

P

161

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 9 No. 1 January 1968

---

## $\alpha$ 黄銅の熱間脆性とウラニウムの影響

佐 藤 史 郎

匂 坂 喜 代 治

住友軽金属工業株式会社

## 論 文

# $\alpha$ 黄銅の熱間脆性とウラニウムの影響 \*

佐 藤 史 郎\*\* 勾坂 喜 代 治\*\*

## Hot Shortness of $\alpha$ Brass and Influence of Uranium Addition

by Shiro Sato and Kiyoji Sagisaka

It is well known that the hot working properties of  $\alpha$  brass are severely impaired by the presence of some impurities of low melting point such as lead or bismuth. Recently, the modifying effects of uranium addition are reported.

This paper reports the results of the investigation on the deleterious effect of impurity element (Pb, Bi, Sb, As) and the modifying effect of uranium to the hot working properties of  $\alpha$  brass from the view point of microstructural characteristics.

The results obtained were as follows:

(1) Microscopical observation revealed the distribution of globule type of lead and bismuth, and that of film type of antimony or arsenic compound. The ratio of interfacial energy of liquid metal and grain ( $\gamma_{LS}$ ) to that of grain boundary ( $\gamma_{SS}$ ) were 0.7 and 0.6 respectively on lead and bismuth and less than 0.5 on antimony and arsenic.

(2) The Charpy impact strength of the specimens containing more than 0.002% of lead or 0.0004% of bismuth decreased rapidly at the temperature which coincided with the melting point of lead or bismuth. However, on the free forging test, surface crackings were observed on the specimens containing more than 0.030% of lead or 0.007% of bismuth. The specimens containing antimony or arsenic showed the gradual increase in hot shortness with increasing of the content or temperature.

(3) The addition of a sufficient amount of uranium to the alloys was highly effective to remove the hot shortness by the formation of stable intermetallic compound of UPb or UBi.

### 1. 緒 言

金属材料展伸材の塑性加工の第一段階にあたる熱間加工で、金属材料がわれを生ずることなく、容易に塑性加工を受け得ることは、金属材料展伸材の製造加工上必要とされる第一番目の条件である。金属材料の熱間加工性を支配する因子は数多く存在するが、最も基本的なものは微量不純物による作用である。

本実験においては金属材料に含まれる不純物として、とくに低融点不純物を取りあげ、金属材料の熱間加工われの発生と低融点不純物との関係を界面エネルギーの観点から検討し、さらにその熱間加工われの防止対策を検討するものである。

溶融状態の不純物による熱間加工われは、溶融不純物の液膜が金属材料の結晶粒界に浸透することによって、結晶粒界の結合エネルギーを低下させるために生ずる破断現象

である。結晶粒界への溶融不純物の浸透性は金属材料および溶融不純物の種類によって異なり、この関係は金属材料の結晶粒界の界面エネルギー（以下 $\gamma_{SS}$ と略称する）と、その金属材料と溶融不純物との間の界面エネルギー（以下 $\gamma_{LS}$ と略称する）の比、 $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$ の大小によって決定される<sup>1)</sup>。つまり、その比が小さいほど結晶粒界への溶融不純物の浸透性は大きくなるので、われが生じやすくなる<sup>2)</sup>。金属材料の $\gamma_{SS}$ および金属材料と溶融不純物との間の $\gamma_{LS}$ の絶対値の測定は直接にはおこない難く、また溶融不純物の浸透性を判定するために、界面エネルギーの絶対値を必ずしも必要としないので、一般には金属材料の結晶粒界における溶融不純物の二面角 (Dihedral angle: 以下 $\theta$ と略称する) の測定値から $\gamma_{SS}$ の相対値としての $\gamma_{LS}$ を求め、これをもって溶融不純物の浸透性をみるための指標とすることができる。すなわち、 $\theta$ と $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$ の間には次式の関係が成立する。

$$\gamma_{LS}/\gamma_{SS} = \frac{1}{2\cos(\theta/2)}$$

\* 日本国金属学昭和41年度秋期大会および伸銅技術研究会誌。 6  
(1967), 48に一部発表

\*\* 研究部

金属材料の結晶粒界における液相としての溶融不純物の代表的な $\theta$ の形状を Fig. 1 に示した。

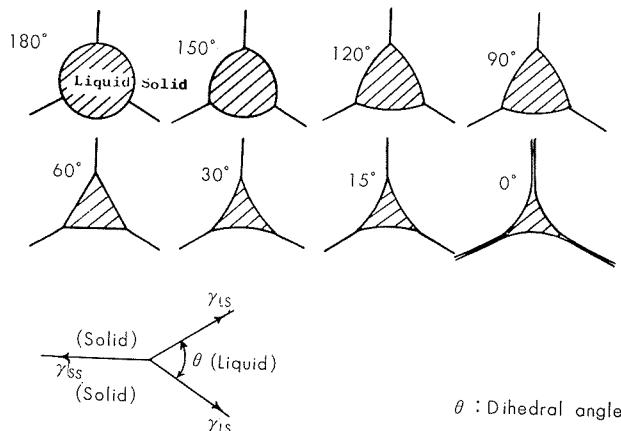


Fig. 1 Effect of dihedral angle on shape of second phases.

最近になって銅合金材料におけるある種の低融点不純物による熱間脆化の対策に、ある量のUの添加が有効であることが報告された<sup>3, 4)</sup>。まず、このことについて予備実験をおこなってみた結果、著しい効果のあることがわかった。微量不純物による熱間脆性に対して第三元素を添加することにより、熱間加工性を改良しようとする試みは過去においてすでに取り上げられており、<sup>2, 5~8)</sup>たとえば Pb を含む黄銅に Ca や Mg を添加して、その熱間加工性を改良することなどが知られている<sup>9)</sup>。しかしながら、黄銅の微量不純物による熱間脆性に対し、U の添加による効果は Ca や Mg の添加による効果よりもはるかにすぐれたものようであった。

銅合金材料において熱間脆性を生ぜしめる低融点不純物として、Pb, Bi, Sb および As などが一般に知られているが、これまで明らかにされたデータによれば、これらの低融点成分による熱間脆性の問題について不明または不統一な点が少なからずみられる。本実験においては、まず銅合金材料におけるそれぞれの低融点不純物相の顕微鏡観察から  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  を求め、さらに低融点不純物の量と各温度における機械的性質との関係を調査し、熱間脆性におよぼす低融点不純物の影響を検討した。ついで、低融点不純物による熱間脆性に対するU添加の効果について検討を加えた。

## 2. 二面角

### 2.1 試料

試料には銅合金材料のうちごく一般的な材料である $\alpha$  黄銅を選び、低融点不純物には銅合金材料においてしばしば混入したり、または故意に添加されることがあり得る元素として Pb, Bi, Sb および As の 4 種類を選んで用いた。

### 2.2 試料の作成

本実験に用いた試料はつきのような方法で作成した。高周波誘導電気炉で黒鉛るっぽ( #10 )を用いて、 $\alpha$  黄銅に Pb, Bi, Sb および As を単独に 2 % 添加した合金を溶解し、

ついで金型 (65mmφ × 200mm $l$ ) に鋳込みおののおのの不純物を含有する鋳塊を作成した。これらの鋳塊を $\alpha$  黄銅の結晶粒界における不純物の組織的な特徴を調査するための試料とした。溶製した各鋳塊の分析値を Table 1 に示した。

Table 1 Chemical composition of specimens.

Mark	Chemical composition (wt%)					
	Cu	Zn	Pb	Bi	Sb	As
P	66.68	Bal	1.80	—	—	—
B	68.38	Bal	—	1.70	—	—
S	67.86	Bal	—	—	1.60	—
A	68.65	Bal	—	—	—	1.48

### 2.3 二面角の測定方法

$\alpha$  黄銅の結晶粒界における各不純物の $\theta$ を各種の温度について求めるために各鋳塊から試片を採取し、溶製したままの状態の試片と 400°C, 600°C, 700°C および 800°C で 48h 焼なました後水焼入れした試片を作成した。そして各試片の任意の面を研磨し、エッチング後試片の結晶粒界に存在している各不純物を顕微鏡写真に写した。それをスライドで拡大して約 3,800 倍とし、分度器を用いて各試片の結晶粒界におけるおののおのの不純物の見掛け上の二面角（以下  $\theta_{obs}$  と略称する）を測定し、必要数以上の  $\theta_{obs}$  をもとに Harker<sup>10, 11)</sup> らの関係にもとづいて  $\theta$  を求めた。すなわち、実測した数多くの  $\theta_{obs}$  について累積分布曲線を求め、この曲線と数学的手法によって求めた  $\theta$  の値に対する  $\theta_{obs}$  の累積分布曲線<sup>10)</sup> (Fig. 2 における A 曲線) とを対比して  $\theta$  を求めた。

なお、各試片について実測した  $\theta_{obs}$  の数は 115~225 であった。

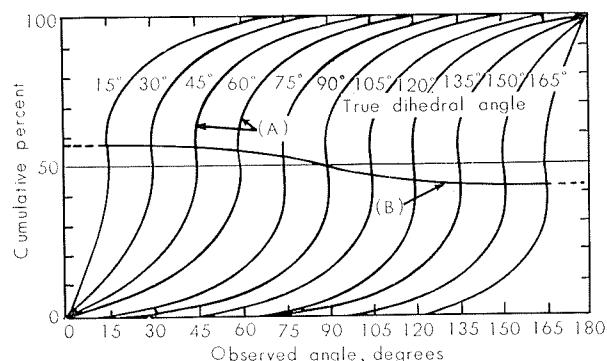


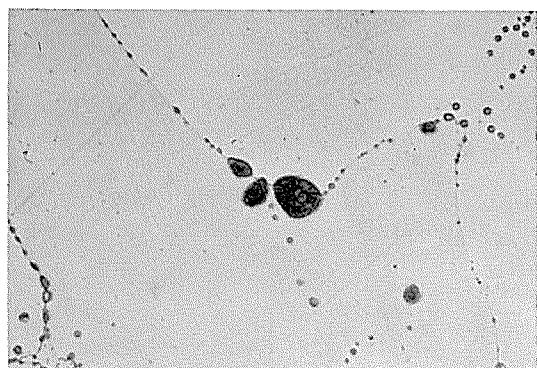
Fig. 2 Cumulative distributions of the observed angles for various true dihedral angles<sup>10)</sup>.

Curve (A) : Calculated distribution for the true dihedral angles.

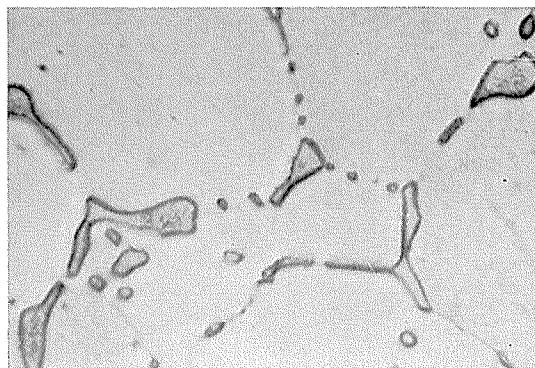
Curve (B) : The dihedral angles, showing the difference between the true dihedral angles and the median angles.

### 2.4 二面角の測定結果

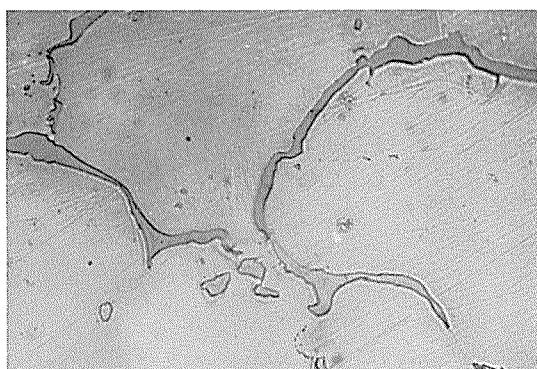
結晶粒界における Pb, Bi, Sb および As などの不純物



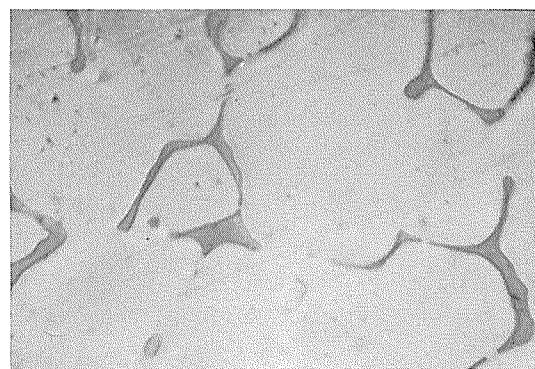
1.80%Pb



1.70%Bi

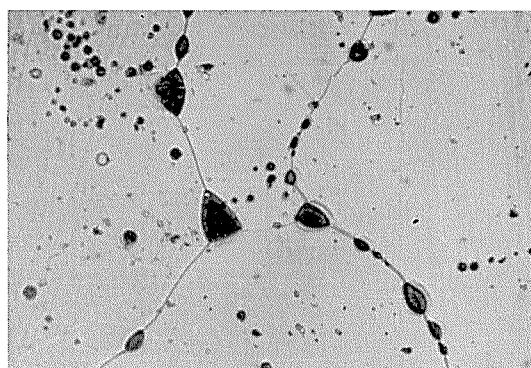


1.60%Sb



1.48%As

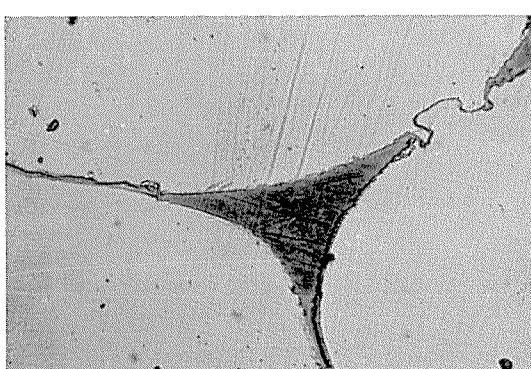
**Photo. 1** Photomicrographs of as cast  $\alpha$  brass specimens containing lead, bismuth, antimony and arsenic respectively.  $\times 400$



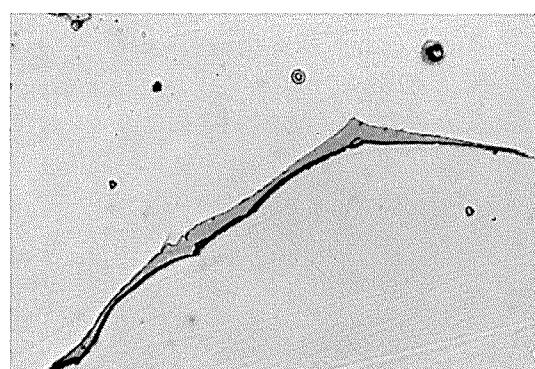
1.80%Pb



1.70%Bi



1.60%Sb



1.48%As

**Photo. 2** Photomicrographs of  $\alpha$  brass specimens containing lead, bismuth, antimony and arsenic respectively, water quenched from  $700^{\circ}\text{C}$ .  $\times 400$

による第二相の分布形状の例を、 Photo. 1 および Photo. 2 に示した。

鋳造組織ならびに700°C焼なまし材の組織例は Photo. 1 および Photo. 2 に示したごとく、粒界における Pb より Bi による第二相はいずれの場合も粒状で存在し、  $\theta_{obs}$  は容易に測定することができた。しかし、 Sb より As を含む試片の第二相はいずれの場合も結晶粒界に深く浸透し、結晶粒を包んでいて、  $\theta_{obs}$  は0度と観察された。また、その一部には延びた第二相の先端が丸くなっているところもあった。この個所は結晶粒界の存在が不明確であったことから、凝固後の拡散現象によって粒界が消滅したために、粒界に浸透していた第二相の先端が丸く変化したものとみなした。

Pb より Bi を含む試料について測定した  $\theta_{obs}$  の累積

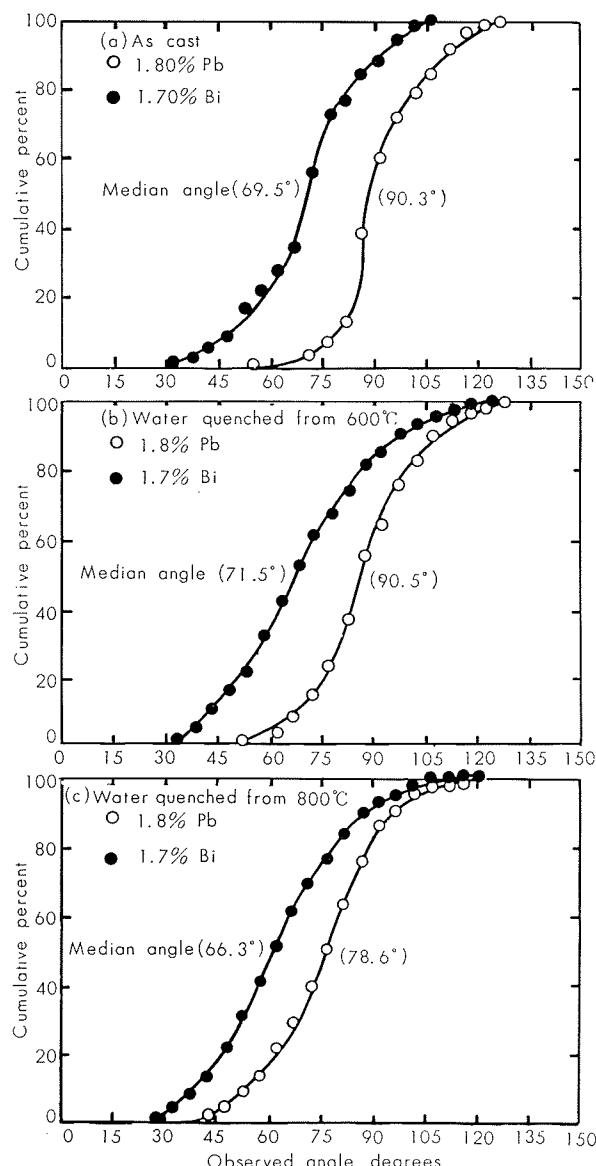


Fig. 3 Cumulative distribution curves of observed angles for  $\alpha$  brass specimens containing lead and bismuth respectively.

分布の例を Fig. 3 に示し、ついで各試片について測定した  $\theta_{obs}$  より求めた  $\theta$  および  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  を Table 2 に示した。

Pb および Bi は主として結晶粒界に粒状となって存在し、それらの  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  はほぼ 0.7 および 0.6 であり、 Pb の値は温度依存性を示し、高温になるにしたがって小さくなる傾向があった。

Sb より As は主に結晶粒界に深く浸透していて、  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  は 0.5 またはそれ以下であった。

### 3. 不純物量と高温機械的性質との関係

$\alpha$  黄銅に含まれる各種の低融点不純物の量と高温機械的性質との関係を、高温衝撃試験（シャルピー試験）と高温自由鍛造試験によって検討した。これらの両試験においては、Uの添加による効果についてもあわせて検討した。

Table 2 Experimental values of dihedral angle in specimens.

Specimen	Heat treatment	Dihedral angle $\theta$ (degrees)	Ratio of interfacial energy, $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$
P (Cu : 66.68% Zn : Bal Pb : 1.80%)	As cast	Pb vs. $\alpha$ 90	0.71
	400°C × 48h → wq	〃 90	0.71
	600°C × 48h → wq	〃 90	0.71
	700°C × 48h → wq	〃 83	0.67
	800°C × 48h → wq	〃 79	0.64
B (Cu : 68.38% Zn : Bal Bi : 1.70%)	As cast	Bi vs. $\alpha$ 70	0.61
	400°C × 48h → wq	〃 72	0.62
	600°C × 48h → wq	〃 72	0.62
	700°C × 48h → wq	〃 73	0.62
	800°C × 48h → wq	〃 67	0.60

#### 3.1 高温衝撃試験

##### 3.1.1 試片の作成

本試験に用いた試片はつぎのようにして作成した。高周波電気炉で黒鉛るつぼ (#10) を用いて、  $\alpha$  黄銅ならびに  $\alpha$  黄銅に Pb, Bi, Sb および As をおのおの単独に 0.0005~1% の範囲内で添加した合金、およびそれに U を添加した合金を溶解し、金型 (70mmφ × 200mmL) に鉄込んでそれぞれの鉄塊を溶製した。各合金の溶解に際しては溶湯面を木炭で覆い、さらに U を添加した合金の溶解にはアルゴンガスを溶湯面にふきかけて酸化を防ぐようにした。

各鉄塊の分析値を Table 3 および Fig. 4 ~ Fig. 8 の中に示した。

ついで各鉄塊を 65mmφ × 150~180mmL のビレットに切削加工して、それらを 800~850°C において横型押出機により径 20~25mmφ の棒に押出し、これらの各種の合金棒からシャルピー衝撃試験片 (JIS 4号試片、V型切溝) を棒の長軸が試片の長軸になるようにして作成した。衝撃試験前に試片の製作過程における熱影響による不均一を解消するために、各試片を 700°C で 1h 焼なました。

### 3・1・2 高温衝撃試験方法

本試験には最大衝撃力 30kg·m のシャルピー衝撃試験機を用いた。試片の加熱は本試験機の近くに抵抗式電気加熱炉を設置し、常温および 100~800°C 範囲内で定めた温度において、試片を15分間加熱した後、試片を加熱炉から取りだしてただちに衝撃試験をおこなった。

### 3・1・3 高温衝撃試験結果

$\alpha$  黄銅および  $\alpha$  黄銅に U のみを添加した合金の高温シャルピー衝撃試験結果は Fig. 4 に示したごとく、U の含有量が多くなるにつれて各温度における衝撃値は  $\alpha$  黄銅の値よりも大きくなつた。 $\alpha$  黄銅の場合にみられた 300~600°C 間における衝撃値のわずかな低下は U を 0.02% 以上含んだ合金ではみとめられず、それらの合金は温度の上昇にしたがつて比較的ゆるやかに、しかも単純に衝撃値が低下する傾向を示した。

$\alpha$  黄銅に Pb および Bi を個々に添加した合金、それに U を添加した合金の各種の温度における高温シャルピー衝撃試験結果は Fig. 5 および Fig. 6 のようであった。Pb を 0.006% 以上、また Bi を 0.0010% 以上含有する合金は

Table 3 Results of Charpy impact test showing the effect of uranium addition to the hot shortness of  $\alpha$  brass containing impurities.

#### (a) Cu-30%Zn-U alloys

Composition (wt %)			Brittleness *
Cu	Zn	U	
69.48	Bal	—	○
70.28	Bal	0.004	○
69.96	Bal	0.02	○
69.81	Bal	0.11	○
69.85	Bal	0.23	○

#### (b) Cu-30%Zn-Pb-U alloys

Composition (wt %)				Ratio of U/Pb (at%)	Brittleness *
Cu	Zn	Pb	U		
69.56	Bal	0.002	—	—	△
69.99	Bal	0.006	—	—	×
68.82	Bal	0.010	—	—	×
70.04	Bal	0.048	—	—	×
69.82	Bal	0.046	0.010	0.19	×
69.65	Bal	0.048	0.05	0.91	○
69.97	Bal	0.048	0.07	1.27	○

#### (c) Cu-30%Zn-Bi-U alloys

Composition (wt %)				Ratio of U/Bi (at%)	Brittleness *
Cu	Zn	Bi	U		
68.85	Bal	0.0004	—	—	△
69.15	Bal	0.0010	—	—	×
70.97	Bal	0.004	—	—	×
69.14	Bal	0.011	—	—	×
69.06	Bal	0.007	0.011	1.38	×
69.12	Bal	0.009	0.043	3.78	○
68.37	Bal	0.007	0.044	5.52	○

#### (d) Cu-30%Zn-Sb-U alloys

Composition (wt %)				Ratio of U/Sb (at%)	Brittleness *
Cu	Zn	Sb	U		
69.20	Bal	0.01	—	—	△
69.95	Bal	0.10	—	—	×
68.67	Bal	0.48	—	—	×
68.96	Bal	0.81	0.58	0.37	×
68.92	Bal	0.80	1.36	0.86	○

#### (e) Cu-30%Zn-As-U alloys

Composition (wt %)				Ratio of U/As (at%)	Brittleness *
Cu	Zn	As	U		
70.41	Bal	0.01	—	—	△
70.26	Bal	0.10	—	—	×
70.28	Bal	0.67	—	—	×
70.12	Bal	0.75	0.26	0.11	×
69.76	Bal	0.73	0.99	0.44	×
69.51	Bal	0.95	3.27	1.11	○

\*Brittleness  
 ○ No brittle  
 △ Slightly brittle  
 × Brittle

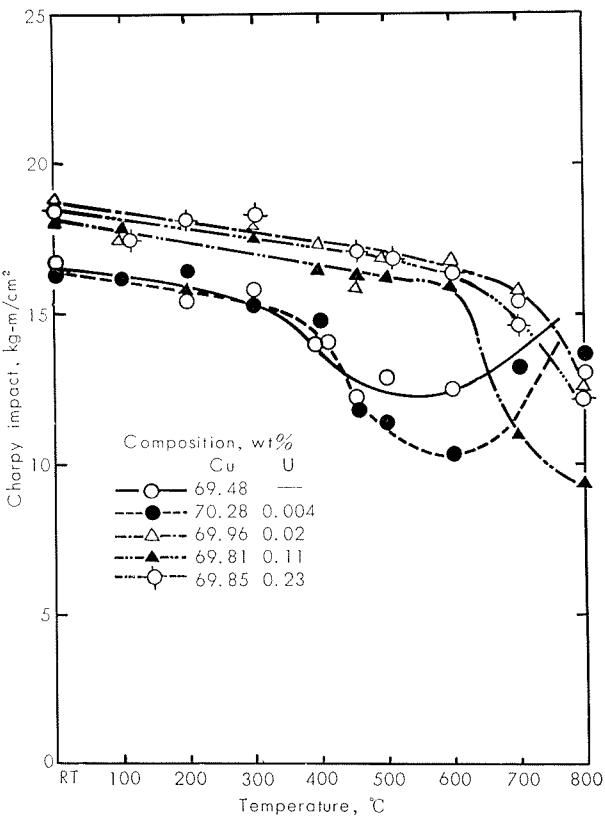


Fig.4 Effect of uranium addition on the impact strength of  $\alpha$  brass at elevated temperature.

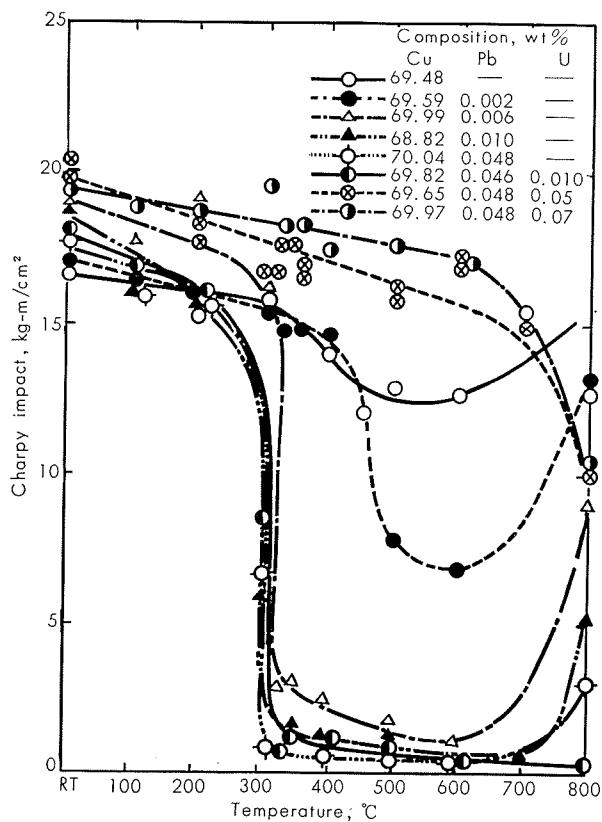


Fig. 5 Effect of uranium addition on the impact strength of  $\alpha$  brass containing lead at elevated temperature.

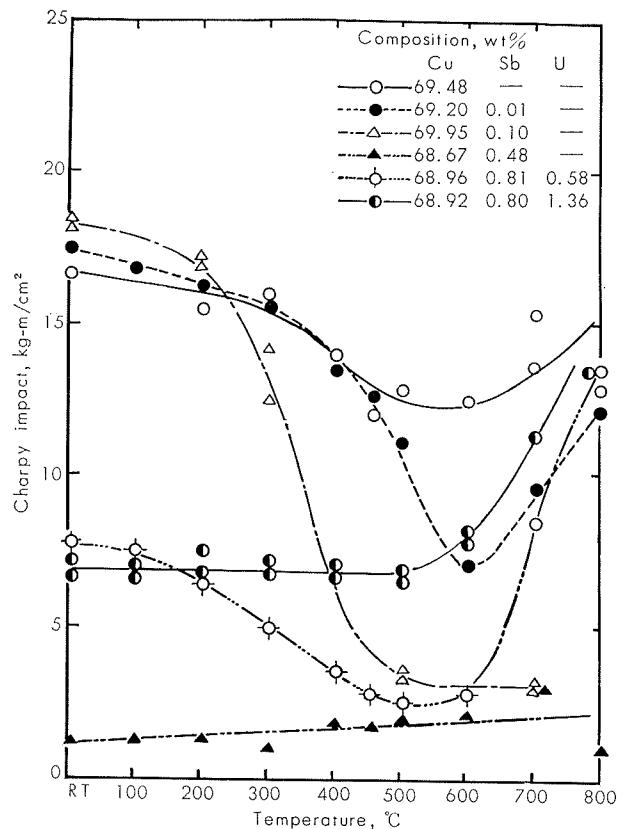


Fig. 7 Effect of uranium addition on the impact strength of  $\alpha$  brass containing antimony at elevated temperature.

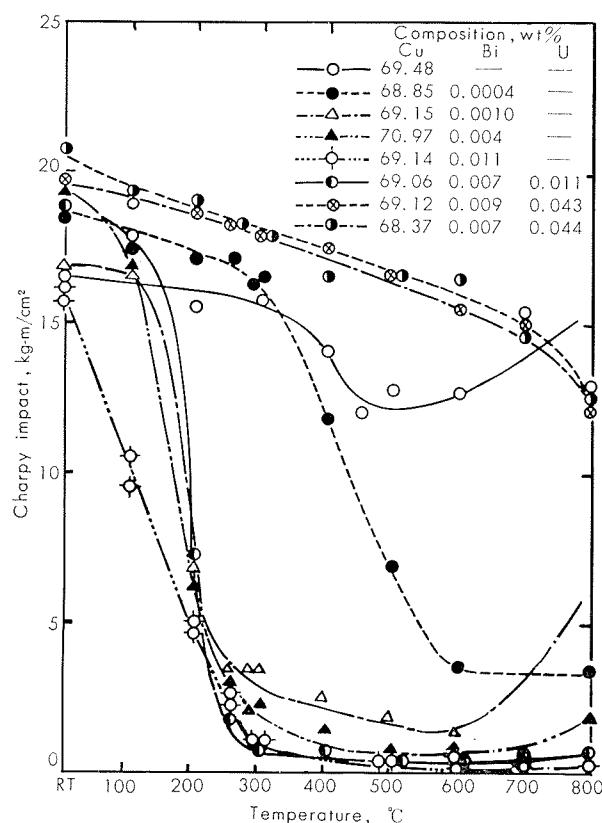


Fig. 6 Effect of uranium addition on the impact strength of  $\alpha$  brass containing bismuth at elevated temperature.

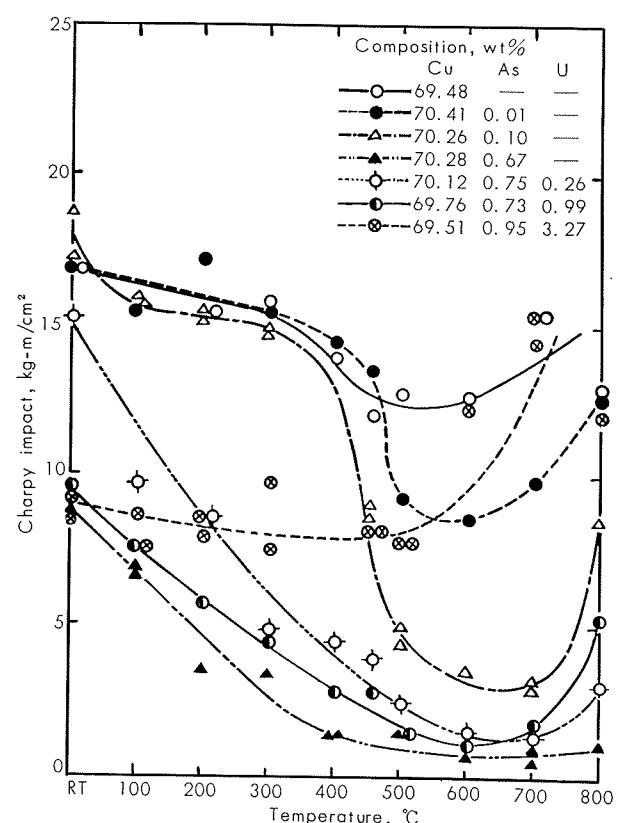


Fig. 8 Effect of uranium addition on the impact strength of  $\alpha$  brass containing arsenic at elevated temperature.

Pb および Bi の溶融点 ( $327^{\circ}\text{C}$  および  $268^{\circ}\text{C}$ ) にほぼ相当する温度において急激に衝撃値が低下をきたし、試片は明らかに脆性破断を示した。また、Pbを0.002%ならびにBiを0.0004%含む合金においては  $300\sim600^{\circ}\text{C}$  にかけてゆるやかに衝撃値が低下した。すなわち、高温衝撃試験結果によれば、Pb および Bi による高温脆化を生ずるための限界量はそれぞれ  $0.002\sim0.006\%$  および  $0.0004\sim0.0010\%$  の範囲内であることがわかった。しかし、Pb および Bi を限界量以上に含んでいても、Uを含んでいる合金の中には脆性がみとめられず、Uのみを添加した合金と同じように、高温側において衝撃値が比較的ゆるやかな勾配で低下するものがみとめられた。また、Pbを  $0.002\sim0.048\%$  および Biを  $0.0004\sim0.004\%$  含有する合金では  $600\sim700^{\circ}\text{C}$  以上において衝撃値の回復がみられ、一部の例外を除くすれば、その回復程度は各添加元素の含有量が少ないほど顕著であった。

$\alpha$  黄銅に Sb および As を添加した合金、それに U を添加した合金の各温度における高温シャルピー衝撃試験結果は Fig. 7 および Fig. 8 に示したごとく、Sb および As の含有量が多くなるにしたがって、衝撃値が低下はじめた温度は低温側にずれ、しかも低下する度合は大きくなつた。しかし、Pb および Bi を含む合金でみられたような特定の温度において急激に衝撃値が低下する現象は、Sb および As を添加した合金ではみられなかった。そして U 添加の影響は Pb および Bi を含む合金でみられたほど顕著でなかった。なお、これらの合金は  $600\sim700^{\circ}\text{C}$  以上の温度において衝撃値の回復がみられるものが多かつた。また、Sb 0.48%を含む合金は全温度域において著しくもろかつた。

高温シャルピー試験後の試片の破面ならびに破断面状況の例を Photo. 3 ならびに Photo. 4 に示した。

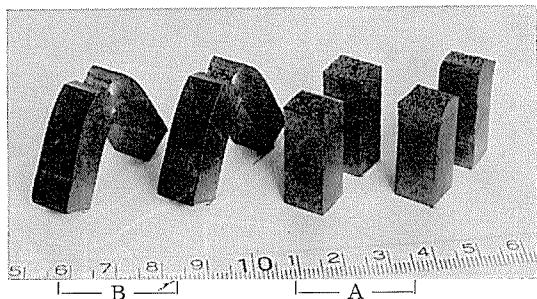


Photo. 3 Results of Charpy impact tests at  $350^{\circ}\text{C}$  on  $\alpha$  brass, showing the modifying effect of uranium addition to the hot shotness by lead.

A : 70.04%Cu, 0.048%Pb

B : 69.65%Cu, 0.048%Pb, 0.05%U

Pb, Bi, Sb および As を添加した合金で、高温衝撃値が著しく低下したような試片の破面は粒界破断を生じていて、明らかに脆性破断の現象がみられた。これに対し、Uを添加して衝撃値が著しく改良された試片の多くのものは、衝撃試験で完全に二つに破断することなく、試片が曲がった状態でとどまり、破面は Photo. 4 の右側に示したごとく、明らかに延性破断の様相を示していた。しかも、それ

らの試片の粒内および粒界には粒状の析出物が分散して多数みられた。

### 3・2 高温自由鍛造

#### 3・2・1 試片の作成

$\alpha$  黄銅および  $\alpha$  黄銅に Pb, Bi, Sb および As を  $0.0005\sim1\%$  範囲内で個々に添加した合金、それに U を添加した合金の鉄塊 ( $40\text{mm}\phi \times 140\text{mm}l$ ) を、衝撃試験片を作成した場合とほぼ同じ要領で溶製し、各鉄塊を切削加工して  $30\text{mm}\phi \times 40\text{mm}l$  の鍛造用試片をおののにつき 2~3 個採取した。

#### 3・2・2 鍛造試験方法

各鍛造用試片を抵抗式電気炉において  $750^{\circ}\text{C}$  で 30 分間加熱し、堅型エヤーハンマによって試片の長軸方向に対して数回の打撃を加え、鍛圧率 50% の熱間加工をおこなつた。

鍛造後、試片の外周面のわれ状態を肉眼観察により大、中、小および皆無の 4 段階に分類し、これを試片のわれ感受性とした。同一鉄塊から採取した試片の間でわれ発生状況が異なる場合には、その平均値をもってその合金のわれ感受性とした。

#### 3・2・3 鍛造試験結果

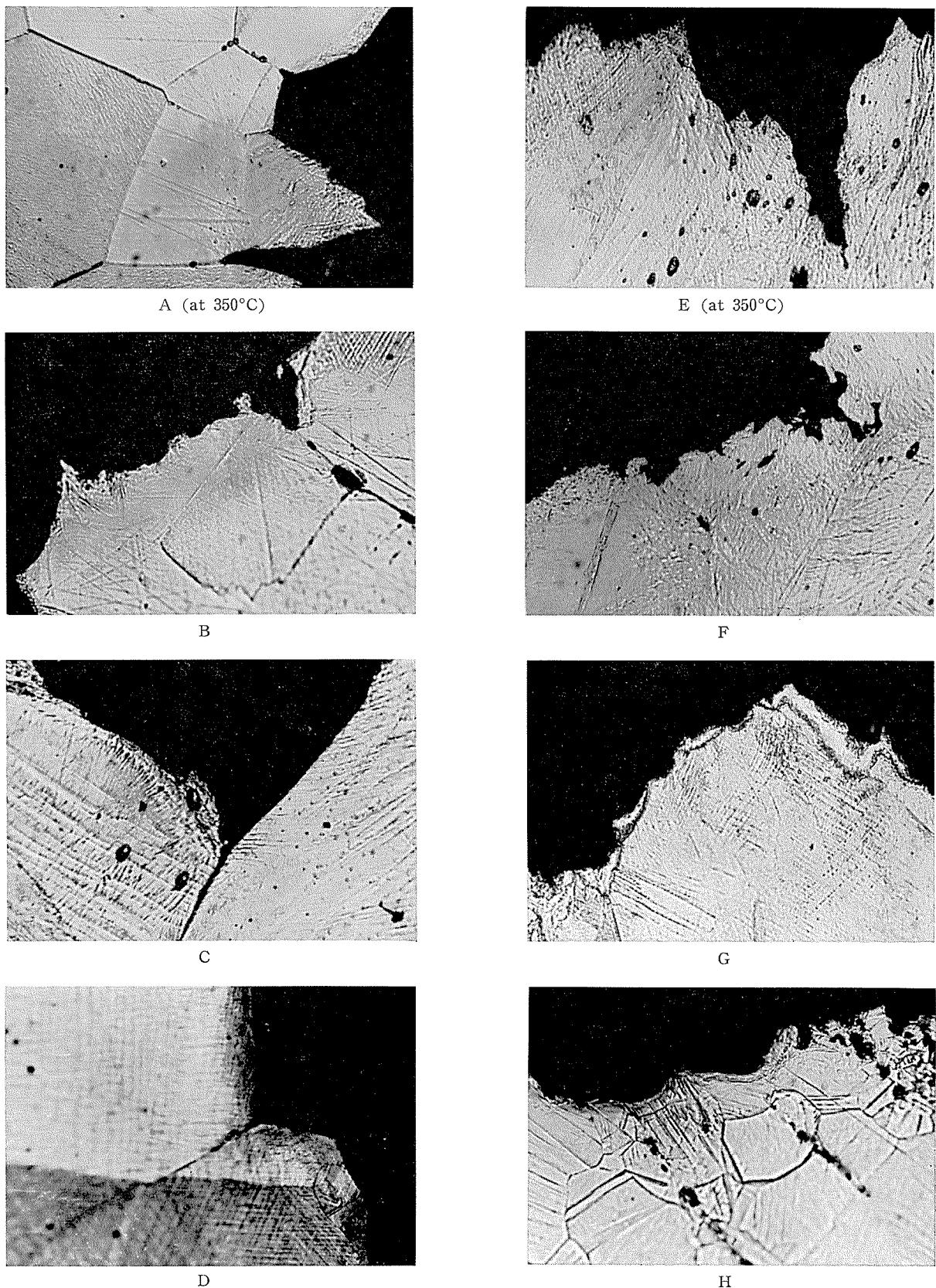
各試片の高温自由鍛造試験結果は Table 4 に示したごとくである。 $\alpha$  黄銅および  $\alpha$  黄銅に U のみを添加した合金はいずれもわれを生ずることがなく、熱間鍛造性は良好であった (Table 4 (a))。Pb, Bi, Sb および As を添加した合金で、Pb を  $0.010\%$ , Bi を  $0.004\%$ , Sb を  $0.16\%$  または As を  $0.33\%$  以下含む試片はいずれもわれを生じなかつたが、Pb を  $0.030\%$ , Bi を  $0.007\%$ , Sb を  $0.33\%$  または As を  $0.60\%$  以上含有する試片はそれぞれに小さなわれが発生し、しかも Pb を  $0.10\%$ , Bi を  $0.010\%$ , Sb を  $0.67\%$  および As を  $0.85\%$  以上含む合金はいずれも大きなわれが生じた。

なお、高温鍛造で明らかにわれが発生する各不純物の限界量よりも多量の Pb, Bi, Sb および As を含み、さらに U を含有する試片の中にはわれを生じていないものがかなり存在し、U の添加がわれの発生を抑制する効果のあることが明らかとなった。鍛造後の試片の外観状況例を Photo. 5 に示した。

高温鍛造後の試片断面を顕微鏡で観察した結果、われは鉄塊の粒界とみなされる位置で主に生じていた。U を添加したことによって、われの発生が抑制されたとみられる試片は Photo. 6 に示したように、粒状の析出物が再結晶後の粒内および粒界に多く散在していた。

## 4. 考 察

二面角の測定結果から、 $\alpha$  黄銅中の Pb および Bi による第二相は粒界において粒状で存在し、その  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  の値はそれぞれ 0.7 および 0.6 であり、Sb および As による第二相は粒界に延びた状態、すなわち  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  が 0.5 以下であることがわかった。熱間脆性が液相の粒界への浸透にもっぱら依存するものであるとすれば、本研究で取り上げ



**Photo. 4** Photomicrographs of  $\alpha$  brass specimens containing various elements and uranium fractured by Charpy impact tested at 300°C.  $\times 400$

A : 69.59% Cu, 0.052% Pb

B : 69.57% Cu, 0.0326% Bi

C : 69.95% Cu, 0.10% Sb

D : 70.28% Cu, 0.67% As

E : 69.65% Cu, 0.048% Pb, 0.05% U

F : 70.98% Cu, 0.012% Bi, 0.062% U

G : 70.00% Cu, 0.11% Sb, 0.08% U

H : 69.51% Cu, 0.95% As, 3.27% U

た4種の元素 Pb, Bi, Sb および As のうち最も脆化を生ぜしめやすい元素は、 $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  が小さい元素である Sb および As であることとなり、ついで Bi, Pb の順である。しかし、Fig. 4～Fig. 8 に示したような熱間衝撃試験の結果からみて、Sb および As よりも Pb および Bi の方が明らかに熱間脆化が明瞭にあらわれており、脆化したときの衝撃値も低い。このことは、これらの低融点不純物元素による脆化現象が、単純に  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  の観点のみから律することが困難な現象であることを示している。

本研究で取り上げた4種の低融点不純物につき、高温脆

Table 4 Surface cracking of hot forged specimens  
at 750°C, 50% reduction.

