

目 録

2) 耐火材、燃料及驗熱

瓦斯製造工場に於ける新廢熱汽罐(J. Ipfelkofer, Gas- und Wasserfach, 1933, 47, 849~856) 瓦斯製造工場に於ける諸種の廢熱源と其利用可能性及び利用方法を論議し之に關係ある各種廢熱汽罐の新型式について記述せるものである。

即ち先ず瓦斯製造工場に於て利用し得べき廢熱源としては(1) 瓦斯製造乾餾爐より 900~1,000°C の高温状態に於て取出される熱灼骸炭の有する顯熱、(2) 水性瓦斯發生爐より約 900°C の高温状態にて排出せられるブロー期の廢瓦斯の保有する顯熱並に其中に残留せる一酸化炭素の發熱量、(3) 瓦斯製造爐の加熱室列より排出する 950°C 近傍の高温の廢瓦斯の顯熱等の 3 種類に大別せられる。

(1) の廢熱利用方法として一般に發生爐瓦斯又は燃燒用空氣の豫熱に使用せられるが、其最も簡單なる方法は熱灼骸炭上に窒素、炭酸瓦斯等の不働氣體を通過せしめて所謂乾式消化を行ひ、一方に於ては骸炭を冷却せしむると共に他方に於て不働氣體を加熱せしめて、之を廢熱汽罐に通じて水蒸氣を發生せしめるものである。但し現在に於ては熱灼骸炭の消化は之に直接に水を撒布して所謂濕式消化を行ふ場合が多く従つて一般には此種の廢熱は利用せられてゐない。(2) の場合はブロー期の廢瓦斯に對して更に少量の空氣を添加して其の含有せる一酸化炭素を燃燒せしめる時は廢瓦斯の温度は約 950°C となり、この顯熱の回収の爲には廢熱汽罐が最も適當してゐる。(3) の廢熱は之を換熱器又は蓄熱器に通じて瓦斯製造爐の加熱用燃料たる發生瓦斯及び其際の燃燒用空氣を豫熱するのが普通であるが、更に之を以て廢熱汽罐の加熱を併用せしめる場合がある。

以上各場合に於ける廢熱汽罐として煙管式廢熱汽罐及び水管式廢熱汽罐の兩方式があるが、前者は廢瓦斯の温度が 750°C 近傍であり且つ汽罐の負荷及び發生水蒸氣の壓力が著しく大なるを要しない場合に好適である。之に反して廢瓦斯の温度が高く且つ汽罐の負荷及び水蒸氣の壓力の大なることを必要とする場合には水管式汽罐、特に据附面積の過大ならざる傾斜水管式汽罐が適してゐる。更に廢熱汽罐の効果を増大し又蒸氣發生能力に對する廢熱源變動による影響を除去する爲に、一般に以上各種の廢熱汽罐に對して補助的に氣體、液體又は固體燃料を以て焚燒加熱を併用する附加焚燒式廢熱汽罐がある。尙汽罐の附設場所の關係上、汽罐の形狀に制限を受け従て罐水の自然循環が充分に行はれない場合には人工的に罐水の循環を行はしめる様式がある。而して本文中には之等各種の廢熱汽罐の中にて比較的新型式にして且つ優秀なるものについて比較論議し、其際に示す如き廢熱汽罐の圖面を掲載してある。即ち

- Bamag-Meguín A.-G. に設備せる傾斜水管式汽罐
- Dampfkesselfabrik vorm. Arthur Rodberg A.-G. の傾斜水管式汽罐
- La-Mont 式人工罐水循環汽罐
- Kraftanlagen A.-G. Heiderberg の人工罐水循環汽罐
- Humboldt-Deutzmotoren A.-G. の附加焚燒式汽罐
- La-Mont 式微粉炭附加焚燒式汽罐

尙給水豫熱器乃至は節炭器の使用方法、蓄熱器又は換熱器と廢熱汽罐とを結合して使用する諸方式等について實例を擧げて詳細に記述してある。

(Y. F.)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

優秀鋼の製造にバナヂウム含有鐵鑛の直接還元

(Metallurgia. Nov. 1933.) 諾威の西南海岸にある Stavanger 電氣製鋼所では同國產鐵鑛にて Fe 63%、Ti 2%、V 0.6% を含有する極めて純粹なる鐵鑛から直接に V を含有する特殊工具鋼を製造する研究を爲し、1928 年に單相の電氣爐にて特別の方法にて該鐵鑛石を還元し、V 0.7% の熔鋼を作り之を他のエルー式電氣爐の精鍊熔鋼に附加して、V 0.2% にて各炭素量のバナヂウム鋼を作ることが出来た。

かくして作つた鋼は窒素及び包合物の含まない極めて純粹で組織は極めて緻密で機械的性質は優秀にて特に衝撃・疲勞に對する抵抗は大である。又焼入に對し炭素鋼に比し高温の影響は少ない。例へば徑 22mm の棒にて 900°C に焼入れたものは 800°C の標準焼入温度の場合に比し焼入の深さは約 1mm 深い、然るに普通の炭素鋼に於ては殆んど全部焼が入る。此鋼の焼入温度は同じ炭素量の炭素鋼に比し約 20°C 位高い、之はバナヂウム炭化物が生じ變態點を上昇せしめる爲めである。

(田 中)

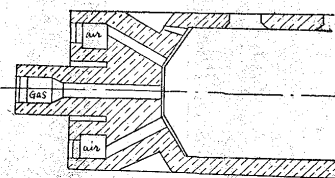
1933 年に於ける平爐の操業 (Iron & steel Industry Jan. 1934.) と、數年間英國では鋼の需要額に増加ししかも世間一般の景氣も多少緩和されたため平爐操業を通覽すると生産を増加しかつその單價を下げ同時に需要者の要求を満足せしむるにたる品質のものを作らんとする努力が今日拂れつゝある現状である。爐體の改修築造、瓦斯發生裝置、裝入機等々相當の資本を投じてゐるやうである。加熱用瓦斯も最近ではヨークス爐瓦斯と熔鑛爐瓦斯の混合瓦斯を使用しうる所では盛んにこれを使用して成功を収めてゐる、從來あつた發生爐をこのため全部とりこわした工場さへある。

瓦斯はヨークス爐瓦斯と熔鑛爐瓦斯は 1:3 位の割合である。

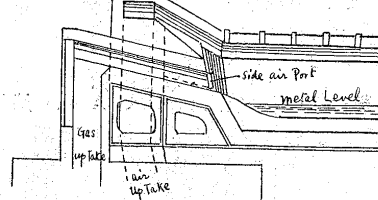
平爐ポートの設計であまり一般の雑誌にも公表されてゐないが成功したのはウエルマン、ソワード式ポートであらう。もともと連續加熱爐及び他の型の再熱爐用としてつくられたものであるが加熱といふ點に立脚してこれを平爐に適用したら必ず成功するであらうといふので採用した結果今日廣く用ゐらるゝやうになつたのである。

第 1, 第 2 圖は固定式平爐に採用されたポ

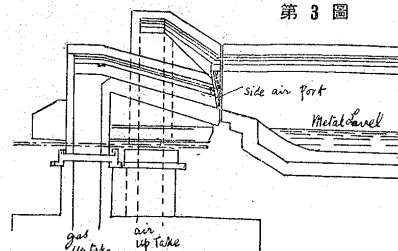
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



ートの略圖である。著しい特異性としては上部空気ポートに加ふるに2つの側部空気ポートの存在である。これによつて爐内に導入された瓦斯は空気にどり巻かれ瓦斯と空気は完全に混合して完全なる燃焼をするといふにある。必要以上の火焰の速度を調節しう。瓦斯の熱量は従つて充分にステール、バスに與へ得。ポート、天井、前後壁の過熱は柔げられ、スラッグ室、蓄熱室の壽命は永くなる。爐は裝入物を熔解することが速い。燃料の使用量は少なくてすむ、酸化によるメタルの消失は少い。

ウエルマン、ソワード、ポートは如何なる平爐にも實際にとりつけることができる。構造は至つて簡單で丈夫である。このポートを最初につけたのはシュフィールドのハツド、フェルド工場である。30 吨爐 1 基であつたがその結果がよくあつたので直ぐ他の爐もこの式に改造した。ストックブリッチのサミエルフオックス工場の 35 吨爐スカンソープのジョン、レザーート會社の 50 吨爐もこの式で其の他英國では各地でより大なる爐にこのポートを採用中である。第3圖は傾注式平爐に取附けた例である。平面圖は第2圖と同じ。ジョン、レザーート會社では鋼1吨當の燃料の消費量を減じ爐の生産量を増大する目的を以て160 吨傾注式爐にこのポートを最近設備した。次に屑鐵の取扱ひであるが平爐の裝入時間を短縮せんがために輕量屑鐵を用ゐる所ではこれを壓縮機にかけて固めて使用してゐる所が多い、かくするときは取扱ひも簡便になり熔解時間も大いに短縮し得といふ。

(鈴木)

海綿鐵より直接鍊鐵の生産 (Iron & steel of Canada Feb. 1934) 過去數年來オンタリオのモーズ、マウンテンの鐵礦石は粉鐵にして撰鐵すれば極めて優秀なる精鐵をえらることは知られてゐたが工業化することには成功してゐなかつた。然るに T. W. Hardy 氏はこの精鐵を海綿鐵に還元し高級鋼製造の原料として優秀なることを知つた。又最近に至つて氏は鍊鐵の原料としても好成績なりとの報告をしてゐる。次に述ぶるものはその拔萃である。

