

P

154

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

銅合金の焼鈍脆化現象の研究（第4報）

クロム銅の焼戻し脆化現象について

佐 藤 史 郎 福 田 保 夫

住友軽金属工業株式会社

論文

銅合金の焼鈍脆化現象の研究（第4報）

クロム銅の焼戻し脆化現象について*

佐藤史郎** 福田保夫***

On the Embrittling Phenomenon of Copper Alloys during Annealing (Rep.4)

Embrittlement of Chromium Copper during Tempering

by Shiro Sato and Yasuo Fukuda

In the previous papers (Rep. 1~3), the results of researchs on the phenomenon of embrittlement of brass during annealing were reported. This paper reports the result of investigation on the analogous phenomenon encountered during tempering of chromium copper rods.

By a detailed inspection of cracked or embrittled rods, the following results were obtained;

- (a) Cracking or embrittlement was due to the presence of voids along the grain boundary.
- (b) Internal stress existed in drawn rods.
- (c) Cracks or voids were formed during tempering near the surface of the drawn rod where residual stress in tension existed.

Isothermal tempering tests of the drawn rod by rapid heating revealed that the cracks or voids would be formed when the internally stressed rod was kept in the temperature range from 300°C to 800°C for more than a certain period.

The embrittling test under bending stress was also made to ascertain the effect of the factors affecting the embrittlement.

From the results of these tests, it was made clear that the following factors were responsible for the embrittlement;

- (a) Existence of high tension stress,
- (b) Holding for more than a certain period in the temperature range from 300°C to 800°C at which voids are formed,
- (c) Large grain size.

It may be concluded that the embrittling phenomenon of chromium copper during tempering is essentially consistent with that of α brass during annealing which is identified with the cavitation phenomenon of metals in the creep test at elevated temperature.

1. 緒言

第1~3報^{1),2),3)}において黄銅の焼鈍脆化現象の事例および要因ならびに機構等について検討した。そして黄銅の焼鈍脆化現象は冷間加工された状態にある黄銅を焼鈍したとき、黄銅が再結晶温度に到達するまでの昇温途上において、冷間加工によって生じた残留応力が広義のクリープ現象によって除去され、そのときにクリープ現象においてcavitation現象として知られている現象によって粒界にvoidを生じて脆化したりまたはワレに発達したりするものであることがわかった。

このような焼鈍脆化現象は黄銅に生じた例が多いが、以上の研究成果から得られた焼鈍脆化現象の本質、すなわち残留応力の除去過程で生ずる極めて小さなクリープ伸びのもとで発生するvoidによる脆化に関する認識をもとに銅合金の脆化現象について考察したとき、そのうちのいくつかの現象は本質的に焼鈍脆化現象と同一視しうる現象とみなすことができるもののように推察された。

本稿においてはこのような現象の典型的な特異例の一つとしてクロム銅の焼戻し時の脆化またはワレに関する現象をとりあげる。

クロム銅は析出硬化型合金であり耐熱性および導電性がすぐれているため、溶接電極材料として多く用いられている。とくに点溶接電極材料としては欠くことのできない材

* 日本国金属学会誌, 30(1966), 920 に一部発表

** 研究部

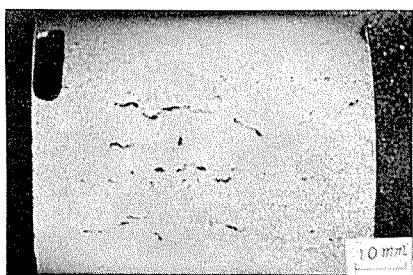
*** 技術部技術課 (当時研究部)

料となっている。点溶接電極に使用されるクロム銅はもっぱら棒材として提供されるものであり、この棒材は一般に溶体化処理、冷間加工の後に焼戻し処理が行なわれた状態で市販されている。この市販クロム銅棒は適当な成形加工を経て実用に供されるものであるが、その中にワレまたは脆性のみられるものがあることが経験されている。しかし、このようなワレまたは脆性の現象は偶発する傾向が強く、問題として把握し難い面があるためにその本質はほとんど今まで知られていなかった。著者らは以下にのべるようになまずワレあるいは脆性を示したクロム銅棒の事例について詳細に検討を行ない、その本質をほぼ明らかにし、さらに実験によってその要因を因子別に解明した。

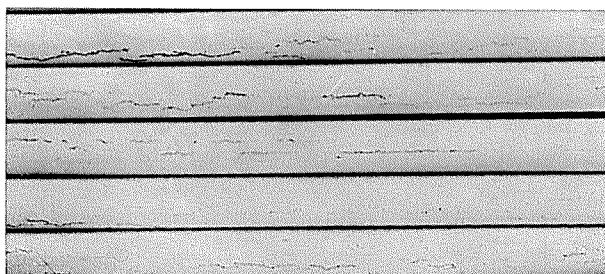
2. クロム銅棒の脆化現象例の調査

2・1 調査試料

試料としてワレおよび脆性を示したクロム銅棒を用いた。この棒材はカラーチェックによって Photo. 1 のように容易にワレとしての欠陥の存在が確認されたものであるばかりでなく、曲げ加工をおこなえばカラーチェックで健全であったところにおいても Photo. 2 のようなワレを発生した。試料棒材は Cr を 0.74%，不純物として Fe0.02%，Si 0.01% を含み、残部は Cu よりなるものであり、熱間押出、溶体化処理 ($1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{ hr}$ w.q.) 後約 10% および 35% 冷間引抜きによりそれぞれ直径 50mm および 16mm に加工され、さらに焼戻し処理 ($470^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$) が行なわれたものである。



(a) 80mmφ rod



(b) 16mmφ rods

(×3/4)

Photo 1 The cracks of chromium copper rods detected by colour check (dye mark check).

2・2 顕微鏡観察

試料の垂直断面をよく研磨してから顕微鏡で観察したところ、Photo. 3 のようにワレはいずれも棒表面から中心



(×5/4)

Photo 2 The cracks of chromium copper rods developed by bending.(bending radius=diameter of rods)

に向うものであり結晶粒界に生じていた。脆性を示した棒の断面には結晶粒界に位置するところに Photo. 4 (a) に示されるような筋状の欠陥が多く生じていた。この筋状の欠陥を詳細に観察すれば点状の欠陥が集まって生じたもののようにあり、その延長部においては Photo. 4 (b) のように互いに分離した斑点状の欠陥(void)がみられた。void の間隔は数 μ 以下のものが多く、棒材の表面側から中心に向って生じており、棒材の中心部には認められなかった。前記ワレは形状あるいはその発生位置などから void が発達し、連結した結果生じたものであるとみられた。また、ワレも void も結晶粒の大きなものに多くみられた。

2・3 焼戻し処理と脆化

焼戻し処理後ワレまたは脆性がみられた試料棒材はいずれも焼戻し処理前には外観検査においても顕微鏡観察においてもまた 180° 曲げを行なっても何ら異常は認められなかつたので、ソレあるいは脆性の原因となる void が焼戻し処理により生じたことは明らかである。以下焼戻し脆化といふ。

2・4 棒材の残留応力

焼戻し脆化を生じた棒材の顕微鏡組織はいずれも結晶粒界に void の発生を伴なうものであり、黄銅の焼鈍脆化材のそれとよく似ている。焼鈍脆化は焼鈍前の残留応力が大きいものに生ずることが明らかにされている。焼戻し処理によりワレまたは脆性を生ずる引抜き棒材が焼戻し前どのような残留応力を有していたかを知るために、直径 50mm の引抜き棒材について Sachs の内面削りの方法⁴⁾により残留応力を測定してみた。棒材には Fig. 1 に示すごとく表層部には引張応力、中心部には圧縮応力が分布しており、表面より 2 mm 内側では軸方向、円周方向ともに約 $10\text{kg}/\text{mm}^2$ の引張応力が残っていた。

3. 棒材による焼戻し脆化試験

3・1 実験方法

焼戻し脆化の起源となる void が生ずるための条件を求めるために等温焼戻し試験を行なった。試料は焼戻し前の前記直径 16mm の引抜き棒材を長さ 100mm ずつに切断して用いた。試料棒材はそのままの状態では外観検査を行なっても顕微鏡観察を行なってもワレあるいは void を生じていないことが確かめられている。そして前章で示したように、焼戻し処理 ($470^{\circ}\text{C} \times 2\text{ hr}$) を行なうと脆化すること

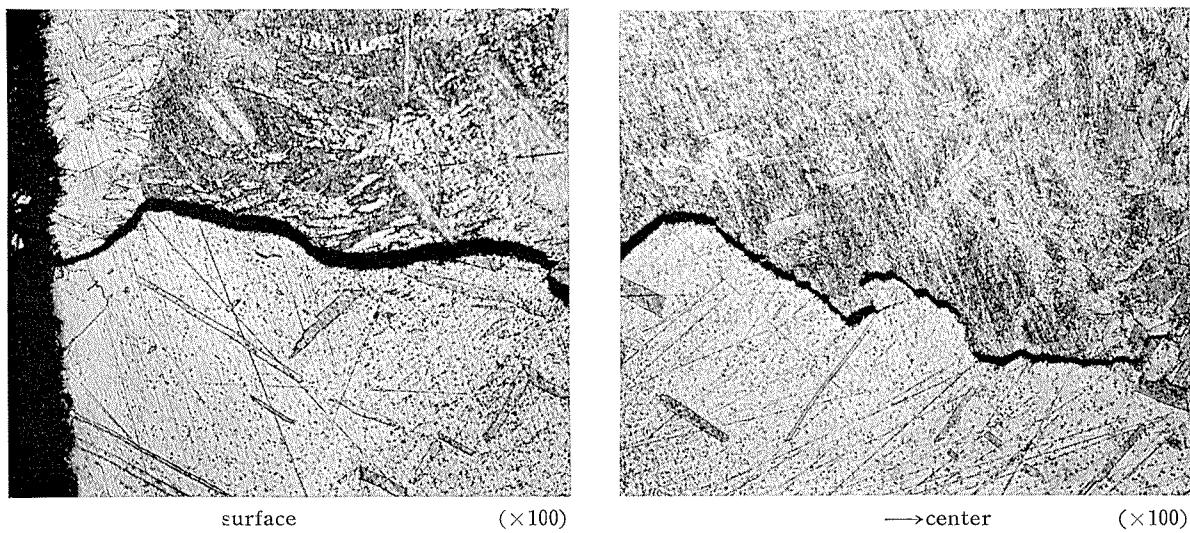
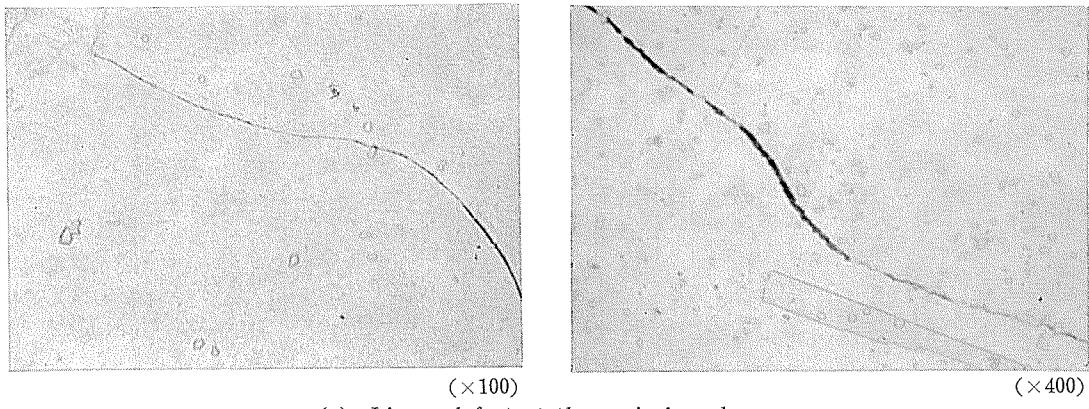
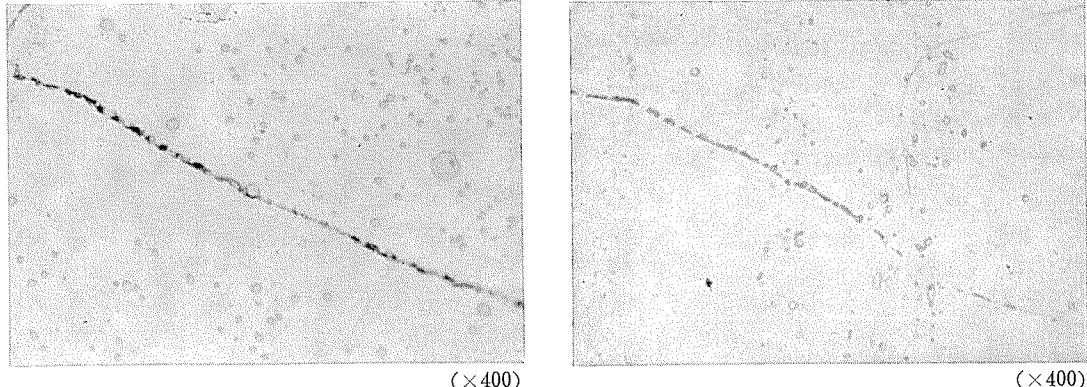


Photo. 3 Cross sections of tempered and cracked chromium copper rod.



(a) Linear defect at the grain boundary.



(b) Defect of isolated voids at the grain boundary.

Photo. 4 Cross sections of tempered and embrittled chromium copper rod.

が明らかになっているものである。各試料について200°Cから100°Cきざみで1000°Cまでの各温度で1, 3, 10, 30, 100および300min焼戻し処理を行なった後外観検査ならびに断面の顕微鏡観察を行ない、ワレあるいはvoidの有無を調べた。加熱炉はなるべく急速に加熱できるよう油浴炉(300°C以下)および塩浴炉(400°C以上)を用いた。

3・2 実験結果

外観検査および断面顕微鏡観察によるワレあるいはvoid

発生温度範囲はFig.2のごとくであり、つぎのことがわかった。

(1) ワレあるいはvoidは300°～800°Cで焼戻し処理した試料に生じていた。

(2) 500°Cおよび600°Cで焼戻し処理した試料の脆化はとくに著しく、いずれも10min保持でワレが生じた。

(3) ワレあるいはvoidはその発生温度範囲内でそれぞれの温度に応じ、ある時間以上保持されたときに生ずる。

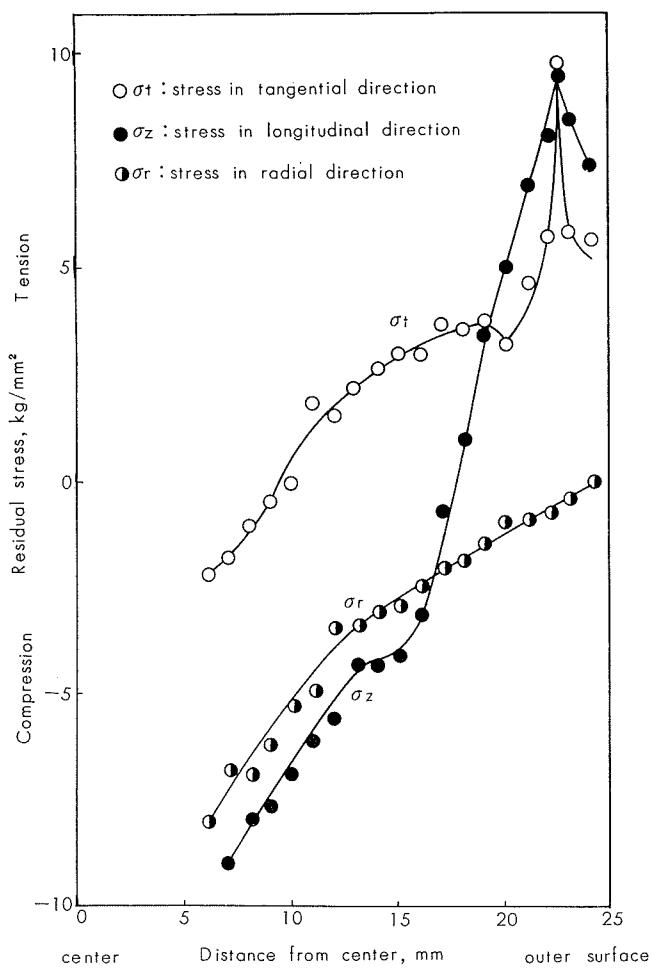


Fig. 1 Distribution of residual stress in drawn rod.

4. 固定曲げによる焼戻し脆化試験

上述の結果より判断してクロム銅の焼戻し脆化現象は黄銅などにおいて認められている焼鈍脆化現象ときわめて類似した現象ではなかろうかと推定される。そこで、棒材での検討結果をさらに明確にするために、焼戻し脆化に影響するとみられる主要因子すなわち、(1) 応力の大きさ、(2) 温度、(3) 時間、(4) 結晶粒度について黄銅における焼鈍脆化現象と対比しながら板材を用いて因子別に検討し、脆化のための条件を求めた。

4・1 試料

厚さ 18mm のクロム銅熱間鍛造材（成分 Cr: 0.70%, Fe: 0.01%, Si: 0.01%, Cu: 残部）に熱間圧延および冷間圧延を加え厚さ 2.86mm とした。さらに、1010°C から 1050°C までの種々の温度で 1hr 溶体化処理を行なうことによって異なる結晶粒度に調整した後、厚さ 2.0mm まで冷間圧延した。このようにして得られた板材から圧延方向と直角に固定ボルト孔を有する試験片（幅 20mm × 長さ 130mm）を採取した。

4・2 実験方法

実験は第 2 報における固定曲げによる脆化テストの方法に準拠して実施した。

すなわち、試験片を 6 種類の曲率半径 (50~2,200mm)

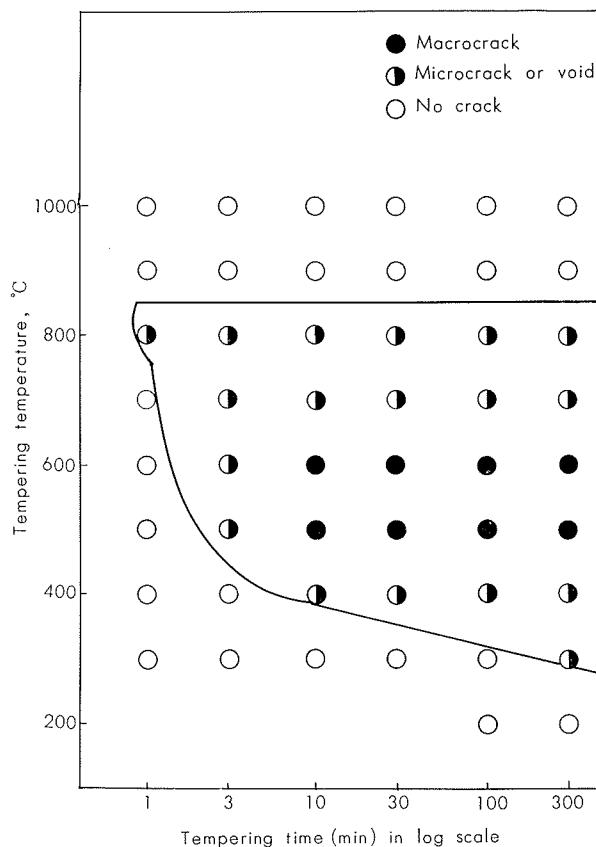


Fig. 2 Effect of tempering temperature and time on the formation of crack or void in drawn rods.

を有するクロム銅製の円弧のブロックにボルトで固定して外周側の半面に引張応力を与え各温度で焼戻し処理を行なった後、試験片を取外して引張試験片に成形し引張試験を行なった。脆化の程度は張力をうけていた外周側の破断部先端の幅の元幅に対する減少率で比較することにした。試験片の取付け方は、まず試験片を円弧の台に固定し（そのときの試験片の円弧高さ h_1 ）、10min 間放置後解放し（その時の試験片の円弧高さ h_2 ）再び円弧に固定して熱処理を行ない、熱処理後解放したときの円弧の高さ h_3 を測定した。このようにすると曲げにより中心線から外周部の層（引張ヒズミの作用している層）に付加された有効引張り応力の平均値 (σ_a) および熱処理により除去された応力の大きさ (σ_r) は近似的に次式で求めることができる²⁾

$$\sigma_a = 1/2 \{ Et(h_1 - h_2) / (1 - \nu^2) \cdot (l/2)^2 \}$$

$$\sigma_r = 1/2 \{ Et(h_3 - h_2) / (1 - \nu^2) \cdot (l/2)^2 \}$$

E: ヤング率, 11,000kg/mm²; t: 試験片の厚さ, mm

l: 試験片の長さ, mm; ν: ポアソン比

熱処理は 300°C 以下の場合は油浴炉を用い、400°C 以上の場合は塩浴炉を用いて行なった。

4・3 実験結果

4・3・1 応力の大きさ

平均付加応力と幅収縮率との関係を示すと Fig. 3 のようである。平均付加応力値の増大につれて幅収縮率が低下している。すなわち、応力値が大きくなるにつれて脆化が生

じやすくなる。引張試験片の破断部をみれば、脆化はすべて曲げの外面側(張力側)にのみ生じていた。

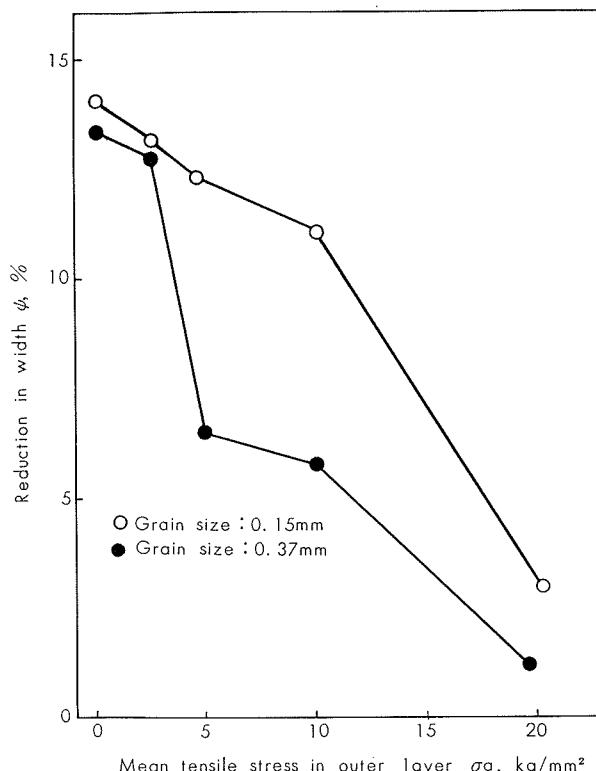


Fig. 3 Effect of tensile stress by bending on the embrittlement during tempering at 470°C for 2 hours.

4・3・2 温度

焼戻し温度と幅収縮率との関係を示すと Fig. 4 のようである。なお、Fig. 4 には各温度において焼戻し処理したときの応力除去量も示した。脆化は300°～800°Cにおいて顕著である(800°C×100min の試験片における幅収縮率の回復は再結晶したことによるものとみられる)。応力除去量は焼戻し温度の上昇につれて単調に増大し、600°C以上においてはほぼ完全に応力除去が行なわれている。

4・3・3 時間

Fig. 4において、500°C以下の温度で焼戻し処理を行なった試験片についてみれば、焼戻し時間3minの試験片は焼戻し時間100minの試験片よりも脆化の程度がかなり軽い。すなわち、脆化現象は時間依存性を有している。

4・3・4 結晶粒度

結晶粒度と幅収縮率の関係を示すと Fig. 5 のようである。結晶粒度の増大につれて幅収縮率が低下している。すなわち、結晶粒度が大きくなるにつれて脆化が生じやすくなる。

5. 考 察

以上、クロム銅にみられるワレまたは脆化の現象に関連して、まず棒材における事例について検討し、ワレまたは脆化が結晶粒界に生じた void によるものであることを明らかにした。ついでその要因を板材の曲げによる脆化試験によって因子別に確認した。そして、クロム銅の焼戻し脆化現象がつぎのような条件で生ずることを明らかにした。

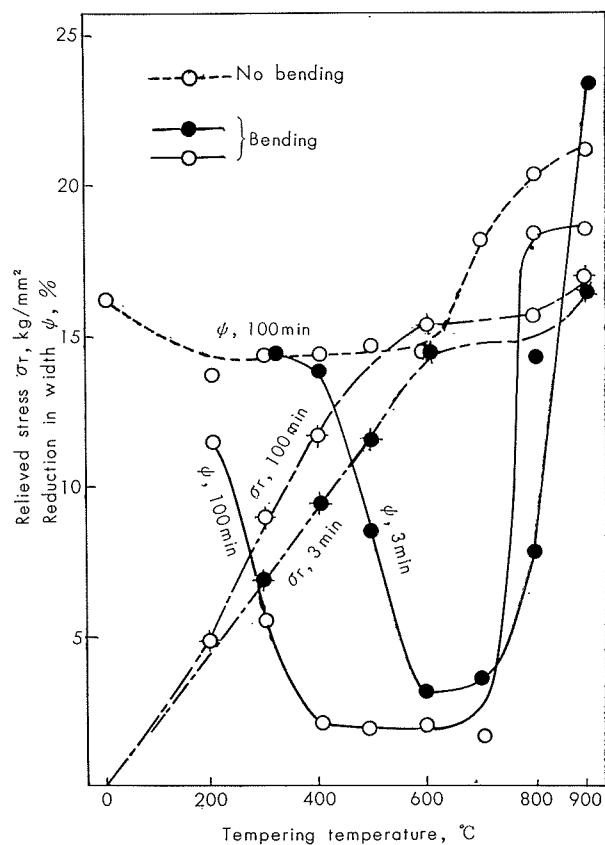


Fig. 4 Effect of the tempering temperature on the embrittlement during tempering of chromium copper stressed by fixing on the block of radius 200 mm. Grain size of specimens : 0.41 mm, σ_a : 19.8 kg/mm²

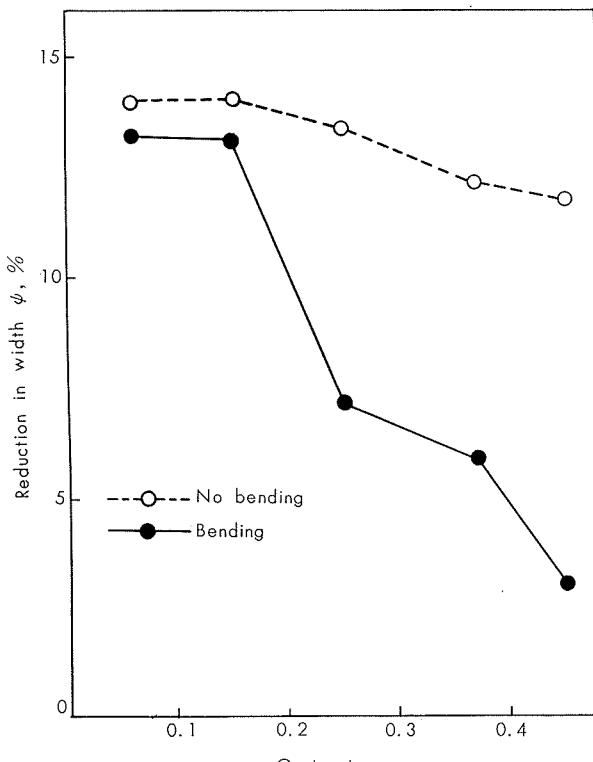


Fig. 5 Effect of grain size on the embrittlement of chromium copper during tempering at 470°C for 2 hours in stressed condition by bending on the block of radius 550 mm (σ_a : 10 kg/mm²) and non stressed condition.

(1) ある大きさ以上の引張応力が存在すること、(2) 脆化の原因となる void の発生する温度範囲($300^{\circ}\sim 800^{\circ}\text{C}$)にある時間以上保持されること、(3) 結晶粒度が大きいこと。

これらの結果はクリープ現象における cavitation 現象による cavity(void) 発生のためのつぎの条件を満たしている可能性があるようみることができる。(1) 引張応力(残留応力)の存在、(2) 適当な温度条件(焼戻し処理における温度条件)の存在、(3) 必要な時間の条件(焼戻し処理における保持時間)の存在。

この考察を裏づける目的でクロム銅棒のクリープ試験を行ない、一例としてつぎの結果を得た。すなわち、クロム 1.05% を含むクロム銅棒(結晶粒度: 0.8mm, 加工材)を温度 300°C , 引張応力 12.5 kg/mm^2 の条件下で 238hr にわたりクリープ試験を実施したところ、Fig. 6 のクリープ曲線が得られた。その試験片の断面は Photo. 5 のようであって、全クリープ伸びはわずかに 0.09% であるにもかかわらず、多数の明瞭な void の発生がみられた。

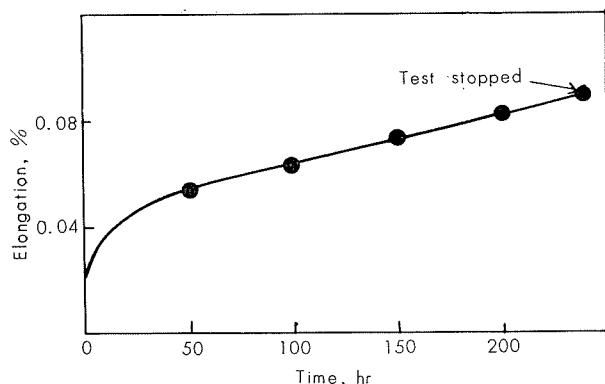


Fig. 6 Result of creep test on chromium copper alloy.
(300°C , 12.5 kg/mm^2)

この実験結果から、クロム銅棒の焼戻し脆化現象は 70-30 黄銅やアルミニウム黄銅すでに認められている焼鈍脆化現象と同様の現象、すなわち、焼戻し処理温度に保持されている期間内においてクリープ現象における粒界の cavitation と同一の現象が生じたためであるとみなされ、

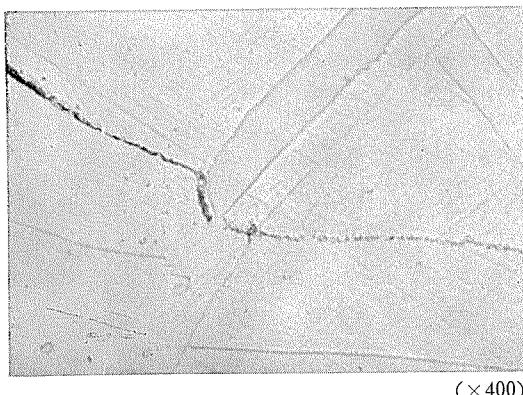
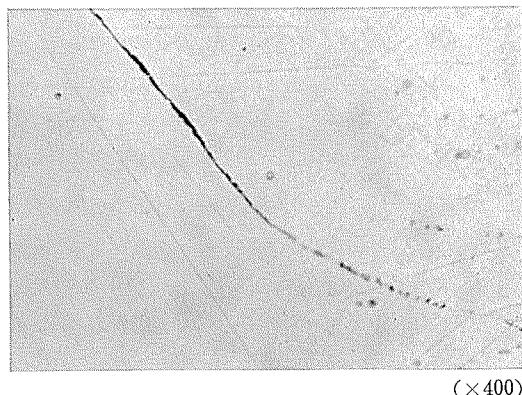


Photo. 5 Cross sections of creep tested specimen of chromium copper rod.
 300°C , 12.5 kg/mm^2 , 238 hr

その応力源としては残留応力が作用しているものと考えることができる。クロム銅の焼戻し脆化は析出硬化処理時に経験されたものであるが、脆化温度範囲は本実験より明らかにされたごとく $300^{\circ}\sim 800^{\circ}\text{C}$ にわたっており、すでに明らかにされている黄銅の焼鈍脆化温度範囲 ($250^{\circ}\sim 400^{\circ}\text{C}$) と比べればきわめて広く、とくに上限において著しく高い。クリープ現象における粒界の void 形成のためには粒界すべりおよび原子空孔の集積が必要であり^{5), 6)}、粒界移動あるいは再結晶が容易に起る場合には void は形成し得ないことが明らかにされている⁷⁾。このことから void が形成される温度範囲の上限は高温度における金属の挙動に関する特性によって決っているとみられ、この点を確かめるため、両合金の焼鈍曲線を比較してみた(Fig. 7)。Fig. 7 によれば、アルミニウム黄銅とクロム銅にみられた脆化上限温度の差はほぼ再結晶温度の差とみなしえることがわかる。脆化の上限温度では再結晶が完了するまでに 30min 以上を要しているが、脆化しない温度ではいずれも短時間で再結晶が完了している。

クロム銅棒の製造工程をみれば、熱間押出後まず溶体化処理が行なわれる。溶体化処理は 1000°C 以上において行なわれるため結晶粒の粗大化を起しやすい条件下にあるものとみられる。ついで冷間加工が行なわれる。このとき加工法によっては大きな残留応力を発生する場合があり得る。最後に焼戻し処理が行なわれる。焼戻し処理は通常 $450^{\circ}\sim 500^{\circ}\text{C} \times 2\sim 3\text{hr}$ で行なわれる。この条件は焼戻し脆化が生じやすい温度範囲である。つまり、クロム銅棒は焼戻し脆化を起すために必要な条件、すなわち、結晶粒の粗大化、残留応力の存在、および脆化温度範囲内の焼戻し処理、を満たす場合が少なくないものと考えられる。ここにクロム銅棒において焼戻し脆化が発生しやすい原因があるものと考えられる。

つぎに、このような考えをもとにクロム銅棒の焼戻し脆化現象の対策について考察を加えてみよう。黄銅の焼鈍脆化現象の対策の一つは再結晶温度以上の温度に急熱することによって、void 発生の条件のうちから温度および時間の条件を除去することにあった。しかし、クロム銅の焼戻し脆化はクロム銅にとって必要な焼戻し処理中に進行



($\times 400$)

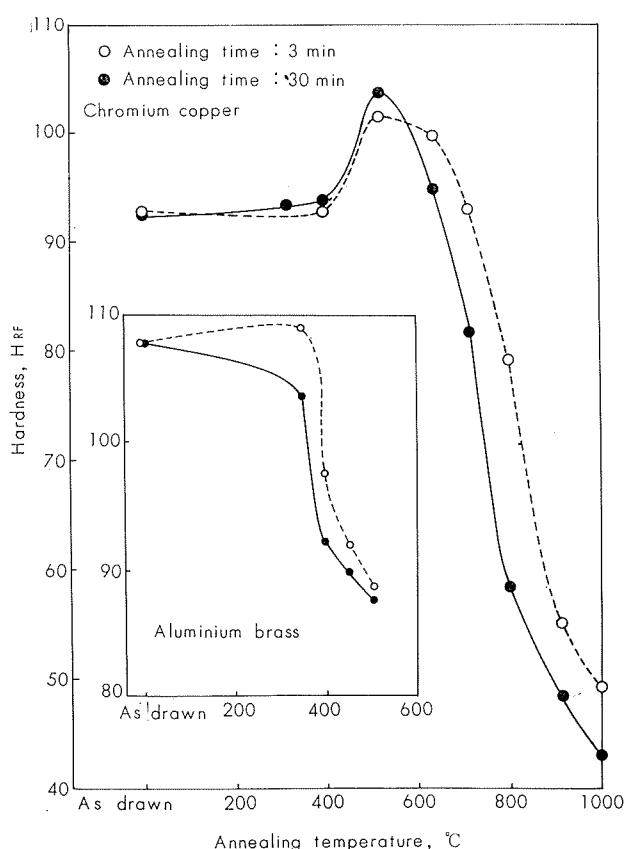


Fig. 7 Annealing curve of aluminium brass and chromium copper.

するものであって、黄銅の焼鈍脆化現象の場合のような昇温過程の問題ではない。一方、残留応力は焼入れ後延伸加工時に発生するものであって、残留応力が生じないような延伸加工は容易でない。ただし、棒材に発生した残留応力は延伸加工またはそれに代る何らかの加工を与えることによって除去しうる場合があることがよく知られている。したがって、焼戻し処理前に延伸加工を行なって残留応力値を低下させておけば、それ以外の条件が同一であってもワレを生じないようにすることが可能であるはずである。このような考え方から、30%延伸後の16mmφの棒材に1.2%の延伸加工を加えてから焼戻し処理を行なったところ、ワレならびにvoidの発生がみられなかった。しかし、延伸加工を施していない棒材においては、同一処理後、voidの存在がみられ脆化していた。

すなわち、クロム銅の焼戻し脆化の対策の一つとして、焼戻し前における延伸加工が有効であることがわかる。

6. 総 括

クロム銅にみられるワレまたは脆性の現象について、まず棒材により検討し、黄銅の焼鈍脆化現象と同様に、ワレまたは脆性が結晶粒界に生ずるvoidに起因するものであることを明らかにした。ついで、残留応力を有する棒材および曲げ応力を附加した板材を用いて脆化試験を行ない、焼戻し脆化がつぎのような条件下で生じやすいことを認め

た。(1) ある大きさ以上の引張応力が存在すること。(2) 脆化の原因となるvoidの発生する温度範囲(300°~800°C)にある時間以上保持されていること。(3) 結晶粒度が大きいこと。そして、上記実験結果とクロム銅棒のクリープ試験結果とを対比することにより、クロム銅の焼戻し脆化現象は、その本質において、クリープ現象におけるvoid発生の現象、すなわち cavitation 現象によるものであることを示した。

また、その対策として延伸加工による残留応力の低下が有効であろうことを考察し、これを実験で確めた。

なお、本研究の遂行にあたり、残留応力の測定に尽力賜った当研究部田中英司氏および中村授氏に厚く御礼申し上げる。

文 献

- 1) 佐藤：本誌，7(1966)，3
- 2) 佐藤：本誌，7(1966)，143
- 3) 佐藤：本誌，8(1967)，2
- 4) G. Sacks and K.R. Horn : 加藤正夫訳, 加工冶金学, 上巻 (1956), 148
- 5) R.D. Gifkins : Acta Met., 4(1956), 98
- 6) C. W. Chen, E.S. Machlin : J. Metals, 9(1957), 829
- 7) たとえば C.W. Chen, E.S. Machlin : Trans. AIME, 218 (1960), 177

P

155

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

TIG 溶接法によるアルミニウムと軟鋼の接合についての検討

杉山禎彦

住友軽金属工業株式会社

TIG 溶接法によるアルミニウムと軟鋼の接合についての検討*

杉 山 順 彦**

Some Experiments on Joining Aluminum to Mild Steel by TIG Welding*

by Yoshihiko Sugiyama**

This report deals with some experiments on TIG welding aluminum and its alloys to mild steel coated with various materials including Al, Al-Si, Al-Cu, Al-Be, Sn, Zn-Al and so on by a simple hot dipping method.

The results obtained in this study are summarized as follows.

- 1) Additions of Si, Be and Cu to Al inhibited the formations of an intermetallic layer between mild steel and Al-base coating, but additions of Mg and Ag did not, and in the cases of Zn and Zn-Al coatings an intermetallic layer was little observed.
- 2) The tensile strengths of welded joints were equal to or higher than those of aluminum parent alloys in 1100 and 3003 alloys, but lower than in 5052, 5083 and 6061 alloys.
- 3) As tensile testing of heat-treated welds showed reduction of strength, these joints are not applicable to high temperature services. But there is possibility as for the use of aluminum alloys.
- 4) The definite relation between coating materials and mechanical properties of welded joints was not observed as far as this study was concerned. But further study should be necessary to explain this relation, using test panels which have high quality coating on the steel.
- 5) As a whole a 4043 filler rod was satisfactory compared with a 5356 filler rod.

It has been confirmed from this study that aluminum can be joined to mild steel by TIG welding, provided mild steel is suitably coated with proper materials. Mechanical properties of welded joints, however, depend mainly on the coating quality and welding technique. Therefore, under the conditions of satisfactory coating quality and skillful welding technique, further study should be necessary especially regarding the relation between mechanical properties of weld and an intermetallic layer with metallurgical consideration of interfacial layers of various coating combinations.

1. はじめに

アルミニウムの需要が増すにしたがって、アルミニウムと鋼あるいは銅などの異種金属との信頼すべき接合法を確立する必要が生じてきている。しかしアルミニウムはこれらの金属と溶融し合うと、ぜい弱な金属間化合物を形成するために、たとえば圧接やろう付けのごとく、母材を溶融せしめないで接合する方法を除いては、通常の溶接法によって直接に溶融溶接しても良好な継手が得られない。このため溶接に先立ちアルミニウムと接合する異種金属に対して、アルミニウムと溶融し合っても、悪影響を及ぼさないような材料を被覆するごとき、特別な処理が必要とされる。この種の接合法はこれまでにも研究されていて、Miller および Mason¹⁾ はアルミニウムを被覆したステンレス鋼管とアルミニウム合金管との TIG 溶接法について報告し

ており、また Cook および Stavish²⁾ は銅に BAg-3 銀ろうを被覆して、銅とアルミニウムを MIG 溶接した結果を報告している。さらに最近では Andrews³⁾ は高温浸漬や電気メッキにより Sn, Al および Znなどを被覆した軟鋼とアルミニウム合金とを TIG 溶接する方法について組織的な研究を行なっている。しかしながらわが国では、この種の溶接法に関する報告がなく、また被覆材そのものについても、まだ検討すべき点があるようと思われる所以、本実験ではアルミニウムおよびその合金と軟鋼との接合において、各種の被覆材を軟鋼側に施こし、TIG にて溶接する方法を検討した。被覆の方法には高温浸漬、クラッド法、電気メッキ、溶射あるいは化学反応によるものなどの多くの方法⁴⁾ があるが、本実験ではもっとも簡単に行なえると思われる高温浸漬法によった。

なお本来ならば、この種の接合法をプレイズ溶接といるべきであろうが、本報告では単に溶接なる言葉を用いた。

* 溶接学会昭和39年度春季全国大会に発表。

** 研究部

2. 供試材料および実験方法の概略

まず予備実験において、高温浸漬によって Al を被覆した市販軟鋼板と 1100 板（工業用純アルミ）とを TIG にて 4043 溶加材により突合せ溶接し、溶接部の顕微鏡観察から溶接の可能性を検討した。その結果、溶接の可能性のあることが認められたので、あらためて被覆材として Al, Al にそれぞれ Si, Mg, Cu, Ag, Be, Mg-Si を含んだ Al 基合金の他、Zn, Zn-Al および Sn を選んで、これらを高温浸漬によって軟鋼板に被覆し、適当と思われる被覆材とともにおよその浸漬条件を選定した。そして参考のためにそれぞれの被覆と軟鋼との境界に生じた合金層のかたさ分布をマイクロビッカースによって調べた。なお被覆に際しては、浸漬前に軟鋼板の予熱などの前処理を行なわず、単に軟鋼板表面の酸化皮膜をグラインダで除去した後に、ワイヤブラシがけしたのみで、ただちに溶湯中に浸漬し、とくに酸化防止のためのフランクスを用いなかった。

つぎに各種の材料で被覆した板厚 3.2mm の軟鋼板と 3003-H16 合金板とを、開先形状を I 形および片面グループ（軟鋼側に 40°）の二種類に、層数を 1～2 層にそれぞれ変え、Table 1 に示した条件で 4043 溶加材により突合せ溶接した。さらに同じく板厚 3.2mm の各種アルミニウム合金板を、被覆材を異にする軟鋼板と 4043 および 5356 溶加

Table 1 Welding condition.