(a) Cu-30%Zn-U alloys

Composition (wt %)			Cracking *
Cu	Zn	U	
70.34	Bal	—	○
70.28	Bal	0.004	○
70.18	Bal	0.01	○
69.96	Bal	0.02	○
68.67	Bal	0.04	○
69.81	Bal	0.11	○
69.85	Bal	0.23	○
69.39	Bal	0.71	○

(b) Cu-30%Zn-Pb-U alloys

Composition (wt %)				Ratio of U/Pb (at%)	Cracking*
Cu	Zn	Pb	U		
70.34	Bal	0.002	—	—	○
69.71	Bal	0.003	—	—	○
68.82	Bal	0.010	—	—	○
70.07	Bal	0.030	—	—	△
70.01	Bal	0.100	—	—	×
70.41	Bal	0.098	—	—	×
70.22	Bal	0.105	—	—	×
70.04	Bal	0.048	0.007	0.13	×
69.82	Bal	0.046	0.01	0.19	×
69.97	Bal	0.048	0.07	1.27	○
69.56	Bal	0.102	0.01	0.09	×
69.67	Bal	0.107	0.04	0.33	●
69.88	Bal	0.100	0.05	0.44	△
69.73	Bal	0.090	0.14	1.35	△
70.39	Bal	0.107	0.17	1.38	△
68.35	Bal	0.094	0.40	3.70	○

(c) Cu-30%Zn-Bi-U alloys

Cu	Zn	Bi	U	Composition (wt %)		Ratio of U/Bi (at%)	Cracking*
				Cu	Zn	Bi	U
70.16	Bal	0.0008	—	—	—	—	○
70.03	Bal	0.0016	—	—	—	—	○
70.97	Bal	0.004	—	—	—	—	○
71.31	Bal	0.007	—	—	—	—	△
71.16	Bal	0.010	—	—	—	—	●
70.28	Bal	0.011	—	—	—	—	×
69.93	Bal	0.032	—	—	—	—	×
70.05	Bal	0.103	—	—	—	—	×
67.41	Bal	0.16	0.07	0.50	—	—	×
69.68	Bal	0.09	0.04	0.51	—	—	●
66.63	Bal	0.14	0.11	0.90	—	—	△
70.90	Bal	0.12	0.12	1.14	—	—	○
68.39	Bal	0.12	0.20	1.90	—	—	○
69.97	Bal	0.012	0.062	4.58	—	—	○
70.04	Bal	0.007	0.047	5.90	—	—	○

(d) Cu-30%Zn-Sb-U alloys

Cu	Zn	Sb	U	Composition (wt %)		Ratio of U/Sb (at%)	Cracking*
				Cu	Zn	Sb	U
69.19	Bal	0.011	—	—	—	—	○
71.17	Bal	0.079	—	—	—	—	○
70.00	Bal	0.16	—	—	—	—	○
67.28	Bal	0.33	—	—	—	—	△
70.62	Bal	0.67	—	—	—	—	●
68.92	Bal	1.10	—	—	—	—	×
67.96	Bal	0.81	0.31	0.19	—	—	×
67.26	Bal	0.71	0.31	0.23	—	—	×
68.96	Bal	0.81	0.58	0.37	—	—	△
68.99	Bal	0.80	0.66	0.42	—	—	○
68.92	Bal	0.80	1.36	0.87	—	—	○

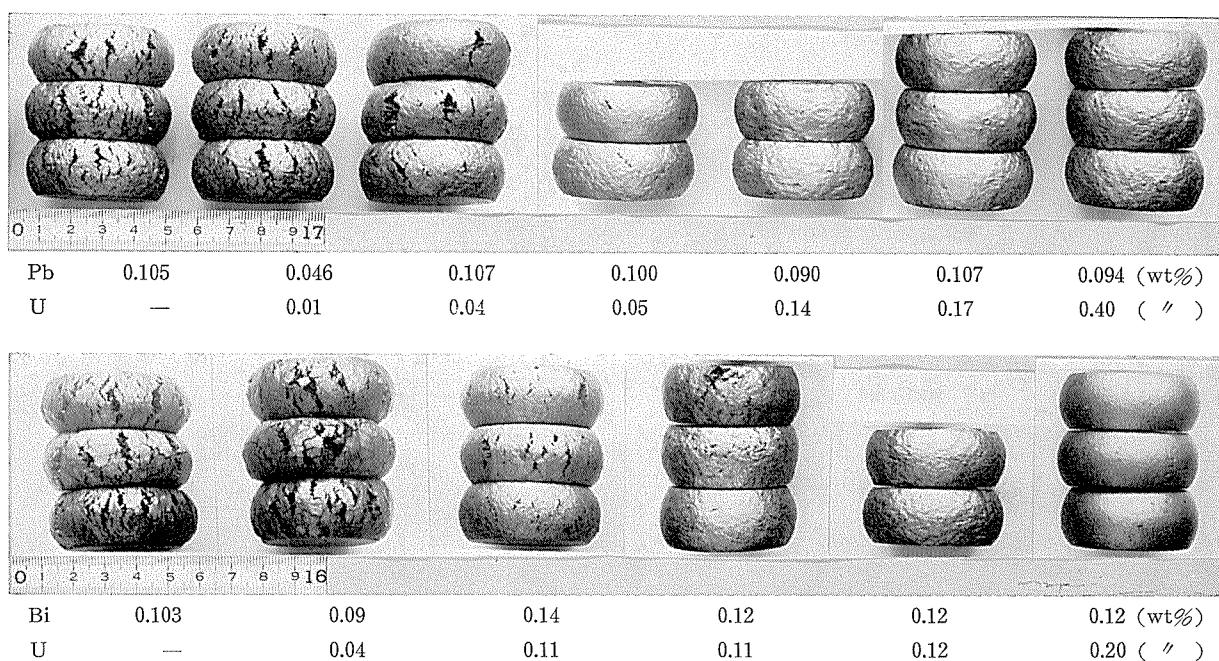
(e) Cu-30%Zn-As-U alloys

Cu	Zn	As	U	Composition (wt %)		Ratio of U/As (at%)	Cracking*
				Cu	Zn	As	U
68.24	Bal	0.008	—	—	—	—	○
70.62	Bal	0.079	—	—	—	—	○
70.04	Bal	0.100	—	—	—	—	○
69.76	Bal	0.33	—	—	—	—	○
70.46	Bal	0.60	—	—	—	—	△
68.83	Bal	0.69	—	—	—	—	△
70.50	Bal	0.85	—	—	—	—	●
68.83	Bal	1.18	—	—	—	—	×
70.12	Bal	0.75	0.26	0.11	—	—	○
69.76	Bal	0.73	0.99	0.43	—	—	○
69.51	Bal	0.95	3.27	1.08	—	—	△
68.72	Bal	0.97	3.85	1.25	—	—	△

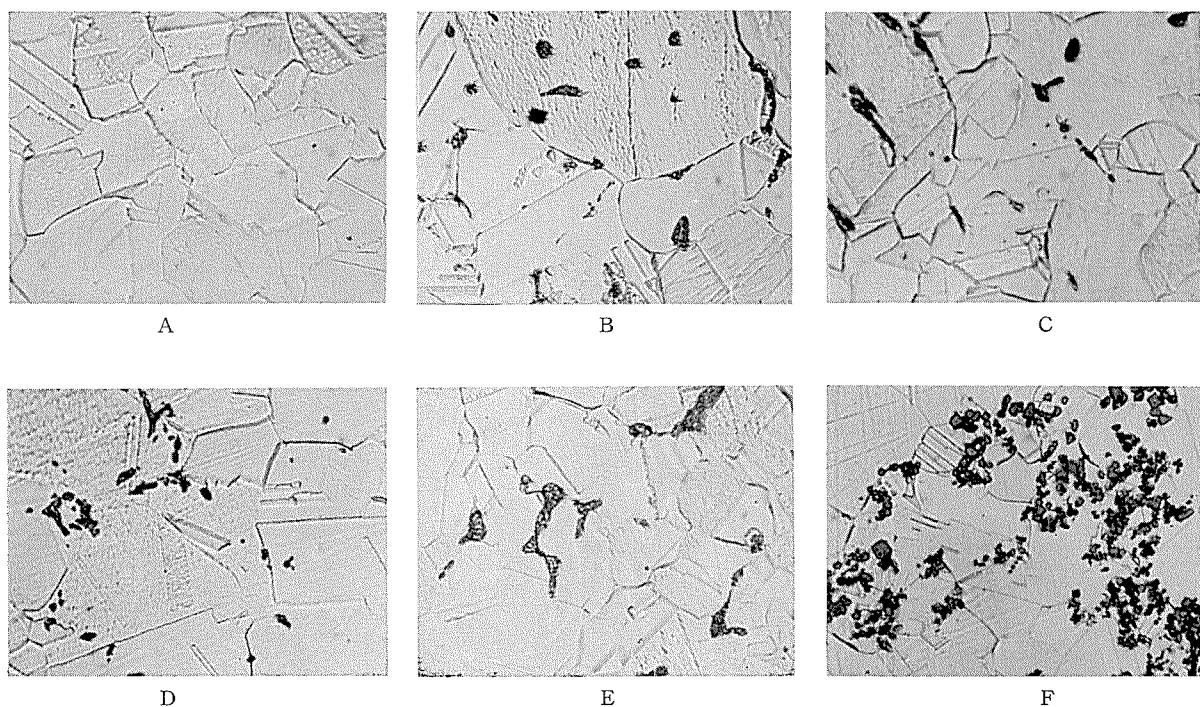
\* Cracking {   
 ○ None  
 △ Slight  
 ● Moderate  
 × Severe

性が顕著となる限界量——いわゆる恕限量——について求めれば、シャルピー衝撃試験による場合と自由鍛造試験による場合とではその値に大きな開きのあることが注目される。Table 5 はシャルピー衝撃試験ならびに自由鍛造試験によって得た  $\alpha$  黄銅の熱間脆性に対する各不純物の恕限

量を示したものであって、たとえば Pb については前者における値が後者の値の約  $1/10$  であった。このことは不純物の恕限量が絶対的なものとして存在し得る性質のものではなく、加工方法ときわめて密接な関連を有しているものであることを示すものであり、また低融点不純物による熱



**Photo. 5** Results of the free forging tests at 750°C on  $\alpha$  brass, showing the modifying effect of uranium addition to the hot shortness by lead and bismuth.



**Photo. 6** Photomicrographs of hot forged  $\alpha$  brass specimens containing various elements and uranium at 750°C, 50% reduction.  $\times 400$

A : 70.34%Cu, Bal Zn

B : 69.39%Cu, 0.71%U

C : 68.35%Cu, 0.094%Pb, 0.40%U

D : 68.39%Cu, 0.12%Bi, 0.20%U

E : 69.41%Cu, 0.33%Sb, 1.23%U

F : 67.97%Cu, 0.395%As, 0.44%U

間脆性の問題が、「不純物の液膜の粒界浸透のみの現象による問題」として単純に処理することが妥当ではなく、さらに複雑な現象のからんだ問題として考慮すべきであることを示しているものとみられる。

Fig. 4～Fig. 8, Table 3 および Table 4 の右側欄によれば、低融点不純物による熱間脆性に対し、Uの添加が著しい効果を示す場合のあることがわかった。

Fig. 9<sup>12)</sup> および Fig. 10<sup>13)</sup> はU-Pb および U-Bi の状態図を示したものであって、前者においては UPb, UPb<sub>3</sub><sup>12,14)</sup>, また後者においては UBi, U<sub>3</sub>Bi<sub>4</sub>, UBi<sub>2</sub><sup>13)</sup> などの金属間化合物が形成され得ることが示されている。

Table 5 Maximum content of impurities in  $\alpha$  brass free from hot shortness obtained from Charpy impact test and free forging test. (wt%)

Element	Charpy impact test	Free forging test
Pb	<0.002	0.010～0.030
Bi	<0.0004	0.004～0.007
Sb	<0.01	0.16～0.33
As	<0.01	0.33～0.60

U-Sb および U-As<sup>15)</sup> 両系においてはともに U-Bi 系と同様な金属間化合物の存在が認められており、さらに U-Cu<sup>16)</sup>, U-Zn<sup>17)</sup> の状態図においても金属間化合物の存在が認められていて、これらの化合物はいずれも融点が高い。すなわち、Uは本研究で用いた試料の構成元素である Cu, Zn, Pb, Bi, Sb および As のいずれの元素とも安定な金属間化合物を形成する可能性を有するものと解されるため、添加されたUがどのような化合物を優先的に形成するかは状態図のみからは明らかでなく、またそれを判断するために必要なU化合物の生成自由エネルギーについても現在のところデータがみられない。

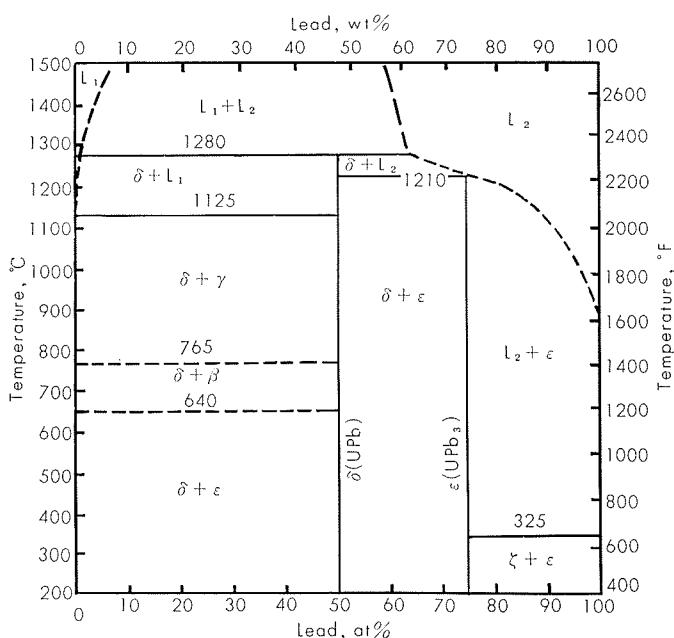


Fig. 9 The equilibrium diagram of the lead-uranium system.

熱間脆性が生ずるのに必要とされる量よりも多くの不純物を含有し、かつUを含む試料の高温シャルピー衝撃試験ならびに高温自由鍛造試験結果を整理して、低融点不純物ならびにU添加の量と脆性の有無の関係を調べてみれば、Table 3 および Table 4 のごとくあって、Uによる顯著な脆化防止作用は Pb および Bi に対しては、一例を除き、U/Pb または U/Bi の値 (いざれもモル比) がほぼ 1

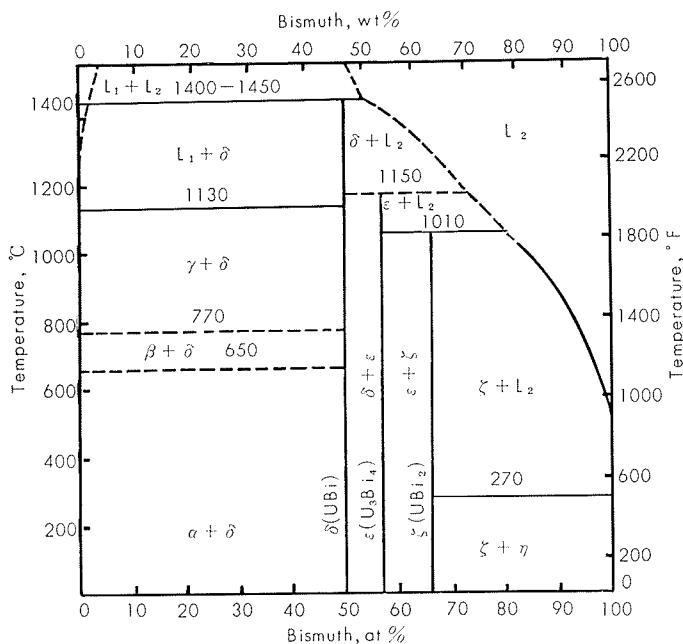


Fig. 10 The equilibrium diagram of the bismuth-uranium system.

以上のときにみられ、1よりもかなり小さいときにはみられない。Sb に対しては U/Sb の値が約 0.4 以上ものに脆性がみられない。また、As に対しては U/As の値が 0.1 でも脆化抑制効果が認められる。

このようなことから、低融点成分を含む  $\alpha$  黄銅に加えられたUは何らかの化合物を形成しているものとみなされ、その化合物は、Pb および Bi の場合には U/Pb および U/Bi の比がいざれも約 1 のときに効果がみられたので、UPb および UBi であると推定される。UPb<sub>3</sub> や U<sub>3</sub>Bi<sub>4</sub> や UBi<sub>2</sub> のような化合物は形成されないか、または、たとえ形成されても、熱間脆性を防止するための作用は少ないものとみなされた。Sb および As の場合は、両元素が共に Cu に対してかなりの溶解度を有しているため、Uの結合様式を合金中の両元素のモル比のみで判定することは妥当でない可能性が大であり、少なくとも過飽和の Sb または As 量と U 量のモル比から推定することが必要とみられる。しかし、 $\alpha$  黄銅中への Sb および As の溶解度について正確なデータがないので、両元素と U の結合様式を推定することはできない。McLean<sup>18)</sup> らによれば、 $\alpha$  黄銅中への Sb の溶解度は 750°C において約 0.5% であるとされている。この値を用いて過飽和の Sb と U の量的な関係から結合様式を推定すれば、USb が形成されるものとしてよいことになる。

## 5. 結 言

(1950), 1311

- 17) P. Chiotti, H. H. Klepfer and K. J. Gill : *J. Metals*, **9** (1957), 51
- 18) D. McLean and L. Northcott : *J. Inst. Metals*, **72** (1946), 583

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくである。

1) Pb および Bi は主として結晶粒界に粒状となって存在し,  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  はほぼ 0.7 および 0.6 であり, Pb の値は温度依存性を示し, 高温になるにしたがって小さくなる傾向があった。Sb および As は結晶粒界に深く浸透していく,  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  は 0.5 またはそれ以下であった。

2) 高温衝撃試験において, Pb および Bi を添加した合金は Pb および Bi の溶融点にほぼ相当する温度で急激に脆化をきたした。

脆化をきたす不純物量は Pb が 0.002~0.006% 以上, Bi が 0.004~0.0010% 以上であり, これらの量は高温鍛造試験における想限量の約  $1/10$  の量であった。Sb および As を添加した合金は熱間加工に限定された脆化はみられず, 溶解度以上に添加された時は常温でも著しくもろかった。

3) U を添加した合金では低融点不純物が化合物を形成し, 小さな粒となって任意に分散していた。そして Pb および Bi による熱間脆性は U を添加することにより著しく改良された。

4)  $\alpha$  黄銅の熱間脆性に対する低融点不純物の作用は  $\gamma_{LS}/\gamma_{SS}$  の大小だけによって決定されるものではなく, その不純物の合金への溶解度, 溶融点および分散状況が大きく影響しているものと考えられる。

## 文 献

- 1) C. S. Smith : *Trans. AIME*, **175** (1948), 15
- 2) たとえば J. H. Rogerson and J. C. Borland : *Trans. AIME*, **227** (1963), 2
- 3) R. Thomson and J. O. Edwards : *Metal Ind.*, **17** (1963), 82
- 4) 特許公報 : 昭和40—21401
- 5) W. B. Price and R. W. Baily : *Trans. AIME*, **147** (1942), 136
- 6) D. R. Hull, H. F. Silliman, and E. W. Palmer : *Trans. AIME*, **152** (1943), 127
- 7) E. Voce and A. P. C. Hallowes : *J. Inst. Metals*, **73** (1947), 323
- 8) M. Cook and E. Davis : *J. Inst. Metals*, **76** (1949-50), 501
- 9) 西村秀雄 : 伸銅技術研究会誌, **2** (1963), 1
- 10) D. Harker and E. Parker : *Trans. ASM*, **34** (1945), 156
- 11) O. K. Rieger and L. H. Van Vlack : *Trans. AIME*, **218** (1960), 933
- 12) R. J. Teitel : *J. Metals*, **4** (1952), 397
- 13) R. J. Teitel : *Trans. AIME*, **209** (1957), 131
- 14) B.R.T. Frost and J. T. Maskrey : *J. Inst. Metals*, **82** (1953), 171
- 15) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, (1958), 184, 1182
- 16) H. A. Wilhelm and O. N. Carlson : *Trans. ASM*, **42**

P

162

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 9 No. 1 January 1968

---

## 構造用 Al-Zn-Mg 系合金の抵抗スポット熔接について

杉山禎彦  
福井利安

住友軽金属工業株式会社

# 構造用 Al-Zn-Mg 系合金の抵抗スポット溶接について\*

杉山禎彦\*\* 福井利安\*\*

## On the Resistance Welding of Al-Zn-Mg Alloys

by Yoshihiko Sugiyama and Toshiyasu Fukui

A study has been made of the resistance-weldability of Al-Zn-Mg alloys.

The purpose of this investigation was to study the characteristics of spot-welds when used for three phase frequency converter type spot-welding system.

The results obtained were as follows:

- 1) Shear strengths of spot-welds were 700-800 kg/spot (2 mm thickness) or 300-400 kg/spot (1 mm thickness) in combination of AlZnMg-AlZnMg alloys sheets.
- 2) In combination of 5052-AlZnMg alloys or 5083-AlZnMg alloys, shear strengths of spot-welds in 2 mm thickness sheets were 600-700 kg/spot or 700-750 kg/spot, respectively.
- 3) Cross-tension strengths of spot-welds decreased slightly with natural aging after welding, though shear strengths increased.
- 4) In combination of 5083-AlZnMg alloys, blow holes were observed in the center of nuggets.
- 5) In general, Al-Zn-Mg alloys have good weldability when used for spot-welding.

### 1. 緒 言

Al-Zn-Mg合金は比較的加工性、耐食性がよく、かつ強さや溶接性にも優れているので、近年溶接構造材として注目され、また種々実用化されつつある<sup>1~3)</sup>。

ところで溶接法の進歩とともに、構造物の製作に当っては多くの場合溶接施工がなされ、とくにアルミニウム合金の場合にはTIG溶接やMIG溶接が主として用いられているが、部分的には点溶接もしばしば用いられているようである。

点溶接(接合)法としては、抵抗スポット溶接、MIG-spot溶接あるいはTIG-spot溶接などがあり、これらのうち主として用いられるのは抵抗スポット溶接で、従来より多用されているリベット接合に代りうるものである。

抵抗スポット溶接に関する報告は、2024合金をはじめ各種アルミニウム合金に關しても数多く見られるが<sup>4~6)</sup>、Al-Zn-Mg系合金については二、三の報告が見られるに過ぎず<sup>7,8)</sup>、依然多くの問題点を残しており、また不明な点も非常に多い。

本報はAl-Zn-Mg系合金の点溶接性について、とくに溶接部の時効特性、ナゲットの状況などについて調査したものであり、溶接条件の選定に關してじゅうぶんな予備試験を行なった後、本試験に入った。

### 2. 抵抗スポット溶接の機構

抵抗溶接は点溶接に限らず、いずれも溶接部に大電流を集中し、これによって生じるジュール熱を熱源として加熱し、同時に大きな加圧力を与えて金属を接合するものである。

溶接における負荷は電気的には直列に連結された抵抗と考えられ、この直列回路に流れる電流によって温度が上昇する。抵抗の総和を  $R(\Omega)$  とし、電流を  $I(A)$  とすれば、発生する電力は

$$P = I^2 R(W)$$

であり、 $t$  秒間の発生熱量は

$$Q = 0.24I^2Rt(cal)$$

となる。いま簡単にするため、発熱部が一様な断面の棒による抵抗体とし、その断面を  $S(cm^2)$ 、長さを  $L(cm)$ 、比重を  $G$ 、比熱を  $C$  とすれば、熱の放散を考えに入れない、棒の温度上昇は

$$\theta = \frac{Q}{CSLG} = 0.24I^2Rt/CSLG(^{\circ}\text{C})$$

となる。いまその固有抵抗を  $\rho(\Omega \cdot \text{cm})$  とすると

$$R = \rho \cdot \frac{L}{S} (\Omega)$$

であるから固体の温度はつぎのように表わすこともできる

$$\theta = \frac{0.24}{CG} \cdot \frac{I^2}{S^2} \cdot \rho t (^{\circ}\text{C})$$

上の式は熱の放散による損失を無視したものであるから、実際の温度上昇はこれよりも低い。発生した熱は主として両端から電極部の伝導によって逃れ去るから、両端は冷え易く、中央部が最高温度となる。

\* 溶接学会昭和41年度秋季全国大会にて一部発表

\*\* 研究部

なお抵抗の分布は、各部によってその値が異なり、また抵抗そのものも固有抵抗と接触抵抗とに分けられる。接触抵抗は加圧力、表面状況などにより決定され、溶接のごく初期にのみ存在するもので、温度の上昇とともに減少するのに対し、固有抵抗は逆に温度の上昇により増加する。すなわち温度  $T_0$  における固有抵抗を  $\rho_0$  とすれば、発熱部の温度  $T$  においては

$$\rho = \rho_0 \{1 + \alpha(T - T_0)\}$$

となる。ただし  $\alpha$  の値は材料により異なる。

ところで抵抗溶接部の溶接結果に関係する因子としては、被溶接材自身の性能と、外部的溶接条件に関するものがあり、後者では、①溶接電流、②通電時間、③電極加圧力、④溶接電流通電波形、⑤加圧力波形、⑥電極材質、⑦電極形状、⑧溶接点のピッチ、⑨溶接点と板縁との距離、などであって、①、②および③はとくに重要な因子である。一般的に抵抗スポット溶接に用いられる溶接過程を Fig. 1 に示す。

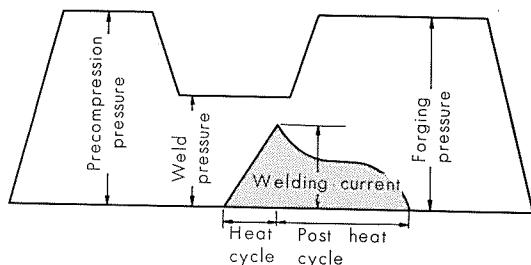


Fig. 1 Welding sequence of spot-welding.

### 3. 溶接条件の検討

前述したごとく、抵抗スポット溶接部の溶接結果には、種々の因子が影響するが、溶接条件としてはとくに溶接電流、通電時間および電極加圧力の影響が著しい。そこで本試験に入る前に、まずこれらの点を検討し、溶接条件の影響を調査するため、つぎの予備実験を行なった。

Table 2 Chemical composition of parent metals. (%)

		Zn	Mg	Mn	Cr	Ti	Zr	Ag	Cu	Fe	Si
Al-Zn-Mg	ZG43	4.26	1.65	0.30	<0.01	0.01	—	—	0.01	0.20	0.06
	ZQ50	5.00	1.97	<0.01	<0.01	0.03	0.18	0.14	0.01	0.22	0.08
Al-Mg	5052	0.01	2.54	0.01	0.21	0.01	—	—	0.03	0.15	0.10
	5083	0.02	4.47	0.66	0.20	0.02	—	—	0.03	0.23	0.10

Table 3 Mechanical properties of parent metal.

		$\sigma_b$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)
Al-Zn-Mg	ZG43	T 4	36.5	22.3
		T 6	39.2	32.3
	ZQ50	T 4	40.0	25
		T 6	50.2	44.3
Al-Mg	5052	O	19.0	8.4
		H34	26.0	21.8
	5083	O	29.4	14.7
		H14	36.0	34.0

Table 1 Diameter of nugget. (MIL-W-6858A or JIS-Z-3612)

Nominal thickness of thinner sheet, inches (mm)	Spot weld diameter	
	Minimum, inches (mm)	Average, inches (mm)
0.040~0.042(1.02~1.07)	0.16 (4.1)	0.19 (4.8)
0.078~0.081(1.98~2.06)	0.23 (5.8)	0.27 (6.8)

すなわち、母材は 5083(2mm) で、溶接条件とせん断強さの関係を調べた。通電時間(heat cycle)は 1~4 ~, 電極加圧力(welding pressure)は 200~400kg で変化させた。溶接電流(welding current)については予備実験の段階では直接の測定は行なわなかったが、溶接機に取付けられている電流調整の parameter の読みで 5~11まで変化させた。

これらの溶接条件とせん断引張強さの関係を Fig. 2 に示す。これらより明らかなるごとく、溶接条件によりせん断強さは著しく異なる。この原因は、形成されるナゲット部の断面形状が溶接条件により著しく異なる点にある。

良好な点溶接部とは、強度が高いだけでなく、ナゲットの形状も良好でなければならない。以下に記す本試験での溶接条件を選定する際には、散り(jet metal)の発生状況やナゲットの断面形状も調査し、また Table 1 に示すナゲット径を満足するかどうかもじゅうぶんに検討した。

### 4. 供試材および試験方法の概略

#### 4・1 供試材

試験に用いた母材は Al-Zn-Mg 系合金の ZG43<sup>9,10</sup> の T4, T6 および ZQ50<sup>11,12</sup> の T4, T6 でいずれも 1 mm および 2 mm 板である。参考のために 1 mm および 2 mm の 5052 および 5083 も用いた。これらの母材の化学組成を Table 2 に、代表的な機械的性質を Table 3 にそれぞれ示す。

#### 4・2 溶接機

使用した溶接機は三相低周波式の NF-150-150 型(電元社製)であり、デカトロン型の制御装置を有するものである。なお溶接機の容量は 150kVA である。

#### 4・3 溶接電流の測定方法

一般に点溶接では瞬間的に大電流が流れるため、溶接電流の測定は非常にむずかしい。本実験に用いた溶接機には電流測定装置が付属していないため、溶接電流の測定はつぎのような方法を用いた。

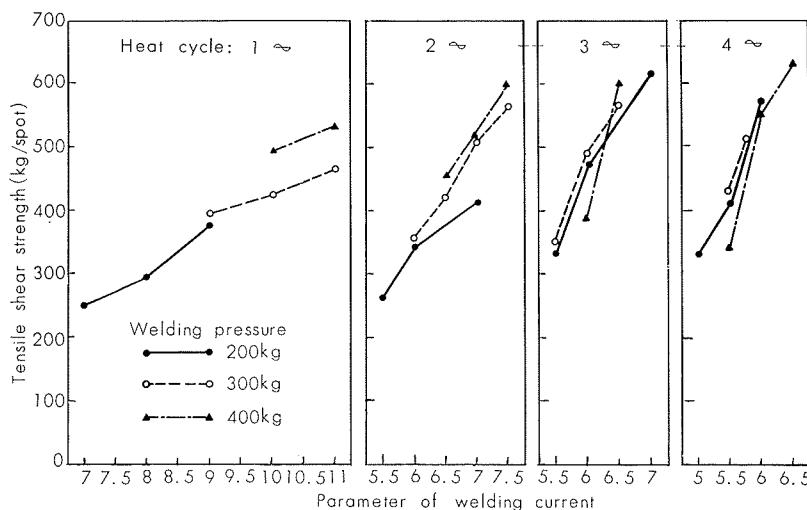


Fig. 2 Effect of welding conditions on the shear strength of spot-welds in 5083 alloy.

すなわち、電極チップを取りはずし、あらかじめこのチップの端子間の固有抵抗を測定した。150mmの間隔で電位差計(full scale: 1,000μV)をセットし、500Aの電流を流すと600μVの電位差を生じたので、これより

$$R = \frac{V}{I} = \frac{600\mu V}{500A} = 1.2\mu \Omega$$

(チップの端子間の固有抵抗)

を得た。

つぎに Fig. 3 および Photo. 1 に示すように、このチップを溶接機に戻し、実際に2mmおよび1mm板を点溶接した。この時のチップの端子間(150mm)の電位差をシンクロスコープで測定し、先に得た  $R=1.2\mu\Omega$  を用いて

$$I = \frac{V}{R}$$

より、実際の溶接電流を測定した。

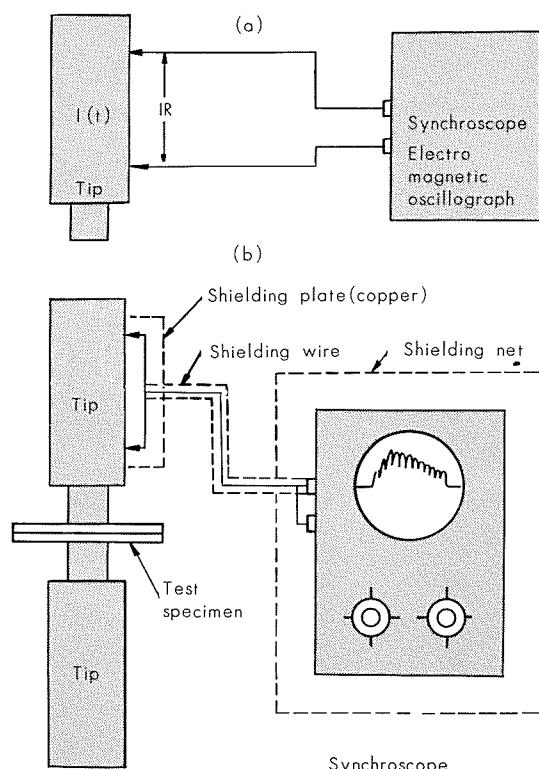


Fig. 3 Circuit of measurement of welding current.

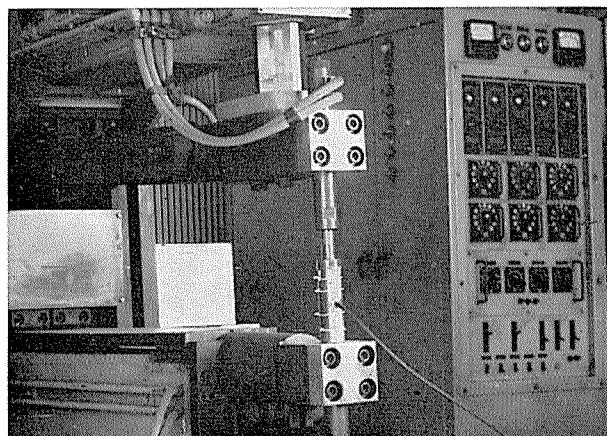


Photo. 1 View of spot-welder and determining apparatus of welding current.

なおシンクロスコープの操作に当っては、磁場の影響を避けるために金網製の被覆ネットを用いた。(Photo. 2 参照)

#### 4・4 溶接条件

本実験では2mmおよび1mm板を点溶接する前にじゅうぶんな予備実験を行ない、ナゲットの形状、外観、散りの発生状況などより最適溶接条件を選定した。

この結果をTable 4に示す。なおTable 4には24S(T3), 75S(T6)および14S(T4) Alcladについて米国空軍規格で定められている三相低周波式点溶接条件も参考のために記した。本実験で用いた溶接条件は米国空軍規格と少し異なっているが、大きな差ではなく、この程度の相違は溶接機の種類により生ずるものであろう。

#### 4・5 試験方法

試験はAl-Zn-Mg系合金の点溶接、とくに溶接部の時効特性について行ない溶接部の硬さ分布、溶接部のせん断引張および十字引張試験を行なってその特性を評価した。参考のために、断面の形状や組織も調査した。また実用的な見地よりAlZnMg-AlZnMgの組合せだけでなくAlMg-AlZnMgの組合せについても試験した。これらの試験片の形状をFig. 4に示す。

Table 4 Welding conditions of spot-welding.

(1) Experiment in this study.

Thickness		Pressure (kg)		Welding time (sec)		Welding current (A)	Electrode radius R (mm)
(mm)	(in)	Weld.	Forge	Weld.	Decay		
1.0	0.040	360	1,100	1	5	33,000	200
2.0	0.081	650	1,400	2	8	61,000	200

(2) Military standard in U.S.A.

Thickness		Pressure (kg)		Welding time (sec)		Welding current (A)	Electrode radius R (mm)
(mm)	(in)	Weld.	Forge	Weld.	Decay		
1.0	0.040	364	910	1	5	40,000	102
2.0	0.081	820	1,860	2	8	63,000	203

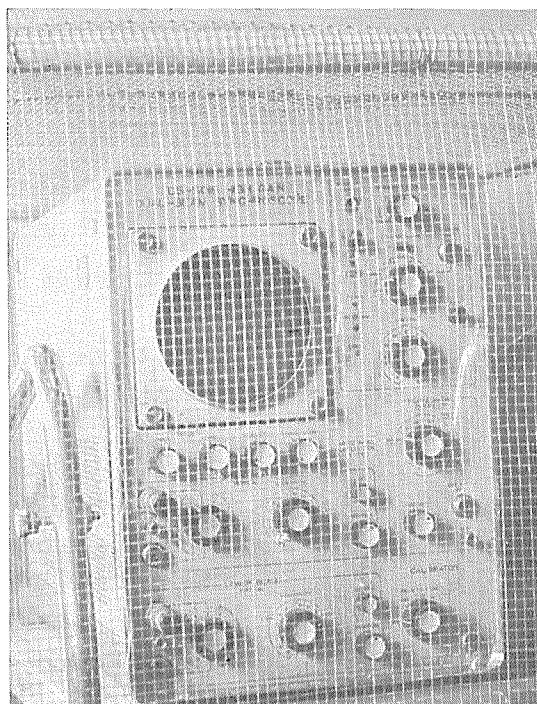


Photo. 2 View of synchroscope and its shielding net.

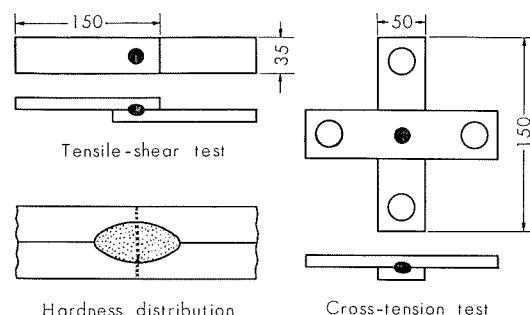


Fig. 4 Details of test specimens.

## 5. 試験結果およびその考察

### 5.1 溶接部のかたさ分布

ZG43-ZG43, ZG43-5083, ZQ50-ZQ50 および ZQ50-5083 の組合せたものの抵抗スポット溶接部の硬さ分布を

Fig. 5 に示す。ナゲット部および熱影響部 (H.A.Z.) はともに溶接後 1 ~ 3 か月の常温時効で著しい時効硬化を示しており、溶接後 3 か月の常温時効でナゲット部では Hv = 100 ~ 120 (AlZnMg-AlZnMg) あるいは 80 ~ 100 (AlZnMg-5083) となり、H.A.Z. では Al-Zn-Mg 側は Hv = 120 ~ 140, 5083 側は約 100 となっている。

しかしながら、溶接後焼もどしを施した場合は比較的回復量は少ないようである。また H.A.Z. にくらべナゲット部ではやや硬さの値が低い。ZG43 と ZQ50 ではナゲット部の硬さはほとんど差はない。

AlZnMg-5083 では 5083 側の硬さの値はかなり低い。これは H.A.Z. およびナゲット部とも同様である。このようなナゲット部および H.A.Z. の挙動は次項で述べるせん断引張強さおよび十字引張強さの挙動に著しい影響を与える。

### 5.2 せん断引張および十字引張強さ

ZG43 (T4, T6)-ZG43 (T4, T6), ZG43 (T4)-5052, ZG43 (T4)-5083 および ZQ50 (T4, T6)-ZQ50 (T4, T6), ZQ50 (T4)-5052, ZQ50 (T4)-5083 の組合せで抵抗スポット溶接した際のせん断引張および十字引張強さを Fig. 6 (2 mm 板) および Fig. 7 (1 mm 板) に示す。Fig. 6 および Fig. 7 にはそれぞれ溶接後常温時効したものと、溶接後 7 日間の予備 (常温) 時効後 120°C × 24 hr で焼もどししたものの強度も示す。また参考のために 5052-5052, 5083-5083 の場合の強度を示す。これらの値は、すべて同一条件で溶接した 10 点の平均値である。

Fig. 6 および Fig. 7 より明らかなるごとく、せん断引張強さは溶接後の時効で著しい上昇を示し 2 mm 板の場合溶接後 1 か月の常温時効で AlZnMg-AlZnMg では 700 ~ 800 kg/spot になる。5052-AlZnMg, 5083-AlZnMg では、時効性はかなり劣化しているが、溶接後 1 か月の常温時効で 600 ~ 700 kg/spot (5052-AlZnMg) および 700 ~ 750 kg/spot (5083-AlZnMg) に達する。

一方、十字引張強さは時効とともに低下する。5052-AlZnMg および 5083-AlZnMg では比較的低下率も少ない

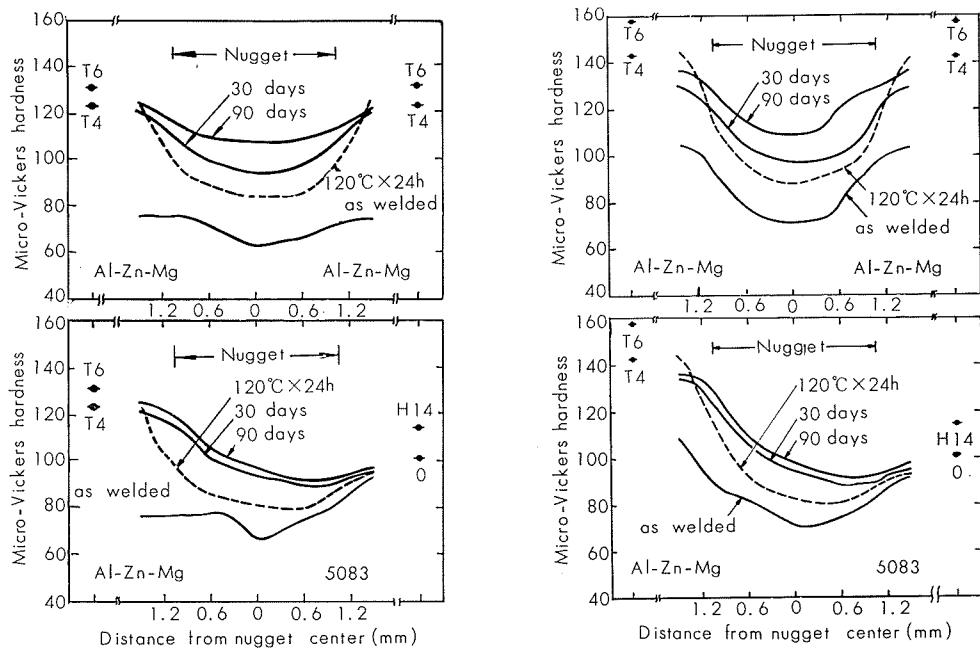


Fig. 5 Hardness distributions of spot-welds in Al-Zn-Mg alloys.

が、AlZnMg-AlZnMg ではかなりの低下率を示している。これらの挙動は 2 mm 板の場合に非常に顕著に見られ、1 mm 板の場合にはこの傾向はやや鈍くなる。

ところで MIL-W-6858A (あるいは JIS-Z-3612)によればアルミニウム合金の点溶接板のせん断強度についてつぎの結果を満足すればよいとされているので Table 5 に参考までに示す。

Fig. 6 および Fig. 7 より明らかなごとく ZG43 および ZQ50 のせん断引張強さは、ともに溶接後 1か月の常温時効を施せば 2 mm 板で 700~800kg/spot, 1 mm 板で 300~400kg/spot となり、いずれも MIL-W-6858A あるいは JIS-Z-3612 をほぼ満足するようである。せん断引張強さにはかなりのバラツキが見られたが、これらの規格に定める最低値を割った値は、本実験では見られなかった。

なお十字引張強さについては、とくに規格で定められていない。この十字引張強さで、時効とともに強度が低下する奇妙な現象については、次項で詳述する。

### 5・3 せん断引張および十字引張試験材の破断機構

前項で述べたごとく、せん断引張では時効とともに強度の上昇が認められたが、十字引張では時効とともに強度の低下が認められた。

ところで、せん断引張では破断はナゲット部のほぼ中央で生じ、典型的なせん断破壊を示している。従ってせん断引張強さが時効とともに上昇する点はナゲット部の時効硬化により容易に推察される。

一方十字引張では破断はナゲット部の先端から H.A.Z. に向って生じており、この破断部の形状は時効とともに変化している。またナゲット部を中心とした H.A.Z. の変形

(たわみ) が異なっている。これらの状態を Photo. 3 および Fig. 8 にそれぞれ示す。

これらより明らかなるごとく、時効とともに H.A.Z. の変形は小さくなり、同時に破断部の径が小さくなっている。とくに ZQ50 については Fig. 9 に示すような破断形態を示している。すなわち、時効初期ではナゲットより H.A.Z. を通って板表面に破断が貫通しているが、時効が進むと、ナゲット内で破断が生じるようになっている。もちろん実際には例外も見られるが、多くの試験片はこの傾向を示している。

ところで、試料の破断形態より考えて、せん断引張および十字引張の際の crack propagation は一般に Fig. 10 に示すような形態を取るものと考えられる。

すなわちせん断引張の時は Fig. 10 に示すような(a)および(b)の二通りで、この形態は時効とともに関連しないが、十字引張の時は時効が進むに従って(a)→(b)→(c)→(d)と変化していく。この原因としては、時効とともに、H.A.Z. が硬化するため、引張試験時、H.A.Z. の変形々態が異なり、ナゲット部に負荷される応力形態が異なる点が考えられる。また一種の切欠き引張のようなものであるため、時効とともに切欠き感度が増加するためとも思われる。ただしこれらの挙動は試験片の形状に大きく左右されると考えられるので簡単に結論する事はむずかしい。いずれにしろ、この機構については不明な点が多いが、十字引張試験で、時効とともに強さが低下する現象についてはじゅうぶんに留意する必要がある。

なお、これらの現象は 17S-T4 についても認められた。

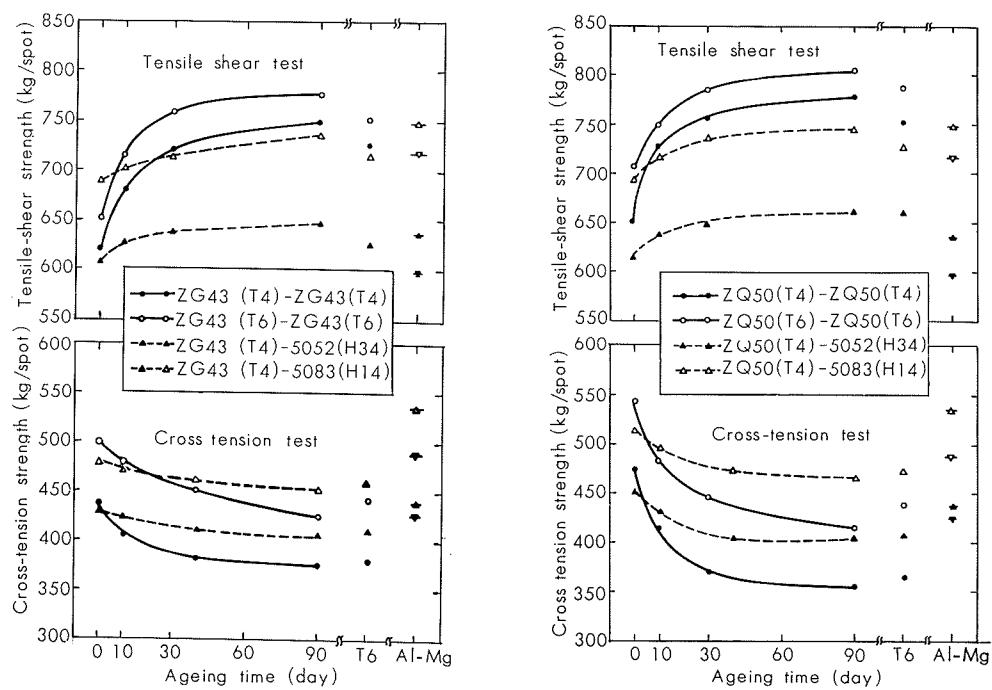


Fig. 6 Effect of ageing on the tensile-shear and cross-tension strengths of Al-Zn-Mg alloys. (2mmmt)

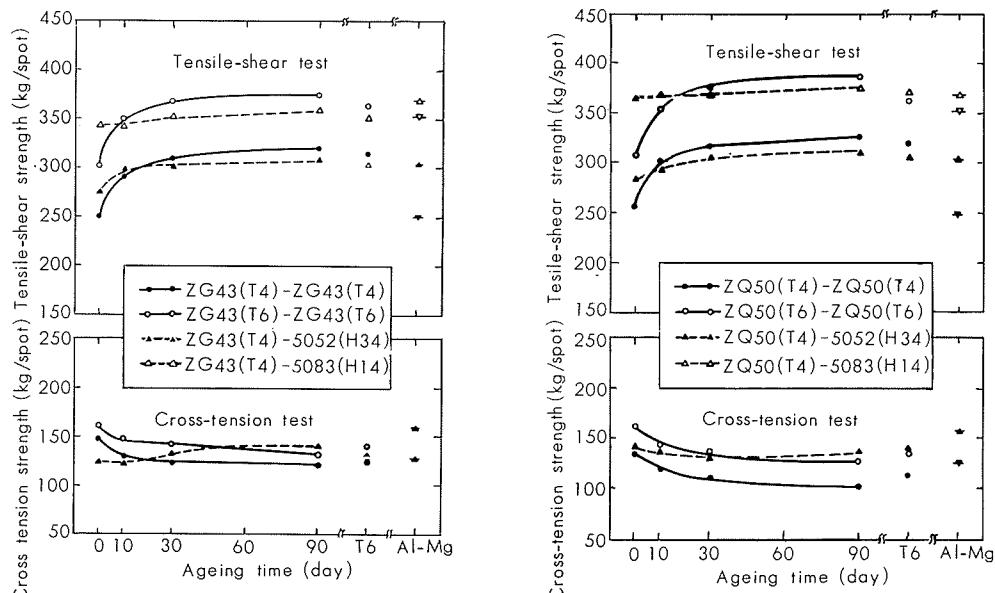


Fig. 7 Effect of ageing on the tensile-shear and cross-tension strengths of Al-Zn-Mg alloys. (1mmmt)

Table 5 Shear strength of spot-welds. (MIL-W-6858A or JIS-Z-3612)

Thickness		Ultimate strength 28,000 psi (20 kg/mm <sup>2</sup> ) to 56,000 psi (39 kg/mm <sup>2</sup> ), pounds (kg)		Ultimate Strength 56,000 psi (39 kg/mm <sup>2</sup> ) and above, pounds (kg)	
(mm)	(in)	Min.	Min. Average	Min.	Min. Average
1.02	0.040	310(141)	390(177)	345(156)	435(197)
2.03	0.080	855(388)	1,070(485)	1,025(467)	1,285(583)

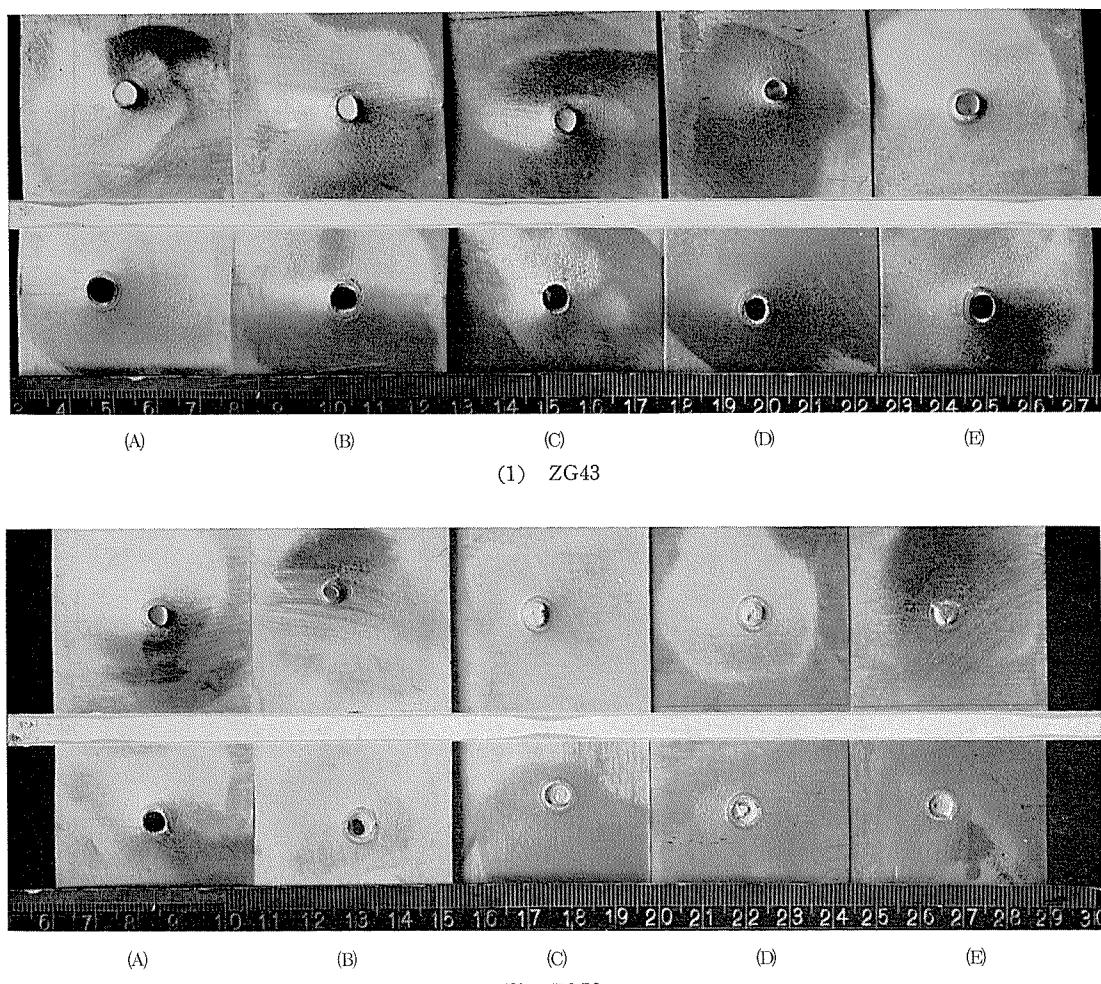


Photo. 3 Appearance of fractured parts in Al-Zn-Mg alloy welds. (Cross-tension test)

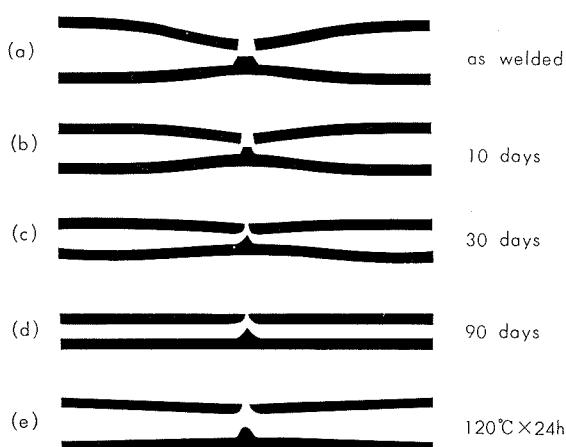


Fig. 8 Cross-section of fractured specimens in spot-welds of Al-Zn-Mg alloys.

