

を得る技術とを合致せんとする要求が鐵粉の加熱壓縮の問題を提出した。著者の實驗は徑 3/4 in, 高さ 1/2 in の圓筒片用のダイスを使用し次の效果に目標が置かれた。(1) 原料粉末の型式, (2) プランヂャとダイスに対する構造材の型式, (3) 加熱壓縮の溫度, (4) 同壓力, (5) 同繰返し回数, (6) 其後の焼鈍。之等の中 (3) (4) とそれらの塑性及密度に及ぼす效果間の關係に注意が拂はれた。原料: (1) スエーデン海綿鐵 (100 メッシ以下) は全鐵量は 96% 以下で冷間壓縮にて最も好都合な壓縮性を現はした。(2) 電解鐵 (100メッシ以下) は鐵量は 99% なるも個々の粒子の構造の相違に依り塑性が少い。(3) 水素還元鐵 (325 メッシ以下) は非常に細く壓縮性が少い。塑性の不足なことは非常に細い規則的な形の粒子より成つて居ることに依り説明される。又水素を吸収して脆くなるやうである。實驗は先づ室温にて 16 kg/mm² 以下の壓力で鐵粉を僅かに小さな徑の圓筒形に成形してからダイスに入れ高周波電流に依り壓縮溫度まで豫熱し壓縮溫度を加減して水素で酸化を防ぎつゝ壓縮した。使用ダイスは高速度鋼及黒鉛にして前者では溫度は 500~800°C で壓力は 16~80 kg/mm² にして、後者では溫度は 900~1,200°C で壓力は 1~4 kg/mm² が使用された。1,200°C の實驗中に黒鉛ダイスからの C が成形物中に擴散して種々の C 濃度のものを形成した。一般には壓縮溫度の増加は組織の固結を起し最高の溫度では再結晶を起した。電解鐵粉及水素還元鐵粉は室温では成形性質悪きも、600~800°C とそれに対応する壓力で理想的密度に達する。黒鉛ダイス試験では常に密度は理想的の 90% 以上にならぬ。同一壓力にて壓縮溫度の 900~1,000°C の密度の著しき低下はオーステナイト溫度範圍に入り高溫度フェライト範圍中にあるときよりも壓力に對抗することを示す。硬度は溫度が増大すると共に低下する。

壓縮壓力: 壓力を増加すると固結効果はどの鐵粉にもどの溫度にも著しい。即ち有孔度が減少し組織は一層普通鐵に近くなり、多くの場合再結晶が現れた。

壓力-溫度の關係: 溫度又は壓力は互に連關して考へられねばならない。室温で壓縮さるべき鐵に對して必要な成形壓力は 300~500 kg/mm² の程度で、この壓力限度は溫度が上昇するにつれて速かに減少する。特に塑性は再結晶溫度以上で改良される。なほ壓縮時間の増加は密度及び硬度に於て或程度の改良を示した。

焼鈍: 1,000°C-2h 焼鈍された成形物中に於ては明かに結晶成長があり、1,300°C-1h では大なるフェライト品の形成が起つた。なほ焼鈍に依り組織は緊密となり結晶粒界面は純となり有孔性、不純物(酸化膜)は減じたが、密度及び硬度に對する焼鈍の影響は餘り大ではなかつた。(尾崎)

7. 鐵及鋼の性質並に物理冶金

高磷強力鑄鐵

(Pearce, J. G.: Found. Trade J. Aug. 14, 1941 p.105) 英國産の銑鐵は磷分多く最も普通の銑鐵は 1.8%, 鑄鐵は 1.4% の P を含んで居る。以前に P が相當高いが C 及び Si を適當に加減することにより規格に適合する鑄鐵を作つてゐたが、その後種々の事情から低磷鑄鐵を作る傾向になつた。大戰勃發して國內の鐵鑛を出来るだけ利用せねばならぬやうになつたので高磷鑄鐵の研究を爲した。本報告はその實驗結果である。本實驗は普通の鑄鐵に限り特殊鑄鐵又は合金鑄鐵には觸れて居らぬ。

P の多い鼠鑄鐵では磷化鐵と α 鐵の共晶が現はれる。この磷化鐵は硬く且脆いものであるが下記の方法によつてこれを有効に且無

害に分布するやうに爲すことが出来る。P の共晶は凝固點低く従つて P の多い鑄鐵は凝固期間は長い。この性質は鑄造上有效であるが一方に於て收縮の爲め内部に巢を生ずる傾向がある。これは湯口を適當につけることにより又成分を適當にすれば除くことが出来る。機械的性質を良好ならしめる爲めには C は共晶成分より或る程度低くするを要する。純粹の Fe-C 合金の共晶點は 4.3% C であるが Si 又は P の 1% に就き約 0.3% C だけ共晶の C 量は減ずる。C 量はこの共晶成分より 0.2% 低くする。かくの如き C 量は機械的性質を良好ならしめるのみならず收縮による内部の巢の發生を防止する。

第 1 表は第 2 表に示す規格 A 及 1 級に相當する機械的性質に對する C 量を示す。Si 及び P が高い場合は健全なる鑄物を作る爲めに C 量を稍低く第 1 表の 4 行に示す如くにする。本表には特に小なるもの又は特に大なる鑄物の場合は除いてある。

