

論文

自動車ボディ用 Al-Mg 合金板の成形性に及ぼす  
諸因子の影響

竹島義雄\* 武田達也\*  
宇都秀之\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 自動車ボディ用 Al-Mg 合金板の成形性に及ぼす諸因子の影響

竹島義雄\* 武田達也\*  
宇都秀之\*

## Influences of Various Factors on the Formability of Al-Mg Alloy Sheets for Auto Bodies

Yoshio Takeshima, Tatsuya Hikida and Hideyuki Uto

As Al-Mg alloy sheets have better formability than Al-Mg-Si alloy sheets, they have been used for many auto body panels in Japan. Nevertheless, further improvement in formability of Al-Mg alloy sheets is required because it is inferior to that of steel sheets. The objective of this report is to investigate the influences of material factors, lubricant and radii of punch and die on the formability of Al-Mg alloy sheets for auto bodies. The investigated material factors were Mg content, manufacturing process, sheet thickness, cold working after annealing and deoxidizing at the final stage. Deep-drawing and stretching small cup tests were conducted.

Both the deep-drawability and stretchability were improved with increase in Mg content and sheet thickness, while they were deteriorated by cold working and deoxidizing. Manufacturing process influenced the proportion of deep-drawability to stretchability. However, the lubricant and the radii of punch and die influenced the forming heights more strongly than the material factors.

Therefore, though the improvement in formability of the sheet itself is surely important, it is considered that the development of excellent lubricant applicable to auto bodies and the creation of new panel design suitable for aluminium alloy sheets are very useful.

### 1. はじめに

自動車の軽量化は地球環境保護の観点から社会的な要請となっており、軽量化効果の大きい自動車ボディパネルのアルミ化が、今後より一層推進されるものと考えられる。自動車ボディ材には強度、成形性、溶接性、耐食性など多くの特性が要求されるため、自動車ボディ用アルミニウム合金板はこれらの特性の総合的な評価のもとで開発が進められてきた。その結果、現在までに我が国で自動車ボディパネルに使用されたアルミニウム合金板は、非熱処理型の5000系(Al-Mg系)及び熱処理型の6000系(Al-Mg-Si系)であり、使用実績は前者の方が多い。

我が国で5000系ボディ材が多く使用されてきた理由の

一つは、6000系ボディ材に比べて成形性が優れていることがある。しかしながら、5000系ボディ材の成形性も鋼板と比較するとかなり劣っている<sup>1)2)</sup>ため、材料メーカーに対する成形性向上の要求は強い。当社ではその要求に答えるべく、以前より自動車ボディ材の成形性向上について、合金<sup>3)</sup>、製造方法<sup>4)</sup>、潤滑<sup>5)6)</sup>等の多方面から検討を行っている。

本報では、5000系自動車ボディ材の成形性に及ぼす材料特性、板厚、仕上処理、潤滑条件等の影響を、相対比較の可能な同一の試験方法によって調査した。

### 2. 実験方法

#### 2.1 成形性評価試験方法

板材のプレス成形は、深絞り成形、張出し成形、伸び

\* 技術研究所応用研究部

フランジ成形、曲げ成形の4要素に分類される<sup>7)</sup>。自動車ボディパネルの多くは大寸法かつ複雑形状であり、そのプレス成形の第1工程は、ほとんどの場合深絞り成形と張出し成形の複合成形である。続く第2工程以降では伸びフランジ成形及び曲げ成形を受けるが、自動車ボディ材はまず第1工程の複合成形において、プレス割れを生じないことが肝要である。そこで、自動車ボディ材の成形性としては深絞り性及び張出し性が最優先であると考え、それらの評価試験を実施した。

本報で用いた成形性評価試験方法をFig. 1に示す。深絞り性試験、張出し性試験とも、パンチ直径50mmの小型軸対称成形である。

深絞り性は限界絞り比で評価するのが一般的であるが、本報では絞り比をアルミニウム合金板では絞り抜け不可能な2.25とし、平頭パンチによる成形で、割れが発生するまでの成形高さを評価値とした。本深絞り性試験方法は、自動車ボディパネルの成形において絞り抜きがほとんど行われないことを考慮した試験方法であり、限界絞り比を求める通常の方法に比べると、かなり簡便に結果を得ることができる。板押え力は幾つかの実パネル成形におけるフランジ部の平均面圧を参考にして、初期の平均面圧5N/mm<sup>2</sup>に相当する34kNとした。

張出し性試験は板押え面に設けた拘束ビードと40kNの板押え力とで材料流入を完全に阻止し、球頭パンチによる張出し成形で、割れが発生するまでの成形高さを評価値とした。

Blank size : φ112.5mm	Blank size : φ120mm
Blank holding force : 34kN	Blank holding force : 40kN
Punch speed : 2mm/s	Punch speed : 2mm/s

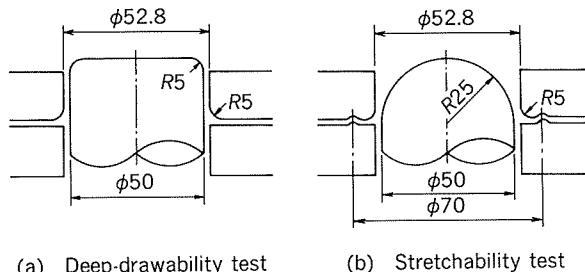


Fig. 1 Formability test methods.

## 2.2 調査対象とした影響因子

本報で調査の対象とした成形性への影響因子は次のとおりである。

まず材料側の因子として、材質及び製造工程、板厚、焼なまし後の冷間加工並びに仕上洗浄の影響について調査した。さらに材料以外の因子として、潤滑条件及び工具形状の影響について調査した。

## 2.3 供試材及び潤滑剤

供試材はMg量4.5~6.0%の5000系自動車ボディ材である。板厚は主として1.0mmとしたが、板厚の影響を

調査した実験には0.6mm及び1.4mmの材料も供試した。なお、供試材は調査した影響因子ごとに準備したので、詳細については実験結果の各節で述べる。

使用した潤滑剤をTable 1に示す。主として低粘度防錆油A、B及び低粘度潤滑油AT91<sup>6)</sup>を用いたが、潤滑条件の影響を調査した実験には、中粘度プレス油C、ポリエチレンシート及びプレコート型固体潤滑剤DL1<sup>5)</sup>も用いた。ポリエチレンシートとDL1を除く液状潤滑油の塗布量は1~2g/m<sup>2</sup>とした。

Table 1 Lubricants used for the tests.

Lubricant	Viscosity (mm <sup>2</sup> /s, 40°C)	Note
A	2	Rust preventive oil
B	4	Rust preventive oil
AT91	5	Oil lubricant by SLM
C	92	Drawing oil
Polyethylene sheet	—	0.03mm thick
DL1	—	Dry lubricant by SLM

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 材質及び製造工程の影響

アルミニウム合金板の材料特性は合金成分と製造工程によって決まる。ここでは5000系自動車ボディ材の主要添加元素であるMg量を4.5, 5.5, 6.0%の3通りとし、製造工程もI, II, IIIの3通りとして、両者の組合せによる6種類の材料を成形性試験に供した。それらの機械的性質(面内の平均値、以下すべて同じ)をTable 2に示す。Mg量の違いは引張強さと伸びに現れており、Mg量が増えるにつれて引張強さ、伸びとともに増加している。耐力の増加はわずかである。引張強さの増加が耐力の増加を上回っているため、Mg量が増えるとn値も増加している。一方、製造工程の違いはr値に現れており、工程IよりIIの材料、IIよりIIIの材料の方がr値が大きい。

成形性試験結果をFig. 2に示す。深絞り性はMg量が多いほど優れており、同じMg量ではr値の大きい材料の方が優れていた。張出し性もMg量が多いほど優れていたが、r値に関しては深絞り性とは逆に、r値の小さい材料の方が優れていた。潤滑油は低粘度防錆油A及びBを用いたが、潤滑油による成形高さの大小は、深絞り性試験、張出し性試験とも、すべての供試材について同じ傾向であった。

アルミニウム合金板の材料特性と成形性の関係については不明瞭な点が多く、すべてのアルミニウム合金板に対して有効な成形性指標は見いだされていない。しかしながら、合金や調質を限定すれば、その範囲内で、例えばr値と限界絞り比の間に良い相関が得られることがあ

Table 2 Mechanical properties of test materials used for investigating the influences of Mg content and manufacturing process.

Material	Mg content (mass %)	Manufacturing process	Yield strength (N/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	n-value	r-value
1-1	4.5	I	123	261	32	0.29	0.60
1-2	4.5	II	124	270	31	0.31	0.70
1-3	5.5	I	122	278	34	0.33	0.61
1-4	5.5	III	122	279	34	0.33	0.79
1-5	6.0	I	126	288	35	0.34	0.59
1-6	6.0	III	128	293	34	0.33	0.82
SPC	—	—	185	306	45	0.21	2.00

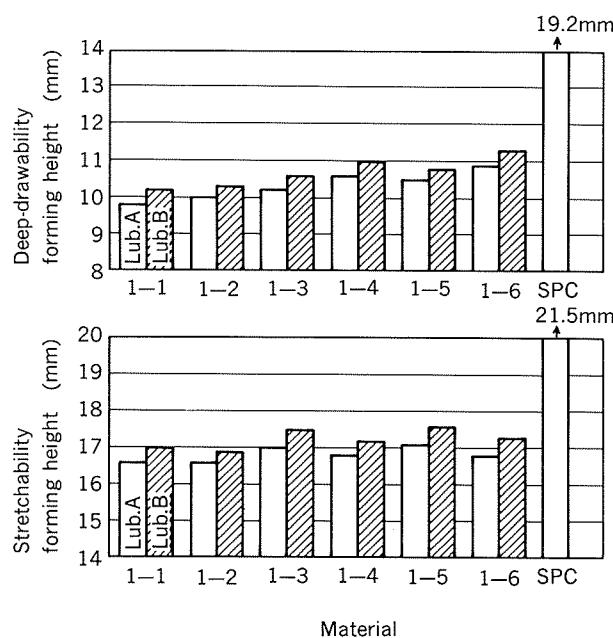


Fig. 2 Influences of Mg content and manufacturing process on deep-drawability and stretchability.

る。本実験は供試材の種類が少ないうえに材料特性もそれほど大きく変わっていないため細かい検討はできないが、得られた結果から5000系自動車ボディ材の材料特性と成形性の関係を推測すると、深絞り性には引張強さと

耐力の差  $\sigma_B - \sigma_{0.2}$  (又はそれらの比  $\sigma_B / \sigma_{0.2}$  あるいは  $n$  値) と  $r$  値が、張出し性には  $\sigma_B - \sigma_{0.2}$  (又は  $\sigma_B / \sigma_{0.2}$  あるいは  $n$  値) と伸びが、それぞれ関与していると考えられる。

なお、Table 2 及び Fig. 2 には、比較のため同じ板厚の SPC 鋼板のデータを併記した。深絞り成形高さ、張出し成形高さとも 5000 系自動車ボディ材とは大差がある。深絞り性試験の絞り比が SPC 鋼板の限界絞り比に近いため、とりわけ深絞り成形高さの差が大きい。

### 3.2 板厚の影響

板厚が異なると材料特性も異なることが多いため、成形性に及ぼす板厚の影響のみを純粹に調査するのは、それほど容易なことではない。ここでは材料特性に多少の差が生じることを前提として、同じ材質、同じ製造工程 (Table 2 の 1-2 及び 1-4 相当) で板厚が 0.6, 1.0, 1.4 mm の 3 種類の材料を製作し、成形性試験に供した。ただし、深絞り性試験のダイ内径は、直径 50 mm のパンチに対してクリアランスが板厚の 1.4 倍となるものを使用した。

供試材の機械的性質を Table 3 に、成形性試験結果を Fig. 3 に、それぞれ示す。材質及び製造工程が同じであれば、深絞り性、張出し性とも板厚が厚いほど良好であった。材質及び製造工程に関しては、前節の結果と同様、供試材 2-1 (Table 2 及び Fig. 2 の 1-2 相当) より

Table 3 Mechanical properties of test materials used for investigating the influence of sheet thickness.

Material	Mg content (mass %)	Manufacturing process	Sheet thickness (mm)	Yield strength (N/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	n-value	r-value
2-1	4.5	II	0.6	130	271	30	0.32	0.72
			1.0	130	278	32	0.31	0.71
			1.4	139	270	30	0.28	0.68
2-2	5.5	III	0.6	128	275	31	0.32	0.83
			1.0	124	273	33	0.32	0.78
			1.4	138	277	32	0.29	0.82

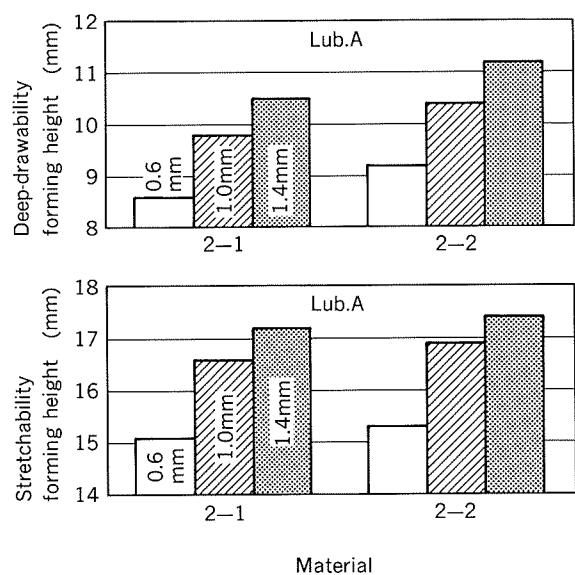


Fig. 3 Influence of sheet thickness on deep-drawability and stretchability.

2-2 (Table 2 及び Fig. 2 の 1-4 相当) の方が深絞り性、張出し性ともに優れていた。

### 3.3 焼なまし後の冷間加工の影響

5000系合金の焼なまし材をプレス成形すると、板表面にストレッチャー・ストレインマークと呼ばれるひずみ模様が発生することがある。自動車ボディパネルにストレッチャー・ストレインマークが発生すると表面欠陥となるため、5000系自動車ボディ材にはストレッチャー・ストレインマーク防止処理が施される。焼なまし後に行われる軽い冷間加工がそれである<sup>4)</sup>。しかしながら、通常の冷間加工は一般に材料の耐力を増加させるため、その結果として成形性が低下する傾向がある。ここでは、著者らの考案による特別な冷間加工<sup>8)</sup>を加えた材料のストレッチャー・ストレインマーク発生性と成形性を、通常の冷間加工材と比較して調査した。

供試材は冷間加工を加えていない元材と通常加工材及び特別加工材であり、通常加工材は加工度を変えた“弱”加工材及び“強”加工材の2種類を用いた。供試材の機械的性質をTable 4に示す。元材と比較して、通常加工材は“弱”、“強”的順に加工度が強くなるほど耐力が増加しているが、特別加工材はわずかしか耐力が増加して

いない。

ストレッチャー・ストレインマーク発生性はFig. 4に示す大R円筒面角形パネルを成形して評価した。パネル表面を砥石で軽く研磨した後の外観をFig. 5に示す。元材にはかなり明瞭なストレッチャー・ストレインマークが発生しており、“弱”的通常加工材にもやや不鮮明ながらピッチの細かいストレッチャー・ストレインマークが認められたが、“強”的通常加工材及び特別加工材にはほとんど認められなかった。

成形性試験結果をFig. 6に示す。深絞り性、張出し性とも元材が最も優れており、通常加工材は“弱”、“強”的順に、冷間加工度が強くなるほど成形性が低下していた。特別加工材の成形性は“弱”的通常加工材と同等であった。

以上より、特別加工材はストレッチャー・ストレインマークの出にくさと成形性とのバランスにおいて、通常加工材より優れていると言える。

### 3.4 仕上洗浄の影響

5000系自動車ボディ材は製造工程の最終段階で焼なましされるため、表面は圧延油の焼き付き等で汚染された厚い加熱酸化皮膜に覆われる。スポット溶接性、接着性及び化成処理性に関しては、加熱酸化皮膜を除去しておくことが望ましい<sup>9),10)</sup>が、加熱酸化皮膜は低粘度潤滑油による境界潤滑性に寄与する<sup>6)</sup>。また、化成処理性に関してはライン条件の影響も大きい。したがって、最適な仕

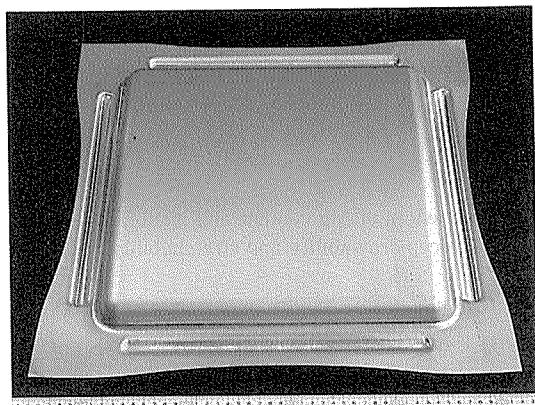


Fig. 4 Whole appearance of the panel by which stretcher-strain markings were examined.

Table 4 Mechanical properties of test materials used for investigating the influence of cold working after annealing.

Material	Classification of cold working	Yield strength (N/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	n-value	r-value
3-1	None	130	290	33	0.34	0.73
3-2	Conventional, “light”	137	291	32	0.32	0.76
3-3	Conventional, “heavy”	146	294	31	0.31	0.74
3-4	Contrived	132	291	32	0.33	0.73

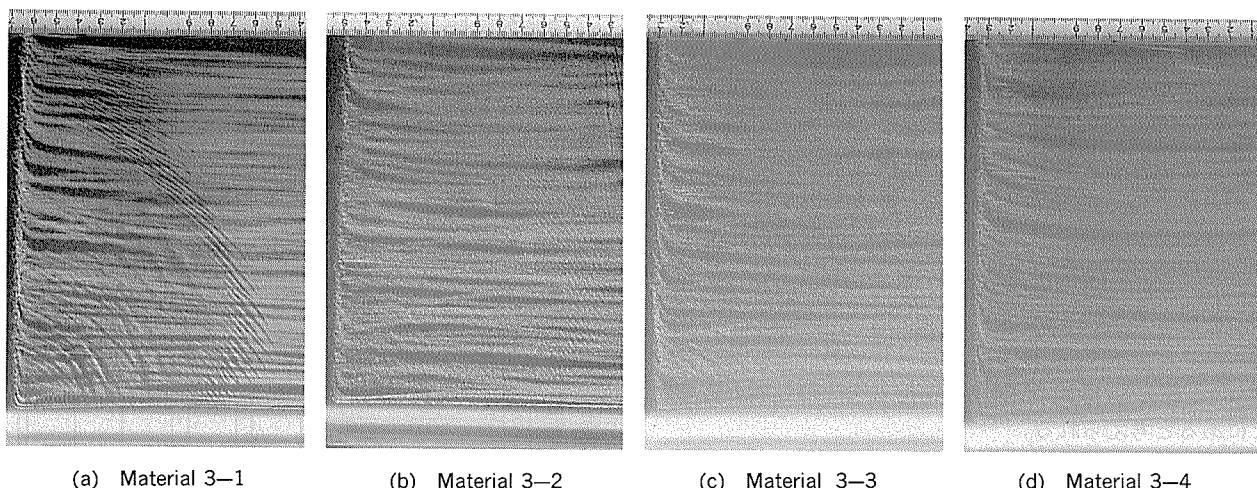


Fig. 5 Local appearances of the panel surface polished with a whetstone.

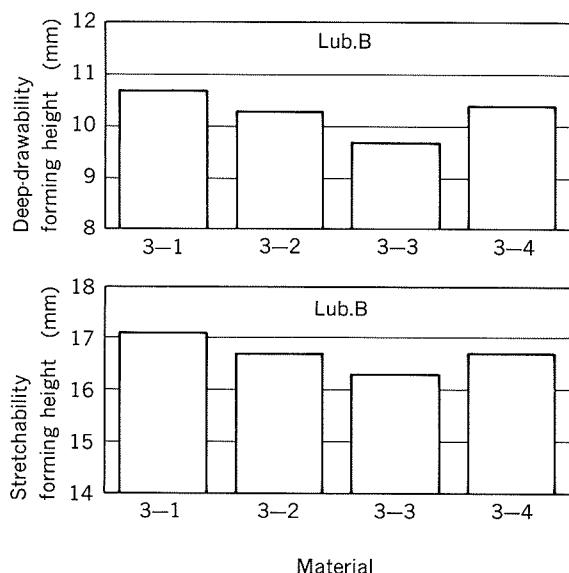
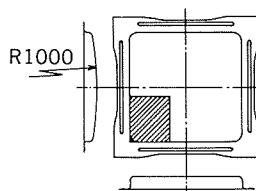


Fig. 6 Influence of cold working after annealing on deep-drawability and stretchability.

上条件の選定には総合的な判断が必要となる。ここでは、加熱酸化皮膜除去処理を行っていない無処理材と、処理時間を2条件に変えたアルカリ洗浄材及び酸洗浄材を用いて成形性試験を行い、仕上洗浄が摺動潤滑性ひいては成形性に及ぼす影響を調査した。なお、加熱酸化皮膜除去性は一般にアルカリ洗浄より酸洗浄の方が優れている<sup>6)</sup>。

成形性試験結果をFig. 7に示す。潤滑油は防錆油BとAT91の2種類を用いた。深絞り性、張出し性とも無処理材が最も優れており、次いでアルカリ洗浄材、酸洗浄材の順であった。アルカリ洗浄材は処理時間が長くなつても成形性はあまり変化しなかったが、酸洗浄材は処理



時間が長くなるほど成形性の低下が大きかった。潤滑油に関しては、防錆油BよりAT91の方が高い成形高さが得られた。洗浄による成形性の低下もAT91を用いた場合の方が小さかった。

以上より、成形性に関しては、長時間の酸洗浄によって加熱酸化皮膜を完全に除去することは逆効果であり、後工程に支障のないことが確認できれば、アルカリ洗浄の採用もしくは酸洗浄の短時間化が望ましい。また、潤滑油の選定によって仕上洗浄による成形性の低下をある程度抑えることも可能である。

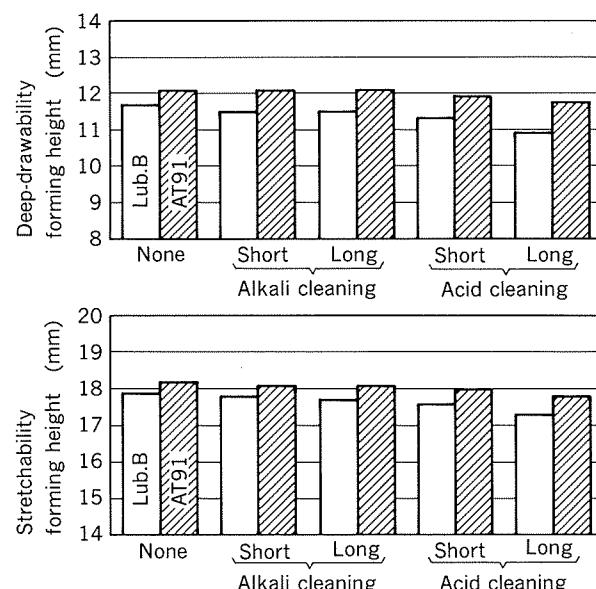


Fig. 7 Influence of deoxidizing at the final stage on deep-drawability and stretchability.

無処理材の成形性が最も優れており、長時間酸洗浄材の成形性が最も劣っていた理由としては、①加熱酸化皮膜自身に潤滑性がある、②加熱酸化皮膜はポーラスである<sup>10)</sup>ため、潤滑油保持効果を有している、の二つの可能性が考えられる。そこで、無処理材及び長時間酸洗浄材を用いて、Fig. 1 の成形性試験を潤滑油なしで行った。その結果を Fig. 8 に示す。潤滑油なしのため成形高さは低かったが、深絞り性、張出し性とも酸洗浄材の方が無処理材より優れていた。したがって、加熱酸化皮膜が成形性に寄与する理由は、それ自身に潤滑性があるのでなく、主としてそれが潤滑油保持効果を有していることにあると考えられる。

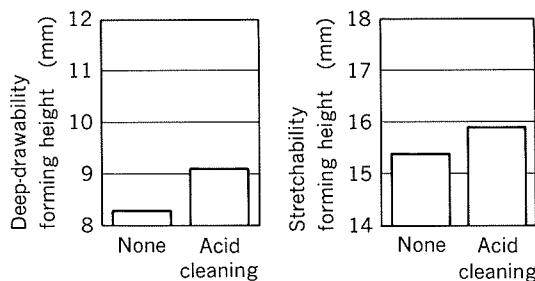


Fig. 8 Influence of deoxidizing on deep-drawability and stretchability with no lubricant.

### 3.5 潤滑条件の影響

潤滑条件がプレス成形の可否に影響することは、よく知られている。すでに前掲の Fig. 2 及び Fig. 7 においても、用いた潤滑油によって成形高さに差があることを示した。すなわち、潤滑性の優れた潤滑油を使用すれば、成形性を向上させることができる。しかしながら、自動車ボディパネルの製造工程は「プレス成形→スポット溶接（及び接着）→脱脂→化成処理→塗装」の順であり、プレス成形における潤滑油はスポット溶接性、接着性、脱脂性等が良好でなければならない。高粘度油は一般に低粘度油より潤滑性に優れるが、脱脂性、ハンドリング性等に難があるため、自動車ボディパネルのプレス成形にはほとんど用いられていない。

このような事情から、当社では自動車ボディ材用潤滑剤の検討を行い、これまでに低粘度潤滑油 AT91 及びブレコート型固形潤滑剤 DL1 を開発した。ここでは、潤滑条件が成形性に及ぼす影響を前節までに述べた材料側の諸因子の影響と比較するため、Table 1 に示した各種潤滑剤を用いて Fig. 1 の成形性試験を行った。ポリエチレンシートは防錆油 A との併用とし、DL1 は塗布量（乾燥皮膜量）0.5, 1, 2g/m<sup>2</sup> の 3 通りとした。

試験結果を Fig. 9 に示す。AT91 は中粘度プレス油及びポリエチレンシート + 防錆油には及ばないが、深絞り性、張出し性とも低粘度防錆油より優れていた。DL1 は塗布量 0.5g/m<sup>2</sup> で中粘度プレス油及びポリエチレンシート

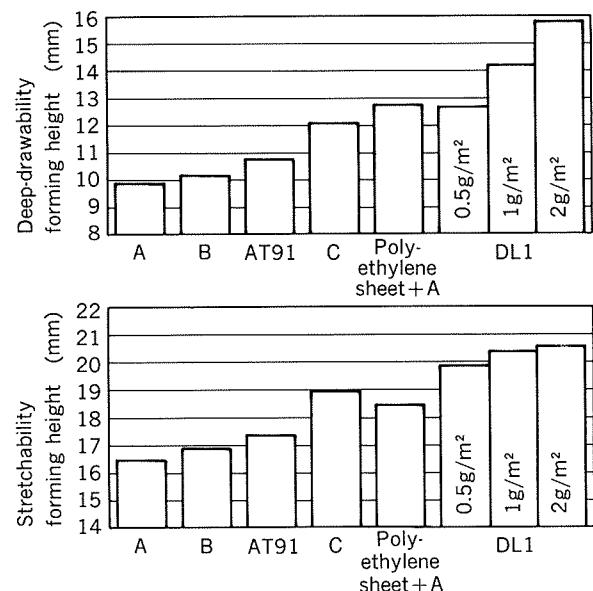


Fig. 9 Influence of lubricant on deep-drawability and stretchability.

ト + 防錆油と同等以上の成形性が得られ、塗布量を増した場合は、特に深絞り性がさらに向上した。

Fig. 9 を前掲の Fig. 2, Fig. 3, Fig. 6 及び Fig. 7 と比較すると、成形性に及ぼす潤滑条件の影響が材料側の諸因子の影響よりかなり大きいことが分かる。とりわけ DL1 による成形性向上効果が大きい。

### 3.6 工具形状の影響

本節では、Fig. 1 の試験においてパンチ肩 R 及びダイ肩 R を変えた場合の影響について述べる。パンチ肩 R は深絞り性試験、張出し性試験とも、2.5mm から球頭の 25mm まで 6 通りに変えた。深絞り性試験については Fig. 1 のパンチ肩 R 5mm から両方に振ったことになり、張出し性試験については Fig. 1 の球頭から小さい方に振ったことになる。ダイ肩 R の変更は材料流入のある深絞り性試験についてのみ行った。

パンチ肩 R を変更した深絞り性試験及び張出し性試験結果を Fig. 10 に示す。深絞り成形高さ、張出し成形高さとも球頭の場合が最大であり、パンチ肩 R が小さくなるにつれて急激に低下した。同じパンチ肩 R で両成形高さを比較すると、材料流入がある分だけ深絞り成形高さの方が高かった。その差はパンチ肩 R 12mm の場合が最大であったが、これは深絞り性試験片の直徑収縮量に対応していた。

本試験の供試材は Table 2 に示した 1-3 及び 1-4 である。Fig. 2 に示したように、Fig. 1 の工具による深絞り性は r 値の大きい 1-4 の方が優れており、張出し性は逆に 1-3 の方が優れていた。パンチ肩 R を変えることによって、両成形性における材料の優劣が逆転するのではないかと予想したが、Fig. 10 に示すとおり、材料の優劣が逆転することはなかった。

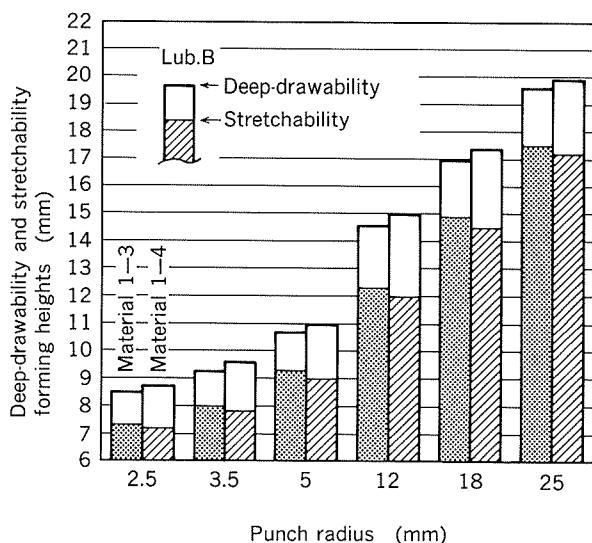


Fig. 10 Influence of punch radius on deep-drawability and stretchability.

ダイ肩  $R$  を変更した深絞り性試験結果を Fig. 11 に示す。深絞り成形高さはダイ肩  $R$  が大きくなるほど高くなかった。潤滑条件は 3 通りに変えたが、潤滑条件の違いによる成形高さの差は、ダイ肩  $R$  によらずほぼ一定であった。ダイ肩  $R$  の変更範囲はパンチ肩  $R$  に比較するとかなり狭いが、共通の範囲内で見ると、深絞り成形高さに及ぼす両者の影響はほぼ同程度であった。

前節において、成形性に及ぼす潤滑条件の影響が材料側の諸因子の影響に比較して大きいことを示したが、ここで調査した工具形状の影響もそれに劣らず大きかった。工具形状は製品形状につながるため制約が多いと思われるが、パンチ肩  $R$  及びダイ肩  $R$  を大きくすることは、プレス割れ防止にかなり有効であると考えられる。

#### 4. おわりに

小型の深絞り性試験及び張出し性試験によって、5000 系自動車ボディ材の成形性に及ぼす諸因子の影響を調査した。

まず材料側の因子として、材質及び製造工程、板厚、焼なまし後の冷間加工並びに仕上洗浄の影響について調査した結果は、それぞれ以下のようであった。

(1) Mg 量が増えると深絞り性、張出し性ともに向上した。製造工程は深絞り性と張出し性に対して逆に影響した。製造工程を  $r$  値に代表させると、深絞り性は  $r$  値

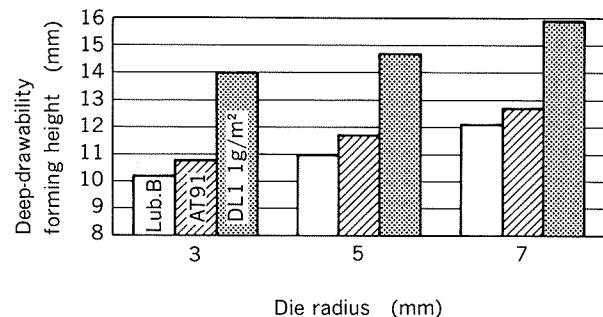


Fig. 11 Influence of die radius on deep-drawability.

の大きい方が優れていたが、張出し性は逆であった。

(2) 板厚は厚い方が深絞り性、張出し性ともに良好であった。

(3) ストレッチャ・ストレインマーク防止のために行われる焼なまし後の冷間加工は、加工度が強くなるほど成形性を低下させた。著者らが考案した特別な冷間加工の場合、成形性の低下がわずかであった。

(4) 酸洗浄によって加熱酸化皮膜を除去すると、成形性が低下した。加熱酸化皮膜の成形性への寄与は、主として潤滑油保持効果によると考えられた。

次に、潤滑条件及び工具形状が成形性に及ぼす影響を調査した。その結果、これらの影響は上記の材料側諸因子の影響よりかなり大きかった。

したがって、材料自身の成形性を向上させる努力はもちろん大切であるが、自動車ボディ材に適用可能な高性能潤滑剤の開発やアルミニウム合金板に適したパネル形状の工夫等も、非常に有用であると考えられる。

#### 文 献

- 1) 竹島義雄、疋田達也、宇都秀之：本誌，32 (1991)，39.
- 2) 竹島義雄、疋田達也、宇都秀之、広瀬洋三：本誌，33 (1992)，83.
- 3) 吉田英雄、平野清一：本誌，32 (1991)，20.
- 4) 宇野照生、杉江明士：本誌，32 (1991)，32.
- 5) 疋田達也、竹島義雄、宇都秀之：本誌，32 (1991)，184.
- 6) 伊藤秀男、宇佐見 勉、竹島義雄、疋田達也、佐野啓路、間瀬俊朗：本誌，33 (1992)，249.
- 7) 薄鋼板成形技術研究会：プレス成形難易ハンドブック、日刊工業新聞社，(1987)，371.
- 8) 著者ら：特許出願中
- 9) 難波圭三、佐野啓路、水越秀雄、長谷川義文：本誌，32 (1991)，56.
- 10) 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.

論 文

Superplasticity of Rapidly Solidified 7xxx  
Aluminium Alloy \*

Shinichi Matsuda \*\* and Hideo Yoshida \*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# Superplasticity of Rapidly Solidified 7xxx Aluminium Alloy \*

Shinichi Matsuda \*\* and Hideo Yoshida \*\*\*

The effect of intermediate annealing time on superplasticity of P/M aluminium alloy were studied. This alloy has high content of zirconium in Al-Zn-Mg-Cu alloy made from rapidly solidified powder. The powder was hot-extruded at 713K into bar shapes. These bars were annealed at 623K for 7.2, 28.8 and 180ks, respectively, and rolled at room temperature. The elongation to failure of these specimens was more than 1500% without back pressure and the optimum initial strain rates for superplasticity were in the order of  $10^{-1}\text{s}^{-1}$  at 788K. But in the specimen annealed for a long time, elongation and  $m$ -value were low and grain size after dynamically recrystallized is large compared with the specimen annealed for a short time. The occurrence of grain growth during superplastic deformation is caused to the reduction of coherent  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particle for pinning the dislocation introduced by superplastic deformation and the loss of solute Zr atoms for inhibiting recrystallization.

In the material which was manufactured by favourable process, the bulge-forming can be performed within 20 seconds.

## 1. Introduction

It is well known that Al-Zn-Mg-Cu powder alloy with high content of zirconium has superplasticity at high strain rates<sup>1)~3)</sup>. It is attractive property for industrial use because the bulge-forming can be preformed in short time and cost for forming is reduced. To manufacture sheet, the powder is consolidated into the bulk followed by rolling. Furushiro<sup>1)</sup> and Ghosh<sup>2)</sup> applied warm rolling process to produce the sheet, and Matsuki<sup>3)</sup> made the sheet through cold rolling. From industrial point of view, cold rolling is favourable to produce sheet because of technology of warm rolling is not established in commercial production of sheet.