Joint design	Pass no.	Welding current, A	Argon flow, lpm	Electrode dia., mm	Filler dia., mm
Square or single bevel	1～2	180～220	3	8.2	2.4

材により溶接した。このようにして得られた溶接パネルから引張試験片を採取して、継手の機械的性質を求め、継手の機械的性質に及ぼす被覆材、溶加材、開先および溶接層数などの影響を調べた。また一部の試料については長時間加熱による溶接部の機械的性質の変化を調べた。

その他、本溶接法をアルミニウム管と軟钢管の突合せ溶接に適用してみた。

板材の突合せ溶接に用いた軟鋼板ならびに板あるいは管材の溶接に用いた溶加材（1260 溶加材は管材の溶接のみに使用）の化学組成を Table 2 および 3 に、また母材の機械的性質を Table 4 にそれぞれ示す。

Table 2 Chemical composition of mild steel.

Chemical composition, %					
C	Si	Mn	P	S	Cr
0.03	<0.005	0.28	0.027	0.014	0.01

Table 3 Chemical compositions of filler rods.

Filler rod	Chemical composition, %								
	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
4043	0.00	0.23	5.14	0.02	<0.01	0.04	<0.01	<0.01	rem.
5356	0.00	0.21	0.15	0.03	5.06	0.01	0.15	0.16	rem.
1260	0.00	0.17	0.07	0.002	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	rem.

Table 4 Mechanical properties of parent metals.

Parent metal	Tensile strength, kg/mm ²	Yield strength (0.2% offset), kg/mm ²	Elongation, %
Mild steel	44.7	33.4	38
Commercial Al	15.7	13.6	12
3003	18.3	17.4	8
14.8	12.9	15	
5052	30.2	28.4	7
5083	44.7	40.6	7
6061	33.0	30.2	12

3. 実験結果

3.1 予備実験結果

Photo. 1 の (1) および (2) は鋼板をそれぞれ 700°C および 680°C の Al 溶湯中に、10 分間および 1 時間浸漬した場合の被覆層と鋼板の境界部の顕微鏡組織を示したものである。写真にみられるように、境界から鋼側に向って合金層が不規則に形成されている。この合金層については種々の研究があり、たとえば Heumann⁵⁾ らは Fe₂Al₅ に近い組成を有することを示し、また Coburn⁶⁾ はこの層には約 45% の Fe が含まれ、Al-Fe の状態図によれば、Fe 33.5% および 45% のところでは、それぞれ FeAl₃ および Fe₂Al₅ が形成される筈であるが、この層は FeAl を主体に他に若干の Fe₃Al より成っているとしている。いずれにしても、この合金層が溶接によってどのように変化し、また溶接部の諸性質にいかなる影響を及ぼすかについては興味がある。同じく Photo. 1 の (3) は (2) に示した Al を被覆した鋼板を 1100 材と I 形開先で、4043 溶加材を用いて TIG 溶接した場合の、溶接金属と鋼板の境界部の顕微鏡組織である。写真によれば、被覆操作の際に形成された合金層は溶接によってほとんど成長せず、また被覆層は溶加材と融合して溶接金属を形成しており、接合状態もまず良好であるとみなされる。

以上の結果から、鋼側に Al 被覆を行なえば、溶接ができる見通しが得られたが、Al 被覆と鋼の境界に生ずる合金層はぜい弱であり、その厚さが増すにしたがって被覆の延性が阻害されることが明らかにされており⁷⁾、したがってあまり合金層が厚い場合には、溶接継手に悪影響を及ぼすおそれがあるので、被覆材について若干検討を加えた。

3.2 被覆材について

鋼板に Al を被覆する方法あるいは被覆された鋼板の諸性質については、aluminised steel に関連して多くの研究報告があり、高温浸漬法による Al 被覆に関しても、単に Al 沸に鋼板を浸漬するのみでは、上述のように境界に大きな合金層が形成されるので、この合金層の形成を抑制するために種々の方法がとられている。これらの中には、たとえば浸漬温度や時間に関して合金層の成長を抑制するような浸漬条件にもってゆくように、条件そのものを管理する方法や、あるいは Al-Fe 間の拡散を抑制するような元素を Al に添加する方法があり、後者の場合 Si 添加がよく知られ⁸⁾、その他 Be や Ti なども効果があるといわれ

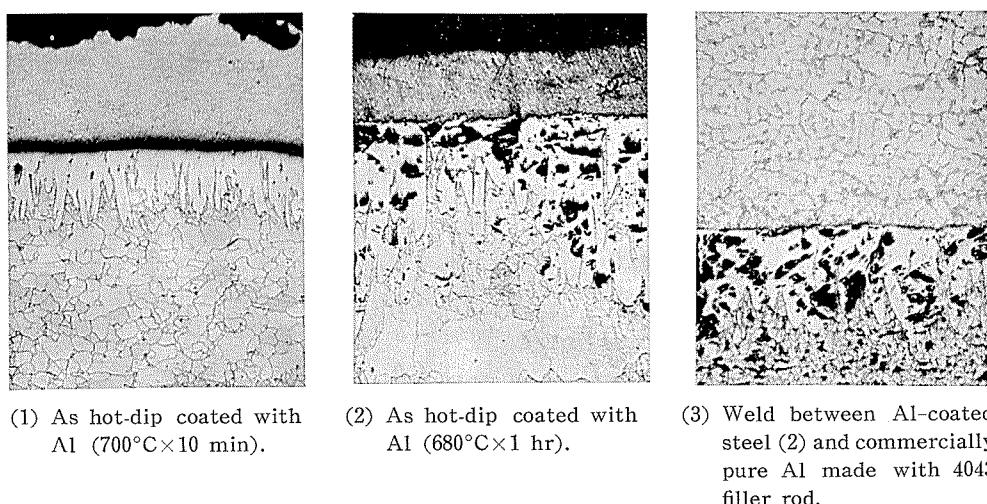


Photo. 1 Photomicrographs showing possibility of welding aluminum to coated mild steel.
($\times 100 \times 4/5$)

ている⁸⁾。本実験では後者の方に着目し、またAl以外の金属で鋼を被覆する方法も考えられるので、AlおよびAl基合金の被覆の他に、Zn、Zn-5%AlおよびSnの被覆を試みた。これらの材料はいずれも溶融温度が異なるため、当然浸漬条件も異なり、適当な条件を求めるためにはかなりの実験を要するので、本実験では各被覆材について3段階程度の温度を選び、浸漬時間を適宜に変えて、主として被覆の容易さおよび各条件で顕微鏡にて測定した合金層と被覆層の厚さから、被覆材を選定するとともに、およその実験室的な浸漬条件を求めた。このようにして得られた各種の被覆と軟鋼板との境界部の一例を Photo. 2 に、また試験片の作成に適用した浸漬条件を Table 5 にそれぞれ示す。Photo. 2 に示した試料はそれぞれ浸漬温度およ

Table 5 Coating condition in hot-dipping.

Coating material	Temperature, °C	Time, min
99.99%Al	700~720	5
Al-4.4%Cu	700~720	5
Al-0.6%Be	720~750	5
Al-12%Si	750~780	10
Zn	480	25
Zn-5%Al	750~780	5~10sec.

び時間を異にするものが含まれているので、明確な判断を与え難いが、写真からそれぞれSi、BeおよびCuをAlに加えた被覆材では、単にAlのみを被覆したもの(Photo. 1)に比べて、合金層の形成が抑制され、AlにMgおよびAgをそれぞれ添加したものは効果のないことがわかる。またZnおよびZn-5%Alを被覆した場合には、Zn被覆ではごく薄く合金層(鋼板をZn浴に高温浸漬する場合には、 ζ 、 δ_1 、 γ などのFe-Zn化合物が形成される)が認められるが、Zn-5%Al被覆では合金層がほとんど認められない。なおSnは実験室的な浸漬条件では、被覆がほとんど不可能であったので除外した。以上の結果から本実験における供試材の被覆には、Al、Al-Si、Al-Be、Al-Cu、ZnおよびZn-Alを用いることにした。

参考のために、軟鋼板と被覆層との境界部のかたさ分布をマイクロビッカースによって測定した結果の一例を Table 6 に示す。表によればAl-Fe合金層は非常にかたく、そしてAlにSiおよびCuを添加することによって形成が抑制された合金層も、単にAlで被覆した場合に生じた合金層のかたさ分布とあまり異なることがわかる。

Table 6 Hardness distributions of interface region between steel and coating.

Coating material	Hardness distributions (Hv, 100g)		
	Coating	Interface region	Steel
99.99%Al	33.3, 36.3, 36.5	498, 606	134, 135
Al-12%Si	74.8, 80.2, 75.7	468, 592	141, 159
Al-4.4%Cu	101, 110	707, 238	158, 156, 157
Al-2.5%Mg	67.8, 72.4, 40.5	634, 493	138, 148
Al-Ag	47.6, 42.1, 44.7	508, 753	154, 133

3・3 溶接結果

3・3・1 溶接施工

一般に行なわれている同種金属相互の溶接と異なって、アルミニウムと鋼との溶接においては、鋼側が溶融しないように注意しなければならないのはいうまでもないが、まず鋼側の被覆層をアークによって溶融はく離せしめないようにしなければならないので、溶接にはある程度の熟練が必要である。溶接は最初のアーチスタートのときがもっとも重要であって、スタート時に一たん被覆層が溶融はく離すると、その後の溶接を継続することは不可能である。被覆層の溶融はく離の傾向は被覆の種類によっても異なるよう、ZnおよびZn-5%Alを被覆したものは比較的溶接が容易であったが、その他ではとくにAl-Cu、Al-BeおよびAl-Siなどを被覆したものははく離しやすいようにみられた。また溶接の容易さは開先形状によっても異なり、突合せ溶接においては、I形よりも鋼側に開先をとったほうが溶接しやすい。

板厚3.2mmの軟鋼板に40°の開先をとり、それぞれAlおよびZnを被覆した後に、6061合金板と4043溶加材で突

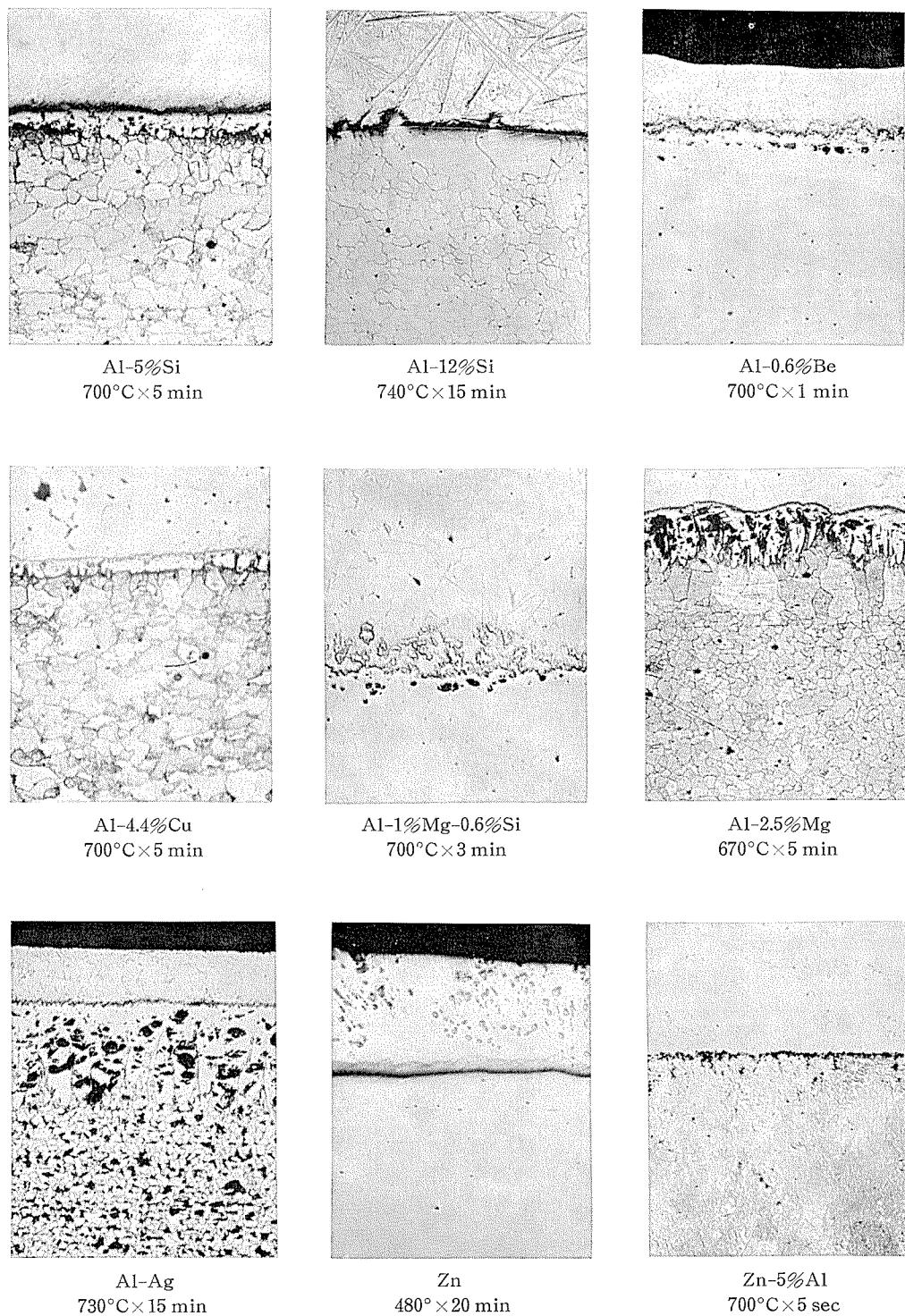


Photo. 2 Photomicrographs of the interface regions between mild steels and various coating materials. ($\times 100 \times 4/5$)

合せ溶接した場合の溶接部の外観と断面の一例を Photo.3 に示した。

被覆層の厚さは溶接作業上からは 0.1mm 程度は必要であると思われる。

なお Andrews³⁾ は溶接中に母材裏側の被覆層が急速に酸化し、このため溶融金属と被覆層のなじみが妨げられるとして、トーチ以外からも別にシールドガスによって、溶

接部を保護しているが、本実験においては通常の技法で溶接を行なった。

3-3-2 溶接部の機械的性質

(1) 板材の突合せ溶接部

Table 7 は板厚 3.2mm の 3003-H16 (引張強さ 18.3kg/mm²) 合金と同じく板厚 3.2mm の被覆材料を異なる軟鋼板とを、開先形状および層数を変えて、4043溶加材によ

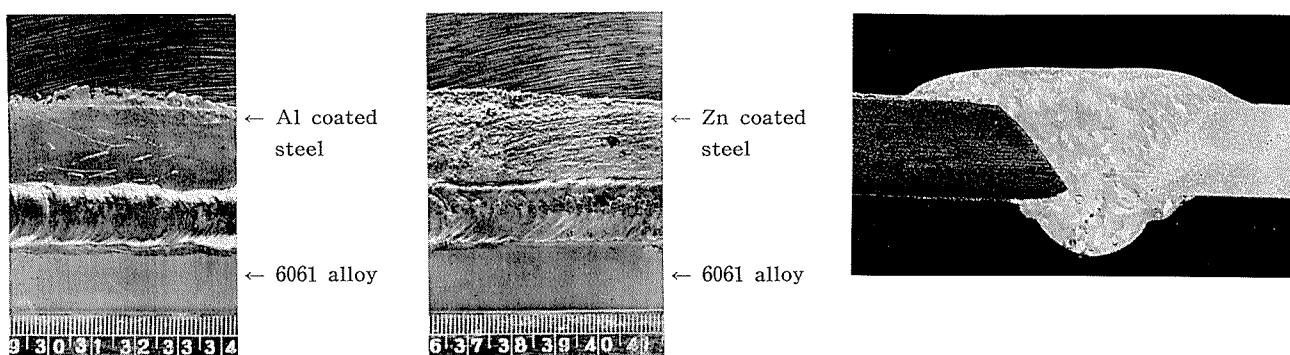


Photo. 3 Appearances and cross-section of welds.

Table 7 Mechanical properties of welds between mild steel and 3003-H16 aluminum alloy.

Specimen number	Coating material	Joint design	Pass number	Tensile strength, kg/mm ²	Yield strength, kg/mm ²	Elongation, %	Location of fracture
1	Al-5%Si	Square	1	11.0	6.5	13	Parent metal
2			2	11.2	7.5	15	Parent metal
3			2	11.6	6.8	16	Parent metal
4	Al-0.6%Be	Square	1	11.5	8.0	3	Interface
5			1	13.2	8.9	11	Parent metal
6			1	11.1	6.2	12	Parent metal, bead
7			2	13.5	9.6	4	Interface
8	Al-4.4%Cu	Square	2	12.8	7.8	13	Parent metal
9			2	12.0	7.4	5	Interface
10			2	11.7	6.1	7	Parent metal
11			2	12.6	7.8	15	Parent metal
12	Zn	Single bevel (40°)	1	13.5	10.6	7	Parent metal
13			1	13.1	9.2	5	Interface
14			1	11.5	8.6	8	Parent metal
15	Zn-5%Al	Square	1	11.2	7.3	12	Parent metal
16			1	11.5	—	13	Parent metal
17			1	11.1	7.9	3	Interface
18		Single bevel (40°)	1	10.7	6.1	5	Interface
19			1	11.7	8.5	3	Interface
20			2	12.5	7.7	5	Bead, interface
21			2	13.0	7.7	12	Parent metal
22			2	12.9	7.6	11	Parent metal

Note 1) Mechanical properties were calculated on cross-sectional area of 3.2mm thick material.

2) Filler rod : 2.4mm dia. 4043 alloy.

り突合せ溶接した場合の継手の機械的性質(余盛のまま)を示したものである。溶接部の引張強さはいずれも 3003-O 材程度の値が得られたが、引張試験における切断箇所はアルミニウム側母材および溶接金属と軟鋼の境界部のいずれかであって、後者は前者に比べて伸びが少ない。すべての被覆材について開先形状および層数を共通に変えていないので、正しい評価を与え難いが、表の結果からは被覆材の種類、開先形状および溶接層数と継手の機械的性質との間にはっきりした傾向が認められない。

さらに溶接時の作業性を考慮して、鋼側に 40° の開先をとり、各種の被覆材で被覆した後に、4043および5356溶加材を用いて、各種のアルミニウム合金と 1 層で突合せ溶接し、溶接部の機械的性質を調べた。その結果を Fig. 1~3 に示す。図によれば結果にバラツキがみられるが、1100および3003合金のように、軟質材の引張強さが低い材料では、引張試験において母材で切断したものもみられるのに対し、5052, 5083および6061合金では、母材で切断した試験片は

まったくなく、全体を通じて引張強さの最高値は、Al-4.4% Cu を被覆した軟鋼板と 5083 合金を 4043 溶加材で溶接した場合の 17.0kg/mm² であった。被覆材の種類には溶接部の機械的性質に関して明らかな差異は認められず、溶加材の種類については、全体として、5356 溶加材より 4043 溶加材による溶接部のほうが概して結果がよいようである。

試験後の引張試験片の一例を Photo. 4 に示す。

一般にこの種の異種金属の溶接継手を加熱した場合には、境界を通じて異種金属相互の拡散が促進される結果、境界部の合金層が溶接のままの状態よりさらに成長し、また鋼とアルミニウムの加熱による体積変化の相違から、溶接部の機械的性質の低下が想像される。そこで Zn 被覆を行なった軟鋼板と 1100 材を 4043 溶加材によって溶接した継手について、試験片を 150°, 250° および 350°C の温度にてそれぞれ 15 日間連続的に加熱して溶接部の機械的性質を調べた。なお試験には control specimen としてアルミニウム母材および溶接のままの試験片を加えた。その結果 150°C に

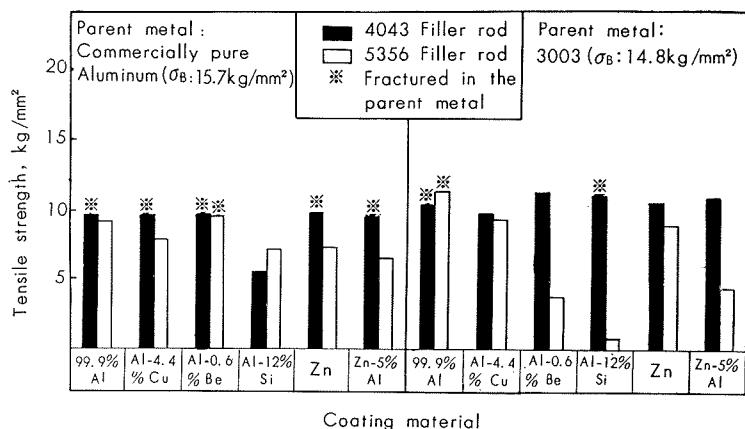


Fig. 1 Tensile strengths of welds (1).

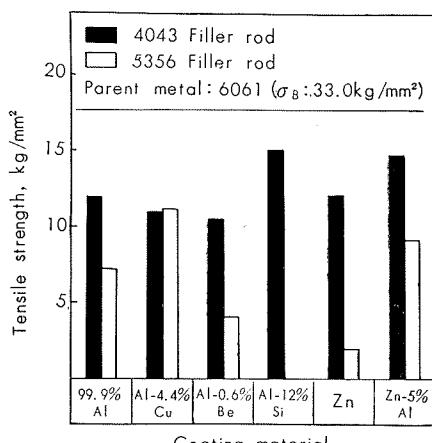


Fig. 3 Tensile strengths of welds (3).

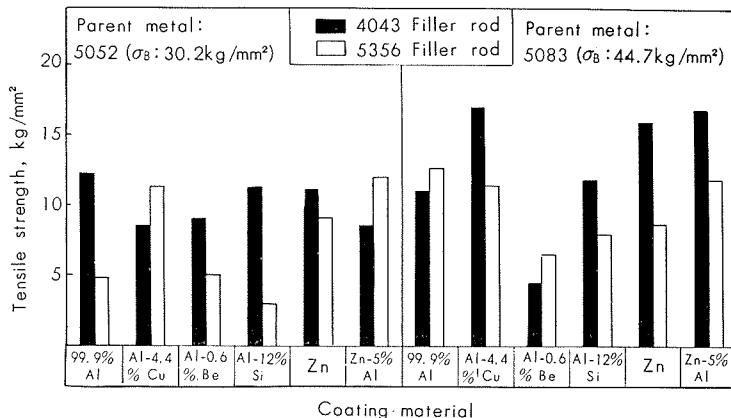


Fig. 2 Tensile strengths of welds (2).

て15日間加熱した試験片はアルミニウム側母材で切断したが、350°Cで15日間加熱した試験片は溶接金属と軟鋼の境界部で切断した。継手の機械的性質に及ぼす熱処理の影響をFig. 4に示す。熱処理後の継手の機械的性質は被覆材の種類すなわち境界部の合金層の性質によって当然異なるので、種々の被覆材を用いた継手に対して、さらに長時間加熱サイクルを与えた実験を必要とするが、いずれにしてもこの種の継手を高温で使用するのは適当でないと思われる。しかしアルミニウム合金自体が高温ではほとんど用いられないで、従来アルミニウムが使用されている程度の温度に対しては可能性がある。

なお一部の突合せ継手に対して曲げ性を調べたところでは、今回の実験範囲では、余盛のついたままの試験片を曲げると、溶接部中央で曲らないで、アルミニウム側の熱影響部で曲げが生ずる試験片もあったが、概して曲げ性は良好でなかった。

(2) 管材の突合せ溶接部

Table 8は外径22mm、肉厚2mmの1100(工業用純アルミ)管とZnを被覆した軟鋼管を、それぞれ1260および4043溶接材で溶接した場合の継手の引張および耐圧試験の結果を示したものである。引張試験ではアルミニウム側

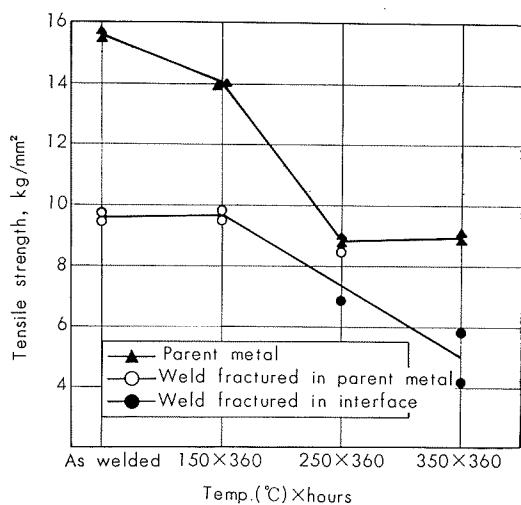


Fig. 4 Effect of heat treatment on the tensile strength of weld between commercially pure aluminum and Zn-coated steel made with 4043 filler rod.

Table 8 Mechanical properties of TIG-welded tube joints between commercial aluminum and Zn-coated mild steel made with 1260 and 4043 filler rods.

(1) Tensile test

Specimen number	Filler rod	Breaking load, kg	Tensile strength, kg/mm²	Elongation, %	Location of fracture
A		1015	8.0	27	Al-tube
B	1260	1030	8.1	18	Al-tube
C		1070	8.5	12	Al-tube
1		1030	8.1	20	Al-tube
2	4043	1030	8.1	17	Al-tube
3		1040	8.1	22	Al-tube
Al-tube	—	1290	10.1	16	—

(2) Pressure test

Specimen number	Filler rod	Pressure, kg/cm²	Remarks
D	1260	120	Inflated in Al-tube
E		120	
4	4043	120	Not inflated
5		120	

Tensile strength, kg/mm ²	Al alloy	Coating
11.6	3003	Al-5%Si
11.5	3003	Zn-5%Al
9.8	1100	Zn
12.2	3003	Al

Photo. 4 Typical tensile specimens after tests (Filler rod : 4043).

で破断し、また耐圧試験ではアルミニウム管が変形する程度の圧力に対しても溶接部が十分耐えうることがわかった。試験後の試験片の一例を Photo. 5 に示す。



Photo. 5 TIG-welded tube joints between commercially pure aluminum and Zn-coated mild steel made with 1260 and 4043 filler rods after pressure and tensile tests.

4. 結果に対する検討

以上の結果からこの種の溶接法による継手に関して幾つかの問題点があげられる。

4.1 溶接部強度のバラツキ

溶接部強度のバラツキの原因としては、先述のように溶接に際してある程度の熟練を要するので、溶接施工の不慣れによるものその他に、溶接前の軟鋼板の被覆処理があげられ、とくに後者の影響が大きいものと考えられる。今回の実験では、アルミニウムと軟鋼との溶接の可能性を検討するための前提手段として、実験室的な簡単な装置および条件で被覆を行なったわけであるが、一様な溶接結果をうるためにには、まず軟鋼側に健全な被覆を行なうことが何よりも大切である。しかし本実験によって、軟鋼を適当に被覆すれば、TIG 法により軟鋼とアルミニウムを接合しうることが確認できた。

4.2 合金層

継手の機械的性質は軟鋼側が十分に被覆され、かつ溶接法も適当であるならば、溶接金属—合金層および合金層—

軟鋼のそれぞれの境界あるいは合金層そのものの性質によるものと思われる。そこで引張試験における切断位置がこれらどの部分に相当するかを顕微鏡により調べてみた。その一例を Photo. 6 に示す。写真の試料は Al で被覆した軟鋼板を 6061 合金と突合せ、4043 溶加材で溶接したものであるが、切断は同一試料において、(1)では Al-Fe 合金層を通って、また(2)では合金層と溶接金属の境界で生じているようにみられる。いっぽう溶接継手の引張試験結果によれば、合金層の形成に影響を与える各種の被覆材を用いても、継手の引張強さにはほとんど差がないことから、引張強さは合金層そのものの成長の程度よりは、むしろ合金層と溶接金属の境界の性質に影響されているとみなされる。しかしこの点については、今回の実験結果のみからはつきりした結論は出されず、このためには軟鋼板に対して良質な被覆がなされていることを確認した上で、実験を行なう必要がある。

4.3 溶加材

一般に Al-Mg 系合金の溶接に Al-Si 系の溶加材を使用すると、溶接金属中に Mg₂Si が形成され、このために継手の延性が劣るので、本実験では 4043 および 5356 溶加材を用いてみたが、使用したアルミニウム合金母材のすべてについて、概して 4043 溶加材のほうがよい結果が得られた。Andrews³⁾ は Al-3.5%Mg 合金と高温浸漬によりそれぞれ Sn および Zn を被覆した鋼板とを、Al-5% Si 溶加材で溶接した場合の継手の引張強さは、前者で 0.81 ~ 1.25 ton/in² (約 1.28 ~ 1.97 kg/mm²)、後者で 0.93 ~ 0.97 ton/in² (約 1.46 ~ 1.53 kg/mm²)、また高温浸漬でそれぞれ Al および Zn を被覆した鋼板と Al-3.5%Mg 合金を Al-5% Mg 溶加材で溶接した場合の継手の引張強さは、前者で 11.2 ~ 13.2 ton/in² (約 17.6 ~ 20.8 kg/mm²)、後者で 6.8 ~ 8.4 ton/in² (約 10.7 ~ 13.2 kg/mm²) と報告し、Al-5% Si 溶加材による継手の引張強さが低いのは、形成された Mg₂Si のためであるとしている。しかし本実験では Zn を被覆した軟鋼板を 4043 溶加材を用いて 5052 および 5083 合金と溶接した場合の継手の引張強さはそれぞれ 11 および 16 kg/mm² であって、いずれも 5356 溶加材による溶接部より高い値を

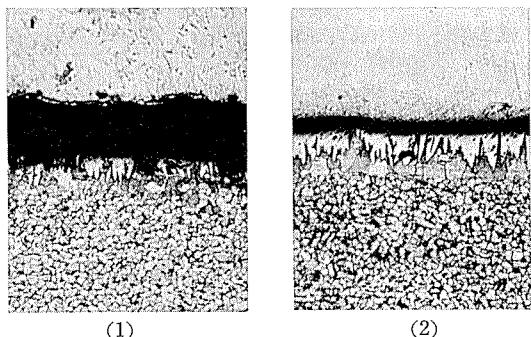


Photo. 6 Photomicrographs showing the interface regions fractured under the tensile load (taken from the weld between 6061 alloy and Al-coated mild steel made with 4043 filler rod). ($\times 100 \times 4/5$)

示した。

作業性の点からは5356より4043溶加材のほうがすぐれているようにみられたので、とくにAl-Mg系合金と軟鋼との溶接においては、溶接金属中のMg₂Si、作業性に基づく溶接部の欠陥あるいは合金層の成長に与える溶加材の影響などと継手の機械的性質との関連において、適当な溶加材を選定する必要があろう。

4.4 溶接ビードの形状

継手の強度が低い試験片は概して溶接金属と鋼板との接合面積が小さく、したがってこの種の溶接法においては、溶接金属と鋼板との接觸面積を大きくするように、一般的溶接法より溶接部の表面および裏面とも余盛の幅を広く溶接するほうがよいと思われる。

4.5 溶接層数

溶接層数が1～2層では層数の増加による継手の機械的性質の低下が認められなかったが、さらに層数を必要とするような用途に対しては、層数が境界部の合金層に与える影響についても調べる必要があろう。

5. 結論

高温浸漬法によって各種の被覆材を軟鋼に施した後で、TIG法により軟鋼とアルミニウム合金を溶接する方法について検討した結果、つぎのような結論が得られた。

(1) 被覆材についてはAlにそれぞれSi、BeおよびCuを添加すれば、Al-Fe金属間化合物の成長が抑制され、MgおよびAgの添加はその効果がなかった。またZnおよびZn-5%Alを被覆した場合には、ほとんど合金層が認められない。

(2) 溶接部の強度はアルミニウム側母材が1100および3003合金では、引張試験において母材で切断する程度であったが、5052、5083および6061合金では母材の強度に至らなかった。

(3) 溶接部の強度は高温での長時間加熱によって低下するので、この種の継手を高温で使用することはできないが、アルミニウムが使用されている程度の温度に対しては可能性がある。

(4) Al-Fe金属間化合物層が溶接部の強度に影響すると思われたので、種々の被覆材を用いたが、今回の実験では被覆材の種類と継手の強度との間にはっきりした傾向が認められなかった。合金層と溶接部の機械的性質との関係については、健全な被覆を有する試料についてさらに検討が必要である。

(5) 溶加材は概して5356より4043溶加材のほうが結果がよかつた。

(6) 溶接にはとくにアーチスタート時に被覆を溶融はく離しないせように注意する必要があり、一たん被覆が溶融はく離すると、その後の溶接の継続が不可能である。また溶融はく離の傾向は被覆の種類によても若干異なるようである。

(7) 軟钢板を適当に被覆すれば、TIG法によって軟鋼とアルミニウムの接合が可能であることを確認した。しかし、溶接部の機械的性質は主として被覆の良否および溶接技法の熟練の程度によってほぼ決定されるので、これらの点に注意してさらに実験が必要である。

文獻

- 1) M.A. Miller, E.W. Mason : Weld. J., 35(1956), 323s
- 2) L.A. Cook, M.F. Stavish : Weld. J., 35(1956), 348
- 3) D.R. Andrews : British Weld. J., 9(1962), 650
- 4) P.T. Stroup, G.A. Purdy : Met. Progress, 57(1950), 59
- 5) T. Heumann, S. Dittrich : Z. Metallk., 50(1959), 617
- 6) K.G. Coburn : Metallurgia, 60(1959), 17
- 7) M.L. Hughes : Sheet Met. Ind., 33(1956), 87
- 8) D.M. Dovey, A. Waluski : Metallurgia, 67(1963), 211

P

156

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

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5報)

Al-Zn-Mg 合金の G.P. zone 形成におよぼす添加元素の影響

馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

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5報)

Al-Zn-Mg 合金の G.P. zone 形成におよぼす添加元素の影響**

馬 場 義 雄*

On the Aging Phenomena and Lattice Defects in Aluminium Alloys (Rep. 5)

Influence of Additional Elements on the Formation
of G.P. Zone in Al-Zn-Mg Alloy

by Yoshio Baba

Experiments were carried out to investigate the influence of additions of 0.01 at% to 0.2 at% Li, Be, Si, Ca, Ti, V, Cr, Mn(0.3 at%), Fe, Co, Ni, Cu(0.5 at%), Ge, Zr, Mo, Ag(0.5 at%), Cd, In, Sn, Sb, Pb or Bi on the formation of G.P. zone in Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloy.

The results are as follows:

- (1) Cr, Zr, V, Mo, Mn, Ti, Ca, Fe, Co or Ni does not interact with G.P. zones of Zn and Mg atoms, but decreases the rate of formation of the G.P. zones. This effect is similar to that in Al-Zn binary alloy, and it can be reasonably explained in terms of the increase in density of dislocations and in boundary area by the grain refining and especially the existence of these insoluble compounds which could act as effective sinks to cause the decrease in the concentration of quenched-in vacancies.
- (2) Si, Ge or Sn does not interact with Zn atoms but forms solute-vacancy complexes with Mg atoms alone. Therefore, these elements reduce the density of G.P. zones of Zn and Mg atoms, leading to the decrease in the pre-precipitation hardening.
- (3) Ag, Cu, Be, Cd, Li or In participates in the G.P. zones of Zn and Mg atoms and increases their density. In the particular, more than 0.03 at% Ag also enhances the rate of formation of the G.P. zones, and this phenomenon is explained by the faster clustering rate of Ag atoms than that of Zn and Mg atoms during quenching and the subsequent aging.
- (4) It seems that Sb, Pb or Bi has little effect on the formation of the G.P. zones of Zn and Mg atoms.

1. 緒 言

Al 合金中最高の時効硬化能を有する Al-Zn-Mg 系合金が新たに溶接構造材として注目^{1)~13)}されるようになった。今日、この系合金の時効特性と微量添加元素の関係を本質的に検討することは非常に重要である。Al-Zn-Mg 3 元合金の時効過程⁴⁾は、球状 G.P. zone → 中間相 M' → 平衡相 M (MgZn₂) および T { (AlZn)₄₉Mg₅₂ } と考えられており、このうち硬化に寄与するものとしては、Zn と Mg 原子からなる球状 G.P. zone および微細な中間相 M' である。

従来の研究で、この系合金の時効特性に対する添加元素のうち、とくに低温時効すなわち G.P. zone の形成に関するものは数少ない。たとえば、大日方と丸川⁵⁾によれば

* 日本国金属学会誌、31(1967), 507 に一部発表

** 研究部

Sn 添加の影響はほとんど無いが、今井と三島⁶⁾によれば Si 添加により低温時効硬化が抑制されること、あるいは Polmear⁷⁾によれば Ag 添加の影響はほとんど認められないが、Thomas と Nutting⁸⁾によれば Cu 添加により G.P. zone が安定化することなどが散見されるのみで、近年著しく発展をとげた空孔および軌位などの格子欠陥との相互作用を考慮して研究されたものはほとんどない。

さて、著者にこれまで Al-Zn 2 元合金^{9)~12)}の G.P. zone 形成におよぼす微量添加元素の影響について検討し、Mg, Ag および Cu のごとく添加元素が G.P. zone と相互作用を持つもの、また直接 G.P. zone とは相互作用を持たないがその形成速度を遅くするものとして、空孔との結合エネルギーの大きな Si, Ge および Sn などと、一方凍結空孔の sinks を増す効果を持つ Cr, Mn および Zr などに分類した。本研究では、Al-Zn-Mg 3 元合金の G.P. zone 形成

におよぼす微量添加元素の影響を、空孔、転位あるいは結晶粒界などの格子欠陥との相互作用を考慮して検討することとした。

2. 実験方法

実験合金は Al-2.5at% (6wt%) Zn-2at% (1.8wt%) 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 は 0.3at%, Ag および Cu は 0.5at%まで) 添加したもので、これら添加元素の分析結果をグループ別に Table 1 に示した。使用した地金は 99.998% Al, 99.999% Zn, 99.9% Mg および各種高純度金属で、分析結果によれば Zn 含有量は $6.03 \pm 0.16\text{wt\%}$, Mg 含有量は $1.81 \pm 0.03\text{wt\%}$ で不純物としての Fe, Si および Cu はそれぞれ 0.001 ~ 0.004wt% の範囲にあった。

Table 1 Chemical compositions of additional elements to Al-2.5 at%Zn-2 at%Mg alloys.

Groups	Add. elements	Compositions, wt%						
I	Ca	0.016	0.042	0.073	0.13	0.28	—	—
	Ti	0.021	0.048	0.088	0.18	0.36	—	—
	V	0.019	0.058	0.093	0.17	0.29	—	—
	Cr	0.020	0.060	0.095	0.17	0.37	—	—
	Mn	0.021	0.067	0.12	0.22	0.42	0.63	—
	Fe	0.021	0.064	0.10	0.21	0.40	—	—
	Co	0.020	0.060	0.11	0.20	0.41	—	—
	Ni	0.021	0.059	0.14	0.26	0.46	—	—
	Zr	0.035	0.10	0.16	0.33	0.52	—	—
	Mo	0.038	0.10	0.17	0.37	0.60	—	—
II	Si	0.015	0.037	0.065	0.11	0.21	—	—
	Ge	0.029	0.080	0.16	0.29	0.55	—	—
	Sn	0.049	0.13	0.16	0.38	0.81	—	—
III	Li	0.002	0.005	0.010	0.021	0.045	—	—
	Be	0.004	0.011	0.016	0.031	0.063	—	—
	Cu	0.021	0.060	0.13	0.25	0.47	—	1.12
	Ag	0.030	0.10	0.18	0.37	0.78	—	1.92
	Cd	0.041	0.13	0.21	0.43	0.81	—	—
	In	0.051	0.12	0.24	0.48	—	—	—
IV	Sb	0.039	0.11	0.19	0.42	0.81	—	—
	Pb	0.072	0.20	0.36	0.72	—	—	—
	Bi	0.071	0.22	0.36	0.74	—	—	—
Nominal value, at%		0.01	0.03	0.05	0.1	0.2	0.3	0.5

Zn : $6.03 \pm 0.16\text{wt\%}$

Mg : $1.81 \pm 0.03\text{wt\%}$

試料は上記配合で鋳造した小型鋳塊 ($30 \times 200 \times 200\text{mm}$) から 450°C で 48hr の均質加熱後、熱間圧延および冷間圧延により作成した 2mm 厚板を使用した。ビッカース硬度測定は $2 \times 5 \times 20\text{mm}$ の試片を用いて熱処理後直ちに室温 ($\approx 15^\circ\text{C}$) で行った。時効による電気抵抗の測定は $1.2\phi \times 400\text{mm}$ の線を用いて液体窒素中で同一試料で実施した。熱処理は、一部の試料は冷間加工の影響を完全に除去するために 550°C で 3hr の予備焼純を行ったが、大部分の試

料については線引きままの試料を 465°C で 3hr の溶体化処理を行い、 0°C の氷水に焼入後直ちに 90°C およびそれ以下の油浴で時効処理を行った。なお 30°C の時効のみは空気中で行った。

3. 実験結果

Al-2.5at% Zn-2at% Mg 合金を 465°C から焼入後 30 , 45 , 60 および 75°C で時効した際の比抵抗の変化ならびに 30°C の等温時効におよぼす V 0.1at%, Zr 0.1at% および Cr 0.2at% の影響を Fig. 1 に示す。いずれの曲線も比抵抗は時効の進行とともに増大し極大に達した後減少するが、時効温度が高くなるほど比抵抗の極大増加量 $\Delta\rho_M$ が減少し、極大に達するまでの時間 t_M も短くなる。一方、V, Zr および Cr などの添加により $\Delta\rho_M$ はほとんど変わらないが、比抵抗の増大速度は遅くなり t_M は長くなる。Fig. 2 に 90°C

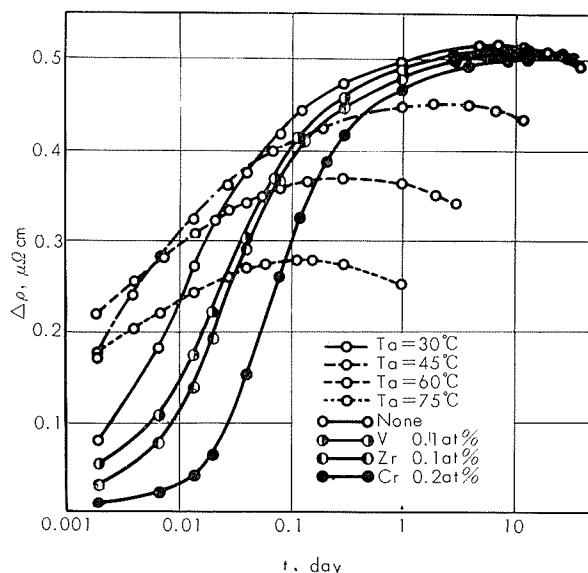


Fig. 1 Influence of Cr, Zr and V on the isothermal aging at 30, 45, 60 and 75°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C .

