

## 連鋳アルミニウムスラブの凝固冷却過程の解析

広 沢 栄 一  
宇 野 照 生

住友軽金属工業株式会社

## 論 文

# 連鉄アルミニウムスラブの凝固冷却過程の解析\*

## Analysis of Solidification and Cooling Process in Continuously Casted Aluminum Slab

廣沢 栄一\*\* 宇野 照生\*\*

by Eiichi Hirosawa and Teruo Uno

A mathematical model has been developed to obtain solidification and cooling patterns in continuously casted 1100 aluminum slabs.

On the basis of a unidirectional heat flow, heat transfer equations have been programmed and computed by means of a digital computer.

Solidification and cooling patterns calculated for a 34cm slab are presented and discussed.

Although rough assumptions have been used in calculations because of the complexity of boundary conditions and the variation of thermal parameters with temperature, calculated results are in fairly good agreement with the experiments.

Solidification and cooling patterns are much influenced by casting conditions, especially by the slab thickness, the casting speed and the heat transfer coefficient in the water cooling zone.

The numerical method is very useful in predicting the influence of variations of casting conditions on solidification and cooling patterns of slabs.

### 1. 緒 言

連続鉄造法はその経済性および鉄塊品質の優秀性のために造塊作業に広く使用されており、連続鉄造の凝固冷却過程の解析に関する研究もかなり発表されている。

凝固冷却過程を解析することは単に連鉄装置の設計とか操業条件の決定に役立つのみならず、鉄塊の凝固組織や高力アルミニウム合金の鉄造割れの観点からみても興味ある問題である。連続鉄造の凝固冷却過程の理論的な解析方法としては大きく3つに分類することができる。

1つは Roth<sup>1)</sup> に始まり Hills<sup>2)</sup> に代表される解析的方法<sup>3), 4)</sup>である。この方法は熱流や境界条件を適当に仮定して凝固殻の厚さなどを数式で表わさんとするもので、凝固解析の目的がズンブ形状を知るのにあるならば、最も容易な方法である。第2の方法は Lewis<sup>5)</sup>, Stecher<sup>6)</sup>, 吉田<sup>7)</sup>らの行なったアナログ法である。この方法は熱伝導の

問題を解くのに微分方程式が同じになる他の現象、すなはち電気回路の電圧や流体の圧力に置きかえて行なう方法であるが、鉄塊の温度分布におよぼす各パラメータの影響が比較的容易にわかり優れた方法である。しかしこれら2つの方法は比熱や熱伝導率の温度依存性を考慮する場合とか複雑な境界条件のもとでは取り扱いにかなりの工夫を要するという欠点がある。第3の方法は Mizikar<sup>8)</sup>, Kung<sup>9)</sup>, Adenis<sup>10)</sup>らの行なった大型電子計算機による数値解析法である。

この方法はできる限り仮定をおかず忠実に微分方程式を解こうとするもので、かなり複雑な条件をも考慮した計算が可能であり、計算結果としては鉄塊の温度分布が求まる。スンブの形状は数式的には求められず、温度分布から求めることになる。近年大型電子計算機の普及にともない数値解析法による連続鉄造凝固冷却過程の解析に関する研究がかなり発表されているが、これらの研究はそのほとんどが鉄鋼の連続鉄造に関するものであり、アルミニウムの連続鉄造法が工業的規模で実用化されて約30年が経過するにもかかわらず、アルミニウムの連続鉄造の凝固冷却却過程に

\*軽金属学会第42回(47.5)と43回(47.11)大会にて発表

\*\*研究部

についての研究はあまりみられない。

わずかに Roth<sup>1)</sup> の解析的方法による研究や Lewis<sup>5)</sup> のアナロジ法による研究が見られるにすぎない。

そこで本報ではアルミニウムスラブの連続鋳造における凝固冷却過程を数値解析法により解析し、厚さ 34 cm の鋳塊における実測値との比較を行なうと同時に鋳造条件が変化した場合の凝固冷却におよぼす影響について検討した。

## 2. 計算方法

### 2.1 連続スラブの熱伝導方程式

Fig. 1 にはアルミニウムスラブの連続鋳造の模式図を示したが、連続鋳造に対する熱伝導の基本式は(1)式で表わされる。

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(K \text{grad}T) + H \quad (1)$$

ここで

$\rho$  ; 鋳塊の密度 ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )

$c$  ; 鋳塊の比熱 ( $\text{cal}/\text{g} \cdot ^\circ\text{C}$ )

$K$  ; 鋳塊の熱伝導率 ( $\text{cal}/\text{cm} \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$ )

(1)式の左辺の項は温度  $T$  の時間  $t$  に関する全微分であり直交座標を用いると

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial t} + u \frac{\partial T}{\partial x} + v \frac{\partial T}{\partial y} + w \frac{\partial T}{\partial z} \quad (2)$$

$u, v, w$  は  $x, y, z$  方向の速度成分であり、(1)式の  $H$  は凝固潜熱である。Fig. 1 に示したように鋳塊の長さ方向（これを  $z$  方向とする）に一定の速度  $U$  で降下する板状鋳塊を考え、また鋳型中の溶湯もフロートやグラウールのため一定の速度で降下すると考えると、(2)式で  $u=0, v=0$  となるから(1)式は(3)式のようになる。

$$\begin{aligned} \rho c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho c w \frac{\partial T}{\partial z} &= \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \frac{\partial T}{\partial y} \right) \\ &\quad + \frac{\partial}{\partial z} \left( K \frac{\partial T}{\partial z} \right) + H \end{aligned} \quad (3)$$

熱の流れは主として鋳塊の厚さ方向（これを  $x$  方向とする）であるから、簡単のため鋳塊の幅方向（これを  $y$  方向とする）および長さ方向の熱流が無視できるものと考えると(3)式における右辺第二項および第三項は消失する。

さらに(3)式は空間的に固定した座標系で考えているが、鋳塊の降下速度  $U$  に等しい速度で座標軸を  $z$  方向に移動させ、 $z=z'+Ut$  なる座標変換を行なうと、(3)式の左辺第二項は

$$\rho c w \frac{\partial T}{\partial z} = \rho c w \frac{\partial T}{\partial z'} \cdot \frac{\partial z'}{\partial z} \quad (4)$$

一方

$$\frac{\partial z'}{\partial z} = 1 - U \frac{\partial t}{\partial z} = 1 - U \cdot -\frac{1}{U} = 0 \quad (5)$$

となり結局(3)式における左辺第二項も消失し、(3)式は(6)式となる。

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + H \quad (6)$$

熱伝導率  $K$  は温度の関数であるから(6)式を変形して

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = K \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + b \left( \frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + H \quad (7)$$

とし、(7)式を鋳塊の熱伝導の基本式として使用することにする。ここで  $b$  は熱伝導率の温度係数である。

(7)式における  $H$  は溶湯の温度が液相温度 ( $T_{liq}$ ) と固相温度 ( $T_{sol}$ ) の間にある時にのみ凝固潜熱として一定の値を有するが、他の温度範囲では  $H=0$  である。

ここでは凝固潜熱は比熱によりこんで扱うこととする。すなはち溶湯温度が液相温度と固相温度の間にある時は比熱は(8)式の形をとるものとする。

$$c = c_{liq} + \frac{H}{T_{liq} - T_{sol}} \quad (8)$$

ここで  $c_{liq}$  はアルミニウムの液体状態における比熱である。

(7)式に対する初期条件としては

$$t=0 \text{ で } T=T_0 \quad (9)$$

ここで  $T_0$  は溶湯の鋳込温度である。

境界条件としては

鋳塊の中心部では温度分布が左右対称であるから

$$K \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \quad (10)$$

鋳塊表面における計算式としては  $\Delta x/2$  の厚さの表面層への熱の入出を考えると

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} - \frac{\Delta x}{2} = K \frac{\partial T}{\partial x} - Q_{out} \quad (11)$$

(11)式における  $Q_{out}$  は鋳塊の外表面から取り去られる熱量であり、Fig. 1 に示した連続鋳造の模式図より明らかのように鋳型内における冷却と鋳型を出た後の水冷却およ

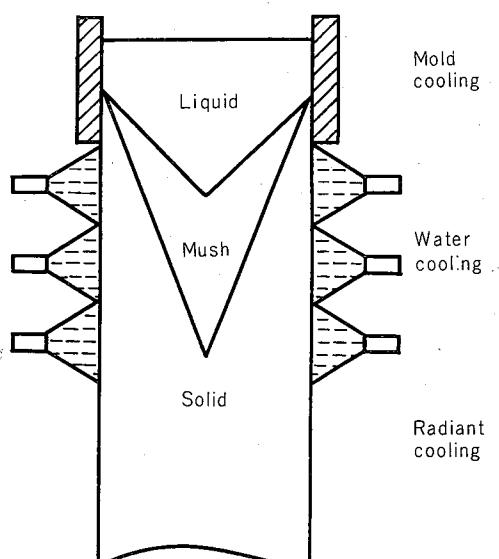


Fig. 1 Schematic representation in continuous casting process of aluminium slab.

び空冷に分けて考える必要がある。

鋳型内では

$$Q_{out} = Q_{mold} \quad (12)$$

水冷帶では

$$Q_{out} = h_s (T_{surf} - T_{water}) \quad (13)$$

空冷帶では

$$Q_{out} = \sigma \epsilon \{ (T_{surf} + 273)^4 - (T_{air} + 273)^4 \} \quad (14)$$

ここで

$Q_{mold}$  : 鋳型により鋳塊表面から取り去られる熱量  
(cal/cm<sup>2</sup>·sec)

$h_s$  : 鋳塊表面と冷却水間の熱伝達係数  
(cal/cm<sup>2</sup>·sec·°C)

$T_{surf}$  : 鋳塊の表面温度(°C)

$T_{water}$  : 水冷帶冷却水の温度(°C)

$T_{air}$  : 空気温度(°C)

$\sigma$  : Stefan-Boltzmann 定数 (cal/cm<sup>2</sup>·sec·°K)

$\epsilon$  : 放射率

## 2.2 差分方程式と計算プログラム

(7)式の熱伝導方程式を(8)~(14)式の条件下で解けば鋳塊の温度分布が得られるが、電子計算機で数値計算を行なうため温に差分方程式に変換する。鋳塊表面から中心までの領域をFig. 2 に示すように  $\Delta x$  の間隔で  $n-1$  等分し前進差分を使用すると

鋳塊表面 ( $j=1$ ) に対しては(11)式より

$$T_1^{i+1} = T_1^i + \left\{ K \frac{(T_2^i - T_1^i)}{\Delta x} - Q_{out} \right\} \frac{2\Delta t}{\rho c \Delta x} \quad (15)$$

鋳塊内部の各点 ( $j=2 \sim n-1$ ) に対しては(7)式より

$$T_j^{i+1} = T_j^i + \frac{\Delta t}{\rho c \Delta x^2} \left\{ K (T_{j-1}^i + T_{j+1}^i - 2T_j^i) \right. \\ \left. + \frac{b}{4} \left\{ (T_{j-1}^i)^2 - 2T_{j+1}^i T_{j-1}^i + (T_{j+1}^i)^2 \right\} \right\} \quad (16)$$

鋳塊の中心点 ( $j=n$ ) に対しては温度分布の対称性を利用して(10)式より

$$T_{n+1}^i = T_{n-1}^i \quad (17)$$

として

$$T_n^{i+1} = T_n^i + \frac{2\Delta t K}{\rho c \Delta x^2} (T_{n-1}^i - T_n^i) \quad (18)$$

ここで

$T_j^i$  : 節点  $j$  の時刻  $t$  における温度

$T_j^{i+1}$  : 節点  $j$  の時刻  $t+\Delta t$  における温度

$\Delta t$  : 時間ステップ

$\Delta x$  : 距離ステップ

(15)~(18)式を使用して FORTRAN プログラムを作成し、凝固冷却時の鋳塊の温度分布を計算した。

Fig. 3 には計算のフローチャートの概略を示した。

電子計算機としては IBM システム 360 モデル 50 を使用して計算を行なった。

## 2.3 計算機の入力条件

電算機の入力としては鋳塊の材質、比熱や熱伝導率などの物理的性質、鋳造条件、各冷却帶における熱伝達量などを与える必要がある。

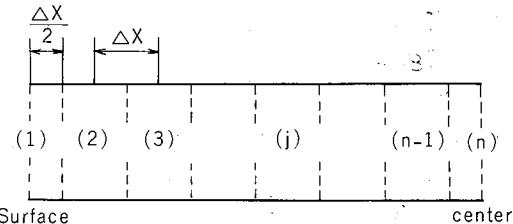


Fig. 2 Node arrangement of half slab slice

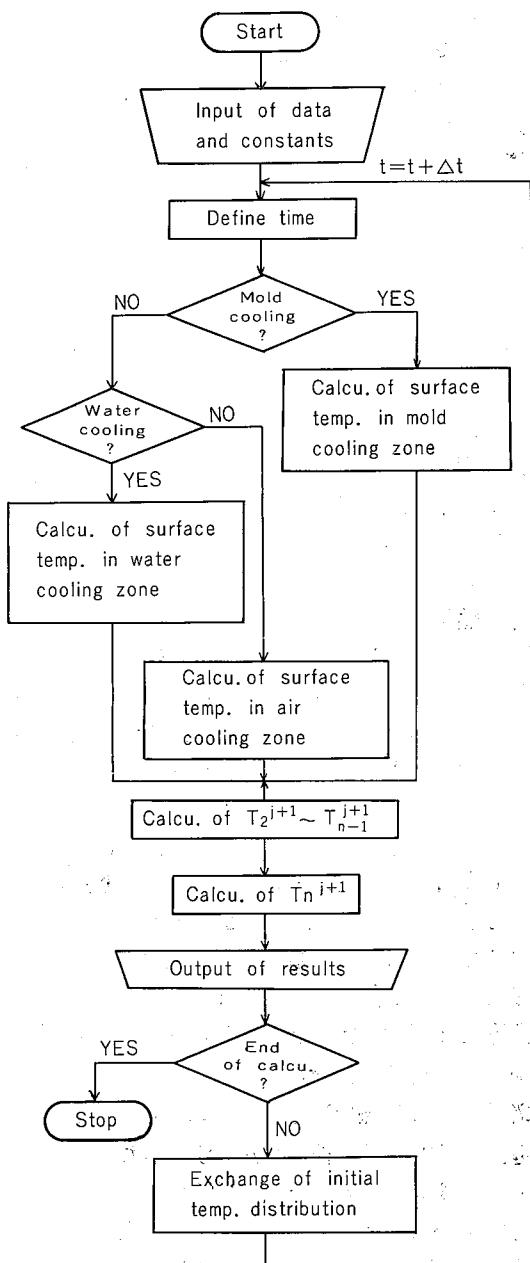


Fig. 3 Simplified flow diagram for computation

## (i) 鋳塊の物理的性質

鋳塊の材質としては 1100 アルミニウム (>99% Al) を考え、その比熱、密度、熱伝導率、液相温度、固相温度、凝固潜熱などの値としては以下のものを使用した。

$$T_{liq} : 657^{\circ}\text{C}$$

$$T_{sol} : 643^{\circ}\text{C}$$

$$\rho : 2.7\text{g/cm}^3$$

$$H : 93\text{cal/g}$$

$$\sigma : 1.36 \times 10^{-12}\text{cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^{\circ}\text{K}$$

$$\epsilon : 0.1$$

$T > T_{sol}$  の温度範囲では

$$K : 0.25\text{cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^{\circ}\text{C}$$

$$c : 0.252\text{cal/g} \cdot ^{\circ}\text{C}$$

$T < T_{sol}$  の温度範囲では

$$K : 0.54 - 0.8 \times 10^{-4}\text{cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot ^{\circ}\text{C}$$

$$c : 0.22 + 0.8 \times 10^{-4}T\text{cal/g} \cdot ^{\circ}\text{C}$$

## (ii) 鋳造条件

計算に使用した鋳造条件は温度分布の実測を行なう場合の条件にあわせ、以下の条件を採用した。

$$\text{鋳塊の厚さ} : 34\text{cm}$$

$$\text{鋳込温度} : 685^{\circ}\text{C}$$

$$\text{鋳造速度} : 50\text{mm/min}$$

$$\text{有効鋳型長さ} : 9\text{cm}$$

$$\text{水冷却帶冷却水温} : 30^{\circ}\text{C}$$

$$\text{水冷却帶長さ} : 100\text{cm}$$

$$\text{外気温度} : 40^{\circ}\text{C}$$

なお凝固冷却過程における鋳造条件の影響の計算では鋳込温度を  $700^{\circ}\text{C}$  とし、有効鋳型長さを  $6\text{cm}$  として計算を行なった。

## (iii) 热伝達量の決定

電算機の入力としては物理定数や鋳造条件以外に鋳型部と水冷却帶における熱伝達量を決定する必要がある。

連続鋳造においては鋳型部で取り去られる熱量は全体からみると小さいが、Fig. 4 に示した鋳型部の模式図でも明らかのように、鋳塊と鋳型間の潤滑油の存在および鋳塊の凝固収縮により形成される空隙部のためにこの部分の伝熱機構はかなり複雑である。鋳型により取り去られる熱量  $Q_{mold}$  の決定方法としては鋳塊表面と鋳型冷却水間の熱伝達を細かく解析して与える方法と、鋳型による冷却実験のデータを利用する方法が考えられるが、ここでは温度分布の実測値との対比を行なう関係から後者の方法で決定した値を使用して計算を行なった。

水冷却帶における熱伝達係数  $h_s$  についても  $Q_{mold}$  と同様に実験的に求めた値を使用した。すなわち、(ii) に示した鋳造条件のもとで厚さ  $34\text{cm}$  の 1100 アルミニウムスラブを造塊するさいの鋳型冷却水と水冷却帶冷却水の水量および冷却前後の温度上昇から  $Q_{mold}$  および  $h_s$  の平均的な値を推定し、計算には以下の値を使用した。

$$Q_{mold} : 10\text{cal/cm}^2 \cdot \text{sec}$$

$$h_s : 0.12\text{cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^{\circ}\text{C}$$

(iv) 距離分割単位  $\Delta x$  と時間分割単位  $\Delta t$

差分計算を行なうには  $\Delta x$  と  $\Delta t$  を決めねばならないが、これらのとり方で計算の精度が異なってくる。

もちろん  $\Delta x$  も  $\Delta t$  も小さい方が計算精度はよいが、 $\Delta x$  と  $\Delta t$  は(19式の条件<sup>11)</sup>を満足しないと計算が不安定となり発散する。

$$M = \frac{\Delta x^2}{\Delta t} \cdot \frac{\rho c}{K} \geq 2 \quad (19)$$

今回の計算では種々の試算を行なった結果より  $M > 10$  にとることとし、鋳塊の厚さを 20 等分し、 $\Delta x = 1.7\text{cm}$ 、 $\Delta t = 0.2\text{sec}$  として計算を行なった。

## 3. 実測方法

スラブの温度分布の測定は厚さ  $34\text{cm}$ 、幅  $104\text{cm}$  の 1100 アルミニウムスラブを鋳造するさいに熱電対を溶湯中に挿入し、そのままの状態で鋳込を続行し、鋳込開始時より凝固冷却終了までのスラブ各位置における温度降下を測定した。ズンブの形状の測定方法としては鋳塊中に送給する溶湯を 1100 から Al-5%Cu 合金に切り換えて鋳造し、凝固冷却終了後にスラブを切断し、断面のマクロ組織より求めた。凝固速度は測定されたズンブの形状より計算<sup>12)</sup>により求めた。温度分布の実測時の鋳造条件は計算に使用した条件と全く同じである。

## 4. 結果および考察

計算結果の 1 例として Fig. 5 には厚さ  $34\text{cm}$  の 1100 アルミニウムスラブを標準的な鋳造条件のもとで造塊する場合の鋳塊各位置の温度降下曲線とズンブ形状を示した。

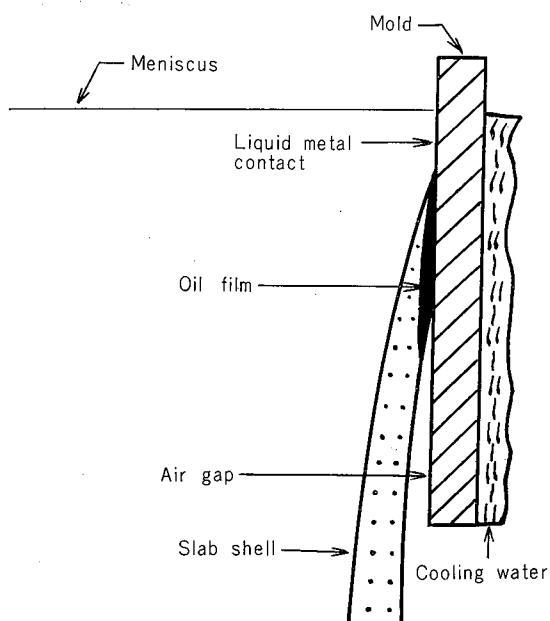


Fig. 4 Schematic representation of casting-mold interface.

ズンプの形状は鋳塊の温度分布より求めた。

Fig. 5 より明らかなように鋳型内では凝固冷却はあまり進行しない。鋳型を出る位置においても鋳塊表面層が 1 cm 程度凝固するのみであり、溶湯の静水圧に耐えうる程度の凝固殻が形成されるにすぎない。同時に鋳型内における溶湯の温度降下は小さい。これらは鋳型による抜熱量として比較的小さい値を計算に使用したことによるものである。

鋳塊が鋳型を出して水冷帯に入ると凝固冷却は急速に進行し、鋳塊の各位置の温度は急激に低下する。

温度降下曲線には随所にうねりがみられるが、これは凝固潜熱の放出終了と共にその部分の温度が急激に低下することに起因すると考えられる。凝固終了時間は 364 秒であり、これを湯面からの距離に換算すると 30.3 cm となる。湯面から鋳型の出口までの距離が 9 cm であるから、鋳型を出て 21.3 cm の位置で凝固が終了することになる。

今回の計算では水冷帯の長さを 100 cm としたが、鋳塊が水冷帯を出て空冷帯に入るまでには凝固冷却はほとんど完了するので、アルミニウムの連続鋳造においては空冷帯の役割は小さく、今後この種の計算においては極度に弱い水冷却を行なう場合以外は空冷帯の影響を考慮する必要は

ほとんどないと考えられる。水冷帯の長さとしては  $h_s = 0.12 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^\circ\text{C}$  程度の水冷帯熱伝達係数を仮定すれば 50 cm 程度で十分である。

Fig. 5 に示した計算結果が実測値とどの程度対応するかについて検討するため、Fig. 6~8 には温度降下曲線、ズンプの形状および凝固速度の計算値と実測値の比較結果を示した。Fig. 6 より明らかなようにスラブ中心における凝固終了時間は実測値より計算値が 30% 程度長くなっている。

溶湯が凝固終了するまでの温度降下曲線については、計算値では鋳込開始時から凝固終了まで徐々に温度降下が進行するのに対し、実測値では溶湯の温度降下はほとんど観察されず、鋳込開始直後から凝固終了直前までの温度はほぼ一定である。このことは計算においては溶湯の対流の効果を全く考慮していないのに対し、実操業においては対流によりズンプ内の溶湯の温度分布の均一化が促進されることを示唆しており、注湯ができる限り静的に行なった場合でもある程度の温度分布の均一化は避けられないものであり、一層正確な温度分布を計算するにはこの対流の効果を考慮する必要がある。

ズンプの形状の計算値と実測値は鋳塊の表層部ではかな

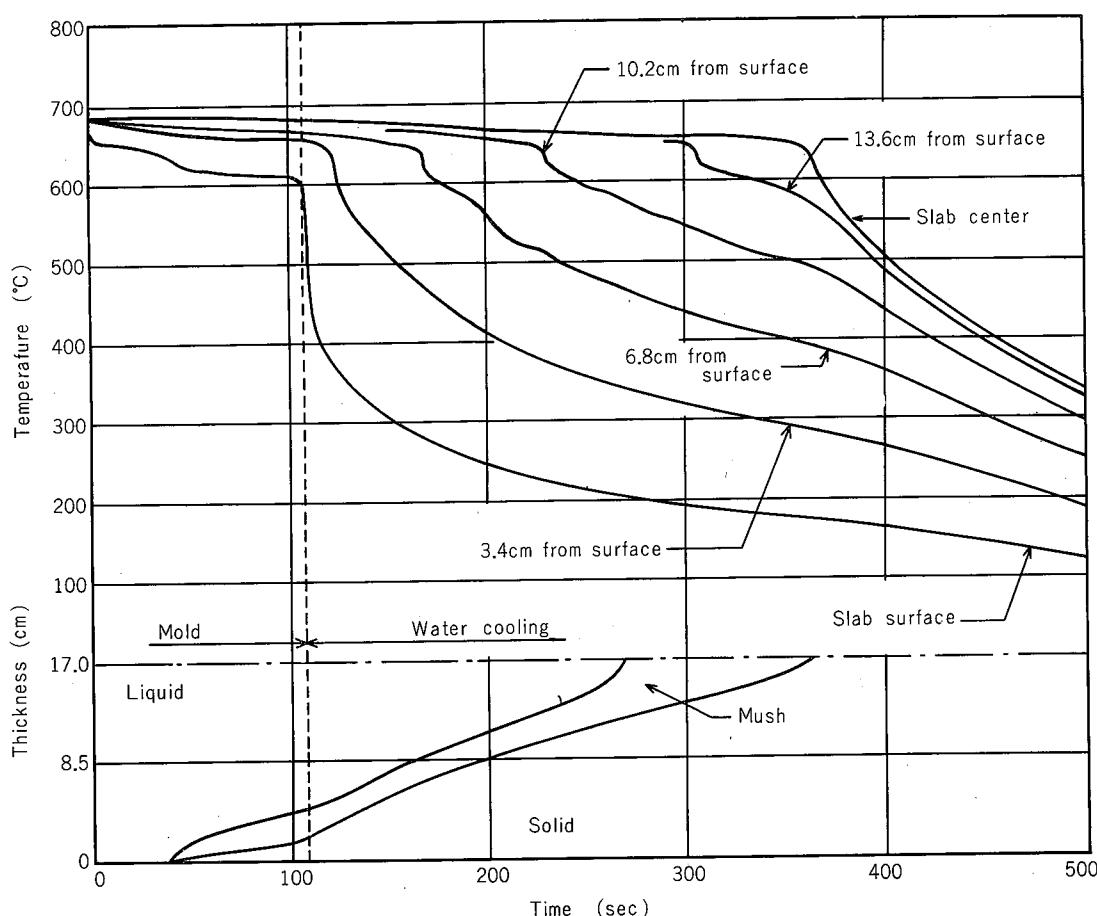


Fig. 5 Typical solidification and cooling pattern for 34cm slab under standard casting conditions.

り良い一致を示すが、鋳塊の中心部ではかなりの差が存在する。鋳塊の中心における凝固終了時間およびズンプの深さの計算値が実測値より30%程度大きいことは、計算においては鋳塊の幅方向および長さ方向の熱流が無視されていることに起因するものであり、計算の精度を向上させて実測値との差を小さくするにはこれらを考慮した計算を行う必要がある。

凝固速度は計算値および実測値共にズンプの形状より計算により求めたが、鋳塊中心および表面における凝固速度は鋳造速度に等しいと仮定した。凝固速度についても実測

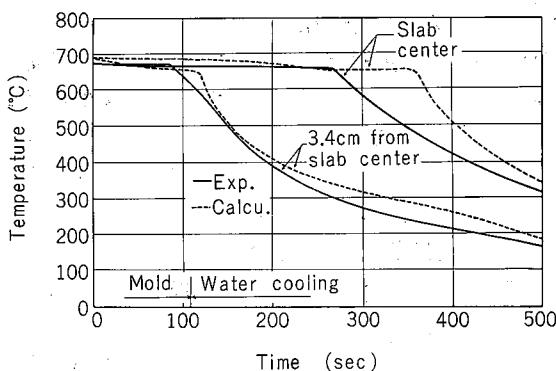


Fig. 6 Comparison between calculated and experimental temperature profile.

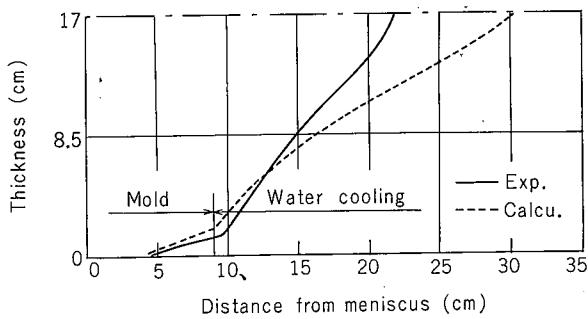


Fig. 7 Comparison between calculated and experimental sump profile.

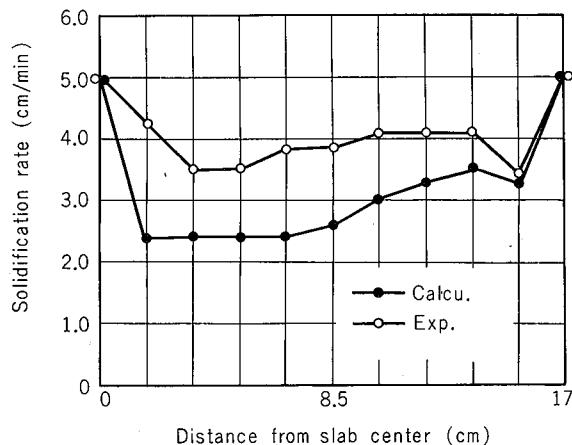


Fig. 8 Comparison between calculated and experimental solidification rate.

値と計算値にはかなりの差がみられると同時に鋳塊厚さ方向でかなり変化しているが、変化の傾向はほぼ同じである。つぎに鋳造条件の変化にともない鋳塊の凝固冷却がどのような影響をうけるかについて検討するために、水冷帶熱伝達係数、鋳造速度、鋳込温度、鋳塊の厚さ、鋳型長さなどが標準的な値より変化する場合のズンプの深さ、ズンプの形状および鋳塊の凝固速度の計算結果を示した。

Fig. 9 には厚さ(A)30~40cmの鋳塊のズンプの深さにおよぼす水冷帶熱伝達係数の影響を示した。また Fig. 10 には厚さ34cmの鋳塊のズンプの形状におよぼす水冷帶熱伝達係数の影響を示した。鋳塊の厚さおよび熱伝達係数の値によりズンプの形状および深さは大きく変化する。

ズンプの深さは熱伝達係数の値が大きくなるに従って急激に浅くなるが、 $h_s=0.16 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$  程度の値でズンプの深さの減少傾向は飽和しており、これ以上水冷帶熱伝達係数の値を大きくしても凝固終了時間の短縮にはほとんど効果がない。

Fig. 11 には厚さ34cmの鋳塊ズンプの深さにおよぼす鋳造速度の影響を示した。鋳造速度が大きくなるに従ってズンプの深さはほぼ直線的に急激に増加するが、Adenis<sup>10)</sup> はマグネシウム丸棒鋳塊のズンプの深さにおよぼす鋳造速度の影響を解析し同様な傾向を報告している。

Fig. 12 には厚さ34cmの鋳塊のズンプの深さにおよぼす鋳込温度の影響を示した。鋳込温度が $10^\circ\text{C}$  変化してもズンプの深さは5mm程度しか変化せず、ズンプの形状や鋳塊の温度分布もあまり変化しない。このことは鋳込温度が $10^\circ\text{C}$  程度増加しても、それに伴なう熱量の増加が溶湯の持つ全体の熱量に比較して非常に小さいことから説明することができる。

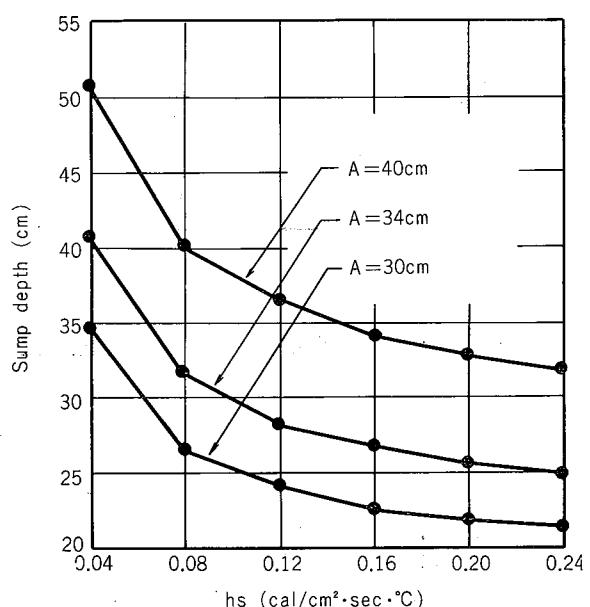


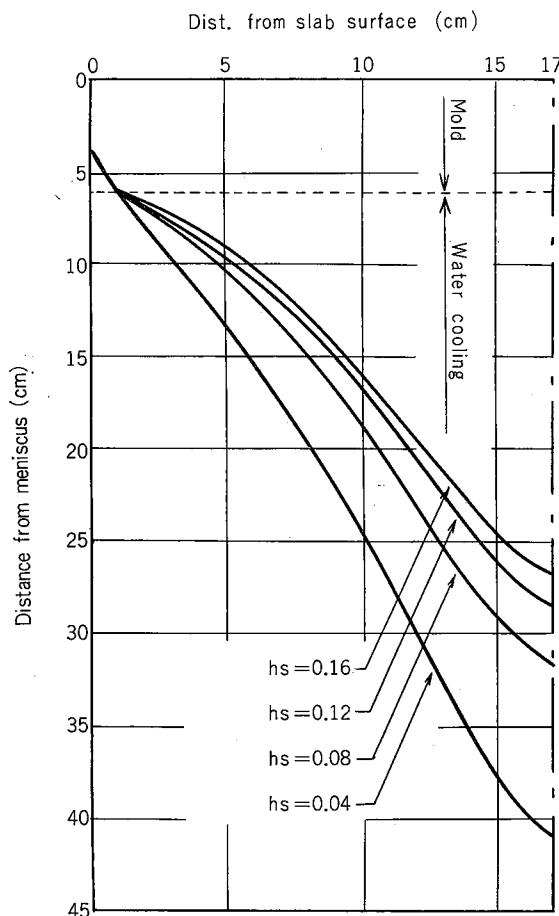
Fig. 9 Effect of heat transfer coefficient on sump depth.

**Fig. 13** には厚さ 34cm の鉄塊のズンプの深さにおよばず鉄型の長さの影響を示した。鉄型の長さが 2 cm 増加するとズンプの深さは 1.5cm 程度増加し、鉄型の長さの増加とズンプの深さの増加がほぼ対応している。このことは鉄型部における拔熱量が小さいために、鉄型の長さの増加の大部分がズンプの深さの増加につながるためと考えられる。

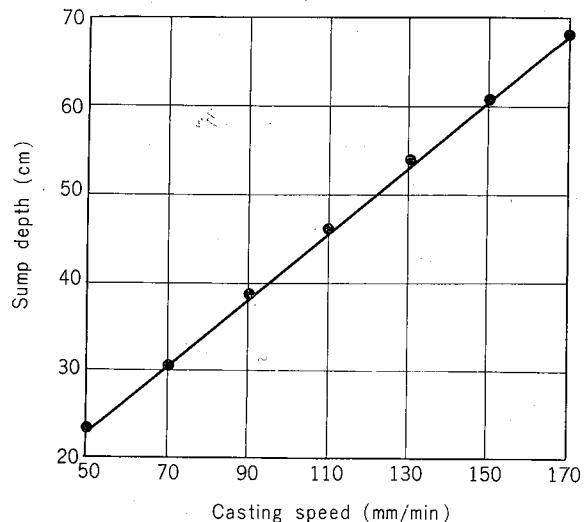
**Fig. 9~13** に示したように鉄塊の凝固冷却は水冷帶熱伝達係数、鉄造速度および鉄塊の厚さによりおおむね決定されるが、これらの条件を適切に組合せることにより 1100 アルミニウムのみならず各材質に適した凝固冷却パターンを得ることが十分可能である。

鉄塊の凝固速度はズンプの形状により決定されるので、水冷帶熱伝達係数、鉄塊の厚さ、鉄造速度などのようにズンプの形状に大きい影響をおよぼす因子は凝固速度におよぼす影響も大きいと考えられ、鉄込温度および鉄型長さの凝固速度におよぼす影響は小さいと考えられる。

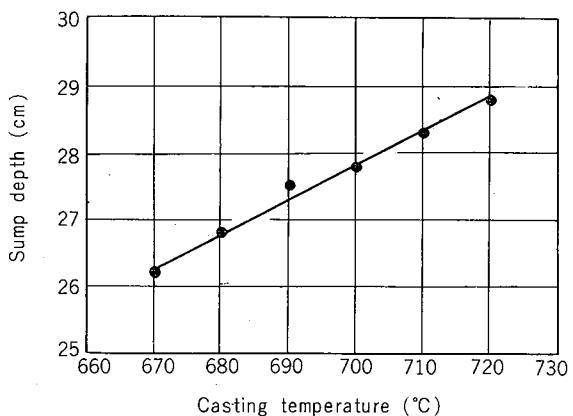
**Fig. 14** および **Fig. 15** には鉄塊の厚さ方向の凝固速度の分布におよぼす水冷帶熱伝達係数および鉄塊の厚さの影響を示した。水冷帶熱伝達係数が大きくなるほど、また鉄塊の厚さが小さくなるほど凝固速度は大きくなるが、鉄塊の厚さ方向における凝固速度の変化は大きい。



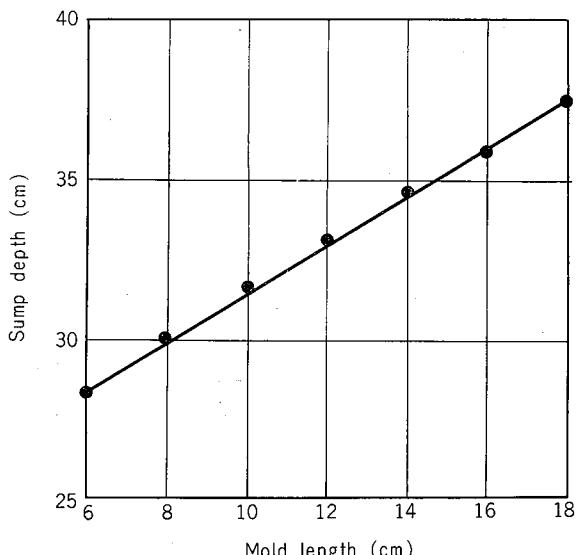
**Fig. 10** Effect of heat transfer coefficient on sump profile for 34cm slab.



**Fig. 11** Effect of casting speed on sump depth for 34cm slab.



**Fig. 12** Effect of casting temperature on sump depth for 34cm slab.



**Fig. 13** Effect of mold length on sump depth for 34cm slab.

凝固組織の観点からはズンプの形状ができる限り浅くかつ底が平くなれば鋳塊の厚さ方向の凝固速度の差が小さくなるが、Fig. 9に示したように単に水冷帶熱伝達係数を大きくしても底の平たいズンプの形状を得ることは困難であり、大型の鋳塊においては厚さ方向に凝固速度のかなりの差が存在することは避けられないものと考えられる。

Fig. 9～15に示したように与えられた諸条件のもとで鋳塊の凝固冷却におよぼす各種の鋳造条件の影響について検討したが、鋳塊の温度分布の計算結果に誤差を与える要因としては、高温における比熱や熱伝導率などの値の不正確なこと、数値計算による誤差の問題、鋳型抜熱量や水冷帶伝達係数の値などが考えられるが、最も重要なのは水冷帶熱伝達係数についてであろう。

アルミニウムの連続鋳造の場合にはこの水冷帶熱伝達係数に関しては信頼しうる実験値がほとんどなく、そのため本報の計算においては鋳塊表面全体の平均的な値を計算に使用した。従ってさらに正確な計算結果を得るには水冷帶熱伝達係数の値の場所的な変化を考慮する必要がある。ま

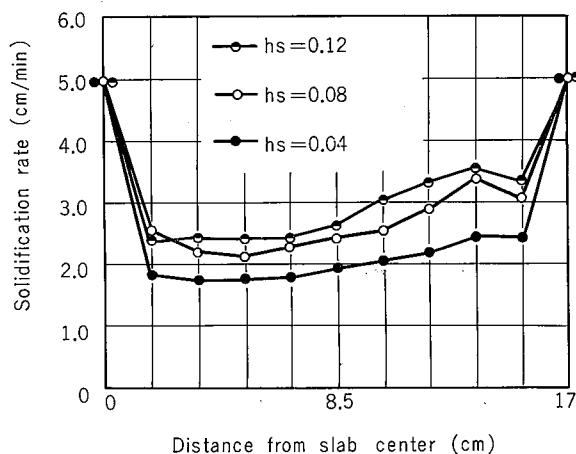


Fig. 14 Effect of heat transfer coefficient on solidification rate.

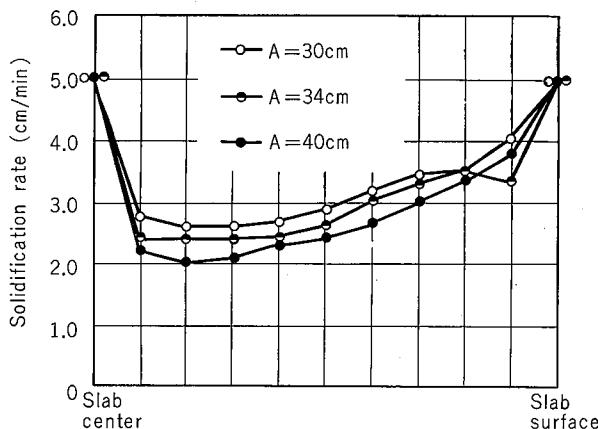


Fig. 15 Effect of slab thickness on solidification rate for 34cm slab.

た本報の計算においては鋳塊の幅方向や長さ方向の熱流を無視したように、かなり粗い仮定を採用しているが、実測値と計算値の差は30%程度であり、この種の計算としては比較的良い結果が得られた。このように数値解析法は鋳塊の凝固冷却パターンの予測が比較的容易にできると同時に鋳造条件の変化した場合の凝固冷却パターンの予測も容易であり、電子計算機による数値解析法は凝固解析上きわめて有力な手段であると考えられる。

## 5. 結 言

連続アルミニウムスラブ鋳塊の凝固冷却過程を数値解析法により解析し、厚さ34cmの鋳塊における実測結果との比較を行なうと同時に鋳造条件が変化した場合の凝固冷却におよぼす影響について検討し以下の結果を得た。

- 1) 凝固終了時間やズンプの深さの計算値と実測値には30%程度の差がみられる。
- 2) 凝固冷却におよぼす水冷帶冷却強度、鋳造速度および鋳塊の厚さの影響は大きいが、鋳込温度および鋳型長さの影響はかなり小さい。
- 3) 鋳塊の厚さ方向における凝固速度の差はかなり大きい。
- 4) 電子計算機による数値解析法は凝固解析上きわめて有力な手段であると考えられる。

終りに、本研究を行なうにあたり援助を仰いだ当社技術部およびシステム部の方々に深く謝意を表わす。

## 文 献

- 1) W. Roth : Aluminium, 25 (1943), 238
- 2) A. W. Hills : JISI, 203 (1965), 18
- 3) J. Savage : JISI, 200 (1962), 41
- 4) 鞍巣、森山昭：鉄と鋼, 54 (1968), 92
- 5) D. M. Lewis : J. Inst. Met., 82 (1953～54), 395
- 6) H. Stecher : Die Thchnik, 22 (1967), 503
- 7) 吉田章之：製鉄研究, 241 (1962), 3998
- 8) E. Y. Mizikar : Trans. AIME, 239 (1967), 1747
- 9) E. Y. Kung and J. C. Pollock : Simulation, 1 (1968), 29
- 10) D. P. J. Adenis, K. H. Coats and D. V. Ragone : J. Inst. Met., 91 (1962～63), 395
- 11) D. U. Rosenberg : Methods for the Numerical Solution of Partial Differential Equations, American Elsevier Publishing Company Inc. New York, (1969), 27
- 12) D. Altenpole, R. G. Fornerod und A. Sfeinegger : Z. Metallkunde, 58 (1967), 434

復水器管の耐食性における鉄イオンの連続注入と間欠注入の関係\*

野世渓精\*\*, 佐藤史郎\*\*\*

恩田勝弘\*\*\*\*, 山口 誠\*\*\*\*, 安藤秀一\*\*\*\*\*

Comparative Corrosion Test on the Protection of  
Aluminium Brass Condenser Tubes by Continuous  
and Intermittent Injection of Ferrous Ion

by Tadashi Nisetani, Shiro Sato,  
Katsuhiro Onda, Yoshimi Yamaguchi and Shuichi Ando

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 復水器管の耐食性における鉄イオンの連続注入と間欠注入の関係\*

野世渓精\*\*, 佐藤史郎\*\*\*  
恩田勝弘\*\*\*\*, 山口 誠\*\*\*\*, 安藤秀一\*\*\*\*\*

## Comparative Corrosion Test on the Protection of Aluminium Brass Condenser Tubes by Continuous and Intermittent Injection of Ferrous Ion

by Tadashi Nositani, Shiro Sato,  
Katsuhiro Onda, Yoshimi Yamaguchi and Shuichi Ando

Effect of continuous and intermittent injection of ferrous ion into cooling sea water on the performance of aluminium brass tubes was investigated from the point of erosion-corrosion, its protection and fouling for heat transfer. The experiment was conducted with Model Condenser installed in Taketoyo Power Station, Chubu Electric Co., for about one year.