One of the process to consolidate the powder is hot extrusion. The extruded shaped

bar is usually annealed before cold rolling to improve superplasticity. Matsuki also applied the intermediate annealing at 623–673K. However, the effect of it, especially supersaturated Zr on superplastic properties, was not studied.

The purpose of this study is to investigate the suitable condition of intermediate annealing for superplasticity and to make clear the effect of zirconium on high temperature deformation in rapidly solidified 7xxx series aluminium alloy.

## 2. Experimental

The powder of the 7475 type alloy with high content of zirconium was manufactured by air-atomization, canned in 254mm (10-inch) aluminium capsule and degassed at 793K. The capsule was hot extruded at 713K into bar shapes. These bars was scalped and annealed at 623K for 7.2, 28.8 and 180ks. The bars were named specimen A, B and C, respectively. After annealing, these specimens were rolled at room temperature. Tensile test was carried

\* The main part of this paper was originally presented in proceedings of International Conference of Superplasticity and Advanced Materials '91.

\*\* No.1 Metallurgical Technology Dept., Technical Research Laboratories

\*\*\* No.1 Metallurgical Technology Dept., Technical Research Laboratories ; Dr. of Eng.

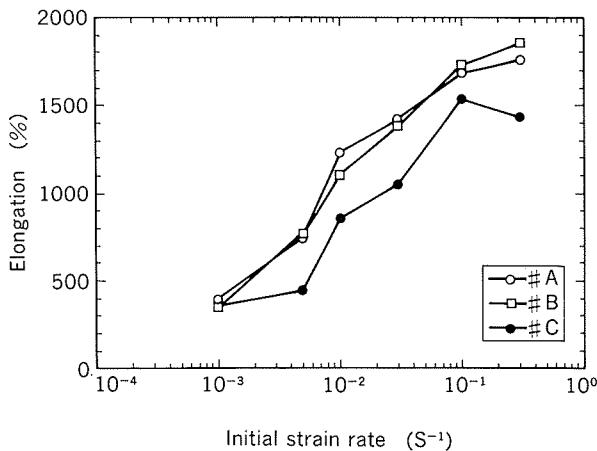
**Table 1** Chemical composition of the alloy. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr
0.04	0.08	1.5	0.01	2.1	0.2	5.4	0.67

out on these specimens in an as-rolled condition at a constant crosshead speed. Specimens were held at testing temperature(788K) for 10 minutes before tensile test. Chemical composition of this alloy was shown in Table 1.

### 3. Results

Elongation to failure versus initial strain rate for three different specimens are shown in Fig. 1. In specimens A and B, the optimum initial strain rates for superplasticity were in the order of  $10^{-1}\text{s}^{-1}$ . The elongation of these

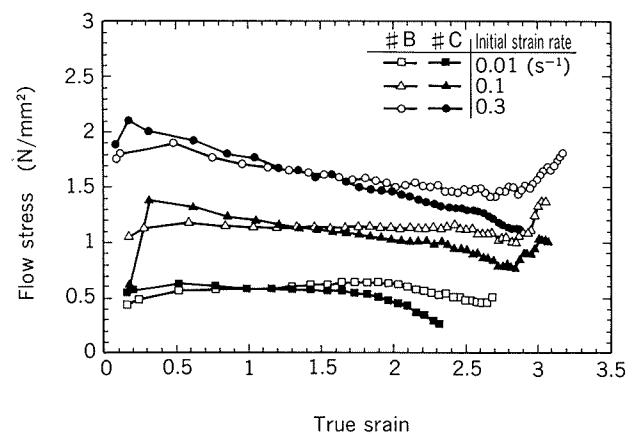


**Fig. 1** Elongation to failure vs. initial strain rate for three different specimens at 788K.

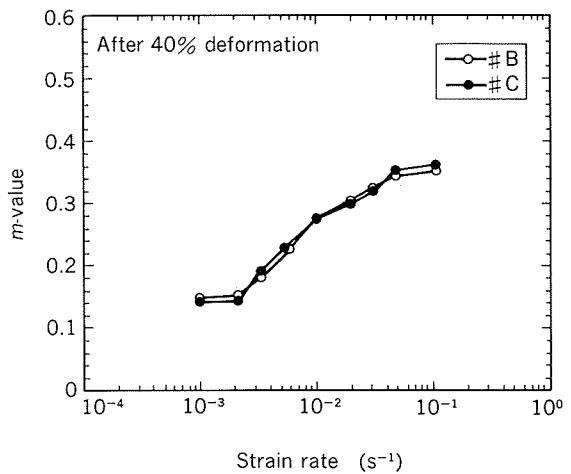
strain rates were more than 1500% without back pressure. In the specimen C, however optimum initial strain rate was in the same order, elongation is a little lower than A or B. There were not so much differences of superplastic properties between specimen A and B, the following study in this paper is focused in specimen B and C.

Fig. 2 shows the change of flow stress during deformation in specimen B and C. In all strain rates, the maximum flow stress of specimen C is larger than that of specimen B. But flow stress at high strain region was reduced compared with B.

Fig. 3 shows the dependence of *m*-value on strain-rate after 40% and 200% tensile deformation. At the deformation of 40%, variations of *m*-value with strain rate were almost same in both specimens. After the deformation of



**Fig. 2** Stress vs. strain curves at various strain rates for specimen B and C at 788K.



**Fig. 3** Dependence of *m*-value on strain-rate after 40 and 200% deformation at 788K.

200%, the  $m$ -value of specimen B and C increased compared with that after the deformation of 40%. Especially, the  $m$ -value of specimen B significantly increased.

#### 4. Discussion

The effect of the rolling reduction on superplastic properties were examined<sup>4)</sup>. Fig. 4

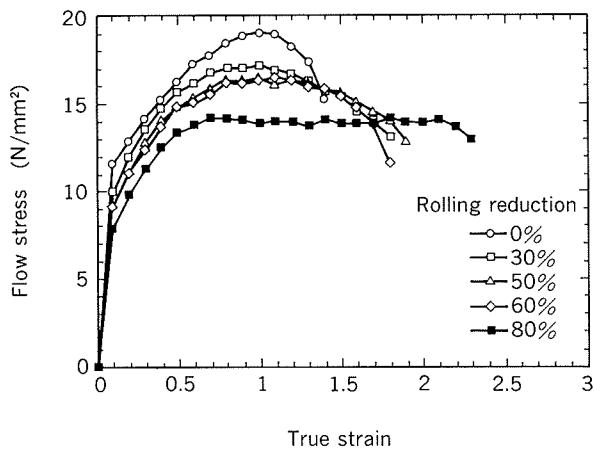


Fig. 4 Stress vs. strain curves of the specimens with various rolling reduction at 788K and  $7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

shows the change of flow stress during superplastic deformation in the specimens of various reductions. The flow stress becomes lower and elongation to failure becomes larger as reduction is higher. From this, it is clear that high reduction is desirable for deriving a good superplasticity from this material. The TEM microstructures of the cold-rolled specimens at various reductions before tensile test are shown in Fig. 5. Subgrain becomes finer and more homogeneous as the reduction is higher. Sharby showed the optimum strain rate for superplasticity becomes higher as subgrain size is reduced<sup>5)</sup>. Elongation to failure versus initial strain rate for I/M 7475, I/M 8090 and this material, average grain size is 6–9  $\mu\text{m}$ , 2–4  $\mu\text{m}$  and <2  $\mu\text{m}$  respectively, are shown in Fig. 6. Optimum strain rate for superplasticity increased according as grain size decreased.

The effect of rolling temperature on superplastic elongation is also examined and the result is shown in Fig. 7. The highest superplastic elongation is obtained from the material that was rolled at room temperature. Wert<sup>6)</sup>

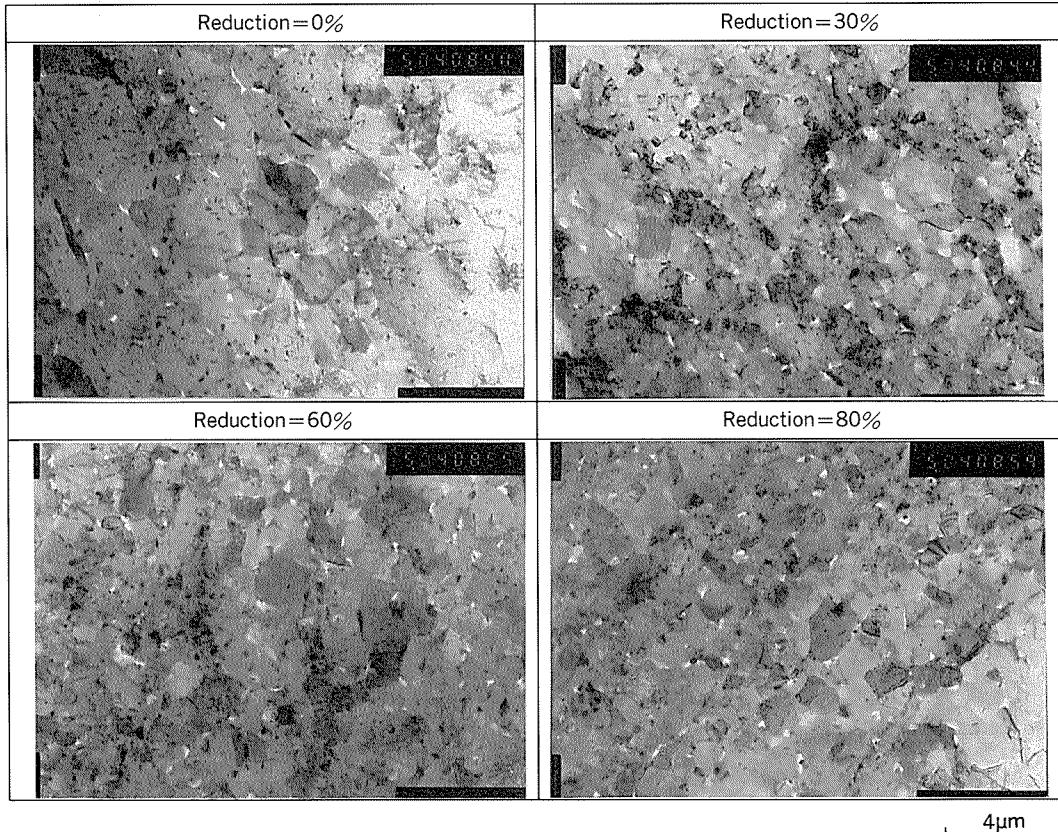


Fig. 5 TEM structure of the specimens with various rolling reduction.

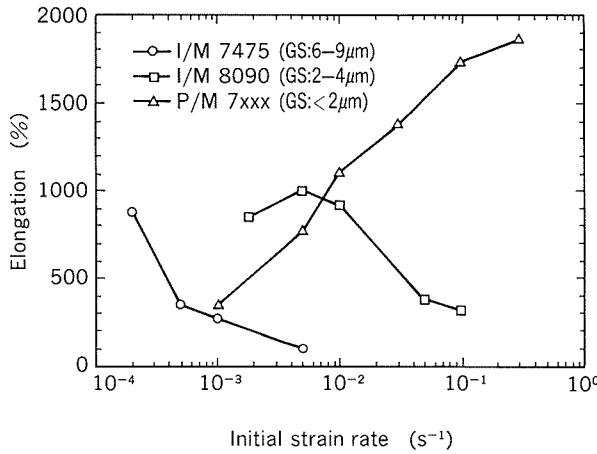


Fig. 6 Effect of strain rate on total elongation of I/M 7475, 8090 and P/M 7xxx alloy.

used the warm rolling to get fine grained structure in I/M 7475. McNelly<sup>7)</sup> also applied the warm rolling process in Al–10%Mg–0.1%Zr alloy. In I/M process, it is difficult to add trace element for grain refinement, such as Cr, Mn and Zr, in quantity. So the solute atom, such as Zn, Mg and Cu, is used for pinning instead of trace element. Dislocation which is introduced by rolling rearranged into cell structure and solute atom precipitates on boundaries during reheating. As a result, subgrain coarsening is inhibited and the structure after annealing or before deformation becomes fine. In this study, the material is de-

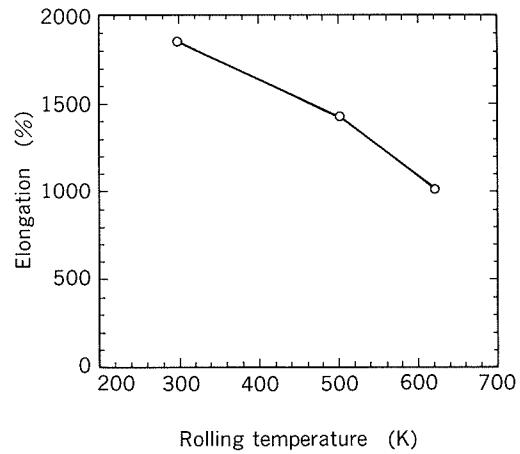


Fig. 7 Effect of rolling temperature on total elongation at 788K and  $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ .

rived from P/M process and trace element, i.e. Zr, for grain refinement is highly supersaturated. Solute Zr can precipitate so much during heating up before deformation and inhibit grain coarsening. The reason why the highest elongation was obtained by cold rolling is due to fine deformation structure resulting from high dislocation density and precipitation of solute Zr.

The microstructures of specimen B and C before tensile test and after the deformation of 200% at  $1 \times 10^{-1} s^{-1}$  are shown in Fig. 8. The dynamic recrystallization occurred during deformation in both specimens which were

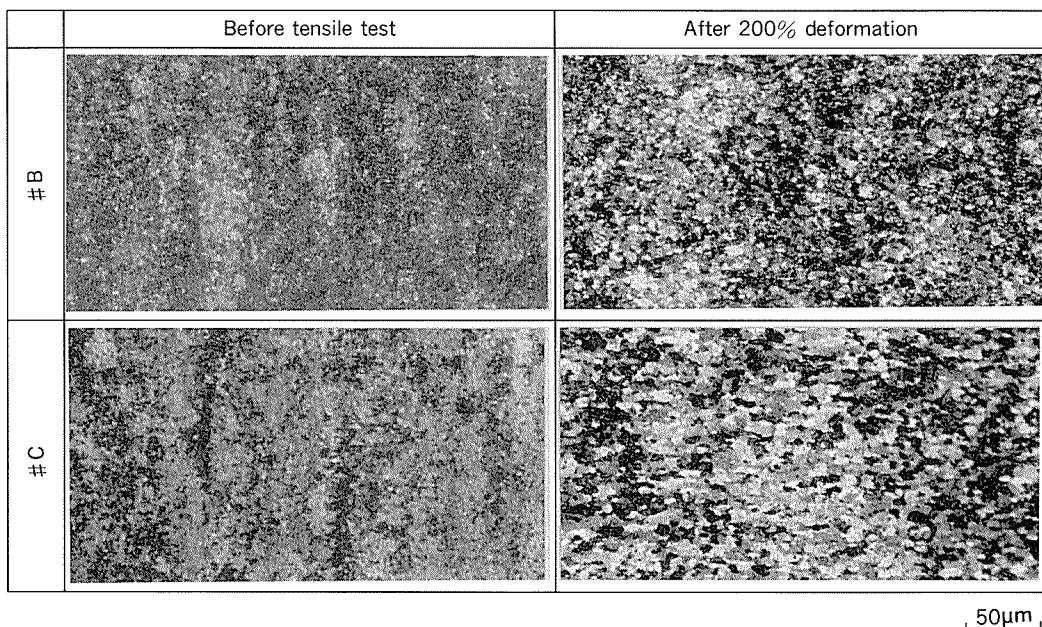


Fig. 8 Microstructural changes during deformation at 788K and  $1 \times 10^{-1} s^{-1}$ .

not recrystallized before deformation. In specimen B, non-recrystallized area was partially observed after 200% deformation, but specimen C was fully recrystallized at a same strain. Recrystallized grain size of specimen B at that strain is smaller than that of C.

High content of Zr, which was supersaturated by P/M process, has an important role in inhibiting from grain coarsening during recrystallization. The supersaturated Zr can precipitate in matrix and its content can be reduced during intermediate annealing. Fig. 9 shows the effect of annealing time on  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particle size before tensile test. The particle increases in size with annealing. Higashi showed that the relationship between size of subgrain or recrystallized grain and pinning  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particles size for  $\text{Al}-6\%\text{Cu}-0.4\%\text{Zr}$  alloy processed thermomechanically by various route, and supposed that static recrystallization does not occur if  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particle size is less than about 30 nm<sup>8)</sup>.

Fig. 10 shows the effect of the  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particle size on grain size at same strains at  $1 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ . Among these three specimens, grain size was almost same before tensile test in spite of different particle size. But as they were strained, the grain of specimen C remarkably grew compared with others. Fig. 11 shows a TEM structure of the specimen B after 50% deformation at  $1 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ . In this specimen, many dislocations introduced by straining at a high temperature were observed within grains.

Coherent  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particles have an effect of

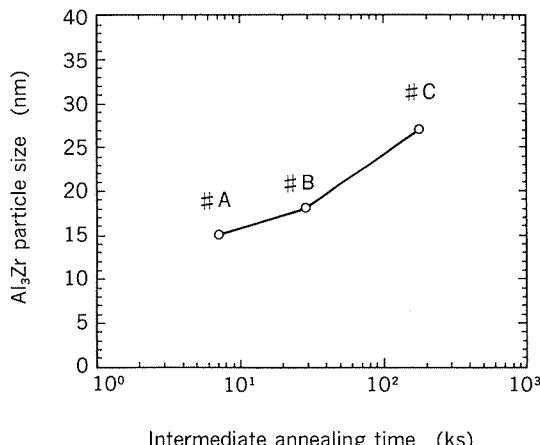


Fig. 9 Effect of annealing time on the particle size of  $\text{Al}_3\text{Zr}$ .

pinning the dislocations during superplastic deformation, and also solute zirconium atoms precipitate on dislocations or substructures and inhibit grain growth. Higashi showed that dynamic growth of  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particles is more rapid than static growth by annealing. When the pinning particle become larger than the critical size, which is determined by the condition of deforming, the alloy can recrystallize dynamically<sup>8)</sup>. In specimens A and B, initial size of pinning particle is small, so dynamic recrystallization is retarded to high strain region. Because of finely recrystallized grain, *m*-value increases with straining compared with low strain region. In specimen C, annealing for a long time makes  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particles large and incoherent. As a result, the pinning particle become larger than critical size and dynamic recrystallization occur in comparative-

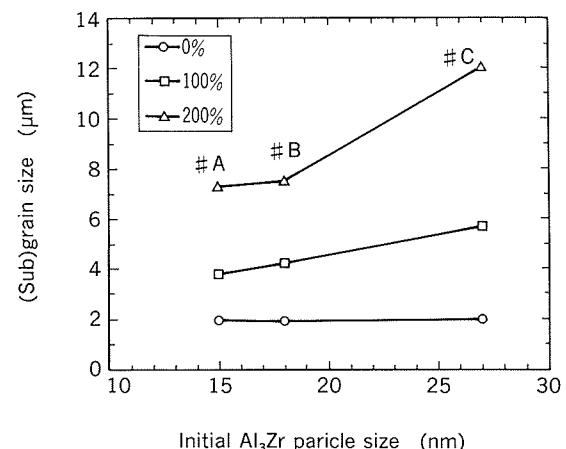


Fig. 10 The change of grain size during tensile test at  $1 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$  and 788k.



Fig. 11 TEM structure of the specimen B after 50% deformation at  $1 \times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ .

Table 2 Effect of annealing condition on microstructures and superplastic properties.

Annealing	Precipitation	Solute atoms (Zr)	Grain size after dynamic recrystallization	<i>m</i> -value	Elongation
623K - 28.8ks	coherent $\text{Al}_3\text{Zr}$	MANY	SMALL	HIGH	HIGH
623K - 180ks	coherent $\rightarrow$ incoherent	FEW	LARGE	LOW	LOW

ly low strain region. On the other hand, annealing for a long time reduces solute zirconium content. The reduction of solute Zr leads grain size after dynamic recrystallization large. The reason why specimen C exhibited low *m*-value and elongation compared with specimens A and B is due to the large grain size after dynamic recrystallization (Table 2).

This alloy exhibits good superplasticity by applying with a suitable annealing condition, i.e., less than 28.8ks. A superplastically formed component was showed in Fig. 12. Bulge-forming was performed at 758K. Forming time to get this component from the sheet is less than 20 seconds.

## 5. Conclusion

It is summarized that the effects of intermediate annealing time after extrusion on superplastic deformation in rapidly solidified P/M aluminium alloy are as follows:

- (1) Long time annealing decreased superplastic elongation and *m*-value because the grain size after dynamic recrystallization became larger than that of short one.
- (2) In the specimen annealed for a long time, many and large  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particles were observed.
- (3) The occurrence of grain growth during superplastic deformation in a long annealing specimen is caused to the reduction of coherent  $\text{Al}_3\text{Zr}$  particle for pinning the dislocation introduced by superplastic deformation and the loss of solute Zr atoms for inhibiting recrystallization.
- (4) In the material which was manufactured

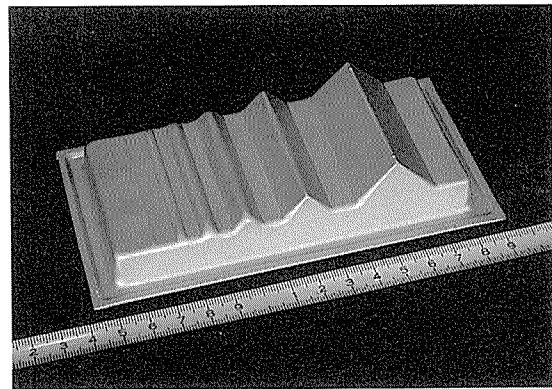


Fig. 12 Superplastically formed component.  
(Forming time is less than 20 seconds.)

by favourable process, the bulge-forming can be preformed in less than 20 seconds.

## References

- 1) K. Matsuki, G. Staniek, H. Nakagawa and M. Tokizawa: Z. Metallkd., 79 (1988), 231.
- 2) C. Gandhi and A. K. Ghosh : *Light-weight Alloys for Aerospace Applications*, ed. by E. W. Lee, E. H. Chia and N. J. Kim, TMS, (1989), 385.
- 3) N. Furushiro and S. Hori : Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 196, MRS, (1990) 249.
- 4) N. Matsui : B. Sc. Theses, Univ. of Osaka Pref., 1990.
- 5) O. D. Shaby and J. Wadsworth : Prog. in Mat. Sci., 33(1989) 169
- 6) J. W. Wert, N. E. Paton, C. H. amilton and W. Mahoney : Met. Trans., 12A(1981), 1267.
- 7) S. J. Hales and T. R. McNelly : *Superplasticity in Aerospace*, ed. by H. C. Heikkenen and T. R. McNelly, The Metallurgical Soc., (1988), 61.
- 8) K. Higashi, M. Uno, S. Matsuda, T. Ito and S. Tanimura : *Proceedings of International Conference on Recrystallization in Metallic Materials*, ed. by T. Chandra, TMS, (1990), 711.

論 文

Al-Mn 合金フィン材の再結晶挙動に  
及ぼす Si, Fe の影響\*

時 實 直 樹\*\* 山 内 重 徳\*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# Al-Mn 合金フィン材の再結晶挙動に及ぼす Si, Fe の影響\*

時 實 直 樹\*\* 山 内 重 徳\*\*\*

## Effect of Si and Fe Addition on Recrystallization Behaviour of Al-Mn Alloy Fin Stock

Naoki Tokizane and Shigenori Yamauchi

The Al-Mn alloy is widely used as brazing fin stocks for automotive heat exchangers. To achieve the requisites for such use, which includes corrugation formability and brazeability, it is indispensable to control the recrystallization behaviour.

In this paper, the predominant factor controlling the recrystallizability of the Al-1.2(mass%) Mn alloy was investigated, and the effect of Si and Fe addition on its behaviour was studied. The obtained results can be summarized as follows.

(1) On intermediate annealing (IA), recrystallization of Al-1.2Mn alloy is accelerated by both Si and Fe addition, and the former shows a larger effect.

Si and Fe decrease the supersaturation of Mn in Aluminium matrix and, hence, decrease the amount of Mn precipitation during IA. As a result, These alloying elements increase the recrystallizability of the Al-1.2Mn alloy.

(2) On vacuum brazing (VB), recrystallization of Al-1.2Mn alloy is accelerated by Fe addition, and retarded by Si addition.

Fe increases the number of eutectic products ( $>2 \mu\text{m}$ ), which provide the nucleation sites for new grains, and therefore, its addition accelerates the recrystallization of the Al-1.2Mn alloy.

Si increases the fine precipitates ( $<0.1 \mu\text{m}$ ), which disturb the movement of dislocations, and accordingly, its addition shows a retarding effect against the recrystallization of the Al-1.2Mn alloy.

### 1. 緒 言

Al-Mn系合金は、ろう付け用フィン材の代表的な材質としてカーエアコンやラジエータ等の自動車用熱交換器に広く用いられており、要求される性能には成形性(コルゲート加工性)、ろう付け性、ろう付け後の強度、犠牲陽極性等が挙げられる。

成形性とは、コルゲート加工を行ったときのスプリ

グパックが適度であってフィンピッチが調整しやすいこと、ルーバー成形を行ったときに切れやすく且つ刃離れが良いこと等を指す。これらに大きく影響するフィン材の強度と伸びは製造時の熱処理と圧延加工によって調整されるが、その値を所望の範囲に納めるためには、熱処理時の再結晶挙動を知ることが特に重要である。

フィン材のろう付け性とは、溶融ろうによるエロージョンを生じることなく良好なろう付け状態を得られることを指し、ろうの溶融前にフィン材が完全に再結晶すること、しかも得られた再結晶粒が十分に大きいことが必要条件となる<sup>1)</sup>。これは、ろう材が溶融する時点でフィン材に加工組織が残留しているとろうの粒内侵食が生じ、一方再結晶粒径が小さいとろうが粒界に浸透しやすくな

\* 軽金属学会第80回春季大会(平成3年5月、於・名古屋)にて一部発表

\*\* 技術研究所金属材料第二研究部

\*\*\* 技術研究所金属材料第二研究部(現・名古屋製造所板生産技術部)

ることによる。一般に、再結晶が高温まで遅延されるとその駆動力が蓄積され、少ない核生成で一気に再結晶が生じるために個々の粒径が大きくなることが知られている。すなわち優れたろう付け性を得るためには、そのフィン材の再結晶をできるだけ高い温度（但しろうの融点以下）で生じるようコントロールすることが必要といえる。

以上のような理由から、ろう付け用フィン材の性能を検討するにあたってはその製造、加工工程中の加熱時における再結晶挙動を知ることが不可欠である。これまでの多くの研究の結果、一般にアルミニウム合金の再結晶挙動においては、

- (1) Alマトリックス中の過飽和固溶原子は加熱時に転位や亜粒界の上に析出し、その移動を妨害して再結晶を遅延させる<sup>3)~5)</sup>。
- (2) 粒径2μm前後以上の晶出物はその周囲に核生成サイトを発生させ、再結晶を促進する<sup>6)~8)</sup>。
- (3) 粒径0.1μm前後以下の微細析出物は転位や粒界の移動を妨害し、再結晶を遅延させる<sup>9)</sup>。

とされている。

さらにAl-Mn合金においては、Si, Feの添加によっても再結晶挙動が大きく変化する<sup>10)~12)</sup>ことが報告されているが、これはSi, Feが上記(1)(2)(3)の要素に何らかの変化を与えるためと推定される。しかし、実際のAl-Mn合金フィン材の製造、加工工程において、その再結晶挙動とこれらすべての要因の関係を包括的に検討した例は見受けられず、従って、各加熱段階における再結晶挙動を支配する要因についても明らかにされていない。

本研究では、代表的な3000系合金であるAl-1.2Mn(mass%。以下同じ)にSi, Feを添加し、ろう付け用フィン材の現実的製造、加工工程に供する中で、主たる加熱段階である中間焼鈍時及びろう付け時の再結晶挙動を調査した。そして、加熱時の固溶原子の析出挙動、晶出物の量、析出物の分布を調べ、各段階の再結晶挙動を左右する支配的要因が何であるのか、またSi, Feの添加はそれらにどのような影響を与えていたのかについて考察を試みた。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

化学成分の一覧をTable 1に示す。意図的に添加しない場合の、不純物としてのSi, Fe濃度はそれぞれ0.03%, 0.02~0.04%であった。

Fig. 1にろう付け用フィン材の代表的な製造・加工工程を示す。本実験の工程もこれにほぼ準じたものとした。以下、その詳細を記す。

鋳造には3kgのブックモールドを用い、500°C×8h(昇温速度50°C/h, 150°Cまで炉冷)の均質化処理を施した。熱間圧延は480°Cにて2.0mmまで行い(この時点の材料を以下HR材と表記する)、その後0.1mmまで冷

Table 1 Chemical composition of experimental alloys.

Alloy	Chemical composition (mass %)		
	Mn	Si	Fe
Al-1.2Mn	1.17	0.03	0.03
Al-1.2Mn-0.3Si	1.19	0.30	0.03
Al-1.2Mn-0.5Si	1.16	0.47	0.03
Al-1.2Mn-0.7Si	1.17	0.66	0.03
Al-1.2Mn-1.0Si	1.19	0.94	0.03
Al-1.2Mn-0.25Fe	1.21	0.04	0.21
Al-1.2Mn-0.5Fe	1.19	0.02	0.48
Al-1.2Mn-0.7Fe	1.23	0.02	0.72
Al-1.2Mn-1.0Fe	1.18	0.02	0.98

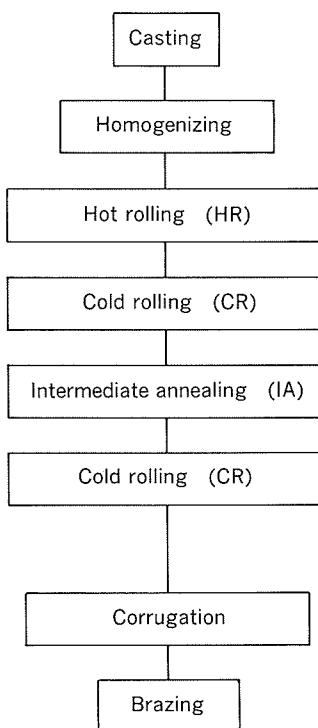


Fig. 1 Typical process of fin stock manufacturing and fabrication.

間圧延を加えた(同、CR材)。

この間0.15mmの時点での中間焼鈍(IA)を行った(同、IA材)。IA温度は250°Cから25°C刻みで425°Cまでとし、処理時間はいずれも1h(昇温速度50°C/h, 150°Cまで炉冷)とした。但し、IA以後の工程に供したのは425°C IA材のみである。

本来の工程では、得られたフィン材はコルゲート加工の後に他材(ラジエータのチューブ材など)とのろう付けに供されることになる。しかし、ここではろう付け後

の特性調査を容易にするため、平板の状態で真空ろう付け雰囲気（圧力6.7mPa以下）にて加熱（以下、VB加熱）するのみとした。処理温度についても本来は600°C前後で行われるが、ここでは300°Cから50°C刻みで設定し、再結晶挙動との関係を調べた。処理時間はいずれも3min（昇温速度15°C/min）とした（この状態の材料を以下VB材と称する）。

## 2.2 再結晶挙動の調査

IA材、VB材について引張試験を行い、軟化曲線を作成した。再結晶の目安として、各合金の耐力がH材とO材の中間となる温度を軟化温度と定義し、Si、Feの添加による変化を調べた。

引張試験はインストロン型引張試験機を用いて常温で行い、試験片形状はJIS 5号とした。

IA材については、光学顕微鏡を用いた偏光組織観察も行った。偏光組織からみて完全に再結晶したとみなせる温度を再結晶終了温度と定義し、Si、Fe添加量との関係を調査した。

## 2.3 固溶原子の析出挙動の調査

Alマトリックス中に固溶する溶質原子量が増加すると比抵抗が上昇することを利用し、固溶原子の析出挙動を調査した。ここでは固溶原子としてMn、Si、Feが考えられるが、事実上は固溶量が多く、比抵抗への寄与も大きいMnによって代表されると判断しても問題はないであろう。

HR材、CR材（IA前）、IA材、CR材、VB材の各時点での比抵抗を測定した。VB材については、VB加熱の温度を種々に変えた材料についても測定を行った。なお、より安定した結果を得るために、測定は液体窒素中にて行った。

## 2.4 晶出物の観察

光学顕微鏡により、IA材中の晶出物を観察した。

また粒径2μm以上の晶出物のみを画像解析によって抽出し、Si、Feの添加によるそれらの分布状況の変化を調査した。

## 2.5 析出物の観察

透過型電子顕微鏡（TEM）を用いてIA材中の析出物を観察した。

また、得られたTEM写真を基に画像解析を行い、析出物の粒径分布を求めると共に、特に粒径0.1μm以下の粒子数に注目してSi、Fe添加による影響を調査した。

## 3. 実験結果

### 3.1 再結晶挙動

#### 3.1.1 IA時の再結晶挙動

Fig. 2にIA温度による0.2%耐力の変化を示す。Al-1.2Mn合金（以下2元合金と称する）においては425°CでIAを行っても耐力が低下しきっておらず、再結晶が

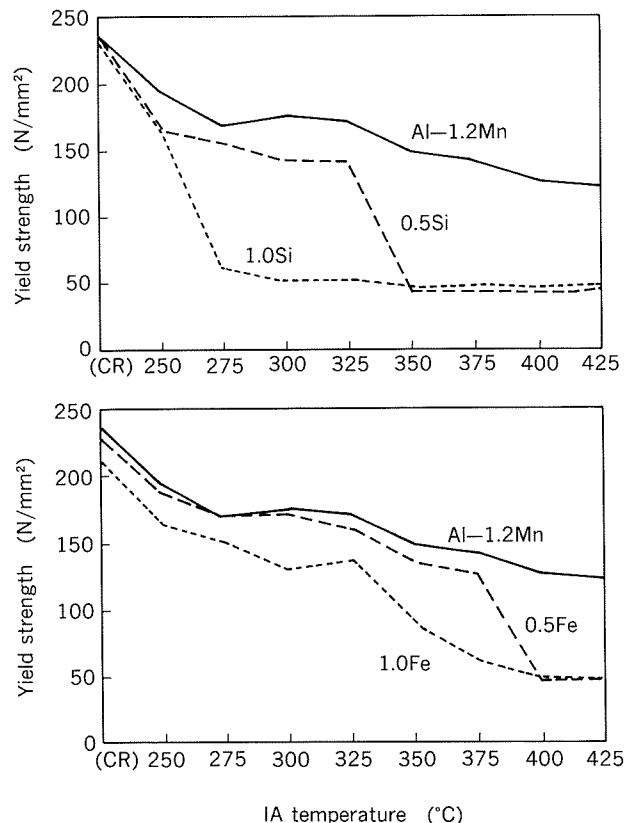


Fig. 2 Relation between IA temperature and yield strength.

未完であるとみなされた。これに対しAl-1.2Mn-0.3~1.0Si（以下Si添加材と総称する）、Al-1.2Mn-0.25~1.0Fe（同Fe添加材）においては、425°C以下のIAにて耐力が完全に低下していた。

Si、Fe添加量とIA時の軟化温度の関係をFig. 3に示す。ここで軟化温度とは、前述のようにH材とO材の中間の耐力を示す温度である。2元合金についてはO材の耐力が不明であるが、Si添加材、Fe添加材のそれと同じとみなして軟化温度を求めた。Si添加材、Fe添

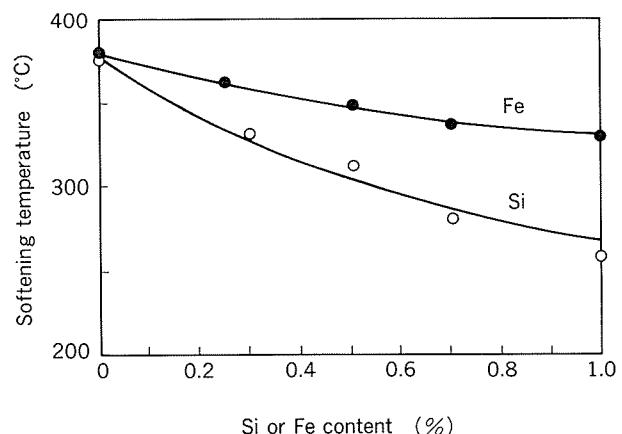


Fig. 3 Relation between Si or Fe content and softening temperature on IA.

