

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 1-6

論 文

Al-Mg-Si 系合金の n 値に及ぼすマンガン添加の影響

内田秀俊 平野清一  
吉田英雄

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 1-6

Effect of Manganese on n value  
of Al-Mg-Si Alloys

Hidetoshi Uchida, Sei-ichi Hirano and Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 論文

# Al-Mg-Si 系合金の n 値に及ぼすマンガン添加の影響\*

内田秀俊\*\* 平野清一\*\*\*  
吉田英雄\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 1-6

## Effect of Manganese on n value of Al-Mg-Si Alloys

Hidetoshi Uchida, Sei-ichi Hirano and Hideo Yoshida

Al-Mg-Si alloys are applied for outer panels in autobodies. Manganese element is often added to the alloys for grain refinement. The relationship between manganese addition and formability is not clear. The effect of manganese contents and homogenizing conditions on n value (work hardening exponent) and microstructures of Al-Mg-Si alloys was investigated in this study. The n values of the Al-Mg-Si alloys increased with strain to a maximum value and then decreased. The n values decreased with increasing manganese content in the large strain region after the maximum n value. Microbands were observed to be associated with  $\alpha$ -AlMnSi dispersoids at the large strain. The microbands caused promoting dynamic recovery and decreasing n value. In Al-Mg-Si alloys with manganese, the n values in the large strain increased with high homogenizing temperature. It is supposed that the reducing of the number of  $\alpha$ -AlMnSi dispersoids by coarsening at higher homogenizing temperature discouraged the formation of microbands. The restriction to form the microbands is important to obtain the better formability.

### 1. 緒言

アルミニウム合金は密度が小さく、耐食性に優れることからさまざまな輸送機材に用いられている。Al-Mg-Si 系合金及び Al-Mg 系合金薄板は成形加工性に優れるため主として自動車用外板に使用されている。Al-Mg-Si 系合金は Al-Mg 系合金に比べ成形性がやや劣るが、塗装焼付硬化性を持ち、リサイクル性にも優れることから、今後 Al-Mg 系合金より普及することが期待される。現に欧米では Al-Mg-Si 系合金が自動車用外板の主流となっている<sup>1)</sup>。しかしながらアルミニウム合金板の成形性は鋼板に比べて劣り、その成形性の評価は、引張試験の伸びやエリクセン試験などの結果から予

想することは難しい現状にある。Al-Mg-Si 系合金は結晶粒の粗大化が起きやすく成形加工時に肌荒れの原因となる。マンガンは Al-Mg-Si 系合金の結晶粒微細化のため添加されることが多い。本報では、Al-Mg-Si 系合金の成形性に影響を与える n 値やミクロ組織に及ぼすマンガンの役割について考察した。

### 2. 実験方法

供試材は 99.9% のアルミニウム地金を用いて半連続鋳造により作製した 4 種類の Al-0.8%Si-0.5%Mg (mass%) 系合金であり、マンガン添加量を 0~0.45% まで 0.15%刻みに変化させた。鉄は実用合金の不純物として含有されるため 0.1% 添加した。Table 1 にその化学成分を示す。これらの鋳塊を 500~580°C で 8h 均質化処理後に、熱間圧延、冷間圧延により 1mm 厚の板とし、溶体化処理は、ソルトバスにて 550°C で 20s の処理し、強制空冷にて焼入れを行った。

\* 軽金属学会第38回春期大会 (1997年1月, 於千葉工大)  
で一部発表

\*\* 研究開発センター 第一部

\*\*\* 研究開発センター 第五部

\*\*\*\* 研究開発センター 第一部, 工学博士

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%)

Alloys	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Al
Al-0.8Si-0.5Mg	0.80	0.09	<0.01	0.54	0.02	Bal.
Al-0.8Si-0.5Mg-0.15Mn	0.81	0.09	0.15	0.50	0.03	Bal.
Al-0.8Si-0.5Mg-0.3Mn	0.80	0.09	0.30	0.49	0.03	Bal.
Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn	0.78	0.09	0.45	0.47	0.03	Bal.

\* Cr, Cu and Zn are less than 0.01.

各供試材より圧延方向に平行な引張試験片 (JIS5号) を採取し、引張試験とn値の計算を行った。n値は加工硬化指数として知られており、(1)式に示す Hollomon の式より求めた<sup>2)</sup>。

$$\sigma = F \varepsilon^n \quad (1)$$

ここで $\sigma$ は真応力、 $\varepsilon$ は真歪、Fは定数である。

n値は、引張試験機（島津製作所製 AD-50kND）より連続的にデータを採取し、各歪量に対する値を2点法により求めた。試験条件及び計算法を以下に示す。

クロスヘッド速度は、耐力まで5mm/min、その後20mm/minで試験した。

荷重データは、i番目の変位 $e_i$ のときの $n_i$ 値を $i+j$ 及び $i-j$ 番目の荷重( $P_{i+j}$ 及び $P_{i-j}$ )から(2)式により求めた。変位の間隔としてiは約0.2%刻みに測定しjの間隔は約1%とした。各パラメータの取り方の模式図をFig. 1に示す。

$$n_i = \frac{\ln \{P_{i+j} \cdot (1+e_{i+j})\} - \ln \{P_{i-j} \cdot (1+e_{i-j})\}}{\ln \{1+e_{i+j}\} - \ln \{1+e_{i-j}\}} \quad (2)$$

TEM観察用試験片は引張試験機により所定の引張変形を施し、平行部より採取した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 結晶粒径

溶体化処理後の結晶粒径に及ぼすマンガン添加量と均質化処理条件の影響をTable 2に示す。その中の一例として580°Cで均質化処理したマンガン無添加及び0.45%マンガン添加合金のミクロ組織をFig. 2に示す。マンガン無添加材の結晶粒径は65~90μmと大きく、他のマンガン添加合金は約30~45μmであった。

#### 3.2 機械的性質

Table 3に各供試材の引張試験結果を示す。いずれの合金も均質化処理温度が高いほど耐力、引張強さが高くなり、破断伸びもわずかに増加する傾向を示した。Fig. 3に500°Cで8hの均質化処理を行った材料の応力-歪曲線を示す。破断伸びはマンガンの添加量とともに減少した。マンガン無添加合金は結晶粒が大きいため変形

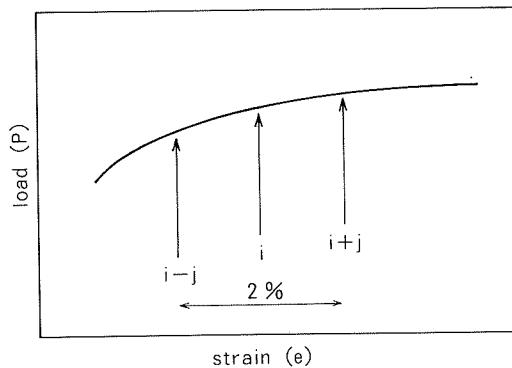


Fig. 1 Schematic diagram for calculating n value.

Table 2 Effect of manganese content and homogenization conditions on grain size of Al-0.8Si-0.5Mg alloys (μm)

Alloys	Homo.(°C-8h)		
	500	540	580
Al-0.8Si-0.5Mg	65	90	75
Al-0.8Si-0.5Mg-0.15Mn	30	35	45
Al-0.8Si-0.5Mg-0.3Mn	45	35	45
Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn	45	30	30

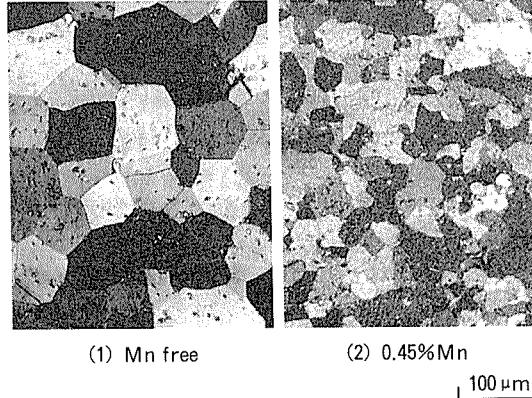


Fig. 2 Microstructures of Al-0.8Si-0.5Mg alloys.

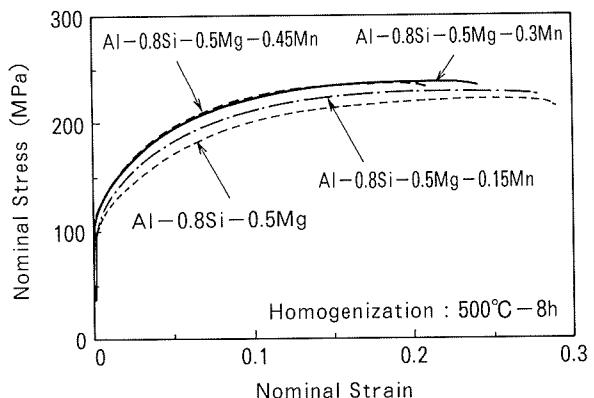


Fig. 3 Stress-Strain curves of specimens (L-direction)

Table 3 Effect of manganese content and homogenization conditions on mechanical properties of Al-0.8Si-0.5Mg alloys

Alloys	Homo. (°C-8h)	TS (MPa)	YS (MPa)	EI (%)
Al-0.8Si-0.5Mg	500	213	100	31
	540	225	109	30
	580	228	113	32
Al-0.8Si-0.5Mg-0.15Mn	500	218	107	30
	540	237	119	30
	580	238	121	31
Al-0.8Si-0.5Mg-0.3Mn	500	220	107	28
	540	236	116	28
	580	237	119	29
Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn	500	218	105	27
	540	237	115	28
	580	241	119	29

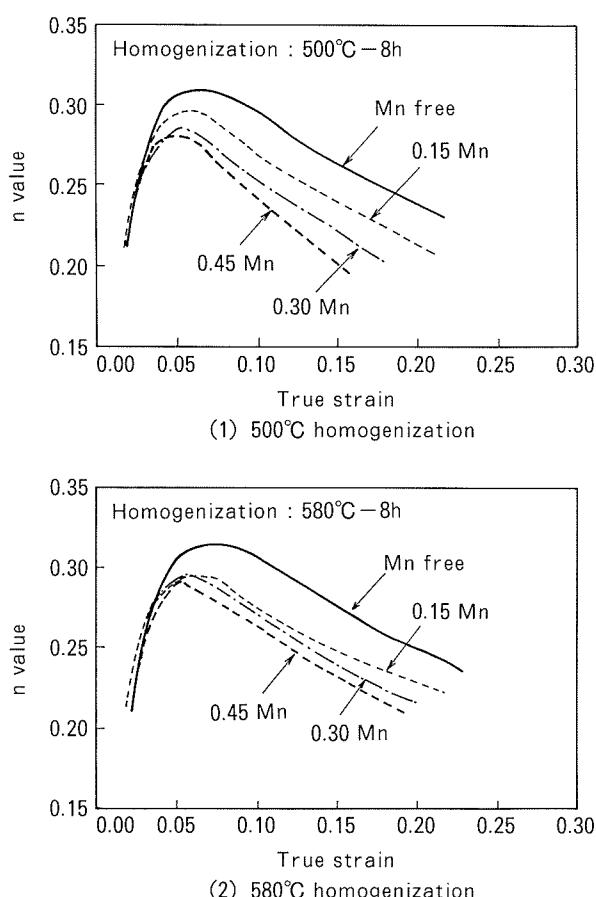


Fig. 4 Effect of Mn content on  $n$  value of Al-0.8Si-0.5Mg alloys

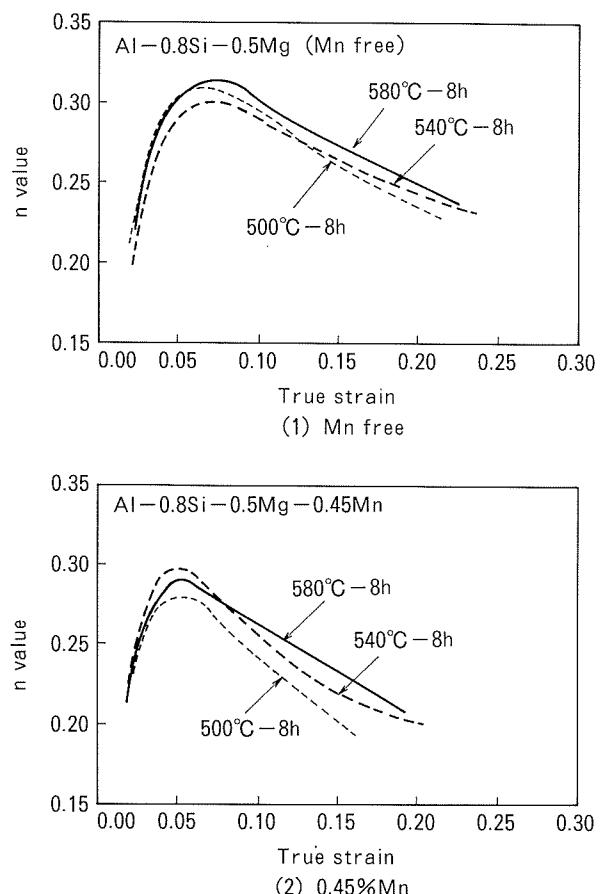


Fig. 5 Effect of homogenization temperatures on  $n$  value

時に肌荒れが発生した。

### 3.3 $n$ 値

Fig. 4 に各均質化処理を行った材料の  $n$  値の変化を示す。いずれの合金も 0.05~0.07 の真歪で  $n$  値が最大となり、その後減少していた。Al-Mg 合金でも同様の傾向が報告されている<sup>3)</sup>。最大  $n$  値を示すまでの低歪域では  $n$  値に大きな差は認められないが、マンガン添加量が多いほど、最大  $n$  値を示す歪量がやや減少し、最大  $n$  値を示した後の高歪域ではマンガン量が多いほど小さな  $n$  値を示した。均質化処理温度が 500°C の場合は最大  $n$  値を示した後の  $n$  値はマンガン添加量に対応してほぼ等間隔で低下したのに対して、均質化処理温度が 580°C の場合はマンガン無添加合金と 0.15% 添加合金の  $n$  値の差に比べ、0.15~0.45% 添加合金の差は小さくなつた。

Fig. 5 にマンガン無添加及び 0.45% 添加合金の均質化処理条件による  $n$  値の変化を示す。マンガン無添加の合金では顕著な均質化処理温度の影響は見られない。しかしながら 0.45% マンガン添加合金では均質化処理温度が高いほど最大  $n$  値を示した後の高歪域でも高い  $n$  値を示した。

#### 4. 考 察

以上に示した  $n$  値の変化について考察するためにミクロ組織観察を行った。

Fig. 6 に 0.45% マンガン添加合金の均質化処理前後のミクロ組織を示す。鋳造のままではセル境界に偏析が見られセル内部には析出物がわずかに分布していた。均質化処理後には、セル内部に微細均一な析出物が分布していた。その析出物は高温ほど凝集粗大化していた。この析出物の TEM 観察結果を Fig. 7 に示す。この析出物

を電子線回折により同定したところ、Fig. 8 に示すように  $\alpha$ -AlMnSi であり、いずれの均質化処理条件でも同じ  $\alpha$ -AlMnSi であることを確認した。この析出物が引張変形中の転位組織に及ぼす影響を調査するため 15 % 引張変形後の TEM 組織を観察した。Fig. 9 にマンガン無添加及び 0.45% マンガン添加合金の TEM 組織を示す。前者では、マイクロバンドの形成は確認できなかったが、後者では顕著なマイクロバンドが観察され転位分布の局在化していた。Fig. 10 に各均質化処理条件における 0.45% マンガン添加合金の TEM 組織を示す。いず

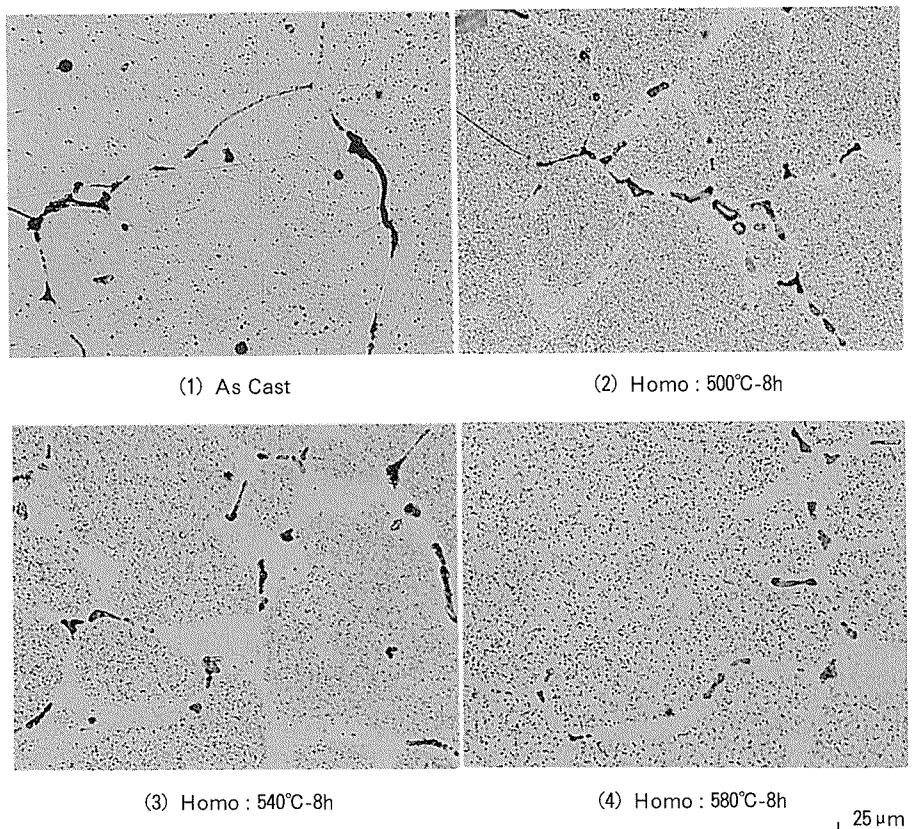


Fig. 6 Effect of homogenization temperature on microstructures of Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn casting.

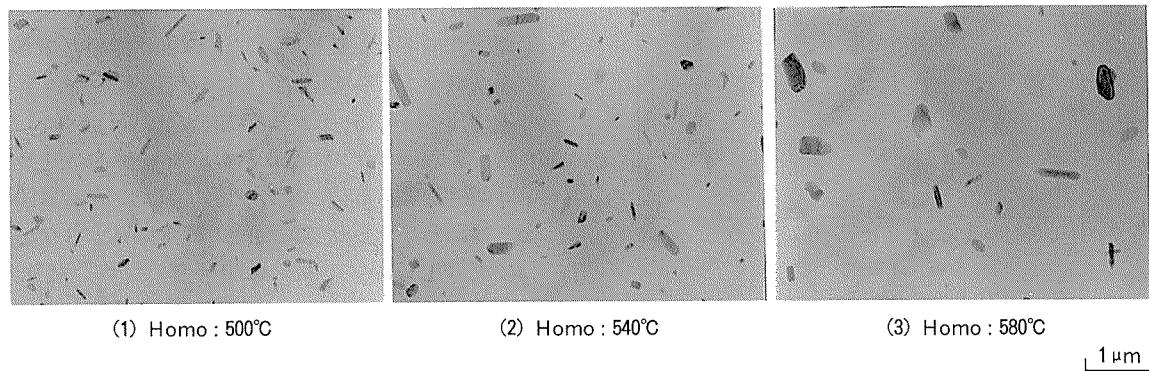


Fig. 7 TEM structures of Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn casting after homogenization.

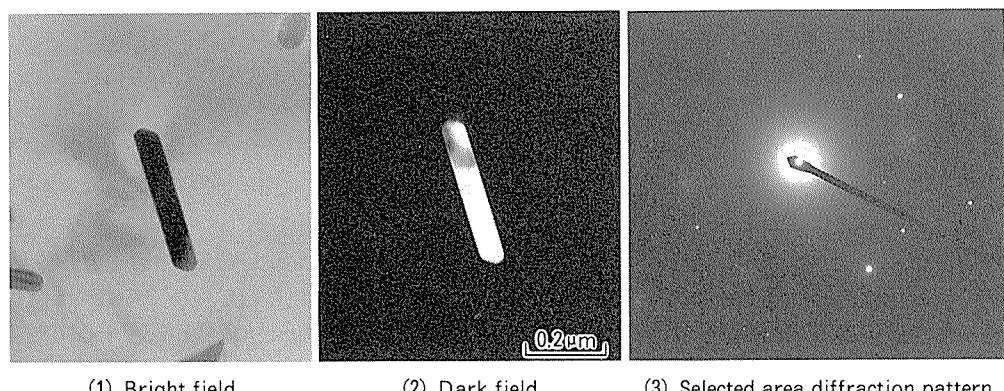


Fig. 8 TEM images and diffraction pattern of  $\alpha$ -AlMnSi in Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn casting after 500°C-8h homogenization.

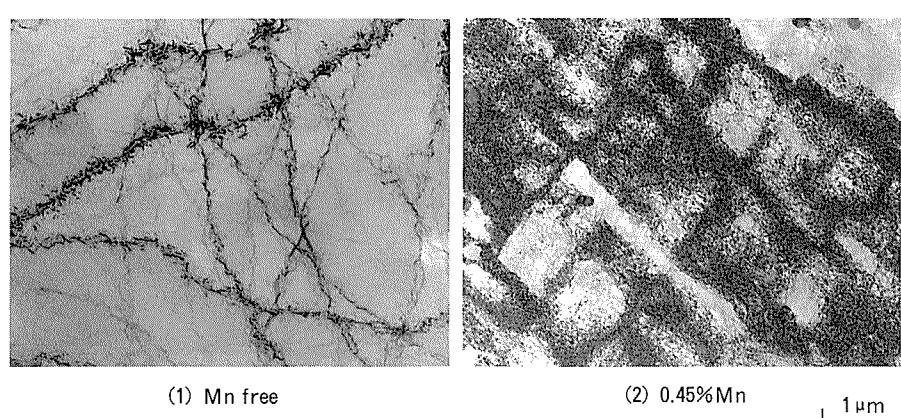


Fig. 9 TEM structures of 15% strained Al-0.8Si-0.5Mg alloys with 580°C-8h homogenization.

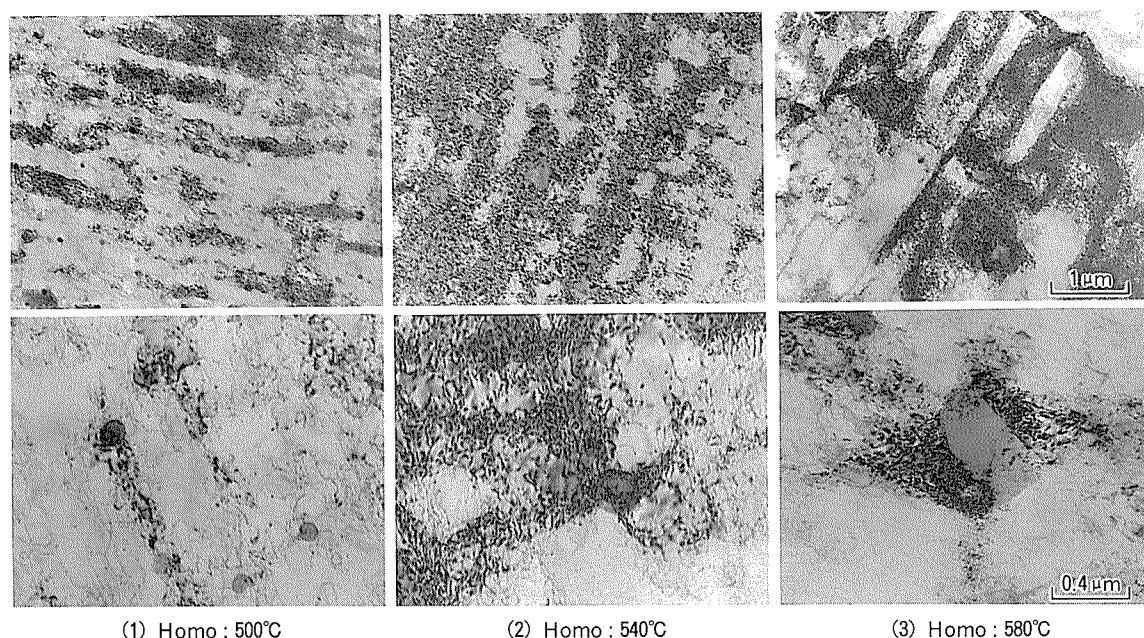


Fig. 10 TEM structures of 15% strained Al-0.8Si-0.5Mg-0.45Mn alloys.

れの均質化処理温度でもマイクロバンドは析出物近傍で形成されていた。これは塑性変形による転位の移動が析出物によって妨げられ、その結果として析出物近傍にはマイクロバンドが形成し、そのバンド間で動的回復が促進されたと考えられる。実際には他の回復機構も引張変形中に起こっていると考えられるが今回の観察では明瞭な違いは、見られなかった。この動的回復は引張変形中の加工硬化能の低下としてn値の曲線に現れている。Sachdev<sup>3)</sup>によても同様のミクロ組織が報告されている。さらに塑性変形が進行するとこのマイクロバンドがせん断帯を形成して破断につながる。Cahn<sup>4)</sup>もこのような加工硬化能の低下を動的回復として使用している。

なお、Al-Mg系合金のn値の変化とミクロ組織の関係について著者らは以下の報告を行っている<sup>5)</sup>。n値の増加は転位密度の増加を示し、最大値を示した後の減少は何らかの原因で転位の局在化が起こり動的回復が促進されて加工硬化能が低下している。変形にともないn値が最大値を示した後に減少する歪量においてマイクロバンドの形成が観察され、動的回復の促進とよく対応していた。

マンガン無添加合金では、マイクロバンドの起点となる $\alpha$ -AlMnSiが存在しないため動的回復が促進され難く均質化処理条件の影響も小さい。そのため他のマンガン添加合金より、高い加工硬化能(n値)を示す。一方マンガンを添加した合金はマンガン量が多いほど $\alpha$ -AlMnSiが高密度に、均質化処理温度が低いほど微細に析出する。このためマイクロバンドが形成されやすくなるため加工硬化能が低下する。この析出物と動的回復の関係やその他の回復機構について、またこの加工硬化能に及ぼす結晶粒径や集合組織との関係を、さらに詳細に検討する必要がある。

転位の局在化が起こりにくい組織、つまり析出物の数が少ない状態ほどマイクロバンドが形成され難く、塑性変形能に優れると考えられる。Parker<sup>6)</sup>は2036合金の析出物の凝集化によりせん断帯の形成を抑制し、より均

一な変形が起きて成形性を改善したと報告している。

## 5. 結 言

Al-Mg-Si系合金のマンガン添加によるn値の影響についてミクロ組織の観察によって、以下の結果が得られた。

(1) Al-Mg-Si系合金のn値は、マンガン添加により最大n値を示す歪量、及びその後のn値は低下した。これは $\alpha$ -AlMnSi析出物が起点となり転位の局在化を促進したためと考えられる。

(2) 均質化処理温度が高いほど $\alpha$ -AlMnSiの凝集化が進行する。このため転位の局在化の起点となる析出物が減少して、マンガン添加合金では高歪域で高いn値を示した。これは析出物の凝集化により、数が減少して転位の局在化を抑制し、マイクロバンドが形成され難かったためと考えられる。

これらは、いずれも $\alpha$ -AlMnSi析出物の分散状況より、析出物の数密度が高いほどマイクロバンドが形成しやすく不均一変形、動的回復が促進されたことに起因する。せん断帯の原因となるマイクロバンドが形成され難い材料ほど成形性に優ると考えられる。

## 参 考 文 献

- 1) 西村嘉彦：金属，65(1995)，1194.
- 2) D. V. Wilson : International Materials Reviews, 34(1990), 329.
- 3) A. K. Sachdev : Metallurgical Transactions, 21A (1990), 165.
- 4) R. W. Cahn : *Physical Metallurgy, Part II*, Ed. by R. W. Cahn and P. Haasen, (1983), 1665.
- 5) 内田秀俊, 吉田英雄 : 本誌, 37(1996), 1.
- 6) B. A. Parker : *Formability and Metallurgical Structure*, Ed. by A. K. Sachdev and J. D. Embury, (1987), 71.
- 7) 内田秀俊, 平野清一, 吉田英雄 : 軽金属学会第83回大会講演概要, (1992.11), 125.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.P-571)

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 7-11

論 文

AC8Cアルミニウム合金溶湯鍛造材の疲労強度

山田 賢治 水越 秀雄  
林 寛岳

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 7-11

Fatigue Properties of Squeeze Casting  
AC8C Aluminium Alloys

Kenji Yamada, Hideo Mizukoshi and Hirotake Hayashi

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 論 文

# AC8Cアルミニウム合金溶湯鍛造材の疲労強度\*

山田 賢治\*\* 水越 秀雄\*\*  
林 寛岳\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 7-11

## Fatigue Properties of Squeeze Casting AC8C Aluminium Alloys

Kenji Yamada, Hideo Mizukoshi and Hirotake Hayashi

Aluminium alloy castings have been used for automotive applications because of their low cost. Aluminium alloy castings have often been affected by cyclic load, so it is important to grasp their fatigue properties. Though the castings have often many defects such as porosity, squeeze casting can get high quality products which have a few defects. The fatigue properties of the AC8C alloys which were made by squeeze casting have been investigated in this paper. On the high stress side, the fatigue strength of AC8C-T5 material was smaller than AC8C-T6. The fatigue strength of AC8C-T5 material, however, rose more than AC8C-T6 on the low stress side. This result was due to the difference of their fatigue crack growth rates in matrix phase.

### 1. 緒 言

アルミニウム合金鋳造材は、一般の展伸材に比べコスト面で有利なため、種々の部材に採用されている<sup>1)</sup>。また、これらの部材は繰り返し負荷を受けることが多いため、その疲労強度、疲労き裂進展挙動を明らかにしておくことは重要である。

最近、注目されている鋳造製品のひとつにスクロール型コンプレッサーがある。スクロール型コンプレッサーは二つの渦巻き体を組み合わせた構造をしており、軽量、省エネルギー、低騒音等の優れた特徴を多く有している。このため、カーエアコンやルームエアコン用のコンプレッサーとして、特に小型機種においてその適用が進んでいる。スクロール型コンプレッサーの渦巻き体は鍛造法や鋳造法により製造されるが、その渦巻き体に要求される性能は、低コスト、高耐久性で、近年の代替フロンの適用による高压縮化により、スクロール型コンプレッサーの渦巻き体にはより高い信頼性が要求されている。

一般にアルミニウム合金鋳造材は鋳造欠陥を多く含む。しかし、溶湯鍛造法では空気を巻き込まない程度の低速

で金型に溶湯を充填し、凝固が完了するまで高圧力に保つため、プローホールや引き巣などの鋳造欠陥の少ない高品質な鋳造材が得られる<sup>2)</sup>。また、アルミニウム合金鋳造材の疲労強度は金属組織の影響を強く受ける<sup>3)</sup>。鋳造材の製品形状は一般に複雑である。したがって、各部位で冷却速度に差が生じ金属組織が異なるため、鋳造製品の疲労強度評価は難しくなっている。

ここでは、溶湯鍛造法により製造したスクロール型コンプレッサーの渦巻き体を例に取り、渦巻き体フランジ部から試験片を切り出し、疲労強度及び疲労き裂伝播特性を調査した結果を報告する。

### 2. 実 験 方 法

#### 2.1 供試材

供試材には、溶湯鍛造法（射出圧力 120 MPa）にて試作した AC8C 系合金 (Al-10%Si-3%Cu-0.5%Mg) 製スクロール型コンプレッサーの渦巻き体を用いた。供試材の化学成分を Table 1 に示す。供試材の調質は T5 及び T6 とした。溶湯鍛造後、溶体化処理なしに 175°C × 10h の熱処理を行い、これを T5 材とした。T6 材は 50 0°C × 10h の溶体化処理を施し、温水焼入を行った。温水焼入温度は、70°C {AC8C-T6(A)} と 90°C {AC8C-T6(B)} の2種類、人工時効処理を 175°C × 10h とした。

\* 軽金属学会第91回秋期大会（平成8年11月、於・宇都宮）にてその主要部分を発表。

\*\* 研究開発センター 第四部

\*\*\* 名古屋製造所 鋳造技術部

Table 1 Chemical composition of test materials (mass%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Al
AC8C	10.22	0.20	2.80	0.01	0.44	0.00	0.01	0.01	0.00	bal.

Fig. 1 に供試材のミクロ組織を示す。T5 材はデンドライト組織であり、T6 材は溶体化処理によりシリコン粒子が球状化していた。温水焼入温度の違い (70°Cと90°C) によるミクロ組織への大きな影響は認められなかった。

Table 2 に供試材の引張性質を示す。寸法の制約により特殊試験片形状 (平行部幅 10mm, 板厚 2mm, 標点距離 25mm) を用いた。T5 材の引張強さは、T6 材 (70 °C 温水焼入) より 10% 小さかった。また、温水焼入温度が低いほど材料の引張強さは大きくなる傾向があった。

## 2.2 疲労試験

シェンク型平面曲げ疲労試験機を用い、繰り返し速度 3600cpm, 応力比  $R = -1$ , 常温にて疲労試験を行った。試作したスクロール渦巻き体のフランジ部より疲労試験片を切り出した。Fig. 2 に試験片切り出し位置を、Fig. 3 に疲労試験片形状を示す。

## 2.3 疲労き裂伝播試験

油圧サーボ型疲労試験機及び小型 CT 試験片を用い、繰り返し速度 600cpm, 荷重比  $R = 0.1$ , 常温にて疲労き

裂伝播試験を行った。き裂長さの測定にはクリップゲージを用い、コンプライアンス法によりき裂長さを算出した。Fig. 4 に小型 CT 試験片形状を示す。試験片板厚は、

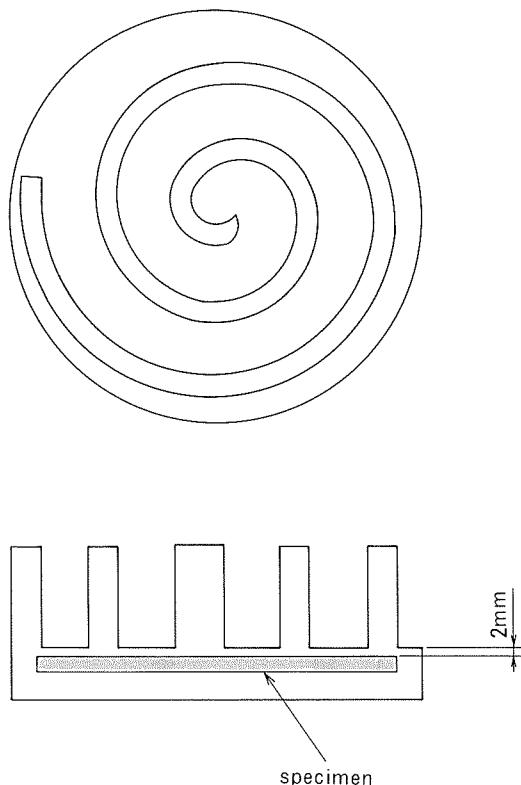


Fig. 2 Sampling position of specimen.

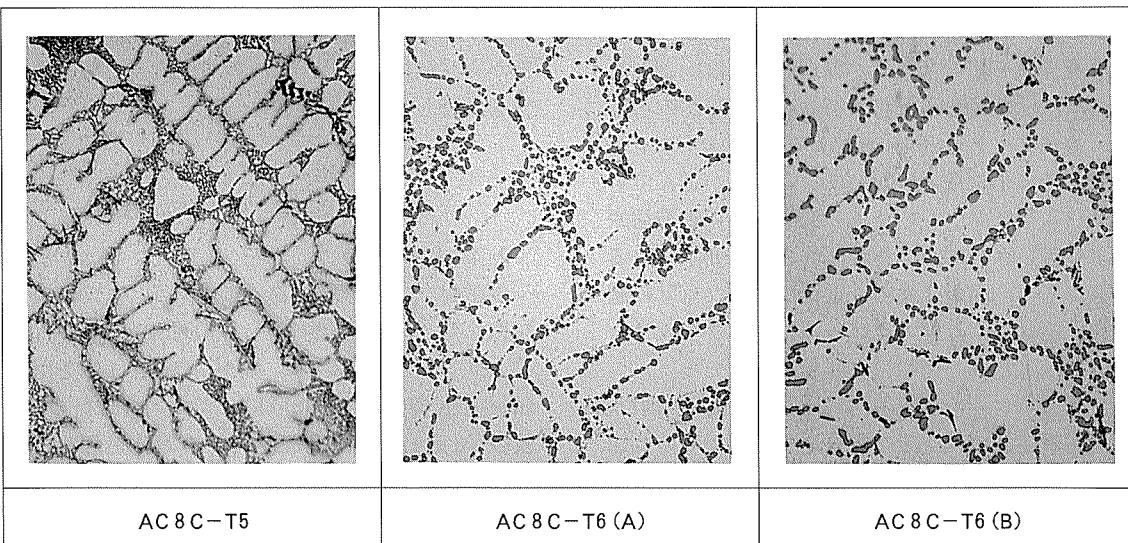


Fig. 1 Microstructures of test materials.

50 μm

試作した渦巻き体の寸法の制約により8mmである。また、 $\Delta K$ 漸減法により下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ を求めた。

#### 2.4 破壊じん性試験

疲労き裂伝播試験と同様な小型CT試験片を用いて応力比 $R=0.1$ で疲労予き裂を挿入し、ASTM E-399に準じて破壊じん性試験を行った。引張破壊時の荷重とクリップゲージ開口変位の関係を記録して、破壊じん性値を算出した。

### 3. 実験結果及び考察

Fig. 5にS-N線図、Table 3に疲労強度( $10^7$ における時間強度)及びその標準偏差を示した。T5材とT6材のS-N線図は、繰り返し数 $10^6$ 付近で交差しており、高応力側ではT6材がT5材より高いものの、 $10^7$ における時間強度では、引張強さの小さいT5材が大きかった。T5材の疲労強度は147MPa、T6材の疲労強度は128MPaであった。温水焼入温度が疲労強度に及ぼす影響は小さかった。ただし、T5材ではT6材に比べ疲労强度のばらつきが大きく、これは金属組織のばらつき(デンドライト組織)に起因していると考えられた。

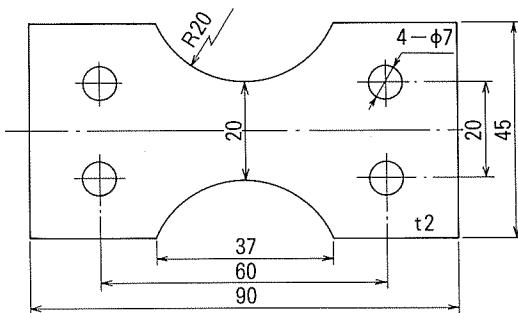


Fig. 3 Shape and size of fatigue test specimen.

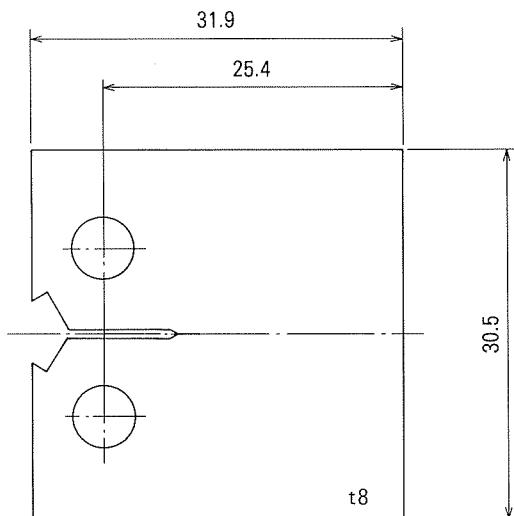


Fig. 4 Shape and size of CT specimen.

Fig. 6にき裂伝播試験結果を示す。疲労き裂伝播速度が急激に小さくなつた $da/dN=10^{-11}m/cycle$ 近傍の測定点を下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ と仮定した。パリス域におけるき裂伝播抵抗は、鋳造材特有のばらつきが認められるが、ここでは、マクロな特性を評価するため、最小二乗法で近似してパリス域の傾きを求めた。Table 4に下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ 、パリス域における傾き及び破壊じん性値 $K_{Ic}$ を示す。T6材の破壊じん性値は、試験片の板厚不足でInvalidとなったため、( )を付して参考値として示す。温水焼入温度が疲労き裂伝播特性に及ぼす影響は認められなかった。T5材とT6材の疲労き裂伝播特性には差が認められ、T5材の

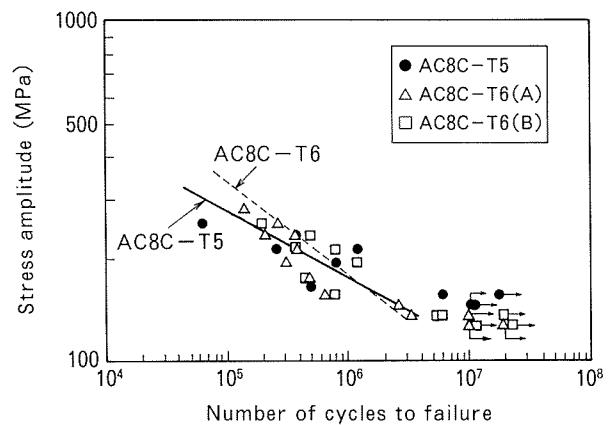


Fig. 5 Fatigue test results for test materials.

Table 3 Fatigue strength of test materials at  $10^7$  cycles.

Test materials	Fatigue strength (MPa)	Standard deviation (MPa)
AC8C-T5	147	11.9
AC8C-T6(A)	128	11.0
AC8C-T6(B)	128	11.4

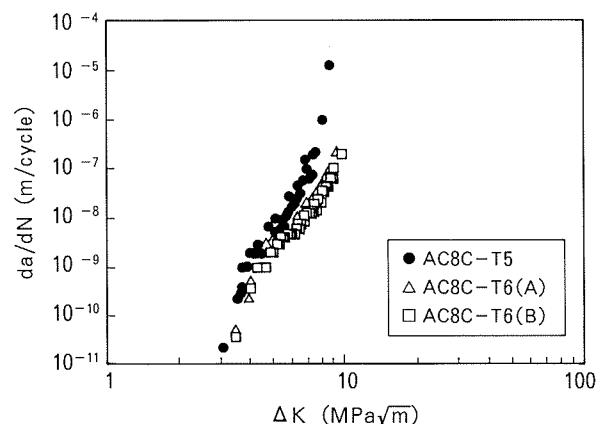


Fig. 6 Fatigue crack growth rates.

Table 4 Fatigue crack growth rates and fracture toughness test results.

Test materials	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$m^*$	$K_{IC}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
AC8C-T5	3.1	5.7	12.9
AC8C-T6(A)	3.5	5.9	(24.0) <sup>**</sup>
AC8C-T6(B)	3.4	6.0	(19.3) <sup>**</sup>

\* : Paris's law...da/dN=C( $\Delta K$ )<sup>m</sup>

\*\* : These values are reference values because of invalidity.

パリス域における疲労き裂伝播抵抗は、T6材より高かった。また、下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ は、T5材で3.1MPa $\sqrt{m}$ 、T6材で3.5MPa $\sqrt{m}$ であった。Fig. 7にAC8C-T5及びT6材の疲労破面のSEM観察写真を示す。いずれの疲労破面もへき開型の破面形態となっているが、T6材に比べT5材の疲労破面はやや破面粗さが大きいように思われた。Fig. 8に各々の疲労き裂伝播経路の一例を示す。疲労き裂はマトリクス層結晶粒内を進展している。T5材ではデンドライト組織の方向により疲労き裂が偏向していた。T6材では微細な金属組織であ

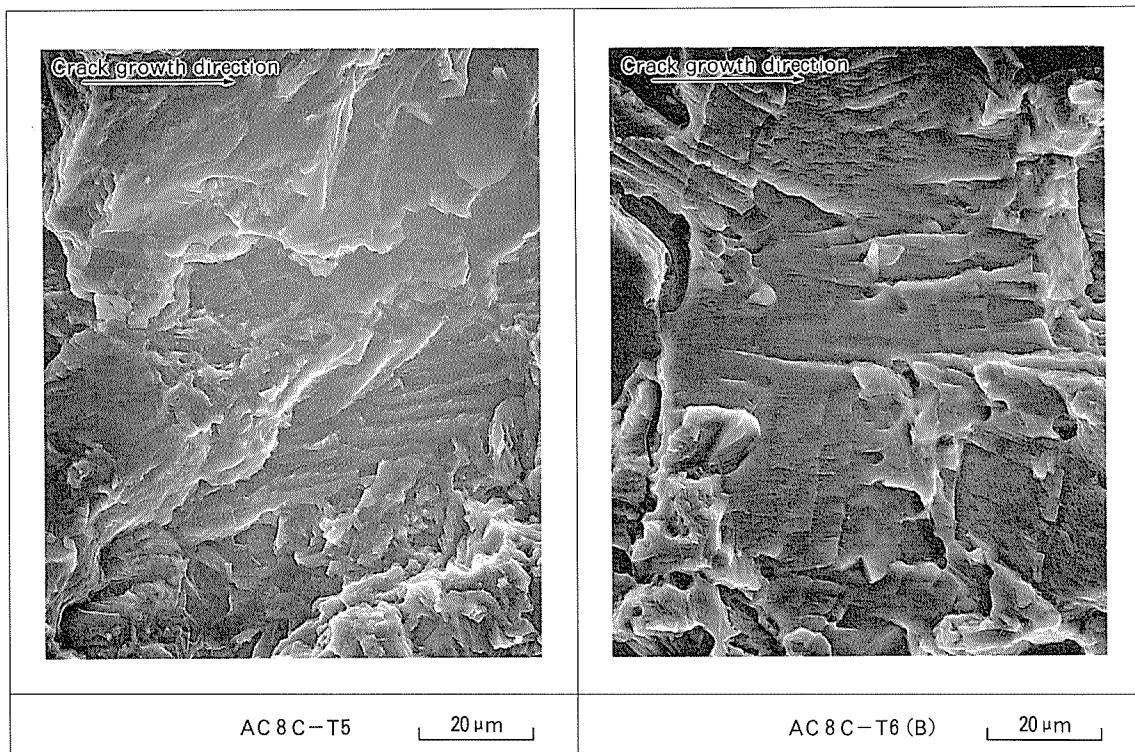


Fig. 7 SEM photographs of fatigue fracture surface.

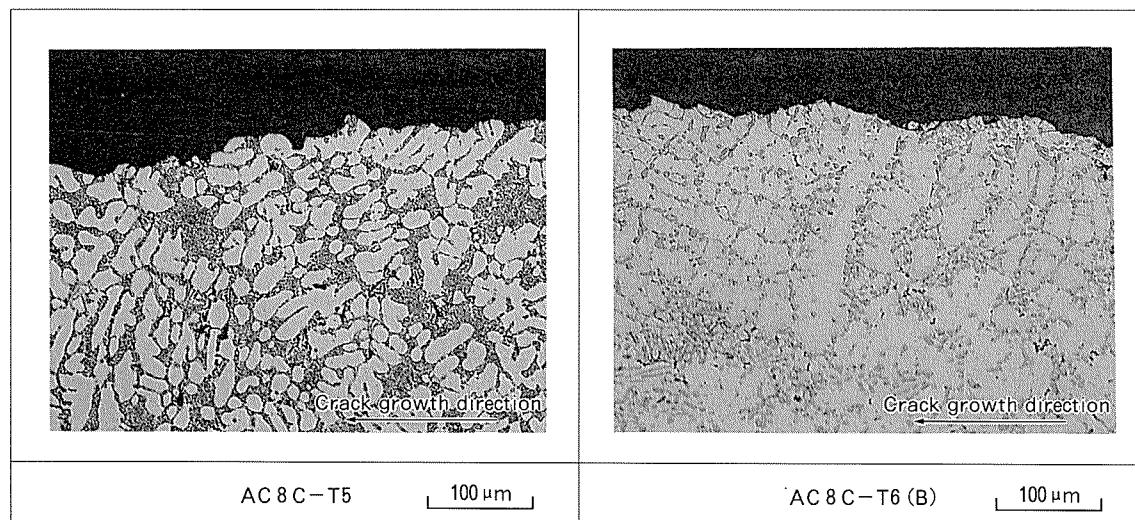


Fig. 8 Microstructures of fatigue crack path.

るため、疲労き裂伝播経路は直線的であった。

下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ の測定値から、T5材の疲労き裂の発生はT6材より初期に起こっていると考えられるが、その後の疲労き裂伝播速度は、マトリクス層における疲労き裂の偏向等の影響でマクロ的にはT5材の方がT6材より遅くなつたと考えられる。疲労試験におけるS-N線図が繰り返し数 $10^6$ 付近で交差した現象は、主として疲労き裂伝播抵抗の差であり、マトリクス層の疲労き裂伝播速度の差により生じたものと考えられた。

#### 4. 結 言

溶湯鍛造法により製造したスクロール型コンプレッサーの渦巻き体から採取した試験片を用いてAC8C合金の疲労強度及び疲労き裂伝播特性を調査し、以下の結果が

得られた。

- (1) AC8C系合金のT5材とT6材のS-N線図は繰り返し数 $10^6$ 付近で交差し、高応力側ではT6材がT5材より高いものの、疲労強度( $10^7$ における時間強度)は引張強さの小さいT5材が大きかった。
- (2) AC8C系合金T6材の温水焼入温度の違い(70°Cと90°C)が疲労強度に及ぼす影響は小さかった。
- (3) AC8C系合金のT5材とT6材の疲労特性の違いは、マトリクス層の疲労き裂伝播抵抗の差に起因していると考えられた。

#### 参 考 文 献

- 1) 山内正博、長田一司：トヨタ技術、No.33、(1983)、61.
- 2) 古郡政一、犬丸晋、片岡義典、井上敏憲：本誌、34(1993)、164.
- 3) 江頭弘晃、広田郁也、小林俊郎、酒井茂男：軽金属、39(1989)、886.

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 12-17

論 文

微細完全ラメラ組織を有する反応焼結 TiAl の機械的性質

古 山 努 渋 江 和 久  
金 睦 淳

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 12-17

Mechanical Properties of TiAl with Fine-Grained  
Fully Lamellar Microstructure Fabricated  
by Reactive Sintering Process

Tsutomu Furuyama, Kazuhisa Shibue and Mok-Soon Kim

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

論 文

# 微細完全ラメラ組織を有する反応焼結 TiAl の機械的性質\*

古山 努\*\* 渋江 和久\*\*  
金 陸淳\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 12-17

## Mechanical Properties of TiAl with Fine-Grained Fully Lamellar Microstructure Fabricated by Reactive Sintering Process

Tsutomu Furuyama, Kazuhisa Shibue and Mok-Soon Kim

Ti-43.4at%Al-1.6at%Mn with 0.5mass% TiB<sub>2</sub> particulates that has fully lamellar microstructure with lamellar size of 92μm was fabricated by reactive sintering process. In this report, mechanical properties of the material were investigated such as tensile properties, creep properties and fracture toughness. Elongation of the material at RT was 1.1% that was kept up to 873K, and this value was higher than that of coarse grained fully lamellar TiAl. Yield strength at 1073K was above 400MPa that were thought to be high value compared with that of fine-grained duplex TiAl. Creep rupture strength at 1073K was 145MPa that was higher than that of duplex TiAl. Fracture toughness ( $K_Q$ ) of the material was  $26\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  at L-R direction and  $19\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  at R-L direction. Anisotropy of fracture toughness was thought to be due to anisotropy of microstructure. Fine grained fully lamellar TiAl exhibited a good combination of elongation at RT, fracture toughness and elevated temperature strength.

### 1. 緒 言

TiAlは高温構造用材料として最も期待されている金属間化合物であり、国内外で活発に研究開発が行われている。本材料は自動車用エンジン部品、タービンエンジン用部品などとして有望であり、試作品での実機評価もなされている<sup>1)2)3)4)</sup>。しかしTiAlは常温での延性が低く、その改善が大きな課題であり、これまで合金元素の添加による延性の改善が多く試みられてきた。最近では組織制御による改良も活発に行われている。TiAlの代表的な組織には等軸γ粒とラメラ粒からなるデュプレックス組織、及び完全ラメラ組織が知られている。一般に前者は比較的微細な結晶粒からなり、常温延性が1%以

上と比較的高いものの、後者と比較してクリープ特性や韌性に劣るとされている。一方、後者は粗大な結晶粒を示し常温延性は低いものの、クリープ特性、韌性に優れているとされている。これらの知見より、機械的特性にバランスのとれたTiAlを得るには微細完全ラメラ組織の創製が有効であるとされ<sup>5)</sup>、加工熱処理法<sup>6)</sup>、粉末冶金法<sup>7)</sup>あるいは反応焼結法<sup>8)</sup>の適用が検討されている。著者らは反応焼結TiAlに7 mass%までのTiB<sub>2</sub>粒子を添加することで、28~90μmの粒径を有する完全ラメラ組織が得られ、TiB<sub>2</sub>粒子の添加量が増加するとともにラメラ粒径は小さくなることを明らかにした<sup>8)</sup>。

しかし、微細ラメラを有するTiAlの延性、韌性、クリープ特性などについて系統的に調査を行った報告はほとんどない。本報告では、反応焼結法においてTiB<sub>2</sub>添加により微細完全ラメラ組織を持つTiAlを創製し、その引張特性、クリープ特性、及び破壊韌性特性を調査した。

\* 日本国金属学会第116回春期大会(1995年4月4日、於東京理科大学)にて一部発表

\*\* 研究開発センター第一部

\*\*\* 仁荷大蔵工科大学 金属工学科 助教授、工学博士

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材作製方法

反応焼結法による TiAl の製造工程を Fig. 1 に示す。原料粉末には水素化脱水素法による純チタン粉末（東邦チタニウム製 TS150），及び窒素ガスアトマイズ法による Al-3.6at%Mn 合金粉末を使用した。粒径はともに 150 $\mu\text{m}$  以下とした。Mn は常温延性の向上及び反応焼結時のポアの抑制を目的として添加した<sup>9)10)</sup>。これらの粉末を Ti-43.4at%Al-1.6at%Mn の組成に配合し，同時に平均粒径 1.5 $\mu\text{m}$  の TiB<sub>2</sub> 粒子を混合した。既報では<sup>8)</sup>，TiB<sub>2</sub> 粒子添加量の増加とともにラメラ粒径は微細化するが，高温引張耐力が低下するとされている。そこでラメラ粒径の微細化とともに高温耐力を高く維持するため，ここでは TiB<sub>2</sub> 粒子添加量を 0.5mass% とした。これを  $\phi 200 \times 500\text{mm}$  のアルミニウム合金製コンテナに充填し，723K において加熱，真空脱気し，押出用ビレットとし

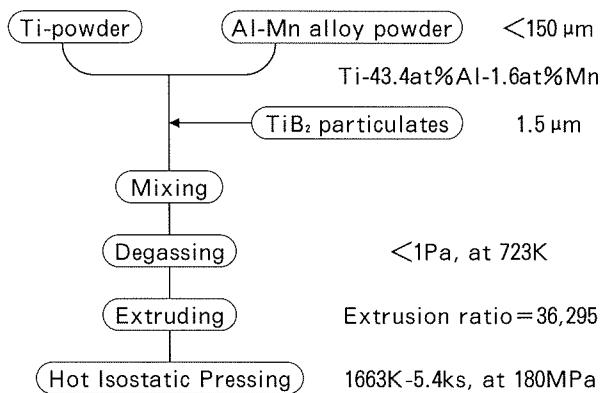


Fig. 1 Fabrication process of reactive sintered TiAl.