第 1 表 高磷鑄鐵の成分

Si %	P %	最大 C %	鑄物の健全を考慮しての C %
1.5% 以下	0.3	3.6	—
	0.6	3.5	—
	0.9	3.4	—
	1.2	3.3	—
1.5	0.3	3.5	—
	0.6	3.4	—
	0.9	3.3	—
	1.2	3.2	—
2.0	0.3	3.3	—
	0.6	3.2	—
	0.9	3.1	—
	1.2	3.0	—
2.5	0.3	3.2	—
	0.6	3.1	2.9
	0.9	3.0	2.9
	1.2	2.9	—
3.0	0.3	3.0	—
	0.6	2.9	2.7
	0.9	2.8	2.7
	1.2	2.7	—

第 1 表から次の事がわかる、肉薄のものを普通の如く鑄込む場合は比較的 Si 及び C を多くしてチルを防ぎ又健全なる鑄物の點から P を低くするを要する。肉厚の大なる鑄物では Si 及び C を低くし、P は多くとも差支ない。

高磷強力鑄鐵の鑄造には別に困難は無く又特に注意することも無い。この鑄物に就て機械的性質に及ぼす P の影響を見た。抗張力、撓み、抗折力等は 0.3% P 迄は一様に増し、これ以上になると減じ 0.5% P のものは P を含まないものと同等になる。0.65% P 以上は尙減少する。P は彈性係數には殆ど影響は無い。硬度は P と共に一様に増す。硬度の上昇は一般に切削性を害するものであるが P は磷化鐵として存在しこれは脆い爲めに反つて切削性をよくする。衝撃抗力は P の増すと共に減ずる。その減ずる割合は P 0.1% に付き約 5% である。P は磨耗に對する抵抗を増す。焼鈍によつて強さの低下は著しくない、例へば 1% P の鑄物は焼鈍によつて強さの低下は P の低いものの約半分である。

P は高溫度で鑄鐵の成長には餘り影響はない、又少しく酸化に對する抵抗を増す。鑄鐵の試験棒の一端を支へ他端へ一定の荷重をかけて 850°C に加熱して見た結果によると、0.4% P のものは 1.1% P のものに比し約 2 倍の撓みを示した。即ち P の多い鑄鐵は高溫度に於て撓みが少ない。P は鑄鐵の熱膨脹を變ぜず、熱傳導は少しく低下する。

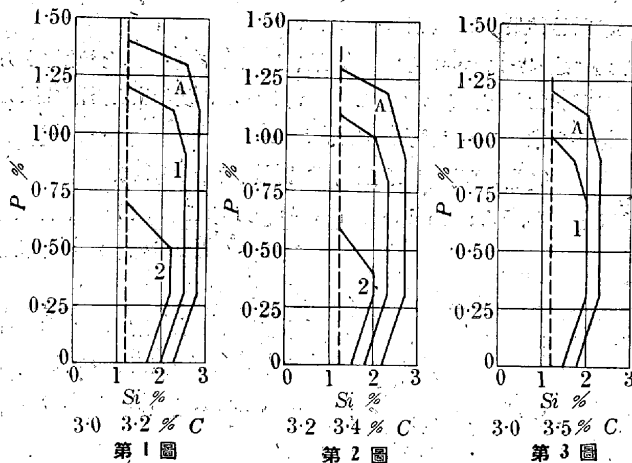
第 2 表

試験棒 径 in	試験棒に相 等する鑄物 の肉厚 in	英國規格 No. 321 C 級			英國規格 No. 321 A 級		
		抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in	抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in
0.6	$\frac{3}{8}$ 以下	10	19.9	0.06	12.5	25.1	0.07
0.875	$\frac{3}{8}$ ~ $\frac{3}{4}$	10	19.6	0.09	12	24.1	0.10
1.2	$\frac{3}{4}$ ~ $1\frac{1}{8}$	9	18.9	0.13	11	23.1	0.15
1.6	$1\frac{1}{8}$ ~ $1\frac{3}{8}$	9	18.3	0.10	10.5	21.4	0.12
2.1	$1\frac{3}{8}$ 以上	9	17.7	0.14	10	19.6	0.15

試験棒 径 in	試験棒に相 等する鑄物 の肉厚 in	英國規格 No. 786 1 級			英國規格 No. 786 2 級		
		抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in	抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in
0.6	$\frac{3}{8}$ 以下	16	27	0.07	19	30	0.08
0.875	$\frac{3}{8}$ ~ $\frac{3}{4}$	15	25.9	0.11	18	28.9	0.12
1.2	$\frac{3}{4}$ ~ $1\frac{1}{8}$	14	25.0	0.16	17	28.0	0.17
1.6	$1\frac{1}{8}$ ~ $1\frac{3}{8}$	13	24.0	0.13	16	27.0	0.14
2.1	$1\frac{3}{8}$ 以上	12.5	23.6	0.17	15	26.1	0.19

