

P

229

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## 鋳塊加熱の熱解析

廣沢栄一  
宇野照生

住友軽金属工業株式会社

# 論 文

## 鋳塊加熱の熱解析\*

廣沢 栄一\*\* 宇野 照生\*\*

### Thermal Analysis of Aluminum Slab in Heating Process

by Eiichi Hirosawa and Teruo Uno

A study has been made to calculate the temperature distribution of aluminum slabs in the heating process.

Results obtained in this study are as follows:

- (1) The temperature distribution of slabs is much influenced by the slab thickness, the heat transfer coefficient and the furnace temperature, but not by the initial temperature of slabs.
- (2) The temperature difference observed between slab surface and center is negligibly small after about six hour's heating.

### 1. 緒 言

近年アルミニウム板の需要増加に伴ない生産性の向上や品質の安定化などを狙ってその製造設備についても大型化や高速化の傾向が著るしいが、このような傾向に伴ない使用されるインゴットもかなり大型化しているのが現状である。このような大型インゴットを均熱処理時および熱間圧延前にできる限り短時間でしかも均一に加熱することは単に熱経済上ののみならずアルミニウム板の品質上からみても重要な問題であり、加熱時におけるインゴットの温度分布を解析することは興味ある課題であろう。

このような温度分布の解析は鉄鋼については詳細な伝熱計算による研究が行なわれており、加熱炉の最適制御<sup>1,2)</sup>により均熱完了時間の正確な予測によるむだな加熱時間の減少とか均熱能率の向上と燃料原単位の切下げ、さらには鋼塊均熱度のバラツキの減少による製品品質の安定化などの成果が得られているが、アルミニウムに関する理論的・実験的研究<sup>3)</sup>はあまりみられない。

そこでアルミニウム大型インゴットの加熱に関する系統的な研究を開始するにあたり、まず本報では簡単な1次元伝熱モデルによりインゴットの加熱時の昇温特性およびインゴット厚さ方向の温度分布を計算し若干の検討を加えることを目的とした。

### 2. 計 算 方 法

#### 2・1 計算モデル

計算モデルとしては厚さ  $a$  のスラブインゴットを一定温度  $T_F$  に保持された加熱炉に装入して加熱する場合を考える。インゴットの物理定数の温度依存性を無視し、熱流の方向としてはインゴットの厚さ方向のみを考慮すると熱伝導方程式は

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (1)$$

境界条件としては

$x=0$  では

$$\frac{\partial T}{\partial x} = -h_1(T_F - T) \quad (2)$$

$x=a$  では

$$\frac{\partial T}{\partial x} = h_1(T_F - T) \quad (3)$$

初期条件としては

$$T_{t=0} = f(x) \quad (4)$$

ここで

$T$  : 時刻  $t$  における位置  $x$  の温度

$k (= \lambda / \rho c)$  : インゴットの温度伝導率

$\lambda$  : インゴットの熱伝導率

$\rho$  : インゴットの密度

$c$  : インゴットの比熱

$h_1 (= H_1 / \lambda)$  : 相対熱伝達率

\*軽金属学会第41回秋季大会で一部発表

\*\*研究部

$f(x)$	: インゴットの初期温度分布
$H_1$	: インゴット表面と加熱炉雰囲気間の熱伝達係数

## 2・2 热伝導方程式の解

(1)式を(2)～(4)式の条件下で解けば加熱時におけるインゴット厚さ方向の温度分布が得られる。

(1)～(4)式の数学的解法としては2通り考えられる。

その1つは(1)～(4)式を差分方程式<sup>4)</sup>に変換し電子計算機で数値計算させる方法である。

この方法はインゴットの比熱や熱伝導率の温度依存性とか加熱炉温の時間変化といった細かい条件を容易に計算によりこむことが可能であるが、計算精度を高めるには電子計算機の使用時間が非常に長くなりあまり経済的ではない。

そこで本報では(1)～(4)式を解析的に解き、得られた解を電子計算機で数値計算させる方法を採用した。

この方法は前述のような細かい条件を計算によりこむことはできないが、解析解を使用するために差分法に比較して温度分布の計算誤差が小さいと同時に電子計算機の使用時間も比較的短時間ですむという利点がある。

(1)式を(2)～(4)式の条件下で解析的に解くために  $\theta = T_F - T$  なる変数変換を行なうと、(1)～(4)式は(1)'～(4)'式のようになる。

すなわち

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = k \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (1)'$$

$x=0$  では

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = h_1 \theta \quad (2)'$$

$x=a$  では

$$\frac{\partial \theta}{\partial x} = -h_1 \theta \quad (3)'$$

初期条件は

$$\theta_{t=0} = T_F - f(x) \equiv F(x) \quad (4)'$$

(1)'式を(2)'～(4)'式の条件下で解くために、初期条件  $F(x)$  を境界条件を満足する級数に展開<sup>5)</sup>すれば(5)式となる。

$$F(x) = \sum_{l=1}^{\infty} \frac{\mu_l^2}{\{(\mu_l^2 + h_1^2 a^2) a + 2h_1 a^2\}} (\cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x) \cdot \int_0^a F(\alpha) \left( \cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) d\alpha \quad (5)$$

(5)式における  $\mu_l$  は(6)式の超越方程式の正根を大きさの順序にならべたときの  $l$  番目の根である。

$$\tan \gamma = \frac{2h_1 a \gamma}{\gamma^2 - h_1^2 a^2} \quad (6)$$

(1)'式の特解を(5)式より

$$\theta \propto \left( \cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x \right) \cdot e^{P t} \quad (7)$$

とおき、(1)'式に代入して  $P$  を求めると

$$P = -k \frac{\mu_l^2}{a^2} \quad (8)$$

ゆえに、(1)'式を満足する解は(9)式で与えられる。

$$\theta = \sum_{l=1}^{\infty} \frac{\mu_l^2}{\{(\mu_l^2 + h_1^2 a^2) a + 2h_1 a^2\}} \cdot \exp \left[ -k \frac{\mu_l^2}{a^2} t \right] \cdot \left( \cos \frac{\mu_l}{a} x + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} x \right) \cdot \int_0^a F(\alpha) \left( \cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) d\alpha \quad (9)$$

ここでインゴットの初期温度  $f(x)$  がインゴット厚さ方向の各位置で同一の値をとると仮定し、 $f(x) = T_I$  とおくと(9)式における  $F(\alpha)$  は定数となる。

すなわち

$$F(\alpha) = T_F - T_I \quad (10)$$

$F(\alpha)$  は定数であるから(9)式内の積分は容易に積分することができる。

すなわち

$$\begin{aligned} & \int_0^a \left( \cos \frac{\mu_l}{a} \alpha + \frac{h_1 a}{\mu_l} \sin \frac{\mu_l}{a} \alpha \right) d\alpha \\ &= \begin{cases} 0 & (l \text{ は偶数}) \\ \frac{2h_1 a^2}{\mu_l^2} & (l \text{ は奇数}) \end{cases} \end{aligned} \quad (11)$$

(9)式の級数はその偶数項が零となり奇数項のみを考えればよい。また  $T = T_F - \theta$  であるから(1)式を満足する解は(12)式で与えられる。

$$\begin{aligned} T &= T_F - 4h_1 a^2 (T_F - T_I) \sum_{l=0}^{\infty} \exp \left[ -k \frac{\mu_{2l+1}^2}{a^2} t \right] \cdot \\ & \quad \left( \cos \frac{\mu_{2l+1}}{a} x + \frac{h_1 a}{\mu_{2l+1}} \sin \frac{\mu_{2l+1}}{a} x \right) \\ & \quad \{(\mu_{2l+1}^2 + h_1^2 a^2) a + 2h_1 a^2\} \end{aligned} \quad (12)$$

ただし(12)式における  $\mu_{2l+1}$  は(6)式の正根を大きさの順序にならべたときの  $2l+1$  番目の根である。

(12)式を使用すればインゴット厚さ方向の温度分布を計算することができるが、そのためにはまず(6)式の超越方程式を解く必要がある。

(6)式の解法としては種々の方法<sup>6)</sup>が考えられるが、本報では以下に述べる方法で(6)式の解を求めた。

$$g(\gamma) = \tan \gamma - \frac{2h_1 a \gamma}{\gamma^2 - h_1^2 a^2} \quad (13)$$

とおくこととする。

(6)式の  $2l+1$  番目の正根を  $\mu_{2l+1}$  とし、根  $\mu_{2l+1}$  の近傍に  $\gamma_1 < \mu_{2l+1} < \gamma_2$  なる  $\gamma_1$  および  $\gamma_2$  の値を設定すると、 $g(\gamma_1) < 0$ ,  $g(\gamma_2) > 0$  である。

$\gamma_3 = \gamma_1 + (\gamma_2 - \gamma_1)/2$  として  $g(\gamma_3)$  を計算し、 $g(\gamma_3) > 0$  ならば  $\gamma_1 < \mu_{2l+1} < \gamma_3$ ,  $g(\gamma_3) < 0$  ならば  $\gamma_3 < \mu_{2l+1} < \gamma_2$ ,  $g(\gamma_3) = 0$  ならば  $\mu_{2l+1} = \gamma_3$  である。

$\gamma_1$  および  $\gamma_2$  の値を適当に設定し、以上の操作を1回行なう事により根  $\mu_{2l+1}$  の存在範囲を半分に縮少することができる。この操作をN回くり返すならば根  $\mu_{2l+1}$  を  $(\gamma_2 - \gamma_1)/2^N$  の誤差範囲で求めることができる。

この方法により(6)式の超越方程式の根を求め(12)式の級数を計算すると、インゴット厚さ方向の任意の位置の任意の時刻における温度が得られる。

### 2・3 温度分布の計算

(12)式を使用してインゴット厚さ方向の温度分布を計算する電算機プログラムを作成し、インゴット厚さ、加熱炉温、インゴット初期温度、インゴットと炉内雰囲気間の熱伝達係数等をパラメータとして変化させた場合のインゴットの昇温曲線および厚さ方向の温度分布を求めた。

電子計算機は IBM システム 360 モデル 40 を使用し、温度の計算誤差が  $0.1^{\circ}\text{C}$  以下になるように計算プログラムを設計した。Fig. 1 には温度分布計算の簡単なフローチャートを示した。

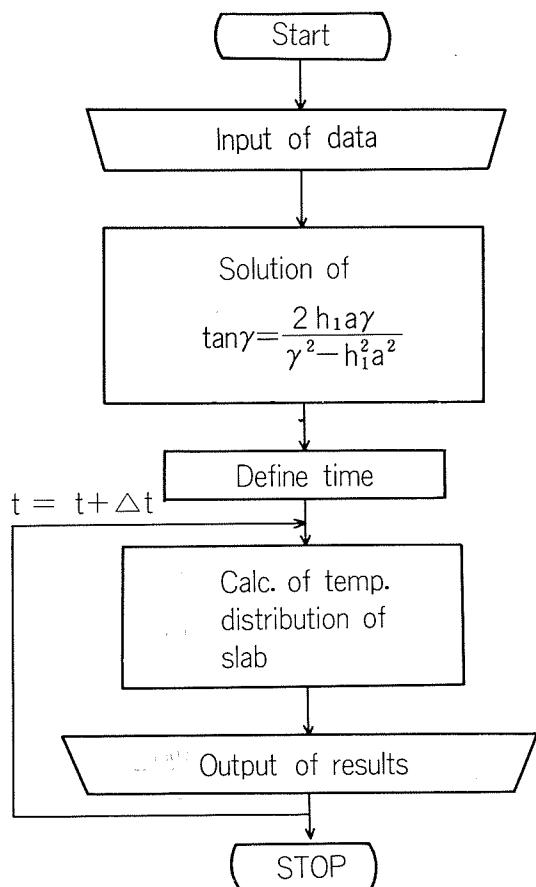


Fig. 1 Flow diagram for computation.

インゴットの材質は 2S を対象とした。

計算に使用するインゴットの物理定数の値としては本来 2S インゴットの物理定数を採用すべきであるが、ここでは便宜上 2S 板 (O 材) の物理定数を使用した。

すなわち

$$\begin{aligned} \lambda &: 0.5 \text{ cal/cm} \cdot \text{sec} \cdot {}^{\circ}\text{C} \\ c &: 0.24 \text{ cal/g} \cdot {}^{\circ}\text{C} \\ \rho &: 2.7 \text{ g/cm}^3 \end{aligned}$$

このような伝熱計算においてはインゴットと炉内雰囲気間の熱伝達係数のとり方が問題であるが、本報では大型インゴットをピット型加熱炉で加熱する場合の実測昇温曲線<sup>1)</sup>より近似的に求めた値を使用した。

加熱初期から均熱完了までの間の平均的な熱伝達係数は  $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^{\circ}\text{C}$  の値を採用した。

### 3. 計算結果および考察

インゴットの昇温曲線の1例として Fig. 2 には厚さ 50 cm、初期温度  $30^{\circ}\text{C}$  のインゴットを  $500^{\circ}\text{C}$  に保持された加熱炉に装入して加熱する場合のインゴット表面および中心の昇温曲線を示した。

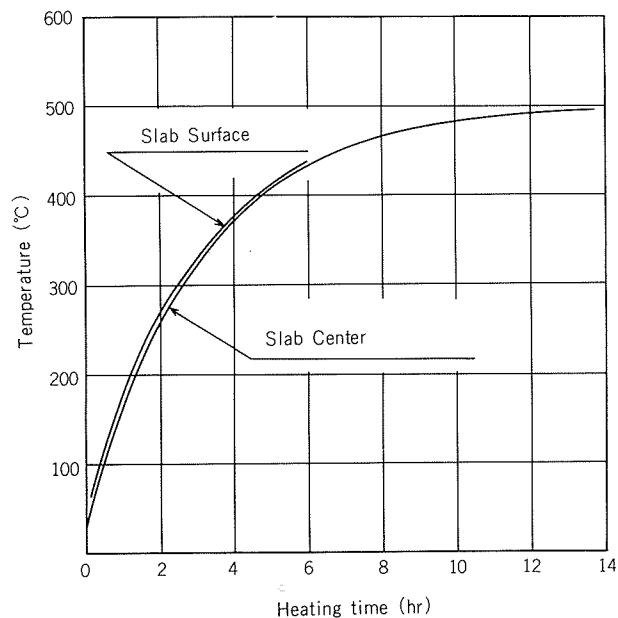


Fig. 2 Typical time-temperature curve of slab.

インゴットと炉内雰囲気間の熱伝達係数の値は  $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^{\circ}\text{C}$  とした。

この昇温曲線より明らかのように、インゴットの昇温速度は加熱初期には大きいが時間経過と共に小さくなる。

特に均熱完了直前においては昇温速度は非常に小さくなっている。これは計算モデルにおいて加熱炉温および熱伝達係数の値を時間によらず一定としているため、加熱初期においてはインゴットへの入熱量が大きいが、時間経過と共にインゴットの温度が上昇し、炉温とインゴットの温度差が小さくなるため入熱量が大幅に減少するためである。

またこの結果にみると、インゴット表面と中心の温度差はあまり大きくはない。

この昇温曲線およびインゴット厚さ方向の温度差における熱伝達係数、インゴット厚さ、加熱炉温、インゴット初期温度等の影響について次に述べる。

熱伝達係数の影響の1例として Fig. 3 には厚さ 50cm、初期温度  $30^{\circ}\text{C}$  のインゴットを  $500^{\circ}\text{C}$  に保持された加熱炉に装入して加熱する場合のインゴット中心の昇温曲線を示したが、Fig. 2 に示したようにインゴット表面と中心の温度差はあまり大きくなないと考えられるので、ここではインゴット中心温度のみを示した。

インゴット表面と炉内雰囲気間の熱伝達係数の値は  $0.001 \sim 0.003 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^{\circ}\text{C}$  の範囲で変化させた。

熱伝達係数の変化によりインゴットの昇温速度は大きく

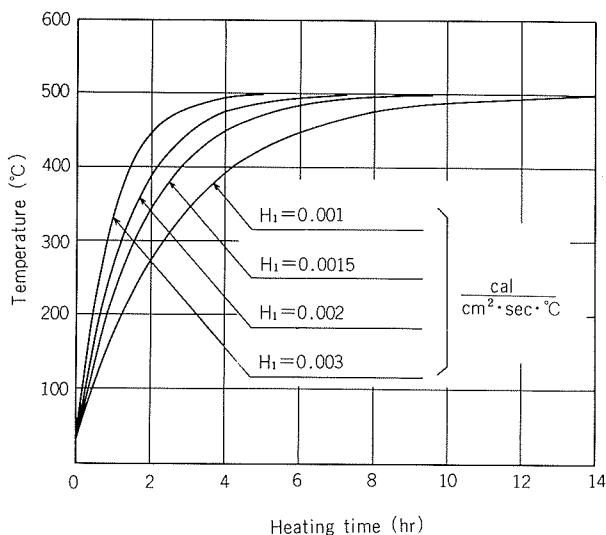
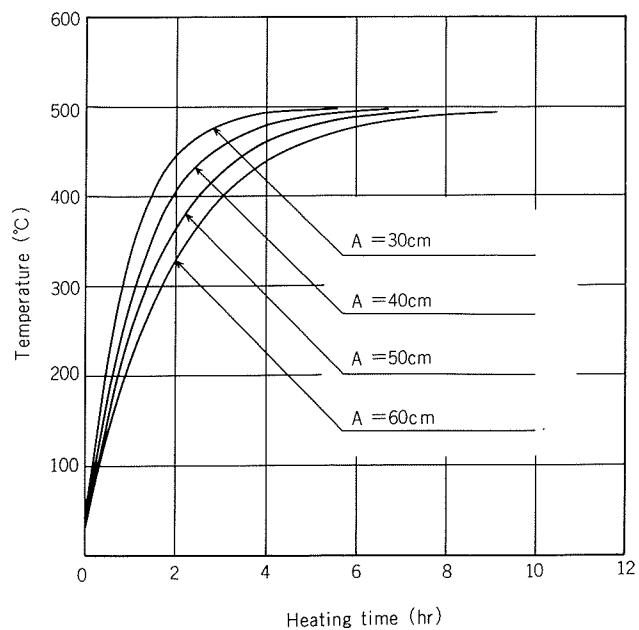


Fig. 3 Effect of heat transfer coefficient on time-temperature curve of slab center.  
(Slab thickness  $A=50\text{cm}$ )



(B)  $H_1 = 0.002 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$

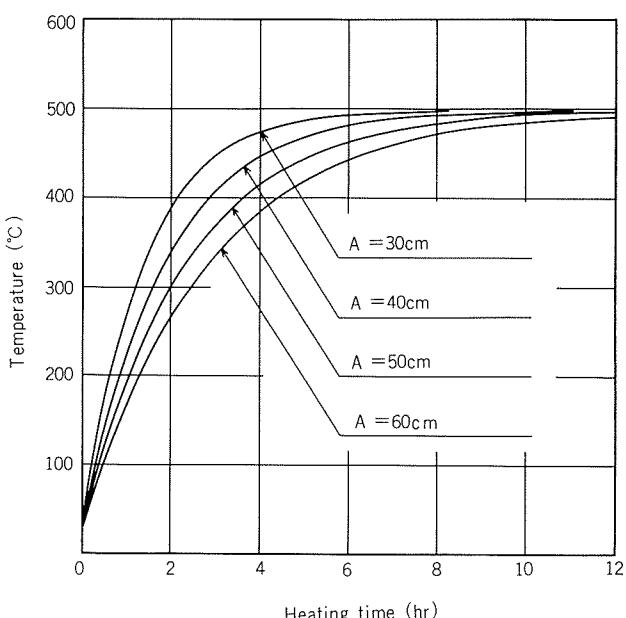
変化している。この傾向はインゴットの厚さが変化した場合も全く同様である。

Fig. 4 (A)～(C)には初期温度  $30^\circ\text{C}$  のインゴットを  $500^\circ\text{C}$  に保持された加熱炉で加熱する場合のインゴット中心の昇温におよぼすインゴット厚さの影響を示した。

インゴットの厚さは  $30\sim60\text{cm}$  の範囲で  $10\text{cm}$  おきに変化させ、熱伝達係数の値としては  $0.0015, 0.002$  および  $0.003\text{cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$  の3種類を選んだ。

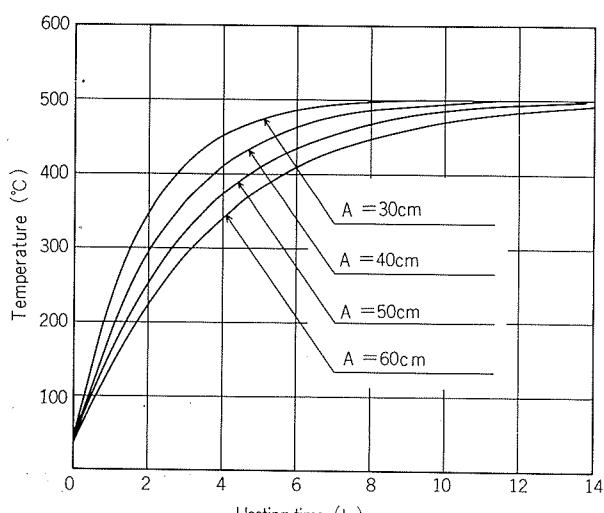
Fig. 4 より明らかなようにインゴットの昇温速度はインゴットの厚さに大きく影響され、厚さが  $10\text{cm}$  程度増加するだけでも昇温速度はかなり小さくなるので、インゴット厚さの増加に伴ない均熱完了時間は相当長くなる。

その1例として Fig. 4 (A)において、インゴットの中心が  $490^\circ\text{C}$  に到達するのに要する時間を比較すると、イン



(C)  $H_1 = 0.003 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$

Fig. 4 Effect of slab thickness on time-temperature curve of slab center.



(A)  $H_1 = 0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot ^\circ\text{C}$

ゴット厚さ  $30\text{cm}$  では7時間、厚さ  $40\text{cm}$  では8.5時間、厚さ  $50\text{cm}$  では12時間、厚さ  $60\text{cm}$  では16時間となりかなり大きい時間差がみられる。

この例に示したように均熱完了時間におよぼすインゴット厚さの影響は極めて大きい。

Fig. 5 にはインゴット中心の昇温におよぼす加熱炉温の影響の1例として、厚さ  $50\text{cm}$ 、初期温度  $30^\circ\text{C}$  のインゴットを加熱する場合のインゴット中心の昇温曲線を示した。加熱炉温は  $480\sim560^\circ\text{C}$  の範囲で  $20^\circ\text{C}$  おきに変化させ、

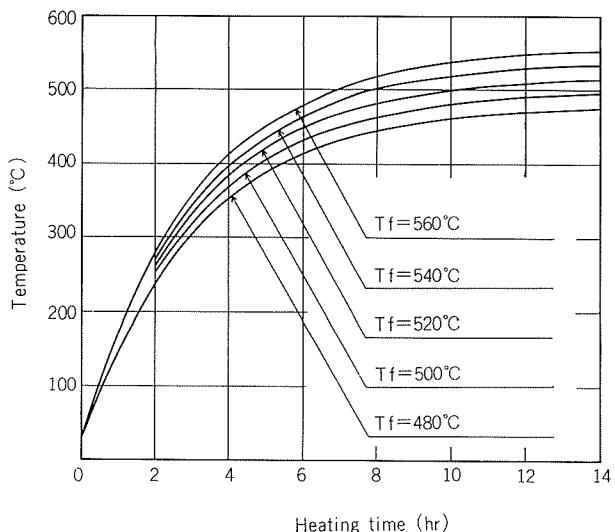


Fig. 5 Effect of furnace temperature on time-temperature curve of slab center.

熱伝達係数の値は  $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^\circ\text{C}$  とした。Fig. 5 の例でも明らかなようにインゴットの昇温速度は加熱炉温によりかなりの影響をうける。

Fig. 5において加熱炉温  $T_F = 520^\circ\text{C}$  および  $T_F = 540^\circ\text{C}$  の場合の昇温曲線を比較すると、インゴット中心が  $500^\circ\text{C}$  に到達するのに要する時間は  $T_F = 540^\circ\text{C}$  の場合の方が  $T_F = 520^\circ\text{C}$  の場合よりも 2 時間程度短くなっている。このように均熱完了時間におよぼす加熱炉温の影響はかなり大きいので、加熱炉温を所定の均熱温度より  $20\sim40^\circ\text{C}$  程度高く設定しておけば、インゴットの均熱完了時間をかなり短縮することが可能である。

Fig. 6 にはインゴット初期温度がインゴット中心の昇温におよぼす影響の1例として、厚さ 50cm のインゴットを  $500^\circ\text{C}$  に保持された加熱炉で加熱する場合のインゴット中心の昇温曲線を示した。

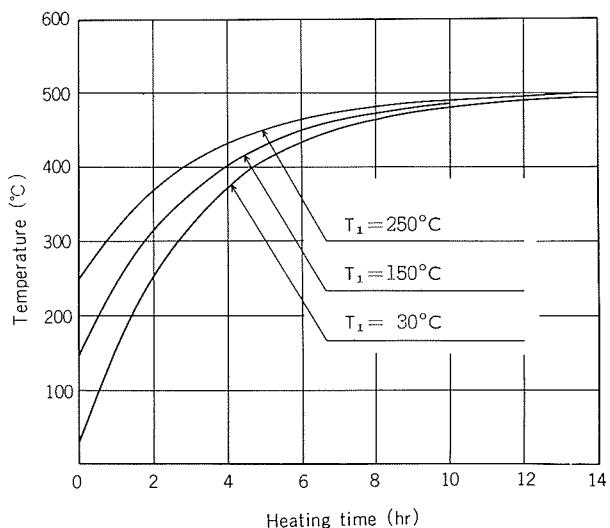


Fig. 6 Effect of initial temperature of slab on time-temperature curve of slab center.

インゴット初期温度は  $30\sim250^\circ\text{C}$  の範囲で変化させ、熱伝達係数は  $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^\circ\text{C}$  とした。

このようにインゴット初期温度に大きい差のある場合においても、加熱炉温を一定に保持する限り均熱完了時間には  $1\sim2$  時間程度の差しか認められない。

この結果より通常の加熱条件下においては、インゴット初期温度が少し変化した場合においても均熱完了時間はあまり影響をうけないものと考えられる。

つぎにインゴット表面と中心の温度差 ( $\Delta T_{s-c}$ ) について述べる。

Fig. 7 にはその1例として初期温度  $30^\circ\text{C}$  のインゴットを  $500^\circ\text{C}$  に保持された加熱炉で加熱する場合、表面と中心の温度差をインゴット厚さをパラメータとして示した。インゴットの厚さは  $30\sim60\text{cm}$  の範囲で  $10\text{cm}$  おきに変化させ、熱伝達係数の値は  $0.0015 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{sec} \cdot {}^\circ\text{C}$  とした。インゴットの厚さが増加するにしたがいインゴット表面と中心の温度差は大きくなるが、いずれの場合にも 6 時間程度の加熱により温度差は  $5^\circ\text{C}$  以下となる。

インゴット厚さ方向の温度差が小さいのはアルミニウムの熱伝導性が良好なことによるものである。

加熱炉温、熱伝達係数、インゴット初期温度などを変化させた場合においても Fig. 7 の結果と同様にインゴット厚さ方向の温度差は小さく、したがって通常の加熱条件下においてはインゴット厚さ方向の温度差をあまり問題にする必要はない。

Fig. 2~7 の結果に示したようにインゴットの加熱条件が定まれば均熱完了時間はほぼ正確な予測が可能であり、同時に均熱完了時においてはインゴット厚さ方向の温度差はほとんどないものと考えられる。

また本報の計算においては解析解を使用したため温度の計算誤差は小さく、かつ電算機の使用時間も比較的短時間

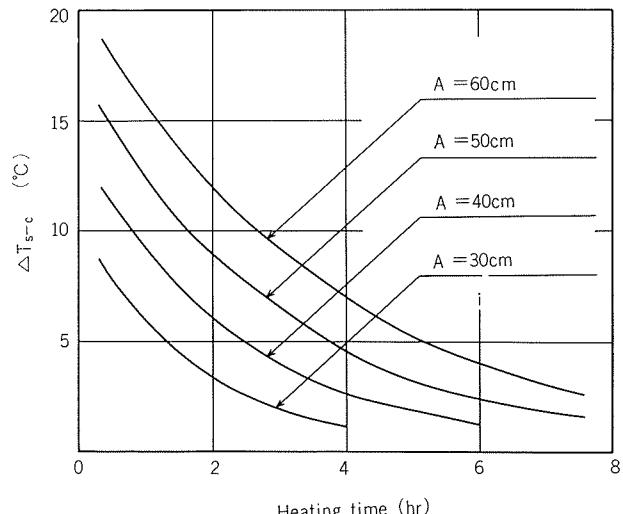


Fig. 7 Effect of slab thickness on temperature difference between slab surface and center.

で計算することができた。しかしながら本報の計算ではインゴットの比熱・熱伝導率などの物理定数の温度依存性を無視していること、加熱炉温の時間変化が考慮されていないことおよび熱伝達係数の値として加熱初期から均熱完了までの平均的な値を使用したことなどの問題がある。

さらに正確な温度分布を得るためにこれら諸条件を計算によりこむと同時に、インゴット幅方向および長さ方向からの入熱を考慮する必要があり、その結果については追って報告する予定である。

#### 4. 総 括

アルミニウム・スラブインゴットの加熱時における温度分布を計算し、種々の加熱条件下におけるインゴットの昇温特性およびインゴット厚さ方向の温度差について検討した結果を得た。

- (1) インゴット厚さ方向の温度差は6時間程度の加熱後には5°C以下となり、均熱完了時にはインゴットインゴット厚さ方向の温度差はほとんどないものと考えられる。
- (2) インゴット厚さが増加すると均熱完了時間は大幅に長くなる。

(3) 加熱炉温の上昇は均熱完了時間の短縮にかなり有効である。

(4) インゴット初期温度の均熱完了時間におよぼす影響は比較的小さく、通常の加熱条件下においてはあまり問題にする必要はない。

おわりに、本研究を行なうにあたり援助を仰いだ当社事務管理部に深く謝意を表す。

#### 文 献

- 1) W. T. Kodz : Iron and Steel Inst Spec Rept, 105 (1968), 129
- 2) 阿澄一寛、中川 勝、石井清二、古川良治、成合靖正：住友金属, 26 (1968), 257
- 3) I. Montevercchi : Metallurgia Italiano, 60 (1968), 66
- 4) D. U. Rosenberg : *Methods for the Numerical Solution of Partial Differential Equations*, American Elsevier Publishing Company Inc, New York, (1969)
- 5) 川下研介：熱伝導論、オーム社, (1966), 302
- 6) 山内二郎、森口繁一、一松信：電子計算機のための数値計算法、培風館, (1965)
- 7) 小川 真：未発表

けい光X線分析によるアルミニウム合金中の  
亜鉛と銅の定量について  
けい光X線による定量分析の研究(第8報)

沢 田 敏 男  
一 柳 昭 成

住友軽金属工業株式会社

# けい光X線分析によるアルミニウム合金中の 亜鉛と銅の定量について

けい光X線による定量分析の研究(第8報)

沢田敏男\* 一柳昭成\*

## Fluorescent X-Ray Determination of Zinc and Copper in the Aluminium Alloys

Investigation of Quantitative Analytical Method with  
X-Ray Fluorescence (Rep-8)

by Toshio Sawada and Akinari Ichiryu

The fluorescent X-ray determination of zinc and copper in the aluminium alloys has been investigated. Using the plain binary Al-Zn or Al-Cu alloy as a standard sample for the calibration curve, the corrected equation on the matrix effect was obtained as equation (6). On calculation of the fluorescent X-ray intensity of ZnK $\alpha$  or CuK $\alpha$  about the aluminium alloy samples, it was able to represent a constant effective wavelength for continuous radiation X-ray. Therefore, the absorption coefficient, F, in the equation (6) could be easily estimated.

This correction method was applied on the certificated spectrochemical standards by Japan Light Metal Rolling Industry Association and Alcoa Research Laboratories, and the checked specimen which were homogeneous. As a result of good agreement with the recommended value, this matrix correction method that was theoretically derived was found to be proper.

There was segregation phenomenon in the specimen for quality control at ingot making, because it was just casting. For this reason, it was incomplete to use merely the matrix correction. In addition to this correction, it was necessary to take the segregation correction. For each materials, figures of matix correction and segregation correction were decided in table 7 and 8. In the case of taking both corrections, the values of precision at X-ray analysis were shown in the same tables, and these values were fit for  $4.5\sigma_{fx}$  which was previously reported. ( $\sigma_{fx}$  was a standard deviation at repeated X-ray measurement.) The content of zinc or copper decreased according to inner direction in casting specimen, and content variation between at the surface and the center of specimen was 4~5% for zinc and 8~10% for copper. Consequently, it was necessary to measure always at the same position in the specimen for quality control analysis.

