

## 抄 録

## 1) 製 鐵 原 料

ブラジル國ミナスジェラエス州の鐵鑛 (E. A. Scheibe, Arch. Eisenhüttenwes. Feb. 1932 p. 391/406) 獨逸鐵冶金協會鑛石部會第 28 報告、ブラジル國のミナスジェラエス州は世界でも鐵鑛に最豊富なる地方の一つである、1910 年 Derby 氏の發表に依ると其内の 9ヶ所の大鐵山だけで、約 10 億  $t$  ある事になつて居る、但し此計算での平均比重は 4 としてある、ミナスジェラエス州全體で約 57 億  $t$  の豫想で、其平均含鐵量は約 60% であるから、約 35 億  $t$  の鐵がある事になる。1926 年 Oliveira 氏の發表では、此州の鐵鑛約 80 億  $t$  で、大體に於て、州の中央部に、幅 60  $km$ 、長さ 125  $km$  に亘つて居る所の所謂イタピラ層中にある。

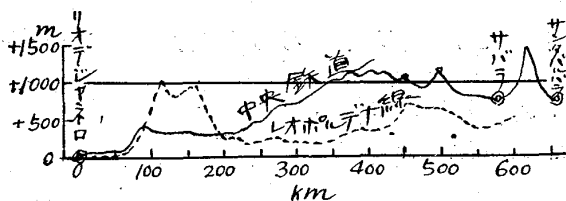
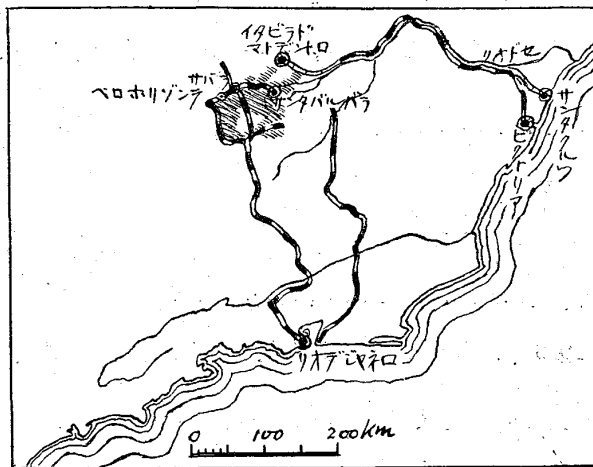
主鑛石は、純イタピラ片岩及び含珪イタピラ片岩である、前者は含鐵量大なる赤鐵鑛で、 $Fe$  は 68% 以上を含み、 $P$  は 0.03% 以下である、後者は黃鐵鑛を含む珪岩で、 $Fe$  は 45%、 $P$  は 0.02% 程度で細條となつてある。尙附隨的のものとしては、所謂カンガだけが有名である、之は粘土質の礫岩状乃至赤鐵鑛状をなし、産鐵地域全體の約 1/10 の地表を蔽ひ、 $P$  は 0.2% 以下、 $Fe$  は 60% 程度である、産鐵地域の東南部には、イタピラ片岩中に白雲石を含む石灰岩及び滿脛含有量の大きなる鑛石がある。火成岩には大なる鑛脈、鑛層は無いが、金を含むものがある。

産鐵地域は海岸からの空中距離 325  $km$ 、實際鐵道に依りて鑛石運搬には 500  $km$  以上を要しなければ、リオデジャネロ、ビクトリア、サンタクルツの如き港に達する事が出来ぬ。リオデジャネロ港からは 2 線の鐵道が初まつて居る、其一つは中央鐵道と稱するもので、産鐵地域東北隅を除き、全鑛區に通じて居る、今一線は、レオポルデナ鐵道で、之は目下リオドセ谷上流迄通じて居るのみであるが、將來は、中央鐵道の關係しない 東部地方の便を計る事になるであらう、尙第 3 線として、ビクトリアミナス鐵道がある、ビクトリア港を起點とし、リオドセ谷下流地方を経て、現在では、アントニオヂアツを終點として居る。

中央鐵道は ベロホリゾンテ迄は軌間 1.6  $m$  であるが支線は 1  $m$  である、リオデジャネロから産鐵地域南部迄は

500  $km$  である、北部サバラ迄は 580  $km$  ある、しかしラファエッタ迄は二つの大山脈を越えねばならない、一つは +450  $m$ 、他は +1,150  $m$ 、其間に +275  $m$  の谷がある、ラファエッタとサバラとの間に尙一つの +1,100  $m$  以上

第 1 圖 ミナスジェラエス産鐵地域



第 2 圖 鐵 道 斷 面

の山脈がありそれから +900  $m$  迄下つて居る、サバラからは支線が +1,400  $m$  以上の分水嶺を越えて、サンタバルバラに至る。レオポルデナ鐵道は軌間 1  $m$  で、上記同様不便な斜面を走り、575  $m$  で現在のリオドセの終點に達する。

ビクトリアミナス鐵道は、産鐵地域東部地方の爲に設けられたもので、其所から海岸迄は、自然傾斜に従つて走り、只リオドセ谷を離れてビクトリア港に至る間だけが逆傾斜の所あるのみで、しかもそれととも、著しき傾斜ではない、現在の設計では、イタピラドマトデントロ迄は 600  $km$  であるが、ビクトリア港の代りにサンタクルツ港を選び、尙現在の河流に従ひて彎曲せる部分を修正するならば、500  $km$  迄は充分短縮し得る、傾斜も海岸から 400  $km$  迄、即ちリオピラシカバと稱する支流が合する所迄は傾斜極めて緩で +250  $m$  高くなるのみである、其れからイタピラドマトデントロ迄でも 100  $km$  で +550  $m$

迄上げるだけであるから 鑛石運搬には至極適當である、軌間 1m は必要に應じて 1.6m とす事は容易である如き地形である。

ブラジル國には、適當なる燃料が無い、石炭は國の南部、サンタカタリナ州及びリオグランデドスール州即ちリオデジャネロより 1,000km 以上も隔たつて居る所に産する事は産するが、硫黄及び灰分含有量非常に大である、リオグランデドスール州のものは、固定炭素 34~39%、揮發分 25~27%、灰分と硫黄とを合せて、27~30%、熱量 4,200~4,500 kcal/kg、サンタカタリナ州のものは、固定炭素約 39%、揮發分約 29%、灰分約 29%、硫黄約 5.5%、後者のみが部分的に骸炭化し得るに過ぎない、且つ炭層の立派なものは未だ発見されて居らないで、厚み 2m のものが最大である、探掘量合計年約 30 萬 t、内サンタカタリナ州で 15%、リオグランデドスール州で 85% の割合である、之はブラジル全國石炭需要量の 20% に過ぎない。木炭の使用は到底實用的満足を與へぬ。

1929 年に辛うじて、銑鐵 4 萬 t、鋼 1 萬 8,000t 製作した、之は、1930 年 Oliveira 氏の報告に依る 3 會社の合計である。ブラジル國への鐵類の輸入は 1926 年 59 萬 2,000t、1929 年に 68 萬 8,000 t である、特別に電氣爐を使用するとか、海綿鐵を製する等の方法は、冶金工業に於ける石炭の使用を減少させ得るが、それに依りて燃料自給を行ふのは不可能である。

鐵鑛埋藏量の見積は完全と云ひ得ない、今日迄に、イタピラドマトデントロ附近のみが最近 15 年間試掘を行つて居るに過ぎない、他は單に地上での諸調査に依るので、尙深くは澤山埋藏量ありと確實に考へ得る。ブラジル、ミナスジェラエス州には 兎に角何十億と云ふ鐵鑛石しかも含鐵量大で含磷量の小なるものが埋藏されて居る、將來之が市場に出ることになるであらう、勿論今日の經濟状態では、探掘施設諸計劃は延期しなければならぬ關係にある。ブラジル政府では、自國內に鐵工業の盛大となる事を奨励する方針で、鑛石の輸出は、5% をブラジル内地で國內に精鍊するならば許可する事にしてある、鑛山所有が大部分は、外國人の手にある爲でもある。

(下井)

## 2) 耐火材、燃料及驗熱

パイロメーターの目盛測定に就て (Nor man F. Hindle Foundry March. 1. 1932) 實際作業上、驗熱は必要缺くべからざるものなり、驗熱の方法としては抵抗、光、副射によるもの等多様なれども熱電對によるもの尤

も多し。故にこゝには熱電對に就て述べんとす、熱電對にはノーブルメタルを使用するものとベースメタルを使用するものと二種あり、前者は白金、白金ロヂウム、白金イリヂウムにして後者はニッケルクロム、ニッケルクロムアルミニウムシリコン、銅ニッケル、銅ニッケル鐵合金、鐵及び銅なり。

ノーブルメタルは高價なれども高温測定には必要缺くべからざるものなり、ベースメタルは種類によりて 500°C 乃至 1,000°C 程度なり。

熱電對として必須條件は大略次の如し。

一定の温度に對する起電力は一定なること、温度上昇と共に起電力も一定の上昇をなすこと、電對は化學的にも物理的にも均一なる性質を有すること、抵抗に對する熱効率小なること、熱、化學、機械的作用に抵抗大なること、電對は安價に得らるゝこと等なり、勿論これ等の條件を完備することは不可能なれども使用の目的に應じ満足なる性能を有することを要す。

電對の絶縁物は又重大なるものなり、熱に強く化學反應に耐え電對を侵す爐内瓦斯の浸入を防ぎうるものたるべし、而も熱の良導體にして低比熱のものたるを要す、電對の場合の如くかゝる性能を具備するは事實上得がたきを以つて目的に支障なき程度のものを使用すべし。

ベースメタルのノーブルメタルに優れたる點は第一に價格の點にあり遙かに安價なり、第二は目盛測定にあり。

ノーブルメタルは  $E=a+bt+ct^2$

に従ひ電壓對温度曲線はパラボリックなるに對しベースメタルは  $E=a+bt$

にて直線なり、されば目盛測定には二つの温度に關して a 及び b を求むれば簡単に電壓對温度曲線を求め得、實際作業にある期間使用後補正の必要にせまられ任意の温度を試験せるにその曲線上にあらずとせばその誤差を一率に全部に適用すれば可なり、例ひば 1,000°F に相當する點が 980°F を示せりとせば誤差は 2% なり、1,600°F に於ては 2% 即ち 32°F 低き點が實際上の温度を示すなり。

又ベースメタルの利點はコールドジャンクションにあり、若し零度にて目盛せられたるパイロメーターを 15°F の場所にて使用せりとせば目盛上の温度に單に 15°F を加ふれば實際の温度を求め得べし、この關係はノーブルメタルはパラボリック曲線なるを以つて適用し得ず。

目盛測定の方法に二通りあり、比較法と融解點法なり、前者は標準パイロメーターと併用して各種温度を比較し後者は既知融解點の金屬を融解しその凝固點より電對に

起る電圧を定め上叙の各式に入れて計算する方法なり。

例へば 錫 8.3 ミリボルト、亜鉛 17.2 ミリボルト、水 3.2 ミリボルトなりとせば

$$E = a + bt + ct^2$$

の式を用ひ a, b, c を求むれば

$$E = -0.347 + 0.0335t + 0.0000197t^2$$

となる t に任意の値を入れることにより電圧對温度曲線を求め得べし。

かくして求められたる 曲線の正否を尤も簡単に試験する方法に純粹なる 食鹽の融解點より求むる方法あり、食鹽を鐵製の坩堝にとかず、最初にとかずときは食鹽中の含有する水分の蒸發のため 周圍を汚す恐れあれども 2 回目よりはその心配なし、この凝固點は 801°C なり。

(鈴木)

### 5) 鑄造作業

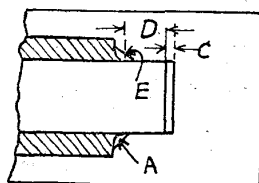
水平はばきの標準化 (W. C. Ewalt. Foundry. March 1, 1932, p. 44) はばきに就ては、潰肉、間隙、支へ面積、角出張り、中子の強度と重量、銻鐵の重量及び中子の浮力を考慮に入れねばならない。

潰肉は第 1 圖 A の如く鋭敏な角を避けて此部分が洗ひ潰されるを防ぐものである。又中子を壓さぬために其の兩端と鑄型との間に隙きを設ける必要が有る、造型者から云へば之は第 1 圖 C に示す如く可及的廣い方が作業が速くて宜敷いが、著者は其の寸法を下表の如く推奨して居る。

はばきの直径(吋)	1/8~1/2	1 1/8~4	4 1/8~12
間隙(吋)	1/32	3/64	1/8

圖中 D は、はばきの支面の長さを示し、E は潰肉を注意すべき部分を示す。角が鋭敏だと完全な鑄物が出來ないので、はばきと鑄物との間に隅肉を附けるが良い。下表に其寸法を示す。

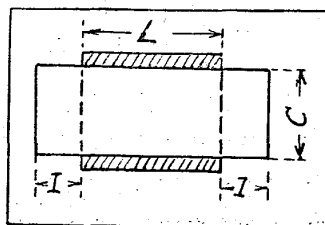
第 1 圖



はばきの直径(吋)	隅肉の半徑(吋)
1/8~1/2	1/32
6/16~1 1/8	3/64
2~4	5/64
4 1/2~12	1/8
12 以上	3/16

はばきの支へ面の大きさは浮力に比例し、即ち銻湯に曝される中子の面積に比例して決定される。鑄型に要する安全荷重は 4.4~7.2 lbs/吋<sup>2</sup> 程度であつて下表の如く中子の

第 2 圖



大きさに依て相違が有る。而してせき棒の高さ、瓦斯、運動量等は中子に大した影響を及ぼすものではない。又乾燥中子は生中子よりも強度が大きい。

中子の直径	1~4	5~8	9~13	14~18	19~23
壓力(P)	2	3	4	5	6

中子に働く浮力は注入せる銻湯の重量に等しい。而して中子の密度を 0.065 lbs/in<sup>3</sup> とし銻湯の密度を 0.26 lbs/in<sup>3</sup> とすれば両者は 1:4 の比を有するために、銻湯は中子へ押上壓力を及す事に成るから茲にはばきの長さが重要になるのである。

