

目 録

2) 耐火材並に燃料及び驗熱

最近設計の石炭低温乾溜の結果 (Gas. u. Wasserfach, 80 1937, 50~56) 石炭低温乾溜の最近の進歩の概要 Krupp-Lurgi 法に依る長期間作業中の大設備、低温乾溜生成物の性質及び應用特に瓦斯工場へ紹介の可能性に關して述べた。

[A] 最近設計せる爐の構造に關する一般的指針:—

1. 石炭を静止状態に於て乾溜し間接加熱を用ふ。2. 正しき加熱温度を均一に保持すべく留意する。3. 乾溜作業中の乾溜爐内部の可動工作部分を可及的に避ける。之はコークスが小塊性となり低温タールが塵埃で汚損するのを防ぐ爲である。

尙外熱式爐は炭化作用を静止状態に於て行ふに都合がよい。又燃料層の厚さを薄くして均一且つ速かな乾溜を圖る。乾溜室と燃燒室の隔壁は熱傳導の大なる點より鋼を使用する。普通の熔鋼は或る條件の下に充分使用に耐へる。一般的過熱及び局部過熱を防ぐ爲に加熱壁に直火焰を使用せず循環燃焼により加熱瓦斯を循環する。

[B] Krupp-Lurgi 式石炭低温乾溜装置の作業結果:—

Saar 及び“Amalie”に於ける装置に就き作業結果を述べた。

兩装置共に外部寸法は酷似し各6個の乾溜室及び7個の加熱室を有する6個の室聯がある。乾溜室は長さ2m 高さ1.8m で幅は Saar 装置では平均70mm, “Amalie” の場合は85mm これらの室幅は極めて良い結果を與へた。各室聯の1日の石炭處理量は炭種及び水分に依て Saar 装置では30~35t/24h, “Amalie” 装置では35~40t/24h である。裝入炭を極端に粉碎するとコークスの組織を害する。石炭1tより熱量約7,500kcal の瓦斯110m³ 發生する。この瓦斯中には凝結性輕炭化水素を60~90g/Nm³ 含有する。コークスは硬い板片形をなす。作業人員は全能力作業でない時には職工3人、職長1人で充分 Saar 装置に於けるタール生成高は裝入炭に對して8%でタールは3部分に分れて凝集し即ち乾溜爐より冷却器迄の導管中に約0.7%の重タール、冷却器中に6%の中性タール、最後に殘部の1.3%は輕タールとして凝集する。總水分含有量は1.3~1.5% 以下で中タールに1%以下、輕タールに0.2~0.5% 含まれる。

[C] 低温乾溜生成物の性質及び應用性:— 半成コークスは原料石炭、乾溜時間及び温度により異なるも揮發分約8~12% を含み高反應性を有し着火點は380~420°C の間に在り、發熱量は無灰物質1kgに對して換算すれば8,000~8,300kcal を有し家庭用及び營業用熱料乃至車輛ゼネレーター用燃料として極めて適切である。之の高反應性の爲に車輛運轉の際に起る荷重變動に對して異常の順應性がある更に大なる意義を有するのは瓦斯エンジン及び發生爐燃料として据附ディーゼル装置に代用する可能性があることである。最近の例によれば半成コークス1.5kg はガソリン機關に於てベンゾール、ベンゼン混合物の1kg に代用し、又ディーゼル、モーターに於ては半成コークス2kg がディーゼル油1kg に代用する。

又 Fischer 法合成ベンゼンに用ひる水性瓦斯原料としての半成コークスの使用結果、高反應性の爲に作業温度の低下が可能であるから CO:H₂ の比率の變移好都合となる。タールは燃料油としては

脱水に留意し單純なる沈降法で分離する。脱水せざるタールを普通のバーナーで普通の船用汽罐に試験をした結果使用し得べき事を立證した。全タールの油分約50~60% は容易に低速及び中速ディーゼル機關に使用せられる。高速ディーゼル機關に對する之の適性は萬一の場合に特殊方法を適用することに依り今迄の試験に於ては使用可能である。之のタール中には又約10% のディーゼル油及びカルボール油を含有し之の中には比較的高率に有用なるメタクレゾールを含有し之は人工樹脂の製造に好適のものである。高温タールに比較して水素含有量大なるが故に低温タールは水素添加装置へ適用して可である。瓦斯ベンゼンを得る装置は準備され居るが、作業するに至らず。低温乾溜瓦斯はその組成上輝焰を必要とする如き冶金爐に對して良好なる加熱原料である。瓦斯工場に於ては更に低温乾溜瓦斯を照明瓦斯に混じり必要に応じてそれに依て熱量を高め又は貨物自動車及び乗合自動車の動力瓦斯として利用せしめ得る可能性がある。

[D] 經濟的觀察:— 石炭低温乾溜装置の經濟性は各場合異なり一般的の確定的數字を擧げる事は出來ない。現在の瓦斯工場を悉く且つ急速に低温溜に交代せしめる事は推奨出來ないが半成コークスを適當の價格で賣却する可能性に應じて個有の瓦斯發生装置の下に低温乾溜装置を附加するのは實現性がある。(Y.F.—大竹)

4) 鋼及鍊鐵の製造

高温に於ける鐵の水素還元爐に就て (Gensamer M. and Thornburg, V. E., Metals and Alloys January, 1937) 極く純粹の鐵を得る爲めにはどうしても高温で水素の還元作用によつて C, O₂, N₂ 等を除去しなければならぬ、これが爲めには出來るだけ鐵の不純化を妨げる容量の大なる爐を必要とする。

爐の温度が高い程 H₂ の擴散程度大なる爲還元時間短縮され従て產出大となるわけである、然し温度が高い程一方鐵が不純になり易い即ち H₂ によつて爐壁の耐火物より Si を還元して鐵中に入り込ませる憂があるからである。

扱て筆者の考案した還元爐は1,450°C に於て一度に3~5lb の H₂ を送るのである、試験片を置く周圍には何等耐火物を設けずアームコ鐵の二つの管を用ひこれを加熱する、この二本の管は底部で機械的にも電氣的にも熔接によつて連結してある。管の頭部は石棉の板で出來た輪に連結して居り管に硬鐵付した銅の鏝の間をゴムで塞いである、10kVA の變壓器で低電壓で電流を大にして管自身の抵抗で加熱する、アームコの管は鋼の罐の中に固定されて罐の頭部は石棉でつめられて居り管の周圍は耐火煉火でその外側に熱の絶縁物をつめる、管は必要に応じて他の部分を損傷させずに折出す事が出來る、斯の如く装置すると1,400°C 以上で16週間も樂に連續使用出來る、尙試験片は互に觸れぬ様に穴のあいた鐵板にさし込み管の内部で冷却水を通してある支へによつて支持されて居る、尙此等の板が壁につかぬ様に極く小さなマグネシヤの一片が此等の板の端につけてある温度の測定は上部に硝子の窓及びプリズムがあつてこれを通して光高温計で底部の試験片の温度をはかる然し此の方法は完全な黑體を得る事が難しいから充分満足出來る方法ではない。

高温に於ける H_2 中の鐵は非常に高い輻射率を有するものである。小さな孔をあけた鐵の圓盤を試験片の上に置いて輻射スクリーンとして可成役立つのである。

斯くの如き構造の爐で安全に使用出来るのは先づ試験片の A_4 變態點以上 $50^\circ C$ 位のもので即ち $1,400\sim 1,450^\circ C$ 位である、この様な高温では H_2 の還元作用は甚だ大である、温度の調節は變壓器の電壓を變化せしめてやればよい、温度が降下すると電位差計高温計によつて働く繼電器によつて自動的に抵抗が變化する様になつて居る。

温度は $W-Mo$ 熱電對によつても測定出来る様になつて居りこの熱電對は相當信頼性のあるもので爐中から取出す時急冷しなければ破損の恐はない、水素瓦斯は加熱されたる白金被覆石綿及び活性化せるアルミナの上を通過せしめて O_2 を除き乾燥する H_2 は上部から入れて二つの管の間を通り下部から排出する、尙水素瓦斯は試験片に觸れる迄は高温の耐火物には絶対にふれぬ様になつて居る。

爐全體は瓦斯と絶縁されて居る爲め爆發の恐れは殆んどない、罐に H_2 を充滿する前に空氣はポンプで充分排出し爐の温度が高い内は H_2 の氣流を適當に保つ爲めに罐の中の壓力は水中 $2'$ に保つ必要がある。

扱て此の装置を使用してカーボニル鐵の徑 $1/2'$ の丸棒を約4週間處理した處 C 及び O_2 は定量不可能の程度減少し Si は殆んど増加しなかつた、然し Cu 及び Mn はやゝ増加を示した即ち Cu は約 0.03% Mn は $0.01\sim 0.02\%$ になつた、尙初めのカーボニル鐵には Cu 及び Mn は非常に低い斯の如く Cu 及 Mn の増加がするわけは周圍が反應性のものなる上試験片の支持棒が普通の熔鐵より出來て居る爲であると思ふ。

(N)

5) 鐵及鋼の鑄造

製鋼に於ける鋼塊に就いて (II) (Emill Gathmann, Blast furnace and Steel Plant, Jan. 1937) 製鋼に於ける鋼塊の種類は三つに大別される、即ち完全脱酸鋼塊、半脱酸鋼塊、リムド鋼塊とである、各鋼塊共物理的條件は鑄込の際の湯の温度及び鑄型の形状

來た收縮孔は全部押湯の部分に入り鋼塊の 15% の所迄は健全であるが此より以下下部から $10\sim 15\%$ の所迄は縦軸の方向に間斷的に氣孔が入る C は押湯を設けぬ Gathmann 式の上廣り型である、收縮孔は鋼塊の上部に出來最初出來たパイプより下部には縦軸方向の氣孔は出來ない。然し乍ら收縮孔を除く爲めに必要な切捨部分は押湯をつけた際よりは勿論大である、此種の型からつくつた健全なる鋼のピレットは約鋼塊の 70% となる 尙 A 型のものでは約 83% である 即ちこゝに 13% の無駄が出來る D は押湯無しの下廣り型である、これでは上部から鋼塊の全容積の約 40% の部分迄一次的パイプが出來こゝから底部より $10\sim 15\%$ 以内の所迄二次的パイプが不連続的に出來る、從て此種の完全脱酸鋼塊が一般的に用ひられぬ理由である。

結局 A 及び C が健全にして均一性の鋼塊をつくる上に代表的のものと思はれる、押湯をつける理由は健全なる鋼の部分を増加せしめ一次的收縮孔を少なくする目的である事は周知の事であるが然し乍ら押湯は上廣り型に使用する時は鑄込の際熔湯は下から上迄一様に鑄込まねばならず決して斷續してはいかん、適當に製造せられた完全なる脱酸鋼は酸化物及び瓦斯が皆無でありこれが爲めには適當な鋼滓及び脱酸劑を必要とする。

第2圖は種々の半脱酸鋼塊を示したものである 他の種の鋼塊に比べて此種のものは鑄込状況即ち鑄込温度鑄型の温度形状等によつて大に影響される、脱酸の度合によつても勿論變る。

A は Gathmann の押湯無しの上廣り型である 先にも述べた如く押湯は完全脱酸鋼塊の場合のみ特に有效である、この種の鋼塊より得たるピレットは鋼塊の $70\sim 75\%$ である。

B は下廣りの鑄型に半脱酸鋼としては最も適當なる條件のもとに鑄込んだ例であり この種のものでは一次的パイプは容積の 25% 迄延びて居り二次的パイプはそれから下部迄ずつと延びて居る、これより得たるピレットは 65% 位であり此種の鋼は如何なる部分と雖も健全にして均一なる部分はないと云へる。

C は必要以上の高温より鑄込み凝固の際鑄型より $5\sim 6'$ の高さ迄吹いた半脱酸鋼塊の例でありこの種の鋼塊の上部 $1/3$ は特に不良であるが普通は $80\sim 85\%$ 迄壓延する、 D は鑄込温度が低すぎた非常に不良な半脱酸鋼の例である この場合は普通鑄型より $4\sim 5'$ の高さ迄吹き鋼塊は甚だ汚れない、ピレットには表面に出る氣孔の程度によつて $40\sim 85\%$ 迄使用する。

扱て此等の何れの鋼塊より得たる製品も肌はきたない。第3圖は吹き方の少ないもの及びリムド鋼塊の例を示したものである、此種の鋼塊をつくる際は Si を全然加入せず Mn は $0.35\sim 0.40$, C $0.04\sim 0.15$ 程度にする、此等の鋼塊は何れも一面に氣孔が存在するのが特徴である、然し乍ら上廣りの A 型は割合に氣孔が少なく下廣りの B 型のものより深く存在してゐる。

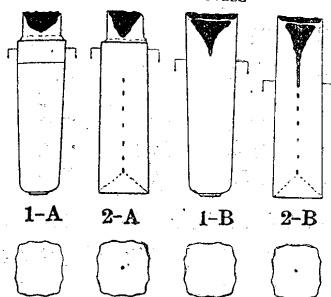
此等の鋼塊の差異は全く鑄型の形状の違いによつて生じ B は A と全く同條件の元に鑄込んだものである。

C は半脱酸鋼ではないが最初鑄型の中でやゝ吹き鑄込終了後は間もなく鎮靜するこれは過量に Al を添加し鑄込温度が高過ぎる爲めである、此型の鋼塊は半脱酸鋼及び完全脱酸鋼の何れの缺點をも有する爲め甚だ望しくない、此の鋼塊の中心部の縦軸の方向には收縮孔を有し不連続的の二次パイプがあり半脱酸鋼によく似て居り下部の半分は點々と氣孔が存在し脱酸鋼 = ムド鋼によく似て居る。

D は過度に酸化し加ふるに熔湯の温度及び鑄型の温度が低く過ぎた場合の例である、尙無脱酸である、此様な鋼塊は如何なる目的に

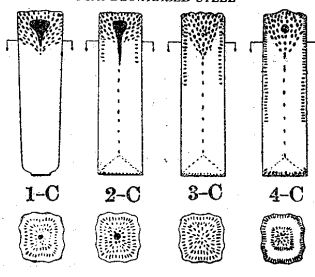
第 1 圖

FULLY-DEOXYDIZED STEEL



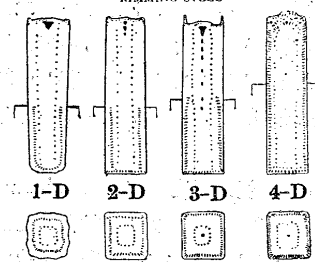
第 2 圖

SEMI-DEOXYDIZED STEEL



第 3 圖

RIMMING STEEL



寸法に左右される。

第1圖は完全脱酸鋼塊の凝固状態を表せるもので此種の鋼塊は物理的に殆んど完全な性質を得られ上廣りの鑄型に鑄込んだ際も然りである。圖に於て A は Gathmann 式の上廣りの鑄型で押湯は鑄型全容積の 14% ついてゐるパイプや收縮孔は全部

全部押湯の部分に出來る故鋼塊の部分は全部物理的に完全である。 B は比較的傾斜度の少ない下廣り型である、この種のものでは最初出

も望しくない。

結局以上の事から考へると健全にして均一性のものを得るには完全に脱酸せるものが最もよい事になるが半脱酸鋼及びニムド鋼も普通の薄板厚板構造用鋼等には尙充分と考へられるがこの他の目的に使用する事は聊か疑問である。(K. N.)

6) 鐵及び鋼の加工

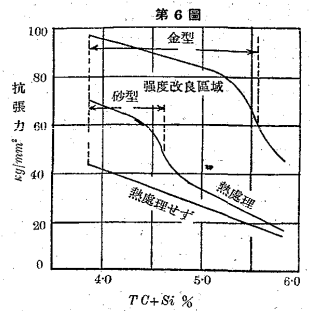
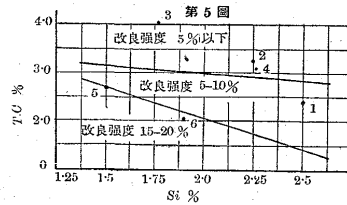
鑄鐵の熱處理 (Hurst J. E.: Transactions American Foundrymen's Association, Dec., 1936) 鑄鐵をA₃ 點以上に加熱し水又は油中に焼入されると、硬度は増加するが抗張力、抗壓力、剪斷力、屈撓力等は著しく減少する。此の硬度増加の程度は勿論化学成分、組織によつて異なるが鑄造の儘のものに比し2倍以上の硬度が得られる。同様にその破壊強度減少程度も各状態により異なるが曲げ試験でその強度が50% 以上も減少する事がある。焼戻は焼入の爲に破壊強度の減少せるのを回復するもので、この回復程度は温度の上昇と共に一樣に増加するが、最大値に達して後は温度の上昇と共に再び減少しブリネル硬度も減少する。第1圖に Guillet 氏による硬度及び各強度に及ぼす焼入焼戻の影響を示す。第1表に示す p の異なる Cr を含む遠心力鑄物での試験結果を示せば第2圖及び第3圖の如し。著者の実験によれば焼入硬化は875°C より油中焼入する事により認められ低 P の試料では硬度が2倍以上増加し又同試料での破壊強度

第 1 表

試料番號	T.C%	C.C%	G.C%	Si%	Mn%	P%	Cr%
1	3.39	0.52	2.87	2.21	1.07	1.56	0.52
2	3.49	0.49	3.00	2.16	1.08	1.30	0.71
3	3.44	0.30	3.14	2.44	1.01	1.06	0.59
4	3.55	0.46	3.09	2.35	1.00	0.63	0.61
5	3.58	0.39	3.19	2.44	0.93	0.58	0.62
6	3.60	0.54	3.06	2.44	1.09	0.43	0.55
7	3.81	0.59	3.22	2.49	1.02	0.035	0.61

第 2 表

試料番號	T.C %	G.C %	C.C %	T.C + Si %	Mn %	S %	P %	Ni %	Cr %
1	2.40	1.46	0.94	4.9	0.28	0.070	0.040	0	0
2	3.28	2.80	0.48	5.5	0.43	0.019	0.062	0	0
3	4.08	3.40	0.68	5.8	0.54	0.020	0.066	0	0
5	2.70	0.92	1.78	4.2	—	—	—	0	0
6	2.04	痕跡	2.04	3.9	—	—	—	0	0
4	3.12	2.60	0.52	5.4	0.39	0.020	0.062	1.77	0.53



法で焼戻した。

第5圖は砂型鑄物での全 C 量及び Si 量との關係を示すが、之によれば焼入焼戻によりその強度改良程度に3つの範圍のある事が解る。第6圖は特に興味のあるもので砂型金型共にその T.C + Si 量には或る限界のある事を示し、之以上は強度は餘り改良されず、又金型鑄物は砂型鑄物より強度は大である。

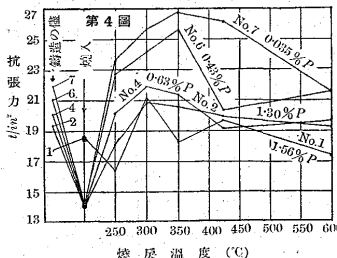
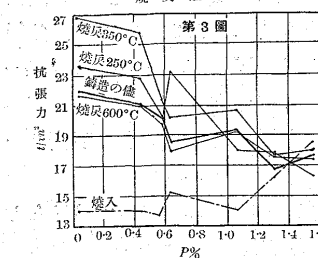
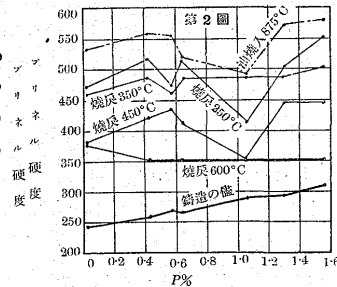
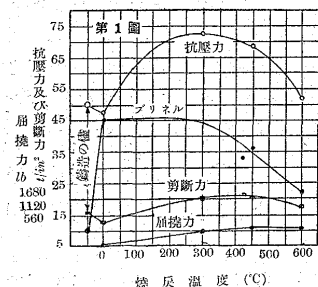
次に強度の性質に就き應力-歪の關係を研究する事も重要で、この間の關係の特性に及ぼす焼入焼戻の影響に就て注目されてゐる。實驗結果によれば鑄造の儘のものでは P の少ないもの程粘性變形の量は大きである。同試料を焼入れて焼戻(350°C)すと應力は前者より大になり P の少ないもの程粘性變形量も大であるが、著しい特性としては永久歪の減少する事である。この事は第7圖に示す如く熱處理せる鑄鐵の特性であつて工業上重要な事柄である。例へば鑄鐵をピストンリングのバネ又繰返し應力の作用する様な個所に用ふる時等之である。

第 3 表

試料番號	T.C%	G.C%	C.C%	Si%	Mn%	P%
1	3.49	3.49	0	2.49	0.55	0.022
2	3.47	3.28	0.19	2.49	0.59	0.526
3	3.52	3.03	0.49	2.63	0.41	0.560
4	3.49	2.79	0.70	2.58	0.63	0.660

熱處理せるものゝ組織は鋼の場合と全く同様で焼入すればマルテンサイトを生じ之を焼戻せばソルバイト組織へ漸進的に變化するものである。今第3表に示す化学成分の遠心力鑄物での熱處理前後の性質を示せば第4表の如し。No.1の低 P のものでは C.C を全く含んでないのが(顯微鏡下では極少量のパーライトを含む)之は C.C を含むものよりも遙かに硬化してゐる。又低 P のものでは焼入焼戻によりその破壊強度が2倍以上にも達してゐる事は著しい改良といはねばならぬ。之等試片の組織は總てフェライト-微細黒鉛型で特に低 P のもので然りである。

之が性質改良の主なる原因であらう。焼入温度に就ては Schwartz 及び Vath の研究によれば約 775-790°C 位より焼入効力が現はれ始めその最大効力は約 900°C 位であるとしてゐるが、著者の實驗では 800°C より油中焼入せるもの最もよく、この硬度値は 800-860°C の範圍では同一であり 920°C より焼入せるものは多少減少せるを示



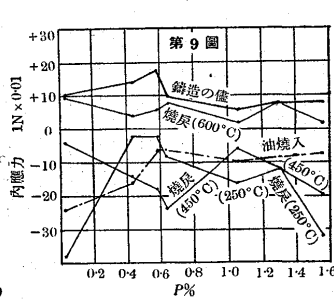
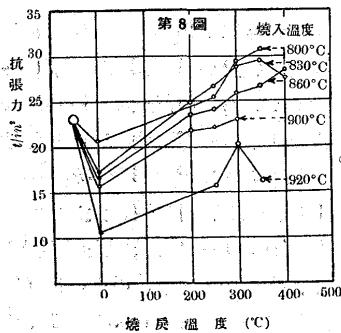
の例としては破壊應力係数が約 23% の増加率を示してゐる。第4圖に同試料での鑄造の儘のもの、焼入せるもの、焼戻せるもの等の抗張力と焼戻温度との關係を示せる如く、焼入せるものは鑄造の儘のものより抗張力低く之を焼戻すと再び高くなり、その最大値は鑄造の儘のものよりも高い。

