

## 63 S 鋳塊中における添加元素、不純物の加熱時の 挙動について

広 沢 栄 一  
直 江 正 久

住友軽金属工業株式会社

## 論 文

# 63S 鋳塊中における添加元素、不純物の加熱時の挙動について

廣沢 栄一\* 直江 正久\*

## Behavior of Additional Elements and Impurities in 63S Ingot on Heat Treatment

by Eiichi Hirosawa, Masahisa Naoe

The behaviors of magnesium, silicon and iron in Al-Mg alloy ingot containing 0.52% Mg, 0.42% Si and 0.18% Fe when heat treated were studied by X-ray microanalyzer, microscope and others.

In ingot not heat treated, most of magnesium soluted in matrix and the rest formed eutectics with silicon in cell boundaries. The magnesium in the matrix precipitated by heat treatment at 300°C to 400°C, while all of magnesium in ingot uniformly soluted in the matrix at 580°C.

As cast, most of iron in ingot formed eutectics with silicon in the cell boundaries. Iron in the eutectics was not affected by heat treatment; whereas, iron in matrix precipitated at 300°C to 400°C, and the precipitates disappeared at 580°C.

Silicon, as cast, was observed in the both of the matrix and the eutectics. The silicon in the matrix diffused into the eutectics containing iron and also formed large precipitates with magnesium at 300°C to 400°C. At 580°C, a part of silicon was observed in the eutectics containing iron, and the rest soluted into the matrix.

### 1. 緒 言

アルミニウムおよびアルミニウム合金鋳塊中の添加元素および不純物の加熱時の挙動について、主としてX線マイクロアナライザーによって調べている。工業用純アルミニウム(2S), Al-Mn系合金(3S)鋳塊中の添加元素、不純物の挙動についてすでに報告している<sup>1~3)</sup>。今回はAl-Mg系合金(63S)について分析、観察した結果について報告する。

すでに行なって来た純アルミニウム、Al-Mn系合金では、FeあるいはMn, Siのごとくアルミニウム中での固溶限の低い元素の挙動について観察して來たが、今回は固溶限の大きいMgの挙動について、特にFeを含む共晶との関連を中心に観察していくことにする。

### 2. 試 料 の 作 成

Al-Mg系合金(63S)鋳塊中の加熱時の各元素の挙動についてX線マイクロアナライザーを中心光学顕微鏡観察、導電率の測定によって調べた。試料を採取した63S鋳塊は連続鋳造により鋳込まれたもので分析値はMg 0.52%,

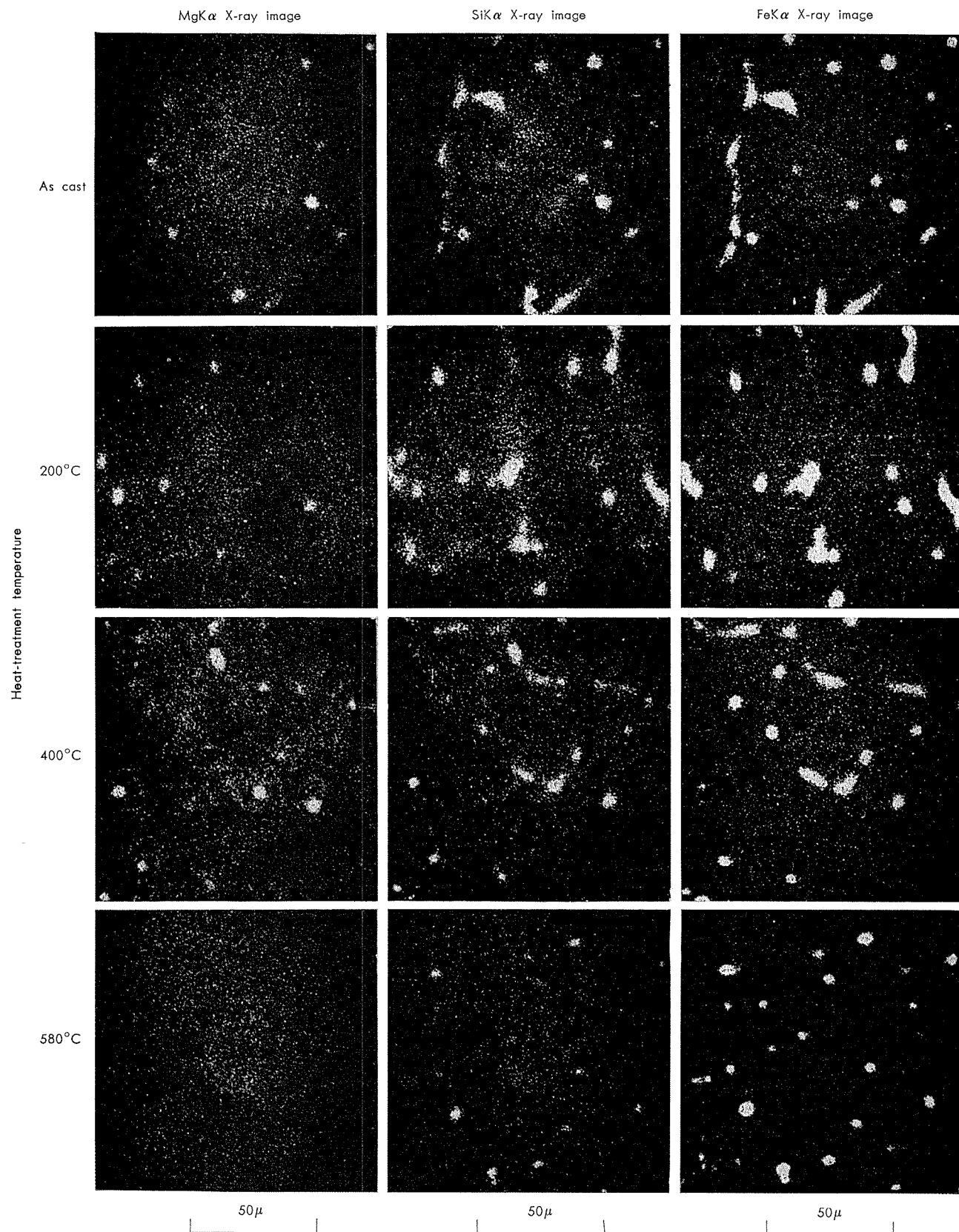
Si 0.42%, Fe 0.18%を示すものである。採取した試料は150°Cから580°Cで14時間、350°Cで1~32時間、580°Cで15分~20時間の加熱を行ない水焼入れした。加熱を終えた各試料はこのままで渦流法により導電率の測定を行ない、この後樹脂に埋込み、バフ研磨したものについて、X線マイクロアナライザー分析およびミクロ組織観察を行なった。導電率の測定は鋳塊中の固溶状態を知るために行ない、渦流法で相対的变化を主として測定した。ミクロ組織観察はマトリックス中の微細析出物の有無を知ることを、またX線マイクロアナライザー分析での走査電子線像観察、点分析は各添加元素、不純物の分散状況ならびに偏析状態を観察することを目的としている。

X線マイクロアナライザーの分析条件は、加速電圧20kV、試料電流0.04~0.06μA、電子線径1μφ以下で、また特性X線により観察、測定での分解能は約2μφになる。

### 3. 実 験 結 果

各温度で14時間加熱した63S鋳塊中の各元素の分布状態の走査電子線像観察結果の一部をPhoto. 1に示す。観察した結果から鋳造のままでFeはセル境界に沿って網状の

\* 研究部



**Photo. 1** Electron beam scanning image of 63S ingot heat-treated at each temperature for 14 hours.

連続した形で強く偏析し共晶を形成しており加熱により変化しないことがわかった。Mgは300°Cまでの加熱では偏析状態は変わらないが、300°Cから400°Cすでに存在する

共晶近傍のセル境界上に析出し偏析が強まる。さらに高い温度での加熱によりMgは組織全体にほぼ均一に分散し固溶する。またMgの偏析は鋳造のままならびに加熱状態に

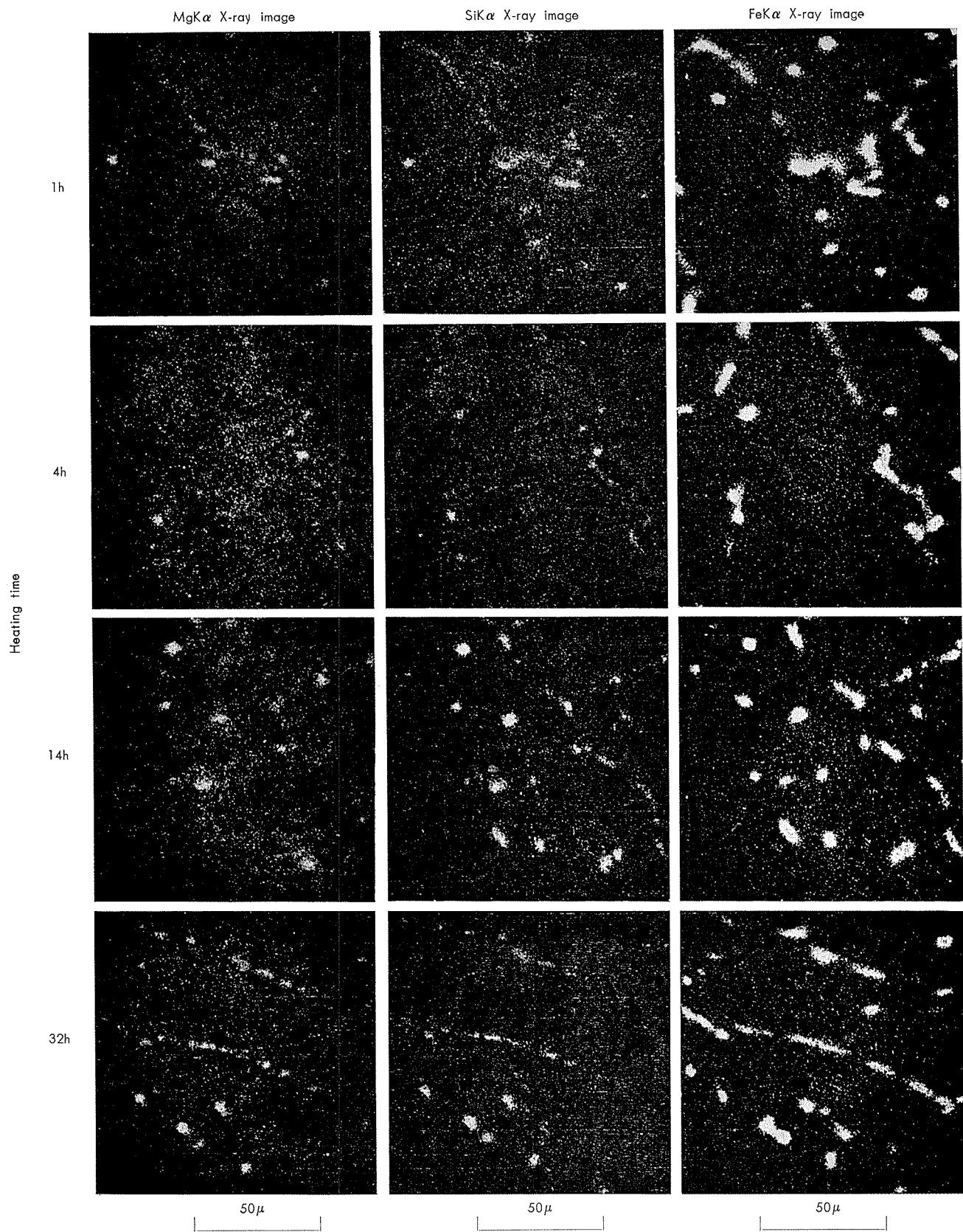


Photo. 2 Electron beam scanning image of 63S ingot heat-treated at 350°C.

かかわらず Fe の偏析と一致する所としない所があった。 Si は鋳造のままも加熱されたものもすべて偏析が認められる。しかし 450°C 以下では Fe の偏析している所で Si は

強い分布を示しそれ以上の加熱温度では Mg が均一に固溶しそのため Fe の偏析している一部で Si が強く分布しているだけとなる。とくに Si 単独で強い偏析を示す個所はみ

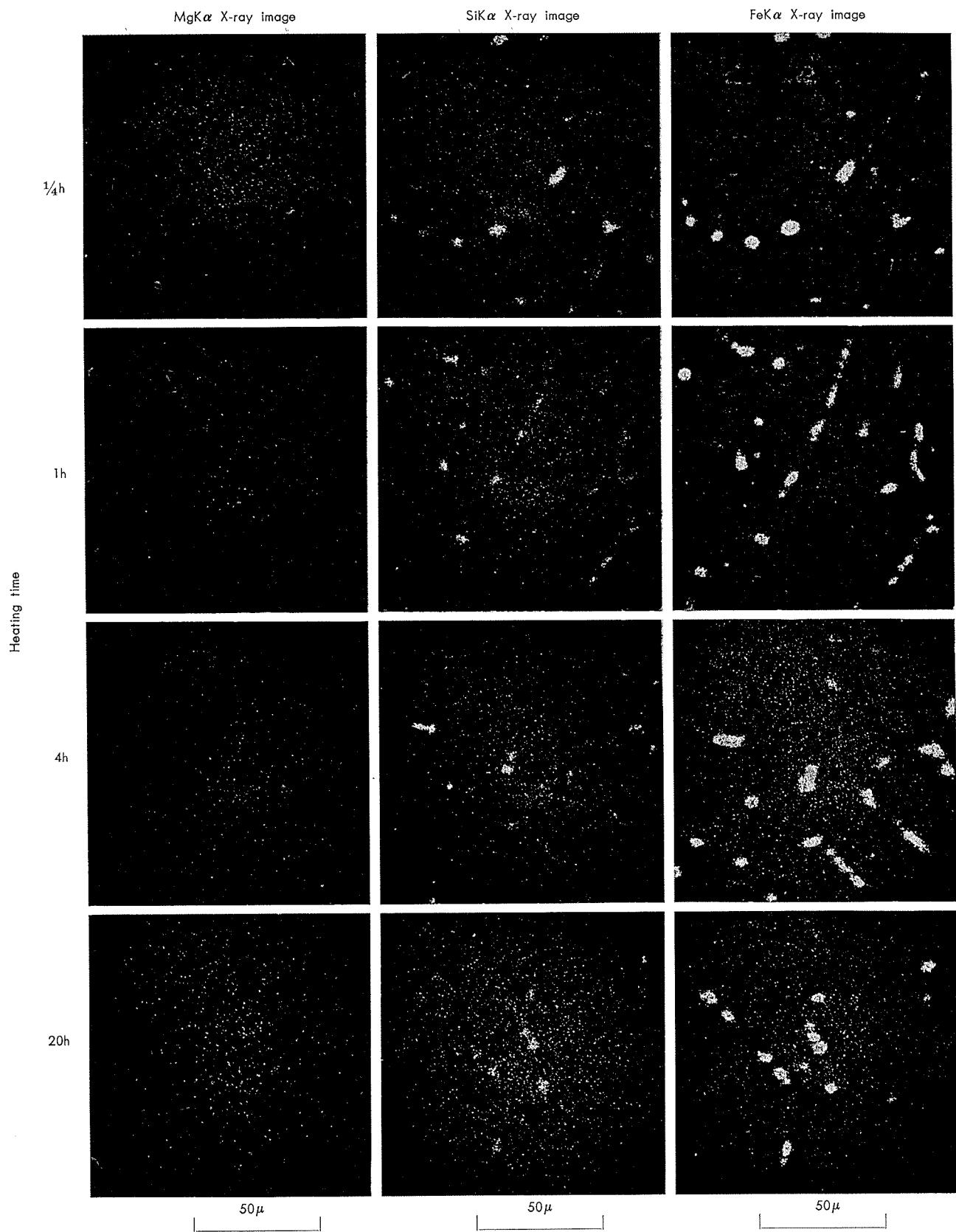


Photo. 3 Electron beam scanning image of 63S ingot heat-treated at 580°C.

られない。

Fig. 1 に各温度で14時間加熱した63S鉄塊マトリックス中のMg, Si, Feの濃度変化を示す。Photo. 1 からも予

想されるように加熱によりマトリックス中のFeの濃度は変化せず大部分が共晶を形成していることがわかる。Mg は300°Cから400°Cでの加熱によってマトリックス中での

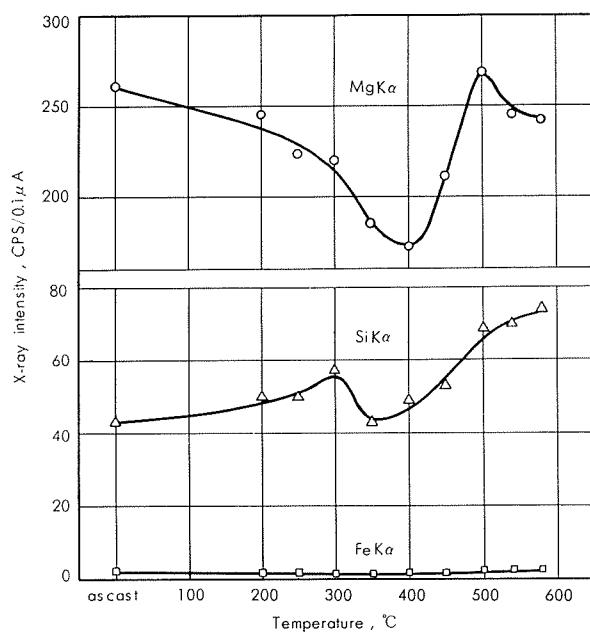


Fig. 1 Point analysis of Mg, Si, Fe at matrix of 63S ingot heat-treated at each temperature for 14 hours.

濃度減少を示すことがわかる。これはMgのこの温度での共晶近傍のセル境界上での析出の起きていることを示していると言えよう。さらに高い加熱温度ではほぼ铸造時と同様の濃度を持つ。Siのマトリックス中での濃度は加熱温度の上昇にともない増加する傾向にあるが、Mgと同様に300°Cから400°Cでの加熱により減少することが認められる。これはFeを含む共晶への移行ならびにMgの共晶近傍では析出に対応することであろう。

加熱温度350°Cならびに580°Cで鋳塊を加熱した際の鋳塊中のMg, Si, Feの分布状態の時間変化についてのX線マイクロアナライザによる走査電子線像観察結果をPhoto. 2および3に示す。350°Cでの加熱においてMg, Siいずれも時間の経過とともにセル境界での偏析の強まることがわかる。Feはすでに述べたように加熱により変化することはない。この場合MgはSiの偏析の一部と同様な偏析を示しており、またMg, SiともFeの偏析個所と一致している所も認められる。580°Cの場合、加熱時間の経過にともないFeは変化を示さず、Siは一部Feを含む共晶部分での偏析を除きほぼ一様に固溶することが認められる。Mgは15分の加熱ですべて均一に分散し固溶していることがわかる。

350°Cおよび580°Cでの加熱の際の時間経過にともなう鋳塊マトリックス中の添加元素および不純物の濃度変化のX線マイクロアナライザによる点分析の結果をFig. 2に示す。Fig. 2からわかるように350°Cの場合、時間とともにマトリックス中ではFeの濃度変化は認められないが、MgとSiの濃度は減少していく。これはこの温度でMg, Siが共晶およびセル境界へと移行していることを示している。580°Cでは時間とともにFe, Mgのマトリックス中

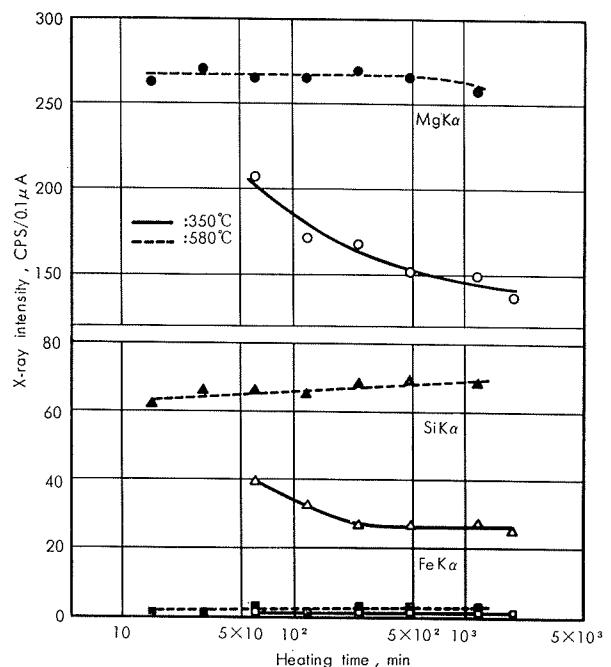


Fig. 2 Point analysis of Mg, Si, Fe at matrix of 63S ingot heat-treated at 350°C and 580°C.

の濃度は変化しない。しかしこの場合Mgは15分間の加熱ですべて鋳塊全体に一様に固溶してしまったと考えられる。Siは偏析の消滅に対応してマトリックス中の濃度の弱い増加を示していることがわかる。

次に63S鋳塊中の加熱によるマトリックス中の固溶量の変化を知るために各温度、時間で加熱した鋳塊の導電率の測定結果をFig. 3および4に示す。加熱温度を変えることにより導電率は大きく変化し铸造のままで51% (IACS) であったものが200°Cから450°Cにかけて55% (IACS) を

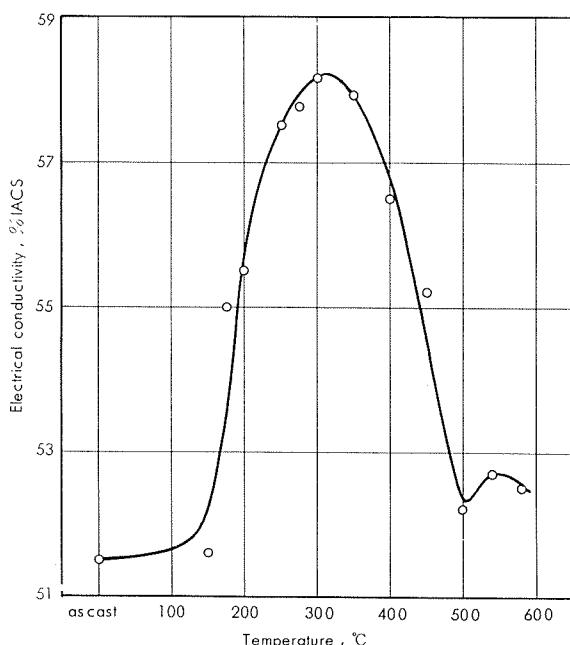


Fig. 3 Influence of heat treatment temperature on the electrical conductivity of 63S ingot.

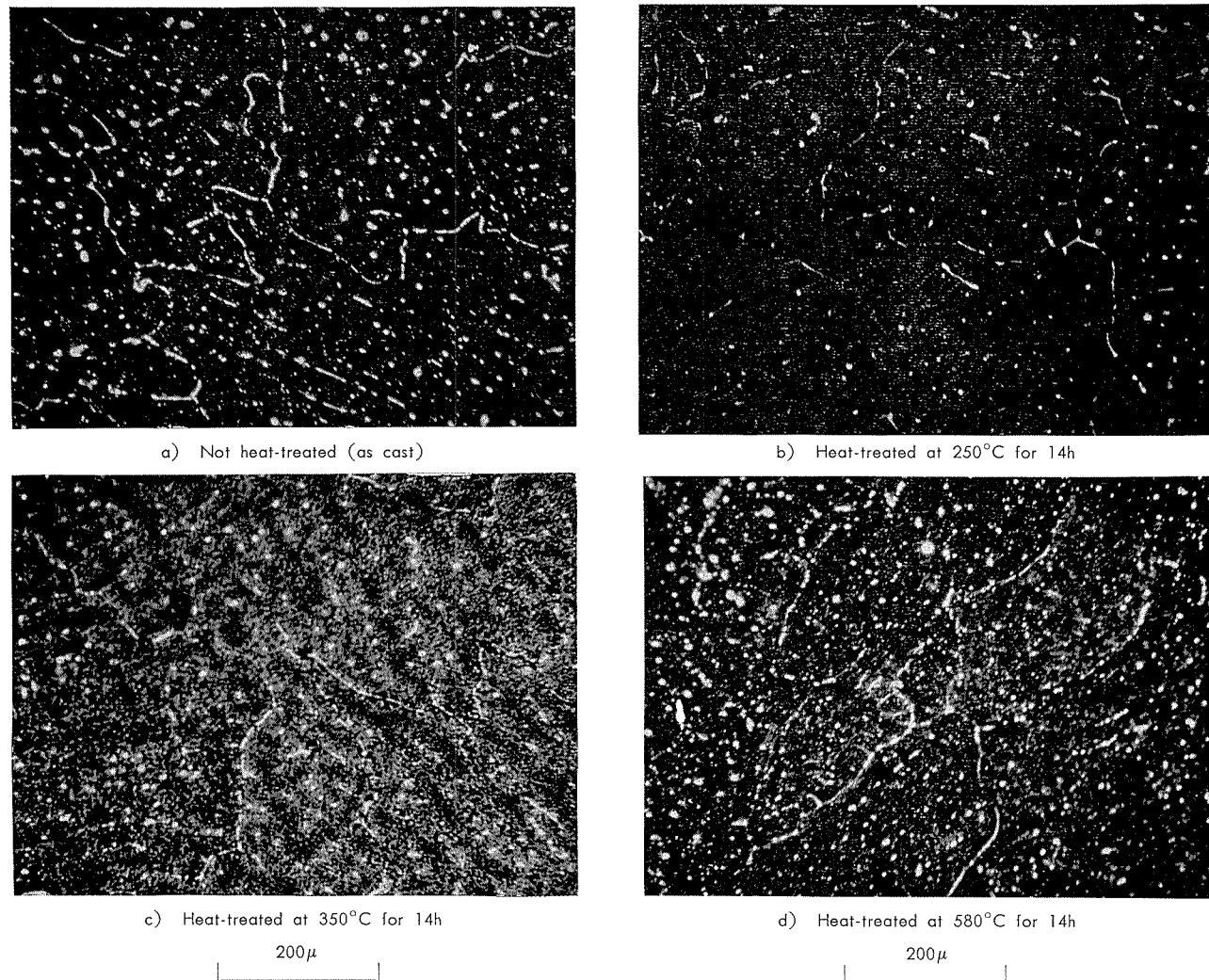


Photo. 4 Micro-structures (dark image) of 63S ingot heat-treated.

越え、最高58% (IACS) にまで達している。すなわちこの温度での加熱によりマトリックス中の固溶の大きな減少が推定される。500°C以上の温度で加熱した場合の導電率は铸造のままに比べ多少増加しているとみてよいだろう。

加熱温度を350°Cおよび580°Cにした場合の導電率の時間的变化についてみると、350°Cでは1時間の加熱で4%

(IACS)以上に達し32時間でほぼ一定になり6% (IACS) 増加し58% (IACS)に達している。580°Cでは2時間以上の加熱で増加がみられ20時間で1% (IACS) 程の増加を示すだけである。この際580°Cでの加熱による導電率の増加の始まる時間は350°Cの場合より遅れることが認められる。

Photo. 4に各条件で加熱した铸塊のミクロ組織の一部を示す。ミクロ組織からみると250°Cで加熱された铸塊のマトリックス中においてすでに微細析出物の存在が認められ、300°Cから350°Cでさらに析出が進む。しかし400°Cを越える温度では析出物は少なくなり500°C以上では認められなくなる。この結果は導電率の変化と対比することができる。しかし580°Cでの導電率の増加とは一致しない。

#### 4. 考 察

63S铸塊中の添加元素、不純物の加熱時における挙動について種々の方法により観察、測定した。この結果みかけの上で各元素は次のとおり挙動を示すと言えよう。

- 1) Feは加熱によりほとんど変化を示さず、含まれる大部分のFeはセル境界で共晶を形成している。

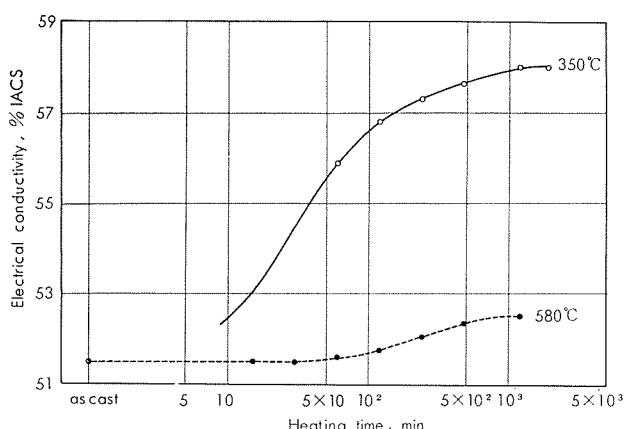


Fig. 4 Influence of heating at 350°C and 580°C on the electrical conductivity of 63S ingot.

2) Mg は加熱温度の上昇にともない共晶近傍のセル境界に一部析出する。しかし大部分はマトリックス中に存在し、250°Cから450°Cでの加熱によりマトリックス中に微細析出物を形成する。500°C以上ではすべてのMgがほぼ均一に固溶する。

3) Si の加熱時のマトリックス中の濃度変化は Mg とほぼ同様な傾向を示す。鋳造のままおよび加熱されたものでは Si は Fe を含む共晶に強く偏析しており、また Mg とともに共晶物を形成しまたそれらの近傍のセル境界上で大きい析出物を形成する。しかし高い温度では Mg の均一な固溶にともない Fe を含む共晶の一部で偏析するだけとなる。

加熱による各元素の挙動からみると、Fe は他の添加元素、不純物に関係なく、2S<sup>1)</sup>, 3S<sup>2~3)</sup> にみられたごくセル境界で共晶を形成しており加熱の影響は受けない。この Fe を含む共晶は 2S, 3S と同様、X 線マイクロアナライザーによる分析からは Al<sub>3</sub>Fe, Al<sub>12</sub>Fe<sub>3</sub>Si とさらにこれらに加えて Mg を含むものも観察された。この Mg を含む Fe 系の共晶は他の 2 種と異なるというよりは Mg を固溶していると考えた方が良いと思われる。一方 450°C 以下でみられた Mg, Si の強く偏析しているセル境界では 63S の含む Mg, Si の量からみて Mg<sub>2</sub>Si の共晶物、析出物<sup>4)</sup>が存在していると考えられる。250°C から 450°C での加熱により起るマトリックス中の微細析出物は 2S にみられる Al-Fe-Si 系のものも存在すると思われるが、大部分は Mg 系のものと考えられる。このことはこの温度範囲における導電率の増加が 2S にみられる增加より数倍大きなものでマトリックス中の固溶の減少すなわち析出の大きいことを示していることからも言えよう。マトリックス中の Mg の微細析出物としては Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>8</sub>Mg<sub>5</sub>, Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>等<sup>4)</sup>が考えられる。

63S は 2S, 3S に比べ多くの Si を含んでいるため加熱温度により状態は異なるが、すべての加熱条件で Si の偏析がみられた。しかし Si のみ単独で偏析することではなく Si が析出する場合 Fe あるいは Mg と結びつき起きている。このことは Si の特徴と言えよう。

導電率の変化についてみると加熱温度の低い 350°C の場合、導電率の増加の始まりおよび飽和値となるのが、加熱温度の高い 580°C の場合はより早い時間で起きている。このことはマトリックス中の固溶量の減少をもたらす各添加元素、不純物の析出あるいは固溶での拡散距離の異なることを示していると言える。すなわち温度の低い 350°C の場合は微細析出物の形成がなされ各元素は短い距離の拡散により固溶量を減少させることが出来る。これに対し高い加熱温度の 500°C の場合は長い距離の拡散による各元素の移動により導電率が変化したと言える。63S の場合、鋳造のままに比べ 580°C で加熱した鋳塊のマトリックス中の各元

素の濃度はほとんど変りなく微細析出物もみられないことから、この温度では導電率の増加は固溶量の減少以外の原因があると考えた方がよい。この原因の一つとして鋳造のままでみられる Mg, Si のマトリックス中にみられるゆるやかな偏析が 580°C での加熱により消滅し均一化しそのためとも考えられる。すなわちゆるやかな偏析を消滅させるためには微細析出物形成よりはるかに長い距離の移動が必要となることとも一致する。しかしこれについてはさらに十分な検討が必要であろう。

## 5. 結論

63S 鋳塊中に含まれる添加元素および不純物の加熱時の挙動について X 線マイクロアナライザー、その他による観察、測定の結果、つぎのことがわかった。

1) Mg は鋳造のままで一部 Si とともに Mg<sub>2</sub>Si と思われる共晶物をセル境界に形成しているが大部分はマトリックス中に固溶し存在しており、250°C から 450°C での加熱により一部はマトリックス中に微細析出物を、一部は共晶に似た大きい析出物をすでに存在する共晶近傍のセル境界に Si とともに形成する。さらに高い温度での加熱により Mg は鋳塊全体にほぼ一様に分散し固溶する。

2) Si は鋳造のままで一部は Fe または Mg を含む共晶物の中に強く偏析し共存しており、残りはマトリックス中にゆるやかな偏析を示し固溶している。350°C 近傍での加熱によりマトリックス中の Si は Fe を含む共晶へ移行して行き、一部は Mg とともにセル境界で大きい析出物を形成し、残りの Si はマトリックス中で Mg とともに微細析出物を形成する。さらに高い温度での加熱により、Fe を含む共晶よりマトリックス中への移行および Mg 系共晶等の消滅によるマトリックス中への排出により、偏析が弱くなり大部分がマトリックス中で固溶する。

3) 鋳塊中に含まれる Fe の大部分は鋳造のままで、一部は Si も含みセル境界で共晶物を形成しており、ごく微量がマトリックス中に固溶している。加熱されても Fe の共晶物とマトリックス間の移行はみられないが、マトリックス中に含まれる Fe は 350°C 近傍での加熱で、微細析出物を形成するものと思われる。

## 文 献

- 1) 広沢栄一、直江正久：本誌、10(1969), 14
- 2) 広沢栄一、直江正久：本誌、11(1970), 61
- 3) 広沢栄一、直江正久：軽金属、20(1970), 283
- 4) H. Haneman and A. Schrader: *Teräre Legierungen des Aluminium* (1952)
- 5) J. T. Theler and H. Bichsel: Metall., 21(1967), 195

P  
211

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 11 No. 4 OCT., 1970

---

## アルミニウム合金の摩擦溶接に関する研究

杉山禎彦

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウム合金の摩擦溶接に関する研究\*

杉山禎彦\*\*

## Study on Friction Welding of Aluminum Alloys

by Yoshihiko Sugiyama

This study is concerned with the friction weldability of various aluminum alloys mainly used as bars. Specimens were butt-welded under the conditions of welding parameters as shown in Table 3, and then examined by tensile and bending tests together with hardness test, metallography and X-ray diffraction analysis.

The results obtained were as follows:-

- 1) Under the condition of constant rotational speed, heating and upsetting pressures, the total upset (defined as the difference in the lengths of specimen before and after welding) increased proportionately with heating time.
- 2) The tensile properties of welds were well correlated with the total upsets regardless of the combination of heating and upsetting pressures as far as this experiment was concerned; generally tensile strengths of welds reached to the maximum value in some ranges of total upset and then slightly decreased.
- 3) The use of an upsetting pressure above a heating pressure was preferable, though welds could be made with the same heating and upsetting pressures.
- 4) The limited experiment indicated that 4000 rpm appeared to be better than 2400 rpm as a rotational speed.
- 5) Tensile properties of welds were mainly affected by heating time and upsetting pressures and little by heating pressure. Therefore heating time or total upset should not be kept higher than required, especially for heat treatable alloys.
- 6) Tensile properties of welds in non-heat-treatable alloys generally fell to those of annealed parent metals, but hardness of weld zone was slightly higher than that of the heat affected zone possibly due to work hardening.
- 7) Tensile strength of weld in heat-treatable alloys were reasonably high with sufficient elongation.
- 8) The bending test showed that welds had comparatively high ductilities.
- 9) Though due to high temperature deformation the structures of welds especially in heat-treatable alloys were complicated comparing with usual fusion welds, solid solution and insignificant overaged zones were observed in the heat affected zone, in which fusion zone was not observed.
- 10) Weld zone had the convex lens shape with thin part in center whose shape and width were affected to some degrees by welding condition. The structure of the weld zone was extremely uniform and fine-grained in comparison with the parent metal as a result of the severe amount of work in this region at high temperature. X-ray diffraction patterns also indicated that this structure was resemble closely to that of shearing zone in extruded materials.

### 1. はじめに

1950年代にソ連において摩擦現象を積極的に金属の接合に利用することが試みられて以来<sup>1)</sup>、摩擦溶接法の進展は目ざましいものがあり、今日では実用的な溶接装置が市販されるとともに、数多くの実用例が紹介されるに至っている。

摩擦溶接に関する内外の報告は非常に多く見られるが、その大部分は鋼や特殊鋼を対象としたもので、ここに述べ

るアルミニウムおよびその合金については、異種金属の接合に関する報告<sup>2,3)</sup>の他には、わずかに 2024-T4 および 7075-T6 合金の溶接性<sup>4)</sup>やトルク曲線に関連して接合機構<sup>5)</sup>が検討されているに過ぎない。

このようにアルミニウムおよびその合金についての研究報告が少ない一因は、現在のところ摩擦溶接の対象となるような形状あるいは寸法を有するアルミニウム（合金）棒の利用分野が比較的少ないとあるものと思われるが、反面信頼すべき接合法の確立こそアルミニウム（合金）棒の需要の拡大に必要であるということができる。

\* 溶接学会1966年秋季全国大会において一部発表

\*\* 研究部

Table 1 Chemical compositions of parent metals.

