

然氣孔を生じなかつた。一方幾分酸化物が附着してゐた場合には非常に多孔質のものが出來た。それ故鋼に溶解されてゐる水素は飽和状態になつたとしても泡を誘發する事はない。

又水素は鋼の中に一定の溶解度を有してゐない。即ち溶解度は水素の外壓に相對的である。それ故水素の飽和状態は鋼の内部にまで達する事は出來ないで唯溶解せる水素が大氣中の水素と平衡し得る表面にのみ存在するのである。従つて泡は水素として發生しない。

一方鋼と接觸して鑄型より放出された水素は既に溶解し且水素原子の擴散の割合は凝固温度直下に於て非常に大である爲肌砂に水蒸氣が滲入すると同時に凝固鋼の薄層を通して流れ高濃度の水素が凝固した表皮に接觸せる熔鋼中に出來る。水素の濃度が充分高くなり  $[H^2] \times [FeO]$  が平衡恒數を超えるに到り  $2H + FeO \rightarrow Fe + H_2O$  なる反應により水蒸氣が出來る。この水蒸氣は鋼の凝固前進面上に小さな水泡を作る。而して隣接熔鋼中の水素は尙凝固鋼を通して擴散しつゝある水素と共に直にこの泡の中に擴散する。かくして泡は成長するのである。

泡の成長と共に凝固も亦進行し柱狀結晶は急速に成長する。然し泡は晶化の潜熱に對し絶縁物として作用する爲に容易につまれない。従つて泡及び結晶は同時に成長する。泡の成長が周囲の鋼中の水素減少により徐々になつた時結晶はそれを閉塞しピンホールが残る。同時に出來た無数の水蒸氣泡は夫々ピンホールとして發達する。然し此時以後水素は泡中に擴散する爲に濃度を減少するから新しい水蒸氣泡は出來ない。それ故ピンホールは唯一列であり其處以外鋼は完全である。

若しもこの場合アルミニウムが適量加へられ  $FeO$  が減少してをれば鋼中の水素含有量が多くとピンホールは出來ない。又ピンホールの生成には初めの鋼中の水素含有量、肌砂の水分含有量、通氣度及び鑄物の外形の如き因子が影響する。(石川)

### 6) 鐵及び鋼の加工

#### 鋼線パテント處理用鹽浴の効果

(Lueg u. Pomp: Stahl u. Eisen 61 (1941) 266~270) 鋼線のパテント處理には從來鉛浴が使用されて居るが現在のやうな状態では鉛以外の冷却劑を使用した方がよい。それには鹽及び鹽混合物が適當のやうであるのでその冷却能力等に關し研究し實用を擴めやうとしたものである。實驗方法は耐酸化性の變態の無い  $Si \cdot Cr \cdot Al$  鋼の徑 12 mm 球の中心に熱電對を裝備しこれを冷却劑中に冷却した場合の温度の變化狀況を振れの速い鏡電流計にてフィルムに記録

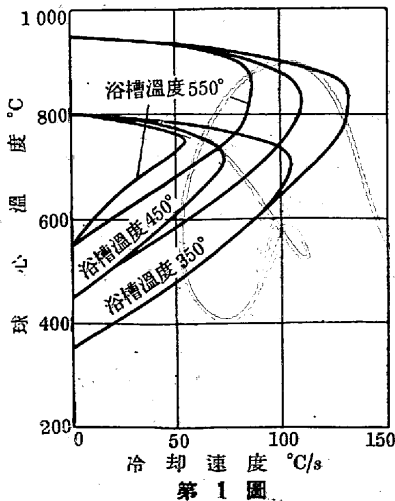
した。

冷却開始温度は 800° 及び 950°C で冷却劑としては鉛、硝酸カリウム、硝酸ナトリウム及び此等の混合物を使用した。浴槽の温度は 350°, 450° 及び 550°C で鹽混合物のみ 250°C 迄試験した。又球の冷却劑中の速度は 10 cm/s である。

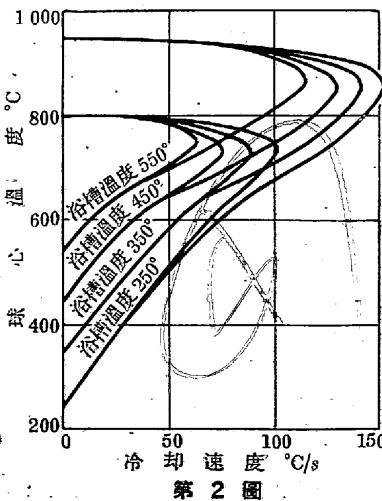
實驗結果 熱電導率の悪い材料を球に使用したので冷却過程の諸現象を明かに描出し得るか否かを試す爲冷却反應の異つた4種の油で實驗したがその結果 Rose が行つた銀球の實驗に比し不明瞭ではあつたが充分蒸氣膜生成及び沸騰現象等を認めることが出來、目的に適することが判つた。次に第1圖は鉛浴に於ける實驗結果である。これを見るに始めの温度差の大なる程最高冷却速度は大で且冷却開始温度 800° 及び 950°C の曲線の相互に一致する部分が多いことを示す。第2圖は鹽混合物の實驗結果を示す。この場合も前と類似した経過を示すが温度差の影響は左程大きく現れて居ない。全曲線は 600°C 附近で緩やかに彎曲して居るのが目立つ。これは冷却劑の物理的或は化學的現象を示すものである。800° 及び 950°C の曲線の一致する部分は鉛の場合よりも多い。非混合鹽の冷却作用は混合鹽の場合と同様である。次に鉛と鹽の冷却能力を比較すると他の情況が同一なら鹽浴の冷却能力は鉛浴に比し小である。であるから鹽浴を鋼のパテント處理に使用する場合鉛と同じ組織を得るには鹽浴の温度を多少低目にしなければならない。又パテント處理の場合の運行速度の影響を見る爲に試験球の攪拌速度の冷却能力に及ぼす影響を求めた。第3圖は鉛浴に於ける3種の速度の場合の結果であるがその影響は可成り大きく不動の場合に比し適當の場合 3%、急速の場合 7% 能力を上昇して居る。然し鹽浴の場合にはこれの影響は少く適當の場合 9%、急速の場合 15% 上昇するがソルバイト生成に最も關係ある 700° から 450°C の範圍では殆ど無影響である。

次に冷却速度を始めの温度差の關係で表はすと夫等の關係を一層詳細に知ることが出来る。即ちこの場合は球心各瞬時の温度は始めの温度差の百分比で表はした。これで見ると鉛浴の場合冷却速度は運行速度が同一なら始めの温度差と比例的に變化するが鹽浴の場合には異つて温度差が小さくなるに従つて次第に上昇するのである。

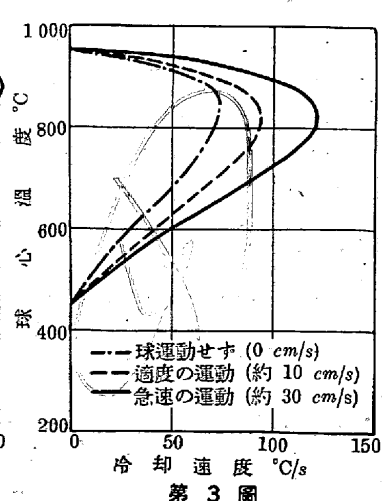
次に各種結果を實際に適用し得るか否かを立證する爲徑 4mm の 0.58% C 鋼線片を 860° 及び 970°C から 250° 乃至 550°C の鉛浴及び種々の混合鹽浴に入れパテント處理し、夫等の顯微鏡試験をしたが兩冷却劑の本質的差異は認められなかつた。試験した鋼線は餘り長くないので工業的性質の試験は出來なかつたが冷却劑の作用及