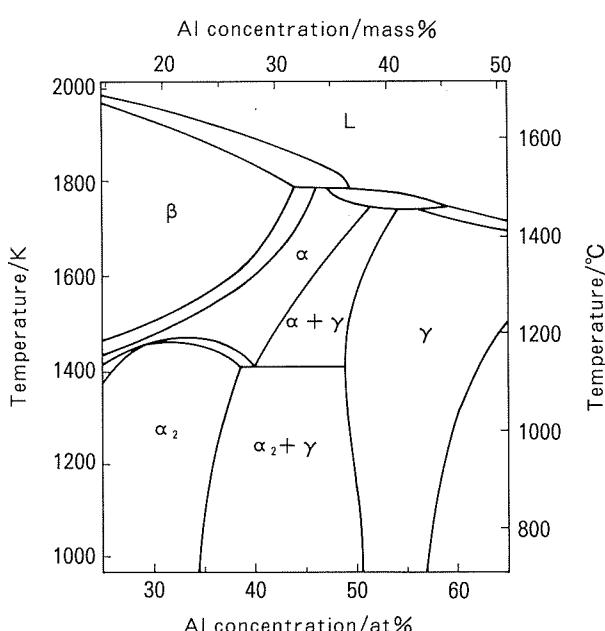


Fig. 2 Phase diagram of Ti-Al binary system.

た。これを押出比 36,295 として押出を行い，得られた押出棒を熱間等方圧プレス (HIP) 中にて反応焼結させ TiAl を得た。HIP 中での熱処理条件は 1663K-5.4ks，保持圧力は 180MPa とした。なお，Ti-Al 2 元系状態図によれば供試材の組成において 1663K は  $\alpha$  単相領域である (Fig. 2)。得られた材料の押出方向に垂直方向のミクロ組織は Fig. 3 に示したとおり完全ラメラ組織

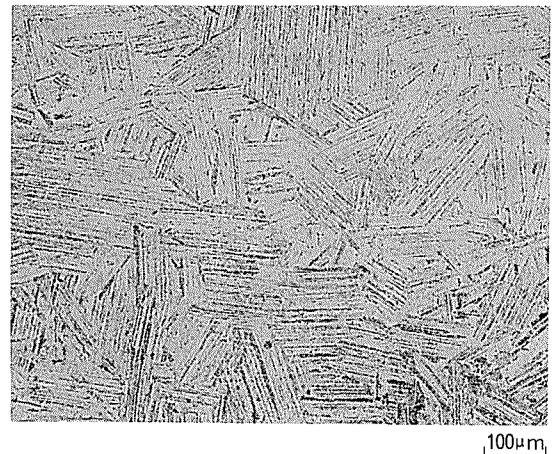


Fig. 3 Microstructure of fine-grained fully lamellar TiAl.  
(Extrusion ratio before reactive sintering : 295)

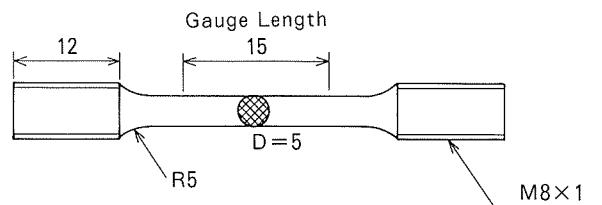


Fig. 4 Dimensions of tensile test specimen (mm).

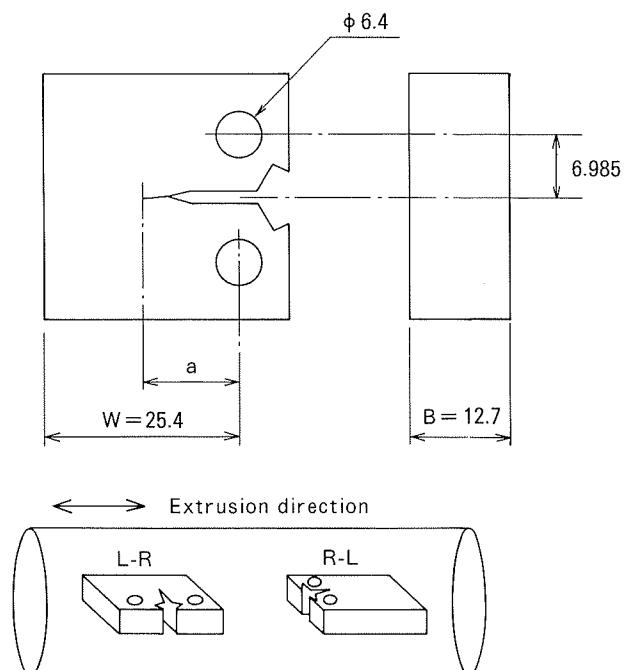


Fig. 5 Dimensions of CT specimen and crack plane orientation (mm).

であった。反応焼結前の押出比が295のものの平均ラメラ粒径は92μm, 押出比36のものは95μmであり、反応焼結前の押出比によるラメラ粒径の違いはほとんどなかった。前者の試料を引張試験及びクリープ試験、後者を破壊靱性試験に供した。

## 2.2 試験方法

得られたTiAlをFig.4に示す引張試験片に機械加工し、常温、473K, 673K, 873K, 1073K, 1273Kにて引張試験を行った。試験は押出方向に垂直な方向とし、大気中にて試験した。また初期ひずみ速度は $6.7 \times 10^{-4}/\text{s}$ 、標点間距離は15mmとした。なお、機械加工後の試験片の表面粗さ( $R_a$ )は研磨仕上げにより0.2μm程度とした。

クリープ試験は、引張試験片と同形状のものを用い、試験温度を1073Kとして大気中で行った。

破壊靱性試験はASTM E-399に基づき、CT(Compact Tension)試験片を用いて行った。特性の異

方性を調査するためL-R, R-L方向について試験した。試験片形状及び試験片採取方向をFig.5に示す。疲労予き裂の挿入は、応力比R=0.1、繰り返し速度10Hzで行い、き裂長さは試験片開口部に取付けたクリップゲージを用いて測定した。疲労予き裂長さの測定を容易にするため、疲労予き裂挿入後873K-1.8ksの酸化処理を行った。疲労予き裂挿入後の引張負荷速度は1.23MPa $\sqrt{\text{m}}/\text{s}$ とした。

## 3. 実験結果

### 3.1 引張試験

引張特性の温度依存性をFig.6に示す。常温から1073Kまでの強度低下はゆるやかであり、1073Kで耐力は400MPa以上と比較的高い値を示した。伸びは常温で1.1%であり、873Kまではほとんど変化しなかった。1073Kでは20%の伸びを示しており、脆性-延性遷移温度は873Kから1073Kの間に存在していた。1273Kでは1073Kの場合と比較して伸び、強度ともに大きく低下した。引張試験後の破面近傍のミクロ組織を、試験温度が常温及び1073KについてFig.7に示す。試験温度によらず破壊はラメラ粒内及びラメラ粒界で生じていた。ただし、1073Kではラメラ層の変形が観察され、本温度における破壊が延性的であることがわかる。

### 3.2 クリープ試験

供試材のクリープ特性を反応焼結法にて作製されたデュプレックス材の結果とあわせてFig.8に示す。本材料の100時間破断応力は145MPaであった。この値はデュプレックス材のそれより高い値であった。

### 3.3 破壊靱性試験

今回の試験片形状において、L-R方向、R-L方向とともにASTM E399に規定される $P_{\max}/P_0$ の値が1.10よりも大きくなり、平面ひずみ破壊靱性値( $K_{Ic}$ )は得られなかった。このため本報では $K_Q$ 値を破壊靱性値として取り扱

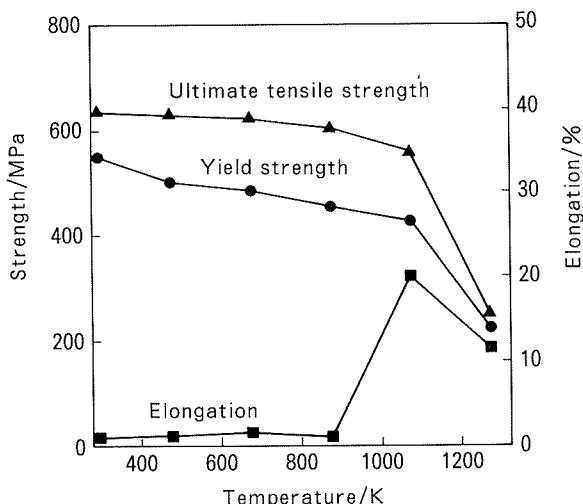


Fig. 6 Tensile properties of fine-grained fully lamellar TiAl at temperatures between RT and 1273K.

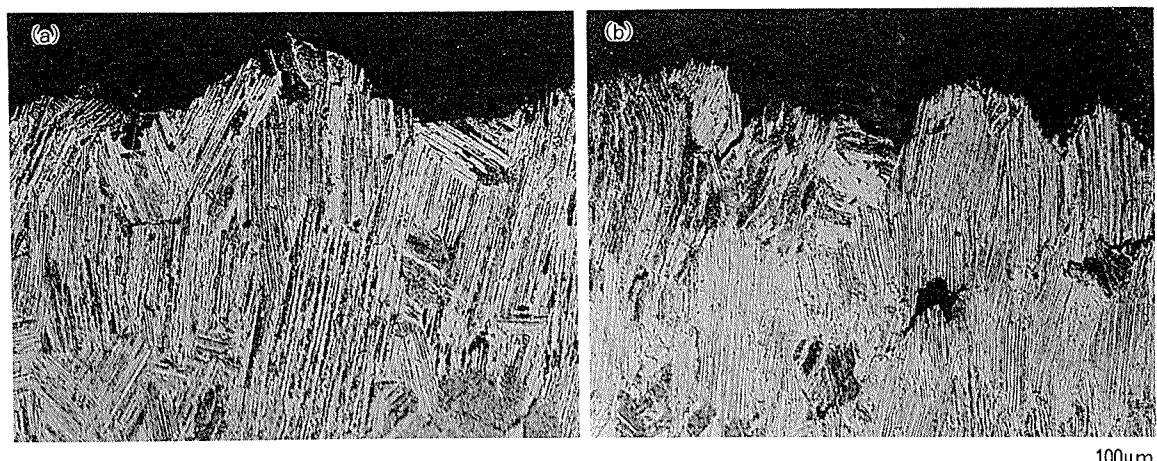


Fig. 7 Microstructures below the fracture surfaces of tensile specimens.  
(a) Tested at RT (b) Tested at 1073K

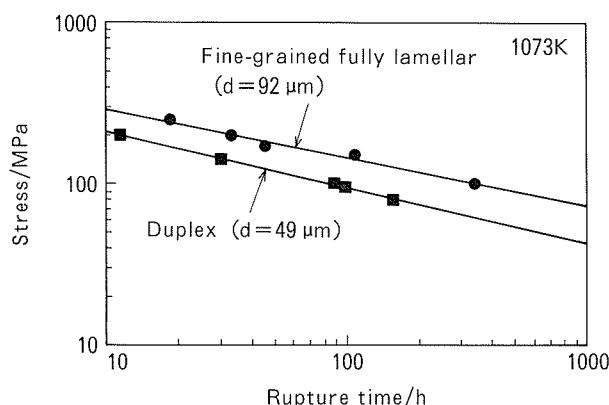


Fig. 8 Creep rupture time of fine-grained fully lamellar TiAl compared with duplex TiAl.

Table 1 Fracture toughness ( $K_Q$ ) of fine-grained fully lamellar TiAl.

L-R	R-L
$26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

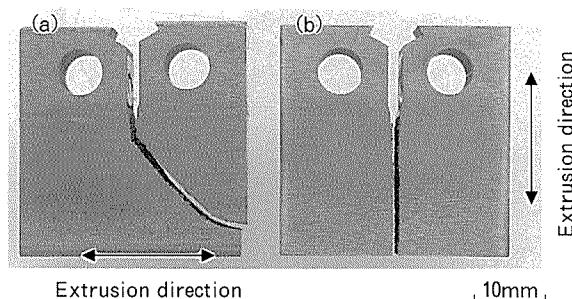


Fig. 9 Appearance of CT specimens after fracture toughness test.

- (a) Tested at L-R direction
- (b) Tested at R-L direction

うこととする。得られた  $K_Q$  値を Table 1 に示す。破壊靭性値は L-R 方向で  $26 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , R-L 方向では  $19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であった。R-L 方向の破壊靭性値は L-R 方向のそれより低かったが、デュプレックス材の値と比較して高い値であった<sup>11)</sup>。試験後の外観を Fig. 9 に示す。R-L 方向の試験片ではき裂はまっすぐに進展しており、L-R 方向ではき裂が湾曲していた。

## 4. 考 察

### 4. 1 引張及びクリープ特性

本材料の常温伸びは 1.1% であり、これまで粗大完全ラメラ材で報告されていた値と比較して改善されていることがわかる。既報によると<sup>8)</sup>、微量の  $\text{TiB}_2$  粒子は本材料の破壊特性に影響を与えないといとされ、本材料で得られた高い伸びは  $\text{TiB}_2$  粒子添加によるラメラ粒の微細化に起因すると考えられる。クリープ特性についてもラメラ粒径から予想された通り、微細粒径を持つデュプレックス材のそれと比較して高くなっていた。付加応力を 100 MPa, 200 MPa としたときの破面近傍のミクロ組織を Fig. 10 に示す。付加応力が 200 MPa の場合は破面付近に見られるき裂が少なく、またき裂はラメラ粒内及び粒界を進展していることがわかる。付加応力が大きい場合の破壊機構は引張試験のそれに近いと考えられるため、破面近傍の組織は Fig. 7 (b) と大差なかったとみられる。これに対し付加応力が 100 MPa の場合は、破面付近に小さなき裂が数多く見られた。つまり、この応力において TiAl は巨視的な破壊が生じる以前に微細なき裂が数多く生成され、これが連結し破壊に至ったと考えられる。また、き裂はおもにラメラ粒界を進展しておりラメラ粒内、特にラメラの層界面を横切って進展しているものは少なかった。これより、TiAl のクリープ特性にはラメラの層間隔よりもむしろラメラ粒径の方が大きく影響す

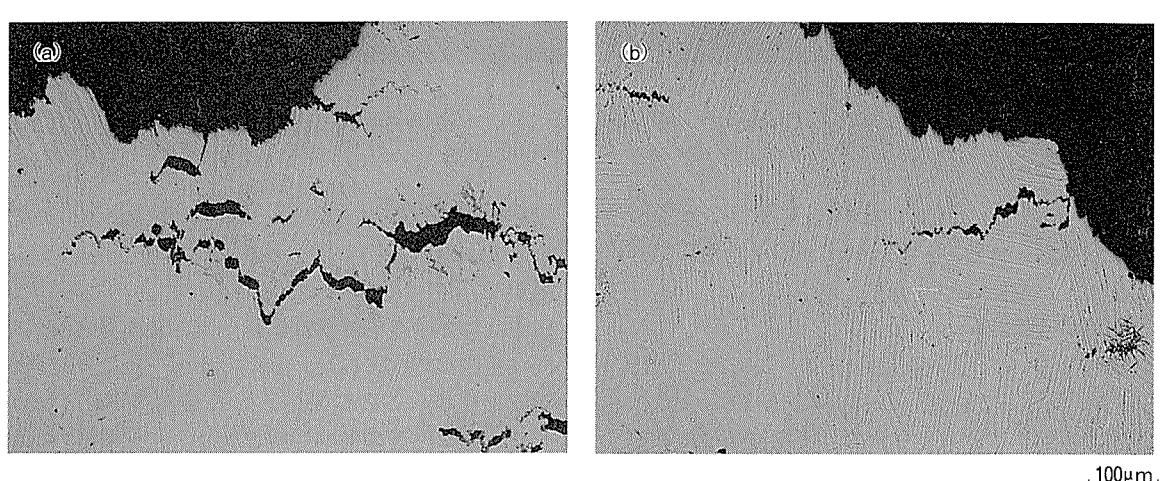


Fig. 10 Microstructures below the fracture surfaces of creep ruptured specimens tested at 1073K.  
(a) Applied stress : 100MPa (b) Applied stress : 200MPa

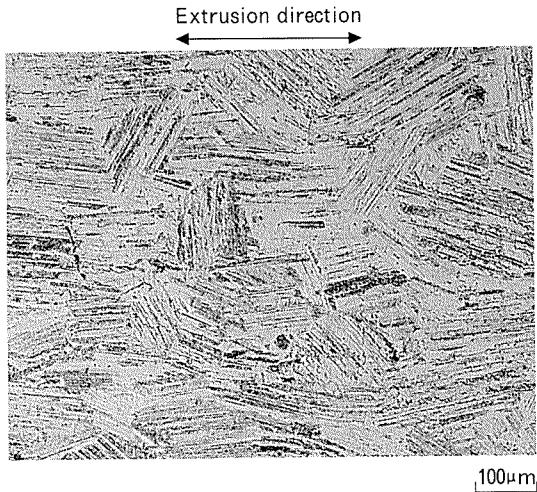


Fig. 11 Microstructure of fine-grained fully lamellar TiAl parallel to the extrusion direction before reactive sintering.

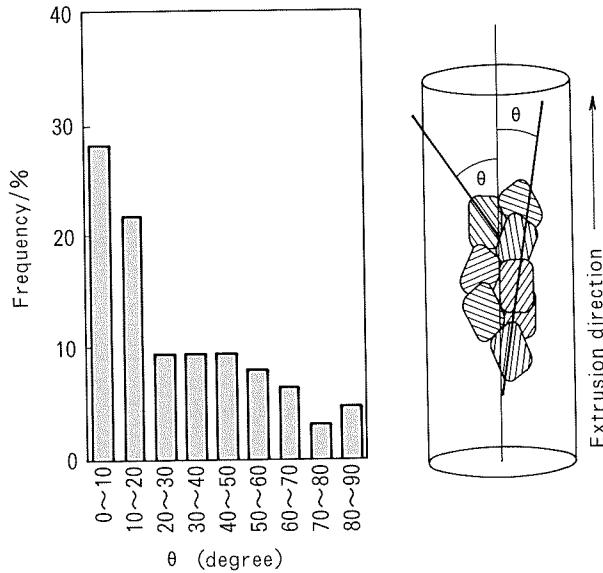


Fig. 12 Distribution of angles between extrusion direction and lamellar direction.

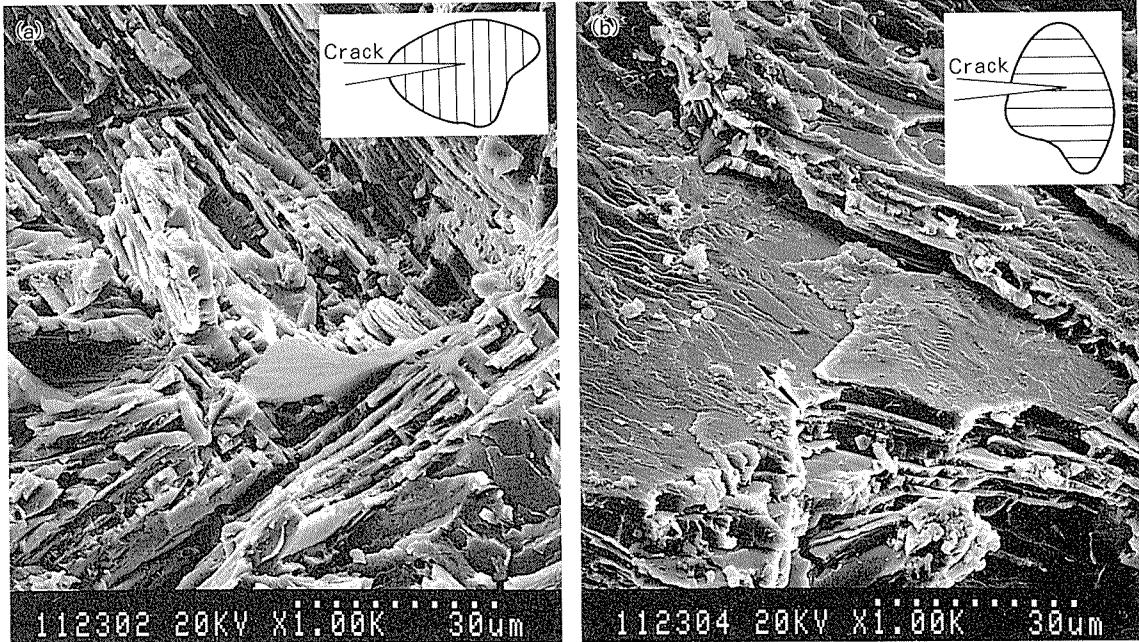


Fig. 13 Fractured surfaces of fully lamellar TiAl after fracture toughness test.  
(a) Translamellar fracture (b) Delamination

るものと考えられた。これは TiAl の最小クリープ速度がラメラの層間隔にほとんど依存せず、ラメラ粒径のみに依存するとした及川らの結果と一致する<sup>12)</sup>。

#### 4. 2 破壊靄性特性

今回の試験において、L-R 方向と R-L 方向では得られた  $K_Q$  値が異なっていた。これは本材料のミクロ組織の異方性に起因すると考えられる。反応焼結前の押出方向に平行な断面のミクロ組織を Fig. 11 に示す。Fig. 3 に示した垂直断面のミクロ組織と比較してラメラ粒が方向性を持っていることがわかる。ラメラ粒の層方向と

反応焼結前の押出方向とのなす角度を測定した結果を Fig. 12 に示す。これより層方向と押出方向とのなす角度が  $20^\circ$  より小さいラメラ粒は全体の 50% であった。L-R 方向における破壊靄性試験ではき裂進展方向が押出方向に垂直な方向であり、多くのラメラ粒では層を横切る方向となる。この結果生成した破面は Fig. 13(a) に示したような凹凸の多い形態となり、き裂進展の抵抗が大きく破壊靄性値が高くなつたと考えられる。これに対し、R-L 方向の場合にはき裂がラメラの層界面に沿って進展し、Fig. 13(b) に示したような比較的平坦な破面となり

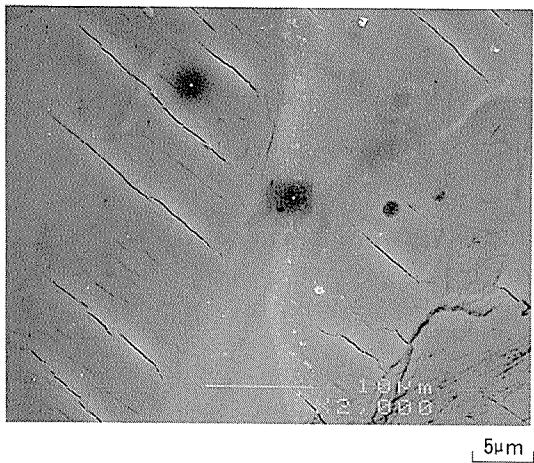


Fig. 14 Translamellar microcracks of fractured specimen observed in fully lamellar TiAl after fracture toughness test.

破壊靭性値が低かったと考えられる。Fig. 9 に示したように主き裂が反応焼結前の押出方向にそって湾曲した原因は、き裂がラメラの層に垂直な方向よりも、ラメラの層に平行な方向へ進展しやすかったためと考えられる。なお組織の異方性は、反応焼結前の押出により原料粉末であるチタンがある特定の方位に配向し、この方位が反応焼結後にも維持されつつラメラ粒が生成されたことによると推定される。また、主き裂近傍には Fig. 14 に示すようなラメラ層内に微小き裂が観察された。これは R-L 方向より L-R 方向に多く見られた。つまり高い靭性値を示した材料に多く存在したことより、本材料の高靭性化の機構としてこの微小き裂が作用していると考えられる。

## 6. 結 言

反応焼結法において、 $TiB_2$ 粒子を0.5mass%添加することにより微細完全ラメラ組織を持つ Ti-43.4at%Al-1.6at%Mn を作製し、その機械的性質を調査した結果以下の結論を得た。

(1) 微細完全ラメラ材の常温の伸びは1.1%であった。この値はラメラ粒径が $1000\mu m$ 程度の粗大完全ラメラ材のそれと比較して高い値であった。また、873Kまでは

伸びに大きな変化はなく、1073Kで20%の伸びを示した後、1273Kでは10%となった。強度は常温から1073Kまでは大きな低下はみられず、1273Kにおいて大きく低下した。

(2) 1073Kにて行ったクリープ試験の結果、微細完全ラメラ材の100時間破断強度は145MPaであり、デュプレックス材のそれより高い値であった。

(3) 微細完全ラメラ材の破壊靭性値  $K_Q$  は、L-R 方向で $26 MPa\sqrt{m}$ 、R-L 方向で $19 MPa\sqrt{m}$ であった。L-R 方向の値は粗大ラメラ材のそれとほぼ同等であった。破壊靭性値の異方性はミクロ組織に起因しており、ラメラ粒を横切ってき裂が進展する場合に破壊靭性値が高くなっていた。

(4) 得られた微細完全ラメラ材は機械的特性にバランスのとれた材料であると判断できた。

## 参 考 文 献

- 1) W. E. Dowling, Jr., J. E. Allison, L.R. Swank and A. M. Sherman : SAE Paper 930620, (1993).
- 2) K. Maki, A. Ehira, M. Sayashi, T. Sasaki, T. Noda, M. Okabe and S. Isobe : SAE Paper, No. 9603, (1996).
- 3) C. M. Austin and T. J. Kelly : *Structural Intermetallics*, Ed. by R. Darolia et al., TMS, (1993), 143.
- 4) Y. Fukuhara, M. Mushiake and S. Niwa : *Proceedings FISITA96*, (1996), M1815.
- 5) Y. W. Kim : JOM, 47-7 (1995), 39.
- 6) Y. W. Kim : Materials Science and Engineering, A192/193 (1995), 519.
- 7) C. T. Liu, P. J. Maziasz, J. L. Wright and D. R. Clemens : Abstracts of the 117th Meeting of JIM, (1995), 300.
- 8) 金 瞳淳 : 日本金属学会誌, 58 (1994), 819.
- 9) T. Tsujimoto and K. Hashimoto : *High-temperature Ordered Intermetallics Alloys III*, MRS, 33 (1989), 391.
- 10) 渡江和久 : 本誌, 32 (1991), 95.
- 11) K. S. Chan and Y. W. Kim : Acta Metall. Mater., 43 (1995), 439.
- 12) 及川 洪, 丸山公一 : 金属間化合物共同研究会予稿集, (1995), 1.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.P-573)

---

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 18-25

|||||  
TECHNICAL PAPER  
|||||

## Influence of Chlorine on Oxidation Behaviour of TiAl-Mn Intermetallic Compound

Masaki Kumagai , Kazuhisa Shibue and Makoto Yonemitsu

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

# Influence of Chlorine on Oxidation Behaviour of TiAl-Mn Intermetallic Compound\*

Masaki Kumagai\*\*, Kazuhisa Shibue\*\*\* and Makoto Yonemitsu\*\*\*\*

Excellent oxidation resistance of reactive-sintered titanium aluminides was reviewed and the formation mechanisms of protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film were studied. Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn containing more than 200 mass ppm chlorine from raw titanium powder showed very little mass gain after oxidation from 1173 to 1398 K in air. It was clear, in particular by surface analyses, that chlorine existed in  $\text{TiO}_2$  near oxide/metal interface in the early stage of oxidation and decreased oxygen ion vacancies in  $\text{TiO}_2$ . Then,  $\text{TiO}_2$  growth was interrupted and protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  scale was formed on the titanium aluminide.

## 1. Introduction

Intermetallic compounds in the Ti-Al system are lightweight and heat-resistant materials with high temperature strength which are close to industrial applications. Especially, near  $\gamma$ -TiAl base intermetallics have been actively investigated to apply for the parts such as engine valves and turbine blades. However, the oxidation resistance of  $\gamma$ -TiAl intermetallics decreases above 1100 K in comparison with other heat-resistant materials. Improvement of the oxidation property is one of the most important subjects for the practical use of  $\gamma$ -TiAl intermetallics.

The oxidation behaviour of the intermetallic compounds were reviewed by Aitken<sup>1)</sup>, Meier<sup>2)</sup>, and Taniguchi<sup>3)</sup>. According to Taniguchi, TiAl intermetallics did not form any protective alumina scale in air in spite of high aluminium content because of the following reasons : (1) the little difference in free energy of the oxida-

tion between aluminium and titanium, (2) the larger oxidation rate of titanium than that of aluminium, (3) the high solution content of oxygen in TiAl, (4) the small diffusion rate of aluminium in TiAl, and (5) the internal oxidation tendency of aluminium in TiAl. The addition of molybdenum, silicon, phosphorus or niobium was effective to improve oxidation resistance of TiAl intermetallics<sup>4)~7)</sup>. Several coating methods such as heat-treatment under a low oxygen partial pressure<sup>8)</sup>, pack-cementation<sup>9)</sup>, and spray coating<sup>10)</sup> have been developed. These methods are used to form protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  films. However, these films are not stable enough to survive oxidation for a long period.

Recently, TiAl-Mn intermetallics by reactive sintering from elemental powders were developed<sup>11)</sup>. The full dense shaped mixture was changed to TiAl intermetallics by sintering in a hot isostatic press by the reaction of  $\text{Ti} + \text{Al} \rightarrow \text{TiAl}$ . Manufacturing by this solid-state process, impurity chlorine in raw titanium powder was introduced in TiAl intermetallics. It has been clear that impurity chlorine was effective in improving the oxidation resistance of TiAl-Mn intermetallics<sup>12)~14)</sup>; however, the mechanisms of the chlorine effect have not been made clear. The role of chlorine in the early stage of oxidation was investigated to

\* The main part of this paper was published in *Intermetallics*, 4 (1996), 557.

\*\* No.4 Department., Research and Development Center, Dr. of Eng.

\*\*\* No.1 Department., Research and Development Center.

\*\*\*\* No.3 Department., Research and Development Center.

(Present address : Sumikei Memory Disk, Ltd.)

clarify the reasons of the superior oxidation properties of the reactive-sintered TiAl intermetallics.

## 2. Experiment

### 2.1 Specimens

In this work, titanium aluminides were prepared by using the reactive sintering process. Titanium powders with a particle size of less than 149  $\mu\text{m}$  containing two different chlorine contents were used in order to study the chlorine effect. One was sodium reduction powder with a chlorine content of 1000–1500 mass ppm. The other was so-called hydrogenizing-dehydrogen (HDH) powder with chlorine content of 20–100 mass ppm which was obtained from sponge titanium reduced by magnesium. Compositions of titanium powders used are shown in Table 1. Al-7 mass% Mn alloy powder was prepared by helium gas atomizing process. The compositions of the aluminium alloy powder with a particle size of less than 149  $\mu\text{m}$  is shown in Table 2. Manganese was added because it improves sintering characteristics<sup>11)</sup> and ductility<sup>15)</sup> of titanium aluminides. Procedure of manufacturing reactive-sintered specimens are shown in Fig. 1. Compositions of specimens for changing chlorine content are shown in Table 3. Specimen RCH from the sodium-reduced titanium powder contained the largest amount of chlorine. Specimen RCL from HDH powder contained a

smaller amount of chlorine. In this study, the specimen IM was prepared by using plasma-arc melting to obtain a material of low chlorine content. Typical microstructures of the reactive-sintered and the cast TiAl-Mn are shown in Fig. 2. The reactive-sintered TiAl-Mn consisted of a duplex structure of lamellar ( $\text{TiAl} + \text{Ti}_3\text{Al}$ ) grains and  $\gamma$  ( $\text{TiAl}$ ) grains. The volume fraction of lamellar grains was about 0.6. The cast TiAl-Mn consisted of only large lamellar grains of 100–200  $\mu\text{m}$ . A small amount of very fine pores with NaCl particles was observed in specimen RCH as shown in Fig. 2.

### 2.2 Oxidation test

Test pieces of 4 mm diameter and 5 mm length were cut from the reactive-sintered and arc-melted specimens. Isothermal oxidation tests were carried out from 1073–1473 K in a

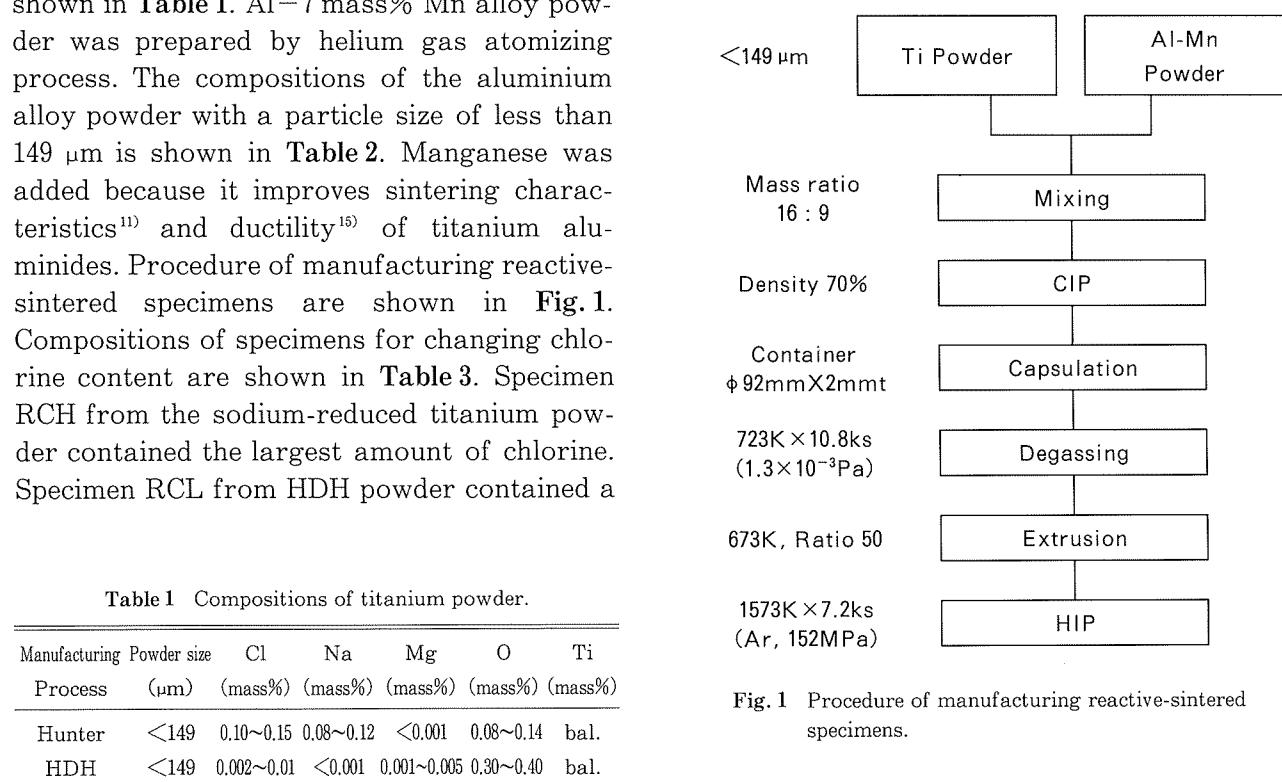


Fig. 1 Procedure of manufacturing reactive-sintered specimens.

Table 1 Compositions of titanium powder.

Manufacturing Process	Powder size ( $\mu\text{m}$ )	Cl (mass%)	Na (mass%)	Mg (mass%)	O (mass%)	Ti (mass%)
Hunter	<149	0.10~0.15	0.08~0.12	<0.001	0.08~0.14	bal.
HDH	<149	0.002~0.01	<0.001	0.001~0.005	0.30~0.40	bal.

Table 2 Compositions of aluminium powder.

Manufacturing Process	Powder size ( $\mu\text{m}$ )	Mn (mass%)	O (mass%)	Al (mass%)
He gas Atomization	<149	7.0	0.14	bal.

Table 3 Compositions of TiAl-Mn specimens for oxidation test.

Specimen	Ti (mass%)	Al (mass%)	Mn (mass%)	Cl (mass%)	Na (mass%)	Mg (mass%)	O (mass%)
RCH	bal.	33.5	2.5	0.05	0.04	<0.001	0.14
RCL	bal.	33.5	2.5	0.005	<0.001	0.001	0.20
IM	bal.	33.5	2.5	<0.001	<0.001	<0.001	0.08

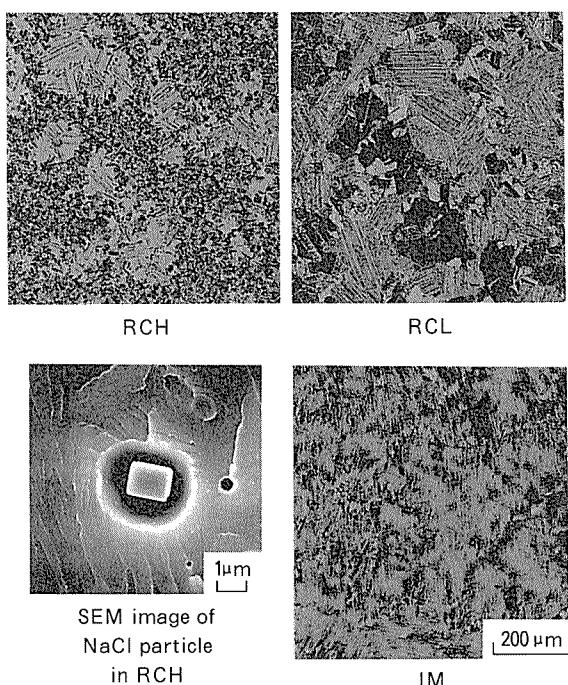


Fig. 2 Microstructures of specimens.

platinum crucible in an air atmosphere. The specimens were heated with a rate of 3.33 K/s by using an infrared heater to avoid oxidation during heating below the test temperatures. Mass gain of specimens during the oxidation test were measured with a microbalance. After oxidation tests, specimens were analyzed for observing the construction of the oxide scale by scanning electron microscopy, energy dispersion X-ray spectroscopy, secondary ion mass spectroscopy, Auger electron spectroscopy, and X-ray photoelectron spectroscopy.

### 3. Results

#### 3.1 Oxidation behaviour of TiAl-Mn

The isothermal oxidation test results for RCH and IM materials are shown in Fig. 3. There is a large difference in mass change between RCH and IM specimens. The mass gain of specimens IM and RCL increase gradually with holding time. On the other hand, the mass gain of specimen RCH is fixed at very small quantity. Fig. 4 shows the relationship between mass gain and test temperature. The difference between specimen RCH and specimen IM becomes distinct at 1073–1400 K. The

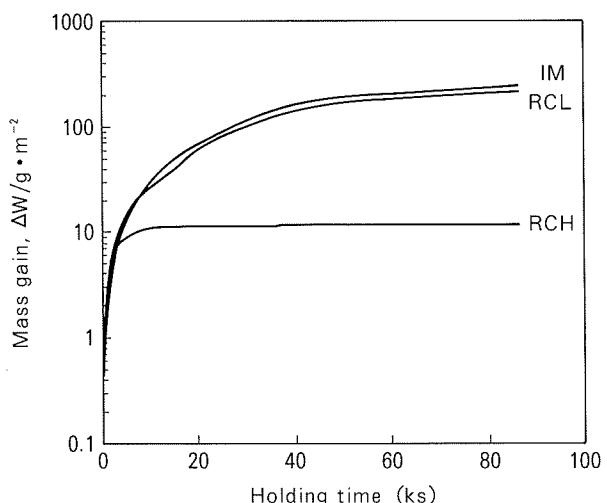


Fig. 3 Oxidation curves of Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn specimens.

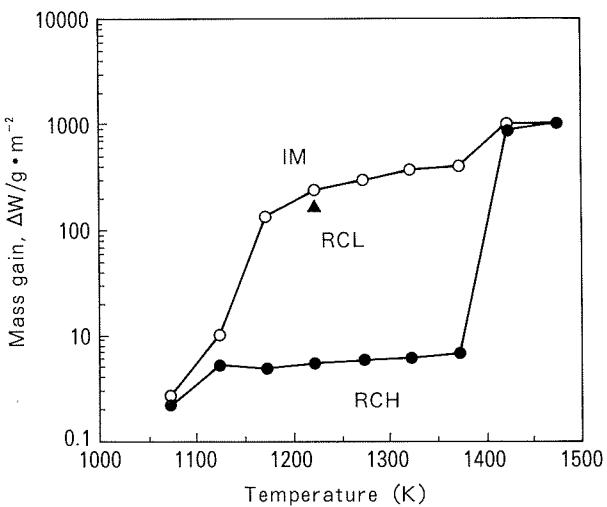


Fig. 4 Relationships between oxidation temperature and mass gain of Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn specimens oxidized at various temperatures for 86.4ks.

continuous protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film was formed on the surface of reactive-sintered TiAl-Mn even at a high temperature of 1223 K as shown in Fig. 5 (After oxidation, the oxide surface was nickel-plated for protecting from peeling off during polishing). A continuous protective film was formed on the surface of the reactive-sintered TiAl-Mn even at a high temperature of 1223 K.

The protective oxide film on the reactive-sintered specimen consists of only  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , and its thickness is 2–3  $\mu\text{m}$ . A titanium rich layer of 4–5  $\mu\text{m}$  thick is formed under the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film.

On the other hand, the oxide scale of the cast one consisted of a mixture of  $\text{TiO}_2$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  as indicated in a previous study<sup>16</sup>. There are discontinuous plate-shaped internal oxides at the oxide/metal interface of the cast TiAl-Mn. The oxide scale of the cast TiAl-Mn was thick and easy to crack at the corners. It is evident that the excellent oxidation resistance of the

reactive-sintered TiAl-Mn is due to the existence of the thin protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film.

### 3.2 Analysis in the early stage of oxidation

Fig. 6 shows AES maps of the surface of specimen RCH and a SEM image of specimen IM after oxidation at 1098 K for 1.2 ks. The surface of specimen RCH is covered with fine

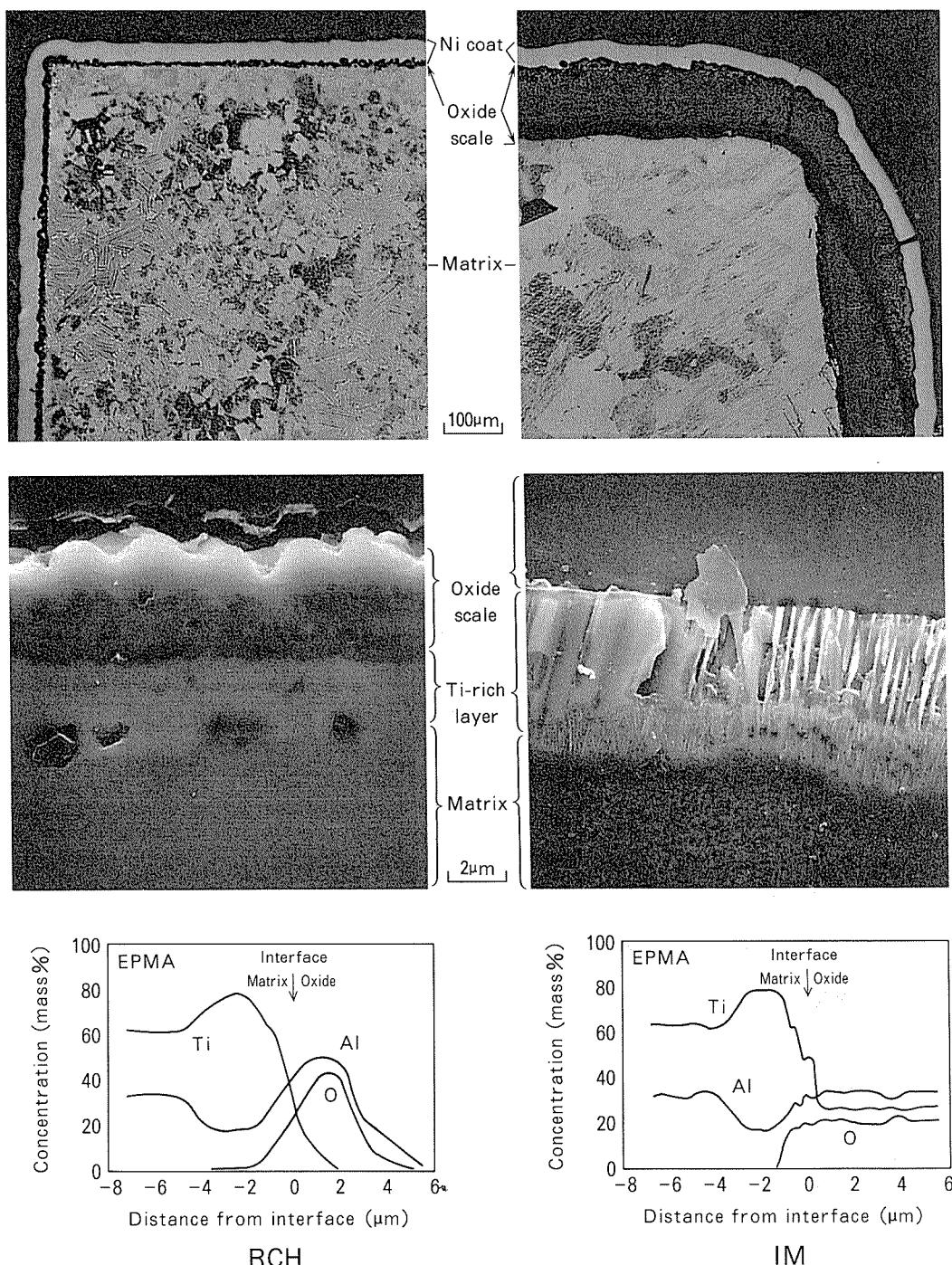


Fig. 5 Cross sections of oxide scale on Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn specimens after oxidation at 1223 K for 86.4ks.

whiskers of titanium oxide crystals on aluminium oxide ground. It is due to selective adsorption of oxygen to nuclei of titanium oxide. Specimen IM is fully covered with large columns of titanium oxide crystals. Fig. 7 shows SIMS depth profiles for surfaces of specimens RCH (high chlorine content) and RCL (low chlorine content) after oxidation at 1098 K for 1.2 ks. In the early stage of oxidation, titanium and aluminium oxides seem to be formed to-

gether. In both specimens, oxide scales near the surface and oxide / metal interface are poor in aluminium. In the case of specimen RCH, a large amount of chlorine – about 600 mass ppm – as well as in base metals exists in the oxide scale near the interface, and a small amount of chlorine – from 100 to 200 mass ppm – exists in the middle of the oxide scale. In the case of specimen RCL, chlorine is concentrated in the oxide scales near the interface

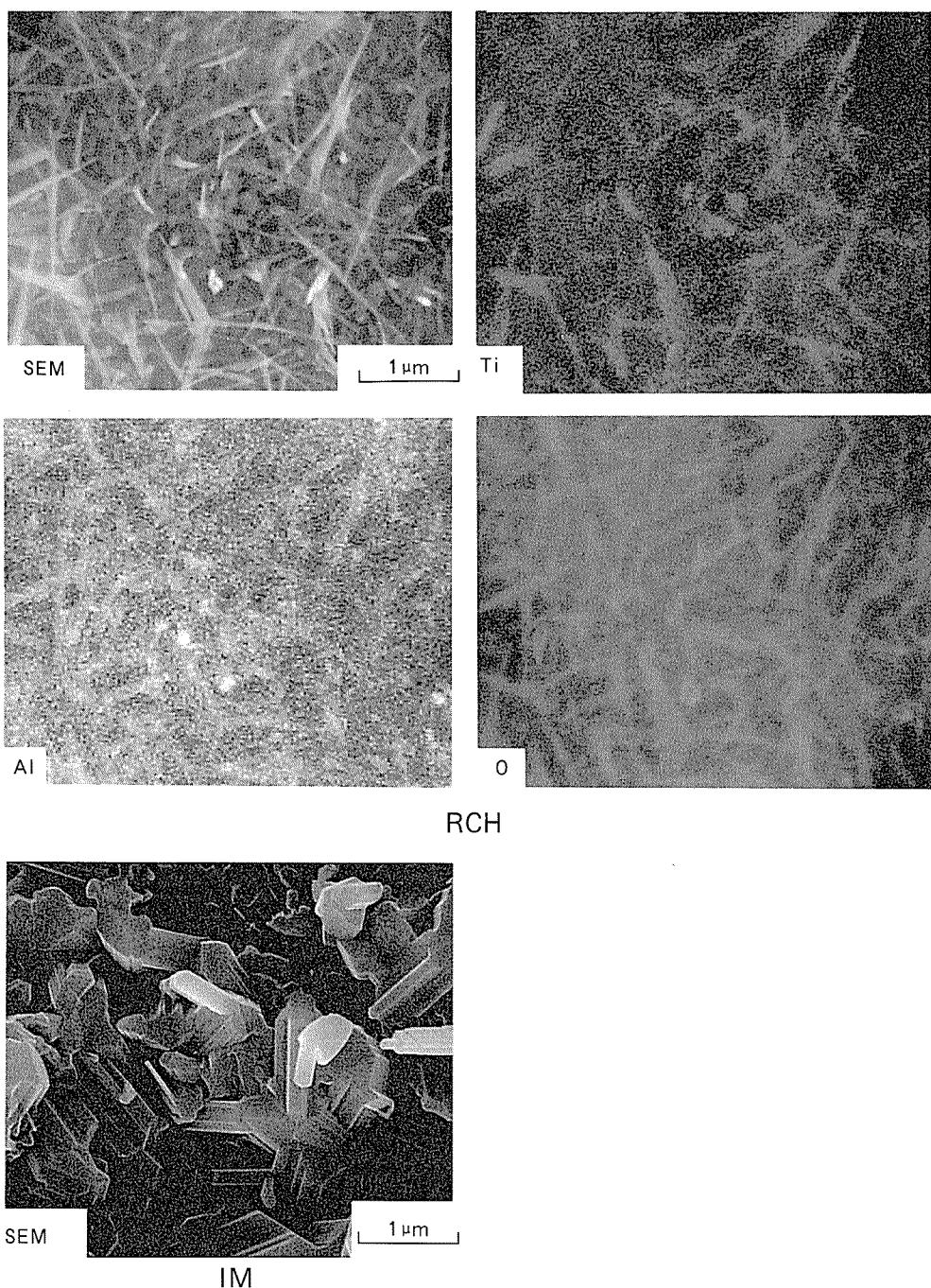


Fig. 6 SEM Images and an AES map of the surface of Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn after oxidation at 1098 K for 1.2ks.

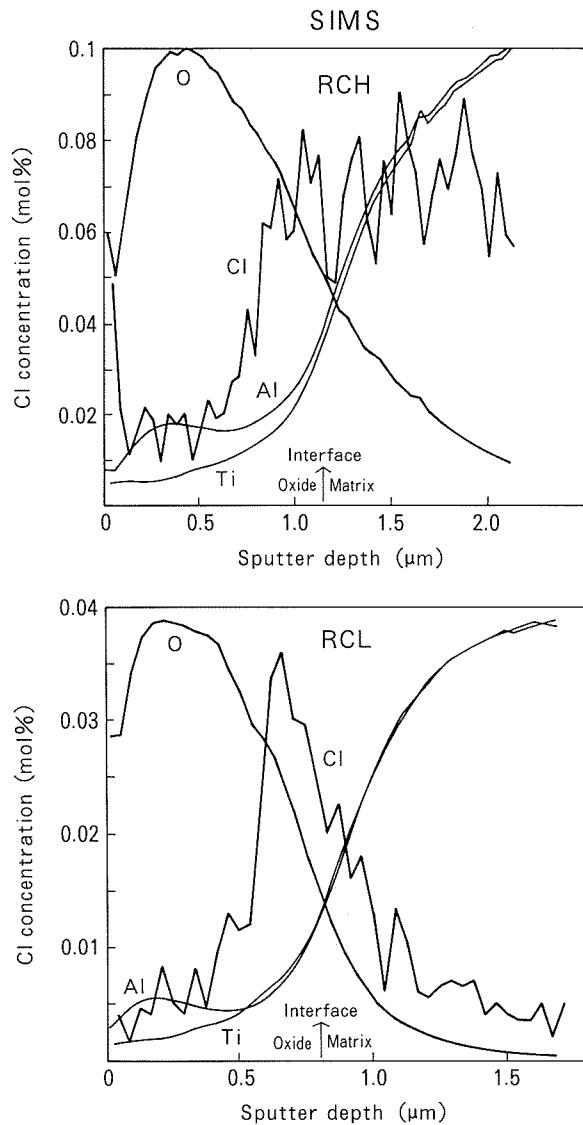


Fig. 7 SIMS depth profiles of the surface of Ti-33.5mass% Al-2.5mass%Mn after oxidation at 1098 K for 1.2ks.

with a content of 150–350 mass ppm. It was difficult to determine concentration as a function of position in oxide and matrix of specimen RCH. Then, an AES analysis near the oxide/metal interface of specimen RCL was tried. Fig. 8 shows an AES depth profile only near the oxide/metal interface of specimen RCL in detail. The analysis was carried out, after most of the oxide scale was removed by mechanical peeling. It is more clear that chlorine existed in the titanium oxide near the interface. In addition, an aluminium oxide is formed under the titanium oxide layer. Fig. 9 shows the result of XPS analysis of chlorine in the titanium oxide near the interface of specimen RCL. According to the reference of

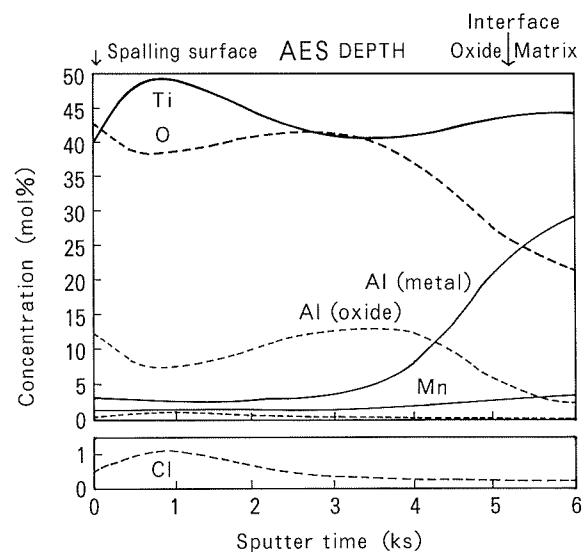


Fig. 8 An AES depth profile of oxide scale near oxide/metal interface of specimen RCL after oxidation at 1098 K for 1.2ks.

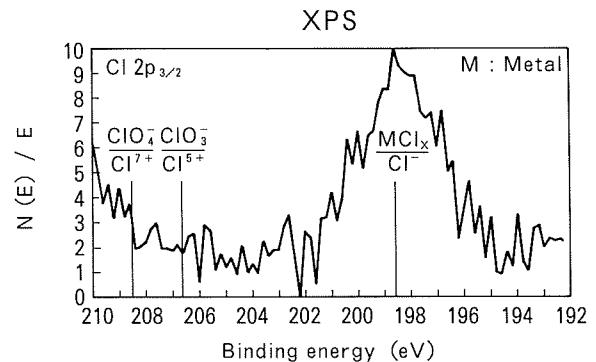


Fig. 9 A result of XPS analysis of chlorine in oxide scale near oxide/metal interface in specimen RCL after oxidation at 1098 K for 1.2ks.

binding energy of various chlorine ions<sup>17)</sup>, the result indicates that chlorine exists mostly as  $\text{Cl}^-$  ions rather than  $\text{ClO}_4^-$  and  $\text{ClO}_3^-$  ions in the titanium oxide. It is considered then that chlorine was dissolved in titanium oxide near the oxide/metal interface.