加材のいずれにおいても、軟化温度は添加量に応じて低下していたが、その傾向はSi添加材でより顕著であった。したがって、再結晶の生じやすさを軟化温度の低さによって判断するならば、IA時のそれはSi添加材、Fe添加材、2元合金の順となっていた。

表面偏光組織観察によれば、いずれの合金においても圧延組織から突然巨大結晶粒が現われるかたちで再結晶が進行しており、いわゆる再結晶粒の成長といった現象は認められなかった。代表的なものとしてFig.4に、Al-1.2Mn-0.3Si材の再結晶の様子を示す。Fe添加量の多い合金では、軟化の途中段階において転位の整理された

サブグレイン組織(Fig.5)の観察されるものもあったが、この場合もその後一気に巨大再結晶粒が生成していた。

Si, Fe添加量による再結晶終了温度の変化をFig.6に示す。再結晶終了温度は当然ながらFig.3の軟化温度より高くなっているが、Si, Feの添加量とともに低下し、特にSi添加材でその傾向が大きいという点では、軟化温度とよく一致していた。

以上のことから、2元合金のIA時の再結晶はSi, Feの添加量に伴って促進され、その効果はSiの方が大きいとの結論を得た。

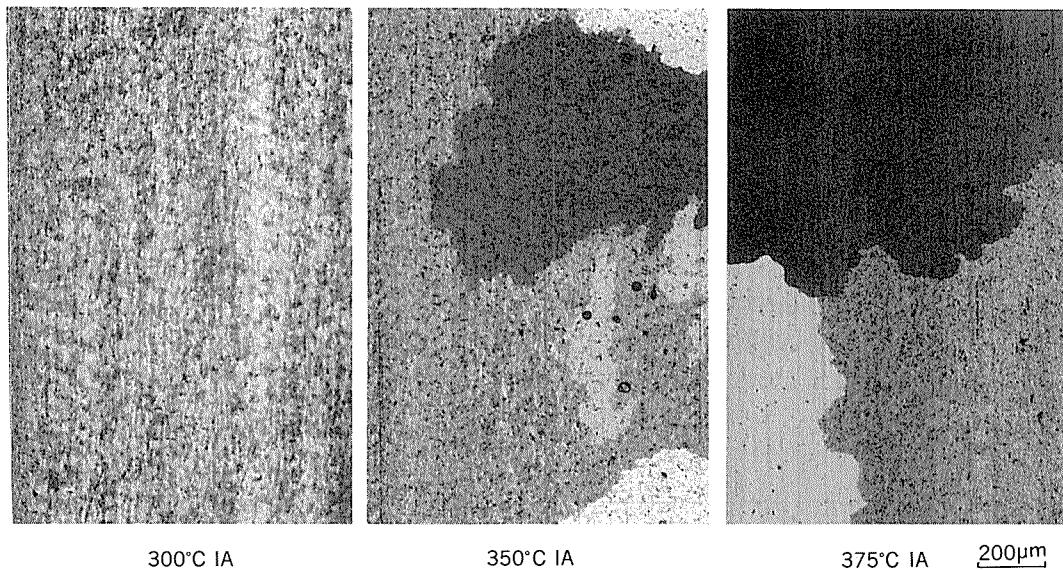


Fig. 4 Optical micrographs of intermediately annealed Al-1.2Mn-0.3Si alloy.

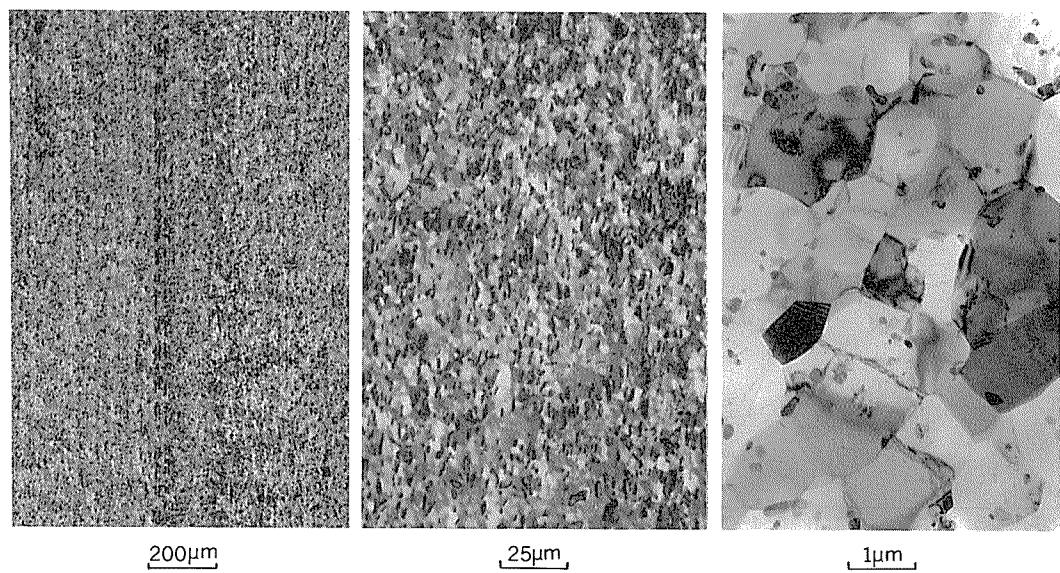


Fig. 5 Sub-grain structures in Al-1.2Mn-0.7Fe intermediately annealed at 375°C.

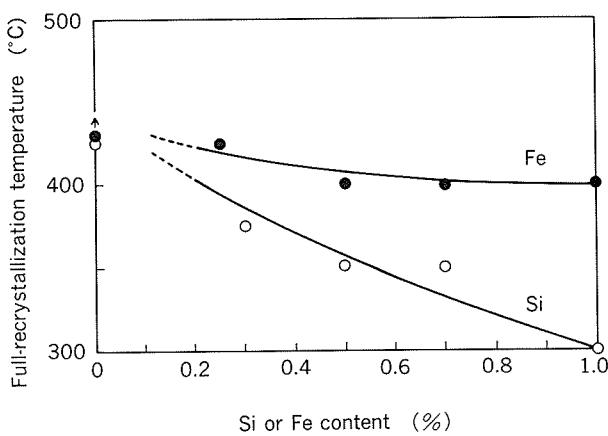


Fig. 6 Relation between Si or Fe content and full-recrystallization temperature on IA.

### 3.1.2 VB 加熱時の再結晶挙動

Fig. 7 に VB 加熱温度による0.2%耐力の変化を示す。いずれの材料においても550°Cまでに耐力が完全に低下しており、通常のろう付け(600°C)時には再結晶は確実に終了するものと推定された。ただし前述した通り、同じ再結晶組織であっても生成する温度によって粒径に、ひいてはろう付け性に差異が生ずるため、軟化温度を調査することとした。

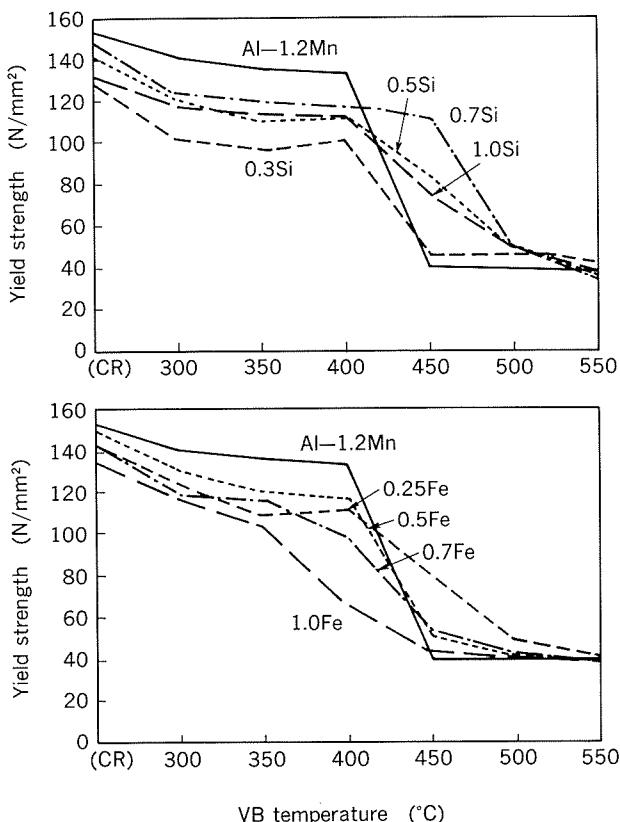


Fig. 7 Relation between VB temperature and yield strength.

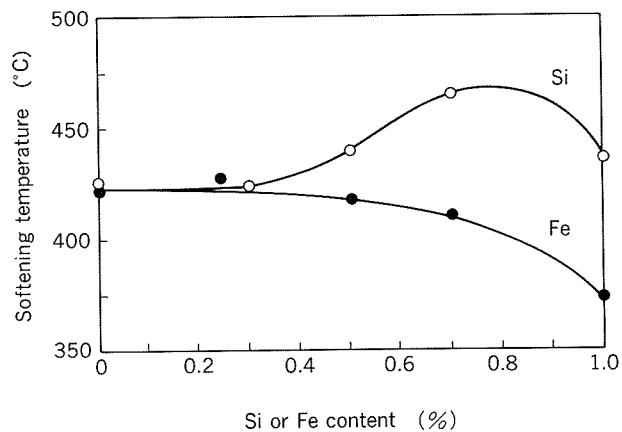


Fig. 8 Relation between Si or Fe content and softening temperature on VB.

Fig. 8 に Si, Fe 添加量と軟化温度の関係を示す。Fe が IA 時と同様、添加量の増加と共に軟化温度を単調に低下させていたのに対し、Si はむしろ上昇させる傾向を示した。但し Si 添加量が0.8%を超えると、軟化温度は再び低下した。

以上のことから、Al-1.2Mn の VB 加熱時の再結晶は、Fe の添加量に応じて促進され、Si の添加によって妨害されるとの結論を得た。また、高 Si 域においてその効果が減少することも判明した。

### 3.2 固溶原子の析出挙動

Fig. 9 に、下記の一連の工程における比抵抗の変化を示す。

HR(480°C) → CR → IA(425°C × 1 h)  
→ CR(加工度33%) → VB(600°C × 3 min)

比抵抗は全工程を通して 2 元合金で最も高く、以下 Fe 添加材、Si 添加材の順となっていた。特に HR 材の時点での 3 者の差はきわめて顕著で、マトリックス中に残留する過飽和固溶 Mn 量が大きく違うことをうかがわせた。これが主として均質化処理時及び熱間圧延時の析出量の差によるものであることは、予備実験により確認済みである。なお、Fe、Si の添加量の増加に伴って比抵抗が小さくなる傾向を示す点も、全工程を通じて不变であった。IA 時、VB 加熱時の比抵抗の変化から、それにおける過飽和固溶 Mn の析出挙動を推定すると以下のようになる。

IA 時には、2 元合金、Si 添加材、Fe 添加材のいずれにおいても比抵抗値の低下、つまり固溶 Mn の析出が認められた。析出量は比抵抗の低下幅に対応すると考えられ、2 元合金、Fe 添加材、Si 添加材の順となっていた。

すなわち、Si、Fe は共に添加量に応じてマトリックス中の過飽和固溶 Mn 量を減じ、結果的に IA 時に析出し得る Mn 量を減少させるが、その作用は Si においてより顕著であるとの結論が得られた。このことから、

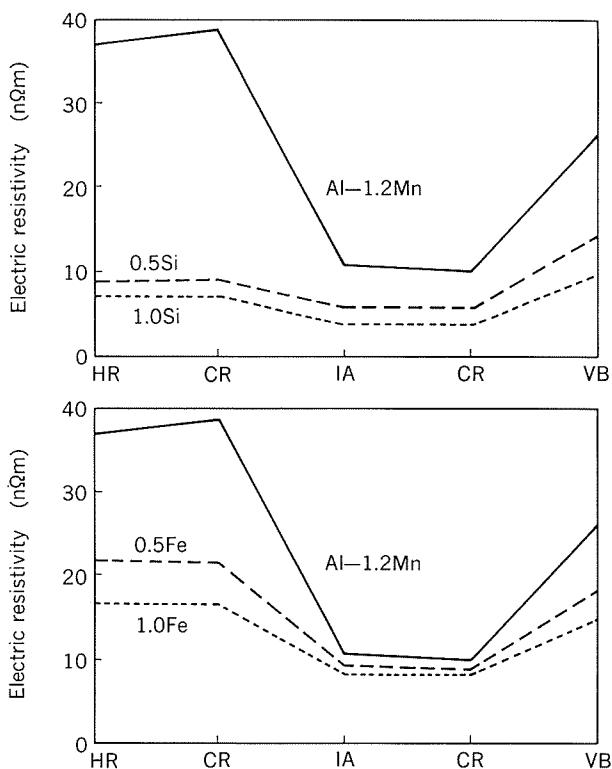


Fig. 9 Variation of electric resistivity along the process.

IA時に析出が生じて再結晶を妨害する作用は2元合金で最も大きく、以下Fe添加材、Si添加材の順であると推定される。

VB加熱時には2元合金、Si添加材、Fe添加材のいずれにおいても比抵抗の上昇が生じていた。これはMnのマトリックス中への再固溶によるものと考えられ、上昇幅から推定される再固溶量は2元合金、Fe添加材、Si添加材の順となっていた。

Fig. 10にVB加熱温度と比抵抗の関係を示す。いずれの材料においても450°C付近から比抵抗が大きく上昇しており、Mnの再固溶が生じていると推定された。また、それ以下の温度でも比抵抗が低下することではなく、VB加熱時には析出は生じないとみなされた。

したがってVB加熱時の再結晶挙動には、固溶Mnの析出による妨害効果は現われないと推定される。

### 3.3 晶出物の観察

Fig. 11に425°C IA材の光学顕微鏡組織を示す。Si、Fe添加量の増加に伴い、晶出物数が増加していることが確認された。

画像解析装置により、Si、Fe添加量と再結晶を促進するとされる粒径2μm以上の晶出物数の関係を求めた。その結果をFig. 12に示す。Si、Fe共に添加量に応じて晶出物数を増加させていたが、その傾向はFeにおいてより顕著であった。このことより、粒径2μm以上の晶出物による再結晶促進作用はFe添加材において最も大

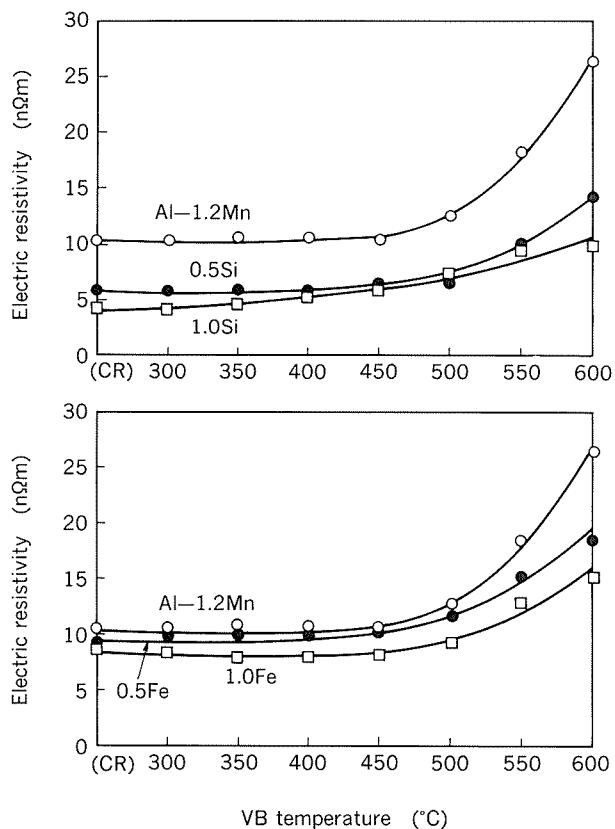


Fig. 10 Relation between VB temperature and electric resistivity.

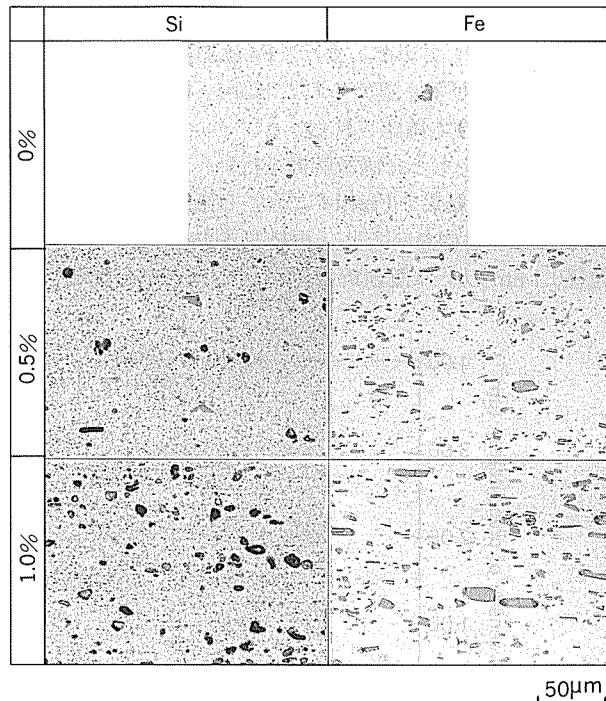


Fig. 11 Optical micrographs of specimens intermediately annealed at 425°C.

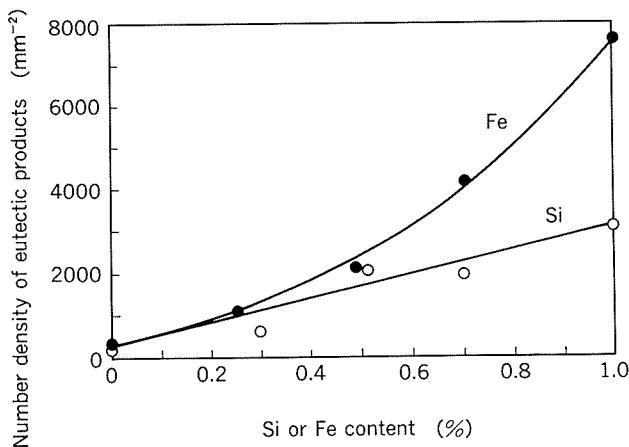


Fig. 12 Relation between Si or Fe content and number density of eutectic products larger than 2 μm.

きく、以下Si添加材、2元合金の順であると推定された。

### 3.4 析出物の観察

Fig. 13 に、425°C IA 材の TEM 組織を示す。2元合金においては、転位はかなり整理されながらも未だにサブグレインが残留していたのに対し、Si, Fe 添加材は完全な再結晶組織となっていた。これは、先に述べた軟化曲線からの推定とも一致している。また、Si, Fe の添加量に伴って析出物が増加していることも確認された。

制限視野回折像の解析によれば、2元合金中の析出物には Al<sub>6</sub>Mn が多く、他に Al<sub>12</sub>Mn,  $\alpha$ -AlMnSi も観察された。Si 添加材中の析出物は、低Si合金ではほとんどが  $\alpha$ -AlMnSi であったが、高Si域になると单体Siの析出量も増加していた。また、Fe 添加材中には Al<sub>6</sub>Mn,  $\alpha$ -AlMnSi が多く認められたほか、わずかながら Al<sub>6</sub>(FeMn) の存在も確認された。

TEM 写真をもとに画像解析を行い、析出物の粒径分布を測定した結果を Fig. 14 に示す（測定面積：210 μm<sup>2</sup>）。Si, Fe 添加材においては、再結晶を妨害するとされる粒径0.1 μm 以下の微細析出物が、2元合金と比較して

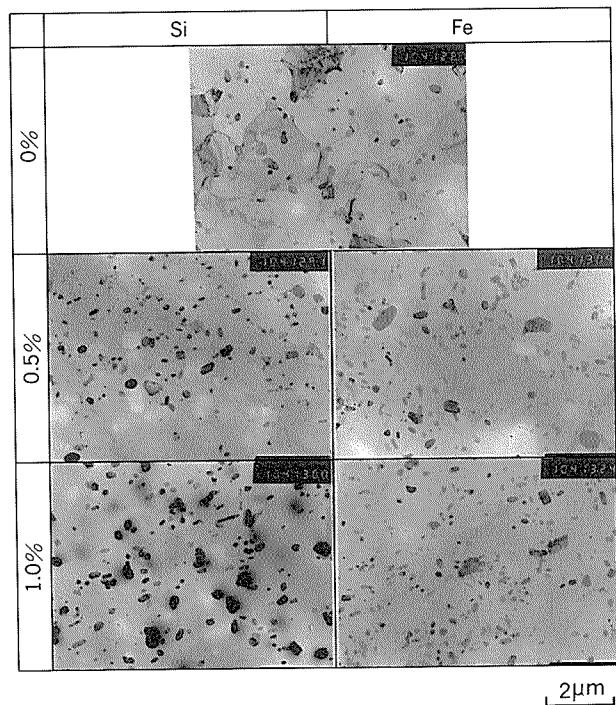


Fig. 13 TEM micrographs of specimens intermediately annealed at 425°C.

著しく増加していることが確認できる。そこで、さらに Si, Fe 添加量と粒径0.1 μm 以下の析出物数との関係を求めた結果を Fig. 15 に示す。Si, Fe 共に微細析出物を増加させる傾向を示したが、その効果は Si でより顕著であった。ただし、Fe の場合は添加量に応じて析出物を単調に増加させるのに対し、Si 添加材の高 Si 域では析出物は再び減少する傾向を見せた。これは前述の通り、比較的粗大な单体 Si の析出が増加するためと考えられた。

IA 前の微細析出物の分布状況については、組織中の転位が多く TEM 観察を行えないため、推測によるしか

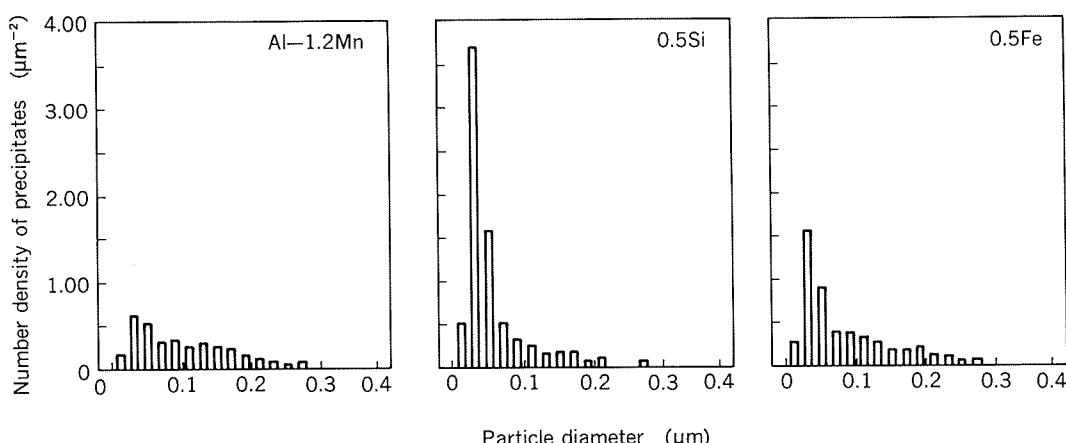


Fig. 14 Precipitate size distribution after IA.

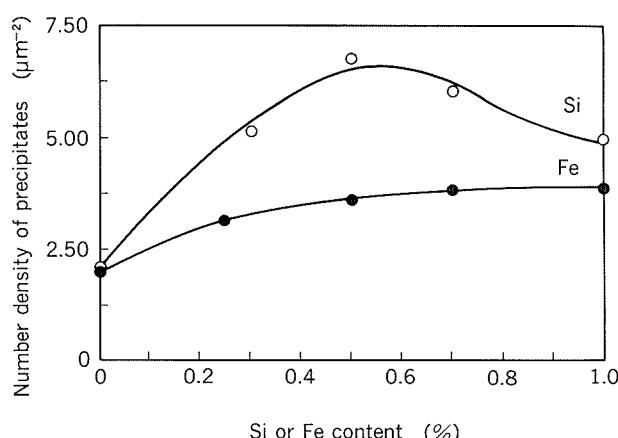


Fig. 15 Relation between Si or Fe content and number density of fine precipitates up to  $0.1\mu\text{m}$ .

ない。しかし IA 後の微細析出物数が、IA 時の析出が最も盛んであった 2 元合金において最少、最も穏やかであった Si 添加材において最多となっていることを考慮すれば、IA 前の微細析出物量が Si 添加材で最も多く、以下 Fe 添加材、2 元合金の順であったことは容易に推測できる。

以上のことから粒径  $0.1\mu\text{m}$  以下の微細析出物による再結晶妨害作用は、IA 時、VB 加熱時のいずれにおいても Si 添加材で最も大きく、以下 Fe 添加材、2 元合金の順になるものと推定された。また VB 加熱時においては、Si の添加量がある程度以上になると再び妨害効果が減少するものとみられた。

#### 4. 考 察

IA 時の再結晶の生じやすさ、VB 加熱時の再結晶の生じやすさ、IA 時及び VB 加熱時の固溶 Mn の析出挙動、晶出物の量、析出物の量について述べてきた。これらの結果を Al-Mn 2 元合金、Si 添加材、Fe 添加材の 3 種類に分けてまとめると、Table 2 のようになる。但し、

表中においては 2 元合金を Al-Mn、Si 添加材を Al-Mn-Si、Fe 添加材を Al-Mn-Fe とそれぞれ表記している。

この表に基づき、IA 時及び VB 加熱時の再結晶の生じやすさと各要因の関係を検討した結果を以下に示す。

##### (1) IA 時

IA 時において最も再結晶が生じやすかったのは Si 添加材であり、以下 Fe 添加材、2 元合金の順であった。また、それぞれの添加量にも準じていた。一方、この間に析出する Mn 量は 2 元合金で最も多く、以下 Fe 添加材、Si 添加材の順となっていた。Mn の析出が再結晶と競合してこれを妨害する方向に働くことを考慮すると、両者の傾向はきわめて良い一致を示しており、本要因が IA 時の再結晶挙動に大きく影響しているものと考えられた。

再結晶を促進する粒径  $2\mu\text{m}$  以上の晶出物数は、Fe 添加材で最も多く、以下 Si 添加材、2 元合金の順となっていた。この結果を再結晶挙動の傾向と比較すると、Si 添加材と Fe 添加材の関係に逆転が生じている。

再結晶を妨害する粒径  $0.1\mu\text{m}$  以下の析出物数は、Si 添加材に最も多く、以下 Fe 添加材、2 元合金の順と推定された。これは、再結晶挙動の傾向とは完全に反対である。

これらを総合的に考慮すると、Al-1.2Mn 合金の IA 時の再結晶挙動を左右する支配的な要因は、マトリックス中に過飽和に固溶した Mn の析出による妨害作用であると結論できる。

##### (2) VB 加熱時

VB 加熱時の再結晶は Fe 添加材で最も生じやすく、以下 2 元合金、Si 添加材の順であった。また、それぞれの添加量にもほぼ準じていたが、Si 添加量が多くなると再結晶が再び早まる傾向も確認された。

再結晶と競合する Mn の析出は VB 加熱時には生じず、むしろマトリックス中の再固溶が確認された。従って、VB 加熱時の再結晶挙動に対してこの要因はほとんど影響を及ぼさないものと判断できる。

Table 2 Relation between recrystallizability and controlling factors.

	Recrystallizability	Factors to influence the recrystallization behaviour		
		Item	Effect on re-crystallization	Quantity of the item
IA	Al-Mn-Si > Al-Mn-Fe > Al-Mn	Amount of Mn precipitation	Retarding	Al-Mn > Al-Mn-Fe > Al-Mn-Si
		Number density of eutectic products	Accelerating	Al-Mn-Fe > Al-Mn-Si > Al-Mn
		Number density of fine precipitates	Retarding	Al-Mn-Si > Al-Mn-Fe > Al-Mn
VB	Al-Mn-Fe > Al-Mn > Al-Mn-Si	Amount of Mn precipitation	Retarding	——— (Dissolution)
		Number density of eutectic products	Accelerating	Al-Mn-Fe > Al-Mn-Si > Al-Mn
		Number density of fine precipitates	Retarding	Al-Mn-Si > Al-Mn-Fe > Al-Mn

粒径2 μm 以上の晶出物数は Fe 添加材で最も多く、以下 Si 添加材、2 元合金の順であった。これは、Fe 添加材の再結晶が Si 添加材、2 元合金に比べて促進されていることと合致している。但し、Si 添加材と2 元合金を比較すると再結晶挙動とは反対の傾向を示す等、本要因のみで全てを説明することはできない。粒径0.1 μm 以下の析出物数は Si 添加材で最も多く、以下 Fe 添加材、2 元合金の順となっていた。この結果により、Si 添加材の再結晶が Fe 添加材、2 元合金に比べて妨害されていることが説明できる。また、高 Si 域で析出物数が減少することは、この付近で再結晶への妨害作用が低下することとよく一致している。ただし、Fe 添加材と2 元合金の間では再結晶挙動と反対の結果となっており、本要因のみでも全てを説明することは不可能である。

以上のことと総合的に考慮すると、Al-1.2Mn 合金の VB 加熱時の再結晶を左右する支配的な要因は、Fe 添加に伴って増加する晶出物による促進作用と、Si 添加に伴って増加する微細析出物による妨害作用の両者が複合したものであると結論できる。

## 5. 結 言

Al-1.2Mn 合金の IA 時、VB 加熱時の再結晶挙動とそれらに及ぼす Si、Fe 添加の影響について調査を行い、また再結晶挙動を支配する要因について考察した結果、次のような結論を得た。

(1) Al-1.2Mn 合金の、IA 時における再結晶の生じやすさは Si 添加材、Fe 添加材、2 元合金の順であった。また、これらの再結晶挙動を支配する最大の要因は、加熱時に競合して起る固溶 Mn の析出による妨害作用であっ

た。Si、Fe はいずれも添加量に応じて IA 前の過飽和固溶 Mn 量を、ひいては IA 時の析出 Mn 量を減少させて再結晶を促進していたが、その効果は Si においてより顕著であった。

(2) Al-1.2Mn 合金の、VB 加熱時における再結晶の生じやすさは Fe 添加材、2 元合金、Si 添加材の順であった。またこれらの再結晶挙動を決定づけているのは、粒径2 μm 以上の晶出物による促進作用と、粒径0.1 μm 以下の微細析出物による妨害作用の総和であると判断された。このとき Si は微細析出物を増加させて VB 加熱時の再結晶を妨害し、Fe は晶出物を増加させて再結晶を促進していた。

## 参考文献

- 1) 鈴木 寿、伊藤吾朗、小山克己：軽金属、34(1984), 708.
- 2) 当摩 建、麻野雅三、竹内 庸：軽金属、37(1987), 119.
- 3) 長浜勝介、高橋正弘、三木 功：軽金属、21(1971), 444.
- 4) D. B. Goel, P. Furrer and H. Warlimont : Aluminum, 50(1974), 641.
- 5) J. C. Blade, J. W. H. Clare and H. J. Lamb : J. Inst. Metals., 88(1959/60), 365.
- 6) F. J. Humpherys : Acta Met., 27(1979), 1801.
- 7) B. Bay and N. Hansen : Met. Trans. A., 10(1979), 279
- 8) F. J. Humpherys : Met. Sci., 13(1979), 136.
- 9) 山内重徳、加藤健志：軽金属、41(1991), 238.
- 10) 清水恭示、中谷義三、吉崎正明：軽金属、No.23(1957), 23.
- 11) 山田 始、田中他喜男：軽金属、33(1983), 22.
- 12) J. J. Theler and P. Furrer : Aluminum, 50(1974), 467.
- 13) N. Hansen : Mem. Sci. Rev. Met., 29(1975), 189.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-508)

---

論文

Al-Mg 合金の高温酸化について

米光誠\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## Al-Mg 合金の高温酸化について

米 光 誠\*

## High Temperature Oxidation of Al-Mg Alloys

Makoto Yonemitsu

High temperature oxidation of Al-Mg alloys is characterized by Auger electron spectroscopy and electron microscopy (scanning electron microscopy, transmission electron microscopy). Al-Mg alloys containing 2.0 and 4.5 mass% Mg were heat treated in dry air at 250 to 550°C up to 60 min. It was found that the oxide layer mainly composed of MgO. The oxide film thickness is increased with temperature, time, and Mg concentration in alloys. The oxidation of Al-Mg alloys containing Si and Fe in significant amounts apparently proceeds by the same general mechanism as oxidation of pure binary Al-Mg alloys.

## 1. 緒 言

アルミニウム及びアルミニウム合金の表面は、薄い酸化皮膜で覆われており、この皮膜がアルミニウムの耐食性に寄与していることは良く知られている。しかしながら、これらの酸化皮膜は各種表面処理及び接着の際には悪影響を及ぼす場合がある。また、マグネシウムを含有する合金においては、酸化皮膜が厚くなると表面が茶色から黒色に変化し美観を損なう。

これまでにも、Al-Mg 合金の酸化過程に着目した報告はあるが<sup>1)~4)</sup>、工業用製品に近い通常存在する不純物を含有する Al-Mg 合金で合金中の Mg 濃度を変化させた場合の表面酸化状態を調査した報告は少ない。本報告では、工業用製品に近い組成を有する Al-Mg 合金のマグネシウム含有量、酸化温度及び時間を変化させた試料の表面酸化状態を表面分析的手法を使用して検討した結果について述べる。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

Table 1 に示す工業用製品に近い通常存在する不純物を含有する Al-Mg 合金及びアルミニウムを連続鋳造法で造塊し、175×175mm のスラブを作成した。その後、400°C で 5 h 及び 500°C で 8 h の予備加熱を行った後 30 mm 厚さから 4.4 mm 厚さまで熱間圧延した。さらに 1

mm 厚さまで冷間圧延した後 550°C で 20 s 熱処理した。各試料は、10×10 mm に切断して使用した。試料表面に存在する酸化皮膜を除去し均一な表面を得るために、70 °C の硫酸リン酸浴で 1 min エッチングした<sup>5)</sup>。十分に純水で水洗した後メタノールに浸漬、乾燥後約 3 日間室温のデシケータ中で保管した。

酸化処理は、試料をあらかじめ指定した温度に加熱した電気炉に挿入し、熱電対を埋め込んだ上記試料と同一な大きさの試験片が指定温度の 95% に達した時点から所定の時間保持した。冷却は、電気炉から室温の環境に速やかに取り出して放冷した。加熱温度は、250°C、400°C 及び 550°C である。加熱時間は、10 min 及び 60 min である。分析開始までの期間は、室温のデシケータ中で保管した。

## 2.2 分析

試料表面の形態観察には、日立製作所製電界放射型走査電子顕微鏡 (FE-SEM, S-800型) を使用し加速電圧 25 kV、エミッション電流 10 μA で観察した。

透過電子顕微鏡 (TEM) による電子線回折は、日本

Table 1 Chemical compositions of specimens.

No.	Chemical composition (mass%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A	0.07	0.10	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	bal.
E	0.07	0.10	<0.01	<0.01	2.0	<0.01	<0.01	0.02	bal.
M	0.07	0.10	<0.01	<0.01	4.5	<0.01	<0.01	0.02	bal.

