

抄 録

1) 製鐵原料

ドッガー鐵鑛研究組合の選鑛法 (Sengfelder, G. St. u. E. 30 Juni, 1937, s. 732) 1年間の選鑛處理量 25,000t 即ち毎日 150t の砂狀ドッガー鑛を處理する選鑛工場が Pegnitz に於て 1935 年に計畫せられ 同年の暮に起工し 1936 年 10 月より採業を開始した 此の選鑛法は乾式にして原料に何等化學的變化を與へない事が特徴であつて第 1 圖及第 2 圖の如き組織となつて居る

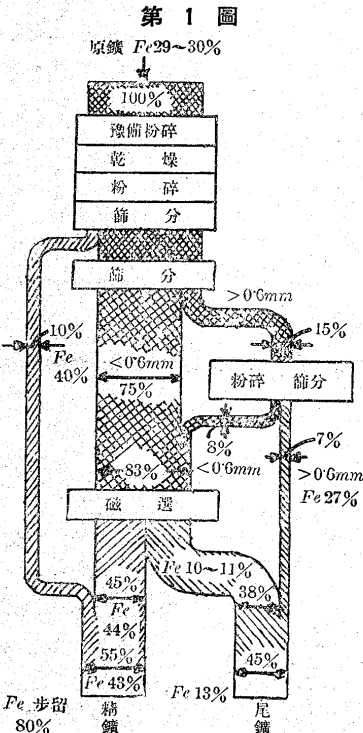
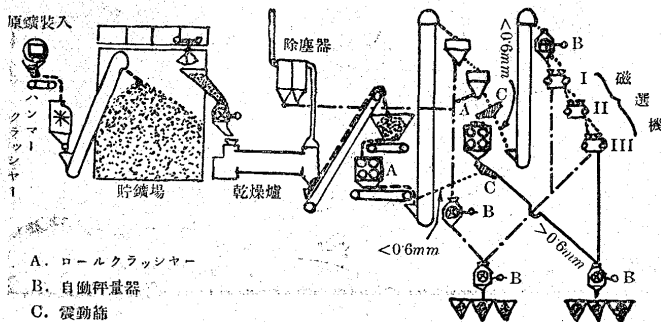
精鑛は原鑛の 55% (重量) であるから 1t の精鑛を得るためには 2.06t の原鑛を必要とす 實際に作業せる數値に就て見るに濕りたるまゝの原鑛 1t を處理するに要するエネルギーは合計 7.0kwh である

原鑛の水分を除去するには褐炭ブリケットが使用せられ H_2O 12% のものが 1.5% に除去せられて居る 乾燥は裝入溫度を 850°C とし吐出溫度を 100°C として作業を爲す 乾燥爐の燃料消費量は全容量の仕事をする時に於ては 3,000kcal の褐炭 3% である若し 6,000kcal の褐炭を使用すれば 1.5% で済む計算となる 今日までの作業經過より見れば濕性原鑛 1t の處理に要する費用は 1.2~1.3R.M. にして之を内譯にすれば動力費 0.28R.M. (1kwh を 4R.Pf. とす) 燃料費

0.32R.M. 勞銀 0.30R.M. 其の他工場の材料等に 0.35~0.40R.M. である

今他の方法と比較するに Pegnitz に於て砂狀ドッガー鑛を選元焙

第 2 圖 Pegnitz に於ける選鑛設備の圖解



爐にかけるとせば 6,000kcal の燃料 6% を要するから燃料費だけで見ても鑛石 t 當り 1.30 R.M. 多くなる

最近 Amberg の試験工場に於て工業的に成功し Gutmadingen に G.H.H. が試験工場を起すまでに到達せる選鑛法は泥狀ドッガー鑛に對する研究組合の方法を併用せる選鑛法である 試験工場は 2 1/n の鑛石處理を行ふ能力で 1929 年に建設せられ 1935 年に更に擴張せられ 1日 350t の能力となつた 1936 年には 22% Fe の乾燥原鑛を選鑛して 38~39% Fe の精鑛を得 收量は 32~35% Fe の歩留り率は 68% にして 1t 精鑛を得るには 3.4t の原鑛を要した 現在の品位は 33~34% Fe とし珪酸質物質及び粘土質物質の除去のみを行つて居る 高石灰の半成品を得ることに依り 1t の精鑛を得るのに原鑛 2.2t に減少した 現在の精鑛の成分は 33~34% Fe (褐炭として) 12% SiO_2 , 12% CaO , 1.8~2% MgO で人工的のミネット鑛と見ることが出来る そしてこの鐵分歩留りは 70% である

現在の作業は簡易化せられて居る爲めに作業費が減少し精鑛が濕つて居る故若し 17% の灼熱減量があるとすれば 33~34% Fe の精鑛は 41% Fe の乾精鑛に相當することとなる

Salzgitter の珪酸質鐵鑛の選鑛法に關しても亦研究組合の方法が併用されて居る 現在 Fortuna 鑛山に於て 1,200t を 1日に處理する工場が建設中では 1年に 360,000t の鑛石を處理する能力を有す Fortuna 鑛山に於ては工業的に長年研究を續けた 試験設備の能力は毎時鑛石處理量 20~25t にして 此の試験の結果新しい選鑛法に到達したのである 工業的試験の結果を見るに 28~29% Fe の乾燥原鑛を選鑛して 38~39% Fe の精鑛を重量に於て 60~65% 收得して居る Fe は褐鐵鑛として得られ Fe 歩留り率は 78~85% である 13~14% の水分を含んで居るとせば品位に於て結局 44~45% Fe の乾精鑛に相當す 本法の作業は個々の組成を濕式粉碎によつて除去したる後理論上得られる精鑛量の 80% を得 粉狀の半成品は乾燥後強力磁選機によりて更に選鑛し之によつて精鑛量の 20% が得られる 費用は鑛石 1t に付き純選鑛費 1R.M. である (F.K.)

3) 銑鐵及鐵合金の製造

電弧電壓が電氣製鋼爐の作業に及ぼす影響に就て (Buchholz, F. K, Ziegler, A, Voos, E., St. u. E. 17, Juni, 1937, s. 681)

此の研究は爐の天井が餘り不均一に浸蝕せられる事が動機となつて始めたものである 試験爐は 8t エルース式で電氣爐と變壓器の關係が第 1 圖の如くなつて居る 低壓導體は各相に就き 10×100mm の太さの銅板 5 枚より成る 電極 II 及び III は短い銅索によつてブスパーに連結せられ 電極 I 對するブスパーは電極 II と III の間を通過し電極支柱に短銅索にて連結せられて居る 斯の如く設備せられ低壓導體の長さは電極 I まで 26.6m 電極 II まで 21.0m 電極 III までは 18.2m となつて居る つまり新式のものに比べて非常に長く出来て居る譯である

固形裝入物の熔け落ちまでは變壓器は 175v とし 裝入物が全部熔けると 101v とす 爐には自動電極調節裝置ありて電流が一定になる様に調節せられる 其の範圍は 2,000~7,000v である

電弧になる所のエネルギーは電流と電極電圧の積である。然るに3本の電極電流は均一に調整せられて居る故にエネルギーの變化は電極電圧に比例する。先づ電極の接地電圧を種々の電流及び種々のターミナル電圧で測定したるに電極 II は最高、電極 III は最低の電圧を示した。電弧は非常に短かく又電極電圧は普通よりも低い。茲に於て變壓器と電極間の著しい且つ不均一な電圧抵抗の原因を確めた。低壓ブスバーの正確なる測定並に抵抗の計算に依り、交互誘導の結果導體 II のブスバー抵抗が減じそれだけ III の方の抵抗が増すことが解た。従て電極 II の電圧最も高く III が最も低くなつたのである。これ即ち電極 II の部分の爐天井が特に著しく浸蝕せられる主要原因である。

此の缺陷を除去するために變壓器を爐に接近せしめ低壓導體を新經驗によつて第2圖の如き配置に變へた。各導體の長さは電極 I に對し 5.6m、電極 II に對し 5.2m、電極 III に對し 5m とした。其の結果電極 III の接地電圧は最高となり電極 II の方が最低となつた。而してこの配置換へによつて最低電極電圧が 10V だけ高くなり傳導係数が 0.84 より 0.876 に上り、爐天井は均一に熔ける様になり、又電極が製鍊時に湯の中に沈む様なことが無くなつた。配線換の前後に於ける電極消費量を比較すれば第1表の如し。

舊配置の際は電圧最高で電弧の最も長い電極 II が消費量最も少く之と反對の條件に在る電極 III が最も消費した。新配置ではその逆の結果となつた。第3圖は電極消費量と休止時間の關係を示すものにして之より先づ第1に休止時間が長くなる程電極消費量の當むことが明らである。電極消耗は空爐に於ては之を密閉しても熔解時よりも大である。

又同圖に於て作業の相違により電極消費量の變化することも分る。1934年5月までは合併法(A及びB)其の後は固體裝入(C)を行た。同年1月より3月まで(A)は湯

の約 35% は電氣爐で製鍊し 4~5 月 (B) は約 55% を電氣爐で製鍊した。A, B により製鍊作業による電極消耗の狀況を知ることが出来る。合併法 (A 及び B) に於ては熔解間に於ける休止時間を短縮することは出来ない。然るに固體裝入法に於ては此の休止時間を短縮することが出来、従て電極消費量が少くなる。

A, B, C 3 線より此の電壓に於て電極消費量に關し次のことが結論せられる。

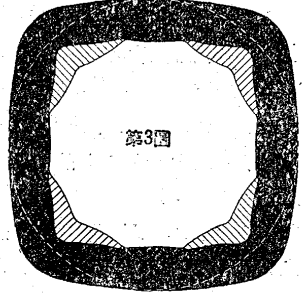
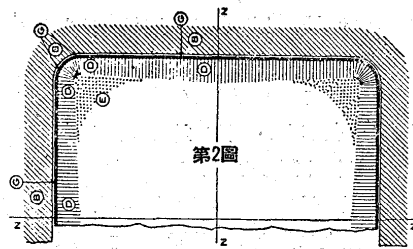
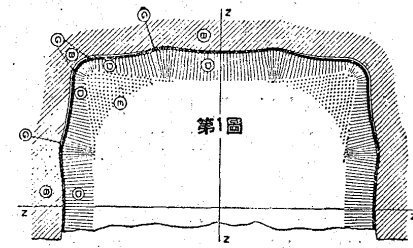
- (1) 製鍊時に最もよく消耗す
- (2) 休止時には之より少い
- (3) 熔鋼を單に脱酸する時及び仕上げをする時は電極消費量が最も少い (F, K)

5) 鐵及鋼の鑄造

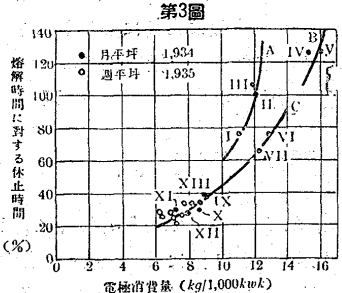
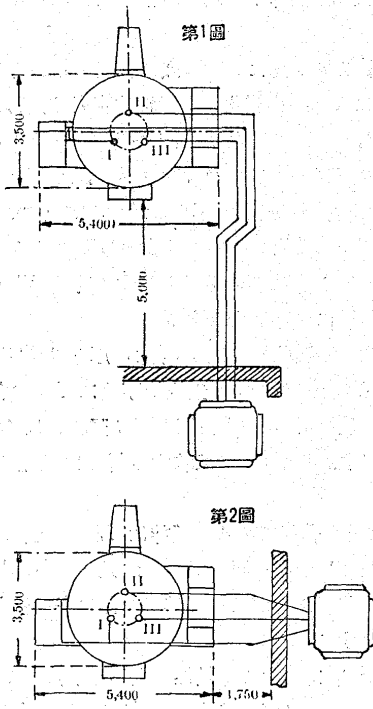
製鋼に於ける鋼塊に就て VI (Emil Gathmann, Blast Furnace & Steel Plant, May 1937, p. 504) リムド鋼 脱酸又は半脱酸鋼の何れを問はず鋼塊の表面状態如何は誠に重要な問題である。特に軌條、鍛造用鋼片、ワイヤ、ロッド、シート、バー等に於て然りである。鋼片又は小鋼片の表面疵を削り取らなければ製品の強さは非常に減少するものである。然かもこの削り取るといふ事は完全に出来ぬ上に費用のかゝる仕事である。表面に缺陷があると材料が弱い許りでなく大氣中の酸化程度も大でありこの爲一層缺陷を大きくするのである。自動車のフェンダー等もこのよい例でこの爲に年々相當取換ねばならぬ。軸、齒車等には特に使用中大なる應力のかゝるもので表面状態の健全性は特に重要である。

適當な鑄型を用ひると鋼塊の表面状態を非常に優秀にする許りでなく内部の組織も良好になる。鑄型は平滑な表面のものより波形のものの方が斷面積の如何なる鋼塊にも良好な表面となり鋼塊の大部分が鑄型の壁と接して凝固し、チル結晶組織の率を増加せしめ鋼塊の表面の強さを大にする。

適當な波形の斷面積を有するものは變形に對して抵抗性大である。この理由は波形を有するものは凹面を多分に含みこの凹面は破壊せしめず



に適當に曲げる事が出来るが凸面或は平面は一吋變形しても割れ又は破壊する爲めである。波形鋼塊の膚の屈曲性は恐らく最も重要な要素の一つであらう。多くの鋼は鑄型の中で凝固する間に變形し再加熱、壓延等により又變形するものである。以上の事實は何百萬噸の波形鋼塊について實證されたのである。若し鑄型の壁に適當に波形のつけられたものは第1圖に示す如く吸熱的で鑄込中に出来た初