最近焼入焼戻により強度を改良するに當り、砂型又は金型及び化学成分特に全 C 量及び Si 量に或る範圍關係のある事が解つた。

即ち第2表に示す成分の鑄鐵を用ひ 850°C より油中焼入し普通方

第 4 表

試料番號	鑄造の儘	油焼入(875°C) 焼 戻(275°C)		油焼入(875°C) 焼 戻(450°C)	
		破壊係數 l/in^2		破壊係數 l/in^2	
1	22.8	48.20	44.50		
2	27.2	42.50	43.50		
3	28.0	41.25	43.30		
4	23.2	37.30	36.20		
弾性係數 $lb/in^2 \times 10^6$					
1	16.1	15.5	14.1		
2	16.6	14.4	15.3		
3	17.5	16.9	16.1		
4	15.7	15.5	15.6		
永久歪%					
1	9.95	3.56	5.00		
2	21.70	7.70	5.00		
3	15.10	6.25	5.35		
4	22.20	5.85	4.70		
ブリネル硬度					
1	163	474	412		
2	196	488	390		
3	207	412	380		
4	196	435	423		



した。第8圖に焼戻焼戻温度と抗張力との關係を示す。焼戻状態では硬度は800~860°Cの間では同一であつたが、強度は焼戻温度の上昇するに従ひ減少せるを示してゐる。焼戻後は最低焼戻温度のものが最大の強度を得られた。この實驗は遠心力鑄物の薄い試片で行つたもので之と同材料での實際上の焼戻温度は850~875°Cの範圍を撰ぶのがよい。

次に各元素の影響に就てはPに關しては前述の如く硬度の増加、

第 5 表

試料番號	T.C%	C.C%	G.C%	Si%	Mn%	P%	Ni%	Cr%
1	3.71	0.57	3.14	1.92	0.96	0.45	0	0.11
2	3.76	0.41	3.35	1.97	1.02	0.48	1.18	0.11
3	3.71	0.43	3.28	1.92	0.96	0.47	2.05	0.11
4	3.71	0.36	3.35	1.92	0.99	0.49	2.97	0.15
5	3.71	0.43	3.28	1.97	0.94	0.47	4.10	0.15

第 6 表

試験棒の直径 in	Ni %			
	0	1.18	2.05	2.97
				4.10
ブリネル硬度				
1.75	212	217	228	207
4.00	207	196	207	212
5.50	179	187	196	187

機械的性質の改良等はP0.6%以下のものが良好なる結果を示してゐる。Niの影響に就てはその含有量により硬化の深さは異なるが、第5表に示す如き成分の金型鑄物棒での實驗結果を第6表に示す。之は焼戻前に900°Cで焼鈍し875°Cより油中焼戻せるものの表面の硬度である。又断面積の異なる場合でも各場合共にNi量の多い程硬度は高くその硬化される深さも大である。尙熱處理が適當なれ

ば強度も改良されるもので約50%改良されたる例もある。Mn及びMoを共に添加すると適當なる焼戻焼戻後にはその強度は甚だ高くなる。即ちMoの影響に就てはAl-Cr-Ni鑄鐵、Al-Cr鑄鐵等を窒化すればその強度減少し、特にNiを含む場合は500°Cで90時間窒化處理後は強度の著しく低下せるを認めたと、之は鋼に於ける焼戻脆性の現象と類似のものでMo又はMo及びAlを含むと何れも窒化後も強度は減少せず、又Niを含む場合も強度の減少を防ぐのにMoは有效なるものである。次にNi-Cr鑄鐵は自硬性を有するものでその代表的ものを示すとT.C 2.70~3.50%, Si 1.00~3.00%, Mn 0.5~1.5%, S<0.14%, Ni 3.00~6.00%, Cr 1.50~2.00% (適當成分としてT.C 3.00%, Si 1.80%, Mn 1.00%, S 0.06%, Ni 4.50%, Cr 1.75%)でこの合金鑄鐵を800~850°Cに加熱し空中放冷すれば硬化し680°Cに焼戻すと軟化出来る。この強度に及ぼす自硬性及び焼戻の影響に就ては既述の焼戻の場合と同様である。

次に内應力に及ぼす熱處理の影響に就ては第1表の成分の環狀試片で實驗したが、之によると内應力は鑄造の儘のものは正、焼戻せるものは總て負、焼戻せるものの中450°Cまでの温度のものは負、600°Cのものは正であつた。第9圖に内應力とP量及び熱處理との關係を示す如く、この試片の内應力の零になる焼戻温度は500~570°Cの範圍に存在する様で之を觀察する事は實際上鑄鐵を熱處理する場合重要な事である。尙著者は同材料を用ひて550°Cで20分間安定化熱處理を行ひ及び900°Cで50分間焼鈍後暖冷するも内應力を除去し得なかつた。却つて之等の熱處理は内應力を増加する様で之を除去する唯一の方法としては焼戻及び臨界焼戻温度での焼戻によつて得られる事を否定する譯には行かない。(山本)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

高温用の鋼の合金元素としての磷 (Cross, H. C. and Krause D. E. Metals & Alloys Feb. 1937 低炭素低合金鋼の室温及び低温に於ける性質に及ぼすPの影響については従来屢々論ぜられて居るがPの高温に於ける鋼の性質に及ぼす特殊の影響については未だ餘り研究されて居らぬ1924年 Speller が含磷鋼の高温抗張力降伏點に就いて研究發表して居るがこれによるとC 0.09 Mn 0.43 P 0.013%の重ね熔接せしスチームパイプの抗張力降伏點はPが約0.10%迄増加するにつれて高まるこの時延性は殆んど變らぬ、抗張力は600°Fから1,000°F迄に於てはPが多くなる程増加する。

Ellis氏は含磷鋼は同じ炭素量ならば炭素鋼よりは鍛鍊し難いといつて居り彼の最近の研究によるとCorten, Manten, Sil-Ten及びそれと同じ炭素量の各炭素鋼との鍛鍊試驗に於てはCortenは同

第 1 表

短時間引張試験及びクリープ試験に使用せる含磷鋼の化學成分									
鋼番	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Mo%	Cu%	
877	0.073	0.11	0.37	0.21	0.043	—	—	—	
1,210	0.10	0.20	0.40	0.02	—	1.00	0.20	—	
1,211	0.10	0.20	0.40	0.50	—	1.00	—	—	
1,212	0.10	0.20	0.40	0.03	—	1.00	0.50	—	
1,052	0.10	0.10	0.40	0.35	—	—	—	—	
1,053	0.10	0.10	0.40	0.20	—	1.00	—	—	
1,679	0.12	0.10	0.50	0.17	—	—	—	—	
1,680	0.12	0.10	0.50	0.31	—	—	—	—	
1,703	0.13	0.10	0.50	0.18	—	0.94	—	—	
1,730	0.16	1.01	0.50	0.18	0.04	—	—	1.00	
1,734	0.16	1.05	0.60	0.324	0.04	0.97	—	0.37	
1,747	0.17	0.10	0.53	0.17	—	0.92	0.20	—	
1,750	0.18	0.12	0.54	0.17	—	2.38	0.21	—	
1,892	0.11	0.05	0.35	0.176	—	—	0.21	—	

炭素量の炭素鋼よりは明かに鍛錬し難く $Si\ 0.75, Cu\ 0.5, Cr\ 1.00, P\ 0.15, C\ 0.1\%$ のものも鍛錬温度 $1,200^{\circ}C$ 迄はいかなる温度でも鍛錬し難い本研究に於ては試験材は $15w$ の高周波電氣爐で熔製し結晶粒を微細化せしめる爲に Al を 0.10% 加入し鍛造壓延して約 $3/4''$ の丸棒にした これ等の化學成分を第1表に示す。

先づ此等の鋼を室温 $750, 850, 950^{\circ}F$ で短時間引張試験を行つた尙その前に $1,800^{\circ}F$ で 30 分加熱し空冷し $1,250^{\circ}F$ で 4 時間再熱し空冷した、試験結果を第2表に示す。

第2表 含磷鋼の短時間引張試験結果

鋼 番	成 分			温 度 °F	抗張力 lbs/sq.in	降伏點 lbs/sq.in	伸 率 in 2'	断面收 縮率%	シャルピ ー衝擊抵 抗 ft-lbs	熱處理
	C	P	Cr							
KI	0.17	0.012	—	室 温	55,500	30,000	40	67	—	D
KI	0.17	0.012	—	800	45,000	20,000	45	80	—	D
KI	0.17	0.012	—	1,000	26,000	15,000	60	90	—	D
1679	0.12	0.17	—	室 温	67,500	45,000	33	67	37	B
877-5	0.07	0.21	—	750	68,800	26,600	43	70	—	C
877-3	0.07	0.21	—	850	56,750	25,700	40	76	—	C
877-4	0.07	0.21	—	950	42,750	22,200	60	87	—	C
1680	0.12	0.31	—	室 温	79,500	56,000	34	62	37	E
1052-4	0.10	0.35	—	750	76,500	34,400	38	63	—	C
1052-3	0.10	0.35	—	850	63,350	33,400	59	76	—	C
1052-5	0.10	0.35	—	950	44,900	27,000	65	84	—	C
1703	0.13	0.18	0.94	室 温	75,200	45,500	36	69	39	F
1053-3	0.10	0.20	1.00	750	69,750	28,500	35	70	—	C
1053-4	0.10	0.20	1.00	850	63,250	28,400	41	78	—	C
1053-5	0.10	0.20	1.00	950	48,400	27,500	50	85	—	C

B $1,725^{\circ}F$ —1/2時間—空冷

C $1,800^{\circ}F$ —1/2時間—空冷— $1,250^{\circ}F$ —4時間—空冷

D $1,650$ — $1,700^{\circ}F$ —1時間—空冷

E $1,800^{\circ}F$ —1/2時間—空冷

F $1,725^{\circ}F$ —1/2時間—空冷

尙比較試験の爲めに $C\ 0.17, Mn\ 0.42, P\ 0.012, S\ 0.035$ の炭素鋼の引張試験結果を採たこの炭素鋼は $1,650$ から $1,700^{\circ}F$ に1時間保持した後空冷した、高温試験の前に室温に於て試験したが P の増加と共に抗張力 降伏強 降伏比等は高まつた、尙從來 P は靱性を害すると云はれて居るが本實驗に於てはシャルピー衝擊値は $P\ 0.17\%$ の No. 1679 及び $P\ 0.31\%$ の No. 1680 は比較的高く然も同一であり伸び及び断面収縮率は殆んど等しく $P\ 0.012\%$ しか含まぬ KI と比較して大差はない。

Sauveur 氏は P は軟鋼に益を與へるとも害を與へないと云て居る抗張力及び降伏強の高まる事により場合によつては靱性及び延性の多少下るのは補へる、尙此の強さは高温に於ても然りである、即ち第2表に示す如く例へば No. 877, No. 1052 は P の高くなる程延性を下げずに抗張力 降伏強の高まる事を示して居り $750, 850^{\circ}F$ に於て特に顯著である $950^{\circ}F$ に於ては高含磷鋼は最も良い性質を示すがその差は大した事はない、 $750^{\circ}F$ に於て $P\ 0.35\%$ の No. 1052 は $P\ 0.21\%$ の No. 877 に比較して抗張力に於て $7,000\ lbs/sq.in$ 高く降伏強に於て $8,000\ lbs/sq.in$ 高い $950^{\circ}F$ に於てはこれ等の差異は $2,000\ lbs/sq.in$ 及び $5,000\ lbs/sq.in$ になる。

表中の結果では低 P 鋼の KI とは比較出来ないが高含 P 鋼は $950^{\circ}F$ で良い性質を示し $P\ 0.21\%$ の No. 877 は $800^{\circ}F$ で降伏強に於て遙かに KI より優れて居る、抗張力に於てはやゝ KI の方が優つて居るが更に P を増せばこれは補ひ得る例へば $P\ 0.35\%$ 含む No. 1052 は $956^{\circ}F$ では KI の $800^{\circ}F$ に於けると同様な抗張力を有す。

$P\ 0.20\%$ 含む鋼 No. 1053 に Cr を 1% 加へると室温に於ては

抗張力を増さぬが高温に於ては明かに増加を示す $850^{\circ}F$ 及び $950^{\circ}F$ に於てはこの現象が特に顯著である。

次にこれ等の含 P 鋼を高温に於てクリープ試験を行つた、先づ No. 877, 1052, 1053, 1211, 1212 について $850^{\circ}F$ 及び $950^{\circ}F$ に於て荷重 $12,000\ lbs/sq.in$ をかけて試験し續いて更に P の多い No. 1730, 1734, 1147, 1750, 1892 について前より高温で荷重を増して行つた、これ等の結果を第3表に示す。

表によつて No. 877 及び No. 1052 即ち $P\ 0.21$ と 0.35 とにつ

いてのクリープ値の明な變化をみる事が出来る No. 877 方は No. 1052 に比べて最初の 100 時間で變形の度が大であり 800 時間以後は兩方共變形の度は極く小さい 1,000 時間では $P\ 0.21\%$ 含む方は 0.00001% $lbs/sq.in$ に過ぎない、前者は 1,500 時間で 0.00004% の割合になる 10,000 時間後の全變形量は $P\ 0.21\%$ の No. 877 で 0.865% 、 $P\ 0.35\%$ の No. 1052 で 0.22% となる、これ等の結果は標準化した $C\ 0.17\%$ で P の極く低い炭素鋼が 10,000~11,000 $lbs/sq.in$ の荷重で $850^{\circ}F$ で 10,000 時間に全變形量 1% を示すのを見ても明に P の影響がわかる理である、但し荷重を更に大にすれば含磷鋼のクリープ値及び全變形量が下る、次に $P\ 0.20\%$ のものに Cr

を 1% 加へれば著しくクリープ抵抗を増す No. 1053 の $12,000\ lbs/sq.in$ で $850^{\circ}F$ に於けるクリープ値は $Cr\ 1\%$ 加へると $P\ 0.35\%$ で Cr を含まぬ No. 1052 に匹敵する様になる。

次に P と Mo の同様な長時間引張試験に對する影響を $P\ 0.2\%$ $Mo\ 0.2\%$ 、 $Cr\ 1\%$ のものと $P\ 0.50\%$ 、 $Mo\ 0.50\%$ 、 $Cr\ 1\%$ の二つについて行つた 更に $Mo\ 0.20$ 、 $P\ 0.17$ のものとこれに Cr を 1% 加へたものと $Cr\ 1\%$ 、 $Mo\ 0.50\%$ との比較試験を行ひ P をどの程度迄 Mo の代用に出来るかをしらべた處が $Cr\ 1\%$ 、 $Mo\ 0.2\%$ の No. 1210 が $Cr\ 1\%$ 、 $P\ 0.20\%$ のものよりクリープ値に於て良結果を示したのは豫想外であつた、然しこの二つの差は極く小さく全變形量は殆んど等しく $850^{\circ}F$ 、 $12,000\ lbs/sq.in$ に於ける實際の目的に於てはクリープ抵抗も殆んど等しいと見てよいと思ふ。

$Cr\ 1\%$ 、 $P\ 0.5\%$ の No. 1211 及び $Cr\ 1\%$ 、 $Mo\ 0.50\%$ の No. 1212 は何れも他の鋼よりは大なるクリープ抵抗を示すと考へたので $12,000\ lbs/sq.in$ で試験した。

No. 1211 の 1,000 時間に於けるクリープ程度は約 0.00005% /時間であるこれは丁度 No. 1212 の約 5 倍にあたる然し No. 1211 のクリープ程度は試験を進めるに従つて次第に減少し歪硬化は遂にクリープ抵抗を非常に大ならしめた。斯の如き状態に於ては 10,000 時間に於ける全變形量は Mo 鋼は含磷鋼より小となる。

$Cr\ 0.92$ 、 $P\ 0.17$ 、 $Mo\ 0.20$ の No. 1747、 $P\ 0.17$ 、 $Mo\ 0.21$ で Cr を含まぬ No. 1892 は $950^{\circ}F$ $12,000\ lbs/sq.in$ で 1,000 時間の試験結果 Cr を含まぬ後の方が非常にクリープ抵抗が低かつた。

No. 1747 の $950^{\circ}F$ $12,000\ lbs/sq.in$ のクリープ値は P をほんの名許り含む $Cr\ 1\%$ 、 $Mo\ 0.50\%$ の No. 1212 と全く等しい、従て

第 3 表 P, P-Cr, Cr-Mo 及び Cr-P-Mo 鋼のクリープ試験結果

鋼 番	試験温度 °F	荷重 lbs/in ²	試験時間	最初の 變形度 %	1,000 時間後		10,000 時間 後の全變形 量%	化學成分%					
					變形度合 %/時	全變形量 %		C	Cr	P	Mo	Si	Cu
877-1	850	12,000	1,510	0.035	0.000074	0.48	0.865	0.07	—	0.21	—	—	—
877-1	850	12,000	1,510	0.069	0.000074	0.525	—	0.07	—	0.21	—	—	—
1052-1	850	12,000	1,050	0.063	0.00001	0.15	0.22	0.10	—	0.35	—	—	—
1052-1	850	12,000	1,050	0.043	—	0.11	—	0.10	—	0.35	—	—	—
1053-1	850	12,009	1,060	0.046	—	0.075	0.18	0.10	1.0	0.20	—	—	—
1053-1	850	12,000	1,060	0.066	—	0.102	—	0.10	1.0	0.20	—	—	—
1210-2	850	12,000	1,130	0.042	—	0.092	0.167	0.10	1.0	—	0.20	—	—
1210-2	850	12,000	1,130	0.067	—	0.075	—	0.10	1.0	—	0.20	—	—
1211	950	12,000	1,175	0.032	0.00005	0.112	0.674	0.10	1.0	0.50	—	—	—
1211	950	12,000	1,175	0.079	—	—	—	0.10	1.0	0.50	—	—	—
1212	950	12,000	1,010	0.062	0.00001	0.098	0.18	0.10	1.0	0.03	0.50	—	—
1212	950	12,000	1,010	0.055	0.00001	0.083	—	0.10	1.0	0.03	0.50	—	—
1730	850	20,000	210	0.105	0.0122	2.972	over	0.16	—	0.18	—	1.0	1.0
1730	850	20,000	210	0.114	0.0122	3.005	0.125	0.16	—	0.18	—	—	—
1892	950	12,000	1,175	0.064	0.000075	0.225	0.904	0.11	—	0.17	0.21	—	—
1892	950	12,000	1,175	0.070	0.000075	0.236	—	0.11	—	0.17	0.21	—	—
1747	950	12,000	1,410	0.067	0.00001	0.130	0.236	0.17	0.92	0.17	0.20	—	—
1747	950	12,000	1,410	0.052	0.000015	0.103	—	0.17	0.92	0.17	0.20	—	—
1734	850	20,000	1,375	0.070	0.000055	0.170	0.697	0.16	0.97	0.32	—	1.05	0.37
1734	850	20,000	1,375	0.132	0.000055	0.248	—	0.16	0.97	0.32	—	1.05	—
1750	850	20,000	1,375	0.081	0.000010	0.144	0.213	0.18	2.38	0.17	0.21	—	—
1750	850	20,000	1,375	0.120	0.000010	0.100	—	0.18	2.38	0.17	0.21	—	—
1750	850	28,000	1,685	0.122	0.000015	0.187	0.327	0.18	2.38	0.17	0.21	—	—
1750	850	28,000	1,685	0.142	0.000015	0.206	—	0.18	2.38	0.17	0.21	—	—
1747(a)	950	12,000	1,488	0.064	0.000095	0.220	1.068	0.17	0.92	0.17	0.20	—	—
1747(a)	950	12,000	1,488	0.052	0.000095	0.206	—	0.17	0.92	0.17	0.20	—	—
1734(a)	850	20,000	1,488	0.075	0.000085	0.230	1.018	0.12	0.97	0.27	—	1.05	0.37
1734(a)	850	20,000	1,488	0.117	0.000085	0.287	—	0.12	0.97	0.27	—	1.05	—
1750(a)	850	28,000	1,488	0.151	0.000025	0.213	0.413	0.14	2.38	0.17	0.21	—	—
1750(a)	850	28,000	1,488	0.110	0.000025	0.163	—	0.14	2.38	0.17	0.21	—	—

註、試験材全部 (a を除く) 標準化焼鈍せしものなり、 a—油焼入焼戻

Mo の低い P を多く含む鋼を Mo の高いものとクリープ抵抗に於て殆んど匹敵すると云へる。

又 P は W 及び Mo を含むもののクリープ抵抗に對して大に影響を及し P は或る程度この Mo の代用にする事が出来る。

次に P を各種の合金元素と共に種々の割合に添加したものを大なるクリープ抵抗と室温に於ける大なる抗張力を示すならんといふ豫想の元に 850°F でクリープ試験を行たこれ等の鋼の三種類の室温に於ける性質を No. 1892, 1747 と比較して第 4 表に示した。尙クリープ抵抗は第 3 表によつてわかる。

クリープ試験は 20,000 lbs/sq.in で行た Cu 1.00, Si 1.01, P 0.18 の No. 1,730 は變形度大で 0.0122 %/時間を示し 210 時間後はこの試験は中絶した、No. 1734 は矢張り大なる變形度を示した No. 1750 の 20,000 lbs/sq.in に於けるクリープ抵抗は No. 1747 の 12,000 lbs/sq.in に於けるクリープ抵抗は No. 1747 の 12,000 lbs/sq.in に於けるものと全く等しい結果を示したのでありこれは No. 1750 が Cr を多量に含有する爲めと思はれる。

Cr 無き P-Cu-Si 鋼はクリープ抵抗甚だ小である Cu 及び Si はクリープ程度及び全變形量は 20,000 lbs/sq.in の時よりやゝ高かつた、

次に No. 1747, 1734, 1750 を油焼入焼戻して降伏點 抗張力を高めんとした 室温に於ける性質は第 4 表に示しクリープ抵抗は第 3 表に示す。

No. 1747, 1750 に於てはこの熱處理で第 4 表に示す如く標準化したものよりは高い抗張力を得た 降伏點も同時に増加した No. 1747, 1750 は No. 1734 よりは熱處理による影響は大である。

