

抄

録

2) 耐火材、燃料及驗熱

キューボラの裏付け (A. Skerl. Bulletin British Cast Iron Research Association, Vol. 3, Jan. 1933. pages 170~176.) キューボラに使用する煉瓦の裏付け及び目地の材料に就て研究したものである。耐火煉瓦は珪酸煉瓦に比し熱の急變によく耐へ割れたり欠けたりする事も尠く鑛滓の作用に對しても大なる抵抗を有する。耐火性を良好にする爲には Al_2O_3 の量を多くする必要があるがキューボラの裏付けに良好な結果を與へるものとしては Al_2O_3 7% 以下のもの、或は 25% 以上のものである。 Al_2O_3 を含む煉瓦の耐火度と温度を示す曲線で Al_2O_3 10% 附近の所に $1,000^\circ C$ 以下で急に耐火度の悪くなる點があるから此附近のものを使用する事は不適當である。耐火煉瓦並びに珪酸質の耐火物が還元氣中にある際 FeO の之等耐火物に及ぼす影響は頗る大であるが一般に耐火煉瓦の方が抵抗力が大である。 FeO と Al_2O_3 及び SiO_2 と作用した場合の熔融點が擧げてある。キューボラに於ける良好なる作業状態は耐火物が出来るだけ衝風と骸炭によつて起される高熱に充分耐へ得る時であるから鑛滓は多少石灰多く裏付け材料は出来るだけ結着剤を含む事の多い煉瓦を選択すべきである。 (岸 本)

新しい高級耐火物 Siemensite (Fou. Tra. Jou. July 13, 1933, p. 17.) 本耐火物は瑞典で電氣爐を用ひて低炭素の Cr 鐵を造つた時に熔滓を流動性ならしめる様な高温度に耐える耐火物が何うしても得られ無かつた處から此の熔滓を一般の爐の裏附材料に使用したならば良からうとの事から想ひ附いたもので約5年前より Brandenburg の Mitteldeutsche Stahlwerke に於いて平爐に試験した結果初めて其の優秀なる事が明かにされたのである。

原料としてはクロマイト、マグネサイト及びボーキサイトを用ひ大體次の様な化學成分を有して居る、 Cr_2O_3 20~40%、 Al_2O_3 25~45%、 MgO 18~30%、其他 8~14%。之等の中、主要成分たる Cr 、 Al 及び Mg の酸化物は尖晶石の形で存在し其の他のものは珪酸物として含まれてゐる。熔融状態から鑄型に注ぎ込んで煉瓦にしたものは一度焼いて鑄造應力や冷却應力を除去させる。此の煉瓦の主たる特長を擧ぐれば次の如くである、(イ) 耐火度が高くゼーゲル 42 番以上である事、(ロ) 荷重 $2 kg/cm^2$ に對する軟化温度が $1,800^\circ C$ 以上である事、(ハ) 密度が $3.2\sim3.4$ である事、(ニ) 熱傳導度がマグネサイトよりも大きい事、(ホ) $0\sim1,200^\circ C$ に於ける膨脹率が $1.2\sim1.4\%$ である事、(ヘ) 之れ以上の温度では 2% であること、(ト) 酸性及び鹽基性熔滓に對して抵抗力が大きい事等である。本文には試験の模様が詳細に述べてある。 (南 波)

3) 銑鐵及鐵合金の製造

高爐瓦斯の利用 (W. B. Baxter, Iron & Coal Tr. Rev. Sep. 15, 1933.) 英國 Appleby Iron Co. Ltd. 及び Frodingham Iron & Steel Co. Ltd. の工場に於ける高爐瓦斯利用の狀況を述べれば次の如し。Frodingham 工場に於ては原動力發生用には蒸氣を、爐の加熱には石炭を使用して居たが漸次動力發生用には高爐瓦斯を用ふる様になり、又爐の加熱は殆んど凡て高爐瓦斯を使用する

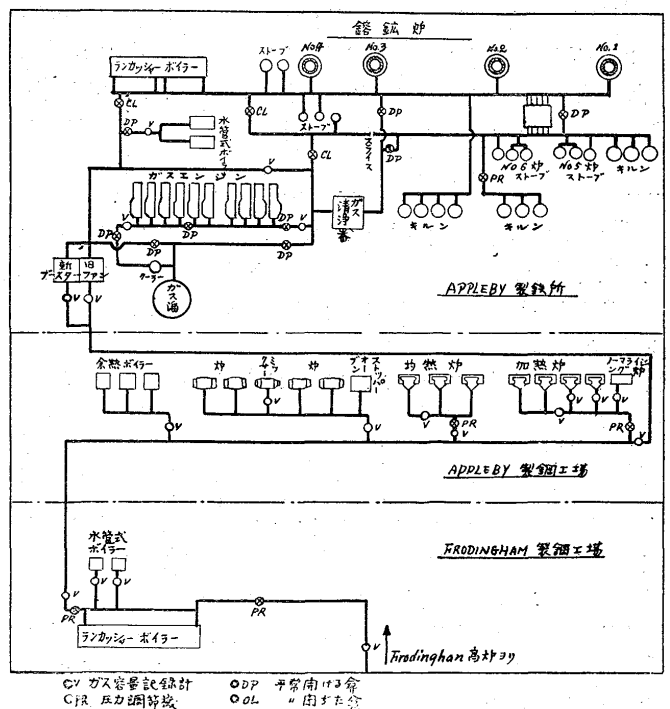
様になつた。Appleby 工場は此の經驗を基礎として設計せられ、蒸氣を使用せるはターボ發電機とスラブ剪斷機のみで他は凡て瓦斯機關連結の發電機より發生する電力によつて運轉せられ、又平爐以外の爐は全部高爐瓦斯によつて加熱せられる様になつて居る。

Appleby 工場に於ける瓦斯の分配は第 1 表及び第 1 圖に示す如し。

第 1 表 (1 週間の瓦斯分配狀況)

骸炭使用量 = $27.65 \text{ cwt}/t.$ 銑	製鋼工場
瓦斯發生量 = $153 \times 10^3 \text{ ft}^3/t.$ 骸炭	加熱爐・燒鈍爐 ... 47.2×10^6
1 週間の瓦斯發生量 = $658.3 \times 10^6 \text{ ft}^3$	均熱爐 ... 53.7×10^6
銑鐵工場	混銑爐 ... 33.6×10^6
ストーブ ... 163.5×10^6	平爐(週末) ... 4.8×10^6
キルン ... 0	餘熱汽罐 ... 8.6×10^6
ランカウツシーボイラー ... 13.1×10^6	Frodingham ... 83.1×10^6
パブコックボイラー ... 63.8×10^6	工場ボイラー
送風及動力機關 ... 144.0×10^6	計 ... 231.0×10^6
計 ... 357.4×10^6	不 明 ... 69.9×10^6
	總 計 658.3×10^6

第 1 圖



高爐瓦斯發生量の 67% は精洗して、23% は粗洗又は非洗のまま使用せられ、約 10% は使途不明になつて居る。瓦斯管系の各部に就て述べれば次の如し。

瓦斯洗滌裝置：—Halberg Beth 式の裝置小 4 基、大 2 基を有し全能力は $4 \times 10^6 \text{ ft}^3/h$ で、平常は $3 \times 10^6 \text{ ft}^3/h$ を洗滌して居る。 $6 g/m^3$ の灰が $0.003\sim0.005 g/m^3$ に洗滌せられ夫々分配せられ又 $2 \times 10^6 \text{ ft}^3$ の容量の瓦斯溜に $6.5' w.g.$ の壓で貯藏せられる。

瓦斯溜より供給せられる瓦斯管系の調整：— $0.7 \times 10^6 \text{ ft}^3$ 以上の瓦斯が貯藏せられた際は瓦斯に制限なく供給せられる。瓦斯量が $0.7 \times 10^6 \text{ ft}^3$ 以下になると製鋼所行の瓦斯量は制限を受け、 $0.5 \times 10^6 \text{ ft}^3$ まで下れば製鋼所へは瓦斯を供給せず、又更に下つて $0.3 \times 10^6 \text{ ft}^3$

になると瓦斯溜りよりは何處にも瓦斯を供給せずして瓦斯貯藏量の増加を圖る。之に反し瓦斯溜りに $1.95 \times 10^6 \text{ ft}^3$ の瓦斯が貯藏せられた時には瓦斯洗滌装置の方へこの事をベルによつて報知し、又諸所の瓦斯使用者には常に瓦斯貯藏量が電氣式に報知せられる様になつて居る。是等の報知器は赤、緑2色の電燈が付屬せられ、綠色燈の點火中瓦斯を自由に使用して可なることを示し、赤色燈點火せば各工場は夫々規定によつて使用量を減少せねばならない。更に瓦斯貯藏の最低限度に接近するに至ればブースターファン係員の指示を受けて瓦斯を使用する。最低限に達すれば自動的に洗滌器管系より直接瓦斯の供給を受ける様になつて居る。

洗滌瓦斯の配給；一洗滌瓦斯の47%は銑鐵工場で使用せられ餘餘は製鋼工場へ配給せられる。容量計が諸所に設置せられて其の使用量が解る様になつて居る。

銑鐵工場；一送風、動力工場には最近 $3,500 \text{ kw}$ の發電機が設備せられ、是は瓦斯機關によつて運轉せられる。そして餘熱は餘熱機關に利用せられ、 350°C 、 170 lb/in^2 の蒸氣を毎時 $13,500 \text{ lbs}$ 發生することが出来る。送風機、動力機關の瓦斯使用量は略一定して居る。2基の水管式汽罐よりは夫々 $30,000 \text{ lbs/h}$ の蒸氣が 160 lbs/in^2 、 290°C で發生せられ、是等の汽罐には瓦斯、蒸氣の流量計、 CO_2 計、溫度計が設備せられ、瓦斯と空氣の割合は CO_2 計の指示によつて適當に手動調節を行ふ。

Appleby 製鋼工場への瓦斯配給；一此の工場は高爐より $1,800 \text{ yd}$ の瓦斯導管を通じて配給せられ、瓦斯導管の途中には $2,300,000 \text{ ft}^3/\text{h}$ を處理し得るブースターファンありて 33.5 in. w. g. の壓に高められて居る。ブースターファンの吸氣側には自動調節器ありて瓦斯導管の壓が 1.5 in. w. g. になるとファンが空轉する様になつて居る。是は導管が負壓になつて爆發を誘導する危險を防止するためである。瓦斯使用各所へ行く支管には夫々瓦斯壓調節器を設けて常に恒壓で操業し得る様になつて居る。

加熱爐及びノーマライジング爐；一瓦斯壓は 1 in. w. g. に下げられ、トップチャージ加熱爐の空氣は電氣ファンで送入せられ空氣瓦斯の量は手動調節を爲される。サイドチャージ加熱爐の空氣及び瓦斯量は手動調節に依る。空氣送入はモーターによつて行はれ瓦斯管空氣管の弁は機械的に連結せられ居るため兩者の割合は常に一定にして、若し必要な時には簡単に割合を變化し得るが如く作られて居る。爐内の燃燒狀態は CO_2 計に依つて覗ふことが出来る。爐内瓦斯壓は僅かの壓に保持し、爐を開きたる時空氣の流入することを防止して居る。従つてスラブの酸化損失が少なくなつて居る。