原鐵は先づ細粉して 200 メツシュ以下となし 300 メツシュのスクリーンを通るものを試験材料に供した。その部分は Fe 71.63%、SiO₂ 1.12%、P 0.008%、S 0.005% である。これを次の如き割合の混合物として焼結した。精鐵 61.2%、Return 25.3%、骸炭 3.7%、水 9.8%、その結果焼結鐵の成分は Fe 71.05%、不溶解物 1.47%、P 0.015%、S 0.010% となつた。この焼結鐵を海綿鐵にするには二通の方法が用ひられた。即ち木炭によるものと市場瓦斯によるなり。還元爐は直徑 14 3/4'、長さ 48' の大の電熱式回轉レトルトである、木炭で還元するには一回の裝入量 1/4' 大の焼結鐵 60 lbs と 3 mesh 以下の木炭 20 lbs である、レトルトの温度 1,800°F 略 7 時間で還元がすむ、それを緊密に蓋をした特別製の容器に導いて冷却する、更らに磁力撰鐵にかけて餘分の木炭及び灰分を分離する。かくして出來た海綿鐵は T. Fe 95.20%、M. Fe 94.50%、Insol 2.89%、P 0.020%、S 0.007%、C 0.24% であつた。同様の装置で木炭の代りに瓦斯を用ひたときは T. Fe 95.20%、M. Fe 94.60%、Insol 2.31%、P 0.015%、S 0.008%、C 1.99% となつた、このとき高炭素となつたのは還元に市場瓦斯を用ひたためではなくこの瓦斯が滲炭に働く時間が永くあつたためである。このときの保持時間は 11 時間である。

海綿鐵は粗い粉状のもので 70 吨の團鐵機にかけて直徑 2'、長さ 1 1/4' に團鐵する、このとき比重は普通鋼の 2/3 であつた。海綿鐵の團鐵は低炭素鐵と多少の GANG から出來てる、GANG は恐らく團鐵を自熱するとスラッグに變るものである。二つの團鐵を互に重ねて

直徑 2'、高さ 2 1/2' の圓柱にし爐に入れた 2,400°F に加熱したのち手を以つて 1/2" × 1/2" の棒にまで打延ばしこれを四つ合せて 2" × 1 1/2" にし更らに加熱したのも打延ばして 1" × 1" の棒に仕上げた。スラッグの絞り出しはたゞ僅かにすぎなかつた。C 0.02%、Mn 0.01%、P 0.019%、S 0.009%、T. Fe 96.08%、SiO₂ 1.58% の成分で C、Mn、P、S の含有量は優良な鍊鐵に遜色はない、比較的鐵分少く珪酸の多いのはスラッグの多いことを示す。然し海綿鐵より多少 Fe % の多いのは幾分スラッグの絞り出たことを示すも尙ほ普通の鍊鐵に比し 2~3% は多い。顯微鏡で見るところではたしかに多い、スラッグの性状は同様である。アムスラー試験機で試験した結果は T. S 39,000 lbs/□", Y. P 24,000 lbs/□", E (2") 8.5%, R. A 8.9% となつた、展性、靱性の低いのはスラッグの量によるものであらう。更らに高温加工せるに

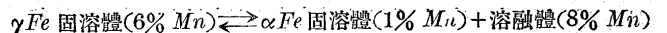
T. S 43,000 lbs/□", Y. P 37,000 lbs/□", E 20.0%, R. A 18.8% となつた、試験片の切断面はよく密着してゐてスラッグの少くなつたことを示す。これから判断して再高温加工はたしかに改善に効果を示す。高温加工によつてスラッグの排除が充分でないならば焼結する前に適當の煤熔劑例へば酸化マンガシ又はソーダ灰等を加へたならばかかる高級なる海綿鐵より優秀なる鍊鐵をうることは左程困難ではあるまい。

(鈴木)

7) 鐵及び鋼の性質

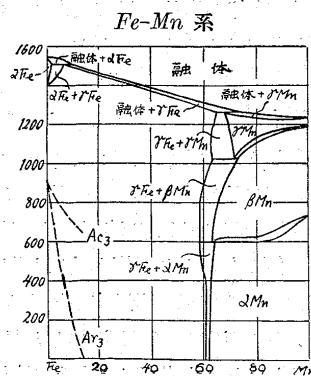
Fe-Mn 系状態圖 (St. U. E. Dez. 28, 1933, S. 1368) M. L. V. Gayler が最近本系に就て研究を行つた。此の系に關しては既に多數の研究が發表せられて居るのであるから彼の研究は單に未解決の所を明らかにし又境界線を更に正確に測定したに過ぎない。純粹なる合金試料を得るために電解鐵と蒸餾によつて製せられたる純 Mn を原料とし、水素氣中に於て高周波電氣爐で熔解した。又實驗に際し處理法を行ふ場合はアルゴン氣中で行ひ原料の化學的變化を防止した。圖は此の試験結果より得られたる状態圖である。

1,401°C に於ける純 Fe の A₄ 變態點は Mn の添加によつて高くなり、1,504°C に於て 3 相平衡點に達する。此の點では次の反應が起る。

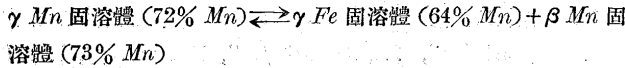


上式中の濃度及び其の反應温度は熱分析によつて Gayler が新たに決定したものである。(G. Ruemelin, K. Fick の與へたる反應温度は 1,455°C であつた。) A₃ 變態のあらはれる範圍の合金に就て見るに、Mn 9.3% までは焼入するとマルテンサイト組織が得られ、更らに Mn 量が多くなると新組織が出来る。即ち γ 固溶體の一部が ε 固溶體に變化するからである。而して ε 組織は Mn=10~27% の範圍に於て認められる。ε 固溶體は、W. Schmidt により既に發見せられてゐることで、彼は之をレントゲン試験により Mn=12~29% の範圍なることを試験して居る。

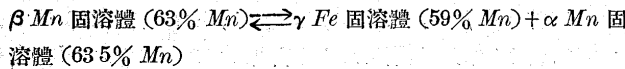
之れに關聯して石原氏の試験即ち γ-ε を變態は膨脹試験によりても認められると云ふとは貴重なる報告である。γ-α の不可逆變態及び γ-ε 相の變態は未だ今日まで相律にあてはめて説明することが出來てゐない。圖中 Ar₃ 及び Ac₃ は石原氏に從て記入したものである。



Mn は融態より凝固する際、面心正方晶系の γ 形に結晶し、1,195°C で β に、742°C で α に變る。 γ 相は急冷しても變態を起す。従つて之れを顯微鏡で見ることが出来ない。 $\gamma \rightarrow \beta$ の變態は熱分析によつて測定したのである。 $\beta \rightarrow \alpha$ の變化は急冷によつて阻止することが出来るから冷急及び焼鈍試料に就てレントゲン試験によつて研究した。E. Oehman は格子パラメーターを基礎として γ Fe と γ Mn とは完全に固溶體を作ることを證明したが Gayler は之に同意しなかつた、圖中の兩結晶の存在範圍は組織の検査から誘導されたもので 1,028°C までは共存する。この溫度に於ては次の反應が起る。



γ Fe + β Mn 固溶體は 1,028~600°C の範圍で 600°C では次の反應が起る。



600°C 以下では γ Fe と α Mn の固溶體が存在する。

C. Wainwright (Gayler の共同研究者) によれば 1,025°C より急冷すると β Mn のパラメーターは 73% Mn の時 6.267 Å, 88% Mn の時 6.291 Å で此の値は Oehman の値よりも小さくなつてゐる。又 α Mn のパラメーターは 65.3% Mn の時 8.852 Å, 93.4% Mn の時 8.891 Å である。(垣内)

冷硬鑄鐵に就きて (Franz Pohl & Emil Schuez. Mitteilungen aus den Forschungsanstalten des G. H. H.-Konzerns, Vol. 2, May, 1933, pages 145~172.) 高炭素冷硬鑄鐵が其の化學組成により如何に諸性質を變ずるかに就き系統的に研究せるものである。表面硬度に及ぼす種々の元素の影響に就て述べれば C 及び P は夫々 0.1% を増す毎にブリネル硬度數 11~5.7 を増加する。Si 及び Mn は硬度を高める上には何等重要な働きをするものではない。表面硬度に影響を及ぼすものは C と P であると考えよ。炭素量と硬度の關係を圖示し此線を延長する時は炭素量零の點即ち地鐵に於ける硬度が求められる。地鐵の硬度としてブリネル硬度數 55 が得られる。之により炭表量の種々異なる鑄鐵の硬度を大體計算し得る。冷硬の深さは C, Si, P の含有量を増加すれば減少するが Mn は 0.4% Mn 迄は冷硬の深さを減少するが之以上の Mn では却つて深さを増加する傾向がある。0.1% C 及び P を増加する時、冷硬の深さは夫々 5 mm 及び 2 mm 減少する。4.3% Ni, 1.3% Cr, 3.65% C の鑄鐵は通常の冷却條件で、マルテンサイト組織の冷硬鑄鐵となる。迅速に冷却する時は鑄鐵中の結晶核の生成を促進し結晶速度を増大し表面硬度を増加し組織を微細ならしめる。鑄込溫度は冷却と凝固の速度を決定するものであるが鑄込溫度を高くすれば冷却速度を増し凝固の速度を緩徐ならしめるものである。冷硬の深さは冷却速度の増大すると共に深くなる。熔鋼の冷却の條件に對し Schwarz 氏の提出せし式は之等の場合にもよく當てはまるものである。