クリープ試験に於てはこの三種何れも標準化したものよりは良好な結果を示した、この内 No. 1750 が最もノルマライズしたものに

第 4 表 含磷鋼の引張及び衝撃試験結果

鋼 番	C%	P%	Cr%	Cu%	Si%	Mo%	Mn%	抗張力 lbs/sq.in	降伏點 lbs/sq.in	伸%	断面收 縮率%	シャルピー衝 撃値 ft-lbs
1892(A)	0.11	0.18	—	—	0.05	0.50	0.50	81,500	46,000	33	65	36
1747(B)	0.17	0.17	0.92	—	0.10	0.53	0.53	79,000	51,500	31	69	41
1747(D)	0.17	0.17	0.92	—	0.10	0.53	0.53	101,000	80,000	25	68	38
1730(A)	0.16	0.18	—	1.00	1.01	0.50	0.50	88,500	66,000	32	60	22
1734(C)	0.12	0.32	0.97	0.37	1.05	0.60	0.60	102,000	71,500	31	64	29
1734(E)	0.16	0.32	0.97	0.37	1.05	0.60	0.60	100,000	80,000	30	62	21
1750(B)	0.18	0.17	2.38	—	0.12	0.54	0.54	95,000	68,000	26	70	40
1750(D)	0.14	0.17	2.38	—	0.12	0.54	0.54	108,500	91,500	23	66	27

A 1,725°F で 30 分間ノルマライズ後空冷

B 1,700°F で 1 時間ノルマライズ後空冷、1,250°F で 1 時間加熱後空冷

C 1,550°F で 30 分間ノルマライズ後空冷

D 1,700°F で 1 時間加熱後油焼入 1,100°F で 1 時間加熱後空冷

E 1,550°F で 30 分間加熱後油焼入 1,100°F で 1 時間加熱後空冷

近いクリープ値を示して居る。

この試験に依ればクリープ抵抗を或程度犠牲にすれば油焼入焼戻で相當抗張力 降伏點を高められる事を知た P に他の合金元素特

第 5 表 熱處理後及びクリープ試験後の含磷鋼の衝撃試験結果

鋼番	C%	Mn%	P%	Cr%	Cu%	Si%	Mo%	熱處理後の シャルピー (A) 衝撃抵 抗 ft-lbs	クリープ試験 時間		アイゾート衝撃抵抗 (B) ft-lbs	
									850°F	950°F	熱處理後	クリープ 試験後
877	0.07	0.37	0.21	—	—	0.11	—	37(C)	1,510	—	20, 26,	46, 25,
1052	0.10	0.40	0.35	—	—	0.10	—	23(C)	1,050	—	3.5, 2.5,	4.5, 2.5,
1053	0.10	0.40	0.20	1.00	—	0.10	—	39, 37(C)	1,060	—	64, 97,	75, 53,
1210	0.10	0.40	—	1.00	—	0.20	0.20	42, 41(C)	1,130	—	—	over 110
1211	0.10	0.40	0.50	1.00	—	0.20	—	—	—	1,175	—	40, 2.0,
1212	0.10	0.40	—	1.00	—	0.20	0.50	59, 57(C)	—	1,010	—	over 110
1892	0.11	0.35	0.18	—	—	0.05	0.21	41, 40(D)	—	1,224	—	88, 91,
1747	0.17	0.53	0.17	0.92	—	—	0.20	42, 41(D)	—	1,469	—	72, 79,
1747	0.17	0.53	0.17	0.92	—	—	0.20	40, 36(F)	—	1,488	—	36, 51,
1734	0.16	0.60	0.32	0.97	0.37	1.05	—	21, 22(E)	1,375	—	—	7.0, 13.5,
1734	0.12	0.60	0.27	0.97	0.37	1.05	—	21, 21(F)	1,488	—	—	6.5, 7.9,
1750	0.18	0.54	0.17	2.38	—	0.12	0.21	30, 35(E)	1,375	—	—	26, 18,
1750	0.14	0.54	0.17	2.38	—	0.12	0.21	31, 25(F)	1,488	—	—	19, 17,

A—シャルピー鍵孔切込試験片 B—標準丸棒アイゾート試験片 V 切込 C—焼鈍セザノルマライズのみ D—1,250°F で焼鈍
E—ノルマライズ及び 1,100°F で焼鈍 F—油焼入 1,100°F 焼戻

に Cr 及び少量の Ni, Cu, Mo 等と共に存在する時はヤム靱性を改良する傾向があるこれは含 P 鋼が高温に使用されるに際し重要である
室温は於ける靱性は P を餘り多く含まぬものは相當良好である事は前に述べた通りである、次に長時間使用された後に靱性がどの程度にクリープ試験後の衝撃値を測定すればわかる理である。

衝撃値を決定するにはクリープ試験片から削つた径 0.505" の丸いアイゾート試験片を使用した、第 5 表にこれ等の結果を示す。

熱處理した状態に於ては No. 1,211 を除いた何れの試料もシャルピーで 20 ft-lbs 以上を示して居る。No. 1,052 のみは P 0.35% 含み甚だ脆い。

No. 1052, 1211 を除いて他のものはクリープ試験後も衝撃値は相當良好である No. 877 は特に低いものと高いものとあり。

この理由は P の含まれ方が不同で所により 0.20 以下のものと思はれる No. 1210, 1212 は P 低く大なる靱性を示して居る、普通は P は衝撃値を下す理であるが多くの含 P 鋼はクリープ試験後に於て實に 40 ft-lbs 以上を示して居るのであるこれ等の試験結果により高温に使用して後も充分の靱性を保有する事が出来ると考へてよい扱て衝撃値からみては P は他の元素 Cr, Cu, Mo 等がない時は 0.20% 以下がよい様に思はれる。(N. M.)

17.5% クロム鋼の諸性質に及す Ti の影響 (Comstock, G. E. & Clark, C. L. Metals and Alloys Feb. 1937.) 本研究は C 0.2~0.3 Cr 17.5 を含むクロム鋼の物理的性質に及す Ti の影響をしらべたものである、試料は 4 種で何れもミシガン大學に於ける高周波電氣爐にて熔製したもので其成分を第 1 表に示す。

4 種何れも加へしフェロチタンの成分は異なるものである。

第 1 表

試料 番號	添加せし Ti 鐵の種類	化學分析				
		C	Cr	Mn	Si	Ti
A	—	0.22	17.85	0.57	0.38	—
B	19%Ti 4%C	0.30	17.75	0.70	0.91	0.25
C	23.4%Ti 0.01%C	0.21	17.27	0.68	0.77	1.11
D	39.45%Ti 0.7%C	0.22	17.65	0.69	0.77	1.97

此等の鋼を何れも約 25 lbs づまマグネサイト坩堝で熔解した、装入原料は低炭素鋼に C 0.20 以下のクロム鐵を用ひ Ti を加へる前に Si 及び Al で充分湯を鎮靜せしめた、尙此場合のフェロシリコンは Si 80% のもので 25g Al は 10g 添加した、熔解中は別に湯の面を鎮靜で蔽ふ様な事はしなかつたが熔解中に出来た鎮靜は Ti を加へ

る前に全部取除いた、第 2 表は熔解中に逃げて變化した各成分を示したものである。

第 2 表

		Ti 添加後	原料	減量
A	C	0.173	0.220	-0.047
	Cr	17.50	17.85	-0.35
	Mn	0.63	0.57	0.06
	Si	0.41	0.38	0.03
B	C	0.298	0.30	-0.002
	Cr	17.50	17.75	-0.25
	Ti	0.845	0.25	0.595
C	C	0.173	0.21	-0.037
	Cr	17.50	17.27	0.23
	Ti	2.29	1.11	0.44
D	C	0.173	0.220	-0.047
	Cr	17.50	17.65	-0.15
	Ti	2.29	1.97	0.32

尙 C の含量の不同は添加クロム鐵の中の炭素量の差異によるものと思ふ。

鑄込温度は約 2,950°F で鑄鐵製の鑄型に注いだ。この鑄型は 4 角なもので傾斜して居り廣い方で 2 1/2" sq である、出来た鋼塊は 7/8" の丸棒に鍛造した、鍛造後先づブリネル硬度を測定した、種々の温度で 2 時間焼鈍して爐冷した、測定結果を第 3 表に示す。

第 3 表 ブリネル硬度 (焼鈍後)

焼鈍温度 °F	A	B	C	D
鍛造の儘	418	460	137	137
1,450	220	225	149	140
1,550	194	207	143	133
1,650	165	181	134	130
1,750	157	179	134	134

上表に示す如く 1% 以上の Ti を含むものは硬度低く鍛造後軟化する爲めに焼鈍する必要はない、この他の試験を行ふ前に A, B, C を 1,650°F で D を 1,550°F で焼鈍した。

然る後室温 1,000°F, 1,200°F, 1,400°F で短時間引張試験を行た Ti は焼鈍後の室温に於ける抗張力には殆んど影響はないが然し高温に於ては彈性的性質を改良し特に 1,000°F に於ける比例限界を改良した これ等の結果を第 4 表に示す、各數値は 2 回の試験の平均結果である。

試料 B は C 0.3 で Ti は僅か 0.25 しか含まぬが最も抗張力は高い次に酸化試験を行た 1,200°, 1,400°, 1,600°, 1,800°F で行ひ徑 3/4" 長さ 1/2" の圓筒を用ひ電氣マツフル爐で靜氣中で 1,000 時間加熱した

第 4 表

試験温度 °F	lbs/sq.in				%		
	比例限界	變形に於ける降伏應力		抗張力	伸	断面收縮率	
		0.1%	0.2%				
A	85	30,000	42,000	43,125	80,650	29.25	55.35
B	85	32,500	52,500	54,250	97,475	24.00	47.30
C	85	30,000	44,750	47,000	75,425	26.50	44.25
D	85	26,250	42,500	44,750	71,925	23.00	41.45
A	1,000	9,500	22,375	24,750	46,650	27.00	57.30
B	1,000	18,000	31,875	34,625	55,000	29.50	58.80
C	1,000	15,500	23,500	24,750	38,925	32.00	65.95
D	1,000	18,000	25,250	26,250	42,300	31.50	60.95
A	1,200	4,500	12,500	14,250	24,400	49.50	79.90
B	1,200	4,750	11,875	14,125	24,500	50.25	86.20
C	1,200	5,000	11,875	12,875	20,425	52.75	82.45
D	1,200	6,000	12,000	13,250	20,575	46.75	77.20
A	1,400	0	5,750	6,750	11,400	77.00	92.10
B	1,400	0	5,375	6,500	13,050	60.03	94.60
C	1,400	0	5,750	6,875	10,400	72.50	92.65
D	1,400	0	6,250	7,250	10,875	72.00	88.85

温度の低い場合ではスケールの量が明に秤れたが、1,800°F位ではスケールが剥脱してしまふのでこの場合は酸化減量を秤つた。

1,200, 1,400°Fに於て出来るスケールの量は各試料共極く小さく考慮するに足らぬ程で T_i によつて改良された酸化抵抗の甚大なる事を示してゐる、第5表は 1,600°F 及び 1,800°F に於ける結果を示す。試料 C, D に對する 1,800°F に於ける酸化は部分的に異り或る部分は著しく激しい故に試料 B が結局この性質に對しては最良の事となる。

第 5 表 スケールの量 gr/sq.in

試験温度 °F	スケールの量 gr/sq.in			
	A	B	C	D
1,600	0.0760	0.0017	0.0083	0.0085
1,600	0.0611	0.0043	0.0071	0.0142
1,600	0.0407	0.0046	0.0129	0.0136
平均	0.0593	0.0035	0.0094	0.0121
酸化減量 gr/sq.in				
1,800	0.7645	0.6160	0.8590	0.2455
1,800	1.1765	0.4765	0.3565	0.1452
1,800	0.7588	0.8050	0.8800	0.3965
平均	0.8999	0.6325	0.6985	0.2624

次に4試料に對して ASTM の試験法の標準 E 22~35 T に従てクリープ試験を行った。試片の温度は 1,100°F で應力は 6,000 lb/sq.in で 1,000 時間行た、この結果は普通の方法で線圖に點をとつて行きこの曲線からクリープ値を出した。これを第6表に示す、表に示

第 6 表 クリープ値 %/1,000 時間

	A	B	C	D
400 時間後	0.295	0.265	1.11	0.46
800 時間後	0.295	0.265	3.98	0.68

す如く4種の内試料 C, D は 800 時間以下では次第にクリープ値が増加して居るが A 及び B は全く變化しない、然し C は試験の終り

第 7 表

	lbs/sq.in				%		
	比例限界	變形に於ける降伏應力		抗張力	伸/2"	断面收縮率	
		0.1%	0.2%				
A クリープ	前後	30,000	42,000	43,125	80,650	29.25	55.35
		25,000	40,250	41,250	77,400	19.00	24.80
A クリープ	前後	32,500	52,500	54,250	90,475	24.00	47.30
		32,500	56,500	58,000	93,950	25.00	49.20
B クリープ	前後	30,000	56,500	58,000	75,425	20.50	44.25
		29,000	44,750	47,000	—	—	—
D クリープ	前後	26,250	42,500	44,750	71,925	23.00	41.45
		22,500	41,000	43,500	71,950	30.00	46.50

に於ては明に駄目で他の何れの試料よりもクリープ抵抗が低くなつた B は最高のクリープ抵抗を示し他のものより炭素含有量が高い而して丁度中間の T_i 含有量で T_i と C の比は空気焼を防ぐ必要量以下で組織も安定である、クリープ試験が終つた後この試料を高温熱処理の影響をみる爲めに室温で引張試験を行った、この結果を初めの抗張試験結果と比較して第7表に示す。

表中に於て C に對する結果が缺けてゐるのは試料が試験中割れた爲めでこれはクリープ試験中に入つた歪の爲めである。

第7表に見る如く T_i を含まぬ A がクリープ試験後結果は悪くなつてゐるが T_i を含む B は寧ろ良くなつて居り D は靱性に於て特に良くなつて居る。

クリープ試験後 T_i 鋼 B 及び D は何れも靱性は A よりは良くなつて居る、故に T_i は高温で荷重を加へた後は鋼の靱性を改良すると云へる。扱て次に顯微鏡組織をしらべた、試料 A, B は C, D と大分組織が異つて居る、後者二つは總てに於て同じでチタニウム、シアン窒化物の結晶を含むフェライト組織である、A 及び B は鍛造後マルテンサイト組織を示し焼鈍したものではフェライトの帯を有する球状化炭化物組織に變化する、この二つの鋼の組織はクリープ試験後迄は大して違はない、試料 B は粒が微細で A より炭化物の分布状態がよい。

(K)

耐熱 Cr-Mn 鋼 (Max Schmidt und Hans Legat, Archiv für das Eisenhüttenwesen. Heft 7. Jan. 1937.) 従來耐蝕鋼とし

第 1 表 Cr-Mn 鋼の成分

鋼番	C%	Mn%	Cr%	組 織
1	0.09	5.8	5.0	M
2	0.05	10.9	4.9	M
3	0.04	13.5	6.6	γ +M
4	0.08	25.8	4.7	γ
5	0.10	8.8	8.0	M
6	0.03	15.2	7.4	γ
7	0.08	21.2	8.1	γ
8	0.07	27.6	7.3	γ
9	0.08	7.5	10.2	M
10	0.08	9.5	11.2	M(+ γ)
11	0.07	13.6	10.0	γ (+M)
12	0.10	17.9	9.8	γ (+FeCr)
13	0.17	33.8	9.4	γ
14	0.10	3.7	14.5	M
15	0.04	9.8	16.1	α + γ (+M)
16	0.11	9.9	13.2	M(+ γ)
17	0.04	13.0	12.9	γ (+M)
18	0.05	13.0	15.4	α + γ (+M)
19	0.08	13.9	12.3	γ (+M)
20	0.09	15.1	14.9	γ (+ α)
21	0.09	15.3	12.5	γ
22	0.08	21.2	15.4	γ + α
23	0.09	22.2	12.4	γ
24	0.06	27.3	15.3	γ (+ α)+FeCr
25	0.12	29.0	14.0	γ (+FeCr)
26	0.07	30.7	15.4	γ (+ α)+FeCr
27	0.09	35.0	15.7	γ +FeCr
28	0.10	4.7	22.3	α
29	0.15	9.3	22.2	α + γ
30	0.05	12.3	21.6	α + γ (+FeCr)
31	0.08	14.4	23.3	γ (+ α)+FeCr
32	0.09	17.2	19.8	γ (+ α)+FeCr
33	0.20	19.2	21.3	γ (+ α)+FeCr
34	0.22	23.6	23.1	γ (+ α)+FeCr
35	0.09	7.2	30.7	α (+FeCr)
36	0.09	9.9	31.1	α (+FeCr)
37	0.15	11.2	25.9	α +FeCr
38	0.21	26.0	27.0	γ (+ α)+FeCr

て 18% Cr 8% Mn の Cr-Mn 鋼は盛に使用されて居るが、この Cr-Mn 鋼は耐熱鋼としても相當有用である、即ち Cr-Ni 鋼に比べて Ni を節約出来る許りでなく S に対して抵抗性大なる爲めである本研究に使用せし試験材の化學成分を第 1 表に示す。

實際の目的には Cr 12% からであるが組織的に研究する爲めに Cr の低い所も試験した、試験材は何れもタンマン爐でマグネサイト坩堝を用ひ 25kg 熔解したものである Mn の低いものは 1,100~900°C Mn の高いものは 1,160~950°C の間で鍛造した Cr 23%, Mn 23% 以上のものは鍛造不可能である 10mm 角に鍛造したもので 10×10×55mm² で切込深さ 2mm の衝撃試験片に仕上げた、各試験共衝撃値及びブリネル硬度を測定した。

焼鈍時間の機械的性質及組織に及ぼす影響を決定する爲めに 1,100°C から水焼入したものを 500~520°C で 90 時間 570~590°C, 640~660°C で 40 時間 700~720°C, 790~810°C で 30 時間焼鈍した、組織をみる爲めに 10% の温鹽酸に 3~8 秒間漬けて腐蝕せしめ尚これを 10% の鹽酸アルコール溶液に入れた、又フェライト-マルテンサイト、マルテンサイト-、オーステナイト組織を出す爲めに 1g の鹽化銅を 20cm³ の濃鹽酸 15cm³ の水 65cm³ のアルコールの割合の混合液に入れた腐蝕液を用ひた、焼鈍時間の變化と衝撃値ブリネル硬度の関係曲線は各試料共大差ないので特殊の組織のものについてのみ述べる 1,100°C から水焼入した C 0.08, Mn 7.5, Cr 10.2 の No. 9 は初めはブリネルで 450 位あるが焼入温度が上るにつれて降下し 800°C で 250 位になり衝撃値は 1mk_g/cm² に位である、此等の鋼の靱性は極く低い焼入したものも焼戻したものも強磁性を有す。

No. 10, No. 16 は焼入状態で硬度高く 350 位あるが衝撃値も相當あり約 9mk_g/cm² である、焼戻温度が上るにつれて硬度減少し 600°C 以上になると再び増加するが衝撃値は減少し約 2mk_g/cm² になるこの鋼も焼入及び焼戻状態に於て磁性を有す、組織は焼戻状態に於てマルテンサイト及び残留オーステナイトより成る、焼戻により硬度が上昇するのはオーステナイトよりマルテンサイトに變る爲めである。

No. 9, 11, 17, 19 に於ては焼入状態に於て硬度は僅かに 230C が出ないが衝撃値は高く 21mk_g/cm² を示す、焼戻温度が 500~700°C になると 13~14mk_g/cm² に下るが、焼戻温度と衝撃値の變化關係は一定でない、焼入状態で全く非磁性で 500~700°C に焼戻すと弱磁性になる、組織は焼入状態でオーステナイトで焼戻すとマルテンサイトが出て来る No. 3 は焼入、焼戻何れの状態に於てもマルテンサイトとオーステナイトが共存する。

No. 7, 4, 6, 8, 23 は何れもオーステナイト組織であるが焼入及び焼戻状態に於てもオーステナイト組織である、ブリネル硬度は焼入及び焼戻状態に於て共に等しく低く衝撃値は非常に高く焼戻によつても左程影響を受けない、焼入焼戻何れの状態に於ても非磁性である。焼入状態に於て衝撃値が特に高く 24mk_g/cm² 位ある然し 600°C 以上では靱性が著しく減少する、Ni に反し Mn の地に溶け込む程度は C の高くなるにつれて増加する故炭化物の析出による靱性の減少は起らない、従つてこの現象は組織の變化により研究されるわけである未だ行はれて居らぬ。

No. 18, 15 は焼入状態に於ては硬度は低く 180 位であるが衝撃値は高く 36mk_g/cm² でこれを焼戻すと硬度は上昇し 650~720°C 位で最高で 300 を示すが靱性は極く低い、焼入、焼戻状態に於て磁性を示す、組織は焼入状態に於てフェライト及びオーステナイトである

W Köster 氏によると Mn 15% 迄で γ 共晶はマルテンサイトに變化すると云はれるが本實驗に於ても No. 18 は焼戻によりオーステナイトの極く一部分はマルテンサイトに變化した Cr の多い α 共晶は極く僅かしか腐蝕されぬ γ 共晶がマルテンサイトに變化する時は勿論その機械的性質も變化する、No. 20 は焼入状態に於て硬度は 200 衝撃値は 22mk_g/cm² で硬度は焼戻温度の上昇により餘り變化せず衝撃値は漸次 10mk_g/cm² 位迄低下する、組織は焼入状態でオーステナイト及び少量の α 共晶である、Cr の多い No. 29 は No. 15, 18 に類似し硬度高く脆く焼戻すと完全に脆くなる、組織は α 及び γ 共晶である、焼戻により γ 共晶の分解は顯微鏡では見られなかつた。

完全にフェライト組織の Cr 鋼は No. 28, 35 で如何なる熱處理状態に於ても 200~230 の硬度は變化せず衝撃値は低い。

組織は No. 28 は主にフェライトで一部分オーステナイトを含み No. 35 は完全にフェライトのみである、完全なるフェライト組織は No. 36, 37 にも見られるがこの鋼は焼入焼戻何れの状態でも衝撃値は低く 6~1mk_g/cm² で硬度は焼戻により高くなり最高は 700°C で 300 を示す。

