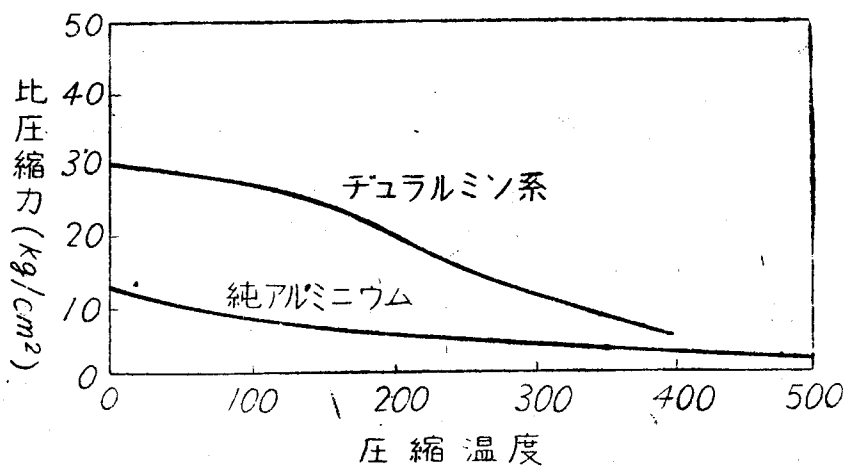


第七章 デュラルミンの鍛造

(1) 鍛 造

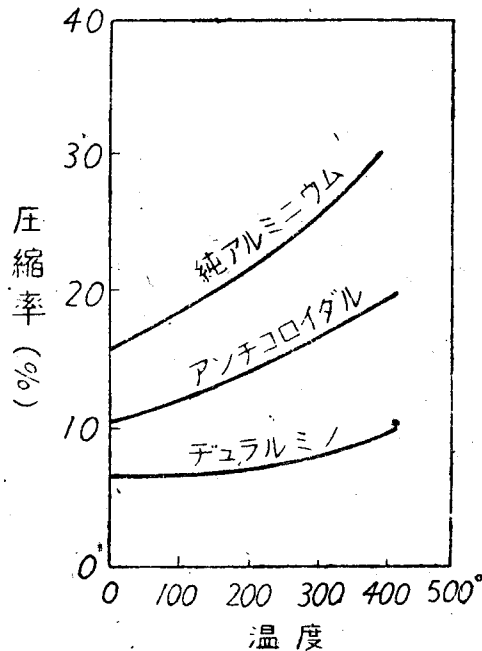
材料の性能として鍛造物は鑄物に比して材質が強く且つ高い均一度を興へる。航空機材料中のクランクケース、ピストン、プロペラ翅及び扇車等は多くは鍛造に依つて製造される。第 60 圖⁽³⁵⁾に示した如く、一般に純



第 60 圖 壓縮に依る比壓縮力の變化

金屬程比壓縮力は僅少であるが、第 2 及び第 3 の金屬元素が添加されると比壓縮力が増加して來るのが原則である。デュラルミン系合金に於ては銅が増加すると比壓縮力は高まる。デュラルミン系合金の平均鍛鍊温度は 400° 内外で、50% 鍛造に要する力は 4.4~5.4kg/mm² とされてゐる。比壓縮力は壓縮速度に比例するから壓縮速度が大きくなると比壓縮力は増大する。従つてハンマーの如き速度の大きいもので變形を興へるよりも、水壓鍛造機の如く緩慢な變形を興へる方が適當である。この事實は熱間鍛造は

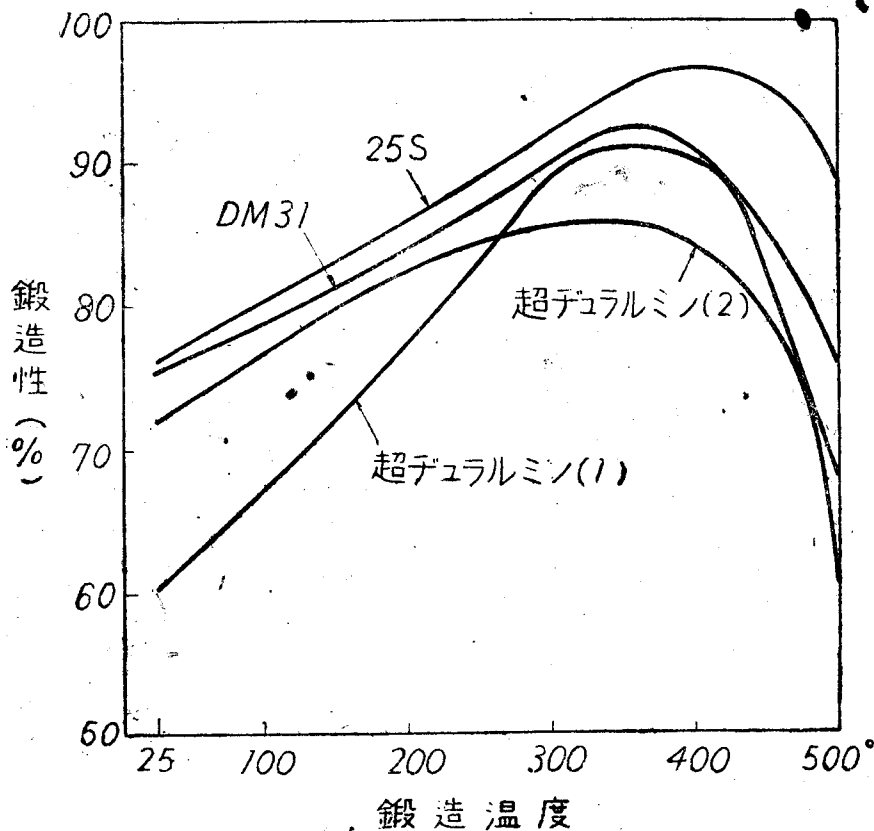
かりでなく、後述する深絞りの如き冷間加工にも同様なことが云へる。第61圖は直径20mm、高さ20mmの丸棒に高さ1mより荷重11kgの



第61圖 壓縮率と温度の關係

ハンマーを落下した場合の壓縮率と温度との關係を示す。純アルミニウムの壓縮性は良く、アンチコロイダル、デュラルミンの順になつてゐる。デュラルミン系合金に就て鍛造性と鍛造温度との關係は第62圖⁽³⁶⁾の如くである。鍛造用輕合金25Sの鍛造性は非常に良く、亞いで良好なのはDM31である。超デュラルミンの二種類に就ての鍛造性には相當の開きがあるが、これ等超デュラルミンの組成は次の如くである

即ち超デュラルミン(1)は銅 3.90%、満俺 0.71%、マグネシウム 0.76%、超デュラルミン(2)は銅 4.06%、満俺 0.63%、マグネシウム 1.64%の組成を有し、(2)が(1)に比して銅及びマグネシウム量が比較的多いことが鍛造性に差異を生ずる原因と想はれる。鍛造に使用する素材は鑄造材にすべきか、加工材を使用すべきかの問題である。勿論大型のもの



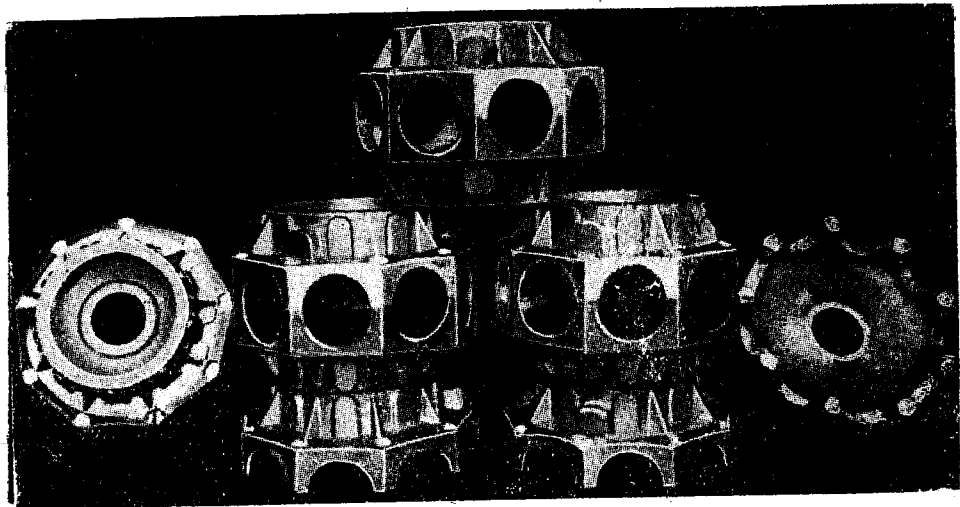
第 62 圖 デュラルミン系合金鍛造性

に於ては鍛造材を使用しなければならぬが、デュラルミン系の如く鍛造のむつかしいものでは加工材が適すると云はれてゐる。かかる加工材を使用する場合には、素材の繊維状組織の方向を考慮に入れて、次の鍛造に依つて繊維状組織を中斷しない様に注意を要する。第 10 表⁽³⁷⁾は軽合金鍛造品の

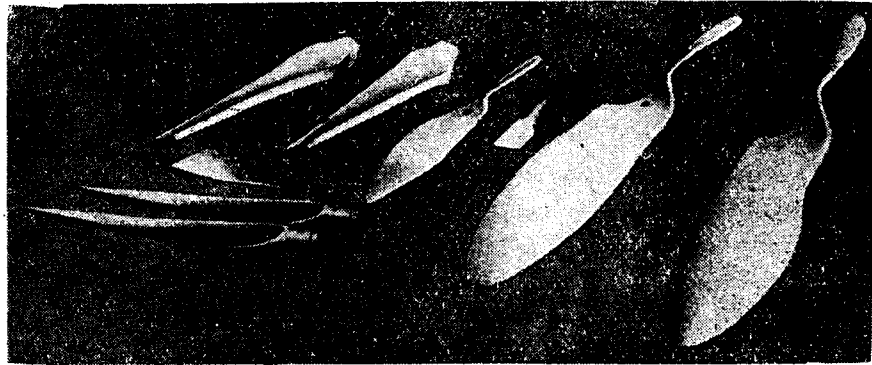
第 10 表 軽合金鍛造品の縦横の機械的性質

	繊維方向	平均	繊維方向に直角	平均
抗張力 kg/mm ²	37.4 37.7 37.7	37.9	35.0 31.6 34.4 34.8	34.0
伸 %	28.0 29.0 27.0	28.0	13.0 10.0 12.0 15.0	12.5

縦横の機械的性質の相違を示すもので、この結果からも鍛造品の繊維状組織が如何に大切であるかが察せられよう。又材料の流れ方は鍛造方法で異なるもので、ハンマーに依る場合には材料は上方に流れ、水圧に依る場合は材料は下方に流れるともものとされてゐる。第 63 圖及び第 64 圖は大型鍛造物の一例を示す。



第 63 圖 空冷式氣筒の鍛造品



第 64 圖 プロペラの鍛造品

(2) 鍛 造 方 法

鍛造方法は壓力の加え方に依て次の如く分類出来る。

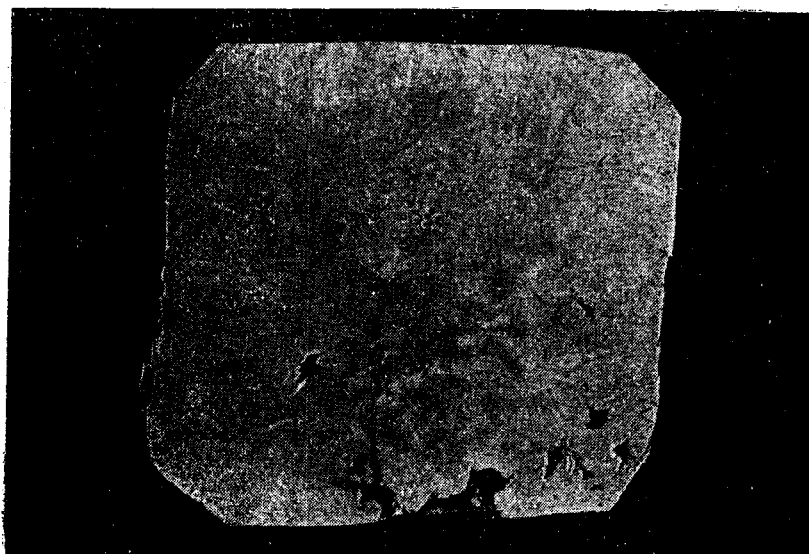
- (a) 蒸氣ハンマー、空氣ハンマー及びベルトハンマーの如く衝擊力に依るもの。