- A: 全部重基性平爐で熔解し、湯の約 35% は電氣爐内で製鍊及び精製を行ひ、残り約 65% は平爐で製鍊したる後電氣爐で精製した。
- B: 全湯を重基性平爐で熔解し約 55% は電氣爐内で製鍊を行ひ、残りは約 45% は平爐で製鍊したる後電氣爐で精製した。
- C: 全作業を電氣爐内にて行ふ。

第 1 表

電極	電極消費量 kg/1,000 kWh	
	舊配置	新配置
1	2.4	2.3
2	2.1	2.30
3	2.7	2.17
計	7.2	6.70

めの膚は中心線 N-N に於て比較的厚いのである 平面の鋼塊は第 2 圖に示す如く中心線 N-N で膚の厚さは小で變形又は凝固中熔鋼の壓力或は壓延に於て容易に破壊する 波形鋼塊の空気間隙 G は隅の B で最大であるが 平面鑄型では周圍に沿ふて或は凝固の初期に於ける鋼塊の表面に沿ふて一様に廣く 波形鋼塊に於て外部に特に曲つて居るものは熔鋼に壁をなめられて抜けなくなる様な憂がなく 微細な等軸のチル結晶がつくられて特に大きく 外部にアーチ状になつて居るものは薄いチル結晶をつくり深い樹枝状結晶組織になる 以上の點から見て丸い波形鋼塊が斷面積大でチル結晶の % 大で多年推賞されて來て居る 現在は然し長方形の波形鑄型に急速に變りつゝある この長方形型は丸い波形のものゝ缺點を補て居りこの種の型は鋼塊の表面の良好な許りでなく壓延に際しても應力の點は安心出來る 丸型のものでは屢々初期に凝固した隅の部分が特に伸び應力がかかる虞がある 第 3 圖は長方形波形鑄型の例である (K)

6) 鐵及び鋼の加工

鍍金に於ける磨耗部の修理 (Bonilia, C. F. The Metal Industry, May 21, 1937) 電氣鍍金せる Ni 及 Cr は第 1 表に示す如き硬度を有し鋼の夫れと殆ど等しいか Cr の如きは極めて硬い性質

第 1 表

燒鈍鋼軸 (CO 40~ 0 60)	燒鈍工具 鋼	合金鋼軸 (Ni 3.27% C 0.4%)	Ni 鍍金	燒入表面 硬化鈍	Cr 鍍金
175~225	240~260	180~350	250~300	650~720	800~1,000

を有し耐蝕性を有する事も知られた事項である 又 N.P.L. の結果に依ると Ni 或は Ni と鋼の bond は炭素鋼よりも剪斷力に強く母材が降伏しても完全な密着性を有してゐる Cr は表に見る様に硬い故其耐磨耗性も大きく磨擦係數も小さい故鋼の軸に用ひて良い譯である

此 Ni 或 Cr の鍍金を磨耗した軸の修理に利用せんとするもので徑に於て 15mm を越へなければ實際上經濟的の修理可能である 又誤つて削り過ぎたものにも良い Ni の厚い鍍金は磨耗を減少するのであるが油は充分供給せねばならぬ 然し white metal 軸受の時はこれが Ni を含まぬものである事を要す Cr はゲージ類 激しい磨耗を受ける部に利用する價値が多い 軸に於ては仕上りを眞圓にする必要から磨耗したものは圓く削る必要がある 鍍金の厚さは耐蝕の目的には 0.005", 耐磨耗の爲には 0.02" で更に Cr を鍍金する時は 0.002~0.003" とす 鍍金に先立つて油脂を取る事は最も重要で 3 クロールエチレンに漬けるか 苛性加里とソーダ灰の液で電氣的清淨法を取る 品物を陰極として高電流密度で數分行ふ 眞鍮は浸漬だけでよい 然し鐵の大きい錆はサンドブラストで取る Cr が鍍金してある場合は之を取り去る事が必要で苛性加里液で陽極的に處理する 然し眞鍮には適用出來ぬ Cr を取る目的で HCl を用ふる事はない 清淨後はよく洗滌して乾かす

鍍金を欲しない所には適當な止めを行ふ Ni 鍍金には m.p. 約 52°C 位の paraffin wax が良い 又此目的でセルローズエステルワニスとガタ パーチャワツクスの混合物を用ふる事もあるが これは Ni 槽に介入すると鍍金を脆くし密着性を害す Cr 鍍金の場合は更に m.p. の高い wax を用ふべきであるが未だ満足すべきものは發見せられない

鍍金操作 Ni; 鍍金すべき品物に應じて大きい槽を用ふ事は云ふ迄もない 液は硫酸鹽類のものを用ひ 硼酸で pH 値を 5.6~6.2 に保つ 溶解性 Ni 陽極を用ふると液は酸性にならないでアルカリ性

となる故硼酸で調整する要がある 陽極は 99.9% 位の Ni 極を用ひ之を布袋で包み鐵の水酸化物及稀にある Ni 酸化物の浮遊し鍍金に入る事を防止する 陰極電流密度は大きいものより小さいものは稍大にし 直徑に毎時 0.001" 位の鍍金を得るを目的とし約 1.0 Amp/am² とす 攪拌は必要であるが必ずしも常に行はずとす時々壓縮空氣で行へばよい 液温は 27°C (80°F) 位で電流に依る發熱がある故單に冷却を補ふ程度にガスで加熱する 鍍金の厚さは液中で測り 0.005" から以上欲するだけ行ふ 最大は徑に於て 7/16" (船の減速機車の軸の例) 迄であつて連續 週間の操作を要す 大抵の金屬は鍍金せられ下地に鋼鍍金は不要である 要するに液温を上げ過ぎず且液を passive にせぬ様に注意すれば何等故障は起らない pH の測定と比重計に依る Ni の濃度の測定は時々必要で完全分析は毎 3 ヶ月位に行へばよい

Cr; 液はクロム酸+硫酸液を用ひ特にクロム酸は純度の高いものがよい 液温は鍍金の光澤により多少變化する 電流密度は品物により變はるが普通の法より極めて大きくする 液の攪拌は發生する水素に依り自然に行はれる故不要である 槽はアームコ鐵製で 6% Sb-Pb 陽極を用ひて良い結果を得た 鍍金の厚さは最大 0.1" 位であるがこれには數日の操業を要す 普通 0.018" を越へず標準としては 0.002~0.003" 位である 若し特に厚いものを要する時は Ni を鍍金して之を均一に切削して更に Cr 鍍金をする

Cd; 洗濯所 紙ロール等耐蝕性を要求する部に行ふ 厚みは 0.001~0.002" で洗して 0.005" を越へない Cr 鍍金の下地に Ni の代りに用ふる事もあるが特に價値はない 青化物液を用ひ陽極には Cd 板を温度は室温でよい 空氣中から CO₂ を吸收する場合には青化ソーダを加へる

Cu; 液は硫酸銅液を用ひ電流も普通である 攪拌は Ni の場合と同様空氣で行ふ 温度は室温とし銅板陽極を用ふ 鐵及鋼に行ふ場合は Ni を 0.001" 位施して後行ふ方がよい 鑄鐵の様に多孔性なものには更に厚い Ni を鍍金するとよい

Pb; 要求は稀であるが H₂SO₄ に對する耐蝕性を與へる爲に行ふ事がある 液は非化硼酸化物を用ひ有機物を加へる方がよい 室温にて極めて低い電流密度で行ふ 非化硼素酸は市場にあるものを用ふ 液は極めて安定で分析する要は殆どない 陽極は鉛である

以上の鍍金は總べて適當に切削し研磨する (M)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

Ni-Cu 高抗張力鋼 (Gibson, A. E. Ni Steel Topics, April 1937) 銲接構造少なく熔接が多く用ひられる様になつて材料の選擇も若干變化して來た 熔接に依る最も大なる影響は其熱効果に依る Air-hardening の問題で 殊に高抗張力を要する合金鋼に於て最も其影響が大きい 即ち多少抗張力を犠牲にしても此性質を低め様とする場合も多い 理想的鋼 特に熔接用鋼としては高い降伏點と抗張力を有するもの即ち彈性比の高いもので然も延性を有し 疲勞及衝擊に對する抵抗大にして且低炭素鋼と同様の装置と技術を以て熔接し得るものでなければならぬ 同時に耐腐蝕性大にして然も簡單な熱處理が衝擊抗力を失はずして高い降伏點と抗張力を得て 熔接或はガス切斷せる場合 air-hardening の性質の低い事を要する 此 Ni-Cu 鋼は略之等を満足し得るものであらう 熔接構造では時に接合點の斷面を増して其部分の抗張力を母材の夫より高くする事は出來るが板の様な場合には之が出來ぬ故 電極として合金鋼或は合金にて被覆した低炭素鋼電極を用ひねばならぬ

Ni-Cu 鋼の熔接に於ては第 1 表に示す様な成分のものを用ひ母板

第 1 表

	C	Mn	Si	Ni	Cu
板及電極	0.06%	0.40	0.10	2.01	1.01
熔着金屬	0.69	0.53	0.23	1.86	1.00

と電極とを同じものを用ふ。熔着金屬を見ると C, Si, 及 Mn は増加するが之は被覆中に在るものである。此 Ni-Cu 鋼の主なる利益は air-hardening 性の低い事であり、熔接及ガス切斷に於ても延性を減じ或は切削不能になる程硬化する事はない。従てガス切斷後又は熔接前の焼鈍は不要であらう。殊に炭素量の低い場合には然りとす。此材料の高降伏點及抗張力は今更々云々する必要もないが C < 0.20%, Mn < 0.80%, Ni 2%, Cu 1% 鋼に於て其機械的性質は壓延の儘にて抗張力 86,600 psi 降伏點 66,400 psi 伸 (8") 18.5% である。之は壓延した板で其壓延方向に直角に求めたものであるが、縦方向は稍之より良く抗張力 90,700 psi 降伏點 69,200 psi 伸 (2") 25% であつた。熔接した gear 等では 1,200°F に 2 hr 位加熱して歪を取る。

Ni-Cu 鋼は焼入に依り或は flame-hardening に依り硬化し得る。之等の抗張力を比較すると (a) 低炭素鋼 (b) C 0.20% Ni-Cu 鋼 (c) 前者を flame-hardening せるもの、抗張力は第 2 表にある。即ち

第 2 表

鋼	抗張力 psi
低炭素鋼(壓延の儘)	61,900
C 0.20-Ni 2.0-Cu 1.0 鋼 (")	88,300
" (flame-hardened)	114,000

N-Cu 鋼の抗張力は炭素鋼の 42.6% も大であり flame-hardened した鋼は 85% も大である。又 flame-hardening に依り 29% も増し得る。之は riveting と flame-hardening とか殆ど鋼の組織に及ぼす影響の同様である點からも興味ある事である。又本鋼が高い弾性比を有する事は設計者が抗張力の代りに降伏點を用ひ得る耐衝撃性の大なる事は又此方面に對して推奨し得。

第 3 表は板及之を熔接し或種々熱処理せるもの、シャルピー衝撃試験の結果である (Y)

第 3 表

板厚	熱 處 理	Notch の個所	シャルピー - 衝撃値 ft-lb	ロツクウ - エル硬度 B
3/8"	1,650°F, 1 hr, 空冷	母 材	103.5	90.5
3/8"	1,650°F, 1 hr, 空冷 950°F, 1 hr, 空冷	"	86.5	94.0
3/8"	熔接の儘 (Ni 2%, Cu 1% 電極)	熔接部	43.5	91.5
3/8"	同 上	擴散部	85.8	95.0
3/8"	同上 1,250°F, 1 hr 空冷	熔接部	51.3	87.0
3/8"	同 上	擴散部	145.0	95.3
3/8"	同 上	母 材	55.8	90.5
2 1/4"	熔接 (Mn 0.70% 被覆電極)	熔接部	62.8	—
2 1/4"	同 上	擴散部	76.3	—

電氣用合金の熔解及焼鈍 (Miner D. F. & Seastone J. B. Metal Progress, June, 1937) Hipernik; 透磁率大にしてヒステリシス損失少き Fe, Ni, Mn 及 Si の合金で變壓器 リレー等に用ふ。Kovar; Ne, N, 及 Co の合金で硝子と等しい膨脹係数を有し容易に熔融硝子が附着す。真空管への封入導線に用ふ Cupaloy; Cu 及 Cr 合金で高抗張力及硬度を有す Konal; Ni 及 Co の合金で熱イオンの放射性高く且高温に於て抗力を有す Modified Invar; 温度變化に敏感な磁性合金である。是等の合金の熔解には種々なる注意を要する。Hipernik は Fe と Ni と等量に含み少量の Mn 及 Si を加へたもので成分の比はさして重大ではない。例へば Ni は

47~52%, Mn は 0.5~2.0% 位の間殆ど性質は變へぬが O₂ 及 S は極めて影響し C も亦少いが影響をもつ。O₂ は其量に依り最大透磁率が 20,000~100,000 位に變はる。又 Kovar に就て云ふと其膨脹係数は成分により支配せられ最良なものは室温 450°C の平均係數 4.5×10⁻⁶ であるが成分を變化して大小真空管に適するものを作る。特に Ni 合金は S の含有を嫌ひ Mn を入れて相殺する事もあるが好ましくはない。時効硬化合金 Cupaloy の如きの熔解にては鑄造に先立ち Cr は Cr の多い Cu-Cr 合金の形で加へる。此 Cu-Cr 合金の製造が極めて困難で不純物が入り易い。ガス爐の如きで熔解すると Cr は激しく酸化する。其處で不純物を少くする時成分を嚴重に調整する場合及特に高温を要する場合は電氣的の熔解がよい。