中子を正しい位置に保持するためには、鑄型内に在る中子の容積と之に作用する壓力との相乗積が少くとも中子の耐抗すべき押上壓力に等しい事を要する。今第 2 圖に於いて、C=中子の直径、L=鑄物の長さ、I=はばきの長さ、W<sub>1</sub>=銻湯密度 lbs/in<sup>3</sup>、W<sub>2</sub>=中子の密度 lbs/in<sup>3</sup>、P=鑄型の支持壓力 lbs/吋<sup>2</sup> とすれば  $\pi C^2 L (W_1 - W_2) / 4 = 2(C \times I \times P)$  と成り、 $P = 4 \text{ lbs/吋}^2$  の場合には  $I = 0.02438 V/C$  を得る。式中 V は鑄型中の中子の容積を表す。而して上式より種々の形状を有する鑄物及中子に對するはばきの長さを求むれば下表の如くである。

鑄物の断面形状	中子の断面形状	はばきの長さ(I)
丸	圓周はばき	0.01915 CL
正方形	正方形	0.02438 CL
矩形	矩形	0.02438 AL
矩形	橢圓形	0.01915 AL

(A=長邊或は長軸) (南波)

可鍛鑄鐵の平爐熔解 (G. R. Shotton, Found. Trade Jnl. March 24, 1932) 可鍛鑄鐵の熔解に平爐を使用することは比較的少く、英國に於て現今操業せられてゐる工場は 3 箇所である。是れは設備費が高くつく事と、熔解作業を行ふには 爐の全容量を働かせる様にしたければ經濟的に操業出來ないと云ふ 2 つの缺點がある。併し良質の鑄鐵を作り得られ又成分の變化も少く其の調節も容易である。尙白銻の可鍛鑄鐵化には平爐は最も理想的のものである。次に Shotton Brothers Co. Ltd. で行つてゐる平爐熔解作業について述べよう。

平爐の構造は製鋼用の爐と同様で、爐床は 14x6ft<sup>2</sup>、湯の深さは 4~5ft、湯出口への傾斜は 9ft、容量 6t のものを使用してゐる。側壁、天井は珪酸煉瓦 (SiO<sub>2</sub>=95%) を使用し、裝入口は 3 箇、湯出口は裝入口と反對側の中心、左右兩側には瓦斯噴出口、その上に空氣噴出口を備ふ。蓄熱室にて瓦斯空氣は 800~1,000°C に豫熱せられる。煙突は底面 4ft<sup>2</sup> で高さ 80ft~0ft とす。爐床は酸性平爐と同様、珪酸砂 (SiO<sub>2</sub> 90%) を 0.5in づゝの厚さに幾層にも搗き固めたるものである。珪酸砂の搗固が終る

と鑄滓とミルスケールを装入して熔融し、よく之を掻き交ぜると爐床は大部分の鑄滓を吸収す。鑄滓の殘餘は湯出口により流出せしめ、その後珪酸砂を入れ殘りの鑄滓と結合せしめ之を戸口より取出し、再び珪酸砂を入れて搗固す。

平爐操業中鐵の成分を支配するものは装入物の成分、熔解時間、鑄滓の性質等である。是等の條件によつて C, Mn, Si 等が調節せられる。熔解するまでに時間が長くなると装入物が著しく酸化する。斯様な時には珪素銑、滿俺銑等によつて脱酸するとか或はヘマタイト銑を添加して湯を再び銑化すれば良い。操業状態の良い場合に於ける酸化損失は  $T.C=0.55\%$ 、 $Si=0.4\%$ 、 $Mn=0.2\%$  で P, S は變化せず。従つて製品の分析結果は装入時より P, S は多くなる。装入物の計算には上記の事を考へて置けば良い。黒心可鍛鑄鐵製造の場合に於ける原料及び製品の分析成分を例せば第1表の如し。P, S は除去出来ないから原料銑としてはヘマタイト銑を用ひ尙ほ Si, Mn を調節するためには Si, Mn の含量を異にする銑鐵を混合するのが便利である。鋼屑は C 量を調節するために装入するもので Cr 等を含有せざるが必要である。装入物の 50% は鑄造工場から來る屑金を使用す。

第 1 表

	Cwts	T. C	Si	Mn	S	P	
装入物	銑 A	32	4.1	1.8	0.80	0.03	0.04
	銑 B	10	3.8	2.3	0.90	0.04	0.04
	鑄物屑	52	2.4	0.9	0.32	0.05	0.05
	屑鋼	6	—	—	0.40	0.03	0.05
平均		2.93	1.27	0.53	0.043	0.046	
製品成分		2.38	0.88	0.32	0.049	0.05	
酸化損失		0.55	0.39	0.21	(0.006)	(0.004)	

註、( ) 内は増加せる量を示す。

銑鐵は爐床の周邊に並べ、中心には鑄物屑及び屑鋼を均一に装入して熔解す。尙熔解を早めるには装入物中の未だ熔解せざる物を湯の中へ掻込む様にする。装入物が全部熔解すると酸化鐵が C, Si, Mn 等と作用して  $CO$ ,  $CO_2$ ,  $SiO_2$ ,  $MnO$  を作り、酸化鐵、酸化滿俺は爐床の  $SiO_2$  と結合して複珪酸物を形成して鑄滓となり湯が更に酸化するを防止す。湯の成分の調節が終り、湯の温度が鑄造温度  $1,450\sim 1,500^\circ C$  に達した時に螢石を装入して鑄滓の流動性を良くして置き、間歇的湯出しを始む。5t の熔解には装入より湯出しまで 3~3.5 時間を要す。

各週末に少しづつの修繕を施した外別に大なる修理を行ふこと無く數ヶ月間爐を使用することが出來た。數週間後には修理及び装入物に付着せる砂等のために爐床は少し高くなる。是を直すには  $CaO$  を爐床に入れ熔解して鑄滓を作り之を爐外に流出すれば良い。(垣内)

## 6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

現代に於ける鑄鐵の珪瑯引法 (H. D. Bradshaw. Fow. Tra. Jou. March. 10, 1932, p. 162) 珪瑯は砂、石英、長石礬砂、氷晶石、螢石、曹達及びアルカリ化合物及び粘土を混合し、熔融して造る。其の主成分たる  $SiO_2$  は砂、長石、石英より得られる。礬砂も亦必要で之無くして作業は困難である。氷晶石は熔劑及び不透明の役目を爲す。螢石も亦強力な熔劑である。米國では炭酸バリウムを用ひて光澤及び密度に好成績を示してゐる、此の他鉛や酸化亜鉛も同様の効果が有る。曹達及びアルカリ鹽は特に強い熔劑で有つて表面の光澤を著しく増加するものである。

之等の原料を先づボールミルで細く粉碎混合し、後熔解精鍊を行つて揮發分及び不熔解物を盡く除去し、熔湯を水中に流し込んで微粒と成し、最後に之をボールミルで粉碎して製するのである。此の時濕式法に用ふものには硫化マグネシウム、酸化マグネシウム等を加へて粘性を増すことが有る。熔解には舊來の反射爐は不經濟で且燃料中の灰分や不純物の爲めに色澤を害し熔解時間も長く、其他種々の不利が有るが、現在では油を燃料とするポードモア (Podmore) 爐の出現に依て之等の缺點を征服し頗る好成績を擧げてゐる。米國では回轉爐も使はれる。下表は珪瑯の代表的化學成分である。

化合物	英國	米國	歐大陸
$B_2O_3$	10.00	7.84	14.66
$SiO_2$	24.00	35.54	35.00
$Na_2O$	4.00	12.55	14.19
$SnO_2$	0	27.60	13.35
$F_2$	0	0	4.86
$Al_2O_3$	0	1.93	11.35
$K_2O$	0	1.10	6.35
$MgO$	0	2.27	0.24
$CaO$	0	0.02	0
$PbO$	56.00	11.15	0
$As_2O_3$	6.00	0	0

鑄物は總て表面が平滑なるを要し、砂の焼付き跡や氣孔等は禁物、また形状も鋭敏な角部は珪瑯の着きが悪い、而してサンドブラストで表面を充分清淨にして施行する。

珪瑯を引くには乾式と濕式の 2 法が有る。

乾式法 古い方法であつて鑄物を赤く焼いた儘粉末のエナメル中へ入れ、後之を引出して爐中にて加熱し表面の珪瑯を充分に融着させて作る。昔は多量の酸化鉛と砒素酸を含有する珪瑯を用ひ其の操作が頗る面倒であつたが、今日では僅か 10% の酸化鉛と、砒素酸の代りに酸化錫を用ひ加熱爐の改良と相俟つて頗る優秀な成績を擧げ

て居る。

濕式法には歐洲法と米國法が有る。歐洲法では先づ鑄物に霧吹或は浸漬法に依て耐火物の被覆を作る、之が乾けば爐中に入れて加熱し赤熱状態に成つた時爐より取出して冷却せしめる、次に水で濕した後に霧吹或は浸漬法に依て珫瑯を被覆し之が乾いてから爐中にて加熱して珫瑯に光澤を興へるので有る。次に米國法は(1)均一な白又は着色の被覆(2)斑點有る被覆を作る事が出来る。(1)は所要の色を呈する珫瑯の濕氣あるものを鑄物の表面に霧吹してから乾燥せしめ、爐中にて15分間位750°Cに保持した後冷却する(2)は鑄物に黒色又は他の着色した珫瑯を霧吹し、乾燥、加熱、冷却を行つた後白色珫瑯を其上から海綿刷毛等で塗つて斑點を作り、乾いてから焼くのである。

乾燥法は瀬戸物の如く外觀が美麗であるが、(イ)熔蝕温度の低い珫瑯を使用すべき事(ロ)爐の能力が小さく作業に熟練を要する爲に生産費が高價に付く事(ハ)珫瑯の徒費量が多い事(ニ)作業者の健康を害する事等の缺點が有る。之に反して濕式法は硬度及び熔融温度の高い、耐酸性の珫瑯を使用せねばならないが、(イ)珫瑯の持ちが永く、耐酸性が強い事(ロ)作業に熟練を要せず大量生産が出来るから安價に付く事(ハ)施行中鑄物の歪が少い事(ニ)ドリル等で穿孔しても珫瑯が裂剥せぬ事(ホ)所要の部分のみに珫瑯を被覆し得る事等の利點が有る。

著者は最後に珫瑯施行用の現代に於ける新式の爐に付いて多種多様を紹介して居る。(南波)

**原子水素焰電弧熔接法の發達** (Iron Age March 3, 1932) 原子水素焰熔接法はタングステン電極間に發生する電弧を水素分子で包み電極の周りにたえず水素分子を供給して行はる。電弧の強熱のためにこれ等水素分子は解離せられて水素原子と化す。この時生成水素原子は多量の解離熱を吸藏しておる。水素分子は電極の周りからたえず供給せられ水素原子を外へ驅逐す。かくて水素原子は電弧の強熱帯から出て來りて冷まされそして再び結合して元の水素分子に還へる。この時解離の時に蓄藏せし多量の熱を吐き出して約4,000°Cの熱を出す。因に電弧の温度は3,600°Cであり、酸素アセチレン焰の温度は3,200°Cである。

この熔接法で水素は色々の役目を果すが

(i) 水素は發熱作用をなす(上述の通り)。

(ii) 熔接作業を還元性焰中に包み込み従つて有害なる金屬の酸化作用を防止す。

(iii) タングステン電極を保護しその壽命を長くす。

水素原子が出す火焰は扇狀でその端の方で熔接する

のである。

原子水素焰熔接法は從來の電弧熔接法を驅逐するものでなく却つて之を發達さすのである。この方法によつて從來の電弧熔接で出来なかつた合金類の熔接が電弧熔接可能となり、又薄い鐵板にも厚いものにも、大いものにも小さいものにも均等に應用が出来る。炭素1.25%の如き高炭素鋼の熔接も可能である。

この方法で熔接したものは從來の方法でしたものよりも熔接部分が上等で酸化物又は不純物の夾在せられるものなく、即ち熔接部が大變強くて靱ぱくそして巢や疵がない。而も外觀平滑にして仕上加工を加ふるの要なし。

以上記述せし所を實證するために本方法施行の實例を示さん。常用壓150ポンド、試験壓750ポンドのボイラーがこの熔接法で完全に造られた、その熔接の速さは1時間に付き2呎なり。ニッケル鋼の伸縮繼手を熔接して造つたが、熔接部分はよく伸縮作用にたえ活動しておる。熔接部分の強さは75,000 lb/□"である。この方法の特長は薄い鐵板の熔接である。クローム、鋼、クロームニッケル鋼、不銹鋼等の熔接がよく出来る。

本方法により非鐵合金の熔接がよく出来る。ニクロム抵抗線の熔接は効果が多い。眞鍮の熔接は亞鉛が蒸發し易いので從來困難とされたが本方法で行ふ事が出来る。眞鍮板素材を1吋の幅で熔接したものがよく壓延に耐えて數呎の幅に延された、如何に熔接部分が強くて靱いかが分る。其他モネルメタル等々多くの合金の熔接が可能である。(S. K.)