#### 5・4 溶接部の組織

Al-Zn-Mg 系合金 ZG43 および ZQ50 の抵抗スポット溶接部の機械的性質については前述したごとくであるが、MIL-W-6858A(あるいは JIS-Z-3612)ではせん断強さ以外にナゲットの大きさについても規定されており、溶接部の断面の形状も決して無視することはできない。

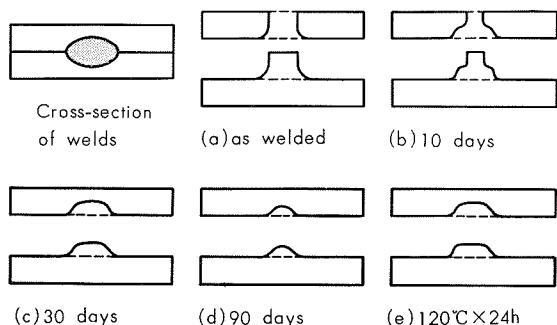
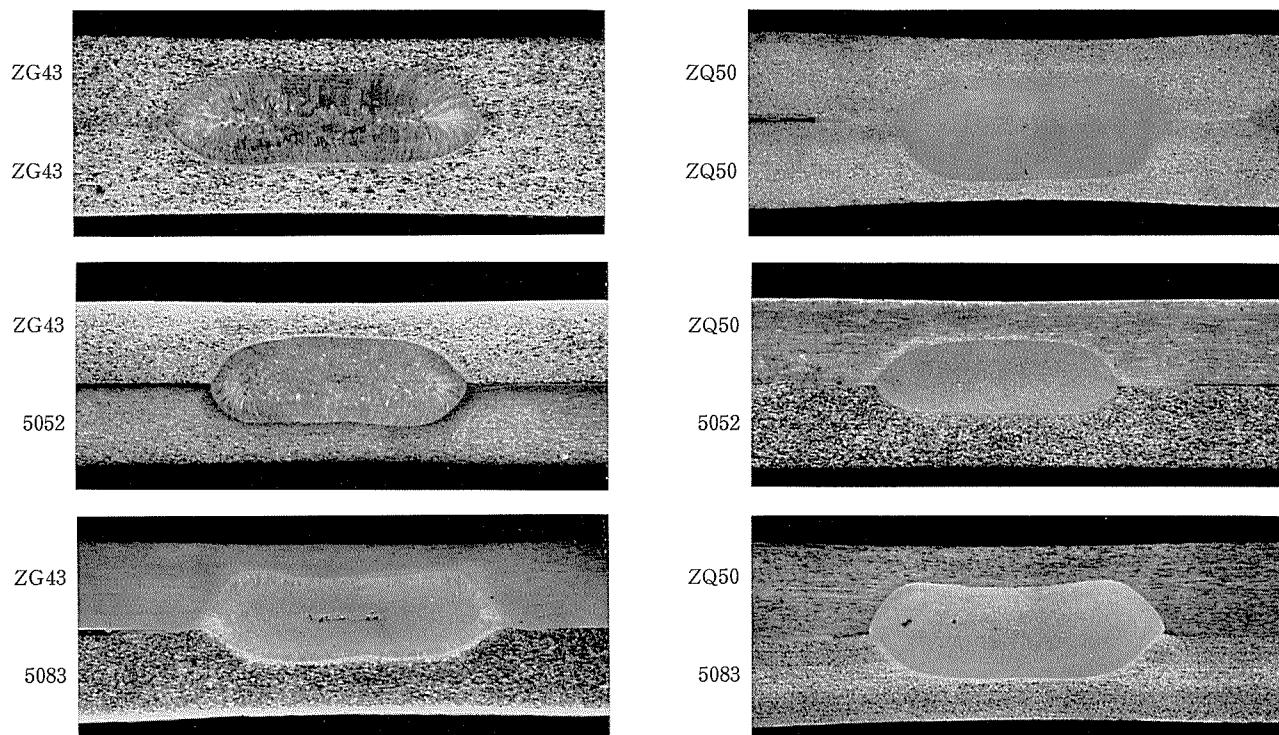


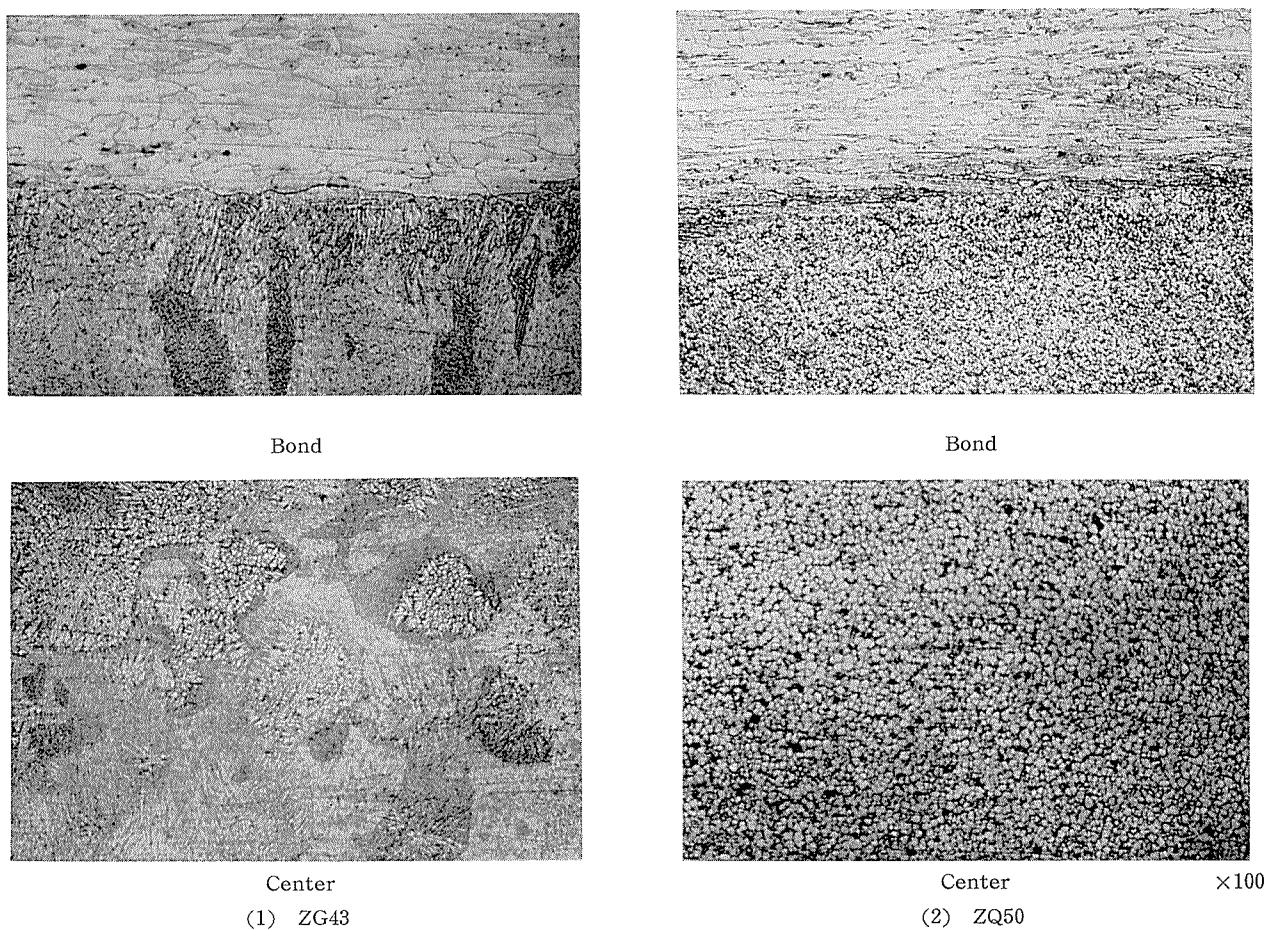
Fig. 9 Fractured position in spot-welds of Al-Zn-Mg alloys after cross-tension test (ZQ50-2mmmt)

ナゲット部の断面組織を Photo. 4～6 に示す。Photo. 4 に ZG43 および ZQ50 の断面マクロ組織を示すが、いずれも良好な形状を示している。ナゲット部の両端の上板と下板の境界部も良好な融合状態を示している。ただ、5083と組合わせた時は、プローホールが出やすいようであり、これらの試料にのみ、ナゲットの中央部にかなりのプローホールが見られる。

プローホールの発生の傾向は 5083-5083 の組合せでもっとも著しく、次いで 5083-AlZnMg であり、AlZnMg-AlZnMg の組合せではほとんどプローホールの発生はない。



**Photo. 4** Macro-photographs of spot-welds in combination of AlZnMg-AlZnMg and AlZnMg-AlMg alloys.



**Photo. 5** Micro-photographs of spot-welds in Al-Zn-Mg alloys.

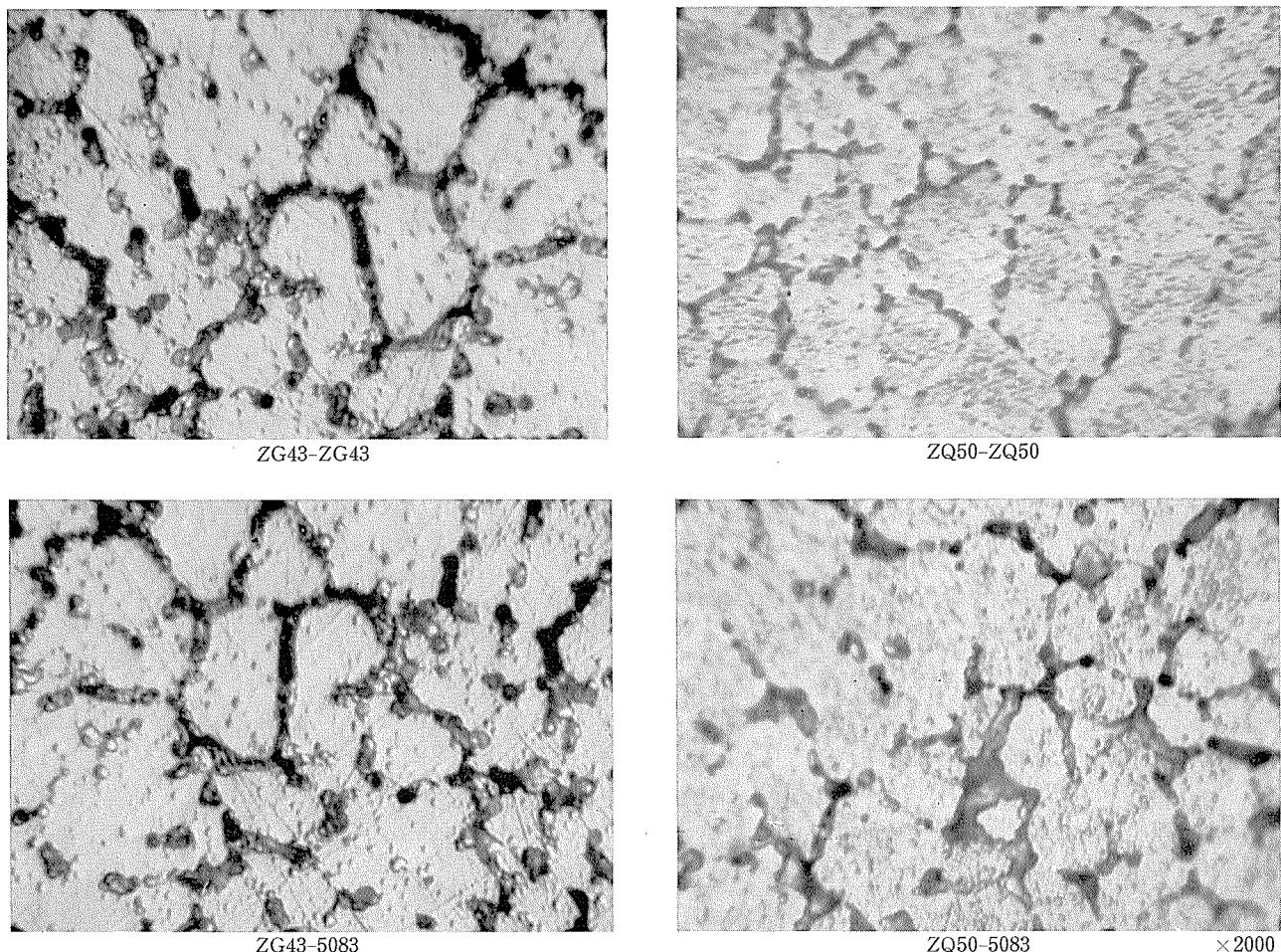


Photo. 6 Micro-photographs of spot-welds in combination of AlZnMg-AlZnMg and AlZnMg-5083 alloys.

い。

Photo. 5 に ZG43 および ZQ50 の溶接部断面のミクロ組織を示す。H.A.Z. とナゲット部の境界およびナゲット中心部（溶接金属）の組織を示す。ZQ50 の方は非常に微細な組織を示している。これは Zr を微量含有するためであろう。

なおナゲット中央部の拡大写真を Photo. 6 に示すが、ZG43, ZQ50 とも典型的な共晶組成の偏析が観察され、dendrite の分布は非常に微細であることがわかる。このことより、抵抗スポット溶接では、ナゲット部はかなり急冷の熱サイクルを受けていることが容易に推察される。

## 6. 結 論

Al-Zn-Mg 系合金の点溶接性について、ZG43 および ZQ50 を用いて二三調査した結果、つぎの点が明らかとなつた。

- (1) ZG43 および ZQ50 の抵抗スポット溶接部のせん断強さは溶接後の時効で著しく上昇し、1か月の常温時効で 2 mm 板の場合 700~800kg/spot, 1 mm 板の場合 300~400kg/spot になる。これは MIL-W-6858A (あるいは JIS-Z-3612) をじゅうぶんに満足するものである。
- (2) ZG43 および ZQ50 と 5052 および 5083 を組合せて溶

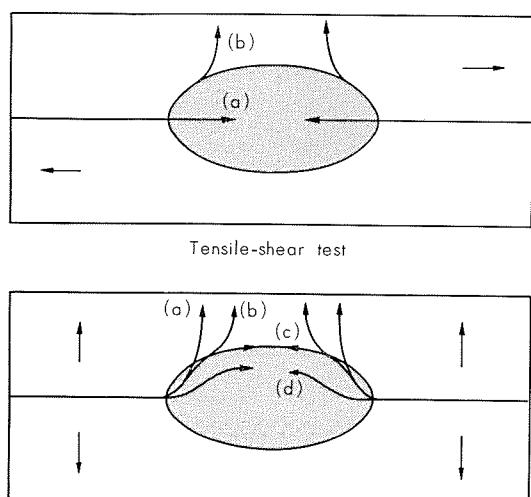


Fig. 10 Models of crack-propagation in spot-welds of Al-Zn-Mg alloys when tensile-tested.

接した時は時効硬化性は少し劣化し、1か月常温時効した時のせん断強さも少し低く、2 mm 板の場合 600~700 kg/spot (5052-AlZnMg) および 700~750 kg/spot (5083-AlZnMg) になる。

- (3) 一方、十字引張強さは溶接後の時効とともに低下し、この傾向は 1 mm 板より 2 mm 板の場合に著しい。こ

の原因としては溶接後の時効により熱影響部やナゲット部が硬化し、それにつれて十字引張試験の際における変形機構が変り、かつ時効とともに切欠感度が増すことなどが考えられる。

- (4) Al-Zn-Mg 系合金は、抵抗スポット溶接した際、ナゲット部はかなり良好なものが得られる。ただし 5083 と組合せた時にはプローホールが発生しやすいようである。
- (5) ZQ50 ではナゲット部は非常に微細化されている。これは Zr を微量含有するためであろう。
- (6) 以上の結果、Al-Zn-Mg 系合金は非常に良好な点溶接性を有しており、今後この方面での活用も期待される。

謝辞：本研究を行なうに当たり研究部寺井士郎博士および直江正久氏に種々の御指導を受けた。記して感謝の意を表す。

#### 文 献

- 1) P. Brenner : Aluminium, **37** (1961), 10
- 2) J. G. Young : Light Metals, (1963), 11
- 3) Z. Buray : Schweißtechnik, **13** (1963), 5
- 4) 中村武三、前田栄一：溶接学会誌, **26** (1957), 7
- 5) 中村孝、山口照三：溶接学会誌, **28** (1959), 10
- 6) J. F. Goodwin : Weld. J., **41** (1962), 7
- 7) W. Fritzsche, G. Deubel : Schweißtechnik, **13** (1963), 5
- 8) 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)
- 9) 竹内勝治、田中英司：本誌, **6** (1965), 3
- 10) 寺井士郎、杉山禎彦、福井利安：本誌, **6** (1965), 4
- 11) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄：本誌, **7** (1966), 2
- 12) 寺井士郎、杉山禎彦、馬場義雄、福井利安：本誌, **7** (1966), 4

Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性および  
析出物の核形成に対する添加元素の影響

馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

# Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性および析出物の核形成に 対する添加元素の影響\*

馬 場 義 雄\*\*

## Influence of Additional Elements on the Quench-Sensitivity and Nucleation of Precipitates in Al-Zn-Mg alloys

by Yoshio Baba

Influences of additions of Li, Be, Si, Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Ge, Zr, Mo, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Pb and Bi less than 0.5 at% on the quench-sensitivity, or the loss of strength on slow quenching, of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys were studied from the measurements of mechanical properties and electrical resistivity and also electron microscope observations, and proposed models on the nucleation of precipitates to explain the mechanism were discussed with particular attention to the role of lattice defects. The results are as follows:

(1) The quench-sensitivity of Al-Zn-Mg alloy is most markedly increased by the addition of Cr, followed by that of Mo, V, Zr, Mn (group a), Cd, Ag, Be, Cu (group b) and the others, in the order named. Microstructural evidence and change in electrical resistivity indicate that the effects of quench-sensitivity are attributable to the precipitation, during slow quenching, of solute in an incoherent form in which it could make no contribution to subsequent age-hardening.

(2) The effect of group (a) can be reasonably explained in terms of the increase in crystal defects such as dislocations, sub-boundaries, grain boundaries and especially misfit surfaces around microscopic insoluble compounds formed by these additional elements which act as preferential nucleating sites for the precipitates  $M(MgZn_2)$ . On the other hand, the atoms of group (b) in supersaturated solution may form clusters which act as the heterogeneous nucleation center for the precipitates, although a large quantity of Cu in solution may also have the effect of reducing the solubility of Zn and Mg.

### 1. 緒 言

Al-Zn-Mg 系合金は他の時効硬化性 Al 合金にくらべて固溶体範囲が極めて広く、その溶解度曲線の変化も大きいので焼入感受性が鈍く、したがって溶体化処理温度からの冷却速度が遅く、たとえば空冷程度でも水冷の場合とほぼ同等の時効硬化能を持っている。また、常温時効性もよく高い強度が得られるので、近年、溶接構造材としても注目されているが、Cr あるいは Mn などを含む厚肉の実用材料では、熱処理または溶接時にこの焼入感受性が問題となることがある。

時効硬化性 Al 合金の焼入感受性に関する従来の研究としては、24S, 61S および 75S 系合金のジョミニー試験あるいは冷却速度を変えた実験<sup>1~7)</sup>があり、とくに Cr, Mn および Cd などの添加が Al 合金の焼入感受性を増し、徐冷後の時効硬化を低下することが明らかにされたが、これら添加元素が焼入感受性を増す機構については追求されなかった。最近、電子顕微鏡透過観察<sup>8,9)</sup>により、Cr あるいは

Mn を含む Al-Zn-Mg 系合金は徐冷中にマトリックスにコヒーレントでない平衡相  $M(MgZn_2)$  が析出しやすいことが確認されたが、その析出を促進する機構は未だ明らかでない。

したがって、本研究では、Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg 合金に20余種の微量元素を単独に添加して、この焼入感受性におよぼす影響を系統的に把握するとともに、その機構を明らかにするために析出の核形成についても種々の格子欠陥の役割を考慮して考察を加えることとした。

### 2. 実験方法

実験合金は Al-2.5 at% (6 wt%) Zn-2 at% (1.8 wt%) Mg 合金を基礎として、これに Li, Be, Si, Ca, Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Ge, Zr, Mo, Ag, Cd, In, Sn, Sb, Pb および Bi などをそれぞれ単独に 0.01, 0.03, 0.05, 0.1, 0.2 at% (Mn, Cu および Ag は 0.5 at% まで) 添加したもので、使用地金、不純物および合金組成の分析値はすべて前論文<sup>10)</sup>と同一である。試料は、小型鋳塊 (30×200×200 mm) を 450°C×48h の均質加熱後一部 20 mm まで圧延してジョミニー焼入試験用に成形した 16φ×200 mm の棒と、残りを 420°C で 6 mm 厚まで熱間圧延を行ない 410°C

\* アルミニウム合金の時効現象と格子欠陥に関する研究 (第 7 報)。日本金属学会誌, 31 (1967), 910 に一部発表

\*\* 研究部

で中間焼鈍後冷間圧延して作成した 2 mm 厚板を元にした。

硬度の測定は  $2 \times 5 \times 20$  mm の試片を用いて、また引張試験は厚さ 1 mm、巾 12.5 mm 標点距離 50 mm の試片を用いて室温（約 20°C）で行ない、電気抵抗の測定は  $1.2\phi \times 400 l$  mm の線を用いて液体窒素中で熱処理後直ちに実施した。熱処理は、一部の試料については  $555^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$  加熱後水冷の予備処理を行なったが、大部分は  $465^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$  の溶体化処理後  $150^{\circ}\text{C}$  まで冷却速度を種々変えて冷却し、以下水冷の焼入処理および  $465^{\circ}\text{C}$  からいったん  $90 \sim 400^{\circ}\text{C}$  の中間温度の油浴あるいは塩浴に投入し、その温度で各時間保持後水冷の 2 段階焼入処理を行なった。焼入後の時効処理温度としては 30, 90, 120 および  $200^{\circ}\text{C}$  を選んだ。なお、電子顕微鏡透過観察には厚さ約 5/100 mm の板を熱処理後エチルアルコールと過塩素酸混合溶液で電解研磨した薄膜を使用した。

### 3. 実験結果

ジョミニー焼入材の硬度分布における Cr 添加の影響を Fig. 1 に示す。焼入直後の硬度値は Cr 添加量とともに増大するが、 $120^{\circ}\text{C}$  の時効材では Cr 量が 0.05 at% 以上になると水冷端から離れるとともに硬度値が低下する。ジョミニー他端の冷却速度（約  $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ）よりも遅い速度 ( $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ) で冷却して、Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性におよぼす添加元素の影響をしらべた結果を Fig. 2 に示す。縦軸には各試料を  $465^{\circ}\text{C}$  から  $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$  で炉冷後  $120^{\circ}\text{C}$  で時効した際の最高硬度値と水冷後同様に時効して得た最高硬度値の百分率をとり、横軸には各元素の添加量をとっている。これによると、添加元素を含まない純 3 元合金では炉冷による硬度の低下は少なく、最高でも 3 ~ 5 % 低下するのみで焼入感受性は鈍い。一方、Cr 添加材の焼入感受性は最も強く、Cr 量が 0.03 ~ 0.05 at% 以上になると炉冷

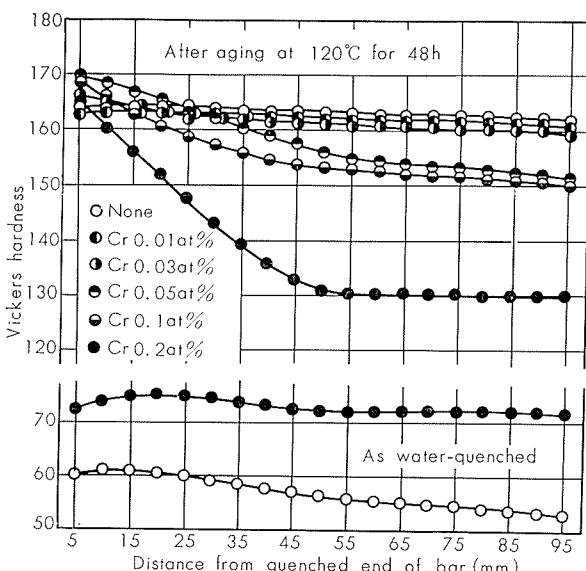


Fig. 1 Results of Jominy test for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys containing small amounts of Cr, quenched from  $465^{\circ}\text{C}$ .

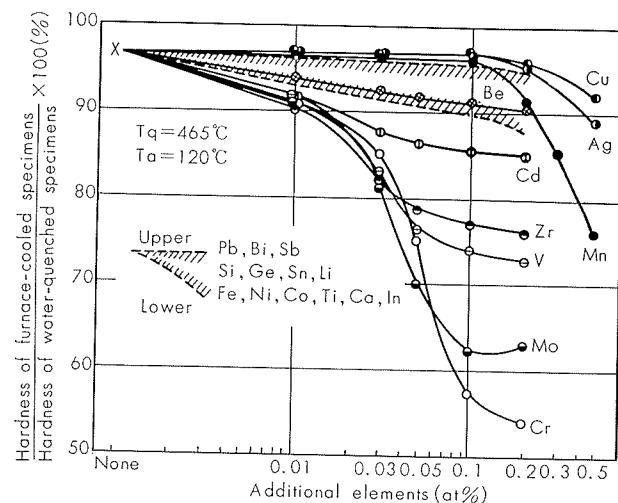


Fig. 2 Influence of the additional elements on the quench-sensitivity of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys.

Specimens were aged at  $120^{\circ}\text{C}$  to the maximum hardness after the water-quenching or the furnace-cooling ( $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ).

材の硬度値の低下が著しくなり、Cr 0.1 ~ 0.2 at% 添加した場合では水冷材に比して 50 ~ 60 % の時効硬化しか認められない。Cr について Mo, V および Zr がかなり焼入感受性を増し、Mn も添加量が 0.3 ~ 0.5 at% に増すとこれら 4 種の添加元素と同様な作用を持つことが明らかである。また、Cd をはじめこの系合金の高温時効硬化を増大する一連の元素<sup>11)</sup> Ag, Be および Cu なども、他のすべての元素と同様、多少とも焼入感受性を増す傾向を示している。さらに冷却速度を遅くした場合を含めて、代表的な試料の焼入速度と時効硬化の関連をしらべた結果を Fig. 3 に示す。これによると、 $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$  の冷却速度ではその影響があまり明らかでなかった Be も冷却速度が  $1.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  のご

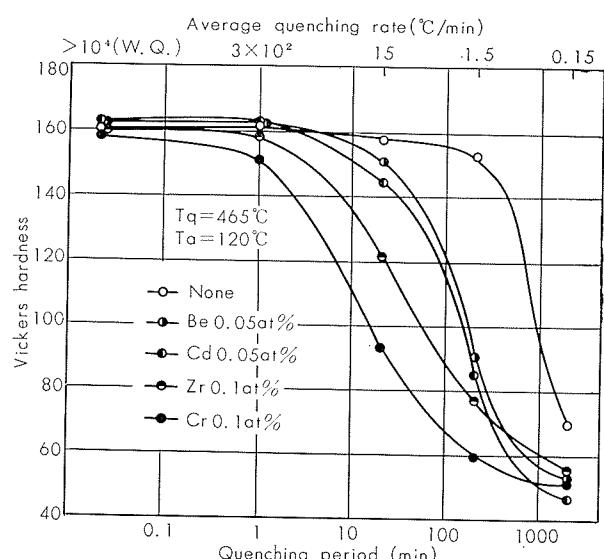


Fig. 3 Influence of quenching rate on the hardness of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys containing some additional elements, aged at  $120^{\circ}\text{C}$  to the maximum hardness after the quenching from  $465^{\circ}\text{C}$ .

とく遅い場合には顕著な影響を与える。冷却後の時効硬化を低下する。冷却速度がさらに遅くなり  $0.15^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以下になると純3元合金でも冷却後の時効硬化能をほとんど消失する。

Fig. 4 は Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性に影響を与える代表的な元素 Cr 0.1at% および Cd 0.05at% を添加したものについて、465°C から直接水冷することなく、いったん 400°C 以下の中間温度で保持後水冷した場合の2段目の温度およびその保持時間と焼入後 120°C の等温時効で得られる最高硬度との関係を示したものである。2段焼入の温度が 150°C 以上になると硬度値の低下が認められ、250~300°C で最低になる。Cd 添加材では保持時間の違いにより硬度値に顕著な差が認められるが、これは Fig. 5 に示した 200°C の等温時効硬化曲線および後に示す電顕透過観察あるいは電気抵抗測定の結果からも明らかなるごとく、平衡相あるいは中間相  $\text{M}'(\text{MgZn}_2)$  の析出にかなりの潜伏期が必要であり 300sec ではほとんど析出が生じないが、3000sec ではかなりの析出が進行したためである。なお、Cd 添加材は 200°C の高温でもかなりの時効硬化を示すが、

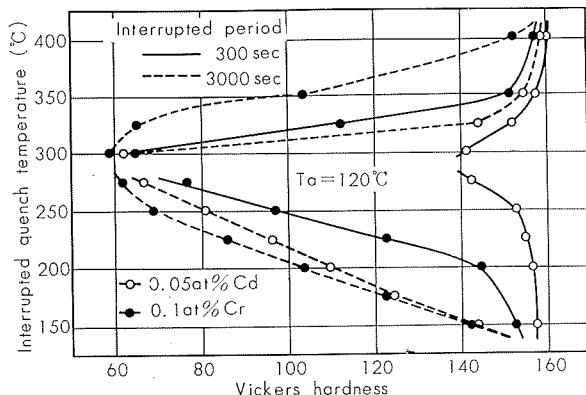


Fig. 4 Influence of quench-interruption on the hardness of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys containing 0.05 at% Cd or 0.1 at% Cr, aged at 120°C to the maximum hardness after the final quench.

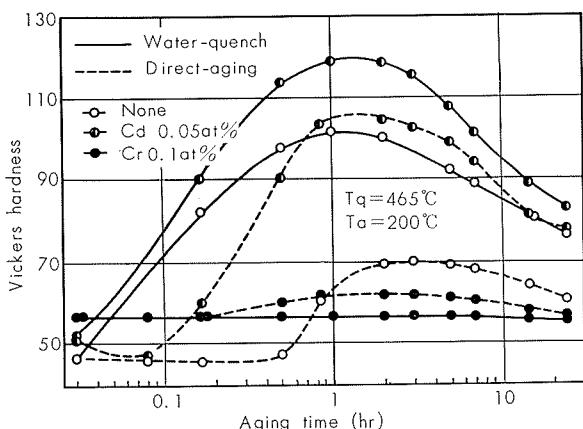


Fig. 5 Influence of some additional elements on the age-hardening at 200°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys direct-aged or water-quenched from 465°C.

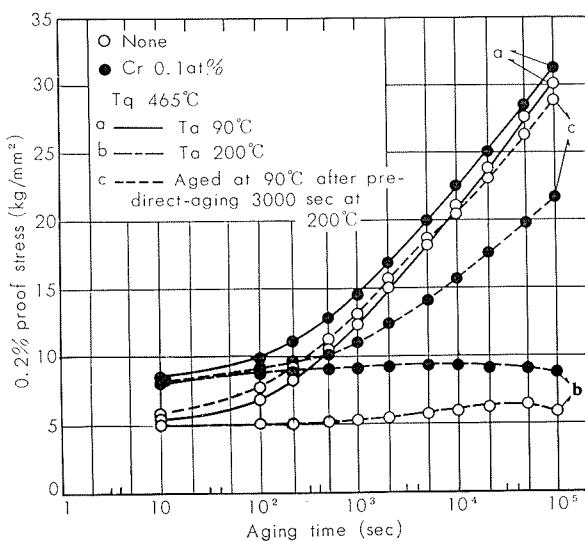


Fig. 6 Influence of the addition of 0.1 at% Cr on 0.2% proof stress of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys direct-aged at 90°C or 200°C from 465°C.

Cr 添加材はほとんど時効硬化しない。さらに添加元素と析出物の核形成の関係を直接時効により明らかにするために、Fig. 6 に 90°C あるいは 200°C で直接時効した Al-2.5at%Zn-2at%Mg 合金の 0.2%耐力におよぼす 0.1at%Cr の影響を示す。90°C で直接時効した場合、両合金の耐力にほとんど差は認められないが、200°C で 3000sec 予備の直接時効を行なった後 90°C で時効した場合には、Cr を含む合金は基合金にくらべて耐力増加量がかなり低下している。Fig. 7 に 90°C から 400°C までの各温度で 3000sec 直接時効した際の 0.2% 耐力におよぼす二、三の添加元素の影響を示す。時効温度が 250°C 以上では全然硬化せず、また 90°C ではいずれの合金も同じように時効硬化するので耐力の差は少ないが、時効温度が約 100°C~200°C では 0.1at%Ag 添加材のみ著しく耐力が増大している。Cd および Be も Ag と同様な効果を有している。

つぎに、電気抵抗を測定することにより析出物の核形成

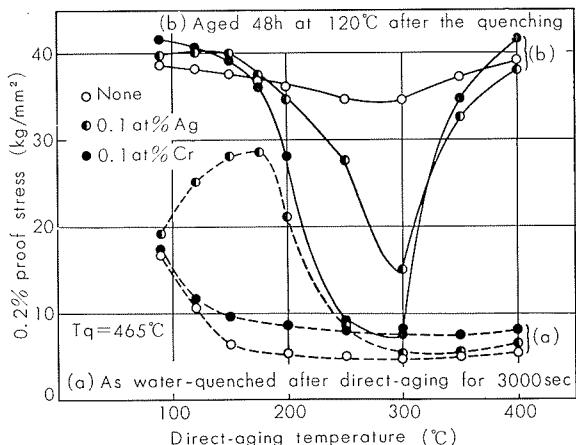


Fig. 7 Influence of the addition of 0.1 at% Ag or Cr on 0.2% proof stress of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys direct-aged 3000 sec at various temperatures from 465°C.

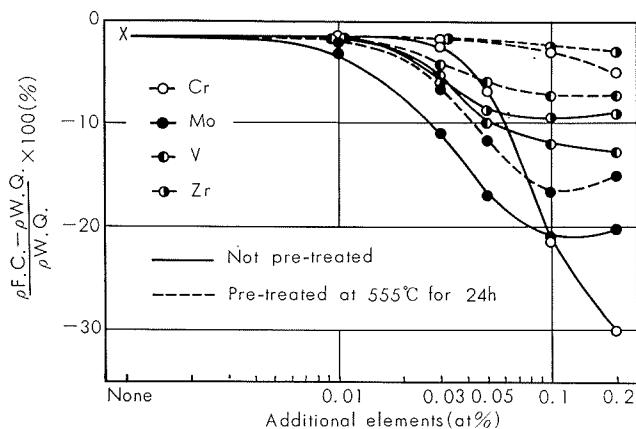


Fig. 8 Influence of some additional elements and the pre-treatment on the quench-sensitivity of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys.

$\rho_{W.Q.}$ : Specific resistivity of the specimens water-quenched from 465°C.

$\rho_{F.C.}$ : Specific resistivity of the specimens furnace-cooled (15°C/min) from 465°C.

について調査した結果を示す。Fig. 8 は徐冷中の平衡相の析出挙動における添加元素の影響である。縦軸は 465°C から 15°C/min で炉冷した直後の比抵抗 ( $\rho_{F.C.}$ ) と水冷直後の比抵抗 ( $\rho_{W.Q.}$ ) の差を水冷直後の比抵抗で割った百分率、横軸は Cr, Mo, V および Zr の添加量である。Cr 量が 0.05at% 以上になると徐冷中に平衡相が析出するため炉冷材の比抵抗が著しく低下する。Mo, V および Zr もそれぞれ 0.03at% 以上の添加で同様な影響を示すが、その程度はこの順に少なくなる。なお、465°C の溶体化処理前に 555°C で 24h の予備処理を行なったものは、全般に比抵抗の低下率は少なくなり、とくに Cr 添加材にこの傾向が顕著である。Fig. 9 は 15°C/min で炉冷後 30°C で 24h 等温時効した際の比抵抗の増加量と各元素の添加量との関係を示したものである。Cr, Mo, V, Zr および Ag をそれぞれ 0.03~0.05at% 以上添加した材料は比抵抗の増加量が非常に少なくなる。Cd, Cu あるいは Mn 添加材も同様な傾向を示している。以上の結果は、これら元素を添加した材料は徐冷中に平衡相、中間相の析出あるいは G.P. zone の形成が生じマトリックスに残存している固溶元素量が少なくなり、冷却後 30°C の等温時効で形成される G.P. zone の数が少なくなったことを意味している。

さらに、純 3 元合金および Cd 0.05at% 添加材について、2 段焼入後の 30°C での等温時効曲線を Fig. 10 に示す。純 3 元合金では 2 段焼入温度 200°C で 3000sec 保持しても焼入後時効初期では比抵抗の増大速度が若干遅れるのみで、1 日後の増加量は 465°C から直接水焼入れしたものとほとんど変わらない。一方、Cd 添加材は全体に時効初期での比抵抗の増大速度が遅くなり、200°C での保持時間が長くなるほどその程度が著しくなるが、300sec 以内では 1 日後の増加量そのものはほぼ同じである。しかしながら、3000sec 保持したものでは冷却後 30°C で時効しても比抵抗はほとんど増大せず、マトリックス中の固溶原子が枯渇

したことを意味している。

Fig. 11 に 465°C から直接あるいはいったん水冷後 90°C および 200°C で等温時効した際の比抵抗の変化における Cr と Cd 添加の影響を示す。90°C 時効では Zn と Mg 原子からなる G.P. zone の形成による比抵抗の増大ならびに極大への到達が認められる。この過程は直接時効と水冷後時効ではほとんど差がない、また、Cd 添加による G.P. zone の数の増加および Cr 添加による G.P. zone 形成速度の減少なども前報<sup>10)</sup>の結果と類似しているので詳細な説明は省略する。一方、200°C 時効では固溶原子の析

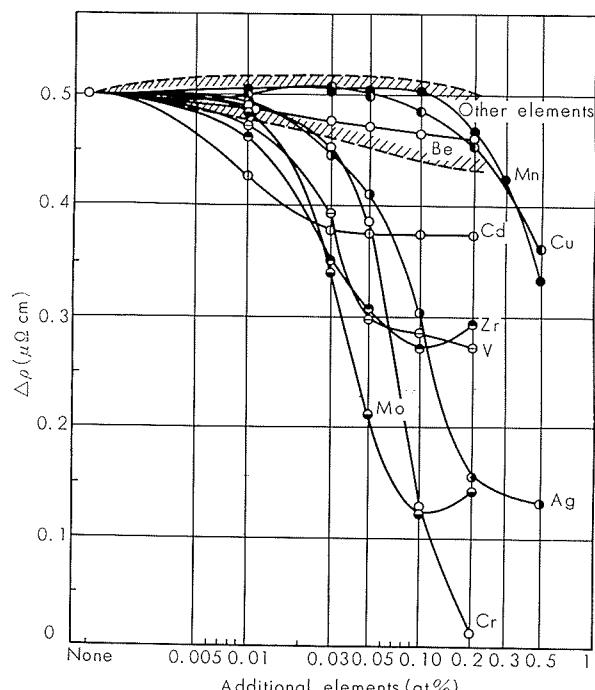


Fig. 9 Influence of the additional elements on the increase in resistivity after aging at 30°C for 24 hrs for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys furnace-cooled with the rate of 15°C/min from 465°C.

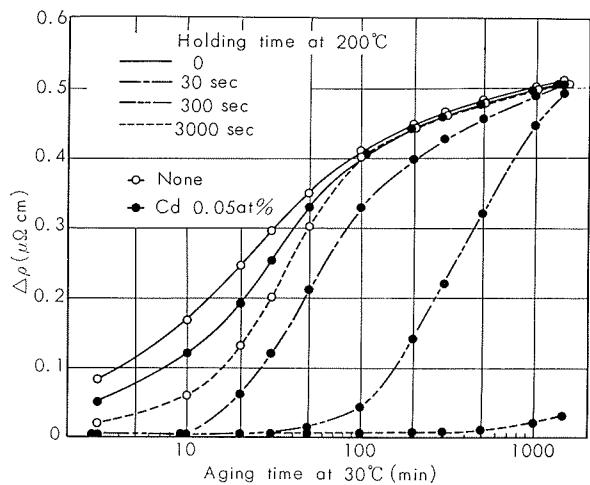
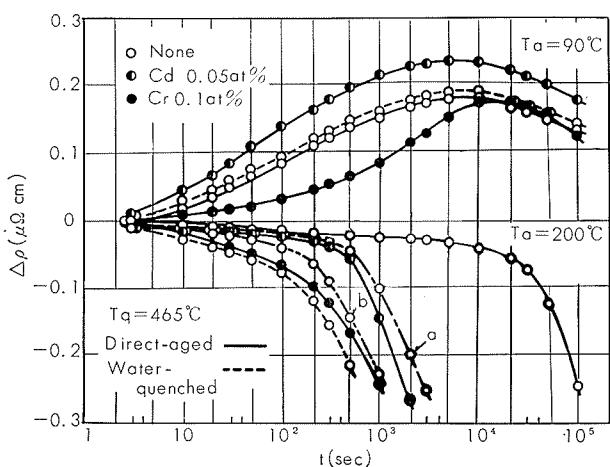


Fig. 10 Influence of the holding time at 200°C on the isothermal aging at 30°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg and Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg-0.05 at% Cd alloys step-quenched from 465°C.



a : Aged at 200°C after pre-aging at 90°C for 10 sec  
b : Aged at 200°C after pre-aging at 90°C for 10<sup>4</sup> sec

Fig. 11 Influence of the addition of Cd and Cr on the isothermal aging at 90°C and 200°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys direct-aged or water-quenched from 465°C.