第1圖



第2圖



第3圖

び温度が抗張力に及ぼす影響を見ると浴温 450°乃至 550°C の時は兩浴に於ける抗張力は略同一でこれは現場工場に於ける値と良く一致する。然し浴温がそれ以下になると抗張力は増し同一浴温にては鉛パテント処理の方が高いことは本実験の鉛浴の方が冷却能力大なりと云ふ結果と良く一致する。かくて鋼球に依る実験はパテント処理実験に依り充分立證され従つて鹽パテント処理の如くに試験されない工業的及び機械的性質に關しても要求を満すから鋼線パテント処理に鹽浴を使用することは工業の見地から見ても一向差支へないものと思はれる。(俵 信次)

### 鐵及び鋼の珪硼被覆に及ぼす水素の影響 (III)

(Zapffe, C. A. and C. E. Sims: Met. and All. June, 1941)

常温に於ける水素吸収 酸洗ひ 酸洗中に吸収される水素に就ての發表は非常に多いが、その中には未解決の重要問題が多い。例へば表面酸化膜が水素吸収を助長し、又冷間加工が同様に水素吸収を促進したりする如き、酸液の温度を 20°C から 80°C に高めると水素吸収量は約 30 倍にもなるが、この時の吸収水素量と発生水素量との比をとれば上の温度範囲に於て約 1/5 にも下る。また鹽酸を用ひる方が硫酸を用ひるよりも水素吸収が少く且上記の比の値も小さい。鹽酸はその濃度の増加と共に水素發生が規則的に増加し同様に水素吸収が減じてゐるが、硫酸の場合は或る極大値を有してゐる。

水素發生抑制剤には種々の適當或は不適當の温度範囲がある。高温に於ては酸液中の発生水素量は減ずるが尙低温に於ける水素吸収量より多量の水素を吸収せしめてゐる。

陰極電解法 この場合も酸洗と略同量位の水素吸収がある。温度や他の物理的效果も全く同様である。然し発生水素量が同じとしても陰極電解法の場合が吸収水素量が若干少い。次に電解液中の不純物で水素吸収を特別に促進する元素がある。週期表の第 5 族及び第 6 族の中に特に著しいものがある。As は極く僅か存在しても水素吸収量が 10 倍以上にもなる。以上は硫酸の場合であるが鹽酸の場合では、Te, Se の影響が特に強くなる。此等の不純物の存在により水素吸収量が増加する原因に就ては未だ解つてない。が多分は、鐵の  $[2H \rightarrow H_2]$  反應に對する觸媒作用の爲に、鐵の水素に對する過電圧が低くなる結果と見られる。

銹 鐵鋼の表面に於て水素分壓を高めるものに以上の外に銹がある。上述の問題程重要ではないが、銹の爲に珪硼被覆し泡 (Blister) が出来る事が多い。

常温に於ける水素放出 電氣鍍金物に於ける缺陷 鋼表面に於ける水素供給が止まつた場合はその表面の擴散勾配は逆になり、吸収水素は放出し始める。電氣鍍金の際この放出が局部的に行はれるとガス穴 (Gas pit) となり、この部に鍍金されない。水素放出に依つて缺陷の現はれる度合はその鍍金層の物理的性質と放出水素量による。それでカドミウム鍍金 (軟い) には泡が出来易い。鍍金層が可塑性乏しき場合或は水素放出が或る廣がり有する部分より行はれる場合には鍍金層の“浮上り、或は“剝離、となる。

珪硼被覆に於ける缺陷 水素に起因する種々の缺陷に就ては色々な名前が與へられてゐる。とにかく、水素に依つて被覆處理に種々の困難を齎し、被覆處理後でも温度を上げたり又常温に於ても續いて水素放出が行はれてゐる事を考へれば水素問題が如何に重要なかと解る。(一狼)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

### セメントタイトの安定性と粒度、異常性、硬化性との關係

(Austin, & Fetzer.: Trans. of ASM. June 1941) 過共析鋼

の臨界温度下に於ける黒鉛化はアルミナ等の微細な脱酸生成物に起因すると最近云はれてゐるが、若しかくすれば粒度、異常性、硬化性等と密接な關係があるわけで黒鉛化の理論と共に炭化物の安定性が重要な影響を及ぼす事になり、 $C \sim 1\% \sim, Si \sim 0.13 \sim 0.45, Mn \sim 0.30 \sim, S \sim 0.015 \sim, P \sim 0.015 \sim, Cr \sim 0.04 \sim 0.11, Ni \sim 0.02 \sim 0.13, Cu \sim 0.10 \sim, N \sim 0.0014 \sim 0.0104, Al \sim 0 \sim 0.02, Al_2O_3 \sim 0.001 \sim 0.011, O_2 \sim 0.0035 \sim 0.013$  の成分の 18 種の試料に就いて試験した。各材料を 1,000°C で木炭中で 1h 加熱し水冷し更に 670°C で 600h 木炭で保護した鉛浴中で加熱し空冷して検鏡して黒鉛化を調べた。黒鉛化の程度は高熱して後急冷しなければ著しく小さい。尙黒鉛化作用は熱處理の際の雰囲気に影響するとも云はれるが、この場合に限りスケールも脱炭も生じなかつた。全然黒鉛化せず完全にセメントタイトの球状化したものはロックウエル硬度 B で 86~88, 完全に黒鉛化したものは 35, 約半分黒鉛化したものは 600h 焼戻後約 60 を示す。黒鉛化したものは鋼へのアルミニウムの添加量は 1wt% 以上でセメントタイトの安定なものは 1wt% 以下で區別されたが鑄型へ添加した場合は大部分セメントタイトが安定であつたが、二三の例外を示し結果が明かでない。分析に依れば  $Al_2O_3 \sim 0.004\%$  以下が安定で 0.008% 以上が不安定である。0.006~0.008% の中間のものは安定、不安定の兩方の群に入る。鑄型へ添加されたアルミニウムの場合が結果が明かでないのからみて  $Al_2O_3$  の量と共にその分散状態に影響があるやうに考へられる。各試験材を 925°×8h 木炭滲炭し 650°C 迄 32°F/min の割合で冷却して粒度と異常性を調べた結果、二三の例外を除いては一般に外部は内部より結晶粒細く且異常性に富む。内部の粒度が大小混合して居ても外部は一樣に細く原因としては酸素の滲透が考へられる。次に試験材を二つの群に分け何れも 900°C から油冷し一端をクロム鍍金し酸化を防ぎ一つは 845°~1,010° の間の破面粒度 4 1/2~5 1/2 になるに適當な温度範囲で 1/2h 加熱し別の爐に移し 845°C で 10min 保持し末端を焼入れてオーステナイト粒度を均一にした。一つは別に焼入温度を下げずに 4 1/2~5 1/2 の粒度になるやうな温度から直接焼入た。かく處理せる後縦斷しパーライトとマルテンサイトが等量存在する場所の深さを硬度に依つて測定した結果焼入温度だけの差では焼入硬化性には殆ど影響がない。アルミニウムを添加せぬ試料は添加せるものに較べて破面も粗く粒度も大で内外部に組織に異常性がなく Si, Mn の比較的高いものでも全然黒鉛化せず、これから見て粒が粗く異常性なく  $Al_2O_3$  を含まぬ鋼のセメントタイトは安定と云へる。