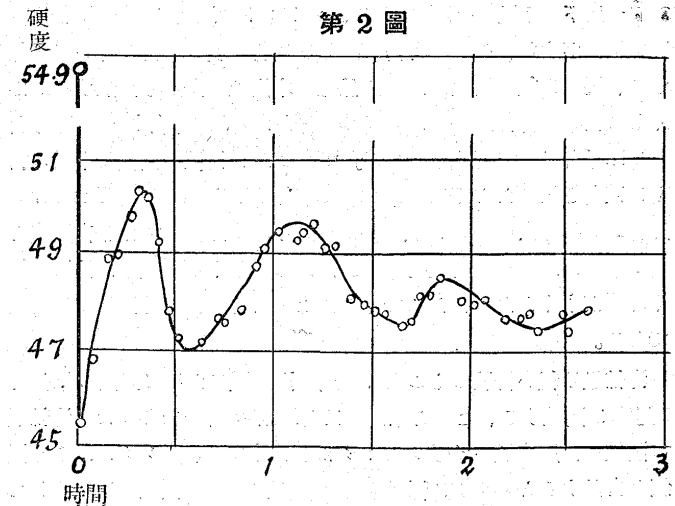
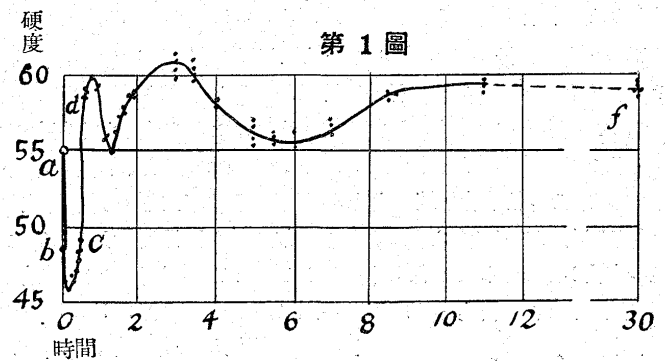
(岸本)

アルミニウムの鑄鐵に及ぼす影響 (E. Piwowarsky & E. Söhnchen. Metallwirtschaft, Vol. 12, July 21, 1933, pages 417~421) Al が Fe-C 系及び Fe-Si 系に及ぼす影響に就て述べて居る。Al は共晶溫度を上昇せしめ、C の Fe に対する溶解度は Al を加へる時減少する。C の黒鉛化は 1% Al 位より影響を及ぼし初め 3~4% Al に於て最も黒鉛化を助け Al を 11% 附近迄添加する時は再び黒鉛化を起さなくなる。ブリネル硬度と Al を添加した量の關係を示す曲線は Al が黒鉛化を起す量を示す曲線とは反對の傾

向を持つものである。顯微鏡試験に依れば Al 6% 以上に於ては頗る耐蝕性を有する白色の組織成分を有して居る。之は Al_4C_3 なる化合物とは信ぜられず、恐らく Fe と Al の偏析の爲に生じたものと思はれる。3.8% C, 0.1% Si を含む鑄鐵で 20% Al 迄のものは黒鉛坩堝で作り得た。Si の量は之より多きものを作り得たが此合金は熔融中極めて酸化し易く、酸化すれば Al_2O_3 を生じ頗る粘着性を増し湯の流れが悪くなる。10~20% Al を含む鑄鐵で燒鈍用の函を鑄造したのに其際溫度の高き間に鑄型より取出した鑄造物は後に加熱する際割れを生じたが冷却後鑄型より取出したものは此様な憂ひが無かつた。抗張力は Al を増すと共に増加し、4% Al に於て最高を示すが之以上 Al を加ふる時は却つて減少を示す。膨脹係数は Al を増すと共に大となる。HCl 及び NH_3 に對する耐蝕性は Al を増すと共に著しく増加し 10% Al 以上のものは殊の外耐蝕性を有する。然して熔融せる NaOH に對しては Al を増す程耐蝕性を減ずるものである。加熱に依り表面の酸化せらるる量を決定する爲 850°, 1,000°, 1,100° の各溫度に加熱し重量の増加を測定した。2% Al のものが最も多く酸化物を生じたが 10% Al では殆ど酸化物を生ぜず 20% Al 迄は酸化物を生ずる事甚だ僅少である。鑄鐵の成長は 4~5% Al 迄は漸次進み、其以上 Al を添加すれば却つて成長を起さなくなる。鑄鐵で Al を 10~20% 含むものは其の耐蝕性の良好なる事と充分なる耐熱性を有する點に於て工業上重要である。

(岸本)

磁氣的處理に依る工具鋼の性質の改善 (Edward G. Herbert. Metallurgia Nov. 1933.) 燒入に依つて反つた工具類は燒入直後には曲げて眞直にする事が出来る。然し時間がたつと時效に依つてこのねばりを失ふ。18% W の高速度鋼を 1,300°C に燒入し、常溫で硬度の變化を測定した硬度は振子型硬度計でダイヤモンド時間硬度に依つて測定した。その結果は第 1 圖の如くである。



a 點は常溫に於ける硬度、次に試料を 575°C に加熱しその溫度に於ける硬度は b 點である。その後その溫度に於ける熱間硬度を 3 分毎に測定し 1bc 間の點を得た。c 點で 30 分間加熱した後冷却後 d 點を得た。その後は 3 分毎に常溫で測定した。硬度は周期的に變化する。この現象を研究する爲めに高速度鋼を焼入後繰返し加熱して實驗を試みた。その結果周期的變化は冷却速度に依つて餘り影響がない。次に 575°C で熱間硬度を測つた結果は第 2 圖である。前の如く周期的に變化する。周期的變化は明かに加熱によることがわかる。又焼入後加熱冷却し之を強磁界に數分置く時は周期的變化は起らず、即ち磁氣的に安定せしめることが出来る。高速度鋼のドリルに就て實驗の結果磁氣的處理によつてドリルの生命を長くすることが出来ることがわかつた。

この現象は純金屬例へば Ni, 鐵、金等にも起る、その周期は金屬に依つて異つてゐる。(田中)

各種元素の可鍛鑄鐵に及ぶ影響 (B. Hall, Iron Age, Dec 21, 1933, p. 8) 合金鋼、合金鑄鐵は現今一般的のものとなつておるが合金可鍛鑄鐵は未だ新しき問題とせられておる。その原因は可鍛鑄鐵の本性に關連するものである。可鍛鑄鐵の特性たる柔軟性、強靱性、可切削性は塊狀セメントタイトを分解してテムパークオンを析出せしむる所の熱處理によつて生ず。殆ど總ての元素はこの重要な熱處理現象に異常効果を表すものでその効果はそれを助けるものあり又妨げるものもあるがとにかく異常効果を恐れて合金可鍛鑄鐵は同業者間に積極的企てをさけられて來た。併し合金することによつて特殊の性質を附與することは大なる興味である。業者は近頃特に強きもの、特に磨耗せざるもの、特に切削加工し易きもの、腐蝕せざるもの等の要求をうけておる。之に對して丁度過去に於て製鋼、鑄鐵業者が試みたと同様に合金可鍛鑄鐵と言ふものを業者が考ふるようになった。靜かに調査して見るとこの點に關する記録は案外に多く出ておる。本文はそれ等を集録せしものなり。

次に記す 20 元素につきてその影響を調査す。即ち Al, Sb, Bi, B, Ce, Cr, Co, Cu, La, Mo, Ni, Se, Te, Sn, Ti, W, U, V, Zn, Zr. 或るものは殆ど何の効果もないが併しどの程度迄が安全有效量なるや又どの程度の効果があるやを知らしめんとす。

下記元素は殆ど効果を來さないものである。

元素	Bi	B	La	Se	Te	Sn	W	U	Zn	Zr
脆性増加	す	—	—	す	す	す	—	—	す	—
軟化促進	—	す	—	—	—	—	—	す	—	す
軟化妨害	—	—	—	す	す	—	す	—	—	—
記事	温流れ悪し									軟くす 軟くす

Al の影響。このものは他の元素と共に合金劑として用ひて窒化硬化効果を助く。Al: 1.25% と Cr: 0.90% 又は Al: 1.00% 及 V: 1.00% を合金すると最も硬い表面が得られる。低炭素、低珪素母體に Al: 1%, Cr: 1% を合金したものは高炭素高珪素のものよりも硬く而も粘い。Al 單獨では多くの効果はない。0.08% で強さと粘さを増すと稱せらる。この量以上では強さ、粘さ及び流動性を減ず。Al は強き黒鉛生成劑であり又強き還元劑なれ共黒鉛を粗大に成長せしむる危険性がある。0.05% の Al は白銑を斑銑化すと稱せらる。0.08% 以下では何の變化も來さないが、それ以上になると滓を多く生じ鑄込に困難を伴ふ、多量の Al は可鍛鑄鐵の細粒狀黒鉛を普通鑄鐵の板狀黒鉛の如くにして従つて強度、粘さを激減す。Al の黒鉛化反應は低炭素の場合 1.5%、高炭素の場合 0.5% で最大に達す。或る研究者は Al は脱酸劑として考ふべく合金劑として考ふべからずとなす。

