

## 抄 録

### 2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

製鋼工場に於ける耐火材料 第II報 (Daniel Petit: Rev. Mét 35, No. 7, 1938) 鹽基性平爐の各部分に用ひられる耐火材料に就て次の如くに述べて居る。嘗て平爐天井は全部が珪石煉瓦より成て居た。此の煉瓦は雰圍氣中に懸游する鐵分の磨耗作用によく耐へる他に、高温にもよく耐へる。よく天井内側の部分が熔けて幾分流れ出す傾向があるが、此れは雰圍氣中の鐵分が煉瓦の熔融點(1,730~1,750°C)を降下せしめるからである。此の煉瓦は崩潰に對する抵抗が強い。その開始點は約1,650°Cである。故に天井裏側は操業中も充分強固であつてよく荷重に堪へる。

實際に於ては珪石煉瓦を1,650°C以上に上げて用ひる事は不可能で、此の點で爐の能率が局限される譯である。天井の磨減が比較的早い事は屢々爐の操業を中止せねばならぬが、其度合は爐の建造方法に依り異る。然し何と云へば爐の能率を下げる事は大である此の故に珪石煉瓦に代へ一層優秀なる耐火材料が求められた。マグネシア煉瓦が此の目的の爲に出現したのである。マグネシア煉瓦の熔融度は非常に高く、化學的な侵蝕に對する抵抗も大きい。然し高温に於ける荷重試験の値は珪石煉瓦よりも遙かに低いのであるが、幸ひ、温度上昇につれ熱傳導度は急速に減少し、内側が極めて高温であつても裏側の温度はさう高くは無い。

懸垂式天井を用ひれば高温に於けるマグネシア煉瓦の崩潰を憂ふる必要は無く、又、煉瓦の組合せの時、煉瓦間に薄鐵板を用ふれば此れに依て充分強度の高い天井が作られる事がわかつた。又、マグネシア煉瓦にも不利の點が見出された。それは、此の煉瓦の壽命は剝落に依て甚だしく短縮される事である。此の原因はマグネシア煉瓦が雰圍氣中に懸游する鐵分と化合し硝子狀物質を作る。此れが温度變化により剝落するのである。

クロム煉瓦は耐火度がマグネシア煉瓦よりも低い剝落を引きなす。其處でクロム・マグネシア煉瓦の使用が着目されたのである。獨逸に於ける試験の結果、平爐に於て150回湯を出した後で、クロム・マグネシア煉瓦の表面には高温に於ては可塑的な1~2cmの薄層を生じ、此れは別に有害ではない。煉瓦の間にはマグネシア煉瓦の場合と同様に薄鐵板を入れる。540回使用した後も猶良好な状態に在り、恐らく1,000~1,100回位まで使用出来るであらうと言て居る。所が英國に於ても此の煉瓦に就て多くの研究が行はれ、その結果は獨逸に於ける程良好ではなかつた。即ち、此の煉瓦は操業中に剝落を起すと言ふ。その説明として、爐内雰圍氣は或時は酸化性、或時は還元性である。それにつれて、懸游する鐵分の原子價が2價或は3價となり、同時に、煉瓦の組成成分であるスピネル結晶は膨脹又は收縮をなして、剝落の原因となるのである。

クロム・マグネシア煉瓦の熔融温度は約1,900°Cであるが、高温荷重試験では1,550°C以上には上げられない此の事實に關聯して、煉瓦の密度は大であり、垂直荷重の切線成分が壓縮作用をなす事を考へねばならない。然し懸垂式天井を用ひる事により、此の點を改良出来る。

次いで著者は懸垂式天井の構造につき圖を以て説明し、更に平爐

のバーナー、爐壁の部分及び轉爐、電氣爐の各部に使用される耐火材料を詳細に論じ且附録として取鍋の各部分に用ひられる材料に考察を與へて居る。(S. O.)

### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

最近に於ける鑛滓の諸研究 II (Franklin, F. F. Blast. f. & Steel p. May 1938) 不溶解性鑛滓中の  $Si$  は Aleksandrov 法で次の如く定量し得。先づ  $H_2SO_4$  を5, 6滴と  $HNO_3$ ,  $H_2O$  及び1cc. の  $HF$  を各2, 3滴を0.2gの鑛滓に加へ蒸發乾固する。1,000°Cに殘滓を燃焼し秤量する。 $SiO_2$  の%は次式で計算せられる。

$$A + (m/93 - m) + (F/9 - F)$$

でこの場合 A % は減少量。m は  $MnO$  の%, F は  $FeO$  の%である。同様に  $SiO_2$  の除去法は鑛滓中の V の定量のところで述べてある。

Photoephelometer 法による Ca の定量には通常 Oxalate で沈澱さす。それを濾過し燃焼して  $H_2SO_4$  中に溶解さす。それを50ccに薄めその内10ccを取りステアリン酸オレイン酸を加へ Photoephelometer で定量する Schlaepfer や Esenwinn は遊離の  $CaO$  の測定法を見出した。即ちチャーヂの自然油でセメントやスラグ類を取扱たものである Koutun はデフェニルアミンを指示薬とした重クロム酸と過マンガン酸とで以て第一鐵と第二鐵イオンの決定法を比較した。勿論重クロム酸の方が正確に出た。彼は可溶性スラグは  $HCl$  に、難溶性のは  $HCl$  と  $HF$  混合液に溶かした。彼は他の報告に鑛石及鑛滓中の  $Ti$   $Fe$   $Mo$  を電位計で定量する法を述べてある。鐵の存在せる場合に於いて  $Al$  の定量をなすために8-ハイドロオキシキノロンを使用する方法が述べられてある trihydr oxides の沈澱は100~200cc.に稀釋せられた  $HCl$  に再溶解したこれに25%の酒石酸20cc.を加へ  $NH_4OH$  を加へてアルカリ性となし  $Na_2SO_3$  の25%のもの12cc.を追加し70°Cに溶液を加熱する。次に25%の  $KCN$  を28cc加へ液を完全に脱色してから10%の  $Na_2S$  の2cc.で處理し  $MnS$  及び  $PbS$  を濾過す。殘滓は70°Cに於いて1.5%の8-ハイドロキノロン溶液の6~7cc.の過剰を加へて處理する。沈澱は濾別し得るが或は稀鹽酸に溶解しうるからこれを Berg 法で滴定す。この方法は鑛滓の場合では  $Al_2O_3$  の定量に非常に邪魔せられるが鋼中の  $Al$  や  $Al_2O_3$  の定量には應用して有利であらう。余等はこれを40回も試みたが約0.005%の  $Al$  を定量しうる便のあるものである。

合金の回收 V の回收は  $NaCl$  と  $SiO_2$  とで以て950°Cで鑛滓を燒結することにより鹽基性化合物を珪酸物に變へることを得。Vのアルカリ性化合物は水で濾すことが出来る。他の方法は燒結鑛石を  $H_2SO_4$  と  $HCl$  で處理しそれから  $V_2O_5$  の沈澱が出来るまで加熱する。又メタルは硫酸工場のパイライトスラグから回收し得。それには  $Cl$  ガス又は  $NaCl$  で鑛滓を鹽素化しそれから約1,000°Cで廻轉爐からメタルの鹽化物を乾溜するのである。

鑛滓の含有物 露國の2人の研究者が15%の酸性平爐の湯について檢べた所によると含有物の量もタイプも熔解後も成品になつたものも同一であることを發見した。鋼滓は湯の中で充分擴散して

たけれども鋼塊中での含有物の大小は冷却速度に依た。湊及び小林氏は高周波電氣爐中の  $SiO_2$  の減少法を次の如くして得てゐる  $FeMn$  2~4% と酸性鋼滓 1~2% を装入物の熔解以前に追加  $FeO$  の多い鋼滓を二度除去し精錬中に硝子或は  $CaO-SiO_2$  の混合物を以て  $FeO$  と置換さす。脱酸剤が加へられてから電流を切り再び出鋼前 2, 3 分間電流を切るのである。

かく著者は多くの研究者の結果を記述して後鋼塊及鍛造した場合に於ける坩堝、平爐、酸性及鹽基性高周波電氣爐の各々について研究した Amberg と Hultgren 成果を挙げた。

1—高周波電氣爐に於て特別な注意を要する點は出鋼中鋼の中に加へられた  $Al$  を酸化させぬことと  $Al_2O_3$  の増加しない様にするのである(これはどんな方法でも正真である)。

2—どんなに注意してゐても  $SiO_2$ ,  $MnO$ ,  $FeO$  の還元が裏付けから幾分起る。

3—鑄型に湯が注入せられてから  $Al$  を加へると  $SiO_2$  の小粒數が多が全部湯の表面に昇つて来て鋼の混入せぬ鋼滓が出来る。

4— $SiO_2$  の還元の結果は堅い角ばつた結晶になりこれは  $HF$  に不溶解であつて多分  $Al$  silicate mullite 又は silimanite であらう。 $Al$  を加へない時には小さな球状の  $SiO_2$  が鋼塊の最後に凝固する所に生ずる。その大きさは直径  $10\mu$  以下のものである。

5— $S$  も  $Al$  silicate と共に或は單獨に  $Al$  の影響を受けるらしい。

6— $Al$  を含むでない鍛造鋼或は壓延鋼は球状不純物の成塑性變形の原因になり變歪の甚しい場合には割れるか折れる。

彼等は  $Al$  は鋼でなくして鑄型に加へるべしと暗示してゐる。又  $Al$  の脱酸上の効果及鋼を清淨する機構を述べてゐる様だ。要するに  $Al$  は單に鋼から酸素を除去するもので  $Al_2O_3$  が頂上まで昇るのでなければ吾々はこゝに脱酸剤を除去するといふやうな問題を持つことになる。Perrin 法は合成鋼滓を使用して湯から  $O_2$  や燐化物を除去し得るだらう。アルカリ性鋼滓は不純物を除去するために使用せられた又銑鐵からガスを除去するに大成功を収めた。やがて製鋼上に使用せられる時がこよう。