然るに 0.33wt% 程度の少量のアルミニウムを加へた試料は 1,010°C で結晶粒がアルミニウム無添加のものより粗大なものと微細なものとなり、粗粒のものは比較的常性であるが、混粒のものは異常性のものがあり、セメントタイトは何れも安定である。0.50~0.88wt% 加へたものは  $Al_2O_3 \sim 0.006 \sim 0.008$  で粒ば大小混り常性、異常性の何れも存在し 1wt% 添加したものは  $Al_2O_3$  多く細粒で滲炭部に異常性あり破面粒度は微細なものの中程度のものがあり、大部分黒鉛化するが例外もある。かくの如く  $Al_2O_3$  の量に依つて必ずしも粒度、異常性、黒鉛化度が決定せぬのはアルミニウムを添加する前の脱酸程度如何が問題で、 $Al_2O_3$  の分散程度によつて此等の性質が影響され結晶粒の微細化とセメントタイトの黒鉛化促進に及ぼす影響は異なる爲である。Kolchin, Assur の最近の研究によると 1% 炭素鋼では普通鋼は 680°~750°C では黒鉛化は困難であるが異常鋼は 600°C の低温でも容易に黒鉛化すると云はれて居るが、この結果は本試験結果と符合する。(K)

合金鋼鑄物の最近の發達

(Korschan, H. L.: Technische Mitteilungen Krupp, Tech. Berich. S. 1~15)1930年に Rys が合金鋼鑄物に就て發表したがその後の發達に就て記載したものである。

A. 低合金鋼鑄物

1. 珪素鋼鑄物 耐摩耗性に富み 1.5% Si, 0.40~0.75% C にて齒車, 圓錐齒車等に使はれてゐる。0.05~0.08% C, 3.5~4.2% Si のものは特別の磁氣的性質を有するを以て磁氣試験器の部分品に使はれる。Mn 或は Mo を珪素鋼鑄物に附加することによりその用途が擴大された。Mo を附加せるものゝ例としてプレーキ胴がある。

2. マンガン鋼鑄物 ニツケル鋼及びニツケルクロム鋼鑄物の代用鋼として重要である。成分は主として 0.20~0.45% C, 1.2~1.7% Mn, 0.4% Si max の如きものである。調質せるマンガン鋼の強度は次表の如し。

降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸(l=5d) %	絞 %	衝擊値 mkg/cm <sup>2</sup>
50.4	70.2	20.5	55	6.9

成分 0.20~0.45% C 0.15~0.40% Si 1.2~1.7% Mn  
820°~870°C 油焼入 520°~650°C 焼戻; 空冷或は爐冷

珪素鋼と同様に耐摩耗性に富み 0.45~0.50% C, 1% Mn のものは多くの場合に高マンガン鋼よりも良い。Rys の論文中のニツケルマンガン鋼は 1.2~1.7% Mn にて置換された。

3. ニツケル鋼鑄物 數年來 Ni 2% 迄のニツケル鋼鑄物は Mn 或は Cr·Mo 鋼鑄物に代つた。又 Rys の論文にある Ni 1% の鋼鑄物は今日普通の鋼鑄物にて充分間に合ふやうになつた。適切な溶解法と熱處理によつて 0.23% C, 0.43% Si, 0.60% Mn の普通鋼鑄物は次表の如き値にまで高めることが出来る。

降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸(l=5d) %	絞 %	衝擊値 kgm/cm <sup>2</sup>	熱處理
27.4	46	36.4	61	101	空氣調質

降伏點の高いこと、伸の大なることが著しい。これはディーゼル機關の部分品として使はれて居る。3~5% Ni 鋼鑄物は著しく制限された。この用途の例として球狀オートクレーブがある。これは Ni 3% の鋼鑄物で外國に供給するものであり國內使用のものは石鹼製造用の場合を除き Mo 又は Cr·Mo 鋼鑄物で作られる。耐アルカリ鑄物としては 1~3% Ni のもの最優秀なるためである。船舶用プロペラは以前は屢ニツケル鋼で作つたが現在は一般に普通の鋼鑄物で作る。然し碎氷用のものは Ni 含有のものである。

4. クロム鋼鑄物 Cr 鋼鑄物の強度は次表の如し。

降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸(l=5d) %	絞 %	成分及び熱處理
60.5	83.4	14.1	33	0.49% C, 0.40% Si, 0.70% Mn, 1.10% Cr, 870°C 油 650°C 焼戻空冷

粉碎機の部分品 起重機の摩耗し易い部分、遠心ポンプ等に使はれてゐる。耐熱及び耐海水性を望む部分には 4.5~5% Cr 鋼鑄物を使用してゐる。例へば海水冷却のディーゼル機關のシリンダ・ヘッド、ピストン等の如し。この機械的性質は次の如し。

降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸(l=5d) %	絞 %	成分及び熱處理
56	68	21	72	0.21 C, 0.20 Si, 0.35 Mn, 4.5~5.0 Cr, 900°~910°C 油 580°~590°C 焼戻空冷

かくの如き高クロム鋼鑄物は鑄造及熱處理時に割れが生じ易い。

5. Cr·Ni 鋼鑄物 Rys は Cr·Ni 鋼鑄物の多くの例を擧げてゐる。

その後 Mo を附加して焼戻脆性を避け、又肉厚の鑄物には J 又は Ti を附加して粒子を微細にするやうになつた。數年來これ等に代つて Cr·Mo 及び Cr·Si·Mn 鋼鑄物が使はれてゐる。尙 Mo の使用は供給上から面白くない。次表は Cr·Ni·Mo 鋼及び Cr·Si·Mn 鋼鑄物の機械的性質を示す。

	C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸 l=5d %	絞 %
Cr·Ni·Mo	0.30	0.30	0.40	1.0	0.9	0.2	53.8	73.3	18.3	51
Cr·Si·Mn	0.40	0.55	1.20	—	1.1	—	65.6	84.5	16.5	47

Cr·Ni·Mo 870°C 油 580°~626°C 焼戻 空冷又は爐冷

Cr·Si·Mn 850°~870°C 油 570°~610°C 焼戻 空冷

Cr·Mo 鋼の代用鋼として Cr·V, Cr·Mn, Cr·Mn·V, Cr·Mn·Mo 等があるが鋼鑄物としては鍛材又は 壓延材に比して餘り使はれない。

6. モリブデン鋼及びクロムモリブデン鋼鑄物 航空工業の膨脹は航空機製造用の優秀なる鋼鑄物の發達を促した。極めて複雑で肉薄鑄物は高周波又は弧光電氣爐で熔解された鑄造性に富む Cr·Mo 鑄鋼で作られる。高い強度と充分なる伸の外に熔接性の良好なることが要求される。尙高い繰返應力と烈しい温度の變化に曝される部分は耐久性は優秀で且低温脆性を示してはならぬ。

焼入後、焼戻温度により 75~90 kg 及び 90~105 kg の強度に規定してゐる。最近かやうなものに於ては Mo の無いものを作ることに努めてゐる。

モリブデン鋼の強さは 250°C 迄は殆ど變らず 350°C に於て尙常温に於ける Stg. 45'81 の強度に等しい。Cr·Mo 鋼の強度は 300°C 迄は變らず 450°C では常温に於ける Stg. 45'81 に等しく、降伏點は却つてこれより高い。Cr·Mo 鋼はオートクレーブに使はれ、これは 300°~400°C で 100~150 atm に曝される。次表は耐熱モリブデン鋼及びクロムモリブデン鑄鋼の保證クリーブ限度である。

温度	Mo-Stg. 45'82 (E DIN 1682)	Cr-Mo-Stg. 53'82 (E DIN 1682)
400°	17 kg/mm <sup>2</sup>	21 kg/mm <sup>2</sup>
450°	15 "	19 "
500°	12 "	15 "