## 4. Discussion

### 4.1 Influence of chlorine

Excellent oxidation resistance of the reactive-sintered TiAl-Mn was due to an effect of a small amount of chlorine introduced from impurity chlorides in titanium powder<sup>18)</sup>. The oxidation resistance was maintained at a cyclic oxidation, because the oxide film had a

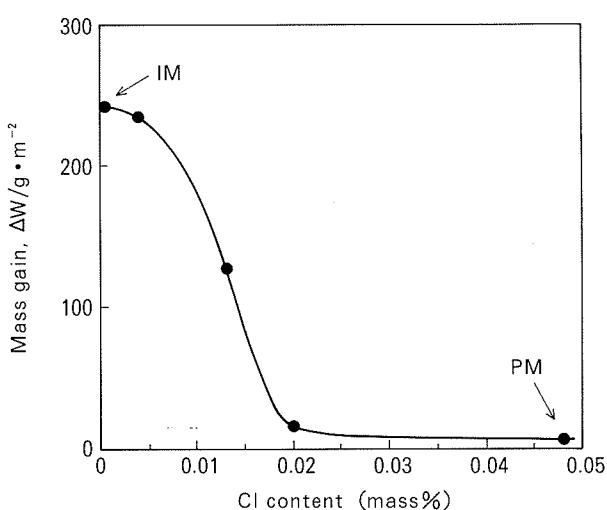


Fig. 10 A relationship between chlorine content and mass gain of Ti-33.5mass%Al-2.5mass%Mn after oxidation at 1223 K for 86.4ks.

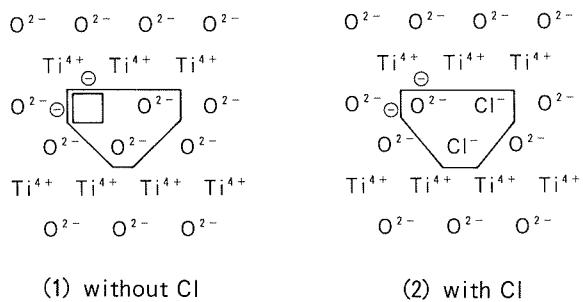


Fig. 11 Disappearance of oxygen ion vacancies in  $\text{TiO}_2$  by the existence of chlorine.

self-mending property<sup>14)</sup>.

Fig. 10 shows the relationship between mass gain and chlorine content in reactive-sintered TiAl-Mn oxidized at 1223 K for 86.4 ks, mass gain considerably decreases between 100 and 200 mass ppm chlorine, and becomes independent of chlorine content even to the range of 1600 mass ppm<sup>19)</sup>. It was made clear that influence of the oxygen content in the matrix on the oxidation property is small<sup>18)</sup>. It was also reported that effects of metallurgical factors, such as the grain size and fraction of the lamellar grains, on oxidation of TiAl intermetallics are small<sup>20), 21)</sup>. Thus, to clarify if the excellent oxidation resistance of reactive-sintered TiAl-Mn is solely due to chlorine, an isothermal oxidation test of cast TiAl-Mn was carried out at 1223 K in a flow of air containing 200 ppm chlorine gas. Even cast TiAl-

Mn consisted of large  $\alpha_2 + \gamma$  grains formed a protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film<sup>21)</sup>. From these results, the excellent oxidation resistance of reactive-sintered TiAl-Mn seems to be only due to the effect of chlorine. From Figs. 8 and 9, it is assumed that chlorine dissolves in titanium oxide and binds with titanium. Chlorine ions substitute oxygen ions in titanium oxide and decrease oxygen ion vacancies as shown in Fig. 11. The disappearance of oxygen ion vacancies in titanium oxide obstructs oxygen supply to the oxide/metal interface and lowers the oxidation rate of titanium. Then,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  formation becomes easy.

One more mechanism should be proposed for this phenomenon. It is suggested that  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film is easy to form because of increased aluminium content at the surface of the matrix by selective chlorination of titanium. This hypothesis has to be clarified by experiment or studying phase equilibrium<sup>22)</sup>.

#### 4.2 Limitations of chlorine effect

According to the previous work<sup>23)</sup>, where mass gains of TiAl-Mn with different aluminium contents oxidized at 1223 K for 86.4 ks were measured, mass gains of both reactive-sintered TiAl-Mn and the cast sample decreased with aluminium content. However, mass gain of the reactive-sintered TiAl-Mn was remarkably different from that of the cast sample in the region of 23 to 37 mass% Al corresponding to  $\alpha_2 + \gamma$  and  $\gamma$  regions in the Ti-Al phase diagram. According to Wagner's theory<sup>24)</sup>, the lower limit of aluminium content in titanium aluminide where oxidation mode changes from internal oxidation to external oxidation depends on oxygen solubility and oxygen diffusion rate in the matrix phase. In the case of existing chlorine, these values are decreased by the reduction of oxygen partial pressure at the oxide/metal interface due to the dense oxide scale containing chlorine formed in the early stage of oxidation. This is the reason for shifting the lower limit of aluminium content to form continuous external oxide scale toward the aluminium lean side.

Moreover, the chlorine effect was obvious above 1100 K; however, it disappeared above 1400 K. Even the reactive-sintered TiAl-Mn

with an  $\alpha_2 + \gamma$  structure is oxidized catastrophically above the eutectoid temperature, 1398 K. It is due to the eutectoid reaction giving rise to the appearance of an  $\alpha$ -Ti solid solution which exhibits much inferior oxidation resistance to the  $\alpha_2$  phase.

## 5. Conclusions

(1) Reactive-sintered Ti-33.5 mass% Al-2.5 mass% Mn containing 200-1600 mass ppm chlorine exhibited excellent oxidation resistance in comparison with the cast sample. A protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film was formed on titanium aluminides containing chlorine.

(2) Chlorine existed in  $\text{TiO}_2$  near the oxide/metal interface in the early stage of oxidation. Chlorine ions substitute oxygen ions and decrease oxygen ion vacancies. Oxygen supply to the oxide/metal interface is obstructed and thus a protective  $\text{Al}_2\text{O}_3$  film forms easily. Existence of chlorine decreases the limit of aluminium content to form a continuous external oxide scale.

## References

- 1) E. A. Aitken : *Intermetallic Compounds*, Ed. by J. H. Westbrook, Chap. 25, (1967), 491.
- 2) G. H. Meier : *Oxidation of High Temperature Intermetallics*, Ed. by T. Grobstein and J. Doychak, TMS, (1989), 1.
- 3) S. Taniguchi : Bull. Japan Inst. Metals, 31 (1992), 497.
- 4) H. Anada and Y. Shida : Proc. Int. Symp. Intermetallic Compound (JIMIS-6), Japan Inst. Metals, (1991), 731.
- 5) K. Kasahara, T. Hashimoto, H. Doi and T. Tsujimoto : J. Japan Inst. Metals, 54 (1990), 948.
- 6) Y. Ikematsu, T. Hanamura, H. Morikawa, T. Tanino and J. Takamura : Proc. Int. Symp. Intermetallic Compound (JIMIS-6), Japan Inst. Metals, (1991), 191.
- 7) K. Tsurumi, H. Hino, J. Hujioka and Y. Nishiyama : Rep. 123rd Committee Heat-Resisting Met. Alloys, Japan Soc. Prom. Sci., 29 (1988), 77.
- 8) I. Kobayashi, M. Yoshihara and R. Tanaka : J. Japan Inst. Metals, 53 (1989), 251.
- 9) A. Takei and A. Ishida : Rep. 123rd Committee Heat-Resisting Met. Alloys, Japan Soc. Prom. Sci., 31 (1990), 327.
- 10) H. Furukawa : Proc. Corrosion Eng. Symp., JSCE, 86 (1990), 54.
- 11) K. Shibue, M. S. Kim and M. Kumagai : Proc. Int. Symp. Intermetallic Compound (JIMIS-6), Japan Inst. Metals, (1991), 833.
- 12) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : Proc. '91 Fall Meeting, Japan Inst. Metals (1991), 323.
- 13) K. Shibue, M. Kumagai and M. S. Kim : J. Japan Inst. Metals, 56 (1992), 87.
- 14) M. Kumagai and K. Shibue : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 33 (1992), 144.
- 15) K. Hashimoto, H. Doi, K. Kasahara, W. Nakano, T. Tsujimoto and T. Suzuki : J. Japan Inst. Metals, 52 (1988), 1159.
- 16) Y. Shida and H. Anada : J. Japan Inst. Metals, 55 (1991), 690.
- 17) J. F. Moudler, W. F. Stickle, D. E. Sobol and K. D. Bomben : *Handbook of X-ray photoelectron spectroscopy*, Perkin-Elmer Corp., (1992), 63.
- 18) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : J. Japan Inst. Metals, 57 (1993), 721.
- 19) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 34 (1993), 121.
- 20) K. Kasahara and A. Takei : J. Japan Inst. Metals, 57 (1993), 544.
- 21) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : Rep. 123rd Committee Heat-Resisting Met. Alloys, Japan Soc. Prom. Sci., 34 (1993), 109.
- 22) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : Proc. 43th Japan Corrosion Conf., (1996), 199.
- 23) M. Kumagai, K. Shibue and M. S. Kim : J. Japan Inst. Metals, 59 (1995), 423.
- 24) C. Wagner : J. Electrochem. Soc., 99 (1952), 369.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-574)

---

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 26-32

---

TECHNICAL PAPER

---

## Observer-based Multivariable Tension Control of Aluminium Hot Rolling Mills

Ikuya Hoshino , Yoshihide Okamura and Hidenori Kimura

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

# Observer-based Multivariable Tension Control of Aluminium Hot Rolling Mills\*

Ikuya Hoshino\*\*, Yoshihide Okamura\*\*\* and Hidenori Kimura\*\*\*\*

**Abstract**-This paper presents a new approach to the tension control of aluminum tandem hot mills. The emphasis of this paper is on the application of the synthesis method based on a disturbance observer to an actual plant. Results show that the new system is very applicable for a large variety of small quantity production runs and is easy to tune during actual implementation.

## 1. Introduction

To improve the tension control accuracy of aluminum tandem hot mills especially at strip threading time, a new system using both a tension meter and hydraulic looper equipment has been developed. The applied synthesis method has been developed by Kimura<sup>1)</sup> based on the design theory of output regulators essentially due to Wonham<sup>2)</sup>. This method has already been applied to the thickness and flatness control of aluminum cold rolling mills and its effectiveness has been demonstrated during actual plant operation<sup>3~5)</sup>. But the tension control system using looper equipment is more complicated than the thickness control and flatness control of the cold rolling mills. This paper describes the results that the observer based synthesis method has been successfully applied to the tension control of aluminum tandem hot mills and this method is very applicable for a large variety of small quantity production runs.

## 2. Outline of tension control

Two types of conventional tension control systems are in popular use. One is the system using looper equipment and the other uses a

tension meter.

### 2.1 Tension control using looper equipment

The tension control using looper equipment manipulates the torque of the hydraulic rotary actuator to get the target tension and manipulates the roll speed of the upper stream stand to get the target looper angle. By raising the looper quickly at strip threading time, the strip tension can be rapidly obtained. But, because of the mutual interaction between the looper angle control and the tension control, the controller gain could not be set high enough and the responsibility of the disturbance compensation and the stability of the angle control could not be sufficiently obtained.

### 2.2 Tension control using a tension meter

The tension control using a tension meter manipulates the roll speed of the upper stream stand in order to get the target tension. This system does not need to control the looper

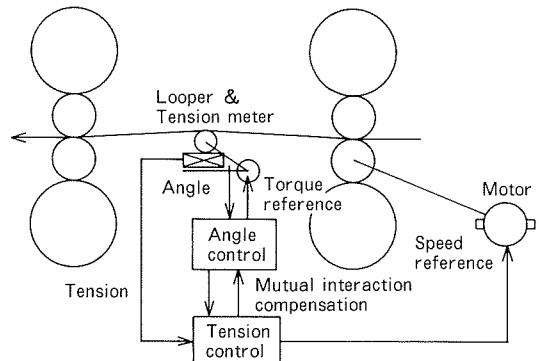


Fig. 1 Tension control using looper equipment and a tension meter.

\* This paper was presented at CDC'96 (December 11-13, 1996, Kobe) of IEEE.

\*\* No.2 Dept., Research & Development Center ; Dr. of Eng.

\*\*\* No.2 Dept., Research & Development Center

\*\*\*\* The University of Tokyo ; Dr. of Eng.

angle, so high tension accuracy can be obtained. But, the control can be easily out of order because of a sensing error when a loop or wave in the strip especially occurs at strip threading time.

### 2.3 New tension control

Therefore, we concluded that using both looper equipment and a tension meter, as shown in Fig. 1, is needed to produce a high performance control system. The basic ideas of the new system are as follows.

(1) Quickly rise the looper at threading time and rapidly obtain the strip tension.

(2) The strip tension is measured by a tension meter to obtain high tension accuracy.

(3) The strip tension and the looper angle are simultaneously controlled by manipulating the torque of the hydraulic rotary actuator and the roll speed of the upper stream stand that compensates for the mutual interaction between the looper angle control and the tension control.

Some systems using both a looper and a tension meter have already been presented. As the synthesis method, the static decoupling method using a cross controller and optimal regulator have been applied<sup>6~7)</sup>. The controller designed in addition to a cross controller using  $H^\infty$  theory has also been proposed<sup>8)</sup>.

The decoupling method makes it easy to design the main controller, but static decoupling could not make the main controller gain sufficiently high. An optimal regulator, which deals precisely with dynamic mutual interaction, gives high performance but results in a complex feedback structure and leads to serious difficulty during actual implementation.

The controller designed using  $H^\infty$  theory shows the high performance of disturbance compensation but it requires numerical calculation during the synthesis procedure which makes the relation between the controller and the plant model unclear and difficult to tune the controller during actual implementation.

In the meantime, as the looper angle control response becomes high, the system is close to the tension control using only a tension meter and can easily be out of order because of the strip loop. Therefore, it is desirable that the response of the looper angle control and

tension control be independently adjusted especially during actual implementation.

Therefore, in this paper, the observer based synthesis method developed by Kimura has been applied. This method can deal appropriately with the mutual interaction between the looper angle control and the tension control. Moreover, the parameters of the controller are analytically determined by the plant model parameters and the internal structure of the controller is clear which makes it easy to tune the controller during actual implementation.

### 3. Plant Model

The basic equations of tandem hot mills are as follows.

(1) Interstand tension.

$$\Delta T = A \frac{E}{L} \Delta \varepsilon \quad (1)$$

$\Delta T$  interstand tension variation,

$A$  cross section area,

$E$  Young's modulus of strip,

$L$  distance between stands,

$\Delta \varepsilon$  longitudinal strip strain between stands.

(2) Longitudinal strip strain between stands.

$$\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon_v + L_\theta \Delta \theta \quad (2)$$

$\Delta \varepsilon_v$  strip strain variation by speed difference between upper and lower stand,

$\Delta \theta$  looper angle variation,

$L_\theta$  transfer coefficient from looper angle variation to strip length variation between stands.

(3) Strip strain variation by speed difference.

$$\frac{d}{dt} \Delta \varepsilon_v = \frac{V_{RL}}{H_L} \frac{\partial h}{\partial T} \Delta T - (\Delta V + d_v) \quad (3)$$

$V_{RL}$  roll speed of lower stand,

$H_L$  entry thickness of lower stand,

$\partial h / \partial T$  influential coefficient between exit thickness and entry tension of lower stand,

$\Delta V$  roll speed of upper stand,

$d_v$  speed disturbance

(deviation from appropriate speed).

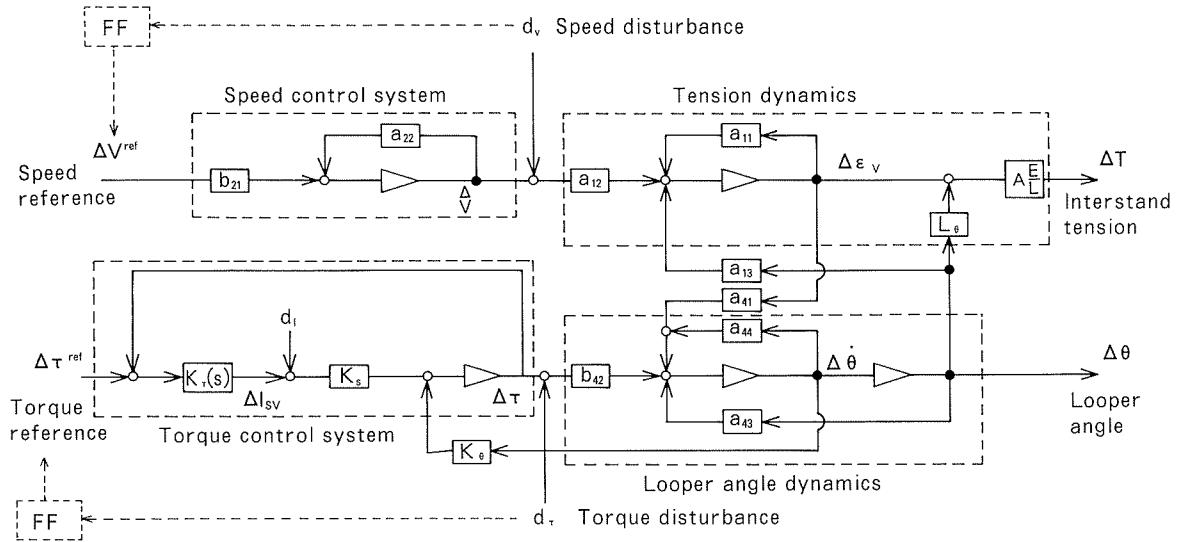


Fig. 2 Block diagram of the plant.

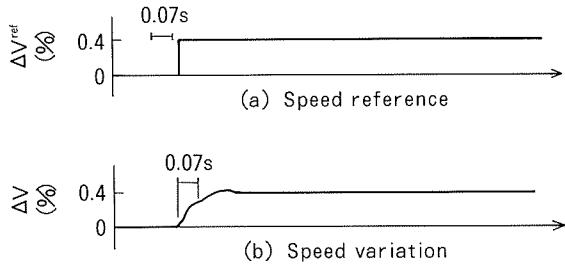


Fig. 3 Speed control response.

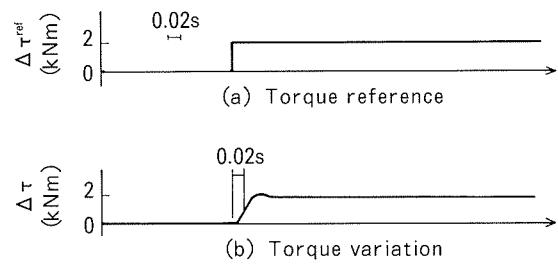


Fig. 4 Torque control response.

## (4) Looper angle dynamics.

$$\begin{aligned} J \frac{d^2}{dt^2} \Delta \theta + D \frac{d}{dt} \Delta \theta &= \Delta \tau + d_\tau - L_\theta \Delta T \\ &- \left( T_r \frac{\partial L_\theta}{\partial \theta} + K_w \right) \Delta \theta \end{aligned} \quad (4)$$

J inertia of the looper equipment,  
D damping factor,  
 $\Delta \tau$  looper torque variation,  
 $T_r$  tension reference,  
 $L_\theta$  transfer coefficient from tension to looper torque,  
 $d_\tau$  torque disturbance,  
(deviation from an appropriate torque),  
 $\frac{\partial L_\theta}{\partial \theta}$  deviation of  $L_\theta$ ,

$K_w$  transfer coefficient from looper angle to looper weight torque.

(5) Roll speed control dynamics.  
(Supposed to be first order delay)

$$T_v \frac{d}{dt} \Delta V = -\Delta V + \Delta V^{ref} \quad (5)$$

$T_v$  time constant of the roll speed control,

$\Delta V^{ref}$  speed reference.

## (6) Looper torque.

$$\frac{d}{dt} \Delta \tau = K_s (\Delta I_{sv} + d_1) - K_\theta \Delta \theta \quad (6)$$

$K_s$  transfer coefficient from looper servo current to looper torque,

$\Delta I_{sv}$  looper servo current variation,

$d_1$  servo current disturbance,

$K_\theta$  transfer coefficient from looper angle velocity to looper torque,

$\Delta \theta$  looper angle velocity variation.

## (7) Looper torque control.

$$\Delta I_{sv} = K_t(s) (\Delta \tau^{ref} - \Delta \tau) \quad (7)$$

$\Delta \tau^{ref}$  torque reference,

$K_t(s)$  transfer function of the torque controller.

(Constructed using an analog circuit)

The block diagram of the plant is shown in Fig. 2. Fig. 3 and 4 show the step responses of the speed control system and the torque

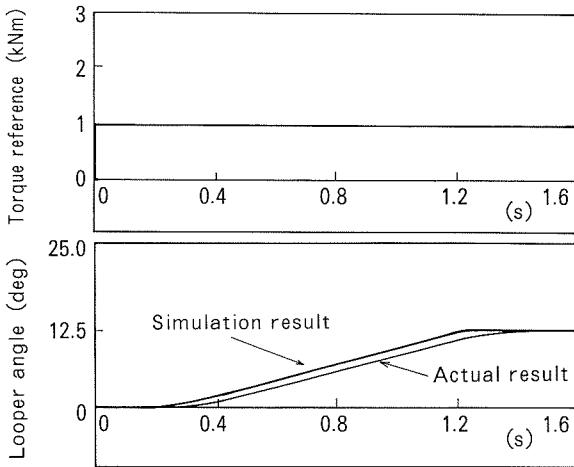


Fig. 5 Looper angle response.

control system, respectively. As the response of the torque control is much higher than that of the speed control, the dynamics of torque control could be neglected and the state equation of the plant is derived as follows.

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta \varepsilon_v \\ \Delta V \\ \Delta \theta \\ \Delta \dot{\theta} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} a & a_{12} & a_{13} & 0 \\ 0 & a_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \\ a_{41} & 0 & a_{43} & a_{44} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \varepsilon_v \\ \Delta V \\ \Delta \theta \\ \Delta \dot{\theta} \end{bmatrix} \\ &+ \begin{bmatrix} 0 & 0 \\ b_{21} & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & b_{42} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta V^{ref} \\ \Delta \tau^{ref} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} a_{12} & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & 0 \\ 0 & b_{42} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} d_v \\ d_\tau \end{bmatrix} \quad (8) \end{aligned}$$

The outputs,  $\Delta T$  and  $\Delta \theta$ , are as follows.

$$\begin{bmatrix} \Delta T \\ \Delta \theta \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} c_{11} & 0 & c_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \varepsilon_v \\ \Delta V \\ \Delta \theta \\ \Delta \dot{\theta} \end{bmatrix} \quad (9)$$

Here,

$$\begin{aligned} a_{11} &= \frac{V_{RL}}{H_L} \frac{\partial h}{\partial T} A \frac{E}{L} & a_{12} &= -1 \\ a_{13} &= a_{11} L_\theta, \quad a_{22} = -\frac{1}{T_V}, \quad a_{41} = -\frac{L_\theta}{J} A \frac{E}{L}, \\ a_{43} &= -\frac{L_\theta}{J} A \frac{E}{L} L_\theta - \frac{T_r}{J} \frac{\partial L_\theta}{\partial \theta} - \frac{K_w}{J} \\ a_{44} &= -\frac{D}{J} - \frac{K_\theta}{J K_S K_r(0)}, \quad b_{21} = \frac{1}{T_V}, \quad b_{42} = \frac{1}{J}, \\ c_{11} &= A \frac{E}{L}, \quad c_{13} = c_{11} L_\theta \end{aligned}$$

Fig. 5 shows the simulation and the actual results of the looper angle response. The looper angle response of the simulation result is similar to that of the actual result.

#### 4. Synthesis of control system

##### 4.1 Synthesis Procedure

The synthesis procedure is composed of the following three steps.

Step 1 Improve the response characteristics by state feedback.

###### (Internal Compensation)

Step 2 Compute the feedforward control input to counterbalance the disturbance. (Feedforward Control)

Step 3 Implement the feedforward control by feedback control based on the estimation of the disturbance by an observer. (Feedback Realization)

##### 4.2 Internal Compensation by State Feedback

Consider the next feedback control.

$$\Delta V^{ref} = \omega_v \Delta V + U_v \quad (10)$$

$$\Delta \tau^{ref} = \omega_\theta \Delta \theta + \omega_{\dot{\theta}} \Delta \dot{\theta} + U_\tau \quad (11)$$

Here,  $\omega_v$ ,  $\omega_\theta$  and  $\omega_{\dot{\theta}}$  are the state feedback gains.  $U_v$  and  $U_\tau$  are the additional inputs for the actuators which counterbalance the disturbance. The state feedback shown as equation (10) adjusts the response characteristics of the speed control, and the state feedback shown as equation (11) adjusts the response characteristics of the looper angle dynamics shown in Fig. 2. The response of the strip tension dynamics shown in Fig. 2 is subject to the parameter  $a_{11}$ . Here, the relation  $|a_{11}| \gg 0$  shows that the response of the strip tension dynamics is sufficiently high and no adjustment is needed. Using the relation  $|a_{11}| \gg 0$ , the characteristic equation (C.E.) of the plant without the state feedback can be approximated as

$$\begin{aligned} C.E. &= (s - a_{22})(s^2 - a_{44}s - a_{43} + a_{41}a_{13}/a_{11}), \\ &\quad (12) \end{aligned}$$

and that with the state feedback can be approximated as

$$C.E. = (s - a_{22} - b_{21}\omega_v).$$

$$\begin{aligned} &\{s^2 - (a_{44} + b_{42}\omega_\theta)s - a_{43} + a_{41}a_{13}/a_{11} - a_{42}\omega_\theta\} \\ &\quad (13) \end{aligned}$$

##### 4.3 Feedforward Control

The additional inputs, which counterbalance the disturbance in the steady state, are given as follows.

$$U_v = -(1 - \omega_v)d_v \quad (14)$$

$$U_\tau = -d_\tau \quad (15)$$

From equations (10), (11), (14) and (15),

$$\Delta V^{ref} = \omega_v \Delta V - (1 - \omega_v)d_v \quad (16)$$

$$\Delta \tau^{ref} = \omega_\theta \Delta \theta + \omega_\dot{\theta} \Delta \dot{\theta} - d_\tau. \quad (17)$$

#### 4.4 Feedback Realization

##### (1) $d_v$ estimation observer and $\Delta V^{ref}$

From the assumption  $dd_v/dt=0$  and using the first and second rows of equation (8), the  $d_v$  estimation observer is obtained as follows.

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{12} \\ 0 & a_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ b_{21} \\ 0 \end{bmatrix} \Delta V^{ref} \\ &+ \begin{bmatrix} k_{11} \\ k_{21} \\ k_{31} \end{bmatrix} \varepsilon_T + \begin{bmatrix} a_{13} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \Delta \theta \end{aligned} \quad (18)$$

Here,  $\Delta \hat{e}_v$ ,  $\Delta \hat{V}$  and  $\hat{d}_v$  are the estimates of  $\Delta e_v$ ,  $\Delta V$  and  $d_v$  respectively.  $\varepsilon_T$  is the estimation error given as

$$\varepsilon_T = \Delta T - \Delta \hat{T}, \quad (19)$$

where  $\Delta \hat{T}$  is the estimate of  $\Delta T$  and given from the first row of equation (9) as

$$\Delta \hat{T} = [c_{11} \ 0 \ 0] \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix} + c_{13} \Delta \theta. \quad (20)$$

Substituting the state variables to the estimates in equation (16) gives the speed reference as

$$\Delta V^{ref} = \omega_v \Delta \hat{V} - (1 - \omega_v) \hat{d}_v. \quad (21)$$

From equations (18), (19) and (21),

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix} &= \\ &\begin{bmatrix} a_{11} - k_{11}c_{11} & a_{12} & a_{12} \\ -k_{21}c_{11} & a_{22} + b_{21}\omega_v & b_{21}(\omega_v - 1) \\ -k_{31}c_{11} & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix} \\ &+ \begin{bmatrix} k_{11} \\ k_{21} \\ k_{31} \end{bmatrix} \Delta T + \begin{bmatrix} -k_{11}c_{13} + a_{13} \\ -k_{21}c_{13} \\ -k_{31}c_{13} \end{bmatrix} \Delta \theta. \end{aligned} \quad (22)$$

From equation (21),  $\Delta V^{ref}$  is given as

$$\Delta V^{ref} = [0 \ \omega_v \ (\omega_v - 1)] \begin{bmatrix} \Delta \hat{e}_v \\ \Delta \hat{V} \\ \hat{d}_v \end{bmatrix}. \quad (23)$$

##### (2) $d_\tau$ estimation observer and $\Delta \tau^{ref}$

From the assumption  $dd_\tau/dt=0$  and using the third and fourth rows of equation (8), the  $d_\tau$  estimation observer is obtained as follows.

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta \hat{\theta} \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ a_{43} & a_{44} & b_{42} \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \hat{\theta} \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 \\ a_{41} \\ 0 \end{bmatrix} \Delta \varepsilon_v \\ &+ \begin{bmatrix} 0 \\ b_{42} \\ 0 \end{bmatrix} \Delta \tau^{ref} + \begin{bmatrix} k_{12} \\ k_{22} \\ k_{32} \end{bmatrix} \varepsilon_\tau \end{aligned} \quad (24)$$

Here,  $\Delta \hat{\theta}$ ,  $\Delta \dot{\hat{\theta}}$  and  $\hat{d}_\tau$  are the estimates of  $\Delta \theta$ ,  $\Delta \dot{\theta}$  and  $d_\tau$  respectively.  $\varepsilon_\tau$  is the estimation error given as

$$\varepsilon_\tau = \Delta \theta - \Delta \hat{\theta}, \quad (25)$$

where

$$\Delta \hat{\theta} = [1 \ 0 \ 0] \begin{bmatrix} \Delta \theta \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix}. \quad (26)$$

From the first row of equation (9),  $\Delta \varepsilon_v$  can be expressed by the detectable values,  $\Delta T$  and  $\Delta \theta$ , as

$$\Delta \varepsilon_v = \frac{\Delta T}{c_{11}} - \frac{c_{13}}{c_{11}} \Delta \theta. \quad (27)$$

Substituting the state variables for the estimates in equation (17) gives the torque reference  $\Delta \tau^{ref}$  as

$$\Delta \tau^{ref} = \omega_\theta \Delta \hat{\theta} + \omega_\dot{\theta} \Delta \dot{\hat{\theta}} - \hat{d}_\tau. \quad (28)$$

From equations (24) - (28),

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt} \begin{bmatrix} \Delta \hat{\theta} \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} -k_{12} & 1 & 0 \\ a_{43} - k_{22} + b_{42}\omega_\theta & a_{44} + b_{42}\omega_\dot{\theta} & b_{42} - b_{42} \\ -k_{32} & 0 & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta \hat{\theta} \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix} \\ &+ \begin{bmatrix} 0 \\ a_{41}/c_{11} \\ 0 \end{bmatrix} \Delta T + \begin{bmatrix} k_{12} \\ k_{22} - a_{41}c_{13}/c_{11} \\ k_{32} \end{bmatrix} \Delta \theta \end{aligned} \quad (29)$$

From equation (28), the torque reference  $\Delta \tau^{ref}$  is given as

$$\Delta \tau^{ref} = [\omega_\theta \ \omega_\dot{\theta} \ -1] \begin{bmatrix} \Delta \hat{\theta} \\ \Delta \dot{\hat{\theta}} \\ \hat{d}_\tau \end{bmatrix}. \quad (30)$$

Equations (22), (23), (29) and (30) give the final form of the controller.

One of the most significant features of the obtained controller is that the controller parameters are analytically derived from the model parameters. This feature makes it easy to tune the control system for a large variety of small quantity production runs.

## 5. Gain setting method

### 5.1 State feedback gains ( $\omega_v$ , $\omega_\theta$ , $\omega_\dot{\theta}$ )

Using tuning parameters  $T_v$ ,  $\omega_n$  and  $\xi$ , the

state feedback gains are given as follows.

$$\begin{aligned}\omega_v &= \left( \frac{-1}{T'_v} - a_{22} \right) \frac{1}{b_{21}}, \\ \omega_\theta &= \frac{1}{b_{42}} \left( -\omega_n^2 - a_{43} + a_{41} \frac{a_{13}}{a_{11}} \right), \\ \omega_\theta &= \frac{1}{b_{42}} (-2\xi\omega_n - a_{44}).\end{aligned}\quad (31)$$

The plant characteristic equation is then approximated as  $(s+1/T'_v)(s^2+2\xi\omega_n s+\omega_n^2)$  from equation (13). Here,  $1/T'_v$  shows the dynamics of the speed control, while  $\omega_n$  and  $\xi$  show the dynamics of the looper angle variation.

## 5.2 Observer gains

Using tuning parameters  $\omega_{vn}$  and  $\eta$ , the  $d_v$  estimation observer gains are given as follows.

$$\begin{aligned}k_{11} &= \frac{1}{c_{11}} (a_{11} + 2\eta\omega_{vn}), \\ k_{21} &= 0, \\ k_{31} &= \frac{\omega_{vn}^2}{a_{12}c_{11}}\end{aligned}\quad (32)$$

The characteristic equation of the  $d_v$  estimation observer then becomes  $(s-a_{22}) \cdot (s^2+2\eta\omega_{vn}s+\omega_{vn}^2)$ . The estimation error equation of the  $d_v$  observer is constructed by tension variation as shown in equation (19). Therefore, the response of the  $d_v$  observer is changed to adjust the response of the tension control.

Using tuning parameters  $T_L$ ,  $\omega_{vn}$  and  $\zeta$ , the  $d_\tau$  estimation observer gains are given as follows.

$$\begin{aligned}k_{12} &= \frac{1}{T_L} + 2\zeta\omega_{vn} + a_{44}, \\ k_{22} &= 2\zeta\omega_{vn} \frac{1}{T_L} + \omega_{vn}^2 + a_{44}k_{12} + a_{43}, \\ k_{32} &= \frac{1}{b_{42}} \frac{1}{T_L} \omega_{vn}^2.\end{aligned}\quad (33)$$

The characteristic equation of the  $d_\tau$  estimation observer then becomes  $(s+1/T_L) \cdot (s^2+2\zeta\omega_{vn}s+\omega_{vn}^2)$ . The estimation error equation of the  $d_\tau$  observer is constructed by the looper angle variation as shown in equation (25). Therefore, the response of the  $d_\tau$  observer is changed to adjust the responsibility of the looper angle control.

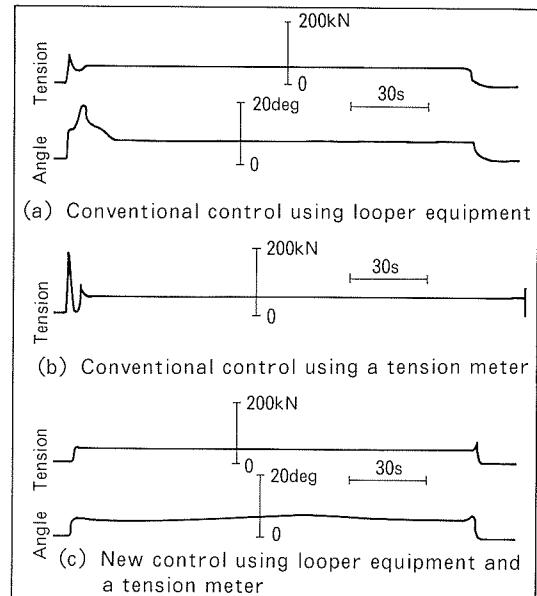


Fig. 6 An example of the practical results which compare the new control with the conventional ones.

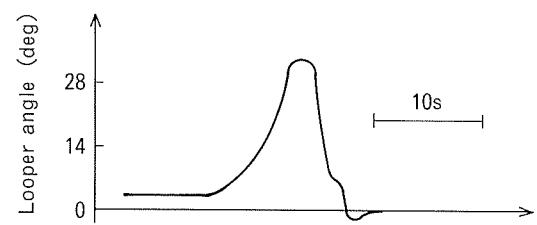


Fig. 7 An example when the new system was in trouble.

## 6. Practical Results

Fig. 6 shows an example of the practical results which compare the new control with the conventional ones. The tension increase speed of the new control is more rapid than that of the conventional one using a tension meter, and the tension and looper angle variations are smaller than that of the conventional one using looper equipment especially during strip threading time.

Fig. 7 shows an example when the new control system was in trouble during actual implementation. In this example, a large speed presetting error caused the strip loop and rapidly increased the looper angle at first. Before the looper contacted the strip, the torque violently fluctuated. After the looper contacted the strip and the tension was raised, the looper angle control rapidly decreased the

looper angle, which caused the looper remove from the strip and the torque again fluctuated violently. To prevent this problem, the mutual interaction between the looper angle control and the tension control must be completely compensated. For this purpose, the model must be extremely precise which is difficult in actual practice. In the new system, this type of trouble is prevented by simply setting the looper angle response slower than the tension response. To be more specific, the state feedback gains that tune the parameters which show the dynamics of the looper angle variation have been set small and the estimation speed of the torque disturbance has been set lower than that of the speed disturbance. These gain settings make it difficult to remove the looper from the strip. The ease in which to cope with such troubles during actual implementation is one of the most salient features given by the synthesis method described in this paper.

## 7. Conclusions

This paper described the new tension control system based on the disturbance estimation observer. The new system, using both a looper

and a tension meter, makes the tension arising rapid especially at strip threading time and the tension variation smaller than that of the conventional ones.

By applying the synthesis method based on the disturbance estimation observer, the response speed of the looper angle and the tension variation can be independently tuned and the internal structure of the controller becomes clear which makes it easy to cope with troubles during actual implementation.

## References

- 1) H. Kimura,: Osaka University Technical Report 85-04, (1985).
- 2) W. M. Wonham,: *Linear Multivariable Control - A Geometric Approach*, Springer, New York , (1974).
- 3) I. Hoshino, Y. Maekawa, T. Fujimoto, Hiroshi Kimura and Hidenori Kimura,: Automatica, 24 (1988), 741.
- 4) I. Hoshino, M. Kawai, M. Kokubo, T. Matsuura, Hiroshi Kimura and Hidenori Kimura, Control Eng. Practice, 1 (1993), 917.
- 5) I. Hoshino, T. Abe, Hiroshi Kimura and Hidenori Kimura : T. SICE, 31 (1995), 1114.
- 6) K. Fukushima, Y. Tuji, Y. Seki and S. Morita,: Toshiba Review, 42 (1987), 827.
- 7) Y. Kotera and F. Watanabe,: IFAC'8th World Congress, 18 (1981).
- 8) M. Shioya, N. Yoshitani and T. Ueyama,: Nippon Steel Technical Report, 347 (1992), 74.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.P-575)

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 33-36

## 論 文

# アルミニウム製多穴扁平管内における HCFC22 の凝縮熱伝達

佐 藤 好 生 清 谷 明 弘  
高 橋 辰 巳

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 33-36

## An Experimental Study of Condensation Heat Transfer of Refrigerant HCFC22 in Aluminium Extruded Flat Tubes

Yoshio Sato, Akihiro Kiyotani and Tatsumi Takahashi

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 論 文

# アルミニウム製多穴扁平管内における HCFC22 の凝縮熱伝達\*

佐藤好生\*\* 清谷明弘\*\*  
高橋辰巳\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 33-36

## An Experimental Study of Condensation Heat Transfer of Refrigerant HCFC22 in Aluminium Extruded Flat Tubes

Yoshio Sato, Akihiro Kiyotani and Tatsumi Takahashi

The effect of inner micro-channel number of extruded aluminium flat tubes on condensation heat transfer and pressure drop was studied. The channel number of test tubes (16mm in width and 1.7 or 1.8mm in thickness) was varied from 8 to 19. The heat transfer coefficients showed a linear increase with the channel number, and its increase ratio was larger than that of inner surface area of the tube. The refrigerant pressure drop also increased with the channel number. The increase ratio of the pressure drop with mass velocity of the refrigerant, however, was gradually diminished with the channel number.

### 1. 緒 言

従来のカーエアコン用コンデンサは、冷媒側が短径約5mmのアルミニウム製多穴扁平管の1管路で構成されたサーペンタイントイプであった(Fig. 1(a))。近年、自動車の省動力化の要求により、コンデンサの高性能化・軽量化の必要が生じたため形状変更が進められた。この結果、熱交換器の両端にヘッダー管を配し、これより多数本の短径約2mmの多穴扁平管に冷媒を分配させるタイプのコンデンサが開発された(Fig. 1(b))<sup>1)</sup>。この新タイプコンデンサのさらなる性能向上を目的として、多穴扁平管の伝熱特性を明らかにしようとする研究も始まっている。

扁平管の伝熱性能向上の手段として、大きくは二つの方法が挙げられる。一つは、冷媒流路の壁面に微細溝を多数設ける方法であり、この方法はルームエアコン用伝熱銅管では一般的になっている。もう一つは、多穴扁平

管に独特の方法となる、穴数の変更である。前者の検討例としては、Yangらの研究<sup>2, 3)</sup>が挙げられるが、後者

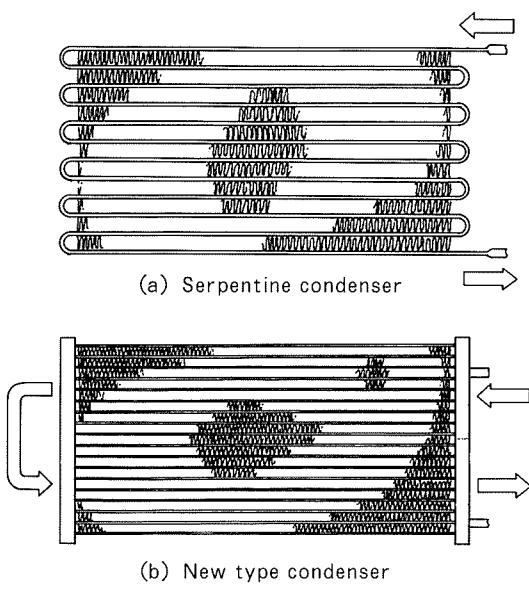


Fig. 1 Serpentine and new type condensers.  
← Refrigerant flow

\* 日本機械学会第7回熱工学シンポジウム(1994年7月,  
於・名古屋)にて主要部を発表

\*\* 研究開発センター 第四部

\*\*\* 名古屋製造所押出技術部

の研究例は見あたらない。そこで本研究では、新タイプコンデンサ用として開発された扁平管を用い、熱伝達率及び冷媒側圧力損失に及ぼす穴数の影響について調査した。

## 2. 試験方法

### 2.1 供試管

供試した多穴扁平管の外観をFig. 2に、諸寸法をTable 1に示した。供試管はいずれもアルミニウム製で、押出し加工により製作した。管の長径は16mm、短径は1.7mmもしくは1.8mmであり、管内冷媒流路は隔壁により多数個に分割されている。なお、管の断面において多数の穴が開いている様に見えることから多穴管と呼ばれている。本研究では、隔壁により19、15及び8穴に分割された管を供試した。これら供試管では、穴数の増加に伴って流路断面積が減少し、伝熱面積（濡れ縁長）

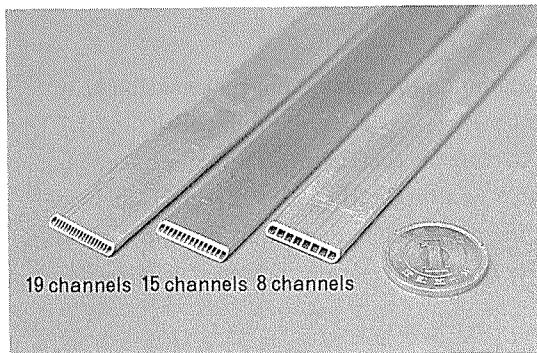
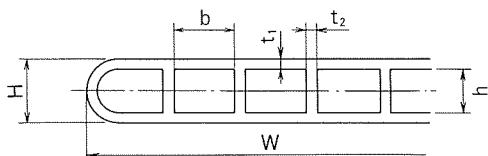


Fig. 2 Test tubes.

Table 1 Geometries of extruded flat aluminium tubes.

Number of rectangular channels	19	15	8
Number of internal membranes	18	14	7
Tube width W [mm]	16.0	16.0	16.0
Tube thickness H [mm]	1.68	1.69	1.76
width of a channel b [mm]	0.54	0.79	1.52
Height of a channel h [mm]	0.97	0.96	0.98
Outer wall thickness t <sub>1</sub> [mm]	0.36	0.37	0.39
Partition wall thickness t <sub>2</sub> [mm]	0.23	0.22	0.35
Refrigerant flow area F [mm <sup>2</sup> ]	10.61	11.50	12.31
Wetted perimeter U [mm]	58.33	52.26	40.38
Equivalent diameter* D [mm]	0.728	0.880	1.219
Symbol	○	△	□

\* :  $D = 4 \cdot F/U$



は増加している。また、等価直径は小さくなっている。なお、伝熱面積は穴数とほぼ直線関係にある。

### 2.2 試験装置

試験装置の系統概略(HCFC22蒸気圧縮式ヒートポンプサイクル)をFig. 3に示した。この装置のバイパス回路に、対向流二重管式熱交換器で構成されたテストセクションを組み込み試験した。テストセクションの詳細をFig. 4に示した。なお、外部との熱交換を防ぐために、テストセクション全長を断熱材で覆った。このテストセクションに、熱交換区間長約1.8mで、長径側が水平になるように供試管を組み込んだ。

冷媒側及び冷却水側温度は互換誤差±0.02°Cのサーミスタ温度計を用いて測定した。冷媒圧力はブルドン管式圧力計を、冷媒流量は質量流量計を用いて測定した。冷却水流量は質量法を用いて測定した。また、管壁温度は、

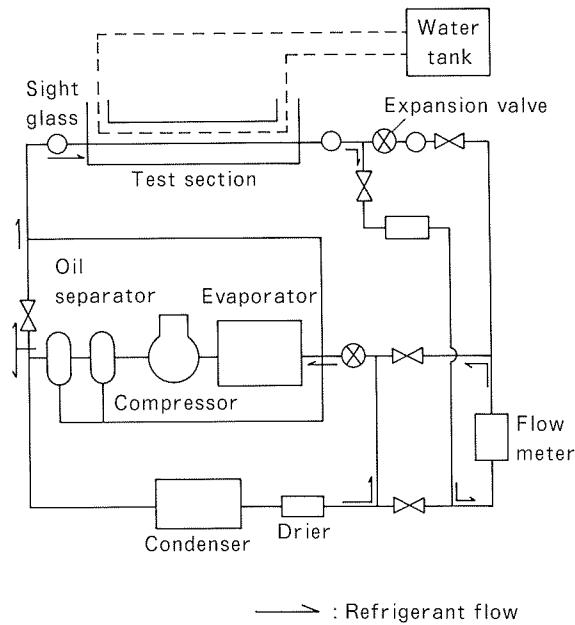


Fig. 3 Schematic diagram of experimental apparatus.

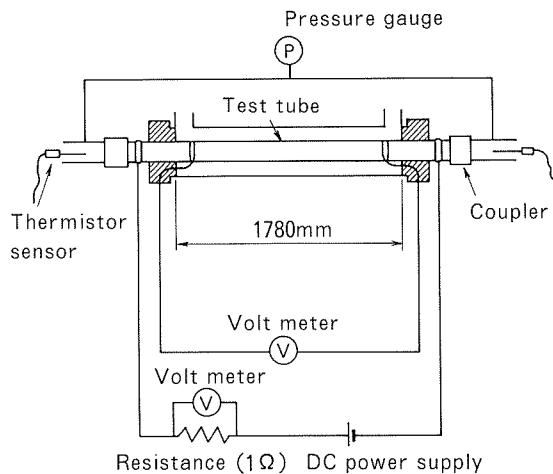


Fig. 4 Test section.

供試管自体を抵抗温度計とみたてて測定した<sup>4,5)</sup>。この方法は、アルミニウム等の金属の電気抵抗が温度によって変化する性質を利用したものであり、供試管に定電流を通電した状態で電気抵抗を測定し、予め求めておいた管壁温度と管の電気抵抗の関係を基に、熱交換時における管壁温度を求めるものである。ただし、熱交換試験の際は、供試管両端の温度差に起因する熱起電力が発生する(ゼーベック効果)。そのため、1測定点に対して通電方向を逆転させた2データを測定し、その影響をとり除くことが必要である。また、本研究で用いた供試管はアルミニウム製であるため、冷却水により腐食が生じ、電気抵抗の変化が生じやすい。これを防ぐために、供試管外面に防食用のクロメート処理を施した。なお、供試管の電気抵抗のみを測定するために、供試管は特殊継ぎ手により試験装置とは電気的に絶縁した。

### 2.3 試験条件及び熱伝達率の算出

試験条件をTable 2に示す。供試管入口では冷媒は過熱蒸気の状態で流入し、出口では過冷却液の状態で排出される。試験では、その間における平均熱伝達率の測定を行った。熱伝達率 $\alpha$ は、式(1)~(3)を用いて、水側から求めた交換熱量、供試管の入口、出口における冷媒圧力相当飽和温度、管壁温度、管の伝熱面積から算出した。

$$\alpha = \frac{Q}{S \cdot \Delta T} \cdot 10^{-3} \quad (1)$$

$$\text{ここで, } Q = Gw \cdot Cp \cdot |Tw_i - Tw_o| \quad (2)$$

$$\Delta T = \frac{Tr_i - Tr_o}{\ln \frac{Tt - Tr_i}{Tt - Tr_o}} \quad (3)$$

$\alpha$  : 热伝達率 [kW/(m<sup>2</sup>•K)]

$S$  : 管伝熱面積 [m<sup>2</sup>]

$Q$  : 交換熱量 [W]

$\Delta T$  : 対数平均温度差 [K]

$Gw$  : 热源水流量 [kg/s]

$Cp$  : 比熱 [J/(kg•K)]

$Tw$  : 热源水温度 [K]

$Tr$  : 冷媒圧力相当飽和温度 [K]

$Tt$  : 管壁面温度 [K]

$i, o$  : 入口, 出口

Table 2 Test conditions.

Refrigerant	HCFC-22
Inlet refrigerant pressure	1.67 [MPa]
Saturation temperature at 1.67MPa	46 [°C]
Inlet superheat temperature	20 [°C]
Outlet subcool temperature	5 [°C]
Refrigerant mass flow rate	100~400 [kg/h]
Water flow rate	240 [kg/h]
Water temperature	40~42 [°C]

## 3. 試験結果及び考察

### 3.1 热伝達率

各供試管の熱伝達率の測定結果をFig. 5に示す。この熱伝達率は管外側面積を基準として算出したものである。これより、熱伝達率は穴数の増加に伴って向上していることが判る。

次に、冷媒質量速度200kg/(m<sup>2</sup>•s)の場合を例に、穴数と熱伝達率の関係をFig. 6に示す。図中の実線は

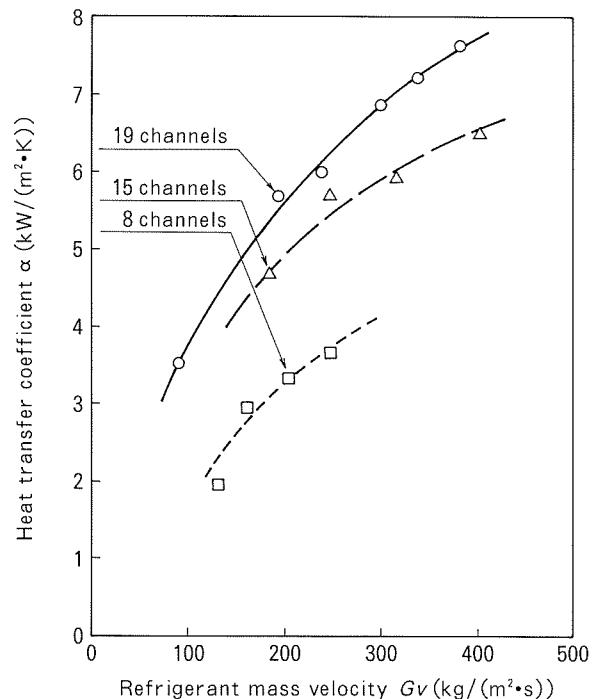


Fig. 5 Heat transfer coefficient vs. refrigerant mass velocity.

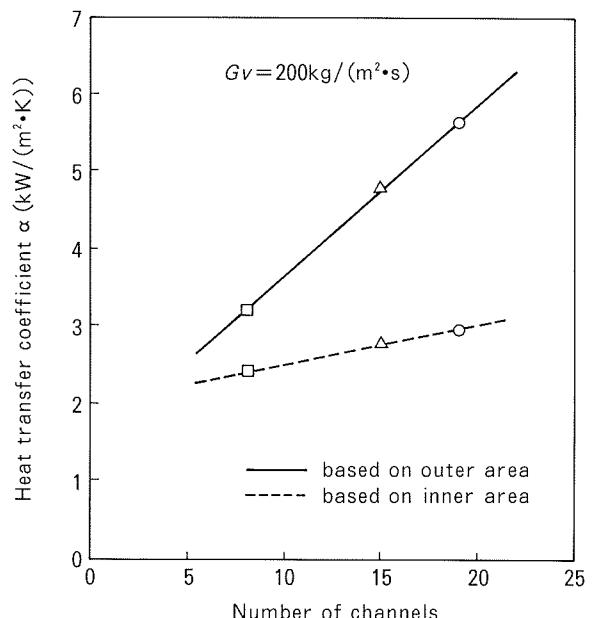


Fig. 6 Relationship between  $\alpha$  and the number of channels.

