

P

174

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

純チタンと軟鋼の熱間圧接に関する研究

鈴木脩二郎

住友軽金属工業株式会社

論 文

純チタンと軟鋼の熱間圧接に関する研究*

鈴木脩二郎**

On the Hot Pressure Bonding of Titanium to Mild Steel

by Shujiro Suzuki

A study was made on the bonding of titanium to mild steel. The hot pressure bonding method was conducted in vacuum, and pure silver was used as a bonding material for titanium and mild steel.

Bonding strength was evaluated by measuring tensile strength and shearing strength. The diffusion layer was observed by means of the measurements of micro-vickers hardness and X-ray microanalyser and also electron microscope observations.

Results obtained were as follows:

1. The bonding material showed high strength, when it was thin.
2. Bonding strength was more or less affected by pressing time within the testing temperatures.
3. Bonding strength increased with pressure at constant temperatures except for the pressure of 50 kg/mm².
4. In general bonding strength increased with temperature at constant pressures.
5. Maximum tensile strength obtained from the test was 40.8 kg/mm² and shearing strength was 15.8 kg/mm².
6. There existed the diffusion layer between titanium and silver at the temperature above 750°C, and at higher temperatures the diffusion layer became thicker as the pressure was increased. The diffusion layer was found to be TiAg by the X-ray microanalyser.

1. 緒 言

チタンと異種金属を直接接合することは、チタンと異種金属との間に硬く、脆い金属間化合物を生成し易いため、溶融溶接法やクラッド材の製造方法などでは非常に難かしく、特に、異種金属の中でも鉄鋼との接合は最も難かしいことは広く知られている。

それゆえ、これらの接合に関する従来の研究は、もっぱらロウ付法によって主に行われておらず、ステンレス・クラッド鋼のごとき圧延圧着による研究については、一、二の資料があるのみで、その詳細については未発表なものが多い。その他、チタンと鉄鋼などの異種金属との直接接合法として、近年、摩擦溶接法あるいは爆発圧接法が開発され、相当強固な接合をしたチタンとの複合材料が得られるようになり、実用に供されているが、摩擦溶接法では装置の関係で小寸度のものしか製作できず、また、爆発圧接法では火薬を用いるので、危険性が大であり、爆発音が大きいため、その使用上に制約がある。それゆえ、その製造上、接着させる皮板の厚さに限界があり、また、その大きさもス

テンレス・クラッド鋼に比べて小さいなどの問題がある。

著者らはチタン・クラッド鋼の製造について、長年研究を行った結果、圧延法では適当な中間材をチタンと鉄鋼との間に挿入しなければ、クラッド材とすることが不可能であり、また、その中間材としては純銀あるいは銀基合金が最も適していることを確認し、ステンレス・クラッド鋼板同様の大寸度のチタン・クラッド鋼板を製造し、市販するまでに至ったが、その性能については、いま一步ステンレス・クラッド鋼に比べて劣るので、高温プレス圧着によって、基礎的な検討を行った。

2. 実験方法

2.1 装 置

本実験に用いた装置は、S. Strochheim ¹⁴⁾らが Al と Ni の圧接に用いた装置を参考にして、Fig. 1 および Photo. 1 に示すごとき 18-8 ステンレス鋼製の真空円筒函の中に、Photo. 2 に示すような超耐熱鋼（日立金属製 S816）による嵌合治具を入れ、その中にさらに試料を置き、上記同様の超耐熱鋼製のポンチで加圧できるような装置を作製した。

* 日本国金属学会昭和42年春季大会に一部発表

** 研究部

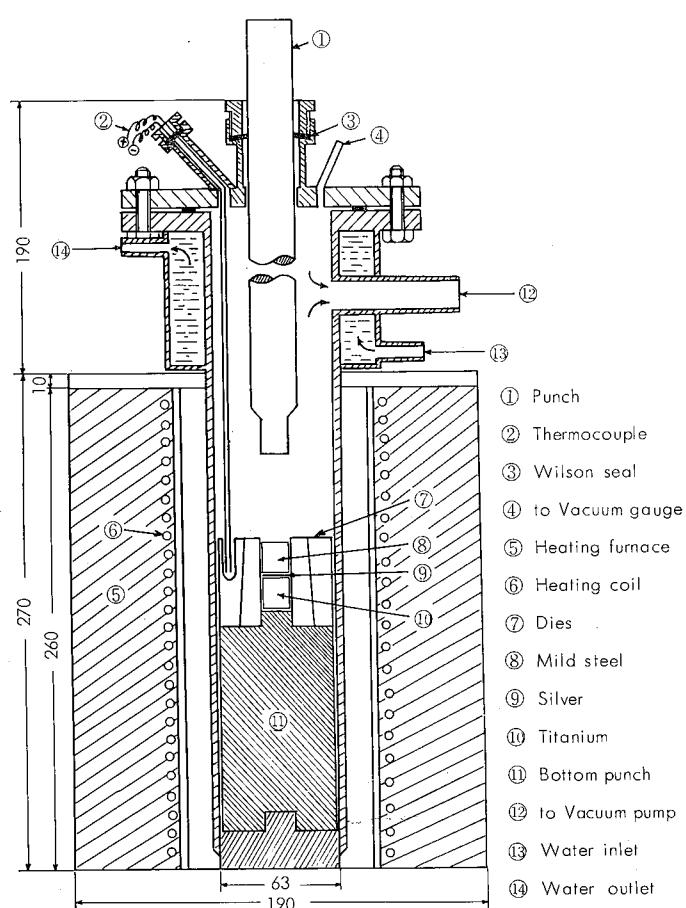


Fig. 1 Schematic diagram of the hot pressing apparatus.

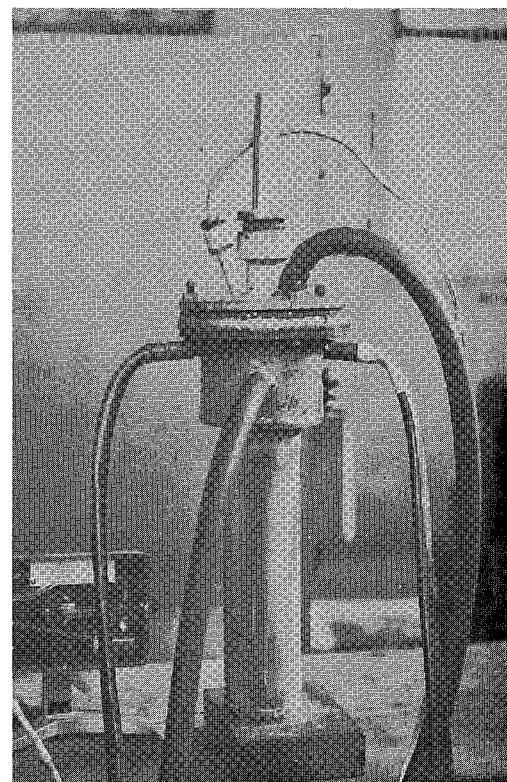


Photo. 1 Appearance of hot pressing apparatus.



Photo. 2 Specimen and Dies.

また、本装置内を加熱中も真空にするため、真空円筒函の上部を水冷にし、真空パッキングの破損を防止した。ポンチの摺動部は、ウイルソン・シールを用いて加圧時も真空にできるようにした。真空は真空吸引孔より真空ゴムホースを通じ、ロータリー・ポンプに接続し、真空度が 1×10^{-2} mm Hg 程度になってから加熱した。装置の温度が 600°C 以上になると全体から発生するガスのために真空度は下る。本実験では加熱温度が高いほど真空度は下り、最高 900°C で約 1×10^{-1} mm Hg 位まで低下した。Fig. 2 に

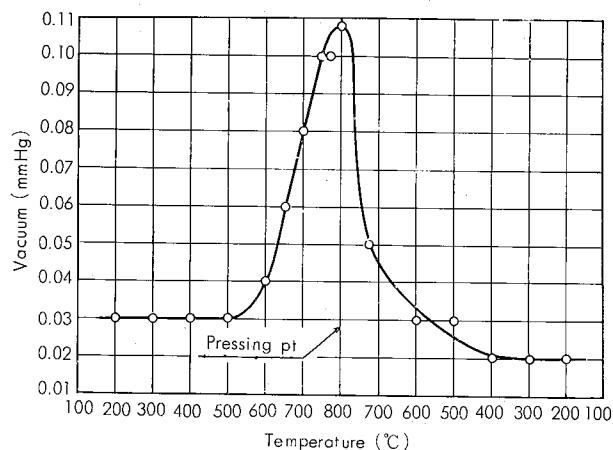


Fig. 2 Relation between vacuum in apparatus and variation of temperature.

実験時の真空度の変化の一例を示す。なお、真空度は、島津製作所製の回転真空計により測定した。

加熱方法は、Fig. 1 に示すように素焼円筒にニクロム線を巻いた加熱炉により、本装置を外より加熱した。試料の温度は嵌合治具に、熱伝対孔を圧接面近くまでくり抜き、加圧時の温度が正確に測定できるようにした。試料の加熱時間は、所定の温度に 5 分間保って後圧力をかけた。Fig. 3 に実験時の試料の温度変化の一例を示す。

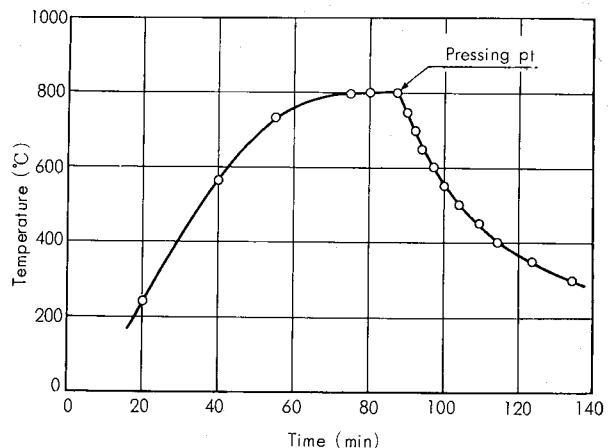


Fig. 3 Variation of temperature in testing cycle.

加圧は、上記熱間プレス装置を、100 Ton 油圧式引張試験機（前川試験機製）上に Photo. 3 のごとく取付け、所定の温度および真空度になってから、一定圧力を一定時間試料面に加え、その後電流を切り、装置を炉より取り出し放冷後、試料を取り出した。なお、本実験においては、ポンチとダイスの間および試料と治具の間の焼付防止および摩擦を少なくするためにモリコート (MoS_2) 粉末をその間に塗布した。

2・2 試 料

試料は純チタンとして当社の ST-60 鍛造棒を、軟鋼は市販の SS41 丸棒をいずれも直径 14.5mm、長さ 17mm に成形して用いた。試料の圧接面は #400 エメリー研磨紙で十分研磨後アセトンにて脱脂し、硝フツ酸溶液にて洗浄、乾燥後直ちに実験に供した。また、両者の接合材として純銀箔 (99.9% up Ag) を用いた。これも上記同様の前処理を行って用いた。圧接時の試料の配置は、Photo. 2 に示したごとく純チタン (ST-60) を下側、軟鋼 (SS41) を上側にし、その間に純銀を挿入した。

熱間プレス後治具より出した試料は、引張試験用には

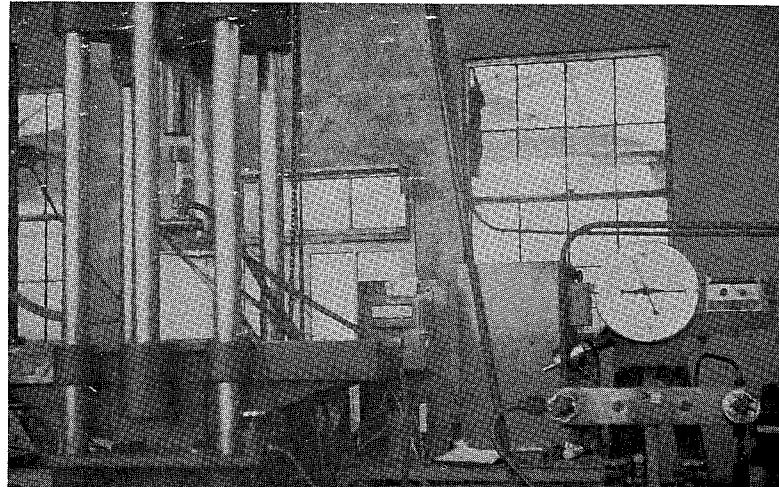


Photo. 3 Hot pressing apparatus on the tensile testing machine.

Photo. 4 に示すごとく成形し、Photo. 5 に示すような引張試験用治具にとりつけ、その接着強さを引張破断強度で求めた。剪断試験用試料は、上記円柱状圧接試料を 5mm^t

$\times 8\text{mm}w \times 25\text{mm}l$ に成形し、Fig. 4 および Photo. 6 に示す剪断試験用治具にとりつけ、圧縮荷重を加えて試料の剪断強さを測定した。

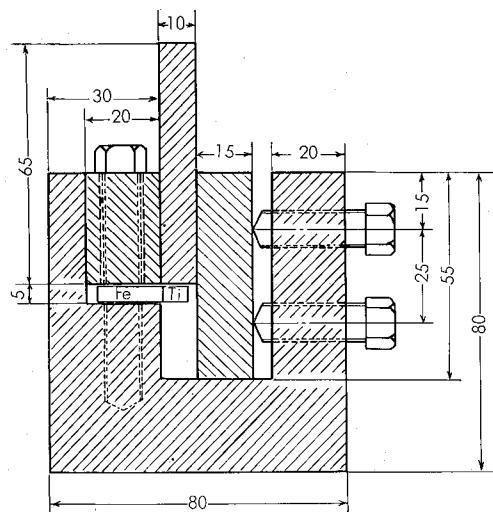


Fig. 4 Schematic diagram of shear testing apparatus.

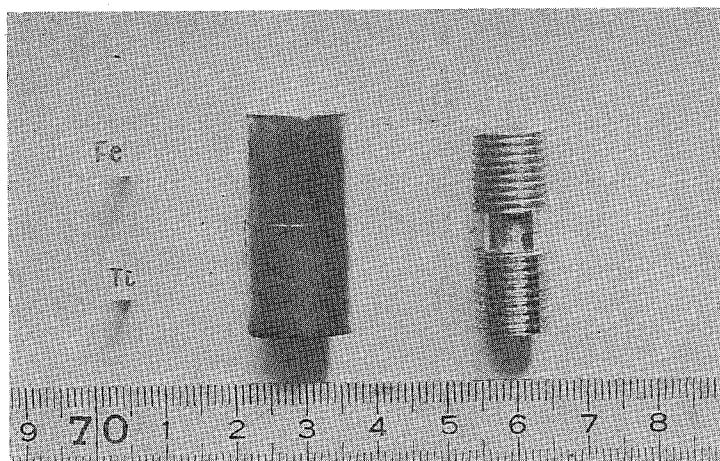


Photo. 4 Testing specimen after hot pressed.

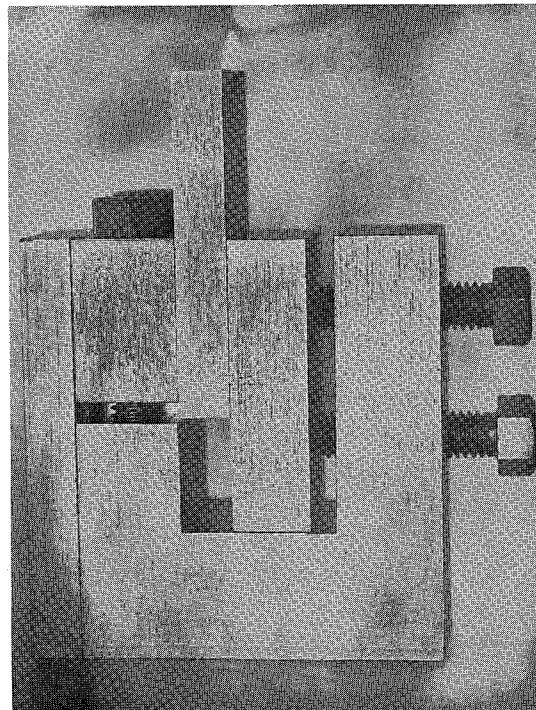


Photo. 6 View of shear testing apparatus.

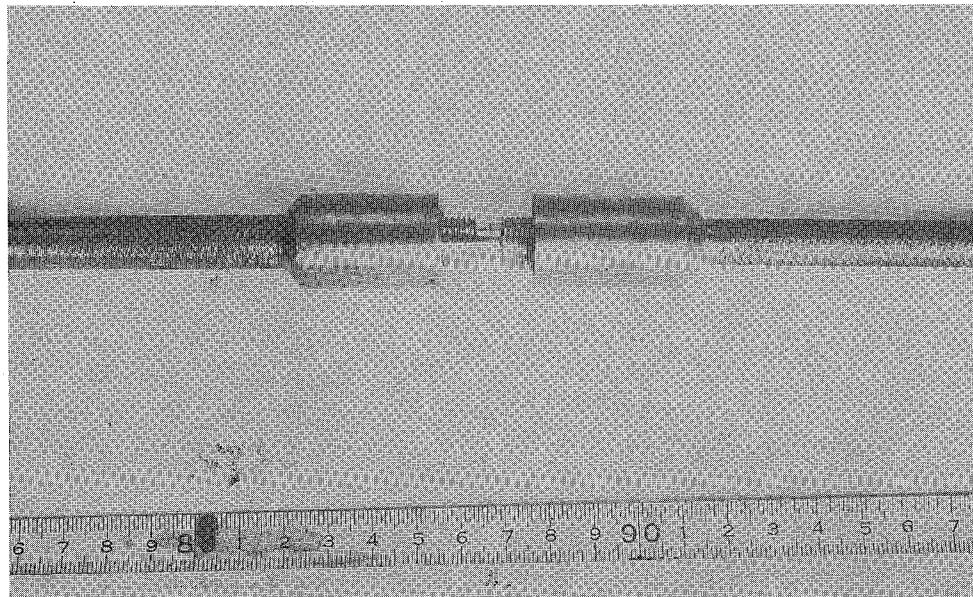


Photo. 5 Tensile testing tool.

その他、断面硬さ測定用試料および検鏡用試料も上記と同様な方法で製作した。

なお、上記のごとく、慎重に実験したにもかかわらず、¹⁴⁾ S. Storhheim らも指摘しているように、得られた接着強度は、バラツキがかなりあったので、実験結果については、各実験条件における最大値をもって検討した。

3. 実験結果および考察

3.1 引張強さ

(1) 中間材厚さの影響

純銀の厚さが接着力に及ぼす影響を調べるため、純銀の厚さ0.1mm, 0.15mm および0.3mmについて、加熱温度700°C, プレス圧力30kg/mm², 加圧時間1分の条件において圧接した。その結果はFig. 5に示すごとく、中間材の薄いほど接着力が高い値を示す傾向を有することがわかった。

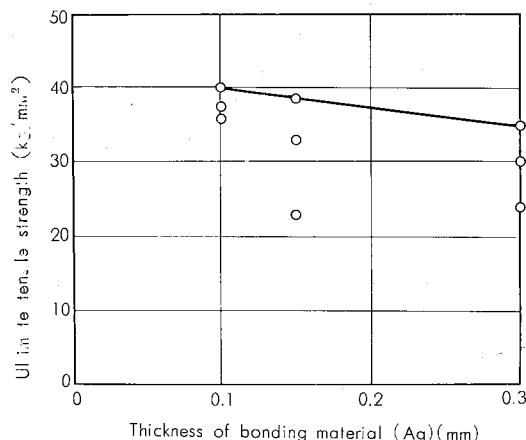


Fig. 5 Relation between thickness of bonding on material and ultimate tensile strength at 700°C and 30kg/mm².

(2) 加圧時間の影響

上記の結果より、純銀の厚さ 0.1mm, プレス圧力 30 kg/mm² と一定にし、加圧時の温度 700°C および 800°C における加圧時間の影響を調べた。加圧時間は30秒から10分間にわたって変えて実験した結果、Fig. 6に示すように接着強度の最大値が得られる加圧時間は、700°C では30秒、800°C では5分と、加圧時間の最適条件はその加熱温度によって異なる結果を得た。しかし、加圧装置(100 Ton 引張試験機)に自動停止装置がないため、一定圧力に2～3分以上保持することが難しいことと、圧延では材料が加圧される時間が短時間であることなどを勘案し、以後の実験の加圧時間は比較的安定した圧力がかけられる1分間を加圧時間に決めた。

(3) プレス温度の影響

上記の結果より、純銀の厚さは 0.1mm, 加圧時間は1分間にして、以後の実験を行った。

Fig. 7 は種々の圧力の下でプレスされた試料の各温度におけるチタンと軟鋼の接着強度の最大値をプロットしたものである。プレス圧力50kg/mm²の場合を除いて、各プレス圧力に対し温度が高いほど、その接着力が高くなる傾向を示す。

20～40kg/mm² のプレス圧力に対して 700°C 以上の温度ではいずれの条件においても、約 40kg/mm² の引張強度を示した。しかし、本実験で得られた最高値は、650°C にて 40kg/mm² の加圧力の場合 40.8kg/mm² なる値を得た。

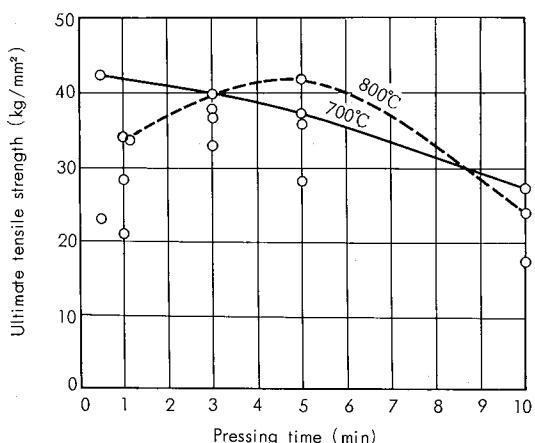


Fig. 6 Relation between pressing time and ultimate tensile strength at 30kg/mm².

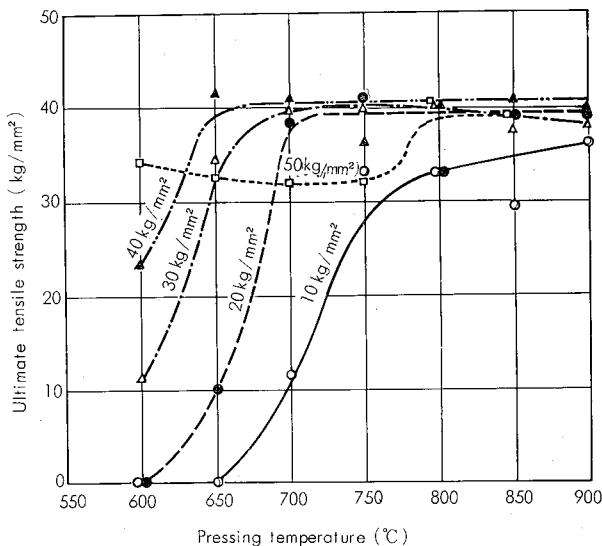


Fig. 7 Relation between pressing temperature and ultimate tensile strength for various pressures.

(4) プレス圧力の影響

Fig. 8 は種々の温度における接着強度に及ぼす圧力の影響を示すものである。これより、600°C ではプレス圧力が 20kg/mm² 以上ないとチタンと軟鋼は接合せず、プレ

ス圧力が大きくなるほどその接着強度は大きくなる。650°C, 700°C および 750°C では、あるプレス圧力のところで最大の値を示す。すなわち、650°C ではプレス圧力 40kg/mm², 700°C では 30~40kg/mm², 750°C では 30kg/mm² のところに最大値が存在する。それゆえプレス圧力が高いほど最適プレス温度は低い方へずれると考えられるが、プレス圧力が 50kg/mm² の場合、治具の変形あるいは治具と試料の摩擦が大きいためか上記の考え方通りではない。

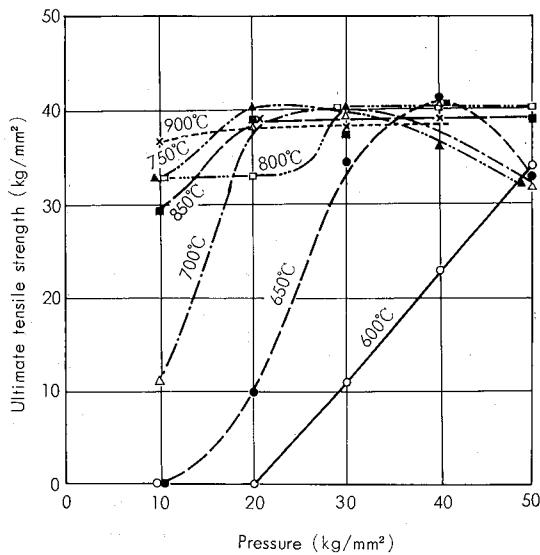


Fig. 8 Relation between pressure and ultimate tensile strength for various temperatures.

なお、本実験の引張強さは、従来クラッド鋼などでいわれている剝離力に相当するもので、われわれが圧延法で製作したチタン・クラッド鋼の剝離力は数 kg/mm² 程度であったが、本実験結果からは最高値は約 40kg/mm² の値が得られ、圧延法クラッドとの間に非常に差がある。これは、剝離力測定試料の形状あるいは試験方法の相違によるばかりか、その製造方法およびそれに適した製造条件を見出せば本実験結果のごとく良好な接着力を有するクラッド鋼が製造できる可能性があることを示すものであろう。

3・2 剪断力

(1) プレス温度の影響

種々の圧力におけるチタンと軟鋼圧接材の剪断力に及ぼす温度の影響を Fig. 9 に示す。この剪断力の値も上記同様、各条件における最大値でプロットしたものである。この結果、プレス圧力 10~30 kg/mm² においては、その最大値がプレス圧力が高くなるほど温度の低い方へずれている。本実験で得られた最高の剪断力は 700°C において 30kg/mm² のプレス圧力をかけた場合 15.8kg/mm² である。また、一般にプレス圧力 30~40kg/mm² で温度が 700°C 以上の場合に、チタンと軟鋼は良好な接合をする。

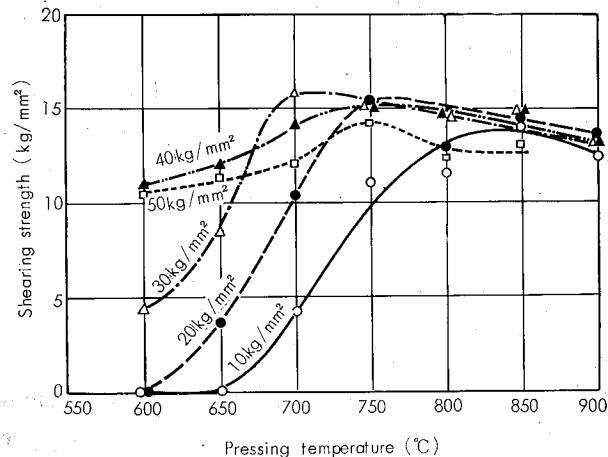


Fig. 9 Relation between pressing temperature and Shearing strength for various pressures.

(2) プレス圧力の影響

種々の温度における剪断力に及ぼすプレス圧力の影響を Fig. 10 に示す。一般的に各温度においてプレス圧力が増せば、剪断力は大きくなる傾向を有するが、おのおのの温度においてある圧力のところでピークを有する。特に 600~750°C の範囲にあっては、温度が高いほどプレス圧力は低い方へずれている。それゆえ、引張強さ同様良好な接合を得るためにには、加熱条件とプレス圧力を適当に選ばねばならない。

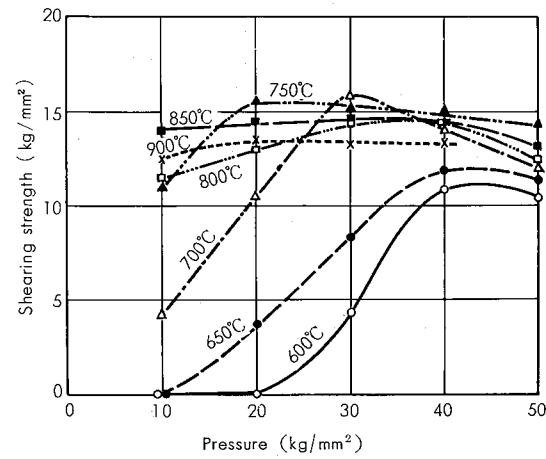


Fig. 10 Relation between pressure and Shearing strength for various temperatures.

本実験で得られた剪断力は、われわれが圧延法によって製作しているチタン・クラッド鋼の ASTM の方法で測定した値、すなわち 10~15kg/mm²¹⁵⁾ と比較してみると略々同程度の値を示しており、純銀を中間材とする場合、チタンと軟鋼の圧接材の剪断力は 15kg/mm²¹⁶⁾ 前後の値が限界であることを示しているのかもしれない。しかし、前記

3・1 で記したように引張強さ（剝離力）では、圧延法チタン・クラッド鋼の接合強度に比べ本実験の値は格段に優れており、また、本報に記さなかつたが、同一条件で圧接した試料の引張強さと剪断力は、個々の値にバラツキがあるが引張強さの大きいほど剪断力も大きいという相関関係があるから、本実験の剪断力も試験片の形状あるいは試験方法に問題があるのでないかと考えられる。

なお、上記引張試験および剪断試験とも、その接合材の切断部はいずれも中間材すなわち純銀の所であつて、大多数の試料は、純銀がチタン側に付着しており、軟鋼側へ付着したものはごく一部の試料のみであった。

3・3 拡散層

上記接着強度を調べた試料とは別に製作した試料の断面を検鏡して、その接合面の拡散層の有無および拡散層の深さを測定した。Photo. 7 にバフ研磨のままのものと、さらに硝フッ酸溶液にて軽くエッチした試料の代表例を示す。これより拡散層はチタンと銀の境界に存在し、軟鋼と銀との境界には存在しないことがわかる。また、この拡散層の深さに及ぼす温度・圧力の影響を Fig. 11 に示す。これより 700°C までの温度で圧接した試料の拡散層は、本実験のプレス圧力範囲では生成せず、750°C 以上の温度において拡散層は生じ、温度が高いほど厚い。また 850°C 以上ではプレス圧力の高いほど拡散層は厚い傾向を有する。S. Storchheim¹⁴⁾ らは Al と Ni の圧接において、拡散層の消失する臨界圧力のあることを報告しているが、本実験範

囲では材質の相違あるいはプレス圧力の不足のためか拡散層の消失する条件は見当らなかった。

さらに拡散層の硬さをマイクロビックースで測定した結果を Fig. 12 に示す。この拡散層と銀との境界ではマイクロビックース硬さは 150 前後で、拡散層自体の硬さは 250 前後の値を有していた。それゆえ、この拡散層はチタンと銀との金属間化合物と考えられる。なお、全試料の中で 900°C にてプレス圧力 30kg/mm² の場合に、拡散層の硬さ¹⁷⁾が 400 を越すものもあったので、M. K. McQuillan の報文に記載の状態図を基に金属間化合物の成分の Ti-Ag 合金を製作し、同じようにマイクロビックースを測定したが、このような高い硬度値は得られなかつたので、この値については測定上の誤りではないかと思う。

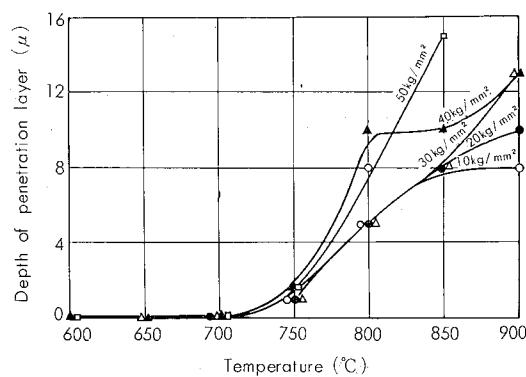


Fig. 11 Relation between pressing temperature and depth of penetration layer for various pressures.

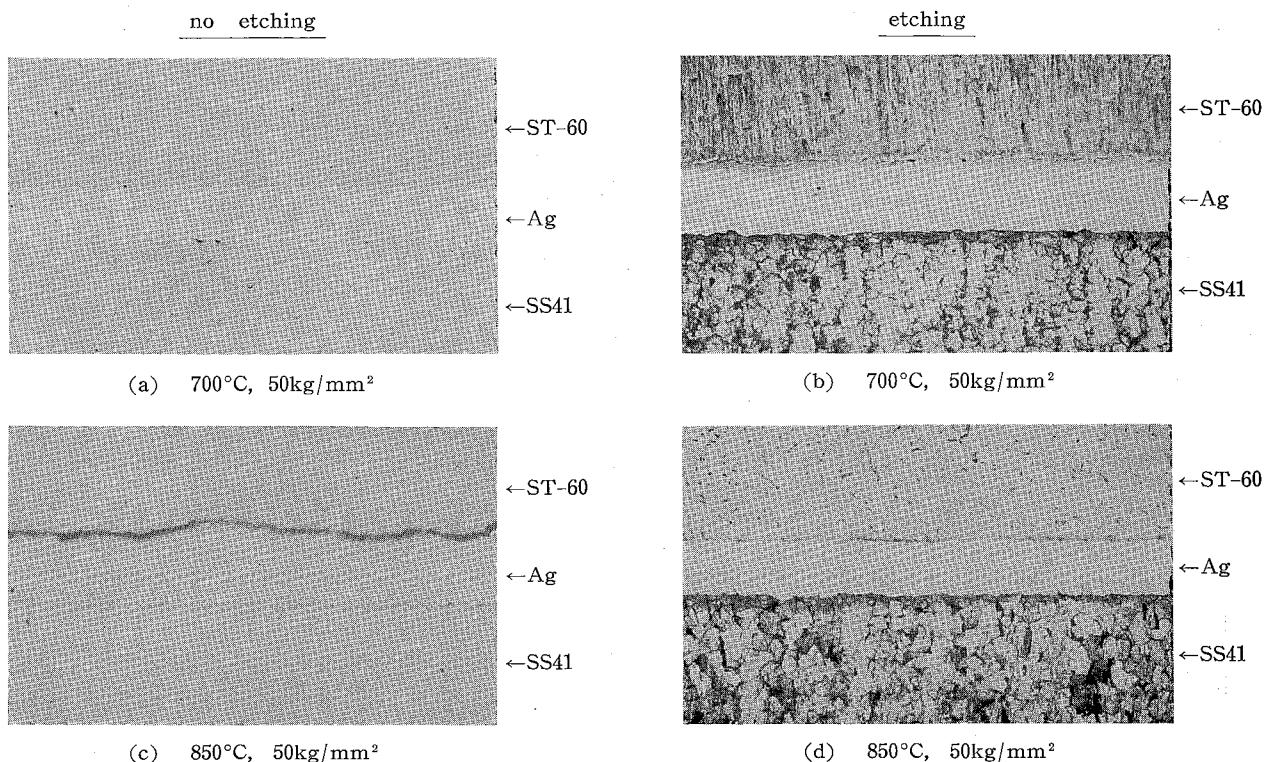


Photo. 7 Photomicrograph of bonding layer of titanium and mild steel with silver.

次に、電子顕微鏡（日立製作所製 HU-11型）を用い、二段レプリカ法によってチタンと銀および軟鋼と銀の境界面の状態を調べた。おののおのの電子顕微鏡写真を Photo. 8 および Photo. 9 に示す。これよりその接合面は凹凸を示しており、チタンと銀の接合部の銀側には結晶粒に似た筋目の入った層が認められた。これは上記検鏡で見られた拡散層に相当するものであると考えられる。なお、Photo. 7 ではこの拡散層が二層にエッチされているが、電子顕微鏡では二層に判別することはできなかったゆえ、拡散層は一層よりなっているものと考えられる。軟鋼と銀との接合面にも Photo. 9 に示すように 1μ 以下の巾に相らしきものが認められた。

そこで、さらに上記の試料のおのの境界面をX線マイクロアナライザ（島津製作所製 EM-2型）によって調べた。この測定条件は加圧電圧 20kV、試料電流 $0.006\mu A$ 、試料送り速度 $3.32\mu/min$ 、チャート送り速度 $10mm/min$ 、ビーム・サイズ $1\mu\phi$ 以下である。Fig. 13 はチタンと銀、Fig. 14 は軟鋼と銀の境界面の測定結果である。Fig. 13 よりチタンと銀の境界面に存在する拡散層は、 $TiAg$ 相のみである。R. Reinbach¹⁸⁾ らはチタンと銀の高温・長時間加熱による拡散の実験によって、 $TiAg$ とともに Ti_3Ag なる中間相の存在することを報告しているが、本実験では長時間高温で加熱していないためか、 $TiAg$ のみしか認められなかった。それゆえ、検鏡によって認められた二層に

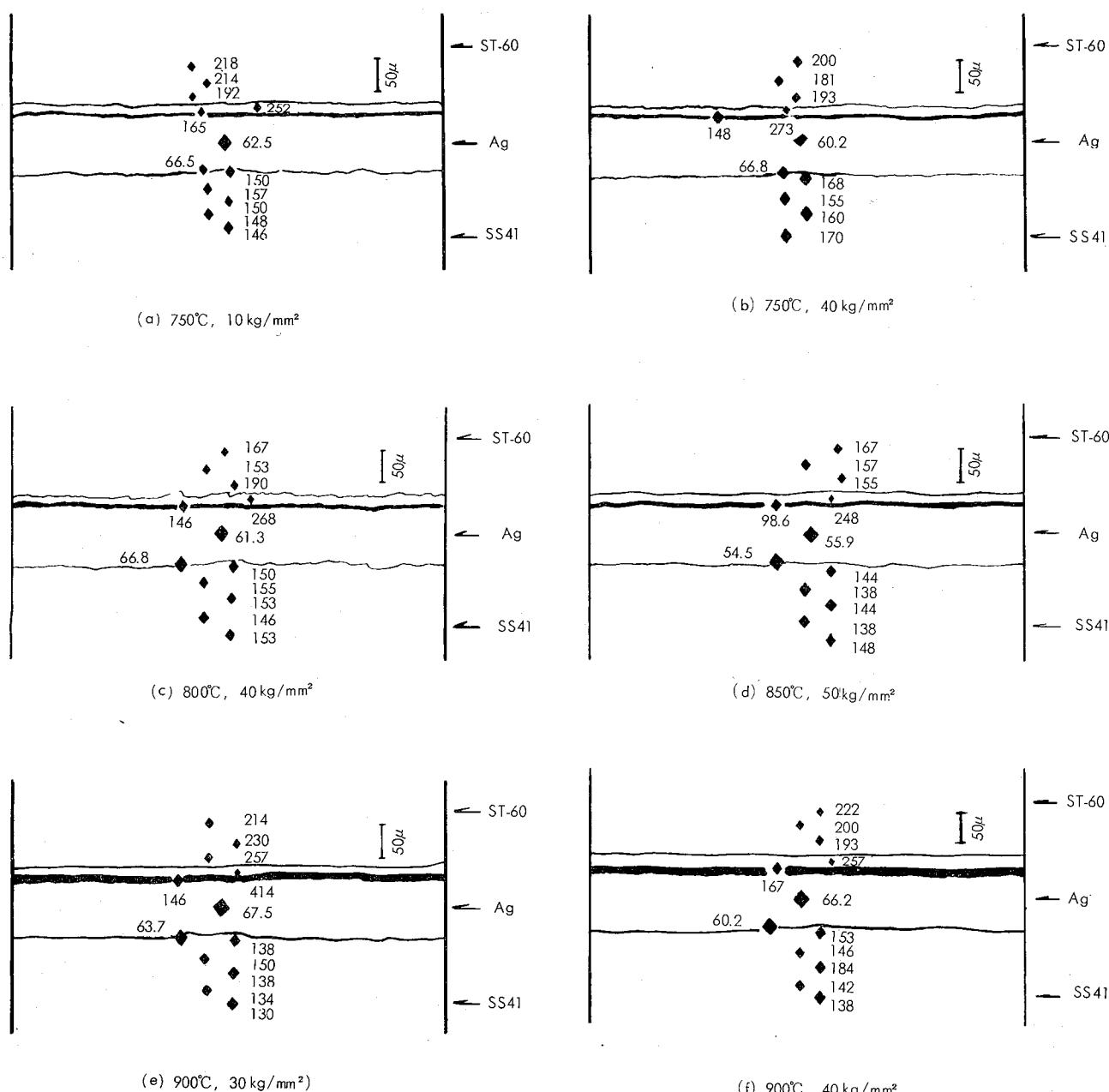


Fig. 12 Micro-vickers hardness of bonding layer of titanium and mild steel with silver.

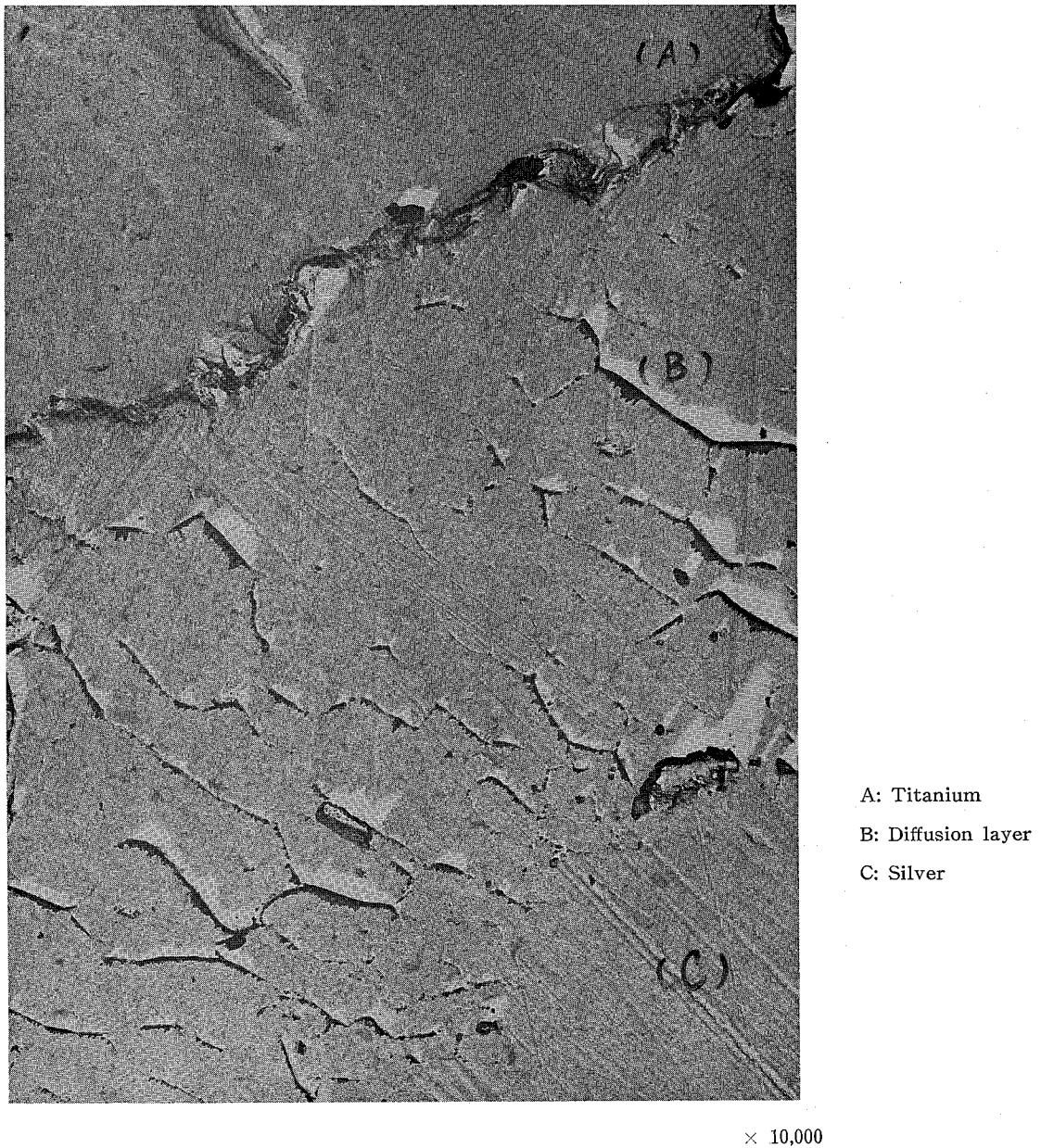


Photo. 8 Electron-micrograph of the diffusion layer between titanium and silver

見える所はエッチのし具合によって深くエッチされたために生じたものではないかと考えられる。また、Fig. 14 の結果より軟鋼と銀の界面では銀側へ多少 Fe が固溶している形跡がある。

4. 結 言

真空中においてチタンと軟鋼を純銀を中間材として、熱間プレス圧接をした結果、次のことがわかった。

- (1) 接着強度は中間材が薄いほど良い。
- (2) 接着強度に及ぼす圧接時間の影響はその実験温度によって多少異なる。

(3) 接着強度に及ぼすプレス圧力の影響は、一般に一定温度に対して 50kg/mm^2 の場合を除いてプレス圧力の大なるほどその値は高い。

(4) 接着強度に及ぼす温度の影響は一般に一定圧力に対して温度が高くなるほどその値は大きくなる。

(5) 本実験で得られた最高の引張強さは 40.8kg/mm^2 であり、剪断力は 15.8kg/mm^2 である。

(6) 拡散層は、 750°C 以上の場合チタンと銀の間に存在し、さらに高温においては、プレス圧力の大なるほど拡散層深さは大きい。

なお、この拡散層はX線マイクロアナライザーによって調べた結果、TiAg であった。

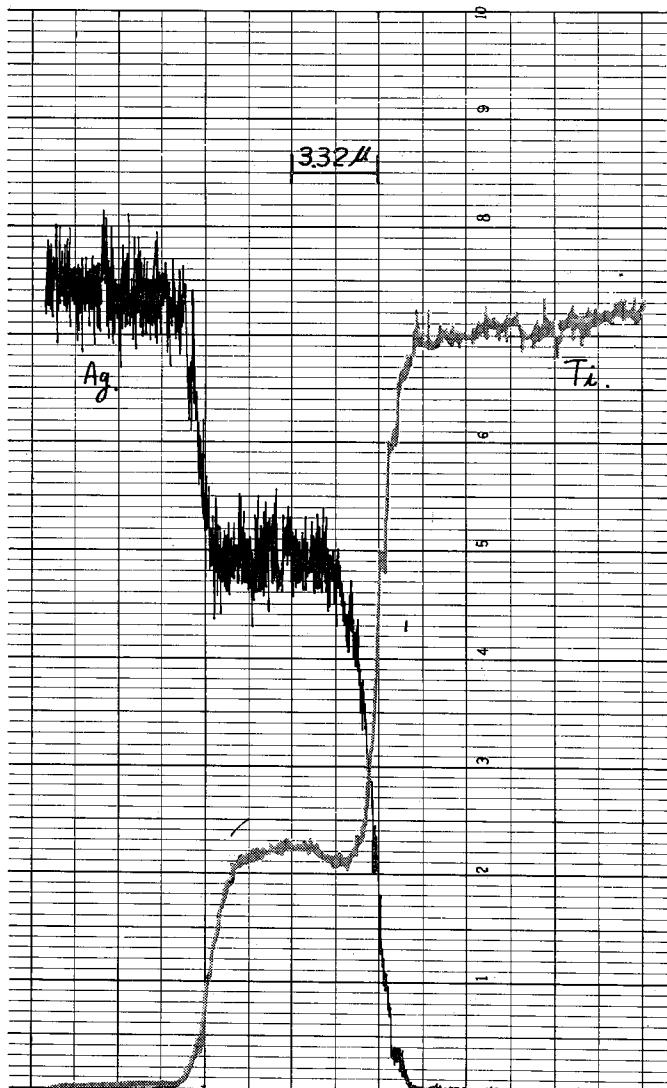


Fig. 13 Result of X-ray microanalyser of the bonding layer of Ti and Ag.
(Specimen : 850°C, 50kg/mm²)

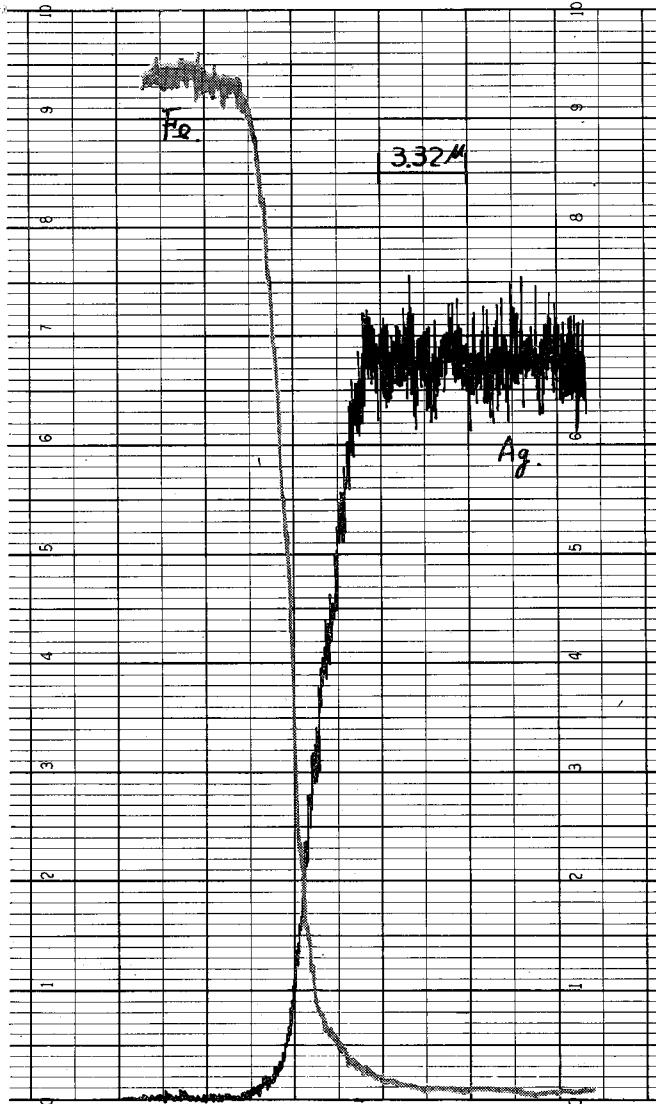


Fig. 14 Result of X-ray microanalyser of the bonding layer of Ag and steel.
(Specimen : 850°C, 50kg/mm²)

C : Silver
 D : Bonding layer
 E : Mild steel

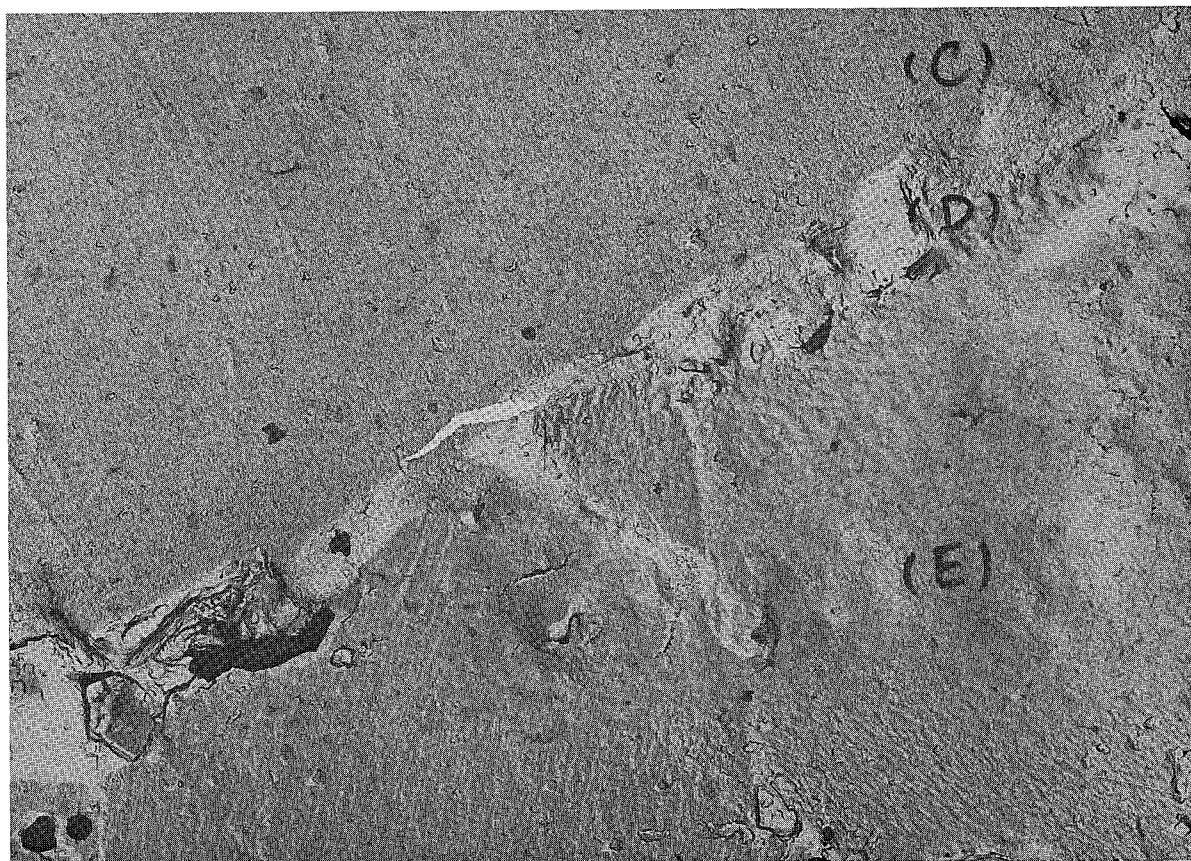


Photo. 9 Electron-micrograph of the bonding layer between silver and mild steel.