0.15% C, 0.50% Si, 0.56% Mn, 0.88% Cr, 0.62% Mo の成分のもので化學工業に使用され 300°C で高壓に曝されたオートクレーブは 6 年後に膨れ上り同時に割が入つた。18,000~20,000 kva のタービンケースは 50 kg のクロムモリブデン鋼を鍛造して作つた。製造時間を短縮し又製造費を減ずるために鑄鋼にすることにしてその強さを最低 70 kg と規定し、Cr·Ni·Mo 鑄鋼を選んだ。鑄物でも非常に優秀なることがわかり 50 kg の Cr·Mo 鑄鋼が使はれるに至つた。この例は充分完全なる鑄物は鍛造物と同様に使用し得ることを示す。Mo 及び Cr·Mo 鑄鋼の利點は熔接性の良いことであつて、このために鑄物は非常に簡單になる。

耐熱鑄鋼に於ても 400°C 以下にて使用する場合は Mo の節約に努め、普通鑄鋼及び他の材料が使用される。Cr·Mn は Cr·Mo に最も近い性質を有し、又 Cr·V 鋼は Mo 鋼に近い。Cr·Mn·V 鋼及び Cr 鋼は Mo 鋼と Cr·Mo 鋼の間である。400°C 以下にて且低い應力の場合は Mn·Si 鋼が使はれる。

B. 高合金鑄物

高マンガン鑄鋼 餘り壓力のかゝらぬ磨機の時耐摩耗性は良好でない。この場合は普通鋼又は低合金鋼の方がよい。例へば 1% Mn 鋼を焼入れたもの、又金庫の甲板の如き鑽孔し難く且耐熱的の

No.	名 稱	グループ記 號	C	Cr	Ni	Mo	其 他	降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸% (l=5d)	硬 度 ブリネル	熔 接 性
1	Cr・Ni 鑄鋼	V 2 A	0.1	18	8	—	—	20	45~65	35	150~200	熔接後調質を要す
2	Cr・Ni "	V 2 AE	0.1	18	8	—	Ti Ta+Nb	20	45~65	25	150~200	熔接後調質を要せず
3	Cr・Ni・Mo "	V 4 A	0.1	18	8	2.2	—	20	45~65	35	150~200	熔接後調質を要す
4	Cr・Ni・Mo "	V 4 AE	0.1	18	8	2.2	Ti Ta+Nb	20	45~65	25	150~200	熔接後調質を要せず
5	Cr "	Nirosta-Chromguss	1.0	28	—	—	—	—	45	—	250~300	無
6	Cr・Mo "	Nirosta-Chrom-Molybdän-Guss	1.0	28	—	2	—	—	45	—	250~300	無
7	Cr "	V 5 M	0.2	14	—	—	—	45	65~80	14	~240	無
8	Cr "	V 1 M	0.2	17.5	1.8	—	—	60	80~95	10	~270	無

ものには 1% C, 9% Cr, 3% W の鑄鋼は良好である。

不銹鋼, 耐酸鋼, 耐熱鋼 これ等は 1930 年以來異常の進歩をなした。Rys は V 2 A, V 4 A, の Cr・Ni オーステナイト鋼のみあげてゐる。上表は不銹・耐酸鋼の成分, 強度, 及び熔接性を示す。

18/8 合金に Mo 又は Cu を多く入れたものは耐酸性又は耐蝕性良好であるが餘り合金元素が多いので望ましくない。

數年來 Ni の節約のためにフェライト・炭化物組織のものが使はれポンプ, バルブ等に用ひられてゐる。No. 6 の Mo を附加せるものは多くの無機及び有機酸及び鹽類に對し高温且高濃度に於て耐蝕性はよい。No. 5 及び No. 6 は脆く, 衝撃を受けるものには使はれない。又割れが入り易く熔接は避けねばならぬ。かやうな缺點を無くするには Ni を 4% 加へてオーステナイト組織にする。これは復水器の冷却水ポンプに使はれて居る。No. 7 及び 8 はマルテンサイト組織で熱處理によつて廣い範圍に強さを變じ得る。又かなり大なる断面に互つて調質が出来る。Ni・Cr オーステナイト鋼の代用としては No. 5 及び 6 より比較的用途は少ない。No. 7 は主として蒸

この合金の Ni の一部を Si で置換する時は耐酸化性は變らないが組織はオーステナイトとは限らない。

Cr・Fe 合金の方はフェライト・炭化物の組織で常温に於ける伸はオーステナイトのものに比し可なり少ない。b 表はこの種合金の成分・諸性質を示す。

この種合金は使用温度に長く保持する時粒子が発達する。又温度の變化に對して敏感である。然し硫黄に對して比較的犯されない利點あり。鑄込温度は出来るだけ低く粒子の微細なる鑄物を作るやうにする。N<sub>2</sub> を附加すると粒子が微細になる。然し鑄込温度の低い時には有効であるが高い時は何等効果が無い。Ca, Ti, V 等も同様の効果がある。Si 含有量を増すと湯流れをよくし, 且耐酸化性を増すが然し或る限度を越す時は使用温度に於て變態を起し容積の變化を來す。

電氣工業に於て非磁性で且切屑を要せざる場合は 12% Mn 鋼を使用し然らざる時は低炭素 Cr・Mn 鑄鋼即ち 18% Mn, 1% Cr が使用される。これは加工容易である。最近 27% Ni, 14% Al の永

a 表

No.	グループ記 號	Cr %	Ni %	耐酸化性 (空 氣 中)	降 伏 點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力(常温) kg/mm <sup>2</sup>	伸% (l=5d)	ク リ ー プ 限 度 (kg/mm <sup>2</sup> )		
								600°C	800°C	1,000°C
1	NCT 5	~21	~10	950° 迄	>30	60~75	>45	10.0	2.6	0.40
2	NCT 1	~20	~15	1,050° 迄	>30	60~75	>45	8.0	2.0	0.50
3	NCT 2	~28	~11	900°~1,200°	>45	65~80	>25	—	0.60	0.10
4	NCT 3	~25	~20	1,200° 迄	>27	60~75	>40	—	2.0	0.40

b 表

No.	グループ記號	Cr %	耐酸化性 (空 氣 中)	降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	伸 % (l=5d)	ク リ ー プ 限 度 (kg/mm <sup>2</sup> )		
							600°C	800°C	1,000°C
1	FF 112	~12	900° 迄	>40	60~75	>18	2.0	0.06	—
2	FF 118	~18	最高 1,050°	>35	55~70	>15	2.5	0.30	0.05
3	FF 128	~28	900°~1,200°C	>40	55~70	>12	2.5	0.30	0.06

氣罐, 蒸氣機關, 蒸氣タービン等の鑄物に使はれ, 而して水中に於ける耐蝕性強く又侵蝕及び點蝕に對する抵抗大なるためにペルトン水車翼等に使はれる。No. 8 は No. 7 よりも耐蝕性大なるため化學工業に使はれる。船舶用プロペラには No. 2 或は No. 7 が使はれてゐる。

耐熱性に對しては Cr・Ni・Fe 及び Cr・Fe 合金の三種あり前者はオーステナイト組織にて機械的性質は高温に於ても相當に強い。又温度の急變に耐へ, 熔接性は良い。高温酸化に對しては Cr 含有に従ひ 1,200° 迄耐へる。硫黄に對して弱い缺點がある。a 表は Cr・Ni 耐熱鋼の成分及び諸性質を示す。

久磁石が作られてゐる。これは硬く且脆く鑄物としてのみ作られる。Co を 25% 迄附加することにより, 一層その磁氣的性質を改善し得る。(田中)

#### 高抗張力鋼に於ける降伏點の疲勞限度に對する意義

(Archiv f. d. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) 571) 本實驗に於ては降伏點が疲勞限度に及ぼす影響を調べる爲に, 同じ抗張力を有し降伏點が異つてゐるやうな試料を用ひて繰返曲げ試験と繰返衝撃試験を行ひ, 降伏點の高低の差が疲勞限度の大きさにどの程度の變化を及ぼすかを調べた。