試験棒 径 in	試験棒に相 等する鑄物 の肉厚 in	英國規格 No. 786 3 級			英國規格 No. 786 4 級		
		抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in	抗張力 t/in^2	抗折力 t/in^2	撓み in
0.6	$\frac{3}{8}$ 以下	23	34.0	0.09	26	41.0	0.10
0.875	$\frac{3}{8}$ ~ $\frac{3}{4}$	22	33.0	0.13	25	39.0	0.14
1.2	$\frac{3}{4}$ ~ $1\frac{1}{8}$	20	31.0	0.18	23	37.0	0.23
1.6	$1\frac{1}{8}$ ~ $1\frac{3}{8}$	19	30.0	0.16	22	35.0	0.18
2.1	$1\frac{3}{8}$ 以上	18	29.1	0.21	21	33.0	0.24

第 2 表は英國規格 No. 786 (1938) 及び No. 321 (1938) を示す、
又第 1~3 圖はその成分を示す。第 1 圖は $T.C$ 3.0~3.2% の時、
第 2 圖は 3.2~3.4% C 、第 3 圖は 3.4~3.6% C の時の P と Si と
の關係を示した。各圖の A 區域の外側でそれに接近せる區域は C
級である。



第 1 及び第 2 圖から 0.5~0.6% P のもので、合金元素等を附加
せず、又熱處理その他の特別の方法を探らずとも英國規格 No. 786
(1938) の 2 級に相當する強力鑄鐵が得られることがわかる。(田中)
鐵の不動態に及ぶ「ガス」壓の影響

(Crog, R. S. and H. Hunt: Iron and Steel, Sept. 1941. p
40) 不動態に關する説には種々あり、酸化膜説あり電氣化學的説
ありて以前より論じられて來た。現今になつて電子廻折法を應用し

で調べて見ても酸化膜説は否定も出來なければ肯定も出來ない状態
にある。本研究は鐵の表面に酸素が吸着すると云ふ論文に興味を持
つて行つたものである。この表面に吸着された O_2 は壓力を減ずる
と除去されるもので例へば 30 mm Hg の低壓ですら吸着 O_2 が除
去される位弱い力なのに何故鐵を不動態化するかを考へることは極
めて困難なことである。測定法としては Cone 及び Tartar が用
ひたと同様な装置を用ひ不動態を決定するには甘汞半電池を用ひク
ロム酸溶液中にて鐵線の示す起電力を普通の電位差計にて測定し
た。装置の内部を Hyvac ポンプで真空とし壓力測定には普通にあ
る水銀壓力計を用ひた。

電子廻折法も同時に應用した ZnO の電子廻折像を同一フィルム
上に寫して良く知られて居る ZnO の常數より得られた格子の常數
を正しく算定した。測定した値が(-)である場合試料の鐵は常態であ
るとした。従つて測定中に鐵の状態が異なつて來れば極性も異なる
るので不動態への變化を知り得るわけで測定値が(+)であれば試料の
鐵は不動態の状態にあることになる。この事は常態(active)の鐵は
水素に對して(-)であり不動態化せる金屬は水素に對して(+)である、
即ち貴なることを意味する。實驗の結果を述べると大體次のやうに
なる。クロム酸溶液中にての鐵の不動態には壓力の減少が影響あり
と思へぬ結果を得た。即ち以前の研究者の報告に示された不動態よ
り常態への轉移壓力まで減壓したが減壓と云ふことでは不動態の鐵
を常態には成し得なかつた。併し逆に減壓下で常態であつた鐵は大
氣壓でも又常態であつた。又ハロゲンイオンが存在すれば鐵は常態
化することが認められた。クロム酸イオンは極めて強力なる酸化劑
なる故に測定に使用した位の CrO_3 の溶液の濃度にて十分ハロ
ゲン化物が存在すればハロゲンを遊離するものであるから少量のハ
ロゲンを含む物質があれば鐵は常態を保持するものと考えられる。
併しこの考へ方は次の實驗に依つて破られるやうに思へた。即ち溶
液として CrO_3 溶液に硫酸及び硝酸を加へ更に之に飽和鹽化カリ溶
液を加へたるものを用ひたる場合に常壓にては常態であつた鐵が
38.5 mm Hg の壓力までは依然常態であつた。併し之れを常壓にま
で戻し新しい鐵線の試料を用ひて測定した所起電力が(+)を示し不動
態になつたことを示した。次にこのものを 40.5 mm Hg の壓力に
までしても尙不動態を保ち次いで常壓にしても依然として不動態な
ることを示した。此の理由は次のやうに云へる、即ち初め 38.5 mm
Hg まで減壓した時に發生した Cl_2 に依つて常態を保つたことは
前述した事實に依つて知れるが 38.5 mm Hg で C の發生が多過ぎ
て新しく常壓に戻した時に用ひた鐵線を常態に保つには Cl_2 の量が
不足した故に不動態の性質を示したものと考へられる。鐵線を真空
中にて 24h 赤熱したものを用ひると常壓より 27.8 mm Hg の壓力
の間では不動態を示す。之れは以前の研究者の報告に依つても真空
又は窒素中で加熱すると不動態化すると云ふ報告と一致した。此の
場合鐵の表面にガス膜があるとするならば低壓で加熱すれば除去さ
れる筈である。従つて Cone 及び Tartar に依つて主張される O_2
ガス膜が不動態の原因となると云ふ論は不可能のやうに思へる。電
子廻折法に依つても表面に酸化膜層の存在を示すことが出來なかつ
た。不動態の鐵表面の電子廻折像は非常に弱く鐵の表面に膜の存在
を認め得ない程であつた。常態の鐵の廻折像は(鹽酸で洗へば得ら
れる) Fe_2O_3 及び Fe_3O_4 の存在を示して居た。之れは溶液より取
り出して後に出來たものと思はれる。従つて酸化膜に依る電子廻折
像を得たとしてもそれがクロム酸中で生成したものであることを證
明せねば問題にならない。併しこの事は非常に困難と思はれる。