Cr の影響。Cr は炭化物をよく安定せしめ因つて黒鉛化を妨ぐ、併し顯しき効果を來さずに存在し得る限度は問題なり。或る人はキユボラ可鍛鑄鐵では鑄物を硬化し又は龜裂を生ぜしめざる極限量を 0.03% と稱す。又或る人は 0.05% 迄で軟化の後に異常組織を示すとす。又 0.08% を以て最大となす者もあり。併し一般に 0.05~0.07% では殆ど軟化進行を妨げずとせらる。Cr は 0.1% 合金すると甚だ重大なる結果を來す、0.1% Cr を加へ普通よりも高溫度にて軟化すると鋼狀の組織を呈す。Cr は 0.2~0.25% にて實際上軟化効果を停止して終ふ。Cr は強度、硬度を増加し粘さを減ず。一般に Cr の炭化物安定性を打破するために Si 又は Ni を共に加ふ。Cr: 0.34%, Ni: 1.37% の合金は極めて細き破斷面を生ず Cr と共に Si を加へて黒鉛化の平衡をとるときにも強く細き破斷面を得らる。

Co 及 Cu の影響。Co は僅かに黒鉛化を助け而して黒鉛を粒狀析出せしむ。Cu は殆ど影響がない。昔は Cu は黒鉛化を妨ぐとせられたが今では却つて幾分促進することが分明了。Cu は 1.0% 以下の量で腐蝕に抵抗力大ならしむることが重要な効果なり。大氣及煙中の腐蝕に就て Cu 2% を含むものは抗蝕性 25% 大である。又或る特許可鍛鑄鐵の Cu を含むものは耐酸性を有す。

Mo 及 Ni の影響。Mo は軟化を助くと云ふ人あり、又妨ぐと云ふ人がある、妨ぐる論者は強度及び硬度を増加する効果を掲げ而してその効力は Cr には劣ると稱す。促進論者は 5% 迄は促進効果を有すとす、或る人は 1% 迄は抗蝕力を附與すとす。

Ni は強き黒鉛化促進劑で、その最大含有量は C 量に關連して 2~3% なり。Ni は黒鉛化加熱溫度を低下す。Ni は α→γ 變態溫度を低下す。黒鉛生成量と Ni 量との間に直接關係ありと云ふ人と然らずとなすものとあり。とにかく少量の Ni は強度、粘さを増加し組織を細くし黒鉛を細粒析出せしむ。

Ti 及 V の影響。Ti は強力なる脱酸、脱瓦斯劑とて可鍛鑄鐵界に 1911 年以來有名なり。黒鉛化助長性を有すれ共その効力 Si には劣るなり。組織細小にして特に黒鉛の配布を對稱均等ならしむ。V と共に合金して V: 0.65%, Ti: 0.5% の合金は強度、粘さ及切削性を増大し組織を細密にす。Ti は V よりも脱酸性強く従つて V を脱酸消耗せしめずして合金せしむ。上記合金に於て Ti は 20% 消耗せしに關らず V は何等變化せざりき。V は強力なる脱酸劑なり。この元素は黒鉛化を妨ぐ、0.25% に至る迄その影響向上す。結局 V は硬度、脆性を與ふるものなり。(S. K.)

鋼の變形に關する新研究 (J Janitzky, Iron Age, Nov. 2, 1933, p. 15) 著者は Cr-V 鋼及び Ni-Cr 鋼に就て其の延伸率及び斷面收縮率より變形恒數なるものを誘導し之に依て鋼の切削性及び粘性を測知し得られる事を提唱してゐる。

變形恒數は 1~100 の値を有し鋼の大きさ、焼入速度及び焼入液に依て異り、次式を以て表はされる。

$$\text{變形恒數} = \text{延伸率} \% \times \left(\frac{100}{\text{斷面收縮率} \%} - 1 \right)$$

但し上式は標點距離の全長に沿て變形を起さぬ鋼は適用されるものであつて、全長に沿ひ變形する場合には上式の分母に(斷面收縮率一標點に於ける斷面收縮率)を用る。變形恒數の値は焼入試料の厚さを増すに従ひ或は焼入液の冷却速度を減ずるに従て大と成る。同一厚さでは焼入焼戻に依り同一硬化作用を爲すものは變形恒數も亦同一である。焼入溫度、冷却速度及び焼戻溫度が同一の場合は試料の太さが増加するに従ひ變形恒數は大きく成る。従て同一變形恒數及び抗張力のものはその抗張力と降伏點との比の亦同一である。

Ni-Cr 鋼に於て縦軸に Ni と Cr との相乗積をとり横軸に試料の直径をとれば熱處理して同一抗張力を得る爲の兩者の關係は直線を以て表はされ次式の如く成る。

$$\tan \alpha = \frac{Ni \% \times Cr \%}{\text{試料の直径 (in)}}$$

式中 α は此の直線が横軸と爲す角度であつて炭素量の増加と共に減少する。此の式は種々の厚さを有する Ni-Cr 鋼が焼入に依て同一硬化を得るために處要なる Ni 及び Cr の含有率を示すもので、Ni の場合には次式を用ふる。

$$\tan \alpha = \frac{Ni \%}{\text{試料の直径 (in)}}$$

次に内力と變形恒数との間には次の關係が有る。

$$C = \frac{\text{抗張力 } lb/in^2 \sqrt{300,000 - \text{降伏點 } lb/in^2}}{\text{降伏點 } lb/in^2}$$

式中 C は變形恒数と共に變化する處の恒数であつて、此の式に依り變形の形狀と降伏點に對する抗張力の比との間に一定の關係あるを知る。

又抗張力と衝撃値との間には次式が成立する。

$$\text{アイゾット (ft-lb)} = \frac{100 \times \text{延伸率} \%}{100 - \text{断面收縮率} \%}$$

變形恒数の最大値は 100 であつてオーステナイト鋼の場合である。オーステナイト鋼は鋼の中で最も切削性が悪い。従つて同一抗張力或は同一硬度の鋼は變形恒数及び延伸率の小なるもの程切削が容易い。(南波)

軟鋼板の時効現象 (Steel, may, 1933) 過去 10 年間講鋼板製造法は素晴らしく進歩した。従つてその用途も非常に廣くなつた。將來に於いてもその用途は無限に開殖さるゝ事であらう。就中自動車々體用鋼板スタンプ作業に就いては、從來 1 枚の鋼板をもつて身體の 1/4 をスタンプして居るが American Rolling Mill Co. の技師の意見によればもつと薄い良質鋼板を用ひて車體の 1/2 を 1 枚板からスタンプすれば重量及び製造費の輕減上有效であると云ふことである。

斯様に板が薄くなり、スタンプを深く行ふことになればスタンプ業者は板の性質と規格とに就いてもつと細かい注意を拂ねば失敗を招くてあらう。以下この種鋼板の規格と時効現象に就いて述べん。

現在最上仕上のスタンプ用鋼板に對してはスタンプを深く行ふ關係上可成よく規定して居る。この鋼塊は一般に Rimming Steel Heats から作るが、その取鋼試験の結果は大概次の範圍を出でない。

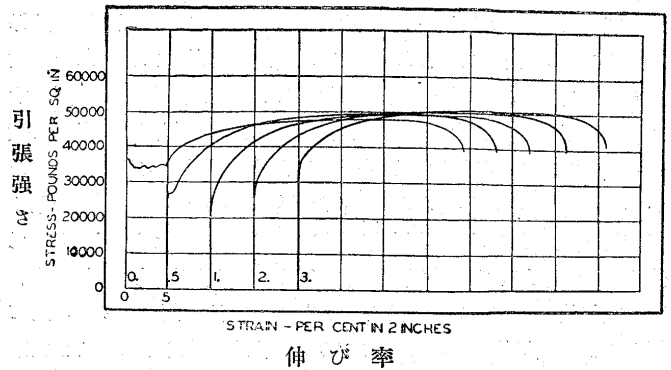
C 0.04~0.10% Mn 0.25~0.45% P 0.04%~以下
S 0.05%~以下 Si 痕跡

この種鋼板のロックウェル硬度は製造行程により異なるが普通要求されるのは B-45 乃至 B-55 の範圍である。

この種鋼板の壓延の影響を検査するに最もよい方法は引張り試験を行つて降伏點附近の應力一歪曲線を調べればよい。第 1 圖はこの種鋼板を標準化し、光澤鈍しを施した後壓縮率を 0.00%、0.5%、1.0%、2.0% 及び 3% の 4 種として常溫壓延を行ひたる各々の應力一歪曲線であつて、模範的成績を示すものである。これによれば壓延鋼板の降伏點は加工度の増加に従ひ、始め低くなり後高くなる傾向がある。

次に壓延鋼の時効硬化に關する定量的研究を引用して見やう。極薄鋼板が取引先に渡つてから破損し、曲り直しに困難を感ずることがあるが、これに就いては鋼板製造者の意見は壓延後の時効硬化の

第 1 圖



結果に一致して居る。事實この様な缺點の發生は常溫壓延の壓縮率、壓延後倉庫に貯藏し置く時間及び室溫によつて非常に異なる事が分つて居るから時効硬化の影響は相當大きい事が想像される。