均熱爐其の他；一均熱爐行瓦斯壓は 1.5 in. w. g. に保持せられて居る。高爐が常態で瓦斯充分な時は混銑爐は高爐瓦斯で加熱し、平爐、ストッパー爐にも週末に高爐瓦斯が使用せられる。是は週末には發生爐瓦斯導管を掃除するためである。又爐に付屬せる餘熱汽罐も必要に應じ他の汽罐と同様高爐瓦斯を使用し得る様に設計せられ、尙少量の高爐瓦斯は常に汽罐内に於て點火して居る。之れは平爐より逃れ来る可燃性瓦斯を點火燃燒せしめて烟道爆發の危險を防止するために行つて居るのである。是等餘熱汽罐からは 250°C 、 175 lb/in^2 の蒸氣が $8,500 \text{ lbs/h}$ の割合に發生せられる。其の他メーター類の配置は圖面参照。

Frodingham 製鋼工場；一Appleby 工場より來る瓦斯管は、Frodingham 銑鐵工場より來る瓦斯管に連結せられ双方の瓦斯が Frodingham 製鋼工場の汽罐に使用せられて居る。此の工場が高爐瓦斯を使用する様になつてから如何に燃料炭が節約せられて居る

かは次表によつて明らかである。

第2表 (石炭使用量)

年次	鋼塊純當り 石炭使用量	年次	鋼塊純當り 石炭使用量
1913	17.2 cwt	1928	7.95 cwt
1924	10.65 "	1933	7.13 "

(但し高爐用炭は除外)

Appleby 工場では1933年前半期に於ては石炭使用量純當り 4.61 cwt となつて居る。(垣内)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

製鋼所に於ける造塊作業 (St u. Eisen 1933, 15, Jun.) 理想的な造塊作業をなさうがための種々の問題が今日吾々の注目の的となつて居る。茲では内外諸國の資料を集め特に米國と獨逸との比較數字を擧げてその参考に供することとする。而してその比較に用ひた米國の爐は20基のシーメンスと10基のベッセマーで、シーメンスはシート・バー、鋼管、軌條、合鋼鋼等の 0.9°C までの鋼質製造の場合でベッセマーはシートバー、線材等の場合を採用した。

鑄型は各所により一定して居らぬが大體に於て先づ次の3種類に區別することとする。

(1) 角型鑄型(内部平面型)、(2) 波狀型鑄型(内部歪面型)、(3) 特種鑄型、例へば Gathmann, Valley & McLain の如きもの。

これ等の内(1)と(2)に對し種々比較を試みることにする。

a) 高さ：一鋼塊の高さと其平均幅との比は獨逸の(1)の鑄型 200~600 mm 角の底に對して 5:1 から 3:1、(2)の鑄型で 7:1 から 4.5:1 米國ではこれに對し(1)(2)共に 4.5:1 から 3:1 位である。

尙 450~600 mm 丸の間では獨逸、米國共に殆んど大差がない。

b) 鑄型の重量：一鑄型の鋼塊に對する重量比は 1:1 といふのが古い規則であつたけれども、(1)と(2)との鑄型間には著しい差がある。

尙シーメンスとベッセマーとでも相違があると考へられる。

先づ大體の所(1)の鑄型では獨逸、米國共に底幅 420 mm から 500 mm 角の寸法に對しては 1.25~0.95 で、それ以上では約 1:1 である。鑄型が小さくなるにつけて比は急に増してくる。例へば 300 mm 角に對しては 1.25 の如きである。

尙諸外國の文献で中位の寸法の鑄型に對して 1.5:1 を擧げてゐるがこゝでは是認出来ない。

c) 隅の半径：一米國の 600 mm 角の鑄型に對して 50~120 mm までの變化をしてゐる。鋼塊のクラック及び鑄型の壽命を考慮に入れて如何なる半径がよいか問題になつてゐることを示してゐるのである。經驗によれば、半径が大なる程、割れが多い様であるが亦あまりに半径が少ないと掃除に困難する様である。これ等の關係から R. H. Watson は角型ケースで最大底の 13% の半径がよいと云つてゐる。獨逸ではこの 13% より平均稍々小さい様である。米國ではこれとよく一致してゐる。

d) 彎曲：一獨逸に於いては外彎曲或は平面のものが多いが米國では内彎曲の鋼塊が多い様である。一例として米國に於ける底幅 440 mm 角の波狀型鑄型を取るに普通鋼の注入される高さまで波狀になつてゐてそこから上部は波狀になつてゐない。その波の半径は上部 102 mm、下部で 127 mm、隅の半径は 51 mm である。

波狀をつける場合には次の注意が必要である。即ち鑄型と鋼塊との間に出来る空隙が鋼塊を冷却するときその凝結に非常に影響することである。即ち空氣は熱傳導率が不良であるから鋼塊の冷却された外皮が再び熱せられて高温となつて鐵の靜壓に耐へ得る安全性が

破れる状態になる故鑄型と鋼塊とが長く接觸してゐて、空隙が出来ても鋼塊の疵の割が出来ない程度の外皮の厚みを保たせる様に波状をつけなければならぬ。

尚デンドライトが成長する折にもヘヤークラック (Schattenris-sen) を作る空隙がない様に波状をつけなければならぬ。

亦波状型鑄型には被頭鑄型を使用することが多い。これは空氣に露出した部はどうしても酸化され易い故、これを防ぐため非脱酸、或は半脱酸鋼にも好んで使用されるのである。

e) 鑄型の傾度: 一獨逸に於ては鋼塊が成るべくよく脱ける様にするために出来るだけ大きな傾度を付けることを主眼としてゐるが米國に於てはこれと全く反對に平面或は波状型鑄型何れも可及的最小傾度にしてゐる。即ち米國では鑄型の壽命はあまりに問題にせず寧ろ鑄型の費用を増す掃除費、或は修繕費等を特に考慮してゐるためである。

實際に於ては鑄型では底の平均幅 200~600 mm に對し高さに對する傾度 (上部と下部の幅の差半) は 0.8~1.7% で米國では大約 1.4% 以下で小さなものは 0.5% 位のものもある。

f) 鑄型の厚さ: 一鑄型の消耗に影響するが鑄型と鋼塊の重量比 1:1 位を標準としてゐる。200~600 mm の平均底幅に對し 62~137 mm の厚みが一般である。あまり厚くすると焼疵よりも割の方が早く起り不用となることがある。

g) 鑄型の壽命: 一波状型鑄型、平面型鑄型の成分、製品等によつて勿論違ふけれども大體 375~750 mm の底幅に對し 90~70 回見當である。即ち通常 12 kg 前後で特種のもは勿論之れより多い。鑄型の壽命は注入前の鑄型の温度に影響することは屢々云はれてるが研究の結果鑄型の消耗と冷却時間とが平行するといふことである。併しながら鑄型の壽命を徒らに長くすることは鋼の肌を不良にすることを考慮すれば大した問題ではないと云はれる所が多くなつて來てゐる。

h) 分塊用鑄型: 一分塊は 8~18 t が作られ、鑄型は波状型のものが半分以上を占めてゐる。鋼塊幅の平均 300~1,000 mm に對し鑄型對鋼塊の比は米國では 1.0~1.2、獨逸では 1.7~1.1、底部隅の半徑は米國では 100 mm、獨逸では 30~90 mm、高さに對する平均幅の比は獨逸では 3.1~1.9、米國では 3.3~2.2 位で米國の方が稍々高い。尙大なる分塊用鑄型の持續回数は 35~58 回、傾斜度 (上下幅の差半の高さに對する比%) は 600~1,110 mm 底に對し 0.55~1.5% 位である。

i) 特殊鑄型: 一Gathmann 鑄型は相當の厚みを有し重量比 1.3:1 位で定盤に相當の勢力を要ししかも鑄型の壽命は短かいけれども尙特殊鋼、鎮靜鋼によく使用される。

(これと同様に Valley Mold Co. の Valley 鑄型で Gathmann に比較して鑄型が非常に軽く約 1:1 である。) 譯者註 これ等の資料を春の日本鐵鋼協會會「鋼塊に關する問題」と比較して見ると面白いと思ふ。

(中島生)

平爐作業に於ける鋼滓及び湯の温度 (Stahl u. Eisen. 24, Aug./1933)

1) 爐内に於ける温度: 一湯 154 磅、滓約 15 磅、湯の深さは 1,000 mm、滓の厚さは 100 mm、C は 0.38% のものに付き爐體の中央部で温度測定を行つた。測定法は W と黒鉛のエレメントを使用し、120 mm 深 (鋼と滓との境)、600 mm 深、770 mm 深 (爐底から約 330 mm 上) の 3ヶ所に 15 秒間浸して測定した結果夫々 1,625°C, 1,615~1,612°C, 1,612~1,610°C を得た。即ちこれ等の結果から最高部と最

深部との温度差は約 15°C で從つて爐底と湯面との温度差は約 25~30°C 位と想像される。

2) 出鋼時に於ける温度: 一種の温度、樋を流れる速度等にも關係し、亦出鋼口の大きさ、位置等にも多少影響する様であるが、樋の先端で光學的に測定した結果から總合して出鋼に於て約 10~40°C の温度低下があり、出鋼時に於ける湯の温度の始めと終りとは約 20°C の差のあることを知る。

3) 出鋼時と注入時に於ける温度差: 一滓の厚さ、Fe-Si に特に影響するが、C 0.28 の鎮靜鋼に付電熱的に測定した結果、出鋼と注入時に於ける温度低下は約 20~60° である。尙多數の測定結果から炭素による適當の注入温度を次の如くに見出す。即ち

C 0.75~0.85	1,560~1,570°C	C 0.15~0.25	1,600~1,615°C
C 0.40~0.45	1,570~1,590°C	C 0.10~0.15	1,600~1,620°C
C 0.28~0.35	1,590~1,610°C	C 0.05~0.10	1,600~1,630°C

以上の結果から爐内に於ける最終温度から注入温度までの低下は約 50~90° であることを知るが壓力、鋼塊の大きさ等にも關係して尙 50~80° を必要とすることもある。從つて全體として先づ 100~170° の過熱を見ればよいと思はれる。