### 1. はじめに

けい光X線によるアルミニウム合金の分析は論文として報告されたものは数少い<sup>1~3)</sup>が、かなり実用的に使われていると思われる。けい光X線分析装置の改良が進み、以前では純マグネシウムでさえ検出が困難であったが、今日ではアルミニウム合金中の0.0x%のマグネシウムでも定量が可能になっている。従来アルミニウム合金の工業分析としては直読式発光分光分析が唯一無二の手段として考えられてきたが、上述のように感度があがったこと、また同時多

元素測定が可能になったことがあって、今後けい光X線分析がアルミニウム合金にも大いに適用されるものと思われる。そこで実用合金では検量線が得がたい亜鉛と銅を特に選び、日常分析として数多く依頼される鋳造の管理用試料を対象にして検討することにした。

アルミニウム合金のけい光X線分析で大きな課題は、共存元素の補正方法と偏析の問題である。共存元素によるけい光X線の強度変化は、アルミニウム合金中の亜鉛、銅を対象にする場合は、有効波長の考え方が適用でき、既にアルミニウム合金中の亜鉛についてその応用例を示した<sup>4)</sup>。

\*研究部

鋳造の管理分析としては鋳造試料を用いるので、測定試料に偏析があるのは避けられない。偏析はけい光X線分析に限らず、いずれの分析手段を用いても問題となるところであり、現在のところ偏析が少なくなるような試料形態にすること、数カ所の分析を行なって平均化することであるが、結局は個々の材質に応じて検討する必要がある。しかし、本報では共存元素の補正方法に主体をおき、補正方法の妥当性を検討し、日常分析に用いる鋳物試料については、一定の位置を測定することにし、偏析による誤差は試料による補正項として、各々の材質について実測値から求めることにした。

なお、上述の偏析とは異なって成分の分散状態、すなわち、固溶した場合とか析出相が存在することによってもけい光X線強度に変化をもたらす<sup>5)</sup>。この効果は銅合金の場合と比較してアルミニウム合金の場合は大きく、したがって加工や熱処理等の試料の履歴に注意する必要がある。しかし、本報では鋳物による管理分析を対象にしたので、この問題についてはふれない。

## 2. 共存元素の補正方法

実用アルミニウム合金で、含有率とけい光X線強度の関係を作図すると、鉄、マンガン等は一つの直線が得られるが、亜鉛、銅については一本の関係線にのらない。これは亜鉛、銅が前者に比べて含有率が高く、共存元素の影響が大きいためと思われる。従って亜鉛、銅については、まず共存元素の影響を補正しなければならない。

励起効果がなく、照射連続X線に対して有効波長の考え方を用いると次式が成り立つ。

$$I = \frac{KQ(\lambda_e) I_0(\lambda_e) W}{\alpha\mu(\lambda_e) + \beta\mu(\lambda_f)} \quad (1)$$

ただし、 $\mu$ は質量吸収係数を示し、その他の記号は既報<sup>4)</sup>を参照されたい。

標準試料は元素A、Bの2元からなるものとし、その含有率を $W_{AS}$ 、 $W_{BS}$ とする。けい光X線強度が標準試料と等しい分析試料（成分をA、B、1、2、……とする）を考えると(1)式により、

$$\frac{W_A}{W_{AS}} = \frac{H_A W_A + H_B W_B + H_1 W_1 + \dots}{H_A W_{AS} + H_B W_{BS}} \quad (2)$$

ただし、 $H_i = \alpha\mu_i(\lambda_e) + \beta\mu_i(\lambda_f)$ とした。

(2)式が成立する条件として、標準試料と分析試料の両者の有効波長が等しくなければならない。アルミニウム合金においては第2元素の含有率が低いので、有効波長は一定としてよい。たとえば既報<sup>4)</sup>のようにして純アルミニウムと材質7075の合金の有効波長を計算すると、0.94Åと0.93Åになる。従って(2)式はアルミニウム合金の場合成立することになる。

$W_{AS} + W_{BS} = 1$  と  $W_A + W_B + W_1 + \dots = 1$  の関係を(2)式に代入し、式を簡単にする(3)式になる。

$$\frac{W_A}{W_{AS}} = 1 + \sum \left( \frac{H_i}{H_B} - 1 \right) W_i \quad (3)$$

質量吸収係数と波長との間には、考えている波長範囲内に吸収端がない場合には次式が成り立つ<sup>4)</sup>。

$$\log \mu_i = k \log \lambda + C_i \quad (4)$$

比例定数 $k$ は元素に依存しないので、質量吸収係数の比は一定となる。従って

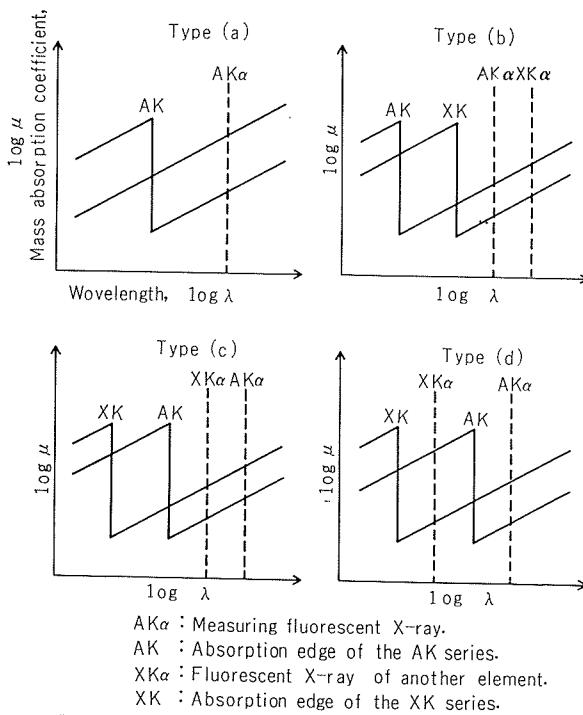
$$\frac{H_i}{H_B} = \frac{\mu_i(\lambda)}{\mu_B(\lambda)} = C_{i/B} \quad (5)$$

となり、 $F_{i/B} \equiv C_{i/B} - 1$  とおくと(3)式は

$$W_A = W_{AS} (1 + \sum F_{i/B} W_i) \quad (6)$$

(6)式の $F_{i/B}$ は計算で求まり、AとBの2元合金の検量線から含有率 $W_{AS}$ を求めれば、(6)式により共存元素の影響を補正した真値 $W_A$ が決定できることになる。

(4)式において考えている波長範囲とは、測定けい光X線の波長と照射X線の最短波長のことであり、アルミニウム合金中の亜鉛の測定ではNi、Fe、Mn、Si、Al、Mg等のNiの原子番号より小さい元素で(4)式が成立するが、CuはZnK $\alpha$ とZnKの吸収端の間にCuKの吸収端があって(4)式は成り立たないので別に考える必要がある。またPb、Bi等の原子番号の高い元素はZnKの吸収端より短波長側にそれらの吸収端があって、上記の条件を完全に満足しない場合があるが、照射X線の最短波長の近くにそれらの吸収端があれば、(4)式を利用した有効波長の考え方が適用で



	In the case of Zn K $\alpha$ measurement	In the case of Cu K $\alpha$ measurement
Type (a)	Fe Si Al Mg etc	Fe Si Al Mg etc
Type (b)	Cu	Ni
Type (c)	Ga	Zn
Type (d)	Pb Bi etc	Pb Bi etc

Fig. 1 Classification of the elements by the wavelength relation of the absorption edge and the fluorescent X-ray.

きる<sup>4)</sup>。

上記の波長と質量吸収係数の関係を分類するとFig. 1 になる。

(a)タイプは(4)式の成立する条件を満足し、(b), (c), (d)タイプが問題となる。(d)タイプは前述のように  $A\kappa\alpha$  の吸収系列で計算することにする。(b), (c)タイプは元素が限定できるので、この場合は特別な考慮をする。

アルミニウム合金の亜鉛の場合  $F_{i/B}$  が決定できない元素は Cuのみである。Gaも本来問題であるが、その含有量は微量であるので無視することができる。Cuについては前述のように有効波長が 0.93Åであるから、これを用いて  $H_{Cu}/H_{Al}$  を計算すると 2.38となり、 $F_{Cu/Al}$  は 1.4とすることができる。他の元素は(5)式によって算出でき、波長として ZnK $\alpha$  (1.436Å) と CuK $\alpha$  (1.542Å) で計算し、それの平均値をとることにした。その結果  $F$  値を Table 1 に示した。

アルミニウム合金の銅の測定の場合は Fig. 1 より Ni と Zn が(4)式を満足しない。本来これらの元素については、けい光X線の基本式にたちかえって計算しなければならないが、吸収端およびけい光X線の波長の関係からみて、亜鉛測定の場合の Cu に相当するので、この値を借用しても大きな差にならないと考えられる。その他の元素では亜鉛の測定の場合と同じ  $F$  値である。これらをまとめて Table 1 に示した。

**Table 1** Absorption coefficient, F, for Zn K $\alpha$  and CuK $\alpha$  on the aluminium alloy.

Element, i	$F_{i/Al}$	Element, i	$F_{i/Al}$
Mg	-0.17	Cu	1.4*1
Si	0.24	Zn	1.4*2
Ca	2.6	Zr	2.0
Ti	3.2	Cd	4.0
Cr	4.3	Sn	4.6
Mn	4.9	Pb	4.0
Fe	5.8	Bi	4.3
Ni	7.1*1 1.4*2		

\*1 : These figures are used for Zn K $\alpha$ .

\*2 : These figures are used for Cu K $\alpha$ .

### 3. 実験方法および結果

#### 3.1 標準試料について

金属のブロック試料では必ず偏析や非均質の問題がつきまとうために、標準試料の選定は極めて慎重に行なわなければならぬ。選定を誤るとその後の分析値すべてに關係し、分析値の解釈まで影響を及ぼすことになる。そのためには、次のようにして標準試料を作成した。Al-Zn または Al-Cu の 2 合金で 150mm $\phi$  × 205mm の丸棒を鋳込み、湯口は切断し、表層は皮むきをして捨てる。その後、熱処理—鍛造—熱処理—圧延—熱処理を行ない、最終的には 45 × 40 × 4mm の形に切断した。そしてこれらの分析を行ない、成分変化の少ない位置を選び、化学分析を行なって成分の基準値を定めた。

このようにして得た標準試料で亜鉛および銅の検量線を作成すると、いずれの場合も多少上に凸なる曲線となる。この曲線を細分して、小範囲では直線であるとすると含有率の算出は簡単になる。そこで Table 2 のように含有率範囲をきめ、その際に用いる基準試料を決定した。

**Table 2** Standard samples and determination ranges.

For zinc		
Determination range	No. of standard sample (Zn)	Condition for exciting X-ray
0 ~ 0.7%	Al (0), Al-Z5 (0.53%)	30 KV-12 mA
0.5~2.5%	Al-Z5 (0.53%), Al-Z7 (2.08%)	22 KV- 8 mA
2.0~7.0%	Al-Z7 (2.08%), Al-Z8 (5.23%)	20 KV- 4 mA
For copper		
Determination range	No. of standard sample (Cu)	Condition for exciting X-ray
0 ~ 1%	Al (0) Al-C2 (1.03%)	22KV -15mA
1 ~ 2%	Al-C2 (1.03%) Al-C3 (2.02%)	22KV -10mA
2 ~ 5%	Al-C3 (2.02%) Al-C4 (5.00%)	22KV - 5mA

用いたけい光X線分析装置は前報<sup>6)</sup>と同じであり、測定条件のうち、加電圧、加電流の値は Table 2 に併記した。測定時間は 60 秒の定時法によった。

#### 3.2 特殊試料の定量結果

偏析がないと思われる軽金属圧延工業会や Alcoa 製の標準試料、それに試作合金で大きな鋳物試料より切り出した

**Table 3** Determination of zinc in the homogeneous sample.

Sample No.	Main co-existed elements (%)	F value	Corrected value in Zn (%)	Analysis (%)		Difference (%)
				Chemical	X-ray	
1200-S	Fe(0.3)	2.06	0	0.030	0.031	0.001
Alcoa-SAC 972	Si(5.9) Fe(0.3)	4.74	0.002	0.058 *1	0.059	0.001
1200-F	Fe(0.6) Mn(1.4)	10.93	0.011	0.098	0.114	0.016
2011-C	Cu(5.0) Fe(0.6) Pb(0.8) Bi(0.2)	13.06	0.027	0.146	0.147	0.001
2011-2	Cu(4.5) Fe(1.0) Pb(0.2) Bi(1.0)	17.22	0.028	0.206	0.192	-0.014
6061-E	Mg(0.9) Cu(0.5) Fe(0.8)	6.00	0.012	0.21	0.216	0.01
Alcoa-SSDI32R	Mg(0.8) Cu(3.0) Fe(0.7) Si(8.8) Ni(0.9)	18.38	0.039	0.26 *1	0.255	0
7072-1	Fe(0.4) Si(0.3)	2.51	0.024	1.00	1.01	0.01
JLMRIA-ZM	Mg(1.1) Mn(0.6)	4.93	0.22	4.53 *2	4.67	0.14
Alcoa-SA1552	Mg(2.6) Cu(1.6)	4.95	0.25	5.20 *1	5.20	0
JLMRIA-75A	Mg(2.4) Cu(1.3)	3.60	0.19	5.35 *2	5.34	-0.01
JLMRIA-75B	Mg(2.4) Cu(1.3)	3.62	0.19	5.39 *2	5.41	0.02
Alcoa-SA1553	Mg(2.6) Cu(1.6)	4.95	0.29	6.12 *1	6.07	-0.05

\*1 : These figures are certificated by Alcoa Research Laboratories.

\*2 : These figures are certificated by Japan Light Metal Association.

Table 4 Determination of copper in the homogeneous sample.

Sample No.	Main co-existed elements (%)	F value	Corrected value in Cu (%)	Analysis (%)		Difference (%)
				Chemical	X-ray	
Al-8Mg-X	Mg(8.3)	-1.35	-0.002	0.120	0.115	-0.005
Al-6Zn-C	Zn(6.1)	8.47	0.011	0.15	0.137	-0.01
Alcoa-SAC 972	Si(5.9)	4.35	0.006	0.15 *1	0.166	0.02
Al-Zn-Mg-B	Zn(4.4) Mg(1.4)	6.97	0.015	0.23	0.241	0.01
3203-F	Mn(1.4)	10.70	0.024	0.25	0.256	0.01
6061-E	Mg(0.9) Fe(0.8)	5.53	0.025	0.51	0.51	0
Al-2Mg-1	Mg(2.1)	-0.33	-0.002	0.54	0.54	0
Alcoa-SSA132Z	Mg(1.3) Fe(0.7) Si(12.0) Ni(2.5)	10.13	0.10	1.05 *1	1.06	0.01
JLMRIA-75A	Mg(2.4) Zn(5.4)	9.36	0.11	1.28 *2	1.29	0.01
JLMRIA-75B	Mg(2.4) Zn(5.4)	9.40	0.11	1.30 *2	1.30	0
Alcoa-SA1552	Mg(2.6) Zn(5.2)	10.04	0.14	1.6 *1	1.58	0
Alcoa-SA1553	Mg(2.6) Zn(6.1)	11.32	0.16	1.6 *1	1.59	0

\*1 : Certificated figures by Alcoa Research Laboratories.

\*2 Certificated figures by Japan Light Metal Rolling Industry Association.

もの、あるいは熱処理や加工が加えてあって均質な試料とみなしえるものについて測定してみた。そして共存元素の補正を行ない、亜鉛については Table 3 に、銅については Table 4 に示した。

ほとんど化学分析値に近い値を示し、2. に述べた共存元素の補正方法が正しいことを確認できた。また CuK $\alpha$ に対する Zn および Ni の F 値は推定値を用いたが、実測して妥当な値であることが確認できた。ただし、軽金属圧延工業会の標準試料 ZM の亜鉛の定量では、工業会の正式な分析値と 0.14% の差が生じている。この試料について再測定を行なったが、この差の原因はわからなかった。

### 3・3 管理分析用試料の定量結果

鋳造時に成分が規格内に入っているかを調べるための管理分析には、金型の鋳型で 280×40×10mm の板状に鋳込んだ試料を用いた。偏析は当然考えられるので、一定の削り代をとり、決めた位置を測定面として分析を行なった。しかし、このようにしても偏析の影響は避けられないで、2. に述べた共存元素の影響を補正したのち、化学分析値と比較し、その差を試料の偏析によるカタヨリと考えることにした。

測定の一例を示すと亜鉛については Table 5、銅については Table 6 になる。管理分析の場合には成分範囲が明らかであり、従って共存元素についての補正量は材質ごと

Table 5 A determination example of zinc in the casted specimen for quality control.

Sample No.	Matrix correction (%)	Analysis (%)		Difference (%)
		X-ray	Chemical	
7072-1	0.020	0.98 <sup>a</sup>	0.97	0.02
2	0.019	0.99 <sup>b</sup>	0.97	0.03
3	0.021	1.03 <sup>c</sup>	1.02	0.01
4	0.022	1.02 <sup>d</sup>	1.04	-0.01
5	0.017	0.99 <sup>e</sup>	0.99	0
7075-1	0.25	5.85	5.87	-0.02
2	0.25	5.85	5.90	-0.05
3	0.24	5.76	5.76	0
4	0.24	5.67	5.64	0.03
5	0.23	5.66	5.69	-0.03
A -1	0.24	6.17	6.33	-0.16
2	0.23	6.05	6.14	-0.09
3	0.24	6.09	6.14	-0.05

にあらかじめ定めておけばよい。Table 5 および 6 では個々の試料について補正量を明記しておいた。

Table 5 および 6 の結果は 3・2 の特殊試料の場合と異なり、必ずしも化学分析値と一致していない。これは後述する偏析によるものと考えられる。このような差は材質ごとに補正することにし、これを偏析補正量と名付けて、けい光 X 線分析値との差の平均値をとることにした。

Table 7 と 8 にはこの偏析補正量を示した。そして共

Table 6 A determination example of copper in the casted specimen for quality control.

Sample No.	Matrix correction (%)	Analysis (%)		Difference (%)
		X-ray	Chemical	
7075-1	0.140	1.63 <sup>g</sup>	1.67	-0.03
2	0.145	1.57 <sup>g</sup>	1.65	-0.07
3	0.142	1.54 <sup>g</sup>	1.61	-0.06
4	0.141	1.55 <sup>g</sup>	1.63	-0.08
5	0.140	1.53 <sup>g</sup>	1.60	-0.06
2017-1	0.15	3.89	4.10	-0.21
2	0.15	3.91	4.08	-0.17
3	0.14	3.81	3.93	-0.12
4	0.14	8.84	3.88	-0.04
5	0.14	3.83	4.21	-0.28
2014-1	0.22	4.20	4.39	-0.19
2	0.21	4.05	4.16	-0.11
3	0.21	3.96	4.11	-0.15

Table 7 Correction value and precision about zinc determination.

Material	Zn content (%)	Matrix correction (%)	Segregation correction (%)	Total correction (%)	Precision (%)
7072	1	0.02	-0.01	0.01	0.019
B	4.5	0.03	-0.03	0	0.13
C	5.5	0.13	-0.02	0.11	0.10
7075	6	0.24	0.02	0.27	0.07
A	6	0.24	0.09	0.33	0.05

Table 8 Correction value and precision about copper determination.

Material	Cu content (%)	Matrix correction (%)	Segregation correction (%)	Total correction (%)	Precision (%)
7079	0.5	0.05	0.03	0.08	0.01 <sup>a</sup>
7075	1.5	0.15	0.03	0.18	0.05
2017	4	0.14	0.15	0.29	0.13
2014	4	0.21	0.14	0.35	0.05
2024	4.5	0.15	0.06	0.21	0.10

存元素による補正量とけい光X線分析値と化学分析値の差によって算出した精度を併記した。精度の悪い場合には、含有率に対して3%の相対偏差であった。

## 4. 考 察

### 4・1 けい光X線分析の測定精度

けい光X線分析で同一試料を繰り返し測定した場合の測定精度は、けい光X線強度から理論的に計算することができるが、実測して求めた。試料番号 Alcoa-SA1552 の亜鉛 5.20%で標準偏差は 0.014%，同じ試料の銅 1.58%で 0.0092%，Alcoa-SSD132R の銅 2.95%で 0.0079%であった。相対偏差率にすると 0.3~0.6% になる。化学分析値を真値とみなした場合の精度は、けい光X線の繰り返し測定精度の約 4.5 倍になることをすでに報告<sup>7)</sup>したが、本報告の結果も、上記の値と Table 7 と 8 の値を比較すれば、この関係を満足していることがわかる。従って、含有率に対して 1~3% の偏差率であることは妥当な精度とみなすことができる。

### 4・2 偏析について

管理用の分析試料は 280×40×10mm の板状で、280×40mm の面を側面とし、湯口は 280×10mm の面である。側面を 3~4 mm 切削して、これをけい光X線分析の測定位置としている。この測定位置の厚み方向について材質 7075 の偏析調査をしてみると、亜鉛については Fig. 2 の結果が得られた。なお含有率は補正をしていない値で示した。

いずれの場合も表面より中心部に向うにつれて、ほぼ直線的に含有率が低くなっている。表面と中心部との含有率の差は亜鉛の場合 0.25% であり、従って 1 mmあたり相対率で 1% の濃度勾配がある。銅の場合は 1 mmあたり相対率で 2% の濃度勾配である。86mmφ の押出し加工した丸棒についても同様に直径方向の偏析調査をしてみると、亜鉛、銅ともに中心部の方が低値を示し、表面と中心部の差を含有量に対する相対率で示すと亜鉛で 4%，銅で 8% で

あった。この値は管理用試料の結果とはや一致しており、ただ後者は試料が大きいために濃度勾配が小さいということになる。また銅については材質 7075 とは含有率を異にする材質 2017 について偏析調査したが、相対率でみるかぎり同じ結果となった。その結果を Fig. 3 に示した。

以上の結果から、管理分析では常に同じ測定位置を選ぶことが必要である。また管理用試料では 280×40mm の側面内でも偏析がみられ、これは鋳込み時の条件に左右されると思われる。この面内偏析は、銅の場合で含有率の 10%に達する場合があり、試料にスピンドルをかけないけい光X線分析装置では、常に試料の同一方向にX線が照射されるように注意しなければならない。

## 5. ま と め

けい光X線によるアルミニウム合金中の亜鉛と銅の定量について検討した。検量線として Al-Zn または Al-Cu の 2 元合金を用いることにし、共存元素の影響を補正した式(6)を導いた。アルミニウム合金中の亜鉛または銅の場合、連続X線に対して一定の有効波長をとることができるので、簡単に(6)式中の吸収係数Fを計算することができた。

軽金属圧延工業会や Alcoa の権威づけられた標準試料および均質であることを確かめた試料にこの方法を適用した。その結果は推奨される値と一致をみたので、本法の理論的に導いた共存元素の補正方法が正しいことを認めた。インゴットを製造する際の品質管理用の分析試料は鋳物であって偏析がある。従って共存元素の影響を補正するだけでは不じゅうぶんであり、偏析について偏析補正を行なうこととした。各材質毎に共存元素の補正と偏析補正の値を定めて、Table 7 と 8 に示した。この両者の補正を行なった場合の分析精度も示した。この精度は以前報告した  $4.5\sigma_{FX}$

の関係にあった。 $(\sigma_{FX})$  はけい光X線の繰り返し測定精度) 亜鉛と銅の含有量は鋳物試料では内部に向うに従い低下しており、表層と中心部の含有量の差は相対率で亜鉛 4~5%，銅で 8~10% であった。従って管理分析では常に

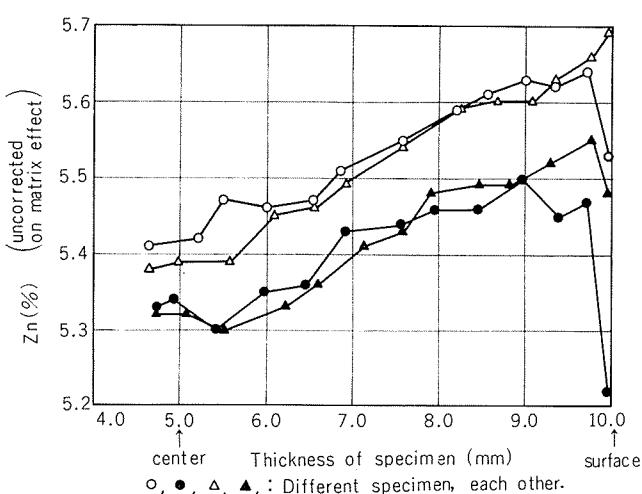


Fig. 2 Content variation of Zinc in the casted specimen, 7075 aluminium alloy.

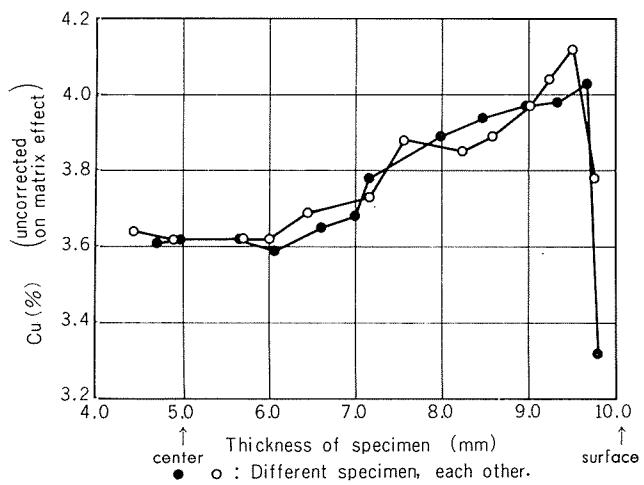


Fig. 3 Content variation of copper in the casted specimen, 2017 aluminium alloy.

同じ測定位置を選ぶことが必要であった。

文 献

- 1) H. Ginsberg und H. Pfundt: Z. Metallkde., 53 (1962), 695
- 2) 深沢力, 恒川修, 水池敦: 分析化学, 19 (1970), 443
- 3) 鈴木祝寿, 松本三郎, 伊藤醇一: 分析化学, 19 (1970), 1523
- 4) 一柳昭成: 本誌, 9 (1968), 99
- 5) 織田勇三, 藤田耕三: 応用物理, 38 (1969), 561
- 6) 沢田敏男, 一柳昭成: 本誌, 6 (1965), 62
- 7) 沢田敏男, 一柳昭成, 青柳徹: 本誌, 8 (1967), 100

P

231

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## アルミニウム合金溶接部の機械的性質におよぼす 溶質元素の分布状態の影響

福井利安  
難波圭三

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウム合金溶接部の機械的性質 におよぼす溶質元素の分布状態の影響\*

福井利安\*\* 難波圭三\*\*

## Effects of Distribution of Solute Elements on Mechanical Properties of Aluminum Alloy Welds

by Toshiyasu Fukui and Keizo Namba

Experiments were conducted to study the effects of distribution of solute elements on the mechanical properties of weld solidified metal in Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys.

The mechanical properties of welds were more deteriorated with the increase of welding heat input. After homogenizing, tensile strength and hardness of the deposited metal were increased on the whole; but Charpy impact value only showed a reverse result. However, both of the tensile strength and impact value still depended on the initial welding heat input or dendrite cell size even after homogenizing, but the hardness did not.

After the above treatment, principal solute elements such as Mg and Zn were almost homogenized, which led to the vanishing of their segregations on the dendrite cell boundaries; but their concentrations in the cell matrix were increased. However, the distribution of impurities of Fe and Si (particularly, Fe) remained in as welded state even after homogenizing.

It was clear from the above facts that the hardness of welds was markedly affected by the dispersion of the 2nd phases containing Mg or Zn on grain and dendrite cell boundaries and their concentrations in the cell matrix. Whereas, the tensile property and Charpy impact value, which will lead to rupture, would be affected by the distribution of Fe and Si as well as the above two factors.

The above facts were proved by the experimental results that the mechanical properties of welds and permanent mould castings were deteriorated with the increase of Fe and Si. The network of the 2nd phases containing Fe and Si on grain and dendrite cell boundaries seemed to promote the crack propagation in rupture.

However, the effects of Fe and Si were observed in only Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys containing considerable amounts of Mg and (or) Zn as strengthening elements. Whereas, these effects were not observed in commercially pure aluminum, in which Fe and Si rather act as strengthening elements for mechanical properties.

### 1. 緒 言

本研究は急冷凝固したアルミニウム合金の機械的性質におよぼす溶質元素の分布状態の影響について基礎的な観点より検討しようとするものである。筆者らはすでにアルミニウム合金における典型的な急冷凝固金属である溶接凝固組織の形態とその機械的性質の関係について調べ、溶接凝固組織でのデンドライト・セル・サイズは溶接入熱の増加とともに大きくなり（定量的関係がある）、溶接部の機械的性質はこのデンドライト・セルの粗大化とともに著しく低下することを明らかにした。<sup>1,2)</sup>

しかしながら、デンドライト・セル・サイズの変化とともにセル境界での第二相の量、あるいはセル・マトリックスでの溶質濃度も変化し、また不純物である Fe, Si の分布状態も影響すると思われるので、溶接凝固組織とその機械的性質の関係において、いずれの因子がもっとも支配的な作用をもつまいかなる形で硬化に寄与しうるかなど不明な点も多い。铸造あるいは溶接凝固組織とその機械的性質の関係については、これまでにもいくつかの報告<sup>1~9)</sup>がなされているが溶質元素の分布状態と機械的性質の関連性について詳細に調べられたものはあまりない。

そこで本報では、溶接凝固後均一化処理を施すことによって、セル境界での第二相の状態やセル・マトリックス中

\*軽金属；21 (1971), 482 に一部発表

\*\*研究部

の溶質濃度を変化させた場合の機械的性質の挙動、不純物である Fe, Si 系の第二相の分散度の影響などを調べて、これらの個々の因子の影響について検討した。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材

供試材は Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金であり、Table 1 に示したごとく、それぞれ 753~4,710 および 713~4,710 cal/cm の範囲で溶接入熱条件を変化させ、共材系の電極ワイヤを用いて bead-on-plate の MIG 溶接した。溶着金属の化学成分を Table 2 に示すが、以前報告したものと同様<sup>1,2)</sup>、化学成分のばらつき範囲は非常に少なく、入熱条件の変化による組成差はほとんど無視しうる。

Table 1 Welding conditions and heat input per unit length.

Materials	Mark	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/sec)	Heat-input per unit length* (cal/cm)
Al-Mg	M 1	300	21	1.50	753
	M 2	350	23	0.833	1730
	M 3	350	24	0.583	2570
	M 4	350	24	0.417	3600
	M 5	350	25	0.333	4710
Al-Zn-Mg	Z 1	300	20	1.50	713
	Z 2	350	22	1.08	1280
	Z 3	350	24	0.667	2250
	Z 4	350	24	0.417	3600
	Z 5	350	25	0.333	4710

$$* \frac{IE}{4.18} \cdot \eta \cdot \frac{1}{v}, (\eta=75\%)$$

Table 2 Chemical compositions of test materials.

Materials	Chemical compositions (%)									Remarks
	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	
Test 1	Al-Mg	<0.01	0.14 0.18	0.05 0.09	4.38 4.50	0.64 0.68	<0.01	0.13 0.16	<0.01	—
		Al-Zn-Mg	0.01 0.20	0.15 0.08	0.03 2.05	2.05 2.24	0.27 0.30	4.01 4.15	<0.01 0.01 0.02	0.16 0.18
Test 2	Al-Mg	<0.01	0.01	0.01	4.49	0.75	<0.01	0.11	<0.01	—
		<0.01	0.09	0.05	4.44	0.73	<0.01	0.11	<0.01	—
		<0.01	0.26	0.09	4.51	0.72	<0.01	0.10	<0.01	—
	Al-Zn-Mg	0.01	0.01	0.01	2.03	0.32	3.95	<0.01	<0.01	0.15
		<0.01	0.08	0.04	2.04	0.32	4.02	<0.01	<0.01	0.15
		0.01	0.26	0.08	2.04	0.33	4.04	<0.01	<0.01	0.15

### 2.2 実験方法

実験はまず最初に溶接部の機械的性質におよぼす溶質元素の分布状態の影響について調査した。試料は著しい凝固偏析を示している“溶接のまま”的ものと、溶接後 500°C で 3, 6 および 24hr の均一化処理を施したものである。なお、これらの各試料の溶質元素の分布状態は EPMA で確認した。機械的性質は全溶着金属の引張性質、シャルピー衝撃値およびかたさについて調べた。

つぎに、不純物である Fe および Si の分布状態の影響を調べるために、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金を 99.99~99.5%Al 地金で溶製し、TIG 溶接を行なって引張および衝撃試験を行なった。また参考までに“金型铸造のまま”的試料でも実験し、溶接凝固の試料と比較した。これらの試料の化学成分も Table 2 にあわせて示した。

なお、以上の実験では Al-4%Zn-2%Mg 合金はすべて溶接後あるいは均一化加熱後、30 日間の自然時効を施した後試験に供した。

## 3. 実験結果

### 3.1 溶接凝固金属の機械的性質と均一化加熱の影響

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金溶接部の引張強さおよびシャルピー衝撃値におよぼす均一化処理の影響を Fig. 1 および 2 に示す。これらより明らかなるごとく、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも溶接のままで溶接入熱あるいはデンドライト・セル・サイズの増大とともに引張強さおよびシャルピー衝撃値が著しく低下している。これは以前<sup>1)</sup>報告したのと同様である。均一化処理加熱を行なうと加熱時間の増加とともに全体的に引張強さは増大し、シャルピー衝撃値は減少している。均一化処理によるこれらの機械的諸性質の変化は、後述するごとく、主としてセルマトリックス中での Zn や Mg 量の増加によっており、一部 Mn, Cr, Zr などの遷移元素の析出も影響していると思われる。

しかし均一化処理を施した場合でも、依然として均一化処理前の溶接のままの場合と同様な傾向を示し、前の履歴

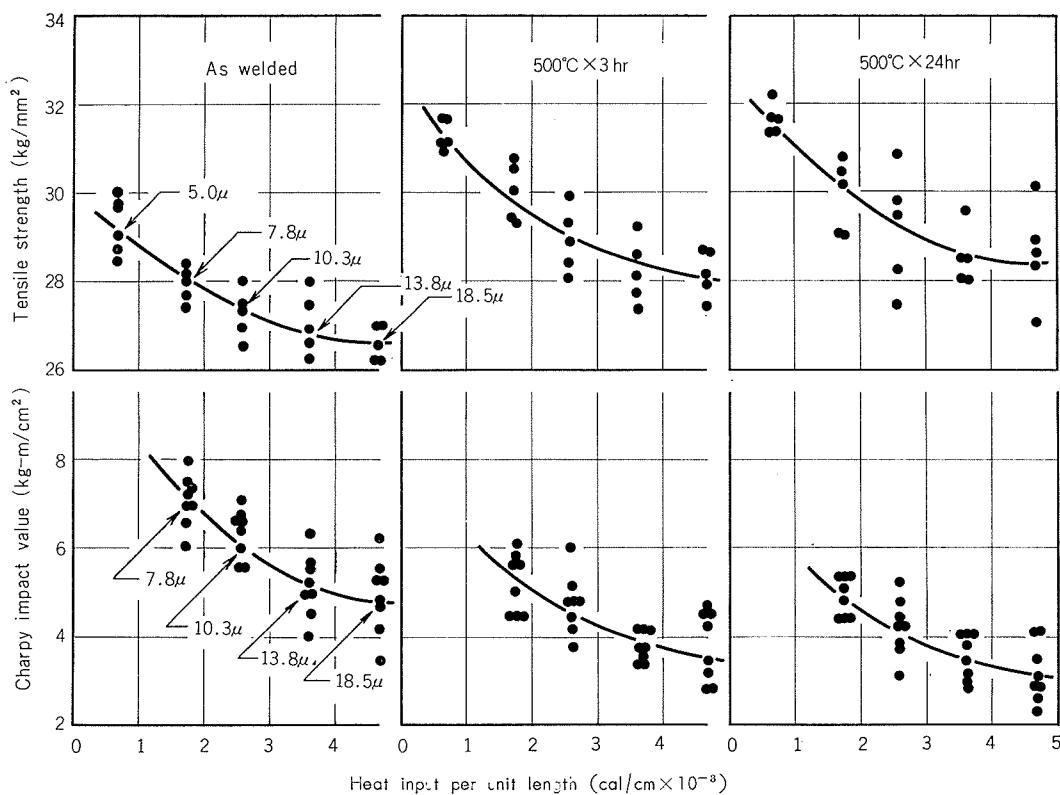


Fig. 1 Effect of homogenizing on mechanical properties of Al-4.5%Mg alloy welds.