1) In comparison with the effect of continuous injection to that of intermittent one of the same gross amount of ferrous ion into sea water, the former was superior to the latter for the protection.

2) A recommended injection was following from the points of the protection and the heat transfer performance.

\* During three months after the starting of condenser: continuous injection of 0.03ppm or intermittent injection of 0.5ppm for two hours per day.

\* After three months: continuous injection of 0.01ppm or 0.25ppm for one hour per day.

3) With the increase in the dose of ferrous ion, inside deposit and fouling factor increased. From the view point of the protection, more injection of ferrous ion than the above-mentioned is preferable, but it may not be optimum for increased fouling factor.

4) The maximum of fouling factor and inside deposit were  $0.7\text{--}1.1 \times 10^{-4} \text{m}^2 \text{h}^\circ \text{C}/\text{kcal}$  and  $5\text{mg/cm}^2$  respectively for the tube under the condition that ferrous ion injection was 0.5ppm for two hours per day for nine months. The fouling factor was easily recovered by passing three sponge balls.

5) Contrary to the previous *experience* that the aluminium brass condenser tubes of No.1 unit in Taketoyo Power Station had been severely eroded by the clean sea water during the years 1965-1967, ~~but~~ in this Model Condenser test no erosion was observed on the tubes without ferrous ion injection. The manganese content of inside deposit of the tubes was only 0.5%, which was far less than that of eroded tubes of 17.6%.

6) In a additional test for the manganese content in inside deposit, thin black film containing a great deal of manganese was successfully formed on the aluminium brass condenser tube from chlorinated sea water containing manganous ion. Erosion-corrosion was observed to start on the scratched part of the black film.

### 1. はじめに

現在、清浄な海水を復水器の冷却水として使用している発電所では、復水器管の腐食防止のために  $1\text{ppm} \times 1\text{h/d}$  程度の鉄イオン注入が一般に行なわれている。中部電力に

おいても、武豊火力発電所1号機の復水器管が運転開始から約1年の間に、 $0.15\text{--}0.4\text{mm}$  といった非常に大きな腐食を生じたため、次年度から  $0.3\text{--}0.5\text{ppm} \times 2\text{h/d}$  の鉄イオン注入を行ない、以後良好な防食効果を得ている。

この鉄イオン注入は腐食防止に対して非常に効果的であ

\*火力原子力発電, 24(1973), 375に一部発表

\*\*研究部

\*\*\*研究部工博

\*\*\*\*中部電力株式会社総合技術研究所機械研究室

\*\*\*\*\*同上(当時)、現在中部電力株式会社名古屋火力センター

るが、必要以上の注入は不経済であるばかりでなく、海水の汚染あるいは管内面付着物量の増加による熱貫流率の低下といった悪影響を与えることが考えられるため、できるだけ少ないことが望ましい。そこで、鉄イオンの連続注入と間欠注入について、注入量と防食効果、内面付着物量および熱貫流率低下の関係について調査検討した。なお最近、スポンジボールクリーニングが熱貫流率低下対策として採用されるようになった。そこで、鉄イオン注入によって形成された保護皮膜が、スポンジボールの通過によってはく離され、その結果としてどの程度熱貫流率が回復するかについても調査した。

## 2. 実験装置

実験は武豊火力発電所構内にモデルコンデンサを設置し、昭和45年12月から46年8月までの9ヶ月間約6,000時間行なった。武豊火力発電所は知多半島の東岸にあり、冷却水は高潮防潮堤の外側からとり内側へ放出している。海水の塩素処理は取水口で行なっているが、試験装置入口では残留塩素は検出されなかった。

Fig. 1 に武豊火力発電所の位置、Fig. 2 にモデルコンデンサの全景を示した。水質は雨期に多少塩分濃度の下がることがあったが、硫黄イオン、アンモニアイオン等は検出されず、清浄海水とみなされるものであった。Table 1 に試験期間中の水質を、Fig. 3 に実験装置の概略を示した。

実験に用いた海水は1号機循環水ポンプ出口の母管から分岐し、ポンプにより架台上の調整水槽に送られた。実験装置の海水と接触する部分にはすべて硬質塩化ビニールあるいは銅合金を用い、系統内への鉄分の侵入を防いだ。実験装置はA・B・C・D・E の5系列からなり、各系列は4本の試験管から構成されている。Fig. 4 はこのうちの1系列について示したもので、熱貫流率測定用基準管1本、鉄イオン無注入海水通水管1本および鉄イオン注入海水通水管2本の計4本を有している。

海水は調整水槽から下のネーバル黄銅製水室(Fig. 5)に入り、ここで水平方向に向きを変えて入口部腐食量測定部

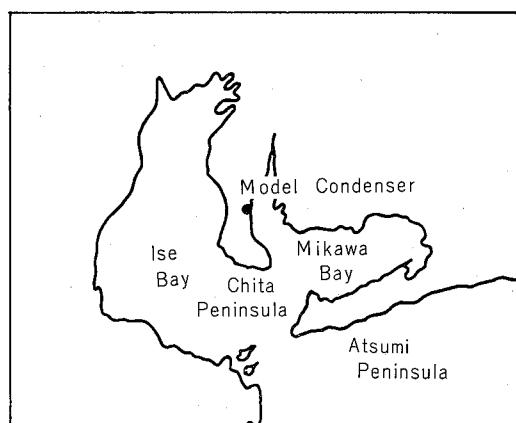


Fig. 1 Location of Model Condenser

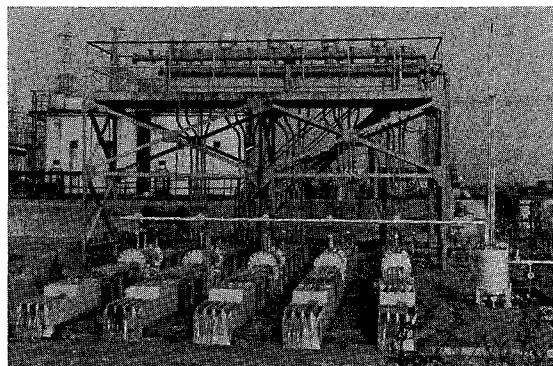


Fig. 2 Model Condenser

Table 1 Water analysis

Composition	Average	Range
Temperature, °C	15.1	8.1~26.3
pH,	8.0	7.8~8.15
Conductivity, $\mu\text{mho}/\text{cm}$	45,800	39,300~48,100
$\text{Cl}^-$ , ppm	17,760	16,850~18,550
$\text{SO}_4^{2-}$ , ppm	2,480	2,360~2,600
Fe, ppm	0.10	0.02~0.37
Mn, ppm	0.01	~0.01
$\text{NH}_4^+$ , ppm	None	
$\text{S}^2$ , ppm	None	

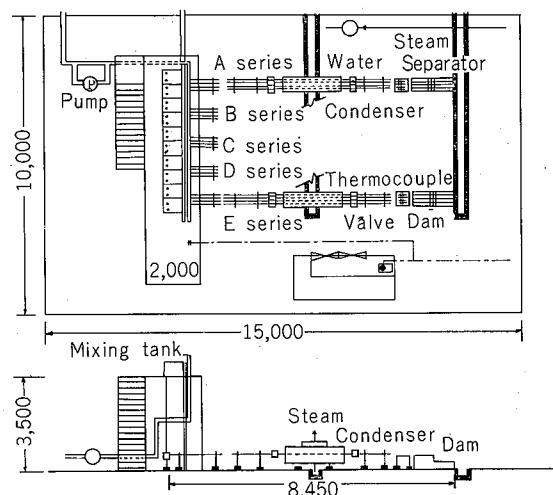


Fig. 3 Schematic diagram of Model Condenser

(長さ約2,000mm), 入口側内面付着物量測定部および腐食量測定部(長さ200mmの短管6個を連結)を経て熱貫流率測定部に入る。熱貫流率測定部を出た海水は、出口側内面付着物量および腐食量測定部を経て流量調整バルブ、流量監視用三角せきを通って排出される。

調整水槽にはオーバーフローとボールタップ弁をとりつけ入口側海水圧力にかかわらず常に一定水位を保つようにした。管内流速は2m/sになるよう調整した。

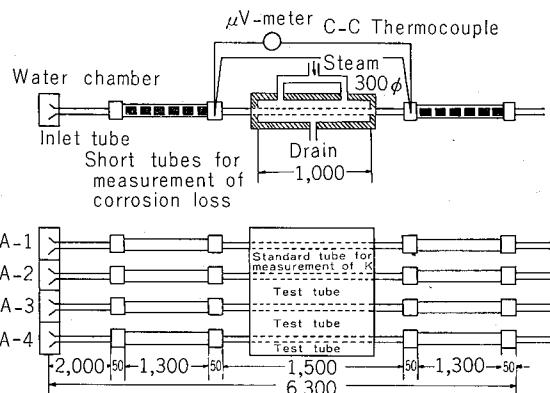


Fig. 4 Tube arrangement of A series

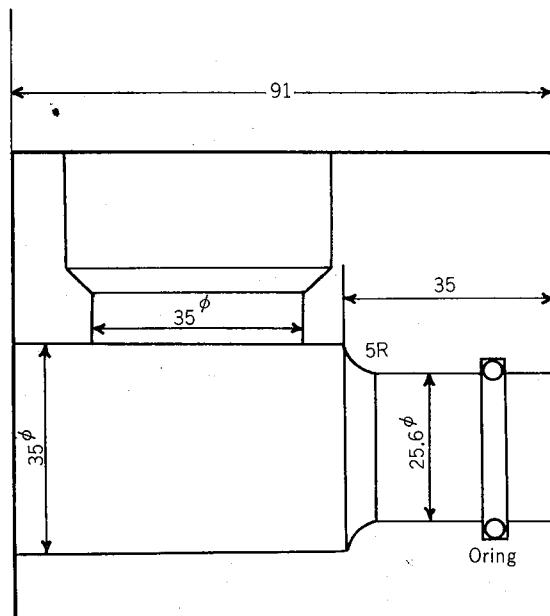


Fig. 5 Water chamber

水室は内部で流れ方向を90°変えることおよび内容積を小さくすることにより流れの乱れを大きくし、インレットアタックの影響が大きくなるようにした。

熱貫流率測定部には測定時のみ蒸気を通した。熱貫流率測定用基準管には熱貫流率測定時にのみ海水を通し、その他の時には乾燥状態に保った。

鉄イオンの注入は一定量の硫酸第1鉄溶液を調整水槽中に滴下させることにより行なった。鉄イオンは間欠注入系列についてはタイマと電磁弁により1分間隔に50mlずつ、A系列は2h/d、B、C系列は1h/d注入し、D、Eの連続注入系列についてはコックにより毎分2ml注入した。注入溶液は硫酸第1鉄  $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  (試葉1級) を鉄イオンとしてA、B系列は2,400ppm、C系列1,200ppm、D系列1,800ppm、E系列600ppmそれぞれ含有するもので、酸化鉄の沈澱防止のため1週間分の注入量に対して稀硫酸(1:4)を50mlずつ添加した。

実験に使用した管はJIS H 3632 BsTF2-O、外径25.4mm 肉厚1.245mmである。

試験条件をTable2に示した。

Table 2 Ferrous ion injection

Series	Mark	Ferrous ion ( $\text{Fe}^{2+}$ )
A	A-1	Standard tube for K value
	A-2	None
	A-3	0.5ppm $\times$ 2h/d
	A-4	
B	B-1	Standard tube for K value
	B-2	None
	B-3	0.5ppm $\times$ 1h/d
	B-4	
C	C-1	Standard tube for K value
	C-2	None
	C-3	0.25ppm $\times$ 1h/d
	C-4	
D	D-1	Standard tube for K value
	D-2	None
	D-3	0.03ppm (Continuous)
	D-4	
E	E-1	Standard tube for K value
	E-2	None
	E-3	0.01ppm (Continuous)
	E-4	

1) Residual chlorine was not detected.

2) Water velocity: 2m/s

スポンジボールの洗浄効果をみるために、試験終了時点において、水槽からスポンジボールを所定の管に1個ずつ計3回装入し、そのつど所定の条件下で熱貫流率の測定を実施した。用いたスポンジボールは横浜ゴム製の公称24mmφ、軟質である。

### 3. 実験

#### 3.1 汚れ係数および内面付着物量

汚れ係数  $r$  は熱貫流率測定用コンデンサ内の蒸気温度を100~103°Cに保持し、出入口の海水温度差から計算した見掛け熱貫流率から次式により求めた。

$$\text{見掛け熱貫流率 } K = (Q/S)(T_o - T_i)/(T_s - T)$$

$$\text{汚れ係数 } r = 1/K_o - 1/K_s$$

$K_o$ : 試験管見掛け熱貫流率

$K_s$ : 基準管 "

$Q$ : 冷却水量

$S$ : 表面積

$T$ : 海水温度  $T = (T_o + T_i)/2$

$T_i$ : 海水入口温度

$T_o$ : 海水出口温度

$T_s$ : 蒸気温度

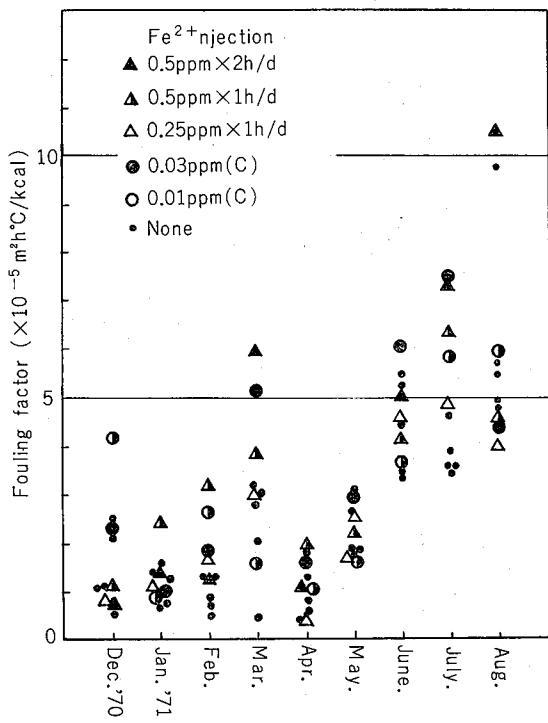


Fig. 6 Variation of fouling factor

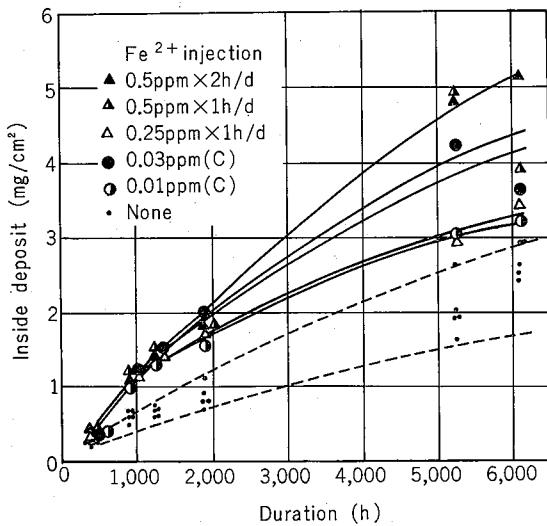


Fig. 7 Variation of inside deposit

管外面は測定ごとに酸洗およびマシン油を塗布して表面状態を一定にするようにし、熱貫流率測定用基準管は測定ごとに内面の酸洗を行なった。昭和46年4月以降は基準管の海水温度上昇 ( $T_o - T_i$ ) を9.0~9.5°Cとし、各系列の基準管の見掛け熱貫流率のバラツキが少なくなるよう考慮した。汚れ係数の経時変化をFig. 6に示す。図中の値は各週の測定値を月別に平均したものである。汚れ係数は試験期間中の水質変動あるいはスケールのはく離のため、一定した傾向は示していないが、一般に鉄イオンの注入量の多いものほど大きくなる傾向が認められた。

Fig. 7は内面付着物量の経時変化を示す。注入量と内面付着物量の関係には各測定時点につき多少の食違いがあるものがあったが、総体的にみて鉄イオン無注入管が最も

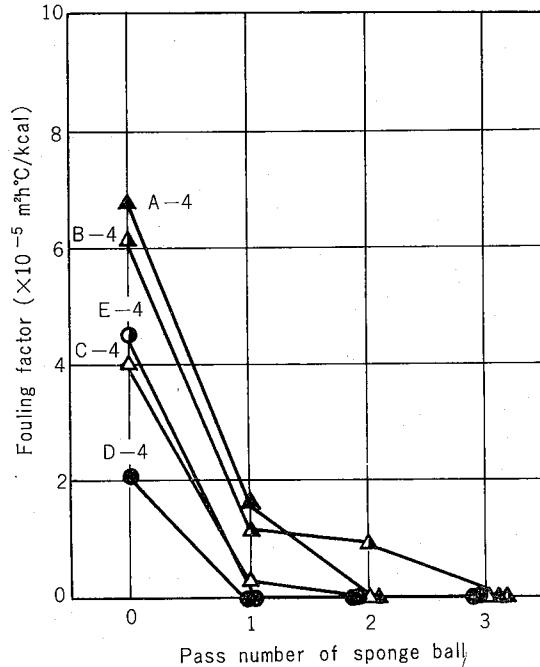


Fig. 8 Decrease of fouling factor by passing of sponge ball

少なく、注入量の増加とともに内面付着物量が増加していた。

管内面付着物は間欠注入では木皮状のあらいスケールが付着していたのに対し、連続注入ではきめの細いスケールが均一に付着していた。

Fig. 8は試験終了後の管にスポンジボールを通した場合の汚れ除去の傾向を示す。内面の汚れにかかわらず3回のスポンジボール通過により汚れがほぼ完全に除去できることがわかった。

### 3.2 腐 食

腐食量はTable 2に示した各系列について、熱貫流率測定部の前後に挿入した長さ200mmの短管をある一定期間通水の後取り出し、試験前重量から試験後重量（内面付着物は稀硫酸で軽く洗浄して除去）を差し引いて求めた。

Fig. 9に腐食減量の経時変化を示す。腐食減量は無処理管が最も多く、 $0.25 \text{ ppm} \times 1 \text{ h/d}$ 、 $0.5 \text{ ppm} \times 1 \text{ h/d}$ 、 $0.01 \text{ ppm}$ 連続処理管の順に少くなり、 $0.5 \text{ ppm} \times 2 \text{ h/d}$ および $0.03 \text{ ppm}$ 連続処理管が最も少なかった。このなかで、 $0.01 \text{ ppm}$ 連続処理管は後二者にかなり近い腐食減量を示した。なお $0.25 \text{ ppm} \times 1 \text{ h/d}$ の間欠注入処理管は無注入の場合とほとんど同じ程度の腐食減量を示した。

通水開始後約1,000時間では、無注入、 $0.25$ および $0.5 \text{ ppm} \times 1 \text{ h/d}$ の管は大きな腐食を示した。この期間中の腐食は初期腐食と呼ばれるものである。連続注入処理管の初期腐食量が間欠注入処理管よりも少ない鉄イオン注入量にもかかわらず、小さかったのは防食皮膜の形成が連続的に行なわれることによるものと思われた。

2,000時間から5,000時間の間には、いずれの場合にもほとんど腐食が進んでいないが、6,000時間後には再び腐食

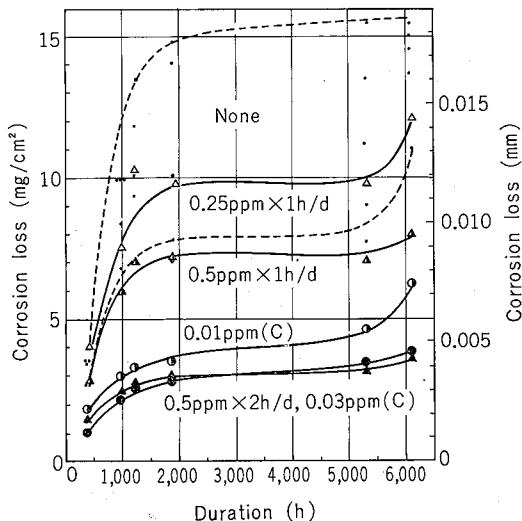


Fig. 9 Corrosion loss of aluminium brass condenser tubes with intermittent and continuous ferrous ion injection

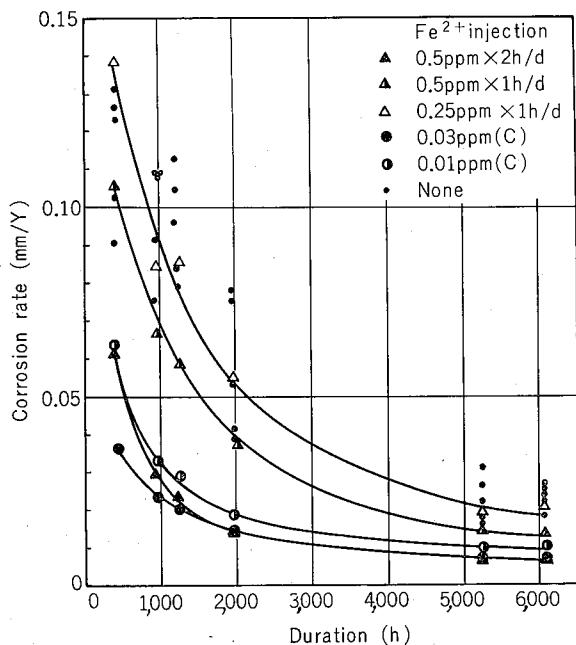


Fig. 10 Dependence of corrosion rate on test duration

を生じた。これは夏期の水温上昇や3回延6日にわたる赤潮の発生など水質悪化が腐食を促進したものと思われた。なおこの場合の腐食も、鉄イオン注入量の多いものほど少なかった。

Fig. 10 は腐食減量をそのときの通水時間で除して求めた腐食率を年間の肉厚減量に換算したものである。この腐食率の算出法は腐食が時間経過と直線関係にあることを前提としている。Fig. 9 にみるように、腐食は通水約2ヶ月間である定常値に到達する。その値は鉄イオンの注入量によって大きく変動する（腐食深さ0.003~0.02mm）。その後はこの初期腐食時に形成された保護皮膜により完全に防

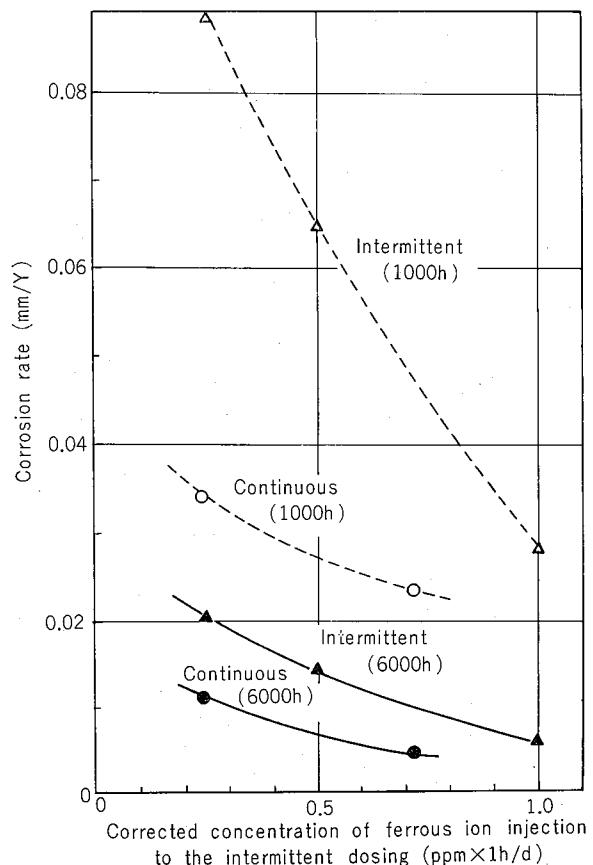


Fig. 11 Comparison of corrosion rate between continuously treated tubes and intermittently treated ones

食されることになる。したがって、厳密な意味での腐食率は通水初期と安定期とに区別して評価することが妥当であると思われた。

Fig. 11 は鉄イオンの注入量を 1h/d 注入量に換算した場合の1,000時間後および6,000時間後の腐食率を、間欠注入と連続注入について比較したものである。Fig. 11 より注入量が同一の場合、連続注入すれば間欠注入の場合の $\frac{1}{2}$ に腐食量を減少できることがわかった。

連続注入の場合、なんらかの原因によって防食皮膜が破れても、連続的に注入される鉄イオンによって直ちに修復されるのに対し、間欠注入ではいったん破れた皮膜は次の注入まで修復されず、この間に腐食が進行することもあるものと思われた。

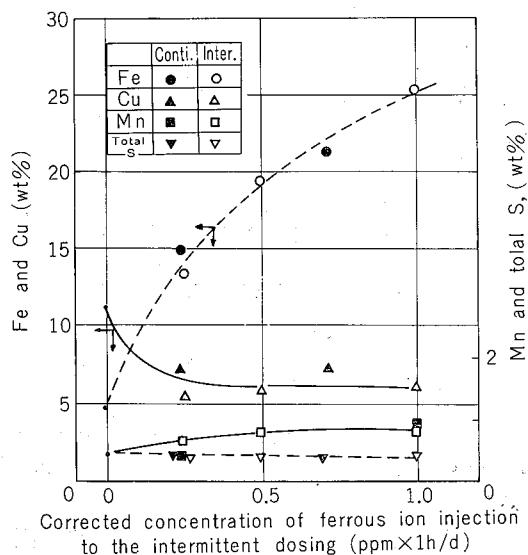
試験終了時の管表面についてはつきのようであった。ベルマウス部にはいずれの管にも軽い潰食がみられた。鉄イオン注入のものではその他の部分における腐食は認められなかった。鉄イオンを注入していない管においては、入口部約20mm の間に 0.14~0.17mm の深さの潰食が認められた。このことから、鉄イオン注入はインレットアタックに対しても有効であることがわかった。なお、無注入管においても入口部以外には潰食は認められなかっ。

### 3.3 内面付着物

**Table 3** に試験管内面付着物の化学成分を示した。鉄イオンの注入を受けなかった管の付着物中には Cu 分が多く、Fe 分は鉄イオン無注入のものが最も少なく、鉄イオンを注入しているものでは注入量に比例して Fe 分が多くなった。Mn, 全 S についても鉄イオン注入による差はみられなかった。**Fig. 12** にその傾向を示す。

**Table 3** Chemical composition of inside deposit (%)

Fe <sup>2+</sup> injection	Cu	Fe	Mn	Total S
None	11.4	4.7	0.5	0.5
0.5ppm × 2h/d	6.1	25.5	0.8	0.4
0.5ppm × 1h/d	6.0	19.6	0.8	0.4
0.25ppm × 1h/d	5.6	13.6	0.7	0.4
0.03ppm(C)	7.3	21.4	0.9	0.3
0.01ppm(C)	7.4	15.1	0.4	0.5



**Fig. 12** Effect of ferrous ion injection on chemical composition of inside deposit

### 4. 考察

今回の実験では、鉄イオン処理を受けなかった管においても、武豊火力発電所復水器の運転開始後約1年の間にみられたような激しい潰食は生じなかった。**Table 4** は運転初期に腐食を生じた復水器管と今回試験を行なったモデルコンデンサ管の内面付着物成分を比較したものである。建設時にそう入した管の内面には黒色皮膜が生成しており、Mn 分が異常に多かった。実機において鉄イオン注入開始時にそう入した管と鉄イオンを注入したモデルコンデンサー管の内面付着物成分がよく似ていることと、建設時にそう入した管でも鉄イオン注入後は Mn 分が減少していることから、建設時と試験時において水質が変化しているように考えられた。また、激しい潰食を生じた管には内面付

着物中に Mn 分が多いことから、潰食には Mn 分が大きく影響していると考えられた。

そこで、海水中の Mn 分の復水器管への付着について **Table 5** に示す実験を行なった。その結果、Mn<sup>2+</sup> の含有量が増加した海水からは塩素処理によって Mn 分を多量に含む黒色皮膜が生成することがあり、流速によっては皮膜の損傷部に潰食が発生することがわかった。

No. 7 管に発生した潰食を **Fig. 13** に示した。すじ状の潰食はガラス棒で表面の黒色付着物をはく離した部分に発生したものである。また、右上部には孔食状の潰食が流水方向に連鎖状に発生しているのが観察された。同 No. 7 管の海水入口部には馬てい形の潰食が発生し、その中心部には黒色皮膜が残存していた。黒色皮膜下は健全であり、腐食の徵候は認められなかった。

黒色皮膜について粉末 X 線回折や電子線回折により調査したが、Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MnO<sub>2</sub>、MnO·OH などに相当する明瞭な回折線が得られなかった。

鉄イオン (Fe<sup>2+</sup>) は pH5 付近においても空気酸化が認められるが、Mn<sup>2+</sup> の場合には pH9 以上でなければほとんど空気酸化は認められないことはよく知られた事実である。また、飲料水からの除マンガンに関する実験、実用化は古くから実施されており、浅田<sup>1)</sup> は Fe<sup>2+</sup> は塩素処理によって容易に酸化されるが、Mn<sup>2+</sup> については処理量をかなり大きく (残留塩素量 0.3ppm 以上) しなければならないと報告している。これらのこととは **Table 5** における Mn<sup>2+</sup> 注入実験結果とかなりよく合致しているものと思われた。

以上のことから武豊火力発電所の建設時にそう入された管に生成した黒色皮膜の主成分である Mn は海水中の Mn<sup>2+</sup> が塩素処理によって酸化物として付着したものであろうと思われた。海水中の Mn<sup>2+</sup> 含有量は時間的に変動していることが **Table 5** の No. 2 管の通水試験により明らかとなった。変動を誘起する因子については不明であるが、海底のマンガン瘤やマンガン土などと関連している現象ではなかろうか。

潰食を惹起するマンガンを含む黒色皮膜の生成に関する海水中の Mn<sup>2+</sup> 含有量と残留塩素量の関係を詳細にすることは出来なかった。水質によっては残留塩素量 0.1ppm でも潰食に伴った黒色マンガン皮膜が生成した例があり<sup>2)</sup>、塩素処理を実施している復水器では注意を要するものと思われた。なお、本例において述べた潰食は微量の Fe<sup>2+</sup> の注入により防止されることは既に報告した<sup>2)</sup>。

以上のことから、武豊火力発電所で使用されていたアルミニウム黄銅復水器管に発生した清浄海水による潰食は塩素注入に起因したものと思われた。

安藤、その他<sup>3)</sup>によれば、鉄イオンを 0.03ppm 含む海水を 1 ヶ月間通水して酸化鉄皮膜を形成させた管は、その後汚染海水を通水してもほとんど腐食されなかった。腐食

**Table 4** Chemical compositions of inside deposits on aluminium brass condenser tubes of Taketoyo P/S and others.

No.	Tubes	Inspection	Starting	Ferrous ion	Cu	Fe	Mn	Total S
1	Installed at the construction of P/S	July 1967	Dec. 1965	None	15.7	2.1	17.6	0.6
2	Installed at the construation of P/S	Sep. 1968	Dec. 1965	Injected from July 1967	9.6	14.0	10.7	0.6
3	Installed at the beginning of ferrous ion treatment	Sep. 1968	July 1967	Injected	8.4	24.7	1.6	0.5
4	Tested in Model Condenser	July 1971	Dec. 1970	None	11.4	4.7	0.5	0.5
5	Tested in Model Condenser	July 1971	Dec. 1970	0.5ppm×2h/d	6.1	25.5	0.8	0.4
6	Manganous ion injected and chlorinated sea water was passed.	Apr. 1971		None	7.9	0.4	18.5	

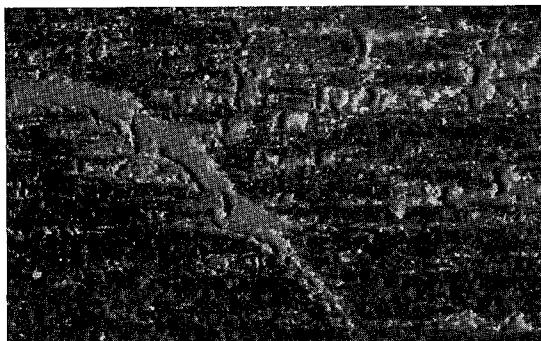
**Table 5** Formation of thin black manganese oxide film on aluminium brass condenser tube by chlorination.

Tube No.	Manganous ion		Chlorination (Residual) (ppm)	Duration (week)	Velocity (m/s)	Observations
	Added by	ppm				
1	None	None	1	4	2.2	Thin black film was intermittently formed. Inside were slightly eroded.
2	Manganous <sup>1)</sup> sulphate	1	None	2	1.0	Inside was unchanged.
3	Manganous sulphate	1	0.5	2	1.0	Inside was unchanged.
4	Manganous sulphate	1	1.0	2	2.2	Black film was formed from the second day. Inside were eroded.
5	Manganese <sup>2)</sup>	0.12	None	2	1.0	Inside was unchanged.
6	Manganese	}	0.5	2	1.0	Soft black film <sup>3)</sup> was continuously formed from the seventh day. Inside was uneroded.
7	Manganese		0.38	0.5	2	Thin black film was formed from the second day. Inside were eroded.

Note 1) Conc. solution was droped into the mixing tank of Model Condenser.

2) Manganese metal (platelet-50kg) was immersed in the mixing tank of Model Condenser.

3) Chemical compositions of the black film are shown No.6 in Table 4.



**Fig. 13** Erosion-corrosion caused by chlorination of manganganous ion containing sea water. Scar-like erosion was observed along the line where the black thin film was scratched by glass tube. ( $\times 7.5$ )

量の評価法が本実験のそれとは異なっているので、両者を比較することは必ずしも妥当ではないが、本実験においては酸化鉄皮膜形成後においても腐食のみられたものがあった。すなわち、Fig. 9において実験終了間近の7月から8月にかけて、0.01ppm 連続、0.25 および 0.5ppm × 1h/d 間欠注入した管については約  $2\text{mg}/\text{cm}^2$  の腐食がみられ

た。特にこの腐食量は 0.01ppm 連続注入管にとっては初期腐食量に比肩し得るほどの大きさであった。

しかし腐食深さ（減肉量）としては 0.002mm 程度であり、実用上問題となる大きさではなかった。したがって本実験における 0.01ppm 注入管などにみられた実験終了間近の腐食は量的には安藤等の実験と矛盾しないものと思われた。

アルミニウム黄銅は初期の保護皮膜形成時にはかなり大きい減肉がみられるが、皮膜が一度形成されるとその後の減肉は無視してよい大きさになる。この保護皮膜の防食効果は、水質の大幅な変動—夏季の高温水、赤潮、梅雨季の海水の希釀等一がなければほぼ完全である。鉄イオンの注入は保護皮膜の形成を容易にし、初期腐食を軽微にするとともに、例えば 0.03ppm 連続注入によって水質の変動に対しても十分耐食的な保護皮膜を得ることができる。そしてこの保護皮膜の存在は腐食率を実用上 0.002mm/年以下とし得ることを示した。

## 5. まとめ

- (1) 注入総量が同じであれば、連続注入は間欠注入よりすぐれた防食効果を発揮した。

(2) 防食効果および汚れ係数の両観点より、次のような鉄イオン注入が最適であろうと思われた。

・運転開始後 3ヶ月間 : 0.03ppm (連続注入) もしくは  $0.5\text{ppm} \times 2\text{h/d}$

・3ヶ月後 : 0.01ppm (連続注入) もしくは  $0.25\text{ppm} \times 1\text{h/d}$

(3) 汚れ係数および内面付着物量は鉄イオンの注入量の増加につれて増大する傾向が認められた。したがって、防食上は上述の注入量以上の注入が望ましいが、汚れ係数の観点からは最適とは云えない。

(4) 汚れ係数および内面付着物量の最大値はそれぞれ  $0.7 \sim 1.1 \times 10^{-4}\text{m}^2\text{h}^\circ\text{C}/\text{kcal}$  および  $5\text{mg/cm}^2$  ( $0.5\text{ppm} \times 2\text{h/d} \times 9\text{ヶ月}$ ) であった。汚れ係数はスponジボールを3回通過させることによって零になった。

(5) 武豊火力発電所1号機のアルミニウム黄銅復水器管には1965年から1967年にかけて激しい潰食が発生した。本実験では鉄イオンを注入していない海水を通水した管にも

潰食は発生しなかった。両者の内面付着物中のマンガン分には大差があり、それぞれ17.6%および0.5%であった。

(6) この点について実験をしたところ、潰食は塩素処理と関係があることがわかった。海水中のマンガニイオン ( $\text{Mn}^{2+}$ ) は塩素処理によって酸化されアルミニウム黄銅管の内面にうすい黒色皮膜を形成した。潰食はこの黒色マンガン皮膜のはく離部に観察された。

### 謝 辞

本実験の実施に際し、多大の御協力と御援助をたまわりました中部電力(株)武豊火力発電所の関係各位、特に化学係の方々に対し深く感謝いたします。

### 文 献

- 1) 浅田日出夫: 水通協会雑誌, 293号(1959), 26.
- 2) 佐藤史郎, 野世溪精: 本誌, 11(1970), 271.
- 3) 安藤, 山口, 恩田, 佐藤, 小木曾: 火力発電, 23(1972), 375.

## アルミニウム合金のP-S-N線図について

村	松	克	己
伊	藤	正	夫
田	中	英	司
竹	内	勝	治

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウム合金のP-S-N線図について\*

村松克己\*\* 伊藤正夫\*\*\* 田中英司\*\*\*\* 竹内勝治\*\*\*\*\*

## On the P-S-N Diagrams of Aluminum Alloys.

by Katsumi Muramatsu, Masao Ito, Eiji Tanaka and Katsuzi Takeuchi

As a part of study on data scattering of fatigue strength of aluminum alloys, the P-S-N diagrams of the notched and unnotched specimens of Al-Cu-Mg, Al-Mg, Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg alloys were drawn up.

(1) The P-N lines of the unnotched specimens show linear relation on the log N versus normal probability representation. However, in both cases of the notched specimens and, unnotched specimens tested in higher endurance range, the P-N curves are composed of two straight lines except for few stress levels.

(2) On the unnotched specimen, the extrapolated lines of 50% survival in P-S-N curves are reasonably fitted to the fatigue strength obtaining staircase method, at  $10^7$  cycles. However, that of 10% survival lies in the dangerous area.

(3) The P-S-N curves of notched specimens of heat-treatable alloys shaped up the hump type in the medium stress levels.

### 1. 緒 言

最近、各種の構造物に主として軽量化の見地からアルミニウム合金が使用されるようになったが、繰返し荷重を受ける用途の場合には、その使用材料の疲れ強さが重要視される。アルミニウム合金の疲れ強さは従来までにかなり測定されている<sup>1)</sup>が、同一材質でも実験条件その他によってかなりの差を生じる場合がある。いっぽう、統計的手法を導入して2024-T4あるいは7075-T6合金のS-N曲線におけるプロットの散らばり<sup>2)</sup>やP-N線<sup>3)</sup>を検討した例も見受けられる。

著者らはすでに、アルミニウム合金5083-0および7N01-T6 (ZK41-T6) 材の平滑および切欠試験片について、一定応力における疲れ寿命の散らばりおよび繰返し回数 $10^7$ の時間強さを統計的手法、すなわち、前者はP-N線、後者はステアケース法によって検討し、両者からP-S-N線<sup>4)</sup>を得た。本報はさらに数種のアルミニウム合金展伸材について同様な実験を行ない、既報のそれも含めて一定応力における疲れ寿命の散らばりと、P-S-N線の形状について検討を加えた。

### 2. 供試材および実験方法

#### 2.1 供試材

供試材は16.7~20mm $\phi$ に引抜きあるいは押出しされた5種類のアルミニウム合金棒材であり、それらの化学成分ならびに機械的性質をTable 1に示す。

#### 2.2 実験方法

疲れ試験片は平滑と切欠の2種類とし、前者は平行部直径10mm $\phi$ の標準試験片であり、平行部は研磨布紙600番仕上げとした。後者は60°-V型の環状切欠とし、形状係数<sup>5)</sup>  $\alpha_K=3.0$  ( $D=12.5\text{mm}\phi$ ,  $d=10\text{mm}\phi$ ,  $t=1.25\text{mm}$ ,  $\rho=0.3\text{mm}$ ) または3.2 ( $D=12.0\text{mm}\phi$ ,  $d=10\text{mm}\phi$ ,  $t=1.00\text{mm}$ ,  $\rho=0.25\text{mm}$ ) である。

疲れ試験は小野式回転曲げ疲れ試験機(1,750rpmおよび3,420rpm)を使用して行なった。

試験は疲れ寿命の分布を検討する一定応力試験と、繰返し回数 $10^7$ における時間強さを推定するステアケース法の2種類あり、両者の結果をあわせてP-S-N線図を作成した。一定応力試験は予備試験の結果から4~6の応力段階を選び、それぞれの応力で9あるいは19本の試験片を用いて破壊にいたる寿命を求めた。試験結果は正規確率紙上に応力をパラメータとしたP-N線(非破壊確率-対数寿命)で図示した。ステアケース法は試験片30本を目安として行ない、繰返し回数 $10^7$ における時間強さの平均値および標準偏差を推定した。

\*軽金属, 23(1973), 317に一部発表

\*\*静岡大学工業短期大学部

\*\*\*研究部

\*\*\*\*伸銅製造部 (当時研究部)

\*\*\*\*\*開発部兼研究部 工学博士

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 一定応力試験

平滑および切欠材の試験結果を Table 2~3 に、P-N 線の代表例を Fig. 1~4 にそれぞれ示す。

(1) 各平滑材の P-N 線は Fig. 1 に示した 5083-O 材のように高応力および中程度の応力では単一の直線となるが、応力が低く、かつ、疲労寿命が繰返し回数  $10^6$  をこえるような長寿命域にある場合には折れ点をもつ。Fig. 2 の 6061-T6 材はただ一つの例外であり、実験の範囲内で

Table 1 Chemical compositions and Mechanical properties of specimens.