(b) 水圧鍛造機の如く靜的に働くもの。

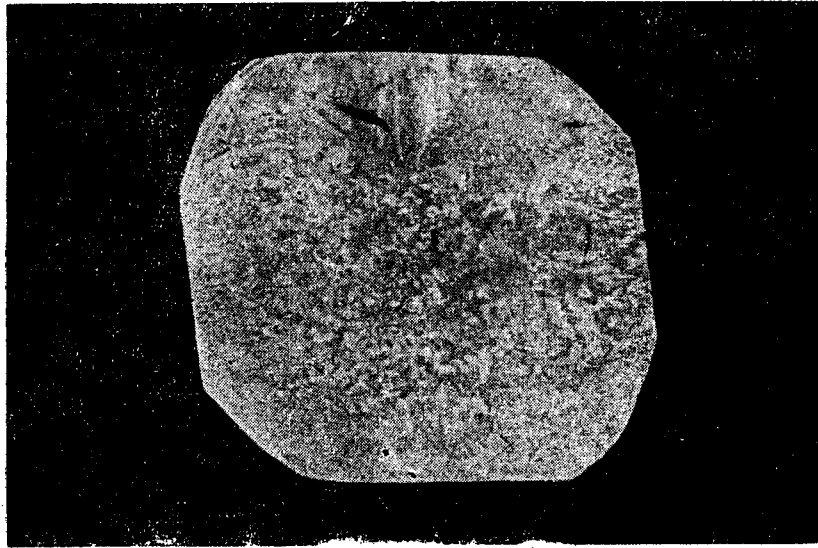
(c) 中間に依るもので螺旋鍛造機がこれに屬する。

アルミニウム合金に適するものは、速度の小さい水圧鍛造機及び螺旋鍛造機であるが、衝撃に依る如き空気ハンマー等を使用する場合には可及的に落下距離を小さくしてハンマーの重量を大きくする方法が採用されてゐる。後者では $330\sim 370^\circ$ の温度で、 $8\sim 12$ 時間焼鈍する。かくして結晶粒内の析出物を固溶せしめ、この素材を 500° より $50\sim 70\%$ 低い温度で、最初は僅かに鍛造して鍛造組織を纖維狀組織にかへる。鍛造温度が不適當であつたり、鍛造度が過度になると素材の表面は勿論、内部にも鍛造疵を發生する。然しながら鍛造の巢に依る鍛造疵は更に鍛造度を増せば減少せしめることが出来る。

鍛造物の缺點は鍛造する際に、素材の縁邊及び打延ばされた部分の表面に生ずる割れである。第 65 圖は鍛造材を鍛造した場合鍛造度の過度のために發生した割れと巢の存在を示す。



第 65 圖



第 66 圖

第 66 圖は鍛造加工が 100mm 角棒の内部まで達し鍛造組織が繊維状組織に變化しつつあるマクロ組織であつて、大小の結晶粒が入り亂れて非常に加工性に富む組織であることが判る。

(3) 鍛造法の種類

鍛造法の種類を挙げれば次の如くである。

(a) 自由鍛造法

i) 据込み

ii) 打延し

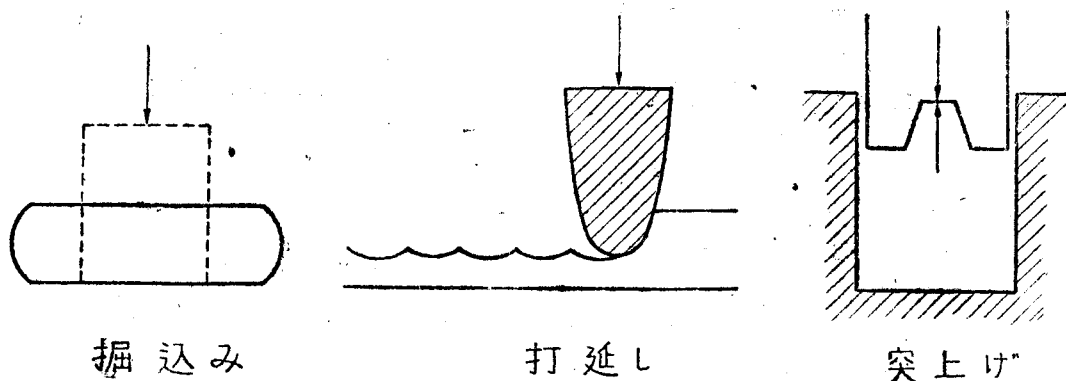
(b) 型打鍛造法

i) 据込み

ii) 打延し

iii) 突上げ

以上の据込み、打延し及び突上げ等を圖で簡単に示せば第 67 圖の如くである。



第 67 圖 鍛 造 法 の 例

自由鍛造では簡単な形状の金敷とハンマーで作業する。ハンマーの形に依つて第 67 圖に示した如き延し方があるわけで、要するに自由鍛造では各部の變形は少なく、表面は内部よりも大なる變形を受けるのである。自由鍛造と型入鍛造との相違は打ちあげたときに型の周囲の一部分或は全體が非常に接近することである。従つて材料は全く逃げられないか、或は薄い湯ばりとして逃げるのみであるから、壓力は大きくなると共に、材料の輪廓が明瞭となる。

自由鍛造法中の掘込みに就て變形抵抗及びハンマーの壓力を求めると次の如くである。

G ; ハンマーの重量

H ; 落下距離

h_0 ; 素材の初めの高さ

h_1 ; 鍛造後の素材の高さ

V ; 素材の體積

ハンマーのエネルギー

$$A = G_1 (H - h_1)$$

變形に要する仕事は

$$A = V k_{wm} \ln \frac{h_0}{h_1} \text{となる。}$$

$$\text{従つて } k_{wm} = \frac{G_1(H-h_1)}{V \ln \frac{h_0}{h_1}} \dots\dots\dots(31)$$

$$h_m = \frac{h_0 + h_1}{2}$$

$$V = \pi r_m^2 h_m$$

$$\left(\frac{r}{h}\right)_m = \sqrt{\frac{V}{\pi h_m^3}}$$

従つて k_{wm} は $\frac{r}{h}$ と共に増す。 $\left(\frac{r}{h}\right)$ を一定にすれば k_{wm} と $\ln \frac{h_0}{h}$ との関係が求められる。

壓縮度 $\ln \frac{h_0}{h}$ を f とすれば一般には次式の如くなる。

$$k_{wm} = c f^n \dots\dots\dots(32)$$

故に

$$A = V k_{wm} f = c V f^{n+1} \dots\dots\dots(33)$$

$$dA = c V (n+1) f^n df$$

一方に於て

$$dA = F k_w dx$$

$$F(h_0 - x) = Fh = V$$

$$d = dh$$

$$\frac{dx}{h} = -\frac{dh}{h} = df$$

故に

$$dA = F k_w df$$

$$k_w = c(n+1)f^n$$

故に

$$k_w = (n+1)k_{wm} \dots\dots\dots(34)$$

(32)式より

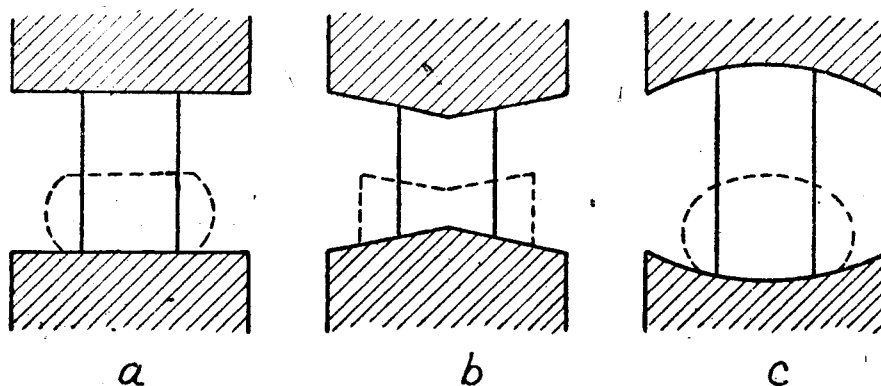
$$k_w = (n+1)cf^n \dots\dots\dots(35)$$

ハンマーの壓力は次式の如くなる。

$$P = k_w F = (n+1)cf^n \frac{V}{h_0 - x} \dots\dots\dots(36)$$

(4) 棒及び圓盤の鍛造

棒の鍛造はその軸に直角な方向に、長さに沿ひて連続的に鍛造する。金敷は圓か、卵形か、或は角形であるが、金敷の重量の大きい程効果的であることは理論的に證明されてゐる。ハンマーは平のものが輕合金には多く使用される。鍛造した棒の抗張力は鍛造の性質から容易に考へられる様に外縁部は中心部よりも早く標準抗張力に達する。素材の長さの方向から見ると押出材の抗張力の變化に類似して、棒の前端に於ては抗張力が低く、後端に及ぶに従つて鍛造度が次第に増加し抗張力も急激に増加する。デュラルミンの鍛造棒の横の抗張力は標準抗張力の 75% までにはなるが、普通鍛造ではこれ以上の横の抗張力は得られないから次の如き方法が行はれる。第 68 圖⁽³⁸⁾ は縦横の抗張力を金敷の形狀を變化して略々同一にせしめんとする一つの方法である。

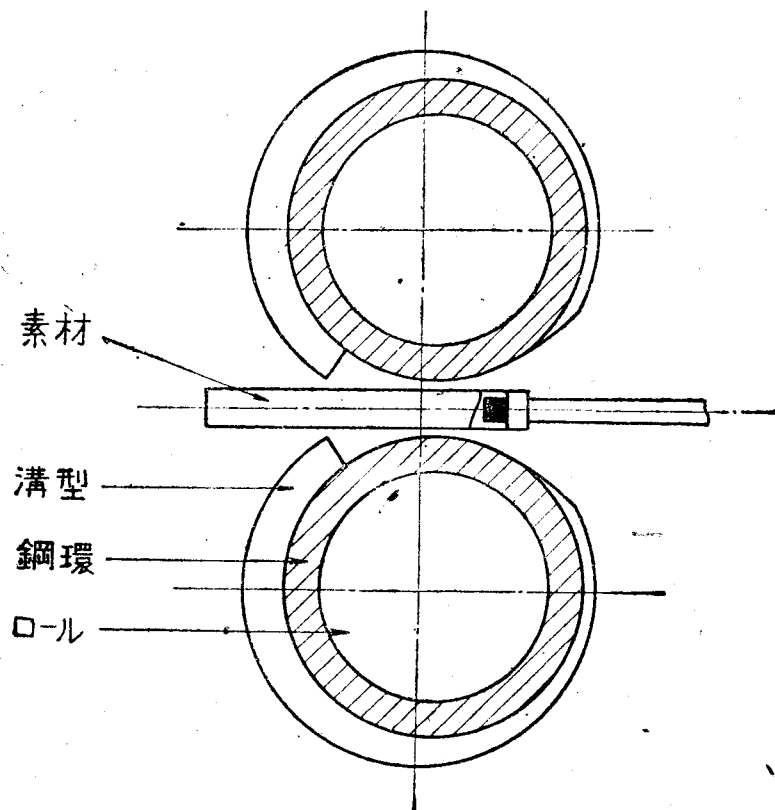


第 68 圖 金敷の影響

圖の（a）に於ては素材は樽形にふくらみ、周圍に割れを生ずる。一様な變形を與へるために金敷を圖の（b）の如くに圓錐にすれば良いのであるが、實際問題としては圖の（c）の如き凹面金敷が適當であると云はれてゐる。

（5） プロペラの鍛造

プロペラ鍛造用素材としては主としてデュラルミン系及び 25S 等が主として使用される。プロペラの鍛造には主として押出後に部分的に壓延した材料を素材とし、數の少ない場合には自由鍛造を利用するが、多量生産には型入鍛造に依る場合が多い。型入鍛造の代りにプロペラ用壓延機が使用される場合もある。