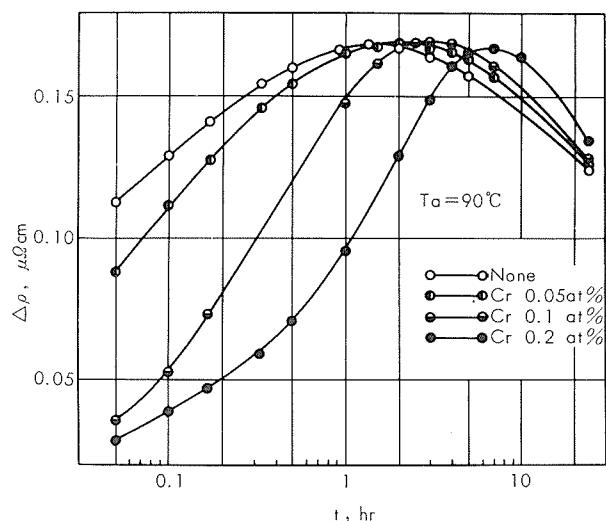


Fig. 2 Influence of Cr on the isothermal aging at 90°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C .

Cの等温時効におよぼすCrの影響を示す。Crを添加しても $\Delta\rho_M$ はほとんど変わらないが、Cr 0.05at%以上の添加によりかなり t_M が長くなる。Fig. 3にFig. 1およびFig. 2のデータからAl-2.5 at%Zn-2at%Mg合金の時効温度の逆数と比抵抗の極大に達する時間の対数の関係を示す。それはほぼ直線関係があり、したがって焼入温度465°Cにおけるこの現象の活性化エネルギーは $E_m=0.71\pm0.1\text{eV}$ である。

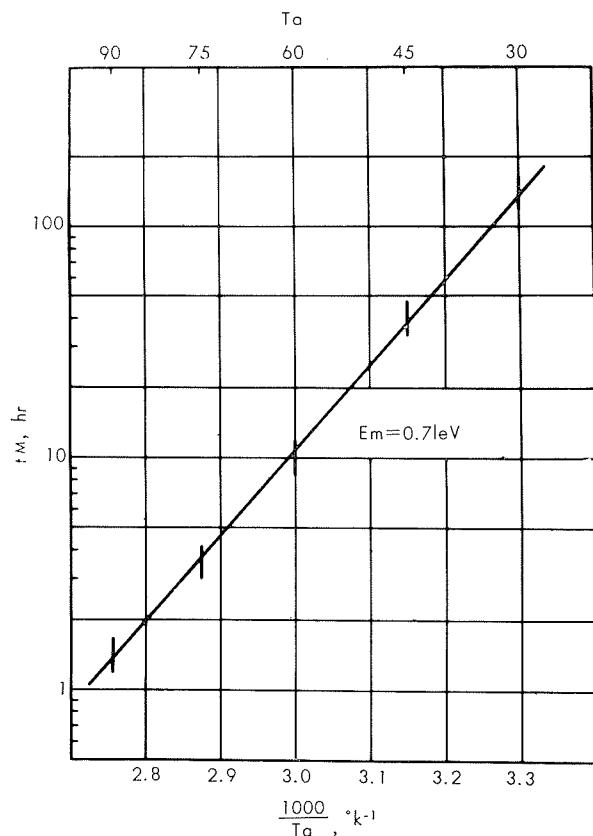


Fig. 3 Semilogarithmic plot of the time required for maximum resistivity versus the reciprocal of the absolute aging temperature for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloy quenched from 465°C.

Fig. 4に30°Cの等温時効におよぼすSi,GeおよびSnの影響を示す。いずれの元素も添加量が0.05~0.2at%と多くなると $\Delta\rho_M$ が減少する傾向にあり、またSi 0.2 at%添加試料は時効初期の比抵抗の増大速度が遅い。Fig. 5に30°Cの等温時効におよぼすIn,Be,CdおよびLiなど0.03 at%添加の影響を示す。InおよびCdは時効初期において比抵抗の増大速度を遅くするが、Beなどとともに $\Delta\rho_M$ を増加するようである。さらにFig. 6には90°Cの等温時効におよぼすAg,Cu,In,Be,CdおよびLiなどの影響を示す。純3元合金に比して、いずれも $\Delta\rho_M$ は増加しているが、 t_M はAg添加試料のみ著しく短くなっている。

各元素の添加量と90°Cの等温時効での t_M の関係を一括してFig. 7に示す。 t_M を著しく長くするAグループに属するものとしてはCr以外にZr,VおよびMoなどがある

が、Cr添加も550°Cで予備焼鈍することによりその影響はかなり少なくなる。つぎに、 t_M を若干長くするBグループに属するものとしてCo,Ti,Mn,Cu,Be,SiおよびGeなどがある。その影響がほとんど認められないCグループにはSb,PbおよびBiなどが属し、Agに到っては逆に t_M を著しく短くする効果を有している。

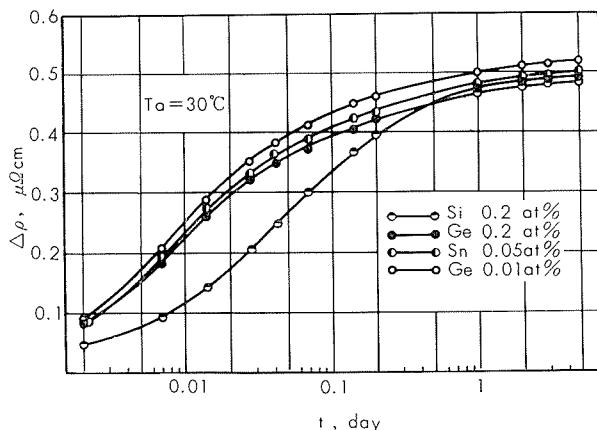


Fig. 4 Influence of Si, Ge and Sn on the isothermal aging at 30°C for Al-2.5 at%Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

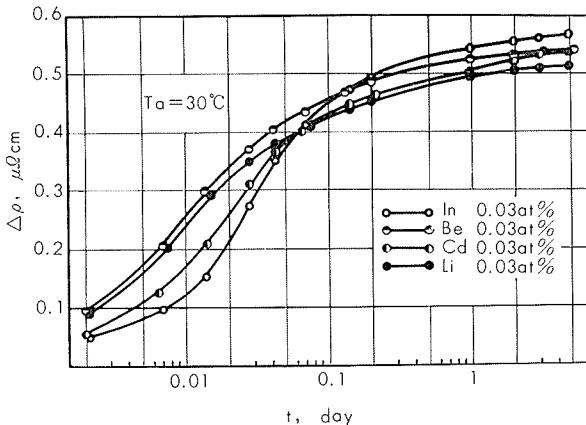


Fig. 5 Influence of In, Be, Cd and Li on the isothermal aging at 30°C for Al-2.5 at%Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

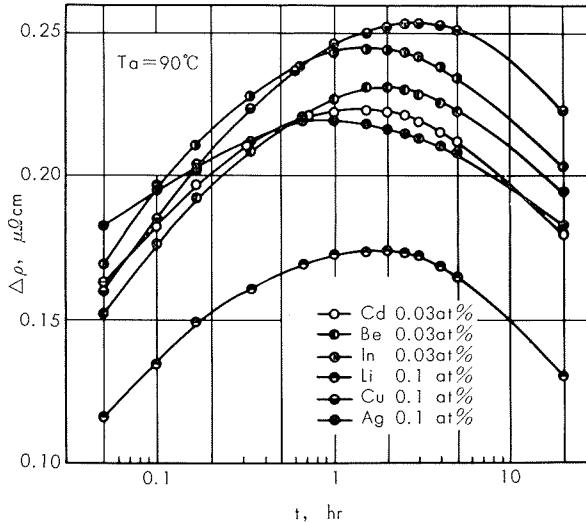


Fig. 6 Influence of some additional elements on the isothermal aging at 90°C for Al-2.5 at%Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

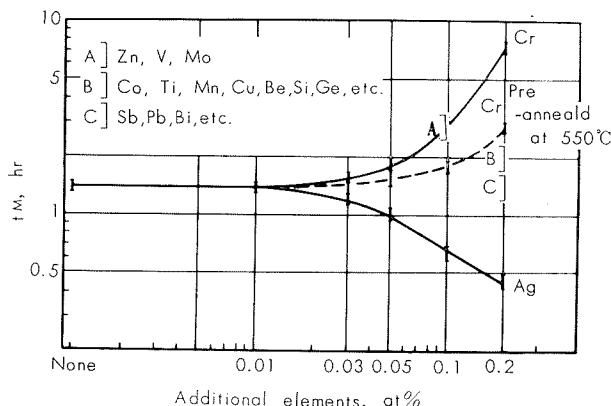


Fig. 7 Influence of the additional elements and pre-anneal on the time required for maximum resistivity at 90°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

さて、硬度測定による Al-2.5at% Zn-2at% Mg 合金の時効現象におよぼす添加元素の影響として、Fig. 8 に 90°C の等温時効硬化におよぼす Cu, Ag, Ge および Si など 0.1 at% 添加の影響を示す。Fig. 9 は同じく Cr, Zr および Mo の影響である。Ag および Cu を 0.1at% 添加したものは純 3 元合金に比して焼入直後から時効後も硬度値は高いが、Ge および Si は 0.1at% の添加によりその時効硬化を減少する。Cr, Zr および Mo を添加した試料も、焼入直後の硬度値は純 3 元合金に比して増大しているが、その後の時効硬化は抑制されるようであり、とくに Cr 0.2at% 添加の影響が顕著である。Fig. 10 に 465°C から焼入れした直後および 30°C で 30 日間時効後の硬度と各元素の添加量の関係を一括して示す。Zr, Mo, Ti, Cr, V および Mn など 0.03 ~ 0.3at% 添加したものは純 3 元合金にくらべて焼入後の硬度値が高く、30°C での時効後もその傾向を保っている。これは、Fig. 11 の各試料の結晶粒度測定結果あるいは Photo. 1 の顕微鏡組織からも明らかなるごとく、主として Zr 添加試料では再結晶温度の上昇により焼入温度でも冷間加工の組織を残存すること、あるいは Cr など添加した

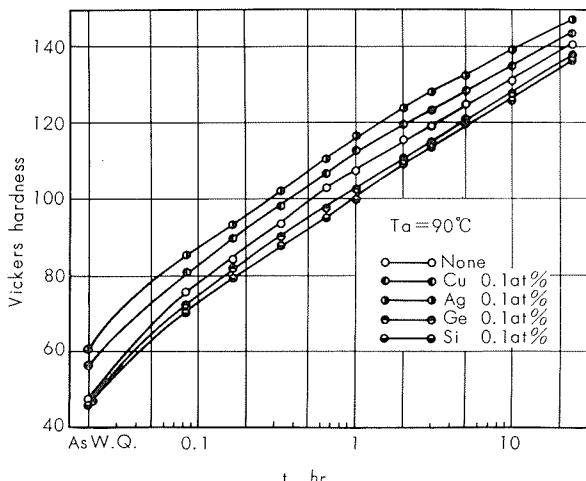


Fig. 8 Influence of Cu, Ag, Ge and Si on the age-hardening at 90°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

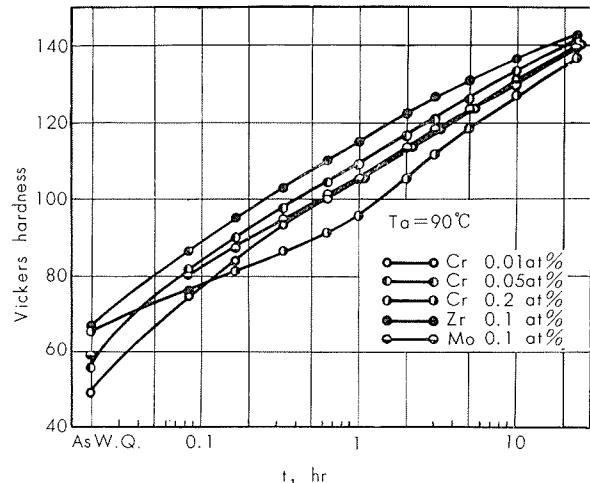


Fig. 9 Influence of Cr, Zr and Mo on the age-hardening at 90°C for Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C.

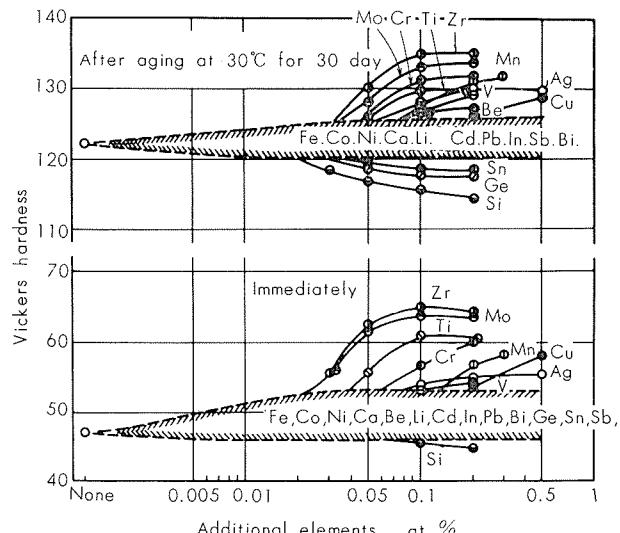


Fig. 10 Influence of the additional elements on the hardness of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys as-quenched from 465°C and aged at 30°C for 30 days.

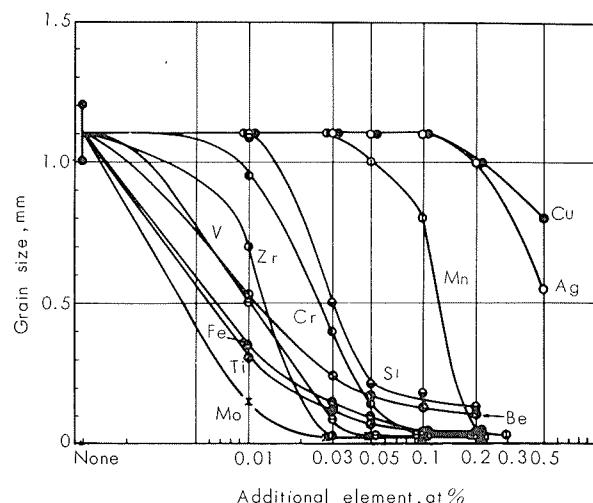


Fig. 11 Influence of some additional elements on the grain size of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C. (Specimens containing Zr more than 0.05 at% are not completely recrystallized.)

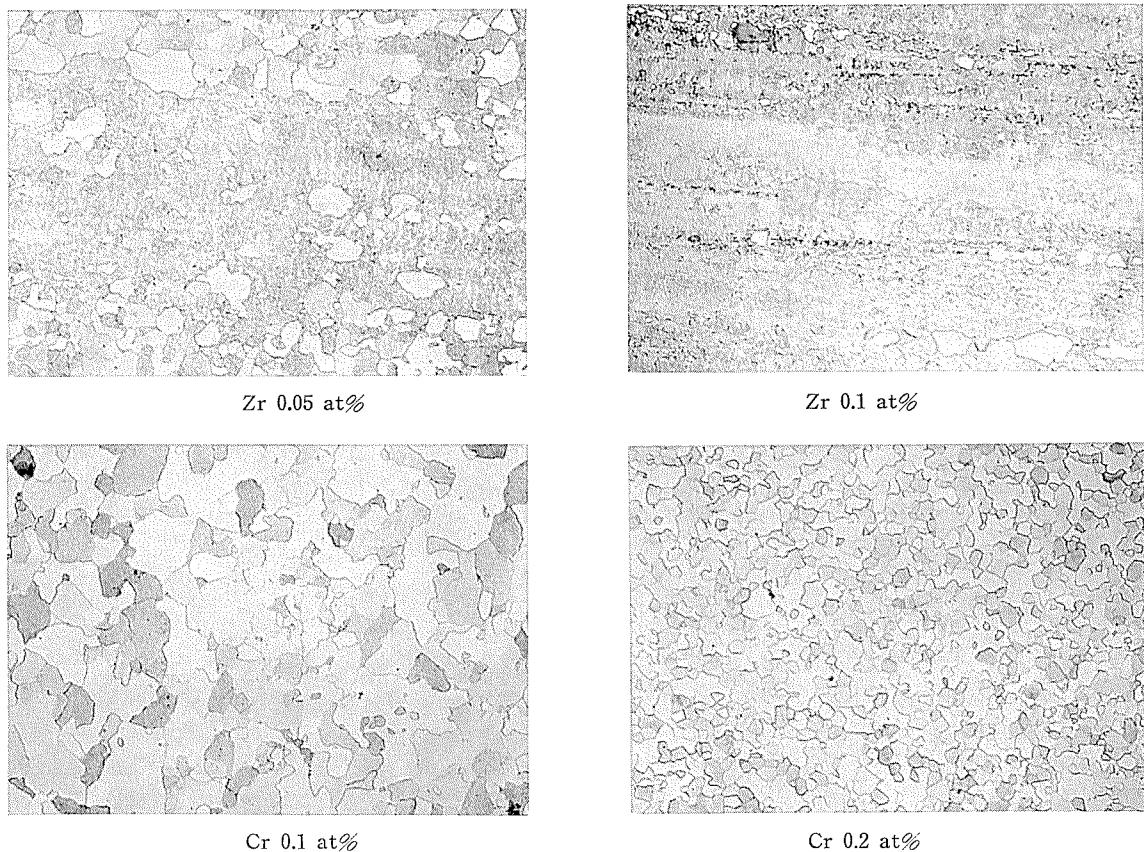


Photo. 1 Influence of Zr and Cr on the micro-structures of Al-2.5 at%Zn-2 at%Mg alloys quenched from 465°C. ($\times 100$)

試料では再結晶粒の微細化が硬化の原因をなすものと思われる。なお、Si, Ge および Sn などは添加量が増すと Al-Zn-Mg 合金の低温時効硬化を減少する。

4. 考 察

高温から焼入れした Al-Zn-Mg 合金の内部では、低温時効中に凍結空孔の助けをかりて、Zn と Mg 原子が球状の G.P. zone を形成することはよく知られている。⁴⁾ これとともに硬度および比抵抗の増大が認められるが、比抵抗の方は zone の大きさがある一定の値 8~10Å で極大に達した後減少する¹³⁾。したがって、Al-Zn 2 元合金の場合と同様に、比抵抗の極大に達する時間 t_M から G.P. zone の形成速度が推定されるとともに、比抵抗の極大増加量 $\Delta \rho_M$ から形成される G.P. zone の数がある程度推定され得よう。

さて、Al-Zn-Mg 合金の G.P. zone 形成におよぼす微量添加元素の影響のし方としてはおおよそつきの 3 つが考えられる。

- (1) G.P. zone とは直接相互作用を持たないが、凍結空孔の sinks を増すために空孔濃度が減少し、G.P. zone の形成速度を遅くする。
- (2) 溶質原子のどちらか一方あるいは空孔との結合力が強く、結果的に Zn と Mg 原子の G.P. zone の形成を抑制する。

(3) G.P. zone の形成に直接参加し、その密度および形成速度を左右する。

このうち(1)については、Al-Zn 2 元合金の場合と同様、Cr, Zr, V, Mo および Mn などグループ I に属する元素がその影響を持つものと考えられるが、以下に空孔の消滅と sinks density の定量的な関係を述べる。空孔が消滅場所 (sinks) に到達するまでにジャンプする回数は次式で表わされる。

$$n = A z \nu t \exp(-E_m / k T)$$

ここに A は空孔移動の活性化エントロピーによる係数、 z は配位数、 ν は原子の振動数、 t は空孔の消滅するまでの時間、 E_m は空孔移動の活性化エネルギー、 k はボルツマン定数、 T は時効温度である。いま、 $A=1$, $z=12$, $\nu=10^{13}$ /sec, $E_m=0.5\sim0.7$ eV とし、時効温度 $T=90^\circ\text{C}$ で $\Delta \rho$ が添加元素により影響を受け、その後極大値に達するまでの時間 $t=10^2\sim10^4$ sec とすれば、 $n=10^6\sim10^8$ となる。したがって、sinks 間の距離が $10^{-4}\sim10^{-5}$ cm、すなわち Fig. 11 のごとく本実験の $10^{-2}\sim10^{-3}$ cm 程度の結晶粒度では、いまだ結晶粒の微細化のみで sinks density の増大が G.P. zone の形成速度を遅くすると結論するのは不十分であり、さらに密度の高い sinks を見出す必要がある。さて、冷間加工により導入された転位および亜粒界なども空孔の sinks として作用するので、とくに再結晶温度が高くかな

りの高温まで冷間加工組織を残存する Zr 添加試料では十分この効果も考えられるが、一般には、むしろ Photo.2 の透過電子顕微鏡組織からも明らかなごとく、焼入温度で安定に存在する大きさ $0.01\sim0.1\mu$ の不溶性金属間化合物¹⁴⁾（たとえば、Al-Zr, Al-Cr および Al-Mo 系の化合物）とマトリックスの界面（misfit surface）が空孔の sinks として最も効果的な働きをなすものと考えられる。これらの不溶性化合物の存在は高温での析出現象に対しても著しい影響をおよぼし、たとえば Mn 添加試料では、Al-Mn 系の不溶性化合物のまわりが結晶粒界と同様な “precipitate-free zone” になっている¹⁵⁾。以上の結果、グループ I に属する元素は多少とも(1)の影響を与えるが、その程度は主として不溶性化合物の大きさ、量および分散度により左右され、Mn のごとくその不溶性化合物が $0.1\sim1\mu$ と比較的大きく、分布密度が少ない場合¹⁵⁾、あるいは Photo.3 に示したごとく、Fe および Sb のごとく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場合は、Cr あるいは Mo にくらべてその影響が少なくなるものと思われる。また、予備焼鈍で不溶性化合物ができるだけ溶入化し、結晶粒を大きく成長せしめると、Fig.7 のごとく(1)の影響も少なくなり、したがって添加元素の影響があまり認められなくなる。

つぎに、Si, Ge および Sn などグループ II の元素は Al-

Zn 2 元合金中では Zn 原子と全然相互作用を持たず、しかも空孔との結合エネルギー¹⁶⁾が大きいがゆえに Zn 原子の clustering の速度を著しく遅くしたが、一方これら諸元素は Mg 原子とは結合しやすく Al 合金中で Mg 原子とともに G.P. zone を形成する^{5), 17)}。したがって、Al-Zn-Mg 合金にこれらの元素が添加された場合、(2)の影響によって Fig.4 の $\Delta\rho$ の低下からも明らかなごとく Zn と Mg 原子からなる G.P. zone の数が少くなり、時効硬化が抑制されるものと思われる。この場合、空孔との結合エネルギーが最も大きいと考えられる Sn 原子の影響よりも Si 原子の影響の方が大きく、Si 添加の場合とくに時効初期で G.P. zone の形成速度をも遅くする理由については、いずれも Mg 原子と結合することにより空孔との結合エネルギーの大小自体は無関係になり、むしろ Mg-Sn, Mg-Ge および Mg-Si 対と空孔の結合力あるいはこれらグループの clustering が関係し、このうち Mg-Si のみが Al に対する固溶限¹⁴⁾が比較的少ないところから、本実験のごとく添加量が微量でも低温で、G.P. zone を形成しようし、その clustering に多くの空孔を必要とするからであろう。

さて、(3)の影響を与えるものとしてはグループ III の Li, Be, Cu, Ag, Cd および In などが挙げられる。これらはいずれも Al-Zn 2 元合金の G.P. zone ともある程度の相互作用をもった元素であり、Fig.5 および Fig.6 の $\Delta\rho_M$ の増

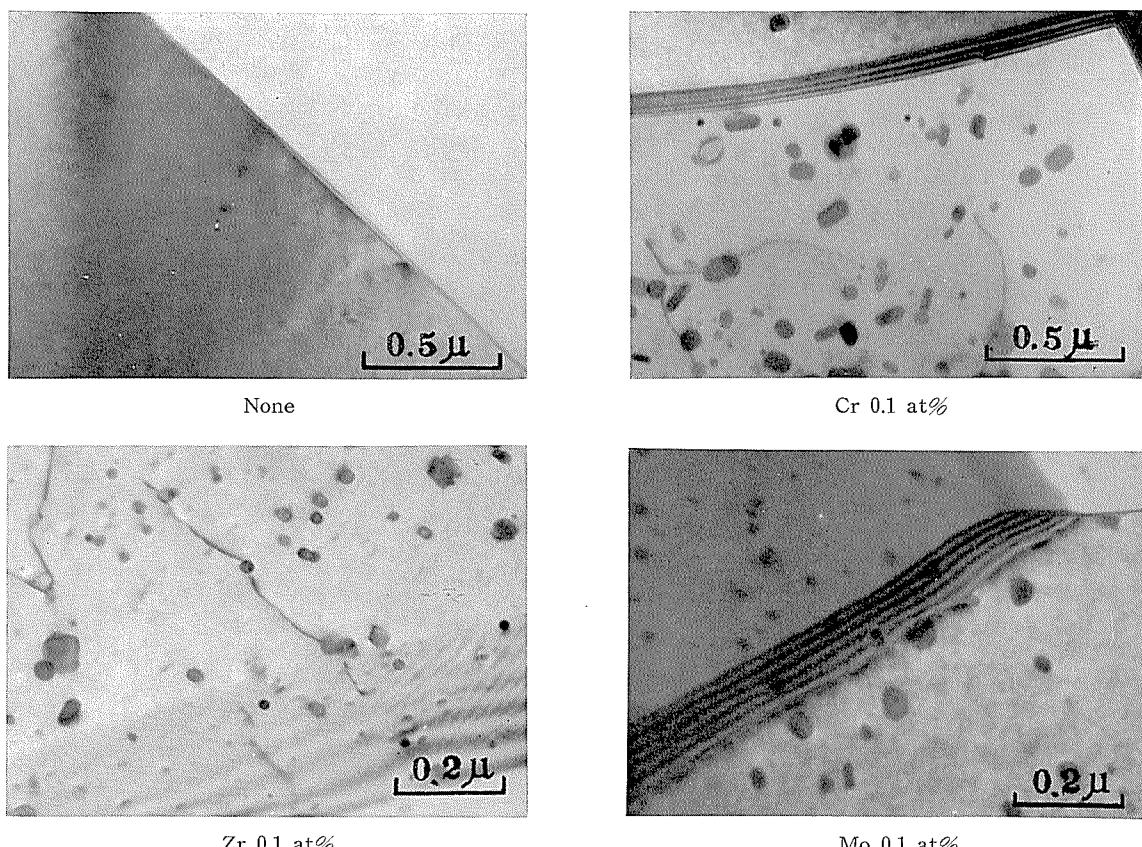


Photo. 2 Influence of Zr, Cr and Mo on the electron micro-structures of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys quenched from 465°C. Note the insoluble compounds formed by these additional elements.

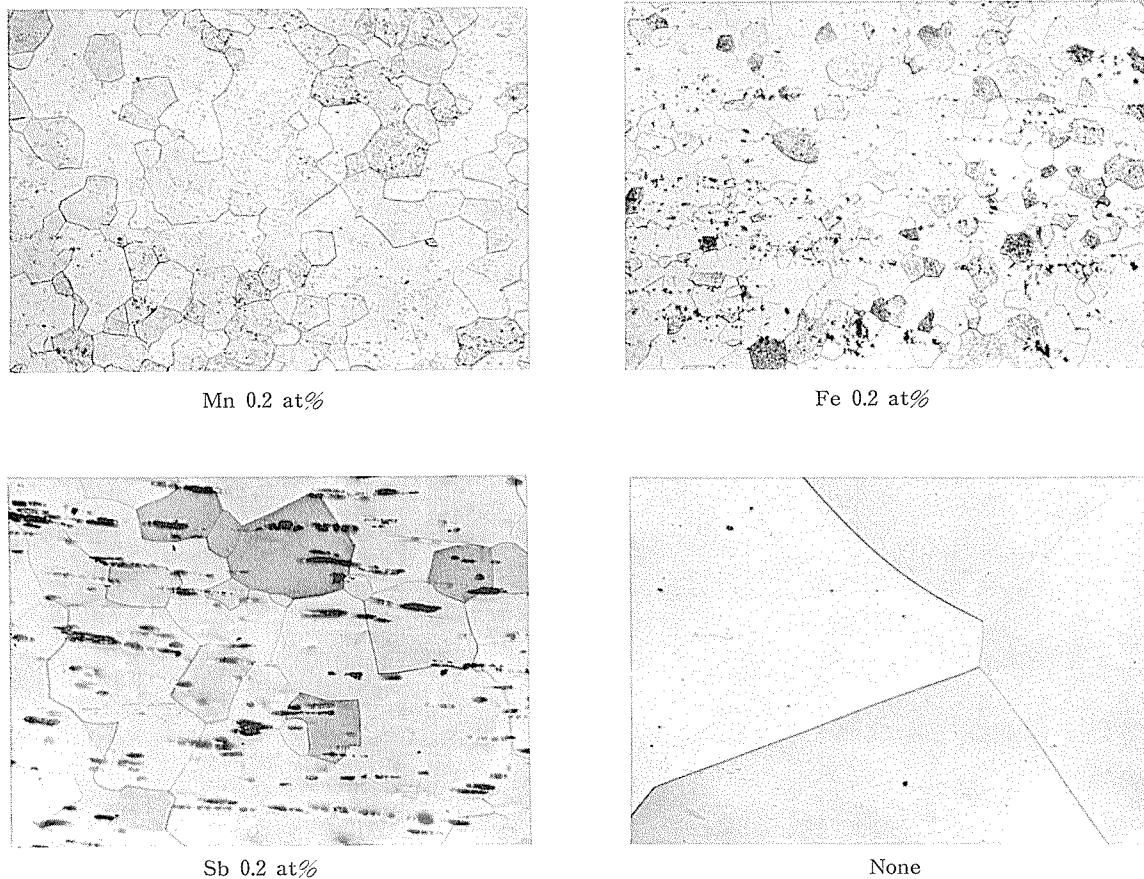


Photo. 3 Influence of some additional elements on the micro-structures of Al-2.5 at%Zn-2at% Mg alloys quenched from 465°C ($\times 100$)

加からも明らかなごとく、これら元素は Zn と Mg 原子からなる G.P. zone の形成にも直接参加し、その密度を増すようである。このうち、Cd および In が時効初期で G. P. zone の形成速度を遅くするのは、これら両元素と空孔の結合エネルギー¹⁸⁾が Zn および Mg と空孔の結合エネルギーにくらべてかなり大きくしかも両元素の移動が困難なことによるものと考えられる。一方、Ag 原子のみは、Fig. 6 の t_M の短縮からも明らかなごとく、G. P. zone 形成速度を著しく増大する。したがって、Ag 添加試料では溶体化処理温度からの冷却途上あるいは焼入直後でもすでにかなりの G.P. zone が形成されていることが類推される。これを確かめるために、Fig. 12 に焼入直後の比抵抗におよぼす溶体化処理温度ならびに Cu, Ag, Ge および Sn の各 0.1at% 添加の影響を示した。状態図からは 400°C 以上では完全に各元素が固溶状態にあると推定されるにもかかわらず、Ag 添加試料のみ 455~550°C で比抵抗が著しく増大しており、これから冷却途上あるいは焼入直後でもすでにかなりの G.P. zone が形成されていることが明らかである。したがって、この値を補正すれば Fig. 6 で Ag 添加試料の $\Delta\rho$ はさらに増加するはずである。なお、この Ag 添加の効果は、Al-Zn 2 元合金の場合と同様、容易に形成される Ag cluster の核作用的な働きによるものと思われる。

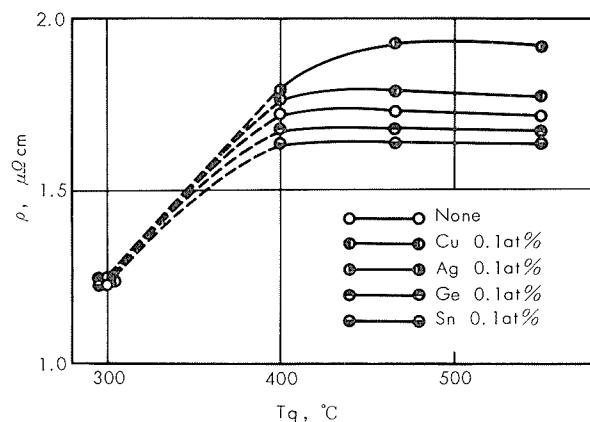


Fig. 12 Influence of some additional elements and the quenching temperatures on the specific resistivity of Al-2.5 at% Zn-2 at% Mg alloys.

5. 結 言

Al-2.5at%Zn-2at% Mg 合金の G.P. zone 形成におよぼす微量添加元素の影響を検討し、つぎのような結果を得た。

- (1) Cr, Zr, V Mo, Mn, Ti, Ca, Fe, Co および Ni は Zn および Mg 原子の G.P. zone と相互作用を持たないが、その形成速度を遅くする。この効果は Al-Zn 2 元合金の場合と類似しており、転位密度の増大および結晶粒の微

細化あるいはとくにこれら不溶性化合物の存在による粒界面積の増大が凍結空孔の消滅を促進し、その濃度を減少することにより無理なく解釈できる。

(2) Si, Ge および Sn もまた Zn 原子とは相互作用を持たないが、Mg 原子とのみ溶質原子と空孔の複合体を形成する。したがって、これらの元素は Zn および Mg 原子の G.P. zone の密度を減少し、その結果低温時効硬化を抑制する。

(3) Ag, Cu, Be, Cd, Li および In は Zn および Mg 原子の G.P. zone に参加し、その密度を増す。とくに、0.03at %以上の Ag は G. P. zone の形成速度をも早める。そしてこの現象は、焼入れとそれにつづく時効の途上で、Ag 原子の clustering が Zn および Mg 原子のそれよりも早いことにより説明される。

(4) Sb, Pb および Bi の Zn と Mg 原子の G.P. zone 形成におよぼす影響はほとんどないように思われる。

文 献

- 1) P. Brenner : Aluminium, 37 (1961), 633
- 2) 小林 : 日本金属学会会報, 3 (1964), 540
- 3) 村上 : 輻金属溶接, No.22 (1964), 11
- 4) A. Kelly and R.B. Nicholson : Progress in Metal Science, 10(1963), 218
- 5) 大日方, 丸川 : 日本金属学会誌, 8(1944), 2
- 6) 今井, 三島 : 日本金属学会誌, 14(1950), 52
- 7) I.J. Polmear : J. Inst. Metals, 89 (1960-61), 51
- 8) G. Thomas and J. Nutting : J. Inst. Metals, 88(1959-60), 81
- 9) 馬場 : 本誌, 7 (1966), 70
- 10) 馬場 : 本誌, 7(1966), 153
- 11) 馬場 : 本誌, 7(1966), 206
- 12) 馬場 : 本誌, 8(1967), 88
- 13) N.F. Mott : J. Inst. Metals, 69 (1937), 267
- 14) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, (1958); H. Hanemann und A. Schrader : *Ternäre Legierungen des Aluminiums*, (1952)
- 15) Y. Baba : Trans. JIM, 7(1966), 224
- 16) J. Takamura : *Physical Metallurgy*, R.W. Cahn, Editor, North-Holland Publishing Co. Amsterdam, 1965, p.681
- 17) A. Lutts : Acta Met., 9(1961), 577
- 18) 太田, 橋本 : 日本金属学会誌, 29(1965), 93

R89

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

アルミニウム合金薄板のせん断特性について

田 中 英 司

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金薄板のせん断特性について

田 中 英 司*

1. まえがき

金属薄板の打抜加工においては、工具形状・クリヤランス・せん断切口面の形状・打抜製品のわん曲および寸法精度・工具寿命・せん断荷重など多くの問題があり、これまでにもかなり系統的な研究^{1)~3)}が数多く行なわれている。これらの研究の中にはアルミニウムも加えられているが、特に被加工材をアルミニウムおよびアルミニウム合金に限定した広範囲な実験が行なわれた例は少ないようである。

本資料は数種のアルミニウムおよびアルミニウム合金板について丸形打抜きを行ない、打抜製品の寸法精度・わん曲・だれ・かえり・つぶれおよび切口面の形状におよぼすクリヤランスの影響について調べた実験結果をまとめたものである。また、アルミニウム合金の圧延加工および焼純条件によるせん断特性の変化についても調べたのであわせて述べることにする。

2. 実験方法

2・1 実験装置

実験用の打抜き工具は、工具鋼製の直径 D_p が 29.995 mm のポンチと、同じ工具鋼製の穴直径 D_d が 30.020, 30.045, 30.060, 30.080, 30.105, 30.170 および 30.215 mm の 7 種類のダイスを使用した。

写真 1 に示す工具にあらかじめ直径 59 mm に仕上げた試料を入れ、約 80 kg の板おさえ荷重を加えた後、写真 2 に示すようにアムスラー式万能材料試験機により加圧せん断した。その際試料は脱脂し、潤滑剤を用いず乾式の状態で実験を行なった。

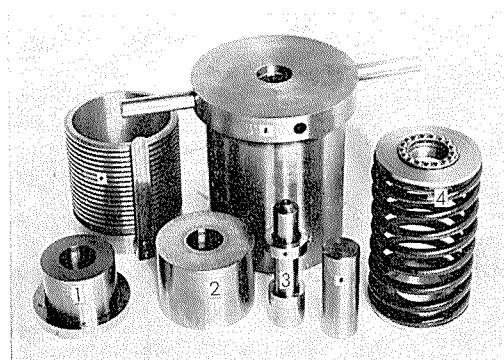


写真 1 打抜き工具

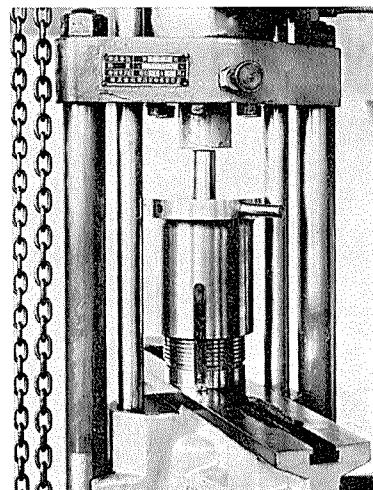


写真 2 実験装置

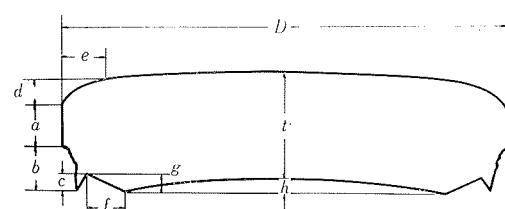
2・2 供試材

被加工材として第 1 表に示すアルミニウムおよびアルミニウム合金を用いた。これらは板厚 t が 1.0 および 0.8 mm であり、いずれも工場製品である。

圧延加工度および焼純温度の影響を調べるための実験には、第 2 ~ 3 表にそれぞれ示すアルミニウム合金 5082 を用いた。参考までに第 4 表に示す 7000 シリーズの高力アルミニウム合金も実験に加えた。これらはいずれも研究部実験工場製であり、板厚は 1.0 mm である。

2・3 測定

打抜き時の最大荷重は材料試験機で読みとり、打抜き後の打抜き製品については第 1 図に示す断面形状の各部の大きさを測定したが、かえりとつぶれは後述する別の方針により測定した。



D : 打抜き製品の直径
 a : せん断面高さ
 b : 破断面高さ
 c : かえり
 d : だれ高さ
 e : だれ幅
 f : つぶれ幅
 g : つぶれ高さ
 h : わん曲くぼみの最大深さ
 t : 板厚

第 1 図 打抜き製品の断面形状

* 研究部

第1表 供 試 材 (1)

材 料			化 学 成 分, %				質 別	板 厚, mm	引 張 性 質			備 考*
マ - ク	JIS	A.A.	Al	Mn	Mg	Cr			耐 力, kg/mm ²	引張強サ, kg/mm ²	伸 ピ, %	
A70	A1P0	1070	99.7	—	—	—	O	0.79	2.6	8.1	40	○
							H24	0.79	12.1	13.2	16	●
							H24	0.99	12.5	13.1	13	◎
A30	A1P3	—	99.2	—	—	—	O	0.81	3.5	10.2	35	△
							O	1.01	3.4	10.6	35	▽
							H16	0.81	12.0	15.3	5	▲
							H16	1.03	13.8	15.5	5	▼
A0	A1P3	1100	99.5	—	—	—	O	1.00	2.9	8.5	39	□
							H24	0.82	12.3	13.2	19	■
G0	—	—	99.2	—	—	—	O	0.81	3.5	11.0	30	○
3S	A2P3	3003	残	1.2	—	—	H24	0.81	16.4	17.5	9	◆
52S	A2P1	5052	残	—	2.5	0.25	H34	1.01	26.3	28.4	4	◆

* 第2,4,7,10,11,13,14,17,18,23~26図に用いた記号を示す。

第2表 供 試 材 (2)

5082(A1-4.5%Mg) t=1.0mm

圧延加工度, %	耐 力, kg/mm ²	引張強サ, kg/mm ²	伸 ピ, %
0*	12.0	27.1	23
10	24.2	30.2	12
20	28.2	32.7	7
30	30.4	34.7	5
40	32.6	36.1	4
50	33.0	36.9	3
60	35.7	37.6	3
70	36.4	39.1	3
80	38.1	39.7	2
90	39.1	40.0	1

* 360°C×1hr

第3表 供 試 材 (3)

5082(A1-4.5%Mg) t=1.0mm

焼鈍温度, °C	耐 力, kg/mm ²	引張強サ, kg/mm ²	伸 ピ, %
100	30.8	38.6	7
150	28.6	37.9	9
175	27.0	37.5	11
200	24.8	34.4	11
250	16.5	29.9	20
300	12.0	27.7	24
350	11.7	27.3	23
400	11.6	26.8	25
450	8.6	23.7	27
500	8.3	22.3	28

処理前圧延加工度 80%

第4表 供 試 材 (4)

t=1.0mm

材 料	化 学 成 分, %						質 別	引 張 性 質		
	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Al		耐 力, kg/mm ²	引張強サ, kg/mm ²	伸 ピ, %
7001	7.4	3.0	2.1	0.29	—	残	T6	56.7	64.3	10
X7002	3.5	2.5	0.75	—	—	残	T6	30.2	41.5	14
X7006	4.2	2.2	—	—	—	残	T6	39.6	45.3	13
7075	5.6	2.5	1.6	0.29	—	残	T6	50.0	57.2	14
7178	6.8	2.8	2.0	0.29	—	残	T6	57.6	63.1	10
7079	4.3	3.3	0.60	0.17	0.20	残	O	10.2	25.5	19
							T6	46.2	53.4	13