副産物としての鋼滓—建設及農業方面に鋼滓の用途が増加して來た。そのために粉碎して微粉にするが建築用としてはもつと多孔性のものが望ましい。

泡状の細胞性鋼滓を造るに種々の方法がある即ち非常に高温度に熔解物の温度以上に多量のガスを發生する炭化物を適當に熔融鋼滓と混合する法である。温度は混合物に空所を生じてガスが發生するまで昇す。それから鋼滓は所望の形に凝固さすのである。他の變つた方法は加壓してガスを熔融鋼滓に飽和させてゐる。空所や泡を生じガスを流出しながら減壓下に冷却せられる。又 Bjorkman の如く蒸氣を加へ熔融しそれを谷に流しそれを水冷した廻轉盤に落し込んで凝固させて後碎く、かく種々な方法を述べた後鋼滓と農業との關係に及んで米國では最近まで殆んど冶金に對して要求はなかつたが國內及外國の實驗結果で燐化物や石灰が非常に効果があることが判た。Macintire, Hardin, Oldham は高珪酸性鋼滓は苦灰石灰石より土壤回復に強く反應することを述べ且土壤中の非化物は石灰石を追加することに依て非常に不溶解性になしうることを示した。この事實から彼等は鋼滓中の非化物の有毒性は鋼滓を前以て混ぜることに依て除きうると信じてゐる。吾々は土壤に時々加へてもその効果は何年も経つてゐないかと疑つてゐるのであるが鋼滓は將來その利用に増加するであらう。またその内には石灰石より

も多量の  $CaO$  を含有し何かの形で農場に利用せられることは確實である。

著者は heavy clay と酸性土壤との調和は平爐滓でなし得られたとの報告を述べ鋼滓中の  $P_2O_5$  の利用に言及し燐化物の不足を補つて農場の要求に應じてゐる事實を詳述し最後に高爐滓の種子の消毒に利用せられてゐる報告を掲げて鋼滓中の  $H_2S$  に依て稗、大麥小麥、燕麥が黒奴病になるのを抑へ又濕た種子の發芽を防ぎうることを述べ然しこのやうな種子には  $1m^3$  につき 4~5kg の割合に高爐鋼滓を混ざる必要があると報告してゐる。(H. K)

## 6) 鐵及び鋼の加工

永久磁氣材料及その熱處理 (Peile, J. B. Heat Treating & forging, May 1938) 今日磁氣材料は次の3種に分けられる。(1)  $W-Cr$  鋼, (2)  $Co$  鋼 (3)  $Ni-Al-Fe$  合金, 比較的弱い磁氣材料には 6%  $W$  鋼又は 35%  $Cr$  鋼が用ひられる, 何れも 800~840°C から水焼入すれば硬化する, 又割れる憂がある時はこれより多少高い温度から油焼入する。この種の材料は鍛造及び焼鈍の際特に注意せねばならず熱處理は出来るだけ短時間に行ひ均一に加熱する事を要す。 $W$  鋼は過熱すると材質が悪くなるが 1,200°C で處理すると回復する。この際還元性雰囲気で加熱せぬと著しく酸化する。20年前迄は  $V$  鋼が最も永久磁石鋼として優秀であつたが最近では更に進歩し  $Co$  鋼及び  $Cr-Co$  鋼が先づ出来  $Co$  35% で最も良い性質を與へこの外中間のものには  $Co$  3, 6 及び 15% のものがある。

$Co$  鋼も熱處理を必要とす, 安全なる鍛造温度範圍は 1,100~800°C 迄で 35%  $Co$  鋼のみは 1,000°C 以上に加熱する事を避けこれ以下の温度で鍛造せねばならぬ。尙この種の鋼は 600°C 位で豫熱し然る後鍛造温度迄急熱する。35%  $Co$  鋼は 950°C から油焼入すると硬化するが他の  $Co$  鋼は 3 回熱處理せねば最も優秀なる磁氣的性質を得られぬ。

先づ 1,150°C に加熱し靜氣中又は衝風中で空冷しオーステナイト組織にする。加熱に際しては過熱を避け中性瓦斯中で行ひ酸化を減少せしめねばならぬ。この様な熱處理を施すと非磁性となる次に 725~750°C に徐々に加熱し靜氣中で空冷し數時間常温に放置する次に 1,000°C 加熱し温度上昇後直ちに爐外に取出し衝風中で冷却する時には約 300°C から油焼入する。 $Co$  鋼の外に最近更に磁氣材料として重要視されて來たものは  $Ni-Al-Fe$  合金及び  $Ni-Al-Co-Fe$  合金で“Alni”及び“Alnico”と呼ばれて居る。この合金は日本の某大學教授によつて發明され其後製造關係者によつて相當永久磁石材料として改良されたものである。

BH は 6%  $W$  鋼では約 300,000 35%  $Co$  鋼では 950,000~1,000,000 であるが  $Ni-Al-Co-Fe$  合金では 1,750,000 に達する。保磁力は  $Ni-Al-Fe$  合金は 500~650,  $Ni-Al-Co$  合金は 450~550 35%  $Co$  鋼は 240~280, 15%  $Co$  鋼は 170~190, 9%  $Co$  鋼は 140~160, 6%  $Co$  鋼は 125~135, 3%  $Co$  鋼は 110~115, 3.5%  $Cr$  鋼は 60~80, 6%  $W$  鋼は 60~70 である。残留磁氣は  $Ni-Al-Fe$  合金は 5,600~6,800 ガウス  $Ni-Al-Co-Fe$  合金は 7,000~8,000 ガウス 6 & 3%  $Co$  鋼は 7,400~8,000 ガウス, 9%  $Co$  鋼は 8,000~8,400 ガウス, 15%  $Co$  鋼は 8,300~8,800 ガウス, 3.5%  $Cr$  鋼は 9,000~9,700 ガウス, 35%  $Co$  鋼は 9,200~10,000 ガウス, 6%  $W$  鋼は 10,200~11,000 ガウスである。斯くの如く  $Ni-Al$ ,  $Ni-Al-Co$  合金は他の種の鋼より保磁力特に大で残留磁氣小である。

この  $Ni-Al$  及  $Ni-Al-Co$  合金は炭素鋼と異なり低温では再結

0.11

品を起さず従て非常に結晶粒粗大で硬くて脆い性質を有し鍛造出来ぬ。然し鑄造して所要の形にする事は容易である。最近は適當に焼鈍してドリルをかける様になつた。焼入硬化して最良の磁氣的性質を出すには普通 1,100~1,200°C に加熱する必要がある。Ni·Al より Ni·Al·Co 合金の方が高温にせねばならぬ。次にこの高温から冷却する程度が最もこの材料にとつて重要な事で注意して衝風中で冷却する。あるものは空冷で充分焼入硬化するがあるものは油焼入を必要とする。冷却速度が大なる程残留磁氣が高くなり保磁力が低くなる。これは製造関係者にとつて重要な事柄である。以前は磁石鋼は焼入後加熱すると直ちに材質を損じたが“Alni”及び“Alnico”合金は約 600°C で二次硬化すると性質が改良される。この機構は高速度鋼の二次硬化とは趣を異にする。最近 X 線試験によりこれ等の合金の種々の性質は二相の組織による事が判明した。(K)

**高速度鋼の熱處理** (Cook, O.S. Heat Treating & Forging, June, 1938) 高速度鋼の熱處理に於て焼入れの結果からいふと、水中焼入れの方がよいが、油中焼入れ鋼は處理し易い。油中焼入れ鋼は、必要な硬度を有し、龜裂がなくても、(1) 不均等な加熱。(2) 過熱により組織が害されるから、注意すべきである。著者は最大硬度を要する箇所、豫熱法、焼入水温度加熱法等をよく研究せよ、とか急いではいけないとか、實地の細い注意を與へてゐる。過熱した時は、爐から出し、脱炭を防ぐ爲、石灰にて包んで、ゆるやかに冷す。過熱したものを直ぐ焼入れ温度に下げて焼入れすると、内部が外部より高温だから、失敗するか、或ひは組織が悪化する。工具には後で脱炭層を除く目的で、大きく作てある爲に硬度が小さい時あり、之を未だ焼入れ温度に達してゐないと考違ひしてはならぬ又脱炭は焼入れ作業に是非避くべき事である。仕上げ削りをしない工具で、表面硬度を欲する時は、燃料が少しでも餘分にあつてはならぬ。

液浴…大量小品の焼入れには、温液浴が最も有効である。即ち作業が能率的であり、焼入れ温度に長く保ても失敗の恐れ少く、部分により異なる硬度を要求する製品の焼入れによい。浸液法による焼入れは、耐火煉瓦製燃焼室に入れられたポットを使い、ガス又は重油爐でなされてゐる。普通このポットは燃料により熱せられ、これにたゞへられた熔融鹽の中に金属を浸すのだが、この時は燃焼室を熔融鹽の作業温度より 170°C 位高く保たねば、冷金属を之に浸す時、鹽の温度を早く回復できない。従てこの方法は經濟的でなく、能率が悪い。

最近この鹽を内部から熱する法が考へられた。鹽中に電極を入れ鹽自身の抵抗熱で熱するのである。ポットは熱を逃さぬ爲、絶縁性耐火煉瓦中に入れられる。之によると、多量同一物の焼入れは簡単な問題となる。

高速度鋼は表面が健全に見えても、少時間の中に龜裂を生ずるから、炭素鋼の焼入れより注意を要する。高速度鋼を自熱して、表面に泡を少くして、急激に油中に入れよと考へるのは誤りである。高速度鋼の理想的焼入れ組織は W·Cr 複炭化合物が固溶したオーステナイト組織である。これは焼戻しすると、次第にマルテンサイトになる。マツフル爐で焼入れすると、軟い鋼の膜が出来る。之は熔融鹽中に、更に 1~2 時間、565°C に浸すことにより直る。

仕上げ削りの必要の時は、削つた後に熔融鹽につければよい。

高速度鋼切截工具…高速度鋼齒切り機械を例として、鍛造から仕上げまでの課程を述べる。材料の 18% W 鋼を鍛造し、次に充分焼鈍し、次に旋盤で荒削りし、1/16" の孔明けをし、短時間もう

一回焼鈍する。次に殆ど仕上り寸方に近く工具を削り、仕上り寸法より 0.01" 以内に孔明けする。刻みをつけて後充分焼鈍する。次に正確に齒車の寸法に削る。寸法を正確に點檢した後、焼入れに移る。焼入れには、均等に熱する爲に、1/4 時間かゝつて、800~820°C に熱し、次に急に 950°C にし、還元性氣體に保ちつゝ 1,300~1,320°C の高速爐に移す。切截工具が 1,200°C に達したら、爐を開き工具を時々動しつゝ、出来るだけ早く最後の温度に上る。爐から出した後、空中で冷却してはならぬ。熔融鹽浴は 570~600°C が最も良い。又は油中に突込んで 600~650°C にし、その後、空氣中で冷す。300°C に下らぬ前に焼戻しする。焼戻しは鹽又は鉛浴中とする。575~600°C に少くも 2 時間保ち、空氣中で冷す。この工具を砂吹きして後、銀状表面に小黑脈状に明に現れる疵を検べる。又工具を磁場に置き、鐵微粉を工具の上において電流を切り、駱駝毛ブラシで餘分の粉を除けば、疵が明かになる。

工具を次に過熱しないやうに、グラインダーにかける。この時、水冷すると、グラインダーと接觸した部分が瞬間的に 600~700°C になり、水で急冷されるから、微細毛割れを生ずる。故に水で冷却する事は好ましく無い。(S. O.)