Material	Size (mm <sup>2</sup> )	Chemical composition (%)								Yield strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Brinell hardness number (10/500/30)	
		Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti					
2024-T4	20	4.27	0.22	0.11	1.44	0.56	<0.01	<0.01	0.01	—	40.8	59.6	18	124
5052-O <sup>(1)</sup>	16.7	<0.01	0.13	0.06	2.52	<0.01	<0.01	0.26	<0.01	—	8.4	19.4	34	45
5083-O <sup>(1)</sup>	16.7	0.01	0.17	0.09	4.30	0.74	<0.01	0.19	<0.01	—	13.5	31.5	30	70
5083-O <sup>(2)</sup>	16.7	0.01	0.15	0.07	4.11	0.66	<0.01	0.20	<0.01	—	13.3	33.2	28	73
6061-T6	20	0.24	0.18	0.54	0.89	0.03	0.02	0.25	0.04	—	32.8	35.3	16	101
ZK41-F	20	0.04	0.17	0.06	1.94	0.29	3.90	<0.01	0.01	0.16	35.9	48.6	10	97
ZK41-T6	20	0.04	0.17	0.06	1.94	0.29	3.90	<0.01	0.01	0.16	47.1	50.4	13	125

(1) Specimen A      (2) Specimen B      (3) 0.2% offset

Table 2 Results of unnotched specimens.

Material	Stress, $\sigma_a$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Number of specimen	Average fatigue life, $\log N$	Standard deviation, s	Fatigue life* (cycles)		
					P=90%	P=50%	P=10%
2024-T4 <sup>(1)</sup>	32.0	9	5.070	0.122	$7.34 \times 10^4$	$1.18 \times 10^5$	$1.88 \times 10^5$
	28.0	9	5.672	0.123	$2.85 \times 10^5$	$4.69 \times 10^5$	$7.72 \times 10^5$
	26.0	9	5.943	0.123	$5.38 \times 10^5$	$8.77 \times 10^5$	$1.43 \times 10^6$
	24.0	9	6.523	0.232	$1.37 \times 10^6$	$3.33 \times 10^6$	$8.13 \times 10^6$
5052-O <sup>(1)</sup>	18.0	9	4.543	0.034	$3.05 \times 10^4$	$3.49 \times 10^4$	$4.00 \times 10^4$
	15.0	9	5.317	0.058	$1.66 \times 10^5$	$2.08 \times 10^5$	$2.59 \times 10^5$
	13.0	9	5.733	0.138	$3.16 \times 10^5$	$5.40 \times 10^5$	$9.21 \times 10^5$
	12.0	19	6.071	0.150	$7.02 \times 10^5$	$1.19 \times 10^6$	$1.97 \times 10^6$
	11.5	19	—	—	$1.05 \times 10^6$	$3.50 \times 10^6$	$>5.0 \times 10^7$
5083-O <sup>(2)</sup> (Specimen A)	24.0	19	4.613	0.058	$3.33 \times 10^4$	$4.10 \times 10^4$	$5.06 \times 10^4$
	20.0	19	5.102	0.061	$1.02 \times 10^5$	$1.27 \times 10^5$	$1.56 \times 10^5$
	18.0	19	5.433	0.122	$1.77 \times 10^5$	$2.71 \times 10^5$	$4.15 \times 10^5$
	16.5	19	6.302	—	$6.4 \times 10^5$	$1.19 \times 10^6$	$1.35 \times 10^7$
5083-O <sup>(1)</sup> (Specimen B)	22.0	9	4.813	0.097	$4.47 \times 10^4$	$6.49 \times 10^4$	$9.44 \times 10^4$
	17.0	9	5.720	0.168	$2.69 \times 10^5$	$5.25 \times 10^5$	$1.00 \times 10^6$
	16.0	19	—	—	$4.4 \times 10^5$	$3.3 \times 10^6$	$>5.0 \times 10^7$
6061-T6 <sup>(1)</sup>	24.0	9	4.968	0.117	$5.91 \times 10^4$	$9.28 \times 10^4$	$1.46 \times 10^5$
	19.0	9	5.654	0.162	$2.41 \times 10^5$	$4.51 \times 10^5$	$8.43 \times 10^5$
	16.0	9	6.554	0.167	$1.86 \times 10^6$	$3.58 \times 10^6$	$6.89 \times 10^6$
	15.0	19	6.733	0.204	$2.67 \times 10^6$	$5.41 \times 10^6$	$1.10 \times 10^7$
ZK41-F <sup>(1)</sup>	27.0	9	4.457	0.083	$2.06 \times 10^4$	$2.87 \times 10^4$	$3.99 \times 10^4$
	24.0	9	5.005	0.166	$5.30 \times 10^4$	$1.01 \times 10^5$	$1.93 \times 10^5$
	21.0	9	5.521	0.231	$1.33 \times 10^5$	$3.31 \times 10^5$	$8.27 \times 10^5$
	19.0	19	6.153	—	$3.7 \times 10^5$	$1.15 \times 10^6$	$7.3 \times 10^6$
ZK41-T6 <sup>(2)</sup>	30.0	19	4.552	0.125	$2.31 \times 10^4$	$3.56 \times 10^4$	$5.49 \times 10^4$
	26.0	19	5.034	0.192	$4.7 \times 10^4$	$1.22 \times 10^5$	$1.78 \times 10^5$
	22.0	19	5.797	0.187	$3.27 \times 10^5$	$6.27 \times 10^5$	$1.20 \times 10^6$
	20.0	19	6.527	—	$1.05 \times 10^6$	$2.6 \times 10^6$	$1.63 \times 10^7$

1) 1,750 rpm.

2) 3,420 rpm.

\* P : Percentage of survival (Table 3, ditto)

Table 3 Results of notched specimens.

Material	Stress, $\sigma_u$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Number of Spec imen	Fatigue life (cycles)		
			P=90%	P=50%	P=10%
2024-T4 <sup>1)</sup>	27.0	9	$2.35 \times 10^4$	$4.2 \times 10^4$	$1.6 \times 10^5$
	26.0	9	$8.4 \times 10^4$	$2.4 \times 10^5$	$3.9 \times 10^5$
	21.0	9	$3.6 \times 10^5$	$6.3 \times 10^5$	$8.5 \times 10^5$
	16.0	9	$5.8 \times 10^5$	$9.2 \times 10^5$	$1.45 \times 10^6$
	14.0	9	$7.1 \times 10^5$	$9.9 \times 10^5$	$3.7 \times 10^6$
5083-O(A) <sup>2)</sup>	12.0	19	$3.2 \times 10^4$	$3.8 \times 10^4$	$4.5 \times 10^4$
	10.0	19	$8.7 \times 10^4$	$1.05 \times 10^5$	$1.25 \times 10^5$
	8.0	19	$2.9 \times 10^5$	$3.8 \times 10^5$	$4.9 \times 10^5$
	7.0	19	$7.6 \times 10^5$	$1.45 \times 10^6$	$9.9 \times 10^6$
ZK41-F <sup>1)</sup>	17.0	9	$9.5 \times 10^3$	$1.3 \times 10^4$	$1.8 \times 10^4$
	14.0	19	$2.7 \times 10^4$	$6.1 \times 10^4$	$2.6 \times 10^5$
	12.0	19	$5.9 \times 10^4$	$1.01 \times 10^5$	$1.6 \times 10^6$
	10.0	9	$2.1 \times 10^5$	$1.47 \times 10^6$	$2.6 \times 10^6$
	8.0	9	$1.1 \times 10^6$	$2.7 \times 10^6$	$4.1 \times 10^6$
	7.0	9	$3.8 \times 10^6$	$5.3 \times 10^6$	$7.7 \times 10^6$
ZK41-T6 <sup>2)</sup>	22.0	9	$3.2 \times 10^4$	$5.5 \times 10^4$	$1.75 \times 10^5$
	20.0	9	$5.1 \times 10^4$	$2.02 \times 10^5$	$8.2 \times 10^5$
	18.5	19	$4.5 \times 10^5$	$6.5 \times 10^5$	$8.4 \times 10^5$
	16.0	19	$6.9 \times 10^5$	$1.06 \times 10^6$	$1.6 \times 10^6$
	13.5	19	$7.3 \times 10^5$	$1.03 \times 10^6$	$1.22 \times 10^6$
	12.0	19	$6.3 \times 10^5$	$1.00 \times 10^6$	$1.8 \times 10^6$

1) 1,750rpm,  $\alpha_K=3.2$ 2) 3,420rpm,  $\alpha_K=3.0$ 

は長寿命域においてもP-N線は単一の直線で表わされたが、他材質の実験結果から類推すると、さらに低応力の実験を行なえば、それらと同様な結果がえられるるとみた方がよさそうである。

(2) 切欠材のP-N線は合金の種類によって2種類に大別される。すなわち、非熱処理型合金のそれは平滑材と類似であるが、熱処理型合金の場合にはFig. 3のZK41-F材あるいはFig. 4のZK41-T6材に見られるように高応力あるいは中程度の応力においても折れ点をもつP-N線がえられる。以下、熱処理型合金切欠材のP-N線についてじやっかんくわしく説明するとつぎのようである。

(3) Fig. 3に示したZK41-F切欠材ではもっとも応力

の高い17.0kg/mm<sup>2</sup>の場合、P-N線は傾きの大きい直線で表わされるが、中程度の応力のP-N線は折れ点をもつ凹型あるいは凸型となり、さらに低応力になると7.0kg/mm<sup>2</sup>のP-N線のように再び単一の直線となる。

Fig. 4のZK41-T6切欠材ではもっとも応力の高い22.0kg/mm<sup>2</sup>のP-N線は折れ点をもつ凹型となり、中程度の応力では傾きの比較的小さい直線となり、さらに低応力になると折れ点をもつ凸型となる。つぎに、Fig. 3とFig. 4の両者をあわせみて、切欠材におけるP-N線の形状の変化

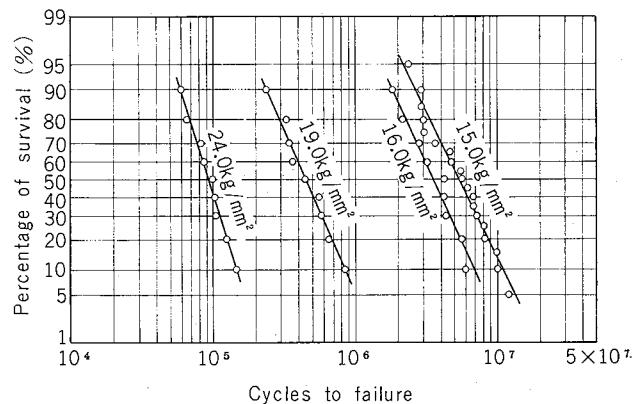


Fig. 2 Probability curves of unnotched 6061-T6 alloy.

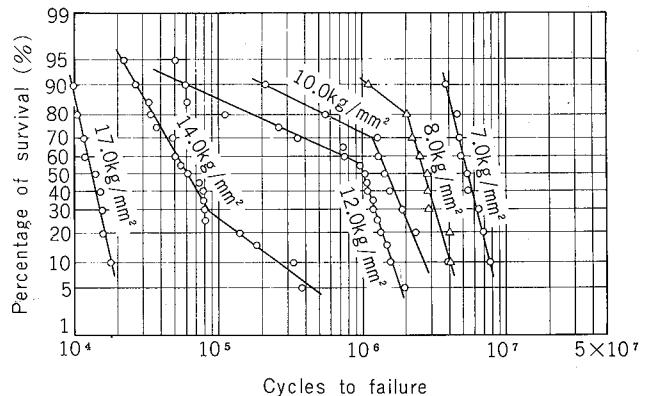


Fig. 3 Probability curves of notched ZK41-F alloy.

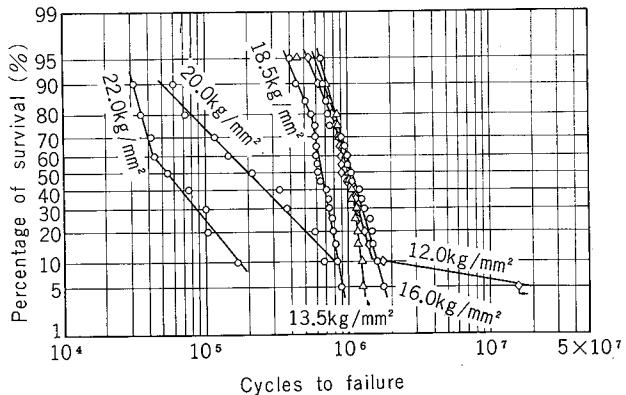


Fig. 4 Probability curves of notched ZK41-T6 alloy.

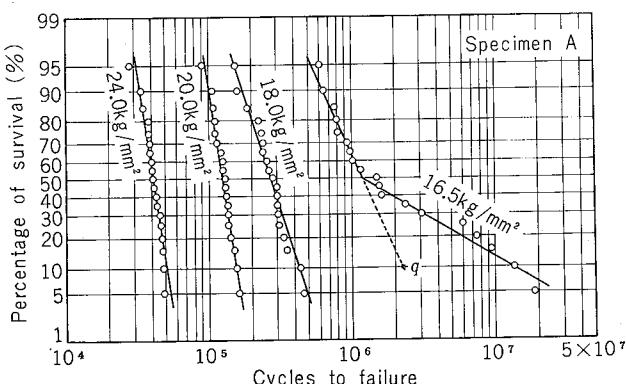


Fig. 1 Probability curves of unnotched 5083-O alloy.

を検討すると、中程度の応力におけるP-N線の傾きは小さく、高応力および低応力ではその傾きの比較的大きいことがわかる。なお、2024-T4切欠材のP-N線の応力の大きさによる形状の変化はZK41-T6切欠材と類似であったが、もっとも応力の低い14.0kg/mm<sup>2</sup>のP-N線は高応力で見られた凹型の形状であった。

このように、熱処理型合金切欠材のP-N線の形状の変化はかなり複雑であるが、応力の大きさと関連させてその変化を類推すると、多少の問題点はあるが、おおむねFig.5に図示するようになるのではないかと考えられる。

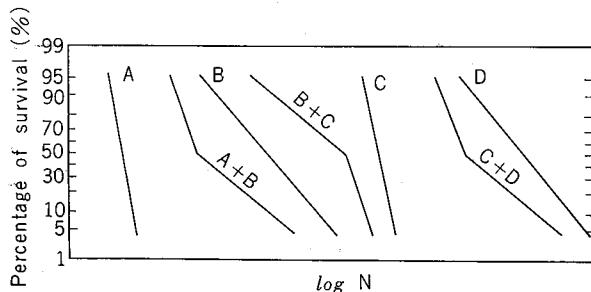


Fig. 5 Schematic P-N curves for notched heat-treatable alloy.

ZK41-F切欠材の場合にこれをあてはめてみると、応力のもっとも高い17.0kg/mm<sup>2</sup>から、Fig. 5のP-N線の形状でいう、A→A+B→B+C→B+C→Cの順となる。Fig. 4のZK41-T6切欠材ではA+B→B→B+C→B+C→B+C→Cの順、また、P-N線を省略した2024-T4切欠材では応力の高い方からA+B→B+C→B+C→C→C+Dの順に整理できた。

これらから、一定応力における切欠材の疲れ寿命の分布はFig. 5のP-N線A, B, CあるいはDの直線で示される対数正規分布の場合と、それらの中間域で前後の分布が重なり合いP-N線が、たとえばA+BあるいはB+Cのように2直線で表わされて対数正規分布とみなせない場合とがあると考えられる。したがって、後者の場合は、散らばりの幅が大きくなることと、疲れ破壊の機構が2種類

にまたがっていることが理解される。

同一応力で異なる対数正規分布の疲れ寿命が共存することについては破壊機構との関連において既報<sup>4)</sup>で一部考察したので省略するが、切欠材の疲れ寿命はかなり複雑なのでさらに今後の検討を加えたい。

(4) なお、Table 2によれば平滑材の標準偏差は0.034~0.232の範囲内にあるが、5052-O材および5083-O材のそれは他の供試材と比べてやや小さい。そこで、詳細を省略するが、標準偏差を応力比(応力/引張強さ)との関係で整理すると、応力比が小さいものほど標準偏差は大きくなる傾向が見受けられた。

### 3.2 繰返し回数10<sup>7</sup>の時間強さ

ステアケース法により推定した平滑および切欠材の繰返し回数10<sup>7</sup>における時間強さの平均値 $\bar{S}$ および標準偏差 $s$ をTable 4に、また、 $\bar{S} \pm 1.282s$ を非破壊確率P=90%およびP=10%における時間強さとみなした各値も同表にあわせて示す。

### 3.3 P-S-N線図

一定応力試験で得たP=90%, P=50%ならびにP=10%の疲れ寿命をもとに、長寿命域への外挿も含めて作成したP-S-N線をFig. 6~16に示す。各図中に△印で示した値はステアケース法により算出した繰返し回数10<sup>7</sup>における応力であり、P-S-N線を外挿する際の参考として示した。

(1) 平滑材の場合、P=90%およびP=50%のP-S-Nの外挿線は繰返し回数10<sup>7</sup>においてステアケース法による推定値とあまりむりなく結ばれるとみなしてよいようである。しかし、P=10%のP-S-Nの外挿線はステアケース法の値より危険側になる場合が多い。この場合、既報<sup>4)</sup>で検討したようにつぎの方法でP-S-N線を修正すれば両者が合うようである。

すなわち、5083-O材を例にとれば、Fig. 1において応力16.5kg/mm<sup>2</sup>の折れ点をもつP-N線の高非破壊率側の直線部を低非破壊率側に延長し、P=10%と交わる点 $q$

Table 4 Statistical parameters in fatigue strengths at 10<sup>7</sup> cycles.

Shape of specimen	Material	Number of specimen	Average fatigue strength, $\bar{S}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Standard deviation, $s$ (kg/mm <sup>2</sup> )	Fatigue strength (kg/mm <sup>2</sup> )	
					P=90%, $\bar{S} - 1.282s$	P=10%, $\bar{S} + 1.282s$
Unnotched	2024-T4	29	22.44	0.34	22.00	22.87
	5052-O	40	10.99	0.48	10.37	11.61
	5083-O(A)	30	15.22	0.39	14.73	15.71
	5083-O(B)	30	15.32	0.66	14.48	16.16
	6061-T6	38	14.31	0.52	13.65	14.97
	ZK41-F	22	16.50	0.55	15.79	17.21
	ZK41-T6	30	18.28	0.41	17.75	18.81
Notched	2024-T4	30	12.40	1.15	10.93	13.87
	5083-O(A)	30	6.28	0.40	5.77	6.79
	ZK41-F	30	6.82	0.42	6.28	7.36
	ZK41-T6	30	11.38	0.28	11.02	11.74

を Fig. 8 に移して  $q'$  とする。つぎに、Fig. 8 の  $P=10\%$  の P-S-N 線がこの  $q'$  を通るとみなせば鎖線で示す P-S-N 線がえられ、ステアケース法の推定値とむりなく結ばれる。

(2) 切欠材の P-S-N 線の形状は熱処理型合金と非熱処理型合金とでじゃっかん違いがあるように見受けられる。すなわち、非熱処理型合金の P-S-N 線は Fig. 14 でみるとぐる繰返し回数  $10^6$  の近傍をこえるとその傾きが小さくなり、平滑材と同じようになめらかな曲線である。これに對し、熱処理型合金の P-S-N 線は Fig. 16 に代表されるごとく、中程度の応力における疲れ寿命が大きく、したがって、P-S-N 線は段付きとなる。また、さらに応力が低くなると P-S-N 線は急激に折れ曲り、その傾きが水平に近く。熱処理型合金におけるこれらの傾向は従来の実験<sup>6),7)</sup>においても認められており、押出材特有のものらしい。

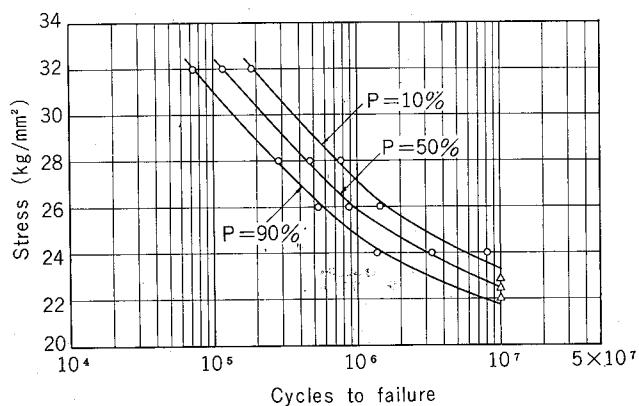


Fig. 6 P-S-N curves of unnotched 2024-T4 alloy.

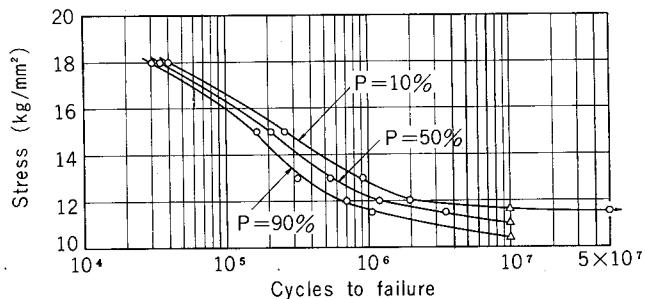


Fig. 7 P-S-N curves of unnotched 5052-O alloy.

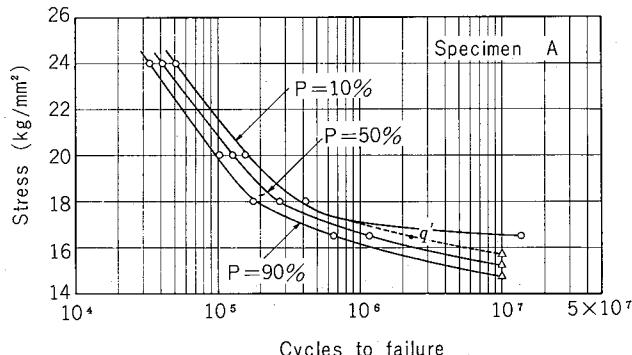


Fig. 8 P-S-N curves of unnotched 5083-O alloy.

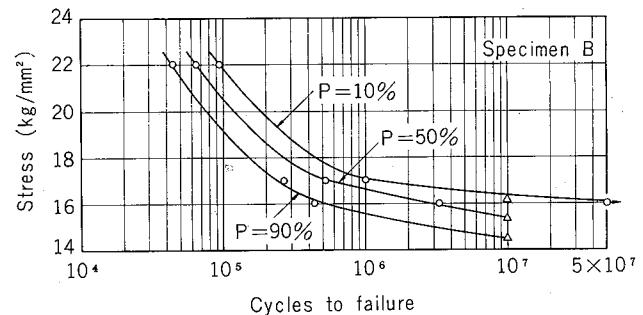


Fig. 9 P-S-N curves of unnotched 5083-O(B) alloy.

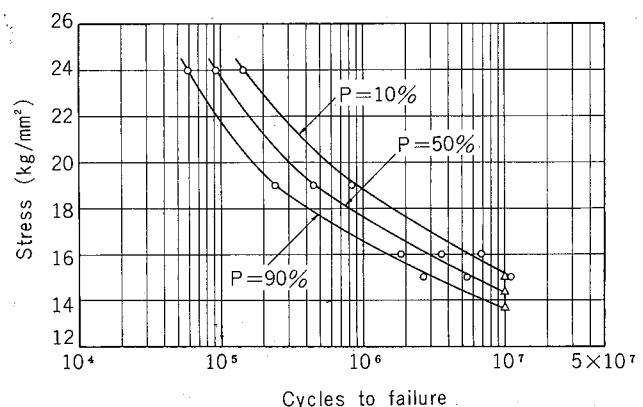


Fig. 10 P-S-N curves of unnotched 6061-T6 alloy.

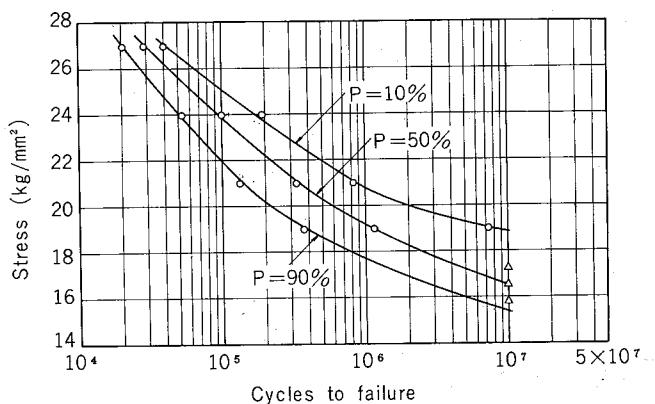


Fig. 11 P-S-N curves of unnotched ZK41-F alloy.

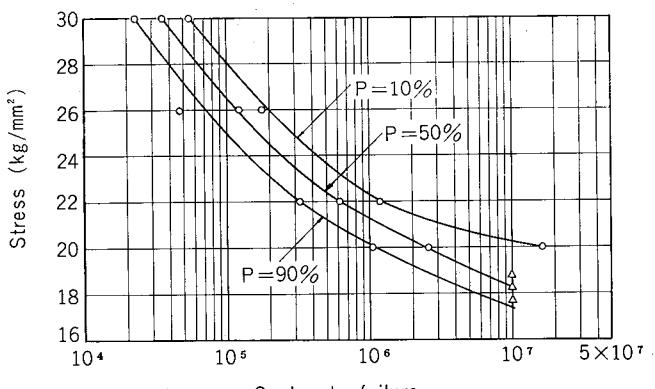


Fig. 12 P-S-N curves of unnotched ZK41-T6 alloy.

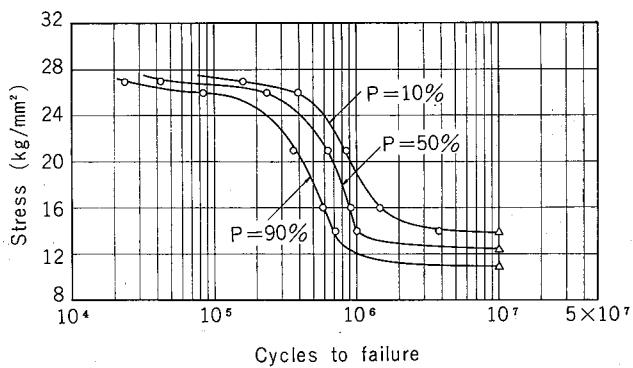


Fig. 13 P-S-N curves of notched 2024-T4 alloy.

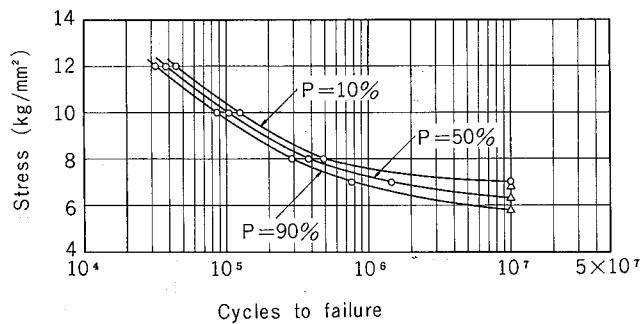


Fig. 14 P-S-N curves of notched 5083-O(A) alloy.

なお、Fig. 15 に示した ZK41-F 切欠材の P-S-N 線は  $P=90\%$  と  $P=10\%$  の両者間に形状の著るしい差が認められる。すなわち、前者は上述の非熱処理型合金の P-S-N 線と同じようになめらかな曲線となるのに対し、後者は段付きの曲線となっている。したがって、段付き部では両者の疲れ寿命の差がかなり大きく、前者の方が安全側の寿命を示す。これらの点に関しては今後の検討が必要である。

#### 4. 結 語

数種類のアルミニウム合金の平滑および切欠材について、一定応力における疲れ寿命の散らばりとステアケース法による繰返し回数  $10^7$  の時間強さを推定し、それらの結果をあわせて P-S-N 線を作成した。

(1) 平滑材のP-N線は対数正規確率紙上で直線関係をもつが、平滑材の長寿命域および切欠材では2直線で表わされる場合が多い。

(2) 平滑材において、非破壊確率90および50%のP-S-

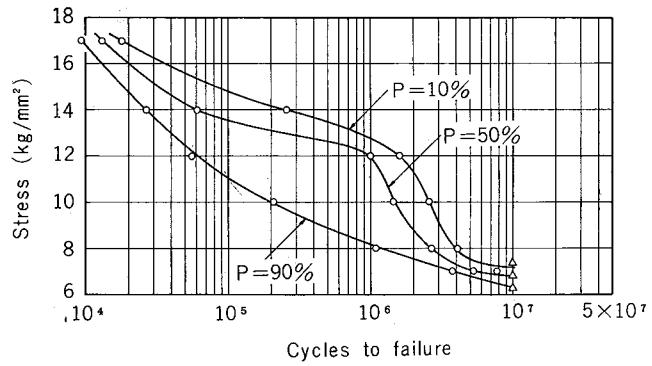


Fig. 15 P-S-N curves of notched ZK41-F alloy.

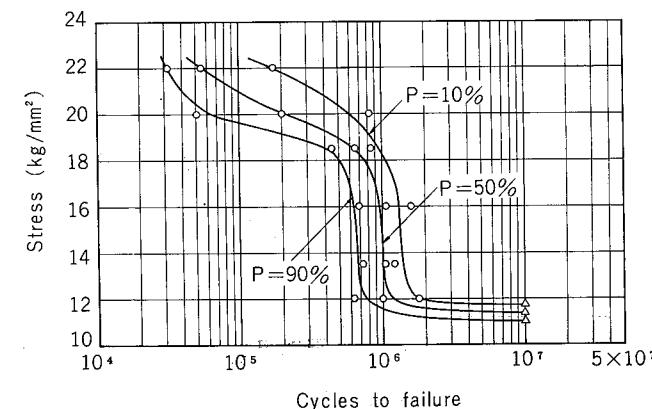


Fig. 16 P-S-N curves of notched ZK41-T6 alloy.

Nの外挿線はステアケース法で推定した繰返し回数  $10^7$  のそれぞれの時間強さとむりなく結ばれるが、非破壊確率10%の場合はP-S-N線から外挿される値が危険側にある。

(3) 热処理型合金切欠材のP-S-N線は中程度の応力で段付きとなる。

#### 文 献

- 1) たとえば、深井誠吉、竹内勝治：材料試験、7 (1963), 527.
- 2) D. Kececioglu, R. E. Smith, E. A. Felsted : Ann. Assurance Sci., 8 (1969), 357.
- 3) 佐野政明、蘆岡一洋：航空宇宙研究所資料、TM96 (1966).
- 4) 村松克己、田中英司、竹内勝治：軽金属、23(1973), 317.
- 5) H. Neuber : Kerbspannungsllehre (1937).
- 6) 深井誠吉、竹内勝治：機械学会誌、61 (1958), 1467.
- 7) 竹内勝治、田中英司、福井利安：本誌、10 (1969), 24.

## EDECA Process, Electrodeposition Coating of Aluminum

**Shiro Terai**  
**Akinari Ichiryu**  
**Toshio Suzuki**  
**Yoshifumi Hasegawa**

---

This paper was presented at the International Conference on Aluminum Products, Pittsburgh, Pa., U.S.A. Oct. 30, 1973.

住友軽金属工業株式会社

## 技術資料

# EDECA Process\*, Electrodeposition Coating of Aluminum

by Shiro Terai\*\*, Akinari Ichiryu\*\*\*, Toshio Suzuki\*\*\* and Yoshifumi Hasegawa\*\*\*

### 1. Introduction

Recently, one of the most exciting topics in the aluminum fabricating industry of Japan is the start up of color-electrocoated finishes, because the users of industrial finishes have been too familiar with finishes of anodizing and electrolytic pigmentation coloring. Although clear electrocoating after anodizing has been already popular, one coat color electrocoating for aluminum products has been well developed in the last two years in our country.

The development of the EDECA process which is the registered name for electrocoating of aluminum and its alloys has been carried out jointly by Sumitomo Light Metal Industries, Ltd., Toagosei Chemical Industry Co., Ltd. and Dainichiseika Color & Chemical MFG Co., Ltd. Nowadays, several EDECA coating lines have been put into practical use and widely applied on the surface finishes of many kinds of aluminum products. This process has been aimed at obtaining a satisfactory transparent color coating by a single coat finish with easy operation.

### 2. Basic process

The method of surface conditioning of the EDECA process is the same as those used for conventional painting. But the articles to be coated must be uniformly clean in order to get transparent uniform colors. Chemical conversion treatment serves the improvement of paint adhesion and corrosion resistance of coating film.

As above described, the EDECA process is basically one of the electrocoating processes. The

article to be coated is dipped in the paint bath as the anode and current is passed between the article and the cathode which is also settled in the paint bath causing a uniform deposition of the paint on the article. After rinsing and drying, the deposited film is cured.

The important points in these steps will be shown in the following sections.

### 3. Surface preparation

Before degreasing, any mechanical surface finish such as polishing, buffing, blasting etc. is usable. As the transparency of the EDECA film is fairly good, it could be possible to give various appearances to the articles by surface conditioning.

There are often soils, water stains or light corruptions on the surface of aluminum as a result of storage and handling, which must be removed before the application of the etching in order to have a uniform surface. Degreasing in solvents and/or cleaning reagents with one of the proprietary cleaners can produce reliable results.

Etching in caustic soda solution and then neutralizing in nitric acid solution is commonly applied. As the deep etching leads to loss of gloss of the applied film, the slight one is suitable for this process.

Before electrocoating, a chemical conversion coating of the chromous phosphate or chromate type is required to assure maximum coating adhesion and added resistance to corrosion.<sup>1,2)</sup> If the chemical conversion coating is completely uniform, it will afford good protection against corrosion and good adhesion.

Some kinds of chemical conversion coatings such as Boehmite, chromous phosphate and chromate were investigated. **Table 1** shows the experimental results of those chemical conversion coatings on

\*The EDECA process is patented in U.S.A., England, and other numerous countries.

\*\*Research Dept., Dr. of Eng.

\*\*\*Research Dept.

adhesion and mortar resistance of electrocoated films.

It can be seen that in case of etching only the applied film shows good adhesion but is insufficient to mortar resistance, and excellent quality can be obtained by some chemical conversion coatings. Chromate conversion can not be used for EDECA process because of its yellow color.

Boehmite film obtained by de-ionized boiling water had good properties as the pretreatment but another type of Boehmite coating obtained by 1.5% triethanolamine boiling solution showed poor adhesion on the cross hatch test and peeling on the impact test.

The chromous phosphate type offered a rapid conversion rate and provided an uniform surface which served as an excellent base for EDECA coating. The typical appearance of the chromous phosphate coating looks actually transparent when the coating film is thin. Thus EDECA color coatings could not be affected by chemical conversion coating of the chromous phosphate type.

The relations between the coating weight of conversion film and the property of electrocoat were investigated. In this experiment, coating weight could not be directly measured, because the conversion film was very thin. Therefore, the chromium content of the film was measured by the fluorescent X-ray method and then coating weight was estimated. As the results of this experiment, the coating weight could be applicable in the range of 10~60mg/m<sup>2</sup>. From these works we applied Alodine 401 and 45 as a standard chemical conversion for EDECA process. These operating conditions are to dip at 30°C for 60~90 sec. Under

these conditions, the coating weight was always 15~25mg/m<sup>2</sup>.

#### 4. Properties of the paint

The principles of formulating an electropaint used for EDECA process are similar to any other industrial product, but differ in both the resin and the pigments.<sup>3)</sup>

The resin of EDECA process is a water borne type of thermosetting acrylic resin of which particles are negatively charged in an aqueous solution. The resin and pigments are easily mixed to be a homogeneous solution.<sup>4)</sup> Two types of pigments are used in EDECA paint; chromogen bonded polymers and water borne pigments. These are extremely fine particles which are negatively charged by anion surfactants.

##### (1) Storage stability of the paint

It is necessary for the paint to be stable during the storage for an indefinite period of time, because some color paint baths might be held in abeyance when a line has two or three different color baths.<sup>1)</sup> Thickness and gloss of the coating obtained by the paint stored for 8 months are shown in Table 2. It can be seen that clear coating does not show any trouble but color coating leads to loss of gloss and thinner film thickness. But these deteriorations of quality could be repaired by passing the paint solution through ion exchange columns. The bronze colored paint stored for 1.5 years had been successfully used under the normal operating conditions after the same repairing technique.

##### (2) Accelerated deterioration test

The paint volume of electrocoating is usually very large in comparison with that of spray or roll coating. One of the largest baths reaches to

**Table 1** Effect of pretreatments on adhesion and mortar resistance of electrocoated film

Pretreatment	Condition	Adhesion*	Mortar resistance**
Etching only	NaOH : 10% 50°C, 1 min.	100/100	Poor
Chromate conversion	Ad# 1200 : 0.75% 30°C, 90 sec.	100/100	Excellent
Boehmite	De-ionized water boil, 30 min.	100/100	Good
	TEA : 1.5%*** boil, 60 min.	10/100	Fair
Chromous phosphate conversion	Ad#401 : 2% Ad#45%0.2% 30°C, 90 sec.	100/100	Excellent

\*Cross hatch adhesion test

\*\*Aluminum Association Mortar Test for Clear Lacquers on Anodized Aluminum

\*\*\*triethanolamine

**Table 2** Effect of addition of pigmentation and storage\* on specular gloss and film thickness

Pigmentation	Film thickness, $\mu\text{m}$ (Gloss)		
	Newly made up	Stored for 8 months	Stored and repaired by IE**
(None)	26 (90)	24 (90)	25 (90)
Yellow	26 (77)	23 (35)	24 (75)
Pink	27 (72)	19 (20)	27 (81)
Blue	26 (77)	19 (33)	25 (82)
Black	27 (84)	20 (68)	24 (85)

\* Stored in closed polyethylene vessel.

\*\* Ion exchange

about 100m<sup>3</sup>. If the paint decomposes during operation and can not be repaired by any means, the paint loss will be too large. Therefore, great care should be paid on choosing the paint. For this purpose, the accelerated deterioration of the paint should be examined in such a way that after holding the paint bath at 50°C for 24hrs a test panel is electrocoated and checked for the quality. There was no trouble on EDECA paint with this accelerated deterioration test, but some trouble occurred to some other comparative water borne paints. Thus, the accelerated deterioration test is very useful for the selection of the paint.

### (3) Application of ultra filtration system

The paint should be applicable to an ultrafiltration system.<sup>6) 7)</sup> Present days, pollution problems are getting more severe, especially in Japan. Application of UF (Ultra Filtration) system to electrocoating process is effective for improving paint efficiency<sup>5)</sup> as well as reducing the pollution problem. Electrocoating is considered to have a high efficiency of the paint substantially, but even under the most efficient working paint loss due to the drag out reaches about 30% of the total paint. Therefore, it is indispensable for electrocoating paint to be applicable to ultrafiltration system.

The solid content passed through a certain UF membrane is shown in Table 3. EDECA paint was compared with another electrocoating paint which was a similar water borne acrylic resin but different brand. The results of this filtration test indicated that even between the similar acrylic resins there were different behaviours in the filtration. In the case of EDECA paint, the solid content passed through the membrane was only 0.5%. Concerning with the other paint, a large amount of the resin could be passed through the membrane. Therefore, the EDECA paint could be

**Table 3** Application of ultrafiltration system to electrocoating paint

Paint	Solution	Solid content %	pH	Specific resistance, $\Omega \text{cm}$
EDECA	Original Flux	10.0	7.7	1,200
	Concentrated	0.50	7.5	4,900
		10.5	7.8	1,130
AEP*	Original Flux	12.0	8.1	1,100
	Concentrated	3.9	8.0	1,600
		12.5	8.3	1,050

\* Another electrocoating paint

Remarks Cellose acetate membrance

easily applicable to the UF system.

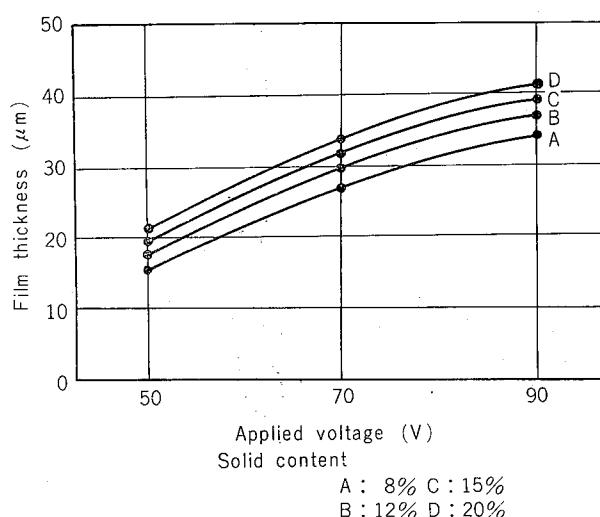
### (4) Color uniformity

It is necessary for color coating to have the same tone of color continuously. All the components of the paint must be transported and deposited in the ratio in which they appear in the formula. Since electrocoating baths are usually operated at fairly low solids, the viscosities are low and the pigment settlement can be severe. But EDECA pigments are thoroughly soluble in the resinous solution and they do not agglomerate in the paint bath. In the case of bronze color coating, a paint contains a combination of three kinds of pigments; pink, yellow and black. Color tone does not change during operation. Therefore, resin and pigments seem to be electrodeposited at the same ratio as the formula.

## 5. Operational conditions of electrocoating

Since the depth of color is an indication of the thickness of the coating, it is reasonable to suppose that in order to achieve correct color matching the following points are of great importance; applied voltage, solid content, temperature, PH of the paint bath and coating time.<sup>8)</sup>

Fig. 1 shows that the higher the applied voltage increases, the thicker the coated film becomes. Under the industrial operation, the applied voltage is usually 60~80V for about 2min. to get 20μm thickness. At the beginning of electrocoating under a constant applied voltage, the current



**Fig. 1** Effect of solid content and applied voltage on the film thickness.

density sharply increases up to the maximum value of  $1A/dm^2$  and then in a few seconds the current density decreases down to  $0.1\sim0.2A/dm^2$ . By means of voltage ascending at a constant rate automatically, the maximum current density can be reduced to less than  $0.3A/dm^2$ . This fact, being combined with the relatively low voltage and current density employed, is one of the representatives of a proportionately lower cost of production.

Fig.1 also shows that as the solid content of the resin in the bath increases, the film thickness increases under a fixed condition. Even at a low concentration such as three per cent of resin, satisfactory film could be still obtained, but considering the replenishment of resin, the optimum concentration of resin in the bath should be about 10%.

As the temperature of the paint bath increases, the mobilities of the dispersed particles increase. This is beneficial in that the improved migration aids in composition uniformity and heavier deposits. An optimum temperature range should result in good deposits without evaporation of the solvent. The range is normally  $27 \pm 1^\circ C$ .

PH and specific resistance of the paint bath are indicators of contamination and compositional change during operation. PH of the paint bath has a tendency to rise during continuous operation, because the organic base added for neutralizing acidic resin remains in the bath after electrocoating. PH of the paint bath should be regulated in the range from 7.6 to 8.0. Ionic contamination from any source will affect the specific resistance and electrophoretic properties. The addition of anions to the bath yielded interesting results as shown in Table 4.  $SO_4^{--}$  and  $NO_3^-$  had no effect on the

**Table 4** Effect of anions and pretreatments on the specular gloss of electrocoated film

Type of anion	Anion concentration, ppm	Gloss, %	
		Pretreated by Ad# 401/45	Pretreated by anodizing, 2μm
$Cl^-$	10	63	88
	20	45	88
$SO_4^{--}$	10	74	91
	20	76	90
$NO_3^-$	10	80	87
	20	80	89
—	0	80	88

appearance of film, but  $Cl^-$  led to loss of gloss. Therefore, the lustre of coating films could be freely controlled by this chloride effect. However, the chloride effect largely depended on the pre-treatment process, and when electrocoated on an anodized surface, chloride ion had no effects on the lustre of coating films. To obtain a uniform appearance of the coating, sufficient rinsing is necessary before electrocoating to avoid any contamination of the paint bath. Under practical operation, the specific resistance of the paint bath is adjusted more than  $600\Omega cm$  by ion exchange.