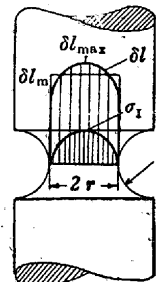
Cone 及び Tartar の行つた研究の方法と本研究の方法は殆ど同様であるが何故異つた結果を得たかは説明が出来ない。本研究では Cone 等の使用した試料鐵線を切断するに磁氣切断器を用ひなかつたこと、其の他使用液に一寸した相違はあるが之れ丈では一寸説明が出来ないやうに思へる。磁場が作用して不動態を常態化したことには多大の疑問があるが鹽素イオンが作用して常態化することはこの場合疑問の餘地がないやうに思へる。このやうに考へると鹽素イオンの擴散速度が問題となる。即ち減壓速度は十分に鹽素イオンの擴散に對して遅い場合に正しき値を得ることになるのでその壓力に保持する時間に依つても状態に變化を來すことになる。このやうな考へ方をして Cone 及び Tartar の得た結果を満足には説明出来ない。著者は表面に吸着して居るイオン及び原子、又は化合物が金屬の電位差を(+)にするやうな場合試料が不動態になるものと考へて居る。酸素は鐵より電子を受けて鐵自身の電位を低下する。之は丁度白金の場合と同様ではないかと考へられる。鹽素イオンは多分表面に吸着されて鐵の電位を高め(-)又は常態化するものではないかと考へられる。

(中村)

迂りを阻止せる引張試験

(Archiv, f. d. Eisenh. 1941, Nr 10, 513) P. Ludwick によれば材料の靱性は變形抵抗と分離抗張力とによつて決定される。從來變形抵抗が應力状態と變形度とに如何に關係するかは充分研究されて來たが、分離抗張力がどう關係するかは未だよくわかつてゐない。それ故本實驗に於ては變形度と分離抗張力との關係を調べた。

切缺を有する試験片の引張試験 用ひた試料は肌燒鋼 0.14% C(StC 16.61) である。尙本實驗に於ては一貫してこの試料のみを用ひた。試験片の切缺の形は第1圖の如く圓弧であり、切缺断面の直径を $2r=10\text{mm}$ に一定とし、切缺半徑 ρ を種々にとつて ρ/r を變化せしめた。



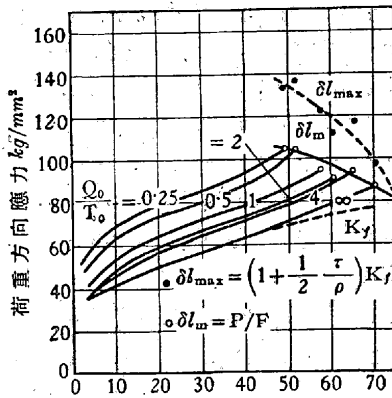
第1圖 完全な塑性變形後の切缺断面に於ける應力分布

さて引張試験に於て試験片が破断せんとする際の應力状態は第1圖の如くであり、荷重方向の引張應力の最大値 σ_{lmax} 、即ち分離抗張力は次式より算出される。

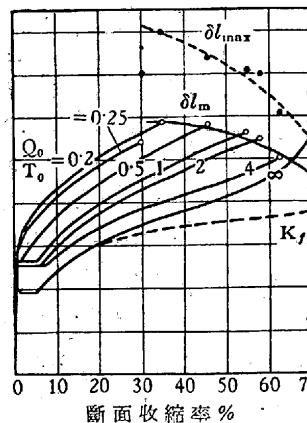
$$K_f \sim \sigma_{lm} / (1 + 1/4 r/\rho)$$

$$\sigma_{lmax} = (1 + 1/2 r/\rho) \cdot K_f$$

$\left\{ \begin{array}{l} K_f \dots \text{破断時の切缺断面に於ける主應力の差} \\ \sigma_{lm} \dots \text{破断時の平均引張應力} \\ r \dots \text{破断時の切缺断面半径} \\ \rho \dots \text{破断時の切缺半径} \end{array} \right.$



