

# UACJ Technical Reports



世界のアルミニウムを  
かんがえよう。



アルミニウムはいったい何ができるんだろう。

世界のさまざまなモノづくりにたいして。

世界に住むすべての人の日々の暮らしにたいして。

世界をもっと元気に、もっと素敵にするために

私たちはアルミニウムの新たな可能性を追求しつづけます。

# **UACJ Technical Reports**

Vol.3 No.1 (2016)

# UACJ Technical Reports

## Vol.3 No.1 (2016)

### 目次

論文			
Al-Mg-Si 系合金の再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響	長谷川 啓史 中西 英貴 浅野 峰生	2	
6000系アルミニウム合金の熱間加工中の下部組織形成に及ぼすMnおよびZr添加の影響	田中 宏樹 長井 康礼	11	
3003アルミニウム合金の再結晶挙動に及ぼすSi濃度の影響	安藤 誠 福元 敦志 田中 宏和	19	
Cu-Ni-P合金の時効析出挙動と機械的性質	玉川 博一 永井 健史 浅野 峰生	25	
アルミニウム合金DCスラブ鑄塊におけるマクロ偏析の溶質分布およびマイクロ組織に関する数値解析	石川 宣仁 山田 竜也 久保 貴司 高橋 功一	31	
摩擦重ね接合によるアルミニウム合金と樹脂材料の直接接合特性に及ぼすアルマイト皮膜処理の影響	岡田 俊哉 内田 壮平 中田 一博	41	
技術展望・技術解説			
アルミニウムの腐食のやさしいおはなし ～酸化皮膜と腐食との関係～	大谷 良行 小山 高弘 兒島 洋一	52	
日本における航空機用アルミニウム合金開発の歴史 - 零戦からBoeing 777まで -	吉田 英雄	57	
航空機用アルミニウム合金開発の最近の動向	吉田 英雄 林 稔 箕田 正成 則包 一成	74	
鑄造および圧延工程を支える生産技術の基礎	石川 宣仁	92	





## Products

視認できないコードを施した包装材料『Ai-PAC® II』の開発	西尾 宏 北田 有希絵	114
高接着性アルミニウムコイル材：「コイルKO処理® 材」の開発	三村 達矢	116
「UACJ コート™ クリーン」高防汚性アルミニウム塗装材	小澤 武廣 前園 利樹 小村 仁志	119



## Technical Column

軽金属, 「私の一枚」シリーズより 摩訶不思議なコンビネーションビット	大谷 良行	121
軽金属, 「私の一枚」シリーズより 神秘的な構造に魅せられて	田中 宏樹	123



## 公表資料一覧

2016年1月から2016年12月までに公表した資料	126
----------------------------	-----

# UACJ Technical Reports

## Vol.3 No.1 (2016)

### Contents

Papers		
Effect of Solid Solution and Precipitation States on Recrystallization Behavior of Al-Mg-Si Alloys	Akifumi Hasegawa Hidetaka Nakanishi Mineo Asano	2
Effects of Mn and Zr Addition in 6000 Series Aluminum Alloys on Substructure Formation during Hot Deformation	Hiroki Tanaka Yasunori Nagai	11
Effects of Si Content on Recrystallization of 3003 Aluminum Alloy	Makoto Ando Atsushi Fukumoto Hirokazu Tanaka	19
Precipitation Behavior and Mechanical Properties of Cu-Ni-P Alloy	Hirokazu Tamagawa Takeshi Nagai Mineo Asano	25
Numerical Simulations on Solute Distribution and Microstructure of Macro Segregation in DC Casting Slab of Aluminum Alloys	Nobuhito Ishikawa Tatsuya Yamada Takashi Kubo Koichi Takahashi	31
Effect of Anodizing on Direct Joining Property of Aluminum Alloy and Plastic Sheets by Friction Lap Joining	Toshiya Okada Shouhei Uchida Kazuhiro Nakata	41
Reviews		
The Fundamentals of the Aluminum Corrosion - Relationship between the Oxide Film and the Corrosion -	Yoshiyuki Oya Takahiro Koyama Yoichi Kojima	52
Development of Aluminum Alloys for Aircrafts in Japan from Zero Fighter to Boeing 777	Hideo Yoshida	57
Recent Trend of Aluminum Alloy Development for Aircraft	Hideo Yoshida Minoru Hayashi Tadashi Minoda Kazushige Norikane	74
Fundamental Manufacturing Technologies on Casting and Rolling Processes	Nobuhito Ishikawa	92

 **Products**

Development of the Packaging Material “Ai-PAC II” Printed with Invisible Identification Codes	Hiroshi Nishio Yukie Kitada	114
Highly Adhesive Aluminum Coil “ KO Treatment Sheet”	Tatsuya Mimura	116
“UACJ Coat Clean” High Stain Resistant Pre-coated Aluminum Sheet	Takehiro Ozawa Toshiki Maezono Hitoshi Ozai	119

 **Technical Column**

A Mysterious Combination Corrosion Pit	Yoshiyuki Oya	121
Falling under the Spell of Mysterious Structures	Hiroki Tanaka	123

 **Published Papers**

Papers and Proceedings Published from Jan. 2016 to Dec. 2016	126
--	-----

## Al-Mg-Si系合金の再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響\*

長谷川 啓史\*\*, 中西 英貴\*\*, 浅野 峰生\*\*\*

## Effect of Solid Solution and Precipitation States on Recrystallization Behavior of Al-Mg-Si Alloys\*

Akifumi Hasegawa\*\*, Hidetaka Nakanishi\*\* and Mineo Asano\*\*\*

The effect of the solid solution and precipitation states on the recrystallization of Al-Mg-Si alloys was investigated. Hot-rolled sheets were heated at 823 K, and then they were treated with or without the precipitation treatment at 623 K. Both samples were rolled at room temperature up to 87.5% and annealed finally at 623 K. The sheets with the precipitation treatment (sample P) showed recrystallized grains elongated to the rolling direction. The sheets without the precipitation treatment (sample N) consisted of small equiaxial recrystallized grains. Cube( $\{001\}\langle 100\rangle$ ) texture density of the sample P was higher than that of the sample N. In the sample P,  $\beta$ -phase precipitates and the precipitate free zone (PFZ) were formed by the precipitation treatment. The PFZ was likely to be elongated with rolling and become a preferential recrystallization zone. Therefore, the recrystallized grains grew along the elongated PFZ and the formation of the long cube orientation grains caused high density of the cube texture. On the other hand, in the sample N, shear bands were formed by rolling. They were speculated to work as recrystallization sites. Because of origination of randomly oriented grains from shear bands, it was assumed that the small equiaxial recrystallized grains were formed and the density of the cube texture was decreased.

**Keywords:** Al-Mg-Si, texture, recrystallization, solid solution, shear bands

## 1. 緒言

消費エネルギーの低減およびCO<sub>2</sub>排出量の削減を目的として、自動車用材料の軽量化が積極的に進められており、アルミニウム合金の適用が拡大している。その中でも、ボディシート用材料としてAl-Mg-Si系合金の適用が拡大している。Al-Mg-Si系合金は熱処理型合金であり、塗装焼き付け処理によって時効硬化(バークハード)させることで強度の向上が可能であるため、一般的にT4調質でプレス成形に用いられる。Al-Mg-Si系合金のT4調質材はヘミング時の割れ抑制が主要な課題の一つであり、曲げ加工性の改善については多くの研究が行われている<sup>1)~5)</sup>。曲げ加工性には、せん断帯の形成および2  $\mu\text{m}$ 以上の第二相粒子の存在が主因子として影響を及ぼし<sup>4)</sup>、せん断帯の形成を抑制するには、

cube方位( $\{001\}\langle 100\rangle$ )の集積が有効であることが報告されている<sup>1),2)</sup>。Al-Mg-Si系合金におけるcube方位の形成に関しては様々な研究報告例があり<sup>6)~8)</sup>、T4調質材の集合組織の形成過程、すなわち再結晶挙動は、均質化処理、熱間圧延、中間焼鈍、冷間圧延、溶体化処理(最終焼鈍)の各製造条件に影響を受ける。再結晶挙動に影響を及ぼす材料因子として、固溶析出状態や加工組織の形成状態などが挙げられ、製造条件によってこれらの因子は複雑に変化する。このため、再結晶挙動に及ぼす諸因子の影響は解明されていない部分が多い。

本研究では、再結晶挙動に影響する因子のうち、固溶析出状態の影響を明確化することを目的として、固溶析出状態の異なるAl-Mg-Si系合金板を冷間圧延した後の加工組織および最終焼鈍後の再結晶集合組織を調査した。

\* 本稿は軽金属, 66 (2016), 298-305に掲載されたものを改訂。  
Revision of Journal of The Japan Institute of Light Metals, 66 (2006), 298-305.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部  
No.1 Research Department, Research & Development Division

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部  
No.6 Research Department, Research & Development Division



## 2. 実験方法

板厚8.0 mmの6016合金の熱間圧延板を供試材として用いた。Table 1に、供試材の化学成分を示す。供試材を塩浴炉にて823 Kで60 sの溶体化処理を行った後、水中に焼入れを行った。焼入れ後、供試材の一つを大気炉にて623 Kで1 hの析出処理を行った後に空冷した。以下、溶体化処理後に析出処理を行った試験片をサンプルP、析出処理を行わなかった試験片をサンプルNと表記する。それぞれの試験片を板厚1.0 mmまで冷間圧延を行った後、塩浴炉にて623 Kで600 sの最終焼鈍を行い、水冷した。

析出処理前後および最終焼鈍前後の試験片について、導電率の測定、組織観察、析出相の推定および集合組織解析を実施した。導電率は渦電流方式の導電率測定機を用いて、室温環境下(298 ± 1 K)にて測定した。組織観察は、光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡(以下、TEMと表記)を用いて行った。析出相の推定は昇温速度40 K/minにおける示差走査型熱量分析(以下、DSC分析と表記)により実施した。集合組織解析は、X線回折測定から得た{100}、{110}および{111}面の不完全極点図から計算した結晶方位分布関数(以下、ODFと表記)および走査型電子顕微鏡の電子線後方散乱回折測定装置(以下、EBSDと表記)を用いて実施した。

**Table 1** Chemical composition of the alloy used in this study.

(mass%)					
Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Al
1.00	0.18	0.08	0.49	0.20	Bal.

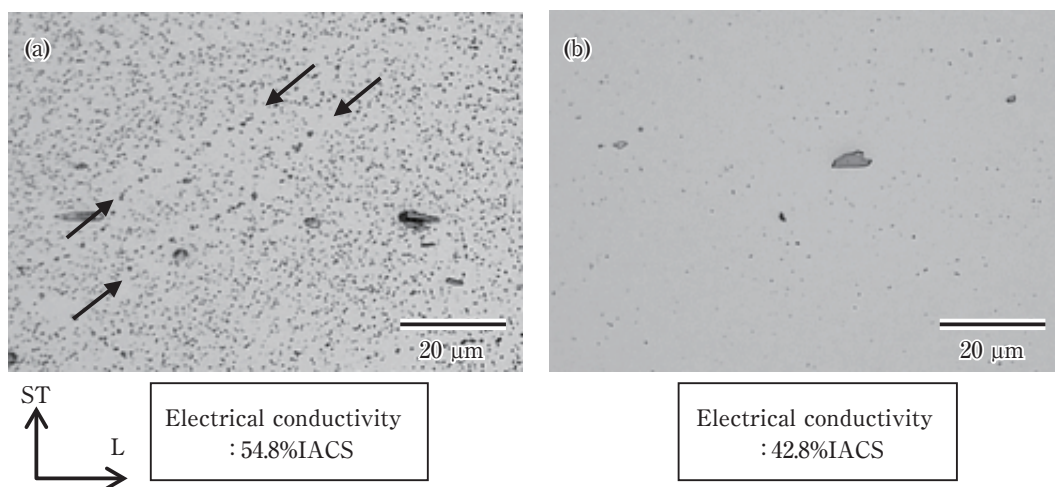
## 3. 実験結果および考察

### 3.1 圧延前の固溶析出状態

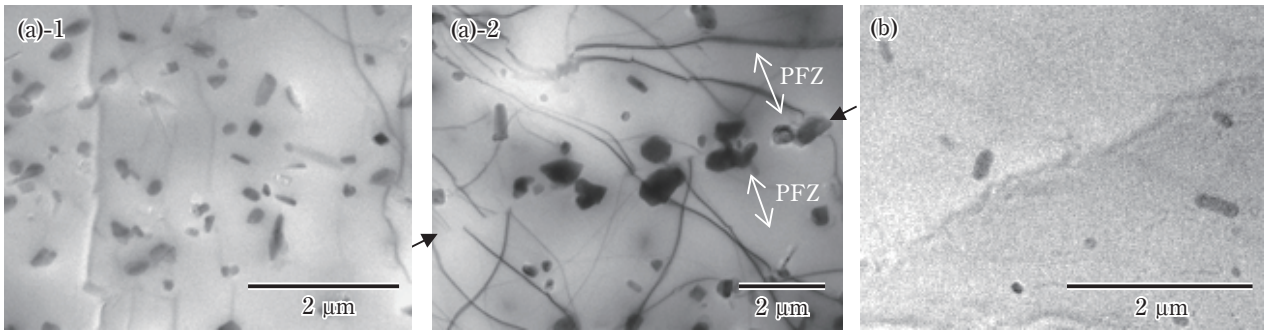
Fig. 1に、サンプルPおよびサンプルNの光学顕微鏡組織および導電率を示す。サンプルPでは晶出物と推定される直径10 μm程度の粒子に加えて、直径数μm以下の粒子が多数観察され、析出物の形成が確認された。また、図中に矢印で示すように、結晶粒界の周囲に幅5 μm程度の析出物の存在しない領域(無析出帯、以下PFZと表記)が形成された箇所が見られた。一方サンプルNでは、晶出物と推定される粒子および直径数μm以下の粒子が極わずかに存在した。また、サンプルNはサンプルPに比べて導電率が低いことから、サンプルNの方が固溶元素量は多い状態であると推定された。

サンプルPおよびサンプルNのTEM像をFig. 2に示す。サンプルPでは、結晶粒内に直径数百nmの粒子、結晶粒界上(Fig. 2 (a) -2矢印間)には結晶粒内より粗大な直径0.5 ~ 1.0 μmの粒子の析出がそれぞれ確認され、結晶粒界の周囲に析出物の見られないPFZが存在した。一方、サンプルNでも直径数百nmの粒子がわずかに見られたが、サイズが小さいことから、溶体化処理時の溶け残りとは考え難く、溶体化処理前から存在していた粒子であると推定される。成分としてAl-Fe系、Al-Fe-Si系、Al-Fe-Mn-Si系等の可能性があるが、Fig. 2 (b) に示す粒子については、EDS分析の結果Al、SiおよびMnが検出されたためAl-Mn-Si系粒子と考えられる。

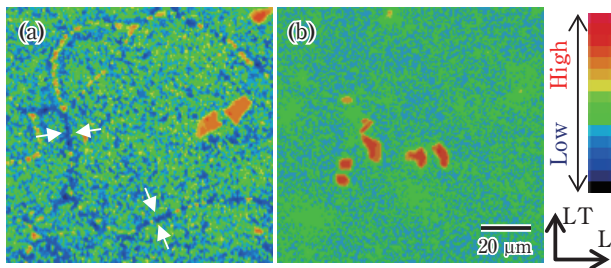
EPMA分析の結果得られたSiの分布状態をFig. 3に示す。サンプルPでは晶出物と推定される箇所の他に、



**Fig. 1** Optical micrographs after the precipitation treatment and the solution heat treatment. (a) sample P, (b) sample N (after the solution heat treatment).



**Fig. 2** TEM images after the precipitation treatment and the solution heat treatment. (a)-1 sample P (inside of a grain), (a)-2 sample P (a grain boundary), (b) sample N.



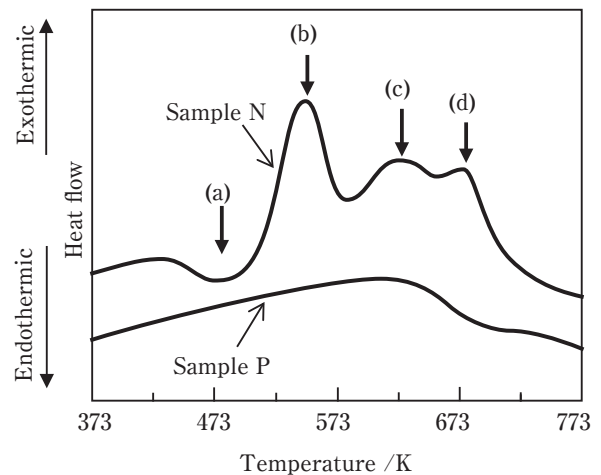
**Fig. 3** The distributions of Si after the precipitation treatment and the solution heat treatment obtained by EPMA. (a) sample P, (b) sample N (after the solution heat treatment).

結晶粒界上と推定される領域でSi濃度が高い箇所が見られ、粗大化した析出物に対応すると考えられる。これに対して、図中に矢印で示すように結晶粒界に沿ってSi濃度が低い箇所が存在した。このため、Fig. 1で見られた結晶粒界の周囲のPFZでは、粗大な析出物の形成によって固溶元素量が結晶粒内に比べて低くなっていると推察される。一方、サンプルNでは析出物と推定される箇所を除き、Si濃度はほぼ均一に分布していた。

**Fig. 4**に、サンプルPおよびサンプルNのDSC分析結果を示す。サンプルNにおいて、低温側から(a)クラスターの溶解に相当する吸熱ピーク、(b)  $\beta''$  相の析出に相当する発熱ピーク、(c)  $\beta'$  相の析出に相当する発熱ピーク、(d)  $\beta$  相の析出に相当する発熱ピークが存在した<sup>9), 10)</sup>。これに対してサンプルPでは、いずれのピークも確認されなかった。このため、サンプルPの結晶粒内および結晶粒界上に確認された析出物の大半は、サンプルNで最も高温側に析出ピークの存在した安定相の $\beta$ 相であると考えられる。

### 3.2 冷間圧延後の加工組織

冷間圧延後（最終焼鈍前）の圧延平行断面の光学顕微鏡組織を**Fig. 5**に示す。サンプルPは結晶粒界が圧延方向に沿った直線的な形状となっているのに対して、サンプルNは結晶粒界が波打っており、図中に矢印で



**Fig. 4** DSC curves of samples after the precipitation treatment and the solution heat treatment.

示す箇所において、せん断帯の形成が見られた。

**Fig. 6**に、冷間圧延後のTEM像を示す。サンプルPでは転位セルが形成されているのに対して、サンプルNでは転位セルは見られずマイクロバンドが存在した。サンプルPは析出物が形成されたことで固溶元素量が少なくなっているため、冷間圧延中に動的回復が進行しやすく、セル組織が形成されたと考えられる。一方、サンプルNは固溶元素量が多いため、冷間圧延時に転位密度が高くなり易いと考えられる。その結果、冷間圧延率の増加に伴って、転位の局在化が進行し、マイクロバンドおよびせん断帯が形成されたと考えられる。

### 3.3 最終焼鈍後の再結晶組織

**Fig. 7**に、最終焼鈍後の圧延平行断面の光学顕微鏡組織を示す。サンプルPおよびサンプルNのいずれも、全域が再結晶組織を呈している。サンプルPは圧延方向に長い扁平粒（平均結晶粒径43  $\mu\text{m}$ ）となっているのに対して、サンプルNは微細な等軸粒（平均結晶粒径14  $\mu\text{m}$ ）であり、再結晶粒の形状および粒径が異なっている。



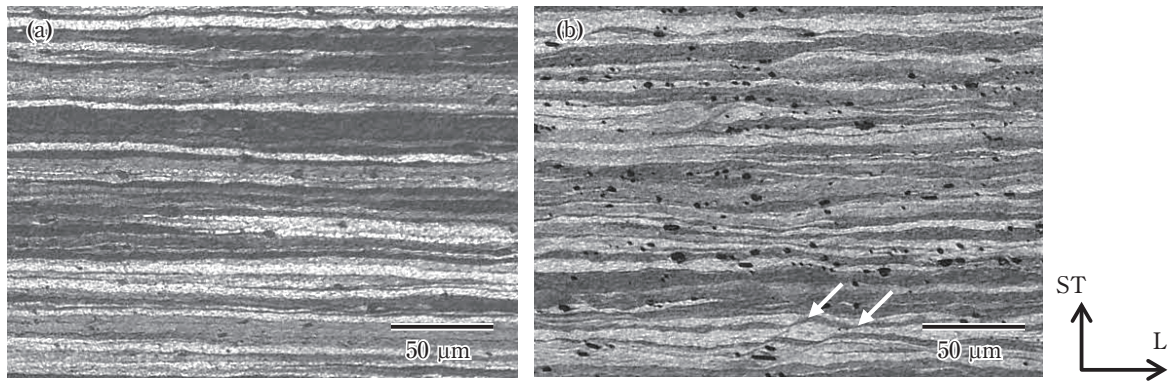


Fig. 5 Optical micrographs after the cold-rolling. (a) sample P, (b) sample N.

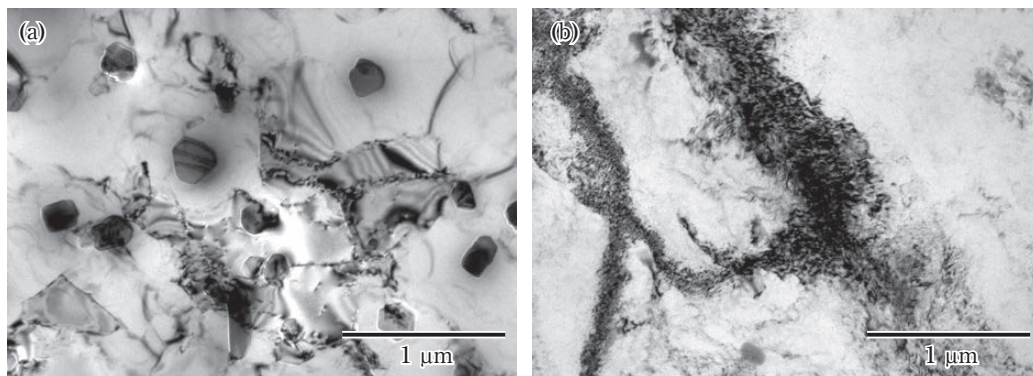


Fig. 6 TEM images after the cold-rolling. (a) sample P, (b) sample N.

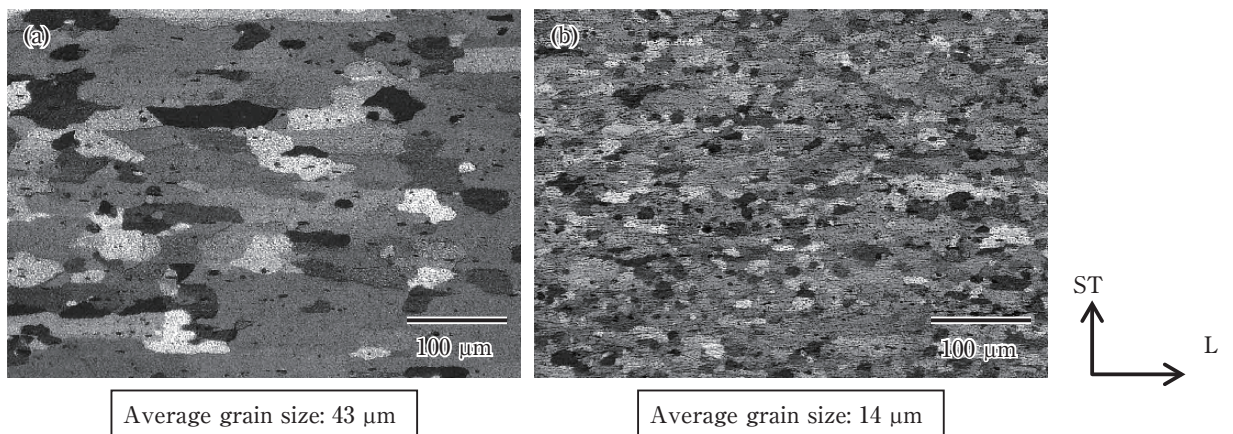


Fig. 7 Optical micrographs after the final annealing at 623 K for 600 s. (a) sample P, (b) sample N.

Fig. 8に、最終焼鈍後のODF解析結果を示す。サンプルPおよびサンプルNのいずれにおいてもcube方位が主方位となっており、その他に主要方位は存在しなかった。しかし、cube方位密度を比較すると、サンプルPはサンプルNに比べて方位密度が約2分の1程度と低いことが確認された。

### 3.4 最終焼鈍初期における再結晶粒の生成挙動

再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響を明らかにするため、623 Kで5 sの最終焼鈍を行った後、水冷した各試験片の再結晶状態をEBSD解析により調査した。

結晶方位のマッピング結果をFig. 9に示す。サンプルPおよびサンプルNのいずれにおいても、cube方位を持つ結晶粒が圧延方向に連なったバンド状の組織(以下、cubeバンド)が確認された。

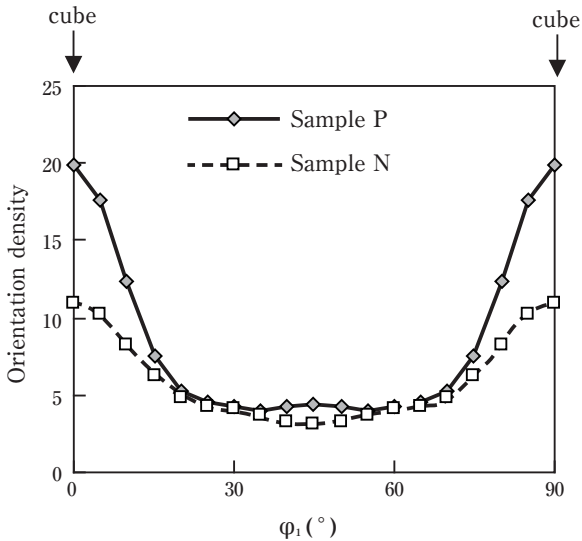


Fig. 8 Orientation density of the final annealed samples ( $\phi_2=0^\circ, \Phi=0^\circ$ )

Fig. 10に、逆極点図 (IPF : inverse pole figure) および同一視野のIQ値 (image quality : EBSD解析結果の像質を表す指数) のマッピング結果を示す。Fig. 10に円で示すように、5 sの最終焼鈍を行った時点で再結晶粒の形成が確認された。サンプルPでは、再結晶粒はバンド状組織 (圧延により伸長した結晶粒) の粒界近傍や、IQ値の低い領域 (Fig. 10の黒点が密集した箇所) に隣接した箇所に多く見られた。同一視野のSEM観察の結果、これらの低IQ値領域は、直径約5  $\mu\text{m}$ 以上の

第二相粒子 (晶出物もしくは析出物) の位置に対応することを確認している。このため、サンプルPでは第二相粒子の周辺で優先的に再結晶核が形成されたと考えられる。これに対してサンプルNでは、粒界近傍の第二相粒子の周囲に加えて、バンド状組織の内部に多数の再結晶核が存在した。また、Fig. 10に示すKAM (kernel average misorientation : 局所方位差) の平均値を比較すると、サンプルNはサンプルPよりも大きい。KAMは蓄積歪量を評価できるパラメータであるため<sup>11)</sup>、KAM値の高いサンプルNは、冷延後の蓄積歪量がサンプルPに比べて大きく、再結晶の駆動力が高い状態だったと推定される。

各試験片の再結晶粒の存在位置の違いを明確化するため、623 Kで5 sの最終焼鈍を行った試験片のEBSD解析結果から、再結晶粒の存在位置を調査した。その結果をFig. 11に示す。バンド状組織内 (バンド状組織内の第二相粒子の近傍を含む) の再結晶粒の数を比較すると、サンプルNはサンプルPに比べて顕著に多いことが確認された。これは、サンプルNはバンド状組織内に再結晶核の生成サイトとなりうる箇所が多く存在していたためと考えられる。このため、サンプルNでは、第二相粒子に加えて、結晶粒内に存在するせん断帯 (冷間圧延で形成) が再結晶核の生成サイトとなったと推定される。一方、サンプルPは冷間圧延後に転位セルが形成され、結晶粒内の転位密度の低い加工組織となったため、結晶粒内において第二相粒子以外の再

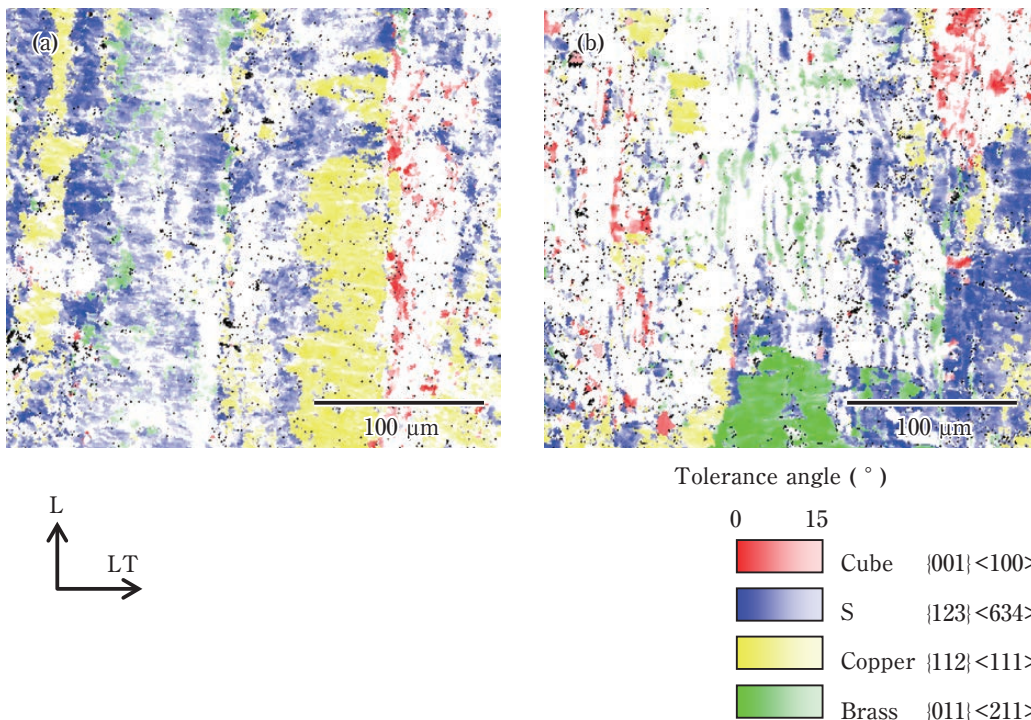


Fig. 9 Crystal orientation maps after the final annealing at 623 K for 5 s. (a) sample P, (b) sample N.