**黒心可鍛鑄鐵の低温加工及び合金** (F. B. Riggan, Iron Age, March 24, 1932, p. 728) 著者の實驗は黒心可鍛鑄鐵を鍛造及び合金する事に依て其用途の一層廣大なるを示したものである。鍛造したものは機械的性質が比較的良好で形狀複雑なもの及び一部分は強度が高くて他は普通の可鍛鑄鐵の特性を持つものを造るに好都合で有る。また之に銅、モリブデンを合金せしむれば耐蝕性が頗る優秀に成る。

鍛造には完全に燒鈍された黒心鑄物の長さ4"の棒を用ひ之を變態點以下の温度に於いて種々の長さに鍛延した後諸性質を測定した。其の結果は第1表に示す如く加

第1表

試料の長さ	鍛造前		鍛造後			
	4"	8"	9"	10"	高珪素 8"	低珪素 8"
抗張力 lb/□"	49,000	97,600	101,000	105,000	95,000	100,500
伏降點 lb/□"	35,000	49,500	69,200	78,100	58,000	69,000
延伸率 %	11.0	4.50	3.50	3.00	4.00	5.00
ブリネル硬度	137	212	207	202	223	224

工度を増すに従つて其の強度が向上して居る。鍛造したものは遊離炭素が加工の方向に變形して恰も鍊鐵中に介在物を見るのと同一の顯微鏡組織を有する。

合金には銅及びモリブデンを加へた。其結果は熔湯の流動性が増加し1/16"の薄物でも形狀を問はず鑄造が容易で、従て鑄肌が平滑に成るために美麗で有る許りでなく耐蝕性が大きい。

腐蝕に及ぼす合金の影響を見るために黒心鑄物、灰銑鑄物及び鑄鋼に各銅1%以下、モリブデン0.1%以下の一定量を加へたものを20%硫酸中に22時間浸して比較試験を行つた。其の結果は第2表に示す如く合金したものは何れも耐蝕性が大きい。而して合金黒心鑄物は1%以下の稀硫酸には合金鑄鋼よりも強く、またアルカリに對しては一般に優秀である。

第2表

種別		腐蝕減量 $gr/100cm^2$
合金したもの	灰銑鑄物	5.05
	黒心鑄物	0.95
	鑄鋼	0.64
合金せざるもの	灰銑鑄物	18.16
	黒心鑄物	11.13
	鑄鋼	7.74

又第3表は？子水に依る腐蝕減量に及ぶ銅及びモリブデンの影響を示す。

第3表

	合金成分		腐蝕期間		
	銅%	モリブデン%	40日	60日	136日
黒心鑄物	0	0	2.68	4.45	5.88
灰銑鑄物	0	0	2.49	4.57	6.08
黒心鑄物	0	0.20	2.28	4.04	5.27
同	0.31	0.04	1.91	4.03	5.30
同	0.54	0.09	1.85	3.54	5.06
同	0.54	0	2.19	3.95	5.15
同	0.54	0.18	2.49	4.38	5.19
同	0.80	0.16	1.67	3.32	5.24
同	1.18	0.22	2.01	3.99	5.45

(南波)

軌條の内部龜裂に對する冷却速度並に温度均一化の影響 (C. P., O. F. A. and N. P. P. Sandberg, Metals & Alloys, April, 1932) 軌條を冷却する際に生ずる内力の原因として3つの主要々素を考へることが出来る。即ち強さ、温度の差異及び收縮割合である。

(1) 強さに關しては、多くの人の引張試験により500°C附近に延性の最低部あり又600°Cより350°C附近までは温度の降下と共に抗張力の著しく大となることが報告されて居る。著者はHumfrey式緩漫屈曲試験機により屈曲試験を行ひ、此の外に2つの大切な事柄を見出した。即ち400°C以上に於いては鋼に加へる歪の速度は其の抗張力に著しき影響を與へ、延性に對してはそれ程までに影

響を與へない。歪が徐々に生ずると抗張力は甚だしく損ぜられ鋼は可成の内力を受ける。靱性も同様であらう。

次に鋼の歪は或る温度以下では結晶の迂りに沿ひて起り、或る温度以上では結晶境界面に沿つて起るものであるが、著者の屈曲試験に於ては後の場合がよく認められた。そして是が軌條並に鍛鍊鋼に起る龜裂の特性である。

(2) 軌條全體を同じ温度に保持することは不可能であるが可及的徐冷すれば各部の温度差を少なくすることが出来る。温度差の生ずる原因は断面の不均一及び熱の傳導度の差異に歸することが出来る。軌條の如き断面を有するものに於ては自然冷却に放置すれば冷却中に部分によつて100°C以上の温度差を生ずる。又軌條頭部の中心と表面の温度差は約50°に達す。此は900°より冷却せる場合の温度差であるが、實際軌條を製造する場合にはロールの冷却水其の他の影響を受けるから温度差はもつと大きいであらふ。

(3) 鋼の收縮は臨界温度に於て急激な變化を起す。此の急變は冷却速度によつて、例へば早く冷却すれば一部は之を抑制することが出来るも、斯くすれば最後の比容積が増大せられる。

軌條はロールから950°C位で出る。フランジやウェーブは早く冷却せられ頭部は是より冷却速度が遅れる。又表面と内部に於ても温度差を生ずる。斯くて冷却中の或る時間に於てはフランジ、ウェーブ、頭部表面が冷却せられ收縮の進行速度は小さく、反之頭部の中心は高温で且つ熱の外部への傳導のために收縮速度が外部より大となる。此の時に於て内部に伸長内力が起つて龜裂を發生する危険がある。冷却中の危険區域は臨界温度と350°Cの間であることは前述の屈曲試験、其の他引張試験によつて明らかである。此の間、抗張力の小にして又延性の小さい時期がある。350~400°Cでは抗張力は最大であるから外部が此の温度以下に下り、而も内部が相等高温ならば冷却時に内部收縮に對して最大の抑制が爲される。是等の現象を基礎として、軌條の冷却及び熱處理に關し著者等は“Sandberg-Oven”法の特許を得た。

此の方法は次に記載する如し。即ち軌條頭部が500°C以下に下らない中に、保護室又は必要に應じて豫熱せられた室に移し、軌條面より熱の傳導副射するを防ぎ、軌條の冷却期間中に於ける温度の均一化を圖るものである。温度の均一化並に冷却速度の緩漫化に依つて軌條の内部と外部間の歪を防止することが出来る。爐は覆又は室型で400~500°Cに保持せられ。その中へ臨界温度以下に下つた軌條を入れ、その軌條の外部が350~400°Cまで温度の下る僅かの間を爐内に入れて置く。斯くして軌條

冷却中に内力の発生することを防止し、眞直且龜裂無き軌條を製造することが出来る。Cargo Fleet Iron Co. に設備せる Sandberg-Oven は2部分より成り、前爐には耐火物の裏積及び瓦斯バーナーを具へてゐる。此處で軌條の溫度を均一化し、後爐に送られる。こゝで 350°C まで徐冷せられ、次に、ホッドベッド上で自然冷却を行ふ。爐はホッドベッド全體を覆ひ得るだけの大きさで最近では長さ 90 呎の軌條を安全に處理してゐる。(F. K.)

**鋼の熱處理に依る變形** (Portevin & Sourdillon, Revue de Metallurgie, June & July, 1931) 著者等は長さ 5', 直徑 1" 試験片を用ひた。

(1) 焼鈍に依る影響:—1,290°F にて焼鈍せるに長さが短縮し、直徑が増大した。この變化は焼鈍溫度及び冷却速度を増すに従て著しく成る。而して同一溫度に於いて焼鈍時間を増加しても變形には影響しない、即ち此の場合試験片内に溫度差が無く、従て變形を惹起する不同應力が生じないからである。併し同一熱處理を反覆して行へば其の回数に直線的に比例して變形の程度も亦増加する。

(2) 焼入れに依る影響:—試験片の粘性を増す溫度以下より急冷すれば殆んど變形を見ない。併し之以上の溫度より急冷する時は長さが減じて直徑を増加し、溫度が上るに従て其の變形度もまた大きく成る。更に溫度が上つてマルテンサイト組織を生ずる溫度より急冷すればマルテンサイト生成のために密度が變化し、其結果長さを増加して直徑を減ずる。最後にオーステナイトを生ずる溫度より急冷したものと前者と反對の變形が起る。

従て焼入溫度に對する變形には3種類有る、即ち普通變形、マルテンサイト及びオーステナイトに依る變形であつて之等の溫度は鋼の化學成分に依て異なる。

滲炭鋼は 930°F まで變形せず、930~1,380°F にて長さを減じて直徑を増し、1,380°F 以上では長さが著しく増加し而して直徑を減ずる。之等相反する兩變化は或る溫度に於て相殺する可く、従て長さ及び直徑を變じない或溫度が存在する譯である。

(3) 成分に依る影響:—高炭素鋼、低炭素鋼及びニッケルクロム鋼に對して同様に上記の變化が得られたが、唯ニッケルクロム鋼はオーステナイトに依る影響が甚大である。又ニッケル鋼は溫度の影響が著しい。

マルテンサイトに依る影響は頗る鋭敏で僅かの溫度差に依ても寸法が著しく變化する。又チルの深さを増すに従ひ此の影響が大きくなる。オーステナイトに依る變形は主として其析出量に左右される。

急冷前の加工及び熱處理は急冷に依る變形の程度に影

響が無い。併し急冷する方向は之に關係し、例へば長さが徑より小さいものは長さが徑より大なるものに對して其の變形の仕方が逆に成る。

マルテンサイト組織の鋼を焼戻する場合には之を間歇的に或は連続的に行つても變形に及ぶ時間の影響は同一である。而して徑及び長さの減少する速度は 570°F に於いて頗る大と成り、1,100°F に於いて最大である。此の收縮は急冷する時の膨脹に依て幾分回復される。

オーステナイト及びマルテンサイトが共存せる鋼では焼戻しする時に前者の膨脹變化が後者の收縮變化に妨げられる爲に其の影響が複雑に成る。故に炭素 2%、クロム 13% を含む特種鋼は其の焼入溫度に従つて焼戻しする際に或は膨脹し或は收縮する。(南波)

**鍛鍊製迴轉軸の製造** (R. V. Wallace, Heat Treat. & Forg. Feb. 1932) 鍛鍊製迴轉軸の破損は材料の結晶粒の粗大なること、組織の不均一なることに基因する場合が多い。これは全く鍛鍊操作の不完全或は鍛鍊後の熱處理が悪い爲めの結果である。4~5" の鋼塊を壓延する如き場合に於ては、均熱爐と壓延機間の鋼塊輸送に時間を要せず、又壓延操作にも長時間を必要としないから組織の調節が左程困難では無い。又壓延の前に一度加熱して置けば良い。反之鍛鍊する場合には數回の加熱を必要とす。鋼は熱間加工を受けてゐる間には結晶成長を起さない。併し加工が臨界溫度以上で終ると、加工の終つた溫度より臨界溫度まで溫度が降下する間に結晶成長を起す。臨界溫度以下では結晶成長は起らない。故に結晶成長を防止するには加工作業が臨界溫度に於て終る様に加工の開始溫度を選ばねばならない。鋼塊の最初の加熱に於ては結晶粒は成長して粗大となるが之を鍛鍊すると結晶が破壊され細粒となる。しかし此の結晶精製の作用は實際に加工を受けた部分のみに限られ、加工を受けない部分の結晶は益々成長して粗大となる。次に此の部分が加工を受けて結晶は細化し加工を受けない部分の結晶は粗大となる。斯くて鍛鍊中、材料の各部分の結晶は粗大化と細化が交互に行はれる。故に迴轉軸を鍛鍊する時は其の間材料全體が均一なる結晶粒となる事なく常に不規則であつて、此の状態が仕上げ後まで残る譯である。併し是れはどんな方法で鍛鍊しても除き得ない事である。斯様な組織の不均一を精製除去するために屢々標準化處理が行はれる。其の溫度は普通臨界溫度より少し高く、保溫時間は厚さ 1 吋につき 1 時間の割合である。斯くすれば細結晶組織を得ることが出来るけれど、大きい材料を處理する時は結晶の大きさに大小の出来る事がある。是を防ぐには次に述べる特殊の熱處理が有效である。臨



界温度より相等高い温度で加熱冷却し次に普通の標準化温度で加熱すれば上述の缺陷を防止し得ると考へ2つの軸に就いて實驗を行つた。双方共 1,800°F で8時間熱し、其の一つは爐内冷却、他の方は空冷した。後者は一部分に不破壊の箇所ありたるも其の平均結晶粒の大いさは適當であつた。此の試験材を再び 1,500°F 標準化することに依り良好なる材質を得ることが出來た。故に鍛鍊後の熱處理は先づ第一に普通標準化の温度より 300°F 位高温で豫め標準化を行ひ、然る後普通の温度で標準化を行ふと、良好なる成績を擧げることが出來る。鍛鍊を行ふには次の三つが必要條件である。(1) 材料を加熱する際過熱せざること。(2) 鍛鍊の際結晶内の歪を避けるため Plastic range で加工し、餘り低き温度で加工して歪を残すききことなきよう。(3) 臨界温度以下で加工をしない事。(垣内)

零圍氣の調節を爲し得る銅鑢付用電氣爐(H. M. Webber, Iron Age; March 10, 1932, p. 602) 零圍氣を調節せる電氣爐内に、鋼材と銅を接觸して装入すると是等が全部均一に熱せられ、爐温が銅の融點に達すると銅が繼目に流れ込みて鑢付が行はれる。零圍氣がうまく調節せられてゐるから其の製品表面は非常に清淨なものとなつてゐる。炭化タンクステン刃先の鑢付、圓板鋸その他類似の鑢付に廣く應用せられつゝある。

Henry Disston & Sons, Inc. で使用せられてゐる電氣爐では先づ鑢付材を小盆に乗せて爐内に装入し、鑢付が終ると是を冷却室に送りて再び次の装入を爲してゐる。此の電氣爐は单相、60 サイクル、220v, 10kw のもので、幅 6" 高さ 4" 長さ 24" である。鑢付材を乗せる小盆は幅 5½" 長さ 14"。爐の前後には戸があつて、戸にはスクリーンが付いて居る。爐内零圍氣の調節をなすには此の部分より水素を入れる様になつてゐる。加熱室と冷却室の間には2つの戸があつて熱の損失並に瓦斯の流通を防止する役目を務めてゐる。爐の側壁及び天井にはアランダム板にモリブデン線を巻き付けた電氣抵抗を置いて鑢付材を直接輻射によつて加熱す。

次に或る自動車製造業者が實驗用のものとして使用してゐる銅鑢付用電氣爐に就て記載しよう。此の爐は Bell 型で 65kw, 110v, 3相、60 サイクル、寸法は徑 19"、高さ 32" のものにして、爐壁にニッケルクロム板の抵抗材を使用してゐる。鑢付材を装入するには先づ爐を吊り上げ次に鑢付材を臺の上に乗せ再び爐を下す。鑢付が終ると或る温度まで爐内冷却を爲した後空冷する。零圍氣用瓦斯を爐に入れる時には爐を吊り上げて置くことが出來る。故に若し瓦斯の供給が充分であると瓦斯は下部の