**鉄金の深絞りについて-I** (Jevons, J.D. The Metal Industry, Jan. 17) 1935 年は英國に於ける深絞り工業上に新紀元を劃した年であつた。深絞り法の基礎となる基本原理の實驗室的の研究は獨逸に於てその出發點が作られたが、ロンドンにあつては自動車工業協會の一分科として研究を進めるに到た。深絞りは工具の設計と取付技術がむづかしい。又絞行程の分配も實際の結果に頼り、全く現場経験者の判断によつて定められてゐる現状である。理論と實際との關係に於て深絞り程困難なる問題を伴ふものは少い。實際今日に於ては鉄金のある特殊の形狀に絞り得るに必要な特性を正確に記述することは不可能である。自動車工業協會の發表によつては、應力-歪曲線の研究、液壓カツピング試験の結果、深絞りの性質は一二の基本性質の實驗によつて決定し得る如く考へられたこともあつた。然し深絞りの可能性を左右する因子は相當多く、これを簡単な範圍に縮小するといふことは最も不適當である。一二の基本性質の實驗室的の研究と區別して、鉄金の實際使用者が簡単な實際的試験を發達させても良いといふ意見は正しい。實際上良い結果が得られた種々の形狀及寸法のものを出来る限り多く集めて標準化するのであるが、工具の表面仕上、作業速度、滑劑及壓力板の壓力等を充分考慮に入れねばならない。然し深絞り技術が今日の域を超えて發達する爲には是非基本的研究に頼らねばならないから、實地の結果が基本研究の發達を妨げてはならないのである。一般工業家は實地資料を多く集めることによつて深絞りの發達に協力出来るが、注意すべきことは關係ある事項は勿論無關係の如く見える事項も總て記録しておかねばならぬ。次に深絞り研究上次の 4 點が重要であると思へる。第 1 は比較的均一な組織の粘性材料に就て基本原理を研究し、それを實驗使用される不均一、不完全粘性材料の研究資料とすること。これは工具の設計及操作法を發達せしめる。第 2 に結晶粒の平均の大きさが如何なる影響を與へるか、第 3 に深絞り鉄の使用者は作業の困難に就て周到にして僻見なき研究を行ひ、その原因が鉄の性質、工具の設計、絞り程度或は品物自體の設計の不完全にあるや否やを確かめ、若し鉄の悪い事が明瞭となれば供給者に説明する。第 4 に供給者は自己の研究並に使用者の報告を調査して不良の原因を除去せねばならない。之を要するに供給者と使用者との緊密なる提携が絶対に必要である。(續く) (I. K.)

**バフ及金剛砂付バフ磨きに就て-II** (Simonds, Finishing Metal Products, 1935, P. 117-185) 金剛砂の粒度を精撰することによつて磨き能率を約 25% 増加し得た實例がある。磨きの能率を向上させることは製造費を低下させると同時に製品の販賣価値を高める兩方の利益がある。バフ及金剛砂付バフは磨き作業に於ける唯一の工具であるから其の撰擇及製作には充分の注意が肝要であり、バフ置場は一般の工具室と全く同一の意味を持つ。特に新バフの調整には最も經驗の深い人が當り、廻轉方向に矢印を附しておく。機械から取外したバフはケバ立た方向に刷毛で膠を薄く塗付し尙側面も同様にする。これは取扱中油又はグリースの侵入するを防ぐ爲である。次にバフの周圍に膠を厚く塗り、金剛砂の中を轉がすのであるが、これには相當の熟練を要する。箱は小さな金屬製が良く各粒度に 1 個宛備へる。箱の幅はバフの厚みよりも幾分大きく、底部はどの車の半徑よりも多少大きい圓弧の一部分にする。新しく膠を塗附したバフはその心孔へ短い軸を通し、兩手でバフの側面をおさへて前後に廻轉させ乍ら全周へ金剛砂が一樣に附着する様にする。此の場合作業能率に關係ある因子即ちバフの温度、膠の濃度及温度、金剛砂の温度、膠付けより金剛砂迄の時間等を正しい状態に置かねばならない。

次に使用中切味の落ちた古い金剛砂付バフの再生方法であるが、これは新バフと少し異なる。表面が深く掘られ或は餘分の油やグリースが附着してゐればその部を湯で煮沸する。最初の塗付物が取り去られてゐる場所には薄い膠に粒の細い金剛砂を混じて塗る。大抵の場合レース(機械)に取付けて廻轉させた儘グラインダーの片で表面の油類を削り落すがガソリンで洗ふこともある。その後は新車と同様であるが金剛砂は少なくて良い。金剛砂の温度は新車 110°F、古車 120°F が適當だと言ふ人もある。金剛砂を付けると鐵板の上へ押しつけ乍ら轉がして見て膠が側面或は表面に出て来る様ならば金剛砂の量が足りない。今日では正確な時間と壓力を調整出来る機械が作られてゐる。大抵の人が此の作業を輕視して機械化するのを好まない様であるがこれは間違ひであつて、或工場では室全體を硝子張りにし、温度、湿度を調節し、記録式温度計、湿度計、膠濃度指示器、物指し、篩目測定器、コンベヤー等を設備し且つ鐵机、バフ乾燥爐、空氣加熱式金剛砂箱、膠沸し等を總て標準化してゐるのである。金剛砂付作業の順序、方法及注意は次の通りである。

膠の急冷を防ぐ爲にバフを 120°F に温め、バフの幅に應じて適當なブラシで膠を迅速に一樣の厚さに塗る。金剛砂の最後の塗附が終ればバランスを充分取らねばならぬ。次にバフの撰擇に際しては研磨砥石と同様仕事によつて夫々適當な車と金剛砂があり一般には各工場の經驗に基いて定める。然し磨きの結果を左右する因子は多く、バフの周速度、品物とバフの壓力、金屬の性質、バフの種類即ちキャンパスか革か或は他の材料か、品物の送り、金剛砂粒の大きさと形狀、膠の種類、滑剤の性質等に關係するから充分注意を要する。金剛砂の特性中注意を要する點としては、先づ人造金剛砂は豫備磨き作業に適し No. 120 迄が用ひられる。その理由は使用中 Cutting edge が圓くなると自ら破壊して絶えず鋭利な切削角を作る。然るに天然産のトルコ、エメリーはかゝる性質がなく Cutting edge が圓なる。No. 150 粒度以上の細いものを指定するのは所謂 Coloring (艶出し) の場合である。金剛砂の性質などは餘り重要視してゐない人が多いがそれは間違ひで、粒度を正しく分類した金剛砂は混合したものよりも 25% 以上能率の良い事が解る。又粒の形狀の大切なことは既に述べたが、これは膠への附着性及切れ味

に影響する所が大である。バフの適當な準備には金がかゝる。此の理由の爲に小工場では其の準備を怠り勝ちであるがそれはいけない。ある工場での長期間に亘る調査の結果、徑 24"、幅 4" のバフを再生準備するに平均 32 Cents を要したとのことである。これは膠、金剛砂、工費、バフ置場の工費その他一切を含めたものである。激しい磨き仕事に對する金剛砂付バフの壽命は約一時間である。バフを余り早く乾燥せしめると膠が脆化して車の壽命を短縮する。次に軟金屬の磨き例へばアルミニウムの如きものは特殊の技術が必要である。これとても金屬の種類及表面状態が色々變化するから標準方式は確立出来ない。あるアルミ鑄物製造者は直徑 2"、長さ 12" のキャンパスを毎分 4,400 回轉で No. 22) 迄磨いた後、バフで磨き目を落し、最後に消石灰研磨劑で艶出ししてゐる。しかしこれ程上等の仕上を必要としないものは金剛砂付紙バフを用ひ滑剤として油を少量補給する。餘分の油はアルミ面を汚して良くない。又他の工場では dry で No. 80 アルミ粒で磨き、次いで No. 120, 180 とパラフィンワックスを少量添加して仕上げてゐる。

數量の多い品物では自動バフ機 (Auto-buffing machine) を用ふべきである。R. T. Kent の研究によると手磨きよりも一般に 50% 以上安く磨ける。部分品の例としては電球用反射笠、自転車のリム、レンチ、自動車スプリング Fender のガード、軸等がある。品物が大きくて一人で取扱ひ得ない様な場合には自動バフ機の入口へコンベヤーを連結して二人掛りで品物を乗せ、機械を通過して磨き上ると自動的に取外す如くすれば良い。直線式自動バフ機は自転車リムの内面を磨く興味深い機械であつて、標準構造の大要は機械そのものが一つの枠組より成り、リムはバフに對して適當なる位置にリムを保持する Fixture の上に取付けられる。バフは枠組に取付けられて廻轉し、コンベヤーベルトの直線運動と枠の移動はリムをバフに接觸させ乍ら廻轉せしめる。成形バフ (Formed buff) を用ひ 2 回作業である。又タイプライターの側板は硬く壓縮した皮バフを用ひ直線式バフ機で磨いてゐる。自動車の傘頭キャップの如きものでは數が充分多いから自動送り装置を備へた高能率の機械で作業してゐる。何れにしても品物をバフに對して確實に取付けたり面を正しく平におく爲の Fixture を設計することが重要な問題である。(續く)

(I. K.)