熔解に誘導電氣爐を使用する事は次の利がある。(1) 時間温度の調節が嚴に可能で、爐への入力が調整し得且熔湯の表面の清淨な爲に温度の正確な測定が可能である。(2) 燃料及電極よりの不純物の介入を防ぎ得て純度の高いものが得られる。(3) 高周波電流により熔湯が攪拌され均一なものを得。此場合 slag を作るとすれば slag との反應も促進される。(4) 爐氣を中性或還元氣で操業出来る故化學的に活性な元素の損失を僅少にす。(5) 時により H₂ で被ふて熔解し得て極めて純度の良いもの、得られる場合がある。例へば Hipernik に於て (a) 時間-温度の調整 (b) 濕氣なきガスの供給 (c) 爐氣を清淨にするに充分なガスを送り又反應生成物の除去 (d) 耐火物より出る濕氣の影響を遮斷し (e) 化學反應を所望の速度に進行させるに充分な温度を得る等の事項は所望の磁性を得るに重要な事である。

焼鈍装置はガスの循環及清淨並に其調節、電力の調整及爐である。爐は Bell 型のもので 1,250°C 迄可能であり、爐氣は適當に保持される。其のガスは入ると出るとで熱の交換を行ひ損失を防ぐ。ガスの循環は爐を出たものは水冷された屈曲を通つて 30°C 位になり濕氣及塵埃を取り更に KOH の清淨塔へ行く。そこで SO₂, H₂S, CO₂ は取除かれ Al₂O₃ より或る濾過器を通り活性 Al₂O₃ の乾燥器を通過し再び屈曲を通り爐に入る。此間にポンプがあつて適當の壓を興ふ。乾燥器は 2 個あり 1 個使用中他は Al₂O₃ の活性化を行ひ交互に使用す。若しガスを還元性のものを使ふ時は其純度を常に調べ調整せねばならぬ。

今 Hipernik の製造に就て説明する。マグネサイト坩堝を爐に入れ電解 Ni アームコ鐵 Mn, Si 等を混合して裝入す。熔け終る迄水素にて被ひ熔解終了すれば適當温度迄上げ其温度に數分保持して激しい電氣的攪拌を行はせる。此時水素は反應して不純物を取る。終つて金型に鑄造し鍛造壓延す。焼鈍は先づ爐中で低温の乾燥を行ひ次に水素を通じて 650°C 位にあげ次に必要なガスを通して温度も必要迄上昇せしむ。爐内には多少 O₂ がある故 H₂O が出来る。若し H₂ が少いと爐内 H₂O が多くなり乾燥ガスでなくなる故注意せねばならぬ。冷却は適度にガスの速度を調整して行ふ。(M)

不銹鋼の部分的腐蝕性に就て (Sven Brenner, Metal Progress, June, 1937) 従來冷却用に海水を使用する場合不銹鋼の部分的腐蝕現象は屢々起る問題であり米國に於ても盛んに研究されつゝあるものである。一般に金屬の腐蝕は一つの金屬が同一の金屬又は他の種のものに接觸する場合に於て起る現象で切斷、剪斷等の冷間加工を受けた場所は殊に著しい。不銹鋼の切斷した板を鹽化ナトリウムの溶液に浸漬すると先づ切斷した端から腐蝕されてゆくものである。若しこの端をワセリン等の絶縁物で蔽ふとこの絶縁物と鋼の

境界線から先づ腐蝕されてゆく 試験片が容器の底に横たわつて居り切斷端が絶縁されて居る時は容器に接觸して居る部分から先づ腐蝕されてゆくものである この部分的腐蝕現象の理論については種々の意見があるがこの接觸點に於て受働膜が非常に弱い事は明らかな事である 酸素は斯く一部分蔽はれた場所に對しては擴張し難い又或る人は受働或は酸化膜は隠蔽された部分に於ては毛細管現象の爲めに弱められると云て居る 冷間加工程度大なるものは鋼に大なる内部應力を起さしめ受働膜の堅固性に悪影響を與へる

最近鋼の腐蝕抵抗の斯の如き變化を測定する方法を考案したのである この方法は試験すべき表面では陽極の成極作用が増加しつゝあり部分的腐蝕が起らぬ場合に如何に成極作用が増加するかを測定するものである 若し溶液中に指定の電流を通せばベル型のガラスの瓶の底部Aはリング状の溶液中に於てベル型瓶と試験片の間の電位差が低下する爲め陽極に成極される 陽極成極作用はAなる圓形部分にのみ起るのであり切斷端 接觸面等には何等起らず試験は他に何等の妨害なく均一な面上に於て行ひ得るわけである 扨て此處に起きた電位差は飽和甘汞電極によつて測定される 次に電流を増してゆくと受働面が變化する迄連続的に電位差が増加してゆき遂に試験面の電位差が一の方向に變化すると急に電位差が低下する この場合の最大の電位差を“perforation potential”と呼んで居りこれによつて試験材の腐蝕抵抗を測定するのである

種々の高クロム合金の普通の面について色々試験してみたが25°Cの0.1Nの鹽化ナトリウム溶液中の perforation potential は18~8で0.45~0.55V Mo 1%の18~8で0.55~0.65V Cr 12%で0.0~0.1V Cr 20%で0.3~0.4Vである

これ等の電位差は製鋼法 熱處理法 表面状態等が不適當の場合は一層低下する

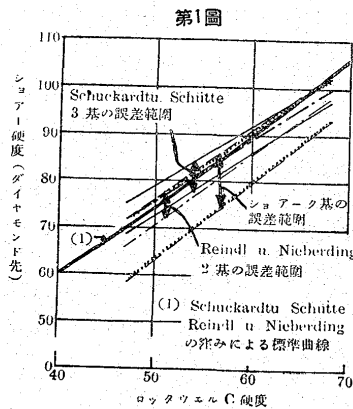
次に焼鈍した18~8にワセリンの小さな丸い點をつけ中心を正しくベル型の瓶の中に置いて同様な實驗を五回行つた結果電位差は0.45から0.53V迄變化し平均0.48ボルトとなつた この結果を清淨な18~8の面に於ける0.50Vと比較してみるとよい

以上の事實は實際上では未ださほど問題にされて居らぬ様であるが多少にしろ必ず起る事は疑ひない 適當な冷間加工例へば冷間壓延等は不銹鋼の點蝕を高めるものであると屢々云はれて居るがこれには同意出来ない 焼鈍した18~8を冷間壓延してロックウエルBの108の硬度にしたもので Perforation Potential は平均0.39Vであるが同じ材料を再焼鈍してロックウエルB-82迄軟化すると0.40Vになるのである従て表面状態の如何が最も問題になり例へば切斷するとか曲げるとかすると著しく腐蝕抵抗が減少するのである

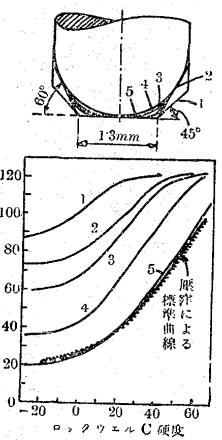
英國に於ける試験では18~8の0.1Nの鹽類溶液の温度と Perforation Potential の關係をしらべたが55°Fで0.80V 75°Fで0.50V 110°Fで0.20Vで160°Fで0に近づく この事實は早くから知られて居つたが定量的に測定不可能であつたものであるが今回この方法で適當に測定出来る様になつたわけである (K)

反跳硬度計の讀みの差異 (Hengemühle, W. u. Clauss E., St. u. E. 10. Juni, 1937, s. 657) 在來の反跳硬度計に於ては製造所の異なる場合のみならず同一製造所で造つたものに於ても可成りの差異を示すことが屢觀察せられた 此の差異を明らかにするために各種の反跳硬度計(目盛板付ショアー式7基 Schuchardt u. Schütte 式3基 Reindl u. Nieberding 式2基)を以て種々の試験を行つた

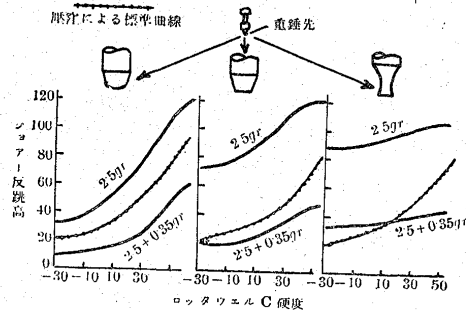
試験片は角形1kgのCr鋼とし種々の硬さのものを用意し 夫々表面を磨きて Vickers 硬度計にて硬度を測定して置いた 反跳硬度計一つ一つに就て試験せる結果は同一試料に對する最高と最低値の差異は少くショアー硬度數にて2~3に過ぎない 然れども同形式の硬度計と雖も別箇の硬度計に就て調べて見ると相當大い差異を認むることが出来る 第1圖は其の例にして 硬度計の製造者の相違並に同一製造者のものに於ても如何に差異が大であるかと云ふことが解る 反跳硬度計の試験結果をロックウエル硬度と對比せるは各製造者が此の方法で示して居るからである 上述3種類の硬度計は落錘の重量落高が夫々異り ショアーは落錘36.5gr 落高19mm(=690mmg) Schuchardt u. Schütte は2.5grの256mm(=640mmg)



第2圖 落錘先の擴大圖



第3圖



Reindl u. Nieberding は20grの112mm(=2,240mmg)である 落錘のエネルギーは試験片に衝突の際分れて一部は反跳のエネルギーとなり 殘餘は變形仕事熱エネルギー 抵抗仕事として吸収せられて了ふ 而して反跳エネルギーのみが硬度測定的手段に利用せられて居るに過ぎない 従て吸収エネルギーの量により即ち落錘の先端の形状 落錘の高さ及び落高によつて異なるものである 各硬度計の落錘先端の擴大寫眞を撮りたるに同じ種類の硬度計に在りても形状が夫々異り球形を爲せるもの或は多少平坦化せるものがあつた 第2圖に示す如くショアー硬度とロックウエル硬度の關係はS形曲線を以て現すことが出来 落錘の先が球狀にある程ロックウエル軸に近づいて來る

次に落錘重量の影響を見るために3種の形状の先端に付いて異なる重さのもので比較試験を行ひ第3圖の如き結果を得た

又ショアー硬度計を用ひて落高の影響を調べた このためには硝子導管を高くしてロックウエルC67に相當する反跳高さの所を100として以下之を等分して目盛りを作つた そして落高55mm, 250mm, 358mm, 478mmに就き比較せし所 落高が高くなる程 落高に對する反跳高の比が小となり 試片の硬度の低いもの程此の比が

小さくなつた 例へばロックウエル C 67 の試料に對し落高 85 mm の場合は反跳比は 0.71 にしてロックウエル C-30 の硬度の試料に對しては此の比は 0.2 となつたが 落高 478 mm の場合には反跳高比は夫々 0.53 並に 0.1 となつた

又同じ落下エネルギーに於てもその落下速度に依て反跳硬度が違てあらはれた 次に反跳硬度を測定する際表面よりどれだけの厚さまで關係するかを研究するために窒化鋼を試料に供し之を arc tg 1:50 の角度に切り表面より地金に至る間の各種硬度の面に就き Vickers 硬度計の硬度—深さ曲線を作り次に之に相當する面に就いて反跳硬度を測定した 同一の Vickers 硬度のものに就て比較しても硬度の低いもの程又硬膜の薄いもの程反跳高と Vickers 硬度との差が大となり 又硬芯材の表皮は軟芯材の表皮より高き硬度を示した 併し落下エネルギーを 75% に減ずることにより此の相違を殆んど除去することが出来た (F. K.)

原料問題の關係より招來せる特殊鋼の發達 (Eduard Houdremont, St. & E. 6 mai, 1937, S. 480) 著者はクルツプ會社員にして有名なる研究家でエツセン市の工業協會に於て講演したものが本報告である 獨逸は恰も本邦と同様に特殊鋼の原料に乏しい殊にニッケルを産することが少ないので之が代用品に就て種々研究せられた結果 特殊鋼そのもの成分が變て來て居ることを述べたものである 最初に鋼を特殊の目的に使用する爲めには その鋼にどんな性質を要求すべきやを充分吟味する必要あることを強調して居る反復抗力試験を實地工場の實驗に則して種々施行した結果 高き要求のある構造用材に對しても 其の形狀殊に谷底の曲線を適當に仕上

ぐる時は抗張力の高い合金鋼を使用すれば良いことになる 焼入焼戻又は焼入の透達效果等の研究に依り 肌焼鋼及び調質鋼に對して充分節約するを要すべき原料を減ずることが出来た 單に大物の場合に多少のニッケルを加ふるも從前に比し著しく其の使用量を減じた 斯くて某工場の平均ニッケル使用料は逐年其の量を減じて 7年前には 23% なりしもの昨年は僅に 0.5% に過ぎない 耐熱鋼として汽罐に使用せらるゝ材料もニッケルを含有せずして 立派なるものを供給して居る 工具鋼類の場合に於ては 高速度鋼に對してタングステン 鍛型に對するニッケルを節約することになつた 耐蝕鋼及び耐高熱鋼に於ける場合 頗る難事に屬するも近來充分なる進歩をこの方面に遂げた 特殊なる物理的性質を要求するもの その内磁性なき鋼に對しても 獨逸國內の原料を以て高價值のあるものが出来た 之を要するに特殊金屬を節約し得た程度は之を今日製鋼界の一般標準に對して率すれば比較的小規模に留まれるも 尙將來は表面硬化方法を広く應用することに依り一層の進歩を望み得らるゝのである 切に鋼材の製造者と之が必要者との間の密接なる聯絡圓滿なる相互の了解を希望する次第である (K, T 生)