Parent metal	Chemical composition, %									
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Others	Al
1100	0.05	0.10	0.36	0.03	<0.01	<0.01	0.02	0.01	—	R.
5052	<0.01	0.09	0.90	<0.01	2.41	0.24	0.01	0.01	—	R.
5083	0.03	0.13	0.23	0.70	4.34	0.21	0.02	<0.01	—	R.
5056	0.02	0.10	0.24	0.12	4.87	0.11	0.01	0.01	—	R.
2011	5.50	0.07	0.15	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	Pb 0.47 Bi 0.51	R.
2317	3.81	0.03	0.08	0.55	0.48	<0.01	<0.01	<0.01	—	R.
2027	4.55	0.23	0.24	0.59	1.60	<0.01	0.12	<0.01	—	R.
6151	0.01	1.05	0.11	<0.01	0.64	0.26	<0.01	<0.01	—	R.
Al-Zn-Mg	0.39	0.07	0.19	0.01	1.91	0.23	5.73	0.01	—	R.

そこで本報では、棒としての利用範囲の広い主要アルミニウム合金の摩擦溶接性を、主として接合条件、継手の機械的性質および組織などの点から検討した。

## 2. 実験方法

母材には直径 13~20mm の質別の異なる純アルミニウム、 Al-Mg、 Al-Cu-(Mg)、 Al-Mg-Si および Al-Zn-Mg 合金押出棒を用いた。母材の化学成分および機械的性質をそれぞれ Table 1 および 2 に示す。

Table 2 Mechanical properties of parent metals.

Parent metal (Diam.)	Tensile strength, Kg/mm <sup>2</sup>	Yield strength, Kg/mm <sup>2</sup>	Elongation, %
1100-F (16 mmφ)	11.5	11.2	25
5052-O (20 mmφ)	18.5	7.0	35
5056-F (20 mmφ)	39.7	33.4	14
5053-F (20 mmφ)	38.2	29.0	18
5083-F (20 mmφ)	42.9	37.4	10
2011-T3 (14 mmφ)	38.7	34.1	14
2011-T4 (20 mmφ)	31.3	13.3	32
2017-T3 (15.7 mmφ)	53.7	37.5	17
2017-T4 (16 mmφ)	37.6	23.1	23
2024-T4 (16 mmφ)	51.8	33.0	22
6151-T6 (16 mmφ)	30.7	28.3	13
6151-T4 (20 mmφ)	23.4	12.3	35
Al-Zn-Mg-T4(13 mmφ)	45.2	—	—
Al-Zn-Mg-T4(20 mmφ)	45.5	29.5	11

接合面の前処理については、アルミニウム合金に対して化学的に清浄にした場合に、良好な結果が得られたという報告<sup>4)</sup>もあるが、本実験では、あらかじめ NaOH→HNO<sub>3</sub> 洗浄を行なった母材の接合端面を旋盤で仕上げて、アセトンで脱脂してから溶接を行なった。

溶接に際しては、母材の一方を固定し、他方をこれに突合せて比較的低い加圧状態で回転させ、摩擦熱により突合せ面が所望の温度に達したときに、回転を停止させると同時に加圧力を高める方法を用いた。実験に用いた溶接過程の概略を Fig. 1 に示す。ここでアプセット圧  $P_u$  のかかる時間は 2~3 sec である。

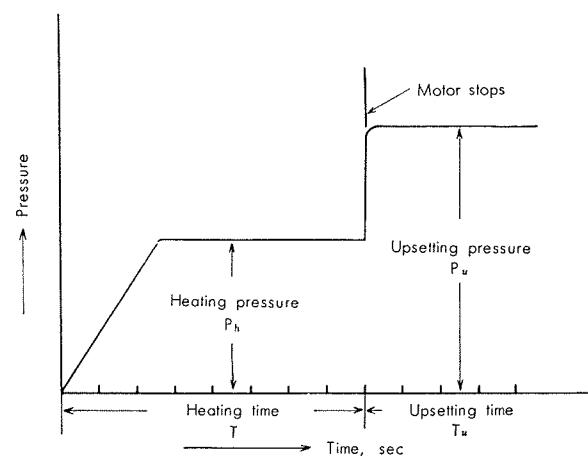


Fig. 1 Schematic cycle of friction welding.

溶接条件としては Table 3 に示したように、回転速度 R. S. を 4000 rpm (一部 6151 合金に 2400 rpm を使用) の一定として、加熱圧  $P_h$ 、アプセット圧  $P_u$  および加熱時間  $T$  をそれぞれ変化させた。

このようにして得られた溶接部について、まずアプセット量と溶接条件とくに加熱時間との関係を求め、ついで継手の引張り強度をアプセット量で整理した。さらに一部の継手について曲げ性および硬さ分布を調べ、継手のマクロおよびミクロ観察を行なうとともに、二、三の継手について X 線回折により接合部の組織を検討した。

## 3. 実験結果ならびに考察

### 3.1 アプセット量

ここにいうアプセット量とは溶接前の供試材の全長  $l$  が溶接後  $l'$  に变成了ときの長さの差、すなわち  $\Delta l = l - l'$  の  $\Delta l$  をいう。

Fig. 2 は直径 14mm の 2011-T3 合金継手についてアプセット量における加熱圧、アプセット圧および加熱時間の影響を示す。なお回転速度は 4000 rpm である。図によれば、加熱圧およびアプセット圧が一定の条件では、アプセット量は加熱時間の増加とともに直線的に増加する。しかし増加の割合は加熱圧およびアプセット圧によって異なり、とくにアプセット圧がアプセット量に著しく影響する。

Table 3 Experimental ranges of welding parameters for friction welding of aluminum alloys.

Parent metal	Diam. of parent metal, mm	Welding parameters			
		P <sub>h</sub> , Kg/mm <sup>2</sup>	P <sub>u</sub> , Kg/mm <sup>2</sup>	T, sec	Rotational speed, rpm
1100	16	1.8	4	2, 2.5, 3, 4	
		2.3	6	3	
		2	6	1.5, 2, 2.5, 3	4000
5052	20	3	5.5	6, 7	4000
5083	20	3	5.5	7	4000
5053	20	2	4	10	
		3	5.4	5, 6, 7, 8, 9	
		3	5.5	7	
		4	5.8	4, 6, 8	
2011	14	2	6	2, 4, 6, 8, 10	
		2.5	10	2, 4, 6, 8, 10	
		3.5	5.5	3, 5, 7, 9	4000
2017	15.7	3.2	9.8	4, 4.5, 5	
		7	9.8	3, 3.5, 4, 5	
		16	9.8	4	4000
2024	16	5	9.8	4	
		6	9.8	5	
		7	9.8	5.5	4000
6151	16	2	5.5	5, 6, 7	
		3	5.5	3.5	
		4	5.5	4	
		4.5	5.5	4.5	
	20	2	5.5	5, 5.5, 6	
		3	4.5	6	2400
Al-Zn-Mg	13	2	5.5	4, 4.5, 5, 6	
		3	5.5	5, 7, 10	
		4	5.5	5, 10, 15	4000
	20	4	4.5	4, 7, 10	
		6	4.5	3, 4, 5	4000

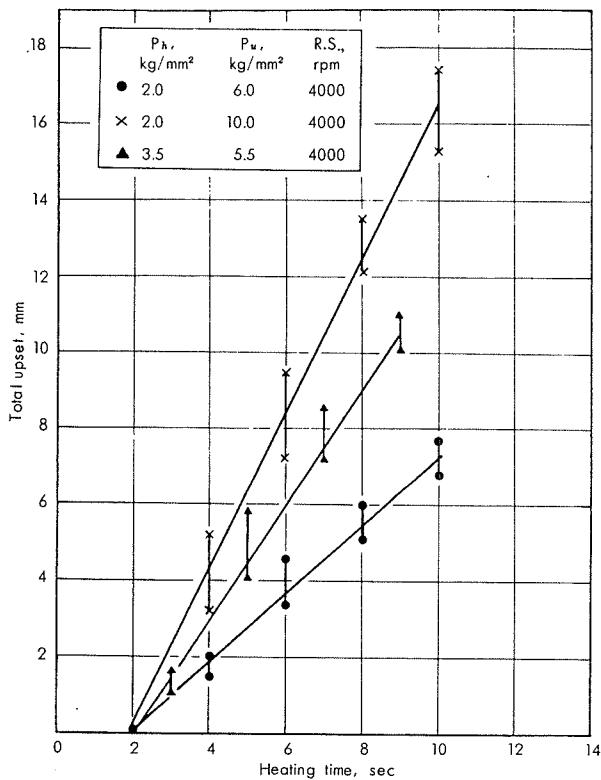


Fig. 2 Relation between total upset and heating time in friction-welded 2011-T3 aluminum alloy (14 mmφ).

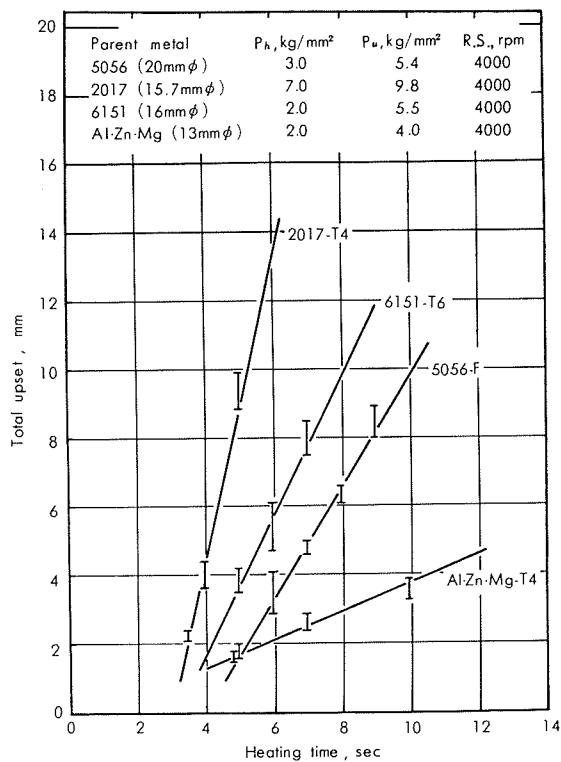


Fig. 3 Relation between total upset and heating time in friction-welded aluminum alloys.

Fig. 3 は同様に 2017-T4(15.7mmφ), 5056-F(20mmφ), 6151-T6(16mmφ) および Al-Zn-Mg-T4(13mmφ) 合金継手について、アプセット量と加熱時間との関係を示したものである。加熱時間とともに直線的にアプセット量が増加するのは上述の通りであるが、ここではそれぞれの合金に対して加熱圧およびアプセット圧が一定でないために、合金間のアプセット量の差異を比較することができない。しかしおよその傾向として、強度の低い合金ほど、またアプセット圧が高いほど、アプセット量が大きい。

### 3・2 継手の引張性質

溶接のままである引張試験に際して継手のばりのために正しい結果が得られず、また実用的にもばりのついた状態で継手を使用することはほとんどないので、J I S 4号試験片を作成して引張試験を行なった。したがって以下に示す試験結果における耐力および伸びは、とくに断らない限り、標点距離 50mm にて測定したものである。

摩擦溶接における溶接条件の主因子は回転速度、加熱圧、アプセット圧および加圧時間であり、溶接の結果として生ずるアプセット量はこれらの関数である。しかし本実験の範囲では、これらのうち加熱時間とアプセット量が他の条件が一定の場合に直線的関係にあること以外に、アプセット量と条件因子との関係を詳しく検討していない。したがって継手の性質をアプセット量によって整理することに幾らか問題はあるが、本実験では一応アプセット量を主要因子として継手の引張性質との関係を求めた。

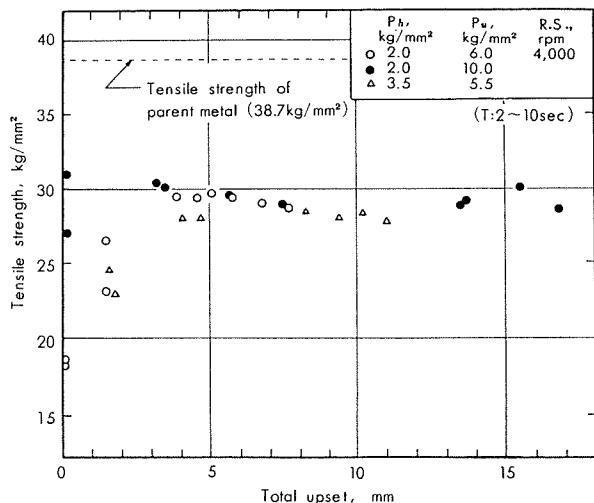


Fig. 4 Relation between total upset and tensile strength of friction welds in 2011-T3 aluminum alloy (14 mmφ, tested 2 weeks after welding).

### 3・2・1 純アルミニウム (1100-F)

純アルミニウムに対しては、引張強さとアプセット量との関係が得られるほど溶接条件を広く変えていないが、限られた実験によれば、純アルミニウムは溶接に際してばかりの発生が多いので、加熱時間を短かくとったほうがよいようである。一例として、直径16mmの1100-Fアルミニウム(Table 2)を回転速度4000 rpm, 加熱圧1.8kg/mm<sup>2</sup>, アプセット圧4kg/mm<sup>2</sup>, 加熱時間2.5secで溶接した継手の引張強さ、耐力および伸びはそれぞれ平均10.0kg/mm<sup>2</sup> (継手効率87%), 7.7kg/mm<sup>2</sup>, 22%であり、軟質材のやや高目の強度を示した。なお、これらの継手の平均アプセット量は5.3mmであった。

### 3・2・2 Al-Cu合金

#### (1) 2011合金

直径14mmの2011-T3合金継手の引張強さとアプセット量との関係をFig. 4に示す。なお、図に示した値は溶接後2週間経過してから測定して得られたものである。図によれば、加熱圧およびアプセット圧がそれぞれ2.0および10.0kg/mm<sup>2</sup>, 加熱時間2secの条件による継手が少ないアプセット量(0.2mm)にもかかわらず、比較的高い引張強さ(31.0, 27.0kg/mm<sup>2</sup>)を示したのを除けば、アプセット量が約3mm以上の継手は加熱圧—アプセット圧の組合せに関係なく、27.8~30.4kg/mm<sup>2</sup>(継手効率71.8~78.5%)の引張強さを示した。なお図示していないが、これらの継手の伸びは8~13% (標点距離38mm)であった。

Fig. 4の継手の引張強さおよび伸びを加熱時間で整理するとFig. 5のようになる。すなわちいずれの加熱圧—アプセット圧の組合せでも、ある加熱時間までは時間とともに継手の引張強さおよび伸びがともに増加するが、それ以上時間が増しても大きくならない。また図によれば引張強さの高い継手では伸びが比較的大きく、母材で破断して

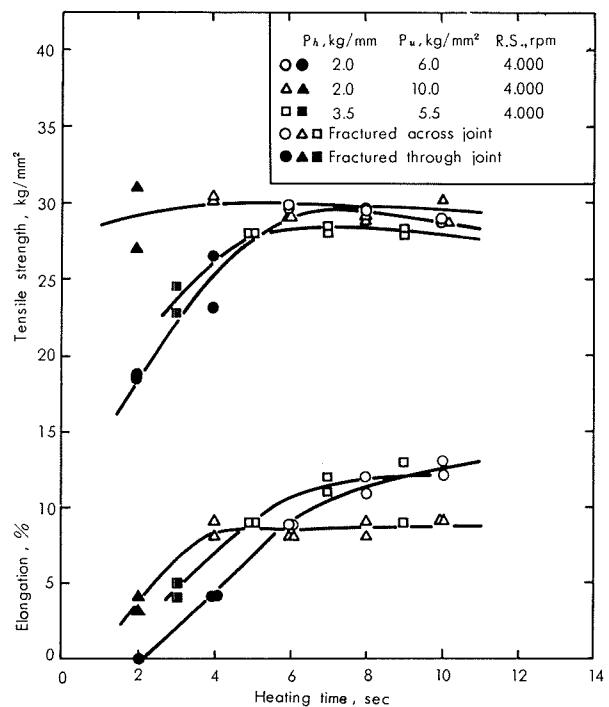


Fig. 5 Effect of heating time on the tensile strength and elongation of friction welds in 2011-T3 aluminum alloy (14mmφ, tested 2 weeks after welding).

いる。先にFig. 2に示したように、アプセット量は加熱時間に比例するので、Fig. 4および5は引張強さに関してほぼ同様な傾向を示している。

上述の僅か0.2mmのアプセット量にもかかわらず31.0kg/mm<sup>2</sup>の引張強さを示した継手の伸びは4%で低く、また後述の曲げ性にも劣っていたので、良好な継手とはいえない。したがって継手の引張強さおよび伸びからみれば、溶接条件としてアプセット量4~5mm、あるいは少なくとも4sec以上の加熱時間が必要である。この条件による継手の引張強さは圧延あるいは冷間仕上げによる2011-T3棒の規格値(引張強さ31.6kg/mm<sup>2</sup>以上)にややおよばないが、T4あるいはT451棒の規格値(引張強さ28.1kg/mm<sup>2</sup>以上)とほぼ同程度である。しかし伸びは規格値16%以上を下回る。

#### (2) 2017合金

直径15.7mmの2017-T3合金継手の引張性質とアプセット量との関係をFig. 6に示す。試験片の数が少ないが、アプセット量の増加とともに引張強さおよび伸びがともに増し、さらにアプセット量が増えると、引張性質がやや低下する傾向が認められる。加熱圧—アプセット圧の組合せは二通りであるが、アプセット圧9.8kg/mm<sup>2</sup>の継手についてみれば、加熱圧3.2および7.0kg/mm<sup>2</sup>の差は認められない。継手の引張強さおよび耐力は比較的高く、アプセット量約2mm以上あるいは加熱時間3.5sec以上の継手でそれぞれ44.9~47.7kg/mm<sup>2</sup>(継手効率84~89%), 30.8~35.5kg/mm<sup>2</sup>であり、圧延あるいは冷間仕上げの棒に対

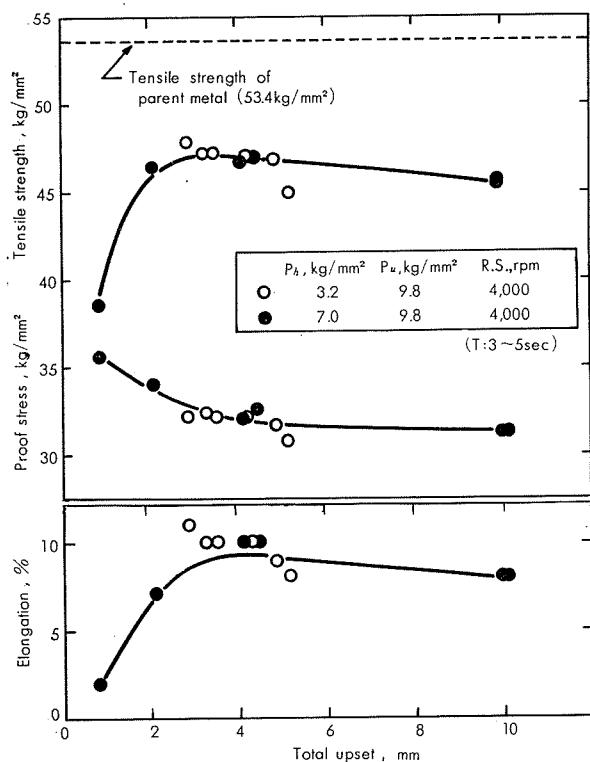


Fig. 6 Relation between total upset and tensile properties of friction welds in 2017-T3 alloy (15.7 mm $\phi$ , tested 2 weeks after welding).

するT4材の規格値(引張強さ38.7kg/mm $^2$ 以上、耐力22.5kg/mm $^2$ 以上)をかなり上回っている。なお、引張試験における破断は引張強さ47.0kg/mm $^2$ を示した継手が接合部から母材にかけて生じた以外すべて接合部で破断した。

その他直径16mmの2017-T4合金に対しても加熱圧5kg/mm $^2$ 、アプセット圧9.8kg/mm $^2$ 、加熱時間4secで溶接を行なったが、この条件におけるアプセット量は4.7~5.6mmで、継手の引張強さ、耐力および伸びはそれぞれ平均35.1kg/mm $^2$ (継手効率93%)、20.5kg/mm $^2$ 、20%を示し、いずれも母材で破断した。

### (3) 2014, 2024合金

2014および2024合金に対しては、特定の条件のみで溶接を行なった。すなわち直径16mmの2024-T4合金(Table 2)を加熱圧7kg/mm $^2$ 、アプセット圧9.8kg/mm $^2$ 、加熱時間5.5secで溶接した場合のアプセット量は2.7mmで、溶接3週間後の継手の引張強さ、耐力および伸びはそれぞれ44.1kg/mm $^2$ (継手効率85%), 31.8kg/mm $^2$ , 5%であった。なおこの値は圧延あるいは冷間仕上げされた引張強さおよび伸びの規格値(引張強さ43.6kg/mm $^2$ 以上、耐力29.5kg/mm $^2$ 以上)を満足する。

なお、直径16mmの2014合金(質別不明)に対しても同じ加圧条件により加熱時間4.5secで溶接したが、継手の溶接1ヶ月後の引張強さおよび伸びはそれぞれ44.2kg/mm $^2$ および10%を示し、引張強さはT4材の規格値(引

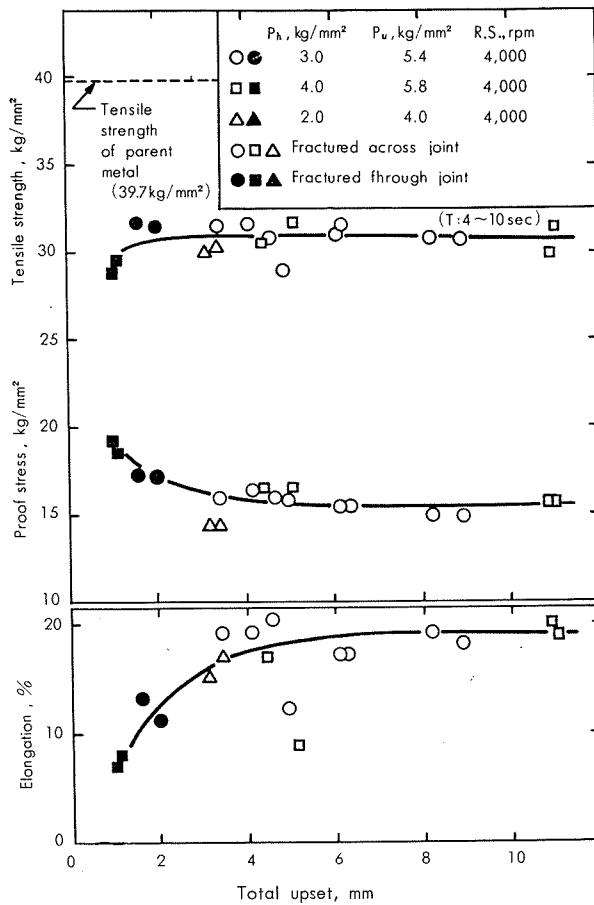


Fig. 7 Relation between total upset and tensile properties of friction welds in 5056-F alloy (20 mm $\phi$ ).

張強さ38.7kg/mm $^2$ 以上)を上回った。

### 3・2・3 Al-Mg合金

#### (1) 5056合金

直径20mmの5056-F合金継手の引張性質とアプセット量との関係をFig. 7に示す。図によれば、アプセット量が1mmの継手でも母材の軟質材程度の引張強さを示している。この継手は耐力がやや高く、伸びが7~8%で幾らか低いが、母材の伸び(10%)に比べてそれほど低下していないので、接合部は健全であるとみなされる。なお、破断は接合部で生じた。さらにアプセット量が増して3mm以上になるような条件すなわち加熱時間が6sec以上による継手では、破断は接合部を横切って母材を通り、73~80%の継手効率が得られた。同時に耐力がやや下り、伸びは20%に達する。これらの結果およびつぎに述べる5052および5083合金の継手強度からみて、非熱処理合金継手では、接合時に高温塑性域が接合部外に押出されても、継手強度は母材のほぼ軟質材程度にまで低下することが明らかである。しかし通常の余盛を除去した溶融溶接継手において、母材と溶接金属の化学成分がほぼ同じ場合に、一般に溶接金属で破断するのと異なり、摩擦溶接継手では上述のように接合部を横切って破断する。これは後で硬さ分布の項で示すとく、接合部の強度が母材の軟質材に比べて幾らか

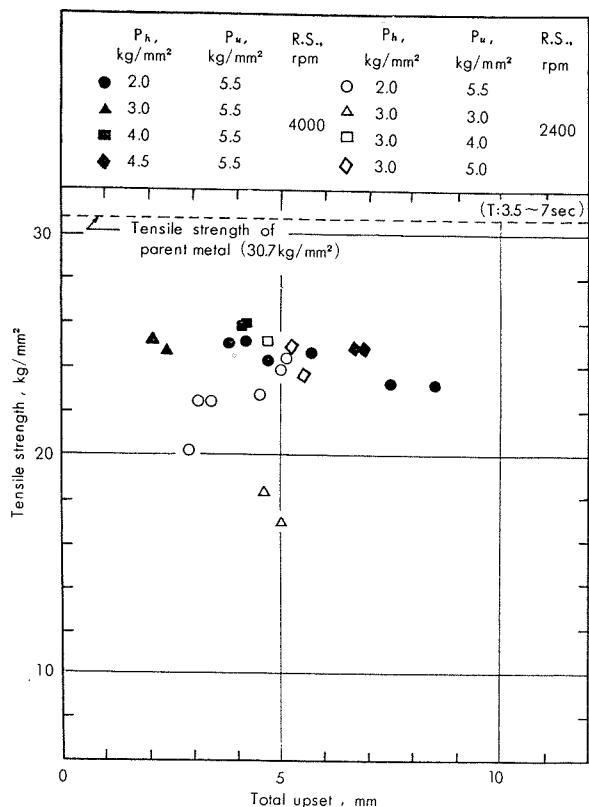


Fig. 8 Relation between total upset and tensile strength of friction welds in 6151-T6 alloy (16 mmφ, tested 2 weeks after welding).

高いことによるものと思われる。

## (2) 5052, 5083合金

5052および5083合金に対しては特定の条件のみで溶接を行なった。直径20mmの5052-O合金(Table 2)を加熱圧3.0kg/mm<sup>2</sup>、アプセット圧5.5kg/mm<sup>2</sup>、加熱時間6secで溶接した継手のアプセット量は5.7mmで、平均引張強さ、耐力および伸びはそれぞれ19.2kg/mm<sup>2</sup>(継手効率104%), 8.3kg/mm<sup>2</sup>および34%であった。一方5083-F合金(Table 2)を同じ加圧条件で加熱時間7secにより溶接した継手のアプセット量は6.2mmで、平均引張強さ、耐力および伸びはそれぞれ34.4kg/mm<sup>2</sup>(継手効率80%), 16.4kg/mm<sup>2</sup>および14%であった。なお、これらの試験片はすべて接合部を横切って破断した。

## 3・2・4 Al-Mg-Si合金(6151合金)

直径20mmの6151-T6合金継手について、アプセット量と継手の引張強さ(溶接2週間後)との関係をFig. 8に示す。この供試材に対しては、回転速度として4000rpmの他に2400rpmをも用い、加熱圧—アプセット圧の組合せも広範囲ではないにしても、比較的多く選んだ。したがって継手の引張性質におよぼす溶接条件因子の影響をある程度評価することができる。

まず加熱時間については、回転速度4000rpm、加熱圧2.0kg/mm<sup>2</sup>、アプセット圧5.5kg/mm<sup>2</sup>で、加熱時間を5~7secにえた条件による継手の引張強さは加熱時間あるいはアプセット量の増加とともに、幾らか下る傾向がみ

られる。図ではほん雑さを避けるために耐力および伸びを省いてあるが、たとえば、加熱時間5sec(アプセット量4.2mm)で引張強さ25.1kg/mm<sup>2</sup>の継手の耐力および伸びはそれぞれ17.3kg/mm<sup>2</sup>, 7%で接合部で破断したのにに対し、加熱時間7sec(アプセット量8.5mm)で引張強さ23.2kg/mm<sup>2</sup>を示した継手の耐力および伸びは14.5kg/mm<sup>2</sup>, 9%で破断は接合部から母材を通って生じた。このように加熱時間の増加とともに引張強さがやや下り伸びが幾らか増すのは、後述の硬さ分布あるいは組織に示すように、熱影響部の増加が原因しているものと思われる。

つぎに同じく回転速度4000rpmの継手について、加熱圧2~4.5kg/mm<sup>2</sup>、アプセット圧5.5kg/mm<sup>2</sup>、加熱時間3.5~7secの範囲で、加熱圧の影響をみると、ここでは加熱時間が一定でないので正しい比較はできないが、加熱圧は上記の範囲で引張強さにはほとんど影響しないようである。

一方回転数2400rpm、加熱圧3.0kg/mm<sup>2</sup>、加熱時間6sec(アプセット量3.9~6.2mm)の条件で、アプセット圧の影響をみると、加熱圧と同じ3.0kg/mm<sup>2</sup>のアプセット圧を用いた継手は、アプセット量が多い割には引張強さが低いが、アプセット圧が4.0および5.0kg/mm<sup>2</sup>に至ると、引張強さが比較的高くなっている。したがって加圧条件としては、加熱圧より高いアプセット圧が望ましいといえる。

なお、回転数の差は明らかでないが、加熱圧2.0kg/mm<sup>2</sup>、アプセット圧5.5kg/mm<sup>2</sup>の継手によれば、図から推定されるように2400rpmの継手は4000rpmのものより、高い強度の得られる範囲が幾らかアプセット量の大きい側によっているのかも知れない。このことは回転速度の速いほど接合面の到達温度が高いこと<sup>⑤</sup>からも推定できるが、回転速度は摩擦層の最高到達温度に影響しないという報告もあるので<sup>⑦</sup>、詳しくはさらに検討が必要である。本実験では全般的には図のように回転速度4000rpmのほうがすぐれているようであり、この場合の継手の引張強さおよび伸びはそれぞれ23.2~25.9kg/mm<sup>2</sup>(継手効率76~84%), 4~11%であった。

また6151-T4合金では限られた条件ではあるが、直径20mmの供試材(Table 2)を回転速度4000rpm、加熱圧2.0kg/mm<sup>2</sup>、アプセット圧6.0kg/mm<sup>2</sup>で溶接した継手(アプセット量4.5mm)は引張強さ21.5kg/mm<sup>2</sup>、耐力11.3kg/mm<sup>2</sup>、伸び27%を示し、92%の継手効率が得られた。

## 3・2・5 Al-Zn-Mg合金

直径13mmのAl-Zn-Mg-T4合金継手のアプセット量と引張強さ(溶接1ヶ月後)との関係をFig. 9に示す。図によれば、継手のアプセット量がほぼ同じ程度でも、溶接条件によって引張強さに差異が認められる。すなわち加熱圧およびアプセット圧がともに3.0kg/mm<sup>2</sup>で、加熱時間が5~15secの条件による継手の引張強さは29.8~37.2kg/mm<sup>2</sup>(継手効率66~82%), 伸び3~5%で比較的低

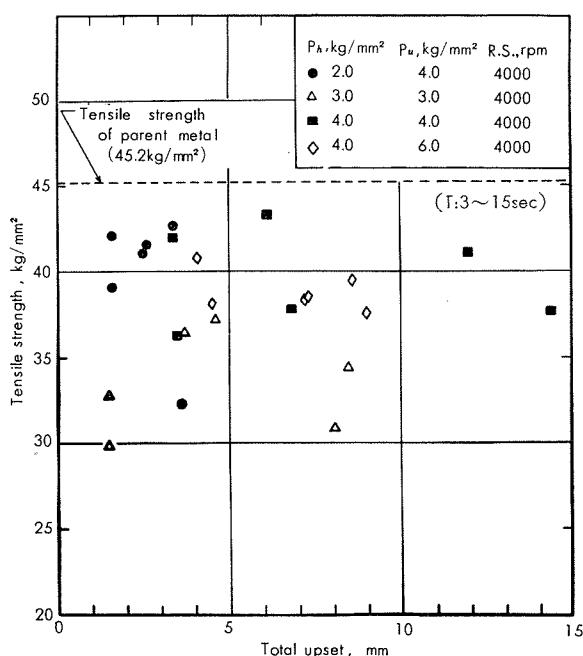


Fig. 9 Relation between total upset and tensile strength of friction welds in Al-Zn-Mg-T4 alloy (13mmφ, tested 1 month after welding).

く、すべて接合部で破断した。しかしながら、アプセット圧が同じでも、ともに $4.0\text{kg}/\text{mm}^2$ で、加熱時間が4~10secの条件では、引張強さ $37.7\sim43.3\text{kg}/\text{mm}^2$ (継手効率83~96%)、伸び5~10%を示し、破断は母材あるいは接合部から母材にかけて生じた。同じ加熱圧でさらにアプセット圧を $6.0\text{kg}/\text{mm}^2$ に上げ、加熱時間を3~5secにとった継手では、引張強さは $37.6\sim40.8\text{kg}/\text{mm}^2$ (継手効率83~90%)、伸び8~10%で、すべて母材で破断した。また加熱圧を比較的低く $2.0\text{kg}/\text{mm}^2$ にとり、アプセット圧 $4.0\text{kg}/\text{mm}^2$ 、加熱時間5~10secの条件で接合した継手では、ただ1本が $32.3\text{kg}/\text{mm}^2$ の比較的低い引張強さで母材で破断したが、他は引張強さ $39.1\sim42.7\text{kg}/\text{mm}^2$ (継手効率87~95%)、伸び7~8%を示し、ともに母材で破断した。

その他直径20mmのT4合金(Table 2)についても、加熱圧 $4.0\text{kg}/\text{mm}^2$ 、アプセット圧 $4.5\text{kg}/\text{mm}^2$ 、加熱時間7secで溶接したが、この継手のアプセット量は8mmで、溶接1ヶ月後の平均引張強さ $40.8\text{kg}/\text{mm}^2$ (継手効率90%)、耐力 $24.6\text{kg}/\text{mm}^2$ 、伸び12%の良好な引張性質が

得られた。

上述のごとく、他の系の熱処理合金継手では、引張試験において母材で破断したものはなく、強度の高い継手でも接合部から母材にかけて破断したが、本系合金ではかなり広い溶接条件範囲で、大部分の継手が母材で破断しその際の継手効率も高かった。熱処理合金の継手では合金の種類や質別によっては熱影響部に軟化域が生ずるので、母材破断が必ずしも継手の健全性を示す尺度にはならないが、上述の結果からみてAl-Zn-Mg合金は本実験に用いた熱処理合金の中では、摩擦溶接性のすぐれた合金であるといつてよい。その理由は後述の硬さ分布でも明らかのように、溶体化しやすく、自然時効性があるなどの本系合金の溶接上好ましい特長が生かされていることに他ならない。しかしながら、比較的広範囲な溶接条件において母材破断を生じても、強度にばらつきのみられるのに注意しなければならない。Fig. 9によれば、本系合金の継手強度も他の熱処理合金と同様に、アプセット圧および加熱時間の影響を受けている。したがって溶接条件としてアプセット圧を比較的高く少なくとも、 $4.0\text{kg}/\text{mm}^2$ 以上にとり、同時に加熱時間を10sec以下に抑えるべきであろう。

### 3・2・6 異種合金

本実験では、異種合金の溶接については限られた実験を行なったに過ぎないが、種々のアルミニウム合金の組合せに対して良好な結果が得られた。その一例を溶接条件とともにTable 4に示す。

一般に異種アルミニウム合金の溶融溶接においては、とくにAl-Cu系合金のように割れ感受性の大きい合金を接合する場合には、溶接割れ防止のために、継手の強度や延性をある程度保證しても、他系統の合金が溶加材として使用される。しかし摩擦溶接によれば、双方の合金が溶融・凝固の過程を経ないで接合されるので、母材の粒界溶融や接合部の割れなどの欠陥のない健全な継手が得られる。したがって引張試験においては、継手は強度の低い側の母材で破断し、伸びが比較的大きい。

溶接に際しては、たとえば純アルミニウムとAl-Cu合金の組合せのように、アルミニウム側からのばかりが著しく大きい場合には、溶接条件の選定がやや困難であるが、双方からのばかりが均衡するような母材の組合せでは溶接が容易である。

Table 4 Typical welding conditions and tensile properties of friction welds between dissimilar aluminum alloys.