穴から焰を出して燃焼する。

Horton Mfg. Co., Bristol でゴルフクラブシャフトの銅鑢付に使用せる電氣爐もやはり零圍氣の調節が出来る様になつて居り、マツフル型でD字形を爲したアランダム管で出來てゐる。寸法は幅 10"、高さ 4"、長さ 22" にしてアランダム管にはモリブデン線を巻付けて抵抗としてゐる。爐の出口には水冷式冷却室が附屬せられ、零圍氣用瓦斯としては Electrolene が使用せられてゐる。

(垣内)

高炭素鋼の銲接(P. P. Alexander Journal of American Welding Society Feb. 1932) 高炭素鋼の銲接は被銲接物を 300乃至 400°C に加熱して銲接し、銲接後直に焼鈍する必要がある。著者は原子水素銲接法で 1.2% 炭素の銲接棒を以つて高炭素鋼の銲接に良い結果を得た。若し銲接速度があまり大きくないならば 0.6~0.65% 炭素のものも容易である故に著者は原子水素銲接法で上記成分の銲接棒を用ひることを推奨してゐる。此の方法で仕上げた銲接物は普通の方法で焼入或は加工がなし得るのである。

若し原子水素銲接が用ひ得ない場合は高炭素の良い被覆棒或は特に優秀な高炭素裸棒を用ふべきである。裸棒の場合は熱處理を行はなければならぬ。又裸棒では 0.8% C 以上のものは銲接出來ない。勿論被銲接物と同様の強さ成分を必要としない時は他の被覆棒或は裸棒でも多くの範圍に用ひられるが焼入の際クラックを生じ母板より脆弱となることを免れない。(岡田)

0.65% 炭素鋼の銲接(C. H. Tennings, Journal of American Welding Society Feb. 1932) 0.65% 炭素鋼の銲接は頗る困難で接合部の強さが原板より遙に低下する。銲接の際に母板中の炭素が燃えて接合部附近が硬く脆くなる。熱處理はグレインリファイニングをなし脆い部分を除くに充分な温度にしなければならぬ。然し乍ら此の熱處理はしても銲接部の炭素量が減るから母板の強さと同一にはならない。

0.65% 炭素鋼の銲接は脆い部分に罅裂の生ずることを防ぐ爲にレジデュアルストレスを極小ならしめなければならぬ。

大體次の諸項が高炭素鋼銲接に役立つものと思ふ。

1. 出來るならば銲接片の端が自由で殘留内力を出來るだけ少くする
2. 高級な被覆棒を用ひる
3. 熔融状態を短くし母板の炭素が燃去る量を少くする
4. ヒーニングを行ふ
5. 熱處理を行ふ

(岡田)



**溶接線の識別** (G. W. Plinke Welding Engineer March 1932) 溶接の結果が色々注視されるに至り單に方法の撰擇技術の熟練のみならず材料の吟味が重大な影響を持つのであるから著者は溶接線の性質を研究し其の影響を明にしたのである。而して高壓容器の如き優秀な溶接結果を要するものには特に溶接線の組織が重要である。裸棒を用ひる場合影響が大であつて瓦斯溶接、原子水素溶接、裸棒金屬弧溶接に於いては溶接線の顯微鏡組織が均一でなければならぬ即ちセグリゲイトした組織のものは優秀な結果を得ることが出来ない。

著者は又裸棒と被覆棒に就いて試験してゐるが被覆棒が斷然いゝのであつて屈曲試験に就いて裸棒溶接部は殆ど延伸しないに反し被覆棒溶接部は表面 64% の變形に對しても何等罅裂を發見しないし酸腐蝕に對しても裸棒溶接部は腐蝕甚しいに反し被覆棒溶接部は腐蝕少く優秀な結果をあたへてゐる、尙著者は非鐵金屬溶接線に就いても種々研究してゐる。

(岡田)

## 7) 鐵及び鋼の性質

**Fe-B 合金並に B を含有する 18-8 鋼の焼入硬化と成熟硬化** (R. Wasmuth, Metals & Alloys, April, 1932) 從來成熟硬化に關する研究は主として  $\gamma$  鐵範圍の廣い系又は同範圍の閉塞されたる系について行はれた。*Fe-C*, *N*, *Cu* 系は前者に屬し、*Fe-W*, *Mo*, *Be*, *P*, *Ti* 系等は後者に屬す。著者は上記の 2 つの型以外に  $\gamma$  鐵安定範圍のせまい系に於ても適當な熱處理に依つて成熟硬化を起し得ることを示さうと思ふ。

Wever & Mueller に依れば、*Fe-B* 系の  $\gamma$  鐵の範圍は極めてせまい。従つて  $\gamma$  鐵の *B* 溶解度は温度によりて異なるも 0.1~0.15% のせまい範圍である。*B* は  $A_3$

を上昇せしめ、 $A_4$  を降下せしむる故に *B* の溶解度は  $\gamma$  鐵より  $\alpha$  鐵の方が大である。斯様な系は成熟硬化を起さないと今日まで考へられてゐたが、これに  $\gamma$  鐵の範圍を擴大せしむる元素例へは *Ni*, *Mn* の如きものを添加することに依り  $\gamma$  鐵の範圍を擴大して *B* の溶解度を高めて成熟硬化を起させることが出来た。此の實驗に使用せし試料の化學成分並に熱處理は第 1 表の如し。

2~5 號即ち *Fe-B* 系に於ては標準状態では *B* の増加と共に *B. H.* は高くなり、之れを焼入或は焼戻しても硬度に何等の變化も起らない。11~13 號即ち上記の合金に *Mn* を加へたる試料は焼入硬化を爲すことが出来、之れを更に焼戻して一層硬度を高くすることが出来た。併し焼戻温度が高いとか或は焼戻時間が長くなると、焼入によつて得た硬さは全然失はれて失ふ。この系は焼入により *B. H.* は 340~400 となり、100~150°C で短時間焼戻をすると少しく硬度を増した。*B* 多き場合即ち 13 號の如きは、400°C で熱しても最初は硬度を増した。併し何れも高温及び長時間の焼戻によつて軟化することは同じである。 $A_3$  以下より焼入せるものは其の後熱處理を施しても全く *Fe-C* 系と同様何等の効果も無い。*Mn* 添加の試料に就ての實驗に依り *Mn* を添加すると  $\gamma$  鐵安定範圍を擴大し、*B* の溶解度を増して *Fe-B* 系に焼入硬化の性質を興へ得る事が明かとなつた。

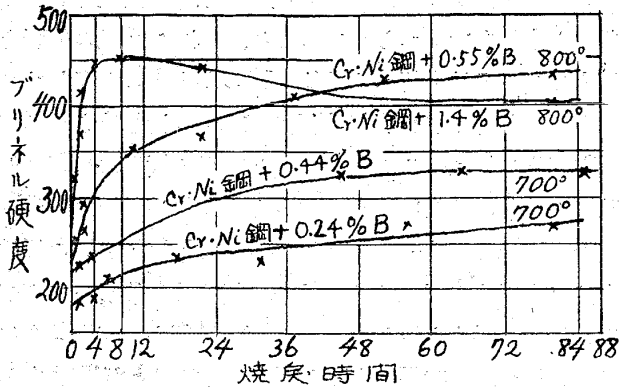
*Fe-C* 系に *Ni* を添加すると  $\gamma$  鐵範圍が擴大せられ、殊に多量の *Ni+Cr* を添加すると常温に於ても  $\gamma$  鐵は安定となる。*Fe-B* 系に對しても *Ni* 又は *Ni+Cr* 添加の効果は興味のある問題である。この實驗のために第 1 表中 *Ni+Cr* 添加の *Fe-B* 系試料を作つたのである。此の種の鋼は焼入硬化を起すことなく、而して *B* の多い程度は高くなつてゐる。併し焼戻を行ふと硬化する。即ち

此の種の鋼は成熟硬化を起し、*B* の多い程其の硬化程度も大である。第 1 圖に示す如く焼戻によつて *B. H.* 450 に達することが出来、焼戻前より 200 も *B. H.* を増すことが出来た。此の成熟硬化の速度は *B* 含量の大なる程早く、例へば *B* 1.14% のものが 8 時間の焼戻で達する *B. H.* は、*B* 0.55% のものであると同硬度を得るまでに 80 時間を要する。必要な焼戻温度は比較的高く、600°C 以下では焼戻の効果は現はれない。適當な焼戻温度は 700~800°C で、*B* 0.2~0.5% のものは、700°C、*B* 0.5~1% のものは 800°C が適當である。尙成熟硬化の程度

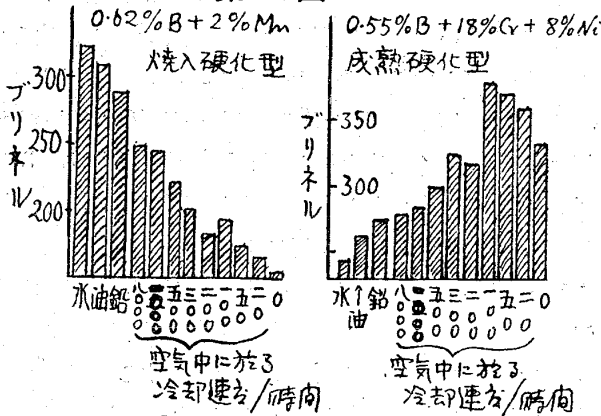
第 1 表 試料の成分及び熱處理

合金	番號	C	B	Si	Mn	Cr	Ni	熱處理	
<i>Fe-B</i>	2	0.02	0.11	0.25	0.33	—	—	950°C で 1hr 標準化して爐内冷却し、次に $A_3$ 以下 750°C より水中焼入せるものと、 $A_3$ 以上 1,000°C より水中焼入せるものを作り、是等を諸種の温度で焼戻した。	
	3	0.03	0.34	0.25	0.43	—	—		
	4	0.02	1.34	0.36	0.41	—	—		
	5	0.04	2.53	0.78	0.40	—	—		
<i>Mn</i> 添加	11	0.04	0.38	0.10	2.28	—	—		
	12	0.06	0.62	0.30	2.42	—	—		
	13	0.06	1.26	0.42	2.00	—	—		
<i>Si</i> 添加	21	0.06	0.11	1.97	0.51	—	—		
	22	0.05	0.30	1.99	0.56	—	—		
	23	0.06	1.27	1.01	0.58	—	—		
	24	0.07	1.30	2.57	0.69	—	—		
<i>Ni, Cr</i> 添加	30	0.14	0.24	0.66	0.77	17.8	7.96		1,000°C で水中焼入せるものと、1,200°C で水中焼入せるものを作り、是等を諸種の温度で焼戻。
	31	0.16	0.37	0.71	0.27	19.8	9.70		
	32	0.15	0.44	0.56	0.55	18.4	8.06		
	33	0.16	0.55	0.51	0.51	17.3	7.50		
	34	0.17	1.14	0.71	0.56	17.3	7.50		

第 1 圖



第 2 圖



は 1,000°C で焼入せるものよりも、1,200°C で焼入せるものの方が大である。

B 含有鋼について焼入硬化を起すものと、成熟硬化を起すものに関し、冷却速度と硬度の關係を示せば第 2 圖の如く、焼入硬化を爲すものは冷却速度の早い程硬く、成熟硬化を爲すものは其の反対である。

次に成熟硬化を爲す所の Ni·Cr·B 鋼の機械的性質を試験したるに、B 0.37% 以下の鋼は成熟硬化處理によつて抗張力や降伏點に餘り影響しない。併し B を含有せる鋼は B を含有せざる V2A 鋼よりは降伏點高し。B 0.4% 以上になると成熟硬化により抗張力、降伏點は V2A より著しく高くなり、伸長率及び衝撃抗力は低下する。

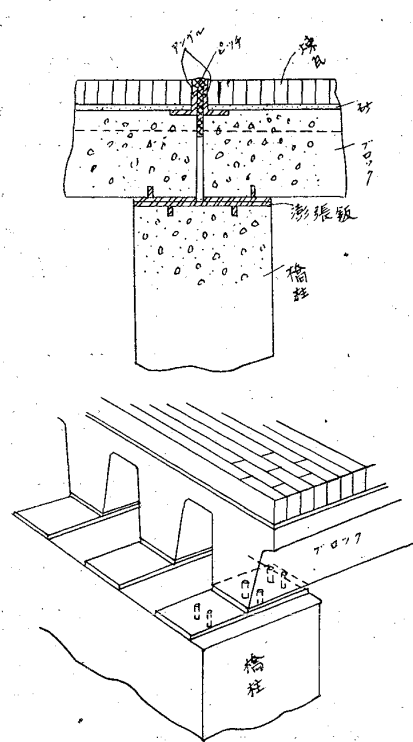
(F. K.)