第 69 圖 プロペラ壓延ロール

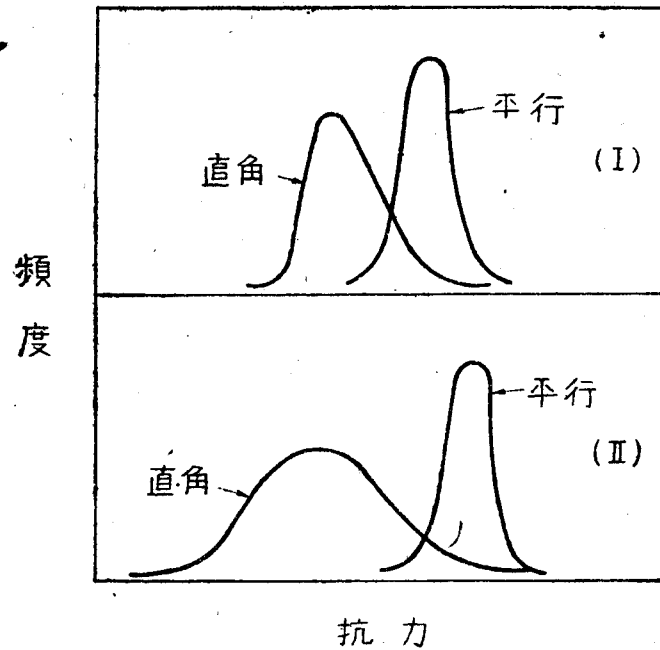
第 69 圖は鍛造用ロールの解説圖で、プロペラ素材の断面の半分に相當する溝を有し、この溝はテーパーになつてゐる。一臺のロールに普通四種類の溝があつて、幅 375mm の鋼環が上下のロールに捲付けられ、テーパーを長くする場合には鋼環の圓周の 3/4 迄溝を延し、逆に短くする場合には 1/2 まで縮める。壓延に要する力は壓縮の場合より少い。これはプロペラの極く僅かな部分から變形を與へるためである。

ロールと動力との連結には空氣作動式多段デスクが用ひられ、荷重が過ぎても故障が起らぬ様にしてあつて、電動機は 300 馬力、ロールの廻轉數は 7~14 回/min. である。第 11 表はプロペラの各方向に就ての機械的性質

第 11 表 鍛造プロペラの機械的性質

	縦 の 方 向			横 の 方 向		
	ボ ス	翅の中央	翅の先端	ボ ス	翅の中央	翅の先端
抗張力 (kg/mm ²)	43	42	42	42	39	40
降伏點 (kg/mm ²)	29	28	28	31	29	29
伸 (%)	15	16	16	7	8	9
衝撃値 (kg-m/cm ²)	0.8	2	2	0.4	1	1

質を示す。鍛造材に就て縦横の機械的性質の相違の著しいこと前述の通りである。表から判る如くプロペラの縦の方向と横の方向との伸及び衝撃値は約 1/2 の差が認められる。この事實を鍛造材の方向性から考へると第 70 圖に示す如き關係にある。(I) の型と (II) の二つの型があつて、(I) の型では鍛造材の纖維方向に平行と直角との抗力の頻度曲線が割合に狭い範圍にあるが、(II) の型に於ては平行の方向のものは比較的狭い範圍にあるも、直角の方向のものは著しく擴大されて、抗力の小さいことを示してゐる。このことは大切な意味を持つもの、鍛造物の荷重が纖維方向にのみ



第 70 圖 鍛造材の方向性

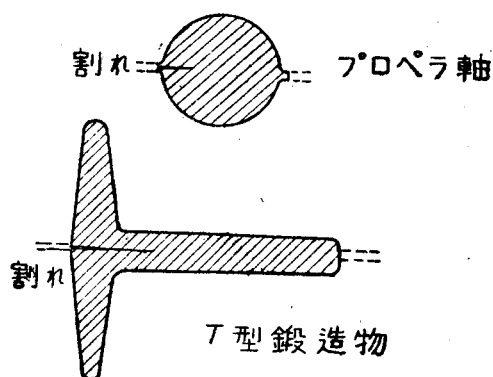
かゝる場合には差支へないが、直角の方向にかゝるときは、折角高力軽合金を使用した意味がなくなるから、主應力の方向が繊維状組織の方向に平行になる様に設計しなければならぬ。

(6) 鍛造物のフラツシュ

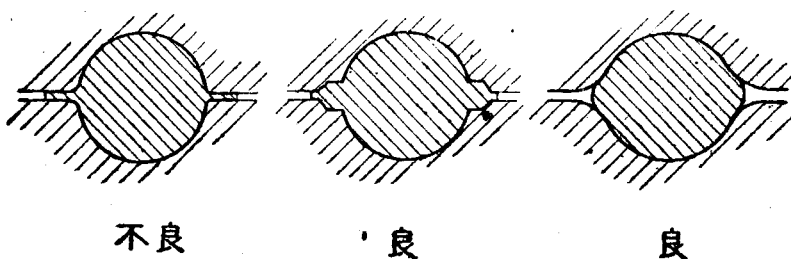
デュラルミン鍛造物の廢品となるものゝ大部分はフラツシュ中の割れに歸因するものである。フラツシュ部分の割れは屢々材料の内部に深く入つて品物の大小にかゝはらず熱處理後のものに甚だしい。偏析も屢々割れを起し、僅かに過熱してもフラツシュした箇所¹に最初に割れを生ずる。フラツシュに於ける割れを防止する方法が講ぜられてゐる。第一の方法としてはフラツシュを厚くするか、或は金屬の容積をフラツシュの起らない様に調節する。従來の經驗からフラツシュの厚さは材料の最初の厚さの $1/4$ 以下であつてはならぬとされてゐる。例へばプロペラのボスに近い部分に於

ける様な簡単な場合には、材料の量を調節することは容易であるが、複雑な型をしたものでは仲々困難である。第二の方法はフラツシュの位置を適当な場所に移すことである。

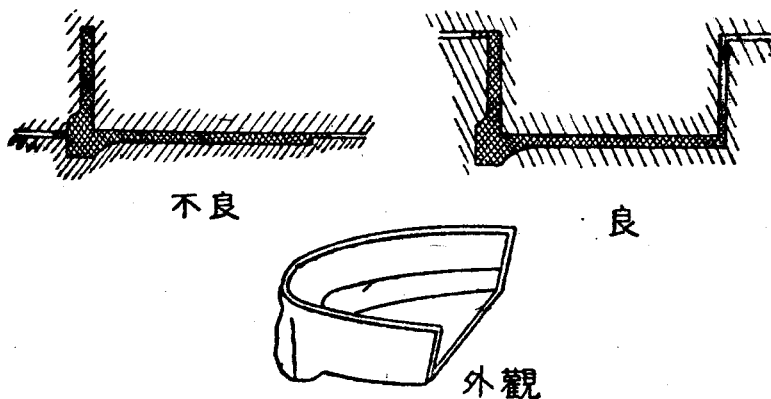
硬い合金を鍛造するにはフラツシュの位置を角にをくのが良く、ピストン及び外形の圓い中空な品物の製作にはこの方法が應用されてゐる。各種鍛造物の形狀に就ての實際例を示せば第 71~76 圖の如くである。



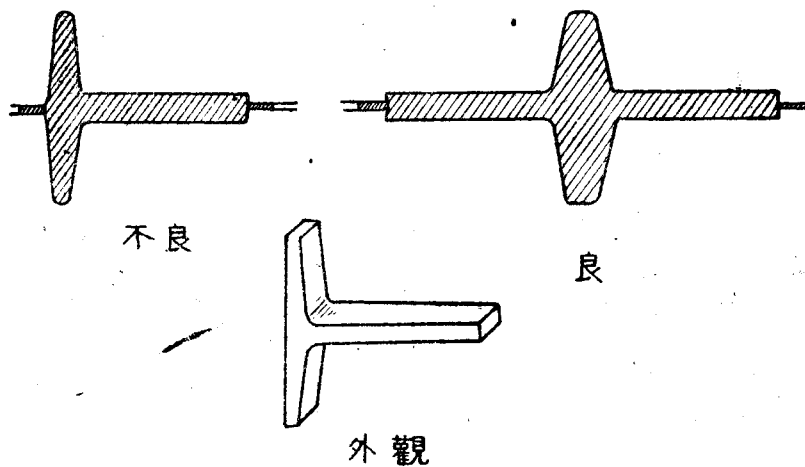
第 71 圖 フラツシュ中の割れ



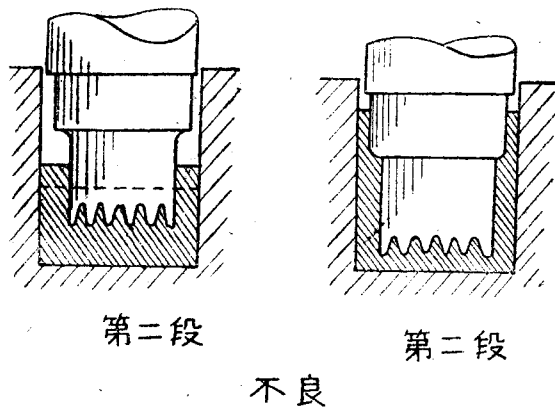
第 72 圖 ダイスの設計とフラツシュの関係



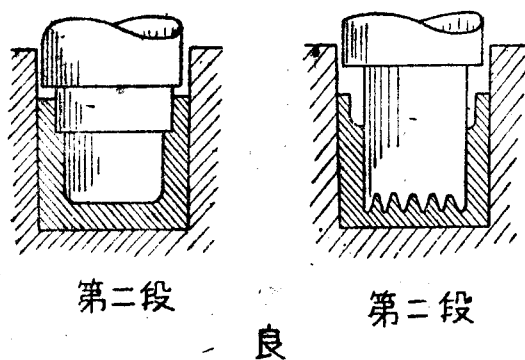
第 73 圖 鑄型鍛造物のダイスの設計



第 74 圖 T型鍛造物のダイスの設計



第 75 圖 ピストンの冷却筋の鍛造



第 76 圖 ピストン冷却筋の鍛造

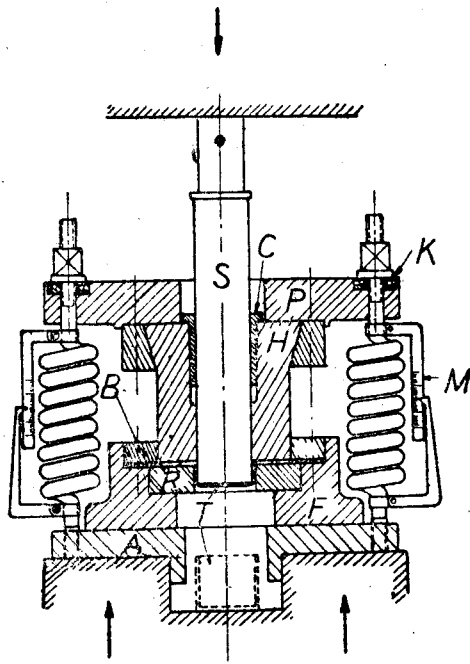
第八章 デュラルミン、鋁の深絞り加工

航空機の部分品として深絞りを行つた製品が比較的多く使用されるため、最近この方向の研究が旺んになりつゝある。デュラルミン系合金では焼鈍した状態で深絞り加工を行ひ成型した後に熱処理して強度を出させる。鋁材は合せ材が多いから、殊にアルミニウムを被覆したアルクラッド材では加工作業中に傷をつけ易いので注意を要するし、又デュラルミン材の深絞りプレスは仲々困難で實際作業ではさまで成功してゐない。素材に就て豫め加工性を見るために種々の試験が行はれてゐる。