($\times 10.000$)

文 献

- 1) N. A. Dececco, J. M. Parks: Weld. J., **32** (1953-11), 1071
- 2) W. J. Lewis, P. S. Rieppel, C. P. Voldrich: Sheet Metal Ind., **32** (1955), 833
- 3) E. J. Clark: Weld. J., **38** (1959), 251-S
- 4) R. C. Bertossa: Iron Age, **180-18** (Oct. 31, 1957), 59
- 5) D. Canonico, H. Schwartzbrart: Weld. J., **38** (1959), 71-S
- 6) J. L. MA, C. Wright, Jr.: Metal Progress, **77-5** (May, 1960), 76
- 7) R. V. Hughson: Chem. Eng., **68-5** (May 15, 1961), 194
- 8) R. F. Domagala, D. W. Levinson, W. Rostoker: Product Eng., **28-9** (Sept. 16, 1957),
- 9) 安藤国輔: 日本金属学会講演概要, 昭和40年度春季大会 (1965), 145
- 10) T. H. Hazlett: Weld. J., **41** (1962), 448S
- 11) G. E. Durall: Explosive welding ASTME SP60-161 (1960-61)
- 12) A. Focalýko, C. P. Williams: Weld. J., **43** (1964), 844
- 13) 近藤豊, 鈴木脩二郎: 未発表
- 14) S. Storchheim, J. L. Zambrow, H. H. Hausner: Trans. AIME, **200** (1954), 269
- 15) ASTM A264-44T: *Tentative Specification for Corrosion Resisting Chromium-Nickel Steel Clad Plate, Sheet, and Strip*, (1944)
- 16) 鈴木脩二郎: 未発表
- 17) (Mrs.) M. K. McQuillian: J. Inst. Metals, **88** (1959-60), 235
- 18) R. Reinbach, D. Fischmann: Z. Metallkde., **54** (1963), 314

P

175

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

工業用純アルミニウムインゴット中のFe, Siにおよぼす熱処理の影響

広沢 栄一 直江正久

住友軽金属工業株式会社

工業用純アルミニウムインゴット中の Fe, Si

におよぼす熱処理の影響

廣沢 栄一* 直江 正久*

The Effect of Heat Treatment on Fe, Si in the Commercially Pure Aluminum Ingot

by Eiichi Hirosawa and Masahisa Nace

The effect of heat treatment on the behavior of impurities (Fe, Si) in the commercially pure aluminum ingot containing 0.5wt% Fe, 0.15wt% Si has been studied by the electron micro probe X-ray analyzer (Shimazu ARL-EMX2).

Eutectic compounds containing Fe in cast state have been formed in the ingot. Little change of intensity of FeK α X-ray in matrix has been observed in wide range of heat treatment temperature (300°C~630°C).

Silicon which has been in solution as cast state has been precipitated to the eutectic compounds by heat treatment at the temperatures in a range of 300 to 630°C, but diffused out the eutectic compounds to matrix at 630°C.

1. 緒 言

金属の加工において、インゴット時の熱処理は、その後の種々の性質、たとえば機械的性質、耐腐食性、加工性等に影響をおよぼし重要な工程の一つとなっている。

この報告ではアルミニウムおよびアルミニウム合金のインゴット時における熱処理に関するもののが第一報として、工業用純アルミニウム(2S)におけるインゴットの熱処理の組織におよぼす影響について述べる。これについては従来から研究がなされ、最近ではマイクロアナライザーを用いた研究も報告されている。従来これらの研究はミクロ組織の観察、導電率の測定等を通して行なわれ、マイクロアナライザーを用いたものでも十分な定量的測定はなされていなかった。ここではすでに行なわれたこの種の研究結果と対比しながら、マイクロアナライザーを用いて不純物としての Fe, Si を追いかけていく。同時に工業用純アルミニウムの加工、再結晶等における不純物の役割についても検討する。

2. 試料の作成と測定方法

試料は Fe 0.59%, Si 0.15% を含む工業用純アルミニウムの連続铸造によるインゴットより採取したものである。これより 5×5×15mm³ に切り出し 300°, 350°, 400°, 500°, 540°, 580°, 630°C で 13 時間、400°C で 1, 4, 8,

14, 20, 40 時間、630°C で 5, 15, 30 分、1, 4, 8, 14, 20, 40 時間、各々加熱し空冷した後、樹脂に植め込みバフ研磨しマイクロアナライザーによる測定試料を得た。

測定に用いたマイクロアナライザーは島津 ARL エレクトロニクスマイクロプローブ X 線アナライザー (EMX-2 形) である。マイクロアナライザーによってバフ研磨にて仕上げた試料面にて Fe, Si の分布状態を走査電子線像、線分析、点分析によって測定した。測定における分解能は試料電流による情報では約 1 μφ、特性 X 線による情報では約 2 μφ である。なお今回のマイクロアナライザーの測定条件は加速電圧 20kV、試料電流約 0.05 μA で線分析でのレイトメーターの時定数は 0.5 秒である。

3. 測 定 結 果

熱処理時間 13 時間で各加熱温度での Fe, Si の分布状態を走査電子線像によって得た結果を Photo. 1 に示す。これによつて Fe は铸造のままでは cell の粒界のごとく連續して集まつており、熱処理を行なうと熱処理温度が高くなるにしたがい、連続していた形から切れた不連続な形で集まつて各々共晶を作っていることがわかる。Si が铸造のままではとくに集まつて分布をしておらず、全体的には一様に分散しているが 300°C~500°C での熱処理によってマトリックス中の濃度が下り、Fe とともに共晶を作っている様子がわかる。さらに高い温度での熱処理によって Si は再びマトリックスに溶け込んでくることもわかる。

* 研究部

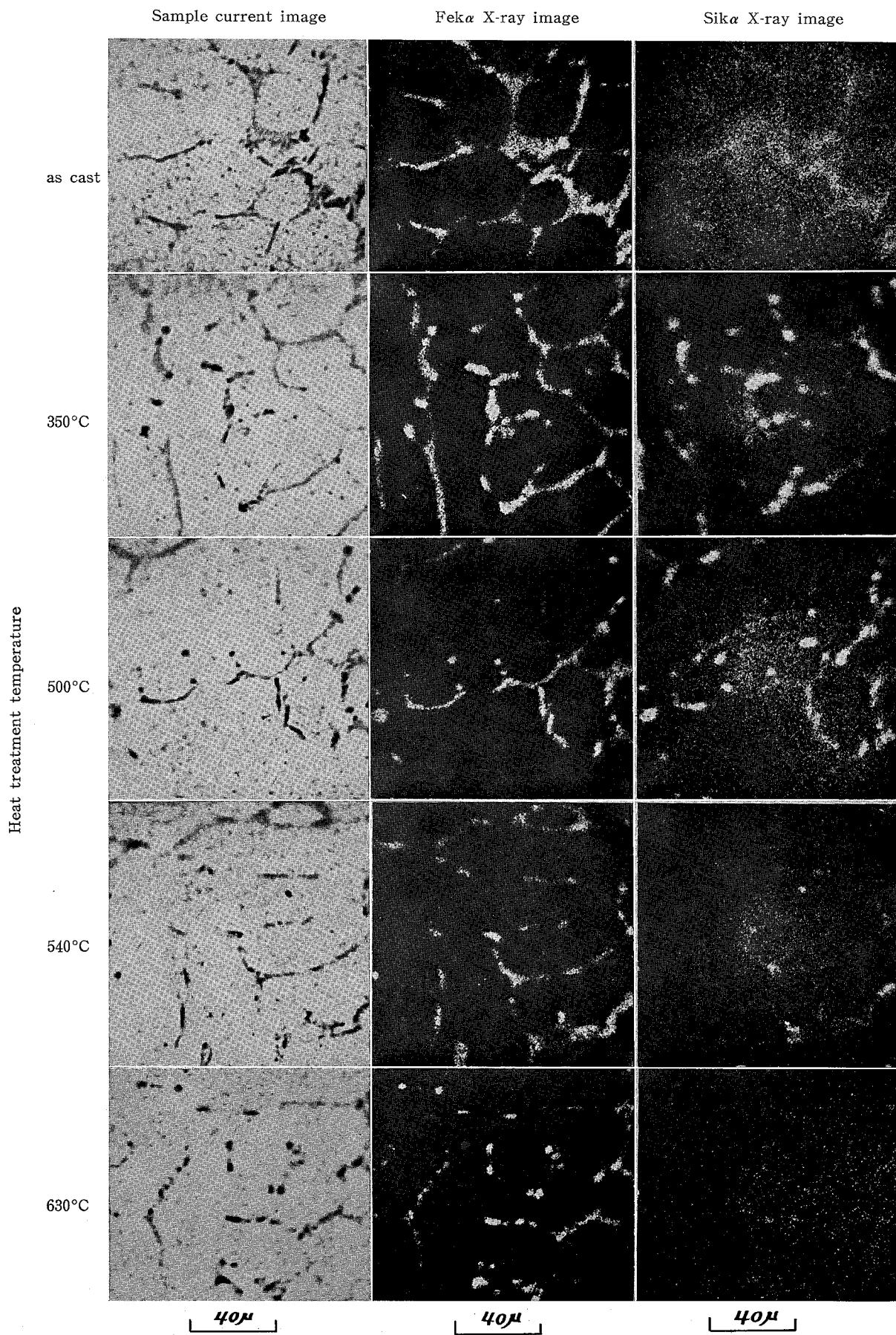


Photo. 1 Electron beam scanning image of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at each temperature for 13 hours.

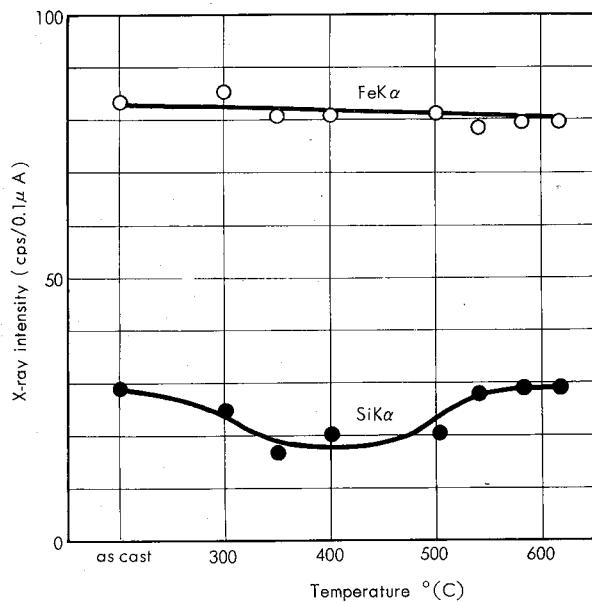


Fig. 1 Point analysis of Fe, Si at matrix of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at each temperature for 13 hours.

Fig. 1 にマトリックスでの熱処理時間13時間、各熱処理温度による Fe, Si の濃度変化を点分析によって測定した結果を示す。Fig. 1 によって铸造のまま、および 580°C 以上での熱処理によって Si は全体にほぼ一様に分散しているが、300°C から 540°C での熱処理によってマトリックス中の Si の濃度の下る様子がわかる。これによって共晶部分へ Si が移行していったことがわかる。Si に対しマトリックス中の Fe の濃度は熱処理によってほとんど変化せず、見かけの上ではマトリックス中の Fe と共晶部分の Fe の間での動きはないようである。

次に熱処理温度 400°C および 630°C で熱処理時間を変えた時の Fe, Si の分布の変化を走査電子線像でみた結果について Photo. 2, 3 に示す。400°C では Si が熱処理時間の長くなるにしたがって共晶部分へ集まっていくことがわかる。しかし Fe は 400°C の熱処理温度では時間の経過にともない分布の変る様子はみられない。熱処理温度 630°C では、Si は熱処理時間が変わっても分布の様子は铸造のままでほとんど変らず、多少みられた偏析が無くなつたことがわかる程度である。Fe は熱処理時間が長くなるにしたがい、铸造のまでは連続した共晶として分布していたものが30分程度で点在した共晶となりはじめ、8時間から14時間ほどで点在する共晶として Fe が存在し、その後は Fe の分布に変化はみられない。

熱処理温度を一定とし、熱処理時間をえた場合のインゴットの Fe, Si のマトリックス中の濃度変化を点分析で測定した結果について Fig. 2, 3 に示す。熱処理温度 630°C では、マトリックス中の Fe, Si の濃度変化はみられない。400°C の熱処理温度では熱処理時間が長くなるにしたがい Si の濃度は減少していくが Fe については変わらない

ようである。

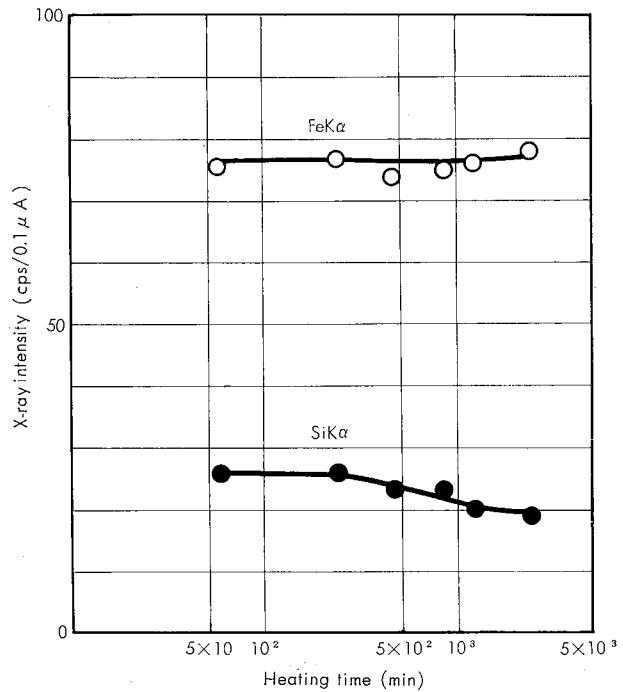


Fig. 2 Point arealysis of Fe, Si at matrix of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at 400°C.

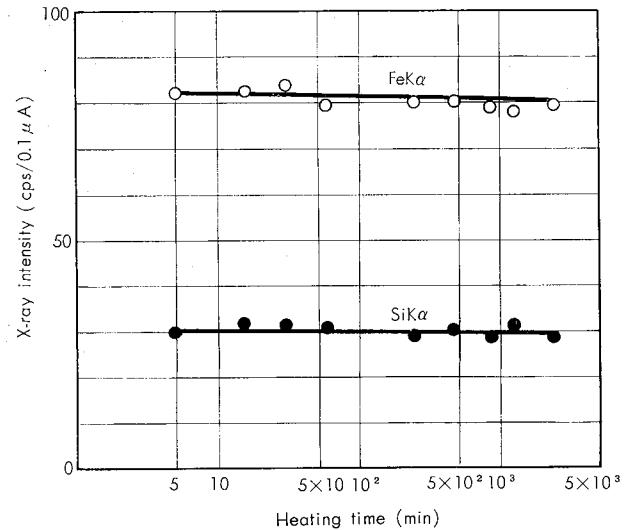


Fig. 3 Point analysis of Fe, Si at matrix of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at 630°C.

次に各試料の共晶部分およびマトリックスにわたる Fe, Si の分布状態を線分析によって測定した結果について Fig. 4 に示す。Fe は熱処理によって、影響は受けないようにみえる。Si は熱処理温度によって分布の変る様子がわかる。Si は铸造のまでは共晶部に弱い偏析を示しマトリックス中においてもゆるやかな偏析をしている。しかしほぼ一様といえる。熱処理温度が 300°C から 500°C では走査電子線像、点分析からもすでにわかっていたことが Si のマトリックスから共晶部分への移行がみられる。

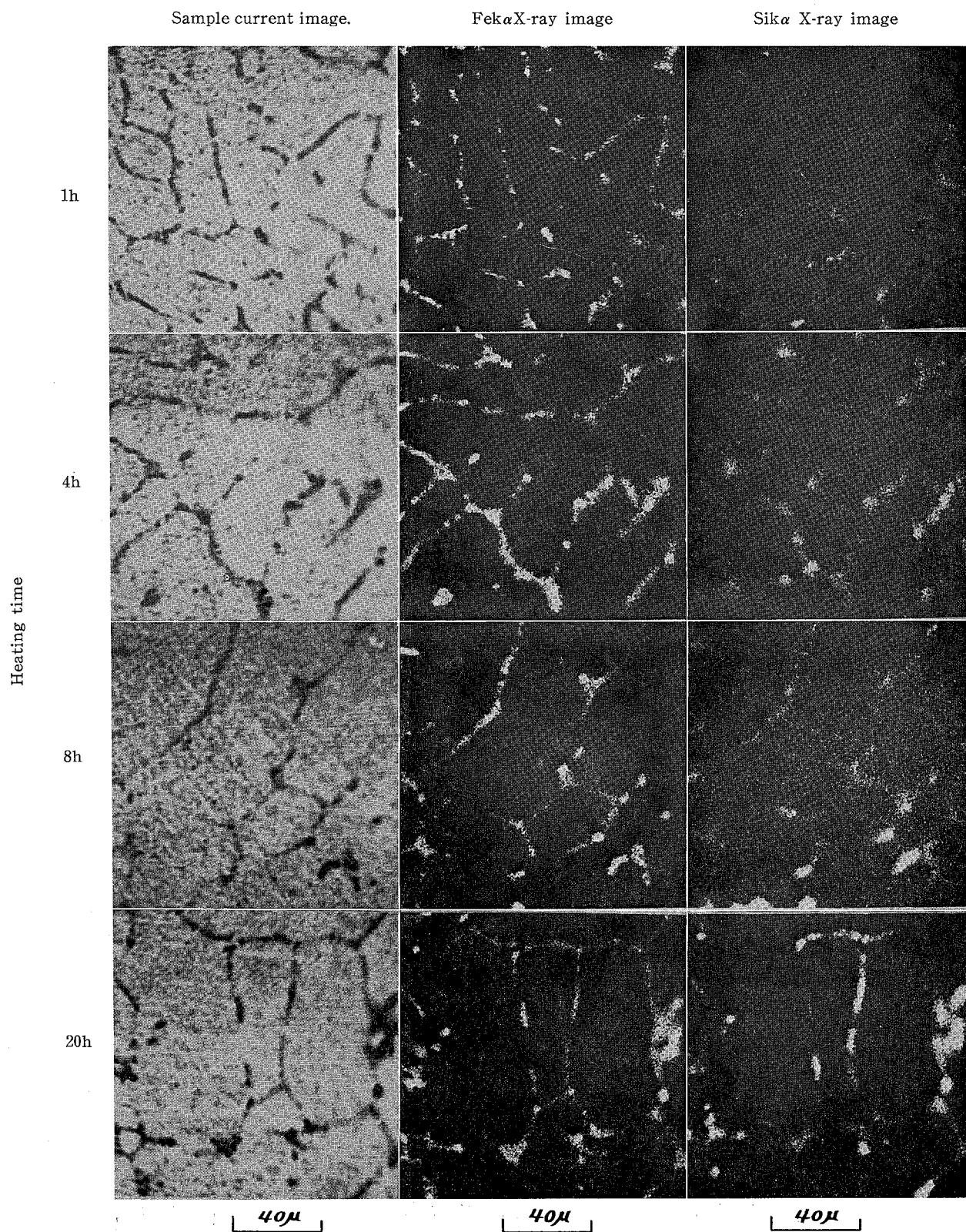


Photo. 2 Electron beam scanning image of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at 400°C.

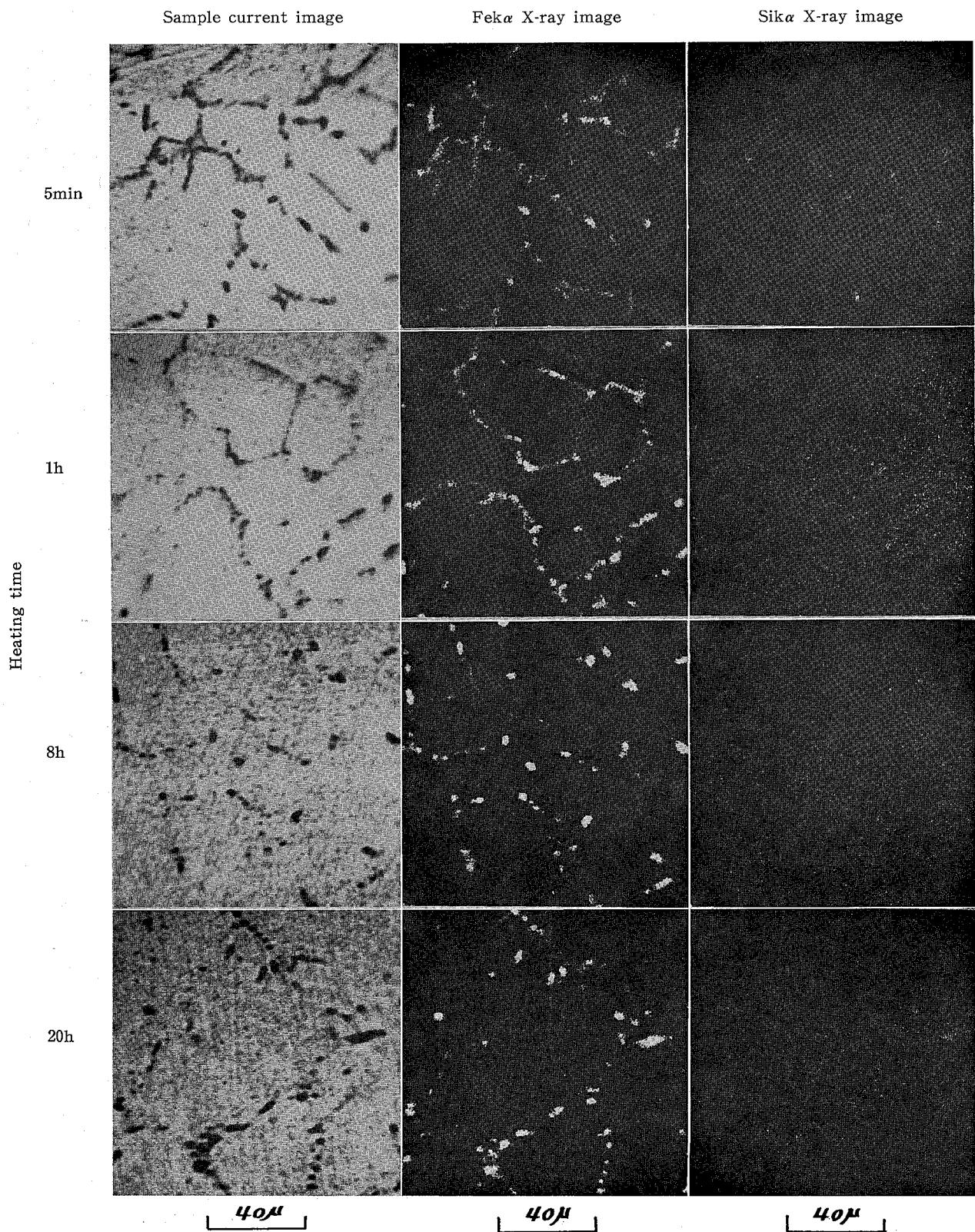


Photo. 3 Electron beam scanning image of the commercially pure aluminum ingot heat-treated at 630°C.

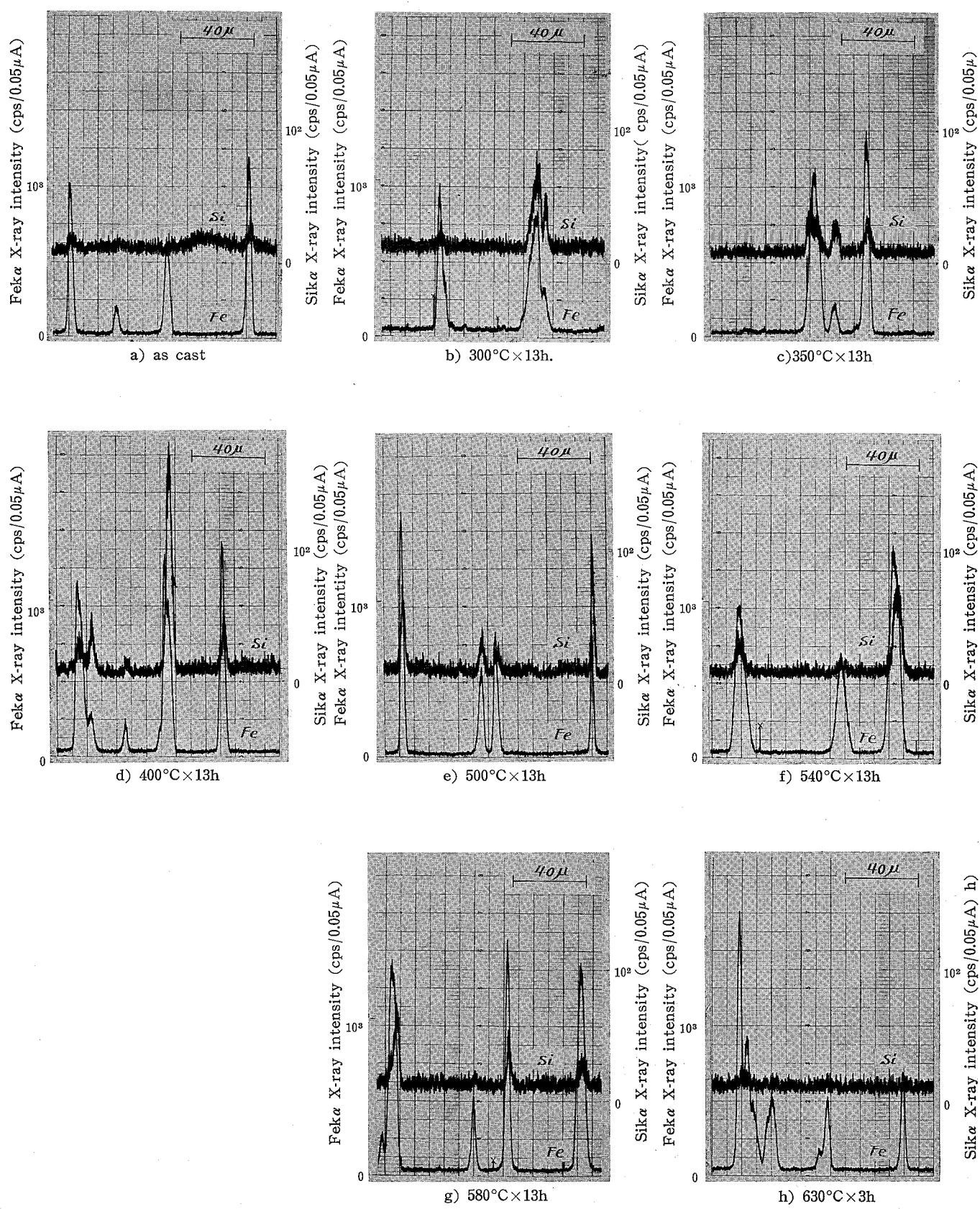


Fig. 4 The distributions of Fe, Si in the commercially pure aluminum ingot at each heat treatment temperature for 13 hours.

さらに高い熱処理温度では再び、共晶部分からマトリックスへ Si が溶け出しほとんど铸造のままと同じになる。しかし 630°C では铸造のときみられたマトリックス中の Si のゆるやかな偏析はなくなっている。

以上のマイクロアナライザーの測定によって、工業用純アルミニウム(2S)中に不純物として含まれる Fe, Si は熱処理によってみかけ上次のごとき動きをすることがわかった。

Fe: 铸造のままで cell の粒界のごとく連続した共晶部分に集まっており、マトリックス中の Fe は点分析での結果による一次近似からは 0.05% 以下の濃度で大部分が共晶として存在している。熱処理を行なうことによって共晶の形は連続していたものから分離したものに変るがマトリックス中の Fe の濃度は変わらない。

Si: 铸造のままでほぼ一様に存在している。熱処理によってマトリックスから共晶部分への移行がみられ、最も多く共晶部分へ移行した時はマトリックス中の濃度は铸造のままでおよそ 1/2 になる。しかし熱処理温度が 540°C 以上では再び共晶部分からマトリックス中へ溶け出し 630°C ではマトリックス中ではほぼ铸造のまと同じ状態になっている。

4. 考 察

工業用純アルミニウム铸造組織は不純物として含まれている Fe, Si の分布状態のマイクロアナライザーによる測定から、铸造のままで 600°C 以上の温度での熱処理を行なったものは、ほぼ同様の状態にあるといえよう。J.J. Theler²⁾ 等によると Fe は 600°C での熱処理によってさらにマトリックスから共晶部分へ移行し 650°C では Fe は Si とともにマトリックスへ溶けだし共晶が減少していくと述べている。一方熱処理によるインゴットの導電率の変化 (Fig. 5)³⁾ では铸造のままで、600°C 以上で熱処理されたものは同様な値を示しており、インゴットでの熱処理による板の深絞りにおける耳の方向その他の深絞り性におよぼす影響 (Fig. 6)³⁾ においても同様な傾向が見られる。300°C から 500°C での温度で熱処理したインゴットでは Si が共晶部分へ移行しマトリックス中に含まれる Si の減ることがわかる。このことは J.J. Theler²⁾ 等も同様な結果を得ており、導電率、深絞り性の変化においてもこのことを示すような傾向にある。

ミクロ組織でみられる共晶の組成はマイクロアナライザーによる測定では共晶のサイズが特性 X 線による分析の分解能に近いため定量ができず直接知ることは困難である。J.J. Theler²⁾ によると Fe, Si を含む共晶は $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$, Fe のみの見られる共晶は Al_3Fe であると述べており、H. Hanemann⁴⁾ によると Al-Fe-Si 系の共晶は $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ および $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$, Al-Fe 系の共晶は Al_3Fe であると述べ

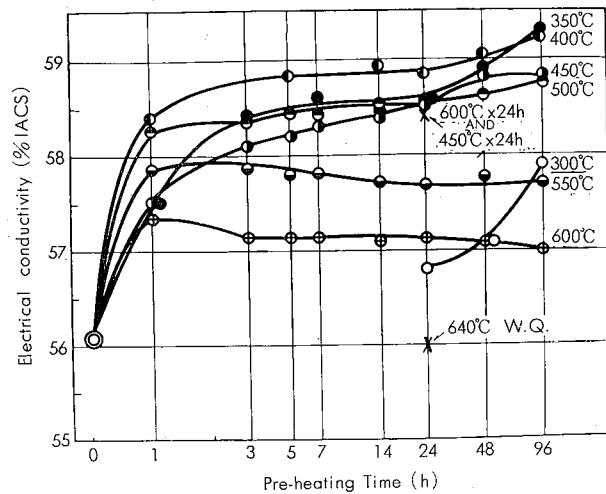


Fig. 5 Influence of pre-heating on the electrical conductivity of commercially pure aluminum

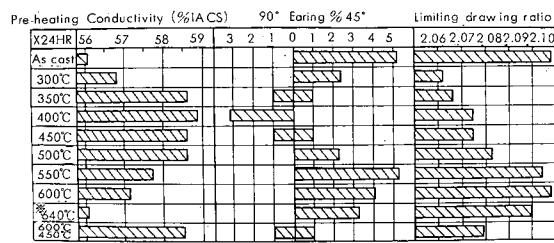
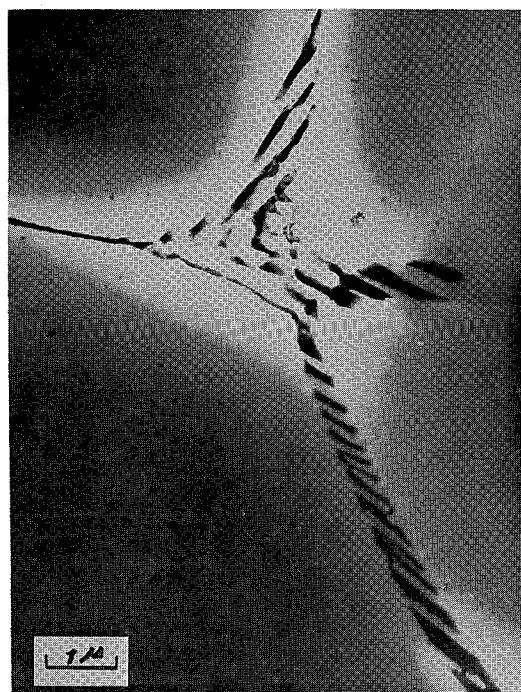


Fig. 6 Influence of pre-heating on the electrical conductivity, earring and limiting drawing ratio of commercially pure aluminum.

べている。今回得られたインゴット中の Fe, Si の分布からみて铸造のままで 580°C 以上での熱処理を受けたものの共晶は Al_3Fe と思われ、300°C から 540°C で熱処理したインゴット中の共晶は $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$, Al_3Fe , また $\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ を含むものと考えることができよう。

マトリックスに含まれる Fe, Si は電子顕微鏡による実体観察 (Photo. 4), ミクロ組織観察 (Photo. 5) による例をみると、铸造のままで 550°C で熱処理した場合は固溶した状態で、450°C で熱処理した場合は析出物として存在しているものもあることがある。

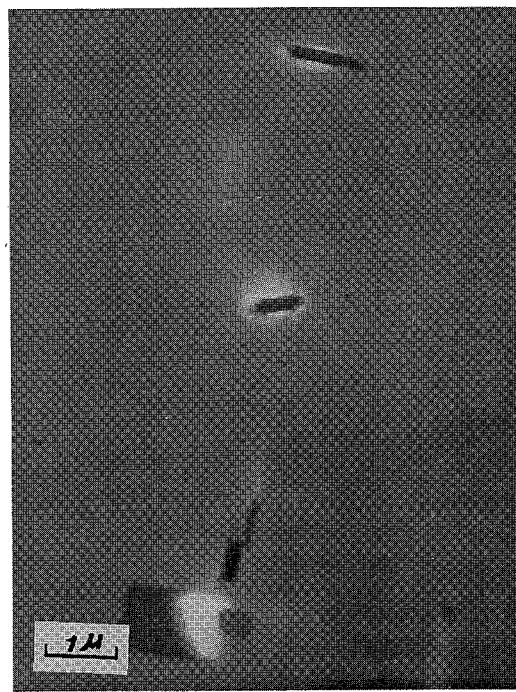
300°C から 500°C で熱処理したインゴットでは、マトリックス中に含まれる Si は铸造のままで比べおよそ半分にまで減少している。またその温度ではいま述べたようにマトリックス中に微細な析出も行なわれている。このことからマトリックス中では Fe, Si を含む不純物の固溶量が下っていることは明らかである。この不純物の固溶の減少が、その後の加工性、再結晶に影響することは明らかで、たとえば、単結晶ではあるが Liebmann⁶⁾ 等の実験がある。この実験は 99.8% Al の単結晶を 620°C から焼入後各温度で加熱したものを 20% 延伸加工し再結晶させ、その際でできた新しい結晶とともに結晶の方位の関係を調べたもので



a) Not pre-heated. (as cast)



b) Pre-heated at 450°C for 24h.



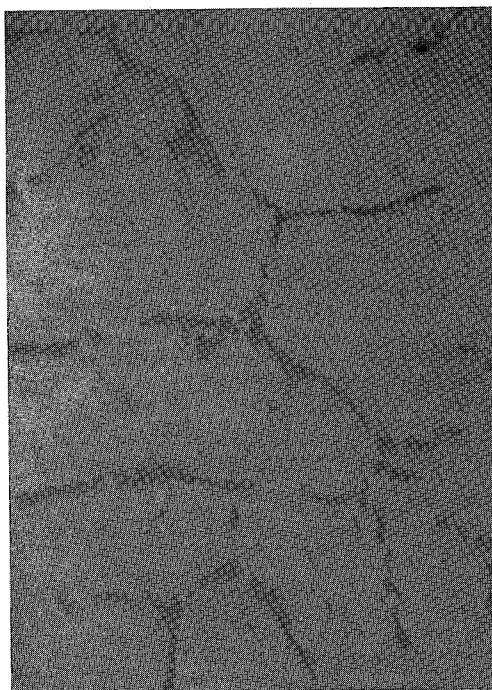
c) Pre-heated at 550°C for 29h

Photo. 4

Electro-micro-structures of commercially pure aluminum ingot.



a) Not pre-heated. (as cast)



b) Pre-heated at 450°C for 24h.

Photo. 5 Micro-structures of commercially pure aluminum ingots. ($\times 800$)

ある。この関係は [111] 軸のまわりに約 40° 回転させることによって新しい結晶とともに結晶が一致するといふこと⁶⁾で、この一致する割合が熱処理温度によって Fig. 7 のごとく変るという結果を得ている。Liebmann 等はこの回転

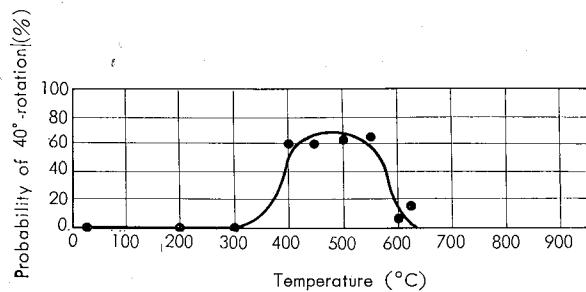


Fig. 7 Pre-heating temperature dependence of probability of occurrence of 40° -rotation around $\langle 111 \rangle$, Pre-heating 2 hours.

はマトリックス中に含まれる不純物、主として Fe の固溶²⁾によっておさえられると説明している。Theler 等によれば再結晶およびこの際できる集合組織に影響をあたえるものとして同じようにマトリックス中の不純物の固溶をあげており、その役割は Si がなしていると考えている。今回得られた 300°C から 500°C で熱処理したインゴットのマトリックス中の Si の減少、すでに得られているこの温度での導電率の増加、マトリックスにおける微細な析出物の発生等の事実は、今回のマトリックス中の Fe 濃度の熱

処理による変化のないという結果と合せ考え、マトリックス中の不純物の固溶量の減少を示していることは明らかである。また今回行なったマトリックス中の点分析の結果から一次近似によって Fe, Si の濃度を検討すると、铸造のままおよび 580°C 以上で熱処理したインゴットでは Si が Fe をうわまわり、 300°C から 500°C で熱処理した場合 Si がほぼ Fe と同程度の濃度まで下ると思われる。このことから考えてみると再結晶に影響をおよぼすものとして Liebmann 等がマトリックス中に固溶した Fe を主として考えていることは、マトリックス中の Si 濃度の変動のあることを無視したものであり、また Theler 等のごとく Si の固溶のみを考えることは一定の Fe を含むマトリックス中の析出を十分検討したものとはいはず、問題がある。この再結晶に関する問題に対し結論を出すためには、マトリックス中にみられる微細な析出物についての組成を知ることがまず第一に必要なことである。

5. 結論

工業用純アルミニウムインゴットにおける不純物としての Fe, Si への熱処理の影響について、マイクロアナライザによる測定の結果、次のことがわかった。

- 1) マトリックス中の Fe は熱処理によって見かけ上、ほとんどその濃度を変えず、不純物として含まれる Fe の大部分が共晶として存在している。
- 2) 不純物として含まれる Si は铸造のままおよび 630°C で熱処理したインゴットではマトリックス中にほとんど

存在しており、300°C から 500°C で熱処理した場合、マトリックス中の Si の減少、それにともなう共晶への移行がみられる。

3) 共晶の形に違いはみられるが、鋳造のままと 630°C で熱処理したインゴットは組織的にはほぼ同様な状態にあるといえる。

文 献

- 1) H. Hug : Metall, **14** (1960), 241
- 2) J.J. Theler, H. Bichsel : Metall, **21** (1967), 195
- 3) H. Hanemann, A. Schrader : *Ternäre Legierungen des Aluminiums* (1952)
- 4) 馬場義雄：未発表
- 5) 広沢栄一，馬場義雄：未発表
- 6) D. Altempohl, B. Liebmann : Metall, **14** (1960), 406

P

176

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

Al-Zn-Mg 合金の切欠疲れ強さについて

竹内勝治 田中英司 福井利安

住友軽金属工業株式会社

Al-Zn-Mg 合金の切欠疲れ強さについて*

竹内勝治** 田中英司*** 福井利安***

Notched Fatigue Strength of Al-Zn-Mg Alloys

by Katsuzi Takeuchi, Eiji Tanaka and Toshiyasu Fukui

This study was carried out on the notch effect up to 5.8 of theoretical stress concentration in fatigue strengths of 15 sorts of extruded Al-Zn-Mg alloys.

The fatigue properties were examined with Ono's type rotating-beam fatigue tester, and the fatigue strengths were determined at 10^7 cycles.

The fatigue strengths decreased with the increase of sharpness of notch up to 3.0 of theoretical stress concentration, but they approached to a nearly constant value for further increase of the sharpness. When the notch of specimens was not deep, the alloys having high tensile strength showed higher fatigue strength as compared with the alloys having low tensile strength. Notch fatigue factor of the specimens was smaller than the theoretical stress concentration.

The effect of heat treatment on notch sensitivity was observed remarkably, and the notch sensitivity of as-extruded materials (F) was the greatest values. The value of the sensitivity in T4-treatment was smaller than that of T6-treatment.

1. 緒 言

前報までに Al-Mg¹⁾ および Al-Zn-Mg 合金²⁾ 突合せ溶接継手の疲れ強さを検討し、余盛をもつときはその切欠作用のため破壊が余盛の端と母材との境界におこり、また、余盛を削除したときはその表面にプローホールや、内部に溶込み不良があると疲れ強さが低下することを述べた。すなわち、溶接継手の疲れ強さは厳密にいえば余盛や欠陥などによる切欠効果を含めたものといえよう。一方において、構造材として使用する場合は形状係数との関係において切欠疲れ強さを求めておくことが設計上必要である。そこで、本報は 7002, X7005, X7006, 7039, ZK41, ZG43, ZQ50 などの Al-Zn-Mg 合金について形状係数 1~5.8 における切欠疲れ強さを F, T4, T6 などの質別の相違も含めて検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材は10合金、15質別で、いずれも直径 20mm ϕ の押出棒であり、その化学成分は Table 1 に、熱処理後の機械的性質は Table 2 にそれぞれ示す。供試材はいずれも本邦または米国における実用合金であるが、合金 A, B および C は参考までに加えたものであり、また、熱処理はすべて T6 としたが、ZK41, ZG43 および ZQ50 の3合金は F ならびに T4 材も実験に供した。

Table 1 Chemical compositions of specimens.

Material ⁽¹⁾	Chemical composition (%)							
	Zn	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Cr	Ti
7002-T6	3.69	2.70	0.21	0.84	0.08	0.17	0.18	0.02
X7005-T6	4.65	1.52	0.47	0.01	0.07	0.17	0.13	0.04
X7006-T6	4.23	2.09	0.20	0.02	0.07	0.16	0.10	0.02
7039-T6	4.14	2.82	0.25	0.02	0.13	0.27	0.17	0.02
ZK41-F T4-T6	3.90	2.36	0.30	0.01	0.05	0.15	0.01	0.01
ZG43-F	4.33	1.56	0.29	0.05	0.07	0.25	<0.01	0.01
ZG43-T4	4.14	1.64	0.31	0.01	0.09	0.15	<0.01	—
ZG43-T6	4.27	1.63	0.31	0.02	0.12	0.30	<0.01	—
ZQ50-T4	5.02	2.07	<0.01	0.01	0.08	0.13	<0.01	—
ZQ50-T6	5.15	1.99	0.01	0.02	0.12	0.29	<0.01	—
Alloy A	3.92	0.45	0.01	0.01	0.04	0.15	0.19	0.01
Alloy B	4.02	0.96	<0.01	0.08	0.03	0.05	<0.01	<0.01
Alloy C	4.37	1.11	0.01	0.01	0.05	0.16	0.20	0.01

(1) 20mm ϕ extruded.

2.2 実験方法

疲れ試験は小野式回転曲げ疲れ試験機（容量 8kg·m, 1700rpm）を用い、実験は繰回国数 10^4 ないし 2×10^7 の範囲にわたって行ない、疲れ強さは繰回国数 10^7 の値を用いることとした。

平滑試験片は標準寸法 ($b=10\text{mm}\phi$, $D=15\text{mm}\phi$, $L=150\text{ mm}$) とし、平行部は理研 カーボランダム 研磨紙 #400 仕上とした。切欠試験片は切欠底の直径 $d=10\text{mm}\phi$ の 60° -V 型環状切欠であり、7039, ZK41, ZG43, ZQ50 および合金 B は切欠の深さ $t=1\text{ mm}$, 切欠底の丸み ρ は 1.00, 0.50, 0.25, 0.125 および 0.06mm の 5 種類とし、他の材質は $t=1.25\text{ mm}$, $\rho=1.25$ および 0.30mm とした。Neuber の計算式によると、形状係数 α_s は前者が

* 本報は、軽金属, 18(1968), 199に発表済

** 研究部 工学博士

*** 研究部

Table 2 Mechanical properties of specimens.

Material	Heat treatment	Tensile properties					Brinell hardness number (10/500/30)	Charpy impact value [U-notched] (kg·m/cm ²)
		Yield strength [0.2% offset] (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	True breaking strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)		
7002-T6	{ 465°C×1h W.Q., 1 week aged, and 120°C×48h tempered	43.6	52.4	65.5	14	26	126	4.2
X7005-T6		46.9	51.1	63.8	14	30	127	4.1
X7006-T6	{ 465°C×1h W.Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	50.9	53.3	64.8	13	25	129	2.9
7039-T6		50.3	54.4	64.8	11	19	132	1.9
ZK41-F	(As extruded, 1 month aged)	33.6	47.3	54.6	11	14	102	6.4
ZK41-T4	460°C×1h W.Q., 2 months aged	31.5	47.2	54.8	12	15	98	6.1
ZK41-T6	{ 460°C×1h W.Q., 3 days aged, and 120°C×48h tempered	47.5	51.6	69.0	14	—	132	4.7
ZG43-F	(As extruded, 2 months aged)	32.5	44.6	49.5	9	12	94	—
ZG43-T4	465°C×1h W.Q., 1 month aged	28.9	41.5	50.9	16	27	110	6.8
ZG43-T6	{ 465°C×1h W.Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	46.2	49.3	63.1	14	35	116	3.5
ZQ50-T4	465°C×1h W.Q., 1 month aged	35.9	49.5	55.9	12	12	100	—
ZQ50-T6	{ 465°C×1h W.Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	54.7	57.4	66.2	12	16	130	2.3
Alloy A		8.5	15.4	34.0	34	75	48	12.9
Alloy B	{ 465°C×1h W.Q., 1 week aged, and 120°C×48h tempered	26.8	32.1	—	22	—	93	—
Alloy C		33.5	38.1	56.5	19	49	97	7.4

それぞれ 1.9, 2.4, 3.2, 4.1 および 5.8 に、後者は 1.8 および 3.0 となる。

切欠部は旋削のままとしてその形状を投影器で 50 倍に拡大して検査し、標準寸法と比較して $\pm 0.02\text{mm}$ の範囲にあるものを試験に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 T6材の切欠疲れ強さ

S-N 曲線は代表例として Fig. 1 に 7039-T6, Fig. 2 に ZG43-T6 を示し、Table 3 と 4 に各合金の疲れ強さと切欠係数 α_k をそれぞれ掲げた。えられた結果について検討するとつぎのようである。

1) 平滑試験片の疲れ強さを実用合金についてみると $15.2\sim 18.9\text{kg/mm}^2$ の範囲にあり、7002 > 7039 > ZQ50 = X7005 > ZK41 = X7006 > ZG43 合金の順に高い。引張強さと疲れ強さの関係を求めるに Fig. 3 のようになり、すでにしばしば述べた⁴⁾ ように引張強さの高いものは疲れ強さも高い傾向がみられ、しかも両者間の関係は他のアルミニウム合金についての実験から求めた Fig. 3 中に示す実験式⁵⁾ とかなりよく一致した。

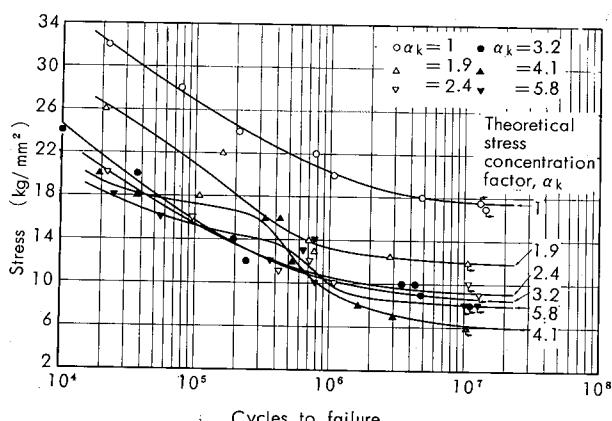


Fig. 1 S-N curves of 7039-T6 alloy.

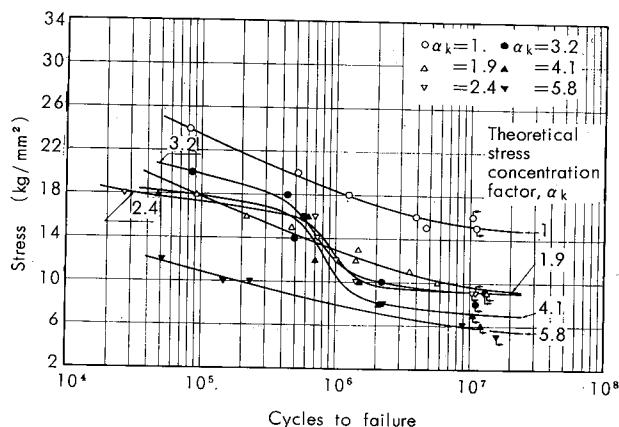


Fig. 2 S-N curves of ZG43-T6 alloy.

Table 3 Fatigue strengths of specimens.

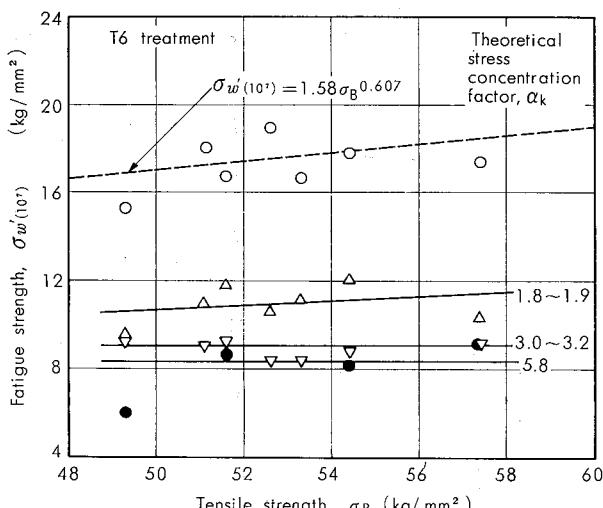
Material	Theoretical stress concentration factor, α_k	Fatigue strength ⁽¹⁾ (kg/mm ²)						
		1	1.8	1.9	2.4	3.0	3.2	4.1
7002	T 6	18.9	10.6	—	—	8.3	—	—
X7005	T 6	17.0	11.0	—	—	9.0	—	—
X7006	T 6	16.6	11.2	—	—	8.3	—	—
7039	T 6	17.7	—	12.1	9.3	—	8.7	6.2
ZK41	F	13.5	—	9.8	8.2	—	6.7	6.1
	T 4	17.6	—	11.1	10.1	—	10.4	10.5
	T 6	16.7	—	11.8	10.5	—	9.2	9.2
ZG43	F	15.2	—	7.4	7.5	—	7.1	5.3
	T 4	15.5	—	10.7	10.1	—	9.1	11.0
	T 6	15.2	—	9.6	9.2	—	9.2	7.2
ZQ50	T 4	15.2	—	12.2	10.1	—	10.1	10.1
	T 6	17.3	—	10.4	10.2	—	9.2	7.4
Alloy A	T 6	9.5	6.6	—	—	6.6	—	—
Alloy B	T 6	11.2	—	7.9	8.0	—	8.1	7.6
Alloy C	T 6	13.6	9.1	—	—	8.6	—	—

(1) 10^7 cycles

2) つぎに、Fig. 4 と 5 は横軸に α_k を、縦軸に疲れ強さまたは切欠感度 (β_k の逆数) をとてそれぞれ両者間の関係を示す。疲れ強さは切欠が鋭くなると低下し、したがって β_k も大きくなるが、 α_k が 3 程度以上になるとその割合

Table 4 Fatigue strength reduction factors of specimens.