鑄鐵の窒化に及す Si, P, 及 Mn, の影響に就て (Hurst J E, Foundry Trade Journal, 56 (1937), p. 353/355, 356) Al 及 Cr も含む合金鑄鐵の窒化に對する Si, P, 及 Mn の影響を實驗せる報告である

第1表は Si の影響に關する實驗成績である 鑄造せる試料を 950°C に約 2 時間加熱し この加熱前後を通じて爐中に合計 16 時間保持して焼鈍し 次で之を 500, 550 及 600°C の各温度で 90 時間

第 1 表

試料	化學成分 %				ブリネル硬度		窒化硬度及深さ					
	T.C	Si	Cr	Al	鑄放	焼鈍	500°C		550°C		600°C	
							硬度	深さ in	硬度	深さ in	硬度	深さ in
A 3	1.61	2.11	1.76	0.85	557	340	894	0.10	1,071	0.13	758	0.40
A 5	1.69	2.44	1.68	0.75	568	351	894	0.10	1,071	0.13	690	0.41
A 7	1.72	3.15	1.70	0.77	587	364	959	0.07	1,031	0.13	782	0.42
A 10	1.69	3.24	1.78	0.87	538	364	959	0.14	1,071	0.09	690	0.40
A 15	1.64	3.90	1.78	0.76	578	364	959	0.08	1,071	0.10	690	0.33
A 18	1.85	4.98	1.85	0.80	551	402	959	0.05	1,031	0.07	549	0.26
A 4	1.67	1.92	1.90	0.64	551	375	835	0.10	1,071	0.14	782	0.43
A 6	1.78	2.49	2.15	0.74	587	364	959	0.13	1,071	0.12	808	0.36
A 8	1.77	2.87	2.33	0.66	551	364	835	0.10	1,071	0.13	782	0.40
A 11	1.76	3.48	2.11	0.78	627	364	959	0.14	1,071	0.12	782	0.34
A 16	1.94	4.79	2.30	0.75	578	418	1,203	0.12	1,071	0.10	690	0.31
A 9	1.72	2.91	2.71	0.77	587	364	959	0.12	1,071	0.10	734	0.36
A 12	1.75	3.38	2.61	0.85	587	364	835	0.14	1,071	0.10	734	0.37
A 13	1.85	4.07	2.87	0.80	606	418	835	0.08	1,071	0.12	734	0.33
A 17	1.78	4.42	2.45	0.83	483	387	1,112	0.08	1,071	0.09	670	0.38
A 14	1.65	4.98	2.68	0.91	627	367	—	—	1,031	0.09	632	0.29
B 3	2.29	2.58	1.74	0.88	—	340	894	0.13	1,112	0.11	690	0.37
B 5	2.27	2.82	1.50	0.92	—	321	894	0.12	1,112	0.14	782	0.40
B 10	2.18	3.48	1.67	0.66	—	332	959	0.11	1,031	0.10	670	0.42
B 16	2.07	4.18	1.51	0.83	—	369	959	0.09	1,071	0.09	680	0.36
B 2	2.35	1.83	2.16	0.92	—	340	1,031	0.11	1,071	0.12	835	0.41
B 6	2.18	2.68	2.12	0.89	—	364	894	0.12	1,031	0.11	864	0.40
B 8	2.16	3.20	1.97	0.66	—	340	894	0.10	1,112	0.12	712	0.37
B 12	2.10	3.15	1.88	0.93	—	340	959	0.11	1,071	0.13	630	0.35
B 14	2.10	4.14	1.81	0.82	—	375	959	0.06	1,071	0.10	758	0.30
B 17	2.13	4.32	2.09	0.69	—	418	1,031	0.06	1,071	0.09	670	0.29
B 9	2.24	3.20	2.66	0.66	—	340	1,112	0.12	1,071	0.11	734	0.37
B 15	2.16	4.14	2.31	0.84	—	375	959	0.11	1,071	0.10	690	0.33
B 18	2.13	5.26	2.47	0.81	—	402	959	0.05	1,031	0.09	758	0.31

窒化した 硬化測定には Firth hardometer を用ひ 硬化層の深さの測定には試料の研磨後腐蝕して 顕微鏡で行た 用ひた試料の Mn% は 0.6~0.7% で S は 0.08% 以下 P は 0.10% 以下である
 500°C で窒化したものは硬度低く且不规则である
 550°C で窒化したものは硬度高く均一である
 600°C のものは硬度低く不规则で且 Si% の比較的高い範囲では 硬度が低下する傾向がある 550° 及 500°C 窒化の場合は Si% に依る硬度の變化は明瞭ではない

尙こゝに實驗した程度の Cr% の増加は 各窒化温度に於て得られた硬度には殆ど影響せず 且 total carbon の差に依ても硬度には殆ど其の影響が認められない

硬化層の深さは 600°C が最大で 550°C は 500°C の場合よりも稍々深い傾向がある

實驗結果は相當不规则ではあるがそれでも各窒化温度及組成に於て Si% が増加すれば 硬化層は薄くなる傾向が明である

Si% 一定の場合は Cr に依て硬化層は稍々深くなるが total carbon の影響は殆ど認められない

顕微鏡組織では 600°C 窒化の場合に硬化層と心材との境界が明瞭に見られ 試料の縁には龜裂が認められた

第 2 表

試料	弾性係数 lb/in ² × 10 ⁸	抗張力 t/in ²	伸 %
A 3	25.8	45.8	1.62
A 5	26.0	43.0	1.85
A 7	25.3	30.3	1.83
A 10	25.4	36.2	1.85
A 15	25.0	28.0	1.60
A 18	24.0	22.5	2.51
A 4	25.9	49.3	1.00
A 6	25.8	31.2	1.68
A 8	24.8	49.3	2.42
A 11	24.7	32.9	3.27
A 16	25.1	22.4	1.50
A 9	25.4	49.9	1.61
A 12	25.9	24.9	3.27
A 13	25.0	34.3	1.66
A 17	25.2	28.4	2.18
A 14	22.6	18.9	3.17
B 3	22.5	29.7	2.50
B 5	23.5	31.1	2.84
B 10	22.8	24.1	3.47
B 16	22.7	27.7	3.47
B 2	24.5	29.6	2.85
B 6	23.9	26.4	2.42
B 8	24.0	36.6	3.12
B 12	22.9	34.7	2.77
B 14	24.7	28.0	2.64
B 17	24.7	23.2	3.35
B 9	24.5	35.1	2.75
B 15	24.0	31.7	1.96
B 18	25.0	26.2	2.41

第 2 表は機械的性質を示すもので 4.5% Si 以上では弾性係数が著しく低下する しかし一般に普通の鼠鑄鐵よりは大きく 抗張力も一般に高いが Si% と共に減少する

第 3 表は輪狀の試料に就て窒化後の半徑方向の厚みの増加を測定せる結果で 即ち種々なる窒化温度で處理した場合の成長を示すものである 何れも同様な成長を現すが 窒化温度の高い程度の傾向は大である様である

第 4 表は P の影響を見る爲に用いた試料の組成である

第 4 表

試料	T.C.%	C.C.%	Si%	Mn%	P%	Cr%	Al%
P 1	2.57	1.04	2.44	0.57	0.095	1.49	1.36
P 2	2.51	0.95	2.53	0.57	0.190	1.53	1.38
P 3	2.59	0.98	2.63	0.59	0.40	1.57	1.33
P 4	2.62	0.99	2.63	0.62	0.53	1.53	1.42
P 5	2.49	0.95	2.68	0.62	0.80	1.55	1.44
P 6	2.62	1.15	2.72	0.65	1.36	1.49	1.40

第 5 表は之等の試料に就て得られた成績で P% の多いものは 彈性係数及抗張力が僅に低い 硬度は鑄込状態共に 1.36% P の試料が高い P が 0.19% 以上になると窒化せる時の硬度は著しく 下の硬化層の深さには變化は認められない

第 5 表

試料	弾性係数 lbs/in ² × 10 ⁸	抗張力 t/in ²	伸%	硬 度		500°Cにて窒化	
				鑄放	焼鈍	硬 度	深さ in
P 1	22.3	23.4	3.9	341	291	835	0.010
P 2	23.2	23.2	3.1	321	291	959	0.009
P 3	22.0	25.6	4.8	341	291	614	0.010
P 4	22.8	25.8	3.4	341	305	758	0.010
P 5	21.0	21.7	3.6	341	305	650	0.012
P 6	21.7	23.0	3.3	363	320	580	0.009

第 6 及 7 表は Mn の影響に就て實驗せる成績で こゝに實驗せる範囲では窒化層の深さ及硬度共に殆ど Mn の影響は認められない

第 6 表

試料	T.C.%	C.C.%	Si%	Mn%	P%	Cr%	Al%
M 0	2.57	1.04	2.44	0.57	0.095	1.49	1.36
M 1	2.62	1.56	2.44	1.39	0.103	1.51	1.64
M 2	2.66	1.56	2.44	1.98	0.12	1.49	1.64
M 3	2.62	1.53	2.44	2.11	0.13	1.51	1.42

第 7 表

試料	弾性係数 lbs/in ² × 10 ⁸	抗張力 t/in ²	伸%	硬 度		500°Cにて窒化	
				鑄放	焼鈍	硬 度	深さ in
M 0	22.3	23.4	3.4	341	291	835	0.010
M 1	25.0	25.9	4.3	341	320	890	0.010
M 2	24.6	24.7	2.2	341	335	808	0.010
M 3	24.5	22.8	2.9	363	335	835	0.009

(佐 藤)

高温に於る鋼の静的並に衝撃硬度 (Walzel, R., Archiv, Eisenhüttenw. Juni, 1937, s. 577) 試験温度の上昇と壓球硬度の變化状況を種々の壓球速度に於て測定し 硬度曲線の凹凸を 2 つの析出硬化と假定することによつて説明し 更に温度 壓球速度及び析出硬化による硬度上昇の關係を圖解的に示した

高温静的硬度試験に於ては R. Mailänder (V. Ehmke, Krupp-Mh. 11, 1930, s. 295/315) に倣ひ徑 19mm のウイディア球を使用し 此の球は試験前より試料と共に加熱し 試験時に球が試片を冷却しない様にした 荷重は 3,000kg とし此の壓に達するまでの時間は普通静的試験に於ては 6 秒 緩慢静的試験に於ては 25 秒とした 衝撃硬度試験に於ては R. Walzel (St. u. E. 54, 1934, s. 954/57) と同様振り型硬度計を用ひ 徑 10mm として打撃仕事は 349mmk とす

試料は第 1 表の如き成分を有し 同表記載の熱處理を施されたものである

試験の結果は第 1 圖に示す如く衝撃硬度曲線には 2 箇の山があり 静的硬度曲線には一つの山があるのみである 而して 500~600°C

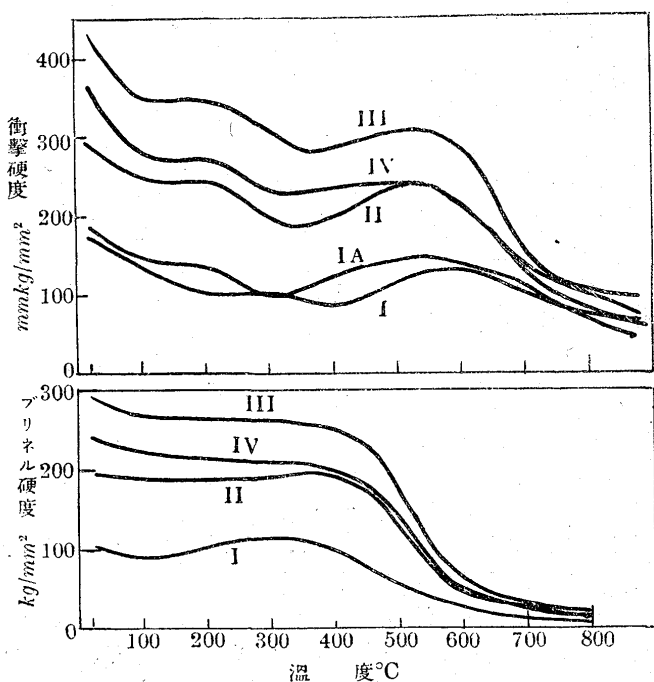
に於ける硬度曲線の極大は静的硬度曲線の 300~400°C 間に於ける極大部に相當するものである 試験時間が長引けば硬度曲線の極大部が低温の方に移動することがその他の試験に於ても見ることが出来た

第 1 表 試料の成分及び豫備處理

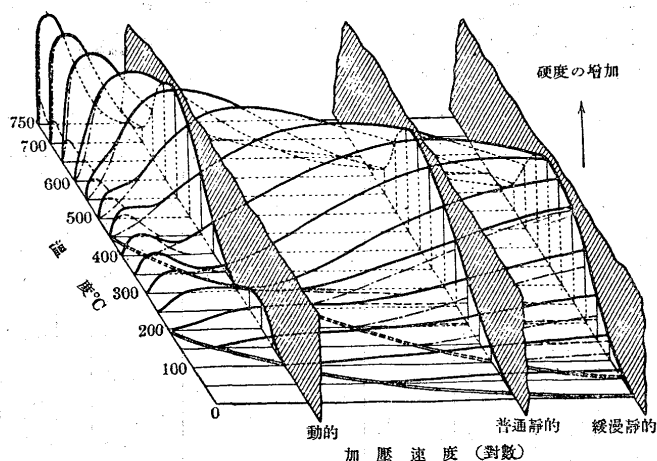
鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	豫備處理
I	0.09	—	0.43	0.011	0.031	—	—	920°C で 15 分間焼鈍
IA	0.08	—	0.49	0.024	0.048	—	—	同上
II	0.52	0.16	0.67	0.011	0.036	—	—	840°C で 同上
III	0.83	0.19	1.00	0.047	0.050	—	—	780°C で 同上
IV	0.30	0.12	0.46	0.005	0.012	0.89	3.47	840°C より油焼, 680°C で 30 分焼戻

凡ての鋼が衝撃試験に於て 150~250°C の低温範囲に第 2 の高硬度部のあることに就て説明しなければならない これは 2 つの析出硬化作用の發生に基くためである 一つの析出硬化作用は非常に起り易く即ち衝撃試験間の極めて短かい時間にも不拘 150~250°C に於て起る硬化作用にして 他の一つは多少起り難い析出硬化即ち 500~600°C に於て起るものがそれである 静的硬度に於て第 2 の高硬度の山 (150~250°C) の現れない事に就ては 静的硬度測定の際に

第 1 圖



第 2 圖



は第 1 及び第 2 の硬化作用が重複してその結果含量が現れるため第 1 と第 2 の高硬度の山が區別せられずに圓滑な曲線となるのであると想像せられる 2 種の過飽和せる元素が鋼より分相する場合の例は屢々文献に出て居る H. Buchholtz u. W. Köster は焼戻による C 及び Cu の析出硬化に就て又 W. Köster は N₂ 及 C の析出硬化の現象に就て説明を爲して居る 然し析出硬化を爲す體伴物の性質に關してはこれまで何も報告せられてゐない それは兎も角として 2 種以上の組成が同時或は相前後して析出硬化作用を起すことは考へられる 150~250°C の衝撃試験にあらはれる析出硬化の原因となるは多分一元素又は化合物であつて 之は今日まで析出硬化の研究に於て考へられた組成とは異り析出硬化作用が早いために従來の試験では見道がされてゐたものであらふ 恐らく酸化物又は酸素に基因するものであらふ 第 2 圖は試験時即ち壓球時間中に起る析出硬化と壓球速度温度の關係を圖解的に示した圖である

(F. K.)