Combination	Diam., mm	Welding condition					Tensile properties		
		P <sub>h</sub> , kg/mm <sup>2</sup>	P <sub>u</sub> , kg/mm <sup>2</sup>	T, sec	R. S., rpm	Total upset, mm	Tensile strength, kg/mm <sup>2</sup>	Elongation, %	Position of fracture
(2011-T3)-(Al-Zn-Mg-T4)	13	2.0	10.0	5	4000	7.1	29.8	10	2011 alloy
	13	2.0	10.0	5	4000	7.2	31.2	8	2011 alloy
	13	2.0	10.0	5	4000	6.9	31.1	8	2011 alloy
(1100-F)-(2011-T3)	13	2.0	6.0	3	4000	5.2	8.8	20	1100
(1100-F)-(Al-Zn-Mg-T4)	13	2.0	6.0	3	4000	7.6	10.1	20	1100

### 3・3 継手の曲げ性

上述の引張試験を行なったものと同じ溶接条件による試験片に対して、曲げ半径 30~50mm にて 180°形曲げ試験を行なった。なお、試験片はばかりを除去するために、溶接のままの継手の表面 1mm を面削した。溶接後曲げ試験までの日数は引張試験の場合と同様である。

本実験では継手に対してそれぞれ段階的に曲げ半径を変えずに、特定の曲げ半径についてのみ試験した。したがって中には曲げ半径が厳し過ぎてすべて接合部で破断した合金継手もあった。試験の目的は継手の曲げ性とともに接合部の健全性を評価することにあったが、熱処理合金や硬質の非熱処理合金では、熱影響の程度によって継手の延性が異なるので、曲げ試験で破断した継手が必ずしも健全性に劣るとはいえない。

以下各合金継手について試験結果を述べる。

#### 3・3・1 Al-Cu 合金 (2011, 2017合金)

直径 14mm の 2011-T3 合金継手に対しては、主として曲げ半径 50mm で試験したが、引張試験で接合部から母材を通じて破断し、8~13% の伸びを示した継手と同条件による継手のみが 180° の曲げに耐えた。これらの伸びの大きい継手に対しては、一部曲げ半径 30mm でも試験したが、大部分は接合部で破断した。

一方直径 15.7mm の 2017-T3 合金継手に対しても、同様に曲げ半径 50mm で試験した。母材そのものの強度が比較的高かったこともあり、結果的には試験が厳し過ぎて、良好な継手でも接合部で破断した。

#### 3・3・2 Al-Mg 合金 (5056合金)

直径 20mm の 5056-F 合金継手では、曲げ半径 50mm の試験で良好な結果が得られた。すなわち引張試験で接合部を横切って母材で破断し、約 15% 以上の伸びを示した継手と同条件による試験片はすべて 180° の曲げに耐えた。しかし平均引張強さ  $31.5 \text{ kg/mm}^2$ 、耐力  $17.1 \text{ kg/mm}^2$ 、伸び 12% が得られた条件による継手は曲げ試験で破断した。これは接合部が不健全であったことによるものではなく、接合部近傍の熱影響による軟化の程度が少なかったことによる。

#### 3・3・3 Al-Mg-Si 合金 (6151合金)

直径 20mm の 6151-T6 合金継手の伸びが比較的小さかったのは上述の通りである。この継手に対しては曲げ半径 50mm で試験したが、試験条件が厳し過ぎたために、平均伸びが 11% でもっとも高かった条件による継手でも、満足な結果が得られなかつた。

#### 3・3・4 Al-Zn-Mg 合金

直径 13mm の Al-Zn-Mg-T4 合金継手は、試験片の長さの関係から止むを得ず曲げ半径 30mm で試験した。上述のように本系合金継手は引張試験において母材破断したもののが多かったので、良好な結果が期待されたが、試験条件が適当でなかつたために、180° 曲げに至る前に大部分

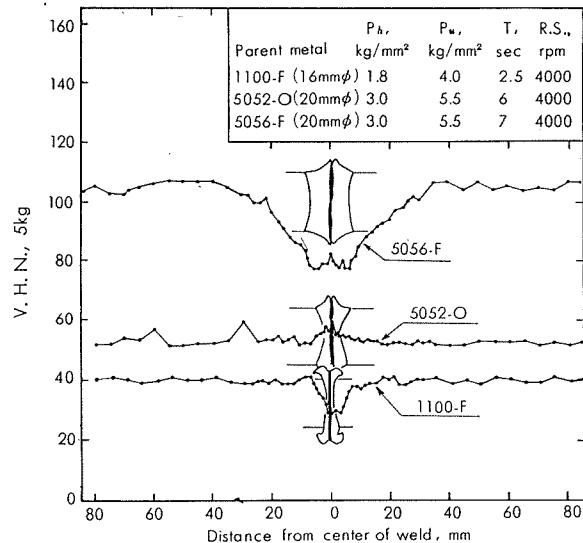


Fig. 10 Hardness distributions of friction welds in non-heat-treatable aluminum alloys.

が母材で破断し、曲げ性を評価することができなかつた。しかし母材で破断したことは、接合部が十分な曲げ性を有することを示している。

#### 3・4 継手の硬さ分布

各系合金の代表的な継手について、中心軸線に沿って測定した硬さ分布を溶接条件とともに、Fig. 10~12 に示す。図中の継手の概略図は後掲のマクロ組織にみられるように、マクロ的に明らかに組織変化の認められた領域を硬さと対比して示したものである。

まず、Fig. 10 は非熱処理合金として、1100-F アルミニウム、5052-O および 5056-F 合金継手の硬さ分布を示す。なお、図示していないが、5083-F 合金継手も 5056-F 合金と同様の挙動を示した。図にみられるごとく、1100-F および 5056-F 合金継手では、溶接による熱影響を受け接合部中心から前者では約 10mm、後者では約 35mm の領域にわたり、それぞれ原質部から接合部に向って硬さが徐々に下っている。ここで 5056-F 合金より 1100-F 継手のほうがこの領域がせまいのは、加圧条件および加熱時間がともに後者において少ないとされるものと思われる。一方 5052-O 合金継手では、予想されるごとく接合部近傍で硬さの低下は認められず、むしろいくらか硬さが増している。また注意してみれば、これらの非熱処理合金継手では、共通して接合部の中央をピークとする小さな“山”が接合部近傍にかけて存在している。このように接合部およびその近傍の硬さが母材の軟質材よりもいくらか大きいのは、アセット負荷時の加工硬化によるものであろう。

Fig. 11 は熱処理合金 2017-T4, 2024-T4 および 6151-T4 合金継手の溶接 2 週間後の硬さ分布を示す。図によれば、原質部そのものの硬さもかなりばらついているので、継手の硬さ分布のパターンを明確につかみがたい。しかしある程度ばらつきを無視すれば、これらの継手にはほぼ共通した硬さ分布がみられる。

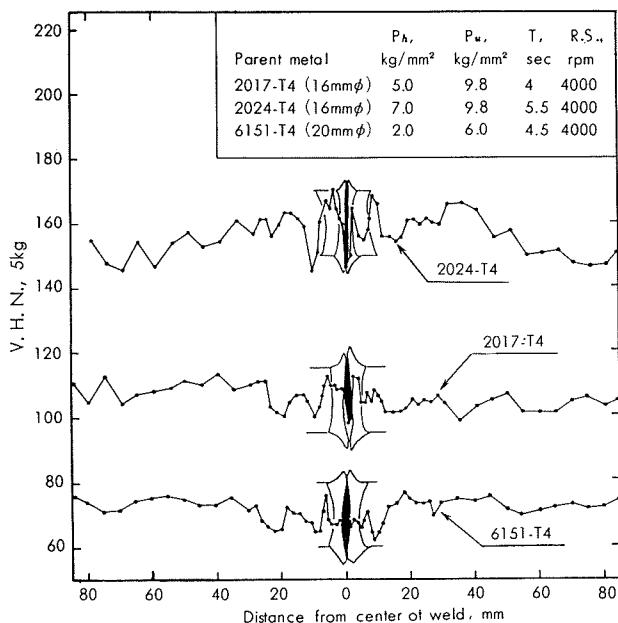


Fig. 11 Hardness distributions of friction welds in heat-treatable aluminum alloys.

接合部はその近傍に比べて硬さが低いが、原質部とほぼ同じかやや低い程度である。接合部に続いてその中心から5~10mmほどはなれて原質部よりいくらか硬さの高い領域が存在し、さらにその外側にやや硬さの低い領域がみられる。ただ2024合金継手では、接合部に続く硬さの高い領域を二分するように硬さの谷間のある点が注目される。原質部にもばらつきが大きいので、この谷間の存在をさらに確認する必要があるが、これに対応してマクロ組織にも明らかに二つの領域が存在するので、これを無視することはできない。

熱処理合金の溶融溶接部では、一般に溶接金属から原質部の間に溶融域、固溶域および過時効域が認められるが、上述の硬さ分布の起伏はこれらのうち接合部からそれぞれ固溶域、過時効域に相当するものとみなされる。なお、後述のごとく摩擦溶接部には溶融域は存在しない。しかしながら摩擦溶接部では、摩擦熱によって塑性域にまで加熱された金属は加圧により外部に押し出され、同時に接合部とその近傍は高温において強い加工を受けるので、この領域の挙動は溶融溶接部に比べてかなり複雑である。すなわちここでは加工硬化と再結晶が同時に伴なうはずであり、とくに後者は溶接サイクルの過程のどの位置でどのように作用するかが問題になろう。したがって本実験の範囲で上述の硬さ分布を説明するのはまだデータ不足であるが、一応つぎのように推察される。

まず継手において硬さ分布の起伏が通常の溶融溶接部よりも浅いのは溶接の熱影響が比較的少なく、また接合部とその近傍に加工硬化を伴なうからであろう。ここで熱影響の少ないのは接合部の到達温度が溶融溶接に比べて低く、さらに高温域が外部にばりとなって押出されることによるものであろう。なお、再結晶による軟化も無視できないが、

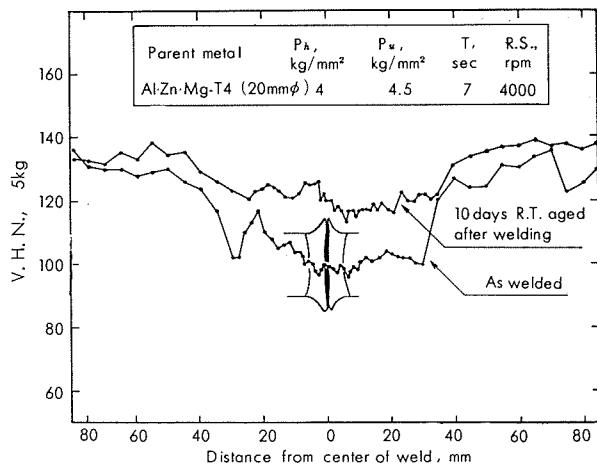


Fig. 12 Hardness distributions of friction welds in Al-Zn-Mg-T4 alloy.

熱処理合金継手では、接合部近傍において固溶・析出が起るので、硬さに与える影響は比較的少ないものと思われる。

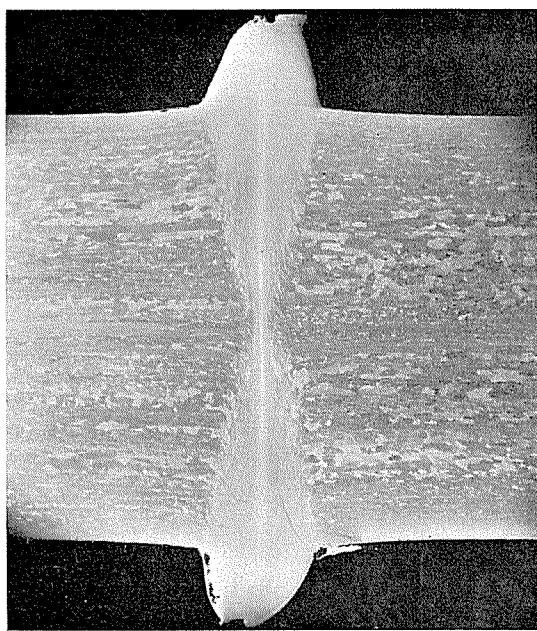
つぎに固溶域の硬さが原質部よりやや高いのは析出相の固溶と同時に加工硬化の影響を受けていることによるものと思われる。この場合当然固溶温度からの冷却速度も影響するが、冷却速度が溶融溶接部に比較してどの程度異なるかは現在のところデータがない。なお、一般には熱処理合金T4あるいはT6材の溶融溶接部の固溶域の硬さは原質部に比べて低いのが普通である。しかし上述の2024合金継手において、接合部近傍の固溶域に相当する領域が硬さの谷間によって二分されていた理由については、これのみで説明できず、恐らく再結晶現象が関係しているものと思われるが明らかでない。

固溶域の外側の過時効域は溶接による変形が認められないところもあるので、溶融溶接部のそれと変わらない。Fig. 11に示した合金はいずれもT4材であり、したがってG.P. zoneの溶解による復元現象と同時に一部その成長・粗大化が起っているものと思われる。もし母材がT6材であれば、この領域はより接合部側に顕著に現われるはずである。

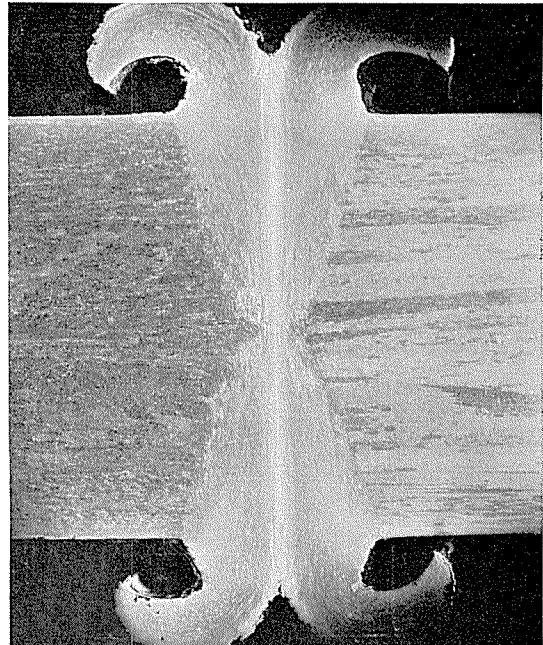
Fig. 12はAl-Zn-Mg-T4合金継手の硬さ分布を示す。溶接のままの状態では、熱影響部の幅は接合部中心から母材片側について約30mmほどで、上述の他の熱処理合金に比べてかなり広い。これは本系合金のG.P. zoneの溶解温度が比較的低いことによるものであろう。図にみられるように、熱影響部の硬さは溶接のままで母材の約83%ほどであったものが、溶接後10日経過すると、母材の約92%程度にまで回復している。また接合部の硬さも熱影響部と変らず、過時効域も認められない。図には溶接10日後までの硬さしか示していないが、さらに長時間放置すれば、先に継手の引張性質の項で示したように、熱影響部の硬さは母材と同程度にまで回復する。

### 3.5 継手のマクロ組織

継手のマクロ組織の数例をPhoto. 1~5に示す。

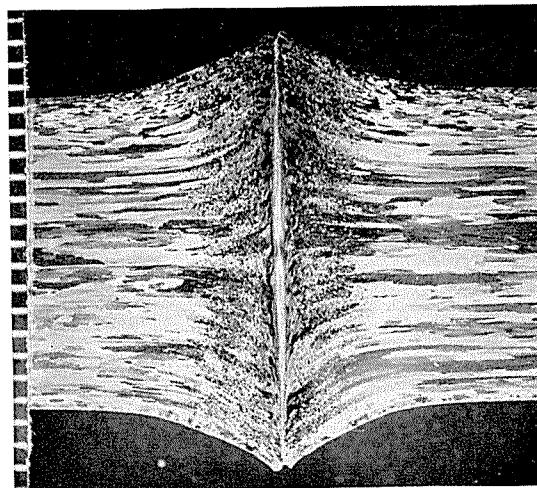


(A) Heating time : 1.5 sec  
Total upset : 4.7mm  
( $\times 5$ )



(B) Heating time : 3sec  
Total upset : 13.5mm  
( $\times 5$ )

**Photo. 1** Cross sections of friction welds in 16mm diam. 1100-F aluminum  
( $P_h$  : 2.0kg/mm<sup>2</sup>,  $P_u$  : 6.0kg/mm<sup>2</sup>, Rotational speed : 4000 rpm).



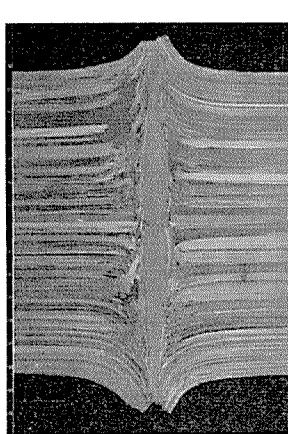
**Photo. 2** Photomicrograph showing cross section of friction weld in 14mm diam. 2011-T3 alloy  
( $P_h$  : 2.0kg/mm<sup>2</sup>,  $P_u$  : 6.0kg/mm<sup>2</sup>, Heating time : 10sec, Rotational speed : 4000rpm, Total upset : 7.4mm).

Photo. 1 は溶接条件として加熱時間のみが異なる直径16mm の 1100-F アルミニウム継手のマクロ組織を示す。摩擦熱により軟化し、同時に軸方向に加圧されて圧縮ねじり変形を受けた母材の高温域は母材径より外側に押し出されればりを形成する。そして軟化域は写真にみられるようにほぼX形に分布している。これは接合面の回転中心部で母材の受ける加工変形の度合がほとんどないことによるものと考えられる。当然のことながら軟化した金属は加熱時間とともに増加するが、同時に加圧によって高温域が逐次外部に押し出されるので、軟化域は加熱時間が長くなつても、

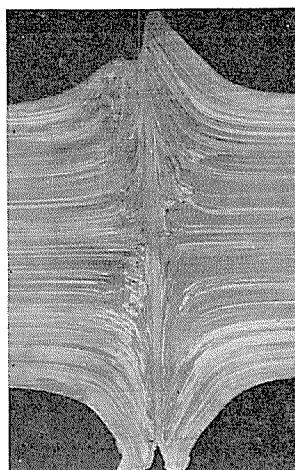
それほど広くはならない。先に3・2項で継手の機械的性質をアップセット量あるいは加熱時間で整理した場合に、これらの因子の比較的広い範囲にわたって機械的性質が低下しなかった原因是ここにあると考えられる。

純アルミニウムは強度が低く、延性が大きいので、双方の母材から一体となって生じたばりは Photo. 1 (B) に示すように、短かい加熱時間でも母材径より外部で再び二分されて、接合部から遠去かる方向に対称的に渦状に巻かれる。このとき接合部の周縁側も軟化した金属とともに、ばりの一部となって外部に押出され二分されている。このような挙動は Photo. 2 の 2011-T3 合金継手においても同様に認められるが、ばりは 10 sec の加熱時間でも表面に開口した突起となっているに過ぎない。また Photo. 2 によれば、接合部に隣接した領域がX状あるいは両面凹レンズ状に再結晶しているのがよくわかる。この傾向は母材に加工ひずみが存在する時にいっそう明瞭である。

接合部は全域にわたってある幅をもっており、その組織はあとでミクロ組織に示すように母材に比べて著しく微細である。なお、接合部内にはとくに欠陥もなく接合部は健全である。接合部の幅は加熱時間によって異なり、Photo. 1 の 1100 アルミニウム継手にもみられるように、加熱時間が 1.5 sec の場合には幅がせまいが、3 sec ではやや広い。またこれらの継手では接合部と母材の境界が不明確であるが、Photo. 2 の 2011 合金継手では境界が明瞭であり、それによれば接合部は中心がくびれた両面凸レンズ状をなしている。すなわち接合部の最大幅の部分は母材の回転軸中心から周縁の間に存在する。

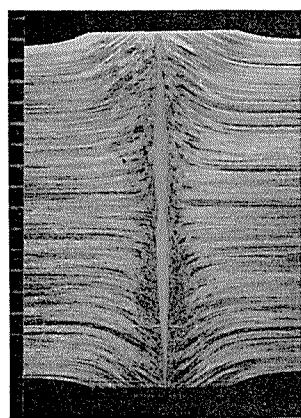


(A)  $P_h : 2.0 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 4.0 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 5sec  
 Rotational speed : 4000rpm  
 $(\sigma_B : 40.6 \text{ kg/mm}^2, \delta : 8\%)$

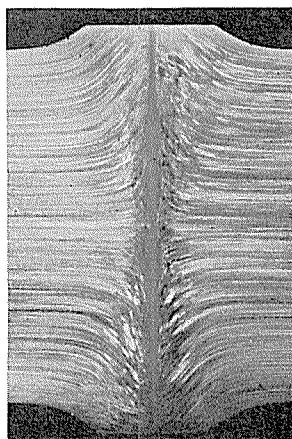


(B)  $P_h : 4.0 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 6.0 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 5sec  
 Rotational speed : 4000rpm  
 $(\sigma_B : 38.6 \text{ kg/mm}^2, \delta : 8\%)$

**Photo. 3** Effect of heating and upsetting pressures on the width of the fine grained zone in 13mm diam. Al-Zn-Mg-T4 alloy welds.



(A)  $P_h : 3.2 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 9.8 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 4sec  
 Rotational speed : 4000rpm  
 $(\sigma_B : 47.5 \text{ kg/mm}^2, \sigma_{0.2} : 32.4 \text{ kg/mm}^2, \delta : 11\%)$

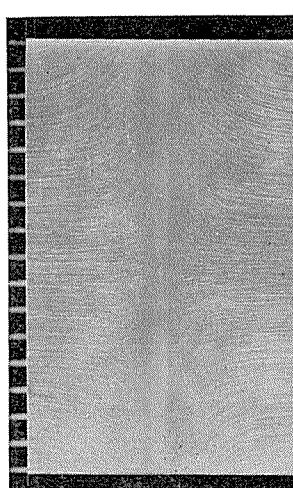


(B)  $P_h : 7.0 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 9.8 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 4sec  
 Rotational speed : 4000rpm  
 $(\sigma_B : 46.9 \text{ kg/mm}^2, \sigma_{0.2} : 32.3 \text{ kg/mm}^2, \delta : 10\%)$

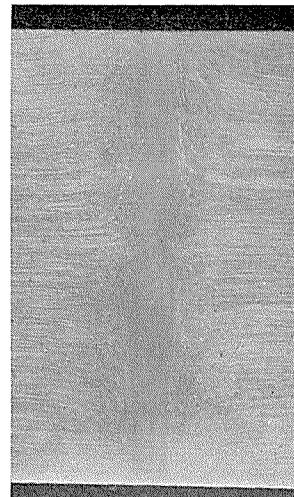
**Photo. 4** Effect of heating pressure on the width of the fine grained zone in 15.7mm diam. 2017-T3 alloy welds.

Photo. 3~5 はさらに接合部の幅におよぼす溶接条件の影響を示したものである。

まず、直径 13mm の Al-Zn-Mg-T4 合金継手について Photo. 3 に示したように、同一回転速度および加熱時間のもとでは、加圧力の大きいほど、接合部の幅がせまい。しかしこれらの継手では加熱圧—アプセット圧の組合せがそれぞれの試料によって異なるので、加圧力として加熱圧およびアプセット圧のいずれが影響しているのか明らかでない。つぎに Photo. 4 は直径 15.7mm の 2017-T3 合金継手について、接合部の幅におよぼす加熱圧の影響を示し



(A)  $P_h : 2.0 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 5.0 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 6sec  
 Rotational speed : 4000rpm  
 $(\sigma_B : 24.4 \text{ kg/mm}^2, \sigma_{0.2} : 15.2 \text{ kg/mm}^2, \delta : 11\%)$



(B)  $P_h : 3.0 \text{ kg/mm}^2$   
 $P_u : 4.5 \text{ kg/mm}^2$   
 Heating time : 6sec  
 Rotational speed : 2400rpm  
 $(\sigma_B : 24.0 \text{ kg/mm}^2, \sigma_{0.2} : 15.9 \text{ kg/mm}^2, \delta : 5\%)$

**Photo. 5** Effect of rotational speed on the width of the fine grained zone in 16mm diam. 6151-T6 alloy welds.

たものである。写真によれば回転速度、加熱時間およびアプセット圧がともに一定の場合には、加熱圧は接合部の幅にほとんど影響しない。これらのことから、接合部の幅には加圧条件のうちアプセット圧が影響することがわかる。すなわちアプセット圧が高いほうが接合部の幅がせまい。このことは摩擦溶接においてトルクがほぼ定常状態を保つ時期（このあとで回転が急停止し同時にアプセット圧が付加される）には、接合面の剪断変形を受ける金属の厚さもほぼ一定を保っている状態と考えられること<sup>④</sup>より容易に理解できる。

Photo. 5 は直径 16mm の 6151-T6 合金を回転速度を変えて、同一加熱時間で溶接した場合の継手のマクロ組織を示す。両者には加圧条件にいくらかの差があるが、上記のように加熱圧が接合部の幅にほとんど影響を与えず、またアプセット圧の差はわずか  $0.5 \text{ kg/mm}^2$  であるので、回転数の速いほうが接合部の幅がせまいということができる。

なお、接合部の幅は以上の写真によれば、幅の広い部分でおよそ 1.5mm 程度である。

上述のように、接合部の形状や幅は溶接条件によってある程度変化するが、いずれの接合部も共通して周縁側で先細りになっているのは興味がある。この部分ではあとでミクロ写真 (Photo. 11) に示すごとく、同じ接合部の幅の広い部分に比べて、接合部に接した母材部のねじり変形による組織の流れも少ない。接合部が周縁側で徐々に細くなっている理由については明らかでないが、Rao らも推察しているように<sup>⑤</sup> つぎのことがらの単独あるいは相互作用が考えられる。

- 1) 周縁近傍では周速が速いために高温になってごく薄い領域が局部的に軟化し、したがって摩擦と subsurface の関与が少ない。
- 2) 接合の初期で周縁部近傍に発生した局部的な熱の大部分は高速回転のために大気中に放散し、このため母材中に伝わる熱が制限され、塑性変形が薄い層に局限される。
- 3) 周縁部では軸方向の圧力が低く、したがって変形が薄い層に制限される。

ところで、接合部の幅と継手の強度との関係については、参考までに上述の Photo. 3~5 に同一条件による他の継手の平均強度を併記したごとく、本実験の範囲ではあまりはっきりしない。すなわち 6151 合金継手では、接合部の幅のせまい条件による継手のはうが伸びがやや大きく、破断は接合部から母材にかけて生じたのに対し、幅の広い条件による継手では接合部で破断した。しかし、Al-Zn-Mg 合金継手では、幅の広い条件による継手のはうがやや引張強さが高かったが、伸びは幅のせまい条件による継手と変らず、いずれも母材で破断した。これらの継手の接合部における幅の差は写真に示した程度に少ないものであろうし、また引張試験片そのものの接合部の幅を試験前に確認することもできない。したがって実際には接合部の幅と継手強度との関係を正確に求ることはむずかしい。しかし非熱処理合金では、溶接に際し熱影響部が母材の軟質材程度の硬さまで低下したのに対し、接合部の硬さはそれよりやや高目であった。したがって継手の強度は接合部の幅の影響をほとんど受けないものと思われる。一方熱処理合金においては、接合部の硬さは原質部よりやや低い程度であったが、接合部の幅の広い条件による継手では概して熱影響部の幅も広くなり、したがって過度な過時効域が現われる恐

れもある。いずれにしても故意に接合部の幅を広くする必要もない、合金の種類を問わず、接合部の幅は熱影響を広くしない程度にせまいほうがよいものと思われる。

### 3・6 継手のミクロ組織

以下に種々の合金の継手についてミクロ組織の数例を示す。

Photo. 6~9 はそれぞれ 1100-F, 2017-T4, 5083-F および A-Zn-Mg-T4 合金継手のミクロ組織を示したものである。なお、これらの継手は先に硬さ分布の項で示した継手と同じ条件で溶接した。前三者の継手にはミクロ組織とともにそれぞれ接合部、熱影響部および原質部（接合部より約 50mm はなれたところ）の X 線回折写真を付した。回折には特性 X 線として CuK $\alpha$  を用い、試料の半径方向に入射して、中心軸近傍を調査した。なお写真の上下方向が押出し方向である。

上述のマクロ組織によても、接合部近傍の組織の流れが明らかであったが、ミクロ組織によればより明瞭である。すなわち軸方向に長く伸びた母材の結晶粒は接合部に近づくにしたがって徐々に方向を変え、接合部に接したところでは突合せ面と平行になっており、また変形の度合も著しい。両面凸レンズ状をした接合部は著しく微細で均一な組織を呈し、その方向は突合せ面と平行であり、内部にはとくにミクロ的欠陥は認められない。エッティングの仕方にもようが、接合部と母材の境界は Al-Zn-Mg 合金継手でははっきりしているが、他の合金継手ではやや不明瞭である。接合部の X 線回折写真によれば、継手によっては必ずしも明らかでないものもあるが、デバイ・リングが細かく分れており、接合部内は副結晶粒化していることを示している。なお、Photo. 8 の 5083 合金継手では、接合部の幅

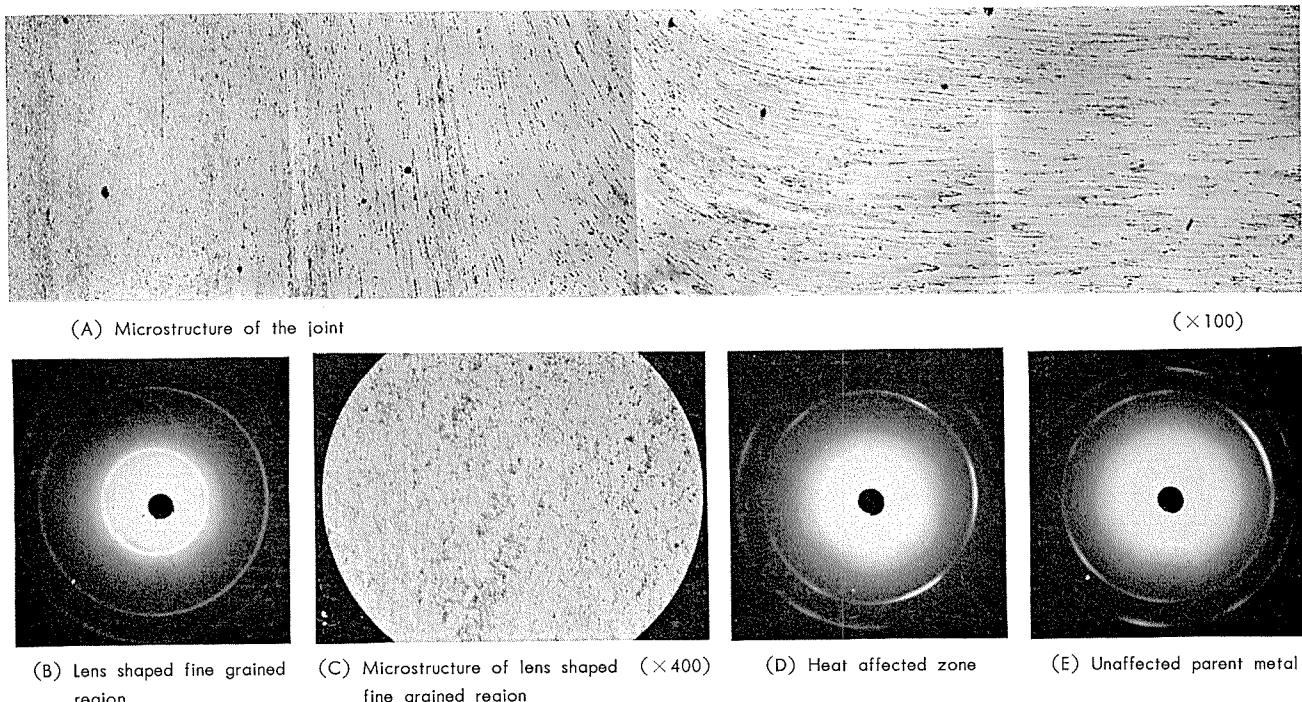


Photo. 6 Photomicrographs and X-ray diffraction patterns of friction weld in 1100-F aluminum.

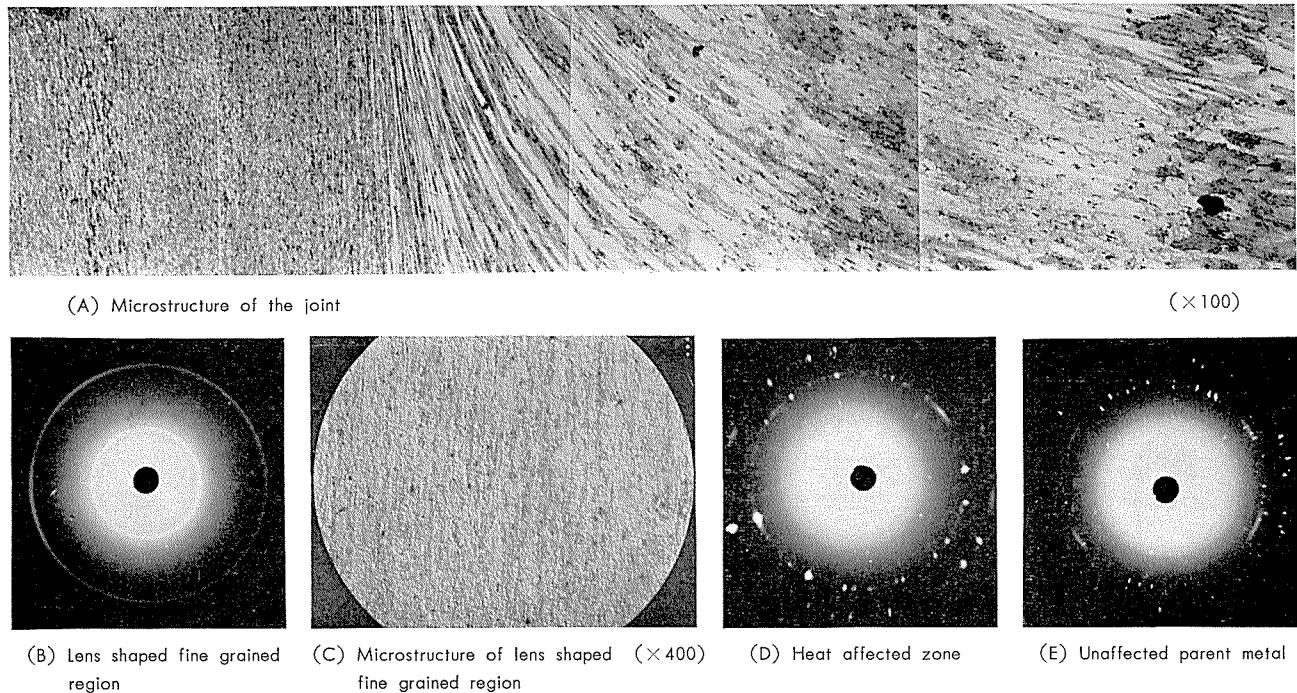


Photo. 7 Photomicrographs and X-ray diffraction patterns of friction weld in 2017-T4 aluminum alloy.

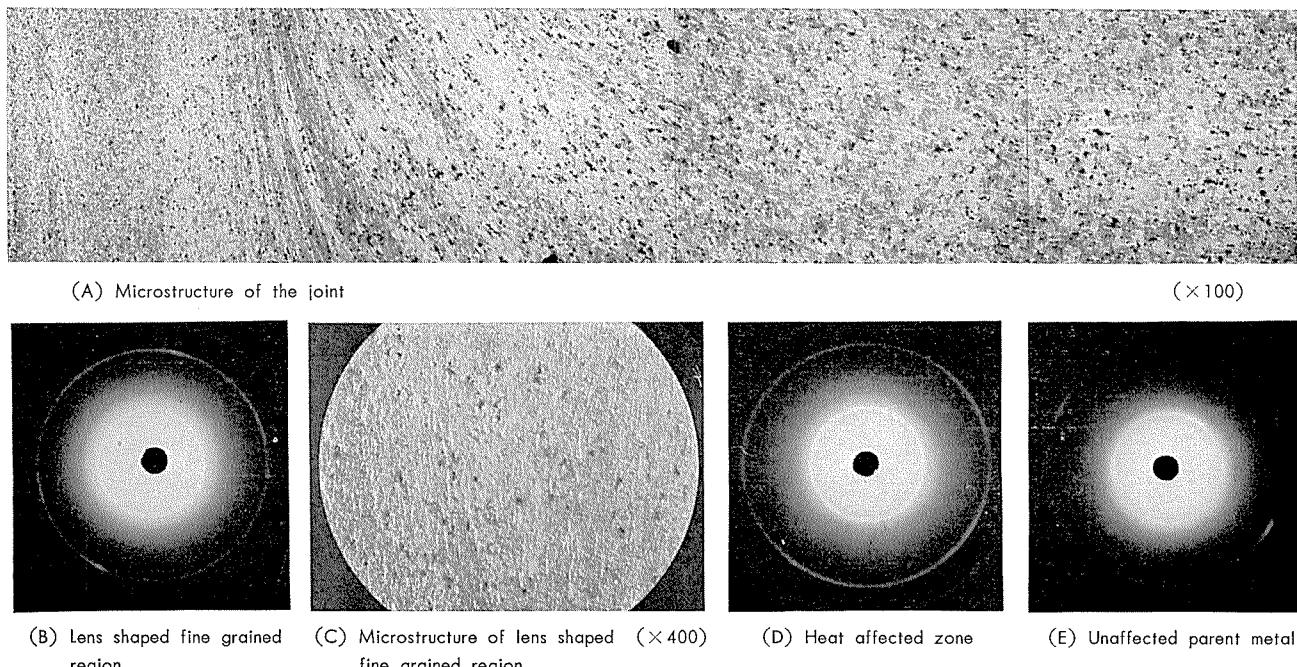


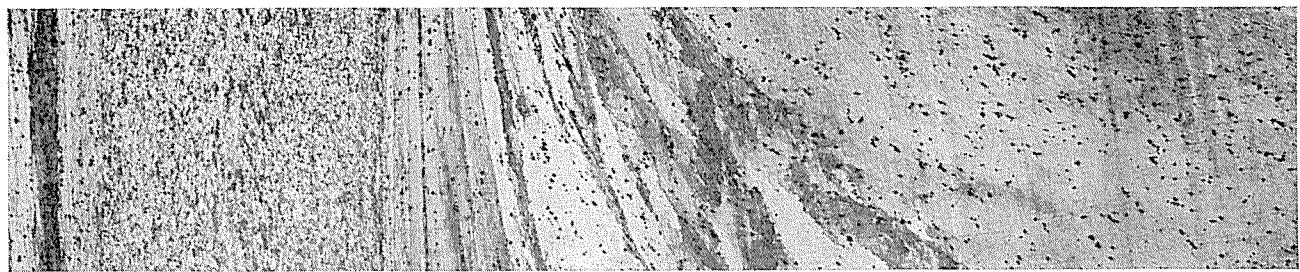
Photo. 8 Photomicrographs and X-ray diffraction patterns of friction weld in 5083-F aluminum alloy.