Cr 15~16%, Mn 21% 以上の鋼或は Cr 20~23%, Mn 12% 以上のものは 500~850°C の間で焼戻すと完全に脆くなる、No. 33 はこの例で焼入状態で硬度 210 衝撃値 17mk_g/cm² 程度であるが焼戻すと硬度は次第に 450 位迄上るが衝撃値は 500°C 以上では殆んど 0 に近くなる、No. 27 迄のものは焼入状態で靱性大で磁性は強いもの或は弱いものがあるがこれを長時間焼戻すと全部非磁性に變はる Houdremont 氏は Cr-Mn 鋼の脆性は金屬間化合物 FeCr と關係ありこの FeCr は Mn より Fe に對する溶解度大であると云つて居る この FeCr は Cr の低い時に特にその影響顯著である、即ち α 共晶の場合に於て然りである FeCr が形成される爲めに α 共晶中の Cr が減少し組織は安定となりオーステナイトに於て變化する FeCr 及びオーステナイトが形成されると磁化能力が減少する Cr が高い程焼戻により生ずる FeCr の析出硬化はより大である。

Cr-Mn 鋼を耐熱の目的に使用するには Cr 15% 以上で Cr 20% 位で Mn 8~10% なら耐熱用として充分である、Mn 15~17% のものは Cr 15% 以上でも靱性はさほど減少しない、耐熱の目的につくつた、試験材の成分を第 2 表に示す。D は比較試験に用ひた Ni-Cr 鋼である。

第 2 表

鋼 番	C	Si	Mn	Cr	Ni
A	0.21	0.95	8.0	19.0	1.0
B	0.16	0.58	15.7	16.8	1.3
C	0.14	0.19	15.6	17.3	1.4
D	0.15	1.59	1.2	25.1	17.2
E	0.18	0.02	16.3	14.2	—

Cr-Mn 鋼の機械的性質を更に良くする爲に Ni を何れも約 1% 添加した、これを 1,060~1,100°C から焼入し焼戻時間を 400 時間迄 焼戻温度を 900°C 迄の各温度及び時間に於ける衝撃値、抗張力、耐久性等を試験した處 510°C では A 及び C は同様な著しき膨脹を示し B の衝撃値は 4mk_g/cm² 以下には下らず Ni-Cr 鋼 D は矢張特に強い結果を示した 然し 710°C では Ni-Cr 鋼も Cr-Mn 鋼も殆んど同様な結果を示し焼戻時間 100 時間後は何れも殆んど衝撃値に變化が認められない、中でも B が特に D に匹敵する 850°C では 50 時間後に既に何れも非常に衝撃値下り更に長時間焼戻すと寧ろ多少上る傾向がある この場合は A の方が Ni-Cr 鋼 D より良結果を

示した。

次は焼入後 850°C で 100 時間焼戻したものを 1,000°C 迄の各温度に於ける機械的性質をしらべた處 A が最良の結果を示し B と Ni-Cr 鋼 D はほぼ等しき結果を示し C が最も悪かつた。

5.16-1%/n の割合で引張て耐久性を試験した處 B がフェライト-オーステナイト組織の爲めに最も悪くオーステナイト組織のみの E は 600°C で Ni-Cr 鋼 D より良結果を示した 780°C では兩試料共耐久性は低かつた 次に耐熱試験の爲めに空氣の氣流中で 72 時間焼戻して酸化減量を秤た處 900°C 迄は A が最も良い、故に 930°C 迄の温度には Cr は 19% で充分な理であるが、 Cr の高いものは 650°C で著しく脆くなる缺點がある A は 650°C で 150 時間焼戻すと衝撃値は 1.7 mkg/cm^2 に下る、従て 500~700°C で使用する目的にはオーステナイト組織のもの或は Cr 16%, Mn 17% のものがよい然し實際に於ては斯かる鋼も耐熱度は 820~850°C 位である Si は普通 Cr - Mn 鋼にはさほど高くないが Si は Cr の高いものと同様な作用をなす、結局 Cr - Mn 鋼は耐熱 Ni-Cr 鋼の代用に出来るが Cr の量がある程度に定められる爲め耐熱性は 900°C 以上では具合が悪いが 900°C 迄では諸種の機械的性質は何れも良好である。(K)

1936 年に於ける合金及び合金鋼 (James C. Vignos, Blast furnace and Steel Plant January, 1937.) 最近最も目につくもの一つは合金元素の含有量低き抗張力高き鋼であり將來次第に普及化されることと思ふ。次は結晶粒の大きさの調整である、結晶粒の細いものは焼入温度が上つても粗大にならぬし靱性も大である。然し最近の研究によると結晶粒の粗大な高タングステン鋼は靱性も磨耗抵抗も大である、次は合金元素として Cu の利用即ち含銅鋼及び含銅鼠鑄鐵の使用である、鋼中の Cu は 0.5% 以下では物理的性質には餘り影響無きも大氣中の腐蝕には抵抗性を増す 0.5% 以上 2% 迄の Cu は抗張力 降伏点を高め延性を減少せしめる鼠鑄鐵中の Cu は湯の流動性を増し縮みを減じサウンドにてチルの深さを調節する。

Cr - Cu 鐵及び鋼は自動車工業に盛んに使用せられる様になつた。 Cu , Mn , Ni , Mo 等を種々の割合に含むクロム合金は將來増々問題にされるものであり大自動車會社で現在 C 1.4~1.6, Si 0.8~1.2, Mn 0.55~0.80, Cr 0.4~0.5, Cu 1.5~2.0 の磨耗抵抗大にして高抗張力のクランク軸を製造しつゝある、シリンダーブロックは大抵 Cu 0.50~0.75, Cr 0.30~0.40 を含有し、カム軸は主として C 3.30~3.65 で低 Mn , 低 Si 高含銅 Cu 2.50~3.00, Cr 0.30 程度のクロム合金鋼である、ピストンは C 1.35~1.70, Mn 0.60~1.00, Si 0.90~1.40, Cu 2.50~3.00, Cr 0.15 位の矢張り含銅鋼である。

又バルブシートに特に W - Cr - Cu 鋼を使用して居るのが目立つ、即ち C 1.25~1.35, Mn 0.25~0.50, Si 0.30~0.65, Cr 2.50~3.50, W 14~17, Cu 1.5~2.0 の成分のものである、鑄造したものでは Cu 2.00, Mo 0.20 のものは非常に磨耗抵抗大なる上高抗張力である。

以上の諸種は自動車の部分品であるが他にも大に利用の途はある事と思ふ。

次に不銹鋼半不銹鐵の需要は 1936 年度は前年即ち 35 年度の約 2 倍に達してゐる、これ即ち此種の鋼及び鐵の利用の範囲が廣まつた爲めであるがそれにも拘らず不銹鋼及び鐵の炭化物の安定度を増す爲に多少變た元素を添加してゐる外成分上の進歩は殆んどないのである 今後 18-8 の Ni を Mn である程度代用せんとする考へ等興味ある事と思ふ。

體心立方格子のクロム鐵のフェライト組織を通じ立方格子のオ-

ステナイトに變へるには Ni よりむしろ Mn を必要とする Mn 20% Cr 8~10% のものは大氣中に於ける耐蝕性は充分 18-8 に匹敵する本國に於ては 16% Cr , 6% Ni , 4% Mn なるものを新型の自動車の各所に 18-8 の代用品として使用して居る。

高温に於ける耐酸化性及び酸に對する耐蝕性大なるものとして低 Cr 高 Cr 鐵及び鋼に Si を加へたものが研究されて居る、 C が低くなる程 Si の添加量を増した方がよい様である。

次に合金鐵及び脱酸に關しては中々研究はされて居る様ではあるが殆んど進歩して居らぬ様に見受ける、 Mn 鐵、 Si 鐵の使用はもはや常識となつて居るが此等の合金鐵の品質及び均一性に於てはやゝ進歩を示して居る、將來は更に優秀なる合金鐵の製造せられん事を望むものである。(K. N)

構造用特殊鋼の最近の傾向に就いて(續) (Jones, J. A. The Iron & Steel Industry January, 1937) 最近高 Mn , Mo 鋼は次第に最高限度迄 Mn 及び Mo を添加する様になつて來て居るがこれが爲め加工及び熱處理が難しくなつて來た、殊に Mn 1.7%, C 0.4% 程度のもので然りであるが然し C 及び Mn を適當に調節すれば普通の規格範圍の機械的性質は充分得られる Burns 氏は Mn - Mo 鋼は殆んど Ni - Cr - Mo 鋼と同程度の機械的性質を得られると稱して居り前者は後者より遙かに安價であることは勿論である。

次に平爐鋼よりつくつた C 及び Mn の最高量の Mo 0.30~0.35% の代表的機械的性質を第 1 表に示す。

第 1 表

寸法 in	Mn-Mo 鋼の機械的性質 (830°C 油焼入 550~650°C 焼戻)				
	最大應力 t/sq.in	降伏點 t/sq.in	伸%	断面收縮 %	アイゾー ト衝擊値 ft-lbs
1½d	74.8	69.5	17.5	54.8	54
	68.3	62.6	19.5	59.2	64
	57.8	50.3	22.0	61.6	84
1½d	75.3	69.9	17.0	53.7	39
	68.8	63.3	19.0	59.2	59
	58.3	51.5	21.0	59.2	80
2d	71.6	64.8	17.5	52.4	30
	66.0	59.2	18.5	54.8	59
2¾角	66.5	58.8	19.5	52.4	60
	54.4	45.2	23.0	59.2	78
3¾角	54.0	43.1	23.0	61.6	80

表に示す如く各機械的性質は充分 Ni - Cr - Mo 鋼に對抗出来る。尙構造用特殊鋼は何れも充分の性質を得るには油焼入焼戻を必要とする特に空氣焼も入る。

Ni - Cr 及び Ni - Cr - Mo 鋼は現在では Cr より Ni の高い方が優れて居るが今後尙性質を改良し値段を下げるに必要な適當の Ni と Cr の比を研究する餘地がある又結晶粒の大きさの調節も問題であり本研究に於ては別に粒の大小は調節しなかつたのである。粒の大きさと機械的性質の關係については既に Swinden, 及び Bolsover 氏によつて發表されて居りこれによると粒の微細なるものは炭素鋼及び低級なる特殊鋼の靱性を大に改良する様でありこの點からみると Mn - Mo 鋼の方が Ni - Cr - Mo 鋼より蓋し改良の廣が大ではないかと思ふ第 2 表は結晶粒を微細化する爲めに必要な適當な熱處理法を示す。

此處に得た性質が Mn - Mo 鋼の最良の性質ではない今後まだ研究により改良される事と思ふ。

第 3 表には Swinden, Bolsover 氏等の出した粗粒及び細粒組織の Ni - Cr - Mo 鋼の機械的性質の差異を示す。

擬て最後に構造用特殊鋼の製鋼法について一言すれば大多數のも

第2表 細粒化熱處理を施せる Mn-Mo

鋼の機械的性質 (830°C 油焼入)

寸法 in	焼戻温度 °C	最大應力 t/sqin	降伏點 t/sqin	伸%	收縮率 %	アイゾート衝撃値 ft-lbs
1½d	550	77.8	73.2	17.0	52.4	42
	600	74.6	71.6	18.0	52.4	54
	650	62.2	58.0	22.0	61.6	64
2角	550	78.6	72.4	16.0	44.4	41
	600	73.8	67.6	17.5	52.4	52
	650	63.2	57.0	20.5	59.2	68
3角	550	74.8	69.8	15.0	47.2	46
	600	70.0	61.9	18.0	52.4	59
	650	58.4	50.4	21.0	59.4	84
4角	600	0.691	60.4	18.0	54.8	56
		C.664	61.2	16.5	52.4	53

第3表 Ni-Cr-Mo 鋼の粗粒及び細粒の機械的性質 (830°C 油焼入, C 0.32%

Mn 0.54 Ni 2.63 Cr 0.74 Mo 0.45)

寸法 in	焼戻温度 °C	粒の最大大きさ	最大應力 t/sqin	降伏點 t/sqin	伸%	收縮率 %	アイゾート衝撃値 ft-lbs
1½d	500	3~4	82.3	80.0	17.0	49.6	24
		7	83.0	80.6	16.0	44.4	27
	550	3~4	79.6	74.4	16.5	52.4	32
		7	79.6	76.4	17.5	54.8	37
	600	3~4	74.6	70.0	19.0	61.6	42
		7	70.5	67.7	22.0	61.6	54
650	3~4	65.7	57.6	21.0	61.6	54	
	7	64.2	60.6	21.5	61.6	57	
2½角	550	3~4	82.1	79.5	18.5	54.8	37
		7	82.8	80.0	17.0	52.4	35
	600	3~4	71.2	65.7	21.5	61.6	57
		7	69.8	64.7	22.5	63.6	60
	650	3~4	64.8	58.0	21.5	63.6	59
		7	63.6	57.6	22.0	63.6	64
3½d	550	3~4	82.0	79.4	18.0	52.4	38
		7	82.0	80.0	18.0	49.6	40
	600	3~4	73.2	69.6	20.5	59.2	53
		7	71.8	68.4	19.0	57.2	55
	650	3~4	65.0	58.0	21.0	61.6	65
		7	64.8	57.7	22.0	61.6	67

のは酸性又は鹽基性平爐製鋼法で製鋼されこの何れの法も良好の鋼を大量につくり得る。本實驗に用いたのも全部この平爐鋼である。

平爐鋼は電氣爐鋼より多少非金屬介在物の少き點に於て優れて居るが高周波電氣爐でつくられたものは更に清淨であり均一性がある。

以上の實驗結果につき次の様な諸種の議論がある。

J. W. Jenkin 博士曰く焼戻脆性に關しては P の影響を與へねばならぬ、P は 0.035% では格別脆くはならぬ、又 Jones 氏の實驗は部分的のものであるから Ni-Cr 鋼の鍛錬性、貫粒脆性等に言及する事は無理であらう、尙出來れば Ni 及び Ni-Cr 鋼に對する爐内雰囲気についても研究して欲しかった。

Thomas 氏曰く Cr-Mo 鋼は衝撃抵抗大なる事は大に認める高速度に運轉される機械に於ては Ni 鋼より遙かにすぐれて居り自分の實驗によれば炭素鋼 Ni-Cr 鋼 Ni-Cr-Mo 鋼の焼入焼戻したものは何れも Cr-Mo 鋼の 1/4 も衝撃抵抗がない尙 Jones 氏の實驗に於て Si-Mn 鋼を比較研究しなかつたのは残念である。C 0.35 Si 1.8~2.0 Mn 1.0 のものを適當に熱處理して最大應力 90 t/sqin を得たことに Mn 量が Jones 氏のものと同じでないのは遺憾である。工具鋼に於ては Mn が増すと焼入焼戻した鋼の脆性を増す傾向があり Mn はこの場合 0.9 以上を許さぬもので中には Mn 2% でもよいと云ふ人があるが同意は出來ない。

J. T. Wright 氏曰く工業的見地からみて Mn 1.0~1.2% は脆性を

を起し易い只 Mn 1.6~1.8% になると種々機械的性質が改良される事は確である。又 Jones 氏の實驗に於てもつと薄い試験片についてやつて慾しかつた 即ち薄い場合は Mn による脆性が起き易く C 0.30~0.35 のもので實際によく起きる現象である 然しこの脆性は Ni の添加によつて相當減ずる事が出来る。

Hutton 氏曰く Cr-Mo 鋼に Cu 2.5% 迄加へて試験を行つては Mn しかつた。

T. G. Bamford 氏曰く直線軌條には必ず衝撃抵抗大なる事を要するがこの點に關しては言及して頂きたかつた。尙この目的には P を低める事もよいと思ふ。

某氏曰く細粒組織のものは焼入硬化層が深くなると云はれるが Jones 氏は Mo は粒を微細化すると云つて居るが果して硬化層を深めるや West 博士曰く構造用鋼に對しては大切な性質の一つは疲勞限界の大小であるが此點 Jones 氏は何と云はれるか。

N. P. Allen 博士曰く Ni 鋼が廣く市場に用ひられて居るから此とも比較された方がよかつた。

扱て此等の意見に對して Jones 氏は次の如く答へてゐる 即ち P が必ず焼戻脆性をともなふ原因とは斷言出來ない、然し Mn 及び P が焼戻脆性をともない易くする事は確かである、試験片の大きさに對する影響については熱傳導度からは何等言及しなかつたし只合金元素の影響或は冷却速度の變化のみを申上げたのは不充分であつたかも知れぬ、Ni 鋼に於て現れる貫粒割れは自分は Ni 含量が特に高い時に於て屢々起る様に見受ける、C は 0.5% 以上増加すれば特に粒が細くない限り Mn は 0.90% 以上では焼入に於て割れる恐れは確かにあると思ふ Mo を添加したのは此處にも原因する。

Cr-Mo 鋼に Cu を添加した事はないが 2.5% 位加へたものでは焼戻硬化は起る事と思ふ 此現象はヂュラルミンに於ても起る。

構造用鋼に Cu を加へた事もあるがこの場合 Cu は 0.50% 迄である。

Bamford 氏は或はレール鋼について誤解されて居るのではないかと思ふ レールは普通衝撃値は非常に低く約 5~10 ft-lbs である P の含有如何は確かに問題で高炭素では脆性を起す P は C が低い時は特殊鋼に寧ろ添加する事さへある。

結晶粒の調節については色々研究した事がある、細粒のものは粗粒より確かに深く焼入される、合金鋼の疲勞限界については詳しく試験した事がないが炭素鋼に於ては 0.50~0.55 である。合金鋼に於ては 0.62 程度である。

此等の比は試験片によつても變る疲勞試験は長時間を要するが、今後興味ある問題ではある。(K.)

耐熱用鐵—ニッケル—クロム鑄物 (Corfield, J. D. Metal Progress Oct, 1936. P. 191~194) 一般に耐熱合金は鐵と Cr を含み、高温度の腐蝕作用に Cr が抵抗する譯である。これに Ni を添加すると Cr の活動性を助長し鐵の機械的性質を向上せしめる。Cr の含有量は最低 12% より最高 30%、Cr は 8%~65% の間にあり、標準型として大體次の數種が擧げられる。18% Cr-8% Ni, 24% Cr-12% Ni, 28% Cr-10% Ni, 25% Cr-20% Ni, 15% Cr-65% Ni, 15% Cr-35% Ni, 20% Cr-25% Ni, 18% Cr, 28% Cr である。耐熱合金と言つても使用される環境に應じて其の化學的安定性は異なる。工業上最も普通に惹起される化學作用は、酸化、硫化及び炭化であつて、これ等は獨立に又は併行して起る。純然たる酸化、例へば過剰の空氣を含む燃焼瓦斯の作用の如き場合は比較的簡單であつて、使用温度範圍と物理的性質を考慮して選擇すれば良い硫化物を含まない不

完全燃焼瓦斯の如き還元性氣體には炭化作用の遅い Ni-Cr 合金が適當である。硫化物の存在する場合には Cr-Ni 合金の一種がよい。硫化の程度は硫化物の量、溫度及び種類、即ち SO_2 か H_2S かで異なるものである。一般に燃料中に 1%以上の S を含有すれば有害な化合物を發生し、これに耐へるには Ni-Cr 合金よりも Cr-Ni 合金の方が優れてゐる。又還元性瓦斯に對しては酸化性瓦斯よりも Ni に對する Cr 量の比を大ならしめるのが原則である。

次に高溫度に於ける強度であるが、純 Cr 合金は Cr-Cr 或は Ni-Cr 鋼に比して弱く、1,200 °F 以下では脆性があり、粒の擴大を起す等の理由により餘り使用されない。Ni を少量添加すれば純 Cr 鋼よりも安定である。然し長時間加熱を續けると靱性を失ふが、鑄造した場合には含有炭素がそれ程多量でなく、從て粒の境界に炭化物が沈澱する様な事がなければそれ程脆くはない。此の脆性化は所謂炭化作用のそれと混同してはならない。C は總ての Cr-Ni 合金に對して靱性を減じて強度を増す方向に働く故に、一般には 18~8 合金には 0.20%以下、28~10 合金には 0.35%以下、24~12 合金には 0.50%以下を適當とする。此の 3 種類中 18~8 合金は最も炭化又は炭化物の沈澱に因る脆性化に敏感であるから鑄造品としては最も不適當である。前記の炭素含有量を持つ Cr-Ni 合金の高溫に於ける安全抗張力を第 1 表に示す。普通の設計には此の數値を用ひて差支へない。

第 1 表

設計に用ふる安全抗張力、 lbs/in^2

溫度、°F	18%Cr, 8%Ni	28%Cr, 10%Ni	24%Cr, 12%Ni
1,200	4,000	5,000	5,200
1,400	2,200	2,600	2,900
1,600	950	1,050	1,250
1,800	—	200	300
2,000	—	~100	~150

Ni-Cr 鋼及び大部分の Cr-Ni 鋼は高 Ni のためオーステナイト鋼である。從て Cr 鋼よりも高溫度に於て遙かに安定である。Ni-Cr 鑄鋼の炭素量は 0.40~0.70%である。高 Ni-Cr 鋼 2 種について安全設計値を示せば第 2 表の如し。

第 2 表

設計に用ふる安全抗張力、 lbs/in^2

溫度、°F	65%Ni, 15%Cr	35%Ni, 15%Cr
1,200	4,500	6,500
1,400	2,200	3,700
1,600	1,500	1,600
1,800	240	400
2,000	~80	~120

設計値は長年月に亙る實際の経験を基準としたものであつて、勿論腐蝕による断面の減少をも考慮に入れてある。断面減少は甚しい場合には毎年 10% 或はそれ以上にも及ぶものがある。設計値は又不意の過負荷や過熱に對する安全率をも見込まねばならない。腐蝕條件によつて不安定若くは準安定組織の合金を餘儀なく使用する場合には材料の強度を減少せしめる變態作用の進行は溫度の外に時間に関係する點を考慮せねばならない。

大抵の耐熱鑄物は鑄造技術の許す範囲内で設計されるから、理論的數値から見れば大體に於て常に安全側にある故に強度不足の爲思はぬ破壊を惹起するが如きことは殆んどない。然し乍ら鑄造上何等の制限を受けない場合の設計値は、荷重、溫度、壽命等に關する實地上の數値から歸納されたものでなければ安心出来ない。次に鑄造上の設計に就ては常に或る軸に對して對稱的の形狀例へば工字形、矩形又は圓筒形が望ましく、チャンネル、アングル、チー

等の如きは避けた方がよい。偏心形の品物は冷却に際して收縮の方向を異にする故に眞直の品物が出来ない。圓筒形の品物は遠心鑄造法では好結果を得る。これは砂型鑄物製品に比して残留應力が少い利點がある。どの鑄物でも同じであるが、肉厚は出来る限り一様にせねばならぬ。さもないと熔融状態から凝固する際部分的に應力を發生したり、中空を作つたりする。耐熱鑄物の設計では熱膨脹を自由に許すことが大切である。もしこれを許さないと計算の出来ない大いさの應力が發生して屈折や破損を生ずるに到る。耐熱合金の熱膨脹係数は同一溫度範囲でも含有成分によつて異なるが、極く大體の數値は下記の第 3 表に示す様である。

第 3 表

Ni-Cr 及び Cr-Ni 鋼の熱膨脹 ($in/ft.$)

溫度、°F	Ni-Cr 鋼	Cr-Ni 鋼
1,000	0.115	0.127
1,200	0.136	0.150
1,400	0.160	0.176
1,600	0.182	0.202
1,800	0.206	0.228
2,000	0.228	0.250

(I. K.)