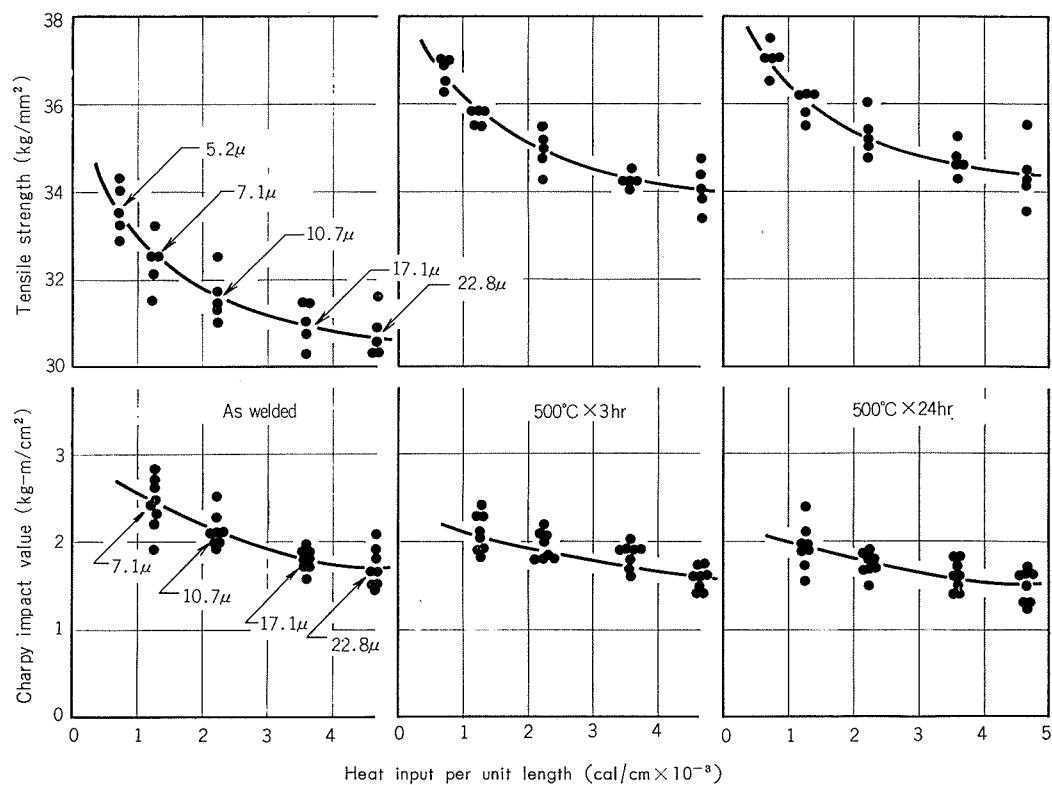


Fig. 2 Effect of homogenizing on mechanical properties of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

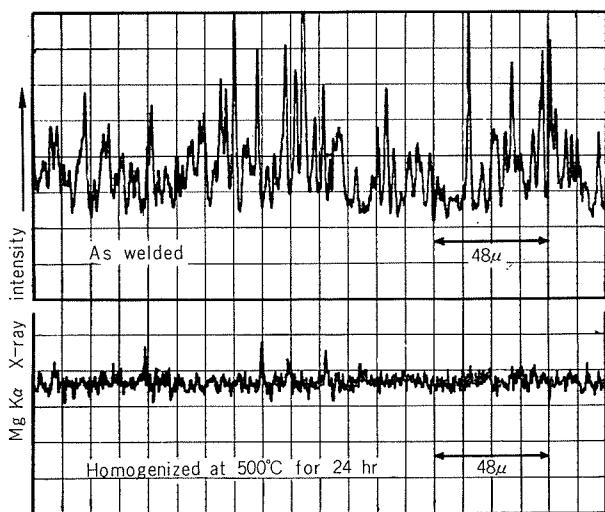


Fig. 3 MgK $\alpha$  line scanned images in deposited metal of Al-4.5%Mg alloy as welded and homogenized.

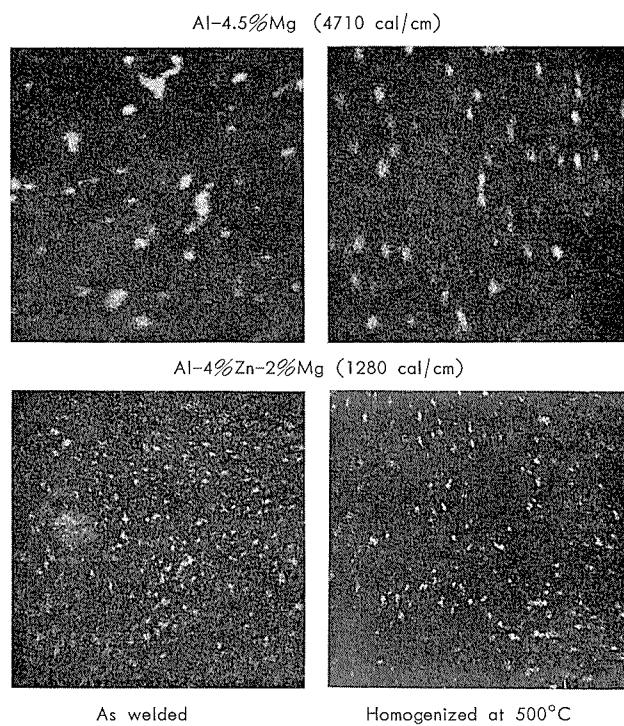


Fig. 4 Electron beam scanning image of Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.  
(FeK $\alpha$  X-ray image)

の影響（すなわち溶接入熱の増加とともに引張強さおよびシャルピー衝撃値は低下する）を明瞭に残している。

いっぽう溶接部のかたさに関しては、引張強さやシャルピー衝撃値とは異なった傾向を示すようになる。（後述のTable 3 および4 参照のこと）。すなわち均一化加熱処理によって全体的にかたさは増大し、各入熱条件における差が認められなくなり、ほぼ同じような値を示した。

### 3・2 溶接凝固金属における溶質元素の分布状態

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金を各入熱条件で MIG 溶接した溶着金属での Mg, Zn, Fe あるいは Si などの溶質元素の分布状態を EPMA によって測定し、均一化加熱処理による変化を調べた。この結果の一例を示すと Fig. 3 および 4 のごとくである。

Fig. 3 は Al-4.5%Mg 合金を 1,730 cal/cm の入熱で溶接した場合の Mg の分布状況で、溶接のままと溶接後 500°C で 24hr の均一化処理を施したものである。Fig. 3 から明らかなごとく溶接のままで Mg の分布状態は結晶粒界、セル境界およびその近傍で濃度のピーカーを形成し、セル・マトリックスでは谷を作っている。しかし 500°C で 24hr の均一化処理により、Mg の偏析はほとんど消滅し、Mg はほぼ均一に分布している。これよりデンドライト・セル境界における Mg を含む第二相は消滅しセル・マトリックス中の Mg 量が増加していることがわかる。

Fig. 4 は比較的大きい入熱 (4,710 cal/cm) で溶接した Al-4.5%Mg 合金および比較的小さい入熱 (1,280 cal/cm) で溶接した Al-4%Zn-2%Mg 合金の溶着金属における Fe の分布状態を調べた結果である。Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも、溶接のままの場合 Fe は微細に分散し、この分布状態は入熱条件によって変化しているのが認められる。しかし、Fig. 4 より明らかなごとく、均一化処理を施しても、Fe の分布状態は溶接のままとほとんど同様で Fe の均一化あるいは拡散がほとんど進行していないことがわかる。程度の差はあるが、Si についても同様な傾向が認められた。これらのことから、主要合金元素の Zn や Mg の分布状態は均一化処理加熱によって容易に均一分布するのに対し、不純物の Fe や Si は均一化しがたいことがわかる。

ところで3・1項の Fig. 1 および 2 で示したごとく、機械的性質は、Zn や Mg を均一な分布状態にしても、依然、前の履歴（溶接入熱の差によるデンドライト・セル・サイズの差）の影響を受けていることがわかる。この差は Fig. 4 に示したごとく、均一化処理加熱によても容易に拡散しえない Fe および Si とくに Fe の分布状態によっているものと思われる。

### 3・3 溶接凝固および鋳造凝固金属の機械的性質によぼす Fe ならびに Si 量およびその分布状態の影響

すでに3・1および3・2項で述べたことから溶接部の機械的性質には不純物である Fe および Si の分布状態も強い影響をもつことがわかった。そこで Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金で Fe および Si 量が種々異なる材料を TIG 溶接しその機械的性質を調べて Fe および Si の影響を検討した。なお参考までに、金型鋳造材についても同様に調べた。

Fig. 5 および 6 に Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2% Mg 合金の TIG 溶接材および金型鋳造材の伸び、Fig. 7 および 8 に同材料のシャルピー衝撃値をそれぞれ示す。シ

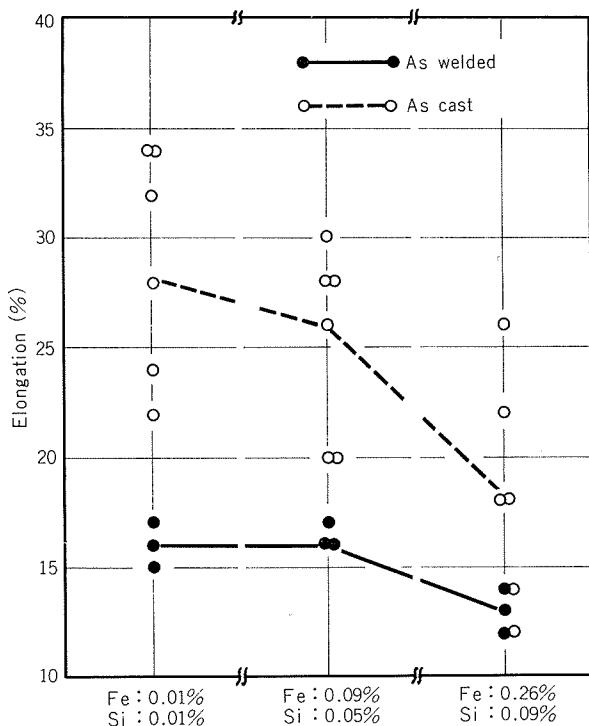


Fig. 5 Effects of Fe and Si contents on elongation of TIG-welded and cast specimens of Al-4.5%Mg alloys containing 0.7%Mn and 0.1%Cr.

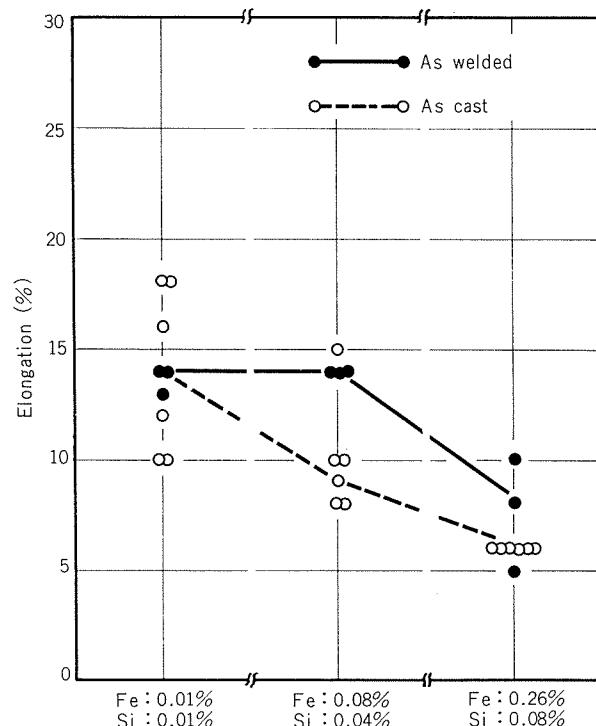


Fig. 6 Effects of Fe and Si contents on elongation of TIG-welded and cast specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloys containing 0.3%Mn and 0.2%Zr.

ヤルピー衝撃値はR.T. (室温), -75°C (エチールアルコールとドライアイスの混合) および-196°C (液体窒素) の3条件で調べた。Fig. 5 および6から明らかなごとく、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも、Fe および Si の含有量の増加により伸びは減少している。いつ

ばうシャルピー衝撃値についても Fig. 7 および8より明らかなるごとく、Fe および Si の増加とともに著しく減少している。とくに溶接部で顕著である。

なお、Fig. 7 および8において、金型鋳造材のシャルピー衝撃値がTIG溶接材のそれより低く、またともにFig.

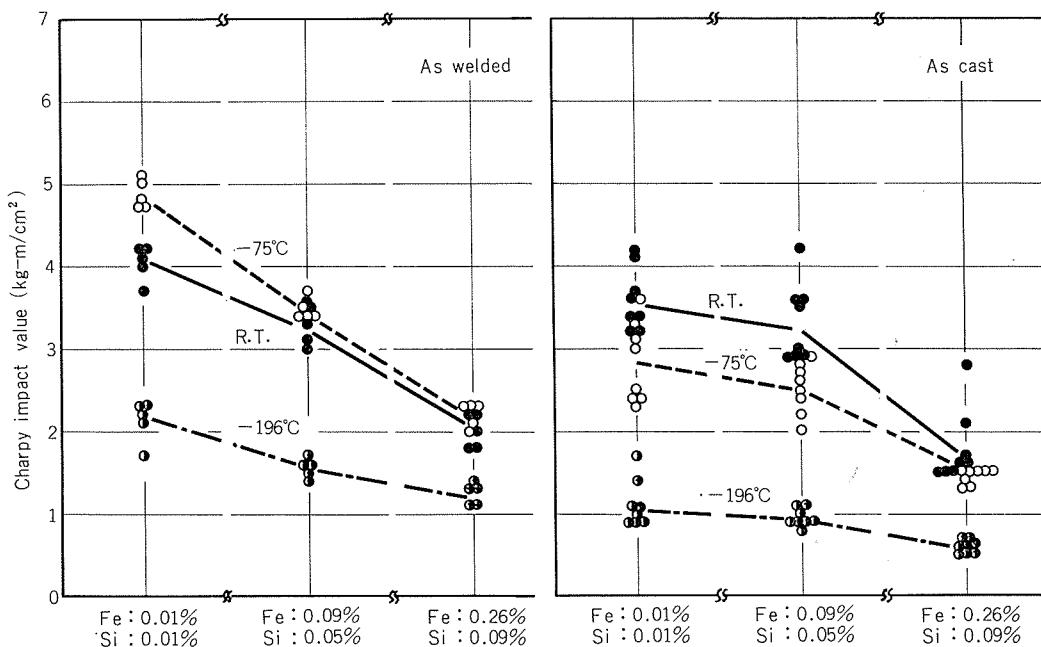


Fig. 7 Effects of Fe and Si contents on Charpy impact values of TIG-welded and cast specimens of Al-4.5%Mg alloys containing 0.7%Mn and 0.1%Cr.

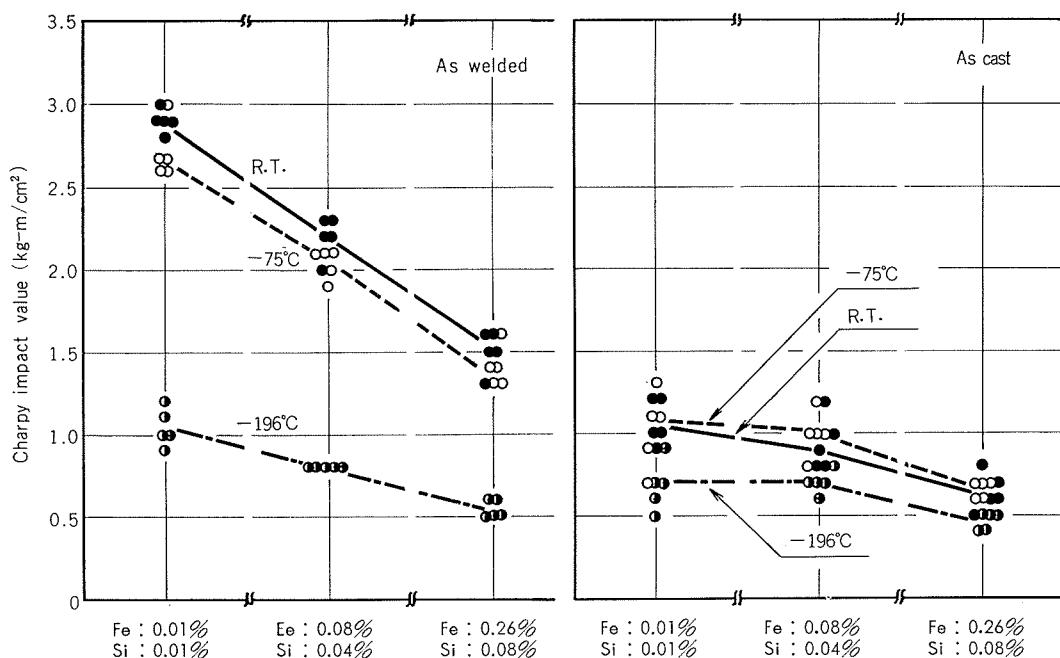


Fig. 8 Effects of Fe and Si contents on Charpy impact values of TIG-welded and cast specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloys containing 0.3%Mn and 0.2%Zr.

1 および 2 に示す MIG 溶接材のそれより低いのは凝固時の冷却速度の違いによりデンドライト・セル・サイズや溶質元素の分布状態が著しく異なるためであると思われる。

Fig. 9 に Al-4%Zn-2%Mg 合金の鋳造材の引張破断部断面を、Fig. 10 に Al-4%Zn-2%Mg 合金鋳造材のシャルピー衝撃破断部断面をそれぞれ示す。これらの破断部の断面観察より明らかかなごとく、Fe および Si の含有量の多少に関係なく、破断はほとんど intergranular と inter-

dendritic の両方で生じている。また Fig. 9 および 10 より明らかなごとく、Fe および Si の含有量の多いものは少ないものに比べて結晶粒がかなり微細化されている。しかしながら、Fig. 5～8 より、Fe および Si 量の少ないものの方が伸びおよびシャルピー衝撲値ともすぐれている。

以上のことから、溶接凝固あるいは鋳造凝固金属の機械的性質には、微量の不純物といえどもその影響は無視しえないことがわかる。

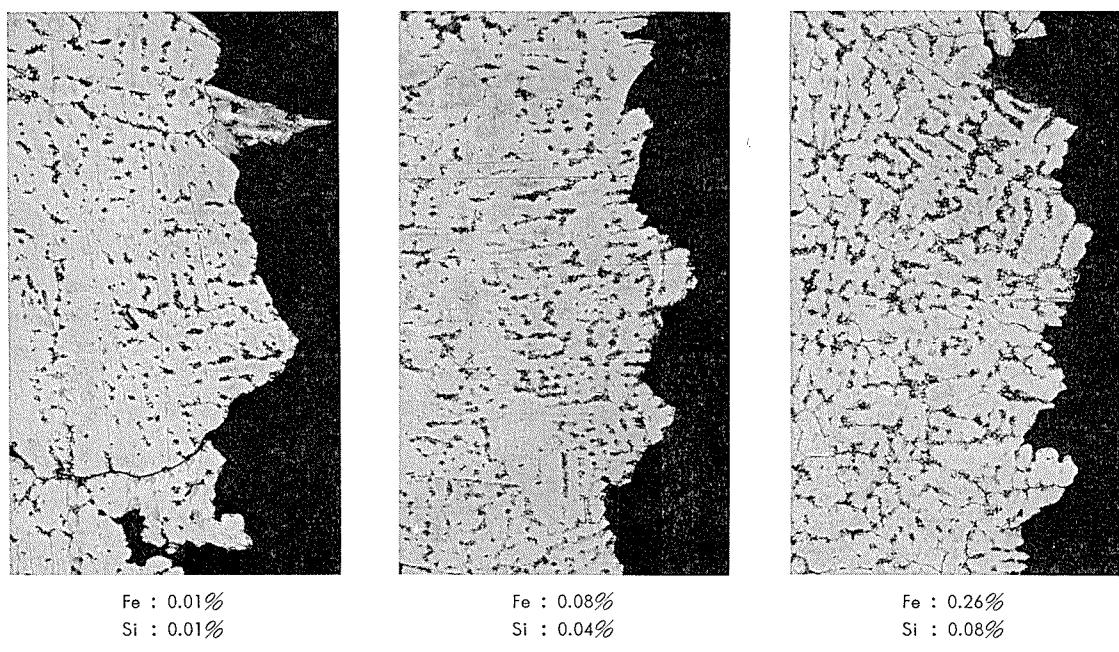


Fig. 9 Cross-sections of fractures in tensile test specimens (R.T.) of Al-4%Zn-2%Mg alloy cast metals. (x100)

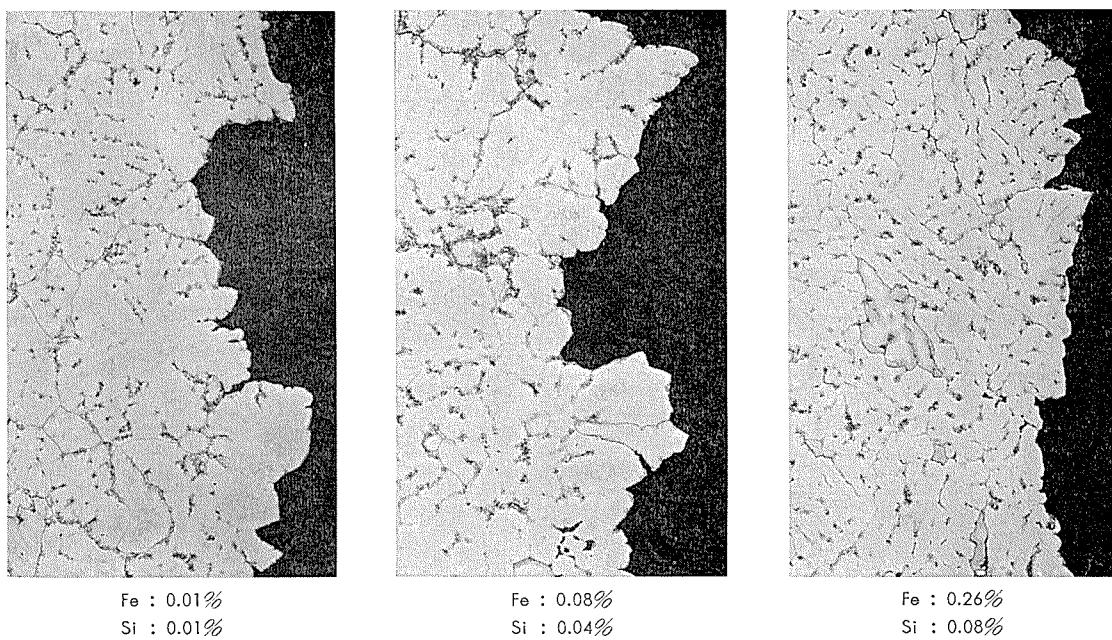


Fig. 10 Cross-sections of fractures in Charpy impact test specimens ( $-196^{\circ}\text{C}$ ) of Al-4%Zn-2%Mg alloy cast metals. ( $\times 100$ )

#### 4. 考 察

アルミニウム合金の溶接凝固組織とその機械的性質の関係について考察するため、本実験でえられた結果以外に以前の実験<sup>1,2)</sup>でえられた結果も含めて総括的に示すとTable 3 および4のごとくになる。これらより明らかなごとく、溶接のままのものでは、入熱の増加とともにデンドライト・セルは粗大化し、セル・マトリックス中のMgあるいはZnなどの溶質濃度は減少している。同時に引張強さ、シャルピー衝撃値、かたさなどの機械的性質はいずれも低下している。

ところが  $500^{\circ}\text{C}$  で 24 hr の均一化処理加熱を行なった

ものでは Mg あるいは Zn の分布は均一化し、セル・マトリックス中の Mg あるいは Zn 量が増加して溶接入熱条件とは無関係に一定の分布状態となり、デンドライト・セルもほぼ消滅しているように思われる。しかし Fig. 4 で示したごとく、主として interdendrite に存在する Fe および Si、ときに Fe は拡散しがたく、均一化加熱後もあまり変化せず、溶接のままの状態で残っている。

このときの機械的性質は、溶接のままの試料に比べて、全体的に引張強さやかたさは増大し、シャルピー衝撲値は低下している。これは均一化処理によりデンドライト・セル境界およびその近傍における Mg あるいは Zn 系の第

Table 3 Schematic representation of characteristics of dendritic structures and mechanical properties in Al-4.5%Mg alloy welds.

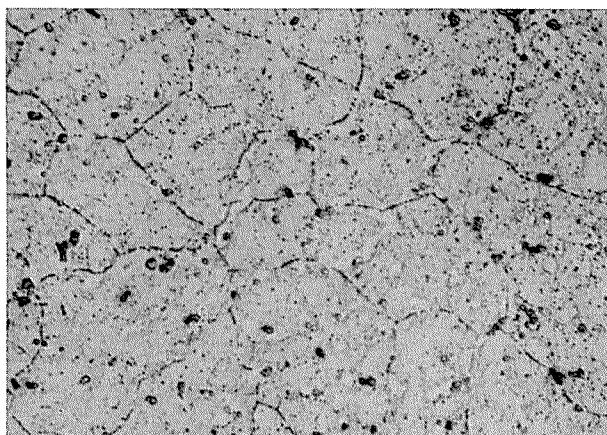
Specimens	Weld heat input (kcal/cm)	Dendrite cell size ( $\mu$ )	Mg content in matrix (%)	Mechanical properties		
				3	4	5
	2 4 6	5 10 15	3 4 5	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Impact value (kg-m/cm <sup>2</sup> )	Vickers hardness (5 kg)
As welded	■	■	■	■	■	■
	■	■	■	■	■	■
	■	■	■	■	■	■
Homogenized	■	■	■	■	■	■
	■	■	■	■	■	■
	■	■	■	■	■	■

Table 4 Schematic representation of characteristics of dendritic structures and mechanical properties in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

Specimens	Weld heat input (kcal/cm)	Dendrite cell size ( $\mu$ )	Zn and Mg contents in matrix (%)	Mechanical properties								
				Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )			Impact value (kg-m/cm <sup>2</sup> )			Vickers hardness (5 kg)		
				2	4	6	32	34	36	1	2	3
As welded	2	5	2	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	4	10	3	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	6	15	4	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Homogenized	2	5	2	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	4	10	3	■	■	■	■	■	■	■	■	■
	6	15	4	■	■	■	■	■	■	■	■	■

二相の消滅とセル・マトリックス中の Zn および Mg 量の増加により、Al-Mg 系では固溶体硬化に寄与する Mg 量、Al-Zn-Mg 系では析出硬化に寄与する Zn, Mg の過飽和度が増しているためであると思われる。また Fig. 11 に示すごとく均一化処理中での Mn, Cr, Zr などの遷移元素の析出も少なからず硬化に寄与していると思われるので、この点の考慮も必要である。

As welded



Homogenized at 500°C for 6 hr

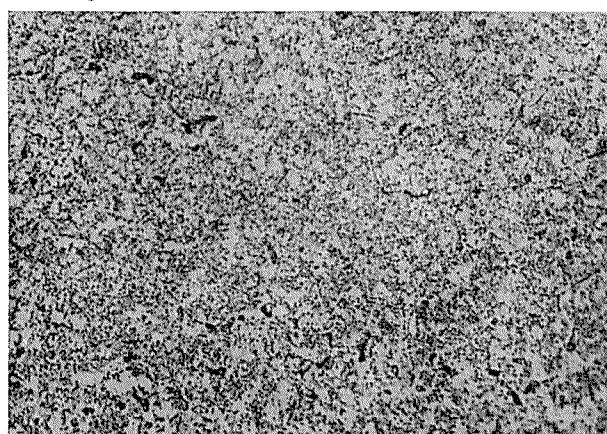


Fig. 11 Micro-structure of Al-4.5%Mg alloy welds.  
( $\times 400$ )

ところで、均一化処理材においても引張強さとシャルピー衝撃値は依然、前の履歴（溶接入熱あるいは均一化加熱前のデンドライト・セル・サイズ）の影響を受けており、溶接のままの試料と同様、入熱の増加とともに引張強さやシャルピー衝撲値は低下している。

すなわち、かたさの挙動はセル・マトリックス中の Mg あるいは Zn 量とよい関連性を示しているのに対し、引張強さやシャルピー衝撲値の挙動はセル・マトリック中の Mg あるいは Zn 量と必ずしも関連性を有するとは限らない。これは破壊を伴う引張性質やシャルピー衝撲性質においては、intergranular あるいは interdendrite に多く存在し、かつ容易に拡散しえない Fe あるいは Si 系、とくに Fe を含む第二相の影響が強いことを暗示している。これらの Fe あるいは Si の影響は Fig. 5~8 に示したごとく Fe および Si 量の増加とともに機械的性質が著しく低下していることからも裏づけられている。このことは Antes ら<sup>9)</sup>および筆者の一人<sup>10)</sup>によって認められている。

Fig. 9 および 10 において示したようにこれらの破壊は intergranular のみならず interdendrite でも生じている。しかも Fe および Si 量が少ないものでは結晶粒がかなり粗大化しているにもかかわらず、Fe および Si 量の多い微細結晶粒のものより機械的性質がすぐれている。このことよりも、これらの interdendrite での破壊において、Fe あるいは Si 系の第二相の network が非常に大きい影響を有していることがわかる。

しかしながら Fe あるいは Si が素材の強化要素の一部として働いている純アルミニウムの場合は Fe および Si 量の増加とともに引張強さやシャルピー衝撲値は向上し<sup>1,2)</sup>、また溶接入熱とはほとんど無関係であった<sup>1,2)</sup>。したがって Al-4.5%Mg や Al-4%Zn-2%Mg 合金などのように Mg や Zn のような強化元素をかなり多量に含む場合においてのみ、Fe あるいは Si 量の増加が機械的性質の劣化をもたらしているようと思われる。

以上より明らかなように、アルミニウム合金の急冷凝固

金属における機械的性質は主として主要強化元素（たとえば Al-Mg 合金での Mg, Al-Zn-Mg 合金での Zn および Mg）の分散度およびセル・マトリックス中の溶質濃度に依存している。しかしながら、不純物である Fe あるいは Si の影響も無視できず、これらの不純物の増加は韌性の低下の原因になるようと思われる。

## 5. 結 言

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金の溶接凝固組織における溶質元素の分布状態と機械的性質の関係について調査した結果、つぎの点が明らかとなった。

(1) 溶接部の機械的諸性質は溶接入熱の増加（デンドライト・セル・サイズの増大）とともに低下する。500°C で均一化処理を行なうと、溶接部の引張強さおよびかたさは全体的に上昇し、逆にシャルピー衝撃値は低下する。この内、かたさは均一化処理加熱によって溶接入熱あるいはデンドライト・セル・サイズの影響は消滅しているのに対し、引張強さおよびシャルピー衝撲値では均一化処理後も依然、前の履歴の影響が残っている。

(2) 均一化処理加熱によって主要溶質元素である Mg や Zn はほぼ均一化し、セル境界におけるこれらの偏析（共晶組成）は消滅し、セル・マトリックス中の濃度が高くなっている。しかし、不純物である Fe および Si とくに Fe の分布状態はほとんど変化せず、加熱後も溶接のままの状態を残している。

(3) 以上のことにより、溶接部の機械的性質は主として主要溶質元素である Mg あるいは Zn の分布状態とセルマ・トリックスでのそれらの濃度の影響をうけていることがわかる。しかしながら、破断をともなう機械的性質、例えは引張性質やシャルピー衝撲性質などにおいては、これら以外に不純物である Fe および Si の分散度の影響も無視できない。

(4) このことは Fe および Si 量を種々変化させた溶接材および金型铸造材の機械的性質が Fe および Si 量の増加とともに低下していることからも裏づけられている。これは結晶粒界やデンドライト・セル境界に晶出した Fe あるいは Si 系の第二相の network が破壊の伝播を助長することによるものと思われる。

(5) しかしながら、これらの Fe あるいは Si の影響は Al-4.5%Mg や Al-4%Zn-2%Mg 合金など、強化元素として Mg や Zn をかなり多く含む場合にのみ認められ、工業用純アルミニウムにおいては Fe および Si はむしろ強化要素として作用し、脆化の原因とはならないようである。

謝辞：本研究を進めるに際し種々有益な助言を賜った当社研究部寺井士郎部長、杉山禎彦主任研究員および直江正久氏（現管棒製造部）に深く感謝致します。

## 文 献

- 1) 福井利安、難波圭三：軽金属、**20** (1970), 448; **20** (1970), 458
- 2) T. Fukui and K. Namba : Trans. JIM, **12** (1971), 355
- 3) P. E. Brown and C. M. Adams, Jr. : Trans. AFS, **69** (1961), 879
- 4) R. E. Spear and G. R. Gardner : Mod. Casting, **43** (1963), 209
- 5) S. F. Frederick and W. A. Bailey : Trans. AIME, **242** (1968), 2063
- 6) H. W. Antes, S. Lipson and H. Rosenthal : Trans. AIME, **239** (1967), 1634
- 7) J. R. Cahoon and H. W. Paxton : Trans. AIME, **245** (1969), 1401; **245** (1969), 1411
- 8) N. S. Singh and M. C. Flemings : Trans. AIME, **245** (1969), 1803; **245** (1969), 1811
- 9) 尾崎良平、小林紘二郎、森和胤：日本金属学会誌、**34** (1970), 433
- 10) 福井利安：日本金属学会誌、**35** (1971), 1041

R150

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## 板形状の測定および制御法について

水野 静夫  
安藤 正男  
武田 幸保

住友軽金属工業株式会社

## 板形状の測定および制御法について

水野 静夫\* 安藤 正男\* 武田 幸保\*

## 1. はじめに

最近、熱間圧延および冷間圧延の如何を問わず、板厚および平坦度に対する市場の要求は日毎に苛酷となってきているのが現状である。とくに平坦度に関しては近時、帶板の長手方向の板厚制御、いわゆる、自動板厚制御(A.G.C.)が種々開発され、ほぼ実用の域に達していることから、板幅方向に対しても、すなわち、板の平坦度に対しても制御できるとして研究されているのが最近の傾向であり、かつその早急な開発の必要性もまた大である。

帶板の平坦度を阻害しているのは帶板の幅方向の一部が座屈していることにあると思われるが、その発生原因は圧延条件によって異なった値をとる圧延荷重によるワーカロールのたわみ、圧延条件によってワーカロールにつくヒートクラウンおよびワーカロールにあらかじめつけられた初期クラウン等が組合せられる結果、ワーカロール軸方向の直径の微小な相違、すなわち、ワーカロールのクラウンによって帶板は幅方向に塑性流動の差を生じ、これが板幅方向の板厚の差となり板厚変動部周辺の拘束状態によって種々の座屈の形態をとつて現われるものであることは周知の事柄である。