Fig. 5 と同様の管外側面積基準の熱伝達率であり、破線は管内側面積基準の熱伝達率である。これより、8穴から19穴の間では、管外側面積基準及び管内側面積基準のいずれの場合も、熱伝達率は穴数の増加につれて直線的に向上していることが判る。特に、管内側面積基準の場合も穴数の増加に伴って熱伝達率が向上していることから、扁平管においては面積增加の伝熱促進効果以外にも、穴数の増加に関連した何らかの伝熱促進効果を有していることが考えられる。

この効果については、穴数の増加によって穴幅が小さくなるため管内の冷媒流動状態が変化し、その差が熱伝達率に影響したものと推定される。本研究では、冷媒の流動状態についての観察は行っていないため、推測の域を出ないが、一つには、蒸気冷媒と壁面の接触する確率が高くなること、及びその接触時の接触面積が大きくなることが考えられる。もう一つには、コーナー部は凝縮液を引き寄せる作用を有していると推定されることから、管頂平面部等における液膜の薄膜化が促進されることが考えられる。なお、8穴管に対する熱伝達率の向上率は、管外面積基準において、19穴管は約1.8倍、15穴管は約1.5倍であった。

### 3.2 冷媒圧力損失

各供試管の冷媒圧力損失を Fig. 7 に示す。冷媒圧力損失はいずれの供試管においても概ね質量速度の約二乗に比例して増加している。また、同一質量速度における冷媒圧力損失は、穴数の多い管、すなわち等価直径の小さい管ほど大きかった。なお、穴数の増加に伴って質量速度に対する圧力損失の傾きが緩やかになっている。この理由については明確ではないが、各穴形状の違いによる管内の冷媒流動状態の違いが影響していることも考えられる。

本実験の範囲で、冷媒圧力損失を穴高さ  $h$  と穴幅  $b$  を用いて整理すると次式で表される。

$$\Delta P = K \cdot Gv^{(2+A)} \quad (4)$$

$$A = -0.372 \cdot (h/b) + 0.676 \quad (5)$$

$\Delta P$  : 冷媒圧力損失 [kPa]

$Gv$  : 質量速度 [ $\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ ]

$K$  : 各供試管の係数

この式によると、管の配置、すなわち穴の並びが水平方向になるよう配置した場合と、垂直方向になるよう配置した場合では、冷媒圧力損失に違いが生じることになる。この点については、今後、管配置を変更した実験を実施し、明らかにしたい。

## 4. 結 言

(1) 扁平管の熱伝達率は穴数の増加に伴って概ね直線的に向上することが判った。また、穴数増加に伴う内面

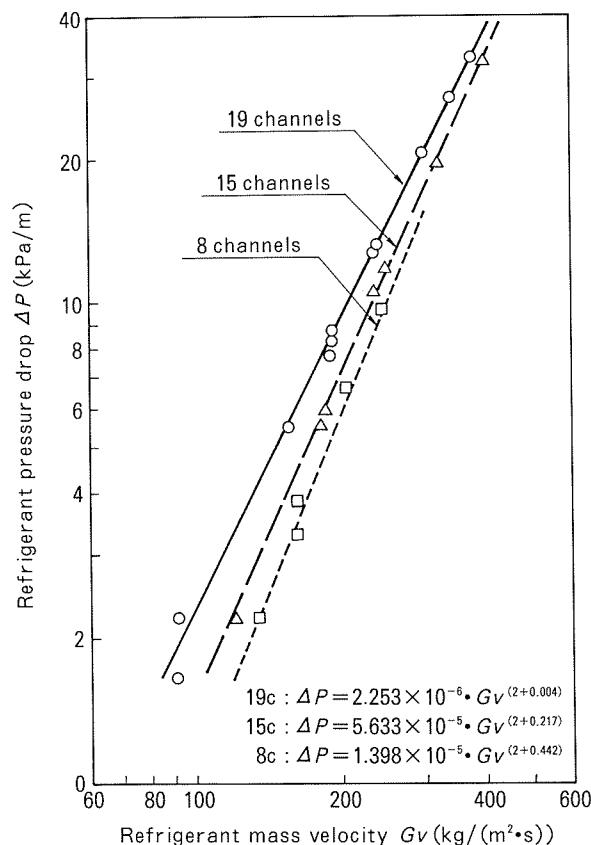


Fig. 7 Refrigerant pressure drop vs. refrigerant mass velocity.

積の増加割合よりも、熱伝達率の向上の割合は大きいことが判った。

(2) 热伝達率の向上割合が、内面積の増加割合よりも大きくなった理由として、穴数の増加により穴幅が変化し、管内の冷媒流動状態に違いが生じたことが影響していると推定された。

(3) 冷媒側圧力損失は穴数の多い管ほど大きかった。また、穴数の増加に伴って質量速度に対する圧力損失の傾きが緩やかになっていた。この傾向についても、管内の冷媒流動状態の違いにより生じたものと推定された。

## 文 献

- 1) 真田良一, 山本 憲: 日本機械学会第7回熱工学シンポジウム講演論文集, No. 940-24 (1994), 7.
- 2) C. Y. Yang and R. L. Webb : Int. J. Heat Mass Transfer, 39 (1996) 791.
- 3) C. Y. Yang and R. L. Webb : Int. J. Heat Mass Transfer, 39 (1996) 801.
- 4) 佐藤好生, 清谷明弘, 野世渕精, 難波圭三: 本誌 36 (1995), 86.
- 5) E. M. Baker and U. Taso : Ind. Eng. Chem., 32 (1940), 1115.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.R-446)

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 37-43

技術資料

## 航空機用高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金の開発

内田秀俊 吉田英雄  
平博仁 天野巧

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 37-43

## Development of High Strength Al-Mg-Si-Cu Alloy for Aircraft

Hidetoshi Uchida, Hideo Yoshida, Hirohito Hira and Takumi Amano

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 技術資料

# 航空機用高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金の開発\*

内田秀俊\*\* 吉田英雄\*\*\*  
平博仁\*\*\*\* 天野巧\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 37-43

## Development of High Strength Al-Mg-Si-Cu Alloy for Aircraft\*

Hidetoshi Uchida, Hideo Yoshida, Hirohito Hira and Takumi Amano

A new high strength Al-Mg-Si-Cu alloy has been developed. The alloy has tensile strength equivalent to 2024-T3 and greater than 6013-T6, while exhibiting intergranular corrosion resistance similar to 6061-T6. Reducing the number of Al-Mn dispersoids can decrease the intergranular corrosion susceptibility of the alloy. Resistance to fatigue crack growth of the alloy was the same as that of 2024-T3. The alloy also has higher temperature strength than that of 2024-T8. The new alloy is expected to be a candidate material for aircraft structures.

### 1. 緒 言

アルミニウム合金は比強度が大きいことより、航空機材料として多く利用されている。航空機の機体に使用されているアルミニウム合金は、高強度の2000系(Al-Cu-Mg)、7000系(Al-Zn-Mg-Cu)合金がほとんどであり、特に引張の繰返し荷重を受ける胴体や主翼下面には、破壊靭性や疲労強度の良好な2024合金、特にT3調質材が多く使用されている。この標準構造材料2024-T3は耐食性やその成形性に問題がある。これに対して、強度が2024-T3と同等で成形性や耐食性を改善した合金が開発できれば、適用対象分野が広いために質量及びコストに大きな低減効果が得られることが期待できる。例えば成形性が向上すれば、より凹凸の大きな高剛性構造や複雑形状構造の一体成形化等が可能となり製造工程が簡略化でき、軽量化及び製造コスト低減の可能性が大きい。

そこで、従来強度的には7000系や2000系に劣るもの、成形性、耐食性に優れ密度も低い6000系(Al-Mg-Si-Cu)合金の長所を保持したままで高強度化が望まれていた。AA6013合金はこの考えに基づいて米国で開発された<sup>1-3)</sup>。ただし、最高強度の6013-T6でも2024-T3に比べ耐力は高いが引張強さは低い。本報では6013より高い引張強さと優れた耐食性を有する高成形性合金の開発過程と新合金の諸性能について報告する。

### 2. 合金開発

#### 2.1 強度向上

強度向上を目的として6013合金の化学成分を基本に、その主要成分であるケイ素、銅、マグネシウム、マンガンの添加量を変えた16種類の合金を作製した。その化学成分を表1に示す。175×175mmの断面形状の鋳塊をDC鋳造し、540°C-8hの均質化処理後に30mm厚さに切断した。続いて熱間圧延、冷間圧延により1mm厚さにした後に550°C-20minの溶体化処理を行い、水冷した。

T4及びT6材の引張特性を表2に示す。Al-1.0%Mg-0.9%Cu-0.3%Mn合金を基本にケイ素を添加した合金とAl-1.0%Mg-0.7%Si-0.3%Mn合金を基本に銅を添加した合金のT6強度を図1に示す。ケイ素と銅の増加にともない強度が向上した。これに対してマグネシウ

\* 軽金属学会第89回秋期大会(1995年11月、於日本大学生産工学部), The 5th International Conference on Aluminium Alloys, Grenoble, France, July 2-5, 1996で一部発表。

\*\* 研究開発センター第一部

\*\*\* 研究開発センター第一部、工学博士

\*\*\*\* 川崎重工業株式会社 技術部、工学博士

\*\*\*\*\* 川崎重工業株式会社 技術部

表1 強度向上のための試作合金の化学成分 (mass%)

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	0.64	0.16	0.88	0.29	1.04	<0.01	0.01	0.03	bal.
2	1.07	0.16	0.89	0.30	1.05	<0.01	0.01	0.03	bal.
3	0.71	0.16	1.30	0.30	1.03	<0.01	0.01	0.03	bal.
4	0.70	0.16	0.92	0.62	1.07	<0.01	0.01	0.03	bal.
5	0.68	0.16	0.89	0.31	1.46	<0.01	0.01	0.03	bal.
6	0.50	0.15	0.92	0.29	0.99	0.01	<0.01	0.03	bal.
7	0.71	0.14	0.48	0.29	1.03	0.01	<0.01	0.03	bal.
8	0.72	0.15	0.89	<0.01	1.08	<0.01	<0.01	0.03	bal.
9	0.73	0.15	0.90	0.29	0.62	0.01	<0.01	0.03	bal.
10	1.25	0.17	1.26	0.31	1.01	0.01	<0.01	0.03	bal.
11	1.30	0.18	1.24	0.30	0.58	0.01	<0.01	0.03	bal.
12	1.27	0.17	0.92	0.30	0.59	0.01	<0.01	0.03	bal.
13	0.82	0.16	1.30	0.30	0.58	0.01	<0.01	0.03	bal.
14	1.21	0.17	1.32	0.30	1.25	0.01	<0.01	0.03	bal.
15	1.65	0.18	0.92	0.30	1.00	0.01	<0.01	0.03	bal.
16	0.81	0.16	1.66	0.30	1.00	0.01	<0.01	0.03	bal.

ムやマンガンは強度に及ぼす寄与は小さかった。この中で合金No.16は目標とした強度を耐力、引張強さとともに満たした。粒界腐食性に及ぼす銅量の影響についてASTM G-110に従いT6材を調査し、図2に示す。銅量とともに粒界腐食深さが増加した。合金No.16では、

表2 強度向上のための試作合金引張特性

合 金	調 質		
	T4		T6
	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
1	335	186	27
2	335	208	30
3	361	206	27
4	350	203	26
5	331	183	26
6	323	173	28
7	315	179	28
8	315	171	28
9	306	172	27
10	365	212	29
11	354	204	29
12	344	200	30
13	344	190	28
14	374	217	29
15	355	204	30
16	382	218	28

\* 値は圧延平行、垂直方向の平均

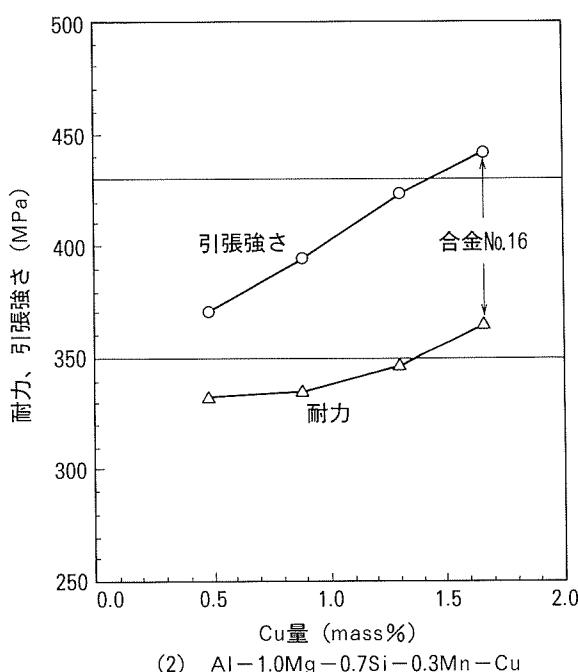
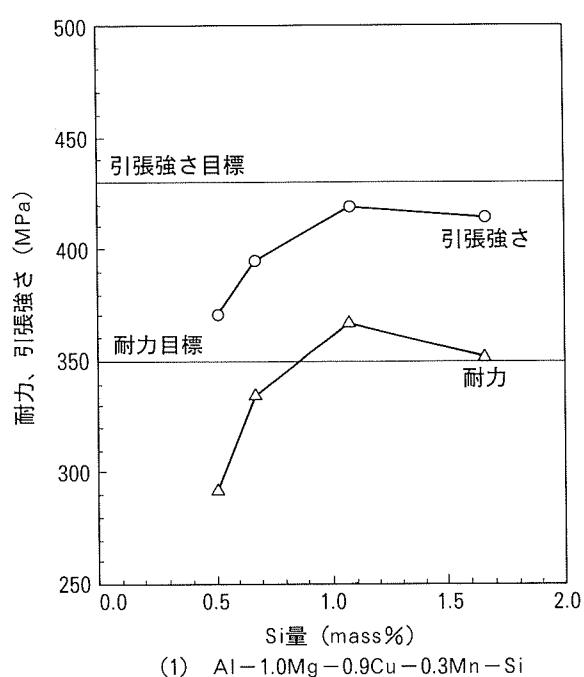


図1 Al-Mg-Si-Cu系合金のT6強度に及ぼすケイ素、銅の影響

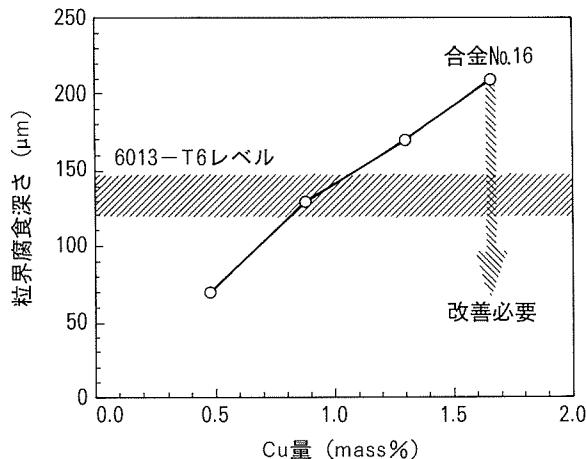


図2 Al-1.0Mg-0.7Si-0.3Mn-Cu合金-T6材の粒界腐食深さに及ぼす銅量の影響

耐粒界腐食性の改善が必要であった。

## 2.2 耐食性向上

耐粒界腐食性改善のために Al-1.7%Cu-1.0%Mg-0.7%Si 系基本合金にクロム、亜鉛、ジルコニウム、バナジウム等を添加した 10 種類の合金を作製した。その化学成分を表3に示す。合金 A は合金 No.16 とほぼ同一組成である。これらの合金の T4 及び T6 材の引張特性を表4に示す。強度は添加元素の影響をほとんど受けなかった。図3に T6 材の粒界腐食試験結果を示す。合金 A に亜鉛やクロムを添加した合金 B や C の耐粒界腐食性は改善されなかった。ジルコニウムやバナジウムの添加（合金 D, E）は耐粒界腐食性の改善にやや効果があった。マンガンを減少させた合金 F は結晶粒の粗大化が起こり粒界腐食深さが大きくなつた。これらの中でマンガンに代わりクロムを添加した合金（合金 G）が最も優れた耐粒界腐食性を示した。図4に合金 A と G の粒界腐食試験後のミクロ組織を示す。これからも粒界腐食深さが改善されていることが分かる。Burleigh は

表3 耐食性向上のための試作合金の化学成分 (mass%)

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Others	Al
A	0.80	0.18	1.75	0.29	0.99	<0.01	<0.01	0.02	-	bal.
B1	0.74	0.16	1.66	0.29	1.04	<0.01	1.19	0.02	-	bal.
B2	0.83	0.18	1.79	0.30	1.03	<0.01	2.08	0.02	-	bal.
C1	0.80	0.18	1.75	0.29	0.99	0.09	<0.01	0.02	-	bal.
C2	0.76	0.18	1.71	0.27	1.02	0.23	<0.01	0.02	-	bal.
D1	0.76	0.17	1.84	0.31	1.01	<0.01	0.01	0.02	Zr:0.09	bal.
D2	0.79	0.20	1.74	0.29	1.00	<0.01	<0.01	0.02	Zr:0.15	bal.
E	0.74	0.15	1.78	0.31	0.98	<0.01	0.01	0.02	V:0.09	bal.
F	0.71	0.13	1.76	0.06	0.88	<0.01	<0.01	0.02	-	bal.
G	0.70	0.15	1.72	<0.01	0.88	0.15	<0.01	0.02	-	bal.

表4 耐食性向上のための試作合金引張特性

合 金	調 質					
	T4			T6		
	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
A	378	214	27	449	377	15
B1	379	216	27	443	378	13
B2	385	218	28	454	382	12
C1	382	225	27	453	385	14
C2	386	224	26	445	377	14
D1	380	220	27	450	381	14
D2	382	224	27	451	382	14
E	377	216	27	445	379	14
F	360	197	29	433	366	13
G	379	216	30	441	378	16

\* 値は圧延平行、垂直方向の平均

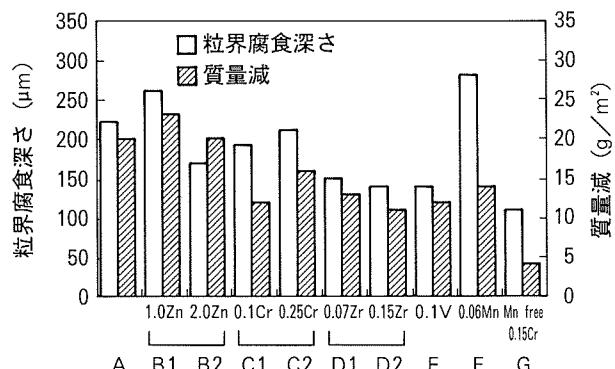


図3 粒界腐食深さ及び質量減に及ぼす添加元素の影響  
(調質 : T6, ASTM G110による)

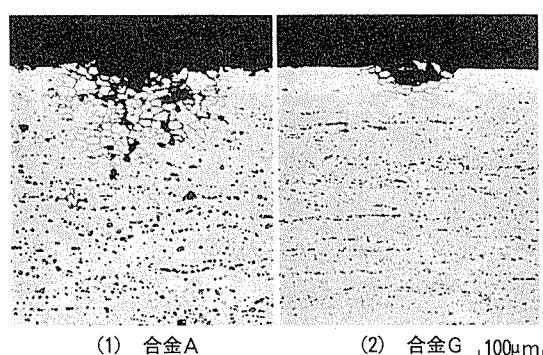


図4 粒界腐食試験後のミクロ組織

6013 合金(Al-Mg-Si-Cu 系)で Al-Mn 系の分散粒子が優先的に腐食の起点となりやすいことを示しており<sup>4)</sup>、合金 G においても Al-Mn 系の分散粒子のないことが耐粒界腐食性の改善につながったと推測される。

### 3. 開発合金の特性

前項で開発した合金G（以下“開発合金”とする）について工場で量産試作し（1.27mm及び0.8mm厚さ），特性を調査した。開発合金の化学成分を表5に示す。比較材としてアルクラッド2024（以下2024と記述する），6013及び6061合金を使用した。

表5 開発合金の化学成分 (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.75	0.14	1.64	0.01	1.01	0.15	0.01	0.02	bal.

#### 3.1 引張特性

開発合金と比較材の引張特性を表6に示す。開発合金(T6)の強度は2024-T3と比較して引張強さは同等で耐力は70MPa高い値を示した。また6013-T6と比較すると耐力、引張強さとも開発合金が優れていた。

表6 開発合金と比較材の引張特性

合金-調質	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)
開発合金-T4	376	229	28
開発合金-T6	436	382	14
6013-T6	402	360	13
6061-T6	316	271	15
2024-T3	428	312	20

\* 値は圧延平行、垂直方向の平均

#### 3.2 ミクロ組織

図5に開発合金のミクロ組織を示す。再結晶粒は等軸でその粒径は30~40μmであった。0.8mm厚さの結晶粒径は1.27mmのものよりやや小さかった。

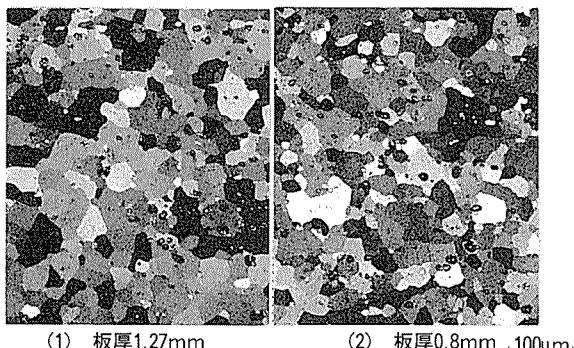


図5 開発合金のミクロ組織

#### 3.3 耐食性

図6に粒界腐食試験結果を示す。開発合金(T6)の耐

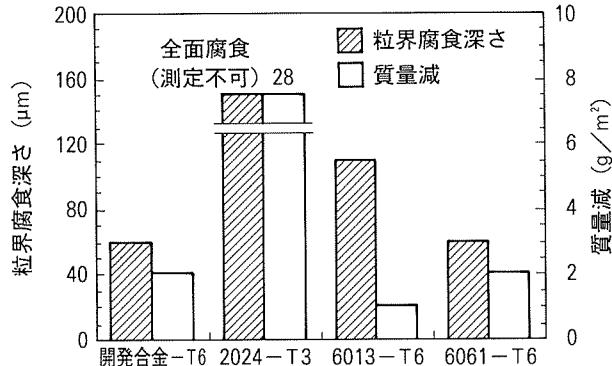


図6 開発合金及び比較材の粒界腐食試験結果

表7 開発合金及び比較材の塩水噴霧試験(96h)結果

合金-調質	評価	外観状況
開発合金-T4	MP	腐食ピットが大きく、その数もかなり見られ、腐食生成物も多く流出していた。
6013-T6	MP	全体に腐食ピットが発生し、腐食生成物が流出していた。
6061-T6	SP	小さな腐食ピットが発生し、腐食生成物が流出していた。
2024-T3	HP	腐食ピットがかなり多く集まり、腐食生成物が大量に流出していた。

SP : Slight Pitting, MP : Moderate Pitting,  
HP : Heavy Pitting

粒界腐食性は2024-T3より非常に良好であり、6013-T6や6061-T6と比べても同等以上の結果を示した。

96時間後の塩水噴霧試験結果を表7に示す。開発合金の腐食状況は2024-T3より良好、6013-T6と同等であったが6061-T6より劣っていた。

応力腐食割れ試験（定荷重、720h）を行った結果、開発合金(T6)は300MPa負荷においても破断しなかった。

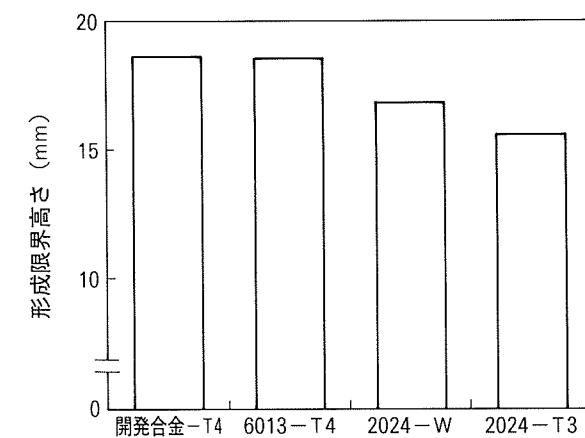


図7 開発合金及び比較材の張出試験結果  
(ポンチ直径: 50mm)

### 3.4 成形性

開発合金(T4)の張出成形性は図7に示すように6013-T4とほぼ同等であり2024-WやT3調質より優れていた。

曲げ加工性を図8に示す。開発合金(T4)の曲げ加工性はL方向の方がLT方向より良好であった。両方向とも6013よりやや劣っていたが2024-T3よりかなり優れていた。

試験片		曲げ半径(内側曲げ半径/板厚)						
		0.4	0.63	0.8	0.9	1.25	1.6	2.0
開発合金-T4	L	-	×	○	○	-	-	-
	LT	-	-	×	×	○	-	-
6013-T4	L	×	○	○	○	○	○	○
	LT	×	×	○	○	○	○	○
2024-T3	L	-	-	-	-	×	×	○
	LT	-	-	-	-	×	×	○

L:圧延方向に平行な試験片

LT:圧延方向に垂直な試験片

図8 開発合金及び比較材の曲げ加工性(180°曲げ)

### 3.5 溶接性

疲労強度は航空機用材料として最も重要な特性のひとつである。開発合金(T6)の疲労き裂進展速度を応力比0.1、T-L方向(圧延垂直方向に引張応力、圧延方向にき裂進展)について調べた。図9に示すように2024-T3と同等であった。疲労強度を応力比0.1、平滑及び切欠き試験片について調査した。図10に示すように開発合金(T6)の疲労強度は2024-T3や6013-T6と同等であり、板厚による違いも見られなかった。

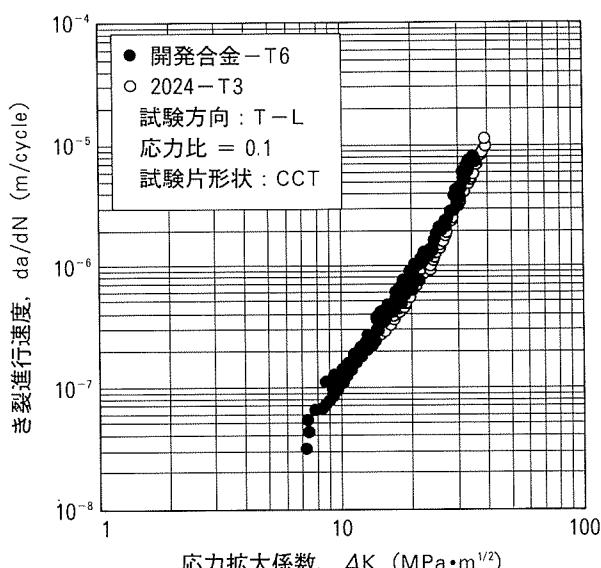


図9 開発合金と2024-T3のき裂疲労進展速度

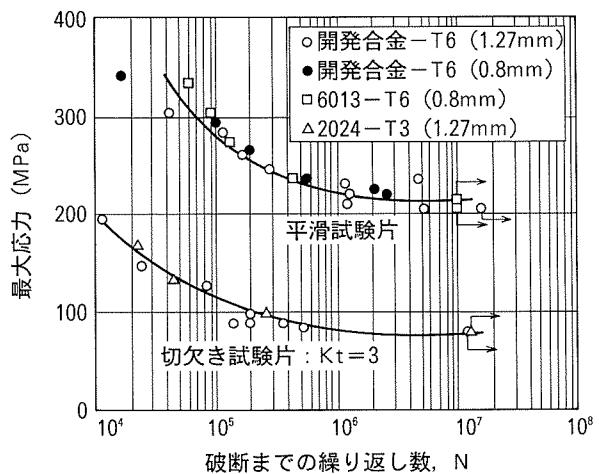


図10 開発合金及び比較材のS-N曲線  
(応力比: 0.1、試験方向: T-L)

### 3.6 溶接性

開発合金が6061合金と同様に溶接できれば、溶接が困難な2024合金の代替となり適用分野の拡大が期待できる。そこで、開発合金、6061、6013合金についてTIG溶接(溶加材:4043)と電子ビーム溶接性を評価した。図11に溶接継手(溶接のまま)引張試験結果を示す。電子ビーム溶接の継手強度はTIG溶接のそれとほぼ同等であり、開発合金は6013合金より強度が高かった。さらに、開発合金でもT4を溶接して人工時効処理したものが、T6材を溶接したものより強度が高くなっていた。また、図12に開発合金のビード断面硬さ分布を示す。電子ビーム溶接の溶接ビード幅はTIG溶接に比べ約半分であり、電子ビーム溶接により熱影響部の小さい溶接ビードが得られていた。

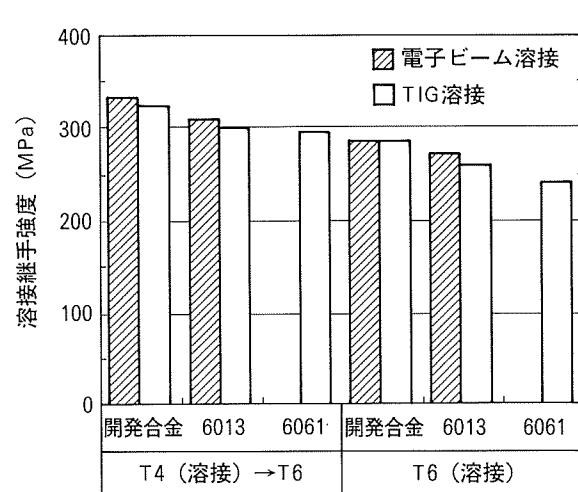


図11 開発合金及び比較材の溶接継手強度  
(溶接のまま、TIG溶接は溶加材として4043を使用)

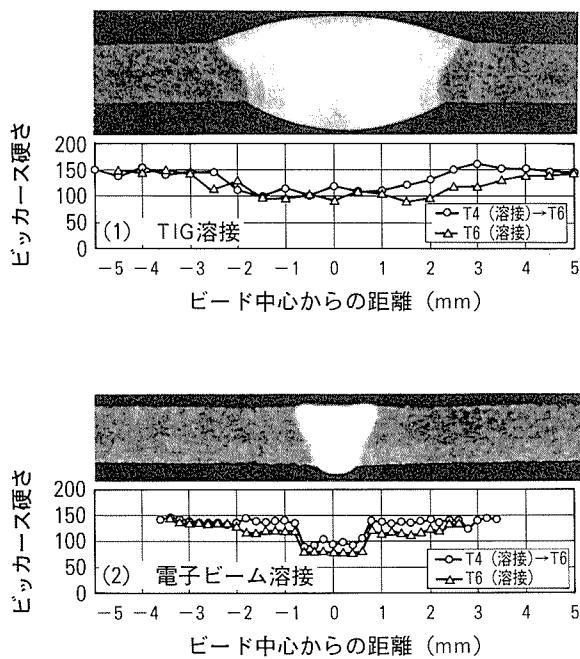


図12 開発合金のTIG溶接と電子ビーム溶接(EBW)による断面硬さ分布

### 3.7 高温強度

2024合金は、180°Cまでの高温環境で使用する場合、熱的に安定させるために成形性の要求される箇所では2024-T6、その他の箇所では2024-T8が使用される。

開発合金の高温強度や熱的安定性が2024-T6、T8と同等であれば、適用範囲が広がる。100、150、175、200°Cの各温度に100h保持した後、常温及び保持温度で引張試験を行った。この結果を図13に示す。開発合金(T6)は、150°C以上の保持後の室温での耐力は2024-T8より高く、100°C以上では100hの保持後には耐力、引張

強さとも2024-T8より優れた値を示した。この結果、開発合金は高温域での2024-T6、T8に置き換えて使用可能であると考える。

### 3.8 表面処理

航空機で使用する3種類(クロム酸皮膜及び硫酸皮膜陽極酸化法、化成皮膜処理)の表面処理に対する開発合金の適合性を確認した。

それぞれの規格に基づいた標準条件により表面処理を行い、処理後の皮膜品質を評価した。評価項目は、外観、耐食性とした。また、陽極酸化法に関しては皮膜質量も評価した。これらの結果を表8に示す。

クロム酸皮膜及び硫酸皮膜陽極酸化法の特性は開発合金を含め、いずれの合金も外観、耐食性共に良好であった。2024-T3等と同一条件で処理した開発合金の化成

表8 開発合金及び既存合金の表面処理特性

表面処理 <sup>*1</sup>	材料	外観	耐食性 <sup>*2</sup>	皮膜質量 <sup>*3</sup>
クロム酸皮膜	開発合金-T6	○	○	1.3
陽極酸化法	6061-T6	○	○	1.5
	2024-T3	○	○	1.2
硫酸皮膜	開発合金-T6	○	○	3.5
陽極酸化法	6061-T6	○	○	5.0
	2024-T3	○	○	1.7
化成皮膜処理	開発合金-T6	○	△	—
	6061-T6	○	○	—
	2024-T3	○	○	—

\*1: クロム酸皮膜、硫酸皮膜陽極酸化法はMIL-A-6825、化成皮膜処理はMIL-C-5541による。

\*2: ASTMB117によるクロム酸皮膜、硫酸皮膜陽極酸化法は366h、化成皮膜処理は168hの結果。

\*3: ASTMB137による。数字は測定値/要求値。

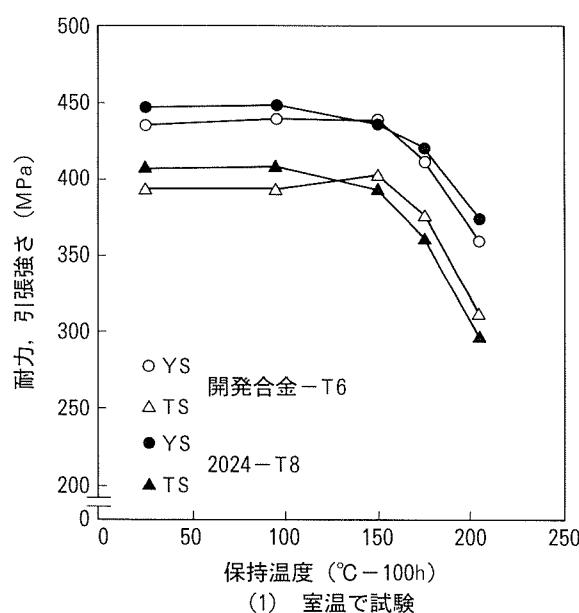
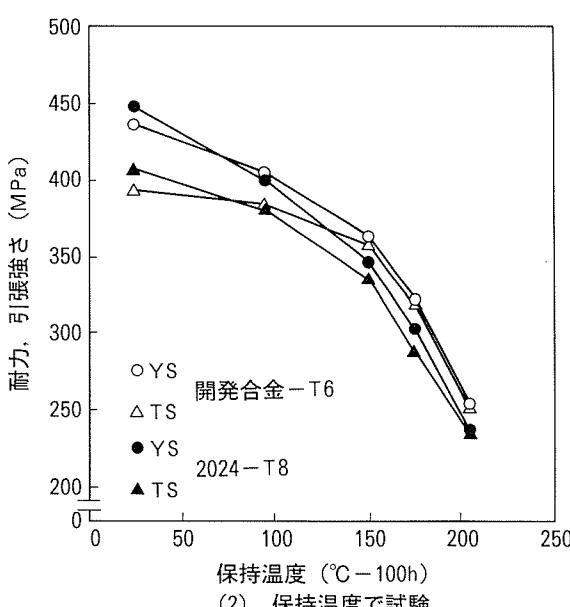


図13 開発合金と2024-T8の高温強度



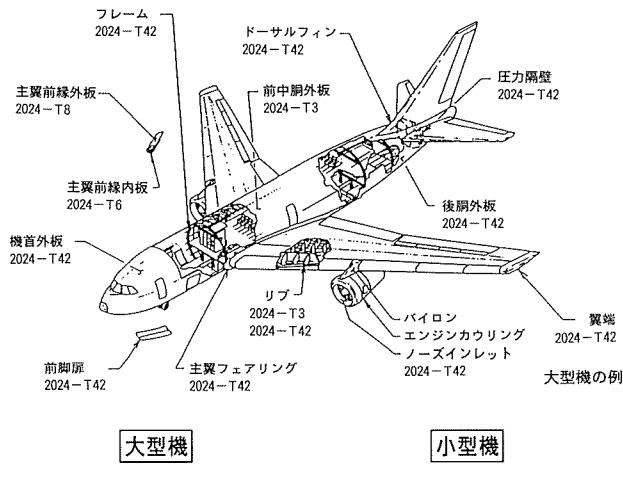


図14 従来機体での2024合金の適用状況と開発合金の適用検討

皮膜の耐食性は、要求値を満足しなかった。開発合金での化成皮膜処理条件の確立は、今後の課題である。

#### 4. 適用対象の検討

図面や実機の調査等から適用対象として考えられる構造部位とそこで要求される特性から、新材料に期待される適用対象を検討した。

まず、開発合金の目標強度としている 2024-T3 を含む 2024 合金について、従来の大型機体における適用状況の調査結果を図 14 に示す。これらの調査より 2024 合金は、T3, T4, T6, T8 の調質でその特長を生かして機体の広い範囲に使われていることが明らかになった。

さらに、これより小さな数 10 人乗りのクラスの小型旅客機、すなわち曲率の大きな機体について調査した結果、大型機では 7000 系合金が使用されているフレームやインターコスタル等、また一部のストリンガーでも、2024 合金が T4 調質で使われている場合があることを確認した。

これらの 2024 合金適用箇所の中で、開発合金をストリンガーや深絞り成形品に適用すると比較対象の

表 9 開発合金及び2024合金を使用した形成部品の  
製造コスト比較

形成部品	材料	工程	製造コスト
曲げ形成品 ストリンガーや インターコスタル	2024-O	板取り→折り曲げ形成 →溶体化処理→歪取り→製品	100
	開発合金-T4	板取り→折り曲げ形成 →人工時効→製品	77
深絞り 形成品 パン等	2024-O	板取り→絞り→溶体化処理 →歪取り絞り→製品	100
	開発合金-T4	板取り→絞り→人工時効 →製品	65

2024-T42 に比べ高強度の部材が得られると共にその製造コスト低減効果も考えられる。そこで、2024-O 及び開発合金 (T4) を用いて、成形部品を製作する場合の主要工程とコスト比較した結果を表 9 に示す。開発合金の場合、2024-O に比べ熱処理後に歪取りの不要なため、曲げ成形品で約 20%, 深絞り成形品で約 35% のコスト低減効果が得られた。

このように開発合金は、ストリンガー等の曲げ成形品や深絞り成形品への適用が非常に有効であると考えられる。

#### 5. おわりに

良好な耐粒界腐食性を有する高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金を開発した。この開発合金の主な特長は以下の通りである。

(1) T6 調質の引張強さはアルクラッド 2024-T3 と同等で 6013-T6 より優れる。疲労強度は 2024-T3 や 6013-T6 と同等であり、高温強度は 2024-T8 より優れていた。

(2) T6 調質の耐粒界腐食性は 6061-T6 と同等、塩水噴霧試験においては 6013-T6 と同等で、いずれも 2024-T3 より良好であった。また応力腐食割れ性は、問題ないと考えられた。

(3) T4 調質の成形性は 6013-T4 とほぼ同等で 2024-T3 より優れていた。

(4) TIG 溶接、電子ビーム溶接とともに 6013 合金より高い継手強度が得られた。

(5) 表面処理特性は化成処理性に課題があるものの陽極酸化皮膜特性は従来の処理方法で良好であった。

さらに航空機部品の成形を試みた結果、開発合金を使用することにより既存合金より低コストでの製造が可能であり、この開発合金は、次期航空機用材料として期待できる。

#### 謝辞

本研究は日本航空宇宙工業会の委託研究として実施した。研究の機会を与えて頂いた同工業会に感謝の意を表します。

#### 参考文献

- M. V. Hyatt and S. E. Axter : *Science and Engineering of Light Metals (RASELM91)*, ed. by K. Hirano, H. Oikawa and K. Ikeda, JILM, Tokyo, (1991), 273.
- R. S. Kaneko, L. Bakow and E. W. Lee : *JOM*, 42-5 (1990), 16.
- R. J. H. Wanhill, L. Schra and W. G. J. 't Hart : *The 3rd ICAA*, Vol. II, Univ. of Trondheim the Norwegian Inst. of Tech., (1992), 357.
- T. D. Burleigh : *ibid.*, 435.

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 44-52

技術資料

## 航空機用高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金中空押出材の特性

佐野秀男	谷真一
吉田英雄	駒沢真一
岩上敏男	吉野保明

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 44-52

## Properties of Hollow Extrusion of High Strength Al-Mg-Si-Cu Alloy for Aircraft

Hideo Sano, Shin-ichi Tani, Hideo Yoshida, Shin-ichi Komazawa,  
Toshio Iwakami and Yasuaki Yoshino

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 技術資料

# 航空機用高強度 Al—Mg—Si—Cu 合金中空押出材の特性\*

佐野秀男\*\* 谷真一\*\*  
吉田英雄\*\*\* 駒沢真一\*\*\*\*  
岩上敏男\*\*\*\*\* 吉野保明\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 44-52

## Properties of Hollow Extrusion of High Strength Al—Mg—Si—Cu Alloy for Aircraft

Hideo Sano, Shin-ichi Tani, Hideo Yoshida, Shin-ichi Komazawa,  
Toshio Iwakami and Yasuaki Yoshino

A newly developed Al—Mg—Si—Cu alloy has almost the same strength as 2024-T3, and also has good formability and corrosion resistance of the 6000 series alloys. The extrusion limit determined with surface cracking and pressure of extrusion press was investigated, and it was confirmed that the extrusion limit of the new alloy was much wider than that of 2024. Moreover, it was confirmed in production that 2024 could not be extruded, but the new alloy could be extruded to a hollow section. The new alloy—T6511 had a tensile strength of 420N/mm<sup>2</sup> and a yield strength of 390N/mm<sup>2</sup> which satisfied 2024-T3 standard in MIL-HDBK-5. In the extruded hollow section of the new alloy, no weld seam was observed in the metallographic cross-section of the profile, and no failure in the weld region occurred during the tensile test. Corrosion resistance of the new alloy—T6511 was superior to that of 2024-T3. When an airplane's window frame consisting of an assembly structure using rolled sheets and solid extrusions was compared to a single structure of the extruded hollow section, a 72% cost saving is estimated.

### 1. はじめに

航空機の機体に使用されているアルミニウム合金は、高強度の2000系、7000系合金であり、特に引張が主な繰り返し荷重を受ける胴体や主翼下面には、破壊靱性や疲労強度の良好な2024合金が多く用いられている。この標準構造材料2024合金に対して、図1に示すような材料特性を改善した合金が開発できれば、適用分野が広いために軽量化、コスト低減に大きな効果を得ることが期待できる。特に成形性が向上すれば、凹凸の大きな高剛性構造や複雑形状構造の一体成形化等、設計の自由度が広がるとともに製造工程の簡略化が期待でき、軽量化

製造コスト低減の可能性が大きい。

これを目標として、2000系合金の高強度と6000系合金の耐食性、加工性をあわせもったAl—Mg—Si—Cu新合金を開発し<sup>1)</sup>、量産ラインで試作した圧延板は、耐粒界腐食性に優れ、強度的にも目標を満足した<sup>2,3)</sup>。その結果を表1に示す。

そこで今回は、開発した新合金の適用分野を拡大するため、良好な成形性を押出に活用することを目標とした。

押出においては、生産性の低い2024に対し、高成形性を活かし生産性の向上が期待できる。これによって、大幅に製造コストを低減し、構造一体化による軽量化を図れる。とくに、従来2024では非常に困難であったホロー押出が容易になれば、構造一体化による軽量化と大きなコスト低減が期待できる。

本報では、高強度Al—Mg—Si—Cu合金の押出性をソリッド及びホロー形状で評価し、押出材の特性を調査した。また、構造一体化による軽量化とコスト低減を試算した。

\* 軽金属学会第91回秋期大会（1996年11月、於・宇都宮）にて発表。講演概要集（1996），315

\*\* 研究開発センター 第二部

\*\*\* 同上 第一部、工学博士

\*\*\*\* 同上 第一部

\*\*\*\*\* 川崎重工業株式会社 航空宇宙事業部 技術部

## 期待の材料特性

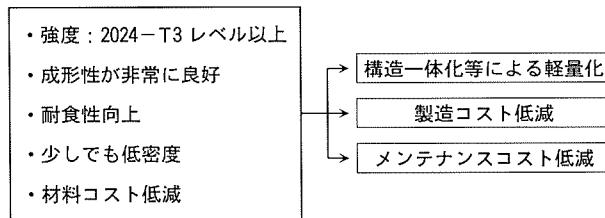


図1 期待される材料特性とその効果

表1 新合金圧延板材の良好な特性確認結果

適用方法	必要な特性	評価結果
2000系合金の置き換え	静的強度特性	≈2024-T3 ○
	動的強度特性	≈2024-T3 ○
	耐食性	耐粒界腐食性: >6061 耐塩水噴霧性: ≈6013 > 2024-T3 ○
高成形性を生かせる部材	成形性	≈6061 (2024-O,-Wに比べ成形応力やや大) ○
溶接特性を生かせる部材	溶接性	高強度の継手(TIG,EBW) ○
高温域の部材	高温特性	>2024-T8 ○
その他(現工程への対応)	表面処理等	現工程で対応比 ○

## 2. 実験方法

各種合金の押出性をラボ試験で評価した。また、実機試験にて、新合金の押出性を確認し、押出材の特性を調査した。

## 2.1 ラボ試験

各種合金の押出性を比較した報告は少なく、今回は多くの合金を対象とした。調査した合金は、新合金、高強度6000系合金として6013、代表的な6000系合金として6061、強度の目標合金である2024、航空機部材に採用されている高強度合金7075である。これらの合金の発光分光分析による化学成分分析値を、表2に示した。

ラボ試験には、図2に示す最大押出荷重  $4.9 \times 10^6 \text{ N}$  の油圧押出機を使用した。

押出は、実用的で汎用性のある熱間の直接モードとし、図3に示すように、ソリッド、ホロー形状の両方で実施した。なお、ビレットには直径90mmのDCインゴットを均質化処理したものを用いた。

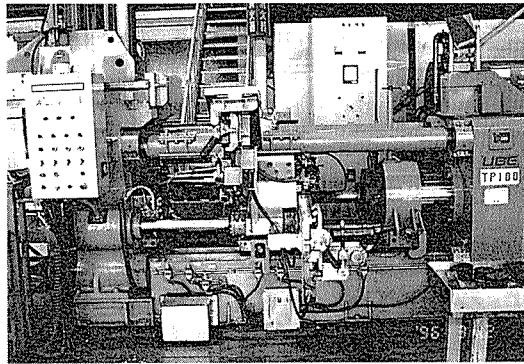
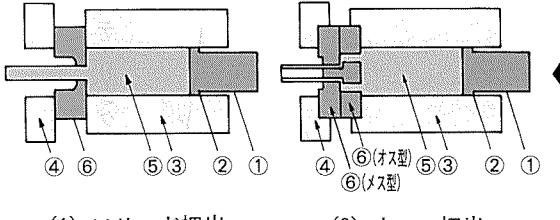
押出性として、変形能と変形抵抗を調査した。

変形能は表面に発生する割れにより評価した。押出の温度が高いあるいは速度が速くなると、加工熱により押出材が昇温し熱間割れが発生する。そこで、温度を663~763Kの範囲で設定し、押出速度を変えながら割れの発生する速度を調査した。

直接モードの押出では、純粋な材料の変形に必要な力に、ビレットとコンテナとの間に働く摩擦力が付加されるため、押出開始時の押出圧力が最大になる。変形抵抗

表2 供試材の化学成分分析値 (wt%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	比重
新合金	0.85	0.17	1.70	0.01	1.00	0.16	0.01	0.02	Bal.	2.72
比較合金	6013	0.83	0.15	0.91	0.35	1.01	0.006	0.01	0.06	2.71
	6061	0.63	0.23	0.26	0.01	1.10	0.06	—	0.01	2.70
	2024	0.05	0.10	4.75	0.67	1.64	0.01	0.01	0.02	2.77
	7075	0.07	0.06	1.69	—	2.65	0.21	5.71	0.01	2.80

図2 ラボ押出機 (4.9×10<sup>6</sup> N 油圧プレス)

(1) ソリッド押出 (2) ホロー押出

①押ステム ②ダミープロック ③コンテナ  
④ブランテン ⑤ビレット ⑥ダイス

図3 押出試験方法

は、実験式(1)より算出できる。更に、変形抵抗を、式(2)に示す歪み速度との関係で示した。

$$p = \sigma \cdot f_F \cdot f_R \cdot \ln R \cdot (1 + 2\mu L/r) \quad (1)^4$$

$$\dot{\varepsilon} = 3V/r \cdot \ln R \quad (\text{Feltham の式}) \quad (2)^5$$

$p$  : 押出圧力,  $\sigma$  : 押出の変形抵抗,

$R$  : 押出比 (押出前後の断面積比),

$\mu$  : 摩擦係数,  $r$  : 素材の半径,  $L$  : 素材の長さ,

$f_F$  : 押出断面形状係数 (複雑な場合=1.5,

その他=1)<sup>4)</sup>,

$f_R$  : ダイスの種類 (フラット=1,  
ポートホール=1.7)<sup>4)</sup>,

$\dot{\varepsilon}$  : 歪み速度,  $V$  : ラム速度

押出開始時の圧力が押出機の能力よりも大きいと、押詰まりし押出不可となる。そこで最大押出荷重  $2.6 \times 10^7 \text{ N}$  の実機押出機において、以下の条件で押出すると想定して、式(1)より押出圧力を算出し、押出可能な、すなわち式(3)を満足する温度と速度の範囲を求めた。

条件 ソリッド押出 :  $r=132\text{mm}$ ,  $f_F=1$ ,  $f_R=1$ ,  
 $R=61$ ,  $L=540\text{mm}$ ,  $\mu=0.15$   
 ホロー押出 :  $r=132\text{mm}$ ,  $f_F=1$ ,  $f_R=1.7$ ,  
 $R=35.4$ ,  $L=300\text{mm}$ ,  $\mu=0.15$

$$p_{\text{limit}} = 2.6 \times 10^7 \text{N}/\pi r^2 = 475 \text{N}/\text{mm}^2 > p \quad (3)$$

押出割れと押出圧力より健全な押出の限界を示すことができ、図4<sup>6)</sup>のように、温度と速度との関係においてその範囲を押出限界線図として表わした。

#### (1) ソリッド押出

ソリッド押出では、角棒を表3に示す条件で押出した。角の半径は、1, 3, 5, 7mmとし、割れの発生に及ぼす半径の大きさの影響を調査した。6061, 6013については、小さな押出比では割れが発生しなかったため、更に大きな押出比で押出した。

#### (2) ホロー押出

ホロー押出では、図5に示す2ポートのダイスを用いて、表4に示す条件で、円管を押出した。

### 2.2 実機試験

ラボ試験の結果との整合性を確認するため、最大押出荷重  $2.6 \times 10^7 \text{N}$ 、コンテナ直径 264mm の実機を用いて、ソリッド、ホロー形状を押出した。

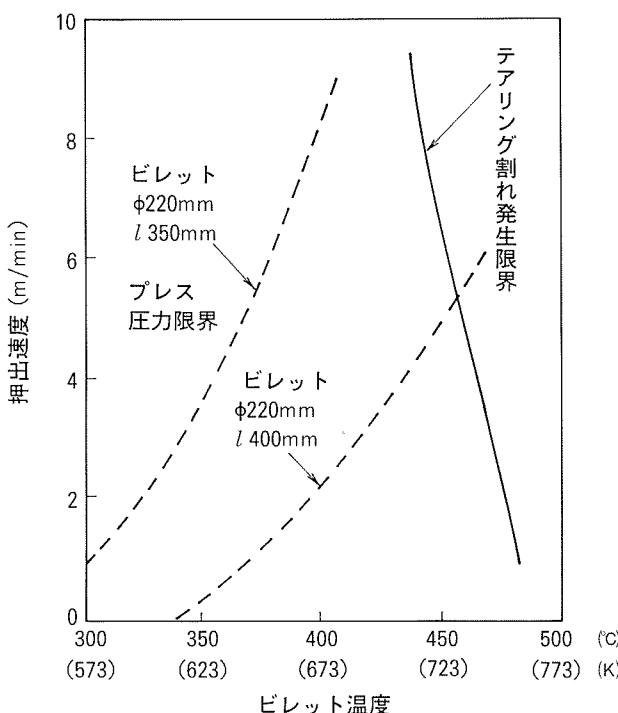


図4 押出限界線図(2017合金)<sup>6)</sup>

表3 ラボ試験のソリッド押出内容

一辺の長さ(mm)	押出比	合 金
18	22.7	新合金, 6013, 6061, 2024, 7075
12	55.1	6013, 6061
9	90.5	6013, 6061

ビレットには、直径 254mm の DC インゴットを均質化処理したものを用いた。各合金の発光分光分析法による化学成分分析値を表5に示した。

#### (1) ソリッド押出

厚み 5mm、幅 180mm の平板に新合金、2024, 6061 を押出した。押出比は 61 であった。押出温度は新合金、6061 で 743K とし、2024 で 723K とした。

#### (2) ホロー押出

図6に示す、肉厚 2mm、厚さ 80mm、幅 180mm のトリプルホロー形状に新合金を押出した。押出材の断面積は  $1206 \text{mm}^2$  で、押出比は 45 であった。押出温度は 753K とした。

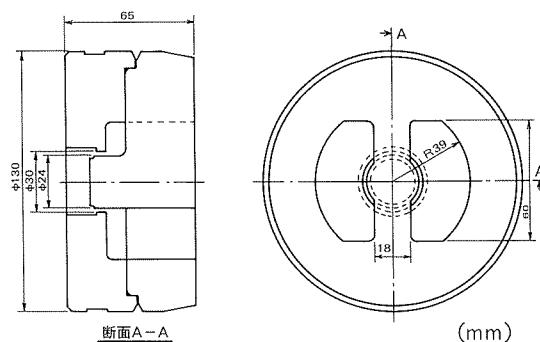


図5 ラボ試験用ホロー押出ダイス

表4 ラボ試験のホロー押出内容

外径、内径(mm)	押出比	合 金
30, 14	12.6	新合金, 6013, 6061, 2024, 7075
30, 24	27.3	6013, 6061
30, 26	39.4	6013, 6061

表5 供試材の化学成分分析値(wt%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al
新合金	0.82	0.15	1.79	-	1.01	0.16	0.03	
2024	0.05	0.11	4.30	0.63	1.54	-	0.01	Bal.
6061	0.47	0.23	0.31	0.03	0.93	0.06	0.01	

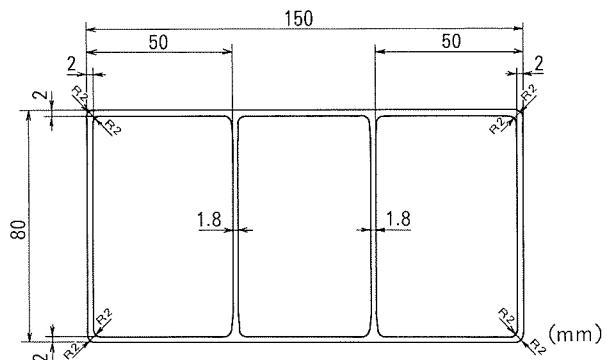


図6 実機試験用ホロー押出形状

### 2.3 各種特性評価

圧延薄板として良好な強度等特性を示した新合金において、2024合金への代替を目標として押出材の開発を推進している。そこで表6に示す新合金の特性目標を設定した。2024押出材は、良好な静強度、疲労・破壊力学特性を有することから、ストリンガー、コード、ビーム等の航空機構造部材に使用されている。調質としては、特性のバランスが良いT3511が主に用いられ、成形性が必要な場合T42、高温特性が必要な場合T8511が用いられる。試作した材料の目標達成度を確認するため、強度等の各種特性試験を実機押出材にて実施した。特性試験としては、引張特性、圧縮特性及び耐食性を評価した。新合金には、溶体化、引張矯正、時効を施しT6511の調質とした。溶体化は818K×1h-水冷、時効は463K×8hで行った。

#### (1) 引張試験

新合金の平板及びトリプルホロー形材-T6511を引張試験に供した。試験片は図7に示すようにASTM B557に従う形状とした。なお、トリプルホロー形材のT方向試験片は溶着部が試験片中央部に位置するよう試験片採取した。

引張試験はインストロン型万能試験機を用いてASTM B557に従い実施し、引張強さ( $F_{tu}$ )、0.2%耐力( $F_{ty}$ )、伸びを求めた。

表6 各種材料の特性比較

材質・質別	2024-T3511	2024-T42	6061-T6511	新合金-T6511目標
引張強さ $F_{tu}(\text{N/mm}^2)$	L	$\geq 392$	$\geq 392$	$\geq 262$
	LT	$\geq 371$	$\geq 378$	$\geq 255$
引張耐力 $F_{ty}(\text{N/mm}^2)$	L	$\geq 289$	$\geq 262$	$\geq 241$
	LT	$\geq 255$	$\geq 248$	$\geq 227$
圧縮耐力 $F_{cy}(\text{N/mm}^2)$	L	$\geq 234$	$\geq 262$	$\geq 234$
	LT	$\geq 282$	$\geq 269$	$\geq 241$
耐食性	不良	不良	優	良
密度(g/cm <sup>3</sup> )	2.80	2.80	2.71	2.72