がせまかったので、回折写真はいくらか熱影響部を含んでいるものと思われる。これらの組織は押出し材にみられるいわゆる shearing zone の組織<sup>8)</sup>とよく似ており、この部分が高温で厳しい加工を受けたことを示している。ミクロ組織および回折写真によれば、接合部に接した熱影響部にはいくらか再結晶組織がみられる。

上述のミクロ組織によれば、接合部およびその近傍には凝固組織や粒界溶融の跡は認められないが、ばりの先端部には Photo. 10 に示すように、粒界が部分的に溶融した

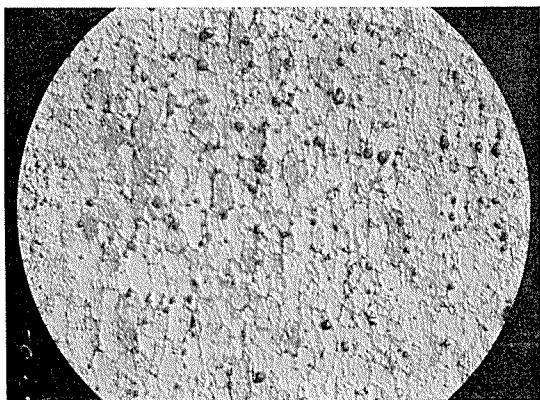
跡が認められる。したがって接合部およびその近傍が溶融寸前の高温に達していることが明らかである。なお、この写真に示した継手は直径 20mm の 5056-F 合金を加熱圧  $3.0\text{kg/mm}^2$ 、アプセット圧  $5.4\text{kg/mm}^2$ 、加熱時間 8sec、回転速度 4000rpm で溶接した健全な継手である。ちなみにこれと同条件による継手の強度は引張強さ  $31.0\text{kg/mm}^2$ 、耐力  $15.4\text{kg/mm}^2$ 、伸び 17% であった。

Photo. 11 はレンズ状をした細粒域（接合部）の幅を同じ接合部の周縁および中心部近傍についてミクロ的に比較

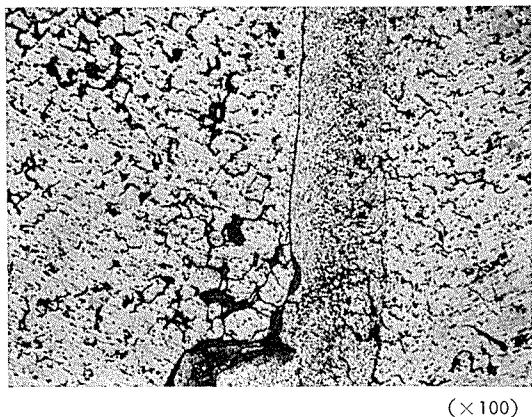


(A) Microstructure of the joint

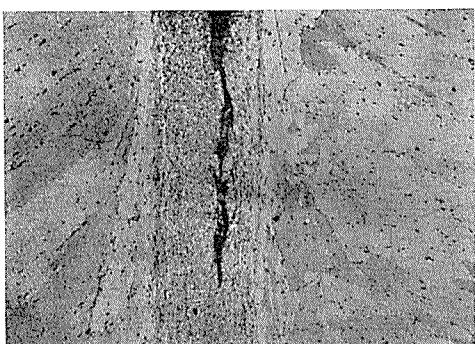
(×100)



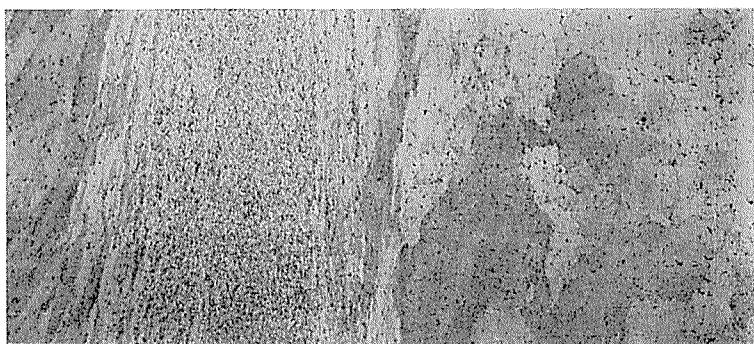
(B) Microstructure of lens shaped fine grained region (×400)

**Photo. 9** Photomicrographs of friction weld in Al-Zn-Mg-T4 aluminum alloy.

(×100)

**Photo. 10** Photomicrograph showing partially melted grain boundaries observed in the periphery of the 20mm diam. 5056 alloy joint.

(A) Near the periphery



(B) Near the center

(×100)

**Photo. 11** Photomicrographs showing the comparison of the width of the lens shaped fine grained region in 15.7mm diam. 2017-T3 alloy joint ( $P_h : 7.0\text{kg/mm}^2$ ,  $P_u : 9.8\text{kg/mm}^2$ ,  $T : 3.5\text{ sec}$ , Rotational speed : 4000rpm).

4) 回転速度についてはデータが限られているが、2400 rpm より 4000 rpm のほうがよいようである。

5) 継手の引張性質には加熱時間およびアプセット圧が影響し、加熱圧はほとんど影響しない。

とくに熱処理合金では加熱時間あるいはアプセット量を必要以上に大きくならないほうがよい。これらが過剰な条件ではかえって継手の引張性質が低下する。

6) 非熱処理合金継手の強度はほぼ母材の軟質材程度にまで低下する。なお、接合部の硬さは熱影響部の硬さよりもいくらか高い。これは恐らく加工硬化によるものであろう。

7) 热処理合金継手の強度は比較的高く、また伸びも大きい。

8) 曲げ試験によれば、継手はかなりの延性を有している。

9) 高温変形を受けるので、とくに熱処理合金継手の組織は一般的の溶融溶接部に比較してかなり複雑であるが、継手には固溶域および軽度の過時効域が存在する。しかし溶融域は認められない。

10) 接合部は中心がくびれた両面凸レンズ状をなし、その形状および幅はある程度溶接条件の影響を受ける。また接合部は副結晶化した非常に微細で均一な組織を有し、高

温で強い加工を受けていることを示している。なお、この組織は押出し材における shearing zone の組織とよく似ている。

最後に本実験を行なうにあたり、長期間にわたってすぐれた溶接装置を使う機会を与えられるとともに、溶接に多くのご協力を賜わった前工業技術院名古屋工業技術試験所安藤国輔氏ならびに同所田崎義男、平井幸男の各氏に深甚なる謝意を表します。

#### 文 献

- 1) *Friction Welding of Metals* (1962), American Welding Society
- 2) 杉山禎彦、安藤国輔、田崎義男、平井幸男：本誌、9 (1968), 158
- 3) T. H. Hazlett: Weld. J., 41-10 (1962), 448-s
- 4) T. H. Hazlett, K. K. Gupta: Weld. J., 42-11 (1963), 490-s
- 5) M. Rao, T. H. Hazlett: Weld. J., 49-4 (1970), 181-s
- 6) 蓬井淳、福島貞夫、衣川純一：溶接学会誌、36 (1967), 1275
- 7) F. Eichhorn, P. Drews: ISFW Doc., No. 3 (1969)
- 8) 広沢栄一：本誌、9 (1968), 114

アルミニウム黄銅復水器管の許容流速と清浄度に  
およぼす第一鉄イオン注入の影響について

佐 藤 史 郎  
野 世 溪 精

住友軽金属工業株式会社

# アルミニウム黄銅復水器管の許容流速と清潔度に およぼす第一鉄イオン注入の影響について

佐藤 史郎\* 野世溪 精\*\*

## Allowable Water Velocity and Cleanliness Factor of Aluminium Brass Condenser Tube with Ferrous Ion Addition into Sea Water

by Shiro Sato and Tadashi Nisetani

An experiment on the water velocity and the cleanliness factor of aluminium brass condenser tube with the introduction of ferrous ion into the cooling sea water was made using Model Condenser installed at Tanagawa Power Station, Kansai Electric Co..

It revealed following facts.

- 1) The aluminium brass tube was covered smoothly with the brown film by the ferrous ion addition of 0.01ppm and over into its cooling sea water, and completely protected even at the water velocity of 3.7 m/s. However, the one without the ferrous ion addition was eroded at the inlet end; its maximum corrosion rate being 0.6 mm/y.
- 2) It was found that the corrosion resistance of condenser tubes to sea water, especially the erosion resistance, depends not only upon the film of corrosion products of the alloy itself but also upon greatly the film established with iron which seems the most effective element in sea water for the film formation on condenser tubes.
- 3) With the increase in the dose of ferrous ion, the inside deposit increased and therefore the cleanliness factor decreased. Iron content in the deposit was 6%~10% for tubes without the ferrous ion addition, 14%~30% for tubes with it.
- 4) From these facts, it seemed that the allowable water velocity can be increased to a considerable extent more than about 2.0 m/s by the ferrous ion addition into the cooling sea water.
- 5) From the view point of corrosion protection, more addition of ferrous ion than 0.01ppm is preferable, but it is not optimum from the stand point of cleanliness factor.

### 1. 緒 言

昭和30年以降に建設された清浄海水を冷却水とする二、三の火力発電所の復水器のアルミニウム黄銅管に激しい漬食が生じた。種々の検討が行なわれた結果、その対策として硫酸第一鉄の注入が極めて有効な防食方法であることが確認された。以来、この方法はわが国の火力発電所の復水器管の防食方法の一つとして広く採用されるようになった。

復水器管の腐食現象のうち、最も基本的な現象である漬食現象において、管内面に生成する皮膜の性質が重要であることは当然のこととして認められてきた。そして、その皮膜に対して何らかの鉄分が有効に作用することは古くから指摘されてきた。たとえば、Parker<sup>1)</sup> は約 1ppm の鉄鉱石を海水中に投入することが皮膜の形成に有効であることを半世紀前に実証している。

また、田辺<sup>2)</sup> やかなり遅れて Gilbert<sup>3)</sup> らも復水器管の防食皮膜における鉄分の有効な作用を力説している。そしていずれの著者の見解も復水器管の耐食性が皮膜にあることにおいては一致している。しかし、皮膜形成における鉄分の作用機構については全く解明されておらず、たとえば鉄分は合金自体が皮膜を形成するときに補助的に作用して皮膜形成の促進または皮膜の強化に効くものであるのか、または鉄分はそれ自身が酸化鉄となって管の表面を覆い皮膜の主体となるものであるのか、についてすら明らかにされてはいなかった。

防食の目的で硫酸第一鉄を冷却水中に注入することは、米国においてやや特殊な河海水を冷却水に使用したときに生じた腐食問題の解決手段として採用され、成功を納めたものが最初である<sup>4)</sup>。そこでは、硫酸第一鉄の注入による防食は管内面に付着する酸化鉄皮膜によるものであることが示されている。その後、この方法は英国においても類似

\* 研究部 工学博士

\*\* 研究部

冷却水に対する有効な防食方法として実施され成果をあげたことが報告されている<sup>5)</sup>。しかし、この二例はいずれも特殊な河海水を冷却水とする火力発電プラントの復水器管を対象としたものであって、清浄海水による漬食現象を対象としたわが国の火力発電プラントの復水器管の漬食例とは必ずしも同一視されるものではない。

従来から、復水器のアルミニウム黄銅管の許容管内流速は海水につき、2.0m/s 前後とされ、その値を用いて設計がなされてきている。この値はアルミニウム黄銅管の漬食現象を考慮して決定されたものである。しかし、清浄海水を冷却水とするアルミニウム黄銅復水器管において漬食によるトラブルは必ずしも稀ではない。一方、伝熱性能および海水ポンプの特性を考慮し、漬食の発生を無視した設計上の最も経済的な管内流速はこの値よりもかなり高速であると云われている。硫酸第一鉄注入が復水器管の耐食皮膜を強化するのに有効であることから、それによって許容管内流速を増大させうることの可能性は十分に考えられる。

以上のように清浄な海水を冷却水とする復水器の管の保守および設計の両観点から下記二点について検討を加えた。

- 1) 鉄イオン ( $Fe^{++}$ ) 注入量と許容される管内流速
- 2) 鉄イオン ( $Fe^{++}$ ) 注入量と種々の管内流速下における清浄度

## 2. 試験方法

### 2.1 試験方法

- a. 海水: 多奈川発電所復水器冷却水取水口より採取した海水
  - b. 硫酸第一鉄: なし,  $Fe^{++}$  として 0.01ppm, 同 0.03 ppm, 同 0.05ppm
  - c. 管内流速: 1.0m/s, 2.0m/s, 2.8m/s, 3.7m/s
  - d. 塩素処理: 残留塩素量が 0.1ppm になるように連続注入
  - e. 試験管: BsTF2, 25.4<sup>ø</sup> × 1.245<sup>t</sup> × 4,500<sup>l</sup> (mm)
- 各試験管の化学成分を Table 1 に、各試験条件と管マークを Table 2 に示した。

Table 1 Chemical compositions of test tube.  
(wt %)

Cu	Zn	Al	Si	As	Fe	Pb
78.10	Rem.	1.94	0.22	0.05	0.008	<0.01

### 2.2 実験装置

モデルコンデンサーを設置した多奈川発電所の位置を Fig. 1 に示した。この発電所は大阪湾の南端、紀淡海峡に面し、典型的な清浄海水を冷却水としている。モデルコンデンサーを Photo. 1 に、概略配置図を Fig. 2 に示した。塩素処理を施した海水は取水口より汲み上げられ、8室に区切られた調整水槽に分配された。この水槽において硫酸第一鉄の注入が行なわれた (Table 3)。処理海水はさらに2本ずつの試験管が挿入されているネーバル黄銅製の水室 (Fig. 3) に配水され、試験管に通水された後排水タン

Table 2 Test condition of Model Condenser.

Ferrous ion	Velocity (m/s)	Test tube No.	Mixing tank
None	1.0	1	A
	2.0	9	E
	2.8	10	E
	3.7	2	A
0.01 ppm	1.0	3	B
	2.0	11	F
	2.8	12	F
	3.7	4	B
0.03 ppm	1.0	5	C
	2.0	13	G
	2.8	14	G
	3.7	6	C
0.05 ppm	1.0	7	D
	2.0	15	H
	2.8	16	H
	3.7	8	D

Chlorination: maintaining 0.1 ppm of  $Cl_2$  as residual in the water leaving Model Condenser.

クを経て排出された。試験管の流速は出口に付けられた流量調整バルブによって調整された。各調整水槽は 300×400×450mm (硬質塩化ビニール製) であって海水の水槽内平均滞留時間は25秒程度であった。

調整水槽には必要海水量に対して約20%だけ海水を余分に供給し、その分をオーバーフローさせておくことによって一定水位を保ち得るようにした。

硫酸第一鉄の注入は一定量の濃厚溶液を常時海水タンク中に滴下させることによった。滴下量はガラスコックで調整し、毎分一水槽当たり 1.4ml とした。濃厚溶液は容量 20l のポリエチレン製瓶に硫酸第一鉄  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$  (試薬一級) を  $Fe^{++}$  として 1100ppm, 3300ppm, および 5500ppm 溶かしたもので、酸化鉄の沈殿防止のために稀硫酸 (1 : 4) を各 100ml 添加した。硫酸第一鉄を滴下しない水槽に対しても実験条件を同一にする目的で  $Fe^{++}$  を含まない同一濃度の稀釀硫酸溶液を滴下した。なおこの程度の微量の硫酸が海水の pH に何ら影響を与えないものである

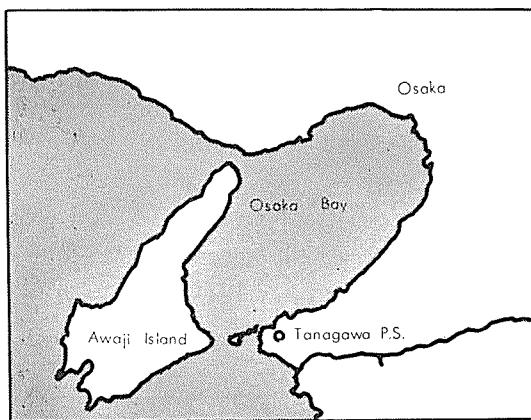


Fig. 1 Location of Model Condenser

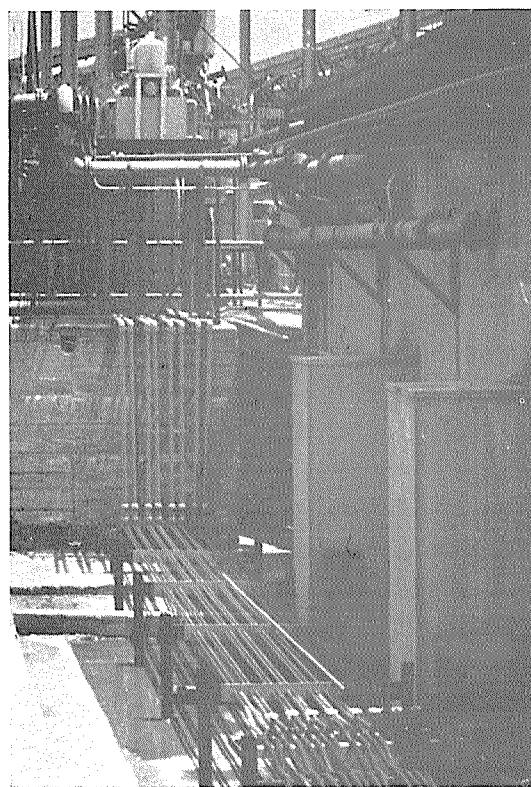


Photo. 1 Model Condenser

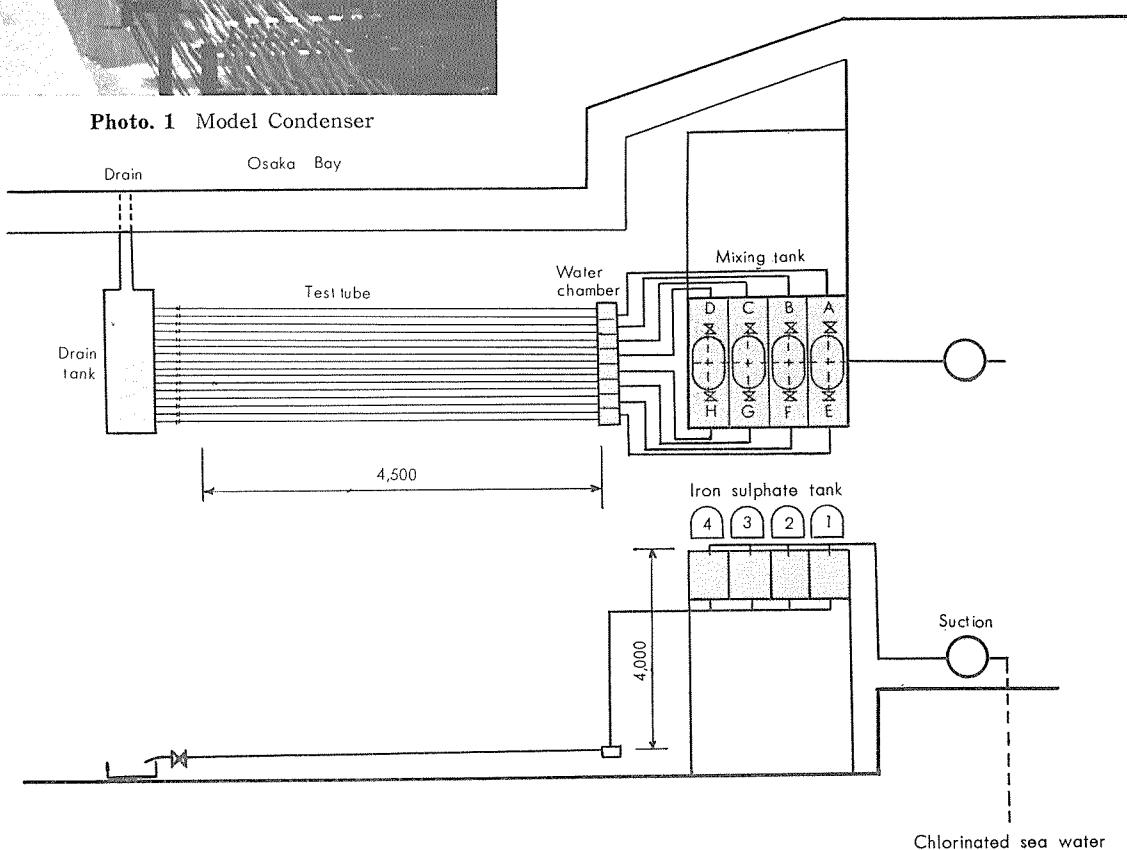


Fig. 2 Schematic arrangement of Model Condensor.

ことは当然である。

### 2・3 実験期間

昭和43年6月1日～昭和44年6月5日

## 3. 試験結果

### 3・1 内面状況および腐食状況

鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の入口側管端

Table 3 Schedule of iron sulphate treatment.

(Sea side)							
No. 8	No. 7	No. 6	No. 5	No. 4	No. 3	No. 2	No. 1
3.7 m/s	1.0 m/s	3.7 m/s	1.0 m/s	3.7 m/s	1.0 m/s	3.7 m/s	1.0 m/s
0.05 ppm	0.03 ppm	0.01 ppm	None	A	B	C	D
Fe:5500 ppm	Fe:3300 ppm	Fe:1100 ppm	Fe:None	4	3	2	1
20 l	20 l	20 l	20 l	dil. $H_2SO_4$ :100 ml			
(5 days)	(5 days)	(5 days)	(5 days)	H	G	F	E
0.05 ppm	0.03 ppm	0.01 ppm	None	A	B	C	D
No. 16	No. 15	No. 14	No. 13	No. 12	No. 11	No. 10	No. 9
2.8 m/s	2.0 m/s	2.8 m/s	2.0 m/s	2.8 m/s	2.0 m/s	2.8 m/s	2.0 m/s

Note. A, B, ..., H : Mixing tank

1, 2, 3, 4 : Iron sulphate tank

dil.  $H_2SO_4$  : Water:conc.  $H_2SO_4$  volume ratio of 4:1

No. 1, 2, ..., 16: Test tube

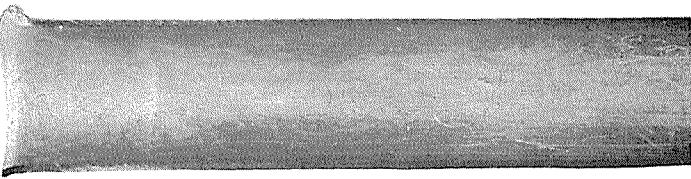
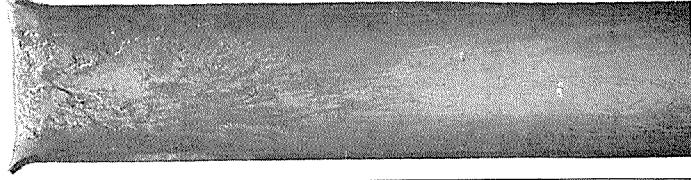
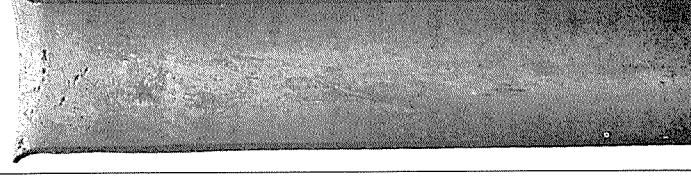
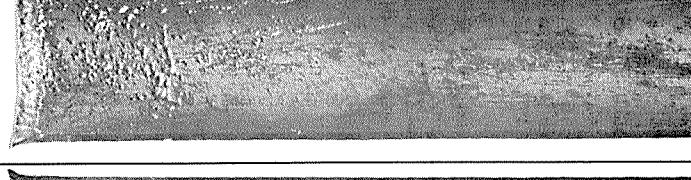
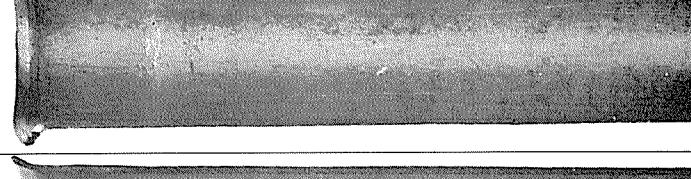
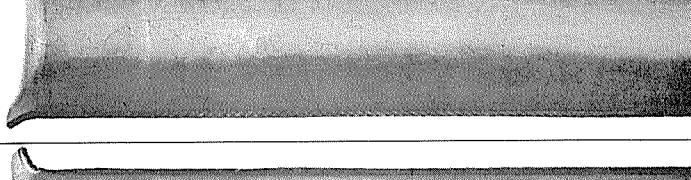
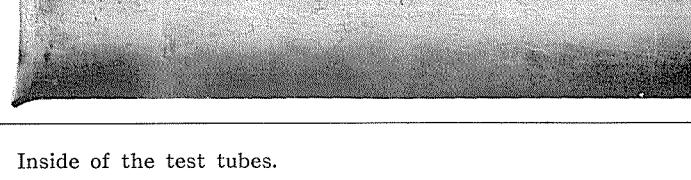
Ferrous ion (ppm)	No.	Velocity (m/s)	Maximum Corrosion Depth (mm)	Inside of Inlet
None	1	1.0	<0.01	
	9	2.0	0.20	
	10	2.8	0.30	
	2	3.7	0.57	
0.01	3	1.0	0.03	
	11	2.0	<0.01	
	12	2.8	<0.01	
	4	3.7	<0.01	

Photo. 2 Inside of the test tubes.

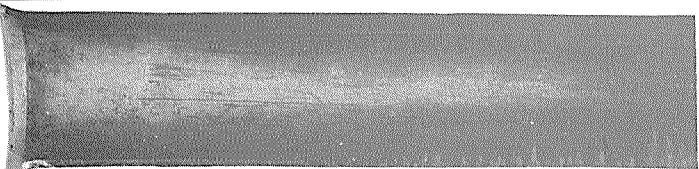
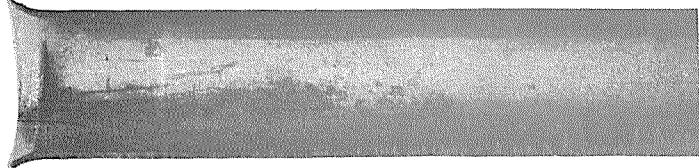
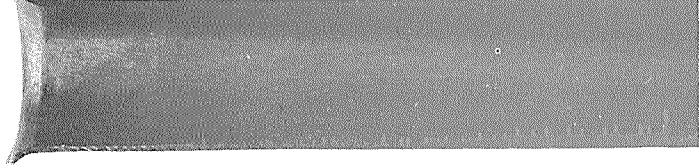
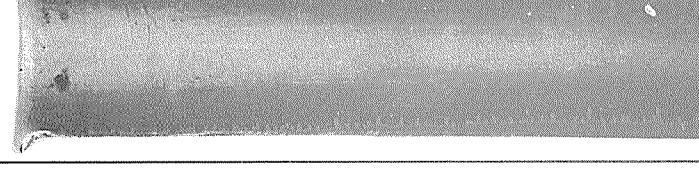
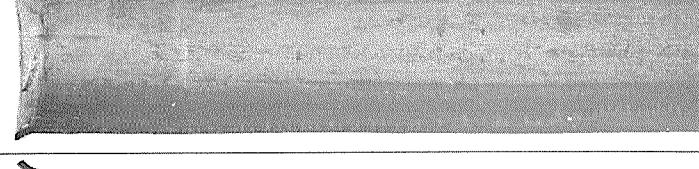
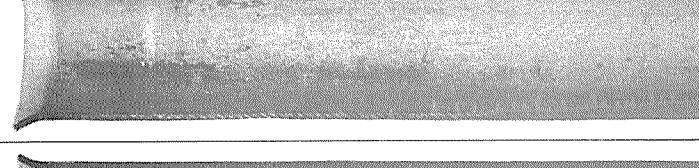
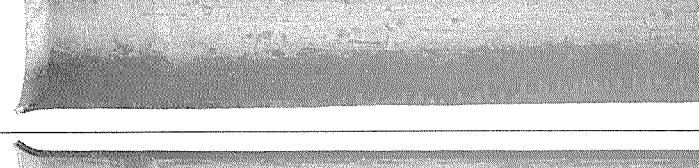
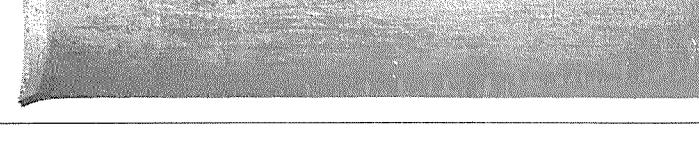
Ferrous ion (ppm)	No.	Velocity (m/s)	Maximum Corrosion Depth (mm)	Inside of Inlet
0.03	5	1.0	<0.01	
	13	2.0	<0.01	
	14	2.8	<0.01	
	6	3.7	<0.01	
0.05	7	1.0	<0.01	
	15	2.0	<0.01	
	16	2.8	0.02	
	8	3.7	<0.01	

Photo. 3 Inside of the test tubes.

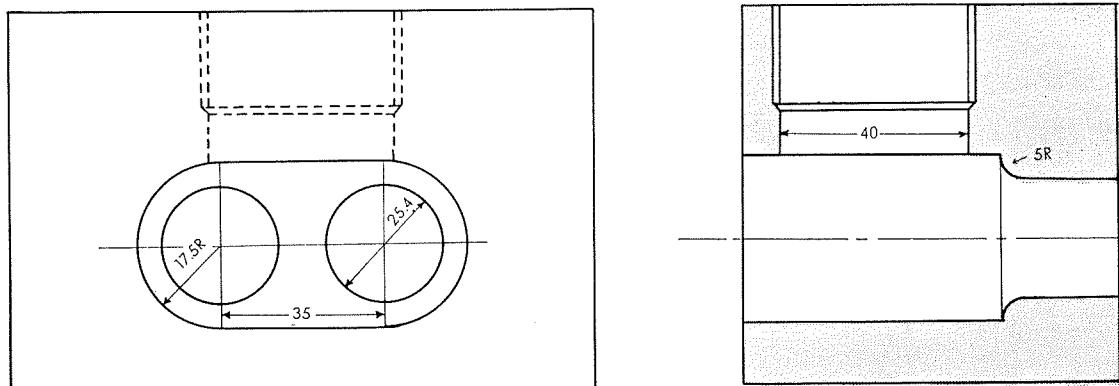


Fig. 3 Water chamber.

鉄イオンを注入した海水を通じた管の内面は管の全長にわたり褐色ないし茶褐色の付着物に均一におおわれていた。

酸洗浄後の各管の内面状況を Photo. 2 および 3 に示した。また各管の冷却水入口側管端 500mm の部分の最大腐食深さを Photo. 2, 3 に記載した。鉄イオンを注入しなかった海水にを通じた管のうち流速 2 m/s 以上の No. 9, 10 および 2 管には Photo. 2 のように海水入口側管端に最大 0.57mm/y の激しい潰食がみられたが、入口側管端以外は腐食を受けておらず健全であった。流速 1.0m/s の No. 1 管は全長にわたり健全であった。鉄イオンを注入した海水を通じた管には全長にわたり潰食は全くなく、極く軽い凹凸腐食が No. 3 および 16 管にみられたのみであった。

これらの腐食状況を流速および鉄イオン注入量について Fig. 4 に示した。この結果は 0.01ppm あるいはそれ以上の

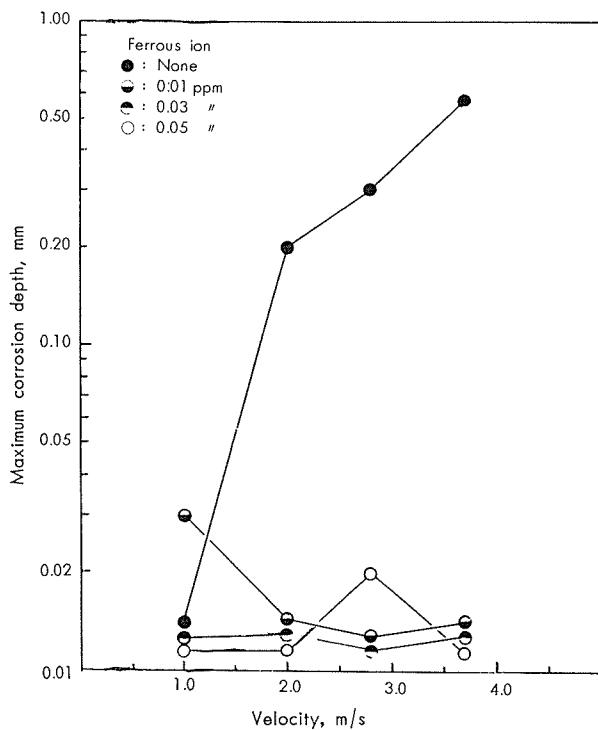


Fig. 4 Effects of ferrous ion and velocity on maximum corrosion rate at inlet.

第一鉄イオン注入によりアルミニウム黄銅管の許容流速は現行の 2.0m/s 前後より相当大きくし得る可能性があることを示しているものと思われる。

### 3・2 内面付着物量および汚れ係数について

各試験管の採取位置を Fig. 5 に示した。内面付着物量は

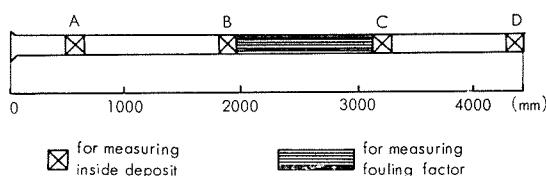


Fig. 5 Sampling of test pieces.

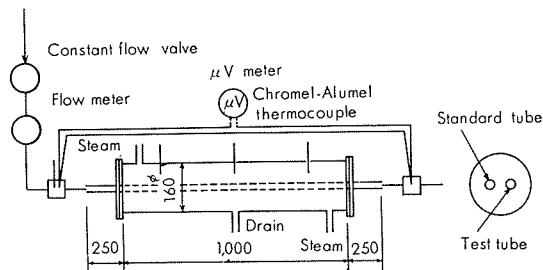


Fig. 6 Apparatus for measuring fouling factor.

これらの試料の酸洗前後の重量変化から算出された。また汚れ係数は  $1\text{kg}/\text{cm}^2\text{G}$  の飽和蒸気の配給されている Fig. 6 に示した凝復水器を用いて測定された。汚れ係数の算出は次式によった。

$$\text{見掛け熱貫流率 } K = (Q/S)(T_0 - T_i)/(T_s - T)$$

$$\text{汚れ係数 } r = 1/K_0 - 1/K_s$$

$K_0$  : 試験管の見掛け熱貫流率

$K_s$  : 基準管の見掛け熱貫流率

$Q$  : 冷却水量

$S$  : 管平均表面積

$T$  : 冷却水温度  $T = (T_0 + T_i)/2$

$T_i$  : 冷却水入口温度

$T_0$  : 冷却水出口温度

$T_s$  : 蒸気温度

基準管は未使用の試験管と同一寸法の BsTF2 管とした。

Table 4 Inside deposit and fouling factor.

Ferrous ion	Velocity (m/s)	No.	A (mg/cm <sup>2</sup> )	B (mg/cm <sup>2</sup> )	C (mg/cm <sup>2</sup> )	D (mg/cm <sup>2</sup> )	Average (mg/cm <sup>2</sup> )	Fouling factor (m <sup>2</sup> h <sup>0.5</sup> C/kcal)
None	1.0	1	1.3	1.4	0.8	0.7	1.1	$1.6 \times 10^{-6}$
	2.0	9	1.0	1.3	1.3	1.1	1.2	2.7
	2.8	10	1.2	2.3	2.4	1.3	1.8	1.4
	3.7	2	1.2	2.3	1.8	1.6	1.7	1.0
0.01 ppm	1.0	3	3.0	1.7	1.5	1.2	1.9	5.1
	2.0	11	2.7	3.4	3.5	2.1	2.9	9.9
	2.8	12	3.9	4.2	4.0	3.2	3.8	9.2
	3.7	4	3.2	3.2	3.4	2.9	3.2	7.3
0.03 ppm	1.0	5	3.9	2.2	1.8	1.8	2.4	8.2
	2.0	13	5.2	6.4	5.1	3.7	5.1	16.9
	2.8	14	5.4	9.0	6.1	5.0	6.4	27.8
	3.7	6	4.9	3.8	3.4	2.7	3.7	11.5
0.05 ppm	1.0	7	4.0	1.8	1.9	1.5	2.3	8.7
	2.0	15	5.8	5.8	6.3	4.6	5.6	22.0
	2.8	16	8.2	6.9	7.8	8.0	7.7	20.7
	3.7	8	6.9	9.5	11.1	6.5	8.5	24.6

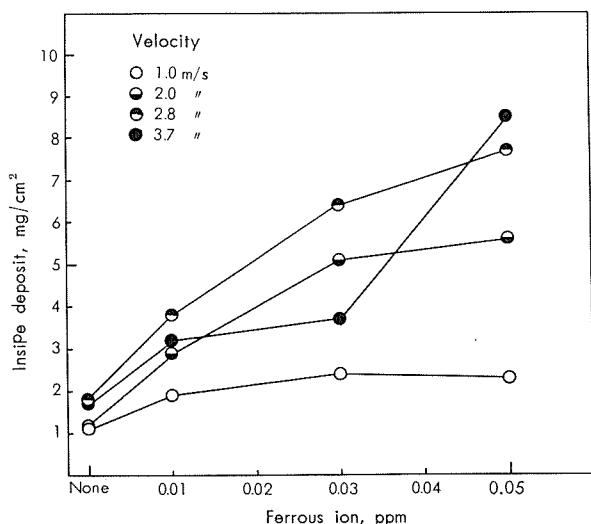


Fig. 7 Effects of ferrous ion and velocity on inside deposit.

冷却水は水道水であって、その管内流速は2.0m/sに保持された。冷却水の入口と出口の温度の差はクロメルーアルメル熱電対温度計によって測定された。

鉄イオン注入量と内面付着物量（平均値）の関係を各試験流速についてFig. 7に示した。流速1.0m/sにおいては内面付着物量は鉄イオン注入量にさほど影響されなかったが、2.0m/s以上の流速においては、内面付着物量は鉄イオン注入量および流速の増加につれて増大した。ただし、最高流速3.7m/sの測定値の一部は必ずしもそれを示していないかった。

内面付着物量と汚れ係数の関係をTable 4およびFig. 8に示した。Fig. 8の内面付着物量は汚れ係数測定試料の両端、すなわちFig. 5のBおよびC部の値の平均値とした。全測定点に関する内面付着物量と汚れ係数との相関係数は+0.92であった。

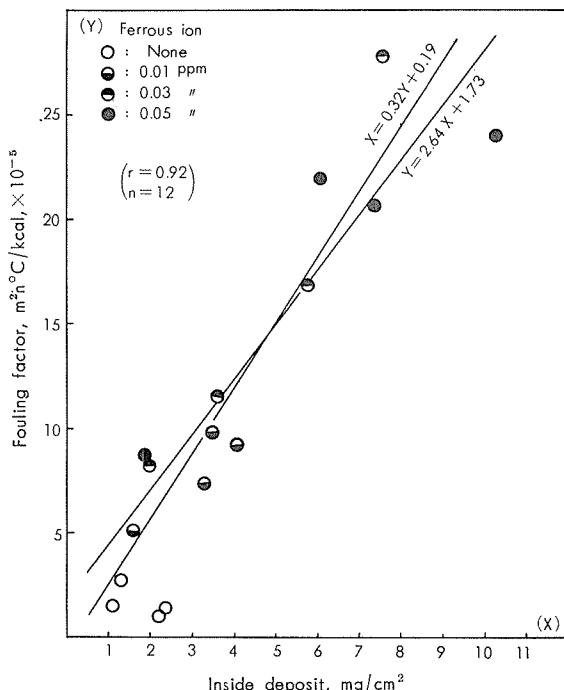


Fig. 8 Relation between amount of inside deposit and fouling factor.