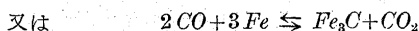
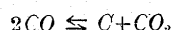
**固態滲炭劑の作用に関する理論** (McQuaid H.W: Trans A. S. M. June 1938) 普通市販されて居る滲炭劑は木炭粉と極少量の骸炭粉及び energizer としての  $BaCO_3$  の混合物より成る。此れが鋼と接觸して 1,700°F に加熱されれば、生ずるガスは少量の  $N_2$ ,  $CO_2$  の外に  $CO$  が大部分を占めて居る。加熱の初期に於ては  $CO_2$  が生ずるが高温になればガスは  $CO$  のみより成り、痕跡の  $CO_2$  を含有する。

ガス滲炭に於て  $CO$  を用ふる時は、その滲炭作用の微弱なのに驚かされる事は Giolitti に依り指摘された所であつて  $CO$  の作用はエチレンの如き炭化水素の其れよりも弱いのである。然し Bramley は、 $CO$  の單獨に存在する場合の滲炭作用の微弱なのは  $CO$  分解に依り生じた  $CO_2$  が鋼の表面に停滯して作用を妨害するに在るとなし、これを妨ぐには  $CO$  の流速を増加して鋼表面に攪亂を生ぜしめ、それにより  $CO_2$  を除去すれば宜しく、かくすれば  $CO$  ガスの滲炭作用はエチレンに匹敵すると言て居る。

此處で問題となるのは、固態滲炭劑を用ひて發生せしめた  $CO$  と  $CO$  ガスのみの場合に於いて其の滲炭作用の強弱は何處に起因するかと言ふ事である。此の原因は固態滲炭劑中の木炭粉と energizer

に歸さねばならない。滲炭剤が鋼と密接な接觸を保て居れば居る丈、滲炭作用が大となる事から此の事實は豫想される。

此の中、木炭は必要缺くべからざるものであつて、



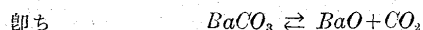
なる反應を起すものである。

Dow の研究に依ればガス滲炭の場合 0.2% の  $CO_2$  が存在しても滲炭作用は著しく妨害されると言ふ。上式の  $CO$  が分解して生じた  $CO_2$  がかくの如き害を興へる事が知られたので、 $CO_2$  を除去せねばならない。ガス滲炭の場合は  $CO$  の流速を増大せしめてやれば宜しいが、固態滲炭剤の場合はさう言ふ譯には行かない。所が攪亂作用と同様な作用が木炭に依り得られるのは興味ある事實である



に依て  $CO_2$  は消失する。然し炭粉が此の作用をなすにはその物理的狀態が問題となるのである。炭粉が上記の反應を起すとすれば木炭粉が最適の條件にある。何故ならば木炭の吸着能が高いからである。Arndt と Schraube に依れば、常温に於て木炭粉は撰擇的に  $CO_2$  を吸着する事が見出され、高温に於ても此の性質は保持せられるとして居る。 $O_2$  や水蒸氣も  $CO$  の滲炭作用を害するが此れも木炭粉末により吸着されて其の毒作用が防止される。

Energizer は一般には  $CO_2$  を  $C$  と反應せしめて  $CO$  を形成せしむる作用を有すると言はれる Energizer として  $BaCO_3$  が用ひられるが、實驗に依れば此れを  $BaO$  を以て置換しても效力に差が無いと言はれる。それならば一般に信ぜられて居る energizer の役割にも幾分の疑義がある。若し前記實驗結果が事實なりとせば  $BaCO_3$  には未だ知られて居ない他の作用があるのであらう。著者はそれを  $CO_2$  の除去作用なりとして居る。



となり、高温に於ては、初期に  $BaCO_3$  が分解して生ずる  $BaO$  と滲炭に依り生ずる  $CO_2$  とが化合して  $BaCO_3$  となり、過剰の  $CO_2$  はかくして除去され、滲炭作用は促進されるのである。

以上の論文に關する討論に於て H. Rodman, E. G. Mahin, 等が各自意見を述べて居るが Rodman は次の如くに言て居る。

McQuaid の論文の主要なる點は木炭粉末が  $CO$  よりも  $CO_2$  に對して吸着能が高いと言ふ點に在る。然し此の性質は常温に於てであつて高温に於ては徐々に減ずる。然し滲炭温度に於ても猶幾分その性質は保たれるとは言へ、此れによつて  $C + CO_2 \rightarrow 2CO$  なる反應が強く起るとは考へられない。

又、以上の理論よりすれば吸着能の高い活性炭に於ては滲炭作用は最も大ならざるべからざるも事實は此れに反し活性炭の滲炭力は微弱である。

以上の如く述べたる後 Rodman は、炭粉の滲炭作用の大小はその中に含有されるアルカリ鹽の多少に關係があらうと言て居る。

(S. O.)

**鍛造及び機械仕上-第1報** (Marshall E. G. Heat Treat. & Forg. July, 1938) 鍛造は結晶を緻密にし、鋼の粒を細く、強くする。又鋼を型中に置いて鍛造すれば、結晶粒に方向性を興へ、部分的に強度を増すことができる。鍛造法、金型製作が進歩して、形狀寸法が非常に精確に出來、鍛造物の使用も増して來た。之は金型及其その材料鋼の進歩の賜である。

1. 鋼に對する合金元素の影響。合金元素は、鋼の焼入れ温度以上にて  $Fe, C$  及び合金元素より成る割合安定な固溶體を作る。

この固溶體は冷却に際して餘り分解しないので、鋼の性質に良い影響を興へるのである。合金鋼に使用される元素は便宜上、次の3群に分けられる。

1. 完全固溶するもの。
2. 炭化物を作るもの。
3. 一部  $Fe$  に固溶し、一部炭化物を作るもの。

1. の元素は鋼の強度及靱性を増す。2. は強度及硬度を増す。3. は強度、硬度、靱性共に増す。又他の元素の効果を助けるものあり次に著者は  $C, Mn, Si, Ni, Cr, Ni \cdot Cr, Mo, V, W$  及  $Co$  に就き、鋼に對する影響を、普通知られてゐる事項について叮嚀に述べてゐる。例として  $Mo, V, W$  に就いて記す。

$Mo$ —1.  $Fe$  に固溶し、炭化物を作る爲、強度、硬度、靱性を増す

2. 粒子成長を最小にす。

3. 他元素合金鋼に對し、次の如き効果を有す。

- a) 高温加工及熱處理の温度範圍を大きくす。
- b) 空中、油中焼入れ効果の均一性を増す。
- c) 焼入れ後の焼戻温度範圍を増す。
- d) 焼戻脆性を減じ、衝撃及繰返應力に對する抵抗を大にす。
- e) 弾性を増し、斷面收縮率を大にす。
- f) 高合金鋼、特に  $Ni \cdot Cr$  鋼の加工性を増す。
- g) 鋼の赤熱硬化性を増し、硬度を減じないで、耐熱性を増す

$V$ . 熔解中及凝固の際、脱炭及脱ガス作用する。強度、弾性を増し、衝撃及繰返應力に對する抵抗を増す。焼入温度を上げ、粘生長を最小にし、他元素合金鋼に於ける他元素の効果を強化す。

$W, Mo$  と同じ働きする。而し  $Mo$  1% は  $W$  2~3% に相當する。又  $W$  は最低變態點を常温に下げることにより、綱目組織に炭化物粒の凝結するのを妨げる。その爲  $W$  鋼の切截力がいゝのである。

## 2. 鍛造用鋼の種類。

- a)  $C, 0.40\%$  以下の軟鋼
- b) 高炭素工具鋼。(切截工具炭素鋼よりは低炭素のもの。)
- c) 合金鋼。普通  $Ni \cdot Cr$  鋼。

鍛造温度。0.10  $C$  軟鋼。常温~1,225°C

高速度鋼。975~1,125°C, 不銹鋼。1,030~1,090°C, チーゼル鋼。975~1,060°C

工具鋼。

炭素%	0.10	0.50	0.70	0.90	1.10	1.50
鍛造温度°C	1,150	1,260	1,220	1,175	1,135	1,035

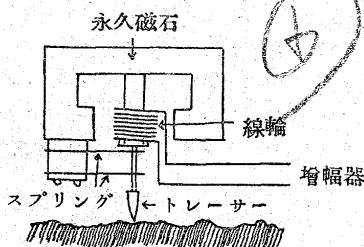
鍛造の爲の加熱は、非酸化性熔で徐々に一様に中心まで鍛造温度にし、脱炭、脱割を少くする。内部が低温であると、そこが心金として働き、鍛造は外部でなされ、不均等な歪のため龜裂を生じ易い。内部を外部より高温にするのに電氣抵抗加熱がある。加熱後は速に鍛造する。鍛造中、温度が下り過ぎたら再び加熱する。急速に鍛造して龜裂を生じ易い合金又は部分は、脱炭、脱割の缺點はあるが、數回再熱するがいゝ。餘り高温か、餘り重い打撃で鍛造すると、龜裂が生ずる。

之は更に鍛造するとなくなるが、焼入れ後、折れ口を見ると尙龜裂が残てゐる。鋼が高熱色を失ふまで鍛造を續けるのは悪い。又鋼が硬い程、鍛造作業はゆつくりせねばならぬ。例へば高速度鋼は徐々に、0.7%  $C$  工具鋼は急速に鍛造しなければならぬ。(S.O.)

**仕上げと磨耗** (Connor K.W.: Steel, Aug. 8, 1938) 軸承及び廻轉部分の磨耗には2種類ある。即ち初期磨耗と廻轉磨耗が此れである。而して廻轉磨耗が廻轉部分の表面特性と直接に關係して

居るものの如くである。磨耗度は一般に材料の種類と使用状態により變て來る。材料が腐蝕に對する抵抗が高ければ、此れに依り erosion と abrasion が減少し、油膜はよく保持されるのである。然し表面仕上の程度も磨耗の原因を觀察するに重要な因子なのであると言へる。

最近に至るまで現場に於て表面仕上の程度を測定する装置が無かつた。



此れが増幅されて陰極線オシログラフにより觀察するのである。表面の粗度は百萬分の 1 inchr であらはされる。著者は種々の場合に此れを應用した實例を擧げて居る。(S. O.)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

**鐵及び鋼に及ぶバナジウムの影響** (Priestley, W.J. Metals & Alloys, August, 1938) バナジウムは熔鋼中の酸素及窒素を除去する優秀なる脱酸及び脱ガス劑であり且つ熔鋼に残留した V は鋼の性質を著しく改善するもので他の脱酸劑を全部裝入した後に取鋼中に添加する。電氣爐に於ては出鋼直前に添加する。V は 1% 迄は鋼の強度を著しく大にし特に弾性限界を高める。然し V 1% 以上は寧ろ強度を減少せしめる。構造用鋼には普通 0.15~0.25% 高速度鋼には V 0.5~2.5% 迄添加する。18-4-1, 18-4-2 等は最近の Co-Mn 高速度鋼と同様 V により切削能が著しく改良される。V の炭化物は非常に安定で且つ V は結晶粒を微細化するもので非常に有效なる元素である。即ち V は鋼に對して次の三つの主なる効果が擧げられる。第一、炭化物が微細に分布大型の材料に於ても加熱により容易に分解せず又偏析せぬ。

V 鋼中のセメントタイトはフェライトの地の中に微細に分布されパーライトの部分は層状にならずにソルバイト化しこの種の組織のものは熱處理により容易に球狀化し切削性が良好となる。