The film thickness also depends on coating time, and it is possible to get any desired thickness by changing the coating time. Under practical operation, the coating time is usually  $1\sim3min$ .

When the solid content, PH and the specific resistance of the paint bath are regulated within the proper range, it is easy to obtain successively uniform thicknesses by means of an integrating ampere meter, because the coulomb efficiency is practically constant.

## 6. Baking conditions

Table 5 shows the effect of the baking temperature on the quality of film. It can be seen that the range of the temperature variations required for obtaining an optimum quality with this paint are narrow, if all the other effects e.g. film thickness, pretreatment are neglected.

The effect of the baking temperature on film quality shows that over the optimum range of baking temperature an impact test produces some failure, and under the optimum temperature

**Table 5** Effect of baking condition on hardness and impact resistance of film

Temp., °C	Baking		Pencil hardness	Impact resistance*
	Time, min.			
170	20		H	5
170	30		H	5
180	20		2 H	5
180	30		2 H	5
200	20		2 H	4
200	30		2 H	4
220	20		2 H	4
220	30		2 H	3

\* Du Pont impact test

Assessment: 5; no cracking and no peeling

4; slight cracking and no peeling

3; cracking and slight peeling

film hardness is low. Baking for 30 min. at 180°C are the optimum conditions.

## 7. A typical production line

The process of a typical production line is shown in Table 6.

The first tank of EDECA process is 0.8m wide, 3m long and 1.4m deep, with a capacity of solution of 3m<sup>3</sup>. This tank is capable to paint lengths of up to 2.4m and is automatically operated at a rate of 10m<sup>2</sup>/6min.

## 8. Principal properties of the coatings

Table 7 summarizes the principal properties of the coatings and the methods used in their assessment.

The content of pigments in the film is so low that the characteristic durability of acrylic resin is not lost. The film thickness decreased 0.5~1μm and the gloss reduced a little after out-door exposure for one year. There are no troubles in appearance of the exposed test panels for 2.5 years in some places in Japan. The coatings of EDECA process can bear comparison with that of electrolytic pigmentation which is considered to have an excellent weathering resistance.

## 9. Applications

Applications of EDECA process have been now under development for several articles. Some applications are as follows.

### (1) Frames of signboards (Bronze)

The EDECA process was applied to the frames

Table 6 Typical EDECA process

Degreasing	Weak alkaline solution	60~70°C 4~5min.
Rinsing	Tap water	
Etching	NaOH 5~10%	40~50°C 1~2min.
Rinsing	Tap water	
Neutralizing	HNO <sub>3</sub> 15~20%	Room Temperature 0.5~1 min.
Rinsing	Tap water	
Chemical conv.	Ad# 401/45	Room Temperature 1.0~1.5 min.
Rinsing	Tap water	
Rinsing	De-ionized water	
EDECA coating	60~80V Solid content : 10%	26~28°C 1.5~2.0min.
Rinsing	Tap water	
Rinsing	De-ionized water	
Drying	Air blowing	
Curing	180°C, 30min.	

of signboards which were set up at various stations of a private train line in Japan. In comparison with former painted steel frames, the new electrocoated frames exhibit metallic lustres.

As the EDECA coatings have an excellent resistance to corrosion these signboards are superior to steel frames, especially in corrosive environments.

### (2) Heat sinks (Black)

Aluminum heat sinks used as electric parts were previously produced by black dyeing after anodizing. For reducing the cost of production, this method was replaced by EDECA process. Though the heat sinks are intricately shaped because of many fins, the excellent throwing power of EDECA process enables the whole area of it to have a uniform coating.

### (3) Window frames (Bronze)

The window frames of a building were painted bronze by the EDECA process. Especially in the case of using colored window glass, the color of the window frames better matched to that of the glass.

### (4) Buddhist altars (Black)

Buddhist altars were previously made of wood and painted by natural Japanese lacquer which constituted of urusiol as its main component, and

Table 7 Principal properties of EDECA coatings

Coating property	Method of assessment	Result
Coating thickness	Permascope	20μm as a standard
Hardness	Pencil hardness	2 H
Adhesion	Cross hatch adhesion	100/100
Impact resistance	Du Pont type impact tester	Withstanding direct and reverse impact of 50cm height with 300g impactor
Corrosion resistance	Salt-spray-test 5%NaCl, pH6.8, 35°C 1,000hrs.	Not any changes in appearance
Chemical resistance	Immersion, 5%H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> , 20°C 24hrs.	"
	Immersion, 2%NaOH, 20°C 24hrs.	"
Humidity resistance	95% relative humidity, 45°C, 1,000hrs.	No formation of blisters
Warm water resistance	Immersion, Tap water, 60°C, 20days	No formation of blisters
Mortar resistance	A mortar test for clear lacquers on anodized aluminum	Adequate protection and no damage on film
Accelerated weathering	Method 6,151 of Federal Test Method 141a, 1,000hrs.	No chalking, but slight loss of gloss
Out door exposure	After 2 years exposure in a severe industrial atmosphere	No cracking or adhesion loss but only slight fading of film

its surface was highly glossy and smooth. On the other hand, the new altars were successfully made of aluminum in place of wood and coated by EDECA process. The appearance of these altars looks like that of the Japanese lacquering finish.

Any color tones can be made up by mixing the pigments suitably, but in practical operation, it is desirable to restrict the kinds of color tones within several numbers.

Other applications are decorative thermometers (bronze), door frames (bronze), frames of display shelves (gold), decorative shelves (scarlet) etc. Fig 2 shows some applications of EDECA coating.

## 10. Summary

By fully using the merits of electrocoating, the new electrocoating process of aluminum and its alloys has been developed. In present paper the following points are described: surface preparation, stability of the paint, application of the ultrafiltration system, operational conditions of electrocoating, a typical line, some principal properties of the coatings and some applications.

The characteristics of this process are as follows:

(1) Uniform transparent color coating is easily obtained, because the fine particles of pigments are thoroughly soluble or dispersible in the resinous solution and do not agglomerate in the paint bath.

(2) Continuous uniformity of the film thickness

is fairly good, because the film thickness could be easily controlled by the coulombmetric technique.

(3) Appreciable cost reductions in the total finishing operation are possible, because the electrolytic conditions of the EDECA process are relatively low voltage and low current density, and coatings are automatically operated under given conditions.

## Acknowledgement

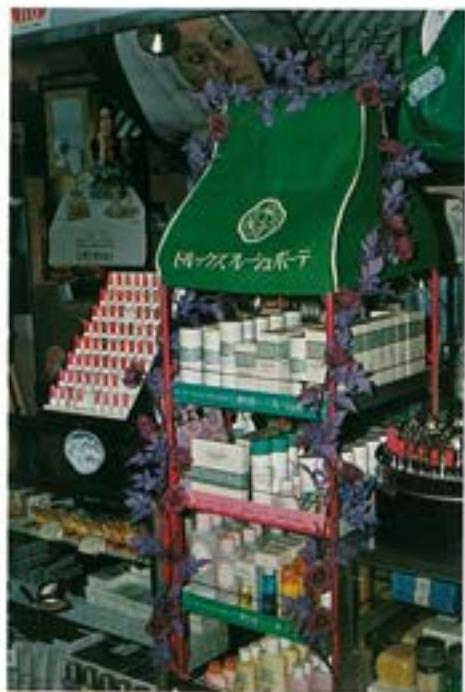
In preparing this presentation, the authors had many discussions with our colleagues: Mr. Shizuo Kimata, Mr. Tadanobu Suzuki, of Toagosei Chemical Ind. Co. and Mr. Hiroto Matsuo, M. Tadamitsu Nakamura, of Dainichiseika Color & Chemical MFG, Co. Their contributions to this paper have been very great and we take pleasure in acknowledging the important part played by them.

## References

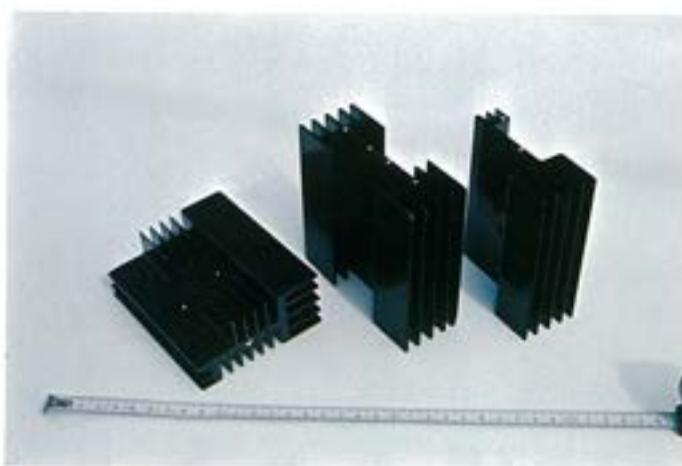
- 1) D.B.Freeman and P.Burden: Trans Inst Metal Finishing, **47**(1969), 31.
- 2) D.B. Freeman and P.Burden: Trans Inst Metal Finishing, **44**(1966), 71.
- 3) H.R. Crawford: JOCCA, **55**(1972), 557.
- 4) T. Entwistle: JOCCA, **55**(1972), 480.
- 5) T. Toyama: Toryo-no-kenkyu, **83**(1972), 29.
- 6) A. Suzuki: Kagaku-to-kogyo, **26-8**(1973), 458.
- 7) Organo Hi-Lites, May (1972).
- 8) L. Tasker and J.R. Taylor: JOCCA, **48**(1965), 121.



Window frame (Bronze)



Decorative shelf (Scarlet)



Heat sinks (Black)



Buddhist alter (Black)

Fig. 2 Some applications of EDECA Coating

R174

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 15 No. 1 January 1974

---

## テンションレベラーによるアルミニウム薄板の矯正

馬 場 武 明  
田 島 稔  
田 中 日 出 樹

住友軽金属工業株式会社

# テンションレベラーによるアルミニウム薄板の矯正\*

馬場武明\*\* 田島 稔\*\*\* 田中日出樹\*\*

## Some investigations on tension roller levelling of aluminum thin strip

by Takeaki Baba, Minoru Tazima, Hideki Tanaka

Studies were carried out on the tension roller levelling of aluminum thin strip. A relationship between the bending moment and the bending radius of the strip being leveled was obtained by formula led from bending stress with tensile stress to estimate the deformation process of the strip in the levelling process. Authors had found a significant change of strip flatness after levelling process, and studied this phenomenon more in detail from the stand point of rewinding tension effect on the strip flatness change after the levelling process. The residual stress distribution along the thickness of the strip after the tension-roller levelling process was examined by the schematic analysis and the etching method.

The results obtained are summarized as follows:

- 1) The formula led from the bending stress with tensile stress is available for estimating whether the strip is flattened under some leveling conditions with tension-roller leveler or not.
- 2) When the rewind tension is high, there is some possibility that the flatness of strip after levelling changes wrong in case of the strip with large sheet camber.
- 3) Additional levelling under lower tension after the levelling under higher tension is quite effective to reduce the residual stress of tension-rolle-leveled strip and to make it uniform.

### 1. はじめに

最近アルミニウム板の用途拡大とともに、その品質も精度の高いものが要求されるようになっている。要求される品質の代表的な項目としては、寸法、機械的性質、表面品質、および板形状などがある。これらの要求品質の精度向上のために、各種の製造技術が開発されている。たとえば、板厚精度向上のために圧延機においては各種の自動板厚制御(AGC)、板長さ精度向上のためのドラムシャー、やスクロールシャーのような特殊シャーなどである。また、加工性および表面品質を向上させる意味で調質に連続焼鈍炉、良好な板形状を得るためにテンションレベラー等が開発されている。特に板形状の向上はアルミニウム板の場合、その用途上もっとも重要な課題の一つである。

本論文では、アルミニウム薄板の形状の矯正について2、3の検討を行なってみた。一般に板形状とは、板の平坦度と板のそりのことをいうが、良好な形状に対する必要条件は、一枚の圧延板として、その形状を満足するのみならず、板の使用者側のさまざまな加工工程で問題を発生させないことが必要である。したがって板を矯正する場合これらの

ことを考慮しなければならない。

薄板矯正という意味からテンションレベラーを考えれば、

(1) テンションレベラーによって、どの程度まで板形状を矯正することができるか。

(2) テンションレベラーによって矯正された板をコイル状に巻上げた後も、矯正時の板形状を保つことができるか。

(3) 矯正時に発生する残留応力によって、板使用者側の加熱工程でのそりの発生、板を幅狭に切断した時の各条のそりの変化、等の問題を起きないかどうか。などを満足させなければならないものと考えられる。

これらのことを行なうために、(1)については、矯正中の板曲率とロール径の関係の検討、および、種々の条件における実機での板伸びの測定を行なって検討した。(2)については、常温近傍での張力下におけるアルミニウム板の微小変形について実験を行なった。(3)については、板厚方向の残留応力の図式解法による検討、および実機で矯正された板の残留応力の測定を行ない、両者の比較を行なった。

### 2. 矯正時の板曲率および板伸び

テンションレベラーにより板形状の矯正を行なうということは、少なくとも板の幅方向の一部に塑性変形を起し、板に塑性伸びを与えることである。このようしたことから、テンションレベラーの設定条件を想定し、板が塑性変形を

\*第23回塑性加工連合講演会(1972.11.8~10)に一部発表。

\*\*技術部

\*\*\*板製造部

受けるかどうかを引張曲げ理論により検討する。また、同じような条件を実機にて再現させ、レベラーロール量および張力と板伸びの関係を測定し、理論値との比較検討を行なう。

### 2・1 テンションレベラー内の板曲率推移

いま、仮定として、材料を弾完全塑性体と考え、曲げ半径と曲げモーメントの関係を材料の応力バランスより求めてみる。また、曲げ半径と圧下量、ロールピッチの関係を弾性体の連続はりの理論より求めた。この方法によって、ある条件下でどのレベラーロールから塑性変形を起しているかを判断することができる。

ここで述べる計算式で用いた記号の定義であらかじめ以下に示しておく。

$\sigma_b$ : 曲げ応力 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )

$\sigma_t$ : 引張応力 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )

$\sigma_s$ : 曲げ降伏応力 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )

$E$ : 縦弾性係数 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )

$R$ : 板の曲率半径 (mm)

$M$ : 板が曲率半径  $R$  の時の曲げモーメント ( $\text{kg}\cdot\text{mm}$ )

$t$ : 板厚 (mm)

$\nu$ : ポアソン比

$T$ : 単位幅当たりの張力 ( $\text{kg}/\text{mm}$ )

$D = E' I$  ( $E' = E/\sqrt{1-\nu+\nu^2}$ )

$A = \sqrt{T/D}$

$I$ : 板の断面二次モーメント ( $\text{mm}^4$ )

$L$ : レベラーロールの中心間距離 (mm)

$g$ : レベラーロール圧下量 (mm)

#### (i) 弹性限内での引張り曲げ

いま、板材に  $\sigma_t$  の引張応力を負荷し、その後さらに  $\sigma_b$  の曲げ応力を負荷すると、引張応力と平行な板厚方向断面の応力分布は図1の  $\sigma$  で示される直線になる。この場合  $\sigma_t + \sigma_b$  は  $\sigma_s$  以下であるから、弾性力学より、

$$\sigma = \sigma_b + \sigma_t = \frac{tE'}{2R} + \sigma_t \quad (1)$$

また、板の曲率中心  $y_0$  は、全張力  $T$  の関係から、

$$T = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} \sigma dy = \frac{E'}{R} y_0 t \quad (2)$$

(1), (2)より

$$\therefore y_0 = \frac{R \cdot \sigma_t}{E'} \quad (3)$$

また、モーメント  $M$  は

$$M = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} \sigma \cdot y dy = \frac{E'}{R} \cdot \frac{t^3}{12} \quad (4)$$

#### (ii) 片面のみ降伏時の引張曲げ

片面のみ降伏時の板内の応力分布は、図2に示すようになる。図2は板上面が降伏している状況を示しているが、板曲率中心から  $y_s$  上方の位置から応力の分布が変化し(5)式に示すようになる。

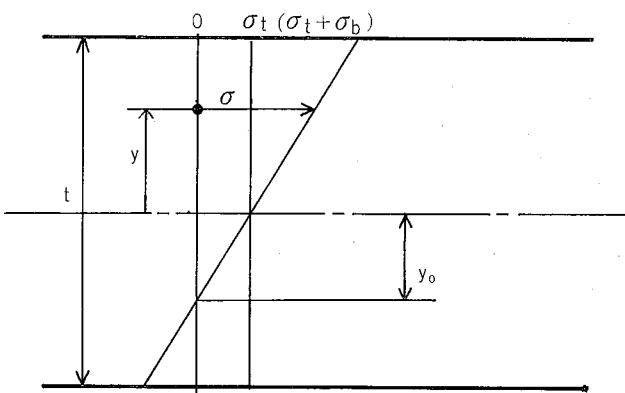


図1 弹性限内で引張曲げ時の応力分布

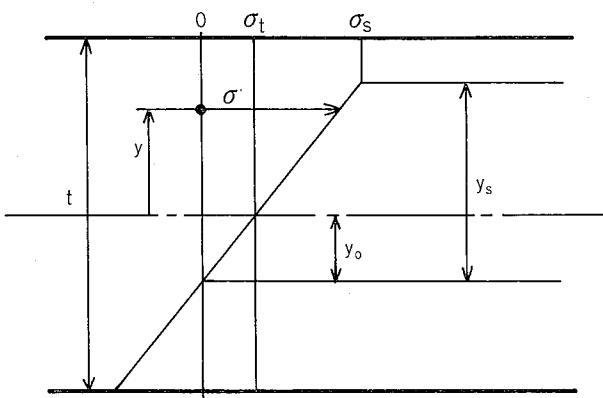


図2 板上面のみ降伏する引張曲げ時の応力分布

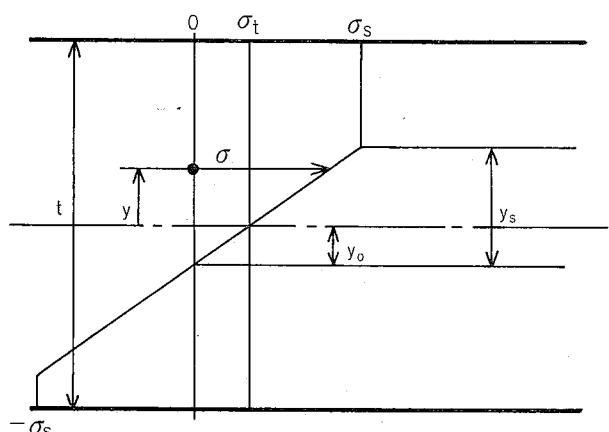


図3 板の両面が降伏する引張曲げ時の応力分布

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \frac{E'}{R} y_s & |y + y_0| &\geq y_s \\ &= \frac{E'}{R} (y + y_0) & |y + y_0| &\leq y_s \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

また、全張力  $T$  の積分、およびモーメント  $M$  の積分より  $M$  と  $R$  の関係を示す(6)式が求まる。

$$M = \frac{E'}{6R} [(y_0 - y_s)^3 + \frac{t^2}{4}(t - 3y_0 + 3y_s)] \quad (6)$$

#### (iii) 両面降伏時の引張曲げ

板が引張曲げを受けて上下面が降伏した時の応力分布を図3に示す。この場合も、片面のみ降伏の場合と同様に曲

率中心から  $y_s$  を境にして応力分布が変化し(7)式に示すようになる。

$$\left. \begin{array}{l} \sigma = \frac{E'}{R} y_s \\ = \frac{E'}{R} (y + y_0) \end{array} \right\} \begin{array}{l} |y + y_0| \geq y_s \\ |y + y_0| \leq y_s \end{array} \quad (7)$$

また、(ii)の場合と同様に  $T$ ,  $M$  の積分より  $M$  と  $R$  の関係を示す(8)式が求まる。

$$M = \frac{E'}{6R} y_s \left( \frac{3}{2} t^2 - 2 y_s^2 - 6 y_0^2 \right) \quad (8)$$

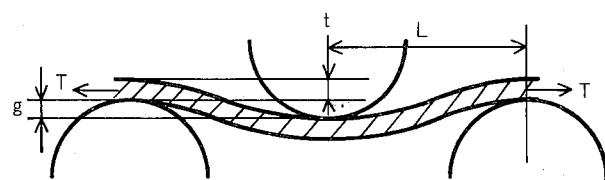
#### (iv) 弹性体連続はりの引張曲げ

板とレバーロールの関係を図4のように仮定すれば、板が弾性限度内の場合、各ロールを支点として、張力  $T$  が働く連続はりと同じとみなすことができる。図4の条件における中央のロール上で板の曲率半径  $R$  は、連続はりの理論<sup>1)</sup>より(9)式として求めることができる。

$$R = \frac{D(AL-2)}{T(g+t)} \quad (9)$$

(4), (6), (8)式より板の各々の変形状態における曲率半径と曲げモーメントの関係を求めさらに(9)式により板が弾性限度内にある場合に各ロールでの板の曲率半径を求めて、(4)式による曲率半径と曲げモーメントの曲線と各ロールの位置の対応をつけることができる。

表1に示す条件での計算結果を図5および図6に示す。



$g$ : ロール圧下量       $T$ : 単位巾当り張力  
 $t$ : 板 厚       $L$ : ロールピッチ

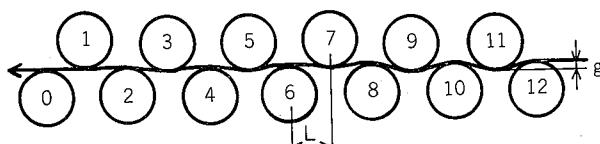
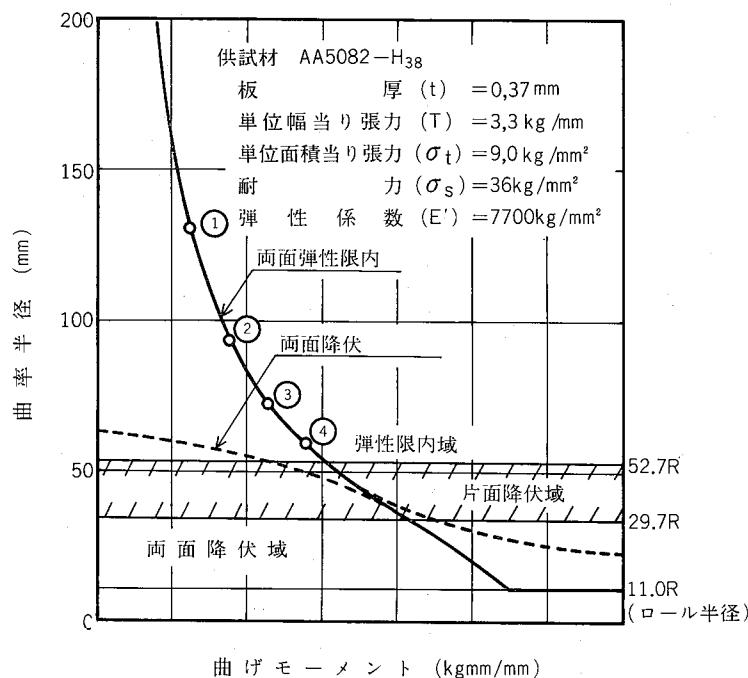
図4 弹性体連続はりの引張曲げ

表1 TRL内板曲率検討条件

材質、仕様	AA*5082-H38	AA*5052-H18
板 厚 (tmm)	0.37	0.20
耐 力 ( $\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup> )	36.0	36.0
弾性係数 (E'kg/mm <sup>2</sup> )	7700	7700
単位巾当り張力 (Tkg/mm)	3.3	3.0
単位断面積当り張力 ( $\sigma_t$ kg/mm <sup>2</sup> )	9.0	15.0
ロール径 (mm)		22
ロール本数 (本)		13
圧下量 (mm)		1.5
チルト量 (mm)		1.5

\*AA規格

図5において、縦軸は板曲率半径、横軸はその曲率半径において板にかかる曲げモーメントを示す。曲線上の数字



$g$ : ロール圧下量       $L$ : ロールピッチ  
図5 TRL内での板曲率半径推移

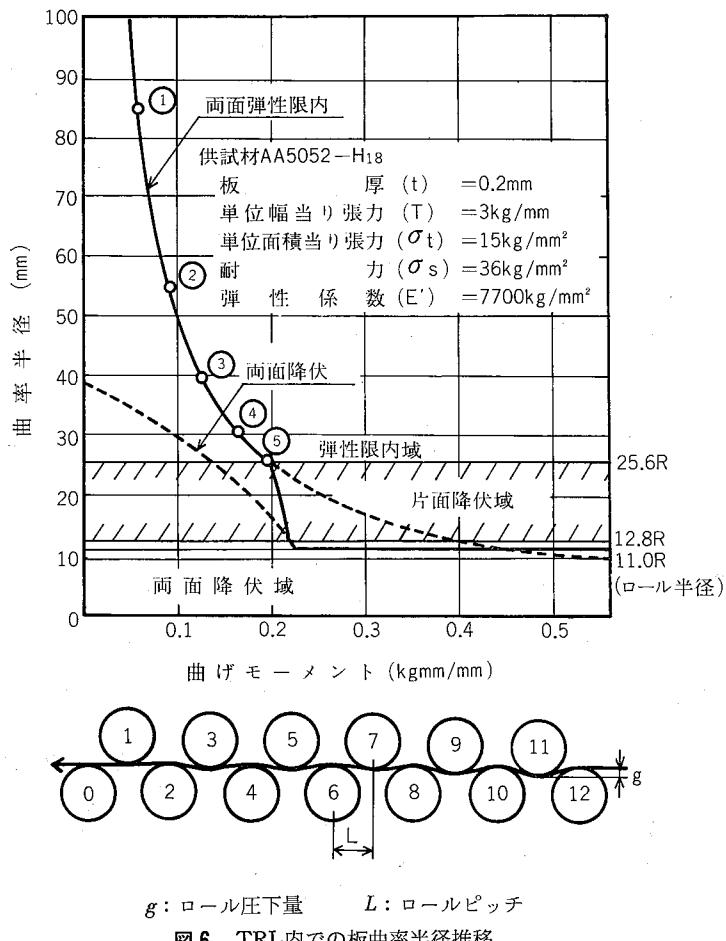


図6 TRL内での板曲率半径推移

1, 2, 3 および 4 は下図のレベラーロールの数字と一致し、各ロール上での曲げモーメントと曲率半径を示す。また、図右の52.7R, 29.7R および 11.0R の値は、それぞれ弾性から片面降伏へ移る時の曲率半径、片面降伏から両面降伏へ移る時の曲率半径およびレベラーロールの曲率半径を示す。また、曲げモーメントと曲率半径の関係は図5の実線で示すが、片面降伏域の曲線は、両面弾性限内の曲線と両面降伏の曲線をなめらかに結んで作図した。

これらの図より明らかのように、表1の条件では、板厚が0.37および0.20mmのアルミニウム合金でも、それぞれロール No. 5~12 の8本およびロール No. 6~12 の7本のロールにおいて塑性変形をおこしていることがわかる。すなわち、ロール径が22mm、本数13本というテンションレベラーでは、板厚が0.4mm程度では耐力の1/4の張力、板厚が0.2mm程度では耐力の1/2~1/3の張力があれば充分に塑性変形をおこすことができ、板形状の矯正が可能であることがわかる。

## 2・2 板伸びと張力および圧下量の関係

計算結果よりある程度の目安がついたので、実機におけるテンションレベラーによって、板伸びと張力、圧下量の関係を調べてみる。実機テンションペラは図7に示すように、ワーカロール径22mm、最大張力3000kgの6段レベラーである。実験方法としては、ペイオフリール直後で、張力を負荷しない状態で、板の中央部および両端部に板長

き方向に1000mmのケガキ線を入れ、種々の張力、圧下量のもとでレベラーに通板し、板形状検査テーブル上にて板伸びをノギスにて測定した。このテストに用いた材料の寸法、機械的性質を表2に示す。

テスト結果を図8~11に示す。図8および10は張力をパラメータにして、レベラーの圧下量と伸びの関係を示したものである。縦軸には伸び、横軸に張力を示す。また、図9および11は、レベラー圧下量をパラメータにして、張力と伸びの関係を示したものである。縦軸、横軸はそれぞれ

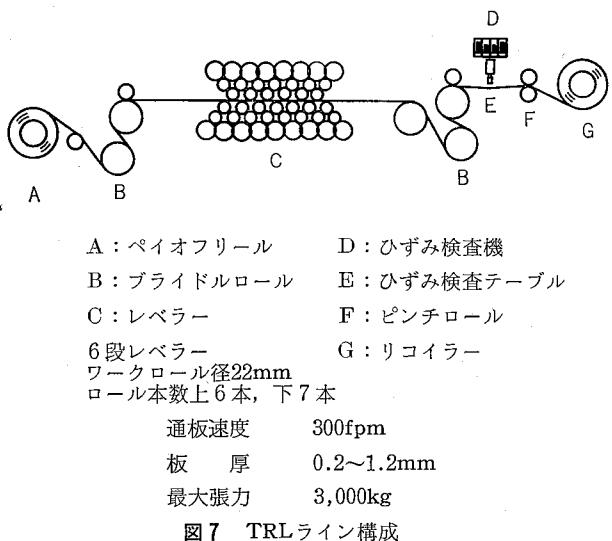
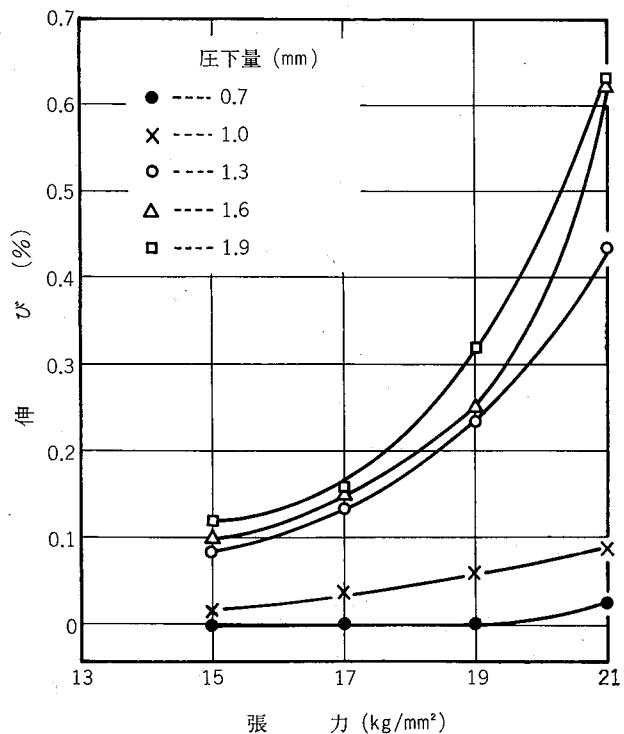
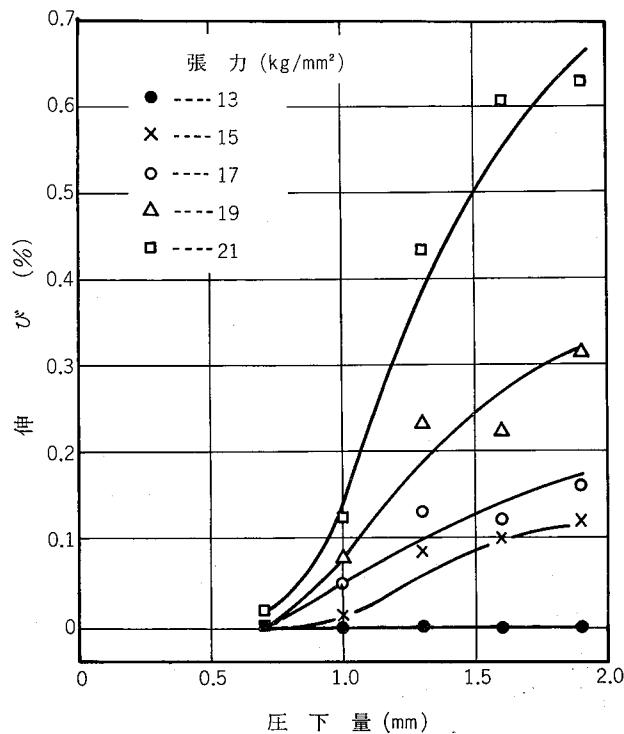
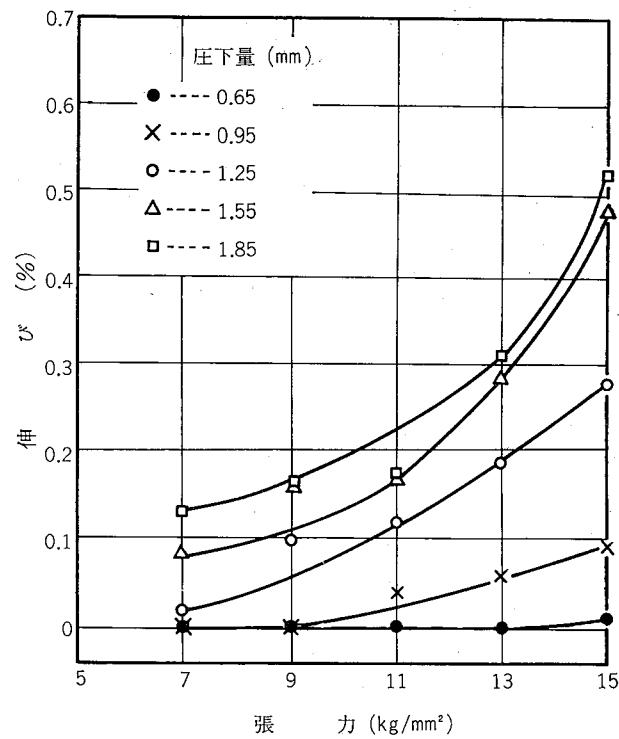
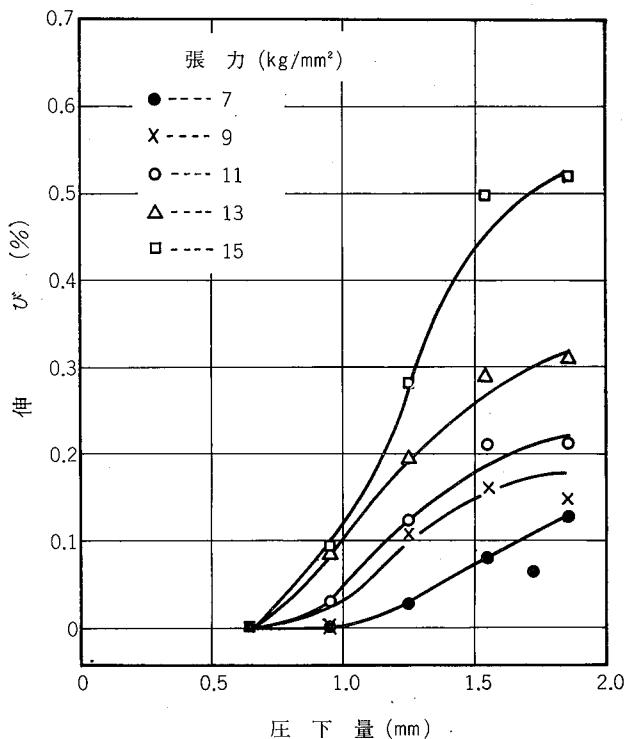


表 2 伸び測定用テスト材

	材質・仕様	寸法(mm)	耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
テスト材 1	AA5052-H18	0.22 <sup>t</sup> ×1060 <sup>w</sup> ×coil	34.3	37.6	6
テスト材 2	AA5052-H18	0.15 <sup>t</sup> ×1050 <sup>w</sup> ×coil	39.5	40.3	5



伸びおよび張力を示す。これらの図より、ロール径が22mm、最大張力が3000kgの本テンションレベラーにより、比較的矯正はむずかしいと思われるAA5052-H18の板厚が0.15mmの材料でも板形状矯正に必要な伸びは充分に得られていることがわかる。伸びと圧下量の関係(図8および10)からは、一定張力下では圧下量がある値(約1.5mm)からは伸び量の増加は少なくなる傾向にあることがわかる。これは、ある圧下量以上になると、板が得られる最少の曲率半径(ロール半径)に変形してしまうからと考えられる。また伸びと張力の関係(図9および11)からは、一定圧下量のもとでは、張力の増加により急激に伸びが増大し、引張曲げを利用した矯正方法であるテンションレベラーにおける張力の影響が大きいことを、顕著に示しているものといえよう。

### 3. 矯正後に発生する板ひずみ

次に矯正後の板形状について考えてみる。一般に圧延された板は、必ずしも、幅方向に全く同じ板厚分布をしているわけではなく、板幅の中央部が凸あるいは凹の形状をしている。この板幅方向の板厚分布をシートキャンバーと称している。アルミニウム板の場合、材質、圧延方法などによりシートキャンバーは変化するが、その板幅方向の厚み偏差は少ないもので0.5%，大きいものでは2.5%にも達するものがある。

このようなアルミニウム板をテンションレベラーにて平坦に矯正後、再び巻上げた場合に、巻上げることによって板形状が変化する現象が見られることがある。これは、たとえば凸状のシートキャンバーを有する場合、板巻上げ時の張力の大部分が板中央の凸部にかかり、その部分が両端の部分に比較して塑性的に伸びてしまうためではないかと考えられる。このような考え方をもとに、常温において、張力下のアルミニウム板の変形について調べてみた。

#### 3.1 張力下のアルミニウム板の変形

##### (i) 実験方法および材料

巻取りールに材料を巻上げるのと同じ条件にするために図12に示す外径215mmの円筒に、重錘Wをかけながら巻

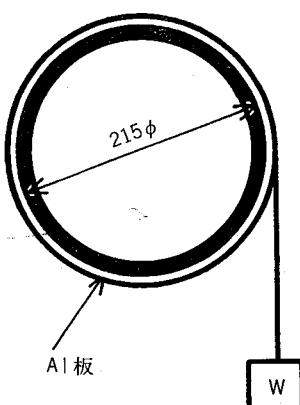


図12 実験方法

付け所定の温度に保ち、かつ一定時間保持した。実験条件および材料を表3および表4に示す。ここで取扱うひずみは、非常に微少なため、直接的に伸びを測定することは困難である。そこで張力が無負荷の場合、円筒に巻付け、曲げ変形を受けないことを確認し、張力を負荷した場合の曲げ変形すなわち板のそり量を測定してみた。そり量測定は図13に示すように500mmの定規をカーブしたアルミ板に当てそり量fを物差で測定した。この試験におけるテスト材の応力状態は引張曲げの加わったものであり、板厚により曲げ応力と引張応力の比も変化し、それを精密に分離するのは困難であるため、応力、ひずみは試験片の引張側の最外周の値を用いることによって、以下の考察を行なってみた。

表3 実験条件

アルミ板巻付直径 (mm)	215
単位断面積当り張力 (kg/mm <sup>2</sup> )	0, 1, 2, 5
巻付時間 (min.)	1/60, 1, 10, 60, 1440
温度 (°C)	10, 70, (70°Cの温水中)

表4 実験材料

材質	AA1050 (99.5%純度アルミニウム)		
調質	H18 (as roll)		
寸法	0.2, 0.4, 0.6 <sup>t</sup> mm × 50 <sup>w</sup> mm × coil		
機械的性質			
板厚(mm)	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
0.2	19.7	21.8	4
0.4	18.5	20.7	3
0.6	18.0	19.2	4

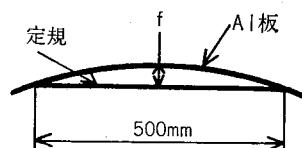


図13 そり量測定法

#### 3.2 実験結果および考察

図14に板厚が0.2mmの場合の巻付時間、巻付張力とそり量の関係を示す。縦軸はそり量fを、横軸は、時間(秒)を対数目盛で示している。この図より、そり量は明らかに時間と共に増加し、一種のクリープ現象が認められる。また、その増加の割合は、当然のことながら室温における場合、引張応力が増加してもほとんど増加せず、温度を上げた場合に大きく増加し、温度に関して非常に敏感なことがわかる。板厚0.4mmおよび0.6mmの板についても同様の傾向があり、各板厚での24時間後の永久ひずみと初期負荷応力の関係を整理すると、図15に示すようになる。図15は、

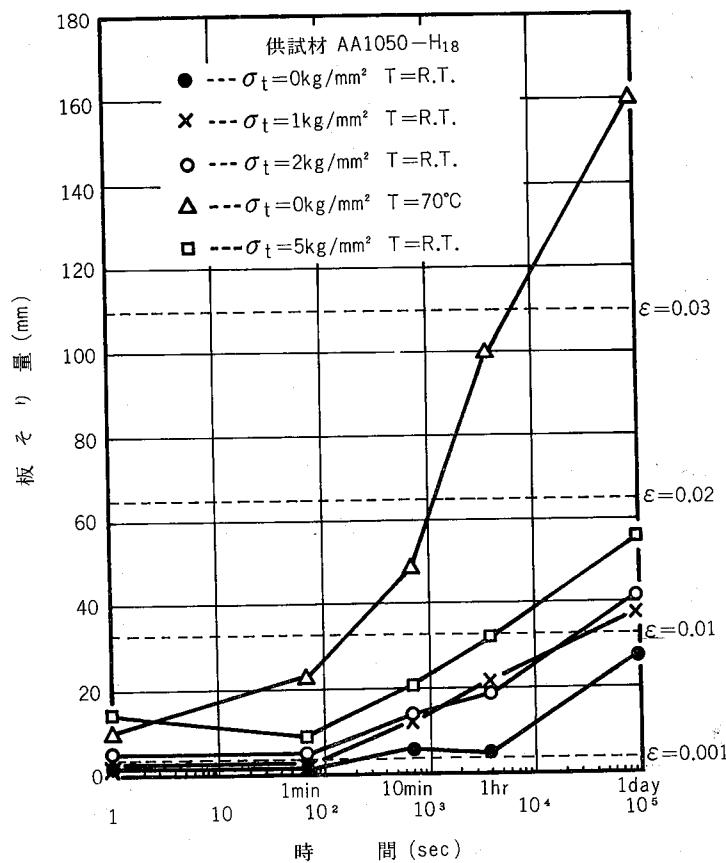


図14 板ぞり量におよぼす巻付時間とテンションおよび温度の影響

縦軸に永久ひずみを、横軸には初期負荷応力をそれぞれ対数目盛にて示されている。この図から温度、材質および仕様を一定にすれば板厚に関係なく、永久ひずみと初期負荷応力の間には、両対数グラフで直線の関係があり、初期負荷応力によって永久ひずみ量は一義的に決まる。また初期負荷応力が耐力の1/2～2/3程度になると、24時間保持後には約0.1%の永久ひずみが発生することがわかる。通常、アルミニウム板の平面性が問題になる場合の平坦部と平面性不良部の長さの差の平坦部に対する比<sup>2)</sup>、すなわちひずみの大きさは、 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ であるから、ひずみ矯正後の巻上げについては、巻上げ張力、あるいは、巻上げ完了後から次工程までの時間等を細かく管理しなければ、充分な平面性を持ったアルミニウム板を作るのはむつかしい。

#### 4. ひずみ矯正により発生する残留応力

テンションレベラーにて板形状矯正を行なうということは、板に引張り繰返し曲げ応力を与え、その結果、板厚方向に複雑な残留応力の分布が生じる。テンションレベラーを用いる限り、このような板厚方向の残留応力分布を残さずに板形状矯正はできない。いっぽうアルミニウム板は用途上200°C前後の温度に加熱されるような場合があり、その加熱工程で、残留応力の不均一分布に帰因するそり上り現象が見られ、しばしば問題となっている。この加熱時のそり上りをおさえるために、テンションレベラーでは、よ