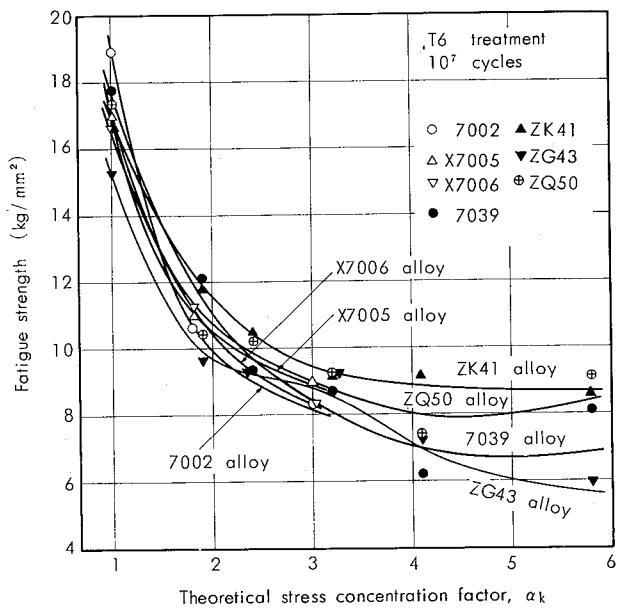
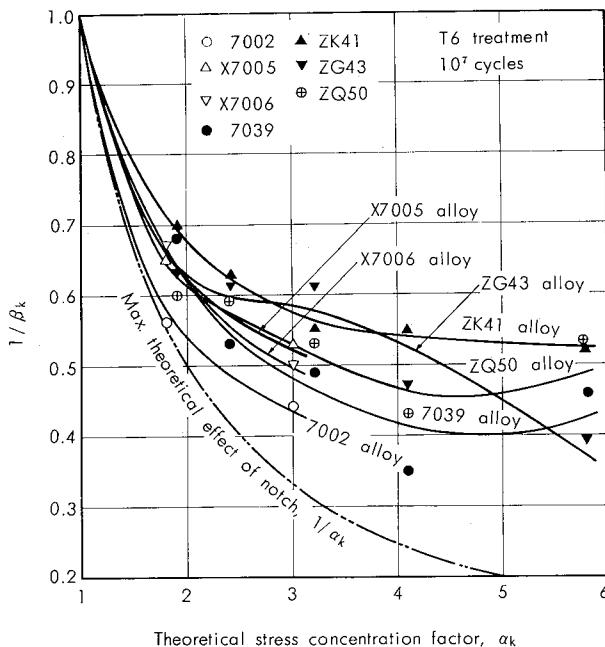
Material		Fatigue strength reduction factor, β_k						
		Theoretical stress concentration factor, α_k						
		1.8	1.9	2.4	3.0	3.2	4.1	5.8
7002	T 6	1.78	—	—	2.28	—	—	—
X7005	T 6	1.55	—	—	1.89	—	—	—
X7006	T 6	1.48	—	—	2.00	—	—	—
7039	T 6	—	1.46	1.90	—	2.03	2.86	2.19
ZK41	F	—	1.38	1.65	—	2.02	2.21	2.18
ZK41	T 4	—	1.59	1.74	—	1.69	1.68	1.68
ZK41	T 6	—	1.42	1.59	—	1.82	1.82	1.94
ZG43	F	—	2.05	2.03	—	2.14	2.87	2.49
ZG43	T 4	—	1.45	1.54	—	1.70	1.41	1.55
ZG43	T 6	—	1.58	1.65	—	1.65	2.11	2.58
ZQ50	T 4	—	1.25	1.51	—	1.51	1.51	1.51
ZQ50	T 6	—	1.66	1.70	—	1.88	2.34	1.90
Alloy A	T 6	1.44	—	—	1.44	—	—	—
Alloy B	T 6	—	1.42	1.40	—	1.38	1.47	1.47
Alloy C	T 6	1.49	—	—	1.58	—	—	—

(1) 10^7 cycles**Fig. 3** Relations between tensile strength and notched or unnotched fatigue strengths.

が小さくなり、この傾向は各合金とも共通である。なお、いずれの場合も $\alpha_k > \beta_k$ であった。

切欠疲れ強さは ZK41 > ZQ50 = X7005 > 7039 = ZG43 = X7006 = 7002 合金の順に高い値をもつようであるが、前掲の Fig. 3 に引張強さとの関係において図示するとつぎのことがいえる。 α_k が比較的小さいときは平滑試験片の場合と同様、引張強さの高いものは疲れ強さも高いが、 α_k が 3 程度以上になると疲れ強さはほぼ一定値となる。すなわち、引張強さの高いものは平滑試験片の疲れ強さが高いけれども、切欠疲れ強さはそれほど改善されていないわけである。

3) なお、X7006, 7039, ZK41, ZG43, 合金 A, B および C の切欠疲れ強さを α_k との関係で図示すると、Fig. 6 がえられる。すなわち、Zn 量が 3.9~4.3% の場合における Mg 添加量が切欠疲れ強さにおよぼす影響の概略がわかる。他の比較的小量の添加成分の影響もあるかもしれないが、傾向として切欠が浅い場合は Mg 量の多いほど疲れ強

**Fig. 4** Fatigue strengths of notched specimens.**Fig. 5** Notch sensitivity of specimens.

さが高く、切欠が鋭くなるにつれて差が小さくなることが見出される。

3・2 切欠疲れ強さにおよぼす質別の影響

ZK41, ZG43 および ZQ50 合金各 F, T4, T6 材の切欠疲れ強さと切欠感度を α_k との関係において Fig. 7 に掲げ、疲れ強さおよび β_k は前掲の Table 3 と 4 にあわせて示した。

1) 平滑試験片の疲れ強さは ZK41 合金が T4 > T6 > F, ZG43 合金は T4 > T6 > F, ZQ50 合金では T6 > T4 の順であった。他の熱処理型アルミニウム合金の場合は T6 材が T4 材より 1~2 kg/mm² 高い疲れ強さをもつのが通常であるが、ZK41 および ZG43 合金はそのようにならなかった。

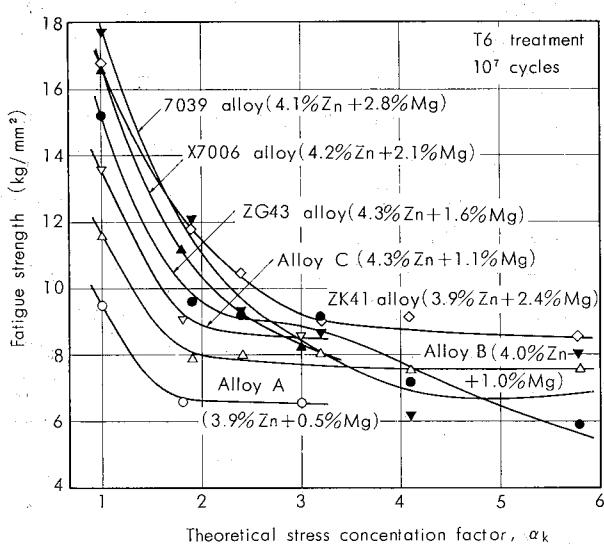


Fig. 6 Fatigue strengths of notched specimens.

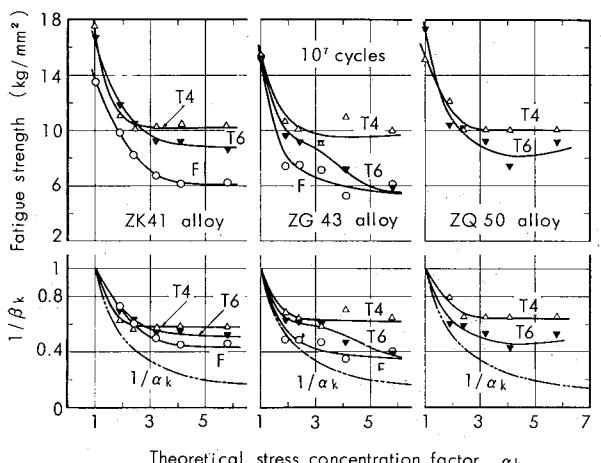


Fig. 7 Effect of heat treatment conditions on the notched fatigue strengths and notch sensitivities.

2) α_k と切欠疲れ強さの関係は 3・1 項と全く類似であるが、切欠疲れ強さは T4 > T6 > F の順に高く、切欠感度は F > T6 > T4 の順に大きい。すなわち、切欠疲れ強さの見地からいえば T4 材がもっとも好ましいわけであり、しかも 3 合金共通であった。

3) なお、切欠疲れ強さを比較すると 3 合金間では、ZK41 合金がもっとも高い値をもち、切欠感度も T4 材の場合を除けば他より小さい。

3・3 切欠試験片の S-N 曲線の形状

Table 5 Type of S-N curves of notched specimens.

Theoretical stress concentration factor, α_k	Material									
	Alloy A	Alloy B	Alloy C	ZG43	X7005	ZK41	7002	7006	7039	ZQ50
1.8 or 1.9	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
2.4	—	○	—	●	—	○	—	—	○	●
3.0 or 3.2	○	○	○	●	●	○	●	●	○	●
4.1	—	○	—	●	—	●	—	—	●	●
5.8	—	●	—	○	—	○	—	—	●	●

Type of S-N curve : ○ Ordinary type

● Some humped type at $10^6 \sim 10^8$ cycles

● Humped type at $10^6 \sim 10^8$ cycles

切欠試験片の S-N 曲線をみると形状が通常と異なるものがある。たとえば、Fig. 1 の 7039-T6 材は $\alpha_k=4.1$ と 5.8, Fig. 2 の ZG43-T6 材では $\alpha_k=2.4 \sim 4.1$ の各 S-N 曲線が繰り返し数 $10^5 \sim 10^6$ の範囲において段がついたような形状を示し、中程度の応力における破壊までの寿命が大きい。この傾向を明らかにするため ZK41-T6 材について繰り返し速度 130 rpm で行なった繰り返し数 $10^2 \sim 10^5$ の範囲における実験点も加えて掲げたのが Fig. 8 であり、 $\alpha_k=4.1$ の S-N 曲線に明瞭に段が現われ、段がなければ点線で示すような形状をもつのであろう。

Table 5 は T6 材について S-N 曲線における段の有無を記し、左から右に Zn+Mg 量が多くなる順に合金を並べてある。段をもつ S-N 曲線は Zn+Mg 量が少ない場合は比較的浅い切欠に、多くなると深い切欠でえられる傾向がある。なお、F および T4 材の場合は ZG43 合金が $\alpha_k=3.2$

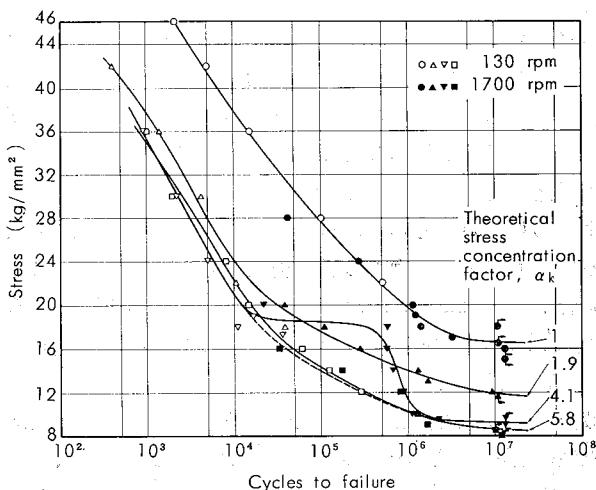


Fig. 8 S-N curves of ZK41-T6 alloy.

以上、ZK41 と ZQ50 合金が $\alpha_k=2.4$ 以上で段をもつ S-N 曲線がえられた。

つぎに、段をもつ S-N 曲線の場合、2024-T4 材で指摘したように高応力で破壊した試験片の破面は通常と異なり cup and cone fracture を示し⁶⁾、本実験の ZK41, ZG43 合金などの F, T4 材も破面がそのようになっている。しかし、通常の形状の S-N 曲線を示した、たとえば、7039-T6 材の $\alpha_k=1.9$ の場合、同様に ZG43-T6 材の $\alpha_k=1.9$ および 5.8 などにおけるいずれも高応力で破壊した試験片においても cup and cone fracture が見られ、一方において、段をもつ S-N 曲線を示す場合であってもそのよう

な破面が見受けられない合金もあった。したがって、段をもつ S-N 曲線だから高応力で cup and cone fracture を生じるとは必ずしも限らないようである。

3・4 考 察

以上の結果を要約するとつぎのようになる。

1) 切欠が鋭くなると疲れ強さが低下し、したがって、 β_κ も大きくなるが、 α_κ が 3 度以上になるとその割合が小さくなる。

2) T6 材の場合、切欠が比較的浅いときは引張強さが高いものは切欠疲れ強さも高いが、 α_κ が 3 度以上になると各合金の切欠疲れ強さはほぼ一定値に近づく。

3) 切欠疲れ強さは T4 > T6 > F 材の順に高く、切欠感度はこの逆に大きい。

4) 切欠試験片の S-N 曲線は段をもつことがある。

上述の結果において、1)項は他のアルミニウム合金におけるのと全く類似であり⁷⁾、 $\alpha_\kappa > \beta_\kappa$ であるから設計上は α_κ を目安とすればよいわけである。比較的興味深いのは3)項であり、T4 材が T6 材より切欠疲れ強さが高く、切欠感度が低いということは静的強度の相違からもある程度理解できるが、F 材が T4, T6 材より切欠に敏感な点について考えるとつぎのようである。

すなわち、因子としては纖維状組織の残存と再結晶組織の多少、不溶性化合物の影響、析出物の相違、粒界析出の有無および denuded zone の幅の相違などがあげられるので、ZK41 および ZG43 合金についてこれらの点に関して二、三検討した。

纖維状組織の残存と再結晶組織の多少は X 線回折と顕微鏡組織によって調べた結果、いずれも押出集合組織の [100] 成分が polygonize して部分的に再結晶しているが、依然、纖維状組織がかなり見られ、しかも T4, T6 および F 材の間ではほとんど差は認められなかった。また、Mn, Fe などの不溶性化合物が顕微鏡的に押出方向に沿っていることが観察されたが、量的には F, T4, T6 材の間に差がないとみなすのが妥当なようである。したがって、組織上の違いによって切欠感度の相違を説明するのは難しい。

ところで、T4 では G.P. zone が存在するが、T6 材は焼入れ後の焼もどし処理によって中間相 M' (Zn_2Mg) も析出している⁸⁾。F 材は押出後の常温時効のみであるから G.P. zone の析出だけであるが、押出時の空冷により粗大な中間相あるいは平衡相 M (Zn_2Mg) の粒界析出が多く、また、導入される vacancy が少ないため粒界近傍に押出後の常温時効で G.P. zone の少ない、いわゆる denuded zone が生じやすく、その幅が大きい。なお、T4 材は焼入れのため冷却速度が大きいので M 相の粒界析出が少なく、また、導入される vacancy も多いので denuded zone が生じ難く、生じたとしてもその幅が狭いことがわかっている⁹⁾。Al-10% Mg 合金についての McEvily らの実験¹⁰⁾によると、疲労破壊は denuded zone の幅の大小がかなり影響をおよぼすから、本実験においては F 材が他より切欠感度が

大きい理由の 1 つもこれと同様なのかもしれない。しかし、疲労きれつは粒内貫通型が通常で、われは多くの場合 {111} におきるとされている^{11,12)}。したがって、denuded zone および粒界析出が疲労挙動に直接関係するとはいがたいが、これらと粒内の状況との相互作用、あるいはきれつの初期段階における影響についても考える必要があるのではなかろうか。

なお、4) 項の切欠試験片の S-N 曲線が段をもつ例は 2017-T4, 2024-T4^{6,7)}, Av24 合金¹³⁾, DTD683 合金¹⁴⁾などの押出材でえられており、2024-T4 の鍛造または圧延材などの場合には見受けられない⁷⁾から強度の高い押出材特有なもので、纖維状組織と関係があるのであろう。一方において cup and cone fracture 破面の有無もあるので、疲労きれつの発生とその進行状況も調べねばなるまい。これらに関する別途機会に検討したい。

4. 結 語

Al-Zn-Mg 合金について形状係数 1 ~ 5.8 における切欠疲れ強さを F, T4, T6 などの質別の相違も含めて検討し、つぎの結果を得た。

- 1) 切欠が鋭くなると疲れ強さは低下し、したがって切欠係数も大きくなるが、形状係数が 3 度以上になるとその割合が小さくなり、この傾向は各合金とも共通である。なお、切欠係数は形状係数より小さい。
- 2) 切欠が浅い場合は引張強さが高いと疲れ強さも高いが、形状係数が 3 度以上になると各合金の切欠疲れ強さはほぼ一定値に近づく傾向をもつ。
- 3) 切欠疲れ強さは T4 > T6 > F 材の順に高く、切欠感度はこの逆に大きい。
- 4) 切欠試験片の S-N 曲線は段をもつことがある。

文 献

- 1) 竹内勝治、杉川禎彦：本誌、9 (1968), 240
- 2) 竹内勝治、杉山禎彦、福井利安：本誌、9 (1968), 250
- 3) H. Neuber: *Kerbspannungsllehre* (1937)
- 4) たとえば、深井誠吉、竹内勝治：材料試験、7 (1958), 527
- 5) 竹内勝治：本誌、7 (1966), 39
- 6) 深井誠吉、竹内勝治：機械学会誌、61 (1958), 1467
- 7) 深井誠吉、竹内勝治：本誌、1 (1960), 45
- 8) たとえば、村上陽太郎：軽金属溶接 No. 22 (1964-10), 11
- 9) J. D. Embury, R. B. Nicholson: *Acta Met.*, 13 (1965), 403
- 10) A. J. McEvily, R. L. Snyder, J. B. Clark: *Trans. AIME*, 227 (1963), 452
- 11) A. J. Kennedy: *Processes of Creep and Fatigue in Metals* (1962), 301
- 12) C. A. Stubbington, P. J. E. Forsyth: *Metallurgia*, 74 (1966), 15
- 13) C. Panseri, L. Mori: *Alluminio*, 31 (1962), 61
- 14) J. M. Finney: *J. Inst. Metals*, 92 (1963-64), 30

P

177

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

銅精鉱輸送用アルミニウム合金製パレットの開発

竹内勝治 中安静雄 中村 授

住友軽金属工業株式会社

銅精鉱輸送用アルミニウム合金製パレットの開発*

竹内勝治** 中安靜雄*** 中村 授****

Development of Aluminium Alloy Pallets for Transportation of Copper Concentrate-Ores

by Katsuzi Takeuchi, Sizuo Nakayasu and Sazuku Nakamura

Copper concentrate-ores are generally filled in hempen-bags and transported by ship and railway from Peko Mines Co., Australia to Sumitomo Metal and Mining Co., Japan. It has been required to rationalize the trans-shipment works of the ores, and to protect from the ignition in the accumulated hempen-bags which are charged with some moisture when atmospheric temperature is rather high.

These problems was solved by adopting aluminium alloy pallets since a transport ship "Spensa-maru" used exclusively for copper-, zinc-, and lead-ores had gone into service in February, 1967.

As regards the design of pallets, there is not other proper means than to expect that the load is distributed uniformly on the pallet. However, if and when the practical load should not behave uniformly on the pallet, the stresses in frames are apt to be higher than the calculated values, and deformation of lower deck-boad in second-floor pallet is observed because of jagged arrangement of hempen-bags. This type of stress or deformation, if it is small, does not affect the practical use.

As could be accordingly understood from the above mentioned facts, the loading test must be done by using the practical materials.

And necessarily, it needs a special care when the pallet is operated by fork-lift track, and the pallet should have the construction which enable to be repaired or reinforced easily.

1. 緒 言

本報のパレットは耐食アルミニウム合金1種5052-1/2H板製で、住友金属鉱山（株）が銅精鉱をオーストラリヤのMarreeからPort Augustaまで貨車輸送し、そこから室蘭港まで専用船によって輸送するのに使用している。

銅精鉱は微粉状態のもので麻袋に詰め、Peko鉱山から運ばれるが、温度が高くなり、水分の含有量が増えると発熱の恐れがある、夏季における船積み輸送では麻袋の発火に対する注意がとくに重要であった。従来は7,000重量トンの普通貨物船「中栄丸」で輸送されていたが、昭和42年2月から本邦唯一の銅、亜鉛、鉛精鉱専用船「すぺんざ丸」(12,000重量トン)が就航し、発熱、発火を防ぎ、荷役の合理化と荷役期間の短縮を図るためパレット輸送方式が採用された。1枚のパレットには40袋（計2トン）を積み、これを6段重ねで、船倉内にわずかな間隔をおいて配列し、前述の目的を達するとともに、現地における陸送の合理化も行ない得た。本報はアルミニウム合金製パレットの

採用に至るまでの経過、パレットの設計、荷重試験その他についてまとめたものである。

2. アルミニウム合金製パレットの採用までの経緯

昭和39年から翌年にかけて関係者の間で木製、鋼製およびアルミニウム合金製パレットの比較検討が、特に腐食、重量、荷役作業、単価などについて行なわれた。木製パレットは室蘭港における荷役作業で当時50~60枚使用されていたが、その自重が100~120kgで、かつ銅精鉱の付着も多く、金属製のものと取替えたいという意向が荷役業者にあった。実際にとりあげられたのは鋼製とアルミニウム合金製のもので、両者の試験片による銅精鉱中における腐食試験などを行なった後、板曲げ加工、リベット組立構造による鋼製と耐食アルミニウム合金5052-1/2H製パレット（幅1.2m、長さ1.2m、高さ0.13m、デッキボード板厚2mm、脚の板厚3mm）がそれぞれ試作され、「中栄丸」による船積み輸送試験が行なわれた。もちろん、これに用いたアルミニウム合金製パレットは當時想定されていた静荷重試験、クレーン吊上げおよびフォークリフト運搬荷重試験、落下衝撃試験などに合格したものであった。

試験用パレットはオーストラリヤにおける現地作業を経

* 軽金属, 18 (1968), 586 に発表

** 研究部 工学博士

*** 開発部

**** 研究部

て4段積重ねの銅精鉱麻袋輸送条件（最下段パレットの荷重8トン）で比較された。昭和41年11月室蘭入港時における判定の結果、

- 1) アルミニウム合金製のほうが空荷の場合も含め、取扱いが容易である。
- 2) しかも、軽量で積荷をそれだけ増すことができる。
- 3) 鋼製のほうが損傷が大きかった。

などの理由によって、アルミニウム合金製パレットの採用が決定された。特に重要なのは1), 2)項で、アルミニウム合金製パレットの重量が鋼製のおよそ $\frac{1}{2}$ であり、軽量なため人力による取扱いが容易で現地における労働事情に適合し、しかも初期投資は鋼製より高くなるが、その後の航海で補うことが可能である。その他、外観の美しさ、腐食状況なども参考となっている。

その後、鋼製、アルミニウム合金製パレットを問わずパレット輸送方式における問題点として次の各項があげられた。

- 1) フォークリフト作業によるパレットの破損がひどい。フォークはパレットの上下デッキボード間に装入されるので、フォークの間隔と関係して脚の位置を考える必要がある。
- 2) 航海中の大時化による船体傾斜に対する処理。
- 3) リベット切断その他の事故に対し修理し易い構造になっていること。
- 4) クレーン作業における吊上げ用具の改良。

3. パレットの構造と設計

3.1 パレットの構造

前節の経緯のもとに、アルミニウム合金製パレットの最終仕様は次のように決定された。

寸法：幅1.35m×長さ1.78m×高さ0.16m、ただし端部の高さは0.165mとする。

重量：47kg±3%

そり：床面上においてたときのパレットの最大高さ0.173m以下

材質：5052-1/2H板（規格はJIS H4104による）

荷重：パレット6段積みのとき 12 ton
パレット2段積みのとき 4 ton

（6段積みは船倉内における載荷、2段積みはクレーンおよびフォークリフト作業時の載荷である。）

この仕様を考慮して3種類のパレットを設計製作し、各種の実験を行なって検討した。その過程において特に留意したのは上下デッキボードを連結する中央部の脚の位置とその数であり、室蘭港および現地で使用しているフォークリフトのフォークの間隔、各種の実験結果などからFig. 1に示す形状のパレットを選らんだ。

デッキボードの板厚は2mmで上下7本づつ、外側の脚は板厚3mm、中央の脚2本は板厚2.5mmである。これらはいずれもプレス加工で成形した。両端のデッキボードの

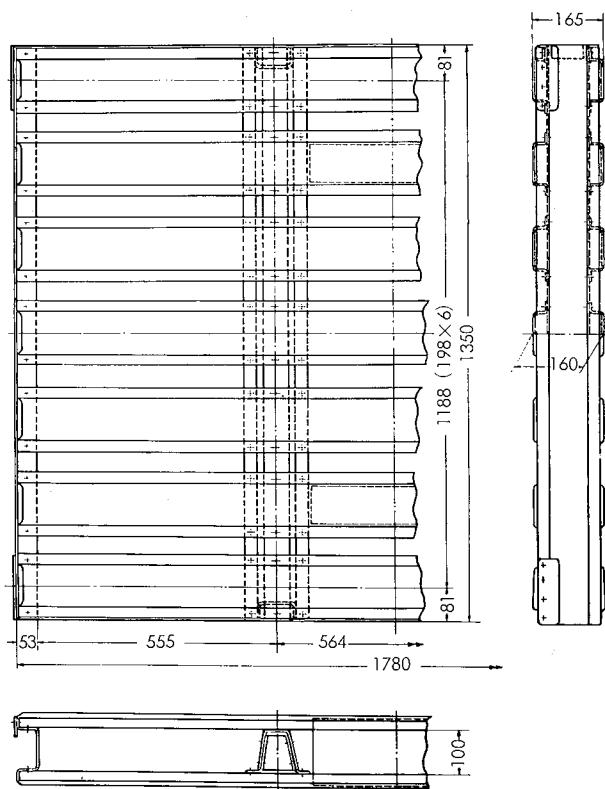


Fig. 1 Form and dimensions of pallet.

外側にはフォークリフトの衝撃による破損を防ぐため、亜鉛メッキした冷間圧延山形鋼 L35×25×2mm を補強材として取りつけたが、後に L30×30×2mm に取替えた。また、中央の2本の脚の端部は 5052-1/2H, 2.5mm 板で蓋をした。これらの結合は5052合金製リベット6または8mmφの冷間打びょうによった。

傾斜荷重に対する策としては、後述の3・3・5項の計算結果を考え、両端から2枚目のデッキボードの中央2脚間の空隙を埋めて、せん断荷重に耐えるよう松材(94×150×410mm)を装入した。

なお、クレーン作業における吊上げ用具との関係で、両外側の脚の上部に端から150mmの長さにわたり幅50mmの5052-1/2H, 3mm 板を当てた。

3・2 荷重条件と許容応力

パレットはTable 1に示す各荷重を受けるものとして取扱った。すなわち、条件Aはパレットの上側デッキボードのみで、条件BとCは上下デッキボードの複合ばかりとしてそれぞれ荷重を受けるものとみなした。荷重にはパレット1枚の自重50kgを加えている。

次に、船体の上下動による荷重係数、クレーン吊上げ時などの衝撃係数などを1.5とした。したがって設計荷重は条件Aが18.375ton、BとCが6.075tonとなり、これがパレットの長さ1.78mに等分布するとみなすと、等分布荷重Wはそれぞれ10.3kg/mmおよび3.4kg/mmとなる。

材質は5052-1/2H板であるから、耐力は18kg/mm²以上

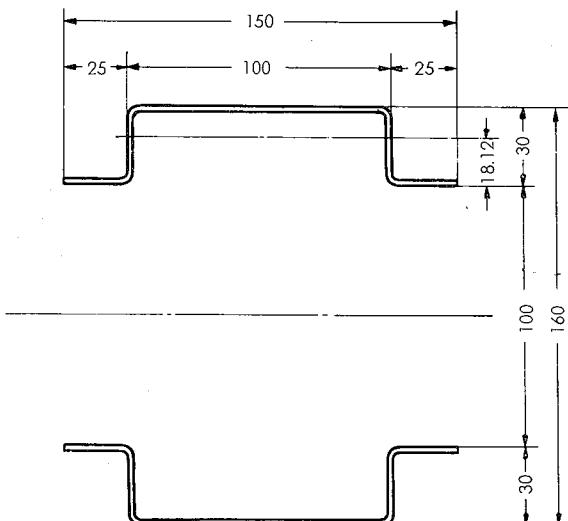
Table 1 Design conditions and max. bending stress.

Condition	(A) Continuous beams with 3 equal spans (564 mm) acted on by uniform load (Upper deck board only)	(B) Beam with two equal overhangs (190 mm) acted on by uniform load	(C) Simple supported beam acted on by uniform load
Working load	Six layers of pallets in ship hold	Two layers of pallets on fork-lift track lifting	Two layers of pallets on crane hanging
Total load	12.25 ton	4.05 ton	4.05 ton
Total design load	18.375 ton	6.075 ton	6.075 ton
Uniform design load	10.3 kg/mm	3.4 kg/mm	3.4 kg/mm
Max. bending stress	-10.9 kg/mm ²	-3.5 kg/mm ²	-6.3 kg/mm ²

である。許容応力 σ_{per} は規格値の $\frac{2}{3}$ とし、 12 kg/mm^2 を用いた。

3・3 強度計算

3・3・1 デッキボードの断面係数 デッキボードの断面形状を Fig. 2 に示す。上側デッキボード 1 本の断面係数は $3.44 \times 10^3 \text{ mm}^3$ であるからその合計は $Z_u = 2.41 \times 10^4 \text{ mm}^3$ となる。複合ばかりとみなしたときの全断面係数は $Z_t = 2.13 \times 10^5 \text{ mm}^3$ である。

**Fig. 2** Form and dimensions of deck-boards.

3・3・2 条件Aの場合 等スパン $l_0 = 564 \text{ mm}$ の4点支持連続ばかりと便宜上みなすと、Wを受けるときの最大曲げモーメント M_{max} は第1支点から $0.4l_0$ の位置に生じ、(1)式で表わせる。

$$M_{max} = \frac{4}{5} \cdot \frac{W}{10} \cdot l_0^2 = 0.08WL_0^2 \quad (1)$$

最大応力は $\sigma = M/Z_u$ であるから、各数値を代入すると $\sigma = 10.9 \text{ kg/mm}^2 < \sigma_{per}$

となる。

3・3・3 条件Bの場合 パレットの長さ l を 1780 mm 、パレットの端からフォークまでの距離 l_1 を 190 mm とすると、 M_{max} は

$$M_{max} = \frac{wl^2}{2} \left(\frac{1}{4} - \frac{l_1}{l} \right)$$

であって、最大応力は $\sigma = M/Z_t$ から

$$\sigma = \pm 3.5 \text{ kg/mm}^2$$

となる。

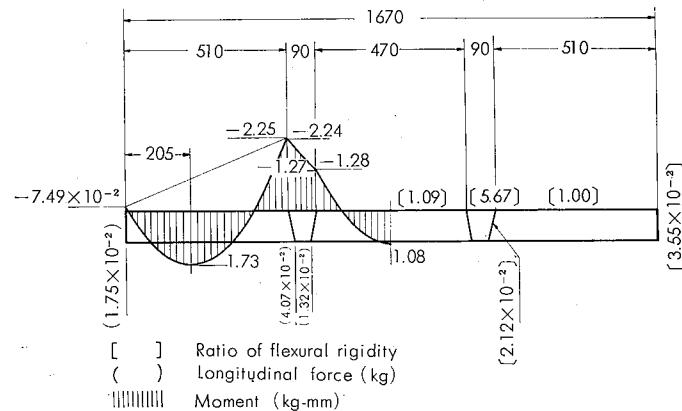
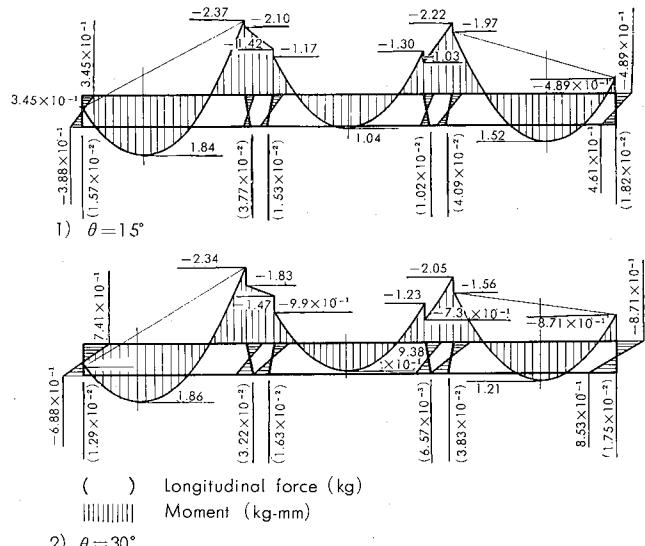
3・3・4 条件Cの場合 M_{max} は次の(3)式で表わされ、

$$M_{max} = \frac{1}{8} WL^2 \quad (3)$$

最大応力は同様に $\sigma = \pm 6.3 \text{ kg/mm}^2$ である。

3・3・5 たわみ角法で計算した場合の応力 パレットはリベット接合によって組立てられているが、デッキボードと脚は剛結合であるとみなし、最下段パレットは平坦な床面におかれ、その上に 18 ton の荷重が等分布するという条件で、たわみ角法によって曲げモーメント M と軸力 P を求めた。計算結果は Fig. 3 に示すが、中央の 2 脚はデッキボードに垂直とみなして計算している。

次に第2節で述べたように船体傾斜の問題があり、大時化では 30° 程度の傾斜がおきる。そこで、傾斜角 $\theta = 15^\circ$ および 30° の場合も同様に求めて Fig. 4 に図示した。

**Fig. 3** Calculated values of bending-moments and longitudinal forces in base pallet by slope deflection method (X Total load, W).**Fig. 4** Calculated values of bending-moments and longitudinal forces in base pallet by slope deflection method (X Total load, W).

これらから主な位置の応力を求める Table 2* になる。 $\theta=0^\circ$ のときには応力的に問題はないが、 15° および 30° のときは $\sigma > \sigma_{per}$ で脚が圧壊することになる。ただ、この計算には船倉における載荷状態が考慮されていない。つまり船体の傾斜によって横方向の分力を生じるわけであるが、実際には船体内壁がそれを受け、かつ、パレット間に適当な位置にくさびをはめて荷くずれを防ぐよう船倉内に配列するため、発生した分力は減少するはずである。また、パレットはリベット接合であるから厳密には剛結合ではなく、応力緩和もおきるとみられる。したがって、実際に作用する応力は計算値より低くなると考えられるが、どの程度減少するかわからない。そこで脚を補強して圧壊を防ぐため 3・1 項で述べたように松の角材を装入したわけである。この傾斜に対する実験は行なわなかったが、第 1 回の専用船帰航時に大時化に遭遇し、船体が 30° を越える傾斜を受けたが各パレットは何らの異常もなかつたことを付記する。

Table 2 Computed stresses by slope deflection method. (kg/mm^2)

Member	Loca-	$\theta=0^\circ$		$\theta=15^\circ$		$\theta=30^\circ$			
		Total load (ton)		Total load (ton)		Total load (ton)			
		12	18	12	18	12	18		
Deck-boad	BA	± 7.8	± 11.8	BA	$\pm 8.3 \pm 12.4$	BA	$\pm 8.2 \pm 12.2$		
Outside frame	AA'	-3.5	-5.2	FF'	-20.7	-31.0	FF'	-36.5	-54.7
		+2.7	+4.1		+19.9	+29.9		+35.8	+53.6
Inside frame	BB'	-1.8	-2.7	BB'	-16.4	-24.6	BB'	-29.9	-44.9
		-0.2	-0.3		+14.6	+21.8		+28.3	+42.4

4. 強度試験

強度試験は補強のための角材を装入しないものについて行なった。

4.1 荷重試験

荷重条件 A の場合、18 ton の負荷をパレット全面に等分布させることはかなり難しい。しかも 2 ton づつパレットに負荷してそれを積み重ねながら応力測定を実施するわけである。荷重として重錘や南豆袋の土のうを用いる実験も行なったが、前者の場合、重錘の大きさと、パレットの脚との関係におけるその配置によっては脚がかなり荷重を負担し、全荷重 24 ton でも異常がなかった。後者は土のうの大きさと土の詰め方が問題で、大きすぎるとパレットの両端のデッキボードに負荷されなかつたり、また土のうを重ねた面がある程度平坦でないとその上に重ねたパレ

$$* \quad \sigma = \frac{M}{Z} + \frac{P}{A}$$

ここに、Z : 部材の断面係数

A : 部材の断面積

添字は位置を示すもので、たとえば BA はスパン A B の B 側を示す。

ットの下側デッキボードが集中荷重を受けて局部的に変形するなどの例があった。そこで、最下段から 3 枚目のパレットまでは実際の輸送に用いる銅精鉱麻袋（単重 50kg）を 40 個づつ船倉内におけると全く同じ状態に積むこととした。Photo. 1 は 18 ton 負荷の状態を示し、4 段目パレット上は銅鑄塊 4.8 ton、5 段目は同じく 3 ton で、それより上のパレットには土のうを荷重として用いた。

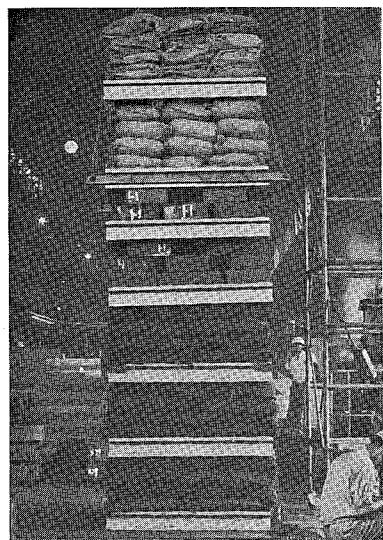


Photo. 1 Loading test. (Total load, W=18 ton)

応力測定は最下段パレットおよび 2 枚目パレットの下側デッキボードについて行ない、測定位置をそれぞれ Fig. 5 および 6 に示す。抵抗線ひずみゲージは新興通信工業（株）製 S21、測定器は同 PS7/LT 型静ひずみ計を用いた。

最下段パレットの応力は荷重との関係において Fig. 7 (上側デッキボード) および 8 (脚) に示し、図中の鎖線は 3・3・5 項によって求めたストレーンゲージ貼付位置の応力計算値である。Fig. 7 の応力を検討すると、デッキボードの M_{max} となる位置のそれは計算値より低く、また、中央部の応力は 0 に近い、一方 Fig. 8 からわかるように脚の応力は σ_{per} よりかなり低いが、計算値よりも高い例

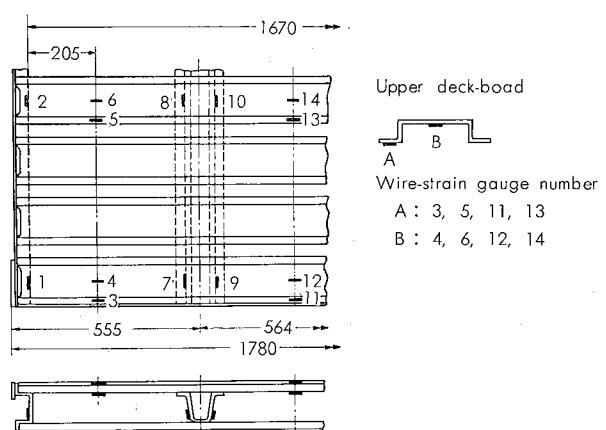


Fig. 5 Location of wire-strain gauges of base pallet.

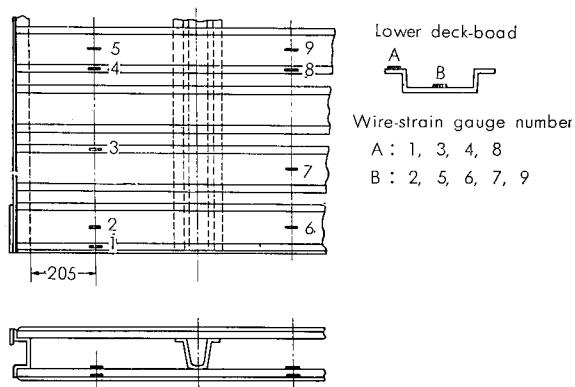


Fig. 6 Location of wire-strain gauges of second-floor pallet.

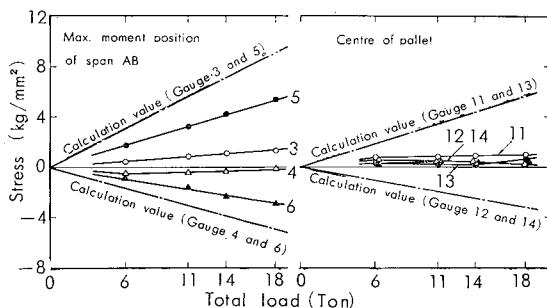


Fig. 7 Stresses of upper deck-boad in base-pallet.

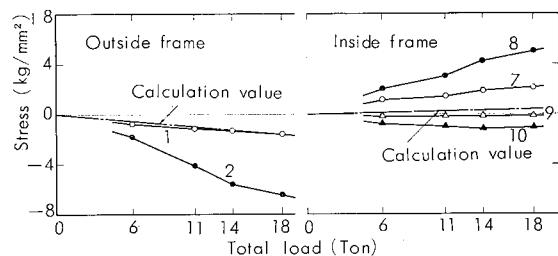


Fig. 8 Stresses of frames in base pallet.

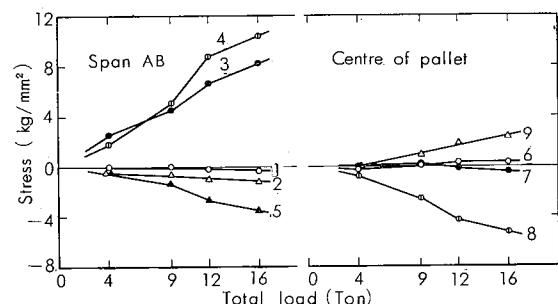


Fig. 9 Stresses of lower deck-boad in second-floor pallet.

がみられる。すなわち、銅精鉱麻袋の積み方が影響して、前にも述べたように等分布負荷とならないのでこのような結果を得たのであろう。

Fig. 9 は 2 枚目パレットの下側デッキボードの応力を

示すものである。銅精鉱麻袋がデッキボードと接する位置、すなわち平坦度によって応力も変わるものと考えられるが、本実験の範囲では測定値がいずれも σ_{per} より低い。

次に、銅精鉱麻袋を積んだもので条件 B および C の荷重試験をフォークリフトまたはクレーンを用いて行なったが、測定した応力はいずれも σ_{per} の範囲内にあり、支点が上側デッキボードに接した状態になるためか計算値よりいくぶん高い値を得た例もあったが結果を省略する。

4・2 フォークリフト作業に対する試験

第2節で述べたようにフォークリフト作業によるパレットの損傷があるため、3 ton および 5 ton フォークリフトによるフォーク装入試験を行なった。

パレットは上側デッキボードにのみ補強材をつけたものを用い、載荷は 2 ton とした。フォークはパレットの脚に平行、またはそれに 15~20° の角度で袋入することとした。また、フォーク根本に Photo. 2 に示すように緩衝材を装備した場合も試験し、緩衝材は 1200 あるいは 1640 mm長さで、木材のみあるいは木材とゴムを組合せたものを用いた。フォークリフトは走行開始後パレットの 1m 手前で一旦とまり、直ちに前進してフォークを装入することとし、この停車後装入完了までの時間を測定するとともに、装入後におけるパレットの破損状況を観察することとした。

Fig. 10 は 3 ton フォークリフトを使用した場合における補強材の凹みを装入完了までの時間との関係において示す。これらについて検討すると、

1) 緩衝材をつけると補強材の凹みは小さくなり、緩衝材は長いほうがよい。すなわち、パレットの一部に当るよりもほぼ全長に接するほうが効果的である。後者は木材のみであるが、前者の木材にゴムを貼りつけたときより凹みが少ない。なお、フォークが装入角をもつときは補強材の凹みが大きくなり、ゴムをつけているときは脚による切りきずがつく。

2) 補強材と中央の脚を結合するリベットの切断は緩衝



Photo. 2 Fork-Lift track test.

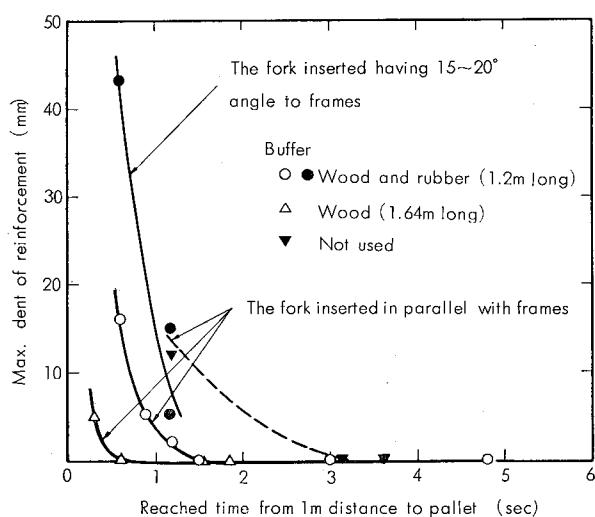


Fig. 10 Dent of reinforcement by 3 ton fork-lift truck works.

材が木材とゴムの場合装入作業時間 0.6 sec 以内、木材のみの場合 0.3 sec 以内であった。

3) 次に、補強材なしのパレットについて 5 ton フォークリフトを用い、緩衝材としてパレット全長にわたる木材をフォークにつけて実験を同様に行なった結果では 0.6 sec までパレットに異常がなく、この場合は装入時の衝撃によってパレットがかなり後退した。

以上の結果からフォークリフト作業に対する策として、フォークに緩衝材としてパレット全長以上にわたる木材をつけることにし、パレット手前における一旦停車ならびに装入ができるだけ脚と平行になるよう運転者に指導することとなった。

5. その後の経過とパレットの損傷例

製作したパレットは 6,500 枚であり、これを 3 分して一つは Marree における積荷作業、一つは同地から Port Augusta までの貨車輸送、他は「すべんさ丸」による海上輸送と、パレットは回転しており、現在すでに 8 次航以上を経ている。これらの行程、すなわち Marree から室蘭港荷役作業終了までにおいてパレットはフォークリフト作業を 6 回以上、クレーン作業を 2 回は少なくとも経験する。パレットの損傷は 3 次航、すなわち製作した全パレットが室蘭港に帰ってくるまでに発生しており、それ以降はほとんど問題がなくなっている。損傷例は

- 1) フォークリフトが緩衝材なしで作業したための補強材の凹みとリベットの切断
- 2) フォークを斜めに持ち上げた状態で装入したための内側のデッキボードの破損
- 3) クレーン吊上げ作業で隣のパレットをひっかけたための損傷
- 4) 銅精鉱麻袋の配列の凹凸によるデッキボードの多少

の変形

5) クレーン作業で船体などに衝突したためにおきた不慮の事故

などである。いずれも一部のパレットにみられたものであるが、1) と 2) は 4・2 項の対策の徹底によって、また 3) は突起部に丸みをつけることと吊り具の改良 (Photo. 3 参照) によって解決し、4) は 4・1 項の実験からある程度予測されたが使用上では支障をおこしていない。なお、これらの損傷は鋼製パレットでも同様におきるものと考えられ、とくにフォークリフト作業に対する対策がパレット輸送方式において重要であることを示している。

その他、輸送中に雨に降られ、パレットに銅精鉱が付着して腐食をおこしたもののが最近現われたが、パレットの性能を損なうような腐食ではない。

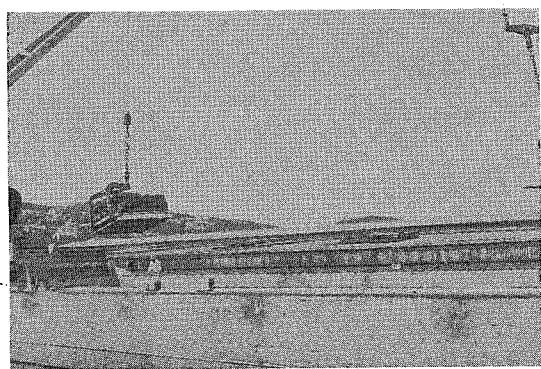


Photo. 3 Discharge work at Muroran.