第二に V はセメントタイトと結合するが過剰の V はフェライトの中に固溶體として容易に溶込み鋼の強度、硬度、耐摩耗性、疲勞強度を高め且つ同時に延性を大にする。

第三に V は結晶粒を微細化し均一なる組織にする爲加熱による結晶の成長が少くなり熱的に安定になる。熱處理容易であるが鍛造に際して稀に注意を必要とする場合もある。

構造用鋼に使用される V 鋼は大體次の成分である。C 0.50%, Mn 0.85%, P 0.04% 以下 S 0.04% 以下 V 0.18% この種の材料は主として鐵道用に使用して居る。大型の鍛造品の熱處理 900°C で燒準し靜かな空氣中で冷却し 600°C に再加熱し再び空冷又は爐冷する。斯くして得た材料の代表的、機械的性質は抗張力 95,000 psi 降伏點 65,000 psi 伸 23%, 絞 47%, これと同じ成分で同じ熱處理したもので小型のものは抗張力 105,000 psi 降伏點 75,000 psi 伸 28%, 絞 60% を示した。C 0.50%, V 0.18% の小型の鍛造品は日に需要が増加しつつあり現在の主なる用途は自動車用のクランクシャフトである。低炭素の V 鋼は酸素アセチレン熔接用の熔接棒に使用すると優秀なる成績を示す。即ち結晶粒が微細で組織が均一なる

爲強度及び衝擊抵抗大となる。

Cr-V 鋼も V の用途として重要なもので用途が廣く適當な熱處理を施したものは特に用途が廣い。簡単な熱處理で靱性、硬度、耐摩耗性大なるものが得られる。

Cr 及び V が鋼にあると炭化物の地へ溶込む温度が高くなり析出する温度が低下しこれ等の反應速度小となる爲炭素鋼其他の合金鋼より加熱時間を長くする必要がある。然しこの反應速度が遅い爲結晶粒の成長を防止する事になる。燒準温度に可成長時間保持したものが最良の性質を示す。

Cr-V 鋼は他の合金鋼に比べて熱處理が簡單で一度の燒入、燒戻で性質が充分改良され結晶粒が調整される。

低炭素 Cr-V 鋼は滲炭容易でスパナ、ピストン、空氣工具材、ピストンピン、カム軸、等に使用出来る。

中炭素 Cr-V 鋼は齒車、車軸、舵取テコ、クランク軸、連桿等に用ふ。

高炭素 Cr-V 鋼はボール、ローラー、ベヤリング、ダイス、スパナ工具等に用ふ。

自動車用としては Cr-V 鋼は大なる應力のかゝる部分の使用に適し普通かゝる場所に使用する材料は Cr 0.80~1.10%, V 0.15~0.25%, C 0.10~1.05% の組成である。

C 0.35~0.45% の S.A.E. 6140 鋼はシャフト、運轉部分の齒車小齒車等に適す。

高温高压の水素中等に於ては特に優れた價値を示す。傳動装置には C 0.50% の Cr-V 鋼がよく後軸齒車及び小齒車には C 0.15% 差動齒車には C 0.35% 舵取肘ピンには C 0.20% の Cr-V 鋼がよい。挽形テコ軸に用ふる Cr-V 鋼は 850°C より油燒入し約 600°C で燒戻したものがよく、燒入前にはブリネルで 241 燒入、燒戻後は 477 の硬度を示す。鑛山用の機械には普通 Cr 0.80~1.10%, V 0.18% の組成のものが多く用ひらる。

中 Mn 鋼に V を 0.10% 近く入れると性質が改善される。

中 Mn 鋼は屢々空冷の際マルテンサイト組織の中に Mn の特に高い部分が出来ると即ち偏析を生ずるものであるが V を入れると殆んどこれが消失する。結晶の成長も阻止され組織が均一化する。

Mn-V 鋼は鐵道用に適す、又強大なる爲造船用にもよい。この鋼は壓延儘の状態では強度及び延性大で熱處理は屢々不可能である。熔接は容易で熔接後も強度、延性殆んど變らず自硬性も殆んどない。

Mn-V 鋼の壓延材の代表的組成を次に示す C 0.13~0.18% Mn 1.2~1.45%, Si 0.15~0.30%, P 0.04%, 以下 S 0.05%, 以下 V 0.08~0.12% この鋼の機械的性質は抗張力 85,000~95,000 psi 降伏點 55,000~72,000 psi 伸 18~27% 絞 50~70% この材料は疲勞限界も衝擊値も大である。これより C の多少高い Mn-V 鋼は鍛造品として使用される。これも降伏點、延性、衝擊値大で組成の一例を示すと C 0.22~0.30%, Mn 1.45~1.75%, Si 0.15~0.30%, P 0.045% 以下 S 0.05% 以下 V 0.15% 以下で燒準燒戻を行った。鍛造品の機械的性質は抗張力 94,000 psi, 降伏點 68,000 psi, 伸 27% 絞 59%, この種の鋼は肉厚でも燒入硬度は内部迄大で均一である。徑 12.5" の車軸の燒入燒戻したもので硬度の差は僅かに 11% 位である。衝擊値は極く低温迄大で寒冷の地又は低温化學用の機械に適す。(M)

**冷間加工及び熔接に安定なる耐蝕鋼** (Vsevolod N. Krivobok, Metal Progress, August 1938) クロム鋼に種々の元素を添加して其性質を改良する事は盛んに行はれて居るが Cr 16~30% の

ものには Ni を 6~20% 添加するのが普通である。この種の合金は組織はオーステナイトでオーステナイト合金と呼ばれ化学的及機械的性質から次の數種に分けられる。

1. Cr 17~19%, Ni 7.0~9.5%, C 0.20% 以下 2. Cr 17~19% Ni 7.0~9.5%, C 0.11%, 以下 3. Cr 22~26%, Ni 12~14%, C 0.20% 以下 4. Cr 24~26%, Ni 19~21%, C 0.25% 以下, これ等の合金は 1,900~2,000°F から空冷した場合組織はオーステナイトの単一相で Fe, Cr, Ni, C は固溶體をなすが, 物理, 化学的には不安定な形である。若し冷間加工又は長時間加熱を施せば新しい相が現れ, 物理, 化学的性質も變化して來るもので結局は同じ平衡相に達するのであるが變化の途中の状態を知る事が必要である。

第1表に各種のオーステナイト合金の冷間加工による性質の變化を示す。本試験は 0.038" の焼鈍せる薄板について行つたものである。

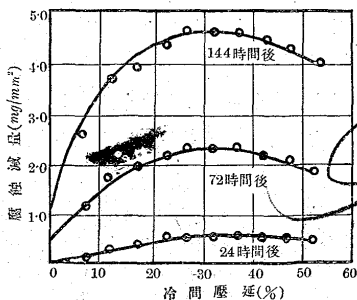
第1表 各種の 18/8 の引張試験結果

組成			冷間加工の度				
C	Cr	Ni	0%	15%	30%	45%	
0.05	17.13	7.07	a	21,000	52,000	110,000	150,000
			b	137,000	161,000	180,000	197,000
			c	21.0	12.5	6.5	2.0
0.05	16.83	9.79	a	25,000	37,000	68,000	86,000
			b	87,000	107,000	126,000	152,000
			c	68.0	42.0	23.0	4.0
0.06	18.68	7.33	a	28,000	55,000	105,000	148,000
			b	127,000	154,000	177,000	199,000
			c	36.5	21.5	12.0	2.5
0.05	18.22	9.14	a	25,000	42,500	60,000	100,000
			b	86,000	102,000	128,000	155,000
			c	68.5	44.0	22.0	5.5
0.14	17.26	7.07	a	30,000	62,000	120,000	160,000
			b	136,000	176,000	203,000	238,000
			c	65.0	32.0	15.5	3.5
0.13	17.03	9.66	a	32,000	51,000	65,000	92,000
			b	90,000	112,000	137,000	158,000
			c	60.0	42.0	18.0	7.5
0.16	19.68	6.68	a	29,000	50,000	78,000	123,000
			b	114,000	144,000	172,000	200,000
			c	80.0	50.0	32.0	17.0
0.16	18.88	8.78	a	30,000	50,000	75,000	100,000
			b	99,600	120,000	150,000	173,000
			c	70.5	38.0	20.0	7.0

a 2" に対し 0.002" の Permanent set を生ぜしめる荷重 (psi)  
b 極限強, c 伸標點間 2"

冷間加工と共にオーステナイトからフェライトへの變態が行はれ

第1圖 18/8 の冷間壓延度と 20%硫酸に對する耐蝕性



この變態オーステナイトの量及び冷間加工中の炭化物の粒界への析出が機械的性質に及ぶ影響は相當大である。

加工に依て出來た内部應力は少く共 1,950~2,050°F で焼鈍せねば消失せぬ

第1圖に冷間壓延と耐蝕性の關係を示して置いた。

圖に示す如く内部應力が大となると耐蝕性は著しく低下するもので焼鈍が是非必要といふ事になる。

オーステナイト合金を 800~1,500°F に加熱するとオーステナイ

トはフェライト及び複炭化物に分解し結晶粒界に析出し耐蝕性を減少す。この現象は或材料では短時間局部加熱即ち熔接等の場合にも起り得るものでこれが防止には炭素含有量を低下し Cr, Ni 量を調整し V, Mo, Ti, Nb, Ta 等を添加する。Ti, Nb は特に效果大で 0.5~1.0% 添加する。V は餘り效果がない。組織は此等の元素の添加によつては變化なく、高温で焼鈍し急冷するもよい。

然しこれ等の合金も腐蝕性のものがある場合は 800~1,500°F で長時間使用困難である。

Ti を含む Ni-Cr 合金は Ti を含まぬもの及び Cd を含むものより冷間加工により硬化される速き大である。含チタン合金は普通非金屬介在物の量大で顯微鏡で見ると甚だきたなく沸騰硝酸に對する耐蝕性は Ti を含まぬものより小であるが他のものに對しては殆んど變らぬ。Nb は Ti より餘計に加へるが耐蝕性には影響を及ぼさぬ Ti も Nb も Ni-Cr 合金の粒間腐蝕には大なる效果がある。

熔接棒には普通母體と同種の合金を用ひるがこの場合 Ti の 80% 以上は熔接により酸化されてしまふ爲め熔接箇所は Ti が極く少くなる。Nb も熔接の際多少酸化される。従て内部應力を除く以外には熔接の際焼鈍しない事もある。

析出した炭化物を溶込ますには 1,850~2,050°F の高温に加熱せねばならず冷却の際再び析出せぬ様急冷する必要があるが、この種の合金は 2~3 分で 600~700°F に達し大型で複雑な品物は希望通り急冷する事は中々困難である。

熔接に際し肉厚のものは肉薄のものに比べて高温に保持される時間長く其爲耐蝕性に悪影響を及ぼす事になる。Cr 25%, Ni 20% の 1/4" の薄板では熔接後耐蝕性に變化なかつたが 7/8" の原板のものは熔接箇所の附近が多少侵されたのである。(M)

鋼並に鐵に及ぼす砒素の影響 (Körber F. u. Haupt, G. Archiv für das Eisenhütten wessn August 1938) 現在迄の文獻に依り鋼に對する砒素の影響に就いて次の如き結果が言へる。