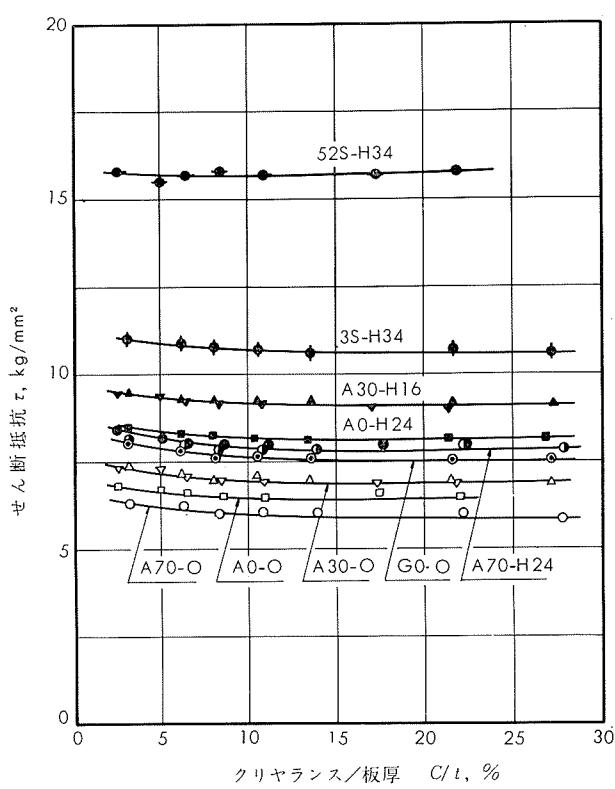
と一致する。

3. 実験結果

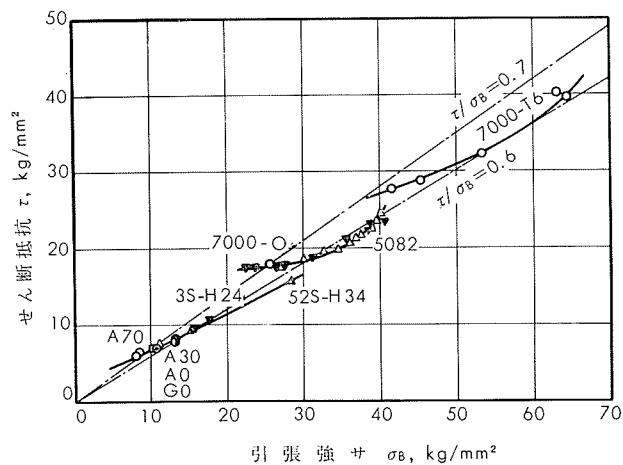
3.1 せん断抵抗

せん断抵抗 τ は打抜き時の最大荷重 P を切口断面積 πD_{at} で割った値、すなわち $\tau = P / (\pi D_{at})$ とし、クリヤランスの影響について調べた結果を第2図に示してある。各材質ともクリヤランスが増加するにつれて、せん断抵抗は下がる傾向にあり、これは従来から得られている結果³⁾

クリヤランスが 0.065mm(以下においてクリヤランスはすべて両側、すなわち $C = D_d - D_p$ で表わす)の場合について、引張強サとせん断抵抗の関係をみると第3図のようである。これはアルミニウム合金の引張強サとしては、最高のものから最低のものまでのほぼ全範囲にわたっており、せん断抵抗と引張強サの比は焼鈍材の場合 0.7 もしくはそれよりやや大きく、圧延材および熱処理材は 0.6 もしくはそれよりやや小さい値である。



第2図 せん断抵抗とクリヤランスの関係



第3図 引張強さとせん断抵抗の関係

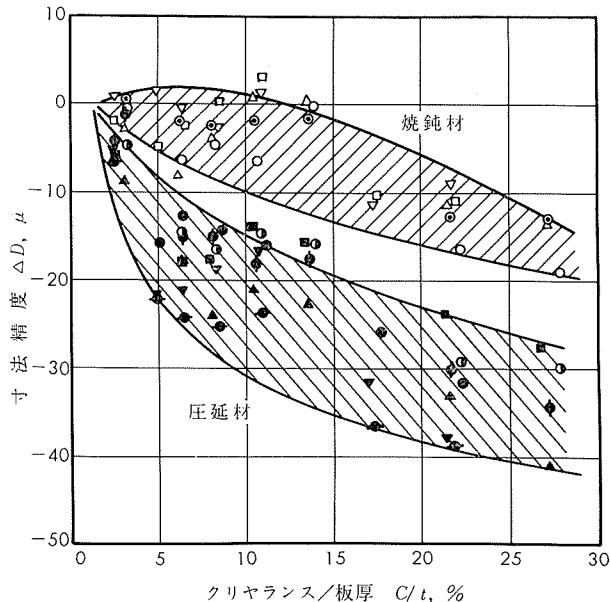
3・2 寸法精度

製品の寸法精度は打抜製品の直径 D とダイス穴直径 D_d との差 $\Delta D = D - D_d$ で表わし、打抜製品の直径は第1図に示したように切口面のせん断面で測った値を用いた。

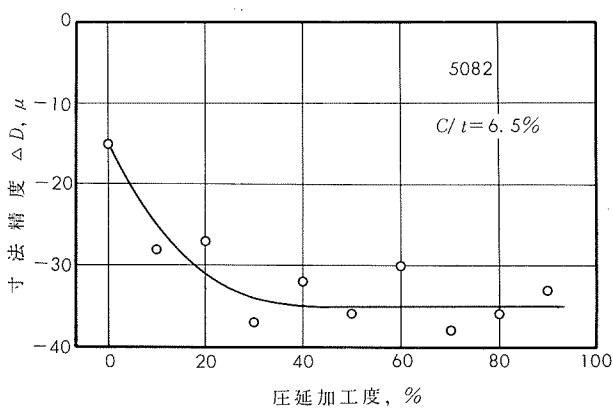
測定の結果を第4図に示す。焼鈍材はクリヤランスが15%板厚まではクリヤランスの大きさに関係なく、寸法精度は極めて良好であるが、15%板厚以上にクリヤランスが大きくなると寸法精度は低下する。一方圧延材は焼鈍材に比べると寸法精度は悪く、クリヤランスが増すと ΔD は増大する。従ってクリヤランスが小さいほど寸法精度は良好である。

圧延加工度および焼鈍温度の影響について調べた結果をそれぞれ第5図および第6図に示す。圧延加工度0%が寸

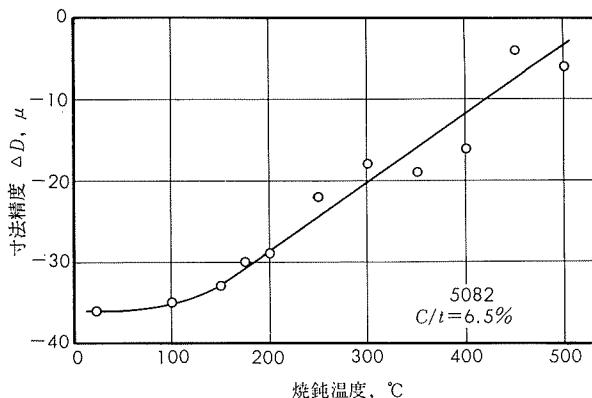
法精度は最も良好であり、焼鈍温度が高くなると寸法精度は向上する。これは前記の結果、すなわちクリヤランスが同一の場合焼鈍材の方が圧延材より寸法精度はすぐれることと一致する。わずかに圧延加工が加わると ΔD は大きくなるが、加工度が増してもある程度以上には大きくならない。



第4図 寸法精度とクリヤランスの関係



第5図 寸法精度と圧延加工度の関係



第6図 寸法精度と焼鈍温度の関係

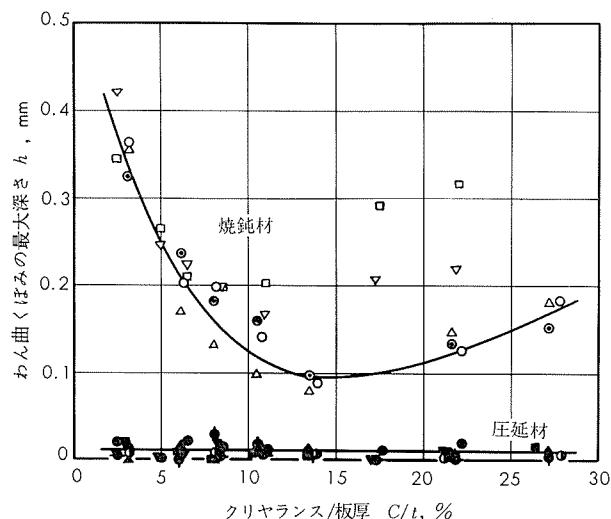
3・3 わん曲

打抜かれた製品はポンチの当らない面が凸になるようなわん曲を生ずる。第1図に示したわん曲くぼみの最大深さ h を測定した結果が第7~9図である。

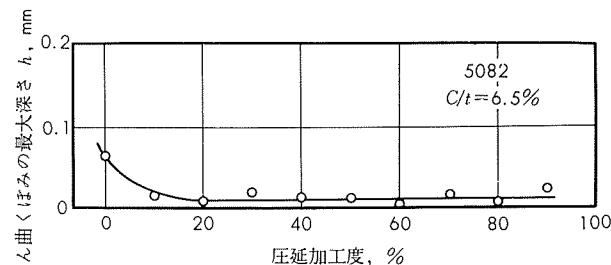
圧延材はクリヤランスの大きさに関係なく、わん曲は極めて小さい。焼鈍材はクリヤランスの大きさによりわん曲の程度が異なり、クリヤランスが15%板厚でわん曲は最小となるが、圧延材に比べると非常に大きく、寸法精度の場合と逆の傾向を示す。

圧延加工度の影響についてみると、加工度の0%におけるわん曲が最も大きく、わずかな圧延加工によりわん曲は小さくなるが、加工度を増してもほとんど変わらない。

焼鈍温度が高くなるとわん曲はわずかずつ大きくなり、400°Cをこえると著しく増大する。



第7図 わん曲くぼみの最大深さとクリヤランスの関係



第8図 わん曲くぼみの最大深さと圧延加工度の関係

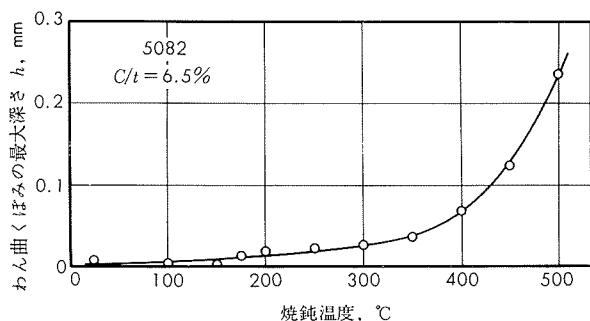
3・4 だれ

工具が食込む際に圧下される自由表面の部分がだれで、第1図に示すだれ高さ d およびだれ幅 e を測定した。測定結果を第10~11図に示す。

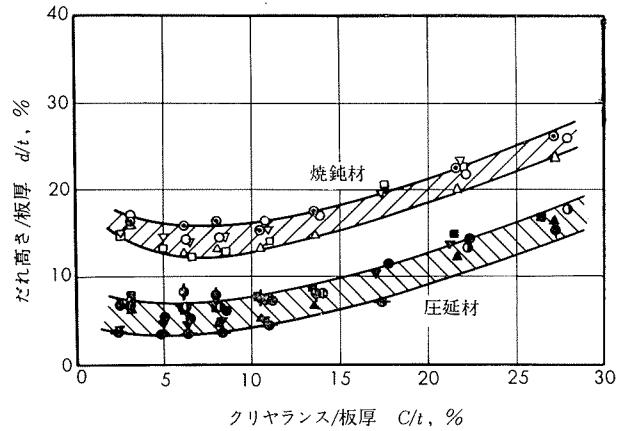
クリヤランスが5~6%板厚のとき、だれの高さと幅は最小となり、クリヤランスが大きくなると両者はともに増大するが、幅の増加は特に著しい。だれの高さと幅はともに焼鈍材の方が圧延材より大きく、これらの大きさは材料にはほとんど関係なく調質のみで決まるものようである。

3・5 かえり

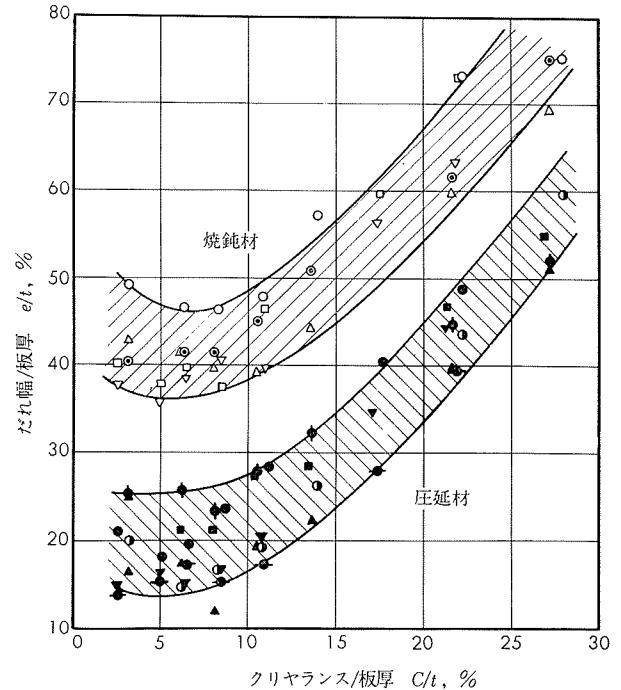
第1図に c で示したかえりの大きさは、打抜かれた円板の直交する4個所について小坂技研製触針式アラサ計(縦



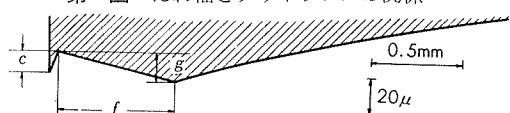
第9図 わん曲くぼみの最大深さと焼鈍温度の関係



第10図 だれ高さとクリヤランスの関係



第11図 だれ幅とクリヤランスの関係



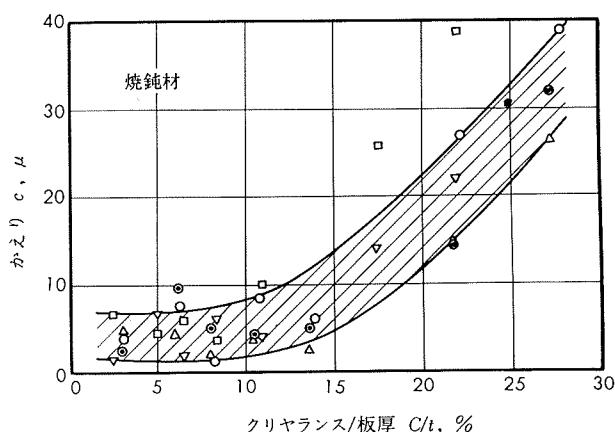
第12図 かえりおよびつぶれの形状

倍率500倍、横倍率50倍)を用い、第12図のようにその形状を記録して測定した。測定の結果を第13~16図に示す。

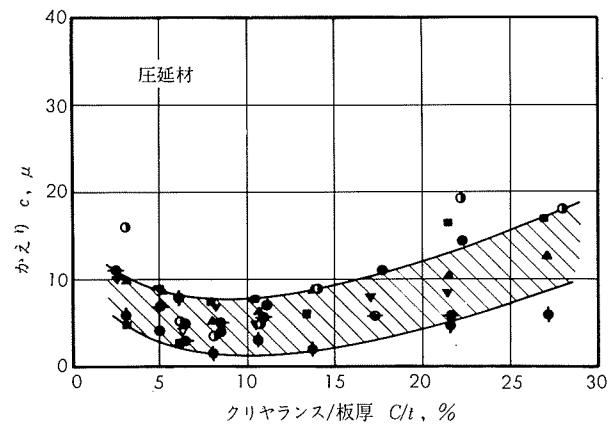
丸形打抜きでは厳密にはポンチの偏心によりクリヤランスが部分的に異なるため、測定値のバラツキはかなり大きいが、一般的にはクリヤランスが5~10%板厚のときかえりは最も小さく、しかも焼鈍材と圧延材はほぼ等しい。クリヤランスが10%板厚以上になると焼鈍材のかえりは急激に大きくなる。

圧延加工度が増すとかえりはやや減少する傾向がみられるが、6.5%板厚のクリヤランスにおける実験であるためかえりは小さくしかも加工度の影響が現れにくいものと考えられる。

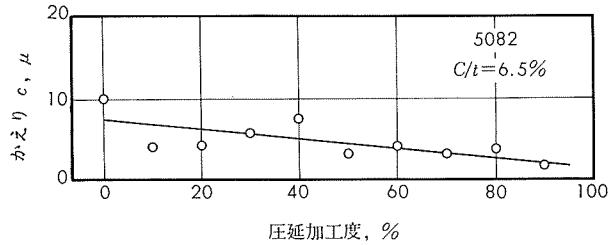
焼鈍温度が高くなるとかえりはわずかに増加するが、この場合も上記の理由から差が出にくいものであろう。



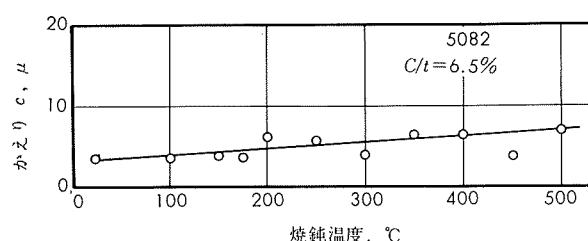
第13図 かえりとクリヤランスの関係(1)



第14図 かえりとクリヤランスの関係(2)



第15図 かえりと圧延加工度



第16図 かえりと焼鈍温度の関係

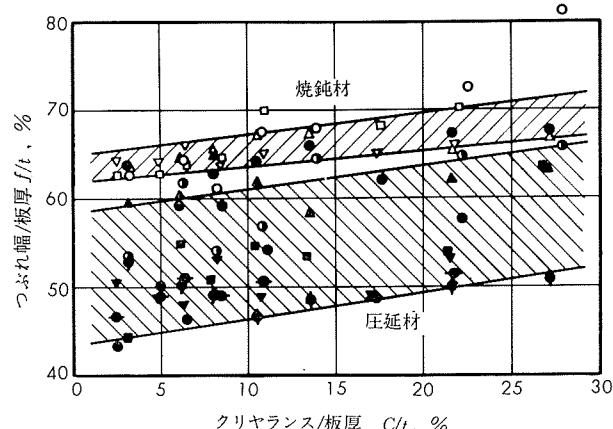
3・6 つぶれ

第1図に f よび g で示したつぶれの幅と高さはかえりを測定するため記録した第12図により測定した。測定の結果を第17~22図に示す。

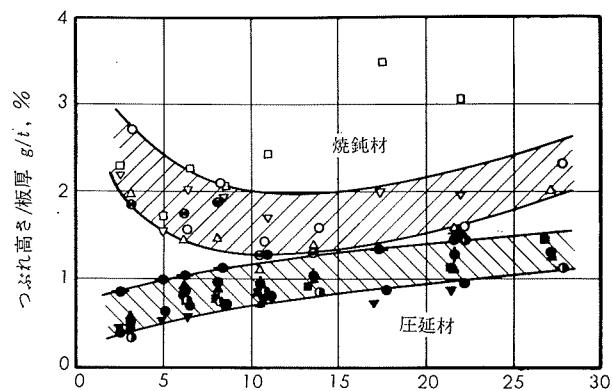
焼鈍材のつぶれ高さのみはクリヤランスの非常に小さい場合大きくなるが、その他は高さも幅もクリヤランスの増加につれほぼ直線的に大きくなる。だれの場合と同様に、焼鈍材の方が圧延材よりつぶれの高さと幅はともに大きく、それらの大きさは材料には関係なくほぼ等しい。

つぶれ幅は圧延加工がわずかに加わると小さくなるが、加工度が増してもあまり変わらない。つぶれ高さは加工度が増すと減少する。

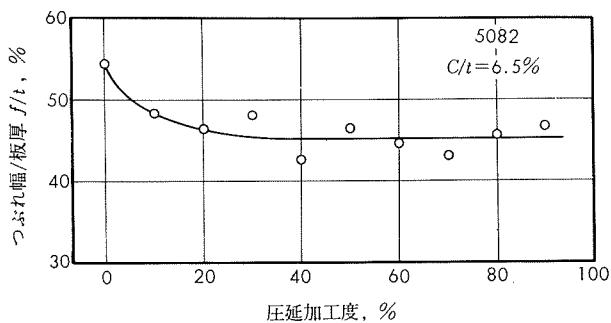
焼鈍温度が高くなるとつぶれ幅はほぼ直線的に大きくなるが、つぶれ高さは400°Cをこえると急激に大きくなる。つぶれ高さの絶対値は極めて小さく、実際上問題となることはなさそうである。



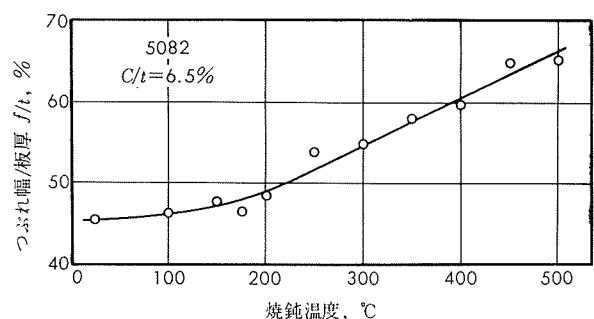
第17図 つぶれ幅とクリヤランスの関係



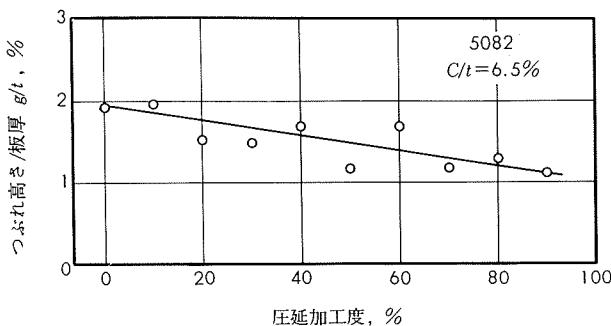
第18図 つぶれ高さとクリヤランスの関係



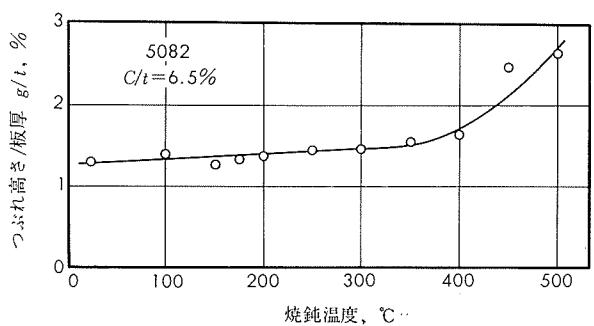
第19図 つぶれ幅と圧延加工度の関係



第21図 つぶれ幅と焼鈍温度の関係



第20図 つぶれ高さと圧延加工度の関係



第22図 つぶれ高さと焼鈍温度の関係

3.7 切口面の形状

打抜きによる切口面の形状はクリヤランスの大きさにより大体写真3のように分類することができる。丸形打抜きではクリヤランスが部分的に異なるので数種の破面が混在することもあるが、一般的な傾向としてはクリヤランスが

大きいと破面Aのようであり、クリヤランスが小さくなると二次せん断面のあるB, Cの破面に移向し、クリヤランスが極めて小さい場合破断面がほとんど現れない破面Dとなる。破面A'はせん断面と破断面の境界がはっきりしない例であり、高純度のアルミニウム焼鈍材にみられる。

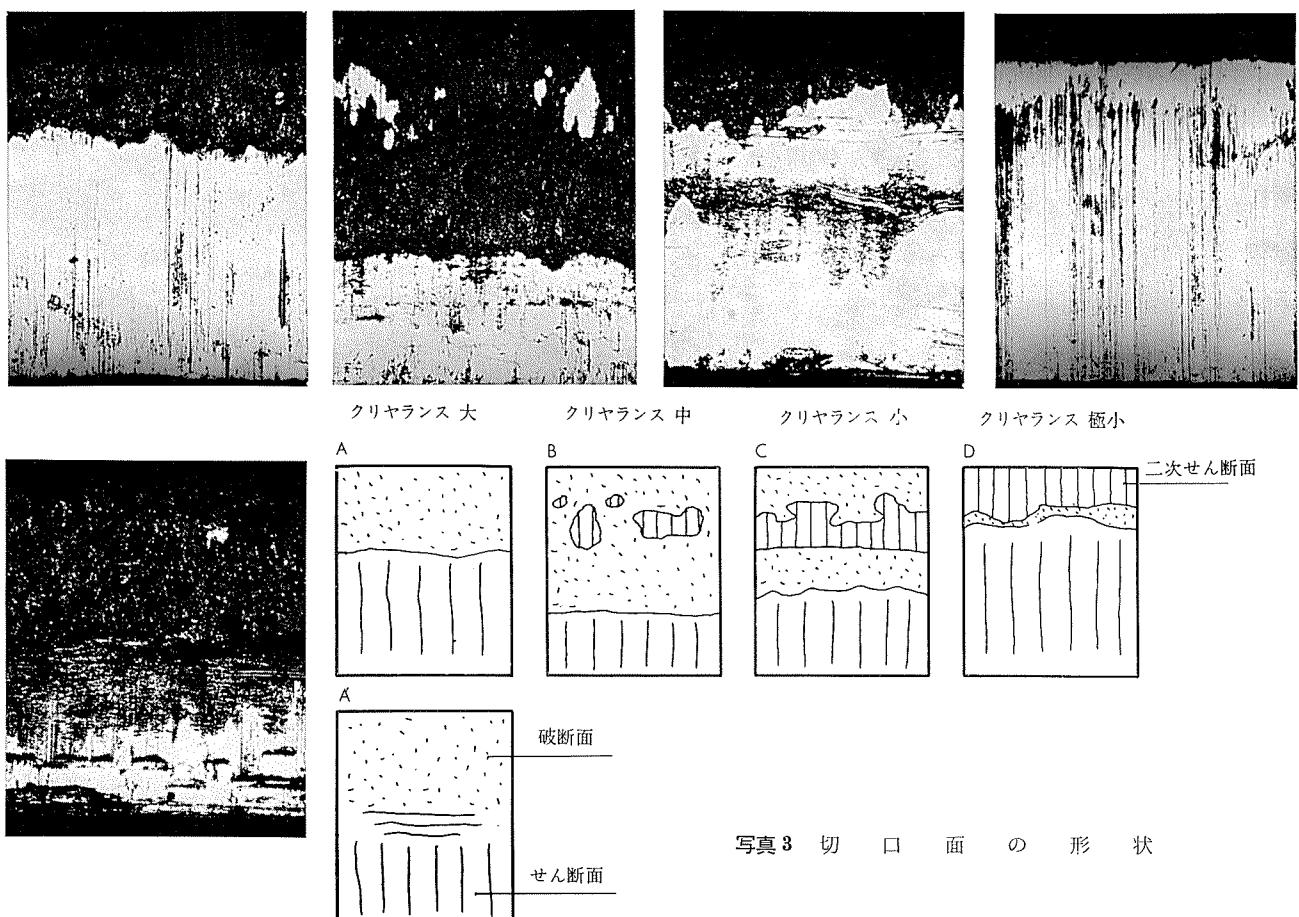
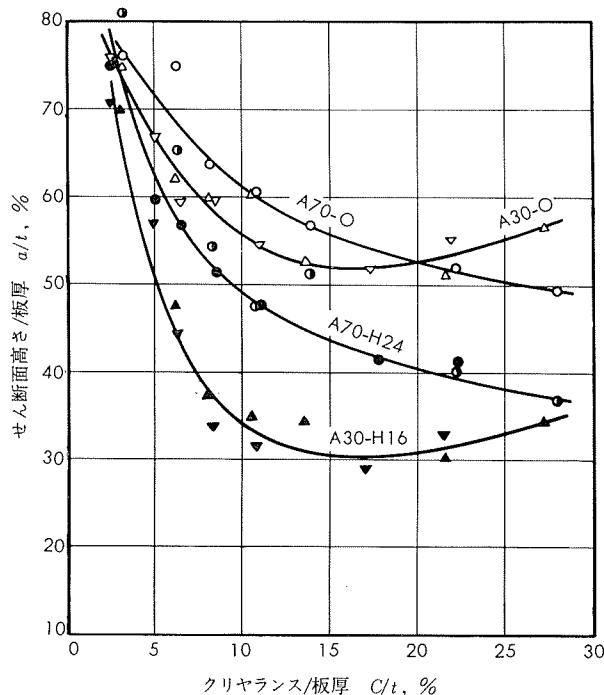


写真3 切口面の形状

第23~26図は、せん断面高さ a および破断面高さ b におけるクリヤランスの影響を示すものである。せん断面高さはクリヤランスが15~20%板厚で最小値を示し、破断面高さは10~15%板厚のクリヤランスで最大となる。A70のみはクリヤランスが大きくなるにつれてせん断面高さは減少し、破断面高さは増大するが極値はなく、他とやや異なる傾向を示す。焼鈍材は圧延材よりせん断面高さは大きく、破断面高さは小さい。せん断面高さと破断面高さを合せたものが板厚に等しくならないのは前述のとおりである。

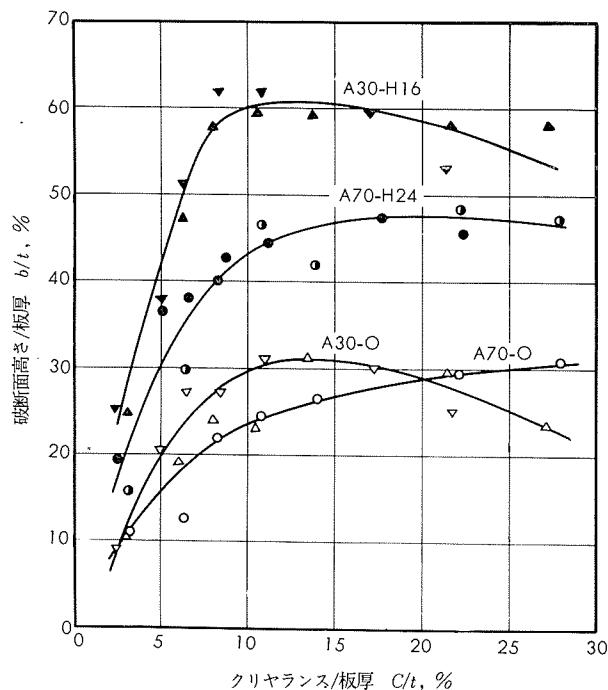


第23図 せん断面高さとクリヤランスの関係(1)

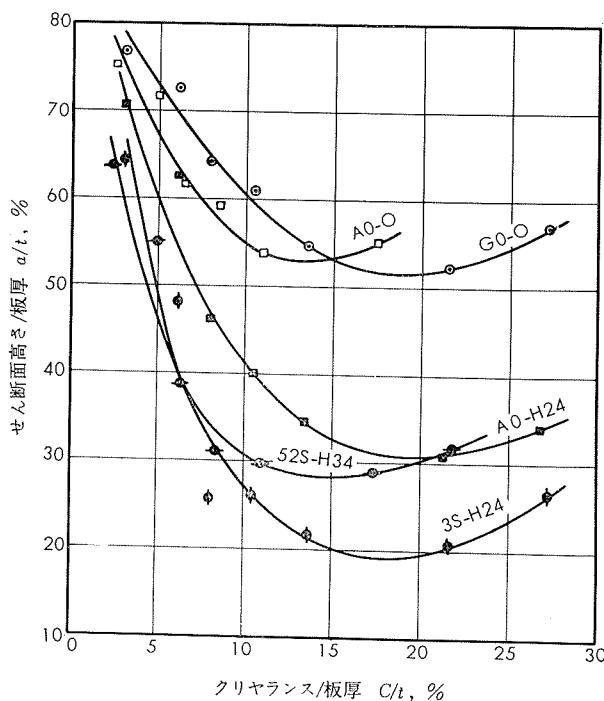
ているためである。

圧延加工度および焼鈍温度の影響について調べた結果を第27~28図に示す。圧延加工度が増すとせん断面高さは減少し、破断面高さは増大する。一方焼鈍温度が高くなることは圧延加工度が増すことと全く逆の効果を与える。

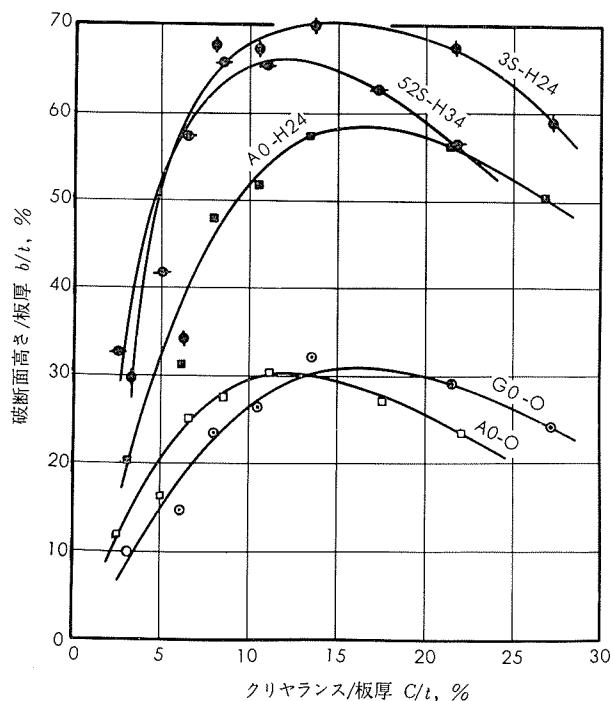
引張強さとせん断面高さおよび破断面高さの関係を第29図に示す。引張強さが高くなるとせん断面高さは減少し、破断面高さは増加する傾向にあるが、厳密には材料別に考える必要がある。



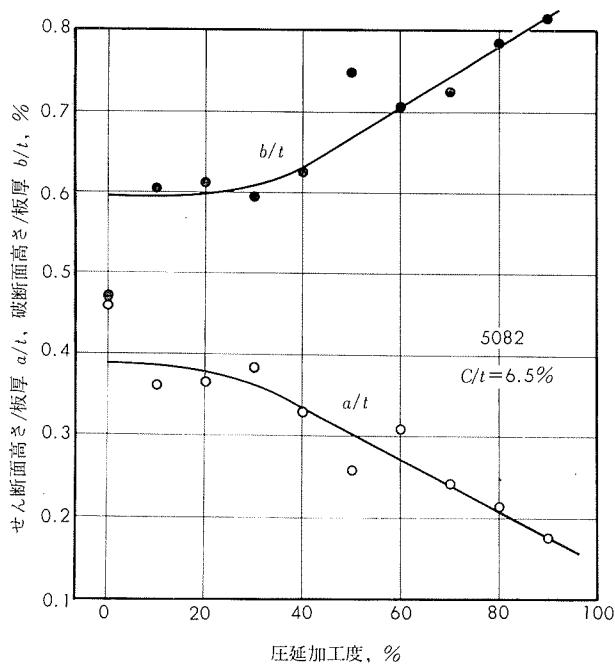
第25図 破断面高さとクリヤランスの関係(1)



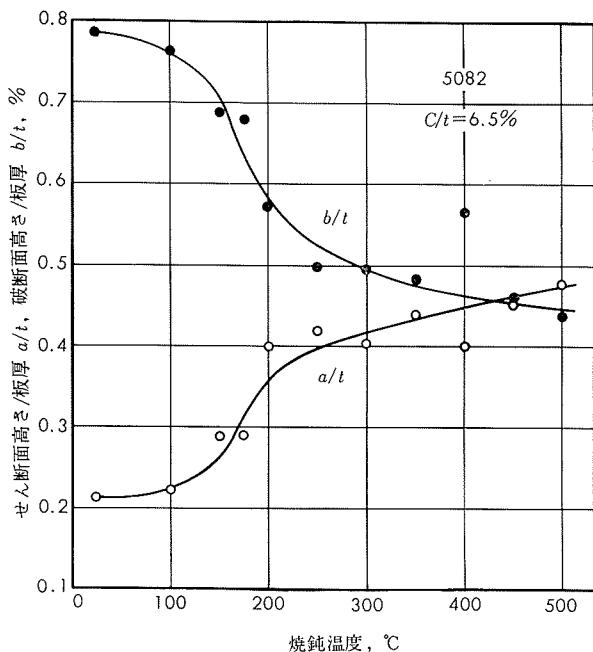
第24図 せん断面高さとクリヤランスの関係(2)



第26図 破断面高さとクリヤランスの関係(2)



第27図 せん断面高さおよび破断面高さと圧延加工度の関係



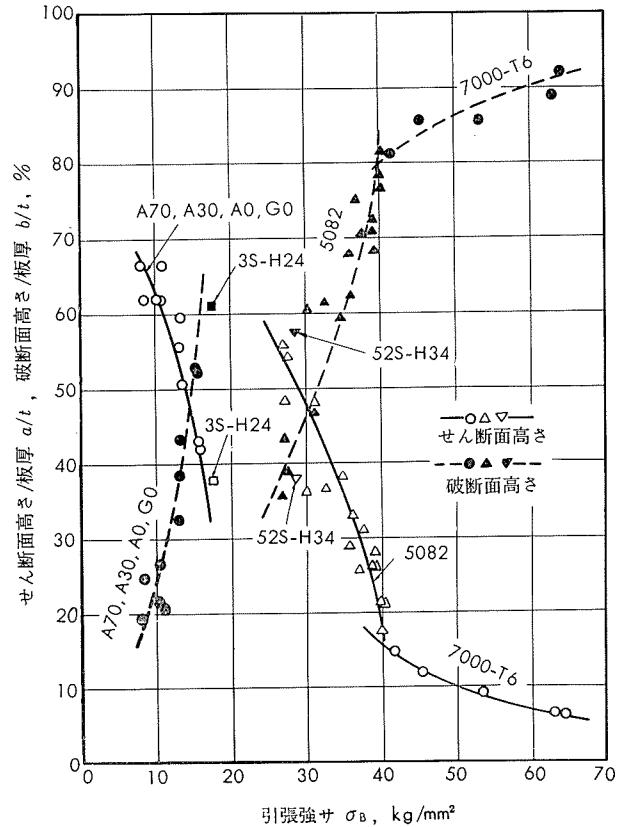
第28図 せん断面高さおよび破断面高さと焼鈍温度の関係

4. むすび

アルミニウムおよびアルミニウム合金板の丸形打抜き実験を行ない、打抜き製品の形状について種々測定した結果つぎのことが明らかになった。

- 1) せん断抵抗と引張強さの比は、焼鈍材の場合 0.7 程度であり、圧延材および熱処理材は 0.6 程度である。
- 2) 打抜き製品の寸法は、焼鈍材の方が圧延材よりダイス穴寸法に近く打抜かれ、クリヤランスが小さいほど寸法精度は良好である。
- 3) 焼鈍材にクリヤランスが 15% 板厚前後のとき、わん曲が最小となる。圧延材のわん曲は極めて小さい。
- 4) だれおよびつぶれの高さと幅はともに焼鈍材の方が圧延材より大きく、材料間の差は比較的小さい。つぶれ高さは極めて小さく、実際上問題にはならないであろう。
- 5) クリヤランスが 5~10% 板厚のとき、かえりは最小で、焼鈍材と圧延材は大きさがほぼ等しい。10% 板厚以上にクリヤランスが大きくなると焼鈍材のかえりは急激に大きくなる。
- 6) 焼鈍材はクラックが入りにくいためせん断面が大きく、圧延材は比較的小さい。高力アルミニウム合金熱処理材のせん断面は極めて小さい。
- 7) クリヤランスが大きくなると、せん断面高さは減少し、破断面高さは増大するが、前者は 15~20% 板厚のクリヤランスで最小値を示し、後者はクリヤランスが 10~15% 板厚で最大となる。

なお、これらは圧延加工度および焼鈍温度の影響についての実験結果と合せて考えると理解しやすい点が多い。



第29図 引張強さとせん断面高さおよび破断面高さの関係

文 献

- 1) T.M. Chang : J. Inst. Metals, 78(1950~51), 393
- 2) 津枝, 長谷川, 斎藤: 機械学会論文集, 20(昭29), 368
- 3) 前田, 田村: 機械学会誌, 62(昭34), 1415

R90

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

アルミニウムおよびその合金と水との腐食について
その 3 腐食試験方法

寺 井 士 郎
田 部 善 一
萩 原 理 樹

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムおよびその合金と水との腐食について

その3 腐食試験方法

寺井士郎* 田部善一** 萩原理樹**

5. 腐食試験法

これまでにアルミニウムとその合金の水による腐食について、腐食のメカニズムならびに腐食の因子、たとえば、水質、水温、流速などの影響について述べ、アルミニウムおよびその合金の水による腐食がきわめて複雑であり、実際におきた腐食現象の要因を一概に説明することが困難であることを指摘した。そこで通常では、かかるアルミニウムの水による腐食を実験室的に再現し、その結果を検討することが試みられる。このような腐食試験方法を以下に述べる。

5.1 実験室的試験方法

腐食試験の目的は腐食の原因となる因子の究明とその腐食性環境内での耐食性良好な材料を選定することにある。この場合、実際の環境で試験を行うことがもっとも望ましいが、それが不可能なときは、腐食条件を単純化して特定の因子の影響を実験室的に解明しようとするわけである。そこで、実験室的腐食試験方法の中で水あるいは液体を利用する方法について以下に述べる。

5.1.1 全面浸漬試験

試験片を腐食液中に浸漬するもっとも簡単な試験方法で合金相互間の耐食性の比較、あるいは液の種類による腐食性の比較を行う場合によく利用される。この方法では試験片の浸漬方法、液の量とその更新、温度、液の流動と通気の有無などによって結果が左右される。

5.1.1.1 試験片の浸漬方法

第44図に種々の浸漬方法を示したが、試験片および容器の大きさを一定にしないと再現性がわるくなる。浸漬した試験片の角度（水平、垂直、ななめ）によって結果に差を生じるし、試験片の液面からの距離も影響があるから注意を要する。

5.1.1.2 試験液の量とその更新法

試験片の表面積に対する液量の比（比液量と呼ぶ）が結果に影響を与える。また腐食の進行に伴い液組成が変化し、液の腐食性も変ってくる。このため試験の途中で液を更新する必要も生じ、全面的な更新と連続的な更新があり、試験目的により異なる。

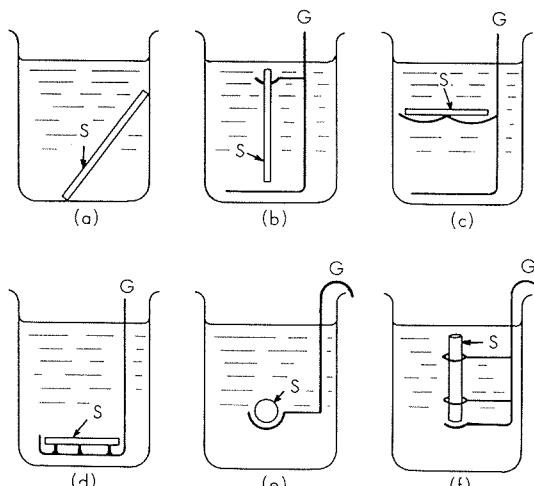
5.1.1.3 温度

腐食反応速度は温度依存性がきわめて大であるから、と

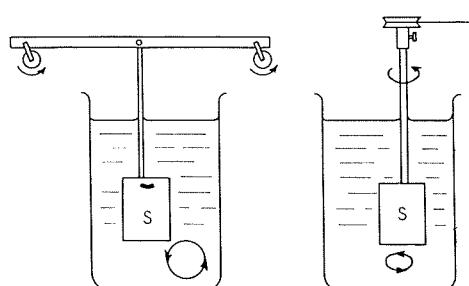
くに室温以上の温度における試験に際しては温度調節を厳密に行う必要がある。

5.1.1.4 液の流動と通気

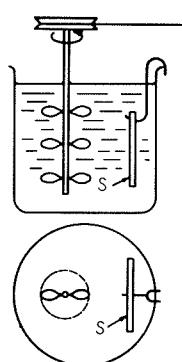
液の流動は金属表面への液成分の拡散を促進し、腐食生成物を除去するため一般には腐食を加速する。液の流動には第45図のごとく試験片を動かすものと第46図のごとく液を攪拌するものとあるが、いずれの場合も一定の流速を得る