出により比抵抗が減少するが、水冷後時効にくらべて直接時効の場合は析出開始までの潜伏期間が長く、したがって比抵抗の減少速度が著しく遅くなっている。200°C 時効前に 90°C で 10sec 時効することにより比抵抗の減少がかなり速くなり、90°C で 10<sup>4</sup> sec 時効することによりさらに速くなるが、水冷後時効の速度にはおよばない。Cd 0.05 at% 添加することにより比抵抗の減少速度がかなり速くなるが、まだ析出開始までの潜伏期間が若干認められる。これにくらべ、Cr 0.1at% 添加したものでは比抵抗の減少速度が非常に速くなり直接時効でも純3元合金の水冷後時効とほとんど変わなくなる。Fig. 12 に純3元合金およびCr 0.1at% 添加合金について、465°C から直接 180~260°C の各温度で時効して比抵抗がある一定量(0.15Ω·μcm)だけ減少するまでの時間の対数と時効温度の逆数の関係を示す。両合金ともにほぼ直線関係が成立し、したがって、この現象に対する活性エネルギーは純3元合金に対して  $E_m = 0.72\text{eV}$ 、Cr 0.1at% 添加合金に対して  $E_m = 0.61\text{eV}$  である。

#### 4. 考 察

Cr あるいは Mn と同様、Mo, V, Zr なども Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性を著しく増し、また Cd, Ag, Be および Cu などの諸元素も類似の効果を持つことが明らかにされたが、以下電顕透過観察の結果をまじえながら、それぞの機構について考察してみよう。Bryant<sup>8)</sup>は、Cr あるいは Mn を含む Al-Zn-Mg 系合金が徐冷中に平衡相 M(MgZn<sub>2</sub>) を析出しやすいのは、(1) “過飽和固溶体にあるこれら添加元素が cluster を形成し析出核形成の場となる”，(2) “これら両元素の再結晶阻止効果により、溶体化処理後も安定な転位の下部組織が残存し、ここに溶質原子の優先析出が起る” のどちらかの機構によるものであろうと考察しているが、本研究の結果では、むしろ Cr, Mo, V, Zr および Mn などの添加元素については、溶体化処

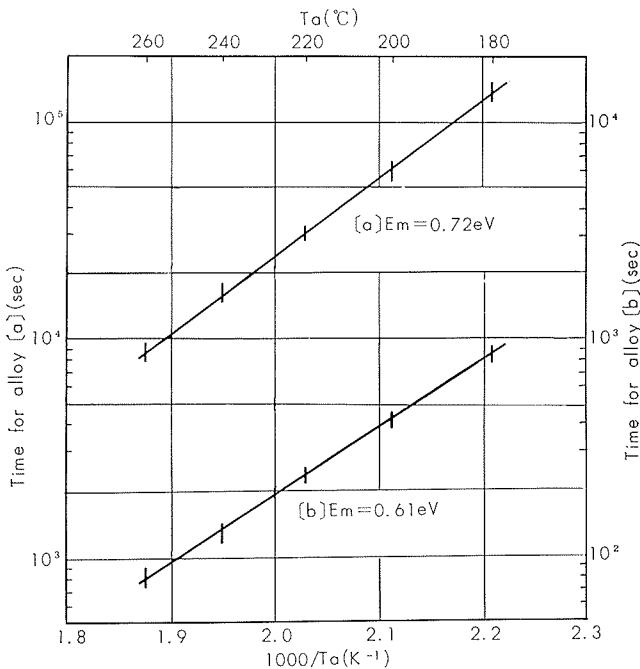
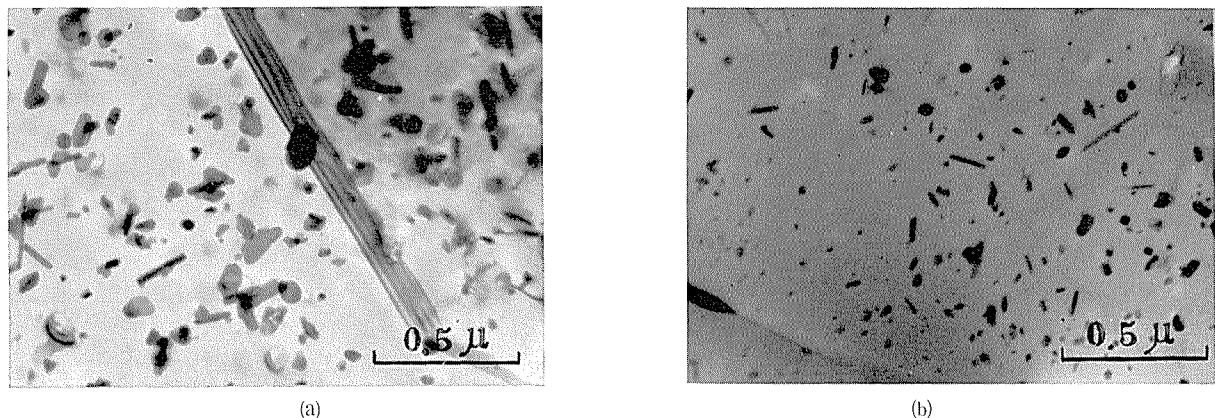
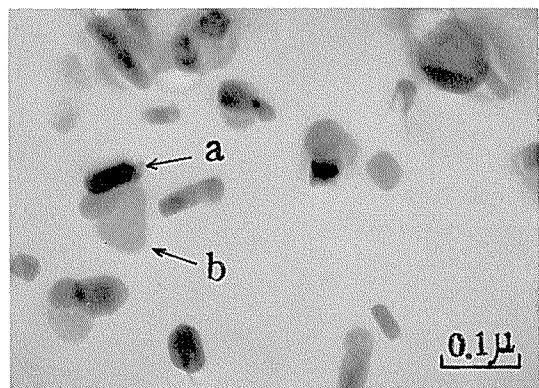


Fig. 12 Semilogarithmic plot of the time required for a fixed decrement of resistivity ( $\Delta\rho = -0.15 \mu\Omega\cdot\text{cm}$ ) versus the reciprocal of the absolute aging temperature for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg [a] and Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg-0.1 at% Cr [b] alloys direct-aged from 465°C.

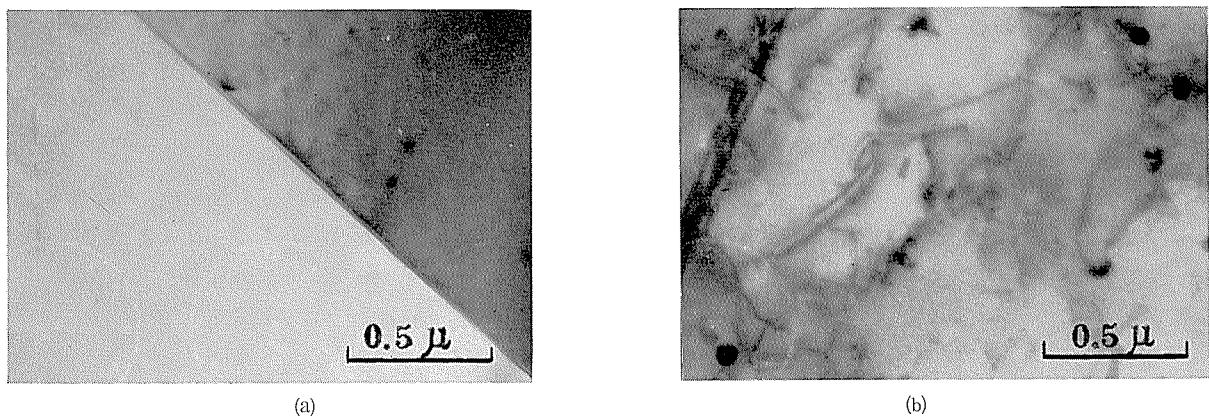
理温度すでに析出しているこれら諸元素からなる金属間化合物(以下不溶性化合物と呼称する)が平衡相Mの析出を促進したものと考える。つぎにその理由を述べる。Photo. 1 に代表例として、Cr 0.1at% および Mo 0.1at% 添加材の組織を示す。両者とも粒内に多数の平衡相Mが析出しておらず、これらの析出物はマトリックスにコヒーレントではなく、ほとんど硬化に寄与しないことは明らかである。これらの組織をまじえこしくわしく観察してみると、平衡相M以外にも溶体化処理温度すでに析出している Cr 系あるいは Mo 系の不溶性化合物(これらの化合物が焼入状態すでに認められることは前報<sup>10)</sup>に示した)が共存しているようである。そこで、不溶性化合物と平衡相析出の関係を一層明らかにするために、Photo. 2 に Cr 0.1at% 添加材を 465°C の溶体化処理温度から直接 200°C の時効温度に投入し 3000sec 保持した組織を示す。かなりの平衡相 M(記号 a) が 0.05~1μ 程度の Cr 系不溶性化合物(記号 b) に隣接して析出しているのが認められる。さらに、このような不溶性化合物が平衡相Mの析出を助長するか否かを確認するために、いったんできるだけ高温で予備処理した試料の組織観察を行なったところ、Photo. 3 に示すとく Cr 添加材ではほとんど均一固溶状態になったにもかかわらず、Mo 添加材の方はまだ Mo 系の不溶性化合物がかなり多くの転位とともに残存し、しかもこの状態では Fig. 8 の電気抵抗測定結果からも明らかにごとく、Cr 添加の影響はほとんどなくなったにもかかわらず、Mo の方はまだかなりの焼入感受性を増す効果、すなわち徐冷中に



**Photo. 1** Thin foil electron micrographs of Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Cr alloy (a) and Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Mo alloy (b) furnace-cooled at the rate of 15°C/min from 465°C.



**Photo. 2** Thin foil electron micrograph of Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Cr alloy direct-aged 3000 sec at 200°C form 465°C. Note two kinds of precipitates, M(MgZn<sub>2</sub>) phases (a) and the insoluble Cr-rich compounds (b).



**Photo. 3** (a) Thin foil electron micrograph of Al-2.5 at%Zn-2 at%Mg-0.1at%Cr alloy water-quenched from 465°C after pre-treatment at 555°C for 24h.  
 (b) Thin foil electron micrograph of Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Mo alloy water-quenched from 465°C after pre-treatment at 555°C for 24h.  
 Note the insoluble Mo-rich compounds and dislocations.

平衡相Mの析出を促進する効果を有している。以上のごとく大きさ $0.01\sim0.1\mu$ のCr系あるいはMo系の不溶性化合物が存在する場合、これら化合物とマトリックス間の界面(misfit surface)は結晶粒界あるいは亜粒界と同様、溶質原子の優先析出場として作用する。したがって、不溶性化合物が微細に数多く存在する方がmisfit surfaceも多くなり析出しやすくなるので、Mnのごとくかなりの結晶粒微細化の効果を有しているが、その不溶性化合物が $0.1\sim1\mu$ と比較的大きくその分布密度が少ない場合は溶質原子の優先析出場が少なくなり、その結果焼入感受性におよぼす影響もCrあるいはMoなどにくらべて少なくなるものと思われる。同様に、Fe, Co, Niなども結晶粒微細化には効果的だが、いずれも固溶限が少なくほとんどが鋳造時に共晶化合物として大きくまばらに分布するために焼入感受性におよぼす効果が一層少なくなる。ただ、Photo. 4に示したZr添加材のごとく $1\mu$ 前後的小傾角粒が形成される場合には粒界の影響もかなり存在するものと思われる。なお、これらmisfit surfaceでは溶質原子が短回路拡散をなすので、Fig. 12からも明らかなごとく、Cr添加合金では平衡相Mの析出と成長を含めた見かけの活性化エネルギーは純3元合金に比較して小さな値を示し

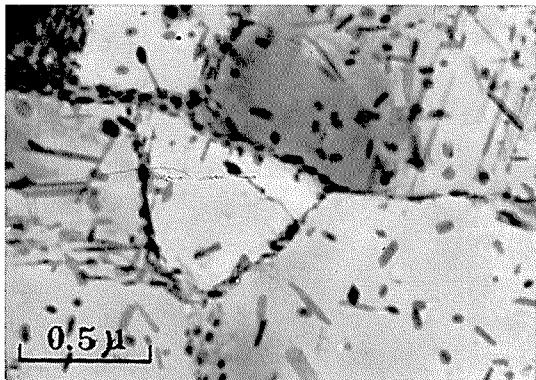
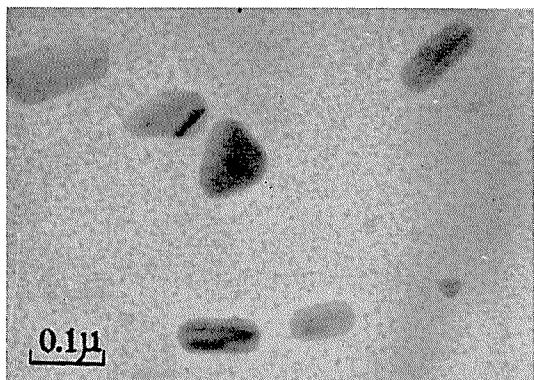


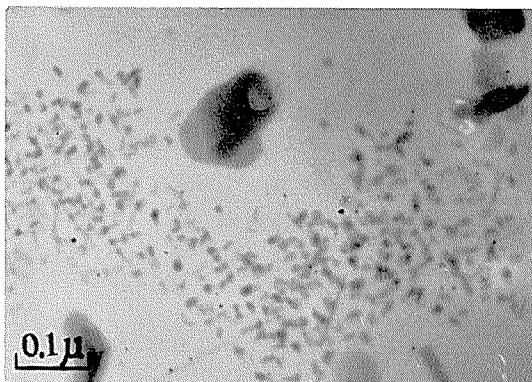
Photo. 4 Thin foil electron micrograph of Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Zr alloy direct-aged 3000 sec at 200°C from 465°C.



(a) 465°C W.Q.→120°C×48h

ている。そして、Cr添加により平衡相析出を助長された組織はその後の時効硬化に対する寄与が減少している。このことは0.1at%Cr添加試料のPhoto. 5(a)と(b)を比較することからも明らかである。465°Cから水焼入れ後120°Cで時効した試料にはCr系の不溶性化合物以外に非常に微細な析出物が均一に分散しているのにくらべ、一方200°Cで直接時効しその後120°Cで時効した試料ではごくわずかしか均一析出が起っていない。

さて、Cd, Be, AgおよびCuなどZnおよびMg原子のG.P. zoneと直接相互作用を持つ一連の添加元素もAl-Zn-Mg合金の焼入感受性を増すが、この効果はCr, MoあるいはZrなどにくらべると少なく、溶体化処理前の予備処理の影響もほとんど受けない。また、これらの添加元素はいずれも溶質原子ZnおよびMgの析出をかなり促進するが、むしろ200°C前後の時効温度では析出物を微細化し硬化に寄与する。Cd 0.05at% 添加材を代表例として、Photo. 6に465°Cから直接200°Cで3000sec時効した後の組織を純3元合金と比較して示す。純3元合金では粒界あるいは転位などの格子欠陥にのみ析出しているのが観察されるが、Cd添加材は粒内にも全面に均一な析出物が観察される。この場合、Cd系の不溶性化合物も認められないところから、Cd-空孔対あるいはCd原子のclusterが析出の核作用をなすものと考える。一般に、Cd原子は空孔との結合エネルギーが大きいと考えられており<sup>12)</sup>、そのためかCd添加によりZnとMgのG.P. zoneの形成が遅れるのがFig. 10からも明らかである。とくに200°Cで30~300sec保持した際にこの傾向が顕著であるが、これは465°Cで形成された空孔の大部分が200°CではCd原子と結合し、Cdのclusteringにのみ費されるからであろう。そして200°Cでの保持時間がさらに長くなるとCd-空孔対あるいはCd clusterを核となしZnとMgの溶質原子の析出が起るものと考える。室温における固溶限が小さく比較的clusterをつくりやすいと思われるAg, BeおよびCuなどの影響についてもCdと同様な機構が考えられるが、Cuについては固溶量が多い場合マトリッ



(b) 465°C→200°C×3000sec W.Q.→120°C×48h

Photo. 5 Influence of the direct-aging at 200°C for 3000sec on the electron microstructures of Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Cr alloys.

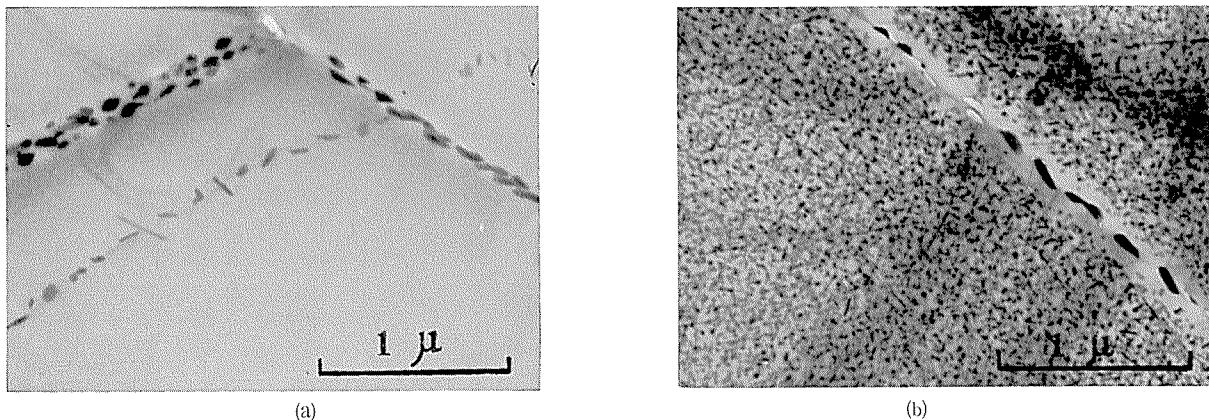


Photo. 6 Thin foil electron micrographs of Al-2.5at%Zn-2at%Mg alloy (a) and Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.05at% Cd alloy (b) direct-aged 3000 sec at 200°C from 465°C.

クス中の Zn および Mg の固溶度を低下し析出を促進する組成的効果も考えられる。最後に、Si, Ge および Sn について、これら諸元素が Mg 原子とのみ結合力が強く  $Mg_2Si$ ,  $Mg_2Ge$ ,  $Mg_2Sn$  などの形で存在する可能性が大きく、Al-Zn-Mg 系合金の最大の硬化素である  $MgZn_2$  の量が減少するために、比較的この系合金の焼入感受性におよぼす影響が少ないものと思われる。

## 5. 結 言

Al-2.5at%Zn-2at%Mg 合金の焼入感受性におよぼす 22 種の微量元素添加の影響を調査し、それぞれの機構を明らかにするために析出の核形成についても考察を加えた。その結果、

(1) Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性すなわち焼入速度低下に伴う強度の損失は 0.03~0.05at% 以上の Cr 添加により著しく増大する。Mo, V および Zr の影響がこれに続き、Mn も添加量が 0.3~0.5at% 以上になるとこれら 4 種の添加元素と同様な効果を持つ。

(2) この効果は、溶質原子が徐冷中にマトリックスにコーピーレントでない形で析出し、その後の時効硬化に寄与しないことによることが電子顕微鏡透過観察および電気抵抗測定結果から確認された。

(3) これらの析出物  $M(MgZn_2)$  は結晶粒界および亜粒界にも析出しているが、大部分が上記添加元素からなる約  $0.1\mu$  あるいはそれ以下の微細な不溶性化合物とマトリックスの界面 (misfit surface) に優先析出している。

(4) Cd, Ag, Be および Cu なども Al-Zn-Mg 合金の焼入感受性をかなり増大する。この理由として、Cu 添加量が多いと Zn と Mg の固溶限が減少し平衡相が析出しやすくなることも考えられるが、一方これら諸元素がいずれも Zn と Mg の G.P. zone あるいは中間相などと相互作用を持つことを考慮すれば、より高温で発生するこれら原子の cluster が Zn および Mg 原子の析出に対して核作用的な働きをなすからであると考える。

(5) 他の添加元素は、結晶粒微細化に効果的なものもあ

るが不溶性化合物による効果が少なく、また cluster による核作用もないため焼入感受性におよぼす影響はわずかしか認められない。

## 文 献

- 1) B.M. Loring, W.H. Baer and G.M. Carlton : Trans. AIME, **175** (1948), 401
- 2) W.L. Fink and L.A. Willey : Trans. AIME, **175** (1948), 414
- 3) E.H. Dix : Trans. ASM, **42** (1950), 1057
- 4) 河内：扶桑金属, **2** (1950), 33
- 5) I.R. Harris and P.C. Varley : J. Inst. Metals, **82** (1953~54), 379
- 6) A.J. Bryant : J. Inst. Metals, **90** (1961~62), 406
- 7) T. Williams : J. Inst. Metals, **91** (1962~63), 324
- 8) A.J. Bryant : J. Inst. Metals, **94** (1966), 94
- 9) Y. Baba : Trans. JIM, **7** (1966), 224
- 10) 馬場義雄：本誌, **8** (1967), 158
- 11) 馬場義雄：本誌, **8** (1967), 223
- 12) 太田, 橋本：日本金属学会誌, **29** (1965), 93

R96

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 9 No. 1 January 1968

---

## 蒸気原動機の復水器管に関する腐食防食の問題点について

大 津 武 通

住友軽金属工業株式会社

# 蒸気原動機の復水器管に関する腐食防食の問題点について\*

大津武通\*\*

## 1. 緒 言

本邦における火力発電事業および造船業のめざましい発達は、世界的驚異のまととなっている。火力発電と船舶、特に大型船舶においては蒸気原動機にその性能を依存している。一例として火力発電用蒸気タービンの単機出力の変遷を図1に示し、その蒸気温度と圧力を図2に示すが、いずれも飛躍的発展がうかがわれる。蒸気原動機のかかる進歩には機器の素材たる金属材料の発達によるところが大である。蒸気原動機に付属する復水器も蒸気原動機の性能を左右するものであり、その構成材料である復水器管の性能と信頼性が原動機性能に欠くべからざるものとなっている。

復水器管は耐食性と伝熱性とにすぐれた銅合金管が使用されているが、蒸気原動機の性能向上につれてよりすぐれた耐食合金管が使われてきている。しかし蒸気原動機の発達に伴う負荷面の苛酷化と使用環境としての冷却水側の諸条件の苛酷化により、現実には各種の腐食問題をかかえてきており、そのいくつかは新耐食合金管の使用や設計、運転条件の改良で解決してきたが、まだ解決をみていない問題やあらたな問題等が発生してきたりしている。著者は復水器管の製造メーカーとして多年にわたり復水器管の信

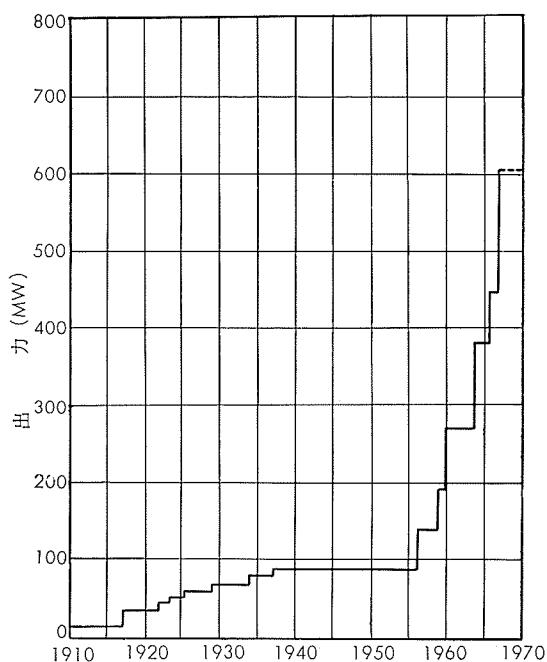


図1 日本事業用発電設備の単機出力の変遷

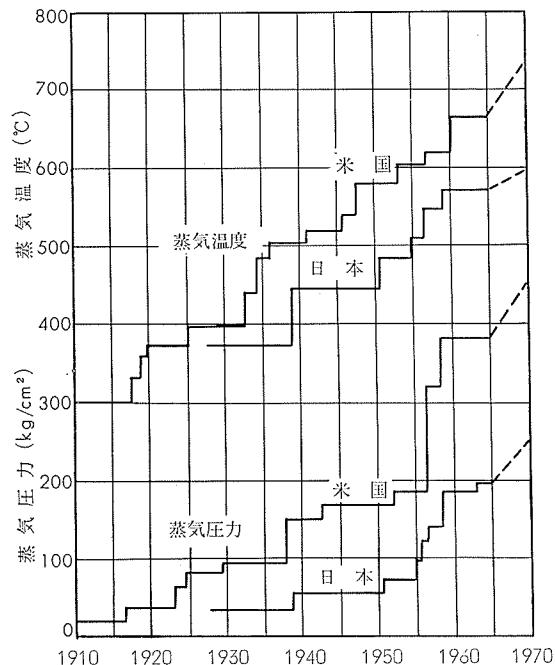


図2 米国および日本における発電用蒸気タービンの蒸気温度と圧力の変遷

頼性向上とよりよき復水器管の開発に努力してきており、復水器管に関する腐食、防食上の諸問題を身近に経験しているので以下にまとめてみる。

## 2. 復水器管の種類と使用状況

復水器管はまず第一に伝熱性能がすぐれており、第二に管内面に冷却媒（多くは海水）を通すので耐食性が重要である。従って銅合金以外には適当なものがない。表1は本邦、米、英、ドイツの復水器管の工業規格合金を示したが、純銅、Cu-Zn系合金（丹銅と黄銅）、Cu-Ni系合金（白銅、キュプロニッケル）、Cu-Al系合金（アルミニウム青銅）等14種類が規格化されている。これらの合金は特性を異にしており、使用条件、使用環境により適宜選択使用されている。米国の例は表2のごとく、多くの管材が使われているが、54～68%はアドミラルティー黄銅がしめ、次いでアルミニウム黄銅が使用されている。アルミニウムとステンレス鋼は淡水に使用されている。欧州は米国と同じく、冷却水の過半は河川、湖沼等の淡水であり、アドミラルティー黄銅が主であり、一部の海水冷却水にはアルミニウム黄銅か白銅が使用されている。島国である英国や本邦では海水が主たる冷却水であり、アルミニウム黄銅が使用されている。船舶、艦艇も海水環境が主であり、アルミニ

\*防食技術、16 (1967),335 に一部発表

\*\*研究部 工学博士

表1 世界各国復水器用銅合金管工業規格

通称	公称成分								JIS	ASTM, B111 (66)	BS 376 (63)	DIN 1785 (56)
	Cu	Zn	Sn	Al	Ni	As	P	Fe				
脱酸銅管	99.9	—	—	—	—	—	0.02	—	(DCuT)	Copper	C 106	SD-Cu
ヒ素銅管	99.6	—	—	—	—	0.30	0.02	—	—	Arsenical Copper	C 107	SB-Cu
丹銅管	85	15	—	—	—	—	—	—	(RBsT3)	Red Brass	—	—
七・三黄銅管	71	R	—	—	—	(0.04)	—	—	(BsT 1)	—	CZ 105	K-Ms 72
65:35黄銅管	64	R	—	—	—	—	—	—	(BsT 2)	—	—	K-Ms 63
四・六黄銅管	61	R	—	—	—	—	—	—	(BsT 3)	Muntz Metal	—	—
アドミラルティー黄銅管	71	R	1.1	—	—	0.04	—	—	BsTF 1	Admiralty Metal	CZ 111	SoMs 71
アルミニウム黄銅管	77	R	—	2.0	—	0.04	—	—	BsTF 2~4	Aluminum Brass	CZ 110	SoMs 76
5%白銅管	R	—	—	—	5.5	—	—	0.6	—	95-5 Copper Nickel	—	—
10%白銅管	R	—	—	—	10	—	—	1.2	CNTF 1	90-10 Copper Nickel	CN 102	CuNi 10 Fe
20%白銅管	R	—	—	—	20	—	—	0.7	CNTF 2	80-20 Copper Nickel	—	CuNi 20 Fe
30%白銅管	R	—	—	—	30	—	—	0.6	CNTF 3	70-30 Copper Nickel	CN 107	CuNi 30 Fe
40%白銅管	R	—	—	—	41	—	—	2.0	—	60-40 Copper Nickel	—	—
アルミニウム青銅管	R	—	—	5.5	—	0.3	—	—	—	Aluminum Bronze	CA 102	AIBz 5

表2 米国中央火力発電所復水器管統計

	1946~1949		1956~1959		1960~1963	
	復水器数	比率(%)	復水器数	比率(%)	復水器数	比率(%)
脱酸銅	0	0	3	0.6	0	0
ヒ素銅	79	20.2	27	5.7	9	4.0
丹銅	2	0.5	0	0	0	0
黄銅	1	0.3	6	1.3	7	3.1
アドミラルティー黄銅	(185)		(182)		(80)	
ク(ヒ素入り)	(9)		(98)		(40)	
ク(アンチモン入り)	(3)		(7)		—	
ク(リン入り)	(16)		(37)		(7)	
(小計)	213	54.4	324	67.9	127	56.2
アルミニウム黄銅	(56)		(65)		(43)	
ヨーカルブロ(英國製品)	(0)		(3)		(2)	
(小計)	56	14.3	68	14.3	45	20.0
アルミニウム青銅	3	0.8	3	0.6	2	0.9
キュプロニッケル	4	1.0	28	5.9	13	5.8
アルミニウム	3	0.8	11	2.3	4	1.8
不銹鋼	0	0	1	0.2	6	2.6
アルミニウムと黄銅(併用)	0	0	4	0.8	0	0
キュプロニッケルとアドミラルティー(併用)	0	0	2	0.4	1	0.4
キュプロニッケルとモネル(併用)	0	0	0	0	1	0.4
不銹鋼とアルミニウム黄銅(併用)	0	0	0	0	3	1.3
不銹鋼とアドミラルティー(併用)	0	0	0	0	8	3.5
総計	361	100.0	477	100.0	226	100.0

ウム黄銅や白銅が使用されている。

本邦における事業用火力発電設備に使用されている復水器管は著者らの属する住友軽金属工業(株)が明治42年に初めて継目無黄銅管の国産化に成功して以来、一部の輸入管を除き国産品が使用されており、当社の記録より調べると表3のごとくなっている。大正年間より昭和初期まではアドミラルティー黄銅(JIS規格、BsTF-1)が主となっているが、昭和7年、住友においてアドミラルティー黄銅にかわる耐食性のすぐれたアルミニウム黄銅管、アルブラック(JIS規格、BsTF-2)の発明をみてから遂次アルブラックになってきており、近年は過半を占め、耐食性において劣るアドミラルティー黄銅は使用されなくなっている。なお後述のごとく、最近の特殊な腐食問題解決のため、30%キュプロニッケル(JIS規格、CNTF-3)や著者たちの発明によるAPブロンズ、ニッケルメッキ管等が使用されだしている。このような復水器管の選択使用は主として腐食環境による防食対策の観点からなされている。なお、表4

は以上の調査から判明した復水器と復水器管の変遷を示したものであり、1ユニット当たりの出力の増大が著しく、1基当たりの復水器管数も1万本を越え、出力1MWあたりでも冷却面積の減少が著しく、負荷の変化がうかがわれ、さらに管の単重も増し、管長も18mを越えている。復水器はこのような長い、かつ多数の管を使用しているが、この管のわずかな針先ほどの腐食孔が蒸気原動機の停止、修理を必要とせしめるので、復水器管の性能向上と信頼度の向上は永遠の課題となっている。

### 3. 復水器管の腐食事故の変遷

蒸気原動機の歴史は長く、復水器管の腐食問題も古くから知られている。特にボイラの高温高圧化はボイラ給水の純度によっているので、復水器管の漏洩による復水側への冷却水混入が極度に制限されるにつれて問題となり、1910年代より本格的な研究がみられた。

表3 大正元年より現在までに日本事業用火力発電所に設備された復水器管統計

期間 管材	大正元~10年	大正11~15年	昭和元~5年	昭和6~10年	昭和11~15年	昭和16~20年	昭和21~25年	昭和26~30年	昭和31~35年	昭和36~40年	総計
アドミラルティー黄銅 (BsTF-1)	32,438 (100.0)	75,186 (83.5)	128,505 (94.3)	59,205 (42.2)	144,483 (49.3)			9,612 (5.0)			449,429 (18.3)
マンツメタル		11,962 (13.2)	2,680 (2.0)								14,642 (0.6)
ネーバル黄銅		3,043 (3.3)	5,000 (3.7)	10,300 (7.4)							18,343 (0.7)
アルミニウム黄銅 (輸入)								12,707 (6.7)	40,482 (8.1)	67,440 (6.8)	120,629 (4.9)
アルミニウム黄銅 (国产)				6,570 (4.7)				20,091 (10.5)	55,416 (11.0)	198,562 (20.1)	280,639 (11.5)
アルブラック (BsTF-2)		[5,720]	[20,926]	64,080 (45.7)	147,893 (50.7)	53,610 (100.0)	26,392 (100.0)	147,744 (77.8)	406,002 (80.9)	656,548 (66.2)	1,502,219 (61.2)
30%キュプロニッケル (CNTF-3)										4,792 (0.5)	4,792 (0.2)
APブロンズ										57,820 (5.8)	57,820 (2.3)
Niメッキ管										6,282 (0.6)	6,282 (0.3)
合計	32,438 (100.0)	90,191 (100.0)	136,185 (100.0)	140,105 (100.0)	292,376 (100.0)	53,610 (100.0)	26,392 (100.0)	190,154 (100.0)	501,900 (100.0)	991,444 (100.0)	2,454,795 (100.0)

註 [ ] 内は後日換装部分、( ) 内は百分比

表4 日本事業用火力発電所の復水器および復水器管の変遷

	大正元年より10年まで	大正15年まで	昭和5年まで	昭和10年まで	昭和15年まで	昭和20年まで	昭和25年まで	昭和30年まで	昭和35年まで	昭和40年まで	総計
設備出力 MW	89	293	451	603	1,195	248	104	1,175	5,064	13,487	22,709
発電設備数	11	20	30	27	42	10	3	22	48	78	291
発電設備 1基 当たり (平均)	出力 (MW)	8	15	15	22	28	28	35	53	106	173
	復水器管数	2,950	4,510	4,540	5,190	6,960	5,360	8,800	8,640	10,450	12,710
出力 1MW 当たり (平均)	冷却面積 (m <sup>2</sup> )	165	140	135	115	110	110	100	90	70	54
	復水器管重量 (kg)	1,600	1,500	1,400	1,100	900	880	910	700	600	603
	復水器管本数	370	310	290	240	215	215	250	155	100	56
復水器管1本当たり重量 kg/1本		4.5	4.9	4.9	4.6	4.2	4.1	3.6	4.5	6.1	8.4

### 3・1 初期の外国の状況

英国において非鉄金属学会に復水器管腐食委員会が設けられ、1911年に第1回の報告<sup>1)</sup>がみられるが、表5はその調査の一例であり、当時の分類で Pitting (孔食) と脱亜鉛腐食が主体となり、均一腐食が次いでいる。耐用寿命も20年以下が主であり、10年以下もかなり多い。米国においても復水器管腐食問題が、米国機械学会で取りあげられた。表6は1929年の調査<sup>2)</sup>であり、新たにエロージョンが問題として顔をだしてきた。第一次世界大戦中、英國海軍艦艇の多くが復水器管の漏洩事故のため、海戦中に航行の自由をうばわれたり、ドック入りをしなければならない等、海戦の死命を復水器管の腐食に制された苦い経験から復水器管腐食問題を真剣にとりあげた。英國海軍の漏洩状況<sup>3)</sup>は図3のごとく、12年間にわたり、決定的解決が得られてない。その漏洩原因は表7のごとく各種に及んでいるが、管端におけるエロージョン (漏洩, Inlet Attack) と局部穿孔等であって現在と特にかわってはいない。

### 3・2 日本学術振興会第5委員会の調査

本邦においても復水器管腐食問題は海軍とか、管製造業者の住友において大正初期より調べられていた。たまたま日本学術振興会第5委員会第4分科会が復水器の腐食実体をつかむべく、台湾、満州、朝鮮を含む83事業体、132復水器について広範な調査を行ない、昭和10年に詳細な報告<sup>4)</sup>を出している。その内容より表示すると表8のごとくなる。復水器管材は七・三黄銅とアドミラルティー黄銅

(BsTF-1) が主として使用され、発明直後のアルブラック (BsTF-2) はまだ普及していない。腐食問題解決のためと考えられるが、現今では使用されていない黄銅のメッキ管や青銅類が一部に使用されている。表8(2)によると腐食原因として8種類が記されており、入口部潰食 (Inlet Attack), 針状腐食 (Pitting) と脱亜鉛腐食が多い。表8(3)に腐食問題の大なる復水器の取替え状況を示したが、脱亜鉛腐食によるものが6年~14年で取替えており、潰食によるものは10ヵ月~5年で取替えている。従つて当時においても潰食が大きな問題であったことを示すとともに、必然的にアルブラック等の耐潰食性の大なる管材にかわってゆく傾向がみられる。表8(4)によると漏洩比率は潰食と脱亜鉛腐食が激しいと全数取替えが行なわれているためか大であり、かなりの復水器管が激しい腐食に悩まされており、腐食の経験のないものが、わずか1/4程度に過ぎなく、腐食防食上の大なる問題であったことがわかる。このような広範な調査により腐食防食問題の実態を明らかにした第4分科会の努力はわれわれの範とすべきことと考える。

### 3・3 近年の腐食状況

昭和28年、著者らは全国9電力会社、101復水器について調査し表9の状況を知った。当時はアドミラルティー黄銅 (BsTF-1) が半数を占め、漏洩比率も19%と高く、昭和7年以降使用されたアルブラック (BsTF-2) は40%を占め、漏洩比率も0.3%とすぐれた成績を示している

表5 英国における復水器管の腐食事故統計 (1913, 英国非鉄金属協会腐食委員会)

対象	調査会社数	腐食原因別件数			耐用寿命		
		脱亜鉛腐食	Thinning	Pitting	10年以下	20年以下	20年以上
船会社	15	11	6	14	2	8	2
製紙会社	1	1	—	1	1	—	—
紡紡会社	1	—	—	1	1	—	—
製粉会社	1	1	—	1	1	—	—
発電所	2	2	1	1	1	1	—

表6 米国火力発電8社 16復水器における漏洩原因 (1929)<sup>2)</sup>

エロージョン	25.0%
他の侵食形態とエロージョンの結合	37.5
その他の腐食	37.5

表7 英国海軍における復水器管腐食事故原因統計<sup>3)</sup>

1920		1926~27	
General Corrosion	29.8%	General Corrosion	19.7%
冷却水入口端の腐食破壊	18.0	管端におけるエロージョン	29.4
局部Pittingで穿孔	14.8	局部穿孔	19.8
異物充塞で穿孔	14.8	其他各種	31.1
蒸気衝撃で穿孔	5.4		
管端の潰れ	5.4		
割れ	10.8		
冷却水の汚染による穿孔	1.0		

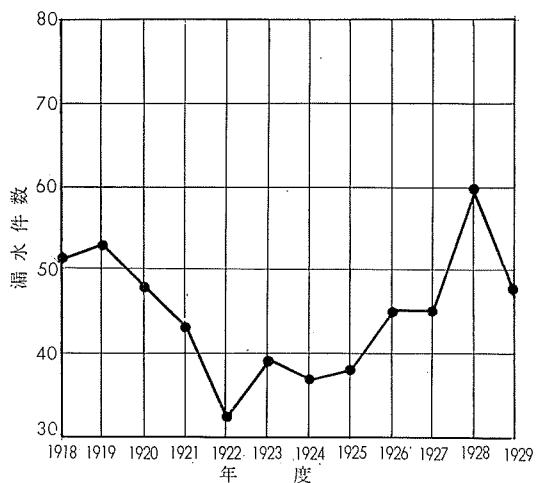


図3 英国海軍における復水器管漏水事故統計

表8 日本における復水器管腐食状況調査

(学振第5小委員会第4分科会 昭和10年)

調査対象 83事業体 132復水器 (台湾, 满州, 朝鮮を含む)

## (1) 使用復水器管材質

材	質	復水器数	比率(%)
黄	銅	24	19.8
7 0 : 3 0	黄銅	24	19.8
6 0 : 4 0	黄銅	2	1.7
ネーバル	黄銅	2	1.7
アドミラルティー	黄銅 (BsTF-1)	45	37.2
アルミニウム	ブラス	1	0.8
アルブラック	(BsTF-2)	3	2.5
Zn メッキ	黄銅	2	1.7
Sn メッキ	黄銅	2	1.7
リン青	銅	3	2.5
K S 青	銅	1	0.8
キュプロニッケル		2	1.7
K M C メタル		2	1.7
銅		1	0.8
不	明	7	5.8

## (2) 復水器の腐食状況と腐食原因

腐食原因	復水器数	比率(%)
全般的腐食 (馬蹄形がみられる)	8	6.6
入口部腐食 (Inlet Attack)	26	21.5
層状脱亜鉛腐食	8	6.6
栓状脱亜鉛腐食	18	14.9
針状腐食	25	20.7
応力腐食割れ	2	1.7
腐食疲労割れ	2	1.7
外面腐食	2	1.7
腐食なし	30	24.8

## (3) 腐食問題の大なる復水器の取替状況

腐食原因	管材質	復水器管数		取替期間	取替管
		設備本数	取替本数		
脱亜鉛腐食	不明	967	967	1~4年	—
脱亜鉛腐食	アドミラルティー黄銅	3,145	3,145	7年	—
脱亜鉛腐食	アドミラルティー黄銅	3,145	3,145	1~0年	—
脱亜鉛腐食	黄銅	963	963	不明	—
脱亜鉛腐食 及び漬食	7 0 : 3 0 黄銅	6,100	6,100	6年	アルブラック
脱亜鉛腐食 及び漬食	不明	1,381	2,497	27年間, 2回	—
脱亜鉛腐食 及び割れ	不明	720	720	1~4年	—
漬食	アドミラルティー黄銅	9,710	9,710	2年	アルブラック
漬食	アドミラルティー黄銅	3,830	3,830	1年	インサート挿入
漬食	アドミラルティー黄銅	2,400	4,800	7年間, 2回	—
漬食	アドミラルティー黄銅 及び銅メッキ	2,670	8,000	10年間, 3回	—
漬食	黄銅	1,300	1,300	3年	—
漬食	不明	3,102	2,500	1~0ヵ月	—
漬食	アドミラルティー黄銅	1,815	1,800	3年6ヵ月	アルブラック
漬食	アドミラルティー黄銅	5,720	4,700	4年8ヵ月	—
漬食	7 0 : 3 0 黄銅	5,275	5,275	不明	—

## (4) 腐食問題の生じている復水器における腐食比率

腐食要因		復水器数	設備本数	漏洩本数	比率(%)
潰食及びインレットアタック	腐食大	10	41,922	48,015	114.5
	腐食小	35	102,880	3,075	3.0
	合計	(45)	(144,802)	(51,090)	(35.3)
脱亜鉛腐食	腐食大	6	10,321	11,437	110.8
	腐食小	18	62,104	3,894	6.3
	合計	(24)	(72,425)	(15,331)	(21.2)
割れ		4	16,044	26	0.2
腐食の明確なものの総計		(73)	(233,271)	(66,447)	(28.5)
腐食しているが、腐食本数不明		11	28,210	—	—
腐食の全くないもの		29	118,096	—	—
総合計		113	379,577	66,447	—

(健全復水器比率 : 25.7%)  
 健全復水器の復水器管比率 : 31.1%)

表9 日本事業火力発電所復水器管の漏洩概況(昭和28年)

材質	復水器数	復水器管数	漏洩管数	漏洩割合(%)
黄銅	1	1,305	12	0.9
四・六黄銅	1	8,112	400	4.9
ネーバル黄銅	2	8,343	1,886	22.6
アルミプラス(国産)	2	11,600	57	0.5
K. M. C.	1	5,000	89	1.8
アドミラルティー黄銅(BsTF-1)	54	331,841	63,830	19.2
アルブラック(BsTF-2)	40	255,903	805	0.3

さきに復水器管の腐食環境として冷却水の性状が問題となってきたことを述べたが、火力発電技術協会が取りあげ、昭和37年、全国、158発電所について冷却水に関する広範な調査<sup>6)</sup>を行なった。表12にまとめると、海水は事業用発電所の約90%に、自家用の50%に使用されており、平均出力が事業用において大きいことと共に、事業用に比較的高級材料が使用されている。復水器管はアドミラルティー黄銅(BsTF-1)が13%、アルブラック(BsTF-2)が46%となり、8種類の合金管が使われ、特に事業用火力では高級な白銅(キュプロニッケル、CNTF-1, -3)との併

用がある等、選択にはかなり注意が払われている。冷却水質別にまとめると下表のごとく淡水ではアドミラルティー黄銅が25%，アルブラック等アルミニウム黄銅系合金が43%となっており、腐食条件の厳しい海水ではアドミラルティー黄銅が12%と減少し、アルミニウム黄銅が79%と増加しており、さらに海水ではキュプロニッケルが使用される等、水質による管材の選択状況がわかる。表12(2)に復水器の腐食、防食に關係する要因のいくつかの統計を示す。冷却水の管内流速は潰食と関係し、古くより腐食要因の第一に取りあげられている。実状はかなり広範にことなり、最大2.8m/secから0.3m/secにおよび、事業用火力発電所では、ほぼ1.8~2.1m/secという標準流速が採られている。自家用復水器では、伝熱性能に余裕を持たせているためか、かなり低目である。次に防食方式は、外部電源方式が事業用復水器の40%に、自家用復水器の6%に採用されている。淡水系で12%，海水系で28%となり、さらに普及が望まれる。流電陽極防食装置は事業用復水器で55%，自家用復水器で66%に装備されており、海水系では70%の普及がみられる。水中生物が復水器管の腐食と伝熱性能低下に大きく影響していることが知られている。従って水中生

表10 昭和22~37年間における事業用火力発電所復水器管の腐食漏洩及び取替概況  
(昭和37年度火力部長会議資料による)

復水器管材質及び腐食環境	復水器数	設備本数	取替又は盲栓本数	事故比率(%)	
(1) 清浄冷却水					
アルブラック	貝の充塞以外には問題のない復水器 潰食の激しい復水器 古いアドミラルティー黄銅をアルブラックに取替	25 4 7	245,295 49,343 65,970	64 6,199 (65,970)	0.026 12.6 (100)
	総計	(36)	(360,608)	(6,263)	1.7
	アルミニウム黄銅(輸入)	4	35,202	13,945	39.6
	アルミニウム黄銅(国産)	8	71,064	3,743	4.9
(2) 汚染河海水 アルブラック	4	45,684	16,399	35.9	
合計	52	516,558	(65,970) 40,350	7.7	

表11 (1) 九州電力(株)火力発電所、復水器管取替及び漏洩状況(火力発電 No. 102)