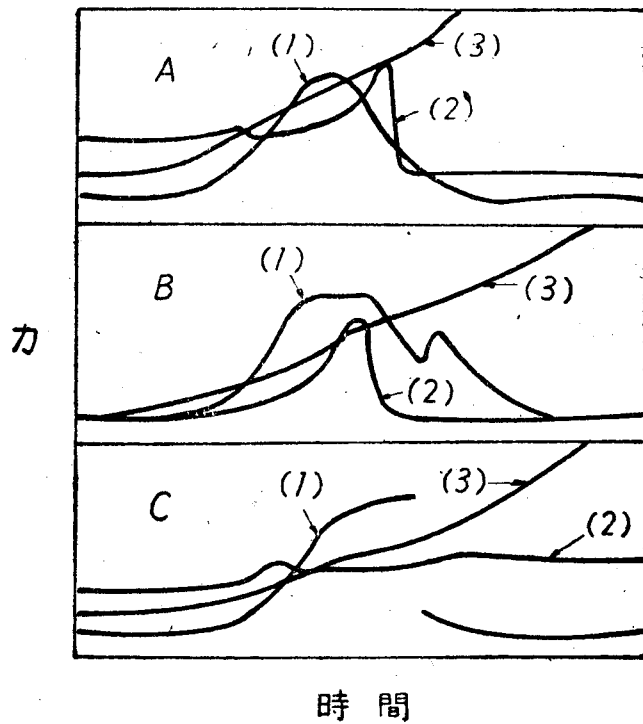
エリクセン試験は結晶の異常成長、方向性を見るのには良いが誤差が多く、硬度試験は適當でない。然しながら引張試験は比較的有効で、素材の伸の少ないものは深絞り加工には不適當と見て良い。顕微鏡試験で析出物が均一に分布してゐる組織のものは伸が大きく深絞り加工に適するものである。第77圖に示す如き簡単な形に就て深絞り加工の工程を説明しよう。

主要部分は絞りダイスで、この上に適當な形に切斷した鋁を置き、押へ鋁がダイスの上に降りて鋁を壓へ杵で鋁を絞るのであるが、押へ鋁の壓力はスプリング式か、或は壓縮空氣式で適當に調節する。この押へ鋁の適正如何は深絞り加工の成否に大なる影響を與へるものである。第78圖⁽³⁹⁾に於て押へ鋁の適正の良否が深絞り加工の成果に及ぼす影響に就て述べよう。

(A) の (1) は杵に働く力 P の大いさを示し、 $t=0$ より次第に増大して最高値に達し次第に減少する。(A) の (2) は押へ力 H を示し、この H は最小値より次第に増加して最高値に達した後に急に減少して零となる。こ



第 77 圖 深 絞 り 装 置



第 78 圖 絞 り 方 と 時 間 の 關 係

の瞬間は押へ鋳と鋳材とが離れた時である。(A)の(3)は押込みの深さを示し、これは時間と共に増加する。(B)の(1)の曲線を見るに曲線に二つの最高値がある。第二の最高値は押へ鋳、又は杵とダイスの穴の壁の間隙が不適當であつたために、鋳に皺が出来、それが間隙の中でつぶされたために生ずるものである。(B)の(2)及び(3)の曲線は(A)の場合と同様にHの値は次第に増加して最高値に達した後に急に減少して零となるのは、押へ鋳と鋳材との分離を示すものである。(3)の曲線で示される押込みの深さは時間と共に増加する。(C)の(1)は相當加工が進行した所で急に零になつてゐる。これは鋳の絞り限界を超えて急に破断を起したために依るものである。このとき破断した残りは押へ鋳とダイスの間に残るから押へ力Hは略々一定となる。この事實から皺の生成を抑壓するための押へ鋳の壓力の適否が深絞り加工の成否に著しい影響を與へることが判る。かゝる場合には(C)の(2)の曲線は(A)及び(B)の場合と相違して最高値に達し急に減少する様な傾向を示さず殆んど平坦な曲線となり、(C)の(3)の曲線は前二者と同様に時間と共に増加する。第12表⁽⁴⁰⁾

第12表 押へ鋳の壓力の影響

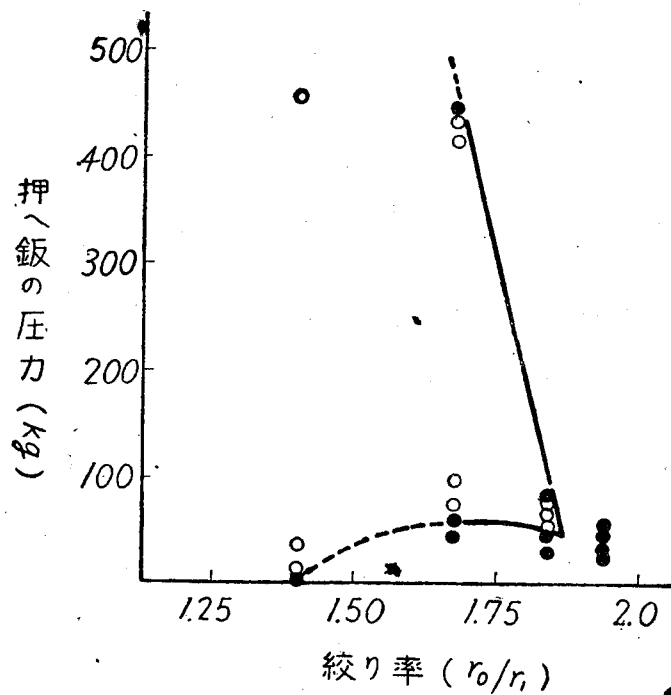
押へ鋳の初 壓力 kg	最大押へ鋳 壓力 kg	最大絞り力 kg	絞りの結果	備 考
35	100	470	皺 發 生	鋳厚0.4mm
60	85	430	稍々皺發生	直徑 48mm
85	100	380	良	絞り率 1.8
160	165	420	"	
285	300	460	"	
345	370	—	破 断	

は焼鈍したデュラルミン鋳に對する結果である。この表から判る様にデュ

アルミンも絞り加工を可能にする限界を持つて居り、その範囲では初圧力に比例して最大絞り力は増大する。

初圧力が過少であると押へ鋳の部に皺が出来る。尚皺の發生する壓力範囲で、最大絞り力が初壓力に反比例するのは皺の生成に依る抵抗の増加のためである。

押へ鋳の壓力と絞り率との關係は第 79 圖の如くで破斷點は絞り率に依



第 79 圖

り著しく影響をうける。この値の増大と共に低下し、遂に皺の生成點と一致する。これに對し皺の生成點は r_0/r_1 の變移に對しては著しい相違はないが、 r_0/r_1 が極めて小さい場合には低下し、遂には押へ鋳なしで全く皺のない絞りを行ひ得る。鋳の厚さと押へ鋳の壓力の關係は鋳の厚さが増加すると壓力は低下し、鋳の厚さがさらに増すと押へ鋳なしで絞り得る。これに反して鋳の厚さと絞り率の關係は逆に絞り率は鋳の厚さに逆比例する。ヂュラルミンの最大絞り率に及ぼす潤滑油の影響は第 13 表⁽⁴⁰⁾に示す如くで、

第 13 表 潤滑剤の種類と最大絞り率の関係 (押へ飯の圧力40kg)

種 類	最 大 絞 り 力 kg				最大絞り率
	1,927	1,965	2,000	2,036	
マ シ ン 油	492	破断	破断	破断	1,927
モ ー タ ー 油	485	"	"	"	"
種 油	465	"	"	"	"
石 鹼 水	450	450	470	"	2,000
白 絞 油	440	破断	460	"	"
ラードオイル	420	"	455	"	"

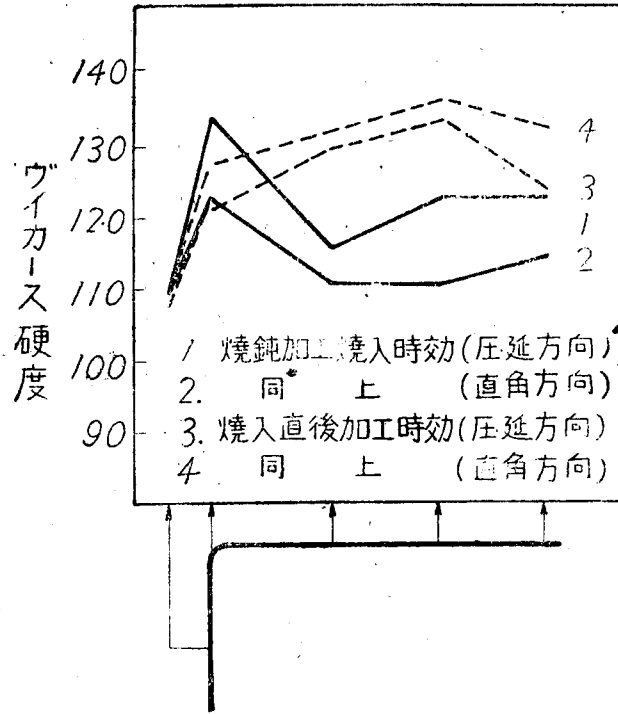
動物性の油脂が最も良く、植物性のものがこれに亞ぐ結果を示してゐる。

この表に於て石鹼水が良く、且つ廉價であるが耐蝕性の問題が考へられるも何等差支へないと云はれてゐる。熱處理の相違の絞り率に及ぼす影響は第 14 表⁽⁴⁰⁾に示す如くで、焼入直後の加工は焼鈍後加工のものと殆んど差

第 14 表 熱處理と絞り率の関係 (飯厚0.4mm)

處 理 法	パンチ端曲率 半 徑 mm	最大絞り率
焼 鈍 加 工	3 R	2.06
焼入直後加工	"	2.07
焼 鈍 加 工	5 R	2.09
焼入直後加工	"	2.11

異が認められない。第 80 圖⁽⁴⁰⁾は深絞り加工後の製品に就て硬度—熱處理—測定位置の関係を求めた結果である。圖に於て焼入直後加工時効したものは焼鈍加工焼入時効に依るものに比して硬度は高い。壓延方向と直角方向とでは硬度の差があつて、その差は焼鈍加工焼入時効したものと焼入直後加工時効したものに比して大きい。測定位置に依る硬度の變化は、



第 80 圖 硬度—熱處理—測定位置

焼鈍加工焼入時効のものに於ては曲げ部分の硬度が高く、圓筒部分に至ると硬度は減少するも、焼入直後加工時効のものに於ては、加工度の相違に依る硬度の變化が明瞭に現はれない。深絞り加工材に存在する内部應力は腐蝕疲勞強度、或は時期割れに關聯性をもつから充分の考慮を必要とする。焼鈍後加工焼入時効したものと、焼入直後加工時効したものの兩者に就

第 15 表 熱處理と内部應力との關係

熱處理	押へ板 直徑 mm	彈性率 kg/mm ²	内部應力 kg/mm ²
焼鈍加工 焼入時効	48	7.3×10^3	9.93
	50		9.81
	52		13.46
焼入直後 加工時効	48	6.8×10^3	0.823
	50		1.431
	52		3.200

て、弾性率及び内部応力を求めた結果は第15表⁽⁴⁰⁾の如くである。この場合の加工度は1.85, 1.92及び2.00であつて、この程度の加工度では著しい影響を與へない結果になつてゐる。後者の熱処理に依るものが、前者の熱処理に依るものより内部応力は遙かに少ない。

第九章 デュラルミンの熱処理

(1) 熱処理の定義

加工を興へたのみでは優秀な性能を発揮するものではなく、熱処理に依り始めて優秀な性能を具備して来るものである。加工したものは自由エネルギーが内部に貯えられて加工せぬものに比べると不安定な状態にあり、常温では準安定な状態を保つが、加熱すると変化が起り加工効果は消失して軟化の現象が起る。

固溶体組織の合金は鑄造したまゝでは有心組織で準安定の状態にあるも、これを加熱すると擴散に依り均一な固溶体組織に変化して来る。又高温に於ける安定状態と常温に於ける安定状態が相違する場合、高温より常温迄急冷すると、常温で安定な状態と異なる準安定の状態になることが多い。

以上の如くに材料を加熱することに依り金属、或は合金の諸性質を変化せしめることを熱処理と云ふ。

(2) 熱処理の種類

- (a) 變態點以上より焼入する場合。
 - i) 固溶体の溶解度の相違に依るもの。
 - ii) 變態點以上より焼入。
 - iii) 同質異態變態點以上より焼入。

※ 山口博士の分類に依る。

以上の熱処理に於て主要な點は、焼入温度及び冷却速度である。

(b) 常温で準安定なものを加熱する場合。

- i) 鑄造組織の均一化。
- ii) 加工したものの焼鈍。
- iii) 焼入したものの焼戻。
- iv) 初内力のあるものの焼鈍。
- v) 共析、共晶組織の如く、組織が微細で表面張力に基くエネルギーの多いもの。
- vi) Fe-Fe₃C の如き準安定系の黒鉛化。
- vii) 常温で準安定なものを加熱する代りに低温に冷却すると不安定度を増して變化することもある。