第44図 全面浸漬試験方法 S：試験片 G：ガラス支持具



第45図 試験片の回転法

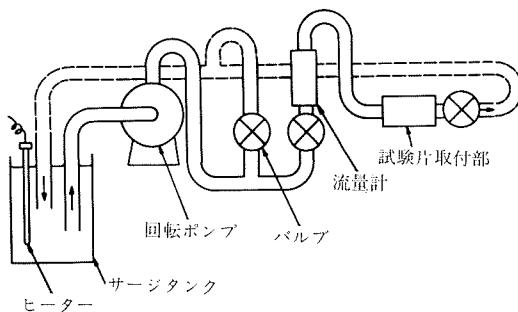


第46図 液の攪拌による方法
S：試験片

* 研究部 工学博士

** 研究部

ことが困難なため、第47図に示すような循環系を利用することがある。このように液が流動する場合液中の溶存ガス、とくに影響をおよぼす酸素量に変化を与えるので、結果の検討に際して注意を要する。



第47図 流水腐食試験装置

5・1・2 部分浸漬試験

試験片の一部が水中に浸漬されている場合、水位線部分においてはげしい腐食を生ずることがある。この試験においては試験片上の水位線を一定に保つことが大切であり、腐食程度はその部分を平行部にもつ引張試験片の引張性質によって判定する例が多い。

部分浸漬試験の一種に点滴試験がある。腐食液の小滴を試験片にのせて時間の経過による変化を調べるもので皮膜の検査などに利用される⁵⁵⁾。

5・1・3 交互浸漬試験

金属表面が浸漬と乾燥を繰返すような場合が実際の使用状態においてしばしばみうけられるが、この条件をある程度再現させたものが交互浸漬試験である。この試験は浸漬と乾燥の繰返しに際し酸素や炭酸ガスなどの作用をうけるため浸漬試験の加速試験としても重要な方法である。この場合、液組成以外に浸漬と乾燥との周期、乾燥速度などが主たる因子として考えられる。非鉄金属に対するASTMの周期時間の規定⁵⁶⁾は第24表のごとくで、Aは乾燥時間が短かく試験片の腐食を早める場合、Bは逆に腐食をおくらせる場合である。しかし、この周期は単なる一例で、比較試験、促進試験としての意味をもたせねば十分であり、結果の再現性に重点をおけばよい。交互浸漬の方法は液を上下させるものと試験片を上下させるものとあるが、後者の方が一般的である。いずれの場合でも試験片の下部は上部に比して浸漬時間が長く、乾燥時間中も水滴は下部に集中するから、腐食は下の方が著しいため結果の評価に際して注意を要する。

第24表 交互浸漬のサイクル規定

種類	浸漬, min	乾燥, min	1サイクル, min
A	0.5	0.5~2.5	1~3
B	1~2	2~4	3~6

5・1・4 噴霧試験

試験片を腐食液の噴霧中に保持する試験法は、湿った大気、とくに海岸地方での大気による腐食状態を再現しようと試みたものであるが、噴霧が空气中で完全に酸素を飽和するため加速試験法の一つとしても重要である。

腐食液は一般に食塩水が多いが、希薄酸、あるいは混合塩の水溶液なども用いられ、場合によっては乾湿の繰返しをもたらすよう間をおいて噴霧させる試験も行われている。しかし、この試験結果と実地の結果とは必ずしもよく対応しないため、現在では品質試験として再現性の高い結果を得ることを目標として条件を厳密に定めている。

噴霧試験における因子は霧槽内の温度、霧の濃度、試験片の支持方法などで、噴霧が試験片に直接衝突しないよう考慮されている。JIS規格では第25表に示すような規定が定められており、この規定に準じた試験装置も市販されている。

第25表 噴霧試験の規定(JIS Z2371-1955)

塩水調整に用いる水 タ ク		全固形物 <200ppm JIS K 8150 1級品相当
噴霧室の曝露帶の温度		35±2°C
採 水	集 容 度	0.5~3.0 ml/80cm ² /hr
	濃 度	5±1 %
	pH	6.5~7.2
曝露帶の湿度		95~98%
ノズル圧力		0.7~1.8kg/cm ²
試片の鉛直に対する角度		15~30° を標準

5・2 試験片の調製

以上、実験室的に実施できる腐食試験について概略を述べたが、これらの試験の実施にあたり影響する因子を常に一定に保つよう注意しなければならない。しかし、数ある因子の取捨選択は困難でその相互作用も見逃すわけにはいかないから、実験の際には条件の簡略、統一を十分に検討すべきである。一方、実験に供する試料の調製は結果に重大な影響を与えるとともにその再現性をも左右するので、試験片の形状、前処理、後処理など注意を要する点が少くない。以下これについて記す。

5・2・1 試験片の形状と大きさ

試験片は腐食による変化を敏感にとらえるため板のような表面積の大なるものが望ましい。板材の場合、表面と端面とでは腐食の進行が異なるから注意を要する。

試験の目的に応じて試験片の形状は板、棒、線、形あるいは管状のものを用い、その大きさは比液量を考慮して適当に定める。重量変化を測定する場合には天秤との関係上、試験片が制限される。とくにこの場合端面の平滑度が腐食減量に大きく影響するため成形加工に際してはこの点を留意しなければならない。なお短時間の試験によるわずかの重量変化をもとにして、長時間の場合を推定するわけであるから試験片はかなりの数を用いなければならない。

5・2・2 試験片の前処理

一般に行われている試験片の前処理は、研磨、洗浄および脱脂である。

5・2・2・1 研磨

圧延加工した板材などは比較的平滑な表面を有しているのでその必要はないが、その他の場合均一な表面状態を得るためにエメリーペーパーを用いて研磨することが多い。アルミニウムでは研磨剤が表面に残留するおそれがあるため、その後で酸またはアルカリで洗浄する。

5・2・2・2 脱脂

試験片の脱脂はベンゼン、エーテル、アルコールなどの有機溶媒を上記の順に用いて行う。また、トリクロルエチレンのごとき脱脂能力の優れたものとか各種中性洗剤を用いることがある。

5・2・2・3 洗浄

洗浄はいずれも表面を約1/100mm以上減少することが必要とされている⁵⁷⁾。

酸の場合、希硫酸、水1l中に重クロム酸カリウム(20g)とリン酸(比重1.7, 28ml)を添加したもの(70~80°C, 10min)あるいは水1lに70%硝酸(50ml)と48%フッ酸(5ml)を加えたもの(95°C, 1min)などがあげられる。アルカリとしては水酸化ナトリウム(5~20%, 室温~60°C数分まで)が一般的である。ただし、銅を含む合金の場合、表面が黒変するので硝酸でさらに洗浄する必要がある。洗浄後は酸に対してはアルカリ、アルカリに対しては酸の希薄温溶液で中和し、さらによく水洗する。そして直ちに乾燥後デシケータ中に24hr以上保存してから試験することが望ましい。

5・2・3 試験後の処理

腐食試験の種類、結果の判定法によってはその必要のない場合もあるが、一般には試験後の試験片表面上の腐食生成物を除去する必要がある。これには機械的、電気化学的、化学的の3つの方法がある。

機械的方法はブラシなどで表面をこすり、生成物をとるもので、表面にキズのつかぬよう、ガーゼ、脱脂綿、ナイロンブラシなどが用いられる。

電気化学的方法は試験片を陰極として電解し、発生水素による機械的剥離作用を利用するもので、腐食抑制剤を加えた5%硫酸を電解液とし、陽極には炭素または鉛を用いて、電流密度20A/dm²で約3~5min間行う。この方法は必ずしも正しい結果は得られないで好ましくはない。

化学的方法は腐食生成物のみ溶解しようとするものであるが厳密にはこのような薬品は存在しないため下記の種々の方法が用いられている。

- 1) 5%硝酸(室温)
- 2) 濃硝酸(30%以下)
- 3) 濃硝酸+5%クロム酸
- 4) 5%酢酸
- 5) 20%クロム酸+0.5~1%クロム酸銀(沸騰5min)
- 6) 2%クロム酸+5%リン酸(80~85°C, 10min)
- 7) 4%クロム酸+10%リン酸(80°C, 10min)

5・3 試験結果の評価

5・3・1 表面状況の観察

もっとも基本的な方法で、試験片の表面を肉眼あるいは低倍率拡大鏡にて観察するものである。この方法は結果の表現が多少あいまいになるが、多くの場合腐食の様式を知ることができるため他の測定結果とあわせて記述することによって状況を正確に把握することができる。

表面の肉眼写真だけでなく、顕微鏡写真をも利用すれば粒界腐食、腐食割れ、孔食状況などについてもよりくわしく解明できよう。また、場合によっては表面の反射率あるいはアラサの測定もごく軽度の腐食については有効である。

5・3・2 断面状況の観察

析出相とか粒界のごとく金属の組織上の選択腐食とか孔食の状況を調べるには、腐食部の断面を顕微鏡で調べるのがもっとも効果的である。この場合、研摩に際して端部がよく観察できるよう表面をメッキしたり、低融点金属とか樹脂に埋込んだりする。

5・3・3 重量変化の測定

重量変化の測定は腐食を量的に表わす方法としての基本となるものであるが、粒界腐食や孔食などの局部腐食に対しては不都合で主として全面腐食に利用される。これには重量増加を求める場合と重量減少を測定する場合がある。前者は腐食生成物の密着性のよい場合に利用されるが、その生成物が一定組成で、すべてが試料上に残留しているか、脱落してもその全量の採取が容易で異物が混入しない場合に限られるため、比較的限定される。後者は腐食生成物の除去の難易が結果の精度に影響する。

腐食量の表示には一般に平均腐食速度を用いる。これは第26表に示すように単位時間における単位面積当たりの腐食量を示す「腐食度」と単位期間における浸食深さで示す「浸食度」とがある。前者は重量単位で表わすため同種金属の比較に主として用いられ、後者は異種金属の比較に便利である。また耐用年数の推定などにも後者を利用すると都合がよい。

第26表 平均腐食速度の表示法

(a) 腐食度(dは金属の密度を示す)

単位	略号	数値の比	mm/yrへの換算係数
g/m ² /hr	gmh	0.00416	×8.76/d
g/m ² /day	gmd	0.1	×0.365/d
mg/dm ² /day	mdd	1	×0.0365/d
g/m ² /yr	gmy	36.5	×0.001/d
mg/m ² /day	mmd	100	×0.000365/d

(b) 浸食度

単位	数値の比
in/hr	0.0393
mm/month	0.0833
mm/yr	1
mil/month	3.27
mil/yr	39.3

5・3・4 機械的性質の劣化の測定

腐食によって生ずる機械的性質の劣化はとくに構造材において重要な問題である。粒界腐食とか応力腐食のごとく重量変化では測定し難い場合には、機械的性質の測定は有効な手段である。測定の対象は主に引張強さと伸びである。

測定に際しては下記の諸点に注意を要する。

- 1) 試験片はいずれも同一方向に採取する。
- 2) 試験片の数は標準試験片、腐食試験片ともに4個以上について測定する。
- 3) 大きな試験片を腐食させてこれより引張試験片を採取する場合と引張試験片を直接腐食させる場合とがあるが、板材の場合は前者の方がよく、棒とか管などは後者の方が好ましい。
- 4) 応力計算のための断面積は腐食前の値を用いる。
- 5) とくに時効現象を示す材料では保持温度、時間を統一する必要がある。

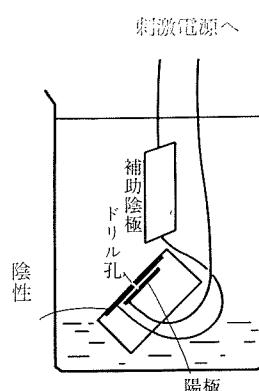
5・3・5 孔食の測定とその表示方法

孔食の程度を表わすにはその数、大キサおよび深サを問題にするが、とくに深サの測定はかなり困難である。一般には先端が針状に尖った特殊マイクロメーターあるいはダイヤルゲージを使用するが、試料に針先が食込み、誤差を生ずることもある。また、試験片と針とをリード線で結び、針先と試験片との接触を電気的にとらえて深サを測定する装置も用いられる。さらに、試験片表面を研磨して浅い孔食から順次消去し、孔食の深サ、数、分布を知る方法もある。

孔食の表示法としてもっとも簡単な方法は最大孔食深サを表わすことであるが、この値は試験片の大キサと関連があるため、深サの表示法としては必ずしも適当でない。ASTM⁵⁸⁾では10個の最大深サの平均値で表わすことを規定している。また、深サの平均値が全面腐食の侵食度に対してしめる割合（これを孔食係数と呼ぶ）で表わすこともある。

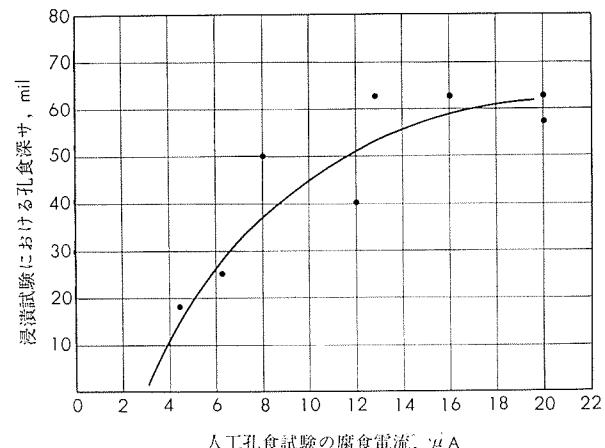
アルミニウムの孔食を評価する場合、人工的に孔食をつくり、これの電気化学的性質から腐食速度を迅速に推定しようとする試み⁵⁹⁾がなされている。

これは第48図に示すような装置を用い、人工孔食から9μAの電流を1週間流し、その後90Vの電圧を直接加えガ



第48図 人工孔食試験装置

スを追出して、孔食陽極と表面の陰極との間の電流を測定する。人工孔食試験と普通の浸漬試験との関係は Murray の実験結果⁶⁰⁾では第49図のごとくなり、人工孔食試験による腐食電流の測定によって実際の孔食深サを類推することがある程度可能である。



第49図 人工孔食試験と浸漬試験の関係 (Murray)

5・4 電気化学的試験法

水溶液中の金属の腐食は主として表面の局部電池形成によって生成する電気化学反応であることが広く認められている。しかし、この腐食現象の電気化学理論は比較的新しく、いまだ未完成の域を脱し得ない。したがってこの種の試験法は多くのものが標準的方法として確立されるにはいたっていないが、鉄鋼材料や銅合金材料などの分野でひろく応用されている⁶⁰⁾。

しかしながらアルミニウムおよびその合金の場合の適用に対しては非常に不信感を持っている人が多い。この原因はこの方法の適用限界に対する誤解と研究者の未熟練ならびに使用機器のえらび方に問題があるものとみなされよう。

この方法は腐食速度の試験法というよりもむしろ腐食反応解析のための研究手段としての方がより有用なのである。

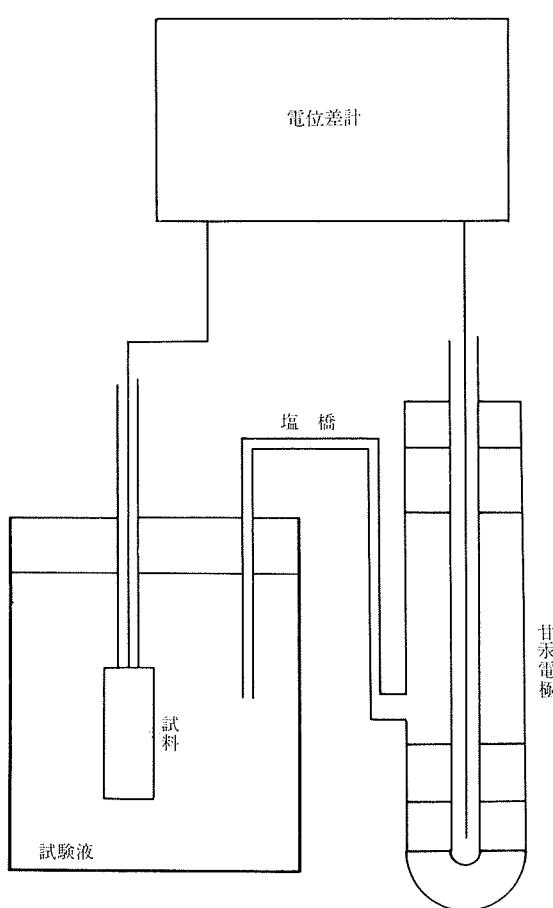
従ってこれを天秤の代りに使おうとする考え方が誤っている。過去の腐食研究の発展にもそうであったように、未来もおそらく重量法は最も有力な武器であろう。しかしながら重量減の測定からは腐食機構の解明は困難である。この区別をよく理解して各々の方法を使いわける必要がある。

5・4・1 電位測定法

腐食溶液中における金属の電位を測定するには、供試金属を適当な照合電極と組合せて次の様な電池を形成し、その起電力を測定する（第50図参照）。

試料/腐食液/中間液/照合電極

照合電極としては甘汞電極、塩化銀電極、硫酸銅電極などが用いられている（第27表参照）。このうち飽和甘汞電極は製作容易でまた安定なため好んで使用される。塩化銀電極は温度履歴を示さないので温度の変化する条件に適し



第50図 自然電極電位の測定回路

第27表 各種照合電極の種類と電位 (V)

Hg/Hg ₂ Cl ₂ (飽和) KCl(飽和)	0.2490 - 0.00065(t-20)	(16~40°C)
〃 KCl(1N)	0.2822 + 0.00065(t-25)	
〃 KCl(0.1N)	0.3351 + 0.0008(t-25)	
Ag/AgCl(飽和) KCl(飽和)	0.196	(25°C)
〃 KCl(1N)	0.234	(〃)
〃 KCl(0.1N)	0.288	(〃)
Cu/CuSO ₄ (飽和)	0.316 + 0.0009(t-25)	

t: 温度 °C

ている。硫酸銅電極は製作容易でかつ堅牢なため現場測定に用いられるが前二者に比し再現性がとぼしい。

腐食の研究に最初に応用された電気化学的方法は自然電極電位の測定によって腐食速度との関係を知ろうとするものであった。このため精度のよい真空管電位計が製作され、また自然電極電位の時間的变化が正確に追跡されたけれども、そこから何もつかむことはできなかった。要するに腐食における電位測定は無意味であると結論された。しかし、これはあまりにも皮相なものである。電気化学の理論によれば自然電極電位と腐食速度との間に一義的な関係は成立しない。すなわち自然電極電位が同じ方向に変化しても、腐食速度が減る場合もあるし増す場合もある。重要なことはその逆の変化は腐食機構が異なるということである。腐食機構が正確にわかれば自然電極電位と腐食速度の関係が少

なくとも定性的には正しく知ることができるのである⁶⁰⁾。

従って分極特性の既知の腐食系に適用すると有用な場合が多いが、それ以外では充分注意する必要がある。

また自然電極電位測定上で、とくにアルミニウムおよびその合金についてのみおこる困難さとして、測定器の入力抵抗の問題がある。これは他の合金ではほとんど問題となるないので気付かずに測定してしまうことがあるが、アルミニウム関係では非常に大きな誤差となって電位測定が実質上無意味になってしまうことがある。たとえば HNO₃-H₃PO₄-H₂SO₄ 系混酸で化学研磨した 99.8% Al の名古屋市水道水中の自然電極電位は、10¹⁰Ω の入力抵抗の真空管電位計では -0.42V (飽和甘汞電極基準) 程度であるが、10⁷Ω の入力抵抗のもので測定すれば 30mV 程度卑になる。同じ試料をイオン交換純水中で測定すれば両者の差は 100mV 以上になり、酸化されたものではこの差が 1 V に達することもある。また 10¹²Ω の入力抵抗のものと 10¹⁰Ω のものにはそれほど誤差がないようである。従って入力抵抗はできるだけ高いものを使用する必要がある。

また同じ 10¹⁰Ω の入力抵抗のものでも直結増幅型か交流変換負帰還型かによっても異なり、後者は不平衡時の入力抵抗が比較的低いので、測定の誤差が入りやすい。(10¹²Ω のものでは両者に差はない) 市販の真空管電位計には 10⁷Ω 程度のものが多いので注意しなければならない。ましてや K型電位差計とガルバーを使った打点式零位法によってアルミニウムの自然電極電位を測定することは、pH4~8 の範囲では避けるべきである。近年は電位計管も容易に入手できるので自作してもそれほど難しいものではない。また電位計管 (近年はもっぱら 5886 が使われているが) が入手できないようならば 3S4 や 6AK5 などの受信用真空管でも特殊な使用により 10¹¹Ω 程度のものができる (ただし初段管のグリッドはソケットを使用せず直接ピンに半田付けしてその周囲をシリカゲル乾燥する)。

自然電極電位と腐食速度の関係はその腐食支配の型が変ると異なるので一概にはいえない。とくにアルミニウムの場合は溶液により陰極支配のこともあり陽極支配や混合支配のこともあるので同じ電位変動でも解釈が難しい。一般に、

1) 陽極分極が主に変化する系では自然電極電位が貴方向に変化すれば腐食速度が減少し、卑に変化すれば腐食速度が増加する。

(例) 酸化皮膜の形成、インヒビターの濃度増加などによる自然電極電位の貴方向への変化は腐食速度の減少を示す。

2) 陰極分極が主に変化する系では自然電極電位が貴方向に変化すれば腐食速度は増大し卑に変化すれば腐食速度が減少する。

(例) 流動海水の流速の増加による自然電極電位の貴方向への変化は腐食速度の増加を示す。

アルミニウムには鉄の様な華々しい遷移金属型の不働態化現象がないので電位の突然の大幅変化はない。

5・4・2 分極曲線の測定

試料に陽極電流または陰極電流を与えて電流密度と電位の関係、すなわち分極曲線を求めて、その試料の腐食機構や腐食速度の大略を求める方法である。

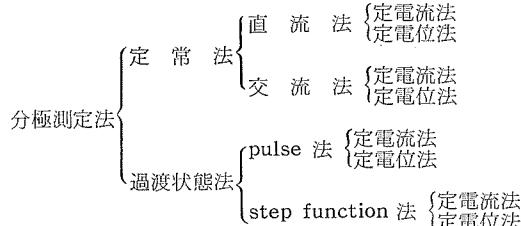
分極曲線の測定に限らず、一般にわれわれが対象について知りうる場合には外部から適当な刺戟(excitation)を与えてこれに対して対象がどのような応答(responce)を示すかを調べて、対象に対して一定の模型(model)を設定することであり、この模型が知識の内容であるといってよからう。

分極曲線の測定において、刺戟は電流または電位の形で与えられ、それに対する応答はそれぞれ電位変化(定電流法)または電流変化(定電位法)として捉えられる。この場合必要なのは刺戟に対する応答の比すなわち impedance または admittance であり、この電極は一つの等価回路でおき換えられ、これがこの反応の模型であることができる。また刺戟と応答の間の関係が線型の微分方程式で結ばれるような系では等価回路の問題は極めてよく研究されているけれども、反応自体は元来線型ではないので過電圧を適当に設定し、近似的に線型とみなせる範囲で実験を行うのが便利であることが多い。

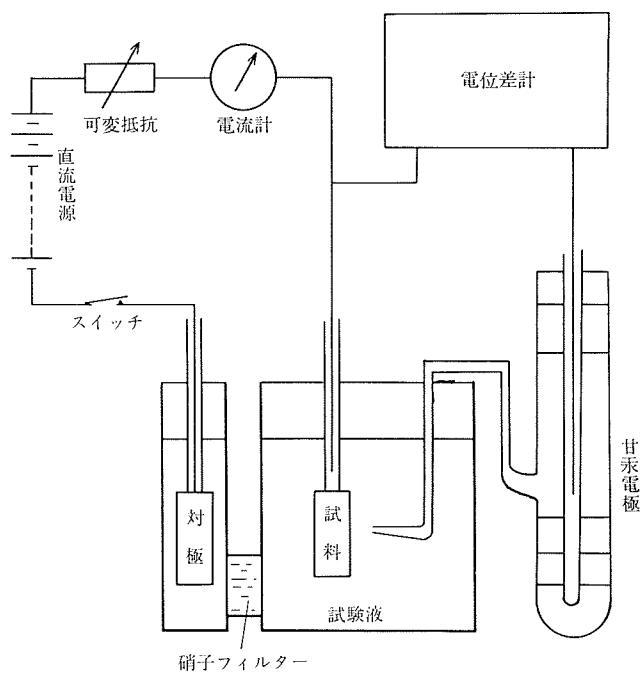
このような方程式の解は過渡的な項と定常的な項となる。過渡的な項は簡単な場合には $\exp(-t/\tau)$ の形で時定数 τ を含んでいるので $t \gg \tau$ なる範囲では消えてしまうから、このような範囲で測定を行うか、または $t \ll \tau$ の範囲で測定を行うかにより方法が異なる(鉄鋼や銅合金の測定には比較的前者の測定が容易であるが、中性溶液中のアルミニウムの分極測定では後者によって測定する方が容易な場合が多い)。過渡現象を問題にする場合は刺戟に step function または pulse を利用する(もっとも厳密な意味では実際の測定において定常法は存在せず、ただ step function や pulse の周波数が非常に小さいということのみである)。

また刺戟として直流を用いるか交流を用いるかの問題もあり、とくに時定数 τ と周波数の関係が決定的である。 τ に比べて周期が小さいか、または大きいかで結果の意味するところが全く異なり、前者では過渡的方法と等価である⁶¹⁾。

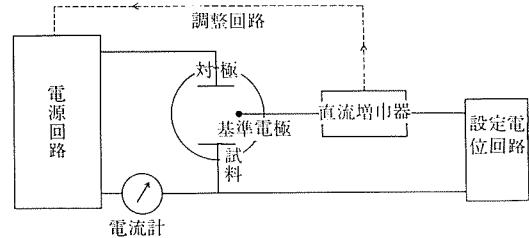
以上の観点から分極測定法を分類すると次のようになる。



直流法による定電流分極測定回路を第51図に示し、定電位法による回路の原理図を第52図に示す。第52図において、設定電位回路に直流電圧を入れるか、pulseを入れるか等によって上の分類のいずれの定電位法でも測定できる(た



第51図 直流による定電流分極測定回路



第52図 定電位分極測定回路の原理図

だし使用増幅器やオシログラフの応答速度は設定 pulse または交流などの周波数に対し充分応答できるものでなければならない)。

従来、分極曲線の測定にもっぱら定電流、定常法が用いられてきたのは装置的に極めて簡単に実験できるからである。しかし、上述のことから考えると定電位法がもっとも広くおこなわれる必要がある。最近はこれに使用するポテンショスタットが普及し、徐々にその意義が理解されるようになってきたが、このポテンショスタットもアルミニウムの場合には入力抵抗と極間電圧の問題で機器の選択が不適当なときには測定誤差が大きかったり、不能になったりする場合が多い。鉄鋼や銅合金についての測定では市販の $10^7 \Omega$ の入力抵抗、30V程度の極間電圧のもので何ら支障はないが、アルミニウムの場合にはこの程度では溶液や合金にかなりの制約をうける。近頃は $10^{10} \Omega$ の入力抵抗、150Vの極間電圧のものなどができるようになったのでかなり実験もやりやすくなってきていている。(応答速度は 10^{-5} sec 程度のものが普及しているので、大概の過渡現象の測定には支障はない)。

当社においても step function による定電流法によつて、清涼飲料水中のアルミニウムの腐食挙動やこれに加えられる Cl⁻イオンの影響を調べたり⁶²⁾、定電位定常法による孔食の研究や水道水中の各種合金の研究に使用している。

分極曲線の解釈については著書⁶³⁾が多く出版されているので、ここでは割愛するが、今後この方面の研究はもっと発展されるべきであろう。
(続く)

文 献

- 55) JIS H8601-1955
- 56) 軽金属協会：アルミニウムハンドブック. (1963), 292
- 57) 同上, ⁵⁷⁾ 同上, 310
- 58) 日本学術振興会：金属防蝕技術便覧 (1961), 149
- 59) G.A. Murray : Corrosion, 20(1964), 329t
- 60) 下平, 菅原, 佐藤：本誌, 4(1963), 31
- 61) 前田：第11回腐食防食討論会予稿集 (1964), 91
- 62) 田部・本誌, 6(1965), 124
- 63) 岡本, 永山：電気化学, 25(1957), 238
前田：電極の化学, 技報堂 (1961)など多くがある。

R-91

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

非鉄金属材料の腐食疲労

深 井 誠 吉
竹 内 勝 治

住友軽金属工業株式会社

非鉄金属材料の腐食疲労

深井誠吉* 竹内勝治**

1. 緒言

腐食疲労とは腐食作用と繰返応力を同時に受ける環境下にある金属材料が呈する現象をいい、そのおののを別々に受けた場合とくらべて材料の損傷は著しい。たとえば、海水中に40日間浸漬したジュラルミンの疲労強度は大気中の値より40%ほど低下する¹⁾が、腐食疲労強度は大気中の値の1/3～1/4となる。しかし、腐食と繰返応力が時期を多少異にして作用する場合も広義の腐食疲労とすることもある。また、厳密には大気中も腐食環境であるが、大気中で著しい腐食を受ける特殊な材料を除き、大気中は腐食環境と考えないのが通常である。

腐食疲労に関する実験は1917年にB.P. Haigh²⁾が初めて行ない、1925年から第2次世界大戦開始頃までにわたりD.J. McAdam, Jr. および H.J. Goughらが腐食疲労に及ぼす諸因子の影響を多くの材質について検討した結果³⁾がよく知られている。その後、Gilbert⁴⁾は1956年までの腐食疲労に関する趨勢をまとめているが、現在に至るまでかなりの研究結果が発表されている。本資料は範囲をアルミニウム合金、銅合金、チタニウム合金、鉛合金などの非鉄金属材料に限り、腐食疲労について実用上の見地からき裂発生の機構よりも疲労強度に重点をおき、文献をまとめたものである。

2. 腐食疲労による事故

腐食疲労による事故は、小型船舶の推進軸やうず巻ポンプの羽根および軸(マンガン青銅、アルミニウム青銅など)が機関その他によって励起される振動で破壊し、タービンの復水器管(アルブラック合金、写真1参照、キュプロ・ニッケル)やボイラの給水加熱器管(キュプロ・ニッケル、



写真1 復水器管の振動による腐食疲労ワレ(管内面、倍率9×10倍)

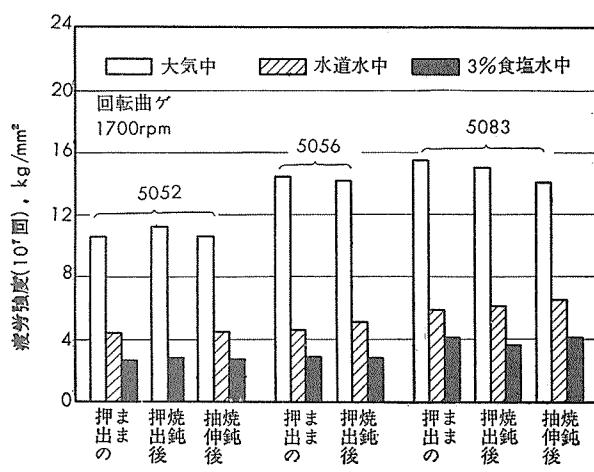
ニッケル-銅合金)も蒸気の衝撃による振動によって破損される。また、アルミニウム合金では航空機やガソリンエンジン・ディーゼルエンジンのピストン、ラジェータなどにおきることがあり、化学工業装置の配管(銅およびアルミニウム合金)、ケーブル管(鉛合金)などにもこの種の破損を見ることがある。とくに、化学装置にあってはその環境の湿度が高かったり、霧氷気が腐食的である場合が多いので注意を必要とする。

3. 腐食疲労における一般的特性

チタニウムを除く非鉄金属では大気中における耐久限度が非常に低いが、S-N曲線の傾きは繰回事数 10^7 をこえるとだいに水平に近づく。しかし、腐食疲労ではそのような傾向が見受けられず、一般に銅合金は繰回事数 10^6 以後、アルミニウム合金は 10^4 回程度から繰回事数の増加につれて疲労強度の低下が現われる。チタニウムおよびその合金は水道水、蒸留水および食塩水中では腐食疲労による被害がない。

3.1 腐食液の影響

腐食疲労強度は一般に水道水または3%食塩水中の場合について測定されており、海水、稀薄海水、河水などによる実験もある。アルミニウム合金は硬水と軟水における疲労強度の差がほとんどない⁵⁾。H10合金の疲労強度(10⁸回、5000rpm)は軟水、硬水中ともおよそ 6.5kg/mm^2 であり、蒸留水中では 9.4kg/mm^2 であった⁶⁾。また、水道水、淡水などと食塩水とを比較すると、純アルミニウム⁷⁾、Al-Mn合金⁷⁾、ジュラルミン⁷⁾、Al-Mg合金(第1図参照)⁸⁾およびAl-Mg₂Si合金⁹⁾は前2者の方が後者より1～2 kg/mm^2 高い疲労強度を示し、銅合金も類似の傾向をもつ。



第1図 Al-Mg合金の疲労強度の比較⁸⁾

* 取締役 工学博士

** 研究部 工学博士

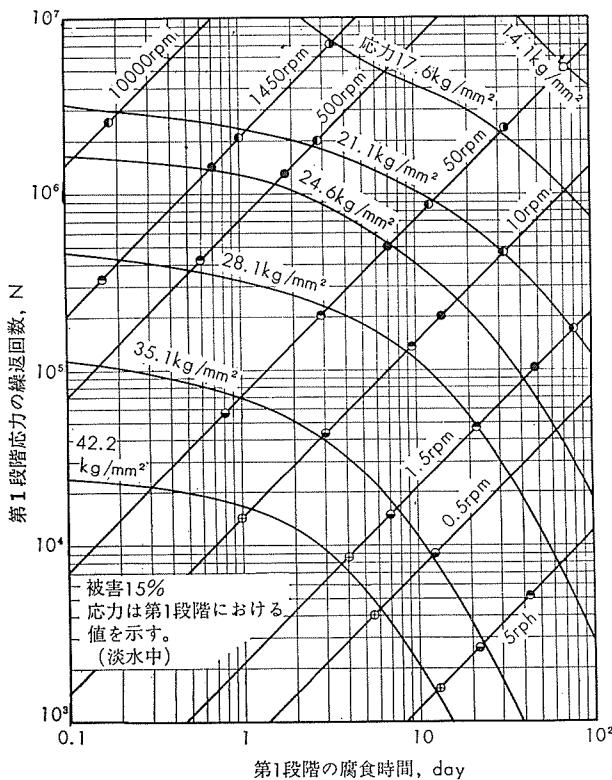
液温が高くなると腐食作用は活発になり、腐食疲労強度は低減する^{9), 10)}と考えられるが、非鉄金属についての実験は少ない。モネル合金について水温が1.1°C, 18.3°Cおよび66.7°Cの3条件の実験が行なわれているが、繰り返し数10⁶までなので腐食の影響が現れていない¹¹⁾。Al-MgおよびAl-Mg-Zn合金は90~95°Cの蒸留水中で良好な値を示す¹²⁾という実験もある。

3・2 繰り返し応力、繰り返し速度、繰り返し時間の影響

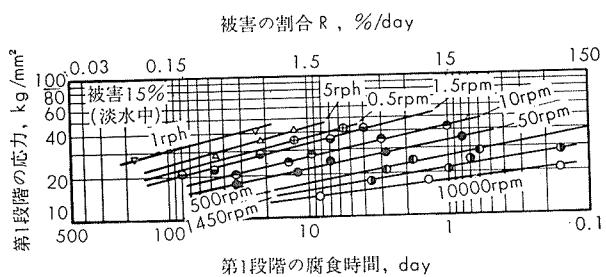
ある繰り返し数における腐食疲労強度は繰り返し速度に正比例する。また、繰り返し時間が同じ場合は繰り返し速度が速いほど大きな被害を受ける。

繰り返し応力、繰り返し速度、繰り返し数および繰り返し時間の関係はMcAdam Jr. がニッケル¹³⁾、モネル合金^{14), 15)}、六四黄銅¹³⁾、アルミニウム青銅¹³⁾、ジュラルミン^{14), 15)}およびAl-1.3% Mn合金¹⁵⁾について2段階法で検討した。すなわち、第1段階は淡水または稀薄海水中で、応力、繰り返し速度、時間を変えて腐食疲労試験を行ない、第2段階はそれを大気中で繰り返し速度を一定(1450rpm)として疲労強度を求めた。実験は応力をなしで同じ時間だけ腐食させた後の大気中の疲労強度と比べて第2段階における疲労強度がそれより15%低下する場合を主に検討しており、一例として第2図にアルミニウム青銅についての結果¹³⁾を示す。第1段階の応力Sと被害の割合Rと関係を求める第3図のようになり、(1)式が得られる。

$$R = CS^n \quad (1)$$



第2図 アルミニウム青銅の被害15%を生じる腐食疲労(第1段階)の応力、繰り返し速度、繰り返し数および時間の関係¹³⁾



第3図 アルミニウム青銅の被害15%を生じる腐食疲労(第1段階)の応力と時間の関係¹³⁾

ただし、Cとnは材料の腐食液に対する耐食性および繰り返し速度による定数であり、15%の被害を生じるnの概略値はニッケルが5.7、モネル合金が2.6、アルミニウム青銅が4.5、アルミニウム合金は3.0である¹³⁾。

なお、Crを含まない7075-T6材について1%食塩水中における低速疲労試験¹⁶⁾を台形応力波で行なった結果によると、定速の場合は1サイクル中の定応力時間と応力変動時間が腐食疲労被害を増加させ、しかも後者のほうが前者よりも影響が大きい。繰り返し速度が変わったときは応力変動時間の増加による場合が損傷効果、無応力時間、定応力時間の増加は腐食疲労被害を減少させる。

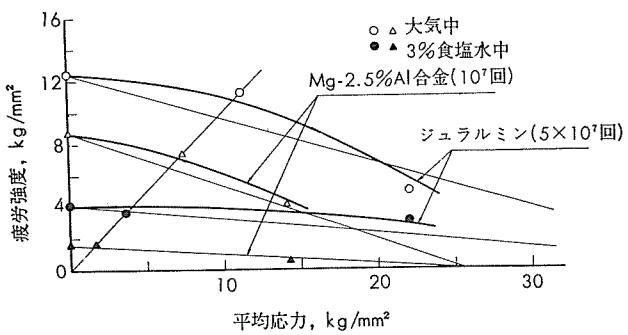
3・3 負荷条件の影響

腐食疲労強度は負荷条件によっても影響を受ける。たとえば、ジュラルミンの大気中における回転曲げと軸方向両振疲労強度の比は第1表に示すように1:0.85であるが、3%食塩水中ではその差が大きくなる¹⁷⁾。平均応力は第4図に見られるように大気中における場合と同様な影響を及ぼす¹⁸⁾とみなして差支えなかろう。

第1表 疲労強度の比(2200cpm)¹⁷⁾

材質	疲労強度, kg/mm²					
	大気中		3%食塩水中			
	回転曲げ	軸方向両振り	比	回転曲げ	軸方向両振り	比
ジュラルミン	14.6	12.6 (10.6~14.2)	0.85	5.4	4.1	0.76
Mg-2.5%Al合金	10.6	8.9 (8.2~9.5)	0.84	2.6	1.6	0.62

疲労強度はジュラルミンが繰り返し数5×10⁷、Mg-2.5%Al合金は繰り返し数10⁷の値を示す。



第4図 耐久限度線図(2200cpm)¹⁸⁾

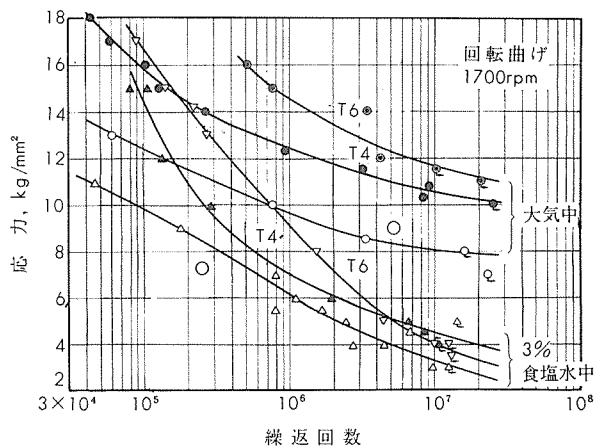
3・4 冷間加工、熱処理、組織の影響

大気中における疲労強度は冷間加工、熱処理、組織などの影響を受けるが、腐食疲労の場合は繰り返し回数が多くなると、その影響がほとんど現れない。すなわち、銅合金は冷間加工と焼純の組合せによって、また、結晶粒度の大小および $\alpha+\beta$ 相の分布などによって大気中の疲労強度がかなり変る¹⁹⁾が、黄銅は冷間加工後応力除去したものと軟質の間に腐食疲労強度（淡水中または稀薄海水中）の差がほとんどなく²⁰⁾、Cu-Ni系合金も同様な傾向をもつ²¹⁾。また、ジュラルミン、DTD683合金²¹⁾、Al-Mg^{22)~24)}およびAl-Mg₂Si合金²³⁾も鋳造のまま、冷間加工、熱処理条件の相違が腐食疲労強度（主として3%食塩水中）に及ぼす影響は小さく、一例として6061合金のS-N曲線²³⁾を第5図に示す。

4. 腐食疲労強度

4・1 銅合金および銅ニッケル合金

純銅軟質の淡水および食塩水中における疲労強度（10⁸回）は8~9 kg/mm²であり、大気中の値と同程度もしくは若干高い。これは腐食液による冷却作用のためと考えられ²²⁾、丹銅なども類似な傾向が見られる。



第5図 6061押出棒の大気中ならびに3%食塩水中的S-N曲線²³⁾

黄銅の腐食疲労についてはかなりの実験^{13), 20, 25)~29)}があり、第2表に腐食疲労強度を、第6~8図にS-N曲線をそれぞれ示す。

第9図はZn量またはZn当量と疲労強度の関係を示した²⁹⁾ものであり、Zn量が比較的小ないと腐食疲労強度の低下の割合が小さいが、Zn量が20%をこえると著しくなる。復水器管用黄銅はZn当量の多いものほど腐食疲労強度