しかしながら、この平坦度制御法に関しては自動板厚制御に比較して開発が遅れているのが現状である。その理由は現在の圧延機のように前方および後方張力が負荷され、圧延速度が高速化され、さらに冷却油等の供給量が増大し、これに伴って圧延機が密閉型となり観測が困難となってきたためと思われる。しかしながら、これに反して平坦度に対する市場の要求は日毎に苛酷となっていることから高感度の板形状測定器の早急な開発が望まれている訳である。

今まで板幅方向の板厚の変化は長手方向の一定圧延時間に対する長さの変化、あるいは長さの変化に対応する板幅方向の張力分布に対応するものと考え、この現象を用いて圧延時の帶板の形状を測定する装置が二、三開発されている。たとえば、板幅方向の長さの差を圧延速度の差と考えて、数個の同一形状のローラを板幅方向に押しつけて、各ローラの周速の差を記録する方法<sup>1)</sup>とか、デフレクタロールを軸方向に分割し、分割ロールに張力測定装置を内蔵し張力分布を測定する方法<sup>2,3)</sup>等である。さらに非接触測定法としては板幅方向に数個のX線板厚測定器を設け、直

接板幅方向の板厚を測定する方法とか、ディファレンシャル張力検出器を設けたもの<sup>4)</sup>とか、板幅方向に直線状の映像を写しその像のゆがみから測定する方法<sup>5)</sup>も考えられている。

アルミニウムの帶板圧延においては、その表面程度が製品の使命を制することおよび表面が非常にきずつきやすいことから測定器を板に直接接触させることはできない。このようなことから著者らはエヤーベアリングによって測定器を直接接触するのをさけ、板の幅方向の張力差を検出する板形状測定器の開発を手がけ、ほぼ実用に供し得るもののが開発されたのでこれらの経過について述べる。

## 2. 圧延材の形状

ここで考える圧延材の形状は純然たる幾何学的なものであって表面キズ、あるいは不適当な潤滑による表面欠陥は除いて考える。

形状不良の板を観察すると、大別して二種類あると考えられる。その一つは板のソリであり、今一つは板幅方向の座屈である。

## 2.1 板のソリ

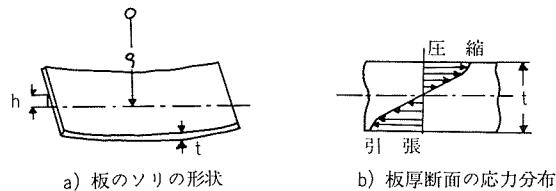


図1 板ソリの幾何学的形状と板厚断面の応力分布

図1に示すように板のソリは板に一様な曲率のついた状態のものである。このソリが圧延時の巻き取り、あるいは切断時のローラレベラ以外の純然たる圧延時の変形に起因するものと仮定すると、板厚断面方向に塑性流動差を生じ、圧延終了後、板断面に図1 a) に示すとき残留応力が発生するものと思われる。

従ってこのソリを解消するためには可能な限り対称な圧延条件で圧延することはもちろん、適正な矯正および熱処理方法等に期待するほかはないようと思われる。

## 2.2 板幅方向の座屈

板幅方向の座屈は大別すると図2に示すような三つの形態がある。すなわち、図2 a) は板中央部が座屈した状態、図2 b) は板幅の4分の1個所が座屈した状態であり、最

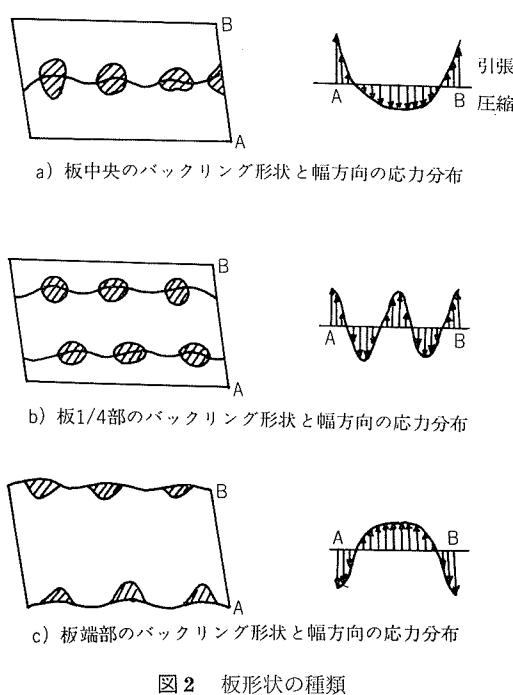


図 2 板形状の種類

後の図 2 c) は板端部が座屈した状態である。これらの座屈の発生原因是板幅方向に塑性流動の差を生じ、これが板幅方向の板厚の差となり、周辺の拘束状態によって座屈を生じるものと思われる。これらの座屈形態は単独に生じる場合もあり、あるいは個々のものが重複してあらわれる場合、あるいは1本のコイルでその状態が変化する場合がある。これを解消する手段としては圧延時のロールの形状管理を正しく行なうということである。このことから圧延時の板の形状測定器の早急な開発が望まれる訳である。

### 2.3 座屈した板の寸法

両端部が座屈した板を平坦面、例えば定盤上におくと、その形状はある程度測定可能である。このような板を定盤上におくと図 3 に示されるように両端部が波状になり、この波形はほぼ正弦曲線で近似される。図 3 に示すごとく、

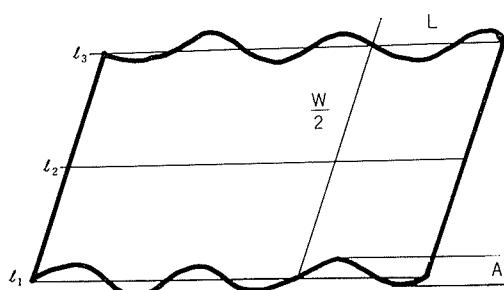


図 3 両端部座屈した板の形状

板幅を  $W$ 、板の中央部の長さを  $l_2$ 、 $l_1$  および  $l_3$  をそれぞれ板両端部の長さ、 $L$  を弧長、 $\lambda$  を波長および  $A$  を振幅とすると

$$l_2 < l_1 = l_3 = nL ; \text{ただし } n \text{ は個数}$$

$$L = \lambda \left\{ 1 + \left( \frac{A\pi}{2\lambda} \right)^2 \right\} \quad (1)$$

となり、板の形状を中央部と端部間の板の長さの比であらわすと、

$$\frac{L-\lambda}{\lambda} = \left( \frac{A\pi}{2\lambda} \right)^2 \quad (2)$$

となり、一方、次式が成立する。

$$\frac{L-\lambda}{\lambda} = \frac{l_3-l_2}{l_2} = \frac{\Delta l}{l} \quad (3)$$

上式で  $\Delta l$  は中央部の長さ  $l$  に比較して端部の長さが  $\Delta l$  だけ長いということである。

表 1 に製品に要求される座屈の大きさの程度を示す。

### 3. 板形状測定器

前章で述べたごとく非常に苛酷な座屈状態を計測するために必要な精度について考えてみる。図 4 に示すように両

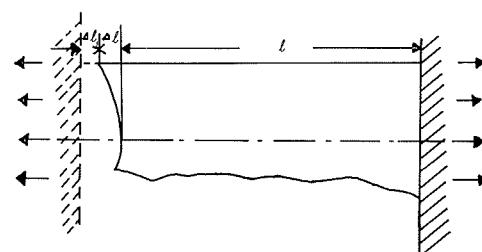


図 4 両端座屈した板を引張った状態

端に  $\Delta l/l$  の座屈の生じている板をある張力  $T$  で引張ったとき、この板が平坦になったと仮定する。このような状態で板の中央部と端部の張力の差がどの程度の大きさになるか計算してみる。

いま、板端部が  $\Delta l_1$  だけ伸びたとき、この板が平坦になったとすると板の中央部および端部の張力を  $T_m$  および  $T_e$  とすると、

$$T_m = \frac{\Delta l_1 + \Delta l}{l} E \quad T_e = \frac{\Delta l}{l + \Delta l} E \quad (4)$$

なる式が得られる。従って、板の中央部と端部の差を  $\Delta T$  とすれば

$$\Delta T = T_m - T_e = \frac{l \cdot \Delta l + \Delta l_1 \cdot \Delta l + \Delta l^2}{l(l + \Delta l)} \cdot E$$

となり、 $\Delta l$  の二次の項を省略すれば、 $\Delta T$  は

$$\Delta T = \frac{\Delta l}{l} \cdot E \quad (5)$$

となる。ただし、 $E$  は板の弾性係数である。

ここで、表 1 に従って製品について板幅方向の張力の差を計算すると表 2 のごとくなる。すなわち、板形状測定器を開発する場合、この程度の精度が要求されるということである。

表 1 製品に要求される座屈の大きさ

板厚 $t$ (mm)	板幅 $W$ (mm)	板長 $l$ (mm)	振幅 $A$ (mm)	波長 (mm)	形状 $\Delta l/l = \left( \frac{A\pi}{2\lambda} \right)^2$
0.3	1,000	2,000	2 以上	500	$2.77 \times 10^{-4}$
0.3~0.6	1,000	2,000	7	500	$4.83 \times 10^{-4}$
1.0	800	1,000	5	500	$2.46 \times 10^{-4}$

表2 板形状に関する計算結果

板厚 <i>t</i> (mm)	板幅 <i>W</i> (mm)	長さ <i>l</i> (mm)	$\Delta l/l$	張力差 $\Delta T$ (kg/mm <sup>2</sup> )
0.3	1,000	2,000	$3.77 \times 10^{-5}$	0.26
0.31~0.6	1,000	2,000	$4.83 \times 10^{-4}$	3.38
1.0	800	1,000	$2.46 \times 10^{-4}$	1.71

但し  $E=7,000 \text{ kg/mm}^2$ 

図5に本測定装置の側面図を示す。また、図6に本測定装置の一部をなすノズルを示す。図中ノズルヘッダは外径30mmφ、内径4.7mmφ、高さ30mmの硬質ナイロンで作られている。このノズルヘッダには外径16mmφ、内径8.3mmφ、高さ550mmの鋼製パイプを接続している。この鋼製パイプの上端部はビニール製パイプに接続し、このパイプは空気圧源に接続されている。鋼製パイプはスライディングペアリングを内蔵する軸受内を上下に自由に滑動することができる。そしてこの軸受は圧延機のハウジングに固定されたブラケットに固定される。しかし、水平方向には移動可能になっている。また、この軸受上に差動トランス受台があり、この受台に差動トランスが固定されている。さらに、鋼製パイプには上下方向の移動量、すなわち、たわみの変化量を測定するため変位量受台を設けている。この受台と差動トランスによってノズルの上下方向の移動量を測定する。また、鋼製パイプとノズルヘッダの継手部分には重錘を乗せている。これは張力が負荷された板をたわませるためのものである。さらにこの鋼製パイプの上方にはノズル懸吊受台を設けている。この受台は圧延終了直前、ノズルヘッダと前端部あるいは後端部との衝突をさけるため巻取り中ノズルを上方に吊上げるもので図5に示すごとく、エヤーシリンダによりつけられたノズル懸吊装置によつてこの操作を行なう。

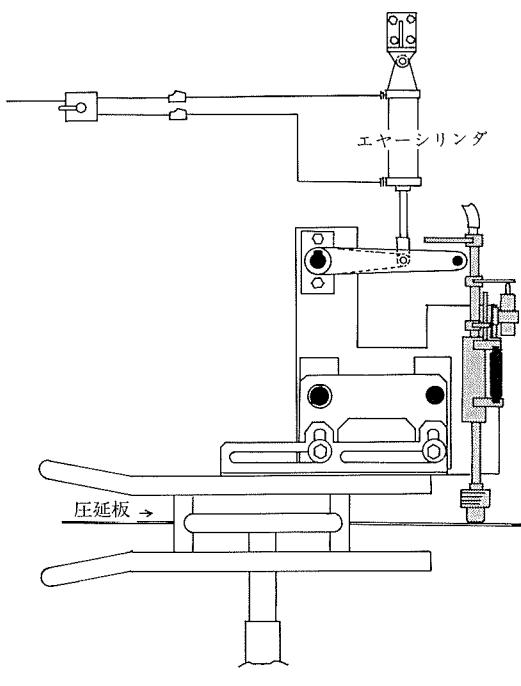


図5 板形状測定装置側面図

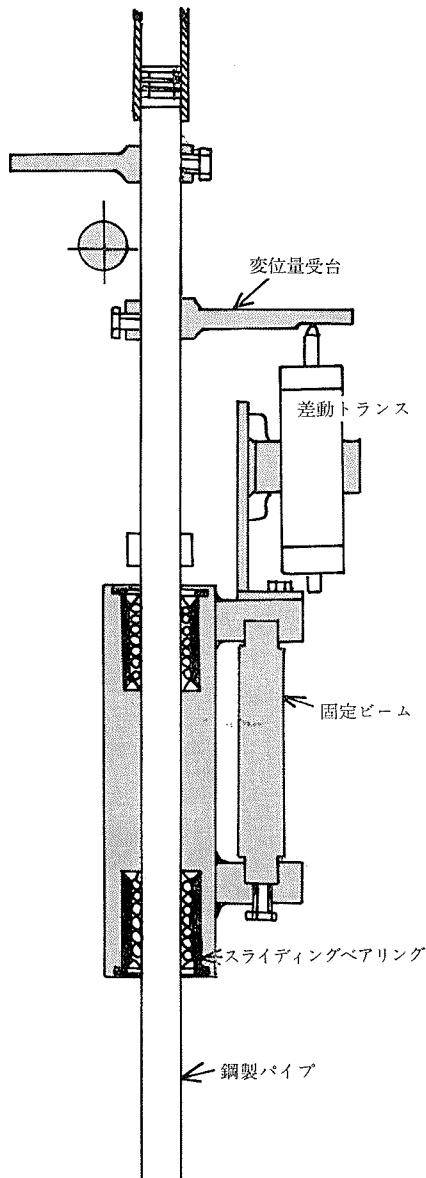


図6 ノズル詳細図

この装置でノズルを設けたのは、このノズルより約3kg/cm<sup>2</sup>の空気を吹きつけノズルヘッダと板面に空気層を作り、ノズルヘッダと板面の直接接触をさけるためのものである。

以上述べてきたごとく本測定装置の原理は張力が負荷された板に死荷重をかけ、その個所のたわみ量を測定し、このたわみ量より板幅方向の張力を測定するものである。従って実際には板幅方向に3本ないし5本の測定装置を設け、板幅方向の板の張力分布を測定し、この張力分布より板の形状、すなわち、座屈状態を計測するものである。

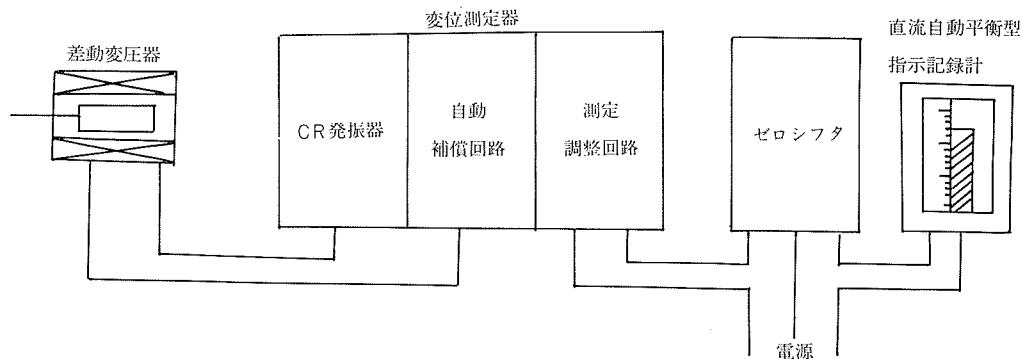


図7 変位測定装置

一方、差動トランジストによってノズルのたわみ量を電気変換し、この電気量を増幅器に入れ増幅器よりリボン型の指示計に入れ指示している。このフローチャートを図7に示す。また、測定表示法としては測定ノズルを5本用いる場合板中央部に配置されたノズルを基点とし、これを他の測定ノズルで測定した変位と差演算して指示させる。図中、変位測定器の機能は差動トランジスト励磁用交流電圧を発生するCR発振器および電源電圧変動誤差、周波数誤差、温度誤差、導線抵抗誤差、直線誤差を消去する自動補償回路とともに差動トランジストの出力を整流して所定の直流を出力に導く測定調整回路で構成されている。さらに変位測定器には零点調整用のZERO ADJ ツマミがついており、この調整可能な範囲は各測定器ともおよそフルスケールの±5%程度である。また、たわみ量の測定範囲は±5mm、±2mm、±1mm、±0.5mmの4段切替となっている。

ゼロシフタは直流自動平衡型指示記録計の電気的零点を任意の位置に移動させるための直流ミリボルト発生器である。直流自動平衡型指示記録計は観測に便利なリボン型の指示計でゼロシフタからの電圧信号を受信してその値を測定し指示するものである。

#### 4. 実験方法および結果

##### 4.1 ノズル特性および構造

図8に本装置に使用しているノズルの構造を示す。図にみられるようにノズルは外径D、内径dの普通のものである。ノズルの設計にあたっては板にきずをつけないためにには空気層の厚さが厚いほどよい。このためノズルの外径と内径の比、すなわち、ノズル形状が重要な因子となる。従って最適ノズル形状を決めるため種々のノズルを作成し、死荷重、空気圧および空気層の厚さの関係について実験を行なった。

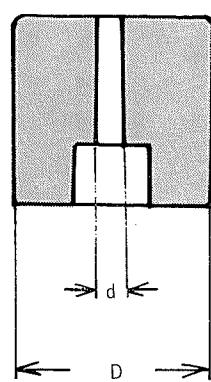


図8 ノズルの形状

実験方法は、図9に示すとく、ノズルを上下方向には滑動する保持具でつかみ、ノズルを精密定盤

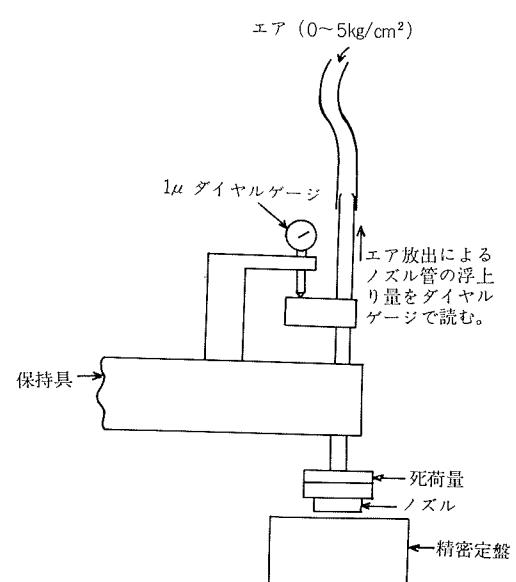


図9 空気層厚さの測定装置

におき、ノズル上部より圧縮空気を注入し定盤上よりノズルが浮上した高さを1/1000mm目盛のダイヤルゲージで読みとり試験した。実験はノズルの形状を種々変え、しかも、各ノズルに対し死荷重を4種類および圧縮空気圧を5種類変化させて行なった。

これらの結果を、図10および図11に示す。図10a), b), c) はノズル内径4.7mmφ、ノズル外径を10, 20, 30mmφと変化した場合の死荷重Wをパラメータとした空気層厚さ-圧縮空気圧線図である。また、図11a), b), c) は同じくノズル内径6.82mmφでノズル外径を20, 30, 40mmφと変化した場合の空気層厚さ-圧縮空気圧線図である。これらの図よりノズル内径4.7mmφの場合は外径の大きいほど空気層は厚く、荷重が大きいほど薄くなっている。また、圧力3kg/cm²で圧縮空気圧の1kg/cm²の変化は約10μに相当している。ノズル内径6.82mmφの場合は4.7mmφに比較して空気層の厚さは大になっているが外径によって様子を異にし、外径を大きくすると厚さは逆に薄くなる場合がある。

この結果、本装置に使用するノズル形状は内径4.7mmφ、外径30mmφとした。

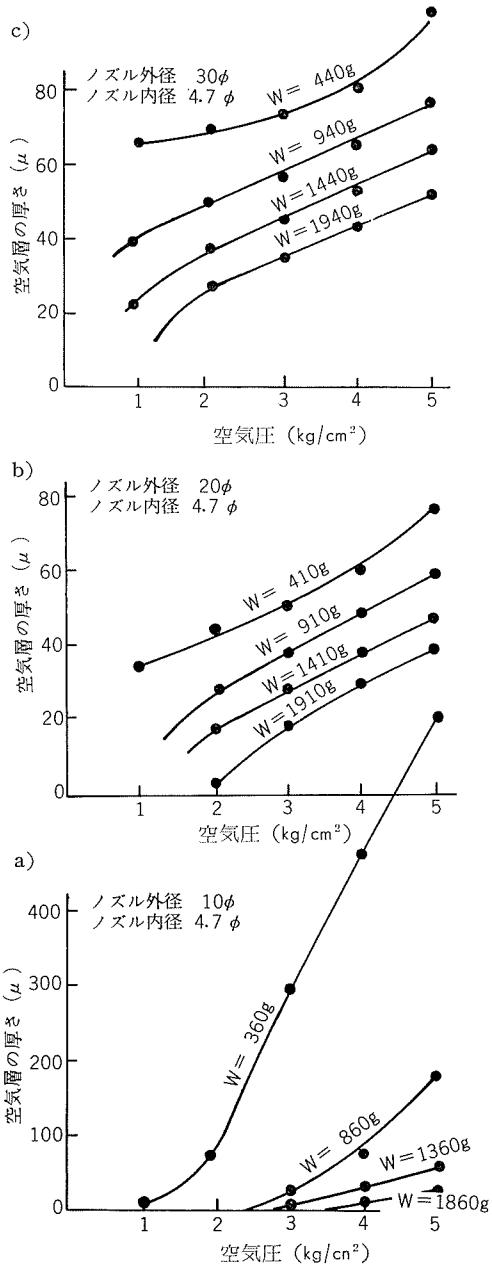


図10 板形状測定器用ノズルの特性曲線

#### 4.2 静的試験

##### 4.2.1 試験板

(1) 平坦な板……試験板は1100半硬の板厚 0.76mm, 板幅 1000mm, 長さ 2000mm の板を用意し, 板の中央面に図12に示すごとく板幅方向の張力を観測するために抵抗線ひずみゲージを等間隔に 9 点貼付した。この板は定盤上に置いたとき, ほぼ平坦になる板である。

(2) 座屈した板……板厚 0.76mm, 板幅 1000mm, 長さ 1000mm および 2000mm の板中央部が座屈している板を用意し正常な板と同じく板の中央面に抵抗線ひずみゲージを貼付した。

(3) 張力検定曲線……1100半硬 0.8mm の板厚の板より 5 号試験片を切り出し標点間中央部に抵抗線ひずみゲージを貼付し引張試験で張力と抵抗線ひずみゲージの読みを観

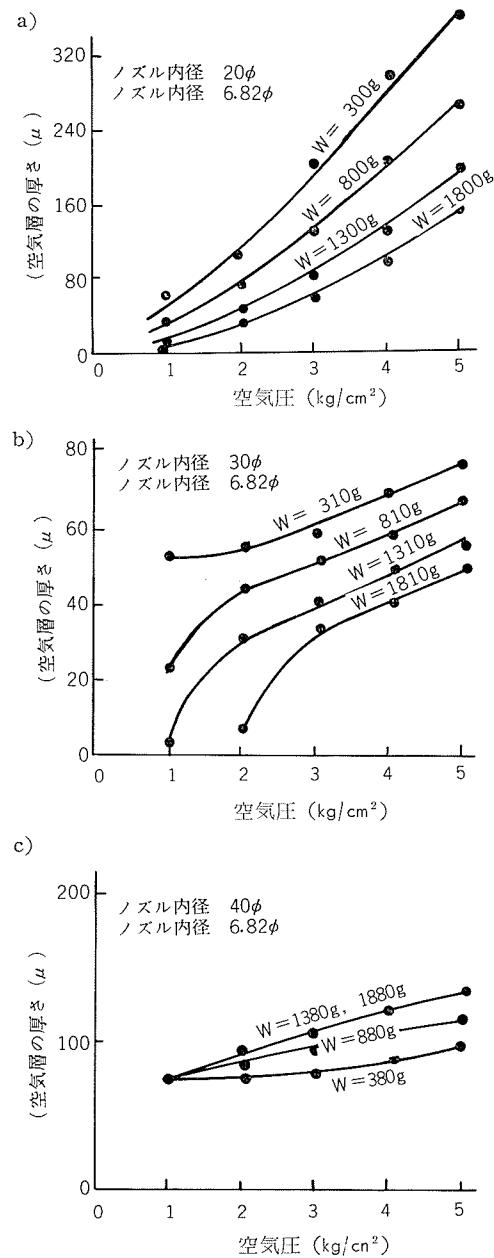


図11 板形状測定器ノズルの特性曲線

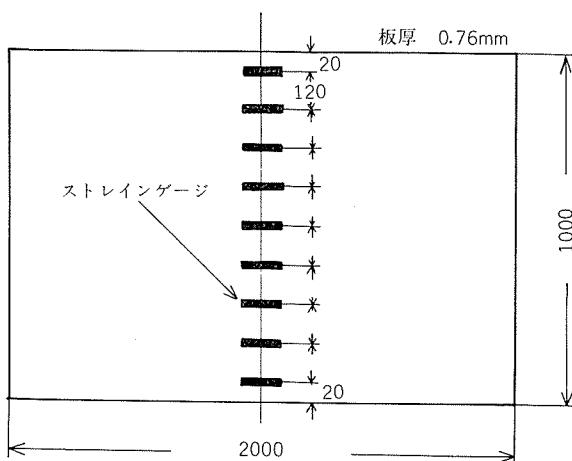


図12 静的試験に用いた試験板

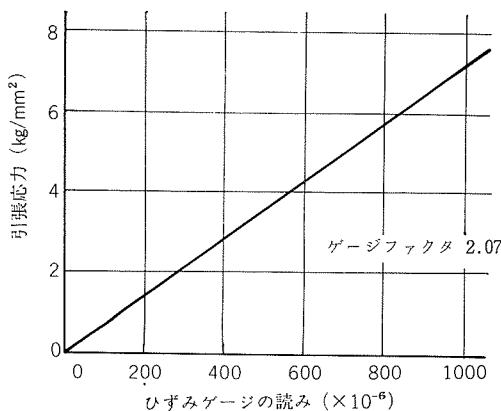


図13 引張検定曲線

測した。得られた検定曲線を図13に示す。

#### 4.2.2 実験方法

本実験は試験板を引張きよう正機にかけ、張力をかけた状態で図5に示す測定用ノズルを板面におき張力を変化したときのたわみの変化を測定した。

きょう正機において板幅方向に均一に張力を負荷するのは困難であるが、ゆるく張力を負荷したときの各抵抗線ひずみゲージの目盛を零にして、一応この点を零点とする。次いで張力を負荷して何回か試行を繰り返しながら各抵抗線ひずみゲージの読みの差ができるだけ小さくなるようにきょう正機のチャックを操作して板を張り、試験後定盤上で零点をチェックする。

座屈した板についても上述したと同様な実験を行なった。また、実際の形状測定器としては少なくとも3本以上の測定用ノズルが必要であると思われるが、この静的試験においては2本の測定用ノズルを用い相互干渉の有無を検討した。この方法は1本の測定用ノズルを張力の負荷した板の中央部のたわみの変化を測定しながら、他方、同一形状の測定用ノズルを板端部より50mm間隔で近づけながら、中央部の測定用ノズルのたわみの変化量を測定した。

#### 4.2.3 実験結果

(1) 張力ーたわみの関係……図14および図15に張力ーたわみの実験結果を示す。図14は試験材 $0.76\text{mm}^t \times 1000\text{mm}^w \times 2000\text{mm}^l$ のものであり、図15は試験材 $0.76\text{mm}^t \times 1000\text{mm}^w \times 1000\text{mm}^l$ に対する実験結果である。本実験

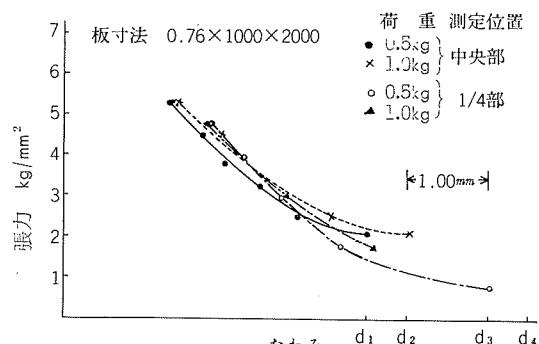


図14 板張力ーたわみ関係線図

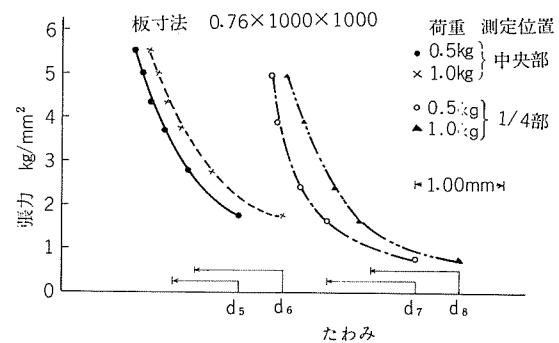


図15 板張力ーたわみ関係線図

においてはある張力（例えは $1.5\text{kg}/\text{mm}^2$ ）を負荷したときの板のたわみの絶対値を便宜的に $d_1, d_2, \dots$ とし、それ以後張力を増していくと前張力のたわみの読みよりたわみの差が求められる。これらの結果より一般的にいえることは次のような事柄である。

- ① 張力ーたわみの関係は双曲線であらわされるようである。
- ② スパンの長短によって双曲線の形状は変化している。
- ③ 板の中央部と端部によって双曲線の形状はほとんど変化しない。
- ④ 死荷重 $0.5\text{kg}$ および $1\text{kg}$ における相違はたわみの絶対値が変化するだけで双曲線の勾配はほとんど変わらない。

以上の結果もほとんどバラツキがない。これはたわみを直接差動トランスで読みとっているため実験誤差が入る過程がほとんどないためであると思われる。

#### (2) 座屈した板の測定

試験材 $0.76\text{mm}^t \times 1000\text{mm}^w \times 2000\text{mm}^l$ および $0.76\text{mm}^t \times 1000\text{mm}^w \times 1000\text{mm}^l$ の中央部が座屈した板を引張きよう正機にかけ本測定器で形状を測定した。結果を図16および図17に示す。図にみられる通り張力の分布通り本測定器はたわみで板の形状を再現している。ただし極端な板端部（20mm）では若干端部効果が出ている。その程度はスパンの長さが2000mmの場合に大きく、1000mmの場合には小さい結果が得られた。

#### (3) 測定器2台の場合の相互干渉

同一形状の測定器を2台作成し、一方を固定し他方を移動させることによって相互間距離を変化させ固定測定ノズルの差動トランスによるたわみの読みを測定した結果を図18に示す。図にみられる通り干渉を受ける範囲は200mm以内になれば生じるものと思われる。また、スパンの長さが1000mmの場合についても同様にして行なったが、この場合はさらに小さく相互間距離が100mmにおいてはじめて干渉作用が生じた。

### 4.3 テンションレベラにおける試験（動的試験Ⅰ）

#### 4.3.1 実験方法

##### (1) 試験材

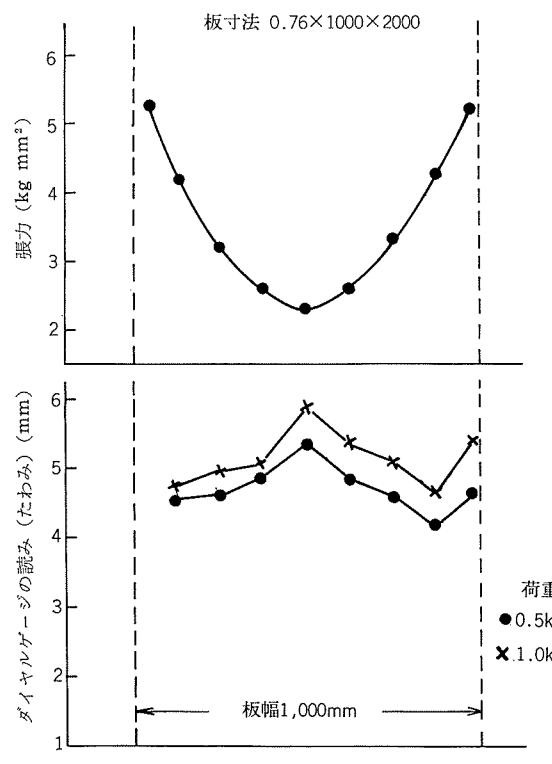


図16 板形状測定結果

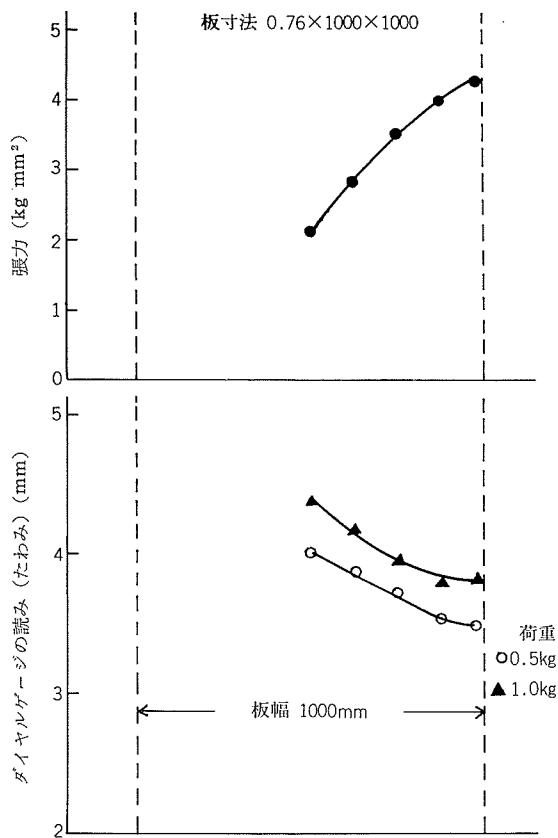


図17 板形状測定結果

試験材として次に示す3本のコイルを用いて行なった。

1. 1100-H  $0.81\text{mm}^t \times 1240\text{mm}^w$
2. 3003-H  $0.5\text{mm}^t \times 1200\text{mm}^w$

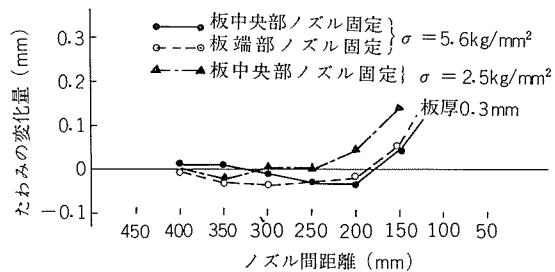


図18 二本ノズルの相互干渉

### 3. 1100-H $0.55\text{mm}^t \times 1110\text{mm}^w$

#### (2) 試験方法

テンションレベラのレベラ出口とデフレクターロール間に板形状測定装置を取り付け、張力を負荷した状態で指示計とプライドル出側の比較的低張力における板形状と比較する。このときレベリングを行ない形状を種々変化させる。測定用ノズル、いわゆる、板形状測定器のノズルは3個であるので、それぞれストリップの両端縁部および中央部に置き測定する。