所機名	出力(MW)	運転年月	運転時間h※	稼働率%	漏洩回数※	取替本数※	設備本数	取替率(%)	管材質
刈田 P. S. 1T	75	31-3	20,094	76.5	2	1,131	9,234	12.25	輸入 Al-Bs
刈田 P. S. 2T	156	34-6	22,653	86.2	18	104	12,850	0.81	BsTF-3
刈田 P. S. 3T	156	34-11	22,502	85.6	8	0	12,850	0	BsTF-3
築上 P. S. 1T	35	22-3	9,674	36.8	3	1,183	10,068	11.75	BsTF-2
築上 P. S. 2T	55	29-3	9,730	37.0	6	778	9,080	8.56	BsTF-2
築上 P. S. 3T	55	29-10	11,979	45.6	45	2,455	9,080	27.05	BsTF-3
新港 P. S. 1T	156	35-9	22,202	84.5	14	788	15,540	5.07	BsTF-2
相浦 P. S. 1T	30	15-2	4,655	17.7	0	0	6,380	0	BsTF-1
相浦 P. S. 2T	30	15-5	4,669	17.8	0	0	6,380	0	BsTF-1
相浦 P. S. 3T	55	29-3	16,584	63.1	0	0	9,080	0	BsTF-2
相浦 P. S. 4T	55	29-8	14,684	55.9	0	0	9,080	0	BsTF-2
大村 P. S. 1T	66	32-10	21,731	82.7	7	4,135	8,500	48.65	BsTF-3
新小倉 P. S. 1T	156	36-10	19,165	97.1	0	0	13,950	0	BsTF-2
新小倉 P. S. 2T	156	37-11	9,718	95.1	0	0	13,950	0	BsTF-3

(2) 管材質別取替漏洩状況

復水器管材質名称	復水器数	漏洩回数※	取替本数※	設備本数	取替率(%)
輸入アルミニウム黄銅	1	2(2)	1,131	9,234	12.3
アドミラルティイ黄銅(BsTF-1)	2	0(0)	0	12,760	
アルブラック(BsTF-2)	6	23(23)	2,749	66,798	4.1
アルミニウムブ拉斯(BsTF-3)	5	78(92)	6,694	57,230	11.7
(合計)	14	103(117)	10,574	146,022	7.2

註※：昭和36年度、37年度、38年度の実積 ( ) 下表；漏洩本数

表12 (1) 火力発電所復水器の冷却水質の調査(火力発電技術協会) 火力発電 No. 120, 121 (1966)

(1) 復水器管の材質別統計

冷却水の水質区分	事業用火力発電所			自家用火力発電所			総計
	淡水	海水	小計	淡水	海水	小計	
発電所数	8	61	69	43	46	89	158
復水器数	25	187	212	74	107	181	393
平均出力(KW)	72,000	82,000		4,800	10,200		
アドミラルティイ黄銅 BsTF-1	4	24	28(13.2)	20	4	24(14.6)	52(13.2)
アルブラック BsTF-2	10	108	118(55.6)	16	48	64(38.9)	182(46.3)
アルミニウム黄銅 BsTF-3	1	16	17(8.0)	3	16	19(11.5)	36(9.2)
エバーブラス BsTF-4	0	2	2(0.9)	2	8	10(6.1)	12(3.1)
10%キュプロニッケル CNTF-1	0	0	0 —	0	1	1(0.6)	1(0.3)
黄銅管	0	2	2(0.9)	19	1	20(12.2)	22(5.6)
アルミニウム黄銅	0	7	7(3.3)	6	18	24(14.6)	31(7.9)
BsTF-1 と BsTF-2	0	9	9(4.3)	0	0	0 —	9(2.3)
BsTF-1 と BsTF-3	1	0	1(0.5)	0	0	0 —	1(0.3)
BsTF-2 と BsTF-3	3	0	3(1.4)	0	3	3(1.8)	6(1.5)
BsTF-2 と BsTF-4	0	1	1(0.5)	0	0	0 —	1(0.3)
BsTF-2 と CNTF-1	0	3	3(1.4)	0	0	0 —	3(0.8)
BsTF-2 と CNTF-3	0	5	5(2.4)	0	0	0 —	5(1.3)
BsTF-3 と BsTF-4	0	1	1(0.5)	0	0	0 —	1(0.3)
BsTF-3 と CNTF-1	1	1	2(0.9)	0	0	0 —	2(0.5)
不明	5	8	13(6.1)	8	8	16(9.7)	29(7.4)

アドミラルティイ黄銅	淡水 25(24.7)	海水 37(11.9)	30%キュプロニッケル	淡水 0(—)	海水 5(1.6)
アルミニウム黄銅系合金	〃 43(42.5)	〃 246(78.9)	黄銅	〃 19(18.8)	〃 3(1.0)
10%キュプロニッケル	〃 1(0.9)	〃 5(1.6)	不明	〃 13(12.9)	〃 16(5.1)

( ) 内は百分比

物の除去、繁殖防止の目的で冷却水に塩素を注入する塩素処理が近年行なわれるようになってきた。表によると事業用発電所の78%と、自家用発電所の39%に普及しており、淡水系で20%、海水系で74%が実施している。さらに、さきにも述べた公共水域の都市下水、産業廃水の混入汚染による腐食問題から、水質の傾向が調べられ、正常と認められたものが、わずか16%に過ぎず、異常と述べているものが17%もある。この傾向は今後ますます問題となるものと考える。

復水器管の腐食の観点から故障調査が行なわれ、水質によるというのが50件、水中生物によるものが78件、その他77件となっている。不明をかりに故障がないとすると158発電所中43発電所となり、わずかに27%にしかならず、現状においても復水器に問題がかなり多く存在していることになる。

さらに最近の状況の一端として表13に示す全国電力会社火力課長会議資料による復水器管の腐食問題調査結果によると、河川水を冷却水としている北海道電力(株)には問題がなく、その他の海水を冷却水としている所では新潟、富山および小倉の3発電所のみが問題がなく、調査対象の新

鋭発電所25のうち20%に過ぎない。腐食形態としては水中生物等異物の管内充塞による局部潰食が68%を占め、インレットアタック(潰食)とともに大きな問題となっている。次に最近のボイラ給水処理としてのアンモニア、ヒドロジン等インヒビターによる蒸気側腐食(アンモニア・アタック)が32%となっている。冷却水の排水汚染による異常腐食(硫化物腐食)も、東京、名古屋、大阪でみられ、20%を占めている。その他小数ながら応力腐食や蒸気衝撃による腐食疲労現象に起因する割れもみられる。このように古くからみられた潰食や応力腐食はもちろんのこと、新たに環境変化による汚染冷却水腐食やアンモニア腐食が加わっており、復水器管腐食問題は現在の問題として解決がまたれている。

#### 4. 復水器管における主要腐食問題

復水器管等熱交換器管の腐食を形態と要因によって分類すると表14のごとくである。

##### 4.1 均一腐食

最近の復水器管は耐食性が良く、均一に溶解される腐食

表12 (2) 火力発電所復水器の冷却水質の調査

(2) 復水器流速、防食方法、水質、その他

		事業用火力発電所			自家用火力発電所			総計
冷却水質の区分		淡水	海水	小計	淡水	海水	小計	
発電所数	8	61	69	43	46	89	158	
復水器数	25	187	212	74	107	181	393	
平均出力(KW)	72,000	82,000		4,800	10,200			
復水器管内流速 (m/sec)	最大 最小 平均	2.7 1.9 2.15	2.28 0.94 1.95		2.8 0.32 1.53	2.6 0.6 1.76		
復水器の外部電源 防食装置	無 有	17 8	110 77	127(60) 85(40)	70 4	101 6	171(94) 10(6)	298(76) 95(24)
復水器の流電陽極 防食装置	無 有	17 8	78 109	95(45) 117(55)	47 27	14 93	61(34) 120(66)	156(40) 237(60)
冷却水の塩素処理 (発電所数)	無 有	3 5	12 49	15(22) 54(78)	38 5	16 30	54(61) 35(39)	69(44) 89(56)
水質の傾向 (発電所数)	正常 異常 不明	1 0 7	3 17 41	4(6) 17(25) 48(69)	19 3 21	3 7 36	22(25) 10(11) 57(64)	26(16) 27(17) 105(67)
主なる故障原因 (件数)	水質 水中生物 その他 不明	1 1 5 2/8	22 42 30 12/61	23 43 35 14/69(20)	7 6 14 20/43	20 29 28 9/46	27 35 42 29/89(33)	50 78 77 43/158(27)

	外部電源防食装置		流電陽極防食装置		冷却水の塩素処理		主な故障原因 記載なし
	無	有	無	有	無	有	
淡水	87(88)	12(12)	64(65)	35(35)	41(80)	10(20)	22/51(43)
海水	211(72)	83(28)	92(30)	212(70)	28(26)	79(74)	21/107(20)

( ) 内は百分比

表13 全国電力会社復水器管腐食障害発生例 (昭和40年全国火力課長会議資料から)

電力会社	発電所	腐食の形態						摘要
		異物潰食	インレットアタック	応力腐食	汚染水腐食	異常腐食	アンモニアアタック	
北海道	江別	な						し
	滝川	な						し
東北	八戸	○						33.6→36.11取替1,552本
	仙台	○						34.10→39.4取替5,344本
	新潟	な						し
東京	千葉	○		○	○		○	33~38年度漏洩92回
中部	名港	○	○		○	蒸気振動		#4,5は全管取替
	三重	○						6年間に34本漏洩
	新名古屋	○	○		○			#2,3は全部取替
	四日市	○						1年間に2本漏洩
北陸	富山	な						39.8進開
関西	多奈川	○				ラセン状		ラセン状、溝状の潰食が激しい。
	大阪			○	○	クラック	○	38~39年クラック漏洩47本
	春日出				軽度			スポンジボール効果あり
	姫路第1	○	○				○	37~38年漏洩19本(#4)
	姫路第2	○	○					1年間で#1漏洩18本
	尼崎第3		○				○	
中国	水島	○						2年間に#1取替2,314本
	坂	○						5年間に漏洩21本
	新宇部	○	○				○	33年以来異常管162本
四国	新徳島	○						1年間で異常管133本
	松山	○					○	33年以来きず0.8mm以上12本
九州	新小倉	な						し 海水入口部に12mm角目網
	新港	○	○				○	肉厚減50%以上2,300本
	刈田	○	○			材質不良	○	2年後材質不良管3,000本取替
腐食件数		17	8	2	5	4	8	腐食障害発生のないもの
比率%		68	32	8	20	16	32	25 P. S. 中 5 P. S. 20%

はほとんどない。わずかに表13にもみられるアンモニア・アタックが該当するに過ぎない。最近10年間の高温高圧ボイラでは給水処理として揮発性薬品を使用した。たとえばpH調節のためのアンモニア、脱酸素剤としてのヒドラジン、インヒビターとしての高級アミン類等であり、これらの薬品がボイラで分解してアンモニアとなり復水器内で局部的に濃縮し、復水器管の外面を腐食せしめる。対策として米国ではステンレス鋼管が使用される傾向があるが、わが国ではアンモニア耐食性の大なる30%キュプロニッケル(CNTF-3)、または著者らの発明によるニッケルメッキ復水器管<sup>1)</sup>の採用で本問題の解決が得られている。

#### 4・2 脱亜鉛腐食(選択腐食)

合金成分のうちの1、または2元素が見かけ上なくなるような腐食を選択腐食といっているが、黄銅には亜鉛が溶出して銅のみが金属形体で残ったごとくみられる脱亜鉛腐食が知られているが、少量のヒ素を合金成分として添加する有効な防食法<sup>2)</sup>が知られて以来、アルブラック(BsTF-2)等の黄銅系合金はいずれも少量のヒ素が添加されて製品化されているために最近では特殊な場合以外には本腐食は

みられなくなった。黄銅以外の合金としてはアルミニウム青銅の脱アルミニウム腐食も同じ選択腐食として知られているが、ヒ素の添加で問題をみていない。さきに述べた特殊な場合として高温環境で、管材に大きな局部的温度差が生じた場合に熱点腐食(Hot Spot Corrosion)が生ずることが知られているが復水器管では問題をみていない。従って復水器管腐食現象として古くもっとも問題であった脱亜鉛腐食もインヒビターとしてのヒ素の添加で解決された。

#### 4・3 潰 食

冷却水の渦流による空気泡や水流の衝撃部で保護被膜が機械的に破壊された場合、被膜剥離部で金属イオン濃淡電池にもとづく激しい腐食が生ずる。インレットアタックは渦流の激しい管端の冷却水入口部の潰食であり、電気防食効果が大である。場合によっては金属、非金属の保護管または身替り管(インサート)挿入や、管端部の塗装で防止できる。しかし表13において最も比率が大である異物潰食は管の内部に貝殻等の固形物が流れこんで被膜を破壊したり、局部的に詰って、詰った部分で渦流を生ぜしめて被膜を破壊したり、あるいは貝殻や海草が水流で揺れ動き、機

表14 热交換器用銅合金にみられる腐食の分類

1. 均一腐食 (溶解) General Corrosion	
1-1 General Corrosion	
1-2 Cold-Wall Effect	〔液の腐食性の激しい場合〕
1-3 Ammonia Attack	
2. 脱亜鉛腐食 (選択腐食) Dezinification	
2-1 Layer-type (層状)	
2-2 Plug-type (栓状)	
2-3 Grain-Boundary type (粒界)	〔合金成分の選択溶解と折出〕
2-4 Hot-Spot Corrosion (局部温度差による)	
3. 潰食 (Impingement Attack or Erosion—Corrosion)	
3-1 Inlet Attack (Outlet Attack)	
3-2 Pitting-type Attack	
3-3 局部乱流下の潰食 (異物充塞部近傍)	
3-4 固形部運動による被膜擦返し破壊腐食 (貝, 海藻等の振動)	〔被膜破壊下の金属イオン濃淡電池腐食〕
3-5 摩食 (砂等の固形物による被膜摩耗部の腐食)	
3-6 蒸気衝撃腐食 (Steam Erosion)	
4. 孔食-1 (Deposit Attack)	
4-1 堆積物下の腐食 (Scale Corrosion)	〔被膜上に沈着物 (スケール) が生じその下で生ずる腐食 (酸素イオン濃淡電池作用といわれている?)〕
4-2 汚染水腐食 (粒界選択腐食)	
5. 孔食-2 (Pitting Corrosion)	
5-1 点食	〔淡水等, 弱い腐食性の腐食環境下での腐食、被膜欠陥?〕
5-2 応力 (振動) 下の点食	
6. 割れ	
6-1 応力腐食割れ (Stress Corrosion Crack)	
6-2 腐食疲労割れ (Corrosion Fatigue Crack)	
7. 酸化	
7-1 被膜剝離腐食 (Exfoliating Corrosion)	

械的に被膜を繰り返し破壊したりして生ずる潰食である。電気防食も塗装等も行なえないので、異物の冷却水に混入することをスクリーン等で防止するのと、管内掃除により異物の管内停滞を防止する以外には充分な対策がない。後述の冷却水に対する鉄イオン補給が被膜強化に役立つことが著者達の研究であきらかになりつつあるので、今後の実用的防食法として検討されることであろう。

#### 4・4 孔食

孔食は金属材料の腐食問題として最も重要であるが、腐食機構や防止対策の不明確な現象である。復水器管においても古くからの問題である。主として管内に堆積した厚いスケールの下で生じがちであり、既述の冷却水の廃水汚染による汚染水腐食がその代表例である。また、逆にスケールの生じにくい清浄な、腐食性の弱い腐食環境下で応力が作用した場合等、防食被膜の弱点で孔食の生ずる場合も、例は少ないがみられる。孔食対策としては前者については著者達の発明による汚染水用耐食合金 (A P ブロンズ)<sup>⑨</sup>を使用して良い結果が得られているが、後者については適確な防止対策は今後の研究問題である。

#### 4・5 割れ

腐食疲労割れと応力腐食割れが知られている。前者は復水器管の復水器内支持間隔が1mを越えている場合に蒸気衝撃によって振動して割れとなる場合があったが、設計上の注意によって防止されている。後者については冷却水としてアンモニアや硫黄化合物等の腐食媒を含む汚染冷却水や川水で二、三の例があるが、材料と問題となる引張り応力の生じがたい設計や工作上の注意とによって防止できる。

#### 4・6 酸化

高温高圧蒸気下で酸素が共存すると酸化型腐食が生じ、特に30%キュプロニッケル高圧給水加熱器管が本腐食対象となるのでかかる腐食の生ずる場合にはモネル (NCuT) か、10%キュプロニッケル (CNTF-1) に替えて防止できる。しかし復水器管には問題ない。

以上の主要な腐食問題は腐食環境、腐食媒等かなり明らかになってきており、対策も確立したものが多い。しかし現実には主たる腐食媒の海水は場所によりことなり、また復水器自体も構造、運転条件等、同一な場合は少なく、既述のごとく、今なお腐食問題がみられ、個々の場合に適合した解決方法が採られている現状である。

## 5. 腐食、防食上の問題点

復水器管の腐食問題、防食対策は既述の現状よりみてさらに検討を要する点が多い。以下に二、三問題点をとりあげてみる。

### 5.1 水質

船舶においては運航水域により、また火力発電所においては設置場所により冷却水の水質を異にしている。いかなる復水器管も冷却水を腐食環境としており、従って腐食環境として近年真剣に水質を検討するようになってきた。

#### 5.1.1 海水

海水としては大洋以外の沿海部ではその場所場所において、季節、天候条件等により、通常の水質分析値からはわからないがかなり大幅に腐食性を異にしている。近年汚れの激しい大都市港湾は別にしても潮流や海岸形状によって水質を異にし、さらに土砂混入をみたり、二次的腐食因子としての海洋生物の種類、繁殖度を異にするなど復水器管の腐食にとって問題となる。しかし後述の流入排水の影響を除けば一般には腐食問題も少なく、土砂流入には沈砂池を、海洋生物には海水の塩素処理による繁殖防止、スクリーンや機械的掃除による固形生物の流入停滯防止等の防食対策があるので、これらの諸対策の適宜採用により現用復水器管でも腐食問題は解決できる。なお、冷却水の取水に際しては十分な水質、地形、海洋生物等の事前調査と、運転開始後は水質の日常分析管理が復水器管腐食問題の発生防止のため望ましい。

#### 5.1.2 淡水(河川・湖沼水)

淡水は海水に比し、一般には腐食性少なく、腐食問題も少ない。しかし、逆に混入腐食性成分の影響は著しく、河川系統によっては上流よりの廃水流入に注意しなければな

らない。一般に硬度の高い水の方が軟水に比し腐食問題は少ないとされるが冷却水からの沈着スケールの伝熱阻害が問題となる。近年、被膜で耐食性をもたせた耐食合金の淡水による孔食発生と孔食基点の応力腐食割れの問題が知られてきており<sup>10)</sup>、今後の研究問題となっているが、復水器管としては実例は少なく、淡水冷却器その他小形の熱交換器においては黄銅系合金管に替えて応力腐食感受性の少ない銅管が使用される場合が増えてきた。

#### 5.1.3 廃水混入による汚染水

古くより酸性廃液の腐食問題は知られていたが、近年都市下水、産業排水の混入による硫化物汚染が顕著になり、大都市周辺公共水域の汚濁、悪臭等は公害問題として広く一般の関心をよんでいる。著者達も広く東京、大阪、名古屋等の大都市周辺公共水域について、復水器管冷却水としての立場から分析調査<sup>11)</sup>をおこなってきている。かかる冷却水による復水器管の腐食はその激しさによって大問題となっており、図4に一例を示すと、耐食合金として知られているアルミニウム黄銅管が0.3~1.0mm/yearの腐食速度で孔食を生じている。これらの新事態は最近10数年の日本経済の躍進とともに、都市人口の増加、都市周辺の工業地帯の繁栄とともに生じたものである。著者達も昭和34年より本腐食問題の解決のための広範な試験研究を開始し、現在の工業規格に採用されている各種復水器管やステンレス鋼、高級ニッケル合金等いずれも腐食が激しいことを確認し、数10種の試作合金の研究から、最も耐食性の良いA.P.ブロンズなる新合金を開発し、本腐食の生じている復水器に使っていただき、好成績を認め本問題の当面の解決をみた<sup>12)</sup>。しかし根本的な公共水域の汚濁防止対策が望まれる。なお、硫化物汚染は季節や廃水の一次的影響も

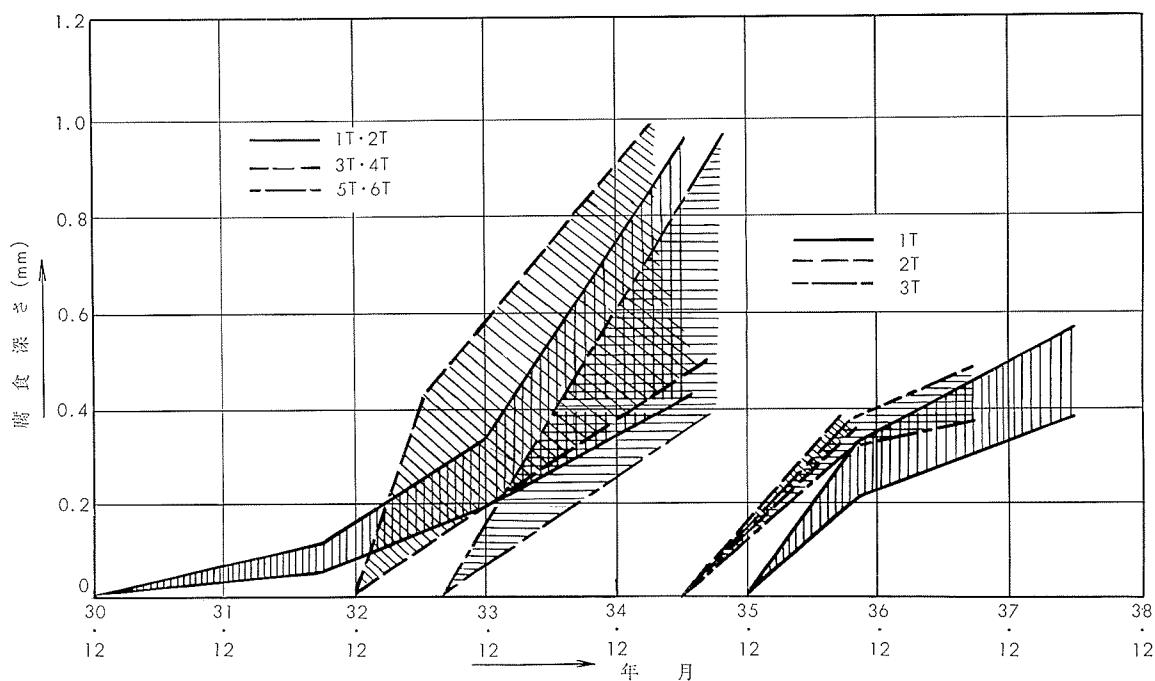


図4 関田川水系新東京発電所復水器管の腐食状況

大であり、また取水点近傍の浚渫等の影響も著しく、この面から冷却水の分析管理法の確立が今後の問題である。

### 5・2 復水器の設計・構造・運転条件

さきに表11に示したごとく、同一発電所の隣れる復水器によって漏洩、取替率を異にしていること等から、復水器構造、運転条件が復水器管腐食問題の主要因子として検討の対象とならざるを得ないことがわかる。すでに古く米国機械学会の復水器腐食特別委員会の報告<sup>12)</sup>によると、設計および操業条件が復水器管の腐食にもっとも大なる影響を有するとしている。従って設計、構造、運転条件からみた復水器管腐食問題の解析がまたれるが、なにぶん復水器に関する関係技術が多方面にわたるため総合的検討の機会も少なく、今後、この面の研究の進むことが望まれる。この面の研究の一例<sup>13)</sup>として、旧日本海軍の復水器水室構造と渦流の関係を詳細に調べ、潰食、インレットアタック防止をはかったすぐれた研究成果や、支持板間隔と管の振動の調査から、復水器管の疲労割れ防止の研究等は貴重なものであり、今後の関係者の努力が問題である。

### 5・3 復水器管の材質・耐食性

復水器管としては表1の工業規格にみられる多くの耐食合金があるが、合金による耐食特性を生かした使用規準をあきらかにし、選択の誤りによる腐食事故を皆無ならしめることや、1復水器についての数万本の復水器管の1本たりとも材料欠陥のない信頼度の高いものにする生産技術の向上等の問題がある。特に表9～11にみられる管製造メーカーによって取替率を異にしている点等、必ずしも管の品質によらない面もあるが、メーカーの品質管理の重要なことを如実に示すものともみられる。同一性能を示すべきアルミニウム黄銅管において、輸入製品とアルブラック(BSTF-2)の著しい取替率の違い等からみて品質面においてわが国の製品はわれわれ製管業者の努力、研究により信頼度が高く、近年はプラントとともに、あるいは復水器管としてかなりの数量が輸出されている。しかし根本的な管の耐食性能向上は管製造メーカーにとっての永遠の課題であり、多くの努力が払われている。著者達においても古くアルブラックの発明、近年は汚染海水用新合金APプロンズの発明<sup>9)</sup>があり、さらに蒸気側アンモニアアタックの防止のための特殊ニッケルメッキ復水器管の開発<sup>10)</sup>、根本的に耐食性の良いチタニウムの伝熱性改善をはかった薄肉チタニウム復水器管の開発<sup>11)</sup>等がその成果の一端であり、今後も努力を続けてゆく覚悟である。

### 5・4 防食対策

復水器腐食問題に対する防食対策は一般に表12(2)にみられる電気防食と冷却水処理としての塩素注入が知られている。その他個々の場合には既述のごとく耐食合金の選択も対策であり、冷却水に混入する水中生物の除去、掃除から、管端部の金属、合成樹脂のインサート挿入や塗装等、数多くの方法が知られている。

これらの諸対策は既述の水質、復水器構造、運転条件等

の因子の相違によって腐食現象が必ずしも同一とならないために、一般化した防食対策方式が確立していない現状である。特に復水設備の経済性が強く要求される場合に多くの防食手段の取捨選択が問題となるのが通例であって、復水器腐食問題の解決には個々の防食手段、および防食手段の相乗効果等を早急に明らかにする必要性を認める。これらの防食対策のうち近年開発されたものを主に、二、三について述べる。

#### 5・4・1 掃 除

復水器管内に貝殻、藻類等固形異物が充塞すると局部潰食が発生する。かかる局部潰食の主因となる固形異物の除去が必要であるとともに管内に堆積するスライム、汚泥等の除去も防食対策だけでなく、復水器本来の使命としている熱伝達の向上対策になるので復水器、復水器管の掃除は保守上重要な問題である。掃除による異物の除去方法として、古くからゴム弾、ナイロン刷子等による掃除が行なわれている。このような掃除は個々の復水器の冷却水の状況により、その回数、間隔が決められているが、なにぶんにも復水器の停止、または負荷を減らして片肺運転が必要となるのが問題であり、一般に必要間隔が守られがたい欠点がある。近年、復水器を停止させずに効率よく掃除する方法として逆洗とタプロゲー法<sup>15)</sup>が普及した。逆洗は冷却水の流入方向を定期的にかえる掃除方法であり、固形異物の除去にはかなり効果があるが、根本的に復水器内に異物の流入防止をはかるスクリーン設備の完全化の検討も望まれる。タプロゲー法はスポンジ球を冷却水系に循環させて、通常の使用状態で掃除ができるために最も効果的であり、真空度低下の激しい復水器には真空度維持と同時に伝熱阻害スケール下に於ける腐食防止にも役立つて設備することが望ましい。なお、タプロゲー法の場合にスポンジ球にカーボランダム等の研磨粉をつけて厚い固着性スケールを除去する場合があるが、管の磨耗減肉を来たす場合があるので注意が必要である。以上の掃除方法、掃除間隔等は個々の復水器冷却水の性状に基づいて検討すべき問題である。

#### 5・4・2 冷却水処理

復水器管の腐食媒となる冷却水の腐食性を低下させることも重要な防食対策であり、多くの水処理方法が検討されているが、なにぶん復水器に使用する水量は膨大なもので、少なくて1時間に1万トンであり、循環使用の場合以外には経済的な処理薬品が少なく、今後の研究課題と考えられる。近年普及した塩素注入は水路、配管、および復水器内に水中生物、スライム等の繁殖、付着防止のためであり、一次的防食対策とはいえないが効果は著しい。しかし注入方法と注入量が問題であり、生物繁殖防止には連続的高濃度注入が望ましいが、経済性と金属に対する腐食作用が問題である。従って復水器管にとっては残留塩素量をできるだけ低下させることが望ましい。アルカリ注入により冷却水pHを高めることも、特に汚染冷却水や酸性冷却

水において有効な防食処理<sup>17)</sup>である。しかし経済性の点で問題であり検討が必要である。さらに近年、防食処理としての硫酸第一鉄注入法が開発されてきたが次項に述べる。なお、スケール付着防止とか、スケール除去を目的とした薬品処理も一、二みられるが、充分なる効果と経済性が証明されたものはない。今後の研究が必要と考えられる。

#### 5・4・3 保護被膜

金属材料の耐食性は腐食環境との相互作用によって生じた金属表面の被膜の性状に支配されることが知られている。復水器管においても同様であり、古くより薬品処理による保護被膜生成法、表8(1)にみられるZnメッキやSnメッキ管等の金属被覆管、あるいは合成樹脂による塗装管等が時により試験的に使用されたりしてきたが、完全な防食効果を有する保護被膜をつくるものは見いだされていないし、ほとんどが失敗に終っている。

近年、本質的な保護被膜の研究が開始されだしてきており、たとえばアルミニウム黄銅では( $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3\cdot\text{ZnO}$ )、キュプロニッケルでは( $\text{Fe}_2\text{O}_3\cdot\text{NiO}$ )等のスピネル構造の酸化皮膜が生じていること等<sup>18)</sup>がわかってきた。これらの金属表面皮膜に対し、実際使用されている管内面には管材の微量腐食生成物、冷却水側からの沈着無機塩類、スライム類がスケール状に沈着しているのが普通である。従ってある程度使用された復水器管の内面状況は清浄海水下においても沈着スケールの性状により異なり、一般に腐食事故のない健全な使用環境下では概して茶褐色の鉄の酸化物が多く付着しており<sup>19)</sup>、腐食事故の多い復水器の管内面には鉄分が少ないと知られてきた。特に、近年、従来の鋳鉄製の水室や配管が防食ゴムライニングや合成樹脂系塗料による塗装技術の進歩によって軟鋼被覆材にかわり、冷却水系で鉄が溶けださなくなり、鉄の腐食生成物が復水器管内に沈着しなくなるとともに復水器管の潰食事故が激増した。従って冷却水の鉄分と復水器管腐食事故の増加が関係ありとして積極的に鉄分を増加させるべく硫酸第一鉄を冷却水に注入して管内面に鉄分を補給し、腐食事故の防止を試みて成功した例が英<sup>20)</sup>、米<sup>21)</sup>に報告された。わが国においても清浄海水下の潰食事故の多い復水器にて硫酸第一鉄注入により、鉄イオンとして1ppmを日に1時間補給して顕著な防食効果がみられている。従って冷却水系の鉄構造物の完全防食処理の行なわれている復水器に鉄イオン注入が行なわれだし、全般に良い成績が得られだした。この鉄イオンの防食機構は明らかでないが、鉄イオンは管内に $\gamma\text{-FeOOH}$ として付着しているとの研究<sup>22)</sup>もあり、現象としては活性な潰食の進行している金属地肌の露出部が水酸化鉄ないし酸化鉄状態で注入とともに被覆されていくことがわかった。このようないわゆる保護被膜については再検討とあらたに研究すべき問題が残っている。なお鉄イオン注入処理は異物充塞による局部潰食にも、また軽度の汚染冷却水による硫化物腐食にも有効な防食対策となっているが、過度の注入は管内スケールを厚くして伝熱阻害を引き

たすので注意が必要である。

#### 5・4・4 陰極防食

電気防食は古く1916年に、E. Cumberland<sup>23)</sup>が復水器に応用して以来、一部に使用されてきたが近年基礎的研究も進み<sup>24)</sup>、外部電源方式として普及をみるに至った。特にインレットアタックの防止に有効である。外部電源方式では不活性陽極を用い、電流は管径の10倍の奥まで達するとして計算し、100~200mA/m<sup>2</sup>程度で使用されている。冷却水が汚染する場合にも有効であるが、防食電流は600mA/m<sup>2</sup>以上を必要とする<sup>25)</sup>。他の方法として流電陽極法があり、陽極としては亜鉛、アルミニウム、マグネシウム等の合金が市販されているが、外部電源方式より劣る。欧州では亜鉛犠牲陽極の使用は黄銅系の復水器管に有害として純鉄をすすめている<sup>26)</sup>。特に冷却水に鉄分の少ない場合には純鉄のほうが好ましいと考える。

### 6. 結び

復水器管腐食問題について、概況と今後の問題点について述べた。今世紀初めよりの科学的研究の成果は著しく、腐食、防食学や金属材料学の進歩にもかなりの貢献となつてはいるが、今日も腐食事故が皆無とはいえないし、一面、事故数や腐食形態等をみても同一問題の繰り返しかのごとき印象を与えていた。しかしこの間における新たな耐食合金や防食方法の開発による進歩は無視できない。一方超臨界圧ボイラ、原子動力炉、高温高圧大容量タービン等蒸気原動機自体の進歩も著しく、復水器管の負荷状況の変化や冷却水側における水の汚染、水中生物の繁殖等の腐食環境の劣悪化もあり、常に新たな腐食因子を追っかけている状況といえる。このような使用環境の苛酷化を考えると復水器管腐食問題は単に材料のみの研究では解決が困難であり設計、製作、運転、保守、水等の各方面の関係者の総合的な解析、研究を必要としていると考える。もちろん著者ら材料製造業者として、新たな耐食合金の開発の努力はさらに続いているが、前述の関係各位の御協力、御指導による総合的立場からの研究が進み、腐食問題がまったくなくなる日の一日も早いことを願う次第である。

### 文 献

- 1) G. D. Bengough: J. Inst. Metals, 5 (1911), 28
- 2) Mechanical World & Eng. Record, 51 (1929), 442
- 3) J. H. Harrison: Engineering, 129 (1930), 473
- 4) 氏家長明：“日本学術振興会、第5小委員会、第4分科会報告”(1935) Apr.
- 5) 火力発電技術協会：火力発電, 16 No. 102 (1965), 236
- 6) 火力発電技術協会：火力発電, 17 No. 120, No. 121 (1966), 765, 885
- 7) 田中礼次：本誌, 5 (1964), 266
- 8) G. D. Bengough & R. May: J. Inst. Metals, 32 (1924), 184
- 9) 深井誠吉、大津武通、佐藤史郎：本誌, 5 (1964), 317

- 10) 下平三郎, 佐藤武明: 本誌, **1** (1960), 79
- 11) 田中礼次: 本誌, **3** (1962), 227, 242, **5** (1964), 188  
田中礼次: 用水と廃水, **6** (1964), 239
- 12) 大津武通: 化学工学, **31** (1967), 198
- 13) 旧海軍資料 (昭和7年), “冷却水速度並復水器蓋の形状が復水器管の腐食に及ぼす影響研究” 日本海事振興会, 船舶用機関特殊資料 (昭和26年10月発行)
- 14) 深井誠吉, 竹内勝治, 鈴木脩二郎, 中村授, 下野三樹雄: 本誌, **5** (1964), 324
- 15) C. K. Kuester, C. E. Cynch : ASME 66 WA/CT-1  
田代正武: 火力発電, **13** (1962), 57
- 16) 佐藤史郎: 本誌, **3** (1962), 276
- 17) 佐藤史郎: 本誌, **6** (1965), 42
- 18) 大津武通, 佐藤史郎: 住友金属, **10** (1958), 167, 241
- 19) P. T. Gilbert: Chemistry & Industry, July 11, (1959)
- 20) A. M. Luckhart: Proc. Inst. Mech. Engrs, **179** No. 16 (1964/65)
- 21) T. W. Bostwick: Corrosion, **17** Aug. (1961), 12
- 22) 菅原英夫, 下平三郎: 日本金属学会誌, **30** (1966), 869
- 23) E. Cumberland: J. Inst. Metals, **15** (1916), 192
- 24) 川上憲一, 佐藤晃, 大矢勝群: 防蝕技術, **8** (1959), 515.  
佐々木精治, 鈴木一男: 日立評論, **43** (1961), 741  
箕建彦, 池沢隆: 防蝕技術, **16** (1967), 2
- 25) 田部善一: 本誌, **5** (1964), 149
- 26) P. T. Gilbert: Trans. Inst. Marine Engrs, **66** No. 1 (1954)

R97

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 9 No. 1 January 1968

---

## アルミニウム合金の被穴あけ性

中 村 授

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウム合金の被穴あけ性

中 村 授\*

## 1. まえがき

先の旋削試験<sup>1)</sup>に続いて、アルミニウム合金の被穴あけ性を明らかにする目的で、立フライス盤を用いてドリルの送り(穴あけ速度)一定の穴あけ試験を行なった。使用したドリルは標準形と軽合金用のそれぞれ 4.8 および 10mmφ である。また、穴あけ加工は旋削に相違して切屑の逃げがむつかしく、切削剤の影響が大きいと予想されるので、3 つの切削剤を取り上げ、その効果も調査した。

本試験の実験条件は実験計画法にもとづき、直交表 L<sub>64</sub> によって定め、切削時のスラスト、トルクおよび穴あけ寸法精度、切削面アラサ、切屑処理に関して測定あるいは評価し、そのヒストグラム平均値をもって被穴あけ性を比較、検討した。

## 2. 供試材と試験片

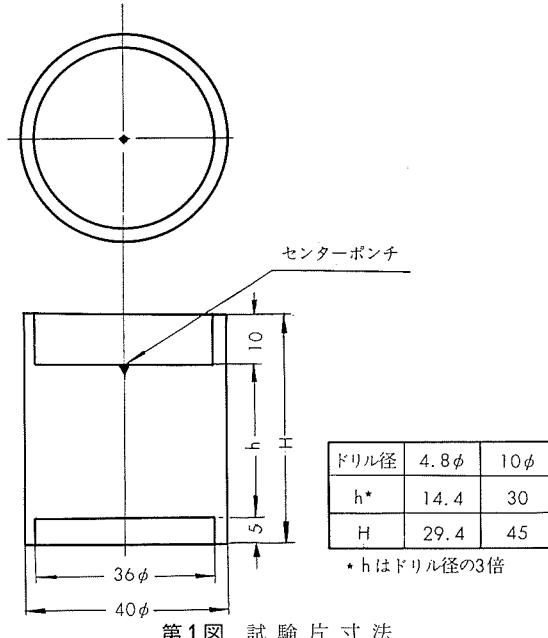
供試素材は 2011-T8 40mmφ, 2017-T4 60mmφ, 5083-F 45mmφ 棒および 5052-R 70mm 板であり、その化学成分と機械的性質を第 1 表、第 2 表にそれぞれ示す。

第 1 図は試験片の形状と寸法で、穴あけ深さを穴径の 3 倍とし、浸漬潤滑が行なえるよう考慮されている。穴あけ方向は押出方向あるいは圧延方向にとった。

## 3. ドリルと切削剤

ドリルは高速度鋼 9 種 SKH 9 製の標準形あるいは軽合金用 4.8, 10mmφ (神戸製鋼所製) を使用した。その外観を第 2 図に示し、寸法を第 3 表に示す。

切削剤としては、燈油、燈油 + I<sub>2</sub> およびアンティセップを用いた。燈油 + I<sub>2</sub> は Wear に掲載された論文<sup>2,3)</sup>を参考にし、燈油 1000cc 中に重量 1g のヨウ素 I<sub>2</sub> を溶解させたもの(約 0.125wt%) である。市販の水溶性潤滑剤であるアンティセップ(米国 E.F. Houghton 社製)は、硫黄、塩化物添加剤を含有するもので、本実験では 30 倍に水で薄めて用いた。



第 1 図 試験片寸法

## 4. 実験条件と実験方法

第 4 表に示す要因と水準を直交表 L<sub>64</sub> により、第 5 表のようなわりつけを行なった。要因のうち切削速度はドリル外周速度 23.5m/min の 1 水準とした。このときの線点図を第 3 図に示す。後掲する第 6 表に実験条件の一覧を実験結果とともに示す。実験順序はクジ引きで決めた。

穴あけ作業は ML 形立フライス盤 No. 2 (日立精機株製) の主軸にドリルチャックを介して取り付けられたドリルが回転し、テーブル上に後述する切削抵抗測定装置を介して設置された試験片が上方に送られることにより行なわれる。

切削剤は浸漬法によって注油される。

測定項目は、スラスト、トルク、穴あけ精度、平均アラサおよび切屑処理評価とし、スラストおよびトルクは切削抵抗測定装置 2 分力ドリル用 AST-BM 形(佐藤工機株)

第 1 表 供試材の化学成分

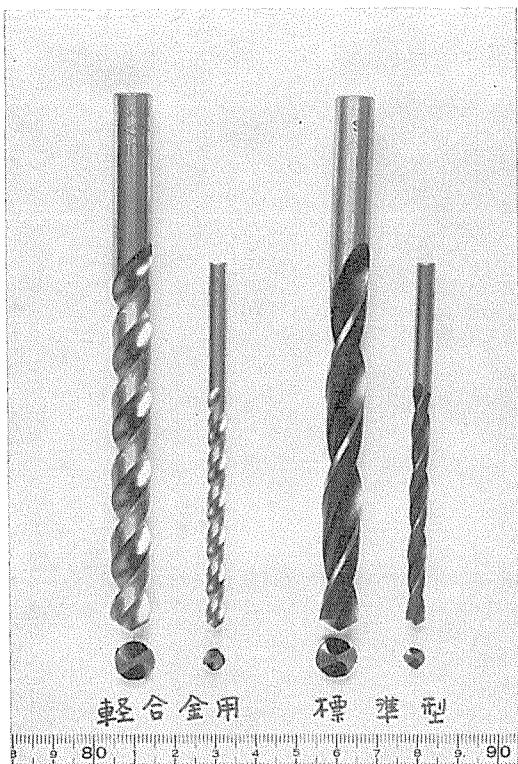
摘要	化 学 成 分 (%)										
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Pb	Bi	Al
2011-T8	5.18	<0.01	0.01	0.10	0.29	<0.01	<0.01	0.03	0.48	0.49	残
2017-T4	4.20	0.61	0.57	0.29	0.29	0.01	0.01	0.09	—	—	残
5052-R	0.01	2.56	<0.01	0.11	0.26	0.20	<0.01	0.02	—	—	残
5083-F	0.04	4.34	0.65	0.29	0.13	0.17	0.01	0.02	—	—	残

\* 研究部

製)を動ひずみ計(新興通信工業製)と併用し測定した。その波形の1例を第4図に掲げる。この穴あけ過程の $1/4$ および $3/4$ 付近の平均値をそれぞれ初期スラスト(トルク), 後期スラスト(トルク)と呼ぶことにし, それについてデータ解析を行なう。

第2表 供試材の機械的性質

摘要	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	ピッカース かたさ [5 kg]
2011-T8	34.0	42.7	14	121
2017-T4	39.0	53.2	15	135
5052-R	7.9	19.5	31	58
5083-F	19.0	36.5	15	84



第2図 ドリルの外観

第3表 ドリルの寸法

ドリル形状	軽合金用	標準形
公称径	4.8 mm	10mm
実測径	4.79mm	9.99mm
ねじれ角	38°	41°30'
先端刃先角	119°	119°
	4.8 mm	10mm
	4.79mm	9.98mm
	27°	28°
	118°	119°

第4表 要因と水準

要因	水準
材質, A	2011-T8, 2017-T4, 5052-R, 5083-F
ドリル形状, B	軽合金用, 標準形
ドリル径, C	4.8mm $\phi$ , 10mm $\phi$
送り, D	0.183mm/rev, 0.263mm/rev
切削剤, E	なし, 燃油, 燃油+I <sub>2</sub> , アンティセップ
切削速度, F	23.5m/min

穴あけ精度は、限界穴ゲージを用いて、入口および出口の穴径を測定し、実測ドリル径に対する誤差率で整理する。

平均アラサは穴あけ精度を測定したのち半割りにし、小坂研究所製 SE-1 形仕上面検査器により測定した。この平均アラサも切削力と同様、初期アラサ、後期アラサの 2 点を測定した。

切屑処理評価は多少の主觀が入るのはさけられないであろうが、切屑処理の極めて良いものを 1、極めて悪いものを 5 とする 5 つのランクに分類、評価した。

## 5. 実験結果と考察

実験結果を第6表に、その分散分析表を第7表に示す。また、切削面の外観を第5図に示し、切屑の形状を第6図に、その評価を第8表に掲げる。

危険率 5%以下で有意と出たものについて、そのヒストグラム 平均値を算出し、図示したものが第7~22図である。

この結果から明らかになった主な点を次に項目別に個条書きする。

(1) スラスト 2017-T4 が最も大きく、5083-F がその約 80%, 5052-R, 2011-T8 の両者が約 70%である。軽合金用ドリルは標準形の約 80%であり、10mm $\phi$  ドリルは 4.8mm $\phi$  ドリルの約 2 倍である。乾切削は切削剤使用の場合に比べやや大きく、切削剤 3 種間の差は小さい。初期スラストと後期スラストはほとんど同値を示す。

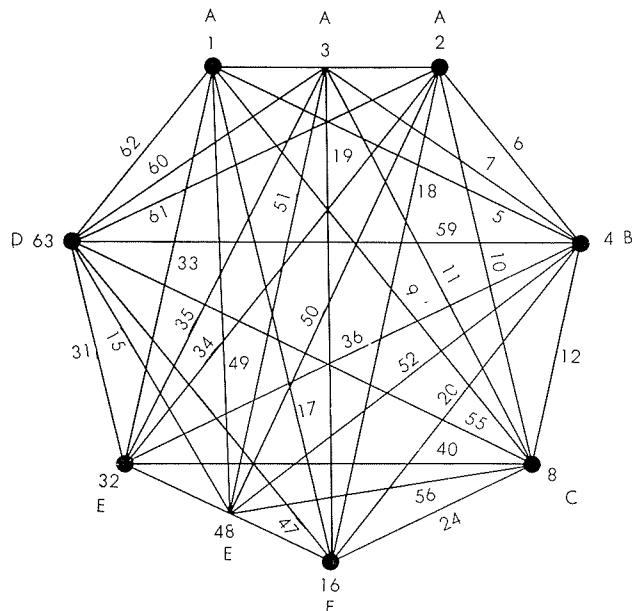
(2) トルク 2011-T8 は他の 3 材質よりやや小さい。軽合金用ドリルは標準形ドリルの約 75%であり、10mm $\phi$  は 4.8mm $\phi$  の約 2 倍、特に後期トルクにおける両者の差は大きい。送り 0.268mm/rev の場合は 0.183mm/rev に

第5表 わりつけ

要因		列
主効果	材質, A	1, 2, 3
	ドリル形状, B	4
	ドリル径, C	8
	送り, D	63
	切削剤, E	16, 32, 48
	A × B	5, 6, 7
	A × C	9, 10, 11
	A × D	60, 61, 62
	A × E	17, 18, 19, 33, 34, 35, 49, 50, 51
	B × C	12
交互作用	B × D	59
	B × E	20, 36, 52
	C × D	55
	C × E	24, 40, 56
	D × E	15, 31, 47
	e	13, 14, 21, 22, 23, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 37, 38, 39, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 53, 54, 57, 58
誤差		