6. 結 言

銅精鉱輸送用パレットの開発について述べたわけであるが、このようなパレット輸送方式をとる場合の設計上の注意事項をまとめて結言とする。

- 1) 設計にあたり設計荷重を等分布とみなすのが簡単であるが、実際の荷重は等分布とならない。したがって、脚に計算値よりもはるかに大きい荷重がかかることがある。また積荷の平坦度と関係して最下段パレットよりも 2 枚目、3 枚目のパレットの下部デッキボードの変形を考慮しなければならない。
- 2) 荷重試験は実際の積荷を用いるのが望ましい。
- 3) フォークリフト作業に対する処置を充分に検討しておく必要がある。
- 4) 破損した部品を容易に取替え得るか、補修し得る構造であることが望ましい。

本パレットの開発に関しては Peko Mines Co., 住友金属鉱山(株), 第一中央汽船(株), 栗林商会, 住友商事(株)の御協力を頂き、とくに住友金属鉱山(株)油正男, 第一中央汽船(株)瀬島一雄および柏原正樹の三氏の御指導によるところが大であった。ここに深甚なる謝意を表する次第である。

R 112

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 4 January 1969

新しい住宅外壁材「スミカラーサイディング」の開発（第1報）

荒内岑也 小川三郎

住友軽金属工業株式会社

新しい住宅外壁材「スミカラーサイディング」の開発（第1報）

荒内岑也* 小川三郎*

1. はじめに

昭和41年度を初年度とする建設省住宅建設5ヶ年計画において、長期的な視野から建設費の安定、住宅の質の向上など住宅建設の工業化を促進することをねらった「住宅建設工業化の基本構想」が発表された。もちろん670万戸というこの5ヶ年計画のうち、約60%は民間建設によるものとされてはいるが、おう盛な需要に支えられ、住宅産業は脚光を浴びつつある。

このうち数量的に最も多い木造住宅の外壁材料としてはモルタルが多いが、最近、木質系を中心とする乾式外壁が急激に伸びており、羽目板、下見板、サイディングなどの名で呼ばれている。

さらにこれら乾式サイディングの傾向として、施工の容易さという因子のほかに、外観、形状、色彩、模様などが強調されはじめている。また、将来の方向として防火性の高い材料の要求が一層強まることも確実であろう。

一方、北米では木質系サイディングの改築用として、塗りかえの不要なアルミニウム塗装板サイディングが1960年代より爆発的な伸びを示し、現在では年間15万Ton以上のアルミニウム塗装板が住宅サイディングのみに使われている。

このような背景の中で、われわれは当社のアルミニウム塗装板（スミカラー）の用途開発の一環として住宅用サイディングをとりあげ、量産試作、市場実験を経て最近本格販売を開始したので紹介する。

2. 住宅外壁材の動向

2・1 国内における外壁材の概況

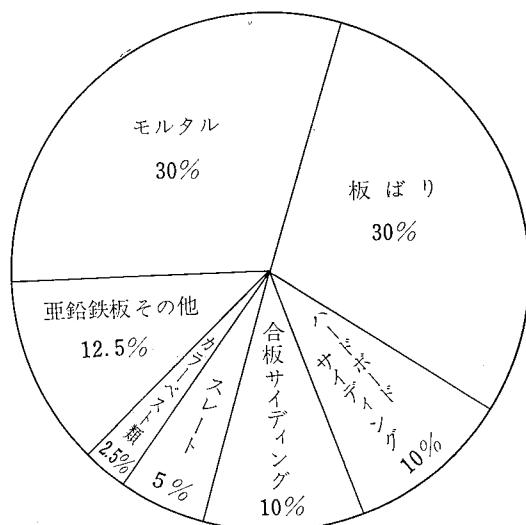
「週間新建材」がまとめた資料から木造住宅の外壁需要の材料別構造を第1図に示す。すなわちモルタルおよび板張りが全体の各30%をしめ、残りの40%を多品目が分けている。そのうち主なものはハードボード、合板、亜鉛板系であり、各10%前後を示している。これらのうち、最近伸びている主要外壁材の動向は次の通りである。

(1) ハードボード製サイディング

昭和39年頃は3'×6'換算わずか1万枚/月余りに過ぎなかつたが、40年には6万枚/月、41年になると20~40万枚/月、43年に入って70~80万枚/月と驚異的な伸びを示している。またその傾向として長尺物の増加と、塗装による耐水性、色彩の美しさが強調されてきた。画期的な新製品が出現するまで、当分伸びづけるものと考えられる。

(2) 合板サイディング

昭和42年末の推定流通量は70万枚/月とされており、ここ1年ほど横ばい基調をたどっているが、昭和39年が12万枚/月程度であったことからみると、やはり相当な増加である。メーカーがプリント合板をはじめ二次加工合板という、はなやかな商品に追われていた従来の方向からサイディング用としての合板にも重点をおきはじめたので、当分は伸びる要素を多分もっているものとみて差支えあるまい。



第1図 木造住宅用外壁材の使用比率

(3) カラートタン

カラートタン全体の伸びは、昭和37年3~4万Tonであったが、39年に20万Ton、42年では50万Tonと非常な勢いで増加してきた。しかし、カラートタンの70%以上は屋根板用であり、昭和41年における住宅外壁としては、年間1万Ton程度（約30万m²）と推定される。しかし、最近では単なる波板としてではなく、スパンドレル状に成型したカラートタンの裏面に石膏ボード、インシュレーションボードなどを裏打ちした製品がでまわり、徐々に浸透しつつあり、昭和43年末には10万m²/月を突破するのも確実であろう。

(4) 石綿・岩綿ボード類

石綿系ボード類は、不燃、軽量という近代建築が要請する性能をそなえていながら、住宅需要の開拓には比較的遅れをとってきた。特に木造住宅には弱い。その技術的問題点の一つは施工の困難さにあるといわれている。しかし、

* 開発部

一部のメーカーでは釘打ちを可能にする等の改良を行ない徐々に認められつつあり、防火の面から有利なだけに今後の伸びは注目に値するものといえよう。

(5) その他の

以上が最近話題となっている乾式サイディングの概要であるが、従来の統計によると、建材新製品の伸長と成長の典型的パターンとして、初発メーカーが生産を開始して需要が漸増するまでに3~4年、伸長最盛期が1~5年、飽和期は普通1~2年とされており新材の普及にはかなりの期間が必要である。もちろん飽和期は、市場性が非常に強く需要市場の広い製品ではもっと長くなる。さらに新しい有力競合材の出現や他の市場環境の変化により大きな影響も受ける。しかし、一般的な見通しとしては、木造住宅の外壁分野で長い間王座を守ってきたモルタル、板張りが斜陽化するものとされ、これが今後どういう他材料に置きかわるかが注目的である。上記のほか、新しいものとして、スミカラーサイディングと同系統のアルミニウム塗装板にグラスウールを裏打ちしたサイディングも現われ、木質系伸の動きに一転期を迎える可能性も潜んでいるのが現状である。

2・2 木造住宅用外壁材の需要量

住宅には木造住宅、鉄骨鉄筋コンクリート造住宅、鉄骨造住宅、コンクリートブロック住宅の4種類があるが需要の対象としては一応木造住宅のみを考えて計算する。従来の種々の統計および当社で行なった標準住宅についての検討結果から、次の関係を設定した。

木造住宅の開口部を除いた外壁面積

$$= \text{延床面積} \times 1.2 \dots \text{@}$$

$$\text{実需要対象面積} = \text{@} \times 1.1 \dots \text{@}$$

$$\text{防火構造とならない実需面積} = \text{@} \times 0.77 \dots \text{@}$$

$$\text{平均1戸当たり延床面積} = 60\text{m}^2 \dots \text{@}$$

一方、建設省の住宅5ヶ年計画のうち、公庫住宅と民間住宅をすべて対象市場にすると、昭和44年度115万戸(9.6万戸/月)45年度128万戸(10.6万戸/月)となり、およそ10万戸/月となる。したがって、外壁材の実需面積は約600万m²/月であり、外壁材の潜在需要は非常に大きい。

2・3 北米におけるアルミニウムサイディング

米国の住宅には3,000種類の部材や部品が使われており、それらの70%はアルミニ化が可能であるとされている。アルミニウム板製品として市販されている主なものは、塗装板サイディング、シャッター、雨樋、軒天井、ドア、日除け、窓枠などがある。一方塗装アルミニウムの立場から住宅サイディング向けの出荷量をみると第1表の通りである。

アルミニウムサイディングは、従来の木製サイディングに比べて塗りかえの必要がなく、そり、ひびわれもないこと、煉瓦よりも安価であり、また、組合せによってデザイン的にもすっきりすること、水洗いのできることなどの利点をもつために改築用として爆発的に伸びてきたが、最近では新築用にもかなり使われている。色はホワイトが80%

第1表 北米におけるアルミニウム塗装板の出荷量

項 目	出 荷 量 (Ton)			
	1963年	1964年	1965年	1966年
サイディング	108,500	114,000	142,500	136,000
その他の	93,500	117,500	134,000	160,500
計	202,000	231,500	276,500	296,500

であるが、クリーム、ライトブルーなどの落着いた感じのものも増加している。

形状・寸法については塗装板厚さ0.6mm、働き幅8"の横型が圧倒的であるが、最近では豊型および「ダブル5」と呼ばれる10"幅の中間に段をつけたもの、木目等のエンボス加工をしたものなどが流行しているようである。代表的な形状例を第2図に示す。また、裏打用材料としては織維板またはポリスチレンフォームが一般的であり、施工時にはめ込む場合と、工場で接着されたものの両者がある。

他の材料としてはカラー鉄板、プラスチック、合板類等も出現しているが、軽圧メーカーも高級プレハブ住宅の分野に進出して宣伝につとめており塗装アルミニウムサイディングはより伸びるものと見なされている。

3. スミカラーサイディングの特性と市場性

一般に住宅外壁材の市場性の判定基準としては次の4つがあげられる。

外観美 最近特に重点がおかれるようになっている。

色彩、構造美、美しさの維持が重要である。

施工性 施工の簡便さと施工能率は人手不足と人件費の高騰により、その重要性は急激に高まりつつある。

性能 本来最も重要視るべきであり、高級化、長寿命のためには今後重点がおかれるものと考える。

価格 維持費を含めたコストは非常に大きなポイントである。

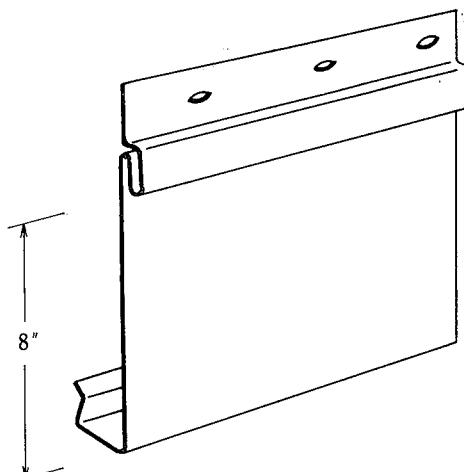
3・1 スミカラーの特性(外観美と性能)

スミカラーは上記市場性判定基準のうち、サイディングの外観美と性能に大きく寄与しており、従来の外壁材に比べて非常に優れているということができる。

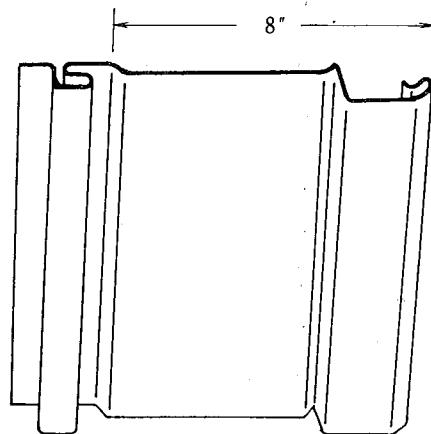
スミカラーの特性を第2表に示すが、この他、表面の美しさ、近代感覚にマッチする色彩、エンボス模様ができるなどがあげられ、これらの特長は基板であるアルミニウムの耐候性のよいことと密接な関係がある。また、木質系サイディングと比較した場合、実質的には防火性の面でも優位性を発揮する。さらに、そり、ひびわれもなく、水洗いできる利点もある。モルタルとの比較では、ひびわれがないという大きな利点がある。

3・2 スミカラーサイディングの市場性

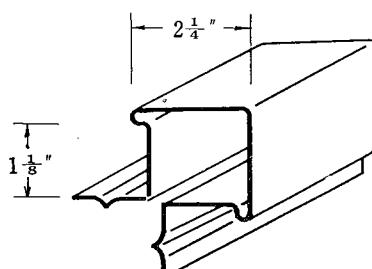
外壁材の外観美についてはデザイン(仕上り構成美)、色彩美(塗装仕上り美)、外形や色彩美観の維持の面より、施工性については施工能率、施工の難易、手間の種類の面



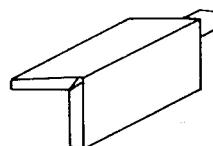
横型サイディング



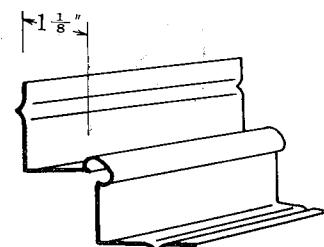
豊型サイディング



出隅バー



コーナーピース



入隅バー

第2図 北米のサイディング

第2表 スミカラーの特性

項目	内 容
塗料種類	熱硬化型アクリル樹脂系塗料
塗装方法	連続リバース・ロール・コート方式（焼付け）
塗膜厚	20μ
鉛筆硬度	2H
ゴバン目試験	100 / 100 (セロテープテスト)
折曲げ性	R=T 90°良好（基板材質により異なる）
耐衝撃性	1/2" 300g 50cm 異常なし
耐塩水噴霧性	35°C, 5% NaCl, 1000h 良好
耐湿性	50°C, 100% RH, 1000h 良好
耐候性	30°C, ウエザーメーター 1000h 良好

より、また物性については、強度、経年変化、防火性、居住性の各面より、さらに価格については施工業者段階、施主段階（維持費を含む）の面より、それぞれ詳細な検討をしたが、これらを総合して定量的評価により順位づけることは非常に困難である。本報では他材料と比較した総合市場性の定性的評価を第3表に掲げることにとどめる。

スミカラーサイディングの場合、最も問題になるのは価格であるが、それに勝る優位性をもち、住宅の質の向上と

第3表 各種外壁材の総合評価

項目	スミカラー サイディング	木質系外壁				亜鉛板外壁		石綿板外壁		湿式モルタル仕上げ
		合板	ハードボード	ラワンアビトン	杉	トタン	カーライトタン	板	カラーベスト	
塗装品	未塗装品 (オイルステイン1回)	塗装品 (フタル酸系)	塗装品 (アクリル系)	未塗装品 (オイルステイン1回)	塗装品 (ポリワレタン系)	未塗装品 (オイルステイン1回)	塗装品 (アクリル系)	未塗装品 (エポキシペイント混入)	未塗装品 (アクリル系)	普通モルタル
外観美	○	△	△	△	△	△	△	×	×	△
施工性	○	△	○	○	△	○	△	△	○	×
性能	○	×	△	△	×	×	×	△	△	○
価格	×	○	△	△	○	△	○	○	△	×

デラックス化に伴い、今後ますます発展する要素をもっているものと考える。

4. 設計

4.1 設計概要

スミカラーサイディングを設計するにあたり、その主な用途が木造住宅用外壁材であることから、耐久性、断熱性、

耐衝撃性、防火性等の壁体に要求される性能と、施工性、経済性、それに意匠面での美しさを満足させるよう設計する必要があった。ところがこれらの諸性能をアルミニウム単体で満足させることは不可能であり、したがって他の材料との複合体とすることが必要となった。すなわち設計の主眼点は、アルミニウムと他のどのような材料を、どのような形状に複合するかということになる。

設計の概要を図式化して第3図に示す。

4・2 スミカラーサイディングの仕様

S-2型(第4図参照)

アルミニウム材料：スミカラー(5052-3/4H, 0.4mm)

裏打材料：防水石膏ボード 7mmASTMC-473-61合
格品

W-1型(第5図参照)

アルミニウム材料：スミカラー(5052-3/4H, 0.4mm)

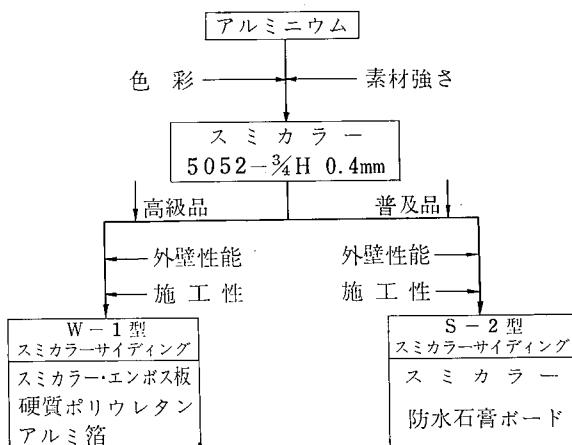
スタッコー・エンボス

裏打材料：硬質ポリウレタンフォーム 難燃処理
比重 0.05g/cm³

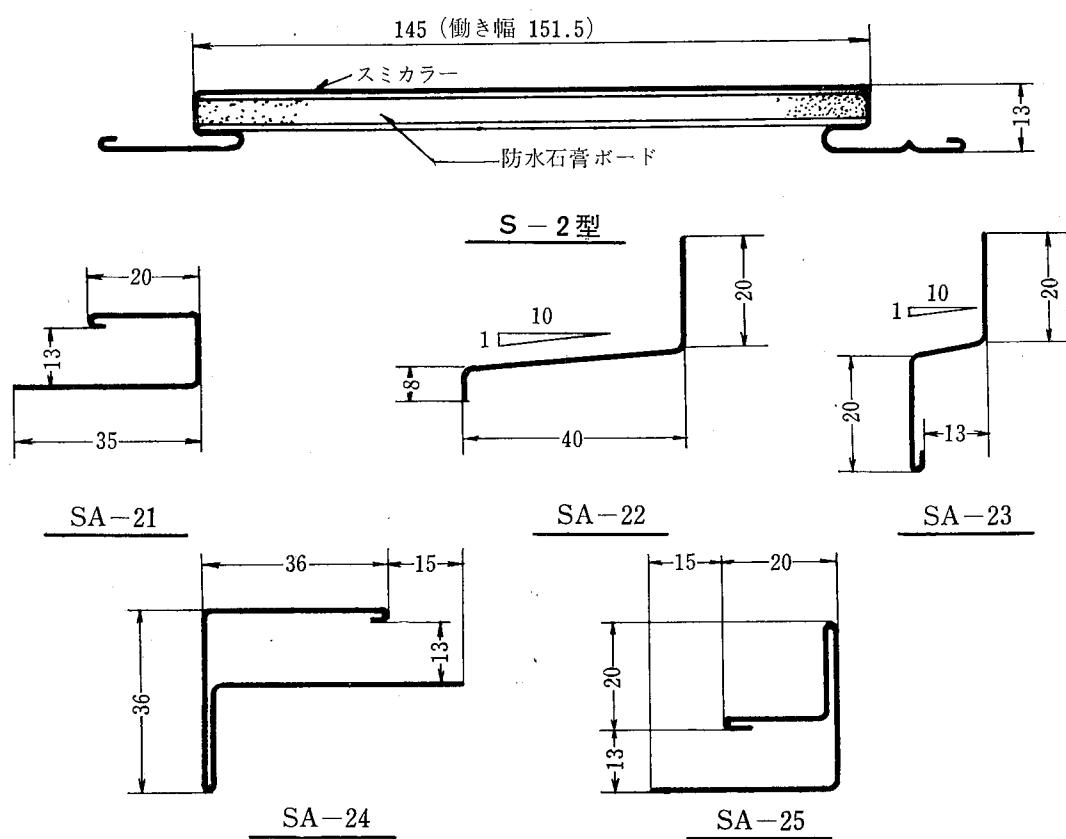
なおスミカラーの色彩はS-2型、W-1型、アクセサリーとともに次の4色を標準品としている。

- No. 1 パステル・グレー
- No. 2 ミルキー・ホワイト
- No. 3 オールド・アイボリー
- No. 4 オータム・ブラウン

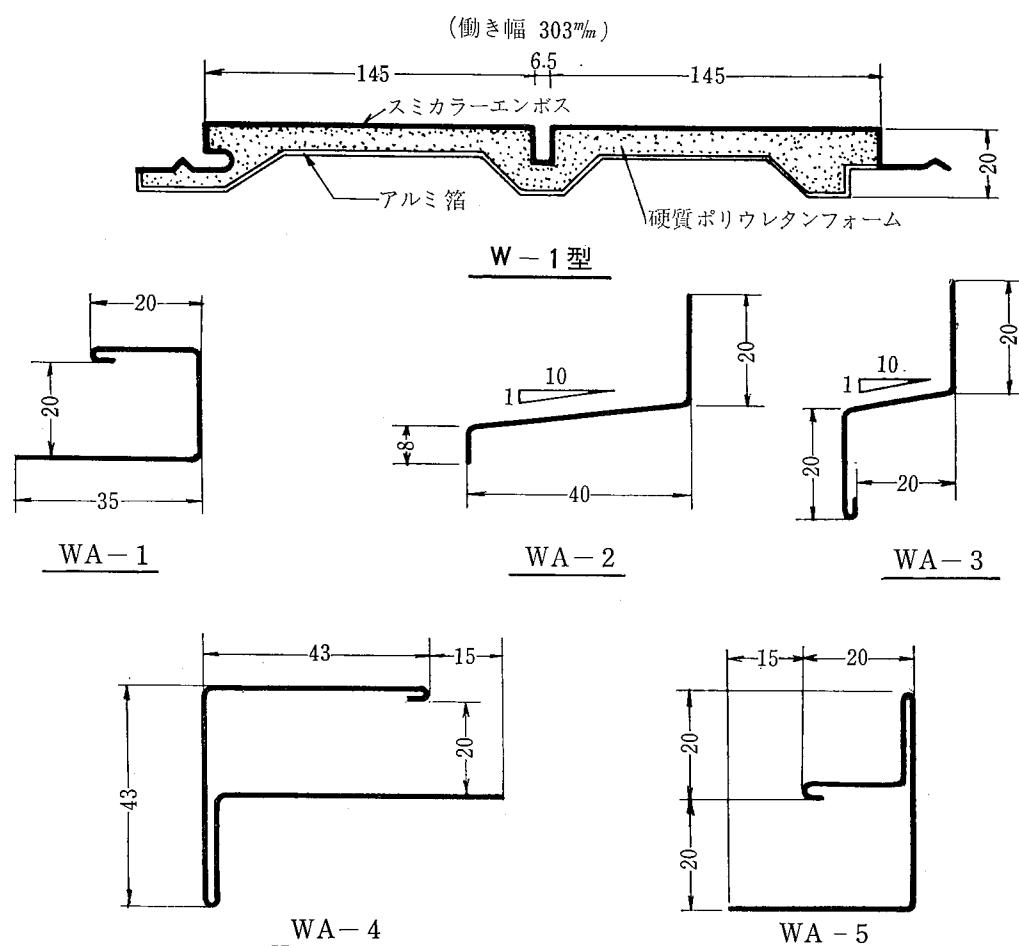
なお長さはすべて定尺3,000mmとし、この他アルミ釘、補修ペイントも用意している。



第3図 設計の概要



第4図 S-2型スミカラーサイディング



第5図 W-1型スミカラーサイディング

4・3 設計経過

4・3・1 型状・寸法

乾式工法による壁材の形式には、パネル方式と羽目板方式が考えられるが、モジュールにより統一されていない一般木造住宅を対象に金属外壁を考えた場合、歩留り、意匠の観点から羽目板方式のものの方が優れている。そこで型式は好んで多く用いられる堅羽目方式のサイディングを選んだ。

次に寸法であるが、幅方向寸法については、施工速度から見れば広幅のほうが望ましく、外面に釘頭を見せない羽目板型式では、風圧その他引剥し外力を受けた時の保釘力が問題となる。そこで各種幅の羽目板式サイディングを検討した結果、働き幅は350mm以下にしなければならないことがわかった。

また面幅と目地幅の比率は外壁美観上の大きな問題となる。目地の深さ、取り付ける面の大きさ、建家の形状等により一概に決め難いが、各種面幅、目地幅の見本を作り最

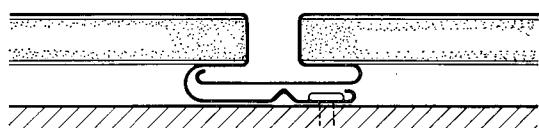
も美しいと思われるものを選んだ結果、目地幅/面幅は3/100～5/100であると判断した。

以上の検討結果に施工性、歩留り、本数取りの容易さを考え合せた結果、W-1型は働き幅1尺(303mm)、面幅145mm、目地幅6.5mmのダブルサイズとし、S-2型は働き幅5寸(151.5mm)、面幅145mm、目地幅6.5mmとした。

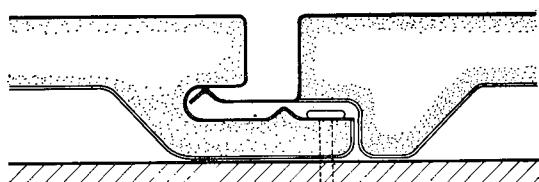
長さについては、現在この用途に用いられるボード類の寸法を検討すると、6, 8, 10, 12尺ならびに2,000mmおよび3,000mmが多く、漸次10尺、12尺、3,000mmと長手のものが伸びつつある。また住宅軒高についても関東、関西、その他地域によって異なり一定していない。またスミカラーサイディングの堅羽目意匠から、幕壁なしに軒天井まで一杯に取り付けられることが多いと予想され、この場合でも平家建には1本もので、2階建には2本継ぎで納まるよう長さを3,000mmとした。

また羽目板の接合部の形状は、水密性、施工性、フラン

ジ部分の強さを考慮して第6図の形状に定めた。



S-2型接合詳細図



W-1型接合詳細図

第6図 接合詳細図

4・3・2 色 彩

サイディングの色彩は住宅の意匠を左右する大きな問題である。そこで住宅用外壁に適し、退色性に十分自信のある塗板見本を多種類そろえ、これを大手建築設計事務所、住宅を対象とする設計施工業者等にアンケートを行ない、さらに1戸の住宅でも2色以上を使用する場合の配色を考慮した結果、パステル調の前記4色を選んだ。

4・3・3 アルミニウム材料

スミカラーの素材は薄いほど経済的ではあるが、強さが問題となる。面の部分は裏打材で補なわれるから良いとしても釘止め部分に強さが必要となるし、運搬中の曲りやへこみがつかない程度のものでなければならない。またサイディングを成形するロール加工に耐えねばならない。そこで5052-3/4H, 0.4mm厚さのものを選んだ。

4・4 裏打材料

スミカラーの裏打材料、これがサイディングの最終的な性能を決定する。スミカラーサイディングに要求される性能には次の事項がある

- (1) 施工容易であること
- (2) 経済的であること
- (3) 意匠的に美しいこと
- (4) 斬新的商品であること
- (5) 外壁性能を満足すること
 - i) 耐久性に優れていること
 - ii) 軽量であること
 - iii) 壁に当る雨音がしないこと
 - iv) 断熱性が良いこと
 - v) 台風、人力等外力に耐えること
 - vi) 火災時に延焼を防止すること
 - vii) 遮音性が良いこと

viii) 石やボールの衝撃力に耐えること

ix) かびないこと

x) 汚れにくいこと

xi) 防水性が良いこと

xii) 表面が硬く、傷がつきにくいこと。

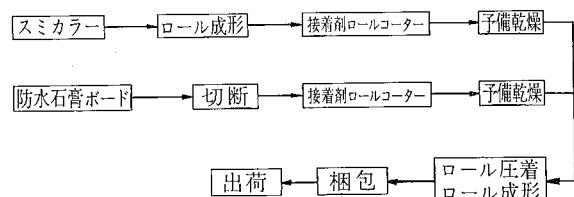
一方裏打材料として考えられる無機質軽量ボード、木質軽量ボード、発泡プラスチックに関して、下記16種類の材料（製造メーカー約30社）にあたり、その性能、価格を調査した。

- | | |
|------------------|-----------------|
| (1) 気泡コンクリート | (10) セミハードボード |
| (2) パーライトボード | (11) 発泡ポリスチレン樹脂 |
| (3) 硅酸カルシウムボード | (12) 発泡ポリウレタン樹脂 |
| (4) 炭酸マグネシウムボード | (13) 発泡フェノール樹脂 |
| (5) グラスウール | (14) 発泡塩化ビニール樹脂 |
| (6) 石膏ボード | (15) 発泡ユリア樹脂 |
| (7) 防水石膏ボード | (16) 発泡エポキシ樹脂 |
| (8) 木質混入石綿セメント板 | |
| (9) インシュレーションボード | |

これらを前述の各項目について試作実験結果にもとづいて総合評価し、普及品として比較的安価でしかも性能を満足させる防水石膏ボードと、さらに高級品として最も性能の優れた硬質ポリウレタンフォームを選んだ。

4・5 裏打方法

防水石膏ボードは比重 $0.8 \sim 1.0 \text{ g/cm}^3$ と比較的重い材料であり、広幅のW-1型では重過ぎて施工困難となるため、S-2型と貼り合せた。夏の炎天下、冬の寒冷時での剥離防止のため、良質の合成ゴム系接着剤を使用し、同時に、剥離しても脱落しないようスミカラーで抱き込む方式を取り万全を期した。この製造については、第7図に示すようにスミカラーからの連続ラインを設置し、量産方式をとっている。

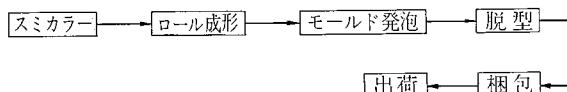


第7図 S-2型製造工程

硬質ポリウレタンフォームは軽量であり、広幅のW-1型と組合せた。またS-2型と同等の耐衝撃性を与えるために比重 0.05 g/cm^3 の難燃処理をした硬質ポリウレタンフォームを10mm厚とし、さらにポリウレタンの裏面に 10μ のアルミ箔を貼付けたサンドイッチ構造とした。このサンドイッチ効果により曲げ強さの向上はもちろん、防火性の問題も解決できた。またW-1型もS-2型と同じく第8図に示す量産方式をとっている。

以上述べたようにS-2型、W-1型サイディングを設

計したが、これらには約40件の特許、実用新案、意匠登録があつて当社の独創製品である。



第8図 W-1型製造工程

5. 施工方法

スミカラーサイディングの施工方法については、従来の木製羽目板にできるだけ近づけるように考慮した。また特別の工具なしに容易に取り付けられることが望ましい。そこで従来のスパンドレルにおける困難な割付け方法を避け、木製羽目板に見られるように端から順に施工し、端にきたら、サイディングを切って取り付け、その切断面は出隅、入隅のアクセサリーで納めることとした。第9～10図にその概要を示す。

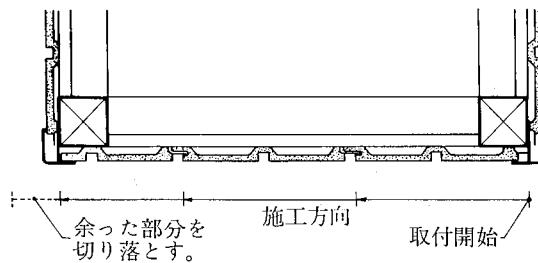
切断工具としては、木工用電動鋸でよく、その刃は木工用でもよいが、砥石状の刃のほうが能率良く切断できる。

6. 結び

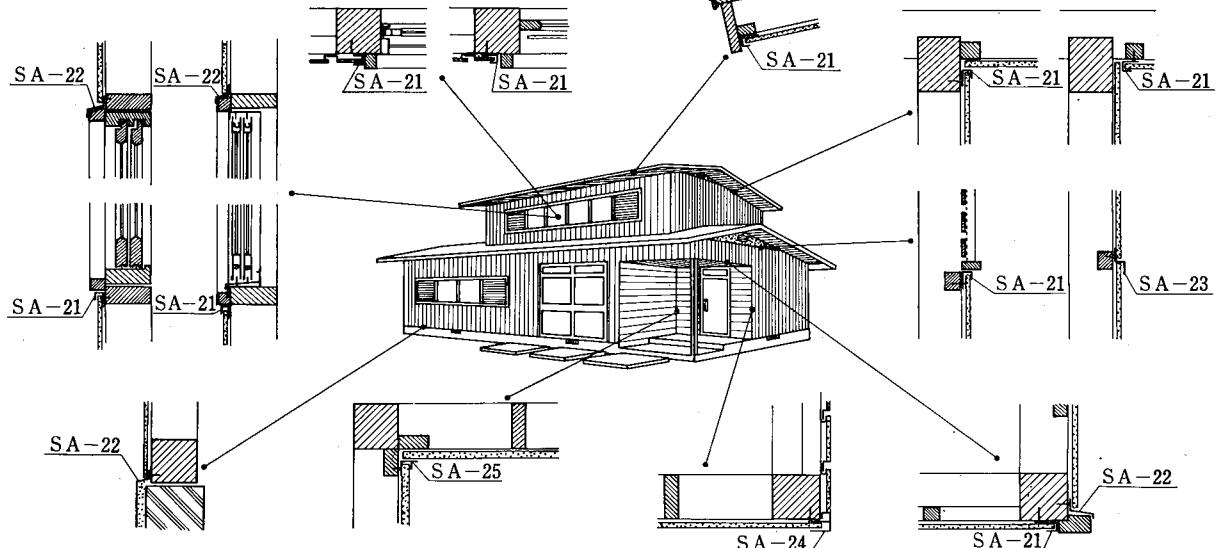
S-1型で試験販売を開始した結果、他の外壁材より少々高くとも、それに見合った性能と美しさを持っておれば、十分に御使用いただけるとの結論を得て、改良型のS-2型、W-1型を検討し今日の量産発売をむかえたしたいであり、木造住宅外壁の大半がスミカラーサイディングのような金属系外壁材を使用する日がくるものと期待される。

以上スミカラーサイディング開発の過程の概略と、製品紹介でしたが、性能面での具体的数値については稿を改めて報告致したい。

スミカラーサイディングを採用いただいた施主、取付作業に当られた施工業者、設計事務所等の関係各位から貴重な御高見をいただき、ここに厚く謝意を表する。



第9図 サイディングの取付け



第10図 スミカラーサイディングの納まり

R113

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

溶接構造用 Al-Zn-Mg 系合金について

寺 井 士 郎 馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

溶接構造用 Al-Zn-Mg 系合金について

寺井士郎* 馬場義雄**

1. はじめに

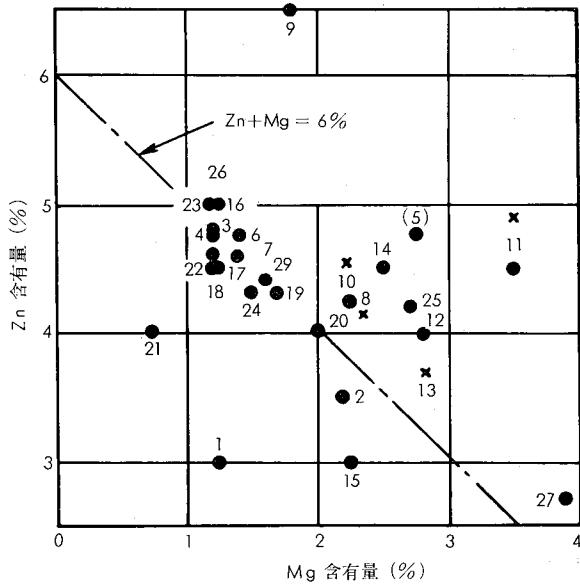
わが国ではアルミニウム合金の構造体の利用が諸外国に比較して遅れているが、最近ようやく本格的な軽合金構造体の開発が軌道にのろうとしている。なかんずく Al-Zn-Mg 系合金はその秀れた特性を生かして溶接構造に利用されることが多く、そのほかにも適度の加工性、強度および耐食性を利用して、リベット構造などの非溶接構造にも使用されている。また、いろいろの問題はあるが、低温用構造材としても使用が期待されている。

従来、Al-Mg 系合金が溶接構造材としてかなりの実績を誇っているが、この系合金の強度の調整は加工硬化によって行なわれるため、溶接構造の場合には熱影響部が焼鈍状態になり、溶接後の耐力は約 13kg/mm^2 である。一方、Al-Zn-Mg 系合金は溶接の熱影響部が焼入れ状態になり、その後の室温放置で時効硬化が起り、溶接部の耐力は約 20kg/mm^2 以上にもなる。この特徴が最近の溶接技術の著しい進歩にマッチして新しい溶接構造材として脚光を浴びているわけであるが、溶接性、耐応力腐食割れ性などに改良の余地がまだ残されているのが現状である。本報では現時点における最新の研究結果を整理し、溶接構造用 Al-Zn-Mg 系合金材料の総合解説を試みた。

2. 実用合金の種類

この系統の合金の種類は多い。第1図はこの系合金の主要成分の Mg および Zn の含有量（各成分範囲の中心値）をプロットしたものである。図中×印を付けたものは、1968年度米国の Aluminum Association で廃止されたものを示す。

この成分のものは、いずれも Mg 含有量の高いもので、米国では Kaiser 社の 7039 が Mg 含有量 2% 以上のものとして残っている。第1表は同じく米国 Aluminum Association で、1968 年度登録された 7000 シリーズ合金および住友の三元合金の成分規格でこの表中、溶接構造用合金として使用されているもの中に Zr を添加したものが増加している。金属（1967年12月1日号）にこの系合金の解説を行なったがその際、Mg 含有量が 2% を境いに 2 つのグループに分類できることについて述べ、その理由として、Mg 量が多くなると、この系の合金の高温加工性、常温加工性を悪くする。とくに押出材にその傾向が強い。また逆に Mg 量が少ないと、溶接のさい割れの発生が多く



1	AZ 3 G	19	74S
2	フランス AZ 3 G 2	20	CA74S
3	AZ 5 G	21	C74S
4	ドイツ Al-Zn-Mg1	22	D74S
5	Al-Zn-Mg2	23	X3032
6	スイス Unidur	24	X7004
7	X7005	25	AZ 4 G S
8	X7006	26	イタリア AZ 5 G 1
9	X7007	27	ソ連 V92T
10	アメリカ X7106	28	日本 J I S 案
11	X7038		
12	7039		
13	X7139		
14	Hiduminium48		
15	Imparko 710		
16	イギリス 720		
17	BA73S		
18	CBD74S		

第1図 各国における溶接構造材用 Al-Zn-Mg 三元合金の Mg および Zn の含有量

なり、溶接構造材として致命的な欠陥となってあらわれ、米国の Kaiser 社の研究によると、2% 以上で溶接の際割れは非常に少なくなることが認められる旨、報告しておいた。前述のごとく 1968 年度の Aluminum Association の登録合金では Kaiser 社は依然 Mg 2% 以上のものを三元合金として認めているのに対し、Alcoa では Mg 量を低い方向にもっていっているのは、Zr 添加による、溶接割れ傾向の減少に着目し、むしろ Mg 量を減少させ、加工性および耐応力腐食割れ性の改善効果をねらったものと思われる。西独の連合アルミニウムの研究所長グルール教授に、ドイツにおける三元合金成分について質問したことがあったが、ドイツにおいては AlZnMg 1 および AlZnMg

* 研究部 工学博士

** 研究部

第1表 A.A. Standard 1968年度: 7000シリーズ合金および住友三元合金

		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Each	Total
7001		0.35	0.40	1.6~2.6	0.20	2.6~3.4	0.18~0.35	6.8~8.0	0.20	0.05	0.15
X7004 ¹⁾	ALCAN	0.25	0.35	0.05	0.20~0.7	1.0~2.0	0.50	3.8~4.8	0.05	0.05	0.15
X7104	ALCAN	0.25	0.40	0.30	0.50~0.9	3.6~4.4	0.10	0.05	0.15
7005 ²⁾	ALCOA	0.35	0.40	0.10	0.20~0.7	1.0~1.8	0.06~0.20	4.0~5.0	0.01~0.06	〃	〃
X7007 ³⁾	ALCOA	0.40 Si+Fe		0.25	0.40	1.4~2.2	0.05~0.25	6.0~7.0	0.01~0.06	〃	〃
7039	Kaiser	0.30	0.40	0.10	0.1~0.4	2.3~3.3	0.15~0.25	3.5~4.5	0.10	〃	〃
7072 ⁴⁾	0.7 Si+Fe		0.10	0.10	0.10	0.8~1.3	〃	〃
7472 ⁵⁾	ALCOA	0.25	0.6	0.05	0.05	0.9~1.5	1.3~1.9	〃	〃
7075	0.40	0.50	1.2~2.0	0.30	2.1~2.9	0.18~0.35	5.1~6.1	0.20	〃	〃
7175	ALCOA	0.15	0.20	1.2~2.0	0.10	2.1~2.9	0.18~0.30	5.1~6.1	0.10	〃	〃
7076	0.40	0.6	0.30~1.0	0.30~0.8	1.2~2.0	7.0~8.0	0.20	〃	〃
7277	0.50	0.7	0.8~1.7	1.7~2.3	0.18~0.35	3.7~4.3	0.10	〃	〃
7178	0.40	0.50	1.6~2.4	0.30	2.4~3.1	0.18~0.35	6.3~7.3	0.20	〃	〃
7079	0.30	0.40	0.40~0.8	0.10~0.30	2.9~3.7	0.10~0.25	3.8~4.8	0.10	〃	〃
7179	ALCOA	0.15	0.20	0.40~0.8	0.10~0.30	2.9~3.7	0.10~0.25	3.8~4.8	0.10	〃	〃
X7080	ALCOA	0.30	0.40	0.50~1.5	0.10~0.7	1.5~3.0	0.12	5.0~7.0	0.20	〃	〃
ZG43	住友	0.20	0.35	0.10	0.20~0.5	1.0~2.0	0.10	4.0~5.0	0.10	〃	〃
ZK41 ¹⁾	住友	0.30	0.40	0.20	0.20~0.9	1.0~2.2	0.30	3.8~5.0	0.20	〃	〃
ZK60 ²⁾	住友	0.20	0.35	0.10	0.30	0.5~1.0	0.20	5.0~6.5	0.20	〃	〃
ZQ50 ³⁾	住友	0.20	0.30	0.20	0.30	1.5~2.5	0.10	4.5~5.5	0.10	〃	〃

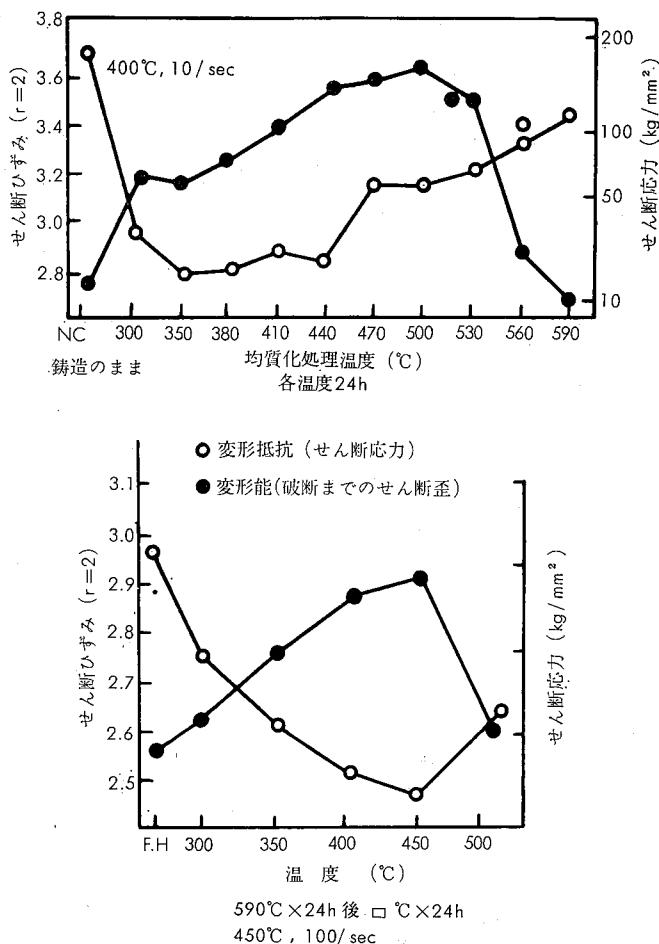
1) Zr 0.10~0.20を含む。 2) Zr 0.08~0.20を含む。押出材。 3) Zr 0.05~0.25を含む。 4) 5) 皮板。 6) Zr 0.10~0.25およびAg 0.10~0.25を含む。

2の両合金があるが溶接構造材として AlZnMg 1 を使用しておりこの合金は第1図の4に相当するもので低Mgの三元合金であるとのことであった。

このように、溶接用三元合金に関しては、各社、各国でその組成範囲が異なっており、現行JIS案においてその成分範囲、標準成分をいすれに選ぶか等、まだ決定の段階に達していない。またこの系合金は板材に使用して、メリットをおげるべきかそれとも押出型材でメリットをあげるべきか、これ等についてもまだ決定的な線は出ていないが、押出材として使用する場合、マグネシウム量を低くすればかなりの押出性が得られるとともに、押出時の熱で溶体化処理が行なわれ、その後の時効処理または焼もどし処理で硬化するのでこの方面的材料も文献等にはしばしば認められるようになっている。溶接性を特に考慮せずに強度のみを考慮した場合にはさらに銅の添加がこの合金の強度向上に効果のあることは古く ESD で著名なるごとく航空機部材として、広く使用されておることより明らかであるが、現在でも最強力性を要求される場合には、7075, 7178, 7079等の合金が使用されている。これ等の合金は含有する銅の影響で塑性加工性が悪くなるとともに、溶接性も悪いので、一応溶接用三元合金としては取扱っていないので、本報でもこの系合金にはふれずにおくことにした。

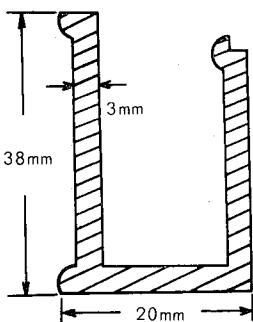
3. 加工性

この系合金の塑性加工性には Mg 量が最も影響力が強い。アルミニウムおよびその合金の変形抵抗および変形能は存在する第2相の分散、固溶、析出に比較的密接な関係をも

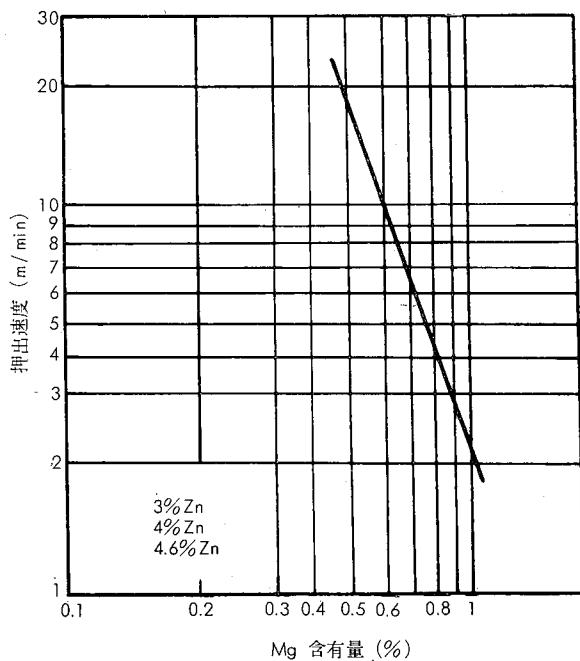


第2図 AI合金の変形抵抗と変形能におよぼす熱処理の影響

っているものであり、合金系は異なるが、Al-Mg-Si系合金において堀内氏の高速ねじり試験によるデータの一例を示すと、第2図のように、Mg₂Siなる第2相が均一分散している状態が最も変形抵抗が低くかつ変形能にすぐれて

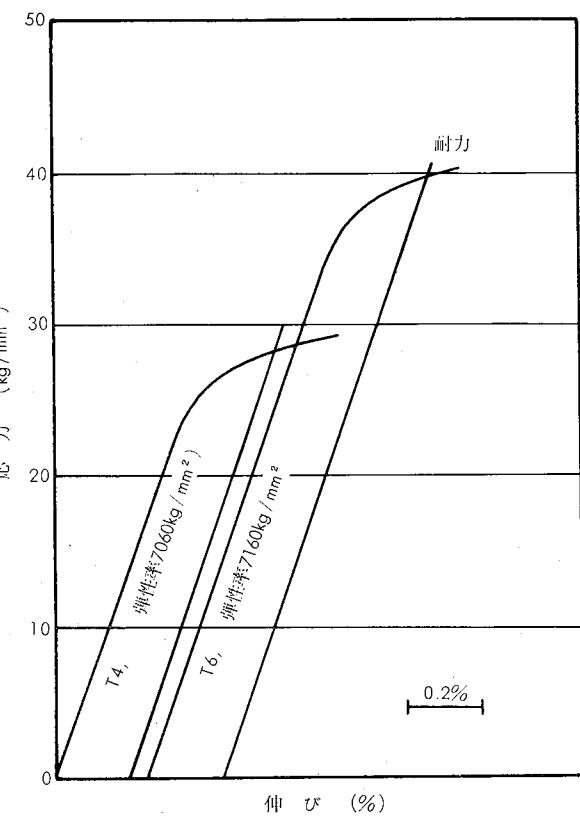


第3図 実験に用いた押出形材の形状

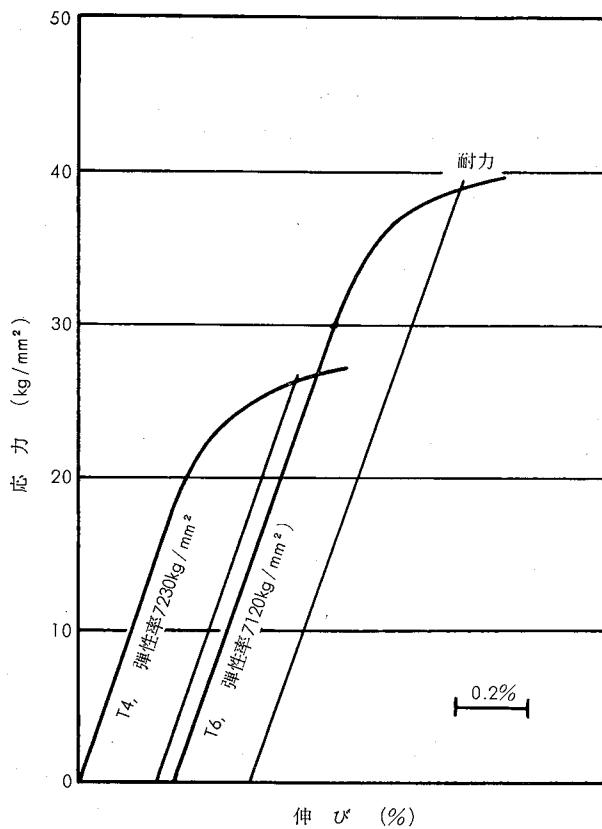


第4図 Al-Zn-Mg系合金の押出速度におけるMg
およびZnの影響

いることがわかる。Al-Zn-Mg系の合金もその傾向を有している。すなわち、鋳造時の不平衡凝固にもとづく、Zn³⁾とかMgの均一分散をはかることが、第一である。EMPAによって、鋳造時、特に結晶粒界付近に多いZn、Mgを均質化熱処理（一般には460~480°C 数時間~数10時間）によって拡散させてみると略々平均化されることがわかるが、この温度でも、Mn、CrとかZrなどの添加元素はほとんど動いていない。この点、Mn、Cr、Zrなどの添加元素をも均一に再固溶してしまうとよいかもしれないが、そのような処理をしたもののは応力腐食割れ性を低下させるので好ましくない。さきに述べたこの系合金の変形能に関する実験データの1つとして、第3図に示した押出材を押出した場合のMg含有量と押出速度の関係を第4図に示した。このデータでわかるように、Zn量よりもMg量の方がいかにこの系合金の押出加工性に影響しているかがわかる。



第5図-1 4mm圧延板の応力一伸び線図
(圧延方向に平行)



第5図-2 4mm圧延板の応力一伸び線図
(圧延方向に直角)

第2表 引張性質

試材		質別	熱処理	引張性質					
				耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	真断強さ (kg/mm²)	伸び (%)	絞り (%)	弾性率 (kg/mm²)
20mmφ 押出棒	試材 A	T 4	465°C × 1h 水冷後30日間時効	32.0	46.1	52.4	13	16	7140
		T 6	465°C × 1h 水冷, 14日間時効後 120°C × 48h 空冷	46.2	49.3	63.1	14	35	7110
	試材 B	T 4	465°C × 1h 水冷後30日間時効	28.4	40.9	51.3	17	27	7060
		T 6	465°C × 1h 水冷, 14日間時効後 120°C × 48h 空冷	44.2	47.5	60.1	15	32	7030
T型押出形材	採取位置 A	T 6	465°C × 1h 水冷, 7日間時効後	33.5	40.6	53.4	14	20	—
	採取位置 B	T 6	120°C × 48h 空冷	34.5	41.5	—	17	—	—
	採取位置 C	T 6	465°C × 1h 水冷, 7日間時効後 120°C × 48h 空冷	37.5	42.4	—	13	—	—
I型押出形材	採取位置 A	T 6	465°C × 1h 水冷, 7日間時効後	34.9	39.8	—	17	—	—
	採取位置 B	T 6	120°C × 48h 空冷	36.2	41.7	—	12	—	—
4 mm 圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T 4	465°C × 1h 水冷後30日間時効	27.8	38.7	—	20	—	7060
		T 6	465°C × 1h 水冷, 7日間時効後 120°C × 24h 空冷	26.5	38.5	—	19	—	7130
	圧延方向に平行 圧延方向に直角	T 6	465°C × 1h 水冷, 7日間時効後 120°C × 24h 空冷	39.5	44.0	—	16	—	7140
				38.9	44.0	—	15	—	7160

第3表 かたさ, せん断力, 衝撃値および180°曲げ試験内側半径

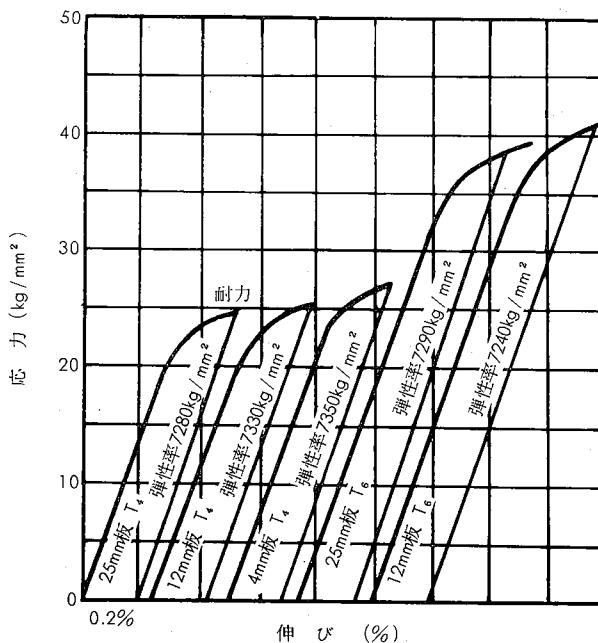
試材	質別	かたさ			せん断力 (13mmφ) (kg/cm²)	シャルピー 衝撃値 (JIS3号) (kg·m/cm²)	180°曲げ 試験内側半径
		ブリネル (10/500/30)	ピッカース (10kg)	ロックウェル (Bスケール)			
20mmφ 押出棒	試材 A	T 4	92	112	57	21.0	4.8
		T 6	116	144	77	24.7	3.5
試材 B	T 4	88	103	50	—	6.8	—
	T 6	116	137	74	—	7.5	—
T型押出形材	採取位置 A	T 6	—	—	—	—	6.1
I型押出形材	採取位置 C	T 6	—	—	—	—	4.8
	採取位置 A	T 6	—	—	—	—	4.3
4 mm 圧延板	T 4	102	112	62	—	—	厚さの 1.5倍
	T 6	123	137	76	—	—	厚さの 2.5倍