尙この測定に使用した光學的測定に於ては鋼に對し $\epsilon=0.50$ 、鋼滓に對し $\epsilon=0.60$ を採用す。

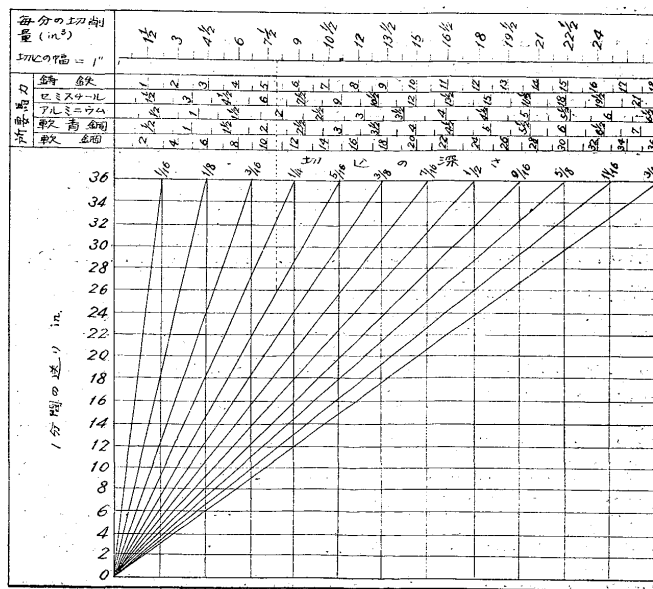
(中島生)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

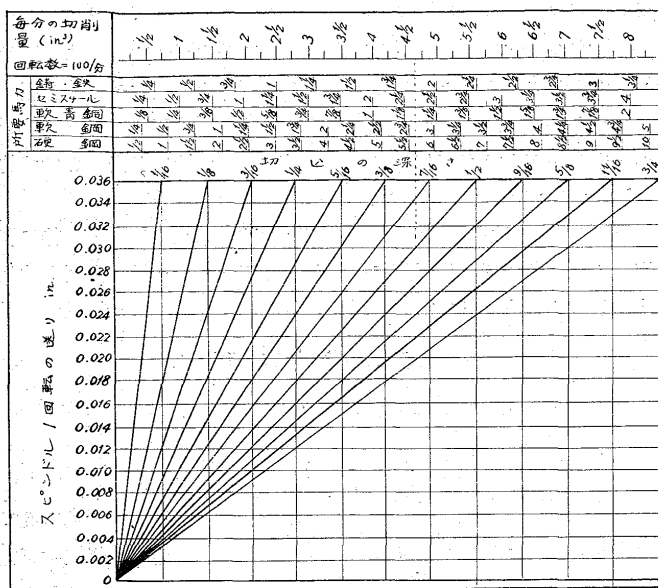
フライス削り及外丸削りに便利な線圖 (E. Gutzwiller. Machinery. July, 1933, p. 724) 鑄鐵、セミスチール、アルミニウム、青銅、鋼にフライス削り及び外丸削りを行ふ時の送り、切込の深さ、所要馬力等の關係を著者は永い間の實地經驗から第 1 圖及び第 2 圖の如く表した。

第 1 圖はフライス削りの線圖である。先づ切込の深さを表す斜線と送りを表す水平線との交點を求め、此の點から垂線を立てて所要馬力數及び毎分切削量を求めるのである。圖は切幅が 1" の場合に就て示したものであるが種々の幅に對しては圖に依て得た値に其時の幅を乗すればよい。例へば今送りを 26"、切込の深さを 5/16" とすれば第 1 圖より軟鋼に對しては切削量が 8 cub. in.、所要馬力が約 10 3/4 と成る。又切込の幅が 2" の時には切削量は 16 cub. in.、所要馬力は 21 1/2 と成る。

第 1 圖



第 2 圖



第 2 圖は外丸削りの線圖である。其の求め方は第 1 圖と同様である。此の場合には先づ送り及び廻轉數を決定せねばならぬが之等は仕上の程度、切込の深さ、材料及び工具に依て異なる。圖は有效直径 1"、毎分 100 廻轉の場合を表したものであるから、其れ以外の場合には圖に依て得た値に其時の (有效直径) × (廻轉數/100) を乗じねばならない、即ち有效直径 2"、廻轉數 400 の場合には 2 圖より得た値を 8 倍すれば良い。例へば送りを 0.03"、切込の深さを 1/2" とすれば此の比の場合鑄鐵に對して切削量 4.70 *cu. in.* 所要馬力 1 1/2 と成り、之を 8 倍して切削量 37.6 *cu. in.* 所要馬力 15 とすれば宜い。

併し第 1 圖は普通のフライス削りの場合で又第 2 圖は平削りの場合であるから不規則な或は異形の切削には兩圖より得た所要馬力に尙幾分の追加を要する。又工具の切味が鈍い場合には更に多量の馬力を加算せねばならない。之等の追加の他に馬力の損失をも見込

5HP の機械	1/2 ~ 1 1/4 HP
10 "	1 ~ 2 1/2 "
15 "	1 3/4 ~ 3 "

まねばならぬ、而して其の追加量と機械の大きさとの關係は左表の如くである。(南波)

米國に於ける安全剃刀ブレードの製作 (R. W. Woodward, Iron Age, May 25, 1933, p. 811) ブレードには兩刃と片刃があり何れも一長一短を有する。即ち兩刃は普通に用ひられるが兩側を使用するためにブレードを柄の位置で固定せねばならないから彎曲し易く而も丈夫な事が必要である、従て厚さを比較的薄くして 0.006" 位とし又焼戻温度も可成高く成る。然し片刃は柄を中心として彎曲する必要が無いから 0.009" 或は其以上の厚さにする事が出来る、又硬度は前者よりも高くして宜く焼戻温度も低くて良い、従て其れだけ切味が良い譯である。

兩刃用の原料は大部分を瑞典及び獨逸から帶鋼の儘で購入して居る。其の理由は高炭素鋼を 0.006" 厚さに壓延する装置が米國に少いからである。併し片刃用の 0.009" 厚の帶鋼は米國で壓延してゐる。何れも C 1.20~1.35%、Cr 0.30% 以下を有するが、輸入品は關稅を安くする都合上 Cr が低く、米國製は Cr 0.50% 以上のものが有る。最近には耐蝕性及び強度を増す目的で特種鋼を採用する向きもある。兩刃の大きさは長さ 1 3/4"、幅 7/8" である、之を作るには幅 7/8" の帶鋼をコイルにして用ふる、又幅 1 3/4 ~ 3 1/2" のものを

用ひて一幅から 2 枚のブレードを取る時もある。普通 1 lb の原料から 590 枚のブレードが得られる。片刃の製作には幅の狭い帶鋼を用ひ、其の大きさは商品に依て區々である。原料は前以つて寸法、表面疵、化學成分 (C, Cr, P, S)、硬度、彎曲強度及び組織の検査を行ふ。硬度試験には帶鋼の厚さが薄いために Vicker, Brinell, Rockwell 等何れも正確を期し難いから、帶鋼 5 板を重さねたものを試料とし徑 1/16" 球及び荷重 60 *kg.* を用ひてロックウェル硬度計で押印して出來た凹圓の直径を 100 倍率の顯微鏡で測定し之をブリネル硬度に換算して居る。此の硬度で 200 以下は不合格と成る。又組織は縱斷面に於いて球狀セメントライトが均一に分布して居るを要し、介在物は勿論禁物である。

製作には均一な製品を得る目的で自動機械が廣く採用されてゐる。作業工程を大別すると整形、熱處理、腐蝕研磨、検査及び荷造に別たれる。整形には普通の壓穿機に輸送装置の附いた機械を用ひブレードの穴を開けると同時に輪廓を造る、又個々のブレードの境界に切目を附けて後で切離し易くするものもある。之を大きな棒に捲き熱處理機械へ送る。昔は個々のブレードを 1,000 枚宛重ねたものを釜式爐で加熱し水中焼入及び油中焼戻しを行つたものであるが表面が酸化した上に硬度が不均一に成つた。今日では帶鋼を連續式加熱爐に送り引續き焼入装置へ行く仕組を有し、光澤のよいそして硬度の均一なものが得られる。加熱爐は長さ約 5 *m.* 瓦斯或は電氣にて加熱され自動式温度調節器を有する。爐の出口には焼入水槽を設け十分に焼入れる。焼入された帶鋼は直ちに焼戻室に行き茲で比較的短時間高温の焼戻しが行はれる。次に第 2 の焼戻室に行き前回よりも長時間低温の焼戻しを行ふ。焼戻しの時は帶鋼を眞直に伸ばして行ひ、低温に長時間保持する程ブレードの切味が宜く成る。焼戻しが終れば棒に捲けるか或は個々に切離して腐蝕機に送る。茲で酸にて濡らした廻轉式ゴム製スタンプに依て所要の名稱及び商標等が腐蝕捺印される。必要に應じてラッカーも塗る。

研磨作業は (イ) グラインダー研削、(ロ) 砥石研磨、(ハ) 革研磨の三行程に別けて行ふ。グラインダーと研革とを町摩に行つて砥石を省略する場合もある。個々に切離したものを研削するには連續ベルト式割み装置を用る。4~5 臺のグラインダーをブレード列の兩側に設置し片側を交互に研削する。砥石は砥粒が細かく幅の廣いものを使用し、研削機の種類に従て水を掛け乍ら或は乾燥のまま研削する。砥石の位置はブレード刃の角度が 8~18 度に成る如くにしてある。研削中は絶えず寸法を検査する。次に砥石機は研削機とは別に設け、カンバスを被せた廻轉式砥石の間をブレードが通過する様に成つて居る。革砥機の構造は砥石機と略同様である。

検査も亦帶鋼のまま或は個々に行ふ。帶鋼の場合は之を光電裝置に通して切目及び刃先を擴大して像映し乍ら検査し、不完全なものは電氣的に切斷される仕組に成つてゐる。個々の場合は 100 枚以上を積重さね之に適當の光線を當て乍ら不良品を選別する。切味試験は毛切り試験法に依る所が多いが之は不正確なために最近は科學的方法が用られる様に成つた。(南波)

銲接時の酸素、窒素吸収量の影響研究 (E. Piwowarsky & W. Kleinfenn, Arch. Eisenhüttenwes. Sept. 1933, p. 205/8) アーヘン工業大學鑄造協會報告、カーネギーの補助を仰いで行つた研究である。使用したる銲接棒は、第 1 表に示す如く通常の低炭素のもののみならず、合金鋼のものも使用した。其中で、C=0.02% のものはアームコ鐵につきて銲接を行つた、其の他の炭素鋼棒は、汽罐用軟鋼板に對して使用した。合金棒は C=0.09%、Mn=

0.65%、Ni=2.5% 程度の汽罐用合金鋼板に對し使用した。6 種類の銲接棒を以て、13 種の試料を作つた。銲接の種類は、酸素アセチリン瓦斯、交流電氣及び直流電氣を以て行つた。前者に對しては、6mm 棒、後者に對しては 4mm 棒。且つ直流に於ては、銲接棒を負極とした。銲接棒は、裸と被覆とを使用比較した。試料は第 1 圖に示す如き位置及び形状である。凡て熟練なる職工をして均一に行はしめた。

各試料を、(1) 銲接のまま、(2) 926°C で 15 分加熱後爐中徐冷、(3) 600°C で空氣中流中で急冷後室内温度で 12 日間放置、(4) 600°C から水中急冷後 12 日間常溫放置、(5) 抗張力の 80% の荷重をかけて後 250°C で 1 時間保持焼戻。

之等に就き抗張、硬度、衝擊の諸試験をした。尙顯微鏡組織を見た。試料の分析に際し、O₂ は熱間追出し法、N₂ は Wüst & Duhr 兩氏の方法に依つた。第 2 表は各種銲接部の分析成績である。