潤滑剤の缺乏による鐵の窒素吸收 (Diergarten H., Metal Progress, April 1937) 鐵をすり合せると特殊の表面状態を生じて疲勞限を低下せしめることは既に Fink によつて指摘されたがこれは單なる機械的性質のみではなく摩擦酸化による化學的影響も含まれてゐる 他方 A. Thum と F. Wunderlich は酸素を含まざる氣體中での磨耗或は表面の荒れが酸素を含む氣體中に於けるものよりも著しいといふ事實から 疲勞限に對する酸化の影響は第二義的のものであると信じてゐる 然るに H. Schottky と H. Hiltenkamp は窒素が此の重要因子であることを確めた P. Klingner と W. Koch の研究によれば磨耗局部の窒素含有量は 0.074~0.090% であるがその直ぐ内部は 0.0065% 中心部は 0.006% であつてこれは板發條での實驗結果である

0.4% 炭素鋼齒車の齒形に於ける實驗では 表面に直角な斷面を見ると表面から内部へ向である一定厚の間は特殊の成分が存在してゐる 齒形の受ける荷重の大小による窒素吸收の状態は次の様である

	重荷重	輕荷重
表面層の厚さ	0.040 mm	0.045 mm
表面層の窒素	0.013%	0.008%
心部の窒素	0.004%	0.004%

Cr-Ni 鋼ピオン齒形の實例では内部の窒素量 0.0065~0.006% なるに表面では 0.042~0.035% を含有してゐる 軸の疲勞破壊に關する Krupp 會社の實驗では摩擦部に於ける窒素増加は 0.12% に及んでゐる 鋼の表面を削り取る場合にも窒素吸收は行はれるもので H. J. Wiester によれば軟鋼を研磨砥石で荒取りした場合窒素は 0.01% から 0.03% に増加してゐる (I. K.)

高速度鋼の繰返し焼戻しと硬度 (Rowe F. W., Metal Progress, April, 1937.) 18~4~1 型高速度鋼の熱處理と硬度の關係を述べたもので 焼入温度の變化によつてロックウエル "C" 硬度は殆んど變化しないと云て良いが 正確には温度を下げてと極く僅か宛硬度を増加し 1,005~1,110°F 間の焼戻しでは温度を下げてと逆に僅か減少する 此の關係は下表の如し

焼入温度	焼入のまゝ	1,040°F 1 時間焼戻
2,345°F	C-65.9	C-65.4
2,370	65.6	66.0
2,410	65.1	66.2
2,445	64.8	66.7

繰返し焼戻しでは 24 個の試験片を作りて 6 組に分ち 2,410°F 及

2,445°F から焼入したものを夫々 930, 970, 1,005, 1,040, 1,075, 1,110°F で 1 時間宛 3 回繰返して焼戻した 結果の概要を下表に示す

焼戻温度	第一回 1 時間 焼戻	第二回 1 時間 焼戻	第三回 1 時間 焼戻
	(2,410°F 焼入 硬度 C-64.9)		
1,005°F	C-65.5	C-66.1	C-66.3
1,040	65.8	66.8	66.6
	(2,445°F 焼入 硬度 C-64.4)		
1,005°F	C-66.0	C-66.6	C-66.9
1,040	66.3	67.0	66.9

上述の焼戻しと 2~3 時間連続焼戻しとは熱処理上全く異なる意味を持つものである 2390°F 以上の焼入では 1,005°F 繰返し焼戻しにて 30 分宛 6 回で最大硬度となり それ以後は増加しない 焼戻し温度を 1,040°F に上げると同様の熱処理で最大硬度を極く僅かに低下するが それ以上の繰返しでは次第に硬度を低下することは下圖の如し 切削能力の點から考へれば 18-4-1, 18-4-2 型高速度鋼を此の最大硬度迄持て行くのは感心しない 特に形成工具即ちホブギヤーカーッター ラックカッター等に於て C-63 又は C-64 以上の硬度になると急激に脆性を増すから 比較的鋭利な切削角を持ち均一衝撃を受けるものは 1,075~1,100°F 焼戻しにて最大 C-65 にすべく 衝撃の大なるものは C-62~63 に下げねばならぬ

(I. K.)

Ni-Fe 合金に就て (Owen E. A., Yates E. L. & Sully A. H., Proc. Phys. Soc., May, 1937.) 研究は 3 部分に分れ (I) 鐵に富む Ni-Fe 合金の膨脹係數 (II) Ni-Fe の成分と格子常數の變化 (III) 成分に依る熱膨脹係數の變化に就てある 總て X 線に依れるものにして格子常數を求めこれより膨脹係數を算出した

(I) Ni-Fe 合金中 Fe に富むものは加熱及冷却に際し非可逆的である爲により困難を伴ふ Ni-Fe 合金の状態圖は第 1 圖に示す如くである 圖に依ると Ni 0~30% は α 合金で (α+γ) への變態は純鐵 900°C から Ni 30% の 450°C に互る γ への變態は Ni 30% で約 550°C である故 (α+γ) 範圍は約 100°C である 然し此範圍は Ni の減少と共に減じ純鐵にはない 本試験に於ては第 1 表に示す様な 3 種の Ni-Fe 合金に就て研究した熱処理は 3% Ni 合金の粉末は真空中で 600°C に 3hr 加熱して後 12 hr を要して室温迄冷却した 9 及 16 % Ni 合金は 600°C に 12hr 加熱しても X 線分析で明確な線を得ず研究の結果 500°C で 3hr 焼鈍した X 線寫眞は普通の方法を探りカメラを含んだ箱をも真空にし試料を高温にした 温度は 600°C 迄で其測定精度は ±1% である X 線は C_Kα 線を用ひ常數の測定は體心立方格子の (310) 面よりの反射線に依り行たものである

第 1 表

合金	Ni 量	
	重量%	原子%
3	3.1	3.1
9	9.0	8.8
16	16.7	16.4

(a) Fe:-各温度に於て求めた格子常數と温度との關係曲線の切線を引いて其膨脹係數を求めたものが第 2 表である 膨脹係數の精度は ±5% である

第 2 表

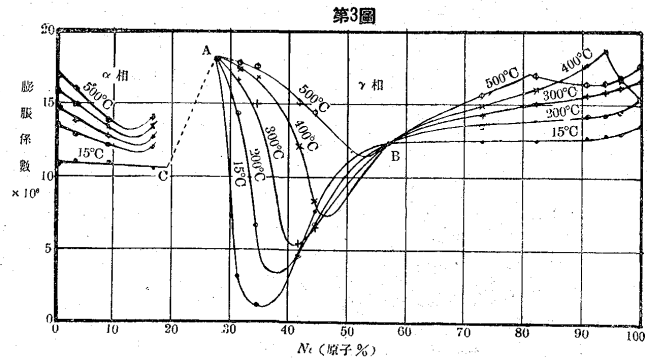
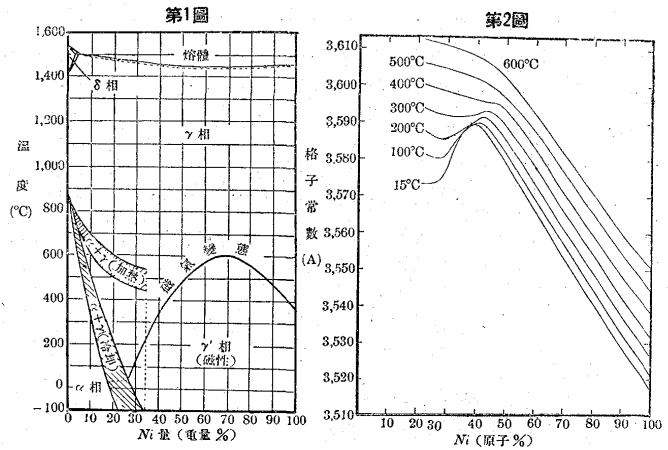
温度°C	0	15	100	200	300	400	500	600
格子係數 (A)	28600	28605	28633	28671	28711	28755	28803	28854
膨脹係數 × 10 ⁶	10.5	10.7	12.0	13.5	14.7	15.8	16.9	18.0

(b) 3% Ni 合金:-此合金は状態圖から見ると 600°C 迄は總て α 相である これも亦温度-格子常數曲線は一つの曲線となり此間に於ては α 相である事が分る 600°C 以上は測定出来なかつた爲

に α→(α+γ) の境界は不明であつた

(c) 9% Ni 合金:-此合金も亦 600°C 迄 α 相で高温でも γ 相の存在は示してゐない

(d) 16% Ni 合金:-此合金も 600°C 迄は α 相である 或文献によると常温にて (α+γ') であるものが 345°C で (α+γ) に 440°C で γ に變はるとされてゐるが其結果とは一致しなかつた 唯 598°C のものは冷却後結晶格子が非常に歪められてゐる所から見ると 598°C で既に何か組織の變化が始められてゐる様に暗示された 然しこれは完全に終了したものではない 3 種の合金の各温度に於ける格子常數及膨脹係數は第 3 表に示す 表によると 16 合金の室温



の格子常數は 9 合金の夫より小さいが膨脹係數は 9 合金より 16 合金の方が温度の上昇と共に急に増加する

(II) 此部に於ては各種 Ni-Fe 合金の室温及高温に於ける格子常數を求めたものである (i) γ 相に屬する Ni 23~97 原子% 合金の室温に於ける結果である Ni 36% 附近の合金の熱処理は特別の注意を拂た 總べての合金を 1,150°C で 20hr N₂ 中にて焼鈍した外に種々の處理も行たが標準としては 600°C で 14hr 加熱した後水中に焼入したものと 120hr を要して室温迄冷却したものとがある

第 3 表

温度	合金 3		合金 9		合金 16	
	格子常數	膨脹係數 × 10 ⁶	格子係數	膨脹係數 × 10 ⁶	格子係數	膨脹係數 × 10 ⁶
0	28616	10.9	28629	10.9	28625	10.3
15	28621	11.0	28633	11.0	28629	10.4
100	28649	11.7	28661	11.5	28655	11.2
200	28684	12.8	28695	12.1	28689	11.9
300	28722	13.7	28730	12.7	28725	12.7
400	28763	14.8	28767	13.3	28763	13.5
500	28809	16.0	28806	13.7	28803	14.2
600	28857	17.0	28845	14.2	28845	14.9

然し Ni 28% 以上の合金は熱処理を變へても何れも同じ格子常數を示した所から觀ると γ 相のみと判定された。結果は第 2 圖に曲線として示す。即ち Ni の格子常數は Fe を加へると増大する。これは Fe の原子容量が Ni のより大なる爲で殆ど直線的に増す。Ni 39 原子% にて最大値 35895 Å となり夫より Fe を増すと増加の度合と殆ど同じ程度で減少し最小値 35732 Å に達す。而して 550°C 以上より室溫に冷却する時 ($\alpha+\gamma$) と γ の境界は 20°C にて Ni 28% と推定された。即ち此結果から Fe を Ni に加へると Ni の結晶格子は合金の原子% に直線的に比例して膨脹し 39% にて max. となり更に Fe を加へると收縮する。

是等の合金の 600°C 迄の格子常數の變化を求めたものも亦第 2 圖に示してある。max. の點は温度の上昇するに従ひ不明瞭になり同時に其位置は Ni 量の高い方に移動する。600°C では max. は現はれない。然し此温度では Ni 40% 合金迄の増加はあり更に Ni を増しても減少せず引續き増加が見られる。然し其度合は減少す。又 Ni 量の減少と共に格子常數の増加する度合は max. に達する迄は何れの

第 4 表

温 度 C	最大に於ける 格子常數(A)	最大に於ける Ni原子%
15	35895	39.0
100	35898	40.5
200	35912	42.0
300	35930	43.5
400	35952	45.0