鐵、ニッケル合金の γ - α 變態に於ける可變形性の研究

(Wassermann G. Arch. f. das Eisenhüttenwes. Heft 7 Jan. 1937. S. 321) 金屬材料が原子格子の立てなほしをする瞬間に機械的に弱い状態となつて變形し易くなる事が確められて居る。再結晶の時この様な現象の生ずる報告が多數あるが相の變態でも同様なりと考へられる。この場合古い相から新しい相に變化する際に多少不安定な状態を通る爲に加工し易くなるとは云へないで變態の瞬間に於て何れの相とも全く異なる性質を有する。鐵のパライト變態にも知られ又 H. P. Tiemann は Ar_1 以上に加熱せる鐵棒を兩端を支へて冷却すると Ar_1 の上下では曲らぬのに Ar_1 點で曲げられると云ひ、A. Sauveur も α - γ 變態溫度で鐵棒が振り易くなると報告して居る、著者は先の研究で 30% Ni 鐵合金を取て低溫の變態でも加工性が高められる事を示した。室溫以下でマルテンサイトに似た變態經過を通して α が生じ變態中加工性が急に増す。一般に變態の研究は高溫で行ふ故に結果が亂れ勝であり且高溫で加工性の増す事も考慮せねばならぬが本材料は低溫で變態させ得る。上記の現象の原因或本體は未だ明かならず更に 30% Ni 鐵合金で研究した。

屈曲、振り試験 γ 状態にある充分低溫加工せる線又は帶狀の兩端を指で支へて彈性的に弧形に曲げ試片の中央を液體空氣中に浸けると跳返る力が急に失くなり軟くなつて放しても冷却前の伸びた状態に戻らぬ。一端を水平に保持した線の他端に荷重を加へて定量的に結果を出す事も出来る。 γ 又は α 状態で僅少の彈性的屈曲を起す如き程度の荷重も變態中は試片に残留變形を起す。振り試験にても同様で線の上端を支へて下端に圓盤で荷重をかけ彈性的に一定の角度振た後線を變態せしめると離しても零點に戻らず更に之に回轉振動を與へれば最初の振りの角度が零點となる。又回轉中に變態が起きるとその時期に依て零點と振幅が異なる。之等では變形抵抗の減少、彈性限の低下を生じ複雑な残留變形を與へ得るが本研究では簡單の爲單なる張引荷重を用ひた。

多結晶の抗張試験 試験には Schopper の抗張試験機を用ひた。硬引線で變態中の伸は荷重と共に増し $73 kg/mm^2$ で 12% となつた。之範圍の荷重では γ 又は α 状態で普通の残留伸は甚だ小さく無視出来る。0.5~0.6% の伸が荷重の無い場合にも生じ之はマルテンサイト生成の際の體積變化に依る。又變態中の伸は小さい荷重で現は

れず弾性限があつて上記の場合 10 kg/mm^2 であつた。次に板に 90° の低温加工し 0.3 mm 厚として壓延せる方向に直角に幅 10 mm 長 60 mm の試片を取た。之では加工度大なる爲伸は少く 80 kg/mm^2 8% 弾性限 $15\sim 20 \text{ kg/mm}^2$ となる。焼鈍板で伸は増し 50 kg/mm^2 で 10% 。之の場合弾性限低き爲普通の残留伸が生じ變態の時の断面は小さくなり眞の張力は最初の断面に對するより大となるので之を考慮して計算した。焼鈍板に變態中の弾性限があるや否やはこの測定で分らぬが硬板より低い事は云へる。以上で變態の伸は普通の伸程では無いが低温加工で減じ結晶學的現象と見られる。

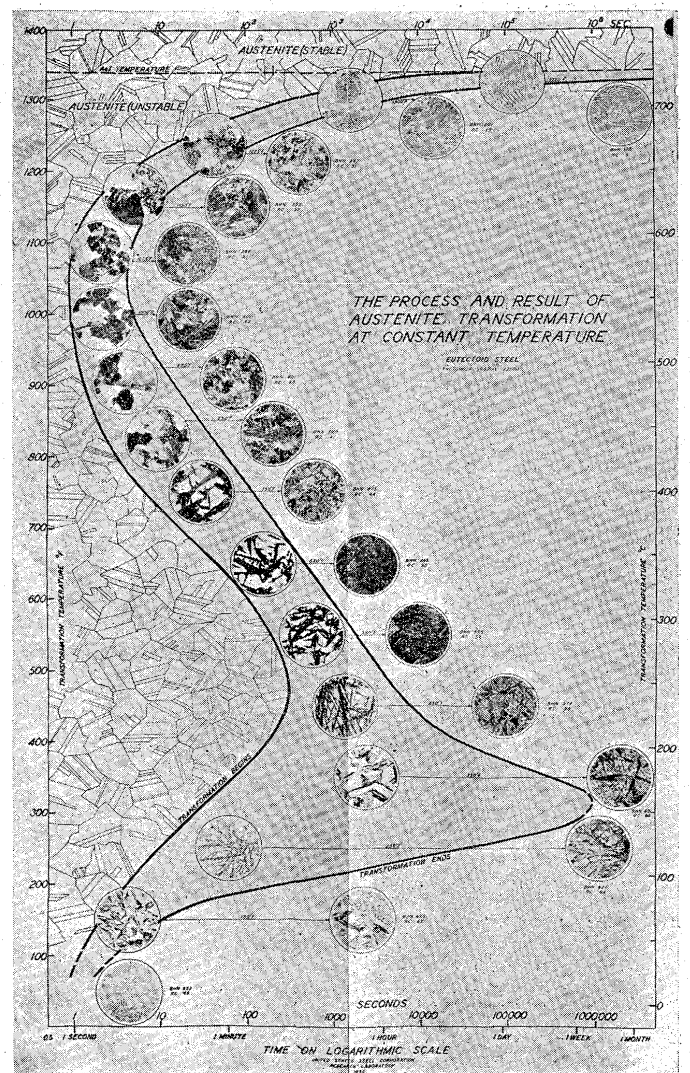
單結晶の抗張試験 多結晶試験の結果は變形塑性の機構を明にせず伸は結晶に生ずるとも、無定形の狀態を経る爲とも、又結晶學的に移動又は迂りを起すとも考へられる。之等を知る爲に單結晶で研究した。低温壓延せる板を再結晶させ正六體晶の各軸が壓延せる方向、直角の方向、板に直角の方向に一致する様に作る。次に普通の残留伸の生ぜぬ爲に結晶軸の方向に 0.3 mm から 0.24 mm に低温壓延し更に壓延方向に對して $0^\circ, 22.5^\circ, 45^\circ, 90^\circ$ で抗張試片を採た。變態の伸は同じ荷重で $[100]$ 即 $0^\circ 90^\circ$ の方向で $[110]$ 45° の2倍となる。 22.5° では小荷重で少く荷重が増すと 0° と同値に昇る。次に再結晶焼鈍せる軟板で試験した。多結晶の場合と同様普通の伸と變態の伸を區別せねばならぬ。之の結果は第1圖に示す、何れの角度にも左方の曲線は變態前、右方は變態後を示して居る。更に試片の寸法を變へて精密に變態の伸と變態の最初の張力の關係を見ると第2圖となる。 20 kg 以上で 0° と 90° の差は無いが荷重が小さいと變る。圖中の 0° と 90° の違ひは結晶の同一方向性が完全で無く幾分壓延方向を軸として回轉して居る爲と考へられる。之の變位は 20 kg/mm^2 以上の荷重では無くなると考へれば良い。伸の停止は $12\sim 13 \text{ kg/mm}^2$ の普通の弾性限を變態前にかけた荷重が通過する爲で少量の残留變形が變態中の伸を亂すものと考へられる。 18 kg/mm^2 以上で伸の増すのは變態經過に變化する爲で組織の研究に俟たねばならぬ。 $45^\circ 22.5^\circ$ の方向に於ても變態變形の弾性限は明瞭で無く塑性的弾性限を通過する時の伸の一時停止は認められなかつた。之の場合は $0^\circ 90^\circ$ より伸が小なる爲更に正確な測定をせねば伸の停止は現はれて來ぬ、以上で變態の伸は結晶學的方向性に關係ある事を知た。次に 18 kg/mm^2 以上の張力で各方向の軟板を比較して見ると $0^\circ 45^\circ$ では曲線が同傾向で硬板が高い張力の方へ移るだけであるが 22.5° の時は相當の差を生ずる。之は第2圖に於て 30% 迄の伸を持つ軟板の塑性残留變形の爲棒軸に對する方向性が異て來た爲であつて變化の無い硬板とは比較出來ぬものなる事を示す。 $0^\circ 45^\circ$ の時は高度の對稱の爲強度の残留變形でも方向性が保たれる故に兩種の板で變りは無い。

以上に依て變態の際加工性の増す事は結晶自體に由來するもので結晶粒界には存在せぬ事を知た。更に變態の伸と結晶學的方向性の關係及僅少の變態前の變形を感じ易い事柄等より見て不規則な原子運動に基く現象で無く結晶學的に決定せられるものである。本研究に依て變態に依る加工性の増加は新しい原子格子の出來る時現はれ

ると云ふ説を確認したが中間に無定形の狀態を通る事は考へられぬ。變形機構に關しては以上の結果だけで確定されず組織及の相の結晶方向性を知らねばならぬ。(T)

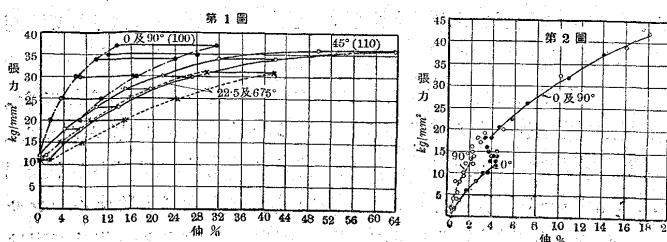
定温度に於けるオーステナイト變態の進行狀態に就いて (U.S. Steel Corp, Kearny, N. J. Metals and Alloys, Jan. 1937.) 共析鋼には純粹の鐵炭素合金に於て所謂 A_{e1} 點と呼ばれる特殊の平衡溫度を有しこの溫度以上では鋼は常にオーステナイトの狀態に置かれ以下ではオーステナイトは不安定で變態を起さんとす、然し一度前にオーステナイト組織になつたものをこの限界溫度以下のある一定溫度に保つと變態は直ちに起らず相當の時間を費して後完了する特性がある、このオーステナイトの變態進行過程を明らかに知るには溫度と時間の關係圖に對數曲線で表すのが最も便利である、而して時間は秒から月迄の廣い範圍をとらねばならぬ。

第 1 圖



第1圖に於ては時間的に三つの部分に分けられる 一つは不安定なオーステナイトではあるが未だ變態が起きて居らぬ所 即ち圖に於て左の曲線の左側の部分である、一つは定溫度で變態が進行し始め完了する迄の S 字型の二曲線の間狭まれたる部分、他の一つは變態が完了した右の曲線の右側の部分である。

S 字型二曲線間に示す顯微鏡組織は各溫度に於ける變態の半ば進行せる組織で其右側の變態を完了せる組織と比較してみるとよい。尚變態完了組織の側にブリネル硬度とロツクウェル C 硬度を附記し



た。變態の速かに行はるゝ温度範圍が二つある一つは1,000~1,100°F 附近で他の一つは 200°F 以下の所である次に變態の進行が最も遅い温度範圍は平衡温度の丁度下の所及び 700°~250°F の間とである。

從て適當の温度範圍を利用すれば變態を速かにも又徐々にも行はせる事が出來反應生成物即ちフェライト及び炭化物の分散分配も自由に變化出来る、即ち高温に於てはフェライト及び炭化物の粗い層狀を生成し低温に於ては約 1,000°F 迄パーライトは微細化して居り時には強力なレンズによつてもこれを分解する事が出來ない。

温度が更に低くなると變態は遅くなりフェライト-炭化物が針狀となりやゝ温度が高くなると蕾薇狀又は瘤狀になる、100°F 以下の温度では前とは別の反應が速かに起る、此際炭化物はもはや析出せず不安定な過飽和に溶け込んだ固溶體即ちマルテンサイトとして殘留する。

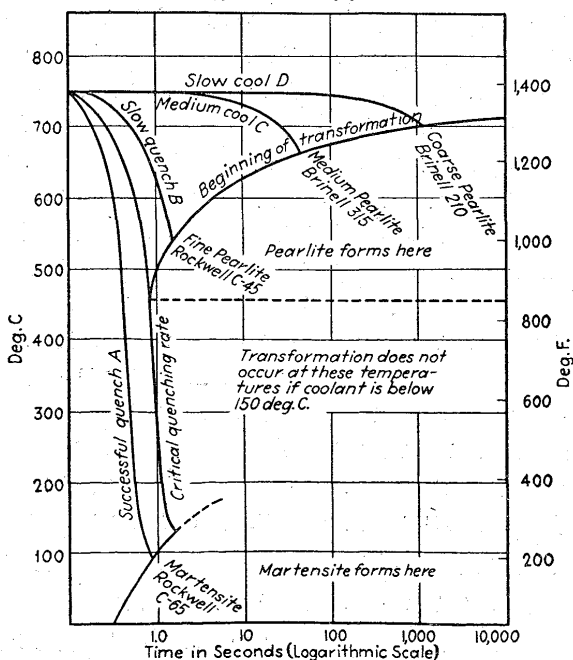
若し特殊元素が添加された場合その元素がオーステナイトの中にとけ込む、なら變態の開始及その進行を遅らせる從て圖の二曲線は右の方へ移動するわけである、然し次に示す結果によつてわかる如くこの特殊元素の影響は皆その種類によつて異なる、第1表は變態の時間が最短の場合の温度に於て變態が始まる迄に要した時間を示したもので何れも C 0.5% 含有する。

C 0.5%	1.0	2.0	4.0	4.0	13.0
Mn	"	"	"	Ni	Cr
1秒以下	約1秒	約10秒	約40秒	約2秒	約300秒

變態は又オーステナイトの結晶粒の大小にも影響され他の條件が等しく共粒が大きいと常に變態の進行を遅らせる、例へばあらかじめ種々の温度で熱處理して結晶粒の大きさを種々に變化せしめた鋼について試験した處變態を丁度中間迄進めるに要する最短時間は結晶粒の大き 8~9 で 2 秒 7~8 で 3 秒 4~5 で 10 秒 2~3 で 15 秒であつた。斯の如き時間の差異は何故起るかといふ理由については未だ完全に説明する迄には至て居らぬ。

次にオーステナイトの安定な温度から冷却した場合の冷却曲線を描けば第2圖の如し。

第 2 圖



オーステナイトの變態の始まる線は各所で交叉する極く徐々に冷却したものは比較的高温で變態が起り強さ及び硬度の低い靱性大なる

粗いパーライト組織になる、冷却速度が速かなればなる程變態は次第に低温に下る 從て段々組織は微細なパーライトとなり硬度強さ高まり靱性が減少する、但し或る冷却速度の場合に於ては S 字型の曲線と交叉せず鋼は此場合非常に硬いマルテンサイト組織となり變態點は殆んど室温迄下る。

中間の冷却速度の場合に於ては變態の一部が高温で起りパーライト組織となり一部分は低温に於て起りマルテンサイト組織となる、この現象は斷面積の廣い大きなものを焼入れた際に屢々起る現象で表面がマルテンサイトで内部が軟いパーライト組織になるわけである。

炭素鋼に合金元素を加へると變態曲線を右側に移すからして合金鋼は炭素鋼より比較的低温で變態を起す若し炭素含有量等しき低級な合金鋼で全く等しい一定温度で完全に變態を起すとすればそれ等の變態組織は酷似して居り成分は違て居ても性質は殆んど大差なしと云てもよいと思ふ。

又合金鋼は炭素鋼より深く硬化するから大型のものを焼入すると炭素鋼よりも一層よく硬化出来る、尙合金鋼に於ても炭素鋼と同様オーステナイトの結晶粒の大小は硬化能力に大に影響がある。

(K. N)

ディーゼル・エンジン用特殊鋼 (其の 1) (Dorey, S. F. Heat Treating and Forging Vol XXII—No.11 Nov. 1936 P. 567~572.)

ディーゼル・エンジンに使用する特殊鋼は次の點に於て論じなければならぬ、1) 常温に於ける變態する内力に対する抵抗、2) 高温に於る變態する内力に対する抵抗、3) 磨滅に対する抵抗、4) 腐蝕と化學的變化に対する抵抗、又低速度エンジンと高速度エンジンに依り異なる、其他適當な材料の選擇にあたり價格の問題を考慮に入れねばならぬ、低速度のエンジンには普通の炭素鋼が一般に使用されてゐる。軟鋼の利點は、1) 延性に富む事、2) 軟鋼は均一良質のものを多量製産し得る、3) 合金鋼に比し非常に安價なる事、高速度のエンジンには合金鋼が廣く用ひられてゐるが一般の傾向は出来るだけ吟味した炭素鋼を使用してゐる。

高温に於る變態する内力に対する抵抗は温度の變化に対する内力であつて之は温度の變化に依る主なる内力は熱の増加と共に増す、即ち瓦斯の温度と共に増加し金屬の厚さと共に増加する。

二衝程エンジンのシリンダー・ヘッドや、ピストン・ヘッドに鑄物が用ひられてゐるか或場合には鍛鍊したもの Cr 鑄鋼、或は Cr 鋼の鍛造品が用ひられる。Cr 鋼は鑄造にも工作にも困難であり熱傳導度も悪いがそれにも關らず良く使用されるのは高温に耐へるからである、而し値は鑄物の 3~4 倍高價である、輕量高速度エンジンの場合には鑄鋼の代りに Cr 鋼、Ni-Cr 鋼を用ふ。

磨滅に対する抵抗を増すために種々の處理が行はれてゐる、磨滅に対する強力な抵抗が必要なときは炭素工具鋼が用ひられる。之の焼戻温度は適當な磨滅抵抗を得るために 450°C まで上昇し得る、實際に最低の磨滅度には、300°C の焼戻し温度が適當である、450°C と 700°C の間では磨滅度は急激に増加する、焼戻し温度が高過ぎるときには磨滅度は比較的高く炭素含有量に依りて異なる、0.4% 炭素鋼には 200°C、0.8% 炭素鋼には 300°C、1.3% 炭素鋼には 400°C ~500°C が適當である。

表面硬化には一般に良質の炭素含有量 0.15% 以下のものを選び固體滲炭は硬化せんとする部分を滲炭剤にて覆ひ約 920°C に加熱し、必要な滲炭の深さにより一定時間その温度に保つ、0.05' の深さを滲炭するに約 6 時間を要す、冷却後之を 900°C に再び加熱し

粒子の大きさを微細にするために焼入し、再び 780°C に加熱し焼入す、機械的性質及疲労や衝撃に對する抵抗を増すには *Ni* 及び *Ni* と *Cr* を含んだ鋼を使用する、*Ni* 鋼の時には 炭素濃度は前より少しく低く時間を約 15% 長くせねばならぬ、3% *Ni* 鋼は 780°C から 1 回の焼入によつて硬化し調質する。

シヤン硬化の利點は精確均一なる加熱により歪の減少、酸化、スケール生成の防止、表面に於る窒素含有量の増加、焼割れの減少、美しき仕上の可能なる事である。

ピンや曲軸やギヤ等々を硬化せんとする時には、旋盤に取付け回転しながら表面を急激にピンの表面に直角に直接酸素アセチレン焰で臨界温度以上に加熱し直ちに水の噴出によつて速やかに焼入する、この結果表面は硬化され核心は軟かい。硬化の後シャフトは 180°C の油中にて焼戻し後研磨仕上をなす、之に用ふる鋼は炭素含有量 0.35~0.40% のものでなければならぬ。

曲軸のピンや車軸の表面硬化には又次の様な方法が用ひられる、高周波に依つて加熱されインダクションコイルの中に入れ後速やかに水の噴出によつて焼入する、約 0.35% *C* を含む鋼はこの方法にて硬化し得る。

表面硬化の一方法に窒素瓦斯を用ひる方法がある、鋼は *Cr-Al* 鋼が用ひられてゐる *C* 量 0.2~0.55% のものが用ひられる窒化層の厚さにより異なるが窒化に要する時間は 40~80 時間である表面の窒化層は 0.016~0.028 吋である窒化する前に最後の仕上をなすが其の時脱炭の憂なき様にせねばならぬこの方法の利點は窒化する前に材料の硬化と焼戻しが完全に出来る事 比較的低温度 500°C で硬化し得る事、表面硬化の際に歪みを生ぜざること、表面の硬度は 1,050~1,100 (ダイヤモンド) 保ち得て磨滅に對して非常に高い抵抗を有すると共に腐蝕に對しても強い。

磨滅に對する高い抵抗を得るために合金鋼の表面の磨滅部分に對して熔接を行ふ方法がある、熔接は電弧熔接が酸素アセチレン瓦斯を用ひて行ふ 例へば排氣瓣やバルブシートは *Co Cr-W* 熔接棒を用ひて酸素アセチレン瓦斯を使用した方が好結果が得られる、排氣瓣として推賞し得る組成は 65% *Co*, 27% *Cr*, 4% *W*, 1.25% *C*, 2.7% *Si* である。

腐蝕は強力エンジンに於ては大なる問題ではない、而し腐蝕疲労は重要な問題である例へば二衝程エンジンのピストンロッドの破損は多くは (ピストンの冷却に水が用ひられてゐる) この作用に歸因するものである。之が爲には高 *Ni-Cr* 鋼が良い結果を得る様である、*Cr* 含有量の多い方が *Ni* を含むものより好効果である。