以上の 3 要素が時効硬化に及ぼす影響を研究するために凡ゆる他の影響を排除し、壓延鋼の降伏點を調べ次の如き結果を得た。

第 2 圖は壓縮率 1.0% なる壓延鋼の降伏點に及ぼす溫度と時間の影響を示す應力一歪曲線である。これによれば、降伏點及び最大強

第 1 圖

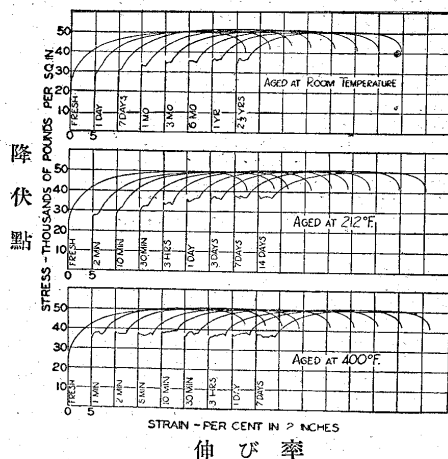
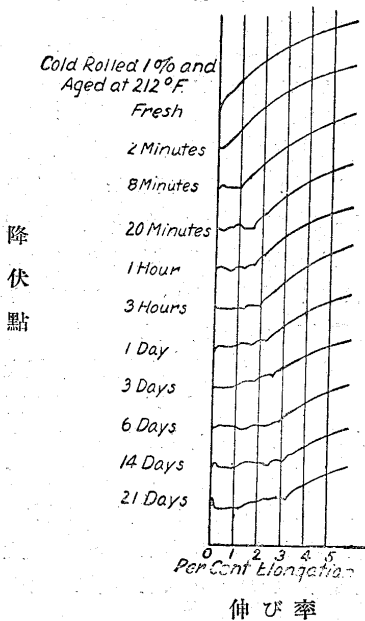


FIG. 3 - Stress-strain curves for normalized, box-annealed mild steel sheets, cold rolled 1 per cent and aged various lengths of time at the temperature shown

さは時を経るに従つて高くなり、且壓延直後に於て現はれない踊場

第 2 圖



が時を経るに従つて次第に明瞭となり長さを増すことが分る。又この結果は時効溫度が高くなる程速かに現はれ、定常狀態 (Saturation) に達する時間は室溫では 2.5 年間以上要するに對して 200°C 附近では 2 分間で達する。

更に踊場の變化を詳細に調べるために精密測伸計を用ひて 100°C に於る研究をなした結果は第 3 圖である。即ち降伏點に於ける伸び及び踊場の長さは時を経るに従つて増加することが分る。ロックウェル硬度測定

結果も全く以上と一致する。

以上の研究によつて薄鋼板の時効硬化は可成り大であるから先に擧げた缺陷を豫防するには 壓延直後加熱して定常状態にして置くがよい。(横 田)

可鍛鑄鐵の熱處理 (T. E. Hurst *Fov. Tra.* Dec. 21. 1933 p. 355) 本文には白心及び黒心可鍛鑄鐵の硬度及び強さに對する熱處理の影響に就て述べてある。試料には輪狀及標準型を用ひ輪狀のものは外徑 3" 厚さ 3/8" を有し鑄鉄爐湯を遠心鑄造したのである。

(イ) 白心鑄物—先づ輪狀試片を種々の温度より油焼入し焼戻した結果に依れば、(a) 焼入前ブリネル硬度 170~190 のものが焼入後にはブリネル 500 以上に成つた、之に續いて焼戻すと焼戻温度の増加と共に硬度は低下し 650°C で焼戻したものは 200 位に成つた。但し此の場合 900°C より焼入したものは其以下の温度から焼入したものに比して焼戻しに伴ふ硬度の低下が少い。例へば焼入温度 900°C のものは焼戻後ブリネル硬度 352 であつた。(b) 弾性係数は熱處理前に於て 22.2 lbs/□" のものを油焼入後 350°C に焼戻しても大して變化しないが 650°C で焼戻すと約 5% の増加を示した。之は鼠銑鑄物と異なる點であつて鼠銑では焼入及び焼戻すれば殆んど例外なく弾性係数が低下する。(c) 永久變形は熱處理によつて其の大きさを減じ焼入後 350°C で焼戻したものは 5.2~1.2% 小く又 650°C で焼戻したものは殆んど零に近い。白心鑄物では普通焼鈍の時にも幾分永久變形が有る。(d) 比列限は普通 19 ton/□" であるが熱處理すれば非常に大きくなる。例へば油焼入後 350°C に焼戻したものは 32 ton/□" であり、650°C で焼戻したものは 43 ton/□" である。(e) 極限抗張力は鼠銑鑄物の場合と同様に熱處理に依て増加する。又焼入後 350°C で焼戻したものは可成り脆いが 650°C で焼戻したものは熱處理より遙かに韌性が大きい。(i) 油焼入及び焼戻すれば結晶粒が微細に成り組織はトルースタイト—ソルバイトに成る。

次に標準型試片により (イ) 焼鈍ままのもの (ロ) 850°C より油焼入したもの (ハ) 850°C より油焼入し、650°C に焼戻したものに就て性質を研べた。次表は其結果である。

	抗張力	延伸率
(イ) 焼鈍の儘	16.2 ton/□"	2.0% (4")
(ロ) 850°C にて焼入	19.0	0
(ハ) 850°C にて焼入 650°C に焼戻す	21.1	2.0

焼入に依り抗張力が増すが、延伸率は焼入ただけでは零であり、350°C に焼戻すと元の値に戻る、而して(ハ)は熱處理前のものに比して抗張力が 25% 方大きく延伸率には變りがない。焼入の効果は焼入液の種類に依り異り水の方が油よりも効果大きい。又焼入温度が低くれば硬度に及ぶ影響が大きくて組織は細かく均一に成るが焼入温度が高ければ組織が粗く成る。

(ロ) 黒心鑄物—次表はキウボラ製黒心鑄物の試験結果である。

	極限抗張力 ton/□"	延伸率 % (2")	ブリネル 硬 度
1. 焼鈍の儘	23.2	22.0	120
2. 水焼入 (875°C)	—	—	460
3. 水焼入 (875°C) 焼戻 (420°C)	54.9	2.5	340
4. 水焼入 (875°C) 焼戻 (660°C)	38.6	10.0	200
5. 油焼入 (875°C)	—	—	180
6. 油焼入 (875°C) 焼戻 (420°C)	34.6	11.5	175
7. 油焼入 (875°C) 焼戻 (660°C)	33.5	15.0	160

表に見る如く水中焼入の儘では硬度が高いが、之を 420°C で焼戻すると硬度が下り極限抗張力が 55 ton/□"、延伸率が 2% に成る。又 660°C に焼戻すと延伸率が増して 10% に成るが硬度は 200 にま

た抗張力は 38.6 ton/□" に減少する。併し之でも熱處理前に比して抗張力は 65% 方大きい。油焼入の場合には大して硬度を増してゐないが焼戻すと抗張力が増大し而も延伸率も餘り悪くない。水焼入後焼戻したものは地鐵がマルテンサイト、ソルバイトに變り油焼入後焼戻したものはトルースタイトが出来る。黒心鑄物には化合炭素が無いのであるが之を 875°C から焼入れると硬度及び抗張力が増して延伸率が小さく成る。又之を焼戻すと其焼戻温度の増加に従ひ硬度及び抗張力は小さく成り延伸率が増大する。焼入に依り硬化するのは焼鈍炭素がオーステナイト中に溶解する爲であつて、上述の如く黒心鑄物に適當の熱處理を施せば其の性質を白心鑄物に近づける事が出来る。(南 波)

銲接金屬の衝擊値 (J. C. Hodge: *Amer. Welding Soc.*, 13 (1934), 12) 構造物或は機械の使用を充分にするために必要な設計の一部を構成する試験で評價された展性及び延性の性質を認めて居るが、構造物或は機械の材料を支配する機械的示方書の基礎は一般に靜的抗張試験に置かれてある。粘りの強いことと粘りの強さを缺くと云ふ總轄的性質は、一般に延びのある材料では充分粘りの強さがあると云ふ假設のもとに考慮されてゐない。此の考へ方は此等の相互關係が明かにされてゐる材料では正しいとされてゐるが、新しい材料が構造物に使用されるとか、或は標準材料が低温度で使用される場合には問題になる。本論文に於ける衝擊値はシャルピーに依つた。粘りの強さと脆さは硬度、展性及び延性に關係を持つが特に後者に關係が深い。吾等は高い延性と低い硬度に依る粘りの強さと高い硬度と低い延性に依る非常に脆い性質を見出すことが期待される。

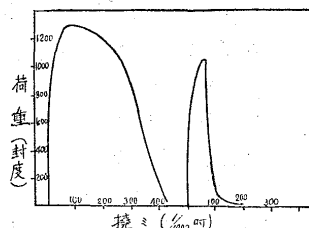
此等の性質との關係は一般に見出され、第 1 表に示す温度範圍の試験結果から此等の豫想が事實であることが容易に認められる。

第 1 表 0.21% 炭素鋼 (罐板 0.45% Mn, 0.02% Si)

温度 °F	降伏點 lb/sqin	抗張力 lb/sqin	伸 2in %	斷面 收縮率 %	シャルピー 衝擊値 ft-lb
-112	43,000	61,000	40.0	59.8	1.5
- 50	36,000	58,500	37.0	56.0	1.5
0	33,000	56,750	42.0	50.0	4.0
70	30,000	55,000	40.0	55.0	28.0
300	29,250	60,200	34.5	55.9	27.0
600	30,500	69,000	21.5	51.0	22.5
900	—	50,000	42.0	62.0	15.7