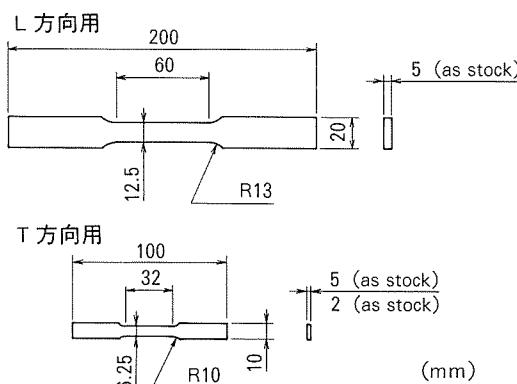


図7 引張試験片

#### (2) 圧縮試験

引張試験に供した材料で圧縮試験を実施した。試験片は図8に示すようにASTM E9に従う形状とした。

圧縮試験はASTM E9に従い実施した。インストロン型万能試験機を用い、図9に示すように、圧縮試験治具で試験片を固定し、座屈を防止しながら加圧し、荷重-歪み曲線を求めた。この荷重-歪み曲線より0.2%の永久変形を起こす圧縮耐力( $F_{cy}$ )を求めた。

#### (3) 耐食性

新合金、2024及び6061合金平板を、剥離腐食試験に供した。調質は、新合金-T6511、2024-T3511、6061-T6511とした。2024では溶体化を765K×1h-水冷、室温時効96h以上とし、6061では溶体化を793K×1h-水冷、時効を448K×8hとした。試験片は図10に示す形状とし、試験面は形材表面、 $t/10$ 切削した表面及び $t/2$

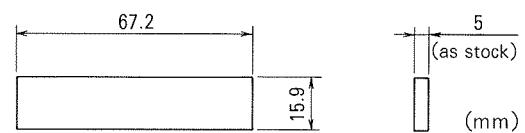


図8 圧縮試験片

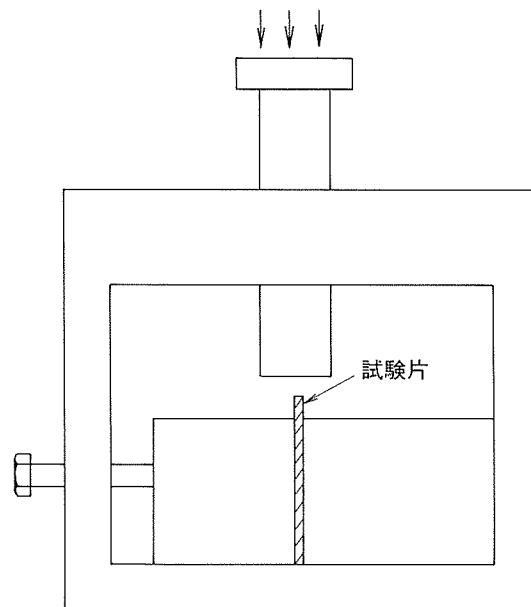


図9 圧縮試験治具形状

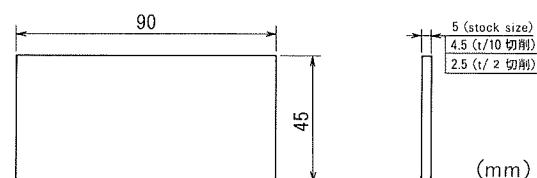
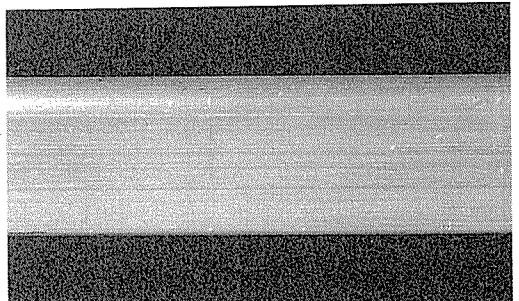
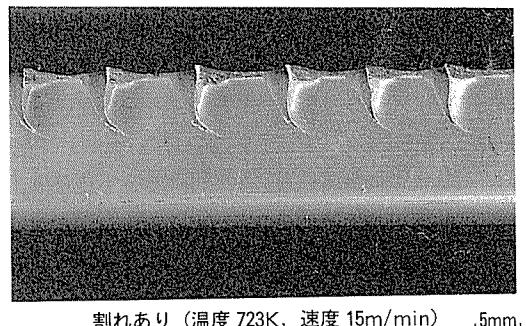


図10 腐食試験片



割れなし (温度 723K, 速度 13.5m/min)



割れあり (温度 723K, 速度 15m/min) 5mm

図11 ラボ押出材の外観 (新合金, ソリッド)

切削した表面の3面とした。

剥離腐食試験は、ASTM G85 Annex A2に従いMASTMMAAIS試験を実施した。腐食環境に168h及び336h暴露した後、腐食状況を観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 ラボ試験

##### (1) ソリッド押出

押出割れは、図11に示すように集中応力の大きい角部で発生したが、1~7mmの範囲では半径の大きさは割れに大きな影響を及ぼさなかった。

押出の温度と速度の関係において、割れが発生し始めた押出限界は、右下がりの線で表され、押出割れの発生しない健全な範囲はこの線より下の領域で示される。

図12に示すように、押出割れの発生しない健全な範囲は、材質によって顕著に異なった。その範囲は、6061, 6013, 新合金, 2024, 7075の順に狭くなり、新合金は6061と2024の中間であった。そして、新合金は、2024よりも大幅に押出速度を向上できた。例えば、733Kでの割れ限界速度は、新合金では13.5m/minに対し、2024では2m/minとなり、約6.8倍であった。

一方、変形抵抗を式(1)より、 $f_F=1$ ,  $f_R=1$ として求めた。図13に示すように、変形抵抗は歪み速度が大きくなると上昇し、歪み速度と変形抵抗の指標表示の間に一次の関係が見られた。また図14に示すように、変形抵抗はビレット温度が大きくなると下降し、両者の間に一次の関係が見られた。これらの結果より、押出の変形抵抗を、歪み速度と温度の関係より式(4)にて求めた。

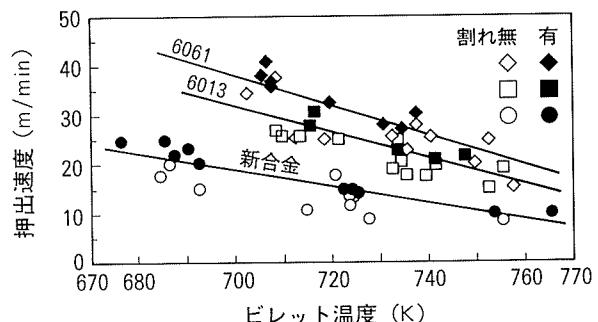
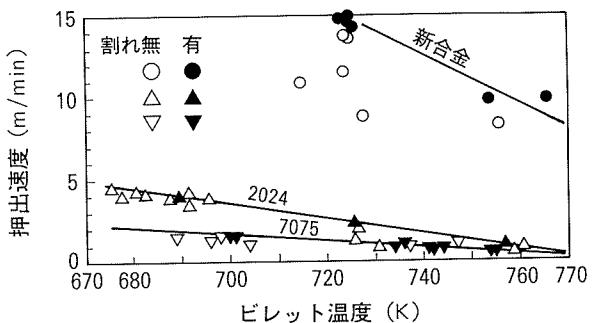


図12 ソリッド押出材の押出割れ限界線図

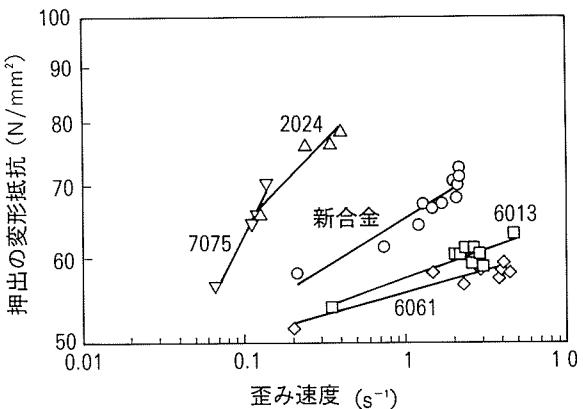


図13 歪み速度と変形抵抗との関係 (ソリッド押出, 温度 733K)

各材質において求めた式(4)の係数を表7に示した。なお今回、663~763Kの範囲では、押出の変形抵抗は歪みの影響を受けないとした。

$$\sigma = a + b \cdot T + c \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad (4)$$

$\sigma$ : 押出の変形抵抗,  $T$ : 温度,  $\dot{\varepsilon}$ : 歪み速度,

$a, b, c, m$ : 係数,

変形抵抗に材質間の差があり、新合金の変形抵抗値のレベルは、2024, 7075よりも低く、6013, 6061よりも高かった。

式(3)より求めた押出圧力の限界線を図12に加え、図15に示した。割れ限界と圧力限界の両方の線で囲まれる範囲が、押出限界として示される。押出可能範囲は6061, 6013, 新合金, 2024, 7075の順に狭くなった。新合金の押出可能範囲は2024より大幅に拡張された。

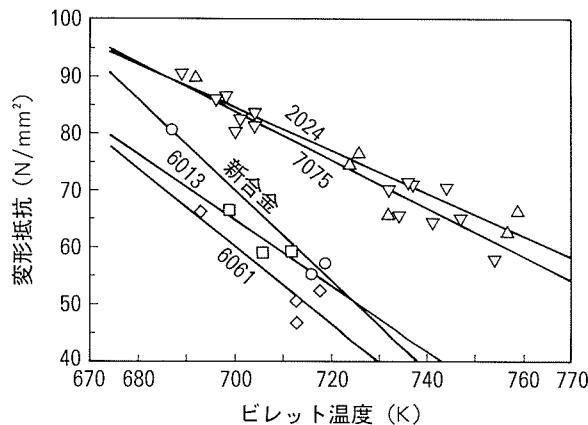
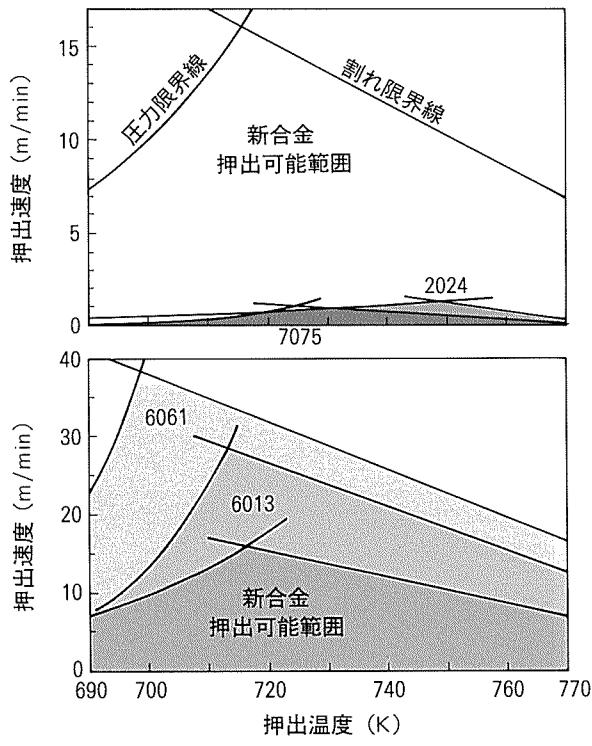
図14 ビレット温度と変形抵抗との関係（ソリッド押出、歪み速度 $0.15\text{s}^{-1}$ ）

図15 押出限界線図（ソリッド押出）

## (2) ホロー押出

ホロー押出においても、ソリッド押出と同様に、温度が高いとあるいは速度が速くなると、割れが発生する。

押出割れは、図16に示すように溶着部で発生した。

温度と速度の組合せにおいて押出割れの発生しない健全な範囲を、図17に示した。割れの発生しない範囲は6061, 6013, 新合金, 2024, 7075の順に狭くなっている。新合金の押出可能範囲は2024より大幅に拡張された。この傾向は、ソリッド押出と同様であったが、2024ではソリッド押出よりも遅い速度で割れが発生し、更に範囲が狭くなった。一方、新合金ではソリッド押出よりも若干範囲が狭くなるが、2024よりも大幅に押出速度

表7 押出の変形抵抗式(4)の係数

材質	a	b	c	m
新合金	96.0	-0.205	63.4	0.108
6013	138.6	-0.275	48.3	0.096
6061	123.5	-0.272	57.0	0.076
2024	88.3	-0.199	82.1	0.135
7075	218.8	-0.393	44.1	0.173

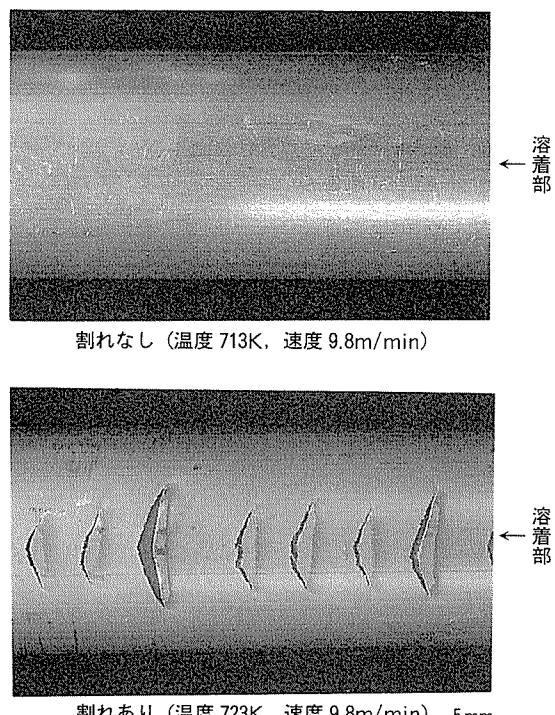


図16 ラボ押出材の外観（新合金、外径30-内径14mm）

向上できた。例えば、実用的な733Kでの割れ限界速度は、新合金では6.5m/minに対し、2024では1m/minとなった。その比は約6.5倍であり、ソリッド押出における比とほぼ同等であった。また、6061, 6013ではホロー押出の押出可能範囲はソリッド押出よりも広かった。その原因の一つとして、押出形状は角棒に対し円管であり集中応力が小さく、6061と6013はその影響を受けやすかったと考えられる。

一方、変形抵抗を式(1)より、 $f_F=1$ ,  $f_R=1.7$ として求めた。図18に示すように、変形抵抗は歪み速度が大きくなると上昇し、歪み速度と変形抵抗の指標表示の間に一次の関係が見られた。変形抵抗に材質間の差があり、新合金の変形抵抗値のレベルは、2024, 7075よりも低く、6013よりも高かった。

ソリッド押出と同様に、式(3)より求めた押出圧力の限界を図17に加え、図19に示した。2024の押出可能範囲は極めて狭く、2024のホロー押出の実機操業が困

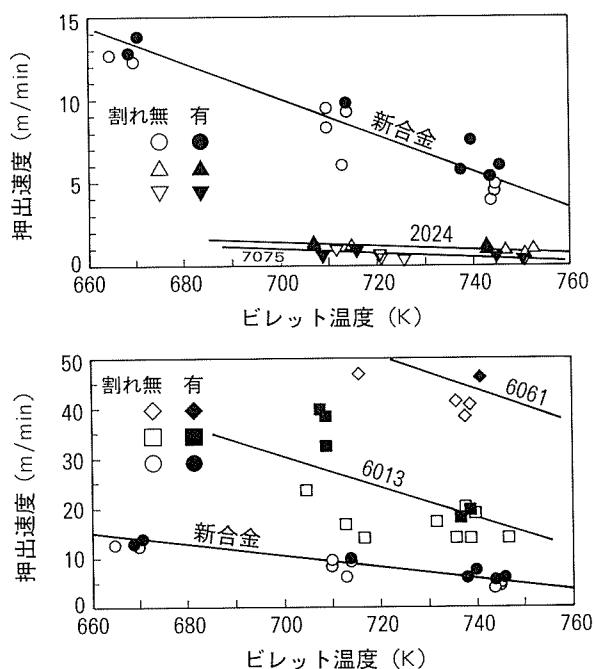
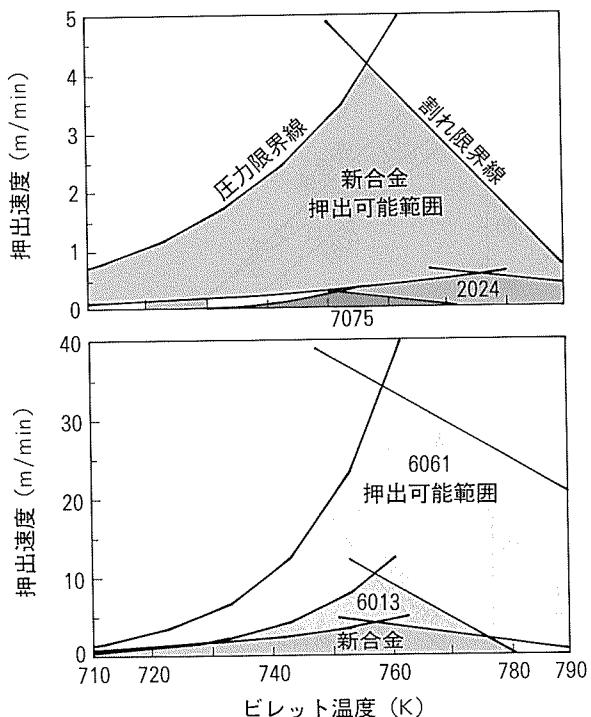


図17 ホロー押出材の割れ限界線図



押出機: 押出力  $2.6 \times 10^7 \text{ N}$ , コンテナ径 264mm  
押出条件: 押出比 35.4, ビレット長 300mm

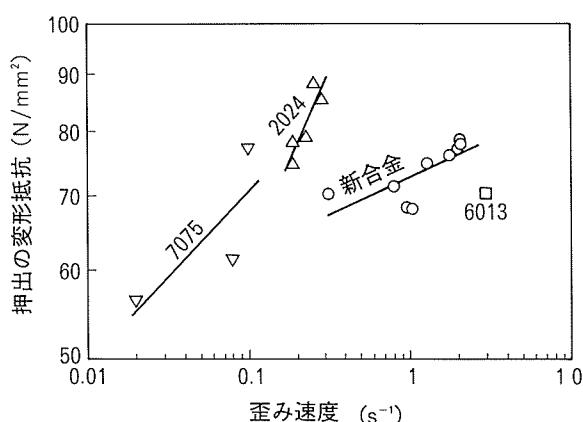


図18 歪み速度と変形抵抗との関係（ホロー押出, 713K）

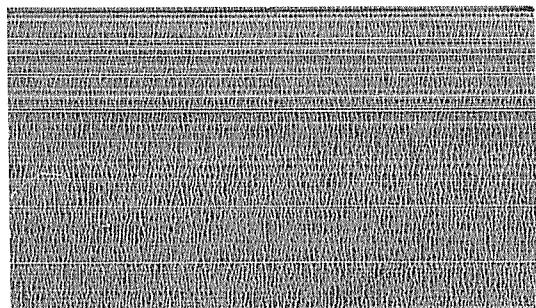
難なことを確認した。一方、新合金の押出可能範囲は広く、実機操業が十分可能なことを確認できた。

また、押出可能範囲は 6061, 6013, 新合金, 2024, 7075 の順に狭くなってしまっており、新合金は、6061 と 2024 の中間であった。この傾向はソリッド押出と同様であった。

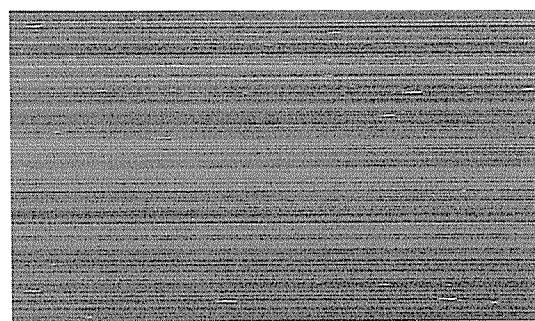
### 3.2 実機試験

実機試験で押出したソリッドの平板において、2024 では図 20 に示すように、2m/min で表面に熱間割れが発生し、1.5m/min で割れは解消した。一方、新合金、6061 は、それぞれ押出速度 5m/min, 14m/min で、表面が健全であり、ラボ試験の結果と対応した。

実機試験で押出したトリプルホロー形材は、図 21 に示すように、新合金では押出速度 4m/min で表面割れは発生せず健全であり、ラボ試験の結果と対応した。2024 では困難であるホロー形状の押出が、新合金では実機操業にて可能となった。



温度 723K, 速度 2m/min



温度 723K, 速度 1.5m/min

←押出方向 5mm

図20 実機で押出した2024平板の外観

実機押出材のミクロ組織を図 22 に示す。トリプルホロー形材の溶着部には、顕著な溶着線は見られず、良好な溶着を確認できた。

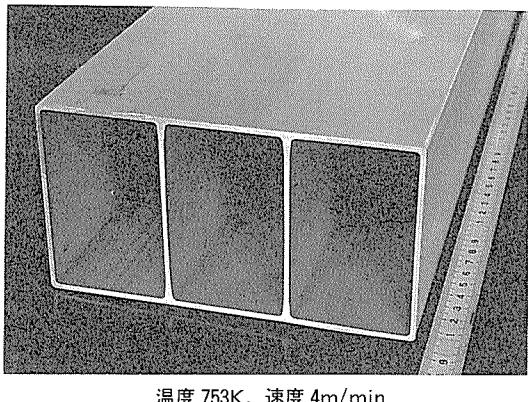


図21 実機で押出した新合金トリプルホロー形状の外観

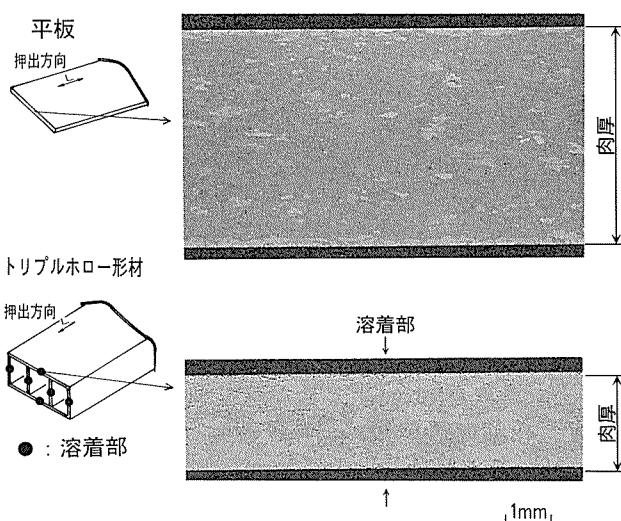


図22 実機で押出した新合金-T6511の直角断面組織

### 3.3 特性評価結果

#### (1) 引張特性

図23に新合金の引張特性を示す。新合金-T6511は、表6で示した目標値及び2024-T3材の規格値を満足した。トリプルホロー形材のT方向引張試験では、溶着部で破断することなく、接合は良好であり、 $F_{tu}$ 、 $F_{ty}$ の値も、L方向及びT方向はほぼ同等であった。

#### (2) 圧縮特性

図24に圧縮特性を示す。新合金-T6511平板の $F_{cy}$ は、表6で示した目標値及び2024-T3材の規格値を満足した。

#### (3) 耐食性

図25に剥離腐食試験後の外観観察結果を示す。各材質間で腐食状況を比較すると、6061-T6511は168h後で全面にピットが発生し、336h後には軽微な剥離が生じていた。新合金-T6511は168h後で全面にピットが発生し、336h後に軽微から中程度の剥離が生じていた。2024-T3511では、168h後に剥離が生じ、336h後には中程度から非常に激しい剥離が生じていた。

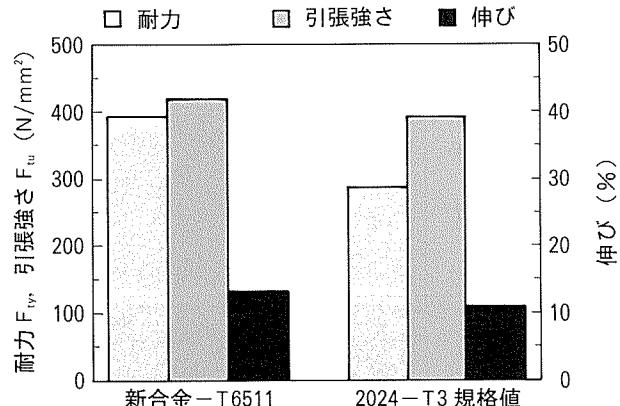


図23 新合金-T6511の引張特性(実機押出材)

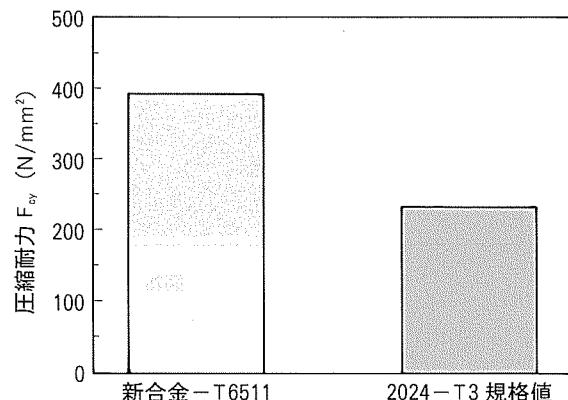


図24 新合金-T6511の圧縮特性(実機押出材)

試験面で比較すると、形材表面の腐食状況が良く、 $t/10$ 、 $t/2$ と切削し板厚中心部を表面にした方が腐食状況は悪くなつた。新合金-T6511押出材の耐食性は、2024-T3511の耐食性より遥かに良好であった。

### 4. 一体化押出材の適用

新合金の高成形性を活用し、筒状の組立部品を中空断面形状の押出材で代替することを考え、図26に示す窓枠においてコスト及び重量を評価した。

本窓枠は、従来7075-T6薄板のウェブ、2024-T42押出材のアングル、コードを機械加工、表面処理後ファスナで締結して製品としている。そして新合金-T6511中空断面押出材では機械加工、表面処理を行い組立工程は省略される。

中空断面押出材を適用した場合のコスト試算を実施した。見積もり条件は、製造機数を200とし、治工具費は200機割りかけとした。部品点数低減による加工費低減のみならず組立工程がなくなるので組立費が不要となることから大幅なコスト低減が可能となる。結果として、従来の組立部品を中空断面形状の押出材とすることで、約72%という大幅なコスト低減を期待できる。

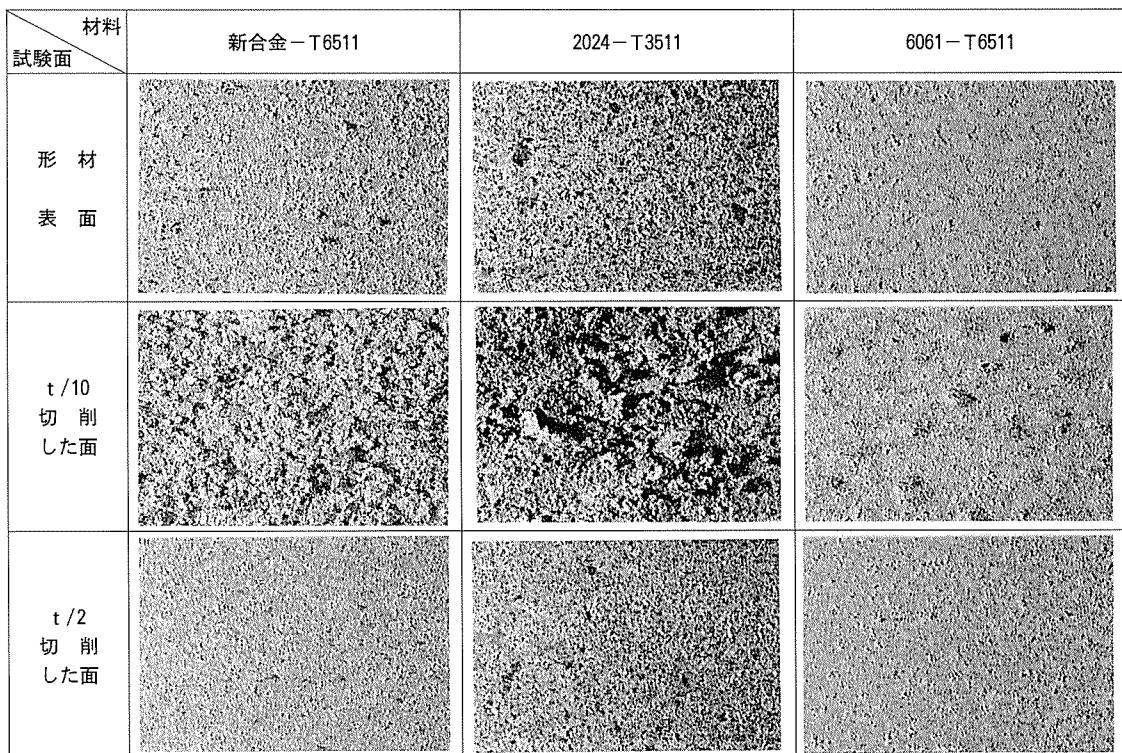
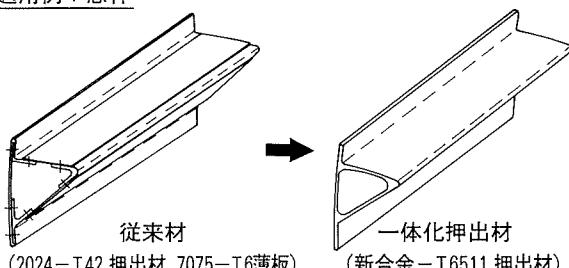


図25 剥離腐食試験外観観察結果 (336h 暴露後)

10mm

## 5. おわりに

### 適用例：窓枠



### コスト試算結果

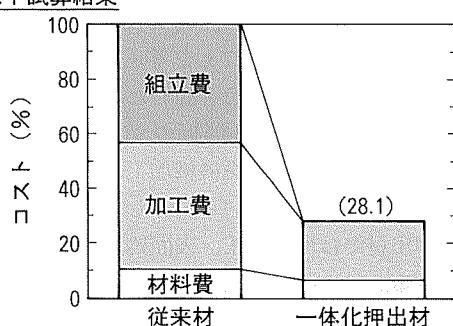


図26 窓枠へのコスト試算結果

さらに、重量については、密度低減分の3%及びファン省略による軽量化を期待できる。

新合金の圧延板において得られた高強度及び高成形性を押出に活用するため、押出性を評価し、2024で困難なホロー押出が実機で可能などを確認できた。更に、この強度が2024-T3材の規格値を満足し耐食性も大幅に向上することを確認できた。

また、コスト低減効果を試算し、一体化押出材の適用による大きな効果を見い出した。

今後、特性の信頼性を確認するとともに、新合金の適用拡大のため、車両、自動車等の構造部材への適用を進めたい。

なお、本研究は、日本航空宇宙工業会の委託研究<sup>7)</sup>にて実施したものであり、感謝の意を表したい。

### 参考文献

- 特許出願公開番号：特開平7-305135.
- 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究成果報告書、日本航空宇宙工業会、No. 806, (1994), No. 903, (1995).
- 内田秀俊ら：軽金属学会第89回大会講演概要集、(1995), 73.
- 最新塑性加工要覧、日本塑性加工学会編、(1986), 169.
- Feltham, P : Met. Treat. Drop Forg., 23 (1956), 442.
- Zasadzinski, J. et al. : Proc. 4th Int. Al. Extr. Tech. Semi., 2 (1988), 241.
- 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究成果報告書、日本航空宇宙工業会、No. 1004, (1996).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-448)

---

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 53-71

技術資料

## 自動車用アルミニウム材料の動向

吉田英雄 池田洋  
渋江和久 西村嘉彦

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 53-71

## The Trend of Aluminium Alloys for Automobiles

Hideo Yoshida, Hiroshi Ikeda, Kazuhisa Shibue and Yoshihiko Nishimura

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 技術資料

# 自動車用アルミニウム材料の動向\*

吉田英雄\*\* 池田洋\*\*\*  
渋江和久\*\*\*\* 西村嘉彦\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 53-71

## The Trend of Aluminium Alloys for Automobiles

Hideo Yoshida, Hiroshi Ikeda, Kazuhisa Shibue and Yoshihiko Nishimura

The trend of wrought aluminium alloys for automobiles in Japan were reviewed. In this decade, the demand of aluminium in automobiles has grown up to 6 or 7% of the automobile raw materials. In particular, the use of wrought aluminium alloys has increased. The aluminium alloy sheets were applied for body panels, such as hood, trunk lid, doors and so on. Extrusions were used for bumper reinforcements, ABS and forgings for air bags and various arms. In heat exchangers, condensers and evaporators for air conditioners were almost made of wrought aluminium alloys now. Hereafter, the demand for radiators or heater-cores are expected to increase rapidly. In new aluminium materials, rapidly solidified powder metallurgy alloys, superplastic aluminium alloys, aluminium honeycomb panels are noticed respectively in high resistance for heat or wear, in integrated forming and cost saving, in high rigidity and lightweight. In future, it is predicted that the aluminization in automobiles will develop because of fuel cost, environmental problems and recycling.

### 1. はじめに

自動車とアルミニウムとの係わりは古く、両者が全く偶然に1886年に本格的な工業生産が開始されて以来、1900年代の初頭には既にエンジン関連の鋳物やボディ外板などにアルミニウムが使用されている。しかしながら、自動車のアルミ化を劇的に促進したのは、1973年の第1次石油危機を契機とした世界的な規模での省エネルギー要請である。自動車においても軽量化による燃費低減を図るため、アルミニウムが大量に使用されるようになった。特に、米国では1975年に制定されたエネルギー法(Energy Policy and Conservation Act)によるCAFE(企業平均燃費規制)と1978年に制定されたGGT(ガソリン浪費車税)によって燃費の法的規制が始まわり、目標未達企業には罰則が課せられ、アルミ化に

一層の拍車がかかった。1976年以降、広範囲な部位にアルミニウムの適用が始まった。

一方、日本車では当時比較的小型軽量車が多く、燃費規制絡みでの軽量化、アルミ化は米国ほど衝撃的ではなく、例えば、量産車のボディ外板のアルミ化は、1985年のマツダRX-7が最初である。その後、大型化、高級化、高性能化などの顧客ニーズの変化、あるいは安全対策強化などにより生じた車両質量の増加を低減するために、アルミ化が大幅に進展し、現在に至っている。自動車向けアルミニウム製品の需要推移を図1に示す。この10年間では鋳物・ダイカスト製品も伸びているが、特に伸び率では展伸材が大きい。

日本での自動車のアルミ化は着実に進展している。現在、アルミニウムの使用量は80~90 kg/台、使用率は6~7%である。全体使用量の内、エンジン、トランスミッション部位を中心とした鋳物が依然80%程度を占めており、エンジンフード以外のボディパネルや構造部位へのアルミ展伸材の本格的な適用はまだこれからである。その中で、この数年バンパーリインフォースメント(バンパー補強材)にアルミニウム押出材が多用され始めたことは注目される。これは、バンパーの安全基準5 mph衝突強度に対処するためで、主に、6000系、7000系の

\* 本技術資料は「自動車の材料技術」(編集(社)自動車技術会、幹事 林直義)に掲載された内容に加筆補正したものである。

\*\* 研究開発センター第一部、工学博士

\*\*\* 研究開発センター第六部

\*\*\*\* 研究開発センター第一部

\*\*\*\*\* 研究開発センター

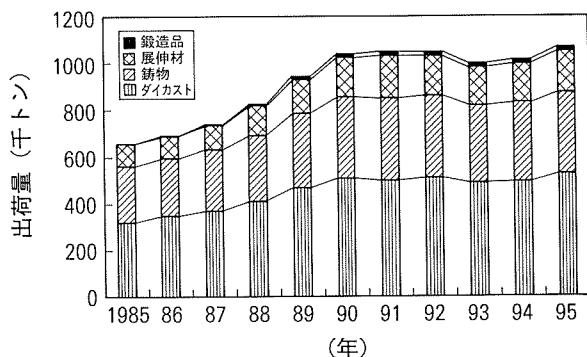


図1 自動車向けアルミニウム製品の需要推移

高強度合金、日や目型形状の薄肉、中空形材が使用されている。これは、軽量化以外に複雑断面形状の加工が容易にできるアルミニウムの押出特性を上手に活用した例であり、今後、このような用途の拡大が期待される。その他、ABSやエアバッグ部品などのその他の安全関連部品のアルミ化も急増しており、最近では、「安全」もアルミ化のキーワードの一つになっている。

また、走行安定性や乗り心地に寄与するバネ下質量の軽減も從来からの大きなテーマであり、アーム、リンク類などのアルミニウム鍛造化、高品質鋳物化が一部進展しているが本格的な拡大はまだこれからである。

熱交換器関連もアルミニウム展伸材の大きな需要分野であり、エアコン用コンデンサー、エバポレーターは、ほぼ100%アルミ化が完了しており、現在では、高性能化、小型化、軽量化が材料開発を含めて積極的に展開されている。今後、アルミ化の拡大が期待されているのは、ラジエータとヒーターコアである。特に、ラジエータは、米国のアルミ化率がほぼ100%（GM, Fordが100%, Chryslerも新型車は100%）に対し、日本では1996年時点で50%を越えた程度であり今後の急増が期待される。

本技術資料ではボディパネル、押出形材、熱交換器、その他の部品関係、アルミニウム新材料の現状と今後の動向についてまとめる。

## 2. ボディパネル

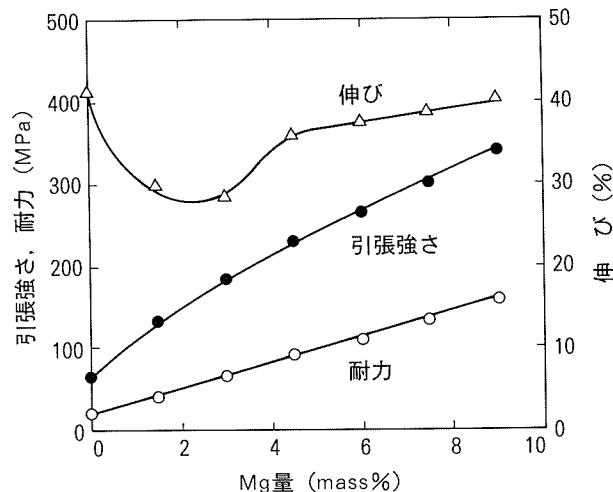
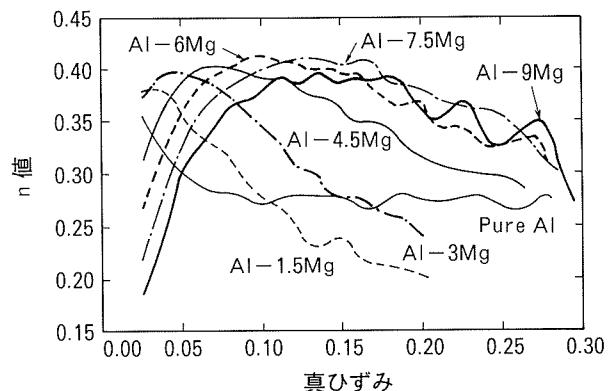
### 2.1 合金の特徴とその成形性

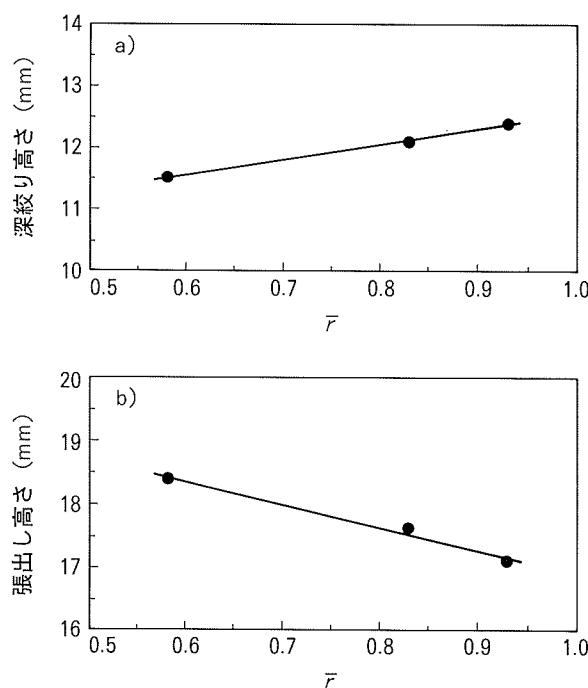
#### (1) 5000系合金

5000系（Al-Mg系）合金は、ボディパネル用合金として、これまで日本で最も多く使用してきた。これは鋼板並の強度が得られ、成形性が優れていること、さらに耐食性が優れることによる。本系合金のマグネシウムはアルミニウムへの固溶量が多く、固溶体硬化を示す。図2はAl-Mg合金焼なまし材のマグネシウム添加量と引張性質の関係である<sup>1)</sup>。耐力はマグネシウム

量にはほぼ比例して直線的に増加する。一方、伸びはマグネシウム量の増加につれていったん低下するが、2%を境にして再び上昇する。また、マグネシウム添加量の増加につれて引張強さと耐力の差が大きくなっている。このような変化は加工硬化指数（n値）や一様伸びの増加と相関している。図3には、ひずみ量に対するn値の変化を示すが<sup>1)</sup>、マグネシウム添加量の増加に伴いn値の極大値が高ひずみ側で得られる傾向にある。日本では4.5%程度のマグネシウムに強度増加の目的で銅あるいはマンガンを微量添加した合金板が量産されている。銅添加により、2%引張加工により増加した耐力が、170°Cで30分加熱しても低下しにくくなる。近年、成形性をより向上させた5~6%のマグネシウムを含む高マグネシウム含有合金も開発されている。

また、深絞り性に相関のあるr値は、冷間圧延と中間焼鉢の組み合わせにより変えることができる。図4にr（各方向におけるr値の平均値）と成形性との関係を示すが、rの増加に伴い、絞り性は向上するが逆に張出し性は低下する<sup>2)</sup>。

図2 Al-Mg合金焼なまし材の機械的性質に及ぼすマグネシウム添加量の影響<sup>1)</sup>図3 Al-Mg合金のn値の変化に及ぼすマグネシウム添加量の影響<sup>1)</sup>（初期ひずみ速度： $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ）

図4 5182合金の $r$ と成形高さとの関係<sup>2)</sup>

穴あき（貫通）腐食に対しては、現用の鋼板の約10倍の耐食性があるので、鋼やステンレス鋼との接触腐食がなければ、アルミニウム合金では穴あきによる腐食は問題ないと考えられている。

### (2) 2000系合金、6000系合金

2000系(Al-Cu-Mg系)及び6000系(Al-Mg-Si系)合金は、焼入れ、焼戻し処理により高い強度が得られる熱処理型合金である。6000系合金では焼付温度によっては、耐力が焼付前に比較して150MPa程度まで向上する(図5)<sup>3)</sup>。一般に、時効硬化が大きくなるのは180~200°C付近で、この温度域で強度が急激に増加することが多い。近年、170°C程度の塗装焼付温度でも耐力が増加する材料の製造方法が各種検討されている<sup>3)</sup>。米国では耐デント性が重視されることもある、これまで高強度の2000系及び6000系合金を中心に開発が行われてきた。米国では2036合金がLincoln Town

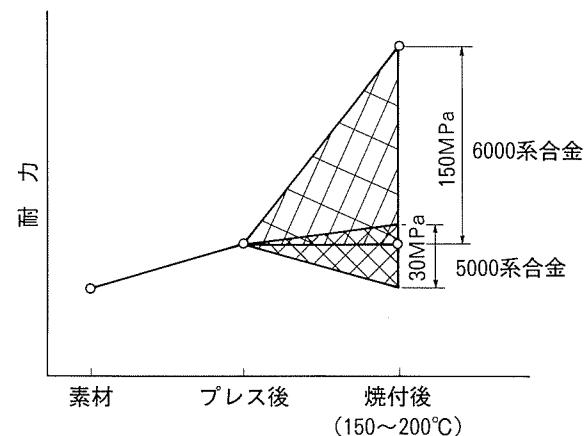


図5 塗装焼付後の耐力の変化の模式図<sup>3)</sup>  
耐力の変化量は、成分量や焼付条件によって変わる。  
5000系合金も銅添加量によって上昇する場合や低下する場合がある。

Carに1985年以降使用され、また今後多くの乗用車に6111合金が使われる予定である。日本では耐糸さび性が劣るとの理由で銅添加の6000系合金は受け入れられていないのが現状である。

### (3) 成形性

自動車ボディパネル用板の成形性について、表1に各合金の引張特性値を、表2に各材料の限界絞り比、エリクセン値、バルジ高さ及び限界穴広げ率を示す<sup>4)</sup>。アル

表1 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の引張特性値<sup>4)</sup>

合金系-質別	成 分 (mass%)	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	n 値	r 値
5000系-O材	Al-4.5Mg-Cu	270	140	30	0.30	0.67
	Al-4.5Mg-Mn	270	130	28	0.30	0.70
	Al-5.5Mg-Cu	280	130	33	0.30	0.70
6000系-T4材	Al-0.5Mg-1.3Si	260	140	30	0.23	0.70
	Al-0.7Mg-0.8Si-Cu	280	150	28	0.23	0.70
冷延鋼板 (SPC)	—	280~ 320	150~ 200	40~ 48	0.22~ 0.25	1.5~ 2.0

表2 自動車ボディ用アルミニウム合金板と冷延鋼板の成形性試験値<sup>4)</sup>

材 質	板厚 (mm)	限界絞り比 LDR	エリクセン値		バルジ高さ (mm)				限界穴広げ率 (%)		
					円	楕円 58×94	楕円 38×94	0°	90°		
			白ワセリン	ジョンソンワックス	φ100	0°	90°	0°	90°	切削穴	打抜き穴
Al-4.5Mg-Cu	1.0	2.07	9.4	10.2	30.2	21.2	21.0	15.2	15.1	50	35
Al-4.5Mg-Mn	1.0	2.06	10.4	10.6	30.4	20.6	21.0	14.6	14.8	46	30
Al-0.5Mg-1.3Si	1.0	2.04	9.5	9.7	29.6	22.3	21.2	16.8	15.8	51	38
冷延鋼板 (SPC)	0.8	2.21	11.8	12.4	34.5	25.4	23.8	18.2	18.1	162	120
冷延鋼板 (SPC)	1.0	2.23	12.6	13.1	36.6	27.1	25.2	19.9	19.7	165	124

ミニウムボディパネル材は、冷延鋼板 (SPC) より成形性は劣るため、適切な潤滑剤、潤滑条件の選定が重要である。アルミニウムボディパネル材のプレス成形では割れ対策として高粘度油の使用が有効である。生産現場における高粘度油の使用はハンドリング性などに問題があるが、それに代わる手段として固形潤滑剤をプレコートしておく方法がある。

アルミニウムボディパネル材は、冷延鋼板に比べて弾性係数が小さい分スプリングバック量が大きくなる。図6は帯板の両端部を押さえた状態から中央部を半径55mmの円筒面パンチで一定高さまで突き上げた時のスプリングバック量を、材料に発生した引張応力で整理し

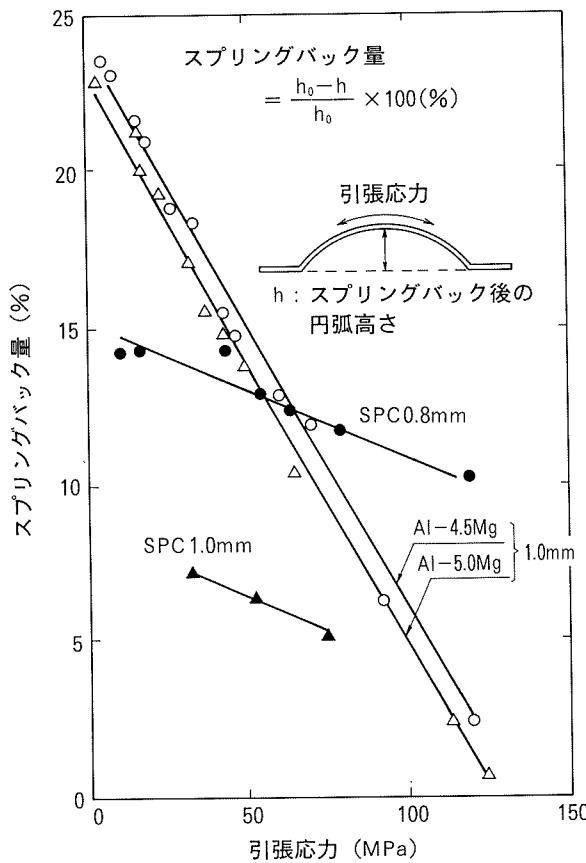


図6 円弧曲げのスプリングバック量に及ぼす引張応力の影響<sup>4)</sup>

たものである。引張応力が小さい場合は、アルミニウムボディパネル材のスプリングバック量は冷延鋼板より大きいが、引張応力が大きくなると、その傾向は逆転した。すなわち、アルミニウム成形品のスプリングバックを抑制するには、成形時に張りをきかせることが効果的である。

以上述べてきたアルミニウムボディパネル用合金板の成形性を冷延鋼板と比較して図7に示す<sup>5)</sup>。

## 2.2 接合

アルミニウム合金板の溶接は、鋼板に適用されている方法と本質的には変わらない。すなわち、その溶接法は圧接法と融接法に大別され、前者はスポット溶接が、後者はイナートガスアーク溶接がそれぞれ代表的である。

### (1) スポット溶接

アルミニウム合金は鋼に比較して熱伝導度と電気伝導度が高いために、スポット溶接には大電流、短時間通電が必要である。板厚が同一の鋼板同士あるいはアルミニウム合金板同士をスポット溶接する場合、およその目安としてアルミニウム合金板においては、溶接電流で鋼板の3倍、通電時間で1/7～1/8としなければならない。

スポット溶接用電極には、アルミニウム合金板用としてCu-Cr, Cu-Cr-Zr合金などが用いられている。アルミニウム合金板のスポット溶接用電極に関する問題は、そのドレッシング間隔（電極寿命あるいは連続スポット溶接可能回数）が鋼板の場合（軟鋼板：数万回、めっき鋼板：数千点）に比べて短いことである。連続スポット溶接試験において溶接部の強度低下を生じさせ、溶接回数を減少させているのは、電極と母材との接触面での発熱のために損耗した電極によって溶接部に発生した融合不良であると考えられる。

連続スポット溶接試験結果を表3に示す<sup>6)</sup>。合金板によって、適切な溶接電流は少し異なるが、いずれも電極寿命は800回程度で、差はほとんど認められない。Al-4.5Mg-Cu合金板の場合、前処理の酸化皮膜除去処理（酸洗）によって、溶接部の強度が向上し、かつ、そのばらつきも減少し、電極寿命が伸びる。これは、酸化皮膜除去処理によって、母材表面の酸化皮膜層が薄くなり<sup>7)</sup>、母材と電極との接触面での接触抵抗による発熱量が低くなつて電極の損耗が低減され、融合不良の発生が妨

特性値比較	
1.全伸び(EI)	25～30% ————— SPC比60～70%
2.ランクフォード値(r値)	0.6～0.8 ————— SPC比1/2
3.穴広げ率	40～50% ————— SPC比50～60%
4.密着曲げ	0.5～1.0R(内R)以上必要 ————— SPC比密着曲げ可
5.ヤング率(E)	70GPa ————— SPC比1/3
6.硬度(Hv)	70 ————— SPC比60%

特性値比較	
1.深絞りができない	———— SPCの60～70%
2.しづわ、面ひずみ出やすい	———— ボディしづわ対策必要
3.伸びフランジ量制限	———— SPCの50～60%
4.微小R曲げ不可	———— フラットヘムの規制
5.スプリングバック大	———— SPCの2～3倍
6.材料にきずが付きやすくかじりやすい	

図7 自動車パネル用アルミニウム合金板の成形性特性値と成形上の問題点<sup>5)</sup>

げられるためと考えられる。

アルミニウム合金板のスポット溶接機には、その物性にそい、大電流を正確に短時間で供給可能な溶接機が望ましい。電極寿命の改良では、高導電型の Cu-Ag-O 合金電極を用いることにより、めっき鋼板並みの電極寿命を実現したとの報告がある<sup>8)</sup>。

## (2) イナートガスアーク溶接

アルミニウム合金では、通常、交流あるいは直流逆極性 (DCEP: 電極側プラス、母材側マイナス) とアルゴンガスシールドによるアークの清浄作用 (クリーニング作用) の下で、母材表面の酸化皮膜除去と溶融金属の酸化防止を行って、健全な溶接部を得る。本法ではタンゲステン電極として交流を用い、電極と母材間に溶加材 (溶接棒あるいは溶接ワイヤ) を供給するティグ溶接 (TIG: Tungsten Inert Gas Arc Welding) と、溶加材を電極 (電極ワイヤ) として DCEP を用い、電極ワ

表3 代表的な自動車ボディ用アルミニウム合金板の連続スポット溶接性<sup>6)</sup>

母材 (1mm厚)	Al-4.5Mg-Cu	Al-4.5Mg-Mn	Al-0.5Mg-1.3Si	
引張性質	耐力 (MPa)	132	127	
	引張強さ (MPa)	261	265	
	伸び(%)	31	26	
表面程度	SF*			
前処理	なし			
接触抵抗値 ( $\mu\Omega$ )	196	195	70	
溶接電流 (kA)	22	22	24	
試験結果	電極寿命	800回		
	引張せん断荷重 (N/点)	2790	2860	2530

\* SF : Sand Finish.