第4圖 燒準せる鋼試験 温度 +20°



第5圖 燒準せる鋼試験 温度 -55°

實驗結果は第4~6圖に示してある。圖中の ρ_0/r_0 は最初試験片に與へておいた切缺半徑と切缺断面半徑との比である。第4,5圖の試料は StC 16.61 を 920°C に於て燒準せるものであり、第5圖の試料は燒準せるものを10%加工後 250°C -1h 人工時効せしめたものである。試験温度を低める(第5圖)か或は試料を時効せしめる(第6圖)と變形度の範圍が燒準鋼の常溫試験の場合(第4圖)と異なるが、變形度と分離抗張力との關係、即ち圖中の σ_{lmax} 曲線は殆ど同じである。圖より明らかな如く變形が多いほど分離抗張力は低くなる。これは變形が多いほど迂りによる材料内の亂れが甚しくなる結果である。

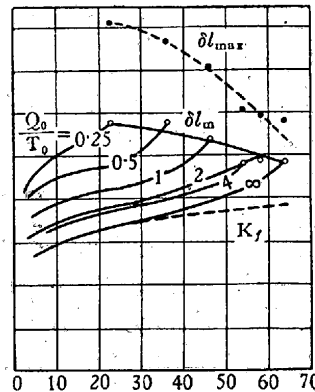
-182°Cに於ける引張試験 試料は前の場合と同様に燒準せるものと時効せしめたものである。試験片は切缺の無い丸棒である。試験片を先づ常溫に於てある程度の變形を生ずる迄引張り、それを $250^\circ\text{C}/h$ 人工時効せしめ、然る後それを液體空氣中 (-182°C) で破断に至るまで引張つた。然し乍ら 5~10% の變形を生じ破断に至るまでの變形を完全に阻止するといふことは出来なかつた。又破断應力は前述の切缺試験片の場合に比して比較的低い。更に低温試験前に常溫に於て與へた引張變形度が大きくなるに従ひ分離抗張力はある程度の引張變形度までは次第に高まるがそれ以後は反つて減少する。上記二つの結果は低温に於て變形する際に材料に著しい亂れが起るからである。低温試験に於ては變形を完全に阻止することは出来ず又材料に亂れを生ずる故に分離抗張力の眞の最高値を求め得ない。

常溫に於ける衝撃引張試験 試料に 10, 30 及び 50% の引張加工或は引拔加工を施した後に切缺のある所定形状の試験片を作り、衝撃試験機の落錘速度と衝撃引張強さ及び變形度との關係を求めた。落錘速度が大きくなるに従ひ變形度は減少し引張衝撃強さは高まるが、ある落錘速度以上は兩者の値は落錘速度に無關係に殆ど一定となる。この場合に於ても破断に至るまでの變形を完全に阻止することは出来ず 5~10% の變形を生じた。この衝撃引張試験によつて求めた分離抗張力は激しい加工度と與へた試料の場合 $160\text{kg}/\text{mm}^2$ であつた。尙、試験前に試料に施した引拔加工と引張加工とによる差異は試験結果に殆ど現れなかつた。

今迄に述べた三つの試験法の結果を比較して見ると、分離抗張力の値は試験法如何によつて異なることがわかる。變形度と分離抗張力との關係を求めるのは困難な問題である。(井手)

鑄鐵の高温度に於ける曲げ試験に對する抗力

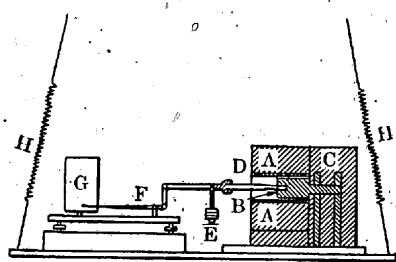
(Bolton, L. W.: Engineering. Aug. 1, 1941, p. 97) 普通の鑄鐵は高温度で酸化したり所謂鑄物の成長を起し廢失となるが特殊鑄鐵は可成り耐へる。本報告は各種鑄鐵の高温度に於ける曲げ試験結果を比較したものである。



第6圖 時効せる鋼試験 温度 +20°

鑄鐵は高温度で酸化したり所謂鑄物の成長を起し廢失となるが特殊鑄鐵は可成り耐へる。本報告は各種鑄鐵の高温度に於ける曲げ試験結果を比較したものである。

試験装置と試験方法 第1圖は高温度に於ける曲げ試験装置である。d は試験片で直径 0.6 in 長さ 7 in 固定端近くで直径が 0.5 in に縮小されてゐる。この部分の應力を以て試験應力とする。固定端はbなるニッケルクロム合金の強力耐熱合金を



第 1 圖

試験片は抵抗爐 a により必要温度に迄上昇され且其の温度に保たれる。

この爐と掴み部は珪藻土で保温され C 部は鍍津綿で熱的に絶縁されてゐる。爐には恒温調整装置はないが $\pm 7^{\circ}\text{C}$ の變化範囲内に爐の温度を保ち得た。試験温度になる迄約 5h を要した。温度上昇中に試験片の自由端が自重の爲に下つて来る事を防ぐ爲に自由端は初めは支へて置く。荷重は試験片の縮小部の應力が $0\sim 2\text{ t/in}^2$ の間を 0.1 t/in^2 飛びに増すやうに遞増した。自由端に荷重を懸けた初期の 3~4h の間は撓みは可なり急激に増すがその後は徐々に撓みが少なくなり自然に止る。或る荷重で 24h 放置後 0.1 t/in^2 の荷重を増しこの状態でもう 24h 放置して棒が約 10° 傾く迄試験した。