以上の熱処理に於て主要な點は、加熱温度及び加熱時間である。

(c) 變態點を通過することに依て結晶粒の大きさを變へる。

- i) 鋼鑄物の結晶の微細化。

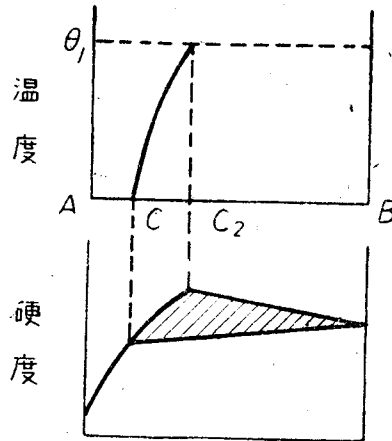
(d) 鐵の滲炭、脱炭の如く高温で他物質と作用させて組織を變へる。

- i) 滲炭、窒化。
- ii) Fe-Fe₃C 系の黒鉛化又は脱炭に依り α Fe に變化するが如き組織の變化。

以上は凡ての金屬及び合金に對する熱処理を分類したものであるが、直接デュラルミンに關係ある熱処理は、主として上記分類の (a) — i), 所謂溶體化熱處理に屬するものである。

(3) 溶體化熱處理

溶體化熱處理効果を圖示すれば第 81 圖の如くである。 θ_1 から焼入れす



第 81 圖 溶體化熱處理

れば C_1 —B 間の組成の合金では C_2 で最大で、焼入温度 θ_2 の高い程 C_2 は増大して効果も大きいが、焼入温度 θ_2 には一定の限度がある。合金に依て相違するが、第 16 表に示す如き熱處理温度が採用されてゐる。溶體

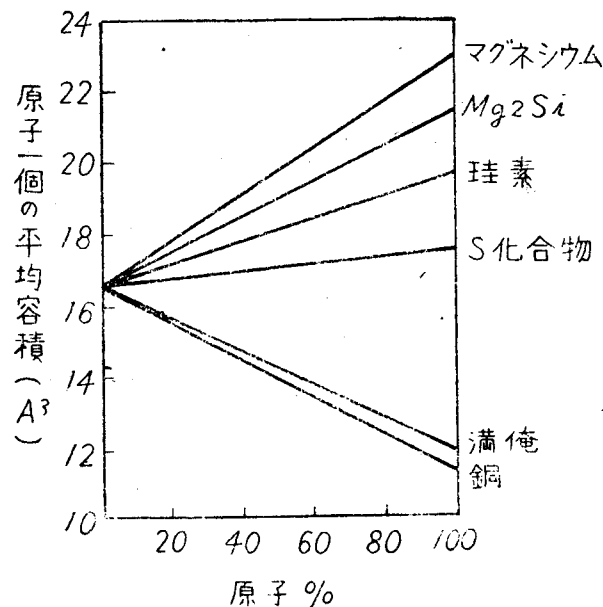
第 16 表 熱處理温度

合 命	熱處理温度
ヂュラルミン	400~520°
超ヂュラルミン	490~500°
超々ヂュラルミン	410~460°
DM31	495~505°

化時間に就ては従来系統的な研究が少く、その結果も一定してゐない。即ち N. F. Budgen⁽⁴¹⁾ は溶體化温度 512° では 30 分間の保持で充分で、それ以上になると機械的性質が低下すると云ひ、N. V. Geveling⁽⁴²⁾ は 0.3~0.6mm の板は二分以内で浴槽の温度になり、溶體化温度 485° の場合には約一時間の保持の場合が良いと報告してゐる。又 P. L. Teed⁽⁴³⁾ 依れば長時間溶體化温度に置くも材質に何等悪影響を與へない結果を發表し、何れも定性的結果に過ぎない。我國に於ては大日方博士及び田幡氏⁽⁴⁴⁾

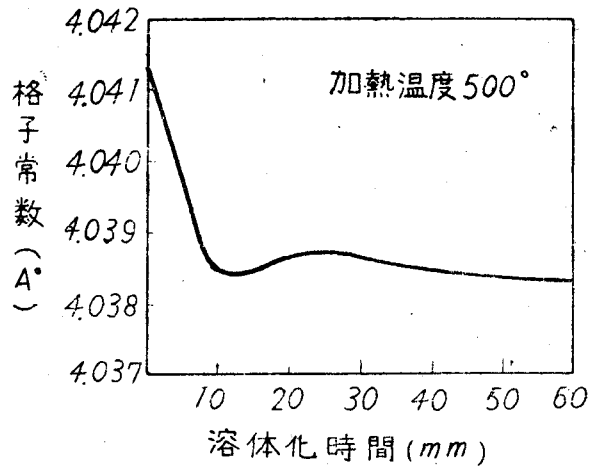
の詳細な研究があつて、溶體化熱処理に要する時間も鮮明になつた。

デュラルミンは焼鈍状態では CuAl_2 、 Mg_2Si 及び S 化合物等が認められ、これ等の化合物は高温では何れもアルミニウムに固溶するものである。これ等の化合物、或は成分金属元素がアルミニウムに固溶したために格子常数が變化する有様は第 82 圖⁽⁴⁴⁾の如くで、アルミニウムに固溶して格子常数を減少せしめるものは銅 (CuAl) 及び満俺 (Al_6Mn) の兩者であり、反對にこれを増大せしめるものはマグネシウム及び珪素 (Mg_2Si) 等である。



第 82 圖 平均容積の變化

第 83 圖⁽⁴⁴⁾ はデュラルミンの溶體化時間と格子常数の變化を示す。格子常数は最初急激に減少し、溶體化時間 10~20 分の間に格子常数の増大の傾向が認められる。同圖に於て各元素に依り格子常数の減少と増大の傾向があるから、この曲線の山は兩者の合成結果に依るものであらう。要するに析出物質の溶體化速度は各析出物質で相違し、析出物質を完全に溶體化せしめるにはかなりの時間を必要とするが、デュラルミンの完全な時効硬



第 83 圖 デュラルミンの溶体化時間と格子常数の變化

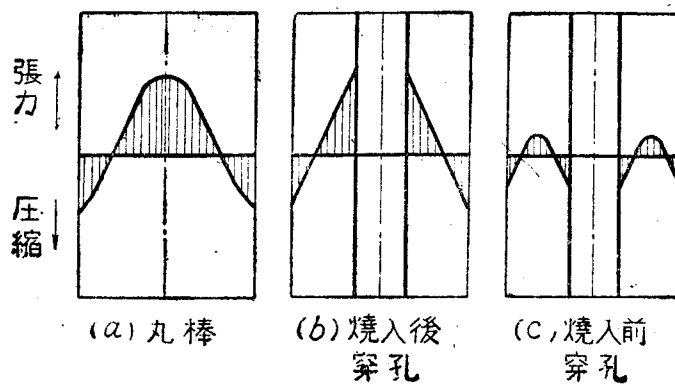
化現象を生ぜしめるために必要な溶体化時間は $500\sim 520^{\circ}$ に於て約 20 分であつて、これ以上長く加熱しても時効後の合金の機械的性質には影響は認められない結果が得られてゐる。

(4) 焼 入

溶体化処理したものは急冷するので、普通水焼入、油焼入及び空気焼入の三種類である。材料の組成、加熱温度及び容積等に依り冷却速度は變化するが、鋼の變態速度程大きくないから焼入は比較的容易である。薄板の場合には空気焼入で充分であるが、材料の厚さの大きいもの、或は複雑な形状のものでは内部まで焼きが入らないから水焼入れ等が行はれるも所謂熱歪で彎曲する懼れもある。かゝる場合には沸騰水、或は油中への焼入れが行はれる。耐蝕性を考慮する場合には冷却速度の大きい水焼入れが望ましい。加熱爐は古くから硝石槽が使用されてゐたが、最近は強制熱風爐が使用され、種々改良の結果加熱速度が大となり結晶粒の粗大化、擴散に依る被覆材の悪化もなくなり、硝石槽に匹敵して來た。焼入法も従來の水焼入のかはりに噴射焼入法が始められてゐる。この方法は溶体化熱處理した

ものに冷い空気と噴霧状の水を噴射するものである。水焼入と噴射焼入に依る性質の差はあまり認められないが、焼入に依る熱歪は水焼入に比して少ない。従つて板材、大きな成形品及び複雑な型の部分品等は強制熱風爐で溶體化熱處理して噴射焼入するのが良いと云はれてゐる。次で焼入後の耐蝕性に及ぼす影響は硝石槽を使用した場合と電気爐を使用した場合、特に異形でない場合には何等變化を認めない。⁽⁴⁵⁾

高温から焼入した材料には大きな内部應力を發生することは當然で、焼きが一樣に入れば外側には壓縮應力を生じ、内側には引張應力を生ずる。反對に表面層の引張應力は常に有害で、かゝる引張應力は鍛造物を焼入した後、切削すれば發生する。第 84 圖⁽⁴⁶⁾に於て、(a)に示した如き焼入材



第 84 圖 焼入歪の分布

の表面層に壓縮應力があれば、これを穿孔すれば (b) に示す如き非常に大きな引張應力を發生する。これに反して焼入前に豫め穿孔して焼入れを行へば、内側にも有効な壓縮應力を發生し (c) に示す如き歪の分布状態となり、これを (b) に比較すれば後者の操作に依る方法が有効なことが判る。

従つて機械加工、特に穿孔を必要とする様な場合には、焼入前に機械加工を施す必要があるわけである。焼入後の穿孔で内部應力は明瞭に現はれる。

から、この性質を利用して、デュラルミン及び超デュラルミンの丸棒を各温度の水及び白絞油に焼入して内部応力を測定した結果は第17表⁽⁴⁷⁾の如くである。焼入効果を十分にし機械的性質及び耐蝕性を適度に保持せしめつゝ内部応力を除去することの可能な液としてはデュラルミンに白絞油、超デュラルミンには 100° の沸騰水が適當である。

第17表 焼入溶液と内部応力との關係

合金	抗張力 kg/mm ²	降伏點 kg/mm ²	伸 %	弾性率 kg/mm ²	内部應力 kg/mm ²	焼入液
デュラルミン	41.1	24.8	20.6	7200	4.9	20°水
	41.2	25.0	19.6	6800	4.6	50°
	39.9	23.2	17.6	7100	1.3	100°
	42.1	26.6	19.7	6500	1.7	20°油
超デュラルミン	48.7	34.5	12.3	7100	8.1	20°水
	44.0	30.0	11.3	7100	8.8	50°
	47.4	29.0	15.6	7300	0.2	100°
	44.9	27.8	12.8	7400	1.7	20°油

(5) 時効硬化

デュラルミンの時効硬化現象はデュラルミンの發明者 A. Wilm が發見して以來各國の學者に依て研究が行はれた。1919年に至り P. D. Merica 等はデュラルミンの時効硬化現象は主として焼入後常溫で時効させる際に過飽和固溶體から析出する CuAl₂ の微粒子が、その材質を硬化すると云ふのであつて、R. S. Archer 等は更に析出する微粒子の結晶上り面は各粒子毎に位置と方向が相違するので、互に干涉して金屬の變形を妨げる結果機械的性質が改善されると云ふ所謂「干渉説」を提唱した。この「干渉説」を W. Rosenhein 等は支持すると共に、Mg₂Si も亦硬化に與るもの

とし、Al-CuAl-Mg₂Si 擬三元系状態圖から説明を與へてゐる。然しながら、この迂り干渉説に對しては各國で異論が起り、我國に於ては今野博士がこの説に對して異説を唱へられた。

この説はアルミニウムの固溶體より CuAl₂、或は Mg₂Si 等の化合物が析出する迄に、その途中に硬いβ相、即ち鋼のマルテンサイトの如き中間状態があつて、これが時効硬化の原因であるとされた。1930年に至り、本多及び小久保兩博士等はこれ等合金の時効硬化現象を比重、電氣抵抗、硬度及び熱變化等より研究されて、デュラルミンの時効硬化は過飽和固溶體中に於ける溶質原子の移動のために結晶格子に歪を生ずるためであると云ふ結論を得られた。

その後本問題に就ての X 線的研究が旺んになり、E. Schmidt 等は焼入後常溫時効及び焼戻過程では、焼入したときに格子常數に變化を認めなかつたために析出説を否定してゐる。G. Wasserman 等は銅 5% を含むアルミニウム—銅系合金に就て X 線分析を行ひ、その焼戻過程に於て正方晶型の間相の存在することを認めてゐるが、これは 200° 以上の焼戻の場合に起る變化であつて、常溫時効、或は低溫度の焼戻には何等關係はないわけである。