第2表 銅および黄銅の疲労強度（回転曲げ）^{20), 29)}

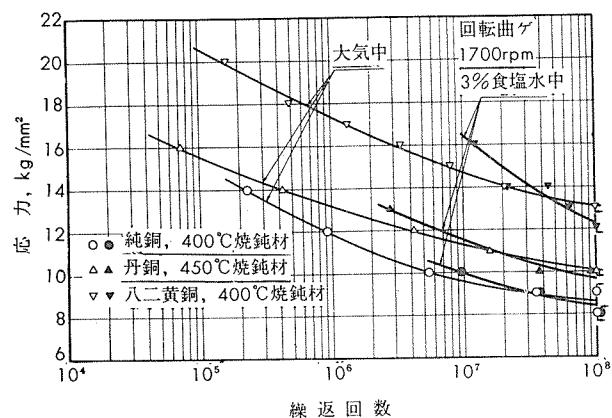
材 質	引張性質		疲労強度(10 ⁸ 回), kg/mm ²			
	引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	大気中	淡水中	3%食塩水中	
純銅 ²⁰⁾	400°C 烧純	24.5	55	8.7	—	8.4
丹銅(10%Zn) ²⁰⁾	450°C 烧純	27.4	56	10.0	—	9.8
丹銅(15%Zn) ²⁰⁾	抽伸後 232°C 烧純 480°C 烧純	37.3 28.5	27 57	11.3 (6×10 ⁷ 回) 10.9	10.9 (2×10 ⁷ 回) 10.9 (2×10 ⁷ 回)	10.9* (2×10 ⁷ 回) 10.9* (2×10 ⁷ 回)
八二黄銅	400°C 烧純	33.3	64	13.2	—	12.3
	抽伸後 232°C 烧純 ²⁰⁾ 593°C 烧純 ²⁰⁾	40.8 32.0	31 62	14.8 12.0 (4×10 ⁷ 回)	10.5 (6×10 ⁷ 回) —	9.8* (8×10 ⁷ 回) 9.8*
	450°C 烧純 ²⁰⁾	35.2	67	15.2	—	9.0
七三黄銅	抽伸後 225°C 烧純 ²⁰⁾	53.7	19	9.5 (3×10 ⁷ 回) 9.8	—	6.3* (5×10 ⁷ 回) 8.8* (6×10 ⁷ 回)
	抽伸後 232°C 烧純 ²⁰⁾	41.2	41	— (8×10 ⁷ 回)	—	—
65/35黄銅	450°C 烧純 ²⁰⁾	35.9	62	15.9	—	7.5
	抽伸後 232°C 烧純 ²⁰⁾	38.0	43	6.1 (2×10 ⁷ 回) 12.0 (5×10 ⁶ 回)	8.4 (4×10 ⁷ 回) 8.4 (5×10 ⁷ 回)	—
	同上 ²⁰⁾	49.9	22	—	—	—
	同上 ²⁰⁾	53.0	15	17.6 (4×10 ⁷ 回)	—	8.4* (6×10 ⁷ 回)
	649°C 烧純 ²⁰⁾	30.5	78	10.5 (2×10 ⁷ 回)	—	8.4* (3×10 ⁷ 回)
六四黄銅	同上 ²⁰⁾	33.0	71	12.7 (10 ⁷ 回)	—	8.4* (10 ⁷ 回)
	400°C 烧純 ²⁰⁾	44.4	48	21.8	—	8.0
	— ²⁰⁾	40.0	48	17.6 (10 ⁷ 回)	—	12.0* (10 ⁷ 回)
アルミニウム黄銅 ²⁰⁾	430°C 烧純	40.7	60	17.7	—	11.3
アルブラック合金 ²⁰⁾	400°C 烧純	45.9	51	18.8	—	10.6
アドミリティ黄銅 ²⁰⁾	400°C 烧純	37.0	68	15.4	—	12.9

* 海水の濃度の1/10の希薄海水。

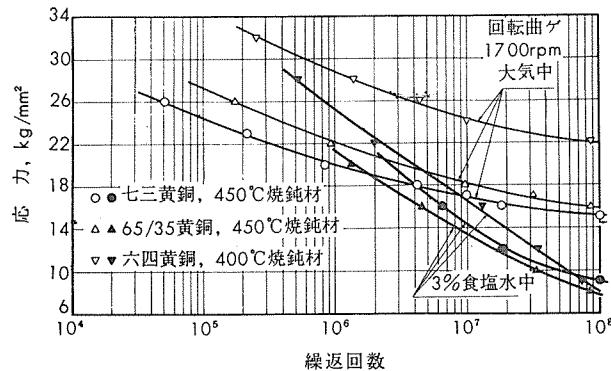
29)の実験は繰り返速度1700rpm。

度が低い傾向がある。なお、第8図におけるアルミニウム黄銅とアルブラック合金の回転曲げ腐食疲労強度は両者間に差がほとんどないが、平面曲げ腐食疲労強度は第10図にS-N曲線を示すようにアルブラック合金の方が高い値をもつという結果²⁹⁾もある。高力黄銅棒2種および3種の3%食塩水中の疲労強度(10⁷回, 1700rpm)はそれぞれ14および11.5kg/mm²であり、大気中より25%ほど低い。

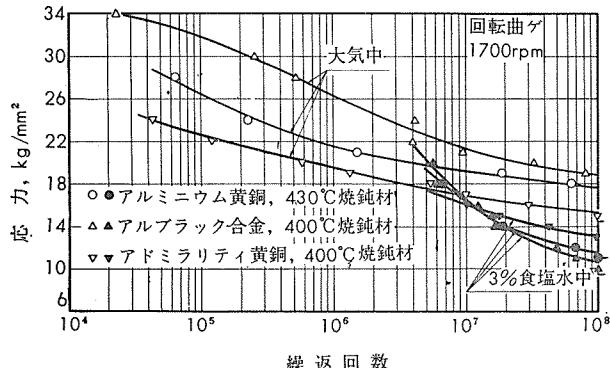
アルミニウム青銅^{13), 25), 30)~34)}、スズ青銅^{30), 35)}、ペリリウム青銅^{30), 33)}、その他の青銅の腐食疲労強度は第3表に示す。アルミニウム青銅の成分範囲、組織などについて検討したMcKeownらの実験³²⁾によると、Cu-9%Alおよび-10%AlにNiとFeを各5%添加したものの大気中



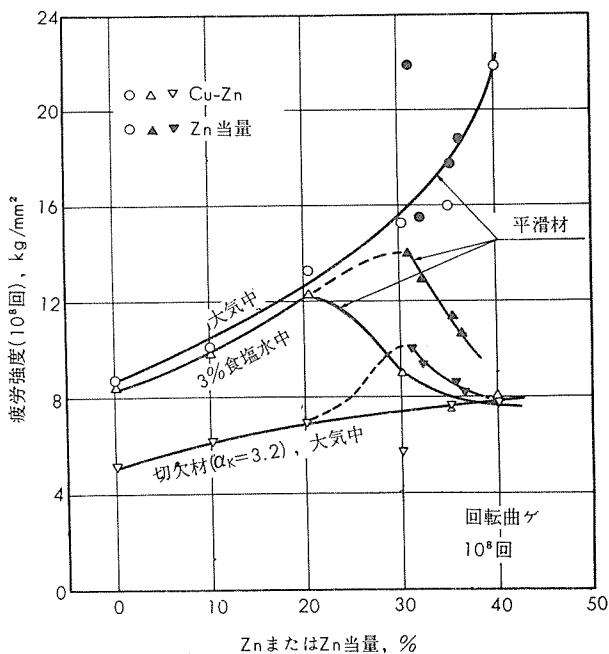
第6図 純銅、丹銅、八二黄銅の大気中ならびに3%食塩水中のS-N曲線²⁹⁾



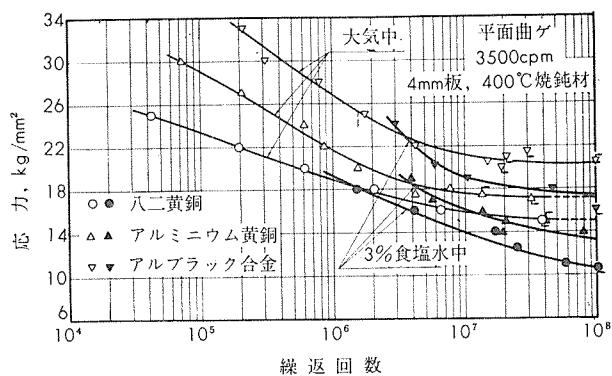
第7図 黄銅の大気中ならびに3%食塩水中のS-N曲線²⁹⁾



第8図 復水器管用黄銅(棒)の大気中ならびに3%食塩水中のS-N曲線²⁹⁾



第9図 黄銅のZn量またはZn当量と疲労強度の関係²⁹⁾



第10図 八二黄銅および復水器管用黄銅(板)の大気中ならびに3%食塩水中のS-N曲線²⁹⁾

の疲労強度(5×10⁷回, 2400 rpm)はそれぞれ28.3および29.9kg/mm²であるが、3%食塩水中では14.2または15.7kg/mm²となり、この値は同一条件で比較した不銹鋼の腐食疲労強度より高い。

銅ニッケル系合金の腐食疲労強度^{7), 36)~38)}は第4表に示し、S-N曲線を第11~13図に掲げた。第14図はNi量と疲労強度(10⁸回)の関係の概略を示す。腐食疲労強度はNi量の増加とともに向上するが、稀薄海水中ではおよそNi量70%付近に最高値があり、3%食塩水中ではNi量が30%をこえると腐食疲労強度はほぼ一定値となることがわかる。なお、モネル合金についてMcAdam, Jr. が行なった実験⁷⁾では淡水が稀薄海水中より2kg/mm²ほど低い疲労強度をもつが、最近の実験³⁸⁾によると水道水中のほうが3%食塩水中より1~2kg/mm²高い。

以上の外に、アンモニア水と稀塩酸(1:40)中における腐食疲労強度が六四黄銅、ネーバル黄銅、リン青銅について求められており、黄銅はアンモニア水によってかなり

第3表 青銅の疲労強度(回転曲げ)^{20), 30), 34), 35)}

材 質	引張性質		疲労強度, kg/mm ²		
	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	大 気 中	淡 水 中	希薄海 水
アルミニウム青銅(7.5%Al+0.29%Fe) ²⁰⁾	63.5	35	26.7(6×10 ⁷ 回)	16.2(5×10 ⁷ 回)	—
アルミニウム青銅(8.9%Al) ³⁰⁾	56.2	37	22.5(5×10 ⁷ 回)	—	15.4(5×10 ⁷ 回)*
アルミニウム青銅(9.9%Al+3.1%Fe) ²⁰⁾	61.9	12	29.5(2×10 ⁷ 回)	23.2(5×10 ⁷ 回)	20.3(2×10 ⁷ 回)
アルミニウム青銅(9%Al+Ni, Fe各5%) ³⁰⁾	81.4	11	35.8(5×10 ⁷ 回)	—	23.0(5×10 ⁷ 回)*
アルミニウム青銅(9.6%Al+Ni, Fe各5%) ³⁴⁾	75.7	25	25.2(10 ⁷ 回)	—	18.6(10 ⁷ 回)*
スズ青銅(4.2%Sn) ³⁰⁾	43.5	33	15.4(5×10 ⁷ 回)	—	20.0(5×10 ⁷ 回)*
スズ青銅(5%Sn) ³⁵⁾	57.3	25	16.2(1.5×10 ⁶ 回)	15.5(2×10 ⁷ 回)	—
スズ青銅(5%Sn) ³⁵⁾	44.3	38	19.0(4×10 ⁷ 回)	16.2(5×10 ⁷ 回)	—
APブロンズ	45.1	65	25.6(10 ⁷ 回)	—	24.7(10 ⁷ 回)†
ベリリウム青銅(2.5%Be) ³⁰⁾	65.8	23	25.7(5×10 ⁷ 回)	—	27.4(5×10 ⁷ 回)*

* 3%食塩水中。

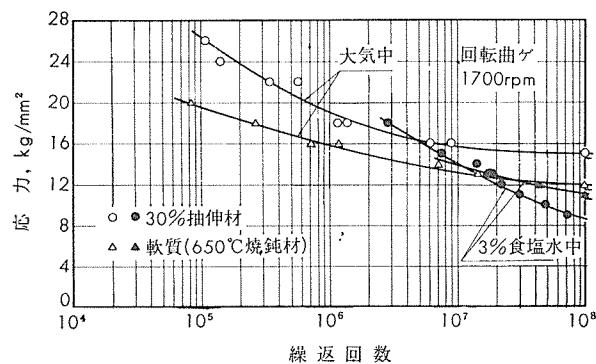
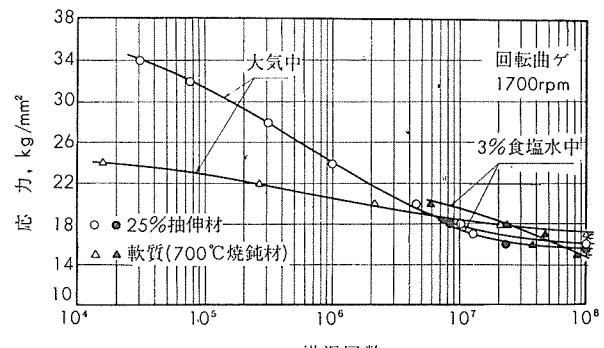
30)の実験は繰返速度2200rpm, 34)は1700rpm。

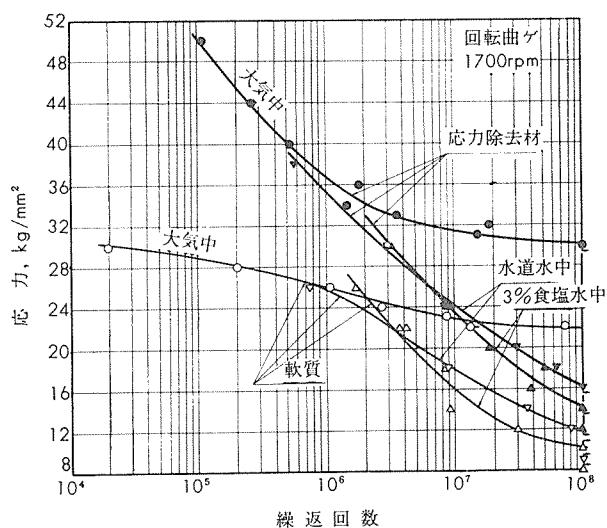
第4表 銅-ニッケル系合金の疲労強度(回転曲げ)^{7), 36)~38)}

材 質	引張性質		疲労強度(10 ⁸ 回), kg/mm ²		
	引張強さ, kg/mm ²	伸 び %	大 気 中	淡 水 中	希薄海水中 (海水の濃度の1/3)
10%キュプロニッケル ³⁶⁾ (10%Ni+1%Fe)	30%抽伸加工	48.7	16	15.0	—
	650°C焼純	31.5	46	12.0	—
20%キュプロニッケル ³⁶⁾ (20%Ni)	30%抽伸加工	43.3	13	15.0	—
	650°C焼純	30.3	49	12.1	—
21%Ni-Cu ⁷⁾	冷間加工後204°C焼純	43.9	23	18.3	16.9
	760°C焼純	33.2	50	12.0	12.3
30%キュプロニッケル ³⁷⁾ (30%Ni+0.2~0.5%Fe)	25%抽伸加工	48.9	21	16.1	—
	700°C焼純	42.4	35	15.0	—
	700°C焼純	41.0	49	17.0	—
48%Ni-Cu ⁷⁾	(受領のまま)	60.4	35	26.0	15.5
	760°C焼純	54.9	46	22.4	(15.5)
モネル合金 ⁷⁾ (67.5%Ni+1.8%Fe)	冷間加工後427°C焼純	89.5	21	36.5	18.2
	760°C焼純	57.5	49	25.3	(18.2)
ニッケル-銅合金 ³⁸⁾ (66.7%Ni+0.95%Fe+1%Mn)	冷間加工後630°C焼純	70.0	28	30.2	16.2**
	815°C焼純	54.0	48	21.9	11.6**
ニッケル ⁷⁾	冷間加工後316°C焼純	92.7	11	35.8	18.2
	760°C焼純	54.5	49	23.2	16.9

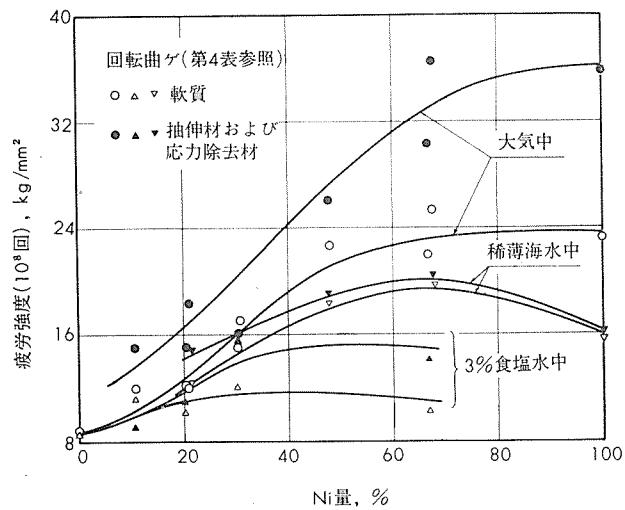
* 3%食塩水中(1700rpm), 他は繰返速度1450rpm。

**水道水中(1700rpm)。

第11図 10%キュプロ・ニッケルの大気中
ならびに3%食塩水中のS-N曲線³⁷⁾第12図 30%キュプロ・ニッケルの大気中
ならびに3%食塩水中のS-N曲線³⁷⁾



第13図 ニッケル-銅合金の大気中ならびに
3%食塩水中的S-N曲線³⁸⁾



第14図 銅-ニッケル系合金のNi量と疲労強度の関係

の被害を受ける²⁾。また、水銀皮膜をつけた、すなわち、アマルガム化した場合の疲労強度を第5表³⁹⁾に示す。七三黄銅はアマルガム化によって疲労ワレが結晶粒界を、六四黄銅は β 相をそれぞれ貫通する。

第5表 アマルガム化した場合の疲労強度³⁹⁾

材質		疲労強度(10^7 回), kg/mm ²	
		大気中	アマルガム化
七三黄銅 ¹⁾	軟質	9.4	7.0
六四黄銅 ¹⁾	押出のまま	18.9	12.6
七三黄銅 ²⁾	硬質	14.2	11.0
Cu-1%Sn ²⁾	硬質	17.3	17.3
Cu-0.7% Cd ²⁾	硬質	14.2	14.2

1) 回転曲げ

2) ヘイ・ロバートソン式(線材)

4.2 アルミニウム合金

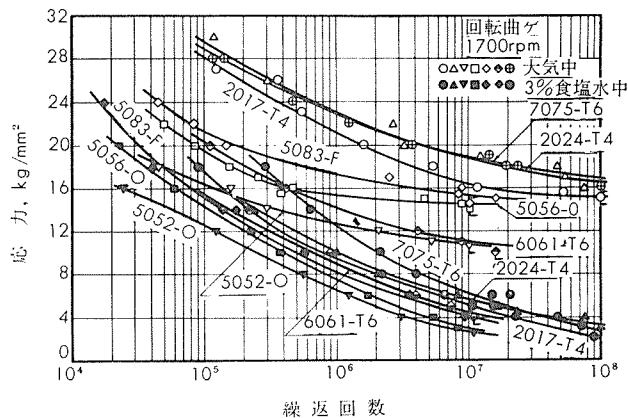
アルミニウム合金の3%食塩水における疲労強度(10^7 回, 1700rpm)はおよそ 7 kg/mm^2 以下であり^{23), 40)}, 大気中の値の10~40%でおよそ $1/4$ といわれている。疲労強度

は第6表⁴¹⁾に、主要な材質のS-N曲線を第15図にそれぞれ示す。

第6表 アルミニウム合金棒の3%食塩水中的疲労強度⁴¹⁾

材質	製造方法	引張性質			疲労強度(10^7 回), kg/mm ²	
		耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸び, %	大気中	3%食塩水中
1100-O	抽伸	2.5	8.0	49	2.9	<1.4
1100-H	25%抽伸	9.5	10.2	29	4.2	<2.2
2017-T4	押出	33.4	49.4	19	16.5	5.5
2024-T4	押出	38.1	56.1	16	19.2	5.8
3003-O	抽伸	6.3	12.8	36	4.8	0.4
3003-H	30%抽伸	16.4	17.2	17	6.8	1.3
5005-O	抽伸	3.7	11.8	37	6.6	2.0
5050-O	抽伸	6.7	13.9	36	8.2	2.0
5052-F	押出	11.4	19.6	33	10.6	2.6
5052-O	押出	8.4	19.7	32	11.2	2.8
5052-O	抽伸	13.5	22.1	26	10.6	2.7
5056-F	押出	13.8	28.7	30	14.5	2.9
5056-O	押出	11.5	28.7	33	14.2	2.8
5083-F	押出	23.7	35.5	16	15.5	4.1
5083-O	押出	20.1	34.9	16	15.0	3.6
5083-O	抽伸	20.3	34.3	22	14.1	4.1
5086-O	抽伸	13.5	29.1	28	14.2	2.5
5154-O	抽伸	12.1	25.6	32	12.5	4.2
5254-O	抽伸	10.8	24.2	34	11.0	3.3
5357-O	抽伸	5.5	12.8	38	7.3	2.8
5454-O	抽伸	9.4	26.1	32	12.8	2.8
5456-O	抽伸	14.5	33.5	31	15.7	2.9
5457-O	抽伸	4.2	11.7	40	6.6	2.4
5652-O	抽伸	7.9	19.7	36	11.1	2.5
6061-O	押出	7.8	15.1	26	1.8	3.3
6061-T4	押出	12.6	23.6	30	10.6	4.5
6061-T6	押出	28.1	31.0	18	11.7	4.0
6062-T6	押出	27.2	30.9	18	11.1	4.4
6063-O	押出	3.6	9.8	41	5.8	1.2
6063-T4	押出	7.7	18.1	36	9.2	2.0
6063-T5	押出	13.0	18.2	25	9.8	1.5
6063-T5	押出	18.5	21.3	18	8.2	2.2
6063-T6	押出	21.1	25.3	22	10.1	2.5
6066-T6	押出	41.8	45.1	12	16.6	6.2
6151-T6	鍛造	27.3	32.4	21	10.2	4.0
7001-T6	押出	69.8	73.2	7	21.2	7.7
7002-T6	押出	43.6	52.4	14	18.9	5.7
X7006-T6	押出	50.9	53.3	13	16.6	5.4
7039-T6	押出	50.3	54.4	11	17.7	5.1
7075-T6	押出	58.5	64.8	12	19.0	6.4
7075-T6	鍛造	53.7	59.4	13	19.0	7.2
7076-T6	押出	57.6	58.6	11	18.9	7.3
7076-T6	鍛造	48.3	53.2	18	16.3	7.0
7079-T6	押出	55.8	60.6	10	21.0	6.0
7079-T6	鍛造	45.4	53.3	16	18.2	6.9
7178-T6	押出	64.9	68.5	9	20.1	6.5
ZK41-T6	押出	47.5	51.6	14	16.7	5.9
ZG43-T6	押出	46.2	49.3	14	15.2	5.3
ZQ50-T6	押出	54.7	57.4	12	17.3	6.8

(1) 回転曲げ, 1700rpm.



第15図 アルミニウム合金棒の大気中ならびに
3%食塩水中のS-N線図⁴⁰⁾

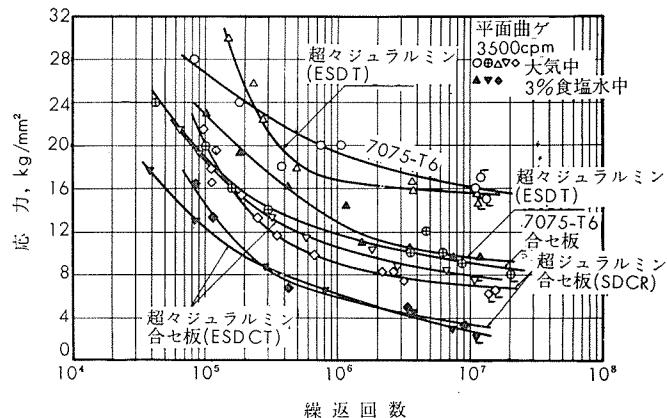
高力アルミニウム合金は他の材質とくらべて腐食疲労強度の低下の割合が著しい。ジュラルミンは3%食塩水中でおよそ5kg/mm²(10⁷回)^{7), 17, 40}, 稀薄海水中で6.7kg/mm²⁷⁾, 淡水中では7.7kg/mm²⁴¹であり, 7075およびDTD683合金は3%食塩水中でおよそ6kg/mm²前後^{21), 40, 42, 43}である。つぎに、高力アルミニウム合金板の耐食性を改良するために、耐食性のよい合金を被せた合せ板の疲労強度(大気中)は裸材とくらべて30~50%低い^{44), 45}。たとえば、7075-T6材では15~18kg/mm²(10⁷回, 平面曲げ)のものがアルクラッド7075-T6材の場合8~11kg/mm²となる。これは合せ板の表皮が中身より強さが低いためにおきる現象で、軸方向引張圧縮応力を受けるときはその差が小さい。3%食塩水中的疲労強度は第7表に示し、そのS-N曲線の数例を第16図に掲げた。腐食疲労強度は3kg/mm²前後であり^{44), 46}、合せ板のほうが裸材より若干高い値をもつ。なお、ジュラルミンの裸材と合せ板を繰返速度75rpmで負荷しながら5.5%食塩水中に15minごとに1min間づつ繰返し浸漬した実験⁴⁷があり、合せ板は60日間続けても引張強さがあまり低下しないようである。

第7表 高力アルミニウム合金板の疲労強度^{44), 45)}

材 質	試験条件	疲労強度(10 ⁷ 回), kg/mm ²			
		両振り		片振り	
		裸材	合せ板	裸材	合せ板
ジュラルミン ⁴⁶⁾ (H14合金)	大気中	—	—	10.4*	6.6*
	食塩水中	—	—	3.3*	4.6*
超ジュラルミン ⁴⁴⁾ (SD)	大気中	13.4	7.5	12.2	7.8
	3%食塩水中	2.2	2.8	2.5	2.4
超ジュラルミン ⁴⁴⁾ (SDR)	大気中	11.3	6.7	10.0	7.5
	3%食塩水中	2.7	3.4	1.7	3.0
超々ジュラルミン ⁴⁴⁾ (ESDT)	大気中	15.8	7.8	13.0	7.0
	3%食塩水中	9.4	2.9	5.6	3.8

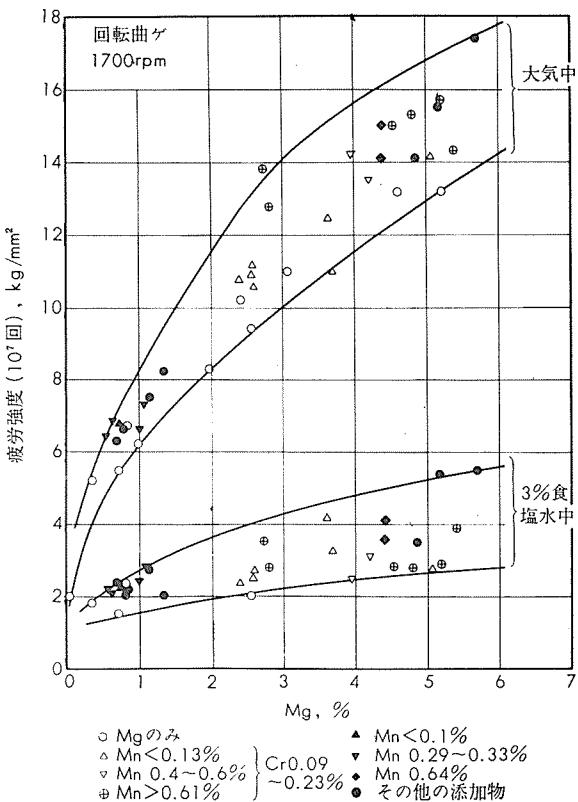
* 軸方向部分片振り、応力比($\sigma_m/\sigma_a=$)0.55。

44) の実験は平面曲げ(3500cpm)。



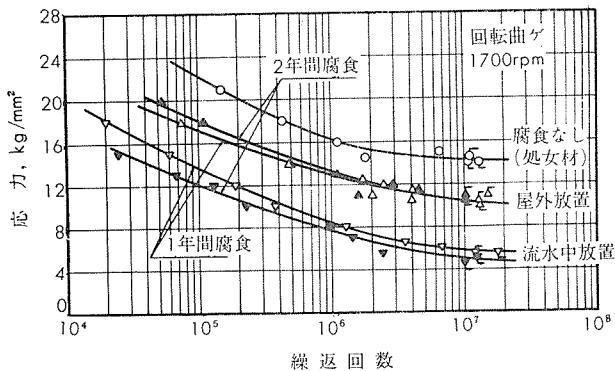
第16図 高力アルミニウム合金板の大気中
ならびに3%食塩水中のS-N線図⁴⁴⁾

Al-Mg₂Si系耐食アルミニウム合金の3%食塩水中的疲労強度(10⁷回, 1700rpm)は6061合金が4kg/mm², 6063合金が2kg/mm²程度である²³⁾。Al-Mg系合金のMg含有量と疲労強度の関係は第17図に示し⁴⁸⁾、大気中の値はMg量の増加につれて向上するが腐食疲労ではその効果がうすい。Mg含有量3.5および7%に小量のMnを添加した場合²²⁾、また、Mg含有量8%の実験結果²⁴⁾などからみると、Mg 5~8%を含有したAl-Mg合金の3%食塩水中的疲労強度(10⁸回)はおよそ3~4kg/mm²である。Al-Mg合金砂型鋳物は金型鋳物より腐食疲労強度が低く、また、吸収ガス量が多いと低い値を示す⁴⁹⁾。



第17図 Al-Mg合金のMg量と疲労強度の関係⁴⁸⁾

なお、あらかじめ腐食を食塩水中などで受けた場合の疲労強度はジュラルミン¹⁾、⁵⁰⁾ 6061-T4合金²³⁾、NP5/6合金(溶接継手)⁵¹⁾などについて求められている。最近では、円孔切欠をもつ2024-T3および7075-T6板材について0, 8.4および21kg/mm²の応力を大気にさらした状態で0.5~4年間かけた後、疲労試験を屋内で行なった実験⁵²⁾もあり、また、第18図は5083-0材を大気および水道水(流水)中に1および2年間さらした後の大気中におけるS-N曲線⁵³⁾を示す。疲労強度(10⁷回)の大気中における減少率



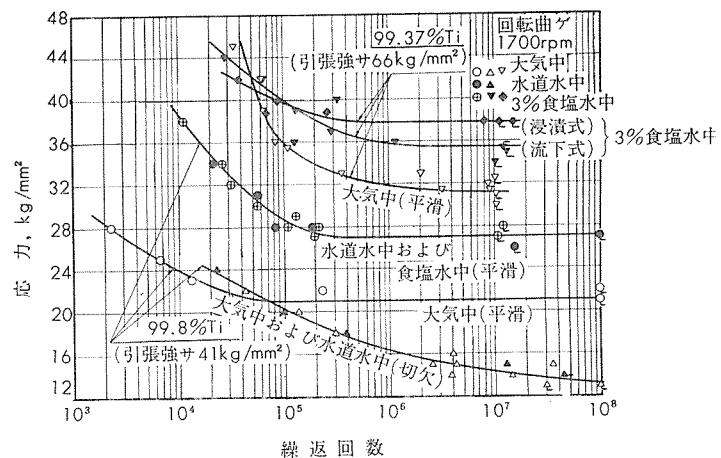
第18図 あらかじめ腐食を受けた5083-0材のS-N曲線⁵³⁾

は6061-T4材を3%食塩水中に20日間浸漬した場合が30%, 50日間で40%²³⁾, T6材を1年間浸漬するとおよそ40%であり⁵³⁾, また、ジュラルミンを海水に40日間さらすと減少率は40%である¹⁾が2017-T4および2024-T4材を3%食塩水中に1年間さらしたときはそれぞれ37%または45%であった⁵³⁾ことなどからみると、腐食による疲労強度の低下は比較的早い期間におこることがわかる。また、大気腐食による疲労強度の低下は最初の1年間に生じ、それ以上さらしても減少率は大きくならないらしい。疲労寿命でくらべると、7075-T6板が1/4, 2024-T3板が1/3.5となり、静応力の負荷はほとんど影響しないようである⁵²⁾。

4・3 チタニウム合金

チタニウムとその合金は水道水、蒸留水、食塩水に対する耐食性がきわめて優秀であり、腐食疲労による被害はない。すなわち、これらの腐食液中で疲労試験しても疲労強度が低下せず、大気中におけるのと同様に耐久限度が現れる^{34), 54)~61)}。

第19図は純チタニウムのS-N曲線を示す^{34), 56)}。平滑材は水道水ならびに3%食塩水中で大気中より高い値をもち、切欠材は水道水中、大気中とも同じS-N曲線を示す。平滑材が水道水および3%食塩水中で大気中より高い耐久限度をもつのは冷却作用によるため^{55)~65)}であり、切欠材のように応力集中がある場合は発熱量が少ないため冷却効果が現れない。チタニウム合金は発熱現象がないか、または、あったとしてもその程度がわずかなため、大気中と水道水または食塩水中における耐久限度の差があまりない。第8表は水道水または3%食塩水中における耐久限度を示す。



第19図 工業用純チタニウムの大気中、水道水中ならびに3%食塩水中のS-N曲線^{34), 56)}

第8表 純チタニウムおよびチタニウム合金の耐久限度(回転曲げ)^{34), 55)}

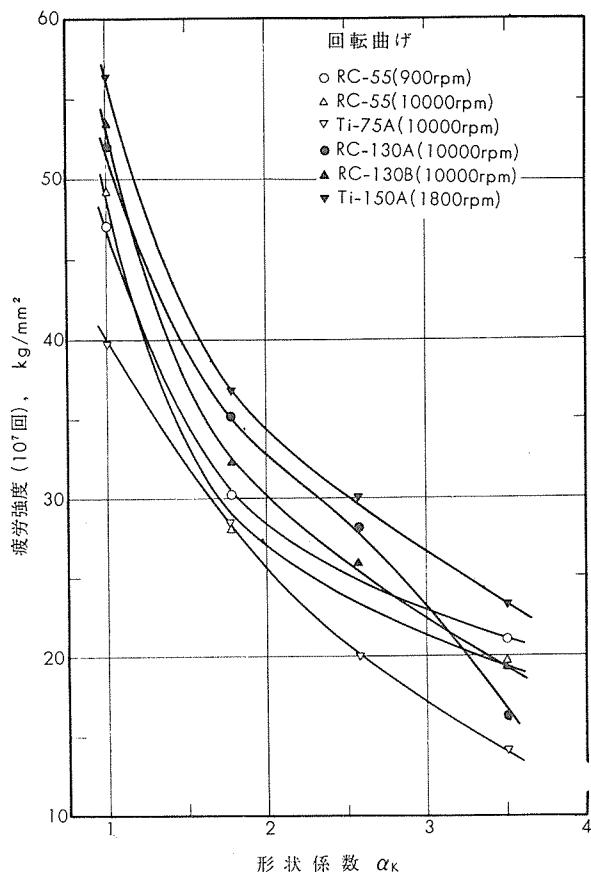
材質	繰返速度, rpm	耐久限度, kg/mm²	
		大気中	水道水中
RC-55 ⁵⁵⁾ (Ti>99.0%)	900	38.7	47.1
	1800	40.1	47.1
	10000	31.6	48.2
Ti-75A ⁵⁵⁾ (Ti>99.0%)	1800	34.4	38.0
	10000	31.3	39.7
	1800	35.2	37.7
	10000	35.2	42.2
RC-130A ⁵⁵⁾ (Ti-8%Mn)	1800	52.0	52.0
	10000	50.6	53.4
RC-130B ⁵⁵⁾ (Ti-4Al-4Mn)	10000	53.8	56.2
Ti-150A ⁵⁵⁾ (Ti-1.5Fe-2.7Cr)	1800	53.4	56.2
	10000	56.2	56.2
TI-6Al-4V 合金 ⁵⁴⁾	750°C水冷 950°C水冷後 480°C空冷	1700 1700	48.5 56.5
			49.0* 59.5*

* 3%食塩水中

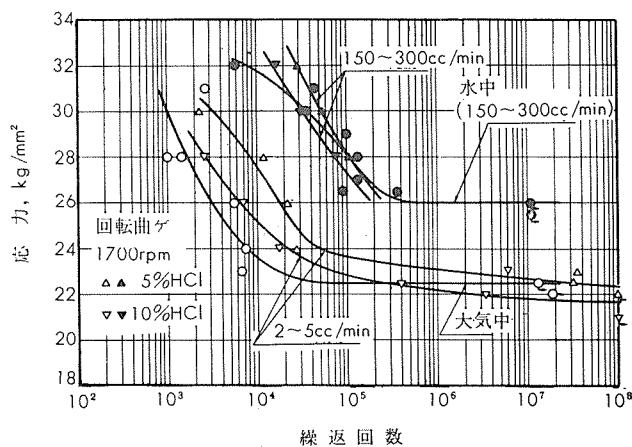
純チタニウムの大気中における耐久限度は繰返速度の増加につれて低下し^{55), 59), 64)}、アルミニウム合金や銅合金と反対の傾向をもつ。これは繰返速度の増加に伴なう単位時間当たりの発熱量が多くなるためであり、ひずみ速度によるものではない⁶⁵⁾。水道水中では第8表に示すように1800rpmと10000rpmにおける耐久限度の差があまりないか、もしくは後者の方が若干高い。なお、第20図は形状係数と水道水中における疲労強度の関係を示す⁵⁵⁾。

つぎに、チタニウムはその用途上から塩酸、硫酸、リン酸などの腐食を受けやすい酸類に対する腐食疲労の実験が必要であるが、公表された資料がほとんどない。工業用純チタニウムは第21図にS-N曲線を示すとく5%および10%塩酸中では被害があまりないようであるが、5%および10%硫酸中(2~5cc/min)では疲労強度(10⁷回、1700

rpm) がそれぞれ 15.0 または 5.5 kg/mm^2 という結果もある⁵³⁾。



第20図 純チタニウムおよびその合金の水道水中における疲労強度⁵⁵⁾



第21図 工業用純チタニウム(ST-40)のS-N曲線⁵³⁾

4・4 鉛合金

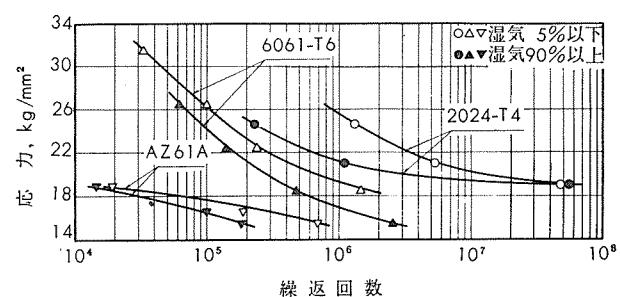
鉛のケーブル管は振動によって疲労破壊がおこり⁶⁶⁾、これは大気による腐食を受けている。すなわち、純鉛の大気中の疲労強度 (3×10^7 回) は 0.27 kg/mm^2 であるが、真空中 (10^{-3} mmHg) では 0.6 kg/mm^2 であり⁶⁷⁾、純鉛、Pb-0.15% Cd および Pb-0.075% Bi 合金を油および酢酸中で疲労試験するとその寿命は大気中より長くなる⁶⁸⁾。したがって、表面に保護皮膜をつけるのが望ましい^{69), 70)}。な

お、Pb-0.05% Fe, Pb-1.5% Sb, Pb-9.4% Sb 合金について 38% 硫酸を滴下した場合の腐食疲労の実験⁷¹⁾もある。

5. 霧囲気の影響

以上で非鉄金属の腐食疲労強度の概略を述べたが、大気中の疲労試験も厳密にいえば腐食作用を受けている。すなわち、第9表に見られるごとく真空中における疲労強度は大気中と同程度、もしくは若干高い^{67), 72), 73)}。Gough らは大気中の酸、アルカリ類などの不純物は疲労強度に影響しないが、湿気および酸素が影響すると考えた。その後、無酸素鋼の疲労寿命は酸素分圧によって変り、しかも水蒸気の存在によってその影響が著しくなる⁷⁴⁾。純アルミニウムは水蒸気が多いと疲労寿命が短かくなり⁷⁴⁾、大気中の湿気の量と関係することが明らかとなった⁷⁵⁾。BS.L65 および DTD683 合金の大気中、真空中、N₂、O₂、H₂ および水蒸気中における疲労試験においても疲労寿命にもっとも影響を及ぼすのは水蒸気であった⁷⁶⁾。

最近では、Bennet らによって湿気の影響がかなり明らかになった^{77)~80)}。第22図は 2024-T4, 6061-T6 および AZ61A 合金について湿気の多少が疲労強度に及ぼす影響を示す。湿気は疲労の初期段階では影響しないが、その過程において、局部的な塑性ひずみにより表面の酸化膜が破壊され、新鮮な金属面と水蒸気との化学反応によって水素ガスを発生し、その後のわれの進行に湿気が悪影響を及ぼすようである。



第22図 アルミニウム合金およびマグネシウム合金の大気中における S-N 曲線^{77), 79)}

その外に、2024-T3 および 7075-T6 合せ板と裸材を屋外で疲労試験すると、2024-T3 合せ板を除き他のものは屋内におけるよりも疲労寿命の減少が大であり、合せ板は裸材よりも大気腐食の影響が少ないという実験⁸¹⁾もある。また、真空中で 2014-T6 板のき裂成長速度を 8~16 cpm で測定し、 $8 \times 10^{-6} \text{ mmHg}$ (16hr 排気) までは真空度が高いほどき裂の成長速度がおそくなり、さらに高真空度では逆に速くなっている $1.7 \times 10^{-7} \text{ mmHg}$ (161hr 排気) になると大気中における成長速度に近づく⁸²⁾といふ。

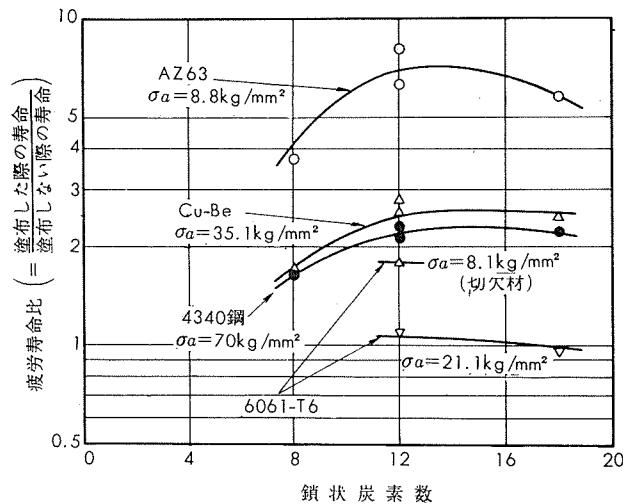
つぎに、以上の霧囲気の影響と関連して有機化合物塗膜の影響が検討されている。オクチルアルコール、デシルアルコール、デシルアミン、オクタデシルアミンなどのオレホビック物質を Cu-1.75% Be 合金、6061 合金 (切欠材)、AZ63-H24 材に塗布すると疲労寿命が改善される^{83)~}