\* 技術研究所 化学研究部

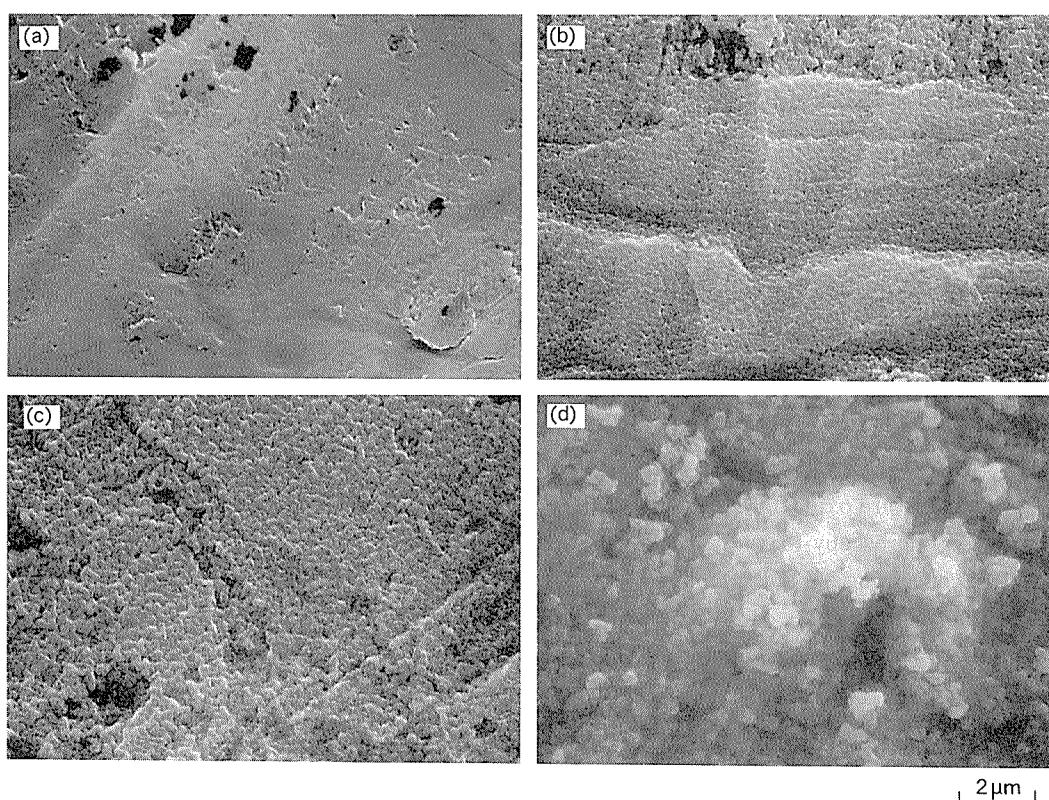


Fig. 1 SEM micrograph showing oxidized specimen surface.

(a) : Al-0mass%Mg (550°C, 10min), (b) : Al-2.0mass%Mg (550°C, 10min),  
 (c) : Al-2.0mass%Mg (550°C, 60min), (d) : Al-4.5mass%Mg (550°C, 60min)

電子顕微鏡JEM-200cx型を使用した。

酸化皮膜の組成及び結合状態を調査するために、アルゴンイオン銃を装着したオージェ電子分光分析(AES)／X線電子分光分析(ESCA)を用いた。使用した装置は、PERKIN ELMER PHI社製model 560である。AES測定は、加速電圧5kV、試料電流0.500μAで200×200μmの領域を電子ビームを走査しながら分析した。深さ方向分析に使用したアルゴンイオンスパッタは、分析領域の周り6.25mm<sup>2</sup>の領域を3keVのAr<sup>+</sup>イオンでエッチングした。イオンエッチングによる深さの単位は、バリアー型陽極酸化皮膜が、1.4nm/Vの割合で形成されることから、99.999mass%Alにホウ酸浴で陽極酸化皮膜を成膜した試料を使用して校正した。本実験で使用した条件では、イオンエッチング速度は1.03nm/minであった。イオンスパッタリングによるエッチングは、物質によってその速度が異なるが、本実験では、上記のバリアー型陽極酸化皮膜のエッチング速度をすべての試料に適用した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 走査電子顕微鏡(SEM)による表面の観察

Fig. 1に酸化処理後の試料表面を走査電子顕微鏡で観

察した写真を示した。Fig. 1(a)は、マグネシウムを含有しないアルミニウムを550°Cで10min酸化処理した後の表面である。マグネシウムを含有しない場合には、温度条件及び時間を変化させても表面の形状に変化は認められなかった。Fig. 1(b), (c)は、Al-2.0mass%Mgの合金を550°Cで10min及び60min酸化処理した試料のSEM写真である。表面にブリストー状の酸化物が観察

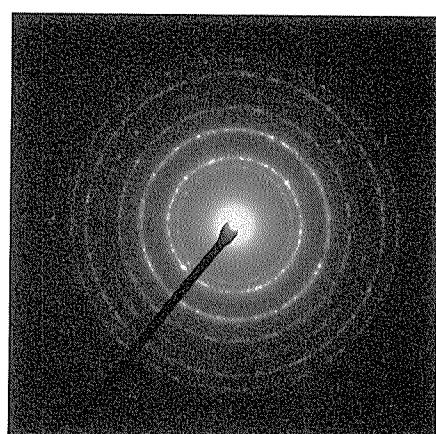


Fig. 2 Electron diffraction pattern obtained for Al-4.5mass%Mg alloy oxidized 60min at 550°C.

されている。酸化処理時間が長くなると、ブリスター状に観察される酸化物の量が多くなった。さらに、Al-4.5mass%Mg 合金を550°Cで60min 酸化処理した場合には、Fig. 1(d) に示すようにブリスター状の酸化物が破裂してカリフラワー状になっている様子が観察された。

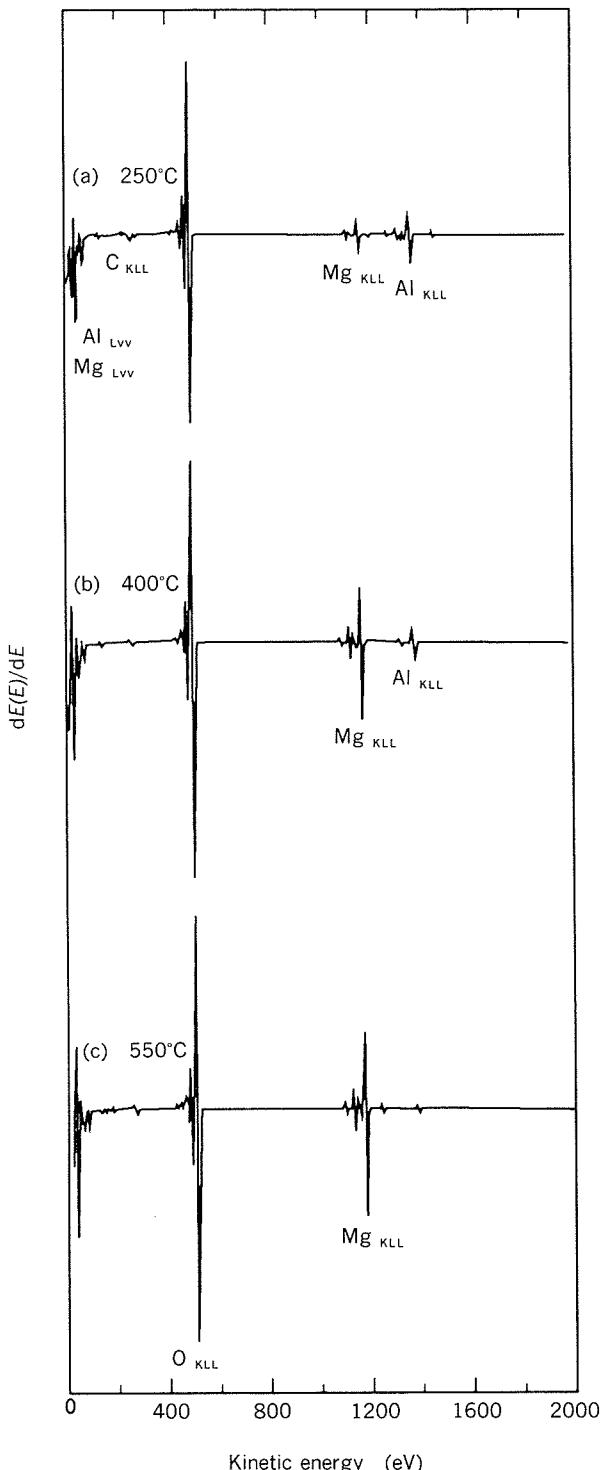


Fig. 3 Comparison of the AES survey spectra obtained for Al-2.0mass%Mg alloy oxidized 10min at 250°C, 400°C and 550°C.

### 3.2 電子線回折による皮膜組成の分析

Fig. 2 に、Al-4.5mass%Mg 合金を550°Cで60min 酸化処理した試料から素材を 5 g ヨウ素/100ml メタノール溶液で化学的に溶解し、剥離した酸化皮膜試料の電子線回折結果を示した。Fig. 2 から皮膜中には、MgO が存在していることが確認された。

### 3.3 オージェ電子分光分析結果

Fig. 3 に2.0mass%Mg を250°C, 400°C 及び550°Cで10min 酸化処理した試料の最表面のオージェスペクトルを示した。Fig. 3 (a) に示す250°Cで酸化処理した試料では、Al-KLL 及び Mg-KLL とともにスペクトルが観察された。Fig. 3 (b)(c) に示したように酸化処理の温度が高くなると Al-KLL のスペクトルが弱くなかった。すべての試料で観察される C-KLL は、実験室レベルで観察される汚染程度の微弱な強度であった。合金中に含有される他の不純物元素は、最表面からは検出されなかつた。

Fig. 3 の Al-LVV 及び Mg-LVV 領域のオージェスペクトルを Fig. 4 に示した。この領域のオージェスペクトルにおいても、酸化温度が高くなるとマグネシウムの酸化物が増加していることが明確に観察された。

Fig. 5 に、Al-2.0mass%Mg を250°C, 400°C 及び550°Cで10min 酸化処理した試料の深さ方向半定量分析結果を示した。酸化処理の温度が高くなるにしたがい表面に形成される酸化皮膜が厚くなった。また、表面の酸化皮膜中に濃化するマグネシウムの濃度も酸化温度にともない高くなる傾向が認められた。Fig. 6 にすべての試料の酸化温度と酸化皮膜厚さの関係を示した。皮膜厚さは、酸化処理温度が高いほど、酸化時間が長いほど厚くなる傾向があった。さらに、合金中のマグネシウム濃度が高くなると酸化皮膜が厚くなった。特に550°Cで60min 酸化処理した場合には、Al-4.5mass%Mg の試料の酸化皮膜は738nm に達した。

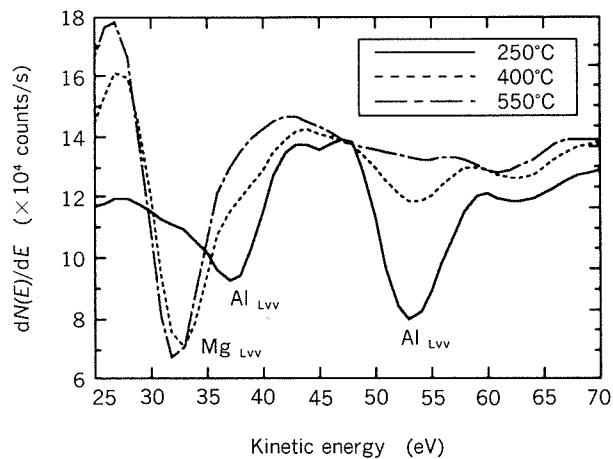


Fig. 4 Comparison of the AES survey spectra obtained for Al-2.0mass%Mg alloy oxidized 10min at 250°C, 400°C and 550°C.

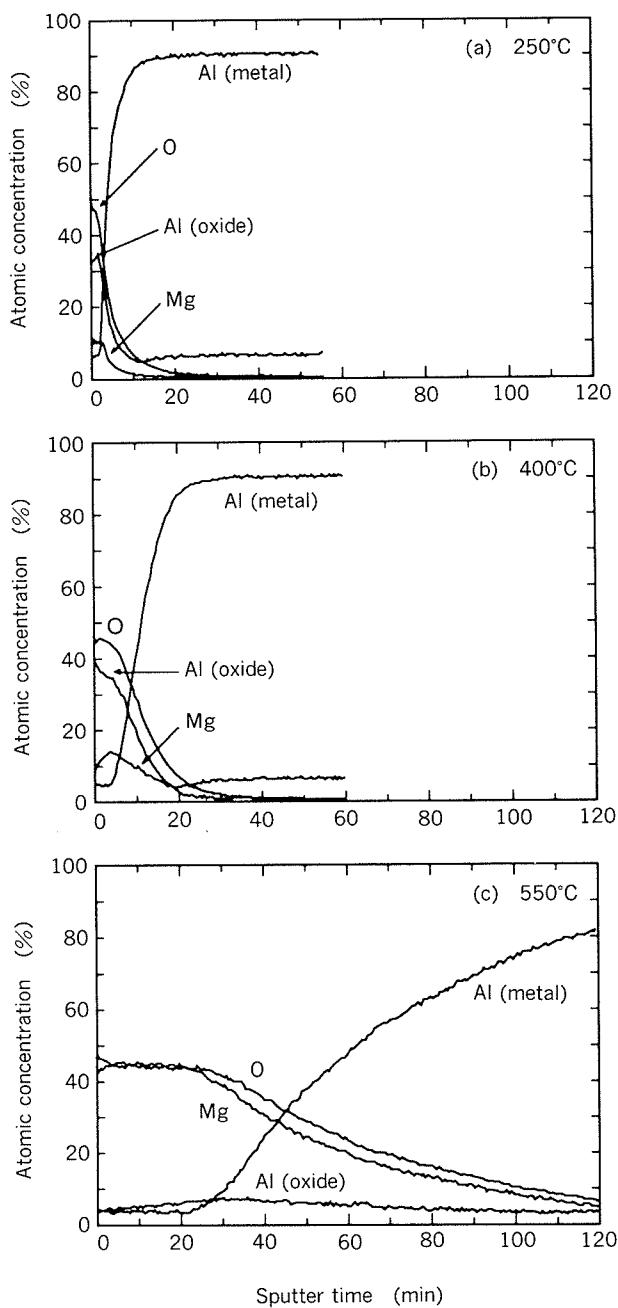


Fig. 5 Comparison of the AES depth profile obtained for Al-2.0mass%Mg alloy oxidized 10min at 250°C, 400°C and 550°C.

#### 4. 考察

高温加熱で生じるAl-Mg合金の酸化皮膜を分析する試料を作成するために、表面に不可避的に存在する自然酸化皮膜をいったん除去して金属面を露出させる必要があると考えた。そこで、アルミニウム合金の金属面を露出させるために、サンドペーパーもしくはスクレーパーを使用した機械的な研磨を試みた。しかし、酸化処理を行った試料のオージェ電子分光分析による深さ方向分析では、酸素が素材内部まで検出され酸化皮膜と素材との

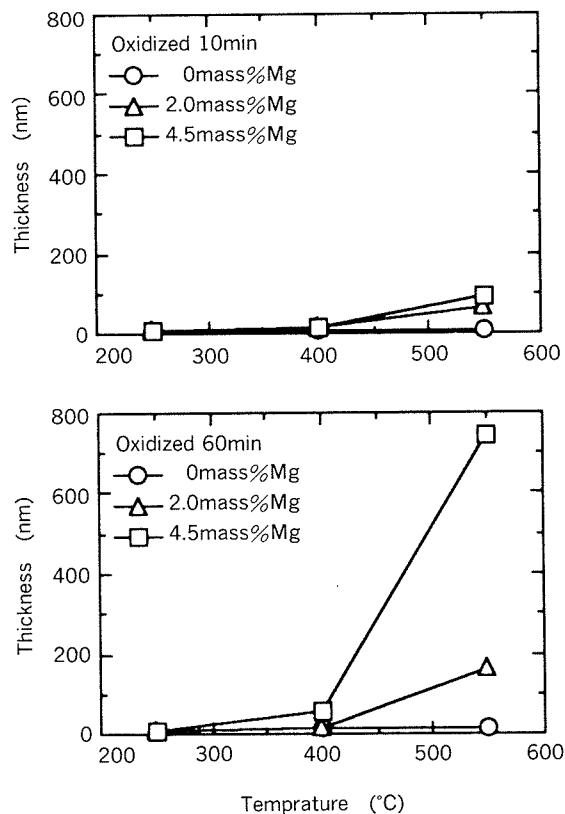


Fig. 6 Oxide film thickness as a function of temperature.

界面の特定が困難であった。このことは、上記の機械的加工が酸化皮膜を除去するとともに表面に存在する酸化物を素材に埋め込む作用を伴うことと、表面粗さが大きくなるためにイオンスパッタリングによるエッチングが不均一になるためであると推定される。これより、試料の前処理には、2.1節で述べたように酸性溶液による化学的エッチングを使用して表層の酸化物を除去した。

Fig. 1に示したSEM写真から、酸化の温度が高いほど、時間が長いほど観察される酸化物が増大している。この酸化物の成長過程は、アルミニウム及びアルミニウム合金表面にあらかじめ存在する非晶質な $\text{Al}_2\text{O}_3$ 層へ素材からマグネシウムが拡散し酸化皮膜を成長させる、さらに酸化が進行すると、もともと素材表面に存在した非晶質な $\text{Al}_2\text{O}_3$ の被膜が破れ $\text{MgO}$ の酸化物が噴出する<sup>3,4)</sup>。マグネシウムを含有する合金の酸化は、酸化皮膜中を移動するマグネシウムの固相拡散によって律速されることが報じられている<sup>1,4)</sup>。ブリストー状に観察される酸化物は、Fig. 2に示したTEMによる電子線回折から $\text{MgO}$ であることが同定された。また、Al-2.0mass%Mg合金を400°Cで10min酸化処理した試料は、Fig. 5(b)に示すAESの深さ方向分析結果からアルミニウムの酸化物が検出されており、次式の反応が進行していると報じられている<sup>6)</sup>。

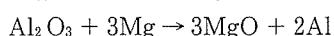


Fig. 5(b)で検出されたアルミニウム酸化物は、上記

の反応で示されるように酸化処理前に存在する非晶質な  $\text{Al}_2\text{O}_3$  が残存していると考えられる。電子線回折においてこの試料の分析を試みたが  $\text{MgO}$  と非晶質なパターンが観察されるのみであった。

AES 深さ方向分析は、ホウ酸浴で処理した陽極酸化被膜を膜厚の標準として使用している。イオンスパッタリングによるエッチングは、物質によってそのエッチング速度が異なることが知られている<sup>10)</sup>。また、物質によっては選択スパッタリング等が起こる可能性がある。酸化処理の条件によってその表面に形成される酸化皮膜は、陽極酸化皮膜と組成が異なるが、本実験では上記の陽極酸化被膜のスパッタ速度を膜厚の指標として使用している。

深さ方向分析では、Fig. 4 に示す低エネルギー領域のスペクトルを使用した。この領域のスペクトルは、Fig. 4 からも明白なようにマグネシウム酸化物が形成されても 45eV 付近のスペクトルに変化が現われないために本報告のような実験には適している。また、この Al-LVV オージェ線は、Al-KLL 線に比べ深さ方向の分解能が良好であるとの報告もある<sup>8)</sup>。

Fig. 5, 6 で示したように酸化皮膜の厚さは、酸化処理の温度、時間及び合金中のマグネシウム濃度に依存することが明白である。酸化皮膜厚さと酸化温度の関係について Arrhenius-plot を試みた。その結果を Fig. 7 に示す。合金中のマグネシウム濃度及び処理時間でグラフの勾配が異なっていることが分かる。さらに長時間酸化処理を行った場合には、Arrhenius の法則が成立することが報告されているが<sup>9)</sup>、酸化時間が長く、温度範囲が 500 ~ 575°C と狭い範囲である。これらの実験と比べると本実験結果は、温度範囲が広く比較的酸化時間が短い範囲の実験を行っているために Arrhenius の法則が成立しなかったものと推定される。Arrhenius の法則が成立しなかった原因としては、マグネシウムの拡散の駆動力とな

る試料表面でのマグネシウムの速やかな酸化、酸化皮膜の組成が非晶質な  $\text{Al}_2\text{O}_3$  からしだいに  $\text{MgO}$  濃度が高まるこことによって酸化皮膜中でのマグネシウムの拡散係数の変化等が本実験の範囲では一定でないためであると考える。また、酸化反応初期においては非晶質な  $\text{Al}_2\text{O}_3$  とマグネシウムの反応が起こることに加え、非晶質な  $\text{Al}_2\text{O}_3$  層中を拡散するマグネシウムの速度と  $\text{MgO}$  を主成分とする結晶質の酸化皮膜中での拡散速度が異なること等も要因に考えられる。

ここで、表面における濃化する金属の酸化速度が酸化皮膜の形成に関与している例として、拡散速度及び蒸気圧がともに高い亜鉛とマグネシウムを含有する合金の酸化皮膜分析結果を Fig. 8 に示す。使用した合金は、Al-6.0mass%Zn-0.7mass%Mg 合金である。酸化の条件は、550°C, 5 min である。AES 深さ方向分析結果では、表面に  $\text{MgO}$  と推定される酸化皮膜が形成され、界面近傍にアルミニウム酸化物が検出されている。酸化皮膜中では亜鉛はほとんど検出されていない。この結果は、素材から表面に拡散した金属が酸化される速度によって皮膜の構造が決定されることを示唆していると考える。

## 5. 結 言

各種用途に使用されるマグネシウムを含有する 5000 系アルミニウム合金の表面に形成される熱酸化皮膜を表面分析的手法を用いて調査した結果以下の知見を得た。

- (1) 合金中に含有される不純物元素は、酸化皮膜中からは検出されない。
- (2) 不純物を含有した Al-Mg 合金も高純度の Al-Mg 合金と同様な酸化挙動を示す。
- (3) 酸化皮膜は、熱処理の温度、時間及び合金中のマグネシウム濃度の影響を受け、温度が高いほど、時間が長いほど、マグネシウム濃度が高いほど皮膜厚さが厚く

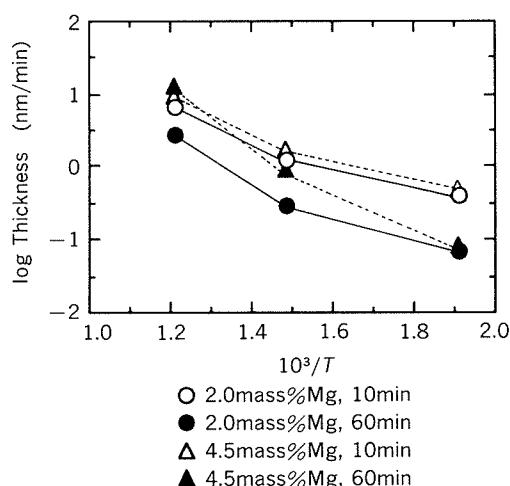


Fig. 7 Temperature dependence of oxide film thickness.

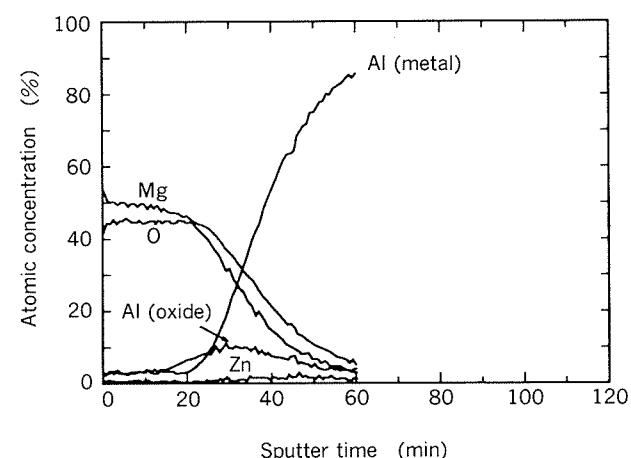


Fig. 8 AES depth profile obtained for Al-6.0mass%Zn-0.7mass%Mg alloy oxidized 5min at 550°C.

なる。

(4) 乾燥空気中で550°C, 60minまでの酸化では、電子線回折の結果、皮膜中にMgOの生成が認められ、spinel ( $MgAl_2O_4$ ) の生成は確認されない。

(5) 合金中のマグネシウム濃度2.0~4.5mass%, 酸化温度250~550°C及び酸化時間10minと60minの範囲の実験では、酸化温度と酸化皮膜厚さの間にArrheniusの法則は成立しない。拡散した金属の酸化速度、 $Al_2O_3$ とマグネシウムの反応及び拡散速度の変化等の要因があり単純には整理できないと考える。

#### 参考文献

- 1) M. H. Zayan, O. M. Jamjoom and N. A. Razik : Oxidation of Metals, 34 (1990), 323.
- 2) Aruna Bahadur : J. Mater. Sci., 22 (1987), 1941.
- 3) D. J. Field, G. M. Scamans and E. P. Butler : Metall. Trans., 18A (1987), 463.
- 4) S. T. Lee, D. V. Schaefer and F. E. Lockwood : ALUMINIUM, 61 (1985), 504.
- 5) K. Wefers : ALUMINIUM, 57 (1981), 722.
- 6) I. M. Ritchie, J. V. Sanders and P. L. Weickhardt : Oxidation of Metals, 3 (1971), 91.
- 7) J. B. Malherbe, S. Hofman and J. M. Sanz : Appl. Surf. Sci., 27 (1986), 355.
- 8) B. R. Strohmeier : ALUMINIUM, 67 (1991), 1209.
- 9) 米光 誠, 池田 洋 : 本誌, 29 (1988), 235.
- 10) 志水隆一, 吉原一紘 : 実用オージェ電子分光法, 共立出版 (1989), 235.

技術資料

最近の航空機用アルミニウム合金の開発動向

吉田英雄\* 内田秀俊\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 最近の航空機用アルミニウム合金の開発動向

吉田英雄\* 内田秀俊\*\*

## Recent Research and Development of Aluminium Alloys for Aircraft Applications

Hideo Yoshida and Hidetoshi Uchida

In the last decade, the development of Al-Li alloys has been carried out to apply to next new aircrafts. Because drastic reduction of quantity used in aluminium alloys for aircrafts was estimated by producers of aircrafts early in 1980's if new Al-Li alloys could not be developed. But in a new model aircraft of Boeing, B777, new developed Al-Li alloys are not almost adopted. This is why Al-Li alloys are expensive and have some problems in applications. The improvement of several properties, fracture toughness, fatigue crack growth, corrosion resistance and so on are still required. In stead of Al-Li alloys, modified conventional aluminium alloys are widely adopted. These are 7055, new 2xxx alloy, 6013 and 7475 superplastic aluminium alloy. In this review, the recent development of Al-Li alloys and modified conventional aluminium alloys are summarized.

### 1. はじめに

1973年のオイルショック以降、機体の軽量化による燃費の優れた航空機の開発が要請され、航空機用アルミニウム合金では従来のアルミニウム合金よりも低密度で高剛性のAl-Li合金が注目された。航空機機体材料に占めるアルミニウムの割合は、ボーイングの民間航空機B767を例にとると、機体材料の約80%がアルミニウム合金であるが、この構成比率に関して1980年代当初ボーイング社は次のような二つの予測を行なった<sup>1)</sup>。1995年のサブソニック（亜音速機）の機体材料の構成比率は、一つは複合材料の開発が進展すれば、複合材料が65%でアルミニウムの使用量は11%にまで減少するが、Al-Li合金などの新しいアルミニウム合金の開発が進めば複合材料は25%でアルミニウムは51%になるとした。この予測の結果、世界のメジャーのアルミニウムメーカーはアルミニウム使用量が激減することを防ぐために、新しいAl-Li合金の開発を行ってきた。しかしながら、オイ

ルショックによる燃料の高騰の危機もなくなり（むしろ当時に比べて燃料コストも低下しているといわれている）、またソ連邦の解体に伴い冷戦による軍事的危機もなくなっている。このために、戦闘機などの開発も抑制されているのが現状<sup>2)</sup>で、従来言われてきたような急激な材料転換はないものと思われる。

最近開発中のB777ではAl-Li合金はほとんど使用されずに、むしろ従来合金の延長上で開発された7055や2XXXのアルコア合金C188あるいは6013といった新合金が用いられることになっている。また2024や7475合金板とガラス繊維を複合化した新材料“Glare”なども用いられるといわれている<sup>3)</sup>。さらに、超塑性加工の技術を用いて一体化加工による軽量化・コスト低減も図られている<sup>4)</sup>。

ここでは最近のAl-Li合金の開発の現状と問題点、B777に用いられる新合金の特徴、超塑性加工の現状を取り上げて解説する。なお航空機用アルミニウム合金の進歩やAl-Li合金の基本的特性については、馬場や宇野らの解説<sup>5)6)</sup>を参照されたい。

\* 技術研究所金属材料第一研究部、工学博士

\*\* 技術研究所金属材料第一研究部

## 2. Al-Li合金の開発

### 2.1 最近の動向

Al-Li合金は、1920年ドイツで開発されて以来さまざまな研究が行われてきた。開発の歴史を図1<sup>7)</sup>に示す。1950年代に一度実用化されたが、切欠き感受性が高いことが明らかになり製造が一時中止された。しかしオイルショック以降さらには近年地球温暖化の環境問題の高まりにより、航空機の燃費向上のための軽量化が一層必要とされ、低密度・高剛性のこの合金の研究開発が盛んに行われている。

Al-Li合金の開発目標は、高強度、中強度・損傷許容、高損傷許容の各合金に分類され、それぞれの目標に応じた研究開発が行われている。Al-Li合金の国際会議も1980年以来、6回を数えている。しかしながら最近の2回の国際会議はAl-Li合金を用いた適用例に関する研究が多くなり、合金の開発に関しては一段落した状況である。このためAl-Li合金の国際会議は第6回をもって終了し、今後はアルミニウム合金の国際会議の一部に位置づけされるといわれている。またAl-Li合金の工業化では製造技術、特に鋳造技術の改良が進み、アルコアやアルキャンが量産体制を整えている段階である。

### 2.2 開発合金の特徴

#### (1) 代表的な開発合金

8090, 8091, 2090, 2091合金は1984, 85年にAAに登録されており、それ以来、研究開発の対象として盛んに用いられている。材料特性の改善のために、合金成分だけでなく、調質や再結晶の程度までコントロールされて

いる。

2090合金は、溶接性・耐食性に優れる合金であるが、通常の製造工程では非再結晶組織となるため異方性が大きいことが問題となっている。しかしながら低温における破壊靭性(ST方向以外)、疲労特性は特に優れている特徴がある。なお、T8E 41調質では耐SCC性も良好であるといわれている<sup>8)</sup>。2091合金は、2024-T3より強度はやや劣るが靭性に優れる。一般に再結晶組織となるため主に薄板用材料として使用されている<sup>8)</sup>。8090合金は、中強度から高強度まで幅広く利用されている。製造工程により再結晶及び非再結晶組織のどちらでも可能なため、その用途に応じて使い分けている。2090合金と同様に溶接も可能であり低温特性にも優れる。また177°Cまでの高温特性も優れている特徴がある<sup>8)</sup>。各合金の代表的な析出相を図2に示す。このように各種の化合物の複合析出により強度、靭性の向上をはかっている。各材料開発目標に基づいて研究された結果として図3に示す分類の合金・質別が開発されている。

また最近では、AgやCuを積極的に添加し、高強度を重視したWeldalite™049が注目されている。この合金は密度が2.71g/cm<sup>3</sup>で、T8調質で引張強さ714N/cm<sup>2</sup>、耐力690N/cm<sup>2</sup>、伸び6~9%となり、従来合金よりも高比強度が得られる特徴がある<sup>9)</sup>。この系の合金は1990年に2094, 2095として登録され、そのCu範囲は2094が4.4~5.2%, 2095が3.9~4.6%であり従来の報告されているWeldalite合金(4.5~6.3%Cu)より低いCu量に留められており、後述するSCC性等を考慮したものと推測される。これらの合金は特に低温強度に優れており、77K

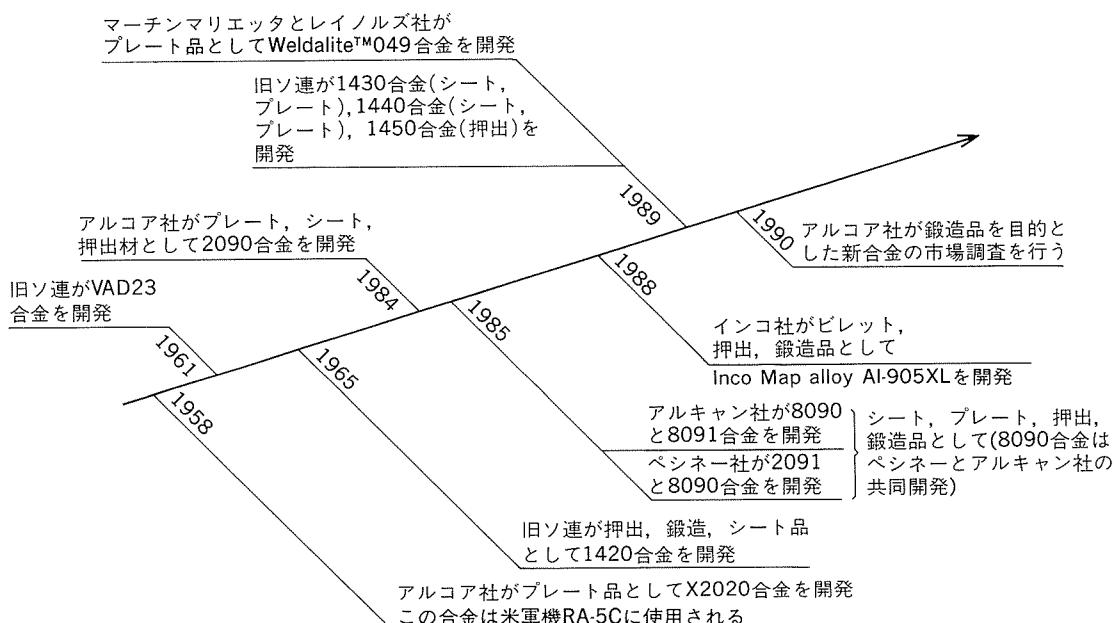
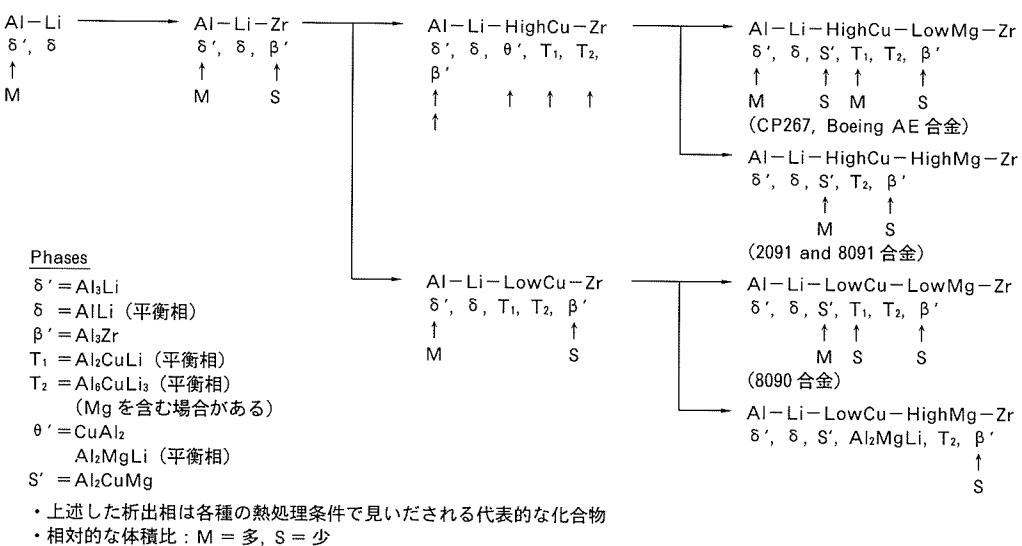


図1 航空宇宙産業におけるAl-Li合金の開発の歴史<sup>7)</sup>

図2 最近開発されたAl-Li合金の組成と析出相の関係<sup>8)</sup>

	シート	プレート	鍛造	押出し	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )
高強度	2090-T83 8091-T8	8091-T851 2090-T81 Weldalite	8091-T652	2090-T86 8090-T8551	630
	2090-T83 8090-T8	8090-T7 8090-T8771 8090-T8251	2090-T6E203 8090-T652 2091-T852 AL-905XL	8090-T82551 8091-T8551 AL-905XL	490
	2091-T84 2091-T3 2091-CPHK 8090-T81	8090-T86 8090-T8151 2091-T851 2091-T351	8090-T652	2091-T8151 8090-T81551	350 210