**橋梁の膨張板としてのクロムニッケル鋼**(Steel, April, 18, 1932) 耐鑄鋼は耐鑄鋼元來の特性たる裝飾又は外貌的性状よりは寧ろ磨滅に耐える性質を利用する方面に最近比較的大なる新天地を開拓しつつあり、耐鑄鋼としてのクロム、ニッケル鋼の主要なる應用方面の一つとして目にふれぬ役割なれども 橋梁の膨張板に用ひられたり。

米國ピッツバーク地方の橋にこゝ2-3年間に使用せられたる量は 125,000lbs に上れり、オハイヨ川のマツキー

ス、ロック橋のみにて 16,000lbs を使用せり、其の他の大部分は オハイヨ川にまたがられる主要道路の橋に用ひられ 10 ヶの橋に使用せられたり。

クロム、ニッケル鋼は耐鑄鋼としてと同時に堅くしてしかも磨滅に耐ふる點より 同地方の技術者により製作使用せられたるものなり、オハイヨ川にかゝれる橋の中尤も長きジャクス橋は長さ 810 呎あり、クロム、ニッケル鋼板は 640 枚なり、厚さ 3/8" 長さ 12~29" 幅 5"~10 1/2" なり、大部分は 14"×10 1/2"×3/8"、29"×10 1/2"×3/8" のものにして 480 枚を數へ他は多少これより小形のものなり、下圖はこの橋に適用せられたる狀況を示す。



橋柱と橋ブロックとの接觸面にをかる、橋柱上にブロックとブロックは 1" の間隙を以つて相接す、橋柱上にあるものは 29"×10 1/2"×3/8" の鋼にしてこの上にブロック先端の鋼 14"×10 1/2"×3/8" あり互に相接す、ブロックとブロックの間隙はピッチを充填し兩者の膨張及び收縮に備ふ。

(鈴木)

**モリブデン應用の現状**(J. L. Gregg & H. W. Gillett, Metals & Alloys, April, 1932) 最近まで Mo は稀有金屬として取扱はれて來たが近年は合金要素として非常に廣く用ひられる様になつた。鍛鍊鋼、壓延鋼に添加して好成績を收め又 Ni, Cr, Mn 等と一緒に鑄鋼に利用せられ、又鑄鐵にも利用する事が試みられるに到つた。Mo が鋼や鐵に興へる利益としては匍匐抵抗を大にすることが其の主要なるもので、又窒化用鋼に少量の Mo を添加すれば窒化中に起る燒戻脆性を防止することが出来る。工具鋼、型钢、鋼又は鑄鐵製ロール等にも添加せられて居る。Mo を添加せる鑄鐵、鋼等につき其の例を集録すれば次の如し。

自動車機關用鋼—最初用ひられたるは Ni 3%、Cr 0.9% Mo 0.5% の鋼でモーターの曲柄軸が作られた。この程度

の  $Mo$  量は鋼の焼戻温度を高め又焼戻脆性を防止するものである。自動車用には  $Cr-Mo$  鋼が広く使用せられ居る。同硬度の他の合金鋼に比して  $Mo$  鋼は旋削が楽であり又耐耗性が大である。熔接も容易であるから  $Cr-Mo$  鋼は航空機用管等に利用せられることが多い。ボールベアリングには  $C=0.95\sim 1.1\%$ 、 $Cr=1.20\sim 1.50\%$ 、 $Mo=0.15\sim 0.3\%$  の鋼が適當である。滲炭用鋼としては  $Ni-Mo$  鋼が使用せられてゐるが其の成分は  $Ni=1.5\sim 2.0\%$ 、 $Mo=0.2\sim 0.3$  位である。斯様な鋼は滲炭が均一に行はれ軟斑點を生ずる事無く、芯も靱性を失はない。これは英米で広く應用されて居る。又滲炭用に  $Mn-Mo$  鋼も利用せられてゐる。米海軍の Lt. Linke によれば  $C=0.25\%$ 、 $Mn=2.67\%$ 、 $Mo=0.44\%$  の鋼は焼入して之を焼戻すと非常に良い性質が得られるとの事である。又  $C=0.60\sim 0.75\%$ 、 $Mn=1.45\sim 1.75\%$ 、 $Mo=0.35\sim 0.45\%$  の鋼を鐵道軌條に應用し其の成績が期待せられて居る例もある。 $Mn 1.3\%$  の鋼に  $Mo 0.3\%$  以下を添加しても熱處理を施さなければあまり效果無きも、之を焼入して更に焼戻を爲せば顯著なる改善が行はれる。 $Mn 2.3\%$  の鋼に  $Mo 0.5\%$  を加へ焼入したものは  $Ni-Cr-Mo$  鋼の油焼入せるものゝ様な機械的性質を有し、脆弱化に對する感受性が殆んど無くなつて失ふ。又 Watertown 工廠では  $Mo=0.25\sim 0.32\%$ 、 $V=0.1\%$  の  $V-Mo$  鋼を用ひて遠心鑄造製の大砲が作られて居る。

高温に於て使用する鋼— $Mo$  を鋼に加へると鋼の匍匐限を高くする効果がある。Prömper & Pohl の實驗によれば  $C 0.15\%$ 、 $Mo 0.39\%$  の  $Mo$ -鋼は  $950^{\circ}C$  に於て其の 2 倍の  $C$  量の鋼より大なる荷重に耐ゆることが出來た。此の性質を利用し高温に於て使用するプレッシャーベッセルに應用せんとして居る。Loeffler 汽罐に使用せられて居る  $Mo$  鋼の成分性質は次の如し。 $C=0.25\%$ 、 $Mo=0.6\%$ 。

溫度 $^{\circ}F$	70	1,020
抗張力 $lb/in^2$	106,300	63,100
降伏點 $lb/in^2$	72,100	58,300
伸長率 %	14	18

特殊鋼—高速度鋼にも  $Mo$  は添加せられる様になり  $1\sim 2\%$  の添加により切削の壽命を延長し、硬度を高め、炭化物の溶解を助力することが出来る。又鋸刃にも  $Mo$  鋼製のものがあり、市場に出て居る。冷剛鑄鐵製ロールに  $0.2\sim 0.4\%$   $Mo$  を添加せるものは靱性あり、組織は細かく表面も良好である。18-8 合金に對しても  $Mo$  を  $2\sim 8\%$  を加へることあり、之れは高壓亞硫酸に對する腐蝕を防止するに効果がある。従つて製紙用機械のバルブ等に利用せらるゝこと多し。 $Mo$  は此の種合金鋼の高温に於

いて粒子間隙に生ずる色々の缺陷を防止するに役立ち、特に  $Mo 1\%$  と  $Cu$  少量を同時に添加すれば效力は更に顯著である。 $Ni$  を地金とせる耐蝕合金に  $Mo$  を添加すれば  $HCl$ 、 $H_2SO_4$  に對する耐蝕性を増すことが出来る。

鑄鋼—熱處理を施すべき鑄鋼の合金元素としては  $Mo$  は理想的のものである。2, 3 の工場で使用せる含  $Mo$  鑄鋼の成分並に性質を示せば次の如し。オハイオの某鑄物工場では  $C=0.25\sim 0.35\%$ 、 $Mn=0.9\sim 1.25\%$ 、 $Mo=0.25\sim 0.35\%$  の  $Mn-Mo$  鋼を平爐或は電氣爐で製造し、之を  $1,600^{\circ}F$  より水に焼入れ後  $1,250^{\circ}F$  で焼戻して次の性質を得た。即ち抗張力  $=100,000lb/in^2$ 、降伏點  $=75,000lb/in^2$ 、断面收縮率  $=60.5$ 、伸長率  $=26\%$ 、疲勞限  $=53,500lb/in^2$  又他の工場では  $C=0.5\%$ 、 $Cr=1.5\%$ 、 $Mo=0.6\%$  の  $Cr-Mo$  鑄鋼を作り摩擦抵抗を必要とすべき大切な部分品を作つてゐるが之れは標準化せる時の硬度は  $B.H=400$  を示して居る。次に或る工場に於ける 3 種類の合金鑄鋼の性質を示せば次表の如し。

級	(成分)				
	C	Mn	Mo	Cr	Ni
A	0.35	1.6	0.35	—	—
B	"	1.5	"	0.65	—
C	"	1.35	"	0.60	1.15

( $1,650^{\circ}F$  より空冷して  $1,250^{\circ}F$  で  
焼戻せるものゝ性質)

級	降伏點 $lb/in^2$	抗張力 $lb/in^2$	伸長率 %	断面 收縮率 %	B·H·N	チャーピ ー衝擊抗 力 $ft/lb$
A	68,000	96,400	25.4	57.6	211	23.0
B	81,000	103,750	23.1	55.8	238	19.8
C	88,200	110,400	21.9	49.5	258	21.4

( $1,575^{\circ}F$  より油焼入して  $1,250^{\circ}F$  で  
焼戻せるものゝ性質)

級	降伏點 $lb/in^2$	抗張力 $lb/in^2$	伸長率 %	断面 收縮率 %	B·H·N	チャーピ ー衝擊抗 力 $ft/lb$
A	76,400	102,300	25.8	58.1	228	29.0
B	93,500	113,500	23.1	56.2	275	26.2
C	90,700	120,900	21.3	44.1	262	22.0

鑄鐵— $Mo$  單獨又は他元素と同時に添加し性質の改善が行はれて居る。自動車用鑄鐵には  $Mo=0.35\sim 0.75\%$  の範圍で添加せられてゐる。鼠鑄鐵に  $0.5\%$  以下の  $Mo$  を加へると抗折力  $15\sim 25\%$  を、又抗張力  $20\sim 30\%$  を増加することが出来る。

以上述べた如く  $Mo$  は合金元素として鋼や鐵に優良なる性質を付與するため、最近に於ける  $Mo$  の用途は實に擴大せられるに到つた。(F·K)

鑄鐵の摩耗 (A. A. Timmins, Found. Tr. Jul. April 7, 1932) 鑄鐵は耐耗性の強い材料であるが其の原因に就いては種々の説明が行はれてゐる。其の主なるものは

(1) 黒鉛片の減摩作用、(2) フォスファイド共晶の減摩金屬的作用、(3) 光滑面の生成等である。併し Hurst は僅かの黒鉛片の存在が廣い面積に充分の減摩作用を施して優れた耐耗性を鑄鐵に與へるとは考へられないと稱してゐる。最近 Klingenstein は摩耗に影響するは黒鉛の分布状態並に大いさの如何であると考へ種々の厚さの試片について實驗を行つた結果、肉厚のものは耐耗性が少しく高くなつた。此の原因を黒鉛片の大きさに歸して居る。著者の試験に於ても或る程度之を確かめることが出来た。フォスファイド共晶と耐耗性の關係は種々論議せられて居るが、或る人は良い鐵のフォスファイド共晶は硬く、其のため此の部分は凸部となり、軟母體が摩耗せられて其の組織は減摩合金の如くなると考へて居るが、Hurst は摩耗せられたるライナーの寫眞を示してフォスファイドが脱落して之が摩耗劑となり摩耗作用を助長したと考へて發表して居る。Lowry は  $P=0.2\sim 0.91\%$  の鑄鐵につき、又 Piwowarsky は  $P=0.1\sim 0.75\%$  の鑄鐵について試験した結果  $P$  は耐耗性を大ならしむることを示した。Klingenstein はフェライト系及びパーライト系鑄鐵について  $P$  含量と摩耗の關係を試験したところフェライト系はパーライト系の2倍の摩耗が起つた。併し  $P=0.25\sim 0.7\%$  に於ては其の摩耗は半減した。パーライト系に於ては  $P=1.3\sim 1.4\%$  以下では何等變り無きも  $P$  の含量が更に増加すると摩耗は著しく減少した。斯様に  $P$  が増量すると共に耐耗性が大となるも、一方に於て強さが減ずると云ふ缺陷がある。最も良い成績を得るにはフォスファイドが網状を呈し偏析せざる様にすれば良い。

摩耗性に關し光滑面の問題が Hurst に依り初めて考へられる様になつた。Lehman は表面が擦り減されて光滑面が出来ると考へて居る。Lowry は軟硬兩種の鑄鐵を摩擦せしめて實驗したるに硬い方の鑄鐵面が硝子状の光滑面となるを認め、100 時間位の試験に於ては軟い鑄鐵の摩耗が最大に達したるも、1,000 時間後には硬い方よりも摩耗が却つて少くなつた。此れは興味ある問題である。Kühnel も摩擦する金屬の硬度の差と摩耗量の關係を實驗した。

摩耗には尙ほ多くの要素がある。化學成分、結合炭素の量、パーライトの量、表面の仕上程度等多くの要素によつて摩耗の程度が決定せられる。 $Si$  は耐耗性を減少し、反之結合炭素を作る元素例へば  $Cr$  の如きは耐耗性を増大す。 $Mo$  も亦 1.5% 位添加すれば同様の効力がある。 $V$  及び  $Ti$  を含有せる Bermanger 鑄鐵はディーゼル機關のライナーとして優れた耐耗性を有してゐる。表面の仕上程度も亦大切で若し粗い仕上であるとフォス

ファイドが脱落し其ため減摩作用が損傷せられる。パーライト鑄鐵ならば (0.0) エメリーペーパーで仕上を爲せば摩耗の開始を遅らせる事が出来ると Klingenstein が云つて居る。フェライト鐵に在ては表面仕上は問題とならない。(F.K)

鑄鐵に於ける黒鉛の生成 (H. Hanemann, Stahl und Eisen, Vol. 51 p. 966 1932) 今日黒鉛の生成に就いて二重平衡論と單一平衡論の二説が有るが、本文は前説を驗證したものである。

試料には共晶成分に近いものを用ひ其の含有成分は炭素 4.15%、珪素 0.09%、滿侖 0.18%、磷 0.024%、硫黄 0.019%、殘部鐵である。

冷却速度毎分  $2^{\circ}C$  に於いて共晶點は  $1.141^{\circ}C$  に現れ又熔湯 15gr が凝固するに 52 秒を要した。共晶點以上の溫度より急冷したものは組織全體がレデブライトのみより成り、凝固區間より急冷したものは凝固が進行するに従つて黒鉛の部分を増し、又共晶點以下より急冷したものは組織全體に黒鉛が現れた。以上の結果に依り黒鉛は共晶溫度に於いて凝固時に生成した事が言はれる。然し此の場合黒鉛は熔湯から直接分離しなくてもセメントタイトの分解に依て生成し得る。此の問題を解くために更にセメントタイトの分解速度を測定した。Ruer 及び Iljin に依れば白銑の黒鉛化は  $1,100\sim 800^{\circ}C$  に於て黒鉛の核を生ずる、從て著者の實驗では  $1,100$  以下で長時間冷却する事を避けた。其方法としては熔湯を鐵板上に注いで共晶點以下迄急冷せしめ、冷却が止まり尙黄色を呈する處で燒鈍爐に入れて前記所要溫度に加熱し、所定時間の燒鈍が終つた試料は急冷して其の顯微鏡組織を検べた。

其結果に依れば共晶點に於いてセメントタイが完全に分解するに約 1 時間を要した。然るに前記熔湯を緩冷した場合には僅か 52 分間にして凝固を終つて居る、即ち此場合の黒鉛はセメントタイトの分解に依るものでは有り得ない。從て黒鉛は熔湯より直接分離したものである、と言ふのである。

著者は此の結論を確むるために凝固時の各溫度より急冷したものと顯微鏡試験を行つた。之等の試料にはレデブライト、黒鉛及び混合結晶が見られる。レデブライトはセメントタイトの境界(所謂共晶境界)で圍まれてゐた。若し此の黒鉛を併有する混合結晶が固體状態に於いてセメントタイトの分解より生じたものであれば斯かる共晶境界は存在せぬ筈である。セメントタイトの分解に依て生じた結晶の近くにセメントタイトが生成する事は想像だに及ばない。更にまた黒鉛片はレデブライトの中まで擴つて居た、此の黒鉛はセメントタイトの分解で生成し得ない、