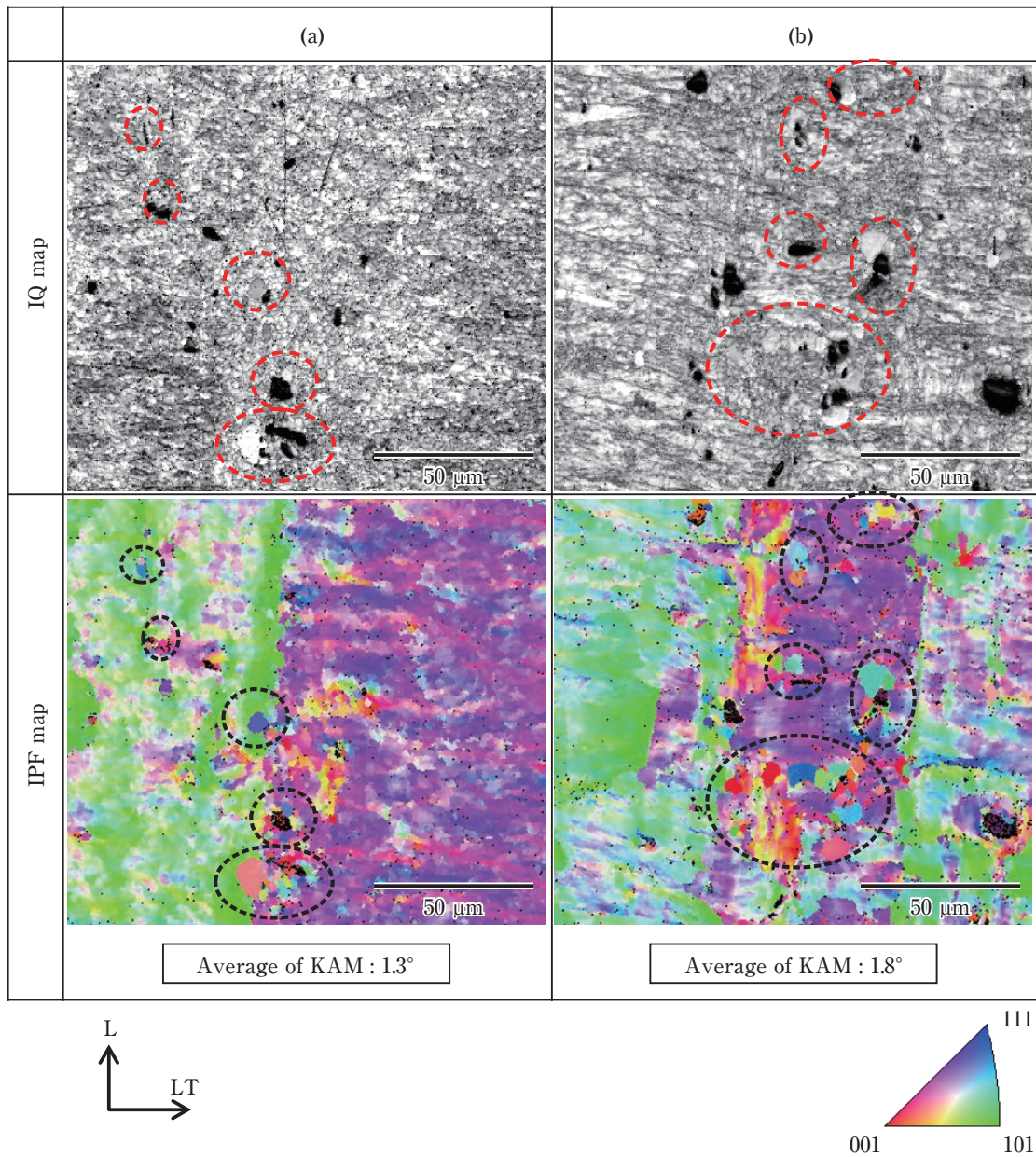


Fig. 10 Image quality and inverse pole figure maps after the final annealing at 623 K for 5 s. (a) sample P, (b) sample N.

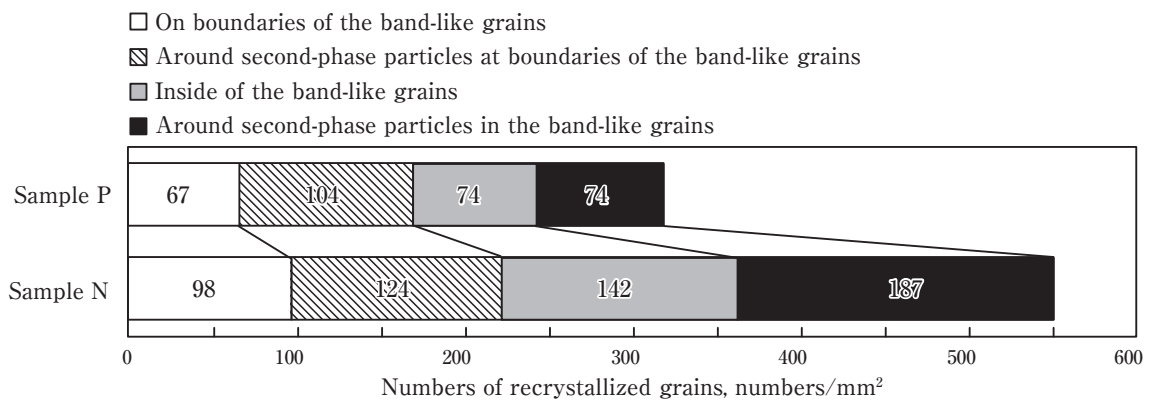


Fig. 11 Numbers of recrystallized grains after the final annealing at 623 K for 5 s.

結晶核の生成サイトが少なかったと考えられる。また、バンド状組織の粒界上(粒界上の第二相粒子の近傍を含む)に存在する再結晶粒の数については、サンプルNはサンプルPの約1.2～1.5倍程度だった。サンプルPでは粒界上に析出物が存在するが、Fig. 2 (a) -2に示すように、その直径は約1.0  $\mu\text{m}$ 程度である。Fig. 10に示すように、EBSD解析では直径約5.0  $\mu\text{m}$ 以上の第二相粒子の近傍で再結晶粒の形成が確認されたことから、サンプルPに存在する粒界析出物は再結晶核の生成サイトになりにくかったと推察される。これに対してサンプルNでは、粒界に達したせん断帯が核生成サイトとなるため、バンド状組織の粒界においても、サンプルNの方がサンプルPよりも多くの再結晶粒が形成されたと考えられる。

### 3.5 集合組織の形成挙動

623 Kで5 sの最終焼鈍を行ったサンプルPおよびサンプルNのEBSD解析結果より、第二相粒子に隣接した再結晶粒の結晶方位を極点図上にプロットした結果をFig. 12に示す。冷間圧延材において高い割合で存在するCu方位およびS方位にわずかに集積する傾向が見られるが、ほぼランダムな方位分布となっていた。このため、粗大な第二相粒子の周囲から核生成した再結晶粒が特定の結晶方位に集積する傾向は極小さいと考えられる。

Fig. 13に623 Kで20 sの最終焼鈍を行ったサンプルPのEBSD解析結果を示す。cube方位を持つ複数の再結晶粒が、圧延方向に沿って連なって形成されていることが確認された。これらのcube方位粒は、その形態

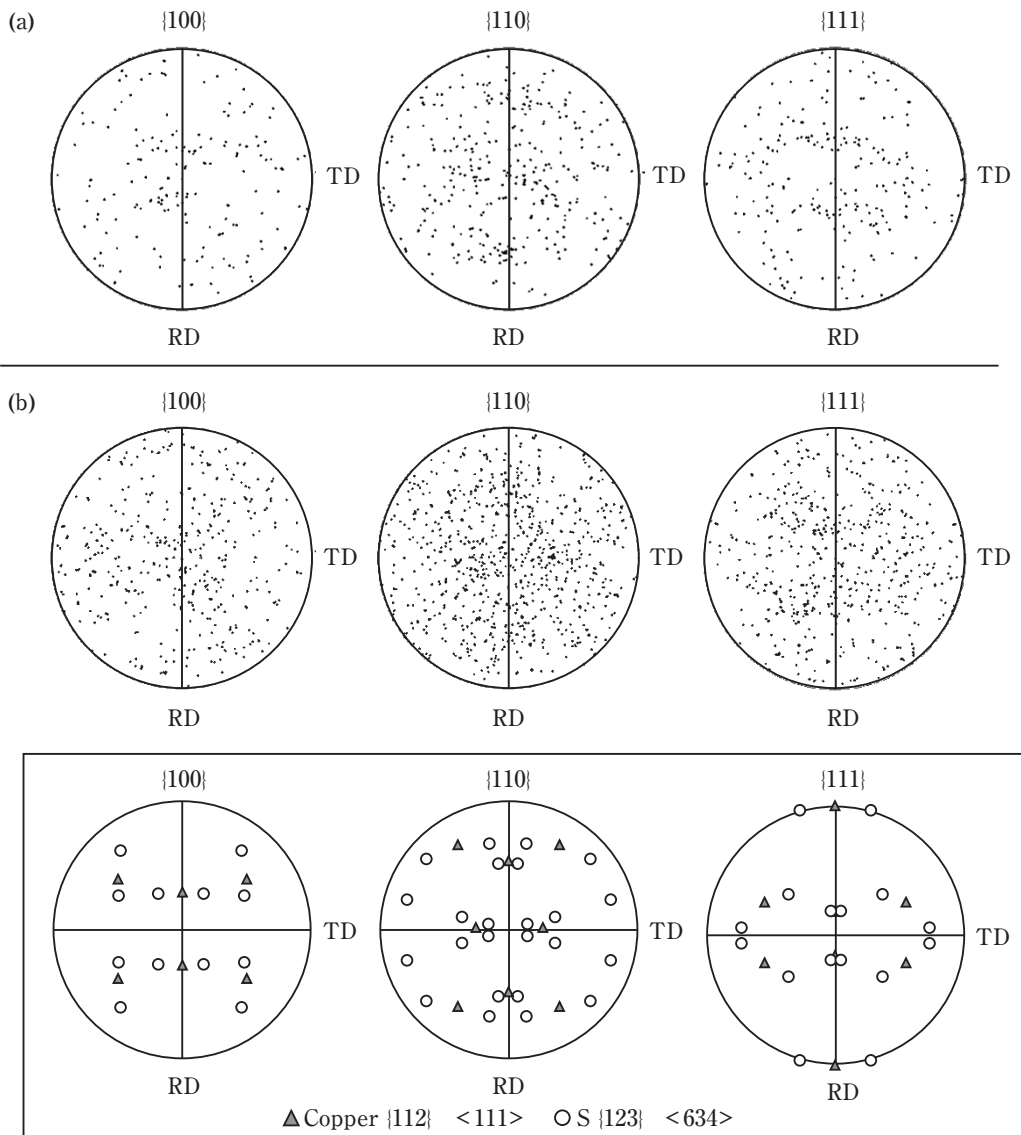
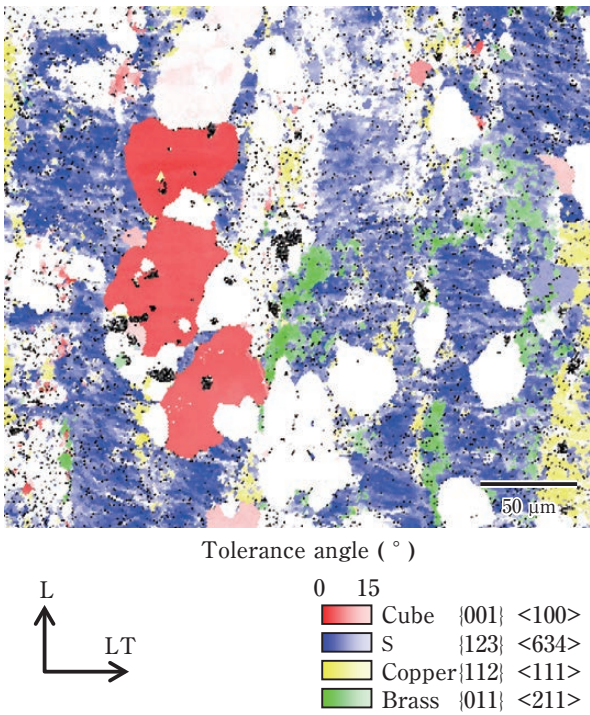


Fig. 12 Pole figures of the recrystallized grains around the second-phase particles after the final annealing at 623 K for 5 s. (a) sample P, (b) sample N.





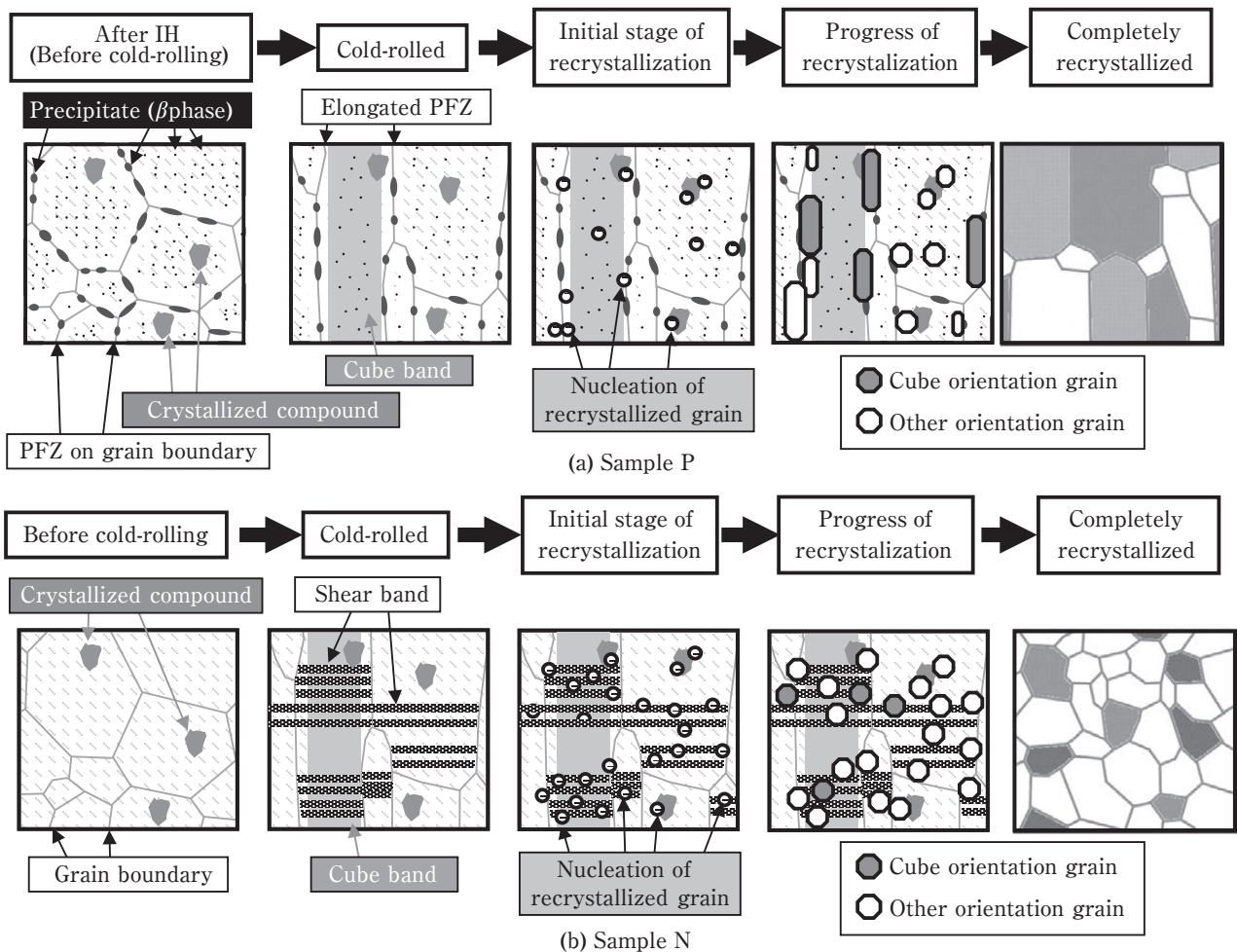
**Fig. 13** Formation of the recrystallized grains of the cube orientation in sample P after the final aenaling at 623 K for 20 s.

から Fig. 9 に示した cube バンドから形成されたと推定される<sup>12)</sup>。このため、cube バンドから圧延方向に沿って成長した cube 方位粒 (あるいは cube 方位粒が圧延方向に連なった領域) が形成されることで、他の結晶方位に比べて cube 方位密度が高くなり、cube 方位が主方位となると考えられる。また、サンプル N でも最終焼鈍前に cube バンドが存在したことが、cube 方位が主方位になった要因と考えられる。しかし、せん断帯が再結晶核の生成サイトとなることでランダム方位粒が形成され、cube 方位密度の増加が抑制された<sup>13)</sup> ため、サンプル P に比べて cube 方位密度の低い再結晶集合組織となったと考えられる。

### 3.6 再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響メカニズム

**Fig. 14** に、加工組織の形成および再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響について推定したメカニズムを、模式的に示す。

サンプル P は、析出処理によって結晶粒内および結



**Fig. 14** Schematic diagrams for microstructural changes in the cold-rolling and the recrystallization process. (a) sample P, (b) sample N.

晶粒界上に $\beta$ 相が析出する。特に結晶粒界上では、粗大な析出物の形成によって固溶元素量が減少するとともに、結晶粒界の周囲にはPFZが形成される。冷間圧延が施されると、転位セルが形成され、結晶粒内の転位密度の低い加工組織となるとともに、PFZが圧延方向に伸長する。最終焼鈍の過程では、直径 $5.0\ \mu\text{m}$ を超える粗大な第二相粒子（主に晶出物）が主要な再結晶核の生成サイトとなり、冷間圧延によって伸長したPFZに沿って優先的に再結晶粒が成長するため<sup>14)</sup>、圧延方向に長い扁平な再結晶粒となる。また、cubeバンドからcube方位粒が形成するため、cube方位密度が高くなる。

サンプルNは、固溶元素量が多い状態で冷間圧延が施されるため、多数のせん断帯が形成される。せん断帯は第二相粒子とともに再結晶核の生成サイトとなるため、核生成数が多くなる。加えて、サンプルPで見られたようなPFZによる特定の方向への優先成長等は起こらず、等軸かつ微細な再結晶粒となる。また、せん断帯からランダム方位粒が核生成することによって、再結晶集合組織におけるcube方位密度は小さくなる。

#### 4. 結 言

Al-Mg-Si系合金を供試材として、冷間圧延前の固溶析出状態が加工組織形成および最終焼鈍過程における再結晶挙動に与える影響を調査した。

- (1) 析出処理により $\beta$ 相が析出するとともに固溶元素量が減少し、結晶粒界の周囲にはPFZが形成される。 $\beta$ 相の直径は、それぞれ結晶粒界上で直径 $0.5\sim 1.0\ \mu\text{m}$ 、結晶粒内で数百nm程度である。冷間圧延が施されるとPFZは圧延方向に伸長する。最終焼鈍時には直径 $5.0\ \mu\text{m}$ 以上の第二相粒子が主な再結晶核の生成サイトとなり、PFZに沿って再結晶粒が優先的に成長し扁平な再結晶粒となる。また、cubeバンドからcube方位の再結晶粒が形成され、再結晶完了後にcube方位が主方位となる。
- (2) 溶体化処理後、析出処理を行わず固溶元素量の多い状態で冷間圧延を行うことにより、せん断帯が形成される。せん断帯が核生成サイトとなるため再結晶粒の核生成数が多く、PFZに沿った優先成長が起こらないため、等軸かつ微細な再結晶粒となる。また、せん断帯からの再結晶粒の核生成によりランダム方位粒の割合が増加し、再結晶集合組織におけるcube方位密度を低下させる。

#### 参考文献

- 1) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 軽金属, **61** (2011), 53-59.
- 2) 竹田博貴, 日比野旭, 高田 健: 軽金属, **60** (2010), 231-236.
- 3) 日比野旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属, **53** (2003), 534-541.
- 4) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 5) 中西英貴, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属, **64** (2014), 235-240.
- 6) 竹田博貴, 日比野旭, 高田 健: 軽金属, **62** (2012), 60-66.
- 7) 松本克史, 杉崎康昭: 軽金属, **55** (2005), 113-119.
- 8) 稲垣裕輔: 中強度アルミニウム合金の材料物性, 研究部会報告書No.51, 軽金属学会, (2008), 9-15.
- 9) A. K. Gupta and D. J. Lloyd: Metall. Mater. Trans., **30A** (1999), 879-884.
- 10) 八太秀周, 松田真一, 田中宏樹, 吉田英雄: 軽金属, **59** (2009), 248-253.
- 11) Y. Takayama and J. A. Szipunar: Mater. Trans., **45** (2004), 2316-2325.
- 12) O. Daaland and E. Nes: Acta Mater., **44** (1996), 1389-1411.
- 13) A. A. Ridha and W. B. Hutchinson: Acta Metall., **30** (1982), 1929-1939.
- 14) 玉田裕子, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属学会第126回春期大会講演概要, (2014), 263-264.



長谷川 啓史 (Akifumi Hasegawa)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部



中西 英貴 (Hidetaka Nakanishi)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部



浅野 峰生 (Mineo Asano)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



## 6000系アルミニウム合金の熱間加工中の下部組織形成に及ぼす MnおよびZr添加の影響\*

田中 宏樹\*\*, 長井 康礼\*\*\*

### Effects of Mn and Zr Addition in 6000 Series Aluminum Alloys on Substructure Formation during Hot Deformation\*

Hiroki Tanaka\*\* and Yasunori Nagai\*\*\*

Thermal stability of substructures in 6000 series aluminum alloys containing Mn and Zr elements was investigated by a plain strain compression test. In order to form thermal stabilized substructures, it was found that the deformation conditions should be arranged to correlate with a kinetic precipitation during the deformation. The substructures of the alloys containing Mn and Zr elements, the substructures were stable in the heat treatment at 540°C when the alloys were deformed at over 350°C. The sheets rolled at over 350°C in the strain rate of under 3/s per pass showed the fibrous structure after the heat treatment at 580°C. The sheets with the fibrous structure had the average Lankford value over 1.

**Keywords:** 6000 series aluminum alloys, plain strain compression, substructure, thermal stability, fibrous structure

#### 1. 緒言

熱間加工時に形成されるマイクロ組織は材料特性に大きな影響を及ぼす。熱間圧延は再結晶温度以上で実施されることが多いが、条件によっては結晶粒が圧延方向にパンケーキ状に伸びた繊維状組織として残ることがある<sup>1)</sup>。また、同じ熱間加工温度でも押出材の方が繊維状組織として残存しやすいことが知られている<sup>2)</sup>。HoritaらはECAP (equal-channel angular pressing) 法を用い、各種実用アルミニウム合金の熱的安定性について調査している<sup>3)</sup>。この研究では、5083合金や3004合金は200°C程度まで、2024合金や7075合金は300°C程度まで微細粒組織が維持されることを報告している。このように組成の違いで下部組織の熱的安定性が変化し、再結晶温度の変化となって現れる。これらの現象を総合的に考えると、組成と熱間加工条件(温度および

ひずみ速度)が下部組織形成に影響すると推察される。素材の熱間変形挙動を調査する方法として平面ひずみ圧縮試験が利用される<sup>4), 5)</sup>。試験機に誘導加熱方式や油圧サーボ機能を組み込むことで、試験片の温度や加工時のひずみ速度を精度良く制御できる。ただし加工によって試験片に導入されるひずみは、工具(アンビル)形状と試験片形状の幾何学的関係や工具と試験片の摩擦特性などの影響を受け、不均一なひずみ分布となる<sup>6)</sup>。平面ひずみ圧縮試験片の組織調査を行う場合には、上述のひずみ量などの加工履歴を正確に把握した上で解析する必要がある。本研究では、まず同一素材のネジを埋め込んだ試験片を埋め込み方向に圧縮し、ネジ山の距離変化から試験片内部のひずみ分布を定量化した。次に自動車用パネル材などに利用される熱処理型合金のAl-1%Si-0.6%Mg合金で、下部組織形成に及ぼすMnおよびZr添加と熱間加工条件の影響を調査した。これは、材料特性(塑性異方性およびランクフォード値)

\* 本稿の主要部分は、軽金属, 66 (2016), 2-8に掲載。

The main part of this paper was published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 66 (2016), 2-8.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部, 博士(工学)

No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Dr. Eng.

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

に及ぼす溶体化処理の再結晶挙動への影響を調べる目的で行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 平面ひずみ圧縮試験片内部のひずみ解析

平面ひずみ圧縮試験は所定のブロック形状のサンプルを、上下のアンビルで圧縮して変形を施す試験方法である。この際、アンビルと接する試験片表層部はひずみが小さく、試験片の中心部に向かってひずみが増大する傾向がある。つまり、試験片の深さ方向でひずみ量が増大する。試験片の深さ方向のひずみを測定するため、試験片と同材質のネジを予め埋め込み、圧縮後のネジ山ピッチ変化から深さ方向のひずみ量を測定した。試験片として量産規模で製造された5083合金熱間圧延板から厚さ10 mm、幅20 mm、長さ50 mmサイズのブロックを作製した。また、 $\phi 4$  mmでピッチが0.5 mmのネジも作製し、ブロック片にネジを埋め込んだ (Fig. 1)。アンビルはタングステンカーバイト製で試験片との接触面は幅30 mm、長さ10 mmの平坦部を有し、試験片を上下に挟んで圧縮する。熱間圧縮試験機は富士電波工機製サーメックマスターZを使用した。圧縮温度を300、400および500℃とし、試験片を厚さ方向に50%圧縮した。アンビルは0.1/sの初期ひずみ速度で、一定速度で試験片を圧縮した。試験片の加熱は高周波誘導加熱方式で、試験片側面に熱電対を取り付けて温度を測定した。熱電対は長手および厚さ方向のほぼ中央部に取り付けた。アンビルと試験片の界面は無潤滑剤状態とした。

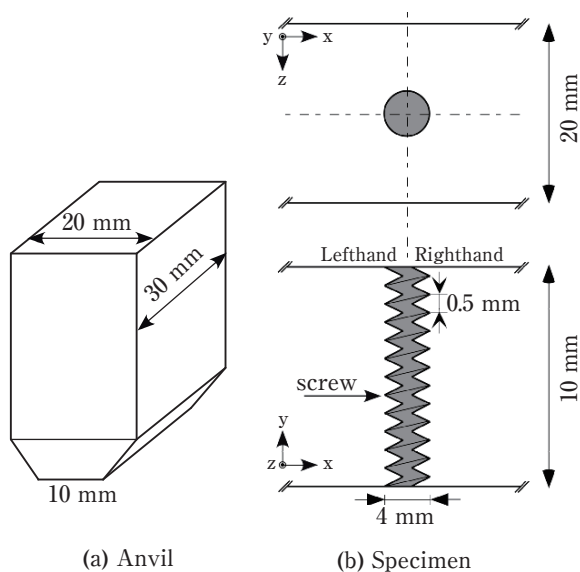


Fig. 1 Shape of an anvil (a) and a specimen with a screw embedded in the center (b).