珪素の影響 Si 5% を含む微細な黒鉛の組織を有するものは Silal と呼ばれて耐熱的なものなる事は周知の事柄である。Si を増すと共晶が少なくなり地が硬く且脆くなり Si 14~16% のものは化学的に侵され難くなる。總炭系は 1.0% 以下である。

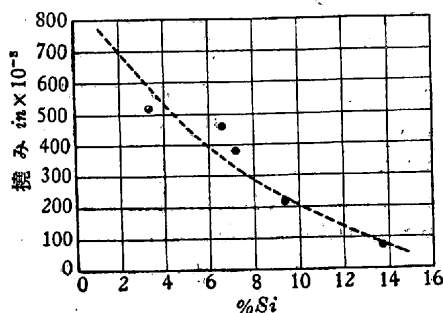
第 1 表は Si 2%~14% の一群 A で試験片は 0.65 in に鑄造された。この一群の装入は全炭素 3.8% の瑞典鉄、アームコ鉄、フェロシリコン (Si 10%), フェロマンガ (80% Mn) を以て原料とした。

第 1 表 A 群の鑄鐵の成分 (珪素量を遞増す)

番號	T. C%	Si%	Mn%	S%	P%
1	3.10	1.98	1.16	0.034	0.022
2	3.33	3.28	0.75	0.019	0.067
3	2.15	6.62	1.19	0.028	0.034
4	2.67	7.16	1.17	0.031	0.031
5	1.63	9.32	1.19	0.011	0.100
6	1.07	13.77	1.00	0.014	0.125

Si 6.62% 含有量のものゝ顕微鏡組織は黒鉛は微細で Si 13.77% のものは多少黒鉛片を示した。(顕微鏡寫眞省略)

第 2 圖は種々の珪素含有量のものに就いて 0.5 t/in^2 の應力に相當する荷重を 5 日間懸けて放置した時の撓み量を示す。



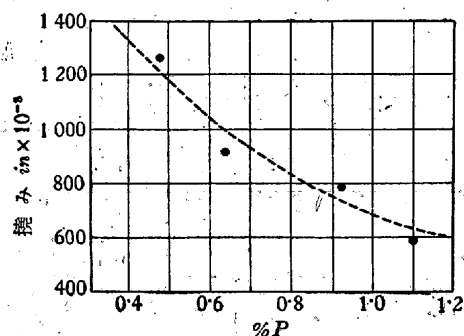
第 2 圖

於て曲げに對し著しい抵抗力を有する事が知られる。

磷の影響 磷の影響を調べる爲に基本的材料として Si 5.5% のものを選んだがこれは酸化も鑄物の成長も極めて僅かなものであ

以てしつかり掴まれてゐる。試験片は e により荷重が懸けられ f なるレバーにより撓みが 10 倍に擴大されて記録筒 g 上に記録される。振動の影響を除く爲装置全體はベネ h により懸吊されてゐる。

る。B 群の諸試験片は磷の含有量が 0.4~1.1% で原料は軟鋼の屑鐵、精選鉄鐵及フェロシリコン (10% Si) をコークス焚きのルツボで溶かしたのである。第 3 圖は 0.7 t/in^2 の應力を生ずる荷重を



第 3 圖

懸け 850°C に 7 日間放置した後の撓み量を示す。磷の含有量の増加と共に丈夫になる。

黒鉛の大きさの影響 黒鉛の大きさの影響を調べる爲に同一熔融から直径の

大小ある試験片を一対づゝ鑄造した。

A 群に示す成分のものにフェロフオスホロスを加へたものでこの成分は第 2 表に示す D 群である。細い直径のものは太いものよりも 850°C の曲げ試験で撓み量は少ない。太い棒でも磷の含有量が増せば細い棒で磷の少ないものよりも丈夫になる。概して荒い黒鉛のものは高温で曲げに對する抵抗が小さい。然しこれに珪素や磷を増すと剛さが増大する。黒鉛の大きさの相違は成分の相違程には著しい影響はない。

第 2 表 D 群の鑄鐵の成分 (大きさ 2 種)

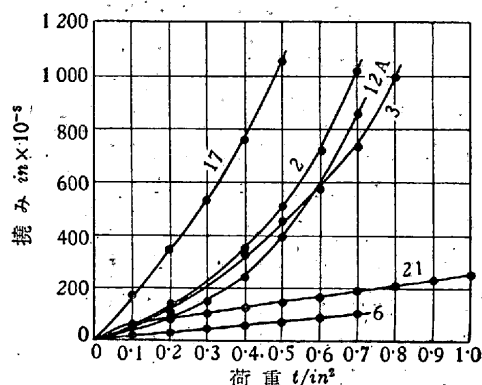
番號	鑄造の徑 in	T. C%	Si%	Mn%	S%	P%
11A*	0.65	3.33	3.28	0.75	0.019	0.067
11B	1.75					
12A*	0.65	3.18	3.18	0.84	0.040	1.320
12B	1.75					
13A	0.65	2.53	5.75	1.06	0.048	0.036
13B	1.20					
14A	0.65	2.67	7.16	1.17	0.031	0.031
14B	1.20					