の温度でも同様であるが max. より以後は温度に依て著しく異なる所は圖からも明らかである。今各温度に於て max. を示す成分と其格子常數を示すと第 4 表の如くである。唯此處

で附け加へておく事は Ni 30% 以上の合金では焼入しても徐冷しても總べて同じ値を示したがこれは合金が不飽和にあり夫故純粋な相にある事を示すものである。

第 5 表

合金	Ni量 (原子%)	格 子 常 數 (A)						
		15°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C
24	23.4	28630	28655	28686	28721	—	—	—
16	16.4	28629	28655	28689	28725	28763	28803	28844
9	8.8	28633	28661	28695	28730	28767	28806	28845
3	3.1	28621	28649	28684	28722	28763	28809	28857
Fe	0.0	28605	28633	28671	28712	28756	28803	28855

(ii) α 相に屬する Ni 3~24% 合金の結果で状態圖に依ると Ni 24% 合金は室溫で α 相であるが 350°C にて α 相は消失し γ 相のみになる。第 5 表に 15°C に於ける格子常數を示すが Fe の結晶格子は Ni を加へると成分に比例しないが膨脹し max. に達して後減少し一定値となる。高温に於ける常數の變化も第 5 表に示してあるが室溫のものと同じ趨勢に變りはない。此 max. の位置は温度の上昇と共に Ni の少ない方に移動する。即ち 15°C では Ni 11.5 原子% であるが 500°C では Ni 5 原子% で max. となる。 α 合金では温度の上昇と共に max. は高い Fe 量に γ 合金では高い Ni 量の方に移動する事になる。

(iii) 格子常數の正確な測定から合金の眞の比重が計算出来る。即ち Fe 及 Ni の原子量を夫々 55.84 及 58.69 とすれば

$$\rho = n/a^3 \{58.69x + (100-x)55.84\} m/100$$

此處に a は格子常數 n は單一格子中の原子の數 x は Ni の原子% m は H_2 の原子の質量 ($(1.649 \pm 0.002) \times 10^{-24}g$) 即ちこれに

依て計算すると γ 合金では Ni 37.5 原子% にて最小 8.12 であり α 合金は Ni の増加と共に漸々に増加する。

(III) 成分による膨脹係數の變化に關するものである。第 3 圖に結果を示す。先づ室溫に於けるものに就て述べる。Ni に Fe が加はるに従ひ約 50% 迄は漸々に減じ此處から急に減少する。Ni 36 原子% にて min. となり夫より Ni が減ずると共に急に増して Ni 28 原子% にては 18.2×10^{-6} に達す。若し Ni 28% を α' ($\alpha+\gamma$) の境界とすると Ni 24% は α と γ とより成り且 γ 相は室溫から 600°C 迄は均一に膨脹する。 γ 相の 15°C に於ける膨脹係數は 18.2×10^{-6} で Ni 28~18.6% は飽和 α を含んだ 2 相であり此 α 相 (24%) の 15°C に於ける膨脹係數は 10.1×10^{-6} であり従て第 3 圖の C と A との中間は是等の混合物の膨脹を示す事になる。焼入して常溫以下に冷却すると曲線は變化するがこれに就ては目下研究中である。因に本實驗に用ひた Ni は Ni 99.94, Cu 0.008, Fe 0.028, C 0.011, S 0.004%, Fe は Fe 99.84, C 0.034, S 0.012, Mn 0.010, P 0.014%, Si trace である。

常溫以上の種々なる温度に於ける結果も第 3 圖に共に示してある。58 合金 (Ni 57 原子%) は各温度を通じて殆んど同じ膨脹係數を示した。即ち點 B である。又總へての曲線は A 點を通た α 相合金も共に示したがこれらの曲線は熱處理に依て變て來る Ni の増加と共に膨脹係數は減少し min. に達するが此 min. の點は温度が上るに従ひ Ni の少い方に移動する事は圖から知られる。CA の間は Ni 20 及 25% 合金に就て調べたが 15°C で 11.5×10^{-6} 及 16×10^{-6} であつた。結果は大體 Guillaume 及 Chevenard のものと一致するが多少の差違は合金の純度に因るものと考へられる。

(Y)

クロム鋼のスケール生成に對する炭素の影響 (Oertel W., u. Landt W., St. u. E 8, Juli, 1937, S. 764/6) クロム鋼の耐熱性に

及ぼす炭素の影響に關しては各種の報告あり M. Schmidt u. O. Jungwirth は Cr, C の種々の成分の鋼に就て研究したるも其の間に何等一義的の關係を認むることが出来なかつた。J. P. Gill は 12.5% Cr, 1.38~2.38% C の鋼に在りては C の最低即ち 1.38% の時最も良好なる耐スケール性を得。又 K. Roesch は高 Cr の鑄鐵の耐熱性は C の含有量には殆んど無關係であると云て居る。E. Houdremont の研究によれば 1,000 及び 1,100°C では Cr 10~18%, C 0.4~

2.0% の鋼中 C 1% のものが最も耐熱性が大である。

著者は前述の研究を遂行するために試料として 10.20 及び 30% Cr, 0.1~1.4% C の鋼を 2.5 kg の

第 1 表 試料の成分

鋼溶解 番 號	成 分 (%)			
	C	Si	Mn	Cr
1	0.12	0.16	0.18	9.86
2	0.32	0.11	0.17	9.41
3	0.80	0.19	0.23	9.54
4	1.37	0.21	0.15	10.02
5	0.13	0.24	0.18	19.45
6	0.34	0.15	0.12	19.97
7	0.85	0.10	0.19	19.25
8	1.34	0.18	0.25	19.02
9	0.19	0.12	0.16	23.96
10	0.33	0.25	0.24	29.54
11	0.65	0.14	0.19	28.67
12	0.98	0.25	0.21	29.76
13	1.39	0.27	0.18	29.16

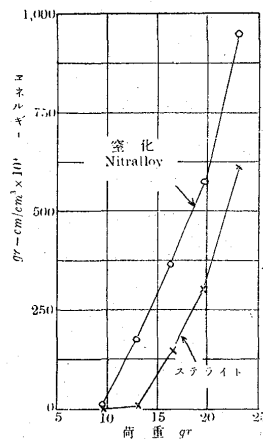
第1表に示す如き試料を作つた鑄型に鑄造せる鋼は $18 \times 15 \text{ mm}^2$ に鍛錬し 750°C で5h加熱し後に爐内冷却を行つた更に之を $20 \times 15 \times 12 \text{ mm}^3$ に仕上げし全面を磨き空氣中及び燈用ガスの廢ガス内で試験を行つた空氣によるスケール生成の試験には試片を磁裂管に入れて管の一端をアスベストにて閉塞し之を電氣爐にて加熱した又廢瓦斯による試験にありては試験爐と直列の爐内にて瓦斯と空氣の混合氣體を燃焼せしめこの燃焼瓦斯を試験爐に導入する如く設備した燃焼瓦斯の成分は $0.5 \sim 0.7\% \text{ O}_2$, $7 \sim 8\% \text{ CO}_2$ であつた

10% Cr鋼の空氣中に於けるスケール生成の試験結果を見るに 700°C に於てはC含有量には餘り影響されなことが認められたCr 10%の鋼即ち第1表1~4は凡てフェライトと炭化物より成る組織を有するものである 800°C に於ては耐熱性はC約1%の所に於て相等高い値を示した鋼3及び鋼4は 800°C に於てはフェライトと炭化物の他にオーステナイトをも有するものにして鋼1及び2は 800°C に於てもフェライトと炭化物のみより成る 900°C , $1,000^\circ\text{C}$ の試験に於ては之等の鋼は僅かな相違があるに過ぎなかつた 900°C , $1,000^\circ\text{C}$ に於ては鋼1,2はオーステナイト鋼3,4はオーステナイトと炭化物より成る $1,100^\circ\text{C}$ に於ては鋼1が最も多くスケールが出来又炭素量によるスケール生成量の相違も 900°C , $1,000^\circ\text{C}$ の場合より稍大となつた燃焼ガス中に於けるスケール生成量は炭素含有量の差に依て相違が殆んど認められないがスケールの量は空氣中に於ける場合より遙に多い

次にCr 20%の鋼の試験結果を見るに 700°C , 800°C に於けるスケールの生成は炭素量によつて殆んど變り無く又組織は凡てフェライトと炭化物より成る 900°C に於ては鋼7 (C=0.85%) 鋼8 (C=1.34%) はフェライト炭化物の他にオーステナイトを伴ふこの事がスケール生成の抵抗に役立つのである $1,000^\circ\text{C}$ 及び $1,100^\circ\text{C}$ の試験に於ても同様の現象が認められた燃焼瓦斯中に於ても同様であるがCr 20%の鋼はCr 10%のものに比して抵抗力が實際に大であるCr 30%即ち鋼9~13は凡てフェライトと炭化物より成り従て上記諸種の試験の場合とは全く異なる曲線を示し炭化物の増加即ち炭素量の増加するに従てスケール生成抵抗が低下した (F. K)

滑り磨耗に関する新しい實驗 (Clark D. S.; Freeman R. B. Metal Progress, April, 1937) 滑り磨耗の問題は如何なる因子が結果に對して最大の影響を與へるかを知らることが可成り困難であるから實驗裝置の設計及探擇に際して充分の注意が必要である著者等は特殊の試験裝置を考案しMetal Progress (March, 1937) に發表したがこれには特殊の試験片と實驗に長時間を要する缺點があつた本報告では迅速決定法を考案した所に興味がある磨耗機構を考察するに摩擦及び變形のために吸収せられるエネルギー量が磨耗と重大關係がある故に適當な形狀に研磨されたダイヤモンドに適當の荷重を加へ極めて低速度で磨かれた試料の表面を移動させば單位體積の切粉を得るに必要なエネルギーが算出される引掻き硬度ではダイヤモンドポイント立方體の隅の形狀にしたものを用ひその對角線を試験片の平面に直角にするかくすれば切込深さは幅に正比例し斷面積は幅の平方に正比例する従て $E = \text{單位體積を引掻くエネルギー}$ $f = \text{力}$ $w = \text{引掻き幅とすれば } E = f/w^2$ となる

著者はfとwを測定してEを算出してゐるwはマイクロメーターで測るfを測るには試験片をダイヤモンドポイントの下



を往復運動させ試験片取付臺の受ける彈性變形を擴大して電氣的に誘導し計器上で読み取り得る如くした此の方法によると關係的硬さはダイヤモンドポイントに加へられる荷重によつて異なるから硬度を荷重の函數として實驗してゐるステライトと窒化鋼とに關する結果は別圖の如く荷重の増加に伴ふ兩者間の開きには左程の變化はないがすべての材料がこの傾向を持つとは限らないしかし著者はその結果は何も示してゐない且つエネルギー量と硬度の具體的關係を見出さんとするのが目的であるから此の實驗のみでは結論を得る迄には到てゐない

的であるから此の實驗のみでは結論を得る迄には到てゐない

8) 非鐵金屬及合金

特殊青銅の疲勞限及腐蝕疲勞限 (Gough H. J.; Sopwith D. G., Monthly J. Inst. Metals, 3, 1936; J. Inst. Metals, 60, 1937, Advanced Copy No. 750) 著者等は4種類の特殊青銅 磷青銅 アルミニウム青銅 ベリリウム青銅及びスーパーston青銅より直徑 $0.275''$ (約7mm) の疲勞抵抗試験片を採取し繰返し彎曲試験機にかけ 5×10^7 回迄繰返し荷重を加へて常溫に於ける大氣中疲勞試験と3%食鹽水の噴霧による腐蝕疲勞試験とを行つて既に試験済の鋼材 0.5%炭素鋼 15%クロム鋼 18-8不銹鋼 17-1 Cr-Ni鋼並に輕合金2種の數値と比較してゐる試験に供した特殊青銅の成分と試験片母材の加工熱處理の種類は第1表の通りである

第1表

品名	成分	處理
磷青銅	4.23% Sn, 0.13% P, 殘 Cu,	壓延後燒鈍
アルミニウム青銅	8.89% Al, 0.15% Fe, 1.40% Zn, 殘 Cu,	壓延のみ
ベリリウム青銅	0.30% Ni, 0.10% Fe, 2.25% Be, 殘 Cu	壓延のみ
スーパーston青銅	9.73% Al, 4.97% Ni, 5.42% Fe, 殘 Cu	鍛錬のみ

大氣中に於ける試験結果は第2表の通りである

第2表

品名	抗張力 μ/in^2 , T	大氣中に於ける疲勞限 μ/in^2 , FR
磷青銅	27.6	± 9.8
アルミニウム青銅	35.7	± 14.3
ベリリウム青銅	41.8	± 16.3
スーパーston青銅	51.7	± 22.7
デュラルミン	28.2	± 9.2
Mg-2.5% Al 合金	16.4	± 6.8
0.5% C 鋼	63.2	± 25.0
15% Cr 鋼	43.3	± 24.8
18-8 Cr-Ni 鋼	66.3	± 23.8
17-1 Cr-Ni 鋼	54.5	± 32.8

第2表の結果を見るに大氣中の疲勞限では $\pm 22.7 \mu/\text{in}^2$ のスーパーston青銅が最大で青銅として非常に高い値を示し次が $\pm 16.3 \mu/\text{in}^2$ のベリリウム青銅で磷青銅は最下位にある

次に3%食鹽水による腐蝕疲勞試験では第3表の如き結果を得たが何れの青銅も一定値の腐蝕疲勞限界を示さない $\log S - \log N$

線圖に表はすと測定値は上下限 2 本の直線間に散在し此の開きを平均値に對して比例で求めたのが第 3 表中の變化%であつてこれは同一材料より採取した各試験片の抵抗値がどの程度一致するかを現はすものである