### 2.2 再結晶挙動調査

Table 1に示す組成の鋳塊を半連続鋳造法で作製した。鋳塊の断面は一辺が175 mmの正方形形状で造塊した。この鋳塊に480℃で6 hの均質化処理を行った後、試料を炉内で室温まで冷却した。均質化処理後に鋳肌部を約20 mm削除し、上述したサイズのブロックを作製した。圧縮試験温度は200℃から500℃の範囲を50℃ピッチで設定した。各温度とも昇温時間は約1 min、保持時間は1 minとして圧縮を開始した。アンビルは一定速度とし、初期ひずみ速度を0.1, 1, 5および10/sに変化させた。試験片はt10 mmからt5 mmまで圧縮 (加工度50%) した。圧縮加工完了時点から10 s後にN<sub>2</sub>ガスを噴射し室温まで冷却した。冷却速度は約10℃/sであった。その後540℃で2 minの溶体化処理をソルトバスで行い、冷却方法は水冷とした (以下、540℃処理)。溶体化処理前後の加工部断面を偏光顕微鏡で調査した (以下、偏光組織)。一部、下部組織の状態を調査するためSEM-EBSP測定も行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 平面ひずみ圧縮試験片内部のひずみ解析結果

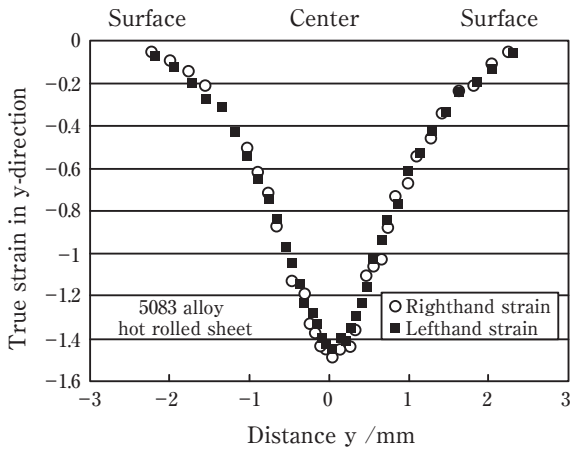
設定温度に対し、試験片の温度は $\pm 1$ ℃の精度で制御できた。Fig. 2に500℃で50%圧縮した試験片の、ネジ山ピッチ変化から読み取ったひずみ分布を示す。横軸は試験片の深さ位置を示し、0が中心部で両端が試験片表面の位置を示す。縦軸は真ひずみで表記している。Fig. 1で示した左側のネジ山変化をLefthand strain、右側をRighthand strainとして示す。アンビルと接する試験片表層部はほとんど変形せず、中心部に近づくにつれて急激にひずみ量が増える。中心部の圧縮加工率は全体を50%加工することで約75% (真ひずみ約-1.4) に達している。他の温度でもひずみ分布に大きな違いは認められなかった。本文では、試験片の組織形態を中心部付近の状態で判断する。

### 3.2 再結晶挙動調査結果

Fig. 3に各温度でひずみ速度が5/sの条件で圧縮後、

Table 1 Chemical compositions of 6000 series aluminum alloys. (mass%)

alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr	Al
S	1.01	0.22	<0.01	<0.01	0.59	<0.01	<0.01	bal.
M	1.04	0.20	<0.01	0.62	0.59	<0.01	<0.01	bal.
MZ	0.95	0.20	<0.01	0.62	0.59	<0.01	0.14	bal.



**Fig. 2** True strain in the y-direction obtained from experimental measurement after 50% compression at 500°C and strain rate 0.1/s.

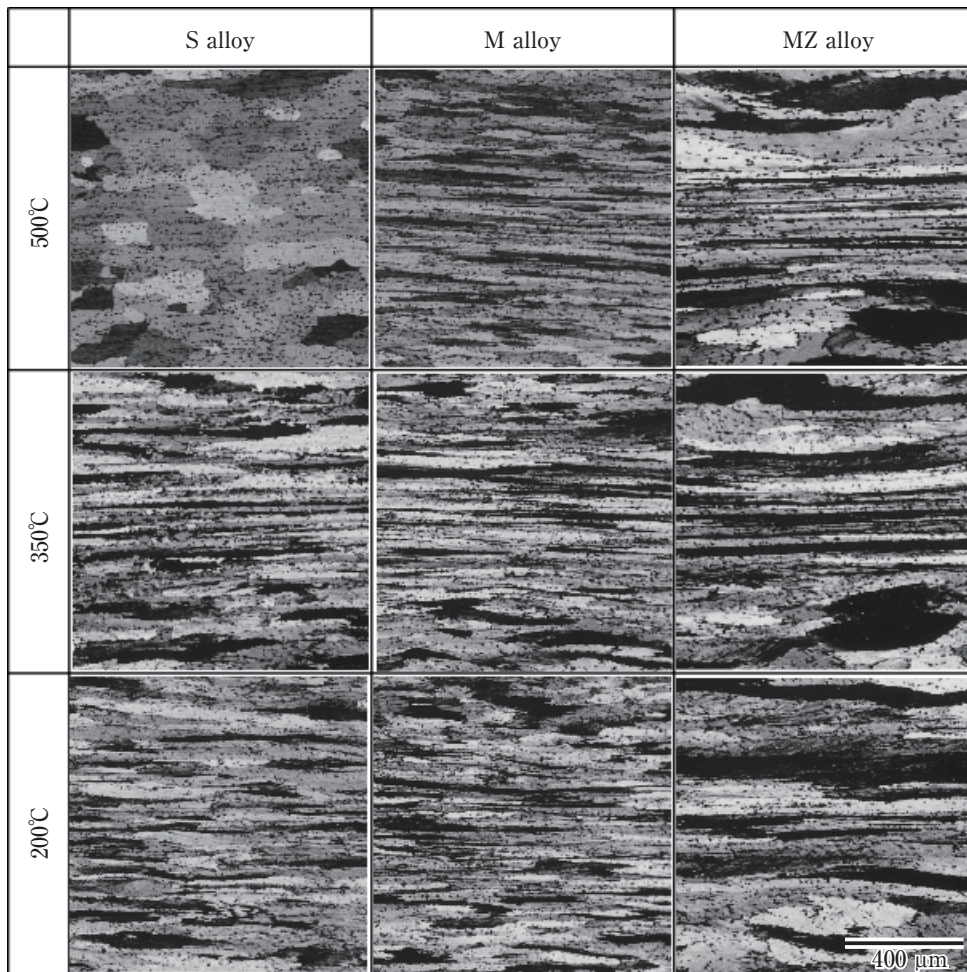
室温まで冷却した時点での試験片中心部付近の偏光組織を示す。M合金およびMZ合金はいずれの温度でも繊維状組織が維持されている。S合金は350°Cまでは繊維状組織が維持されるが、それより高温では再結晶粒

形成が認められ、500°Cでは全域が再結晶粒組織を呈する。

**Table 2**に540°C処理した圧縮試験片の組織状態を示す。S合金はいずれの加工条件でも再結晶粒組織（表中のマークR）となる。M合金およびMZ合金では、540°C処理後も繊維状組織（表中のマークF）が維持される加工条件がある。高温・低ひずみ速度側で繊維状組織が維持され、低温・高ひずみ速度ほど再結晶粒組織となる傾向が認められる。M合金では400°C以上で、MZ合金は350°C以上で加工すると、本実験のひずみ速度範囲内では繊維状組織が維持される。

M合金では粗大粒（表中のマークGG）の形成される加工条件が、再結晶粒と繊維状組織が形成される条件の間に存在する。**Fig. 4**にM合金を350°Cで1/sおよび5/sのひずみ速度で圧縮した場合の、540°C処理後の偏光組織を示す。5/s加工材は粗大粒の形成が確認できる。

これらをSEM-EBSDで調査した結果を**Fig. 5**に示す。イメージクオリティ（IQ）像は、菊池パターン of 鮮明度を表す。結晶粒（grain color）像は方位差2度以



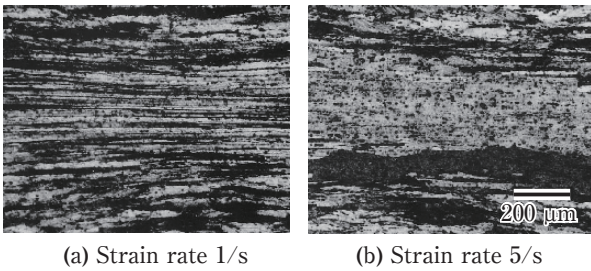
**Fig. 3** Optical microstructures of the samples after 50% compression: strain rate = 5/s.



**Table 2** Microstructure of compression test pieces on S, M and MZ alloys after 540°C treatment.

strain rate	0.5/s			1/s			5/s			10/s		
	S alloy	M alloy	MZ alloy	S alloy	M alloy	MZ alloy	S alloy	M alloy	MZ alloy	S alloy	M alloy	MZ alloy
500°C	R	F	F	-	-	-	R	F	F	-	-	-
450°C	R	F	F	R	F	F	R	F	F	R	F	F
400°C	R	F	F	R	F	F	R	F	F	R	F	F
350°C	R	F	F	R	F	F	R	GG	F	R	GG	F
300°C	R	GG	F	R	GG	F	R	GG	F+R	R	GG	R
250°C	R	GG	R	-	-	-	R	GG	R	-	-	-
200°C	R	R	R	-	-	-	R	R	R	-	-	-

Symbol / R : recrystallization, F : fibrous structure, GG : grain growth

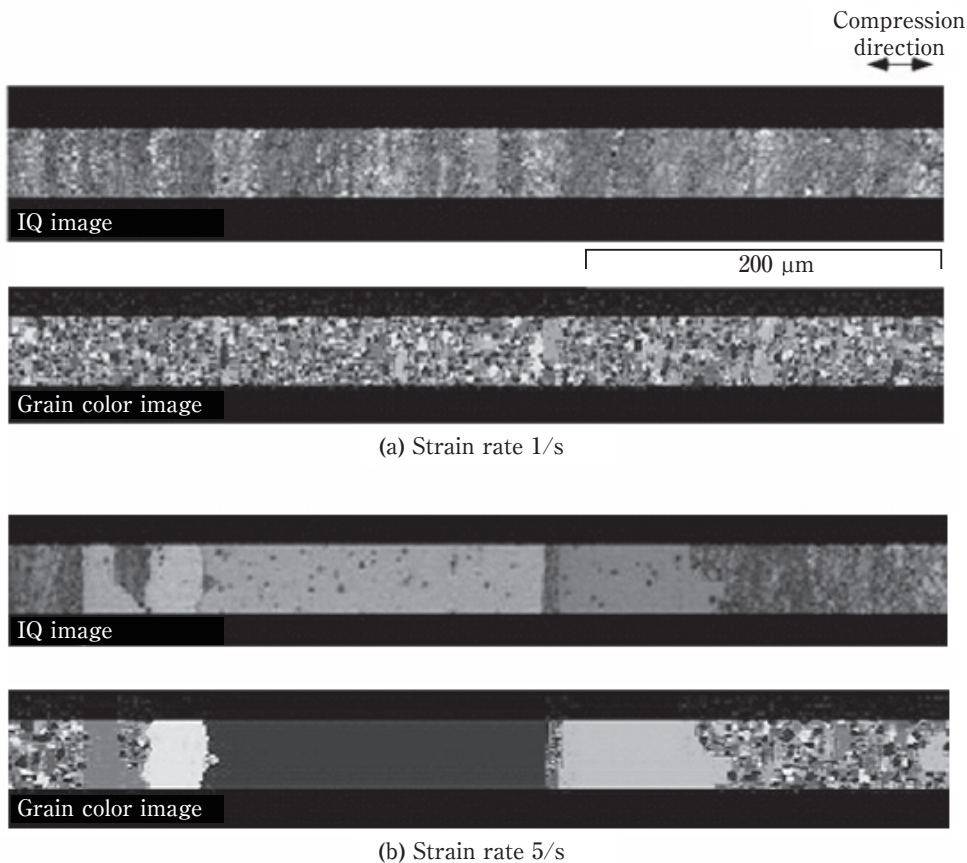


**Fig. 4** Optical microstructures of M alloy compressed at 350°C after 540°C treatment.

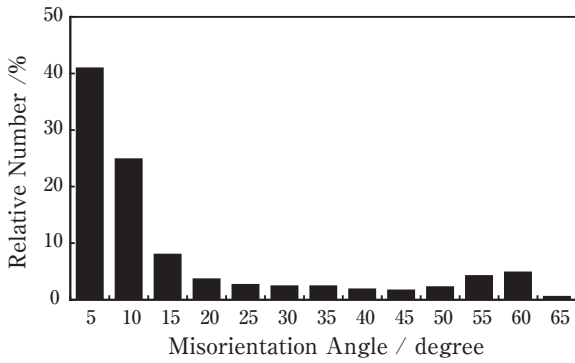
上を粒界として識別して異なる配色を施した。偏光組織で粗大粒と確認された5/s加工材は、EBSD解析でも

単一の粗粒であることが分かる。一方、1/s加工材は微細な組織形態を呈している。1/s加工材の方位差分布をFig. 6に示す。1/s加工材の繊維状組織域は15度以下の小角粒界の比率が高く、サブグレイン組織を呈していることが分かる。他の加工条件で繊維状組織が維持されている場合も、15度以下の小角粒界の比率が高かった。

以上のことから、MnやZr添加と適切な加工条件(温度およびひずみ速度)を組み合わせることで、540°C処理後も微細なサブグレイン組織が維持される下部組織の形成することが判明した。次章では、この熱的安定



**Fig. 5** SEM-EBSD analyses of M alloy compressed at 350°C in strain rate (a) 1/s and (b) 5/s after 540°C treatment.



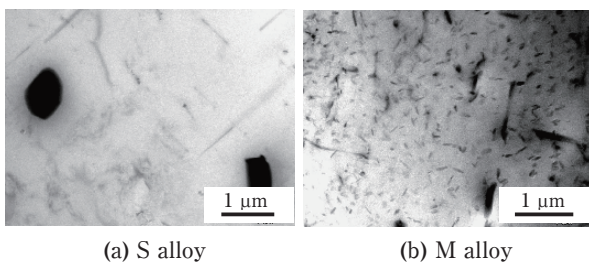
**Fig. 6** Misorientation angle histograms of M alloy deformed at 350°C in strain rate 1/s after 540°C treatment.

な下部組織形成要因を考察し、これを基に板材の試作を行った結果を示す。

#### 4. 考察

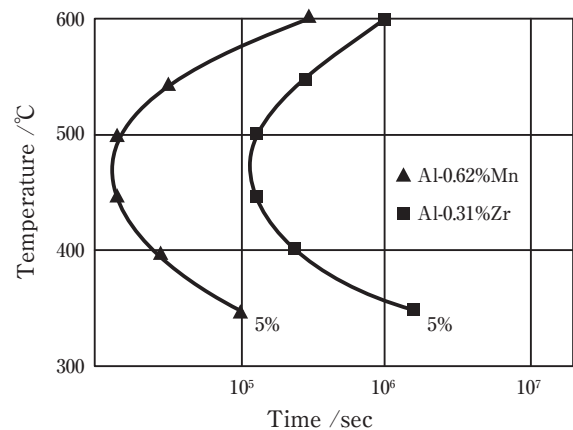
平面ひずみ圧縮試験片内部のひずみ量変化を5083合金熱間圧延板で調査し、300～500°Cの温度範囲では同様なひずみ状態になることが分かった。SM490鋼を750°Cで平面ひずみ圧縮した研究を参考にすると、本実験結果と同様な結果が得られている<sup>6)</sup>。加工硬化係数( $n$ 値)がアルミニウムと大きく異なる素材では試験片内部のひずみ状態は変化すると思われ、別途ひずみ解析が必要と考えられる。

Mn添加により、均質化処理後の第二相粒子の分布状態が変化する。Fig. 7にS合金とM合金の均質化処理後のTEM組織を示す。S合金では1  $\mu\text{m}$ 程度の化合物が確認でき、EDX分析ではMgとSi濃度が高かったため $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相と考えられる。また、その分散は疎な状態であった。一方、M合金には0.1  $\mu\text{m}$ 程度の微細な化合物が密に存在し、1  $\mu\text{m}$ 程度の化合物も確認できる。EDX分析の結果、微細化合物はAl-Mn-Si系化合物で、1  $\mu\text{m}$ サイズの化合物は $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相と考えられる。S合金は1  $\mu\text{m}$ 程度の $\text{Mg}_2\text{Si}$ 相が疎に分散した状態であるた



**Fig. 7** TEM microstructures of (a) S alloy and (b) M alloy after the homogenization at 480°C for 6 h.

め、400°C以上で圧縮した後、室温に温度を下げる途中で再結晶したと考えられる。また、350°C以下で圧縮加工しても540°C処理で繊維状組織を維持する下部組織が形成されず、再結晶粒組織を呈した。M合金は0.1  $\mu\text{m}$ 程度の微細化合物が密に分散し、540°C処理で再結晶を抑制する作用があると思われる。しかし、圧縮条件によってM合金の熱的安定性は変化する。これは、圧縮条件によって固溶した溶質元素の析出状態が変化し、熱的安定な下部組織形成に影響を与えたものと推察できる。Fig. 8はAl-0.62%Mn合金とAl-0.31%Zr合金を各温度で所定時間の熱処理を行い、電気抵抗変化の等しい条件をプロットして得られたC曲線である<sup>7)</sup>。これは固溶したMnやZrの析出挙動を示している。いずれも450～500°C付近に析出ノーズがあり、350°C以下では析出しにくいことも推定できる。析出ノーズで電気抵抗が5%変化するために104～105sの時間を要するので、MnとZrの析出速度はさほど速くないことが理解できる。このような析出挙動を考慮して、Table 2に示した変化を考える。M合金を400°C以上で圧縮加工すると、540°C処理後も繊維状組織が維持され、熱的安定性が向上する。これは圧縮加工中のMnの析出が影響しているためと考えられる。さらにZrを添加したMZ合金は350°C圧縮でも熱的安定な下部組織が形成する。これは圧縮加工中にZrの析出も付加されるためと考えられる。また、M合金とMZ合金はそれぞれ350°Cおよび300°C圧縮において、ひずみ速度の違い領域で熱的安定な下部組織が形成する。これは、この温度域でMnとZrの析出速度が遅いことと相関があると思われる。このように、MnやZrなどの遷移元素の析出速度と関連させて加工条件(温度およびひずみ速度)を選択すると、熱的安定な下部組織が形成することが分かつ



**Fig. 8** C-curves for decomposition of the solid solution in castings of alloys Al-0.62% Mn (▲) and Al-0.31% Zr (■).<sup>7)</sup>

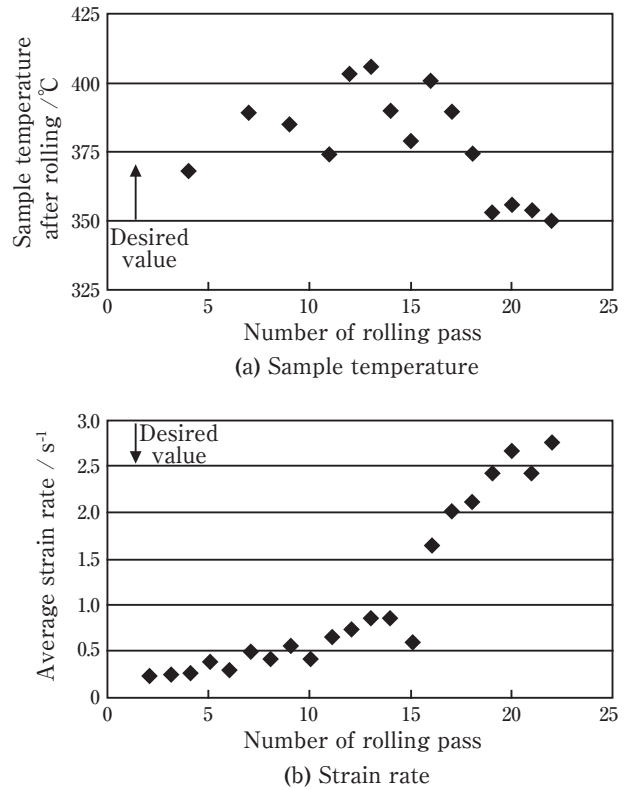
た。熱的安定な下部組織形成メカニズムについての仮説を述べる。圧縮加工中に動的析出が生じて転位の移動を抑制し、異なるすべり面から移動してきた転位と反応することで不動転位化する可能性がある<sup>8)</sup>。析出ノーズで加工することはこの反応を増加させ、結果的に熱的安定な下部組織形成につながるものと考えられる。本仮説に関しては、さらに理論および実証的な検討が必要である。

一般的に圧延材よりも押出材の方が熱的安定な下部組織が形成しやすく、繊維状組織が維持されやすい。逆に、圧延材を500℃付近で熱処理すると、ほとんどの場合に再結晶粒組織を呈する。このような圧延材と押出材の下部組織の違いは、加工中のひずみ速度が異なることも一因と思われる。量産規模の製造では、熱間圧延でのひずみ速度は熱間押出より一桁高い状態となる<sup>9)</sup>。本実験の知見から、MnやZrの遷移元素を添加して圧延条件(温度、ひずみ速度)を制御すれば熱的安定な下部組織が形成するものと考えられる。そこで、ロールを加熱して等温で圧延が可能な圧延機<sup>10)</sup>を用い、MZ合金の制御圧延(control rolling; CR)を試みた。ロール温度を370℃ ± 15℃に制御し、ロール周速を5m/minとした。圧延時の平均ひずみ速度は(1)式を用いて算出<sup>11)</sup>し、各パスのひずみ速度が3/s以下となるよう圧下率を調整した。480℃、6h(炉冷)の均質化処理を行い、450℃に加熱して圧延を開始して、ロール出側で350℃以上となるように適宜再加熱を行いながら30mm厚さから1.2mm厚さまで圧延した。

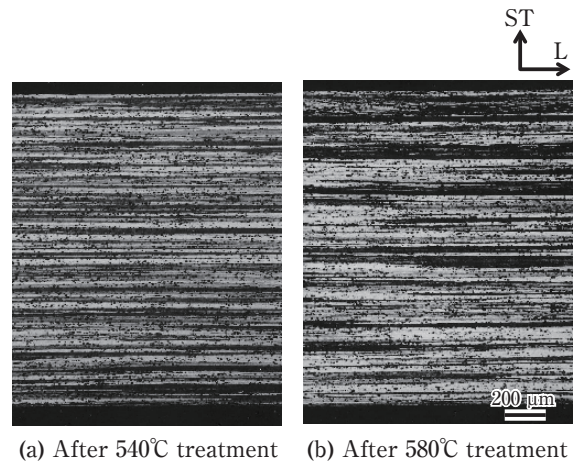
$$\dot{\epsilon} = \frac{U_R}{\sqrt{R'} h_0} \cdot \frac{2\sqrt{r}}{2-r} \quad \dots (1)$$

$U_R$ : ロール周速 (m/s),  $R'$ : ロール半径 (m),  
 $h_0$ : 圧延前板厚 (m),  $r$ : 圧下率

**Fig. 9**に各パスのひずみ速度と圧延サンプルの温度実績を示す。すべてのパスにおいて、狙い通りの条件で圧延試作が実施できた。この試作材をソルトバスにより540℃で90sと580℃で90sの溶体化処理を行った。冷却方法は水冷とした。溶体化処理後のL-ST面偏光組織を**Fig. 10**に示す。580℃処理においても繊維状組織が維持されることから、熱的安定な下部組織が形成したことが分かる。比較のためS合金とMZ合金を用い、均質化処理後に標準工程(STD: 熱間圧延-冷間圧延-中間熱処理-冷間圧延)で1.2mmに仕上げたサンプルを作製した。標準工程材の溶体化処理後の組織はいずれも等軸再結晶粒組織で、平均粒径はS合金で約30μm、MZ合金で約15μmであった。**Fig. 11**に溶体化処理後の方位差分布を示す。MZ合金制御圧延材は



**Fig. 9** The results of sample temperature and strain rate on the controlled rolling.



**Fig. 10** Optical microstructures of the worm rolled sheets on MZ alloy after the solution heat treatment.

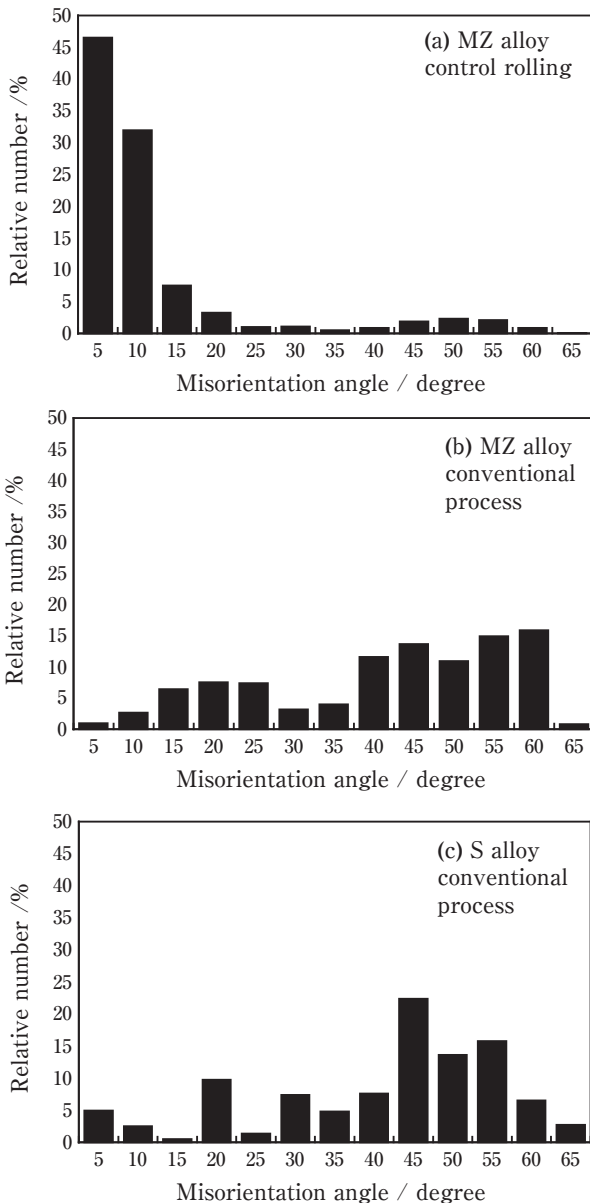
15度以下の小角粒界比率が高く、サブグレイン組織を呈していることが分かる。標準工程材は15度以上の大角粒界比率が高い。540℃で90sの溶体化処理後(T4)と、室温で7日経過後にオイルバスにて170℃で30minの時効処理(BH)を行ったサンプルの引張り特性を**Table 3**に示す。MZ合金制御圧延材のT4強度は異方性が強いが標準工程材より高くなる。また、ランクフォード( $r$ )値の異方性も強いが、45°方向の $r$ 値が非常に高く、平均 $r$ 値が1を超える特異な特性を示す。T4



**Table 3** Mechanical properties of the sheets by control rolling and conventional process.

Alloy process	Direction	T4 (540°C-90 s)					BH (170°C-30 min)			
		YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	$r$ value	Ave. $r$	$\Delta r$	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)
MZ alloy control rolling	0°	167	273	21	0.47	1.32	-1.25	184	279	22
	45°	150	253	20	1.94			162	240	17
	90°	164	257	21	0.92			185	268	20
MZ alloy conventional process	0°	127	244	26	0.60	0.73	-0.34	155	262	21
	45°	123	239	24	0.91			151	258	19
	90°	128	244	25	0.52			149	255	20
S alloy conventional process	0°	99	214	30	0.77	0.68	0.12	186	275	22
	45°	98	210	31	0.62			181	267	23
	90°	96	208	28	0.70			180	268	23

処理後の板面の極点図から作成した結晶方位分布関数 (Crystallite Orientation Distribution Function; ODF)



**Fig. 11** Misorientation angle histograms of the sheets after the solution heat treatment at 540°C .

を **Fig. 12** に示す。MZ合金制御圧延材は、圧延集合組織 ( $\{011\}\langle 211\rangle, \{123\}\langle 634\rangle, \{112\}\langle 111\rangle$ ) が主方位で、その方位密度は高いレベルであった。圧延集合組織は45°方向の $r$ 値を向上させることが知られている<sup>12)</sup>ので、MZ合金制御圧延材の $r$ 値の特徴はその集合組織に起因するものと考えられる。ただし、BH後のMZ合金制御圧延材の強度は標準工程のS合金と同程度で、標準工程のMZ合金は低い。つまり、MZ合金はベークハードしにくい特性を示す。これは、均質化処理でAl-Mn-Si系化合物が形成してSiの固溶量が減少し、時効処理時に $Mg_2Si$ 相の形成が少なくなるためと考えられる。制御圧延中にもAl-Mn-Si系化合物の形成が生じると考えられ、MZ合金制御圧延材のベークハード性が低くなったものと思われる。

今回、遷移元素が析出しやすい条件で加工することで、熱的安定な下部組織が形成されることを示した。加工中の析出物の同定やこの動的析出と加工で導入される転位との相互作用および下部組織形成メカニズムに関しては今後の課題である。

## 5. 結 言

平面ひずみ圧縮試験片の内部ひずみ状態を把握した上で、Al-1%Si-0.6%Mg合金の下部組織形成に及ぼすMnおよびZr添加の影響を調査し、以下の結果を得た。

- (1) MnおよびZrを添加した合金の下部組織形成は、加工温度およびひずみ速度の影響を受ける。固溶MnおよびZrの析出ノーズに対応する加工条件であれば、熱的安定な下部組織が形成する。
- (2) Mn添加した場合は400°C以上の加工温度で熱的安定な下部組織形成が認められる。さらにZrも添加することで、熱的安定性を付与する加工温度は50°C程度下げることができる。また、ひずみ速度の低い方が、熱的安定な下部組織を形成する傾向が見られる。これらは加工中のMnお

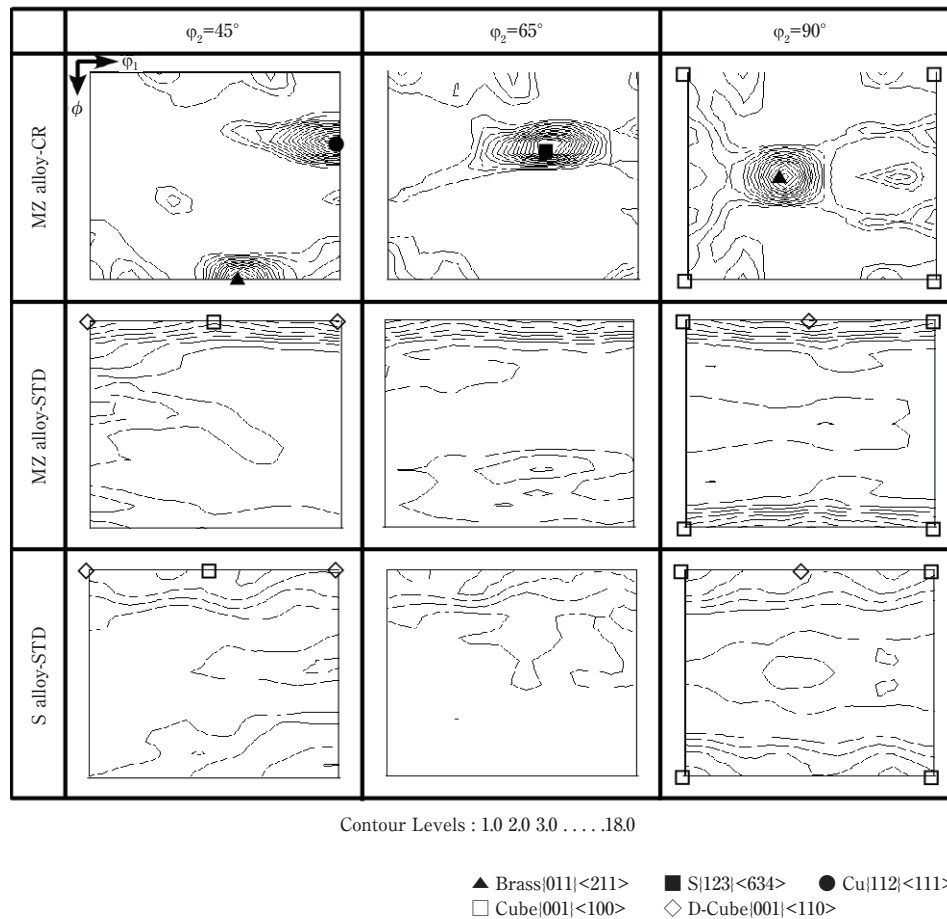


Fig. 12 ODFs of control rolling sheet (CR) and conventional process sheet (STD) after the solution heat treatment at 540°C .