同様の影響を与えるのが銅であり、銅の含有量が1%近くなるとこの系合金の変形能は極度に低下してくる。また、MnおよびCrは冷間加工の際の加工硬化量をあげることも知られており、加工性を良好にするためにはMg量を下げ、Cu, Mn, Cr等の元素の含有量を低下させることが望ましい。

ALCAN74S相当のZn4.3Mg1.7Mn0.3の4mm厚の板材についての応力-伸び線図を第5図に、引張性質、かたさ、せん断力、衝撃値および180°C曲げ試験の結果の一例を第2表および第3表に示した。この値は、焼入常温時効材および焼入焼もどしによるもので、この成分における最高の強さを示したもので、肉厚方向の応力腐食割れ傾向の防止を考慮した場合には、特殊の熱処理が必要で必ずしもこの程度の強度は得られない点注意を要する。この点については本系合金の応力腐食割れの傾向の項でふれることにする。同様の結果をZrを含有した合金について行なった場合を第6図および第4表と第5表に示した。この値も強度の最高値を得ることを目的としたもので、肉厚方向の応力腐食割れについて特に考慮をはらったものではない。

4. 熱処理特性

Al-Zn-Mg系合金は他の時効硬化性Al合金にくらべて、第7図に示すごとく、固溶体範囲がきわめて広く、その溶



第6図 Zrを含んだAl-Zn-Mg系合金の圧延板の応力-伸び線図(圧延方向に直角)

解度曲線の変化も大きいので、溶体化処理性、焼入感受性およびその後の時効性に数々のすぐれた点が認められる。以下、順を追ってこれらの諸特性について述べる。

第4表 引張性質

試 料	質別	熱 处 理	引張性質				
			耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	真破断強さ (kg/mm²)	伸び (%)	絞り (%)
20mm 押出棒	試材 A F T 4 T 6	押出後120日間時効 460°C×1h 水冷後50日間時効 460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	34.8 31.5 47.5	49.0 47.2 51.6	56.6 54.8 69.0	12 12 14	13 15 35
			32.8 29.2 47.2	46.1 44.9 51.1	52.6 52.7 65.2	13 12 13	14 15 30
	試材 B F T 4 T 6		31.9 31.8 48.6	45.1 46.2 51.9	50.8 52.8 67.9	10 11 13	13 14 31
26mmφ 押出棒	試材 C F T 4 T 6	押出後60日間時効 460°C×1h 水冷後40日間時効 460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	28.9 24.1 24.6	43.5 41.0 41.9	51.6	15	16
			45.4 40.2 42.1	49.3 46.2 48.2	62.2	14 16 14	30
T型押出形材	採取位置 A B C T 4	460°C×1h 水冷後50日間時効	29.2 27.8	37.8 37.5	—	15 18	—
			42.0 41.3	47.3 46.4	—	14 14	—
	採取位置 A B C T 6	460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	25.5 25.4	36.2 38.3	—	16 20	—
4mm 圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 4	460°C×1h 水冷後30日間時効	39.8 40.8	44.2 46.6	—	15 14	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 6	460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	23.8 24.2	37.3 38.0	—	19 24	—
12mm 圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 4	460°C×1h 水冷後60日間時効	37.5 38.2	44.9 45.5	—	17 18	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 6	460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	—	—	—	—	—
25mm 圧延板	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 4	460°C×1h 水冷後60日間時効	—	—	—	—	—
	圧延方向に平行 圧延方向に直角 T 6	460°C×1h 水冷、3日間時効後 120°C×48h 空冷	—	—	—	—	—

第5表 圧延板の180°曲げ試験

曲げ試験 内側半径	4mm 圧延板				12mm 圧延板				25mm 圧延板			
	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。

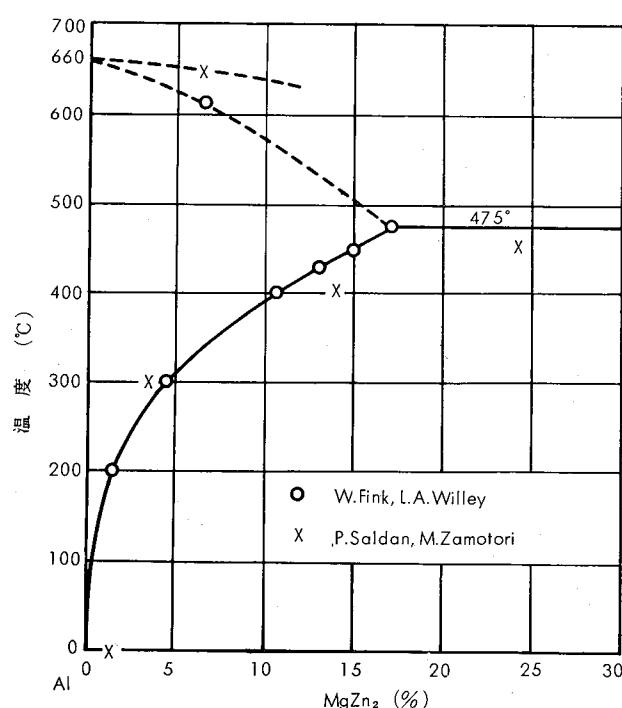
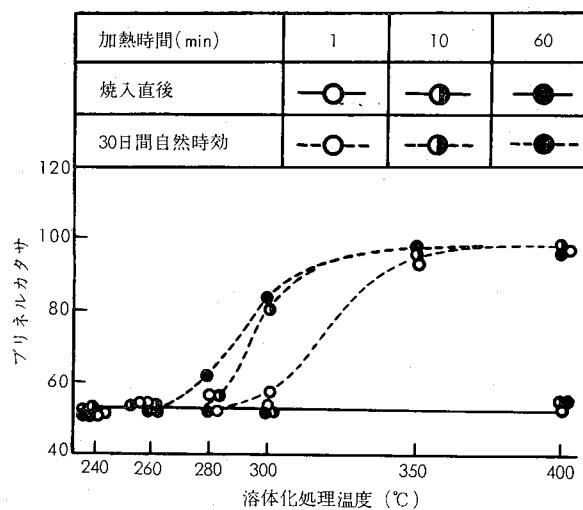
4・1 溶体化処理

一般に Al-Cu-Mg および Al-Mg-Si 系合金の溶体化処理温度が 480~500°C 以上であるのに対し, Al-Zn-Mg 系合金のそれはかなり低く, たとえば Al-4.8%Zn-1.4%Mg 系合金では, 第8図に示すごとく, 約300°Cで合金元素の溶体化がはじまり 350°C でほぼ完全に溶体化処理される。また, この系合金は非常に短時間で溶体化が行なわれるのが特徴である。

4・2 焼入れ性

Al-Zn-Mg 系合金は焼入れ性が良く, いいかえれば焼入れ感受性が鈍く, したがって溶体化処理温度からの冷却速度が遅く, たとえば空冷程度でも水冷の場合とほぼ同等の時効硬化能を持っている。しかしながら, Mg 含有量が多く Cr, Mn あるいは Cu などが添加されると焼入れ性が悪くなり, 肉厚の実用材料では熱処理または溶接時にこの焼入れ性が問題となることがある。第9図に二, 三の Al-

Zn-Mg 系合金の時効後の強度におよぼす冷却速度の影響を示すが, 純三元合金では冷却速度が 15°C/min よりも速い場合の影響はほとんど認められない。ところが, Cr¹¹⁾が添加されると, 第10図に示すジョミニーテストの結果からも明らかなるごとく, この系合金の焼入れ性もかなり悪くなる。第11図に Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の焼入れ性におよぼす微量添加元素の影響を示す。縦軸には各試料を 465°C から 15°C/min で炉冷後 120°C で時効した際の最高硬度値と水冷後同様に時効して得た最高硬度値の百分率を取り, 横軸には各元素の添加量を原子パーセントでとっている。これによると, 添加元素を含まない純三元合金では炉冷による硬度の低下が少なく, 最高でも 3~5% 低下するのみで焼入れ性が良い。一方, Cr 添加材の焼入れ性は最も悪く, Cr 量が 0.06~0.1% になると炉冷材の硬度値の低下が著しくなり, Cr 0.2~0.4% 添加した場合では水冷材に比して 50~60% の時効硬化しか認められない。Cr に

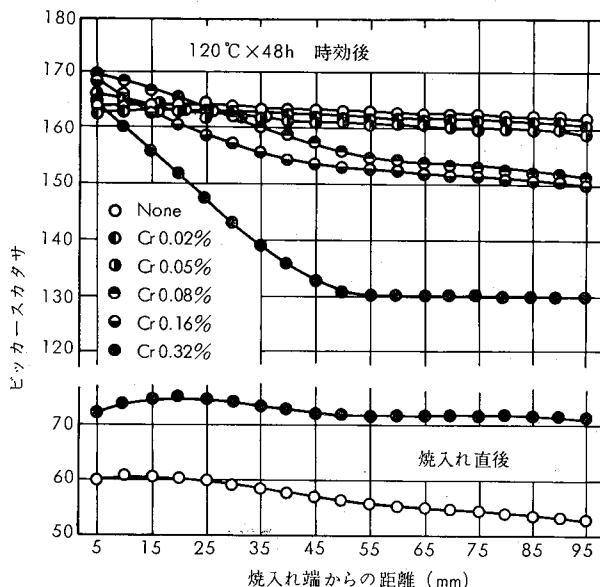
第7図 Al-MgZn₂ 合金の平衡状態図

第8図 Al-4.8%Zn-1.4%Mg 系合金の時効硬化における溶体化処理温度および時間の影響

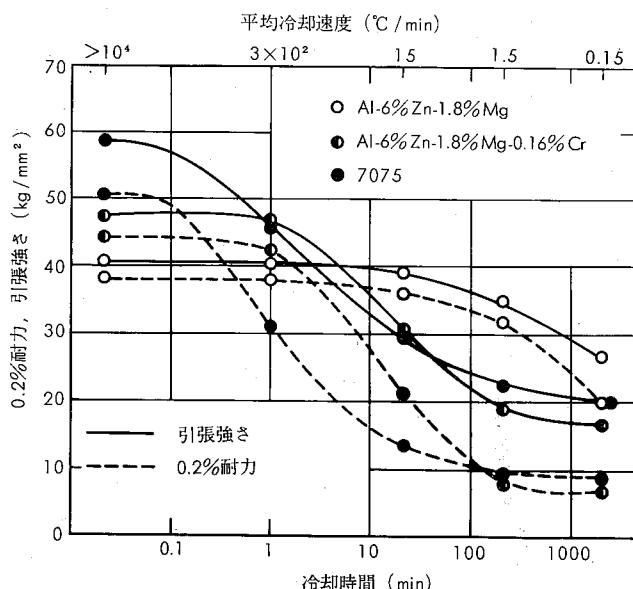
ついで Mo, V および Zr が焼入れ性を悪くし, Mn も添加量が 0.6~1.0% に増すとこれら 4 種の添加元素と同様な効果を持っている。これらの効果は、上記添加元素からなる約 0.1μ あるいはそれ以下の微細な不溶性化合物とマトリックスの界面 (Misfit surface), あるいは亜粒界などに溶質原子が徐冷中に平衡相として優出析出し、その後の時効硬化に寄与しないことによることが、電子顕微鏡透過¹⁰⁾観察および電気抵抗測定結果から明らかにされている。

4・3 低温時効

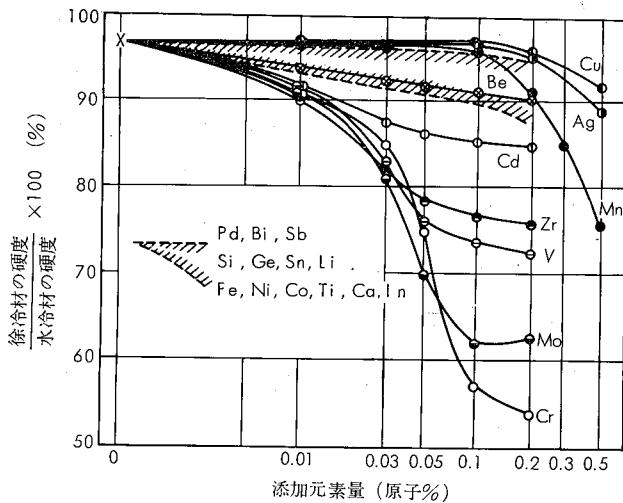
高温から焼入れした直後の Al-Zn-Mg 系合金過飽和固



第9図 Al-Zn-Mg 系合金の時効後の引張性能における焼入速度の影響

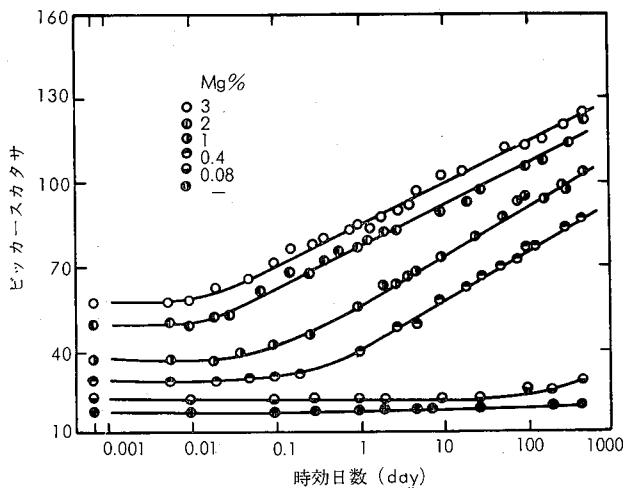


第10図 Al-6%Zn-1.8%Mg 合金のショミニー焼入れ時効硬化における Cr の影響

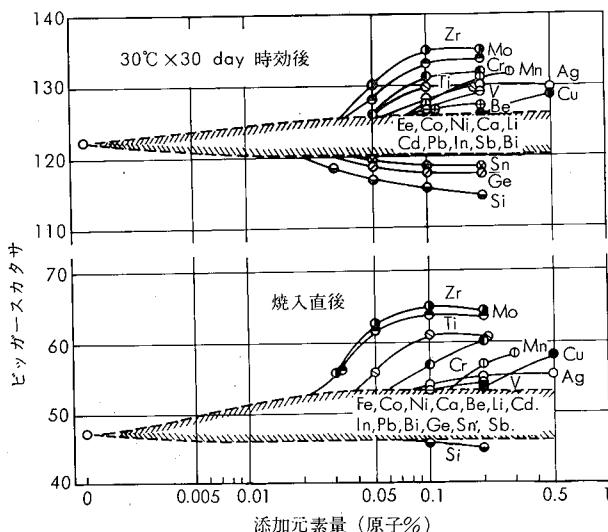


第11図 Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の焼入れ性における添加元素の影響

溶体では、多数の凍結空孔とともに固溶元素の Zn および Mg 原子がほぼ完全に無秩序に分散していると考えられており、そしてこの状態では強度的に劣っている。さて、この合金を室温あるいは約 100°C以下の温度で長時間放置すると、Zn および Mg 原子が凍結空孔の助けをかりて移動し、凝集してクラスターから球状の G.P. ゾーン (Guinier-preston zone) を形成する。この G.P. ゾーンは室温では直径 20~40Å の大きさにまで成長し、密度は $10^{15}/\text{cm}^2$ といわれている。そして、この G.P. ゾーンの形成とともに硬化がはじまるわけであるが、一般に G.P. ゾーンの形成による硬化を低温時効硬化と称している。したがって、低温時効硬化は G.P. ゾーンの形成速度および生じた G.P. ゾーンの密度および大きさにより左右されるわけであるが、この G.P. ゾーンの形成は Zn および Mg 含有量のみならず微量添加元素および凍結空孔などの格子欠陥により著しい影響を受ける。¹³⁾ 第12図に Mg 含有量の異なる Al-4%Zn-Mg 三元合金の 30°C での時効硬化曲線を示す。これによると、かなりの長期にわたって時効硬化が進行するのが明らかに認められる。第13図に 460°C で溶体化処理



第12図 Mg量の異なるAl-4%Zn-Mg三元合金の低温(30°C)時効硬化



第13図 Al-6%Zn-1.8%Mg合金の低温時効における添加元素の影響

を行なった Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の低温時効硬化におよぼす微量添加元素の影響を示す。溶体化処理温度および焼入速度の微妙な差あるいは微量元素の量により硬化のプロセスにおいて若干の差が認められるが、実際問題として、普通の焼入れ処理で低温時効硬化を阻害する元素としては、Si, Ge および Sn のみで、Cr, Mn および Zr など再結晶粒微細化に効果が大きい諸元素は、初期の時効硬化速度を遅くするが、むしろ最終的な強化には役立っている。

4・4 高温時効

時効温度が高く時効時間が長くなると G.P. ゾーンの消失とともに中間相および平衡相の析出、成長が起る。G.P. ゾーンが明確な結晶構造をもたらす、大きさも数十~数百Å にすぎないのに比べ、高温時効で最初にあらわれる析出相は独自の結晶構造をもっている。平衡析出相よりも小さく、異なった結晶構造を示すこの新しい析出相は、いずれかの面が母体格子のある結晶面とつながっているのが普通である。母体格子と新相の結晶格子とは格子間隔が異なるため、両者はコヒーレント (Coherent) であるが、母体格子はかなりひずんでいる。この新しい相はその結晶構造が平衡相のそれと異なっているため、一般に中間相と名付けられ、平衡相をギリシャ文字で表示する場合には、これにダッシュを付して示されるのが普通である。さらに時効が進行すると平衡状態図に示される平衡相が析出する。以上の析出過程をまとめると第6表のごとくである。

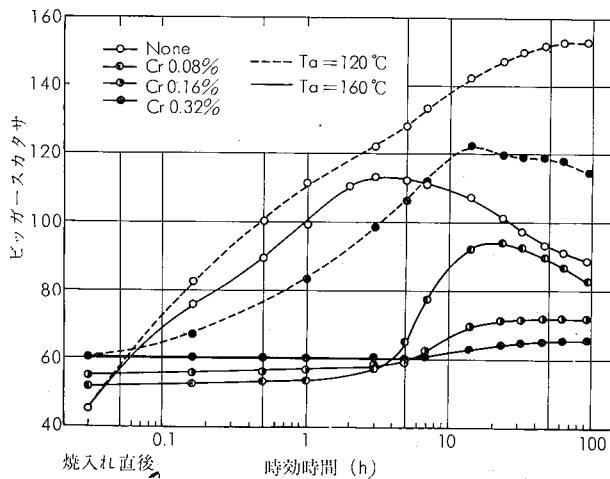
第6表 Al-Zn-Mg 系合金の析出過程

析出相	形状・結晶構造	方位関係・コヒーレントの有無
G.P. ゾーン	球状	生地にコヒーレント。 $(0001)\eta'//(111)Al$ $(1120)\eta'//(110)Al$ $2a\eta'=9.92\text{\AA}$
$\eta'(\text{MgZn}_2)$ 中間相	板状 稠密六方晶 $a=4.96\text{\AA}$ $c=8.68\text{\AA}$	η' は底面は生地にコヒーレント C軸方向に約7%の不整合あり、従って構造上の転位ができる。
$\eta(\text{MgZn}_2)$ 平衡相	塊状 稠密六方晶 $(a=5.15\text{\AA})$ $c=8.48\text{\AA}$	生地にコヒーレントでない。
$T\{(\text{Al},\text{Zn})_{49}\text{Mg}_{51}\}$ 平衡相	塊状 T_h^5 単位胞に 132 原子を含む	生地にコヒーレントでない。

Al-Zn-Mg 系合金の析出相による強化作用についてはつぎのように考えられる。析出粒子が転位によりセン断されるような G.P. ゾーンの場合には、粒子が微細で、板状よりは球状の方が大きい抵抗を示し、また析出粒子の全容積の大きい方が有利である。一方、析出粒子が転位によりセン断されない程度に成長した場合には、析出粒子の総容積が一定のとき、できるだけ微細で粒子間隔が小さく、生地とコヒーレントであって、その界面が転位の湧源となることが必要であるから、中間相の段階もその初期が望ましいといえる。一般に、強度に対する寄与の度合は G.P.

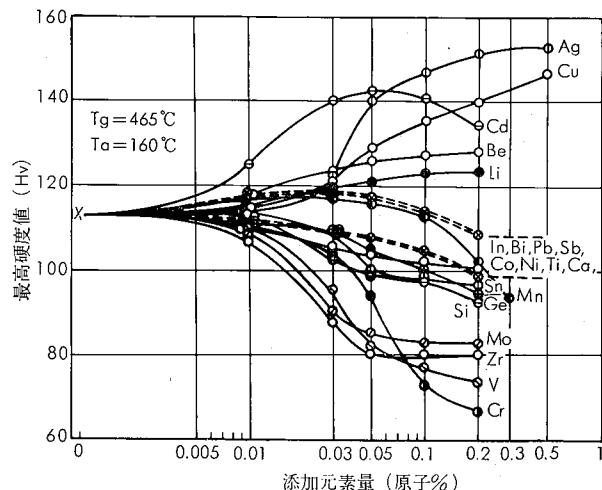
ゾーンよりも中間相初期の方が大きいことが経験的に知られている。G.P. ゾーンと中間相の安定温度範囲が明確に分かれている場合には、2段硬化の現象がみられる。本系合金でも2段硬化はみられるが両者は重なりあっているので、G.P. ゾーンと中間相の共存状態が最も強度の大きい状態に対応している。

上記の強化をともなう時効過程は溶質原子の拡散であるから合金内部の構造によって敏感に影響を受け、種々の微量元素および格子欠陥が析出を促進したり阻止したりする。一般に金属内部は均一な組織でないため部分的な析出が優先して進行することがあり、とくに結晶粒界などの影響が大きく、結晶粒界への優先析出が応力腐食割れの原因の一つに考えられている。¹⁵⁾ 第14図に 465°C で溶体化処理した Al-6%Zn-1.8%Mg 系合金の高温時効硬さにおよぼす時効温度および Cr 添加の影響を示す。一般にこの系合金の高温時効温度とされている 120°C では約 100h まで硬さが増すが、これに Cr を添加することにより焼入後の時効硬さが抑制されるとともに極大硬さも低下し、その後の過時効による軟化が促進される。160°C 時効では純三元合金でも時効硬さはかなり減少し、約 3 h を境にして軟化する。一方、これに Cr を添加したものは時効開始から約 3 h の潜伏期間の後やっと時効硬さをはじめ、その極大硬さもさらに低下している。この傾向は Cr 含有量とともに増す。



第14図 Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の高温時効におよぼすCrの影響

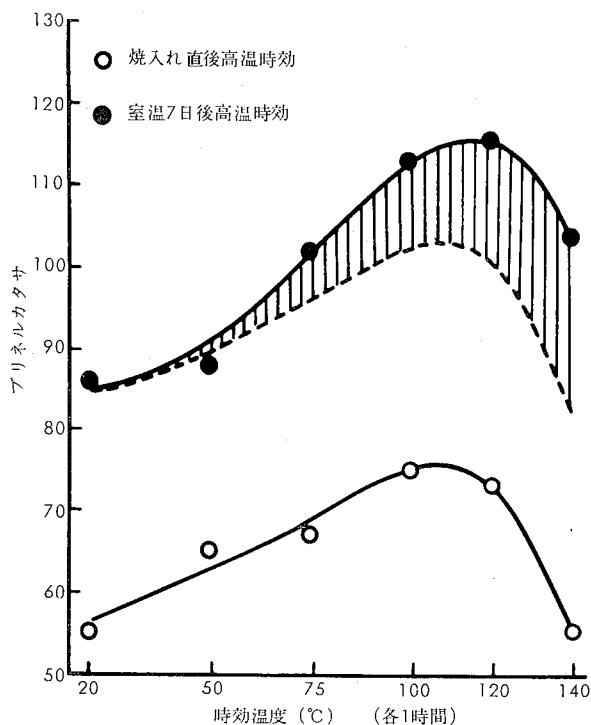
¹⁵⁾ 第15図に 160°C の高温時効で得られる極大の硬度値と微量元素の含有量の関係を示す。Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の析出硬化は Cr, V, Zr および Mo などの添加により著しく低下する。この影響は、添加元素により増大した転位、亜粒界、粒界および不溶性化合物などの格子欠陥が凍結空孔の消滅場所として作用するとともに、粗い析出物の優先核形成場としても作用することによりうまく説明される。一方、Ag, Cu, Cd, Be および Li などの添加は析出物の異種核中心として作用し、析出硬化増大に顕著な効果をもっている。



第15図 Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の160°C時効での最高硬度におよぼす添加元素の影響

4・5 二段時効

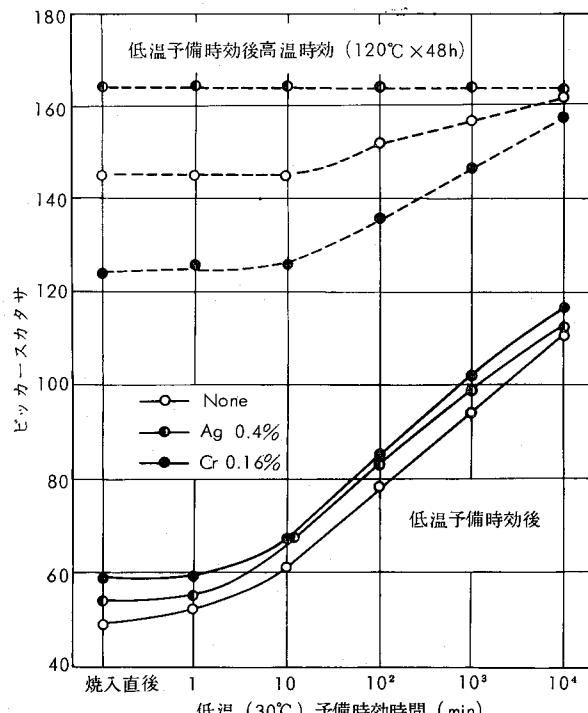
焼入直後高温時効して得られる極大硬度値が Cr などの添加により著しく低下することが明らかにされたが、実際には時効処理をうまくやることにより、この悪影響をかなり取り除くことができるものがこの系合金の特徴である。すなわち、硬化のためになんらかの方法で中間相 η' を微細化すればよいのであって、これは焼入後室温あるいは 100°C 以下の低温で予備時効後高温時効するいわゆる二段時効処理により可能である。⁹⁾ 第16図は Al-4.8%Zn-1.4%Mg 合金について、焼入後あらかじめ室温で 7 日間の時効をさせ、ついで各温度で第二段の時効をさせた場合と、焼入直後時効させた場合のかたさを比較して示す。20°C 時効の差は



第16図 Al-4.8%Zn-1.4% Mg 合金の高温時効硬さにおよぼす室温時効の影響

7日時効の硬化に相当するが、さらに高い温度の時効では、その硬化の度合が図のハッチを入れた部分だけ高くなっていると考えてよい。これは η' 相の微細化の効果である。すなわち室温7日の時効で生成したG.P.ゾーンが、 η' 相の微細化の役目をしたと考えられる。この予備時効による硬化作用は、ZnおよびMg含有量が少ないと顕著である。

¹⁵⁾ 第17図はAl-6%Zn-1.8%Mg合金およびこれにAgあるいはCrを添加した合金について、120°Cで48h時効後の硬度値における30°Cでの予備時効の影響をしらべた結果である。Ag添加材には予備時効の影響がほとんど認められない。一方、純三元合金およびCr添加材は30°Cで10min以内の予備時効ではその影響が認められないが、100min以上の予備時効によりその後の高温時効硬化が助長され、したがって3種の合金間の硬度値の差は少なくなる。以上の予備時効の効果は160°Cの高温時効でも認められるが、時効温度がさらに高くなり、復元現象が顕著な温度250°Cになるとこの効果は現われなくなる。

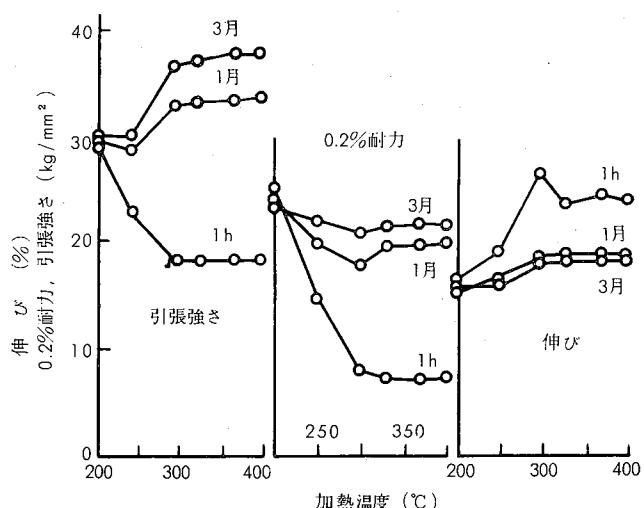


第17図 Al-6%Zn-1.8%Mg合金の高温時効における低温予備時効ならびに微量元素の影響

4・6 復元

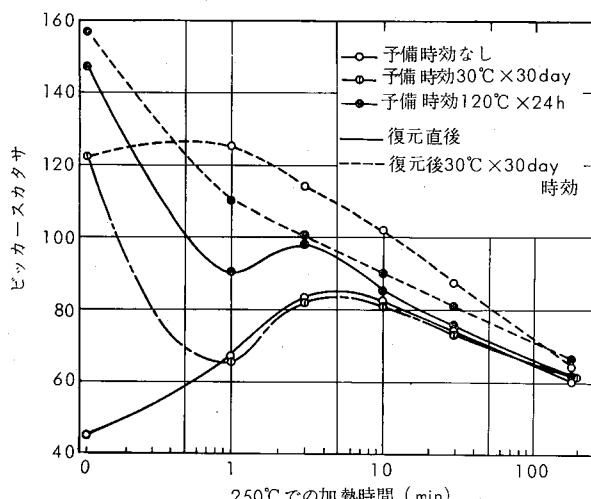
Al-Zn-Mg系合金の特徴を生かしてすぐれた溶接材を得るために、溶接入熱により生ずる復元現象とその後の再時効について十分な知見をえることが重要である。一般に、常温でG.P.ゾーンが形成される合金をG.P.ゾーンの不安定な温度範囲で短時間加熱するとG.P.ゾーンは再溶解し、しかも中間相はまだ形成されない状態が実現されると、合金は焼入直後の過飽和溶体の状態にもどる。この

現象を復元と名付けている。溶体化温度から焼入れた状態と復元の状態は、溶質原子が固溶している点ではまったく同じ状態であるが、高温から焼入れた場合には、高温で平衡濃度にあった多数の空孔が焼入れによって常温に凍結され、復元の状態よりもずっと空孔濃度が高く、常温時効させた場合にこの空孔が溶質原子の拡散を促進するので、常温時効の速度が復元状態よりも著しく速くなる。溶接入熱による熱影響部の状態を知るために、時効硬化させたAl-4.5%Zn-1.2%Mg合金を200°C以上の温度で短時間加熱を行なった場合に強度にどのような影響があるか、またそれを常温に放置した場合に常温時効でどの程度回復するかについてしらべた結果を第18図に示す。¹⁶⁾



第18図 Al-4.5%Zn-1.2%Mg系合金を各温度で1分間加熱した後室温で放置した際の引張特性の変化

200°C以上で加熱を受けて一旦復元したものも、常温で3ヶ月も放置すれば、ほぼ室温時効で得られた元の状態にまで回復する。¹⁵⁾ 第19図に予備時効の異なるAl-6%Zn-1.8%Mg合金を250°Cで加熱した直後およびこれを30°Cで30日間放置した後のたさを示す。純三元合金では焼入直後250°Cの加熱で復元作用により一旦硬度値が低下するが、



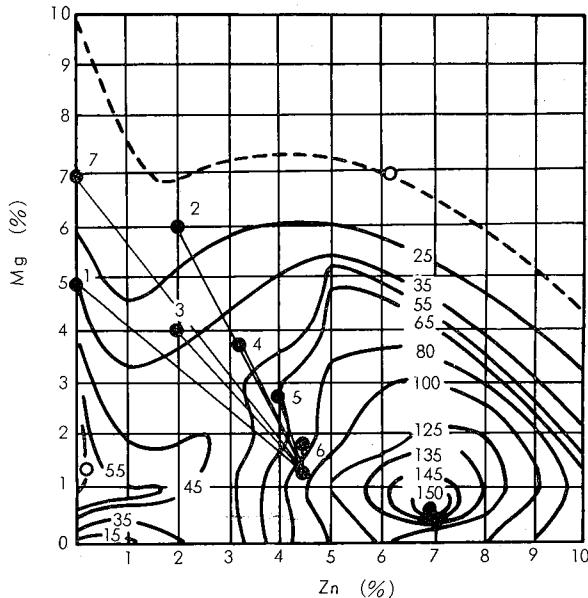
第19図 Al-6%Zn-1.8%Mg合金の250°Cにおける復元とその後の時効硬化

その後再び硬化して 3~10min で極大硬度値に達し、予備時効なしのものと類似の挙動を示す。250°C で 1 min 以内の加熱後 30°C で 30 日間常温時効すれば、ほぼ焼入れ時効材と同等の硬度値にまで回復するが、250°C で 3 min 以上の加熱を行なったものは硬度値の回復が少なくなり、180 min 加熱したものはその後の回復がほとんど認められない。一方、120°C で 24 h の予備時効を行なったものは 30°C の予備時効材にくらべて、250°C 加熱初期の軟化速度は遅いにもかかわらず、一旦軟化した後の硬度の回復が非常に少なくなり、結果的には 30 日間常温放置後の硬度値の低下につながっている。

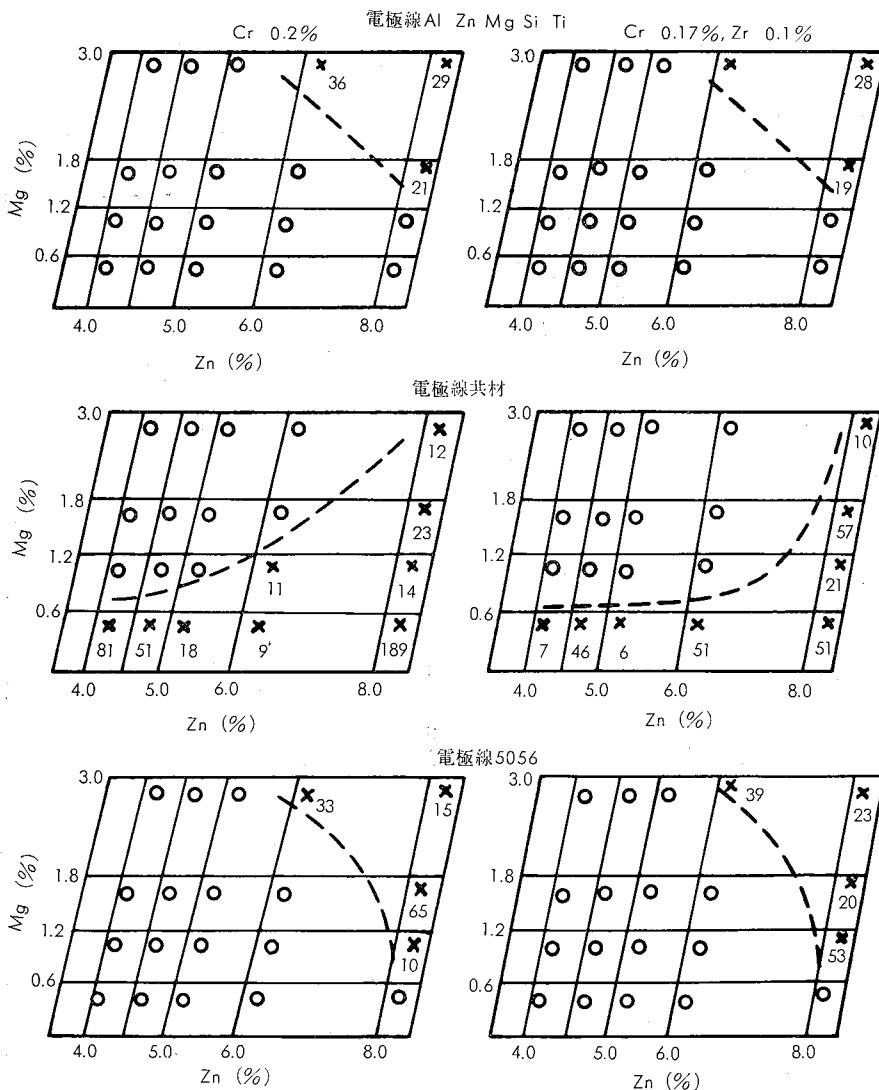
5. 溶接性

5・1 母材成分の影響

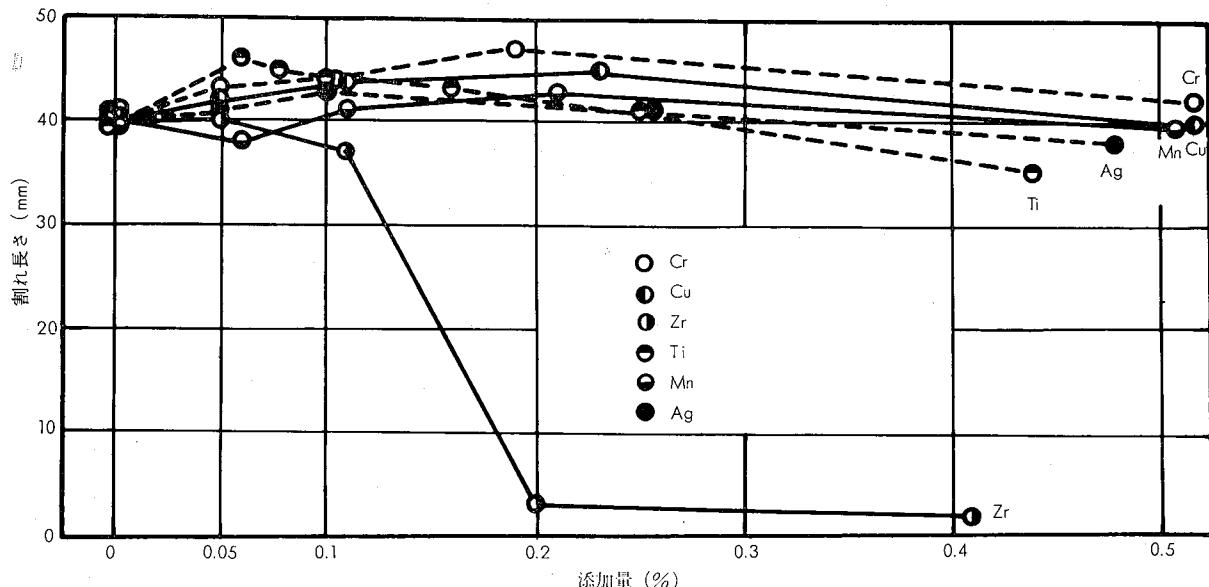
溶接の際の割れ問題については、前述のごとく母材成分の影響を無視するわけにはいかない。また電極線との組合せの問題も重要な因子となっている。Zn および Mg について、たとえば第20図、第21図にも示したごとく、これま



第20図 Al-Zn-Mg 系合金の割れ性 (数字はリング テストの割れ長さを示す)



第21図 突合せ溶接試験によるAl-Zn-Mg系合金の溶接割れ長さ



第22図 フィッシュボーンテストによるAl-5%Zn-2%Mg系合金の溶接割れにおよぼす各種添加元素の影響(溶加材:共材)

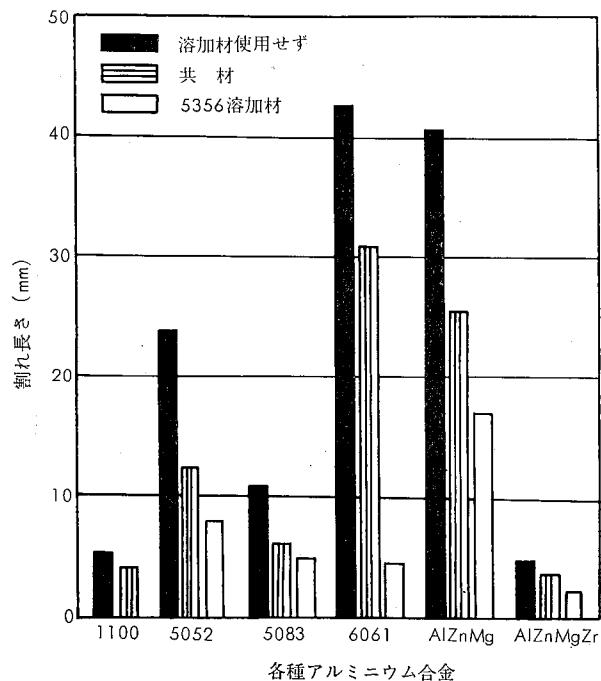
でにもよく説明されているので、fish bone test により Zn および Mg を一定にした場合の他の添加元素の割れ長さに対する効果をとくに検討した結果を第22図に示す。本図によると、Zr の添加がこの合金系にとって割れ防止に有効であることがわかる。これら fish bone test による結果を他の合金系と比較したのが第23図でこの図においてわかることは、fish bone test 法によった場合、Al-Zn-Mg 系は6061と略々同様の割れ傾向を示すが、さらに Zr を添加した合金では割れ傾向は、5083程度のものにし得るということである。実際に近い溶接条件の場合、この傾向が再現できるかどうか? これについてT型すみ肉および十字すみ肉溶接法により割れ長さを測定してみた結果を第24図に示した。この図によってわかることは、Zr を添加した Al-Zn-Mg 合金は添加していないのに比較しかなりの改善を認めるが、共材系の電極線ではまだ充分でなく割れ長さを更に減少させるには5356 (Al-Mg系) の電極線を用いるか GZ40 (Al-Mg-Zn-Zr系) の電極線を使用する必要があることが判明した。さらに、実物構造に近い第25図に示したような形状のものについて第7表に示した溶接条件で溶接し、全溶接長に対する割れ長さの割合を調査した結果を併記した。この表でわかるように、母材に Zr の添加と適当な電極線をえらぶことにより事実上まず割れのない溶接が可能となった。

5・2 電極線成分の影響

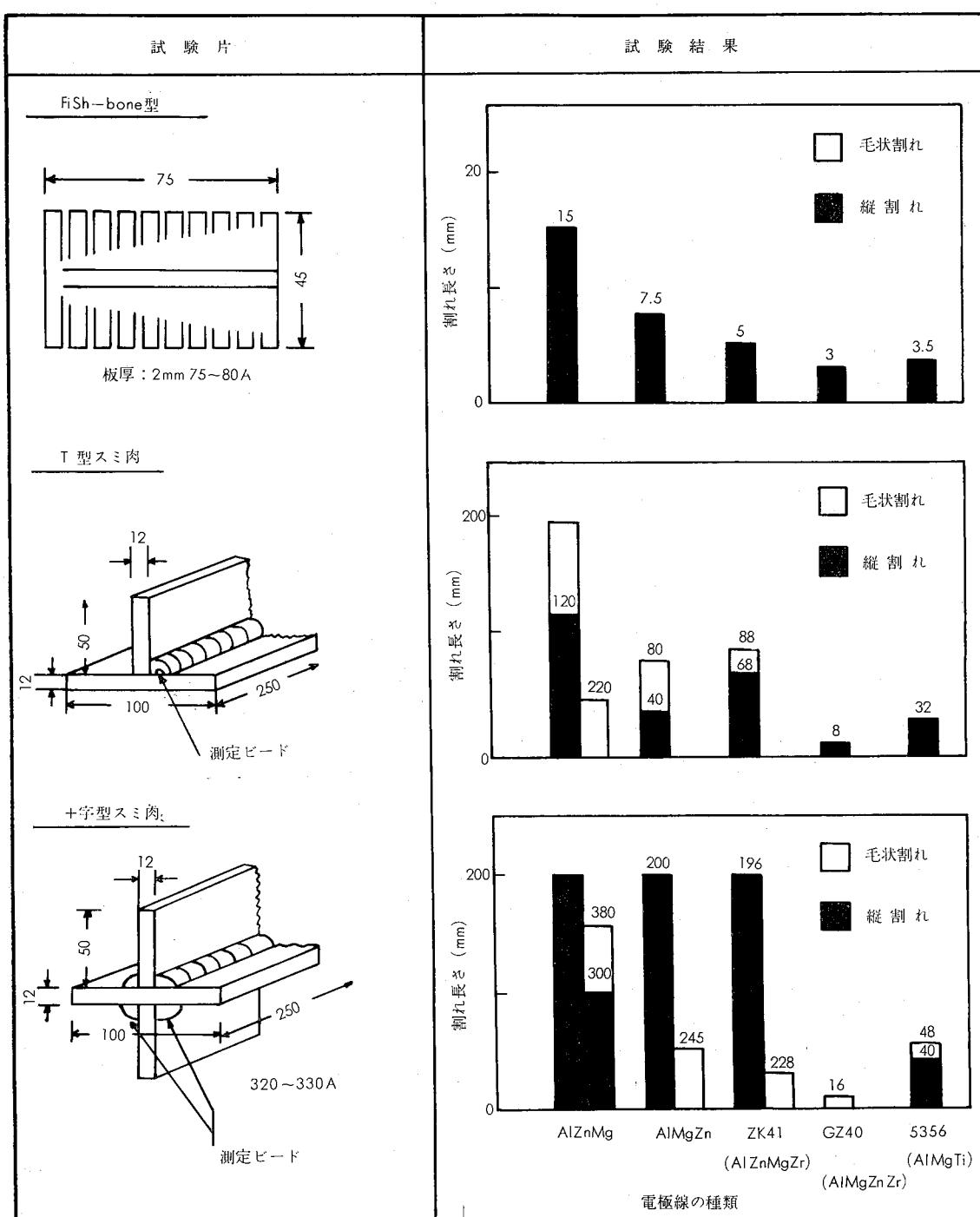
すでに報告したように、電極線成分の影響は母材成分と同様、溶接割れに大きな影響をもたらすこととなっている。したがって、電極線成分を選ぶには、割れに対する影響を第一に考慮する必要がある。つぎに考へるべきことは、Al-Zn-Mg 系合金の場合、溶接熱入力による溶体化時効により強度を出すわけであるから、電極線自体、熱処理により時効硬化する方が強さの点では望ましい。一般に厚さ

の薄い場合には電極線の強さに対する影響は少ないが、厚板になるとその影響が現われてくる。Al-Zn-Mg 系合金の電極線として現在一般化されているものを第13表に示したが、大別して Al-5%Mg 系のものと、Al-2~4%Zn-2~4%Mg 系のものに分けられる。これらの電極線を用いて板厚 6 mm板の突合せ溶接部の強さを第8表に示した。

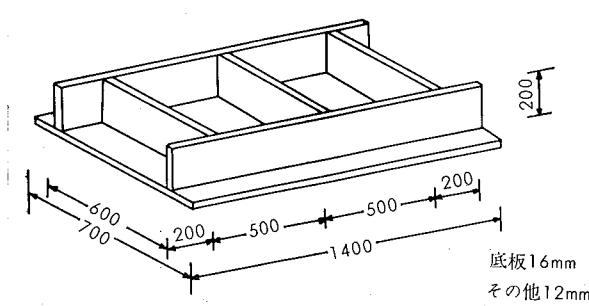
もちろん溶接部強度の電極線による差は認められるが、この表では母材成分も変わっているので明確にはいえない。しかしこの程度の厚みの板では、Al-5%Mg 系の電極線を用いても強さに対する影響はほとんど現われてこない。この点をさらに明らかにするため、Al-5%Mg 系の電極線に相当する5356合金と、Al-4%Zn-2%Mg 系の電極線に相



第23図 各種アルミニウム合金の溶接割れ感受性の比較(Fish-bone cracking test)



第24図 Al-4.0% Zn-1.8%Mg 合金の溶接割れ試験の一例



第25図 溶材割れ試験に用いた構造体の寸法

当する GZ40 にて、Al-4%Zn-1.8%Mg 系合金の 4 mm および 12 mm 厚板の突合せ溶接後の 1 ヶ月時効材について引張り強さを測定した結果を第 9 表に示した。この表においても特に大きな電極線により強度差は認められない。したがって、溶接線に関する限り特に、Al-5%Mg 系か Al-4%Zn-2%Mg かにこだわる必要はあまり認められないようと思われる。特に、ヨーロッパではこの系合金には 5356 系の電極線を使用し、割れの防止効果のすぐれた面をかっているようである。また 5356 系の電極線の方が、市販性もよく、求め易いという利点もある。

第7表 溶接条件と割れ率

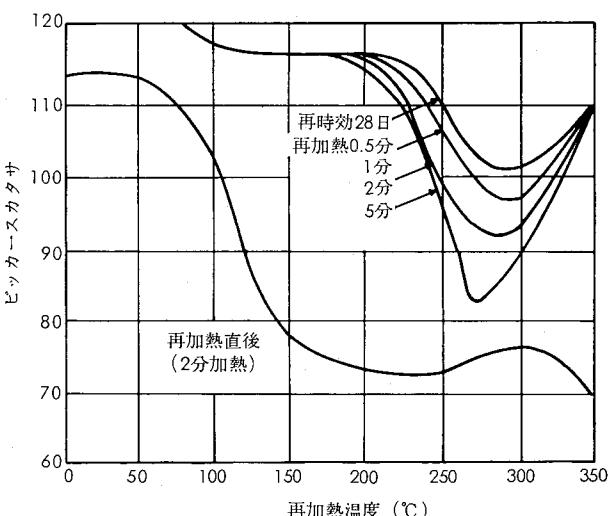
溶加材	溶接条件				試験結果 割れ率 (%)	
	方 法	電 流 (A)	電 圧 (V)	速 度 (cm/min)		
GZ40	MIG	300	25	80	1	0
		300	27	30	1	0
5356	MIG	300	25	80	1	0
		300	27	30	1	0

(注) 母材: ZK41-T4

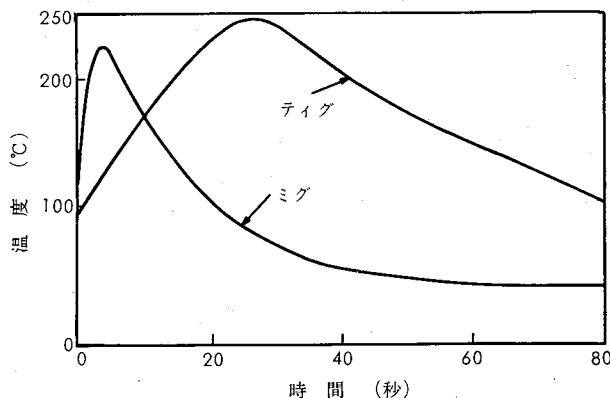
試験結果: 溶接1日後に測定。

第8表 Al-Zn-Mg系合金溶接材の強さ
(板厚 6mm突合せ)

母材	調質	溶加材	機械的性質			
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	疲れ強さ (kg/mm ²)
X7002	T6	MRD7-5	34.2	26.0	4.8	8.7
		5356	34.7	22.3	12.2	
		X7002	46.4	38.6	12.5	
X7004	T4	5056	34.5	19.7	15	
		X7004	35.9	23.2	13	
X7005	T6	5356	32.3	20.3	7.3	
		5556	32.3	21.8	6.7	
		4043	32.3	21.0	7.0	
		5554	35.9	23.9	8.4	
		X5180	35.2	24.6	8.2	
L70	T6	W70	32-38	20-25	6-12	
K70	T6	W70	30-36	18-22	6-14	7.5
AlZnMg1	T4	AlMg5	28-32	20-22	4-6	
Hegal	T4	〃	34-36	20-22	10-12	
Z5A	T6	Z4B	33.0	21.5	8.4	
		5056	33.9	20.5	8.2	
		4043	27.7	18.2	4.1	
7039	T6	5039	38.0	22.5	13	



第26図 28日間常温で再時効後のかたさの回復



第27図 1/4インチ厚さの板の溶接部より0.75インチはなれた点の典型的熱サイクル

第9表 溶接継手の引張性質(代表値)