さも無ければ第2次の分解生成物が黒鉛の両端に存在す可きであるが事實は之を認め無い。従て管に黒鉛は熔湯より析出し同時に混合結晶が晶出し其の一部が急冷の間にレデライトに發達したのである、と説明して居る。

(南波) 氏

**亜鉛鍍鋼の脆性** (J. S. Adelson Heat Treating & Forging, March 1932) 多くの點から亜鉛は鍍止めとして鐵材に尤も普通に用ひらるゝものなり、値段安く電氣鍍金、熔解法、シャルダイジング等により容易に鍍金可能なり、鐵と亜鉛の接觸面には兩者の合金の層を生じ兩者の接合を完全ならしむ、この他利點とするところは亞鉛は鐵よりイオン化傾向大なる點にあり、さればピンホール等ありとするも亞鉛が相當侵かされたる後にあらずんば鐵は侵されざるなり、然るにこゝに熔解法の如く高温作業をうけたる場合往々脆性を表はすことあり用途によりては重大なる現象として注意を要す、稀れに起る現象にして根本原因不明のため如何にしてこれを防ぐべきかにつき苦心しつゝあり、鐵と鐵とを眞鍮接合する時脆性のあらはるゝはよく知られたる事實にして著者は鍍金の現象も同一現象なりと信ず、眞鍮接合の場合脆性を生ずるは接合剤が40~50% 亞鉛を含む銅-亞鉛合金にして銅は單にカタライザーとして働き亞鉛が相當の深さにまで侵入し接合の目的を達す、このとき亞鉛は鐵の粒子の境界線に入り粒子間の接合力を害す、このため脆性を呈するなり。

温度もまた脆性に關係す、600~1,000°Fにて加熱せる鐵に脆性のあるは既知の事實にして、熔解法シャルダイジングはいづれもこの温度範圍にて行はる、吾人は軟鋼をこの温度に加熱するとき多少の脆性を伴ひ延伸率の減少するを見る、冷間作業せるもの特に然り、この硬化現象の理論としては組織中に顯微鏡的炭化物の析出にありと認められつゝあり、されば鍍金の際の脆性をこの關係に結びつけて論ずるもの多し、勿論この原因も多分にあれど著者の見るところに於ては全部にあらずと信ず。

著者は鍍金せざる鋼をとりこの温度に加熱し屈曲を實驗せるに(冷間作業せるものは特に然りと雖)鍍金せられたるものに表はるゝ硬化の程度は前者に比し遙かに大なるを知れり、されば鋼中に侵入せる亞鉛の影響は脆性の原因として大いに注目に値すと信ず、鍍金面を檢鏡するに鋼中に侵透せる亞鉛は鋼粒子の周圍に薄膜を作り冷間作業せるものに特に著し、されば破壊面に於ては常に粒子境界線に沿ひて破壊せられ粒子を横斷して破壊せられず、明らかに異物の介在するを示すなり、尙ほ鋼の種類に應じて亞鉛侵透の難易は未だ明かならず然れども炭素

多ければ多いほど又合金鐵はよりこの現象を起し易し、又不均一なる組織の場合、偏析及び粗大組織の場合に起り易し、大體に於て脆性をひき起しやすき條件として考へらるゝものは次の如し。

1. 亞鉛鍍金
2. 冷間作業せるもの
3. 600~1,000°F に加熱せられたる場合
4. 加熱時間長きとき
5. 加熱中鋼に歪を起したる場合
6. 不均一組織を有するとき

然るに 600~1,000°F は熔解法又はシャルダイジング法は止むを得ざる温度なり、加熱せらるゝ時間を出來得る限り短縮すべきなり又亞鉛鍍金する以前に於て鋼は豫め焼鈍するを要す、かくすれば脆性の現象を比較的に僅少に止め得べし。

(鈴木)

**合金鑄鋼及び非合金鑄鋼の高温抗力** (K. H. Müller & E. Piwowarsky, Arch. Eisenhüttenwes. März 1932, p. 483/5) アーヘン工業大學鑄物協會報告、高温に於ける鑄鋼の機械的性質は、既に 1925 年及び 1928 年に Körber & Pomp 兩氏、並に 1930 年に Piwowarsky & Nipper 兩氏が立派な研究を發表して居る、鑄鋼特に合金鑄鋼が、高温に曝される部分品に使用されることが、次第に増加して來て、之等の研究を秩序を立て行はねばならなくなつた。

先づ常温で良成績を示す諸材料に就きて行つた、それに尙 3 種の炭素鑄鋼を附加し計 8 種に對して、衝撃値、硬度、抗張力、延伸率、耐久的抗張力の諸成績を調査した。試験温度は、常温から 500°C 迄である、之は此温度範圍が機械部分品として最も重要であるからである。分析成績及び熱處理温度は第 1 表の如くである、CrMoV 鋼だけが 930°C で空中放冷を行つて後、600°C で 2<sub>n</sub> 焼戻を行ひ、他の 7 種は凡て夫々の温度で、爐中冷却したるものである。材料は 2<sub>n</sub> のエロー電氣爐で熔解した、試料鑄造は第 1 圖の如き形に押湯の大なる生砂型で行つた。

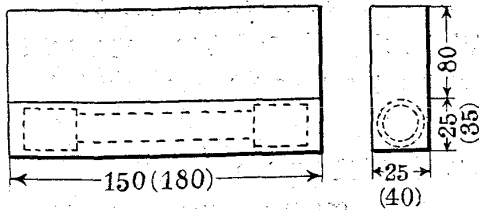
第 1 表 試料分析及熱處理温度

No.	化學成分%(Sは痕跡のみ)					°C
	C	Si	Mn	P	其他	
1329	·12	·70	·72	·036	—	930 爐中冷却
715	·32	·38	·70	·041	—	850 "
57	·36	·58	·83	·040	—	850 "
101	·18	·47	·87	·042	2·21Cr	880 "
112	·69	·42	·89	·040	2·16Cr 1·04W	800 "
182	·36	·42	1·96	·046	—	850 "
1339	·31	·43	·64	—	1·24Cr 2·98Ni	930 "
1682	·40	·47	·72	0·017	2·36Cr 0·40Mo 0·12V	930 空中冷却 600×2 <sub>n</sub> 戻

衝擊試驗はシャルピー式 4mm 丸型溝のものを用ひ、

加熱を爐内で行つて後出来るだけ短時間に試験機へ持つて行つた、試験錘は 75kg の重錘である。炭素鑄鋼では、含炭量の増すに従ひ、衝擊抗力が減少する、之は、

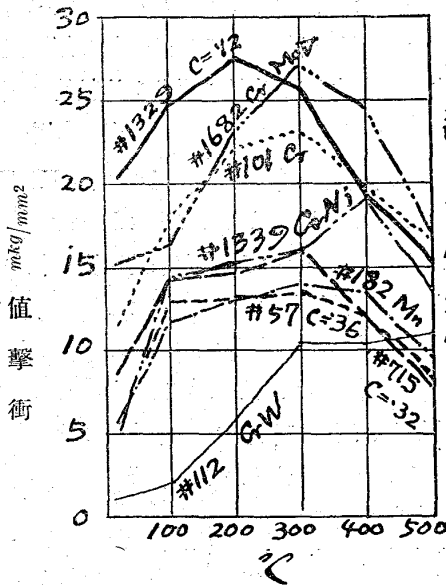
第 1 圖 試料



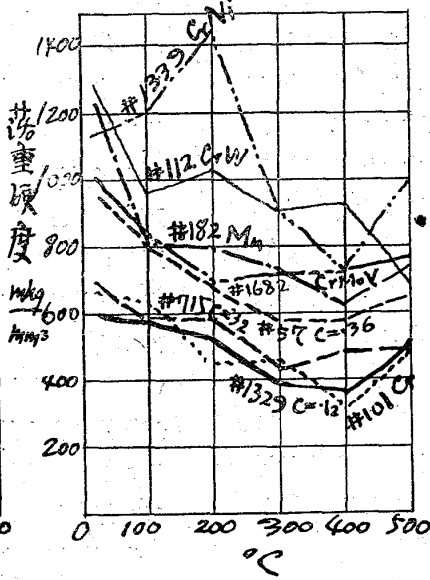
及び No. 1,682 に示す如く、Mo 及び V を附加すると靱性著しく増す、之に反し、2% Mn を加へても何等表面に現れたる影響を與へない、然るに Ni を附加すると靱性脆性を現す範圍即ち 300~500°C に於ける靱性を優良ならしめる。顯微鏡的研究に依れば、炭化物を作る如き合金成分、特に其炭化物粒子析出が大層粗大に表れる如きものは靱性を低下する。

硬度測定は、1920 年 Wüst & Bardenheuer 兩氏發表の球落下に依る方法で行つた、此の場合試験は直接爐中で行ひ試料の冷却を避けた、得たる線圖は、1930 年に

第 2 圖



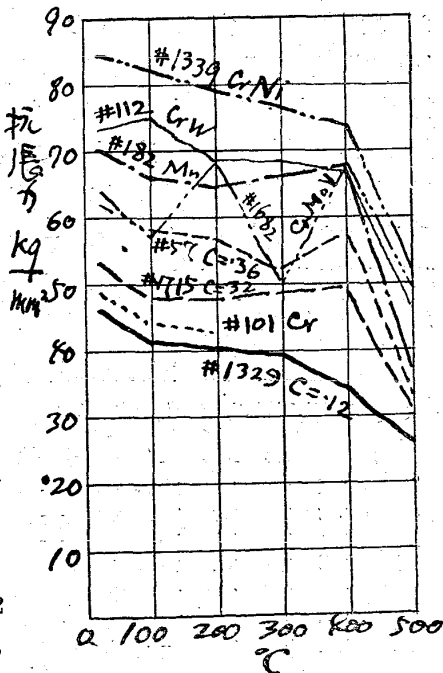
第 3 圖



Piwowsky & Nipper 兩氏發表のもの一致して居る、特に目に立つのは、300~400°C を超えると硬度が増加することである、之は今日迄に正當なる説明は未だ與へられて居らぬ、多分析出硬化に依るものであらう。No. 1,339 が 200°C に於て特に高き値を有して居ることは、試料の固定不充分の爲でないかを疑ふ。3 種の炭素鑄鋼を比較すると炭素を増すに従ひ、初めは緩に、後には急に硬度が増す、此點 Oberhoffer 氏の研究とは一致せぬ、同氏の發表に依れば、ブリネル硬度と落重硬度とは鑄鋼に於ても、少くとも本研究の範圍に於ては含炭量に直接比例する

1912 年、1913 年、1915 年に Oberhoffer 氏及び 1917 年に Arend 氏がやつたのと同様の成績である、Cr を附加すると靱性が減少する、しかし之に炭素を増し、且つ W を附加すると、其の程度が一層甚だしくなるのは、No. 1,329, No. 101, No. 112 に示す如くである。No. 1,339

第 4 圖



との説であつた。No. 1,329, No. 101, No. 112 を比較すると比較的炭素量の小なる鋼に Cr を 2.21% 加へても硬度は、それほど増さぬ、之に反し、炭素を 0.69% に増すと同量の Cr と W=1% とを附加することに依り、硬度が 100% も増すことになる。No. 1,339 と No. 1,682 とを比較すると Cr と同時に Ni を附加すれば、Cr, Mo, V を加へるよりも一層硬度を増す、特に 200°C に於て著しい。第 2 圖と第 3 圖とを對照すると、硬度と衝擊値とは一般に反對である、之は炭化物の影響と考へるとよくわかる。

抗張試験は 通常の牽引試験機及び電気抵抗爐を使用した、試験片は、徑 10mm、標點距離 50mm、牽引速度は 15mm/min 試験温度に於て 1/2h 保持した、400°C 迄は一般に只僅かに抗力を減少するだけで、且つ、200~400°C に於ては僅か増加するものさへある、しかし 400~500°C に於ては、凡て著しき減少傾向を有して居る、惜しいことは、No. 1,682 は成績確實といひかねる。炭素鑄鋼に於ては、抗張力は含炭量と共に増すことは、Oberhoffer

氏及び Arend 氏の發表と一致して居る。No. 101 及び No. 112 に依れば Cr 鋼に 1% の W を附加するとよくなる、此兩者間の含炭量の相違も成績に表れて居る。No. 1,329 と No. 101 とを比較すれば、Cr を附加することが低炭素鋼に於ては影響僅少である、No. 57 と No. 182 とを比較すると Mn が抗張力を増すことが認められる。

延伸率に就きては、値の高低著しく概括するのが、困難であるが、只 400°C では一般的に値の低下することだけは明瞭である、500°C になると多少とも著しく増加する傾向である。

耐久的抗張力は 1930 年 Pomp & Enders 兩氏の發表せる方法に依り測定した、即ち 10~15h に 0.003%/h なる延伸速さを表す荷重を測定して求めた、此場合、爐内で加熱する温度を特に注意して一定に保持することに努め其爲の誤差を極減した、爐は鹽槽爐を使用した、試験片はやはり 10mm×50mm である。之は 1928 年 Körber 氏の發表同様 200°C 迄は何等通常の抗張力と變りは無いが一般に温度上昇と共に直線的に減少する、只 CrNi 鋼は 500°C に於て尙約 17kg/mm<sup>2</sup> を示した、一般に短時間抗張力を大ならしめる合金成分は耐久的抗張力をも増すと云ひ得る。

本發表印刷中に 1932 年 Körber & Pomp 兩氏は、低配合合金鑄鋼の高温試験成績を發表して居る、實際の熱處理は一樣に均一に行つたものであるが、合金鋼は夫々特有の熱處理をすることに依り、特有の性質を呈せしめ得る、此場合 NiCr 鋼は優良なる成績を現す。(下井)

**強い腐蝕に耐ゆる特殊オーステナイト鋼**(J. A. Parsons, Metals & Alloys, March, 1932) H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HCl を取扱ふ化學工業に於ては 18-8 合金は充分の耐酸性を示さない。そこでよい耐酸合金を作るために 18-8 合金の成分を變化して耐酸試験を行つたのである。鐵、鋼の洗滌液は普通 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, HCl であるが、Fe が溶解する結果洗滌液内には硫酸第一、第二鐵が混じてゐる。従つて洗滌液の容器を實際に腐蝕するものは純粹なる酸ではなくて是等の鹽と酸の混合液である。此の點は充分に考慮せねばならない。