よびZrの析出と相関する条件であることがC曲線から推定できる。

- (3) MnとZrを添加した6000系合金に対し圧延温度を350℃以上、1パスあたりのひずみ速度が3/sとなるように制御して仕上げた板材は、580℃に加熱しても再結晶組織とはならず繊維状組織が維持される。その引張り特性は異方性が強いものの、45°方向のランクフォード(*r*)値が極めて高く、平均*r*値は1を超える特異な特性を有する。

本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の「高成形性自動車用板材材料の開発」の一環として行ったものである。

参考文献

1) T. H. Courtney : Mechanical Behavior of Materials, McGraw-Hill, (1990), 309.  
 2) 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属, **47** (1997), 691-695.  
 3) Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto and T. G.Langdon : Metall. Mater. Trans., **31A** (2000), 691-701.

4) ASM Handbook, Metalworking Bulk Forming, ASM, **14A** (2003), 587.  
 5) K. F. Karhausen, J.Savoie, C.M.Allen, D. Piot and R. Luce: Materials Science Forum **396-402** (2002), 371-378.  
 6) 井上忠信, 鳥塚史郎, 永井寿 : 鉄と鋼, **86** (2000), 793-800.  
 7) H. D. Merchant, J. Crane and E. H. Chia : Homogenization and Annealing of Aluminum and Copper Alloys, The Metallurgical Society, Inc., (1988), 15.  
 8) 中村正久 : 基礎転位論, 丸善, (1968), 86.  
 9) 日本航空宇宙工業会 : 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), 17.  
 10) 田中宏樹, 吉田英雄 : 金属, **73** (2003), 220-223.  
 11) 堀内 良 : 軽金属, **31** (1981), 431-444.  
 12) 井上博史, 稲数直次 : 軽金属, **44** (1994), 97-103.



田中 宏樹 (Hiroki Tanaka)  
 (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部  
 博士(工学)



長井 康礼 (Yasunori Nagai)  
 (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

## 3003 アルミニウム合金の再結晶挙動に及ぼす Si 濃度の影響\*

安藤 誠\*\*, 福元 敦志\*\*\*, 田中 宏和\*\*\*\*

### Effects of Si Content on Recrystallization of 3003 Aluminum Alloy\*

Makoto Ando\*\*, Atsushi Fukumoto\*\*\* and Hirokazu Tanaka\*\*\*\*

The effects of the Si content on the recrystallization of the 3003 aluminum alloys were investigated to obtain fundamental knowledge to control the mechanical properties of heat exchanger materials. The 3003 aluminum alloys containing various amounts of Si were cast, hot-rolled, cold-rolled and annealed at various temperatures. The recrystallization temperature became higher, and the amount of solid solute Mn content became larger with the decrease in the Si content. When the annealing temperature was lower than the recrystallization temperature, minute dispersoids with the size of around 10 nm were observed in the alloy without Si addition, whereas they were not observed in the Si-added alloys. However, since these minute dispersoids didn't seem to be pinning the grain boundary, it would be reasonable to consider that the solid solute Mn inhibited the recrystallization. On the other hand, since the solid solute Mn was considered to be drastically decreased by the precipitation of Al-Mn-Si compounds during the hot-rolling process, the inhibition of the recrystallization by the solid solute Mn was thought to be quite small under the high Si content.

**Keywords:** recrystallization; precipitation; Si content; solid solute Mn; heat exchanger

#### 1. 緒言

自動車用熱交換器には、3003アルミニウム合金（以下、3003合金）に代表されるAl-Mn系合金の単層材や、Al-Mn系合金の表層にAl-Si系合金などをクラッドしたブレイジングシートが広く用いられている。これらの熱交換器用材料には曲げ、深絞り、しごきなど多様な成形が施される。したがってそれぞれの成形に適した機械的特性を得るために、材料の製造工程における回復および再結晶挙動を把握して組織制御する必要がある。

一般的にAl-Mn系合金の再結晶挙動においては、マトリクス中の過飽和固溶元素が転位や亜結晶粒界に沿って析出し、その移動を妨害して再結晶を遅延させる<sup>1)</sup>、また粒径0.1 μm程度以下の微細析出物は同じく転位や粒界の移動を妨害して、再結晶を遅延させる<sup>2)</sup>とされて

いる。このようなAl-Mn系合金の回復および再結晶挙動は、Si濃度によって大きく変化すると報告がある<sup>3)~5)</sup>。熱交換器用材料として一般的な3003合金の場合、Siの成分規格は上限が0.6%に規定されており、Si濃度の変動幅が大きく、回復および再結晶に及ぼすSi濃度の影響を詳細に把握することが組織制御において重要である。しかし、これらの報告は熱間圧延を介さずに冷間加工し、固溶元素量が極めて多い状態での再結晶や析出の挙動を検討したものであり、熱間圧延する工業的な熱交換器用材料とは製造プロセスが異なるため、両者の回復および再結晶挙動においては異なる点が多いと思われる。

そこで本研究においては、3003合金の成分範囲内にてSi濃度を変化させた合金を工業的な工程で製造して供試材とし、再結晶挙動に及ぼすSi濃度の影響について検討した。

\* 本稿の主要部分は、軽金属, 66 (2016), 180-184.に掲載。

The main part of this paper has been published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 66 (2016), 180-184.

\*\* UACJ Trading (America) Co., Ltd., Ph. D.

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第四研究部

No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 企画業務部

Research Planning & General Service Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

## 2. 実験方法

Table 1に示す化学組成の合金を、DC 鋳造により厚さ80 mm、幅200 mmの鋳塊とした。この合金鋳塊に600℃にて3 hの均質化処理を施した。その後、500℃に加熱した上で、熱間圧延により厚さ3.0 mmとし、さらに冷間圧延により厚さ0.7 mmの板材を得た。最後に260～380℃にて3 hの焼鈍を施して各試験に供した。なお、焼鈍時の昇温速度および冷却速度はいずれも50℃/hとした。

機械的特性については、板材試料よりJIS 5号引張試験片を切り出し、常温にて引張試験を行った。導電率については、板材試料より幅10 mm×長さ200 mmの試験片を切り出し、25℃にて四端子法により測定した。金属組織については、比較的粗大な第二相粒子を観察するため、板材試料断面を鏡面研磨し、走査型電子顕微鏡で観察した。また、結晶粒を観察するため、鏡面研磨後Barker液にてエッチングを行い、偏光顕微鏡にて観察した。さらに、微細な析出物粒子を観察するため、集束イオンビーム(FIB)により薄膜化し、加速電圧200 kVにて走査透過型電子顕微鏡(STEM)により観察を行った。固溶量については、板材試料をフェノールに溶解して孔径0.1 μmのPTFEメンブレンフィルターにてろ過した後、クエン酸にて抽出し、ICP発光分光分析により測定した。

## 3. 実験結果

Fig. 1に、各温度で焼鈍を施した試料を引張試験に供して得られた耐力を示す。軟化温度は0.5Si材で最も低く、Si濃度が減少するに従って高くなっていった。

Fig. 2に、各温度で焼鈍した後の断面偏光組織を示す。繊維状組織がほぼ完全に消失して全面再結晶組織となる焼鈍温度は、0Si材と0.1Si材では360℃以上、0.3Si材では300℃以上、0.5Si材では280℃以上となっていた。また0Si材と0.1Si材を比較すると、焼鈍温度340℃における再結晶組織の割合は0.1Si材の方が高かった。以上のことより、Si濃度が低いほど再結晶温度が高いことが分かる。

Table 1 Chemical composition in mass % of the alloy specimens used in this study. (mass%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Al
0Si	0.01	0.10	0.16	1.21	Bal.
0.1Si	0.10	0.10	0.14	1.20	Bal.
0.3Si	0.28	0.10	0.14	1.19	Bal.
0.5Si	0.48	0.12	0.16	1.19	Bal.

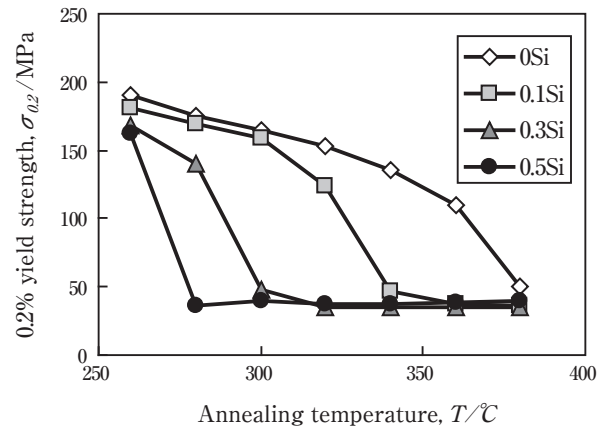


Fig. 1 Relationship between 0.2% yield strength and annealing temperature obtained through the tensile testing at room temperature.

一般的に粒径2 μm程度以上の第二相粒子(Al-Mn系合金では主に晶出物)は、冷間加工時にその周辺に強加工領域を形成させて再結晶の核生成サイトとなり、再結晶を促進するとされる<sup>6)~8)</sup>。再結晶挙動に影響する因子として、晶出物分布の違いを検証するため、焼鈍前材のSEM反射電子像観察を行った。その結果をFig. 3に示す。写真中にて白く見える部位が、晶出物にあたると思われる。Fig. 4はこれらの反射電子像を各4視野ずつ画像解析することにより、晶出物のサイズ(円相当径)分布をヒストグラムにしたものである。再結晶の核になり得るとされる円相当径2 μm以上の晶出物の個数は、Si濃度が低いほど多かった。よって、もし晶出物分布の違いが再結晶挙動の違いに対して支配的要因であれば、2 μm以上の晶出物の密度が高い材料ほど再結晶温度は低く、再結晶粒は小さくなるのが妥当であろう。しかしながら、Fig. 1において、Si濃度が低いほど再結晶温度は高くなっていった。また、Fig. 2において、全ての材料にて再結晶組織となっている焼鈍温度380℃材の圧延方向における平均結晶粒径は、例えばSi濃度の最も低い0Si材では約150 μm、Si濃度の最も高い0.5Si材では約120 μmとなっており、Si濃度の低い方が大きくなっていった。以上のように、Si濃度と再結晶温度および平均結晶粒径との相関につき、晶出物密度から予測されるような傾向は見られない。したがってFig. 1およびFig. 2で見られた再結晶挙動の違いに対し、晶出物分布の違いが支配的な影響を及ぼしているとは考えにくく、固溶や析出を考慮する必要があると考えられる。

Fig. 5に、焼鈍前後の導電率測定結果を示す。Si濃度が低いほど焼鈍前の導電率は低く、例えば0Si材と0.5Si材とでは、17% IACSほどの差が見られた。また、いずれの合金においても焼鈍温度が高温になるに従い



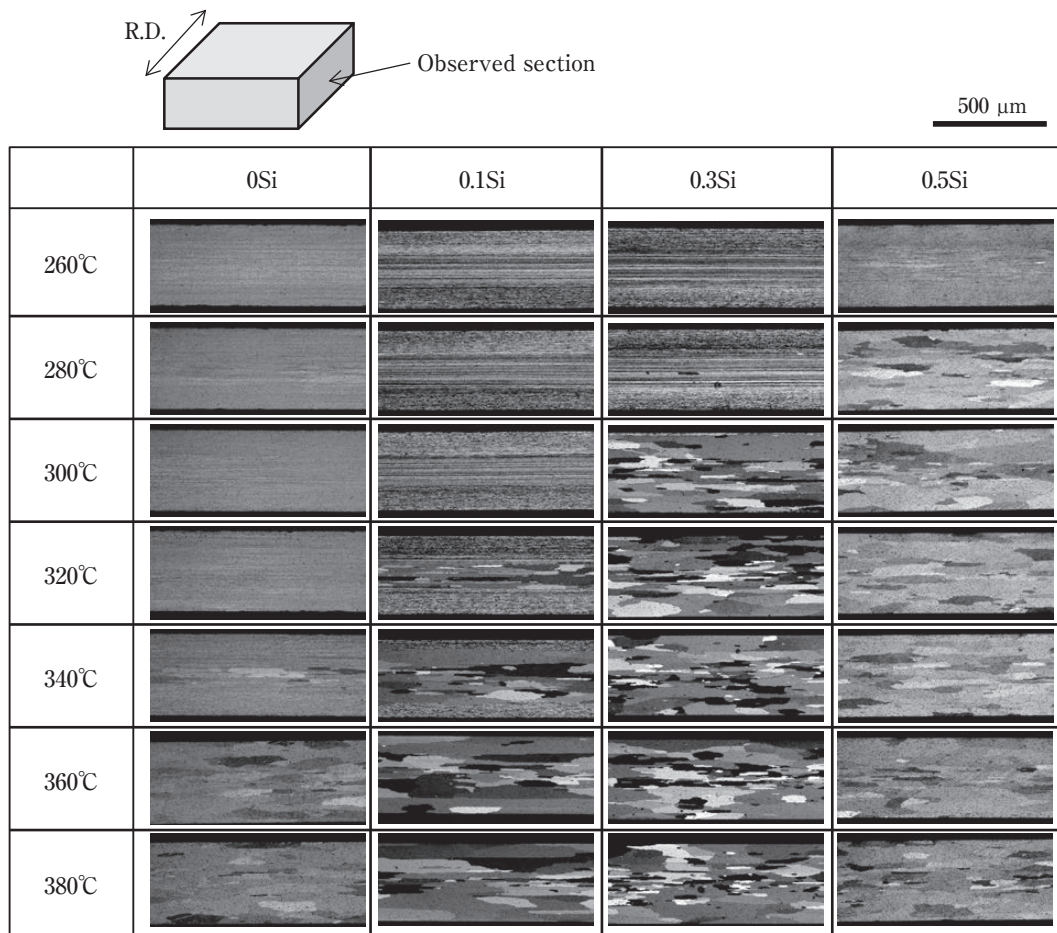


Fig. 2 Polarization micrographs on cross sections of the annealed specimens. Each temperature indicates the annealing temperature.

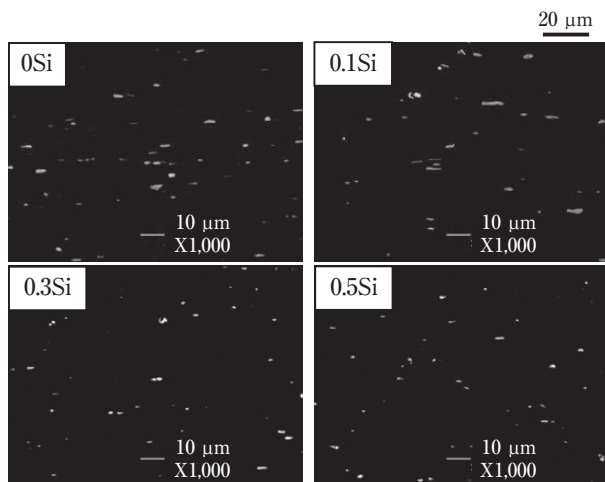


Fig. 3 Distribution of secondary particles on the cross sections of the specimens before annealing.

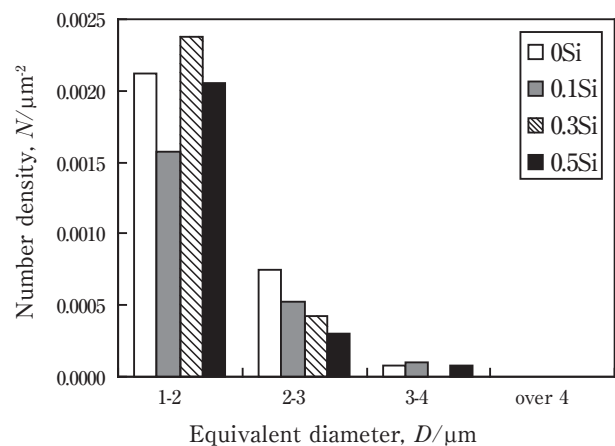


Fig. 4 Number density of secondary dispersed particles with each equivalent diameter, corresponding to Fig. 3.

導電率が高まったが、その変動量はSi濃度が低いほど大きかった。380°Cでの焼鈍後における0Si材と0.5Si材の導電率の差は7%IACSほどであり、焼鈍前より差異が小さくなっていた。これらの結果より、Si濃度が低いほど、焼鈍前の固溶元素量、および焼鈍中の析出量が多くなっていたと考えられる。

焼鈍中に析出した元素の種類を調べるため、焼鈍前および380°C焼鈍後(いずれの合金でもほぼ軟化完了した温度)の固溶元素量をフェノール溶解法にて分析した結果をFig. 6に示す。Si濃度が低いほど焼鈍前のMn固溶量が多く、また焼鈍前後の固溶Mn量の変化が大きかった。一方、固溶Siについては、0Si材や0.1Si材

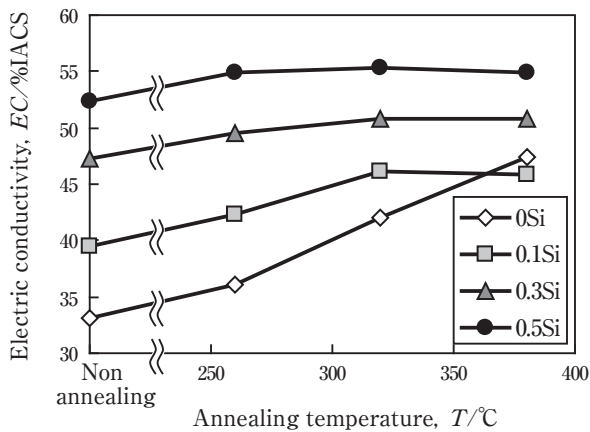


Fig. 5 Relationship between electric conductivity and annealing temperature.

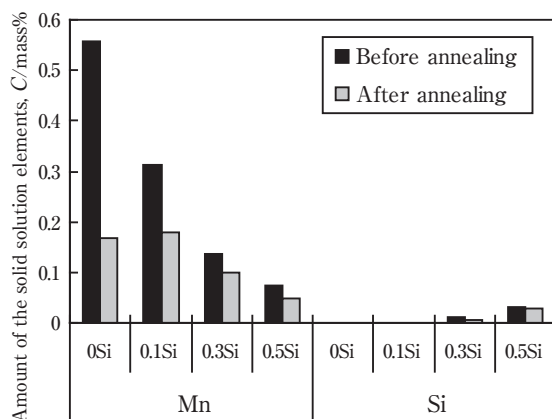


Fig. 6 Amount of the solid solution elements,  $c$ , in each specimen before and after annealing at 380°C.

ではほとんど検出されておらず、0.3Si材や0.5Si材では検出されてはいるものの、固溶Mn量に比べると少なく、焼鈍前後の変化も小さかった。よって、焼鈍中に生じる析出物は主にSiを含まない $Al_6Mn$ であると考えられる。Si多くを含有している場合は、熱間圧延中に $Al-Mn-Si$ の析出が生じやすく、ほとんどの固溶Siは熱間圧延中に析出したものと考えられる。

Fig. 7に、各温度で焼鈍した材料のSTEM写真を示す。低倍写真中の四角は高倍写真の視野を示している。なお、丸い模様はサンプル設置用のメッシュによるものである。焼鈍温度が260°Cの場合、低倍写真において0Si材では明瞭な析出物が見られなかったのに対し、0.1%以上のSi濃度の材料では明瞭な析出物が見られ、Si濃度が高いものほどその密度が高くなっていった。一方高倍写真を見ると、低倍写真では明瞭に確認できなかったごく微細な析出物が、0Si材のみにおいて見られた。焼鈍温度が320°Cの試料においてはこの傾向がさらに明瞭となり、高倍写真においては0Si材のみでなく0.1Si材でもごく微細な析出物が見られた。焼鈍温度

が380°Cになると、低倍写真においていずれの材料でも明瞭な析出物が確認された。高倍写真においては、0Si材ではやや微細な析出物が確認されるものの、焼鈍温度320°Cと比べるとその数は少なくなっていた。

#### 4. 考察

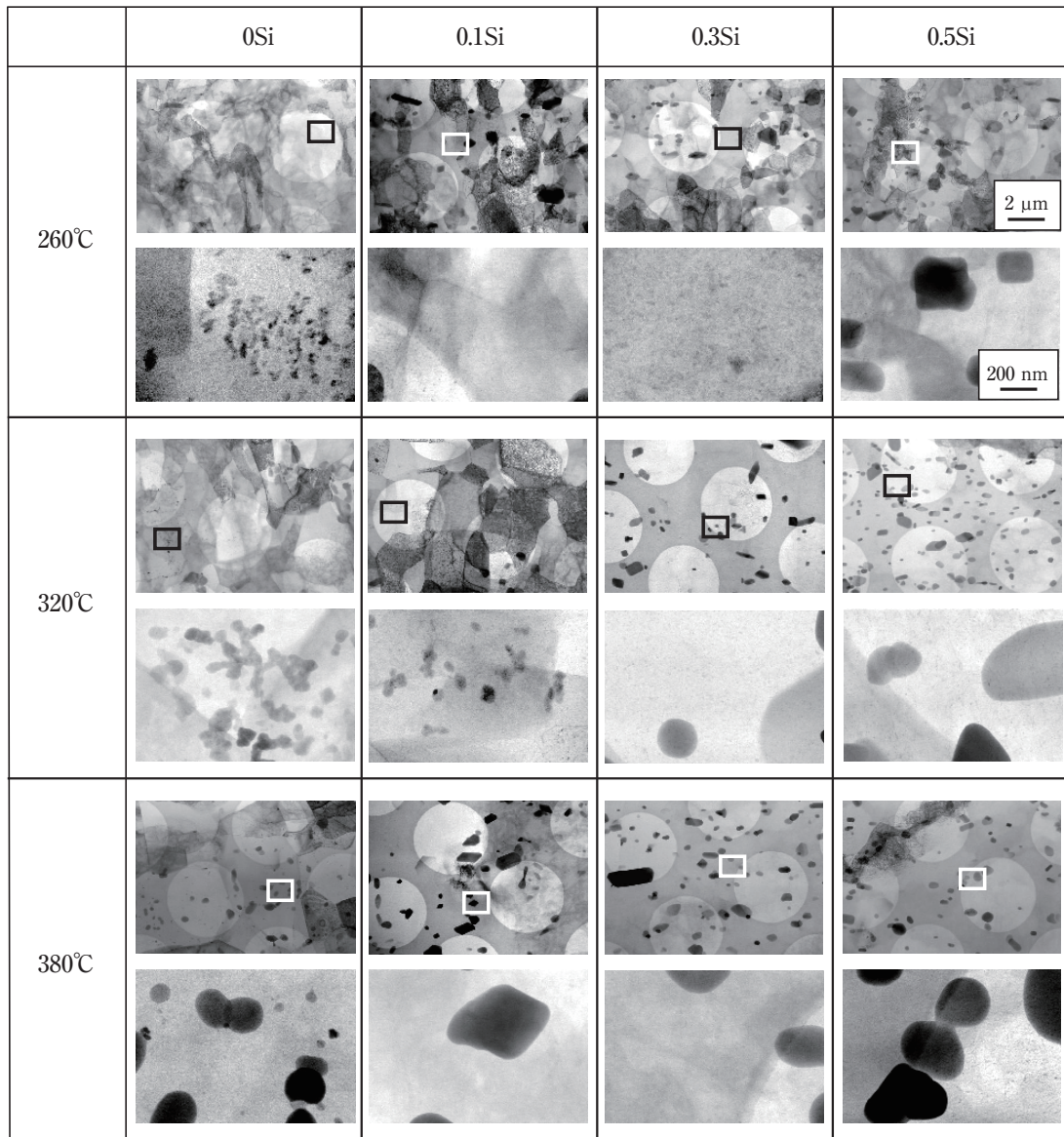
3003合金の再結晶に及ぼすSi濃度の影響についてまとめると、以下のようになる。

- (1) Si濃度が低いほど再結晶温度が高くなっていった。
- (2) 焼鈍による固溶Mn量の変化は、Si濃度が低いほど大きくなっていった。一方、いずれのSi濃度の合金においても、固溶Si量は焼鈍前後でほとんど変化していなかった。
- (3) Si濃度が0.1mass%以下の場合には、軟化途中の焼鈍温度において、非常に微細な析出物が見られた。

これらの結果より、Si濃度の違いによる析出、回復および再結晶の挙動の違いについて、以下のように整理される。まず、Si濃度に関わらず、 casting時にはMnが強制固溶される。その後の均質化処理時に固溶Mnの一部が析出するものの、温度が600°Cと高温であるため、Mnの過飽和固溶度は高いままであり、さらにその後の熱間圧延において、ひずみに誘起された析出が生じると考えられる。ここでSi濃度が低い場合は、拡散速度の極めて小さいMnのみが主な固溶元素であるため、析出物の生成速度が遅く、したがって熱間圧延後においても依然としてMnの過飽和固溶度は高い状態が保たれると考えられる。ゆえに、その後冷間圧延を経て焼鈍が施される際にもMnの過飽和固溶による析出の駆動力を十分に有しており、冷間圧延で加えられたひずみに誘起されて $Al_6Mn$ の微細析出が生じ、これが転位の上昇運動を妨げることにより再結晶粒界の移動が抑制されるといった現象が示唆される。

しかしながら、例えばAl-Fe合金では、微量のSiを含んでいたり、600°Cの高温で焼鈍したりした場合、加工軟化に必要な冷間加工度が大きくなることが報告されている<sup>9)~11)</sup>。これらは、微量に固溶したSiやFeが再結晶を遅延させたために生じた現象と思われる。また工業用純アルミニウムにおいては、亜結晶粒界に偏析したSiがさらに凝縮して析出物となり、粒界移動によって析出物がマトリクスに残されたと思われる現象も報告されている<sup>12)</sup>。一方で本研究において、Fig. 7の焼鈍温度320°Cにおける、0Si材や0.1Si材の高倍写真を見ると、微細な析出物は亜結晶粒界を顕著にピン止めしていないように見られる。これらの過去の報告および本研究の結果を考慮すると、本研究で見られた微





**Fig. 7** Scanning transmission electron micrographs of the annealed specimens. Each temperature indicates the annealing temperature. The white or black square indicates the area of the higher magnification micrographs.