付着物の性状は鉄イオン注入の有無によりかなり異なっているようにみられたので、鉄イオンを注入した海水を通じた管のみについて付着物量と汚れ係数に関する相関係数を求めたところ、全測定点における値と同じく+0.92であった。鉄イオンを注入した海水を通じた管の内面付着物量と汚れ係数に関する回帰直線をFig. 8に記載した。全測定点に関する回帰直線もこれとほとんど差はなかった。

### 3・3 内面付着物の化学成分

化学成分分析結果をTable 5に示した。鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の内面付着物中の銅分は鉄イオ

Table 5 Chemical compositions of inside deposits (%)

Ferrous ion	No.	Cu	Fe	Mn	Fe/Cu
None	1	16.3	8.2	1.6	0.5
	9	13.4	8.3	5.3	0.6
	10	15.6	5.5	7.5	0.4
	2	18.0	9.6	7.1	0.5
0.01 ppm	3	6.6	14.0	0.6	2.1
	11	6.1	21.2	1.7	3.5
	12	5.9	26.8	2.2	4.5
	4	6.6	27.5	2.5	4.2
0.03 ppm	5	6.8	17.3	0.3	2.5
	13	5.0	24.0	0.5	4.8
	14	4.6	26.8	0.6	5.8
	6	5.2	29.2	1.1	5.6
0.05 ppm	7	6.9	18.6	0.2	2.7
	15	4.4	25.0	0.4	5.7
	16	4.6	27.2	0.3	5.9
	8	3.9	29.9	0.5	7.7

ンを注入した海水を通じた管のものに較べてほぼ 2 倍であったが、鉄分については約  $\frac{1}{2}$  ~  $\frac{1}{3}$  であった。鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の Fe/Cu 重量比は流速に無関係のように思われたが、鉄イオンを注入した海水を通じた管の値は流速の増加につれて漸増する傾向がみられた。

鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の内面付着物のマンガン分は鉄イオンを注入した海水を通じた管のマンガン分に較べて非常に多かった。マンガン分は鉄分と同様流速の増大と共に増加するが、その量は鉄イオン注入量の増加に伴い減少するようであった。

### 3・4 水 質

月 1 回の頻度で行った水質分析結果を Table 6 に示した。試水は発電所取水口の水深 1 m の位置、9 ~ 10 A.M. に採取された。pH、酸素消費量、イオウイオンの分析値から冷却水は試験期間を通じて清浄であったと思われた。

Table 6 Water analysis.

Compositions	Average	Range
Temperature (°C)	18.7	11.5~26.0
pH	8.0	7.5~8.1
Total hardness (ppm)	5,600	2,000~7,800
M alkalinity (ppm)	115	106~130
Total solid (ppm)	34,300	30,600~36,500
Ignition remnants (ppm)	33,700	28,700~36,100
Chlorine (ppm)	17,900	17,200~18,600
Sulphuric ion (ppm)	1,950	1,280~2,600
Iron (ppm)	0.17	0.02~0.38
Silica (ppm)	0.66	0.11~1.10
Chlorine demand (ppm)	1.2	0.7~1.6
Oxygen demand (ppm)	4.7	3.1~6.0
Sulphur ion (ppm)	NoNe	NoNe

### 4. 考 察

復水器管における潰食現象は冷却水の運動によって管内面の皮膜が機械的に破壊され、その皮膜はく離部に金属イオン濃淡電池に基づく激しい腐食が生ずる現象のことである。

皮膜の破壊は冷却海水の運動、すなわち機械的な因子、によって発生する。一般に流速がある限界値を越えると潰食を生じやすくなり、その限界値は経験的に各合金についてある値が与えられている。一方、管内に生ずる皮膜の状態は水質に依存するところが大であるからその形成に関わる水質上の要因、すなわち化学的因子、もまた潰食現象にとって重要であると考えられる。潰食現象の有無は機械的因素—冷却海水の流動条件—とともに化学的因素—水質上の特徴—によっても大きく影響を受けるものと考えられる。しかし、潰食現象と後者の関係については従来あまり重視されていなかったように思われる。

本研究結果によれば 0.01 ppm またはそれ以上の第一鉄イオンを含む海水を 1.0 ~ 3.7 m/s で管内に通じたアルミニウム黄銅管には全長にわたり茶褐色の付着物が均一に生じ、管内面には腐食が生じていなかった。これに対して第一鉄イオンを含まない海水を通じたアルミニウム黄銅管には褐色を帯びた黒色の付着物がまだら状に付着しており、そのうち流速 2.0 m/s 以上の管においては入口側管端部には付着物が全くなく、金属地肌が露出していた。このような管内面付着物の分析結果は Table 5 に示したようであって、0.01 ppm の第一鉄イオンを注入した流水を通じた管の付着物は鉄分を 14% ~ 30% 含有したのに対し、第一鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の付着物は鉄分を 5% ~ 10% しか含有せず、代りにかなりのマンガン分を含んでいた。

以上のような調査結果は海水をアルミニウム黄銅管に通水した場合において、その海水が極く微量、0.01 ppm 程度またはそれ以上、の第一鉄イオンを含むときはそれを含まない時に較べて、耐潰食性の観点から一層好ましい皮膜が形成されることを示すものである。

Table 6 に示したように使用海水には試験期間を通じて注入した第一鉄イオン量の 5 ~ 15 倍にもあたる平均 0.17 ppm の鉄分が含まれていたが、この鉄分は耐潰食性の皮膜を生ぜしめるにはいたらなかった。この原海水の鉄分は第一および第二鉄イオンの酸化還元電位および第二鉄イオンの溶解度からみて、主として第二鉄化合物として存在していたものと考えられ、少くとも、第一鉄イオンとして存在していたものではないとみなされた。そしてこの鉄分は耐潰食性皮膜の形成に重要な役割をはたしてはいないものと考えられた。一方、海水に滴下した第一鉄イオン溶液は水酸化第二鉄の沈殿を防止するために硫酸酸性の水道水に硫酸第一鉄を溶解したものであり、注入された鉄分は海水混入時においては大部分が第一鉄イオンであった。そして、第一鉄イオンのみが耐潰食性の皮膜の形成に関わっている

ことは本実験結果から明らかである。

皮膜の状態からみて、皮膜は水酸化第二鉄または酸化第二鉄であると判断され、その付着につき次の二つの過程が考えられる。

(1) 第一鉄イオンのままで輸送され金属界面において酸素により酸化されて水酸化第二鉄または酸化第二鉄となり金属面に付着する。

(2) 第一鉄イオンは溶存酸素によって酸化され、微細なコロイド状の水酸化第二鉄もしくは酸化第二鉄となって金属界面に輸送され付着する。

現在のところ、上記のうちいずれが妥当であるかを判断できる状態はないが、第一鉄イオンのみが皮膜形成に有効であるとみられることから、単純に考えれば、(1)の方が有力であると思う。

一方、付着力そのものについては、第一鉄イオンを注入した系統において、系内のあらゆる部分——金属体および非金属体を問わず硬質塩化ビニール製調整水槽、配水管、試験管および排水用ゴム管——に酸化鉄皮膜が付着していたことから第一鉄イオン注入による皮膜の形成が被付着体そのものの化学的な変化、たとえば腐食や置換反応など、とは無関係に生じているものと思われた。すなわち、付着力は物理的な現象によっているものと考えられた。

管の内面付着物にみられたマンガン分は鉄イオン無注入管に多く、また、管内流速の増大につれて増大した。このマンガン分は海水中に何らかの形態で微量含有されていたものが付着したものであると考える以外にその起源を考えることができない。なお、海水の分析結果によればマンガン含有量は 0.01ppm を起えるものでないことだけが確認されている。一方、清浄海水を冷却水に使用している復水器管の潰食による事故例において、管内面付着物中に 5~15% もの多くのマンガンが検出されていることが少なくない。このことはマンガンを含む皮膜が生成するような条件下において潰食が生じやすいことを示唆しているようにも考えられるが、この点につき本調査結果から断定的な結論を導くことはできない。マンガン分の付着が第一鉄イオンの注入により著しく減少することは Fig. 9 が示すようであ

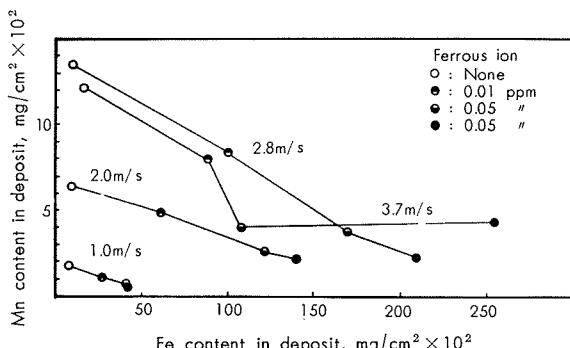


Fig. 9 Relation between iron content and manganese content in inside deposits with the water velocity.

り、マンガンと第一鉄イオンは管内面への付着につき競合関係にあると云える。本調査結果は海水中のマンガンよりも 0.01ppm またはそれ以上の第一鉄イオンの方が優先的に管内面に付着する傾向のあることを示してはいるが、マンガンの海水中における濃度が判明していないので、マンガンよりも第一鉄イオンの方が管内面への付着力が大であるとは一概に断定できない。このような観点から、第一鉄イオンによる防食機構を詳細に知るうえで、海水中のマンガンとその挙動を知ることも必要とされる可能性があるようと考えるが、現状では推定の域を出ない。

試験管の内面付着物の X 線回折图形はどの付着物も無定形であることを示し、酸化鉄あるいは酸化マンガンは同定されなかった。North<sup>6)</sup>、下平<sup>7)</sup>および田部<sup>8)</sup>らは NaCl 溶液を用いた硫酸第一鉄注入実験を行ない、内面付着物の電子線回折結果より  $\gamma\text{-FeO}\cdot\text{OH}$  を検出した。しかしながら付着物中の鉄分は  $\gamma\text{-FeO}\cdot\text{OH}$  であると断定する根拠には乏しく、現在のところ付着物中の鉄分およびマンガン分は無定型の水酸化物あるいは酸化物の状態で存在しているものと考えるべきであろうと思われる。

これらのことから、アルミニウム黄銅管の潰食に対する保護皮膜についてつぎのようなことが考えられた。アルミニウム黄銅管は海水中においてその表面に皮膜を形成するが、この皮膜は常に流动する海水の機械的な力により皮膜をはく離させようとする作用にさらされている。そして、皮膜がはく離されて直接金属面が露呈された場合には激しい腐食、すなわち潰食、を発生するに至る。潰食はこの皮膜の生成速度がはく離速度よりも下回ったときに生ずるものであるともいいうことができる。その生成速度は微量第一鉄イオンの海水中への注入により容易にはく離速度を上回るようになり、金属面は安定な皮膜に覆われるようになるものと思われる。ここにおいて、第一鉄イオンの注入は単に皮膜の生成速度を増大させるばかりでなく、生成した皮膜の性質を安定化することによりはく離速度の減少をもたらし、両効果が相まって防食作用を発揮するものとみなされる。

このような考え方から、復水器管における海水耐食性、とくに耐潰食性、はその合金管が安定な皮膜を形成する能力に依存しているものであることは論をまたないが、それは単に合金自体の腐食反応生成物によって形成される皮膜に限定されるべきもの（従来の考え方）ではなく、海水が含む成分のうち皮膜形成に効果的な成分、たとえば鉄分、をも金属面上に吸収し安定な皮膜を形成することにあると考えることができる。

## 5. 結 論

関西電力㈱多奈川発電所に設備されたモデルコンデンサーを用いてアルミニウム黄銅復水器管の許容流速と清浄度におよぼす冷却海水中への第一鉄イオン注入の影響について実験を行なった。その結果次のようなことがわかった。

1) 0.01ppm またはそれ以上の第一鉄イオン連続注入により流速 3.7m/s においても試験管は均一な茶褐色の皮膜におおわれ完全に防食されていた。一方、第一鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管の海水入口側管端には金属露出部がみられ、流速 3.7m/s においては腐食速度 0.6 mm/y の潰食が発生した。

2) このことから復水器管の海水耐食性、とくに耐潰食性、は合金自体の腐食反応生成物によって形成される皮膜ばかりでなく、海水が含む成分のうち皮膜形成に効果的な成分、すなわち鉄分、を吸収して形成される皮膜にも大きく依存することがわかった。

3) 第一鉄イオン注入量の増大につれて管内面の付着物(皮膜)量は増加し、清浄度は低下するようになった。皮膜の鉄分は第一鉄イオンを注入しなかった海水を通じた管につき 6~10%，注入した海水を通じた管につき 14~30% であった。

4) これらのことから、第一鉄イオン注入下においてはアルミニウム黄銅管の許容流速は現行の 2.0m/s 前後より相当大きくなり得る可能性があるものと思われた。

5) 0.01ppm を越える第一鉄イオン注入による海水入口

側管端の潰食に対する防食効果は 0.01ppm の場合よりも確実ではあるが、それは清浄度の点から得策ではないと思われた。

#### 謝 詞

本試験の実施に際し、多大の御協力と御援助をたまわりました関西電力㈱多奈川発電所の関係各位、特に化学係の方々に対し深く感謝いたします。

#### 文 献

- 1) P.C. Parker : Trans. North East Coast Inst. Eng. Shipbuild, 11(1923), 74 (Discussion, Bengough's paper "The Cause of Rapid Corrosion of Condenser Tubes")
- 2) 田辺友次郎：復水器管の腐食と其対策、住友伸銅鋼管株式会社
- 3) P.T. Gilbert : Chemistry and Industry (1959), July, 11.
- 4) T.W. Bostwick : Corrosion, 17(1961), Aug., 16
- 5) A.M. Lockhart : Proc. Inst. Mech. Eng., 179(1964-1965) Pt 1, No. 16, 495
- 6) R.F. North, M.J. Pryor : Corrosion Science, 8(1968), 149
- 7) 菅原英夫、下平三郎：日本金属学会誌, 30(1966), 869
- 8) 田部善一：本誌, 11(1970), 48

R 129

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 11 No. 4 OCT., 1970

---

## アルミニウム合金押出形材の断面形状の設計

竹内勝治  
伴又寿

住友軽金属工業株式会社

## アルミニウム合金押出形材の断面形状の設計

竹内勝治\* 伴又寿\*\*

## 1. はじめに

アルミニウム合金押出形材の最近数年間に於ける普及は建材関係をはじめとしてめざましいものがあり、一般にもよく知られて各種の設計に折り込まれることが多くなつた。このことはわれわれ材料製造業者にとって非常によろこばしいかぎりであるが、いっぽうにおいて断面形状の適切な設定がますます重要となつてくる。たとえば、アルミニウム合金押出形材についての知識が乏しいと設計変更や、材料仕様の再検討などに時間と労力を費すことになる。そこで、本資料はアルミニウム合金押出形材の断面形状を決定するさいに参考となる諸因子をまとめて紹介し、設計の際の御参考に供したい。

## 2. アルミニウム合金押出形材

## 2.1 形材製造方法の比較と押出加工の特徴

長手方向に垂直な断面の形状が常に同じであるような工業材料を形材と呼ぶが、このうち単純な断面形状のもの、たとえば管や棒（丸棒、四角棒や六角棒）などは一般に形材と区別されている。

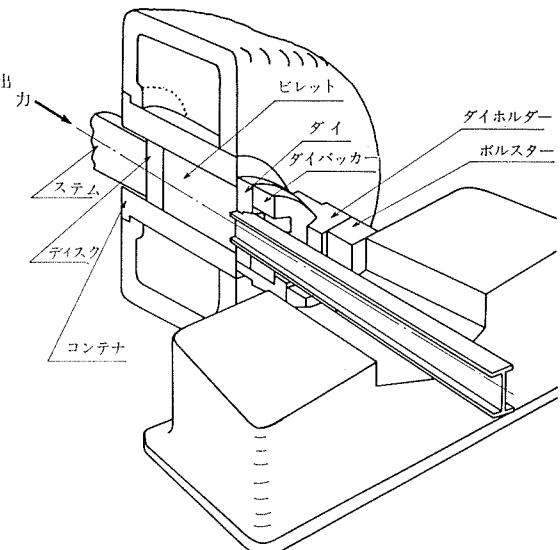
アルミニウム合金形材の製造方法としては铸造、切削、曲げ、圧延、引抜、押出などが考えられる。これらの得失を比較すると、まず铸造方法による場合は連続铸造の採用など工業的な可能性もあるが、加工組織が得られないという大きな欠点があり、また表面状況も良くなく、さらに巣などの内部欠陥の有無も考慮せねばなるまい。切削による方法は精度のすぐれたものが得られ、プローチ加工のごとく複雑な断面形状を得る方法もあるが、これの欠点は加工費が高くなることと、長尺物の製作に難があるので、しかも、製造できる断面の形状に制約が多い。曲げによる方法としてはブレーキ・プレスによるものとロール・フォーミングによるものとがあり、前者はかなり利用されているがプレス幅による長さの制約を受け、後者は相当高価につく多段のロール・スタンドを必要とする。また両者とも断面形状にかなりの制約を受け、しかも、1枚の板から成型する關係上、機能的に不要であっても板の重なる部分が形状によってはできることがある。圧延による場合は断面の形状制限がかなりあり、また引抜による方法は寸法精度がよいが、比較的単純な断面形状に限定される。

押出加工は上述の各方法とくらべて断面形状の自由度が高いという特徴をもち、しかも、長尺ものの製作が可能で

ある。すなわち、アルミニウム合金は熱間押出加工時の変形抵抗が小さく、かつ、加工温度が比較的低いので、ダイに用いる工具鋼の強度をあまりそこなわない温度範囲で押出加工ができるためである。したがつて、アルミニウム合金押出形材の寸法精度は他の金属、たとえば銅、黄銅、鋼などの押出形材にくらべてはるかに高く、形状・肉厚的にも高度なものが得られる。さらに押出用ダイはロール・フォーミング加工のロールなどとくらべて格段に安価であり、そのため比較的小ロットの生産にも適応できる。

## 2.2 押出形材の製造

押出加工には前方押出と後方押出の2種類があり、それぞれ熱間と冷間の場合がある。後方押出方式は、ビレットとコンテナ間の摩擦抵抗がないので押出力が少くてすむ、というのが大きな特徴であるが、欠点としてはシステムの後方のラムによって押出長さが制限され、しかも製品取出中は押出作業ができないので、アイドル・タイムが長くなる。したがつて現状ではこの方式はあまり採用されず、現在市販されているアルミニウム合金押出形材の殆どは熱間前方押出によつていている。以下においてはアルミニウム合金前方熱間押出形材に限定して述べる。なお、第1図は前方押出の機構を示す。

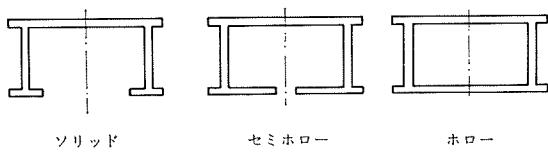


第1図 前方押出の機構

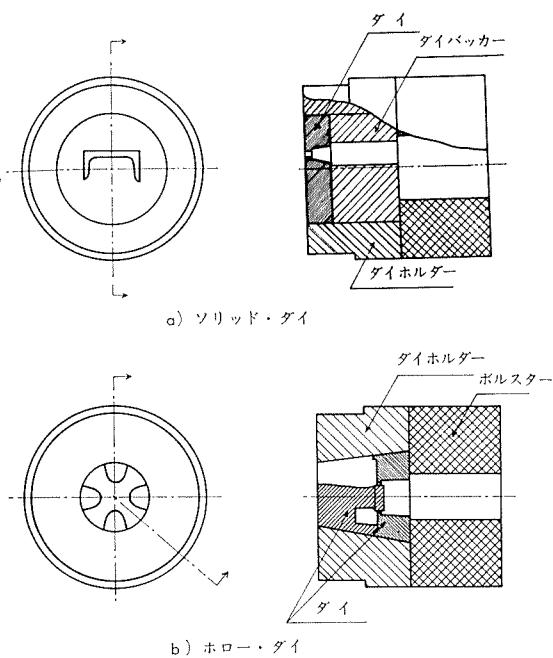
押出形材は第2図に示すようにソリッド (Solid shape), セミホロー (Semihollow shape), ホロー (Hollow shape) に分類され、前者はソリッド・ダイ、後二者はホロー・ダイを用いて製作し、それぞれのダイの概略を第3図に示す。ホロー・ダイには数種類の形式があり、それらのなかに、

\* 開発部兼研究部 工学博士

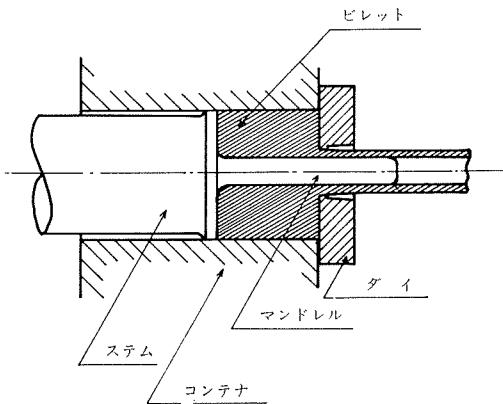
\*\* 開発部



第2図 押出形材の分類



第3図 押出ダイの構造



第4図 マンドレル方式

ポートホール・ダイと呼ばれるものがあつて、それがホロー・ダイの総称として用いられることがある。なお、ホロー形材を作るのに、マンドレル方式と呼ばれるものがある。第4図に示すように押出機のシステムの先端にマンドレルを取り付けて行なうもので、この方式の欠点は偏肉を生じやすいことと、薄肉物、小径物の製作が困難なことであり、ホロー・ダイで作れない硬質合金の管の押出にもっぱら利用される。

アルミニウム合金押出形材の製造工程は次のようにある。  
铸造→铸塊切断→均質化処理→ビレット地取→加熱  
→押出→(焼入れ)→引張矯正→切断→(焼戻し)→  
矯正→検査→梱包→出荷

第1表 標準熱処理温度および時間

合金	質別	焼なまし	溶体化処理	焼入れ	時効硬化処理 <sup>(1)</sup>
2014	O	340~410°C 空冷または炉冷 <sup>(2)</sup>	—	—	—
	T4	—	495~505°C	水冷	—
	T6	—	495~505°C	水冷	170~180°C, 8~12h
2017	O	340~410°C 空冷または炉冷 <sup>(2)</sup>	—	—	—
	T4	—	495~510°C	水冷	—
2024	O	340~410°C 空冷または炉冷 <sup>(2)</sup>	—	—	—
	T4	—	490~500°C	水冷	—
5052	O	340~410°C 空冷または炉冷	—	—	—
5083	O	340~410°C 空冷または炉冷	—	—	—
6061	O	340~410°C 空冷または炉冷 <sup>(2)</sup>	—	—	—
	T4	—	515~550°C	水冷	—
	T6	—	515~550°C	水冷	170~180°C, 7.5h~8.5h
6063	T5	—	—	—	約205°C, 約1h
	T6	—	515~525°C	水冷	約175°C, 約8h
7075	O	340~410°C 空冷または炉冷 <sup>(3)</sup>	—	—	—
	T6	—	460~470°C	水冷	115~125°C, 22h以上
7N01	O	約410°C 炉冷	—	—	—
	T4	—	約450°C, 空冷または水冷	—	—
	T5	—	—	—	約120°C, 約24h
	T6	—	約450°C, 空冷または水冷	—	約120°C, 約24h

注 (1) 時効硬化処理時間は、厚さが 12mm 以下のものについて記録計が所要温度を示してからの保持時間である。厚さが 12mm 増すごとに 0.5h を加える。

(2) 热処理したものを焼なましする場合は、約 410°C に加熱し、1h 以上その温度に保持すればよい。冷却は 260°C までは毎時 28°C 以下の速度で行なうことのがぞましい。260°C 以下では冷却速度は問題にしない。

(3) 热処理したものを焼なましする場合は、410~455°C に加熱し、この温度で約 2h 保持し、空気中で冷却し、約 230°C に再加熱し、この温度に約 6h 保持し、それから室温まで冷却する。

第2表 質別

質別記号	調質
F	製造のままのもの。(加工硬化または热処理の特别のコントロールをしない製造過程から得られる製品について適用する。通常、延伸材についても、机械的性質の制限をしない。)
O	焼なまししたもの。最も软かい質別に適用する。
T4	溶体化処理後十分な安定状態まで常温时効処理したもの。(溶体化処理後冷間加工をされない製品、またはその製品に平面度または曲り矯正による冷間加工の影響が適用規格に認められない場合に適用する。)
T5	高温加工後急冷し、人工时効処理したもの。(铸物や押出し材のように高温から急速冷却の制造工程の後、机械的性質の改善、または寸法の安定化、あるいは両方の目的のため、人工时効処理したものに適用する。)
T6	溶体化処理後人工时効処理したもの。(溶体化処理後冷間加工を受けない製品、またはその製品に平面度または曲り矯正による冷間加工の効果が適用規格に認められない製品に適用する。)

第3表 押出用アルミニウム合金の特性

	溶接性	導電率	耐食性・その他
A	良好	55~69%IACS	非常によい
B	事前テストの上特殊技術必要	50~55%IACS	良い
C	障害多し	40~50%IACS	普通
D	不可能	30~40%IACS	やや劣る

合金系	合 金		標準化学成分(%)							特徴・用途	質別	機械的性質				被中空可形 否材	押出しやすさ	比 重	溶接性	切削性	表面処理性	耐食率	導電率						
	住友 呼称	A A または J I S 呼称	Cu	Si	Mg	Mn	Cr	Zn	Al			耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)															
												代表値	保証値	代表値	保証値														
1000番台 (純Al)	AO	1200	Al≥99.0							曲げ加工性、導電性に富む。	F	4	2	9	8	—	○	A	2.7	A	D	A	A	A					
	EC1	E C (1060)	Al≥99.6									F	4	3	6	5	25	○	A	2.7	A	D	A	A	A				
6000番台 (Al-Mg Si)	63S	6063	—	0.4	0.6	—	—	—	—	代表的な押出材料。押出性にすぐれ、複雑な形状がつくれる。中程度の強度を有する。サッシ・その他。	F	7	5	14	12	12	○	A	2.7	A	C	A	A	B					
	GSO7	6063	—	0.4	0.6	—	—	—	—		T5	14	11	20	15	8	—	—	—	—	—	B	—	—					
	GSO4	—	—	—	—	—	—	—	—	光輝アルマイト処理用合金。ステレオバナルその他装飾部品用。	F	7	5	14	11	12	○	A	2.7	A	C	A	A	B					
	261S	6061	0.25	0.6	1.0	—	0.25	—	—		T5	14	11	19	15	8	—	—	—	—	—	B	—	—					
	EC2	6101	—	0.4	0.6	—	—	—	—	構造用材。	F	7	4	10	8	12	○	AA	2.7	A	C	A	A	B					
3000番台 (Al-Mn)	3S	3203	—	—	—	1.2	—	—	—		T6	28	24	32	26	10	○	B	2.7	A	B	A	B	C					
	52S	5052	—	—	2.5	—	0.25	—	—	强度の高い導電用材料。導電率55%IAS以上。	F	5	3	11	10	18	○	B	2.7	A	D	A	A	B					
	183S	5083	—	—	4.5	0.8	0.10	—	—		F	10	7	20	18	20	×	D	2.7	A	C	A	A	D					
5000番台 (Al-Mg)	56S	5056	—	—	5.0	0.10	0.10	—	—	同上	F	17	11	30	27	12	×	F	2.6	A	C	A	A	D					
	ZK41	7NO1	—	—	2.0	—	—	4.1	残部		F	13	12	28	25	20	×	F	2.6	A	C	A	A	D					
	ZK60	—	—	—	0.7	—	—	6.0	残部	强度の高い光輝アルマイド処理用合金。	T5	28	25	36	33	10	×	D	2.8	A	A	B	B	C					
7000番台 (Al-Zn-Mg)	ZG44	—	—	—	1.0	—	—	4.4	残部		T5	27	24	35	30	10	○	C	2.8	A	A	B	B	C					
	14S	2014	4.4	0.8	0.4	0.8	—	—	—	航空機用。耐食性は劣るが強度高い。	T6	42	37	49	42	7	×	E	2.8	B	A	C	D	D					
	17S	2017	4.0	—	0.5	0.5	—	—	—		T4	33	22	48	35	12	×	E	2.8	B	A	C	D	D					
2000番台 (Al-Cu)	24S	2024	4.5	—	1.5	0.6	—	—	—	同上	T4	37	30	51	40	12	×	E	2.8	B	A	C	D	D					
	75S	7075	1.6	—	2.5	—	0.3	5.6	残部		T6	55	49	60	54	7	×	F	2.8	C	A	C	D	D					
	7000番台 (Al-Zn-Mg-Cu)	—	—	—	—	—	—	—	—	同上	T6	55	49	60	54	7	×	F	2.8	C	A	C	D	D					

注: 機械的性質の保証値は JIS 規格による。本表の値は代表例なので、詳細は JIS H 4100-1970 を参照されたい。

主要な合金について熱処理温度を第1表に掲げ、その質別を第2表に示す。T4, T5, T6 の各調質は 2000番、6000番および7000番台の熱処理型合金についてのみ行なうわけであるが、T4 や T6 処理は焼入れひずみがかなり発生しやすく、また形材の内外面を切削する場合は残留応力の均衡がくずれて変形することがある。したがって、場合によっては T4, T6 処理をなるべくさけることが望ましい。

### 2.3 押出加工からみた合金選択基準

使用する合金をえらぶ場合の検討項目としては、

- 1) 形状の複雑度
- 2) 機械的性質
- 3) 耐食性
- 4) 表面処理性
- 5) 尺寸精度
- 6) 表面程度
- 7) 冷間加工性
- 8) 切削性
- 9) 溶接性およびロウ付け性

### 10) 導電率

などがある。一般的な傾向を述べると、押出性の良い合金は形状複雑度、表面処理性、寸法精度、表面程度などのすぐれたものが得られやすい。機械的強度の高い合金は押出性の劣るものが多く、とくに、これらの合金成分に含まれている Cu、次いで Mg が押出性をわるくしている。第 3 表は主要な押出用合金について上述の諸特性を比較したものである。

以下、押出加工の立場から合金系別にじゅっかん詳しく述べると次のようである。

**2.3.1 1000番台の純アルミニウム** 後述する 6063 合金とともに、最も押出性がすぐれ、純度による差はあまりない。表面処理性もすぐれており、耐食性は高純なものほどよい。

**2.3.2 2000番台の合金** Al-Cu 系合金で、機械的強度、切削性がすぐれているが形状複雑度、表面程度、寸法精度などが劣り、とくにこの系の合金はすべてポートホール・ダイによるホロー形材の製作ができない。

**2.3.3 3000番台合金** Al-Mn 系で、押出形材として用いられているのは 3203（または 3003）合金である。加工性その他の性質は純アルミニウムと大差なく、強度が 5~10% 高い。ホロー形材の製作も可能である。

**2.3.4 4000番台合金** Al-Si 系で、4043 合金が建築関係に陽極酸化処理後の色調（灰色）と関係してかなり使用されている。押出性はかなり良い部類に属し、ホロー形材の製作も可能であるが、強度が比較的低い。

**2.3.5 5000番台合金** Al-Mg 系で、5052, 5056, 5083 合金などが形材として主に使われ、とくに、5083 合金は代表的な溶接構造用アルミニウム合金として知られている。押出性は一般にわるく、特に 5056, 5083 合金がはなはだしい。なお、ホロー形材の製作は不可能なものがほとんどである。

**2.3.6 6000番台合金** Al-Mg-Si 系で、代表的なものは 6063 と 6061 合金である。前者はアルミニウム合金中最も良好な押出性により、すぐれた寸法精度、表面程度が得られ、T5 の調質で建築関係にさかんに使用されている。後者は強度が中程度の構造材として用いられている。両者ともホロー形材の製作が可能である。

**2.3.7 7000番台合金** Al-Zn-Mg-Cu 系と Al-Zn-Mg 系の 2 つに分かれ、前者は 7075 合金で代表されるようにアルミニウム合金中最高の強度をもつが、押出性、寸法精度、耐食性は非常に劣り、ホロー形材は製作できない。2000番台合金にくらべると Cu 含有量が少ないので表面処理性は多少良い。

後者は最近 JIS 規格に制定された 7NO1 合金が主で、焼入感受性が低く、溶接後の強度が高いため、溶接構造材として鉄道車輌などに利用されている。押出形材は T5 処理で使用する場合が多く、寸法精度も良好である。また

ZK60 合金はホロー形材の製造ができ、6061 合金よりじゅっかん強度の高い構造材として貨物自動車、トレーラ、海上コンテナなどに利用されている。

## 3. 押出形材の断面設計

### 3.1 設計上の注意事項

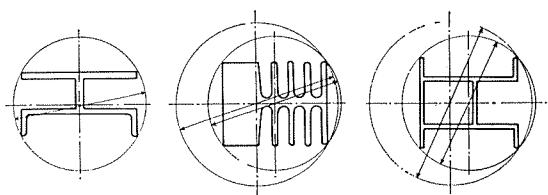
アルミニウム合金押出形材の断面形状は他の金属の場合とくらべて比較的の自由にえらべるが、その断面形状の如何によっては納期、価格等が大幅に影響を受けることはいうまでもない。また、場合によっては製作できないということもある。そこで、経済性を考慮した形材を設計することが重要となる。

形材の製作難易度に影響する因子を列挙すると

- 1) 外接円径
- 2) 肉厚
- 3) 合金の種類
- 4) 質別
- 5) ソリッド、ホローのちがい
- 6) 寸法許容差
- 7) 表面程度
- 8) 表面処理性
- 9) ポイド部など形状的な制約

などがある。これらを項目別に述べると次のようである。

**3.1.1 外接円径** 形材断面の大きさを表示する方法としては第 5 図(a)に示すようにその形材の断面形状に対する最小外接円径をもってすることが多く、これは押出機のコンテナ径と関係する。通常、押出機のコンテナ径は公表されていないが、面圧の関係からおおよその範囲が決っている。たとえば 2000ton 級押出機の場合、コンテナ径は 7~9" 程度が多く、押出しできる最大の形材の外接円径はこれより 1~2" 小さくなるのが普通で、中空部を有するホロー形材の場合はこれよりさらにひとまわり小さくなる。第 4 表は本邦における押出機の容量と設置数を示したもので、これからみると、外接円がソリッド形材でおよそ 150 mm $\phi$ 、ホロー形材では 100~120 mm $\phi$  程度以下となるようすが断面形状をまとめるのが価格、納期の両面で有利といえる。なお、本邦最大の押出機は昭和 46 年 4 月より稼動する軽金属押出開発株式会社の 9500ton 押出機であって、最大コンテナ径は 600 mm $\phi$ 、最大外接円径はソリッド形材が 530 mm $\phi$ （角型コンテナの場合 630 mm × 230 mm）、管で 440 mm $\phi$  程度である。



a) 外接円 b) 内の偏りを考慮した外接円 c) ホロー部中心を考慮した外接円

第 5 図 外接円

第4表 本邦のアルミニウム合金用押出機の設置状況<sup>(1)</sup>

(昭和45年2月末現在、推定)

容 量	設 置 台 数
2,500~3,600 ton	27
2,000~2,499 ton	14
1,500~1,999 ton	81
1,000~1,499 ton	23
999 ton 以下	7
合 計	148

(1) 森田 A1-ある (1970-5), 171 軽金属通信社より引用。

つぎに、第5図(b)に示すように、断面形状に肉の偏りがあるときはメタルフローの均衡を保つため、断面形状の重心位置付近が中心にくるようにダイを製作することが必要となるので、製作可能な形材の外接円の大きさが減少する。また、第5図(c)のように中空部が形材断面の中心からはずれた位置にある場合も同様な配慮が必要となる。

**3.1.2 肉 厚** 一般的にいえば外接円径が大きくなるにつれて、最小押出可能肉厚も大きくなる。したがって、薄肉化が要求される場合には、外接円径の小さい形材に分割することが好ましいわけである。また、いっぽうにおいては強度上の制約がなければ単一形材で肉厚を薄くして経済的な材料使用をはかることが重要となる。第6図は、6063合金についてALCAN社における外接円径と肉厚の関係の1例を示す。このようにソリッドとホローで肉厚水準が変るほか、合金の種類によっても押出の難易性と関連してこの値がかわってくる。第5表は6063合金の押出性を100として各種のアルミニウム合金を評価したものである。肉厚の面からいえば6063合金の肉厚を1.0とした場合、純