ただし本計器では零点を確認することが困難であるのでプライドル出側に定盤を設け便宜的に張力を低くして板が平坦になった状態で指示計を零にして試験する。なお、テンションレベラ通過後板を切断し、板の形状を定盤上で測定し指示計の値と比較した。以下この測定値を測定形状と称する。

#### 4.3.2 試験条件および試験結果

##### (1) 板の測定形状と指示計形状との対応

図19および図20は測定用ノズルを板両端部および中央部の3ヶ所に置いた場合、すなわち、板形状としてはCenter buckleおよびEdge buckleを観測したものである。図19と図20の相違は板厚と単位張力が異なっていることである。この2図より当然のことながら単位張力が小さいほど、

試験材: 1100- $0.81\text{mm}^t \times 1240\text{mm}^w$  coil  
ライン速度: 30m/min 全張力: 2600kg  
単位張力:  $2.6\text{kg}/\text{mm}^2$  ノズル重量: 1.3kg  
ノズル位置: ストリップの左右両端より100mmの位置および中央

ヘッド位置	指示計読み	測定形状	指示計 指示
Ch.1(右) 2(中) 3(左)	0	Dead Flat (0 mm)	-0.5 0 -0.5
	0		0
	0		-0.5
1 2 3	0.68	Center Buckle (3~4 mm)	-0.5 0 -0.5
	0		0
	0.12		-0.5
1 2 3	-0.60 +0.50 -0.33	Edge Buckle (4~5 mm)	-0.5 0 -0.5
	0.26		0
	-1.0		-0.5
1 2 3	0.07	Center Buckle (6~7 mm)	-0.5 0 -0.5
	-		0
	-		-0.5

図19 テンションレベラにおける試験結果

テス材: 3003, 0.50<sup>t</sup> × 1200<sup>w</sup> coil  
 ライン速度: 30m/min  
 全張力: 2600kg  
 単位張力: 4.3kg/mm<sup>2</sup>  
 ノズル重量: 0.95kg  
 ノズル位置: ストリップの左右両端より100mmの位置および中央

ヘッド位置	指示計読み	測定形状	指示計 指示
Ch.1(右) 2(中) 3(左)	0 mm 0 0	Dead Flat (0 mm)	-0.5 0 -0.5
1 2 3	+0.04 -0.40 +0.02	Center Buckle (4 ~ 5mm)	-0.5 0 -0.5
1 2 3	-0.40 +0.14 +0.10	Edge Buckle (5 mm)	-0.5 0 -0.5
1 2 3	+0.64 -1.4 +0.04	Center Buckle (7 mm)	-0.5 0 -1.0

図20 テンションレベラにおける試験結果

テス材: 1100, 0.55<sup>t</sup> × 1100<sup>w</sup> coil  
 ライン速度: 20m/min  
 全張力: 2600kg  
 単位張力: 4.25kg/mm<sup>2</sup>  
 ノズル重量: 0.95kg  
 ノズル位置: ストリップ右端より70mm, 左側より280mmおよび中央

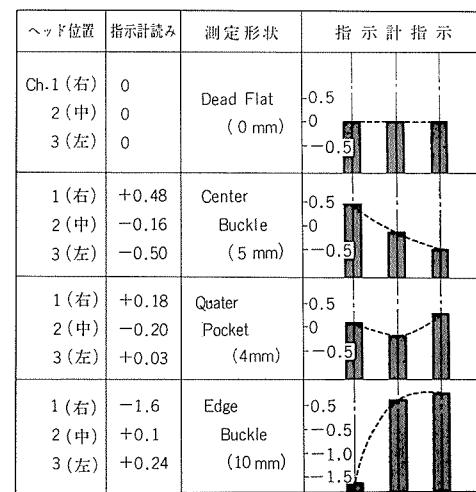


図22 テンションレベラにおける試験結果

テス材: 1100, 0.55<sup>t</sup> × 1100<sup>w</sup> coil  
 ライン速度: 20m/min  
 全張力: 2600kg  
 単位張力: 4.25kg/mm<sup>2</sup>  
 ノズル重量: 0.95kg  
 ノズル位置: ストリップの左右両端より70mmおよび中央

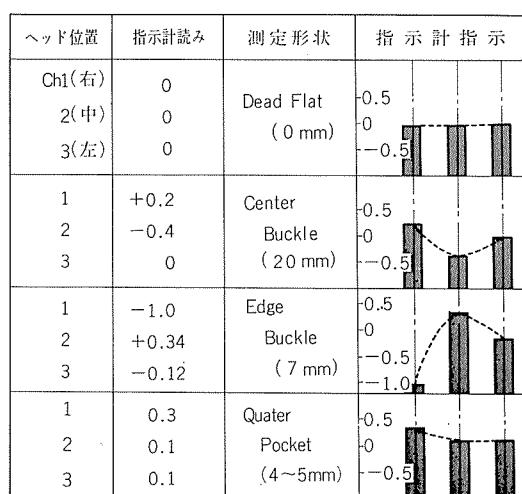


図21 テンションレベラにおける試験結果

指示計には明瞭に出ている。

図21は図19および図20の場合と同じく測定用ノズルを板両端縁部および中央部の3ヶ所におき、板形状としてはCenter buckle, Edge buckle および Quater buckle を観測したものである。図から Center buckle および Edge buckle は前述したと同じように指示されるが、Quater buckle は一見 Center buckle あるいは片伸びのようにもみられる。このため、図22に示すとく測定用ノズルを板端縁部、板1/4部および中央部の3ヶ所に置き、板形状として Center buckle, Edge buckle および Quater buckle

テス材: 1100, 0.55<sup>t</sup> × 1100<sup>w</sup> coil  
 ノズル位置: ストリップ右側より70mm左側より280mmおよび中央  
 ノズル重量: 0.45kg

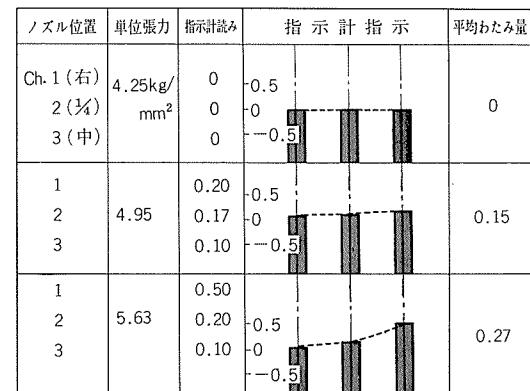


図23 テンションレベラにおける試験結果

を測定した結果である。この場合、図にみられるごとく Quater buckle も明瞭に観測できる。

## (2) 張力の影響

測定用ノズルを板両端部および中央部の3ヶ所に置き、張力を増加させ指示計の変化を観測する。この試験は板形状測定器の感度を試験するものである。この結果を図23に示す。この図で張力が増加していくにつれ Center buckle になるのはレバ調整を初期状態のままで行なったためレバ前の板の形状の影響と思われる。従ってこの試験では張力の変化に対応する板形状器の感度として全体の総和の平均で示した。この場合、単位張力当りのたわみ量は0.195 mm/(kg/mm<sup>2</sup>) である。

## (3) 荷重増減試験

0.09kg の死荷重をストリップ上に設置された板形状測定器のノズルに乗せてそのときのたわみ量と死荷重を乗せていないノズルのたわみ量の変化量を測定する。本試験は測定器の感度調査とノズルの位置による干渉の程度を調査するためのものである。この結果を表3に示す。この表よりたわみの程度は板端部が一番たわみやすく中央部が一番たわみにくい。しかしながら、これらの三者の違いはそれほど大きな差はない。

表3 テンションレベラにおける試験結果

テスト材 : 1100, 0.55t × 1110w coil 単位 張力 : 4.25kg/mm ノズル位置 : ストリップ右端より 70mm 左端より 280mm および中央					
Ch. 1 (右)		Ch. 2 (1/4)		Ch. 3 (中)	
荷重 (kg)	たわみ量 (mm)	荷重 (kg)	たわみ量 (mm)	荷重 (kg)	たわみ量 (mm)
0.95	0				
1.04	0.137				
1.13	0.31	0.95	0	0.95	0
1.22	0.46				
1.31	0.60				
		1.04	0.15		
		1.13	0.24		
		1.22	0.30		
		1.31	0.46		
0.95	0				
		0.95	0	0.95	0
				1.04	0.125
				1.13	0.24
				1.22	0.31
				1.31	0.40

## 4.4 4段圧延機における試験（動的試験II）

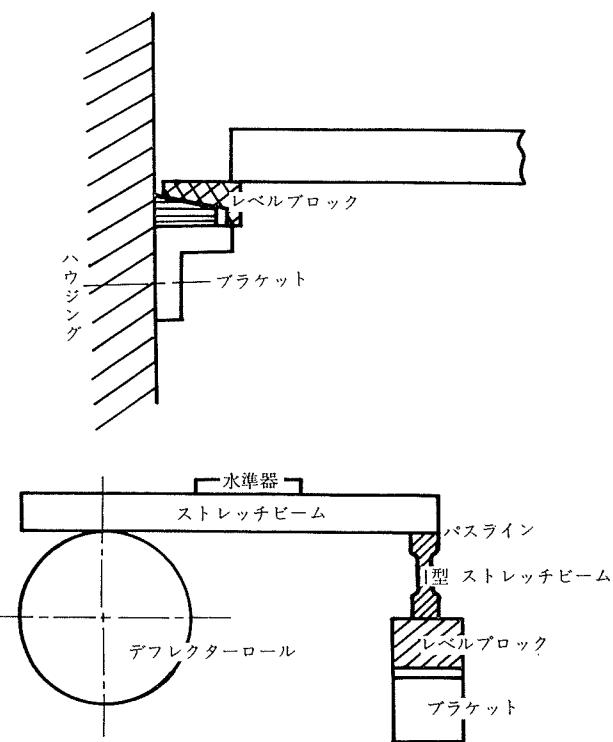
前述したごとくテンションレベラにおける動的試験においてほぼ実用に供しうる事が確認されたので既設4段冷間圧延機の出側に装備し実験を行なった。

## 4.4.1 圧延機仕様

ワーカロール 394φ × 1500l  
バックアップロール 1118φ × 1500l  
圧延速度 150m/min  
主モーター 1000HP  
巻戻機 30KW × 2台  
巻取機 210KW × 1台, 55KW × 1台  
ワーカロールベンダ インクリーズおよびデクリーズベンディング

## 4.4.2 実験方法

零点チェック法としてはI型ストレッチビームを利用した零点チェック用測定器を取りつけ零点補正を行なう。すなわち、図24に示すように4段冷間圧延機出口ハウジングの両側に上下微動調整可能なレベルブロックを点溶接したブラケットを取り付け、この上にI型ストレッチビームを乗せストレッチビームの水平度を出側デフレクターロールの水平度に合わせるように水準器を用いて行なう。これはパスライン上のロール軸線に測定器の零点をもつてするのが良いと思われるが、ワーカロールの径はロール交換ごとに変化するのでパスラインを出口デフレクターロール上側と考



第24図 零点チェック法

えて零点をデフレクターロール軸線としたためである。またこのときデフレクターロール軸線は水準器で測定した結果1/100程度の水平度であった。従ってI型ストレッチビームのデフレクターロール軸線に対する平行度は前述した方法で左右数回行なって2/100以内に押えることができた。

## 4.4.3 実験結果の整理法

試験材は0.6mm<sup>t</sup> × 1100mm<sup>w</sup>コイルの試験材を準備し測定器增幅器より連続的に指示量を記録し、かつ圧延終了後試験材をフライングシャーで1100mm<sup>w</sup> × 2000mm<sup>l</sup>に切断後、定盤上で形状を測定する。

結果の整理法としては次のような方法をとった。すなわち定盤上で形状の測定は板中央部と板端部より70mmの個所における板の形状を測定した。測定個所の振幅を駆動側、中央部および操作側でそれぞれD<sub>1</sub>, D<sub>2</sub>, …, D<sub>k</sub>, C<sub>1</sub>, C<sub>2</sub>, C<sub>3</sub>, …, C<sub>j</sub>およびO<sub>1</sub>, O<sub>2</sub>, O<sub>3</sub>, …, O<sub>i</sub>とした場合、測定形状係数として次の値を測定値より試算した。

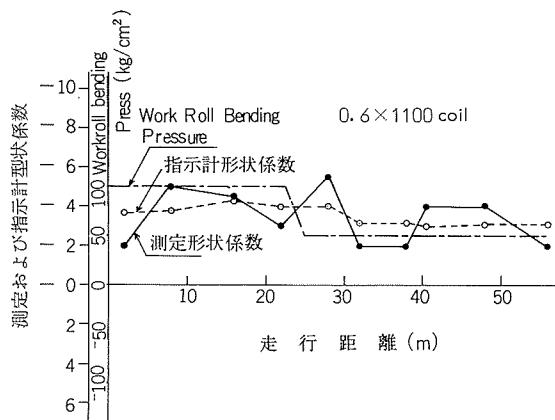
$$\text{測定形状係数} = -\sum_{j=1}^j C_j + \frac{1}{2} \left( \sum_{k=1}^k D_k + \sum_{i=1}^i O_i \right)$$

この値よりこの値が負の値のときCenter buckle、正の値の場合Edge buckleを示している。

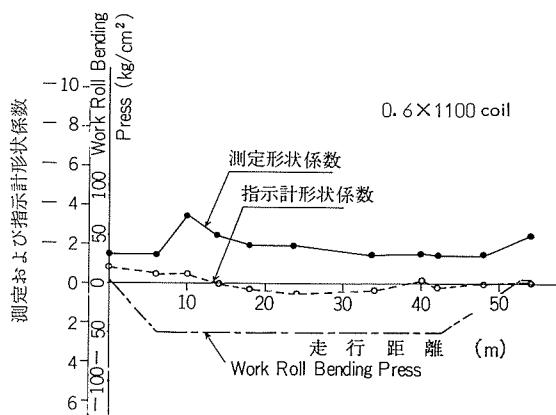
また、指示計形状係数として中央部の読みをB、駆動側および操作側の読みをそれぞれA, Cとして次の値を形状係数とした。

$$\text{指示計形状係数} = B - \frac{A+C}{2}$$

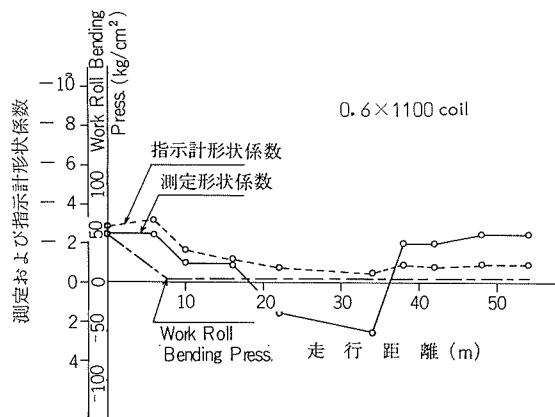
この値も正負によってそれぞれEdge buckleあるいはCenter buckleを表わす。



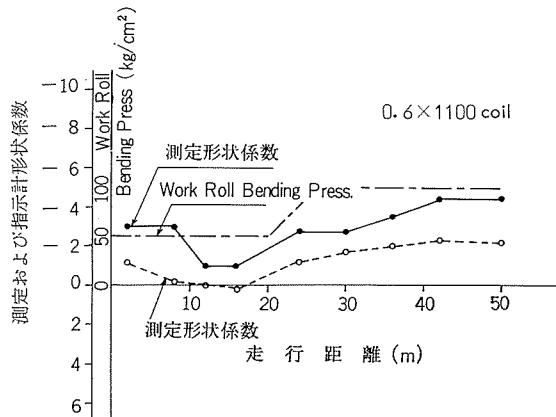
第25図 4段冷間圧延機における試験結果



第27図 4段冷間圧延機における試験結果



第26図 4段冷間圧延機における試験結果



第28図 4段冷間圧延機における試験結果

#### 4.4.4 実験結果

これら前述した値を計算し、縦軸にとり横軸に走行距離をとって示すと実験結果は図25～図28に示すこととなる。これらの図には同時にペンディング力もあわせて示している。ただし図中、指示計形状係数は縦軸の1/10の値である。これらの図よりわかることは、

- (1) 指示計形状係数とペンディング力は若干時間遅れはあるが定量的に1対1の関係がある。
- (2) 指示計形状係数と測定形状係数は定性的には相互関係はあるが定量的な関係はみられない。ただし、この対応を定量的に強いてつけるとすれば1:10の関係があるようと思われる。
- (3) 指示計形状係数が測定形状係数に比して若干 Edge buckle 気味に指示する傾向にある。この原因は測定ノズル重量を3個同一にしたため板端部が中央部に比較して、同一張力下ではたわみやすいためと思われる。

#### 5. おわりに

以上本測定器の測定原理、静的試験および動的試験における結果について述べた。

開発以来測定器の精度については満足しているが、荷重の負荷方法、指示計の表示法等については数回の改造を行なって現在にいたっている。

しかしながら、指示計形状と測定形状の定量的な対応は解決したといい難く、まだ問題を残している。この問題は各種の圧延条件（板厚、板幅、変形抵抗、前方張力）、ユイルアップ後の巻姿、加工熱、および切断作業後の板ソリの影響等が考えられ非常に複雑である。方向としては各種圧延条件の形状に影響をおよぼす因子を数値的に評価して指示計形状を修正していくことを現在検討中である。

おわりに本測定器の開発に終始、ご指導をいただいた東京大学生産技術研究所々長鈴木弘殿に感謝の意を表する。

#### 文 献

- 1) W.K.J. Pearson : J. Inst. Metals, **93** (1964-65), 169
- 2) M. Henze and O. Sivilotti : Proc. ICSTIS, **11** (1971), 684
- 3) O. Pawelski ほか : Proc. ICSTIS, **11** (1971), 692
- 4) J.G. Wistreich : Proc. ICSTIS, **11** (1971), 674
- 5) T. Santo ほか : Proc. ICSTIS, **11** (1971), 698

R

151

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## 給湯用銅配管の銅溶出とその防止法について

田 中 禮 次  
西 尾 正 浩

住友軽金属工業株式会社

# 給湯用銅配管の銅溶出とその防止法について\*

田 中 禮 次\*\* 西 尾 正 浩\*\*

## 1. 緒 言

銅管はもっとも優れた給湯配管材料として欧米においては古くからの実績があり、広く使用されてきた。わが国においても給湯ならびに空調設備の普及にともない需要が著しく増大している。特に近年は、銅管の薄肉化、バルジ工法による銅管接合の開発、プレハブ工法の普及などによって、工費の低減と工期の短縮がはかられてきたこと、および水源の汚染により殺菌に用いる塩素が増加の傾向にあるため亜鉛メッキ鋼管が使用しにくくなつたことなどにより、給湯配管には銅管を用いるのが普通と認識されるようになってきた。これらの給湯に用いる銅管は一部の地下水のごとく、特にひどい酸性の水を用いた場合または設計、施工上のミスの場合を除き耐食性の観点からほぼ半永久的に使用できるものと考えられる。

しかし、水質によっては微量の銅が溶出し、これが青緑色ステイン発生の原因となり苦情の出ているものがある。これら微量の銅イオンや青緑色の銅化合物は、銅管から出る程度であれば衛生的には全く無害であることが知られている<sup>1)</sup>が、厚生省令（昭和41年）によれば、飲料水中の銅について 1 ppm という基準がある。また青緑色ステインは緑青が猛毒という誤った観点から、一部に公害類似の問題として提起されてきた。わが国ではごく最近、小・中学校の教科書から緑青が猛毒との記述が消えた状態であり、諸外国に比べて著しい遅れをとっている。しかしながら、青緑色のステインが歓迎されることは当然であろう。このような問題は銅管の接合技術とも密接な関係があり、管

内に過剰のペーストが残留した時には、青緑色のステインが生じ易いが、実際には適正な接合が行なわれていても水質によっては、問題が生じるものがあり、完全には解消されていない。

そこで、本稿では、銅の溶出・青緑色ステインと水質との関係、およびいくつかの防止対策について述べ本問題解決の指針としたい。

## 2. 水質と銅溶出の実態

水質については、軟水で pH の低いものに銅が溶解し易いといわれているが<sup>2)~8)</sup>、まれに遊離炭酸が多いと硬水でも銅が溶出することを指摘するものがある<sup>9)</sup>。また全溶解固形分が 50ppm 以下、全硬度 10ppm 以下、pH6.5 以下全アルカリ度 20ppm 以下、硫酸イオン 50ppm 以上、塩素イオン 50ppm 以上の水が銅管に対して腐食性であるともいわれる<sup>10)</sup>。

資料としてはやや古いが、わが国の昭和38年度上水道統計によると約 240 件の各地浄水場の水のうち、pH6.5 以下のものが 34 例あり、このうち pH6.1 が 2 件、pH6.2 が 3 件、pH6.3 が 4 件、pH6.4 が 16 件、pH6.5 が 9 件である。従って、わが国の上水の pH は低いもので pH6.1 程度とみられる。このように pH の低い水はその原因として、浄水場における原水の水処理によるものが多いと思われるが、銅管における赤い水を生じやすいので、徐々に改善される傾向にある。また硬度は低いものが多く、この点からすれば、銅の溶出に対してかなり厳しいと考えられる。

表 1 は東京、大阪、および名古屋の上水分析例を示す。

表 1 上水の水質分析例

地 区	場 所	配 水 系	pH	Cl <sup>-</sup> (ppm)	Cl <sub>2</sub> (ppm)	Mアルカリ度 (ppm)	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> (ppm)	全 硬 度 (ppm)	蒸発残留物 (ppm)
東 京	高 田 馬 場	朝 笹	6.6	6.2	1.2	33	14.8	36	79.1
	杉 並 村	山 村	6.6	10.5	1.1	27	25.0	54	109.9
	大 蔵 玉 川	川	6.1	78.4	1.5	29	22.0	67	253.9
	吉 原 金 町	町	6.6	22.5	1.8	26	40.0	66	171.5
	世 田 谷 砧		6.8	19.2	1.3	43	15.9	63	142.7
大 阪	古 市 柴 島		6.5	19.6	1.0	25	23.2	47	118.6
	新 町 庭 窯		6.6	11.5	0.3	20	15.0	33	87.8
名 古 屋	当 社 鍋 屋 上 野		6.9	4.8	0.35	9	8.5	17	19.5

\* 45年12月学振97委員会において一部講演

\*\* 研究部

玉川浄水場は現在給水していないので、pH6.1 のものはなくなっている。これらの上水の弱酸性は、炭酸が主体であり、Mアルカリ度は、炭酸塩と重炭酸塩を示すパラメータとなっている。従って pH と Mアルカリ度から遊離炭酸量を推定することができる。遊離炭酸を多く含む水は腐食性であり<sup>6)~8)</sup>、また冷水中の挙動からみて<sup>10)</sup>過剰の塩素も銅を多く溶解させるものと思われる。しかし炭酸塩、重炭酸塩はほとんど影響しない。塩化物は 30ppm 以上のとき塩基性炭酸銅皮膜の付着性を悪くするといわれているが、銅管が海水にも耐えることからわかるように顕著な影響はない。少量であれば硫酸塩もまた銅の溶解に影響しないだろう。ケイ酸塩・硬度成分は、初期においてほとんど影響を与えないが、これらによるスケールの沈着は一般に皮膜を助長する。酸素はそれほど影響しないが、銅管面をゆるやかに酸化させて亜酸化銅 ( $Cu_2O$ ) を形成する。この亜酸

化銅には保護作用があるが、さらに外層に塩基性炭酸銅が形成されて保護性が強化される。このようにして、数週間から数ヶ月<sup>4)</sup>ないし 1, 2 年<sup>7)</sup>でほとんど銅が溶出しないようになるといわれている。

これらの上水による給湯水から銅がどの程度溶出するかについて、最近一部のビルについて調査を行なったので、これを表 2 に示す。これらの結果は、給湯水の使用状況や一部の淡水に行なわれている前処理の状況などによっても左右されるものと思われるが、概して、経過年数の大きいものについては銅量が少なく 0.05~0.2 ppm、経過年数の小さいものについてはやや多く 0.4~0.6 ppm を示している。これらの例を見る限りでは、銅の溶出が 1 ppm を越える場合は考え難いが、一般家庭の給湯用銅配管において、少数例ではあるが、使用の初期 2 ヶ月~2 年の間に、1 ppm を越えるものが時々見受けられる。

表 2 ビル配管からの銅溶出例

地 区	ビル名	使 用 期 間	採 水	銅 (ppm)	pH	Cl <sup>-</sup> (ppm)	Mアルカリ度 (ppm)	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> (ppm)	全 硬 度 (ppm)	蒸発残留物 (ppm)
東 京	ホテルオーラ	約 8 年	解栓直後	0.05	7.05	13.2	29	25.9	62.0	118.5
			5 分 後	0.03	7.15	13.2	28	26.5	64.0	115.5
	ホテル ニューオータニ	約 2 年	解栓直後	0.02	7.47	14.2	47	21.0	69.1	118.0
			5 分 後	0.03	7.42	15.2	43	21.6	70.1	115.5
大 阪	三井鏡ヶ関ビル	約 2 年	解栓直後	0.27	7.30	13.7	32	23.7	62.0	112.0
			2~3 分 後	0.22	7.32	14.2	32	24.9	63.0	125.0
	世界貿易センター		解栓直後	0.23	7.06	20.6	29	38.4	84.3	178.0
			5 分 後	0.23	7.06	20.6	30	41.8	83.3	172.5
名 古 屋	住友 2 号館ビル	約 13 年	解栓直後	0.10	6.88	21.3	23	20.6	49.8	86.5
			2~3 分 後	0.09	6.92	21.3	24	21.8	50.8	94.0
		約 8 年	解栓直後	0.10	6.94	20.3	23	19.1	51.8	87.0
		約 1 年	解栓直後	0.16	6.90	20.3	23	17.9	49.8	85.0
			2~3 分 後	0.19	7.02	20.3	23	18.3	50.8	86.0
	国際観光ホテル	6 年 10 ヶ月	解栓直後	0.07	6.65					
			2~3 分 後	0.03	6.70	7.4	16	6.7	24.4	65.0
	名鉄グランド ホテル	3 年 4 ヶ月	解栓直後	0.32	6.98					
			2~3 分 後	0.29	7.10	8.6	16	8.2	22.4	86.5
	都 ホ テ ル	7 年 7 ヶ月	解栓直後	0.38	6.75					
			2~3 分 後	0.34	6.80	8.6	13	8.8	25.4	62.5
	ナゴヤ キャッスル ホテル	1 年 4 ヶ月	解栓直後	0.35	6.83					
			2~3 分 後	0.22	7.08	7.1	12	4.3	21.3	58.5
	日生栄町ビル	8 年 9 ヶ月	解栓直後	0.69	7.00					
			2~3 分 後	0.65	7.05	7.9	16	6.7	23.4	62.0
	住商ビル 2 号館	5 年 2 ヶ月	解栓直後	0.59	7.00					
			2~3 分 後	0.49	7.00	5.3	14	4.9	20.3	51.5
A 病院	中 日 ビ ル	4 年 10 ヶ月	解栓直後	0.69	6.85					
			2~3 分 後	0.80	6.88	5.1	13	3.9	20.3	49.5
	A 病院	6 年 4 ヶ月	解栓直後	0.14	8.00					
			2~3 分 後	0.10	7.95	5.3	93	0.4	7.1	151.0
	B 病院	5 年 2 ヶ月	解栓直後	0.49	7.40					
C 病院			2~3 分 後	0.18	7.58	7.4	62	1.8	39.6	163.0
		12 年 11 ヶ月	解栓直後	0.02	6.90					
			2~3 分 後	0.02	6.90	6.6	11	2.1	20.3	48.0

### 3. 銅の溶出についての実験

名古屋市上水を用い水温を上昇させた時、どの程度の銅が溶出するかを調べた。図1はビーカーに銅板を24時間浸漬して調べたものであって、かなり大きなバラツキがみられたが、傾向として60°Cまでは温度上昇とともに溶出量が減り、60°C以上で再びわずかずつ増加している。60°C以下の傾向については、一たん溶解した銅イオンが温度の上昇につれて、亜酸化銅として析出する反応が生ずるためと思われる。

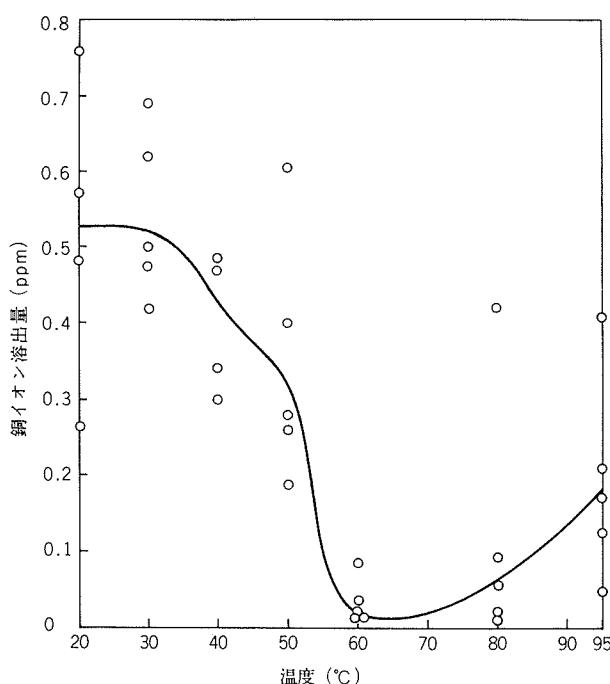


図1 24時間浸漬した銅板からの、種々な水温における銅溶出量

図2は、24時間までの銅溶出の経時変化をみると、径23mm、肉厚1mm、長さ1000mmの銅管に水をつめて調べた結果であり、この場合は30°Cより50°Cの方が速やかに溶出される。

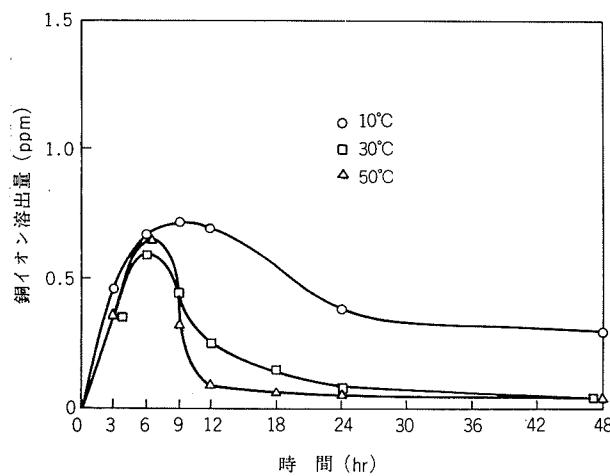


図2 銅管内に水を充填した際、銅イオンの溶出におよぼす水温と湛水時間の影響

かに銅が溶出し、かつ速やかに溶出した銅の減少する傾向がみられる。

しかしこれらの傾向は比較的銅表面が新しい時にみられるものであり、2~4週間使用後には、銅の溶出速度は遅いが、亜酸化銅としての析出速度も遅くなり、上水の充填後10~24時間後には0.8ppm~1ppm以上を示すことも珍らしくない。しかし、さらに数週間~2年後には、水質によって著しい差があるが、皮膜も形成され、1ppm以下(0.2ppm前後)に減少する傾向にある。

銅管を循環する給湯水に関する試験として、温度60°C、湯量12ℓ、銅管の径15mm、肉厚1mm、長さ4000mm、流速約1.5m/sec、槽は開放系で銅の溶出量を調べた。

図3は60分までの経時変化であり、およそ12分後、つまり全湯量が管を80~100m通過した時点を最高として、その後あまり変化しない。また新管では10日~20日使用後の管よりやや低い銅量を与える傾向を示す。