り均一でより小さな残留応力になるような矯正方法が必要である。

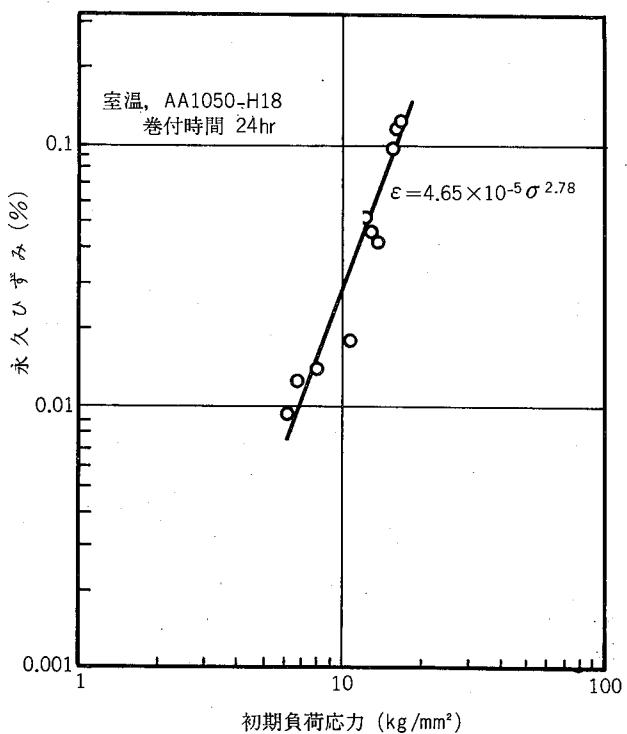


図15 初期負荷応力と永久ひずみの関係

そこで、板厚方向の残留応力を均一でかつ少なくする方法を検討するために、各種の矯正条件を想定し板厚方向の残留応力の分布を図式解法にて求めて検討した。また図式解法と同様に、様々な矯正条件を用いて、実機(図7)にて、矯正した材料の板厚方向の残留応力をエッティング法<sup>3),4)</sup>にて求めた。

#### 4・1 図式解法による板厚方向の残留応力分布

作図条件は以下のとくである。

- (i) 材料は弾完全塑性体とする。
- (ii) 曲げ戻し時は完全に弾性的で、かつ曲げ戻し中心は板厚中心である。
- (iii) 初期の板の残留応力はないものとする。
- (iv) 曲げ回数は正負各2回とし、その後外力を解放した時の残留応力を求める。
- (v) 矯正時の条件は表5に示すものである。

作図法としては、以下に示す様な方法をとった。すなわち、いま、作図条件として、張力が降伏応力の $\frac{1}{4}$ 、曲げ半径は降伏時のひずみの2倍のひずみが取れるということで、

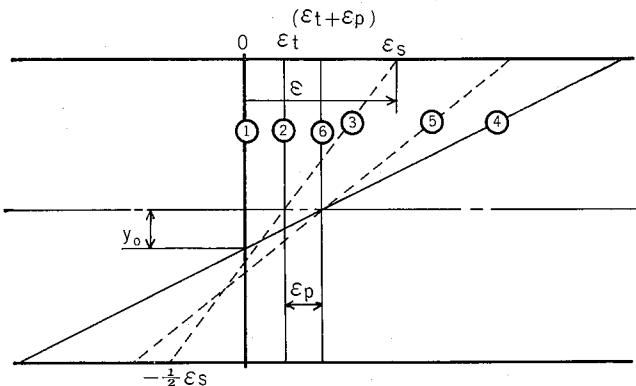
表5 図式解法に用いた矯正条件

張力及び曲げ	レバーラー セット 条件
張力小	(i) 水平圧下
曲げ大 ( $\sigma_t = \frac{1}{4}\sigma_s$ )	(ii) チルト付圧下 (iii) 水平圧下矯正後 $\frac{1}{4}$ の張力でチルト付再矯正 (iv) 水平圧下矯正後無張力チルト付再矯正
$\sigma_b = 2\sigma_s$	
張力大	(i) 水平圧下
曲げ小 ( $\sigma_t = \frac{2}{3}\sigma_s$ )	(ii) チルト付圧下 (iii) 水平圧下矯正後 $\frac{1}{4}$ の張力でチルト付再矯正 (iv) 水平圧下矯正後無張力チルト付再矯正
$\sigma_b = \sigma_s$	
張力なし	22mm径の単体レバーラーで矯正

( $\sigma_t$ : 引張応力,  $\sigma_b$ : 曲げ応力,  $\sigma_s$ : 曲げ降伏応力)

引張曲げ、その後曲げ戻した場合の板厚方向の残留応力の求め方を図16に示す。図16の上部のひずみ線図に示す①～⑥の数字が引張、曲げ、曲げ戻しの順序を示す。それと対応して下部にその各々の段階での応力状態を示す。③から④の段階に進む時の板の曲げ中心の下方への移動量 $y_0$ の求め方を以下に示す。ひずみ線図と応力線図が同じ縮尺であることから、最大曲げ時のひずみ線④と同じ勾配で応力線図④の弾生部分の勾配を決定する。その後、④でかこわれた部分の面積を求め、正負の差が、張力 $\sigma_t$ の部分に等しくなるように $y_0$ を決定する。また、曲げ戻しの段階である⑤⑥の曲げ戻し中心は仮定より板厚中心とするので、応力線図④と板厚中心の交点が、曲げ戻し中心となり、⑥の段階で $\epsilon_p$ という伸びが得られることになる。その後、張力を解放すれば応力線図の⑦に示す板厚方向の残留応力を求めることができる。各種の条件について求めたが、求め方の基本は図16に示す方法で行なった。

作図結果を図17に示す。各条件における残留応力分布は



ひずみ線図

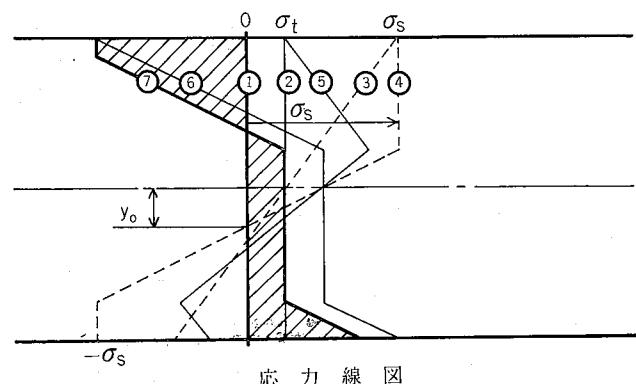


図16 残留応力の作図方法

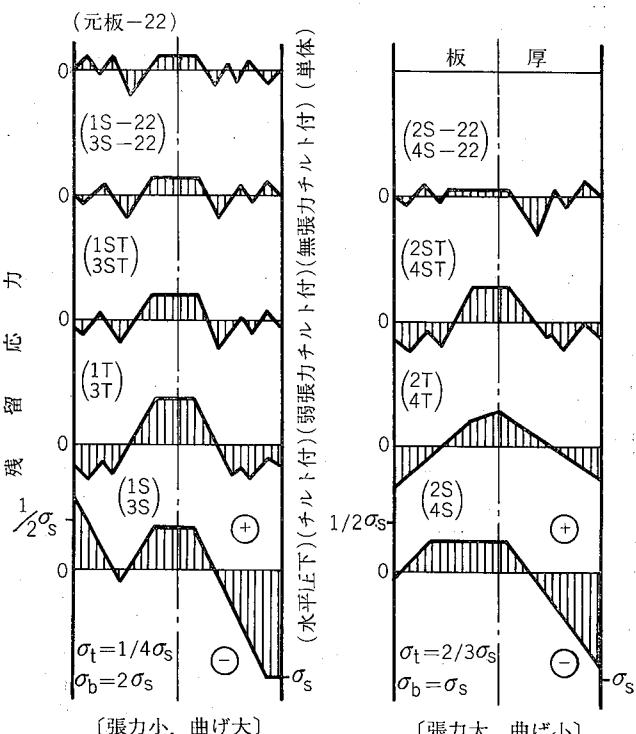


図17 板厚方向残留応力分布(図式解法)

図17のハッチングで示されている。図17より板厚方向の残留応力については、

(i) 再矯正を行なわない場合、張力大、曲げ小の条件の方が、張力小、曲げ大の条件の場合よりも残留応力分布は、より均一で大きさも小さい傾向がある。

(ii) 再矯正を行なうと残留応力の分布は、再矯正なしの場合よりも均一になる。

(iii) 水平圧下より、チルト付圧下の方が残留応力分布はより均一なものになる。

(iv) 残留応力の点のみから見ると、張力なしの矯正が最も効果的である。

などのことが予想される。

#### 4.2 実機にて形状矯正後の板厚方向残留応力分布

図式解法にて求めた板厚方向の残留応力を比較するために前に述べた実機のテンションレベラーで矯正した材料の残留応力分布を求めた。試験材および矯正条件は表6および表7に示す。残留応力測定試験材は、材料長手方向に幅方向同一ヶ所から連続して2枚取った。残留応力分布の測定法としては種々考えられるが、比較的精度が高く、かつ簡便なる方法と思われるエッティング法によって行なった。すなわち、それぞれ2枚の試片(100mm×200mm)の表

表6 試験材の板厚及び機械的性質

材質一仕様	板厚(mm)	耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
AA1050-H26	0.20	13.2	15.3	7
AA5082-H38	0.34	34.7	38.9	4

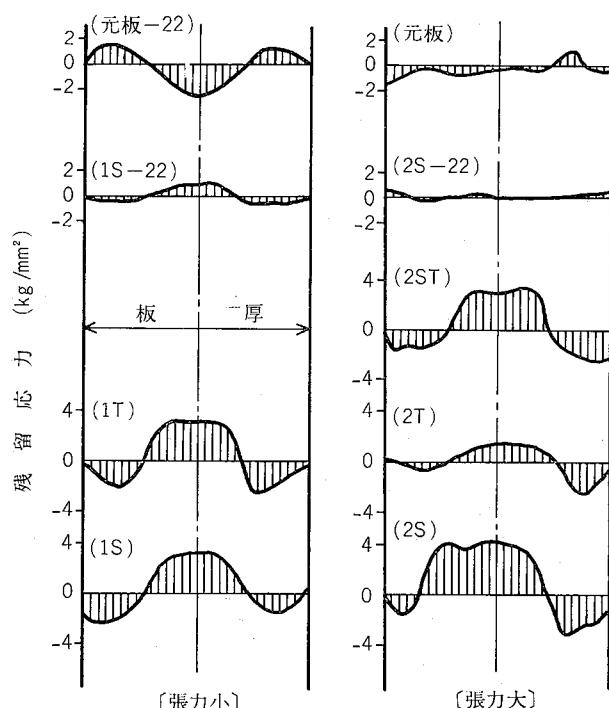
表7 残留応力測定時の矯正条件

材質一仕様	記号	圧下量(mm)	チルト量	張力(kg/mm <sup>2</sup> )
AA1050-H26	1S	3.0	0	3.4
	1T	1.5	1.5	3.9
	2S	3.0	0	10.0
	2T	1.5	1.5	10.0
	{2ST}	3.0	0	10.0
	{再矯正}	1.5	1.5	3.8
	{1S-22}	3.0	0	3.4
	{再矯正}	1.5	1.5	0
	{2S-22}	3.0	0	10.0
	{再矯正}	1.5	1.5	0
AA5082-H38	元板-22	1.5	1.5	0
	3S	1.5	0	5.1
	3T	1.5	1.5	5.1
	4S	1.5	0	13.9
	4T	1.5	1.5	13.9
	{4ST}	1.5	0	13.9
	{再矯正}	1.5	1.5	3.4
	{3S-22}	1.5	0	5.1
	{再矯正}	1.5	1.5	0
	{4S-22}	1.5	0	13.9
AA5082-H38	{再矯正}	1.5	1.5	0
	元板-22	1.5	1.5	0

\*2ST,1S-22等 { } で示される記号は、{ } の上段条件で初矯正を行い、{ } の下段の条件で再矯正を行うことを示す。

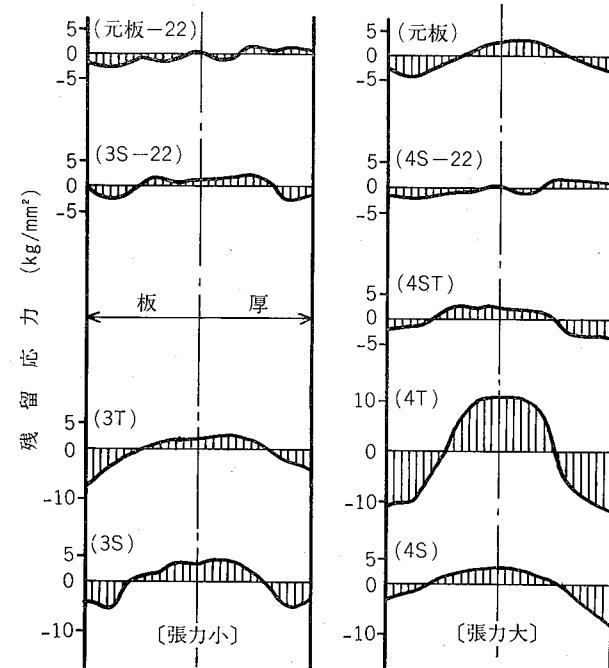
面のみ、裏面のみをラッカーにて被覆をほどこし、板厚の中心まで段階的にエッティングし、その板のそり量を測定する。この値より残留応力を計算にて求め、最後に表裏の残留応力を加え合わせて、一枚の板の板厚方向の残留応力分布とした。

残留応力測定結果を図18および図19に示す。図18および19の縦軸は残留応力の大きさを、また横軸は全幅で板厚を



材料: AA1050-H<sub>26</sub> 0.20<sup>t</sup> × 100 × 200

図18 矯正後板厚方向残留応力分布



材料: AA5082-H<sub>38</sub> 0.34<sup>t</sup> × 100 × 200

図19 矯正後板厚方向残留応力分布

示している。残留応力はハッチングで示されている。これらの図よりわかるように AA1100, AA5082, 両材質共図式解の図17と傾向的に一致しており、板厚中央部に大きな引張の残留応力があり、しかも、一度矯正よりも弱張力による再矯正を加えた2度矯正材の方がより均一で小さな残留応力を示している。すなわち、板厚方向の残留応力を少なくかつ均一にするには、二度矯正を行なうか、または、2連のレベラーを並置して矯正を行なうかの方法を取る必要があると思われる。

## 5. まとめ

アルミニウム薄板のテンションレベラーによる平坦度矯正についての三つの事項について検討を加えた結果次のような結論を得た。

- (i) 被矯正材の板厚、機械的性質および、テンションレベラーの張力、ロール径を決めれば、テンションレベラーによる矯正の可否は、初等曲げ理論により判断が可能である。
- (ii) アルミニウムは常温において、耐力以下の応力でもひずみを発生するため、テンションレベラーでアルミニウム板を矯正しても、コイル状に巻取る時の巻取条件等に充分注意しなければ、巻上げる事そのものによって、平坦度をそこなう可能性がある。

(iii) アルミニウム板が使用者側で使われる場合、熱を加える工程等で板そりが発生する場合がある。この原因と考えられる板厚方向の残留応力の不均一は、矯正を行なった後、再度弱張力による再矯正を行なうと非常に小さくなる。

もちろん、これらの事項のみでは充分に平坦な板を作ることはできない。広幅の薄板になれば、ほんの少しの幅方向の伸びの差も平坦度不良になって現われるため、幅方向のクラウニング調整も微妙に行なう必要がある。また、同じレベラーセッティングでも、張力を増加させると板中央部のみ板伸びが大きくなる現象もある。これらについては、現在のところ、現場作業員の技能に依存しており、今後テンションレベラーによる平坦度矯正の自動化等を進めるためにも充分検討を加えられなければならない問題である。

## 文 献

- 1) S. Timoshenco; *Theory of plates and shells*, Mc Graw-Hill Book, New York (1959), 4
- 2) 原田成人、梶原利幸、秦和宣; 日本機械学会誌, 73 (1970), 27
- 3) 日比野文雄、園井明彦; 塑性と加工, 11 (1970), 635
- 4) 日本熱処理技術協会ひずみ研究部会編, 残留応力, 共立出版 (1963), 53

R175

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 15 No. 1 January 1974

---

## オージェ電子分光について

西 尾 正 浩

住友軽金属工業株式会社

# オージェ電子分光について

西尾正浩\*

## 1. はじめに

物質の構造や状態を探求するのに分光学がしばしば用いられる。これは物質が放射または吸収する光のスペクトルを測定、解析することによって、物質の構造や状態に関する情報が得られる理由による。従来分光学の研究対象は気体が主で、用いられる光の波長域も限られていたが、原子物理学や量子論の発展、さらに相づぐ電子材料の開発と超高真空技術の進歩などによって、近年液体や固体についての研究もさかんにおこなわれるようになってきた。また、波長域も紫外線、赤外線さらにはX線、 $\gamma$ 線の領域まで拡張され、分光学はめざましい発展をとげてきている。

現在、金属の構造や状態を探求する際電子をプローブとしたよく用いられる方法に、電子顕微鏡や電子線回折などがある。さらに他の手段としてX線回折やX線マイクロアナライザ、イオンマイクロアナライザなどがある。

しかし、金属の酸化・腐食や触媒あるいは薄膜、半導体など固体の表面ないし表面から数原子層までの部分の構造組成や性質が問題となる場合、これらの機器では限界がある。よって、今日でも固体表面に関する知識は十分であるといいたい。このような固体表面近傍についての研究に対して、最近、低速電子の利用が活発になりいくつかの新しい手段が開発されてきている。

低速電子は物質との相互作用が大きいので、固体表面近傍の情報を得るためのよいプローブとなる。電子はよく知られているように波動性と粒子性の二重性を有しているが、その波としての性質を利用して表面を調べる方法に低速電子回折 (Low Energy Electron Diffraction LEED) があり、一方粒子としての性質を利用して表面を調べる方法に低速電子散乱 (Low Energy Electron Scattering LEES) やオージェ電子分光 (Auger Electron Spectroscopy AES) がある。LEED は表面における原子配列の周期性を知ることができ、また LEES は表面に吸着した原子、分子の振動や固体の電子状態について情報を得ることができる。しかし表面近傍に存在する原子の種類の分析については、これら両者とも無力である。この点に関してきわめて有力なものが AES であり、最近多くの報告がなされるようになってきた。そこで金属表面近傍に関する研究に、有力な手段となるものと思われる AES についての概要を説明する。

## 2. オージェ効果

### 2.1 オージェ遷移の原理

オージェ遷移なる現象は 1925 年フランス人 Auger によって、X線による希ガスの電離の研究中に発見<sup>1)</sup>された。

物質にX線や電子線を照射すると、内殻電子たとえば K 殻にある 1s 電子が放出され準位に空孔が生ずる。つまり原子がイオン化した高いエネルギー状態に励起される。そこで原子は安定化のために、より高いエネルギー準位である L 殻の 2s あるいは 2p 電子を K 殻に移動させて、低エネルギー状態に遷移する。その際、K 殻、L 殻におけるそれら準位間のエネルギー差分を解消するのに 2通りの現象がみられる。1つはそれらのエネルギー差分に相当する電磁波 (特性 X 線) を放射して、同じイオン価数をもつ基底状態に遷移する現象 (輻射遷移) と、他の 1つは安定化のため移動した電子と同殻にいる電子を放出して、2 倍のイオン化状態に遷移する現象 (無輻射遷移) とがある。後者の現象をオージェ遷移と言い、図 1 にその遷移機構を示した。また、遷移の際に放出された電子を K-LL オージェ電子という。L 殻に空孔が生じその上の M 殻 (3s, 3p, 3d) に依存する電子の一つが L 殻に移動し、他の一つが放出される場合、その電子を L-MM オージェ電子という。

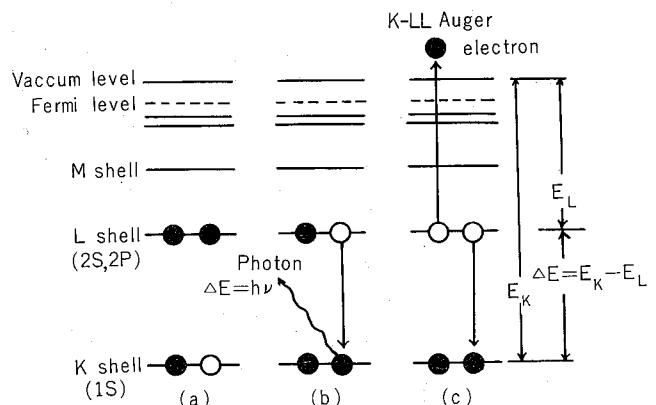


図 1. オージェ遷移の機構

### 2.2 オージェ遷移の確率

原子において、K 殻電子が 1 個欠けた励起初期状態から、L 殻の電子が 2 個欠けた安定な終状態へのオージェ遷移は、それら 2 個の電子間におけるクーロン相互作用  $V$  がひき起こす摂動によって生ずる。よって、単位時間当たりのオージェ遷移が起きる確率  $W$  は、量子力学系において次のように

\*研究部

表わされる<sup>2)~4)</sup>。

$$W_{i \rightarrow f} = \left| \frac{2\pi}{\hbar} \int \int \chi_j^*(r_1) \psi_j^*(r_2) V \chi_i(r_1) \psi_i(r_2) d\tau_1 d\tau_2 \right|^2$$

ここで、 $\chi_i(r_1)$ 、 $\psi_i(r_2)$ は遷移前における2個の電子の波動関数、 $\chi_j(r_1)$ 、 $\psi_j(r_2)$ は遷移後それぞれK殻に移動した電子、真空中に飛び出した電子の波動関数である。

内殻の空位に対して、X線放射が起きる割合つまり螢光収率 $\omega_K$ 、あるいはオージェ遷移が起きる割合つまり内部転換係数 $\omega_A$ が、元素によってどのように変化するのか、理論的に計算されたり実験で測定されたりしているが<sup>2), 4)</sup>、そのK-L遷移の様子を図2に示した。原子番号32のゲルマニウムあたりで両者の確率が同じになり、それ以下の軽元素ではオージェ効果による電子放出の割合が、X線放射の割合より大きいことがわかる。また原子番号の大きい元素でもL-M遷移やM-N遷移に着目すれば、X線放射の割合と比較しうる程十分オージェ電子放出は起こる。このように特に軽元素に対しては、螢光X線分析やXMA(X-ray Microanalyzer)よりAESの検出感度が原理的に優れている。ただし水素とヘリウムはK殻以外に電子は存在しないのでオージェ効果は起こらない。

### 2・3 オージェ電子のエネルギー

原子核外の真空中に放出されたオージェ電子の運動エネルギーは、X線レベルから容易に推定できる。K-LL遷移によって生ずるオージェ電子は、次式のごとくの運動エネルギーを持っている。

$$E_{K-LL}(Z) = E_K(Z) - E_{L_1}(Z) - E_{L_2}(Z + \Delta) - \phi_A$$

ここで、項“ $E_K(Z) - E_{L_1}(Z)$ ”は安定化のため電子が移動するエネルギー準位の差であり、 $E_{L_2}(Z + \Delta)$ はL殻か

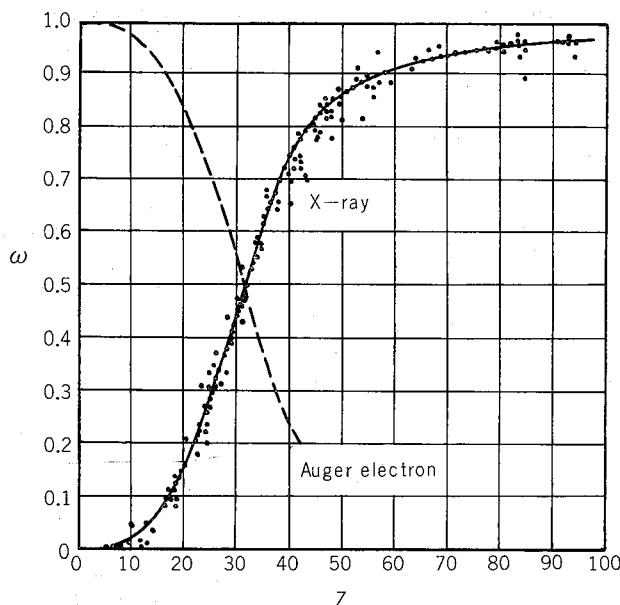


図2. K-L遷移の原子番号(Z)に対するX線放射とオージェ電子放出との関係

らオージェ電子が飛び出す際の束縛エネルギーである。 $\Delta$ はZとZ+1との間の補外した値を意味するが、これは2価イオン価状態のポテンシャルエネルギーが、それぞれ単独にイオン価した場合のポテンシャルエネルギー“ $E_{L_1}(Z) + E_{L_2}(Z)$ ”よりわずかに大きくなる理由による。つまり $L_2$ の電子がなくなることにより増大し、次の原子番号の原子中に存在する電子の束縛エネルギーに近づくためである。実験的に求められた $\Delta$ の値は約1/2~3/4<sup>5), 6)</sup>である。束縛エネルギーはフェルミレベルに対応しているので、測定されるエネルギーは分析器の仕事関数 $\phi_A$ 分だけ減少している。 $K-L_1 L_2$ のオージェ電子エネルギーを推察するには、約“ $E_K(Z) - 2E_L(Z)$ ”遷移であると考えて十分である。

オージェ電子の挙動は、このように原子内のエネルギー準位の差によって決まるので、元素それぞれにおいて固有である。したがってオージェ電子エネルギーは原子殻構造に応対し、励起に使用された入射低速電子(やX線)のエネルギーに左右されたり、試料が単結晶であるか非晶質であるかによって影響されたりすることはほとんどない。

### 2・4 オージェ電子スペクトル

固体表面から放出されたオージェ電子のエネルギースペクトルは、内殻電子の遷移に伴う情報を現わしているので、元素分析にはすぐれた手段である。各原子から放出される強力なオージェ電子エネルギーの実測を図3<sup>1)</sup>に示した。

実際にはオージェ遷移の選択規則はX線螢光ほど十分明確になっていないので、元素との対応づけがむつかしい場合がある。その理由は軽元素ではスペクトルが単純であるが、重元素では多くのオージェピークが現われ、他のオージェピークと重なり合うためである。Z=3からZ=14までの元素はK-LL遷移によってただちに同定できるが、イオン化断面積は結合エネルギーが大きくなるにつれて急速に減少するので、Z=14以上の元素についてはL-MM遷移オージェピークが、Z=40~Z=79の元素についてはM-NN遷移オージェピークが支配的となり感度が高くなる。

遷移に対応するオージェピークは、その機構からおおよそ推察することが可能である。K-LL遷移の場合、スピン軌道角運動量をも考慮したRussel-Saunders結合により、K殻に一つの空孔をもった励起状態は $^2S_{1/2}$ と表わされ、オージェ遷移後の終状態は10個の準位

$$(1s)^2 (2s)^0 (2p)^6 \quad ^1S_0$$

$$(1s)^2 (2s)^1 (2p)^5 \quad ^1P_1, \quad ^3P_2, \quad ^3P_1, \quad ^3P_0$$

$$(1s)^2 (2s)^2 (2p)^4 \quad ^1S_0, \quad ^3P_2, \quad ^3P_1, \quad ^3P_0, \quad ^1D_2$$

で表わされる。一方オージェ遷移の選択則は、光の吸収や放出の場合と異なって制限がゆるく、 $\Delta L=0, \pm 1, \pm 2 \dots$ 、 $\Delta S=\pm 1/2$ などであることからピークの可能性は10個ということになる。しかし実際には遷移確率や検出感度などの問題を考慮すると、オージェピークの数は減少する。これらを理論的に予測するにはまだ多くの研究が必要とさ

れる。

## 2.5 AESの経緯

1925年オージェ遷移の現象が報告されて以来、2, 3の理論的考察<sup>2)</sup>がみられるものの、この分野における研究が多くなれるようになったのは1950年代以降で、特に実験的にはそれまではほとんど注目されていなかったようである。1952年に Burhop<sup>7), 8)</sup>がオージェ電子の遷移確率を理論的に計算しているが、電子線励起のAESは1953年にその原点があるものと思われる。その年は、Lander<sup>9)</sup>が種々な物質からの二次電子速度分布の中に小さなピークを観察し、表面上の軽元素検出に有用な手段となり得る事を報告した年である。それ以後、Harrower<sup>10)</sup>, Hagstrum<sup>11)</sup>など次第に研究も活発化してきたが大きな発展は、1968年 Harris<sup>12)</sup>が二次電子のエネルギー分布を微分することにより感度を飛躍的に向上させたことである。一方装置の面

で、1967年 Tharp と Scheibner<sup>13)</sup>が Germer型のLEED装置を改造することにより、二次電子のエネルギー分布からオージェピークを得ているが、エネルギー分布を微分する手段を取らなかったので不明確であった。同じ年に Weber と Peria<sup>14)</sup>が LEED装置を改造した阻止電位型オージェスペクトロメータで、エネルギー分布曲線の微分曲線を得た。

その後、Harris<sup>15)</sup>による固体中の拡散や偏析の研究、Palmberg, Rhodin<sup>16)</sup>によるfcc金属表面の研究、IYin, Yellin & Adler<sup>17)</sup>によるCu, Ni, FeのL-MMオージェスペクトルについての研究など、非常に多くの研究がおこなわれ始め、AESが表面研究の重要な手段となりつつある現在、研究報告の数も急増の一途をたどっている。

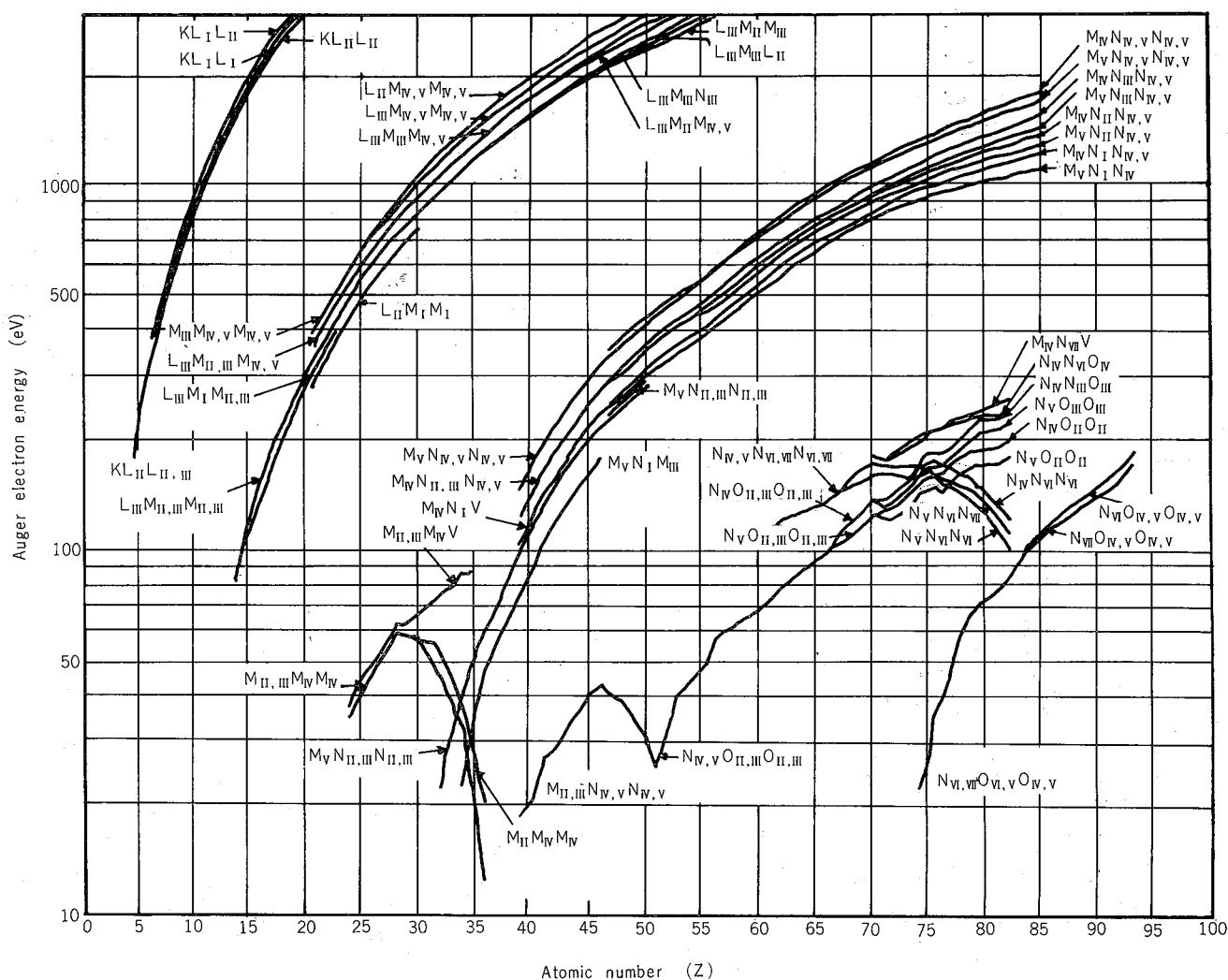


図3. 原子番号とオージェ電子エネルギーとの関係<sup>6)</sup>

### 3. 代表的AES装置

AES測定に必要な装置は、ターゲット(試料)を励起させる電子銃、試料から放出されたオージェ電子のエネルギーを分析するアナライザ、全体を収容するための真空系、ならびに排気系、さらに2、3の付属電子機器から構成されている。

#### 3.1 阻止電位型AES装置

Germer型LEED装置の改造である阻止電位型AES装置を図4に示す。励起された試料から飛び出したオージェ電子(二次電子)を、3枚または4枚の一定阻止電

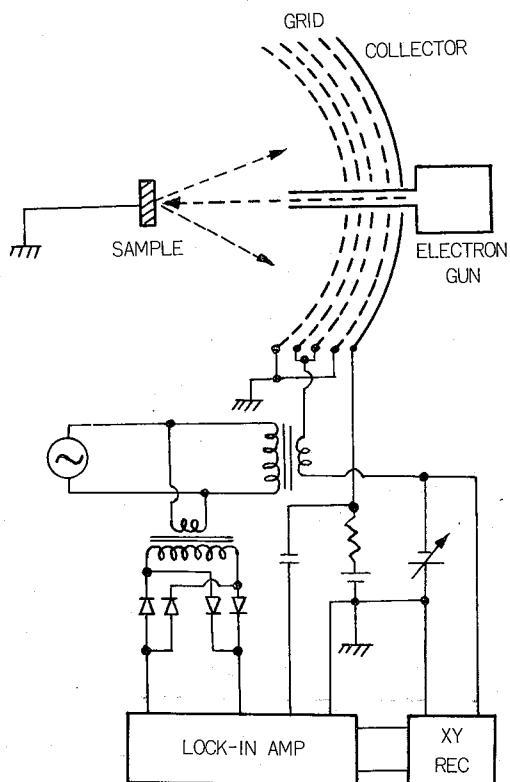


図4. 球面グリッドによる阻止電位型AES装置

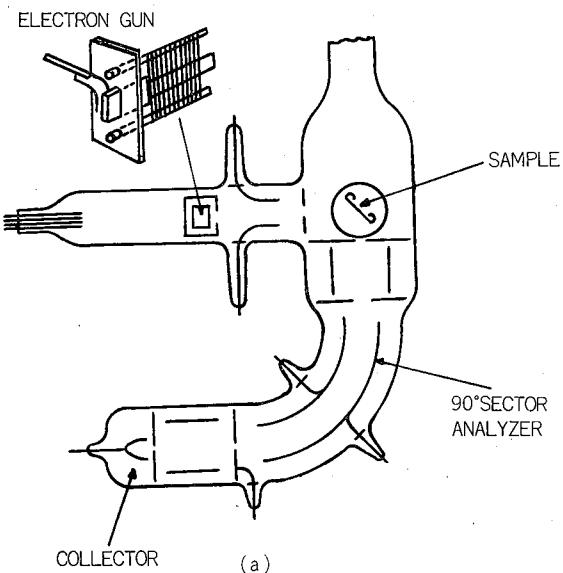


図5. 静電偏向型AES装置：(a) J.J. Lander<sup>9)</sup>, (b) L.A. Harris<sup>12)</sup>

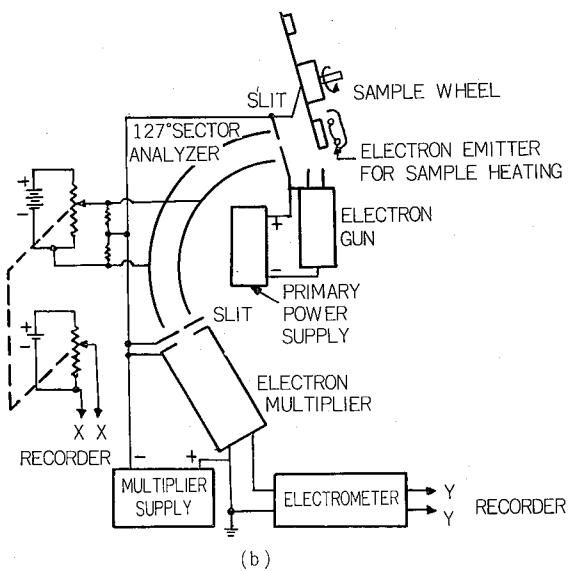
圧を印加したグリッドでエネルギーの選別をおこない、LEED装置のスクリーンにあたるコレクタに通過してきた電子を集め。一方、あらかじめ阻止電圧に微小な正弦電圧を重畠しておけば、検出される電流の交流成分のうち重畠正弦電圧に同期した信号をロックインアップで検出することにより、オージェ電子エネルギー分布  $N(E)$  が得られ、さらに印加正弦電圧の倍の周波数をもつ電流から一次微分  $dN(E)/dE$  が求められる。

グリッドが3枚の時は中央の1枚が、4枚の時は中央の2枚が、それぞれ阻止電位を与える電極となるが、前者は後者に比べて分解能がかなり劣りオージェピークの出現位置がシフトしてしまう。また重畠する微小正弦交流の振幅が感度と分解能に大きく左右するので注意が必要である。この型の欠点は、コレクタとして二次電子倍増管を使いにくいことと、良いS/N比を得るためにには阻止電位の走査速度を遅くしなければならないことである。0~1000eVのエネルギー領域を走査するのに数十分の時間を必要とする。

#### 3.2 静電偏向型AES装置

試料から飛び出したオージェ電子のもつ運動量の違いが電場や磁場の中を通過する時、飛行偏向角の違いとなることを利用してエネルギー分析をおこなう方法で、この方法には、磁場を用いるもの、電場を用いるもの、その両方を組み合わせて用いるものなどがある。現在AES装置には前の2者が用いられているが、Lander<sup>9)</sup>そしてHarris<sup>12)</sup>の用いた有名な静電偏向型AES装置を図5に示した。扇型電場アナライザの中を電子が通過するとエネルギーの相異から電子が分散するので、スリットを適当に配置すれば特定のエネルギーの電子を検出することが可能である。

Harris<sup>12)</sup>は、127°の扇型アナライザに直流電圧と7KHzの微小交流電圧を重畠印加し、ロックインアンプによって  $dN(E)/dE$  を得ている。分解能は約0.1%が期待できるほど優秀であった。



### 3・3 シリンドリカルミラー型AES装置(CMA)

最近、高速走査と高感度とを目標に開発された、オージェ電子を検出するのに最も有用なアナライザが、シリンドリカルミラー型アナライザである。米国の Physical Electronics Industries, Inc. の AES 装置における CMA の配置を図 6 に示した。CMA は同心二重円筒形の静電偏向型エネルギーアナライザと、コレクタである二次電子増倍管とから構成されている。オージェ電子はアナライザ内に設置された同軸上の電子銃か、外部の斜入射銃かによって励起させられた試料(ターゲット)から放出される。

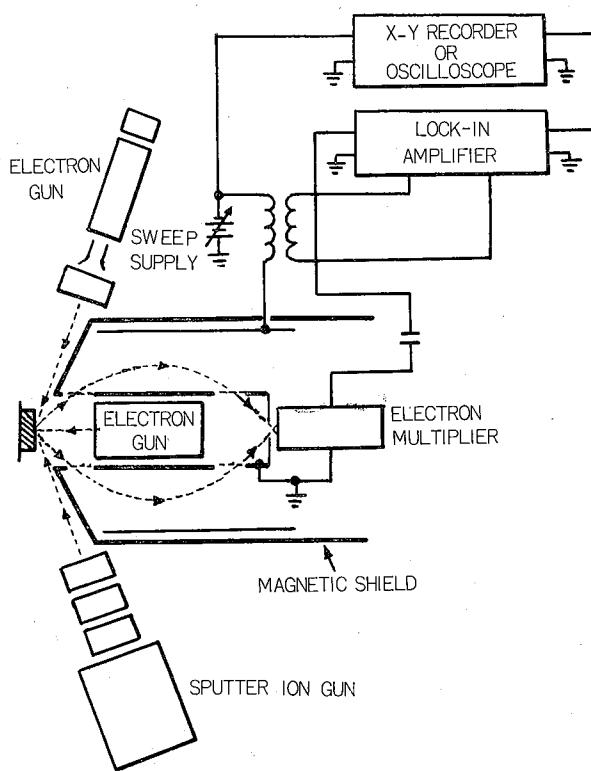


図6. シリンドリカルミラー型AES装置 (PHI社製)

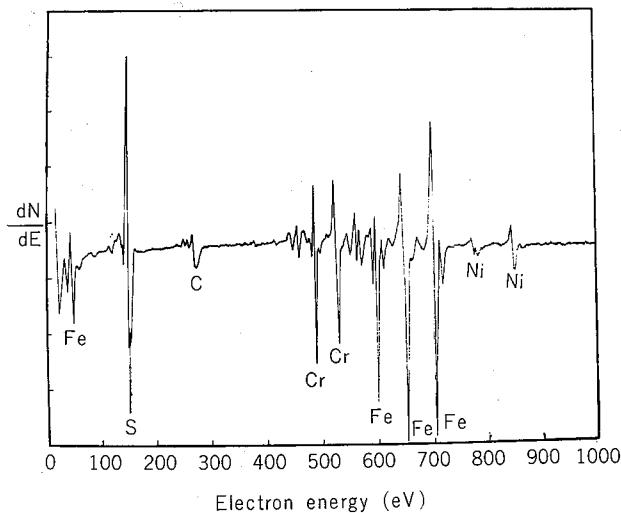


図7. ステンレススチールのオージェスペクトル<sup>5)</sup>

オージェスペクトルの微分曲線を得る方法は、従来と同様に、直流掃引電圧に微小交流電圧を重畠し、電子増倍管の交流出力を同期させて検出する方法である。

CMAが高速走査、高感度であるとの例として、図7にステンレススチールの表面分析のオージェ電子スペクトルを示した。このスペクトルの走査速度は  $100\mu\text{sec}/1000\text{eV}$  と速く、オシロスコープで得た曲線である。調整電圧を下げたり、測定のバンド幅を小さくすれば、さらに良い感度や分解能が得られる。

### 4. AES装置の適用（興味ある2,3の応用例）

バルク中における不純物の偏析や表面汚染などによって、表面の化学成分はバルクのそれと異なる場合が非常に多いといわれながらも、直接的測定が困難であった。最近このような固体表面の化学成分が重要である分野の研究や工業において、AESが適用されるようになってきた。触媒や吸着、酸化・腐食の研究、表面処理、また潤滑・摩耗などの分野で、AESは重要な役割を果たしている。

さらにスパッタエッティングを同時に使用することにより、AESは表面とバルク間の領域の詳細な化学分析(分布状況)や薄膜の分析などができる。この方法は、ただちに金属の脆化現象における偏析の役割や粒界析出物などの研究を可能にする。

#### 4・1 表面拡散の観察

Harrisは図5の装置を用いて、スパッタリングによって新しくしたベリリウムの表面が、油拡散ポンプの炭化水素の蒸気で次第に汚染されていくようすを観察した(図8)<sup>12)</sup>。スパッタリング直後にはベリリウムや酸素のピークが観察されるが、徐々に炭素のピークが顕著(250eVにおける炭素のK-LLピークの変化)になり、排気系からの有機汚染物質(炭化水素)が表面拡散していることがわかる。