板材			Z K 4 1								
板厚 (溶接法)	余盛	溶加材	T 4			T 7			T 6		
			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 ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
4 mm (TIG)	あり	5356	21	34	10	21	34	10	22	35	10
		GZ40	22	34	10	22	34	10	23	35	10
	なし	5356	20	33	10	20	33	10	21	34	10
		GZ40	21	34	10	21	34	10	22	35	10
12mm (MIG)	あり	5356	21	34	10	21	34	10	22	35	10
		GZ40	22	34	10	22	34	10	23	35	10
	なし	5356	20	33	10	20	33	10	21	34	10
		GZ40	21	34	10	21	34	10	22	35	10

形材

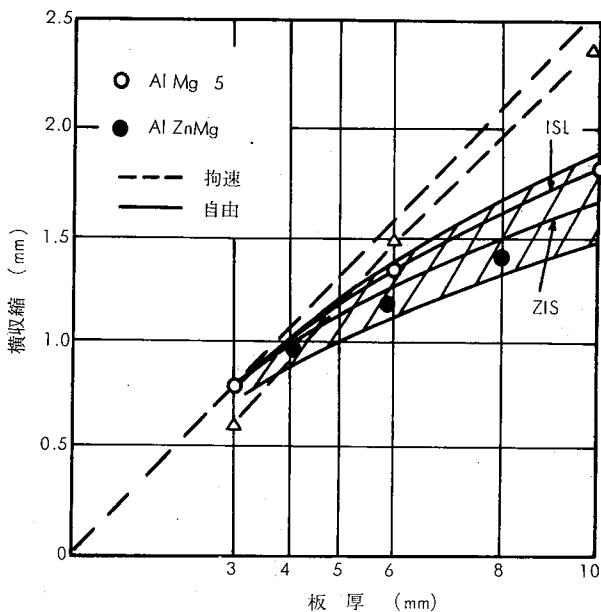
			ZK60			ZK41		
肉厚 (溶接法)	余盛	溶加材	T 5			T 5		
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
3~10mm TIGおよびMIG	あり	5356	21	34	10	22	35	10
		GZ40	22	34	10	23	35	10
	なし	5356	20	33	10	21	34	10
		GZ40	21	34	10	22	35	10

5・3 溶接条件の影響

この合金の溶接では、溶接割れ性と熱影響がとくに問題となる。すなわち本系合金の場合、焼きの入る温度範囲は 350°C 以上で、250~350°C の加熱は強さ低下の原因となり、溶接条件と関係してくる。第26図に温度の影響を示したが、加熱時間が短ければ、強さ低下も少ないことがわかる。実際の溶接の場合熱サイクルは、たとえば第27図のように、加熱時間や温度の影響だけでなく、昇温速度や冷却速度も強さに影響するものと考えられる。したがって、溶接条件としては、一般のアルミニウム合金の溶接の場合と同様にできるだけ溶接速度を速くすることが強度上の問題からは望ましいが、一方溶接割れ性の方からは、溶接速度は遅い方が望ましいと考えられよう。溶接条件は MIG または TIG、手動または自動の場合、溶接手形状および板厚によって変化するが、TIG および MIG の手動溶接の場合の溶接条件の一例を示すと第10表のごとくである。

5・4 溶接後の割れに対する対策

この合金の溶接後の割れ対策は、溶接後の応力によって割れが発生する傾向、応力腐食割れ対策ということになる。特に、板の厚み方向に引張り応力が加わるような設計部分に対し、溶接後も割れないようにする配慮が望ましい。これには、すでに、応力腐食割れのところで述べたように、加工方向では、応力腐食割れ傾向が、その他の方向に比較し大きいということである。このために、通常母材の熱処理問題がクローズアップされてくる。これには、焼入れの際の冷却速度の制御ならびにその後の熱処理工序であって、急冷材 T4 や、T6 処理の最高強度での使用にあたっては充分なる注意が必要であろう。現在この問題に対しては、製造者側での考え方やまた熱処理方法が異なっているため、明確な条件を示すわけにはいかないのは残念である。その他の問題として、ひずみの発生問題があるが、Al-Zn-Mg 系合金がとくにひずみを発生しやすいという報告はない。溶接時の収縮は第28図に示したごとく、Al-Mg 系合金と Al-Zn-Mg 系合金とで差はなく、むしろ溶接線の差とか、



第28図 横収縮と板厚との関係

溶接方法、溶接部の長さ、開先条件などで左右されるものである。注意すべきは、Al-Zn-Mg 系合金では、溶接後時効硬化してゆくため、溶接後、日数を経てからひずみ取りをするのが困難であったり、溶接直後には発見できなかった欠陥があるとひずみ取りの際に割れとなって現われることで、この点、Al-Mg 系の溶接材料と異なった点であるといえよう。

5・5 溶接後の強度の問題

Al-4.3Zn-1.5Mg 系合金については溶接後の時効に伴う強度変化について述べる。

供試材の母材の機械的性質は、第11表に示す。表中 ZG 43は、Zr の入っていない三元系合金であり、ZK41 は Zr 0.16% を添加したもの、ZQ50 は Zr 0.20% および Ag 0.15% を添加したものである。これら合金の溶接後、1ヶ月常温時効後の結果を第12表にまとめた。1ヶ月の常温時効でほぼ母材の機械的性質にまで回復していることがわかる。この場合、母材が T4 の場合には回復が著しいが、母材

第10表 TIG および MIG 溶接条件

	開先形状	層数	溶接電流 (A)	アーチ電圧 (V)	速度 (mm/min)	電極径 (mm)	アルゴン流量 (l/min)
TIG 溶接	I-Type	1	280~320	—	170~240	4.8	10~12
	V-Type	1	280~320	—	170~240	4.8	10~12
MIG 溶接	X-Type .06	2	350~400	20~25	700	1.6	28
	Y-Type 70°	2	340~390	21~26	450~600	1.6	28

第11表 供試材の機械的性質

母材	質別	引張性質				ブリネル かたさ (10/500/30)	シャルビー 衝撃値 (kg-m/cm ²)	疲れ強さ(10 ⁷ 回)(kg/mm ²)		
		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	弾性率 (kg/mm ²)			小野式 ⁽¹⁾	シェンク式 ⁽²⁾	
ZG43	T 4	36	20	17	7 100	94	5.8	14	10.7	13.8
	T 6	39	35	15	7 100	118	5.2	15	10.7	14
ZK41	T 4	39	24	15	7 100	—	—	—	—	—
	T 6	43	37	12	7 100	—	—	—	—	—
ZQ50	T 4	40	25	25	7 100	105	5	16	14	11
	T 6	50	44	14	7 100	130	2.5	17	14.5	10

(注) (1) 回転曲げ。 (2) 平面曲げ。 (3) エメリー紙で仕上げ。

第12表 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の引張性質(溶接後1カ月常温時効)

厚 (mm)	板 調 余 盛 り 質	母 材																	
		ZG43						ZK41						ZQ50					
		溶 加 材			5356			ZK41			5356			ZK41					
		耐 力	引 張 強 さ	伸 び	耐 力	引 張 強 さ	伸 び	耐 力	引 張 強 さ	伸 び	耐 力	引 張 強 さ	伸 び	耐 力	引 張 強 さ	伸 び			
2 (TIG)	T 4	あり	21.4	36.1	15	21.9	36.8	15	24.4	37.8	14	26.0	38.5	14	27.0	40.5	15		
	T 6	あり	20.9	35.1	15	21.6	35.2	15	23.8	37.4	14	25.1	38.0	15	26.3	38.5	14		
5 (MIG)	T 4	あり	20.4	34.9	14	22.4	36.4	15	22.8	36.5	12	25.1	37.5	13	24.8	38.1	13		
	なし	19.0	31.9	10	20.9	34.9	11	21.6	32.4	10	23.5	35.5	12	22.1	35.2	11	25.1	36.7	
	T 6	あり	20.2	34.7	14	21.8	35.3	14	22.2	35.3	13	24.2	36.8	13	24.8	38.0	13	25.7	38.4
	なし	19.0	31.8	11	20.7	34.2	10	21.4	32.0	10	23.3	35.2	11	22.7	34.6	10	24.8	36.5	11
15 (MIG)	T 4	あり	19.8	34.6	13	21.8	36.0	14	22.8	35.8	13	23.9	37.1	12	24.6	36.5	13	25.6	38.2
	なし	18.8	31.6	10	21.2	35.4	10	21.4	32.1	10	22.8	34.5	10	22.8	34.3	11	24.8	36.2	11
	T 6	あり	19.5	32.3	13	21.7	35.0	14	22.0	38	13	23.7	36.9	12	24.0	36.4	13	25.3	37.8
	なし	18.5	31.2	10	20.7	34.1	11	21.2	30	11	22.4	34.0	10	22.3	34.2	11	24.2	35.6	10

(注) (1) 単位: 耐力(kg/mm²), 引張強さ(kg/mm²), 伸び(%)。 (2) 標点距離はすべて50mm。

がT6条件のものではその回復がT4材ほど著しくない。その理由は、T6材の場合には、すでに高温における時効処理を実施したものであり、その後の溶接熱入力によって、過時効現象を伴うためである。したがって、溶接後の強度を主体に考えるならば、本系合金の母材、熱処理は、T4の方がT6よりすぐれているといえよう。ZK41材について第10表に示した条件でMIGおよびTIG溶接した場合の溶接部近傍の時効による硬度変化の様相を第29図、第30図に示した。

溶接後の強度は、溶接時の熱入力ができるだけ再固溶するような元素、しかも溶接後の冷却速度によって、支配されることの少ない元素がのぞましい。

三元合金の主要元素であるZnおよびMgは、MgZn₂なる金属間化合物を形成するが、このものは、Al中への拡散も早く、しかも固溶温度範囲が広いので焼入速度に対しても比較的感受性は少ない。したがって、他の添加元素が、以上の条件にどのような影響をもたらすかについて検討しておく必要がある。この面では、焼入れ性におよぼす添加元素の項目で述べたように、CrとかMnなどの元素は焼入性を低下させる傾向が強く、急冷の場合は強度の問題はほとんど認められないが、徐冷の場合には強さの低下

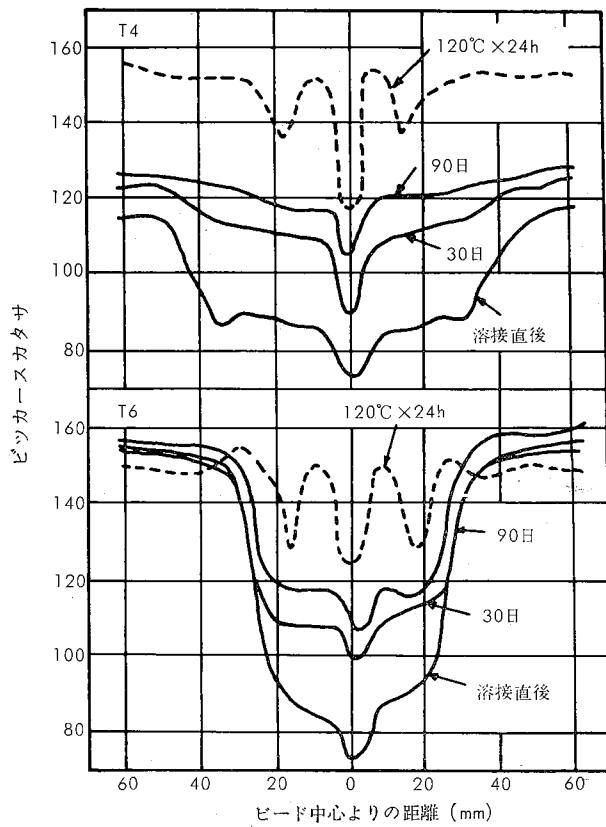
問題を起すので必要以上にこれらの元素を入れてはならない。Agの添加は、MgZn₂の中間析出相を微細にする効果があり、添加により強度上昇の好結果を示す。

6. 応力腐食割れに関する問題点

Al-Zn-Mg系合金の応力腐食割れに関する研究は、ずいぶん古くから行なわれているにもかかわらず、いまだ現象論的な問題も十分に解決されていない現状である。したがって、いまなら微量添加元素と熱処理の影響が詳細に検討されているわけであるが、最近は電子顕微鏡の透過観察により粒界近傍の転位あるいは析出状態を明らかにし、応力腐食割れの機構を解明するこころみもなされている。また、実際に溶接構造材として使用する際、作業能率上、厚板から最終製品の削り出しおよび厚板のシャー切断、パンチング加工などがひんぱんに行なわれるようになると、材料の諸性能の異方性とくに肉厚方向の応力腐食割れが問題となる。したがって、ここでは主として材料面に重点を置いて応力腐食割れの問題を論じてみよう。

6・1 応力腐食割れと合金組成の関係

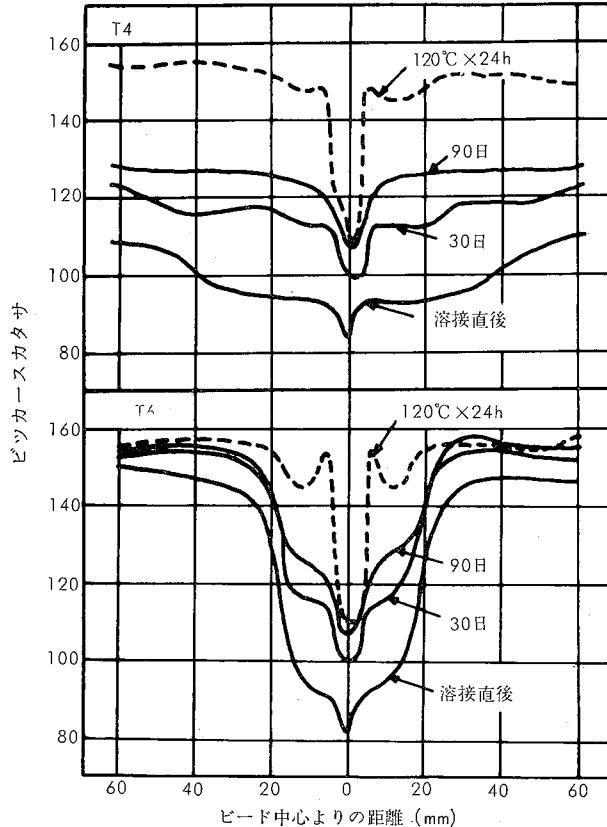
一般に、この系合金の応力腐食割れを防止するためMn



第29図 4mm板のTIG溶接部の硬さ分布におよぼす時効の影響(溶加材: ZK41, T: 溶接後120°C×24h)

あるいはCrなどが添加されているが、ZnとMg含有量が約5%以下ならば、このような添加元素を加えなくてもほとんど応力腐食割れの心配はない。一方、この系合金を溶接構造材として使用する場合、強度面からZnとMg含有量が5~8%程度必要であり、使用条件により応力腐食割れの懸念が生じてくる。

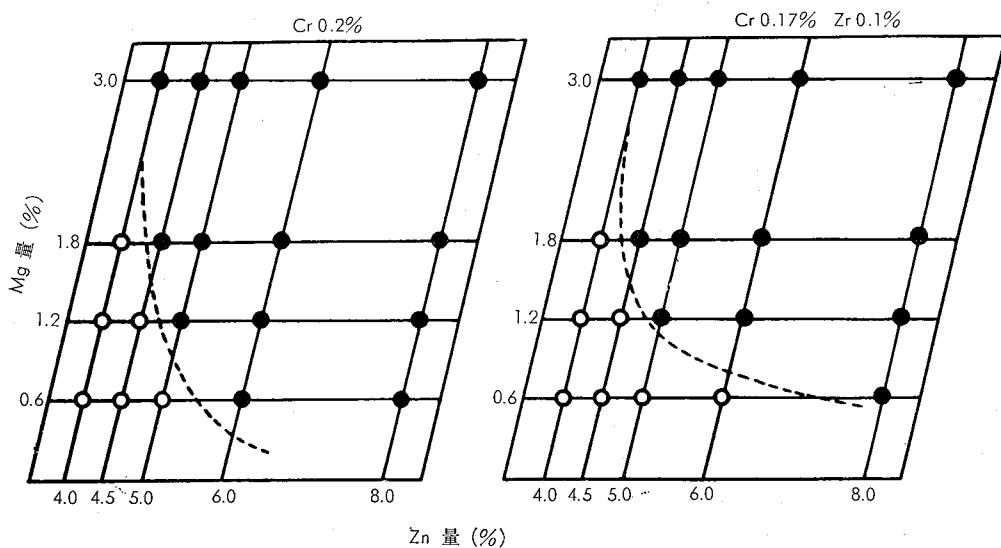
第31図に、微量のCrあるいはZrを含むAl-Zn-Mg系合金溶接材の応力腐食割れ試験結果を示す。板厚2mmのT6熱処理材を共金でTIG溶接した後内半径25mmで



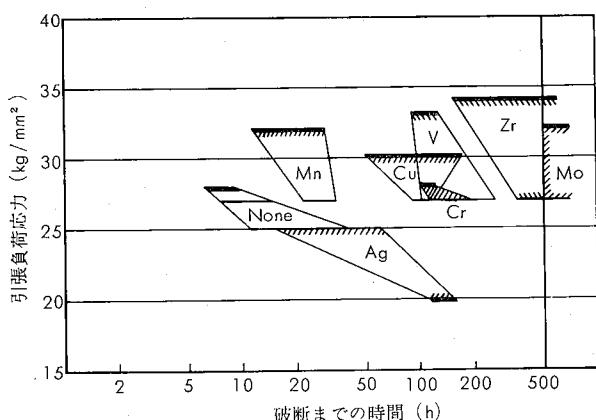
第30図 13mm板のMIG溶接部の硬さ分布におよぼす時効の影響(溶加材: ZK41, T: 溶接後120°C×24h)

ループ状に曲げ、3%食塩中に100日間浸漬試験した結果である。Crのみ添加したものはZnとMg含有量が6%をこえると応力腐食割れを生ずるが、CrとZrを同時に添加したものでは若干耐応力腐食割れ性が改善されている。²⁵⁾

第32図にAl-6%Zn-1.8%Mg合金の応力腐食割れにおよぼす代表的元素の0.1原子パーセント添加の影響を示す。試験は、465°Cから焼入後120°Cで48h焼戻し処理した厚み1mmの板を、3%食塩水中でいろいろな引張応力をかけることによって行なわれたが、Mo, ZrおよびVなど



第31図 CrあるいはZrを含むAl-Zn-Mg合金溶接材の応力腐食割れにおよぼすZnおよびMg量の影響



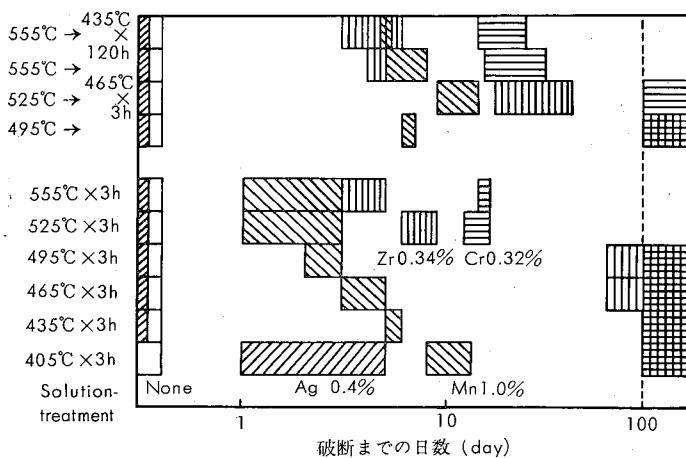
第32図 Al-6%Zn-1.8%Mg合金の応力腐食割れにおよぼす微量(0.1at%)添加元素の影響

もCrと同等あるいはそれ以上応力腐食割れ防止に効果がある。図中の太線は引張応力が各合金の0.2%耐力の75%に相当することを示す。CuおよびAgの添加は一般腐食を促進するが、熱処理のやり方あるいは他の元素との共存により、耐応力腐食割れ性を改善する効果をもっている。²⁵⁾

6・2 热処理の影響

Al-Zn-Mg系合金の応力腐食割れは、焼鈍軟化材では起らず、時効硬化した状態において起り易い。そして、同一強度状態でも、溶体化処理温度、焼入速度および時効温度、時間などの熱処理のちがいによりかなり耐応力腐食割れ性の異なるのが普通である。これは、この系合金の応力腐食割れが、後述するごとく、結晶粒界に沿ってのみ起る現象であるにくらべ、強度は粒界のみならず粒内の析出挙動によっても大きく左右されるからである。

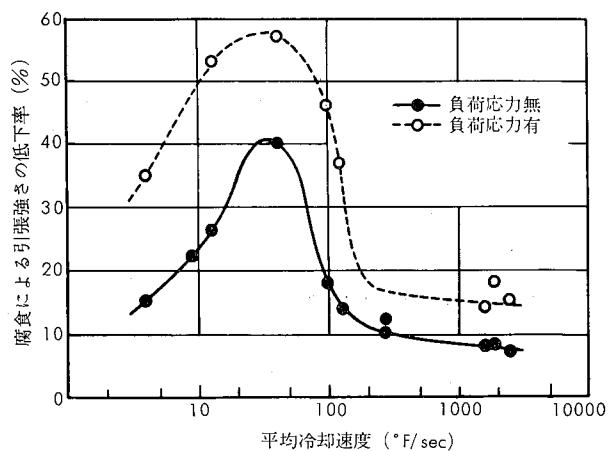
第33図に二、三の微量元素を含むAl-6%Zn-1.8%Mg合金について、いろいろな温度で溶体化処理後120°Cで48h焼戻し処理した材料をループに曲げて3%食塩水中で応力腐食割れ試験した結果を示す。一般に、溶体化処理温度が高くなるほど応力腐食割れ性は低下する。これは、温度上昇とともに結晶粒度の粗大化あるいは不溶性化合物の



第33図 微量元素を含むAl-6%Zn-1.8%Mg合金板の応力腐食割れにおよぼす溶体化処理条件の影響

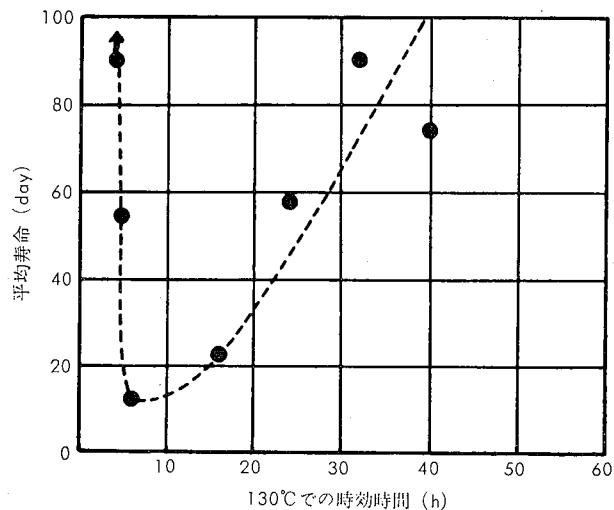
固溶化などとも関係があるものと思われる。

また、焼入れの際に発生する熱歪は、溶体化処理温度が高いほどおよび冷却速度の速いほど大であるから、応力腐食割れを防ぐ意味からいえば、ZnおよびMg原子が十分固溶しうる範囲内において、加熱温度の低い方がよく、また、焼きの入る範囲内で冷却速度は遅い方がよい。しかしながら、Cuを含むAl-Zn-Mg系-7075合金では、第34図の結果からも明らかなるごとく、むしろ冷却速度が遅いと孔食よりも粒間腐食の傾向が強くなり、応力腐食割れが加速されるようになる。したがって、この系合金の応力腐食割れにおよぼす冷却速度の影響については、組成的なものを含めて、もう少しくわしく検討する必要があるようと思われる。²⁶⁾



第34図 7075合金-T6板の応力腐食割れ性におよぼす焼入速度の影響

焼入れ後の時効と応力腐食割れ性に関しては、一般に時効温度が高く過時効気味の方が耐応力腐食割れ性がすぐれている。また、時効温度のみならず時効時間も応力腐食割れに著しい影響を与える例として、第35図にAl-5.4%Zn-2.6%Mg系合金を465°Cから焼入れ後130°Cで各時間焼もどし処理した後応力腐食割れ試験した結果を示す。これ

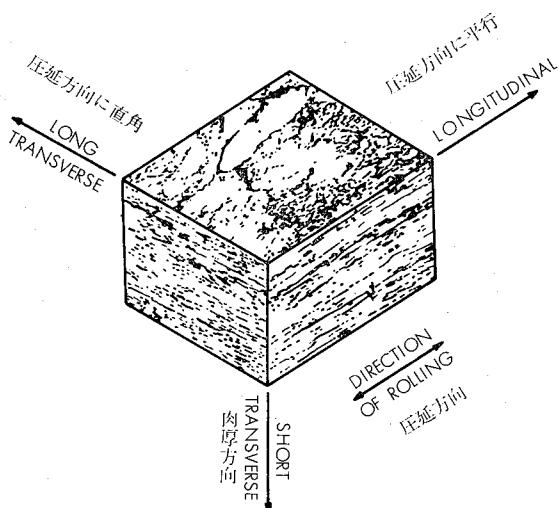


第35図 465°Cから焼入れしたAl-5.4%Zn-2.6%Mg系合金の応力腐食割れにおよぼす高温時効の影響

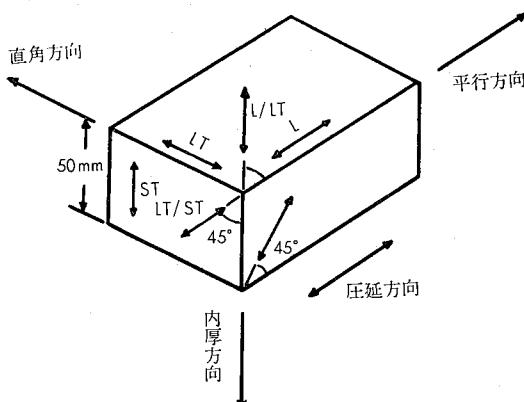
によると、ごく短時間焼戻し処理した材料は、一応すぐれた耐応力腐食割れ性を示したが、さらに15ヶ月間の常温時効後に再試験した結果では、必ずしもすぐれた耐応力腐食割れ性を示さなかつたと報告されている。

6・3 素材の形状と方向性

半連続鋳塊より製造した圧延板および押出形材は、材質的に均一なものであっても、その諸性能においては必ずしも等方的なものではない。したがつて、第36図に図式化して示した圧延材あるいは押出形材のみならず铸造材においても、そのメタルフロウラインがはっきりしているものでは、長手方向 (Longitudinal) と直角方向 (Long Transverse) および肉厚方向 (Short Transverse) で耐応力腐食割れ性にかなりの差が認められる。とくに最近、肉厚方向の応力腐食割れ性がシャー切断あるいはパンチング加工後の割れと関連して問題となっている。これまで主として長手方向の応力腐食割れを改良する試みがいろいろなわれてきたが、今後はこの肉厚方向の応力腐食割れを改良するのが大きな研究課題である。第37図にAl-4.3% Zn-1.5% Mg 系合金の肉厚50mmの圧延板について、3% 食塩水交互浸漬による応力腐食割れと方向性の関係をしらべるために採取した試験片の方向を示す。



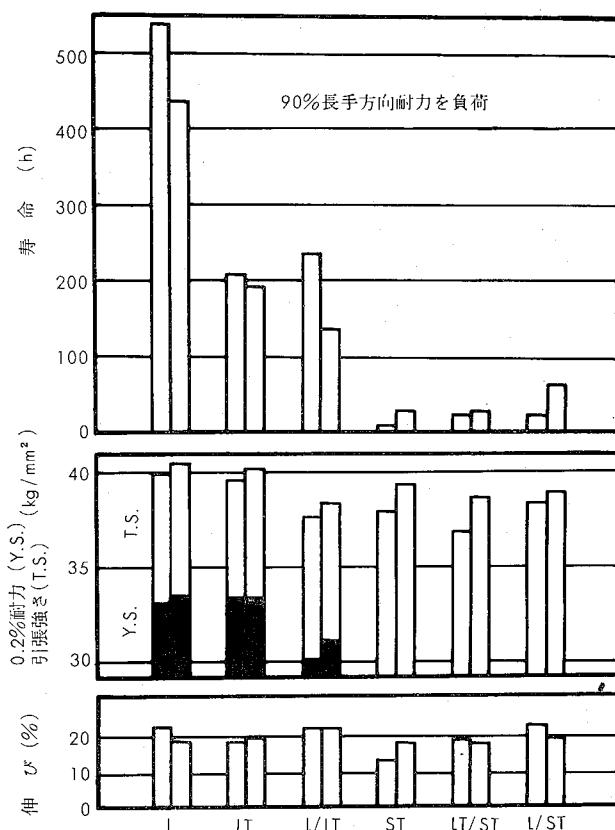
第36図 Al-Zn-Mg系合金、圧延材厚さ約27mmの組織



第37図 Al-4.3% Zn-1.5% Mg系合金厚板から応力腐食割れ試験片を採取した方向

28)

第38図に T6 热処理の引張性能および応力腐食試験結果を示す。一見して、肉厚方向の耐応力腐食割れ性の劣化が明らかである。すなわち、0.2% 耐力の 90% 引張応力下では、長手方向が400~500h、直角方向が200hで破断するのに対し、静的な引張り性能ではあまり差の認められなかつた肉厚方向の試片はすべて50h 以下で破断する。もちろん、適当な方法で熱処理することにより、この肉厚方向の耐応力腐食割れ性はかなり改善される。

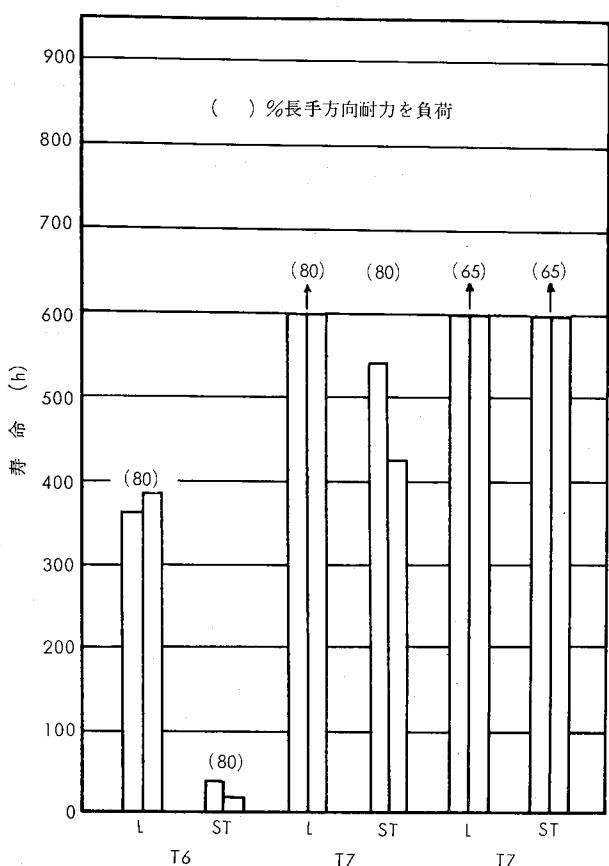


第38図 A14.3% Zn-1.5% Mg系合金厚板の引張特性と応力腐食割れにおよぼす試験片採取方向の影響

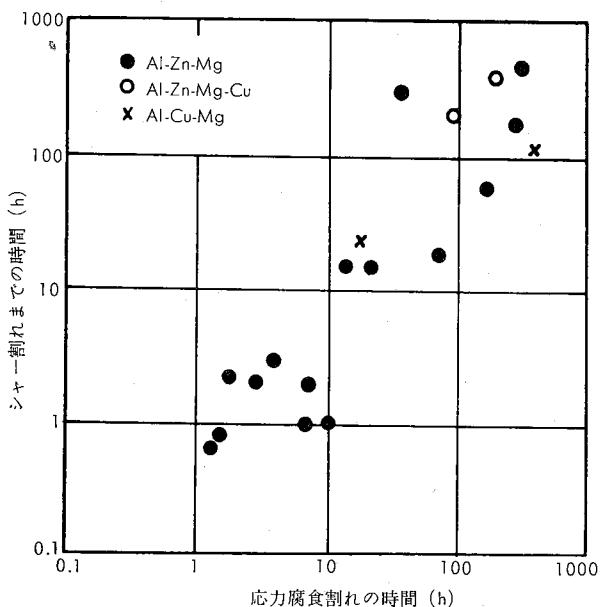
28)

たとえば、第39図に示すとく、160~180°C で焼もどし処理した T7 热処理材は、T6 处理時の長手方向の0.2% 耐力の80%引張応力下で腐食試験した場合、400~500h で破断するのに対し、T6 热処理材は相変らず 50h 以下で破断する。そして負荷応力が65%の場合、T7 热処理材の長手方向、肉厚方向ともに 600h たっても破断しない。一方、静的強度は T7 处理によっても T6 处理材にくらべて15% 程度低下するのみである。以上の結果、この系合金の応力腐食割れの方向性を重視する場合には T7 热処理が適していると思われる。

ここで応力腐食割れ傾向とシャー割れとの相関性についてふれておく。西独の連合アルミニウムでは厚板切断の場合に板断面に板面に平行な割れの発生する原因について調査した結果、第40図に示したようにシャー割れの傾向と応力腐食割れ傾向に有意の関係のあることを見出している。したがつて、シャー割れ傾向を減少させようとするならば、



第39図 Al-4.3%Zn-1.5%Mg系合金厚板の応力腐食割れにおよぼす試片採取方向と熱処理の影響



第40図 応力腐食割れ(応力=δ_{0.2})の時間とシャー割れ時間の相関性

板厚み方向の応力腐食割れの抵抗性を向上させればよいわけで、事実このようにして得た板はシャー割れの傾向はほとんど認められないようになる。

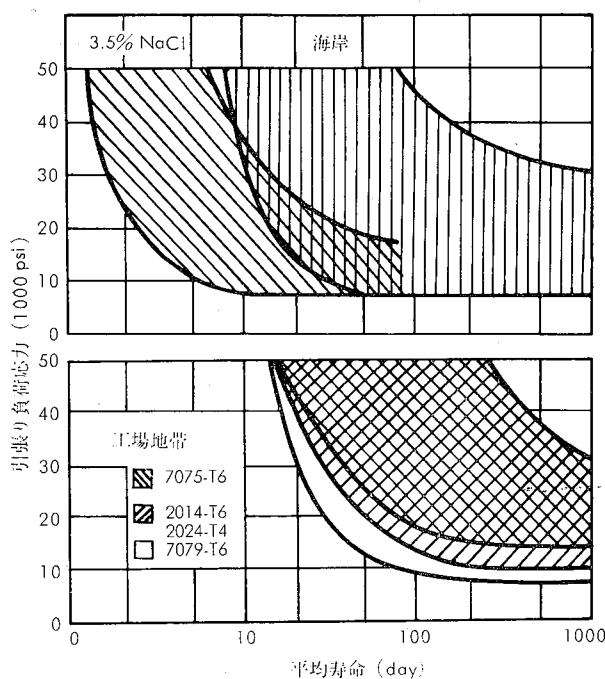
また応力腐食割れとは関係ないがシャー割れの話についていま一つシャー割れ傾向の原因に板に内在する欠陥が

原因となっている場合がある。事実、鋳造の際に発生する鋳造欠陥たとえば、酸化皮膜のまぐれ込み、引け巣、ピンホール等のガスにもとづく欠陥、割れ等、鋳塊の不連続部分がその後の加工によっても圧着せずそのまま存在していることがある。このような場合、シャー切断すれば明らかにこの部分に割れが入るので、外見上は、応力腐食割れが原因となって割れたものか、鋳塊欠陥によって最初から割れていたものの区別はつけ難い。このような割れが応力腐食割れの場合には発展性があり時間の経過とともに割れの数も増加していく。したがってこれの除去方法については充分なる考慮をはらう必要があろう。また、熱処理方法により、傾向をなくすことも可能である。しかし発展性でない割れの場合(この場合の発生はきわめて少ない)にこれが構造体にどのような影響をもたらすかについては、現在の段階ではわかっていない。大型の疲労試験機のような実際に近い形での試験がのぞまれている。

6・4 腐食環境

応力腐食割れは環境脆化の一環であって、溶融塩脆化、溶液体金属脆化、水素脆化あるいはプラスチックにおける環境応力割れとよばれる他の環境脆化と同じく、応力の影響とともに環境の効果を同時に被つておこる脆性破壊であるといわれている。応力腐食割れはほとんどすべての実用合金に認められるが、割れを起す腐食媒と合金との組合せはきわめて限られている。たとえばAl合金ではH₂O₂を含むNaCl希薄溶液、酸素を含むNaCl希薄溶液および海水などが普通の腐食割れ媒である。したがって、一般に、Al-Zn-Mg系合金の応力腐食割れ試験は3~6%食塩水中あるいはその交互浸漬により行なわれているが、このデータが実際の構造物にどの程度適用できるかについてはかなりのデータの集積が必要であろう。実用合金では、長手方向あるいは直角方向の試験片はかなりの応力レベルでないと応力腐食割れが起らないので、肉厚方向の試験片を用いて、米国のいろいろな環境で大規模な応力腐食割れ試験³⁰⁾が行なわれた。第41図はAl-Zn-Mg-Cu系およびAl-Cu系合金の板、形、鍛造材を3.5%NaCl水溶液交互浸漬、海岸大気、工場大気中で応力腐食割れ試験を行なった結果を示す。交互浸漬試験で応力腐食割れ傾向は最大であるが、安全限界応力は海岸大気試験と変わらない。工場大気中での応力腐食割れ傾向は最も少なく、安全限界応力も若干高いようである。食塩水よりもさらに応力腐食割れを促進する液として、これに無水クロム酸と重クロム酸カリを混合した液があり、短時間試験法としてケースバイケースで採用できそうである。

第42図にAl-4.3%Zn-1.5%Mg系合金の肉厚10mmの押出形材を押出あるいは熱処理後1ヶ月たってからシャー切断していろいろな環境で応力腐食割れ試験した結果を示す。切断直後あるいは工場大気中に1ヶ月放置しても全然異常の認められなかった材料も、3ヶ月あるいは6ヶ月た



第41図 Al-Zn-Mg-Cu 系および Al-Cu 系合金の内厚方向の応力腐食割れにおよぼす腐食環境の影響

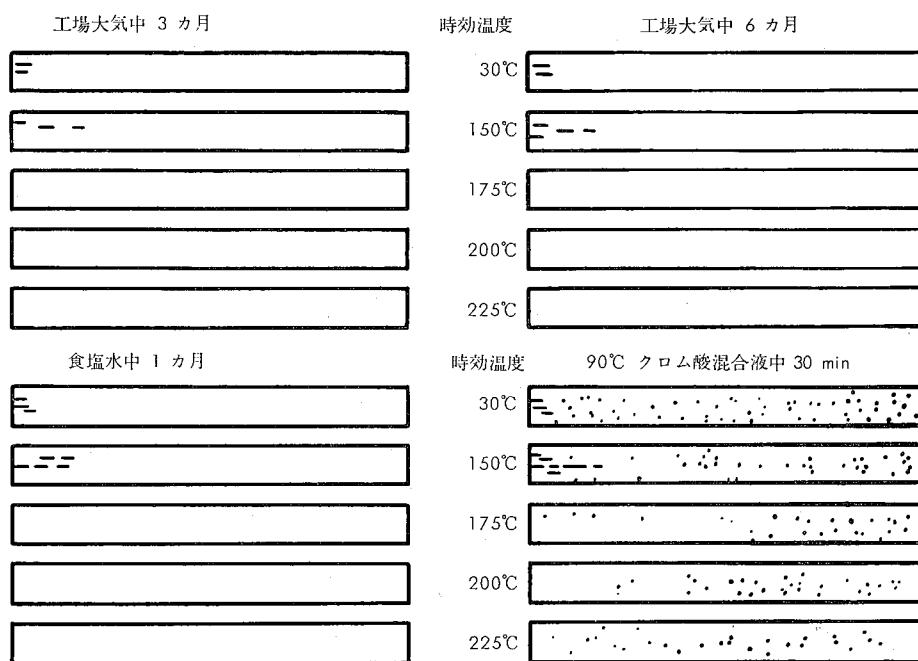
つと常温時効材および 150°C 以下の高温時効材の一部に切断面に割れが発生してくるのが認められる。一方、5% NaCl+0.3% H₂O₂ 水溶液中では 1 ヶ月目に割れが発生している。クロム酸混合液 (CrO₃ 36g/l, K₂Cr₂O₇ 30g/l, NaCl 3g/l) 中に 90°C で 30min 浸漬した場合も、工場大気中あるいは食塩水浸漬の試験結果と類似して割れが認められる。この結果、クロム酸混合液で試験して割れが発生しなければ、実際上応力腐食割れの心配はほとんどないよ

うに思われるが、逆は必ずしも真ではなく、今後ともデータの積み重ねが必要である。

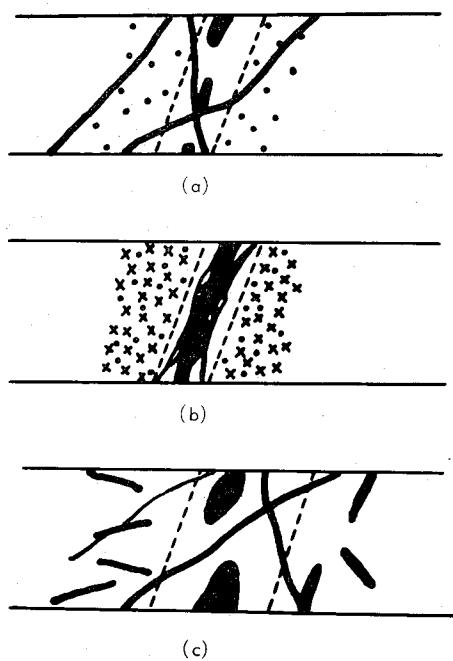
6・5 応力腐食割れの機構について

応力腐食割れがなぜ、どうして起るかということは非常にむずかしい問題であり、その詳細にわたって解説し議論するためには相当な紙数と予備知識とを必要とするので、ここではごく簡単に常識的なことだけを述べる。最も受け入れられ易い考え方として、まず応力下で形成された食孔から胞性破壊が発生し、さらにこれが伝播する過程がくり返されることを強調する二段階機構がある。応力腐食割れは、合金表面の局所で溶質金属が選択的に溶解できるような条件が、引張応力と腐食環境との両者によって与えられることを前提として起る。そして、Al-Zn-Mg 系合金におけるこの優先反応局所としては MgZn₂ の優先析出した粒界であり、まわりの析出物のないところ (precipitate-free zone)³¹⁾ と局部電池を構成する。一方、第43図のモデルからも明らかなどとく、時効硬化した状態での応力の集中は粒界近傍の precipitate-free zone に起り、これが応力腐食割れを加速するものと考えられる。したがって、Al-Zn-Mg 系合金の耐応力腐食割れ性は、微量元素の添加あるいは適当な加工と熱処理法で粒界およびその近傍の析出状態、転位構造などをコントロールすることにより、まだまだ材料的にも改良されるものと確信する。

なお、これら応力腐食割れ防止法としては原理的にはいろいろ考えられるが、現実にはかなり障害を伴うので、つぎのような抽象的なことしか述べられない。まず、材料面では、応力腐食割れに鈍感な材料を選ぶこともある程度可能であるが、やはり割れに耐える合金の開発が重要である。



第42図 Al-4.3%Zn-1.5%Mg系合金押出形材のシャー面の時期割れにおよぼす腐食環境の影響



第43図 時効合金の粒界近傍のすべり図式化
a)時効初期 b)最高強度で応力腐食割れ性大
c)過時効状態

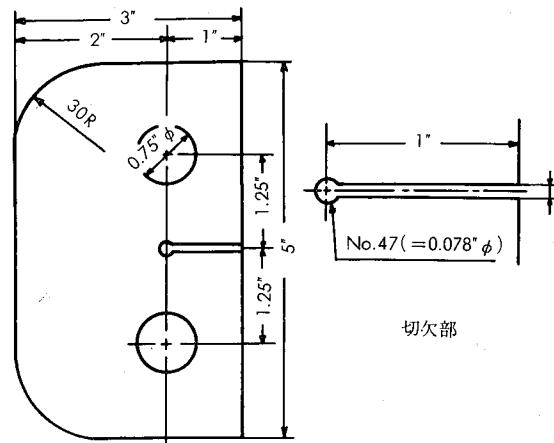
この系合金は熱処理により耐応力腐食割れ性がかなり改善されるので、常に熱処理には十分注意を払うべきである。引張りの残留応力はなるべく除去するよう、表面へなんらかの手段によって圧縮応力を与えておくことも応力腐食割れを軽減する一つの方法である。腐食面からは、腐食環境の改善、たとえば、溶存酸素および腐食割れ媒の除去、インヒビターの利用、pHの調整、還元剤の注入、その他ケースバイケースでいろいろな手段が考えられる。電気防食の適用もきわめて効果的であるが、応力との関係を念頭において実施する必要があり、また、ワックス、ペイントあるいはクラッドなど適当な方法で合金と腐食環境の間を絶縁することも効果的であるが、必ず応力腐食割れを防止できるというものではない。

おわりに、設計上あるいは施工上の考慮によっても応力腐食割れが防止できる場合が少なくないことをつけておきたい。

7. 低温における性質

低温における脆性をともなわないこと、これはアルミニウムおよびその合金にとって非常に好ましい性質の一つである。この低温における性質について若干ふれておくことにしたい。低温における性質を調査する手段として米国海軍の採用している Tear test がある。³²⁾ Tear test の試験片の形状は、第44図に示す通りで図中の $0.75''\phi$ の丸穴に丸棒を入れ引張り試験を実施しその時の荷重一歪線図より、求めんとする材料のき裂発生のエネルギーおよび、き裂伝播エネルギーを測定し両者の比較を行なうものである。一般にアルミニウムの低温特性は本方法による外に、引張試

験ならびにシャルピー衝撃試験も併せ行なっている。いま ALCAN 74S に相当する合金についてこれらの試験を行なった結果を同様に実施した 5052 および 5083 の熱間圧延板と比較してみよう。第45図は押出棒の低温における引張試験の結果について示したもので、Al-Mg 系溶接構造材としてよく使用されている 5083 熱間圧延材と Al-Zn-Mg 系合金の押出のままのものがほぼ同じ傾向を示している。また Al-Zn-Mg 系合金の押出後 T6 处理をしたものについては、引張強さの面でややすぐれた結果を示している。



第44図 Tear test 試験片の形状

³²⁾ 第45図には 3 号シャルピー衝撃試験の値を併記したがこの材料は押出板ではなく押出棒より成形したもので、低温 (-196°C) で若干の減少は認められるけれども、鋼にみられるような明瞭な遷移温度は認められない。

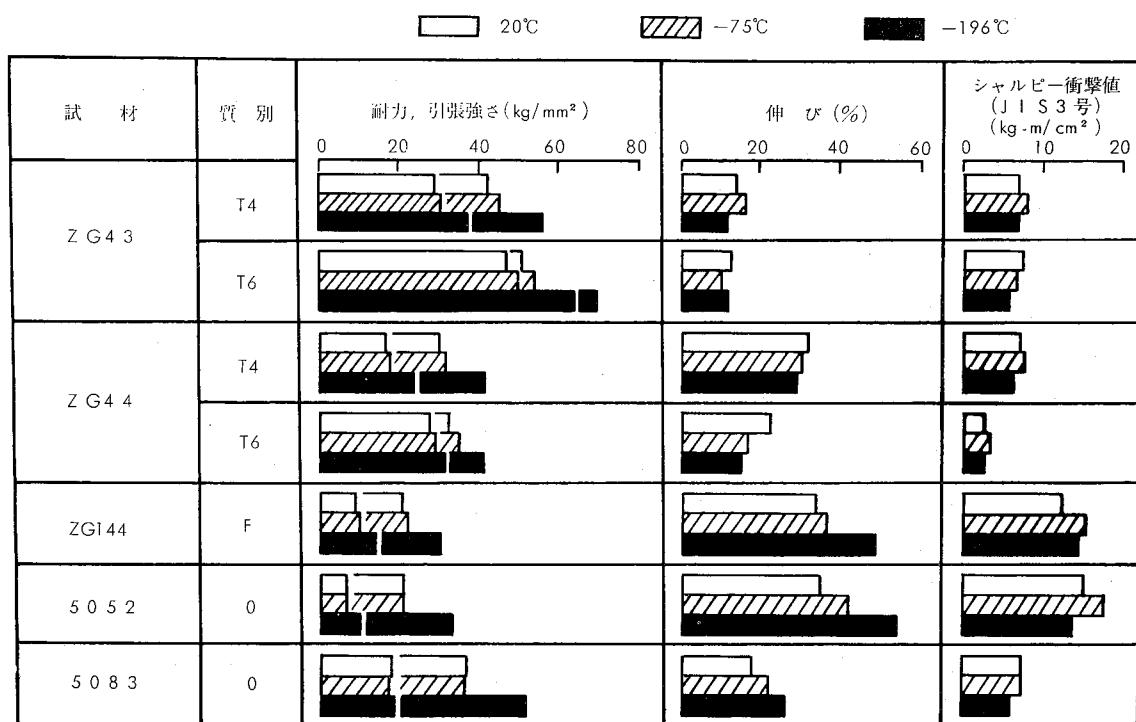
Tear test の結果の一例を第46図に示したが、押出後の常温時効材については、低温脆性的な傾向は認められないが、T6 状態 ($465^{\circ}\text{C} \times 1\text{ h}$ 水冷、一週間常温時効後 $120^{\circ}\text{C} \times 48\text{ h}$) の処理では、低温における脆性的傾向を示している。したがって本系合金を極低温で使用する場合には、熱処理条件を考慮する必要があろう。

8. 強度試験および許容応力

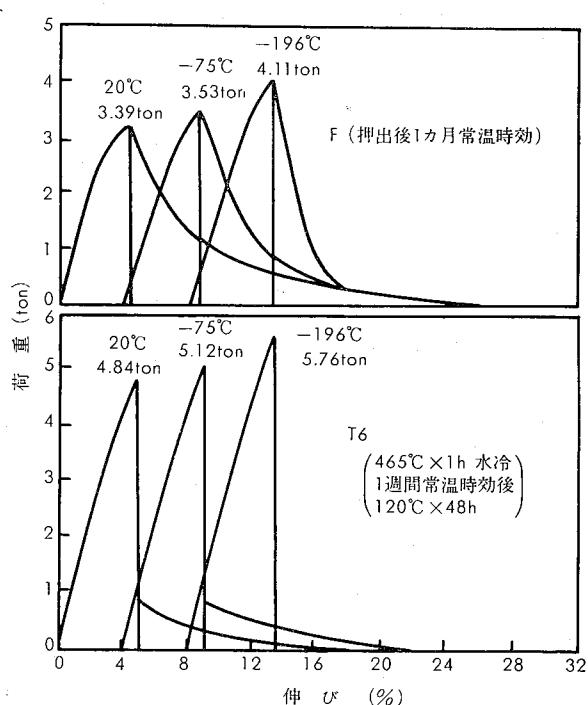
構造材の場合、その許容設計応力をいかに取るかは大きな問題である。ここでは、溶接構造体を主体に許容応力について考察してみよう。

現在アルミニウムおよびアルミニウム合金を用いた構造材の許容応力の基準は、ASME (容器), API (貯槽), CB&I (容器, 社内規), ICI (容器, 社内規), LR (LMG 容器), NV (LMG 容器), ALCAN (構造物, 社内規), 軽金属建築構造基準 (軽金属協会) および軽金属溶接技術会溶接設計委員会 LIS SWI-1966 (圧力容器, 貯蔵タンク) などがあり、それぞれの要点を第13表に示した。

諸外国の許容応力は材料の引張り強さを基礎とするもの、あるいは耐力を基礎とするものであるが、いずれも一長一短があって、実績からみてもアルミニウム合金の場合は材料の引張り強さと、耐力の平均値を基礎として、これに適



第45図 押出棒の低温における引張性質とシャルピー衝撃値



第46図 ZG43 押出板の Tear test における荷重-伸び線図

当然安全率を用いて許容応力を定めるのが妥当であると思われる。軽金属溶接技術会溶接設計委員会ではこの考え方を基礎に、アルミニウム溶接構造材の許容応力を定めている。

つぎに具体的にこれら各基準の許容応力を代表的な材料を例にとって表示してみよう。第14表に ASME, Boiler Pressure Vessel Code 1965 Section VIII, Unfired