さらに10日までの経時変化を調べたのが、図4であり、240時間後には新管ではやや高い値、10~20日使用後の管ではやや低めの値に落ち着いている。

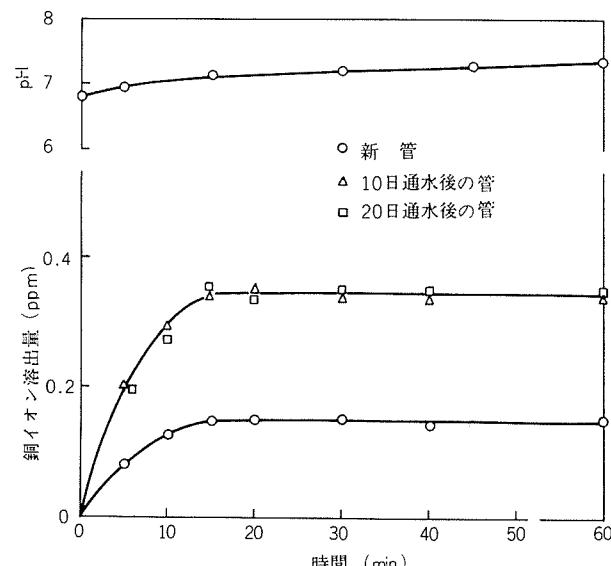


図3 湯水における銅イオン溶出量とpHの経時変化

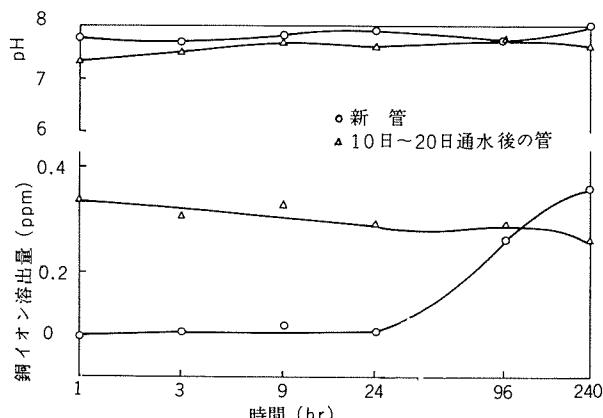


図4 湤水における銅イオン溶出量とpHの経時変化

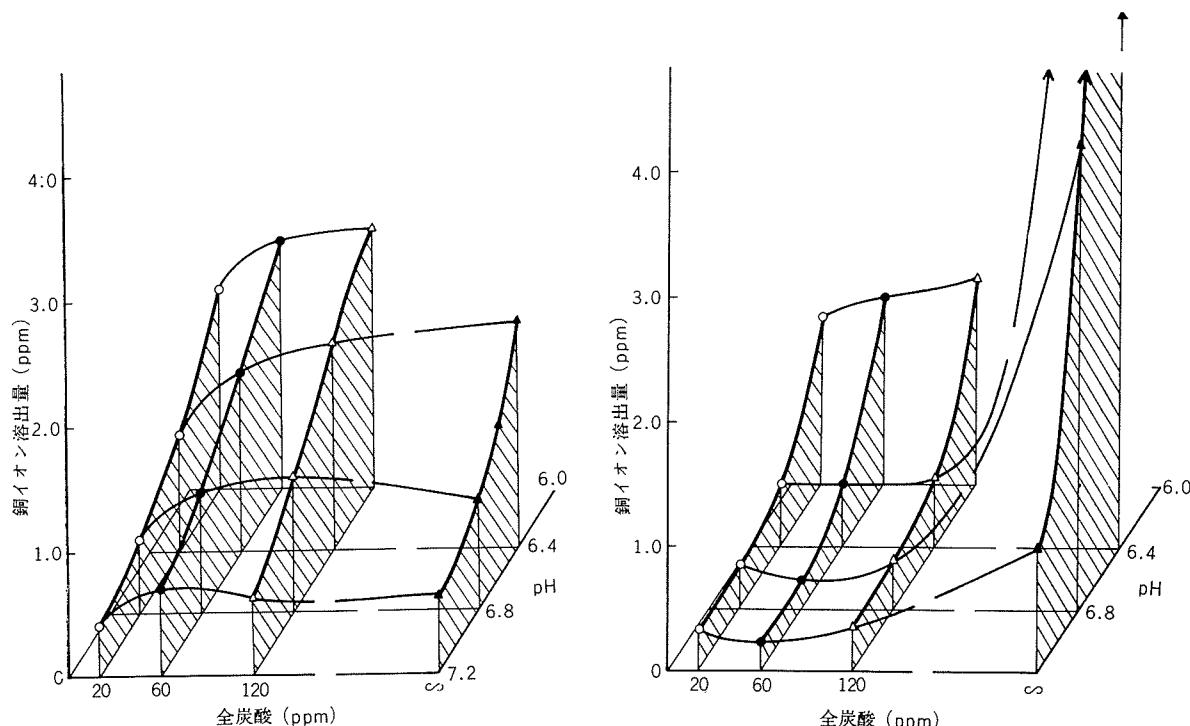


図5 全炭酸、pHの変化による銅の溶出量

これらに用いた上水は、pH6.8で、全炭酸も20ppm程度であるが、1時間経過してpHは7以上に変わっている。従ってpHは同程度であっても全炭酸が多く、酸度の高いものではpHの低い時間が比較的長いため、銅溶出量が大きくなる可能性がある。既述のように、銅の溶出に影響の大きい要因としては、pHと炭酸の他、残留塩素がある。しかし、名古屋市上水（残留塩素0.35ppm）に塩素を加えて1および2ppmとしたものでは、ほとんど影響がみられなかった。

これらの点から、銅溶出に対する影響の大きい要因としてpHと炭酸をとり上げ環流装置で試験を行なった。

図5はその結果であり、pHが低い程、また炭酸が多い程銅の溶出量が大きくなる傾向が認められる。また銅の溶出を1ppm以下とするためには、全炭酸20ppmではpH6.4以上、全炭酸60ppmではpH6.8以上としなければならない。

わが国の上水では、全炭酸の多いものは概して硬度成分も多い。従って皮膜形成が早いので、このような水が一概に不利とはいえないが、少なくとも使用の初期2～3ヶ月はpHを溶出の駆動力として、また炭酸を持続力として評価しておくことが必要であると思われる。

なお、この環流装置のごとく開放系としない場合については十分な実験値をもっていないが、pH上昇が遅く、いくらくらい厳しい条件になるものとみられる。さらに初期のpHが0.5以上低い条件でテストした管では、その影響が残り銅溶出量が大きく、逆にpHが高い条件でテストした管では、その後銅の溶出量が少なくなる傾向にある。この

ように試験用管の使用履歴が銅の溶出に影響をおよぼす。従って、密閉に近い系では残留塩素の影響もやや強く現われるものと推定され、また塩素を含む新しい水の入替えが激しい場合も皮膜が損傷され、かなり厳しい条件になる可能性をもっている。

#### 4. 青い水問題

青緑色ステインの問題は概して銅配管を中心とする銅製品に起因することが多い。一方、湯そのものが青く見えるとの苦情もあるが、これは原水の微量の藻類による可能性が大きい。また石けんを使用した時、原因が石けんの使用に基づくと思われるものもある。

表3はどのような条件の下に水が青く見えるかを200mm

表3 青い水の検出度におよぼすpHの影響（目視）

Cu <sup>++</sup> (ppm)	1	1.5	2	2.5	5	10	12.5	15	20
調製なし						-	+	++	+++
5					-	-	++		
6				-	+	+			
7	-	-	+	+	+++	+++			
8	-	+	++	++					
9	-	+	+++	+++					

注1) -印:感じない +印:感じる

注2) Cu<sup>++</sup>1.5ppm, pH8 の試料に NaHCO<sub>3</sub> 200ppm, NaCl 50ppm CaCO<sub>3</sub> 100ppm, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 50ppm を各々添加しても差はみられなかつた。

注3) オレイン酸ナトリウムによる着色については

Cu<sup>++</sup> 0.3ppm の時 +++  
Cu<sup>++</sup> 0.2ppm の時 + } pH による変化なし  
Cu<sup>++</sup> 0.1ppm の時 - }

ステアリン酸ナトリウム、パルミチン酸ナトリウムによる着色も同程度であった。

比色管で調べた結果である。銅イオンを含む水を水酸化ナトリウムによりアルカリ性とした時、銅イオンが 1.5ppm くらいから青さを感じることができ、このことは水道水に含まれる種々のアニオン、カチオンによってもほとんど影響されない。実際の場合はこのように初めから pH が高い水では、これ程銅が溶出せず、また使用中 pH が上昇したとしても、銅 1.5ppm で青さを感じることができない。恐らく 2 ppm 以上の銅イオンが溶出して、使用中 pH が 7.5 以上に上昇した時にのみ青さを感じることもあると思われる。

石けんに含まれる高級脂肪酸ナトリウムの反応によって青さを感じるのは、0.2ppm 以上である。この限界はオレイン酸ナトリウム、ステアリン酸ナトリウム、パルミチン酸ナトリウムともにほとんど変わらない。この限界は純水に対するものであるが、一般に上水には硬度成分が含まれるため、銅との化合物の他に、カルシウム、マグネシウム化合物を生じ白濁して青さを感じにくくなる。名古屋市上水のごとく比較的硬度の低い水でも、銅 1 ppm で青さを感じることはかなり難しい。

浴槽や洗面器に生じる青緑色ステインについては、銅がどの程度から感じられるものか明らかでないが、銅 1 ppm 前後でも蓄積すれば生じ得るものと思われる。このことに対して、公害認識が高まっている折り、世間の評価はかなり厳しいのが実情である。そこで以下現状における対策についてふれることにしたい。

なお、青緑色ステインの除去法として、うすい酢酸とうすいアンモニア水とで交互に洗えば簡単に落ちる。

#### 4. 対 策

厚生省令による水道水中の銅の許容量 1 ppm の基準は、衛生面よりむしろ、銅イオンの量が多くなると洗たく物が青く染まったり、味が悪くなったりするためとみるべきである。これを多少越えたとしても衛生的にはほとんど無害と思われるが、省令は守るべきものであり、青緑色ステインも生じやすいので、この値を越える場合を対象として述べたい。

既述のように、給湯中の銅を多くする大きな要因は、pH と炭酸であるが、その対策として水処理が効果的である。また管内面の防食処理、管材質の変更、湛水の排除などが考えられる。

##### 4.1 湛水の排除

銅を多く溶解した湯は当然鋼管内に長時間留ったものであるが、これを排除することが考えられる。特に湯を循環させていない一過式のものでは、排除する湯量も少ないので好都合である。このような対策は消極的であると考えられるが、湛水について鋼管の場合、鉄が基準量の数倍～数 10 倍、亜鉛メッキ鋼管の場合、亜鉛が基準量の数倍、鉛管の場合、鉛が基準量の 1 ～ 100 倍も含まれる場合のあることを考えれば、鋼管はこれらに対して十分比較し得るもの

である。

##### 4.2 材 質

銅に対する少量の添加元素によって銅の溶出を減少させることは難しい。給水管について、丹銅から黄銅へとするに従って、銅の溶出量は減少するが、給湯では、丹銅の効果が疑問であり、黄銅まで亜鉛量を増加しなければならない。しかし黄銅では、脱亜鉛腐食や応力腐食割れの心配があり、亜鉛の溶出も生じるので、汎用性がない。

##### 4.3 内面処理

スズメッキ鋼管を用いることにより、銅の溶出防止には効果的であるが、しかしこの場合も微量のスズが溶出すること、および特に水質の悪い場合、一般に被覆の耐用寿命が短かくなることに注意しなければならない。

##### 4.4 防食処理

各種の防食剤で処理することを検討し、ベンゾトリアゾール、ジメチルジチオカルバミン酸ナトリウム、ジエチルジチオカルバミン酸ナトリウム、ジメルカブチオジアゾール、脂肪酸ナトリウム、アミン系防食剤などに効果が認められた。特に効果的であったベンゾトリアゾールについて、その 60°C, 0.1 % 水溶液で 20 分循環通水処理した鋼管を、60°C の環流装置にとりつけてみた。この結果 480 時間までは、銅溶出を少なくする効果が認められたが、648 時間後にはほとんど効果が認められなくなった。従ってこのような処理は、定期的に繰返し行なう必要があり、満足すべき対策とはなり難い。

なお、暖房のための循環系など飲料用としない場合は、防食剤を加えたまま使用することができ効果的であるが、同時に微量の銅の溶出は問題となっていない。

##### 4.5 水 処理

銅をよく溶解する酸性の水は、アルカリを加えるか、気泡によって炭酸ガスを追出し、pH を調整することにより銅の溶出を防止できる。既述のように、銅溶出を 1 ppm 以下とするには全炭酸 20ppm では pH6.4 以上、全炭酸 60ppm では pH6.8 以上とすることが必要である。しかし密閉系の場合は、あらかじめやや高い pH としておくことが好ましく、pH7.2～8.5 とするのがよい。

##### 4.5.1 アルカリ処理

アルカリ処理に用いるアルカリとしては、水酸化ナトリウム、水酸化カルシウム、ソーダ灰、カルキ、マグネサイト、ケイ酸ナトリウム等が考えられる。ビルの大型受水槽など大量の水を使うものでは、水酸化ナトリウム溶液の注入が良い。しかし小型のものではアルカリの制御がむづかしく、ケイ酸ナトリウムが使い易いと考える。ケイ酸ナトリウムは、かご状の容器に入れて受水槽に投入しておくか、配管中にとりつけて流通型とすることができます。この方法の難点は、水温によって溶解速度がかなり変るので、冬季と夏季で使いわけ夏季には溶解速度の小さいものとしなければならないこと、試薬が 1500～2000 円/kg につくので、酸度の大きい水にはコストがかさむことなどである。一方、

水酸化カルシウムの塊またはペレットを用いれば、著しく低いコストですむ。

アルカリ処理は浄水場で大規模に行なえば、各々個別に行なう面倒もなく、低コストになるものと思われるが、送水管の保護の面からもその方向に進むことを期待している。

#### 4・5・2 気ばく処理

開放系の受水槽をもつときは、気ばくによって遊離炭酸を追い出し、pH調整を行なうことができる。この方法は送気のため動力を必要とするが、消耗薬品がないので低いコストで済むこと、アルカリが過剰になる恐れのないことが特徴である。しかし水圧のかかった配管途中では処理できず、また最近は大気汚染が激しく、空気中に大量の亜硫酸ガスなどの酸性物質を含んでいるので、逆効果になる等の場合がある。

### 5. 結　　び

給湯用配管にあって、銅管が他のメッキ鋼管や鋼管等に比べて優れていることは明らかであり、近年給湯用配管としても銅が多く使用されはじめ、今後さらに需要増大が見込まれるが、一方では世間の公害に対する認識が高まっている折り、銅の溶出—青緑色ステインの問題が一段とクローズアップされて来た。銅管の普及を阻害する要因としてのこれらの問題は銅管内を流れる湯（温水）の水質に起因する面も大きいので、これらと銅溶出との関係を調べるた

めに、一部における銅溶出の実態を調査し、どのような解決方法があるか述べてみた。現段階では、各地域ごとに水質も異なり、給湯設備も異なるので、銅の溶出—青緑色ステインの問題に対して、はっきりした処理方法が確立されていないのが実情である。そこで、これらトラブルに対しては、個々の事態に適した対策を取ることが望ましく、本稿がその際の参考となれば幸いである。

### 文　　献

- 1) 日本銅センター編：銅の衛生学的研究、日本銅センター、東京、(1969)；統銅の衛生学的研究、日本銅センター、東京、(1970)
- 2) Task Group Report : J. A. W. W. A., 50(1960), 1033
- 3) G. B. Hatch : J. A. W. W. A., 53 (1961), 1417
- 4) P. T. Gilbert : Proceedings of the Society of Water Treatment and Examination, 15 (1966), 165
- 5) C. A. Rambow, R. S. Holmgren : J. A. W. W. A., 58 (1966), 347
- 6) 日本銅センター編：銅センターニュース48号 (1966), (Canadian Copper Metals, 27 (1966) の概要)
- 7) Deutsches Kupfer Institute : *Kupferrohre im Wasserfach*, (1967). (日本銅センター訳：銅と技術, 5 (1969), 7)
- 8) W. L. Holdern編 : *Water Treatment and Examination*, The Society for Water Treatment and Examination, (1970)
- 9) 銅管腐食調査委員会、日本電信電話公社建築局編：空気調和・衛生工学, 44巻, 第5号 (1970)
- 10) 田中禮次：本誌, 3 (1962), 73

R  
152

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## Al-Zn-Mg 実用合金の腐食現象

馬 場 義 雄  
萩 原 理 樹

住友軽金属工業株式会社

# Al-Zn-Mg 実用合金の腐食現象

馬場義雄\* 萩原理樹\*\*

## 1. 緒言

Al-Zn-Mg 系合金は溶接構造用アルミニウム合金として脚光をあび、次第にその用途が拡大されてきている。この系の合金はこれまでの構造用 Al-Mg 系合金と比較すると、溶接部の強度は高いが、合金自体の耐食性および耐応力腐食割れ性の面で、多少おとるとされている。このため、添加元素あるいは熱処理によって、よりすぐれた性能をうるべく改良が加えられ、実用合金として JIS 化されるに至り、今後の用途分野が大幅に拡大されることが期待される。

今までにこの系の合金が使用された例として、鉄道車両、トレーラ、コンテナ、コンクリート形わく、配管、高らん、クレーンなどがあり、その大部分が大気中で表面処理をほどこさないで用いられている。この系の合金の大気中での腐食が、他の耐食アルミニウム合金とくらべてとくに著しい差がない<sup>1)~4)</sup>ために、この系の合金が新しい構造用材料として期待されている大きな理由のひとつである。この点については公表された資料が少なく、また、特殊な環境、たとえば、海水中、淡水中などで使用する場合に、熱処理によっては著しい剥離腐食を生ずることもある<sup>5), 6)</sup>。

本資料は、現在当社で生産している Al-Zn-Mg 系合金

の耐食性および耐応力腐食割れ性に関する種々の実験結果をまとめたものである。

## 2. 実験内容および実験条件

実施した実験は表 1 に示した 5 種で、実験 1 では腐食と応力腐食割れにおよぼす鋳塊の予備加熱および押出後の熱処理の影響を、曲げループ材を用いて、各種浸漬試験によって調査した。実験 2 はリベット接合部の耐食性を各種環境下で調査したもので、リベット接合は図 1 に示したごとく、5056 合金製リベットを用いて、試験片長さ 300mm 当り 3 点接合とした。実験 3 は肉厚材のシャー切断部の応力

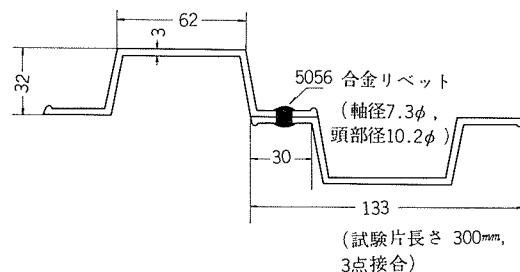


図 1 実験 2 試験片のリベット接合部の断面形状

表 1 実験内容と実験条件

実験	合金材料	熱処理	試験片形状	腐食雰囲気	腐食試験条件
1	ZG43, ZK41 ZK60, ZQ50	T1, T4, T5A T5C, T6, FC (各合金とも)	押出材 (3×25×180) 内径 36R-180°曲げ ループ材	1. クロム酸混液	35 g/l K <sub>2</sub> Cr <sub>2</sub> O <sub>7</sub> +30 g/l CrO <sub>3</sub> +3 g/l NaCl, 沸とう, 30分浸漬
				2. 食塩水	5.8% NaCl, 室温, 8か月浸漬
	ZG43, ZK41 ZK60, 6061 (Al-Zn-Mg 系合金のみ) 6061-T4, T6, F	T1, T4, T5A T5C, T6 6061-T4, T6, F	押出材 長さ 300 リベット 3点接合	3. 酸性食塩水	5.8% NaCl, pH=3.0, 室温, 7か月浸漬
				4. 海水	清水市折戸湾海水, 6か月浸漬
2	ZG43, ZK41 ZK60, 6061 (Al-Zn-Mg 系合金のみ) 6061-T4, T6, F	T1, T4, T5A T5C, T6 6061-T4, T6, F	押出材 長さ 300 リベット 3点接合	1. 工場大気	名古屋工場内 18か月ばく露
				2. 海上大気	三重県志摩郡志摩町布施田浦 18か月ばく露
				3. 海水	〃 〃 〃 〃 18か月浸漬
				4. 人工海水	5.8% NaCl+0.3% H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> , 室温, 18か月浸漬
3	ZK41, ZK47 ZK60	T5A, T5B, T5C T4, T6 その他	肉厚12mmの板および 押出材 シャー切断	1. クロム酸混液 2. 海水	実験 1 と同じ
4	ZK60, ZK61 6063, 5083	T1 (ZK61), T5A (ZK60) T5 (6063), O (5083)	5083 のみ板、他は押出 材、5356 溶加材にて突 合溶接した引張試験片 (JIS 5号)	1. 塩水噴霧	JIS-Z-2371 に準ず, 500, 1000hr
				2. 工場大気	名古屋工場内12か月ばく露
5	ZG43, ZK60	T5A	押出材 (3×50×150)	1. 田園地区大気	茨木にて 1年, 3年 ばく露
				2. 海岸 〃 〃	泉佐野 〃 〃 〃
				3. 工場 〃 〃	尼崎 〃 〃 〃
				4. 工場 〃 〃	名古屋 〃 〃 〃

\*研究部 工学博士

\*\*研究部

表2 Al-Zn-Mg 系 合 金 成 分 範 囲

合 金	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Ag
ZK41	<0.20	<0.30	<0.15	1.8~2.1	0.3~0.5	3.8~4.1	<0.10	<0.10	<0.10	—
ZG43	<0.20	<0.30	<0.15	1.4~1.7	0.2~0.4	4.2~4.5	<0.10	<0.10	0.1~0.2	—
ZK47	<0.20	<0.30	<0.15	1.0~1.3	0.2~0.4	4.6~4.9	<0.10	<0.10	0.1~0.2	—
ZK60	<0.20	<0.30	<0.15	0.6~0.9	0.1~0.3	5.9~6.2	<0.10	<0.10	0.1~0.2	—
ZK61	<0.20	<0.30	<0.15	0.2~0.5	<0.20	5.9~6.2	<0.10	<0.10	0.1~0.2	—
ZQ50	<0.20	<0.30	<0.15	1.9~2.2	<0.20	4.9~5.2	<0.10	<0.10	0.1~0.2	0.1~0.2

表3 Al-Zn-Mg 系合金の熱処理条件

記 号	熱 处 理 条 件
T 1	押出後 室温時効1か月
T 4	465°C×1hr 水焼入後室温時効1か月
T 5 A	押出後 120°C×24hr 空冷
T 5 B	押出後 90~100°C×3hr→170°C×4~7hr 空冷
T 5 C	押出後 90~100°C×3hr→180°C×4~7hr 空冷
T 6	465°C×1hr 水焼入後 120°C×24hr 空冷
F C	押出後 350°C×1hr 炉冷

腐食割れ（以下シャー割れという）に関する実験であり、ZK41 合金板の焼入速度の影響、ZK47 合金板の焼入温度の影響ならびに各種合金押出材のシャー割れの発生状況を調査した。実験 4 では溶接構造用合金としての ZK60 と ZK61 合金の溶接材の耐食性を 6063 および 5083 合金と比

較した。

試験片は溶接部の余盛を削除し、溶接部が中心になるような JIS 5 号引張試験片を用いた。実験 5 は押出材の耐候性について、ばく露地区の差を調査したものである。

実験に使用した Al-Zn-Mg 系合金の化学組成を表 2 に示した。また、それぞれの熱処理条件は表 3 に示した。

### 3. 結果ならびに考察

#### 3.1 実験 1 の結果

各供試材の試験前の機械的性質を表 4 に示した。ZK41 合金と ZK60 合金については予備加熱を行なわない鋳塊からの押出材も試験したが、460°C×8hr 空冷の予備加熱を行なった鋳塊からの押出材にくらべて、全体に強度が 5~25%程度低くなっていた。

表4 実験1 供試材の試験前の機械的性質

合 金	熱 处 理	鋳 塊 予 備 加 热 465°C×8hr 空 冷			鋳 塼 予 備 加 热 な し		
		$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
ZG43	T 1	21.4	34.1	16	—	—	—
	T 4	19.2	33.2	14	—	—	—
	T 5 A	29.4	37.2	15	—	—	—
	T 5 C	34.1	38.4	14	—	—	—
	T 6	29.1	37.6	14	—	—	—
	F C	21.4	34.1	16	—	—	—
ZK41	T 1	26.0	42.4	15	19.9	32.9	18
	T 4	24.9	43.4	14	18.1	32.5	16
	T 5 A	35.0	45.0	14	28.1	36.1	17
	T 5 C	38.7	44.8	15	33.9	39.0	14
	T 6	35.2	46.1	15	27.5	37.2	17
	F C	20.1	36.6	16	17.6	32.9	17
ZK60	T 1	24.6	39.6	16	22.1	34.6	15
	T 4	24.3	39.4	16	21.7	35.4	15
	T 5 A	31.0	40.2	16	30.1	37.3	16
	T 5 C	32.6	36.7	15	31.0	35.1	15
	T 6	32.1	41.5	16	31.3	38.6	17
	F C	22.6	37.7	15	20.3	34.1	16
ZQ50	T 1	25.5	42.2	16	—	—	—
	T 4	26.8	44.5	16	—	—	—
	T 5 A	33.9	44.9	12	—	—	—
	T 5 C	42.8	47.4	13	—	—	—
	T 6	41.0	50.5	14	—	—	—
	F C	19.9	36.5	16	—	—	—

### 3・1・1 クロム酸混液試験結果

応力腐食割れ性を簡単に調べることのできるクロム酸混液試験の結果を図2に示した。各処理とも試験片枚数は5枚とした。鋳塊に予備加熱をほどこした場合には、材質あるいは熱処理をとわず、いずれも何らの異常も生じなかつたが、予備加熱を行なわなかつたZK60合金のすべての熱処理材とZK41合金のT5CおよびT6処理材のすべてが、曲げ部において応力腐食割れが発生した。この結果から、鋳塊予備加熱は応力腐食割れ防止には不可欠の条件であることがはつきりした。予備加熱によって鋳造時の偏析が少なくなるとともに、ジルコニウムなどの遷移元素の微細析出により、押出材の大傾角再結晶組織の生成が妨げられるからであろう。

合金	予備加熱	T1	T4	T5A	T5C	T6	FC
ZG43	あり	○	○	○	○	○	○
ZK41	あり	○	○	○	○	○	○
	なし	○	○	○	⊕	⊕	○
ZK60	あり	○	○	○	○	○	○
	なし	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
ZQ50	あり	○	○	○	○	○	○

○ 割れなし

⊕ 3枚以上割れ発生

図2 実験1 クロム酸混液試験による応力腐食割れ発生状況(各条件とも試験片枚数は5)

### 3・1・2 食塩水試験結果

8か月浸漬後の各試験片(各条件とも5枚づつ)の腐食および応力腐食割れの発生状況を図3に示した。応力腐食割れはすべて試験開始後1か月以内に発生したもので、割れ発生後の浸漬は行なわなかつた。

発生した腐食のタイプは大別して、図4に示した2種であり、Aタイプはこまかい点状の腐食が全面に散在するとともに、浅い全面腐食的な部分がある範囲をもって、局部的に生じていた。Bタイプはこまかい腐食はあまりなく、局部的に深い腐食が発生していた。

合金	予備加熱	T1	T4	T5A	T5C	T6	FC
ZG43	あり	○ <sub>B</sub>	● <sub>B</sub>				
	なし	● <sub>B</sub>	⊕	⊕	● <sub>B</sub>	⊕	● <sub>B</sub>
ZK41	あり	● <sub>B</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>B</sub>
	なし	● <sub>B</sub>	⊕	⊕	● <sub>B</sub>	⊕	● <sub>B</sub>
ZK60	あり	● <sub>B</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>B</sub>	○ <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>
	なし	⊕	⊕	⊕	● <sub>B</sub>	⊕	⊕
ZQ50	あり	● <sub>B</sub>	● <sub>B</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>A</sub>	● <sub>B</sub>

○ 腐食わずか ● 腐食や、多い ■ 腐食多い ⊕ 3枚以上割れ発生  
A, B: 腐食のタイプを示す(図4参照)

図3 実験1 食塩水試験(5.8%NaCl, 室温8か月浸漬)による腐食および応力腐食割れ発生状況(各条件とも試験片枚数は5)

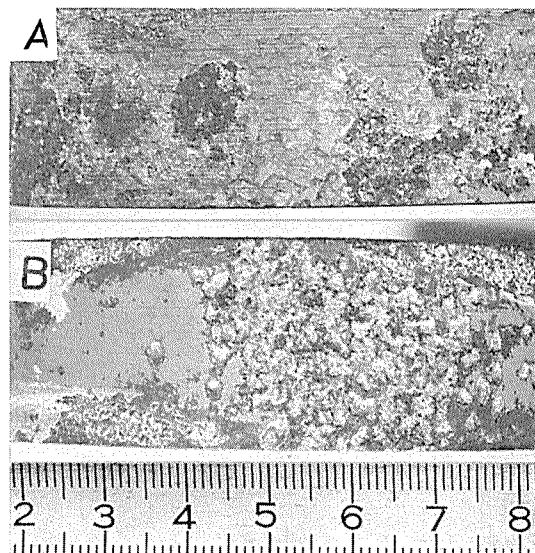


図4 実験1 食塩水試験(5.8%NaCl, 室温8か月浸漬)

によって生じた腐食のタイプ

A: ZK41-T6処理材(鋳塊予備加熱あり)

B: ZK41-FC処理材(鋳塊予備加熱あり)

クロム酸混液試験の場合と同様、鋳塊予備加熱を行なわなかつた押出材には応力腐食割れがかなり発生した。食塩水による腐食の程度はZG43とZK60合金がやや少なく、ZQ50合金がもっとも著しかつた。なお、ZK60合金のうち、予備加熱をほどこして押出したT1, T4, T5AおよびT6処理材には層状剥離腐食が生じていた。発生位置はT1処理材では曲げ中央部、その他のものではいずれも平行部であつて、腐食程度としていずれも中程度であった。それらの代表例としてT1処理材の外観を図5に示した。

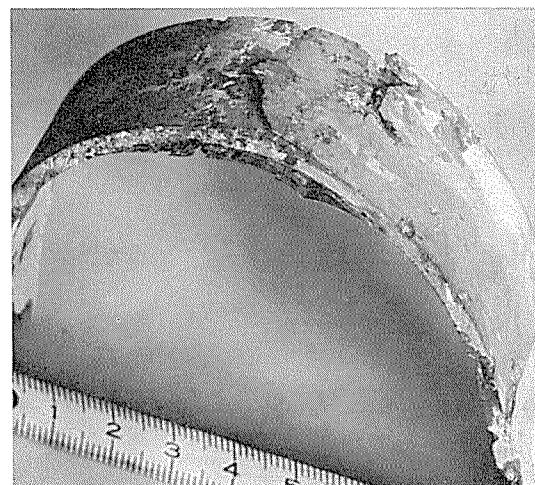


図5 実験1 食塩水試験(5.8%NaCl, 室温8か月浸漬)

によって生じた剥離腐食の一例

ZK60-T1処理材(鋳塊予備加熱あり)

### 3・1・3 酸性食塩水試験結果

7か月浸漬後の各試験片(各条件とも5枚づつ)の腐食および応力腐食割れの発生状況を図6に示した。応力腐食割れはすべて試験開始後2か月以内に発生したもので、割れ発生後の浸漬は行なわなかつた。

合金	予備加熱	T 1	T 4	T5A	T5C	T 6	FC
ZG43	あり	● <sub>C</sub>					
ZK41	あり	○ <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>
	なし	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	⊕	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>
ZK60	あり	○ <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>
	なし	⊕	⊕	○ <sub>D</sub>	⊕	⊕	⊕
ZQ50	あり	● <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	● <sub>D</sub>	○ <sub>D</sub>

○腐食わずか ●腐食や多い ●腐食多い ⊕3枚以上割れ発生  
C,D: 腐食のタイプを示す(図7参照)

図6 実験1 酸性食塩水試験(5.8%NaCl, pH=3, 室温7か月浸漬)による腐食および応力腐食割れ状況(各条件とも試験片枚数は5)

発生した腐食のタイプは図7に示したごとく、全体にこまかい腐食が点在するCタイプと局部的な深い腐食とこまかい腐食が混在するDタイプとがあった。

食塩水の場合と比較すると、ZG43とZK60合金ではやや腐食が著しく、ZK41とZQ50合金では逆に、わずかに少なくなっていた。応力腐食割れはやはり予備加熱をほどこさない鋳塊からの押出材にのみ発生した。層状剥離腐食は予備加熱を行なったZK60合金押出材のT1, T4およびT6処理材とZQ50合金T4処理材に発生した。その程度

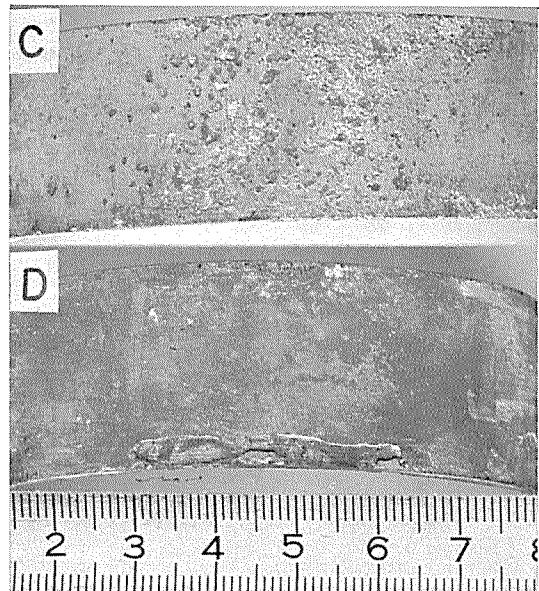


図7 実験1 酸性食塩水試験(5.8%NaCl, pH=3, 室温7か月浸漬)によって生じた腐食のタイプ  
C: ZG43-T4処理材(鋳塊予備加熱あり)  
D: ZQ50-T1処理材(鋳塊予備加熱あり)

み生じ、ZK41合金ではT5C処理材のみ、ZK60合金ではすべてが試験開始後1か月以内に割れた。剥離腐食はZG

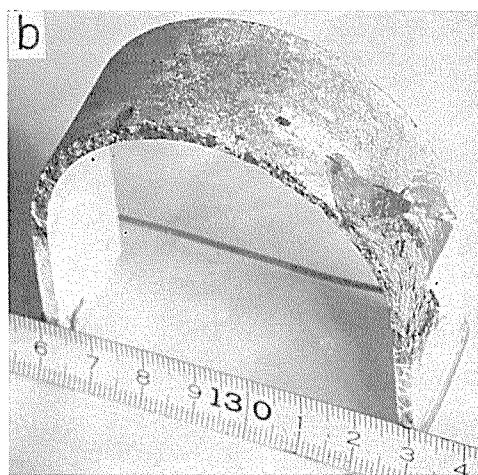
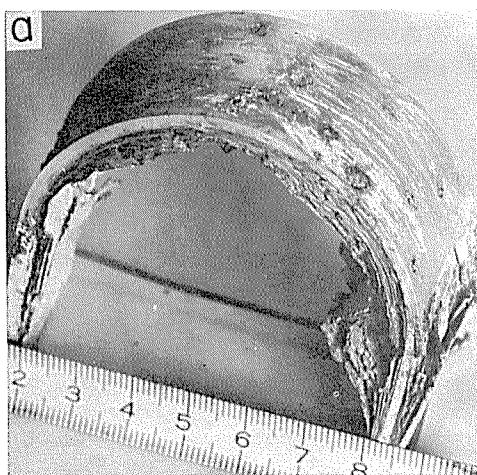


図8 実験1 酸性食塩水試験(5.8%NaCl, pH=3, 室温7か月浸漬)によって生じた層状剥離腐食  
a: ZK60-T6処理材(鋳塊予備加熱あり)  
b: ZQ50-T4処理材(鋳塊予備加熱あり)

は図8に示したごとく、ZK60合金ではきわめてはげしかったが、ZQ50合金では比較的軽微であった。

### 3・1・4 海水試験結果

6か月浸漬後の各試験片(各条件とも5枚)の状況は、図9に示したごとく、応力腐食割れと剥離腐食は生じていたが、一般的にいわれる孔食はみられなかった。各材料とも一様に黄褐色に変色していた。応力腐食割れは他の試験の場合と同様、鋳塊予備加熱を行なっていない押出材にの

43合金には発生しなかったが、ZK41合金では鋳塊予備加熱を行なった押出材の中のFC処理材にのみ生じ、ZK60合金ではT5C処理材をのぞいたすべてに発生し、ZQ50合金ではT1, T4およびFC処理材に生じていた。剥離腐食の様相は、ZK41およびZK60合金では層状であるが、ZQ50合金では図10に示したように酸性食塩水中の場合とかなり形態が異なっていた。

合金	予備加熱	T1	T4	T5A	T5C	T6	FC
ZG43	あり	○	○	○	○	○	○
	なし	○	○	○	○	⊕	○
ZK41	あり	○	○	○	○	○	●
	なし	○	○	○	○	⊕	○
ZK60	あり	●	●	●	○	●	●
	なし	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
ZQ50	あり	●	●	○	○	○	●