またニッケルのバルク中に  $10\text{ppm}$  以下しか含まれな

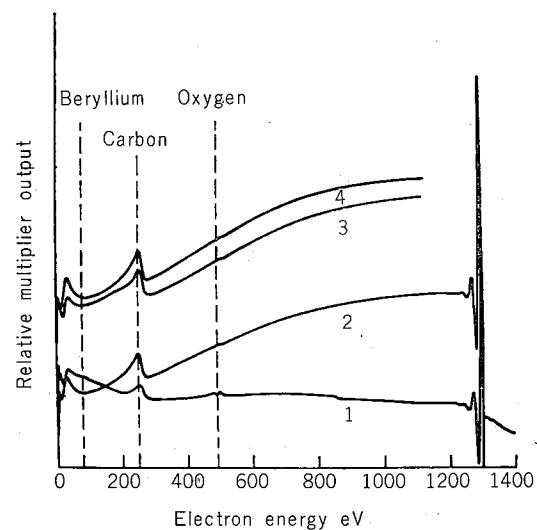


図8. 拡散ポンプ油の蒸気によるベリリウム表面の汚染<sup>12)</sup>

いイオウが 600~900°C で 1~2 分加熱しただけで、図 9 に示すがごとく表面にイオウが拡散偏析して、150eV 附近にイオウの顕著な L-MM オージェピークが観察されたと報告<sup>15)</sup>している。

#### 4・2 結晶粒界偏析の観察

スチールが延性・脆性転移温度以下では粒界に沿って破壊しこの臨界温度以上では破壊が粒内を通過することはよく知られていたが、AES 装置がこの問題に適用されて初めて粒界の不純物が明確に同定された。

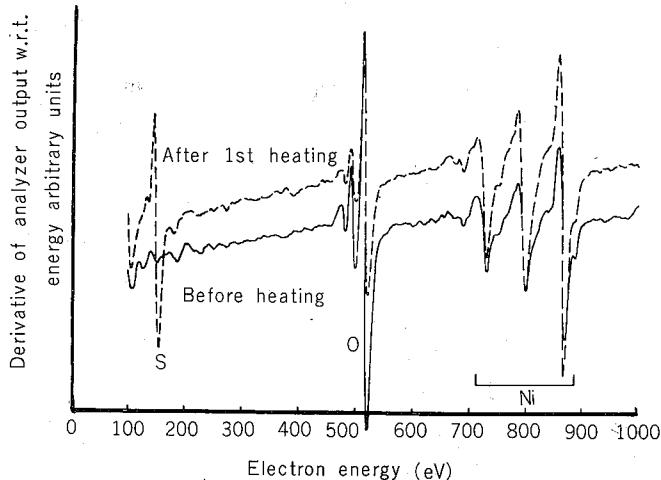


図9. 加熱によるイオウのニッケルメッキ表面への拡散状況<sup>15)</sup>

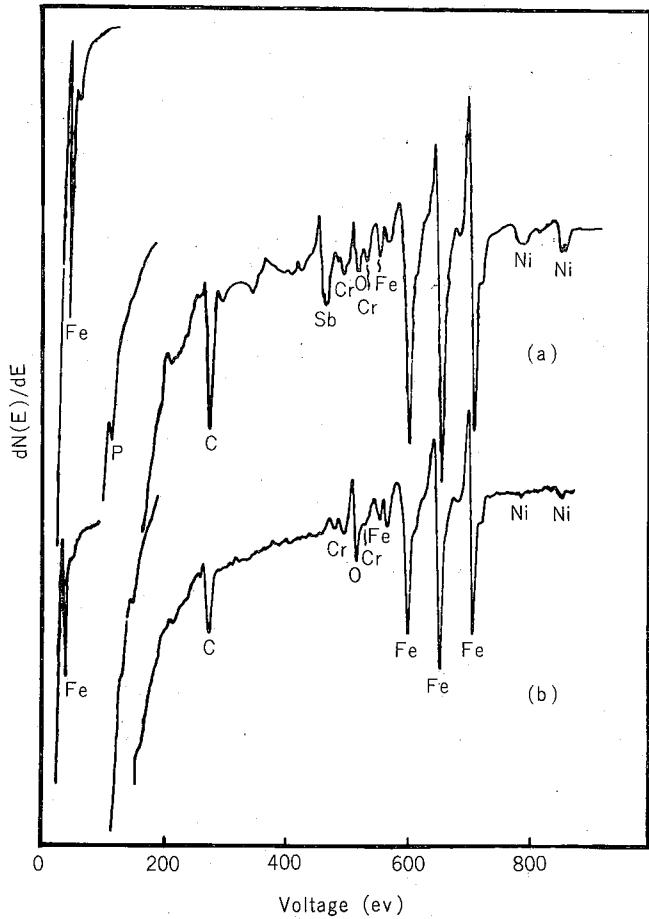


図10-1. AISI3340鋼における破断面のオージェスペクトル<sup>18)</sup>  
(a) 脆性破断面 (b) スパッタリング後の面

AES 装置によって粒界不純物を同定するためには、試料を大気汚染からさけねばならないし、また破面の汚染を防ぐためにも 10<sup>-9</sup>Torr 以下の真空中で実験する必要がある。

Marcus と Palmberg<sup>18)</sup> は AISI3340 鋼の脆性におよぼす不純物アンチモンの脆性破断面への析出を AES 装置で確認した(図 10-1)。図の(1a)は脆性割れを起こすような熱処理を施した材料を真空中で割り、その破断面を観察したもので、(1b)は普通の試料を割ったものである。(1a)にはアンチモンから生じたピークが観察されるが、(1b)には観察されない。また粒界に偏析したアンチモンの量は約 10 at% で、バルク濃度 300ppm の 100 倍以上であった。アルゴンイオンでスパッタリングをしてアンチモンの偏析状態を調べ(図 10-2)、破断面(粒界)より 30Å 以下ではバルク濃度と差がなくなったと報告している。一方、Stein, Joshir & LaForce<sup>19)</sup> や Palmberg, Marcus<sup>20)</sup>、そして Viswanathan<sup>21)</sup> によって、低合

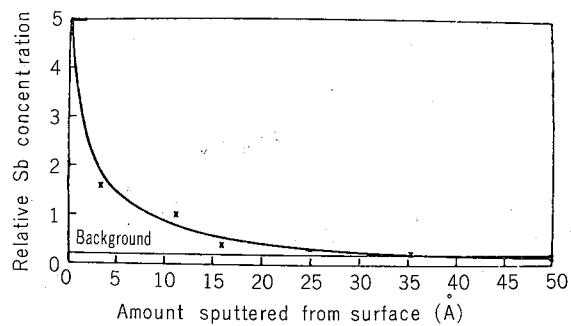


図10-2. AISI3340鋼破断面からのアンチモン濃度勾配<sup>18)</sup>

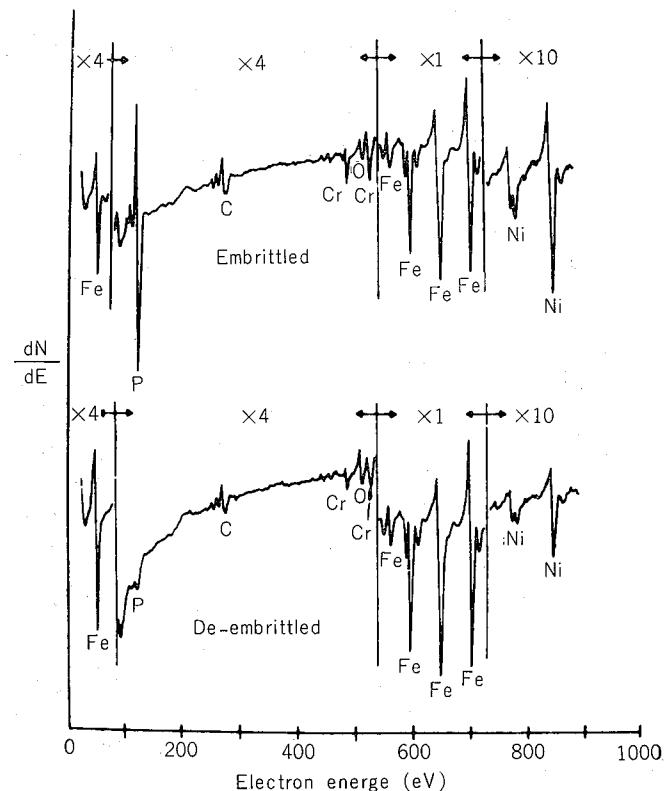


図11-1. Ni-Cr-C-P鋼のオージェスペクトル<sup>21)</sup>

金鋼の脆性破断面の結晶粒界にアンチモンやリンが偏析する際、ニッケルの偏析をも伴うことが指摘されている。

図11-1に、Ni-Cr-C-P鋼の脆性破断面のオージェスペクトルを示した。破断した結晶粒界表面にはリンとニッケルの強いスペクトルがみられるが、アルゴンスパッタリング後ではリンもニッケルもバルク濃度になっている。図11-2はリンとニッケルの破断表面からの濃度分布である。

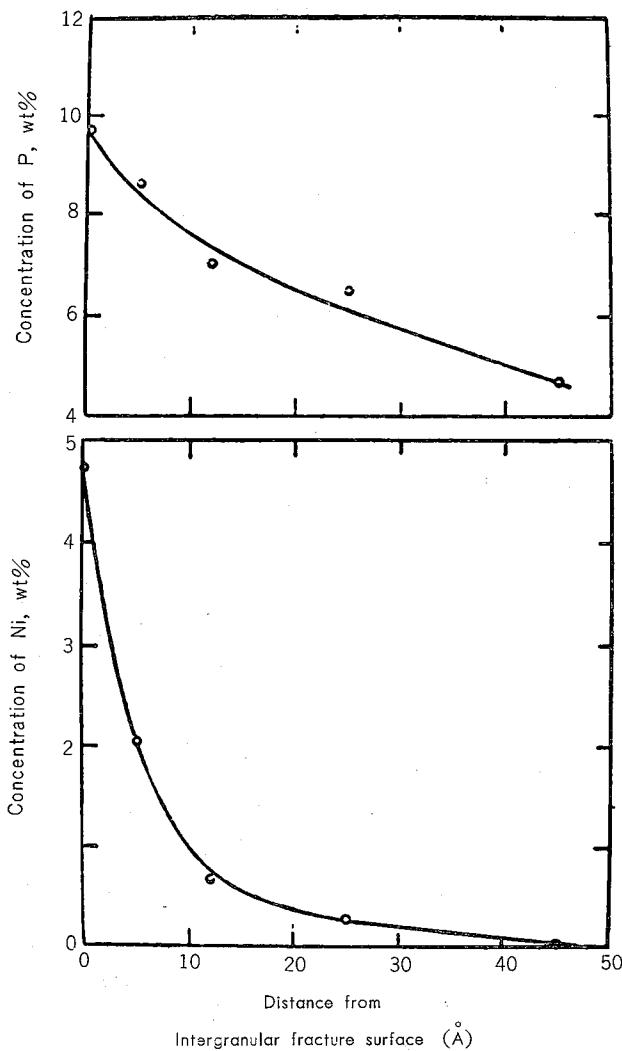


図11-2. Ni-Cr-C-P鋼における脆性破断面からのニッケル、リンの濃度勾配<sup>21)</sup>

#### 4・3 表面皮膜中における元素の分布状況の観察

シリコン表面にニッケル-クロム膜を蒸着した試料の元素分布状況<sup>5)</sup>は図12-(1)に示すとく、NiピークとCrピークが深さ方向にほぼ比例した、同じような成分比の分布を示している。この試料を大気中で450°C、30秒間加熱した後のオージェスペクトルは図12-(2)に示したが、表面近傍にはクロムの酸化層が生成し、クロムとシリコンの酸化物層の間にニッケルの金属層が生成されたことが明らかになった。

#### 5. あとがき

AESが表面化学研究の一手段として使用されるように

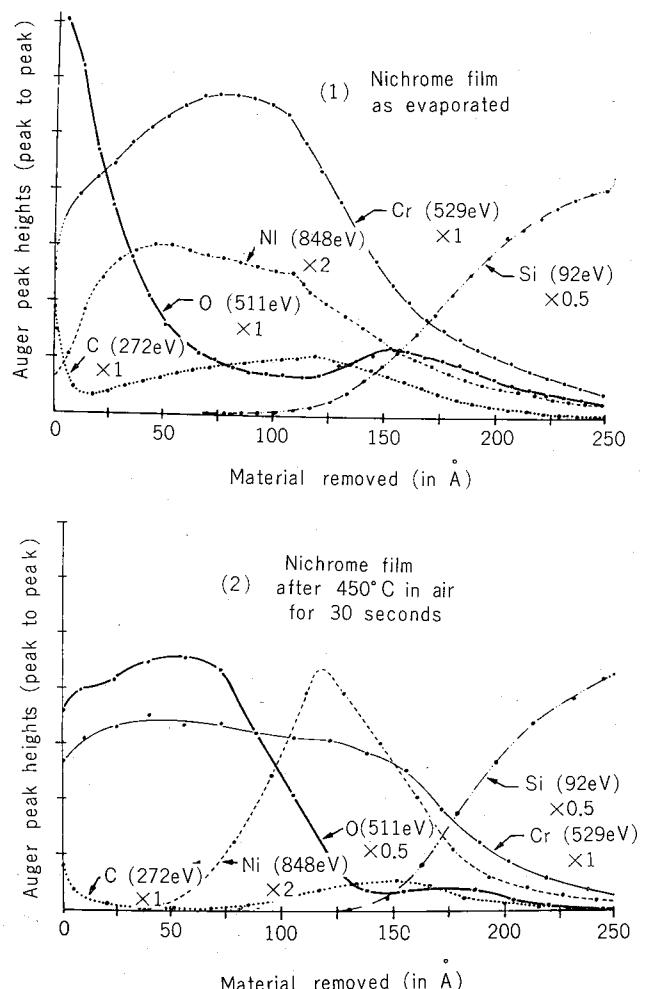


図12. シリコンに蒸着したニクロム膜の酸化<sup>5)</sup>

ってまだ久しくはないが、最近徐々に多くの種々な研究成果が報告されるようになってきた。しかしAESはまだ発展の段階にあり、オージェスペクトルの帰属やケミカルシフトならびに定性分析から定量分析へなど、多くの難問題やAES装置に対する技術的 requirement がある。

現在、元素の表面分析に使用され今後さらに多く適用されていくものと考えられるが、オージェスペクトルの帰属についても理論的に予想するまでには至っていない。

ケミカルシフトは、物理的結合や化学的結合によって原子のエネルギー準位が変化すると、試料から飛び出すオージェ電子のエネルギーが変化するので、オージェスペクトルの位置や形が変わる現象をいう。ケミカルシフトは主にESCA(Electron Spectroscopy of Chemical Analysis)によって研究されてきたが、AESでも観察できる。その例を図13<sup>22)</sup>に示した。清浄なシリコン表面にAl(99.999%)を10<sup>-8</sup>Torrの真空中で約1μ蒸着した清浄Al表面のオージェピークは68eVに察されるが、その表面を酸化させた後のオージェピークは56eV(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)にシフトして観察された。またシリコンも同様に92eVから78eV(SiO<sub>2</sub>)にシフトしている。この問題は、オージェ遷移の際に3つのエネルギーレベルが関係しているので、簡

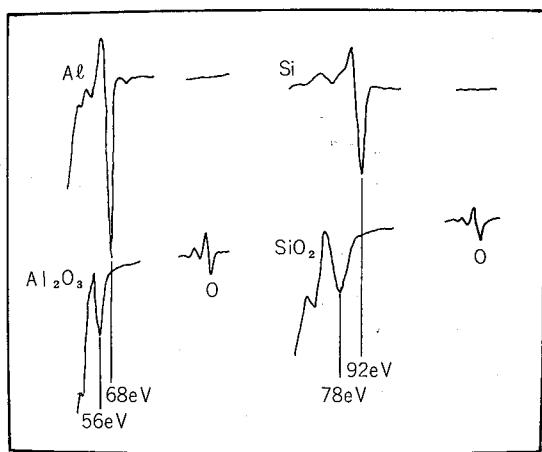


図13. アルミニウム、シリコンの酸化によるオージェピークのエネルギー・シフト<sup>22)</sup>

単には解決できない。またオージェピークの形状変化の例を図14<sup>23)24)</sup>に示した。炭素のK-LLオージェピークは270eVに現われるが、a) Mo(110)面に偏析した炭素、b) Mo(110)面に吸着した炭素、c) グラファイト、これら炭素からのオージェピークの形状は同一でない。この類の測定はまだ数少なくピークの形状で議論できる段階ではないが、今後研究していくものと考える。

一方、元素分析のみならず分析の定量化も研究されている。試料から得られる微分オージェスペクトルと、表面濃度が既知の標準試料かあるいは純粋の標準元素から得られる微分オージェスペクトルとから、オージェ電流の比を求め試料中の元素の原子濃度を近似する。つまり

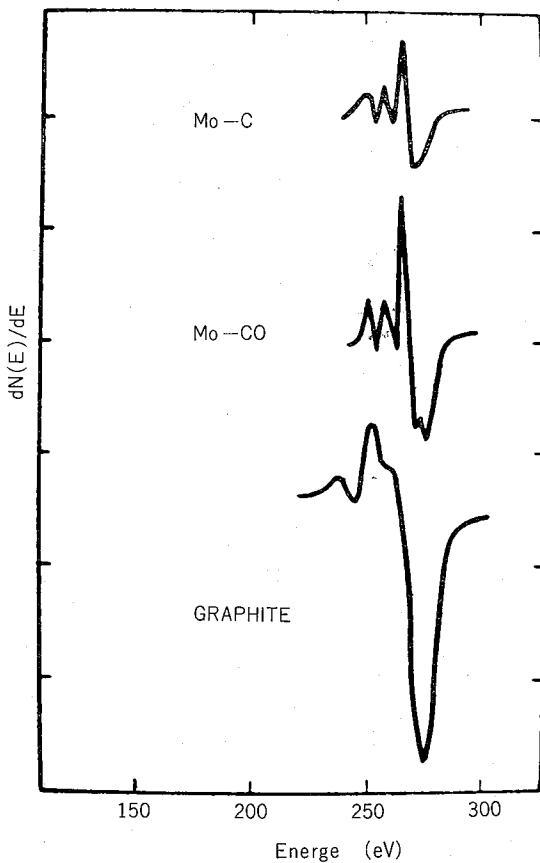


図14. 炭素におけるオージェピークの形状変化<sup>23), 24)</sup>

$$C_A = C_A^0 \frac{I_A}{I_A^0}$$

$I_A, I_A^0$  は試料および標準試料からのオージェ電流、 $C_A$  は試料の既知濃度である。オージェ電流は一般に試料と標準試料からの微分オージェスペクトルにおける peak-to-peak 値で代用される。しかし、ケミカルエフェクトによるピークの変化が生じたり、試料および標準試料中の元素が均一な励起をし、避散確率の分布関数が同じであるという仮定が必要であること、また表面形状によってオージェ電子の生成や収率が影響されることなど、誤差を大きくする要因がまだ多くあり、今後も研究を進めていく必要がある。

以上の概説によって、オージェ電子分光が表面状態解明の有力な手段となる可能性を認識していただければ幸いである。

## 文 献

- 1) M. P. Auger : J. Phys. Radium, **6** (1925), 205
- 2) E. H. S. Burhop : Proc. Roy. Soc., A, **148** (1935), 272
- 3) W. N. Asaad & E. H. S. Burhop : Proc. Phys. Soc., **71** (1958), 369
- 4) E. J. Callan : Phys. Rev., **124** (1961), 793
- 5) P. W. Palmberg : PHI Tech. Bull. "Auger Electron Spectroscopy" Oct. (1971)
- 6) C. C. Chang : Surface Sci., **25** (1971), 53
- 7) E. H. S. Burhop : *The Auger Effect and Other Radiationless Transitions* (Cambridge University Press, London, 1952)
- 8) E. H. S. Burhop : J. Phys. Radium, **16** (1955) 625
- 9) J. J. Lander : Phys. Rev., **91** (1953) 1382
- 10) G. A. Harrower : Phys. Rev., **102** (1956) 340
- 11) H. D. Hagstrum : Phys. Rev., **119** (1960) 940
- 12) L. A. Harris : J. Appl. Phys., **39** (1968) 1419
- 13) L. N. Tharp & E. J. Scheibner : J. Appl. Phys., **38** (1967) 3320
- 14) R. E. Weber & W. T. Peria : J. Appl. Phys., **38** (1967) 4355
- 15) L. A. Harris : J. Appl. Phys., **39** (1968) 1428
- 16) P. W. Palmberg & T. N. Rhodin : J. Appl. Phys., **39** (1968) 2425
- 17) L. I. Yin, E. Yellin & I. Adler : J. Appl. Phys., **42** (1971) 3595
- 18) H. L. Marcus & P. W. Palmberg : Trans. of AIME, **245** (1969) 1664
- 19) D. F. Stein, A. Joshi & R. P. LaForce : Trans. of ASM, **62** (1969) 776
- 20) P. W. Palmberg & H. L. Marcus : Trans. of ASM, **62** (1969) 1016
- 21) R. Viswanthan : Metallurgical Trans., **2** (1971) 809
- 22) 日本真空技術KK編：技術資料 その2
- 23) J. T. Grant & T. W. Haas : Surface Sci., **24** (1971) 332
- 24) T. W. Haas & J. T. Grant : Appl. Phys. Letters, **16** (1970) 172

R176

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 15 No. 1 January 1974

---

## 快削アルミニウム合金

馬場義雄  
高島

住友軽金属工業株式会社

# 快削アルミニウム合金

馬場義雄\* 高島章\*\*

## 1. はじめに

わが国で、快削アルミニウム合金が本格的に使用されたのはここ10年来のこととそれほど古いくことではない。需要を喚起した動機としては、一時期、銅地金の異常な高騰により、銅をベースとした快削黄銅に替えて、地金価格が安くしかも供給の安定したアルミニウム地金をベースとした快削アルミニウム合金を使用した方がコストも安いし材料入手しやすいという経済的理由による。しかしその後、銅地金の価格が安定すると再び快削黄銅が使用されるようになり、この繰り返しがしばらく続いたようである。このように快削合金のアルミニ化が安定し得なかった理由としてはいろいろあげられる。たとえば、

- i) 従来、快削黄銅を主として用いていた使用者にとってアルミニウム合金は被削性が劣るという先入観があったこと。
- ii) 快削黄銅と快削アルミニウム合金の切削条件が異なるため、一度専用機に設定してしまうとたびたび変えるのが面倒であること。
- iii) 快削アルミニウム合金の切削にあまり慣れていないこと。

iv) 下請けに材料を支給して削らせる場合、切削時に生ずる切屑が黄銅屑は高い値段で売れる（流通機構が整備されていて歴史が長いことも理由のひとつである）メリットがあるが、アルミ屑ではそれが少ないことなどである。しかしながら順次快削アルミニウム合金を使用するにつれ、これらの問題も逐次解消され、今では快削アルミニウム合金は、快削黄銅と同じ程度の地位を占めるに至っている。  
表1に示したのは、わが国における最近のアルミニウム、アルミニウム合金の押出管、棒、形材、ならびに引抜管、引抜棒の全製品中に占める2011(Al-5.5%Cu-0.5%Pb-0.5%Bi)快削合金の割合で、それは約1%以下と微々たる量はあるが、しかし引抜棒だけについて同様の割合を求めるとき約40%とほぼ半分に近い量を占めている<sup>1)</sup>。快削合金だけについていえば全生産量の約95%は引抜棒で供給されていることは興味深い。つまり快削合金は現状では比較的小さなネジ類にはじまり、ボルト、ナットなど小部品に加工されているということ、そのために自動旋盤を使用するので寸法公差に非常に厳しいものを要求され、必然的に抽伸加工によって精度を上げざるを得なくなり、その結

果として、引抜棒が多くなるのである。最近では比較的径の太いものも使用され始め、従来の一部品から完成品へと質の転換もみられるようになり、需要量も年々拡大しつつあるのが現状である。

ところで、快削アルミニウム合金の種類は、他の器物用アルミニウム合金、構造用高力アルミニウム合金、溶接構造用アルミニウム合金などに比べれば少なく、必ずしも使用者を満足させているとはいがたい。先に述べた2011合金は被削性こそすぐれているが、耐食性には問題があり、現在のところ被削性評価がA級（表7参照）で、耐食性も非常にすぐれている快削アルミニウム合金はまだ完成されてはいない。従来、アルミニウム合金の被削性に関する研究論文は、機械工学の立場からアプローチしたものは比較的多いが、冶金学的立場から追求した論文はそれに比べると非常に少ないようであり、今後とも検討の余地は残されているといえよう。

表1 最近の全押出製品に占める快削アルミニウム合金(2011)の割合

年 度 (月)	全押出製品(引抜材も含む) に占める2011押出製品			全引抜棒に占める2011引 抜棒		
	A 全押出製 品 ton	B 2011押出 製品 ton	B/A × 100 %	A 全引抜棒 ton	B 2011引抜 棒 ton	B/A × 100 %
46年	796,912	4,614	0.58	10,359	4,371	42.2
47年	734,442	6,271	0.85	14,743	5,856	39.7
48-2月	68,104	459	0.67	1,194	437	36.6
-3月	74,281	536	0.72	1,335	516	38.7
-4月	74,979	581	0.77	1,296	556	42.9
-5月	104,898	546	0.52	1,414	520	36.8

本稿では、被削性に関する要因として機械工学的なものは参考程度に止め、むしろ材料的にみた快削性アルミニウム合金の現状について述べるとともに、要求される諸性能、実用例、ならびに今後の動向についてもじっかん触れてみることにした。

## 2. 被削性の評価

材料の被削性は、材料の本質以外の影響をうけるので複雑である。被削性におよぼす諸因子のまとめ方の一例として表2<sup>2)</sup>のような方法がある。被削性は切削作業に対する難易で評価されるが、一口に被削性といってもその内容は複雑であり、被削性の良否は通常、切削所要馬力の大小、工具寿命の長短、切削仕上面の程度、切屑処理の難易などにより総合的に評価される<sup>3)</sup>。

\*研究部 工学博士

\*\*研究部

表2 被削性におよぼす諸因子<sup>2)</sup>

工作物	工具の材質	切削剤	作業機械
化学成分 展伸材 圧延材 押出材 引抜物 鑄 砂型 金型 ダイカスト 熱処理(質別) 非金属介在物 形状,寸法	化学成分 熱処理(質別) 設 形 角 度 寸 法 仕上 げ 程 度	種類 冷却能 計 供給法 供給量 切削条件 速度 送り 切込み 作業の種類 旋盤 フライス 孔あけ	機械の種類 性 能 工具の剛性と 工作物の保持 切削条件 速度 送り 切込み 作業の種類 旋盤 フライス 孔あけ

## 2.1 工具寿命

工具寿命は、被削性を評価する上で重要な因子である。工具寿命が短かいということは、工具を研磨し直すのにかかった時間ばかりでなく、工具の脱着に要した時間も加え、さらにその間は実質的な作業ができないことも考えれば、やはり作業性を阻害する大きな理由になる。工具を短期間で摩耗しないような快削アルミニウム合金を用意する必要がここに生ずる。

## 2.2 切削動力

材料を削るときに必要な動力で、切削抵抗に置換えてよい。切削抵抗が大きいと工具、被削材料に変形を生じ、最終製品の寸法精度に悪影響をおよぼす。理想としては、切削抵抗がなるべく小さい方がよい。

## 2.3 切屑処理性

最近のように、本格的に自動旋盤などが使用され、高速切削になると、切屑の処理性は、被削性を評価する上でもっとも重要な取扱いをうけるようになった。もし切屑が連続して長くでてくるときはせっかく削った被削面に、この切屑がからみついて疵をつけたり、工具に巻きついてそれを取り去るのに人手を要するばかりでなく、場合によっては怪我をしかねない。長く連続した切屑は、空間体積が大きいので、切屑そのものの重量の割りには大きな容積の容器を必要とし、運搬コストを上昇させ、製品単価にはね返ることになる。もし切屑が細かいときは、切削加工中のトラブルもなく、かつ切屑運搬のためのコストが下がる。それよりも重要なことは、人手不足の折から一人で何台もの自動旋盤を管理でき省力化に役立つために生ずる利益は大きい。

## 2.4 仕上面のアラサ

被削材料が以上のような要求を満たしたとしても、製品の仕上面があらくては意味がない。同じ切削条件で削っても材料の合金成分、熱処理条件などの相違により仕上面アラサが異なる場合がある。仕上面アラサは、ピッチが均一で、かつアラサの細かい程よい被削材料といえよう。

以上のように被削性はその立場によって内容が異なり、これら4点からみた被削性の良否は必ずしも一致しない。

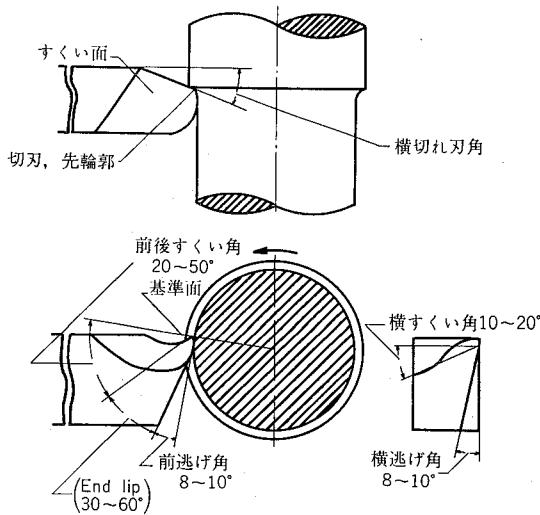
作業の目的に応じてこれら4基準の重要度の順序をかえて考えるべきでその一例を示すと表3<sup>4)</sup>のごとくである。

表3 被削性基準の重要順位<sup>4)</sup>

順位	荒削り作業	仕上げ作業	自動盤作業
1	工具寿命	切削仕上面	切屑処理
2	切削動力	切屑処理	切削仕上面
3	切屑処理	工具寿命	工具寿命
4	切削仕上面	切削動力	切削動力

## 3. アルミニウム合金に適当な切削条件

アルミニウム合金機械加工用切削（切削には旋削、フライス、ドリル加工その他が含まれるが、本文では主として旋削加工についてとりあげた。）バイトの代表的形状は図1<sup>5)</sup>に示す通りである。このようなバイトを用いてアルミニウム合金を旋削加工する場合には表4<sup>5)</sup>に示すような条件にすることが望ましいとされている。特に横すくい角については、被削性評価の大きい合金ほど角度を小さくするのがよい。切込み深さ、送り量、切削速度は切削抵抗や被削物の温度上昇、構成刃先の生成に関係する。これらの相互関係は複雑であり、合金材質によってかなり変わるので一概にはいえないが、一般にアルミニウム合金の中でも比較的軟らかい材料で連続型切屑となる合金系では構成刃先が生じやすいと言われている。切削速度と構成刃先の生成との関係は、切削速度の上昇とともに生成量は減少するとされているが材料によってその変化状況にも大きな差がある。切削速度が上昇するにつれて切削熱は上昇するが、アルミニウム合金では刃先温度が220°Cになると構成刃先は減少するといわれている。切込深さの切削温度に対する影響は、速度に比較して少ないようである。快削アルミニウム合金の多くは、通常自動旋盤で複雑な部品を完全に加工するに適しているが、自動旋盤で必要な時間刃物をもたせるためには刃物は高性能の材料で作られていなければならない。アルミニウム合金の切削加工には通常高速度鋼、超硬工具が使用されるが、アルミニウム合金は温度上昇による軟化が他の金属材料よりも大きいため、切屑の機械的強度は低下して切削動力が減少し、また工具の表面温度も他の金属材料を削った場合よりも低いので工具摩耗は少ないとされている。このため、アルミニウム合金の切削速度は、金属の本質的なものよりむしろ加工方法や部品の寸法形状によって決められる。アルミニウム合金の薄肉部品の切削に際しては送り速度をおそくする必要があるが、しかし一般的にいって切屑処理性に問題さえなければ、高速度、高送りが望ましい。高速機械加工にともなって切屑の蓄積もまた早くなる。このため特に穴あけ加工の場合には、流動性のよい低粘度の鉛油とか水溶油を用いるべきであり、

図1 アルミ合金旋削の代表的工具<sup>5)</sup>表4 アルミ合金旋削に適当な条件<sup>5)</sup>

変 数	状 態	推 理 条 件
前すくい角		0~20°
横すくい角	被削性評価 A B C D, E	0~20° 20° 20~30° 40°
前逃げ角	高速度鋼バイト 炭素鋼バイト	8~15° 6~8°
横逃げ角	高速度鋼バイト 炭素鋼バイト	8~15° 6~8°
(End cutting-edge angle)		5°
横切れ刃角		5~15°
刃先半径	荒削り 仕上削り	0.8~3.2mm 0.3~0.79mm
切込み深さ	(Small work) (Large work)	0.4~6.35mm 12.7~38.1mm
送り量	荒削り 仕上削り	0.15~2mm/rev 0.05~0.15mm/rev
旋削速度	高速度鋼バイト 炭素鋼バイト	~約300m/min ~約500m/min

このような潤滑油は発生した熱を除去する冷却剤の役目を合わせ持っている。

#### 4. 被削性に影響するアルミニウム合金の物理的特性

アルミニウム合金は、鋼あるいは黄銅に比べて比重が約 $\frac{1}{3}$ であるから、切削加工する場合に部品の重量が軽いことに加えて、切削加工によって生ずる切屑の処理もまた他金属に比べて容易である。

アルミニウム合金の熱膨張係数は鋼の約2倍、黄銅の約1.3倍である。すなわち温度が約4°C変化する場合、アル

ミニウム合金100mmごとに約1/100mm伸びたり縮んだりする。したがって完成品の寸法上の正確さは、品物の温度上昇を小さくして常温で仕上切削を完成することで保証される。品物の過熱は、不適当な設計の工具とか刃先のへたった工具によって起こるし、必要なときに適当な潤滑油を用いなかったり、過度の送りや、深い切り込みの場合にも起こる。正確な寸法測定は被削材料が完全に冷却して収縮したのちに測定すべきであり、熱発生を少なくするための工夫としては、工具の形状、送り、切り込み量などを考慮する必要がある。アルミニウム合金は、工具の硬度を過度に減少させる程切屑の温度が、上昇しないので高速切削が容易である。工具の表面温度が高くなると硬さが低下し、摩耗が急速に起こる。アルミニウム合金の切屑は通常150~400°Cの温度に達するが、それは合金と切削条件しだいである<sup>6),7)</sup>。アルミニウム合金の切削の変形抵抗は、その時の温度に依存し、室温で高い強度を有する合金できえ切削動力は低い。

アルミニウム合金の高い熱伝導性は、切削加工時に切屑への熱の伝導が急速におこなわれ、切削時に発生して寸法精度に悪影響をおよぼすところの熱の放散は容易である。General Dynamic社のJ.R. Enellによると材料の被削性はその熱的性質と大いに関連があり、切削時における熱の放散と密接に結びついており比熱が大で熱伝導のよいアルミニウム合金は高速で切削でき、合金鋼や、ステンレスなどは、切削面が非常に高温になり高速で切削すると工具が痛むとしている。

アルミニウム合金の弾性率は約7000kg/cm<sup>2</sup>で、通常切削合金として使用される他の材料よりも低い。たとえば、与えられた一定の荷重下では鋼の約3倍ものたわみを生ずるのでアルミニウム材料を切削加工するにあたりチャックなどの締めつけ力は最小にしなければならない。(アルミニウム合金ではこの切削に要する切削動力は低いから極端な締めつけ力は必要としない。)

被削材料としてのアルミニウム合金の多くは、2011合金を始めとして、熱処理型の合金が多い。熱処理型の合金の特徴として溶体化処理が必ずおこなわれるが、その場合に生ずる残留応力が、切削加工時に悪影響をおよぼすことである。このように機械加工中に生ずるひずみの大きさは、部品の設計と大きさおよび機械加工の特性と順序しだいで決まるが、ひずみを防止する方法には2通りあり、ひとつは一方の側だけから仕上寸法に機械加工することをさせてもう一方の側からも軽い切削を連続的にくり返して仕上寸法に近づける方法、もうひとつは、荒削りと仕上げ削りの間で応力除去処理をおこなうことである。

#### 5. アルミニウムおよびその合金の被削性

第2章で述べたような被削性の評価にもとづいてアルミニウムおよびその合金の材料別に被削性を論じてみよう。純アルミニウムは、切削時に切削工具に金属の小片が付

着して構成刃先を生じ、かつ切屑に延性があるため連続した切屑となり好ましくない。このため Cu, Mg, Si, Zn, Mg<sub>2</sub>Si, MgZn<sub>2</sub> のような、溶体化し易いものの添加により、アルミ基質の硬さを増大し、かつ工具に構成刃先を生じにくくする。しかし表 5 に示すように、Si 単独の添加、ならびに B, Cr, Mn, Ti のような元素の添加は、基質金属と共に非常に硬い金属間化合物を形成し、工具の摩耗を著しく増大させるため工具寿命低下の原因となる。Si を多く添加した Al-Si 共晶合金ならびに過共晶合金は、Si の存在により、切屑こそ細かく破断されるが、工具寿命の著しい低下により、優れた材料とはいえない<sup>8)</sup>。このため工具寿命を低下させないことを前提とした添加元素は、現在のところ、Cu, Mg, Si, Zn の一種または二種以上が常識となっている。これら元素の適当量は、機械的性質を改良するほか、工具寿命に対しても悪影響をおよぼさないとされている。B. Couchman は、Cr, Fe, Mn およびアルミニウム酸化物は工具摩耗を助長すると述べている<sup>9)</sup>が、それは添加量の大小によって左右されよう。

切削動力への影響については、表 6 に示すように 2017 (Al-4%Cu-0.6% Mg-0.7%Mn)-T4 とこれにはほぼ類似した機械的性質をもつ軟鋼とで、切削時の送り量と切削動力の関係を調べた結果は図 2 の通りで、2017-T4 の動力は軟鋼の約35%にすぎないことがわかる<sup>10)</sup>。また単位馬力当たりの1分間の被削量は、2017-T4 の方が大きく、軟鋼の約3倍にもおよんでいる。この 2017-T4 は数多いアルミニウム合金の中でも被削性の評価は B 級（中之上）に属し、A 級に属する 2011-T3 合金では、切削動力はさらに低くなる。図 3<sup>5)</sup>は、切削速度と切削動力の関係を示すもので、アルミニウム合金は高速切削になる程切削動力が低下し高速切削が容易であることを示唆している。

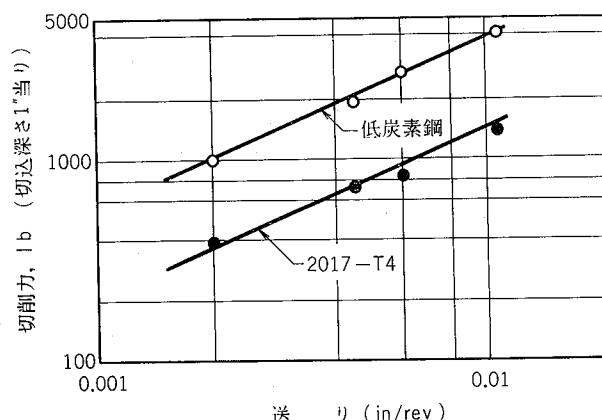
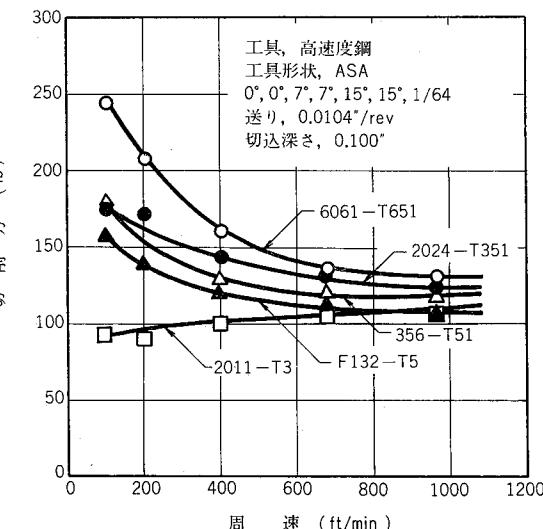
表 5 金属間化合物の硬さ

金属間化合物	硬さ (マイクロビッカース)
$\beta$ (AlFeSi)	578
Si	1320
Al <sub>6</sub> Mn	540
Al <sub>6</sub> Mn (Fe 固溶)	704
Al <sub>2</sub> Cu	560
S (Al <sub>2</sub> CuMg)	449
Al <sub>8</sub> Mg <sub>5</sub>	340
Al <sub>7</sub> Cr	735
Mg <sub>2</sub> Si	450

切削処理性は前にも述べたように最近では省力化の見地から、従来以上に評価されるべきであろう。このため切屑が細くなる材料が使用者から要求されている。たとえば図 4<sup>11)</sup>のような形状の部品を棒材から削りだすのに最初は 2017-T4 (溶体化処理) 材を用いていた。しかしこの材料は、荒削り、仕上削りを通じて、機械のベッドの中とか工具の範囲内に集まつた空間の多い切屑を箱につめ込むため

表 6 共通の機械的性質を有する 2017-T4 アルミ合  
金と軟鋼の性能比較<sup>10)</sup>

機械的性質	2017-T4	軟鋼 (熱間上り、低炭素)
引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	44.9	45.8
耐力(0.2%), kg/mm <sup>2</sup>	28.3	28.3
せん断強さ, kg/mm <sup>2</sup>	28.5	33.0
伸び(4 D), %	26.0	32.7
ブリネル硬さ		
HB(10/500)	113	110
HB(10/1000)	132	128

図 2 同じ位の機械的性能を有する 2017-T4 と低炭素鋼の切削力におよぼす送り量の影響<sup>10)</sup>図 3 5種類のアルミ合金の切削力におよぼす速度の影響<sup>5)</sup>

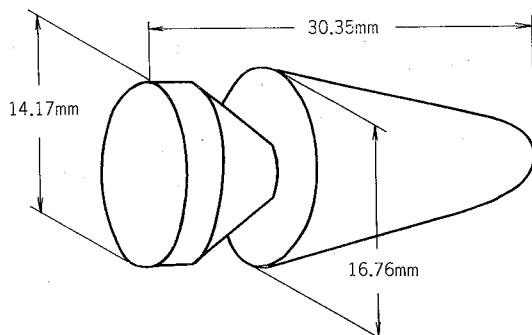
にたびたび機械を止めて片づける必要があった。このような状態では1人当たり2台の機械でしか作業ができず1時間当たりの製品の数も最大650個であった。このため細かい切屑を生成する2011-T3 (溶体化処理-冷間加工) 材に変えたところ、サイクルを3.2秒から2.8秒に減少させることができ、かつ切削回転数を2500rpmから3000rpmに増すことができたと同時に、機械も2台から3台にふやすことができ、このため1時間当たりの製作個数は1000個にまで增加了 (切削前の未加工状態の重量は21.4g、切削後

表7 各種アルミニウムの合金の被削性評価<sup>5)</sup>

合 金	質 別	評 価	合 金	質 別	評 価
1100	O, H112, H12	E	5056	H18, H38	C
1100	H14~H18	D	5083	O, H112, H321, H323	D
2011	T3, T4, T6, T8	A	5083	O, H112, H32	C
2014	O	C	5086, 5154	O, H112, H32	D
2014	T3, T4, T6	B	5086, 5154	H34~H38	C
2017	O	C	5257, 5357	O	D
2017	T4	B	5257, 5357	H25, H28, H38	C
2018	T61	B	5454, 5456	O, H112, H311	D
2024	T3, T4, T6, T8	B	5454, 5456	H343	C
2219	T3, T6, T8	B	5457	O	D
2618	T6	B	5457	H25, H28, H38	C
3003	O, H112, H12	E	5557, 5657	O	E
3003	H14~H18	D	5557, 5657	H25, H28, H38	D
3004	O, H112, H32	D	6061	O	D
3004	H34~H38	C	6061	T4, T6	C
5005	O, H112, H12, H32	E	6063	O, T2, T4	D
5005	H14~H18	D	6063	T5, T6, T8	C
5005	H34~H38	D	6262	T4, T9	B
5050	O, H112, H32	D	6463	O, T1	D
5050	H34~H38	C	6463	T4, T5, T6	C
5052	O, H112, H32	D	7075	T6, T73	B
5052	H34~H38	C	7079	T6	B
5056	O	D	7178	T6	B