図3 各種航空機用Al-li合金の用途と特性の関係<sup>7)</sup>

では約900N/mm<sup>2</sup>の引張強さを示す<sup>10)</sup>。これらのAl-Li合金の化学成分を表1に示す。

その他、メカニカルアロイングによるAl-905 XL (Al-1.3Li-4.0Mg-1.1C-0.4O)が開発されており、高温強度に優れている特徴がある。ただし、特殊な製造方法のためインゴットサイズが限定される<sup>2)</sup>。

## (2) 14 XX合金

この系はロシア（旧ソ連）で開発された合金である。第6回のAl-Li国際会議では1420～1460合金が紹介されている<sup>11)～20)</sup>。

その中でも代表的な合金は、1420合金 (Al-5Mg-2Li-0.1Zr) である。この合金は、より低密度化 (2.46 g/cm<sup>3</sup>) されており、引張強さ460N/mm<sup>2</sup>、耐力280N/mm<sup>2</sup>、伸び9%の強度が得られる<sup>21)</sup>。焼入れ性に優れるため溶接構造としても使用できる。この特徴を活かしてソ連の戦闘機MIG-29の燃料タンクに使用され、24%の軽量化を実現している。その内訳は密度低下 (2024に比べ12%減) と溶接構造にすることでリベットやボルトの質量を低減できたことである<sup>20)</sup>。またこの合金は、結晶粒微細化が可能 (7~10 μm) で、500°C近傍、10<sup>-2</sup>~10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>で300~400%の超塑性伸びを示す特徴がある<sup>16)</sup>。

また1420合金にScを添加した1421合金の研究もなされており、Sc添加によりT相の析出が抑制されδ'を微細化して強度が高められているとの報告がある。また1421合金は1420合金に比べ耐力や溶接性がやや良好であ

表1 代表的なAl-Li合金の化学成分 (wt%)

合 金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Ag
2090	0.10	0.12	2.4~3.0	0.05	0.25	0.05	0.10	0.15	0.08~0.25	1.9~2.6	—
2091	0.20	0.30	1.8~2.5	0.10	1.1~1.9	0.10	0.25	0.10	0.04~0.16	1.7~2.3	—
8090	0.20	0.30	1.0~1.6	0.10	0.6~1.3	0.10	0.25	0.10	0.04~0.16	2.2~2.7	—
8091	0.30	0.50	1.6~2.2	0.10	0.50~1.2	0.10	0.25	0.10	0.08~0.16	2.4~2.8	—
2094	0.12	0.15	4.4~5.2	0.10	0.25~0.6	—	0.25	0.10	0.04~0.18	0.8~1.5	0.25~0.6
2095	0.12	0.15	3.9~4.6	0.10	0.25~0.6	—	0.25	0.10	0.04~0.18	1.0~1.6	0.25~0.6

"Registration Record of International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys" より抜粋

り、超塑性特性も優れている<sup>22)</sup>。その他、1430(Al-Mg-Li-Cu系)、1440(Al-Li-Cu-Mg系)、1450(Al-Cu-Li系)等の合金も開発されている。

### 2.3 特性

先に述べたように Al-Li 合金は低密度・高剛性の合金として今後の航空機材料として注目されている。しかし高強度合金としての課題も多く残されている。以下主な特性に関して検討課題をまとめる。

#### (1) 破壊靭性

従来合金と Al-Li 合金の破壊靭性の比較を図 4<sup>23)</sup>に示す。損傷許容を重視した中强度合金は2024-T3に比べやや劣っている。高強度合金では7075-T6よりかなり低下している。損傷許容を重視した合金は、再結晶組織とすることで靭性を高めているが、高強度合金では、非再結晶とすることが多く特に ST 方向の靭性改良が課題として残されている。

破壊靭性低下の原因としては、すべり面上の析出物、PFZ による応力集中、水素やアルカリ金属 (Li も含む) による粒界の脆化、非再結晶組織では強い集合組織が形成され小傾角粒界ではき裂が進展しやすい、などがあげられているが、その詳細な機構や完全な改善方法については明らかになっていない。Al-Li 合金は、従来の7000 系合金のように過時効処理を行っても一般には靭性が向上しない。むしろ加工熱処理法、例えば焼入れ後で人工時効前に 7 %までの予ひずみを加えることが靭性改善に有効であるといわれている<sup>8)</sup>。

このように破壊靭性は、化学成分はもちろん時効処理や加工熱処理に大きな影響をうけるため、靭性向上は今後の大きな研究課題である。

#### (2) 疲労き裂

疲労き裂進展速度が従来の2024合金より大きいため改善が望まれている。現在検討されている代表的な改善方法は8090合金の非再結晶組織を微細再結晶組織とすることである<sup>24) 25)</sup>。この組織制御は、製造方法と成分のコン

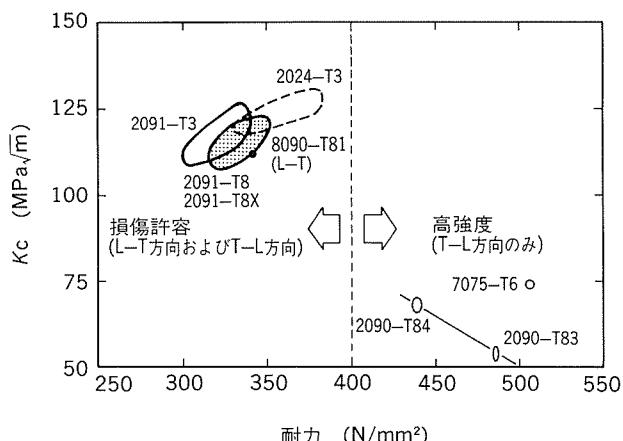


図 4 薄板の耐力と破壊靭性の関係<sup>23)</sup>

トロール (Zr 減を含む) により行うことが出来、再結晶組織とすることで、き裂進展速度が約1/2となる。図 5 に8090合金の再結晶組織と非再結晶組織を示し、図 6 にミクロ組織によるき裂進展速度の違いを示す。なお、疲労き裂進展速度はその試験環境の影響を受け、真空環境で行うことによりき裂進展速度が抑制されることが報告されている<sup>26)</sup>。

また Al-Li 合金の疲労き裂の特徴として、ブランチングやデビエーションすることが数多く報告されている<sup>26)~28)</sup>。その 1 例を図 7 に示す<sup>27)</sup>。このような現象は破壊靭性やき裂進展試験結果に大きな影響を与えることが多く、見かけ上の値が良好となることがあり、実機に適用する場合には問題となってくる。

#### (3) SCC (応力腐食割れ)

高強度合金に生じやすい SCC は、Al-Li 合金においても例外ではない。8090合金の ST 方向の SCC 試験結果

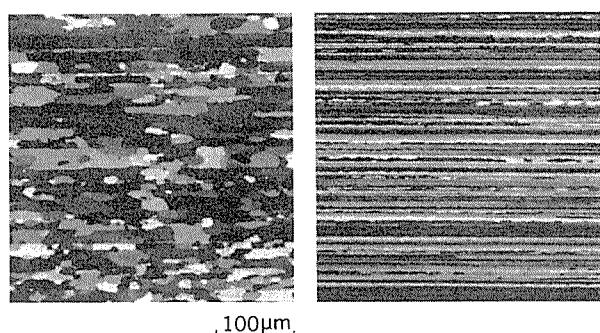


図 5 8090合金のミクロ組織 (a) 再結晶粒組織  
(b) 非再結晶粒組織<sup>24)</sup>

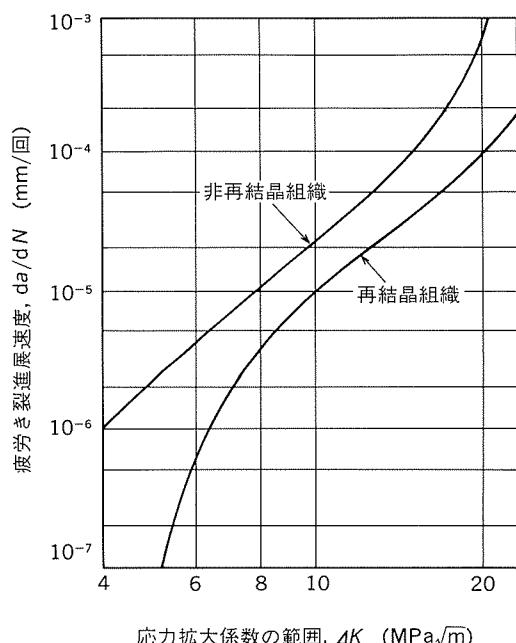


図 6 8090合金の疲労き裂進展速度に及ぼすミクロ組織の影響<sup>24)</sup>

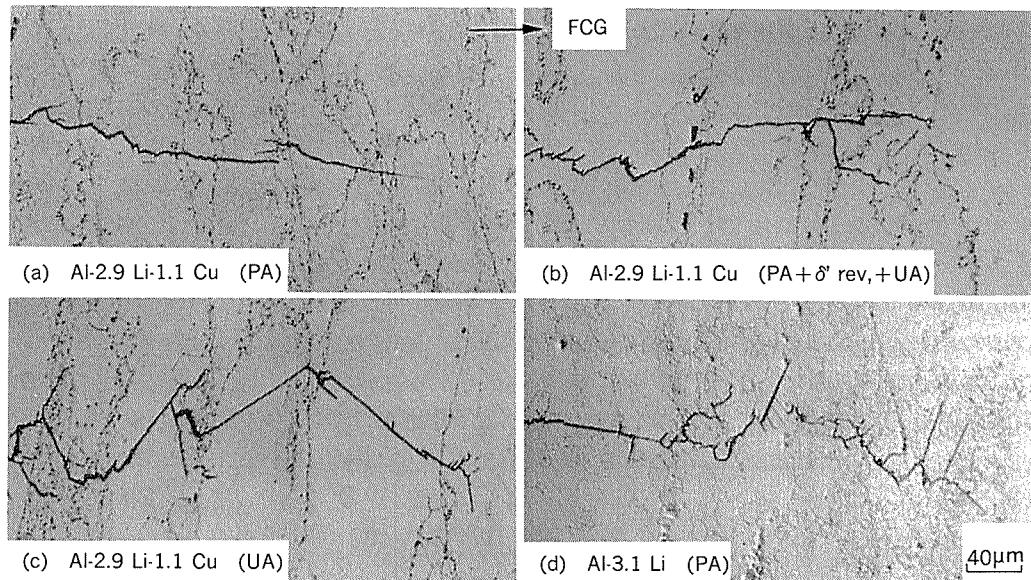


図7 Al-Li合金の時効条件と疲労き裂の形態<sup>27)</sup>  
(PA:ピーク時効, UA:亜時効, rev.:復元, FCG:き裂進行方向)

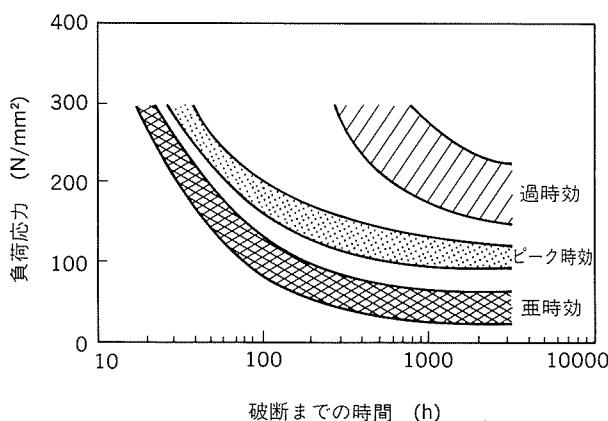


図8-1 Al-Li-Cu-Mg-Zn合金のST方向のSCC性に及ぼす時効条件の影響<sup>29)</sup> (8090合金)

を図8-1に示す。ピーク時効におけるSCC限界応力は約100N/mm<sup>2</sup>で、過時効状態で約150N/mm<sup>2</sup>であり、過時効状態の方が耐SCC性は良好である。しかしながらピーク時効では7075-T6の限界応力よりやや良好であるが7075-T73に比べては小さく、更に向上が必要と考えられる。

成分元素としてZn添加の影響を図8-2に示す<sup>29)</sup>。Zn添加によりピーク時効での耐SCC性が約80N/mm<sup>2</sup>向上している。Weldalite<sup>TM</sup>049の5.0~6.3wt % Cu範囲におけるSCC試験結果を図9に示す<sup>30)</sup>。Cu添加量が少ないほど耐SCC性が良好であることが分かる。

#### (4) 剥離腐食

剥離腐食性は、板厚が薄い場合に問題となりやすい。2090合金の板厚の違いによる剥離試験結果を表2に示す。

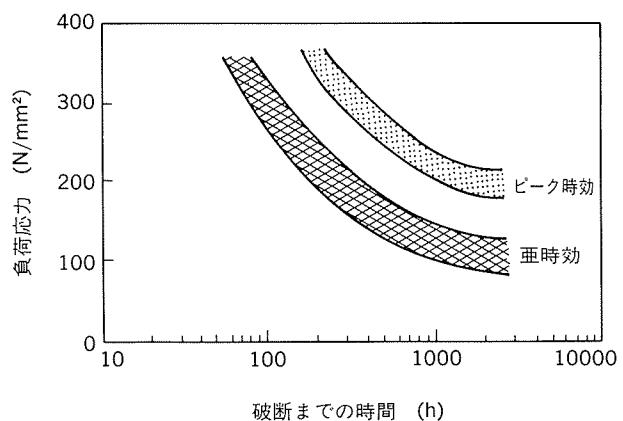


図8-2 Zn添加されたAl-Li-Cu-Mg-Zn合金のST方向のSCC性に及ぼす時効条件の影響<sup>29)</sup> (8090合金+Zn添加)

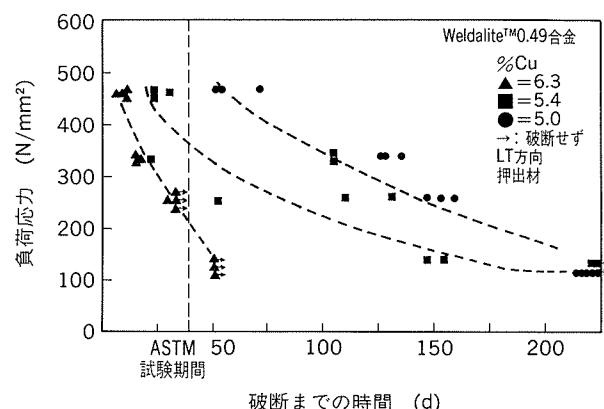


図9 Weldalite<sup>TM</sup>049合金のSCC試験結果<sup>30)</sup>  
(ASTM試験期間: 40日)

表2 2090合金の試験方法による剥離腐食試験結果<sup>31)</sup>

成 分 Li Cu Mg	製品 板厚 热处理 (mm) (h/°C)	EXCO <sup>(1)</sup> MAST <sup>(2)</sup> 大气暴露 <sup>(3)</sup> (4日) (4週間) (月)
Alloy 2090	厚板 12.7 T81	ED, ED P, P N(24)
Alloy 2090	押出 10.0 T8E41	ED, ED P, P N(24)
2.2 2.5 0.12	厚板 6.4 24/163	ED P N(48)
2.2 3.0 0.12	厚板 6.4 24/163	ED P N(48)
2.5 2.5 0.12	厚板 6.4 24/163	ED P N(48)
2.5 3.0 0.12	厚板 6.4 24/163	ED P N(48)
2.2 2.5 0.12	厚板 25.4 24/163	EA P EA(48)
2.2 3.0 0.12	厚板 25.4 24/163	EA P EA(48)
2.5 2.5 0.12	厚板 25.4 24/163	EA P EA(48)
2.5 3.0 0.12	厚板 25.4 24/163	EC P EA(48)

(1) : 剥離腐食試験(ASM G34による)

評価: P(ピッティング) N(剥離腐食なし)

EA-ED(剥離腐食評価 良→悪)

(2) : MASTMAASIS 試験(ASM G85による)

(3) : ポイントジュディスにおける大気暴露(ASM G50による)

25.4mm厚の板ではEA～ECであるのに対し、6.4mm厚の板はすべてEDとなっている。また温水焼入れにより剥離腐食性が低下することも指摘されている<sup>31)</sup>。また、MASTMAASIS試験の結果ではすべてピッティングとなっている。

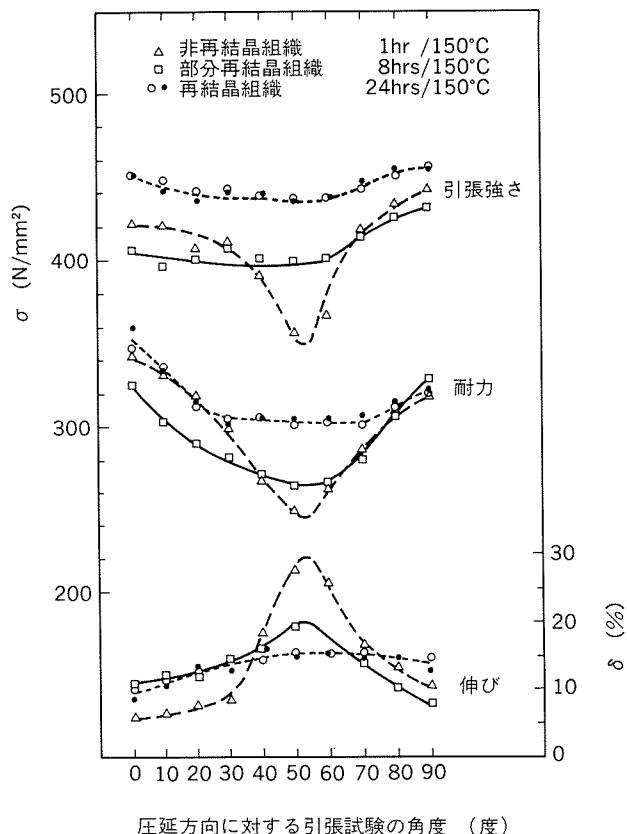
剥離腐食試験(ASM-G34)の試験条件に関して、用いられる溶液のpHが試験開始時に0.4、さらに開始後24h以内はpH=3と非常に低く、条件が過酷すぎ実際の環境と合わないという指摘がある。ポイントジュディス海岸による大気暴露試験の結果を表2に合わせて示しているが、板厚による剥離腐食性が逆転した結果となっている。このためASMでの試験条件の見直しが進められている段階である<sup>32)</sup>。

#### (5) 異方性

Al-Li合金板材では面内異方性が顕著に現われることが知られている。8090合金では疲労き裂進展速度の抑制と同様に再結晶の微細化により異方性の改善を行っている。図10に圧延方向に対する引張試験方向の影響を示す<sup>33)</sup>。この図では各組織の90°方向の耐力が同じになるように時効時間を調整している。従来の非再結晶組織では圧延方向に対して50～60°方向での引張強さや耐力が大きく低下している。特に引張強さは50°と90°方向で約80N/mm<sup>2</sup>の差がみられ構造設計において大きな問題となる。これを再結晶組織とすることで引張強さの異方性を約15N/mm<sup>2</sup>まで低減している。この8090合金の異方性は[100] <112>の再結晶集合組織が強く発達するためとの報告もある。この集合組織の発達を抑制するために、クロス圧延により異方性の改善も行われている<sup>34)35)</sup>。

#### (6) 低温時効による脆化

Al-Li合金では70°Cの低温時効において靭性が低下

図10 1.6mm薄板材の異方性に及ぼすミクロ組織の影響<sup>33)</sup>

(各組織の90°方向の耐力が等しくなるように  
時効時間を調整している。)

することが報告されている<sup>36)37)</sup>。この脆化は復元処理(例えば190°C-5min)によって修復されるが、可逆性を持つため再度70°Cで時効すると再び靭性は低下する。ミクロ組織的には高温時効で形成されるδ'相以外に70°C近傍で微細なδ'相が析出し、平面すべりを助長するが、復元処理により微細なδ'相が再固溶するため靭性が回復するとされている。航空機では高速巡航時には表面温度が上昇するので、今後の検討課題としてあげられる。もちろん室温で長時間放置してもこの脆化は生じることが予測されている(20°Cで30年間放置すると80°Cで1ヶ月時効したのと同等であるといわれている<sup>36)</sup>)。

#### 2.4 適用例

2.3節で述べたような検討課題もいくつか残されているが、低密度・高弾性であるAl-Li合金の魅力は大きく、いくつかの機体への実用化及び実用化に向けて検討されている。2090合金はマクドネルダグラス社のC-17に使われており、その使用量はアルミニウム合金材形の13.3%(2860kg/機)にあたる<sup>35)</sup>。また、エアバスA330/340の実体疲労試験のため2090シートが使用されており、その適用部位を図11に示す<sup>38)</sup>。図12にはEH101ヘリコプターでの採用位置を示す<sup>39)</sup>。Weldalite合金に関しては、スペースシャトルの外部燃料タンクが試作されており低温用大型溶接構造の製造技術の検討がなされている<sup>40)</sup>。

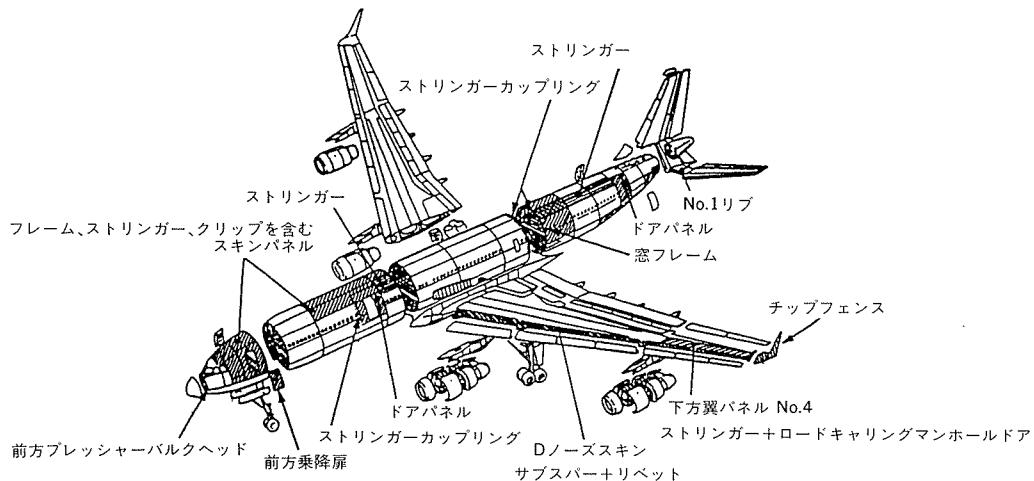


図11 Al-Li合金の適用例(A330/340の実体疲労試験)<sup>38)</sup>  
(斜線印が使用部位である)

### 3. 新合金、新プロセスの開発 (B 777の動向)

B 777は、1995年就航予定のボーイング社次期民間航空機（乗員350名）で、現在その製造が進められている。このモデルチェンジを機会に使用材料の大幅な変更が検討されている<sup>39)</sup>。従来の航空機用構造材料として代表的なアルミニウム合金である2024、7075合金は、半世紀近く航空機の主要部品に使用してきたが、より高強度、高損傷許容合金の開発が望まれていた。また近年、環境問題やコスト削減の必要性から機体の軽量化がより重視されてきている。

このような状況の中で、いくつかの合金がB 777開発を機に採用が計画されている。その主な材質としては、従来の2024-T3の代替としてC 188-T3、また7475-T76の代替として7050-T77及び7055-T77の採用が計画されている。また、先述したAl-Li合金の採用も一部検討されている。これらの適用部位を図13<sup>39)</sup>に示す。從

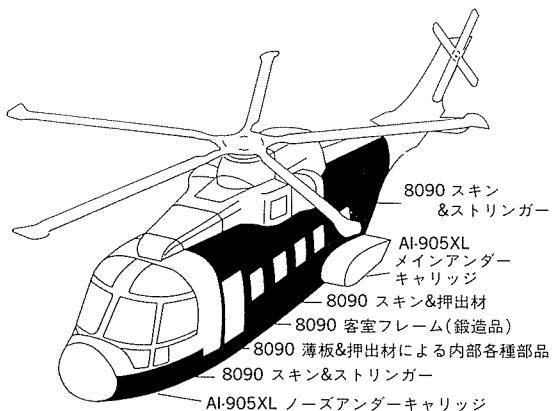


図12 Al-Li合金の適用例(EH101胴体)<sup>39)</sup>

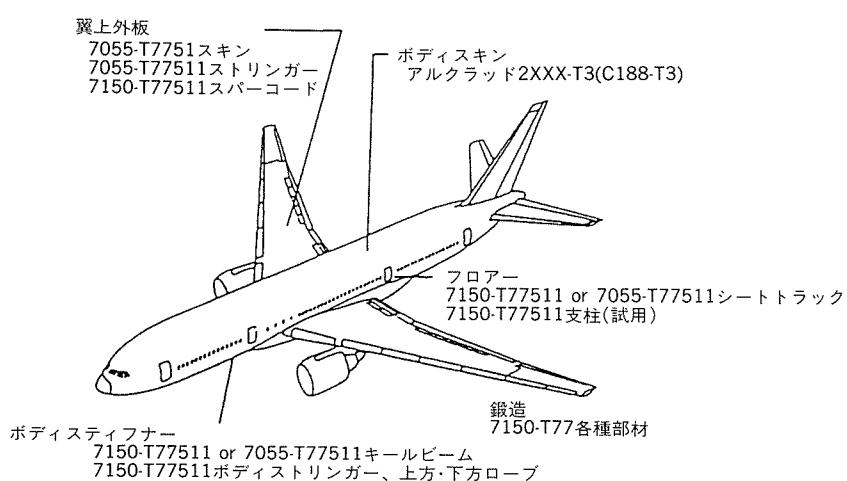
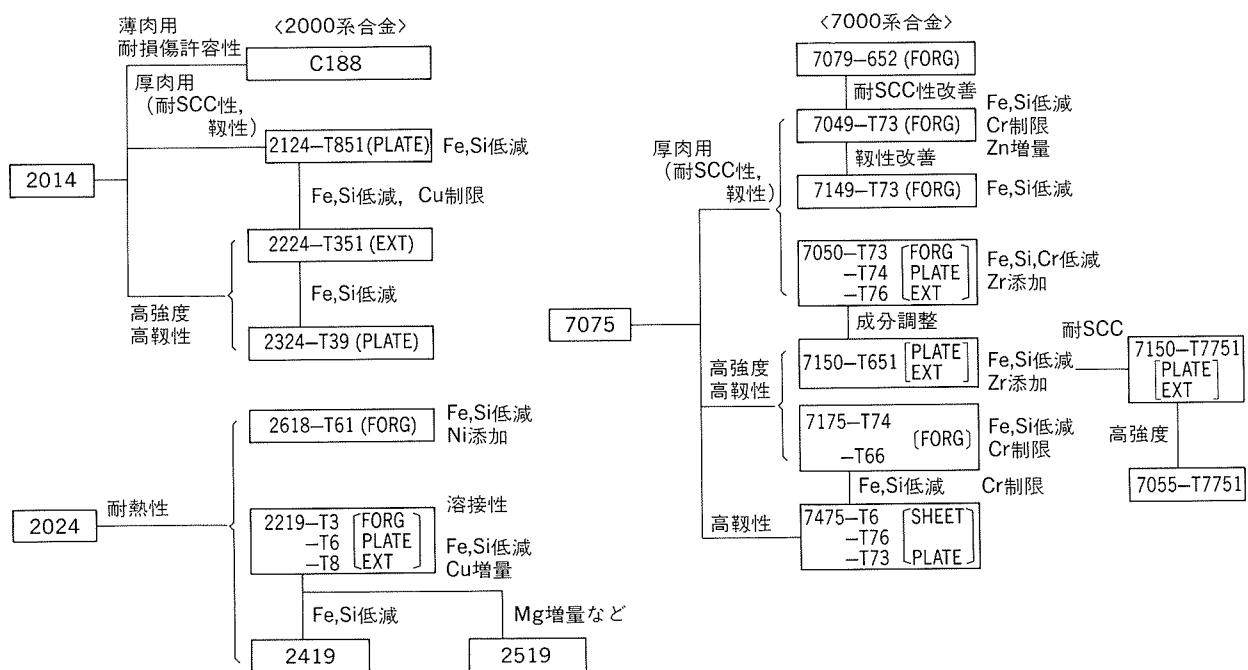


図13 ボーイングB777に使用される新アルミニウム合金<sup>39)</sup>

図14 航空機用アルミニウム合金の特性改善による新合金の開発<sup>41)</sup>

来の代表的な航空機用アルミニウム合金の2014, 2024, 7075から新合金までの流れを特性によって分類して図14に示す<sup>41)</sup>。

### 3.1 C188合金

2024-T3合金の強度を同等に保ちつつ高損傷許容設計合金として開発されたのがC188合金である。この合金の疲労き裂進展速度を2024合金と比較した結果を図15<sup>3)</sup>に示す。このように、同一条件下でのき裂進展速度は約1/4に低減されている。これは従来使用されている工業用地金に比べ高純度地金を使用することにより高損傷許容を実現しているといわれている。

### 3.2 RRA処理

高強度7000系合金をピーク強度(T6)で使用すると

応力腐食割れが発生しやすいことはよく知られている。従来は応力腐食割れ対策として過時効状態(T73)で使用することが一般的であったが、この過時効状態ではピーク強度の10~15%強度低下が避けられなかった。このような状況でさらに高強度化が望まれ、強度と耐応力腐食割れ性を両立するための研究が精力的になされてきた。

Cina<sup>42)</sup>は、T6処理後に200~260°Cで数秒~数分の熱処理を行いさらに再度T6処理と同様の熱処理を行うことにより、強度と耐応力腐食割れ性を両立させ得ることを見いだした。この熱処理状況は図16に示す様に3ステップに分けて考えられる。第2ステップと第3ステップ熱処理後の硬さ変化を図17<sup>43)</sup>に示す。この原理は、T6(第1ステップ)処理による析出物を第2ステップの高温短時間処理により粒内析出物の一部は再固溶させ、粒界析出物は粗大化させる。この段階で強度はやや低下する。最後の第3ステップにより粒界析出物はさらに粗大化され、粒内は微細に再析出する。この結果、粒界はT73に近い析出状態になり粒内は微細析出となり高強度を保持することが可能となる。この熱処理方法は、RRA(Retrogression and Reaging)と呼ばれている。

RRA処理条件は、Alcoa社によりさらに詳細に検討され、アメリカや日本で特許化されて<sup>44) 45)</sup>、AMSにおいてRRA処理はT77調質として登録され、7150-T7751及びT7751が規格化されている<sup>46) 47)</sup>。熱処理条件は、特に明記されておらず、過時効処理であることのみ示されている。この規格の主な内容を表3に示す。この内容からもピーク強度と耐応力腐食割れ性の両立を要求していることが分かる。

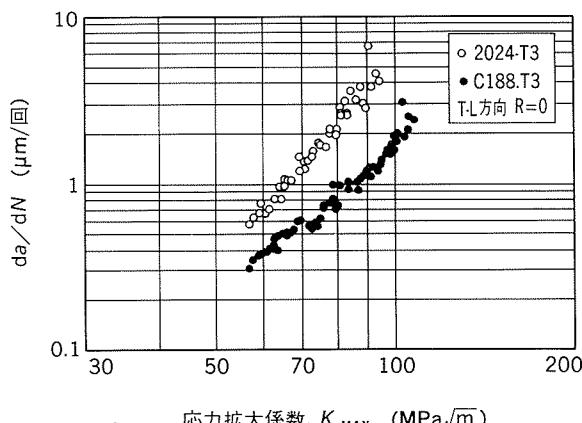
図15 剥離用合金の疲労き裂進展速度の比較<sup>3)</sup>

表3 7150合金のAMS規格(厚さ30mm厚板)<sup>46)~48)</sup>

調質	方 向	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	耐 力 (N/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	導電率 (%IACS)	SCC性 (N/mm <sup>2</sup> )	破壊靭性値 (MPa $\sqrt{m}$ )
T6151	L	≥580	≥540	≥9	29~33.5	規定無し	L-T; ≥24
	LT	≥580	≥530	≥9			
T7751	L	≥579	≥538	≥8	≥36	ST; ≥172	L-T; ≥24.2 T-L; ≥22.0
	LT	≥579	≥531	≥8			

表4 代表的な航空機用アルミニウム合金の化学成分(wt%)

合 金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
2024	0.50	0.50	3.8~4.9	0.30~0.9	1.2~1.8	0.10	0.25	0.15	—
6013	0.6~1.0	0.50	0.6~1.1	0.20~0.8	0.6~1.2	0.10	0.25	0.10	—
7075	0.40	0.50	1.2~2.0	0.30	2.1~2.9	0.18~0.24	5.1~6.1	0.20	—
7050	0.12	0.15	2.0~2.6	0.10	1.9~2.6	0.04	5.7~6.7	0.06	0.08~0.15
7150	0.12	0.15	1.9~2.5	0.10	2.0~2.7	0.04	5.9~6.9	0.06	0.08~0.15
7055	0.10	0.15	2.0~2.6	0.05	1.8~2.3	0.04	7.6~8.4	0.06	0.05~0.25

"Registration Record of International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys" より抜粋

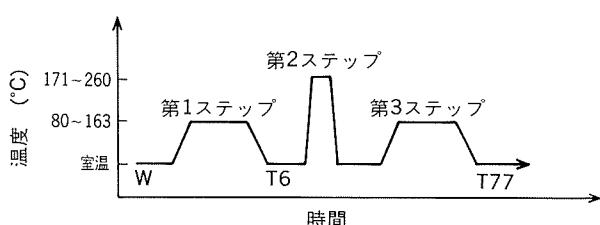
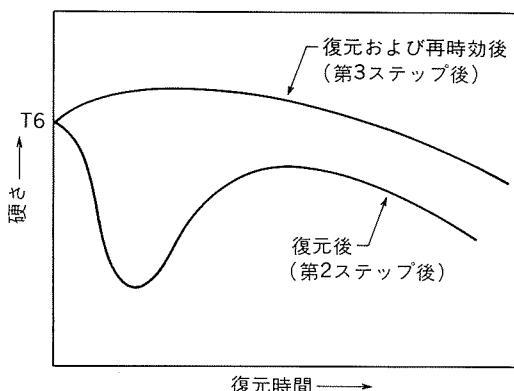
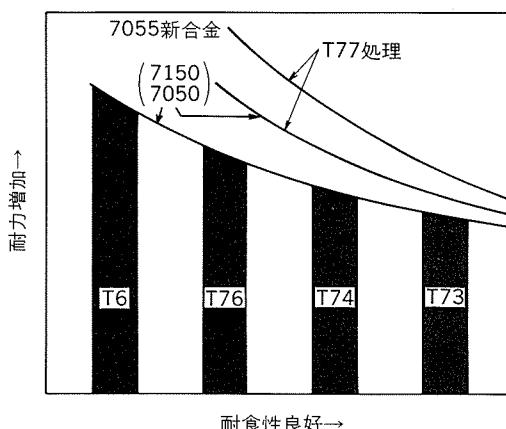


図16 RRA処理の概略

図17 RRA処理の復元(retrogression), 再時効(reaging)による硬さ変化の模式図<sup>43)</sup>表5 7055合金の代表的な機械的性質(25mm厚板)<sup>43)</sup>

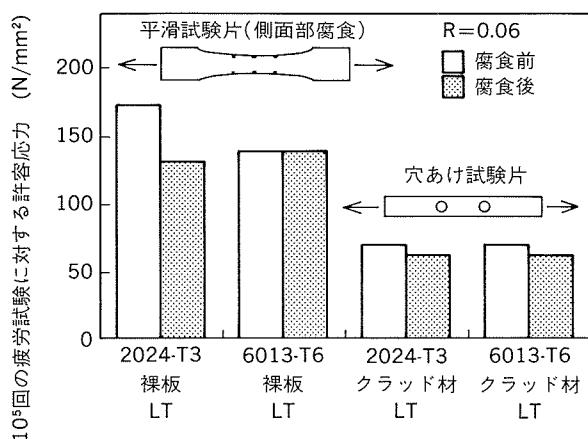
材 質	方 向	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	引張耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	圧縮耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)
7055-T7751	L	643	629	616	11
	LT	643	616	650	10
7050-T651	L	602	568	561	12
	LT	602	568	595	12
7050-T7751	L	602	568	561	12
	LT	602	561	595	11