* 棒 11A と 12 A は磷量を異にする C 群をも兼ね表はす。

第 3 表 E 群の棒條鋼の成分 (炭素量を遞増す)

番號	C %	Si %	Mn %	S %	P %
15	0.02	0.002	0.40	0.062	0.061
16	0.46	0.062	0.64	0.034	0.008
17	0.84	0.164	0.31	0.035	0.025

炭素鋼の 850°C に於ける剛さ 比較の爲に第 3 表に示す成分の



第 13 圖

やうな炭素鋼 E 群に就いても試験した。燒準したものから直径 0.75 in に削成した試験片を用ひた。鑄鐵と比較して高炭素鋼 $0.8\% \text{ C}$ のものは鑄鐵よりも著しく撓んだ。(第 13 圖参照)但特

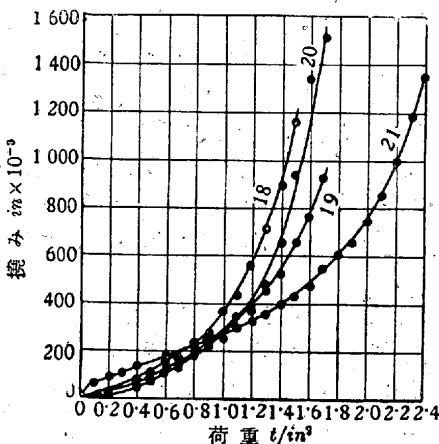
に黒鉛の荒い太い直径の鑄鐵のみは例外で夫れ以上撓んだ。 $0.4\% \text{ C}$ の鋼は鑄鐵の Si 5.75% の直径 0.65 in のものと略同様の撓みを示した。

オーステナイト組織の耐熱鑄鐵 Ni-Resist 及 Nicrosilal と呼

ばれる耐熱鑄鐵は前者は Ni, Cu, 及 Cr を含み後者は Ni, Si, 及 Cr を含み用途により多少成分を異にする。Cr の多くなる事は鑄物の成長と酸化を防ぐが同時に工作が困難になる。第4表に示す高クロムのもので低クロムのもので就き試験した。配合は瑞典白銑(38% T. C), フェロシリコン (40% Si), アルムコ鐵, フェロクロム(70% Cr, 1.5% C)に少量のフェロフォスフォル及フェロマンガンを加へた。ニッケルはニッケル粒を銅に銅屑を入れた。0.75 in の直径に鑄造して曲げ試験片を作つた。撓みの抵抗力は第12圖に示すやう

第4表 F 群の耐熱鑄鐵の成分

番號	T.C%	Si%	Mn%	S%	P%	Ni%	Cr%	Cu
18	2.51	1.63	0.53	0.073	0.270	16.40	2.51	7.35
19	1.79	5.90	0.76	0.027	0.033	17.15	1.95	—
20	2.23	2.00	0.54	0.029	0.190	15.74	11.95	7.10
21	2.18	4.91	0.49	0.039	0.031	18.65	7.25	—



第12圖

である。高クロムのもので低クロムのもので比して抵抗力が大きい。高クロム、高珪素のもので初期に急激に撓んだのは組織に變化が起るからである。鑄放してはセメントイトとオーステナイトの組織である。加熱の初期に固熔體から炭化物が析出する。この變化が止ると撓みに對する抵抗力が減少する。オーステナイト組織の高珪素ニッケルの鑄鐵は銅ニッケルの鑄鐵よりも遙かに剛い。

第13圖の曲線(17)は第13表に示す炭素鋼、(2)は第1表に掲げた良質鑄鐵、(12A)は第3表に示す高珪鼠銑、(3)は Silal 型の良質耐熱鑄鐵、(6)は高珪素鑄鐵、(21)は特別耐熱オーステナイト鑄鐵の各々 850°C に於ける撓みに對する抵抗力を示すものである。

結論 普通鑄鐵は高温度に於て長時間放置すると酸化と成長をする。Silal 型高珪素鑄鐵は 850°C に於ける撓みに對する抵抗力は大きい。7~9% Si の高珪素鑄鐵は高温に於て酸化と成長に對して抵抗力が大きく 850°C に於ける撓みに對する抵抗力も大きい。

14% Si の耐酸型高珪素鑄鐵は 850°C に於て可成り延性を有す。但常温では非常に脆い。且急激なる温度變化に對して龜裂を生ず。燐を加へる事は撓みに對する抵抗力を増す。特に高珪素のものに對して然り。Nicosilal 及 Ni-Resist は 850°C の曲げ試験に好成績を示した。黒鉛の大きさは高温度に於ける撓みに對する抵抗力に影響あり。急冷して黒鉛片を小さくする事は望ましい。然し僅かな黒鉛の大きさの差は珪素及び燐の成分の差程著しくは抵抗力に利がない。炭素鋼に就いても比較試験した。