西村博士はアルミニウム—銅—マグネシウム系状態圖からデュラルミンの時効硬化に關與するものを従來考へられた CuAl₂ 及び Mg₂Si の外に S 化合物 (Al₁₃Cu₇Mg₈) とされ、その後この三元化合物は大日方博士の研究に依り Al₅Cu₂Mg₂ の組成に相當するものであると訂正されてゐる。さらに 1938 年には篠田博士は後方反射法に依り時効中に結晶格子面に彎曲乃至廻轉を生ずる事實を認められてゐる。以上は時効硬化問題の研究の推移に就て概略を記したものであるが、この問題の研究を年代順に總轄す

第 18 表 ジュラルミンの時効硬化問題研究史

年 號	研 究 者	主 要 研 究 事 項
1906~1911	Wilm	ジュラルミン時効硬化現象の発見
1919	Merica, Waltenberg & Scott	Dの時効現象は主としてAlに對するCuAl ₂ の溶解度限の變化に基因し硬化の原因はCuAl ₂ 微粒子の析出に依る。
1921	Jeffries & Archer	じり干渉説の提唱
1920~1923	Rosenhain, Archbutt Hamson & Gayler	じり干渉説を支持せるも Mg ₂ Siも亦硬化に與るものとし、Al-CuAl ₂ -Mg ₂ Si擬3元系状態圖を決定
1922	今野博士	Dの時効硬化現象は微粒子析出前の特殊の中間状態(β)に基因す。X線に依り結晶格子に變化なきを指摘。
1925	杉浦博士	固溶體内部の變化とす。
1928	後藤博士	化合物な造る可き原子の變位に依り格子に歪を生じ之が硬化の原因となる。
1929	Gayler & Preston	過飽和固溶體の格子歪を精密X線法に依り推定。
1930	本多博士及小久保博士	Al-Cu, Al-Mg ₂ S ₂ 合金の時効現象を比重抵抗, 硬度, 長さ, 熱變化より研究, Dの時効硬化は過飽和固溶體中に於ける溶質原子の移動のために格子に歪を生ずるのが原因。
1926~1930	Schmid & Wassermann	時効中X線的には何等の變化を認め得ざるに依り析出説を否定。
1929	Cöler & Sachs	精密X線法, 同上。
1931	Hengstberg & Wassermann	Dの時効中に於ける反射線の幅の擴がりを測定, 溶質原子が過飽和固溶體内の一部に集合せる結果と推定。
1933	Stenze & Weerts	Al-Cu合金の析出現象(人工時効)を主として精密X線法に依り研究。
1935	Wassermann & Weerts	Al-Cu合金の人工時効中CuAl ₂ の析出に先立ち中間相(正方晶)の出現する事を発見。
1936~1937	西村博士	Al-Cu-Mg 3元状態圖の決定, Dの時効硬化は主としてS化合物(Al ₁₃ Cu ₇ Mg ₈)のAlに對する溶解度の變化に基因す。
1937	Gayler	從來の研究結果の總括
1936~1937	Fink & Smith	顯微鏡組織の變化
1938	Wassermann	Fink, Smithの認めたスリッパバンド様の線は双晶に基くものとし, CuAl ₂ 析出に非ずとす。
1938	Petrov	Dの硬化素はCuAl ₂ 及びAl ₅ Mg ₂ であるとす。
1938	篠田博士	後方反射法に依り時効に伴ふ斑點の移動を測定, 時効中格子面の彎曲乃至は廻轉を生ずる事を発見。

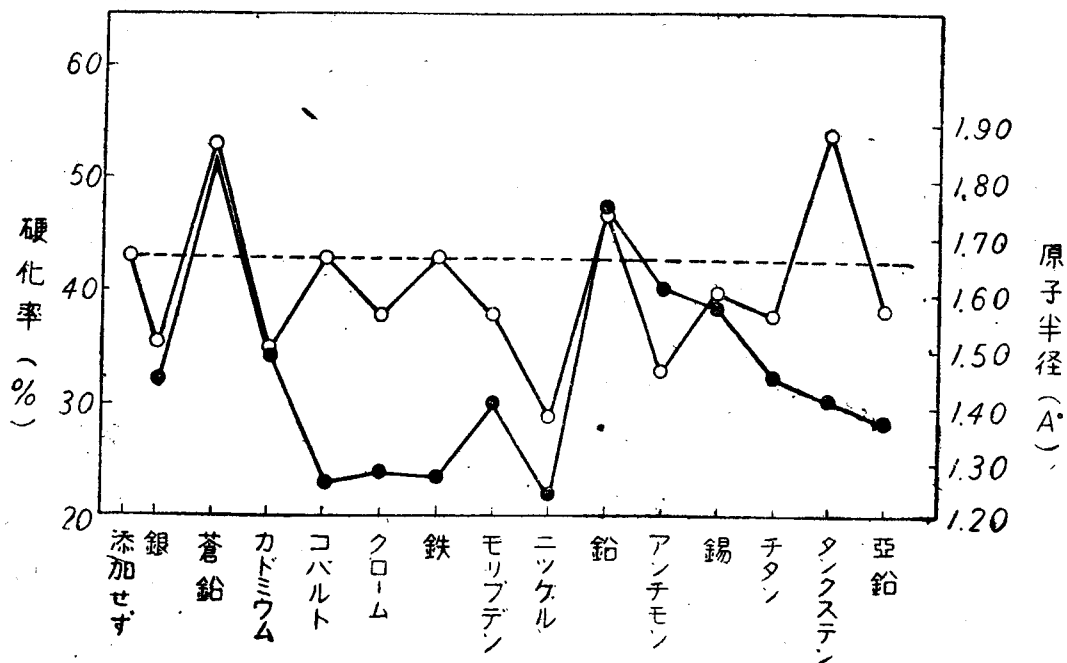
れば第18⁽⁴⁸⁾表の如くである。

(a) チュラルミンの時効硬化性と添加金属元素との関係 チュラルミンに銀、蒼鉛、カドミウム、コバルト、クローム、鐵、モリブデン、ニッケル、鉛、アンチモン、錫、チタン、タングステン及び亜鉛等の金属元素を夫々0.1~1.0%範囲で添加して時効性に及ぼす影響を調べた⁽⁴⁹⁾。第19表は添加金属元素0.5%を含むものに就ての銅、満俺、及びマグネシウムの分析結果である。表に於て銅量は銀を除く以外は略々一定で、満俺及びマグネシウム量も一定と見て差支へない。金属添加量もチタンを除く以外は豫定量だけ含有されてゐる。

第 19 表

添加金属名	銅 %	満 俺 %	マグネシウム %	添加量 %
銀	3.44	0.52	0.51	0.48
蒼 鉛	4.11	0.51	0.54	0.45
カドミウム	4.17	0.52	0.54	0.45
コバルト	3.96	0.57	0.57	0.49
クローム	4.08	0.58	0.53	0.64
鐵	3.82	0.59	0.59	0.49
モリブデン	4.17	0.53	0.54	0.52
ニッケル	3.75	0.61	0.58	—
鉛	4.11	0.52	0.51	0.48
アンチモン	4.05	0.57	0.52	0.48
錫	4.04	0.55	0.53	0.45
チ タ ン	3.82	0.48	0.51	0.29
タングステン	4.01	0.54	0.54	0.52
亜 鉛	4.06	0.55	0.57	0.4
—	4.02	0.52	0.56	—

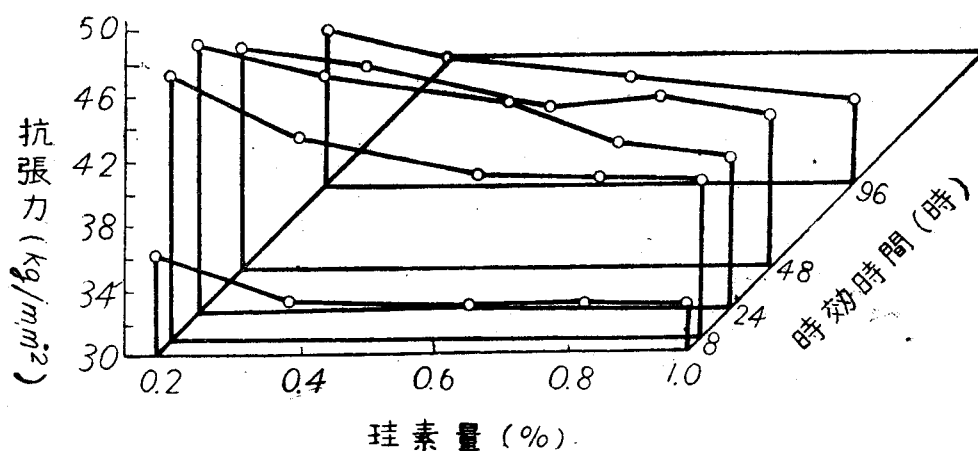
第 85 圖は實驗結果で、縦軸に硬化率をとり、横軸は添加金屬元素をとる。點線はこれ等添加金屬を含まぬもので、その組成は第 19 表の最後の項に示してある。硬化率を高める添加金屬元素は蒼鉛、鉛、タングステン及び亞鉛等であり、コバルト、クローム、鐵、モリブデン、錫、チタン及び亞鉛等の添加は硬化率に殆んど影響を與へない。その他のものは單に硬化率の點のみから考へれば有効なものとは云ひ難い。圖中の黒點は各金屬元素の原子半徑を記入したもので、硬化率と原子半徑との間に明確な關係は認められないが、曲線の傾向から見ると原子半徑の大きい金屬元素を添加した場合の硬化率の方が比較的大きい様に考へられる。



第 85 圖 チュラルミンの硬化率に及ぼす添加金屬元素の影響

(b) 超チュラルミンの時効性に及ぼす珪素及び鐵の影響 アルミニウム地金中の珪素及び鐵が超チュラルミンの時効性に及ぼす影響は重要な問題である。何んとなればアルミニウム地金中には必ず珪素及び鐵を含むものであるし、超チュラルミン自身がもともと純度の高いアルミニウム地金

を使用することを建前としてゐるから、これ等不純物の許容量決定の意味から考へても重要性を持つものである。500°より焼入して直後、8時間、24時間、48時間及び96時間の各時間に於ける抗張力—珪素量—時効時間の三つの關係を示せば第 86 圖の如くである。

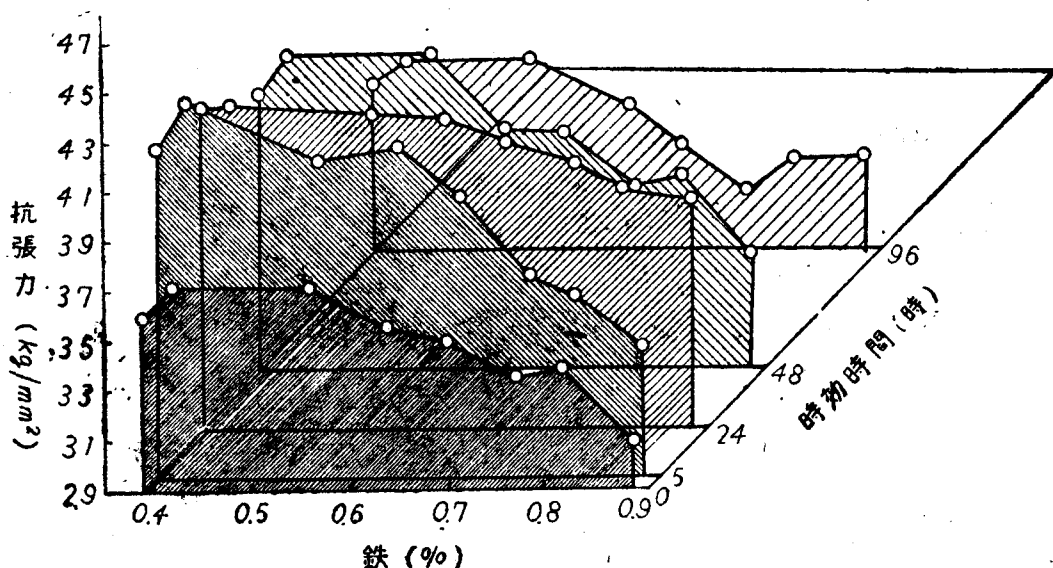


第 86 圖 抗張力—珪素量—時効時間との關係

焼入直後の抗張力は珪素量 0.4% までは低いが、それ以上の添加量では殆んど變化しない。8 時間後の抗張力の増加は著しいが、珪素量 0.76% 以上のものは 41 kg mm² 前後の値を示すに過ぎない。24 時間を経過すると珪素量の過少に依る影響が明瞭になる。