図18 7150, 7050合金と7055合金の強度/耐食性(耐SCC性)に及ぼす調質の影響(模式図)<sup>43)</sup>

### 3.3 7055-T77

RRA処理が見いだされると、従来、応力腐食割れが問題となり実用化されなかった高強度の高Zn合金が注目され、7055合金が開発された。この合金は7X50合金のさらに高強度化を計った合金で、第二次世界大戦中に我が国で開発された戦闘機「零戦」に用いられたESD

(超々ジュラルミン)のZn量とほぼ同じである。この合金の化学成分を表4に、機械的性質を表5に、模式的に強度と応力腐食割れ性の関係を図18にそれぞれ示す。

図19 6013と2024合金の疲労特性に及ぼす腐食の影響<sup>3)</sup>

### 3.4 6013合金

6013合金は、本来は自動車用合金として開発された合金である。2024-T3に比べ引張強さは14%低いが、圧縮耐力が30%高く、密度が3%低い。また2024-T3と同等の靱性値を有するため航空機用合金としてクローズアップされている。

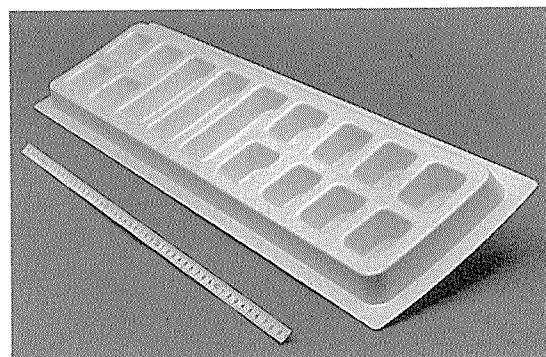
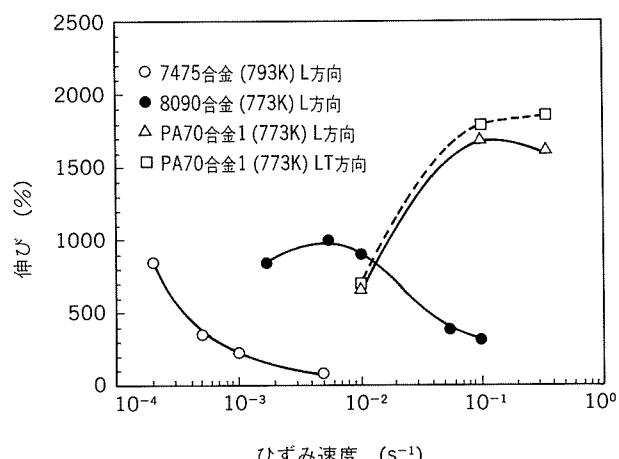
この合金はすでにアメリカ海軍のP-7 A対潜哨戒機の胴体スキン用材料として実用化が検討された経緯がある<sup>49)</sup>。2024合金に比べ耐食性が優れるためクラッド材を用いる必要がなく、さらに腐食環境にさらされた後の疲労特性は2024合金と同等である(図19)。

6013合金は2024合金に比べ圧延性、焼入れ性がきわめて良好であり、製造コストの低減、品質の安定化が計れる特徴がある。また、T4調質で成形性が極めて良好なため、従来2024-Oで加工していた部材を6013-T4から加工でき、さらに一体化成形の可能性も大きい。このように焼入やひずみ矯正の工程を省略できるためコスト減にも有効な合金である。

### 3.5 超塑性の利用

Wertらによって7475合金の結晶粒を10 μm程度にまで微細化した板材は高温で超塑性を示すことが報告<sup>50)</sup>されて以来、各種の結晶粒微細化の加工熱処理法が開発され、航空機の部品に利用されている。著者らも7475合金の結晶粒微細化のための加工熱処理を試み、超塑性材を開発実用化している<sup>51)52)</sup>。この7475合金超塑性材をドアパネルに用いた場合の試算例では、従来の板金プレス成形とリベットによる接合方法では45個の部品と400個のリベットで組み立てられていたものが、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%の軽量化と30%のコスト節減が可能となることが報告されている。

Al-Li合金においても適切な加工熱処理を施すことにより、高温で超塑性を示し、7475合金よりも一桁大きな速度で成形できる<sup>53)54)</sup>。図20は8090合金超塑性材を用いて一体化加工したドアパネルのモデルである<sup>53)55)</sup>。

図20 Al-Li合金を用いたドアパネルの超塑性 体化成形の例<sup>52)</sup>  
(軽量化とコストの削減ができる)図21 7475及び8090合金と比較したPA701合金のひずみ速度と超塑性伸びの関係<sup>56)</sup>

7475合金が成形に約100分程度要するのに対し、8090合金では約10～20分で成形できる。また、8090合金は焼入れ性が良好なので、成形加工後空冷でも十分強度が得られる。この点に関し、7475合金では成形後溶体化処理し水冷するため、焼入れによる熱ひずみの対策が必要になる。8090合金のこうした優れた特性を利用して、マクドナルダグラス社ではハニカムコアの代替として、超塑性で成形したコア材を開発した<sup>4)</sup>。超塑性でできたコアは耐音響疲労破壊特性に優れ、メンテナンスが容易になるといわれている。

最近では、5083合金超塑性材が耐食性に優れているために航空機部品にも採用されるようになってきている。また、P/M合金(PA 701)を加工熱処理することにより、高ひずみ速度で成形できる超塑性材も開発されている。図21は高Zrを含有する7475系P/M材(PA 701)の超塑性特性を7475、8090合金と比較して示す<sup>56)57)</sup>。P/M合金は10⁻¹ s⁻¹で成形できる。さらに、アルミニウム基複合材料やメカニカルアロイング合金はさらに高速度で加工できる特徴がある<sup>58)</sup>。

#### 4. おわりに

世界で年間30~35万トンのアルミニウム材料が航空機業界向けに出荷されているといわれているが、日本国内で生産される航空機用アルミニウム合金は、日本の航空機産業を反映してその生産量は世界の1%程度で非常に少ないので現状である。航空機用アルミニウム合金の開発の歴史では、わが国はESDの開発に見られるように輝かしい歴史を持っている。戦後はこの伝統を引き継いで、車両等に押出性の良好なAl-Zn-Mg系合金を開発してきたが、航空機の分野での新合金の開発はその市場規模が小さいため他の先進諸国に遅れをとっているのが現状である。航空機メーカーにとっては、世界の冷戦構造の終焉とともに民間航空機の開発が今後の大きな課題で、安全性とコスト低減がますます要求されてくる。安全性の観点からは高強度高韌性合金の開発、疲労き裂伝播抵抗や耐応力腐食割れ性の優れた材料の開発、またそれを成し得るための加工熱処理の研究がさらに要求されてくるであろう。またコスト低減の観点からは、材料のコストはもとより、材料メーカーと航空機メーカーが一体となり、加工方法を含めたコスト低減が今後必要になってくるものと考えられる。幸いAl-Li合金の研究開発では、通産省の指導のもとに軽圧各社が集まって研究開発会社アリシウムを設立し、現在製造技術を含めて精力的な研究がなされている。またAl-Li合金の開発を支援する機関として、材料メーカーと航空機メーカーが集まって議論できるJRCM(財団法人金属系材料研究開発センター)やNMC(ニューマテリアルセンター)がある。これらの成果を生かして、今後わが国においても優れた航空機用アルミニウム合金の開発を進めていく必要があるものと考える。

#### 参考文献

- 1) W. E. Quist, G. H. Narayanann and A. L. Wingert : Aluminum-Lithium Alloys II, ed. by E. A. Starke, Jr. and T. H. Sanders, Jr., TMS-AIME, (1983), 313.
- 2) R. Grimes : Metals and Materials, Aug. (1992), 436.
- 3) M. V. Hyatt and S. E. Axter : Science and Engineering of Light Metals (RASELM 91), ed. by K. Hirano, H. Oikawa and K. Ikeda, JILM, Tokyo, (1991), 273.
- 4) Development in aluminium sheet for aerospace, Sheet Metal Industries, Dec. (1992), 17.
- 5) 馬場義雄 : 本誌, 29 (1988), 29.
- 6) 宇野照生, 平野清一 : 本誌, 29 (1988), 47.
- 7) R. H. Graham, R. J. Rioja and J. M. Newman : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 15.
- 8) W. E. Quist and G. H. Narayanann : ALUMINUM ALLOYS - CONTEMPORARY RESEARCH AND APPLICATIONS, ed. by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, (1989), 219.
- 9) J. R. Pickens, F. H. Heubaum, T. J. Lamgan and L. S. Kramer : ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS, Vol. III, ed. by T. H. Sanders Jnr. and E. A. Starke Jnr. MCEP, (1989), 1397.
- 10) W. T. Tack, F. H. Heubaum, J. R. Pickens and F. W. Gayle : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 409.
- 11) I. N. Fridlyander, A. G. Bratukhin, and V. G. Davydov : ibid., (1991), 35.
- 12) V. G. Davydov, A. G. Bratukhin, L. B. Ber and N. M. Shcheglova : ibid., (1991), 265.
- 13) J. J. Witters, E. W. Lee, W. B. Lisagor, S. B. Herner, R. J. Kilmer and J. E. Talia : ibid., (1991), 351.
- 14) L. N. Leshiner, L. V. Latushkina, V. Ocenasek and V. Suchanek : ibid., (1991), 909.
- 15) I. N. Fridlyander, V. S. Sandler and T. I. Nickolskaya : ibid., (1991), 773.
- 16) O. B. Makova, V. K. Portnoy, I. I. Novikov, N. I. Kolobnev and L. B. Khokhlatova : ibid., (1991), 1133.
- 17) A. M. Drits, T. V. Krymova and A. G. Vovnyanko : ibid., (1991), 1233.
- 18) L. N. Leschiner : ibid., (1991), 1239.
- 19) I. N. Fridlyander, A. M. Drits and T. V. Krymova : ibid., (1991), 1245.
- 20) R. V. Illyushenko, A. V. Lozovskaya and I. E. Sklabinskaya : ibid., (1991), 1251.
- 21) I. N. Fridlyander : ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS, Vol. III, ed. by T. H. Sanders Jnr. and E. A. Starke Jnr. MCEP, (1989), 1359.
- 22) E. W. Lee, J. J. Witters and J. E. Talia : Light Weight Alloys for Application II, ed. by E. W. Lee and N. J. Kim, (1991), 20.
- 23) R. J. H. Wanhill : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 258.
- 24) Metals Handbook, 10th Edition, ASM, (1991), 195.
- 25) R. Grimes, M. A. Reynolds, A. P. Titchener, M. S. Greaves, I. Strassheim and D. Warrington : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 3.
- 26) J. Petit and N. Ranganathan : ibid., (1991), 521.
- 27) A. K. Vasudevan, R. D. Doherty and S. Surech : ALUMINUM ALLOYS-CONTEMPORARY RESEARCH AND APPLICATIONS, ed. by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, (1989), 445.
- 28) K. T. Venkateswara Rao and R. O. Richie : Int. Mat. Rev. 4, 37 (1992), 153.
- 29) A. Gray, N. J. H. Holroyd and J. White : ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS, Vol. III, ed. by T. H. Sanders Jnr. and E. A. Starke Jnr., (1989), 1175.
- 30) K. Moore, T. J. Langen, F. H. Heubaum and J. R. Pickens : ibid., (1989), 1281.
- 31) E. L. Colvin and S. J. Murtha : ibid., (1989), 1251.
- 32) B. W. Lifka : New Methods for Corrosion Testing of Aluminium Alloys, ed. by V. S. Agarwala and G. M. Ugiansky, (1992), 1.

- 33) W. G. J.'t Hart, L. Schra, D. S. McDarmaid and M. Peters : 67th AGARD conf. 444, (1989), 5-1.
- 34) A. Schofield : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 1293.
- 35) C. J. Peel : ibid., (1991), 1259.
- 36) S. P. Lynch : Mat. Sci. Eng A136 (1991) 25.
- 37) P. D. Pitcher, D. S. McDarmaid, C. J. Peel and G. Hall : ibid., (1991), 235.
- 38) METALLUGIA, 10 (1989), 461.
- 39) A. F. Smith : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 1305.
- 40) L. W. Loechel and E. F. Schlz : Aluminium-Lithium, ed. by M. Peter and P. J. Winkler, DGM, (1991), 1299.
- 41) 平野康一 : 日本機械学会誌, 96 (1993), 285.
- 42) B. M. Cina : US Patent 3,856,584 (1974).
- 43) D. A. Lukasak and R. M. Hart : LIGHT METAL AGE, Oct (1991), 11.
- 44) 例えば M. H. Brown, US Patent 4,832,758 (1989).
- 45) M. H. Brown : JP Patent No.1,075,770 (1981).
- 46) AMS 4252, 10-1-1989.
- 47) AMS 4345, 10-1-1989.
- 48) AMS 4306, 10-1-1988.
- 49) R. S. Kaneko, L. Bakow and E. W. Lee : JOM, 5 42 (1990), 16.
- 50) J. A. Wert, N. E. Paton, C. H. Hamilton and M. W. Mahoney : Met. Trans., 17A (1981), 1267.
- 51) 超塑性高力アルミニウム合金の開発および一体化加工法の研究 : 革新航空機技術開発に関する研究調査 成果報告書, 日本航空宇宙工業会, No. 802 (1984), No. 901 (1985), No. 6001 (1986).
- 52) 吉田英雄 : 本誌, 32 (1991), 151., 228., 33 (1992), 36.
- 53) Al-Li 合金の超塑性材料開発及び超塑性加工法の研究 : 航空機部品・素材産業振興に関する研究調査 成果報告書, No. 105 (1987), No. 205 (1988), No. 307 (1989).
- 54) 吉田英雄, 田中宏樹, 土田 信 : 軽金属, 39 (1989), 817.
- 55) 都筑隆之, 高橋明男 : 同上, 39 (1989), 824.
- 56) H. Yoshida, M. Kumagai and S. Matsuda : 本誌, 31 (1990), 203.
- 57) S. Matsuda, Y. Okubo and H. Yoshida : *Superplasticity in Advanced Materials* (ICSAM-91) ed. by S. Hori, M. Tokizane and N. Furushiro, JSRS, Japan, (1991), 441.
- 58) J. Wadsworth, T. G. Nieh and O. D. Sherby : ibid., (1991), 13.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-400)

技術資料

ハニカム溶接構造物の設計・製作

山 口 進 吾\* 奥 戸 行一郎\*\*  
入 江 宏\*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## ハニカム溶接構造物の設計・製作

山口 進吾\* 奥戸 行一郎\*\*  
入江 宏\*\*\*

## Design and Fabrication of Welded Aluminium Honeycomb Structures

Shingo Yamaguchi, Koichiro Okuto and Hiroshi Irie

Brazed aluminium honeycomb panels are members that surface plates and honeycomb cores are combined with in the vacuum brazing furnace. This report deals with the basic characteristics of the panel, example of applied structures and design methods.

MIG and/or TIG welding, bending, cutting and machining are able to apply to them, and they are used as the member of structure and fabricated to the honeycomb welded structures.

They have been supplied to some kinds of structures, such as automobile, boat, architecture and other industrial equipments.

### 1. はじめに

ろう付アルミニウムハニカムパネル（以下、ろう付ハニカムパネルと呼ぶ）は、アルミニウムのハニカムコアと面板を真空中で一体ろう付したものである。

従来の接着方式によるハニカムパネルと異なり、ティグ及びミグ溶接が可能なばかりでなく、曲げ加工、孔あけ、切断等の加工ができるところから、これらの成形加工を利用して構造物を製作できる。我々は、これまでにろう付ハニカムパネルを鉄道車輌、自動車、船舶等の輸送機器や建築及び産機製品の分野に提供して実績をあげてきた。本報では、ろう付ハニカムパネルの基本的な性能を示すと共に、経験した構造物の概要と併せ、その設計方法を紹介してご参考に供したい。

### 2. ろう付ハニカムパネルの製造方法と諸元

#### 2.1 ろう付ハニカムパネルの製造方法

ろう付ハニカムパネルの製造工程を図1に示す。すなわち、所定の幅に切断した条を、正六角形の半分の形状となるようにコルゲート加工し、ハニカムを形成させる。

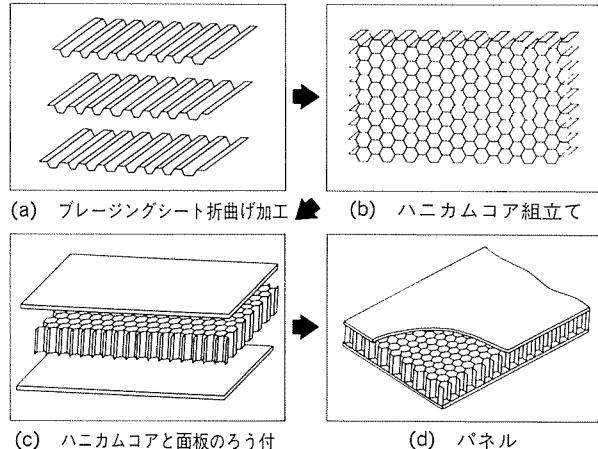


図1 ろう付ハニカムパネル製造工程

次に上・下面板でハニカムコアを挟み、治具で固定した後、真空炉に挿入して一体ろう付を行う。

このろう付によって形成されたフィレットの状況を図2に示す。図3はフラットワイズ引張試験によるハニカムコアの破断状況の一例である。これらの詳細は、別に報告<sup>1)</sup>されているので省略する。

#### 2.2 ろう付ハニカムパネル諸元

ろう付ハニカムパネルに使用されているプレーティング

\* エンジニアリング事業本部アーバン事業部設計技術部

\*\* エンジニアリング事業本部

\*\*\* エンジニアリング事業本部産機事業部製造部,

(現・住野エンジニアリング㈱ BP技術部)

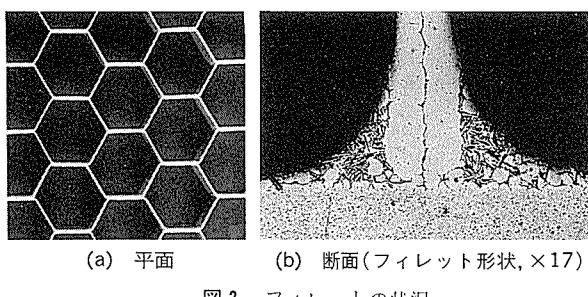
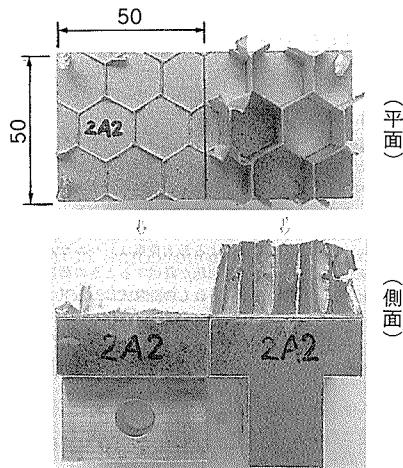


図2 フィレットの状況

図3 フラットワイズ引張試験結果(コア破断状況)  
(試料の材質:面板、コアともに6951合金)

シートを表1に示す。組合せ①が汎用であり、JIS Z 3263に規定されているプレージングシートを用い、面板、コア材とともに心材が6951合金、ろう材が4045合金である。組合せ②は、心材に6N01合金を用いたものである。これらの材料の機械的性質を表2に示す。

現在、製造できるろう付ハニカムパネルの寸法諸元を表3に示す。

なお、ハニカムパネルの質量は式(1)により求めることができる。(注: 質量は従来用語の重量に相当する。)

$$W = \left\{ \frac{8}{3} \cdot \frac{t_c}{S} h_c + (t_{f1} + t_{f2}) \right\} \rho \quad (1)$$

ここに、  
W : 単位面積当たり質量 (g/cm<sup>2</sup>)

t<sub>c</sub> : ハニカムコア板厚 (cm)

S : セルサイズ(六角形対辺距離) (cm)

h<sub>c</sub> : コア高さ (cm)

t<sub>f1</sub> : 上面板板厚 (cm)

t<sub>f2</sub> : 下面板板厚 (cm)

ρ : 材料の密度 2.7(g/cm<sup>3</sup>)

### 3. ろう付ハニカムパネルの性能

#### 3.1 構造特性

梁や柱の構造材として一般によく使用されるH型鋼は、図4(a)に示すようにフランジ部が中立軸より最も

表1 ろう付ハニカムパネル素材

区分	組合せ①		組合せ②	
	記号	合金	記号	合金
面板	BA23PC	6951	(BA23PC) <sup>(1)</sup>	6N01
		BA4045		BA4045
コア	BA24PC	6951	(BA24PC) <sup>(1)</sup>	6N01
		BA4045		BA4045

注. (1) 相当品を表す。船舶用に特別に製作したものである。

表2 素材の機械的性質

合金	質別	耐力, σ <sub>0.2</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) [kgf/mm <sup>2</sup> ]	引張強さ, σ <sub>B</sub> (N/mm <sup>2</sup> ) [kgf/mm <sup>2</sup> ]	伸び, δ (%)
6951	T4	65 [6.7]	172 [17.5]	24
	T6	206 [21]	255 [26]	14
6N01	T4'	54 [5.5]	152 [15.5]	19
	T5'	206 [21] <sup>(1)</sup>	245 [25] <sup>(1)</sup>	8以上 <sup>(1)</sup>

注. (1) JIS H 4100(押出形材)肉厚≤6mmの規格値。  
他は実験値を示す。

表3 ろう付ハニカムパネル寸法諸元

区分	製造範囲寸法	特別仕様
パネル	幅, B (m)	最大 1.2
	長さ, L (m)	最大 3.2
	高さ, H (mm)	10, 20, 30, 40, 50 最大 100, 設計仕様による
面板	板厚, t <sub>f</sub> (mm)	1, 2, 3 設計仕様による
コア	板厚, t <sub>c</sub> (mm)	0.2, 0.25
	セルサイズ, S (mm)	10, 20, 30

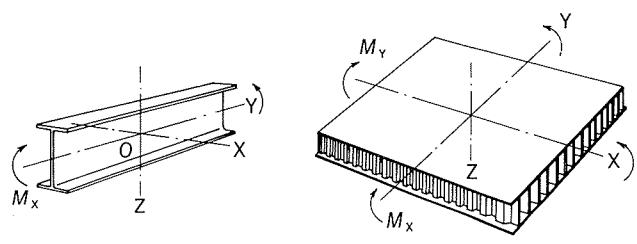


図4 構造比較

離れた位置に配置されているため、曲げモーメントM<sub>x</sub>に対して有効に働き、構造材として理想的な形状であるといわれている。これに対し、ろう付ハニカムパネルは図4(b)に示すように、面板がハニカムコアと全面固定されたものであり、フランジ構造をX軸、Y軸の2方向に展開したものとみなすことができる。よって、パネル

表4 剛性・質量比較

区分	ろう付ハニカムパネル <sup>(1)</sup>	アルミニウム板	鋼板
綫弾性係数, $E$ (N/mm <sup>2</sup> ) [kgf/mm <sup>2</sup> ]	$68.6 \times 10^9$ [7,000]	$68.6 \times 10^9$ [7,000]	$206 \times 10^9$ [21,000]
剛性 <sup>(2)</sup> , $EI$ (N·mm <sup>2</sup> ) ( $B=900$ ) [kgf·mm <sup>2</sup> ]	$19.5 \times 10^9$ [ $1.99 \times 10^9$ ]	$19.5 \times 10^9$ [ $1.99 \times 10^9$ ]	$19.5 \times 10^9$ [ $1.99 \times 10^9$ ]
幅×長さ×厚さ (mm)	900×1800×26.6	900×1800×15.6	900×1800×10.8
質量 (g/cm <sup>2</sup> )	0.73	4.21	8.64
質量比	1.0	5.7	11.8

注. (1) ろう付ハニカムパネルの仕様: 面板厚さ 1.0mm, コア厚さ 0.2mm, コア高さ 24.6mm

(2) パネル幅  $B=900\text{mm}$  として求めた値である。

の断面二次モーメント  $I$  は、以下のように求められる。

$$I = \frac{(H^3 - h_c^3)}{12} \cdot B \quad (2)$$

$I$ : 断面二次モーメント

$H$ : パネル高さ

$h_c$ : コア高さ

$B$ : パネル幅

(ただし、式(2)は上・下面板の板厚が同じ場合である。)

また、単一板では、

$$I = \frac{H^3}{12} \cdot B \quad (3)$$

である。これらから得られる曲げ剛性  $EI$  が同じとなるパネルの質量比較は表4の通りであり、ろう付ハニカムパネルは非常に軽量で高剛性な材料であることが分かる。

### 3.2 溶接施工

ろう付ハニカムパネルは、面板がハニカムコアで全面固着されていることから、溶接による角変形が少なく、ティグ及びミグ溶接が比較的容易である。したがって、変形の少ない広幅で長尺パネルの製作が可能である。構造物の形状により図5に示す各溶接継手を採用しているが、溶接部は表5の溶接施工試験結果に示すように熱影響により強度が低下する。よって、溶接後、焼戻し処理

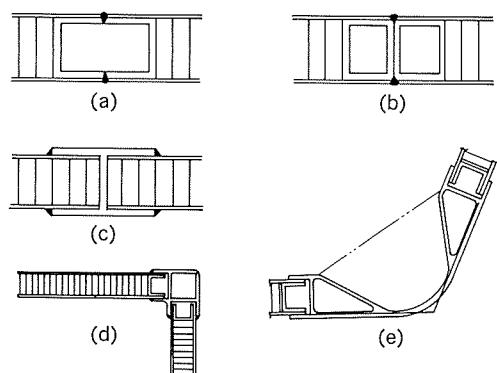


図5 繋手構造例

表5 溶接施工試験結果

区分	ろう付ハニカムパネル	
	溶接のまま	溶接後焼き戻し
パネル高さ, $H$ (mm)	26.6	14.6
面板	材質	6951-T6
	板厚, $t_f$ (mm)	1.0
コア	材質	6951-T6
	板厚, $t_c$ (mm)	0.2
	高さ, $h_c$ (mm)	24.6
	セルサイズ, $S$ (mm)	19.05 [3/4"]
面板断面積, $A_f$ (mm <sup>2</sup> )	$2 \times 1 \times 25 = 50$	$2 \times 0.8 \times 20 = 32$
引張荷重, $F$ (N) [kgf]	L方向	L方向
	7350 [750]	7740 [790]
パネル引張強さ, $\sigma = F/A_f$ (N/mm <sup>2</sup> ) [kgf/mm <sup>2</sup> ]	128 [13.1]	241 [24.6]
材料引張強さ, $\sigma_B$ (N) [kgf/mm <sup>2</sup> ]	255 [26.0]	255 [26.0]
$\eta = \sigma / \sigma_B$	0.58	0.94
溶接方式	ティグ	ティグ
	溶接姿勢	下向き
溶接条件	A5356WY, $\phi 2.4\text{mm}$	A5356WY, $\phi 2.4\text{mm}$
電流(A)	60	60
電圧(V)	17	17
溶接速度(cm/min)	20	20
パス回数	1	1

(人工時効処理) が困難な場合には、図6に示す継手形状 (パネルろう付時に端部に6N01-T5合金形材を嵌込んで一体ろう付を行って、端部の厚さを面板の2~3倍とし、かつ、この増厚部長さを15mm以上とする。) を採用する。

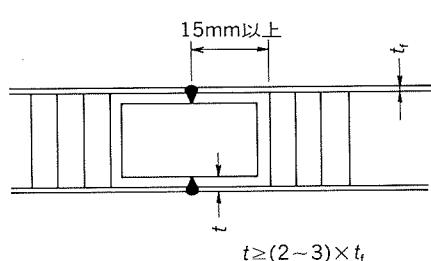
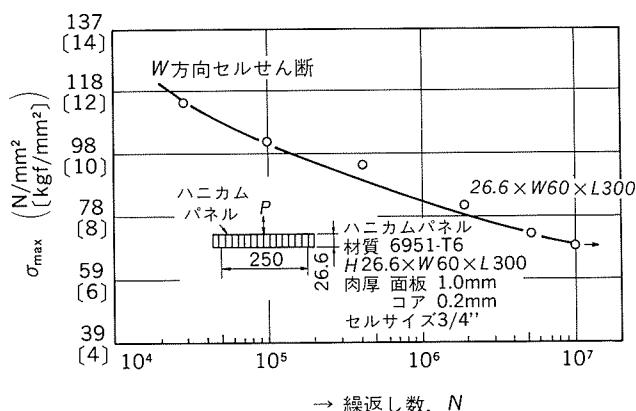


図6 溶接縫手部形状

### 3.3 疲労強度

ろう付ハニカムパネルを構造物に使用する場合の静的な荷重に対する応力集中は、後述するようにハニカム有限要素法によって解析できる。しかしながら、輸送機器に使用するハニカム溶接構造物には、繰返し荷重が作用するため疲労に対する検討が必要である。ろう付ハニカムパネルの疲労破壊には、面板の疲労、セルの疲労、ろう材に発生する疲労などの破壊形態が含まれる。ろう付ハニカムパネル三点曲げ疲労試験（6951-T6、応力比 $R=0.1$ ）では、セルの疲労破壊の場合が低く、 $\sigma_{\max}-N$ 線図は図7に示す通りである。したがって、片振り条件では大まかにいって応力値を $\sigma=59$ （N/mm<sup>2</sup>）[6kgf/mm<sup>2</sup>]以下とするのが適当と考えられる。

図7 ろう付ハニカムパネルの三点曲げ $\sigma_{\max}-N$ 線図  
(応力比、 $R=0.1$ )

### 3.4 衝撃吸収性能

ハニカムパネルは、面板とハニカムコアで構成するサンドイッチ構造であるから衝撃力が作用するとき、衝撃力をコア材の塑性変形のエネルギーに変換して効率よくエネルギー吸収する。そして、(1)跳ね返りがないこと、(2)一様な減速加速度で衝撃を吸収すること、などの特性が知られている<sup>2)</sup>。

单一のセルを有するろう付ハニカムパネルに重錘を自由落下させて、ハニカムコアの衝撃吸収エネルギーを測定した衝撃試験時のハニカムコアの変形過程を図8に示す。図9(a)に示す形状・寸法のハニカムコアは、図9(b)に示すようにセルが圧縮により変形する。このセ

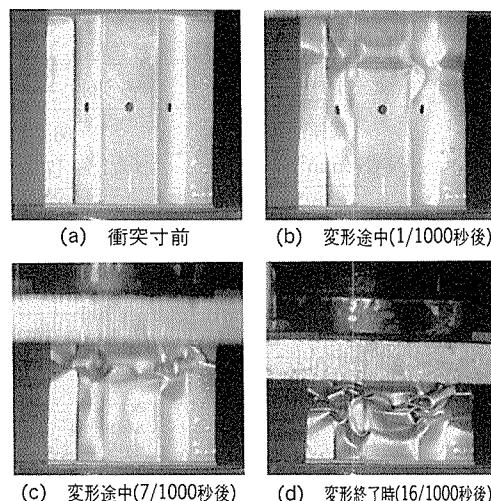
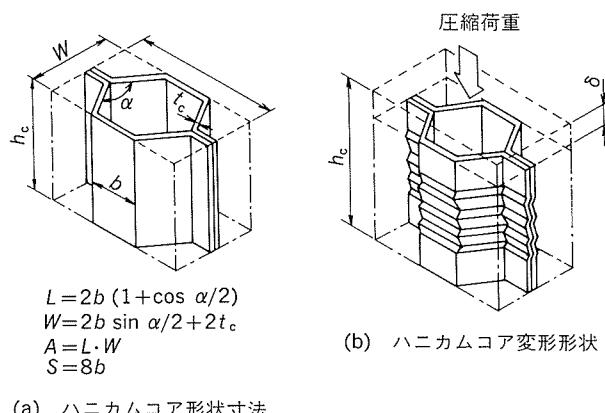
図8 衝撃試験におけるハニカムコアの変形過程  
(材質：6951-T4、コア板厚： $t_c=0.2$ mm)  
(セルサイズ：30mm、コア高さ： $h_c=58$ mm)

図9 ハニカムコア形状寸法と圧縮変形形状

ルの変形過程における平均圧縮応力は以下のよう求められる<sup>2)</sup>。

動的平均圧縮応力

$$\sigma_{md} = \frac{8\sigma_y t_c^2}{A} \left\{ 2.5 \left( \frac{\pi}{2} + k_1 \right) + \frac{k}{2} + \frac{1}{32k_2} \left( \frac{b}{t_c} \right) (k\sqrt{k_2+1}) \right\} + \ln |k + \sqrt{k_2+1}| \quad (4)$$

$$k = (1 + \cos \frac{\alpha}{2}) / \sin \frac{\alpha}{2}$$

$$k_1 = 3.0$$

$$k_2 \approx 5$$

ここに、 $\sigma_{md}$ ：動的平均圧縮応力

$t_c$ ：ハニカムコア板厚

$\sigma_y$ ：ハニカムコア材の降伏応力（耐力）

$\alpha$ ：セルの頂角 (rad)

これより、ハニカムコアの吸収エネルギーEは、式(5)

のように求められる。

$$E = F \cdot \delta$$

$$F = \sigma_{md} \cdot A$$

$$\delta = 3/4 \cdot h_c$$

$$E = \sigma_{md} \cdot A \cdot (3/4)h_c \quad (5)$$

ここに、 $E$ ：吸収エネルギー

$\delta$ ：変位量

$h_c$ ：ハニカムコア高さ

衝撃試験結果は図10に示すように理論値とかなり一致している。したがって、理論的に吸収エネルギーが推定できるため、ハニカムコアの板厚、寸法及び材質を選択することにより適正な緩衝材を設計できる。

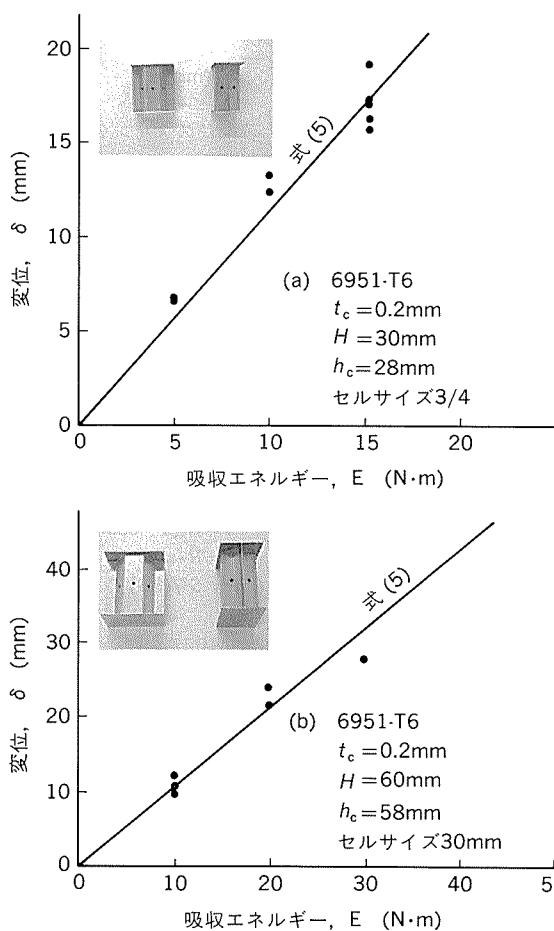


図10 衝撃吸収エネルギー

### 3.5 曲面加工（曲げ加工）

これまでにいくつかのハニカム溶接構造物（例えば、建築、鉄道車両、船舶）に、曲面のろう付ハニカムパネルを使用した。表6に示すように、曲面パネルを成形するには、図11に示す三本ロールによる曲げ加工、図12の4点曲げ加工、図13の総型プレスによる曲げ加工等の方法と、図14に示す曲面板にろう付けする方法がある。前出の表2に示した機械的性質を持つアルミニウム合金6951-T4板を用いて作成した表7及び図15に示す供試

表6 曲面成形方法

成形方法		曲面	備考
平板パネルを曲げ加工	- 三本ロール	2次元	図11
	- 4点曲げ	2次元	図12
	- 卷き付け式	2次元	
	- 型曲げ（総型プレス）	3次元	図13
	- エビ（切欠き）曲げ	2次元	
曲面ろう付け		3次元	図14