細析出物はMn偏析，凝縮の結果現れたものであり，再結晶を遅延させているのは，マトリクスに固溶し，亜結晶粒界に偏析したMnであると考えた方が妥当であろう。しかしこれらのことを明確にするには，高分解能のSTEMで粒界偏析を分析するなど，より詳細な検討が必要である。

一方Si濃度が高い場合は，熱間圧延時にAl-Mn-Si系の金属間化合物が多量に析出するため，Mnの過飽和固溶度が低く，また焼鈍時の析出が少ないと考えられる。したがって，上記で述べた析出物による再結晶抑制効果にしても，Mnの粒界偏析による再結晶抑制効果にしても，その効果はSi濃度が低い場合より小さく考えられる。

なお，Si濃度が低い材料において，再結晶後に微細

な析出物が少なくなった理由について，以下に考察する。固溶Mnのマトリクス上での拡散速度は非常に小さく，例えば380°Cで焼鈍した場合の拡散距離を試算すると $1 \times 10^{-2} \mu\text{m}$ 程度であり<sup>13)</sup>，Fig. 7の低倍STEM写真で見られる析出物の粒子間距離より二桁程度小さい。したがって，本研究にて行った380°C以下の焼鈍では，マトリクス中では顕著なオストワルド成長は生じ得ない。そのため，再結晶中の粒界移動は，微細な析出物によって抑制されると考えられる。しかし，粒界上のMnの拡散速度は大きいため，粒界上では顕著なオストワルド成長が生じると推定される。それによって粒界上の微細な析出物が減少し，粒界移動抑制効果が小さくなると粒界移動が再開するという現象が連続的に生じて再結晶が完了し，結果としてマトリクスに

存在する微細な析出物の密度が減少していると推定される。ただし粒界移動の過程で析出物がオストワルド成長している現象を確認できてはいないため、例えば高温その場観察が可能なTEMを用いるなどの検証が必要である。

## 5. 結 言

3003合金の成分範囲内にてSi濃度を変化させた合金を供試材として、再結晶挙動に及ぼすSi濃度の影響について検討し、下記の知見を得た。

- (1) Si濃度が低いほど再結晶温度が高く、焼鈍による固溶Mn量の変化が大きいことが分かった。
- (2) Si濃度が低い場合は、熱間圧延時の析出が少ないため焼鈍前の固溶Mn量が多く、焼鈍時には冷間圧延で加えられたひずみに誘起されて $Al_6Mn$ の微細析出が生じると考えられた。しかし、このような微細析出物が粒界を顕著にピン止めしている様子は見られなかった。したがって、Mnの粒界偏析が再結晶を抑制していると解釈するのが妥当と考えられた。これについては、より詳細な検討が必要である。
- (3) Si濃度が高い場合は、熱間圧延時にAl-Mn-Si系の金属間化合物が多量に析出しており、焼鈍時の析出が少ないため、再結晶抑制効果はSi濃度が低い場合より小さくなると考えられた。

## 参考文献

- 1) D. B. Goel, P. Furrer and H. Warlimont: ALUMINIUM, **50** (1974), 641-646
- 2) 山内 重徳, 加藤 健志: 軽金属, **41** (1991), 238-244
- 3) 清水恭示, 中谷義三, 吉崎正明: 軽金属, **23** (1957), 23-36
- 4) 山田始, 田中多喜男: 軽金属, **33** (1983), 22-28
- 5) 長浜勝介, 麻野雅三, 竹内庸: 軽金属, **21** (1971), 444-455
- 6) F. J. Humphreys: Acta. Met., **27** (1979), 1801-1814
- 7) B. Bay and N. Hansen: Met. Trans. A, **10** (1979), 279-288
- 8) F. J. Humphreys: Met. Sci., **13** (1979), 136-145
- 9) Y. Ohno and H. Nakamura: ALUMINIUM, **53** (1977), 539-542
- 10) 山本悟, 水野正隆, 切畑敦詞: 日本金属学会誌, **56** (1992), 142-147
- 11) 山本悟, 切畑敦詞, 水野正隆: 日本金属学会誌, **56** (1992), 753-763
- 12) 浅野峰生, 中村拓郎, 吉田英雄: 軽金属, **64** (2014), 279-284
- 13) 藤川辰一郎: 軽金属, **46** (1996), 202-215



安藤 誠 (Makoto Ando)  
UACJ Trading (America) Co., Ltd.  
博士(工学)



福元 敦志 (Atsushi Fukumoto)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第四研究部



田中 宏和 (Hirokazu Tanaka)  
(株)UACJ 技術開発研究所 研究企画業務部

## Cu-Ni-P 合金の時効析出挙動と機械的性質\*

玉川 博一\*\*, 永井 健史\*\*\*, 浅野 峰生\*\*\*

## Precipitation Behavior and Mechanical Properties of Cu-Ni-P Alloy\*

Hirokazu Tamagawa\*\*, Takeshi Nagai\*\*\* and Mineo Asano\*\*\*

Since 2000, development of high-strength copper for reducing the wall thickness of heat exchanger tube has been carried out due to the price increase of copper metal. Characteristics required for high-strength copper includes mechanical strength, workability and corrosive durability. Most of all, strength after the heating for brazing is the major factor on which wall thickness of a copper tube depends. Heating a copper tube with temperature exceeding 1050 K for brazing using a hard solder typically causes significant reduction of the strength due to larger crystal grains and re-formation of solid solution of precipitate. Development of the copper alloy with high strength after heating for brazing is demanded since the wall thickness of copper tube is determined by the material strength after this significant strength reduction. This literature describes about the research of the mechanical property of Cu-Ni-P alloy after the heating for brazing. Cu-Ni-P alloy shows great increase in strength during the cooling process after the heating for brazing due to Ni<sub>2</sub>P precipitation in size of 5 to 10 nm. While the tensile strength after typical aging treatment is 295 MPa, it increased to 357 MPa after further treatment of brazing heating, which means that the increase of 62 MPa is caused by the brazing heating. This significant increase of the strength can be achieved by holding temperature at vicinity of 773 K for around 100 seconds in the process of cooling after brazing. Therefore, sufficient strength can be achieved in a typical radiative cooling in the manufacturing of thermal exchangers. It can be expected that Cu-Ni-P alloy contributes to drastic reduction of the wall thickness of copper tubes.

**Keywords:** Cu-Ni-P alloy, high strength copper tubes, brazing, Ni<sub>2</sub>P precipitation

## 1. 緒言

熱交換器用伝熱管では、銅地金価格の高騰を受けて、薄肉化のための高強度銅開発が進んでいる。高強度銅に求められる特性として、強度、加工性、耐食性などが挙げられ、中でも銅管の肉厚を決める主因子として、ろう付加熱後の強度がある。ここで熱交換器の一般的な製造工程をFig. 1に示す。素材メーカーにおいて銅管を製造する工程および家電メーカーにおいて熱交換器を製造する工程を経て、熱交換器は組み上げられる。このことから、銅管製造時だけでなく、熱交換器の組立工程も含めた組織制御が重要となる。熱交換器の組

立工程で実施されるろう付加熱では、主に硬ろうが用いられ、1050 Kを超える温度で素材を加熱することから、一般的には、結晶粒の粗大化、析出物の再固溶などにより強度が低下する。そのため、ろう付加熱後に高強度となる銅合金の開発が求められている。

銅合金における耐熱性向上の研究は、これまでに数多く実施されてきた。例えば、銅管分野では、Co-P系析出物の耐熱性を利用したJIS H3300 C1862 (Cu-Co-Sn-Zn-Ni-P合金)が知られている<sup>1)</sup>。C1862は、1050 Kを超えるろう付加熱後も高い強度を維持する。これは、粒内および粒界に微細析出させたCo<sub>2</sub>P析出物がろう付加熱後も消滅あるいは粗大化もせずに残存するため

\* 本稿の主要部分は、銅と銅合金, 55 (2016), 17-21に掲載。

The main part of this paper has been published in Journal of Japan Institute of Copper, 55 (2016), 17-21.

\*\* (株)UACJ銅管 技術管理部

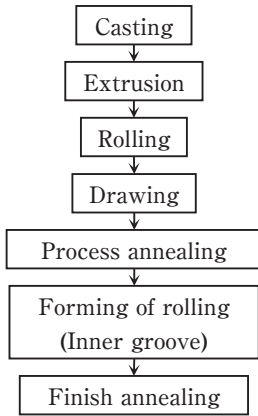
Technology & Quality Assurance Department, UACJ Copper Tube Corporation

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation



**Production of inner grooved copper tube**



**Production of heat exchanger**

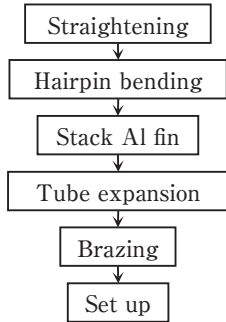


Fig. 1 The manufacturing process of the heat exchanger.

ある<sup>2)</sup>。また、Co<sub>2</sub>P析出物以外にも、Fe-P系<sup>3)</sup>などが耐熱性に優れるP系析出物として報告されている。

そこで本研究では、耐熱性を有する可能性のあるP系析出物に着目し、Cu-Ni-P合金について、ろう付加熱における時効析出挙動と機械的性質の関係を調査した。

**2. 実験方法**

真空溶解炉を用いてCu-0.93 mass%Ni-0.24 mass%P合金のインゴットを溶製した。作製したインゴットを外削後、Fig. 1に示した銅管の製造工程を模して、熱間鍛造(加工温度1173 K)、冷間圧延(圧下率95%)および中間焼鈍(温度1173 K、時間10 s、水冷)を行い、再度、冷間圧延(圧下率30%)を実施した。その後、温度923 Kで時間1.8 ksの仕上焼鈍を行い、ろう付加熱を想定した1123 Kで30 sの熱処理を行った。この時、冷却方法は放冷とした。比較材として、りん脱酸銅(C1220; Cu-0.027%P)についても、同様の工程を経て試料を作製した。その際、仕上焼鈍のみ773 Kで1.8 ksとした。

仕上焼鈍後およびろう付模擬加熱後の試料について、引張特性と導電率を調査した。引張試験は、インストロン型万能試験機による室温引張試験とし、JIS 5号試

験片に成形加工後、JIS Z2241に準拠して行った。導電率測定は、渦電流方式の導電率測定器(日本フェルスター製シグマテスト)を用い、298 Kの室温環境下にて測定した。また、組織観察には、光学顕微鏡と透過型電子顕微鏡(以後、TEM)を用いた。

**3. 実験結果および考察**

**3.1 仕上焼鈍材の機械的性質とろう付加熱による強度変化**

Fig. 2にCu-Ni-P合金およびりん脱酸銅の軟化特性を示す。Cu-Ni-P合金の軟化温度は、りん脱酸銅に対し、約200 Kの上昇が確認され、軟化後の引張特性は、Cu-Ni-P合金で0.2%耐力が95 MPa、引張強さが295 MPa、伸びが37%、りん脱酸銅で0.2%耐力が44 MPa、引張強さが239 MPa、伸びが47%であった。Cu-Ni-P合金は、高い引張強さを有しつつ、低耐力かつ高延性を示しており、良好な塑性加工性を有しているものと推測された。

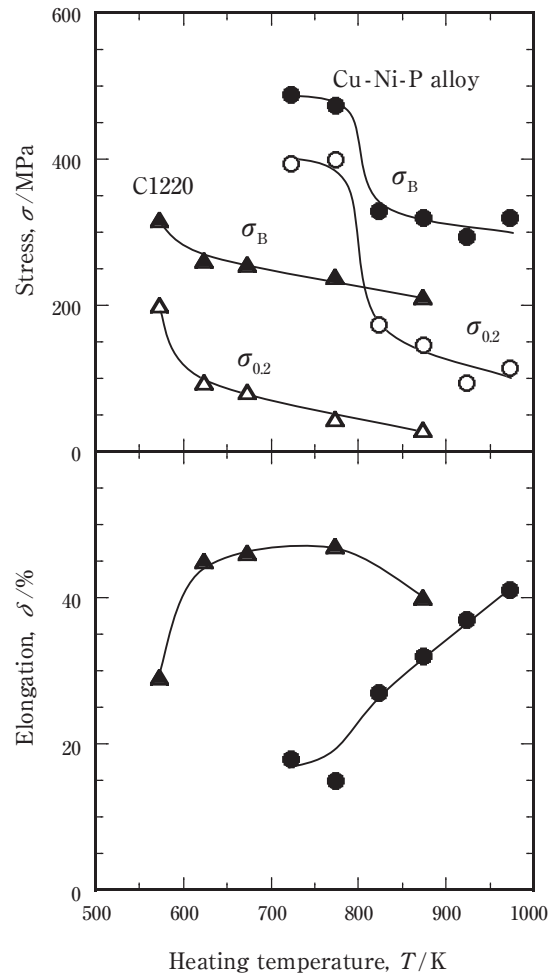


Fig. 2 Softening characteristics of the samples.

Fig. 3に仕上焼鈍後およびろう付加熱を模擬して1123 Kで30 sの熱処理を行った後の引張特性を示す。ろう付模擬加熱後の引張強さは、りん脱酸銅で212 MPaであり、ろう付模擬加熱前よりも27 MPa低下したことに對し、Cu-Ni-P合金では、357 MPaを示し、ろう付模擬加熱前よりも62 MPa上昇した。

Fig. 4に各供試材の仕上焼鈍後およびろう付模擬加熱後の光学顕微鏡組織を示す。Cu-Ni-P合金とC1220とに結晶粒径の差異は認められなかった。すなわち、Cu-Ni-P合金は、NiやPの添加による結晶粒微細化効果はなく、ろう付模擬加熱後もりん脱酸銅と同様に結晶粒径が100  $\mu\text{m}$ 程度まで粗大化していた。

Fig. 5にCu-Ni-P合金の各工程における導電率を示

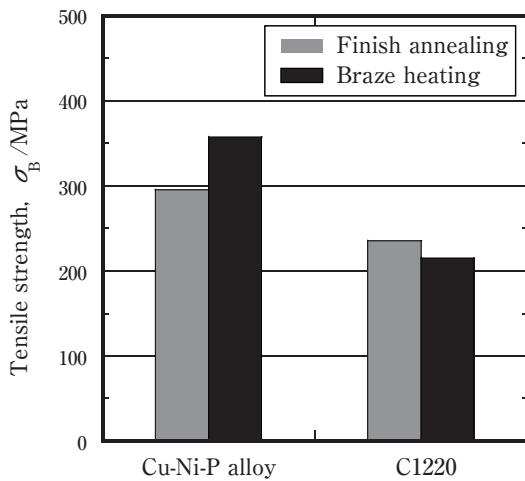


Fig. 3 Distribution of secondary particles on the cross sections of the specimens before annealing.

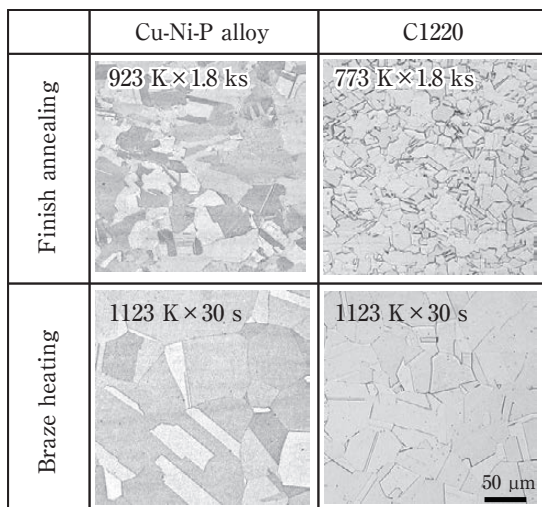


Fig. 4 Optical microstructure of the samples before and after the heat treatment which simulated the brazing at 1123 K for 30 s.

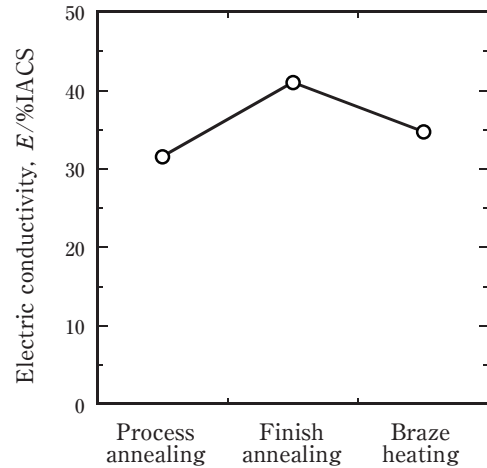


Fig. 5 Change in electric conductivity in the working process.

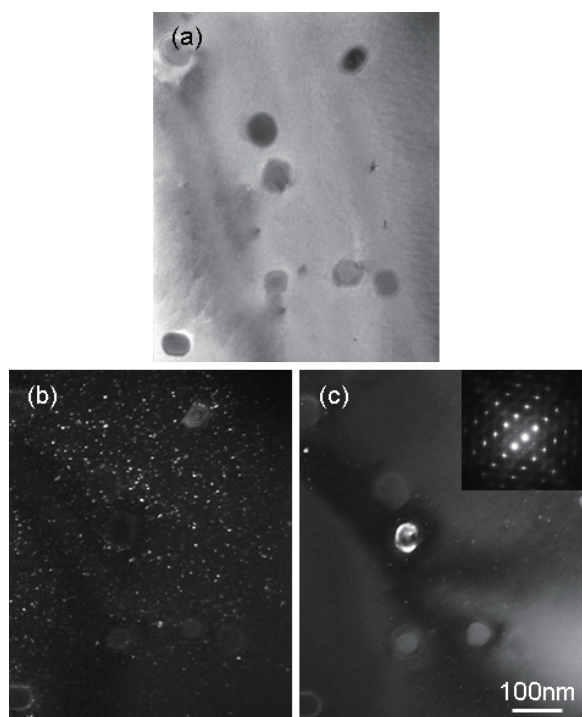
す。中間焼鈍後と比較して、仕上焼鈍後は約10%IACS、ろう付模擬加熱後は約5%IACS高い値を示した。このことから、本合金における強化機構が時効析出に起因することが示唆された。

Fig. 6およびFig. 7にCu-Ni-P合金の仕上焼鈍後およびろう付模擬加熱後のTEM像をそれぞれ示す。仕上焼鈍後は、20 ~ 100 nm程度の粗大析出物および5 ~ 10 nm程度の微細析出物の2種類が結晶粒内および粒界において観察された。特に微細析出物においては、結晶粒内によく分散していた。各析出物に対して電子回折図形の解析を行った結果、粗大析出物は正方晶の $\beta$ - $\text{Ni}_{12}\text{P}_5$ 、微細析出物は六方晶の $\text{Ni}_2\text{P}$ であった。一方、ろう付模擬加熱後は、5 ~ 10 nm程度の析出物のみが結晶粒内および粒界に微細分散している様子が観察され、六方晶の $\text{Ni}_2\text{P}$ と確認された。

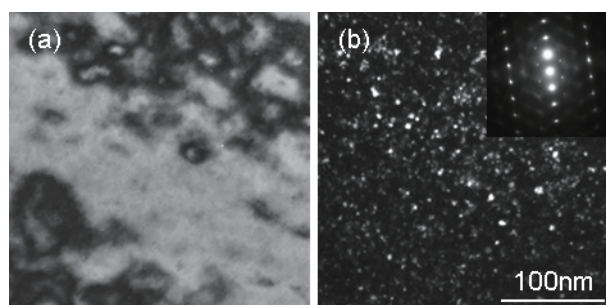
以上の結果、仕上焼鈍後では、微細な $\text{Ni}_2\text{P}$ 析出物および粗大な $\beta$ - $\text{Ni}_{12}\text{P}_5$ 析出物が存在することで、高い強度と高い延性を両立し、良好な塑性加工性が期待された。また、ろう付加熱後は、微細な $\text{Ni}_2\text{P}$ 析出物のみ存在することで、一般的なろう付加熱後の強度低下現象が起らず、60 MPa以上の強度上昇が図れたものと推測された。

### 3.2. ろう付加熱における冷却条件の影響

前項で述べたようにCu-Ni-P合金は、ろう付加熱のような1050 Kを越える温度で熱処理することで、大幅な強度上昇が生じ、同現象は、 $\text{Ni}_2\text{P}$ 析出物の形成に起因するものと考えられた。一方、過去に調査されたCu-Ni-P合金の軟化特性<sup>4)</sup>によれば、1050 Kを超える熱処理でも引張強さが単調に減少する傾向を示しており、本研究で確認された1123 Kでの強度上昇現象は認めら



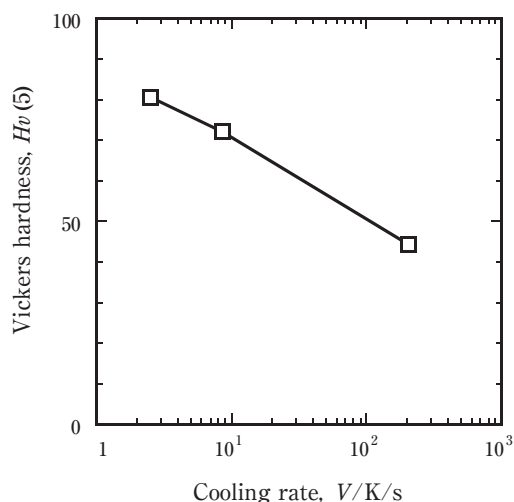
**Fig. 6** TEM images of Cu-Ni-P alloy after the finish annealing at 923 K. (a) bright field image, (b) dark-field image of fine precipitates and (c) dark-field image of coarse precipitates.



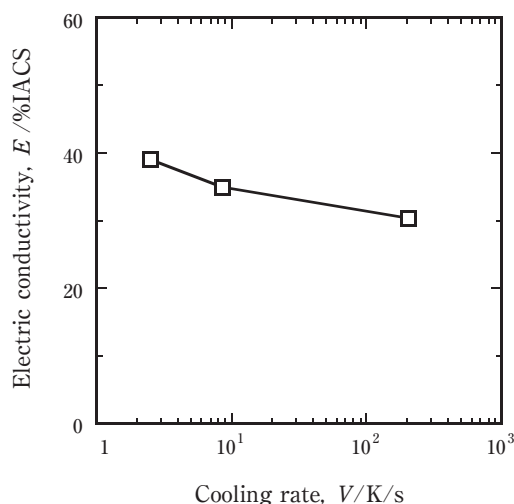
**Fig. 7** TEM images of Cu-Ni-P alloy after the heat treatment which simulated the brazing at 1123 K. (a) bright field image and (b) dark-field image of fine precipitates.

れていない。同文献の試験条件に着目すると、供試材の形状の違いから、熱処理における冷却速度が影響していると推測された。そこで、ろう付模擬加熱後の冷却条件と機械的性質の関係について調査を行った。

**Fig. 8**および**Fig. 9**に1123 Kで30 sのろう付模擬加熱を行った後の冷却速度とビッカース硬さおよび導電率の関係を示す。ろう付模擬加熱後の冷却速度が低くなるにつれて、ビッカース硬さが上昇する傾向を示した。導電率においても同様に、冷却速度の減少に伴い導電率が上昇する傾向を示した。すなわち、仕上焼鈍で観察された析出物は、1123 Kのろう付模擬加熱によ



**Fig. 8** Relationship of the cooling rate and the Vickers hardness, in the cooling process from 1123 K.



**Fig. 9** Relationship of the cooling rate and the electric conductivity, in the cooling process from 1123 K.

って一旦再固溶してしまうものの、その後の冷却過程において溶質原子に十分な拡散時間を与えることで、再析出が生じているものと推測された。

**Fig. 10**および**Fig. 11**にろう付模擬加熱として1123 Kで30 sの熱処理を行った後、573～873 Kの所定の温度で保持した際の時効硬化特性および導電率変化を示す。ビッカース硬さは、673～773 Kで数十秒程度の熱処理で硬化現象が確認され始め、773 Kでは、100 s程度で最高高度まで達した。導電率においても、673～773 Kで数十秒程度の熱処理で導電率が上昇し始め、773 Kでは、100 s程度で60%IACSまで達した。Cu-Ni-P合金のろう付加熱では、その冷却過程において773 Kで100 s程度保持することで析出強化が図れ



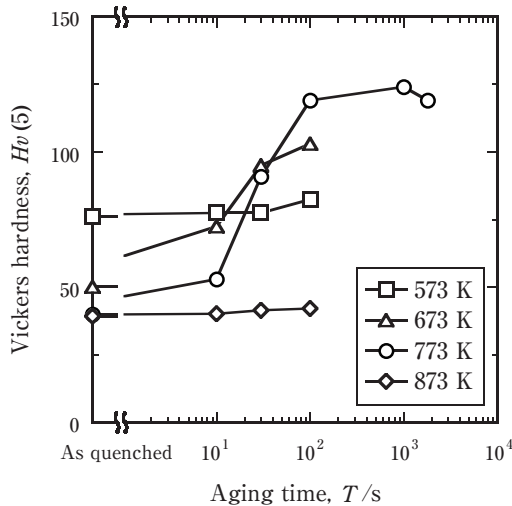


Fig. 10 Age hardening curve in the cooling process from 1123 K.

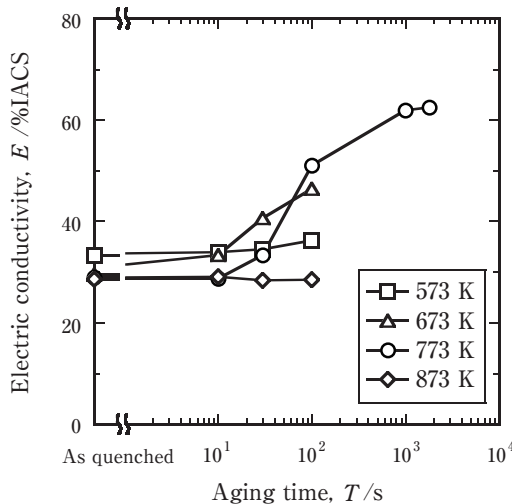


Fig. 11 Change in electric conductivity in the cooling process from 1123 K.

ることが明らかとなった。

以上の結果、Cu-Ni-P合金においては、ろう付加熱を行うことで、仕上焼鈍材よりも強度が上昇すること、同現象は時効析出に起因し、ろう付加熱中には仕上焼鈍後に観察された析出物が再固溶してしまうものの、その後の冷却過程において再析出が生じることで、強度の上昇が得られることが明らかとなった。Cu-Ni-P合金のろう付加熱における析出挙動は、以下のように考えられる。仕上焼鈍では、強度向上への寄与度の高い微細なNi<sub>2</sub>P析出物の他に同寄与度の低い粗大なβ-Ni<sub>12</sub>P<sub>5</sub>析出物が共存したことで、C1220と同等の結晶粒径にも関わらず、高い強度と高い延性とを両立させたものと考えられた。この時の粗大なβ-Ni<sub>12</sub>P<sub>5</sub>析出物

は、仕上焼鈍よりも上工程、例えば熱間鍛造で生じている可能性も考えられ、さらに調査が必要である。一方、ろう付加熱においては、仕上焼鈍後に観察された上記析出物が加熱中にCu母相中へ一旦再固溶するものの、その後の冷却過程において溶質原子に十分な拡散時間（ただし、773 Kで100 s程度と実際のろう付工程では短い時間）を与えることで、結晶粒は100 μm程度まで粗大化していくものの、化合物の再編成が生じ微細なNi<sub>2</sub>P析出物が再析出する。この微細析出物の形成により、仕上焼鈍後よりもさらに高い強度を示す材料組織が得られているものと考えられた。しかしながら、過去の文献<sup>5)</sup>によれば、Ni<sub>2</sub>P析出物の時効硬化特性は、一般的な昇温過程で723 Kとした場合、100 minでピーク時効に達することが報告されており、本研究で得られた冷却過程の結果と大きく異なる。これは、本研究では、高温からの冷却過程であることから、溶質原子の拡散を助長し、析出を促進させているためと予想されるが、詳細な検討は今後の課題である。

#### 4. まとめ

- (1) Cu-Ni-P合金は、1050 Kを超えるろう付加熱後においても強度が低下することなく、引張強さが約60 MPa上昇した。
- (2) 上記現象は、ろう付加熱の冷却過程で微細分散した5～10 nm程度のNi<sub>2</sub>P析出物による析出強化と考えられた。
- (3) 冷却過程におけるNi<sub>2</sub>Pの微細析出は、773 Kで100 s程度と短時間で生じ、伝熱管のろう付加熱において一般的に行われる放冷でも十分な強度が得られると推測された。
- (4) 以上の結果、Cu-Ni-P合金を熱交換器用銅管に適用した場合、ろう付加熱後の強度特性によらず寸法設計可能となることが期待された。

#### 謝 辞

本研究のTEM観察では、富山大学 松田健二教授にご協力を賜りました。ここに感謝申し上げます。

#### 参考文献

- 1) 田中真次, 安田健一, 外薮 孝, 大石恵一郎: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 143-149.
- 2) 永井健史, 玉川博一, 浅野峰生: 日本銅学会第54回講演大会概要集, **54** (2014), 17-18.

- 3) 高橋恒夫, 神尾彰彦, 村上 雄, 都筑隆之:伸銅技術研究会誌, **20** (1981), 128-135.
- 4) 土井俊雄:日本金属学会誌, **27** (1963), 454-459.
- 5) 野村幸矢, 三輪洋介, 島田祐介, 渡邊千尋, 門前亮一:日本金属学会誌, **74** (2010), 325-330.