大型船舶の低速度エンジンの曲軸には 28~32 噸の軟鋼が用ひられてゐる。抗張力の大きな炭素鋼は小型中型の船舶の曲軸に好適である。

高速度軽量エンジンの特殊のものには曲軸として *Mo* や *W* を含む *Ni-Cr* 鋼が用ひられる 1% *W* を含む鋼が特に大なる内力を受けるエンジンの鍛造曲軸に用ひられる外 *Ni-Cr-Mo* 鋼が一般に使用されてゐる、3~3 1/2 *Ni* 鋼及び 1% *Ni* 鋼は小型シャフトに使用される、大型のシャフトには良質の炭素鋼が一般に良好である、大型エンジンの連結桿には良質の軟鋼を鍛錬したものが實際に使用される、小型エンジンには 1% *Ni* を含むものを硬化し焼戻して使用する、高速度エンジンには 3~3 1/2 *Ni* 鋼、*Ni-Cr* 鋼、3% *Ni* 1% *Cr* を含む、*Ni-Cr-Mo* 鋼が一般に使用されてゐる。

(岸本)

8. 非鐵金屬及合金

航空機用材 24S 合金の發達 (Bossert, T. W. Metal Progress, January, 1937) 24S 合金の前身たる 17S 合金は其成分 Duralumin に似て 1909 年 Wilm に依て作られたもので、*Cu* 4%、*Mn* 0.5%、*Mg* 0.5% のものである。焼鈍状態 (17S-0) では非常に軟かで加工は容易である。之を加熱し焼入すると抗張力は 2 倍に、降伏限は 3 倍にも増大するは次表に示す如くである。

材 料	抗 張 力 <i>psi</i>		降 伏 限 <i>psi</i>		伸 %	
	標 準	最小規格	標 準	最小規格	標 準	最小規格
板						
17S-0	26,000	—	10,000	—	20	—
17S-T	58,000	55,000	35,000	32,000	20	15~18
17S-RT	61,000	55,000	46,000	42,000	13	10~12
Alclad 17S-T	55,000	50,000	32,000	28,000	18	11~16
24S-0	26,000	—	10,000	—	20	—
24S-T	65,000	62,000	43,000	40,000	20	12~17
24S-RT	68,000	65,000	53,000	50,000	13	10~12
Alclad 24S-T	60,000	56,000	40,000	37,000	18	13~16
Alclad 24S-RT	62,000	58,000	49,000	46,000	11	8~10
管						
17S-T	65,000	55,000	45,000	40,000	22	12~16
24S-T	70,000	62,000	50,000	40,000	22	12~16
摺出材						
17S-T	58,000	55,000	36,000	30,000	16	16
24S-T	65,000	57,000	46,000	42,000	16	12

表中: O は焼鈍、T は熱處理後室温にて成熟、RT は熱處理後熱成せるものを冷間加工せるもの。

伸の最小規格は板厚により異なる。

然し此性質は焼入後 4 日位の成熟期間を要するものであるが、焼入直後は比較的軟かで加工も出来る。今 17S-T 合金の最初の規格を見ると抗張力及び降伏限は夫々 50,000 及び 24,000 *psi* であつたものが、1919 年には 55,000 及び 25,000 *psi* に上げられ、1924 年には降伏限は 30,000 *psi* に、現在は 32,000 *psi* 迄上げられてゐる。

斯様な發達は唯に製造技術の改善に依てのみ得られたもので、材料の成分は昔も現在も殆ど變化はない。即ち改善としては鑄塊に於ける Segregation の防止、或は他物の介入、lamination 等の減少である。更に耐蝕性合金への要求は熱處理せる状態に純 *Al* よりも電解液壓の低い新合金であつた。何故なれば Alclad (合金の表面に純 *Al* 板を合板) して其の耐蝕性を増大しても切口等に於ける露出部から電解液壓の關係から腐蝕を受け易い爲である。

此要求より出来たものが新合金 24S で其の主要成分元素は 17S と同様 *Cu*, *Mg*, *Mn* である。代表的成分は *Cu*, 4.2, *Mn*, 0.5, *Mg* 1.5% で 17S の *Cu* 4, *Mn* 0.5, *Mg* 0.5% と大差はない。然し其性質の良好なるにより航空機用材料として 17S 合金に代つたものである。其代表的抗張力及び規格は上表に示してある通りで降伏限のみ 25% も 17S-T より増加して居る事は興味ある所であらう。此合金の處理は 17S と殆んど同様で焼鈍状態では加工も容易である。熱處理状態 (24S-T) では 17S より加工性に富み、夫れを焼入直後に行ふ事は 17S と同様であるが、唯 17S よりも焼入後の硬化度が早い。換言すれば加工し得る時間の短い事である。例へば激しい成形操作などは 17S では焼入後 2 hr. 位の内に行ふのであるが 24S では此の時間が 1 hr. 位しかない。従て 17S を使用する場合よりも焼鈍状態で成形し後熱處理する量が増加する分である。

焼入温度は 17S 合金にては 940°F であつたが 24S 合金では若

干低く 920°F とする。高くとも 930°F 以上にならぬ様嚴重に注意を要す。又 17S-T の耐蝕性が焼入に依て得られたと同様に 24ST でも得られる。24S に Al を合板した Alclad 24S は耐蝕性に富むもので 17S と共に航空機用材に多く使用されてゐる。

以上を総合して使用者としては單に其優秀なる機械的性質を有するが故を以て 17S に代て 24S を使用するが如き事なく、其加工性を充分考慮に入れて許容し得る所には大いに 24S の高抗張力を利用する様にすべきである。(M)

米國に於けるニッケル青銅の用途 (The Metal Industry, Oct. 23, 1936. P. 407~409) 使用目的に應じて青銅の成分配合も非常に多くの種類があるが、多くの場合に於て多少の Ni を含有せしめる様になつた。米國と英國とでは幾分その行方を異にしてゐるが、今米國の實例に就てその代表的ニッケル青銅に就て述べる。ニッケル青銅の成分は、大體に於て、Society of Automotive Engineers, American Fountrymens Association 及び American Society of Testing Materials 等諸協會で推賞されたものに新しく Ni を添加したか、Sn の一部を Ni で置換したものである。88-10-2 成分の Admiralty 砲金へ Ni を添加した青銅は最も一般的でその代表的成分は次の如し。

(A): 88% Cu, 2% Ni, 8% Sn, 2% Zn,

(B): 88% Cu, 5% Ni, 5% Sn, 2% Zn,

Ni は靱性を増し、結晶粒を微細化し、流動性と耐摩耗性を高め、特に (A) 類の青銅は高抗張力と耐壓力を必要とする軸承の用途に優れた特性を具備してゐる。流動性を高める爲に薄い鑄物類例へば扉の額縁その他裝飾用の方面に新しい用途が開拓されてゐる。又鍍金仕上を行ふ場合特にニッケル鍍金には非常に著きがよく丈夫である利點を持つてゐる。(B) 類のニッケル青銅は機械的諸性質に優れて居り、抗張力 22 tons/in²、延伸率約 44%、ブリネル硬度 75 である。此の合金は注油方法が完全でなければ軸承合金として適當ではないが、バビットの承金としては良好であり且つ電氣鐵道の部分品、例へば catenary clamp やトロリーの吊金具に用ひられる。Ni は靱性、結晶粒、弾性限を改良し且つ鹽の埃霧氣、蒸氣等による腐蝕に抵抗する性質を與へる。次に示す諸成分のものも夫々の特徴を以て広く使用されてゐる。

番號	Cu	Ni	Sn	Pb	Zn
1	80	2	8	10	—
2	88	4	4	—	4
3	87.5	2	7.5	2	1
4	85	2.5	2.5	9	1
5	78~75	3	8	12.5	—

(1) の青銅は特に減摩合金に適し重荷重や激しい使用に耐へる。Ni の添加によつて延伸率を 8~10% 増加する。(2) の合金は米國政府の G 青銅を改良したもので鑄造用に優れた性質を備へ、船舶用部分品例へばボート装具、舵、甲板照明燈取付棒、オール支へ等に極めて広い用途を持つ。その抗張力は約 21 tons/in²、延伸率 30% 内外であつて、0.04% 程度の P を加へる方が望ましい。(3) は裝飾用である 強度も相當あり、Pb と Zn の配合によつて極めて複雑な形狀の型内にも流入し、その上ニッケルが收縮を防止して流動性を與へる。此の型の合金で 88% Cu, 2% Ni, 2% Sn, 2% Pb, 8% Zn を含むものは一層一般的である。裝飾の目的には Pb を出来る限り少量にした方が機械的強度を落さず且つ表面の磨きが利いて良い。(4) は自動車のブッシングその他に可成の用途を持ち抗張力 12 tons/in² 延伸率 12% 程度である。最後の青銅は自動車の動力傳導装置に於ける同期齒車の圓錐に用ひられ、抗張力 15 tons/in²、延伸

率 12%、ブリネル硬度約 90 である。

次に耐壓鑄物の領分であるが大體次表にその代表的成分を示す。

番號	Cu	Ni	Sn	Pb	Zn	P
1	87	1	3	3	6	—
2	85	1	4	5	5	—
3	83	1	3	6	7	—
4	81	1	2	7	9	—
5	84	4	8	0.5	3.5	0.25
6	88	3.5	6.5	—	2	—
7	84	1	7	3	5	—
8	78	0.5	2.5	10	9	—
9	77	2	5	10	6	—
10	84	1	3	5	7	—
11	84	1	6	3	6	—

(1)~(4) の青銅は一般の受壓部分品及び 100 lbs を超えぬ水壓を受ける小物に非常に廣く用ひられる。之等は元來 85/5/5/5 合金の變形であつて Ni は抗壓力を高め、延伸率及び結晶粒の改良に役立てゐる。抗張力は平均 12 tons/in² 延伸率 15% である。No. 5 及び 6 は高壓力に適し、No. 7 は幾分硬度高く、その流動性の可良なる點より量水器等の薄物に應用される。No. 8 及び 9 はオイルバーナー、冷凍機の瓣等に用ひられ、Ni は耐壓性を増加する以外加工を容易ならしめ種々の化學藥品に對する抵抗力を高からしめる。No. 10, 11 成分は何れも汽關車の注油装置に使用される。以上 11 種のニッケル青銅の機械的性質は平均して抗張力 16 tons/in²、延伸率 27%、断面收縮率 24%、ブリネル硬度約 65 である。以上の他に尙數種のものがあつて、軸承、ブッシング等に適用されてゐるが、何れも材質を改良する目的で約 2% 迄の Ni を添加してゐる。例へば 15% Pb, 6% Sn, 1% Ni, 0.5% Zn, 殘部銅の青銅は鐵道方面に廣い用途を有し、25% Pb, 1% Ni, 5% Sn, 殘部銅のものは鑄鐵用の中子棒として優て居り且つ減摩性を具備し衝撃にも耐へる。機械的性質としては抗張力 9 tons/in² 延伸率 17%、ブリネル硬度 42 である。電氣冷凍機の塞環の如きは Pb の極めて多いニッケル青銅、Pb 28%、Sn 4.5% Ni 0.5%、殘部銅の成分が良い様である。Pb を含む青銅で、Pb を一様に分散させて均一な性質を得る爲に Ni の少量が非常に有用であることは 20 世紀の始め G.H. Clamer によつて發見され、以後前記系統の青銅には必ず添加される現狀である。

(I. K.)

Cr 鍍金液の調節 (Pearson, A. A. The Metal Industry, Jan., 1, 1937) Cr 鍍金に於て液中の Cr 酸と硫酸との分量を常に調査し、一定比に保たねばならぬ事は一般に知られて居る。Cr 酸中の Cr は操作中常に陰極に付き大きい消失がある故常に新しい Cr 酸を電解槽に加へねばならぬが、硫酸の消失は僅少である。一般に Cr 酸對硫酸の比は 100:1 位に保つのが普通で、三價の Cr 及 Fe の少量も亦在るが之等は相當増さない事故を起す様な事はない。

絶へず Cr 酸の濃度を調べる事は望ましいが、之に對し實用的の方法がない。新しい液には液體比重計を用ふる方法もあるが、使用した古い液では實際よりも高い値を示す様になる。普通の對策としては毎日の Ampere-hour から計算して消失量だけ添加する分で、此量は 1,000 amp-hour に對し 2.5 oz の Cr 酸に當る。勿論同一の面迄水を加へ且比重を測定して之を Normal のものとし、完全分析も毎週位は必要であらう。Cr 酸對硫酸の比を求めるに Fe 及び他物の混入しない液ならば分布力を求めて之から適不適を知る間接方法がある。即ち Cavity scale 法及 Bent Cathode 法で、之は又適當な溫度及び電流密度を知る一方法でもある。

Cavity Scale 法:- 厚い銅板に徑 0.4" の孔を深さ 0.04~0.4" に

10 個穿ち、之に鍍金して Cr の達する最も深い孔を求め液の分布力を知る方法。

Bent Cathode 法:- $0.1 \times 1 \times 2.5''$ の銅片を端 $1''$ を直角に曲げ、之が陽極に垂直になる様に液を漬け、angle 中に着く Cr の状況より液の様子を見る方法で、良い分布力のもの angle の奥迄全く Cr に被はれる。

完全分析は液中の CrO_3 三價の Cr、硫酸及び Fe の量を知るを目的とする。適當なる方法は次の様である。

六價の Cr:- 最も正確な方法は硫酸第一鐵の標準液の過剰で六價の Cr を三價に還元し更に残りの硫酸第一鐵を過マンガン酸で滴定する。然し Fe のない場合は iodimetric 法でよい。即ち 5 c.c. の鍍金液を採り、250 cc に稀釋し、此の 5 cc を採り、200 cc の水を加へ、3 g の沃度加里を溶かし更に 1:4 硫酸 10 cc を加ふ。分離した iodine を N/10 チオ硫酸曹達液で澱粉を指示薬として無色或淡い綠色迄滴定する。1 cc N/10 $Na_2S_2O_3 = 0.003333 g CrO_3$ に當る。

硫酸:- 之は Bureau of St'd にて推奨する所の鹽化バリウムで硫酸バリウムを沈澱せしめる普通の方法に依る。然し硫酸バリウムが Cr 酸から完全に分離しない故、六價の Cr を Chromic の形に還元せねばならぬ。其の方法には Bureau of St'd ではエチルアルコールを用ひ、Schneidewind はメチルアルコール、hydroxylamine hydrochloride, Superoxol、酒石酸を用ひ成功してゐる。エチルアルコールでは 12 hr 静置を要するが hydroxylamine hydrochloride では 1 hr で充分である。此外に Kocour の法がある。之は特殊の形状の管(一端を小さい徑に引き延ばし目盛す)中にて鹽化バリウムで沈澱させ、之を毎分 1,000 位に廻轉す。其目盛から硫酸バリウムの量を知る方法で、之は硫酸バリウムとクロム酸バリウムとの一定比の沈澱の出来る事を豫想して行ふもので結果は Bureau of St'd のものと殆んど合致する。

Fe 及び三價の Cr:- 鍍金液 25 cc を採り 200 cc に稀釋し amm. hydroxide を稍と過剰に加へ沈澱 (Fe 及び三價の Cr) さす。之を煮沸し静置後濾過す。沈澱を温湯にて洗滌後稀硫酸に溶かし、更に前と同様アンモニアにて沈澱せしむ。此二度の操作で六價の Cr は完全に除去出来る。濾過後沈澱を稀硫酸に溶かし苛性ソーダを稍と過剰に加へ更に過酸化水素水或 Bromide 水を數 cc 加へる。此時三價の Cr は溶解性のクロム酸ソーダになる。液を煮沸し濾過す。沈澱を温湯で洗ひ再び稀硫酸に溶かし、苛性ソーダ及過酸化水素水にて處理し、濾過洗滌後燒き Fe_2O_3 として秤量す。(Fe の量の少き時は鹽酸に溶かし比色法にて行ふも可)。最後の 2 日の濾液を一緒にし、硫酸で酸性にし更に 25 cc だけ過剰に加ふ。液を加熱して過酸化物を壊す迄煮沸し後冷却す。之を N/10 アンモニウム硫酸第一鐵液にて滴定す。cc N/10 アンモニウム硫酸第一鐵 $\times 0.0693 =$ 三價の Cr の gms/litre に當る。此方法は時間を要するが最も正確である。

分析の結果から必要の添加を行ふ事は勿論で、特に Fe 及び三價の Cr に就ては絶へず注意すべきである。(M)

Mo 鍍金 (Price & Brown, The Metal Industry, Jan. 1, 1937) 澤山の電解液に就て最も適せるものを見出す爲に實驗的に行たものである。醋酸と磷酸とにモリブデン酸を入れた液では金屬 Mo の鍍金は得られなかつたが、過鹽素酸とモリブデン酸の溶液に於ては Mo の黒色の酸化物が出来た。硫酸に無水モリブデン酸を溶したものに於ては或條件の下にて満足な Mo 鍍金が得られたのである。即ち硫酸 (比重 1.450) 150 cc 中にモリブデン酸 60 g を溶かした液を電流 2.0~2.5 amp. で白金電極 (陰極板 1 cm^2 , 陽極 2 cm^2 のスパイ

テル)を用ひ 100~120 hr. 豫備還元を行ふ。次で電解は 36 amp/cm^2 の電流密度にて行ふ時は滑らかな鋼灰色の鍍金を得た。電流密度 21.0 amp/cm^2 以下では鍍金は得られず、且 40.0 amp/cm^2 以上になると鍍金は粗になる。硫酸アンモ、アルコール、アセトン等を溶液に加へる事は鍍金の性質も改善されず且電解効率も益する所がないのみならず、アルコール、アセトンは溶液に不溶性化合物を作り使用不能に陥らす缺點がある。電極は陰極に銅板 (10 cm^2)、陽極上に 2 個の鉛極を用ひ陰極との距離は 2 cm であつた。電解液の温度は $50 \sim 55^\circ \text{C}$ に上げる事が望ましい。電解時間は 1 hr.

(M)

アルミニウム工業に於ける最近の發達 (Frary, F. C. Metal Industry, Oct. 23, 1936) アルミニウム工業の最近に於ける最も重要な發達は Al 及びその合金の使用目的と密接なる關係を有し、含有成分、製造方法及び設計、構造の三者に於ける改良發達に因るものであつて、此の結果需要の範圍は急速に擴大されつゝある。デュラルミン系統の強力なる Al 合金が始めて市販化された當時にあつては、その物理的諸性質が在來工業化された Al 系合金と非常に相違した爲、生産上必要な設備や技術が充分に應用されなかつた。例へば壓延機のロールは容量不足であり、鑄塊も不満足であり、不良品の減少に對する技術的研究も亦極めて幼稚であつた。従て數年間に互り製品の特性及寸法は製造技術の困難の爲非常に限定され、ましてや成分配合の調節による強度改良の如きは容易に實行され得なかつたのである。その後廣範圍に互る學術的研究と製造技術上の經驗の集積、装置の發達と相伴つて、現今では相當安價に成品を出し得る様になつた。又合金の強度は含有成分の調節に因つて次第に増加されて來た。例へば Aluminium Comp. of America の 24S 或は 14S 合金の如きは素晴らしい強度を持ち、航空機方面で盛に利用され、此の種系統の古き合金を次第に驅逐しつゝある。

1. 高力 Al-Mg 合金:- 先般來 Magnalium なる名稱の下に市場に現はれてゐる Al-Mg 合金の成功は又進歩せる製造技術の賜物に外ならない。本合金が出現した當初にあつては製造費の高價なこと、その他の困難によつて經濟的採算は立たなかつたのであるが、數年に互る技術的改良の結果、今や採算點に到達し、その内の數種は既に工業上重要な用途を持つに到つた。高純度の Al に 2~5% Mg を添加せる合金は、海水及び海氣に對し充分良好なる腐蝕抵抗力を持ち、疲労限界も極めて高く、靱性及び熔接性に富んでゐる。次に自動ネジ切機械用素材としてデュラルミン系統のものは切削に際し切粉が連続して長く出る爲に餘り利用されなかつた。極く最近に到り自動切削用 Al 系合金が発見され、自動切削用黄銅材料と全く同様の短い切粉が出る様になり、切削速度及び工具取付けを變化することなくその儘兩者を置換し得るに到つたのである。腐蝕抵抗の良好なること、輕量なること、白色を呈すること等の利點により、Al は將來更に廣い用途を約束されてゐる。鑄造物の方面では、自動車用ピストンに用ひられる特殊アルミニウム合金 Lo-Ex の發明と市販化を擧げることが出来る。これは從來同じ目的に使用された合金の約 2/3 の膨脹係數に過ぎない。

2. 新鑄造用合金:- Al-Mg 合金は又鑄造物にも適してゐることが知られてゐる。4% Mg 合金は激しい腐蝕作用に對し特に抵抗力を具へ、10% Mg のものは現今實用化されてゐる Al 合金中最も優れたる強度を持つ。上記 2 種の Al-Mg 合金は極く最近に到て經濟的に生産され得る様になつた。世界大戰直後英國に於て製産された熱處理用 Al-Cu 合金鑄物は、次第に少量の Mg を含む Al-Si 合金

と置換されつゝある。本合金はその優秀なる鑄造性によつて、型鑄物 (die casting) 方面に廣汎な需要がある。製造技術方面での目立つた發達は大型鍛錬製品に對する製造設備の改良進歩である。例へば全長 25.9 m に及ぶ構造物、30.5 cm チャンネル等の大物もデュアルミン系統の強力合金で製造し得るに到つた。鋳製品も厚さ 6.3 mm より 51~76 mm、幅 3~3.3 m、長さ 10.7 m の大物、大體に於て最大重量 907 kg 迄のものは製造出来る。これは大戦直後に於ける最大 45 kg 程度の製品に比較して異常なる進歩である。又強力なる Al 合金で寸法の均一な小管を作るに非常な困難を伴つてゐたが、現在では丸、角、楕圓、流線型等すべての形状のものが容易に製造され、その直径も 28 cm 迄のものがある。建築方面で要求する特殊の複雑せる形状のものは壓出法によつて製造出来る。かかる製造技術の進歩は唯に寸法を大にし、複雑なる形状のものを製造し得るに止まらず、その性質及價格を充分改善、低下せしめたのである。

3. 合成鋳:- 最初米國に於て市販化され、その後はむしろ他の國で發達したもので Alclad といふ合成鋳がある。本品は強力な心金を純度の高い Al の薄板で包装せるもので表面が良好な腐蝕抵抗力を持つのみならず、電氣化學的に優秀な性質を具へ、薄物で高應力を受ける航空機材には特に適當なる材料である。飛行機の fuselage には Alclad 24S-T が適當であるが、更に全金屬製飛行船 ZMC-2 號の胴に使用された 0.24 mm 厚 Alclad 17S-T 材は 5 年間の使用でその性質に何等の缺陷を認めないのである。