○ 変色のみ ● 剥離腐食多い ⊕ 3枚以上割れ発生

図9 実験1 海水試験(6か月浸漬)による剥離腐食および応力腐食割れ発生状況  
(各条件とも試験片枚数は5)

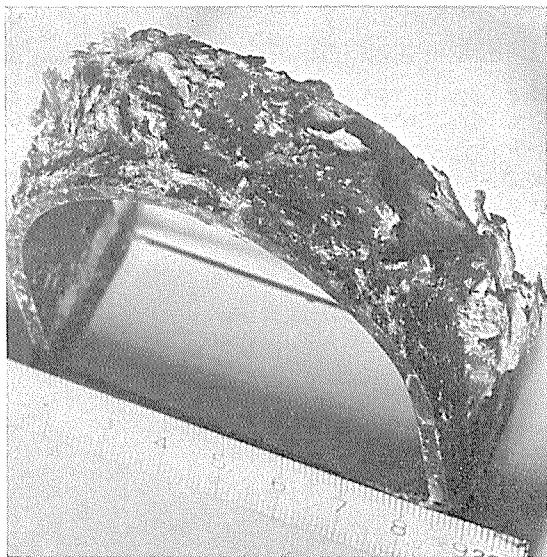


図10 実験1 海水試験(6か月浸漬)によって生じた剥離腐食  
ZQ50-T1処理材(鋳塊予備加熱あり)

### 3・2 実験2の結果

各供試材の試験前の機械的性質を表5に示した。実験1の場合と熱処理条件は同じであるが、押出材の形状が異なるため、押出特性により、本実験材料の方が全体に強度が3~4 kg/mm<sup>2</sup>程度高くなっていた。

#### 3・2・1 腐食状況

各試験片の腐食状況は環境によってかなり異なるが、ばく露試験における合金間の差はほとんどみられなかった。浸漬試験では、Al-Zn-Mg系合金は海水中で変色が著しく、人工海水中では腐食が多く、この系の合金が水溶液中において6061合金より耐食性がおとることがはっきりした。熱処理による相違は各試験条件ともにあまり顕著ではなかったが、Al-Zn-Mg系合金ではT1およびT4処理材がわずかに腐食が多かった。また、腐食の進行も、後述する剥離腐食をのぞけば、さほど著しくなく、6か月と18か月との試験期間の差はほとんどみられなかった。

表5 実験2 供試材の試験前の機械的性質

合 金	熱 处 理	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
ZG43	T 1	24.2	38.7	18
	T 4	25.1	40.1	14
	T 5 A	33.1	39.8	14
	T 5 C	33.7	38.5	15
	T 6	30.3	38.1	14
ZK41	T 1	27.7	45.4	14
	T 4	28.5	46.2	15
	T 5 A	37.4	45.9	14
	T 5 C	37.4	44.6	13
	T 6	35.8	45.8	15
ZK60	T 1	26.5	42.7	12
	T 4	29.4	43.3	13
	T 5 A	36.0	42.8	15
	T 5 C	34.0	39.0	16
	T 6	37.8	45.1	13
6061	F	11.4	20.2	16
	T 4	13.7	26.5	21
	T 6	26.8	31.9	15

各環境における腐食の特徴は、大気ばく露においては図11と12に示したごとく、全面にこまかい孔食が数多く発生しており、とくに、海上霧囲気では孔の周囲に白色の腐食生成物が盛上って、工場霧囲気より腐食がはげしかった。

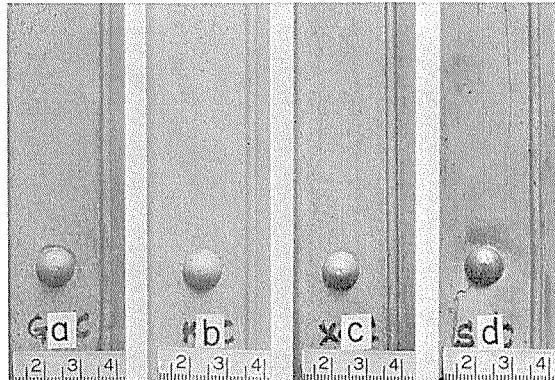


図11 実験2 工場大気6か月ばく露材の表面腐食状況  
a : ZG43-T4処理材 b : ZK41-T4処理材  
c : ZK60-T4 " d : 6061-T4 "

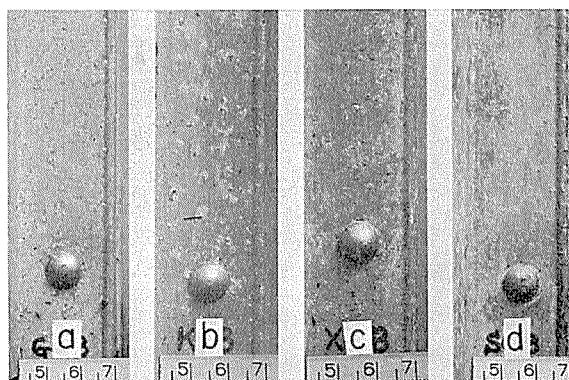


図12 実験2 海上大気6か月ばく露材の表面腐食状況  
a : ZG43-T4処理材 b : ZK41-T4処理材  
c : ZK60-T4 " d : 6061-T4 "

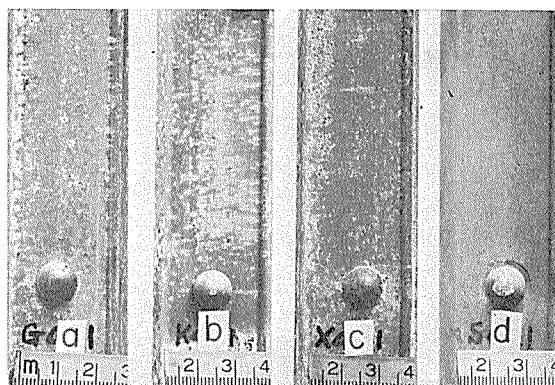


図13 実験2 人工海水 ( $5.8\% \text{NaCl} + 0.3\% \text{H}_2\text{O}_2$ ) 室温  
6か月浸漬材の表面腐食状況  
a : ZG43-T4処理材    b : ZK41-T4処理材  
c : ZK60-T4    d : 6061-T4

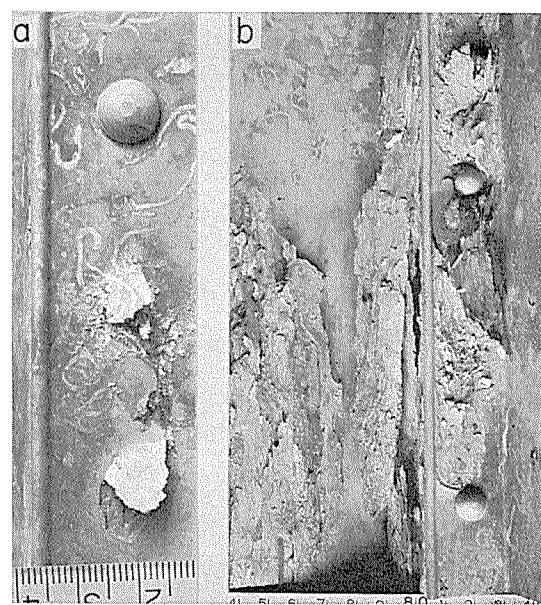


図15 実験2 海水試験 (18か月浸漬) によって生じた層状剥離腐食  
a : ZG43-T4 処理材  
b : ZK60-T4

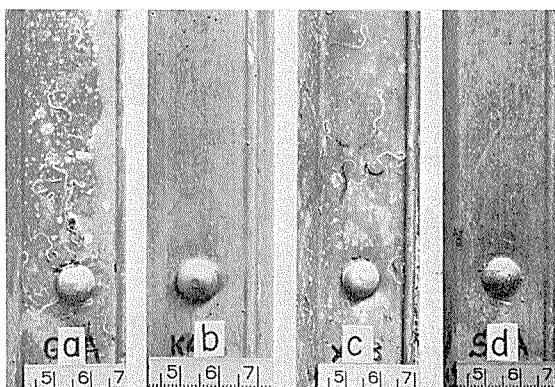


図14 実験2 海水 6か月浸漬材の表面腐食状況  
a : ZG43-T4処理材    b : ZK41-T4処理材  
c : ZK60-T4    d : 6061-T4

一方、浸漬試験では人工海水中で、図13に示したように、Al-Zn-Mg系合金のみ腐食生成物が盛上った孔食が多数発生し、白灰色に変色したが、6061合金では腐食は少なかった。また、海水中では各材料とも黄褐色に変色したのみで、孔食はみられなかった。海水浸漬後の試験片の外観の一例は図14のごとくで、表面上の白い斑点は腐食ではなく、微小の貝殻の付着である。

剥離腐食は海水中ではZG43-T4処理材の18か月浸漬したものとZK60-T4処理材の6, 12および18か月浸漬したものに生じ、人工海水中ではZK60-T4処理材の12および18か月浸漬したものにみられた。腐食の程度は図15にその一例を示したごとく、ZG43合金では比較的軽微であったのに対し、ZK60合金ではかなりはげしかった。剥離腐食は層状に並んだ金属間化合物とマトリックスとの間の電位差によって、卑な部分が優先的に、層状に腐食されていく現象と考えられ、ジルコニウムを含まないZG43合金では組織的にみて、剥離腐食は比較的発生しにくいが、層状組織を有するZK41およびZK60合金では、この腐食が生ずる危険が少なくない。ZK60合金が実験結果からはとくに剥離腐食が多かったが、この理由は明らかでない。添加元

素の量から考えて、より卑な部分が多く、層状組織において、マトリックスと化合物との間の電位差がより大きくなり、剥離腐食の感受性が高いものと思われる。

### 3・2・2 リベット周辺の応力腐食割れ

形材のリベット接合部を観察した結果、リベット周辺部に図16に示したような割れが生じていたものがかなり見出された。この割れはリベット接合部に近い形材の端部からリベットに向って進行したもの(Xタイプ)とリベット周辺の形材面内で発生したもの(Yタイプ)との2種があり、ZG43合金にはXとYの両タイプが、他のAl-Zn-Mg系合金にはXタイプのみが発生していたが、6061合金にはこのような割れはみられなかった。

各条件2枚づつの試験片について、合金6個のリベットのすべての周辺を調査した結果、このような割れの発生状況は図17のごとくで、ZG43合金にもっとも多く発生し、ZK60合金にはほとんど生じなかった。熱処理の影響をみると、T1処理材には全然発生せず、T4処理材にごくわずか、T5AおよびT6処理材にかなり多く発生していた。また、ZG43-T5C処理材にも多くみられた。

割れの代表例の顕微鏡組織を図18に示したが、明らかに結晶粒界に沿って進行しており、典型的な応力腐食割れであった。これはリベット接合に際してのパンチングによる孔明けおよびリベットのかしめの工程で生じた引張内応力が集中した部分に、環境の腐食性因子が作用して生じたものと思われ、とくに、ZG43合金に割れが多かったのは、ジルコニウムを含んでいないために結晶粒が大きく、その形も層状でないことが一つの理由になっているものと考えられる。

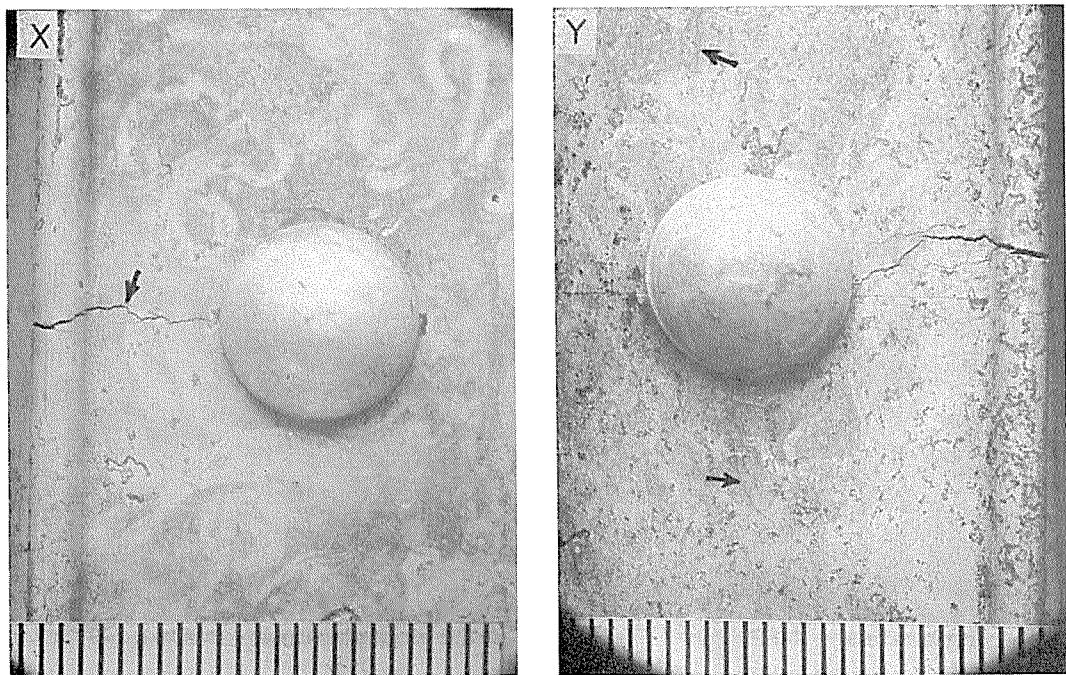


図16 実験2 リベット周辺に発生した応力腐食割れのタイプ

X : 形材端部からの割れ(矢印), ZG43-T5A処理材, 海水12か月浸漬

Y : 形材面内での割れ(矢印), ZG43-T5A処理材, 海上大気18か月ばく露

熱 処 理	試 験 期 間	ZG43合金 X-タイプ				ZG43合金 Y-タイプ				ZK41合金 X-タイプ				ZK60合金 X-タイプ			
		工場 大気	海上 大気	人工 海水	天然 海水	工場 大気	海上 大気	人工 海水	天然 海水	工場 大気	海上 大気	人工 海水	天然 海水	工場 大気	海上 大気	人工 海水	天然 海水
T1	6	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	12	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	18	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
T4	6	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	12	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	18	○	○	○	⊕ <sub>2</sub>	○	○	○	○	○	○	○	○	○	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>1</sub>
T5A	6	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>3</sub>	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>5</sub>	○	○	○	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>2</sub>	○	○	⊕ <sub>2</sub>	○	○	○	○
	12	⊕ <sub>3</sub>	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>6</sub>	○	○	○	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>2</sub>	○	⊕ <sub>3</sub>	○	○	○	○
	18	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>3</sub>	⊕ <sub>6</sub>	○	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>5</sub>	⊕ <sub>6</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>5</sub>	○	○	○	○
T5C	6	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>3</sub>	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	12	⊕ <sub>6</sub>	⊕ <sub>4</sub>	○	⊕ <sub>4</sub>	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
	18	⊕ <sub>6</sub>	⊕ <sub>6</sub>	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>6</sub>	⊕ <sub>1</sub>	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
T6	6	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>2</sub>	○	⊕ <sub>1</sub>	○	○	○	○	⊕ <sub>1</sub>	○	○	⊕ <sub>1</sub>	○	○	○	○
	12	⊕ <sub>2</sub>	⊕ <sub>3</sub>	○	⊕ <sub>3</sub>	○	○	○	○	⊕ <sub>2</sub>	○	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>3</sub>	○	○	○	○
	18	⊕ <sub>5</sub>	⊕ <sub>3</sub>	⊕ <sub>3</sub>	⊕ <sub>3</sub>	○	○	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>4</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>1</sub>	⊕ <sub>3</sub>	○	○	○	○

○ 割れなし

⊕ 割れ発生 (数字は周囲に割れの発生したリベットの数を示す。但し、リベット総数は6)

図17 実験2 リベット周囲の応力腐食割れ発生状況

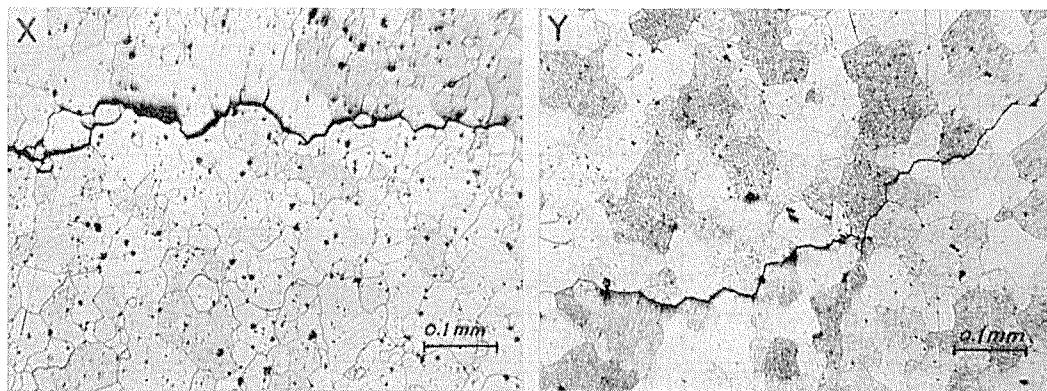


図18 実験2 リベット周辺部に発生した応力腐食割れ先端部の断面顕微鏡組織

X : 形材端部からの割れ, ZG43-T6処理材, 海上大気6か月ばく露  
Y : 形材面内の割れ, ZG43-T5A処理材, 海水18か月浸漬

### 3・3 実験3の結果

#### 3・3・1 ZK41合金板の焼入速度とシヤー割れの関係

鋳塊予備加熱後熱間圧延した工場製ZK41合金板(肉厚12mm)のシヤー切断面の割れ発生におよぼす溶体化処理後の焼入速度と冷間加工および時効処理の影響について調査した。

焼入速度は、 $450^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ の溶体化処理後、(1)水焼入、(2) $100^{\circ}\text{C}$ の沸とう水中に焼入、(3)特殊焼入剤としてのポリアルキレンジコール液(30%水溶液)中に焼入、(4)空冷の4種とし、冷間加工度は5%，時効温度は $180^{\circ}\text{C}$ とした。シヤー割れの有無は表1に示したクロム酸混液試験の後、カラーチェックによって判定した。

結果は図19に示したごとく、焼入後5%程度の冷間圧延加工はシヤー割れにほとんど影響しない。また、焼入温度からの冷却速度がおそいほど割れが少なく、空冷材には割れは生じなかった。この結果は冷却速度がおそいほど析出帶(PFZ)の幅が広くなっていることから、応力腐食割れ感受性が低

下するという報告<sup>17)</sup>をうらづけるものである。

#### 3・3・2 ZK47合金板の焼入時の温度とシヤー割れの関係

鋳塊予備加熱後熱間圧延した工場製ZK47合金板(肉厚12mm)のシヤー切断面の割れ発生におよぼす焼入時の温度の影響を調査した。

焼入条件は、 $465^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ の溶体化処理後、ただちに水焼入したものと、 $400, 350, 300, 250^{\circ}\text{C}$ の各温度まで空冷し、その後に水焼入したものおよび溶体化処理後室温まで空冷したもの6種とした。時効処理は室温1か月保持と $120^{\circ}\text{C} \times 24\text{hr}$ および $170^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$ の3種で、シヤー割れの試験および判定はZK41合金板の場合と同様に行なった。

結果は図20に示したごとく、焼入時の温度が $300^{\circ}\text{C}$ 以上のものにはシヤー割れが発生したが、 $250^{\circ}\text{C}$ まで空冷して後、水焼入したものと室温まで空冷したものにはシヤー割れは生じなかった。熱処理の影響としては、 $120^{\circ}\text{C} \times 24\text{hr}$ の時効処理材では全体に割れが多かったが、室温1か月および $170^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$ の時効処理材は比較的割れが少なかった。

	室温時効3日後 $100^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr} \rightarrow 180^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$	室温時後3日後5%冷間加工 $100^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr} \rightarrow 180^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$	室温時効3日後 $100^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr} \rightarrow 180^{\circ}\text{C} \times 14\text{hr}$	室温時効3日後5%冷間加工 $100^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr} \rightarrow 180^{\circ}\text{C} \times 14\text{hr}$
465°C から水焼入	---	---	---	---
	-	-	-	-
465°C から 100°C 沸とう水 中に焼入	---	---	---	---
	-	-	-	-
465°C から ポリアルキレンジ コール液中に 焼入	---	---	---	---
	-	-	-	-
465°C から 空冷				

図19 実験3 ZK41合金板(肉厚12mm)の焼入速度、冷間加工および時効処理とシヤー割れの関係  
(クロム酸混液試験後カラーチェック)

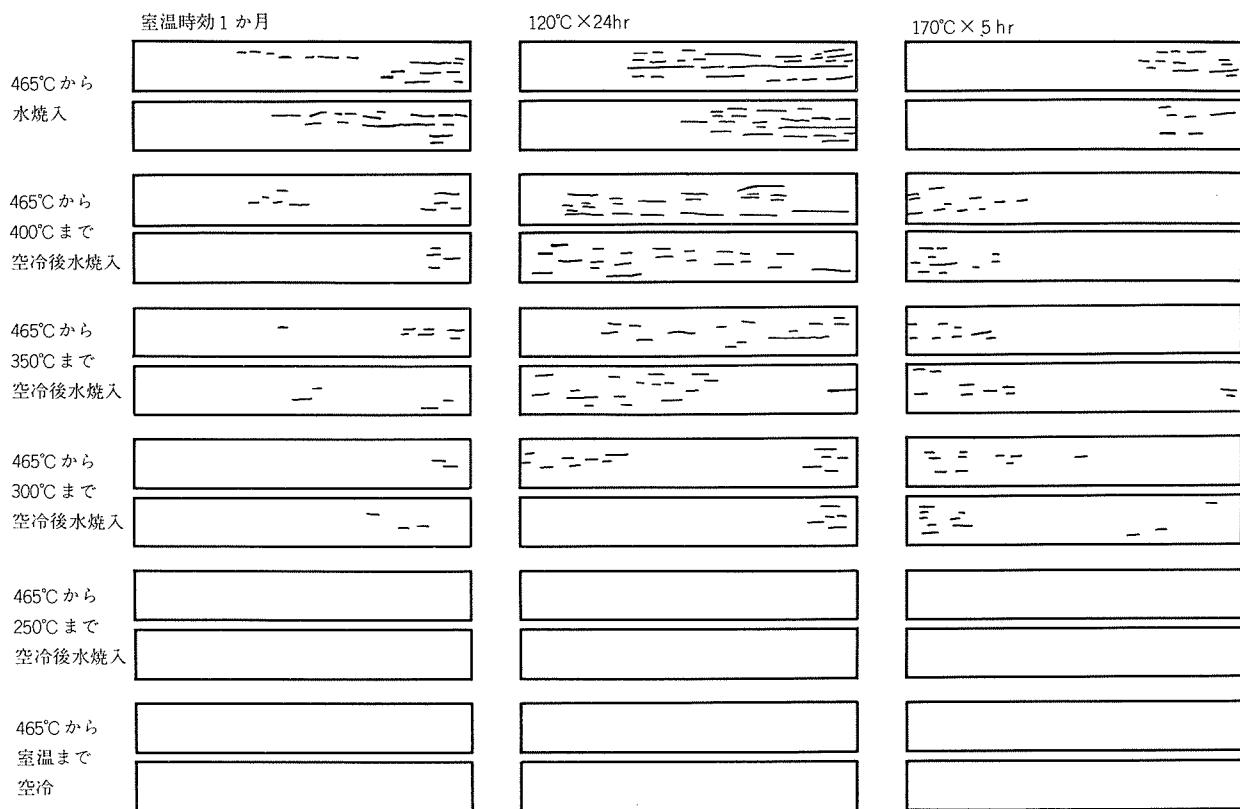


図20 実験3 ZK47合金板(肉厚12mm)の焼入時の温度とシャー割れの関係  
(クロム酸混液試験後カラーチェック)

### 3・3・3 押出材の海水浸漬によるシャー割れ

ZK41, ZK47 および ZK60 合金押出材(肉厚 12mm)の押出方向に平行なシャー切断面の割れ発生を海水浸漬によって調査した。熱処理は ZK41 と ZK47 合金では T5B と T5C 処理, ZK60 合金は T5A と T5B 処理とした。各材料とも苛性洗滌したものと、その後に MBV 处理したものについて試験した。試験は清水市折戸湾の海水をポンプでオーバーフロウさせた槽内に 6 か月浸漬し、割れの有無をカラーチェックで判定した。各供試材の試験前の機械的性質を表6に示した。

シャー割れの発生状況は図21のごとくであって、ZK41

合金では T5B と T5C 処理の差はほとんどなく、比較的多くの割れが発生していたが、ZK47 合金では T5C 处理材には全然割れが発生せず、T5B 处理材にもわずかの割れがみられたのみであった。ZK60 合金では T5A 处理材にはかなりの割れが生じていたが、T5B 处理材には端部にごくわずかの割れがみられたのみであった。シャー割れにおける MBV 处理の効果はほとんどみられなかった。供試材表面の腐食は MBV 处理材にはごくわずかしかみられなかったが、無処理材には浅い孔食が点在し、とくに、ZK60 合金 T5A 处理材には顕著な剥離腐食が発生していた。

表6 実験3 押出材の試験前の機械的性質

熱処理	ZK41			ZK47			ZK60		
	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
T5A	—	—	—	—	—	—	35.0	41.4	13
T5B	37.8	43.5	16	37.1	42.8	15	32.4	37.0	17
T5C	32.6	39.9	18	30.4	37.4	17	—	—	—

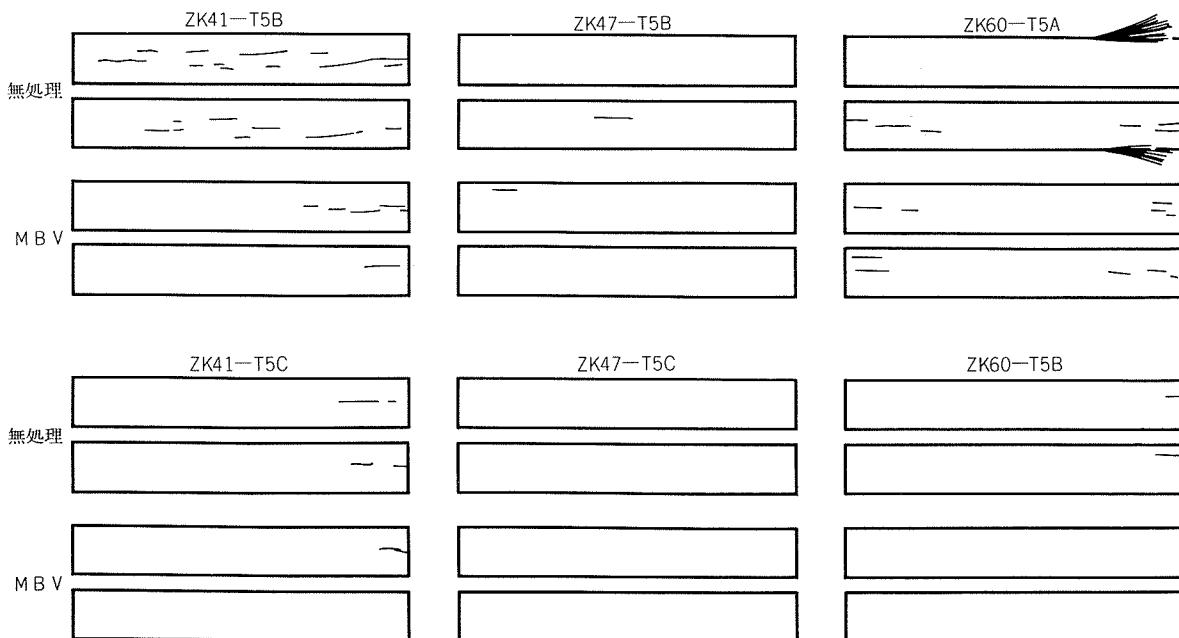


図21 実験3 海水6か月浸漬後のZK41, ZK47およびZK60押出材(肉厚12mm)のシャー割れ発生状況

### 3・4 実験4の結果

#### 3・4・1 塩水噴霧試験結果

各試験片の引張試験値を表7に示した。1000hr 試験後のZK60合金のみ強度、伸びともにやや低下していたが、他の3合金には腐食による機械的性質の変化はなかった。試験片の腐食状況は、各材料とも表面に浅い局部腐食が散在していたが、4種合金中ではZK60合金がもっとも腐食が著しく、ついでZK61合金で、6063と5083合金の差はほとんどなく、ZK61合金よりわずかに腐食が少なかった。

表7 実験4 塩水噴霧した溶接試験片の機械的性質

材質	試験条件	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_u$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
ZK60-T5A	試験前	19.8	29.9	7
	500hr 塩水噴霧	23.5	32.8	7
	1000hr クク	22.1	26.0	3
ZK61-T1	試験前	19.2	30.8	10
	500hr 塩水噴霧	20.7	31.5	10
	1000hr クク	21.7	33.6	10
6063-T5	試験前	9.1	15.0	9
	500hr 塩水噴霧	9.6	14.6	7
	1000hr クク	9.1	14.4	7
5083-O	試験前	13.7	26.7	11
	500hr 塩水噴霧	13.6	26.5	11
	1000hr クク	13.7	26.7	11

#### 3・4・2 大気ばく露試験結果

ばく露期間1, 3および12か月後の各試験片の引張試験値を表8に示した。ばく露期間が長くなるにつれて、Al-Zn-Mg系合金では時効が進行し、強度が増加する傾向を

示したが、各材料とも腐食による機械的性質の低下はみられなかった。各試験片ともばく露期間の長いものほど光沢がうすれて、白っぽく変色し、表面全体に微細な孔食が多数生じたが、ばく露面よりも裏面の方が変色も腐食もはげしかった。12か月ばく露した各試験片の裏面の状況を拡大して図22に示したが、Al-Zn-Mg系合金の腐食は6063や5083合金とは異なり、こまかい孔食が集まって拡がったようみえ、その平均深さもAl-Zn-Mg系合金では約0.06mm、6063と5083合金では約0.04mmであった。なお、溶接部周辺にとくに腐食が集中することではなく、溶接構造用としての用途にとくに危険はないものと思われる。

表8 実験4 大気ばく露した溶接試験片の機械的性質

材質	試験条件	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_u$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
ZK60-T5A	試験前	18.6	28.9	7
	1か月大気ばく露	21.9	32.4	5
	3か月 クク	24.2	34.3	6
	12か月 クク	24.4	32.6	7
ZK61-T1	試験前	19.0	30.8	11
	1か月大気ばく露	20.2	31.6	9
	3か月 クク	21.2	32.7	10
	12か月 クク	21.4	33.0	12
6063-T5	試験前	8.9	15.2	8
	1か月大気ばく露	9.1	15.0	9
	3か月 クク	9.6	15.6	8
	12か月 クク	9.8	14.9	9
5083-O	試験前	14.5	27.1	10
	1か月大気ばく露	14.4	27.5	11
	3か月 クク	14.3	27.7	9
	12か月 クク	14.1	27.1	11

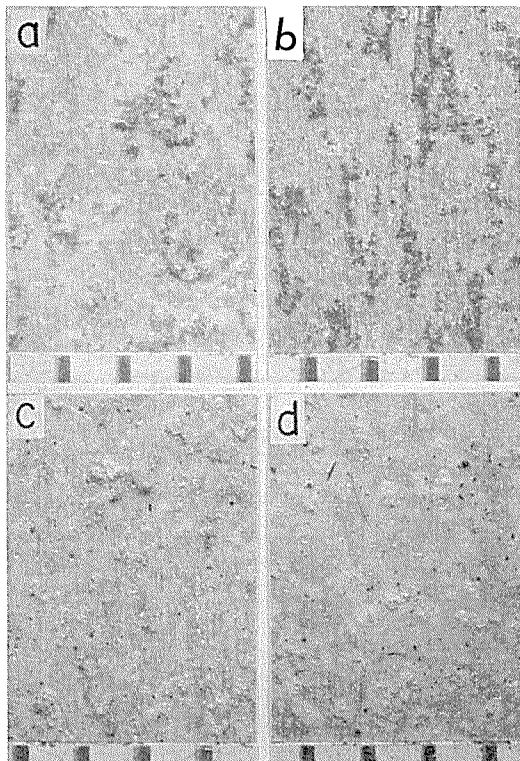


図22 実験4 工場大気(名古屋工場内) 12か月ばく露材の裏面拡大状況

a : ZK60-T5A処理材  
b : ZK61-T1 //  
c : 6063-T5 //  
d : 5083-O //

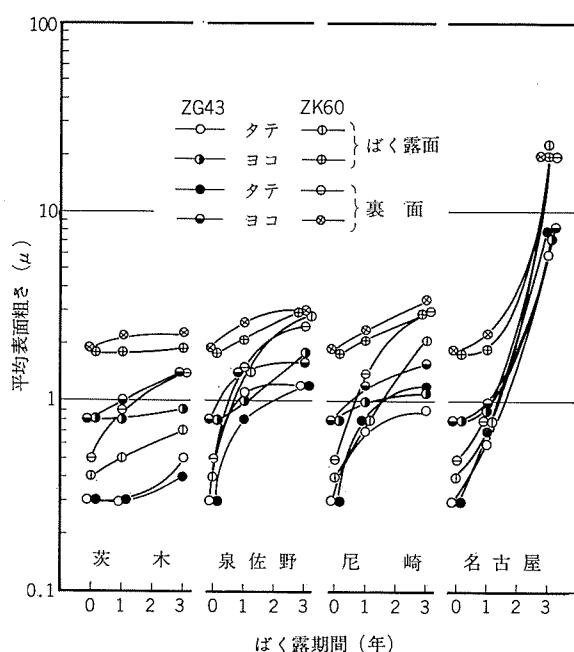


図23 実験5 各地ばく露試験材の平均表面粗さの変化  
タテ：押出方向に平行  
ヨコ：押出方向に直角

### 3・5 実験5の結果

各地での1年および3年間のはく露によって、ばく露面および裏面にはかなりの孔食が発生したが、腐食による機械的性質の低下はいずれの試験片にも認められなかった。

各試験片の平均表面粗さの変化を図23に、重量損失を表9に示した。田園地帯の茨木ではばく露した試験片の腐食は

表9 実験5 各地ばく露材の重量損失 (mg/dm<sup>2</sup>)

材質	ばく露期間	茨木	泉佐野	尼崎	名古屋
ZG43-T5A	1年	9.3	40.4	73.2	19.2
	3年	29.2	125.0	148.6	152.0
ZK60-T5A	1年	13.6	56.4	91.6	21.7
	3年	40.5	164.0	184.7	237.3