第9表 疲労強度に及ぼす大気腐食の影響^{67), 72), 73)}

材質	引張強さ, kg/mm ²	疲労強度 (回転曲げ, 5×10 ⁷ 回), kg/mm ²		疲労強度 (軸方向両振り, 3×10 ⁷ 回), kg/mm ²				
		大気中	ラノリン 塗布	大気中	大気中 (乾燥)	大気中 (湿潤)	真空中 (0.5~1×10 ⁻⁸ mmHg)	ラノリン 塗布
純銅	22.7	—	—	6.8	—	—	7.7	—
純銅	—	—	—	7.0	7.6	7.1	7.8	—
七三黄銅	31.2	—	—	11.4	—	—	14.3	11.1
七三黄銅	—	—	—	11.9	12.5	11.7	14.6	—
Cu-20%Ni	35.4	—	—	14.3	—	—	14.3	12.4
ジュラルミン	44.4	14.6	13.8	10.6~14.2	—	—	13.0	9.4~12.6
Mg-2.5%Al	25.8	10.6	11.4	8.2~9.5	—	—	8.2~9.5	8.2~9.5

85)。第23図に掲げるようすにオレホビック物質の鎖状炭素数が12以上あれば良好な結果が得られ、われの進行を遅らせるとともに大気中の水分その他の作用を阻止するためと考えられている。しかし、材料の表面皮膜の性質も関係し、Ti-75Aなどでは効果がない。また、無極性物質(n-ヘキサデカン、キシレン、ベンゼン)は塗布しても疲労寿命が改善されない。

なお、ワセリンとゴムその他の混合物⁷¹⁾、ラノリンなどの塗布⁷²⁾、また、スピンドル油中における疲労強度を大気中の結果と比較した実験⁸⁶⁾もある。

第23図 オレホビック物質の塗布が疲労寿命に及ぼす影響⁸³⁾

6. 腐食疲労われ

多くの場合、われは腐食孔から発生し、結晶粒内を貫通(写真2参照)するが、合金の種類や応力の大きさによって粒界を進行することもある。ジュラルミンは低速の繰返応力を受けると結晶粒界をわれが貫通し²⁰⁾、鉛も結晶粒界貫通型のわれを生じる。Al-8%Mg合金の組織を変えてわれの発生を観察した結果では、われは結晶粒界におきるがその進行とともに粒内貫通型となる²¹⁾。Al-Zn-Mg合金は結晶粒内および粒界の腐食孔から発生し、その形態と進行状況が検討されているが、大気中における場合と本質的な相違はないようであり^{21), 42)}、また、3%食塩水中で

もすべり線に沿ってガスの発生が観察されている²¹⁾。

なお、純アルミニウム単結晶⁸⁷⁾および単結晶2個⁸⁸⁾の場合の水道水中における疲労われの観察はGoughらによつて行なわれている。

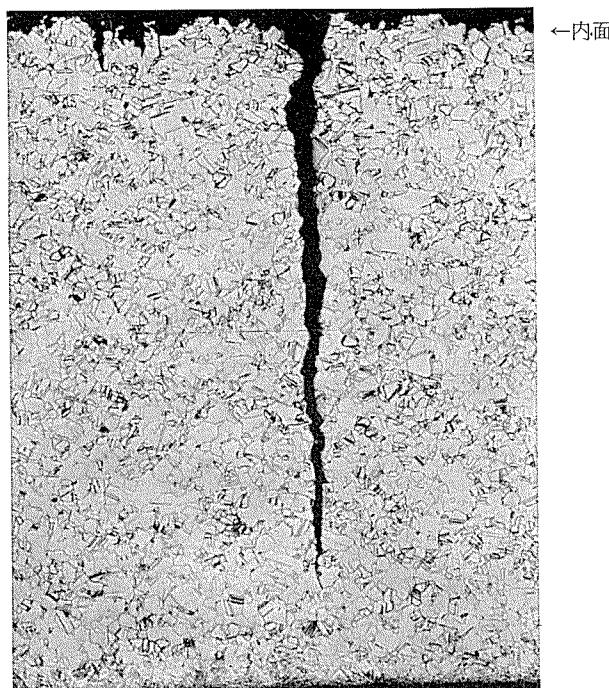


写真2 復水器管の腐食疲労ワレ (倍率100×7/8)

7. 腐食疲労に対する防護策

前述したようにアルミニウム合金は腐食疲労による疲労強度の低下が著しいので、表面処理を施すことが望ましい。

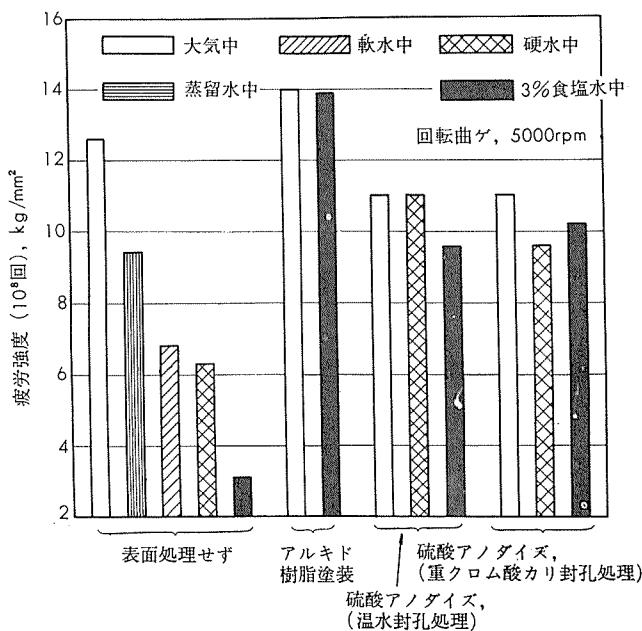
第10表はDTD5054合金⁸⁹⁾、第24図はH10合金⁶⁾について表面処理が腐食疲労強度に及ぼす影響を示す。クロム酸塩下塗り塗装後常温硬化型塗料やアルキド樹脂で塗装すると疲労強度が低下せず、焼付け塗装やラノリンレジンなどの被覆も防食効果があるが前者よりも劣る。

アノダイズ処理は皮膜が屢々に乏しいので繰返応力によってわれやすく、大気中の疲労強度を低下せしめるのでその厚さが問題⁹⁰⁾となるが、腐食疲労下では効果が若干ある。H10合金の場合、硬水に対してはアノダイズ後温水封孔処理、3%食塩水では重クロム酸カリ封孔処理するのがよい

ようであり、表面処理をしないものとくらべてかなり良好な結果を得ているが、第10表のDTD5054合金や7076合金⁹¹⁾の場合は腐食疲労強度がそれほど改善されていない。なお、ジュラルミンにCdおよびZnめっきした場合の腐食疲労の実験⁴³⁾もある。

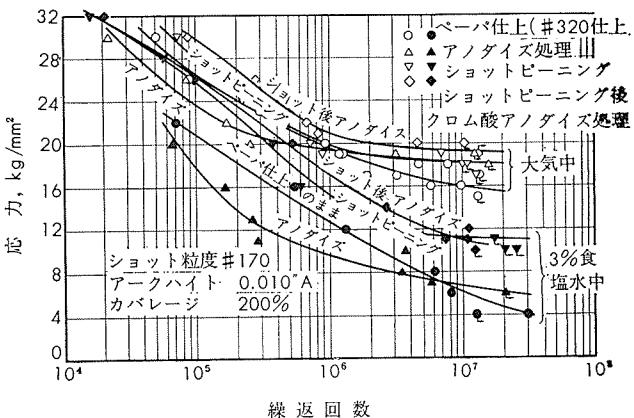
第10表 疲労強度におよぼす表面処理の影響(回転曲げ、3000rpm)⁸⁹⁾

材質	表面処理	腐食液	疲労強度(10^8 回) kg/mm ²
DTD5054 (試材1)	表面処理せず(研磨紙仕上)	大気中 3%食塩水中	18.9 5.0
	ラノリシン(ジンクロメート入り、DTD279B)		12.3
	ラノリシン(DTD663)	3%食塩水中	10.4
	Al-2%Zn吹付け		9.0
	ペーパーブラスト(アルミニウム)		8.2
	陽極酸化処理(DTD910B)		6.5
DTD5054 (試材2)	硬質陽極酸化処理(DTD930)		7.1
	表面処理せず(研磨紙仕上)		4.4
	陽極酸化処理(DTD910B)後ジンクリメート下地塗装(DTD911B)した後上塗り(DTD827)		18.9
	エッチプライマー(DTD827)		18.6
	エッチャプライマー塗布後エポキシ樹脂仕上(常温硬化型、DTD5555)	3%食塩水中	18.0
	エッチャプライマー、エポキシ樹脂系下地塗装および同上塗り(常温硬化型、DTD5555)		17.6
	フェノール系ワニス(焼付け)		14.3
	陽極酸化処理(DTD910B)後焼付け下塗りおよび上塗り(DTD235)		11.3
	アルクロム#1200(DTD900/4413)		8.7
	Al/Zn顔料		6.6
	ショットビーニング加工		8.2



第24図 H10 合金の表面処理が疲労強度に及ぼす影響⁶⁾

ショット・ビーニング加工は腐食疲労強度の改善に若干の効果があり^{91), 92)}、一例を第25図に示す。また、DTD5054合金の3%食塩水中の腐食疲労における電気化学的分極作用を調べた実験⁹³⁾によると、試験片を陰極分極すると疲労寿命が伸びるが陽極分極の場合は減少し、平均応力が大きくなると陰極分極の効果は減少する。



第25図 7076-T6 鍛造材の大気中ならびに3%食塩水中的S-N曲線⁹¹⁾

8. 結語

非鉄金属材料の腐食疲労強度についてまとめたが、腐食疲労強度は繰り返し数と繰り返し速度によって変るからS-N曲線の形状に注意することが必要である。また、通常の耐食性のよいものが腐食疲労に優れているとは限らない。一般に腐食疲労の過程は腐食によって腐食孔が生じ、それが切欠として作用すると考えるわけであり、腐食疲労に耐える材料は切欠疲労にも強い傾向がみられる²⁹⁾。鋼材では全寿命の15~20%をすぎれば腐食の有無はほとんど影響せず、ただ繰り返し応力の作用のみによってき裂が進行するという考え方⁹⁴⁾もある。しかし、切欠もしくはき裂に対する感度のみでなく、材料の表面皮膜が耐食的であることはいいうまでもなく、それが動的応力に対して充分な抵抗をもつかどうかが問題となるのではなかろうか。

文 献

- 五十嵐、深井：鉄と鋼, 24, [5], (1938-5), 451
- B.P. Haigh : J. Inst. Metals, 18, [II], (1917), 55
- たとえば H.J. Gough : J. Inst. Metals, 49 (1932), 17
- P.T. Gilbert : Metallurgical Rev., 1(1956), Part. 1
- D.J. McAdam, Jr. : Proc. ASTM, 28, [II], (1928), 117
- N.P. Inglis, E.C. Larke : J. Inst. Metals, 83(1954~55), 117
- D.J. McAdam, Jr. : Proc. ASTM, 27, [II], (1927), 102
- 竹内、田中：本誌, 3, [3], (1962-7), 117
- 遠藤：材料試験, 9, [87], (1960-12), 747
- D.S. Dugdale : Metallurgia, 65, [1], (1962-1), 27
- D.J. McAdam, Jr. : Proc. ASTM, 26, [II], (1926), 224
- F. Bollenrath, W. Bungardt : Luftfahrt-Forsch., 18 (1941), 417; Chem. Abst., 37, [II], (1943), 4354
- D.J. McAdam, Jr. : Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 99 (1932), 282
- D.J. McAdam, Jr. : Proc. ASTM, 29, [II], (1929), 250
- D.J. McAdam, Jr. : Proc. ASTM, 30, [II], (1930), 411
- 遠藤、駒井：材料, 14, [145], (1965), 827
- H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Iron & Steel Inst., 127, [I], (1933), 301

- 18) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Iron & Steel Inst., **135**, [I], (1937), 315
- 19) たとえば、竹内：日金誌, **21**, [6], (1957-6), 375 および 396; A.R. Anderson : Proc. ASTM, **41**(1941), 849 および '46 (1946), 678
- 20) D.J. McAdam, Jr. : Inter. Congr. Test. Materials (Amsterdam), **1** (1927), 305
- 21) C.A. Stubbington, P.J.E. Forsyth : J. Inst. Metals, **90** (1961-62), 347
- 22) Stern-Rainer, Jung-König : Korrosion u. Metallschutz, **18**(1942), 337
- 23) 竹内：軽金属, No. 16 (1955-8), 110
- 24) C. Panseri : Alluminio, **23** (1954), 473; Schweiz. Arch. angew. Wiss. Techn., **20** (1954), 152
- 25) D.J. McAdam, Jr. : Trans. Amer. Inst. Min. Metal. Eng., Inst. Div., (1928), 571
- 26) D.J. McAdam, Jr. : Amer. Inst. Min. Metal. Eng., Pub., (1930), 329
- 27) K. Laute : Korrosion, Bericht über die III Korrosionstagung, (Berline), (1933), 6
- 28) P. Luidwik, J. Krystoff : Mitt. Techn. Versuchsamtes, (Wien), **22**(1933), 42
- 29) 竹内：日金誌, **22**, [3], (1958-3), 132
- 30) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Inst. Metals, **60**, [I], (1937), 143
- 31) D.J. McAdam, Jr. : J. Research NBS, **24**(1941), 135
- 32) J. McKeown 他3名 : J. Inst. Metals, **83**(1954-55), 69
- 33) D.G. Sopwith : Rep. & Memo. No. 2486, Aero. Research Council, 抄録は Metal Prog., **60**, [11], (1951-11), 190
- 34) 深井, 高尾, 森沢：材料, **12**, [122], (1963-11), 311
- 35) D.J. McAdam, Jr. : Tráns. ASME, **51**, [I], (1929)
- 36) 竹内：材料試験, **7**, [52], (1958-1), 39
- 37) 深井, 竹内：本誌, **1**, [2], (1960-4), 153
- 38) 竹内, 田中：本誌, **7**, [2], (1966-4), 103
- 39) J.W. Martin, G.C. Smith : Metallurgia, **54**, [11], (1956-11), 227
- 40) 竹内：住友金属, **8**, [1], (1956-1), 24
- 41) 竹内, 田中：一部未公表
- 42) C.A. Stubbington : Metallurgia, **61**(1963), 109
- 43) I.J. Geard, H. Sutton : J. Inst. Metals, **56**, [I], (1935), 29
- 44) 深井：日金誌, **7**, [10], (1943-10), 458
- 45) Northern Aluminium Co., Ministry of Aircraft Prod. Soc. & Tech. Note., No. 3/42
- 46) G. Forrest : Sheet Metal Ind., **34**, [11], (1957-11), 831
- 47) H.S. Rawdon : Proc. ASTM, **29**, [II], (1929), 314
- 48) 河内, 竹内, 田中：本誌, **5**, [4], (1964-10), 340
- 49) 塩田, 今林：日金誌, **24**, [5], (1960-5), 304
- 50) R.R. Moor : Proc. ASTM, **27**, [II], (1927), 128
- 51) 鈴木, 村瀬：溶接誌, **29**, [5], (1960-5), 413
- 52) R.A. Leybold : NASA TN D-2359 (1964)
- 53) 竹内：未公表
- 54) W.L. Williams : U.S. Naval Eng., EES Rep. C-395, 抄録
- は Rem-Cru, Titanium Manual, (1954)
- 55) J.G. Kaufman, R.G. Grum, E. D'Appolonia : WAL Rep. No. 401/68-47, (1954-11)
- 56) 竹内：軽金属, No. 19(1956-5), 90
- 57) J.B. Cotton, B.P. Downing : Trans. Inst. Marine Eng., **69** (1957-8), 311
- 58) 竹内：軽金属, No. 24(1957-5), 82
- 59) S. Hukai, K. Takeuchi : Proc. 2nd JSTM, (1959), 22
- 60) 山本：神鋼, **10**, [3], (1960-3), 169
- 61) 西原, 山本：材料試験, **10**, [90], (1961-3), 222
- 62) 竹内：機論, **29**, [206], (1963-10), 626
- 63) 深井, 竹内：材料試験, **19**, [77], (1960-2), 147
- 64) J.P. Romualdi, E. D'Appolonia : Proc. ASTM, **55**(1955), 969
- 65) J.P. Romualdi, E. D'Appolonia : Proc. ASTM, **59**(1959), 723
- 66) S. Beckinsale, B. Johnes : J. Inst. Metals, **39**, [I], (1928), 375
- 67) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Inst. Metals, **56**, [I], (1935), 55
- 68) B.P. Haigh, B. Johnes : J. Inst. Metals, **43**, [I], (1930), 271
- 69) H. Waterhouse : British Non-Ferrous Metal Res. Asoc., Res. Rep. RRA440, (1937)
- 70) A. Coustenoble : Mataux-erosion-Ind., **35**(1960), 379
- 71) D.J. Mack : Proc. ASTM, **45** (1945), 629
- 72) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Inst. Metals, **49**, [II], (1932), 93
- 73) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Inst. Metals, **72**(1946), 415
- 74) N.J. Wadsworth, J. Hutching : Philosoph. Magazin, **3** (1958), 1154
- 75) H.W. Liu, H.T. Corton : NASA TN, D-647 (1960-11)
- 76) T. Broom, A. Nicholson : J. Inst. Metal, **89**(1960-61), 183
- 77) W.L. Holshouser, J.A. Bennet : Proc. ASTM, **62**(1962), 683; SAE J, **70** (1962-9), 60. Canad. Mech. & Metal Working, **74**, [6], (1963-6), 148; J. Environmental Science, **5**, [4], (1962-8), 16
- 78) J.A. Bennet : Mater. Res. & Std., **3**, [6], (1963-6), 480
- 79) J.A. Bennet : Acta Metallurgica, **11**(1963), 799
- 80) J.A. Bennet : J. Res. & NBS, **68C**, [2], (1964-4~7), 91
- 81) H.A. Leybold, H.F. Hardrath, R.L. Moor : NACA, TN, No. 4331 (1958)
- 82) H. Christensen : Trans. ASM, **57**(1964), 373
- 83) H.E. Frankel, J.A. Bennet, W.L. Holshouser : J. Research of NBS, **64C**, [2], (1960-4~7), 147
- 84) W.L. Holshouser, H.P. Utech : Eng., **192** (1961-3), 593; Iron Age, **188**, [14], (1961-10), 72
- 85) Metal Ind., **99**(1961-11), 378
- 86) 深井, 竹内：本誌, **1**, [2], (1960-4), 88
- 87) H.J. Gough, D.G. Sopwith : Proc. Roy. Soc., **135**, [A], (1932), 392
- 88) H.J. Gough, D.G. Sopwith : J. Inst. Metals, **52**(1933), 57

- 89) H.G. Cole, R.J.M. Rayne : Metallurgia, **66**, [393], (1962-6), 11
- 90) たとえば, G.W. Stickely : Proc. ASTM, **60**(1960), 577
- 91) 竹内, 佐々木, 山盛 : 材料, **15**, [154], (1966), 492
- 92) R.F. Brodrick, E.A. Rothman : ASME Paper, No.62-MET-20, (1962)
- 93) J.A. Whittaker : J. Inst. Metals, **91**(1962-63), 346, 討論は **92**(1964) 157
- 94) 岡本, 北川 : 機誌, **62**, [481], (1959-2) 204

R92

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 8 No. 3 July 1967

溶接構造用アルミニウム合金ZK41の機械的性質について

寺井士郎 竹内勝治
田中英司 馬場義雄
中村 授

住友軽金属工業株式会社

溶接構造用アルミニウム合金

ZK41の機械的性質について

寺井士郎* 竹内勝治*
田中英司** 馬場義雄**
中村 授**

1. はじめに

Al-Zn-Mg系合金が車輌、橋梁、起重機などの大型溶接構造物にかなり使用されるようになった。ここに述べるZK41合金は当社が新たに開発した溶接構造材であり、Al-4.1%Zn-2.1%Mg基合金に微量元素を2,3添加し、焼入れ性ならびに時効性を害することなく、溶接割れと応力腐食割れを防止したものであり、しかも、強度と溶接性がZG43合金¹⁾とくらべて優れている。

本資料はZK41合金について熱処理特性および機械的諸性質をまとめたものであり、実験は板材、押出棒および形材について行なった。

2. 熱処理特性および機械的諸性質

実験結果は項目別にデータ・シートとして次頁以下に示す。これらの結果を要約するとつぎのようである。

(1) ZK41合金の静的強度に及ぼす冷却速度の感受性はZG43合金より若干敏感であるが、Crを含む他のAl-Zn-Mg系合金、あるいはZQ50合金²⁾にくらべると鈍い。また高温時効硬化に対する室温における予備時効の影響が比較的大きいので、焼入れ後3日間程度室温に放置したのち焼もどし処理するのが望ましい。

(2) 代表的な機械的性質は第1表に示す。この値は本実験における板材、押出棒および形材の平均値をとったものであり、ZG43合金よりも強度が高い。

(3) 切欠疲労強度は他のAl-Zn-Mg系合金とくらべて高い傾向がある³⁾。また、切欠感度は第17図からわかるようにF>T6>T4材の順に大きく、この傾向は他のAl-Zn-Mg系合金においても同様である³⁾。

なお、切欠試験片のS-N曲線は第15図に示すように繰り返し数 $10^4 \sim 10^6$ の範囲で段がつくものがあり、中程度の応力における寿命が大きい。このような例は2024-T4材などでも見受けられ、押出材特有の現象である^{4, 5)}。

(4) せん断域における座屈強さは Tangent modulus theoryによって推定した値とかなりよく一致する。

(5) 長時間加熱後のT6材の引張強度は100°Cをこえると急激に低下し、FおよびT4材も類似な傾向をもつが、100°C付近で析出硬化現象をおこす。

(6) 低温における引張強度は温度が低くなるにつれて向上するが、-75°Cではその割合があまり著しくない。

(7) 低温におけるTear testの最高荷重は温度が低くなるにつれて増加する。きれつが発生するに要するエネルギー W_1 はほとんど一定であり、きれつが伝播するに要したエネルギー W_2 はきれつが圧延方向にそって入るときが小さい。

3. 結 び

溶接構造用アルミニウム合金ZK41の熱処理特性と機械的諸性質を明らかにした。本合金はZG43合金より強度が大で、溶接性が優れているのが特長であり、溶接構造にお薦めするしたいである。なお、耐食性は耐食アルミニウム合金第4種(6061)と同等なことを付記する。

文 献

- 1) 竹内、田中：本誌、6-3、(1965-7), 209
- 2) 寺井、竹内、田中、馬場：本誌、7-2、(1966-4), 114
- 3) 竹内、田中、福井：軽金属、投稿中
- 4) 深井、竹内：機械学会誌、61-479、(1958-12), 1467
- 5) C. Panseri, L. Mori : Alluminio, 31-2, (1962-2), 61

第1表 代表的な機械的性質

質別	引張性質				ブリネル カタサ, 10/500/30	シャルピー 衝撃値 (JIS 3号), kg-m/cm ²	疲労強度(10 ⁷ 回), kg/mm ²		
	耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸長率, %	弹性率, kg/mm ²			回転曲げ (小野式) ^a	平面曲げ(シェンク型) 圧延のまま	ベーパ仕上
T 4	28	41	16	7250	97	6	16	11.7	14
T 6	42	48	15		128	5	17	13.4	15

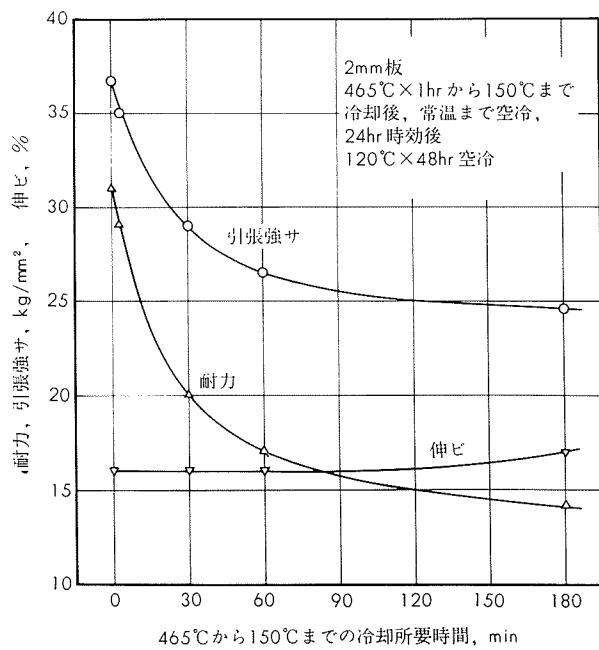
* 研究部 工学博士

** 研究部

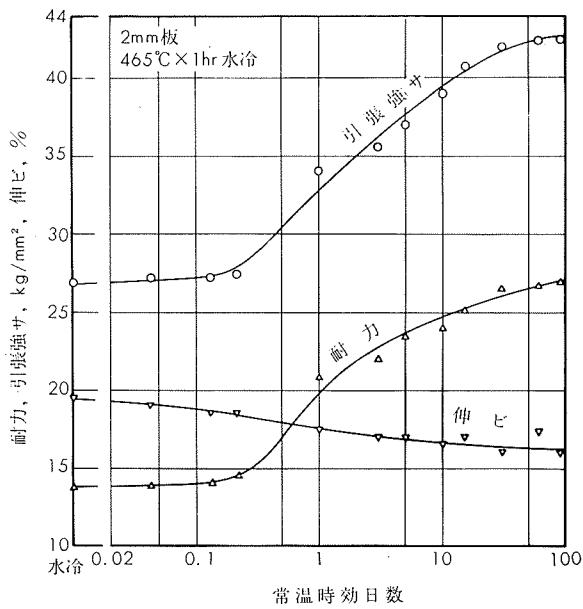
TECHNICAL DATA SHEET (8-3.1)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

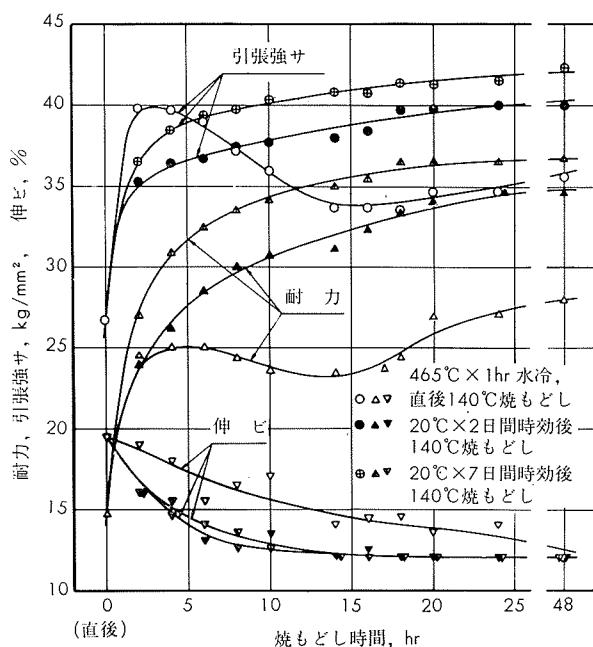
1) 热处理特性



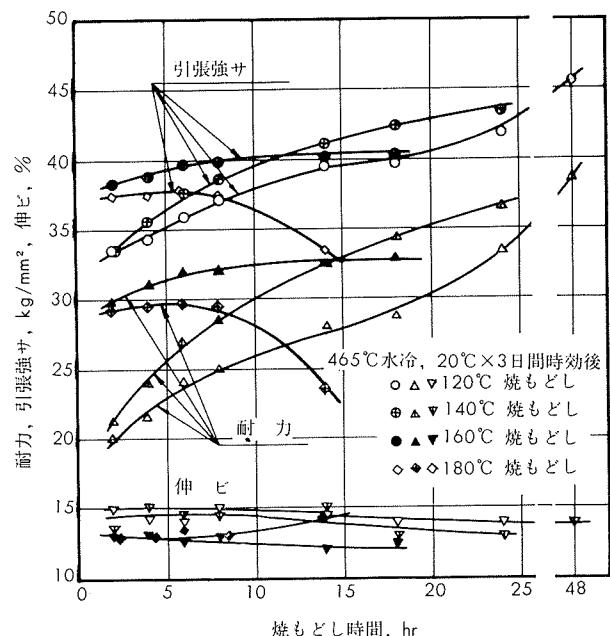
第1図 引張性質におよぼす焼入速度の影響



第2図 常温時効曲線 (20°C)



第3図 高温時効 (140°C) におよぼす予備時効の影響 (2mm板)



第4図 高温時効曲線 (押出形材、肉厚3mm)

(昭和42年7月)



住友軽金属工業株式会社

寺井、竹内、
研究部
田中、馬場、中村

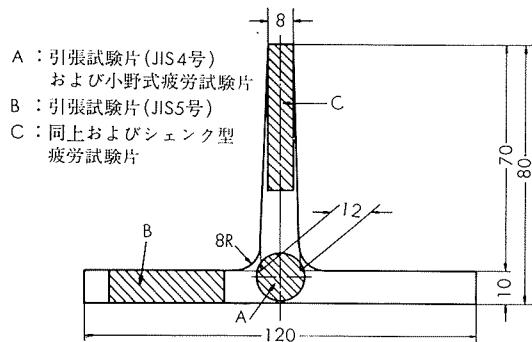
TECHNICAL DATA SHEET (8-3.2)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

2) 引張性質, カタサ, 衝撃値, 曲げ試験内側半径

第 2 表 引張性質

試材	質別	熱処理	引張性質					
			耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	真破断強さ, kg/mm ²	伸び, %	絞り, %	強性率, kg/mm ²
20mmφ押出棒	試材 A	F	押出後120日間時効	34.8	49.0	56.6	12	13
		T4	460°C×1hr 水冷後50日間時効	31.5	47.2	54.8	12	15
		T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	47.5	51.6	69.0	14	35
	試材 B	F	押出後45日間時効	32.8	46.1	52.6	13	14
		T4	460°C×1hr 水冷後45日間時効	29.2	44.9	52.7	12	15
		T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	47.2	51.1	65.2	13	30
26mmφ押出棒	試材 C	F	押出後60日間時効	31.9	45.1	50.8	10	13
		T4	460°C×1hr 水冷後40日間時効	31.8	46.2	52.8	11	14
		T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	48.6	51.9	67.9	13	34
T型押出形材	採取位置 A	T4	460°C×1hr 水冷後50日間時効	28.9	43.5	51.6	15	16
	採取位置 B			24.1	41.0	—	17	—
	採取位置 C			24.6	41.9	—	16	—
	採取位置 A	T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	45.4	49.3	62.2	14	30
	採取位置 B			40.2	46.2	—	16	—
	採取位置 C			42.1	48.2	—	14	—
4mm圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T4	460°C×1hr 水冷後30日間時効	29.2	37.8	—	15	—
				27.8	37.5	—	18	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	42.0	47.3	—	14	—
				41.3	46.4	—	14	—
12mm圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T4	460°C×1hr 水冷後60日間時効	25.5	36.2	—	16	—
				25.4	38.3	—	20	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	39.8	44.2	—	15	—
				40.8	46.6	—	14	—
25mm圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T4	460°C×1hr 水冷後60日間時効	23.8	37.3	—	19	—
				24.2	38.0	—	24	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T6	460°C×1hr 水冷, 3日間時効後 120°C×48hr 空冷	37.5	44.9	—	17	—
				38.2	45.5	—	18	—



第5図 T型押出形材の寸法および試験片採取位置

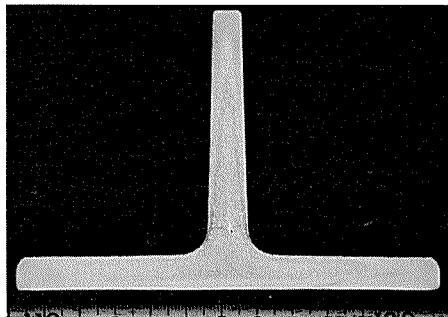


写真1 T型押出形材の肉眼組織

(昭和42年7月)



住友軽金属工業株式会社

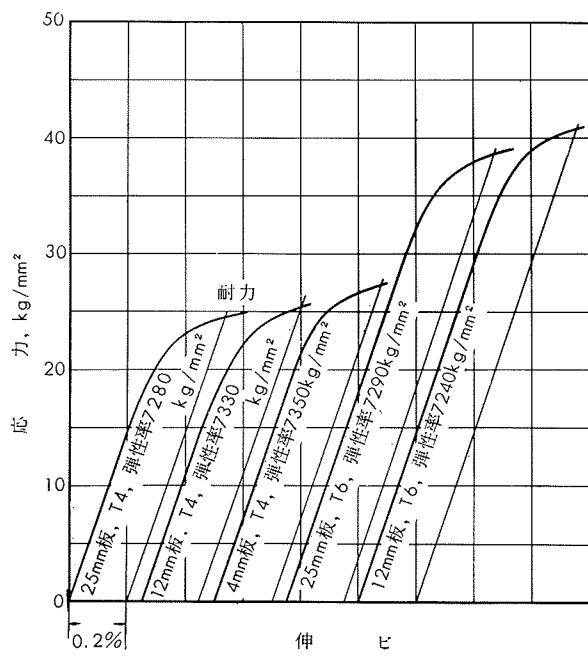
寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.3)

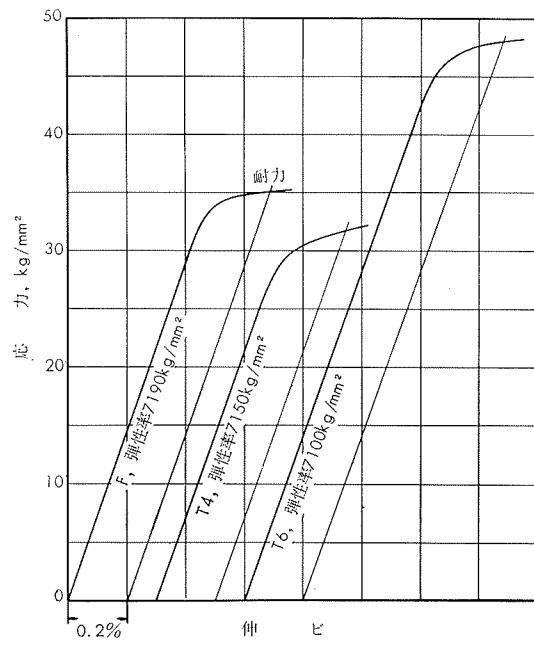
アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

第3表 カタサおよび衝撃値

試	材	質別	カタサ			シャルピー衝撃値 (JIS 3号), kg·m/cm ²
			ブリネル, 10/500/30	ビックカース, 10kg	ロックウェル, Bスケール	
20mmφ 押出棒	試材 A	F	102	118	63	6.4
		T4	98	114	59	6.1
		T6	133	150	79	4.7
	試材 B	F	100	115	60	6.4
		T4	94	108	56	6.8
		T6	131	149	79	4.7
26mmφ 押出棒	試材 C	T4	94	110	57	6.6
		T6	130	150	78	5.1
T型押出形材	採取位置 A	T4	99	112	57	7.9
		T6	124	141	76	4.8
4mm 压延板		T4	97	111	58	—
		T6	129	145	79	—
12mm 压延板		T4	99	112	58	(第4表参照)
		T6	132	137	79	—
25mm 压延板		T4	97	108	57	—
		T6	127	134	77	—



第6図 壓延板の応力一伸び線図（圧延方向に直角）



第7図 20mmφ押出棒（試材A）の応力一伸び線図

(昭和42年7月)

住友軽金属工業株式会社

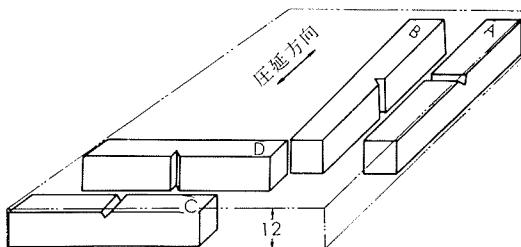
寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.4)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

第 4 表 12mm 压延板 T 4 材の衝撃値

試験温度, °C	シャルピー衝撃値(JIS 4号), kg·m/cm ²			
	A	B	C	D
常温	7.1	3.4	3.4	2.3
-75	8.6	3.8	4.4	2.5
-196	12.3	3.2	5.9	2.2



第 8 図 衝撃試験片採取要領

第 5 表 圧延板の180°曲げ試験

180°曲げ 試験内側 半径	4mm 壓延板				12mm 壓延板				25mm 壓延板			
	T 4		T 6		T 4		T 6		T 4		T 6	
	圧延方向	圧延方向 に直角	圧延方向	圧延方向 に直角	圧延方向	圧延方向 に直角	圧延方向	圧延方向 に直角	圧延方向	圧延方向 に直角	圧延方向	圧延方向 に直角
0.75t	—	ワレ	—	—	ワレ	—	ワレ	—	ワレ	—	—	—
1.0t	ワレ	微小ワレ	ワレ	ワレ	良	ワレ	微小ワレ	—	良	ワレ	ワレ	—
1.5t	微小ワレ	良	微小ワレ	良	—	微小ワレ	良	ワレ	—	微小ワレ	良	ワレ
2.0t	良	—	良	—	—	良	—	微小ワレ	—	良	—	微小ワレ
2.5t	—	—	—	—	—	—	—	—	良	—	—	良

t : 試験片の板厚

3) 疲労強度

第 6 表 疲労強度

区分	試材	質別	試験片 ⁽¹⁾	試験条件	疲労強度, kg/mm ²			疲労比 ⁽²⁾ (10 ⁷ 回)
					10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
回転曲げ (小野式) (1700rpm)	20mmφ 押出棒 (試材 A)	F	10mmφ, ペーパ仕上	大気中	24.3	17.7	13.5	0.28
		T4			24.6	19.9	17.6	0.37
		T6			28.0	19.6	16.7	0.32
	T型押出形材	F	10mmφ, ペーパ仕上	3%食塩水 中(150~ 250cc/min)	14.9	9.5	5.6	0.11
		T4			15.0	9.3	5.4	0.11
		T6			17.8	11.6	5.9	0.11
平面曲げ (シェンク型) (3500cpm)	T型押出形材	F	10mmφ, ペーパ仕上	大気中	22.6	17.4	15.6	—
		T4			23.7	18.0	15.6	0.36
		T6			26.8	20.2	17.9	0.36
	4mm 壓延板	F	押出方向に平行, 厚さ 3mm, ペーパ仕上	大気中	21.5	16.8	14.4	—
		T4			22.8	16.5	13.4	0.31
		T6			25.7	19.2	14.9	0.30
		T4	圧延方向に平行 ペーパ仕上 圧延のまま	大気中	23.7	17.4	15.1	0.40
		T6	圧延方向に平行 ペーパ仕上 圧延のまま	大気中	22.9	14.9	11.7	0.31
		T6	圧延方向に平行 ペーパ仕上 圧延のまま	大気中	25.2	20.2	17.6	0.37
					21.4	16.0	13.4	0.28

(1) ペーパ仕上は理研カーボランダム研磨紙 #400仕上。

(2) 疲労比=疲労強度/引張強度

(昭和42年7月)



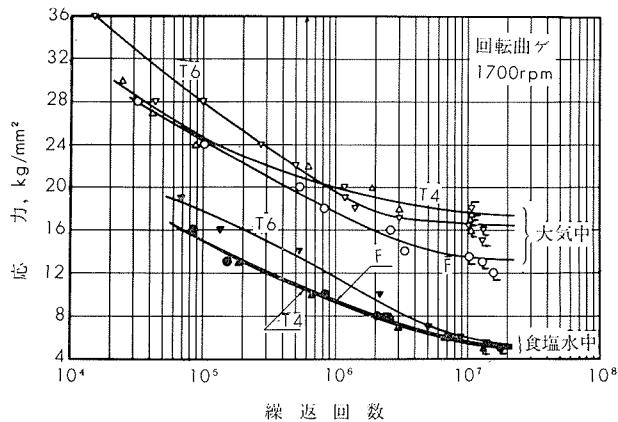
住友軽金属工業株式会社

研究部

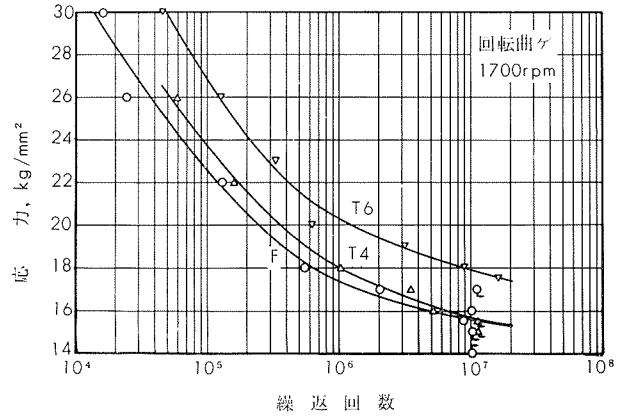
寺井, 竹内,
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.5)

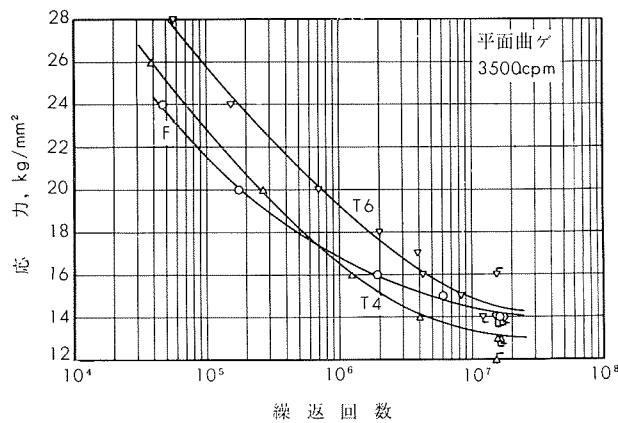
アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質



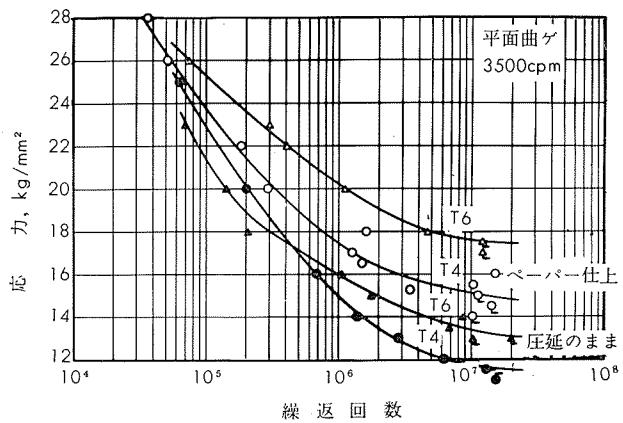
第9図 20mmφ押出棒（試材A）のS-N曲線



第10図 押出形材から採取した試験片（採取位置A）のS-N曲線



第11図 押出形材から採取した試験片（採取位置C）のS-N曲線



第12図 4mm圧延板のS-N曲線

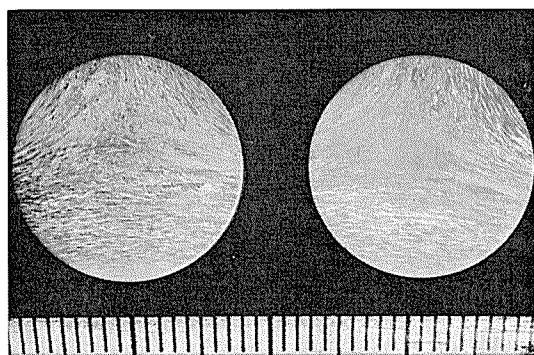
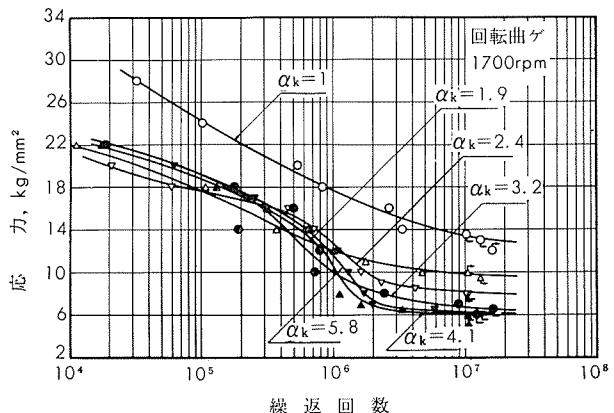