4. 大形鍛造品:- Al 合金を鍛造して機械加工を施し、飛行機のプロペラを製作する様になつてから、Al そのものの需要を増加せしのみならず、飛行機エンジンの動力を増加せしめ且つ安全性を與へた。蒸汽機關車の side rod 程度の鍛造品が強力 Al 合金で作られる爲用途は種々の方面に擴大した。最近に到り、熱間プレス品が高應力を受ける航空機關用ピストンその他の部品に極めて適當してゐることが解つた。電氣化學の分野で特に興味深い進歩は、種々の Al 製品の表面に酸化皮膜を形成することである。過去數年間に互り 磷酸鹽又は Borate 電解液中で Al に陽極處理を施すことは Condenser 等の如きものに限られてゐた。次にクロム酸溶液を用ふれば厚く強い皮膜を得ることを知り、これは特に航空部分品の塗裝下地に適當なることが解つた。最後に硫酸又は硝酸液中での陽極處理は更に強い皮膜を得、操作の方法によつては任意にその皮膜が染料、色素或は防錆薬品の吸収を調整出来るに到つたのである。之等の優れた硬度和耐摩耗性を持つ新しい皮膜は Al 製品に廣く普遍化されて來たのである。臺所用器具、シガレットケースその他裝飾用品は屢々此の方法で酸化される。

5. 電氣化學的反射面の作製:- 陽極處理の方面に於ける最も新しい進歩は Alzak 法で知られてゐる電氣化學的反射面の作製であつて、これによるとバフ磨きで光を約 70% 反射する Al 面が約 30 分間の處理で Al の有する特性を害することなく、反射率を約 85% に高めることが出来る。この酸化皮膜は風化を防ぎ、普通程度の不注意な取扱ひや掃除でも掻き傷が残らないのであるから、高級品や銀付反射鏡が使用條件に適しない場所に盛に用ひられて來た。仕上技術に於ける今一つの進歩は人絹工業に用ひられるバケツ、ボビン等の如き鋳製品をベークライト系統の皮膜で包装することであつて、弱酸、弱アルカリ液へ絶えず出入せしめても容易に腐蝕せず、工場内の作業で比較的亂暴に取扱ふも損傷することが少い。

6. 設計上の考察:- Al 及びその合金は抗張力並に延伸率が鋼と匹敵するものでも弾性率が低い爲に、鋼に應用される計算式を其の

儘適用出来ない不便がある。加之未だ比較的高價であり、構造物としては重量輕減が重要な條件となる 特殊の場合以外には餘り使用されない爲、設計者としてはより正確な、經濟的使用法に苦心する所以である。起重機、タンク、トラックのシャシー、橋梁等の構造物を設計する場合の最も經濟的で有效なる基礎式を得るには、實驗と理論と相件つて基準を確立せねばならない。此の方面の仕事は目下急速に進歩しつゝあつて、既に Al 構造物設計者にとつて貴重なる資料が揃へられ、他の一般構造物の理論にも有力なる參考資料を提供しつゝある。

(今村)

輕合金接合用鑛及熔劑 (Kurt Nisck, The Metal industry, Feb., 5, 1937) Al 輕合金用の半田は澤山あつて満足すべき接合を示すものもあるが、總じて鑛接部の化學的腐蝕が大である故に適當な保護被膜なしでは強い腐蝕性の氣に曝さぬ様にせねばならぬ。Al 及其合金用の鑛としては Sn 60, Zn 30, Pb 5, Sb 5% と云ふものがある。侵蝕鑛接用としては Sn 30~63, Pb 22~55, Zn 3~25, Cd 1~15% のもので、之は加熱して M. P. 以上に保つてもよい。此内最も良い成分は Sn 38.5, Pb 31.5, Zn 20, Cd 10% である。時には表面を錫等で粗にし、之に錫引きする事があるが、これには Sn 80, Zn 8, Cd 12% のものが附着性が良い。一旦錫引きすると後の鑛接が極めて容易である。フランスの特許に Sn 5, Zn 25, Cd 30 のもの、Al 10, Zn 34, Sn 56, Cu 0.8 のもの、Zn 12, Cd 80, Ag 21 等のものがある。

Al と Cu とを鑛接するには先づ Cu を錫引きし、次で Sn 52, Al 30, Pb 10, Cu 5, Ag 3% の合金で被ひ、後 Al を清淨にして前と同様の合金で鑛接する。Al 用の半田に次の如きもある。Zn 500 を硝酸曹達 5 と共に熔し、之に 10 の硼砂を加ふ。滓を取り去り、これの 150 に就て 100 の Sb, 5 の樹脂を攪拌して加へたものである。薄い Al 板の鑛接用として低熔融温度のものは Sn 60, Cd 25, Ag 7.5, Al 7.5% の如き成分で M. P. 180~200°C である。

Al 鑛接用の flux としては臭化錫 28, 鹽化カドミウム 10, 沃化カドミウム 10, 鹽化アンモ 25, 鹽化亞鉛 5, 弗化アンモ 2% の混合物がある。之は Paste 状にして保存す。又アメリカの特許に鹽化亞鉛 1~4 に 0.5 のステアリン酸を加へ、之を純 Sn の管に入れて之を半田として用ふるものがある。

Al の熔接に於て熔接部が微細結晶である様に熔接棒として Al に少量の Ti, Cr, Zr, Mo, W 或は U 等を加へるが、一例として Cr 或は Ti を 0.01~0.5%, Zr 0.05~5.0% 位加へたものがある。熔接用の flux としては鹽化バリウム 60, 鹽化ナトリウム 25, 鹽化カリ 5, 鹽化マグネシウム 5, 弗化ソーダ 5% の如き成分のものが良い結果を示す。Swiss の特許に Duralumin 及 Avional 用として鹽化カリ 41.5, 鹽化ナトリウム 32.5, 鹽化リシウム 10 弗化ソーダ 6.5, 臭化カリ 9.5% の成分のものがある。Bühlmann に依ると鹽化リシウム 300, クロム酸カリ 600, 酒石酸ソーダ 80, 鹽化ナトリウム 20, クリオライト 120, 尿素 60 のものを推奨す。Mg 鑛接用 flux として I. G. の特許に臭化リシウム 12.5, 弗化カリ 5, 磷酸カリ 2 の如き成分のものがある。

(M)

マグネシウム合金一般 (Desch, C. H. The Metal industry, Jan. 29, 1937) Al よりも輕い金屬に Be 及 Mg がある。Be は比重 1.84, m.p. 1278°C で弾性率も高いと豫想されて居るが新合金は發見せられない。僅かに Cu 及 Ni 合金に少量を加へたものが顯著な性質を示すに過ぎぬ。Be と Mg との合金に於ては可成期待されたが、兩者は同族の金屬で同じ結晶型を持ち、固體で均一な合金

を作らぬのみならず熔融 Mg は少しも Be を溶解しない。これは atom の大きの異なる爲で、Mg の夫は Be のより大きく、前者の atom の径は 3.20 Å、後者は 2.25 Å である。

Mg は最近製造が盛になり、其原料としてはカーナライト、海水、マグネサイト、或はドロマイト等に求めてゐる。而して其の製造方法も必ずしも電解法のみに限らず數種の製造法が行はれてゐる。Mg は純粋では軟質であるが合金して強力なものとなし得る。合金する金屬には一定の原則がある。即ち Mg の atom の径と 14% 以上差をもつものであつてはならない。此の制限内に來るものは Li, Al, Zr, Ag, Cd, Sn, Sb, Au, Hg, Ta, Bi, Pb で、此の内 Sn, Sb, Ta, Pb 及び Bi は Mg と化合物を作り脆くする故加へられる事は稀で、唯稍々多量に加へ得るものは Al 及び Cd のみである。外に Ca, Ce, Zn, Ni, Co, Mn は少量は溶ける故加へられる事がある。

Mg の鑄造は金屬夫れ自身が熔融状態でもガスを吸収する事が少い爲に比較的容易で、收縮は Al 合金の夫れと大體變りはない。然し酸化を防ぐ爲の flux は使用せねばならぬ。然も注入の際も亦保護氣中では行はねばならない。flux としては鹽化物及び弗化物の混合を、保護氣を作るには S、硼酸、弗化アンモ等が用ひられる。燒鈍は SO₂ に富む氣中で行ふか熔鹽槽が望ましい。

鑄造合金は鑄造性の良好な所から航空機材料に澤山用ひられる。即ち鑄造歪が少く、複雑した形のものでも容易に作り得る。固溶體を作る元素を加へ、之を溶解處理したものは抗張力も延性も良い。而して其後沈澱處理したものは硬度は増すが伸は減る。砂型、金型共に用ひられ且 die-casting は非常に具合がよい。又 Duralumin 等に知られてゐる成熟硬化も抗力を増すに効果多い方法で、其目的で Ta, Pb, Sn, Bi, Ag, Al, Zn, Mn, Ca 等あるも、重量の関係で Pb は嫌はれ且之れは水に分解する化合物を作る。Ag は N.P.L. にて研究され、其少量も極めて効果あり、抗張力及降伏限を上昇すると云はれるが價額の關係から重要視されぬ。鑄造した儘のものは性質は總べて劣るが、Al を加へたもののみは強い。今鑄造し、熱處理した合金の機械的性質を第 1 表に示す。殆んど金型に依て鑄造されるが、die-cast も前述の様に具合がよく、然も Al と異り鋼の die を喰はれる事はない。

第 1 表

成分			熱處理	抗張力 ton/in ²	0.2% 降伏限 ton/in ²	伸%	抗壓力 ton/in ²	ブリネ ル硬度	アイゾツ ト値 ft-ll	疲勞限 ton/in ²
Al	Mn	Zn								
8.0	0.2	—	鑄造の儘	10.7~12.5	4.5~5.8	3~7	19.7~21.5	47~51	2~4	2.7~3.4
			H. T. 1	14.3~16	4.5~5.8	8~12	19.7~21.5	47~60	5~7	2.7~3.4
10.0	0.1	—	鑄造の儘	9.4~10.7	5.3~6.7	1~3	21~22.5	52~57	1~3	3.4~4.5
			H. T. 1	13.4~15.5	4.9~6.3	6~9	21.5~23.3	49~55	3~6	4.0~4.9
			H. T. 3	13.8~16	7.6~9.4	1~4	23.3~25.4	65~75	1~3	3.4~4.5
12.0	0.1	—	鑄造の儘	8.5~10.3	6.7~7.6	0~1	20~21.9	57~61	5~2	—
			H. T. 3	12.0~13.4	8.9~10.7	0~1	23.3~25.4	72~85	5~2	—
6.0	0.2	3.0	鑄造の儘	11.2~13.4	4.9~5.8	4~8	—	47~51	2~5	4.0~4.9
			H. T. 1a	14.7~16.9	4.9~6.3	9~13	—	50~53	4~6	4.0~4.9
			H. T. 3a	16.5~18.7	8.0~9.3	3~7	—	65~72	1~3	4.0~4.9

(註) H. T. 1: 溶解處理(420°C, 16 hr)
H. T. 1a: 稍々低温にて溶解處理
H. T. 3 及 H. T. 3a: 上の處理後 175°C, 16 hr 加熱

Mg 合金の加工は其の結晶型が六方晶系である爲に Al, Cu の如きものより稍々困難である。従て低速の加工法を探らねばならない。然らずんば割れの原因となる。而して鑄塊の結晶を壊す普通の方法で且加工率を少くしても割れる事がある。其處で現今行はれる方法は extrusion 及び Pressing である。勿論其速度は遅い。高温

で press したものは、其後の再結晶が行はれる爲に方向的性質變化が大きいが、低温のものはさうでない。要するに加工は適當な温度範圍と其加工度を調整する事に注意さへすれば容易に行ひ得るのである。壓延に依ると極めて方向的性質が出て來る。其速度は遅いのを普通とし roll の温度は電熱で 200°C 位に加熱するを要す。

鍛錬用合金は種々の元素を加へて機械的性質を改善するも、如何にしても除き得ぬ不利がある。それは弾性率の小さな事で、Al の $10 \times 10^6 \text{ lb/in}^2$ に對し $6.2 \times 10^6 \text{ lb/in}^2$ である故設計にはこれを考慮に入れねばならぬが、一方弾性履歴が高い故に震動等に對し damping capacity が大である。Cd-Mg 合金は抗張力は變らないが延性を増す。Cd 15% 合金で伸は 20% である。Cd 4, Zn 4% の壓延した材料では抗張力 17.2 ton/in^2 , 伸 22% で、Zn を加へても延性には影響はない。延性は少くとも抗張力の高いものは Cd と共に Al を含むもので得られる。高抗張力と共に高降伏限を要する時は成熟硬化したものが良い。之には Ag を含むものがよく、Cd 8, Al 8, Ag 2% 合金は 410°C, 2 hr 加熱後水焼入し 130°C で 6 日成熟すると、抗張力 27.6 ton/in^2 , 0.1% 降伏限 19.5 ton/in^2 , 伸 4.2% である。同じ様な合金の data は第 2 表に示すもので、此種合金のプロペラーからの數値は第 3 表の如きが得られた。

第 2 表

成分					抗張力 ton/in ²	降伏限 ton/in ²	伸%
Al	Ag	Zn	Mn	Ca			
8.0	2.5	—	0.4	0.2	25.2	17.0	3.5
7.5	2.7	0.7	0.4	0.3	25.8	17.3	6.0
8.5	3.0	—	0.3	0.2	25.1	16.4	4.0

第 3 表

抗張力		Mg 合金の抗力は	
0.1% 降伏限	20~23 ton/in ²	温度を上げると一般	
伸	12~14 %	に減少するが、其減	
Wöhler 疲勞限	5~11 %	少量は成分に依て異	
	±7.5~±8.5 ton/in ²	る故合金の撰定に注意すべきである。温度としては crank case の	

150°C と piston の 350°C とを考慮に入れるべきであらう。此の爲には單なる高温試験よりも匍匐試験の方が目的に合致する。鑄造合金は鍛造合金より匍匐抵抗が大であるが、後者は熱處理に依て補ひ得る利がある。N. P. L. の結果によると Al, Ag, Mn, Ca, Ni, Ce 等は Mg を強化し高温の性質も上昇するが、此等の單獨よりも

2 つ以上結合したものがよい。Ca は其目的に合致するもので鑄造性を上げる外目方も Mg よりも軽い。其量は 0.35% とす。Ce 1% を含む合金は 300°C に於て顯著な抗力を示し、Ni を一緒に加へると 300°C で Y-合金と同様の硬度を示すが、Ni は耐蝕性を減ずる故 Co の方がよい。第 4 表の結果は鍛造材から得たものである。Cd, Li, Ta, Pb, Zn, Sn, Cu, Si 等は

効果はない。Piston 用材は匍匐試験に依らず、寸法の不變性、耐疲勞性、組織の安定性、熱傳導等から撰定すべきであらう。金屬 Mg の熱膨脹は $L_t = L_0 [1 + (24.80t + 0.00961t^2) 10^{-6}]$ にて與へられるが Al 或 Mn が入ると若干變る。摺出材は鑄物より稍々小で第 5 表に示す様である。然し Elektron 合金の製造者により示さ

第 4 表

合金	温度 °C	抗張力 ton/in ²	伸 %
Ce 10%	20	18.6	0
Co 1.5	100	15.2	2.4
Mn 1.5	200	13.2	2.0
	300	7.4	15.2

第 5 表

温度範囲 °C	鑄物	押出材
20-100	26.1 × 10 ⁻⁶	25.8 × 10 ⁻⁶
20-200	27.0	26.8
20-300	28.0	27.8
20-400	28.9	28.8

れてゐる數値は稍小なる値である。熱傳導率は約 0.32 kcal/s.co. で Ce の入つたものは 0.25, Ce に Co, Mn と入つたものは 0.31 位であるも、20° も亦 200°C も値に變化はない。

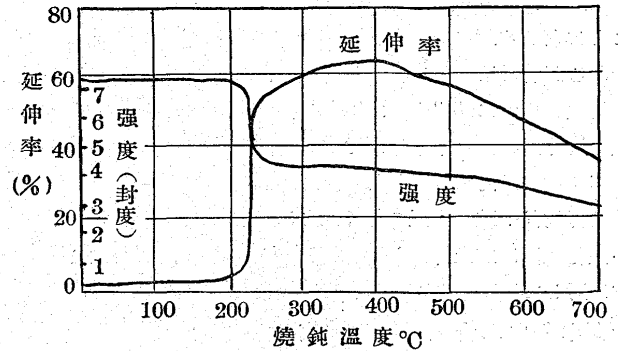
Mg の腐蝕性は知られてゐる所であるが之を防ぐに加ふべき適當な元素はない。唯 Mn を含むものが多少よいと知られてゐる。防錆被覆としてクロム酸、弗化物、Se を使ふつ方法があり、内工業的にはクロム酸處理が多く使はれる様である。是等の被覆は防錆のみならず、更に之を塗る塗料の附着性を良くする。塗料として Pb 系のは避くべきである。特殊な場合であるがガソリン中の Pb がタンクの Mg 合金を侵した例がある。之は Pb の沈澱に起因する電解的影響で、ガソリンの Anti-knock 性を害さずして之を防ぐに Quinoline を 1% 位加へる。又鹽化物は腐蝕を増進する。又鑄物は鹽化物を含む slag 或 flux があると、此の爲に局部的腐蝕が起る故鑄造の際は特に注意を要す。同様の事は熔接の際にも起るが之は Pot. dichromate 15% を含む湯で flux の取れる迄 brush する事が望ましい。

磨耗の問題は腐蝕と異なるが塵埃、雨滴等との間に起り、殊に鹽のある場合これが加速される。これは表面被覆しても受ける事で、クロム酸處理後 lanoline 或は Tung 油を元としてワニス塗る事は少しはよい。理想的な方法は硬い Cr 鍍金の様な被覆をする事が良いので、之も近々に出来様と思はれる。Cr は直接電着する事は出来ぬが Pinhole のない中間層を適當に作れば成功する様に思はれる。(M)

磷青銅の低温焼鈍に就て (Parrett H.H. The Metal Industry. Nov. 13, 1936, P. 479~481) 本文は Cu 93%, Sn 7% を含有する磷青銅線の低温度にて於ける焼鈍効果に就て述べてある。實驗は 700°C 迄の温度にて於て加熱時間及び冷間加工の量を變化して行はれ、断面收縮率は 8~95% に相當する。實驗に使用した材料の成分は 92.82% Cu, 6.90% Sn, 0.23% P, 0.03% Fe, 鉛痕跡である。充分軟化した材料 S.W.G. 20 番線 60 lbs を S.W.G. 33 1/2 番迄順次に牽引し、次に 700°C にて爐中で充分焼鈍した。これに續いて各試料は、最初の 20 番線一種と共に 34 S.W.G. 即ち直径 0.0092 in 迄牽引され、これによつて 33 1/2 番で焼鈍された時より 8.1% の断面收縮をなすものと、20 番より直接 34 番迄牽引して 93.8% の收縮をなすものとの範囲内にある試料を作た。これを直径 5/8 in の硝子又は珪素管に捲き取り、管状電氣爐内に入れ内部の空氣を N₂ と取換へた。爐内の温度は白金-白金ロヂウム線にて測定した。時間値を同一にして種々の異りたる温度に加熱した場合の焼鈍曲線は第 1 圖の通りである。2 時間加熱の際には約 220°C 迄は強度、伸び共に殆んど變化しないが、それ以上の温度になると強度は急激に減少して最低値に達し、伸びは反對に急激に増加して

60% 以上に達する。もしも加熱時間が永ければ overanneal を始めて、550°C 附近の性質に低下する。此の變化の起る點は線の受けた加工度によつて異なり、低温加工度が強ければ強い程軟化温度は低く、伸率の増加と強度減少は甚しくなる。

第 1 圖



100~300°C 間で得られた實驗結果を検するに、31 S.W.G. より牽引されたものは大體前記の傾向に従ひ、軟化温度以下では殆んど變化を起さないが、軽い加工、S.W.G. 33 1/2, 33, 32 1/2 及び 32 より 34 迄牽引されたもの即ち断面收縮が夫々 8.1, 15.3, 21.7, 及び 27.4% では抗張力が變化しないか、精々 1~2% 程度減少する程度に焼鈍しても非常に靱性を増加するものである。かゝる性質即ち低温焼鈍現象を確かめる爲に 50°, 75°, 及び 100°~300° 間を 20°C 間隔で夫々 1/2, 1 及び 2 時間の加熱を行た。その結果 8.1% 牽引の線では硬化が表面層に限定されてゐるので、本來の延伸率は 40% 内外にあり、上述の熱處理によつて殆んど影響を受けず、強度も 270°C 迄は不變である。然るに最初の延伸率が 12% で 25% を 15.3% 及び 21.7% 牽引せしもの、延伸率 1.5% で 27.4% 牽引せしものは最も興味がある。焼鈍温度が 100°C 或はそれ以下から 270°C に上昇する間は抗張力に殆んど變化なくして延伸率を次第に増加する。220°C 2 時間加熱では 15.3% 及び 21.7% 加工線では 17%, 27.4% 加工線では 12% 延伸率に増加する。後者の加工度以上のものを短時間軟化温度に熱しても延伸率の増加は極めて僅少であり、完全に軟化するには軟化温度以上に熱するを要する。これより見て有效なる加工度は 30% 以下であることが解る。軟化温度を超れば何れの試料も急激に延伸率を増し強度を減少する。次に長時間加熱による影響を種々の温度に就て 12 時間迄行た結果によると、150° 及び 170°C の低温度にあつては 12 時間を過ぎても抗張力には殆んど變化無く、延伸率は極めて徐々に増加の傾向にある。焼鈍温度が軟化點に達すること比較的短時間にその變化を完了し、250°C に達すれば僅かに 1/2 時間で終る。延伸率の曲線は完全に單調ではなくて比較的低温度にあつては約 2 時間加熱後最大値を示し、次に幾分低下して最後に最高値に達する。最初の小さい最大値は線を牽引後 3~4 週間経過せしめると通常表はれて來ない。多分此の期間に内部歪の一部が恢復するものと考へられる。曲線が最後の最高値に達すれば — それは温度が高ければ高い程早く達するが — 實際上延伸率の増加も強度の減少も起らない。最も効果的な焼鈍時間は 2 時間迄であり、最高温度は 250°C である。此の熱處理に依つて最初の延伸率の約 8~10 倍に増加せしめることが出来る。熱處理の前後に於ける組織を見るに、軟化温度以下では粒の大きさに何等の變化がない。然るに部分的に硬化した材料では粒の多くは相當量の歪線を現はし、焼鈍處理を行つて延伸率が増加すれば各結晶粒は總て此の線で包まれ、屢々二組の平行線が同上結

晶粒内で互に交叉して居る。これは最も注意すべきことであつて、軟化せずして出来るだけ高温度で試料を處理した時に起り、一度軟化點に達し而してこれを通過すれば此等の歪線は消失する。多分此の處理によつて有效なる結果が得られた範圍では、粒内の滑り面に沿つて滑りが起つた程度で結晶粒の破壊迄には到らないのである。低温焼鈍は結晶粒内に滑りを起させて硬度を減少し軟性を増しめることになる。此の機構を充分確かめるには X 線の研究が最も適切であるが著者はそれを行つてゐない。尙此處に報告された以外に、硬青銅線を僅かに 50° 又は 100°C に窒素瓦斯或は水中で加熱すれば極く短時間の後に非常に硬化する事實がある。これは勿論断面収縮率が 30% 以内では起らない。完成品の靱性を増加せしめる此の特性は再結晶や粒の成長の如く長さに變化を與へず、又熱處理の爲高い酸化温度に迄上昇せしめる必要がないから、荷重の大ならざる品物に對しては工業上可成り有用な場合が起る。 (I. K.)