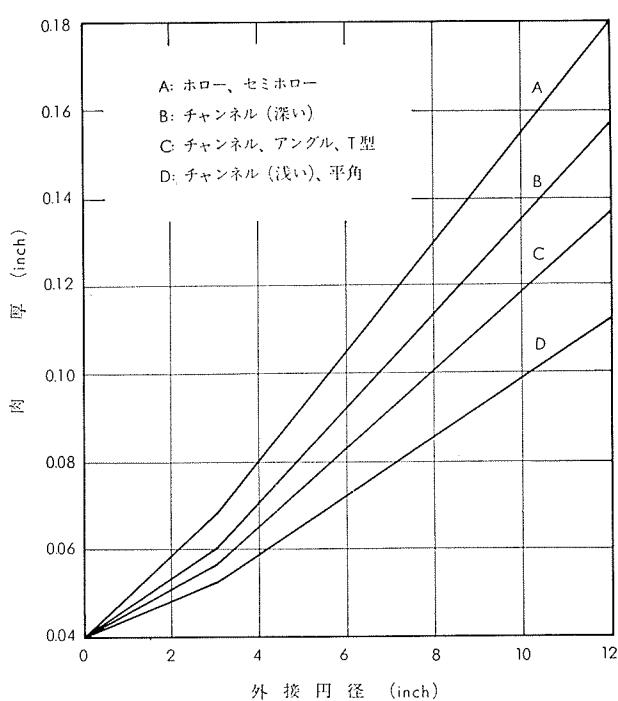
第5表 アルミニウム合金の押出性の比較 (R.S. Latham)

合 金	指 数 <sup>(1)</sup>
E C	150
1060	150
1100	150
2011	15
2014	20
2024	15
3003	100
5052	60
5083	20
5086	25
5456	20
6061	60
6063	100
6101	100
6463	100
7001	7
7075	10
7079	10
7178	7

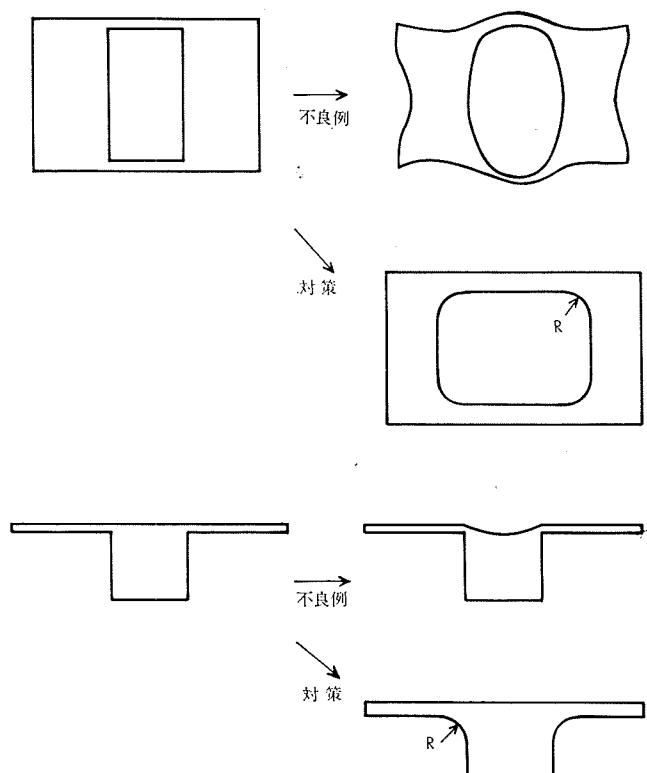
(1) 6063 合金を 100 として表示した。

アルミニウムは同等であるが6061合金では1.5前後、7075合金は2.0~2.5程度となることが多い。

つぎに肉厚が薄くなつてゆくと表面欠陥が増加するほか、平面度、ねじれ、曲りなどが悪化するので注意しなければならない。光輝仕上用など表面欠陥の少い形材を要求する場合は、ダイの手入れなどの関係上から肉厚を2mm前後とするのが好ましい。

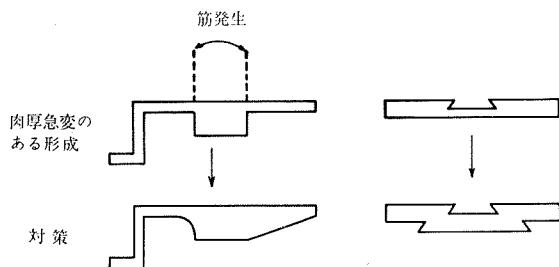


第6図 6063合金の外接円と肉厚の関係 (ALCAN社)



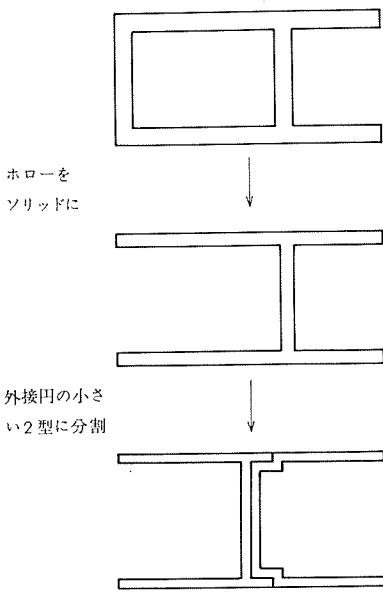
第7図 肉厚の急変による形状不良

断面形状における肉厚の急変は形状と寸法に悪影響をおよぼす。たとえば、太枝、肉厚の部分はメタルフローが早くなり、ダイの調整が完了するまで時間がかかり、また調整済のダイでも諸種の条件が変動してバランスが崩れることがある。一般に厚肉部はメタル不足で外表面が凹になったり、幅が不足する。また隣接部も肉引けや変形を生じやすい。第7図に1例を示す。



第8図 肉厚が急変する形材

なお断面形状の急変箇所は条件が悪いと、表面処理した際にその部分に筋膜様が現われることがある。第8図に1例を示すようにテーパや丸味をつけるのがぞましい。ホロー形材は肉厚標準が大なので、第9図に示すようにソリッド形材にするほうが有利である。



第9図 肉厚減少のくふう例

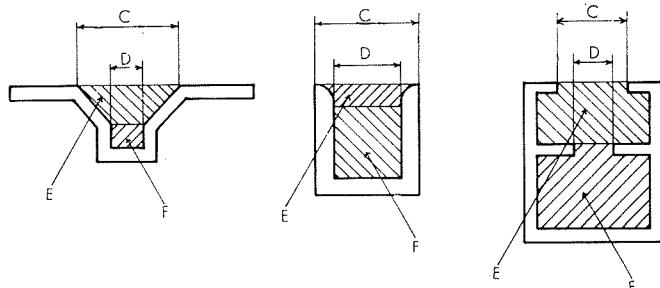
**3.1.3 ボイド・スペース** 形材の断面形状において入り込んだ空所をボイド・スペース (Void space) と呼ぶ。ボイド部はダイ側から見た場合片持梁となるので、細く深いものはダイの破損率が増大し、歩留りが低下するので価格・納期面に影響し、製作不可能な場合もあるから避けるのが賢明である。第6表は形材の断面形状から押出しの難易さを判定する一つの目安を米国の例で示したものである。第10図において  $F/D^2$  または  $(E+F)/C^2$  のいずれか大きいほうの値を取り、この値が第6表の数値より大きい場合はセミホロー、小さいときはソリッド形材の扱い

第6表 押出の難易さからみたセミホロー形材とソリッド形材の区別

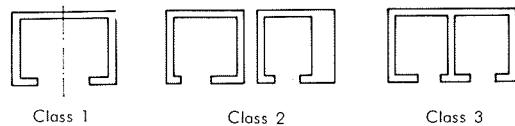
開口部幅 (mm)	Class 1		Class 2		Class 3	
	合金グループA	合金グループB	合金グループA	合金グループB	合金グループA	合金グループB
0.76以上	1.27未満	1.0	1.0	0.75	1.0	0.5
1.27 ~	1.60 ~	2.0	1.5	1.5	1.125	0.75
1.60 ~	3.18 ~	2.5	2.0	1.5	1.5	1.125
3.18 ~	6.35 ~	3.0	2.5	2.5	1.875	1.5
6.35 ~	12.7 ~	3.5	2.75	3.0	2.25	1.875
12.7 ~	25.4 ~	4.0	3.0	3.5	3.0	2.25
25.4 ~	38.1 ~	3.5	2.75	3.0	2.0	2.25
38.1 ~	63.5 ~	3.0	2.0	2.0	1.5	1.5
63.5以上		2.25	2.0	1.5	1.5	1.125

注：合金グループA : 1060, 1100, 3003, 5052, 5154, 5254, 6061, 6062, 6063, 6101, 6351, 6463, 7004, 7104

合金グループB : 2011, 2014, 2017, 2117, 2024, 5083, 5086, 5454, 5456, 6066, 7001, 7075, 7178, 7079



第10図 形材の断面形状 (E, Fは面積)



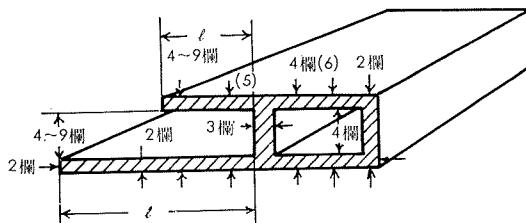
第11図 第6表の形材の級区分

となる。また第6表におけるClass1~3の区分は第11図および下記のようである。

- Class 1. ボイド部およびそれをかこむ金属部肉厚が開口部中心線に対して対称なセミホロー形材。
- Class 2. ボイド部およびそれをかこむ金属部肉厚が開口部中心線に対して非対称なセミホロー形材。
- Class 3. ボイド部およびそれをかこむ金属部肉厚が開口部中心線に対して対称・非対称をとわず、ボイド部を2ヶ所以上有するセミホロー形材。

特別の場合を除いて形材の断面形状はClass 1となるように設計するのが望ましく、またボイドの首部に大きな丸味をとることは、開口部の幅を拡げ、応力集中を防止するので有利である。

第7表 普通級の断面寸法の許容差



(単位 mm)

外 接 円 の 直 径	指定箇所の寸法	許 容 差 <sup>(1)</sup>											
		金 属 部 <sup>(2)</sup> (75%以上が金属で占められて いる箇所)		空 間 部 (空間が25%をこえる箇所。すなわち、75%未満が金属で占められている箇所)									
		<sup>(3)(4)</sup> 3 欄以外のす べての箇所		中空形材で70m m <sup>2</sup> 以上の中空 部の内厚		指定箇所と足の根元との距離(l) <sup>(5)</sup>							
		2 欄	3 欄	4 欄 <sup>(6)</sup>	5 欄	6 欄	7 欄	8 欄	9 欄	100をこえ 150以下	150をこえ 200以下		
250 未満	1 欄	5083	その他	5083	その他	5083	その他	5083	その他	5083	その他		
	3以下	±0.35	±0.23		±0.43	±0.33	±0.48	±0.38	—	—	—		
	3をこえ 6以下	±0.42	±0.27		±0.53	±0.39	±0.58	±0.45	±0.64	±0.51	—		
	6をこえ 12以下	±0.45	±0.30		±0.60	±0.47	±0.64	±0.51	±0.70	±0.58	±0.73		
	12をこえ 19以下	±0.54	±0.35	±20%	±0.69	±0.53	±0.73	±0.58	±0.80	±0.64	±0.83		
	19をこえ 25以下	±0.57	±0.38	±15%	±0.75	±0.60	±0.80	±0.64	±0.86	±0.70	±0.91		
	25をこえ 40以下	±0.69	±0.45	±3.4	±0.90	±0.69	±0.93	±0.73	±1.0	±0.83	±1.1		
	40をこえ 50以下	±0.80	±0.54	最小値 ±2.3	±1.0	±0.79	±1.1	±0.83	±1.2	±0.99	±1.3		
	50をこえ100以下	±1.4	±0.92	±0.57	±1.5	±1.1	±1.6	±1.2	±1.9	±1.5	±2.1		
	100をこえ150以下	±2.0	±1.3		±2.0	±1.5	±2.1	±1.6	±2.6	±2.0	±2.9		
	150をこえ200以下	±2.5	±1.7		±2.5	±1.8	±2.7	±2.0	±3.3	±2.6	±3.7		
	200をこえ250以下	±3.1	±2.1		±3.0	±2.1	±3.2	±2.4	±4.0	±3.2	±4.5		
250 以上	3以下	±0.80	±0.54		±0.90	±0.64	±0.93	±0.69	—	—	—		
	3をこえ 6以下	±0.84	±0.57		±0.92	±0.67	±1.0	±0.76	±1.1	±0.89	—		
	6をこえ 12以下	±0.92	±0.62		±0.99	±0.71	±1.1	±0.82	±1.2	±0.95	±1.7		
	12をこえ 19以下	±0.96	±0.65		±1.1	±0.78	±1.2	±0.93	±1.6	±1.3	±2.0		
	19をこえ 25以下	±1.0	±0.69		±1.1	±0.81	±1.3	±1.0	±1.8	±1.6	±2.3		
	25をこえ 40以下	±1.1	±0.72	±20%	±1.2	±0.85	±1.5	±1.2	±2.2	±1.9	±2.6		
	40をこえ 50以下	±1.4	±0.92	±1.6	±1.2	±1.9	±1.5	±1.5	±2.6	±2.2	±3.0		
	50をこえ100以下	±2.0	±1.3	±2.2	±1.6	±2.4	±2.4	±1.8	±3.1	±2.5	±3.4		
	100をこえ150以下	±2.5	±1.7	±2.7	±1.9	±2.9	±2.2	±2.2	±3.6	±2.9	±3.2		
	150をこえ200以下	±3.1	±2.1	±3.2	±2.3	±3.5	±2.5	±4.0	±3.2	±4.3	±4.6		
	200をこえ250以下	±3.7	±2.4	±3.8	±2.6	±4.0	±2.9	±4.5	±3.5	±4.7	±5.4		
	250をこえ300以下	±4.2	±2.8	±4.3	±3.0	±4.5	±3.2	±5.0	±3.8	±5.2	±5.8		
	300をこえ350以下	±4.8	±3.2	±4.8	±3.3	±5.0	±3.6	±5.5	±4.1	±5.6	±6.3		
	350をこえ400以下	±5.4	±3.6	±5.4	±3.7	±5.5	±3.9	±5.9	±4.5	±6.0	±6.7		
	400をこえ450以下	±5.9	±4.0	±5.9	±4.1	±6.0	±4.3	±6.4	±4.8	±6.5	±7.2		
	450をこえ500以下	±6.5	±4.4	±6.4	±4.4	±6.5	±4.6	±6.9	±5.1	±6.9	±7.6		
	500をこえ550以下	±7.1	±4.7	±7.0	±4.8	±7.1	±4.9	±7.4	±5.4	±7.4	±8.1		
	550をこえ600以下	±7.7	±5.1	±7.5	±5.1	±7.6	±5.3	±7.8	±5.7	±7.8	±8.5		

(1) 二つ以上の部分からなる箇所の寸法の許容差は、各部分の寸法が指定されているならば、各部分の寸法の許容差の総和である。

(2) 寸法が内厚でなく外側および内側の寸法で指定されているときの内厚の許容差は、両側の内厚の平均値に対して3欄を適用する。

(3) 付図2のような形材の場合、XまたはZの金属部YがXまたはZの75%以上であってもXまたはZの許容差としては2欄を適用せずAの距離に応じて4~9欄を適用する。

(4) 付図3または付図4のように、中空形材または半中空形材で片側の内厚Tが反対側の内厚lの3倍以上あるときのそれぞれの内厚の許容差には本表を適用せず、注文者と製造業者との協定による。

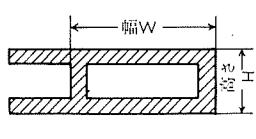
(5) 6mm以下の箇所は、2欄を適用する。

(6) 中空形材の中空部を含む箇所には、4欄を適用する。ただし、付図1のような中空形材の幅Wおよび高さHに対しては、つぎのように適用する。すなわち、幅Wの寸法の許容差には高さHに対応する4欄を適用し、反対に高さHの寸法の許容差には幅Wに対応する4欄を適用する。ただし、これらの数値が2欄の数値を下まるとときは、④欄を適用する。

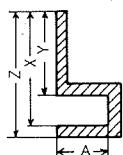
例：6063普通級でWが60mm、Hが30mmの場合、Wの許容差は±0.92mm(30mmの4欄は±0.69mmであるが、これは60mmの2欄の±0.92mmを下まるとこの場合には±0.92mm)、Hの許容差は±1.1mmとなる。

(付図は次頁参照)

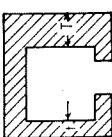
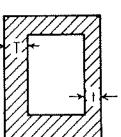
付図 1



付図 2



付図 3



備考 許容差を(+)または(-)だけに指定する場合は、上記数値の2倍とする。

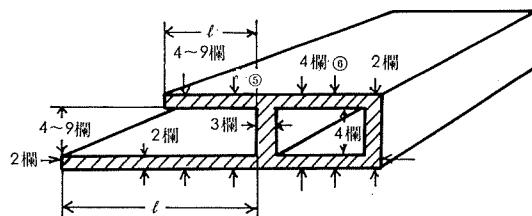
第8表 特殊級の断面寸法の許容差

(単位 mm)

外接円の直径	指定箇所の寸法	許容差 <sup>(1)</sup>											
		金属部 <sup>(2)</sup> (75%以上が金属で占められて いる箇所)		空間部 (空間が25%をこえる箇所。すなわち、75%未満が金属で占められている箇所)									
		<sup>(3)(4)</sup> 3欄以外のす べての箇所		指定箇所と足の根元との距離(l) <sup>(5)</sup>									
		2 欄	3 欄	4 欄 <sup>(6)</sup>	5 欄	6 欄	7 欄	8 欄	9 欄	10 欄	11 欄	12 欄	13 欄
250 未満	1 欄	5083	その他	5083	その他	5083	その他	5083	その他	5083	その他	5083	その他
	3以下	±0.23	±0.15	±15% ただし、 最大値 ±2.29 最小値 ±0.38	±0.33	±0.25	±0.38	±0.30	—	—	—	—	—
	3をこえ 6以下	±0.28	±0.18		±0.41	±0.30	±0.46	±0.36	±0.51	±0.41	—	—	—
	6をこえ 12以下	±0.30	±0.20		±0.46	±0.36	±0.51	±0.41	±0.56	±0.46	±0.61	±0.51	—
	12をこえ 19以下	±0.36	±0.23		±0.53	±0.41	±0.58	±0.46	±0.64	±0.51	±0.69	±0.56	—
	19をこえ 25以下	±0.38	±0.25		±0.58	±0.46	±0.64	±0.51	±0.69	±0.56	±0.76	±0.64	±0.89
	25をこえ 40以下	±0.46	±0.30		±0.69	±0.53	±0.74	±0.58	±0.81	±0.66	±0.91	±0.76	±1.04
	40をこえ 50以下	±0.53	±0.36		±0.79	±0.61	±0.84	±0.66	±0.97	±0.79	±1.09	±0.91	±1.24
	50をこえ 100以下	±0.91	±0.61		±1.17	±0.86	±1.27	±0.97	±1.52	±1.22	±1.75	±1.45	±2.03
	100をこえ 150以下	±1.30	±0.86		±1.55	±1.12	±1.70	±1.27	±2.06	±1.63	±2.41	±1.98	±2.82
	150をこえ 200以下	±1.68	±1.12		±1.93	±1.37	±2.13	±1.57	±2.64	±2.08	±3.07	±2.51	±3.61
	200をこえ 250以下	±2.06	±1.37		±2.31	±1.63	±2.57	±1.88	±3.23	±2.54	±3.73	±3.05	±4.62
	3以下	±0.53	±0.36		±0.64	±0.46	±0.69	±0.51	—	—	—	—	—
	3をこえ 6以下	±0.56	±0.38		±0.66	±0.48	±0.74	±0.56	±0.89	±0.71	—	—	—
	6をこえ 12以下	±0.61	±0.41		±0.71	±0.51	±0.81	±0.61	±0.97	±0.76	±1.47	±1.27	—
	12をこえ 19以下	±0.64	±0.43		±0.76	±0.56	±0.89	±0.69	±1.24	±1.02	±1.73	±1.52	—
250 以上	19をこえ 25以下	±0.69	±0.46	±15% ただし、 最大値 ±2.29 最小値 ±0.64	±0.79	±0.58	±0.99	±0.76	±1.45	±1.27	±2.01	±1.78	±2.51
	25をこえ 40以下	±0.71	±0.48		±0.84	±0.61	±1.09	±0.86	±1.75	±1.52	±2.26	±2.03	±2.77
	40をこえ 50以下	±0.91	±0.61		±1.17	±0.86	±1.42	±1.12	±2.08	±1.78	±2.59	±2.29	±3.10
	50をこえ 100以下	±1.30	±0.86		±1.55	±1.12	±1.80	±1.37	±2.46	±2.03	±2.97	±2.54	±3.48
	100をこえ 150以下	±1.68	±1.12		±1.93	±1.37	±2.18	±1.63	±2.84	±2.29	±3.35	±2.79	±3.86
	150をこえ 200以下	±2.06	±1.37		±2.31	±1.63	±2.57	±1.88	±3.23	±2.54	±3.73	±3.05	±4.24
	200をこえ 250以下	±2.44	±1.63		±2.69	±1.88	±2.95	±2.13	±3.61	±2.79	±4.11	±3.30	±4.62
	250をこえ 300以下	±2.82	±1.88		±3.07	±2.13	±3.33	±2.39	±3.99	±3.05	±4.50	±3.56	±5.00
	300をこえ 350以下	±3.20	±2.13		±3.45	±2.39	±3.71	±2.64	±4.37	±3.30	±4.88	±3.81	±5.38
	350をこえ 400以下	±3.58	±2.39		±3.84	±2.64	±4.09	±2.90	±4.75	±3.56	±5.26	±4.06	±5.77
	400をこえ 450以下	±3.96	±2.64		±4.22	±2.90	±4.47	±3.15	±5.13	±3.81	±5.64	±4.32	±6.15
	450をこえ 500以下	±4.34	±2.90		±4.60	±3.15	±4.85	±3.40	±5.51	±4.06	±6.02	±4.57	±6.60
	500をこえ 550以下	±4.72	±3.15		±4.98	±3.40	±5.23	±3.66	±5.89	±4.32	±6.40	±4.83	±6.91
	550をこえ 600以下	±5.11	±3.40		±5.36	±3.66	±5.61	±3.91	±6.27	±4.57	±6.78	±5.08	±7.29

注(1)～(6) 第7表に同じ。

備考 許容差を(+)または(-)だけに指定する場合は、上記数値の2倍とする。



**3.1.4 隅角の丸味** 凸の隅角はダイの側でノッチとなって応力集中を生じ、凹の隅角はダイが摩耗しやすい条件になるので不必要的鋭角を避けるのが望ましい。6063合金等押出性良好な合金では 0.4mmR 以下の丸みで保証、その他の合金では 0.6mmR 以下の値で保証する程度ぐらいが経済的であろう。ちなみに JIS 規格では鋭い角という場合、0.4mmR 以下と規定している。

**3.1.5 寸法許容差** JIS H 4100-1970, "アルミニウムおよびアルミニウム合金押出形材" における寸法許容差に関する規定を第 7~16 表に示す。

実際の管理面からといふと、第 12 図に 2~3 の例を示すように直接ノギスやマイクロメータで測定できない寸法を厳しく管理する方式はのぞましくないわけである。また、

第 9 表 長さの許容差  
(単位 mm)

外接円の直径 長さ	許容差				
	普通級		特殊級		
10m未満	10m以上	4m未満	4m以上 10m未満	10m以上 15m以下	
75以下	+10 0	+13 0	+5 0	+8 0	+10 0
75 をこえ 200以下			+6 0	+9 0	+11 0
200 をこえるもの	+13 0	+15 0	+7 0	+10 0	+13 0

備考 規定長さ範囲外の寸法のものの許容差は、注文者と製造業者との協定による。

第10表 角度の許容差<sup>(1)</sup>  
(単位 度)

最小肉厚(mm) 等級	許容差	
	普通級	特殊級
5 未満	±2.5	±2
5 以上 19 未満	±2	±1.5
19 以上	±1.5	±1

注. (1) 質別〇には適用しない。

備考 許容差を (+) または (-) だけに指定する場合は、上記数値の 2 倍とする。

第11表 曲りの許容差<sup>(1)(2)</sup>  
(単位 mm)

外接円の直径 最小肉厚 等級 長さ	許容差			
	普通級		特殊級	
任意の箇所の長さ 1m につき	全長 (l) m につき	任意の箇所の長さ 1m につき	全長 (l) m につき	
38 未満	2.4 未満	5 以下	5×l 以下	4 以下
	2.4 以上	2 以下	2×l 以下	1 以下
38 以上	—	2 以下	2×l 以下	1 以下

注. (1) 質別〇には適用しない。

(2) 平面上に置いて自重によって曲りを最小にした場合の値。

チャンネルのフランジの先端の幅の精度はフランジのフレがあるので脚長が長くなると劣化し、JIS 規格にもこれを加味した方が採用されている(第7~8表参照)。脚長の増大と寸法精度低下の 1 例を第13図に示す。

### 3.2 設計例

二、三の実例を述べる。

第12表 平らさの許容差

(単位 mm)

測定箇所の種類 幅	許容差	
	普通級	特殊級
一般形材 中空形材	—	—
4.8未満	4.8未満	4.8以上
25未満	0.20以下	0.10以下
0.15以下	0.10以下	0.10以下
25以上	0.8%×W以下	0.4%×W以下
0.6%×W以下	0.4%×W以下	0.4%×W以下
任意の箇所の幅 25 につき	0.20以下	0.10以下
0.15以下	0.10以下	0.10以下

注. (1) 質別〇には適用しない。

第13表 ねじれの許容差

(単位 度)

外接円の直径 (mm) 等級	許容差	
	普通級	特殊級
任意の箇所の長さ 300mm につき	全長 (l) mm につき	全長 (l) mm につき
38 未満	2 以下	2× $\frac{l}{300}$ 以下 ただし、最大値 10
38 以上 76 未満	1 以下	1× $\frac{l}{300}$ 以下 ただし、最大値 7
76 以上	$\frac{1}{2}$ 以下	$\frac{1}{2} \times \frac{l}{300}$ 以下 ただし、最大値 5

注. (1) 質別〇には適用しない。

第14表 特殊級の断面円弧部の許容差<sup>(1)(2)</sup>

許容差	
弦	断面円弧部

弧の長さ 25mm につき 0.13mm 以下ただし、最小値 0.13mm

注. (1) 質別〇には適用しない。

(2) 断面円弧部が 90° 以上の場合は、90° およびは数ごとに測定する。

第15表 特殊級のすみ角および円縁半径の許容差

(単位 mm)

半 径	許 容 差	
鋸い角	+ 0.4 0	
4.8未満	± 0.4	
4.8以上	±10%	

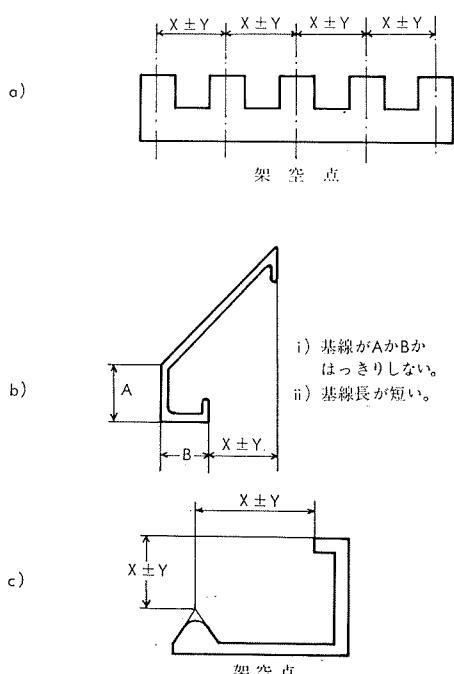
備考 許容差を(+)または(-)だけに指定する場合は、上記数値の2倍とする。  
ただし、鋸い角の許容差は除く。

第16表 特殊級の表面のあらさの許容深さ

(単位 mm)

断面厚さ	許容深さ(1)
1.6以下	0.04以下
1.6をこえ3.2以下	0.05以下
3.2をこえ4.8以下	0.06以下
4.8をこえ6.4以下	0.08以下
6.4をこえ12以下	0.10以下
12をこえるもの	0.20以下

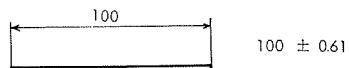
注(1) ダイスマーク、取扱いマークおよびみがきマークを含む。



第12図 尺法管理に手間のかかる架空点に寸法許容差のつけられた例

(1) 外接円と肉厚の関係：第14図は6063合金形材の実例について外接円径と肉厚の関係を示したものである。

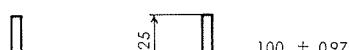
(2) ポイドの処理：深いポイドを改善するためには、①首を広げる、②深さを浅くする、③ホロー・ダイの使用、などが考えられるが、④はポイド部の大きさ、形状、数、



100 ± 0.61



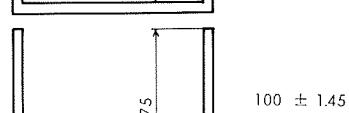
100 ± 0.86



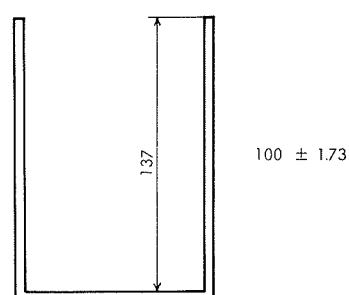
100 ± 0.97



100 ± 1.22



100 ± 1.45



100 ± 1.73

100mmに対する  
寸法許容差  
(JIS特殊級)

第13図 脚長が寸法許容差によぼす影響の例

位置などに制約されることが多い。第15図は改善例であるが、特に例1のⒶは板などを挟む溝の場合有効であり、例2は首部が長い場合入口側の幅を拡げた例である。この他、深いポイドを押し開いた形状で押出し、あとでプレスする方法も考えられるが、プレス後の開口部幅精度はかなり悪くなる。

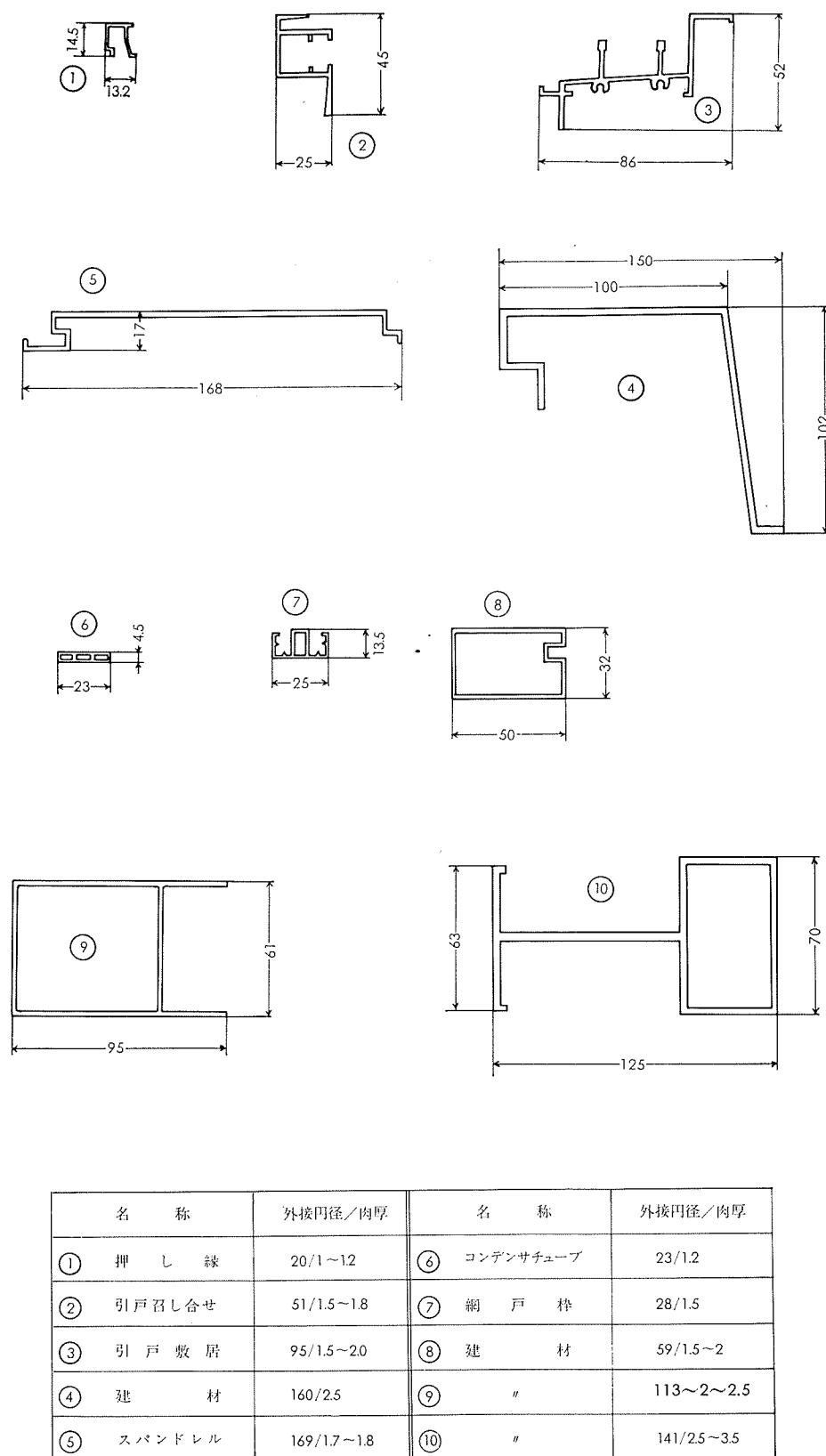
(3) タッピング・スクリュー・ホール：アルミニウム形材サッシの組立にはセルフ・タッピング・スクリューが使われるが、タッピング・ホールがひとつの形材に数個所つくるので、ホールにするのを避けてセミホール形材とする。タッピング・ホールの標準的な寸法を第16図に示す。

(4) 寸法許容差の検討：きびしい寸法許容差が必要な場合、寸法の規制箇所を絞ることによって問題が解決することが多い。第17図にその1例を示し、許容差数値はJIS規格特殊級の例である。

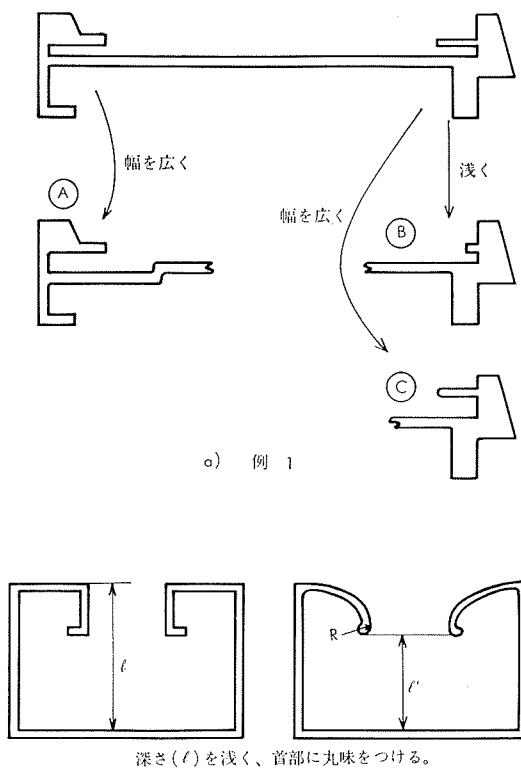
(5) 広幅形材の平面度の改善：第18図のように広幅面は熱間押出直後に自重で変形することが多い。この様な場合、中間に脚を設けると有効である。

#### 4. む す び

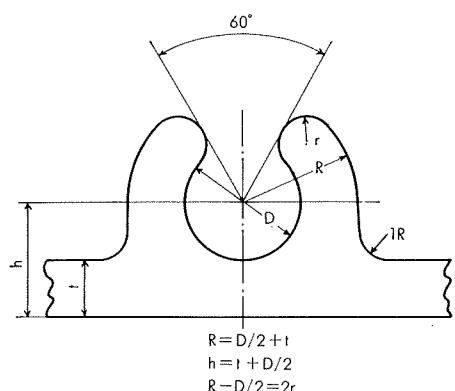
アルミニウム合金押出形材は、その断面形状が任意にえらべるのが利点であるが、いっぽうにおいて、押出難易性におよぼす諸因子を考慮して断面形状を決めることが望ま



第14図 6063合金押出形材の断面形状

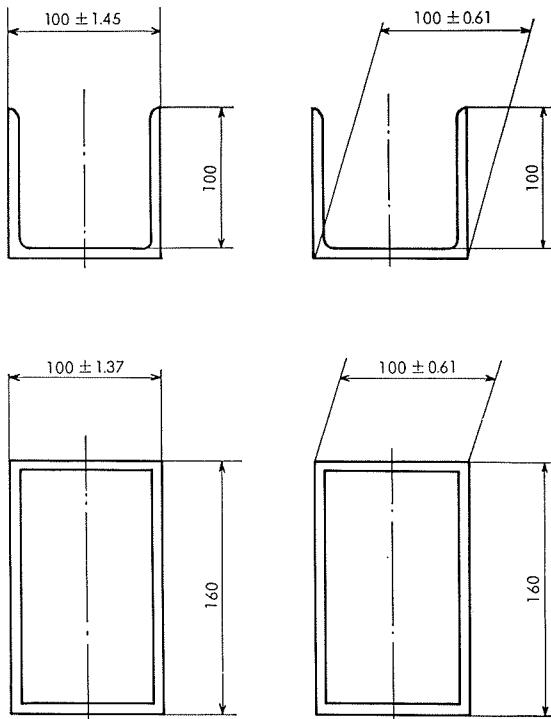


第15図 ボイド部の改善

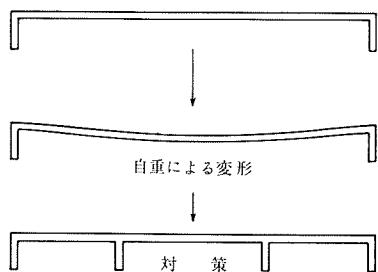


第16図 タッピング・ホール標準寸法

しい。断面形状の決定にあたり、本資料に述べた事項に御留意して頂ければ幸甚である。なお、形材の断面形状についてのアイデアなどは省略したが、下記の資料を参照して頂きたい。



第17図 必要箇所に絞って寸法許容差を小さくした例



第18図 広幅形材の平面度の改善

- 1) ALCAN社 : *Shape Design Manual*, (1964-10)
- 2) KAISER社 : *Designing for Aluminum Extrusions* (1963)
- 3) Aluminum Extruders Council : *Creative Concepts in Aluminum Extrusions*.