第 1 表に試料の化學成分及び實驗結果が示してある。試料は化

第 1 表

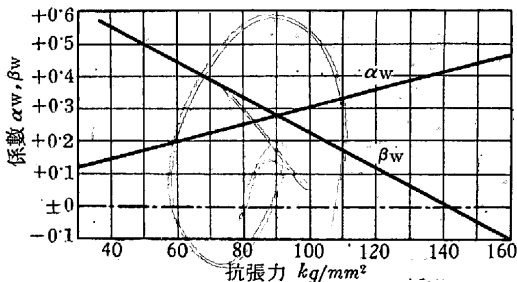
鋼番號	鋼 種	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	焼戻温度 °C	抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	降伏點 kg/mm <sup>2</sup>	繰返曲げ強 kg/mm <sup>2</sup>	繰返衝撃強さ破斷に至る迄の衝撃回数10 <sup>3</sup>
1	Cr-Mo	0.12	0.29	0.48	1.55	—	0.33	400	78.5	60.5	38	54.1 : 55.0
2	Cr-Mo	0.30	0.22	0.47	2.06	—	0.28	661	78.5	66.0	40	58.5 : 55.0
3	VCN 15w	0.28	0.34	0.48	0.33	1.54	—	300	120.0	96.0	54	114.8 : 106.7
4	VCN 35h	0.31	0.25	0.47	1.03	3.45	—	458	120.0	144.0	54	72.0 : 81.1
5	VCMo 135	0.31	0.33	0.53	0.90	—	0.21	332	155.0	137.0	60	>566.6 : 247.8
6	VCMo 140	0.42	0.28	0.46	1.24	—	0.28	426	155.0	145.0	58	79.1 : 59.9

學成分に應じて 850°~900° C から油焼入したものを同表中の各温度に焼戻した。この表より明かな如く鋼番號 1 と 2 は抗張力は相等しいが降伏點は 2 の方が高く、繰返曲げ強さ及び繰返衝撃強さも 2 の方が大きい。更に抗張力が前 2 者より高い 3 と 4 の場合になると、繰返曲げ強さは兩方等しく、繰返衝撃強さは 4 の方が 3 より低い。更に抗張力が高い 5 と 6 に至れば降伏點の高い 6 の方が反つて繰返曲げ強さも繰返衝撃強さも共に低下してゐる。

以上の實驗結果より繰返曲げ強さを算出する次の實驗式を作つた。

$$\sigma_w = \alpha \sigma_B + \beta \sigma_s$$

但し、 $\sigma_w$  は繰返曲げ強さ、 $\sigma_B$  は抗張力、 $\sigma_s$  は降伏點であり、係数の  $\alpha$  と  $\beta$  は第 1 表中の實測値を代入することによつて得られる。即ち第 10 圖のやうになり、降伏點の係数  $\beta$  は抗張力が増大



第 10 圖

するに従つて減少し、抗張力が極めて高くなると  $\beta$  は遂に負となつてゐる。

さて在來の繰返曲げ強さに關する實驗式中でよく知られてゐるものに R. Stribeck の

$$\sigma_w = c(\sigma_B + \sigma_s) \quad c = 0.28 \dots \dots \text{鋼材に對して}$$

があり、更にこの式に基いた諸式があるが何れの場合も降伏點と抗張力が増せば繰返曲げ強さも増すといふ點で一致してゐる。そこで著者の求めた實驗式と Stribeck 式とを比較する爲に、本實驗及び文献より比較的抗張力の高い 42 種の種々の鋼に就いての實測値を選び、著者の式と Stribeck 式とを適用して繰返曲げ強さを算出し、この計算値と實測値との誤差を求めた。その結果によれば 20% 以上の誤差は Stribeck 式に於ては 10 本あるが、著者の式では 1 本に過ぎない。一般に Stribeck 式による計算値は高抗張力鋼の場合に實測値より餘り高く出過ぎてゐる。本論文に於ける著者の新しい實驗式は、繰返曲げ強さを増す爲には降伏點をどうすればよいかといふ問題に對して有効適切である。

尚降伏點が疲労限度に及ぼす影響を疲労破壊の機構より考察すれば、低抗張力鋼に於ては疲労破壊は迂り破壊に歸せられるから、降伏點を高めると迂り抵抗が増す結果疲労限度が高まるのである。一方高抗張力の疲労破壊は材料内部の切缺點に集中した應力が解けないといふことに歸せられるから、降伏點を高めると集中應力を應力

が集中してゐない他の部分に移すことが一層困難になる結果疲労限度が低下するのである。(井手)

### 8) 非鐵金屬及び合金

#### ベリリウム及びベリリウム銅に就て

(Statt, L. L.: Metal Industry (E.), Jan. 3, 1941, 13) ベリリウムの生産も次第に増加の傾向にあり、非鐵金屬の重要な合金成分となつて來た。多くは Be 4% を含む銅合金に作られる。高純度のベリリウムを取つて他と合金さすよりも、酸化ベリリウムを銅と共に加熱還元した方が遙かに生産費が安くなる。金屬ベリリウムは鹽化ベリリウムを高温電解して採るが、その用途は比較的少く、高價で 1 lb 45 \$ 位である。然るにベリリウム銅はその 1/3 即ち 1 lb 約 15 \$ で買へる。鍊製ベリリウム銅合金は Be 0.1~2.25% 範圍のものであつて、元來これは二元合金として供給されたものであるが、他の金屬を合金さすと有用なものになる。例へば Co 0.25% の添加によつて性質の均一性を改良し時効硬化を容易ならしめ、且熱處理によつて得られた特性を失ふことなしに Be の含有量を 1.8% 迄減少出来る。この 1.8% Be 合金は焼鈍によつて容易に組織を均一化し得る結果冷間壓延度を引上げ得るので次第に舊合金に代るものと思はれる。市場に出た他のベリリウム合金では、Be 0.5%, Co 2.6%, 残り銅及び Be 0.1%, Cr 0.3%, 残り銅のものがある。此等の合金は夫々銅の 50% 及び 70% の導電率を有し、抗張力及び硬度も高い。帯及び線狀ベリリウム銅合金はバネが主要用途である。即ち航空計器や調整用計器のバネの如く非常に高い精度を要求されるものにはバネ壓力が安定であり又一定の撓みを必要とする爲にこの合金が板狀或は巻卷バネとして有効に應用されてゐる。内力を去る温度が時効硬化を起さず温度と大體同一である爲に彈性的移動が非常に少いと推論されてゐる。比較的輕度の焼鈍後激しい冷間加工を行つた上で熱處理さるべきベリリウム銅合金は設計上有用な興味ある性質を持つてゐる。例へば自動車工業方面では照明器具用部分品に半田を使用しない接續部として用ひる。これは帯からスプリングクランプを作つて熱處理を行つたもので、半田付けなしで振動に耐へる。又ベリリウム銅を銀鍍つた熱處理によつて高い彈力性を持たし得る。冷凍機や自動車に用ひるカプスル型の温度調整装置にはベリリウム銅を銀鍍付して作つたダイヤフラムを使つたものが最近出て來た。ある著名な航空機關製作者は 2% Be 銅合金をタペットのコロ軸受及び鈎合重りブッシュに用ひてゐることを報告してゐる。軸受の場合には 15,000~20,000 lbs の高壓力に耐へると言はれてゐる。

ベリリウム銅鑄物は進歩が遅れてゐる。最初は硬化が均一に行かず焼入によつて龜裂が生じ易かつた。然し鐵系金屬を 0.5~1.0% 添加するとこの性質を改良する。珪素の少量も亦有效である。興味ある成分は Be 1.75%, Co 0.5%, Si 0.3% 残り銅のもので、標點距離 2 in の試験で抗張力 117,000 lbs/in<sup>2</sup>、伸 10% のものを熱處理に