鋼の衝擊値に及ぼす温度の影響は鋼の靜的引張りに及ぼす温度の影響と一致しない。その例として、延性は常温から -112°F に降下してもあまり影響のないのは低温度の衝擊値は常温の値の一部分に過ぎないからである。高い延性が必ずしも高い粘りの強さ或は高い衝擊抵抗を意味しないならば、衝擊値の意味を充分理解することが必要である。普通認められてゐないが、衝擊試験の著しい特色は試験片に吸収した仕事の量は試験の速度と荷重に無關係なことである。第 1 圖は衝擊抵抗の異なる試料に試みた結果である。

第 1 圖

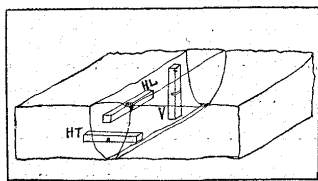


此の内力歪み線圖は遅い靜的荷重のもとに於ける比較的粘り強い材料と比較的脆い材料の試験結果を示すものである。内力歪み線圖中の面積に依て示される試験片を破壊する仕事は衝擊試験の如く急激の打撃で同一試験片を破壊するとき吸収される仕事と同一である。衝擊試験の値は試験速度或は試験機の槌の打撃速度には無關係

である。銲接金属は本質的には低炭素鋼であつても、銲接それ自身のために普通鋼と相違した合成成分と組織を現はすために、それ等の粘りの強さと脆さは一般の低炭素鋼の性質と一致するものでない。

又銲接金属の粘りの強さも使用した電弧銲接の方法、銲接棒の型、接手の型及び銲接部中から試験片を採つた場所等で變化する。粗い柱状組織のシングルビード銲接金属の衝撃抵抗は組織の改良を行つた重ね銲接金属の衝撃値よりも低い値を示してゐる。本論文のノッチ衝撃値は1吋、或はそれ以上の厚みの鋼に重ねビード銲接した。ロール、鍛鍊鋼の衝撃値は加工の方向に關する試験片中のノッチの位置に影響されるが、銲接金属の衝撃値は銲接金属の本來の柱状組織の方向に關するノッチの位置に支配される。第2圖は衝撃試験片の採用の位置を圖示したものである。被覆銲接棒の銲接金属から採つた試料の平均値は次の如くである。

第2圖



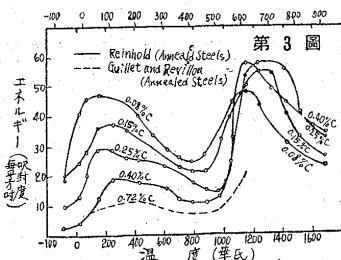
HT 33.4 ft-lb HL 31.2 ft-lb V 38.5 ft-lb

HT及びHL型は略々同一の値を有しV型は前者に比して値が高い。それは此の型では破壊が銲接部の本來の柱状組織を横切るために起因する。本實驗のノッチ衝撃値はHT型の試験片に依つた。

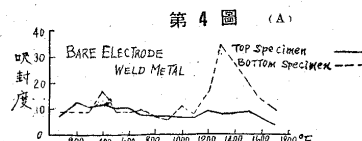
第2表

銲接棒	銲接回数	試片採用の位置		
		上部	中央	底部
裸棒	1	1.0	2.0	3.0
"	2	1.0	—	1.5
"	3	13.0	5.0	10.0
"	4	7.5	—	9.0
"	5	6.5	—	15.0
被覆棒	1	18.0	18.0	25.0
"	2	33.0	28.0	31.0
"	3	25.0	25.0	20.0
炭素電弧	—	13.0	15.0	23.0
保護電弧	1	29.0	33.0	35.0
"	2	26.0	42.0	37.0

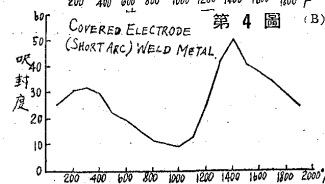
第2表は相異なる銲接方法に依る銲接金属の常溫の衝撃値で裸棒の場合は同一銲接方法にも相當の變化を有し、ノッチ衝撃値は低い。被覆棒は相當高い値を示してゐる。炭素電弧銲接の場合は銲接金属が炭素電弧からCを不規則に吸収し組織が變化し衝撃値が一定しない。H瓦斯で保護する場合は優れた値を示した。裸棒に依る場合は銲接金属が脆いが、被覆棒の場合も被覆剤の性質、電弧の長さ、ビードの熔着等に影響されるため、必ずしも粘り強いとは想はれない。衝撃値は電弧の周圍の氣層に非常に影響をうけることが分る。



第3圖



第4圖 (A)



第4圖 (B)

は被覆棒で短い電弧に依り第3圖の結果と良く似てゐる。此等の結

果から考察すると最も脆い處は800~1,000°F間に存在する。被覆棒の使用は裸棒より全般的に見て良好である。

一般に銲接金属は窒素を多量に吸収すると組織の變化で物理的性質が熱處理の影響を受ける。然しながらノッチ衝撃値は臨界範圍以上の普通の熱處理には無關係である。さらに被覆銲接金属を200~1,700°Fの範圍で100°Fおきに水焼入れしたものを試験したがノッチ衝撃値はあまり變化しない。此は窒化物の少ないことが焼入れの影響を減少せしめたと考へられる。第3表は焼鈍がノッチ衝撃値に及ぼす影響を示す。第3表で最後の2種は銲接金属が再結晶を

第3表

状態	裸棒 銲接金属	裸棒 銲接金属	被覆棒 銲接金属
銲接の儘	4.4	5.5	23.0
1,200°Fで應力をとる	6.5	7.5	22.5
1,750°Fで焼鈍1時間	3.0	6.0	27.5
2,100°Fで空冷	7.0	9.7	29.0

起してゐた。十分に焼鈍した被覆銲接棒に依る銲接金属の方が高い値を示してゐる。銲接のままのものゝと銲接後に應力を除去したものととの衝撃値は殆んど變化しないし、銲接部から切りとつた試験片に對する衝撃値が銲接部の衝撃に對する抵抗と考へて差支へない。

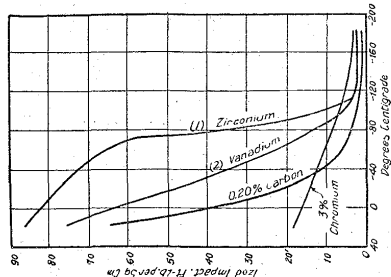
(森永)

特殊鋼の低温衝撃抵抗 (J. J. Egan, W. Crafts and A.

B. Kinzel, Transactions of A. S. S. T., 1933~12, p. 1136) 鋼の靜的機械的性質は低溫度に於ても常溫の場合と大して變らぬものであるが、衝撃抵抗は溫度の低下と共に著しく減少するものである。著者は少量の特殊元素—Ni, Cr, V, Mo, Cu, Zr, Mn等を單獨に或は其二三を適當に含める鋼約40種につき、之等をノルマライズしたる後低温衝撃抵抗を測定した。(以下單に鋼と稱するものは少量の特殊元素を含める鋼をノルマライズしたるものを意味する。)

其結果によれば一般的傾向としては衝撃値は0°C乃至-100°Cの間の或溫度で急に減少する。故に此種の鋼は-100°C以下で相當の衝撃抵抗を要求する様な場所には使用に適しない。抗張力が80,000 lbs/in² (56 kg/mm²)以下なる多くの鋼は-80°Cに於ても尙且、可成の衝撃抵抗を有する事を知られたが、炭素鋼は-15°C以下では満足すべき値が得られなかつた。

更に元素の配合と低温衝撃抵抗との關係に就て述べれば、Zr或はVを含むものは低温衝撃抵抗が著しく大で、其の値は大體夫等の含有量に比例して増加する。Cの他に二元素を含む鋼では、Zr・Mo, Cr・V, Ni・Cr, Cu・Cr, Cr・Mn, Ni・Mo鋼等は低溫度に於ける衝撃抵抗が相當に大であるが、Ni・Zr, Mn・V, Mn・Zr鋼等は餘り



良好なる結果を示さない。圖は試験結果の中、代表的なものゝ數種を示すもので、(1)はZr 0.66%, C 0.16%, (2)はV 0.46%, C 0.15%を含むものである。

極めて概括的に鋼の成分の配合と低温衝撃抵抗との關係を述べれば、(i)炭化物生成元素(Cr・Mo等)に脱酸性元素(Zr・V等)を加へたる鋼、或は(ii)炭化物生成元素にオーステナイト生成元素(Ni, Cu, Mn等)を配合したる鋼は-80°C附近に於ても概して良好なる結果を示したが、(iii)脱酸性元素とオーステナイト生成元素とを配合したものは満足すべき結果が得られなかつた。

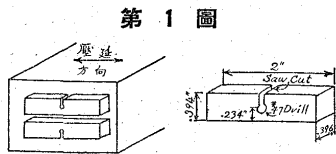
(池田)

中満俺鋼鉄の低温衝撃試験 (H. W. Hiemke & W. C. Schulte. Metals and Alloys Vol. 5. Feb. 1934. pages. 31~36)
 壓力罐に使用する種々の材料の衝撃試験を低温度(+100°~-50°C)で行った。供試材料としては普通の炭素鋼、満俺珪素鋼及びクロム満俺珪素鋼を用いた。クロム満俺珪素鋼は比較的新しい材料であるが試料の組成を示せば第1表の如くである。試料は2" 前後の丸棒