表8 破削性評価の基準

評 価	切 割 の 形 状	備 考
A		快削性あり。非常に細かい切屑とすぐれた仕上げが得られる。
B		カールした切屑で簡単にちぎれる。表面の仕上がり状態はAとCの間に位置している
C		連続した切屑である。しかし仕上がり状態はよい。
D		連続した切屑である。仕上がり状態は満足できる。
E		切屑処理性と仕上がり状態を満足させるためには最適の工具設計と機械設定が要求される。

図4 切削加工後の形状<sup>11)</sup>

の重量は10g) という報告もある<sup>11)</sup>。このように、アルミニウム合金の被削性は他の合金に比べて特に劣るということではなく、むしろすぐれた合金の選定はしばしば製品のコストに著しい利益をもたらすのである。表7<sup>5)</sup>に示したのは代表的アルミニウム合金の被削性評価である。この中では2011合金がT3, T4, T6(溶体化処理一人工時効), T8(溶体化処理一冷間加工一人工時効)処理を通じて被削性はA級であり最もすぐれている。B級は2011を除く他の2000番台および7000番台の、溶体化処理ならば析出時効処理を施した合金である。6000番台合金は、6262-T4, T9処理材のみB級で、他はすべてC級以下に属する。1000, 3000, 5000番台合金はすべてC~E級である。このA~Eで等級分けした内容は表8に示すように切屑の形状と仕上面の状態とで評価している。多くのアルミニウム合金の中で、切削加工をおこなったとき、作業性に問

題のない材料は A 級および B 級に相当する合金であると考えてよい。しかし B 級に属するほとんどの材料は、高力系合金であって本来の使用目的が他にあることを考えれば、いわゆる快削アルミニウム合金の範囲に入るものは、2011合金だけに限られる。この合金は切屑の処理性、被削後の仕上がり状態がすぐれているほかに、すでに図3 であきらかに切削動力についても他合金より低く、快削アルミニウム合金として広く使用される理由もここにある。

しかし2011合金は Cu を 5.5% も含むだけに耐食性が極めて悪く、使用条件したまでは必ず陽極酸化皮膜処理とか塗装を施す必要がある。また素材を保管しているときや、切削加工中にも腐食に関してトラブルが生ずることがある。この欠点を改良するために開発されたのが 6262 合金<sup>12)</sup> (Al-1%Mg-0.6%Si-0.3%Cu-0.1%Cr-0.55%Pb-0.55%Bi) であるが、被削性は表7 であきらかに 2011 合金に比べると一ランク低く万能型の合金ではない。

このため各国とも、耐食性快削アルミニウム合金の研究開発に力を入れており、耐食性と強度は6000番台合金なみ、被削性は2011相当の材料を作るのがひとつの課題になっているといつても過言ではない。

## 6. 快削アルミニウム合金の現状と問題点

現在実用されている快削アルミニウム合金は大きく分けて2種類あり、ひとつは Al-Cu 系、ひとつは Al-Mg<sub>2</sub>Si 系である。これらはともに被削性を改良する元素として Pb, Bi, Cd, Sn などの低融点金属 2種以上を約 2% 以内に添加しているのが特徴である。米国では1954年に Al-Cu 系快削アルミニウム合金として 2011 が、1960 年には Al-Mg<sub>2</sub>Si 系快削アルミニウム合金として 6262 が、それぞれアルミニウム協会に登録されている。ヨーロッパでもやはり大別して上記 2 系統の合金成分に近いものが使用されているようである。スイスでは Decoltal-500 という商品名で 2011 相当合金が、また AnticorodalPb なる商品名で 6262 相当合金が発売されている。

筆者らが調査した結果によると Decoltal-500 は 2011 合金とまったく同一成分であり、AnticorodalPb は Al-0.8%Mg-1.0%Si-0.5%Mn-1.1%Pb-0.3%Cd であった。この合金は 6262 と同じく Al-Mg<sub>2</sub>Si 系の耐食合金ではあるが、Pb 量が多いのと Bi に替えて Cd が添加されているのが特徴である。ドイツでは DIN 規格によれば、Al-Cu 系として、AlCuMgPb なる合金が制定されており、成分範囲は Al-3.5~5%Cu-1~3%Pb+Sn+Bi+Cd+Sb-0.4~1.8%Mg-0.5~1.0%Mn で、むしろ 2017, 2024 系合金に低融点金属を添加したものである。また Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金としては AlMgSiPb が制定されており、成分範囲は Al-0.6~1.4%Mg-0.6~1.6%Si-1~3%Pb+Sn+Bi+Cd+Sb-0.6~1.0%Mn-0~0.3%Cr 合金である。

以上のように諸外国では、化学成分の構成に多少の違い

表9 外国製快削アルミニウム合金の被削性

	DIN AlMgSi Pb	DIN AlCuMg Pb	AA 6262 T9	Antico- rodal Pb 108	Decol- tal 500
機械的 性質	耐力, kg/mm <sup>2</sup>	27	31	37	30
	引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	32	35	38	34
	伸び, %	14	4	8	15
	硬さ, HB	94	120	110	96
化学成 分	Cu	0.1	4.3	0.3	—
	Si	1.4	0.6	0.5	1.0
	Mg	1.7	1.1	0.8	0.8
	Zn	—	—	—	—
	Fe	0.3	0.5	—	—
	Mn	0.8	0.6	—	0.5
	Ti	—	—	—	—
	Pb	1.8	1.2	0.4	1.1
	Bi	—	0.1	0.6	—
	Sn	—	0.5	—	—
	Cd	0.1	0.1	—	0.3
	被削性の評価	A	B	B	A

はあるものの共通点があるものと考えられる。わが国においても例外ではなく、Al-Cu 系合金については JIS H4040 に、AA2011 相当品が A2011BD, A2011W として登録されており、各社各様の商品名で市販しているが、その成分範囲は AA2011 とまったく同じである。Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金はまだ JIS には制定されていないが各社とも開発は盛んのようである。表9 にこれまでに調べた諸外国の快削アルミニウム合金の化学成分と代表的機械的性質を示す。

快削アルミニウム合金には現在のところ例外なしになんらかの低融点金属が添加されており多くは 2 種以上の組合せになっている。この考え方としては、

i) これら元素はアルミニウムにあまり固溶しない。このため固い基質の中に軟かい金属が点存しチップブレーカーの役目をする。また潤滑作用もある。

ii) これら元素を 2 種以上適当な配合により組合わせると個々の融点よりも低い温度で溶ける共晶成分を構成し、切削加工時に工具と被削物との間に生ずる摩擦熱により共晶成分が溶けて切欠き効果を与える、しかも溶融時に体積増加のために切屑のアルミニウム相の内部応力が高まり破断に導かれる。このため切屑は基質内の低融点共晶成分の分布程度（粒子の大きさ、均一性、絶体量）に応じて微細に破断され被削性を改良する。とされている。

H.Zoller らはこの考え方にもとづき、表10<sup>13)</sup> に示すように切屑微細化元素 (Bi, Cd, Pb, Sn, In など) の任意の 2 種を共晶成分を作るように配合した場合、たとえば 2011 に添加されている Pb と Bi の比を 43.5 : 56.5 にすることにより 125°C の共晶点が得られると提案している<sup>13)</sup>。さらに低融点のものを得ようとすれば Pb-Bi-Cd の 3 元系にすればよく、これによって 91°C という非常に低い温度になることを示しているが、一方においてこれらの低融点共晶物も他の金属元素が共存したときは表11<sup>13)</sup> に示

表10 快削アルミ合金に添加される元素の融点とその組合せ<sup>13)</sup>

	Bi	Cd	In	Pb	Sn
Bi	271.3°C				
Cd		320.9°C			
In			156.4°C	155°C 327°C In Pb	
Pb					
Sn					231.9°C

三元系: Bi-Cd-Pb 52:8:40 91°C

したような、金属間化合物を作り、これが被削性を低下させると指摘している。たとえば AA6262は合金中の硬化要素である Mg (Si と結合して  $Mg_2Si$  を作るべき元素) と被削性改良のための元素である Bi ならびに Pb が結合して  $Mg_3Bi_2$ ,  $Mg_2Pb$  を作り、被削性改良に寄与すべき Pb, Bi の共晶物は実質ごくわずかになり、このため、6262合金の被削性は2011合金に比べると悪いと指摘している。確かに6262合金の被削性は著者らの実験によっても良好とはいえず、このH.Zollerらの説は支持できるものである。そして、H.Zoller らはその論文の結論として、適当合金として Al-2%Cu-0.5%Mg-0.5%Si をベースとし、ここへ Pb と Cd を 8 : 2 の割合で添加した新しい快削合金を提案しているが、Cd はアルミニウム基質中に固溶すること、Pb は Mg と化合物を作ることなどの理由により、彼自身が提唱する理論と矛盾することになる。この点については註釈として Cd は Pb の添加によってアルミニウム基質から抽出されて Pb と共晶をつくると説明しているが、Pb と Mg の化合物については触れていない。Pb と Cd 割合は前述のごとくあきらかにされてはいるもののその絶体量はあきらかでないがおそらくかなり多くの Pb 添加 (1%以上と推定される) が必要ではないかと考えられる。平松らはこれと同じような実験をおこない、Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金では、添加せる低融点金属の融点の低い組

表11 各種合金系に低融点金属を添加したときにできる金属間化合物<sup>13)</sup>

低融点金属 合金系	Bi 271.3°C	Cd 320.9°C	In 156.4°C	Pb 327.4°C	Sn 231.9°C
AlCu					
AlCuMg	Mg <sub>3</sub> Bi <sub>2</sub>				Mg <sub>2</sub> Sn
AlMn					
AlSi					
AlMg	Mg <sub>3</sub> Bi <sub>2</sub>			(Mg <sub>2</sub> Pb)	Mg <sub>2</sub> Sn
AlMgSi(Cu)	Mg <sub>3</sub> Bi <sub>2</sub>				Mg <sub>2</sub> Sn
AlZnMg(Cu)	Mg <sub>3</sub> Bi <sub>2</sub>				Mg <sub>2</sub> Sn
AlFe					

成のもの程被削性が優れており、中でも Pb, Bi, Sn, Cd の 4 元共晶組成 (0.39%Pb-0.71%Bi-0.18%Sn-0.14% Cd) のものは融点が 70°C でもっとも良好な被削性を得たと報告している<sup>14)</sup>。しかし著者らの実験では融点の低いものが必ずしも優れた被削性を示すとは限らず、たとえば、低融点金属元素の組合せ、添加量を種々変えて検討した結果、表12<sup>15)</sup>のごとき結果が得られている。これによると基質中の低融点共晶成分が切削加工時に生ずる熱で溶けるという考え方を全面的に支持すれば矛盾するものであり、そのため切屑の微細化に関して、基質の状態、第3添加元素の効果、低融点金属の共晶組成が溶けない状態の挙動、たとえば延性を失なう効果などについて検討する余地が残

表12 耐食性快削アルミ合金の組成と被削性の関係<sup>15)</sup>

記号	Mg <sub>2</sub> Si %	低融点金属添加量(%)				融 点 °C	第三添加元素 Cu, Cr, Zr, Mn など	機 械 的 性 質				被削性 評 価
		Sn	Pb	Bi	合 計			$\sigma_{0.2}$ kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_B$ kg/mm <sup>2</sup>	$\delta$ %	HV (1kg)	
I	1.4	0.62	0.38		1.0	183	な し	26	29	10	100	D
J	1.4	1.24	0.76		2.0	183	な し	24	27	8	93	A
K	1.4	0.42		0.58	1.0	139	な し	24	28	15	95	C
L	1.4	0.84		1.26	2.0	139	な し	19	24	11	92	B
M	1.4		0.45	0.55	1.0	125	な し	25	29	13	102	D
N	1.4		0.90	1.10	2.0	125	な し	26	30	15	106	D
O	1.4	0.16	0.31	0.52	1.0	99	な し	27	29	10	95	D
P	1.4	0.32	0.62	1.04	2.0	99	な し	24	27	7	97	B
Q	1.4	0.62	0.38		1.0	183	あ り	27	32	13	102	C
R	1.4	1.24	0.76		2.0	183	あ り	26	31	17	106	A
S	1.4	0.42		0.58	1.0	139	あ り	25	31	21	103	C
T	1.4	0.84		1.16	2.0	139	あ り	24	29	18	93	B
U	1.4		0.45	0.55	1.0	125	あ り	28	32	16	110	B
V	1.4		0.90	1.10	2.0	125	あ り	27	31	14	109	B
W	1.4	1.24	0.76		2.0	183	あ り	27	32	20	100	A
X	1.4	1.24	0.76		2.0	183	あ り	27	31	19	100	A
Y	1.4	1.24	0.76		2.0	183	あ り	26	29	19	102	A
Z	1.4	1.24	0.76		2.0	183	あ り	27	31	21	106	A

されている。

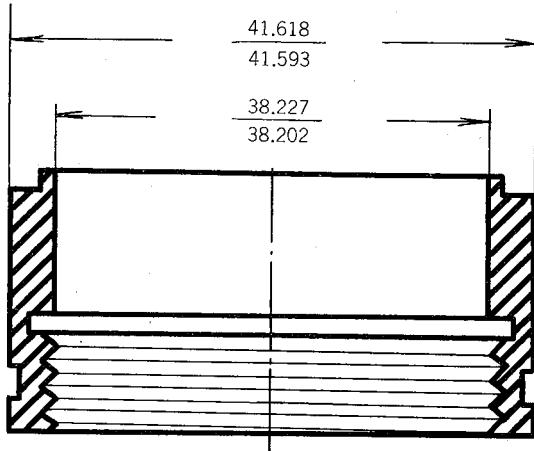
いっぽう、H.Zoller らの提案する合金が絶体的なものであるとしても、この合金中には Cu が 2% も含まれていてまだまだ耐食性に問題があること、Cd が添加されていて昨今のわが国のようにカドミウム公害でやかましいところでは、材料の製造から製品の切削加工、表面処理などの各立程について公害対策を完全なものにしておかなければ問題があり、量産に適した合金とはいがたい。

## 7. 快削アルミニウム合金に要求される諸性質

すでに第2章において述べた被削性評価の対象となる工具寿命、切削動力、切屑処理性、仕上面のアラサは、快削アルミニウム合金に要求される最低の条件である。このほかにアルミニウム合金として一般に要求される条件をも完全に満たさなければすぐれた快削アルミニウム合金とはいえない。

まず第一に耐食性がすぐれているとともに耐応力腐食割れ性もすぐれていることである。このため合金系としては Al-Mg<sub>2</sub>Si 系が有望である。Al-Cu 系は耐食性が悪く、Al-MgZn<sub>2</sub> 系は耐応力腐食割れ性が劣る。次に適当な強さの引張性質を有することである。この場合同じ程度の強度を、耐食性を前提として考えれば、やはり Al-Mg<sub>2</sub>Si

系が有望である。Al-Mg 系も考えられるが被削性に問題があり、被削性を向上させるために Mg 添加量を多くすれば、生産性が悪くなるばかりでなく応力腐食割れを心配しなければならない。最近は自動旋盤を用いて切削加工をすることが多いので、素材の寸法公差はより厳しいものが要求されるようになってきた。このため素材の寸法精度を上げるために矯正加工をする必要があり、Al-Mg<sub>2</sub>Si 系はこの作業が他の合金に比べて円滑におこなわれるので好ましい。被削材料を切削加工するとき、往々にして材料のもつ内応力により製品が変形することがある。これを防止するため応力除去処理を行なうことがあるが、熱処理によって応力除去処理をする場合には Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金是有利である。というのは、Al-Mg<sub>2</sub>Si 合金は、平松らの報告でもあきらかにように被削性の中でも特に重要な評価の対象となる切屑処理性は T6 がもっともすぐれており、次いで T8 である。これらの処理はいずれも最終工程で人工時効処理を行なっており、この処理を適切に調節することによって応力除去処理をも同時にできるからである。この応力除去処理、すなわち調質の影響についてはたとえば 2011 合金について検討されており、図 5<sup>16)</sup>に示すような形状の製品を削るのに最初 2011-T3 棒を使用していたところ、内径の真円度 0.025mm の要求に対し、0.1~0.25mm の真円度しか得られなかった。そこで 163°C × 15hr の応

図5 切削加工後の形状<sup>16)</sup>表13 低融点金属の地金価格（昭和48年7月現在）<sup>17)</sup>

地 金	価格 (1 kg 当り)
ビス マス	2,900円
錫	1,370
カドミウム	2,300
鉛	135
インジウム (99.99%)	40,000

表14 理想的な快削アルミ合金を得る条件

要 求	備 考
合 金 系	Al-Mg <sub>2</sub> Si が望ましい。Al-Cu は耐食性に問題がある。
低 融 点 金 属	Pb, Bi, Sn がよい。In は高価であり、Cd は公害の関係で問題がある。
第3 添加 元 素	硬い金属間化合物を形成する元素は工具摩耗を増大させる。
質 別	溶体化処理、冷間加工、人工時効処理の適当な組合せが必要

力除去処理をおこなったところ、すべて 0.025mm 以内に納まったとの報告があり、約25%もコストを下げたそうである<sup>16)</sup>。Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金についても同じ考え方をしてもよい。

次に価格の問題がある。被削性改良のために添加する低融点金属があまり高価であると当然材料費が高くなり、好みたくない。また添加量のあまり多いのも問題がある。

表で<sup>17)</sup>に示したのは昭和48年7月現在のこれら金属の価格であるが、Pb, Sn にくらべると Cd, Bi, In などは高い。いっぽう、これら低融点金属は使用上の管理（地金溶解、切削加工、表面処理の過程で起こる重金属の人体への影響）を充分にしないと公害問題が発生し、とりわけ Cd, In, Te などは現状では使用しない方がよいと考えられる。

以上のような考え方にもとづいて今後の快削アルミ合金の指向するところは、表14のようにまとめられる。すなわち、合金系としては Al-Mg<sub>2</sub>Si、低融点添加元素としては、Sn, Pb, Bi、調質としては、溶体化処理—(冷間加工) 人工時効処理が望ましい。さらに第3添加元素の大きな効果も無視できない。

## 8. 当社の快削アルミ合金 GT09

当社では現在のところ、あまり腐食環境にさらされないようなところ、もしさらされてもしかるべき防食処理を施して使用する場合の適合金として2011合金を製造している。質別は主として T3 および T8 である。切削処理性の点では T6 がもっともすぐれ以下 T8, T3, T4 の順であるが、T6 は機械的性質が T3, T8 に比べて低いため、たとえばトルクの大きいかかる様な用途には問題のある調質である。竹内ら<sup>18)</sup>は 100~200m/min の範囲の切削速度で 2011-T3, 2011-T8 棒を削り、この合金の特徴として送り速度が大きくなるほど切削力が小さくなることを指摘し、また浅野ら<sup>19)</sup>は 2011-T8 棒を切削して、切削速度が小さく、また送りが小さい場合には構成刃先が生成され切削数は著しく減少すると報告している。これから明らかなように 2011-T3, T8 合金ではある程度高速切削をする方がよいようである。2011合金と他の代表的合金の切削処理性を主とした評価は表15<sup>18)</sup>の通りであり 2011 が快削合金であることを証明している。しかしこの切削評価は切削条件、とりわけバイトの送り量にもっとも強く依存し、特定の送りの範囲で連続した切削が発生する<sup>19)</sup>ので切削条件の設定には充分に注意する必要がある。表16に示したのは 2011 合金の代表的諸性質である。

最近わが社では、2011合金の快削性にほぼ相当する性能を有し、耐食性は6061相当の耐食性快削アルミニウム合金として GT09 合金を開発した。この合金は 1~2% の Mg<sub>2</sub>Si を含む Al-Mg<sub>2</sub>Si 基合金で、被削性を改良するための低融点添加元素を 2 種以上添加している。さらにこれに加えて第3添加元素を微量加えて被削性を一段と向上させるとともに表面処理性についても工夫がなされている<sup>20)</sup>。表12であきらかなるとく従来合金、特に耐食性に重点をおいて開発された各種耐食性アルミニウム合金との性能を比較した結果では、低融点金属元素の組合せは Sn と Pb が適当であり、これより融点の低い共晶成分を構成する Sn と Bi, Sn と Pb と Bi の組合せは必ずしもすぐれた被削性を示していない。すなわち、平松らの実験によれば、被削性特に切削の処理性に関しては、共晶成分の融点が低い程被削性とりわけ切削処理性がすぐれていると結論しているが、この表からはそのような傾向は認められない。合金 O, P は、本実験中もっとも融点の低い共晶組成を有するが被削性評価は D, B であり 2011 合金にはおよばない。しかし O に比べて P がかなり良好な被削性評価を得ていることは注目すべきで、H. Zoller らが指摘する、低融点金属と硬化要素との金属間化合物の形成は確かにあるけれども、絶体量を増せば、切削処理性は改良されていることより、これら被削性を改良するための低融点金属の合金中への添加量も非常に重要な役割をしているものと考えられる。U, V は 6262 相当合金であるが、これもすでに述べたように 2011 合金ほど切削処理性はよくない。

表15 各種非鉄合金の旋削条件\*と切屑の評価\*\*<sup>18)</sup>

材質	バイト 旋削速度 送り速度	真のすくい角, 30°				真のすくい角, 35°			
		60m/min		120m/min		60m/min		120m/min	
		0.05mm/rev	0.10mm/rev	0.05mm/rev	0.10mm/rev	0.05mm/rev	0.10mm/rev	0.05mm/rev	0.10mm/rev
2011-T3		2	2	5	2	5	2	5	2
2011-T8		3	1	2	1	5	1	5	1
2017-T3		5	5	5	5	5	5	5	5
2024-T4		5	5	5	5	5	5	5	5
4032-F		1	2	1	2	3	2	3	2
5052-F		5	5	5	5	5	5	5	5
5056-H		5	5	5	5	5	5	5	5
6063-F		5	5	5	5	5	4	4	5
7075-T6		5	5	5	5	5	5	5	5
AlMgSiPb		5	5	4	4	5	5	5	3
7:3 黄銅		5	5	5	5	5	5	5	5
6:4 黄銅		1	3	1	5	1	5	1	5

\* 大隈鉄工所製 LP 型 4 呎旋盤、バイト: SKH 4, 乾式

\*\* 1: 理想的不連続形, 2: 1 と 3 の中間, 3: 連続形であるがラセン状にスムーズに流れるもの, 4: 3 と 5 の中間, 5: 連続形で大きくもつれるもの

表16 2011合金の代表的諸性質

		T 3	T 8
機械的性質	引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	38.7	41.5
	耐力, kg/mm <sup>2</sup>	30.2	31.6
	伸び, %	15	12
	硬さ, ブリネル	95	100
	せん断強さ, kg/mm <sup>2</sup>	22.5	24.6
	疲労限, kg/mm <sup>2</sup>	12.7	12.7
物理的性質	比重	2.82	
	液相点, °C	643	
	固相点, °C	535	
	熱膨張係数 (T3), ×10 <sup>-6</sup> /°C	-50~+20°C 20~100°C 20~200°C 20~300°C	21.4 23.0 24.1 25.0
	導電率, %	39	45
	熱伝導度, C.G.S	0.36	0.41
	比抵抗, μΩ·cm	4.4	3.8

J, R, W, X, Y, Z の合金は今回開発したわが社の耐食性快削アルミ合金で、GT09 に相当するものである。これら一連の合金は、耐食性が非常にすぐれており、被削性評価も 2011 と同等の A 級である。J は第 3 添加元素を添加していないので、機械的性質は少し低いが、他の R, W, X, Y, Z では第 3 添加元素を添加しているので機械的性質は改良され、同時に表面処理性など他の諸性能もすぐれた結果を示した。

この合金は、主として、T6 状態で供給されるが、人工時効条件を適当に設定することにより内部応力を少なくすることができるので光学用材料としての用途に適当である。光学用材料には従来 Al-Mg 系合金、主として 5056 が使用されている。この合金は切削加工性に難点が残され

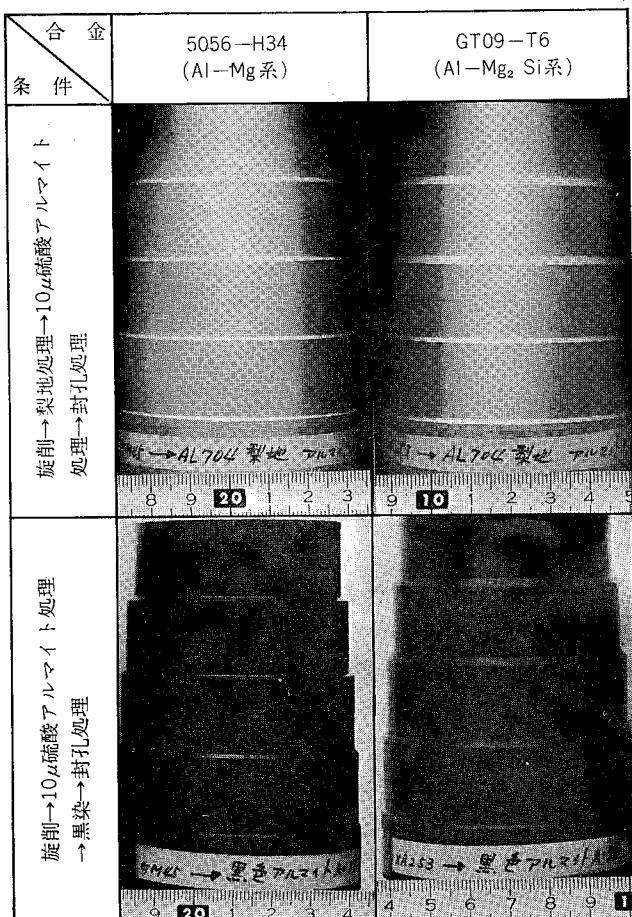


図 6 GTO9 合金の表面処理性 (5056 合金と比較)

ているものの表面処理性がすぐれています。光学関係材料としては適当な合金である。GT09 の表面処理性は、この 5056 合金を目標としているだけに図 6 に示すように非常にきれいな仕上がりが得られる。表 17 に示したのは、従来合

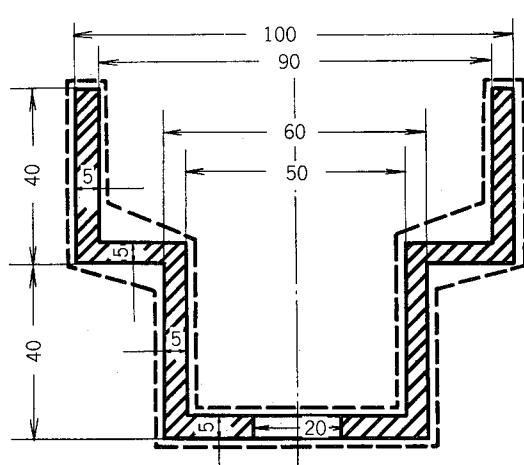
表 17 GT09 合金と他合金の諸性能比較

合 金 性 能	2011-T3	5056-H38	6262-T9	GT09-T6
合 金 系	Al-Cu	Al-Mg	Al-Mg <sub>2</sub> Si	Al-Mg <sub>2</sub> Si
引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	34	42	39	30
耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	29	35	36	26
伸び (%)	16	15	8	18
硬さ ピッカース 5kg	105	112	130	105
比重	2.82	2.64	2.72	2.73
* 切屑処理性				
** 耐食性				
アルマイト処理後 の耐食性 ***	RN 7	RN9以上	RN9以上	RN9以上

\* バイト: 炭素鋼, すくい角5°, 旋削条件: 周速100m/min, 切込量1.0mm, 送り0.07mm/rev

\*\* 旋削のままの状態で3.5% NaCl+0.3% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 水溶液中で16時間腐食試験後断面顕微鏡写真撮影

\*\*\* JIS Z2371により塩水噴霧試験実施 (試験前状態は10μ硫酸アルマイト)

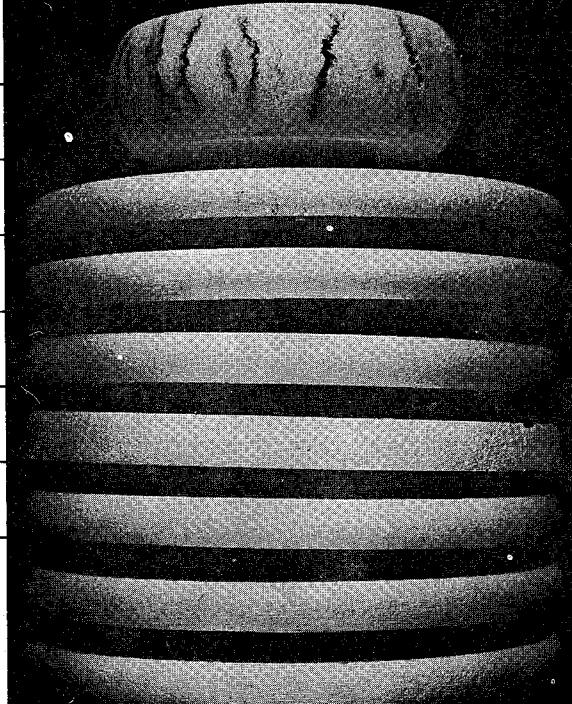
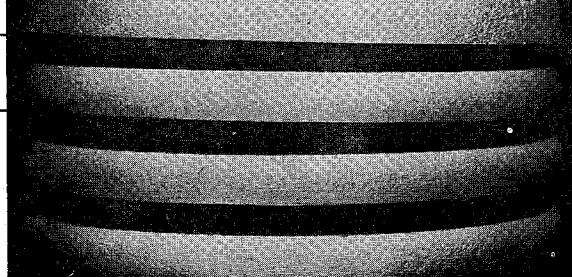


	重 量 (gr)
素材	(102φ×82ℓ) 181
完成品	(斜線内) 38
鍛造品	(点線内) 60

図 7

金と同時に、種々の性能を比較検討した結果であるが、耐食性、表面処理性については5056とほぼ同じような性能が得られており、被削性については5056合金よりはるかにすぐれ切屑処理性は2011と同じである。すでに示した表1によってあきらかなように、快削アルミニウム合金の90%以上は引抜棒として供給されているが鍛造品、とくに型打鍛造品としての供給も考えておく必要がある。たとえば、図7に示すような形状のものを削りだす場合、棒から削りだすと完成品重量は素材重量の約20%にすぎず、約80%は切屑としてスクラップになるだけである。これではいくら被削性がよいといっても材料費が実質高くなるだけである。この場合、鍛造加工によって完成品には近い形状まで型打鍛造をおこないその後切削加工をすれば、このようなロスは少なくなろう。このため、GT09合金については鍛造加工性についても検討し、表18に示すような結果を得ている。すなわち、O処理後冷間鍛造をすることにより複雑な形状の型打鍛造品が得られ、完成品に近い形状を得ることができるため切削加工によって完成品にするときに生ずる切屑発生量は非常に少なくなる。もし溶体化処理後冷間鍛造を行なう場合には特殊な溶体化処理条件を採用すればそれも可能であることも確めている。

表 18 GT09 合金の鍛造加工性

	鍛造加工前の状態	59φ×50t ブロックを10tまで鍛造加工したときの外観状況	割れ有無
冷間鍛造	押出しのまま		なし
	350°C × 1hr A·C		なし
	炉冷軟化(410°Cから250°Cまで20°C/hrで炉冷)		なし
	520°C × 1hr W·Q 直後		0.5mmの深さの割れ
	520°C × 1hr W·Q 直後 4日間時効後		1.0mmの深さの割れ
熱間鍛造	420°C 加熱		なし
	450°C 加熱		1.0mmの深さの割れ
	500°C 加熱		7.0mmの深さの割れ

## 9. おわりに

以上、快削アルミニウム合金の現状と問題点を中心にして概説した。快削アルミニウム合金に添加して被削性を向上させると考えられている低融点金属の挙動についてはまだ不明の点も多く今後とも研究課題は残されている。本稿で提起した諸問題も含めさらに検討を重ねることによって、理想的な耐食性快削アルミニウム合金が開発されることが望まれる。

## 文 献

- 1) 軽金属圧延工業会：アルミあつえん，No. 137～144.
- 2) 森永卓一：軽金属，16(1966)，254.
- 3) 奥島啓式：軽金属，20(1970)，520.
- 4) 奥島啓式：伸銅技術研究会誌，4，1(1965)，4.
- 5) ASM : Aluminium, 3 (1967), 251.
- 6) 栗原健助, 菊地庄作, 江田弘: 軽金属, 18 (1968), 2.
- 7) 栗原健助, 菊地庄作, 江田弘: 軽金属, 18(1968), 13.
- 8) 財満鎮雄, 広野雅道: 日本金属学会誌, 32(1968), 1109.
- 9) B.Couchman : Intern Conf Mfg Technol (1967), 665.
- 10) ASM : Metals handbook, 3(1967), 440.
- 11) ASM : Metals handbook, 3(1967), 441.
- 12) アルコア日本特許: No. 415198.
- 13) H.Zoller, G.Enzler, J.C.Fornerod : Aluminium, 45(1969), 49.
- 14) 平松剛毅, 宮木美光, 辻美絵, 津崎好信 : 軽金属学会第41回秋期大会講演概要, 115.
- 15) 高島章: 未公表
- 16) ASM : Metals handbook, 3(1967), 442.
- 17) アグネ: 43, 9(1973), 82.
- 18) 竹内勝治, 中村授: 本誌, 8 (1967), 115.
- 19) 浅野和彦, 藤原明: 軽金属, 21 (1971), 579.
- 20) 馬場義雄, 高島章: 未公表

R177

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 15 No. 1 January 1974

---

## 各種アルミニウム合金の耐食性(データ・シート)

萩原理樹  
重永光治

住友軽金属工業株式会社

# 各種アルミニウム合金の耐食性（データ・シート）

萩原理樹, 重永光治

## 1はじめに

本データは、当社で製作、市販している各種アルミニウム合金材料の耐食性を相互に比較した結果をまとめた。試料の表面状態を統一するため、素材はすべて研究部で作製した。

## 2供試材

表1に示した28種板状試験片 ( $2t \times 50w \times 75l$ ) の無処理材のはかに、A0, 3S, 52Sの3種についてはMBV処理とボンデライト#723処理材を加え、さらに、63Sについては硫酸アルマイト $10\mu$ -沸騰水封孔処理材をも供試した。

## 3試験

(1) 塩水噴霧試験 (JIS-Z2371に準ず) ..... 5%NaCl, 35°C, 100, 300, 500および1000hr

(2) 湿水試験 (40°C水道水浸漬), 1, 3および6か月

## 4調査項目

塩水噴霧試験材については外観と重量損失を調査し、湿水浸漬試験材については外観、孔食数および最大孔食深さを調査した。

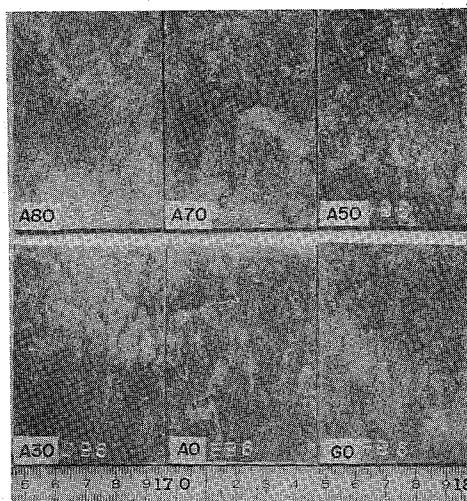
## 5結果

塩水噴霧試験材の外観を図1～7に、重量損失の変化を図8～13に示した。11Sと17Sにのみ著しい孔食を生じたが、他の合金はいずれもほぼ全面腐食を呈した。

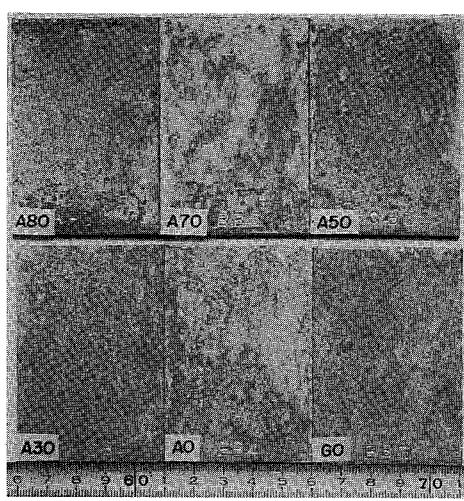
湿水試験材の外観を図14～19に、発生した孔食の数を図20～25に、その最大深さを図26～31に示した。ZK60およびZK61合金にはフクレが生じ、孔食の判定はできなかつた。また、MBV処理材には孔食は生じなかつた。

表1 供試合金材料

社内呼称	JIS呼称	主要添加元素量(%)	社内呼称	JIS呼称	主要添加元素量(%)
A80-O	A1080-O	Al 99.8 以上	183S-O	A5083-O	Mg 4.5, Mn 0.65
A70-O	A1070-O	〃 99.7 〃	256S-O	A5056-O	Mg 5, Cr 0.1
A50-O	A1050-O	〃 99.5 〃	63S-T5	A6063-T5	Mg 0.7, Si 0.4
A30-O	A1100-O	〃 99.0 〃	61S-T6	A6061-T6	Mg 1.0, Si 0.6 Cu 0.3
A0-O	A1200-O	〃 99.0 〃	TD09-T6	—	Mg 0.75, Si 0.7, Cd, Sn
G0-O	A5N01-O	Mg 0.3, Cu 0.1	11S-T6	A2011-T6	Cu 5.5
FS08-O	—	Fe 0.85, Si 0.55	17S-T4	A2017-T4	Cu 4.2, Mg 0.6
GF08-O	—	Fe 0.55, Mg 0.8, Mn 0.45	24SC-T6	A2024合せ-T6	母材 Cu 4.7, Mg 1.6, 皮材 Al 99.0
3S-O	A3003-O	Mn 1.2	75S-T6	A7075-T6	Zn 5.7, Mg 2.6, Cu 1.7
3SC-O	A3003合せ-O	母材-3003, 皮材 7072	75SC-T6	A7075合せ-T6	母材-7075, 皮材-7072
4S-O	A3004-O	Mn 1.2, Mg 1.0	ZK41-T7	A7N01-T7	Zn 4.1, Mg 2
204S-O	—	Mn 1.1, Mg 1.1	ZK47-T7	A7N01-T7	Zn 4.7, Mg 1.2
257S-O	A5N01-O	Mg 0.5, Cu 0.1	ZK60-T7	—	Zn 6, Mg 0.75
52S-O	A5052-O	Mg 2.5, Cr 0.25	ZK61-T1	—	Zn 6.1, Mg 0.35



100hr 試験後



1000hr 試験後

図1 塩水噴霧試験材（純アルミニウム系合金）の外観

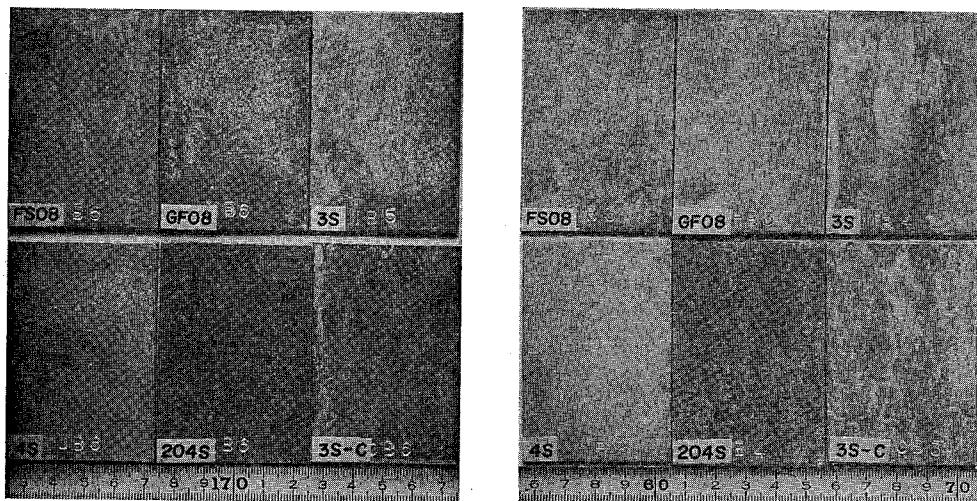


図2 塩水噴霧試験材（Al-Mn系合金等）の外観

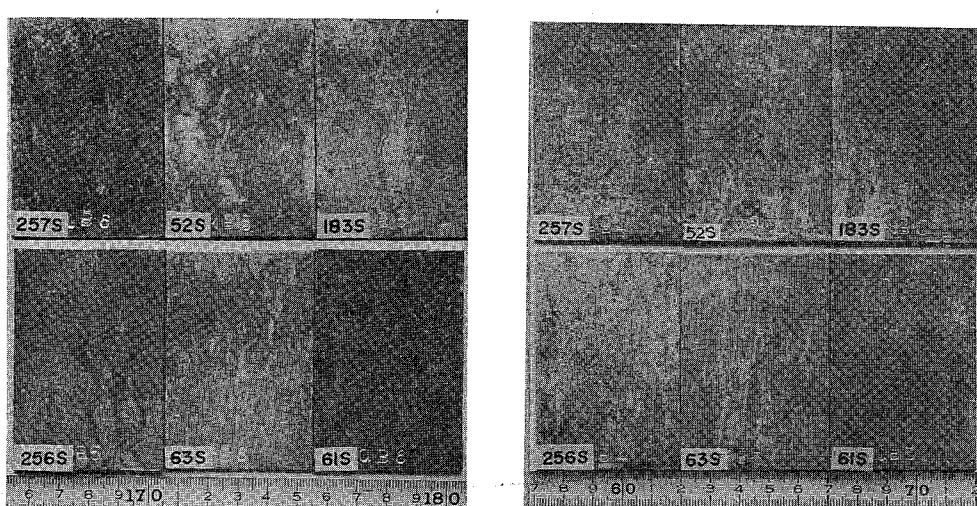


図3 塩水噴霧試験材（Al-Mg系合金等）の外観

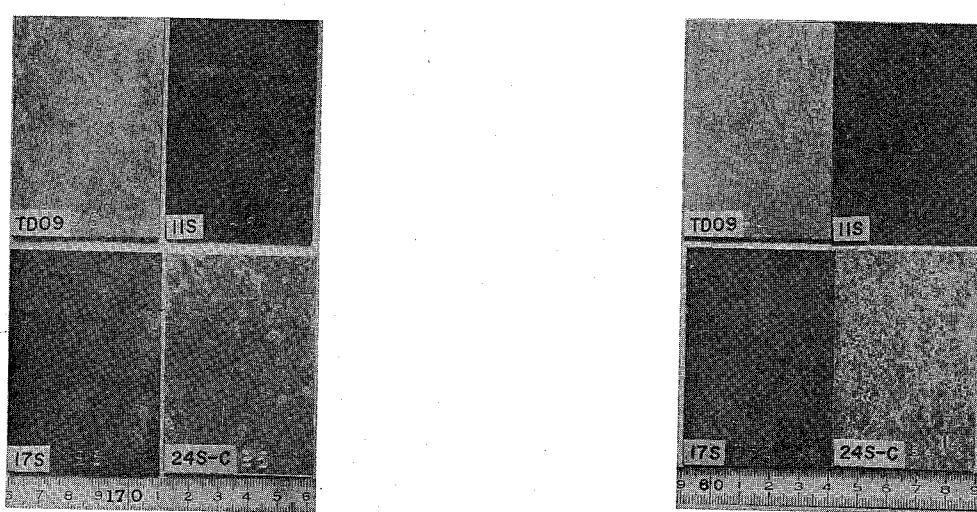


図4 塩水噴霧試験材（Al-Cu系合金）の外観

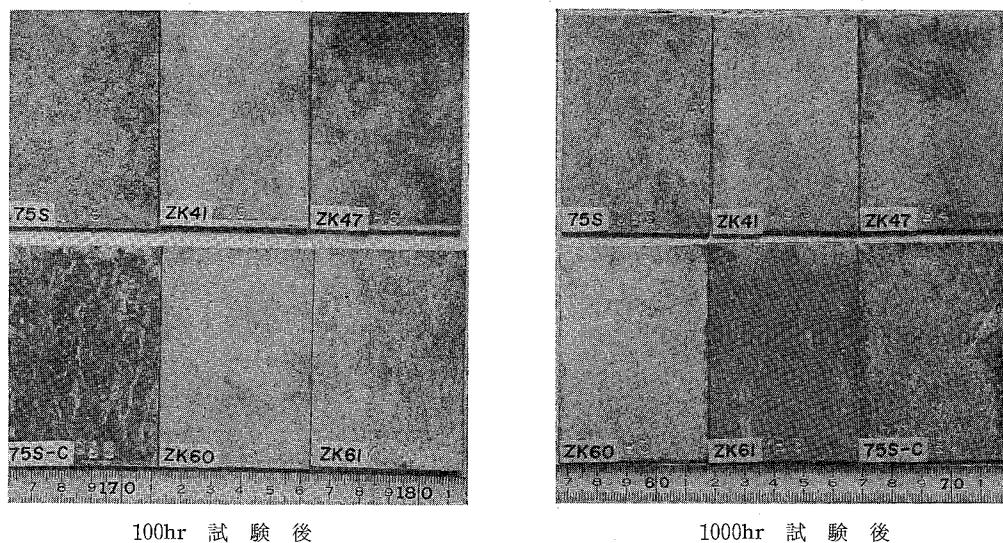


図 5 塩水噴霧試験材 (Al-Zn-Mg 系合金) の外観

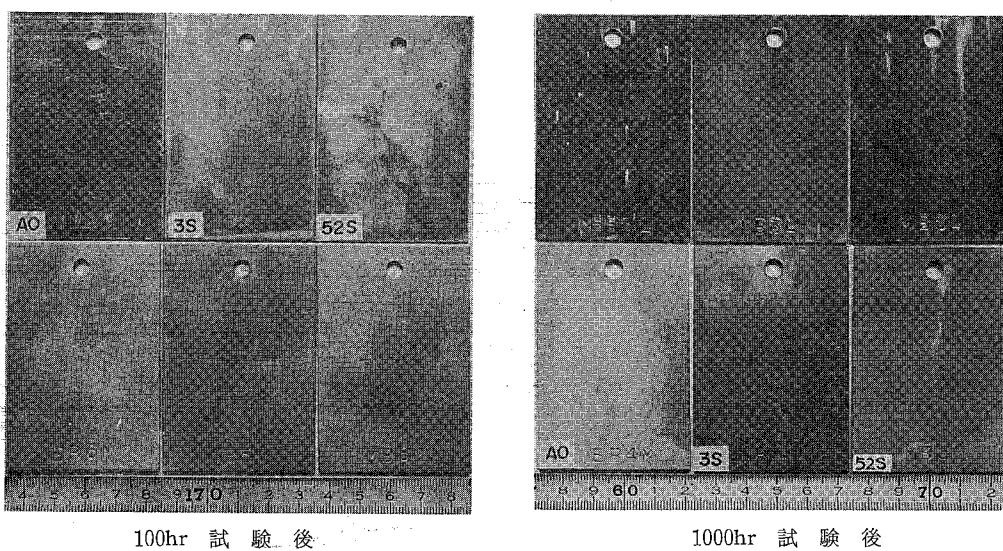
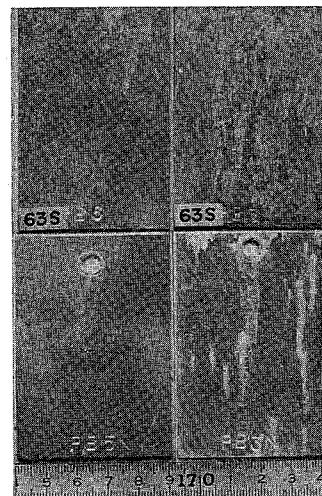