被覆棒を用ひると、交流は直流に比し、N₂ 吸収量が 2 乃至 3 倍大となる、しかし O₂ 吸収量は、殆ど同様である、交流の方が反應に對しては、著しく積極的であると考へられる。Ni を含むものにありては、N₂ の吸収を妨げる。之は 1923 年 Hoffmann 氏、1927 年 Schmitt 氏も發表せる所である。A₃ 以上の加熱後徐冷、或は 600°C で焼戻、或は冷間加工後 250°C で焼戻、或は自然放置に依り

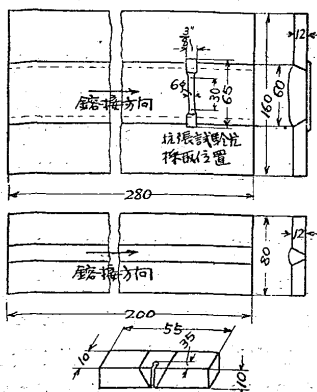
第 1 表 銲接棒分析

線種	C	Si	Mn	P	S	Ni
1	0.02	0.01	0.04	0.010	0.03	—
2	0.08	—	0.47	0.013	0.03	—
3	0.05	0.02	0.46	0.010	0.02	2.30
4	0.12	0.01	0.25	0.012	0.02	2.00 Mo 0.2
5	0.15	0.03	0.35	0.012	0.02	3.50 Cr 0.75
6	0.10	0.02	0.35	0.020	0.02	—

第 2 表 銲接部分分析成績

試料	線種	銲接法	C	Si	Mn	P	S	Ni	O ₂	N ₂
1	1 裸	瓦斯	0.02	0.01	0.03	0.012	0.021	—	0.051	0.014
2	1 裸	直流	0.01	0.01	0	0.010	0.031	—	0.237	0.162
3	1 被	直流	0.04	0.03	0.67	0.035	0.039	—	0.114	0.021
4	1 被	交流	0.04	0.02	0.62	0.033	0.038	—	0.124	0.050
5	6 裸	瓦斯	0.05	0.01	0.28	0.024	0.018	—	0.051	0.021
6	2 裸	直流	0.04	0.01	0.12	0.019	0.019	—	0.210	0.132
7	2 被	直流	0.11	0.03	0.72	0.036	0.040	—	0.102	0.020
8	2 被	交流	0.10	0.03	0.67	0.036	0.041	—	0.117	0.029
9	4 裸	瓦斯	0.04	0.01	0.16	0.016	0.018	2.00	0.059	0.033 Mo 0.09
10	5 裸	瓦斯	0.09	0.03	0.24	0.014	0.017	3.10	0.024	0.005 Cr 0.68
11	3 裸	直流	0.04	0.01	0.12	0.017	0.028	1.98	0.178	0.166
12	3 被	直流	0.21	0.01	1.43	0.012	0.021	1.97	0.045	0.005
13	3 被	交流	0.18	0.01	1.19	0.012	0.027	1.95	0.047	0.017

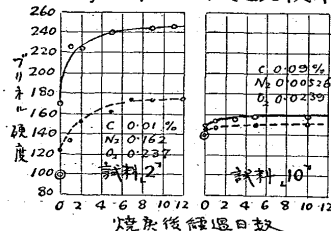
第 1 圖 試料形状



第 3 表 衝擊力比較例

試料	mg/cm ²	mg/cm ²	mg/cm ²
4	7.7	4.9	12.9
8	8.7	6.1	14.4

第 2 圖 時効硬化比較例



て銲接の際の N₂・O₂ 又は C が析出現象を呈すると、破断界・弾性限及び硬度は増し、延伸率・断面收縮率及び衝擊抗力は低下する。第 2 圖に其の例を示す、實線は 606°C 水中冷却、點線は 606°C 空氣中流中冷却、二重丸はノルマライズしたものの硬度である。

時効硬化現象の最も著しいものは、裸銲接棒を使用した電氣銲接である。其の現象の最も僅かなるものは、被覆せる Ni 合金鋼銲接棒で電氣銲接したものである。衝擊抗力は、銲接後再加熱して急冷すると、徐冷したものに比し遙かに抗力大となる。第 3 表に其例を示す、爐中冷却は約 7 時間を費して徐冷した、空中急冷は毎秒當り 1°C の割合で行つた。(下井)

7) 鐵及び鋼の性質

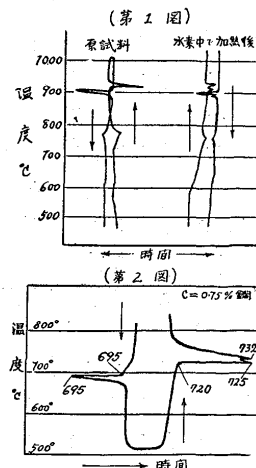
鐵の A₃ 及び A₁ 變態に及ぼす水素の影響 (H. Esser u. H. Cornelius, St. u. E., 24, August, 1933, S. 885)

R. H. Harrington & W. P. Wood (Trans. Amer. Soc. Steel Treat, 1933, P. 632/58, 1932, P. 528/44) は Fe-C 系の研究に於て α/γ 及び A₁ 變態が夫々 2 段に起ることを認め、從來の研究者が之を認め得なかつたのは使用せる試験片の純度が彼等の使用せるものに及ばなかつた結果であると稱して居る。併し彼等は試験片の製作に際し、水素中に於ては Fe-C 系は 960°C で 1 週間を要して完全なる平衡に到達するものであるとの考へを持つて試料を作つて居る。然るに彼等の如き製法に於ては多量の水素が鐵中に吸収せられることは避け得ないのである。従つて次に述ぶる實驗結果によつて明らかなる如く、A₃ 及び A₁ の 2 段的變化は水素の影響に基因するものである。

著者等は先づ原試料を眞空中で示差熱分析を行ひ、更に此の試料を水素氣中 (0.5 及び 1 氣壓) で諸種高温で熱したる後水素氣中で示

差熱分析を行ひ、其の測定結果を比較した。其の 2, 3 の例を示せば次の如し。

第 1 圖は電解鐵に就て前述の實驗を行つた結果を圖示したもので、原試料 (第 1 圖左) は A₃, A₁ 共に夫々一つの變化に過ぎないが、1,200°C の水素中で 1 時間



加熱せる試料 (第 1 圖右) は A₃, A₁, 共に夫々 2 段的變化を示して居る。其の他鋼に就ても同様の結果を得たが第 2 圖は其の 1 例である。之は C 0.75% の鋼を水素に於て A₁ より高き温度で僅か數分間加熱せる試料の示差熱分析結果であるが、A₁ 點が明らかに 2 つ出て居る。

是等の實驗結果より見れば Harrington & Wood によつて認められたる A₃ 及び A₁ の 2 段的變化は水素の影響に基因せることが明らかである。又此の實驗により、鐵の變態點が其の純度如何によつて如何に影響を蒙るか云ふことも知ることが出来る。

(垣 内)

含銅鋼の赤熱脆性とその防止法 (F. Nehl: Stahl u.

Eisen, 53 1933) 銅は低廉なる合金金屬であり且鋼の機械的性質に好影響を興へる事は既に知られてゐるに拘らず最近まで銅鋼はあまり用ひられなかつた。これは従來鐵に對する銅の有害性を誇大視したためであつて耐蝕性といふ特長を有する低合金鋼が廣く製造されてゐる今日では少く共銅含量 0.4% までは加工に少しも困難を伴はないといふ事が知られた。

最初約 0.8% Cu の銅鋼で繼目なし管及び壓延筒を作る實驗を行つたがその結果は銅片表面に著しい鱗狀の型が生成し又酸化スケール層の下には細い龜裂が出来て製品の表面状態は充分なものではなかつた。この様な表面に起る龜裂現象がもし除去され得ないならば管や汽罐胴の如き壓延のまゝ使用するものに銅鋼を利用する事は出来ない。

銅鋼の粗惡な表面状態の原因を確めるために銅含量 0.19~1.52% の低炭素鋼 6 種を採り厚さ 20 mm の鉄に壓延した。この場合何れも鉄表面は良好であり只縁邊所に龜裂生成を示した。即ち繼目なし管引拔の際に起る様な缺點は鉄の場合には起らないといふ事がわかる。この鉄の赤熱脆性を見るために 15×15×200 mm の角棒を作りそれを酸化氣中で加熱して熱間で屈曲した。この實驗の結論として、1) 固有の赤熱脆性範圍 (800~1,000°C) 内では銅は 2% 以下では割れを起さない。2) 1,100°C 以上では 0.5% Cu 以上の銅の曲げ試験では張力をうける側に龜裂が出来る。3) 0.5% 以下では高温度で曲げても龜裂は起らない。故に低合金銅鋼の赤熱脆性は銅によつて起るのでなく他の原因によるとしなければならない。

次に曲げ試験片の顯微鏡組織の研究によつて充分な結果を得る事が出来る。酸化層の下とか龜裂内では銅は金屬狀になつて含まれ、又部分によつては結晶粒界に沿つて滲入してゐる。酸化氣中で加熱したのみで屈曲しない試片でも酸化層の下に銅の分離が明に見られる。

この様な銅の分離現象は酸素に對して鐵より小なる親和力を有する銅が表面酸化の際鐵の存在によつて、その酸化を保護せられ大部分金屬状態となりスケール層の内側に集り、且鐵中に向つてはその擴散速度は小なるによると考へられる。このために壓延或は鍛造の場合の様に温度が鋼の熔融點以上であるときは、いつでも熔融状態の銅は内部の鐵面を蔽つてしまひそこに銅層を形成するに至る。鋼の融點以下の加熱では銅はスケール層内で小球狀になり鐵表面と直接に接觸してゐないために、この場合には龜裂は少しも起らない。

この銅の分離する量は表面酸化の程度及び鋼の含銅量による。

高温度に於て鐵が他金屬と直接々觸する事によつて鐵表面に一種の割れ (Lotbrüchigkeit) が起り而もそれは同時に鐵が引張によつて強い歪をうけたときにのみ起る事が文獻によつて知られる。而してその温度は常にその金屬或は合金の熔融點以上でなくてはならない。この割れの發生及びその種類に就て H. Schottky 等は次の如く述べてゐる。1) 割れは鋼中に於て金屬が結晶間に浸入する事による。2) 歪力のかゝらない鋼に於ける熔融狀金屬の作用時間は赤熱脆性の程度に影響がない。3) 赤熱脆性は温度上昇と共に増大し鋼の炭素量及結晶格子状態によつて變らない。4) 合金鋼は赤熱脆性を生ずる合金に對して炭素鋼と著しく異なる作用を示す。

本研究の觀察はこの文獻の結果と類似の關係にある事を意味するものであつて、銅鋼に於ては加工變形温度が 1,100°C 以上でその加工によつて起る材料の引張り歪が、ある一定量を過ぎるときは表面に赤熱脆性現象が起ると見なければならない。従て銅鋼鋼では最も強く加工をうけた場所、例へば縁邊に於て然も 1,100°C 以上で加