玉川 博一 (Hirokazu Tamagawa)  
(株)UACJ 銅管 技術管理部



永井 健史 (Takeshi Nagai)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



浅野 峰生 (Mineo Asano)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

# アルミニウム合金DCスラブ鋳塊におけるマクロ偏析の 溶質分布およびミクロ組織に関する数値解析

石川 宣仁\*, 山田 竜也\*\*, 久保 貴司\*\*\*, 高橋 功一\*\*\*\*

## Numerical Simulations on Solute Distribution and Microstructure of Macro Segregation in DC Casting Slab of Aluminum Alloys

Nobuhito Ishikawa\*, Tatsuya Yamada\*\*, Takashi Kubo\*\*\* and Koichi Takahashi\*\*\*\*

In DC casting of 5000 series aluminum alloys, negative and positive macro segregations can be seen at the center of slab thickness corresponding to eutectic and peritectic chemical elements respectively. It is very important to investigate the generating mechanism because these macro segregations have an influence on material and chemical properties of wrought products. Authors have carried out two-dimensional measurements of the macro segregations under the optical emission spectrometry, and significant characteristic features of them were obtained definitely. They are explained physically and quantitatively by our proposed hypothesis on a partially swept solute model, in which it assumes that a sump melt flow penetrating into a mushy zone pushes out an enriched or diluted liquid solute within a critical solid fraction, then the ordinary solidification process resumes. The reason why granular crystals exist in the region of the remarkable macro segregation may be revealed as a texture transformation from an equiaxed dendrite growth due to an advection of latent heat and liquid solute by using the phase field model with a melt convection.

**Keywords:** macro segregation, microstructure, critical solid fraction, solute diffusion model, phase field model

### 1. 緒言

Fig. 1に示すアルミニウム合金の半連続DC (direct chill) スラブ鋳造では、5000系合金の鋳塊横断面中央部においてMg, Feなど共晶系成分(平衡分配係数 $k_e < 1$ )のマクロ負偏析、およびTiなど包晶系成分( $k_e > 1$ )のマクロ正偏析が一般的に知られている。これらのマクロ偏析は最終製品の機械的性質や化学的性質に影響を与えるため、その原因究明は非常に重要である。

マクロ偏析のメカニズム究明についてはFlemingsらの先駆的研究から始まり、代表的発生メカニズムとして固液共存域での溶湯対流あるいは凝固収縮流により濃化液相溶質が移動する溶質移流説<sup>1)</sup>、湯面鋳型近傍

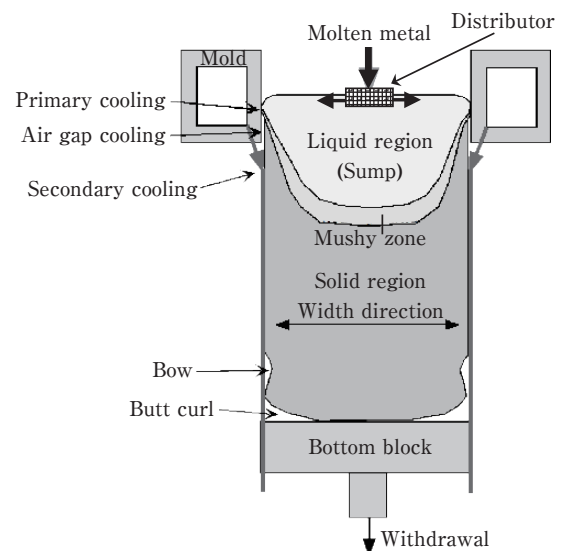


Fig. 1 Schematic illustration of the semi continuous DC casting of aluminum alloys.

\* (株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部  
No. 3 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター  
Fukaya Center, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター, 博士(工学)  
Fukaya Center, Research & Development Division, UACJ Corporation, Dr. Eng.

\*\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部, 博士(工学)  
No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D. (Eng.)



でのデンドライト樹枝が溶断され初晶が遊離沈降する初晶遊離沈降説<sup>2)</sup>などがある。しかし、いずれもアルミニウム合金の大型DCスラブ鋳造に対しては検証データに乏しく定性的な説明の域を出ていない。

本論文では、工場操業における鋳造の詳細な観察データを元に定量的、且つ明快なモデル解析を行い、大型DCスラブ鋳造にとって説得力のあるマクロ偏析発生メカニズムの究明を目指した。

まず著者らは、可搬型発光分光分析装置を用いて実機鋳塊の溶質濃度分布を広範囲、且つ詳細に測定し、マクロ偏析の主たる3つの特徴を明確にした<sup>3)</sup>。これらの特徴の一部は従来報告<sup>4)</sup>のような1次元測定では把握できず、2次元測定によって初めて得られた結果である。

次に、これら3つの特徴を全て定量的に説明できる発生メカニズムを検討するため溶質移流説の一派となる著者らが提唱する溶質スイープ説を築き、それに基づき大型DCスラブ鋳造に対する3次元溶質拡散モデルを自社開発し、実測されたマクロ負偏析分布の再現を試みた。

さらに、鋳造マイクロ組織の観点からマクロ偏析が顕著な部位において観察される典型的な鋳造マイクロ組織について、フェーズフィールド法(以下、PF法)による2次元鋳造組織予測モデルを自社開発し、鋳造マイクロ組織に与える溶湯流動の影響を初歩的に考察した。

最後に、これら検討結果より大型DCスラブ鋳造におけるマクロ偏析発生メカニズムの描像を推測した。

## 2. 観察されたマクロ偏析の特徴

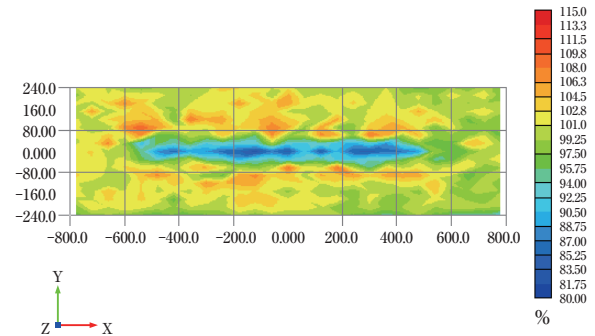
5000系合金鋳塊の鋳造定常域より、厚さ400～650 mm、巾800～2200 mmの横断面スライスを採用し、縦25～30 mm×横50～60 mmの測定ピッチで発光分光分析を詳細に行った。実例としてMg成分およびTi成分の溶質濃度分布をスライス内平均値で規格化した比率でFig. 2およびFig. 3にそれぞれ表示した。本論文ではその最小値あるいは最大値をマクロ負偏析、マクロ正偏析それぞれの指標とする。これらを含め多数の測定結果より大型DCスラブ鋳塊におけるマクロ偏析の典型的な特徴を次のように捉えた。

1つ目の特徴は、Table 1に示すFig. 2およびFig. 3に対するマクロ負偏析およびマクロ正偏析の指標特性である。平衡分配係数が1より離れるに従い、マクロ負偏析とマクロ正偏析の区別なくおおよそ線形的にマクロ偏析が顕著になる。

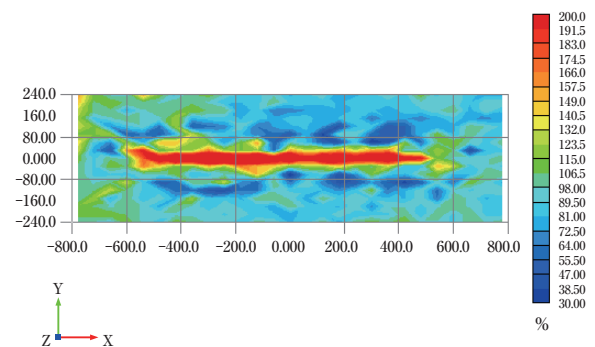
2つ目の特徴はマクロ偏析分布であり、鋳塊中央部で

**Table 1** Comparison between the measured macro segregations and the predicted ones using the partially swept solute model.

Chemical element	Fe	Si	Mg	Mn	Ti
Partition coefficient	0.034	0.11	0.45	0.93	7.8
Measured value (%)	61.1	73.3	82.5	96.1	306.5
Predicted value (%)	71.0	73.3	83.5	97.9	304.0



**Fig. 2** Measured negative macro segregation of Mg element which is normalized by the averaged solute concentration in the whole slab slice obtained from the large DC casting of 5000 series aluminum alloys.



**Fig. 3** Measured positive macro segregation of Ti element which is normalized by the averaged solute concentration in the whole slab slice obtained from the large DC casting of 5000 series aluminum alloys.

マクロ偏析が顕著であるが、その領域の外側近傍には成分濃度が反対になる領域が斑に散在する。前述したようにこれは2次元測定で初めて明らかになった観察事実であり、マクロ偏析の各種発生メカニズム説にとって説明すべき対象である。

3つ目の特徴として、Fig. 4に示すようにマクロ偏析が顕著な部位では鋳造マイクロ組織が粒状晶となり、また、結晶粒内と粒界の溶質濃度コントラストが鮮明となる。反対にマクロ偏析が軽微な部位では等軸晶デンドライトとなり、結晶粒内と粒界の溶質濃度コントラストは不鮮明になる。

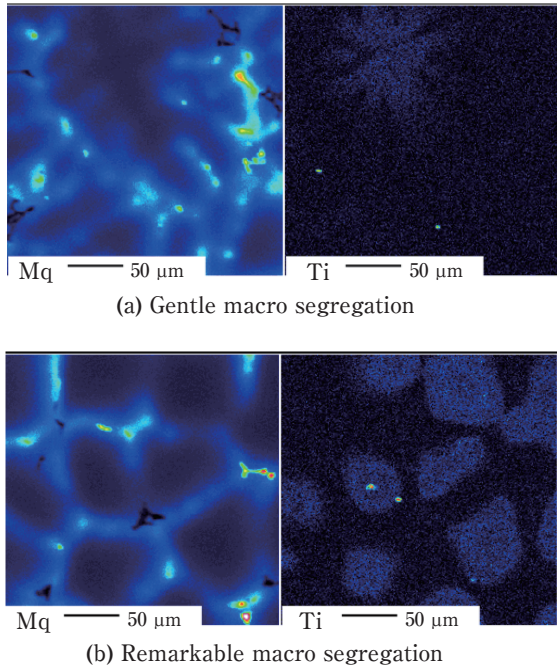


Fig. 4 EPMA images of Mg and Ti elements.

### 3. マクロ偏析の発生メカニズム説

マクロ偏析の3つの特徴に対し従来説では説明困難な点が多い。例えば、凝固収縮流による溶質移流説では凝固方向が鉛直方向となる鑄塊厚中心位置において、マクロ偏析の発生を説明することは難しい。また、初晶遊離沈降説ではマクロ偏析の周囲近傍に成分濃度がそれと反対になる部位が散在する理由について、サンプル面の特定位置に初晶遊離起点を仮定するならば少々不自然さがある。一方、固液共存域内の溶湯対流によ

る溶質移流説でもマクロ偏析と鑄造マイクロ組織との因果関係まで踏み込んだ報告はほとんどない。

そこで、著者らは以下に述べる溶質スイープ説<sup>5)</sup>でマクロ偏析の3つの特徴を説明することを試みた。

マクロ偏析の1番目の特徴である指標特性を説明するため、Fig. 5に示すような鑄造進行に伴って固液共存域を降下する計算要素で思考実験し、流動限界固相率 $f_s^*$ なるパラメータを導入する。まず、流動限界固相率より低固相率では溶質分配による濃化液相溶質が計算要素内に浸透したサンプル溶湯で全量掃き出されると仮定する。これは非常に理想化した仮定であるが、サンプル溶湯側に排出された液相溶質はFig. 2, およびFig. 3の溶質濃度分布から暗示されるようにサンプル溶湯の初期溶質と完全に混合する訳でもない。平衡凝固の式を拡張して溶質の受け渡しを説明すると、液相溶質濃度 $C_L$ は式(1)のごとくサンプル溶湯の溶質濃度 $C_0$ となる。したがって、固相率 $f_s^*$ で重み付けした固相溶質濃度 $C_S$ と液相溶質濃度 $C_L$ の平均溶質濃度 $\bar{C}$ は式(2)となる。なお、固相溶質濃度 $C_S$ は液相溶質濃度 $C_L$ に平衡分配係数 $k_e$ を掛けて与えた。

$$C_L = C_0 \tag{1}$$

$$\bar{C} = [1 - (1 - k_e)f_s^*]C_0 \tag{2}$$

一方、流動限界固相率 $f_s^*$ より高固相率では、デンドライトの絡み合いを想定して計算要素内へのサンプル溶湯の浸透が止まると仮定する。この場合には液相溶質濃度は式(3)のごとく流動限界固相率 $f_s^*$ を基準にした通常の平衡凝固の式となる。また、平均溶質濃度は式(4)のごとく、流動限界固相率未満での固相分を含めることにより式(2)と連続した式になる。したがって、計

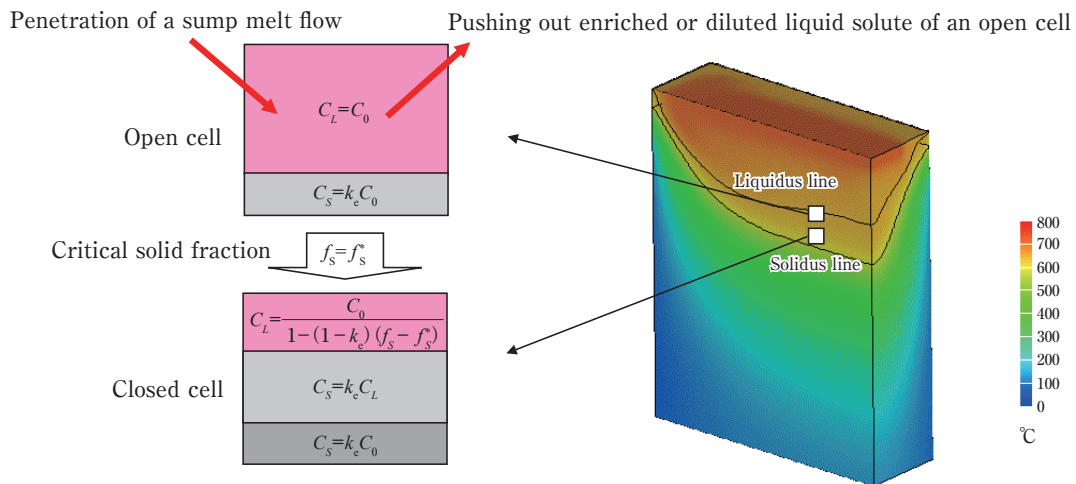


Fig. 5 Schematic illustration of the partially swept solute model.

算要素に対するマクロ偏析は、最終凝固における式(4)の両辺を初期溶質濃度  $C_0$  で規格化した表現式で与えられる。

$$C_L = \frac{C_0}{1 - (1 - k_e)(f_s - f_s^*)} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \bar{C} &= (1 - f_s^*)[(f_s - f_s^*)C_s + (1 - f_s + f_s^*)C_L] + f_s^*k_eC_0 \\ &= [1 - (1 - k_e)f_s^*]C_0 \end{aligned} \quad (4)$$

具体例として流動限界固相率を0.3に設定した場合の液相溶質濃度、固相溶質濃度および平均溶質濃度を、共晶系成分のMgと包晶系成分のTiについてそれぞれ Fig. 6, および Fig. 7 に示す。図中の黒塗りマークは溶質スweep説を、白抜きマークは通常の平衡凝固を表す。マクロ偏析として着目する平均溶質濃度は、平衡

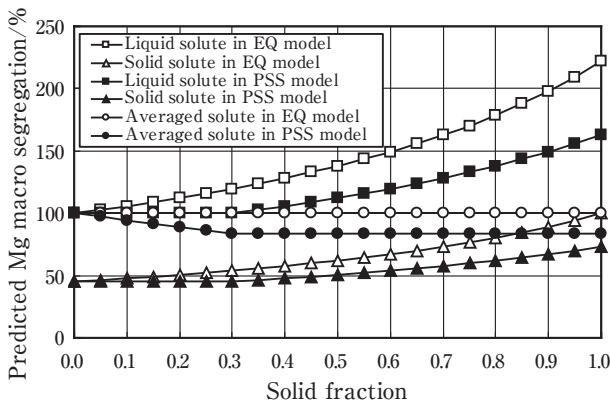


Fig. 6 Comparison of the predicted Mg macro segregation between the partially swept solute model (PSS model) at critical solid fraction 0.3 and the equilibrium solidification model (EQ model).

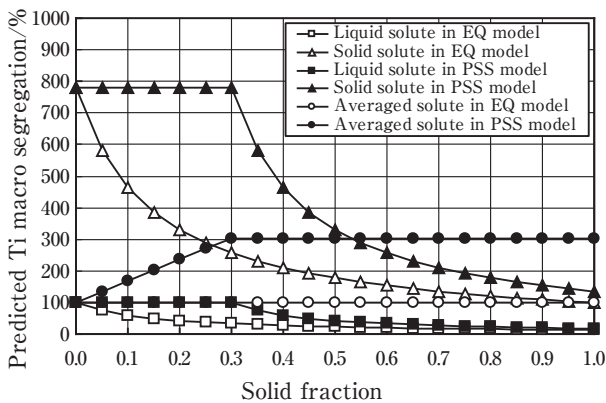


Fig. 7 Comparison of the predicted Ti macro segregation between the partially swept solute model (PSS model) at critical solid fraction 0.3 and the equilibrium solidification model (EQ model).

凝固では初期溶質濃度のままであるが、溶質スweep説では流動限界固相率まで単調に減少あるいは増加し、それ以後では一定値となり、共晶系成分ではマクロ負偏析を、包晶系成分ではマクロ正偏析を適正に表現できている。また、マクロ偏析の特徴である平衡分配係数が1より離れるに従いマクロ偏析が線形的に顕著になる理由については、式(4)より明らかである。したがって、計算要素のような局所的マクロ偏析が群集化すれば広域的なマクロ偏析として観察されると推測できる。Table 1の最下段には流動限界固相率を0.3に設定した場合の他成分についてもマクロ偏析の予測値を示した。実測値との一致が良好な結果から溶質スweep説がマクロ偏析の発生メカニズムとして物理的意義があると考えられる。

さて、溶質スweep説で導入した流動限界固相率の物理的意味について考える。Fig. 8には実測したMgマクロ負偏析と各鋳造条件に対する引き抜き溶湯流速 (= 密度 × 鋳塊横断面積 × 降下速度) との関係を示したが、明瞭なる負の相関が見られる。図中の下側包絡線となる代表4点に対し、式(4)によるMgマクロ負偏析の予測値が実測値に一致するように流動限界固相率を逆算した結果を Table 2 に示した。全溶湯流速が大きいほど流動限界固相率が増大する傾向にあるが、大型DC鋳造の運転条件範囲内では約0.35以下の値となった。過去の報告で神戸ら<sup>6)</sup>は、デンドライト間隙の残留液相流動が固相率0.4 ~ 0.8の範囲で起きていると観察で評価し、また、高橋ら<sup>7)</sup>は、固液共存域での液相流動域について液相と初晶が共に一体となって流動するq2層、デンドライト間隙を流動するq1層、液相が固相に

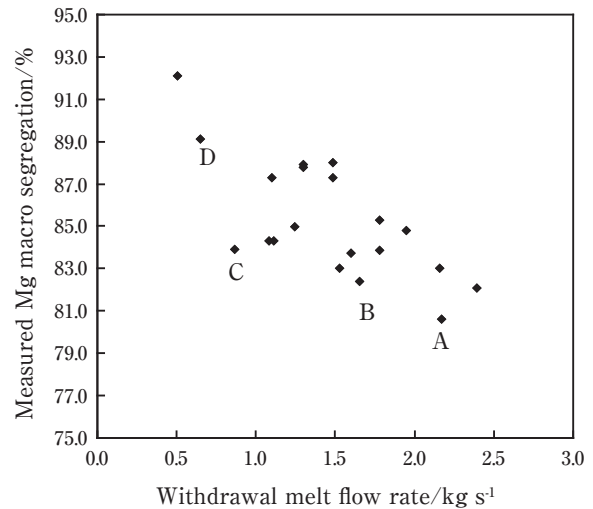


Fig. 8 Relationship between the measured Mg macro segregations and the withdrawal melt flow rate at several casting conditions.



**Table 2** Relationship between the measured macro segregations and the predicted ones using the partially swept solute model concerning several casting conditions shown in Fig.8.

	Chemical element	Partition coefficient	Casting conditions shown in Fig. 8			
			A	B	C	D
Measured value (%)	Mg	-	80.6	82.5	83.9	89.1
	Fe	-	56.2	61.1	68.3	74.7
	Ti	-	314.6	306.5	244.5	195.2
Critical solid fraction			0.35	0.32	0.29	0.20
Predicted value (%)	Mg	0.45	80.6	82.5	83.9	89.1
	Fe	0.034	65.9	69.3	71.7	80.9
	Ti	7.8	339.9	316.4	299.1	234.8

取り囲まれて流動できないp層とに領域分けしている。これらの知見を参考にすると、流動限界固相率が0.35とは溶湯が固液共存域を自由に動き回れる範囲(前記q2層に相当)と解釈できる。

ところで、上述の流動限界固相率の概念およびマクロ偏析の表現式(4)は、仲山らの洗浄限界固相率と実効分配係数を用いたマクロ偏析の表現式<sup>8)</sup>で溶質拡散係数が凝固速度より非常に大きい場合に相当する。しかし、彼らはサンプル溶湯への液相溶質の拡散染み出しを想定しているのに対し、溶質スweep説では固液共存域へのサンプル溶湯の浸透および対流効果を想定している点がモデル的に異なる。

#### 4. マクロ偏析分布の予測

マクロ偏析の2番目の特徴としてマクロ偏析の外側近傍に反対の成分濃度が散在する。比喩的に言えば、大雪が降る中、スコップで玄関先の雪かきを行い、周囲の雪が堆くなったかのように、なぜこのような溶質分布になるのかについてはマクロ偏析発生メカニズムそのものにも関連していると考えられる。

そこで、3次元溶質拡散モデルを開発し、溶質スweep説に基づく計算条件にて実測Mg濃度分布の再現を試みた。

##### 4.1 溶質拡散モデルの理論

大型DC鋳造の温度 $T$ および溶湯速度 $u$ ,  $v$ ,  $w$ は、Fig. 1の鋳造境界条件の下で質量保存式、運動量保存式、およびエネルギー保存式を解いて得られる。先ず、質量保存式については擬似圧縮法を用いて圧力 $P$ に関する方程式として解く。

$$\frac{1}{\rho c^2} \frac{\partial P}{\partial t} + \nabla \cdot \vec{v} = 0 \quad (5)$$

ここで、 $\rho$ は密度、 $c$ は擬似圧縮法の圧力伝播速度である。

運動量保存式では固液共存域での溶湯流動抵抗をDarcyモデルで取り扱い、また、重力効果は温度差による浮力として与える。

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) u = -\frac{\partial P}{\partial x} + \mu \nabla^2 u - \frac{\mu}{K} (u - u_s) \quad (6)$$

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) v = -\frac{\partial P}{\partial y} + \mu \nabla^2 v - \frac{\mu}{K} (v - v_s) \quad (7)$$

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) w = -\frac{\partial P}{\partial z} + \mu \nabla^2 w - \frac{\mu}{K} (w - w_s) + \rho_0 g \beta \Delta T \quad (8)$$

ここで、 $\mu$ は粘性係数、 $g$ は重力加速度、 $\beta$ は体積膨張係数である。Darcyモデルの浸透係数 $K$ は1次元ドライトーム間距離 $d_c$ および体積的液相率 $g_L$ を考慮したKozeny-Carmenの式で与える。

$$K = \frac{g_L^3}{5S_V^2}$$

$$S_V = \frac{4}{d_c} \frac{1 - g_L}{1 - 0.6} \quad g_L > 0.6$$

$$= \frac{4}{d_c} \quad g_L \leq 0.6 \quad (9)$$

なお、溶質スweep説における流動限界固相率を併用するため、溶湯速度の降下速度 $w_s$  ( $u_s = v_s = 0$ )への移行がDarcyモデルより早まる場合もあり得る。

エネルギー保存式では固液共存域での凝固潜熱 $L$ を等価比熱法で取り扱う。

$$\rho \left( C_p - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) T = \kappa \nabla^2 T + \mu \left[ 2 \left( \frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + 2 \left( \frac{\partial v}{\partial y} \right)^2 + 2 \left( \frac{\partial w}{\partial z} \right)^2 + \left( \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 + \left( \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y} \right)^2 + \left( \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right)^2 \right] \quad (10)$$

ここで、 $C_p$ は比熱、 $\kappa$ は熱伝導度であり、凝固モデルとして線形凝固の式(11)を選び、多元系合金の正味の液相線温度 $T_L$ および固相線温度 $T_S$ を取り扱う。

$$f_s = 1 - \frac{T - T_S}{T_L - T_S} \tag{11}$$

一方、平均溶質濃度 $\bar{C}$ は液相溶質濃度 $C_L$ と固相溶質濃度 $C_S$ を固相率 $f_s$ の重み付けで与え、式(13)の溶質拡散方程式に従うものとする。そこでの固相率および溶湯速度は、凝固熱流動モデルの計算結果を使用する。

$$\bar{C} = C_s f_s + C_L (1 - f_s) \tag{12}$$

$$\left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) \bar{C} = D \nabla^2 \bar{C} \tag{13}$$

なお、本溶質拡散モデルでは乱流を取り扱わないため、流動限界固相率以下での溶湯対流効果を表現するために溶質拡散係数 $D$ を高めに設定した。

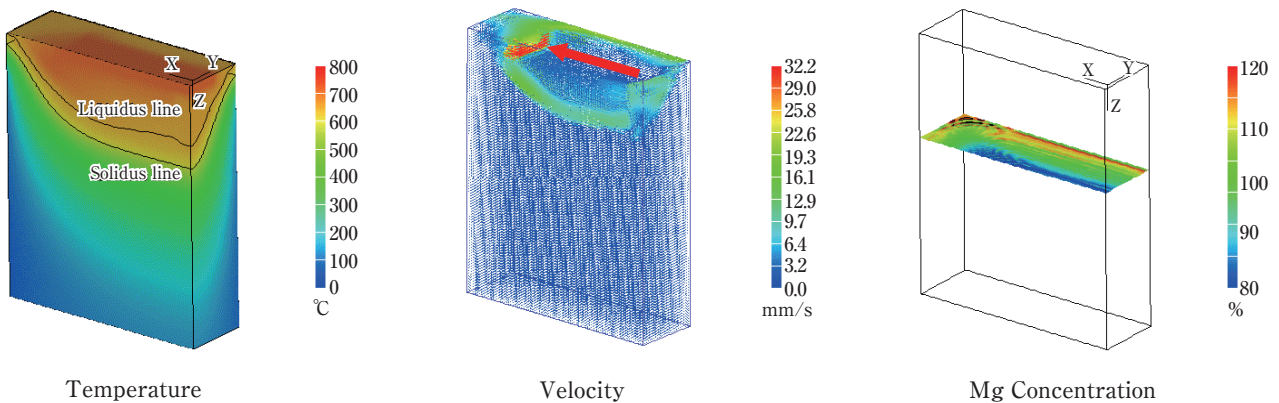
#### 4.2 溶質拡散モデルの計算結果

Fig. 2のMgマクロ負偏析に対応したTable 3に示す鑄造条件にて溶質拡散計算を行った。但し、計算体系は計算時間短縮のため1/4対称とした。温度分布、流速分布およびMg濃度分布の計算結果をFig. 9に示す。サンプル溶湯は溶湯分配器から鑄塊巾方向に吐出され、その鉛直方向回転流に沿った鑄塊厚さ中央部においてマクロ負偏析が予想通り出現した。また、その周辺には平均溶質濃度より高めの領域が若干ながら散在し、回転流脇に位置する溶湯流の淀みとの関連性が見

**Table 3** Thermo-physical data for Al-Mg alloys used both in the solute diffusion model and in the thermo-hydraulic model.

Property	Value	Unit
Slab thickness	0.5	m
Slab width	1.6	m
Slab length	1	m
Casting speed	-	m/s
Mesh size	0.01	m
Time step	0.01	s
Density (liquid)	2300	kg/m <sup>3</sup>
Density (solid)	2700	kg/m <sup>3</sup>
Heat capacitance (liquid)	1146	J/kg-K
Heat capacitance (solid)	949	J/kg-K
Heat conductance (liquid)	218	W/m-K
Heat conductance (solid)	240	W/m-K
Latent heat	3.89×10 <sup>5</sup>	J/kg
Viscosity	0.001	Ns/m <sup>2</sup>
Gravitational acceleration	9.8	m/s <sup>2</sup>
Pouring temperature	983	K
Liquidus temperature	-	K
Solidus temperature	-	K
Initial solute concentration	-	wt%
Solute diffusivity	5.0×10 <sup>6</sup>	m <sup>2</sup> /s
Equilibrium partition coefficient	0.45	-
Critical solid fraction	0.2	-
Primary dendrite arm spacing	300×10 <sup>6</sup>	m

られた。なお、実機サンプル形状については探針法や銅母合金投入法により実態が把握されており、凝固熱流動計算結果の妥当性は確認済みである。



**Fig. 9** Predicted Mg macro segregation at the casting condition corresponding to Fig. 2 using the 3-dimensional numerical solute diffusion model coupled with the thermo-hydraulic model.