比べ約30%大きい。燈油を用いた切削が最も大きく、次いで乾切削で、アンティセップの場合が最も小さい。

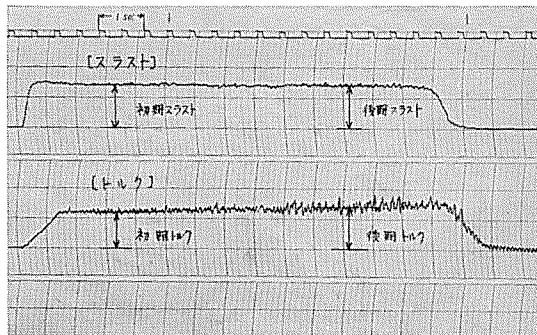
(3) 穴あけ精度 5052-Rは極めて悪く、特に $10\text{mm}\phi$ の切削は著しく悪い。送りの大きいものほど精度はよい。ドリル径とドリル形状の間に顕著な交互作用が認められ、 $4.8\text{mm}\phi$  の場合は標準形が、 $10\text{mm}\phi$  の場合は軽合金用が良好である。出口に比べ入口の拡大量は大きく、精度は

第3図 線図点図 ( $L_{64}$ )

よくない。

(4) 切削面アラサ 5052-R, 5083-Fは悪く、次いで2017-T4, 2011-T8の順である。前2者は $10\text{mm}\phi$ より $4.8\text{mm}\phi$ の方が悪い。後2者はその差はわずかであるが逆の傾向にある。軽合金用ドリルの方が標準形ドリルに比べよい。初期アラサと後期アラサの差は小さい。

(5) 切屑処理 2011-T8が最もよく、次いで2017-T4であり、5083-F, 5052-Rは悪い。標準ドリルより軽合金用ドリルの方がよい。 $4.8\text{mm}\phi$ より $10\text{mm}\phi$ の方が切屑処理は容易である。特に軽合金用 $10\text{mm}\phi$ ドリルは優れている。乾切削と燈油切削に比べて、燈油+I<sub>2</sub>, アンティセップを使用する方がややよい。



第4図 切削力波形の1例



第5図 切削面の外観

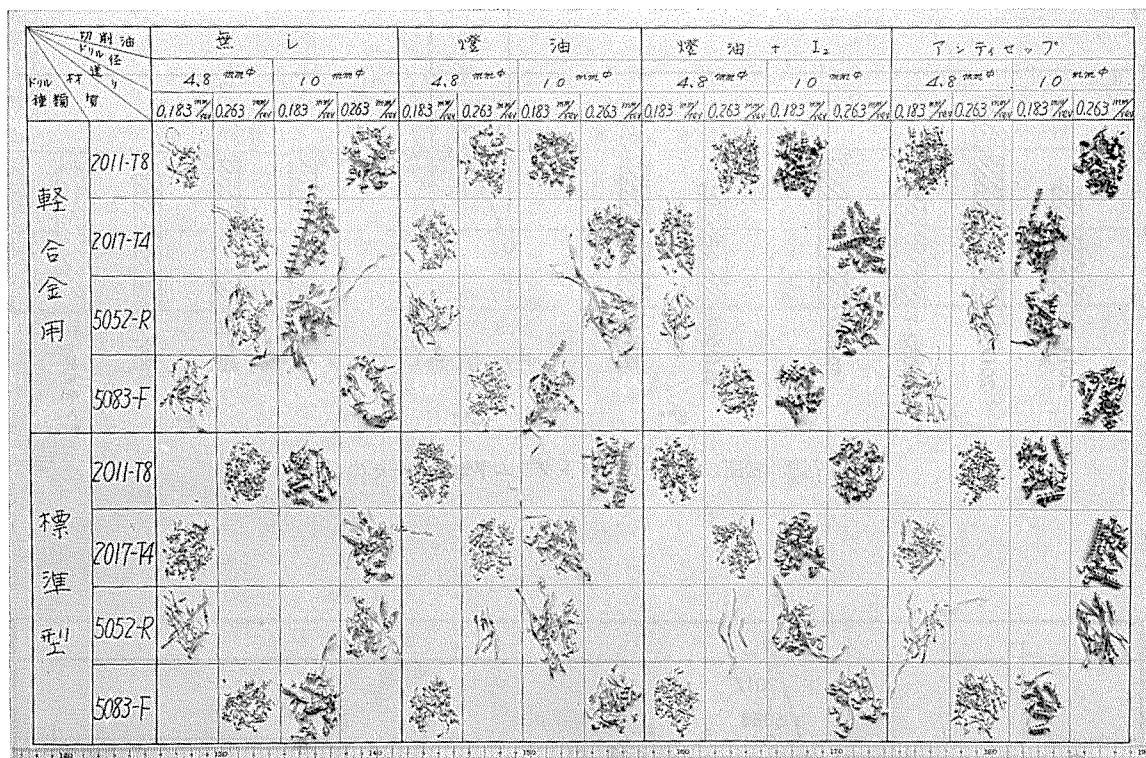
第6表 実験条件及び実験結果

実験条件							実験結果								
No.	実験順序	材質A	ドリル形状B	ドリル径C (mm φ)	送りD (mm/rev)	切削剤E	初期スラスト (kg)	後期スラスト (kg)	初期トルク (kg·cm)	後期トルク (kg·cm)	入口穴あけ精度 (%)	出口穴あけ精度 (%)	初期平均アラサ (μ)	後期平均アラサ (μ)	切削時間
1	45	2011-T8	軽合金用	4.8	0.183	なし	24.0	24.0	3.3	3.3	1.0	0.6	2.5	2.6	4
2	12	2011-T8	〃	4.8	0.263	燈油	28.2	28.2	3.8	3.8	1.0	0.8	1.8	1.8	4
3	35	2011-T8	〃	4.8	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	33.5	33.5	4.9	5.2	1.0	0.2	1.6	1.7	3
4	49	2011-T8	〃	4.8	0.183	アンティ セップ	24.7	24.7	3.3	3.3	1.0	0.2	1.9	2.1	3
5	50	2011-T8	〃	10	0.263	なし	72.0	73.4	20.7	22.9	0.5	0.3	1.5	2.1	1
6	60	2011-T8	〃	10	0.183	燈油	53.0	53.0	15.3	18.5	0.2	0	1.8	2.6	1
7	54	2011-T8	〃	10	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	52.2	52.2	15.7	17.4	0.2	-0.1	1.2	1.6	1
8	43	2011-T8	〃	10	0.263	アンティ セップ	67.1	65.0	18.7	18.7	0.4	-0.1	2.4	2.5	1
9	38	2011-T8	標準形	4.8	0.263	なし	40.6	43.1	5.5	7.4	0	0	2.5	1.9	2
10	7	2011-T8	〃	4.8	0.183	燈油	31.8	37.4	4.4	5.7	1.3	1.3	2.6	3.2	1
11	41	2011-T8	〃	4.8	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	31.8	31.8	4.4	4.9	0.2	0.2	1.8	1.2	1
12	63	2011-T8	〃	4.8	0.263	アンティ セップ	41.7	40.6	5.5	5.5	0.2	0	3.1	2.9	3
13	15	2011-T8	〃	10	0.183	なし	63.6	63.6	16.6	17.0	1.1	0.7	3.3	3.5	2
14	53	2011-T8	〃	10	0.263	燈油	84.8	91.8	24.0	39.2	1.2	1.2	3.3	2.8	2
15	22	2011-T8	〃	10	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	89.0	89.0	21.8	26.2	1.1	0.2	2.0	2.3	1
16	32	2011-T8	〃	10	0.183	アンティ セップ	62.2	60.0	15.7	16.4	1.2	0.1	1.9	2.6	2
17	11	2017-T4	軽合金用	4.8	0.263	なし	40.6	43.4	5.5	6.1	0.8	0.2	2.6	2.1	4
18	26	2017-T4	〃	4.8	0.183	燈油	37.1	37.1	4.9	5.5	1.0	0.8	1.7	1.6	3
19	47	2017-T4	〃	4.8	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	37.1	37.1	4.9	5.5	1.0	0	1.7	1.7	3
20	36	2017-T4	〃	4.8	0.263	アンティ セップ	49.4	49.4	7.9	8.2	1.0	0.8	2.7	2.6	3
21	27	2017-T4	〃	10	0.183	なし	98.9	106.0	22.9	24.4	0.3	0.2	2.5	2.6	2
22	17	2017-T4	〃	10	0.263	燈油	98.9	98.9	26.6	28.3	0.4	0.1	1.7	2.3	2
23	2	2017-T4	〃	10	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	87.5	87.5	21.8	24.0	0.2	0.1	2.7	2.9	2
24	5	2017-T4	〃	10	0.183	アンティ セップ	79.1	79.1	20.0	20.0	0.5	0	2.5	2.1	2
25	30	2017-T4	標準形	4.8	0.183	なし	42.4	49.4	5.5	7.6	-0.2	-0.2	3.3	2.7	4
26	10	2017-T4	〃	4.8	0.263	燈油	43.4	49.4	6.0	12.0	0.6	0.4	3.6	3.1	3
27	61	2017-T4	〃	4.8	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	28.2	30.0	3.3	4.9	-0.2	-0.2	2.9	2.9	3
28	24	2017-T4	〃	4.8	0.183	アンティ セップ	44.5	44.5	4.9	5.5	-0.2	-0.2	1.7	1.6	3
29	20	2017-T4	〃	10	0.263	なし	137.0	144.7	34.9	50.2	1.7	0.4	3.0	3.0	4
30	34	2017-T4	〃	10	0.183	燈油	100.3	113.0	28.3	48.0	1.4	0.1	3.6	3.7	5
31	62	2017-T4	〃	10	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	98.9	106.0	23.1	26.2	1.3	0.3	1.0	1.9	2
32	44	2017-T4	〃	10	0.263	アンティ セップ	134.1	132.7	31.6	32.7	1.2	0.1	1.6	2.0	2
33	52	5052-R	軽合金用	4.8	0.263	なし	31.8	33.5	6.0	6.0	1.0	0.6	2.8	2.9	5
34	4	5052-R	〃	4.8	0.183	燈油	28.2	28.2	7.6	8.7	1.3	1.3	3.7	3.5	5
35	18	5052-R	〃	4.8	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	28.2	26.5	6.8	7.6	1.3	1.3	3.6	3.6	5
36	59	5052-R	〃	4.8	0.263	アンティ セップ	33.5	31.8	6.5	5.7	1.2	0.4	3.4	3.2	5
37	9	5052-R	〃	10	0.183	なし	58.6	65.0	22.9	23.5	2.6	0.2	3.2	2.4	5
38	56	5052-R	〃	10	0.263	燈油	63.6	66.4	32.7	36.0	1.2	0.1	2.5	2.2	5
39	29	5052-R	〃	10	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	56.5	63.6	28.3	28.3	2.1	0.1	3.4	3.1	3
40	39	5052-R	〃	10	0.183	アンティ セップ	42.4	43.8	17.4	15.8	2.5	0.1	3.5	2.3	3
41	1	5052-R	標準形	4.8	0.183	なし	35.3	38.8	7.0	8.3	0.6	0.8	3.3	4.0	5
42	28	5052-R	〃	4.8	0.263	燈油	49.4	50.1	11.4	12.0	0.2	0	3.3	4.1	5
43	55	5052-R	〃	4.8	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	49.4	49.4	12.5	13.1	0.2	0	3.7	3.5	5
44	16	5052-R	〃	4.8	0.183	アンティ セップ	30.3	28.2	4.9	4.4	0.2	0.2	2.6	3.7	5
45	23	5052-R	〃	10	0.263	なし	88.3	95.3	32.7	42.5	1.5	0.8	3.4	3.5	5
46	8	5052-R	〃	10	0.183	燈油	70.6	63.6	25.5	34.9	2.9	2.9	3.3	3.2	5
47	64	5052-R	〃	10	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	63.6	63.6	28.3	31.6	3.2	0.3	3.3	3.2	5
48	31	5052-R	〃	10	0.263	アンティ セップ	77.7	74.2	24.0	24.0	1.3	0	3.3	2.4	4
49	6	5083-F	軽合金用	4.8	0.183	なし	31.8	33.2	4.8	5.7	1.3	0.6	3.4	3.8	5
50	19	5083-F	〃	4.8	0.263	燈油	38.8	37.4	7.1	8.7	1.0	0.6	3.8	2.9	4
51	25	5083-F	〃	4.8	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	35.3	35.3	6.3	6.8	1.0	0.8	3.1	2.3	3
52	21	5083-F	〃	4.8	0.183	アンティ セップ	28.2	28.2	4.1	4.1	1.0	0.8	2.5	3.0	4
53	51	5083-F	〃	10	0.263	なし	88.3	91.8	29.4	36.0	0.7	0.4	3.3	3.3	4
54	46	5083-F	〃	10	0.183	燈油	62.2	60.0	19.6	19.6	0.5	0.3	2.8	2.2	3
55	48	5083-F	〃	10	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	56.5	60.0	19.6	19.6	1.3	0.4	2.9	2.2	2
56	57	5083-F	〃	10	0.263	アンティ セップ	70.6	74.1	24.0	24.0	0.8	-0.1	3.5	2.2	2
57	14	5083-F	標準形	4.8	0.263	なし	35.3	42.4	6.5	10.9	0.2	0.6	3.6	3.6	5
58	42	5083-F	〃	4.8	0.183	燈油	36.7	38.1	6.5	9.8	1.0	0.4	2.8	3.6	5
59	37	5083-F	〃	4.8	0.183	燈油+I <sub>2</sub>	34.6	35.3	5.5	8.7	0.2	0.2	4.2	3.6	5
60	3	5083-F	〃	4.8	0.263	アンティ セップ	35.3	35.3	5.2	5.2	0.2	0	1.7	2.5	4
61	33	5083-F	〃	10	0.183	なし	81.2	83.3	24.0	31.6	1.1	1.1	3.2	3.0	5
62	40	5083-F	〃	10	0.263	燈油	98.9	106.0	33.8	54.5	1.1	0.3	2.9	3.2	5
63	58	5083-F	〃	10	0.263	燈油+I <sub>2</sub>	95.3	98.9	30.5	52.3	0.9	0.3	3.5	2.7	5
64	13	5083-F	〃	10	0.183	アンティ セップ	81.2	79.8	21.8	22.9	1.5	0.5	3.6	3.2	4

第7表 分散分析表

測定値	要因	主効果						交互作用						誤差			
		A	B	C	D	E	A×B	A×C	A×D	A×E	B×C	B×D	B×E	C×D	C×E	D×E	
初期 スラスト	二乗和, S	5217.5	2520.0	30319	107.12	288.81	45.88	2671.6	28.48	2274.4	892.52	103.02	43.26	606.39	288.68	69.88	769.10
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
後期 スラスト	二乗和, S	1739.2	2520.0	30319	107.12	96.27	15.29	890.54	9.49	292.71	892.52	103.02	14.42	606.39	96.23	23.29	32.05
	自由度, φ	34.26**	78.63**	946.0**	3.34	3.01*	0.48	27.79**	0.30	7.88**	27.85**	3.21	0.45	18.92**	3.01*	0.73	—
初期 トルク	二乗和, S	6394.6	2397.6	31932	2396.1	780.55	370.82	3432.4	104.23	725.16	711.56	103.53	89.30	695.64	209.44	54.05	1365.0
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
初期 トルク	二乗和, S	2131.5	2997.6	31932	2396.1	260.18	123.61	1144.1	34.74	80.57	711.56	103.53	29.77	695.64	69.84	18.02	65.21
	自由度, φ	32.69**	45.97**	490.0**	36.74**	3.99*	1.90	17.55**	0.53	1.24	10.91**	1.59	0.46	10.67**	1.07	0.28	—
後期 トルク	二乗和, S	237.20	81.68	5356.4	167.38	63.51	3.78	99.89	7.75	84.76	38.60	0.51	4.28	94.33	36.89	6.84	146.52
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
後期 トルク	二乗和, S	95.73	81.68	5356.4	167.38	21.50	1.26	33.30	2.58	9.42	38.60	0.51	1.43	94.33	12.30	2.28	6.11
	自由度, φ	15.67**	13.37**	876.7**	27.39**	3.52*	0.21	5.45**	0.42	1.54	6.32*	0.08	0.23	15.44**	2.01	0.37	—
後期 トルク	二乗和, S	459.90	717.57	8021.4	5353.03	526.08	55.09	137.55	101.83	216.34	377.82	46.75	155.08	225.38	245.97	52.07	388.88
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
入口穴あけ度 精耕	二乗和, S	146.63	717.57	8021.4	5353.03	175.36	18.36	45.85	33.94	24.04	377.82	46.75	51.69	223.38	81.99	17.36	16.20
	自由度, φ	9.05**	44.29**	495.2**	32.90**	10.82**	1.13	2.83	2.10	1.48	23.32**	2.89	3.19*	13.91**	5.06**	1.07	—
出口穴あけ度 精耕	二乗和, S	6.217	0.150	4.358	1.025	0.204	0.646	4.515	1.463	0.560	7.358	0.114	1.333	0.131	0.624	0.106	2.120
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
出口穴あけ度 精耕	二乗和, S	2.072	0.150	4.358	1.025	0.068	0.215	1.505	0.488	0.062	7.358	0.114	0.444	0.131	0.208	0.085	—
	自由度, φ	23.55**	1.71	49.52**	11.65**	0.77	2.44	17.10**	5.55**	0.71	88.61**	1.30	5.05**	1.49	2.36	0.40	—
初期 平均アラサ	二乗和, S	1.273	0.006	0.063	0.526	2.202	0.342	0.056	1.276	1.389	0.183	0.828	0.003	0.185	0.003	0.402	3.885
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
後期 平均アラサ	二乗和, S	0.424	0.006	0.063	0.526	0.734	0.114	0.019	0.425	0.154	2.890	0.183	0.276	0.003	0.062	0.134	0.162
	自由度, φ	2.62	0.04	0.39	3.25	4.53*	0.70	0.12	2.62	0.95	17.84**	1.13	1.70	0.02	0.38	0.83	—
切削評価	二乗和, S	13.71	1.183	0.056	0.170	1.191	0.306	0.153	0.359	3.397	0.013	0.004	2.345	0.098	0.966	0.083	9.662
	自由度, φ	3	1	1	3	3	3	3	3	9	1	1	3	3	3	24	—
切削評価	二乗和, S	4.569	1.183	0.056	0.170	0.397	0.495	0.051	0.120	0.378	0.013	0.004	0.782	0.098	0.322	0.294	0.403
	自由度, φ	11.34**	2.94	0.14	0.42	0.99	1.08	0.13	0.30	0.94	0.91	1.94	0.24	0.80	0.73	1.03	—

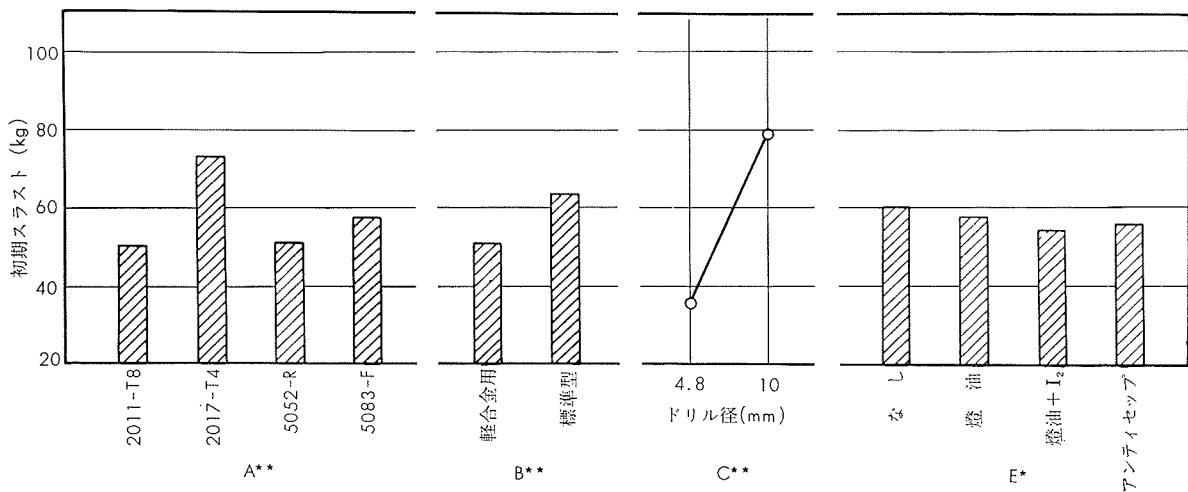
\*\* 危険率1%有意。  
\* 危険率5%有意。



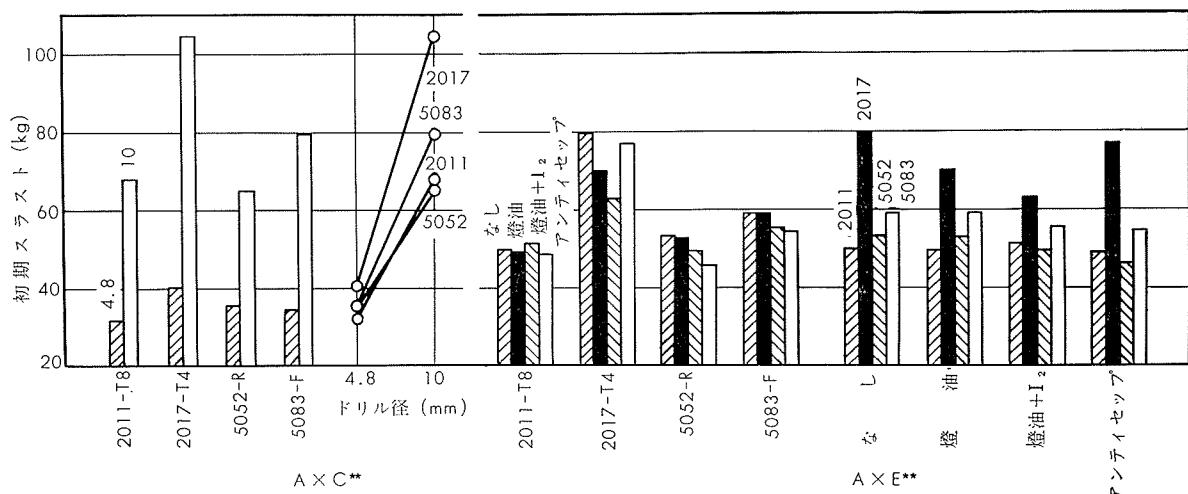
第6図 切屑の外観

第8表 切屑評価

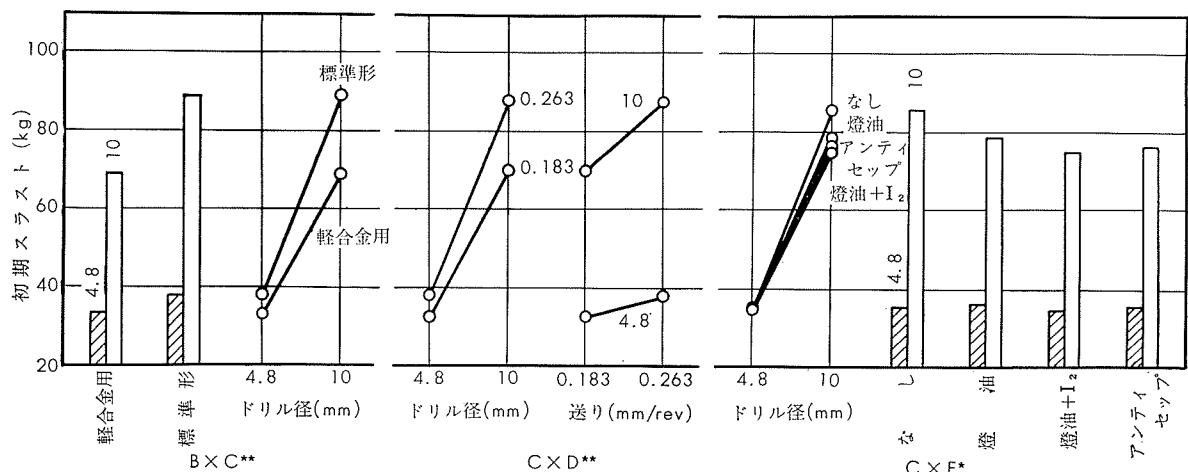
ドリル形状	切削剤 ドリル径 材質 送り	な し				燈 油				燈油 + I <sub>2</sub>				アンティセップ			
		4.8		10		4.8		10		4.8		10		4.8		10	
		mmφ	mm/rev	mm/rev	mm/rev	mm/rev	mm/rev	mm/rev	mm/rev	mm/rev							
軽 合 金 用	2011-T8	4	—	—	1	—	4	1	—	—	3	1	—	3	—	—	1
	2017-T4	—	4	2	—	3	—	—	2	3	—	—	2	—	3	2	—
	5052-R	—	5	5	—	5	—	—	5	5	—	—	3	—	5	3	—
	5083-F	5	—	—	4	—	4	3	—	—	3	2	—	4	—	—	2
標準 形	2011-T8	—	2	2	—	1	—	—	2	1	—	—	1	—	3	2	—
	2017-T4	4	—	—	4	—	3	5	—	—	3	2	—	3	—	—	2
	5052-R	5	—	—	5	—	5	5	—	—	5	5	—	5	—	—	4
	5083-F	—	5	5	—	5	—	—	5	5	—	—	5	—	4	4	—



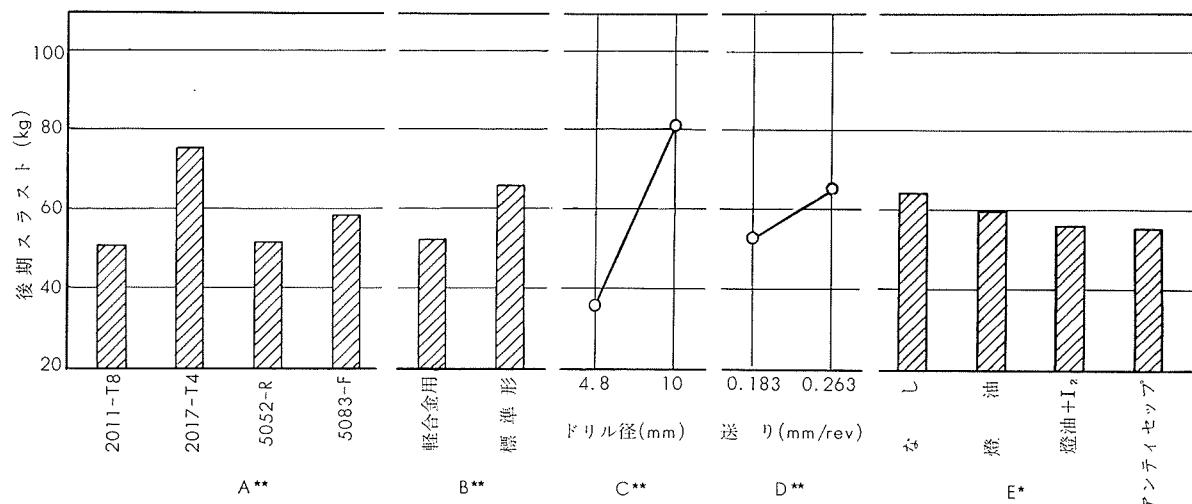
第7図 初期スラストのヒストグラム平均値——その1



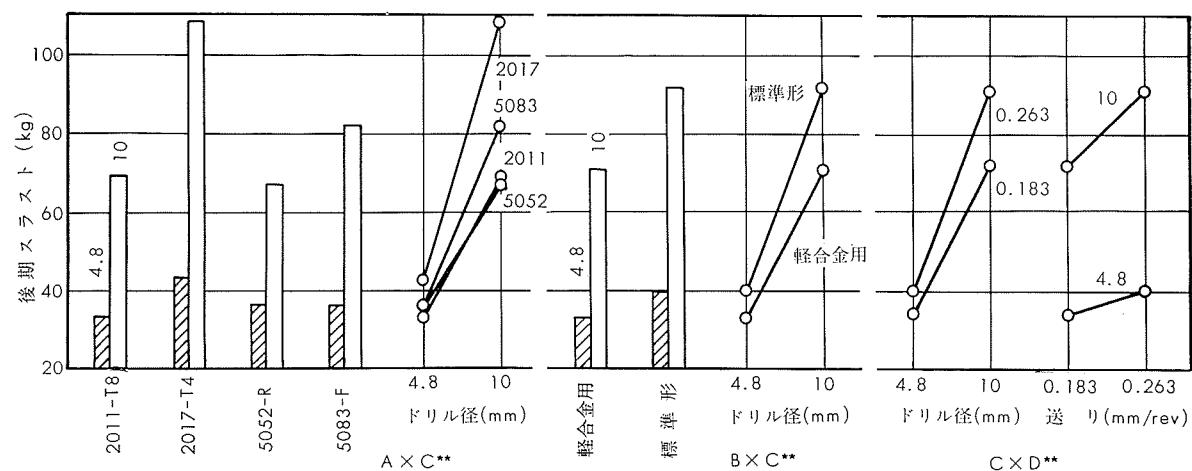
第8図 初期スラストのヒストグラム平均値——その2



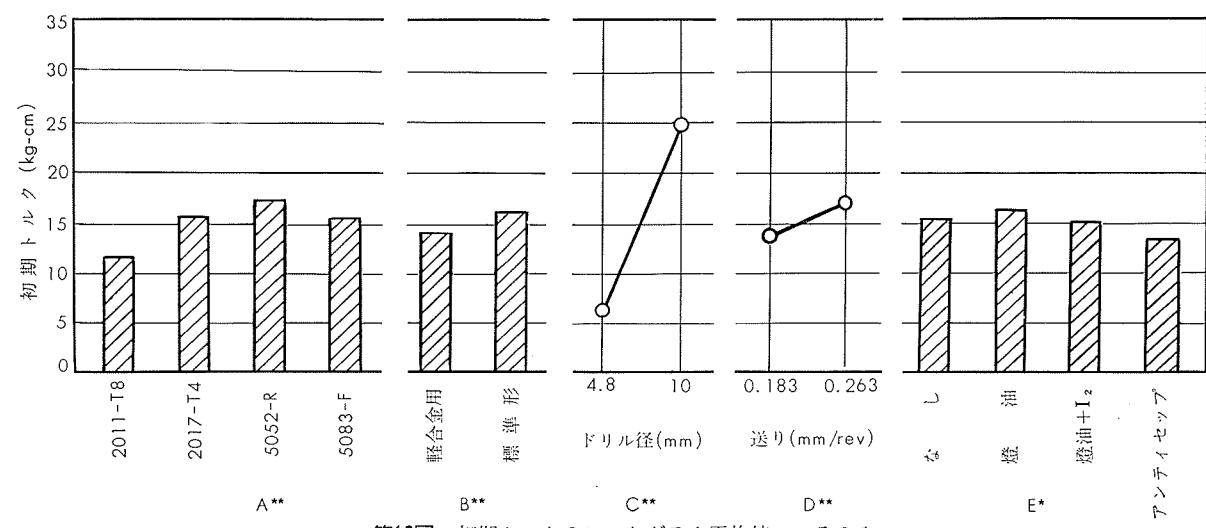
第9図 初期スラストのヒストグラム平均値——その3



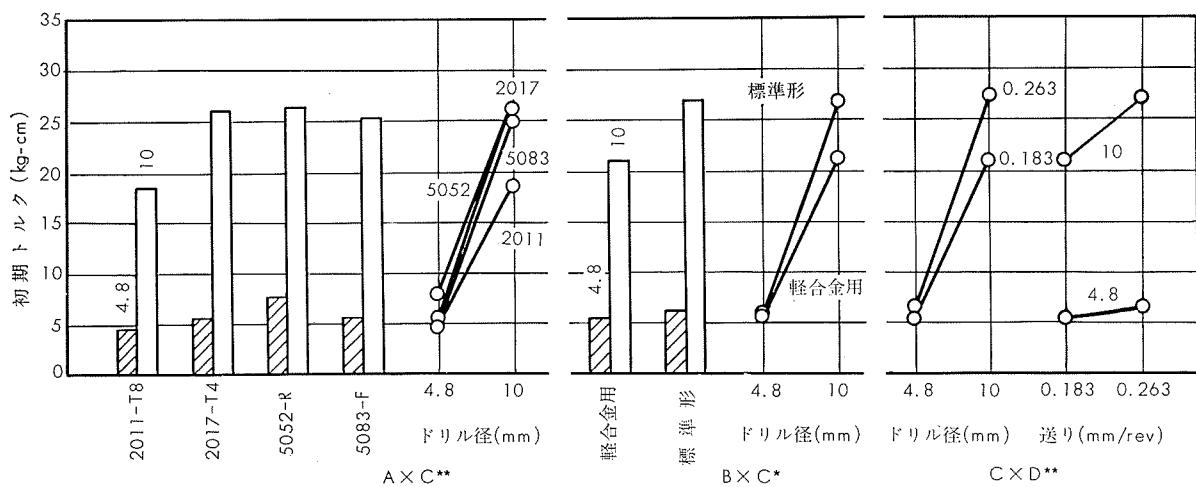
第10図 後期スラストのヒストグラム平均値——その1



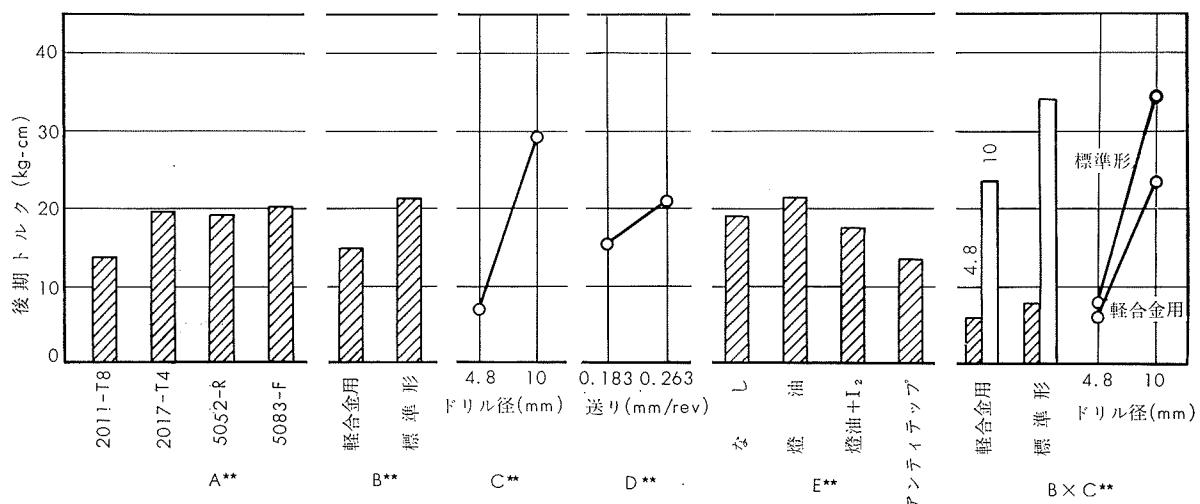
第11図 後期スラストのヒストグラム平均値——その2



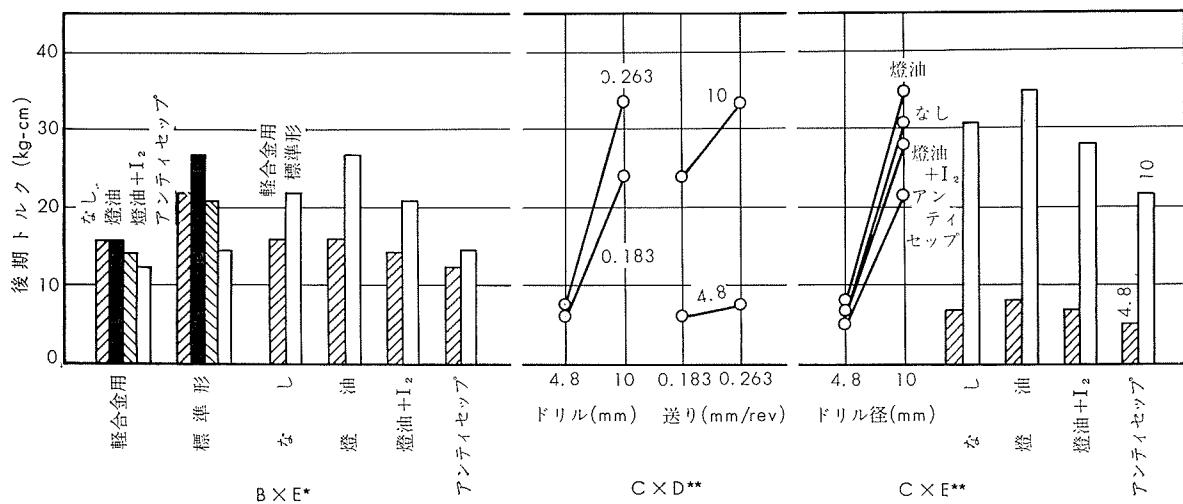
第12図 初期トルクのヒストグラム平均値——その1



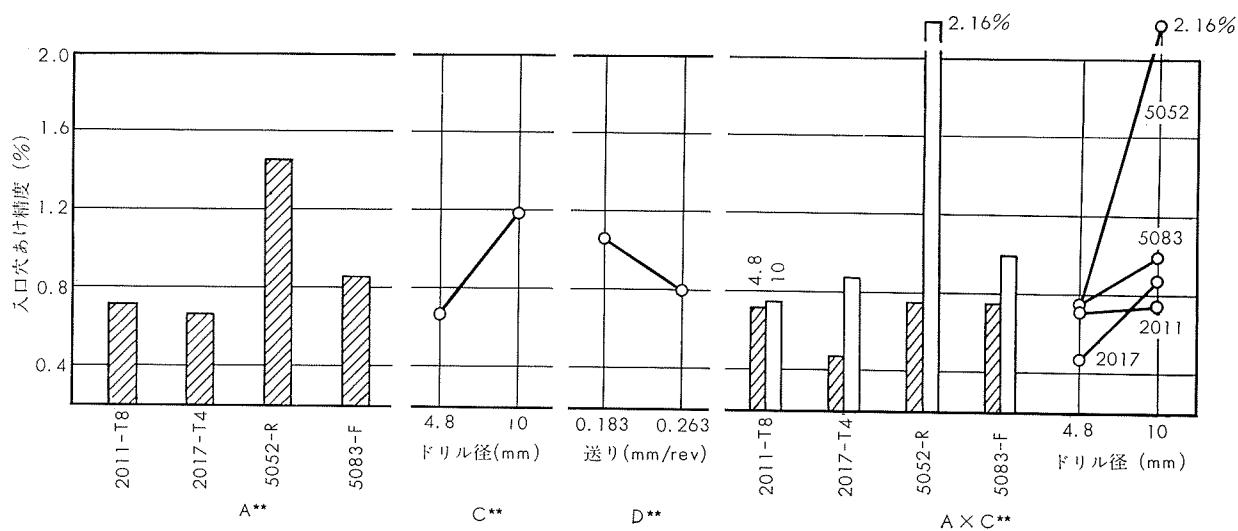
第13図 初期トルクのヒストグラム平均値——その2



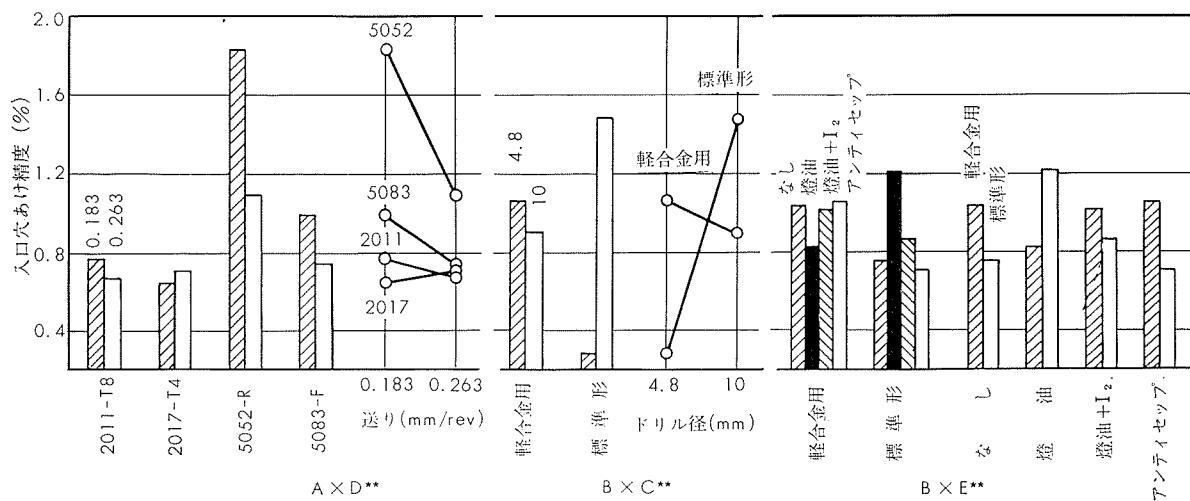
第14図 後期トルクのヒストグラム平均値——その1



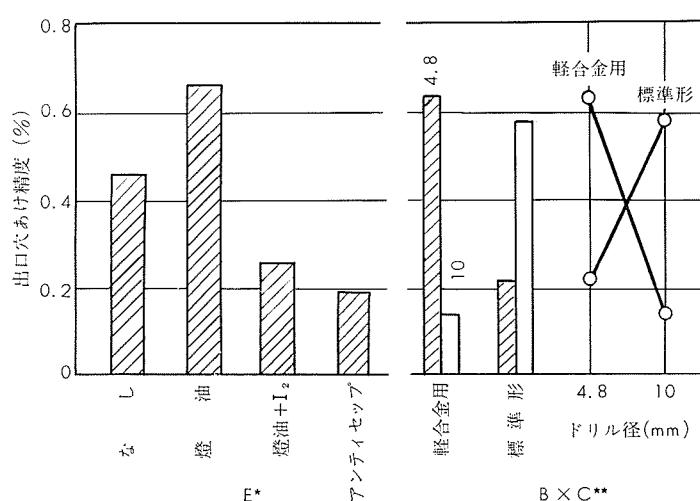
第15図 後期トルクのヒストグラム平均値——その2



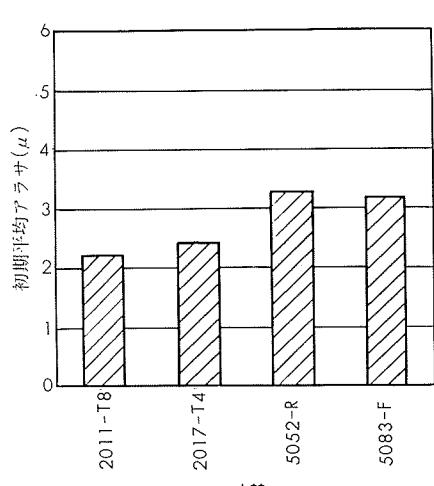
第16図 入口穴あけ精度のヒストグラム平均値——その1



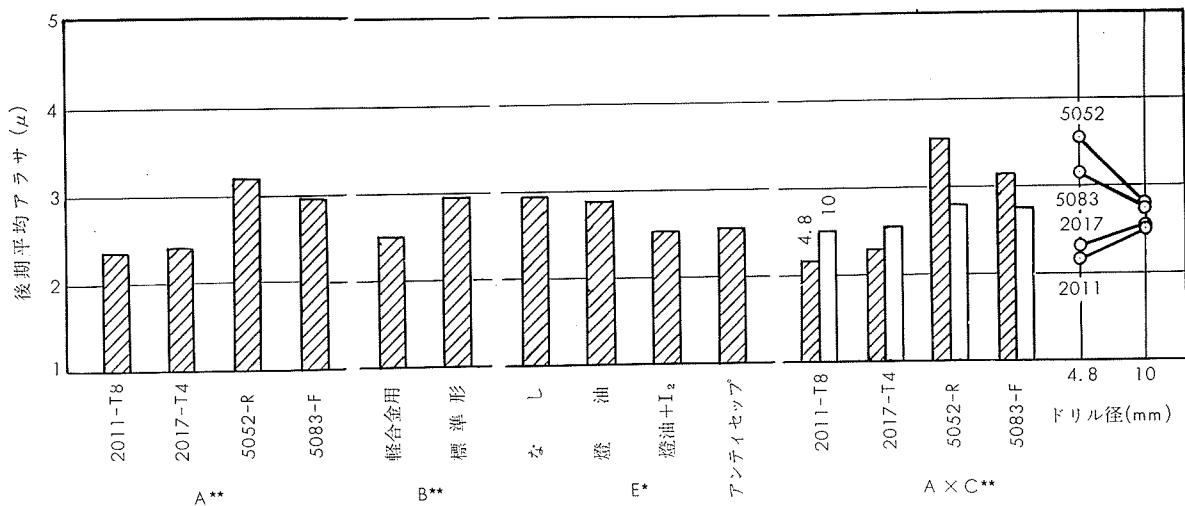
第17図 入口穴あけ精度のヒストグラム平均値——その2



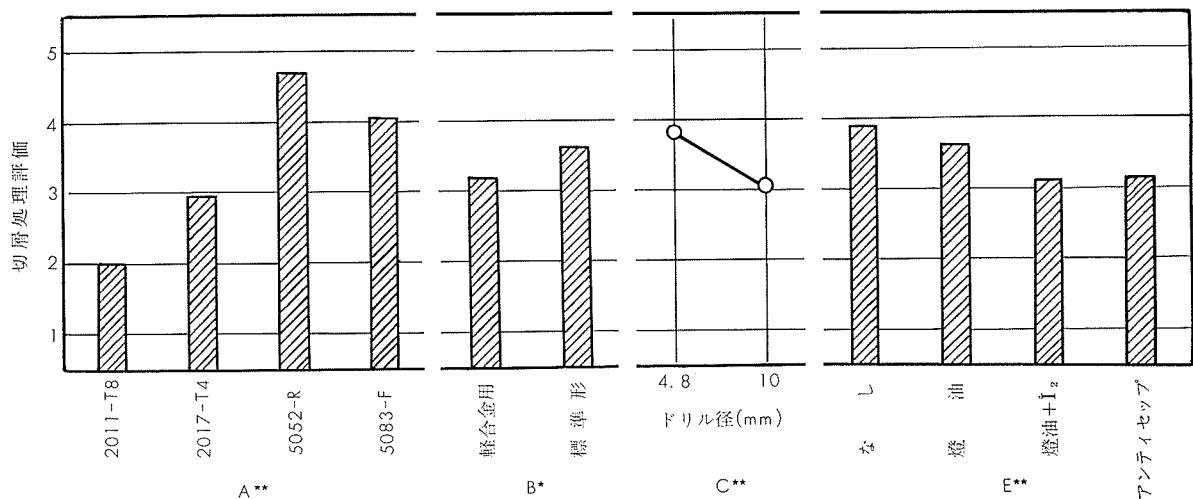
第18図 出口穴あけ精度のヒストグラム平均値



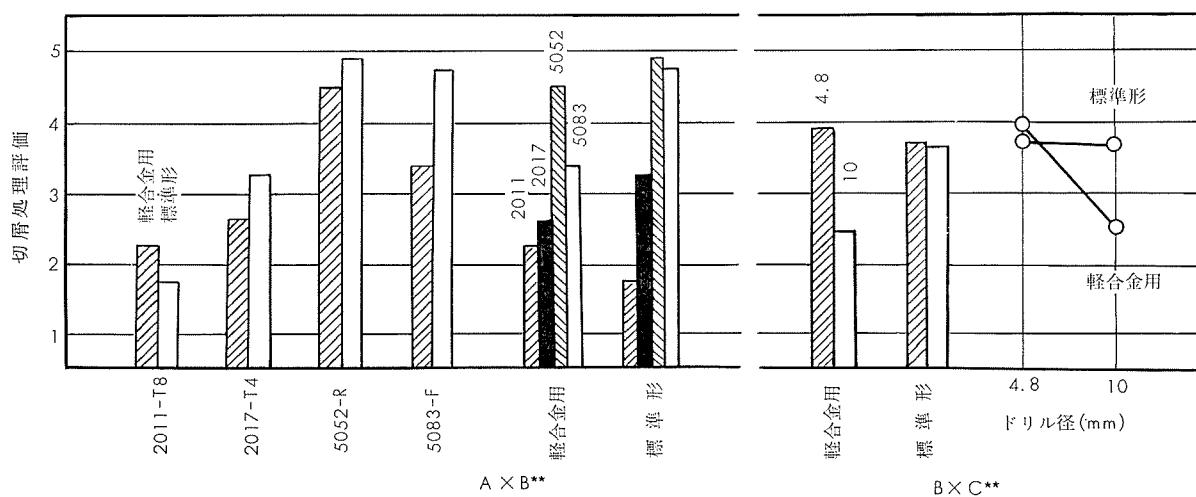
第19図 初期平均アラサのヒストグラム平均値



第20図 後期平均アラサのヒストグラム平均値



第21図 切屑処理評価のヒストグラム平均値——その1



第22図 切屑処理評価のヒストグラム平均値——その2

## 6. ま と め

本実験は穴あけ性を検討する大きな要素の一つであるドリルの寿命に関しての測定を省略している。穴あけ性をドリル寿命を除く、本実験で得られた結果の範囲内で論ずることになるが、次に要約する。