第1表 分析結果

鋼	C	Mn	Si	Cr	P	S
A	·25	·49	·014	—	·018	·026
B	·25	1·24	·06	—	·014	·019
C	·26	1·32	·44	—	·011	·022
D	·20	1·05	·67	·42	·025	·023
E	·23	1·21	·68	·45	·037	·026
F	·092	1·31	·91	·45	·017	·013

を壓延したものより採取し壓延の方向による影響を避くる爲第1圖



の如く試料を採取した。熱處理は、焼鈍せるものと標準化せるものの2種を作り比較した。シャルピー衝撃試験機を用ひ有溝衝撃値を求めた。溝

はシャルピーの鍵穴形の溝を切り常温以下の温度に試料を冷却するにはアセトンを用ひ之に固體炭酸瓦斯を少量宛加へて低温度を作つた。低温度の測定にはペンタン寒暖計を使用し100°, 50°, 20°, 0°, -20°, -30°, -40°及び-50°のシャルピー衝撃値を求めた。其結果は第2表の如くである。

第2表 シャルピー有溝衝撃値 (ft-lbs) 試験温度 (°C)

鋼 熱處理	試験温度 (°C)									
	100	50	20	10	0	-20	-30	-40	-50	
A	燒鈍	36.1	27.3	19.1	8.8	4.77	3.0	3.7	2.21	2.13
	標準化	39.8	35.4	29.0	26.4	19.0	4.5	4.0	3.59	2.97
	燒鈍	35.8	28.7	21.6	—	4.77	3.8	3.4	3.06	2.97
B	標準化	47.9	41.0	33.2	—	13.1	16.8	16.2	19.2	3.77
	燒鈍	45.1	40.3	28.4	—	26.0	20.5	20.8	14.3	3.42
	標準化	41.3	32.1	26.1	—	24.2	19.1	19.1	21.2	17.3
C	燒鈍	42.1	33.5	28.6	—	24.2	20.5	19.1	19.2	17.9
	標準化	51.5	52.8	44.6	—	41.3	33.8	35.0	33.4	26.1
	燒鈍	52.9	53.3	45.4	—	42.9	35.4	34.6	36.6	31.8
D	標準化	41.3	33.4	33.7	32.0	26.3	18.6	7.9	5.20	3.86
	燒鈍	38.0	39.6	27.3	—	28.1	20.1	8.8	12.10	5.33
	標準化	41.9	44.7	36.3	29.5	23.2	8.5	4.0	3.68	3.15
E	燒鈍	40.6	47.8	47.8	36.5	27.9	10.5	4.7	4.50	2.97
	標準化	27.0	22.1	17.7	16.8	10.3	4.8	3.9	2.55	3.15
	燒鈍	27.4	21.9	20.3	12.2	15.6	6.9	3.0	2.80	2.97
F	標準化	53.1	46.1	39.3	36.3	21.9	15.4	12.9	4.59	5.71
	燒鈍	51.0	42.9	39.3	37.2	30.3	16.3	10.7	10.96	5.62
	標準化	66.3	56.8	61.9	54.7	53.3	45.4	47.3	33.1	—
F	燒鈍	67.9	56.5	56.5	—	58.4	30.3	39.3	36.3	42.1
	標準化	67.9	60.4	51.5	50.8	44.7	45.4	29.0	33.7	14.1
	燒鈍	69.8	59.2	52.4	57.2	43.9	44.2	40.3	19.2	19.0

此結果によれば、100°Cに於ては何れの試料も他の温度に於けるよりは高い衝撃値を示し、且大部分の試料は試験後切半せられなかつた。温度を降下するに従ひ衝撃値は低くなり切半せられ易くなる。0°と20°Cの間で衝撃値は急に降下するが1.32% Mn, 0.44% Siの試料のみは漸次に降下する傾向がある。低炭素クロム満俺珪素鋼は-20°C迄は頗る高い衝撃値を示し-50°Cに於ても尙標準化せる試料で平均17ft-lbsの値を示して居る。炭素鋼は一般に充分焼鈍せる状態よりも標準化せる方が衝撃値は高い。此の傾向は殊に常温より低い温度で試験した場合に明瞭に現れる。10°Cに於ては標準化せる鋼は25ft-lbsの値を示すに對し焼鈍せるものは12ft-lbsに過

ぎない。

満俺鋼は炭素鋼に比し幾分靱性は多いが最近 Sergeson の研究により P の量 0.081% を有し、其他の分析は殆ど此の研究に用ひし満俺鋼と同様のものが標準化せる状態で頗る衝撃値の低い事を發表して居る。此原因に就き研究せる結果之は全く P の含有量が本研究に用ひしものよりも遙かに高かつた爲である事が明瞭となつた。

満俺珪素鋼は焼鈍せるものも標準化せるものも低温度で頗る優秀な衝撃値を示す。之は此鋼が非常に細い結晶粒を持つ爲である。顯微鏡により組織を見ても他のものに比較し此種の鋼は頗る微細な組織を示す。

クロム満俺珪素鋼は+10°C以上に於ては焼鈍せるものも標準化せるものも共に衝撃値30ft-lbsを示すが此温度を境として靱性は急に減少し殊に標準化せるものは一層急に減少する。之を炭素鋼と比較するに何れの温度に於ても衝撃値は此鋼の方が優れて居るが標準化せる満俺鋼と比較すれば0°C以下では此鋼の方が劣つて居る。低炭素クロム満俺珪素鋼は-20°C以上では供試材料の總てを通じて最も優秀な衝撃値を示すが-20°C以下では漸次衝撃値を減少する。然して-50°Cに於ては標準化せるものは16ft-lbs, 充分焼鈍せるものは20ft-lbsを示し其組織は頗る微細である。

壓延方向による影響を知る爲に壓延の方向に直角の位置と平行の位置より試料を採り衝撃値を比較したが其差は殆ど認められなかつた。(岸本)

8) 非鐵金屬及合金

Al 合金に及ぼす重金屬の影響 (II) (P. Röntgen u. W. Koch: Z. Metallk., 26, (1934), 9) 第II, 本論文は主として Cr の Al-Cu, Al-Ni, Al-Cu-Ni 及び Lantal 等の諸合金に及ぼす影響を組織、成分、機械的性質等の諸方面から研究した。第1表は本實驗に使用した Al 合金の總表である。

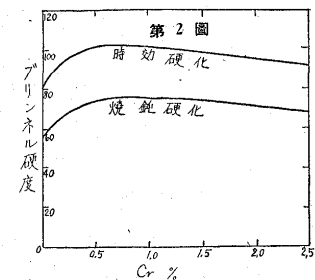
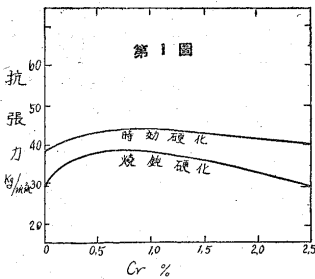
第1表

組	Cr %	Cu %	Ni %	Mn %	Si %	抗張力		伸		硬度		
						軟化	硬化	軟化	硬化	軟化	硬化	
I	CCr 1	0.1	1	—	—	13	—	27	—	—	—	
	CCr 2	0.1	3	—	—	22	—	14.5	—	—	—	
	CCr 3	0.2	1	—	—	15.5	—	23.5	—	—	—	
	CCr 4	0.5	3	—	—	22.5	—	19	—	—	—	
	CCr 5	0.5	5	—	—	25.7	—	16	—	—	—	
	CCr 6	1	2	—	—	22.5	—	17	—	—	—	
	CCr 7	1	5	—	—	27.5	34	19	11	65	103	
	CCr 8	1	10	—	—	33	40.2	12	4	90.4	122	
	CCr 9	2	2	—	—	—	—	—	—	—	—	
	CCr 10	2	6	—	—	24.5	29.3	10	10	66.8	81	
	CCr 11	2.5	4	—	—	32.5	38	9	7.5	87	113.5	
	CCr 12	2.5	8	—	—	—	—	—	3	78	97	
II	NiCr 1	0.1	—	1	—	11.1	—	29.5	—	—	30	
	NiCr 2	0.1	—	3	—	13.0	—	21.1	—	—	37	
	NiCr 3	0.5	—	3	—	13.0	—	19.0	—	—	38	
	NiCr 4	0.5	—	5	—	16.0	—	19.0	—	—	51	
	NiCr 5	1	—	5	—	20.4	—	14.4	—	—	55.5	
	NiCr 6	1	—	10	—	20	—	4	—	—	73	
	NiCr 7	2	—	2	—	—	—	—	—	—	45	
	NiCr 8	4	—	4	—	—	—	—	—	—	67.7	
III	8	0.1	—	—	1	—	—	—	—	—	35.5	
	9	0.5	—	—	3	—	—	—	—	—	45.1	
	10	0.5	—	—	5	—	—	—	—	—	51.4	
	11	1	—	—	5	—	—	—	—	—	44.4	
	12	2	—	—	5	—	—	—	—	—	46.4	
	13	1	—	—	8	—	—	—	—	—	54.0	
	14	0.5	4	0.5	—	—	28.5	30.7	16.2	12.7	58.2	90.5
	15	0.5	4	1	—	—	28.5	29.4	17.0	13.0	61.0	91.6
	16	0.5	4	2	—	—	28.7	29.0	16.0	13.0	61.9	78.6
	17	0.5	6	1	—	—	30.5	33.3	14.0	10.5	67.0	97.6
18	0.5	6	2	—	—	31.5	35.7	15.0	10.7	63.5	98.0	
1	1	1	1	—	—	22.5	—	12.8	—	—	60.8	