工されたときにのみ割れが起るのである。又 Pilger 或は Radial 法では高温及び高加工度を用ふるが故にこの法で繼目なし管を作る場合には赤熱脆性の發生は避けられない事である。

以上の缺點を除去する方法としては加工温度に加熱したときの表面酸化を少しくそれによつて起る銅の析出を避ける事である。このために曲げ試験片を酸化氣中でなく還元氣中で加熱した。それによつて龜裂は減少するが尙相當に起る。水素氣流中で加熱すれば最高曲げ温度でも龜裂は少しも認められない。これによつて鋼表面の酸化が銅分離の原因である事が證明される。然し乍らこの方法は實際操業の場合には決して充分なものではなく、赤熱脆性現象を避けるためには他の方法によらなければならない。

前述の如く割れは有害金屬層が液狀にあるとき起る。故にもし第二合金金屬を添加する事によつてスケール層の下に分離する金屬の熔融點を鋼の加工變形温度以上に置くならば、赤熱脆性現象を防止する事が出来る。この添加金屬としては銅とすべての割合に溶け合ふ Ni が適當であつて、その 50% 以上の固溶體では熔融點は 1,300°C に達し、之は鋼の加工變形温度より高い。従て Ni 0.18~8.0% を含み Cu と Ni の割合を種々に變へた數種の鋼を造り、前と同様に之を酸化氣中で加熱し熱間で曲げて龜裂の状態を試験した。之によれば銅量の半分以上の Ni を合金させるときは龜裂生成を防止する事が出来る。即ち割れは 0.18% Ni を含めば全く僅少となり、0.4% 以上の Ni となれば 1,350°C の加工でも全く認められない。この様にして銅鋼で構造部分品を工業的に作る事が出来る。又 Ni 添加の利點は銅鋼の機械的性質が一層改良される事であつて、特別の熱處理を施す事なしに調質處理によつてのみ得られる様な性質が得られる。故に Cu Ni 鋼で構造部分を作るには普通鋼と同様にして作り之に良好なる機械的性質を興へるためには只標準化加熱操作を施せばよい。尙銅鋼の析出硬化に對する能力は Ni の添加によつて影響をうけない。

(横山)

18/8 オーステナイト耐蝕鋼の結晶粒界の腐蝕 (E. C. Rollason, Iron and Steel Institute Advance Copy, 12, May 1933, pages. 1~23.) 耐蝕鋼を使用する場合加工の容易である事は化學藥品に對する抵抗の大なる事と共に頗る重要な事である。オーステナイト組織の Cr-Ni 鋼は充分な耐蝕性を持ち且マルテンサイト組織の耐蝕鋼の如く表面の研磨程度によつて耐蝕性を左右される事が多い。たゞ之を 500~900°C の範圍に熱して冷却する場合結晶粒界に沿つて腐蝕を受ける。此點に就ては在來多くの人々により研究せられ種々の立場から論ぜられて居る。

著者は比較的短時間の加熱即ち銲接とか熱間壓延等に就て研究を行つたのである。18/8 附近の合金に就き加熱に依る結晶粒間の分離と時間及び温度の關係を見出す爲に種々の處理を行ひ、又腐蝕に對する影響を研究したものである。

結晶粒間の腐蝕は鋼を 1,050~1,150°C に熱し急冷する事に依つて防ぎ得るが之は大なるものや複雑な形状のものには適用出来ないのである。又此目的の爲には C 量を減少したり Ni の含有量を増加したり、又は W, Cu, Mo, Si, V, Ti 等を加へ結晶粒間の腐蝕に及ぼす影響を研究したのである。

先づ温度と時間が結晶粒間の腐蝕に及ぼす影響を研究する爲に 7 種の試料を使用した。第 1 表は之等の組成並びに熱處理を示す。

試料を加熱するに、空氣中で行ふ時は 700°C に 2 分間保つのみで結晶粒界の侵される事が認められる。中性の瓦斯中で加熱を試みたが之は加熱するに長時間を要する爲不適當であつた。結局錫を熔

第 1 表

試料	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	W %	其他%	熱 處 理
A	0.19	0.30	0.73	15.2	10.9	—	—	1,106°C より
N	0.11	0.33	0.16	18.9	8.41	—	—	空中冷却
Y	0.15	0.44	0.22	17.0	9.7	—	—	1,050°C より 25
C	0.09	0.32	0.22	16.1	10.4	0.59	Cu 2.02	°C の水中に焼入
M	0.19	0.17	0.80	18.4	8.0	—	Mo 4.1	—
S	0.11	1.40	0.89	21.5	9.7	—	—	1,050°C より
P	0.13	—	—	18.1	8.2	0.59	Ti 0.47	空中冷却

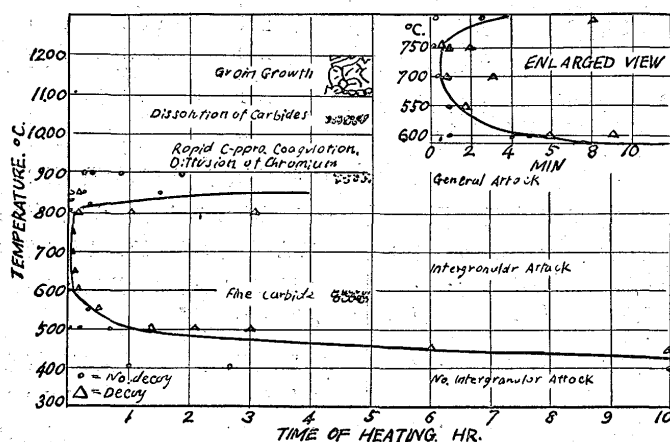
融して其中で加熱する事とした。

此等の合金は、表面の粗密の條件が頗る腐蝕に關係を持つて表面の仕上げは一定にする必要がある。鋤仕上げの後、0 號のエメリ紙で磨きベンゼンで油を拭き取つた。

腐蝕液としては硫酸 2 N 溶液を用ひ表面積 80 cm² に對し 600 cc の溶液を使用した。又濃度を種々に變更した硫酸と硫酸銅の溶液も使用した。硫酸銅の場合最初は腐蝕が頗る激しく進行するが、暫くの後にはあまり侵されなくなる。500~900°C の範圍に試料を熱したものは耐蝕性弱く、粒界から腐蝕を受けるが、結晶粒内は依然として充分な抵抗を持つものである。硫酸銅で腐蝕試験したものは、屈曲試験では僅かの屈曲で折れるが之は結晶粒界を頗る深く侵される爲に依るものと思はれる。

硫酸銅溶液に試料を浸したる後 1/4" 半徑に、丸く曲げて割れが入るか否かを試験したのに、液の温度高き時は組織を荒くし僅か曲げても、試料が折れる。18/8 の組成の耐蝕鋼を種々の温度に保ち時間を種々に變じて腐蝕を起す範圍と起さぬ範圍を圖示すれば第 1 圖

第 1 圖



の如くである。700°C に時間極小の點が存在する。此曲線を數式にて表せば

$$\theta = CT^m \quad \theta - \text{温度}, T - \text{時間}, m, C - \text{定數}$$

銲接による腐蝕の原因を考へるのに、オーステナイト組織の Cr-Ni 鋼の蝕されるのは炭化物の微細な粒子が屢々オーステナイトの結晶粒界に沿うて網目状に連つて析出するが此の炭化物の析出は頗る急激に現れ初め短時間の加熱で極めて悪い結果を與へるものと思はれる。此現象は此合金の三つの特性により明瞭に説明出来る。第 1 に此合金は緩徐冷却をしてもオーステナイトから地鐵への同素變態を起す様な冷却をした結果になる。第 2 に此合金の變態は Cr により緩かに起る様になる。第 3 に此合金は C に過飽和な状態にある。

第 3 に擧げた事實は頗る重要である、オーステナイトの特性としてオーステナイトは地鐵に比すれば C の溶解度が極めて僅かである。Straus に依れば 18/8 のオーステナイト耐蝕鋼の炭素溶解度は

600°C で約 0.04% であるが最近 Alton 及 Bain の報告に依れば 800°C 以下で 0.03% の溶解度を持つて居る。然して此溶解度は温度の上昇と共に急激に増加するものであつて 1,050°C に於ては 0.2% の溶解度を持つものである。18/8 合金は此の如く炭素の溶解度が温度と共に變る故 Al 及び Cu 合金の如く時効硬化性を持つて居る。炭化物は高い温度から急冷すれば常に炭化物の溶解した状態になるが、之を中間の温度に熱すれば、炭化物は再び析出するものである。オーステナイト合金の性質は炭化物の析出せるや否やに依つて決定すると云つても良い。多くの人々は炭化物は結晶粒界に限り多く析出するものであると考へて居るが Krivobok と Newell は加工した材料に於ては双晶又は迂り面に又一部分は結晶粒中に炭化物が現はれると述べて居る。上述の炭化物は多くはクロムの炭化物である。初田氏に依れば Cr-C 合金に於て、Cr₄C が最初の炭化物である、然し乍ら耐蝕鋼に於ては鐵並びに Ni が多少 Cr を置換し得る譯である。Westgren 並びに Phragmén は高 Cr-Fe 合金に於て Cr₄C-Fe なる炭化物を發見して居る、Kalling は又 Cr を 13~30% 含む鋼に於て炭化物は 5.3~5.4% の C と、63% の Cr を含んで居ると述べて居る、Cr の多い炭化物の生成する事は其の附近の固溶體から Cr を取去る爲に、固溶體中の Cr は減少する事となる。H. Cr は低温度で、緩徐に擴散するものであるから Cr は多い所から少い所に擴散して Cr に乏しい部分を補ふのである。然して Cr に乏しい部分は加工せぬ材料に於ては結晶粒界に集る。結局腐蝕を受け易い部分は炭化物の周りである。

顯微鏡組織を見るに結晶粒界に沿うて現れる炭化物は長い間の加熱によつて、發達し得るものである。然し乍ら短時間の加熱によつて結晶粒間の腐蝕を起すには充分であつて之は村上氏腐蝕液にては現れない。多くの場合、組織は 10% 鹽酸アルコール溶液の如きものによつて迅速に腐蝕され、初めてオーステナイトが明瞭に鏡檢せられるものである。10% 鹽酸アルコール溶液で 10 分間腐蝕しただけでは、オーステナイト鋼の鏡檢には不適當であるが、炭化物の境界のみは明瞭に腐蝕される。加熱の時間が増せば炭化物は多少連続する様になり次第に結晶粒界迄腐蝕が及ぶ様になつて来る。加熱時間が長くなれば充分に炭化物は析出し且凝集して来る。700°C 以上の温度では一層多くの炭化物が存在するが多くは大きい塊となつて存在する。