以上の諸試験より工業的に利用するには使用状態の條件を充分考慮を要する。高温に長時間曝されるものは撓みに對する抵抗力の大きなものを選ぶ事。温度變化の急激なるものには剛さの方は犠牲にしても龜裂の生じないものを選ぶ必要がある。

高珪素鑄鐵は高温に於て撓みに對する抵抗力は大きいが温度變化の急なる時龜裂の虞れあり。ヘマタイト銑で黒鉛の荒い組織のものは

かなりの急激なる温度變化に對しても良好なる結果を示す。

(池田)

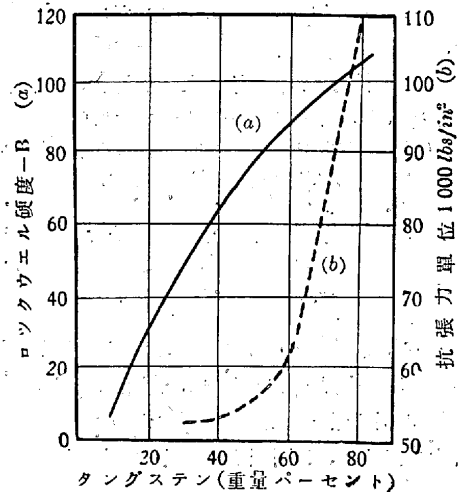
8. 非鐵金屬及び合金

電氣接觸器用としてのタングステン・銅混合物

(Hensel, F. R. & E. I. Lalsen: Metal Ind. (E) Aug. 8, 1941, p. 86) 本來この冶金の意味は銅とタングステンの合金を作る事ではない。この二金屬はお互ひに熔融せず、どの割合にも合金を作らぬ、即ち粉末冶金の意味である。

この二金屬が熔接電極や接觸器のやうに特に電氣方面の用途として優れた能力を持つのは、元素の物理的並に機械的性質によるのである。純タングステンは一般に比重は 19.1~19.3 で、これは粉末や棒や線の比重測定に於て著しく變化し、氣孔をなくするやうに充分加工してない棒や、WO₃ がある時には特にさうである。銅の比重は 8.92 で X 線分析による最近の測定値と一致してゐる。銅・タングステンの最も實際的な値は 12~16 で、これは比較的大きく、且複雑な形を持つてゐる時、このやうな密度のものを得られ、これ等の混合物は密度の大きい新しい組織を持つてゐる。これ等は色々工業方面、例へば、ジャイロスコープの勢車のやうに大きな力と抵抗の要るものに使はれる。タングステンの膨脹係数は 4.6×10⁻⁶ で、Cu·W 混合物では W の多いもの程、膨脹係数は小さい。比較的小さい膨脹係数を持つ Cu·W 混合物は湿度變化による長さ、體積の變化の最小なる事を必要とする工業方面に用ひられる。バイメタルの如く非常に違つた膨脹係数の二金屬では接合點で歪を起し實際問題として大きな膨脹係数を持つ非常に薄い裏金がついてゐると、バイメタルは大きな誤差を起す結果となる。

Cu·W 混合物のロックウェル硬度を示すと第1圖(a)の如く W の増加と共に硬度は急激に増す。市販のもので硬度は用途により 60~110 位で大體、90~100 位のものには既に機械に用ひられてゐる。炭素鋼工具は早く磨滅する故これを機械に用ふるのは考へもので、Cu·W 混合物を用ひると、優れた耐磨耗性がある爲、良好な結果を得る。又硬度の低い組成のものを用ひると、軸受としての良好な性質を具へてゐるから、導電軸受として、これより軟かい銅合金の軸のものにこれを用ひる。第1圖(b)は抗張力を示す、圖の如く抗張力は急激に増し W が 50~60% の所に曲點がある。Cu·W 混合物の伸は小さく、抗張力の増加に逆比例して小さくなる。曲點の左の、僅かの伸を持つものは適當に行ふと、殆ど割れを起さずに冷間加工を行ひ得る。撓鈍した Cu·W 混合物の抗張力は純タングステン棒や純銅より遙に優つて居り、壓縮強度は抗張力よりずつと大きい。第2圖(a)は Cross-Breaking Strength を示し、W の増加と共に急激に増す。試片の伸は破壊を起す歪力による撓みの大ききで測る。試験中、



第1圖

と、優れた耐磨耗性がある爲、良好な結果を得る。又硬度の低い組成のものを用ひると、軸受としての良好な性質を具へてゐるから、導電軸受として、これより軟かい銅合金の軸のものにこれを用ひる。第1圖(b)は抗張力を示す、圖の如く抗張力は急激に増し W が 50~60% の所に曲點がある。Cu·W 混合物の伸は小さく、抗張力の増加に逆比例して小さくなる。曲點の左の、僅かの伸を持つものは適當に行ふと、殆ど割れを起さずに冷間加工を行ひ得る。撓鈍した Cu·W 混合物の抗張力は純タングステン棒や純銅より遙に優つて居り、壓縮強度は抗張力よりずつと大きい。第2圖(a)は Cross-Breaking Strength を示し、W の増加と共に急激に増す。試片の伸は破壊を起す歪力による撓みの大ききで測る。試験中、