よつて抗張力  $150,000 \text{ lbs/in}^2$ , 伸  $3\%$  に強めることが出来る。鑄型は石膏及び石棉で作られるが、形状が複雑な爲に加工費用が高價になるやうな鐵製品に代つて、正しい形状寸法に鑄造後熱處理で強化したベリリウム銅鑄物が用ひられてよいと想像出来る。Be  $2.75\%$ , Co  $0.5\%$ , 残り銅で鑄造した小形部品は熱處理によつてロックウェル硬度 C-47 見當になり、鐵製品に比して優れた耐磨耗性を具へてゐる。Be  $0.5\%$ , Co  $2.6\%$  の砂型鑄物は降伏點と電氣傳導度が良い關係から電氣器具工業で有用である。これの熱處理したものは降伏點  $80,000 \text{ lbs/in}^2$  で  $0.2\%$  を示し傳導率は  $45 \sim 50\%$  である。屋外開閉器のツメはこの合金で鑄造されたものを用ひ、必要な接觸壓力を出し得る弾力性を信頼して鐵製バネに代りつゝある。陸海軍方面でもこの合金に興味を持つに至つたから將來は軍需品にも可成り應用されるものと考えらる。(今村)

#### アルミニウムの點熔接前に行ふ熔接面の清淨

(Smith, V. D.: Iron Age, June 5, 1941, 52~54) アルミニウム及びアルミニウム合金の丈夫な、且一様な點熔接を得る爲には熔接前に、熔接部分に附着せる油、グリース、塗料等を取り去り且酸化被膜を除去せねばならぬ。これには機械的方法と化學的方法があるが、前者は鋼の刷子でこすつて取るのであるから、相當の勞力を要し、酸化被膜の除去が難しく且多くの時間を要する故仕事の迅速を必要とする航空機工業に於ては明かに不利である。これに反し後者は仕事も早く、熔接すべき面を一様にし得る。今日迄は、トラガントゴムと弗化水素酸で造つた糊狀物が廣く用ひられて來た。又浸漬法では約  $3\%$  弗化水素酸溶液が若干の工場で用ひられてゐるが、これは濃度の調節を誤る危険の外にグリースは殆ど除去出来ないといふ不利な點を持つてゐる。

Oakite 會社の研究部に於てはこの問題を考慮して、航空機工業者の協力の下に清淨法の研究に努めた結果、極めて良好なる方法を得た。その方法は仕上及び熔接する合金の如何により“Mat”仕上法と“Mill”仕上法の二つに分れ、前者は鹽基性の腐蝕槽を用ひ、後者は酸性のものを用ひる。

“Mat”仕上法は、アルクラッドを施さない銅を含むアルミニウム合金に適してゐる。この方法は先づ表面に附着してゐる色々の汚れを Oakite の“Aviation”清淨剤で取り去ると“no-break”な面即ち化學的に清淨な面を生ずる。次に冷水で洗ひ特別な腐蝕槽につける。而して再び水洗して黒い銅の酸化物を除去する爲に  $50\%$  (容量) の冷硝酸中に入れ、最後の水洗をして、熔接を行ふのである。水質が軟水の地方では乾燥は不必要で、事實ぬれてゐる中に熔接することを好む人もある。しかし硬水の地方では、石灰鹽を除き斑點を防ぐため乾燥しなければならぬ。

“Mill”仕上法も豫め Oakite 清淨剤で“no-break”な面をつくり水洗して酸性の Oakite 清淨剤で酸化物を除去し水洗する。

然し何れの方法もすべての合金に適用出来るが“Mat”仕上法では、鹽基性であるから、表面の酸化物のみならず、物體の一部も溶液中にとけ込む。厚さの減少は考慮には入らないが表面の性質は“Mill”仕上法と大いに異なる。“Mill”仕上法では、表面の酸化物が除かれるだけで、表面がちよつと曇る外、外觀は殆ど變らない。之等の處理は何れも黒心鑄鐵製のタンクを用ひて行ふが、特に硝酸のタンクは酸性の裏張を施し、又“Mill”仕上法の場合の酸性の清淨剤のタンクは熱い酸性の物質を入れるため“Cypress”即ち縦材で造つたものを用ひる。

要するに化學的方法是清淨が一様に、早く、機械的方法が及ばない部分迄も容易に安全に而も失敗なく行はれるので、費用も安く且

完全な熔接すべき面を得ることが出来る。

(桶谷)

#### 輕金屬塊の加熱及び冷却の際の溫度分布

(Roth, W.: Z. f. Metallk. Bd. 33, Nr. 1, S. 13~15) 輕金屬塊の加熱及び冷却速度、又その際の表面と中心部との溫度差については不明の點が多いので、以下のやうな實驗を行つた。これに用ひた略語は次のやうである。

a:  $\lambda/\gamma \cdot c$  = 溫度傳導度  $\text{cm}^2/\text{s}$

$\alpha_R$ : 輻射による熱移行量  $\text{cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$

$\alpha_B$ : 空氣の振動による熱移行量  $\text{cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$

c: 比熱  $\text{cal/g} \cdot ^\circ\text{C}$

$\gamma$ : 比重  $\text{g/cm}^3$

d: 塊の直徑  $\text{cm}$

e: 自然對數の底 = 2.718

G: 塊表面  $\text{cm}^2$  について重量 g (丸棒では  $= \frac{d}{4} \cdot \gamma$ )

K: 熱通過量  $\text{cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$

$\lambda$ : 熱傳導度  $\text{cal/cm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$

t: 該金屬中心溫度  $^\circ\text{C}$

$t_1$ : 金屬塊の始めの溫度

$t_0$ : 爐 (金屬塊加熱の際) 又は包圍物 (塊冷却の際) の溫度

$\Delta t$ : 塊中心軸及び表面の溫度差

$\Delta t_x$ : 塊中心軸及びそれより x の距離にある點との溫度差 (丸棒)

x: 塊の中心軸よりの任意の距離  $\text{cm}$

z: 時間 (s)

塊の加熱及び冷却の時間的過程は次の方程式で表はされる。

$$t = t_0 + (t_1 - t_0) / e^{\frac{z \cdot K}{G \cdot c}}$$

これを z について解くと、

$$z = G \cdot c / K \cdot \ln \cdot (t_1 - t_0) / (t - t_0)$$

この場合の冷却速度は

$$\frac{dt}{dz} = \frac{K}{G \cdot c} \cdot (t - t_0)$$

非常に長い圓鑄金屬塊の加熱又は冷却の軌跡的曲線は次のやうに近似的に算出される (但頭部表面を通じての熱交換は考へない)。

$$\Delta t_x = \frac{dt}{dz} \cdot \frac{x^2}{4a}$$

塊中心部と表面との溫度差はこれから次の如く求められる。

$$\Delta t = \frac{dt}{dz} \cdot \frac{d^2}{16a} = \frac{K \cdot (t - t_0) \cdot d}{4\lambda}$$

頭部表面を通じてこの熱効果はこゝでは考へなかつたが、頭部表面が全體の表面積の可成りな部分を占めるやうな短い棒の場合には考慮する必要がある。

以上の式から太さの異なる丸棒を靜止空氣中で加熱又は冷却した際の概略の時間的及び場所的溫度經過は近似法によつて計算される。太さ  $400 \text{ mm}$  の棒の時でさへも表面及び中心部の溫度差は  $10^\circ\text{C}$  以下であり、従つて實際には無視される。鹽浴槽の中での加熱又は水中での冷却の際、表面を中心部との間に一時的に起る溫度差は短時間で均一化されるものである。(川口)