## 5. 粒状晶起源の考察

一般に鋳造組織は温度勾配と鋳造速度に依存した組成的過冷却状況に応じて柱状晶あるいは等軸晶になると条件整理がなされており<sup>9),10)</sup>、実機鋳塊の中央部では凝固条件的に柱状晶になると評価される。そのため大型DC鋳造ではAl-Ti-B母合金あるいはAl-Ti-C母合金の微細化剤を添加し、等軸晶の不均質核生成を促進し、鋳塊組織の微細化や鋳塊割れ防止を図っている。等軸晶の発生メカニズムについては、湯面鋳型近傍における溶湯温度揺らぎによるデンドライト樹枝の溶断<sup>2)</sup>、あるいは初晶核生成<sup>11)</sup>も報告されている。

したがって、等軸晶核生成有りきの前提に立つと、マクロ偏析の3番目の特徴である顕著なマクロ偏析部位において鋳造マイクロ組織が粒状晶となる理由について、等軸晶デンドライト成長の際に粒状晶へと形態変化したとの一提案が可能である。これを理論的に証明するためPF法2次元鋳造組織予測モデル<sup>12)~14)</sup>を開発し、溶湯流の鋳造マイクロ組織への影響をまず初歩的に検討した。このPF法モデルでは以下に説明するように、PF変数 $\phi$ 、平均溶質濃度 $C$ 、温度 $T$ 、圧力 $P$ および速度 $v$ に関する時間発展方程式を連成して解く必要がある。

### 5.1 PF変数 $\phi$ の時間発展方程式

2元系アルミニウム合金の凝固における全自由エネルギー $F$ は、化学的自由エネルギー密度と勾配エネルギー密度の積分で与えられる。化学的自由エネルギー密度 $f$ は、固相と液相の化学的自由エネルギー密度 $f^S$ および $f^L$ 、さらに二重戸ポテンシャル $W$ の和で与えられる。また、固液界面層での平均溶質濃度 $C$ は固相溶質濃度 $C_S$ と液相溶質濃度 $C_L$ の荷重平均で与えられ、固液界面層において化学ポテンシャルが等しいと仮定するKKSモデル<sup>15)</sup>を採用する。

$$F = \int_V \left[ f(\phi, C, T) + \frac{1}{2} \varepsilon^2 |\nabla \phi|^2 \right] dV \quad (14)$$

$$f(\phi, C, T) = h(\phi) f^S \{ C_S(C, \phi), T \} + [1 - h(\phi)] f^L \{ C_L(C, \phi), T \} + Wg(\phi) \quad (15)$$

$$C = h(\phi) C_S + [1 - h(\phi)] C_L \quad (16)$$

$$\mu_C \equiv \frac{\partial f^S}{\partial C_S} = \frac{\partial f^L}{\partial C_L} \quad (17)$$

固液界面層の分布関数 $h$ および固相-液相間の排他性を表す分布関数 $g$ は次式で与える。

$$h(\phi) = \phi^3 (10 - 15\phi + 6\phi^2) \quad (18)$$

$$g(\phi) = \phi^2 (1 - \phi)^2 \quad (19)$$

勾配エネルギーの係数 $\varepsilon$ については、異方性強度 $\eta$ と方位係数 $k$ を用いてデンドライトの多様性を表現する。

$$\varepsilon(\theta) = \varepsilon_0 [1 + \eta \cos(k\theta)] \quad (20)$$

さて、PF変数 $\phi$ は非保存量であり、その時間発展はAllen-Cahn方程式が用いられる。

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = -M \left( \frac{\delta F}{\delta \phi} + \xi \right) \quad (21)$$

ここで、デンドライト成長における2次元アームの発達を表す揺動項 $\xi$ は固液界面層においてのみ存在する関数とし、乱数 $\chi$ を $-0.05 < \chi < 0.05$ の範囲で与える。

$$\xi = 4W\phi(1-\phi)\chi \quad (22)$$

計算簡略化のためPF変数の時間発展方程式に希薄溶液近似<sup>15)</sup>を適用すると具体的表現は次式となる。

$$\begin{aligned} \frac{\partial \phi}{\partial t} = & -M \left\{ 30\phi^2(1-\phi)^2 \frac{RT(1-k_e)}{V_m m_e} (m_e C_L - T_m + T) \right. \\ & \left. + 4W\phi(1-\phi)(0.5 - \phi + \chi) \right. \\ & \left. - \varepsilon^2 \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \right) - \varepsilon \varepsilon' \left[ \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right) \sin 2\theta + 2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x \partial y} \cos 2\theta \right] \right. \\ & \left. + \frac{1}{2} (\varepsilon'^2 + \varepsilon \varepsilon'') \right. \\ & \left. \left[ 2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x \partial y} \sin 2\theta - \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \right) - \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right) \cos 2\theta \right] \right\} \quad (23) \end{aligned}$$

ここで、 $R$ は気体定数、 $V_m$ はモル体積、 $m_e$ は液相線勾配、 $T_m$ は融点である。また、易動度 $M$ は次式で簡便的に与える。

$$\frac{1}{M} = \frac{\varepsilon^2 RT}{\sigma V_m m_e} \beta \quad (24)$$

ここで、 $\sigma$ は界面エネルギー密度、 $\beta$ は界面カイネティック係数である。



本PF法解析では初期凝固核位置を不動点とし、後述の溶質濃度の変化および凝固熱の移流を介して等軸晶デンドライトの形態変化を予測する。

## 5.2 平均溶質濃度の時間発展方程式

平均溶質濃度  $C$  は保存量のため Cahan-Hilliard 方程式が用いられる。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \nabla \cdot \left( \frac{D_c(\phi)}{f_{cc}} \nabla \frac{\delta F}{\delta C} \right) \quad (25)$$

ここで、 $f_{cc}$  は平均溶質濃度  $C$  に関する2階微分、 $D_c$  は同じく拡散係数である。

さて、溶湯流を考慮する場合には平均溶質濃度の時間発展方程式に移流項が付加される。

$$\frac{\partial C}{\partial t} + (1-h)\bar{v} \cdot \nabla C_L = \nabla \cdot [D_c \nabla C] + \nabla \cdot [D_c h' (C_L - C_s) \nabla \phi] \quad (26)$$

なお、等軸晶デンドライト周囲での溶湯対流効果を考慮して溶質拡散係数を高めに設定した。

## 5.3 熱流動方程式

熱伝導方程式にはPF変数  $\phi$  との関連で凝固潜熱が組み入れられ、溶湯流を考慮する場合には移流項が付加される。

$$\frac{\partial T}{\partial t} + (1-h)\bar{v} \cdot \nabla T = \frac{1}{C_p} \left[ \kappa \nabla^2 T + p(\phi) L \frac{\partial \phi}{\partial t} \right] \quad (27)$$

ここで、 $C_p$  は体積当りの比熱、 $L$  は体積当りの凝固潜熱、 $p = \frac{dh}{d\phi}$  である。

質量保存式では擬似圧縮法を用い、圧力に関する方程式として解く。

$$\frac{(1-h)\partial P}{\rho c^2 \partial t} + \nabla \cdot [(1-h)\bar{v}] = 0 \quad (28)$$

運動量保存式では固液境界層における流動抵抗を考慮するため無次元の摩擦係数  $\gamma$  を導入し、解析的考察<sup>16)</sup> から2.757に設定する。

$$\begin{aligned} & \frac{\partial}{\partial t} [(1-h)u] + \nabla \cdot [(1-h)\bar{v}u] \\ & = -\frac{(1-h)\partial P}{\rho \partial x} + \nu \nabla^2 [(1-h)u] - \nu \frac{\gamma h^2 (1-h)}{(2\lambda)^2} u \end{aligned} \quad (29)$$

$$\begin{aligned} & \frac{\partial}{\partial t} [(1-h)v] + \nabla \cdot [(1-h)\bar{v}v] \\ & = -\frac{(1-h)\partial P}{\rho \partial y} + \nu \nabla^2 [(1-h)v] - \nu \frac{\gamma h^2 (1-h)}{(2\lambda)^2} v \end{aligned} \quad (30)$$

ここで、 $\nu$  は動粘性係数、 $2\lambda$  は固液界面層の厚さである。

## 5.4 鋳造組織予測モデルの計算結果

**Table 4** に示す計算条件にてAl-Mg合金の等軸晶デンドライト成長過程を追った。溶湯流無しの場合、**Fig. 10**に示すように等軸晶デンドライトは4回転対称で等方的に成長し、濃化液相溶質は2次デンドライト間隙に留まる様子となった。一方、溶湯流有りの場合、**Fig. 11**の左下より右上に向かって辺上で平行流を与え、計算領域内では上述のようにNavie-Stokes方程式により等軸晶デンドライト周囲の流速場を計算した。

**Table 4** Thermo-physical data for Al-Mg alloys used in the phase field model.

Property	Value	Unit
Universal gas constant	8.318	J/K-mol
Melting point	933	K
Liquidus temperature	-	K
Solidus temperature	-	K
Undercooling	-	K
Equilibrium partition coefficient	0.45	-
Slope of liquidus line	567.5	K
Density	2300	kg/m <sup>3</sup>
Heat conductivity	218	W/m-K
Heat capacitance per volume	2.63×10 <sup>6</sup>	J/K-m <sup>3</sup>
Latent heat per volume	9.1×10 <sup>8</sup>	J/m <sup>3</sup>
Dynamic viscosity	4.35×10 <sup>7</sup>	m <sup>2</sup> /s
Solute diffusivity (solid)	1.0×10 <sup>-14</sup>	m <sup>2</sup> /s
Solute diffusivity (liquid)	1.0×10 <sup>-7</sup>	m <sup>2</sup> /s
Molar volume	1.0×10 <sup>-5</sup>	m <sup>3</sup> /mol
Kinetic coefficient	0.1	K-s/m
Interface energy	0.5	J/m <sup>2</sup>
Anisotropy parameter	3.0×10 <sup>-2</sup>	-
Time step	2.17×10 <sup>-12</sup>	s
Mesh size	30×10 <sup>9</sup>	m
System size	15×10 <sup>6</sup>	m
Interface width	90×10 <sup>9</sup>	m
Initial solid nucleus	135×10 <sup>9</sup>	m

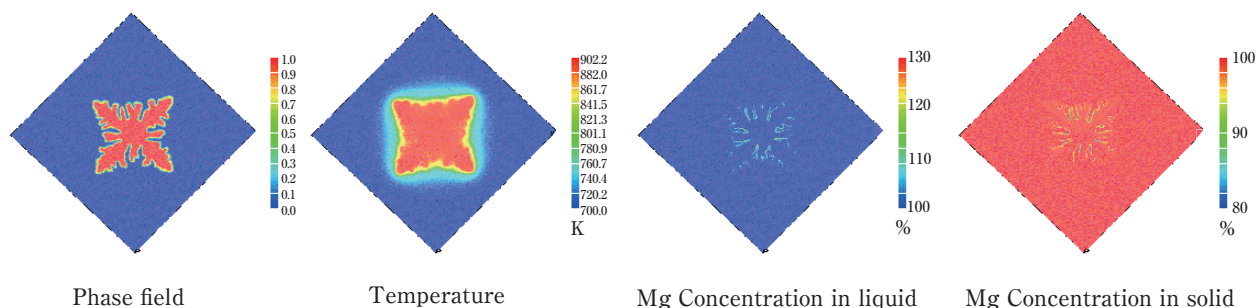


Fig. 10 Predicted figure of the dendrite growth, temperature and Mg concentration using the 2-dimensional phase field model without melt convection (after  $10^8$  seconds).

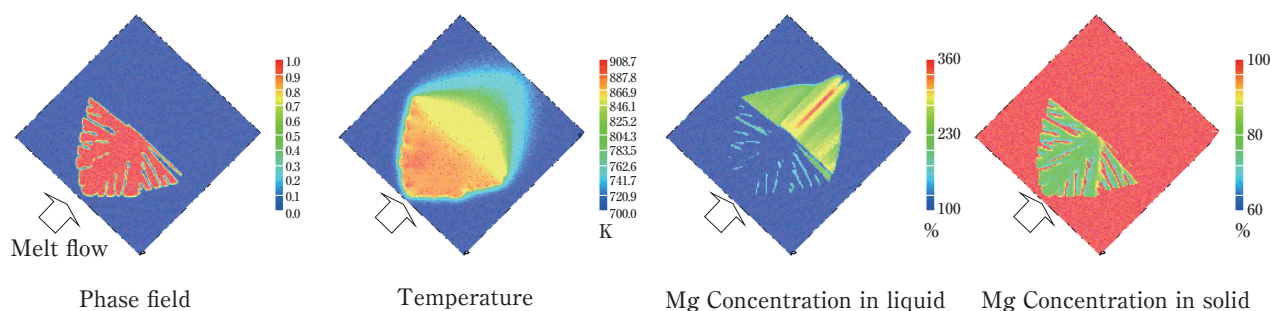


Fig. 11 Predicted figure of the dendrite growth, temperature and Mg concentration using the 2-dimensional phase field model with melt convection (after  $10^8$  seconds).

その結果、等軸晶デンドライトは上流方向に寄り集まって成長し、あたかも粒状晶のように形態変化した。これは溶湯流の影響で凝固潜熱および濃化液相溶質が下流に流されることにより、上流側の凝固が促進され、反対に下流側の凝固が抑制されたのが要因である。また、固相溶質濃度は溶湯流無しの場合よりも大きく低下しており、結晶粒内と粒界の溶質濃度コントラストが拡大するマイクロ偏析の特徴を暗示した。

今後の検討課題として、本PF法解析では一次デンドライトアームの成長速度に相当する大きい溶湯流速を Fig. 11 で与えており、Fig. 9 に示したサンプル溶湯流速に比べ非常に速く、計算条件として不自然さが残った。しかし、他の結晶核が隣接する場合には単独成長よりも凝固速度が遅くなる可能性があり、複数結晶核配置の条件下で凝固速度、温度勾配、液相溶質拡散係数および溶湯流速の大小関係を吟味しながら等軸晶デンドライトから粒状晶への形態変化を更に検討する必要がある。

## 6. 結言

溶質スweep説に基づく溶質拡散モデルおよびPF法デンドライト成長モデルの解析より、大型DCスラブ

鑄塊で観察されたマクロ偏析の3つの特徴をおおよそ定量的に説明することができた。これらの結果よりマクロ偏析の発生メカニズムを推測すると以下のような描像が得られる。

- (1) マクロ偏析は、サンプル溶湯が固液共存域に浸透し、溶質分配で濃化あるいは希薄化した液相溶質がサンプル溶湯側に掃き出されることで発生する。
- (2) マクロ偏析が顕著な部位の鑄造マイクロ組織は、溶湯流の影響により等軸晶デンドライトから粒状晶に形態変化した。これにより溶湯流動抵抗が低下するためマクロ偏析がさらに助長される。

## 参考文献

- 1) M.C.Flemings: Solidification Processing, McGraw Hill, (1974), 244-260.
- 2) 大野篤美, 早田博: 鉄と鋼, **6** (1969), 475-484.
- 3) 山田竜也, 石川宣仁, 久保貴司, 高橋功一: 軽金属学会第130回春期大会講演概要, (2016), 227-228.
- 4) Bruno Gariepy and Yves Caron: Light Metals, (1991), 961-971.
- 5) 石川宣仁, 山田竜也, 久保貴司, 高橋功一: 軽金属学会第130回春期大会講演概要, (2016), 229-230.
- 6) 神戸洋史, 錦織貞郎, 本間梅夫, 雄谷重夫: 鑄物, **59** (1987), 228-232.

- 7) 高橋忠義, 大笹憲一, 片山教幸: 鉄と鋼, **5** (1990), 728-734.
- 8) 仲山公規, 中岡威博, 坂本浩一, 石田 斉: R&D KOBE STEEL ENGINEER REPORTS, **51** (2001), 2-8.
- 9) 金子秀夫, 西沢泰二, 岡 暢: 日本金属学会, **29** (1965), 1032-1035.
- 10) Arnoldo Badillo and Christoph Beckermann: Acta Materialia, **54** (2006), 2015-2026.
- 11) 茂木徹一, 大野篤美: 軽金属, **31** (1981), 325-333.
- 12) 小山敏幸, 高木知弘: フェーズフィールド法入門, 編集 日本計算工学会, 丸善出版, (2013), 62-68.
- 13) M. Ohno: Int. J. Microgravity Sci. Appl. **30** (2013), 24-29
- 14) T. Takaki: ISIJ International, **54** (2014), 437-444
- 15) S. G. Kim, W. T. Kim and T. Suzuki: Phys. Rev. E, **60** (1999), 7186-7197
- 16) C. Beckermann, H. J. Diepers, I. Steinbach, A. Karma and X. Tong: Journal of Computational Physics **154** (1999), 468-496.



石川 宣仁 (Nobuhito Ishikawa)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部



山田 竜也 (Tatsuya Yamada)  
(株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター



久保 貴司 (Takashi Kubo)  
(株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター  
博士(工学)



高橋 功一 (Koichi Takahashi)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部  
博士(工学)



## 摩擦重ね接合によるアルミニウム合金と樹脂材料の 直接接合特性に及ぼすアルマイト皮膜処理の影響\*

岡田 俊哉 \*\*, 内田 壮平 \*\*\*, 中田 一博 \*\*\*\*

### Effect of Anodizing on Direct Joining Property of Aluminum Alloy and Plastic Sheets by Friction Lap Joining \*

Toshiya Okada\*\*, Shouhei Uchida\*\*\* and Kazuhiro Nakata\*\*\*\*

We have proposed a novel joining process, friction lap joining (FLJ) to join a metallic material sheet directly to a polymer sheet and have investigated mechanical and metallurgical properties of these dissimilar joints. In this paper, the joining mechanism was discussed with the evaluation of TEM microstructure at the joint interface between 2017 aluminum alloy and 2 kinds of polymers, the ethylene-acrylic acid copolymer (EAA), and the high density polyethylene (PE). EAA sheet was easily joined to an as-received aluminum alloy sheet by FLJ, because EAA had a polar functional group, -COOH. On the contrary, PE was not able to be joined to an as-received aluminum alloy, because PE had no polar functional group. However, anodizing of aluminum alloy was effective to join these materials by the assistance of the anchor effect.

**Keywords:** friction lap joining, aluminum alloy, plastics, dissimilar materials joint

#### 1. 緒言

現在、軽量構造材料であるアルミニウム合金と鋼材や銅合金などの異種金属材料の接合は各方面で検討されており、一部には実用化もされている。また、近年、自動車、航空機などの輸送機器やエレクトロニクス分野においてはさらなる軽量化を目的として、軽金属材料と非金属である樹脂・プラスチック（以下、両者を合わせて樹脂材料とする）の異材接合が注目されている。これまでに提案され、また一部実用化されている異材接合方法には「射出成形接合」、 「機械的締結」、 「接着接合」、 「超音波接合」などがあげられる。

しかし、これらの方法にはそれぞれ欠点がある。例えば、射出成形接合法では金型を用いるためにその製品寸法や形状に大きな制約がある。また、機械的締結

法はリベットやボルトなどの副資材が必要であり、このためコスト増や重量増を招くと共に、気密性や水密性に劣るためにその対策が要求されるなど、設計の自由度への制限がある。接着接合の場合、エポキシ系やアクリル系の接着剤に対して有機溶剤が用いられ、その蒸気が作業者の健康を害することからVOC規制（揮発性有機化合物の排出規制）の対象になっている。また、接着過程で所定の接着強度が得られるのに長時間を有すること、さらに長時間使用で接着特性が劣化することなどがあり、実用上の問題点となっている。超音波接合法も製品寸法や形状に大きな制約がある。このため大寸法の部材を密着性良く、直接接合する方法として、熱可塑性樹脂に対して加熱することにより接合界面において局所的に溶融して接合する熱圧着法が注目されており、その加熱源として、高周波誘導加熱法、

\* 本稿の主要部分は「軽金属溶接」第53巻8月号(2015)に掲載したものである。

前記の論文は第34回 軽金属溶接論文賞を受賞している。

The main part of this paper has been published in Journal of Light Metal Welding, **53** (2015), 298-306.

Above-mentioned paper received the 34<sup>th</sup> Technical Paper Awards from Japan Light Metal Welding Association.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター 深谷研究室

Fukaya Research Section, Fukaya Center, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\* 元大阪大学接合科学研究所 (現、地方独立行政法人大阪府立産業技術総合研究所)

Joining and Welding Research Institute, Osaka University (Present: Technology Research Institute of Osaka Prefecture)

\*\*\*\* 大阪大学名誉教授、接合科学研究所、特任教授、工学博士

Emeritus Professor, Joining & Welding Research Institute, Osaka University, Specially Appointed Professor, Ph. D.

抵抗加熱法、レーザ加熱法などが検討され、用いられている。

一方、固相接合の一種である摩擦撈拌接合 (FSW) 法は、異種金属接合法としても注目されている<sup>1), 2)</sup>。著者の一人は、FSWによる重ね異材接合継手形成に注目し、これまでに鉄/アルミニウム合金<sup>3)</sup>、鉄/マグネシウム合金<sup>4)</sup>、鉄/チタン<sup>5)</sup>、鉄/ニッケル合金<sup>6)</sup>、アルミニウム合金/マグネシウム合金<sup>7)</sup>、およびアルミニウム合金/チタン<sup>8)</sup>の各種の異材組合せについて検討を行い、良好な重ね継手が得られることを明らかにした。

これらの結果に基づいて、重ね継手が多用される金属と樹脂の異材接合法に、加熱源として摩擦エネルギーを利用する新しい異材接合法である摩擦重ね接合法 (friction lap joining : FLJ法) を提案し<sup>9)~11)</sup>、その接合プロセス機能や接合継手特性などの評価を行ってきた。

本報では、金属材料としてアルミニウム合金、および樹脂材料として汎用性の高いポリエチレンおよび接着性に優れたエチレン・アクリル酸コポリマーを選択し、摩擦重ね接合法による接合継手特性に及ぼす接合条件およびアルミニウム合金の表面処理条件の影響を明らかにするとともに、接合界面組織の評価を行い、その接合機構を検討したものである。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

アルミニウム合金には高強度板材として一般的に用いられている2017P-T4を選定した。Table 1に供試材の化学成分値を示す。試験片寸法は板厚t1.5 mm、長さおよび幅はそれぞれL75 mmおよびw150 mmであ

る。また、接合性に及ぼすアルミニウム合金の表面処理の影響を検討するために、受け入れのままの表面状態 (以下、未処理材) と硫酸アルマイト処理材 (封孔処理なし)、およびシュウ酸アルマイト処理材 (封孔処理なし) との比較を行った。これら皮膜の厚みは約10 μmであり、Fig. 1にその表面状態のSEM観察写真を示す。

樹脂材料には官能基の無い高密度ポリエチレン (以下、PE) と官能基 (カルボキシル基: -COOH) を有し接着性に優れたエチレン・アクリル酸コポリマー (以下、EAA) の2種類を用いた。試験片の寸法はいずれもw150 × L75 × t1.7 mmである。これら樹脂材料の構造式、軟化点、融点および引張強度 (実測値) を Table 2に示す。

### 2.2 摩擦重ね接合法

接合には位置制御型摩擦撈拌 (FSW) 装置を用いた。Fig. 2にFLJ法の模式図を示す。継手形状は樹脂材料の上にアルミニウム合金を重ねた継手であり、ステンレス鋼製バックリングプレートに固定した。接合ツールは一般的なFSWツールとは異なり、プローブのないツール端 (シオルダ) が平面形状である。また、ツール径を5, 10, 15および20 mmと変化させて、ツール径の影響も検討した。

Table 2 Properties of the plastics used.

Plastics	Structural formula	Softening point/K	Melting point/K	Elastic limit N/mm
EAA	$\begin{array}{c} \text{--}[\text{--CH}_2\text{CH}_2\text{--}]_n\text{--} \\ \text{--}[\text{--CH}_2\text{CH--}]_m\text{--} \\   \\ \text{COOH} \end{array}$	355	371	12
PE	$\text{--}[\text{--CH}_2\text{CH}_2\text{--}]_n\text{--}$	396	405	39

Table 1 Chemical composition of the aluminum alloy.

(mass%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
2017P-T4	0.55	0.21	4.13	0.70	0.56	0.03	0.06	0.02	re.

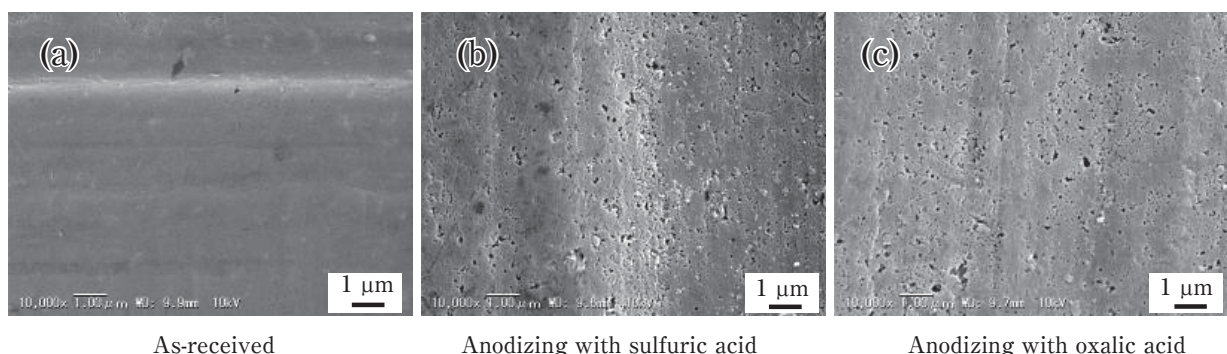


Fig. 1 Surface appearance of 2017P-T4.

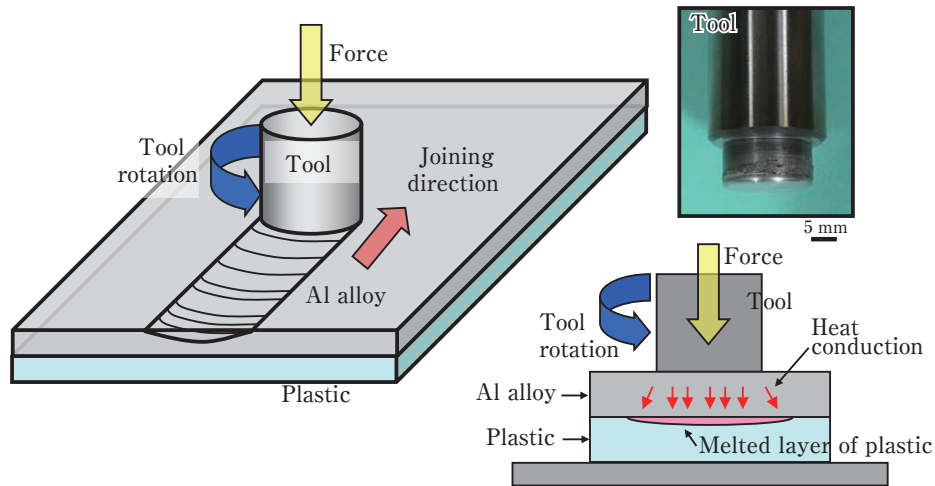


Fig. 2 Schematic Illustration of the Joining process, FLJ.

接合条件はツール前進角を3°とし、ツール押し付け深さは試料表面から0.5 mm、ツール回転数は1000 rpm、接合速度は400 mm/minとそれぞれ一定とした。

なお、接合は板端部より10 mm程度内側から開始し、逆側の端部より20 mm程度内側で終了させている。

### 2.3 接合部外観および断面組織観察法

接合後の外観状態をツール摩擦面側であるアルミニウム合金(表側)と樹脂材料側(裏側)から観察し、樹脂の熔融状態を評価した。接合部の断面組織を観察するために、接合した試料の接合方向に垂直な接合部横断面を切り出し、研磨後に光学顕微鏡にて観察し、走査型電子顕微鏡(SEM)および付属のエネルギー分散型X線分析装置(EDX)による元素分析を行った。また、さらに接合界面の透過型電子顕微鏡(TEM)による微細構造解析を行った。

### 2.4 接合継手の引張せん断試験法

接合継手の機械的性質を評価するために引張せん断試験を行った。試験片の採取箇所、試験片形状および試験片寸法をFig. 3に示す。試験片は接合方向に対して垂直に幅約15 mmの短冊状に切り出し、一条件につき3本ずつ作製した。また、試験片を採取後、各試験片の幅を測定した。さらに樹脂材料側から観察して熔融した樹脂がぬれ拡がった部位を確認した。

引張試験はFig. 4に示すように試験片のチャック部に厚さ1.5 mmのスペーサーを取り付け、試験片を垂直に引っ張られるように配置した。引張速度は5 mm/minとして最大引張せん断荷重を試験片幅で除した値で評価した。

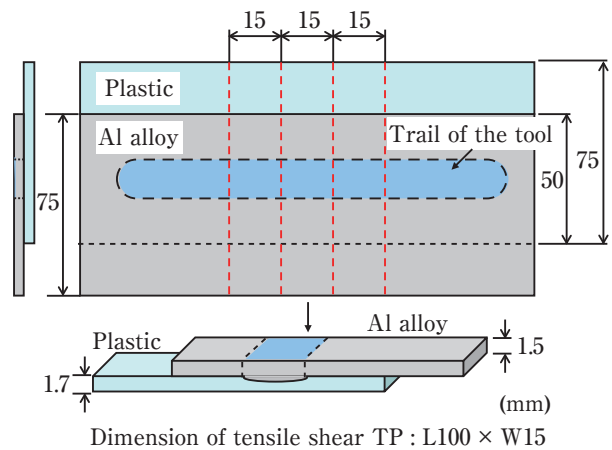


Fig. 3 Sampling position and configuration of tensile shear TP.