少なく、当社工場内3年ばく露材の腐食がとくにはげしかった。ZK60合金の方がZG43合金より重量損失および粗さの変化とともに著しかった。ばく露面と裏面とではやはり裏面の方が腐食がはげしかった。腐食はいずれも孔食であったが、その平均深さは表10に示したごとく、泉佐野でやや深く、名古屋ではかなり浅くなっていた。代表的な試験片裏面の拡大状況を図24に示したごとく、腐食の様相は名古屋を除く3地区でのばく露材ではほぼ同じような形態で、直径0.2~0.3mmの比較的径の大きな孔食が集まっていたのに対し、名古屋でのばく露材には直径約0.05mmのこまかい孔食が一様に生じ、あたかも全面腐食を生じたようみえた。

表10 実験5 各地3年ばく露材の平均孔食深さ (mm)

材質	茨木	泉佐野	尼崎	名古屋
ZG43-T5A	0.08	0.17	0.15	0.05
ZK60-T5A	0.15	0.18	0.15	0.10

このように、地域による差はかなりはっきり認められたが、孔食がもっとも深かった泉佐野での3年間ばく露後の孔食でも、最大深さが約0.2mmであり、その断面顕微鏡組織は図25のごとくであった。また、表11に示したように、機械的性質が劣化していなかったので、この系の合金が構造用材料として大気中で十分使用できるものと思われる。

表11 実験5 各地ばく露材の機械的性質

試験条件		ZG43-T5A		ZK60-T5A	
場所	期間(年)	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
デシケータ中	1	39.4	14	42.5	18
	3	39.1	16	42.5	15
	1	39.4	15	41.9	14
	3	39.1	14	41.9	16
茨木	1	39.6	14	42.2	14
	3	38.9	13	41.8	14
	1	38.9	15	41.7	14
	3	38.7	13	42.0	16
泉佐野	1	39.1	14	42.0	15
	3	38.9	13	41.7	13
	1	38.9	15	41.7	14
	3	38.7	13	42.0	16
尼崎	1	39.1	14	42.0	15
	3	38.9	13	41.7	13
	1	38.9	15	41.7	14
	3	38.7	13	42.0	16
名古屋	1	39.1	14	42.0	15
	3	38.9	13	41.7	13
	1	38.9	15	41.7	14
	3	38.7	13	42.0	16

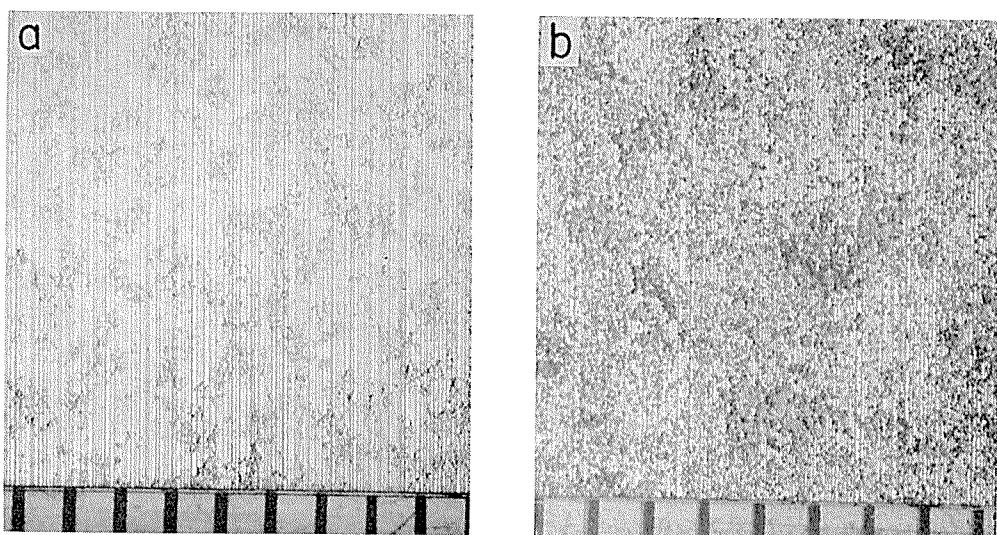


図24 実験5 ZG43-T5A 押出材の3年間大気ばく露後の裏面拡大状況

a : 工場大気 (尼崎)

b : 工場大気 (名古屋)

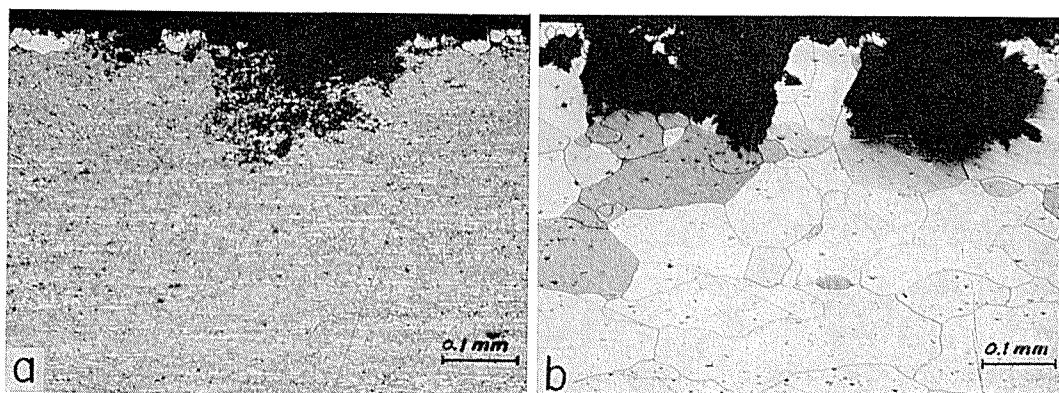


図25 実験5 海岸地区大気 (泉佐野) 3年間ばく露材に生じた孔食部の断面顕微鏡組織

a : ZK41-T5A押出材

b : ZG43-T5A押出材

#### 4. おわりに

以上、当社で生産している Al-Zn-Mg 系合金の腐食、層状剥離腐食および応力腐食割れについて、種々の条件下で実験した結果をまとめた。

この系の合金は、一般大気中における腐食が他の耐食性構造用アルミニウム合金と比較してとくに差がない、構造用合金として十分使用できることが明らかになった反面、海水、塩水など直接水と接する環境においては、熱処理が適正でないと層状剥離腐食を生じたり、応力腐食割れが発生する危険も決して少なくないことがはっきりした。したがって、今後ともこの系の合金の使用にあたっては、加工や熱処理あるいは溶接性だけでなく、各種環境における耐食性についても十分考慮する必要があろう。

なお、本実験の実施にあたり、種々御援助いただきました東京商船大学清水実験所の竹沢五郎氏ならびに当社研究部の鈴木敏夫、福井利安、高島章の各氏に深く感謝する。

#### 文 献

- 1) P. Brenner : Aluminium, **37** (1961), 633
- 2) 馬場義雄、杉山禎彦：軽金属、**14** (1964), 371
- 3) 軽金属協会、軽金属溶接技術会：溶接構造用超大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書、(1966), 166
- 4) 馬場義雄：日本金属学会会報、**9** (1970), 491
- 5) G. Bassi and J.J. Theler : Z. Metallkunde, **60** (1969), 179
- 6) 寺井士郎、杉山禎彦、萩原理樹、福井利安：本誌、**10** (1969), 166
- 7) A. J. Sedricks, P. W. Slattery and E. N. Pugh : Trans. Amer. Soc. Metals., **62** (1969), 238

R

153

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 3 July, 1972

---

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

中 村 授  
伊 藤 正 夫

住友軽金属工業株式会社

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 17) 2014-T6 壓延棒

第1表 化学成分

質別		化成成分(%)							
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Al
T 6	J I S 規格	3.9~5.0	0.20~0.8	0.40~1.2	0.50~1.2	<0.7	<0.10	<0.15	<0.25
	試材	4.17	0.43	0.79	0.70	0.25	<0.01	<0.01	0.05

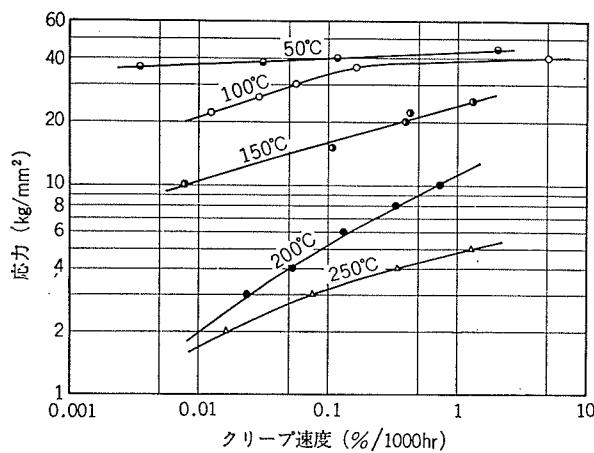
第2表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	ブリネル (10/500/30)	ビッカース (5 kg)	ロックウェル (Bスケール)
T 6	24	500°C × 1 hr 水冷後 175°C × 8 hr 空冷	(>41) 45.9	(>48) 51.1	(>6) 14	(-) 142	(-) 164	(-) 84

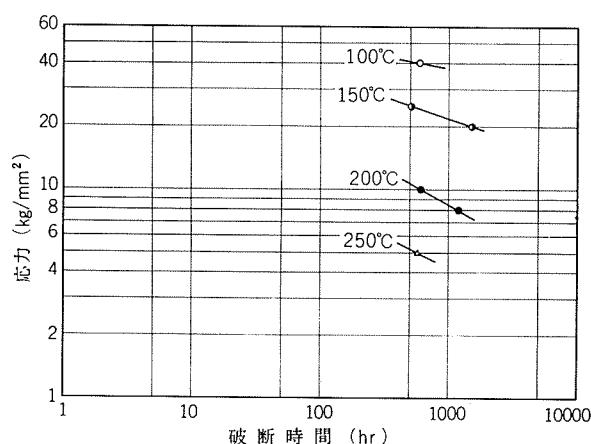
( ) 内は JIS H 4040-1970 における押出棒 (A2014B E-T6) の規格値を参考に示す。

第3表 クリープおよびクリープ破断強度

温 度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			クリープ破断強度 (kg/mm <sup>2</sup> )
	0.01% /1000hr	0.1 %/1000hr	1.0 %/1000hr	
50	37.0	40.0	43.0	-
100	21.0	33.5	39.0	(37.5)
150	10.5	16.0	24.0	21.9
200	(2.0)	5.2	11.2	8.5
250	(1.7)	3.2	4.8	(4.2)



第1図 2014-T6 壓延棒の応力—最小クリープ速度曲線



第2図 2014-T6 壓延棒の応力—クリープ破断時間曲線

# TECHNICAL DATA SHEET

Vol. 13 No. 3

(160)

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

### 18) 2017-T4 押出棒

第4表 化学成分

質別		化成分(%)								
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Al
T 4	J I S 規格	3.5~4.5	0.20~0.8	0.40~1.0	<0.8	<0.7	<0.10	—	<0.25	残
	試材	4.10	0.65	0.56	0.34	0.35	<0.01	0.01	0.02	残

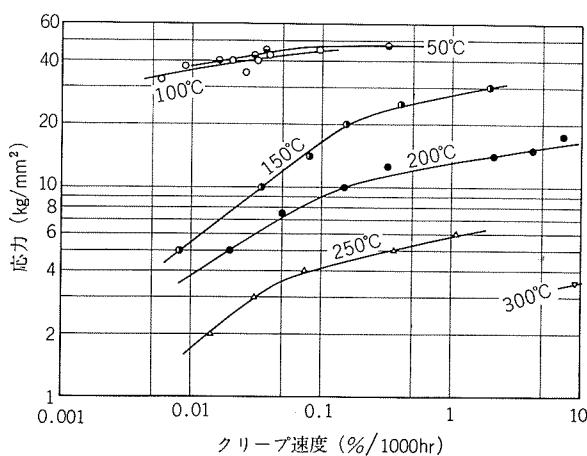
第5表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ビッカース (5 kg)	ロックウェル (Bスケール)
T 4	20	505°C × 1 hr 水冷	(>22) 35.8	(>35) 52.9	(>12) 15	(-) 106	(-) 127	(-) 69

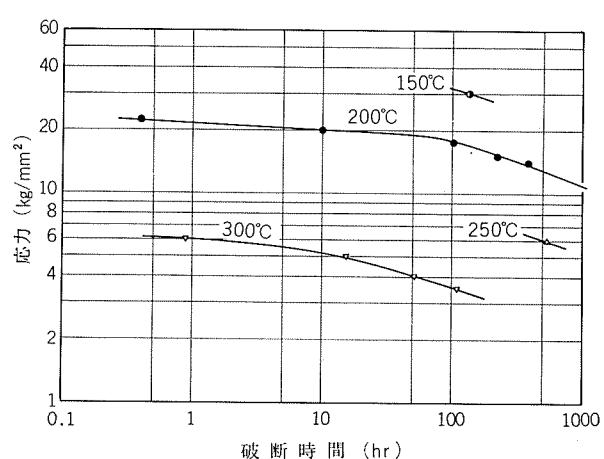
( ) 内は JIS H 4040-1970 の規格値 (A2017B E-T4) を示す。

第6表 クリープおよびクリープ破断強度

温 度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			クリープ破断強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			
	0.01% /1000hr	0.1% /1000hr	1.0% /1000hr	1.0hr	10hr	100hr	1000hr
50	37.5	47.0	—	—	—	—	—
100	36.0	45.0	—	—	—	—	—
150	5.5	16.5	27.5	—	—	(31.0)	—
200	(3.8)	9.0	13.0	21.5	20.0	18.0	(11.0)
250	(1.7)	4.1	5.8	—	—	—	(5.0)
300	—	—	—	6.0	5.2	3.6	—



第3図 2017-T4 押出棒の応力—最小クリープ速度曲線



第4図 2017-T4 押出棒の応力—クリープ破断時間曲線

(昭和47年7月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 中村伊藤正夫 授

## TECHNICAL DATA SHEET

July 1972

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 19) 2017-T4 圧延棒

第7表 化学成分

質別		化成成分(%)							
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Al
T 4	J I S 規格	3.5~4.5	0.20~0.8	0.40~1.0	<0.8	<0.7	<0.10	—	<0.25
	試材	4.15	0.57	0.51	0.25	0.20	<0.01	<0.01	0.05

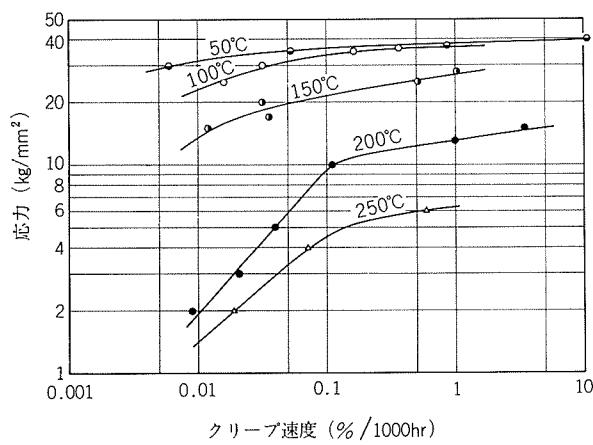
第8表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Bスケール)
T 4	24	500°C × 1 hr 水冷	(>22) 26.5	(>35) 42.8	(>12) 28	(-)	110 125	71

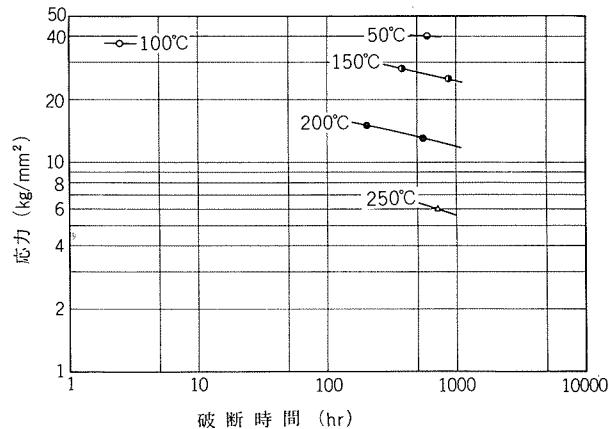
() 内は JIS H 4040-1970 における押出棒 (A2017BE-T4) の規格値を参考に示す。

第9表 クリープおよびクリープ破断強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			クリープ破断強度 (kg/mm <sup>2</sup> )	
	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr	100 hr	1000 hr
50	31.5	36.0	38.0	—	39.0
100	(23.0)	33.5	36.5	—	—
150	13.5	21.3	28.0	—	24.5
200	1.9	9.5	13.0	(16.5)	(12.0)
250	(1.3)	4.5	(6.3)	—	(5.6)



第5図 2017-T4 圧延棒の応力—最小クリープ速度曲線



第6図 2017-T4 圧延棒の応力—クリープ破断時間曲線

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 20) 5005 引抜棒

第10表 化学成分

質別		化成成分(%)								
		Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ti	Zn	
O, H36	JIS規格	0.50~1.1	<0.20	<0.40	<0.7	<0.20	<0.10	—	<0.25	残
	試材	1.00	0.01	0.08	0.19	<0.01	<0.01	0.05	0.01	残

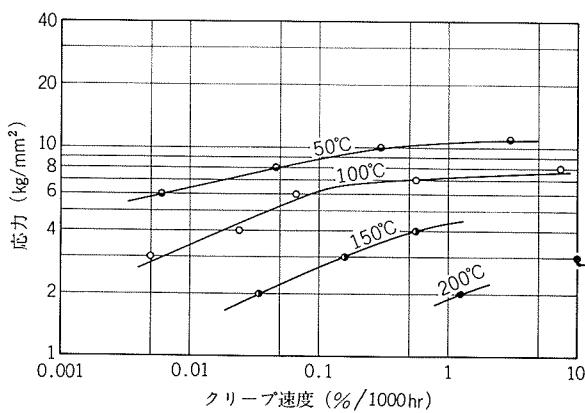
第11表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ビッカース (5kg)	ロックウェル (Fスケール)
O	20	360°C × 1 hr 空冷	(>4) 6.4	(11~15) 12.3	(>22) 35	(-) 32	(-) 35	(-) —
H36	20	150°C × 3 hr 空冷	(>13) 15.1	(16~20) 18.6	(>3) 23	(-) 57	(-) 63	(-) 58

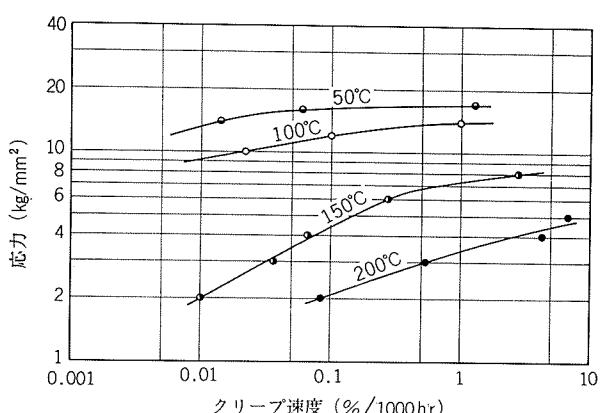
( ) 内は JIS H 4000-1970 における板 (A5005P-O, 同-H36) の規格値を参考に示す。

第12表 クリープ強度

温 度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )					
	O			H36		
	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr
50	6.4	8.8	10.6	13.2	16.2	16.9
100	3.4	6.2	7.2	(9.2)	12.0	14.0
150	—	2.7	(4.4)	2.0	4.5	7.3
200	—	—	(1.9)	—	2.1	3.4



第7図 5005-O引抜棒の応力一最小クリープ速度曲線



第8図 5005-H36引抜棒の応力一最小クリープ速度曲線

# TECHNICAL DATA SHEET

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

### 21) 5056-O 押出棒

第13表 化学成分

質別		化成分(%)								
		Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Ti	Zn	Al
O	JIS規格	4.5~5.6	0.05~0.20	0.05~0.20	<0.10	<0.30	<0.40	—	<0.10	残
	試材 <sup>(1)</sup>	4.88	0.10	0.11	0.03	0.09	0.19	—	0.01	残

(1) 試材は本誌、9 (1968), 2, 66において200°Cのクリープ試験に用いたものと同じである。

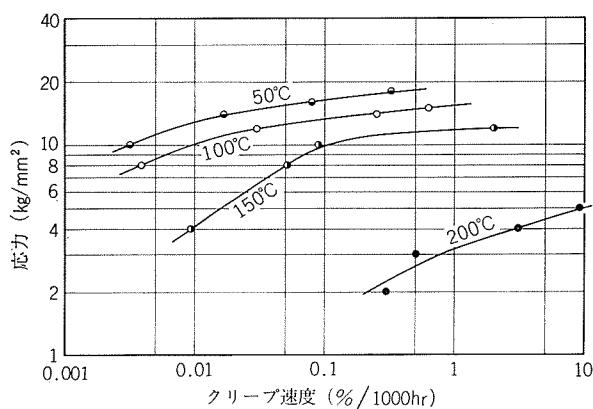
第14表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Fスケール)
O	20	380°C × 2 hr 空冷	(>10) 12.1	(<32) 28.7	(>20) 35	(-) 65	(-) 74	(-) 69

( ) 内はJIS H 4040-1970における引抜棒(A5056BD-O)の規格値を参考に示す。

第15表 クリープ強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			
	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr	10%/1000 hr
50	12.9	16.4	(18.8)	—
100	10.1	13.3	(15.4)	—
150	4.2	9.8	11.9	—
200	—	—	3.2	5.0



第9図 5056-O押出棒の応力—最小クリープ速度曲線

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 22) 5154 引抜棒

第16表 化学成分

質別		化成分(%)								
		Mg	Cr	Cu	Si	Fe	Mn	Ti	Zn	Al
O, H34	JIS規格	3.1~3.9	0.15~0.35	<0.10	<0.45	<0.10	<0.20	<0.20	<0.20	残
	試材	3.69	0.24	<0.01	0.07	0.15	<0.01	<0.01	<0.01	残

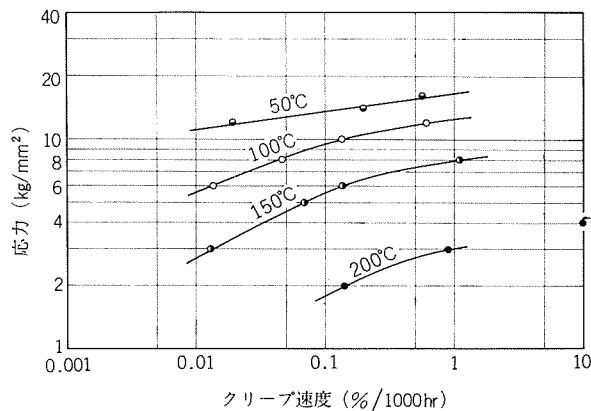
第17表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Fスケール)
O	20	350°C × 1 hr 空冷	(>8) 12.2	(21~29) 25.5	(>10) 34	(-) 56	(-) 64	(-) 59
H34	20	150°C × 3 hr 空冷	(>21) 22.5	(28~32) 30.1	(>10) 21	(-) 80	(-) 89	(-) 81

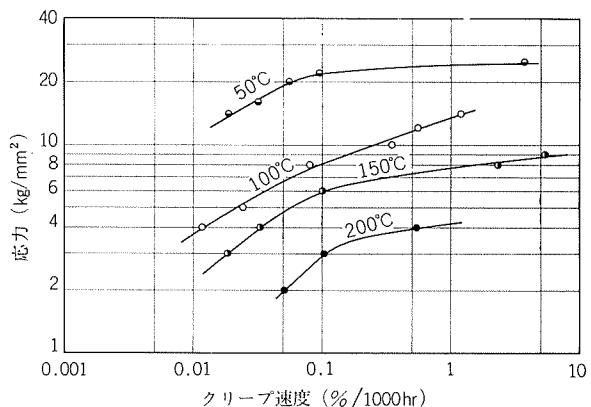
( ) 内は JIS H 4080-1970 における引抜管 (A5154TD-O), または, JIS H 4000-1970 における板 (A5154P-H34) の規格値を, それぞれ参考に示す。

第18表 クリープ強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )					
	O			H34		
	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr
50	(11.1)	13.6	(16.7)	(10.9)	22.0	24.0
100	(5.6)	9.5	(12.5)	3.7	8.1	13.3
150	(2.7)	5.6	7.9	(2.2)	5.9	7.7
200	—	1.8	3.0	—	2.9	(4.2)



第10図 5154-O引抜棒の応力一最小クリープ速度曲線



第11図 5154-H34引抜棒の応力一最小クリープ速度曲線

(昭和47年7月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 中村伊藤正夫

## TECHNICAL DATA SHEET

July 1972

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 23) 6063-T5 押出棒

## 24) 6101-T6 押出板導体

第19表 化学成分

材質		化成分(%)								
		Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zn	Al
6063-T5	JIS規格	0.45~0.9	0.20~0.6	<0.10	<0.35	<0.10	<0.10	<0.10	<0.10	残
	試料	0.57	0.42	<0.01	0.21	<0.01	<0.01	<0.01	0.01	残
6101-T6	JIS規格	0.35~0.8	0.30~0.7	<0.10	<0.50	<0.03	<0.03	—	<0.10	残
	試料	0.54	0.44	0.01	0.33	0.01	<0.01	—	0.03	残

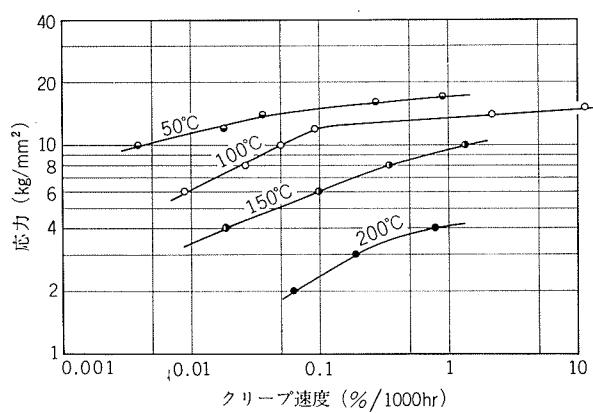
第20表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5 kg)	ロックウェル (Fスケール)
6063-T5	20	205°C × 1 hr 空冷	(>11) 17.6	(>15) 20.2	(>8) 21	(—) 64	(—) 68	(—) 62
6101-T6	厚さ3 mm 押出板	495°C × 2 hr 水冷後 200°C × 6 hr 空冷	(>17) 19.9	(>20) 23.0	(>10) 13	(—) —	(—) —	(—) —

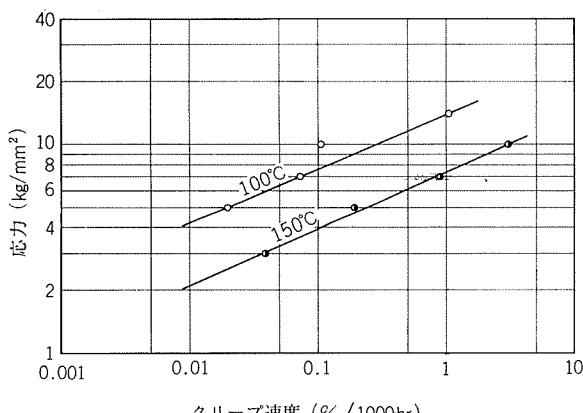
( ) 内は JIS H 4040-1970 における押出棒 (A6063B-E-T5) の規格値を、また、JIS H 4180-1971 における押出板導体 (A6101S-B-T6) の規格値をそれぞれ示す。

第21表 クリープ強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )					
	6063-T5			6101-T6		
	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr	0.01%/1000 hr	0.1%/1000 hr	1.0%/1000 hr
50	11.4	15.0	17.1	—	—	—
100	6.1	12.1	13.5	(4.2)	7.6	13.9
150	3.4	6.0	9.5	(2.1)	3.9	7.4
200	—	2.3	(4.1)	—	—	—



第12図 6063-T5 押出棒の応力一最小クリープ速度曲線



第13図 6101-T6 押出板導体の応力一最小クリープ速度曲線

(昭和47年7月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 中村伊藤正夫

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

## 25) 7075-T6 引抜管

## 26) 7N01-T6 押出棒

第22表 化学成分

材質		化成分(%)									
		Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Si	Fe	Ti	Zr	Al
7075-T6	JIS規格	5.1~6.1	2.1~2.9	1.2~2.0	0.18~0.35	<0.30	<0.40	<0.50	<0.20	—	残
	試材	5.70	2.57	1.66	0.25	0.06	0.13	0.21	0.02	—	残
7N01-T6 <sup>(1)</sup>	JIS規格	3.8~5.0	1.0~2.2	<0.25	<0.30	0.20~0.9	<0.30	<0.40	<0.20	<0.30	残
	試材	3.9	1.9	0.04	<0.01	0.29	0.06	0.17	0.01	0.16	残

(1) ZK41-T6

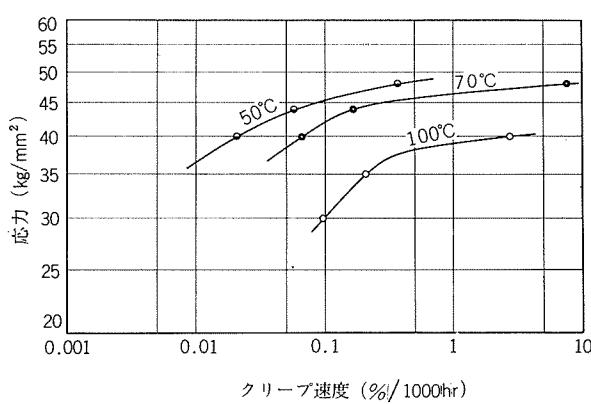
第23表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Bスケール)
7075-T6	外径327 厚肉管	465°C 水冷後 120°C×24hr 空冷	(>51) 51.0	(>57) 58.4	(>7) 11	(—)	(—)	(—)
7N01-T6	20	460°C×1hr 水冷, 3日間常温時効後 120°C×48hr 空冷	(>28) 45.4	(>34) 49.6	(>10) 13	(—) 115	(—) 144	(—) 76

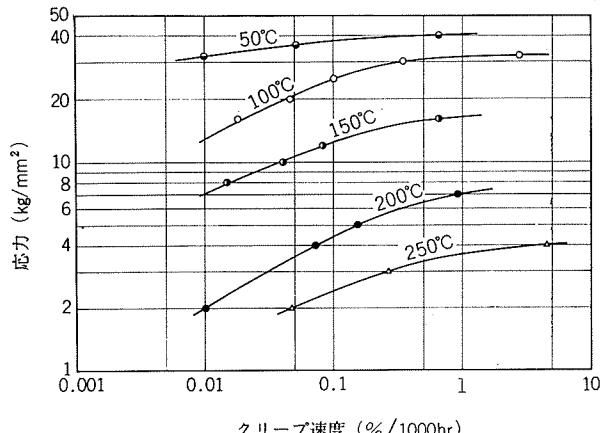
( ) 内は JIS H 4080-1970 における押出管 (A7075T E-T6) の規格値を参考に、また、JIS H 4040-1970 における押出棒 (A7N01B E-T6) の規格値をそれぞれ示す。

第24表 クリープ強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )					
	7075-T6			7N01-T6		
	0.01%/1000hr	0.1%/1000hr	1.0%/1000hr	0.01%/1000hr	0.1%/1000hr	1.0%/1000hr
50	(36.5)	45.3	(49.6)	32.0	38.0	(40.5)
70	—	42.4	46.2	—	—	—
100	—	30.1	39.0	(13.0)	25.0	31.5
150	—	—	—	(7.1)	12.5	(16.5)
200	—	—	—	2.0	4.4	7.1
250	—	—	—	—	2.4	3.6



第14図 7075-T6引抜管の応力一最小クリープ速度曲線



第15図 7N01-T6押出棒の応力一最小クリープ速度曲線

# TECHNICAL DATA SHEET

July 1972

## アルミニウム合金展伸材のクリープ強度（その2）

### 27) ZK61-F 押出棒

第25表 化学成分

質別		化成分(%)									
		Zn	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Ti	Zr	Al
F	社内規格	5.5~6.7	<0.10	<0.20	<0.35	<0.30	<0.50	<0.20	<0.20	<0.25	残
	試材	6.0	0.03	0.06	0.17	0.01	0.39	<0.01	<0.01	0.16	残

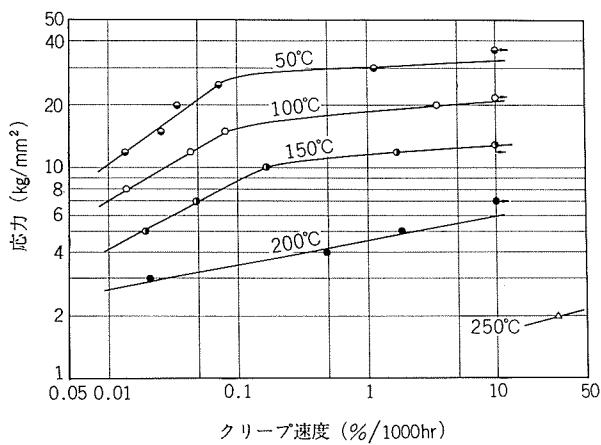
第26表 機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質			かたさ		
			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Fスケール)
F <sup>(1)</sup>	20	(押出のまま)	27.8	38.3	11	84	100	84

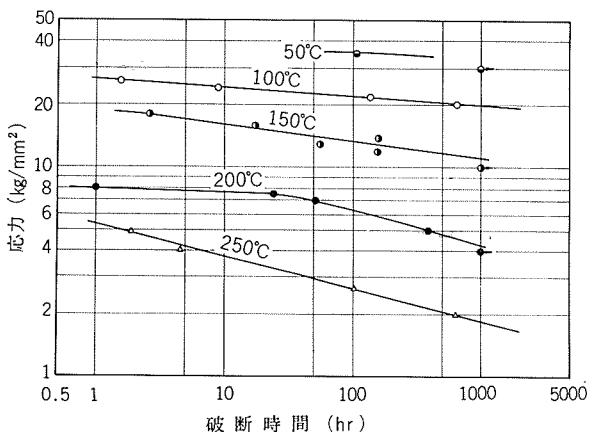
(1) 1ヶ年間常温時効。

第27表 クリープおよびクリープ破断強度

温度 (°C)	クリープ強度 (kg/mm <sup>2</sup> )			クリープ破断強度 (kg/mm <sup>2</sup> )		
	0.01%/1000hr	0.1%/1000hr	1.0%/1000hr	10hr	100hr	1000hr
50	(10.4)	27.1	30.1	—	35.5	>30.0
100	(7.0)	15.4	18.7	24.2	22.0	19.9
150	(4.1)	8.7	11.7	16.1	13.3	>11.0
200	(2.7)	3.5	4.5	7.6	6.3	4.2
250	—	—	—	3.7	2.6	(1.7)



第16図 ZK61-F 押出棒の応力—最小クリープ速度曲線



第17図 ZK61-F 押出棒の応力—クリープ破断時間曲線