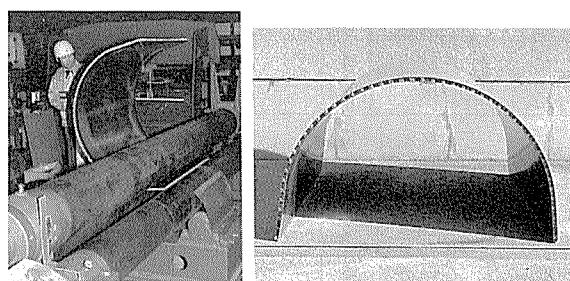


図11 三本ロールによる曲げ加工

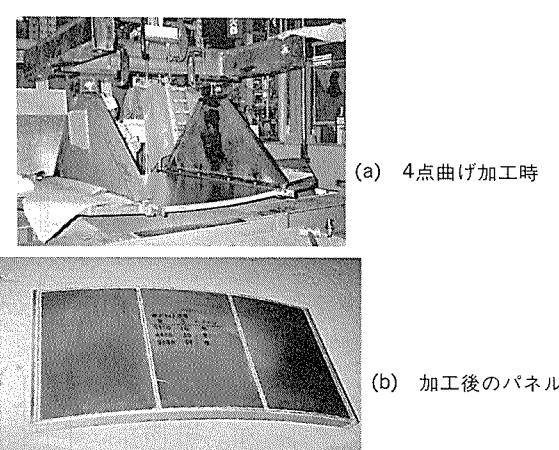


図12 4点曲げ

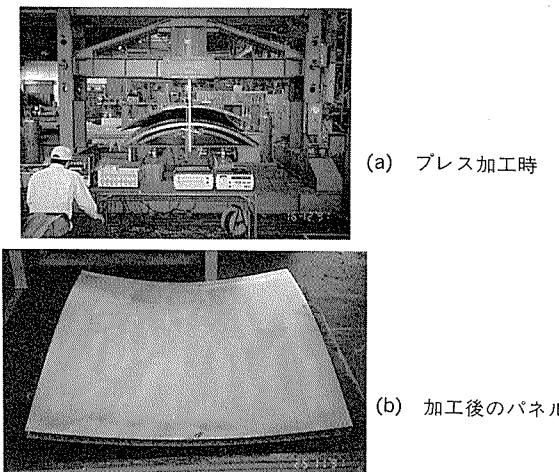


図13 総型プレスによる三次元曲げ加工

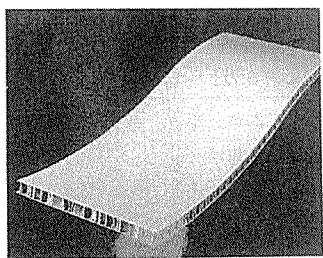


図14 ろう付曲面パネル

表7 共試体パネル諸元

面 板	材 板	質 厚	6951/4045 1.0mm
ハニカムコア	材 板	質 厚	6951/4045 0.2mm
	セルサイズ		19.05mm (3/4")
	コア高さ		38mm
パネル	高 質 量		40mm 0.83g/cm <sup>2</sup>

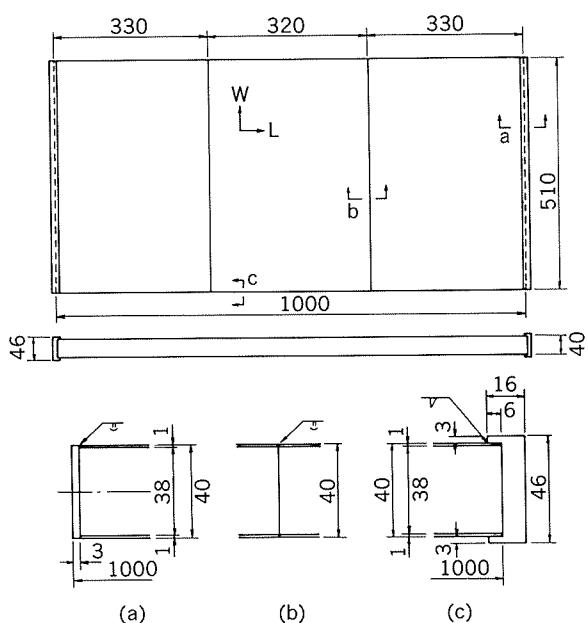


図15 曲げ試験片

体パネルを、4点曲げ加工した場合の曲げモーメント－たわみ曲線を図16に示す。このときのパネルの幾何学的関係は図17の通りであり、パネルのひずみ量は式(6)のように求められる。

$$\varepsilon = \frac{H}{2R} = \frac{4\delta}{L^2} \quad (6)$$

ここに、 $\varepsilon$  : 面板ひずみ量

$H$  : パネル高さ

$R$  : 曲率半径

$L$  : パネル長さ

$\delta$  : たわみ量

素材の引張試験における応力－ひずみ線図を図18に示

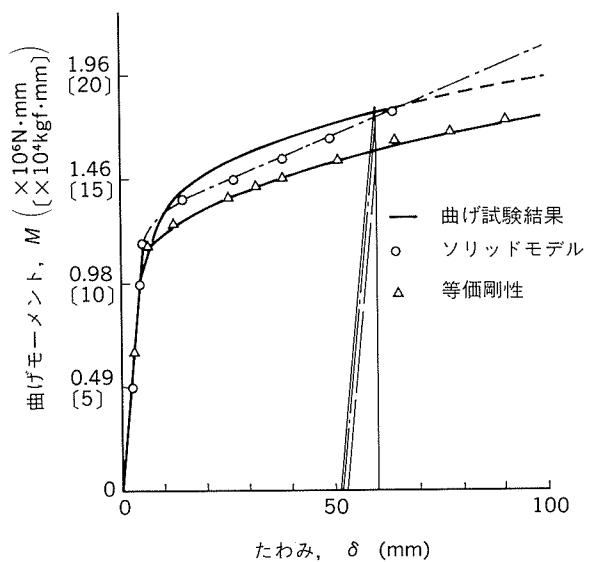


図16 曲げモーメントたわみ及びスプリングバック

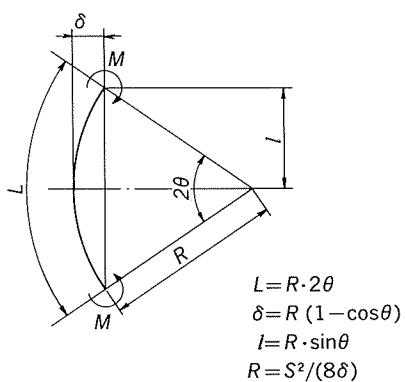


図17 曲率の幾何学的関係図

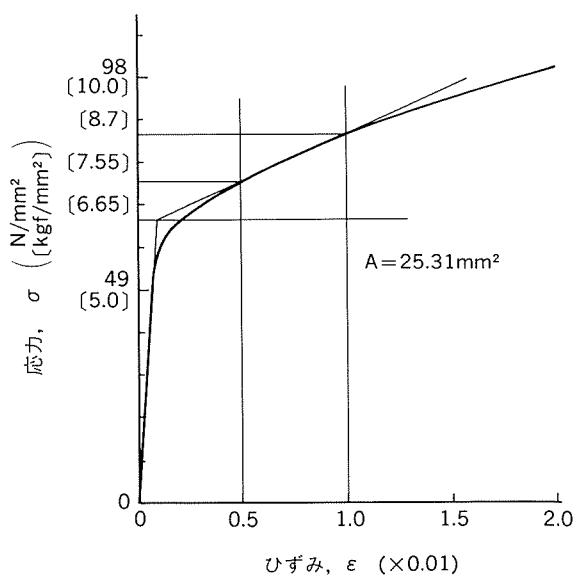


図18 6951-T4合金の応力－ひずみ線図

す。簡単のためにハニカムコアの影響を無視すると、曲げモーメントは式(7)のようになる。

$$M = 2 \cdot A_f \cdot \sigma \cdot h' \quad (7)$$

ここに、 $M$ ：曲げモーメント

$A_f$ ：各面板断面積

$\sigma$ ：応力

$h'$ ：中立軸から面板中心までの距離

式(6)より得られる各たわみ $\delta$ でのひずみ量 $\varepsilon$ をもとに、図18から応力を求めて曲げモーメントを算出し、図16（△印）に示した。また、この材料の弾・塑性の応力一ひずみ関係を二直線近似すると図18より以下の通りとなる。

$$\sigma = \sigma_y + H' \varepsilon_t$$

ただし、 $\sigma \geq \sigma_y$

$$\varepsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \frac{(\sigma - \sigma_y)}{H'} \quad (8)$$

ただし、

$$\frac{1}{H'} = \frac{1}{E} + \frac{1}{F}$$

ここに、 $\sigma$ ：全応力

$\sigma_y$ ：降伏応力  $65.2\text{N/mm}^2$  ( $6.65\text{kgf/mm}^2$ )

$\varepsilon_t$ ：全ひずみ

$E$ ：弾性定数  $6.86 \times 10^4\text{N/mm}^2$

( $7000\text{kgf/mm}^2$ )

$F$ ：応力一全ひずみ接線係数

$2.3 \times 10^3\text{N/mm}^2$  ( $230\text{kgf/mm}^2$ )

$H'$ ：応力一塑性ひずみ接線係数

ここで、ハニカムコアは実験値と先の結果から面板の弾塑性域のいずれにおいても弾性定数 $E_c$ が一定のため、ハニカムコアを $E_c=98\text{N/mm}^2$  ( $10\text{kgf/mm}^2$ ) のソリッドなとして、サンドイッチパネルの有限要素法によって解析した結果を図16（○印）に示した。なお、たわみ量60mmの点におけるスプリングバック量を比較したのが表8と図16であり、実験値と解析値はほぼ合っている。

表8 スプリングバック量

区分	実験値	等価板厚	ソリッドモデル
たわみ、 $\delta$ (mm)	60	60	60
曲げモーメント、 $M$ ( $\text{N}\cdot\text{mm}$ ) [ $\text{kgf}\cdot\text{mm}$ ]	$18.0 \times 10^5$ [ $18.36 \times 10^4$ ]	$15.9 \times 10^5$ [ $16.2 \times 10^4$ ]	$17.7 \times 10^5$ [ $18.0 \times 10^4$ ]
スプリングバック $\Delta\delta$ (mm)	9.2	7.8	7.9
差 (mm) (%)		-1.4 (15)	-1.3 (14)

以上のように、ろう付ハニカムパネルの曲げ加工性について、素材の応力一ひずみ関係を把握することによってスプリングバック量の推定が可能なことが分かる。なお、ろう付ハニカムパネルの三次元曲面への曲げ加工については試験・研究が現在進められており、他に報告されているので省略する。

### 3.6 表面処理

アルミニウムは、本来耐食性の優れた材料であり、ろう付ハニカムパネルは用途・目的に応じて種々の表面処理を施すことができる。ただし、ろう付時には600°C前後まで加熱されることや溶接が行われることから、製作後の塗装が適当である。

## 4. ハニカム溶接構造物施工例

### 4.1 輸送機器

図19は、スペースフレームを使用した例で、このフレームに、自動車メーカーで内・外装が施され、完成車は1989年東京モーターショーに展示された。

図20は、できる限り軽量で強度の有るものとするため、パネル高さ7mmのろう付ハニカムパネルのフラットなものと、二次元及び三次元曲面にろう付されたパネルで構成した乗用車のアンダーボディ施工中の写真である。そして、この構造物は、溶接組立完了後、焼戻し処理を行った。この車も自動車メーカーで内・外装の塗装が施され、1991年の東京モーターショーに出展された。



図19 スペースフレームを使用した乗用車



図20 乗用車用アンダーボディ

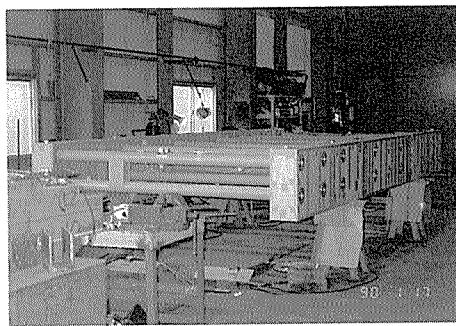


図21 磁気浮上型鉄道車輌用超伝導磁石支持枠

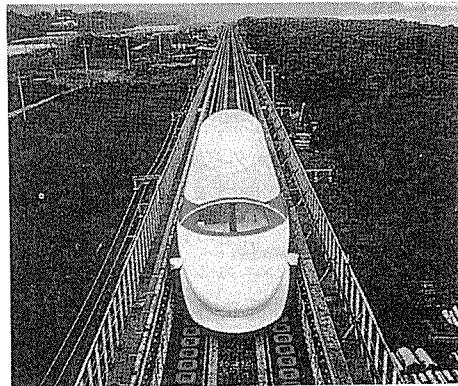
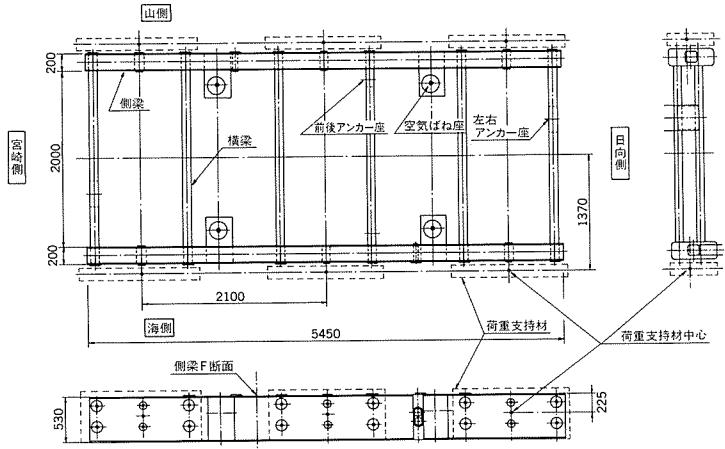


図22 リニアモーターカー(磁気浮上型鉄道)

図21は、図22のリニアモーターカー試験車輌に使用された超伝導磁石支持枠<sup>4)</sup>で、ろう付アルミハニカムパネルで製作された側部箱桁をパイプビームで連結した、幅2.4m×長さ5.45m×高さ0.53m（図23）の大型構造物である。この支持枠は1989年に製作され、2年間の走行試験に供された。

図24は、高速鉄道車輌構体に使用した例を示す。この車輌構体は、パネル高さ30mm、面板厚さ1mm、幅1m×長さ1mのろう付ハニカムパネルが使用されている。各パネルは曲げ加工後、図25のように窓部を加工して2m×6mの側パネルブロックとした。この構体質量は3.95tであるが、従来工法のアルミニウム押出形材で製作すると6.2t、鋼製では10.5tとなる。本試作車輌構体については、載荷試験によって強度の確認が行われ、さらに第2次試作構体は、図26に示すSTAR-21（JR東日本）の試験走行用として製作された。

図27は、船舶に採用した例である。図28に示すように、パネル高さ30mm（表面板3mm、裏面板2mm）のろう付ハニカムパネルで船殻及び上部構造の大半が構成されており、ろう付後熱処理を施した幅0.9m×長さ1.8mのパネルを使用した。本船は瀬戸内海の赤潮調査に使用されるもので、1992年に建造されたが、使用する材料に関する現行法規から特別認可船である。

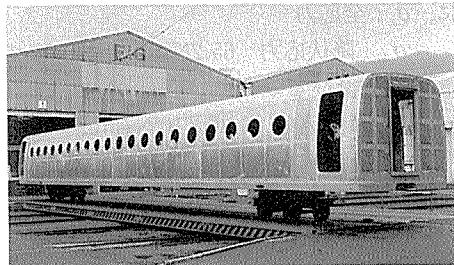


図24 高速鉄道車輌構体

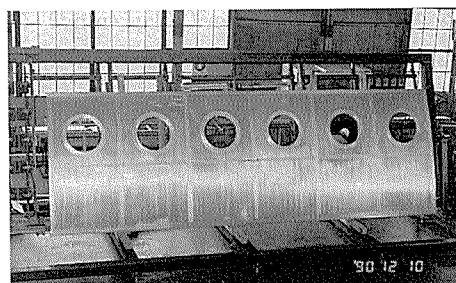


図25 高速鉄道車輌の側パネル(外側)

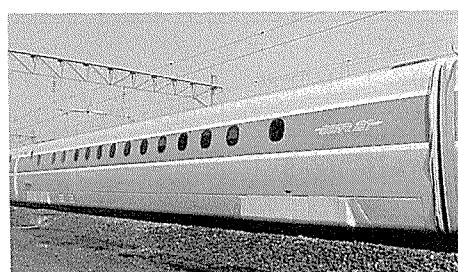


図26 STAR-21



図27 赤潮調査船

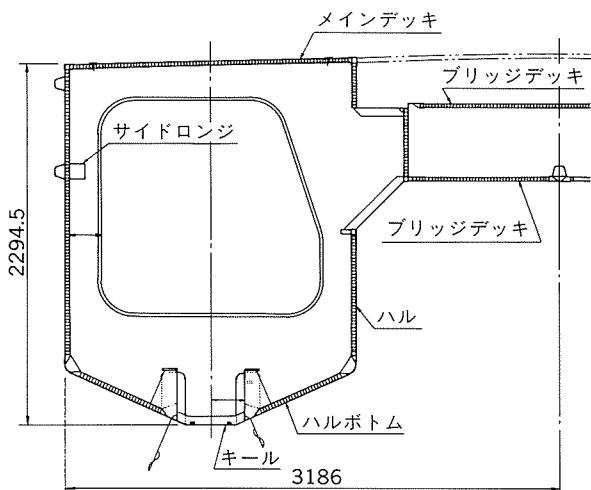


図28 赤潮調査船構造図(船体断面)

#### 4.2 建築

図29は、某航空記念館玄関庇<sup>5)</sup>の写真である。この庇は図30に示すように、間口16.4m×奥行9mで、パネル高さ100mm、面板厚さ3mmの幅1m×長さ3mのパネル48枚を使用している。本構造物を鋼製にすると20t以上となるが、ハニカム構造物にすることで4.5tの軽量なものとなり、一体構造物とした上で架設した。

高層建築ビルのプレキャストコンクリートカーテンウォールを、ろう付ハニカムパネルに置換えた例が図31である。本構造物は幅2.5m×高さ4mのプレキャストコンクリートが有する剛性と同等なもので、パネル高さ100mm、面板厚さ2mmの幅1m×高さ2mのパネル4枚を溶接組立し、所定の寸法としたもので、フッ素樹脂塗装を施してある。本パネルには、断熱材あるいは防音材を施すが、本体質量は0.25tで、プレキャストコンクリートの4.5tに比較して非常に軽量化できたのが特徴である。

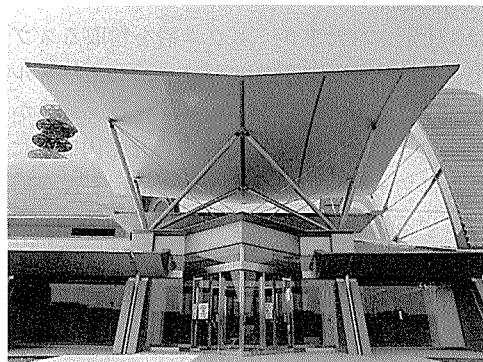


図29 キャノピー外観

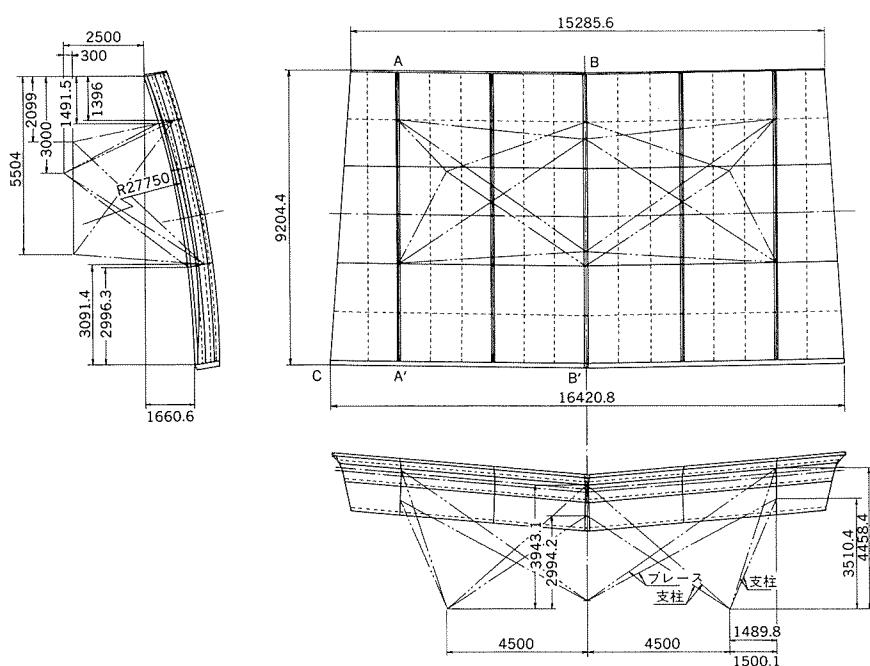


図30 キャノピー全体図

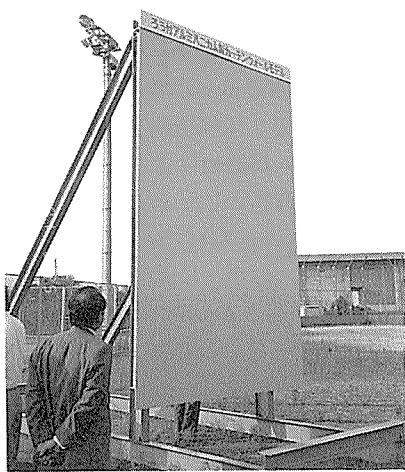


図31 カーテンウォールモデル外観

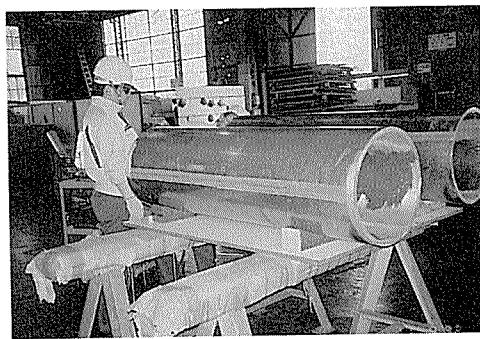


図32 スプール(外観)

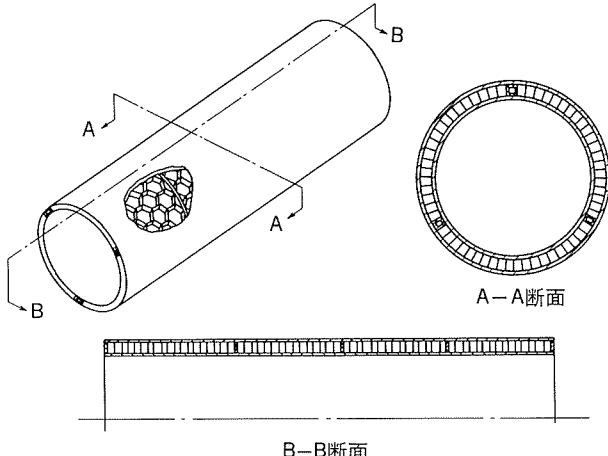


図33 スプール(構成図)

#### 4.3 産機製品

図32は、圧延されたアルミニウム箔を巻取るスプールの写真である。本製品は図33に示すように、パネル高さ(20mm)に対して曲率半径が小さいため、あらかじめ曲面にろう付されたパネルを三枚合わせて円筒形にミグ溶接したものである。本製品は、表9に示すように従来使用されているアルミ箔用スプールの紙製や鋼製、アルミニウム板製のものに比較して軽量化できることから、運搬が容易になるばかりでなく、耐久性に優れる特徴を有している。

### 5. 設計手法

#### 5.1 曲げ理論による概念設計

ハニカム溶接構造物の概念設計では、通常の材料力学によってろう付ハニカムパネルの主要寸法を求めることができる。先に示したカーテンウォール(図31)の概念設計例を図34に示すが、曲げ理論によって応力とたわみ(曲げ剛性)から、パネル寸法(パネル高さ100mm、面板厚さ2mm)が得られる。

#### 5.2 等価板厚法

等価板厚法は、ろう付ハニカムパネルの強度、剛性を計算する際に、ハニカムコアは無く、かつ、ハニカムコアが面板の距離を一定に保つ働きをするものとして、面板の板厚のみで求める方法である。この考え方は図35に示す通りで、引張り、曲げ、せん断においてそれぞれ式(9)、(10)及び(11)のように互いに等価なものとして表わせる。これらの式から等価材料定数式(12)、(13)、(14)が得られ、これらを基にして板や殻構造解析用ソフト(例えば、有限要素法解析プログラム)を使用することにより、容易にハニカム溶接構造物の解析が可能となる。この場合、ろう付ハニカムパネルの面外曲げ剛性が大きくなるので、等価板厚が大きくなる。したがって、

表9 アルミ箔用スプールの比較

寸法・質量	実施例		比較例	
	アルミハニカム製	アルミ板製	紙製	アルミ
内 径(mm)			406	
全 長(mm)			1530	
厚 さ(mm)	20.0	16.0	30.0	
質 量(kg)	25.4	87.6	60.0	

計算応力が実応力よりも小さくなるため、その実応力は、式(15)、(16)、(17)及び(18)を用いて換算する必要がある。

等価剛性：

$$\text{引張り} \quad 2t_f E_f = t' E' \quad (9)$$

$$\text{曲げ} \quad \{(h_c + 2t_f)^3 - h_c^3\} / 12E_f \\ = t'^3 / 12E' \quad (10)$$

$$\text{せん断} \quad 2t_f G_f = t' G' \quad (11)$$

等価材料定数：

$$t' = \sqrt{3h_c^3 + 6h_c t_f + 4t_f^2} \approx \sqrt{3}(h_c + t_f) \quad (12)$$

$$E' = 2t_f E_f / t' \quad (13)$$

$$G' = 2t_f G_f / t' \quad (14)$$

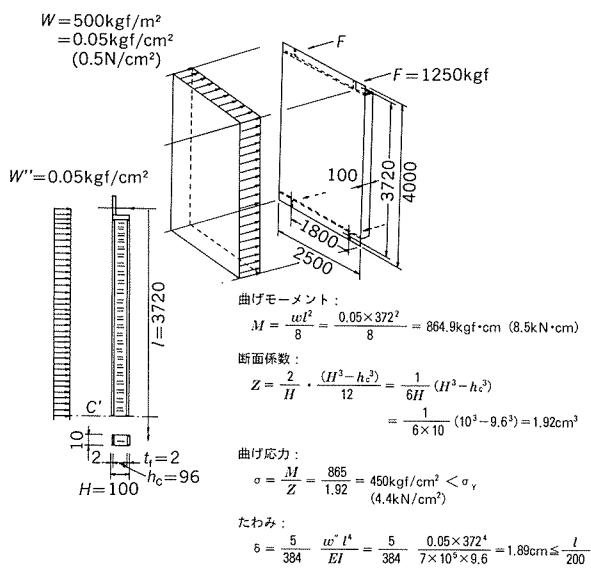


図34 カーテンウォール

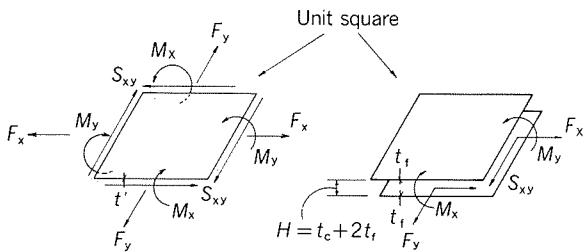
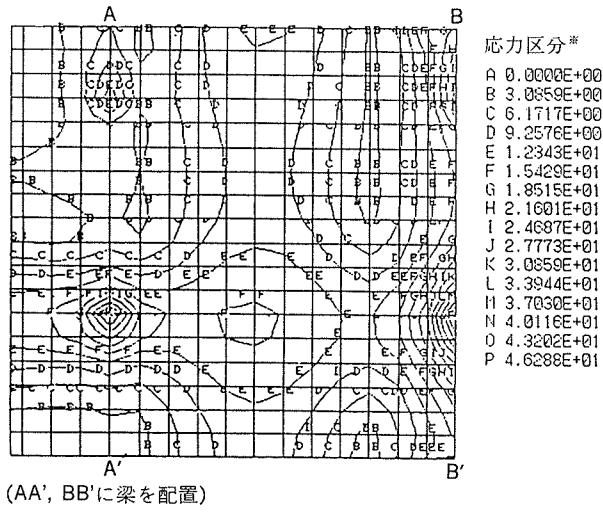


図35 等価板厚法



※等価板厚による応力(kgf/cm²)

図36 応力分布図 (Von Mises)

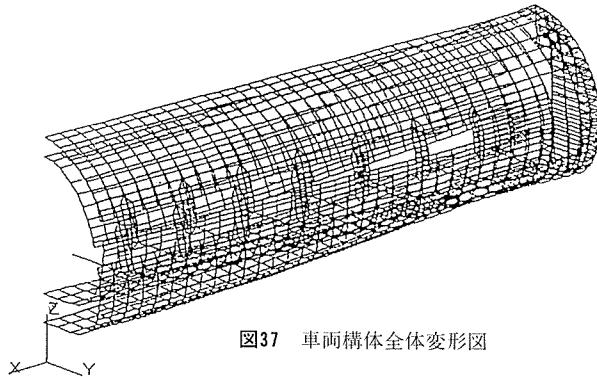


図37 車両構体全体変形図

換算応力：

$$\sigma'_F = F/t' \rightarrow \sigma_F = F/2t_f \quad (15)$$

$$\sigma'_M = 6M/t'^2 \rightarrow \sigma_M = M/Z \quad (16)$$

$$= 6MH/\{(h_c + 2h_t)^3 - t_c^3\}$$

$$\sigma = \sigma_F \pm \sigma_M \quad (17)$$

$$\tau'_{xy} = S_{xy}/t' \rightarrow \tau_{xy} = S_{xy}/2t_f \quad (18)$$

ここで、 $t_f$ ：面板板厚 $h_c$ ：コア高さ

H：パネル高さ

E：縦弾性係数

G：せん断弾性係数

 $t'$ ：等価板厚

E'：等価弾性係数

G'：等価せん断弾性係数

F：軸力

M：曲げモーメント

Z：断面係数

 $S_{xy}$ ：せん断力 $\sigma'_F, \sigma_F$ ：等価板厚法による軸応力及

## び実軸応力

$\sigma'_M, \sigma_M$ ：等価板厚法による曲げ応力  
及び実曲げ応力

 $\sigma$ ：合応力

$\tau'_{xy}, \tau_{xy}$ ：等価板厚法によるせん断応力  
及び実せん断応力

図36は、図29、図30に示した玄関庇のパネル寸法を概念設計で求めた後、基本設計段階で等価板厚法により全体の剛性・強度を確認した例である。

図37は、図24に示した高速鉄道車両構体にろう付ハニカムパネルを使用した場合の等価板厚法による解析例であり、この解析結果に基づいて試作された。

## 5.3 ハニカムサンドイッチ有限要素法

ハニカムサンドイッチ有限要素法では、ハニカムコアを実験及び解析で求めた表10に示す弾性定数を持つ要素とする。図38に示す磁気浮上型鉄道車両の超電導磁石支持枠側部箱桁梁の、ハニカムサンドイッチ有限要素法による解析結果は、図39に示すように実験値とよく合致しており、ハニカム溶接構造物の詳細設計に有効であるこ

表10 コアの弾性定数

区分	弹性係数
引張り	$E_x = 0.0105 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$
	$E_y = 0.0087$ "
	$E_z = 0.0195$ "
せん断	$G_{xy} = 0.0049$ "
	$G_{xz} = 0.0056$ "
	$G_{yz} = 0.0040$ "
ボアソン比	x-載荷 $\nu_y = 1.00, \nu_z = 0.15$
	y-" $\nu_x = 0.57, \nu_z = 0.11$
	z-" $\nu_x = \nu_y = 0.01$

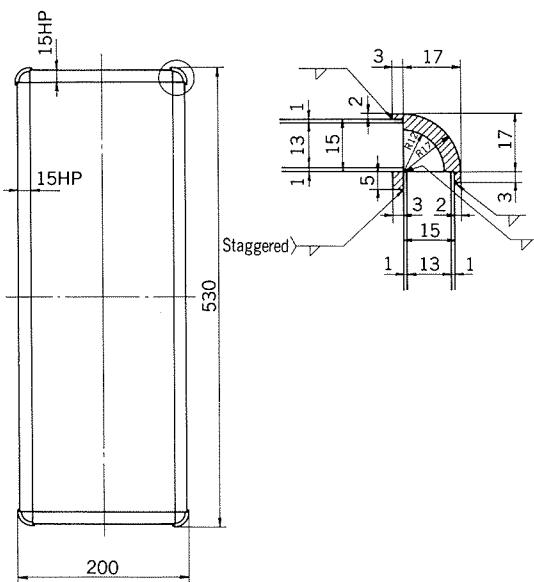


図38 箱桁梁断面

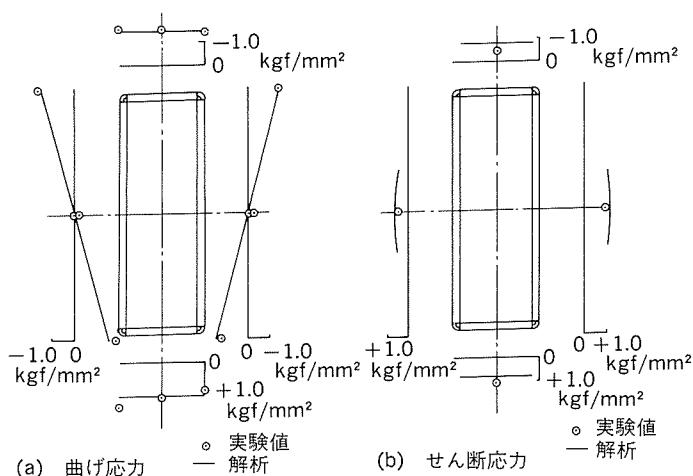


図39 箱桁梁の応力対比

とが分かる。なお、本箱桁と等価な質量となる2.4mm厚さのアルミニウム合金板で製作した同寸法の箱桁は、より低い捩りモーメントで変形するが、ろう付ハニカムパネルで製作したものは面板がコアで固着されているために、せん断変形が発生しにくいことが分かった。すなわち、ろう付ハニカムパネルは、幅厚比（板幅／板厚）が等価な質量となる板材より、より大なる部材に使用できる。また、このハニカムサンドイッチ有限要素法によって、実験では測定が困難な局部の応力を求ることにより、応力集中部の疲労破壊に対する解析を行うことができる。一方、ハニカムサンドイッチ有限要素法の適用方法として、圧力容器のフープストレスの解析があるが省略する。なお、図40に示すようなろう付ハニカムパネルで製作された円筒形容器のフープストレスは、簡易的に以下のように求めることができる。

$$t_o \delta_o + t_c \delta_c + t_i \delta_i = p \cdot r_i \quad (19)$$

$$\sigma_o = E \varepsilon_o = Edr_o / (r_i + h_c) \quad (20)$$

$$\sigma_c = E_w \varepsilon_c = E_w (dr_i + dr_o) / 2(r_i + h_c / 2) \quad (21)$$

$$\sigma_i = E \varepsilon_i = E \cdot dr_i / r_i \quad (22)$$

$$t_o \sigma_o = p_o (r_i + h_c) \quad (23)$$

$$p_o = E_r \varepsilon_r = E_r (dr_i - dr_o) / h_c \quad (24)$$

ここに、 $t_o, t_i, h_c$ : 外面板厚、内面板厚、コア高さ

$p$ : 内圧

$E$ : 面板縦弾性係数

$E_w, E_r$ : コアのW方向、r方向弾性係数

$\sigma_o, \sigma_i, \sigma_c$ : 面板、コアの応力

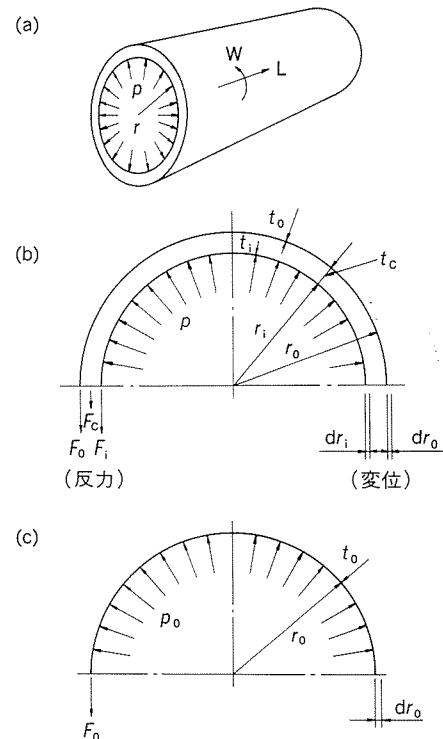


図40 ろう付ハニカムパネル圧力容器のフープストレス

検討の結果、内圧を受ける円筒形圧力容器にろう付ハニカムパネルを使用するのは、同一質量の単板のものより耐圧力が低く有効ではない。しかしながら、内圧のみならず曲げや捩りが作用する構造物、及び外圧を受ける潜水艦のような構造物には、面外剛性が高いことから有効である。

## 6. おわりに

ろう付ハニカムパネルの基本的な性能と、これまでに経験した自動車、鉄道車輌、船舶等の輸送機器、建築及び産機製品等の構造物の実施例と併せ、その設計方法を紹介した。しかし、この施工例はろう付ハニカムパネルを利用した製品の一部であり、他に土木・医療機器、航空機あるいは産業機械等の分野での利用も考えられる。

ここで、ろう付ハニカムパネルの優れた特性が十分に理解され、今後益々利用されていくことを期待する。

本稿に紹介したそれぞれの構造物の試験・製作については、多くの関係各位の協力と支援をいただいて無事完成することができたことを、深く感謝する。

## 参考文献

- 1) 中西 広、難波圭三、他 2名：本誌、29 (1988), 218.
- 2) 国本 隆、森 徳高：東海大学紀要、30 (1990), 121.
- 3) 奥戸行一郎：「ろう付アルミハニカムパネルの三次元曲げ加工方法の研究」S&D 財団補助金研究報告 (1992).
- 4) 奥戸行一郎、難波圭三、他 3名：本誌、32 (1991), 137.
- 5) 山口進吾、奥戸行一郎他 2名：本誌、33 (1992), 173.
- 6) 奥戸行一郎、難波圭三、他 2名：軽金属溶接、29 (1991), 361.