#### 非鐵合金熔解に於ける爐氣の影響

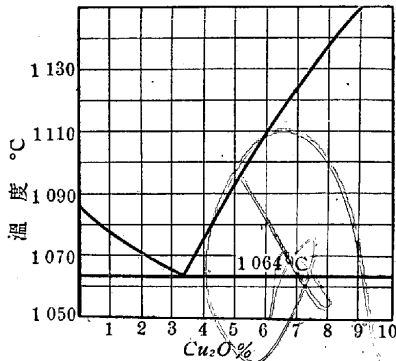
(Kelly, J. M.: AFA Preprint No. 41-20) 非鐵合金鑄物のガスに依る缺陷は非常に多いが、これは爐氣を調整することに依つて減少することが出来る。特に高傳導度の銅鑄物、強力真鍮及び青銅に於て然りである。銅のガス溶解度は溫度の函數で第 1 表の通りである。

第1表

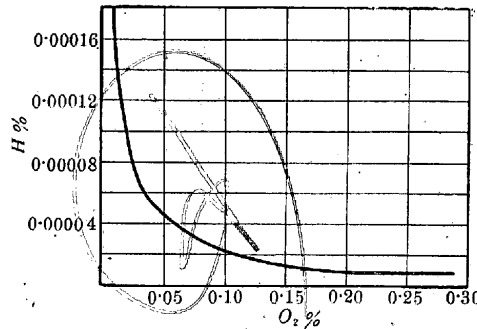
温度°C	600	800	1,000	1,200	1,300
CO	2.0	3.0	3.5	26.0	19.0
CO <sub>2</sub>	1.5	2.5	3.0	18.0	17.0
H <sub>2</sub>	5.0	7.0	8.5	13.0	14.0

この他に爐中には N と O<sub>2</sub> とが存在するが N は熔銅に僅かに溶けるに過ぎない。O<sub>2</sub> は熔銅中に Cu<sub>2</sub>O として存在するが Cu-Cu<sub>2</sub>O 状態圖は附圖第1圖に示す通りである。

O<sub>2</sub> と H<sub>2</sub> とは何れも鑄物に巢をつくる。これは合金の液體と固



第1圖 Cu-Cu<sub>2</sub>O 平衡状態圖



第2圖 熔鋼中の H<sub>2</sub> 含有量の O<sub>2</sub> 含有量に對する變化

體とに於けるガス溶解度の相違に原因するものである。H<sub>2</sub> に依る巢は湯口、揚り等に管状となり現はれ、O<sub>2</sub> に依る巢は不規則な形状になつて現はれる。

O<sub>2</sub> を除去するためには取鍋に 0.20% CaB<sub>2</sub> を添加すれば充分である。又 H<sub>2</sub> を除去するには次の操作を行ふ。

- 0.20~0.40% の Cu<sub>2</sub>O の添加。Cu<sub>2</sub>O + H<sub>2</sub> → 2Cu + H<sub>2</sub>O
- CaB<sub>2</sub> の添加→残留 O<sub>2</sub> の除去。

O<sub>2</sub> と H<sub>2</sub> とには附圖第2圖に示す関係があるから熔銅中の H<sub>2</sub> を少なくするためには爐氣は多少酸性でなければならぬ。H<sub>2</sub> の地金に含まれる原因には次の3種があるが殊にガス爐では H<sub>2</sub> が入り易い。

- 屑金に附着せる油脂より入るもの
- 過剰ガスに依るもの

第2表 ガス-空氣割合に依る爐氣組成

組成ガス%	CH <sub>4</sub>	CO	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
空氣/ガス				
4/1	5.0	11.5	3.0	21.0
6/1	5.0	9.9	6.1	14.4
8/1	5.0	6.5	8.0	8.1
10/1	5.0	3.0	10.1	3.2
12/1	5.0	3.0	12.0	3.2

3. 空氣の高温度に依るもの

實驗では空氣とガスとの割合を 10:1 とした。即ち爐氣は 3.2% の H<sub>2</sub> を含むのであるが鑄物は完全であつた。然しこれ以上では H<sub>2</sub> に依り巢が出来る惧れがある。

又延性に對する H<sub>2</sub> と O<sub>2</sub> との影響を検べると銅の脆性は直接爐氣に關係するやうである。一例として第3表の No.1 試料は H<sub>2</sub> の多い爐氣中で熔解して冷間延延し、空氣中で焼鈍後屈曲試驗 (90° 曲げ) をしたのであるが破損した。No.2 の試料は H<sub>2</sub> のない爐氣で同一方法で造つたのであるが、優秀な成績を示した。

破損した鑄造試料の顯微鏡試験をすると、この種の損傷は O<sub>2</sub> を含む銅が H<sub>2</sub> の多い爐中で加熱されたときに認められ、O<sub>2</sub> 及び H<sub>2</sub>

第3表 爐氣

組成ガス%	CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>
熔解No.				
1 (脆弱)	7.1	0.1	7.1	6.1
2 (粘強)	9.8	3.1	0.1	0

の脆化作用に依ることが判つた。H<sub>2</sub> 及び O<sub>2</sub> が同時に銅合金に溶解されてゐるときは特に脆弱である。即ち H<sub>2</sub> を含む爐中で加熱すると H<sub>2</sub> が Cu の内部に入り、Cu 中に Cu<sub>2</sub>O として存在する O<sub>2</sub> と化合する。この反應力が結晶の境界を破壊し、從つて延性を非常に害

する結果となる。熔解爐氣の調整の重要な事は獨り高傳導度の銅鑄物ばかりではなく、真鍮、青銅その他銅合金に對しても同様である。

銅合金の延伸率の低いことに就ては從來充分に知られてゐなかつたのであるが、この銅に就ての實驗に照し H<sub>2</sub> が機械的性質を著しく低下せしめると考へるのが合理的であらう。(石川)

11) 雜

航空機用爆發銃

(Iron Age, July 17, 1941) 爆發銃の抑

の初まりは 1921 年米人 Frank Allan が爆發式銃及びボルトの色々の型につき特許を取つたことである。然しこの考案は一般に採用されるに到らなかつた。然るに 1937 年米國特許局は獨逸の Ernst Heinkel 會社の Karl & Otto Butter 兄弟に對し、盲銃の胴を僅かの火薬により押し擴げる考案に就いて特許を下附した。次で Heinkel Werke 會社ではこれを譲り受けて Dynamit Aktiengesellschaft の協同を得て大いにこれが發展に努力した。米國の銀行家 Irving Rossi もこの權利を得て米國爆發銃會社を組織した。當時歐洲は未だ平和時代にあつた。

Du Pont 會社の火薬部がこの銃の研究に着手したのはつい最近のことである。この爆發銃に就てはその特許内容以外にも根本的に解決を要すべき問題が澤山あつた。然し幾多の研究實驗の結果やがて 1940 年の終り頃、陸海軍に於て Du Pont 會社試作の爆發銃の試験を行つたところ成績が良かったので、飛行機製造會社の數社を限つて一定數の銃を實地に使用せしめたのである。

爆發銃の外型は普通の銃と何等異なる所なく、柄の孔には火薬以外の填物を必要としない。火薬に点火するには特別に作られた電氣器具によるか、或は銀チップを有する打銃鎧を使用する。一本の爆發銃を絞めるに要する時間は 1.5~2.5 sec で、1mm に 15~20 本の銃を絞めることが出来る。尙試験の結果數本が一度に爆發したり或は衝撃や摩擦により爆發したりすることがないことも確められてゐる。

爆發銃の應用は單に飛行機の製造に止まらず、戰場に於ける機體の補綴等に用ひて甚だ便利である。又航空機のみならず一般工業界への應用も考へられ、更に寸法の大なるもの或は材質の異なるもの(例へば銅類)が用ひられることも不可能ではあるまい。(一狼)

實驗結果と設計的見地よりの軸受材料の判定

(Hummel O.: Metallwirtschaft, 20 (1941). H. ft 22, S. 559)