第 1 表に示す如きオーステナイト鋼について、80°C で 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> の腐蝕並びに 1% 以下の硫酸第二鐵を混じたる H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 液の腐蝕を試験したるに 18-8, 18-8-Mo 合金は 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> に浸されたが A, D, B, K, L の 5 合金は浸されなかつた。然るに 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+1% 以下の硫酸第二鐵の溶液には B, L 2 合金のみが浸されず他は全部浸された。Cr, Si は酸素との親和力大なるため直ちに安定な表皮を作る。故に若し Ni と Cu が純粹の酸に耐

ゆる割合に存在してゐる合金に、適量の Cr と Si を添加せば少量の硫酸第二鐵を含有せる酸に對する耐蝕性の合金が出来る。そして Si より Cr の多い方がよい。それは Si が多くなると壓延並に鍛錬が困難となるからである。此の點より云へば Cr 21%、Si 3% の L 合金は Cr 12%、Si 5% の B 合金より優つて居る。

第 1 表 合金の成分

合金	Ni	Cr	Si	Mo	Cu	T. C%
18-8	8.00	18.00	0.50	—	—	0.20
18-8-Mo	8.00	18.00	0.50	3.00	—	0.20
A	25.00	3.00	5.00	0.70	1.00	0.25
D	16.00	2.50	3.00	—	0.50	0.60
B	35.00	12.00	5.00	3.00	1.00	0.25
K	16.00	11.00	3.00	—	1.25	0.25
L	22.00	21.00	3.00	1.00	0.40	0.25

次に L 合金に就いて炭化物の析出並に耐酸試験を行つた。壓延材の徑 1/4" のものを 1,200°F で厚さ 1" に就き 20 時間の割合で加熱したものと、2,200°F で同じ割合に加熱したものを作つた。兩者共空冷した。1,200°F で加熱したものにつき 5% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+15% FeSO<sub>4</sub>+Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> の痕跡の溶液で腐蝕試験を行つた。熱處理のために炭化物が析出せる結果耐酸度は減損せられた。其の後 Cr 母體は H<sub>2</sub> を發生して少量の Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> を全部還元した。その結果結晶境界面に沿ふ所の腐蝕を防止した。C の少きもの例へば C 0.04%, 0.11%, 0.13% のものは C により引出されて耐酸性を減損する Cr 量が少いから従つて重量の減少は極めて少く、水素の發生も少い。其の結果 Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> を還元することが出来ず従つて結晶境界面に沿ふ所の浸蝕が進行した。1,200°F の熱處理では炭化物は結晶内に點在的に析出するに反し、2,150°F 以上で熱處理を施すと折出されたる炭化物は結晶の境界に集合する。C 0.25% のものを 2,250°F で加熱した試料を上記と同じ方法で試験したるに重量の減少は極めて少なかつたが、結晶境界に沿つて腐蝕が進行しその爲めに材料は 32 時間で破壊せられて。腐蝕に關して恐るべきは炭化物が結晶境界に集つて析出することである。之を防止するには炭素量を低下すればよい。尙 L 合金の物理的性質を示せば次の如し。

C %	熱處理及び形	結局の強さ lb/in <sup>2</sup>	降伏點 lbs/in <sup>2</sup>	伸長率 %	断面 收縮率 %
0.25	1" 棒熱間壓延	120,000	96,000	28.5	47.5
"	同上燒鈍	104,000	34,000	44.5	47.5
"	砂型鑄物	45,000	26,000	7.5	12.5
"	同上燒鈍	62,250	27,000	32.5	32.5
0.04	1" 棒熱間壓延、燒鈍	85,000	33,000	67.5	67.5
"	砂型鑄物	67,900	28,750	45.7	45.5
"	同上燒鈍	68,500	29,750	50.7	45.6

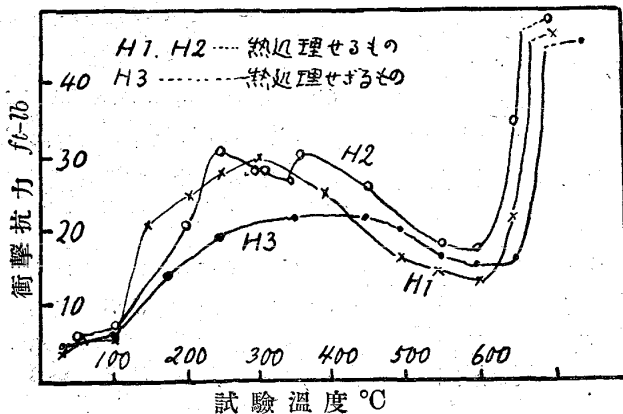
(垣内)



軌條鋼の高温に於ける衝撃抗力 (W. Quick, Bureau Stand. Jul. Res. Feb. 1932) シャルピー試験機により軌條鋼の衝撃試験を 20~750°C の範囲で行つた。試験片の断面積は 1cm<sup>2</sup>、溝の角度は 45 度、深さは 0.079" 底部の半径は 0.01" のものとす。試験に使用せる軌條の化学成分並に其の熱処理等は次の如し。

試片記號	成分 %					備考
	C	Mn	P	S	Si	
M 2 D	0.59	1.30	0.053	0.040	0.20	中位滿侖 "C" 軌條
AL 1	0.63	0.70	0.023	0.027	0.14	標準軌條 (標準冷却) 標準軌條 (徐冷)
AL 2						
H 1	0.73	0.60	0.026	0.050	0.25	750°C より水中に 30 秒焼入、 510°C で 1.5 時間加熱空冷
H 2	0.74	0.62	0.043	0.063	0.31	750°C より水中に 15 秒焼入、 510°C で 1.5 時間加熱空冷
H 3	0.60	0.66	0.040	0.033	0.32	熱処理を施さず
9 A	0.60	0.65	0.050	0.025	0.12	棒 鋼

M 2 D よりは軌條の長さの方向の試験片及び之と直角の方向の試験片を採り、他の軌條よりは長さの方向の試験片を切り取つた。中位滿侖軌條の試験片は試験温度の高くなるに従つて衝撃抗力を増し 350°C で極大値を示し、更に温度高くなれば抗力は減じて 550~650°C で極小値に達し、それより 750°C までの間に於ては温度の上昇に従つて抗力は急激に増加した。伸張試験に於ける伸長率及び断面収縮率の曲線と上記の衝撃抗力の曲線とは同じ型で、共に二次脆弱の範圍を示すものである。標準軌條 AL 1, AL 2 の両者は伸張、衝撃何れの試験に於ても二次脆弱を示し伸張試験に於ては熱処理の相違による量的の差異を認め得たるも衝撃試験に於ては其の差を認むることは出来なかつた。9 A 試料に在りては伸張試験によつて認め得なかつた二次脆弱範圍を衝撃試験によつて認むることが出来た。H 1, H 2, H 3 の衝撃試験結果を圖示すれば次の如く熱処理を施さざるものは 200~400°C の範圍ではエネルギー吸収量が熱処理を施せるものより少く、450~600°C の間では H 2 と H 1 との中間の値を示した。又 H 2 は 250~350°C の間で特殊の變化を起し



た。

衝撃試験片の破面を顯微鏡にて調べた所、破面は凡て結晶粒を貫通せるものであつた。二次脆弱の範圍は伸張試験に於ける伸長率、断面収縮率の曲線と同様に衝撃試験に於ても現れ、又伸張試験に於て現れない場合に在りても衝撃試験に於て現れることあり。(垣内)

高速度鋼に於けるバナジウムの効果 (B. Kinzel & O. Burgess, Iron Age, Feb. 25, 1932, p. 438)

標準及びコバルト、高速度鋼の切削効率に對するバナジウムの影響を研べたものである。

バナジウムが高速度鋼の切削効率を増加するは次の理由に基く、即ち (イ) バナジウムは 2 次結晶の發達を阻止する、(ロ) 又頗る安定にして、多量の自由エナ

ージーを有する炭化バナジウムを形成する、(ハ) 炭化バナジウムはクロムやタングステンの炭化物に比して高温度に於いて地鐵に對する溶解度が大きいために地鐵の硬度を増す、(ニ) 隨てまた此の炭化物は結晶粒境に析出し難い、(ホ) 炭化バナジウムは極めて安定であるから表面の脱炭作用を阻止する。

炭素 0.7%、タングステン 17%、クロム 4% の標準高速度鋼に 1.22~9.77% のバナジウムを加へてロックウエル、C 硬度を測定せるに鍛造後空中冷却したものはバナジウム 2.3% にて 59, また 3.5~9.77% にて 22~31 であつた。又之等を 1,285°C より焼入れすればバナジウム 2.3% までは 65 の硬度を有するが、之よりバナジウムが増せば硬度は急激に低下しバナジウム 4.5% にて 23 に降り、其れ以後はバナジウムの増加に連れて徐々に硬度が高くなる。バナジウム 2.3% 以上より急激に硬度を減ずるは δ 鐵が γ 鐵の生成を妨げ其結果焼入れに際してマルテンサイトの生成を阻止する爲である、またバナジウム 4.5~9.77% まで硬度が徐々に増加するのは炭化バナジウムに依て地鐵の硬度が増すに基いて居る。

之等低炭素のものは何れも鍛造が容易であるが、炭素量を増し例へば 2% 近くに達すると頗る脆くなる。炭素 1.2~1.5%、バナジウム 3.7~5.0%、タングステン 17%、クロム 4% のロックウエル、C 硬度は鍛造後にて 62, 焼入れ後にて最大 68 であつた。而して硬度は焼入温度の上昇と共に増加し、此場合 560°C に焼戻しても硬度の變化は無い。

コバルト高速度鋼の硬度に及すバナジウムの影響も前述の場合と同様である。而して炭素 1.4% 迄は鍛造が容易であるが炭素が 2% 近くに成ると脆くて鍛造が困難で

ある。

實際問題として之等の切味を知る爲に旋盤試験を行つた。それには切込、送り、廻轉速度を一定にし、一定の標準鋼材を切削した時に生ぜるダライ粉の長さによつて切削効率を比較した。第1表は其の結果である。

第1表

鋼材	プリネル硬度 250, 炭素 0.50%
速度	118~120 <sup>r</sup> /min
切込	1/8"
送り	0.04"
工具の種類	切粉の長さ(吋)
標準高速度鋼	2,298
3.8% V. 1.2% C. 高速度鋼	3,315
5.0% V. 1.5% C. 高速度鋼	4,080
4.3% V. 1.2% C. 9% Co. 高速度鋼	6,890
6.5% V. 1.7% C. 7.5% Co. 高速度鋼	5,525
5.0% V. 1.35% C. 2% Co. 高速度鋼	3,910

以上に依ればタンゲステン 18%、クローム 4%、バナジウム 1%、炭素 0.7% の高速度の鍛造性を害せぬ爲には炭素 1.6% 迄はバナジウム 1% を増す毎に炭素 0.2% を増すを要する。而して炭素及びバナジウムを適當量に増加すれば切削効率が向上する。

コバルト高速度鋼に就ても同様である。

要之に (1) タンゲステン 18%、クローム 4% の高速度鋼は炭素量を適當にすればバナジウムに依つて切削効率が增加する。(2) タンゲステン 18%、クローム 4%、バナジウム 1%、炭素 0.7% 級の標準高速度鋼にあつては最大の鍛造性及び切削効率を有するためにはバナジウム 1% を増加する毎に炭素約 0.2% を増すを要する。(3) タンゲステン 18%、クローム 4% の高速度鋼はバナジウム 5%、炭素 1.5% にて最大の鍛造性及び切削効率を持つ様である。(4) バナジウム及び炭素を適當に増せばコバルト高速度鋼の切削効率が增加する。(南波)

**耐熱クロームタンゲステン鋼** (T. Malcolm, Iron Age, Feb. 4, 1932, p. 331) 耐熱鋼の理想を言へば磨耗、腐蝕、酸化に對して完全なる抵抗力を持つ事である。少くとも、連續荷重に耐へることが必要で、一般に耐熱力は一定温度に於いて 1% 以上の歪を生ぜずに 10,000~100,000 時間を耐へ得る荷重の大きさ、即ち匍匐強度に依つて測定される。熱膨脹、熱傳導度、化學的酸化、機械的の磨耗も亦之に關係し、磨耗に對しては靱性と硬度が必要に成る。

炭素鋼は 700°F 以上には不適當で、ニッケル鋼は 900°F まで使はれる、18% クローム鋼は 900°F 以上で結晶が成長し、18 及び 8 無錳鋼は 900~1,200°F にて結晶間脆性を呈する、又モリブデンを加へた 4~6% クローム鋼

は炭化物の偏析、皮剝作用、脱炭作用が行はれて磨耗抵抗力が小さい。

然るにクローム及びタンゲステンは強度を増加し、炭素の作用を助け、含有瓦斯量を減じ、組織を緻密にするのみならず、クロームは極めて安定な炭化物を作り之が共析炭素量を低くし、鐵中には總ての割合に溶解するから粘性變形を減じ、結晶粒の大きりを阻止する、またタンゲステンは強度を高め、結晶粒の成長を阻止し、衝撃強度を増す作用が有る。

0.15% C, 0.55% Mn, 0.50% Si, 4.5~6.5% Cr, 0.75~1% W のクロームタンゲステン鋼は抗張力 120,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup>、伏降點 100,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup>、延伸率 (2") 20%、断面收縮率 55% を有する。其のプリネル硬度は焼入温度 1,400°F にて 386~1,600°F にて 428 である、而してプリネル硬度 270 のものも硬度を有するニッケルクロム鋼と同程度に機械仕上が容易である。膨脹係数は炭素鋼と同様、耐蝕性は無錳鋼と大差が無い。剝皮抵抗力及び抗張力は 400°F にて炭素鋼に優る。又 1,000°F に於ける匍匐強度は 1,000 時間にて炭素鋼が 800<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> なるに對し本鋼は 80,000<sup>lb</sup>/in<sup>2</sup> である。

クロームタンゲステン鋼は 1,400°F まで使用に適し、1,600°F にても結晶間脆性が少い。且窒素硬化が行れ易い特徴を持て居る。(南波)