(1) 前の旋削実験において、被旋削性が優れていた2011-T8は被穴あけ性も良好である。次いで2017-T4であるがスラストが大きい。5083-F, 5052-Rはスラストは2011-T8と同等であるが、その他の点ではかなり劣る。特に5052-Rは悪い。

(2) 切削剤は、燈油+I<sub>2</sub>とアンティセップが有効であり、両者の差は小さい。燈油の使用は乾切削より多少悪い。

(3) アルミニウム合金の穴あけにおいて、軽合金用ドリルを使う方が、標準形ドリルを用いる場合に比べ、その穴あけ性はよい。しかし、ドリル径が小さい場合の穴あけ精度は劣る。

本実験に使用した切削剤の一部に関して、当社研究部一柳昭成研究員に御教示、調剤をお願いした。深く感謝いたします。

## 文 献

- 1) 竹内勝治, 中村授: 本誌, 8-2 (1967-4), 28
- 2) R.S. Owens, R.W. Roberts and W.J. Barnes : Wear, 9 (1966), 79
- 3) M.J. Furey : Wear, 9 (1966), 369

R - 98

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 9 No. 1 January 1968

---

## 耐食アルミニウム合金7種の機械的性質

竹内勝治	杉山禎彦
田中英司	中村授
福井利安	菊地昭雄

住友軽金属工業株式会社

# 耐食アルミニウム合金7種の機械的性質

竹内勝治\* 杉山禎彦\*\* 田中英司\*\* 中村 授\*\* 福井利安\*\* 菊地昭雄\*\*\*

最近、耐食アルミニウム合金7種が車輌・船舶・起重機その他に構造用材としてかなり用いられ、使用条件によってはかなり詳細な機械的諸性質の資料を要求されることが多い。著者らはすでに耐食アルミニウム合金7種の機械的性質を明らかにした<sup>1)</sup>が、本資料はその後数年間における実験結果を加え、機械的諸性質、すなわち、引張性質、かたさ、衝撃値、せん断力、180°曲げ試験内側半径、座屈強さ、溶接部の継手効率や曲げ性、疲れ強さ、クリープ強さ、高温・低温における引張性質などを項目別にデータシートとしてまとめたものである。

なお、本資料においては、供試材が各実験ごとに異なるということもあるため、一部の実験結果は応力を常温の引張強さに対する比で表わしたり、また、実験結果が数例あるときは帶で示した。これらの実際の数値は引用文献を参照されたい。

つぎに、設計上に必要な物理的性質や許容応力の例を2, 3述べて御参考に供したい。

## 1. 物理的性質

縦弾性係数	$E = 7000 \text{ kg/mm}^2$
横弾性俫数	$G = 2650 \text{ kg/mm}^2$
ボアソン比	$1/m = 0.33$
線膨張係数	$0.000024/\text{ }^\circ\text{C}$
比重	2.7

## 2. 引張許容応力

軟質板、押出形材および溶接継手の場合は耐力  $13 \text{ kg/mm}^2$  (規格値、溶接継手は軟質に相当するとみなす) に対して許容応力を決定することが望ましい。後掲の第7表からわかるように弹性限は耐力の 63~79% (平均 71%), 0.01% の永久ひずみを生じる応力は耐力の 73~91% (平均 80%) であるから、許容応力を弹性限以下にするには耐力

の  $2/3(67\%)$  もしくは安全率を耐力に対し 1.5(63%) 以上にとる必要がある。

第1表は各国の安全率の規格と実例を示し、安全率は耐力に対しおよそ 1.7, 引張強さに対し 1.95~2.3 である。同表の本邦の例は溶接容器の場合<sup>2)</sup>であって許容応力は  $8 \text{ kg/mm}^2$  となる。第2表は火なし圧力容器に関する ASME<sup>3)</sup>, および屋外貯蔵タンクについての ASA<sup>4)</sup> の規格における許容応力を示す。前者の許容応力は

- (1) 規格の最小引張強さの  $1/4$
- (2) 規格の最小耐力の  $2/3$
- (3)  $10000\text{h}$  で  $0.1\%$  の定常クリープひずみを生ずる応力
- (4)  $100000\text{h}$  で破断する応力

のいずれか小さいものであり、後者の場合も同様であるが(1)項が  $1/4$  の代りに 30%, (2)項が  $2/3$  の代りに 80% となっている。実際には短時間引張試験で得た測定値に最小規格値を供試材の常温の値で除した数値を乗じ、(1)と(2)項から許容応力を決定しているらしい。

なお、クレーン協会アルミニウム分科会で審議中のアルミニウム合金製クレーン構造部分基準(案)では、母材および溶接部ともそれぞれ耐力 (溶接継手は  $13 \text{ kg/mm}^2$ ) を基準として同一の安全率を用い、安全率は主荷重に対し 1.7, 主荷重 + 従荷重の場合が 1.5 である。同様に建築学会で審議中のアルミニウム合金建築構造設計施工基準(案)における安全率は耐力に対して 1.5 である。

## 3. 許容座屈応力

座屈応力は(1)および(2)式から求めるのが比較的簡便である。

$$F_c = \pi^2 E / \lambda \quad (1)$$

$$F_c = B - D\lambda \quad (2)$$

ここに、 $F_c$  : 座屈応力  $\text{ton/cm}^2$ ,  $F_c \leq \sigma_{0.2}$

第1表 各国 の 安 全 率

国 名	安 全 率 (規格)		実際に使用されている安全率		
	耐力に対し	引張強さに対し	材 质	耐力に対し	引張強さに対し
ベルギー	1.70	2.30	N5/6-M	1.70	3.61
ドイツ	1.71	—	N5/6-M	1.71	3.64
英國	—	—	N5/6-M	1.60	3.40
米国(建築)およびカナダ	1.65	1.95(2.00)	—	—	—
米国(橋 梁)	1.85	2.20	—	—	—
日本	$2/3\sigma_{0.2}$ または $\frac{\sigma_{0.2} + \sigma_b}{5}$	—	—	—	—

\* 研究部 工学博士

\*\* 研究部

\*\*\* 開発部兼研究部

第2表 許容応力<sup>3,4)</sup>

区分	質別	厚さ (in)	規格 (kg/mm <sup>2</sup> )		許容応力 (kg/mm <sup>2</sup> )			
			引張強さ	耐力	ASME <sup>(1)(2)</sup>		ASA <sup>(3)</sup>	
					38°C	66°C	38°C	66°C
板	O	0.051~1.500	28.1	12.7	7.0	7.0	8.4	8.4
		1.501~3.000	27.4	12.0	6.9	6.9	8.2	8.2
	H113	0.188~1.500	30.9	21.8	7.7	7.7	—	—
		1.501~3.000	28.8	20.4	7.2	7.1	—	—
棒形	O	各寸法	27.4	11.2	6.9	6.9	—	—
	H111	各寸法	28.1	16.9	7.0	7.0	8.2	8.2
管	O	各寸法	26.7	11.2	6.7	6.7	—	—
鍛造	(O)	各寸法	26.7	11.2	—	—	8.0	8.0

(1) X線探傷検査を行なわない溶接継手を含む。

(2) 溶接構造にはO材の値を用いる。

(3) 溶接構造物に適用し、O材を基準とする。

$$E : \text{弾性係数} = 700 \text{ ton/cm}^2$$

$$\lambda : \text{有効細長比} (\geq 20)$$

$$\sigma_{0.2} : \text{耐力 ton/cm}^2$$

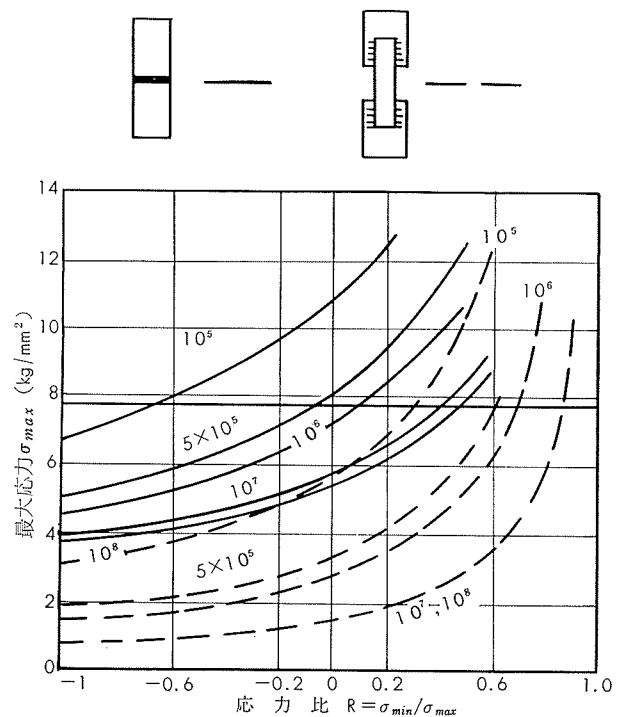
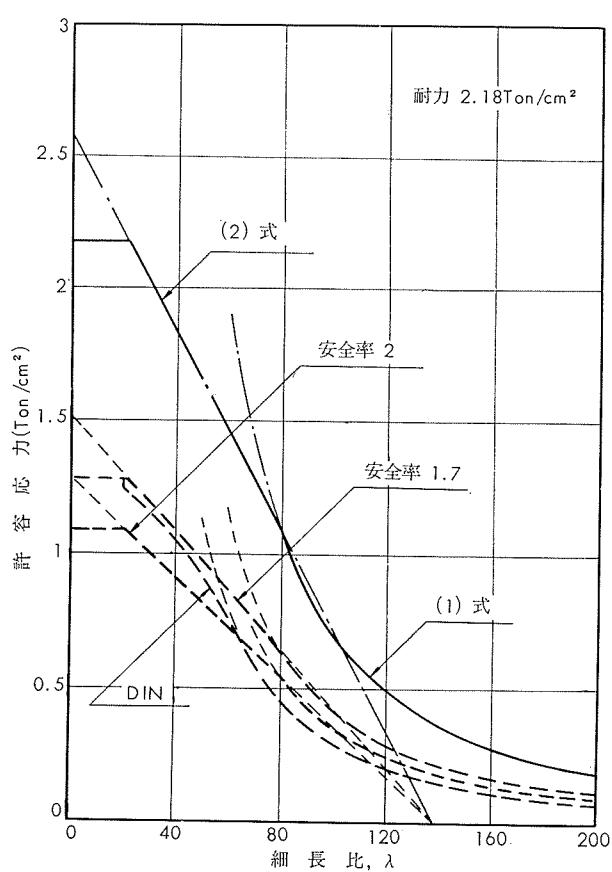
$$B = \sigma_{0.2} + 3.77(\sigma_{0.2}/10)^{3/2}$$

$$D = 4.57(B/100)^{3/2}$$

第1図は許容座屈応力の1例を示す。安全率はDIN4113によると、 $\lambda < 20$ では1.71、塑性域は1.5、弾性域は2.5と規定されているが、これは鉄鋼材料の場合と全く同じである。ALCAN社は安全率2を推奨しており<sup>5)</sup>、また、前述のクレーン協会アルミ分科会における安全率も2である。

#### 4. 疲れ強さに対する安全率

第2図はN8-M合金溶接継手の最大応力-応力比曲線<sup>6)</sup>、第3表は許容疲れ強さの1例<sup>7)</sup>である。小形試験片についての実験結果に対して安全率1.5をとればよいという例<sup>8)</sup>もあるが、2以上の値をとるほうが無難である。しかし、荷重条件、継手の形式、残留応力、寸法効果、溶接技術などを考慮する必要があり、詳しくは別の資料<sup>9)</sup>を参照頂きたい。



第3表 ALCAN D54S (5083) の許容疲れ強さ<sup>7)</sup>

条 件	疲れ強さ ( $10^7$ 回) (kg/mm <sup>2</sup> )
母材の応力：	
製出のまま	5.6
突合せ溶接（余盛あり）と長手方向連続すみ肉溶接	2.1
横方向すみ肉溶接	1.4
ステッチ溶接および他の断続溶接部	1.1
ボルトまたはリベットによる突合せ接合(正味断面積に対し)	2.1
すみ肉溶接部の応力：	
連 続	1.4
断 続	1.1

- (1) この値は繰り返し数 $10^7$ で破壊しない応力振幅である。  
 (2) 耐力の60%までの最大応力に対して安全をとったもので、材料および完全な組立継手における固有の応力集中に対するゆとりもみてある。余盛の良好でないもの、凹形の角などは疲れ強さをこれより低くとする。  
 (3) この値は 5052, 5454, 6061, 6063, 6351 合金にも適用される。

## 文 献

- 1) 竹内勝治、田中英司：本誌、2 (1961), 350
- 2) 容器保安規則第7条、または軽金属協会規格LIS-SW1(1964)
- 3) ASME Boiler & Press. Vessel Code, Sec. VIII, (1965), 120
- 4) ASA B96.1, Proposed American Std. Spec. for Welded Al-Alloy Field-Erected Storage Tanks, (1965), 89
- 5) ALCAN : *Strength of Aluminum (2nd Ed.)*, ALCAN Co., (1965), 15
- 6) R. McLester: Symp. Al. in Structural Eng., Aluminium Fed., London, (1963), 9
- 7) 前出 5), 29
- 8) F. Gazdag : ALUMINIUM, 41 (1965), 493
- 9) 竹内勝治：本誌、7 (1966), 39, 軽金属熔接、4 (1966), 184, 240 および 290
- 10) 竹内勝治、田中英司：本誌、3 (1962), 359
- 11) 竹内勝治、中村授：本誌、7 (1966), 63
- 12) 竹内勝治：材料、16 (1967), 144
- 13) 竹内勝治、田中英司：本誌、5 (1964), 256
- 14) 竹内勝治、鈴木敏夫：未公表
- 15) 竹内勝治、田中英司、福井利安：軽金属（投稿中）
- 16) 竹内勝治：本誌、8 (1967), 78 ただし、一部は未公表
- 17) 竹内勝治、杉山禎彦：軽金属（投稿中）
- 18) 竹内勝治、田中英司：本誌、7 (1966), 182
- 19) ALCOA : *Al. Handbook*, ALCOA, (1962), 31
- 20) Reynolds, : *Al. Data Book*, Reynolds Metal Co., (1961), 42
- 21) 軽金属協会：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（田中英司）、(1967), 13
- 22) 田中英司：未公表

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.1)

## 1) J I S 規 格

第 4 表 化 学 成 分 範 囲

規 格	化 学 成 分 (%)								
	Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Ti	Zn	Al
J I S H 4 1 0 4, H 4 1 7 2	3.8~4.8	0.30~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.20	<0.10	残

第 5 表 機 械 的 性 質 の 規 格

規 格	質 別	記 号	厚 さ (mm)	引 張 試 験			曲 げ 試 験	
				耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引 張 强 さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	厚 さ (mm)	180° 屈 曲 半 径
H4104 (板)	軟 質	A2P7-O	0.5以上1.5未満	>13	27~35	>15	0.5以上1.5未満	厚さの2倍
			1.5以上3未満	>13	27~35	>18	1.5以上3未満	厚さの2倍
			3以上6未満	>13	27~35	>18	3以上6未満	厚さの3倍
			6以上12以下	>13	27~35	>18	6以上12未満	厚さの3倍
	1/4 硬 質	A2P7-1/4H	1.5以上3未満	>23	>31	>8	1.5以上3未満	厚さの3倍
			3以上6以下	>23	>31	>10	3以上6未満	厚さの4倍
	圧延のまま	A2P7-R	6以上12未満	>17	>29	>10	—	—
			12以上25以下	>17	>29	>10	—	—
H4172 (押出形材)	押出のまま	A2S7-F	—	>13	>27	>12	—	—

## 2) 引張性質, かたさ, せん断力, 衝撃値, 曲げ試験内側半径

第 6 表 化 学 成 分

試 材	化 学 成 分 (%)								
	Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Ti	Zn	Al
板	試 材 A <sup>1)</sup>	4.40	0.69	0.20	0.03	0.11	0.20	痕跡	0.01
	試 材 B	4.43	0.66	0.20	0.02	0.09	0.21	<0.01	0.01
	試 材 C	4.12	0.71	0.21	0.02	0.08	0.25	0.02	0.03
	試 材 D	4.14	0.72	0.24	0.02	0.09	0.24	0.02	0.03
棒	試 材 E	4.32	0.65	0.21	0.04	0.10	0.25	0.01	0.02
	試 材 F <sup>1)</sup>	4.42	0.55	痕跡	0.04	0.21	0.20	0.01	0.01

第 7 表 引 張 性 質

試 材	質別	試験片採取方向	引 張 性 質							
			彈 性 限 (kg/mm <sup>2</sup> )	彈 性 限 (0.01%) (kg/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引 張 強 さ (kg/mm <sup>2</sup> )	真破断強 さ <sup>(1)</sup> (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り <sup>(2)</sup> (%)	彈性率 (kg/mm <sup>2</sup> )
1 mm 軟質板 <sup>1)</sup>	試 材 A	O	圧延方向に平行	—	—	14.3	32.7	—	22	—
2 mm 軟質板 <sup>1)</sup>	試 材 A	O	圧延方向に平行	—	—	14.7	32.5	—	24	—
4 mm 軟質板 <sup>1)</sup>	試 材 A	O	圧延方向に平行	—	—	15.1	33.2	—	25	—
14mm 軟質板	試 材 B	O	圧延方向に平行	12.3	14.2	17.0	32.4	—	22	—
			圧延方向に直角	12.6	14.7	17.7	33.1	—	22	—
20mm 軟質板	試 材 C	O	圧延方向に平行	10.0	11.6	15.8	31.8	(44.0)	24	(30)
			圧延方向に直角	11.5	12.4	16.6	32.2	(45.8)	27	(33)
27mm 軟質板	試 材 D	O	圧延方向に平行	11.5	13.4	17.3	34.0	(40.9)	22	(20)
			圧延方向に直角	11.1	12.7	16.8	33.2	(45.1)	25	(29)
20mmφ 押出棒	試 材 E	F	—	14.7	17.3	19.0	36.3	48.3	18	32
17.5mmφ 軟質棒	試 材 F <sup>1)</sup>	O	—	16.1	—	20.3	34.3	50.2	22	43
										7100

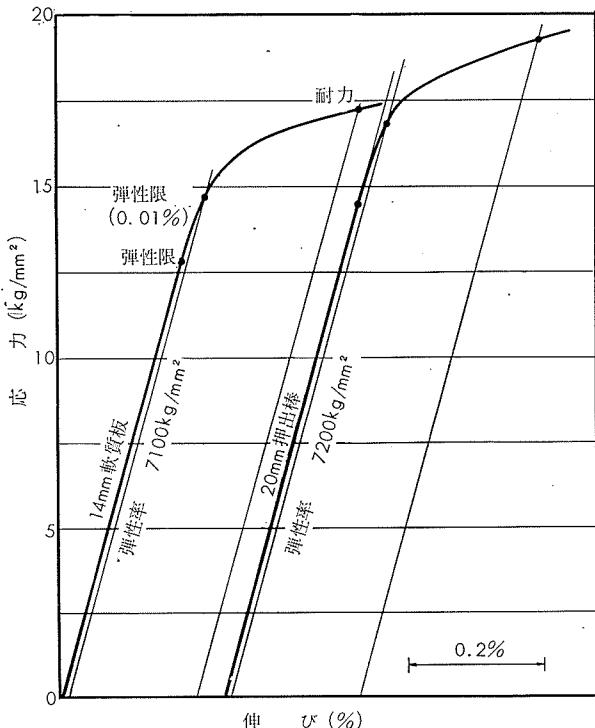
(1) ( ) 内は JIS 4号試験片による測定値。

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.2)

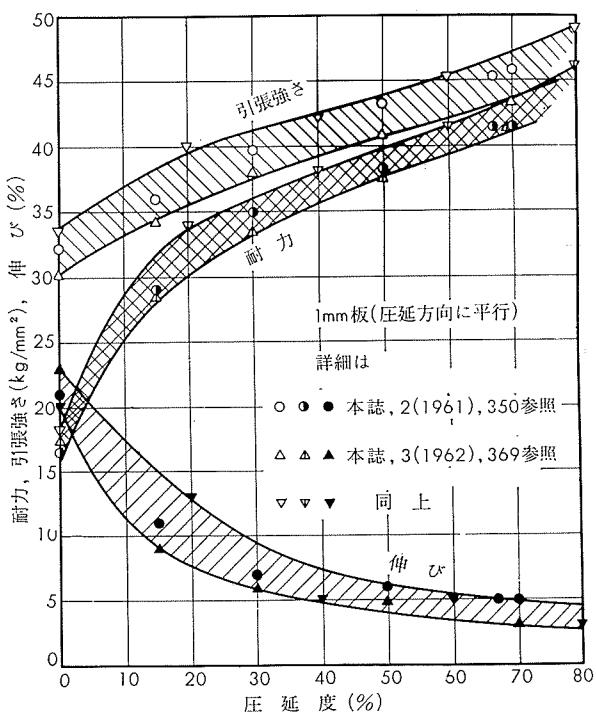
第 8 表 かたさ, せん断力, 衝撃値, 曲げ試験内側半径

試 材	質 別	か た さ <sup>(1)</sup>				せん断力 (kg/mm <sup>2</sup> )	シャルピー 衝撃値 (JIS 4号) kg-m/cm <sup>2</sup>	曲げ試験 (180°屈曲) (内側半径)			
		ロックウェル		ショア (参考値)							
		ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5 kg)	Bスケール							
1mm 延質板 <sup>1)</sup>	試材 A	O	—	79	(25)	(73)	—	—	—		
2mm 延質板 <sup>1)</sup>	試材 A	O	—	79	29	75	—	—	—		
4mm 延質板 <sup>1)</sup>	試材 A	O	—	78	29	74	—	—	—		
14mm 延質板	試材 B	O	75	89	37	78	(20)	—	厚さの 1 倍		
20mm 延質板	試材 C	O	73	83	35	78	(20)	—	厚さの 1 倍		
27mm 延質板	試材 D	O	80	90	39	81	(21)	17.7	厚さの 2 倍		
20mm <sup>Φ</sup> 押出棒	試材 E	F	—	85	—	77	(20)	17.6	—		
17.5mm <sup>Φ</sup> 軟質棒 <sup>1)</sup>	試材 F	O	74	83	33	77	—	16.7	—		
								8.6	—		
								5.6	—		

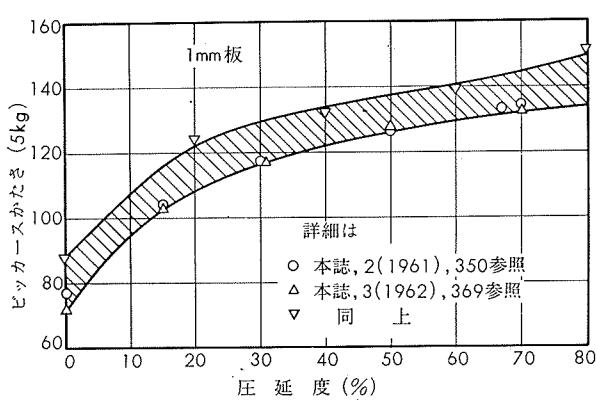
(1) 板は表面について、棒は断面の測定値を示す。



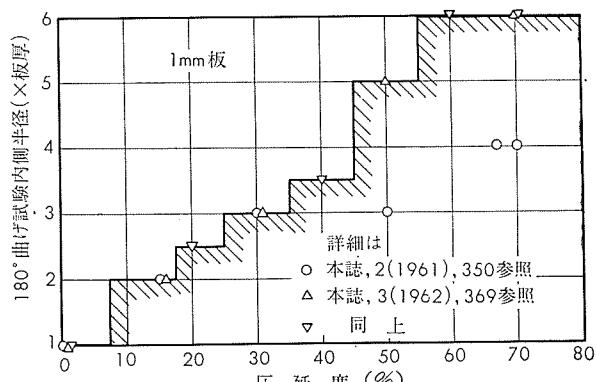
第 3 図 応力-伸び線図



第 4 図 圧延度と引張性質の関係<sup>1),10)</sup>



第 5 図 圧延度とピッカースかたさの関係



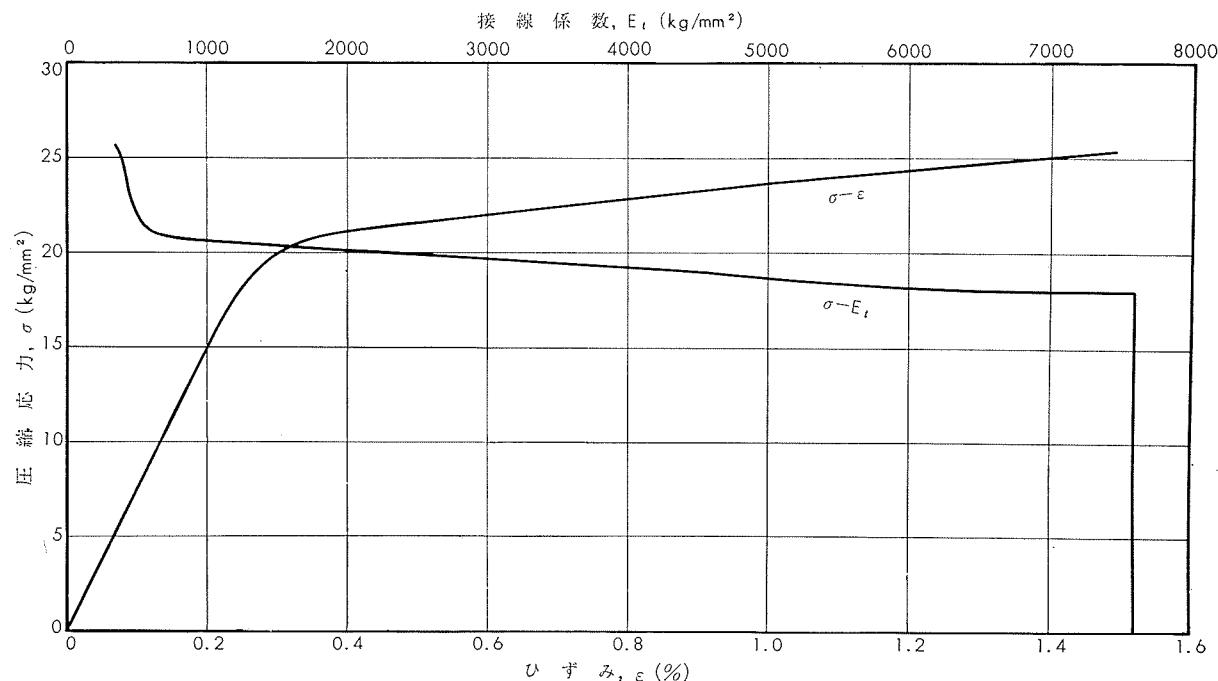
第 6 図 圧延度と曲げ試験内側半径の関係<sup>1),10)</sup>

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.3)

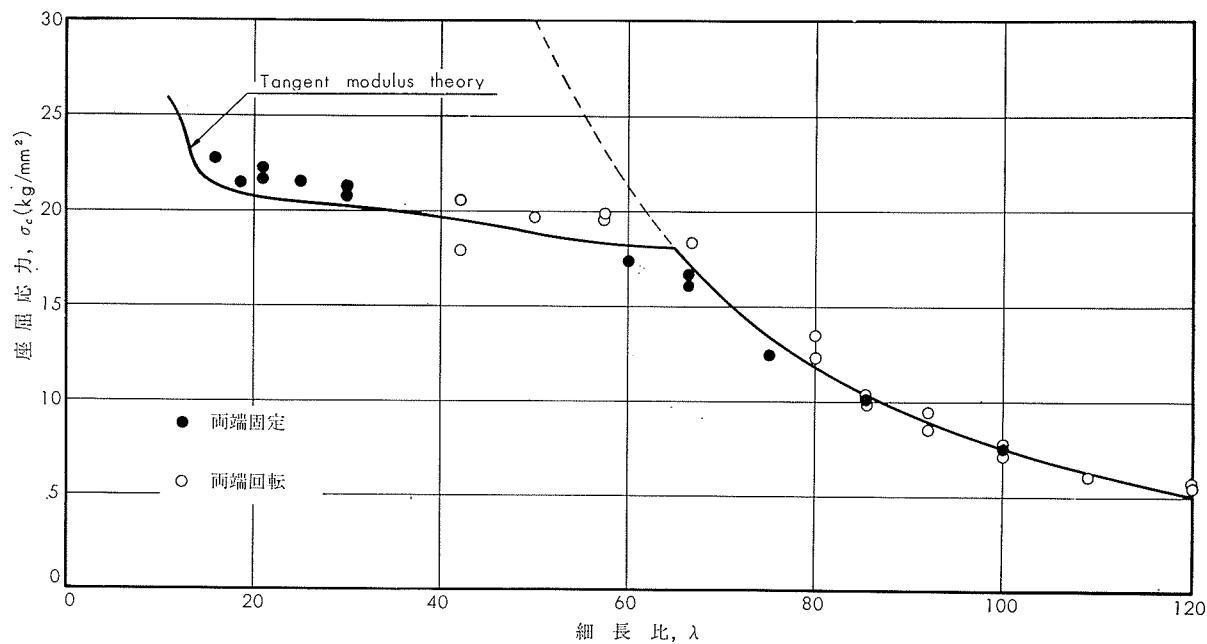
## 3) 座屈強さ

第9表 機械的性質

質別	圧縮性質			引張性質				
	比例限 (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	弾性率 (kg/mm <sup>2</sup> )	比例限 (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	弾性率 (kg/mm <sup>2</sup> )
押出のまま	18.0	21.6	7600	20.5	22.9	36.8	16	7250



第7図 押出棒の応力-ひずみ線図<sup>11)</sup>



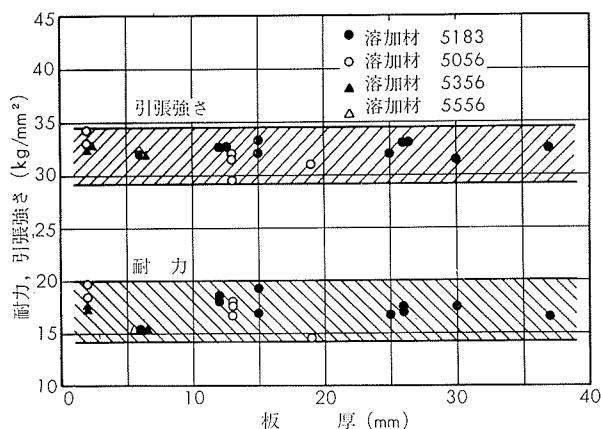
第8図 押出棒の座屈強さ<sup>11)</sup>

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.4)

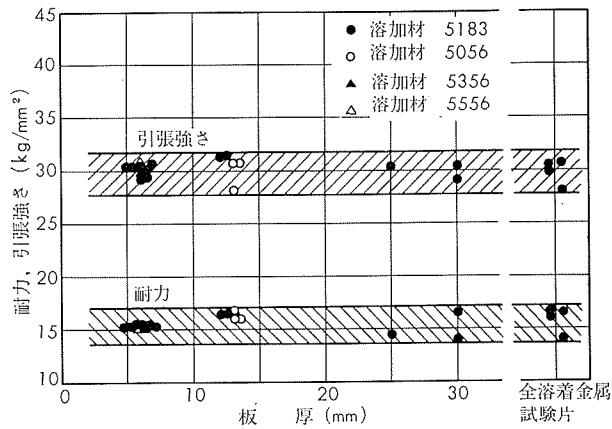
## 4) 溶接部の継手効率と曲げ性

第10表 溶接継手の引張性質と継手効率

試験片	板厚 (mm)	質別	溶加材	引張性質						継手効率 (%)	備考		
				母材			溶接材						
				引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)				
余盛あり	2	H16	5056	40.6	36.3	7	34.2	19.7	6	84.2	ミグ		
	2	H16	5356	40.6	36.3	7	32.4	17.7	6	79.8	ティグ		
	6	O	5183	32.3	14.9	23	32.0	15.4	19	99.1	ミグ		
	6	O	5356	32.3	14.9	23	32.1	15.4	18	99.3	〃		
	6	O	5556	32.3	14.9	23	32.5	15.3	20	100.6	〃		
	12	O	5183	32.3	17.9	23	32.6	18.1	16	100.9	〃		
	13	O	5056	32.3	17.3	22	31.4	17.9	14	97.2	〃		
	15	—	5183	—	—	—	32.1	16.7	24	—	〃		
	19	—	5056	—	—	—	31.0	14.5	15	—	〃		
	25	O	5183	32.0	16.1	27	32.0	16.7	15	100	ミグ大電流		
	30	—	5183	—	—	—	31.5	17.5	24	—	〃		
	37	—	5183	—	—	—	32.6	16.5	23	—	〃		
余盛削除	6	O	5183	32.3	14.9	23	30.6	15.5	16	94.7	ミグ		
	6	O	5356	32.3	14.9	23	30.1	15.2	15	93.1	〃		
	6	O	5556	32.3	14.9	23	30.9	15.2	16	95.6	〃		
	6	O	5183	31.4	16.7	23	30.7	15.2	19	97.8	〃		
	12	R	5183	32.3	17.9	23	31.3	16.4	16	97.0	〃		
	12	R	5183	33.9	19.5	20	31.5	16.6	15	92.9	〃		
	13	O	5056	32.3	17.3	22	30.8	16.7	16	95.3	〃		
	25	O	5183	32.0	16.1	27	30.4	14.5	17	95.0	ミグ大電流		
	30	—	5183	—	—	—	30.6	16.7	23	—	〃		
	30	—	5183	—	—	—	29.1	14.0	17	—	〃		
全溶着金属	—	—	5183	—	—	—	29.7	15.9	24	—	ミグ		
	—	—	5183	—	—	—	30.5	16.5	29	—	〃		
	—	—	5183	—	—	—	30.6	16.4	26	—	〃		
	—	—	5183	—	—	—	28.0	14.1	31	—	〃		



第9図 余盛をもつ溶接継手の引張強度



第10図 余盛を削除した場合の溶接継手の引張強度

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.5)

第 11 表 溶接継手の腐食後の引張性質

試験環境	供試材	余 盛	母材質別	溶加材	引 張 性 質										
					没 浸 (放置) 前			3 ケ月没 浸 (放置)			6 ケ月没 浸 (放置)				
					引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)		
清浄海水中	溶接材	あり	母 材	一	O H	— —	32.1 39.5	14.7 33.3	25 8	31.6 40.0	14.9 33.5	25 8	31.6 39.5	14.5 33.0	25 6
			O	5183 5356	31.0 30.7	13.9 14.0	20 20	30.6 30.3	13.5 13.7	21 20	31.0 30.8	13.8 13.7	22 21		
			H	5183 5356	31.7 31.1	15.7 15.2	10 11	31.8 30.8	15.8 14.9	11 12	31.7 30.6	15.2 14.9	11 12		
			なし	O	5183 5356	28.6 28.4	13.9 14.0	16 13	27.2 27.0	13.7 13.6	12 13	27.9 27.6	13.1 13.5	14 14	
		なし	H	5183 5356	28.6 28.6	14.7 14.6	11 10	28.0 28.1	14.4 14.6	7 9	28.3 27.6	15.0 14.6	9 9		
			母 材	一	O H	— —	32.1 39.5	14.7 33.3	25 8	32.3 39.0	14.7 32.0	22 6	31.7 39.3	14.8 32.4	24 7
			O	5183 5356	31.0 30.7	13.9 14.0	20 20	31.5 30.5	14.3 14.1	20 20	31.2 31.0	13.9 13.6	21 22		
			H	5183 5356	31.7 31.1	15.7 15.2	10 11	31.6 31.4	15.7 15.4	10 13	31.5 32.0	15.1 14.9	11 12		
海上霧露気	溶接材	あり	母 材	一	O H	— —	32.1 39.5	14.7 33.3	25 8	32.3 39.0	14.7 32.0	22 6	31.7 39.3	14.8 32.4	24 7
			O	5183 5356	31.0 30.7	13.9 14.0	20 20	31.5 30.5	14.3 14.1	20 20	31.2 31.0	13.9 13.6	21 22		
			H	5183 5356	31.7 31.1	15.7 15.2	10 11	31.6 31.4	15.7 15.4	10 13	31.5 32.0	15.1 14.9	11 12		
			なし	O	5183 5356	28.6 28.4	13.9 14.0	16 13	27.8 28.4	13.6 13.8	14 13	28.2 28.3	14.2 13.8	13 14	
		なし	H	5183 5356	28.6 28.6	14.7 14.6	11 10	28.3 28.8	15.0 14.7	8 10	28.0 28.2	15.2 14.6	7 10		
			母 材	一	O H	— —	32.1 39.5	14.7 33.3	25 8	31.7 37.4	14.8 30.2	22 5	— —	— —	— —
			O	5183 5356	31.0 30.7	13.9 14.0	20 20	31.0 31.2	13.5 13.8	16 18	— —	— —	— —	— —	
			H	5183 5356	31.7 31.1	15.7 15.2	10 11	32.0 32.0	15.6 15.1	12 12	— —	— —	— —	— —	
工業用水	溶接材	あり	母 材	一	O H	— —	32.1 39.5	14.7 33.3	25 8	31.7 37.4	14.8 30.2	22 5	— —	— —	— —
			O	5183 5356	31.0 30.7	13.9 14.0	20 20	31.0 31.2	13.5 13.8	16 18	— —	— —	— —	— —	
			H	5183 5356	31.7 31.1	15.7 15.2	10 11	32.0 32.0	15.6 15.1	12 12	— —	— —	— —	— —	
			なし	O	5183 5356	28.6 28.4	13.9 14.0	16 13	28.6 27.9	13.8 14.1	15 11	— —	— —	— —	
		なし	H	5183 5356	28.6 28.6	14.7 14.6	11 10	28.4 27.1	15.0 14.8	9 8	— —	— —	— —	— —	

第 12 表 溶接部の曲げ性

板 厚 (mm)	溶 接 法	溶 加 材	条 件	180° 屈曲 内側半径				備 考
				1.5t	2.0t	2.5t	3.0t	
6	ミグ <sup>1)</sup>	5183	表 曲 げ	—	○	○	○	I 型開先 1層溶接
			裏 曲 げ	—	○	○	○	
			表 曲 げ	—	○	○	○	
		5356	裏 曲 げ	—	○	○	○	
			表 曲 げ	—	○	○	○	
			裏 曲 げ	—	○	○	○	
13	ミグ <sup>1)</sup>	5056	1 層 側	—	○	○	○	I型開先 2層溶接(両側)
			2 層 側	—	○	○	○	
			1 層 側	—	○	○	○	Y型開先 2層溶接(両側)
			2 層 側	—	○	○	○	
			表 曲 げ	—	×	○	○	
			裏 曲 げ	—	×	○	○	
25	ミグ <sup>2)</sup>	5183	側曲げ(t=3mm)	○	○	○	○	I型開先 2層溶接(両側)
			側曲げ(t=10mm)	○	○	○	○	

1) ミグ半自動溶接。

2) ミグ全自動(大電流)溶接。

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.6)

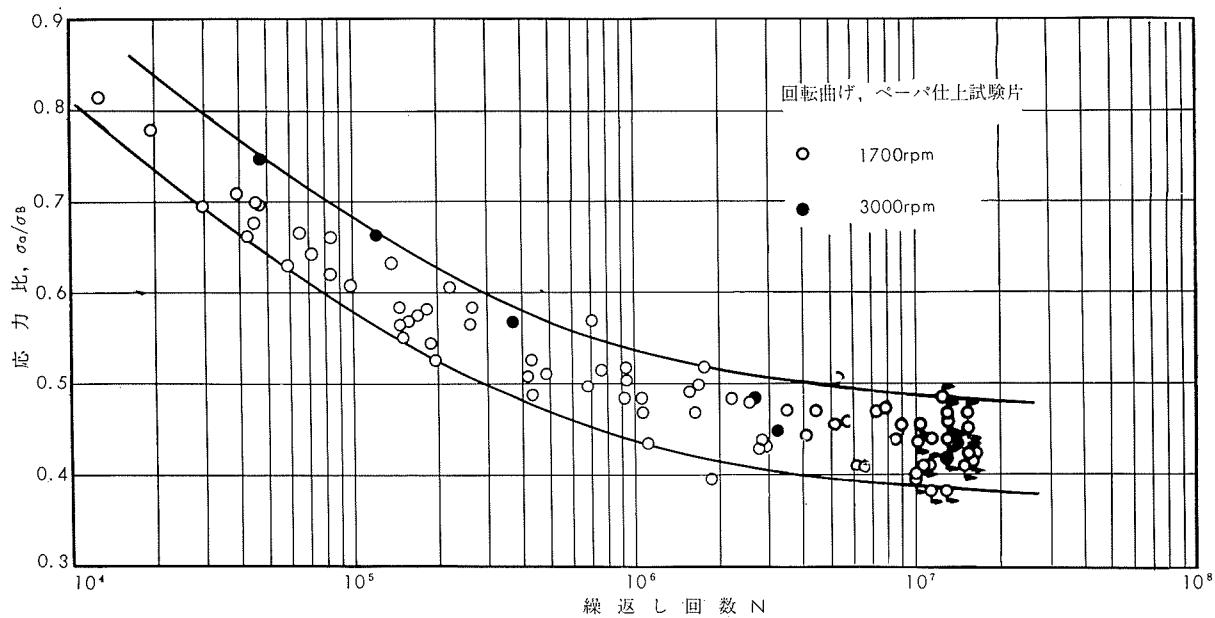
## 5) 疲れ強さ

第13表 回転曲げ疲れ強さ実験数値表

質別	No.	化成成分(Alは残)(%)							熱処理	引張性質			ブリネル	シャルピー	疲れ強さ		試験片、試験条件
		Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Ti		耐力	引張強さ	伸び			10 <sup>7</sup> 回	疲労比	
軟質	JIS	3.8 ~4.8	0.30 ~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.20	<0.10	—	—	—	—	—	—	—	—
	1	4.42	0.55	痕跡	0.04	0.21	0.20	0.01	0.01	360°C空冷	20.1	34.9	16	70	9.5	15.0	0.43
	2	4.42	0.55	痕跡	0.04	0.21	0.20	0.01	0.01	360°C空冷	20.3	34.3	22	74	7.3	14.1	0.41
	3	4.35	0.63	0.21	0.02	0.11	0.18	痕跡	痕跡	360°C空冷	22.7	36.3	19	77	8.6	15.2	0.42
	4	4.79	0.74	0.09	0.06	0.18	0.29	0.01	0.05	350°C空冷	16.0	34.3	27	74	6.5	15.3	0.45
	5	4.53	0.67	0.12	0.03	0.17	0.27	0.02	0.05	360°C空冷	13.8	31.7	29	64	6.7	15.0	0.47
	6	4.39	0.66	0.21	0.03	0.11	0.25	0.01	0.02	360°C空冷	19.8	36.9	18	68	—	14.6	0.40
	7	4.32	0.65	0.21	0.04	0.10	0.25	0.01	0.02	360°C空冷	15.4	33.1	27	67	7.4	15.4	0.47
	8	4.31	0.66	0.18	0.03	0.15	0.24	0.01	0.03	360°C空冷	13.4	31.0	28	66	—	14.6	0.47
	9	4.32	0.65	0.21	0.04	0.10	0.25	0.01	0.02	360°C空冷	16.1	33.5	27	74	—	14.6	0.44
	10	4.41	0.66	0.19	0.03	0.10	0.26	0.01	0.02	410°C空冷	15.8	33.3	27	73	7.2	13.9	0.42
	11	4.52	0.67	0.20	0.04	0.09	0.23	0.01	0.01	410°C空冷	14.0	31.9	28	72	—	14.0	0.44
押出のまま	JIS H4172	3.8 ~4.8	0.30 ~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.20	<0.10	押出のまま	>13	>27	>12	—	—	—	—
	12	4.42	0.55	痕跡	0.04	0.21	0.20	0.01	0.01	(押出のまま)	23.7	35.5	16	72	9.1	15.5	0.44
	13	4.35	0.63	0.21	0.02	0.11	0.18	痕跡	痕跡	(押出のまま)	23.5	36.4	15	79	11.4	15.1	0.41
	14	4.79	0.74	0.09	0.06	0.18	0.29	0.01	0.05	(押出のまま)	18.3	37.9	19	74	7.4	15.1	0.40
	15	4.53	0.67	0.12	0.03	0.17	0.27	0.02	0.05	(押出のまま)	17.8	35.2	19	70	7.9	14.7	0.42
	16	4.05	0.66	0.22	0.02	0.09	0.20	0.01	0.01	(押出のまま)	24.3	36.9	16	75	9.7	16.4	0.44
	17	4.45	0.68	0.22	0.02	0.10	0.24	0.01	0.03	(押出のまま)	20.8	37.8	15	75	9.1	15.0	0.40
熱間圧延のまま	JIS H4104	3.8 ~4.8	0.30 ~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.20	<0.10	圧延のまま	>17	>29	>10	—	—	—	—
	18	4.40	0.69	0.20	0.03	0.11	0.20	痕跡	0.01	(圧延方向)	21.3	35.9	22	88	—	15.5	0.43
									(直角方向)	21.3	36.1	23	—	—	15.0	0.42	20mm板, 1700rpm