R130

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 11 No. 4 OCT., 1970

---

## 加工用アルミニウム合金の最近の熱処理

馬 場 義 雄

高 島 章

住友軽金属工業株式会社

# 加工用アルミニウム合金の最近の熱処理\*

馬場義雄\*\* 高島章\*\*\*

## 1. はじめに

加工用アルミニウム合金を大きく分類する一つの方法として、熱処理合金(Heat-treatable alloys)、非熱処理合金(Non heat-treatable alloys)の二つに大別することがある。前者は添加元素として Cu, Zn, Mg、あるいは Si のような合金元素を一つまたはそれ以上組合せて添加し、これら元素の各温度における溶解度変化を利用して、その後の析出処理によって強度を増大せしめるもので2000, 6000、および7000シリーズの合金がこれに相当する。一方後者は、このように溶解度の変化を利用せず、もっぱら焼なましと冷間加工もしくは熱間加工を適当に組合せて調質したもので1000, 3000, 4000、ならびに5000シリーズの合金がこれに相当する。熱処理合金は、ウイルムの発明せるジュラルミンに端を発し、いわゆる熱処理によって時効硬化が何故おこるかという、その硬化の機構に関する解明が一つの課題として提起され、初期の微粒子析出説、すべり干渉説、固溶体ひずみ説、かの有名な G P ゾーンの発見を経て今日に至るまで、優に千を超える研究論文が発表されている。すなわち熱処理合金の“熱処理”的意味するところは、いわゆる焼入によってあたえられた過飽和固溶体をその後の析出処理により材料の強度にいかに結びつけるかにあったといっても過言ではない。

しかし今日各種アルミニウム合金に要求される性能はより優れた強度だけではない。アルミニウム合金の大半を占める前述の非熱処理合金でも、調質次第によっては、使用目的に応じて広い意味での熱処理をおこなっているといえ

る。また熱処理、非熱処理如何を問わず、すべての合金は、その材料の製造履歴をさかのぼれば、鋳塊の均質化処理に始まり、最終の調質処理に至るまで、必ず多くの熱処理工程が入っている。そこで今回は、従来の“熱処理”から少しはみだして広い意味での加工用アルミニウム合金の熱処理について述べてみたい。

## 2. 鋳塊の熱処理

アルミニウム合金鋳塊から圧延板および管、棒などをつくるときには熱間加工が行なわれるのが普通である。これは、アルミニウムの変形抵抗が冷間よりも熱間の方がいちじるしく小さく、熱間での変形が容易に行なわれるからである。この熱間における加工性は、合金の組成により、もっとも影響を受け易いが、鋳塊の熱処理、すなわち予備加熱(いわゆる均質化処理も含む)によっても改善される。たとえば、深絞り性能の向上あるいは再結晶粒の微細化などにも役立つものとして、すでに工業的に広く行なわれている。ここでは各種合金鋳塊の標準的な予備加熱条件を総括して第1表に示し、以下、代表的な工業用純アルミニウム、Al-Mn 系合金、Al-Mg 系合金および時効性 Al-Mg-Si 系合金についてくわしく述べる。

### 2.1 工業用純アルミニウム

工業用純アルミニウム板の諸性能の中でもとくに重要な成形加工性は、鋳塊の熱処理およびそれにつづく熱間圧延によってもっとも影響を受け易い。これは、鋳塊に不純物として含まれる Fe, Si の固溶、析出が、その後の加工と

第1表 加工用アルミニウム合金鋳塊の代表的予備加熱条件

JIS	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	加熱温度, °C	加熱時間, h
1080	0.03	0.15	0.16	0.02	0.02	0.03	—	0.02		
1070	0.04	0.20	0.25	0.03	0.03	0.04	—	0.03		
1060	0.05	0.25	0.35	0.03	0.03	0.05	—	0.03		
1050	0.05	0.25	0.40	0.05	0.05	0.05	—	0.03		
1100	0.05-0.20	Si+Fe	1.0	0.05	—	0.10	—	—	480~580	0~24
1200	0.05	Si+Fe	1.0	0.05	—	0.10	—	—		
1230	0.10	Si+Fe	0.7	0.05	—	0.10	—	—		
2011	5.0-6.0	0.40	0.7	—	—	0.30	(Pb0.2-0.6)	(Bi0.2-0.6)		
2014	3.9-5.0	0.50-1.2	0.7	0.4-1.2	0.20-0.8	0.25	0.10	0.15		
2017		3.5-4.50.8	0.7	0.40-1.0	0.20-0.8	0.25	0.10	—		
2117	2.2-3.0	0.8	0.7	0.20	0.20-0.50	0.25	0.10	—	440~490	4~24
2024	3.8-4.9	0.50	0.50	0.30-0.9	1.2-1.8	0.25	0.10	—		
2025	3.9-5.0	0.50-1.2	1.0	0.40-1.2	0.05	0.25	0.10	0.15		
3003	0.05-0.20	0.6	0.7	1.0-1.5	—	0.10	—	—	570~620	4~24
3203	0.05	0.6	0.7	1.0-1.5	—	0.10	—	—		
4043	0.30	4.5-6.0	0.8	0.05	0.05	0.10	—	0.20	420~520	0~24
4343	0.25	6.8-8.2	0.8	0.10	—	0.20	—	—		

\* 軽金属 Vol. 20, (1970) No. 9,468 に一部発表

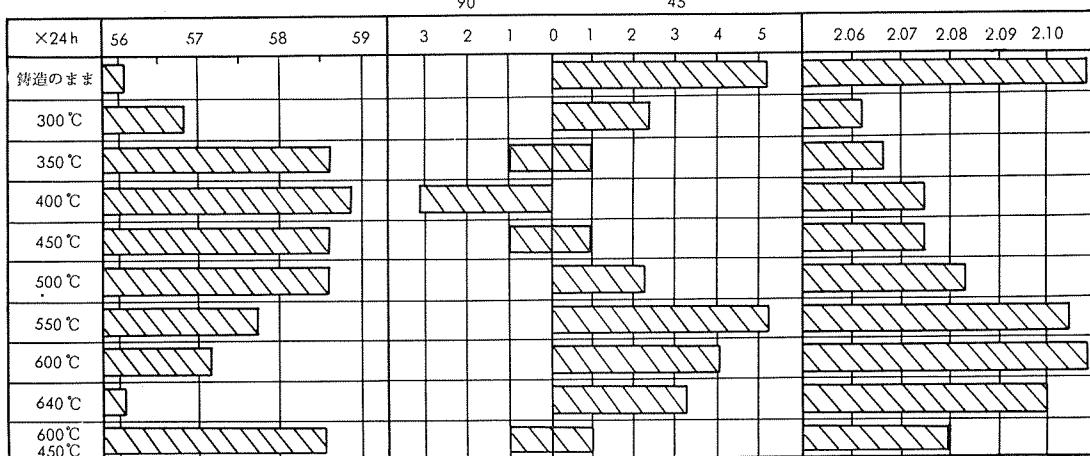
\*\* 研究部 工学博士

\*\*\* 研究部

5N01	0.20	0.20	0.30	0.30	0.20-0.6	0.08	—	—			
5005	0.20	0.40	0.70	0.20	0.50-1.1	0.25	0.10	—			
5052	0.10	Si+Fe	0.50	0.10	2.2-2.8	0.10	0.15-0.35	—			
5154	0.10	Si+Fe	0.45	0.10	3.1-3.9	0.20	0.15-0.35	0.20			
5056	0.10	0.30	0.40	0.05 0.20	4.5-5.6	0.10	0.05 0.20	—			
5356	0.10	Si+Fe	0.40	0.05-0.20	4.5-5.5	0.10	0.05-0.20	0.06-0.20			
5556	0.10	Si+Fe	0.50	0.50-1.0	4.7-5.5	0.25	0.05-0.20	0.05-0.20	440-520		4~24
5083	0.10	0.40	0.40	0.30-1.0	4.0-4.9	0.25	0.05-0.25	0.15			
5183	0.10	0.40	0.40	0.50-1.0	4.3-5.2	0.25	0.05-0.25	0.15			
6101	0.10	0.39-0.7	0.50	0.03	0.35-0.8	0.10	0.03	—			
6003	0.10	0.35-1.0	0.60	0.80	0.8-1.5	0.20	0.35	0.10			
6151	0.35	0.6 1.2	1.0	0.20	0.45-0.8	0.25	0.15-0.35	0.15	520-580		4~24
6061	0.15-0.40	0.40-0.8	0.70	0.15	0.8-1.2	0.25	0.04-0.35	0.15			
6063	0.10	0.20-0.6	0.35	0.10	0.45-0.9	0.10	0.10	0.10			
7075	1.2-2.0	0.40	0.50	0.30	2.1-2.9	5.1-6.1	0.18-0.35	0.20	440-490		8~48
7N01※	0.25	0.30	0.40	0.20-0.9	1.0-2.2	3.8 5.0	0.30	0.20			

※ 0.1~0.2% Zr 含有

予備加熱 電導度, % IACS 深絞り耳率, % 限界絞り比, L.D.R.



第1図 工業用純アルミニウム焼鈍板の深絞り耳率と限界絞り比における鋳塊予備加熱の影響。試験片は厚さ 25mm の鋳塊を予備加熱後冷間圧延だけで厚さ 1mm まで加工し、360°C で焼鈍した。

再結晶挙動に影響を与えるからである。再結晶集合組織の問題について、比較的新しいところでは Siebel の研究<sup>1)</sup>がある。彼の研究は、鋳塊の加熱とアルミニウム板の深絞り耳の発生の関係を主に取扱ったものであるが、鋳塊から切りだした試料より、電気伝導度を測定し、微量の Fe や Si の固溶、析出が最終板の異方性に関係することを報告している。第1図は、著者が Fe 0.6%, Si 0.15% の工業用純アルミニウムについて同様な実験を行なった結果であるが、400°C 前後で鋳塊加熱を行なったものは、最終板の深絞り耳の方向は 0/90° で、限界絞り比 (L.D.R.) も小さい。電気伝導度の測定結果から 400°C 前後の加熱で Fe や Si の析出が起っていることは間違いないが、このような最終の性質に主として影響を与えているものが、Altempohl<sup>2)</sup> らの主張する Fe の挙動なのか、Theeler<sup>3)</sup> らの主張する Si なのか不明なところが多い。鋳塊の熱処理による組織変化と最終板の異方性、成形性の関係については今後さらにくわしく研究されるべきであろう。

## 2・2 Al-Mn 系合金

一般に Al-Mn 系 3003 合金はその再結晶粒が粗大化しやすく、これが製造の途中の段階でできると最終板に筋ができる、縞になったりして、深絞りのような塑性変形を受けるとフローマーク（リッピングまたはルーピングともい

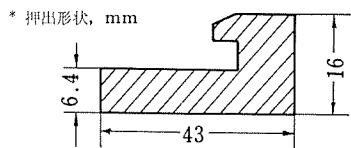
われる）として知られる欠点を示すことがある。最終の焼鈍で再結晶粒の粗大化した板はオレンジピール（肌あれ現象）として知られる欠点を示す。これを改良するために、通常長時間にわたる鋳塊予備加熱をおこなう。すなわち、まず第1段階の均質化熱処理として 550~625°C の高温で 7~24hr 保持することにより鋳塊内の組織の均質化をはかり、第2段階の析出熱処理として 400~550°C で 7~48h 保持することにより固溶する Mn の大部分を析出させることができ望ましい。以上のような鋳塊の熱処理をからませて最終製品の結晶粒を微細化する方法についていろいろな特許方法<sup>4)~6)</sup> がみられるが、いずれも Mn の析出作用と関連して考えられており、原理的には目新しいものではない。最近この分解過程に関するわくしきらべられた研究結果<sup>7)~8)</sup> もみられるが、Fe, Si および微量の Cu を含む実用合金について検討することも実際の熱処理を行う上では必要である。

## 2・3 Al-Mg 系合金

Al-Mg 系合金は大きくわけて、最終製品の成形性と光輝性に重点をおいたものと強度を主体とした構造用のものがある。前者の代表が 5N01 合金であり、後者の代表が 5052, 5083 合金である。5N01 合金をはじめとして、一般に光輝性合金は、Fe, Si などの不純物含有量をきびしく

第2表 5083合金の予備加熱処理が押出加工性におよぼす影響

状 態	限界押出速度*, m/min
鋳造のまゝ	4.7
536°C × 4h	6.7
536°C × 24h	8.3



第3表 各種合金の共晶融解におよぼす加熱速度の影響

合 金 名	均質化処理	加 热 速 度 *1			
		A	B	C	D
6063	580°C × 12h	*2	--	--	--
6061	580°C × 12h	*2	××	×	--
7N01	490°C × 12h	*2	××	××	×
5083	520°C × 12h	*2	××	××	×

\*1 A 160°C/min, B 27°C/min, C 11°C/min, D 1.4°C/min

\*2 共晶融解範囲

×× 共晶融解がはげしい。

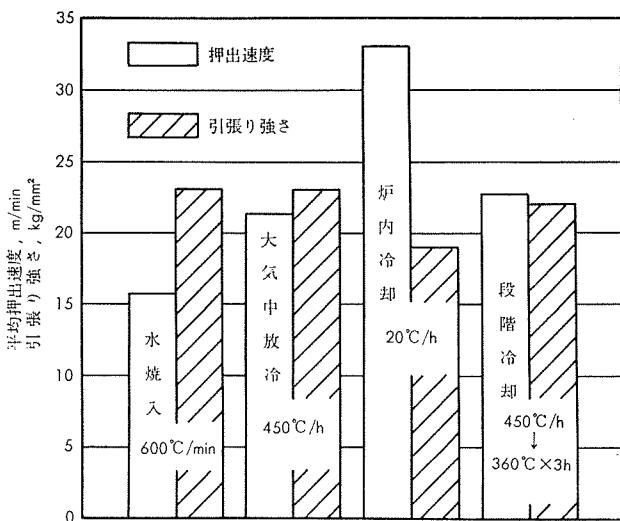
× 少しあり。

-- なし。

規制しており、さらにこれらの諸元素を Al 地に固溶せしめるために比較的高温 (520~580°C) で均質化熱処理されるのが通例である。一方、4.5%Mg のほかに 0.6%Mn と 0.15%Cr を含む5083合金は、いわゆる熱間加工性を改良するために 520~540°C で十分予備加熱することが望ましい。一例として、この合金の限界押出速度におよぼす影響について、第2表<sup>9)</sup>に示したが、この予備加熱による熱間押出性の改善は主として固溶されている Mn あるいは Cr が析出したことと関連があるものと思われる。比較的多量の Mg を含む合金は予備加熱する際、急速加熱すると共晶融解を起す危険がある。したがってどうしても急速加熱が避けられない場合は一段目は 450°C、二段目は所定の高温で加熱処理するいわゆる二段ソーティングが有効である。第3表<sup>10)</sup>に、共晶融解におよぼす加熱速度の影響を示す。つぎにのべる時効硬化性の 6063, 6061 および 7N01 系合金を比較として示す。

#### 2・4 時効硬化性合金

時効硬化性合金の中でもとくに量産材の6063合金は、その押出加工性を改良することが重要な問題であり、そのためには一般的 HO 処理と呼ばれる鋳塊予備加熱処理が行なわれる。これには鋳塊の加熱温度は高く時間が長い方が効果的であるが<sup>11)</sup>、むしろその後の冷却速度のコントロールが押出性改良により重要である。一例として、Gruhl と Scharf の実験結果を第2図<sup>12)</sup>に示す。Al-0.5%Mg-0.4%Si (不純



第2図 6063合金の均質化処理後の冷却速度と押出速度および時効処理 (160°C × 16h) 後の強度の関係

物 Fe 0.22%) 合金鋳塊を 560°C で加熱後いろいろな速度で室温まで冷却し、480°C に再加熱して押出した結果である。冷却速度が遅いほど押出速度は増大するが、冷却速度が遅過ぎると押出材の時効後の強度が低下するので、冷却速度としては 200~500°C/h が適当であろう。HO 処理の意味についてはいろいろ考えられているが、堀内と金子<sup>13)</sup>によれば、まず高温加熱により鋳塊偏析の均質化と溶質元素の固溶化をはかり、ついで徐冷あるいは、やや低温の析出熱処理でマトリックス中の溶質原子を Mg<sub>2</sub>Si 相として適当に析出させることにより熱間加工性が大いに改良されるとしている。なお、Al-Mg<sub>2</sub>Si 系合金のみならず、時効性の高力アルミニウム合金 Al-Cu-Mg 系および Al-Zn-Mg 系合金も鋳塊の熱処理によってその熱間加工性が、いちじるしく改良されることが報告されている<sup>14)</sup>。

### 3. 展伸材および鍛造材の熱処理

展伸材に限ったことではないが、一般に熱処理加工後の性能は次の諸条件を満たすものでなければならない。

たとえば

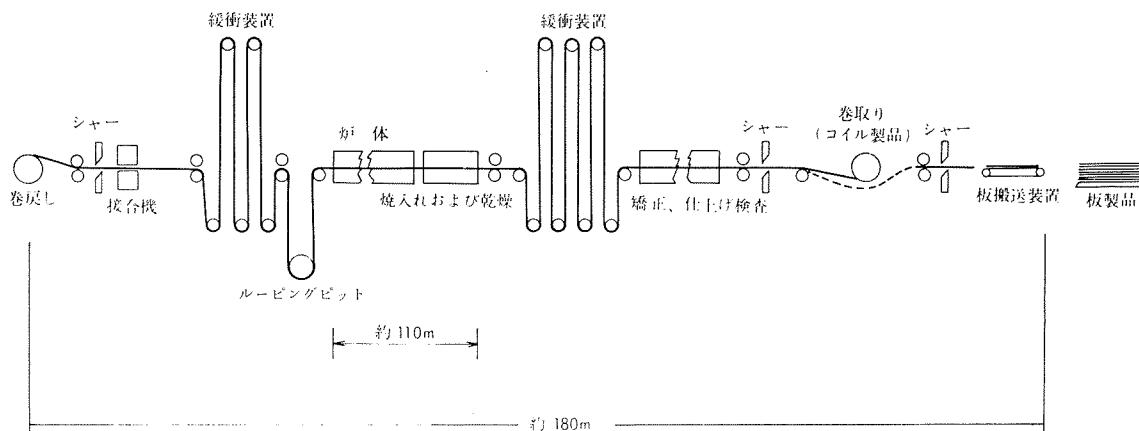
i) 热処理によって得られる再結晶組織が微細であること。

ii) 热処理中に取扱い疵をつけたり表面を汚したりしないこと。

iii) 热処理合金の場合、溶体化処理後の冷却ならびにその後の時効処理によってもたらされるところの優れた機械的性質が、使用条件と関連して、他の諸性質、たとえば耐食性、耐応力腐食割れ性を低下させたり、ひずみ、ねじれを誘発したりして、これら諸性能の犠牲の上に成立していないこと。

iv) 残留応力の発生を少くすること。

などがあげられる。そこでこれら問題を解決する方法としていかなる手段があるかについて述べたいと思う。



第3図 高速連続熱処理装置

### 3・1 加熱条件

たとえば、アルミニウム焼なまし板を深絞り、曲げ加工などの一連の成形加工をおこなう場合に問題となる肌あれ現象は、焼なまし中に粗大結晶が生ずることに起因する。この結晶粒の大きさを支配する因子としては合金成分、加工工程（熱間圧延温度、最終加工度）等の他に焼なまし条件、たとえば最高加熱温度、保持時間ならびに加熱速度も主要因子の一つとして考えられる。このうち加熱速度の影響については、非常に高純のアルミニウムでは急速加熱した方が粗大な結晶粒が得られる<sup>15)</sup>という珍らしい現象を除いては、一般に加熱速度の早い程結晶粒度が細かくなることがよく知られている。このため、従来急速加熱により、微細再結晶粒度を期待するために、いわゆる“Flash annealing”方式が実施されてきたが、最近では、もっと大規模でかつ自動化された熱処理装置が開発されすでに実用に供されている。第3図<sup>16)</sup>に示したものはその一例で、急速連続熱処理装置 (High speed continuous heat line) と呼ばれ、装置の全長は 164m にもおよび、この中には薄板コイル巻戻し装置 (Accumulator), ルーピングビット (Looping pit) 加熱装置、水冷装置、乾燥機、矯正機、仕上設備、検査設備、巻取り装置、せん断機 (Shear) シートコンベア (Sheet conveyor) がついている。このうち加熱装置は 100m で、加熱方式としては、炉床および天井から熱風を吹付け、加熱雰囲気中にアルミニウム板を浮遊させるいわゆるエアークッションにより保持するとともに連続的に移動させる。

加熱後の冷却は水冷装置により 538°C/sec 以上の速度で急冷することも可能である。この装置は厚さ 0.2~2.5mm, 幅 1473mm までの大きさのコイルの熱処理が可能であると報告されている。このような装置を用いて熱処理することにより、前述のごとき微細再結晶組織がえられるばかりでなく、ひずみ、そり、接触疵（板どうしの）取扱い疵を最少限に抑制することが可能である。米国のカイザーアルミニウムではこれによって航空機材料、輸送機関用材料、潜水艦用材料のような大量需要のある高品質板の生産が非常

に能率化したと報告しており、広範な熱処理技術の一部をかかる多目的装置に置換している動向には注目すべきであろう。この新方式の熱処理設備は逐次我国にも普及しつつあるのが現状である。このように連続炉の利点としては、連続的に量産が可能で、かつ労務コストが低いことや、自動制御装置を有しているので品質管理の面で有利であることが挙げられる反面、万一故障した場合に多量の不良品ができるばかりでなく、製品の流れが中断して工程を大きく乱すという欠点がある。加えて設備費が高いことも問題であろう。しかしこのような設備を駆使して熱処理された板に関しては、すくなくとも前述の i) ii) を満足する品質が得られよう。

アルミニウム合金の加熱雰囲気としては特別な場合を除いては塩浴、空気で処理されるのが普通である。KNO<sub>3</sub> と NaNO<sub>3</sub> を適当に配合した塩浴炉中で熱処理する場合にはいわゆる“高温酸化”的危険性はないが、空気炉の場合には、よほど雰囲気管理をしないと高温酸化が起り合金表面に全面にわたって微少なふくれ (Blister) を多数生ぜしめたり、激しい場合には材料そのものが割れを起こしたりすることがある。この高温酸化は一般に次のように説明されている。すなわち、アルミニウムと雰囲気中の水分との反応によって酸化アルミニウムと原子状水素が生じ、この水素が合金中に浸入して材料内の弱点箇所で分子状水素となり、圧力増加によってその部分を押し広げてマクロ的ボイド (Void) を作ったり、表面にプリスターを発生せしめる現象をいう。したがって一般にいいう高温酸化（たとえば高温において大気中の酸素と被熱処理材とが反応し、厚い酸化物層が生成する）とは違ひ、むしろ水素脆化と呼んだ方が適当であると思われるが、慣習的に“高温酸化”と呼ばれている。つまり水素の発生源が高温酸化によるものであると考えればよい。第4表に示したのは、Stroup<sup>17)</sup> が 2024 T4 合金板 (1.6mm 厚) を用いて、溶体化熱処理温度である 492~498°C で加熱したときの雰囲気が機械的性質にいかなる影響をおぼすかを調べた結果である。特に悪影響をおぼす雰囲気としては、水分を含む大気、SO<sub>2</sub>、

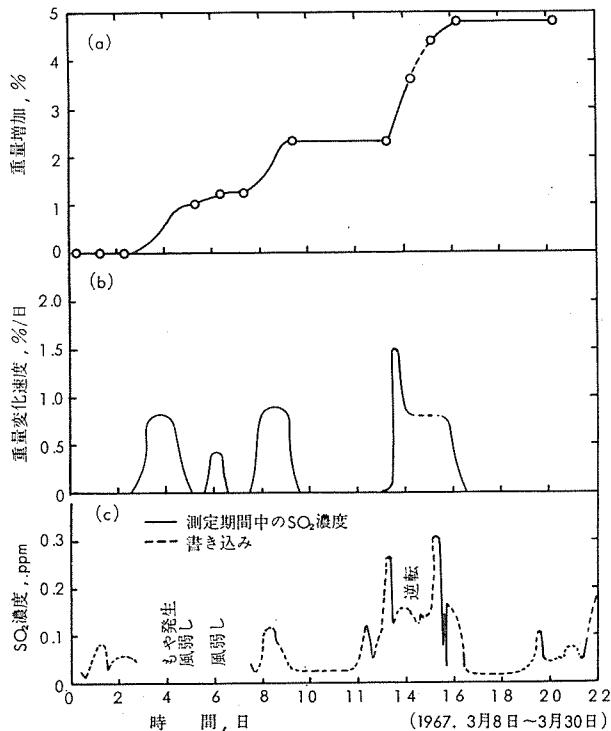
第4表 2024-T4板(1.6mm厚)の機械的性質におよぼす熱処理雰囲気の影響\*

雰 囲 気	引張り強さ 減少率, %	伸び 減少率, %
ヘリウム	0	0
水素	0	0
天然ガス	0	0
酸素(乾燥状態)	0	0
窒素(ク)	0	0
窒素(湿った状態)	0	0
空気(乾燥状態)	0	0
炭酸ガス(湿った状態)	0	0
炭酸ガス26%+湿った空気	0	0
湿った空気に弗化物添加	0	0
空気+天然ガス50%添加 *2	0	0
乾燥した空気+SO <sub>2</sub> 0.0002%添加	3	27
空気+天然ガス25%添加 *2	5	75
乾燥した空気+SO <sub>2</sub> 0.0012%添加 *3	7	35
空気+0.8%の水蒸気添加(露点4.5°C)	8	40
乾燥した空気+SO <sub>2</sub> 0.007%添加	15	68
亜硫酸ガス	20	64
空気+3.4%の水蒸気添加(露点27°C)	25	77
湿った酸素	29	82
アンモニア	29	82
水蒸気	60	95

\*1, \*2, \*3 以外は 492~498°C × 20h 保持

\*2 492~498°C × 2h 保持

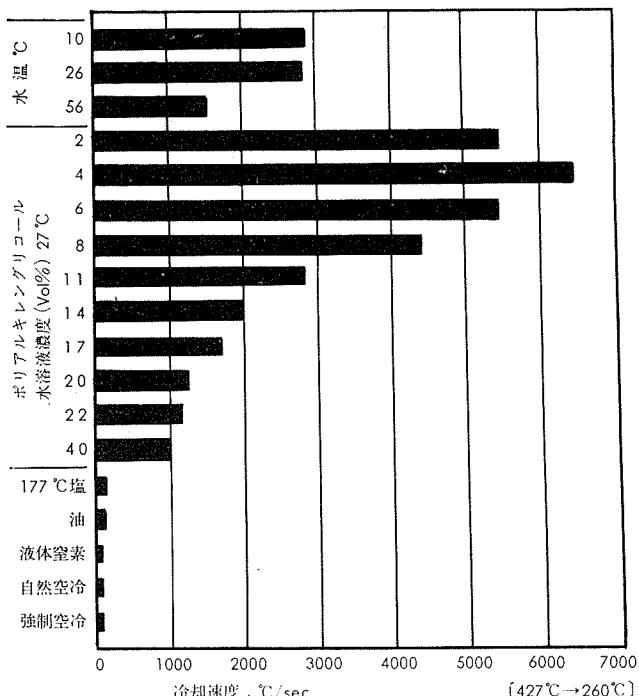
\*3 492~498°C × 0.5h 保持

第4図 SO<sub>2</sub> が急冷アルミニウムの重量変化におよぼす影響  
NH<sub>3</sub>, 水蒸気等で、とりわけ水蒸気中で熱処理した場合には引張強さは60%も低下し、伸びに至っては95%も低下し

ている。この表の中で我々にとって興味あるのは、乾燥した空気雰囲気を用いても、そこに SO<sub>2</sub> が 2ppm も存在するすでに強度、伸びの低下が認められることである。最近大気汚染により、大気中の SO<sub>2</sub> が段々増す傾向にあるときアルミニウム合金の熱処理上の問題としてとりあげる必要があろう。Jansen<sup>18)</sup> らは、常温においてはあるがアルミニウムにおよぼす SO<sub>2</sub> の影響を調べ、大気中の SO<sub>2</sub> と Al が反応して  $\beta$ -Al<sub>2</sub>S<sub>3</sub> が生ずるということを X 線回折によりあきらかにし、同時に SO<sub>2</sub> 量とアルミニウムの重量変化の関係を約 1 ヶ月にわたり追跡調査して第 4 図に示すような結果を発表している。このことは高温雰囲気においても当然問題になろう。以上のように空気炉加熱の場合にはできるだけ水分や SO<sub>2</sub> 等を含まない雰囲気を作つてやることが必要であるが、ボイドとかブリスターの発生を防止する手段としては熱処理中に BF<sub>3</sub> の蒸気を 1 立方フィート当たり少なくとも 75mg 含むような雰囲気を作つてやるとよい結果が得られる<sup>19)</sup>。

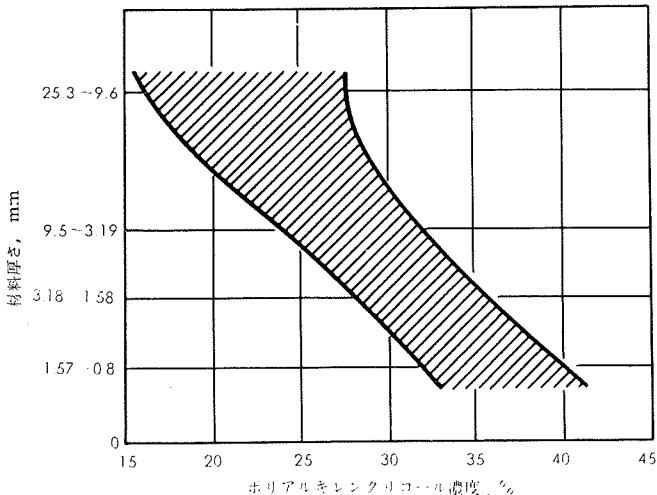
### 3・2 冷却条件

これまで述べた加熱条件と同様に冷却条件も重要な意味をもつてゐる。特に熱処理合金の場合は需要家において曲げ加工、プレス加工により、一定の成形品を得る目的から軟質材を成形加工し溶体化処理後焼入する事が多い。このとき発生するひずみ、曲りについてはしばしば悩まされているだけにこれまでいろいろな考案がなされてきた。たとえば、シートフォームの場合には後述する如く、形状が単純かつシンメトリーであるだけに、一定量の引張りにより塑性加工をあたえてやれば片付く問題であるが、複雑な形状に成形加工されたものは、このような処理ができない。このため最近では冷却媒に工夫がなされている。たとえば、米国のボーイング航空機会社では成形加工したもの溶体化処理後急冷することによって発生するひずみの除去作業（これはほとんど手でおこなう）に年間 3 億 6000 万円も費していたのを、新しい冷却媒を使用することによって約 2 億円を節約できたと報告している<sup>21)</sup>。この冷却媒とはポリアルキレンジリコールの水溶液で、これに材料腐食防止のため亜硝酸ソーダー、メタホウ酸ソーダーを添加しているもので、冷却速度は水より遅いが、従来ひずみ防止のために主に使用してきた沸騰水や、液体窒素よりは速い。この冷却媒は、通常水に薄めて使用するが、その濃度は被熱処理材の合金成分、形状（特に肉厚）により決定される。適当に薄めたこの冷却媒の中へ加熱された材料を投入するとその周囲をとりまく溶液の温度が上昇し、ポリアルキレンジリコールの溶解度が低下するため、溶液成分からポリアルキレンジリコールが分離して、材料の全表面を被覆する層を形成する結果、溶液と金属表面とが接触する内面に熱伝導を阻害する蒸気の覆層を生じなくなるためであろうと説明されている。この被膜は溶液の温度が 80°C 以下になると再び溶解する。すなわちこの溶液の特徴とするとところは、逆溶解性をもつてゐることである。たとえば第 5 図<sup>20)</sup>



第5図 ポリアルキレングリコール濃度ならびにその他の冷却媒と冷却速度の関係  
(2024合金1mm板を492°Cから冷却)

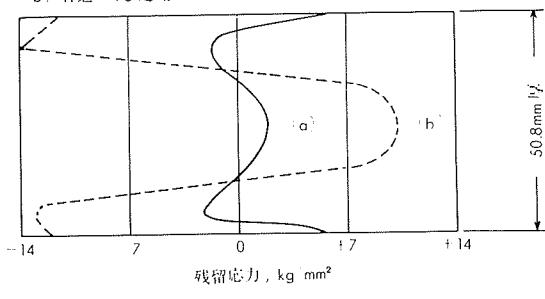
に示したのは、肉厚1mmの2024合金板を492°Cから各々冷却媒に投入した時の425°Cから260°Cに至る間の冷却速度であるが、ポリアルキレングリコールの40%水溶液ですらその冷却速度は1000°C/secと速く、機械的性質、耐食性に悪影響をおよぼさない。一方ひずみの方は、写真1<sup>20)</sup>に示すように水冷材でかなり大きい量のひずみが生じているのに対し、ポリアルキレングリコールを使ったものではまったく発生していない。ポリアルキレングリコールの濃度がひずみ量におよぼす影響について、Lauderdale<sup>20)</sup>, Singleton<sup>21)</sup>らの実験があり、濃度が増すにつれてひずみ量は減少するが、反面冷却速度が極端に低下すると、耐食性、機械的性質に悪影響をおよぼすので、たとえば、6061合金板の場合には、その肉厚とも関係して第6図<sup>22)</sup>のような濃度範囲が推奨されている。以上溶体化処理後急冷によって発生するひずみ防止のための冷却方法の一つとして、新しい冷却媒の応用について述べたが、一方厚板とか肉厚の大きい鍛造品では冷却速度との関係からかかる冷却媒を全面的に使用することができないのでどうしても冷却後材



第6図 6061合金板をポリアルキレングリコールを用いて焼入する場合の板厚とその濃度の関係  
(斜線部分が推奨範囲)

a) 50.8mm厚×150mm幅×300mm長さの板を冷水に焼入れ後-196°Cの液体窒素中で1.5時間保持し、次に高速蒸気で再加熱してT6としたもの。

b) 普通のT6処理



第7図 7075-T6, 50.8mm厚板の冷却、加熱条件と残留応力の関係

料内部に残留応力が残り、そのため、耐応力腐食割れ性に悪影響を及ぼしたり、またその後の機械加工でひずみを発生したりしてこれまた厄介な問題である。たとえば7039合金のように焼入感受性が鈍感な材料では温水焼入とか沸騰水焼入も可能であるが、7075合金では、それと困難である。そこで高度の焼入技術を使ってこれを防止する方法が試みられている。これは“uphill quench”と呼ばれるもので、急冷によって生じた熱的応力を急熱によって除去しようというもので、一種の中和処理と考えればよい。第7図<sup>23)</sup>に示したのはその一例で、7075合金の50mm<sup>t</sup>×150mm<sup>w</sup>×300mm<sup>l</sup>厚板を溶体化処理温度から冷水に急冷後、

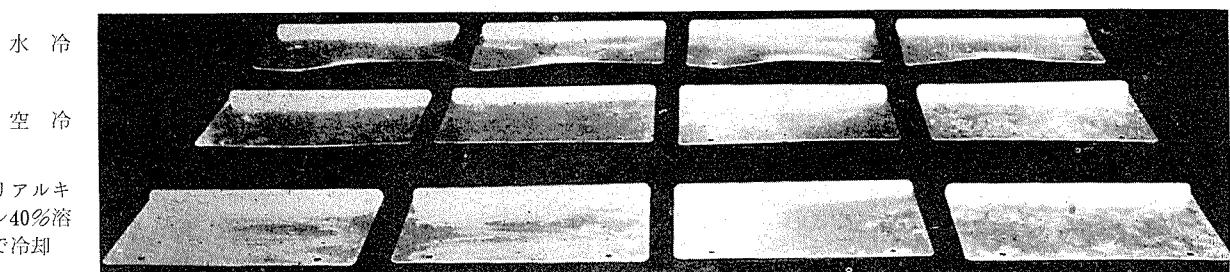
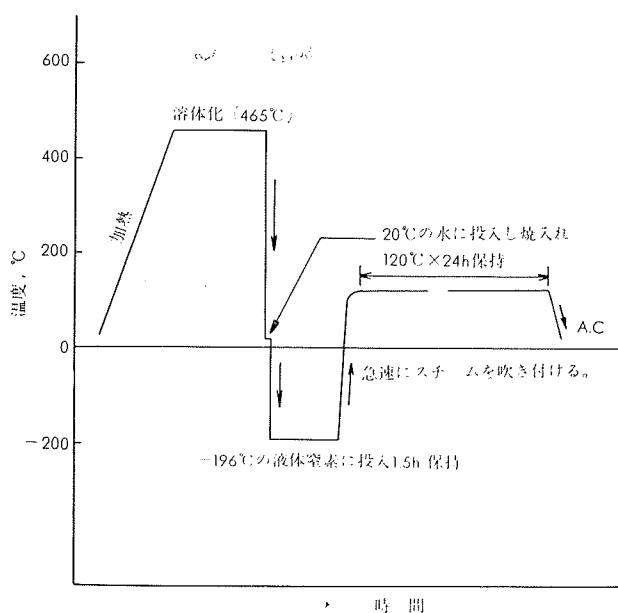
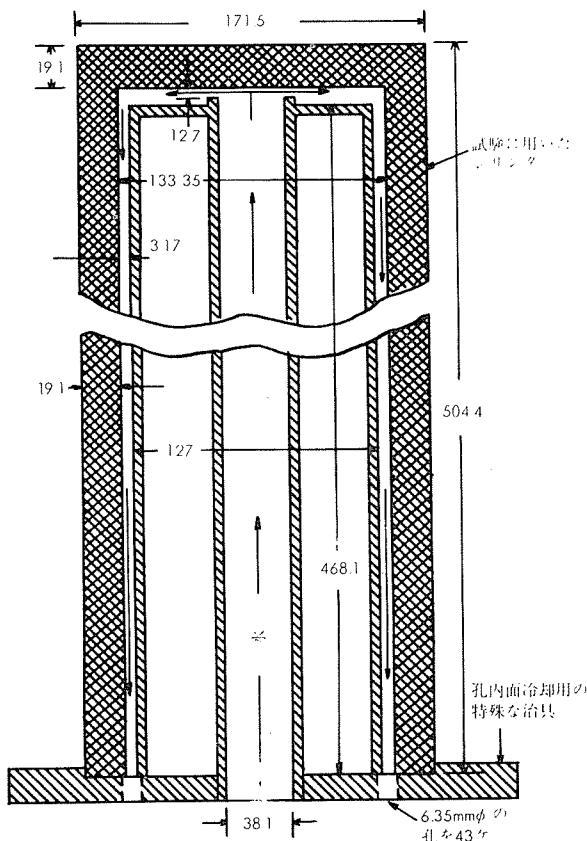