表4 突合せ溶接部の引張性質 (JIS Z 2201, 5号試験片)<sup>6)</sup>

母材*	電極ワイヤ	余盛	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	継手効率 (%)	破断位置
Al-4.5Mg-Cu-O	5356	有削除	131	270	24	99	母材溶接金属
		135	266	18	98		
Al-4.5Mg-Mn-O	5356	有削除	127	267	24	100	母材母材
		128	265	23	100		
Al-0.5Mg-1.3Si-T4	5356	有削除	139	241	13	91	母材止端部溶接金属
		144	211	7	80		
	4043	有削除	142	244	13	93	母材溶接金属
		140	192	5	73		

\* 母材の引張性質は表3参照

ヤを自動的に送給するミグ溶接 (MIG: Metal Inert Gas Arc Welding) とが一般的である。

自動車ボディパネル用合金板 (板厚1mm) のアーク溶接で、突き合わせ溶接部の引張性質を表4に示す<sup>6)</sup>。突き合わせ溶接部の継手効率は Al-Mg 系合金では 96 ~ 100% であり、Al-Mg-Si 系合金では余盛ありで 91 ~ 93%，余盛なしで 73 ~ 80% である。Al-Mg-Si 合金は熱処理型合金のため、溶接のままでは溶着金属や溶接熱影響部の強度が低くなる。しかし、溶接後塗装焼付処理を模した 200°C で 30 分の熱処理を行えば、その強度が母材と同程度になる。

なお、最近、鋼板において、異なった材質、板厚、表面処理の板同士を溶接したティラードブランクを、ボディパネルにプレス成形する方法が開発されている<sup>9)</sup>が、アルミニウム合金板でも同様な検討が行われている<sup>10)</sup>。その他の接合法として、プラズマアーク溶接、スタッド溶接、レーザ溶接、圧接接合、爆発圧接、機械的接合がある。特に、機械的接合では、リベット接合、ねじ止め及びメカニカルファスニングなどが古くから知られており、アルミニウム合金の構造物の組み付けに適用されてきた。この中で、自動車ボディパネル用アルミニウム合金板には、メカニカルファスニングが適切であると報告されている<sup>11)</sup>。この他に、接着接合<sup>12)</sup>、ウェルドボンド<sup>13)</sup>なども検討されている。

## 2.3 表面処理

自動車ボディパネルにアルミニウム合金を採用するにあたり、鋼板と同様に、耐食性の確保は重要な課題である。アルミニウム合金を自動車ボディパネルに適用した場合、外観さび、特に糸さび腐食などの塗膜下腐食の発生による美観の低下が問題とされることが多い。自動車ボディパネル用アルミニウム合金の塗装下地処理としては、コスト及び生産性の観点から、鋼板と同一のリン酸亜鉛処理を採用することが自動車メーカーから望まれており、リン酸亜鉛化成処理薬剤の改良あるいはこれに適したアルミニウム合金素材の開発が行われている。

### (1) 塗装下地処理 (リン酸亜鉛処理)

リン酸亜鉛処理とは、リン酸、亜鉛、酸化剤などを含む溶液を用いた化成処理であり、自動車メーカーで鋼板の下地処理に採用されている。鋼板のリン酸亜鉛処理液でアルミニウム合金を処理すると、アルミニウムは反応性が乏しく、皮膜が少量しか析出しない<sup>14)</sup>、液中に溶出したアルミニウムイオンはリン酸亜鉛皮膜の析出を阻害する<sup>15)</sup>などの問題が生じた。現在では、これらの問題を解決するために、遊離フッ化物イオン (F) を添加して<sup>14)</sup>反応性を高めると共に、溶出したアルミニウムイオンをスラッジ化している。

5000系アルミニウム合金におけるリン酸亜鉛皮膜量と、塗装後の糸さび性の関係を図8に示す<sup>16)</sup>。リン酸亜鉛皮膜量が増加するほど糸さび長さが短くなり、リン酸亜鉛皮膜に糸さびの抑制効果がある。今後、耐水二次密

着性向上のためのフッ化物の濃度管理、アルミニウムスラッジ除去の検討が必要である。

## (2) 表面処理性及び耐食性からみた自動車用アルミニウム合金素材

アルミニウム合金板表面の汚染された酸化皮膜は、リン酸亜鉛処理性に影響を及ぼす。5000系合金についてリン酸亜鉛皮膜を比較した例を、図9に示す<sup>17)</sup>。酸化皮膜を除去すると、均一なリン酸亜鉛皮膜が生成する。

自動車ボディパネル用に適していると考えられる5000系又は6000系合金では、銅の含有量が多いほどリン酸亜鉛皮膜が生成しやすい<sup>18)</sup>。従って銅含有量の少ない合金では、リン酸亜鉛皮膜生成不足に注意する必要がある。6000系合金の場合は、銅添加は素材自体が塗装耐食性を大きく劣化させるので、できるだけ銅添加を少なくすることが好ましい。しかし、銅を減少させるとリン酸亜鉛処理性が低下するため、6000系合金へのリン

酸亜鉛処理の適用には注意が必要である。

現在では、多くの自動車メーカーで、5000系アルミニウム合金ボディパネルにリン酸亜鉛処理を施して実用化されている。なお、アルミニウム合金表面に亜鉛系金属めっきを施すことにより、アルミニウム合金のリン酸亜鉛処理性は亜鉛めっき鋼板と同等になる。このような亜鉛めっきを施したアルミニウム合金材も既に一部の自動車に採用されている。今後は、特に、6000系合金の適用や、研削部の耐食性向上などを検討することが課題である。

## 3. アルミニウム合金押出形材の構造部品への適用

アルミニウム合金形材は、形状の自由度が大きく、複雑な断面形状の部品や中空材でも容易に製造できる利点がある。押出加工で最終形状に近い断面の形材を製造することにより、機械加工のコストを低減した例や、中空形状を利用して、衝撃吸収部材に適用した例などがある。形材として一般に用いられる代表的なアルミニウム合金を表5に示す。

### 3.1 スペースフレーム

現在のボディは鋼板によるモノコック構造が主流であるが、軽量化を目的として、アルミニウム合金製スペースフレームの実用化が進んでおり、特に海外の自動車メーカーでは、量産ガソリン車へ適用している例もある<sup>19)</sup>。アルミニウムスペースフレームの代表例を図10に示す。

アルミニウムスペースフレームでは中空押出形材を用いることにより剛性を高めるとともに、スポット溶接が大幅に削減できるため、軽量化とコスト面で有効とされている。アルミニウムスペースフレームで考えられる利点には次のような項目が挙げられている<sup>20)</sup>。

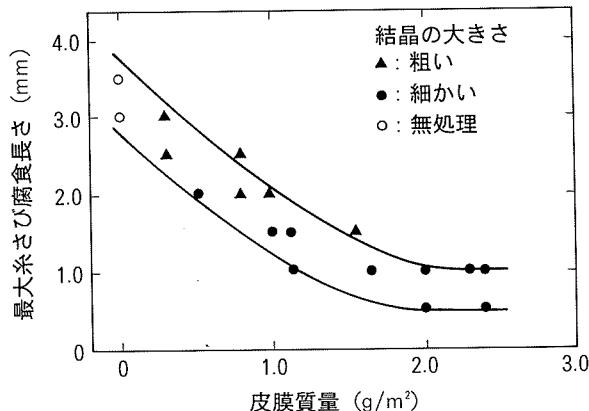
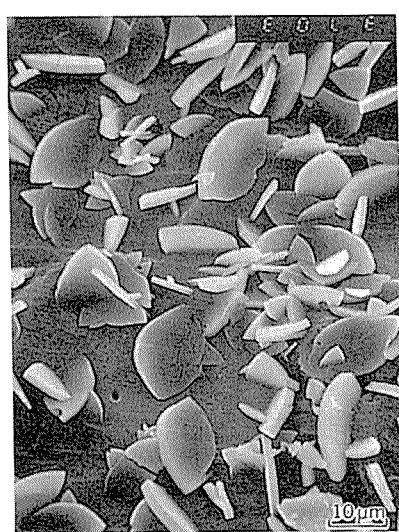
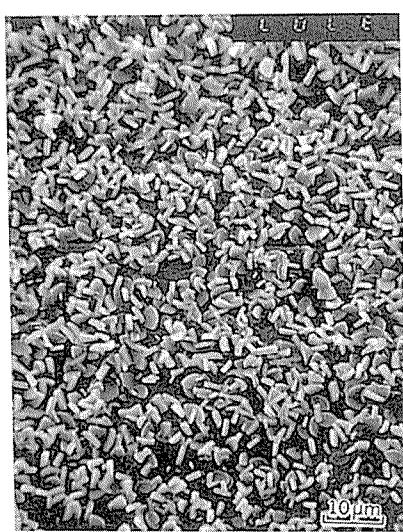


図8 アルミニウム合金における糸さび試験後の最大糸さび長さとリン酸亜鉛皮膜量の関係<sup>6)</sup>



(a) 加熱酸化皮膜あり



(b) 加熱酸化皮膜除去

図9 5000系自動車ボディパネル用アルミニウム合金上のリン酸亜鉛皮膜 SEM 写真<sup>17)</sup>

表5 押出形材として用いられる代表的な構造部品用アルミニウム合金

合金系	合金名	質別	代表的な機械的性質			耐食性*	溶接性*	押出性**
			引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)			
Al-Mg-Si系 (6000系)	6063	T5	185	145	12	◎ ◎	○	A
	6N01	T5	275	245	12	◎ ◎	○	A
	6061	T6	310	275	12	○ ○	○	B
Al-Zn-Mg系 (7000系)	7003	T5	360	325	18	○ ○	◎	C
	7N01	T5	380	315	17	○ ○	◎	D

\* ◎ : 非常に良い, ○ : 良い, △ : やや劣る, × : 劣る

\* \* A は非常に良く, B, C, D の順に悪くなる

(1) 部品数の削減

(2) ファスナー方式などの特殊な接合方法で溶接をなくせる。

(3) 衝突時の強度が現行の鋼製と同等などである。

(4) 設備投資が少ない(組立工場が小さくできる, 型費がいらない)。

(5) 車体質量が30~40%軽減できる。

(6) 車重を軽減することで波及効果が生じる(アセンブリパーツの小型化)。

(7) スタイルに自由度がある。

(8) リサイクル性に優れる。

スペースフレームは、押出形材を用い、接着、溶接、

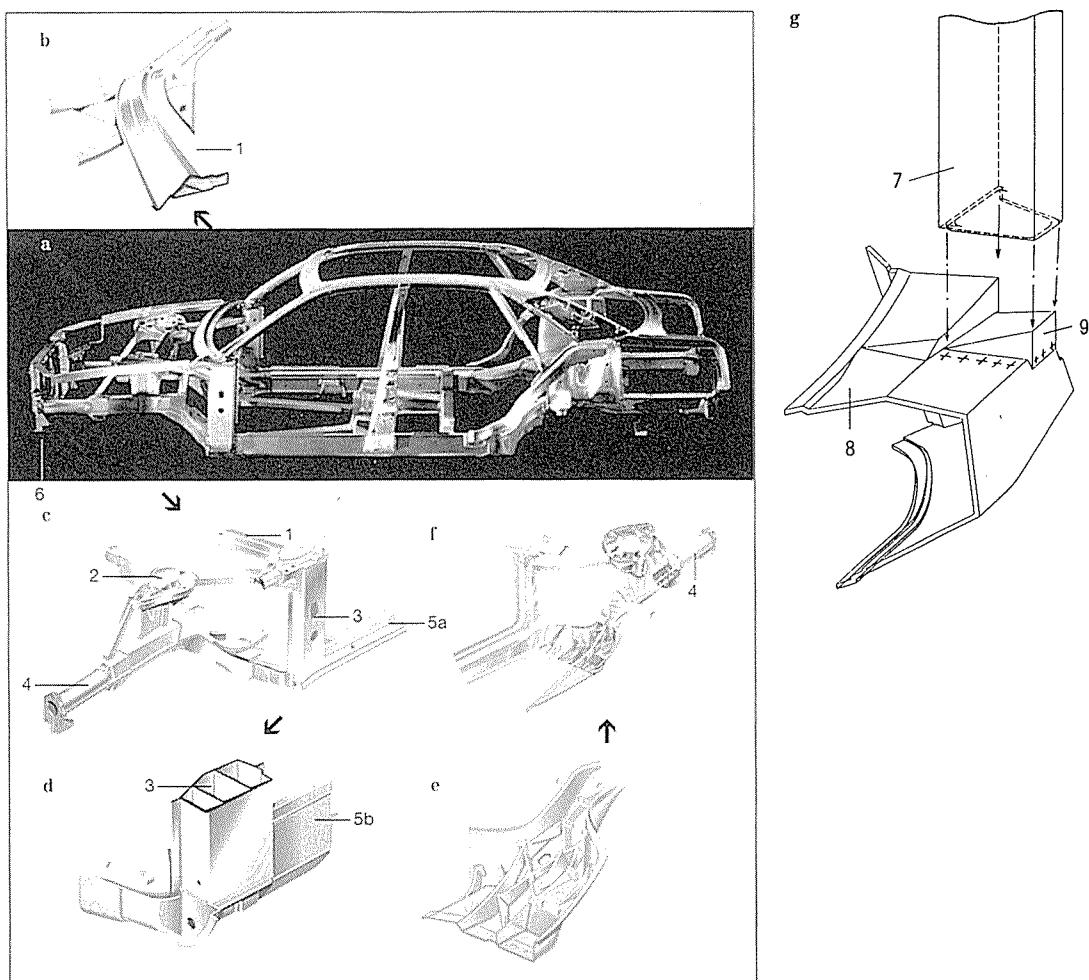


図10 Audi A8 モデルの車体に使用されているスペースフレームおよび継手

- a. サポートフレーム：押出形材と鋳物材を主として溶接で組み合わせている。形材の多くは、車体の輪郭に合わせて3次元曲げ加工が施されている。部品6はアルミニウムダイカストフロントパネル。
- b. ロアリム
- c. 車体前部構造の一部：部品2は鋳物継手、部品3は押出形材、部品4は筒状エネルギー吸収ユニット、部品5aは外面にパネルをクラッドしたドアシル。
- d. c の拡大図：部品3のトリプルホロー形材の断面形状、部品5bはドアシル部品(パネルを除いた状態)。
- e. ダイカストによる接合部品。
- f. e のダイカスト材を接合した図。
- g. 形材7(前面は機械加工されている)と鋳物継手8の面取り溶接、突出部9は部品の位置決めを容易にする。+++は面取り溶接の位置。

機械的接合などにより、接合される。形材の断面形状は口の字型、あるいは日の字型を基本としたものが主流であり、ポートホール押出法により製造される。合金系としては6000系合金(Al-Mg-Si)及び7000系合金(Al-Zn-Mg)がほとんどである。また、図11のように、フレームにアルミニウム合金中空材を使用し、バンパーだけでなく形材の塑性変形で衝突エネルギーを吸収する研究も行われている<sup>20)</sup>。

### 3.2 バンパーリインフォースメント

バンパーは車両の衝突時における車体の保護を目的としており、そのリインフォースメントとしては軽量化と共に補強材としての強度及び衝突エネルギーの吸収性が要求される。

従来のバンパーリインフォースメントは高張力鋼板をプレス加工、溶接、塗装することにより製造されるが、アルミニウム合金形材を用いたリインフォースメントの場合、ポートホール押出法を利用した中空形材が主流となっており、押出形材を曲げ、穴あけ加工して製造され、その質量は鋼性の2分の1から3分の2である。合金系としては6000系合金及び7000系合金がほとんどである。断面形状も日の字型、目字型、田の字型などがあるが、それぞれ衝突エネルギーの吸収特性が異なることから、必要に応じた断面形状の形材が適用される。表6は各種ホロー断面の機械的性質及び衝撃特性の一例である<sup>21)</sup>。

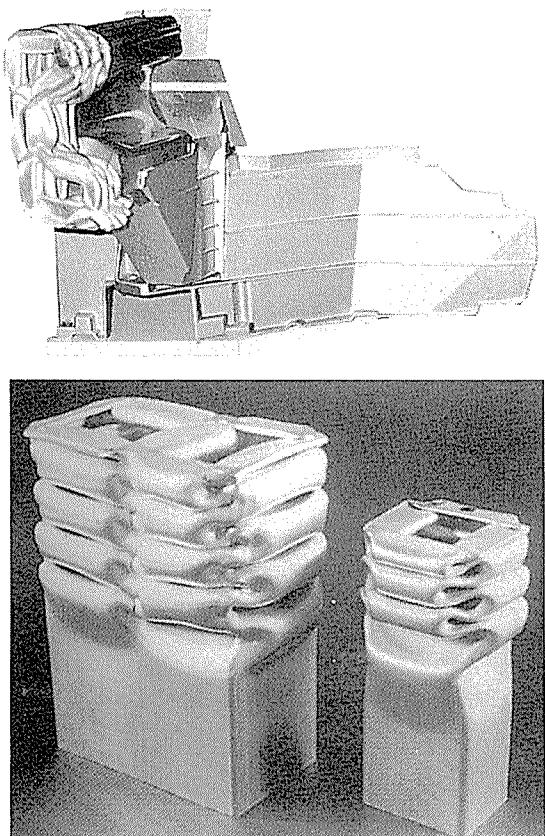


図11 衝撃吸収後の変形状態<sup>20)</sup>

表6 各種ホローバンパの機械的性質と衝撃試験データ(3.5mph)<sup>21)</sup>

断面形状	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	サイズ (mm×mm)	重量比 (□=1.0)	バンパ強度比 (□=1.0)	バンパ変形比 (□=1.0)
□	365	325	15	60×60	1.00	1.00	1.00
□	350	315	14	60×60	1.18	1.34	0.34
□	360	320	14	60×60	1.37	1.61	0.17
□	340	305	11	60×60	1.41	1.48	0.23

中柱を1本入れると質量が18%程度増加するのに対して、強度は34%程増加し、バンパーの変形は3分の1程度に小さくなる。

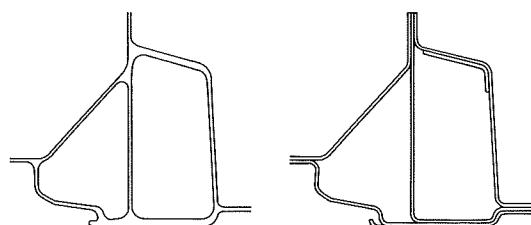
6000系合金は押出性が良いことから、比較的大型の形材が製造しやすく、形状の自由度が大きい。そのため、断面形状の工夫により、剛性が高く、衝撃吸収性の良いリインフォースメントが製造されている。また素材の引張強度は6061合金の場合には310MPa程度であるが、さらなる高強度合金も開発されている。これに対し、7000系合金は6000系合金に比べて高強度が得られやすいことから、形状を小さくでき、軽量かつ高強度なリインフォースメントに用いられる。

### 3.3 ドアビーム

ドア内部には、側突された時、ドアパネルの室内侵入を抑えて乗員の生存空間を確保するため、衝突エネルギーを吸収する目的でドアビーム(ガードバー)を備えている。ドアビームは高張力鋼のパイプが主流であるが、アルミニウム合金を適用する目的はバンパーリインフォースメントの場合と同じであり、軽量化及び断面形状の自由度の高さである。ただし、ドアビームはドアの内部に組み付けることから、大きさに制約が生じる。そのため、アルミニウム合金の中でも、7000系の高強度合金が一般に用いられる。

### 3.4 プロペラシャフト

プロペラシャフトにアルミニウム合金を用いると、質量が鋼製のものより30~40%軽減できるため、振動が減少するなどの効果がある。GMのコルベット、フォードのエアロスターなどで採用されている。シャフト材には、6061合金押出し管が一般的であるが、剛性の向上を目的として、6061合金にAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>粒子を20%添加させたDURALCANを適用した例や、6061合金に炭素繊維を巻き付けた例がある。ヨーク材には6061合金あるいは2024合金鍛造品などが適用されている。

図12 サイドシル (NSX)<sup>22)</sup>

## (5) その他

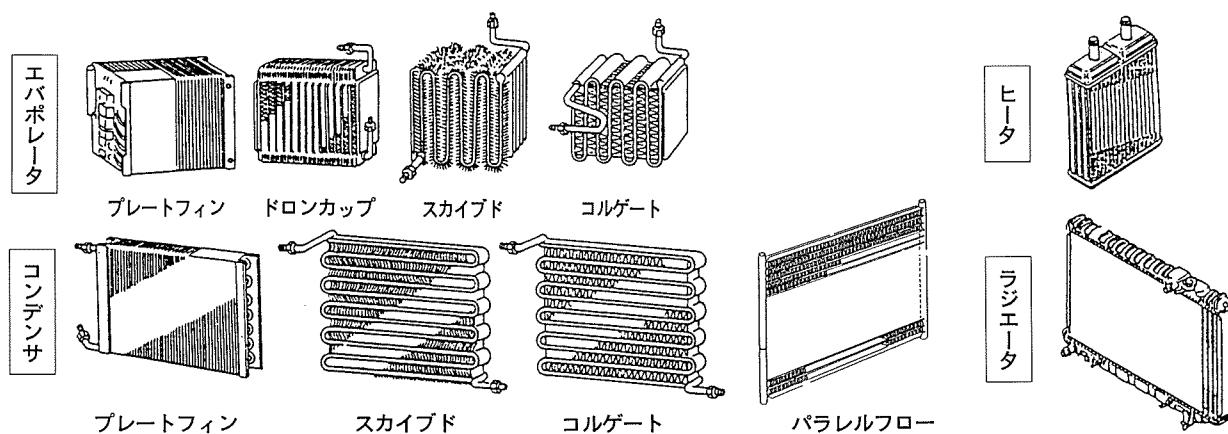
上記以外の形材の適用例として、シートレール、グリルガードやルーフキャリア、サイドシルなどが挙げられる。サイドシルの例を図12に示す<sup>22)</sup>。鋼製の場合（右側）には6個の部材で構成していたものが、アルミニウム合金押出形材を用いることにより、一体化されている（左側）。

## 4. 熱交換器

## 4.1 热交換器のアルミ化

自動車にはエンジンの冷却や空調を目的として多くの熱交換器が使用されている。それらは他の分野に使用されている熱交換器と比べて軽量・小型化の要求が極めて強い。軽く熱伝導性の良好なアルミニウム材料は自動車用熱交換器に適する材料といえる。事実、日本においてアルミニウムは1960年代から既にカーエアコンなどに採用され<sup>23)</sup>、現在では大部分の自動車用熱交換器に広く用いられており、今後さらにその用途を拡大すると見込まれる。

自動車用熱交換器はその用途や製造方法によって図13に示すような多様な形式が考案されている<sup>24)</sup>。自動車を取り巻く社会情勢、自動車に対するニーズ、アルミニウム接合技術及び自動車用アルミニウム製熱交換器の変遷を表7に示す。

図13 自動車用熱交換器の形式<sup>24)</sup>表7 社会情勢、自動車に対するニーズ、接合技術および自動車用アルミニウム製熱交換器の変遷<sup>3)~5)</sup>

年代	'70	'75	'80	'85	'90	'95
社会情勢	第1次オイルショック	第2次オイルショック	国内景気後退 円高			
			貿易摩擦円高 北米燃費規制: 1次 公害問題	対米輸出自主規制 北米燃費規制: 2次 地球環境保護 フロン規制		
自動車の動向		軽量化、燃費向上 排気ガス対策	軽量化、燃費向上 高性能化・高級化	軽量化、燃費向上 経済性		
ろう付法	フラックス トーチ 浸漬 炉中 ノコロック 無フラックス 高真空 低真空 VAW	部品、補修 エバボレータなど コンデンサなど			ラジエータ、コンデンサ エバボレータなど コンデンサなど コンデンサなど	
熱交換機	ラジエータ コンデンサ エバボレータ		コルゲートフィン スカイブフィン サーペンタイン プレートフィン	パラレルフロー ドロンカップ	コルゲートフィン パラレルフロー ドロンカップ サーペンタイン	

アルミニウム材料を熱交換器に適用するためには、管とフィン及び管と管板との接合技術が必要となる。アルミニウムの接合技術ではこの間に2つの変革があった<sup>25)</sup>。第一は1975年頃に相次いで実用化されたフラックスレスろう付け法である。この方法はろう付け環境として真空や不活性雰囲気が必要なために大型の設備となるが、それまでの浸漬や炉中ろう付けの課題とされていたフラックスの蒸発に伴う大気汚染・設備の腐食やろう付け後のフラックスの除去を解消し、高生産性・高品質の接合を

もたらした<sup>23) 26) 27)</sup>。第二に、1978年に公表されたノコロック(NOCOLOK)ろう付け法で<sup>28)</sup>、従来の塩化物フラックスの替わりにフッ化物系フラックスを用いるため、ろう付け後の残渣の洗浄を必要とせず、設備の損傷も軽減でき、ろう付け雰囲気の制約が緩和されるため簡便な設備で済むといった特徴があり、フラックスレスろう付け法と並んで各所で量産に適用されるまでに普及した。

#### (1) コンデンサ、エバポレータ

1960年代前半の日本において、カーブーラー用コンデンサ及びエバポレータにはすでにアルミニウム材料が使用されていた。コンデンサとしてオールアルミのスカイブドフィン型またはコルゲートフィン型が、エバポレータには銅管にアルミニウムフィンを機械接合したプレートフィン型が用いられた<sup>26) 29)</sup>。コルゲートフィン型コンデンサでは、コルゲート(Corrugate; 波状)加工されたブレージングシートフィン材とサーペンタイン(Serpentine; 蛇状)加工された多穴押出形材管を、塩化物フラックスを用いて炉中または浸漬ろう付けなどで接合していた。その後1970年代後半には生産量の増大が進む中で、コンデンサ、エバポレータともコルゲートフィン型が主流になった<sup>30)</sup>。次いで1980年代後半にはより熱交換性能に優れたドロンカップ型エバポレータが考案され次第に普及した<sup>31) 32)</sup>。他方コンデンサにおいても熱交換性能の向上と小型軽量化を指向して、小型の多穴押出形材を並列使用したパラレルフロー型が1988年に考案された<sup>33) 34)</sup>。この方式は冷媒使用量を削減できるので、フロン規制に伴う代替フロン対応としても有利であり、今後普及すると予想される。

#### (2) ラジエータ

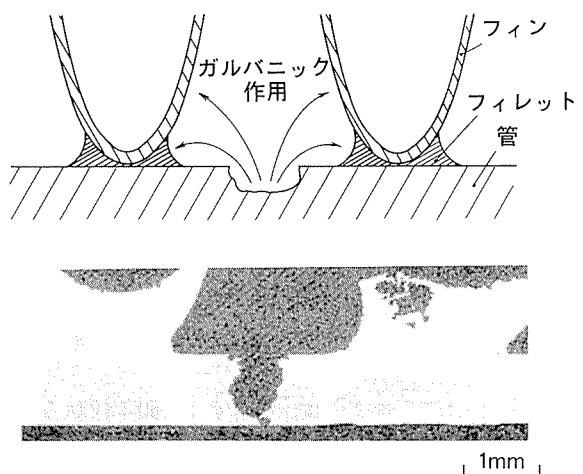
ラジエータのアルミ化は、米国では1950年代から盛んに検討され、1960年代以降には浸漬ろう付けによるドロンカップ型や炉中ろう付けによるチューブアンドコルゲートフィン型が一部のスポーツカーに試用された。しかし接合及び耐食性の点で信頼性が十分でなく普及するには至らなかった。1970年代後半には欧州で機械拡管式のプレートフィン型が小型車に正式採用された。ほぼ同じ頃、外面にろう材をクラッドした溶接偏平管をろう付けで接合するチューブアンドコルゲートフィン型が大型車に正式採用された。両者とも管内面の防食は不凍液に依存していた。1980年代には米国でも急速にチューブアンドコルゲートフィン型でアルミ化が進展した<sup>35) 36)</sup>。日本では管内面の耐食性に対する危惧が根強く、ろう材/芯材/Al-Zn犠牲陽極材の3層クラッド材からなる偏平溶接管がノコロックろう付けによって使用できるようになってようやく1987年に実用化され<sup>37)</sup>、その後次第に普及しつつある。

#### 4.2 アルミニウム製熱交換器用材料

(1) フィン用材料コルゲートフィン型では、3003を芯材とするブレージングシートフィン材と、1050管材の

組み合わせが一般的であり、管材はアルミニウム多穴押出形材をサーペンタイン型に曲げて用いられていた。その場合には図14に示すように管材に対してフィン材の自然電極電位が貴なためガルバニック作用によって管材の腐食が促進される傾向があった。このためフィンに犠牲陽極効果を付与する試みがなされ、フィン材に亜鉛を添加する方法が最も一般的であった。非フラックスろう付け法のうち、高真密度を必要としない場合には、亜鉛を含む合金をフィン材に使用することで管材の腐食を抑制できた<sup>38)</sup>。一方高真密度が必要な真空ろう付け法の場合、蒸気圧が高い亜鉛はろう付け加熱の過程でほぼ全量がフィン材から蒸発するため、真空で蒸発しにくく、公害及び製造上の支障が少ない、スズ及びインジウムなどがフィン材に犠牲陽極効果を付与する添加元素として用いられた<sup>39) 40)</sup>。

管材に押出形材を用いたコルゲートフィン型のコンデンサやエバポレータではろう付け接合するためにフィン材にブレージングシートが使用される。ろう付けされたためにはフィン材と管材が接触している必要があります。ユニットはろう付けの際に治具などによって外部から機械的に押し付け圧力が加えられる。サーペンタイン型の場合にはその構造上押し付け圧力が比較的高いため、ろう付け加熱時にしばしばフィンが座屈変形する現象(サグ)が発生した。また、ろうによる芯材の侵食(エロージョン)を生じ、有効なろうが欠乏して接合不良となったり、耐サグ性が低下することがあった。これらの現象はブレージングシートの製造条件と関係しており、図15のよう



部 位	電位 (V vs SCE)
フィン	-0.690
管外面 フィレット部	-0.694
管外面 フィン～フィン間	-0.762

図14 5か月間の沖縄モニタで生じた貫通腐食部断面と各部の自然電極電位<sup>38)</sup>

[管材: A1050, フィン材芯材: A3003, ]  
ろう付法: VAW法

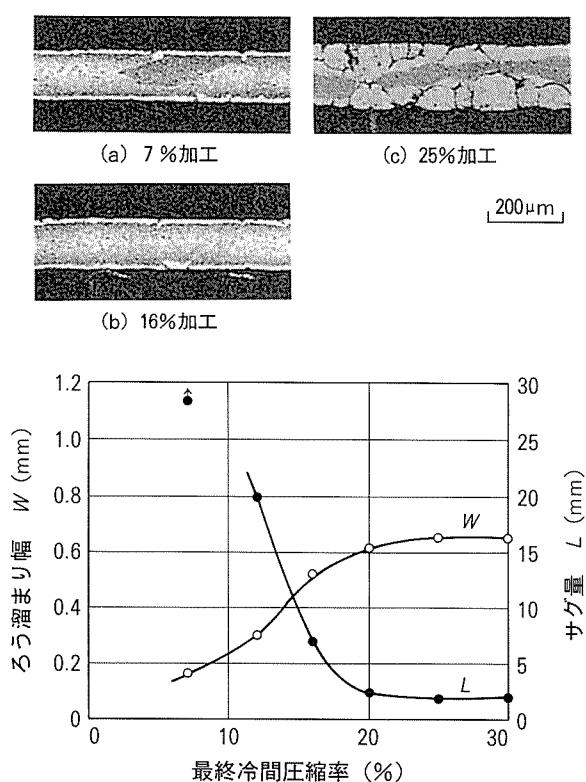
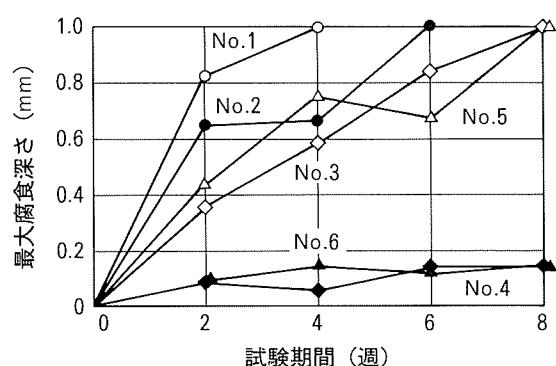


図15 ブレージングシートフィン材のろう溜まり性と  
サグ性に及ぼす最終圧延度の影響<sup>41)</sup>  
〔熱間・冷間圧延→中間焼純→冷間圧延  
370°C-1h 0.16mm〕



No.	管材	フィン芯材
1	A1050	A3003
2	A1050	Al-1.2%Mn-0.7%Zn
3	Al-0.3%Mn-0.2%Cu	A3003
4	Al-0.3%Mn-0.2%Cu	Al-1.2%Mn-0.7%Zn
5	A3003	A3003
6	A3003	Al-1.2%Mn-0.7%Zn

図16 各種VAWろう付コンデンサカットコアの  
腐食試験結果<sup>44)</sup>  
〔試験：浸漬30min (40°C3%NaCl)  
↓ ↑  
乾燥30min (50°C)〕

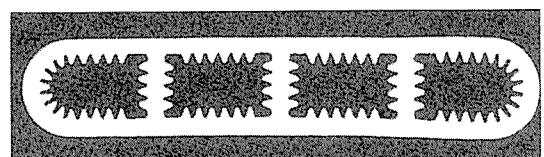
に母材が軟化材や高加工材では良好なろう付け性を示すが、低加工材の場合には耐サグ性が低下したりエロージョンを生じやすい<sup>41)</sup>。これは高加工材はろう付け加熱の過程で完全に再結晶するが、低加工材は再結晶が不完全で亜結晶粒（サブグレイン）が存在し、ろうの浸透速度が速くなり耐サグ性が低下するためと考えられている<sup>42) 43)</sup>。ブレージングシートの製造条件の適正化により、フィン材のろう付け性が向上した。

## (2) コンデンサ管用材料

上記のようにフィンを犠牲陽極として用いる場合、被防食体である管材の自然電極電位の調整も重要である。アルミニウムの自然電極電位及び自己耐食性に及ぼすマンガン及び銅添加の影響に関する基礎研究から、0.1～0.5%のマンガンと銅を含有するアルミニウム合金が良好な自己耐食性と貴な自然電極電位を有することを見いだした。図16のように少量のマンガンと銅を含む合金を管材として用いると、亜鉛を含むAl-Mn合金のブレージングシートフィン材との組み合わせで、良好な耐食性が得られた<sup>44)</sup>。

このように、管材及びフィン材の成分を適正にすることでコンデンサの耐食性は大いに向上したが、サーペンタイン型ユニットの両側端には曲げ加工部が存在し、その部分にはフィンが接合されないため犠牲陽極効果が得られなかった。その対策として、管材の押出直後に亜鉛をアーク溶射する処理が、高真密度を要しないノコロックフラックスろう付けとあわせて広く用いられるようになった<sup>45)</sup>。

現在コンデンサは従来のサーペンタイン型からより高性能が得られるパラレルフロー型に替わりつつある。市販のパラレルフロー型コンデンサの管材の断面を図17に示す。前者の場合管の厚さは約5mmであったのに比べ後者では2～3mmに薄くなり、同時に管壁の厚さも従来の約1mmから半分以下に低減している。コンデンサ用管材では冷媒の凝縮と凝縮液の排除を促すために、多穴管とすることで冷媒流路面積を広く確保している。それによれば、管の製造方法として従来のサーペンタイン型と同様の押出加工（図17(a)）に加えて、ブレージ



(a) 押出加工品



(b) ブレージングシート接合加工品 5 mm

図17 各種市販パラレルフロー型コンデンサの管断面

シングシートで作成した溶接管の内部にフィンを挿入して多穴管を形成する方法(図17(b))も採用されている。

### (3) エバボレータ用材料

エバボレータは自動車の室内側に設置されるため外気や道路からの腐食促進媒体の付着は少ないが、常時凝縮水が存在するため、過酷な使用環境ではコンデンサと同様に腐食の問題が生じた。サーベンタイン形エバボレータの場合にはコンデンサと同様の方法でフィン材と管材との間に適正な犠牲陽極作用を持たせることで良好に防食できた<sup>46)</sup>。

ドロンカップ形エバボレータはプレス加工したブレージングシートの積層体で管部が形成されるため、良好な耐食性を得るにはろう材とのガルバニック作用を考慮し、芯材自身の耐食性を改善する必要があった。芯材中の鉄及びケイ素の含有量を低く抑えることで耐食性が向上することが確認された<sup>47)</sup>。ろう材とのガルバニック作用は、芯材に銅を添加して、ろう付け加熱で表層に銅の濃度勾配を形成させ、芯材中央部の自然電極電位を貴にする方法で改善できた<sup>48)</sup>。また、芯材中へのチタン添加は耐食性を向上させるが<sup>49)</sup>、これはドロンカップ形エバボレータでも有効である。

### (4) ラジエータ用材料

ラジエータのアルミ化については当初から腐食の問題が懸念されていた。外面の防食は塗装に依存していたが、ろう付け加熱したAl-Mn系材料には粒界腐食を生じることがあり、管内面にも犠牲陽極層が必要であった。管外面についてはすでに犠牲陽極フィンによる防食法が見いだされており、むしろ管内面の耐食性の向上が課題であった。真空ろう付け法に適用できる方法として純アルミニウムやインジウムまたはスズを添加した内面表層材を用いたアルクラッドが検討された<sup>49) 50)</sup>。国内における本格的な実用化は1987年に報告されたノコロックろう付けによるチューブアンドコルゲートフィン型<sup>37)</sup>が最初で、常圧ろう付けの利点を活かしてAl-Znアルクラッドで内面の耐食性を確保していた。この方式によってようやく国内でもラジエータのアルミ化が普及するようになった。

また先頃、内面犠牲陽極に添加したマグネシウムをろう付けの加熱によって芯材に拡散させ、芯材中のケイ素とMg<sub>2</sub>Siを形成させて165MPa以上の強度を得る管材が考案された<sup>51)</sup>。さらに、十分な亜鉛量を含む厚い犠牲陽極内皮を具えることによって、芯材に含まれる銅の内表面への到達を妨げ、内面表層と芯間の電位差を100mV以上とすることで、内面耐食性は確保できることが見いだされた<sup>52)</sup>。

### 4.3 アルミニウム製熱交換器用材料の今後の課題

自動車用熱交換器では小型・軽量化の要請を背景に、これまでに大部分の熱交換器がアルミ化され、高性能化が推進してきた。今後の材料における課題は耐食性やユニットの強度などの必要特性を損なうことなく、いか

に薄くできるかであろう。自動車用熱交換器とそのアルミニウム材料のこれまでの進展において各部品の厚さは2~3割減少してきたが、それは材料強度の向上に依るものではなく、むしろ現行材料の強度に基づいて設計の見直しが図られた結果と考えられよう。今後は軽量化に加えてコストダウンの要請によって、薄肉化が促進されると考えられ、そのためには従来あまり検討されなかった高強度化が重要となろう。ラジエータ管材では高強度を指向すると芯材に粒界腐食を生じやすくなると考えられるため、高強度・高耐食の両立が課題である。

今後、材料の薄肉化が進むと予測すると、まず問題となるのが、先に述べたように薄肉フィン材のろう付けの確保であろう。また今後の薄肉化のためには、より低温でのろう付け方法、高強度材料が活用できるろう付け方法の検討が必要となろう。

## 5. その他の部品

### (1) エンジン部品

自動車に使用されるアルミニウム合金の大半は、エンジンとその周辺部品に用いられている。これらの部品は、ダイカストを含めて鋳物が圧倒的に多い。エンジンの約25%もの質量を占めるシリングーブロックは軽量化の利点が十分発揮できるために、積極的にアルミ化が進められている<sup>53)</sup>。また、従来鋳物一体化が主流であったインテークマニホールドも、展伸材のパイプと鋳物をろう付けにより一体化して、軽量化とともに、空気の流れをスムーズにして、エンジン性能の向上を図ったチューブタイプエアインテークマニホールドも実用化されている<sup>54)</sup>。

### (2) 足回り部品

足回り部品の軽量化は、走行性能の向上に効果的であり、ホイール、ロアーム、アッパーーム、サブフレーム、ブレーキキャリパーなどがアルミ化されている。足回り部品は重要保安部品のため、剛性、強度、韌性及び耐食性に優れた材料が求められ、鍛造材を中心に実用化されている。最近ではアッパーーム、ブレーキキャリパーなどに溶湯鍛造品が使用されつつある。溶湯鍛造品は従来の鋳物品よりも引張強さ、伸びとともに向上しており、鍛造品の材質レベルに近づいている。

アルミホイールは1ピースが8割以上を占め<sup>55)</sup>、ほとんどが鋳物であるが、最近一体鍛造も増えてきた。2ピースホイールでは、従来、鋳鍛造ディスクにフラッシュバット溶接→ロール成形したリムを溶接やボルトで組み合わせる例が多かった。3ピースホイールは、スピニング加工で主に成形され、アウターとインナーに2分割されたリムにディスク部を接合する組立方式になっている。

2ピースあるいは3ピースホイールに使用される板材は、主に5052, 5154, 5454などの5000系合金O材であり、いずれも応力腐食割れ抑制の観点から、マグネシウム添加量は3.5%以下の合金である。さらにリムには

6061合金板も一部使われており、この場合は応力腐食割れの問題はない。しかし、ホイール成形後に高強度を得るために溶体化処理、焼戻しを行わなければならず、焼入れで生じる変形を修正する必要があるため、限定的な使用にとどまっている。

### (3) エアーバック<sup>56)</sup>

主にアルミニウム材料が使用されているのは、インフレータである。インフレータには、鋼板のプレス加工品、アルミニウム合金製鍛造品、アルミニウム合金押出形材などが使用されている。接合の信頼性からアルミニウム合金鍛造品を摩擦圧接、または電子ビーム溶接によって接合して使用される比率が高い。また、押出形材製はバッグ容量の大きい助手席用に使用される。鍛造品には、ガス発生時の耐圧性能と冷間鍛造性から、主に5056などのAl-Mg系合金が使用されている。助手席用の押出形材製には量産に適した6061-T6材が使用されている。

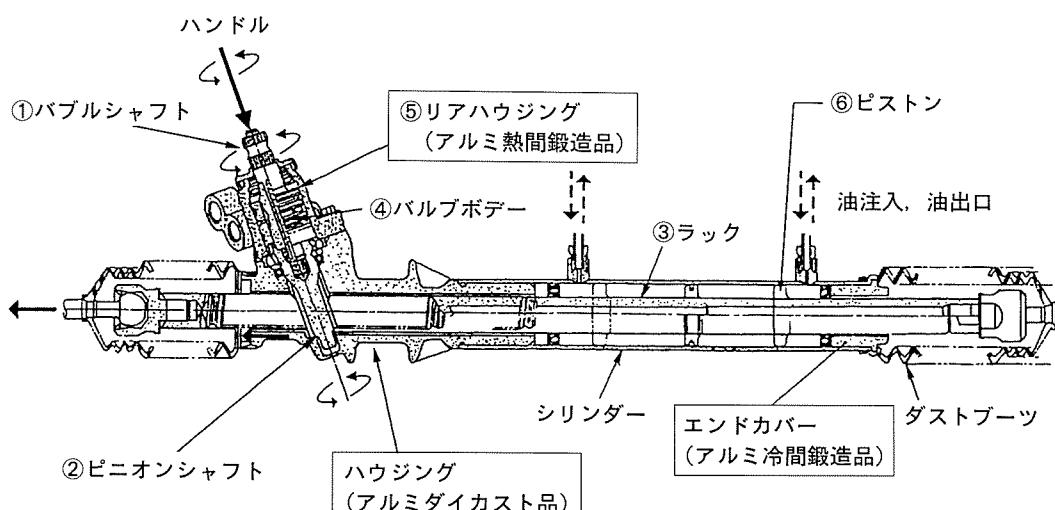
### (4) アンチロック・ブレーキ・システム(ABS)<sup>57) 58)</sup>

アクチュエータ(圧力調整装置)のハウジングとしてアルミニウム合金が広く使用されている。アクチュエー

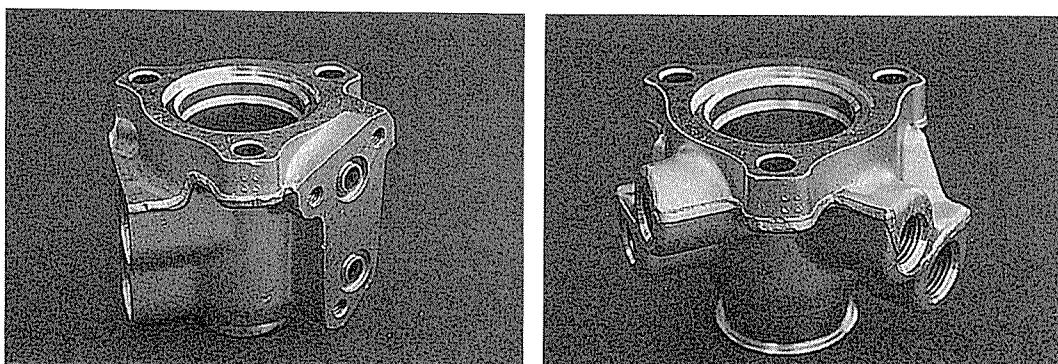
タは、コントローラからの指示に基づき、制動圧力を増減させる装置で、循環型・容積変化型など構造によって必要特性が異なり使用されるアルミニウム合金が選択される。2014-T6、2024-T4材などの熱間鍛造品が使用される循環型の場合は、主に耐圧強度が必要とされるが、これらの合金は、耐食性に劣るため、切削後にクロメート処理などの表面処理が施される場合が多い。また、容積変化型で摺動部があり、耐摩耗性が必要となる場合には、AC2B、AC4C-T6鋳物材、及びアルマイド処理を施した6061、6262-T6などの押出形材が使用されている。

### (5) パワーステアリング

パワーステアリングは、油圧を利用して、ハンドルの操作力を補う装置であり、その主要部品であるハウジング、及びリアハウジングには、高い耐圧性と耐摩耗性が必要となる。そのため、ハウジング用素材として以前は、鉄鍛造品が使用されていたが、軽量化の目的で現在はADC12などのダイカスト品が採用されている。また、リアハウジングにおいては、最も耐圧、及び耐摩耗性が



(a) ユニット断面図



(1) セドリック用

(2) サニー用

(b) リアハウジング

図18 パワーステアリングのハウジング<sup>58)</sup>

必要であり、図18に見られるように複雑な形状のものが多く、熱間鍛造性を改良したAl-共晶Si系合金を使用し高い安全性が得られている<sup>58)</sup>。耐摩耗用アルミニウム合金としては、4032, A390, 及びADC12などのケイ素を多く含む合金が一般的であり、合金中の共晶、及び初晶ケイ素により、高い耐摩耗性が得られる。また、これらの合金はケイ素添加量が6~20%と高いため線膨張係数が小さく、切削加工性も良好であり、同時に銅、及びマグネシウムが添加されているため、比較的高強度が得られる。

#### (6) コンプレッサー

小型・軽量化の要求の高まりとともにコンプレッサーにアルミニウム材料が多く採用され、図19に示すような斜板式コンプレッサーにおいては約80%のアルミニ化率が実現されている<sup>59)</sup>。コンプレッサー用アルミニウム合金に必要な機能としては、耐圧性、及び高速回転で摺動する斜板などには、高い曲げ疲労強度と耐摩耗性が要求される。それらの機能を満たすため、サービスバルブなどの耐圧部には2011, 2017-T6などの熱間鍛造品、及びADC12などのダイカスト品が、斜板、ピストンなどの摺動部にはA390, 4032-T6などの高ケイ素系合金熱間鍛造品が採用されている。

また、スクロール式コンプレッサーにおいても、耐摩耗が必要なスクロールにはAC8C-T6などの溶湯鍛造品や高Si系合金の熱間鍛造品が使用されている。

#### (7) トラック用部品<sup>60)</sup>

トラックの場合、平成6年より道路交通法による過積載規制の罰則が強化された。これは、過積載が原因の事故を減らすことを目的としており、違反した場合には、荷主、運送会社、ドライバーに対し、従来よりも厳しい罰則が課せられることになった。また、最近では重大事故を防ぐための安全装備の取り付け義務や、環境保護の

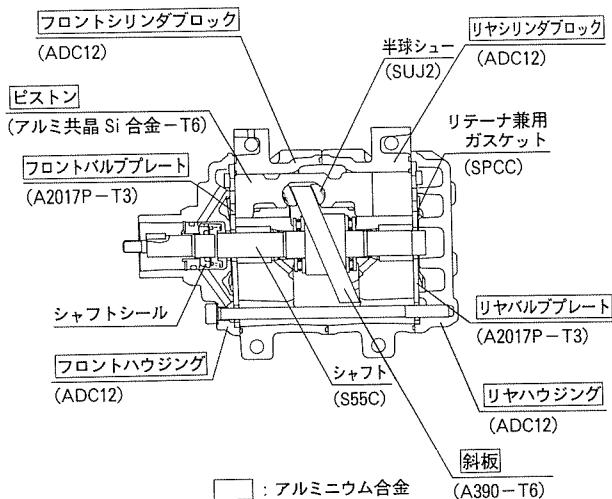


図19 斜板式10気筒コンプレッサ<sup>59)</sup>

ための排気ガス規制、騒音規制などが決定し、各種装備の取り付けによって、車両重量は増加する傾向にある。

車両総質量は車両保安基準によって決められているため、総質量に占める車体の質量が軽くなれば、それだけ積載量の増加が可能となる。装備重量が増加する中で、積載量を増加させ、かつ経費を抑えることを目的として、アルミニウムの採用による車体の軽量化が進んでいる。

以下にこれから期待されるアルミニウム部品例を示す。

- ・架装部（根太、床、フレーム、アオリ中柱、蝶番など）
- ・荷役省力化装備（昇降リフト、ラッシングレール、ローラーコンベアなど）
- ・安全装備（サイドバンパー、リヤバンパー、ABSなど）
- ・シャーシ、トラクタ部品（アルミホイール、クロスメンバー、シートサスペンション、フレーム、エアタンク、燃料タンク、ラジエーター、インタークーラー、トランスマッシュションケース、エンジンシリンドーヘッド、エンジンマウントなど）

## 6. アルミニウム系新材料

### 6.1 急冷凝固合金

急冷凝固アルミニウム合金（以下、Powder Metallurgy: PM合金）は、溶製法によるアルミニウム合金（以下、Ingot Metallurgy: IM合金）に比べて、金属組織が微細であること、合金元素が過飽和に固溶できること、マクロ偏析を低減できること、高濃度合金の製造が可能なことから、アルミニウム合金の性能の向上が図れるため、その研究開発が活発になされている。

#### (1) 製造プロセス

##### (a) 急冷凝固法

凝固における冷却速度を高めるには、液相の有する熱を急速に奪い、凝固を速やかに完了させなければならない。このため、一般には液体を微小な液滴にし、その表面から熱を冷却された金属体やガスにより奪う方法が取られている。アルミニウム合金においては、ガスとくに空気を用いたアトマイズ法が生産性の点から主流となっている。一般的な空気アトマイズ法の冷却速度は10<sup>2</sup>~10<sup>4</sup>K/s程度である。

##### (b) 固化・成形法

一般に、アルミニウム合金粉末の表面は酸化皮膜に被われており、また水分が吸着している。酸化皮膜については、固化成形前に還元して除去することは困難なので、固化成形時に酸化皮膜を分断し粉末同士の接合を図る必要がある。図20に急冷凝固アルミニウム合金粉末の代表的な固化・成形法を示す。粉末押出法は、急冷凝固アルミニウム粉末で一般に用いられる方法である。合金粉末を冷間で圧粉し（圧粉工程は省略されることもある）、脱ガス処理後、熱間押出に供せられる。脱ガスは真空下あるいは雰囲気下での加熱など種々の方法で行われてい

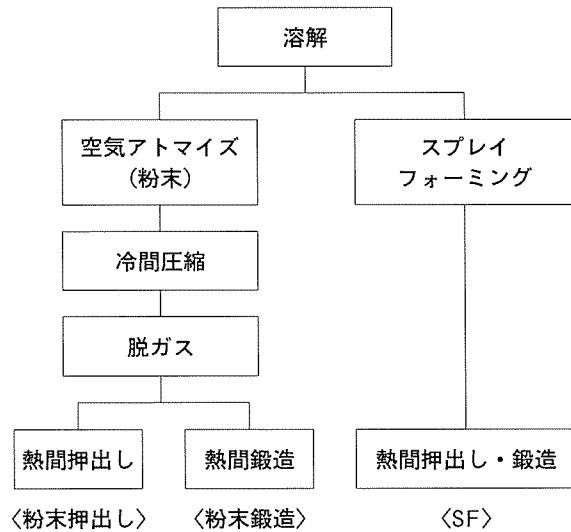
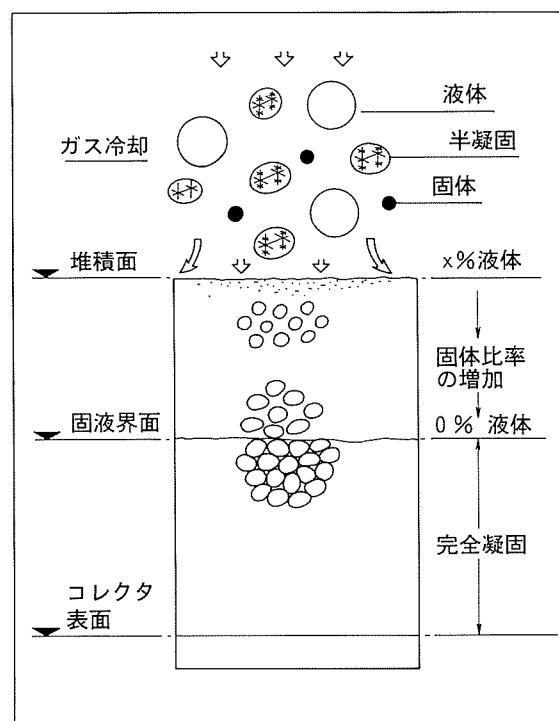


図20 おもな固化・成形工程

るが、やはり最終製品の要求特性に応じて選択することが望ましい。三次元的な複雑形状の製品には、粉末鍛造法が検討・開発されている。この方法では、粉末の固化と三次元形状の Near Net Shape 成形が可能となり、機械加工コストの低減と材料歩留の向上が図ることができる<sup>61)</sup>。

### (c) スプレイフォーミング法

近年、バルク形状の急冷凝固材を得る方法として、スプレイフォーミング (Spray Forming; SF) が注目されている。図 21 に SF の凝固機構<sup>62)</sup>を模式的に示す。

図21 SF の凝固機構 (イギリス・Osprey Metals 社提供)<sup>62)</sup>

金属の溶湯流に窒素ガスを吹き付けると、半溶融のスプレイがコレクタ表面に衝突し堆積していく。堆積層は次第に成長しプリフォームとなる。冷却速度は  $10^2 \sim 10^3$  K/s 程度とみられるが、スプレイ条件により異なる。図 22 に SF 法で製造された急冷凝固合金プリフォームの外観を示す。SF 材は不活性雰囲気中で緻密なバルク形状に製造されるため、粉末合金に比べて酸素や水素の含有量が極めて少なく、高品位となる。また、緻密であるため脱ガスの必要がなく、押出においても誘導加熱が利用でき、工程が簡略化されるとともに、加熱による急冷凝固組織の粗大化を最小限に抑えることが可能である。

### (2) 急冷凝固合金の特性

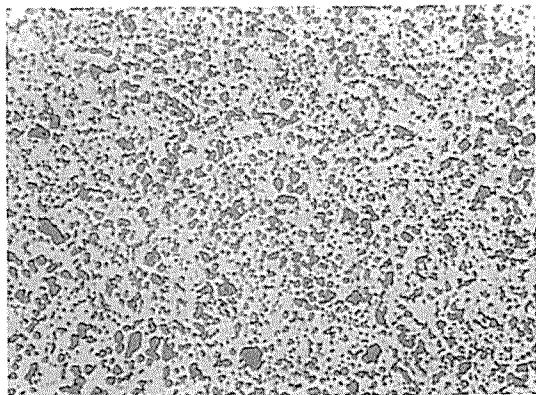
#### (a) 耐摩耗性合金

Al-Si 系合金は、鋳物材及び展伸材として製造され、工業的に広く利用されている。従来の溶製法では、ケイ素添加量が増加すると初晶ケイ素粒子が粗大になり、機械的性質や加工性が劣化する。Al-Si 系合金に急冷凝固を適用すると初晶ケイ素の微細化が図れる<sup>63)</sup>。図 23 に過共晶 Al-Si 系合金の押出材のミクロ組織を示す。SF 法では、Si 粒子が著しく微細となる。