図 6 塩水噴霧試験材 (表面処理材) の外観 (上: ボンデライト #723 処理材 下: MBV 処理材)

図 7 塩水噴霧試験材 (63S-T5) の外観 (上: 無処理材 下: 硫酸アルマイト  $10\mu$  処理材)

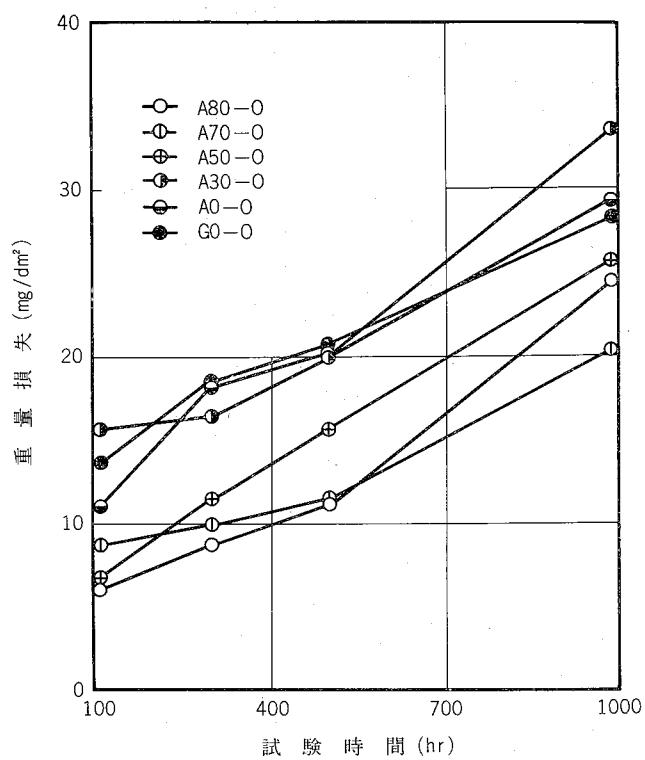


図8 塩水噴霧試験による重量損失（純アルミニウム系合金）

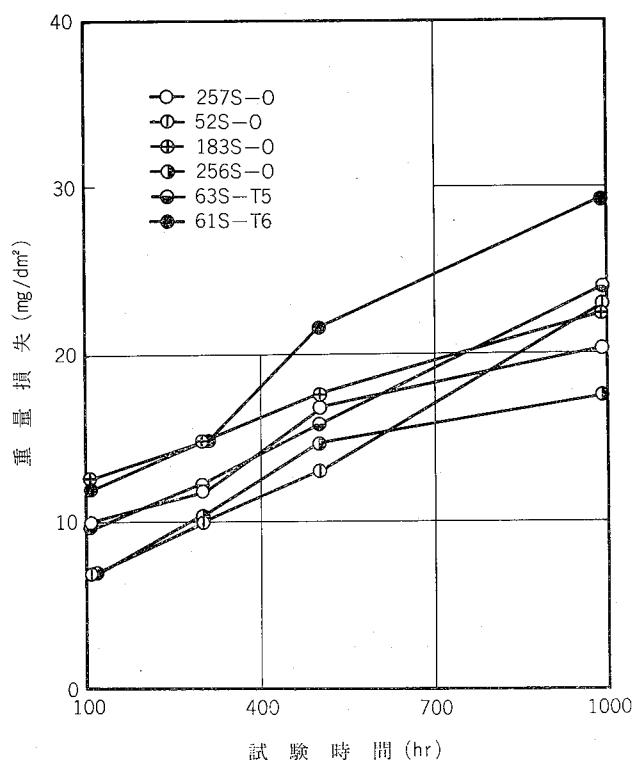


図10 塩水噴霧試験による重量損失（Al-Mg 系合金等）

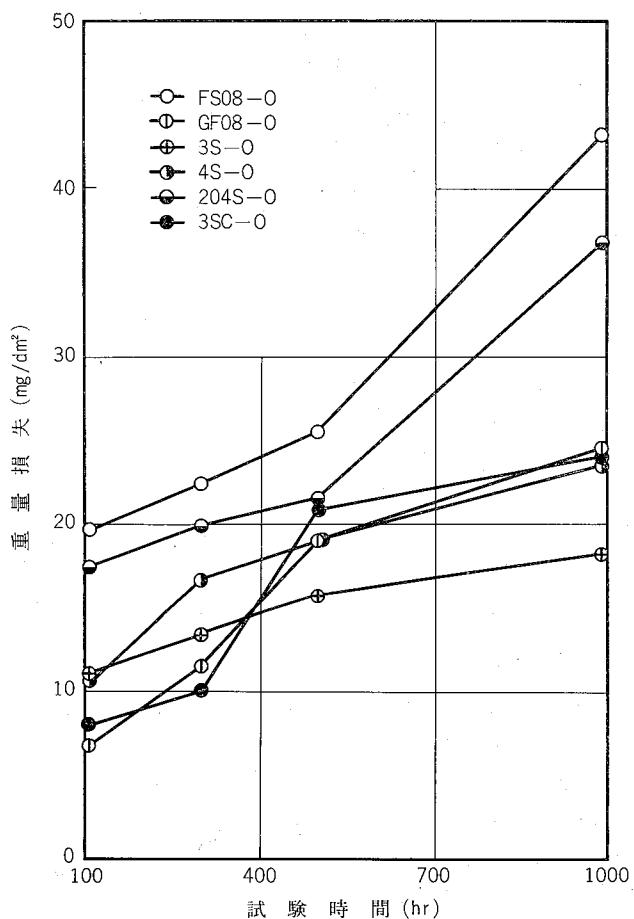


図9 塩水噴霧試験による重量損失（Al-Mn 系合金等）

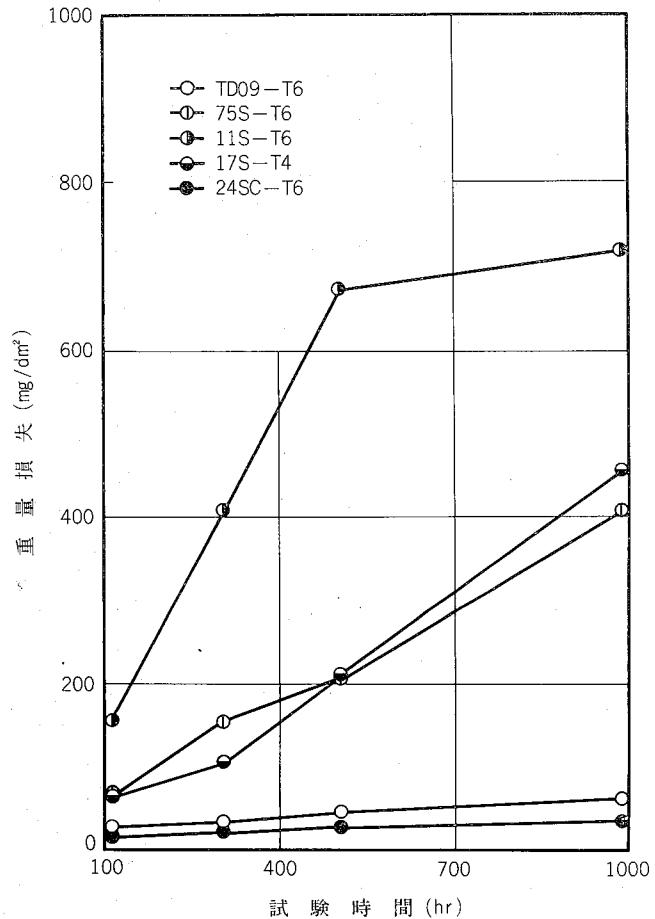


図11 塩水噴霧試験による重量損失（Al-Cu 系合金等）

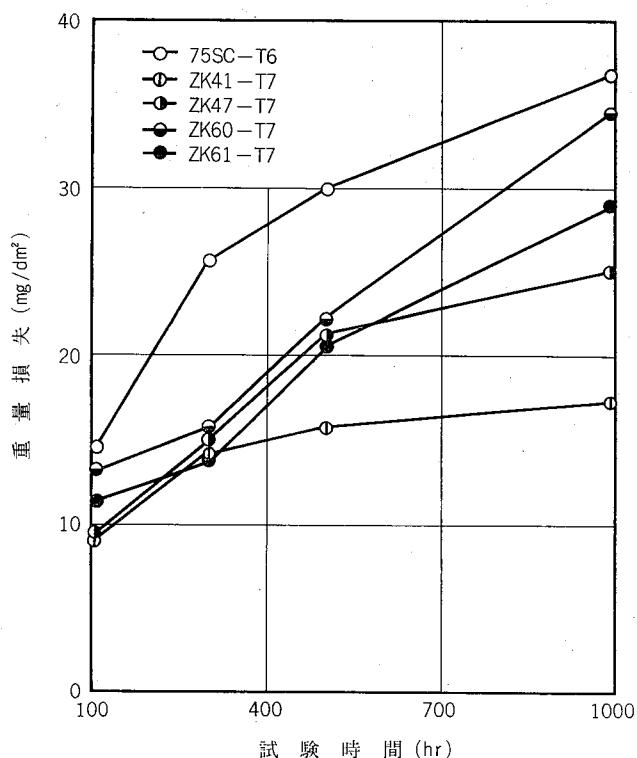


図12 塩水噴霧試験による重量損失 (Al-Zn-Mg系合金)

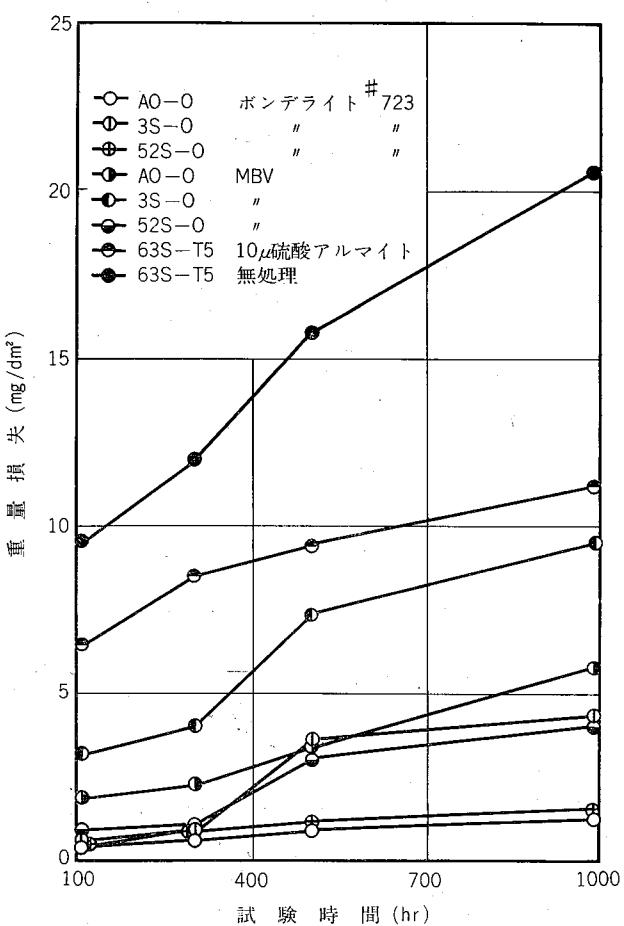


図13 塩水噴霧試験による重量損失 (表面処理材)



1か月試験後



6か月試験後

図14 40°C 温水試験材（純アルミニウム系合金）の外観

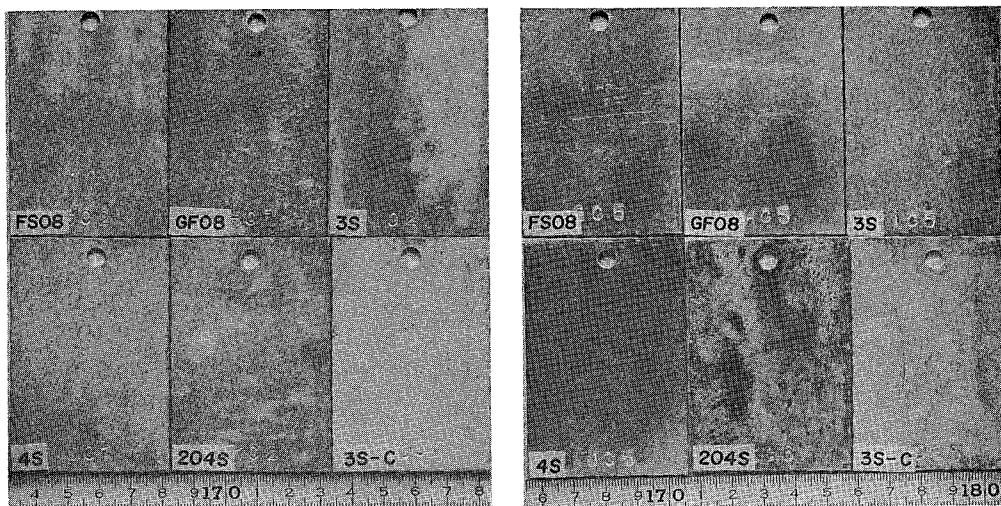


図15 40°C 温水試験材 (Al-Mn 系合金等) の外観

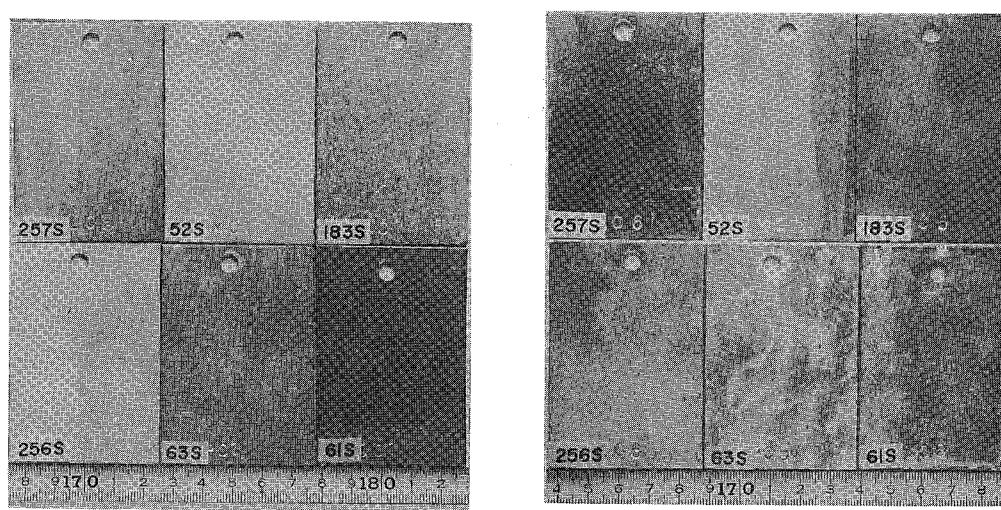


図16 40°C 温水試験材 (Al-Mg 系合金等) の外観

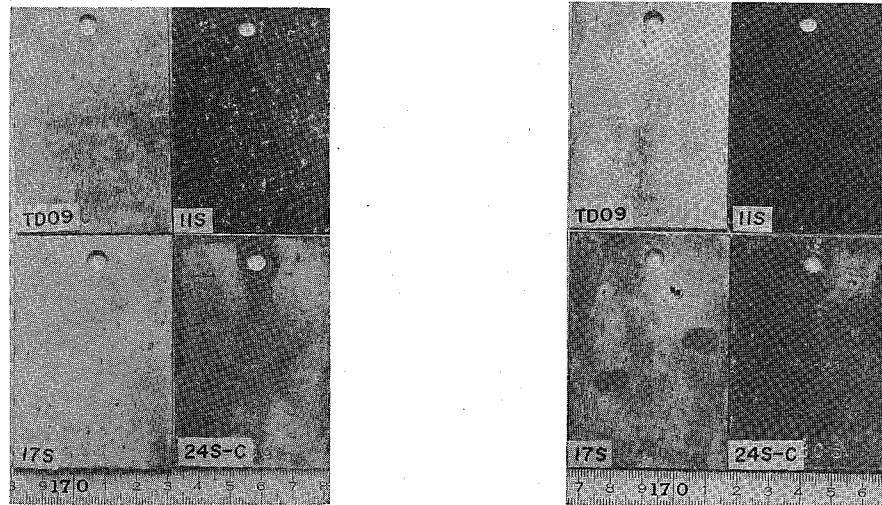
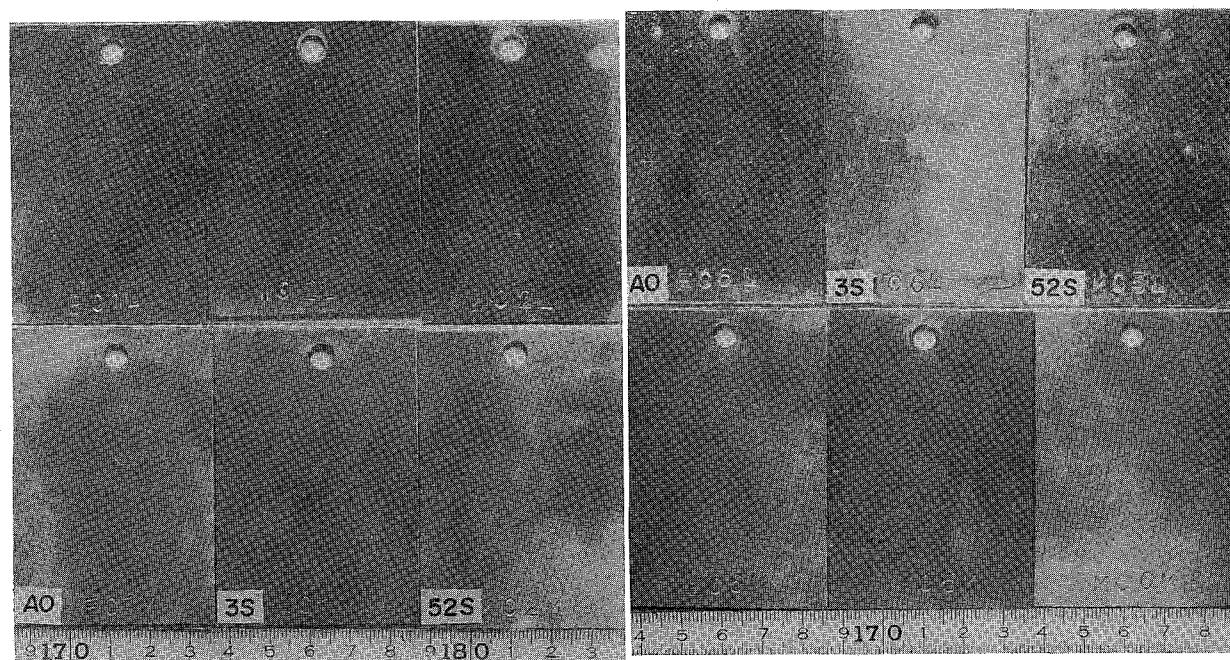
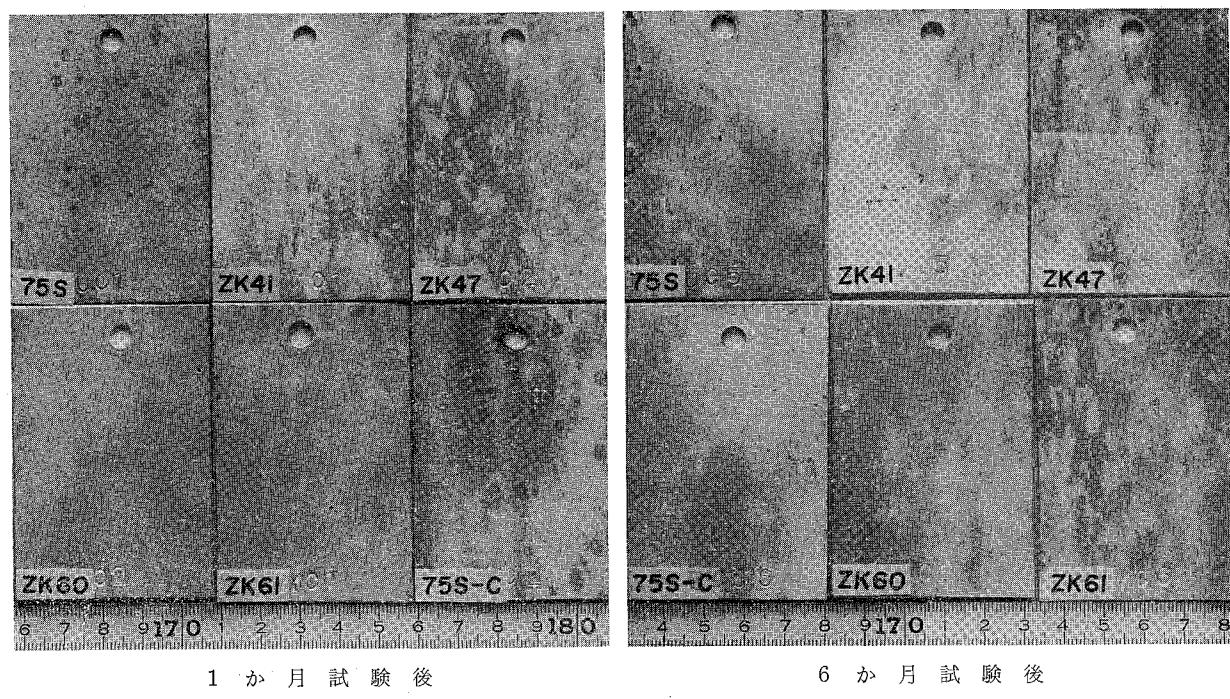


図17 40°C 温水試験材 (Al-Cu 系合金) の外観



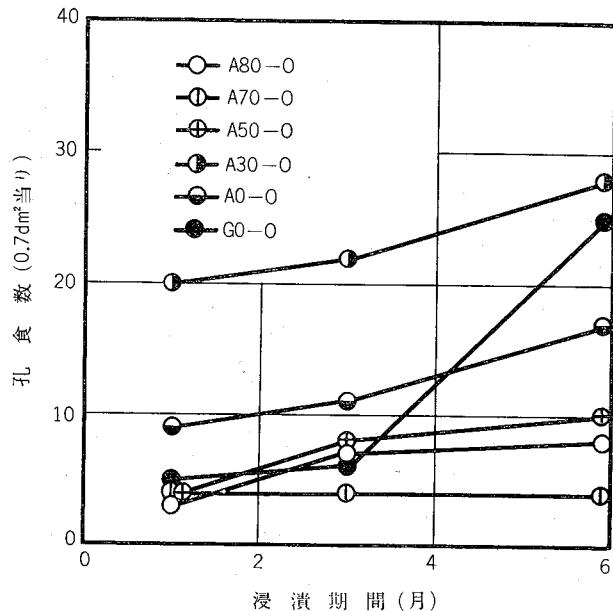


図20 40°C 溫水試験による孔食数（純アルミニウム系合金）

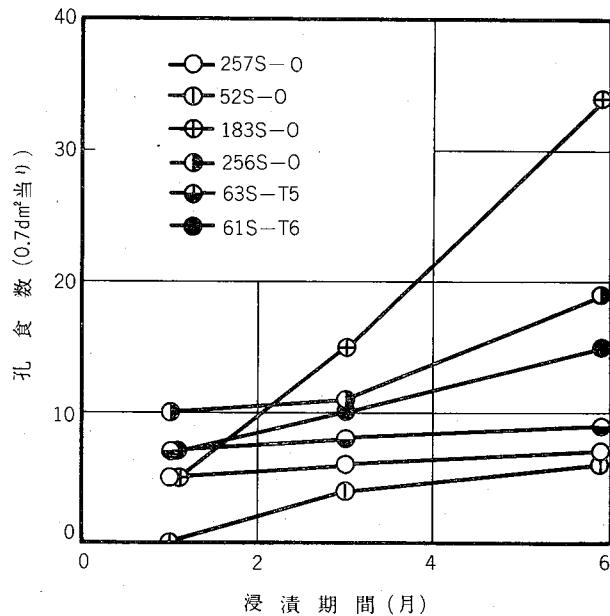


図22 40°C 溫水試験による孔食数（Al-Mg系合金等）

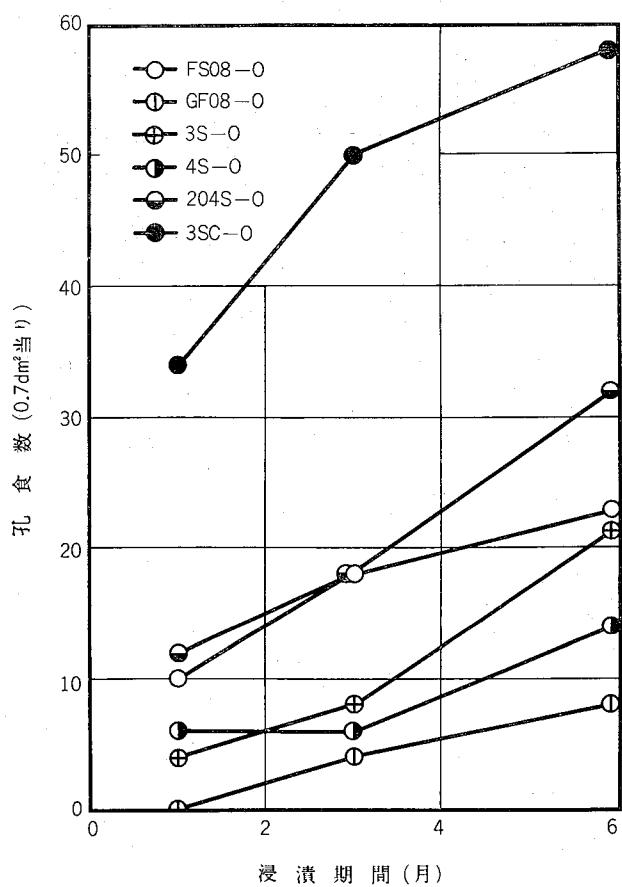


図21 40°C 溫水試験による孔食数（Al-Mn系合金等）

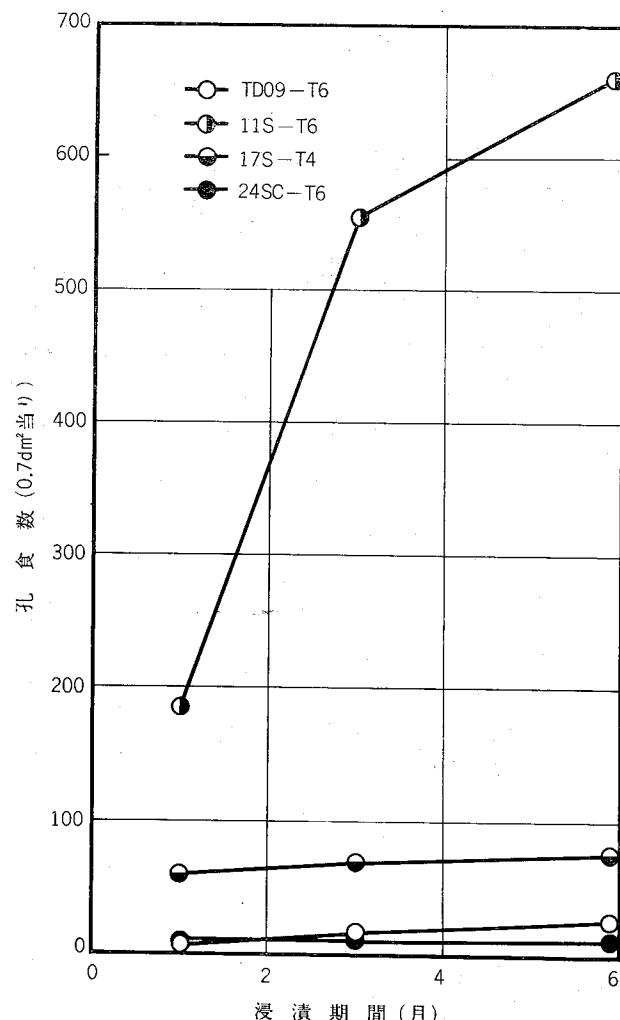


図23 40°C 溫水試験による孔食数（Al-Cu系合金）

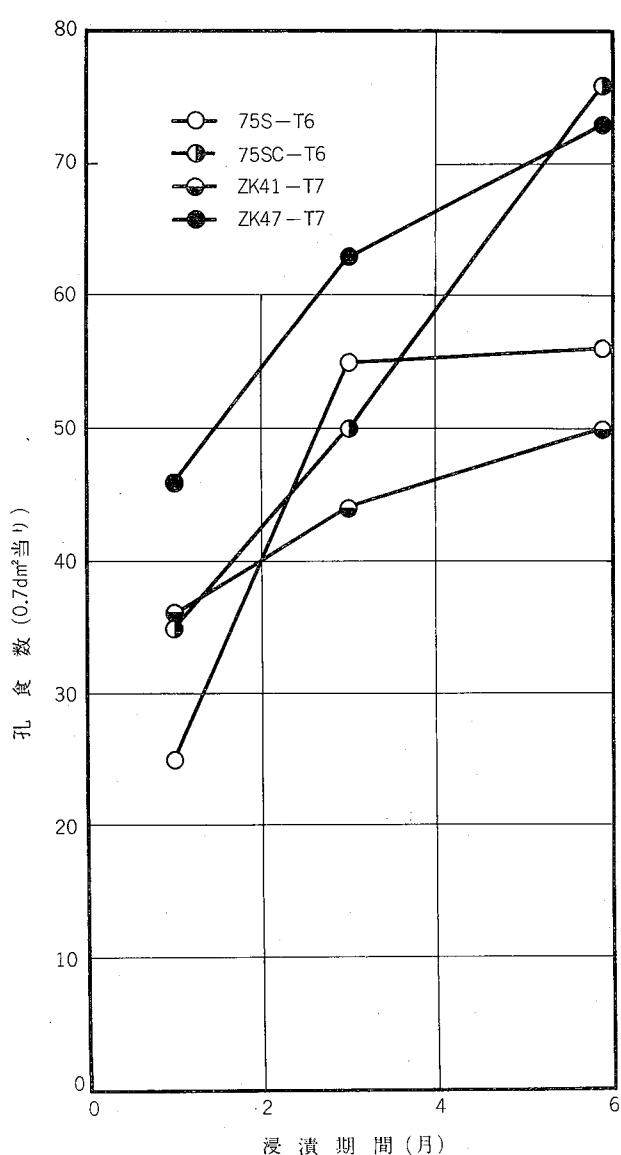


図24 40°C 溫水試験による孔食数 (Al-Zn-Mg 系合金)

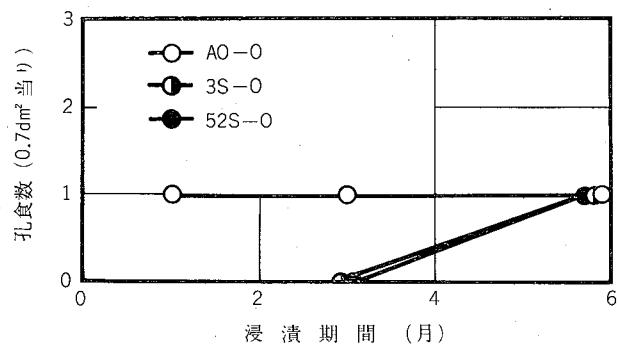


図25 40°C 溫水試験による孔食数 (ボンデライト #723処理材)

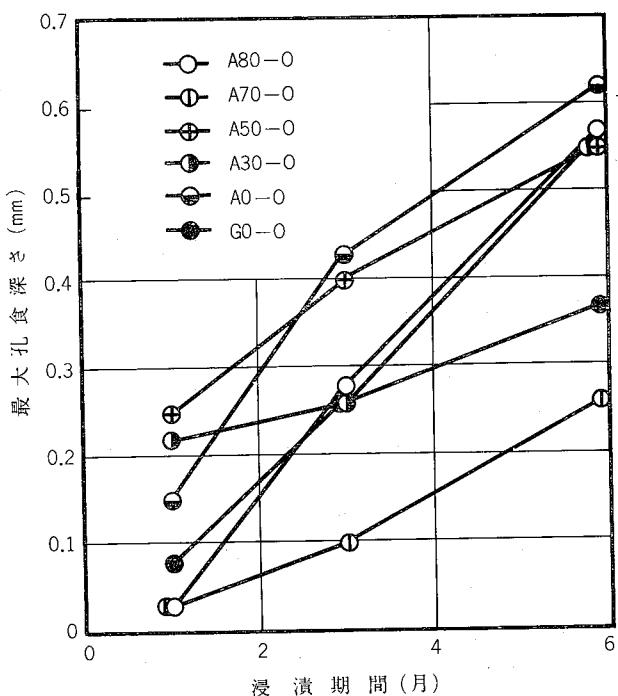


図26 40°C 溫水試験による最大孔食深さ (純アルミニウム系合金)

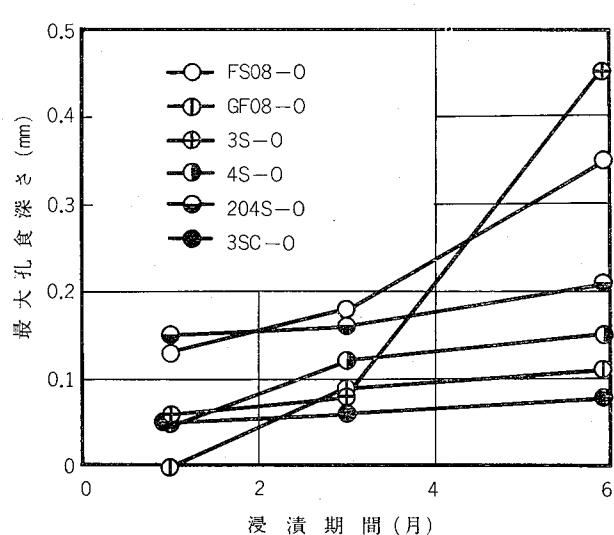


図27 40°C 溫水試験による最大孔食深さ (Al-Mn 系合金等)

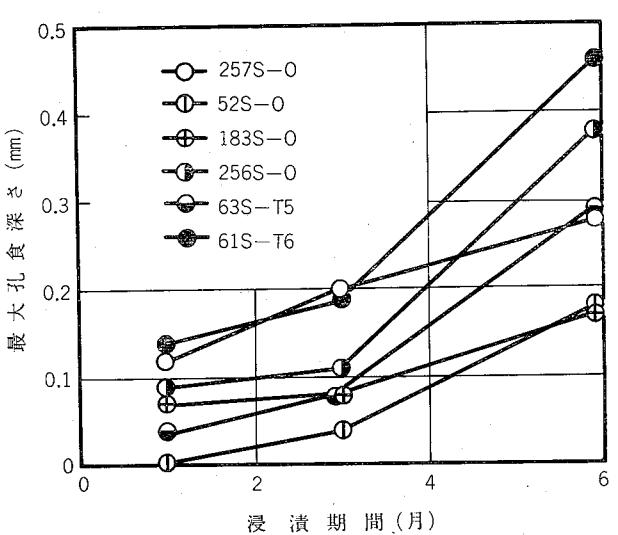


図28 40°C 溫水試験による最大孔食深さ (Al-Mg 系合金等)

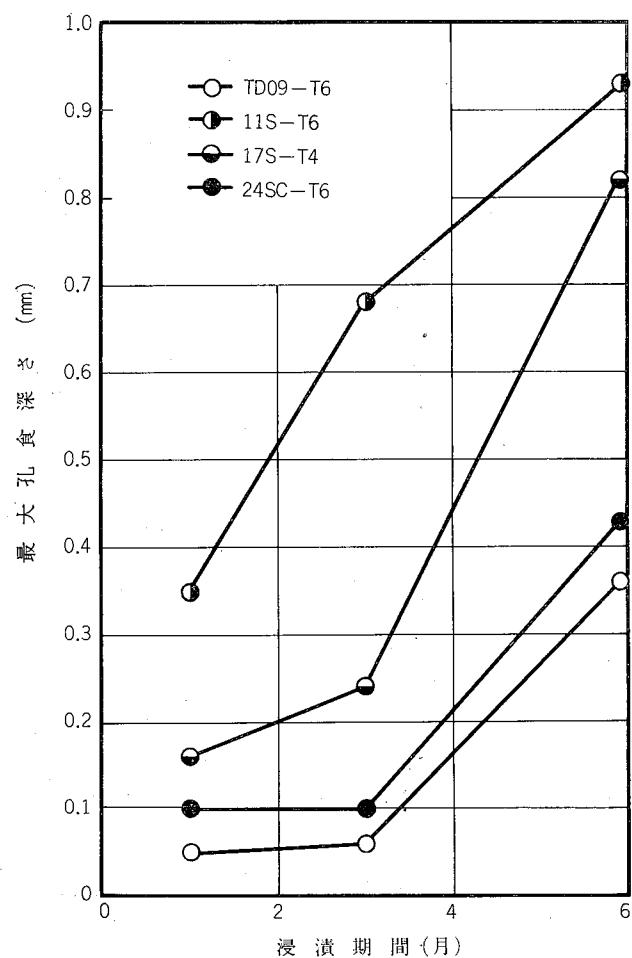


図29 40°C 温水試験による最大孔食深さ (Al-Cu系合金)

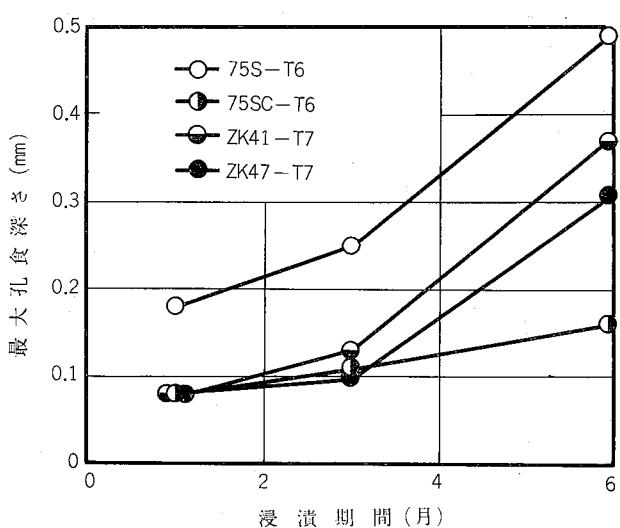


図30 40°C 温水試験による最大孔食深さ (Al-Zn-Mg系合金)

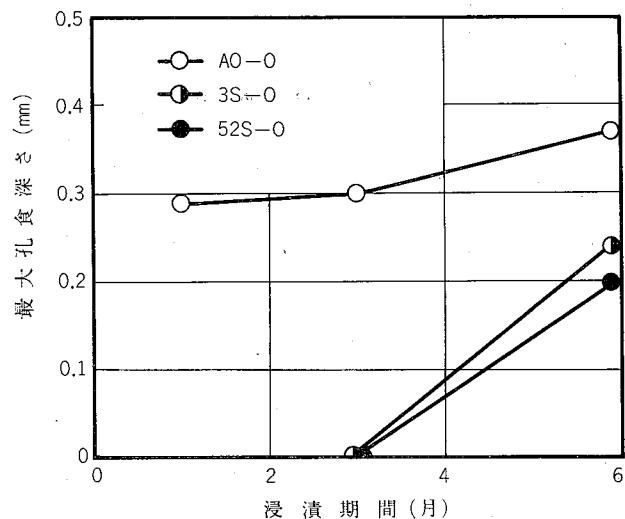


図31 40°C 温水試験による最大孔食深さ  
(ボンデライト #723処理材)