写真1 2024-T4, 1mm板の冷却媒とひずみ量の関係



第8図 7075-T6合金の“Uphill quench”熱サイクルの一例



第9図 孔内面の焼入れを改良するための特殊な治具

-196°C の液体窒素中で 1.5 時間保持し、そこからとりだし直後に高温スチーブを高速で吹き付けて急熱しそのまま 120°C で人工時効処理した場合の、肉厚方向の残留応力分布で、かかる処理をしないものと比較すると、表層のわずかな範囲に引張残留応力の大きさは部分があるだけで（もっともこの表層部は機械加工により削りとられることが多い）かなり大きな効果を挙げていることがわかる。この

第5表 7079-T6シリンダー（底つき）の冷却条件と残留応力の関係

熱処理条件	測定位置	円周方向の残留応力, kg/mm <sup>2</sup>	
		外 面	孔 内 面
溶体化処理前に穴あけし、溶体化処理後水冷するときのポジションは、開孔部を水平線より5°上にあげ、開孔部には1"の直徑の貫通孔を開いたもの。	1	-6.3	-4.4
	2	-12.6	-5.3
	3	-13	-1.1
	4	-2.6	-2.7
溶体化処理後穴あけ	1	-3.6	+0.8
	2	-3.3	+1.1
	3	-4.8	+3.8
	4	-2.8	+13.7
溶体化処理前に穴あけし、その中へ第9図に示したような特殊な治具を入れて水冷したもの。	1	-8.7	-6.0
	2	-8.5	-5.7
	3	+6.1	-2.8
	4	-1.3	-13.2

\*1 測定位1は開孔部から約10mm

2は開孔部から約240mm

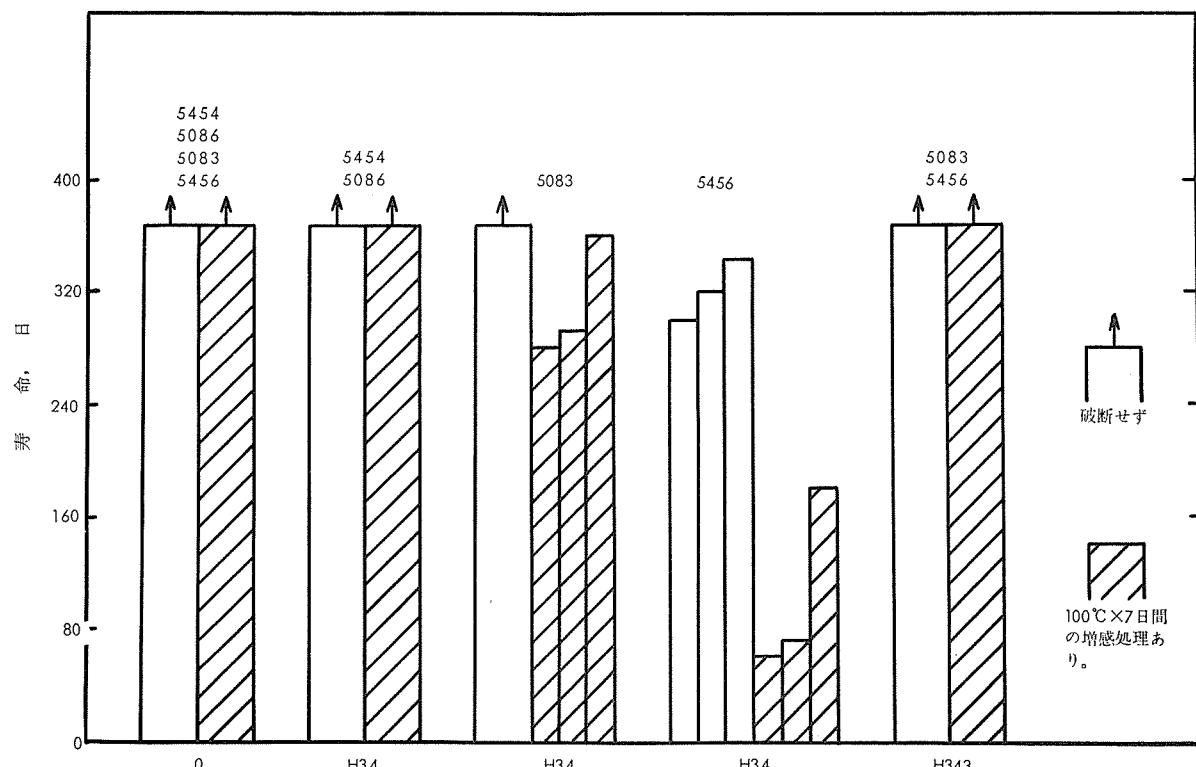
3は開孔部から約480mm

4は開孔部の底

“uphill quench”の熱サイクルの一例を参考までに第8図に示した。なお急熱する場合の温度は、人工時効処理温度によって限定されるから、水冷後の冷媒の温度が低ければ低い程有利であることはいいうまでもない。円筒状のものを溶体化処理温度から水冷した場合には、円筒の内外面の冷却速度が同じであれば、その肉厚の残留応力分布は表面圧縮、中心引張となるような放物線を画くのが普通である。しかし実際にはこのような分布をせず内面引張、表面圧縮となるのが現実である。それは外面よりも内面の方が冷却速度が遅くなるためである。航空機に用いられるランディングギヤは7079合金の形鋼材が使用されるが、内部にあけられる穴は貫通孔でないため特にこの傾向がいちじるしく、内面に引張残留応力が存在して、ある腐食環境下では応力腐食割れに至ることすらまれでない。このため溶体化処理の前にその孔の内部へ、たとえば第9図<sup>24)</sup>に示すような治具を入れて加熱し、冷却と同時に孔の内部へ水を急速に送り込み、外面の冷却速度が同じになるように冷却速度を調節してやれば、すくなくとも腐食環境下に暴露される外面には圧縮残留応力が残って耐応力腐食割れ性を損なわないであろう。第5表<sup>24)</sup>に示したのはその効果をみたもので、なにも対策をとらずに熱処理したものでは孔内面が引張残留応力であるのに対し、特殊な治具を入れた場合にはすべて圧縮残留応力になっている。（3の位置で外面が引張残留応力になっているのは内面の方が冷却速度が速すぎたためであろうと説明されている）

### 3-3 時効処理条件

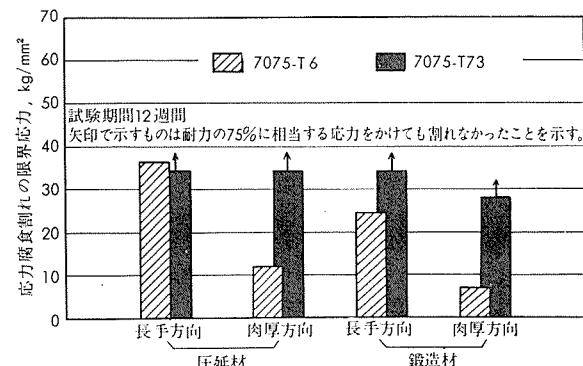
3%以上のMgを含むAl-Mg合金では、過剰のMgはAl-Mg固溶体よりも陽極的な金属間化合物をつくるため、ある種の条件下では、粒界とか塑性変形によって生じたすべり面に沿って連続的な析出領域をつくった場合には、その領域が優先的に腐食することが知られており、かかる状態で応力が作用すると、破壊に直結する応力腐食割れが発生することになる。従来 Al-Mg合金は冷間加工後、そ



第10図 Al-4~5.5%Mg系合金(A.A.記号)の各調質下における耐応力腐食割れ性(3.5%食塩水中で交互浸漬)

の機械的性質の経時変化を防止するため 150°C 前後で数時間の安定化処理をおこなっていたが、この処理は粒界に析出を生ぜしめ、その後の耐食性ならびに耐応力腐食割れ性に対して悪影響をおよぼすという欠点があった。これを改良すべく研究された調質記号が H323 および H343 (従来は H34 とか H38) である。5083とか5456といった Al-Mg 合金の中でも比較的強度の高い合金に適用されている。この調質の詳細は公表されていないが、おそらく前述の陽極的な金属間化合物を地質内に均一に分散させるような熱処理、すなわち冷間加工後 Mg 添加量に応じて実質的に従来の安定化処理温度よりも高い 180~275°C の範囲で 2~24h 保持し室温まで冷却後、強度低下 (従来の安定化処理温度よりも高いので機械的性質は弱くなる) を補なうため、10%以上の冷間加工をおこない、さらに経時変化防止のため 120°C で数時間加熱するという処理であろう<sup>25)</sup>。この処理によって Al-高Mg 合金の耐応力腐食割れ性は改良される。第10図<sup>26)</sup>に示したのは Mg4~5.5%を含む Al-Mg 系各種合金の調質と耐応力腐食割れ性の関係を示すもので、H343 処理は、従来の H34 処理にくらべると優れた耐応力腐食割れ性を有している。なお Mg が3%以下の Al-Mg 合金では特にこのような調質をおこなう必要はなく従来通りの約 150°C で数時間の安定化処理でじゅうぶんである。

この Al-Mg 合金と同様、応力腐食割れに対して敏感なのは Al-Zn-Mg ならびに Al-Zn-Mg-Cu 合金であろう。特に Al-Zn-Mg-Cu 系合金の代表である 7075 合金は、航



第11図 7075-T6と7075-T73の応力腐食割れ試験(3.5%食塩水中で交互浸漬)結果

空機に構造用材として用いられるだけに破壊は重大事故につながる。厚板を肉厚方向に引張応力がかかるような条件で使用する場合には、これまでの T6 処理材であると結晶粒界に沿って割れがあることがある。これを熱処理によって解決したのが T73 処理で普通の溶体化処理後 104~135°C×5~30h→166~193°C×4~20h の 2 段時効処理をおこなっている<sup>27)</sup>。この処理によって、第11図<sup>28)</sup>に示すように耐応力腐食割れ性は大いに改良されるが、そのかわりに、耐力、引張強さが約15~20%低下するのはまぬがれない。最近この欠点を改良する更に新しい熱処理法として、溶体化処理後 116°C のオイルバスに焼入し、次に 120°C ×24h A.C→163°C×18h 以内の熱処理をしたものは T73 処理の耐力 44kg/mm² に対して、約 51kg/mm²、すなわち T6 処理のみの強度が得られたと報告<sup>29)</sup>されている。

が、耐応力腐食割れ性に関し、具体的なデーターが公表されていないのでもう少し検討の余地があろう。筆者らが前記条件に忠実に熱処理した範囲では、耐力  $51\text{kg/mm}^2$  はとても得られなかった。

鍛造品、中でも型鍛造品は航空機材料として使用されることが多い、かつ鍛造工程中にパーティングラインを生じ、そこには必ず応力腐食割れに対してきわめて抵抗性の小さいショートランスバース方向の粒界を形成する。かかる部分に高応力が作用すると応力腐食割れを起すので前述の厚板以上に注意をはらう必要がある。アポロ月ロケットのサターンVのエンジン止め蓋には 7075-T73 処理材が使用された由であるが、その前のサターン 1B では 7075-T6 鍛造品を用い、たまたま高応力部に感受性大なるショートランスバース方向の粒界が存在していたために破壊事故を起し、このため過渡期対策として 7079-T6 材を、ショットピーニングしたり、アノダイジング処理をしたりしてもらいたが、2 年後にはやはり応力腐食割れを起こしてしまったと NASA の Williamson は報告している<sup>30)</sup>。つまり T73 処理ができるまでは非常に苦労したと述べている。

なお T73 処理の熱処理内容は公開されていないが、最近「この処理を特許契約なしに使用することができるようになるであろう」との記事もあるので米国内では近々公開の運びになるものと考えられる。因みに最近入手したアメリカアルミナム協会発行の“aluminum standards & data” 1970～1971 年版の熱処理項には、7075-T73 2 段時効処理として第 6 表の如き条件が記載されているので参考までに示した。

第 6 表 7075 合金 T73 処理の人工時効処理条件

	第 1 段 目	第 2 段 目
板	107°C × 6~8h	163°C × 24~30h
抽伸棒	✓ ✓	176°C × 8~10
押出材	✓ ✓	176°C × 6~8
鍛造品	✓ ✓	176°C × 8~10

Al-Zn-Mg 系合金についても、ショートランスバース方向の耐応力腐食割れ性を改良する手段の基本的考え方方は、前述の Al-Zn-Mg-Cu 系の合金と同じである。しかしこの系の合金は溶接性が優れることとともに、焼入感受性にとぼしいので溶接構造用材料として厚板で供給されることが多く、その際しばしば問題になるのは、溶接加工前の地取り作業においてシャー切断したとき、その切断面に発生する引張残留応力がその後の腐食環境下において応力腐食割れを起すことである。(Al-Zn-Mg-Cu 合金をこのような使い方をすれば当然問題になろう) この防止方法としては、過時効処理の他に、極端に強度低下を起きない範囲で、溶体化処理後の冷却速度を遅くして PFZ (Precipitate Free Zone) の巾を広くしてやることも効果的である<sup>31)~34)</sup>といわれている。

#### 4. 热処理記号および規格とその背景

最後にアルミニウム合金の熱処理に関する二三の規格を参考に、熱処理条件を限定する理由ならびに制定された質別記号とその背景について若干触れてみたい。熱処理規格として日常ひん繁に使うのはやはり MIL-H-6088 であろう。最近ではこれを参考にして JIS 化され、“航空機用アルミニウム合金の熱処理” (JISW1103-1969) として日本規格協会から発行されている。MIL-H-6088 は、1950 年 4 月に制定され、以後 A, B, C を経て、1965 年 3 月には D になり、さらにその内的一部が 1967 年 1 月に修正 (Amendment 1) され現在に至っている。そこで今を去る約 16 年前に制定された A と現在の D を対比させてみれば、それがたとえ航空機用材料というせまい範疇の比較であるにせよ、その背景にあるものをつかむことによって、アルミニウム合金全体の熱処理の流れがどのような方向にあるかを判断する一資料となろう。まず質別記号であるが、A 規格では、T36, T4, T5, T6 のわずかに 4 種類で、かつその内容は従来から一般によく知られている調質記号である。これに対し、D 規格ではこれらの他に T31, T351, T3510, T3511, T37, T41, T451, T4510, T4511, T61, T651, T6510, T6511, T72, T73, T851, T8510, T8511, T87 などが新しい質別記号として登録されている。これら新しい記号の大部分は、機械的に応力除去することを目的としたものを含めて、熱処理により残留応力除去処理をしたり、応力腐食割れ防止処理をすることを大きな目的としている。かかる調質が急激に増えた理由としては、需要、供給の力関係もさることながら、やはりアルミニウム合金の用途が拡大し、使用者からの要求がきめの細かいものになってきたため、製造者側でそれに対処するため研究をおこなった結果としてでてきたものであろう。第 7 表に調質記号との内容を詳細に説明した。これらの内、二三の代表的質別記号について実例をあげて説明すると、T41 は主として鍛造品に適用されており、沸騰水中に焼入した場合につけられる記号である。これは複雑な形状の鍛造品が焼入れによってひずみが発生するのを防止する熱処理法で、もちろん機械的性質がいくらか低下するのはまぬがれないが、実用上差支えない範囲である。ただしこの処理は焼入感受性の高い合金には用いられない。それは実質的に冷却速度の低下をともなうものであり、他の性質たとえば耐食性に悪影響をおよぼすばかりか、機械的性質をも大きく低下させるからである。T61 は T41 を人工時効処理したものである。T37 は現在のところ 2219 合金にのみ適用されている。それも板だけである。この処理は、溶体化処理後水冷し 7% の冷間加工をおこなったものである。これに 163°C × 24h の人工時効処理を施すと T87 になる。これは溶接材として用いる場合に第 12 図<sup>35)</sup>に示すように母材が溶接ビード部よりも自然電極電位が高く、溶接ビード部を電気化学的に保護することになり有効な熱処理方法といえよう。2024 合

第7表 質別記号とその内容

質別記号	内 容
T31	溶体化処理後1%の冷間加工をおこなったもの。(2017, 2024の板材では、溶体化処理後ただちに打鍛したものにつける)
T36	溶体化処理後、冷間加工により約6%の加工をおこなったもの。
T37	同上。ただし冷間加工量は7%。
T41	溶体化処理後の焼入を沸騰水に行なったもの。
T61	T41を人工時効処理したもの。
T72	応力腐食割れを防ぐため溶体化処理後の人工時効処理を過時効でおこなうもの。現在のところ2024のみに適用される。
T73	同上。現在のところ7075合金のみに適用される。
T86	T36を人工時効処理したもの。
T87	T37を人工時効処理したもの。
T351 <sup>*1</sup>	溶体化処理後応力除去をおこなうためストレッチャーにより2%の引張加工を行なったものである。その際永久伸びは1.5%以上3%以下であること。引張加工後は矯正工程が入ってはいけない。現在のところ2024合金にのみ適用されている。2024は他の合金と違って常温時効が速く、2%の引張加工は、実質的にT3と同じ加工をうけることになるからであろう。
T3510 <sup>*1</sup>	T4510と同じ。現在のと2024ころにのみ用いられる。
T3511	T4511と同じ。
T851	T351を人工時効処理したもの。
T8510	T3510を人工時効処理したもの。現在のところ2024合金にのみ用いられる。
T8511	T3511を人工時効処理したもの。現在のところ2024合金にのみ用いられる。
T451	T351と同じ。現在のところ2024以外の合金に用いる。
T4510	溶体化処理後応力除去をおこなうたみ、ストレッチャーにより、1.5%の引張加工をおこなったもの。その際、永久伸びは1%以上3%以下であること。引張加工後は矯正工程が入ってはならない。現在のところ2024以外の合金でかつ押出材に用いられる。
T4511	T4510と同じ。ただし最後に矯正工程が入ってもよい。
T651	T451を人工時効処理したもの。
T6510	T4510を人工時効処理したもの。
T6511	T4511を人工時効処理したもの。

\*1 T351とT3510は実質的には同じ処理であるが現在のところT351は板、引抜棒、線に適用され、T3510は押出材に適用されている。

T45とT4510の関係も上記と同じである。

金に新しく登場したT72は、応力腐食割れ防止熱処理である。その考え方としては、過時効処理によって粒内の析出が粒界のそれに追いつき、このため粒内と粒界の電極電位の差が少なくなつて結晶粒界が陽極溶解するのを防ぐのを目的としているものと考えられる。しかしあまり長時間の過時効処理は、機械的性質をいちじるしく低下せしめ好ましくない。T72はこの原理から、機械的性質が極端に低下するのを抑制し、かつ腐食に対する抵抗性を改良する熱

第8表 MIL-H-6088に規定されている2024-T6の人工時効処理条件の変遷

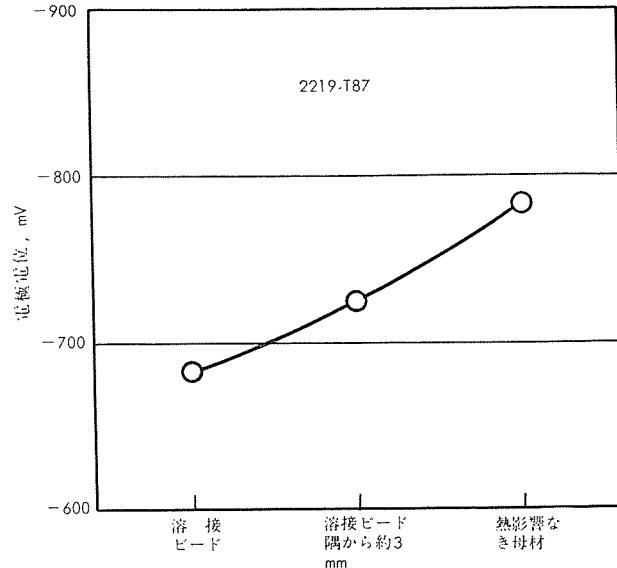
	MIL-H-6088A	6088B	6088C	6088D	6088D Amendment-1
T 4	溶体化処理後4日間自然時効	左に同じ	左に同じ	左に同じ	左に同じ
T 6	なし	191°C × 9.5~10.5h	191°C × 16h	191°C × 11~13h <sup>*1</sup> 191°C × 16h <sup>*2</sup>	191°C × 9h <sup>*3</sup> 191°C × 12h <sup>*4</sup>
T72	なし	なし	なし	なし	191°C × 16h

\*1 板の代替法

\*2 その他

\*3 冷間加工せる抽伸棒、線

\*4 その他の製品



第12図 2219-T87, 3 mm 厚板の溶接部からの距離が自然電極電位におよぼす影響

処理で、191°C × 16h が推奨されている。2024 合金の場合は他の合金と異なり、溶体化処理後応力除去処理をストレッチャーで引張っておこなった場合においても T351 とか T3510, T3511 といった記号がつけられているが、これは2024合金の時効硬化速度が室温においてすら他合金にくらべて速いことや加工硬化の程度が大きいことより、ストレッチャーで約2%の延伸加工をおこなうと、実質的に硬化するため、他合金ではT451, T4510, T4511に対してこのような T3 × × の記号をついているものと考えられる。T351 と T3510 はまったく同じ内容の処理であるが T351 は板や、圧延または引抜きによって製造した棒、線（いわゆる冷間加工したもの）に使用され、T3510, T3511 は押出材に使用されている。この2024合金の人工時効処理温度は 191°C であるが、その処理時間は質別記号により 8~16h の広い範囲にわたっている。それはこの合金が人工時効処理時間によって耐食性がいちじるしく変化するために、きめの細かい使い分けをする目的としているためであろう。余談ではあるがこの2024合金の人工時効処理について苦い経験がある。第8表に示すように、2024-T6の熱処理条件は、MIL-H-6088A~D を通じて一定ではなく、その都度変っている。A では T6 条件がなく、B では 191°C × 9.5~10.5h であり、この熱処理条件では機械的性

質が規格を満足していた。しかしその後にCができるによよんで $191^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}$ に改訂され、当然の事ながら過時効処理となって引張強さが規格に対して余裕がなくなってきた。中には充分な注意を払って熱処理しても規格外れのものがでる始末である。間違いではないかと大騒ぎしたが、その後だされたDでは板の代替法として $191^{\circ}\text{C} \times 11\sim 13\text{h}$ があるにはあったが一般的にはこれまでと同様 $191^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}$ である。ところが1967年2月にDの修正(Ammendment 1)ができるによよんでT6が $191^{\circ}\text{C} \times 12\text{h}$ (抽伸棒、抽伸線)ならびに $191^{\circ}\text{C} \times 9\text{h}$ (その他の製品)になり、従来のT6条件であった $191^{\circ}\text{C} \times 16\text{h}$ はT72(需要家熱処理)になっている。これならば納得できると関係者一同ほっとした次第である。MIL-spec.に振り回された一幕であった。

本題の主旨からすれば外れることになるが、この際、MIL-H-6088Dの5.3項に定義されている命令的要望ならびに非命令的要望が実際に熱処理上いかなる影響をおよぼすかをまとめの意味で述べることはあながち無駄ではなかろう。ここでMIL-H-6088Dの熱処理規格を参考にした

特別な理由はない。ただここでは、熱処理上の要求、要望事項がはっきりとうたわれており、それらの各項目は熱処理後における合金材料の諸性能を左右するから参考例を挙げて解説するのに都合がよいと考えたからである。

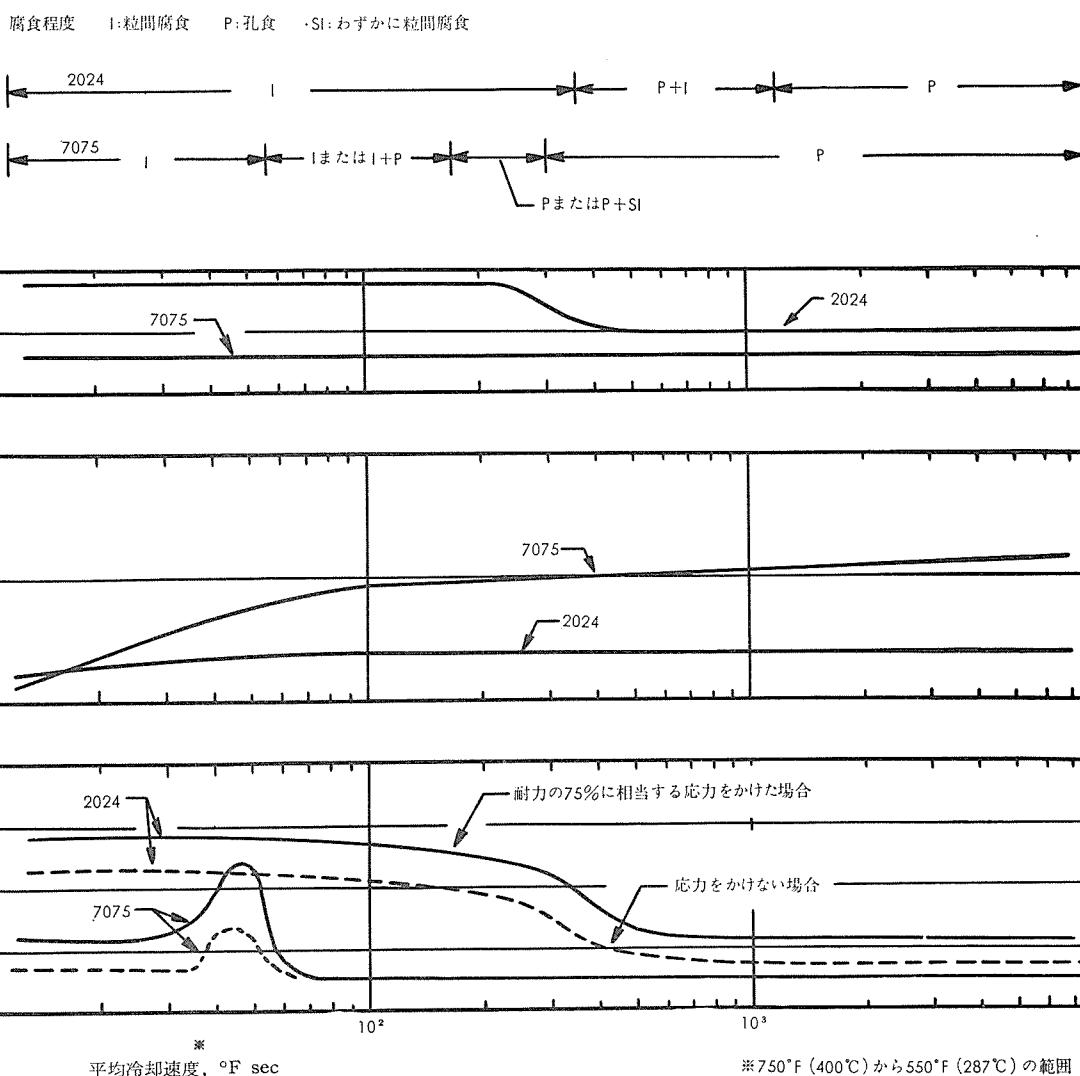
#### 4・1 最大焼入遅れ

第9表に示したように展伸材の場合、その肉厚によって

第9表 展伸材の最大焼入れ遅れ(浸せき焼入れ用)

公称厚さ、mm	最大時間、秒
0.40まで	5
0.43~0.76	7
0.81~2.29	10
2.31以上	15

4段階に分けられている。すなわち肉厚の薄い材料ほど寛容度が小さい。この場合焼入遅れ時間とは「炉の戸が開き始めたときか、または装入物の最初の端が塩浴から現われたときからその装入物の最後の端が水焼入そうに浸せきを終えたときまでとする」と規定されているので、薄肉材が



第13図 2024-T4 ならびに 7075-T6 合金板の冷却速度が諸性能におよぼす影響  
(B.W. Lifka & D.O. Sprowls, Alcoa Research Labo.)

短かい時間で押えられていることは水焼入する迄の間に冷却しやすいことを意味し、ひいては粒間腐食を起こしやすいので、わずか5秒以内に制限されているのであろう。第13図に示したのは2024, 7075合金の溶体化処理後の冷却速度と諸性能の関係を示したもので、7075合金では $170^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上、2024合金では $550^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度を確保しなければよい結果が得られない。

#### 4・2 合せ板の再熱処理

2014, 2024, 7075合金は、いわゆるクラッド材として使用されることが多い。このクラッドは、心材を防食する役目をしているが、溶体化処理時間が長かったり、再溶体化

処理を繰り返したりすると、耐食性のよくない心材成分がクラッドの方へ拡散し、クラッド材としての耐食性を低下せしめる。したがって合せ板の場合は溶体化処理時の保持時間の上限をもうけるとともに再熱処理回数を、3.18mm厚以下の板では1回、それ以上の肉厚では2回以内に限定している。写真2は7075合せ板の心材成分が皮材に拡散した場合の影響を調べた結果で、溶体化処理時間を極端に長くすることは写真であきらかのように皮材への拡散がはげしく（長時間保持により心材の合金成分が皮材へ拡散するため、皮材の硬度が高くなっている）耐食性に悪影響をおよぼす結果となる。

#### 4・3 冷却条件

これは前述の焼入遅れ時間とも関係する。最大焼入遅れを限定し、忠実に水中に投入しても、被熱処理材に対し充分な冷却水が用意されなかったり、供給されなかったりした場合には、実質冷却速度が低下し、機械的性質を低下せしめたり、耐食性を劣らせしめたりする。また大量のものを一度に焼入する場合には個々の材料間に冷却媒が充分に入り得て、しかも自由に出入りすることが可能、適当なスペーサーを入れてやらないとエアポケットやペーパーポケットを作り局部的に品質低下をきたす。以上のような理由から、MIL-spec. では一つの基準として「水温は焼入操作が完了して被熱処理材を取りだしたとき $38^{\circ}\text{C}$ をこえないことが望ましい」と要望している。鍛造品では、特に寸法が狂ったり、残留応力が大きくなるのを防止するため $82^{\circ}\text{C}$ 以下の水に焼入するのがよい。 $82^{\circ}\text{C}$ 以下とする理由は形状により冷却水温を適当に変えてよいということである。したがって、たとえば、7075合金の場合には、すでに第13図に示したように、機械的性質が確保され、かつ粒間腐食も起こさず、ひずみ発生の心配がなければ、 $82^{\circ}\text{C}$ の水中に投入しようと、 $20^{\circ}\text{C}$ の水に投入しようと別にかまわないわけである。

### 5. おわりに

加工用アルミニウム合金の熱処理について、とくに鋳塊の予備加熱と加工性、製品の諸性能の関係ならびに展伸材の加熱、冷却および時効処理方法の解説を試みた。アルミニウム合金の時効、再結晶など熱処理の原理的なことに関する研究は非常に進んでいるが、その応用面、たとえば装置、方法などにおいては鉄鋼にくらべてかなり遅れているように思われる。われわれ軽金属工業にたずさわるものは、この古くて新しい熱処理といったものをより広い視野から検討し、その研究、開発に今後とも大いに努力すべきであろう。

#### 参考文献

- 1) G. Siebel : Z. Metallkde., 57 (1966), 429, 500
- 2) D. Altempohl and B. Liebmann : Metall, 14 (1960), 406
- 3) J.J. Theler and H. Bichsel : Metall, 21 (1967), 195
- 4) Alcoa : 日本特許 321,491

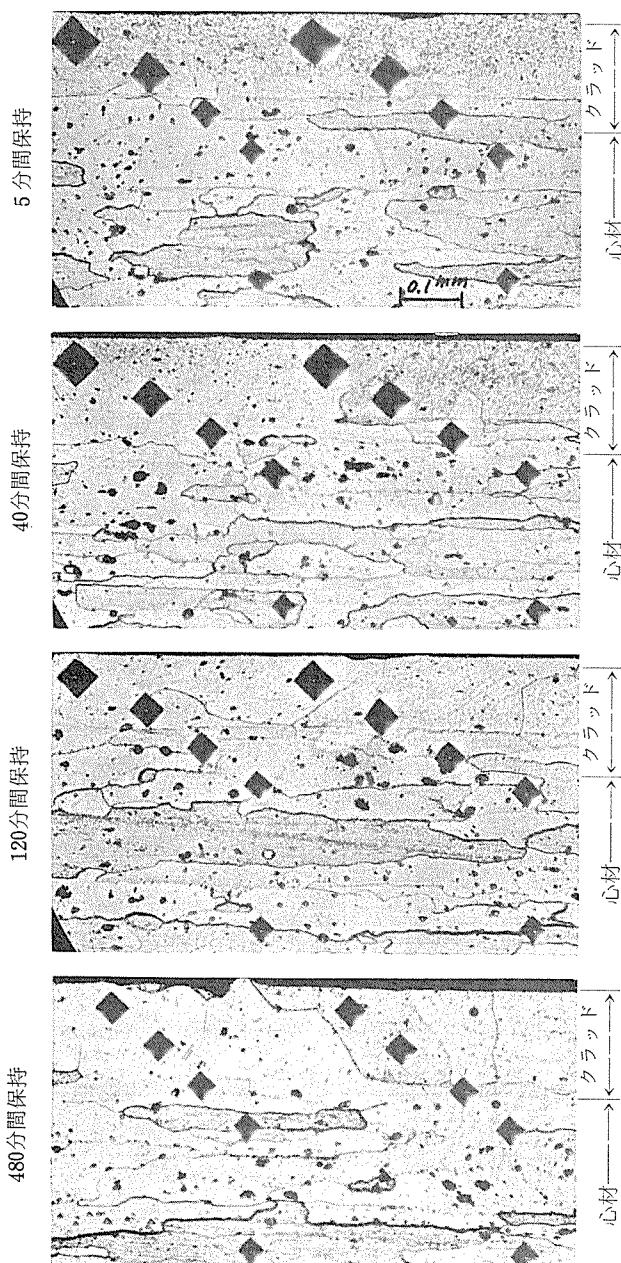


写真2 7075合せ板の溶体化処理時間が拡散におよぼす影響  
(溶体化処理温度:  $495^{\circ}\text{C}$ )

保持時間が長くなる程クラッドの方へ合金成分が拡散し硬度が高くなっている。

(馬場, 高島, 住友軽金属研究報告)

- 5) Alcan : 日本特許出願公告 昭45-17045
- 6) Aluminium Suisse : ベルギー特許 725415
- 7) 村上陽太郎, 森邦彦 : 軽金属, **18** (1968), 339
- 8) エールシュレーベル, 河野修, 和泉修 : 軽金属学会 1970 年春季大会講演概要, 37 頁
- 9) K.F. Braeuninger : International Extrusion Technology Seminar Paper, No. 11 (1969)
- 10) G. Scharf : International Extrusion Technology Seminar Paper, No. 9 (1969)
- 11) R. Meillat and M. Croutzeilles : Rev. de Mét. Oct. (1962) 849
- 12) W. Gruhl and G. Scharf : Z. Metallkde., **57** (1966), 597
- 13) 堀内良, 金子純一 : 軽金属, **20** (1970). 213
- 14) 堀内良, 金子純一 : 軽金属学会 1970 年春季大会講演概要, 69 頁
- 15) D. Altempohl : Aluminium **33** (1957), 306
- 16) Editor : Light Metal Age, Dec. (1967), 7
- 17) P. T. Stroup : ASM "Symposium on Controlled Atmosphere" (1939), 8
- 18) C. Jansen, B. C. Giessen and N. J. Grant : J. Metals, Dec. (1958), 10
- 19) Alcoa : 日本特許出願公告 昭35-16404
- 20) R. H. Lauderdale : Met. Progress, Dec. (1967), 79
- 21) O. R. Singleton : J. Metals, Nov. (1968), 60
- 22) J. K. Scott : Met. Progress, March (1969), 80
- 23) H. N. Hill, R. S. Barker and L. A. Willey : Trans. ASM, **52** (1960), 657
- 24) R. S. Barker and G. K. Turnbull : Met. Progress, Nov. (1966) 60
- 25) Alcoa : 日本特許出願公告 昭39-2763
- 26) W. W. Binger, E. H. Hollingsworth and D. O. Sprowls : Aluminum, Vol. I ASM (1967), 239
- 27) Alcoa : 日本特許出願公告 昭38-18205
- 28) W. W. Binger, E. H. Hollingsworth and D. O. Sprowls : Aluminum, Vol. 1 ASM (1967), 240
- 29) Editor : Light Metal Age, Feb. (1969) 17
- 30) J. G. Williamson : Material Engineering, June (1968), 34
- 31) W. Gruhl and M. Schippers : Z. Metallkde., **58** (1967), 679
- 32) A. J. Sedriks, P. W. Slattey and E. N. Pugh : Trans. A. S. M. **62**(1969), 238
- 33) 馬場義雄, 高島章 : 住友軽金属技報, **11** (1970) 15
- 34) 高島章, 馬場義雄 : 軽金属学会第38回春季大会講演概要83頁
- 35) F. R. Coilling, G. O. Hoglund and R. K. Sager : Aluminum Vol. III, ASM (1965), 415