諸機械の性能が増大して來た今日、設計者に課された大問題は材料の特質の完成即ち力學的見地より總ての材料の特別の性能を要求することである。機械の部分の材料に對する要求は靜的よりも動的

に於て評價されるから過去に於ける如き材料の強度では今日は満足されぬ。この問題は特に軸受の場合に良く適合する。滑り軸受材料に対する要求が非常に多いので研究範囲も擴大し材質に対して新しい目標が創造されて來る。軸受試験では一定の規範となる試験方法がない。従つて結果も區々で試験機の氣儘に任せてある。その爲に設計も思ふやうに行かぬ。軸受に關して材料専門家のよく取扱ふ問題は摩擦係数  $\mu$  並に軸受壓力  $P$  と滑り速度  $V$  との積である。多くの場合之等の値により軸受の設計や材料の撰擇をしてゐるが之等は一般の形に於て決して滑り軸受の實際的關係を示してゐるものではない。

$$W = \mu P \dots \dots \dots (1)$$

上式はクーロンの法則による摩擦係数  $\mu$  を示す式であるが、このクーロンの法則の  $\mu$  は既に Falz 氏が證明してゐる如く材料が變形を起すか乾燥摩擦乃至半乾燥摩擦の状態に於けるものである。之等の摩擦は主として制動機、摩擦輪、楔、聯結物の如き場合であり本論ではかゝる状態は除外して考へる。軸受に於ては主として液狀摩擦乃至限界状態の摩擦である。液狀摩擦の數學的理解はクーロンの法則を基準とするよりもニュートンの法則を利用する方が價値がある。即ち液狀摩擦に對するニュートンの式は

$$W = Z \cdot F \cdot \frac{dV}{dH} (kg) \dots \dots \dots (2)$$

である。

上式に於て  $Z$  は絶対粘度  $kg \cdot s/m^2$ 、 $F$  は互に  $dH$  距つた油膜の面積  $m^2$ 、 $dV$  は  $dH$  距つた油膜に平行に變位する速さである。この式ではクーロンの摩擦係数は何の役にも立たぬ。それは一般の場合では液狀摩擦に於ては滑り表面は材料相互の直接接觸は無いからである。ニュートンの式は簡単に實用的にして

$$W_A = Z \cdot \frac{fV}{d} \dots \dots \dots (3)$$

$f$  は油膜面積、 $d$  は運動面の間隔即ち油膜の強さである。これにより摩擦抵抗は  $Z \cdot f \cdot \frac{V}{d}$  に比例する事が分る。然し實際は (3) 式は液狀摩擦状態の軸受の計算に必ずしも正當な實用根據を與へるものではない。それは滑り面の大きさが抵抗に影響して來るからであるがニュートンの式は今日依然として滑り摩擦の單一の値の計算には利用される。クーロンの式の  $\mu$  は前述の如く乾燥摩擦や半乾燥摩擦の場合のみに限られる故、滑り軸受の計算には殆ど無意味である。Falz 氏の計算 (Falz, E. Grundzüge der Schmiertechnik Verlag, Springer, Berlin, 1931) はニュートンの式を根據として居りこれも今後の軸受に關する新知識により多少改變を餘儀なくされる事は確實である。次に材料の一般の問題に對して PV 積を利用し過ぎる事も經驗的數値の意味を誇張する嫌ひがある。この PV 積の不完全さは今日軸受の測定に際して高度の要求に策應する爲にはこの儘放任すべきではない。又  $P$  と  $T$  (軸受温度) の如き特性曲線を作つても研究の根本に對して何等の説明を與へるものではなく、凡て此等の關係はその實驗方法により非常に影響されるものである。一定の運轉状態では混合摩擦になるから液狀摩擦のみに對する説明は充分出來ぬ。これは  $V$  (滑り速度) が變化する事、運轉状態

の變化、同轉數の變化等に依り液狀摩擦状態の不安定に原因する。又荷重も動的、靜的、振動的等種々あり、之等が本質的に軸受の耐荷重性に影響する。之等の觀點に立脚すると PV 積の表現は妥當ではない。更に軸受温度  $T$  及び  $\mu$  なる因子が加へられる事により問題は複雑性を帯びる。

假令 PV,  $\mu$ ,  $T$  の關係を示し得たとしても之等は液狀摩擦の假定から脱却する事は出來ぬ。このやうな式で示される  $\mu$  はクーロンの式の比摩擦ではなくニュートンの式の摩擦抵抗の總和である。従つてこの全摩擦抵抗  $W_A$  と  $V, P$  の關係の説明は正當に出來る。されば材料の試験値の適切な説明は液狀摩擦を假定することとして許容速度  $V$  の極限と許容荷重  $P$  とに依る事である。 $P$  はニュートンの式  $\frac{dV}{dH}$  に間接に作用する。 $P$  が増すと  $dH$  は減少する。 $dH$  は極小迄進み液狀摩擦は無くなる。即ち  $P$  の極限と  $dH$  の極小とは一致する。 $V$  や  $P$  の増大と共に  $W_A$  は増加し軸受温度も上昇する。従つて材質主として高温抗壓力と熱膨脹とに反應して來る。かゝる反應が結局  $P_{max}, V_{max}$  を作る。 $P$  と  $V$  との關係は決して直線的ではない。

本論に於ては遊隙の變化による  $W_A$  の變化は取扱はぬこととする。著者は軸受 3 種類につき同一條件で試験を行つた。かくして先づ温度を一定にして  $P$  と  $V$  のみに變化を與へ他の條件は常に一定に保つた。これは最初  $V$  を  $V_{min}$  に至らしめて油膜を極小とし次に  $V$  を増加しつゝ各  $V$  に對應する  $P_{max}$  を見出した。この場合温度  $T$  に對する最高荷重が  $P_{max}$  で示される。従つて  $V_{max}$  に於ては  $P$  は零となる如き  $P, V$  曲線を得られる。次には  $P, V$  の變化と共に  $T$  の變化を読み取り  $P, V, t$  の關係を知る事が出来る。かくすればこの  $P, V, t$  状態圖は各材料に於て特性的である。この  $P-V-t$  状態圖により相對的に材質の好條件の運轉状態を察知する事が出来る。即ち  $T$  の坐標を適當に定める事により  $P_{max}$  と  $T_{min}$  即ち全抵抗が減少する範圍を知る事が出来る。設計者はこの状態圖により適正な値を見出し又材料の撰擇を行ふ事が出来る。又作業の調節も可能である。

限界状態に於てかゝる方法で軸受の試験を行つた結果を基礎として液狀摩擦の理論を討究する事は興味あることである。これがだめには軸受材料の物理的數値、磨耗性、加工性、變形性等に行届いた研究が必要である。

著者の用ひた試験用軸受は  $L:D$  が  $0.8 \sim 1.0$  で直徑は  $60 \sim 70mm$  である。直徑が  $30mm$  より小なる場合は長さの方向に油膜が生じ難く油膜楔 (Schmierkeil) の長さに關係して來る。油膜楔 (Schmierkeil) の長さ  $S$  は  $S = \frac{d\pi}{4}$  ( $d$  は軸受の直徑) で與へられる。この  $S$  の厚さは冷却時と高温時との遊隙により制限される。理論的にも實驗的にもこの  $S$  は細長い方がよい。

滑り面の表面仕上げはその仕上げ程度が油膜生成に大なる意義を有してゐるものゝ實際的に殆ど嚴守出來ぬ如き加工規則を試験軸受のために作るのは適當でない。遊隙の測定も適當にせねばならぬが、これは經驗的數値を利用することにした。各試験毎に遊隙には注意をした。潤滑劑の撰擇にはその粘度が大なる問題となる。

(K. M. 生)