腐蝕に及ぼす温度と時間との關係に就て云へば 350°C 以下の温度では炭化物の析出不充分な爲害を及ぼさない。400~700°C の間で炭化物は析出容易な方へ移動し、充分時間を與へれば特に細い炭化物が結晶粒界に連續して析出する。Ni は地鐵よりはオーステナイトの方へよく溶ける故、地鐵の方が耐蝕性は不良である。然し乍ら此範圍の温度では Ni や Cr の擴散は極めて緩徐であつて、結晶粒界の腐蝕を防ぐべくもない。700~900°C の範圍では炭化物の小さい粒が凝集し Cr と Ni が之等の比較的多い部分から少い部分へ移動する。此二つの性質は、結晶粒界の腐蝕を妨げるのに効果がある。殊に炭化物の凝集は結晶粒界の連繫を破壊する。其故此結晶の粒界の網目が切れ切れになると溶體中から炭化物の析出する事を妨げる。900~1,100°C の範圍では此合金は一層均一な組織を持つ様になる。

1,100°C 迄の短時間の加熱は此合金の結晶を著しく大にする様な事はない。1,100°C 迄の範圍に此合金の腐蝕に對する優良な點がある。1,100°C より少しく高い温度で炭化物は總て溶け込むが之を急冷し適當な條件の下に再び加熱すれば、炭化物が析出する傾向があ

る。加熱の温度が低ければ炭化物の溶け込む量も少く、急冷後再加熱した時析出する炭化物も少い。

W が耐蝕に及ぼす影響は 18/8 のみのオーステナイト鋼に 0.57% W を加へても C 0.11% の 18/8 オーステナイト鋼と耐蝕性に於ては變りはない。

Cu を 2.02% 位迄添加して見ても結晶粒界の腐蝕に對する抵抗は左右出来ない。

普通の Cr と C を含んだ耐蝕鋼に Mo を 4.1% 加へる時は磁性を有する様になり 1,050°C より空中冷却すれば結晶粒界を腐蝕に對し大なる抵抗を有する様になる。然し之を 1,100~1,180°C より水焼入する時は頗る抵抗の弱いものとなる。

1.4% の Si を添加すれば殊に Cr 量多いものでは磁性を持ち頗る優れた耐蝕性を持つものである。

其他 V, Ti に就ても其影響を調べてある。

以上の合金はすべて 1,050°C に加熱冷却した後之を再び加熱する時は頗る脆い性質がある。

最後に磁氣分析により 550~900°C の範圍に長時間加熱する時は δ 鐵より非磁性のオーステナイトに變化するものである事を明かにして居る。

(岸 本)

窒素に依るクロム鋼の改善 (R. Franks; Iron Age Sept. 7, 1933, 10-13) 含窒素クロム鋼を添加し、著しく結晶粒を微細化し、20% Cr 以上の鋼の物理性を改善するを得た。抗張試験の結果は含窒素鋼は強靱で硬度は僅かに増加するに過ぎず、唧筒インベーターの如き龜裂を忌むものに好適なのが明らかとされた。鑄鋼に對する試験結果は第 1 表の如くである。熱処理は 850°C に 2 時間加熱し、600°C 迄爐中冷却し、以後空中放冷した。

20% Cr 以上又は以下の低炭素鋼に窒素を添加した際も、良質の造塊に成功した。鍛冶も容易で 1,100~1,200°C で壓延も成功する。第 2 表は加工後の試験結果である。

第 1 表

Cr	C	N ₂	Ni	熱 處 理	降 伏 點 lbs/□"	最高内力 lbs/□"	延伸率 %	抗折試験* 破壊荷重 lbs 撓 度 in.	ブリネル
24.21	0.32	0.20	0.15	鑄 放 し	63,000	82,000	3	7,800 0.30	202
				熱處理後	52,200	81,400	15	— —	179
24.43	0.35	0.26	1.20	鑄 放 し	76,600	96,500	3	8,700 0.53	223
				熱處理後	61,000	103,000	6	— —	200
24.85	0.42	0.22	1.51	鑄 放 し	—	—	—	9,700 0.60	223
				熱處理後	62,700	106,400	7	— —	207
27.35	0.56	0.32	0.34	鑄 放 し	50,000	75,000	2	6,800 0.23	196

* 1 1/4" 徑テーパー付試験片、中心間距離 12"。

第 2 表

Cr	C	N ₂	熱 處 理	降 伏 點 lbs/□"	最高内力 lbs/□"	延伸率 %	收縮率 %	ブリネル
19.37	0.10	0.28	760°C 6 時間後空中放冷	56,000	100,000	27	56	163
22.67	0.11	0.27	875°C 10 時間後水中急冷	51,400	90,250	26	57	149
26.08	0.12	0.28	同 上	60,000	87,200	27	59	153

第 3 表

Cr	Ni	C	N ₂	熱 處 理	降 伏 點 lbs/□"	最高内力 lbs/□"	延伸率 %	收縮率 %	アイソット ft-lb	ブリネル
18.25	8.71	0.18	0.20	熱 間 壓 延 後	89,000	121,000	37	53	39	235
				1,150°C より急冷	48,000	107,000	56	67	100	159
				750°C 2 時間後	80,000	124,000	36	46	72	267
				空中放冷	—	—	—	—	—	—
18.13	8.67	0.075	0.21	熱 間 壓 延 後	82,000	113,000	38	60	38	217
				1,150°C より急冷	48,500	99,500	53	70	120	149
				750°C 2 時間後	80,600	117,000	38	60	82	207
				空中放冷	—	—	—	—	—	—

此の場合も窒素は結晶粒を微細化し、強靱ならしめるも硬度を著しく高めない。耐蝕性に影響なく、低炭素高ニッケル鋼の加熱に依る脆弱化を減退せしむる効果がある。著名な 18-8 Cr-Ni 鋼に窒素を添加すれば、高い降伏點を持つ壓延材に著しい延性及び靱性を附與する効果がある。1,150°C より水中急冷すれば結局強度を低下せず、降伏點を下降し、延性、靱性を増し硬度を減ずる。熱間壓延後又は 1,150°C に焼鈍後は通常の Cr-Ni 鋼に比し切削容易である。高窒素の悪影響は高温 (800~900°C) で Cr-Ni 鋼の安定度を減少する點で、長時間曝露すれば著しく靱性を減ぜしめる。

18-8 Cr-Ni 鋼の試験結果は第 3 表に示す。 (R. M.)

高力耐磨耗性可鍛鑄鐵 (R. Hall, Trans. Am. Fdymen's Assoc. 41, 1933, 112-123) 強度を高め且つ耐磨耗性を良好ならしめる目的にて Cr 及び Si を添加し、比較を行つた。Cr 添加量は 0.25~1.15% とし、これと反對の影響を存する Si 量は 1~2% とし、Cr 鐵 (64.55% Cr) 及び Si 鐵 (90% Si) 時に Zr-Mn-Si 合金 (61.85% Si, 10.54% Mn, 21.78% Zr) を 50 lbs の取瓶内で使用した。試験片は 5/8" の標準型、軟化焼鈍は 120 時間その他一切普通操作に依つた。結果は別表の如くである。結果を總括すれば次の如くなる。

抗張力 lb/□"	弾性限界 lb/□"	延伸率 %	ブリネル 硬 度	Cr %	Si %
54,500	37,500	18.5	131	0	1.02
70,000	42,400	11.0	175	0.22	1.10
72,900	43,600	9.0	179	0.23	1.24
75,600	47,100	9.0	168	0.24	1.27
70,400	42,800	9.5	168	0.24	1.27
76,900	49,250	9.5	179	0.37	1.28
68,500	48,000	6.0	183	0.40	1.44
80,500	52,500	6.0	201	0.56	1.39
67,700	54,750	4.5	212	0.73	1.66
80,000	59,000	4.0	213	0.84	1.57
63,500	52,500	3.0	201	0.87	1.62
76,600	62,000	3.0	223	1.08	1.72
67,000	62,500	2.5	202	1.14	2.02

抗張力、通常の可鍛鐵に比し 1~2.5 萬 lbs の上昇を示し、Si 對 Cr 含有量の比が低い場合は強度の増加著しい。この比は 0.71~1.0 の間に在る。

弾性限界、Cr の増加は Si 量に無關係に弾性限界を向上せしめる。最も注意すべき點であらう。

延伸率、高珪素となつても、延性は餘り改善されてゐない。併しこの點は實驗不充分で熱處理方法を改善すれば延性を高め得ると信ぜられる。

硬度、Cr 添加量に比例して上昇するが、高 Si となれば増加は比例的でない。即ち硬度を高める目的には Cr と Si との比を一定に保てば達成せられると信ずる。

顯微鏡組織、通常の可鍛鐵 (A. S. T. M. 規格 A-47-32T 號 35018 級の物) はフェライトに圍まれた適當なテンパーカーボンを有し、パーライトを有しない組織を示す

が、0.22% Cr, 1.10% Si のものは更に微細なテンパーカーボンとこれを囲む若干のフェライトの外は極めて緻密なパーライトの素地を有してゐる。猶分解不十分な炭化物の微細結晶も存在してゐる。弾性限界や硬度の高い點も了解出来る。最も適當なる添加量は 0.84% Cr, 1.37% Si である。

A. S. T. M. 規格と一例を比較すれば次の如くなる。

	Cr-Si 可鍛鐵	規格 32510 1930	規格 1910
抗張力 lb/in^2	65,000	50,000	40,000
降伏點 "	40,000	32,500	—
延伸率 (2") %	7.5	10.0	2.5

Cr-Si 可鍛鐵は合金添加量も僅少であり、耐摩耗性を要求せらるゝ場合は廉價に應じ得らるゝものとして將來がある。(R. M.)

特殊元素を含む高級鑄鐵 (H. Bornstein, Metal Progress, June, 1933, Pages 37~41.) 數年前迄は抗張力 35,000 lb/in^2 の鑄鐵が強力なものとされてゐたが今日に於ては 50,000 lb/in^2 の抗張力を有する鑄鐵が常に容易に製産出来る様になつて來た、一般に高級鑄鐵は全炭素量 3% 以下のものであつて、熔融にはキューボラ、瓦斯爐、電氣爐何れでも使用出来る。キューボラ熔融の場合には多量の銅を混入し Si を柄杓の中で混合する。機械仕上を容易にする爲に屢々 Ni を加へる。Cr, Mo を混合する事もある。實際の例としては次の如き成分のものがある。

	A	B		A	B
T.C	2.61	2.64	Mn	0.69	0.73
Si	2.14	2.16	Ni	1.12	—
S	0.08	0.084	Cr	0.08	0.08
P	0.08	0.08	Mo	—	0.34

	A	B
抗張力 (lb/in^2)	73,000	70,000
ブリネル硬度	285	277

瓦斯爐で作つた高級鑄鐵の例としては、抗張力 50,000 lb/in^2 ブリネル硬度 190~220 のもので次の如き組成のものがある。

T.C	2.75~3.00	Mn	0.40~0.60
C.C	0.65~0.75	P	0.16~0.18
Si	1.80~2.20	S	0.08 以下

電氣爐で作つた例としては、

	A	B	C		A	B	C
T.C	3.20	3.17	3.20	Mn	0.82	0.90	0.90
Si	2.36	2.47	2.47	Ni	0.44	—	—
S	0.086	0.061	0.071	Cr	0.37	—	—
P	0.13	0.154	0.16	Mo	0.58	0.26	—
		A	B	C			
抗張力 (lb/in^2)		54,000	50,000	40,000			
ブリネル硬度		241	228	192			