1. 静的引張試験によると砒素含有量 0.3% 迄は有害な影響を與へるとは認められぬ。J. Liedgens 及び M.J. Marchal によれば引張強度は砒素含有量 2% 迄は増すが、砒素がそれ以上になると減ずる。

2. 鋼の硬度は砒素 0.78% 迄は殆ど影響を受けぬ。

3. 曲げ試験に就いては結果は一致して居らぬが J.E. Stead は砒素含有量 1% までは悪い影響を及ぼさぬと言ひ F.W. Harbord 及び H.E. Tucker は 0.19% がその限界であるとして居り J.O. Arnold によれば 1.57% の砒素は鈍鐵の屈曲性を著しく悪くするといふ。

4. 壓延性に關する試験によると、砒素が増加すると共に壓延性が悪くなるといふことは明には認められぬ。砒素含有量 0.23% の時が一番悪い。併し 0.2% からになると龜裂が現はれる。赤熱脆性に就いても同様に一致せず J. Liedgen は砒素含有量 2.8% で始めて、赤熱脆性が認められるといひ A. E. Cameron 及び G. B. Waterhouse は砒素 4% でもその兆候を認めなかつた。露國の G. Liidogowskij 及び N. Dübin の研究によれば砒素 0.4% 迄は赤熱脆性も低温脆性も認められぬと。

5. 高速度鋼では、研究された範圍に於て (砒素含有量 0.8% 迄) 有害と認められぬ。

6. F.W. Harbord 及び A.E. Tucker によると 0.35% 以上の砒素を含む鋼は鍛接出來ぬ。又 J.E. Stead は砒素 1.41% で鍛接線を得た。T. Lieugeno は火熱鍛接し得る限界は砒素含有量 0.27

であると確めた。而して彼は砒素含有量 3.5% 迄は熔接し得、電気抵抗熔接は僅か砒素含有量 2.8% 迄しか出来なかつた。

7. 鋼は砒素により錆びにくくなる。
8. 砒素含有量 0.35% 迄は鋼の硬脆性が増すと認められぬ。
9. 砒素は變壓器ブリキを、損失を低減する事により、良くする砒素の鑄鐵に對する作用については、
  1. 鑄鐵の引張強度は砒素が増すと従て減少する。硫黄及磷の影響よりは小さい。
  2. 彈性係数は砒素が入てもほんの僅かしか變化しない。
  3. 硬度は砒素含有量が増加するに従て減ずる。
  4. 衝撃曲げ強度は砒素により減少する。
  5. 曲げ強度は砒素が1%以上になると始て減ずる。此の方の影響は P 及 S のそれが壓倒的である。
  6. 砒素含有量 0.32% 迄は、鑄鐵の摩損は増す。それ以上になると却て減ずる。
  7. 鑄鐵の耐酸性は砒素により増す。アルカリに對する耐蝕性は砒素により弱くなる。

(H.A.)

**クロム鐵合金の靱性及び熔接性** (Vsevolod N. Krivobok, Metal Progress July 1938) クロム鐵合金の一般的物理的性質を第1表に示す。

第1表 Cr・Fe 合金の特性

16~20% Cr (0.12 C 以下) 23~30% Cr (0.3 C 以下)  
フェライトに少量のパーライト

顯微鏡組織	多少有		無	
	有	冷間加工	有	冷間加工
熱處理效果	有	無	有	無
冷間加工效果	有	無	有	無
常溫機械的性質	燒鈍	冷間加工	燒鈍	冷間加工
抗張力 psi	75,000~90,000	90,000~190,000	75,000~95,000	85,000~175,000
降伏點 psi	40,000~55,000	65,000~130,000	45,000~60,000	55,000~135,000
伸 2" %	30~20	20~12	30~20	25~2
絞 %	55~40	40~20	60~50	50~20
アイゾット衝撃値 ft-lb	75~5	30~2	極く低し	極く低し
ブリネル硬度	140~180	175~275	140~180	150~250
高溫強度 psi				
1,000°F	47,500~54,000		49,000~52,000	
1,100°F	37,000~41,000		20,000~34,000	
1,300°F	15,000~23,000		10,000~15,000	
1,500°F	8,000~12,000		6,000~7,500	
クリープ強度(1% in 10,000 hr)				
1,007°F	5,500~8,500		6,700~7,000	
1,100°F	2,300~5,000		2,700~3,300	
1,200°F	1,800~2,100		1,600~1,800	
1,300°F	1,000~1,400		500~800	

市販にある Cr・Fe 合金は大體次の2種類に分けられる。即ち Cr 16~20% のもの及 Cr 23~30% のもので前者は焼入により硬化するもので普通クロム鋼と呼ばれ後者は温度の如何に拘らずフェライト組織で熱處理が效かず Cr・Fe 合金と呼ばれる Cr 16~20% のクロム鋼の熱處理效果を第2表に示す。

表に示す性質は代表的のもので原料如何によつて多少變化する。Cr と C は互に相反する作用を有し Cr が増加すると焼入硬化性は減少し C が増加すると硬化性は増加する。特に低 Cr の場合於て然りである。

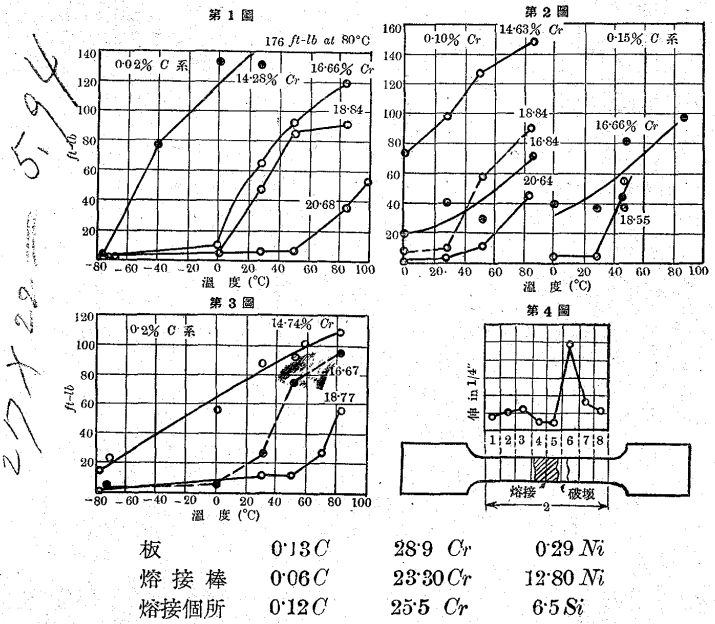
Cr 鋼の空氣硬化は構造用鋼として使用する際及熔接する場合特に重要な事である。衝撃値も時に大切で 100 ft-lb 迄得られる、衝撃値は試験温度で非常に異なり 0°C 近くでは靱性を失ふが 100°C

近く水の沸騰點位で相當靱性を増す。この増加の程度を第1,2,3圖に示す。

第2表 16~20% Cr・Fe 合金の熱處理效果

組 成	熱處理	機械的性質				
		ブリネル硬度	降伏點 psi	抗張力 psi	伸 %	絞 %
C 0.06 Cr 15.98 Ni 0.18	標準化	217	88,000	128,700	12	23
	燒鈍	137	37,600	70,700	30	66
C 0.11 Cr 15.70 Ni 0.18	標準化	267	120,000	156,600	9	23
	燒鈍	153	42,800	78,800	29	66
C 0.10 Cr 16.64 Ni 0.36	標準化	—	—	103,000	3	—
	燒鈍	—	—	68,600	30	—
C 0.09 Cr 17.48 Ni 0.40	標準化	187	58,400	81,700	6	—
	燒鈍	140	47,100	68,400	30	56
C 0.13 Cr 17.44 Ni 0.25	標準化	217	85,800	115,000	3	—
	燒鈍	143	45,000	76,300	28	57
C 0.08 Cr 20.96 Ni 0.47	標準化	156	52,300	78,300	18	19
	燒鈍	159	50,300	72,700	31	67
C 0.13 Cr 20.52 Ni 0.41	標準化	187	—	—	—	—
	燒鈍	163	53,900	82,800	25	58

標準化は 1,830°F × 1時間空冷  
燒鈍 1,550°F × 2時間爐冷



板	0.13 C	28.9 Cr	0.29 Ni
熔接棒	0.06 C	23.30 Cr	12.80 Ni
熔接箇所	0.12 C	25.5 Cr	6.5 Si

疲労強度は腐蝕性のもが無い時は抗張力の約半分位ある。高溫強度も高い爲この方面にも適する。クリープ強度は第1表に示す如くで組織、試験、状況、雰囲気、應力のかけ方等によつて相當差がある。

高 Cr・Fe 合金中で最も重要な使命を有するものは Cr 23~30% のものでこの種の合金は非常に高溫に耐へ且繰返し加熱冷却する場合に強い。機械的性質は室温に於ては熱處理により極く少ししか變化せぬ。Cr 28%, C 0.07%, Mn 0.60%, Ni 0.30% の組織のものについてその一例を示す。

熱處理	降伏點 psi	抗張力 psi	伸 %
燒鈍	59,800	77,700	30.0
1,500°F 3時間空冷	56,900	88,700	30.0
1,700°F 3時間空冷	59,700	81,500	—
1,700°F 3時間水焼	62,000	82,500	28.0

尙この種の合金は Cr 及び C 量が變化しても熱處理效果は變化し



ない。然し只 2,000°F 以上に加熱すると結晶粒の成長を来し強さも減じ延性を失ふ様になり伸びは 28~30% から 5% に下るこの點高温加工する様な場合に重要な事である。衝撃値は何れも極く低い。結晶粒は適當に窒素を添加すれば相當調整出来る。又低温に於て延性を失はぬ事も特徴の一つである。高温強度は第 1 表に示す如く 1,500°F 以上を除けば 16~20%, Cr·Fe 合金に匹敵する 16~18%, Cr·Fe 合金は空冷硬化性を有し 23~30%, Cr·Fe 合金は高温で著しく結晶粒の成長を来すものでこれ等の材料の熔接性が問題になる。熔接中に局部的に顕微鏡組織、物理、化學的性質が變化するが仕上がた材料を全部焼鈍する事は實際の場合中々困難であり、尙 30%, Cr·Fe 合金は焼鈍しても効果がないのである 1/32~1/16" の厚さの熔接個所に近い部分の局部的硬化を防ぐには種々の方法がある。先づ高クロム高ニッケルの熔接棒を使用する事でこれで上手に熔接すれば 16~20%, Cr を含有する特種鋼板も延性を失はしめずに済む。勿論材料の成分寸法其他に影響する。熔接個所の強度は他の部分より大でありこの状況を第 4 圖に示す。