写真2 押出形材疲労試験片（採取位置A）の肉眼組織



第13図 20mmφ押出棒（試材A, F材）のS-N曲線

(昭和42年7月)

住友軽金属工業株式会社

寺井, 竹内,
研究部 田中, 馬場, 中村

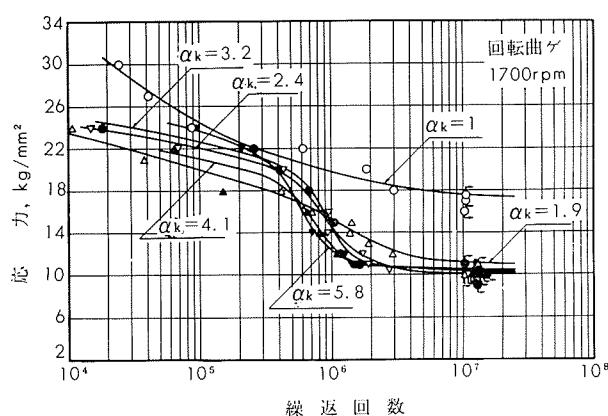
TECHNICAL DATA SHEET (8-3.6)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

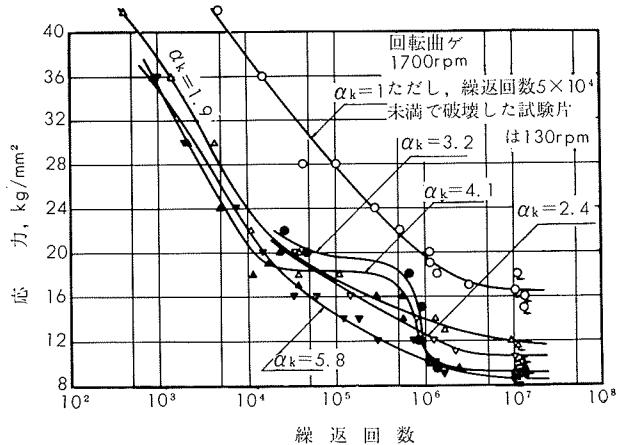
第 7 表 20mm ϕ 押出棒の切欠疲労強度⁽¹⁾

切欠底の丸み, ρ , mm	形 状 係 数, α_k	疲 労 強 度, kg/mm ²								
		F 材			T 4 材			T 6 材		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
(∞)	(1)	(24.3)	(17.7)	(13.5)	(24.6)	(19.9)	(17.6)	(28.0)	(19.6)	(16.7)
1	1.9	17.7	12.0	9.8	20.0	15.3	11.1	18.0	14.0	11.8
0.5	2.4	17.6	12.6	8.2	22.0	14.5	10.1	17.5	13.0	10.5
0.25	3.2	19.1	10.0	6.7	22.6	14.5	10.4	19.7	11.7	9.2
0.125	4.1	18.8	10.5	6.1	19.0	12.8	10.5	18.5	10.8	9.2
0.06	5.8	19.2	11.6	6.2	23.7	12.4	10.5	14.4	10.3	8.6

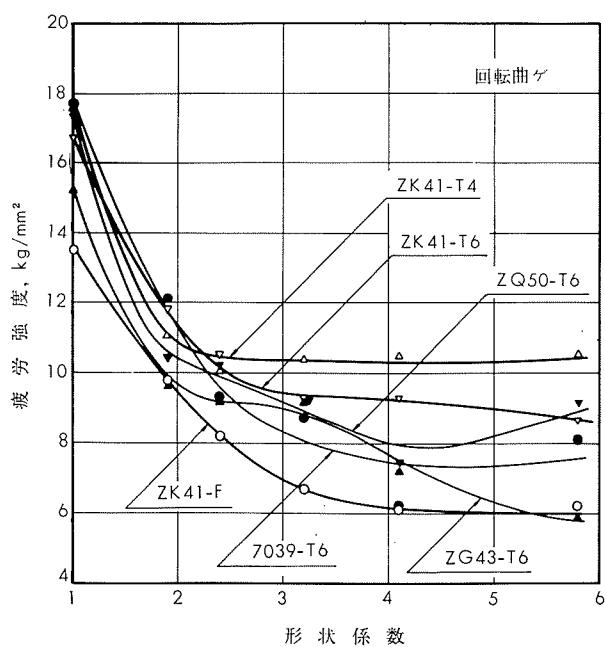
(1) D=12mm ϕ , d=10mm ϕ , t=1mm, $\rho=1mm$ は半円型環状切欠, 他は60°-V型環状切欠。



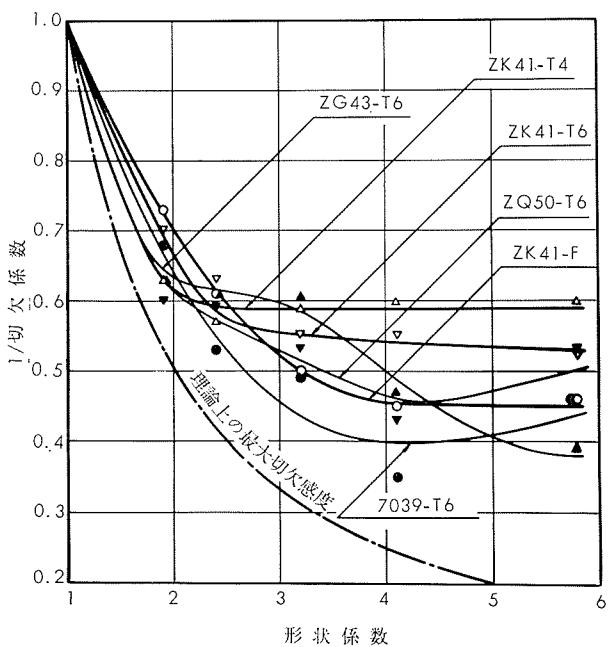
第14図 20mm ϕ 押出棒（試材A, T 4 材）のS—N曲線



第15図 20mm ϕ 押出棒（試材A, T 6 材）のS—N曲線



第16図 切欠疲労強度の比較 (10⁷回)

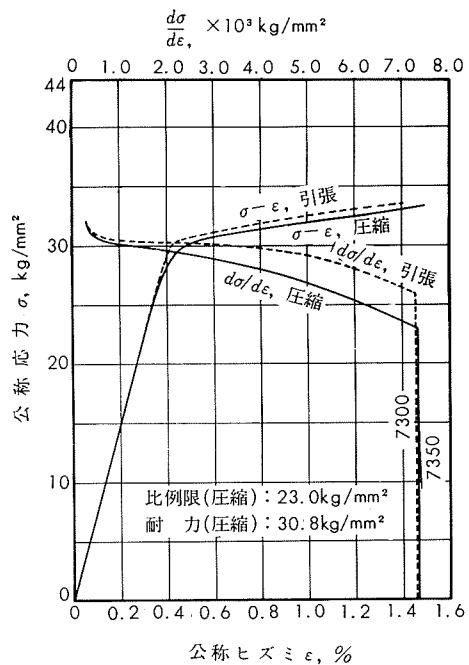


第17図 切欠感度の比較 (10⁷回)

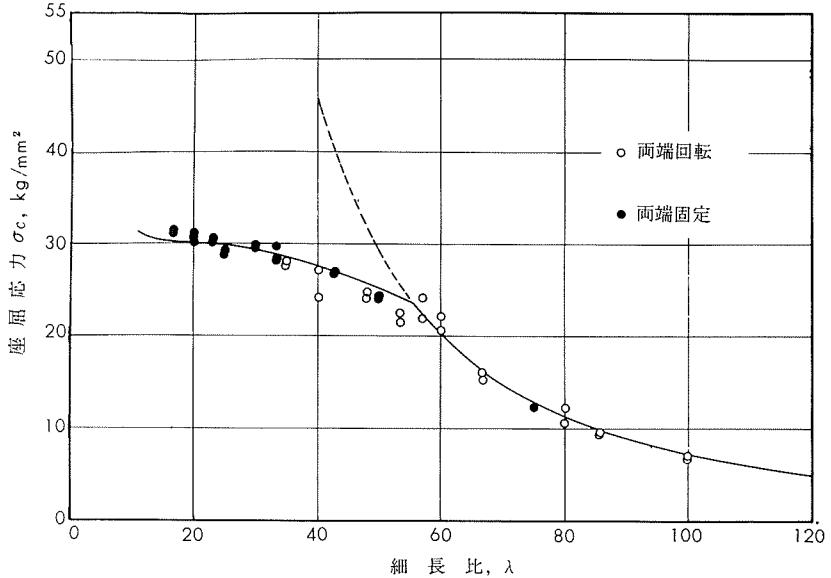
TECHNICAL DATA SHEET (8-3.7)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

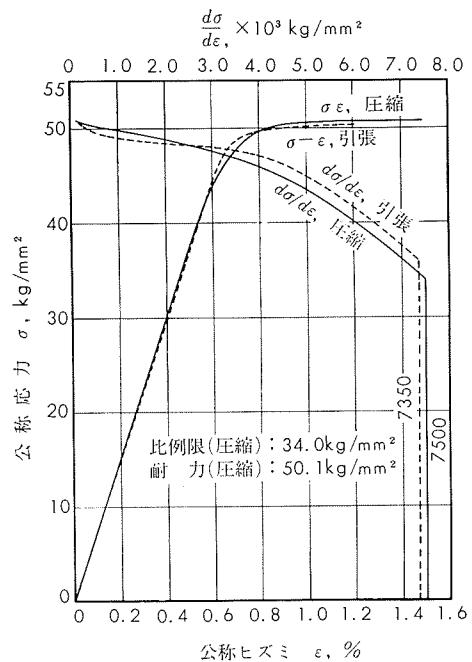
4) 座屈強度



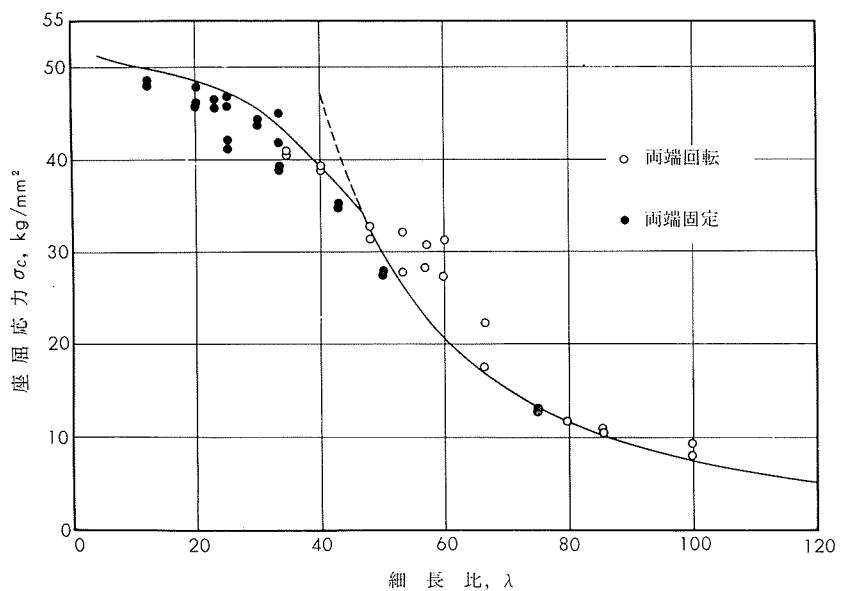
第18図 26mmφ押出棒（試材C, F材）の
応力—ヒズミ線図



第19図 26mmφ押出棒（試材C, F材）の座屈強さ



第20図 26mmφ押出棒（試材C, T6材）の
応力—ヒズミ線図



第21図 26mmφ押出棒（試材C, T6材）の座屈強さ

(昭和42年7月)



住友軽金属工業株式会社

寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.8)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

5) 高温、低温における引張性質と衝撃値

第 8 表 20mm ϕ 押出棒(試材B)の低温および高温における引張性質⁽¹⁾

質別	試験 温度, °C	1 hr 保 持			100 hr 保 持			500 hr 保 持			1000 hr 保 持		
		耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %									
F	-196	40.1	60.6	12	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	-75	34.0	48.4	14	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	常温	(32.8)	(46.1)	(13)	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	100	28.2	40.1	14	44.1	49.2	16	48.3	50.8	16	47.0	49.8	17
	150	34.6	37.4	23	32.8	34.5	24	26.8	28.8	22	24.5	26.8	24
	200	23.7	25.2	29	16.5	18.2	38	13.3	14.8	46	12.6	15.0	47
	250	14.3	14.8	39	9.9	11.4	57	8.8	10.6	—	8.8	10.6	68
	300	8.2	9.3	66	7.5	8.6	86	7.0	8.6	82	6.4	8.0	88
T 4	350	4.6	6.1	108	4.6	6.0	119	4.8	6.2	112	4.4	5.8	115
	-196	38.9	60.3	12	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	-75	33.7	47.5	13	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	常温	(29.2)	(44.9)	(12)	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	100	25.2	38.2	21	41.4	47.5	18	47.5	51.0	17	47.0	50.1	17
	150	32.8	37.0	29	31.6	33.6	27	26.4	28.7	24	24.2	27.0	25
	200	23.0	24.8	33	14.9	17.1	38	12.6	15.2	45	11.8	14.7	48
	250	13.7	14.7	42	9.8	11.6	65	9.0	10.7	70	8.7	10.3	78
T 6	300	8.2	9.1	77	6.8	8.4	88	6.8	8.5	87	6.6	8.4	72
	350	4.4	5.8	112	4.6	5.5	122	4.8	5.9	142	4.4	5.8	110

(1) 小型試験片(平行部直径 6.4mm ϕ , 標点距離 25mm)。 (2) -75°C および-196°C の保持時間は 10min。

第 9 表 4mm 压延板の低温および高温における引張性質⁽¹⁾

試験 温 度, °C	T 4						T 6					
	1 hr 保 持			1000 hr 保 持			1 hr 保 持			1000 hr 保 持		
	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	耐 力, kg/mm	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %
-196	33.1	50.0	24	—	—	—	46.8	56.4	18	—	—	—
-75	29.0	40.2	20	—	—	—	42.6	46.6	15	—	—	—
常温	(27.8)	(37.5)	(18)	—	—	—	(41.3)	(46.4)	(14)	—	—	—
100	21.8	30.3	27	38.0	41.2	19	37.2	41.4	17	37.5	40.3	17
150	25.1	28.3	28	19.6	21.3	26	31.4	34.7	23	19.5	21.2	25
200	20.3	21.5	29	11.6	13.3	51	19.1	20.3	33	11.8	13.5	49
250	11.9	13.0	45	8.2	9.9	69	12.2	13.2	49	8.4	10.0	66
300	6.5	8.3	83	5.7	7.7	97	6.8	8.7	78	5.8	7.7	91
350	3.7	5.7	126	3.5	5.3	137	4.0	5.9	110	3.3	5.3	140

(1) 压延方向に直角に採取、平行部の幅 10mm, 標点距離 25mm。

(2) -75°C および-196°C の保持時間は 10min。

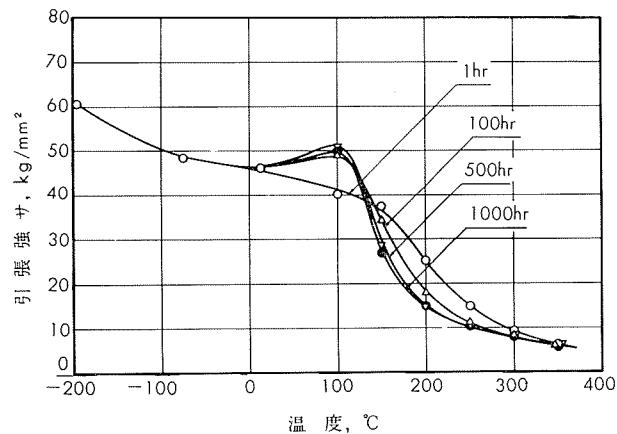
(昭和42年7月)

 住友軽金属工業株式会社

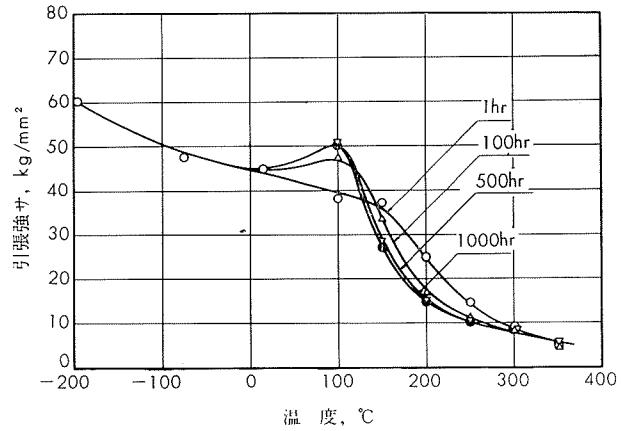
寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.9)

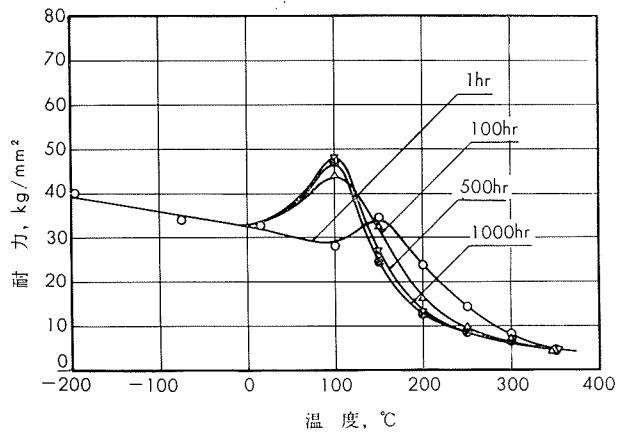
アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質



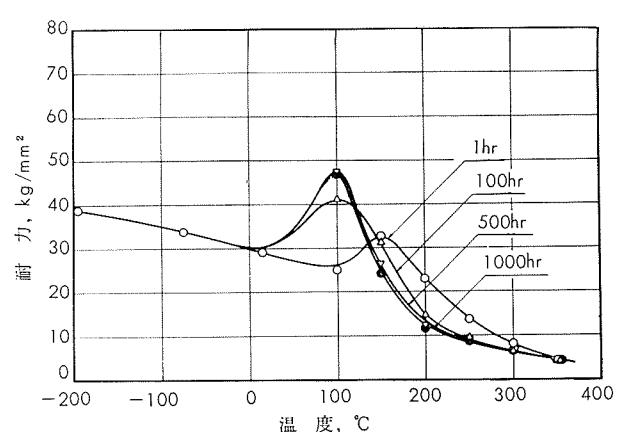
第22図 20mmφ押出棒（試材B, F材）の温度と引張強さの関係



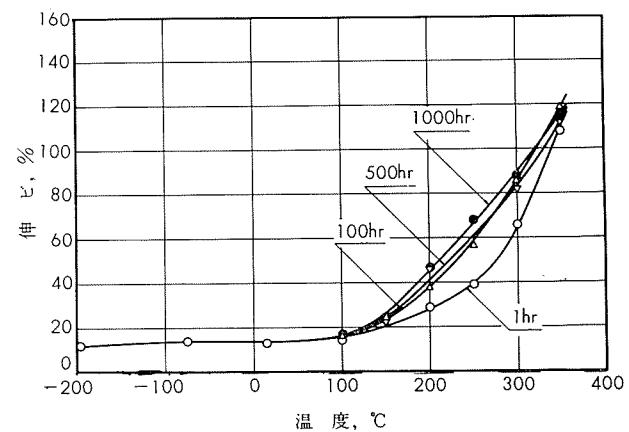
第25図 20mm押出棒（試材B, T4材）の温度と引張強さの関係



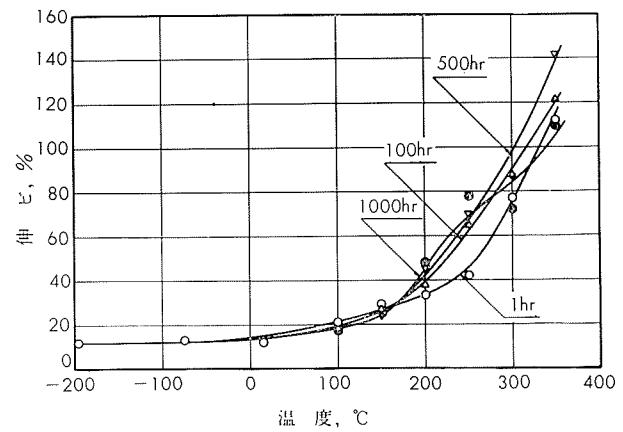
第23図 20mmφ押出棒（試材B, F材）の温度と耐力の関係



第26図 20mmφ押出棒（試材B, T4材）の温度と耐力の関係



第24図 20mmφ押出棒（試材B, F材）の温度と伸びの関係



第27図 20mmφ押出棒（試材B, T4材）の温度と伸びの関係

(昭和42年7月)

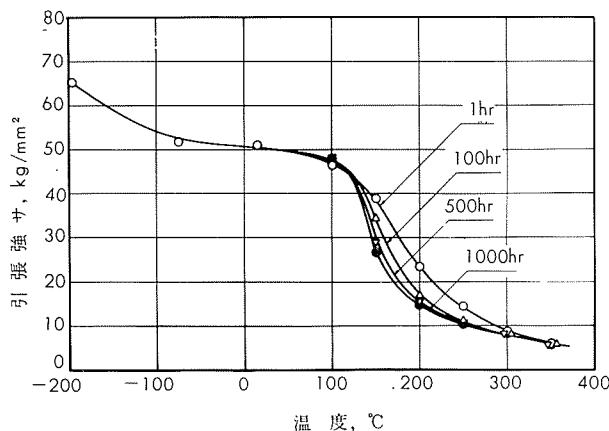


住友軽金属工業株式会社

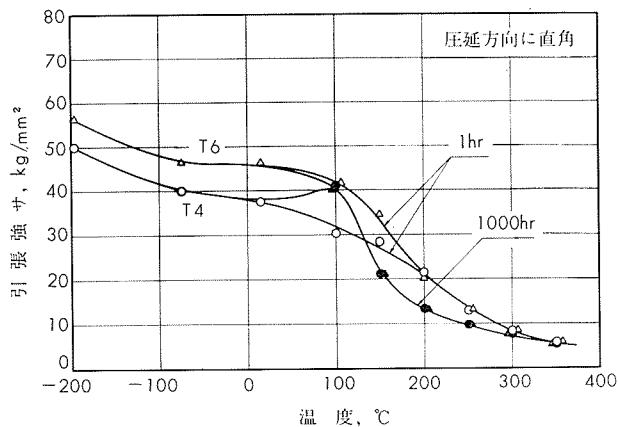
研究部
寺井, 竹内,
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.10)

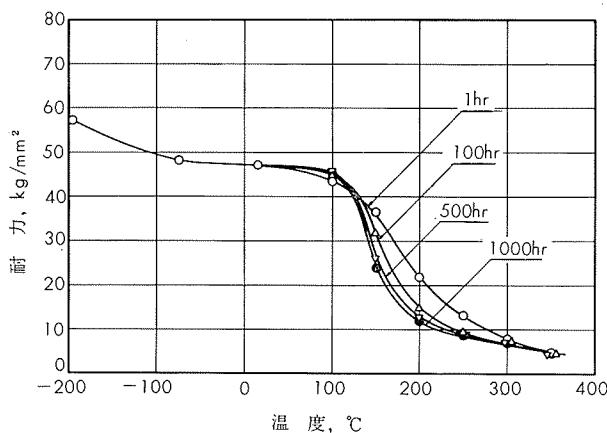
アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質



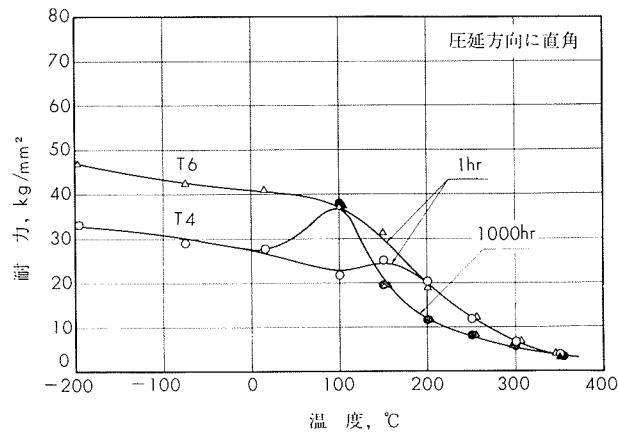
第28図 20mmφ押出棒(試材B, T6材)の温度と引張強さの関係



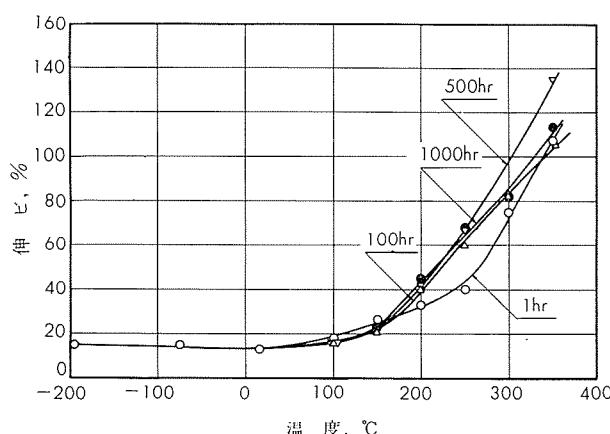
第31図 4mm圧延板の温度と引張強さの関係



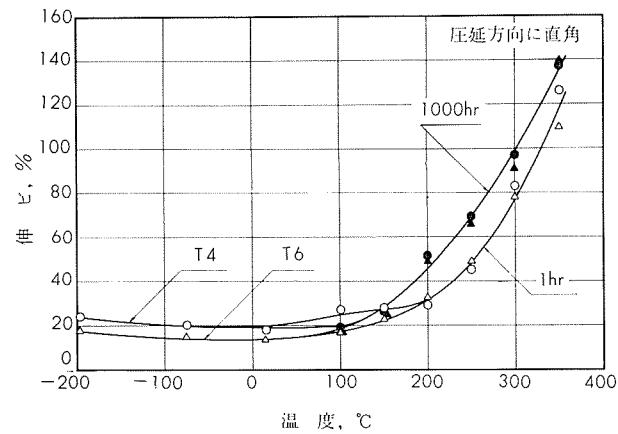
第29図 20mm押出棒(試材B, T6材)の温度と耐力の関係



第32図 4mm圧延板の温度と耐力の関係



第30図 20mmφ押出棒(試材B, T6材)の温度と伸びの関係



第33図 4mm圧延板の温度と伸びの関係



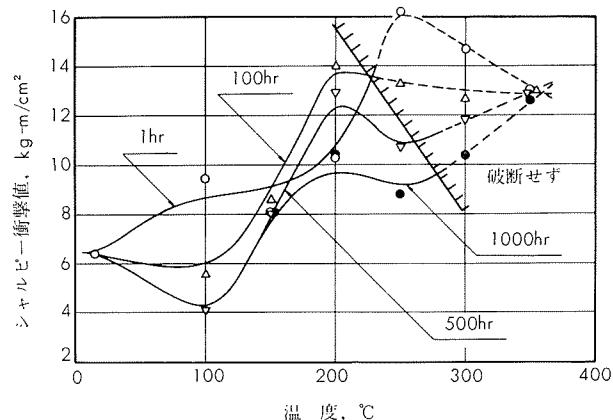
TECHNICAL DATA SHEET (8-3.11)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

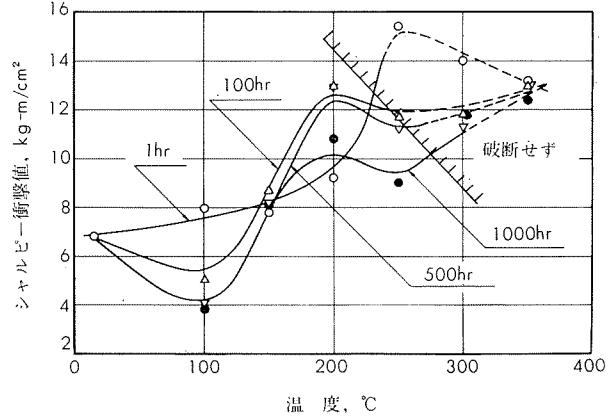
第 10 表 20mm ϕ 押出棒（試材 B）の高温衝撃値

試験 温 度, °C	シャルビー衝撃値 (JIS 3号), kg-m/cm ²											
	F				T 4				T 6			
	1 hr 保 持	100hr 保 持	500hr 保 持	1000hr 保 持	1hr 保 持	100hr 保 持	500hr 保 持	1000hr 保 持	1h 保 持	100hr 保 持	500hr 保 持	1000hr 保 持
常温	6.4	—	—	—	6.8	—	—	—	4.7	—	—	—
100	9.4	5.6	4.1	3.9	7.9	5.1	4.1	3.8	4.6	5.3	4.6	3.7
150	8.1	8.6	8.0	8.1	7.8	8.7	8.2	8.1	6.3	7.6	8.4	7.2
200	10.3	14.0	12.9	10.4	9.2	13.0	12.9	10.8	9.9	12.7	13.4	11.0
250	(16.2)	(13.3)	10.7	8.8	(15.4)	(11.7)	11.2	9.0	(15.2)	(12.8)	10.1	8.8
300	(14.7)	(12.7)	(11.8)	(10.4)	(14.0)	(11.8)	(11.3)	(11.7)	(13.7)	(12.7)	(11.9)	(10.3)
350	(13.0)	(13.0)	(12.8)	(12.6)	(13.2)	(13.0)	(13.0)	(12.4)	(13.1)	(13.1)	(12.8)	(12.6)

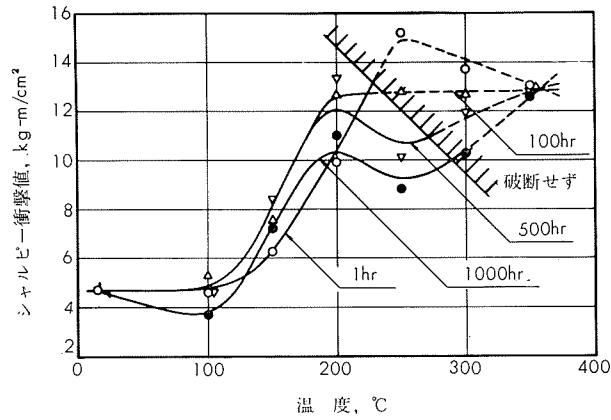
() 内は破断せず。



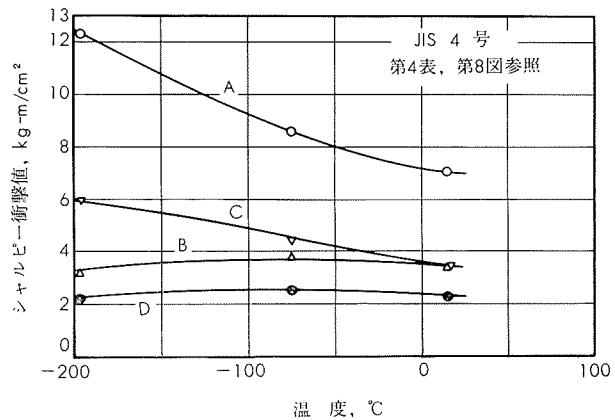
第34図 20mm ϕ 押出棒（試材 B, F 材）の温度と衝撃値の関係



第35図 20mm ϕ 押出棒(試材 B, T 4 材)の温度と衝撃値の関係



第36図 20mm ϕ 押出棒(試材 B, T 6 材)の温度と衝撃値の関係



第37図 12mm圧延板の温度と衝撃値の関係

(昭和42年7月)

住友軽金属工業株式会社

寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.12)

アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質

6) Tear test(4mm板)

第 11 表 Tear test の結果

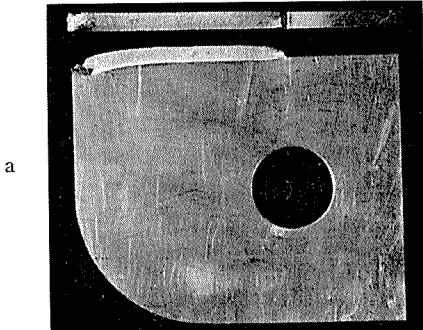
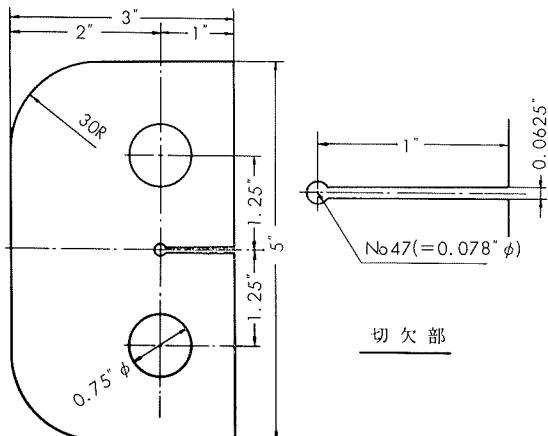
質別	試験温度, °C	負荷方向	最荷 重, ton	W ₁ , (1) ton-mm		W ₂ , (2) ton-mm		W ₁ +W ₂ , ton mm		$\frac{W_2}{W_1+W_2}$ (補正値), %	破面(3) 形状
				測定値	補正値	測定値	補正値	測定値	補正値		
T 4	18	圧延方向 直角方向	2.68 2.75	5.10 5.62	2.75 3.10	3.98 2.30	5.39 2.58	9.08 7.92	8.14 5.68	66.2 45.4	a, b, a b, a, b
	-75	圧延方向 直角方向	2.74 2.77	5.87 5.63	3.37 3.07	4.72 4.79	6.78 6.88	10.59 10.42	10.15 9.95	66.6 69.2	a a
	-196	圧延方向 直角方向	3.20 3.20	7.51 7.33	3.47 3.29	4.22 0.70	6.59 0.74	11.73 8.03	10.06 4.03	65.6 18.3	d d
	18	圧延方向 直角方向	3.30 3.37	6.76 6.92	3.54 3.55	1.41 1.04	1.47 1.08	8.17 7.96	5.01 4.63	29.4 23.3	a a, b
	-75	圧延方向 直角方向	3.59 3.60	7.07 7.18	3.11 3.20	9.35 0.31	9.60 0.32	16.42 7.49	12.71 3.52	75.5 9.1	b, a, b b, a, b
	-196	圧延方向 直角方向	3.95 3.92	8.81 8.53	3.34 3.30	0 0	0 0	8.81 8.53	3.34 3.30	0 0	d d

(1) き裂が発生するまでに要するエネルギー。

(3) 写真 3 参照。

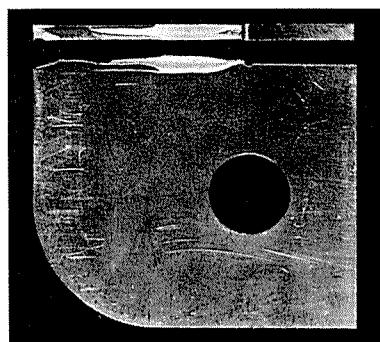
(2) き裂が伝播するのに要するエネルギー。

(4) 試験方法の詳細は、田中：本誌、5-2(昭39-4)，151参照。



第38図 Tear test 試験片の形状

a, b, a



d

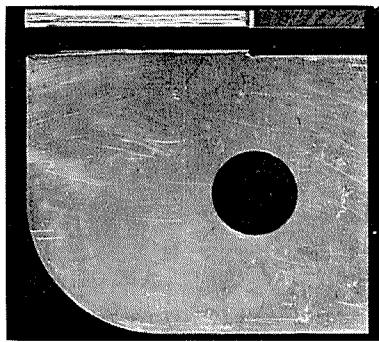


写真 3 破面の形状

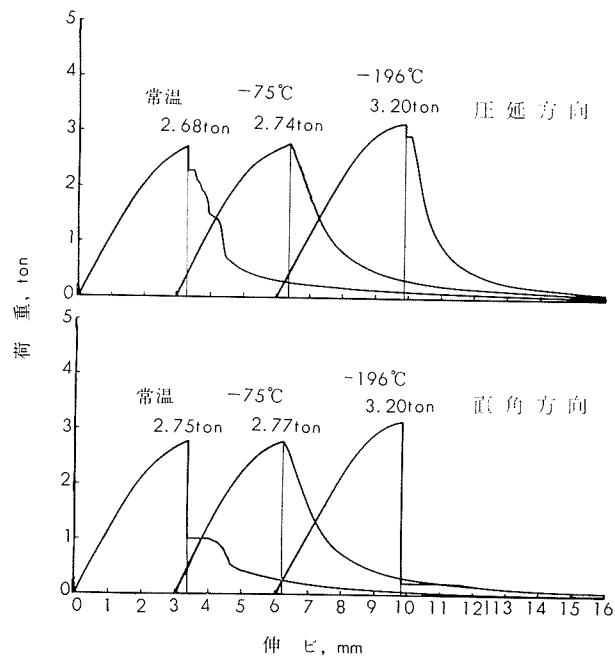
(昭和42年7月)

住友軽金属工業株式会社

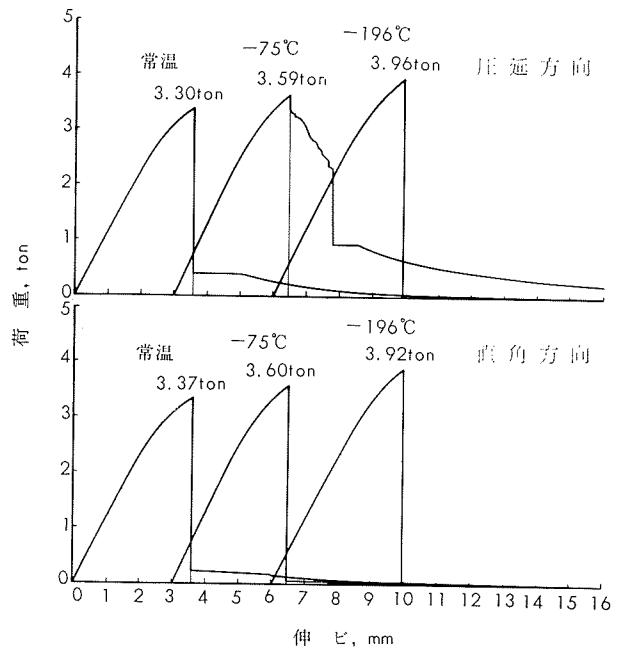
寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村

TECHNICAL DATA SHEET (8-3.13)

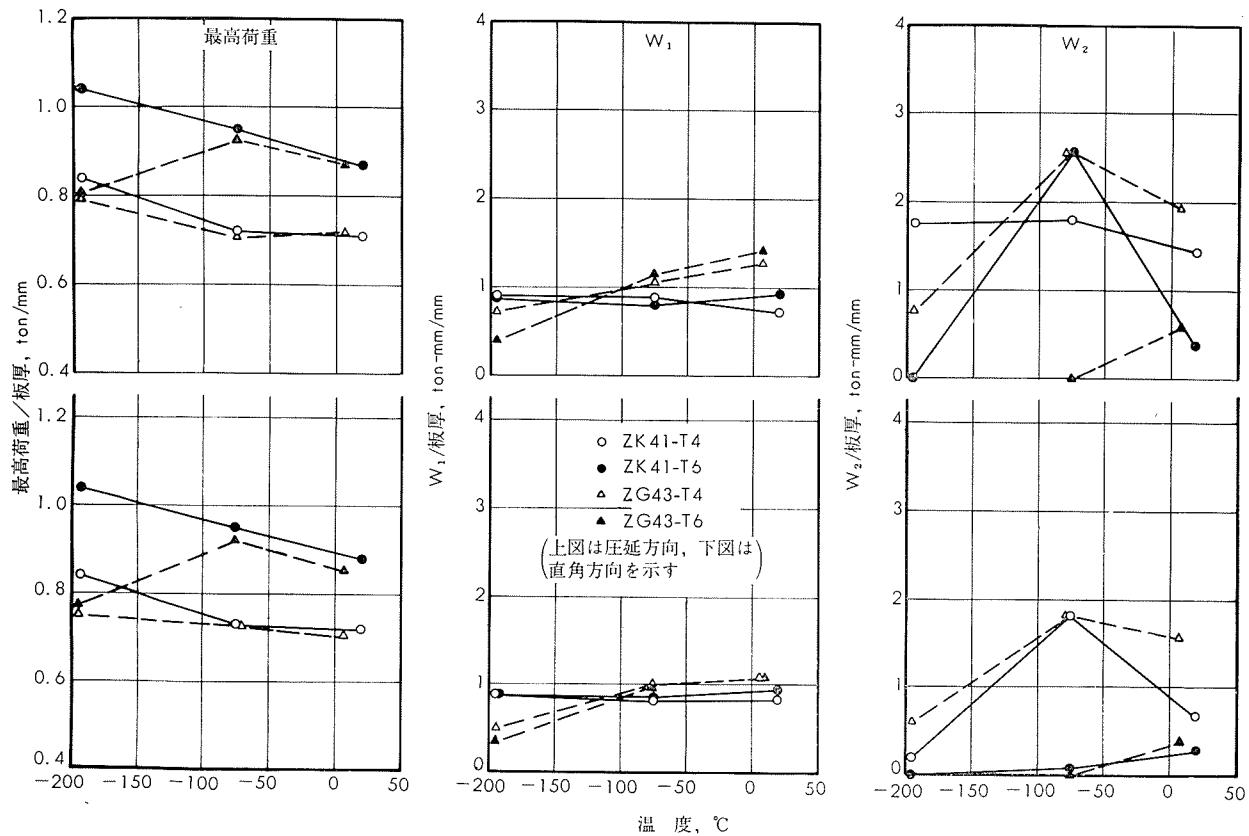
アルミニウム合金 ZK41 の機械的性質



第39図 4mm圧延板T 4処理材の Tear test における荷重一伸び線図



第40図 4mm圧延板T 6処理材の Tear test における荷重一伸び線図



第41図 Tear test の結果

(昭和42年7月)

住友軽金属工業株式会社

寺井, 竹内,
研究部
田中, 馬場, 中村