第 3 表

品名	3%食鹽水噴霧中に於ける耐久限界 (5×10^7 回) $t/in^2 f_B$	變化%
磷青銅	±11.7	±4
アルミニウム青銅	±9.8	±5
ベリリウム青銅	±17.4	±6
スーパーston青銅	±14.6	±2
デュラルミン	±3.4	±8
Mg-25% Al 合金	—	±12
0.5%-C 鋼	±2.8	±12
15%-Cr 鋼	±9.1	±4
18-8 Cr-Ni 鋼	±15.8	±5
17-1 Cr-Ni 鋼	±12.3	±5

此の變化量はアルミニウム合金・炭素鋼の方がむしろ大であつて特殊青銅は特殊鋼と略同程度であることが解た 唯スーパーston青銅のみは非常に少く ±2% に過ぎない アルミニウム青銅とスーパーston青銅とは腐蝕疲労には弱く大氣中の疲労限よりも小さいが 磷青銅とベリリウム青銅とは大氣中よりも高く特にベリリウム青銅は特殊鋼よりも優秀である スーパーston青銅の腐蝕疲労限は大氣中疲労限よりも小さいが それでも尙 18-8 Cr-Ni 鋼と同程度の優秀性を持つてゐる 此の合金の缺點は切欠ぎの影響が大いことである 従て蝕腐局部に歪力が集中して腐蝕疲労限を著しく低下さす原因となる 尙以上の結果を判断する爲の手段として耐久比並に 2 種疲労限の比を求めれば第 4 表の通りである

第 4 表

品名	耐 久 比		比 f_B/F_B
	大氣中 f_B/T	食鹽水中 f_B/T	
磷青銅	0.35	0.42	1.19
アルミニウム青銅	0.40	0.27	0.68
ベリリウム青銅	0.39	0.42	1.07
スーパーston青銅	0.44	0.28	0.64
デュラルミン	0.33	0.12	0.37
Mg-25% Al 合金	0.41	(0.10)	(0.25)
0.5%-C 鋼	0.40	0.044	0.11
15%-Cr 鋼	0.57	0.21	0.37
18-8 Cr-Ni 鋼	0.36	0.24	0.67
17-1 Cr-Ni 鋼	0.60	0.23	0.38

(I. K.)

亜鉛メッキ爐と温度 (Imhoff W. G., American Mach. Dec. 30, 1936, p. 1077-1078) 亜鉛メッキ用 pot の最大壽命は温度を 870°F 以下に保て得られることを述べてある 元來 hot-dip 亜鉛メッキ爐の設計は困難な問題の一つであつて 單に燃料經濟の點のみに就ては比較的容易に解決出来るが 熔融亜鉛液が pot を腐蝕する爲の損害を防止することがむづかしい 熔融亜鉛が鐵をとかす量は 870°F 迄は僅少であるが 870~900°F 間で徐々に増加し 900°F 以上になると極めて急激に直線的に増加するものである 此の事實より見て製品の種類如何に關せず pot の温度は 900°F 以下に保つべきである 従て一般設計の標準としては 840~870°F に温度を一定させる様製品の投入量を定めると良い 次に hot-dip 亜鉛メッキの副産物として 96% Zn, 4% Fe の合金即ち dross が出來る pot の底部に沈澱する これは非常に乾燥するから底部を局部的に過熱して爐の壽命を短かくする缺點がある よつて普通 dross

line の上を加熱するかさうでないと 爐の上面が 840°F のとき垂直面上の dross は 1,350°F に達する 如何なる場合でも dross を 875°F 以上にはしてはならない 以上の結果を綜合して設計の條件としては 要求通りの製産に必要な熱量を供給すること pot のどの部分も最高 900°F を限度とすること dross line 以下の部分を加熱すること 局部的の過熱を避けること 900°F 以上に昇らざる様品物を供給すること 温度を出来るだけ一定に保つこと 燃料が完全燃焼する様留意することである 一つの爐でこれだけの條件を充分満すことは可成り困難である 最後に pot の壽命は製品の重量で表はすのが合理的であつて 單に時間のみで表はすのは意味がない

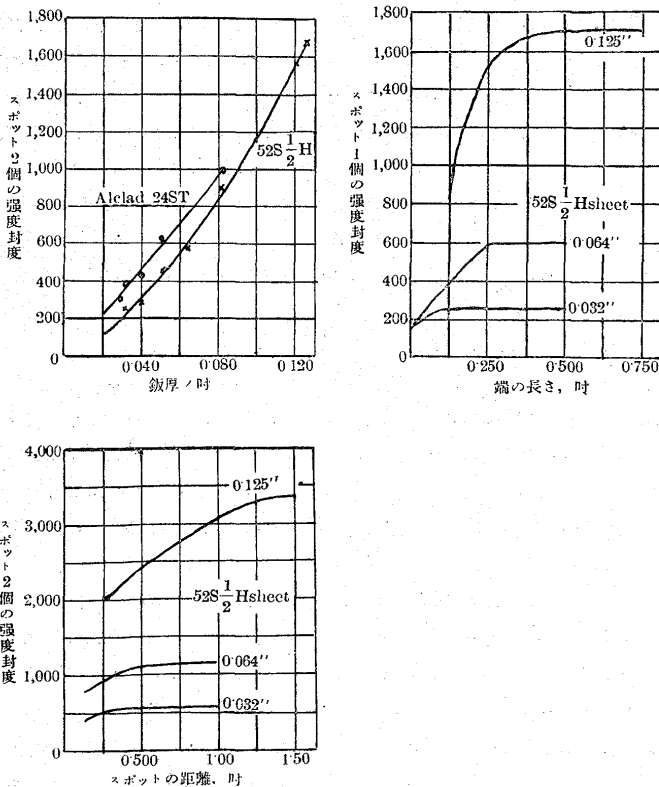
(I. K.)

アルミニウム合金の點接接と繼目熔接 (Hoglund G. O., American Machinist, Jan. 13, 1937, p. 17-21) Al 合金の接合は昔は鋸打に限られてゐたが 最近航空機の如く 高速度用途に應用される様になると鋸の頭の抵抗が問題になつて來た 沸し繼ぎも研究されたが 熱處理或は機械加工によつて材質を向上したものが 熔接熱の爲材質を損じ強度を低下せしめて面白くない 他の一切の條件が同一であるとすれば點接及繼目熔接の方が鋸打より作業時間短かく従て安く出来るし 航空機用ガソリンタンク 其の他の經驗から推して 3/16" 厚以下の材料には最も適してゐる 他の合金用熔接機は Al 合金には不適當である その理由は Al 合金は熱と電氣傳導度が比較的高い故に電流が流れ過ぎ 部分的に合金が熔けて穴や曲りを作る原因となる 熔接機用變壓器の設計には throat の深さ腕の距離と接合材の厚さを考慮せねばならない 經驗上では 1/16" 厚で 24,000 amp, 1/8" 厚で 33,000 amp, 3/16" 厚で 42,000 amp が適當である オートトランスで一次電壓の 20~100% の範圍を 25~30 階段に調節することによつて電極の電流を適宜に變化し得る 機械の容量を lva 又は kw で表はすのは意味のない事 特にアルミニウム熔接には電極に於ける電流値を以て示すべきである 壓力機構に就て 特に上部金物は出来るだけ軽くした方が良い 電流を通ずる時間も電氣的に制限すべきで 0.015~0.188" 厚アルミニウム板では標準周波數 50 或は 60 サイクルの内 2~25 サイクルが必要である 點接の場合では機械的又は眞空管の應用でも差支へないが 繼目熔接には必ず electronic timing でなければ良い結果は得られない 繼目の強度は熔接時の壓力に關係する 然るに Al の表面には酸化皮膜があり 電氣抵抗値が高いから局部的に過熱されて電極材料と合金を作り 電極の壽命を短かくする 市販純アルミニウム (2S) 及び 3S 材はこの皮膜が比較的薄く害を與へない程度であるが 他の總ての Al 合金はワイヤブラツシカバフ磨きで熔接局部の酸化皮膜を除去せねばならぬ 大物は化學的に腐蝕させる液は 29 lbs のトラガカント護膜を 80 lbs の熱湯に溶かし (7.1 lbs の工業用酒精を添加すると早くとける) 30% 非酸 10 lbs を加へて作る これを 15~30 秒間合金の表面に塗布し後水洗すれば良い その上へ輕油を塗つておけば數日間は酸化しない 電極の設計と保持は Al 合金熔接に極めて大切であつて 普通にやる如く 鑪で尖端を落してはならない 電極端は 165° 位のコーンが球面に作りたるものが良く 250~400 回の點接で再機械加工を施す その途中の磨きには必ず粒の細かいサンドペーパーを用ひねばならぬ 電極の材料には純銅の 75% 以上の電氣傳導度と相當の強度を持つ銅合金がよく 硬質引拔銅棒は最も適當である 點接作業の速度は大物で 1 分間 5ヶ所 小物で 150ヶ所位である 繼目熔接はガス或は液體容器には 1 分間 1~6ヶ所、最初點接の下受けしたものでは 6~15ヶ所出

来る 元來熔接のみの時間は極めて短かく秒以下であるが品物を正しい位置に備へる爲の時間が永いからこれを容易ならしめる器具や道具の使用は工賃を節約する爲の第一條件である 熔接部の強度は出来上りを見る程度では不確實であるから時々機械試験を行つて検査せねばならぬ 熔接電流の測定も重要であつてこの變化は直接電流計で讀み取れない 従つて瞬時的の針の振れ角を利用し 光電管を用ひてこれに光線をあて、電流及び時間が適當なる場合針の振れで一度光線を遮断すると電鈴が鳴る様に装置する もし電流又は時間が大になると指針は大きく振れて往復 2 回光線を切るから 2 回電鈴が鳴り その反對に電流又は時間が小になると振れ角が減じて光線を切らなくなる故に鳴らない 作業中に機械の異常が直ちに發見出来るわけである 熔接部表面距離の 2/3 迄接着された場合強度 靱性 腐蝕抵抗の綜合値が最良條件になるものであつて 鋸打と同等の強度を持つてゐる Al 合金はすべて熔接出来るがその強度は成分 加工度 熱処理方法によつて異なる 下表は 0.032" 鋸を 1" 幅に重ね 2 列に 5ヶ所以上點接した場合の接點 1ヶ所に對する剪斷力を示す

合金名	剪斷強 lbs	合金名	剪斷強 lbs
2S1/2H	200	Alclad 17 ST	350
52 SO	240	" 24 ST	360
52 S1/2H	450	" 53 ST	350

接點の大小は鋸厚で變化するから強度も結局は鋸厚に關係するわけである この關係を第 1 圖に示す



次に點接點間の距離と鋸縁迄の距離が問題になるが後者に就ては第 2 圖に示す如く 52S 1/2 H 鋸では少くとも端から鋸厚の 4 倍は入つてゐなければならぬ Spot の間隔は同じ材料に就ての實驗が第 3 圖に示してある 間隔が小に過ぎれば電流は短絡されて金属は充分熔解しない故に電流を増すか 個々の製品に就て強度試験を行ふ必要がある 最小距離は鋸厚によつて異なる故に止むを得ざる場合以外にはこれを守るべきである

疲勞や振動荷重に對する抵抗は充分測定されてゐないが 著者の 25 時間振動試験の結果によれば鋸打と同等の強度を有する 腐蝕抵抗試験は 素材が比較的良好な抵抗力を持つてゐるから 熔接部のみの試験にも長年月を要する 海岸地方で鹽分を多量に含む外氣の抵抗試験では 1 年後に於て 2S 1/2 H, 52S 1/2 H, 53 ST, Alclad 17 ST 及び Alclad 24 SRT は剪斷強度に變化なく 17 ST と 24 ST が僅かに減少した 又熔接部分を海水に浸して 1 時間毎に出入せしめ上部は常に大氣中にあり 中央部は海水に出入し 最下部は絶えず海水中にある如く装置して實驗した その結果塗裝せざる裸材料でも肉眼で見た程度では 2S, 3S, 52S, 53S, Alclad 17 ST, 17 SRT 24 ST, 24 SRT 何れも腐蝕程度に相違が認められなかつた 唯 51S, 17S 及び 24 S は海水中と海水に出入する部分が多少侵されてゐた 従つてかかる材料は其の部分のみの塗裝によつて充分防錆出来るわけである (I. K.)