23~30% Cr·Fe 合金の熔接後の延性は多少改良されるがこれも寸法による。この種の合金は耐蝕性極めて大である。

熔接棒に高クロム高ニッケルのものを使用して熔接すると Ni は速かに母材内部へ擴散し Cr 25%, Ni 12% のものが熔接後は Ni 6% になるが Cr は依然として元の儘である。熔接個所に近い部分は Ni が擴散したにも拘らず硬度は殆んど増加せず 28%, Cr·Fe 合金の熔接後の断面硬度はロックウエル B-84~B-90 である。

16~20%, Cr·Fe 合金の空冷硬化性は Ti, Cb, Al 等を添加すると減少を来す C 0.11, Cr 16.50, Ni 0.3 の合金に Al を 0.20% 添加した際の機械的性質の變化を次に示す。

	Al なし		Al 0.20%	
	抗張力 psi	伸%	抗張力 psi	伸%
1,450°F 空冷	67,000	28	67,800	27
1,800°F 徐冷	68,000	26	65,500	29
1,800°F 空冷	106,000	3	86,500	16

斯くの如く Al の影響は相當大で實際の場合考慮に値する。市販の 14~18%, Cr·Fe 合金には屢々 Ni, W, Cu, Si, Mo 等を添加するが特に 16~18%, Cr 鋼に 1~2%, Ni を添加するが強度及び弾性比を上げるが伸を多少下げる。最近 18%, Cr 鋼に Si を 1% 又は Cu を 1% 添加する事がある。W は普通 3% 添加するが高温強度が増加する。ドイツで高温強度増加の爲めに Ni を入れて居るがロシアでは 0.6~0.7% の高炭素のものに 1~3% の Mo, Co, W を一所に入れて居る様であるが、この後者は繰返加熱冷却に弱いと云はれる。

Cu, Si, Mo, Al は何れも特種の腐蝕性のもに強くする力を有し Al は特に高温に於て耐酸化性を増加する。最近次の 3 種の Cr·Al·Fe 合金が出来た (a) 10~15% Cr 5% Al, 0.10% C, 1,650~1,750°F 迄 (b) 20~30% Cr, 5% Al, 0.15% C, 2,100~2,200°F (c) 37.5% Cr, 7.5% Al, 0.15% C, 2,375°F 迄連続使用。

(a) は既に米國で市販に出て居り S を含むガスには特に強いと云はれて居る。

(K)

## 8) 非鐵金屬及び合金

Ag·Zn 合金の平衡圖とζ相の構造 (Owen, E.A. Edmunds; J.G.: Inst. Metals, 1938, 63) 著者は既に Ag·Zn 合金の平衡圖を X 線に依り研究して發表したが、此の結果を總括し、且つ今迄に發表された Carpenter 及び Whiteley, Petrenko 等の平衡圖と比較

して居る。且つ Petrenko が見出し、著者が X 線的にも確認した。ζ相の構造を更に研究して次の如き結果を得た。

一般に Ag·Zn 合金中の相は簡單で α 相は面心立方 β 相に體心立方 δ 及び ε 相は稠密六方晶である。γ 相も體心立方ではあるが單位胞中に 52 個の原子を含んで居る複雑なものである。ζ 相に就て其の構造は餘り注意を拂はれて居ない。

Weerts は Laue 寫眞から ζ 相は trigonal の對稱を有して居ると言たが其の後の研究より、軸率が 0.367 で單位胞中に 9 個の原子を有する六方晶なりと言た。此れに關する討論に於て Wolf は、此の相の與へる X 線スペクトルの數は極めて多く Weerts の構造を採用すれば此の多數の線の出現を説明出来ない事を指摘し、原子が 18 個含まれるものとすればスペクトル線の 90% 迄は説明出来ると述べて居る。

本研究に於ける ζ 相構造の決定に於ける第一歩は 63% Ag 及び 64.6% Ag を含む合金を CoKα を以て撮影し log sinθ の値を計算したが殆ど等しい値を與へた。反射角の小なる點に於ける精度を増す爲に 64.5% Ag 合金が Cr 線で撮影され CoKα とよく一致した結果を得た。

ζ 相内及び其の前後にある種々合金の X 線寫眞を比較する事に依て格子の或る面間距離が一定、又は組成の變化に伴ひ僅小の變化をなすものがあると同時に、他の面間距離が甚しく變化するものを見た。

此の事實より明らかな事は、ζ 相の結晶胞は決して立方體ではないと言ふ事である。何故ならば立方體に於ては總べての面間距離は組成と共に變るからである。

體心立方格子は軸率が 0.612 である Rhombohedral な六方格子の特殊な場合と考へられる。若し變態點を通過して冷却するに際し β 相の體心立方格子が立方體の對角線に沿ひ伸縮すれば結晶は依然として Rhombohedral な六方格子ではあるが立方體結晶のものよりも多くの反射を與へるであらう。かく反射線は増大するが、ζ 相の與へる多數のスペクトル線の出現を説明する事は出来ない。β 相中の原子が重格子を形成して order の状態にあるとしてもやはり説明は不可能である。

其處で稠密六方格子圖表を参考にすると ζ 相の單位胞中には小數の原子を含む事はあり得ない事がわかる。tetragonal や orthorhombic の系も考へられたが結局稠密六方格子で c/a=0.742, a=7.615 Å が最もよく實驗と一致した値を與へるのを知た。且つ合金の比重を測定し、これより單位胞中には 54 個の原子が存在する事が結論された。

以上の構造を check する爲に純 ζ 相の各部分に亘て組成の變化によるスペクトル線の移動を測定した。公式より

$$\lambda = 2a \cdot \sec s / 4r / N \sqrt{4/3 \cdot h^2 + hR + R^2} + a^2/c^2 \rho^2 = 2x/Q \sec s / 4r$$

スペクトル線の理論的移動は

$$\delta_s = 4r[\delta a/a - \rho^2 \delta(a/c)^2 / 2Q^2] \cot s / 4r$$

此の値は實驗値とよく一致したので前記の推定の正しい事が知られる。

(S.O.)

Ag·Zn 合金の X 線的研究 (Owen, E.A. Edmunds I.G.: J. Inst. Metals, 63, 1938) 本合金の Ag 側に於ける β 變態溫度以上の状態圖の X 線的研究は既に本誌に抄録された。(鐵と鋼, 第 24 年, 第 6 號, 567 頁)。今次の報告は Ag 側に於ける β 變態溫度以下の平衡圖の X 線的研究である。

試料の製作等に關しては前報と同様の注意を拂た。64.0% Ag

71.0% Ag の試料は 450~500°C で 6hrs 焼鈍された。これは 1hr かつて 260°C に迄下げられ、次いで其の儘 12hrs 保たれ、次いで爐中冷却で室温に持來された。CuK $\alpha$  線を以て精密寫眞を撮たが鮮明な線が得られなかつた。唯 71.0% Ag の試料では  $\alpha$  相の (333), (511) に相當する二重線がぼんやりと出た。それで、試料作製の時の歪が残存し、明瞭な線を與へないのであるとして 250°C で 1 週間以上も焼鈍された。

試料を細棒にして X 線寫眞も撮影したが、スペクトル線はいづれも弱かつた。然し結晶の對稱性を見る爲普通の  $\log \sin \theta$  の plot をなしたが 68.0% Ag 試料では、スペクトル線は  $\alpha$  相に因るものと見當はついたが  $Q^2 (=h^2 + l^2 + m^2)$  の値は 3~16 で決定し難かつた。

270°C 以下、 $\alpha$  と  $\gamma$  との間には ( $\alpha + \gamma$ ) 相でもなく、又、 $\beta$  相が變化せずに其の儘残存したのでもない特殊の相を見出し、此れは  $\beta$  變態以下では他の相があつてその構造は複雑なものであるとの結論に達した。然し、此れ迄に得られた寫眞では此の事實を決定する事が出来ないのて更に良好な寫眞を得る事に努力した。

今此の新相を  $\zeta$  相と名附ければ、 $\beta$  相  $\rightarrow \zeta$  相の變化は一定温度で起るのではなく或温度範囲が存在するのかも知れない。さうだとすれば ( $\beta + \zeta$ ) 相の領域が無ければならぬ。此の範囲内と、その直下で長時間焼鈍すれば良好な  $\zeta$  相が得られる譯である。

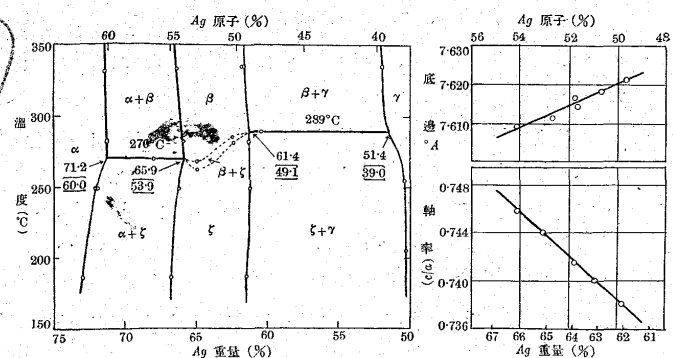
かくして種々苦心の結果、CoK $\alpha$  線を用ひ Fe を濾波膜として K $\beta$  を除き、明瞭な寫眞を得るに成功した。

$\zeta$  相は單位胞中に 54 個の原子を有し、六方晶系に屬する。その構造に關しては別に詳報する。

結晶の格子常数 a, c 及び c/a 等は下表の如くである。組成と共に  $\zeta$  相の a 及び c/a の變化の有様は下圖の如くである。

ライルム 番 號	Ag 含量		底 邊 (a)A	高 さ (c)A	軸 率 (c/a)
	重量%	原子%			
214	66.0	54.0 <sub>6</sub>	7.6099	5.6758	0.7458
213	65.0	52.9 <sub>9</sub>	7.6118	5.6632	0.7440
(212)	64.0	51.8 <sub>8</sub>	7.6162	5.6492	0.7417
(120)	64.0	51.8 <sub>8</sub>	7.6152	5.6488	0.7417
123	63.0	50.8 <sub>1</sub>	7.6183	5.6378	0.7400
124	62.2	49.9 <sub>0</sub>	7.6209	5.6263	0.7383

次いで著者は  $\alpha$ ,  $\alpha + \zeta$ ,  $\zeta$ ,  $\zeta + \gamma$ ,  $\gamma$  等の境界を決定し次の如き圖を與へた。



以上の如く決定された平衡圖を Nat. Bur. Stand. No.412 に依て發表されたものと比較して見ると多少變更を加ふべき點がある。即ち  $\beta$  變態温度以下の境界線は N.B. のものは殆ど垂直であるが、本實驗に於いては幾分の傾斜を有し且つ相の領域も幾分移動する。270°C, 71.2% Ag に於て、 $\alpha - (\alpha + \zeta)$  境界は Zn 方向に對し傾いて居る。Zn の Ag に対する最大固溶度は此の温度で 40 原子%に

達する。 $(\alpha + \zeta) - \zeta$  及び  $\zeta - (\zeta + \gamma)$  境界はいづれも重量%で 1:3 だけ N.B. のものより Ag 側に移動する。 $(\zeta + \gamma) - \gamma$  境界も 1:3 ばかり Zn 側に移る。 $\gamma$  相の領域は變態温度以下では以上に比して狭く、 $(\zeta + \gamma) - \gamma$  境界は 200°C にて 50.3% Ag であり、 $(\beta + \gamma) - \gamma$  境界は 500°C で 52.8% である。 $\gamma - (\gamma + \delta)$  境界は此の温度間で垂直である。 $\beta$  變態温度は Petreuko の場合よりも低く出た Petreuko によつて指摘された  $(\zeta + \gamma)$  領域内に於て 225°C にある變態を観察する事は出事なかつた。(S.O.)