A は Ni-Cr-Mo 鑄鐵で自動車用のものである。B は Mo のみを入れたもの、C は C 量の少し多いもので特殊元素を含まず中位の強さのものである。

二重熔融が高級鑄鐵を作る際屢々行はれる。初めキューボラで熔した後熔體を電氣爐又は瓦斯爐に移して作る。二重熔融を行つた方が最初から電氣爐又は瓦斯爐熔融よりは費用が低廉だからである。

次に數種の特種元素の影響を述べる。

Ni は灰鉄鑄鐵に 0.25~5.0% 位入れる。Ni は黒鉛化を助け機械仕上を容易にする。

Cr は炭化物を作り易いので Si や Ni と反對に黒鉛化を妨げる。片狀に出る黒鉛を細かにしパーライトも微細にする性質がある。黒鉛化を助ける元素の入つてゐない場合 Cr 3% 入れれば何れも白鉄と

なる。又 Cr は高温度に於ける抗張力を増し成長を妨げる。

Mo は複炭化物中に入り又鐵と固溶體を作る。之は高價ではあるが鑄鐵の強さと粘さを増すには最も有效なものである。充分 Mo が入れればパーライトの部分はソルバイト組織となる。鑄鐵の成長を妨げる爲には有効に働き黒鉛化の速度を緩徐にする。

V は鑄鐵には 0.1~0.5% 添加する、之は片狀の黒鉛を微細にしパーライトをソルバイト組織とし結晶粒を細かにするものである。

Ti は Si と同様の影響を黒鉛化に及ぼす。

次に數種の特種鑄鐵を挙げる。

Mechanite, 鑄鐵に多量の鋼削屑を入れ白鉄の出来る様な成分のものとし珪酸カルシウムを加へる。珪酸カルシウムは黒鉛化を助け極めて微細な黒鉛を生成せしめる。之はキューボラ、瓦斯爐、電氣爐の何れでも熔融出来る。

Promal, 一種の可鍛鑄鐵で鑄物の斷面積に應じ適當な時間 790°C に保ち油焼入れし焼戻を行つたものである。此處理を行ふ時は結合炭素を増加しブリネル硬度並びに抗張力を増加する。靱性は多少悪くなるが摩耗に對し良く耐へる。

Zeron metal. 之れも一種の可鍛鑄鐵であつて普通のものに比し Mn 多く 0.8~1.0% を含む。極めて注意深く焼鈍を行ひ一定量の球狀セメントサイトを残留せしめる。熱處理は 925°C に 20 時間加熱し 600°C 迄冷却し再び 765°C に熱したる後 540°C 迄冷却し再び 700°C に熱し 25 時間保ち空氣中で冷却したものである。抗張力、硬度共に大となる。

半可鍛鑄鐵、最初白鉄を作り炭素の一部を黒鉛化する爲に特殊の熱處理を行ふ。組成は C 量 2.34%, Si 1.37% である。925°C に 8 時間保ち空中冷却し再び 50°C に熱し 15 分間保ち油に焼入れたものである。

其他、可鍛鑄鐵と灰鉄鑄鐵の兩方の性質を持つたもので T.C 3.5%, Si 2.7% のものがある。鑄物は機械仕上の後 850~900°C に 1~3 時間加熱するが、ブリネル硬度は 228 位となる。

ブレーキドラム用として、T.C 3.30%, Si 2.00%, S 0.08%, P 0.20%, Mn 0.60%, Ni 1.20%, Cr 0.6% のものがある。使用中加熱される時は成長を促進し片狀黒鉛が大きく現はれて來る。

以上の如く高級鑄鐵には頗る種類が多いが機械仕上の容易なものを作る目的には高級鑄鐵は不適當である。(岸 本)

ニッケル-クロム冷硬鑄鐵 (J. S. Yanick, Am. Inst. of Min. & Met. Eng. Contribution No. 33, Feb. 1933, 13 pages.) Ni と Cr を種々の量含む鑄鐵の性質並びに用途に就き述べたものである。Ni を鑄鐵の中に入れる時は冷硬の深さを減少する傾向がある、然るに Cr は Ni と反對に冷硬の深さを増加するものである。Ni を 4~6% Cr を 1~2.5% 加へた鑄鐵は頗る優秀な性質を示す。即ち著しく硬度、抗張力を増加し表面はよく磨耗に耐へ大なる鑄物では中心部に於ても充分な硬度と抗張力を持つものである。普通鑄鐵で C 3.3~3.5%, Si 0.75~0.90% のものは冷硬せる表面のブリネル硬度 500, 中心部の抗張力 16,000~25,005 lb/in^2 である。然るに Ni 4.5%, Cr 1.5% を加へたものは表面のブリネル硬度は 650~750 に達し中心部の抗張力は 30,000~35,000 lb/in^2 にも達する。C 量の尙之より低い鑄鐵に Ni 及び Cr を添加する時も同様の効果がある。

Ni-Cr 鑄鐵は特にロールや鑛山用機械を製作するに適し其他磨耗の激しい部分に用ふるに好適である。

尙 Ni-Cr 鑄鐵に Mn, S 及び Mo を加へた場合の影響に就ても

述べて居る。*Mn*を加へる時は脆くなる傾向がある。*Mo*は一般に種々の機械的性質を良好にする。*S*は強さを増すものである。顯微鏡組織を見るに *Ni* 及び *Cr* を加へるに従ひパーライト組織は漸次ソルバイトからトルスタイト、マルテンサイトへと變化し次第に硬度を増すものである。其故 *Ni* 及び *Cr* を添加した鑄鐵としては *Ni* 4~6% 以下、*Cr* 1~2.5% 以下のものが有用であると云ふ結論になつて居る。(岸 本)

熱処理せる鑄鐵の性質に及ぼす燐の影響 (J. E. Hurst. Iron and Steel Institute. Advance Copy. No. 6. May, 1933.) 焼入焼戻を行つた鑄鐵は今日廣く一般の機械に使用せられる様になつて來た爲鑄鐵に種々の熱処理を施した場合に性質が如何に變化するかを種々の條件の下に充分研究する必要がある。此研究に於ては焼入焼戻を行つた鑄鐵の性質に及ぼす燐の影響に就て述べて居る。

Cr 0.5~0.7% を含む鑄鐵に *P* の量を 0.035~1.56% 迄種々に變じて鑄造の儘、焼鈍せるもの、焼入焼戻せるものに就て其性質を研究して居る。使用せる試料の分析は第1表の如くである。試料の形

第 1 表

試料番號	<i>T.C</i> %	<i>C.C</i> %	<i>Si</i> %	<i>Mn</i> %	<i>P</i> %	<i>Cr</i> %
1	3.39	0.52	2.21	1.07	1.56	0.52
2	3.49	0.49	2.16	1.08	1.30	0.71
3	3.44	0.30	2.44	1.01	1.06	0.59
4	3.55	0.46	2.35	1.00	0.63	0.61
5	3.58	0.39	2.44	0.93	0.58	0.62
6	3.60	0.54	2.44	1.09	0.43	0.55
7	3.81	0.59	2.49	1.02	0.035	0.61

状並びに大きさは遠心鑄造法に依り鑄造せる圓筒を削り外徑 4.4 in, 内徑 3.85 in, 長さ 8 in に仕上げ一端をつかむ爲に鑄を付したものである。試料の焼入は電氣抵抗爐中にて $875 \pm 5^\circ\text{C}$ に熱し油中に焼入を行つたものである。焼戻は 250°C , 300°C , 350°C , 450°C , 600°C の鹽類浴中に 10~15 分間保つたのである。焼鈍は鑄鐵の面の中に入れて密閉し 900°C に 50 分間保ち爐中にて緩徐冷却したのである。

鑄造状態の儘に於ては燐の増加と共にブリネル硬度及び彈性係数は漸々増加する。抗張力は反對に減少する。鑄造の儘の試料に於ては鑄造内力の存在せる事は明瞭であるが此内力と燐の含有量との間には何等關係はないものと考へる。鑄造後 875°C より油中焼入を行へるものはすべてブリネル硬度 500 以上を示し燐の含有量の最も多きものが最大の焼入効果を示し中位の燐含有量のものが其効果は最も尠い。焼入後の抗張力は燐含有量最大のものを除いては著しき減少が認められる。同様にして彈性係数も断面收縮率も燐含有量の増加と共に減少する。焼戻を行ふ場合焼戻温度の高くなるに従ひブリネル硬度は次第に減少する。何れの温度で焼戻を行ふ場合でも燐含有量最大の試料は常に最大の硬度を有して居る。 600°C に於て焼戻を行へるものは燐の含有量の如何に拘らずすべて一樣の硬度を示す。焼戻を行ふ時は抗張力並びに彈性係数は直ちに恢復する。鑄造の儘の時の最大の抗張力値よりも焼入焼戻後の最大の抗張力値が大である。彈性係数は鑄造の儘の値には恢復しない。焼入焼戻の爲に此値が最初の値までに恢復しない事は工業上重要な意味を持つ場合がある。 900°C で焼鈍を行つたものはブリネル硬度が減少する。減少の割合は燐の含有量の異なるもの程大で燐の含有量の多いものは急激に硬度の減少を來す。焼鈍すれば一般に抗張力が増加する。然し乍ら燐の含有量の最も尠きもののみは例外である。燐を 1% 以上含む試料は焼鈍により次第に彈性係数の減少を示す。其以下の燐を含むものではあまり變化がない。1% 以上燐を含む試料を焼入した

時の効果は不規則に現れるが 1% 以下燐を含むものでは規則的に効果があらはれる。

焼入焼戻せる後に焼鈍した試料の彈性係数と抗張力には頗る不規則な變化が認められる。然し燐の含有量に依る其變化の方向は焼鈍せざる試料と同様である。(岸 本)

高温高壓に於ける水素の鋼に與へる影響 (N. P. Inglis, W. Andrews, Iron & Coal Tr. Rev. Sep. 15, 1933) 250 氣壓に於て 500°C までの温度に於ける H_2 の鋼に與へる影響を調べ、其の結果次の諸事項を知り得た。

先づ最初の階段では H_2 は鋼中に吸収せられ鋼は脆弱となるが後れを適當に加熱して H_2 を追放せしむれば鋼は元の延性を回復する。 H_2 が多量吸収せられ鋼が脱炭を受け又疵を生ずるに至れば強さ及び延性が著しく減ぜられる。害を與へる程度は温度、壓、應力、鋼の成分及び組織如何によつて異なる。

何れの鋼も危険條件の起る程度は組織即ち其の熱處理如何に左右せられ、粒子細かく、焼入後焼戻された状態では害を被ること少し。軟鋼が害を受けるに至る最低温度は其の組織によつて $50 \sim 100^\circ\text{C}$ の差がある。肉厚の大容量で適當な組織が得られない様な場合には 200°C で害せられるが、小さい器で適當に熱處理されたものは前者と同成分でも抵抗力が 200°C に於ても充分保持せられる。