Pressure Vessels より溶接部許容応力を示したものである。ASME では溶接部の許容応力は非熱処理型の合金の場合、母材の質別がどうであろうと軟質材の許容応力を採用している。第15表は ALCAN 社の代表的アルミニウム構造材として最高の許容応力であることがわかる。なお ALCAN 社では車両用の橋では耐力に対し 1.85, 引張り強さに対し 2.2 とし、その他の静的構造物の場合はそれぞれ 1.55 および 2 であり、許容応力はその中の小さい方の値とすると定められている。つぎに軽金属協会規格 LIS SWI-1966における代表的構造材の規格値の最低限および許容応力を第16表に示した。降伏化の小さいところ（一般に強さの小さい材料）では実績の許容応力は材料の耐力をこえるものがあるので、LIS SWI では許容応力の上限を耐力の 2/3 でおさえることとしている。以上は静的荷重に対する許容応力のとりかたであった。動的荷重たとえば繰返し応力に対する許容応力のとりかたについては現在のところ種々の提案があるが、いずれも動的許容応力を小型試験片についての実験結果からどのようにしてとったらよいかという確定的なものはないようである。地上運搬車、起重機、車両などはいずれもくり返し衝撃荷重を加速的にうけるわけで実際の荷重に衝撃係数をかけたものを考慮する必要がある。ALCAN 社の、(Strength of Aluminium) によると構造体による衝撃係数を第17表のように定めている。これらの係数を設計上から考慮するとつぎの 3 つに分けることができる。

A. 与えられた荷重が単純に増加する場合、たとえば荷揚げ作業中のフォークリフトのような場合には基本的には静的荷重と考えられる。

第13表 軽合金許容応力のとりかたの各國の代表例

規格の種類	ASME	API	CB&I (社内)	ICI (社内)	LR(LPG) NV(%)	軽金属 建築基準	軽金属 溶接基準 LIS SWI	ALCAN
母材	$\frac{1}{4}\sigma_b$ と $0.625\sigma_{0.2}$ の小さい方		$0.3\sigma_b$ と $\frac{1}{3}\sigma_{0.2}$ の小さい方	$\frac{1}{4}\sigma_b$	$\frac{3}{4}\sigma_{0.2}$ と $\frac{1}{3}\sigma_b$ の小さい方	$\frac{3}{3}\sigma_{0.2}$ (長期) $\sigma_{0.2}$ (短期)	—	$\frac{1}{6}(\sigma_b + \sigma_{0.2})$ と $\frac{2}{3}\sigma_{0.2}$ の小さい方
溶接	同上ただしO材の値をとる	0.75 $\sigma_{0.2}$	同上ただしO材の値をとる	同上の95%	—	(A2P7-O 80%)	$\frac{1}{6}(\sigma_b + \sigma_{0.2})$ と $\frac{2}{3}\sigma_{0.2}$ の小さい方	(B54S-H11) 80%
効率	全数X線 1.0	両面突合せ 0.85	全数X線 1.0				(注1)	

注1 緊手の形状およびX線検査の有無により表2のとおりとする。

溶接総手の種類	放射線検査	溶接効率 (%)	溶接総手の種類	放射線検査	溶接効率 (%)
両側突合せ総手、これと同等とみられる片側突合せ総手	A B C D	100 95 85 70	片側突合せ総手 両側全厚すみ肉重ね総手 プラグ溶接を行なう片側全厚すみ肉重ね総手	—	60 55 50
裏あて金による片側突合せ総手であて金を残す場合	A B C D	90 85 75 65	プラグ溶接を行なわない片側全厚すみ肉重ね総手	—	45

ただし A. 溶接部全長放射線検査に合格したもの。

B. 溶接部全長の50% (板厚20mm以下の場合は25%) 以上の長さについて放射線抜取検査を行ない合格したもの。

C. 同一材質、同一形状の組から代表供試体1個の抽出検査を行なう場合で、その供試体の溶接部全長の50% (肉厚が20mm以下の場合は25%) 以上の長さについて放射線抜取検査を行ない合格したもの。

D. 放射線検査を実施しないもの。

第14表 ASME Unfired Pressure Vessels より代表的溶接構造材の規格の最小値と許容応力

合金の種類	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	許容応力 (kg/mm ²)	(38°C以下の温度)
1100 (I)	7.7	2.56	1.63	
3003 (I)	9.8	3.53	2.35	
ALCLAD 3004 (I)	14.7	7.7	3.68	
5052 (I)	17.5	6.7	4.38	
5083 (I)	28.0	12.5	7.00	
5086 (I)	24.5	9.8	6.09	
5454 (I)	21.7	8.4	5.15	
5456 (I)	29.4	13.3	7.35	
6061溶接	16.8	—	4.22	
6063溶接	11.9	—	2.98	
7039T61溶接			8.40	

備考 1) 溶接構造では応力値は軟質材の値を用いることとなっている。したがって、この表は軟質材の許容応力を示す。

- 2) ASME VIII Appendix Q "Basis for establishing stress values for non-ferrous materials" によると、これら許容応力はボルト材料を除き、最大引張許容応力は標準短時間試験から得た引張強さと耐力による次の最小値である。すなわち
 - 1) 最小引張強さの1/4
 - 2) 最小耐力 (材料規格に規定された) の%
 - 3) 0.1CRU (Creep Rupture Unit) または 0.1%/10,000h の Creep 強さ
 - 4) 100,000h の破断応力

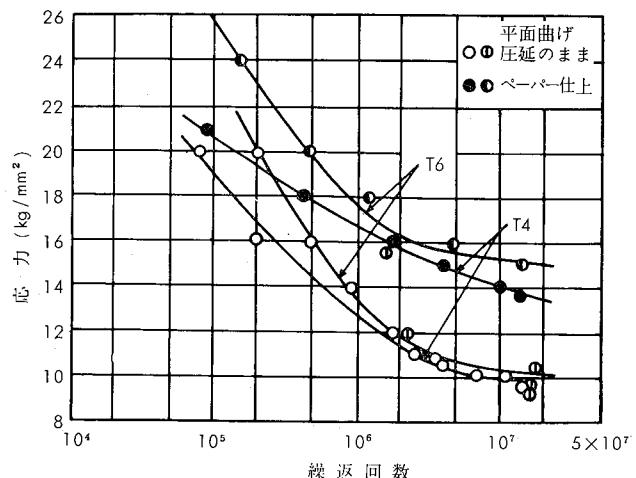
B. 主荷重に対し連続的に変化する荷重が加わるような場合、車輌などはその例であるが、この場合には疲労を考慮する必要がある。

C. 非常に高度な衝撃荷重を受ける場合、車輌運行中の垂直部分の強度メンバーなどがこれに該当する。

構造物が受ける荷重は、いわゆる実働荷重であり、通常の疲労試験におけるごとく単純な波形の繰返し応力を受けることはまれである。一方においてアルミニウム合金は耐久限度をもたないから、S-N曲線の傾斜部の応力、す

なわち時間強さを取り扱っているわけである。このような場合、溶接総手のS-N曲線が既知であり、かつ、溶接総手に作用する実働応力の状態が抵抗線ひずみ計その他の測定器を使用することによりわかっているものならば、繰返し数比の累算が“1”になると破壊がおこるというマイナーの法則を適用して疲労寿命を検討する。もし、このような繰返応力の解析が不可能であるならば、第18表に示す疲労強度を設計計算に採用することをALCAN社の“Strength of Aluminium”では述べている。第18表はAl-Mg系またはAl-Mg-Si系合金に関するものであり、Al-Zn-Mg系ではこれ等の値より若干大きくとれることは静的強度の関係からも推定できよう。

この系合金母材の繰返し曲げによる疲労強度についておよびZK41 ZG43合金について行なった実験結果の一例^{6) 7)}を参考までに第47図、第48図および第49図に示した。^{10^7}



第47図 ZG43 4mm 圧延板のS-N曲線 (圧延方向に平行)

第15表 アルキヤン社における代表的アルミニウム構造材の許容応力

材 質		長さ(mm)	引張試験(最小値)		伸び(%)	許容応力(kg/mm ²)	
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)		車輌用の橋	静的構造物
アルキヤン D3S (3003)	H14	0.25~6.3	14.1	11.9	5	6.4	7.1
	H16	0.25~4.8	16.9	14.8	4	7.7	8.5
アルキヤン 50S (6063)	溶接	各寸法	9.9	3.5	—	1.9	2.1
	T 5	各寸法	15.5	11.9	8	6.4	7.2
アルキヤン B51S (6351)	T 6	各寸法	18.3	14.8	8	8.0	9.0
	溶接	各寸法	11.9	7.0	—	3.7	4.2
アルキヤン B53S (5454)	T 4	各寸法	25.6	14.8	16	8.0	9.0
	T 6	各寸法	29.5	26.0	10	13.4	14.8
アルキヤン B53S (5454)	溶接	各寸法	16.9	11.2	—	6.1	6.8
	H11A	6.4~12.7	22.5	12.7	8	6.9	7.7
アルキヤン D54S (5083)	H32	3.7~6.3	25.3	18.5	8	9.9	11.1
	H34	0.9~6.3	27.4	20.4	6	11.0	12.4
アルキヤン 57S (5052)	溶接	各寸法	21.1	10.5	—	5.7	6.4
	H11A	各寸法	28.1	16.9	12	9.1	10.2
アルキヤン 65S (6061)	H11B	各寸法	30.9	21.8	10	11.8	13.2
	H32	2.1~6.3	31.6	23.9	8	12.9	14.5
アルキヤン 74S (X7004)	H34	2.1~6.3	35.1	27.4	6	14.8	16.6
	溶接	各寸法	26.7	12.7	—	6.9	7.7
アルキヤン 57S (5052)	H32	1.3~6.3	21.8	16.2	7	8.8	9.8
	H24	0.4~6.3	23.9	18.3	6	9.9	11.1
アルキヤン 65S (6061)	溶接	各寸法	17.6	7.0	—	3.8	4.2
	T 4	各寸法	18.3	11.3	16	6.1	6.9
アルキヤン 74S (X7004)	T 6	各寸法	26.7	24.6	10	12.1	13.4
	溶接	各寸法	17.9	11.3	—	6.1	6.9
アルキヤン 74S (X7004)	T4A	9.5以上	29.5	18.3	10	9.9	11.1
	T6A	9.5以上	33.0	28.1	8	15.0	16.5
	T 6	各寸法	33.0	28.1	8	15.0	16.5
	溶接	各寸法	28.1	16.9	—	9.1	10.2

(注) 溶接部の許容応力は溶加材としてアルキヤン56S合金を用いた場合であり、アルキヤンB53S合金の場合のみアルキヤンC53(5554)合金を溶加材として用いる。

第16表 (LIS, SWI-1966) 軽金属協会規格による代表的アルミニウム構造材の許容応力

アルミニウム およびアルミニウム合金	引張試験 (規格値の下限)(kg/mm ²)		許容応力 (kg/mm ²)	備考 類似合金AA
	引張強さ	耐力		
A1PS-O	(6.65)*	2	1.4 (b)	1080-O
A1P0-O	(6.65)*	2	1.4 (b)	1070-O
A1P1-O	(6.65)*	2	1.4 (b)	1050-O
A1P3-O	(7.72)**	3	2.0 (a)	1100-O
A2P3-O	9	3	2.0 (b)	3003-O
A2P8-O	9	3	2.0 (b)	5005-O
A2P1-O	18	6	4.0 (b)	5052-O
A2P9-O	21	7	4.7 (b)	5154-O
A2P7-O	27	13	8.0 (a)	5083-O

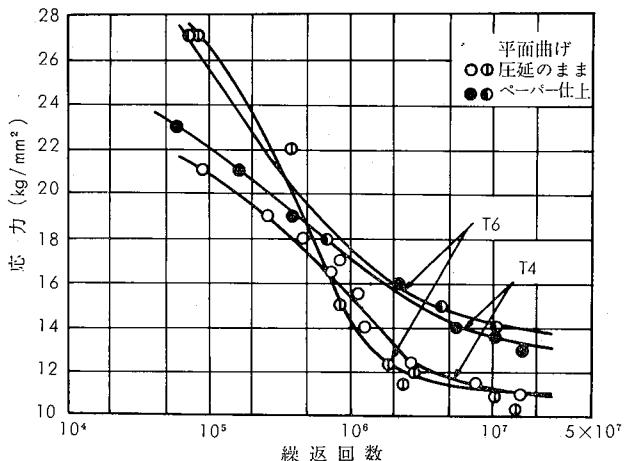
*AA1060 による。・適用温度、常温または低温。

**AA1100 による。・円筒形または球形の圧力容器、貯蔵タンク類の溶接構造。

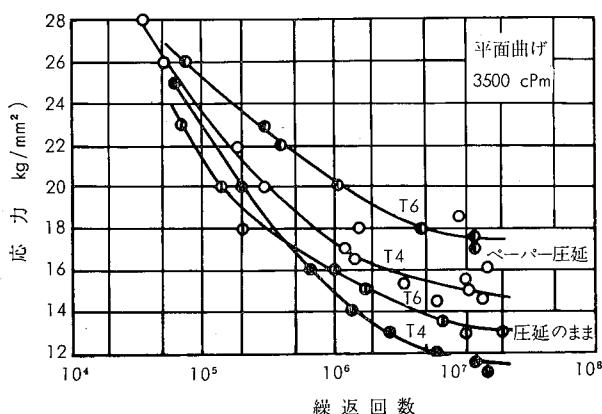
$$a = \frac{\sigma_b + \sigma_{0.2}}{5} \text{ による}$$

$$b = \frac{3}{4}\sigma_{0.2} \text{ による。}$$

の繰返し回数における疲れ強さは、約 14kg/mm²~16kg/mm² であり、熱処理条件によって若干の差が認められる。



第48図 ZG43 4mm 圧延板の S-N 曲線(圧延方向に直角)



第49図 ZK41 4mm 圧延板の S-N 曲線

第17表 代表的な構造体の衝撃係数

構 造 体	公 称	最 大
起 重 機		
垂直 (起重機の種類により変化)	1.2~2.0	
横 方 向	0.15	
建 築 物		
エレベーターの保持	2	
往復機械の保持	1.5	
起重機の保持	1.25	
手動起重機の保持	1.1	
車 輛		
貨物: 垂直	1.25	6
車: 長手方向	0.25	
客車: 垂直	1.1	
高速道路交通機関		
垂 直	1.3	2.0
長手方向	0.25	1.0
横 方 向	0.25	0.5
ホークリフトトラック	1.5	

第18表 アルキャン 50S, B51S, B53S, D54S, 57S, 65S の疲れ強さ (アルキャン)

溶 接 条 件	疲れ強さ (10^7 回) (kg/mm^2)
母材の応力・製出のまま	5.6
突合せ溶接 (余盛あり) および長手方向連続すみ内溶接	2.1
横方向すみ内溶接	1.4
ステッチ溶接および他の不連続溶接部すみ内溶接部の応力	1.1
連 続 溶 接	1.4
不 連 続 溶 接	1.1

備考 1) 繰返回数 10^7 で破壊しない応力振幅である。この値は耐力の60%までの最大応力にたえる。
2) 余盛の良好でないもの、または凹形の角などは疲れ強さをこれよりも低くとる。

9. おわりに

溶接構造用 Al-Zn-Mg 系合金の解説を行なう目的で、強度および耐食性などの材料の基礎的な特性のみならず、溶接性、構造などについても従来の研究結果を総括した。1958年に欧州で溶接構造物として実際にはじめて使用されて以来、この合金もいろいろ改良を加えられて、現在ではかなり満足すべきものとして、わが国でも車輌構造体に利用されはじめた。しかしながら、はじめに述べたごとく溶接性、耐応力腐食割れ性などには改良の余地がまだ残されている。われわれ軽合金工業にたずさわるものは、いちどんとその研究、開発に努力すべきであろう。

文 獻

- 1) I.B. Robinson and F.R. Baysinger : Welding Journal, (1966), 433
- 2) 堀内 良: 軽金属, 17 (1967), 243
- 3) L. Bäckerud : Z. Metallkde, 57 (1966)
- 4) W. Gruhl, D. Achenbach and F.E. Faller : Metall, 22 (1968), 206
- 5) 河内利平: 軽金属, 4 (1962), 78
- 6) 竹内勝治, 田中英司: 本誌, 6 (1965), 58
- 7) 寺井士郎, 竹内勝治, 田中英司, 馬場義雄, 中村授: 本誌, 8 (1967), 52
- 8) H. Hanemann and A. Schrader : Ternäre Legierungen des Aluminiums, (1952), 138
- 9) H. Hug : Aluminium Suisse, (1963), 49
- 10) Y. Baba : Trans. JIM, Suppl., 9 (1968), 356
- 11) Y. Baba : Trans. JIM, 7 (1966), 224
- 12) 馬場義雄: 日本金属学会誌, 31 (1967), 910
- 13) I.J. Polmear : J. Inst. Metals, 86 (1957-58), 113
- 14) 馬場義雄: 日本金属学会誌, 31 (1967), 507
- 15) 馬場義雄: 日本金属学会誌, 31 (1967), 513
- 16) P. Brenner : Aluminium, 37 (1961), 633
- 17) W. Patterson and S.E. Aochen : Aluminium, 35 (1959), 124
- 18) 馬場義雄, 杉山禎彦: 軽金属, 14 (1964), 13
- 19) 寺井士郎, 杉山禎彦, 馬場義雄, 福井利安: 本誌, 7 (1966), 1
- 20) 寺井士郎, 竹内勝治, 杉山禎彦, 馬場義雄, 福井利安: 本誌, 8 (1967) 42
- 21) 杉山禎彦, 福井利安: 未発表
- 22) R.S. Brown et al : Applied Materials Research, 8 (1964), 1
- 23) J.H. Rogerson : British Weld. J., 11 (1964), 2
- 24) W. Gild, M. Schilka and K. Paul : Schweißtechnik, 13 (1963), 201
- 25) 馬場義雄: 未発表
- 26) W.L. Fink and L.A. Willey : Trans. AIME, 175 (1948), 414
- 27) G. Meikle : J. Inst. Metals, 85 (1956-57), 537
- 28) 馬場義雄, 高島 章, 寺井士郎: 軽金属学会第34回に発表
- 29) W. Gruhl and M. Schippers : Z. Metallkde, 58 (1967), 679
- 30) D.O. Sprowls and R.H. Brown : Metal Progress, April (1962), 79
- 31) G. Thomas and J. Nutting : J. Inst. Metals, 88 (1959-60), 81
- 32) 田中英司: 本誌, 7 (1966), 40

R114

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

アルミニウムおよびその合金のはんだ付け性について

杉山禎彦 入江 宏

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムおよびその合金のはんだ付け性について*

杉山禎彦** 入江 宏**

1. 緒 言

接合技術の進歩とともにアルミニウムの需要も飛躍的に増大し、逆に需要の増大は接合技術の進展を促している。周知のごとく、アルミニウムの接合には鋼に対する同様に多くの方法が用いられているが、今日では重要な構造物に対しては不活性ガスアーク溶接法や抵抗溶接法などが主として適用されている。しかしながら、いずれの接合法にもそれぞれ限度があるので、すべての接合に溶接を充當するのは困難であり、とくに薄板、管あるいは熱交換器のように複雑な形状の構造物の接合ははんだ付けに依存する場合が多い。

しかしながら、アルミニウムは銅合金などに比較してはんだ付けが困難であることもあって、今まで経験的知見に基いて使用される場合が多く、したがって実用上必要な技術的データが不足しているように思われる。とくに合金のはんだ付け性はアルミニウムに比較して困難とされ、今までの報告は主として純アルミニウムに関するものに限られていた。

筆者らは、かねてよりアルミニウムとその合金のハンダ付けについて検討しており、工業用純アルミニウムに市販ハンダを適用した継手の主として耐食性について本報においてすでに報告した。¹⁾

ここでは引き続き Al-Mn, Al-Mg, Al-Mg-Si および Al-Zn-Mg 系合金のはんだ付け性を作業性、継手の強度および耐食性から純アルミニウムと比較して調査した結果を報告する。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

母材には各系の代表的なアルミニウムおよびその合金13種類を選んだ。化学成分および引張性質を Table 1 に示す。

分析の結果、各供試母材の化学成分は規格範囲内にあるので以後公称成分で表わすこととする。

はんだには溶融温度の異なる Zn 基、Zn-Cd および Zn-Sn 系はんだ6種を試作して使用した。試作はんだの諸性質を Table 2 に示す。はんだの試作は、Zn 基はんだについては、ブックタイプ ($10 \times 90 \times 140$ mm) の鋳塊を 2 mmt まで圧延し、シャー切断により断面約 2×2 mm、長さ 500mm の棒状はんだを作成した。一方 Zn-Cd, Zn-Sn 系はんだは丸型鋳塊 ($65\phi \times 130$ mm) を $3\text{ mm}\phi$ に押出しさらに $2\text{ mm}\phi$ に抽伸して作成した。

フラックスは Table 3 に示す組成比のものを試作して用いた。試作に際しては各成分を均質に混合させるために、あらかじめ所定の成分比に配合したのちにいったん溶融凝固させ、粉末状に粉碎した。使用時には n-ブチルアルコールを溶媒として等容量に溶かして用いた。

Table 2 はんだの諸性質

化学組成(%)	溶融温度範囲 (°C)		引張強さ (kg/mm ²)	電極電位 ¹⁾ (V)
	固 相	液 相		
100Zn	419	419	3.4	-0.97
95Zn-5Al	382	382	15.1	-0.96
90Zn-10Cd	266	399	11.6	-0.97
60Zn-40Cd	266	334	13.0	-0.96
70Zn-30Sn	199	378	7.3	-0.96
30Zn-70Sn	199	308	5.8	-0.95

1) 1N-NaCl-0.3%H₂O₂溶液中における1時間後の測定値。

Table 1 母材の化学成分と機械的性質

合 金	化 学 成 分 (%)									引 張 性 質		
	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
1100-H	0.04	0.26	0.10	0.02	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	—	13.4	12.7	11
3003-H	0.01	0.67	0.10	1.15	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	—	16.3	15.4	11
3004-H	<0.01	0.07	0.04	1.18	1.00	0.02	<0.01	<0.01	—	26.8	25.4	3
5005-H	0.01	0.05	0.13	0.01	0.84	0.03	<0.01	<0.01	—	17.5	13.5	15
5050-H	<0.01	0.14	0.07	<0.01	1.37	0.02	<0.01	<0.01	—	20.3	18.8	7
5052-H	<0.01	0.23	0.11	<0.01	2.59	0.01	0.21	<0.01	—	24.4	19.8	11
5154-H	<0.01	0.19	0.07	<0.01	3.44	<0.01	0.26	<0.01	—	31.5	27.7	8
5083-H	0.01	0.21	0.07	0.65	4.40	0.01	0.17	0.01	—	33.0	23.1	16
6063-T6	<0.01	0.07	0.38	<0.01	0.55	0.01	<0.01	<0.01	—	21.4	16.4	16
6061-T6	0.24	0.25	0.59	0.03	0.99	0.02	0.24	0.04	—	31.5	26.4	15
Al-Zn-Mg(A)-H32	0.10	0.07	0.03	<0.01	0.37	4.46	<0.01	0.01	—	29.3	15.4	20
Al-Zn-Mg(B)-T4	0.03	0.16	0.05	0.33	1.56	4.39	<0.01	0.07	—	41.1	29.8	19
Al-Zn-Mg(C)-T4	0.02	0.18	0.06	0.30	2.01	3.91	<0.01	0.01	0.18	41.5	32.2	13

* 溶接学会昭和42年度秋季全国大会および昭和43年度春季全国大

会にて発表

** 研究部

Table 3 フラックスの諸性質

化学組成(%)	溶製温度(°C)	反応温度(°C)
88ZnCl ₂ -10NH ₄ Cl-2NaF	350	290~345

2・2 実験方法の概略

各アルミニウム合金母材のはんだ付け性の評価は、はんだの母材に対する広がり性、はんだ継手の引張せん断試験およびはんだ継手の耐食試験によっておこなった。

広がり試験は硬ロウに対して JIS Z-3191 に規定されている方法にほぼ準じて行なった。すなわち 2t×50×50mm の供試片の中央部にはんだとフラックス各 0.1g を置き、はんだの液相温度より約 40°C 高い温度で 2 min 間加熱して、それぞれの広がり面積を測定し cm²/g で表わした。

引張せん断試験は Fig. 1 に示す短ざく形の重ね継手試験片をはんだ付けにより作成して試験に供した。

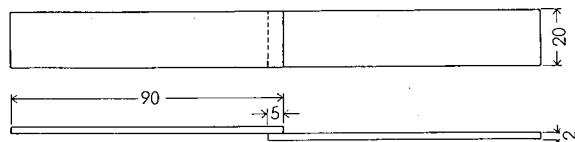


Fig. 1 引張せん断試験片の形状

接合は試験片を治具で固定し、都市ガス-圧縮空気炎を熱源としておこない、さらに接合を終えた試験片は温水中で十分に洗浄した。なお、洗浄した継手にはフラックス残渣が存在しないことを硝酸銀溶液浸漬試験により確認した。²⁾

腐食試験においては前述の方法で作成した重ね継手試験片を、種々の腐食雰囲気に一定時間暴露したのちの強度低下によって耐食性を評価した。

腐食環境をつぎに示す。

- (1) 屋外に180日間暴露
- (2) 3%食塩水中に90日間浸漬
- (3) 沸とう水中に100h 浸漬

このうち(1)の方法は試験雰囲気としてはもっとも緩やかな腐食環境であり、(3)は ALCAN 社ですすめている急峻な方法である。また(2)の雰囲気は(1)と(3)の中間的環境として採用した。¹⁾

なお、以後に示す実験結果は広がり、引張せん断および腐食試験のいずれの場合も試験片 3 組の平均値である。

3. 実験結果およびその検討

3・1 広がり試験

アルミニウムおよびその合金に対するはんだの広がり試験結果を Fig. 2 (Zn 基はんだ), Fig. 3 (Zn-Cd 系はんだ) および Fig. 4 (Zn-Sn 系はんだ) にそれぞれ示す。

まず合金別に広がり性をみると、1100 アルミニウムの広

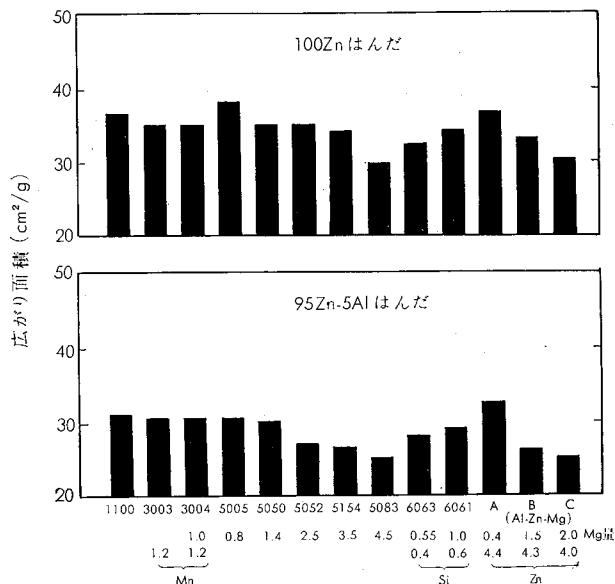


Fig. 2 アルミニウム合金の広がり試験結果 (Zn 基はんだ)

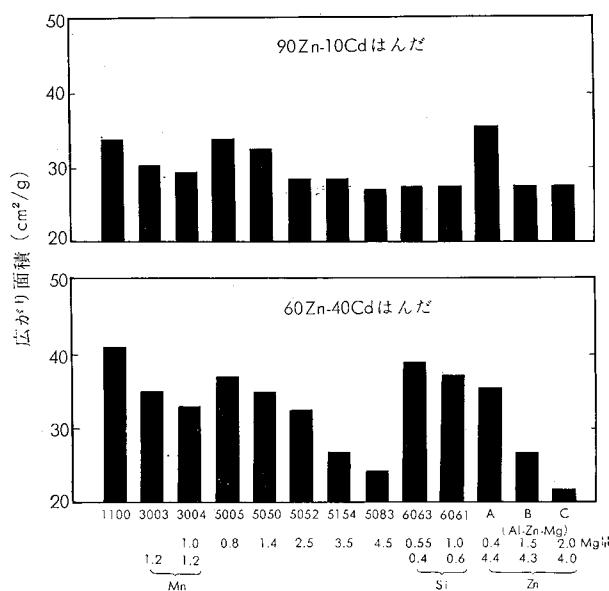


Fig. 3 アルミニウム合金の広がり試験結果 (Zn-Cd 系はんだ)

がり性が全般的に良好であり 3003 合金も 1100 アルミニウムとほぼ同様にすぐれている。Al-Mg 合金では母材の Mg 量の増加とともに広がり性が低下する。Al-Mg-Si 系では合金元素の添加量が比較的小ないので広がり性は比較的よく、6063 合金と 6061 合金との間にほとんど差がみられない。Al-Zn-Mg 系合金の広がり性は Zn 含有量にほとんど関係なく、Mg 量のみに依存するものとみられる。すなわち Al-Mg 系におけると同様 Mg 量の増加とともに広がり性が低下する傾向が認められる。

つぎにはんだについては、Zn 基はんだでは 100Zn はん

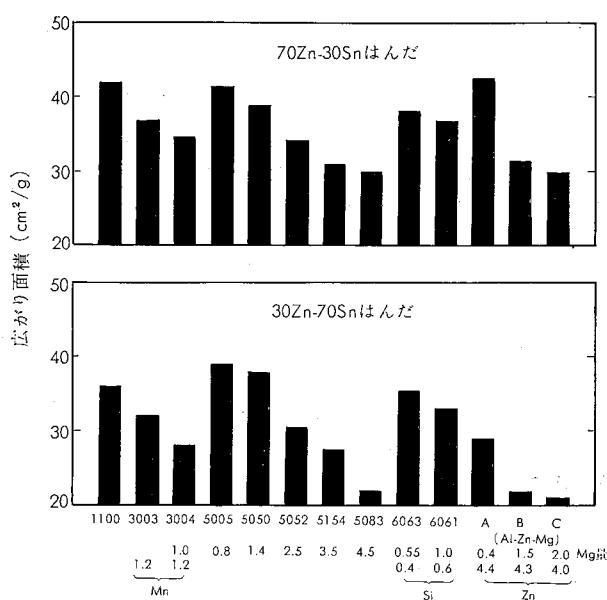


Fig. 4 アルミニウム合金の広がり試験結果 (Zn-Sn 系はんだ)

だの広がり性がよく、各母材間に顕著な差がみられない。いっぽう、95Zn-5Al はんだは 100Zn はんだに比べて、これらの母材も相対的に劣っているが、100Zn はんだと同様に母材間の差が少ない。

Zn-Cd 系はんだは Cd 量によって広がりの傾向が違っている。相対的に 90Zn-10Cd より 60Zn-40Cd はんだの方が広がり性は良いが、前者では合金別差異があまり認められないのに対し、後者では 5154, 5083 合金あるいは Al-Zn-Mg(B), (C) 合金のように Mg 量が増えると広がり性がかなり低下している。

Zn-Sn 系はんだでは 70Zn-30Sn はんだの広がり性が母材合金の種類にあまり関係なく全般によいのに対して、30Zn-70Sn はんだの広がり性は母材の Mg 量によってかなり影響される。

以上、広がり試験によって各種はんだとアルミニウム合金の組合せにおける濡れ性を評価したが、今回の結果によって Zn 基はんだへの Sn あるいは Cd などの添加元素が

濡れ性に与える影響を明らかに把握することができなかつた。しかしいずれのはんだを用いた場合でも母材合金の Mg 量が増えるに従って濡れ性が低下し、Al-Zn-Mg (A) 合金では Mg 含有量が少ないので濡れ性はほとんど阻害されないことがわかった。

一般に Zn 基はんだでは溶融温度を下げ、溶融範囲を広げまた濡れ性を改善するため Al, Cu あるいは Ni などが少量添加されており、したがって今回用いた 95Zn-5Al はんだは 100Zn はんだより良好な広がり性が期待されたが、結果的にはその効果は認められなかった。

参考までに、継手を作成するに際して、作業の容易さおよび欠陥の発生程度などから各合金およびはんだ別の定性的な作業性を評価した結果を Table 4 に示す。

表によれば、前述の広がり試験結果は作業性と比較的よく対応しているようである。

Table 4 アルミニウムおよびその合金の定性的なはんだ付け作業性の評価

はんだ アルミニウム合金	100Zn	95Zn-5Al	90Zn-10Cd	60Zn-40Cd	70Zn-30Sn	30Zn-70Sn
1100 3003 (1.2Mn)	○	○	○	○	○	○
3004 (1.2Mn) (1.0Mg)	●	●	○	○	○	○
5005 (0.8Mg) 5050 (1.4Mg)	●	●	○	○	○	○
5052 (2.5Mg)	●	●	●	●	●	●
5154 (3.5Mg) 5083 (4.5Mg)	●	●	●	●	●	●
6063 (0.55Mg, 0.4 Si) 6061 (1.0 Si) (0.6 Si)	●	●	○	○	○	○
Al-Zn-Mg (A) (4.4Zn) (0.4Mg)	●	○	○	○	○	○
Al-Zn-Mg (B) (4.3Zn) (1.5Mg) Al-Zn-Mg (C) (4.0Zn) (2.0Mg)	●	●	●	●	●	●

作業性良好 ○ 普通 ● 劣る ○

3・2 継手の機械的性質

アルミニウムおよびその合金のはんだ継手の引張せん断試験結果を破断位置とともに Table 5 に示す。

Table 5 アルミニウムおよびその合金のはんだ継手の引張せん断試験結果

はんだ	平均破断荷重 (kg) ¹⁾													
	Al		Al-Mn 合金		Al-Mg 合金				Al-Mg-Si 合金		Al-Zn-Mg 合金 ²⁾			
	1100	3003	3004	1.2Mn	5005	5050	5052	5154	5083	6063	(A)	(B)	(C)	
	—	—	—	—	0.8Mg	1.4Mg	2.5Mg	3.5Mg	4.5Mg	0.55Mg 0.4 Si	1.0Mg 0.6 Si	4.4Zn 0.4Mg	4.3Zn 1.5Mg	4.0Zn 2.0Mg
100Zn	332	437	797	—	497	576	769	825	1025*	593	780	905	1285	1410
95Zn-5Al	328	453	840	—	540	575	824	835	1092*	544	766	903	1280	1410
90Zn-10Cd	328	456	804	—	521	517	785*	766*	1010*	534	795	903	1136*	1050*
60Zn-40Cd	336	456	870	—	526	589	768*	608*	934*	530	822	890	1060*	1038*
70Zn-30Sn	348	455	772*	—	439*	455*	650*	497*	810*	537	750*	873*	937*	993*
30Zn-70Sn	340	456	788*	—	430*	516*	606*	572*	833*	536	803*	857*	846*	980*

1) 試験片：幅20mm, 重ね代5mm。ただし Al-Zn-Mg 合金に対しては重ね代7mm。

* : 接合部で破断。

2) 接合のままで30日経過後測定。

3・2・1 純アルミニウム

1100アルミニウム継手は使用したはんだの種類に関係なくいずれも母材で破断した。

この場合の引張強さは母材の軟質材程度に低下しておりしたがって、破断荷重そのものは他の合金の継手に比較してもっとも低い。

3・2・2 Al-Mn系合金

Al-Mn系合金継手では3003合金がいずれのはんだ継手も母材破断であり、破断荷重は1100アルミニウム継手より30~35%ほど高い。いっぽう、3004合金継手ではZn基およびZn-Cd系はんだ継手が高い破断荷重(797~870kg)を示したが、Zn-Sn系はんだ継手はいずれも接合部で破断した。

なお、母材で破断した場合の継手強度はやはり軟質材程度にまで低下している。

3・2・3 Al-Mg系合金

Al-Mg系合金継手の強度と破断位置は母材中のMg含有量によって異なる。すなわち、5005および5050合金のようにMg含有量の少ない合金の継手では、はんだの種類により母材で破断する割合がMg含有量の多い5154あるいは5083合金より多い。先述のように、母材で破断した継手の強度は母材の軟質材の値程度にまで低下しているので、この種の非熱処理合金の継手強度は母材の軟質材の引張強さおよびはんだの種類と継手の接合面積によってほぼ決定される。したがって接合部の引張せん断強さが比較的大きい継手においては、接合部のovermatchingのために母材で破断するが、この場合の強度は母材の軟質材の引張強さの高いものほど、すなわちMg含有量の多いものほど大きい。そしてたとえば5083合金のように母材の軟質材の引張強さの大きい継手では、逆に母材のovermatchingのために接合部で破断するようになる。いっぽう、接合部で破断した継手については接合面積が一定の場合、はんだのZn含有量が多いほど継手の強度も大きいものと見なされる。Zn-Cd系はんだではこの傾向が認められるが、Zn-Sn系はんだでは必ずしも認められない。また、同じはんだによる継手で接合部で破断した場合の強度は母材の種類が異なってもほぼ同程度と考えられるが、Zn-Sn系はんだによる場合5005、5050、5052、5154合金の継手が前述の3004合金による継手に比べて引張せん断強さが著しく低い。この理由については現在のところ欠陥によって有効接合面積が減少したものと考えざるを得ない。

3・2・4 Al-Mg-Si系合金

Al-Mg-Si系合金継手では、6063-T6合金においてははんだの種類に関係なくいずれも母材で破断を生じているが、より引張強さの大きい6061-T6合金ではZn-Sn系はんだによる継手のみが接合部で破断した。母材で破断した継手の強度を母材の引張強さと比較すると、非熱処理合金の場合と異なり軟質材までには低下せず、T4材よりやや低い

程度に止まっている。

3・2・5 Al-Zn-Mg系合金

Al-Zn-Mg系合金は溶体化温度が比較的低く、かつはんだ付け温度と近接しており、焼入れ感受性が鈍くしかも自然時効があるので、はんだ付け後室温に放置するのみで継手の強度が母材程度にまで回復することが期待される。

表に示した結果ははんだ付け後空冷し、30日間室温に放置したのちの測定値である。なお、本系合金に対しては引張試験においてできるだけ母材側で破断を生ぜしめるように、試験片の重ね代を7mmとした。

表にみられるごとく、引張強さの大きい母材の継手では接合部での破断の割合が多い。母材破断の場合の強度は引張強さにしてAl-Zn-Mg(A)、(B)および(C)合金でそれぞれ最低22、32および35kg/mm²ほどであり、母材中のMg含有量の多いものほど強度が高い。参考までにこの場合の継手効率は76~85%ほどであって、はんだ付け後の自然時効により継手の強度がある程度まで回復したこと示している。

Fig. 5はAl-Zn-Mg系供試材を塩浴中で200~550°Cの範囲にそれぞれ10分間加熱して水焼入れあるいは空冷後、30日間室温に放置したのちの引張強さと加熱温度の関係を示したものである。図によれば、Mg含有量の比較的多いAl-Zn-Mg(B)および(C)合金では、350~500°Cに加熱した場合に引張強さの回復が著しいが、250~300°Cに加熱した場合には過時効のために強度の回復が期待できない。これに対し、Mg含有量の少ないAl-Zn-Mg(A)合金では、200~550°Cの間で過時効現象は起らないが、全体的に強度が低い。また供試材の板厚が薄いために、加熱後水焼入れあるいは空冷したものの引張強さの差はほとんど認められない。

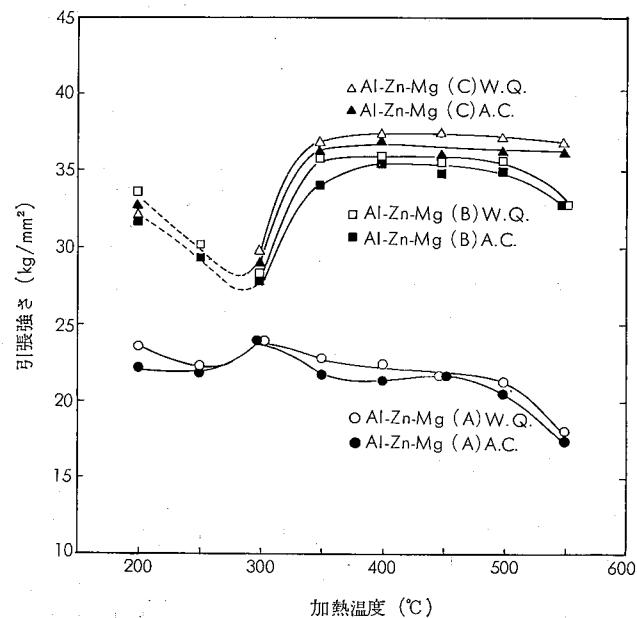


Fig. 5 Al-Zn-Mg系合金の引張強さに及ぼす加熱温度の影響(所定温度に10分間加熱して水焼入れあるいは空冷後30日経過)

Fig. 6 は Al-Zn-Mg(A), (B) および (C) 合金を 95Zn-5Al はんだではんだ付けした継手の自然時効による強度の回復状況を示したものである。いずれの母材も 20~30 日間の自然時効で強度はほぼ飽和し、30 日後では 120°C × 48h 人工時効した値とほぼ同程度になっている。

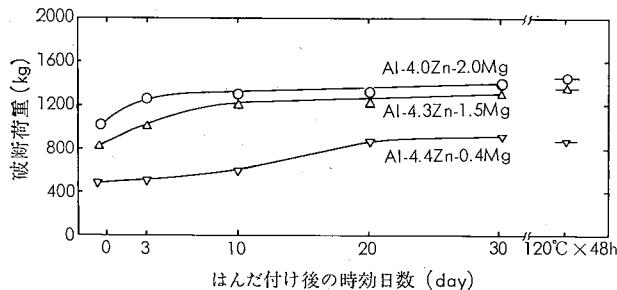


Fig. 6 Al-Zn-Mg 系合金はんだ継手の時効曲線
はんだ: 95Zn-5Al
試験片: 幅 20mm, 重ね代 7mm
いずれの継手も母材破断

Fig. 7 は Al-Zn-Mg(C) 合金を 95Zn-5Al はんだではんだ付けした継手を 300~330°C から水焼入れあるいは空冷させたのちに、120°C × 48h 人工時効を施したときの時効曲線である。48h の人工時効ではほぼ T4 母材と同程度の強度まで回復しているが、はんだ付け後空冷した継手に比べて水焼入れしたもののがやや強度が大きい。なお、6h あるいはそれ以前において強度低下がみられるのは復元

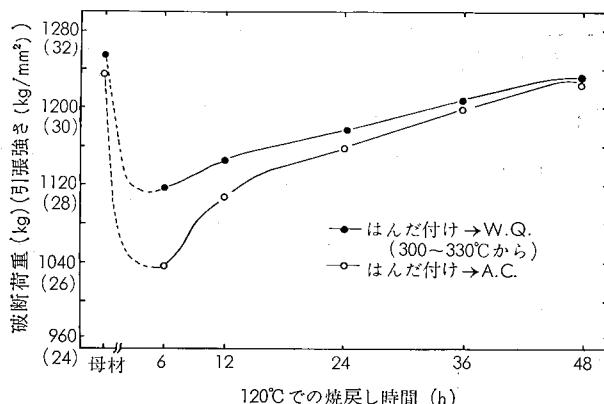


Fig. 7 はんだ継手の強度におよぼす焼戻し時間の影響
母材: Al-Zn-Mg(C)
はんだ: 95Zn-5Al
試験片: 幅 20mm, 重ね代 7mm
いずれの継手も母材破断

現象によるものである。

3・2・6 継手の引張せん断強さ

以上の結果から参考までに各はんだ別の引張せん断強さを求めるところとなる。

(1) 100Zn	10.3 kg/mm ²
(2) 95Zn-5Al	10.9 kg/mm ²
(3) 90Zn-10Cd	7.7~10.1 kg/mm ²
(4) 60Zn-40Cd	6.1~9.3 kg/mm ²
(5) 70Zn-30Sn	4.4~8.1 kg/mm ²
(6) 30Zn-70Sn	4.3~8.3 kg/mm ²

ここに示した値は各合金の継手に対する引張せん断試験において、接合部で破断した継手の破断荷重と見かけの接合面積から総括的に求めたものであって、より正確には各合金およびはんだの組合せについて接合面積を種々変えた上で測定すべきである。

3・3 はんだ継手の耐食性

各合金継手を屋外に暴露、3% 食塩水中および沸とう水中にそれぞれ浸漬したときの試験日数(時間)と継手強度との関係を Table 6~10 に示す。

3・3・1 純アルミニウム

1100 アルミニウム継手の耐食性は Table 6 にみられるように全般的に良好である。とりわけ 100Zn および 95Zn-5Al はんだによる継手はいずれの雰囲気においても、今回の試験時間内ではすべて母材破断であった。Zn-Cd および Zn-Sn 系はんだでは前者のほうが耐食性がややすぐれているようである。すなわち前者では沸とう水中に 100h 浸漬した継手のみが接合部で破断したが、後者ではいずれの試験においても、試験日数(時間)の多い場合には接合部で破断している。

3・3・2 Al-Mn 系合金

3003 および 3004 合金継手の腐食試験結果を Table 7 に示す。

3003 合金継手は 1100 アルミニウムの継手に比べていずれの腐食環境においても接合部で破断する割合が多い。しかし接合部で破断した継手の中で、破断荷重が 1100 アルミニウム継手の母材破断における荷重より大きいものを除けば、接合部で破断する割合は 1100 アルミニウムのそれとほぼ同じになるので、3003 合金継手の腐食挙動は純アルミニウムの継手と類似していると見なされる。

Table 6 アルミニウムはんだ継手の腐食試験後の引張せん断試験結果

母材	はんだ	腐食前	平均				破断荷重 (kg)				i)			
			屋外暴露試験	30日	90日	180日	30日	60日	90日	5h	10h	25h	50h	100h
1100 (99.0Al)	100Zn	332	338	331	332	329	339	341	330	331	330	336	331	322
	95Zn-5Al	328	329	330	328	330	331	336	328	339	325	338	321	322
	90Zn-10Cd	328	328	327	330	329	326	330	319	332	312	326	321	262*
	60Zn-40Cd	336	337	331	329	328	331	342	329	336	328	320	319	198*
	70Zn-30Sn	348	340	343	261*	339	325	312	192*	340	335	321	195*	126*
	30Zn-70Sn	340	339	329	257*	345	324	306	185*	329	319	335	199*	112*

1) 試験片: 幅 20mm, 重ね代 5mm。

* : 接合部で破断。

同様のことが3004合金の継手についてもいえるが、この場合には、母材の軟質材の強度差から3003合金継手よりもさらに接合部で破断する割合が多い。しかしここで食塩水および沸とう水中に長時間浸漬した試料が試験中に接合部ではなく離しているのが注目される。

はんだ別には1100アルミニウムの場合と同様、100Znおよび95Zn-5Alはんだによる継手が合金および腐食環境に関係なく母材で破断しておりすぐれた耐食性を示している。

続いて Zn-Cd, Zn-Sn 系のはんだの順に耐食性が劣るが、前者では Zn の多いほど耐食性がよいようである。Zn-Sn 系はんだでは Sn 量の影響が明らかでない。

3・3・3 Al-Mg 系合金

Al-Mg 系合金継手の耐食試験結果を Table 8 に示す。Mg 含有量が比較的少ない5005および5050合金の継手は上述の3004合金の継手とほぼ同様な傾向を示しているが、母材中の Mg 含有量がさらに多くなるにしたがって、継手の

Table 7 Al-Mn 系合金はんだ継手の腐食試験後の引張せん断試験結果

母材	はんだ	平均破断荷重 (kg) ①)												
		腐食前	屋外暴露試験			3%食塩水中浸漬試験				沸とう水中浸漬試験				
			30日	90日	180日	10日	30日	60日	90日	5h	10h	25h	50h	100h
3003 (1.2Mn)	100Zn	437	430	415	385	432	424	416	397	430	425	412	418	411
	95Zn - 5Al	453	452	440	440	454	454	454	428	450	450	452	450	440
	90Zn - 10Cd	456	453	440	440	454	454	454	428	450	436	436	368*	200*
	60Zn - 40Cd	456	453	440	440	454	445	445	420	450	450	445*	258*	48*
	70Zn - 30Sn	455	442	355*	275*	445	400*	310*	226*	450	450	432*	255*	63*
	30Zn - 70Sn	456	448	355*	295*	425*	415*	315*	178*	420*	404*	325*	225*	118*
3004 (1.0Mg)	100Zn	797	782	784	781	765	748	723	720	780	781	778	802	786
	95Zn - 5Al	840	835	830	830	840	840	840	760	825	820	810	790	755
	90Zn - 10Cd	804	770	685	590	795	775	718*	664*	800	790	776*	625*	158*
	60Zn - 40Cd	870	830	800	780	870	835	688*	380*	850	830	776*	—	—
	70Zn - 30Sn	772*	715*	545*	393*	770*	465*	325*	—	600*	490*	348*	—	—
	30Zn - 70Sn	788*	815*	630*	430*	790*	606*	320*	—	545*	408*	260*	—	—

1) 試験片: 幅20mm, 重ね代5mm。

* : 接合部で破断。

— : 腐食試験中に接合部ではなく離破断。

Table 8 Al-Mg 系合金はんだ継手の腐食試験後の引張せん断試験結果

母材	はんだ	平均破断荷重 (kg) ①)												
		腐食前	屋外暴露試験			3%食塩水中浸漬試験				沸とう水中浸漬試験				
			30日	90日	180日	10日	30日	60日	90日	5h	10h	25h	50h	100h
5005 (0.8Mg)	100Zn	497	490	485	484	492	490	481	480	496	497	507	510	493
	95Zn - 5Al	540	530	537	542	532	535	512	530	537	538	535	532	531
	90Zn - 10Cd	521	522	528	534	511	520	505	458	525	520	398*	174*	—
	60Zn - 40Cd	526	528	503	542	527	532	529	487*	542	530	369*	39*	—
	70Zn - 30Sn	439*	438*	400*	432*	348*	337*	251*	219*	361*	246*	146*	40*	—
	30Zn - 70Sn	430*	435*	385*	406*	401*	381*	338*	339*	340*	192*	166*	93*	—
5050 (1.4Mg)	100Zn	576	573	575	580	572	557	564	570	571	555	528	580	578
	95Zn - 5Al	575	560	561	576	562	572	572*	457*	561	566	517	563	557
	90Zn - 10Cd	517	534	543	544	516	480	516*	409*	528	468	377*	362*	—
	60Zn - 40Cd	589	526	581	588	563	355*	345*	243*	489*	425*	383*	72*	—
	70Zn - 30Sn	455*	411*	414*	276*	413*	378*	252*	264*	332*	228*	176*	42*	—
	30Zn - 70Sn	516*	538*	463*	326*	482*	383*	360*	412*	388*	234*	190*	24*	—
5052 (2.5Mg)	100Zn	769	785	785	739	772	758	787	782	754	773	807	743	758
	95Zn - 5Al	824	824	803	757	880	763	769	722*	803	841	828	824	647*
	90Zn - 10Cd	785*	758*	678*	786*	736*	669*	598*	464*	742*	622*	389*	163*	—
	60Zn - 40Cd	768*	780*	660*	733*	700*	599*	391*	569*	886*	730*	352*	30*	—
	70Zn - 30Sn	650*	586*	532*	539*	553*	439*	362*	342*	543*	266*	178*	65*	—
	30Zn - 70Sn	606*	604*	612*	602*	600*	603*	566*	562*	392*	345*	173*	—	—
5154 (3.5Mg)	100Zn	825	814	812*	790*	799	737*	853*	825*	818	816	823	801*	775*
	95Zn - 5Al	865*	803*	824*	794*	760*	590*	524*	489*	870*	860*	852*	861*	785*
	90Zn - 10Cd	766*	429*	376*	249*	662*	273*	117*	111*	721*	600*	387*	328*	98*
	60Zn - 40Cd	608*	489*	436*	408*	432*	307*	154*	129*	618*	481*	81*	—	—
	70Zn - 30Sn	497*	123*	120*	101*	240*	—	—	—	180*	107*	56*	—	—
	30Zn - 70Sn	572*	125*	121*	219*	152*	—	—	—	383*	96*	—	—	—
5083 (4.5Mg)	100Zn	1025*	1013*	901*	815*	1018*	805*	512*	452*	909*	828*	757*	345*	—
	95Zn - 5Al	1092*	1090*	996*	832*	1099*	889*	483*	390*	1097*	1147*	838*	402*	—
	90Zn - 10Cd	1010*	623*	259*	155*	912*	489*	264*	—	862*	585*	85*	—	—
	60Zn - 40Cd	934*	683*	325*	192*	915*	517*	303*	—	814*	648*	75*	—	—
	70Zn - 30Sn	810*	520*	90*	—	199*	—	—	—	624*	437*	—	—	—
	30Zn - 70Sn	833*	601*	65*	—	121*	—	—	—	441*	164*	—	—	—

1) 試験片: 幅20mm, 重ね代5mm。

* : 接合部で破断。

— : 腐食試験中に接合部ではなく離破断。

強度低下が急峻になる傾向が認められるのは注目すべきである。表にみられるように 5005, 5050 および 5052 合金では、沸とう水中に長時間浸漬した場合のみ Zn-Cd および Zn-Sn 系はんだによる継手が試験中に接合部ではなく離しているが、5154 および 5083 合金では食塩水に浸漬した場合でも接合部ではなく離を生じている。とくに 5083 合金では、耐食性の良好な 100Zn あるいは 95Zn-5Al はんだによる継手でも沸とう水中に 100h 浸漬したときに接合部ではなく離し、また Zn-Sn 系はんだによる継手は 180 日間の屋外暴露試験において接合部ではなく離するに至っている。

腐食環境のもっともゆるやかな屋外暴露試験について比較すると、5052 合金ではいずれのはんだによる継手も 180 日までの試験期間内で強度低下はあまり認められないが、5154 合金では、Zn-Cd および Zn-Sn 系はんだによる継手は 30 日間の試験ですでに著しく強度が低下している。この傾向は 5083 合金においてはさらに顕著に認められる。すなわち他の合金継手すぐれた耐食性を示した 100Zn および 95Zn-5Al はんだによる継手でも強度低下が認められ、Zn-Sn 系はんだによる継手に至っては、上述のように 180 日間の試験ですでに接合部ではなく離している。

以上の結果に対する原因については現在のところ明らかでないが、Mg 含有量の比較的多い 5052, 5154 および 5083 合金では Mg 含有量の増加とともに、先に 3・1 項で述べたように濡れ性が阻害され、したがって接合部の有効面積が減少する結果として強度低下が顕著に現われるものと考えられる。しかし、腐食試験前に相応の強度の得られている継手が、たとえば 5083 合金におけるように、屋外暴露試験のみで急激に強度が低下するところからみると、単に有効接合面積の不足のみでは説明できず、母材中の合金元素の影響を無視することはできないようと思われる。これらの点については、接合部の有効面積をはっきりさせてからさらに詳細な検討が必要である。

はんだの種類による腐食傾向は前述の各合金と同様、

Zn, Zn-Al 系 → Zn-Cd 系 → Zn-Sn 系はんだ継手の順に劣っている。Zn-Cd 系はんだでは Cd の多いほうが耐食性がやや劣るようであるが、Zn-Sn 系はんだでは Sn 量によっての差が認められない。

3・3・4 Al-Mg-Si 系合金

Al-Mg-Si 系合金継手の腐食試験結果を Table 9 に示す。

表にみられるように 6063 および 6061 合金継手はともに類似した腐食挙動を示しているところから両合金中の合金元素の影響はほとんどないものと考えられる。ただ、6061 合金継手が Zn-Sn 系はんだによる場合に、いずれの腐食試験においても、6063 合金継手より全般に高い値を示しているが、その原因については実験条件のバラツキによるものがあるいはその他の原因によるものか今回の実験範囲内では明らかでない。試験結果を前述の他の合金系と比較すると、ほぼ同程度の Mg 量を含む 5005 および 3004 合金継手の腐食傾向と類似している。

なお、はんだの種別による腐食傾向は他の合金の場合と同様である。

3・3・5 Al-Zn-Mg 系合金

Al-Zn-Mg 系合金継手の腐食試験結果を Table 10 に示す。本系合金の腐食雰囲気は 5% 塩水噴霧中および沸とう水中の 2 種類とし、100Zn, 95Zn-5Al, 90Zn-10Cd はんだの 3 種類を用いた。なお、継手の重ね代は接合部の腐食傾向を検討するため 5 mm にした。

500h までの 5% 塩水噴霧試験によれば、100Zn および 95Zn-5Al はんだを用いた継手は、いずれの合金も同様な傾向を示すが、90Zn-10Cd はんだによる継手では、Mg 量の少ない Al-Zn-Mg(A) 合金のほうが Mg 量の多い Al-Zn-Mg(B) および (C) 合金よりやや耐食性がすぐれているようである。この傾向は沸とう水中浸漬試験ではさらに顕著に認められる。合金間の相違を評価するためには 100Zn あるいは 95Zn-5Al はんだによる継手に対して、さ

Table 9 Al-Mg-Si 系合金はんだ継手の腐食試験後の引張せん断試験結果

母材	はんだ	平均破断荷重 (kg) ¹⁾												
		腐食前	屋外暴露試験			3% 食塩水中浸漬試験				沸とう水中浸漬試験				
			30日	90日	180日	10日	30日	60日	90日	5h	10h	25h	50h	100h
(0.55Mg) (0.4Si)	100Zn	593	588	566	555	609	605	604	600	603	594	579	583	597
	95Zn-5Al	544	532	530	530	530	530	530	530	550	548	550	543	518*
	90Zn-10Cd	534	540	530	505	530	527	520	520	515	500*	438*	215*	—
	60Zn-40Cd	530	535	525	500	530	538	505*	40*	525	525	340*	15*	—
	70Zn-30Sn	537	425*	310*	250*	380*	318*	185*	—	320*	158*	110*	—	—
	30Zn-70Sn	536	520*	370*	298*	500*	425*	296*	—	450*	345*	158*	—	—
(1.0Mg) (0.6Si)	100Zn	780	769	748	748	768	727	733	721	765	752	749	724	775
	95Zn-5Al	766	765	765	760	765	765	765	735	760	760	758	698*	620*
	90Zn-10Cd	795	785	780	750	718	668*	638*	615*	770	740*	645*	348*	—
	60Zn-40Cd	822	823	796	775*	800	783	725*	555*	813	773	566*	130*	—
	70Zn-30Sn	750*	725*	580*	348*	505*	370*	285*	225*	673*	420*	230*	65*	—
	30Zn-70Sn	803*	690*	485*	345*	520*	425*	295*	140*	640*	460*	168*	30*	—

1) 試験片: 幅 20mm, 重ね代 5 mm.