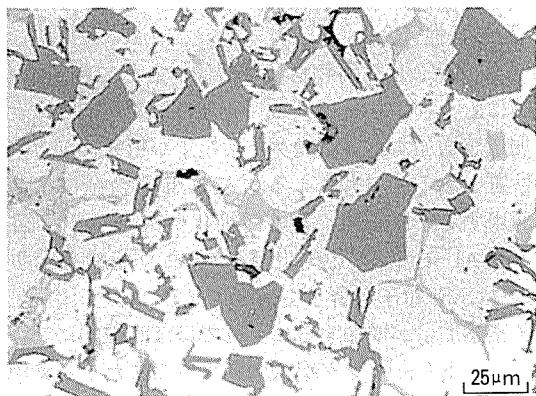
ケイ素添加量が増加するにつれてほぼ直線的に、線膨張係数は低下し、ヤング率は増大する。またケイ素添加量の増加とともに、耐摩耗性は向上する。Al-Si 二元合金の粉末押出材の引張強度は 200MPa 程度とあまり高くないので、銅やマグネシウムを添加し時効硬化による常温強度の改良や、鉄、マンガン、ニッケルなどの遷移金属を数% 添加し、耐熱性の向上が図られる。



図22 スプレーフォーミング法で製造された急冷凝固合金プリーフォーム外観



(a) P/M 合金 (Al-20Si-2Cu-1Mg)

図23 過共晶 Al-Si 合金のミクロ組織<sup>63)</sup>

## (b) 耐熱合金

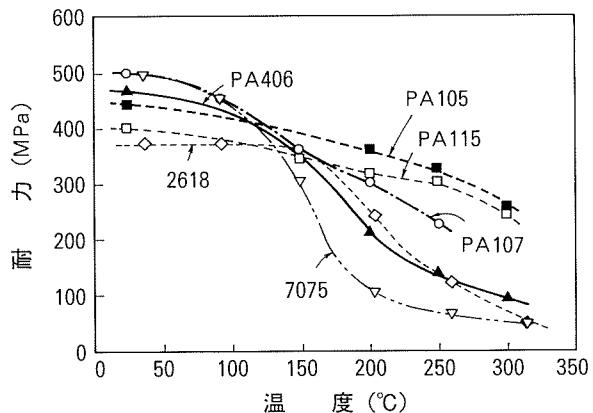
遷移金属はアルミニウム中にはほとんど固溶せず、また拡散速度が小さく、さらにアルミニウムと金属間化合物を形成する。急冷凝固法により、アルミニウムと遷移金属との金属間化合物を微細に分散することができれば、アルミニウム合金の耐熱性を向上できる。鉄、ニッケル、マンガンは代表的な遷移金属として、急冷凝固アルミニウムに添加される。図24にAl-Fe系合金などの高温での引張耐力を示す<sup>62)</sup>。

## (c) 高強度合金

Al-Zn-Mg系の7075合金は高強度アルミニウム合金の代表的なものである。急冷凝固法では、亜鉛添加量を高濃度化あるいはバナジウム、ジルコニウムなどを1%前後添加することにより、さらに高強度化することができる。

## (3) 応用

日本においては、急冷凝固アルミニウム合金は1980年頃から研究・開発され、自動車部品や家電製品に利用されている。カーエアコン用コンプレッサのロータやベーンは急冷凝固Al-Si系合金の代表的な用途である<sup>64)</sup>。これらにおいては、耐摩耗性、低線膨張係数、高剛性、強度などが要求され、Al-17~20% Si-4~8% (Fe+Ni+Mn)-Cu-Mg合金が選定されている。また、Al-17% Si-6% Fe系合金が自動車向け過給機のロー

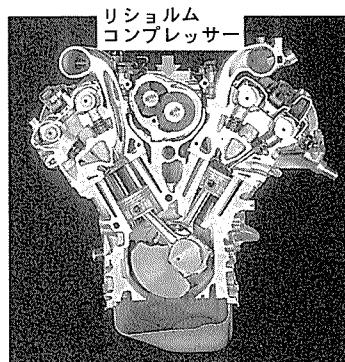
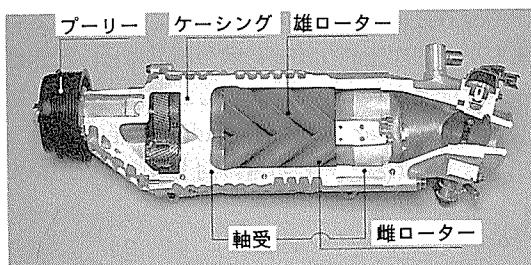
図24 各種合金の各温度における引張耐力 (100h 保持後)<sup>62)</sup>

PA105 : Al-8Fe-2V-2Mo-1Zr

PA115 : Al-8Fe-1V-1Mo-0.75Zr

PA107 : Al-8Fe-3Si-V-Mg

PA406 : Al-17Si-6Fe-4.5Cu-Mg-Mn

図25 ミラーサイクルエンジン (上) と  
リショルムコンプレッサー (下)<sup>62)</sup>

タに一部適用されている (図25)<sup>62)</sup>。

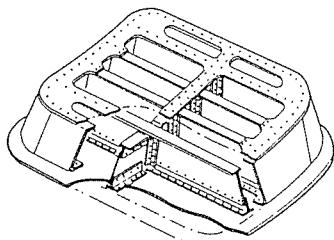
エンジン部品、特にコンロッド、バルブ、リテナー、ライナーなどは現在主に鋼が使用されているが、これらの部品の軽量化は燃費や性能の向上の効果が大きく、急冷凝固アルミニウム合金の適用が検討されている<sup>65) 66)</sup>。

## 6.2 超塑性材料

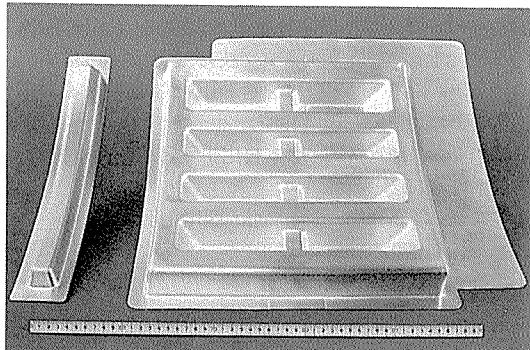
超塑性とは、ある条件下で変形すると、低応力で異常に大きな延性を示す現象である。アルミニウム合金では高温 (400~600°C) で数100%の伸びを示す。表8に各種アルミニウム系超塑性材の性能を比較して示す<sup>67)</sup>。この超塑性を利用して自動車部品の一体化成形加工を行っ

表8 各種アルミニウム系超塑性材の性能比較<sup>66)</sup>

合 金	機械的性質		超塑性特性			
	引張強さ MPa	耐 力 MPa	伸び (%)	最適成形温度 (°C)	最大伸び (%)	ひずみ速度 (s <sup>-1</sup> )
Al-78%Zn	250	200	60	250	1500	10 <sup>-2</sup>
Al-5%Zn-5%Ca	180	158	12	550	600	10 <sup>-2</sup>
2004(T6)	420	300	8	470	1600	10 <sup>-3</sup>
Supral 220(T6)	510	450	6	450	1100	10 <sup>-3</sup>
7475(T6)	550	470	15	516	1000	10 <sup>-4</sup>
8090(Al-Li)	441	367	5	500	875	10 <sup>-3</sup>
SiC/2124	—	—	—	525	300	10 <sup>-1</sup>
Neopral(Al-Mg)	334	172	25	500	800	10 <sup>-3</sup>
P/M 7475+0.7%Zr	647	558	15	520	600	10 <sup>-1</sup>
IN 90211	—	—	—	475	550	10



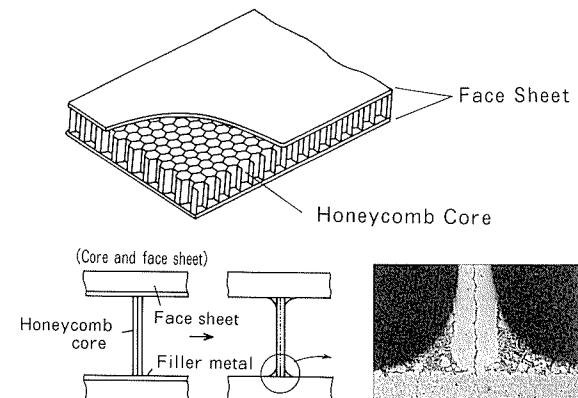
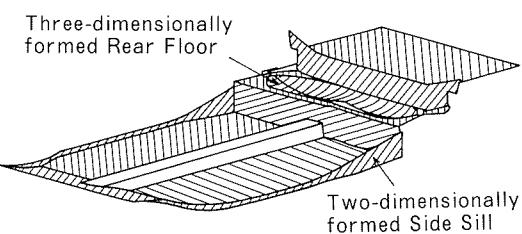
(従来工法)

図26 超塑性を利用した7475合金の成形例<sup>67)</sup>

ている例もある。超塑性による一体化成形加工では、雄・雌型の一方だけで成形し、また複数の部品を一体化できる。このため型費や作業工数の削減によるコストダウンが可能となる。図26は超塑性を利用した7475合金のドアの成形例である。従来の板金プレス成形とリベットによる接合法では45個の部品と400個のリベットで組み立てられていたが、この超塑性一体化加工法では3個の部品と80個のリベットででき、15%の質量軽減と30%のコストダウンが可能となった<sup>68)</sup>。ただし、通常の常温のプレス成形に比べて成形に時間がかかるために多品種少量の部品に適している。

### 6.3 ハニカムパネル

アルミニウムハニカムは図27に示すように、ハニカムコアと面板から構成されており<sup>69)</sup>、コアと面板は接着

図27 ろう付けハニカムの構造<sup>69)</sup>図28 ろう付けアルミハニカムの適用例 (TOYOTA AXV-4)<sup>70)</sup>

方式かろう付け方式で接合されている。いずれの方式も軽量化、剛性、衝突時のエネルギー吸収はほぼ同じで、同一の質量を持つアルミニウム板材や鋼板に比べるとなるかに曲げやねじれの剛性が高くなる。ハニカムパネル同士を溶接で接合する場合にはろう付け方式が適している。新型の新幹線車両にはろう付けハニカムパネルが多用されている。またハニカムパネルは一般には平面であるが、二次元あるいは三次元曲面を有するパネルを製造することも可能である。車体の剛性を上げるために軽量で高剛性のアルミハニカムパネルを床材に用いたコンセプトカーが開発されてきた。たとえばマツダコンバーティブル、ダイハツTA-X80、マツダAZ550、トヨタAXV-4、京セラSCV-2などに適用された。図28はトヨタAXV-4の例である<sup>70)</sup>。

## 7. おわりに

最後に今後の動向について述べて本技術資料のまとめとしたい。

自動車を取り巻く環境は、燃費、地球温暖化、大気汚染、リサイクル、安全性の点で年々厳しく、省エネ・省資源、環境との調和を重視した車造り体系への転換、構築が急がれるに至っている。欧米では21世紀の車造りを根本から研究開発しようとの活動が、国境を越えての共同開発プロジェクトの形をとって展開されつつある<sup>71)</sup>。

欧州ではEU加盟各国の参加した研究開発ネットワーク EUREKA の下で MOSAIC Project (Material Optimization for a Structural Automotive with an Innovation Concept), PIV Project, BRITE-ERAM Technology Project, SINTEF Project などが21世紀軽量車開発を目的として活動して、有効な成果が得られつつある。MOSAIC Project ではそのコンセプトは、アルミスペースフレーム構造車体、ボディ外板プラスチック複合材による車造りにあり、現行車に比べ20~25%の軽量化、10~15%の設備投資減が可能との見解を出している。その他のプロジェクトもアルミスペースフレーム構造を前提として研究開発が進行している。

米国においても2つの大きなプロジェクトが行われている。ひとつはカリフォルニア州の CALSTART Project である。大気汚染が激しいカリフォルニア州では独自の大気汚染防止条例が1990年に改定され、低公害車、低公害燃料に関する規定が強化された。その中で、1998年2% ZEV (Zero Emission Vehicle, 無公害車) の販売が義務付けられた。このプロジェクトは電気自動車の開発が目的で、大気汚染改善の目標を2010年までに1991年の80%改善においている。現在試作されている車体はアルミニウム押出形材によるスペースフレーム構造、ボディ外板はプラスチック製で、ホワイトボディ、シャーシー、サスペンション、ブレーキディスク、シートフレームなど主要構造部品にアルミニウム材料が多用されている。もう一つは1993年2月、大統領府から提示された政府と米国自動車工業界の共同プロジェクト PNGV (Partnership for a New Generation of Vehicle) である<sup>72)</sup>。予算1兆円、期間10年の大プロジェクトで、このプログラムはクリーンでかつ現行の燃費の3倍、80mpgが達成できる次世代自動車技術の確立を目標としている。1994年を基準にボディ50%, パワートレイン10%, 燃料系55%, シャーシー50%の軽量化、そして車両質量40%減の889kgの実現を目指している。ここでも軽量化、リサイクル性からアルミニウム材料が大きな役割を果たすことは明らかである。今後、21世紀軽量車開発の中で自動車のアルミ化は増え進展するものと考えられる。

## 参考文献

- 1) 内田秀俊、吉田英雄：軽金属、45(1995), 193.
- 2) S. Hirano, H. Uchida and H. Yoshida : Anisotropy in Mechanical Properties of Al-4.5%Mg Alloy Sheet, The 4th International Conference on Aluminium Alloys, Georgia Institute of Technology, Atlanta, GA, (1994), 362, Sumitomo Light Metal Technical Reports, 36 (1995), 79.
- 3) 吉田英雄、平野清一：本誌、32(1991), 20.
- 4) 竹島義雄、疋田達也、宇都秀之：本誌、32(1991), 39.
- 5) 宮岡博也、藤川澄夫：プレス技術、29(1991), 54.
- 6) 難波圭三、佐野啓路、水越秀雄、長谷川義文：本誌、32(1991), 56.
- 7) 長谷川義文、清谷明弘、伊藤秀男、宇佐見 勉、小山高弘：本誌、32(1991), 74.
- 8) 熊谷正樹、佐野啓路、永田公二、難波圭三：本誌、35(1994), 145.
- 9) 白田松男：製鉄研究、第337号、(1990), 1.
- 10) E. R. Pickering, M. A. Glagola, R. M. Ramage and G. A. Taylor : SAE Technical Paper, 950722 (1995).
- 11) 例えば、F. R. Hoch : SAE Technical Paper, 780396, (1978).
- 12) 松岡潤一郎：表面技術、40(1989), 1199.
- 13) S. McCleary and F. Hulting : SAE Technical Paper, 950715, (1995).
- 14) O. Furumura, H. Ishii and S. Tanaka : Phosphate Treatment for Car Bodies with Aluminium Alloy Parts : 日本パーカライジング技報、No.5、(1992), 8.
- 15) 前田靖治、鈴木 勝、今村 勉、出口武典、片山喜一郎：日新製鋼技報、No.51、(1984), 39.
- 16) 鶴野招弘、豊瀬喜久郎、藤本日出男：R&D 神戸製鋼技報、42(1992), 41.
- 17) 清谷明弘、伊藤秀男、小山高弘、西尾正浩：本誌、31(1990), 255.
- 18) 小山高弘、長谷川義文：本誌、33(1992), 92.
- 19) A. Koewius : Aluminium-Spaceframe-Technologie, Aluminium, 70(1994), 144.
- 20) 軽金属協会編：自動車のアルミ化技術ガイド(材料編)，(1993), 29.
- 21) 前田 龍、上野誠三、宇田克彦、松岡 建：古河電工時報、No.92、(1993), 50.
- 22) 小松泰典、伴 恵介、村岡康雄、矢羽々隆憲、安永晋拓、塙川 誠：Honda R&D Technical Review, No.3, (1991), 27.
- 23) 石丸典生、三浦達夫：軽金属、33(1983), 157.
- 24) 竹内桂三、磯部保明：軽金属学会第39回シンポジウム、(1991), 19.
- 25) 川瀬 寛：軽金属、36(1986), 514.
- 26) 蓮井 浩：Al-ある, Sept., (1970), 12.
- 27) 金子正丈：Al-ある, Jul., (1973), 49.
- 28) W. E. Cooke, T. E. Wright, J. A. Hirschfield : SAE Technical Paper, 780300, (1978).
- 29) 浅野祐一郎：Al-ある, Nov., (1972), 3.
- 30) 萩原理樹、若松千代治：本誌、26(1985), 45.

- 31) I. Kurosawa and I. Noguchi : SAE Technical Paper, 870030 (1987).
- 32) T. Ohara and T. Takahashi : SAE Technical Paper, 880047 (1988).
- 33) C. E. Goodremote, L. A. Guntly and N. F. Costello : SAE Technical Paper, 880445 (1988).
- 34) A. Sugihara and H. G. Lukas : SAE Technical Paper, 900597 (1990).
- 35) 川瀬 寛 : Al-ある, Sept., (1980), 18.
- 36) 軽金属協会編 : 海外のアルミニウム製ラジエータ技術調査報告書 (1987).
- 37) Y. Ando, I. Nita, M. Uramoto, H. Ochiai and T. Fujiyoshi : SAE Technical Paper, 870180 (1987).
- 38) 福井利安, 入江 宏, 池田 洋, 田部善一 : 本誌, 21 (1980), 114.
- 39) M. Hagiwara, Y. Baba, Z. Tanabe, T. Miura, Y. Hasergawa and K. Iijima : SAE Technical Paper, 860080 (1986).
- 40) 当摩 建, 工藤 元, 竹内 庸 : 軽金属, 34 (1984), 157.
- 41) 田部善一, 馬場義雄, 宇野照生, 萩原理樹 : 本誌, 27 (1986), 1.
- 42) 鈴木 寿, 伊藤吾朗, 小山克己 : 軽金属, 34 (1984), 708.
- 43) 山内重徳, 加藤健志 : 本誌, 32 (1991), 163.
- 44) 池田 洋, 田部善一 : 本誌, 23 (1982), 142.
- 45) K. Ishikawa, H. Kawase, H. Koyama, K. Negura and M. Nonogaki : SAE Technical Paper, 910592, (1991).
- 46) K. Iijima, T. Miura, Y. Hasegawa, Y. Baba, Z. Tanabe and M. Hagiwara : SAE Technical Paper, 860081 (1986).
- 47) S. Yamauchi, Y. Shoji, K. Kato, Y. Suzuki, K. Takeuchi and Y. Isobe : SAE Technical Paper, 930148 (1993)
- 48) 正路美房, 田部善一 : 本誌, 30 (1989), 8.
- 49) K. D. Wade and D. H. Scott : Aluminium Alloys, Physical and Mechanical Properties, Vol.2, Engineering Materials Advisory Service Ltd., (1986), 1141.
- 50) 川瀬 寛, 山口元由, 石川和徳 : 軽金属, 29 (1979), 505.
- 51) 海部昌治, 藤本日出男, 竹本政男 : R & D 神戸製鋼技報, 32 (1988), 3.
- 52) 加藤健志, 池田 洋 : 本誌, 37 (1996), 112.
- 53) 軽金属協会編 : 自動車のアルミニ化技術ガイド (材料編), (第3版), (1995), 42.
- 54) 鋤本己信, 大塚達雄, 松崎光治, 秋好 鈞 : 軽金属, 45 (1995), 214.
- 55) 島 宏 : 軽金属, 41 (1991), 136.
- 56) 自動車技術会編 : 自動車技術ハンドブック (設計編), (1991), 350.
- 57) 青木和彦 : ブレーキ, 山海堂, (1987), 125.
- 58) 小島久義, 羽室 憲, 上野完治, 神尾 一, 伊藤忠直 : 軽金属, 42 (1992), 168.
- 59) 中山尚三, 倉橋正幸, 竹中健二 : 軽金属, 40 (1990), 312.
- 60) アルミエージ, 日本アルミニウム連盟, 130号, (1995).
- 61) 林 哲也, 鍛冶俊彦, 武田義信, 小谷雄介, 明智清明 : 住友電気, No.140, (1992), 121.
- 62) 佐野秀男, 時実直樹, 大久保喜正, 渋江和久 : 本誌, 35 (1994), 83.
- 63) 渋江和久 : 軽金属, 39 (1989), 850.
- 64) 明智清明, 藤原敏男, 林 哲也, 武田義信 : 住友電気, No.136, (1990), 188.
- 65) 椎名治男 : 第40回シンポジウム, 軽金属学会, (1992), 35.
- 66) 小池精一, 窪田隆一, 市川政夫, 馬場剛志, 高橋和也, 三浦啓二 : Honda R&D Technical Review, No.4, (1992), 128.
- 67) 吉田英雄, 田中宏樹, 土田 信 : 本誌, 29 (1988), 58.
- 68) T. Tuzuku, A. Takahashi and A. Sakamoto : Superplasticity in Advanced Materials, (ICSAM-91) ed. by S. Hori, M. Tokizane and N. Furushiro, JSRS, (1991), 611.
- 69) 中西 広, 難波圭三, 佐野啓路, 伊藤泰永 : 本誌, 29 (1988), 218.
- 70) 第29回東京モーターショウ, カタログ
- 71) 細見彌重 : 金属, 65 (1995), 24.
- 72) ASM News, Structural Materials Challenges for the Next Generation Vehicle, Advanced Materials & Processes, (1995), 105.

住友軽金属技報 第38巻 第1号 (1997) 72-78

技術資料

6000系合金を船殻に使用した  
アルミニウム合金船の進水3.5年後の腐食調査

永田修身 池田洋  
竹内勝治

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 72-78

Corrosion after 3.5 years' Service of  
an Aluminium Boat Using 6951 Alloy Brazed  
Honeycomb Panels and 6N01-T5 Alloy  
Extrusions on Her Main Hull Structures

Osami Nagata, Hiroshi Ikeda and Katsuzi Takeuchi

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

## 技術資料

# 6000系合金を船殻に使用した アルミニウム合金船の進水3.5年後の腐食調査\*

永田修身\*\* 池田洋\*\*  
竹内勝治\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 72-78

## Corrosion after 3.5 years' Service of an Aluminium Boat Using 6951 Alloy Brazed Honeycomb Panels and 6N01-T5 Alloy Extrusions on Her Main Hull Structures

Osami Nagata, Hiroshi Ikeda and Katsuzi Takeuchi

Up to now, most of the shipyards around the world have mainly used 5000 series aluminium alloys for hull materials due to the characteristic of uniform pitting corrosion in sea water.

On the other hand, 6000 series alloys have rarely used for that purpose, anxious about the property of intergranular corrosion extending to piercing holes.

As an actual example of 6000 series aluminium ship, a 14m long, 6m wide seawater survey ship was constructed, specially authorized by the government and has been in service for 3.5 years. Her hull was built using aluminium 6951 brazing honeycomb panels and 6N01-T5 alloy extruded sections for connecting frames, keel, gunnel and chine. This paper describes the result of corrosion survey of the ship after 3.5 years' service and suggests the future prospects of application of 6000 series aluminium alloys on hull structures owing to a sound coating and sacrifice anodes.

### 1. 緒 言

船舶用アルミニウム合金には、主として5000系合金が使用されており6000系合金が船殻材として用いられた例はほとんどない。6000系合金の船殻への使用に関して、日本海事協会<sup>1)</sup>は、6061-T6合金、6N01-T5合金の適用を原則として上部構造に限定している。一方、ロイド船級協会<sup>2)</sup>では、船体に対して二種類の合金、6061と6082の使用を認めている。しかし、6061合金材は直接海水に触れてはならないとし、船殻材として使用できるのは6082合金材のみである。なお、6082合金は海水耐食性を考慮し、Cuを0.1mass%以下に規制している。船舶用

アルミニウムとして、最も使用量の多いのは5083合金である。しかし、その合金は、特に押出加工性に難点があり薄肉化には限界がある。

一方、押出加工性の優れた6000系合金大型薄肉押出材が船舶材料に使用できれば、船体の軽量化とコストダウンに大きく寄与すると考えられる。

6000系合金を船殻に使用したアルミニウム合金船の実例として、特別認可により建造した赤潮調査船「のじぎくVII」がある。「のじぎくVII」は、船殻の大半を6000系合金ろう付けハニカムパネルと6N01合金押出形材で構成し、塗装と犠牲陽極で防食されている。本船の一年経過後の腐食状況は報告した<sup>3)</sup>が、今回は実用状態における3.5年経過後の状況について述べる。

また、比較のためにハニカムパネル無塗装品の約2年間の海水浸漬後の腐食状況も紹介する。

\* 軽金属溶接, 34 (1996), 493. に主要部を発表

\*\* 研究開発センター 第六部

\*\*\* 工学博士（元・住友軽金属工業技術研究所）

## 2. 船の構造材料及び経緯

## (1) 本船の概要

赤潮調査船「のじぎくVII」の概要は、次のようにある。

主要寸法 : 全長14.43m×幅6.37m×深さ2.28m

総トン数 : 19GT

主機：150PS×2機。（最大速力：15.7kt）

定 员 : 船員 3 名, 旅客 12 名

航行区域：沿海

船型及び用途：双胴型（赤潮調査船）

参考までに、上架後の外観（3.5年経過後）を図1に示す。

## (2) 船体構造と使用材料

本船の中央断面図を図2(a)に示す。船殻及び操舵室はアルミニウムろう付けハニカムパネルを採用している。ハニカムパネルに使用したブレージングシートの材料組合せを表1に、また、ろう付けハニカムパネルの構成を表2に示す。面板は6951合金に4045合金ろう材を片面クラッドした合わせ板で、表板厚を3mm、裏板厚を2mmとし、コアは同合金の両面合わせ板で、厚さ0.2mm及び高さが25mmである。パネルの周囲には、サイドフレームとして6N01-T5押出形材を装入した。

また、パネルの結合材、船底キール材、チャイン材並びにガンネルにも6N01-T5押出形材を用いている。

その典型的な形状を図 2(b)に示す。また、各材料の



図1 「のじぎくVII」(上架後)

表1 ブレージングシートの材料組合せ

項 目		ブレージングシート <sup>(1)</sup>	合 金
面 板	芯 材	BAS124	6951
	皮 材		4045
コ ア	皮 材	BAS224	4045
	芯 材		6951
	皮 材		4045

(1) JIS Z 3263 (1992)

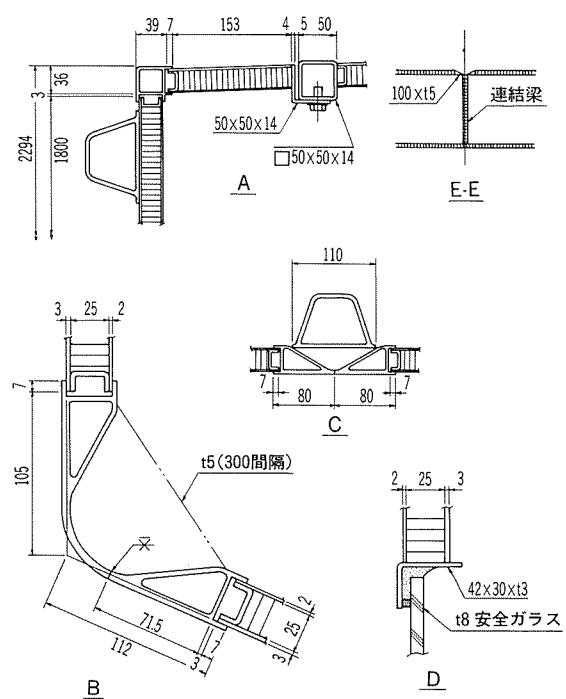
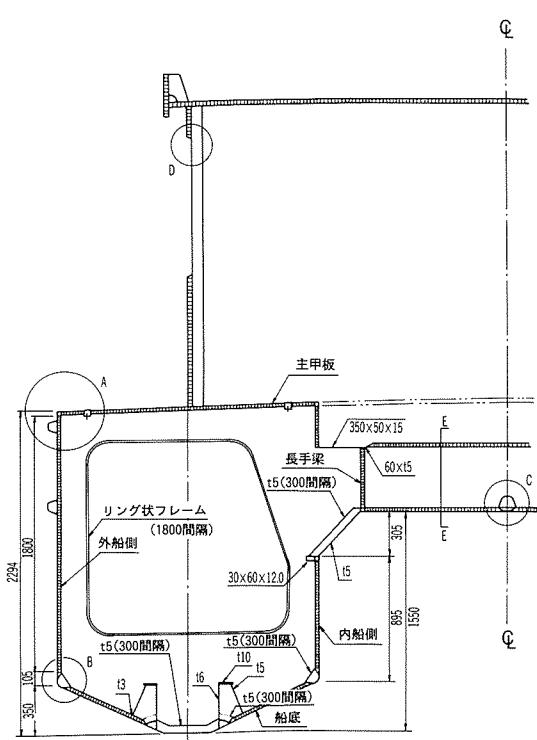


図2 中央断面と接合部

表2 ろう付ハニカムパネルの構成

項目	ハニカムパネル		
	面 板	コア	サイドフレーム
材料	6951	6951	6N01-T5
板厚(mm)	3と2 <sup>(1)</sup>	0.2 <sup>(2)</sup>	3
セルサイズ(mm)	—	19.5	—
パネル高さ(mm)	30		

注：(1) 外側面板板厚 3mm

(2) コア高さ 25mm

化学組成と機械的性質を表3に示す。ただし、船体の第二隔壁より船首側（船首から2,664mmまで）の船底及び船側部は5083合金平板骨組構造である。これらの詳細については既報<sup>4)</sup>を参照されたい。

### (3) 運航状況

本船は、赤潮調査船という性格上、運航の機会は通常の船舶に比べて少ない。最近の1年間は、前半約35時間運航したのみで、後半は停泊しており船殻の腐食の観点から、非常に不利な条件である。

なお、停泊地は姫路市の八木港（平均満潮位は721mm、また平均干潮位は-846mm）である。

## 3. 経年状況の調査結果

3.5年経過時の船体の腐食状況を肉眼観察し、0.5年及び1年後の結果と対比して以下に述べる。

### (1) 船首部

船首部の外観を図3(a)に示す。全面に比較的均一に薄くスライムが観察され、ふじつぼは局部的に付着していた。これらを除去した後の状況が図3(b)である。

高圧水によりふじつぼを除去した跡には、船底塗膜が剥離した個所もあった。

### (2) 船底部

図4に示すように、ふじつぼの付着は、喫水線近くは少ないが、船底に近づくにつれてかなり多く、これは運

表3 各材料の化学組成と機械的性質

合金	板厚 (mm)	化学組成 <sup>(1)</sup> (mass%)				機械的性質		
		Mg	Si	Cu	Fe	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び <sup>(2)</sup> (%)
6951-T6	3	0.60	0.34	0.29	0.20	208	255	16
6951-T6	2	—	—	—	—	213	264	16
6N01-T5	4	0.70	0.50	0.10	0.17	258	277	15

注：(1) Mn : 0.03%, Zn : 0.03%, Al : 残

(2) GL=50mm

航2年後の状況と同様であった。また、ふじつぼを除去すると、塗膜剥離を生じ、アルミニウムの素地が露出した個所も散見された。しかし、その露出面は、船首部の5083合金、それ以外の6000系合金板の両者とも健全で、図5に示すように初期の金属光沢を保持しており腐食は



図4 船底部外観（スライム等除去前）

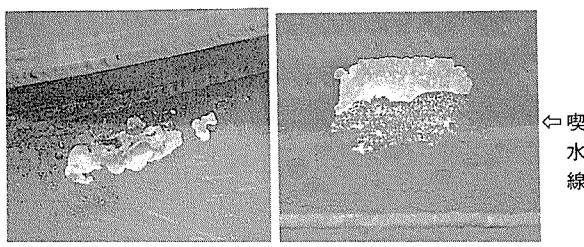
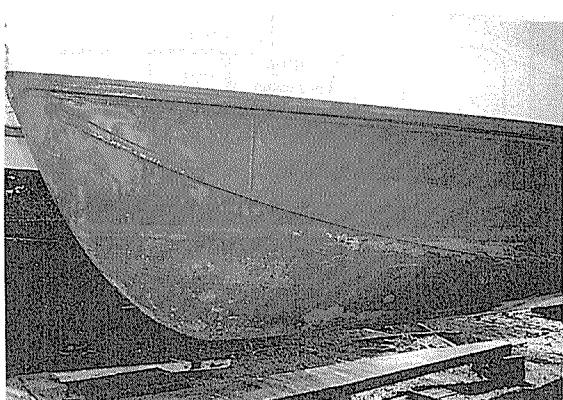


図5 塗料剥離例



(a) 上架のまま



(b) スライム等除去後

図3 船首部外観（白く見える部分は塗膜剥離）

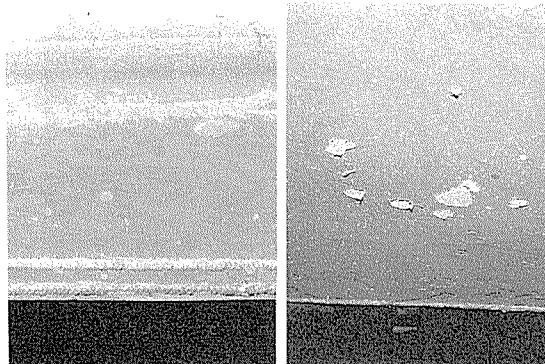


図6 進水より1年後における塗膜剥離の例

観察されなかった。

塗膜剥離は1年後、2年後の観察時にも、局部的に認められたが、図6に示すように必ず下地又は中塗りの塗膜は残存していた。下地塗膜の耐久性又は密着性が、今の段階で考えると不十分とみなされ、初期塗装時に膜厚や塗布条件に不備があったのかもしれない。

### (3) 船尾部

船底のふじつぼの付着状況を図7に示す。特にプロペラ部及び舵板へのふじつぼの付着が著しかった。これは本船の停泊期間が7ヵ月と非常に長いことに起因しているのであろう。しかし、船底へのふじつぼの付着は、プロペラやシャフトブラケット部に比べかなり少ない。ふじつぼの付着跡にも、(2)の船底部同様、腐食は認められなかった。

本船は、進水半年経過時点で、犠牲陽極をプロペラ軸と舵に各一個増設し、また、陽極は一年毎に新品と取り替えた。陽極取替え時におけるその消耗状態は、いずれも均一で正常であった。しかし、今回はプロペラ軸に取付けたリング状犠牲陽極のみは殆ど消耗せず、従来とは大きく異なっていた。陽極成分も異常はなく、ゴムパッキン近傍における電気的導通の不完全によるものとも考えられるが原因は明らかでない。ただ、付近の舵板の犠牲陽極の消耗は、他とくらべてかなり大きいように見受けられた。

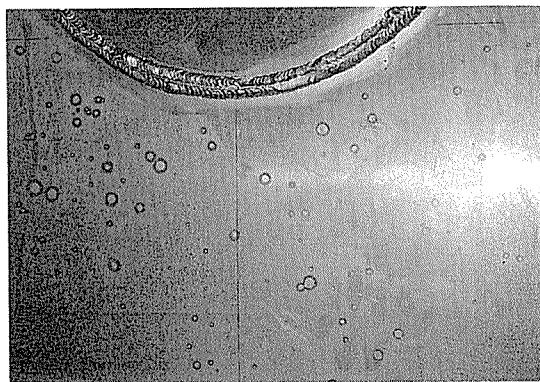


図8 船首部隔壁（5083合金）の腐食状況



図7 船尾部におけるふじつぼ等の付着状況

### (4) 船室内部

船首及び船尾の船内の無塗装アルミニウム表面は全面に軽度な腐食が発生していた。特に船首部第一隔壁の5083合金板には、図8のような大小の水玉模様が見られ、その中央部には蒸発後の塩分が認められた。同様に船尾機関室の6951合金板面にも、明り窓や空気取入口近傍の海水飛沫が進入する個所には、図9に示すような軽度の全面腐食が観察された。運航1年後の調査の際にも、推定深さ0.01mm程度の軽い腐食が認められたが、今回はその深さは0.1mm程度と推定された。今後、腐食の進行を止めるためには、塗装が必要であろう。図10に就航1年後と3.5年後の同一箇所の外観写真を示す。2.5年の歳月の経過により、初期の光沢が消え、全体に白っぽくなっていた。一方、機関室内の塗装した床面には、3.5年後も全く腐食の形跡は認められなかった。



図9 船尾部内壁（6951合金）の腐食状況



図10 就航年数に伴う腐食状況の変化

## (5) 甲板部

甲板部のアルミニウム表面は、塗装されているため何ら異常は認められなかった。

## (6) 船体のき裂調査

振動その他による溶接部や外板部におけるき裂の有無を調査したが、異常はどこにも観察されなかった。

## 4. アルミハニカムパネルの海水浸漬試験

浸漬試験に供したハニカムパネルは、本船に使用したもののが残材である。これを本船を係留する桟橋より海水中に浸漬した。その期間は本船就航開始時の1992年7月

より29ヶ月である。

## (1) 浸漬後の外観

供試ハニカムパネルの外観を図11に示す。面板にふじつぼが付着し、多数の腐食による貫通孔が認められた。面板の腐食部断面をミクロ観察し図12に示す。腐食は結晶粒界に沿って進行していた。なお、コアの腐食状況は面板に比べ軽いが、腐食の形態は同じく粒界腐食であった。また、多数の浅い腐食がコアのろう付け部に観察された。

以上の結果によると、供試ハニカムパネルは、塗膜及び犠牲陽極による防食対策がない場合には、海水中で約2年程度（未満）で厚さ3mmの面板に粒界腐食による貫通孔が生じることになる。一方、犠牲陽極及び塗膜による防食処理で保護されていれば、本船で観察されたように、実用に十分耐えると考えられる。

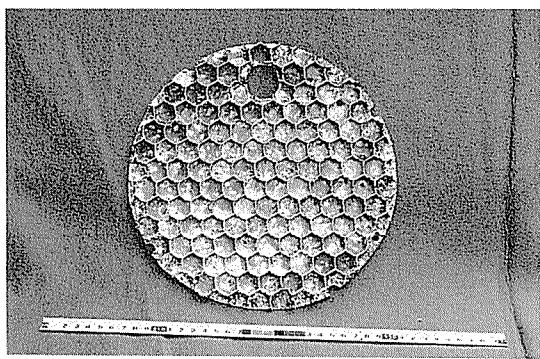
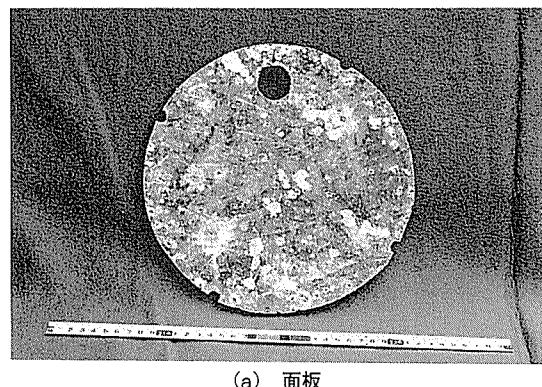


図11 ハニカムパネル2年間海水浸漬後の外観（半割後）

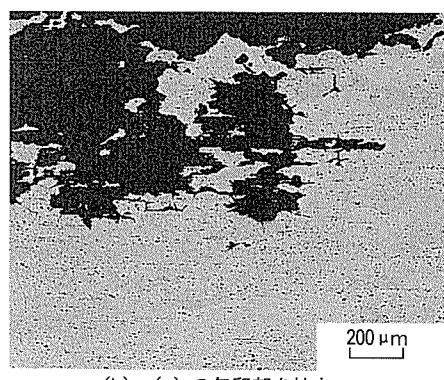
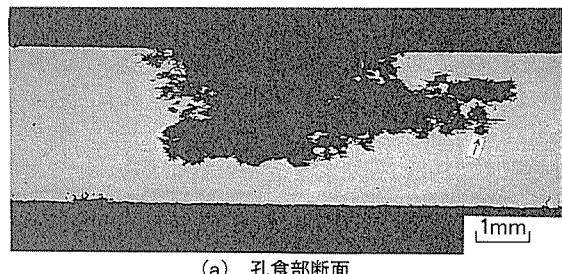


図12 面板の腐食部断面のミクロ組織

表4 アルミニウム合金及び亜鉛の自然電極電位<sup>(5)</sup>

合 金	自然電極電位/V
1100	-0.83
5083	-0.87
6061-T6	-0.83
6063-T5	-0.83
7072	-0.96
亜鉛	-1.10

自然電極電位 vs 0.1N カロメル電極

## 5. 腐 食 試 験

6000系材料は、船殻用材料として正式に認定されていないが、犠牲陽極を適切に配備すれば、実用上腐食問題は回避できることが分かった。そこで、6000系材料の腐食挙動及び防食作用について、実験室での腐食試験とともに考察した。

従来、船殻に用いられてきた5083合金の自然電極電位は表4<sup>5)</sup>に示すように、約-0.87Vである。犠牲陽極として一般に用いられている亜鉛の自然電極電位は、-1.10Vであり、その間に200mV程度の電位差があり、陰極防食により5083材が防食されることが確認されている<sup>6)</sup>。他方、6951材の自然電極電位は、類似の6063及び6061合金と同等と考えられ、5083合金よりも貴なため、亜鉛系犠牲陽極によって防食できるといえよう。本報の調査において船殻に顕著な腐食が生じなかったのは、犠牲陽極による陰極防食の効果とみなされる。

一方、犠牲陽極を付与しない場合の腐食挙動をみるために、促進腐食試験を行った。試験方法は、供試材を0.1M 塩化ナトリウム水溶液中において、電流密度1 mA/cm<sup>2</sup>での48h 定電流電解とした。5083合金は約5 mass% のMgを固溶した材料であるため、試験後の外観は図13(a)のような微細な孔食が集積した形態を示すが、Cuが添加された6000系材料は図13(c)に示すように粒界腐食を生じた。

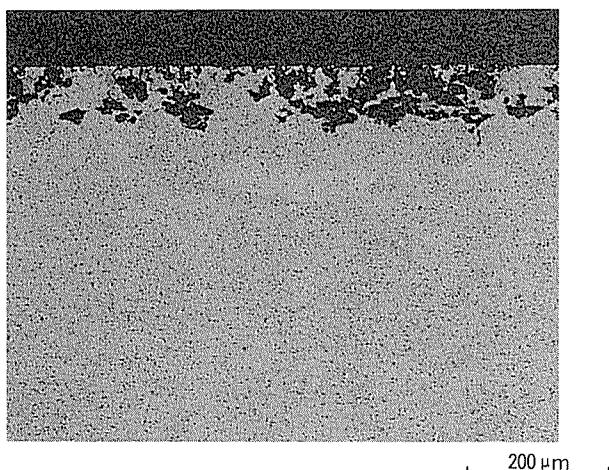
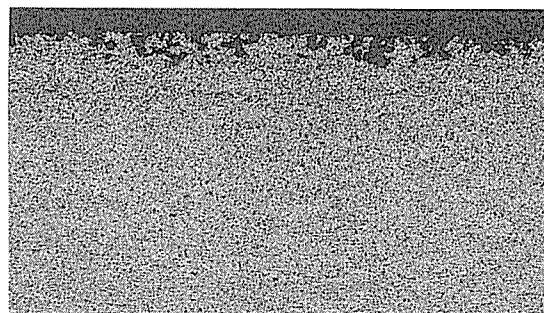
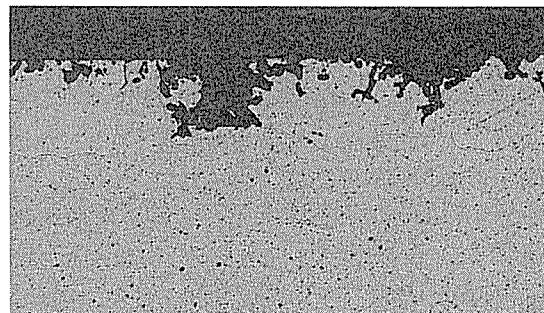


図14 耐粒界腐食性を向上させた6061合金の断面ミクロ組織



(a) 5083-O



(b) 6N01-T6 [ Cu : 0% ]



(c) 6N01-T6 [ Cu : 0.3% ] 100 μm

図13 5083及び6N01合金の促進試験後の断面のミクロ組織

6000系材料は、粒界に析出した析出物とその周囲のより純アルミに近い成分の固溶体との自然電極電位の差によって粒界腐食が生じると考えられている。6000系合金の粒界腐食はCuが添加された場合に発生しやすくなることは、他の研究者によっても報告されている<sup>7)</sup>。また、過剰Si型合金の場合に粒界腐食感受性が高まるという報告<sup>8)</sup>もある。この粒界腐食感受性は、化学組成及び製造条件を調整することにより低減することができる。図14は、その低減させた例である。

6000材料は、溶接接縫効率が低下することに加え、このように粒界腐食感受性があるため、これまで殆ど船殻に使用されなかった。今後の研究によって、化学組成及び製造条件と粒界腐食感受性との関係がさらに明確になれば、6000系合金も、より広範な船舶部位に活用できるようになろう。

## 6. 総括

(1) 赤潮調査船「のじぎくVII」は6000系アルミニウムろう付けハニカムを船殻構造に用いている。運航後3.5年経過後の腐食状況を調査した。塗膜と犠牲陽極による防食処理により腐食の発生は観察されなかった。

一方、本船に使用したアルミニウム・ハニカムパネル材を無塗装で、かつ犠牲陽極をつけずに海水に浸漬すると2年程度（未満）で3mmの板厚を貫通する腐食を生じた。

(2) 本船の保守については、ふじつぼ除去による船殻の塗膜剥離部は、取り敢えず補修塗装することとし、後日あらためて船殻全体を再塗装することとした。

(3) 明り窓、空気取入口近傍の無塗装板面には、海水飛沫の進入による軽度の腐食が認められた。実用上、特に問題とはならないが、開口部付近の壁面は、塗装を施すことが望ましい。

(4) 6N01合金の船殻への使用に関して述べれば、本船の6N01材はCu含有量が0.1%であったことから、Cu含有量についてだけみれば、ロイド船級協会の認定した6082合金の船殻への使用の妥当性がある程度類推できた。

## 参考文献

- 1) 日本海事協会：鋼船規則K編8章, (1995).
- 2) Lloyd's R.S. : Provisional for the Classification of High Speed Catamaran, (1991).
- 3) 萩原理樹、竹内勝治：軽金属溶接, 32 (1994), 97.
- 4) Y. Kaneko, K. Takeuchi and K. Aokage : FAST'93, Proceeding of the 2nd Inter. Conf. on Fast Sea Transportation, 1993, Yokohama.
- 5) Metals Handbook, 9th Ed. Vol. 2, ASM, (1979), 207.
- 6) 船舶用軽金属委員会：船舶用軽金属委員会第9回報告書(昭和33年), (1961), 150.
- 7) 当摩 建：軽金属, 34 (1984), 351.
- 8) Von F. Booth, Banbury : Aluminium, 38 (1962), 213.

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 79-85

---

TECHNICAL REVIEW

---

## Recent Progress in Spray Forming of Aluminium Alloys

Naoki Tokizane , Yoshimasa Ohkubo and Kazuhisa Shibue

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

# Recent Progress in Spray Forming of Aluminium Alloys\*

Naoki Tokizane\*\*, Yoshimasa Ohkubo\*\* and Kazuhisa Shibue\*\*

This paper describes the recent progress in the spray forming (SF) of aluminium alloys at Sumitomo Light Metal Ind., Ltd. (SLM).

For the alloy development program, various high performance materials have been obtained using SF technology. PB420 (Al-20Si-Cu-Mg) shows excellent wear resistance which is suitable for applications at room temperature such as VTR cylinders. In the case of PB405 or PB416, the addition of transition elements like nickel or iron to a hyper-eutectic Al-Si alloy has realised supplemental properties such as the high elastic modulus and the low thermal expansion in addition to the original wear resistance. PB105 (Al-8Fe-V-Mo-Zr) is expected to be used as a replace for the conventional heat resistant alloys like 2618.

In the process improvement, cost savings have been given the first priority. Reducing the atomising gas consumption is expected by lowering the gas to metal flow rate ratio (G/M ratio), and the induced deterioration of mechanical properties can be compensated with an increase in gas velocity. The deposition yield on spray forming can also be increased by lowering the G/M ratio. To improve the overall material yield, various technique to utilise "over spray powder (OSP)" are also under consideration.

## 1. Introduction

Spray forming (SF) is regarded as one of the most prospective alternatives to conventional powder metallurgy (PM) with its various advantages such as being a simpler process and producing a fewer inclusions. The general concept of the process is shown in Fig. 1. A stream of molten metal is broken up by impingement of an atomising gas (generally nitrogen) and the droplets fly toward the "collector", rapidly losing their heat. The "spray" impacts and sticks on the radius of the rotating collector in a semisolid state and forms a billet shaped deposit ("preform"), whose density is greater than 98%. By properly controlling the collector drawing speed, the distance from the atomising point to the

depositing surface stays constant, and hence, the preform properties are kept uniform throughout its length. In short, SF can produce a large billet as shown in Fig. 2 in a single step and, moreover, the obtained billet can be directly used in a subsequent extrusion.

On the other hand, the problem of a relatively high cost arising from the huge gas consumption and low yield has not been sufficiently optimised, which is preventing the process from being widely applied.

In aluminium alloys, SF materials are already in the mass-production stage<sup>1)</sup>. To expand the range of their application, further developments are continuously being made in both alloy design and process refinement.

This paper describes the latest R&D activity at Sumitomo Light Metal (SLM) on spray forming of aluminium alloys.

## 2. Alloy development

There are three guidelines for the development of SF alloys, i.e., replacement of com-

\* The main part of this paper was originally presented in the proceedings of the Third International Conference on Spray Forming, Cardiff, UK (1996)

\*\* No.1 Department, Research and Development Center.

mercial IM (Ingot Metallurgy) alloys, substitution of conventional PM materials, and designing of an entirely new composition. Among them, entry into the PM market with the characteristic advantages of SF materials is most promising in point that some ensured applications are already existing.

**Table 1** shows some examples of recently developed SF alloys that exhibit comparable or better properties versus PM materials for which the alloys were originally designed.

### 2.1 Wear resistant materials

It is well known that rapid solidification technology such as SF allows the compatibility of high silicon addition and uniform distribution of fine primary silicon particles, which

produce the excellent wear resistance combined with the sufficient workability and machinability.

PB420 is an Al-20Si based wear resistant alloy which is suitable for room temperature applications like VTR cylinders. Microstructures of the T6 extrusions are shown in Fig. 3<sup>2)</sup>. As reported for other hyper-eutectic Al-Si alloys<sup>1,3)</sup>, primary silicon particles refined with an increase in the gas to metal flow rate ratio (G/M ratio) which dominates the cooling rate of both droplets and the deposits in spray-forming. On the other hand, comparing Fig. 3(b) and Fig. 3(f), a lower spraying temperature (molten metal temperature) proved to result in a finer microstructure

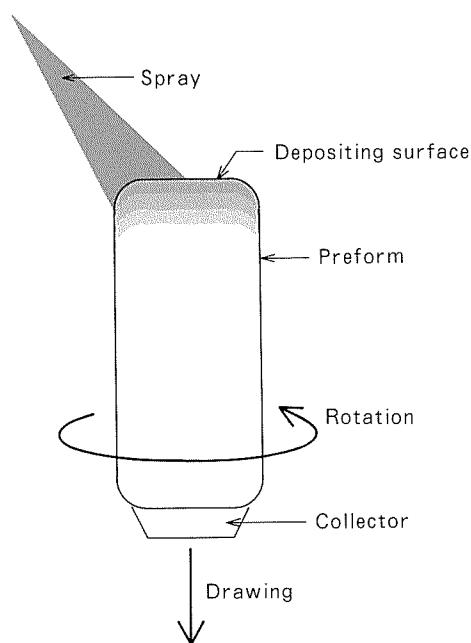


Fig. 1 Schematic explanation of spray forming.

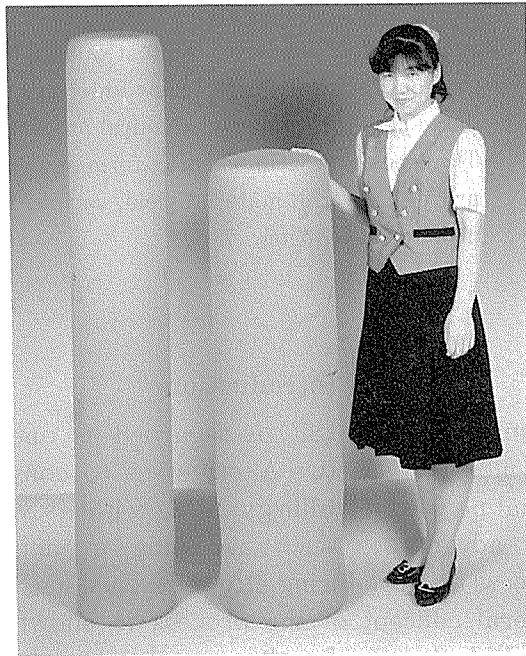


Fig. 2 Appearance of SF preforms.

Table 1 SLM's high performance SF alloys

Designation	Composition (mass%)	Y.M. (GPa)	H <sub>R</sub> B	D (g/cm <sup>3</sup> )	Tensile properties (RT)			Tensile Properties (200°C, after 100h exposure)			Applications (potential and actual)
					U.T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	E. (%)	U.T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	E. (%)	
PB420-T6	Al-20Si-Cu-Mg	88.0	83	2.65	420	360	1	-	-	-	VTR cylinder
PB405-T6	Al-20Si-Ni-Cu-Mg	99.0	92	2.82	480	440	1	290	200	5	Compressor vane
PB416-T6	Al-17Si-Fe-Cu-Mg	95.5	96	2.81	560	470	1	300	205	9	Comp. vane & rotor
PB105-T1	Al-8Fe-V-Mo-Zr	90.0	80	2.96	480	405	8	310	270	18	Engine parts

Y.M. : Young's modulus D : Density U.T.S. : Ultimate tensile strength Y.S. : Yield strength E : Elongation

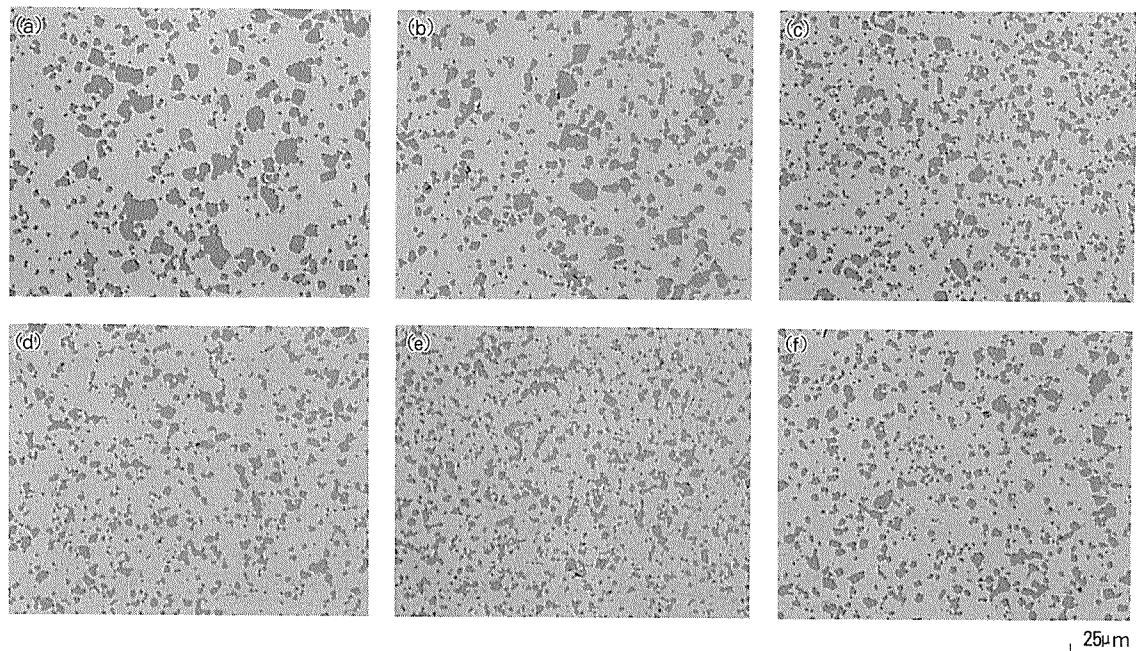


Fig. 3 Microstructures of PB420-T6 extrusions fabricated from the preforms sprayed with G/M ratio of (a) 2.9 (b) 3.3 (c) 3.7 (d) 4.0 (e) 4.4  $\text{m}^3/\text{kg}$  at 770°C and (f) 3.3  $\text{m}^3/\text{kg}$  at 755°C.

when the G/M ratios are equal.