## 8) 非鐵金屬及合金

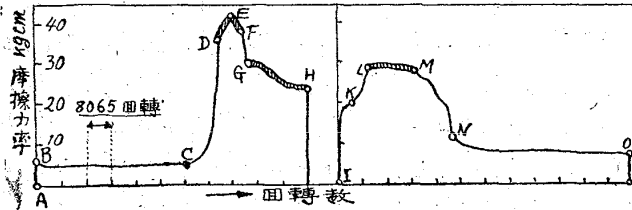
**電解銅の摩擦酸化に就て** (M. Fink u. O. Hofmann, Zft. Metallk. Maerz, 1932) アムスラー式試験機を使用し異なる雰囲気中で電解銅の摩擦試験を行つた。試験片の寸法は徑 40~45 mm、厚さ約 10 mm、兩試片間の壓を 40 kg とし、大きりを約 0.5% として毎分の回轉數は 250 とした。尙試験片の機械的磨耗を少くするために 500t の壓を加へて、一つは 25%、今一つは 40% の冷間鍛鍊を施して置いた。

25% の鍛鍊を施した試験片につき空氣中にて連續的に 2 回の實驗を行ひ、各 50,000 回轉後に磨耗粉を集めて之を化學分析並に X 線分析にかけて其の成分を調べた。試験片 I に於ては Cu=92.3%、O<sub>2</sub>=7.7%、試験片 II に於ては Cu=88%、O<sub>2</sub>=12% の成分で之等は何れも金屬銅、Cu<sub>2</sub>O, CuO の混合物である。40% の鍛鍊を施した銅にありても略く同様の試験結果が得られた。

次に雰囲気の変化と摩擦力率の關係を測定した。

(1) 窒素中—空氣中—窒素中に於ける摩擦力率の變化。第1圖に示す如く窒素氣中即ち A B C 間は摩擦力率は一定數 5 kg/cm を示した。O 點に於て空氣を送りたる

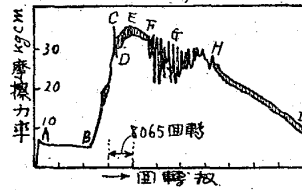
第 1 圖



に摩擦率は急激に上昇し、同時に銅面に酸化膜の生成せられるのを認めた。而して D 点までは銅面に曇を生ずる程度の酸化である

が、DE間に於ては黄褐色の薄膜が生成せられ、EF間に於ては黒青色の膜を生ず。黄褐色は  $Cu_2O$ 、黒青色は  $CuO$  である。E 点より  $CuO$  が生じ之が脱離する故に其の後の摩擦率は減少せられる。空气中に於ける試験を H 点で止め、再び雰囲気を窒素として I 点より実験を始めた。其の最初に於て摩擦率の上昇してゐるのは空气中の実験を行つた時の酸化物が残つてゐるため、酸化物の消耗せられるに従つて摩擦率も小となり、O 点に於ては  $8\text{ kg/cm}$  まで下つてゐる。BC 間の値と同一にならないのは酸化銅がまだ残留して居るからである。

(第 2 圖)



(2) 窒素中—酸素中—窒素中に於る摩擦率の變化。第 2 圖 AB 間は窒素中の實驗値で、B 点より雰囲気酸素とした。銅は直に曇りを生じ、黄褐色膜生成の時期を瞬間的に經過して  $CuO$  の黒色膜を生じた。第 2 圖 E 点に於ける摩擦率は第 1 圖 (空气中に於ける試験) の EG 間の値を採り、是は  $CuO$  の摩擦率に相當するものである。F 点より曲線が激しく上下せるは  $CuO$  の新生成と其の脱落が交互に繰返された結果であらふ。G 点より再び窒素の雰囲気となした。H 点を過ぎると摩擦面の酸化膜及び波紋が漸次消失し摩擦率は降下した。

(F. K.)

### 9) 化學分析

#### 鐵及び鋼中の錫の定量法 (J. A. Scherrer: Bur. Stand., J. Res. 8, Feb. 1932, pp. 309-320)

鐵鋼中に錫は通常  $0.0x$  乃至  $0.00x\%$  存在してゐるが、その定量は相當困難である。従來法は溶液内の錫を 2 價に還元し、標準沃度液で酸化する方法であるが他元素の影響、分離方法の不完全が最大の缺點である。

本法は稀硝酸性溶液内で Cr, V, W 等を硫化物として分離し、Cu, Mo 等はアムモニアで沈澱除去する操作を附加し居る爲め、結果は極めて信頼するに足る。操作は

次の如し。

A. 硝酸にて分解する試料に對しては  $10\text{ gr}$  を採り  $250\text{ cc}$  の硝酸 (1:4) を加へ分解し、5 分間煮沸する。次に過滿俺酸加里の飽和溶液を徐々に小過剩加へ 5 分間煮沸する。酸化滿俺を生じた時は亞硫酸を加へ 5~10 分間熱し  $SO_2$  を完全に驅逐する。

(a) W 不含の場合: 一分解せざる殘渣は濾別し、(濾別困難の時は b の如くする)  $10\sim 12\text{ cc}$  の硫酸 (比重 1.84) と  $25\text{ cc}$  の硝酸 (比重 1.42) を加へて加熱分解し、是れを 2~3 回繰返して完全に溶液とならば  $100\text{ cc}$  の水を加へ、更に酒石酸  $10\text{ gr}$  を投じ、アムモニアにて中性とし、原濾液に加へる。

(b) W の存在する場合: 一靜置後傾瀉し、硫酸  $20\text{ cc}$  水  $30\text{ cc}$  を加へ煮沸近く迄加熱し、氣泡の發生止む時は蒸發して白煙を發するに至らしめ、次に  $10\sim 15\text{ cc}$  の硝酸 (1.42) を加へ蒸發し分解せしめる。これを  $100\text{ cc}$  の水にて稀釋し、原溶液に加へる。

(c) 錫の沈澱と定量: 一前液は常溫迄冷却し、 $550\text{ cc}$  以上に稀釋し、 $H_2S$  を  $30\sim 40$  分間通じ、1~2 時間放置後濾別する。沈澱は  $500\text{ cc}$  の三角フラスコに入れ硫酸及び硝酸で a の如く分解し、水  $100\text{ cc}$  を加へ冷却する。W を含む時は  $10\text{ gr}$  の酒石酸を加へ、更に小過剩のアムモニアを加へ煮沸する。是時溶液は透明である。次に硫酸 (1.84) を  $10\text{ cc}$  過剩に加へ、稀釋濾別して  $550\text{ cc}$  とする。煮沸鹽酸  $15\text{ cc}$  を加へ、S, 黒鉛等あれば濾別除去する。

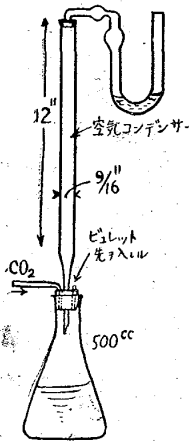
濾液には鹽化鐵又は硫酸鐵の  $40\text{ mg}$  を  $200\text{ cc}$  に溶解せるを加へ煮沸し、アムモニア (1:1) を  $5\sim 10\text{ cc}$  過剩に加へ再び煮沸し、濾過する。沈澱は溫稀鹽酸に溶かして  $350\text{ cc}$  とし、鹽化アンチモニー又は硫酸アンチモニーの  $10\sim 15\text{ mg}$  と test Pb  $10\text{ gr}$  を加へ、圖の如くコンデンサーを附して煮沸し、 $CO_2$  中に還元する。滴定には容量  $10\text{ cc}$  のピュレットに標準沃度液又は沃度酸液を盛り、 $5\text{ cc}$  の 10% 澱粉液を指示薬とする。標準溶液は 0.05% Sn 以下にて 0.01 N, これ以上にて 0.1 N とする。0.01 N 溶液の  $1\text{ cc}$  は  $0.0006\text{ gr}$  の Sn に相當する。

#### B. 硝酸に分解せぬ試料

(a) W 他不溶物なき場合には  $10\text{ gr}$  の試料に  $130\text{ cc}$  の硫酸 (1:5) を加へ湯煎上に熱し、分解後過滿俺酸加里の小結晶を加へ酸化する。以下 A (a) の如し。

(b) W 他不溶性物ある場合は上述の如く硫酸處理液を濾過し、殘渣は硫酸及び硝酸にて分解すること A (b) の如くし、 $100\text{ cc}$  に稀釋する。次にアムモニアの小過剩と  $10\sim 15\text{ gr}$  の酒石酸を加へ、再びアムモニアの小過剩を加へ、湯煎上にて 0.5~1 時間加熱する。次に硫酸 (1.84)

を5cc過剰に加へ、30分間湯煎上に熱し、透明溶液とする。(残渣あらば濾別し上述の如く繰返す)次にアムモニアにて中和し、原濾液に加へ、A(c)



の如く滴定する。

定量結果の一例は次の如し。

試料	Sn %
鑄鉄	4 d 0.011
"	74 0.009
NiCr 鑄鉄	82 0.001
ベセー鋼 9c, 0.2% C	0.002
酸性電氣爐鋼	65 a 0.024
CrV 鋼	30 c 0.014
CrMo 鋼	72 0.009
WCrV 高速度鋼	50 0.008

(前田)

**石灰岩、白雲岩中の石灰及び苦土の分離並に定量** (A. C. Shead & R. K. Valla; Ind. Eng. Chem., Anal. Edi., Apr. 15, 1932, 246) Shead—Heinrich 法 (同誌 2, 1930, 388 及び鐵と鋼 17, 1931, 55 参照) は灼熱焼成せる試料を直ちに 30% 蔗糖溶液にて処理し石灰を溶解分離し、残渣より MgO を滴定する方法であるが、SiO<sub>2</sub>, FeO 共に含有量低い場合に限られる。何となれば焼成中不溶性珪酸石灰を生成する故である。著者は 8-hydroxy-quinoline-Saccharate を以て処理してゐる。即ち、SiO<sub>2</sub>, FeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 其他の重金属は通常法の如く分離し、温濾液より、石灰を蓆酸物とし、Mg を hydroxyquinolate (Berg; Z. anal. Chem. 79, 1929, 191 参照) として沈澱せしめる。此の爲めには、蓆酸を飽和せる冷水に所要量の 8-hydroxyquinoline を加へたものを用ふる。石灰は弱鹽酸性溶液より沈澱せしめ、次に 10% アムモニア水で弱アルカリ性とし、1~2 時間放置し Mg を沈澱せしめる。兩者の沈澱は濾別し、2~5% のアムモニア水で洗滌し、白金箔を置いた磁製坩堝中で灼熱焼成後秤量し、直ちに 30% の蔗糖溶液を加へて石灰を溶解し去

り、MgO をアルカリメトリーで定量する。方法は経験を要するが、迅速に且つ正確な値を得られる。測定例は次の如くである。

試料	本 法		重量法		實驗回数
	MgO	CaO	MgO	CaO	
0.2178	6.22	42.12	6.38	42.00	6
0.2339	5.87	49.37	5.86	49.19	6
0.2724	3.83	48.73	3.81	48.46	6
0.2247	20.14	31.97	20.08	31.96	6

(前田)

**アルミニウム及びその合金中の珪素の定量** (W. R. Gramble; Metal Ind. (E) Apr. 22, 1932 446) Fe 1.5% 以下、Si 1% 迄の迅速比色定量法で大體 Winkler 法に準據する。可溶性珪酸及びモリブデン酸アムモニアに依る色の比較である。旋削試料 0.5 gr を採り、温水 60 cc, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 1 gr, 10% の NaOH 25 cc を以て処理し、反應終了後 1:3 硫酸 25 cc を注意して加へ、煮沸し急速に濾過する。試料が純アルミニウムの場合は濾別を要せず。濾液は過満飽和加里液で鐵を滴定し、次にアムモニアを加へて僅かに濁濁するに至らしめ、珪素含有量に従つて適量をネスラー管に採り、25% のモリブデン酸アムモニア 4 cc と 25% 鹽酸を 0.5 cc だけ過剰に加へ、10 分間放置後比色を行ふ。標準液は 0.0343 gr のピクリン酸を 1 l の水に溶解し、この 1 cc を 50 cc に稀釋せるもの。(珪酸の 1/1,000,000 に相當する) を用ふる。著者は Cilicic Acid と Hellige 比色計を用ひた。誤差は Si 7% で、13% ± 0.5% 程度である。測定例は次表の如くである。

Fe	Cu	Si		其 他
		比色法	重量法	
0.40	痕跡	0.16	0.18	—
0.38	3.48	0.20	0.21	(Zn 11.6)
1.23	10.10	0.21	0.23	(Mg 0.26)
0.40	4.30	0.22	0.24	(Ni 2.13, Mg 1.48)
0.63	4.30	0.73	0.73	—

(前田)

#### 英國輸入銑鐵其他稅率改廢 (昭和7年6月12日著在ロンドン松山商務參事官電報)

關稅諮問委員は最近大陸品銑鐵相場崩落の結果、英國品を壓迫し國內に休爐續出の懼れあるを以て、應急的に銑鐵(木炭銑鐵を除く)輸入稅を 33.33% 引上を勸奨したるが、同時に從來附加稅の適用なかりし、Spring steel 及 112 lbs 以下の castings にも 33.33% 稅適用、木炭鍊鐵其他は附加稅を廢止し、一般 10% 稅に引下を勸奨し、尙次記品目を緊急必要上無稅品目に加ふることとなり、其何れも 6 月 14 日より實施の旨發令せられたり。

原料金剛砂、水銀、粗製酒石、酒石酸鹽、ケルプ (イラデン原料)。

#### 英國鐵鋼界近況 (5 月)

鐵鋼界新關稅設定後、國內入註多少増加し、大體落著模様なりしも、輸出向依然滯滞し、大陸品ダンピング的輸入開始の噂あり、從來新關稅に不満なりし當業者の運動の結果、銑鋼の暫定的附加稅設定を觀るものと豫期せらる。4 月中鐵鋼生産高次の如く鋼産高前年に比し稍々増加せり。(單位千噸)

		1932年	1931年	1932年	1931年
		4 月	4 月	累 計	累 計
銑	鐵	317	323	1,303	1,335
鋼	鐵	433	397	1,807	1,785