銅の光輝燒鈍用木炭ガス (Holler H. D., Metals & Alloys, June, 1937) 銅の光輝燒鈍の爲に爐氣は O_2 及 S のない事を必要とする 同時に少量の還元性ガス (H_2 及 CO) は脆化を防ぐ爲に必要である 此目的で木炭爐を通過させた空氣が好適であらう 赤熱した木炭塊の間を空氣を通過させると發生ガスは N_2, CO_2, CO

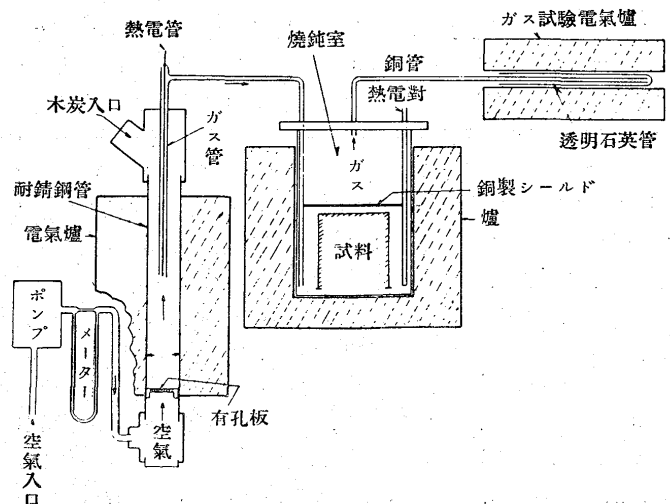
第 1 表

溫度 C	成分 %		
	CO_2	CO	N_2 ※
900	0.35	33.75	65.90
850	0.75	33.20	66.03
800	1.60	31.70	66.70
750	3.45	28.65	67.90
700	6.60	23.45	69.95
650	10.65	16.80	72.55
600	14.55	10.40	75.05
550	17.55	5.40	77.05
500	19.35	2.45	78.20

※差より算出

で夫等の比は木炭爐の溫度に因る所が大きく又空氣中に濕氣があると C と作用して H_2 及 CO を生ず 従つて H_2 及 CO の量を調整するには木炭及導入空氣の濕度を調節せねばならぬ 木炭爐の溫度を種々に變化した時の各ガスの平衡成分は第 1 表の如くで銅の燒鈍には表中低温のものが還元ガスが少く良い様である 尙此木炭

第 1 圖



ガスは S を含まぬ利益があり又必ず少量の O_2 が存する故脆化を起さぬ様な少量の還元性ガスを含めぬと銅の汚れを防止し得ない

著者の研究用に作たものは第 1 圖に示す如きものである 此爐に依て得たガスの成分は第 2 表の如きもので No. 1 は乾燥せぬ

第 2 表

試料	1	2	3	4	
温度	800	700	650	550	
成分 %	CO_2	8.2	13.1	13.4	17.1
	CO	18.9	10.3	10.0	3.7
	H_2	11.4	3.4	2.0	1.2
	N_2	61.5	73.1	74.6	77.9

2.4% の水分を含む木炭を使用したもので H_2 量の 2/3 はこれから来て居る No. 2, 3 及 4 は乾燥木炭を使用したもので H_2 は空気中の湿気からと思はれる 木炭爐の温度は還元ガスが銅を餘り變色せぬ様に低い方がよい 上述の No. 1~3 は著しい變色があつたが No. 4 は先づ満足すべきものであつた 燒鈍するには燒鈍室内に銅板を汚す様な O_2 のない事を必要とする故 試験には圖の右の方に示す様に銅管で爐氣を別の電氣爐内の透明石英管内に導き此銅管に變色のない事を確かめてから燒鈍室を爐中に入れる ガスの通過量は毎分 5 ft^3 位で充分であらう 木炭の消費は其反應に依り異なるが 若し完全に CO_2 になれば 1,000 ft^3 のガスにつき 6.2 lb を要し又全部 CO になるとすれば 10.4 lb の炭素を要する事になる 然し CO の量は極めて少い故要する木炭は 1,000 ft^3 につき 6.2 lb を若干越へる程度である (M)

酸化を防ぐ銅燒鈍装置の一例 (Machinery, May, 1937, p. 581~582) 銅は常温でよく腐蝕に抵抗するが約 500°F に熱すると空气中で容易に酸化する 銅製品を冷間加工すれば硬化するから加工行程中所々で燒鈍せねばならない その温度は通常 1,000°F 附近が適當であるから當然酸化の爲にスケールを生じ次の行程に移す前に酸洗ひによつてこれを除去せねばならぬ 此の操作は極めて大切であり且つ此の爲に費用を費すことも亦大である 然るに最近では燒鈍爐内の瓦斯成分を調節することに依て酸化即ちスケールの發生を防止し 優良な光澤を與へ得る燒鈍爐が使はれるに到た その一例には Surface Combustion Corporation, Toledo, Ohio で設計 設備されたものがある 此の爐は石炭瓦斯を燃焼して爐を加熱し 製品は別に用意された特殊瓦斯で包む 特殊瓦斯は所謂 DX unit で石炭瓦斯を精製したもので 不爆性 清淨 無酸素 乾燥状態になつて居り 主として N_2 , CO_2 , H_2 , CO 及び CH_4 から成る 加熱瓦斯の燃焼物質や空氣は勿論此の特殊瓦斯に混入せしめてはならない 大型爐では Metal Muffle は設備及び修理費が高い爲に満足なものではない Muffle の利點は瓦斯燃焼輻射管加熱式の點にありこれを爐の側壁を通して Conveyor の上下に装置する U 字形加熱管の兩端は爐の外側に設け 瓦斯は管内で完全燃焼して品物には接觸しない 燒鈍爐は加熱室と冷却室と特殊瓦斯發生室とより成り 1 時間 3,000 lbs の燒鈍容量を有する コイル状に捲き取られた製品を Conveyor 上の皿に均一に乗せ 皿 1 個の荷重が 3,000 lbs になつて居る 皿には穴をあけてあり長さ 72", 幅 42", 厚さ 1/4" で重量 250 lbs ある 皿上に荷重を受けた chain conveyor は遊び轉子の上を移動する 爐の兩端は品物の出入に際して空氣の流入を防ぐ装置になつて居る 加熱室に續く冷却室は水冷式で製品の温度を約 150°F に下げて外氣中に出す 装置全體の大きさは幅 8 ft 長さ 80 ft である (I. K.)

9) 化學分析

鐵試金に於ける過鹽素酸の利用 (Seuthe A. u. Schaefer E., Archiv Eisenhüttnw. Juni, 1937, S. 549) 最近鐵鋼の研究に過鹽素酸の利用に關する報告が特に米國の専門家によつて澤山に提出せられて居る 過鹽素酸はメタルの優れたる溶解劑にして主として Cr , V , W , Si , P の分析に使用せられ 70~72% の溶解は略 203°C の沸點を有し 非常なる強酸化性であり且つ脱水劑である Merk 社製のものには Si , Cr , V , W を含まず P は痕跡である これを使用せば鋼中の Si 定量は 25 min 又 Cr , P の定量は約 12 min を要するに過ぎない

P の定量—Ch. D. Susano u. J. H. Barnett は鹽酸に不溶の不銹鋼中の P 分析に過鹽素酸を利用することを紹介した 彼等の提唱せる方法は普通の鋼分析には餘り有效では無いが此の方法を更に適當に實施すれば有利である 方法は次の如くにして簡單且つ迅速である

1~2 gr の鋼試料を採り 15~30 cm^3 の混合酸 (60% 過鹽素酸 3+1.2 の鹽酸 1) にて温めながら溶解す 珪素の多いもの時は 2~3 滴の弗酸を添加す 次いで白色濃霧の出るまで加熱し 30 cm^3 の水を加へたる後硝酸アンモン及びモリブデン酸アンモンを添加す 溶液をよく振盪し 數分間放置してから沈澱を濾過し 滴定す

若し上記混合酸或は過鹽素酸に溶解しない様な不銹鋼或は工具鋼の場合には王水 (1.4 の硝酸 1+1.19 の鹽酸 2+水 3) で溶かし瓦斯發生の止むまで加熱してから過鹽素酸を加へ強く發煙するまで蒸發す V を含有する鋼の場合には溶解してから液を水で稀釋したる後 第一硫酸鐵溶液を加ふ 沈澱は微温にて行はねばならぬ故定量には約 20 分を要す W 鋼の時には溶解後タングステン酸を 1 ml 放置し 濾過し 濾液を發煙するまで蒸發し それから普通鋼と同じ方法によつて定量す

Si の定量— P と同様に簡単に定量することが出来る 方法は次の如し

Si 0.1% 以下の鋼は試料 2 gr , 0.5% Si 以下の鋼は 1 gr , それ以上の Si を含有する場合は 0.5 gr の試料を採り 試料 2 gr ならば 30 cm^3 の混合酸に又試料 0.5~1.0 gr の場合には 20 cm^3 の混合酸に溶解す 溶解時間中加熱し 3 分間煮沸す この時白濃霧を出さなければならぬ 次に cm^3 の水を加へて濾過し 弱鹽酸水にて 5 回洗滌し 最後に 1 回熱水にて洗滌す 沈澱は燒き 1,000°C にて加熱す

若し迅速分析を行はんと欲せば吸引濾過を行ひアルコールにて洗滌す 直ちに濕れたまゝの沈澱を磁製坩堝に入れて 開放マツフル内にて 5 min 燒き 更に閉塞マツフル内にて 5 min 加熱す 4.2% Si 鋼と雖も 10 min 1,000°C で燒けば充分である

Cr の定量—色々の方法あるも著者の方法は迅速且つ安價である 鋼 1~2 gr を採取し 20~30 cm^3 の混合酸にて温めながら溶解し 次いで白色濃霧の立つまで加熱す 之を冷却して 30 cm^3 の水を加へ 再び沸騰し次いで 50 cm^3 の水にて稀釋す 溶液を過マンガン酸カリウム當量の知られたる硫酸第一鐵溶液の一定量を以て還元し 5 滴の指示藥 (Setoglucin 0.1 g /100 cm^3 H_2O) を加へて過マンガン酸カリウムにて赤色の着くまで滴定す 若し混合酸にて溶解せざる材料の場合には王水を以て處理したる後過鹽素酸を以て處理す

V の定量—著者等の簡易化せる方法は次の如し 1~2 gr の鋼

試料を 20~30 cm³ の混合酸に温めながら溶解し Cr 定量の場合と同様に白色濃霧の出るまで加熱す 次に之を冷却してから 30 cm³ の水を加へて短時間沸騰し ポテンシャルジャンプを明瞭にするために 15 cm³ の磷酸 (1:7) と 50 cm³ の硫酸 (1+1) を加へる 更に湯 600 cm³ に稀釋し 70°C に於て第一硫酸鐵溶液にてジャンプするまで滴定す 斯くすれば Cr+V の含量が出る V は過マンガン酸カリウムにて酸化して再び新たに硫酸第一鐵液にてジャンプするまで還元すればよい 斯くすれば Cr と V を夫々定量することが出来る 分析に要する總時間は約 20 min である 試料が混合酸に溶けない場合には前記他の元素定量と同様に處理すればよい

アルコールに會へば爆發性のあることが報ぜられて居る 鐵鋼の分析に過鹽素酸を使用する場合の危險性に就ては未だ報告なきも特に注意を拂はねばならない事が解た 我々は良く吸氣の效くドラフト内にて 1 日約 120 件の過鹽素酸を使用する分析を行て居たが 3 週間の後に思ひがけない爆發を起した 1 m 長さの耐火材料が破裂し 中に焰が入り破片が非常な勢ひで室内に飛込んで窓枠 ビューレット 硝子器具を破損したるも 幸ひそれだけの被害にて済んだ 原因に就ては全く次の如く見るべきである 加熱ガスの不完全燃焼によつて生じた炭素及び溶解の際に生じた炭化水素がドラフト上に水平に設置せられたる吸氣管に留り 之に點火したのである 故に

第 1 表 分析結果の比較

試料番號	従 來 の 方 法													過 鹽 素 酸 法				
	Si · 焙燒法 P · 硝酸—過マンガン酸カリウム法 Cr · Philip法 Cr, V · Dickens u. Thanheiser 法													Si	P	Cr	V	W
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	V	Ni	Mo	Al	W	Co					
1	0.90	0.03	0.35	0.011	0.037	—	—	—	—	—	—	—	—	0.04	0.013	—	—	—
2	0.16	0.26	0.48	0.021	0.016	—	—	—	—	—	—	—	—	0.26	0.022	—	—	—
3	0.36	1.68	0.66	0.029	0.021	—	—	—	—	—	—	—	—	1.68	0.028	—	—	—
4	0.04	4.02	0.08	0.012	0.005	—	—	—	—	—	—	—	—	4.04	0.014	—	—	—
5	0.17	0.28	0.95	0.027	0.016	0.53	0.47	—	—	—	—	—	—	0.27	0.029	0.46	—	—
6	0.03	—	0.50	0.365	0.044	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.363	—	—	—
7	3.65	0.43	1.80	2.010	0.060	—	—	—	—	—	—	—	—	0.43	2.000	—	—	—
8	3.52	2.63	0.54	0.710	0.074	—	—	—	—	—	—	—	—	2.62	0.720	—	—	—
9	0.31	0.37	0.43	0.030	0.020	0.10	1.28	—	2.60	—	—	—	—	0.38	0.029	1.26	—	—
10	0.23	0.36	0.53	0.033	0.016	0.09	3.49	0.14	0.75	—	—	—	—	0.38	0.031	3.49	0.14	—
11	0.10	1.21	0.30	0.032	0.002	0.07	9.81	—	—	0.29	1.6	—	—	1.26	0.033	9.78	—	—
12	0.11	1.80	1.56	0.010	0.008	0.04	22.50	0.14	19.95	—	—	—	—	1.77	0.008	22.47	0.15	—
13	0.77	0.42	0.45	0.016	0.005	—	4.30	1.00	—	0.42	—	19.65	5.14	0.44	—	4.40	0.98	19.60
14	0.23	0.81	0.36	0.011	0.038	0.05	12.00	0.64	—	0.95	—	3.30	50.20	0.81	0.010	11.97	0.63	3.34

P, Cr, V 定量の際は Si を同時に定量することが出来る 珪酸は加水後濾過し過鹽素酸水溶液 (1%) で洗滌す P を見るには液を蒸發し Cr, V は直ちに濾液にて滴定す

最後に尙ほ多量の過鹽素酸が蒸發することの危險性に就て述べよう 過鹽素酸が有機物に接すれば之を燃焼し 又過鹽素酸の蒸氣が

過鹽素酸を使用する際のドラフトの吸氣管は大きく且つ垂直とし外部を特によく保護して置かねばならない そして試料の加熱溶解等には電氣抵抗による熱を採用すべきである そして 1 ヶ月に 1 度づゝ吸氣管を水洗せば危險無く過鹽素酸を用ひて作業することが出来る と思はれる (F. K.)