* : 接合部で破断。

— : 腐食試験中に接合部ではなく離破断。

Table 10 Al-Zn-Mg 系合金はんだ継手の腐食試験後の引張せん断試験結果

母材	はんだ	平均破断荷重 (kg) ¹⁾									
		腐食前	5% 塩水噴霧暴露試験				沸とう水中浸漬試験				
			100h	200h	300h	500h	5h	10h	25h	50h	100h
Al-Zn-Mg (A) (4.4Zn 0.4Mg)	100Zn	881	893	901	897	921	891	879	890	871	802*
	95Zn - 5Al	902	905	903	894	912	898	895	901	910	829*
	90Zn - 10Cd	893	896	889	725*	678*	809	885	685*	420*	—
Al-Zn-Mg (B) (4.3Zn 1.5Mg)	100Zn	1057*	965*	1072*	1040*	1140*	1003*	105*	1105*	1080*	1156*
	95Zn - 5Al	1230*	1205*	1118*	1110*	1230*	1211*	1075*	1135*	1232*	1200*
	90Zn - 10Cd	1105*	773*	817*	720*	740*	1100*	735*	355*	132*	—
Al-Zn-Mg (C) (4.0Zn 2.0Mg)	100Zn	1005*	1010*	920*	993*	1065*	1003*	973*	1100*	1070*	1090*
	95Zn - 5Al	1170*	1110*	1100*	1112*	1110*	1197*	1100*	1145*	1260*	1145*
	90Zn - 10Cd	985*	812*	821*	777*	673*	883*	657*	429*	158*	—

1) 試験片: 幅20mm, 重ね代5mm。

*: 接合部で破断。

—: 腐食試験中に接合部ではなく離断。

らに長時間の試験を必要とするが、本系合金の腐食挙動を Al-Mg 系合金と比較すれば、Al-Zn-Mg (A), (B) および (C) 合金は Mg 量により 5005, 5050 および 5052 合金にそれぞれ類似しているようである。

3・4 はんだ継手の顕微鏡組織

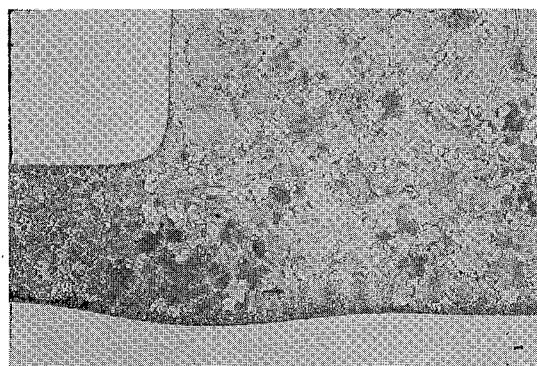
Al-Zn-Mg (C) 合金を 100Zn および 95Zn-5Al はんだによってはんだ付けした継手の腐食前後の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。

Photo. 1 (A) および (C) に示すように、良好な接合部が得られている。

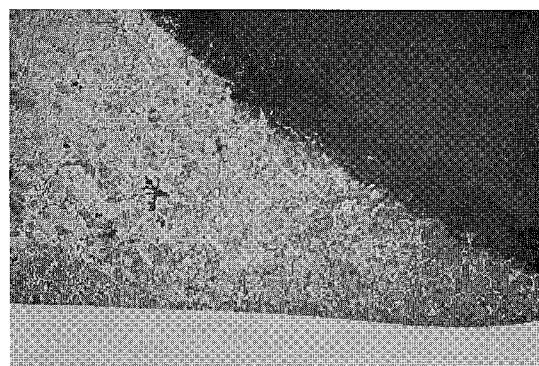
腐食後（沸とう水中に50h 浸漬）の顕微鏡組織によれば、

Photo. 1 (B) および (D) に示すようににはんだの表面がわずかにはく離腐食を起こしているが、この程度では継手強度に影響しないことは腐食試験結果から明らかである。

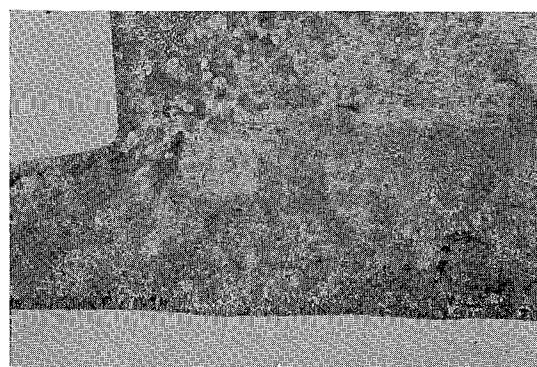
5005合金を Zn-Cd および Zn-Sn 系はんだによって接合した継手の腐食前および沸とう水中に 25h 浸漬したものの顕微鏡組織をそれぞれ Photo. 2 および 3 に示す。腐食前では Photo. 2 および 3 の (A), (C) に示すように、いずれのはんだによる継手も良好な接合部が得られ、また母材とはんだとの境界にごく薄く中間層が認められる。腐食後では Photo. 2 および 3 の (B), (D) にみられるように、これらの中間層が優先的に侵され、同時ににはんだその



(A) 腐食前・100Zn



(B) 腐食後(沸とう水中50h浸漬)・100Zn

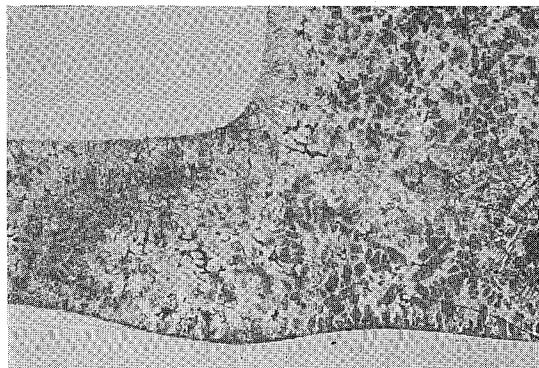


(C) 腐食前・95Zn-5Al

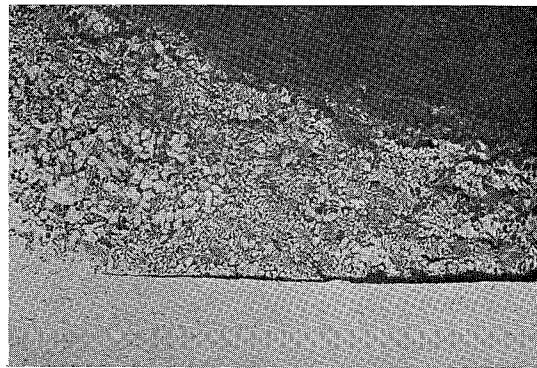


(D) 腐食後(沸とう水中50h浸漬)・95Zn-5Al

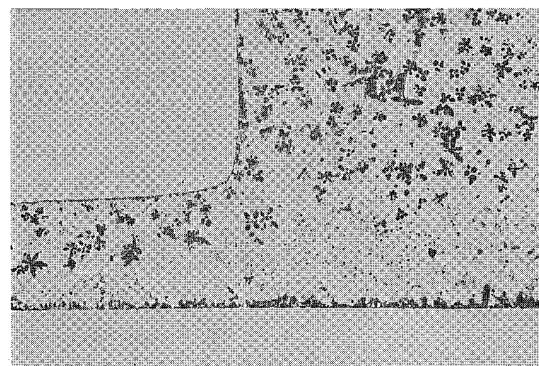
Photo. 1 Zn 基はんだ継手の腐食前後の顕微鏡組織 (母材: Al-Zn-Mg(C), $\times 100 \times 7/10$)



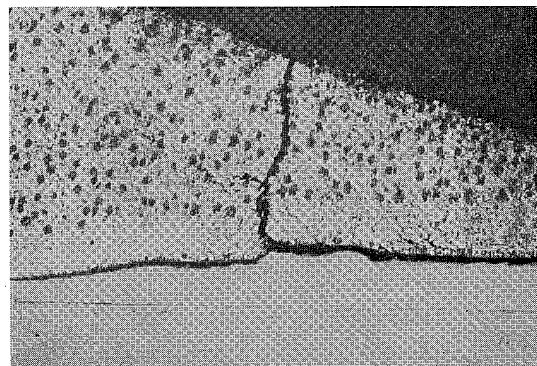
(A) 腐食前・90Zn-10Cd



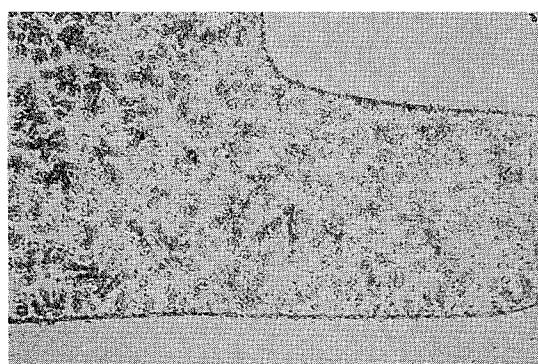
(B) 腐食後（沸とう水中25h浸漬）・90Zn-10Cd



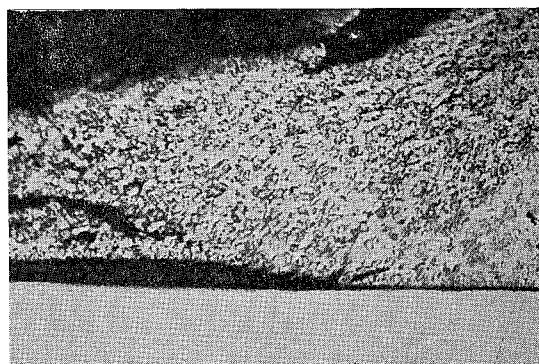
(C) 腐食前・60Zn-40Cd



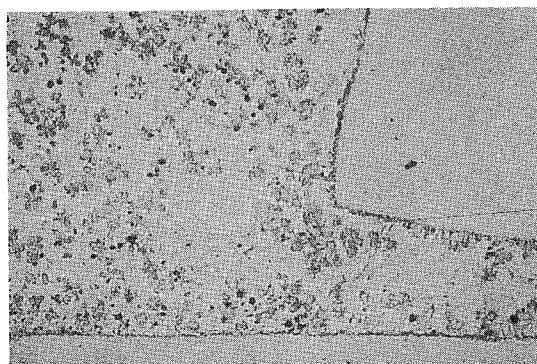
(D) 腐食後（沸とう水中25h浸漬）・60Zn-40Cd

Photo. 2 Zn-Cd系はんだ継手の腐食前後の顕微鏡組織（母材：5005, $\times 100 \times 7/10$ ）

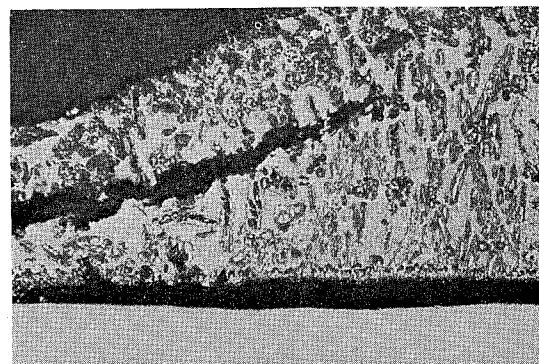
(A) 腐食前・70Zn-30Sn



(B) 腐食後（沸とう水中25h浸漬）・70Zn-30Sn



(C) 腐食前・30Zn-70Sn



(D) 腐食後（沸とう水中25h浸漬）・30Zn-70Sn

Photo. 3 Zn-Sn系はんだ継手の腐食前後の顕微鏡組織（母材：5005, $\times 100 \times 7/10$ ）

ものも腐食しているが 90Zn-10Cd はんだによる継手にははく離腐食が明らかに認められる。引張せん断試験によればこれらに相当する継手では接合部で破断が生じている。

4. 結 言

アルミニウムおよびその合金に試作はんだを適用して広がり試験、継手の強度および耐食性からはんだ付け性を検討した結果、つぎのことが明らかとなった。

(1) 広がり試験および定性的な作業性の評価によれば、1100アルミニウムおよび3003合金の広がり性および作業性がもっともすぐれている。

Al-Mg 系合金では Mg 量の増加とともに広がり性および作業性ともに低下し、とくに Mg 量の比較的多い5154および5083合金はとりわけ作業性が劣る。Al-Mn-Mg, Al-Mg-Si および Al-Zn-Mg 系合金については Al-Mg 系合金と同様に合金中の Mg 量に依存するようである。すなわち3004, 6061, 6063合金は5005, 5050合金とほぼ同程度の広がり性および作業性を有し、1.5~2.0% の Mg を含む Al-Zn-Mg 系合金においてはほぼ 5052 合金と同程度である。

(2) 継手の強度は母材およびはんだの種類ならびに接合面積によって異なる。

すなわち、重ね代が適当に大きな場合、非熱処理合金では母材の軟質材程度になるが Al-Mg-Si 系合金では軟質材までには至らない。

いっぽう Al-Zn-Mg 系合金の継手の強度ははんだ付け後の自然時効により母材とほぼ同程度にまで回復する。

すべての合金について継手の引張せん断強さをはんだの種類により総括的に求めると、はんだに関する 100Zn · 95Zn-5Al > 90Zn-10Cd > 60Zn-40Cd > 70Zn-30Sn · 30Zn-70Sn はんだの順である。

(3) 継手の耐食性は主としてはんだの種類に依存し、100Zn · 95Zn-5Al > 90Zn-10Cd > 60Zn-40Cd > 70Zn-30Sn · 30Zn-70Sn はんだの順に低下する。また Mg 量の比較的多い合金の継手において、耐食性の低下が著しかった。しかし Mg 量の増加によって作業性が阻害される結果、有効接合面積が不足したことと考えられるのでこの点については今後さらに詳細な検討が必要である。

文 献

- 1) 杉山禎彦, 入江 宏: 本誌, 8 (1967), 230
- 2) Aluminum Company of America : *Soldering Alcoa Aluminum*, (1965)
- 3) H.P. Godard : *Handbook of Aluminum Corrosion*, Aluminum Laboratories Limited, 2 (1962), 166
- 4) I.B. Robinson : *Weld. J.* 36 (1957), 992

R-115
Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 1 January 1969

アルミニウム合金のベアリング性質

中 村 授

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金のベアリング性質

中村 授*

1. まえがき

ピン、ボルトおよびリベット継手は種々の構造物にみられるところである。これらの継手の強さを決定する要因の1つに被継手材の穴の強さ、つまりベアリング性質(Bearing property)がある。アルミニウムとその合金のベアリング性質の下限値は ALCOA Structural Handbook に示されているが、標準値を知ることと、穴径、肉厚の影響をみるために実験を行なった。その結果を紹介する。

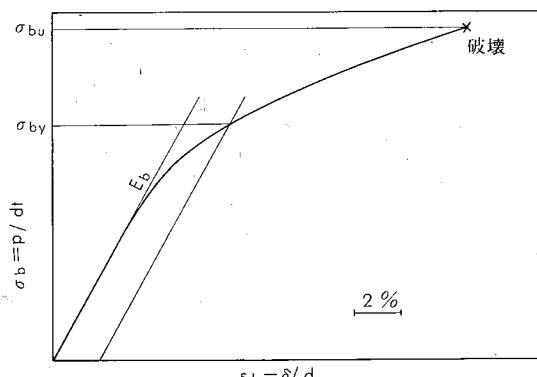
2. ベアリング性質に関する定義

ベアリング応力 σ_b およびベアリングひずみ ε_b は板厚 t 、穴径 d 、荷重 P 、穴の変形量 δ と表わせば、

$$\sigma_b = P/dt$$

$$\varepsilon_b = \delta/d$$

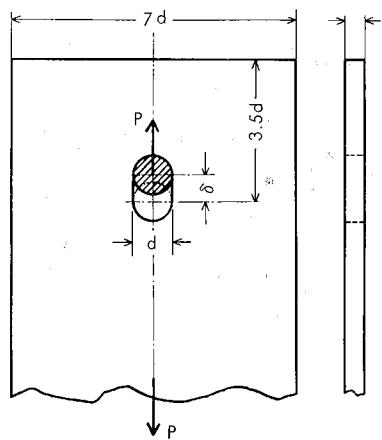
と定義されている。そして、残留ひずみ2%を生じるベアリング応力をベアリング耐力 (Bearing yield strength), 最大(破壊)応力をベアリング強さ (Bearing ultimate strength) と呼び、弾性範囲内での σ_b/ε_b をベアリング弹性係数 E_b とする。この関係を第1図に示す。



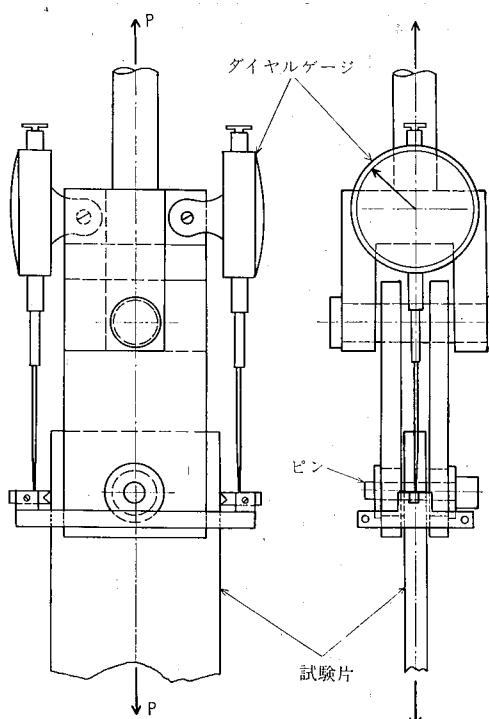
3. 実験方法

試験片の形状は第2図に示す通りで、穴と試験片辺縁の最短距離を $3d$ だけとした。穴は直径 $4, 6, 8, 10\text{mm}\phi$ の4種で、それぞれリーマ仕上げとした。ピンは合金工具鋼 SKD6 を焼入、焼戻し後研磨して使用した。穴の公差は $\pm 0.07\text{mm}$ 、ピンの公差は $\pm 0.02\text{mm}$ に押えた。試験装置を第3図、写真1に示す。これをアムスラー型引張試験機に

設置し、ベアリング破断に至るまで、穴の中心を通り試験片両辺に直角に交わる水平線(穴の極めて近傍を除いて変形は認められない)に対するピンの荷重方向の変位を2つのダイヤルゲージで読み、穴の変形量 δ とした(第2図参照)。



第2図 試験片の形状と穴の変形



第3図 試験装置と試験片

* 研究部

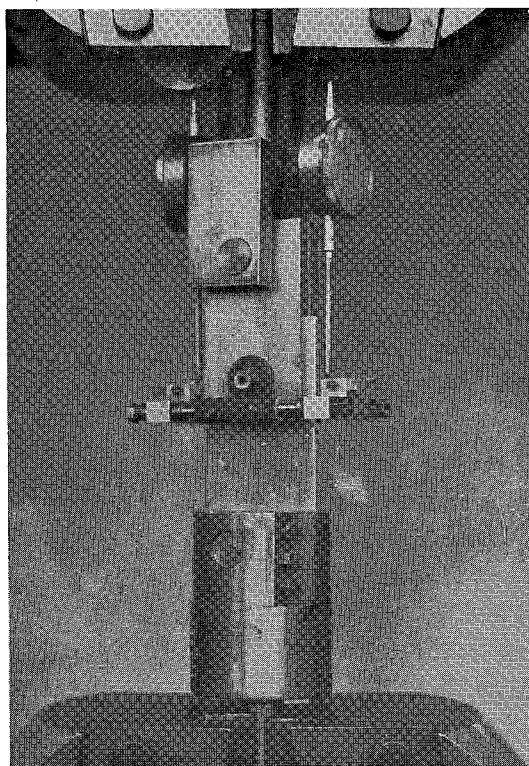


写真1 試験装置

ピンと穴面の摩擦、言換えれば潤滑がペアリング強さに大きく影響するといわれているが、本実験では極く普通の状態をねらい、機械仕上げされた試験片およびピンを乾いた綿布で付着している油および塵を拭き取った状態で供試した。また、板両表面への拘束はほとんど無い。

ペアリング耐力の測定は、予備実験において除荷時の応力とひずみの関係が負荷時弾性域のそれとほぼ平行であることが確認されたのでオフセット法を採用した。

本実験は次の2つに分類することができる。1つは溶接構造用アルミニウム合金 ZK41-T4、耐食アルミニウム合金第7種 5083-R の10mm板および、それらの両面を等量だけ形削盤によって切削することにより板厚を減じて実験に供し、他の1つは代表的な板のうち数種の板を選んで実験したものである。前者は板厚の影響を求めるためのものであるが、実際には板厚によって引張性質に多少の差が認められることに注意したい。特に伸びの差が大きい。しかし、これはすべてJIS 5号引張試験片（標点距離50mm）を用いたため、標点距離に対する断面積の影響が加わり拡大評価されたもので、材質そのものの差はこれらの数値ほど大きくないと考えられる。

4. 実験結果

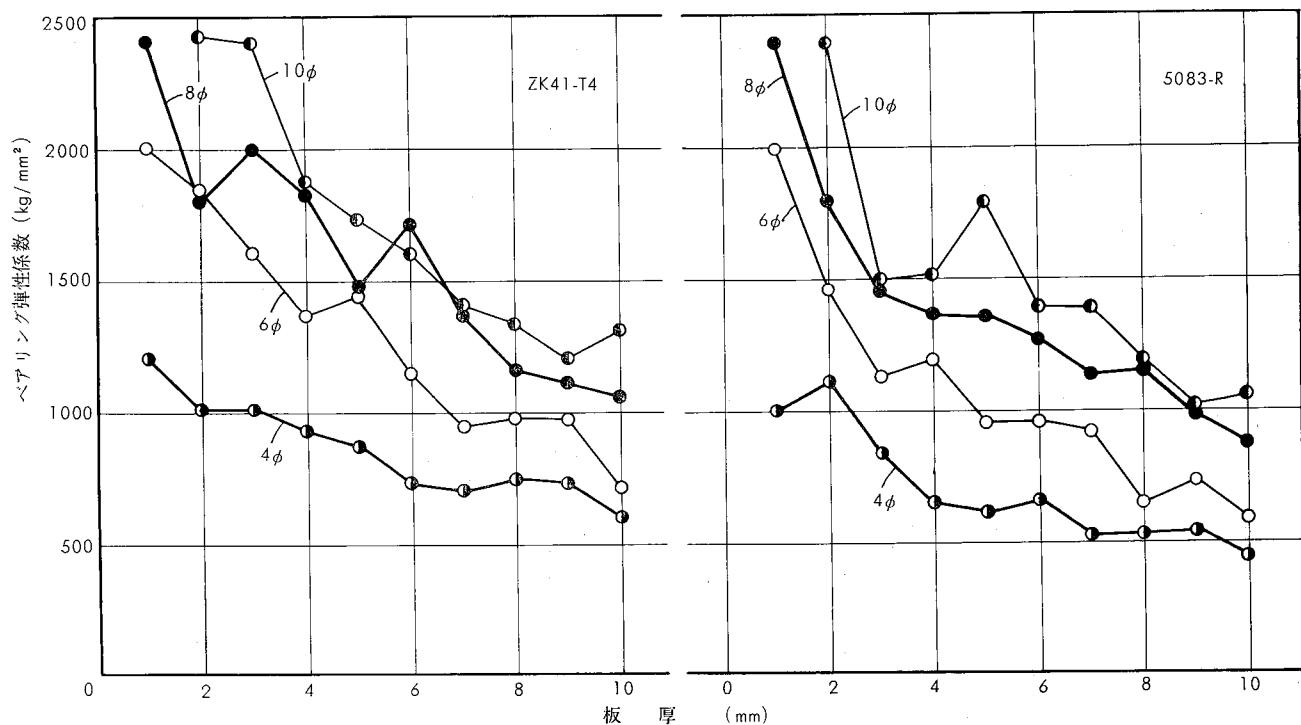
第1～3表にペアリング性質を引張性質とともに示す。それらの1部を図示したものが第4～9図である。また、破壊後の様子を写真2、3に示す。

第1表 ZK41-T4のペアリング性質と引張性質

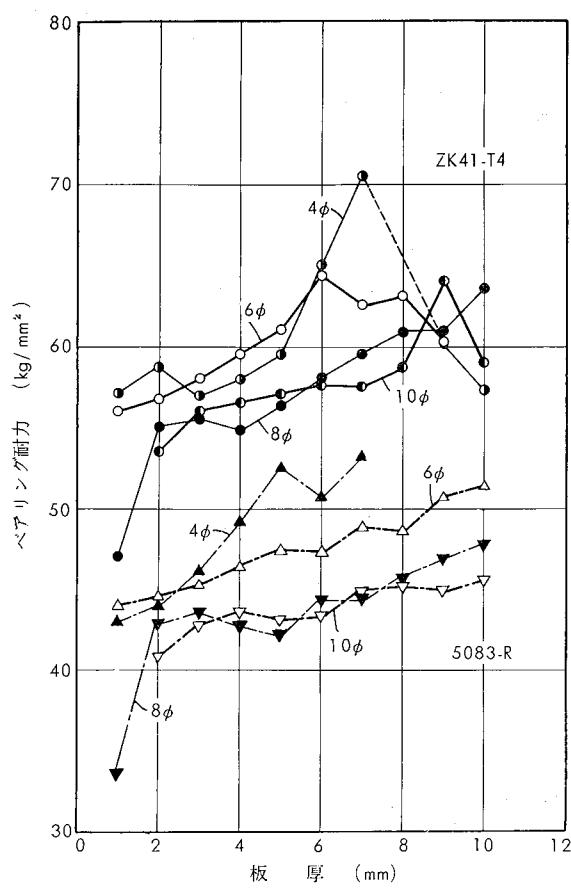
穴 径 (mm)	板厚 (mm)	ペアリング性質										引張性質				
		ペアリング弾性係数 (kg/mm ²)			ペアリング耐力 (kg/mm ²)				ペアリング強さ (kg/mm ²)				耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	
		(mmφ)	4	6	8	10	4	6	8	10	4	6	8	10		
1	1200	2000	2400	—	53.7	56.0	47.0	—	85.9	96.5	49.4	—	31.0	41.5	10	
2	1040	1840	1800	2450	58.7	56.8	55.0	53.5	100.7	97.3	89.6	67.3	31.4	43.3	10	
3	1070	1600	2000	2400	57.2	58.0	55.5	56.0	111.6	105.0	103.3	91.4	33.3	43.8	10	
4	930	1360	1830	1870	57.9	59.6	54.8	56.5	110.7	107.7	105.1	99.5	33.5	44.5	10	
5	870	1440	1490	1730	59.5	61.0	55.3	57.1	111.9	111.1	104.0	105.0	31.5	41.4	12	
6	730	1140	1710	1600	65.0	64.4	58.0	57.7	113.5	115.8	105.9	102.0	30.6	40.5	13	
7	700	950	1370	1400	70.4	62.6	59.4	57.6	113.0	106.4	110.4	104.3	30.0	39.3	13	
8	750	990	1160	1330	—	63.1	61.8	58.7	—	108.5	110.9	105.4	105.4	30.0	38.7	14
9	730	980	1120	1270	60.3	60.6	61.8	64.0	—	—	110.8	107.2	29.8	38.0	15	
10	600	710	1070	1300	57.0	—	63.6	58.9	—	—	108.0	103.6	29.6	37.7	14	

第2表 5083-Rのペアリング性質と引張性質

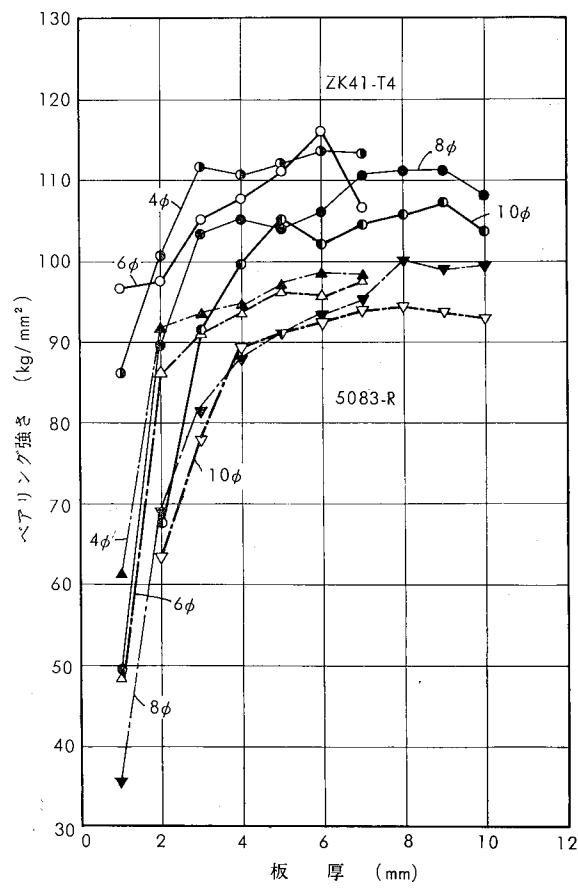
穴 径 (mm)	板厚 (mm)	ペアリング性質										引張性質			
		ペアリング弾性係数 (kg/mm ²)			ペアリング耐力 (kg/mm ²)				ペアリング強さ (kg/mm ²)				耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
		(mmφ)	4	6	8	10	4	6	8	10	4	6	8	10	
1	1020	2000	2400	—	43.0	44.0	33.7	—	61.3	48.7	36.6	—	21.7	33.3	14
2	1120	1470	1800	2400	44.0	44.5	43.1	41.0	91.5	85.9	69.1	63.7	20.8	33.2	13
3	840	1130	1470	1500	46.4	45.3	43.8	43.0	93.3	91.3	81.5	77.7	21.3	34.1	11
4	670	1200	1370	1520	49.2	46.5	43.0	43.7	94.3	93.4	88.2	89.5	21.3	35.8	15
5	630	960	1370	1800	52.6	47.5	42.3	43.2	96.9	96.2	91.1	91.1	21.3	34.4	15
6	670	960	1280	1400	50.7	47.3	44.6	43.4	98.3	95.4	93.7	92.3	20.5	34.6	15
7	530	930	1140	1400	53.3	48.9	44.7	45.0	98.0	97.8	95.2	93.9	20.4	33.6	18
8	540	660	1170	1200	—	48.6	45.8	45.5	—	—	100.2	94.3	20.3	33.5	18
9	550	740	1000	1020	—	50.6	47.0	45.0	—	—	98.9	94.2	20.5	33.5	18
10	460	600	880	1070	—	51.5	47.9	45.7	—	—	99.5	93.2	20.0	32.9	21



第4図 ZK41-T4, 5083-R板のペアリング弾性係数



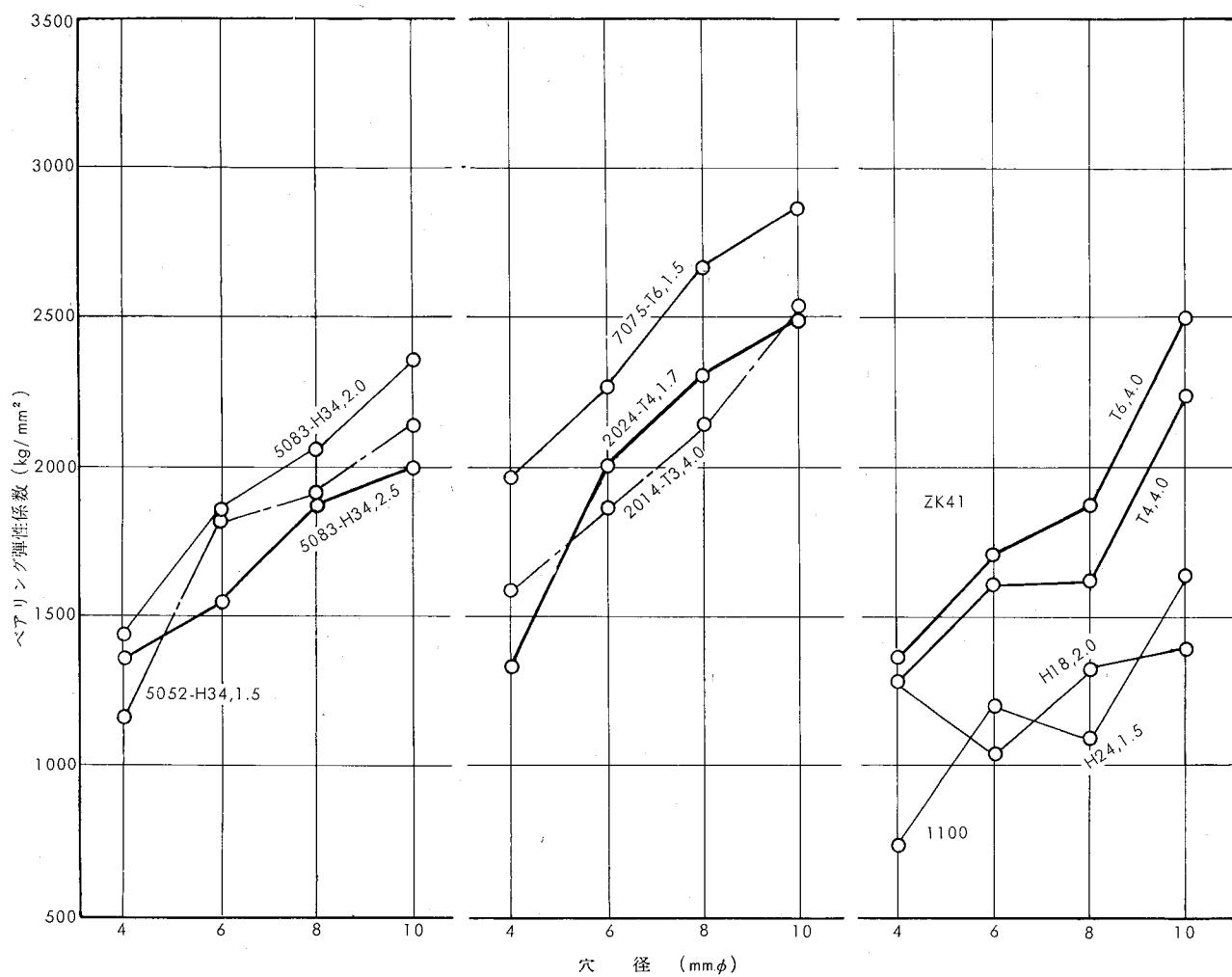
第5図 ZK41-T4, 5083-R板のペアリング耐力



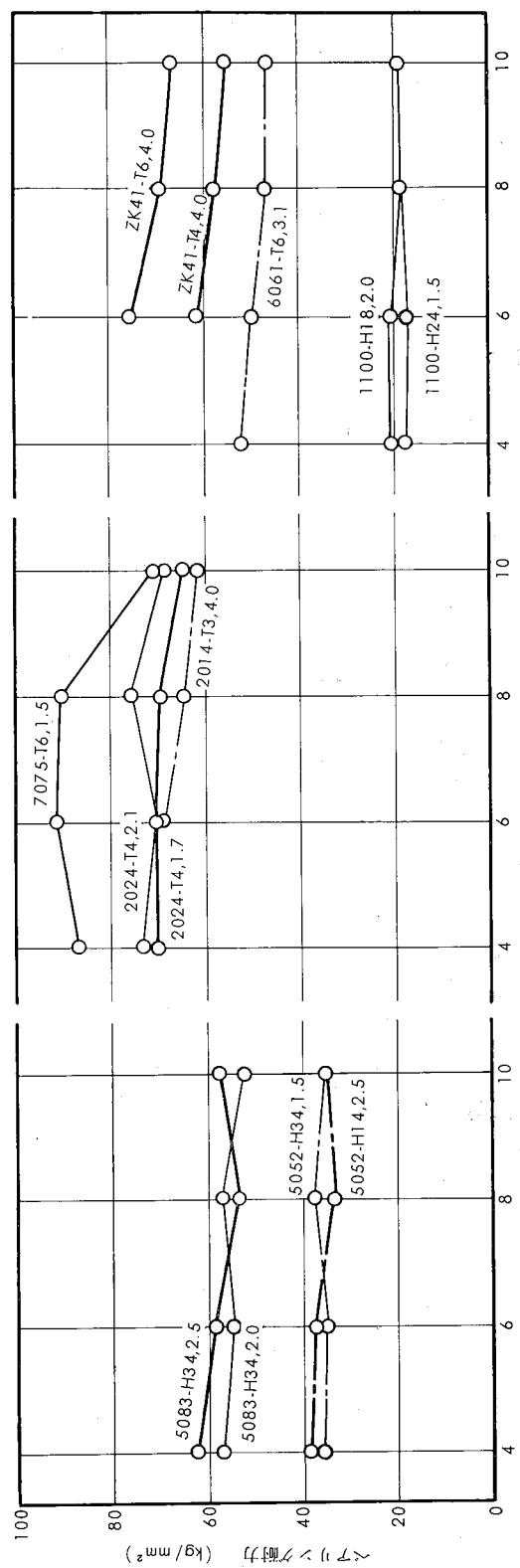
第6図 ZK41-T4, 5083-R板のペアリング強さ

第3表 各種アルミニウム合金板のペアリング性質と引張性質

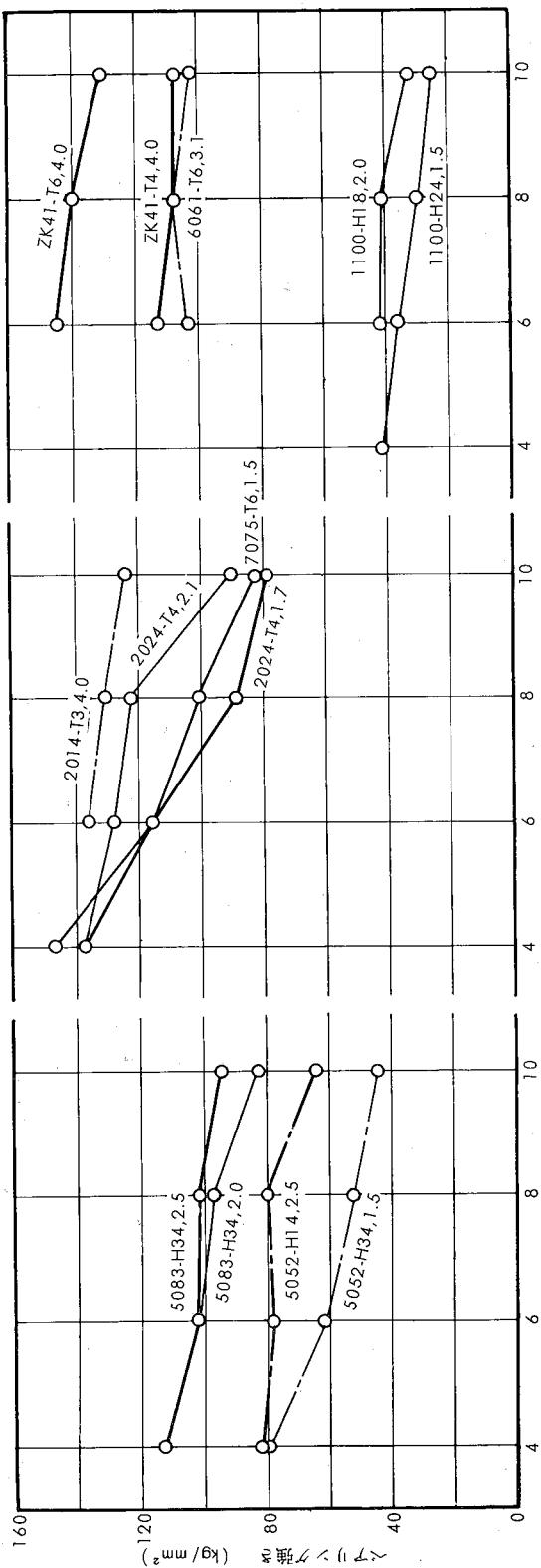
材質 板厚 (mm)	穴径 (mm ϕ)	ペアリング性質										引張性質				
		ペアリング弾性係数 (kg/mm ²)				ペアリング耐力 (kg/mm ²)				ペアリング強さ (kg/mm ²)				耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
		6	8	10		4	6	8	10	4	6	8	10			
1100-H24	1.5	730	1200	1080	1630	18.0	18.0	18.8	18.8	40.6	36.3	30.2	26.4	10.7	12.4	23
1100-H18	2.0	1250	1040	1320	1380	20.0	19.8	18.8	19.0	—	40.6	40.6	33.3	17.0	18.6	7
2014-T 3	4.0	1590	1870	2140	2530	—	69.4	64.4	62.0	—	135.0	129.9	123.0	33.6	46.7	24
2024-T 4	1.7	1340	2000	2310	2500	70.0	71.0	69.2	64.3	136.0	114.0	88.1	79.0	35.3	50.3	22
2024-T 4	2.1	1320	1980	2180	2500	73.0	70.0	76.0	68.6	135.5	126.5	122.2	89.9	41.3	50.6	19
5052-H14	2.5	1690	1810	1570	2690	38.4	37.6	33.3	34.2	80.1	76.4	77.5	62.5	21.5	24.9	10
5052-H34	1.5	1160	1830	1920	2140	36.0	35.5	37.5	35.0	78.0	60.0	50.7	43.1	18.8	24.6	9
5083-H34	2.0	1440	1860	2060	2370	57.4	55.5	57.3	52.5	111.6	101.4	96.0	80.8	31.4	39.0	9
5083-H34	2.5	1360	1550	1880	2000	62.5	58.5	54.0	57.2	110.0	102.0	99.7	93.2	35.0	41.6	9
6061-T 6	3.1	1210	1570	1780	2060	51.9	49.8	46.6	46.6	—	103.3	106.6	102.9	28.8	31.1	16
7075-T 6	1.5	1960	2270	2670	2860	87.0	91.6	90.0	71.0	146.0	114.8	100.3	82.1	35.0	50.4	15
ZK41-T 4	4.0	1270	1600	1620	2230	—	61.5	58.0	55.5	—	113.0	107.7	108.2	30.8	42.3	14
ZK41-T 6	4.0	1360	1700	1870	2500	—	75.7	69.5	66.5	—	145.0	140.1	130.6	41.9	47.1	15



第7図 各種アルミニウム合金板のペアリング弾性係数



第8図 各種アルミニウム合金板のペアリング耐力



第9図 各種アルミニウム合金板のペアリング強さ

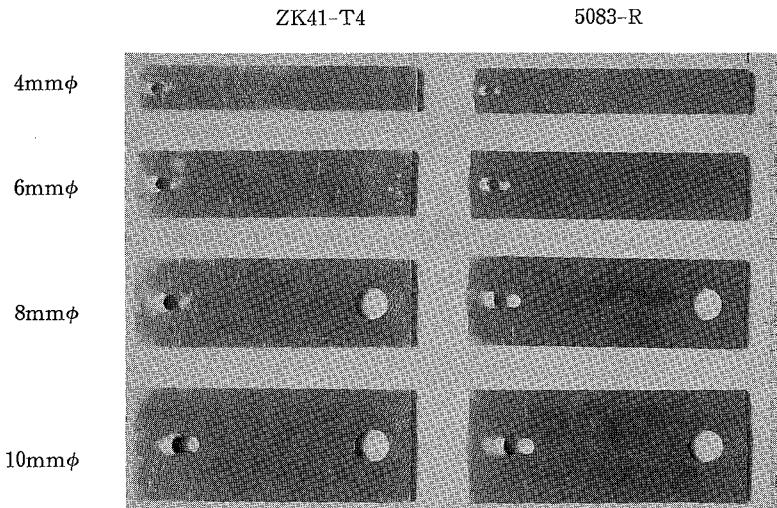


写真2 ZK41-T4, 5083-R 5 mm 板ペアリング破壊後の試片

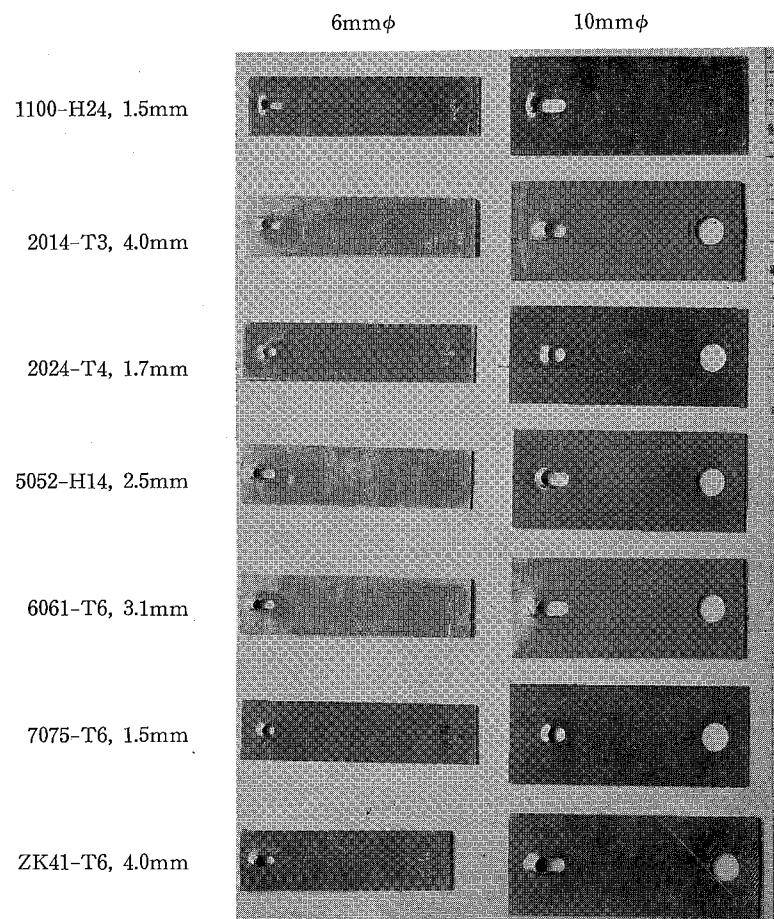


写真3 各種アルミニウム合金板ペアリング破壊後の試片

5. ま と め

- 1) ペアリング弾性係数は板厚の小さいものほど、穴径の大きいものほど高い。
- 2) ペアリング耐力およびペアリング強さは弾性係数とは反対に、板厚の大きいもの、穴径の小さいものほど大きい。

しかし、穴径に対するこの傾向はそれほど顕著でない。

- 3) 穴径に対する板厚の比がある程度小さいものは局部座屈を生じ、ペアリング性質の低下を起こす（第5、6図参照）。