**Sn 基 Sb·Sn 合金の機械的性質に關する研究** (Hanson, D. Pellwalpole W.T.J, Inst. Metals, 1938, 63) 金型鑄物、壓延 Strip 及び引抜き線の形に於て、2~8% Sb を含む Sb·Sn 合金の抗張力及び Brinell 硬度が調査された。其の結果から、金型鑄物の場合強度と Brinell 硬度は焼鈍に依り僅かな減少を起す事を知た。Brinell 硬度に對する冷間壓延の影響としては、4.5~7% Sb の合金は 10~30% の壓延に依り硬化を起す。此れ以上加工度を増せば硬度は却て減少し、次いで短時間の間室温に於て自己焼鈍作用に依り軟化する。

14% Sb 合金は冷間加工に依り硬化はしないが、80% 迄の加工は壓延の最中に軟化現象を起させる。225°C にて壓延片を焼鈍すれば總べての場合に於て鑄造状態に於ける硬度を恢復する。結晶粒の大きさは、加工軟化及び焼鈍に依る硬度の恢復に大なる影響を與へるものの如くである。9% 以下の Sb を含む合金に對し焼入は何等の變化も與へぬが Sb 含量の高い合金に就ては抗張力と Brinell 硬度は共に僅か増加する。

225°C から焼入れ、48hrs, 100°C に於て焼戻しをすれば 8~10% Sb 合金に於ては焼戻硬化を起す。此の顯微鏡的研究は施行中である。

9% Sb 合金に對し熱處理を施行せば硬度 21, 抗張力 3.7 t/in<sup>2</sup> から、26, 4.7 t/in<sup>2</sup> に迄上昇する。伸長率は 20 から 10 に下た。

金型、鑄物壓延又は引抜き試料に於て 9% Sb 以上の合金を用ひても大した改良はなされなかつた。此の組成は Sb·Sn の初晶の現はれる點に相當する。

結晶粒の大きさが抗張力及び加工硬化性に大なる影響を與へる事が注目され、此れに關する研究は既に開始されて居る。(S.O.)

**非鐵合金の熔解** (Patch N.K.B.: Foundry, Vol. 66, No.8, 1938) 一般に非鐵合金が近代的鑄造工場に於て熔解される時、良結果を得る爲には充分な注意を拂はねばならぬ事は言ふ迄もない。爐へ金屬を裝入する場合、此れを丁寧に行ふと否とで、爐の壽命が著るしく延長又は短縮される事も述べた。(鐵と鋼抄録, No.9, 1938) 即ち、不注意に金屬を投入する事に依て僅かの時間が節約出來ても、爐床が此れに依り傷められて修理に多くの時間と費用を要するのである。

裝入金屬の大塊は豫熱をして置かねばならぬが、豫熱に際してはガスを吸収せぬ様にする。ガスを吸収する事に依て材質は極めて劣化するからである。故に豫熱を要する場合は不完全燃焼ガス等が接觸せぬ様にせねばならない。又、屑金として加へる湯口、押湯、湯道其他に、鑄型砂等が附着して居る時は熔解に際し粘稠な滓を生じ此れは爐床に附着してしまふ。のみならず時には鑄型中にまで流入して不良鑄物を作る原因となる。以上の理由で屑金は sand blast で清潔にして置くを要する。

鑄物に見出される缺陷の原因として當事者はよく、鑄型物の撞き固め方が悪く其爲に砂が金屬流れに捲き込まれたのであるとする

が、大抵の場合はさうでは無く、熔滓に原因する事が多いのである。鑄造業者の或者は金屬浴上に鑄物を投入して滓を濃くする事もある。此れは金屬を充分清淨ならしめる目的を以て行ふのであらうが現場に於ける此方法を非とする事は出来ない理由もある。何かと言ふに坩堝又は爐には非常に非金屬性微粒子が附着して居り此れが熔解に際し金屬中に混入する事があるからである。然し、鑄砂などを投入せず適當な熔劑を用ひて滓の粘度を減じ、その後、丁寧に滓を除去すれば宜しい。

非鐵合金の熔解と言っても合金の異なるにつれて熔解法も異なる。例へば Cu 合金の場合には先づ熔融點の高い Cu を熔かしてから添加元素を加へる。Cu・Sn 合金に於ては Cu 以外の元素の添加される前に熔融 Cu 中に存在する酸化物を磷銅の如きで脱酸除去し次に Sn を加へてよく攪拌した後更に脱酸する。

Cu・Zn 合金の場合 Zn は強力な脱酸劑として作用する。先づ最初に Cu と黄銅の小片を装入してから Cu の大塊を入れる。かくすれば黄銅の融點は低いので最初に熔け此れが Cu を熔かす事に依て熔解は急速に行はれる。此の時黄銅中の Zn は Cu の熔けるにつれて此れを脱酸し ZnO が表面に浮いて来る。此れに屑金を加へて眞鍮が作られる。マンガン青銅の場合も此れと同様であるが、フェロマンガンが屑金添加の前に加へられると言ふ差があるのである。フェロマンガンは Al, Mn, Fe の混合物より成る hardener として加へられるべきである。Al は直ちに  $Al_2O_3$  を作り浴表面に浮んで他元素の酸化を防ぐ。hardener はフェロマンガンよりも融點は低い。hardener が Cu に加へられてから屑金が装入され直ちに殘部の Zn が徐々に加へられる。勿論攪拌は必要である。Zn 含量の高い場合は Zn の蒸發による損失は大であり、又、その量は種々の條件により異なるので數字を擧げる事は出来ないが、現場に於ては熔解の標準法を制定して置き、化學分析により正確に損失を知て置いて仕事を行へば宜しい。

Cu・Al 含量に於ては Cu と Al の比重の差が大であるので攪拌も上下に行ふことが必要なるは言を俟たない。(S.O.)

## 10) 工業經濟及び政策

米國 1938 年度各鐵鋼會社の研究費 9,500,000 弗(日本製鐵參考資料第 5 卷第 5 號)

米國鐵鋼協會が各鐵鋼會社(此能力の合計は全米國の約 90% に達する)から得た報告に基き發表した所に依れば 1938 年は生産高に於ては前年より約 60% の低下を見たのであるが研究費は殆ど變てゐない。

即ち 1937 年の研究費總計は 10,300,000 弗であつたが本年は 9,500,000 弗であつた。製造過程に於る材料の試験及び分析の如き技術的及び科學的活動は、結果から見れば研究と一致する點が多いのであるが上記研究費の中には入てゐない。

本年の研究費は鋼材適當りにして見ると約 5 仙に當る(本年上半期の生産高に基き計算す) 1937 年はこの額は 27 仙であつた。

以上研究費の使用される内譯は次の如くである。

鐵鋼材の品質改良の爲の研究	33%
製造方法の改善の爲の研究	19%
新製品製造の爲の研究	20%
從來の製品の新用途並新製品の應用の爲の研究	28%

(Iron Age, Aug. 25, 1938)

### 合衆國製鋼業の遊休能力と負擔 (日本製鐵參考資料第 5 卷第 5 號)

遊休能力のあることがどれ丈の負擔を製鋼業に負はせるかを検討して見よう。過去 12 ケ年間に於ける合衆國鋼塊生産高の能力に對する % 即ち作業率は次の通りである。

1926年	84.05%	1929	89.05	1932	19.75	1935	48.54
1927	75.83	1930	63.09	1933	33.95	1936	68.36
1928	85.05	1931	37.69	1934	36.89	1937	72.38

1926 年から 1937 年に至る平均作業率は以上の數字を基礎として 59.55% となる。以上年間の全投資額(資本金長期負債及留保金の合計)に對する収益の % は次の通りである(※印は缺損)

1926年	6.70%	1929	9.26	1932	※ 2.85	1935	2.09
1927	5.22	1930	4.54	1933	※ 0.90	1936	4.40
1928	6.55	1931	0.40	1934	0.36	1937	6.10

而して 1926 年~1927 年期間の平均収益は以上の年數字を基礎として 54.9% となる。

約 60% の作業率で得られる収益——作業率の平均は約 60% で収益の平均は減價償却費及び 40% の遊休能力に對する一般費を差引き全能力に投下された資本に對し 54.9% である。此の作業率 60% と遊休率 40% 即ち 60~40% の比率は生産高を著しく減殺せる不景氣年間の甚大なる結果に鑑みる時は強ち代表的のものとは云へないが然し之に依て或る斷案が得られる。即ち

1. 常に陳腐化に悩んで居る製鋼業は減價償却の遂行に於て作業率の大なる場合に於けるよりも遅れ勝ちである。
2. 製鋼業の投資額は現在 4,281,264,890 弗(本數字は假に製鋼設備のものとし 1937 年末の製鋼能力 71,065,540 を基とすれば適當の投資額 60 弗餘となり、稍過大の感あるも暫く原文のまま譯出す)となつて居るが若し將來の有用性が疑はしい多くの遊休能力が屑鐵化されたとしたならば資本は著しく減ずることにならう。尙ほ最近に於けるピツバークプラス價格設定制度の廢止は此際遊休製鋼能力問題に對し特に重大關係を有するものである。此制度の廢止に依て地理的位置に基く從來の利得を失た工場が多數ある。生産並消費工場の位置再檢傾向があるが之は時日が經つに連れ又新價格設定制度の關係が明らかとなるに従ひ明瞭とならう。鋼の需要増加は遊休能力の重壓を緩和する上に重要な要素であつて實の所 1930 年以來の低率なる製鋼作業率は之を今後の生産増に依て埋合せ得る様冀求されて居る次第である。乍然不斷の遊休能力問題に當面する製鋼業は現狀に即する現實政策を採るに如才はないだらう。斯くすれば絶えず最も有効に斯業を將來に對應せしむることが出来るであらう。