マグネシウム合金の陽極被膜 (Bezzard & Wilson, J. of Res. of N.B. Std, Jan, 1937) 陽極被膜生成に使ふ電解液は Sod. dichromate ($Na_2Cr_2O_7 \cdot 2H_2O$) 約 10%, mono-sod. phosphate ($NaH_2PO_4 \cdot H_2O$) 2~5% である。前以て電氣化學的に清淨にするを可とす。即ち品物を陰極とし、Sod. carbonate (Na_2CO_3) 30 g/l, Tri-Sod. phosphate ($Na_3PO_4 \cdot 2H_2O$) 30 g/l の液を用ひ、温度約 90°C (194°F) にて 3 分を適度とす。電壓は 4~6v にて表面より H_2 が盛に發生し清淨にされる。陽極は銅板を用ふ。

清淨にせる後品物を陽極として上述の陽極處理槽に陰極に銅板を用ひ適當な電壓をかける。電流密度は陽極にて 5~10 amp/ft² とし、時間は合金の成分及温度に依り異なるも前述の電流密度にて温度 50°C の時 30~60 分とす。電流密度は陽極に pitting を起さぬ程度で高い程時間が少なくてすむ。Al 4, Mn 0.3% 合金板にて電氣密度 5~100 amp/ft² とし、温度 30~80°C にて満足な被膜を得た。10 amp/ft² 以下の低電氣密度は Mn 1.5, Mg 98.5% の板に良い。良好な被膜は滑らかで密着性あり 90° に曲げて割れない。色は合金の成分に依るも dirty green から shiny black で Al の多いもの程 dark な色を示す。

満足な操作は槽を調整する事、即ち適當に水素イオンの濃度を保つ事で P.H.=4.0~4.8 とす。操作中に Mg は溶け P.H. 値は上る。此時は Phosphoric acid を加へて初めの P.H. に下げる。P.H. を計るには硝子電極が良い。Mg-phosphate は phosphate-dichromate 液に溶ける事は僅かで、Mg が溶けて之が飽和すると沈澱を作り phosphate イオンを奪つてしまふ。P.H. 値を一定にする爲に phosphoric acid を加へるが phosphate イオンの濃度を必要とする時は Sod. phosphate を加ふ。dichromate は使用中變る故時々分析するを可とす。

陽極被膜に對する食鹽水吹附試験の結果は耐蝕性化學的處理したものと殆んど同様で、抗張性殊に伸に對する試験は次の様である。食鹽水は 20% で温度 30°C。Mg 合金は Al 4, Mn 0.3% で板の厚さ 0.060", 初めの伸 12.6%、吹附時間は 5 日間であつた。Chrome-pickle 處理したものは 63% の伸を失ひ、本法で陽極處理せるものは 44% の減少であつた。鑄造合金 (Al 6.0, Mn 0.2, Zn 3.0%) に對する 10 日間 (食鹽水濃度及濃度は前に同じ) の結果は第 1 表の如きである。初めの伸は 7.8% で、陽極處理したものは少しも減少がなかつた。Al 4, Mn 0.3% 合金で陽極處理後 Al フォスを塗り、比較の爲に Parko, Se 酸, Cr 酸處理等に就き共に吹附試験を行たが、陽極處理せるものは少しも侵されないので對し、外の物は見

第 1 表

No.	表面處理	伸の減少%
(1)	裸	32
(2)	Chrome-pickle (清淨處理せず)	22
(3)	陽極處理 (")	10
(4)	Sutton 處理 (苛性ソーダ清淨)	20
(5)	Chrome-pickle (")	4
(6)	Sutton 處理 (電解清淨)	10
(7)	Chrome-pickle (")	23
(8)	陽極處理 (")	0

ただけで侵された所を認む。

paint の下地としての試験は次の様である。Zn-chromate を塗つて 225°F で 1 hr 焼き、更に黑色エナメルを塗つて 200°F で 1 hr 焼いたものである。3 週間後の抗張試験の結果は Chrome-pickle 處理せるものは伸を 41% 消失したが陽極處理せるものは 21% である。

Mg 板の陽極處理の前後に於ける重量差は 0.1 g/cm² で約 1% に當り、厚さの減少は 0.001" に達しない。要するに此處理は耐蝕性であると共に paint の下地として行ひ得て、然も寸法の變化は許容し得る範圍にある。 (M)

輕合金の可鍛性に就て (Portevin A. & Bastien P. G. The Metal Industry, Sep. 18, 1936) 金屬材料の高温度に於ける機械的性質に就ては種々の方面から研究されて居るが、その行方は大體次の 2 種類に分けられる様である。

(1) 高温度に於ける材料の抗力の研究、換言すれば變形若くは變形の速度が工業上適當であると考へられる價以内にある温度の決定である。變形及び變形の速度は出来る限り小なるを要し、變形の法則を確立する爲には極めて長時間に亘る試験と非常に敏感な測定方法を必要とする。

(2) 高温度に於ける材料の成形條件と可能性に關する研究、換言すれば變形の量と變形速度が比較的なる價、即ち工業上利用し得る數値以上に達する温度乃至温度範圍に關する考察である。

從て明かなる如く同一金屬に對しても (1) と (2) の場合では温度範圍も非常に異なり、實驗方法も亦相違する。本文は (2) の問題のみを取扱ひ而も材料は輕合金、Al 及び Mg 合金に限られてゐる。高温に於ける破壊の傾向は變形の方法のみによらずしてその速度にも關係する故に著者は靜的試験して曲げ及び壓縮試験を行ひ應力—歪曲線を取り、動的試験として曲げ及び抗張試験を行つて居る。使用材料は次の如し。(A) Al 1, Cu 6 及び 12% の Cu-Al 合金。Mg 5, 10 及び 15% を含む Al-Mg 合金。(B) Mg, Cu-Mg 合金で Cu 5, 10, 15% を含むもの、Al-Mg 合金で Al 3, 6, 9% を含む超輕合金。材料の純度は Al が 99.6%, Mg 99.5%, 電氣銅 99.9% であつて、320×460×40 mm の寸度に冷し鑄物され、試料はこれを切り取て加工した。

(1) 壓縮試験:— Amsler 10t 試験機を用ひ、豎形圓筒形電氣爐を上方壓縮板に吊し、圓筒内には上下から Plunger が出る様に設備し、温度は熱電對で測定した。試片寸法は 15 d×20 mm である。試験は試片が破壊するか或は最初の 50% 高さになる迄續けた。

(2) 靜的曲げ試験:— 壓縮試験と同様の寸法で同一機械により行た。方法は唯壓縮 Plunger を 5 mm の半徑を有する 45° のナイフエツヂに變へれば良い。試験片は 10×10×55 mm で、切込み深さは 2×2 mm である。温度は 2 組の熱電對を使用して試験片の兩端で測定した。

(3) 動的曲げ試験:— Amsler 衝擊試験機を用ひた。一般に高温度に於ける衝擊試験を正確に行ふは困難なことである。試験片を加

熱する方法としては先づ別の爐内で熱し、一度温度に達したる場合取出して試験機の臺上に置く。此の間温度が低下するがそれは熟練によつて大體の見當を付けるのである今一つは試験臺上に置いた儘電流を通じて加熱する方法であるが、これは不便であり且つ均一な温度を得るに困難である。著者は獨特の方法を考案してゐる。即ち先づ温度を自動調整する Chevenard 電氣爐を衝撃鎚の振れる平面と垂直に置き、爐内には軸方向に軟鋼製正方形断面のチャンネルを収め、その中に試験片を入れて加熱し、これを爐の軸方向に押出せば正確に試験機の取付臺上に置かれる様になつてゐる。試験片は爐の中央で 15 分間加熱した後等加速度運動をなす機構で取付臺の方へ押出され、同時に衝撃鎚が廻轉してこれを打ち、その間約 1/2 秒を經過する程度であるから試験片の温度降下は極めて少い。

(4) 衝撃抗張試験:- 試験機は 30 kg-m Charpy 式を用ひ、試験片は平行部の直径 4.6 mm、長さ約 34 mm で両端はねぢ込み式である。これの一方を衝撃鎚に、他方を止り金にねぢ込み電氣抵抗爐内で 15 分間加熱する。爐は二つ割りになる構造であるから試験片が所要温度に達すれば素早く取除くと同時に鎚を廻轉するのである。試験片は高温にて剛性低き爲、鎚の加速度に對して慣性で曲がる不便があり、これを防止する爲に管狀の隔片を用ひその内部に試験片を入れた。此の管は鎚が落下中試験片の温度が低下するのを防止するに又極めて有効であつた。

經驗によれば輕合金或は超輕合金に於ける變形の速度はその可鍛性と重要な關係を持つ。著者は Mg+15% Al 合金と Mg+15% Cu 合金に就て變形速度の影響を調べてゐる。即ち變形を 4 及び 20 cm/min の割合で壓縮し種々の温度に於て實驗した結果によれば、輕合金の熱間加工は變形速度の少い方が有利であつて、同一荷重で破壊さす爲に變形速度を變へて、見ると速度の大なる方は急激に温度を高めねばならない。市販 Al (99.6%) と精製 Al (99.996%) との比較試験では破壊強度は前者が高く、加工後の硬度は、再結晶の影響が後者の方に於てより低温度に現はれる。此の事實は純 Al 材では 300°C 以上の硬度は殆んど不變であることを示すが、市販 Al 材には 380°~400°C 迄此の現象が認められない。次に 6% 及 12% Cu-Al 合金を比較するに後者は前者に比して靜的曲げ試験では高靱性の範圍を減少し、仕事の最大値並に彎曲線の角度を衝撃曲げ試験に於て減少した。5% 及び 10% Mg-Al 合金は靜的及衝撃曲げ試験共に抗力低く、15% Mg のもので多少の強さを見せたが、概して高温に於ける可鍛性は極めて貧弱である。

次に 99.6% Mg と精製品 99.995% Mg 材との比較試験に於ては、壓縮試験で加重速度 4 cm/min として最大荷重、冷却時の硬度、試験片の表面に現はれた傷を調べた結果、荷重は精製品の方が少し低く、再結晶に因る硬度の減少は前者が 400°C 以上に達する迄起らないのに比して後者は 285°C 附近から始まる。衝撃試験では前者が 400°~550°C 間で非常に靱性を示し、2 kg-m では切斷に不充分であつた。衝撃抗張試験に於ける最大變形量は延伸率では 550°C 断面收縮率では 600°C、仕事量は最小値を通過して約 560°C 附近で最大となる。Mg-Cu 合金に於ては變形量の最大値が存在し、衝撃試験よりも靜的試験の方に良く現はれ、Cu 量の少い程著しい。Cu の含有 15% 迄のものは容易に熱間加工が出来る。Mg-Al 合金は、市販 Mg に 3% Al を含む合金が衝撃曲げ試験に於て最大延伸を示し、吸收勢力は 300°~530°C 間では 2 kg-m 以上であり、530°C で破壊角度は最大になる。6% Al は大體同様の性質であるが 9% Al になると脆く殆んど熱間加工の可能性はない。

以上を要するに曲げ試験にあつては大體に於て 100°~200°C 間に最大抗力がある。一方破壊時の曲りは温度と共に増加し、熔融點近くで急激に減少する。靱性に富む材料では此の最大値の温度が移動して曲線に平坦部を作るが、殆んど例外なく固相線の約 35°C 低温で終つてゐる。靜的及び衝撃曲げ試験の比較では、變形量に最大値があり、温度尺度上に於けるその位置は兩者一致せず後者の方が高い。もし衝撃曲線に最大値を表はさない場合にはその合金は可鍛性のないことを示し、靜的曲げ曲線の平坦部は低速度の變形が出来ることを示してゐる。吸收勢力曲線は一般に破壊角度曲線と一致し、靜的破壊荷重の最大値に影響されない。Al+5% Mg 合金の場合の如き吸收勢力の最大値無くして破壊角度は最大値を表はすこともある。種々の衝撃試験の結果を比較するに、Al+12~15% Mg の如く極端に脆くなく、純 Al の如く餘りに靱性に富む材料を除いての事であるが、變形量を示す所の破壊角度、延伸率、断面收縮率は總て同一傾向を有して最大値を現はさず、抗張力は一般に低い。これは曲げ作用の壓縮による變形の影響によるものである。曲げ及び抗張試験で吸收された勢力は同一傾向を示すが、唯 Mg+3% Al 合金及び Al+5% Mg 合金では抗張試験の場合 100°~200°C 間で最大値を示すことがある。一般的に見て靜的並に衝撃曲げ試験が輕合金の可鍛性を見るに最も適當せる方法の様である。

以上の實驗結果より Mg 合金は 15% Cu 或は 9% Al 迄は抽出が出来、15% Cu 或は 7~8% Al 迄は鍛造し得ることが言へる。Al 合金に關しては 12% Cu は注意さへすれば鍛造、抽出共に可能であるが、Mg を含むものでは 5~10% の間で、しかも純度の高いものでなければ可鍛性が無い。(I. K.)

銅及 α 眞鍮の再結晶に關するX線的研究 (Iweronowa W.I. u. Schdanow, H.S. Metallwirtsch. 15 (1936), S. 1086 1088) 著者は種々なる Zn 量を有する α 眞鍮の再結晶過程を X 線的に研究し、Zn 含有量と再結晶温度の關係、及再結晶核の数を定め更に結晶の成長線速度及温度に依る其の變化の過程を明にした。

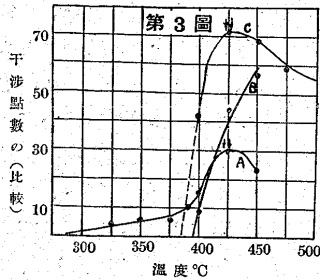
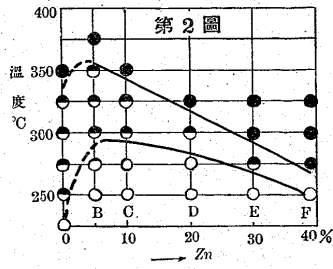
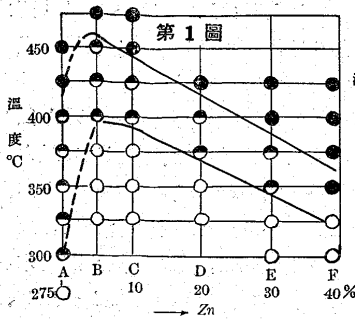
先づ電解金屬を鑄造して第 1 表に示す組成を有する Cu-Zn 合金を作り 40% 迄冷間壓延し、之を 750°C で 2 時間焼鈍し、更に壓延を行た。

第 1 表

試料符號	Cu %	再結晶開始の 絶體温度 (Tr) *	絶體溶解 温度 (Ts)	Tr/Ts
A	99.9	513	1,356	0.38
B	95.1	563	1,345	0.42
C	89.2	563	1,328	0.42
D	79.4	558	1,281	0.44
E	69.0	538	1,220	0.44
F	61.0	323	1,179	0.44

* 30 分焼鈍

之を各 10 秒及 30 分焼鈍の二組の場合に就て實驗した。最初に Debye-Scherrer の寫眞から、第一の干涉點の現れる温度を定めた。之は一般に再結晶の開始する温度と稱されるものである。次に冷間壓延の影響に依る連續的強さの消失する測温度を定した。之は加工再結晶の終了温度と稱する事が出来る。第 1 圖及第 2 圖は X 線的實驗の結果で前者は 10 秒焼鈍、後者は 30 分焼鈍である。白圓は明瞭な再結晶に達せぬもの、半黒圓は一部再結晶せるもの、黒圓は完全に再結晶せるものである。二つの場合共に再結晶の開始及終了の曲線は Zn 0~10% の間に最高値が存在する。この理由は Cu₂O の存在することに依つて、Cu の再結晶温度が低下するためであらう。10 秒焼鈍せる曲線が 30 分焼鈍の曲線よりも高い温度にあるのは、焼鈍時間に依る再結晶の増進關係に依るものである。



眞鍮の再結晶開始の絶體溫度 (Tr) の絶體溶解溫度 (Ts) に對する比は Zn 含有量の小なる試料を除けば、一定である (第1表参照) 従て α 眞鍮の廣範圍の固溶體に對しても、從來純金屬に於て認められてゐた經驗的の法則が充される

事が分る。Debye-Scherrer 寫眞の輪の干涉點の數は或る程度、X 線の當つた容積内の結晶粒の數に比例する。従て X 線寫眞で干涉を計數すれば、再結晶の進行を定量的に現すことが出来る。第3圖は 10 秒焼鈍せる場合の輪 (111) 上の干涉點の數を溫度の函數として表はしたものである。曲線 A は純銅、B は眞鍮 B (5% Zn)、C は眞鍮 C (10% Zn) である。之と同様な曲線が輪 (200) に就ても得られる。第3圖の曲線より次の如き事が知られる；(a)、加工再結晶の終了 (矢印で示す) が表面の再結晶開始と一致する。(b)、眞鍮と銅はその再結晶進行狀況が本質的に相異なる。銅には二つの再結晶段階が觀察される；第一は比較的少數の結晶粒が成長する事を特性とし (溫度範圍 275~380°)、第2段階では結晶粒の數が顯著に増加する。眞鍮では第1段階が全々現れず、突然再結晶が現出する。而して眞鍮の Zn% が大なる程、結晶粒の數は大でありその大きさは小である。

次に結晶粒の數及再結晶線速度の決定に就いて X 線的に實驗した。變形した金屬の再結晶の進行は、變形せる金屬の單位容積當りに單位時間に形成される結晶粒の數 C 及再結晶した結晶粒の成長線速度 W に依て特性付けられる。

加工再結晶の終點に於る單位容積内の再結晶せる結晶粒の數 N_0 及全容積が再結晶するに要する時間 t は之等の基礎的變數の函數である。： $N_0 = f_1(C, W)$, $t = f_2(C, W)$ 、C 及 W に就て之等の方程式を解く事に依て、逆に C 及 W を N_0 及 t の函數として導く事

が出来る。再結晶した結晶粒の數 N_0 は X 線寫眞に依り Debye-輪 (hkl) 上の干涉點 (n) を數へる事に依て、次式から求められる。

$$N_0 = \frac{2n}{DH \cos \theta \cdot \gamma S}$$

ここに D: 試料の厚さ

H: (hkl) の反覆因數

θ : Bragg の角

γS : 裝置の常數で幾何學的の寸度に關係し、既知の結晶粒の數を有する微細な結晶質の材料を撮影し或は計算に依つて定められる數

完全焼鈍時間は同様に X 線寫眞に依て定めらる。即ち冷間壓延の跡の消失するのを定めるか、或は結晶粒の數を示す曲線が彎曲する點を定めるかに依る。

今 Göler u. Sachs に依て定められた形式を用ひ、等溫焼鈍の場合 C 及 W は一定の大きなりとの假定に依て進むとすれば、

$$t = \frac{\pi}{2 \sqrt[4]{12 C W^3}} \cdot N_0 = 0.673 \left(\frac{C}{W} \right)^{3/4}$$

従て

$$C = 1.25 \frac{N_0}{t} \cdot W = \frac{0.74}{t \sqrt[4]{N_0}}$$

之から求めた C 及 W の値は我々の關係する特性の大きさの順序に定めるものと考へねばならぬ、然し乍ら C 及 W の大きさは溫度と著しい關係を有する故、例へ正確ならずとも、 $C = f(T)$ 、及 $W = f(T)$ の曲線の過程を定むる事は興味ある問題と云はねばならぬ、換言すれば、再結晶に對する Tammann の曲線を求めることである。

第2表の説明は之等の曲線上の二點を與へるものである。

ここに算出した再結晶速度の値は Karnop u. Sachs の求めた値よりも小であるが之は用ひた金屬の純度及再結晶せる結晶粒の大きさの異なるに基くものであらう。

第 2 表

試料	焼鈍溫度 T	焼鈍時間 t (min)	結晶の數 N ($10^6/mm^3$)	核の數 C ($10^6/mm^3$)	成長速度 W (mm/min)
銅 A	325°	30.0	5.0	0.21	0.00014
	425°	0.17	3.5	26.0	0.029
眞鍮 B	350°	30.0	6.5	0.27	0.00013
4.9% Zn	450°	0.17	5.9	43.0	0.024
眞鍮 C	325°	30.0	7.1	0.30	0.00013
	10.8% Zn. 425°	0.17	6.6	48.0	0.023

(佐藤)

第 5 回特許局發明展覽會 特許局長官より下記告示抜萃

の通り開催するに當り本會關係者へ周知方の依頼ありたり

告示抜萃

- 會期 自昭和 12 年 11 月 1 日 至 11 月 14 日
- 會場 東京市麴町區丸ノ内三丁目府立商工獎勵館内
- 事務所は 10 月 24 日迄は特許局に於て 10 月 25 日より 11 月 17 日迄は會場に於て 11 月 18 日以降は特許局に於て之を取扱ふ
- 出品せんとするものは出品申込書、解説書、出品計

畫書及出品物 (特許局發明展覽會規程第 10 條第 2

項の規定に依り雛形又は圖面を差出場合に於ては其雛形又は圖面) を 6 月 1 日より同 30 日迄に特許局に差出すべし

- 特許局發明展覽會規程第 12 條第 1 項の規定に依り出品物を差出す者は 10 月 25 日より同 29 日迄に會場に搬入すべし (以下略)

詳細は特許局へ照會の事