(1) 耐力、引張強さ、疲れ強さ: kg/mm<sup>2</sup>、伸び: %, ブリネルかたさ: 10/500/30, シャルピー衝撃値(JIS 3号): kg·m/cm<sup>2</sup>。

(2) 疲れ試験は小野式回転曲げ疲労試験機による。試験片はペーパ仕上げ, 10mmφ。



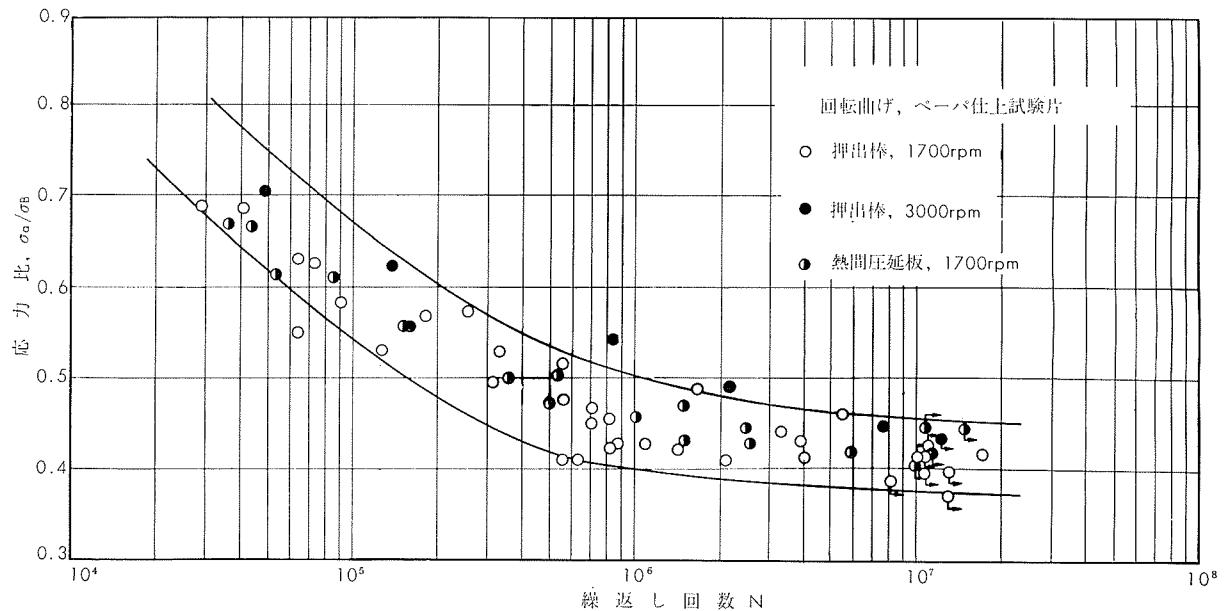
第11図 軟質棒の回転曲げ  $\sigma_a/\sigma_B-N$  曲線

(昭和43年1月)

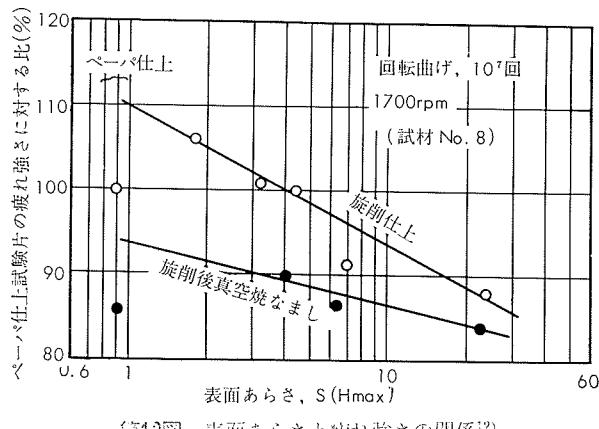
住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内, 田中

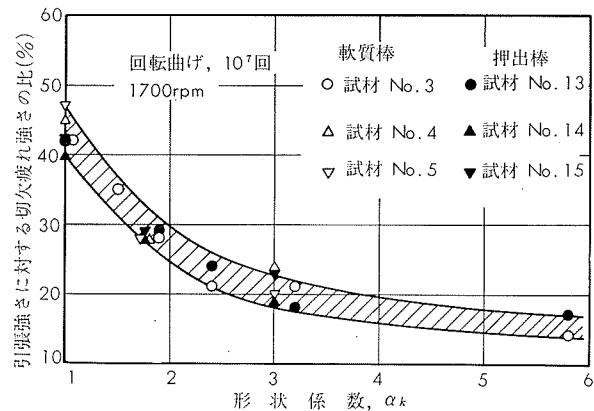
# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.7)



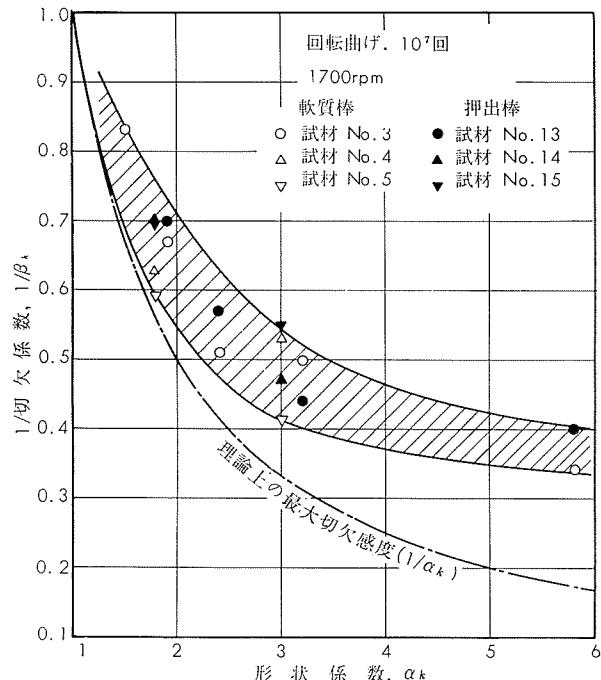
第12図 押出棒および熱間圧延板の回転曲げ  $\sigma_a/\sigma_B-N$  曲線



第13図 表面あらさと疲れ強さの関係<sup>12)</sup>

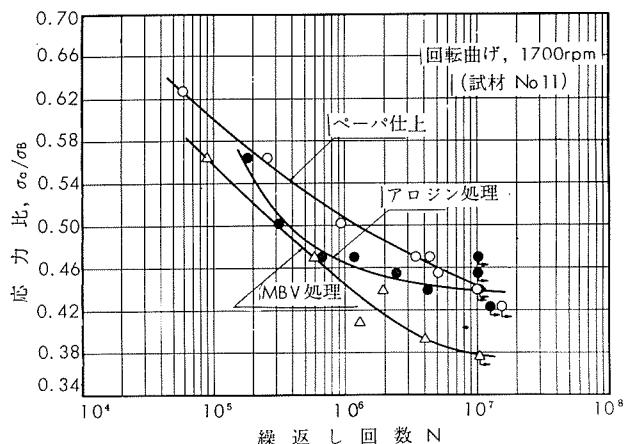


第14図 形状係数と切欠疲れ強さの関係<sup>1,10,13)</sup>

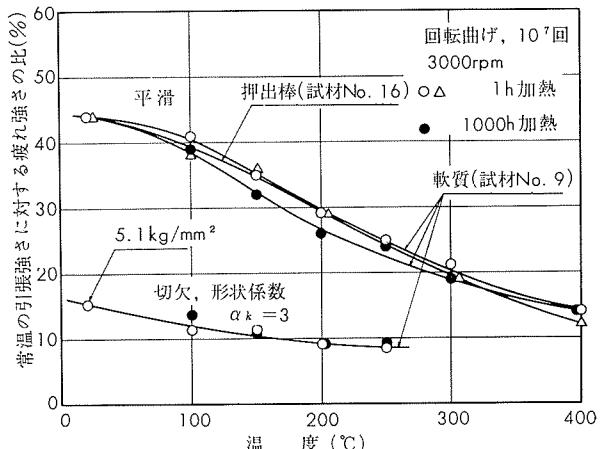


第15図 切欠感度<sup>1,10,13)</sup>

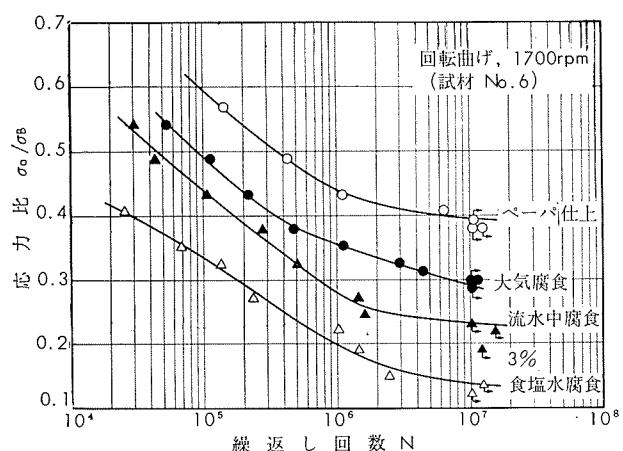
# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.8)



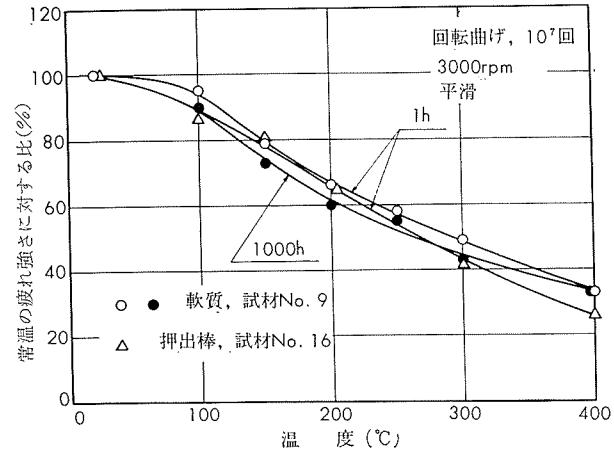
第16図 軟質棒, 表面処理材の回転曲げ  $\sigma_a/\sigma_B-N$  曲線<sup>14)</sup>



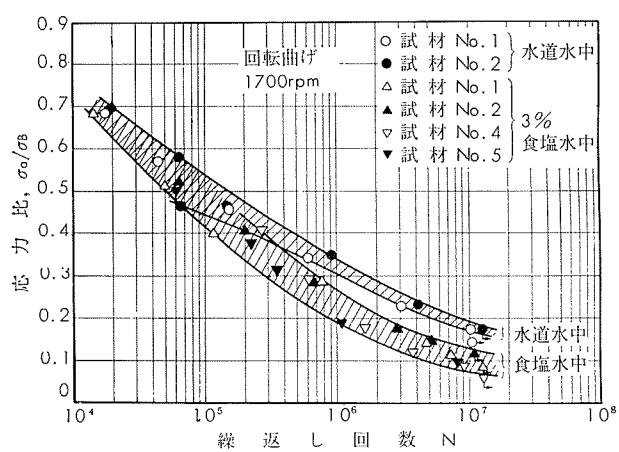
第19図 高温における疲れ強さ<sup>16)</sup>



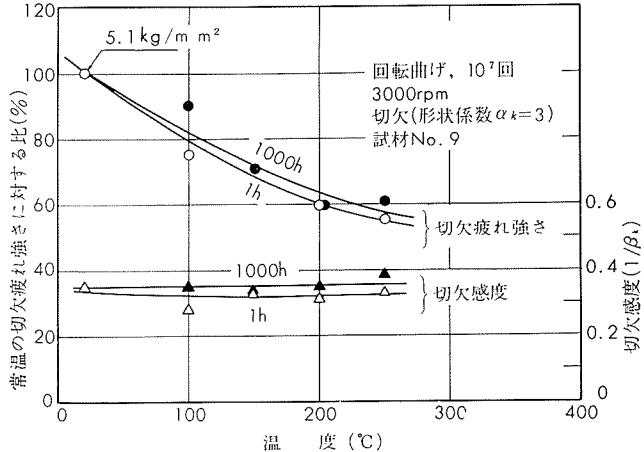
第17図 軟質棒, 2ヶ年間腐食後の回転曲げ  $\sigma_a/\sigma_B-N$  曲線<sup>16)</sup>



第20図 高温における疲れ強さ<sup>16)</sup>

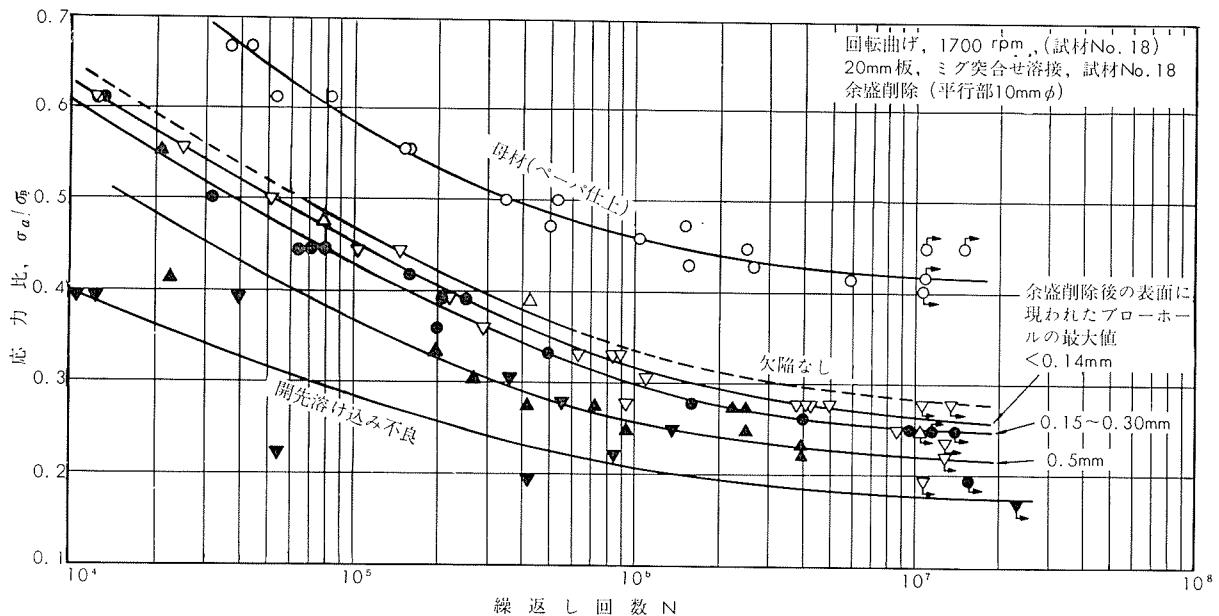


第18図 軟質棒, 腐食疲労回転曲げ  $\sigma_a/\sigma_B-N$  曲線<sup>1,10,15)</sup>



第21図 高温における切欠疲れ強さと切欠感度

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.9)



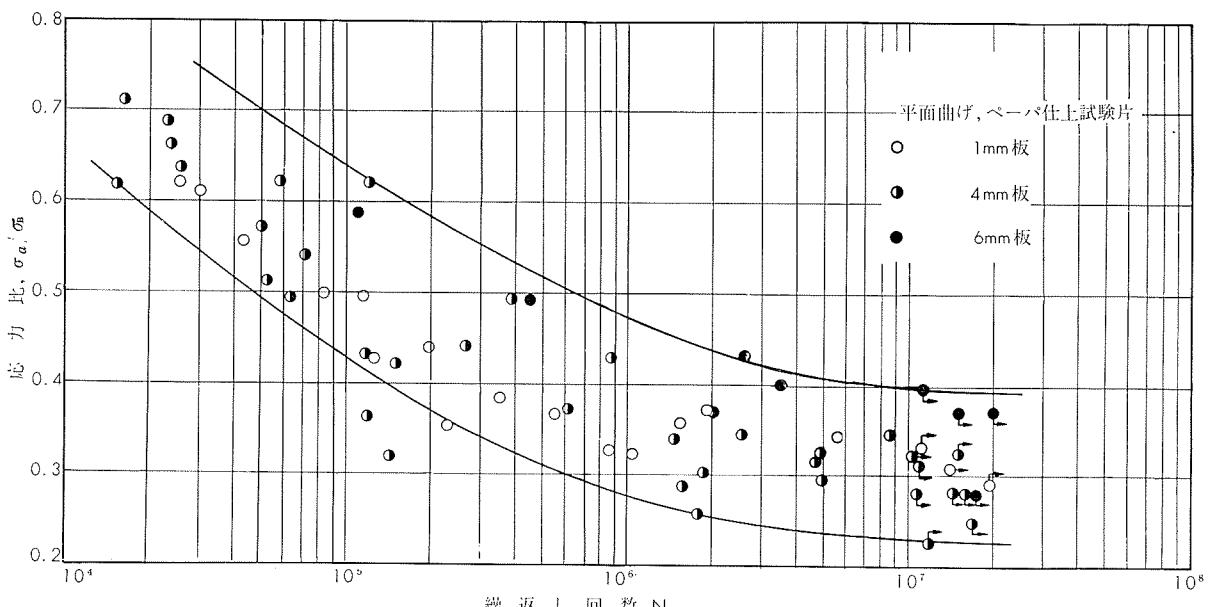
第22図 热間圧延板ミグ溶接継手の回転曲げ  $\sigma_a / \sigma_B - N$  曲線<sup>17)</sup>

第14表 平面曲げ疲れ強さ実験数値表

質別	No.	化学成分 [Alは残] (%)								引張性質		ピッカースかたさ	疲れ強さ	試験片、試験条件	
		Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Ti	Zn	耐力	引張強さ				
軟質	JIS H4104	3.8 ~4.8	0.30 ~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.20	<0.10	>13	27~35	>15 >18	—	—	—
	1	4.40	0.69	0.20	0.03	0.11	0.20	痕跡	0.01	14.3	32.7	22	79	10.1	0.31
	2	—	—	—	—	—	—	—	—	16.5	32.2	21	77	10.8	0.34
	3	4.40	0.69	0.20	0.03	0.11	0.20	痕跡	0.01	15.1	33.2	25	78	9.3	0.28
	4	4.40	0.69	0.20	0.03	0.11	0.20	痕跡	0.01	14.2	31.7	25	78	9.6	0.30
	5	4.56	0.65	0.18	0.02	0.09	0.21	0.01	0.04	14.8	32.3	24	—	9.6	0.30
	6	4.56	0.65	0.18	0.02	0.09	0.21	0.01	0.04	14.7	31.3	27	—	9.2	0.29
	7	4.44	0.69	0.22	0.03	0.15	0.23	0.01	0.05	14.9	32.3	25	—	12.5	0.39

(1) 耐力、引張強さ、疲れ強さ : kg/mm<sup>2</sup>、伸び : %、ピッカースかたさ : 10kg。

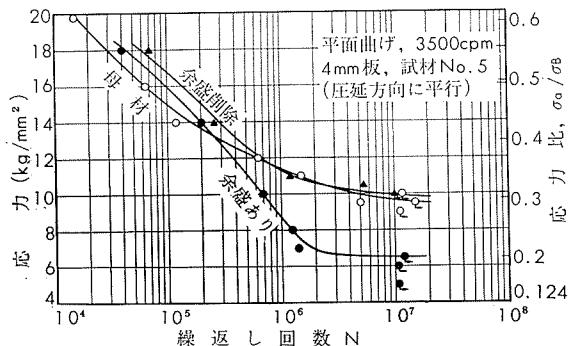
(2) 疲れ試験はシェンク型平面曲げ振動試験機による。試験片はペーパ仕上げ。



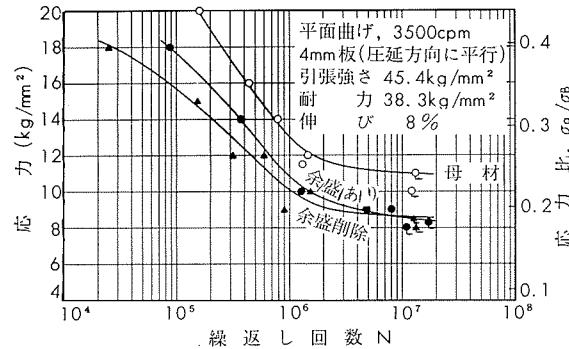
第23図 軟質板の平面曲げ  $\sigma_a / \sigma_B - N$  曲線



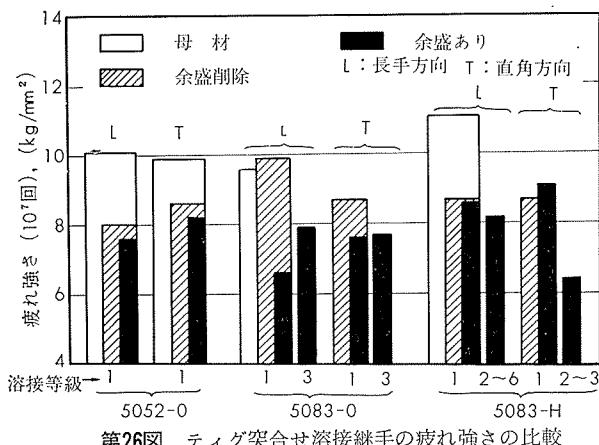
# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.10)



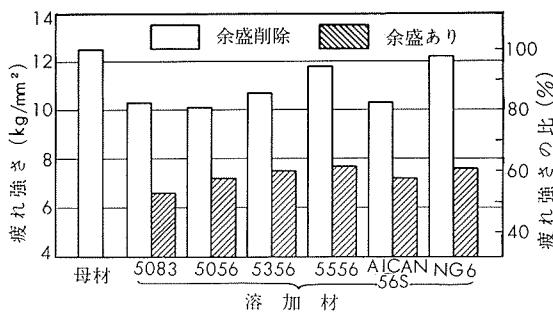
第24図 軟質板ティグ突合せ溶接継手のS-N曲線<sup>17)</sup>



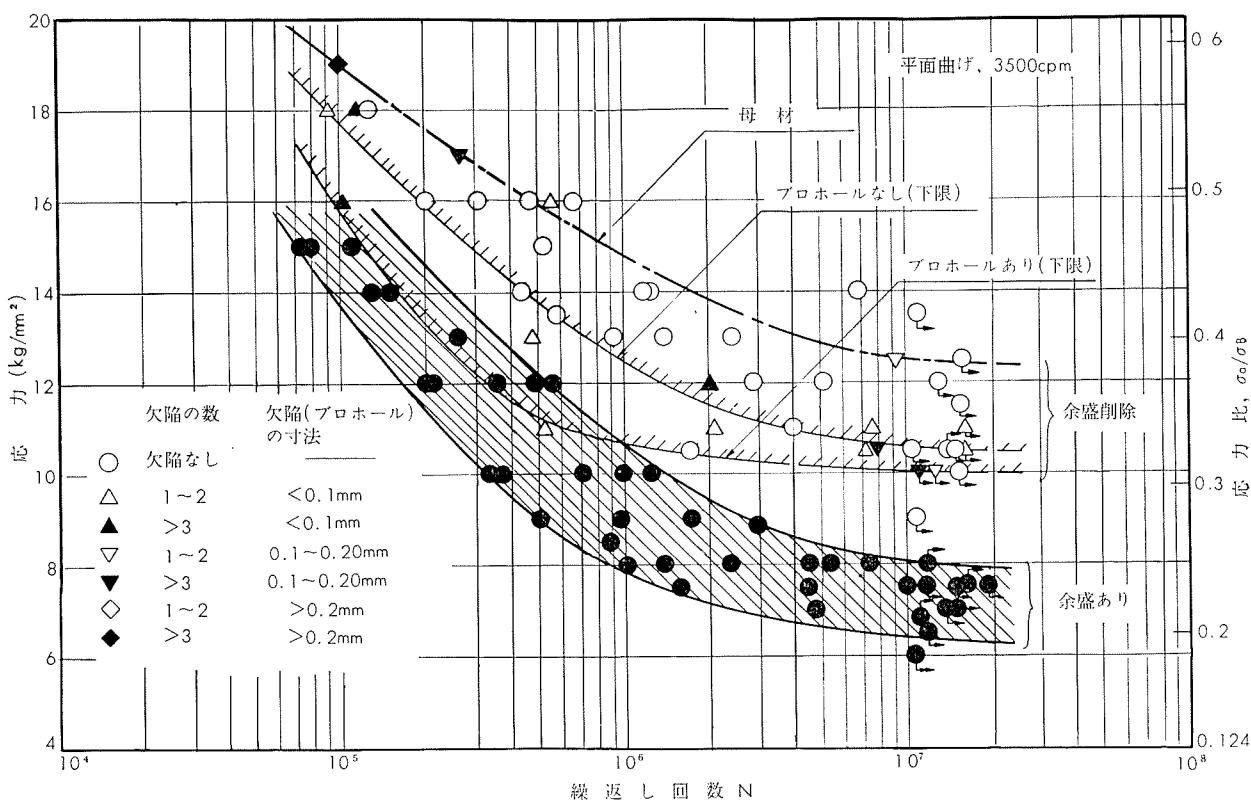
第25図 硬質板ティグ突合せ溶接継手のS-N曲線<sup>17)</sup>



第26図 ティグ突合せ溶接継手の疲れ強さの比較



第27図 軟質板(試材No. 7)の疲れ強さ( $10^7$ 回)に及ぼす溶加材の影響<sup>17)</sup>(平面曲げ, 3500cpm, ティグ突合せ溶接継手)



第28図 軟質板(試材 No. 7) ティグ突合せ溶接継手のS-N曲線<sup>17)</sup>

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.11)

## 6) クリープ強さ

第15表 化学成分

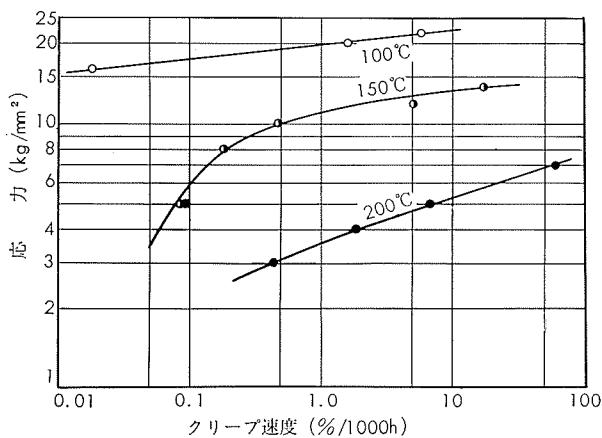
質別	化成成分(%)								
	Mg	Mn	Cr	Cu	Fe	Si	Ti	Zn	Al
軟質	4.05	0.66	0.22	0.02	0.20	0.09	0.01	0.01	残
圧延のまま	4.55	0.62	0.21	0.09	0.19	0.07	0.01	0.02	残

第16表 常温における機械的性質

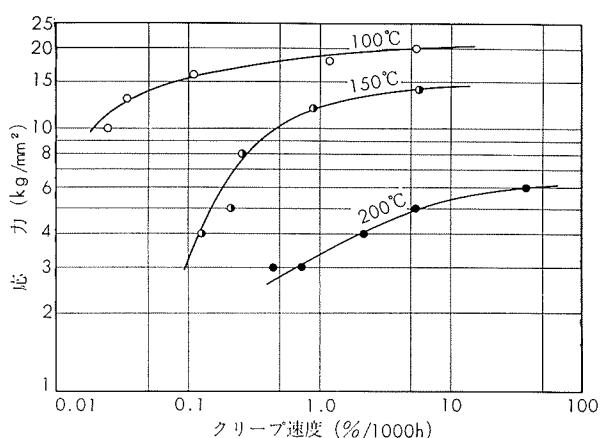
質別	寸法	處理	引張性質			かたさ		
			耐力(kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ(kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	ピッカース(5kg)	ロックウェル(Fスケール)	ブリネル(10/500/30)
軟質	20mmφ	押出後360°C空冷	19.4	35.9	17	83.8	75.3	72
圧延のまま	25mm	熱間圧延のまま	17.4	33.0	21	—	77.6	78

第17表 クリープ強さ

質別	温度(°C)	クリープ強さ(kg/mm <sup>2</sup> )		
		0.1%/1000h	1.0%/1000h	10%/1000h
軟質	100	17.5	19.8	21.8
	150	6.0	11.0	13.3
	200	—	3.6	5.4
圧延のまま	100	15.5	18.8	20.7
	150	3.2	12.0	14.2
	200	—	3.4	5.4



第29図 軟質棒の応力-最小クリープ速度線図



第30図 热間圧延板の応力-最小クリープ速度線図

(昭和43年1月)

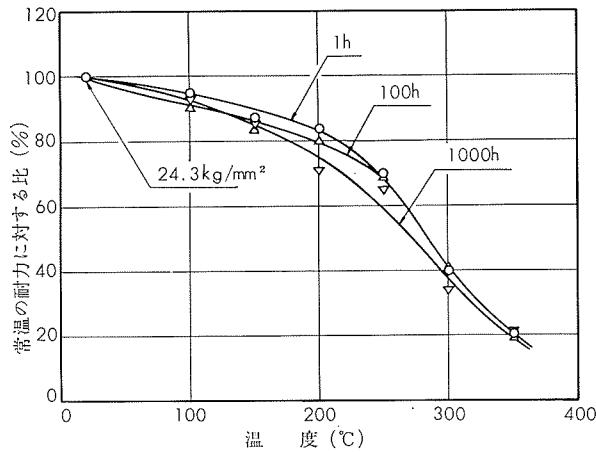


住友軽金属工業株式会社

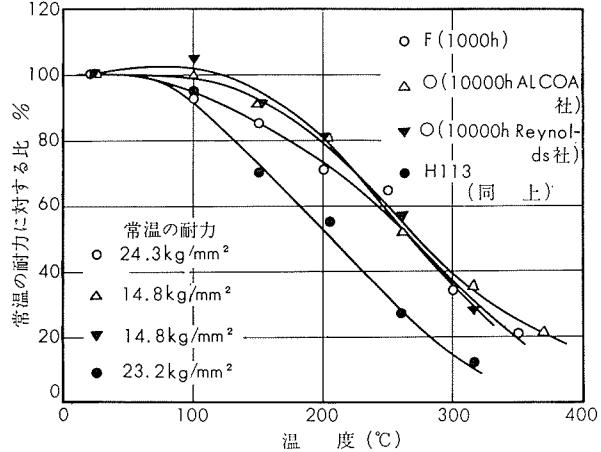
研究部 竹内, 田中

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.12)

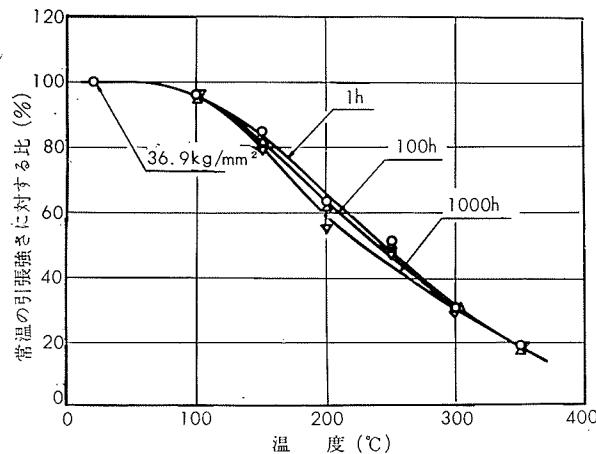
## 7) 高温における引張性質



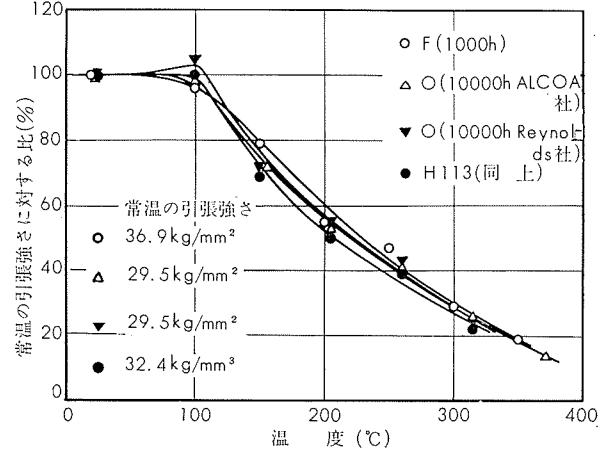
第31図 押出棒の高温における耐力<sup>18)</sup>



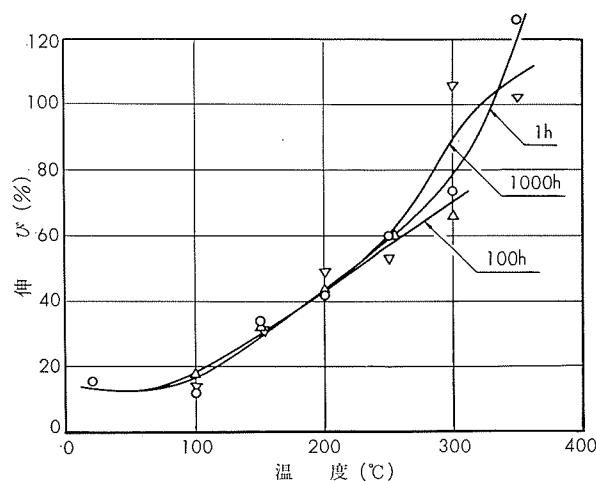
第34図 高温における耐力<sup>18,19,20)</sup>



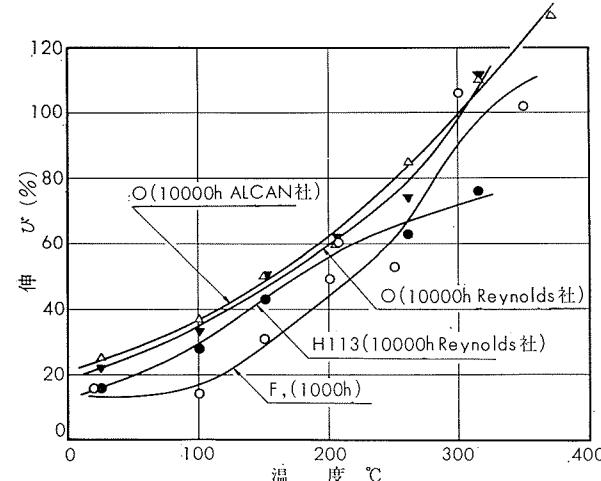
第32図 押出棒の高温における引張強さ<sup>18)</sup>



第35図 高温における引張強さ<sup>18,19,20)</sup>



第33図 押出棒の高温における伸び<sup>18)</sup>



第36図 高温における伸び<sup>18,19,20)</sup>



# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.13)

## 8) 低温における引張性質

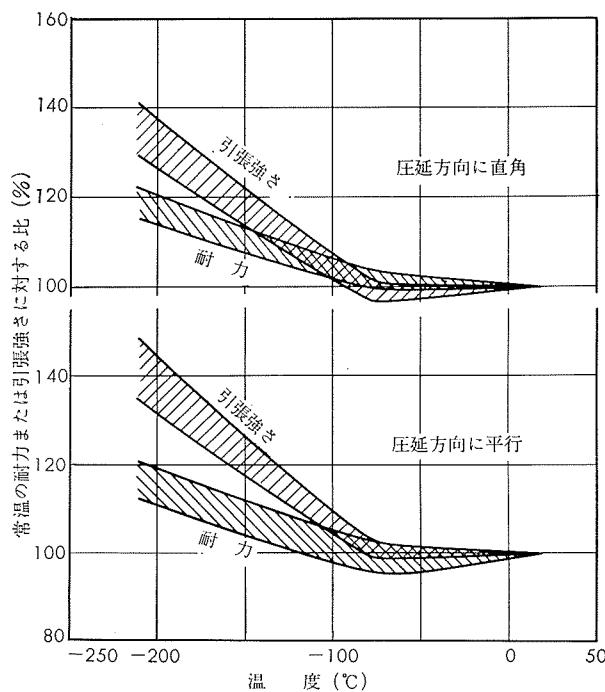
第18表 供試材の常温における機械的性質

質別	厚さ (mm)	引張性質 <sup>(1)</sup>						ブリネルかたさ (10/500/30)	
		圧延方向に平行			圧延方向に直角				
		耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)		
軟質	4 <sup>(2)</sup>	15.9	34.4	28	16.2	32.5	29	—	
	15	15.9 (16.7)	31.9 (32.1)	19 (24)	16.8 (16.9)	32.0 (31.9)	21 (29)	74	
	25	16.3 (16.8)	32.3 (33.0)	19 (21)	16.9 (16.7)	33.2 (33.1)	21 (25)	78	
	35	16.5 (16.5)	32.6 (32.5)	19 (22)	16.6 (16.8)	32.3 (32.4)	21 (27)	79	
熱間圧延のままである	6 <sup>(2)</sup>	32.3	37.3	13	27.5	38.1	17	—	
	15	18.8 (19.2)	32.6 (33.2)	16 (21)	18.5 (19.0)	32.7 (33.0)	20 (28)	77	
	25	17.3 (17.4)	32.9 (33.0)	17 (21)	17.4 (17.5)	33.7 (34.2)	21 (28)	80	
	35	15.8 (16.5)	32.2 (32.7)	19 (23)	16.5 (16.9)	32.7 (32.8)	20 (23)	77	

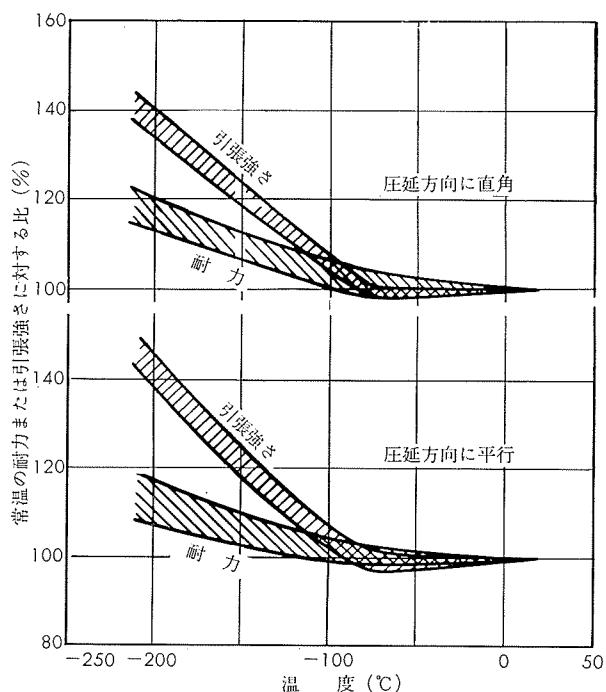
(1) JIS 1号試験片、ただし、4および6mm板と( )内はJIS 5号試験片。

(2) Tear test その他低温特性の詳細は、本誌、5(1964)、150参照。

(3) 第37~39図において、板厚25mm以上のものは表面および中心から15mm厚さのJIS 5号試験片を採取して測定した。実験方法の詳細は(2)参照。

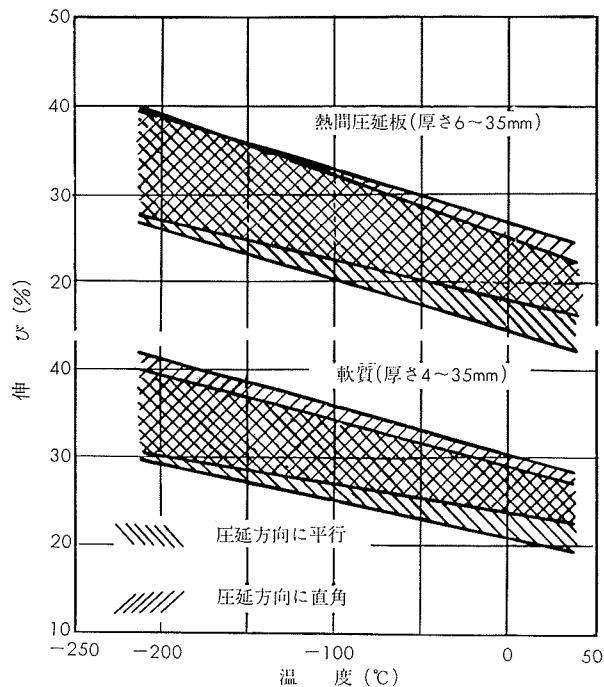


第37図 热間圧延板の低温引張強度 (厚さ 6~35mm)<sup>21)</sup>

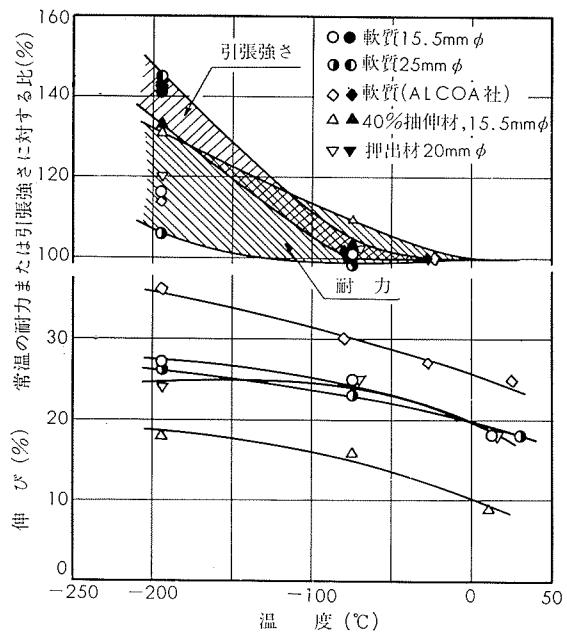


第38図 軟質板の低温引張強度 (厚さ 4~35mm)<sup>21)</sup>

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.14)



第39図 板材の低温における伸び<sup>21)</sup>



第40図 棒材の低温引張性質

第 19 表 供試材<sup>(1)</sup>の常温における機械的性質

質別	寸法 (mmφ)	引張性質			シャルピー衝撃値 [JIS 3号] (kg-m/cm <sup>2</sup> )
		耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	
軟質	15.5	21.8	35.1	21	8.5
	25	17.5	35.7	16	7.5
軟質	不詳*	14.8	29.5	25	—
硬質	15.5	35.8	41.7	10	5.5
押出のまま	20	21.8	36.4	17	11.4

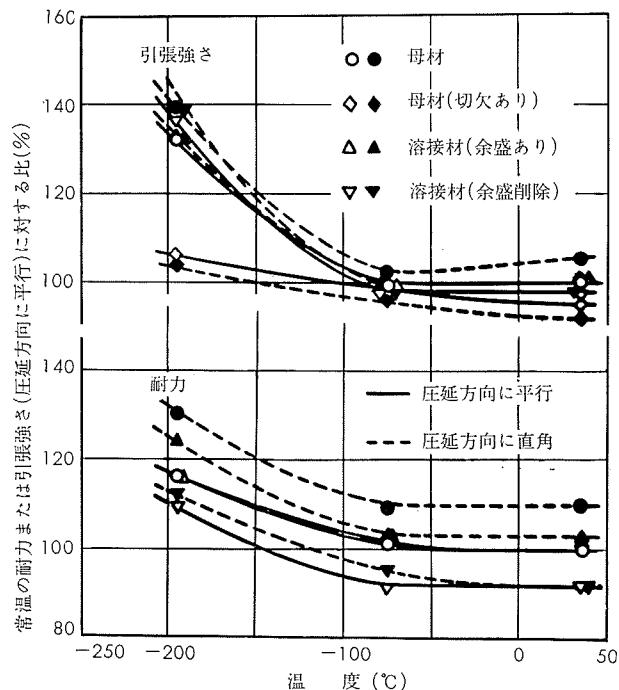
\* ALCOA Aluminum Handbook, (1962), 31.

(1) 低温引張性質は第40図参照。

第 20 表 切欠引張試験供試材の常温における引張性質

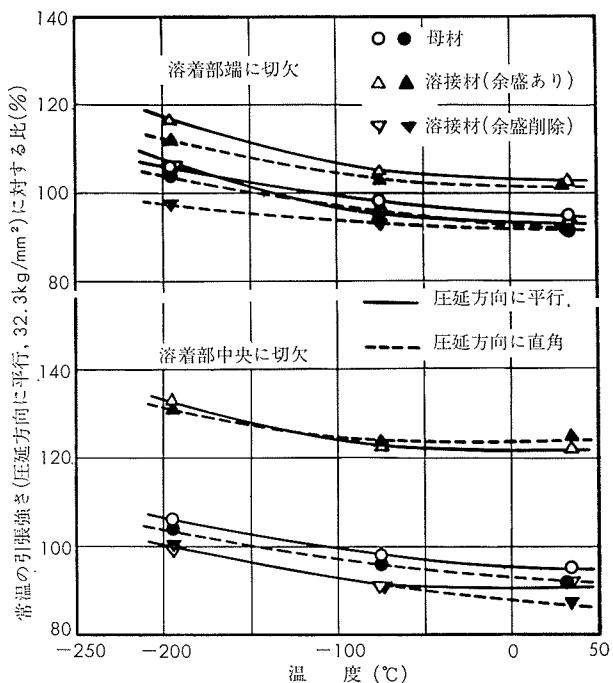
質別	厚さ (mm)	圧延方向に平行			圧延方向に直角		
		耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)
軟質	10	17.9	32.3	23	19.6	33.9	20

# TECHNICAL DATA SHEET (9-1.15)



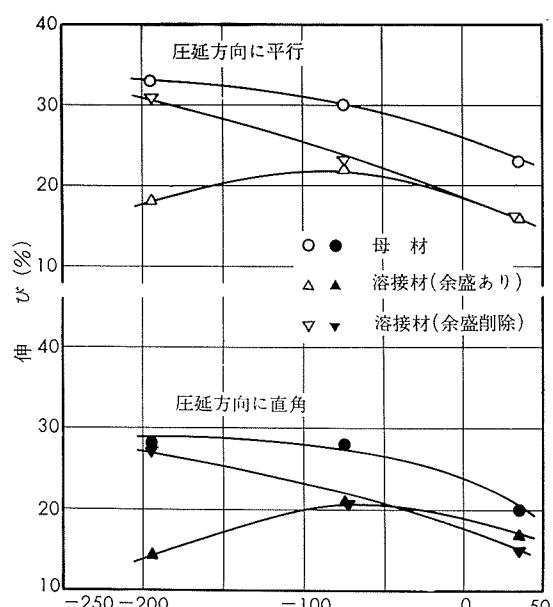
引張試験片はJIS 5号試験片  
切欠試験片はJIS Z3171, 1号試験片  
溶接はI型突合せ, ミグ溶接, 溶加材5183合金(1.6mm φ)

第41図 軟質10mm板の低温引張強度<sup>22)</sup>



切欠試験片はJIS Z3171, 1号試験片  
溶接はI型突合せ, ミグ溶接, 溶加材5183合金(1.6mm φ)

第42図 軟質10mm板の低温切欠引張破断強度<sup>22)</sup>



引張試験片はJIS 5号試験片  
溶接はI型突合せ, ミグ溶接, 溶加材5183合金(1.6mm φ)

第43図 軟質10mm板の低温における伸び<sup>22)</sup>