即ち珪素量の増加と共に常温時効性が害せられて来る。この原因はデュラルミンの硬化素の一つである S 化合物の生成が珪素の存在に依り妨げられるものと説明されてゐる。第 87 圖は 490° より焼入れして直後、5 時間、24 時間、48 時間及び 96 時間の各時間に於ける抗張力—鐵量—時効時間の關係を示したもので、先づ焼入直後の抗張力は鐵の添加量に比例して減少する。5 時間後の抗張力の増加は著しいが、鐵の添加量の多いもの程抗張力の増加は減少してゐる。この傾向は 24 時間、48 時間及び 96 時間に於ても共通に認められ、特に 24 時間後には鐵の含有量の多いものゝ

抗張力の増加率が大きくなる。この現象は鉄のために時効が抑制されたものが、時効時間が長くなるとようやく硬化を開始するものと解釋出来る。



第 87 圖 抗張力—鐵量—時効時間との關係

さらに時効時間が長くなると共に、抗張力は徐々ではあるが増加するも、鐵も珪素同様に常溫時効性を害するものである。鐵の時効性を害する原因は目下の所、次の様に考へられてゐる。

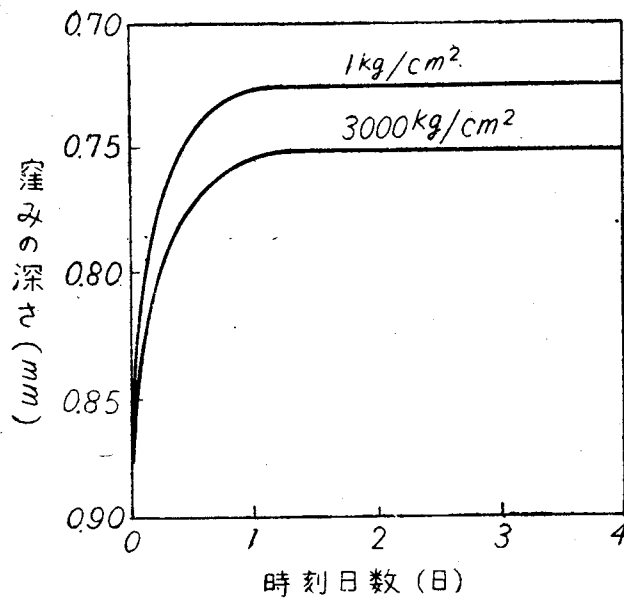
鐵が増加するとアルミニウムに対する銅の溶解度を減少すること、N化合物がアルミニウムと全く固溶しないことに依るとされてゐる。尙N化合物はアルミニウム—銅—鐵系三元系に認められる三元化合物で、その組成は $Al_7 Cu_3 Fe$ とされてゐるも正確なものでない。

以上の事實から或限度以上に珪素及び鐵等の不純物を含有すると常溫時効性を害するから、超デュラルミン用素材としては珪素及び鐵等の不純物は可及的に少いことが必要とされる。

(c) デュラルミンの時効性に及ぼす壓力の影響

デュラルミンが時効する場合の體積の變化は 0.03 % であるが⁽⁵⁰⁾、壓力下に於てデュラルミンを時効さす場合に時効が促進されるか、阻止されるか

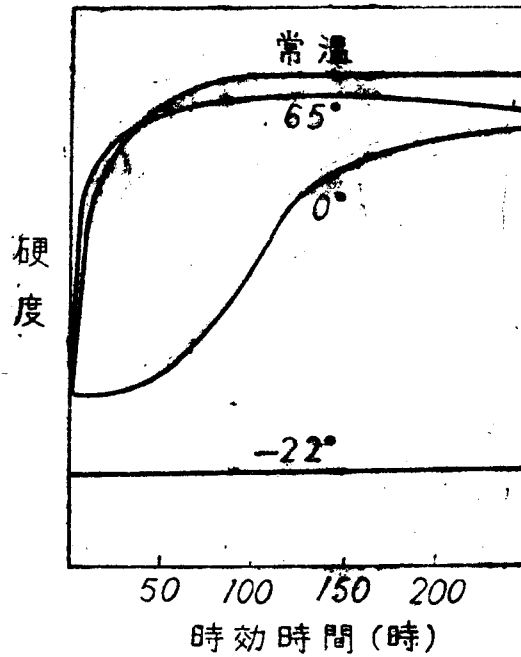
かは興味ある問題である。デュラルミン 2mm 鋳を水素気流中で 500° に 1 時間加熱焼入後常温に放置，他は $3,000 \text{ kg/cm}^2$ の壓力を加えた油中に入れ，他は水中に入れて壓力を加へ 4 時間毎に硬度を測定した結果は第 88 圖⁽⁵¹⁾の如くである。 $3,000 \text{ kg/cm}^2$ の壓力に依り 4 日後には 3% の硬度の減少をなす。尙 $1,500 \text{ kg/cm}^2$ 以下の壓力に於てはその影響は極めて少く壓力の増加と共に急激にその影響が著しくなる。



第 88 圖 デュラルミンの時効性に及ぼす壓力の影響

(d) デュラルミンの時効性に及ぼす温度の影響

デュラルミンを焼入後，各温度に保持したときの時効性に及ぼす影響に就ての研究は，本問題がデュラルミン鋳材と關聯性を持つために比較的多い。第 89 圖はその一例を示し，焼入後に -22° 保持すると時効硬化性を示さない。 0° に保持すると 50 時間迄は焼入直後の硬度を示すも 50 時間を経過すると僅かながら時効硬化性が認められる。200 時間に及ぶと常温時効後の硬度に略々達する。常温に保持すると時効に依る硬度の上昇は活潑に行はれ，硬度の急激な上昇は約 10 時間以内に終了し，その後は徐々



第 89 圖 デュラルミンの時効性に及ぼす
温度の影響

に硬度は上昇するも 10 日以内で時効は終了するものと想はれる。65° に加熱すると硬度上昇は常温時効以上に迅く進行する。デュラルミンの焼鈍材も長時間室温に放置すると時効硬化現象を起す。製造直後では焼鈍材として正常の値を示すが、室温に放置するうちに抗張力及び降伏点は數 kg 上昇し、焼鈍温度が 340~360° の低温焼鈍に於ても時効硬化の進行することが認められてゐる。

G. Moritz⁽⁵²⁾ は焼鈍温度を 320, 340, 360 及び 380° とし、各温度に対する保持時間を 2 時間及び 4 時間と定め、焼鈍後冷却して 20° 及び 40° の各温度に 1~512 日間放置して變化を求めてゐる。その結果を要約すると次の如くである。

焼鈍温度 320° の場合には未だ冷間加工の影響が残つてゐて、抗張力及び降伏点は高く、これに反し伸は低いが、焼鈍以後の室温放置期間中には

殆んど變化しない。

焼鈍温度が 340, 360 及び 380° に及ぶと、温度の高い程焼鈍後の硬化する割合が増加し、抗張力 1~6kg/mm², 降伏点 1~5kg/mm² の増加を示して来るも、伸の變化は著しいものでない。潜伏期は焼鈍温度の低い程長く、これは過飽和の程度が増すと潜伏期が短くなる事實と一致する。室温の相違に依る影響は、放置温度の高い程、時効が促進されることは第99圖から明かであるが、20° 及び 40° の場合には殆んど影響を與へないと云へる。

本項と關係のあるデュラルミン鋳材に就て簡単に記述しよう。デュラルミン鋳は鋳締めする前に焼入して直ちに使用するのであるが、前述の如く焼入後急に硬化するから焼入してから鋳締めまでの時間に制限があるわけで、従つてこの時間を経過したものを鋳締すると鋳頭に割れが入る危険がある。このために作業上の不便と能率の低下が起る。この不便を除くために古くは焼入後鋳材は氷、或はドライアイス中に保存して置く方法が採られた。

この方法に於ても水分の附着したまゝで鋳打すると鋳打後の材料の腐蝕の原因となるから、充分乾燥して使用しなければならぬ不便がある。以上の如き種々の不便を除去するために鋳材自身の研究が始められ、最近は略々この目的を充す鋳材が發明されてゐる。

却説デュラルミン鋳材の具備すべき條件を考へれば次の如くである。

鋳に使用されるもの、材質は先づ鋳接部の材質と同程度の強さが要求される。この要求は一方被鋳接部の腐蝕の問題が考慮されるためである。次は鋳頭の切れない加工性の大きいもの、この外に重要な點は鋳材の時効硬化が初期に於て進行せず、且つ完全時効後の硬化量が相當大であることで

ある。以上の目的に適するためには時効硬化後鋳打可能の軟質鋳と焼入後時効硬化する迄の時間を延長せしめるものとの二種類がある。これ等の鋳材の組成及び性能を總括すると第 20 表⁽⁵³⁾の如くである。

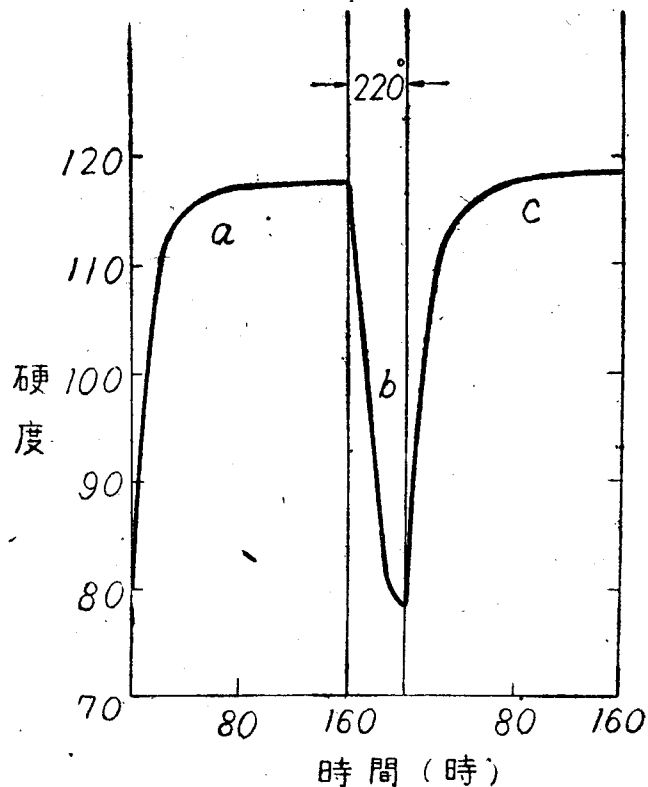
第 20 表 デュラルミン鋳材の組成と性能

合金	組成 %				剪断力 kg/mm ²			遅効期間 (時効温度 25°)	備考
	銅	マンガン	マグネシウム	珪素	焼入直後	時効後	鋳着時効後		
ハインケル	2.0	0.5	2.0	0.8	18.0	23.5	24.5	約 1 時間	軟質遅効鋳
D 4	2.0	1.0	2.0	—	20.0	24.0	—	約 120 時間	
D 4 A	2.0	1.2	1.2	0.5	19.5	25.5	26.5	約 8 時間	
D 5 A	3.0	1.0	2.0	0.5	23.0	28.0	31.0	約 2 時間	硬質遅効鋳
D 5	4.0	1.0	2.0	—	24.0	28.5	—	約 4 時間	

(6) 復元現象

デュラルミンを焼入後充分時効せしめたものを 200° 附近に數分間加熱すると略々焼入直後の硬度に復歸する。これを復元現象と稱してゐる。

一旦復元せしめたものは、常溫に於て再び時効硬化現象をなす特徴があつて、この現象を圖解すれば第 9) 圖の如くで、曲線 (a) は焼入後の常溫時効に依る硬度の變化を示し、曲線 (b) はこれを 220° に加熱した場合の硬度の變化で、10~30分の加熱に依り最低硬度に達する。この状態が復元であるが、加熱時間が更に長くなると焼戻時効硬化に依り硬化する。曲線 (c) は復元状態の合金を室溫中に放置した場合の合金を常溫に放置した場合の再時効變化曲線である。