技術資料

アルミニウム熱間押出ダイスの摩耗\*

佐藤文彦\*\* 安保満夫\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## アルミニウム熱間押出ダイスの摩耗\*

佐藤文彦\*\* 安保満夫\*\*

## Wear Resistance Improvement of Aluminium Hot Extrusion Dies

Fumihiro Sato and Mitsuo Abo

Die bearing wear makes it difficult to maintain strict tolerances of aluminium extrudates during commercial production, therefore, hard materials or surface coatings are applied on the aluminium hot extrusion dies to improve the wear resistance.

This paper discusses several kinds of hard materials and surface coatings for extrusion dies and also describes their wear resistance.

Superior wear resistance is obtained by using cemented carbides or sintered high speed tool steel as the die material, and W<sub>2</sub>C (CVD) or CrN (PVD) as the surface coating.

## 1. 緒言

これまでのところ、アルミニウム材料の熱間押出にはSKD61, SKD62で代表される熱間工具鋼を用い、摩耗を防ぐ目的で表面硬化のための窒化処理を施した押出ダイスが使用されてきた。しかし、ユーザーの品質に対する要求は近年その厳しさを増しており、寸法公差に関しても従来の基準以上に精密な押出材を求められる例が多く、ダイスペアリング部（ランド部）のさらなる摩耗軽減対策が重要な課題の一つになってきている。

ここではアルミニウム押出材の製造に際して、押出ダイスの摩耗が製品寸法に及ぼす実状を紹介し、さらに耐摩耗性改良の手段として考えられる各種表面処理による硬質被膜の利用、若しくは硬質な工具材料を適用した熱間押出ダイスの可能性について、筆者らの実験結果を交えて述べることとする。なお、本文中に引用した図表については、内容を損なわない程度に若干の省略をさせて頂いたことを付記しておく。

## 2. 热間押出におけるダイス摩耗の現状

アルミニウム押出材は断面形状の複雑さ、ソリッド、ホールの差はあるものの、一般的には無潤滑で温度400～500°C、製品速度1～100m/minの条件下で製造される。使用される押出ダイスは摩耗や変形及び破損等が生じた時点で廃却されるが、表1<sup>1)</sup>に示すように押出ダイスの廃却はダイスペアリング部の摩耗によるものが最も多い。図1<sup>2)</sup>に示すようにダイスペアリング部に生じる摩耗は押出長さに比例して増加する。このため、表2<sup>2)</sup>に示すような寸法公差の厳しい精密押出材を製造する場合には摩耗により比較的早期に（押出長さが少ない時点で）断面寸法を公差内に維持することができなくなり、押出ダイスを廃却しなければならず、製造コストを増加させる一因となる。したがって、押出ダイスの摩耗対策は重要な課題といえる。

表1 押出ダイスの寿命と廃却原因の調査例<sup>1)</sup>

項目	形狀 廃却原因	ソリッド		ホール	
		摩耗	割れ	摩耗	割れ
廃却原因比率(%)		92.8	7.2	88.6	11.4
寿命	平均押出長(km)	27.06	12.60	17.09	10.2
	調査数	155	12	271	35

\* 軽金属学会第41回シンポジウム（1992年11月17日、於・東京）にて発表

\*\* 技術研究所プロセス研究部

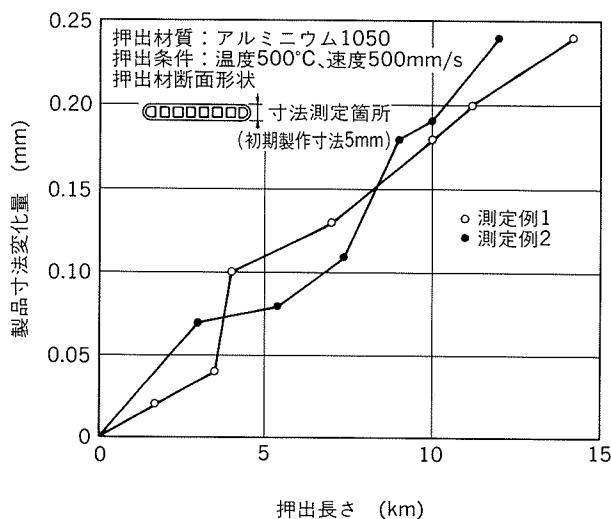


図1 ホローダイスにおける押出量と製品寸法変化の関係の実績例<sup>2)</sup>

表2 精密押出形材の寸法公差例<sup>2)</sup>

記号	寸法 (mm)	寸法公差 (mm)	
		JIS特殊級	精密押出材
A	2.54	±0.15	±0.07
B	1.78	±0.15	±0.07
C	3.23	±0.19	±0.07

### 3. ダイス摩耗対策

#### 3.1 表面処理の利用

##### 3.1.1 表面処理の種類

塑性加工工具の表面処理は、表3に示すようにその形態によって拡散処理、蒸着処理、さらに溶射、肉盛り及びめっきなどに分類される。

拡散処理とは、特定元素の熱拡散により被膜の成長を行う処理であり、窒化、ボライディング及び溶融塩浸漬処理などが含まれる。溶融塩浸漬処理では図2<sup>3)</sup>に示す比較的簡単な設備を使用するため蒸着処理に比較して処理コストが低く、しかも硬質なVC、NbC、Cr<sub>x</sub>C<sub>y</sub>被膜などを得ることができる点で優れた方法といえるが、鋼の焼入れ温度近くで処理されることから熱ひずみを生じやすく、寸法精度が要求される工具などにはあまり利用されていない。しかし、最近になって低温で処理できる方法が開発されており<sup>4)</sup>、押出ダイス等への応用が期待される。

蒸着処理にはPVD法及びCVD法が含まれる。PVD法による被膜は表4<sup>5)</sup>に示す各種の方法により得られるが、切削工具を主体とした工具に利用されているのはイオンプレーティング法である。イオンプレーティング法とは、真空容器内の金属を蒸発させ、蒸発粒子が被処理

表3 塑性加工工具における表面処理の種類

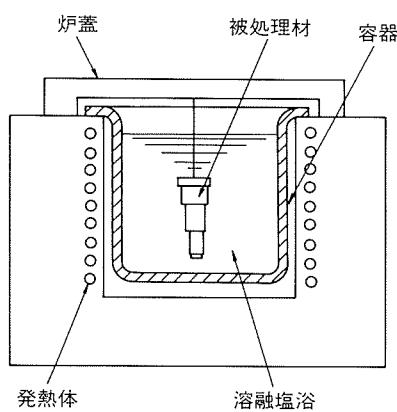
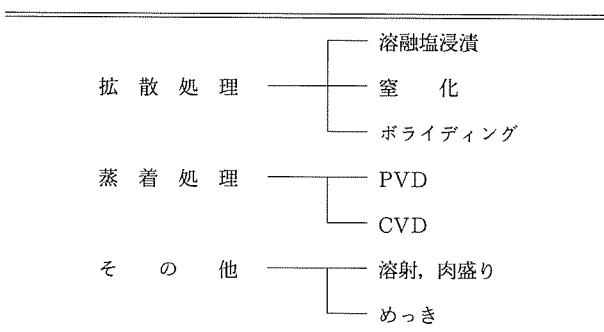
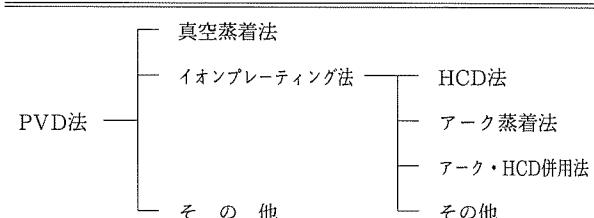
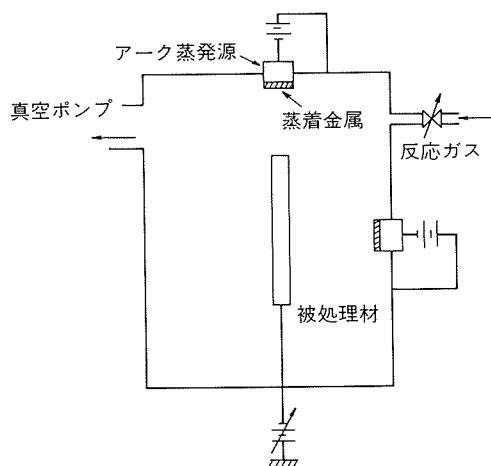


図2 溶融塩浸漬処理装置<sup>3)</sup>

表4 PVD法の種類<sup>5)</sup>



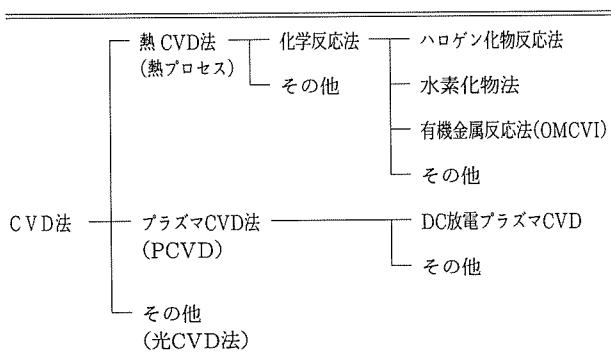
材に到達する前に何らかの方法でイオン化し、一方の被処理材には負電位を与えておいて、真空蒸着より密着性の優れた皮膜を得ようとする方法である。特に、真空容器内に反応ガスを導入する反応性イオンプレーティング法が一般的に使用される。金属の蒸発及びイオン化には中空陰極放電管による電子ビームを利用する方法(HCD法)、又はアーカ放電を利用する方法(アーカ蒸着法)があるが、後者の方では真空容器の側面や上面にも蒸発金属を取り付けることで装置の大型化ができる、及び異なる蒸発金属を交互に使用すれば多層コーティングが可能であることなどで優れる。図3<sup>5)</sup>にアーカ蒸着装置の概略を示す。PVD法ではTiNを始めとした窒化物系、炭化物系の多数の被膜が形成可能である。特に切削工具などへの利用で知られているのはTiN、ZrN被膜であるが、最近ではCrN被膜が摺動摩耗部に利用できる

図3 アーク蒸着装置の概略図<sup>5)</sup>

との報告がある<sup>6)</sup>。

CVD法とは、ハロゲン化物や水素化物又は有機金属化物をガス状で供給し、加熱された被処理材上で化学反応によって被膜を形成する方法である。反応に使用するエネルギーによって表5<sup>7)</sup>のように分類される。熱CVD法では熱分解、還元などで行う反応物質の形成に熱エネルギーを使用する最も一般的な方法であり、表6<sup>8)</sup>に示すような多数の被膜を図4<sup>9)</sup>に示した装置で得ることができる。しかし、鋼の焼入れ温度程度で処理されるものが多く、W<sub>2</sub>C被膜を除く他の被膜を寸法精度の要求される工具に使用することは希れである。これに対し、プラズマを利用して反応ガスのイオン化及び反応物質の形成を図るプラズマCVD法では、これまで熱CVD法でしか得られなかったTiC被膜などが比較的低温の処理で得られることから注目される。最近になって図5<sup>10)</sup>に示すような大型処理装置が稼動するなど、実用化に向けての開発が盛んである。

さて、これまで示した各種表面処理による被膜のなかで、塑性加工工具に比較的よく利用されるものについて、処理温度と被膜のかたさを表7にまとめて示しておく。炭化物系の被膜では窒化物やホウ化物系の被膜に比較してかたさの高いものが多い。

表5 CVD法の種類<sup>7)</sup>表6 CVD法による被膜の種類<sup>8)</sup>

材 料	原 料	温 度 ℃
酸化物	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	800~1,300
	SiO <sub>2</sub>	300~450
	Si(OEt) <sub>4</sub> 熱分解	800~1,000
窒化物	BN	1,000~2,000
	B <sub>3</sub> N <sub>3</sub> H <sub>3</sub> Cl <sub>3</sub> 熱分解	1,000~2,000
	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1,000~1,500
	TiN	650~1,700
	ZrN	2,000~2,500
炭化物	HfN	900~1,300
	B <sub>4</sub> C	1,200~1,800
	SiC	1,200~2,200
	TiC	1,200~1,500
	ZrC	980~1,400
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	Cr(CO) <sub>5</sub> + H <sub>2</sub>	300~650
	Mo <sub>2</sub> C	350~475
	W <sub>2</sub> C	400~900
	WF <sub>6</sub> + C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> + H <sub>2</sub>	1,000~1,800
	AlCl <sub>3</sub> + CO + H <sub>2</sub>	1,000~1,800
SiCl <sub>4</sub> + C <sub>3</sub> H <sub>8</sub>	AlCl <sub>3</sub> + CH <sub>4</sub> + H <sub>2</sub>	1,000~1,800
	SiCl <sub>4</sub> (CH <sub>3</sub> ) 熱分解	980~1,400
Cr(CO) <sub>5</sub> + H <sub>2</sub>	ZrCl <sub>4</sub> + CH <sub>4</sub> + H <sub>2</sub>	300~650
	Cr(CO) <sub>5</sub> + H <sub>2</sub>	350~475
Mo <sub>2</sub> C	WF <sub>6</sub> + C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> + H <sub>2</sub>	400~900
	WF <sub>6</sub> + C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> + H <sub>2</sub>	1,000~1,800

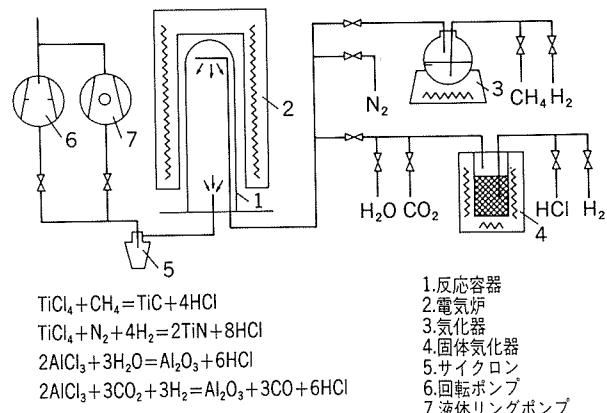
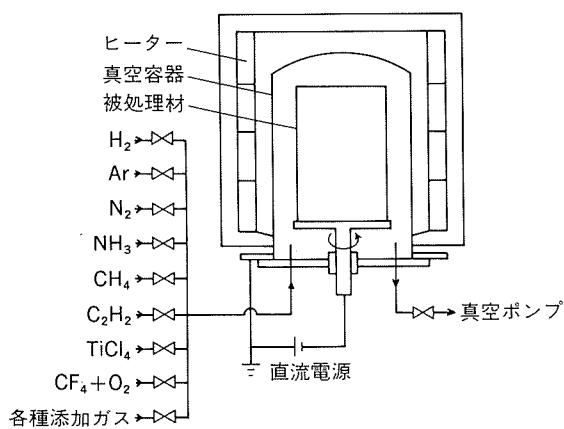
図4 热CVD装置の概略図<sup>9)</sup>図5 DCプラズマCVD装置の概略図<sup>10)</sup>

表7 表面処理被膜と処理方法

		かたさ Hv	処理温度 (°C)	処理法
窒化物	Fe <sub>2~3</sub> N, Fe <sub>4</sub> N	900~1200	500~600	塩浴窒化
				ガス窒化
TiN	1800~2400	300~600	PVD,PCVD	
				900~1000 CVD
CrN	1000~1200	300~600	PVD	
ZrN	1400~1600	300~600	PVD	
炭化物	TiC	2900~3200	300~600	PCVD
			900~1400	CVD
W <sub>2</sub> C	2000~2500	300~600	CVD	
VC	3200~3800	800~1200	溶融塩浸漬	
V(C,N)	不明	550~700	(塩浴浸漬)	
WC-Co	1000~1200	500~900	溶射	
ホウ化物	FeB,Fe <sub>2</sub> B	1300~1800	600~1000	ボライディング

### 3.1.2 表面処理押出ダイスの摩耗

次に各種表面処理を行ったSKD61製押出ダイスを使用して、工業用純アルミニウムを450°Cで押出した場合の結果を述べる。図6はベアリング部の表面あらさを測定することでダイス摩耗を評価した結果である。窒化処理した押出ダイスでは、押出長さの増加にしたがってダイスベアリング部の表面あらさが著しく増加した。また、TiNやTiAlN被膜を形成した押出ダイスでは早い時期に被膜が剥離してしまい、窒化処理ダイスと同様な傾向

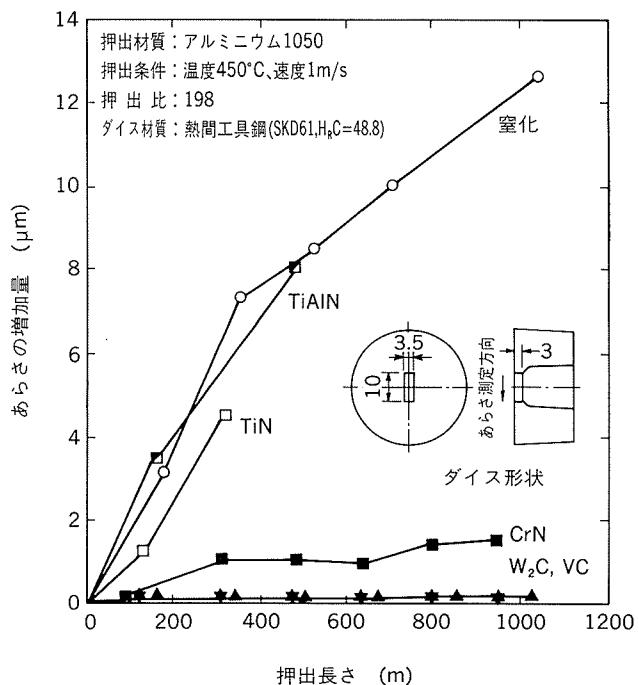


図6 表面処理ダイスにおけるベアリング部のあらさ変化

でダイスベアリング部の表面あらさが増加した。一方、CrN, W<sub>2</sub>C, VC被膜では剥離は生じず、また押出によるダイスベアリング表面のあらさ増加はわずかであるか、又はまったくない結果が得られ、アルミニウムの押出における耐摩耗特性が優れるものと考えられる。特に、CrN及びW<sub>2</sub>C被膜は鋼の焼き戻し温度前後で処理されるため、寸法精度の要求される押出ダイスに有効であろう。

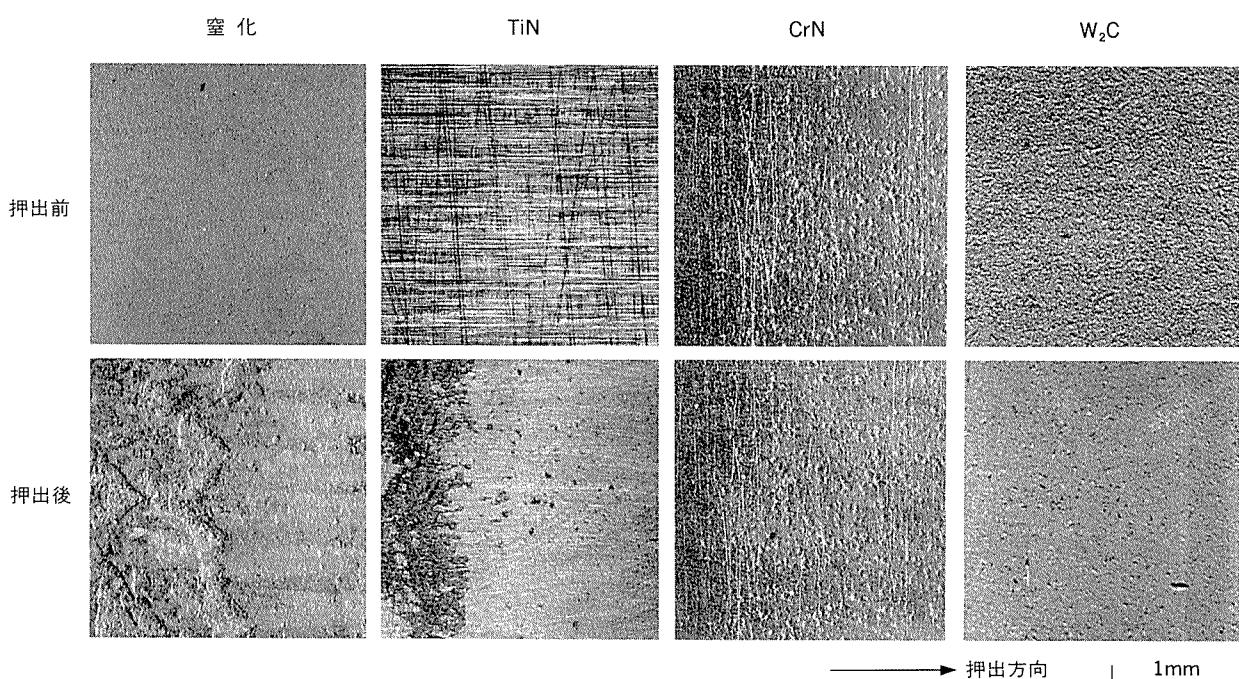


図7 ダイスベアリング部の状態

図7(前頁)に押出前後のダイスペアリング部の状況を示した。窒化処理ダイスでは著しいむしれ状態が、またTiN被膜では剥離が観察された。一方、CrN、W<sub>2</sub>C被膜では剥離もなく良好なペアリング部であった。

### 3.1.3 その他の検討項目

各種表面処理を押出ダイスに適用するにあたって、検討すべき点は耐摩耗性の他にも多々ある。例えば、被膜と母材(被処理材)の密着性は言うに及ばず、ペアリング部等の小間隙へのつきまわり性や処理の再現性(被膜厚さの均一性)及び再処理の可否、また処理温度(熱ひずみによる押出ダイスの変形)や処理コストなどが挙げられる。これら一つ一つについて十分な検討を行うことが、表面処理を実操業に使用される押出ダイスに適用してゆく上で必要となる。また筆者らの経験では、母材の表面仕上げ程度に十分留意することが被膜の剥離を防止する上で重要であった。

## 3.2 各種工具材料の利用

### 3.2.1 工具材料の種類

塑性加工工具に使用される代表的な工具材料を表8<sup>11)</sup>に示す。また、鋼中に存在する各炭化物のかたさを図8<sup>12)</sup>に示す。

熱間工具鋼はW、V、Moなどの炭化物形成元素を多量に添加しながらも炭素量を低めることで未固溶炭化物を少なくし、耐摩耗性ばかりでなく高温強度や耐ヒートチェック性をも高めた材料である。焼入れ焼き戻し組織はマルテンサイトの基質に少量の未固溶炭化物(MC、M<sub>6</sub>C)が分布した状態となっている。

冷間工具鋼は炭素とCrなどの合金元素を多量に添加し、耐摩耗性を高めたものである。焼入れ焼き戻し組織はマルテンサイトの基質に粗大な未固溶炭化物(M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>)が分布した状態となっている。

高速度工具鋼には多くの種類があるが、いずれもW、Mo、Cr、V、Coが多量に添加され、また炭素量も多い。したがって、マルテンサイト(+残留オーステナイト)に多量の未固溶炭化物と析出炭化物が混在した組織となっている。

粉末高速度工具鋼はさらに高合金化を図った材料であるが、急冷凝固法の利用により炭化物の粗大化及び偏析がない組織となっている。ただし、炭化物の種類や量は同一組成の鍛造材(溶製材)と基本的には同じとされている。

超硬合金はWC粉末と結合剤としてのCoを5~20%ほど添加した焼結材料である。Co量の増加にともない韌性は向上するが耐摩耗性、耐焼き付き性は劣るとされている。

### 3.2.2 押出ダイスへの適用

次に各種工具材料により製作した押出ダイスを使用して、工業用純アルミニウムを450°Cで押出した場合の結果を述べる。図9はペアリング部の表面あらさを測定す

表8 塑性加工に使用される工具材料<sup>11)</sup>

種類	概略組成	かたさ HRC	組織
			基質-化合物(材質)
熱間工具鋼	0.25~0.42%C, 3~6%Cr, 1~1.5%Mo, 0.3~0.6%V, (5~10%W)	45~53	Fe-MC+M <sub>6</sub> C (SKD61)
冷間工具鋼	1~2.2%C, 5~13%Cr, 1%以下Mo, 1%以下V	57~62	Fe-M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (SKD11)
高速度工具鋼	0.7~1.5%C, 4%Cr, W+Mo=18%, 1~5%V	60~68	Fe-M <sub>6</sub> C+MC (SKH54)
粉末高速度工具鋼	高C, 高Cr, 高Mo, 高W, 高V, 高Co	60~70	高速度工具鋼に ほぼ同じ
超硬合金	5~20%CO, 残りWC	~90 (HRA)	Co-WC
ステライト	2~3%C, 15~25%Cr, 5%Fe, 10~25%W	45~60	Co-M <sub>6</sub> C+M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>

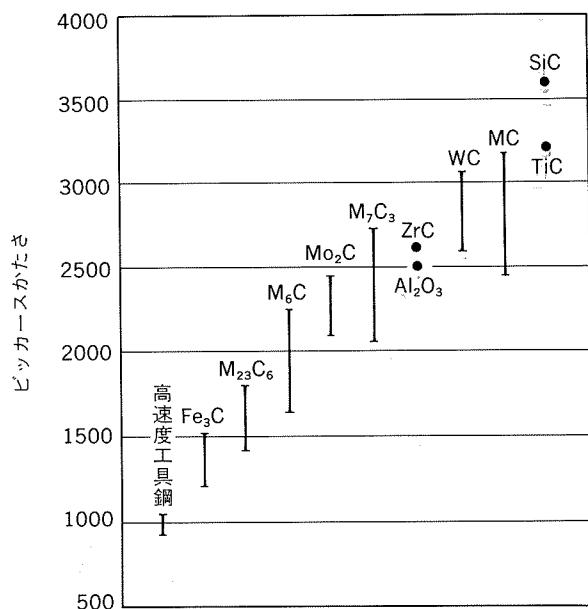


図8 鋼中に存在する炭化物のピッカースかたさ<sup>12)</sup>

ることでダイス摩耗を評価した結果である。窒化処理した熱間工具鋼に比較して冷間工具鋼、高速度工具鋼、粉末高速度工具鋼及び超硬合金は、押出によるダイスペアリング部の表面あらさ增加が小さく、耐摩耗性に優れることが分かる。ただし、高速度工具鋼ではダイスペアリング部の表面あらさが押出により著しく増加し、かたさの低い冷間工具鋼に比較して耐摩耗性に劣ることが明らかとなった。大越式迅速摩耗試験においても溶着摩耗域で同様の傾向が得られており<sup>13)</sup>、ロックウェルかたさなどで得られるマクロ的なかたさが必ずしも耐摩耗性の指

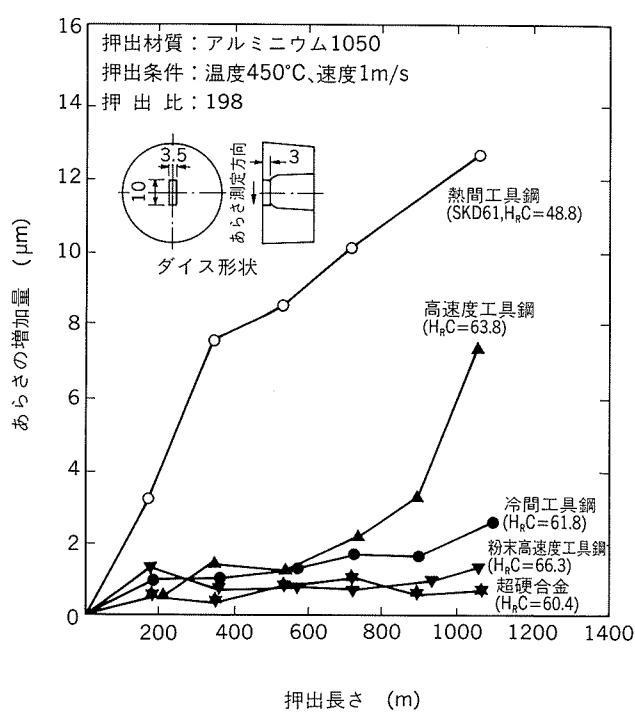


図9 各種工具材料によるダイスベアリング部のあらさ変化

標として十分でないといえる。例えば図8で示した炭化物の種類とかたさの関係から明らかなように、高速度工具鋼中に分布する M<sub>6</sub>C 炭化物は冷間工具鋼中に分布する M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 炭化物に比較してかたさが低く、ミクロ的には必ずしも高速度工具鋼のかたさが高いとは言えない。む

しろ、炭化物の種類及び分布状況が耐摩耗性を評価する上で重要と考えられる<sup>14)</sup>。図10に各種工具材料による押出ダイスのベアリング部を示す。高速度工具鋼では著しい摩擦痕が押出後のベアリング部に観察された。

### 3.2.3 その他の検討項目

各種工具材料を押出工具に適用する場合、耐摩耗性ばかりでなく、韌性、耐ヒートチェック性、高温強度および耐軟化抵抗性が必要となる。しかし、これらの性質を全てに満たす工具材料は在りえず、したがって使用状況に応じた利用方法を考えなければならない。

## 5. 結 言

以上、各種表面処理被膜及び工具材料における種類と特性、並びに押出ダイスへの適用結果について、筆者らの実験結果を交えた若干の説明を試みた。最近の表面処理技術はその進歩がめざましく、また工具材料についても新しい材料が多く開発されており、これら表面処理被膜や新しい工具材料がアルミニウム材料の熱間押出ダイスに応用されてゆくことと考えられる。ただ、アルミニウム材料の熱間押出時におけるダイス摩耗をシミュレートできる試験方法が十分に確立されていないため、実際に押出してダイス摩耗を評価せざるを得ない。簡便な評価試験方法の確立が必要である。

また、表面処理被膜や各種工具材料を利用する上で十分にその特性を生かせるよう、例えば押出ダイスの表面仕上げ若しくは構造等に留意すべきことは言うまでもない。

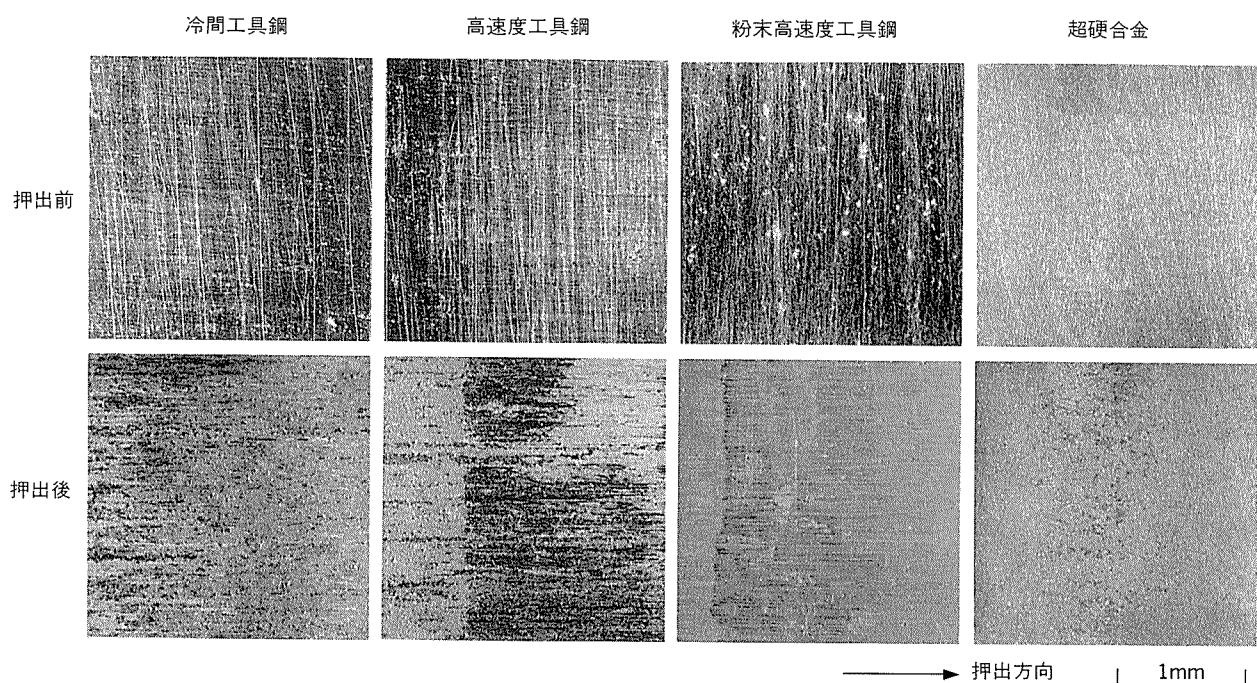


図10 ダイスベアリング部の状態

## 参考文献

- 1) 安保満夫, 家田詔夫, 田中康之: 本誌, 25 (1984), 39.
- 2) 安保満夫, 田中康之: 本誌, 31 (1990), 210.
- 3) 新井 透: 塑性と加工, 19-204 (1978), 88.
- 4) T. Arai, H. Fujita, Y. Sugimoto and Y. Ohta : Proceedings of 6th International Conference on Heat Treatment of Metals, Chicago, Illinois, (1988), 49.
- 5) 山田保之: 表面技術, 41 (1990), 609.
- 6) 千葉祐二, 川名淳雄, 山本修二, 大村敏夫, 市村博司: 日本金属学会春季大会講演概要集, (1989), 296.
- 7) 元島栢二: 機能材料, (1986) 2月号, 33.
- 8) 丹治宏彰: 色材協会誌, 61 (1988), 136.
- 9) 高橋武彦: 機械の研究, 35 (1983), 909.
- 10) 河田一喜: アルトピア, 21-11 (1991), 26.
- 11) 新井 透, 土屋能成: 塑性と加工, 24-265 (1983), 147.
- 12) 佐藤知雄, 西沢泰二: 日本金属学会会報, 2 (1962), 564.
- 13) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 59 (1973), 738.
- 14) 安藤 寿, 岡山 彰, 添野 浩: 鉄と鋼, 63 (1977), 1000.