組		Cr %	Cu %	Ni %	Mn %	Si %	抗張力		伸		硬度	
							軟化	硬化	軟化	硬化	軟化	硬化
IV	2	1	3	3	—	—	—	—	—	—	—	—
	3	1	4	4	—	—	25.0	11.3	73.5	—	—	—
	4	2	2	2	—	—	25.0	—	61.0	—	—	—
	5	2	3	3	—	—	23.5	10.9	67.0	—	—	—
	6	2	4	4	—	—	24.0	9.0	70.3	—	—	—
	7	3	3	3	—	—	23.0	6.0	61.0	—	—	—
	32	0.5	5	5	—	—	25.9	26.8	13.0	11.0	65.5	68.3
	33	—	5	5	—	—	22.0	23.7	7.0	6.0	61.0	65.0
	L	—	4	—	—	2	29.4	38.2	23	19.0	55.9	80.4
	L 1	0.1	4	—	—	2	33.0	41.0	22.0	22.0	61.5	91.0
L 2	0.5	4	—	—	2	35.5	—	15.5	—	76.0	103.0	
L 3	1	4	—	—	2	37.0	43.5	18.0	16.0	67.5	100.0	
L 4	2.5	4	—	—	2	30.0	38.0	13.5	8.4	68.0	90.0	

Al の成分は 99.5% Al, 残りは Fe と Si を不純物として含み瓦斯爐で融解して金型に 250×20mm に鑄造し、さらに 500°C で徑 12mm に鍛造した。鑄造する前に Koch の方法で組織の微細化及び瓦斯の除去も行った。鑄造温度は 750~850°C, ソルト槽で 525°C で 2 時間保持し、然る後に水中焼入れ 125~135°C で焼戻しを 48 時間行ふ。組織の研究用としての腐蝕液は弗化水素を採用してゐる。組合せの I~III 迄は總轄的に取扱つた。C Cr 1~C Cr 8, Ni Cr 1~Ni Cr 4 及び 8 の諸合金の組織は略々同一で Al に富める初晶が三元共晶の中に出る。其の他の合金は Intermetallic の化合物を生じ、その化合物は Cu を含む合金或は満淹を含む合金の化合物より腐蝕され易く一定して集合しない。然るに Ni を含む合金即ち Ni Cr 6~8 は明るい星狀の Chromalminid の近くに針狀の Ni Al₃ の化合物が現はれる。三元共晶の Cr の濃度は Cu 合金では 1.5% に及ぶも Ni 合金では多少減少してゐる。

Cu を含む場合は intermetallic の分解する量は Cr の濃度には無關係で Ni 及び Mn を含む場合も同様である。Cr を單獨に Al と多量に合金せしめることは困難である。intermetallic の化合物は焼鈍しなければ變化せぬ。殊に銅合金の Cu Al₂ の分解は大部分熔け込むか、球狀に集合する。第 1 表は此等の合金の機械的試験の結果を示し、試料の Ni Cr 7 と 8 及び 9~13 (Mn を含む) の諸合金は加工が不可能で焼鈍のきかぬものはそのまま機械試験を行ふことにした。共晶成分の附近では Cr の添加を増しても強さにはあまり影響はないが Cr の含有量が共晶成分を超える場合は硬度は増すが伸びが減少する。Cu を含む場合は一般に機械的性質が良くなつてゐるが、Cu の含有量が所定以上に増すと伸びが減じてくることは



るのを認める。第 1 圖及び第 2 圖は Lantal の機械的性質に及

Cr の影響と全く同一である。Cr:Cu の比が 1:5 乃至 1:10 の範圍が良好である。合金 32 及び 33 は Cr の影響を明かにするために合金 32 には Cr 5% を添加し、一方合金 33 には Cr を添加しなかつた。Cr を含まぬ合金 32 には Ni Al₃ が分離するが Cr を 0.5% 添加すると此の現象は著しく低下する。第 1 表に依て Cr を含む Al 合金の改良に與かる Ni の影響を推想し得る。Ni 0.5% を含む合金 14 は 50% も硬度を増してゐるのに反して、Ni 2% を含む合金 16 の硬度は明かに減少して

ばす Cr の影響を示すもので、Cr の含有量が 0.4~0.8% の間で最上である。即ち Lantal の機械的性質は Cr の添加に依て改良されるが、Cr:Cu の比が 1:10 乃至 1:5 が相當と考へられる。(森永)

9) 化學分析

耐蝕鋼中の Al, Si, 及び Cr 酸化物の定量 (C. M. Johnson: Iron Age, Vol. 132, Sept. 21, 1933, 24) 定量に供する試料は豫め充分高温に加熱し、Cr の炭化物を溶解せしめたる場合に限る。例へば 5% Cr 鋼ならば 1,750°F に 30 分間以上加熱し、空氣中で急冷するか又は水中急冷する如くである。定量操作は次の如く行ふ。

切削試料 20 及び 25g の 20 種を 800cc のビーカーに採り 1g に就き H₂SO₄ (1:3) 10cc の割に加へて加熱分解せしめる。高珪素鋼例へば 0.60% Si 以上の 18/8 鋼の如きは、特に強く加熱する必要がある。試料が Cr を含有する時又は 0.09% 以上の Cu を含む時は NH₄O₃ (1:20) の 90cc を加へる。(炭化物を溶解する爲めである) 此の温液を斷えず振盪しつつ HNO₃ (1:20) の 90cc を少量づゝ添加し、10 分間加熱して赤煙を驅逐する。これに濾紙パルプを加へて濾過し、温 HCl (1:20) で洗滌し鐵イオンを見ざるに至り、更に温液で洗滌する。

ゲル珪酸の抽出 ゲル珪酸を除かない場合は無水珪酸量が高める結果となる。この方法には、洗滌水で濾液よりゲルを時計皿に流し落すのが最良である。濾紙は別に 4% の煮沸近く熱した Na₂CO₃ 液で浸出し、これ數次繰り返す。この濾紙は磁製カセロールに受け、これに先に流し落したゲルとパルプ及び酸化物の混合物を少量宛加へ煮沸近く加熱した後、濾紙を通して濾過し、HCl (1:20) 及び温液で充分洗滌する。

Cr₂O₃ の定量 先の不溶性残渣は豫め秤量せる白金坩堝中に灼熱灰化し、常温に至つて秤量する。これに H₂SO₄ (1:3) の數滴と HF 1cc を加へ、SiO₂ を揮發せしめてその減量より SiO₂ を求め、殘量を Al₂O₃+Cr₂O₃ とする。Cr₂O₃ を含む時は 5g の Na₂CO₃ 及び 0.02g の KNO₃ を以て熔融し、磁製皿中に少量の水で溶解し、濾過し、6% の Na₂CO₃ で洗滌し、濾液を 150cc とする。これを K₂Cr₂O₇ の標準液と比色定量する。若し残渣中に Mn 及び Fe を含む時は、残渣を 6% の NH₄OH で洗滌し、灼熱灰化し秤量して先の Al₂O₃+Cr₂O₃ の總量より差引く。殘量は Al₂O₃ である。

Ti を含む場合は SiO₂ を揮發せしめた残渣を K₂S₂O₇ で熔融し、HCl (1:3) に溶解し、Ti を酸化し、濾液を比色する。或は SiO₂ を揮散せる残渣を 5g の Na₂CO₃ 及び 0.02g の KNO₃ で熔融し、水で浸出し濾液を重クロム酸加里で比色する。残渣は灼熱灰化し、5g の Na₂CO₃ で熔融し、水で浸出し、濾過して兩濾液を合し、これより Al を沈澱せしめて定量する。

Cr を含む鋼には、一般に用ひられる HCl 法は不適當である。逆つて H₂SO₄ 法に準據し、これに酸化剤として HNO₃ 又は H₂O₂ を併用するが宜しい。著者は HNO₃ (1:20) の代りに 30% の H₂O₂ を鋼試料の 25g に就き 30cc を硫酸性溶液に添加する方法を推奨してゐる。この方法は 0.15~0.20% C 以下の場合には操作が迅速である。各法に依る結果は次表に示す如くである。

試料 (U. S. B. S. 標準)	H ₂ SO ₄ -HNO ₃ 法		H ₂ SO ₄ -H ₂ O ₂ 法		T. Al よりの計算値 Al ₂ O ₃
	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Al ₂ O ₃	SiO ₂	
No. 55, 極軟鋼	0.0030	nil	0.003	nil	0.0038
No. 166, 1% C	0.009	0.002	0.009	0.002	0.015
No. 354 Cr-Mo 鋼	0.012	0.002	0.012	0.001	—
No. 358 Cr-Mo 鋼	0.012	0.001	0.012	0.002	—
No. 287 Cr-W 鋼	0.016	0.002	0.015	0.002	—
KA-2, 18-8 鋼	0.006	0.006	0.006	0.006	—
0.01% C	全酸化物 0.117	0.001	全酸化物 0.119	0.001	Cr ₂ O ₃
0.01% Mn					0.005
<0.02% Cr					—

(R. M.)