Ni-Cr, *Ni-Cr-Mo*, *Cr-V*, *Cr-Mo* を含有する普通の合金鋼は軟鋼に比し優良なる抵抗力を有して居る。適當に處理されたものは $300 \sim 350^\circ\text{C}$ になつて始めて害を被る。

害を受け始むる温度は材料の組織に影響せられる所大なる故、例へば一つの管或は容器に就ても全體の組織をよく考へねばならぬ。僅かなる銲接を施しても其の付近の組織が變化するため、其の部分が他の部分より低い温度で害せられる様なことになる。従つて銲接を行つた際は後で適當な熱處理を施して置く必要がある。*Cr* の添加は抵抗力を増し、4% 入れると 250 氣壓の H_2 で害を被るのは 420°C からで、6% 入れると少く共 500° までは害を受けない。*Cr-Ni* オーステナイト鋼は同條件では 450°C までは安定であるが H_2 吸収量大なるため遂には脆弱となる。しかし熱して H_2 を追出せば又元の通りになる。(垣 内)

反射爐鑄鐵 (D. P. Forbes; Trans. Am. Fdyment's Assoc. 41, 1933, 51-63) 本文には重油燃焼式又は微粉炭式の 15t 反射爐の構造及び操業法並びにキューボラとの合併法の記述に詳しい。反射爐鑄鐵は低炭素のものを容易に得易い利點がある。<3% *C*, >2% *Si* の高級鑄鐵又は種々の合金鑄鐵の如きである。一例は次表に示す。

<i>Si</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	抗折力* lbs	撓度 in.	ブリ ネル
2.04	2.80	0.62	—	—	—	6,100	0.19	190
2.20	2.54	0.54	—	—	—	6,000	0.17	220
1.96	3.10	0.58	—	—	—	5,600	0.18	187
2.04	2.80	0.62	—	0.42	—	6,300	0.15	235
2.04	2.80	0.62	1.00	—	—	6,300	0.16	217
2.04	2.80	0.62	—	—	0.80	6,600	0.21	212

* 徑 $1\frac{1}{4}$ "、距離 12 " 中心の破壊試験

高級鑄鐵の特性としては

a) 黒鉛量低く b) 黒鉛の形状及び分布の一樣で且つ c) 各黒鉛片は互に分離散在し d) 顯微鏡的に遊離フェライト及び e) セメントタイトを有せず f) 素地がパーライト又はソルバイト組織のみより成り且つ g) 合金元素の添加に依り、素地の強度を高めた場合にのみ達成せられる。

反射爐鑄鐵は作業に熟練すれば、これを得るに容易である。反射

爐鑄鐵に及ぼす合金元素の影響は次の如くである。

Mo, 添加量は 0.5% 迄なれば強度及び撓度を増し、硬度を高めないが、これ以上では強度、撓度並に硬度を増大する。

Ni, 0.5% 迄の添加では殆んど影響は見られないが、これ以上で強度及び硬度を増し、黒鉛化を促進する影響は認め難い。

Cr, 結局強度及び硬度に著しい影響があり、0.5% 以上の添加量では薄物は冷割を急激に深め、これを救ふには Si 又は Ni を添加する外はない。

Mn, 厚物の外は、中位の Mn 量では殆んど影響はない。厚物では變態點以下の徐冷でもフェライトの成生を遮げる。

反射爐鑄鐵は、キューボラ又は電氣爐鑄鐵とは確實に性質を異にする。後者が高力な普通鑄鐵を製造すれば、製品は必然的に硬度の高いものとなるが、反射爐では抗張力 50,000 lbs で猶ブリネル 200 のものが得られる。後者ではブリネル 220 以上である。この原因は作業の熟練以外に未だ説明出来ない。反射爐法は米國で多く行はれてゐるが、高級鑄鐵製造としては最も古い方法である。(R. M.)

8) 非鐵金屬及合金

金屬元素の硬度 (德永、金屬の研究, Sep. 1933, p. 1) 著者はロックウェル硬度計及びショアー硬度計を用ひて 27 種の金屬元素の硬度を測定した。

試料には純粹なものを得るためにカールバウム、メルク其他の信用し得る會社の製品を使用し、また其の測定前の條件並びに結晶粒の大きさを同一にするために著者の拂つた苦心の跡が詳細に述べてある。測定の結果をショアー硬度の例に就いて硬度の高いものの順序に並べると下表の如くである。参考の爲に括弧内にロックウェル硬度をも附記してゐる。表に見る如く Si の 45.9 から Na 及び K の零に至るまで硬度は原子番號に對して週期的關係を持つて居る。又 Be や Ni, Pd 等に於ける如くショアー硬度が低くてもロックウェル硬度の高いものがある、著者は之に對して兩者の硬度は測定方法及び硬度の定義が全然異なるに依て兩者の間に一對一の對應を認める事の無理なるを説いてゐる。

(南 波)

元 素 名	Si	W	Cr	Co	Be	Mo	Fe	Se	Pt	Sb	Mg	Ni	Te
ショアー硬度 (ダイヤモンド鉤)	45.9	32.9	24.4	17.6	17.3	17.2	16.0	9.9	9.8	9.1	8.8	7.2	7.2
ロックウェル硬度 (1/16" 鋼球)	(123.2)	(104.0)	(93.7)	(66.8)	(89.9)	(73.3)	(43.0)	(—)	(—)	(31.9)	(21.6)	(47.2)	(17.7)

元 素 名	Zn	Cu	Pd	Cd	Bi	Ag	Au	Ca	Al	Su	Tl	Pb	Na	K
ショアー硬度 (ダイヤモンド鉤)	6.5	5.6	5.4	5.3	5.3	5.0	4.8	4.2	3.7	3.6	2.1	1.9	0	0
ロックウェル硬度 (1/16" 鋼球)	(23.5)	(24.0)	(41.0)	(11.4)	(—)	(27.2)	(19.5)	(14.2)	(13.2)	(—)	(—)	(—)	(—)	(—)

滿洲輕金屬工業の考察

今日一般民衆の世帯道具より軍用、交通、機械、電氣其の他工業材料として、アルミニウムの全盛時代である事は、今更云ふ迄もないが、不幸にして日本には未だ製出されず、年約 15,000 吨の需要を全部外國に仰いで居る、而して外國で此の金屬アルミニウムの原料とするものはボーキサイトであるが、滿洲にもボーキサイトと稱すべきものはない然し復州や金州や煙臺等に極めて豊富に埋藏される硬質粘土若は礫土頁岩と稱するものから、金屬アルミニウムを製造すべく從來大に研究されたのである。但し煙臺の如きは其の大部分の産地が附屬地外に在る爲に、研究のサンプルさへ得難かつたのであつたが、苦心研鑽の結果今日略ぼ成效した試験方法に乾式と濕式との二つがある。乾式と云ふのは理研の鈴木庸生博士が從來のホール法と云ふのに一步を進めて研究され、ホールの電氣分解に更に鹽素瓦斯を通じて、不純物を除去するのに成效されたものであり、濕式と云ふのは中央試験所の、硫酸に溶解して沈澱分離させる研究である。此の鈴木ホール法は操作頗る簡單で、アルミナ製法として最も便利なるものであるが、どつちかと云へばアルミナ含有量が多く、珪酸が少く、鐵分が多い原鑛の處理に適し、濕式は珪酸の多くともよいが、鐵分は少い方がよく、又アルミナ含有量は寧ろ貧鑛の方に適するのである。従て滿洲産原鑛としては復州や金州産のものは、比較的鐵分が少いから濕式の方が適し、煙臺本溪湖産は鐵分が多いから乾式の方が適するらしい。昨今の新聞に頻に傳へられる撫順のアルミナ工場は、鈴木ホール式に依り、煙臺粘土から日産 12 吨のアルミナを取る試験工場である。其の方法は多くの電力を要する關係から撫順を選んだのであり、又アルミニウム造製煉すると日本の關税に引かゝるので撫順でアルミナを造り、其の大部分は之を内地の工場に送てアルミニウムとするのである。内地に計畫されて居る日滿アルミニウム會社の目的は、そこにあるものと思はれる。尙ほ中央試験所でも貧鑛の處理を目標として、近く濕式に依る試験工場が出来る筈である。斯くして日滿兩國のアルミニウムの自給は、大體に於て自信を得たのであるが、既に日本に於て朝鮮窒素矢作水力及住友に依て國家保護の下にアルミ工業が計畫され、それが實現する場合約 5 萬吨の生産を見る事になつて居るので、是等の關係

も然るべく統制せらるべきであらう。

前にも述べた通り現代はアルミニウム時代なりと謂はれ、マグネシウムは僅に寫眞のフラッシュライトとして知られて居る位であるが、マグネシウムは重きに於てアルミニウムの 60% であり、而も強きは決して劣らないのであるから、最近其の用途が次第に擴大されて來て、將來はアルミニウム以上に歡迎使用される事と思ふ。しかし今日に於ては其の價值、アルミニウムが 1 吨 1,700—1,800 圓であるに對し、マグネシウムは 4,000 圓もするので之を廉價に求め得る方法が講ぜられなければならない。而もマグネシウム原料はアルミニウム原料と同様、日本に其の生産がないので、悉く之を外國に仰がなければならない。而して外國ではアルミニウムの原鑛にボーキサイトがあるやうに、マグネシウムは多くカーナライトと云ふ原鑛から取て居る。滿洲でもボーキサイトがないと同様にカーナライトもない、しかし其の代りにマグネサイトが世界無比に存在する。田中館老博士の如き從來何度が滿洲を通過せられる毎に滿洲のマグネサイトは是非大事にしたいと繰返し謂はれた程で、従て之を利用して金屬マグネシウムを製造する研究も、多年累ねられたのであつたが恰も最近其の試験に成效し、遠からぬ中に試験工場を造る事になつて居る。而してマグネシウムを得るには、先づ鹽化物として之を電氣分解するのであるから、鹽素の供給と電力とが重大なる要素である。1 吨の金屬マグネシウムを得る爲に、35,000 乃至 40,000 キロワットの電力を要する、即ち 1 キロ 2 錢とすれば電力費だけで 800 圓となるから、電力料金の如何が非常なるファクターとなる此の意味からしても滿洲に廉い電力を得る事は必要である。更に鹽素は滿洲の食鹽の電氣分解に依て苛性曹達と共に得られるので、是亦日本産業の自給自足の目的に副ふのである。尙ほ飛行機が今日アルミニウムの合金、ジェラルミンで造られる事は一般の知る處であるが、マグネシウムが廉く出来れば、其の合金イレクロンを使用し得て、一層工合よくなるのである。序ながら日本ではマグネシウム業の確立を期する爲に理研の研究を保護すべく、金屬マグネシウム輸入關税を 1 吨 825 圓に引上げたのであるが、滿洲資源を利用する上からは、之等に對しても特別の考慮が拂はなければならないと思ふ。(滿洲國技術協會誌、第 10 卷第 57 號、滿洲産業建設に關する考察、貝瀬謹吾、393 頁—394 頁迄抜萃)