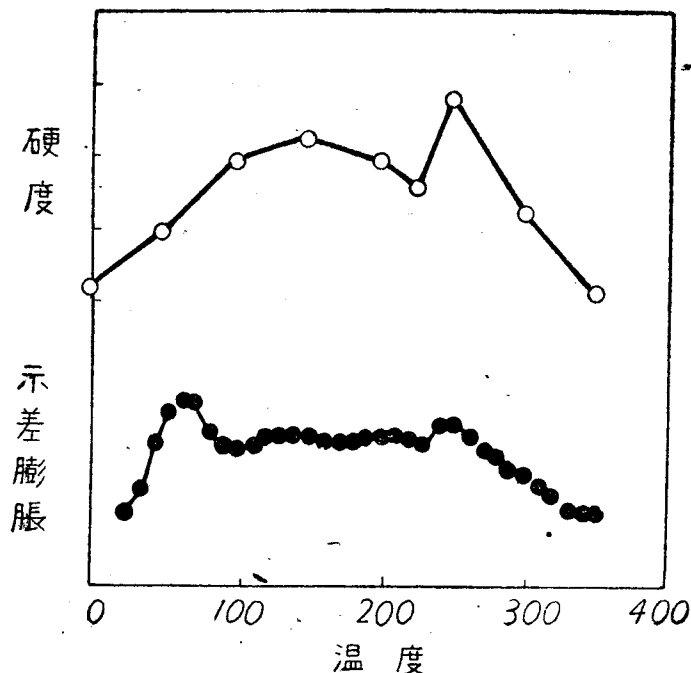
第 90 圖 復元現象の解説圖

(a) 加熱速度の影響

復元せしめるためには急熱する必要があるか、どうかの問題である。焼入直後の超デュラルミン板材を1時間 100° の割合で加熱すると第 91 圖に示す如き結果となる。硬度對加熱曲線に於て焼戻温度 100° 以下の曲線の上昇は S 化合物の析出に關係するものであらう。この曲線は 220° 附近に低い所が現はれる。

これが復元した所で、これより曲線は再び上昇し 250° 附近に於ける Cu Al_2 の析出に依る山が認められ、それ以上の温度になると軟化の状態に入る。

示差膨脹曲線に於ても、全く同様な傾向が認められる。先づ S 化合物の析出に基く膨脹が現はれ、 220° 附近の僅かな收縮は復元を示し、 250° の膨脹は Cu Al_2 の析出に依るものである。従つて急熱することは復元現象



第 91 圖 復元現象と加熱速度の関係
(加熱速度 100・160min)

の必須条件ではないことが判る。

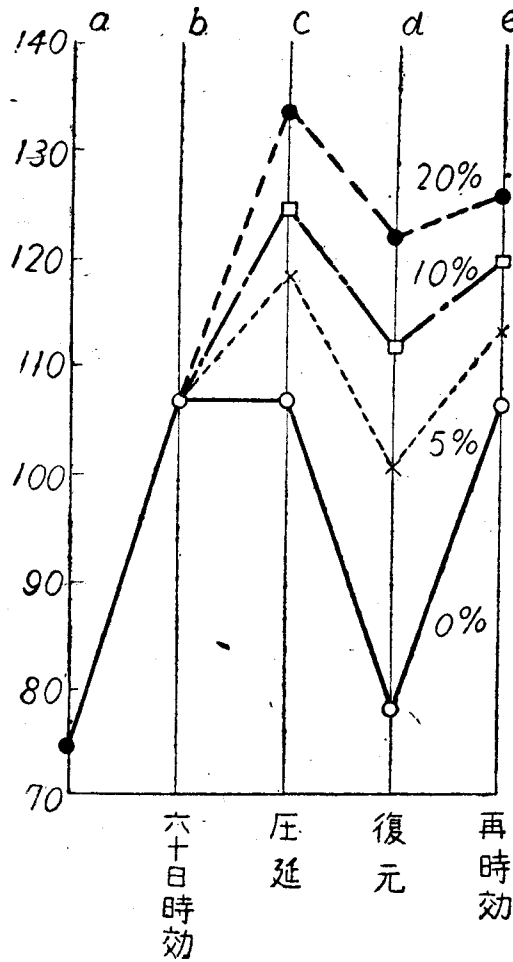
然しながら再時効硬化能の點から考へれば別個の問題である。

(b) 常温加工の影響

第 92 圖はデュラルミンを時効後常温加工を加えて復元及び再時効させたものゝ結果である。

(a)は焼入直後の硬度, (b)は 60 日間常温時効せしめた硬度である。これに 0.5%, 10%及び 20%の壓延加工を加えると, 加工度に比例して硬度は(c)の如く上昇する。(d)はこれを 220°に 5 分間加熱して復元せしめた場合の硬度で, 加工度の高い程軟化の割合が減少してゐる。(e)はこれをさらに 60 日間常温で再時効せしめたもので, 加工度の大きいもの程再時効に依る効化能が減少する。

従つて時効, 加工及び復元の三處理を適當に組合すれば, デュラルミン

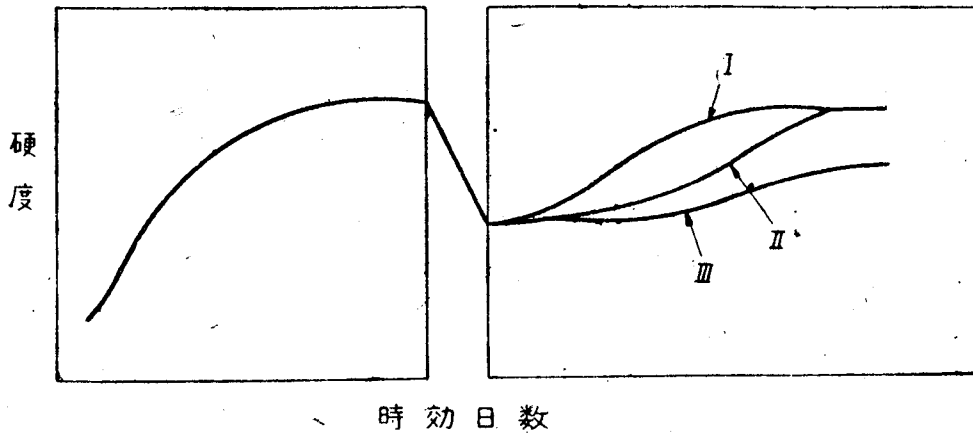


第92圖 デュラルミンの時効加工と復元

の機械的性質を改善することが出来る。

c) 添加金属元素の影響

デュラルミンの復元現象に及ぼす添加金属元素の影響に就ての結果は甚だ少ない。銅、満俺及びマグネシウム量略ム一定のデュラルミンに、蒼鉛、カドミウム、コバルト、クローム、モリブデン、鉛、アンチモン、錫、チタン及びタングステン等の諸金属元素を0.1~1.0%の範囲で添加して復元性及び再時硬性に及ぼす影響を調べた⁽⁵⁵⁾。それ等の結果を總括すると第93圖の如く三種類の型に分類出来る。(I)は復元後の硬化速度が迅くて、而も再時効後の硬度が復元前の硬度に達するものである。この型に屬する

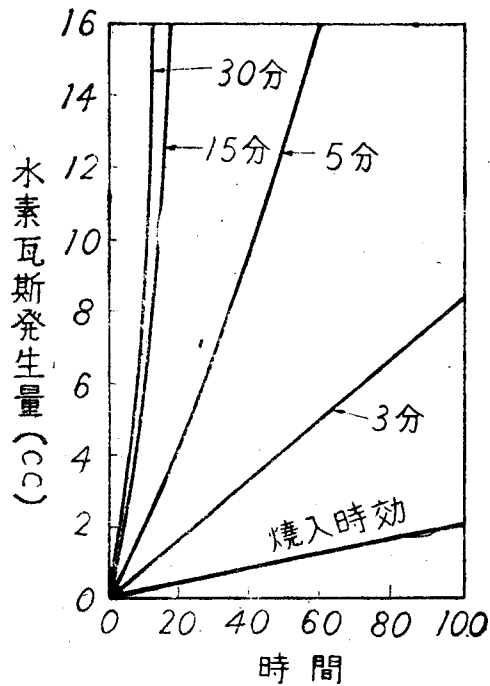


第 93 圖 復元性と添加金属元素との関係

ものは蒼鉛及び錫を添加した場合である。

(II) は復元後の硬化速度は緩慢であるが、再時効後の硬度は復元前の硬度に略々達するもので、この型に属する添加金属元素はクローム (0.45%) 及び錫 (0.56%) 等である。

(III) の型は復元後の硬化速度は甚だ緩慢で、且つ復元前の硬度に達しないもので、上記以外の添加金属元素は凡てこの型に属する様である。



第94圖 復元後再時効せしめたものの耐蝕性

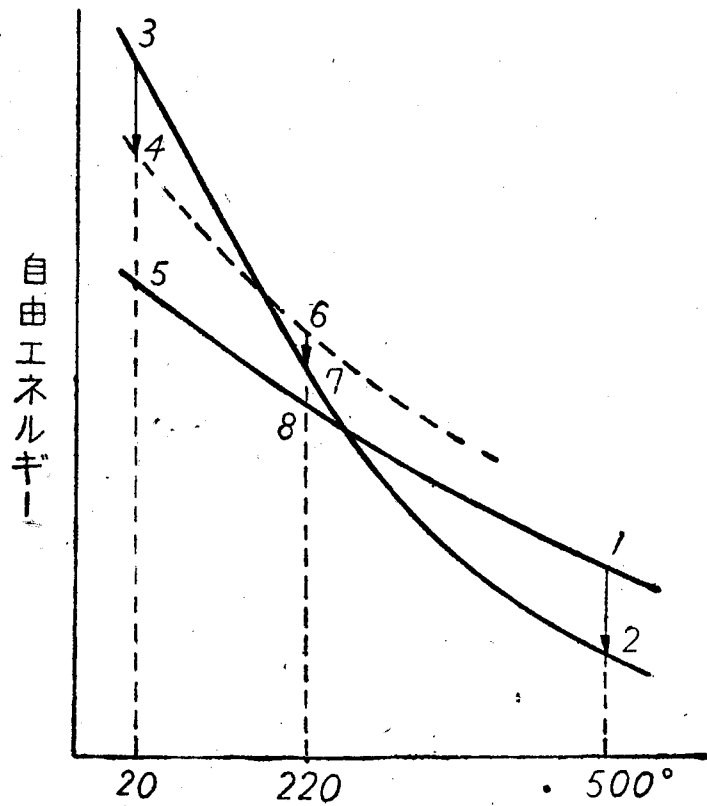
(d) 復元後再時効したもの耐蝕性

復元後再時効せしめた線材に就て、水素瓦斯発生法で求めた結果を第94圖(56)に示す。圖から判る様に復元後再時効せしめたもの、耐蝕性は良くない。殊に復元さすための加熱時間の長い程耐蝕性は悪くなつてゐる。

要するに復元後再時効硬化したものは、焼入時効効化せしめたものより耐蝕性は減少するものである。

(e) 復元現象の機構

山口博士(57)は復元處理を溶體化と考へて良いことを熱力學的に説明されてゐる。第95圖に於て、曲線(a)は固溶體状態のエネルギーを示し、(b)は析出状態のエネルギーを示す。



第 95 圖 復元現象の熱力學的説明圖

高温に於ては (a) の方が (b) よりも自由エネルギーが少ないから、

平衡状態では $1 \rightarrow 2$ の方向に変化し、要するに溶體化が行はれる。この温度から焼入した直後の状態は點 3 に相當するが、これは自由エネルギーの高い不安定な状態であるから、時効硬化して自由エネルギーは $3 \rightarrow 4$ の如くに減少する。この場合常温では 5 の状態、即ち析出の終了した時効状態のもつ自由エネルギーの温度に依る変化を示す曲線とすれば、6 迄熱した場合には、この状態が最も不安定であるから自由エネルギーは $6 \rightarrow 7 \rightarrow 8$ の如くに減少する。

6 \rightarrow 7 迄の変化が終了したときに合金を冷却すれば、常温では 3、即ち固溶體の状態に歸へると考へるのである。これが復元現象であるが加熱時間が長くなれば、変化 6 \rightarrow 8 の如くに進行して析出は完了する。