Wear loss for the pin-on-disk test and ultimate tensile strength (U.T.S.) are shown in Fig. 4 as functions of average primary silicon size. In good agreement with former observations<sup>4</sup>, wear loss showed an inverse correlation to average primary silicon size. At the same time, the U.T.S. improves with a decrease in the silicon particle size due to the increase in cooling rate. Comparing with PM materials of the same composition and similar primary silicon size, PB420 proved to exhibit equivalent properties.

## 2.2 High strength and wear resistant materials

The addition of iron, nickel and/or other transition elements to a hyper eutectic Al–Si alloy produces high strength and stiffness besides wear resistance. Because of these remarkable properties, together with the low coefficient of thermal expansion (CTE), Al–Si–X alloys have been eagerly developed, focusing mainly on automotive applications<sup>1,3,5–7</sup>.

PB405 is an Al–20Si–Ni based alloy originally commercialised in PM as the material for compressor vanes in automotive air conditioners. The nickel addition is effective in improving tensile strength and wear resistance. SF material of the same composition is still under development but has found to possess equal or better quality in various aspects compared with PM.

PB416 is an alloy of similar composition (Al–17Si–Fe–Cu–Mg) to the material used for automotive compressor rotors<sup>1</sup>. With its considerably high strength at elevated temperature, PB416 is expected to be applicable not only for compressor parts but also for engine parts such as connecting rods or pistons.

For PB405 and PB416, the CTE and specific elastic modulus are shown in Fig. 5 and Fig. 6, respectively, in comparison with a conven-

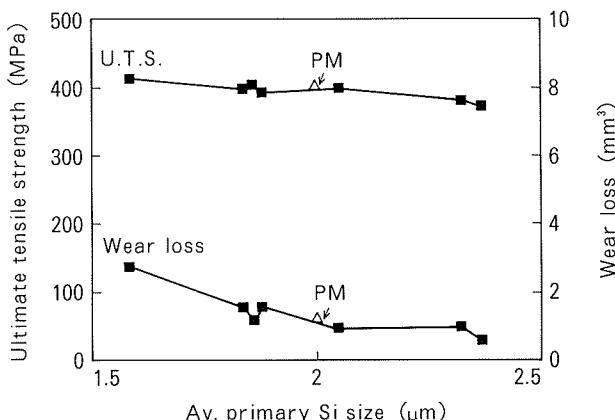


Fig. 4 Relation between mechanical properties and average primary Si size (T6 extrusions of SF and PM material).

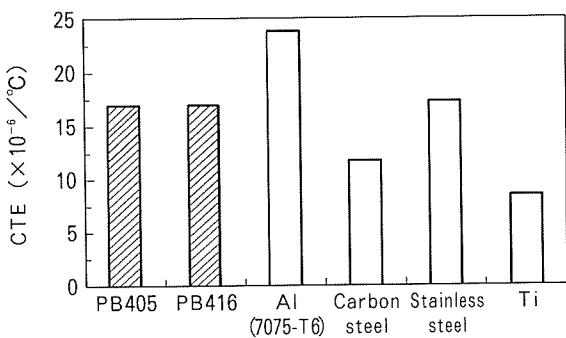


Fig. 5 Comparison of coefficient of thermal expansion between SF alloys and other materials.

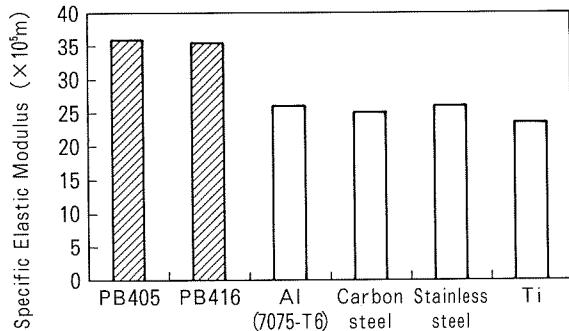


Fig. 6 Comparison of specific elastic modulus between SF alloys and other materials.

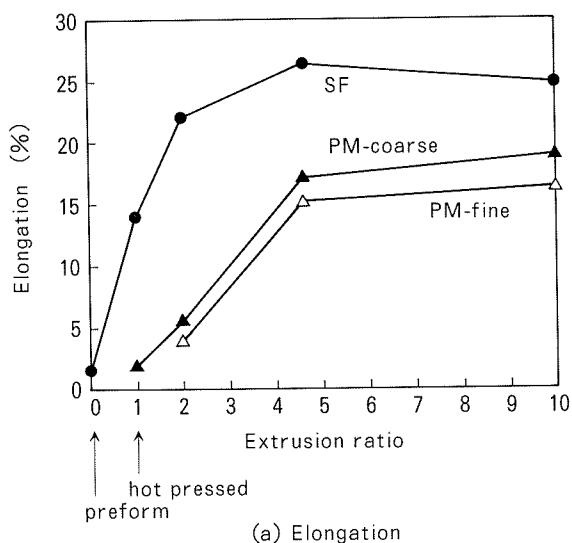


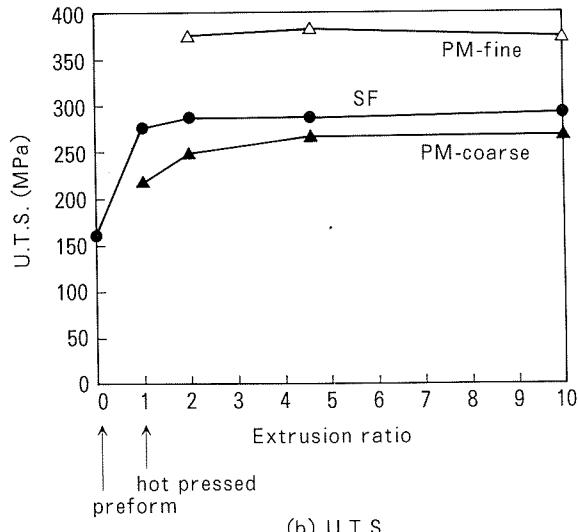
Fig. 7 Relation between tensile properties and extrusion ratio in Al-8Fe binary alloy.

tional aluminium alloy (IM7075) and some non-aluminium materials. Both of the SF alloys proved to exhibit as low a CTE as that of stainless steels and, at the same time, a much higher specific elastic modulus than not only IM 7075-T6 but also carbon steels and titanium.

### 2.3 Heat resistant materials

The Al-Fe system is a typical heat resistant alloy series used in the rapid solidification field.

For the SF and PM Al-8Fe binary alloy, their variations of U.T.S. and elongation are shown in Fig. 7 as functions of extrusion ratio <sup>8)</sup>. PM extrusions fabricated from nitrogen atomised powder of 80  $\mu\text{m}$  average diameter are expressed as PM-coarse, while the others from a 40  $\mu\text{m}$  powder are designated as PM-fine. The extrusion ratio of 0 stands for the "as sprayed" SF preform, and the 1 means the "hot-pressed" state.



As shown in Fig. 7(a), the SF material attained a high elongation with an extrusion ratio of 2 while PMs require that of 5. Also, for maximum elongation, although it generally has a negative correlation to tensile strength, the SF material showed a performance exceeding the PM-coarse materials whose strength was rather low (see Fig. 7(b)). The superior ductility of SF materials like this is thought to have some relation to the less amount of tough oxide, which fully covers the powder surface of PM materials and requires a large plastic deformation to break up. Actually, according to the infrared absorption measurement after melting in an inert gas, the oxygen contents of the SF and PM materials were 0.01 and 0.10 mass%, respectively <sup>8)</sup>.

Regarding the maximum value of U.T.S., the SF material was not much higher than the PM-coarse whose cooling rate should have been rather slow. Nevertheless, there was a

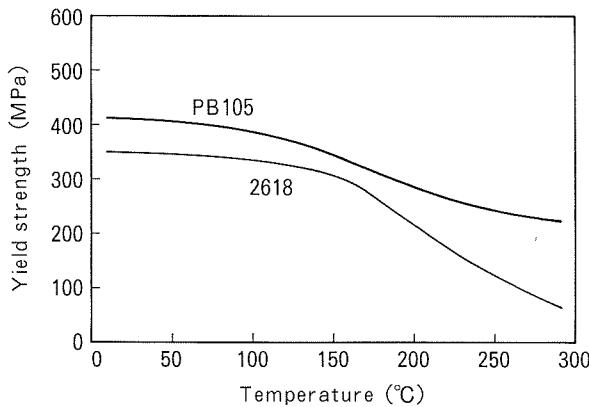


Fig. 8 Comparison of Yield Strength at elevated temperature between PB105 and IM2618-T6.

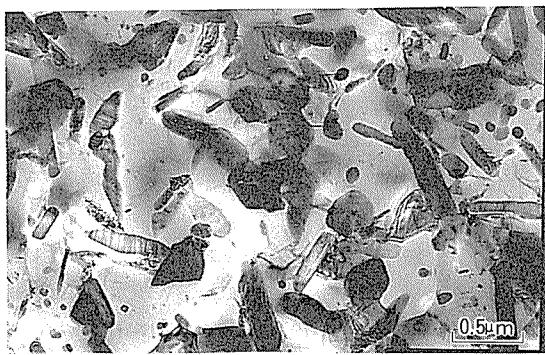


Fig. 9 TEM image of PB105 extrusion.

similar tendency to the case of elongation where the SF material attained its intrinsic performance with an extremely lower extrusion ratio, namely, with only hot pressing.

With such an advantage of requiring a low extrusion ratio, SF can provide extrusions of a larger cross section compared with PM, when the billet size is the same. New applications of large dimensions which are not possible with the conventional PM process is expected to be found.

Based on Al-8Fe, heat resistant PB105, which contains vanadium, molybdenum and zirconium, was developed<sup>9)</sup>. As shown in Fig. 8, it showed a higher strength over the whole range of temperatures compared with 2618-T6, a typical conventional heat resistant aluminium alloy. The superiority of PB105 was especially emphasised at temperatures higher than 150°C. In this range, the strength of 2618 rapidly dropped because of the coarsening of the precipitates. On the contrary, the tensile properties of PB105 did not show a significant change up to 250°C due to the high volume

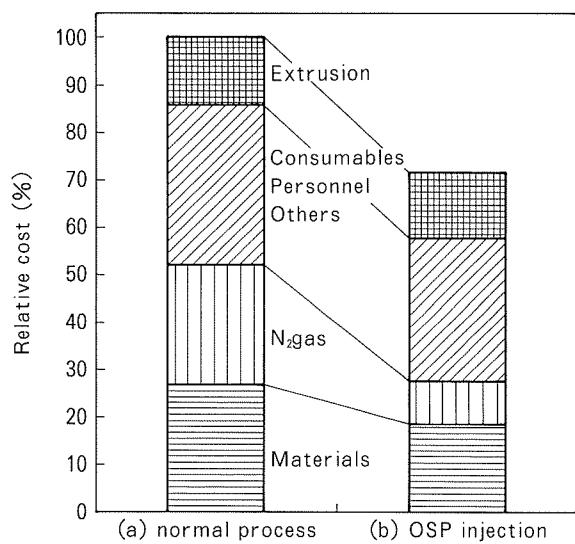


Fig. 10 Cost evaluation of SF extrusions in Al-Fe-Si alloy.

fraction of stable particles finely distributed as shown in Fig. 9. With such a remarkable performance at elevated temperature, PB105 is expected to be used in engine parts such as connecting rods.

### 3. Process improvement

Although spray forming is an attractive process, some process improvement for cost savings is needed to further expand its application range. Fig. 10(a) shows an example of cost evaluation for an SF extrusion at present. The details of the proportion between each factor should vary with alloy composition, extrusion shape, required properties etc., but it is obvious that the key to cost savings is reducing the material and gas consumption.

#### 3.1 Reduction of material cost

When the alloy composition is fixed, material cost is determined by the overall material yield which means the ratio of product weight to input weight. To improve this value, two different approaches can be considered. One is to increase the spraying yield, that is to say, to decrease the undeposited material (OSP : over spray powder), and the other is to utilise the generated OSP.

Regarding the restraint of OSP generation, decreasing the G/M ratio is most effective. Fig. 11 shows the variation in spraying yield

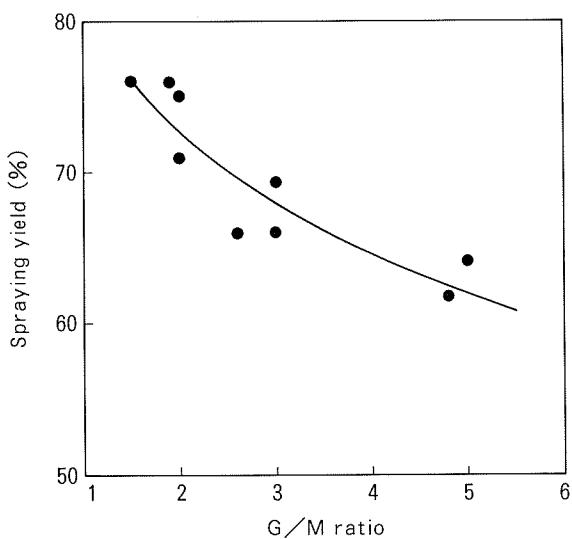


Fig. 11 Relation between spraying yield and G/M ratio in Al-Si-Fe alloy.

on the Al-Si-Fe alloy as a function of G/M ratio. The problem is that reduction of the G/M ratio generally leads to a decline in tensile properties and, therefore, the range of alteration is limited. Consequently, the importance of OSP utilisation becomes highlighted.

OSP injection into a spray is a basic idea which was already shown in the early principles of spray forming<sup>10)</sup>, but has not been actually practised. Among the various options for utilising OSP<sup>11)</sup>, this method is attractive because the cold injected OSP will work as a cooling media on the molten metal and, consequently, a reduction in gas consumption should be attained together with a yield improvement. Overall estimation of the OSP injection's effect on production cost is shown in Fig. 10(b).

### 3.2 Reduction of atomising gas cost

A reduction in atomising gas consumption is simply achieved by lowering the G/M ratio. Nevertheless, to compensate for the deterioration in a product's properties, some modification of other process parameters is required, such as lowering the metal temperature indicated in section 2.1.

Fig. 12 shows a schematic of the U.T.S. on T6 extrusions for the Al-17Si-Fe alloy as a function of G/M ratio and the "relative gas velocity" which is defined as a ratio versus the velocity at some standard spraying condition.

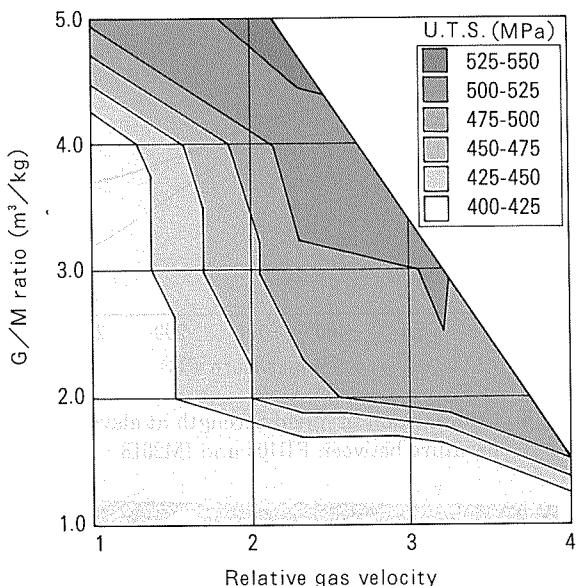


Fig. 12 Relation between U.T.S. of T6 extrusions G/M ratio, and gas velocity in Al-Si-Fe alloy.

The U.T.S. improves with an increase in the G/M ratio. At the same time, when the G/M ratio is constant, the strength improves with higher gas velocity. These phenomena should be explained by the increase in kinetic energy of the atomising gas which causes a finer droplet size distribution, i.e., higher average cooling rate. Shortly, at a point of reducing gas consumption without a drop in tensile strength, it is desirable to spray with as low a G/M ratio as possible, and as high a gas velocity as possible. But, it must be noted that as the spraying condition shifts to the right and/or upward in Fig. 12, the stability of the spray becomes worse due to a violent gas turbulence. The area left blank in Fig. 12 shows a nonrealisable spraying condition at the moment.

### 3.3 Productivity improvement

Generally, spray forming of aluminium alloys is a batch process, because it is necessary to operate in a fully closed and inert atmosphere. Therefore, the productivity of the process strongly depends on maximising the output from one batch and minimising both the actual spraying time and the lead time from batch to batch.

As an approach to this problem, the production of a larger size preform has been attempted.

#### 4. Applications and future development

The first application of an SF aluminium alloy was realised in 1993 as a rotor material of the Lysholm Compressor developed by Ishikawajima Harima Industries (IHI) for MAZDA's Eunos 800 (Xedos 9 in Europe and Millennia in US). Since then, with the tough economic situation in the automotive industries, no other application has been found yet. Nevertheless, it can be said that the largest potential market for SF materials still exists in this field, because the requirements for environmental consideration are getting tougher year by year. Moving parts such as pistons or connecting rods in engines, and vanes or rotors in compressor (Fig. 13), are especially promising with the importance and effectiveness of weight saving.

The market for electrical parts or sporting goods is also prospective if the excellent performance of SF materials would be recognised as worth paying a slightly higher price compared with conventional IM materials.

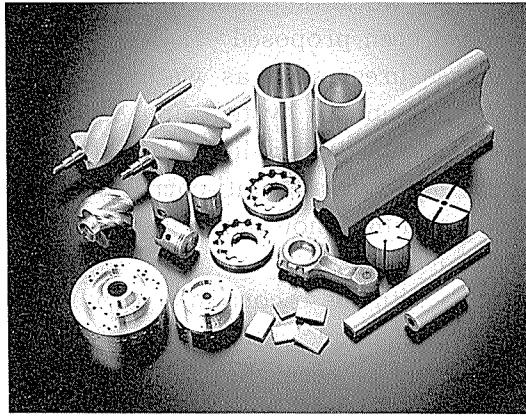


Fig. 13 Examples of actual and potential applications of SF materials.

#### 5. Summary

Recent progress in spray forming (SF) of aluminium alloys at SLM has been described

with regard to both alloy development and process refinement.

Various high performance aluminium alloys have been developed utilising SF technology, which show characteristic advantages such as wear resistance, high strength in both ambient and elevated temperatures, combined with enough ductility.

The expansion of application for SF materials strongly depends on how the cost savings will proceed. Although the various improvements described here are being gradually attained, further attempts to increase productivity and process yield will be required.

#### References

- 1) H.Sano, N.Tokizane, K.Shibue and Y.Ohkubo : Proceedings of Second International Conference on Spray Forming, Swansea, UK, (1993), 363.
- 2) N.Tokizane, H.Sano, K.Shibue and Y.Ohkubo : Sumitomo Light Metal Technical Reports, 35(1994), 117.
- 3) T.Takahara : Proceedings of 1995 European Conference on Advanced PM Materials, Birmingham, UK, (1995), 143.
- 4) Y.Ohkubo, K.Shibue, Y.Yamauchi : Proceedings of the 73rd Conference of Japan Institute of Light Metals, (1987), 103.
- 5) J.H.Zheng and W.Kahl : Proceedings of the International Conference on Light Metals, Amsterdam, Netherlands, (1990), 317.
- 6) J.Zhou, J.Duszczak and B.M.Korevaar : J.Mater.Sci., 26(1991), 5275.
- 7) J.V.Sarabanda, E.R.A de Carvalho and K.Hummert : SAE Paper 931661, São Paulo, Brasil, (1993).
- 8) N.Tokizane, Y.Ohkubo, K.Shibue : Proceedings of the 89th Conference of Japan Institute of Light Metals, (1995), 195.
- 9) S.Inumaru, S.Yamauchi, K.Shibue, H.Sano, K.Ito : Japanese Patent, No.1744102, (1993)
- 10) A.Leatham, R.G.Brooks, J.Coombs : UK Patent, GB2172827, (1986).
- 11) J.Kruger, T.Probst, R.Fuchs : Proceedings of First International Conference on Spray Forming, Swansea, UK, (1990).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-451)

---

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 38, No. 1 (1997), pp. 86-93

TECHNICAL REVIEW

---

## Performance of the Tin Coated Copper Tube for Cold and Hot Water Service System

Tetsuro Atsumi , Yutaka Yamada Jun-ichi Ito  
and Koji Nagata

住友軽金属工業株式会社研究開発センター

# Performance of the Tin Coated Copper Tube for Cold and Hot Water Service System\*

Tetsuro Atsumi\*\*, Yutaka Yamada\*\*\* Jun-ichi Ito\*\*  
and Koji Nagata\*\*\*\*

## Abstract

To cope with the corrosion problem of copper tubes in plumbing system, the tin coating technique onto the inner surface of copper tube has been successfully developed by Sumitomo Light Metal. Performance of the tin coated copper tube have been evaluated under the corrosive conditions where conventional copper tubes severely suffered from cuprosolvency, pitting corrosion and erosion-corrosion. The tin coated copper tubes showed high anti-cuprosolvency and excellent corrosion resistance due to the stable tin oxide film on the coating having the sacrificed effect with less noble potential. The tin coated copper tubes have been successfully put into practical service and long life of the tin coating is expected based on the examination results of tubes.

## 1. Introduction

Because of good corrosion resistance and ease of joining and fabricating, copper tubes are widely used in cold and hot water service system in many countries. Copper tubes have been satisfactorily used in water service system, however, a few corrosion problems of copper tube, such as the general dissolution of copper from the tube and leakage caused by pitting corrosion and erosion-corrosion, have been experienced mainly because of water quality and plumbing system. Under soft water in Japan, corrosion problems of copper tubes at water side are cuprosolvency, pitting corrosion analogous to type 2/type 1 and erosion-corrosion in hot and cold water service system.

Pitting corrosion of soft copper tubes, which is analogous to type 1, has been recently experienced in cold and/or once-through hot water service system especially in the case of using

well water which is characteristic of low pH under 6.5 and high free CO<sub>2</sub> over 15 ppm.

These corrosion phenomena have been studied by many workers<sup>1)~6)</sup> and the countermeasures have been proposed<sup>7)~9)</sup>. However, these countermeasures, such as water treatment, change of plumbing system and decrease of the flowing velocity, are limited in application to existing system and anti-corrosion materials developed have not always been enough to prevent corrosion.

To cope with these corrosion troubles, the tin coating technique onto the inner surface of copper tube has been successfully developed by Sumitomo Light Metal. The first reason why tin is selected for coating material is that tin is more stable than copper in the wider pH range of water<sup>10)</sup>. The second is that tin is not regulated in the standard of water quality by World Health Organization (WHO) and each country. In addition, tin has been practically used in food can and/or tableware as plating. So it is concluded that tin is never harmful for human body.

The high corrosion resistance of the tin coated copper tubes, whose tin layer was uniform in the thickness of 1 to 2 μm with allowable density of pin-holes, was proved by evaluation test and those tubes were put into

\* This paper was presented at 13th International Corrosion Conference held at Melbourne, Australia, Nov. 25-29, 1996

\*\* No.1 Dept., Research & Development Center

\*\*\* No.1 Dept., Research & Development Center,  
Dr. of Eng.

\*\*\*\* Research & Development Center, Dr. of Eng.

practical service<sup>11)</sup>. This paper provides performance of the tin coated copper tubes as well as service experiences where conventional copper tubes severely suffered from cuprosolvency, pitting corrosion, and erosion-corrosion.

## 2. Tin Coating Technique Developed

The tin coating onto inner surface of copper hard straight and/or soft coiled tube are achieved as following process :

Pre-treatment → Tin coating → Washing & Drying → Inspection

Uniform pure tin layer is obtained by circulating chemical acid solution specially blended at adequate flow condition. The deposition of tin particle occurs continuously during circulating chemical solution and leads to form uniform layer. The thickness of tin coating is controlled by the temperature of solution and the duration of circulating, and the sound tin coating is obtained by strict control of chemicals concentration in solution. In order to obtain the tin coating with allowable density of pin-holes, cleaning and activating inner surface of copper tubes are most important at pre-treatment. Pre-treatment are also achieved by circulating acid solution under optimum conditions, such as kind and content of acid, flowing rate and so on.

After the tin coating, inner surface of the copper tube is washed by flowing water and dried by air blasting. After that measurement

Table 1 Standard specification of the tin coated copper tube.

Tube material	phosphorous-deoxidized copper (C12200)
Tube size (mm)	Straight tube (L4,000) OD15.88×T0.71/1.02–OD79.38×T1.83/2.29 Soft coiled tube (L600,000max. L25,000 for PE insulated) OD15.88×T0.71/1.02–OD22.22×T0.811/1.14
Temper	Hard/Half hard straight, Soft coiled
Thickness of tin coating	1–2μm (>0.6μm)
Adhesion of tin coating	Excellent (confirmed by tape-test)

of thickness and tape test to confirm the adhering quality are applied for inspection of the tin coating.

## 3. Properties of the Tin Coated Copper Tube

Table 1 shows the standard specification of the tin coated copper tube developed by Sumitomo Light Metal. The tin coating is usually applied for conventional phosphorus-deoxidized copper tube (C12200). Standard thickness of the tin coating is 1 to 2 μm and good adhering quality of coating to the substrate is secured.

Table 2 shows the typical properties of the tin coated copper tube<sup>11) 12)</sup>. Corrosion potential of the tin coated copper tubes is approximately 300 mV less noble than that of copper substrate. The sacrificed effect of the tin coating to the copper substrate is expected based on the those electrochemical property. Concentration of copper dissolved from the tin

Table 2 Typical properties of the tin coated copper tube compared with conventional C12200.

Item	Tin coated tube	C12200	Remarks (test conditions etc.)
Corrosion potential (mV vs SCE)	-400 to -300	-20	Stable potential for tin coated tube.
Concentration of copper dissolved from tube (ppm)	less than 0.03	0.5–5.0	Nagoya tap water of RT/60°C, pH 4.5–7.0. analyzing water filled in the tubes after 24h standing.
Corrosion depth of type 2 pitting corrosion test (mm)	less than 0.01	0.35	Synthetic tap water of Tokyo, 60°C. $\text{HCO}_3^-/\text{SO}_4^{2-} = 0.6$ , R-Cl:3ppm, pH 6.8–7.0, 6 months soaking.
Corrosion depth of erosion-corrosion test (mm)	less than 0.01	0.15	Nagoya tap water with 100ppm $\text{Cl}^-$ , pH 6.0–6.5, 10m/s (Jet test) for 3 months.

coated copper tube was less than 0.03 ppm until low pH of water at 4.5 in standing hot/cold water test. The tin coated copper tube shows the high anti-cuprosolvency compared with conventional copper tube. The tin coated copper tube also shows excellent corrosion resistance under the water quality with high pitting tendency and highly turbulent flow. In laboratory test, pitting corrosion of the tin coated copper tubes has not occurred, while conventional copper tubes suffered from pitting corrosion in the depth of 0.35 mm after 6 months soaking test. Moreover, the tin coated copper tube showed the high resistance to erosion-corrosion under highly turbulent flow at 10 m/s of Jet test.

The tin coated copper tubes can be treated with same manner as conventional copper tubes in joining and fabricating. The tin coating followed copper substrate in proper bending, flaring and so on without lack of adhesion. In soldering or brazing, pure tin layer close to the substrate changed intermetallic compounds such as  $\eta$ -Cu<sub>5</sub>Sn<sub>6</sub> and  $\varepsilon$ -Cu<sub>3</sub>Sn because of interdiffusion of copper and tin at elevated temperature. Nevertheless, there are no Kirkendall voids at the interface and no decrease in adhering quality which effects the corrosion resistance.

#### 4. Experience of the Tin Coated Copper Tube in Japan

##### 4.1 Anti-Cuprosolvency Property

In the East of Hokkaido, cuprosolvency problem due to the general dissolution of copper has been occurred in once-through cold and hot water service system of private housing. It is related to the seasonal decrease of pH of water under 6.5. In order to prevent this problem, the tin coated copper tubes were plumbed in three private housing for replace. Plumbing ratio of the tin coated copper tubes was 60~80% in the total plumbing tube length of each house. For the evaluation of anti-cuprosolvency of the tin coated copper tubes, periodic measurement of pH and copper ion concentration in tap water was carried out at those three housing compared with referring house which system was totally plumbed with

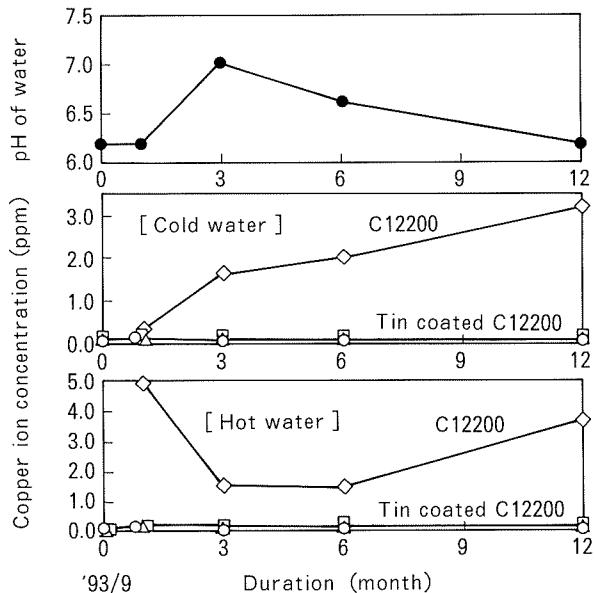


Fig. 1 Variation of pH and copper ion concentration in tap water in actual plumbing system of private housing. The tin coated tubes plumbed in each house of A (○), B (△) and C (□)<sup>13</sup>. C12200 plumbed in house D (◇).

conventional copper tubes at the same time. Fig. 1 shows the variation of pH and copper ion concentration in tap water through the one year in each house<sup>13</sup>. Copper ion concentration in tap water of the tin coated copper tube plumbing system has been less than 0.15 ppm through the one year at each house regardless of plumbing ratio and installed position. On the contrary, that of conventional copper tube plumbing system was high level in the range of 1.5 to 4.0 ppm through the one year. Metallurgical examination of the tin coated copper tubes after one year service showed that tin oxide formed uniformly on the tin coating and inner surface of tubes was fully sound<sup>13</sup>. After these evaluation, the tin coated copper tube was approved as suitable plumbing material for this area by Japan Water Works Association (JWWA).

##### 4.2 Resistance to Erosion-Corrosion

Erosion-corrosion of copper tube in water service system is well known and many workers studied this phenomenon. Laboratory corrosion test, however, often does not duplicate operating factor in actual forced circulating system, erosion-corrosion of copper tube does not always occur in similar form and conditions to those of actual plumbing system.

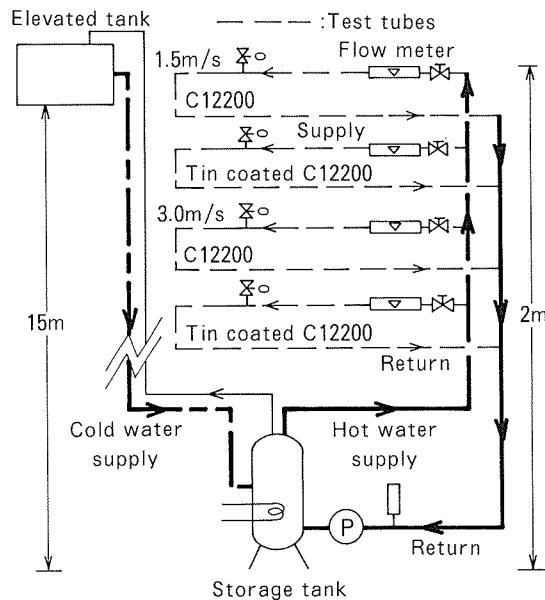


Fig. 2 Schematic diagram of model plumbing system of forced hot water circulating.

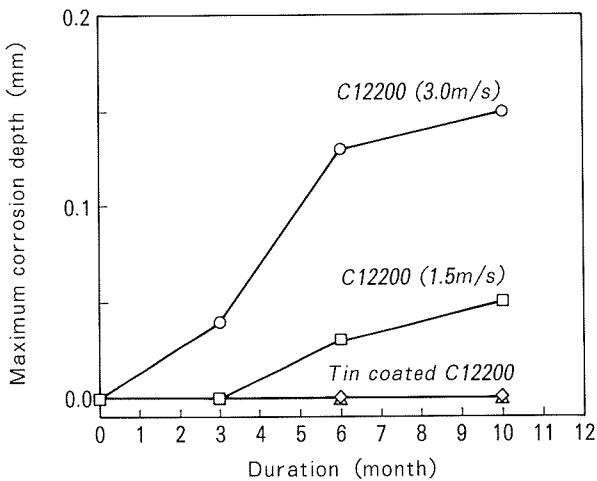


Fig. 3 Changes of maximum corrosion depth of both the tin coated copper tube ( $\diamond$ ,  $\triangle$ ) and conventional copper tube ( $\circ$ ,  $\square$ ) tested under 1.5m/s and 3.0m/s in model plumbing system.

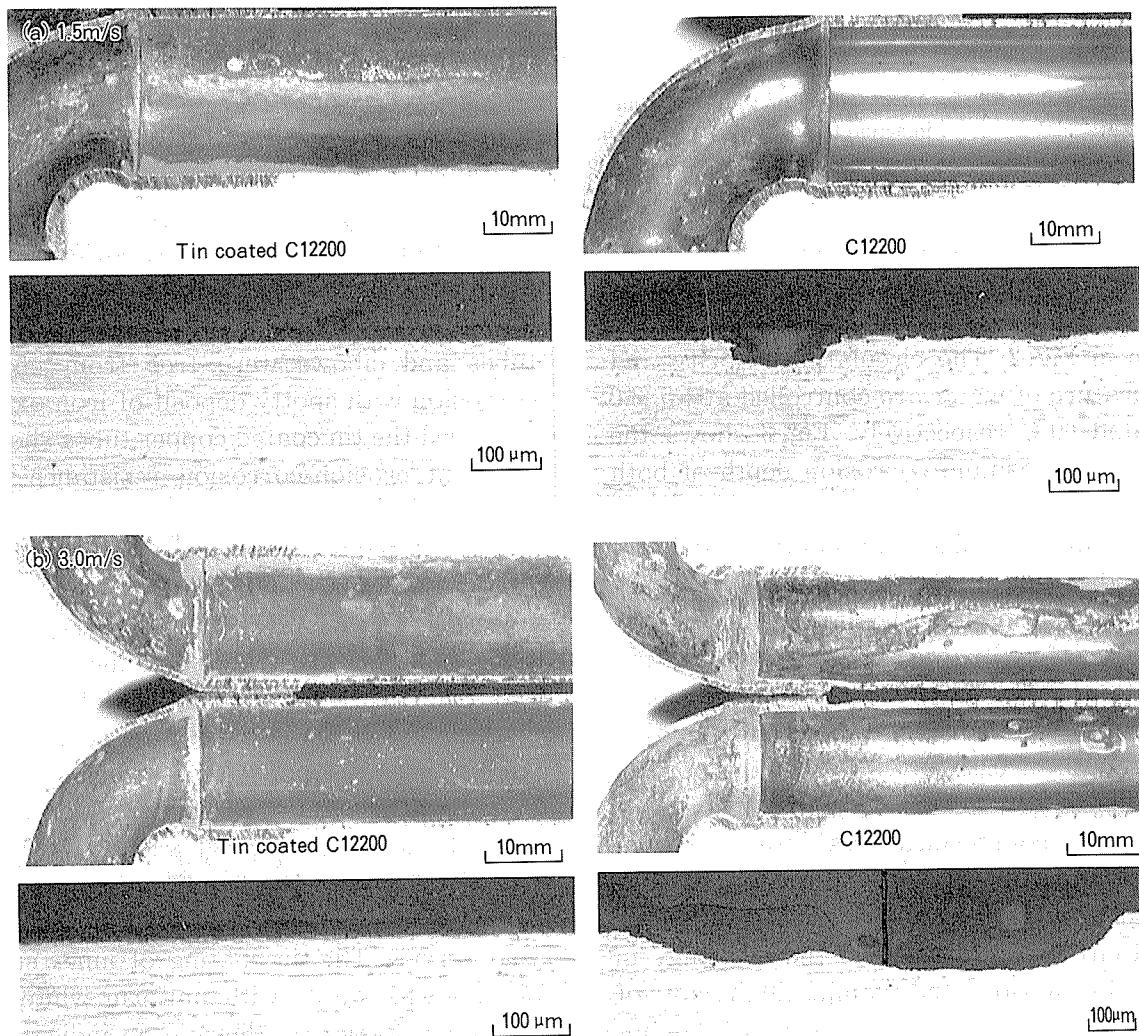
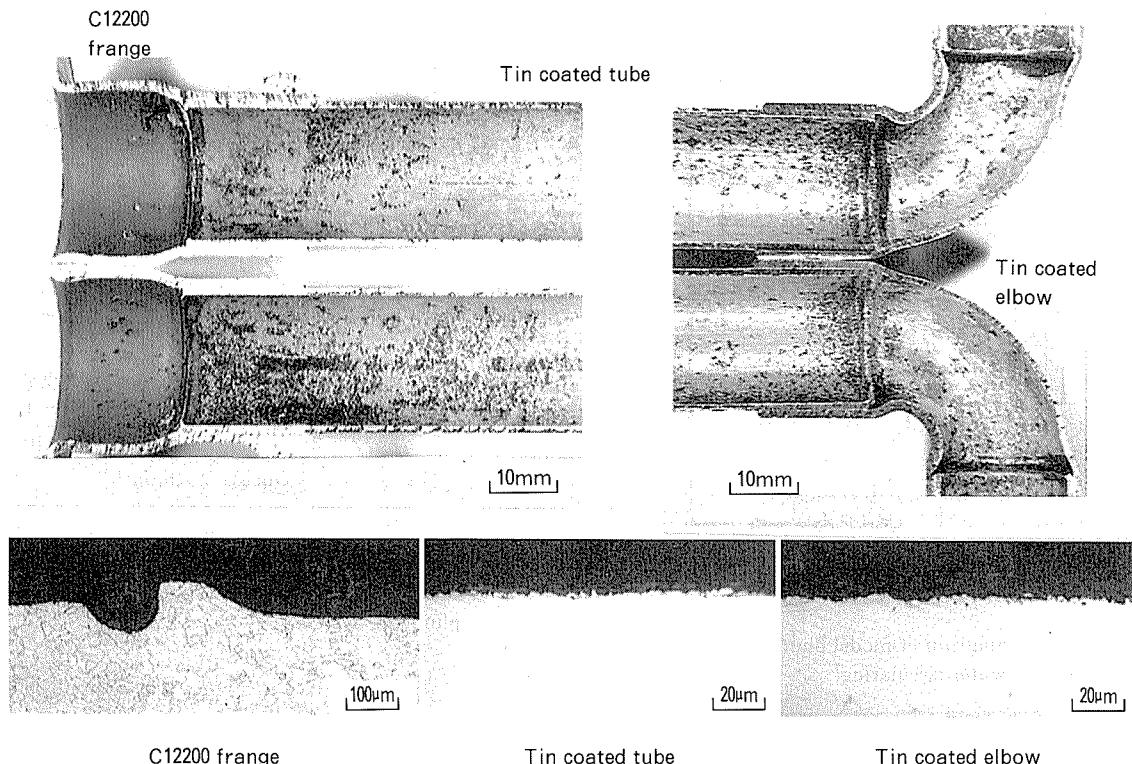


Fig. 4 Appearance of inner surface and cross section of both tubes tested under (a) 1.5m/s and (b) 3.0m/s for 6 months in model plumbing system of forced circulating. Test tubes were withdrawn at the portion after elbows.



**Fig. 5** Appearance of inner surface and cross section of test samples after 3 years service in actual forced circulating system of building. Test samples were the tin coated tubes fitted with the tin coated elbows and conventional copper flanges.

To evaluate erosion-corrosion resistance of the tin coated copper tubes, corrosion test was carried out at model plumbing system as shown in **Fig. 2**. The circulating velocity and temperature of water are controlled at 1.5, 3.0 m/s and 60°C respectively. **Fig. 3** shows the change of maximum corrosion depth of both the tin coated copper tubes and conventional copper tubes tested for 10 months and **Fig. 4** shows the typical appearance of both tubes tested after 6 months. The tin coated copper tubes were free from corrosion without any indication at any portion, while conventional copper tubes suffered from erosion-corrosion in the depth of 0.05 to 0.15mm at the portion after elbow.

As the countermeasures for erosion-corrosion of copper tube, the tin coated copper tubes were plumbed in the hot water forced circulating system of the buildings in Tokyo. **Fig. 5** shows the examination results of test tubes after 3 years service. Test tubes installed were the tin coated hard straight copper tubes fitted with conventional copper flanges and the tin coated elbows.

Conventional copper flanges suffered from uniform erosion-corrosion in the depth of 0.1mm. On the contrary, the tin coated copper tubes and elbows were free from erosion-corrosion with spotty deposit of iron oxide. It is proved the tin coated copper tubes show the excellent erosion-corrosion resistance under the turbulent flow of actual plumbing system.

#### 4.3 Resistance to Pitting Corrosion Analogous to Type 2

Pitting corrosion analogous to type 2 has been experienced in the buildings of some specified area such as Tokyo, Hokkaido and so on in Japan<sup>14)</sup>. The tin coated copper tubes were plumbed in hot water service system of building in Tokyo to prevent pitting corrosion. **Table 3** shows the typical analysis of water and **Fig. 6** shows the examination results of the tin coated copper tube after 2 and a half year service. The tin coating of inner surface of tube was stable with uniform white scale and stripe gray one, there is no indication of pitting corrosion.

In south of Hokkaido, leakage troubles of conventional copper tubes due to the pitting

Table 3 Typical analysis of tap water in the buildings of Tokyo where pitting corrosion analogous to type 2 has been experienced.

Item	Value
pH	7.1
Conductivity ( $\mu\text{S}/\text{cm}$ )	205
Total hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	64
Ca hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	50
M alkalinity ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	30
$\text{HCO}_3^-$ (ppm)	35
$\text{SO}_4^{2-}$ (ppm)	43
$\text{Cl}^-$ (ppm)	0.8
Fe (ppm)	0.05
$\text{SiO}_2$ (ppm)	11
Free carbon dioxide (ppm)	2~4

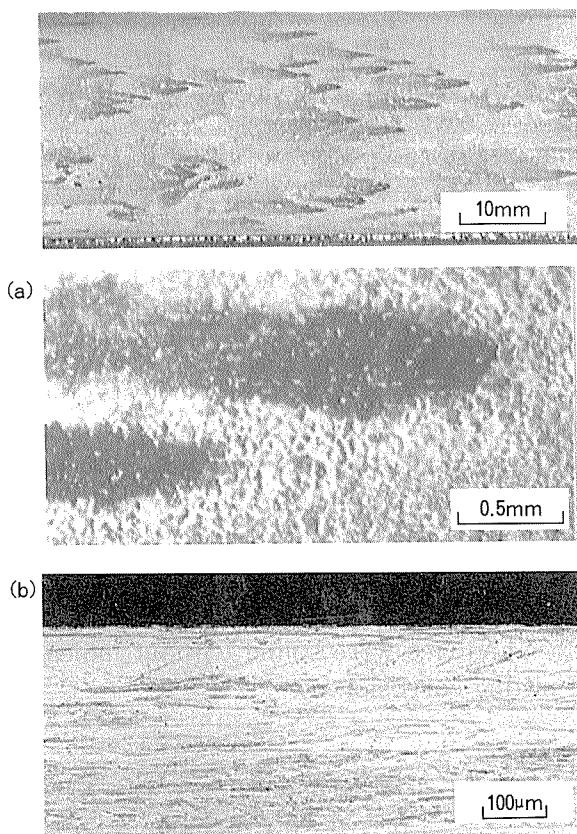


Fig. 6 Appearance of (a) inner surface and (b) cross section of the tin coated copper tube after 2.5 years service in hot water plumbing system of building in Tokyo.

corrosion analogous to type 2 have been experienced in the cold and once-through hot water service system of private housing. The quality of tap water was classified for high pitting tendency of type 2 as shown in Table 4. To

Table 4 Typical analysis of tap water in south of Hokkaido where pitting corrosion analogous to type 2 has been experienced.

Item	Value
pH	6.7~7.0
Conductivity ( $\mu\text{S}/\text{cm}$ )	185
Total hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	54
Ca hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	45
M alkalinity ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	11
$\text{HCO}_3^-$ (ppm)	13
$\text{SO}_4^{2-}$ (ppm)	100
$\text{Cl}^-$ (ppm)	9
Fe (ppm)	0.05
$\text{SiO}_2$ (ppm)	41
Free carbon dioxide (ppm)	2~4

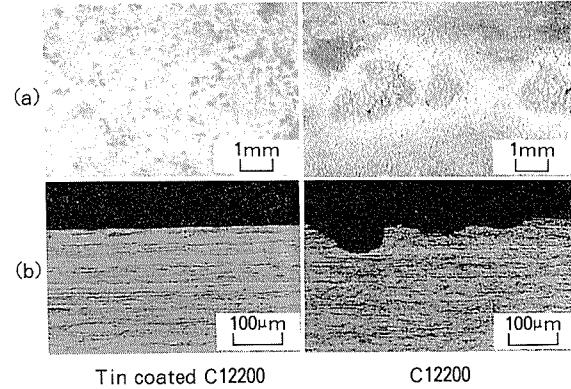


Fig. 7 Appearance of (a) inner surface and (b) cross section of both tubes after 2 years service in plumbing system of private house at the area where copper tubes has been suffering from pitting corrosion analogous to type 2.

solve these troubles, the tin coated copper tubes were plumbed for anti-corrosion material. Fig. 7 shows the examination results of the tin coated copper tube and conventional copper tube after 2 years service. The tin coated copper tube was sound without any indication of pitting corrosion, while conventional copper tube suffered from pitting corrosion in the depth of 0.3 mm. As excellent resistance to pitting corrosion, the tin coated copper tubes were also approved for plumbing material for this area by JWWA .

#### 4.4 Resistance to Pitting Corrosion Analogous to Type 1

Pitting corrosion of soft copper tubes, which

Table 5 Typical analysis of well water in the plumbing system of private housing where pitting corrosion analogous to type 1 has been recently experienced.

Item	Value
pH	6.0~7.2
Conductivity ( $\mu\text{S}/\text{cm}$ )	695
Total hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	310
Ca hardness ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	160
M alkalinity ( $\text{CaCO}_3 \text{ ppm}$ )	180
$\text{HCO}_3^- \text{ (ppm)}$	220
$\text{SO}_4^{2-} \text{ (ppm)}$	<1
$\text{Cl}^- \text{ (ppm)}$	56
Fe (ppm)	0.05
$\text{SiO}_2 \text{ (ppm)}$	47
Free carbon dioxide (ppm)	15~50

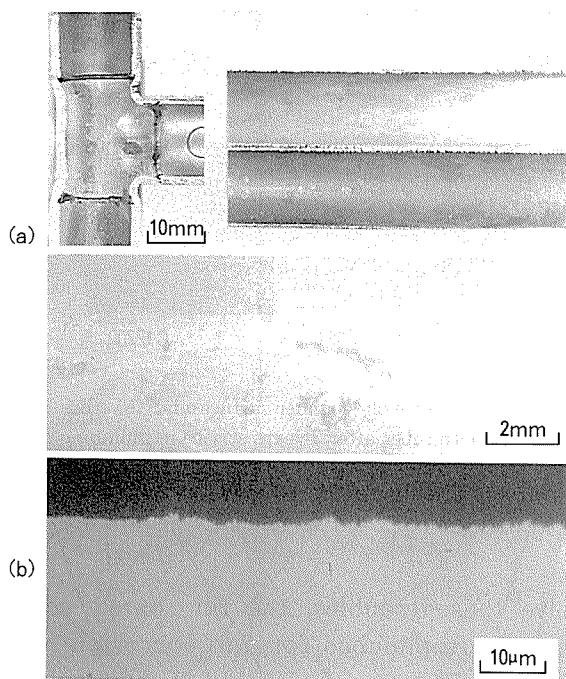


Fig. 8 Appearance of (a) inner surface and (b) cross section of the tin coated copper tubes after 1 year service in once-through hot water service system of private house using well water.

is analogous to type 1, has been recently experienced in cold and/or once-through hot water service system in the private housing especially in the case of using well water. The quality of water is characteristic of low pH under 6.5 and high free  $\text{CO}_2$  over 15 ppm as shown in Table 5. At the off serving in the once-through

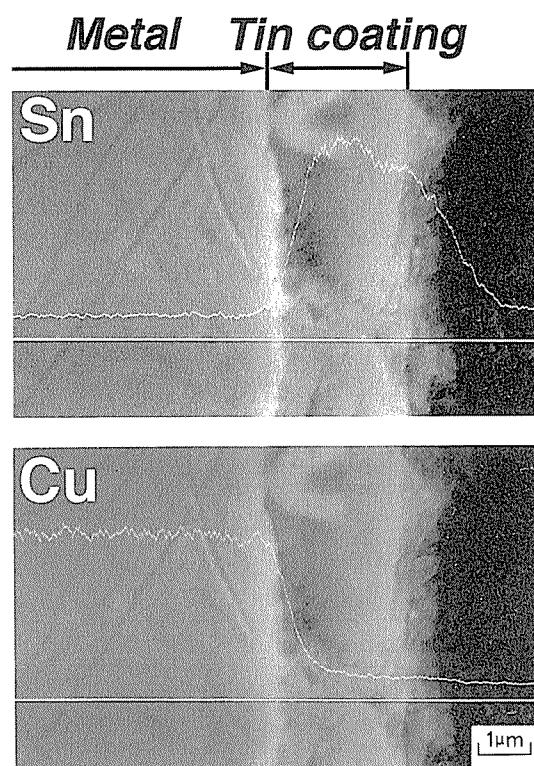


Fig. 9 Typical results of X.E.D. line analysis at the cross section of inner surface for the tin coated copper tube after 1 year service.

hot water service system, water is stagnant and its temperature decreases until room temperature. After the confirmation of corrosion resistance in well water by field tests, the tin coated copper tubes were plumbed in actual service system of private housing. Fig. 8 shows the examination results of the tin coated copper tube after 1 year service. Sample tubes were withdrawn at joining portion where soldering was applied. The tin coated copper tubes and tees were sound without indication of pitting corrosion.

## 5. Discussion

It is proved that the tin coated copper tubes show the high anti-cuprosolvency and excellent corrosion resistance under the conditions where conventional copper tubes have suffered from high cuprosolvency and severe corrosion. The tin coating onto the inner surface of copper tube changed to gray and gray-black color from the silver-like white and was stable as service period has passed. Fig. 9<sup>13)</sup> shows the typical results of X-ray Energy Dispersive

line analysis at the cross section of inner surface for the tin coated tube after 1 year service. The tin coating is stable and good adhering quality to the copper substrate is maintained. On the stable tin coating,  $\text{SnO}_2$  was mainly detected by X-ray diffraction analysis and the potential of the tin coated copper tubes has been showed less noble than that of copper substrate. So it is considered that the corrosion resistance of the tin coated copper tube consists in the stable tin oxide film formed on the coating, which maintained proper adhesion to coating under the corrosive condition, and in the sacrificed effect of tin coating to copper substrate after formation of stable tin oxide.

The tin coating technique has been applied for copper tube to prevent corrosion. In the literature, however, it was pointed out that tin coating must be pore-free to avoid accelerated attack of copper because of tin and / or copper-tin intermetallic compounds being cathodic to copper<sup>15)</sup>. So, tin coating technique has not been applied for copper plumbing tubes until recent years. It is not able to compare between the present technique and that in the literature, there are no fact that tin, tin oxide and copper-tin intermetallic compounds act electrochemically as cathode to copper in water. In addition, the conditions of coating process are strictly controlled in order to obtain the tin coating with allowable density of pin holes. There has been no troubles with the tin coated copper tubes in actual cold and hot water service system.

## 6. Conclusions

To cope with the corrosion problem of copper tubes in plumbing system, the tin coating technique onto inner surface of copper tubes has been successfully developed by Sumitomo Light Metal. Properties and service experiences of the tin coated copper tubes are summarized as follows :

(1) The tin coated copper tubes, having ease of joining and fabricating, showed the high anti-cuprosolvency and excellent corrosion resistance under the corrosive conditions where

conventional copper tubes suffered from severe erosion-corrosion and pitting corrosion.

(2) The excellent corrosion resistance of the tin coated copper tube consists in the stable tin oxide film formed on the coating under corrosive conditions with proper adhesion to copper substrate and in the sacrificed effect with less potential of stable tin oxide film compared with copper substrate.

(3) The tin coated copper tubes has been successfully put into practical service and long life of the tin coating is expected based on the service experiences.

## References

- 1) H. S. Campbell : BNF Miscellaneous Publication, No. 574, (1972).
- 2) F. J. Cornwell, G. Wildsmith and P. T. Gilbert : *Galvanic and Pitting Corrosion*, ASTM STP-576, ASTM, (1976), 155.
- 3) S. Yamauchi and S. Sato : *Bosyoku Gijyutsu* (Corrosion Engineering), 30 (1981), 469.
- 4) H. Baba, T. Kodama, T. Hisamatsu and Y. Ishikawa : ibid., 30 (1981), 113.
- 5) T. Hamamoto, M. Kumagai, K. Kawano and Y. Yamauchi : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 28 (1987), 70.
- 6) R. Tanaka and M. Nishio : Ibid., 13 (1972), 141.
- 7) H. Baba, T. Kodama and T. Fujii : *Bosyoku Gijyutsu* (Corrosion Engineering), 34 (1985), 10.
- 8) T. Hamamoto and M. Kumagai : *Journal of the Japan Copper and Brass Research Association*, 27 (1988), 182.
- 9) T. Hamamoto, T. Atsumi and K. Kawano : Ibid., 29 (1990), 101.
- 10) M. Pourbaix : *ATLAS OF ELECTROCHEMICAL EQUILIBRIUM IN AQUEOUS SOLUTIONS*, Pergamon Press, (1966).
- 11) Y. Yamada, T. Atsumi, J. Ito, M. Yonemitsu and K. Nagata : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, 35 (1994), 151.
- 12) T. Atsumi, Y. Yamada, J. Ito, M. Yonemitsu and K. Nagata : *Journal of the Japan Copper and Brass Research Association*, 33 (1994), 45.
- 13) Y. Yamada, T. Atsumi, J. Ito, M. Yonemitsu and K. Nagata : Ibid., 34 (1995), 107.
- 14) S. Sato et.al : Proc. of the Int. Sympo. on Corrosion of Copper and Copper Alloys in Building, Tokyo, 1982 March 16-17, Sponsored by JCDA, (1982), 17.
- 15) H. H. Uhlig : *Corrosion and Corrosion Control*, John Wiley & Sons Inc., (1963), 285.