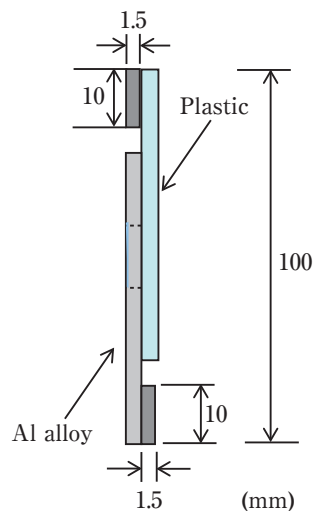


Fig. 4 Schematic diagram during the tensile shear test.



## 2.5 接合部破断面観察法

引張せん断試験における接合界面破断面、または、試験後に強制的に樹脂を剥離させた試験片のアルミニウム合金側の破断面の観察をSEMにより行った。観察に際してはスパッタコーターにより破断面に白金パラジウムをコーティングし、観察位置はツール通過部の中央部とした。

## 2.6 接合過程における界面温度測定法

継手接合界面の接合中の温度履歴について熱電対を用いて測定した。測定箇所は樹脂板に穴を明け、そこにK熱電対(直径1.0 mm)を通して先端をアルミニウム合金界面に固定した。

測定位置はツール通過部の中央部(a)、前進側の外側へ向かって5 mm(b)、および10 mm離れた位置(c)の3箇所である。(a)および(b)はツール通過部内側、(c)はツール外側となる。また、接合開始側の板端部からの距離は(a)120 mm、(b)100 mmおよび(c)80 mmとなるように配置した。なお、接合開始位置および終了位置は2.2項に記載と同様に板端部より10 mm程度内側から開始し、逆側の端部より20 mm程度内側で終了させている。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 ツール径の影響

#### 3.1.1 接合継手外観状態

2017未処理材とEAAとの組合せにおいて、ツール径を5~20 mmと4水準に変化させたツールを用いた接合継手の外観状態をFig. 5に示す。全てのツール径で接合継手を得ることができた。また、継手裏面ではツール径に対応したEAA溶融部と、さらにアルミニウム合金と樹脂板の重ね継手の隙間に破線で示すように樹脂がぬれ広がった部分とが認められた。また、ツール径に対応したツール通過部ではツールの押し込みによりアルミニウム合金がわずかに変形してEAA側に押し付けられており、継手裏面で見られた樹脂溶融部は、このツール通過部にほぼ相当することが確認された。すなわち、ツール径の増加とともに樹脂溶融部の幅は増加した。

#### 3.1.2 継手引張せん断強度

ツール径5, 10, 15および20 mmにて得られた継手の引張せん断試験結果をFig. 6に示す。試験片幅で除した最大引張せん断荷重はツール径によらずほぼ一定

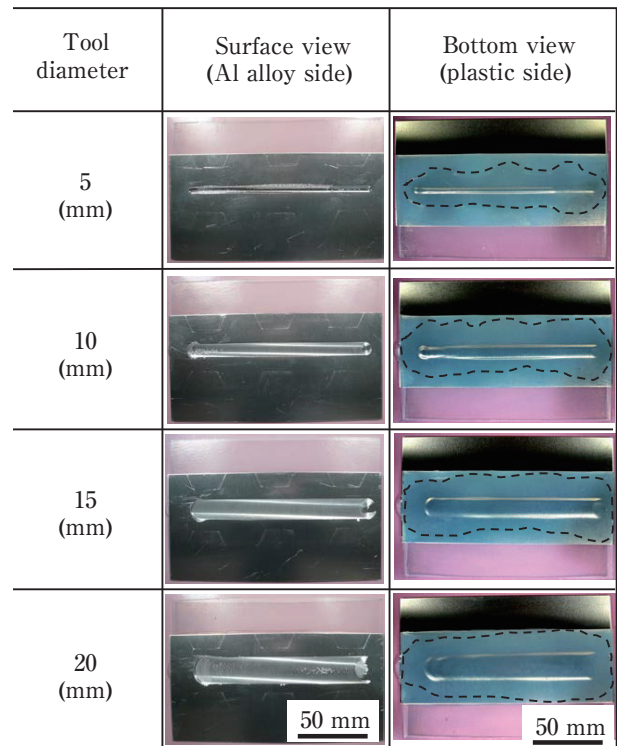


Fig. 5 Joint appearance of EAA and as-received 2017 Al alloy with different tool diameters.

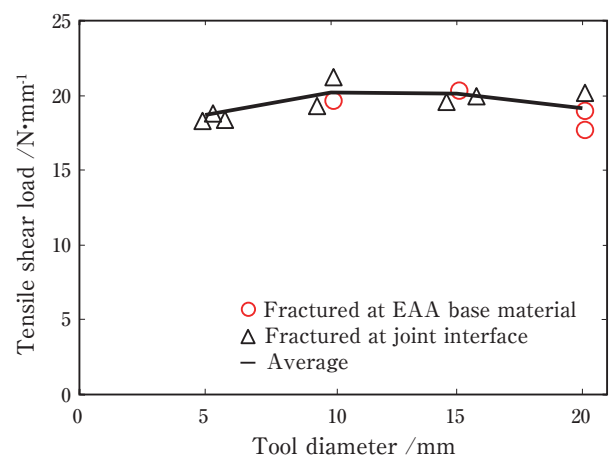


Fig. 6 Effect of tool diameter on the tensile shear load of the lap joint of as-received Al alloy and EAA plastic.

の値を呈した。ツール径5 mmの継手では全ての試験片が接合界面破断となり、一方、ツール径10 mm以上の継手ではEAA母材で破断する試験片もみられたが、界面破断したいずれの試験片においても約80%以上の伸びを示し、最大引張せん断荷重も約20 N·mm<sup>-1</sup>となった。

なお、これらの結果に基づき、本報では、以降は破断形態や最大引張りせん断荷重のばらつきを考慮し、

ツール径15 mmにて評価を行った。

### 3.2 2017表面処理材とEAAとの接合

#### 3.2.1 継手外観状態および断面形状

EAAと2017未処理材および表面処理材との継手の外観および断面マクロ写真をFig. 7に示す。EAA側からみると、いずれの継手でもツール通過部に対応したEAA溶融部とさらにその周囲に破線で示すようにぬれ広がった広い接合部を得ることができた。また、いず

れもツール通過部の外観および断面には空孔などの不完全部はみられなかった。

#### 3.2.2 継手引張せん断強度

Fig. 8に引張せん断試験結果を示す。いずれも最大引張せん断荷重は約20 N・mm<sup>-1</sup>となり、良好な値を示した。破断は接合界面破断とEAA樹脂母材破断との両方の形態が認められたが、表面処理材の方が未処理材に比してEAA樹脂母材破断を示す割合が大きい傾向に

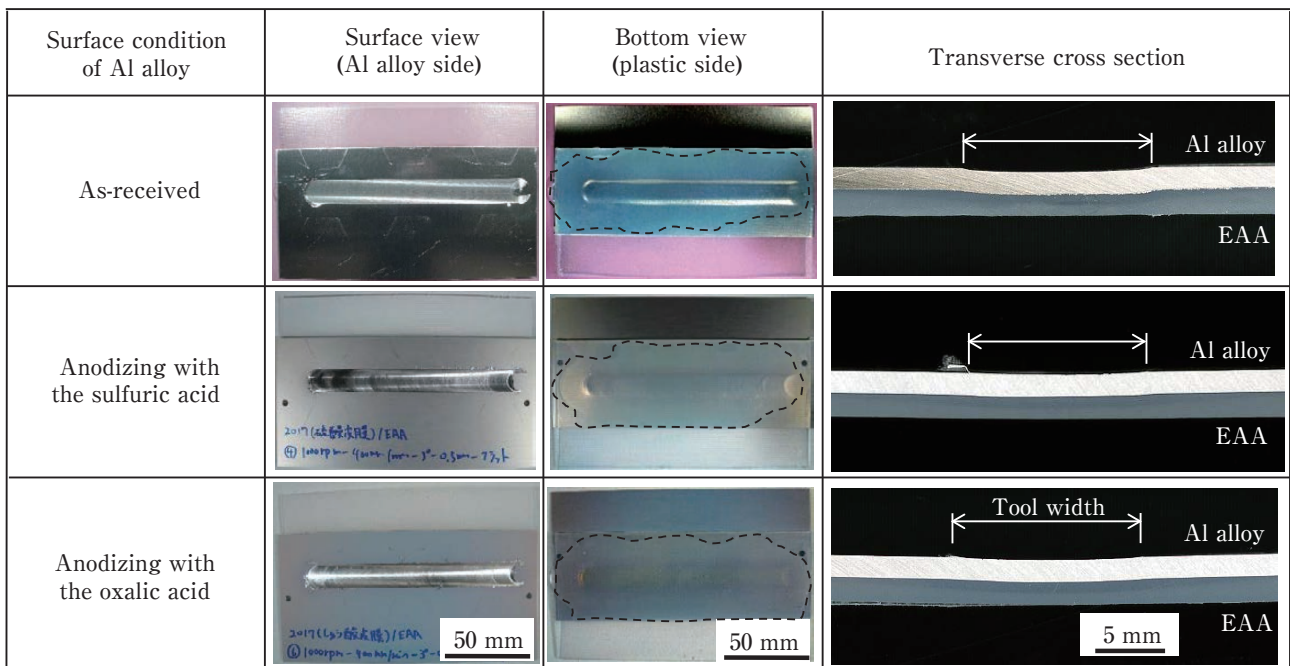


Fig. 7 Surface appearance and the cross section of 2017/EAA joints at different surface conditions (tool diameter 15 mm).

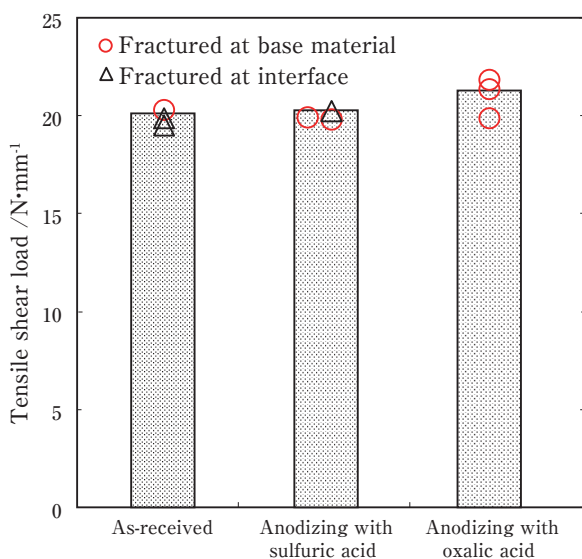
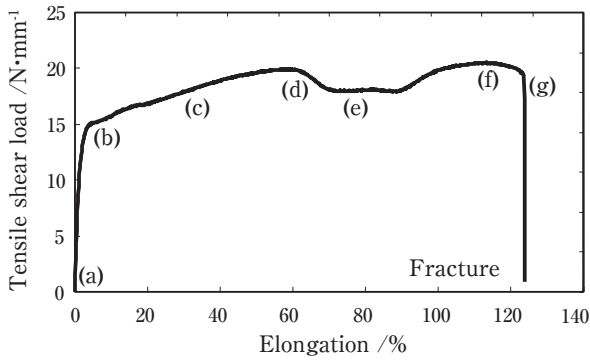


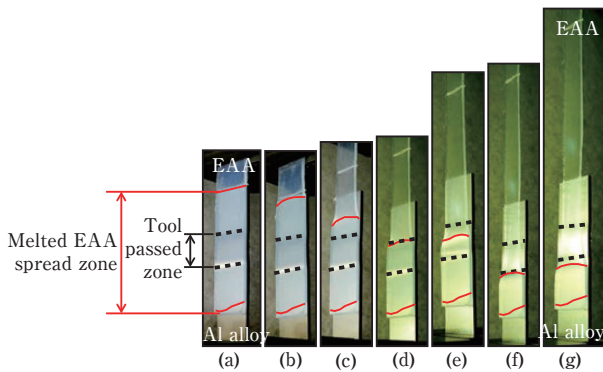
Fig. 8 Effect of surface treatment for 2017 on tensile shear load of the 2017/EAA joint.

あった。

Fig. 9 A) は2017未処理材/EAA継手の引張せん断試験中の荷重-伸び線図を、Fig. 9 B) は試験中の開始時(a)および終了時(g)の試験片の外観変化の一連の写真を示す。写真(a)から(g)はそれぞれ図中の(a)から(g)の時点の試験片外観に対応し、いずれも樹脂側から撮影したものであり、上端は樹脂部であり、下端は2017アルミニウム合金である。中央部にツール通過部があり、その両側に溶融した樹脂が重ね継手の隙間にぬれ広がった領域(母材部との境界を実線で表示している)が認められた。引張開始後、(b)で樹脂全体の変形が開始すると、(c)のようにぬれ広がった領域の樹脂が順次、アルミニウム合金表面から剥離する。その剥離した部分の樹脂はEAA母材部と共に伸びていく様子が分かる。せん断荷重は(d)で示すように剥離位置が



A) Tensile shear load curve of as-received 2017/EAA joint



B) Appearance of the joint, (a) before and (g) after tensile shear test for as-received 2017 and EAA joint

Fig. 9 Result of the tensile shear test on as-received Al alloy and EAA plastic.

ツール通過部の端部に達した時に一旦極大値を示すが、剥離位置がツール通過部の内部に及ぶと、(e)のようにせん断荷重は若干低下した。さらに、ツール通過部のもう一方の端に達すると再び上昇して最大値を示し、その後、細長く伸びた母材部で破断した。この結果から、継手引張せん断試験における最大荷重はツール通過部の端部で得られており、ツール通過部の内部は端部よりも接合強度が若干低いことが分かった。

### 3.2.3 破断面観察

引張試験時に界面破断となった継手、および強制的に界面で破断させた継手のアルミニウム合金側破断面表面の外観、SEM微細組織およびEDXによるアルミニウム (Al Ka; 青色表示) および炭素 (C Ka; 赤色表示) の面分析結果を Fig. 10 に示す。SEM観察はツール通過部の幅中央 (a) にて行った。

Fig. 10 (b) は2017未処理材とEAAの組合せであるが、(b-1)のSEM像に示すようにアルミニウム合金表面には数 $\mu\text{m}$ から10 $\mu\text{m}$ 程度の表面キズによる微小な凹部が存在しており、(b-2)の面分析に示すように凹部の

中では炭素 (赤色表示) が明瞭に検出された。これは接合時に溶融したEAA樹脂が凹部の中に入り込み、引張せん断試験時に引きちぎられてアルミニウム合金側表面に取り残されたものと思われる。(b-3)は(b-1)の平滑部分のSEM高倍率像であり、表面には樹脂と思われる付着物が破面全体に点在して分布しており、これらは面分析において比較的強い赤色部分が点在して分布していることに対応していると思われる。しかし炭素が特に顕著に認められた部分 (強い赤色部分) はまばらであり、その数も少ない傾向にあった。

一方、硫酸およびシュウ酸アルマイト処理を行った場合の観察結果をそれぞれFig. 10 (c) および (d) に示す。既にFig. 1で述べたようにいずれの皮膜でもその表面には数十から数百nm程度のアルマイト皮膜孔が開いており、面分析の結果から、いずれの皮膜においても分析視野全面にわたって炭素が強く検出された部分 (強い赤色部分) が分布していた。また (c-3) および (d-3) は平滑部分のSEM高倍率像であり、平滑部分においてもその表面全面には付着した樹脂が白く点状に分布しており、未処理材の結果と比較して、樹脂の付着は顕著であった。

## 3.3 2017表面処理材とPEとの接合

### 3.3.1 継手表面外観状態および断面形状

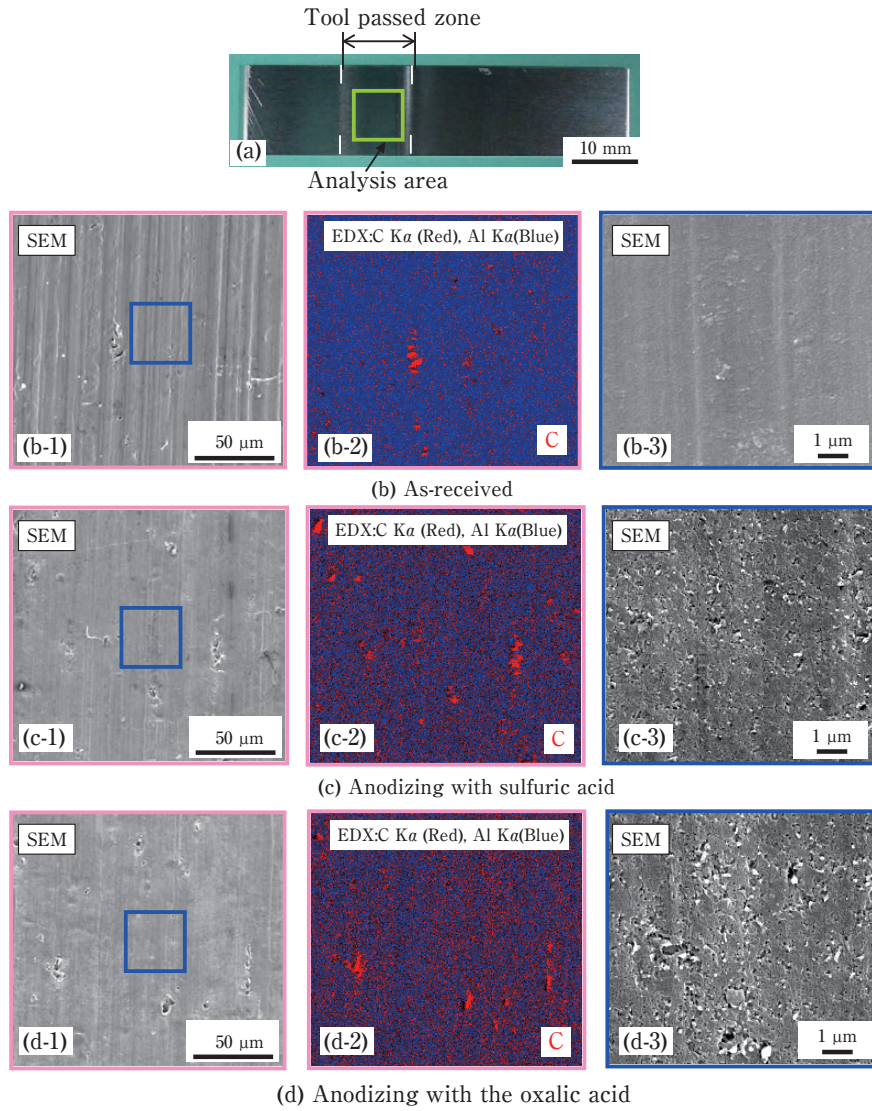
2017表面処理材/PEの継手外観および断面形状を Fig. 11 に示す。EAAと異なり、PEでは未処理材の場合、接合直後に界面剥離が発生して、十分な強度を有する継手は得られなかった。

一方、アルマイト処理を施した場合、いずれもツール通過部の外観および断面には欠陥はみられず、溶融したPE樹脂がぬれ広がった接合部を得ることができた。しかし、アルマイト処理の違いによる接合部の外観状態および断面形状の差は認められなかった。

### 3.3.2 継手引張せん断強度

継手引張せん断試験結果を Fig. 12 に示す。2017未処理材は接合ができなかったため、継手強度は測定していない。一方、アルマイト処理を施した場合はいずれも界面破断することなく、PE母材が降伏し、良好な接合継手を得られた。一例としてFig. 12 B) にシュウ酸アルマイト処理材の引張試験前後の試験片外観を示すが、試験後もツール通過部周辺のツール荷重を直接受けていない樹脂がぬれ広がった部分でも、剥離することなく強く接合されていることが確認された。また、アルマイト処理の違いによる継手強度の差は認められなかった。





**Fig. 10** Appearance of fractured surface of 2017 Al alloy (a), and SEM Image and C mapping with EDX for different surface treatment of 2017/EAA ; (b) as-received (c), anodizing with the sulfuric acid and (d) anodizing with the oxalic acid.

Surface condition of Al alloy	Surface view (Al alloy side)	Bottom view (plastic side)	Transverse cross section
As-received			
Anodizing with the sulfuric acid			
Anodizing with the oxalic acid			

**Fig. 11** Surface appearances and the cross section views of the welded joints between each surface and PE (tool diameter 15 mm).

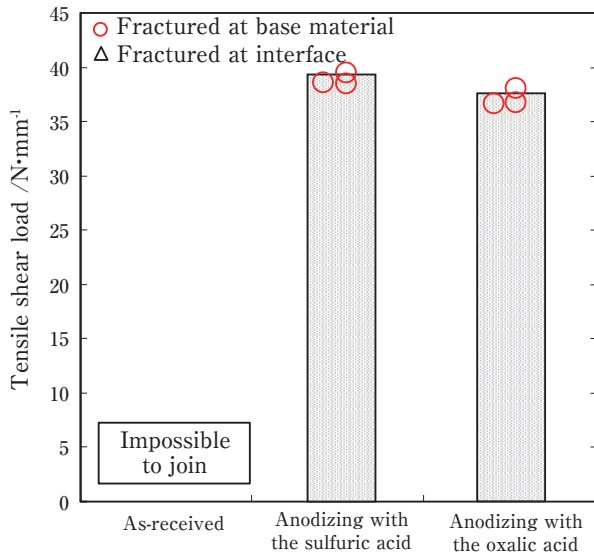
3.3.3 破断面観察

引張せん断試験では、全てPE樹脂母材破断を呈したため、接合界面状態を検討するために強制的にPE樹脂を接合部から引き剥がして、そのアルミニウム合金側破断面にて外観、微細組織、およびEDXによるアルミニウム (Al K $\alpha$ ; 青色表示) および炭素 (C K $\alpha$ ; 赤色表示) の面分析を行った。その結果を Fig. 13 に示す。

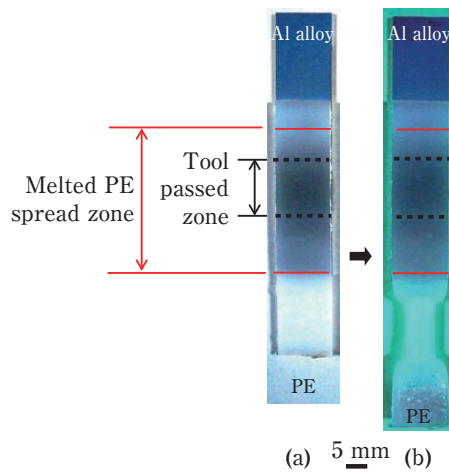
Fig. 13 (b) および (c) ならびに Fig. 13 (e) および (f) にみられるように、面分析により、分析視野全面にわ

たって炭素が強く検出され、大きな板表面キズに相当する凹部では特に顕著であった。

Fig. 13 (b) および Fig. 13 (e) 中の四角形で示す表面キズの無い平滑領域を拡大すると、Fig. 13 (d) および Fig. 13 (g) にそれぞれ示すように、数十から数百 nm のアルマイト皮膜孔の部分に破断時に引きちぎられて取り残されたPE樹脂が確認された。これらは Fig. 10 で示したEAA樹脂と同様の結果であった。

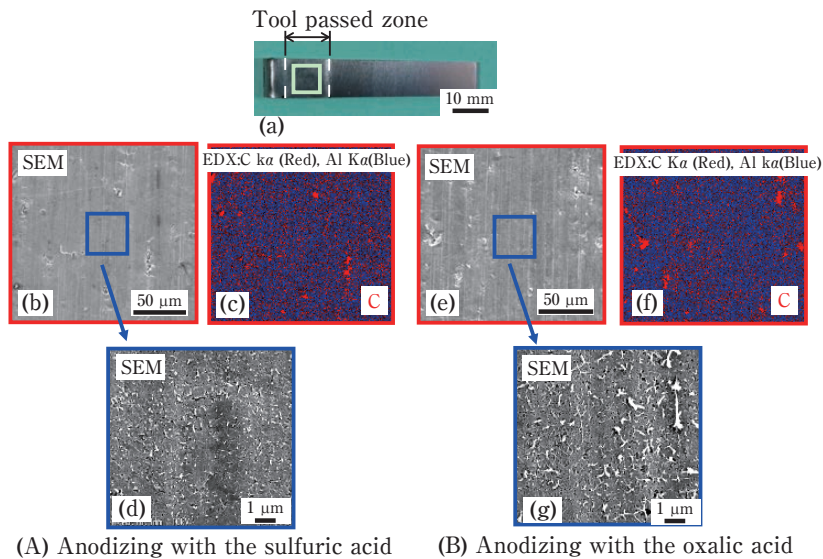


A) Effect of surface treatment for 2017 on tensile shear load of the 2017/PE joint



B) Appearance of the joint, (a) before and (b) after the tensile shear test for anodizing 2017 and PE joint with the oxalic acid

Fig. 12 Result of the tensile shear test of 2017/PE joints with different surface treatments.



(A) Anodizing with the sulfuric acid (B) Anodizing with the oxalic acid

Fig. 13 Appearance of the fractured surface (a); SEM image (b) and (e), C mapping with EDX (c) and (f), and higher magnification SEM image (d) and (g) at the square area (a) for the anodizing 2017/PE joints.

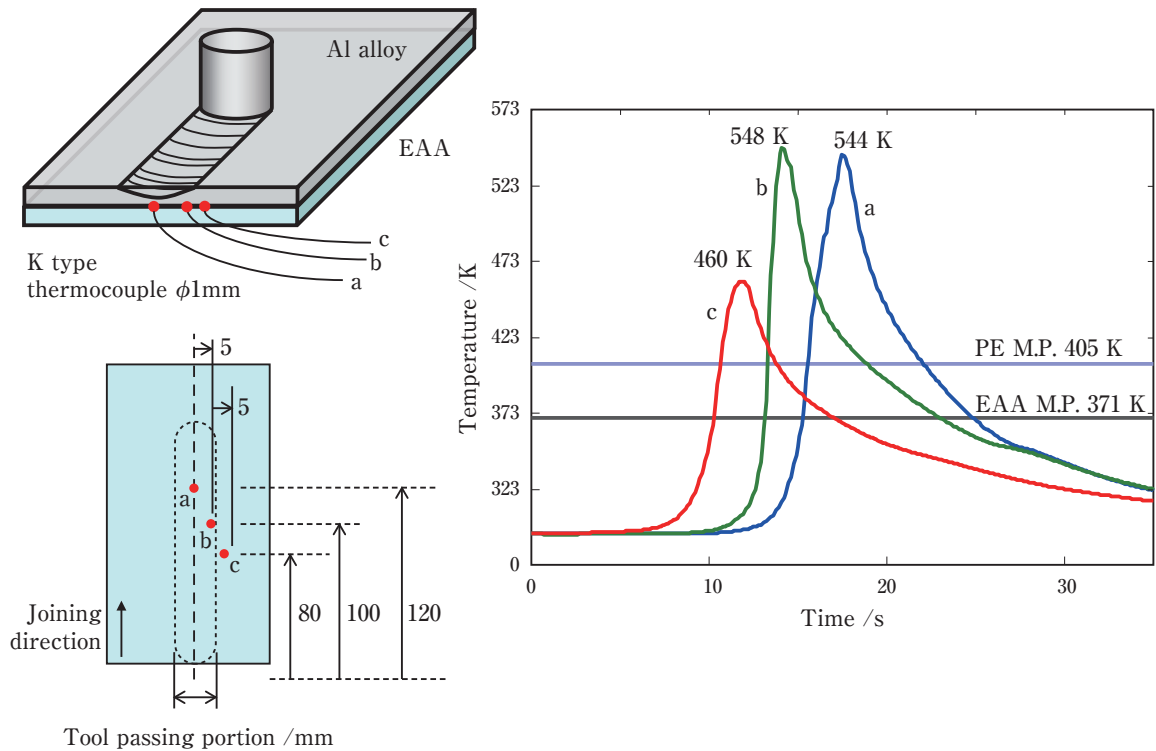


Fig. 14 Temperature measurement results at the joint interface during FLJ with tool diameter of 15 mm.

### 3.4 接合界面温度測定

Fig. 14に未処理材とEAAの接合時の接合界面の温度履歴測定結果を示す。ツール通過部内の2箇所では約540 Kまで温度が上昇し、また、その外側の溶融樹脂のぬれ広がり部でも460 K程度まで温度が上昇していた。EAA樹脂およびPE樹脂の融点はそれぞれ371 Kと405 Kであり、いずれの部位においても樹脂材料の融点を越えた温度まで上昇していた。このことから、摩擦重ね接合法ではアルミニウム合金板表面に押付けられたツールの回転による摩擦熱が熱伝導により樹脂材料へ伝わり、その加熱および溶融に有効であることが明らかになった。しかし、未処理材とPEの組合せの場合では、接合継手は形成されず、樹脂によっては溶融および加圧のみでは接合は達成できないことが明らかになった。

すなわち、FLJ法によるアルミニウム合金と樹脂の接合には、接合に効果的なアルミニウム合金の表面処理と、接合に適した樹脂の種類があることが示唆された。

### 3.5 考察

#### 3.5.1 接合界面の微細構造解析

TEMを用いて接合界面の微細構造の解析を行った。

Fig. 15にEAA樹脂と2017未処理材継手のTEM像(a)およびEDX分析結果(b)を示す。接合界面は観察

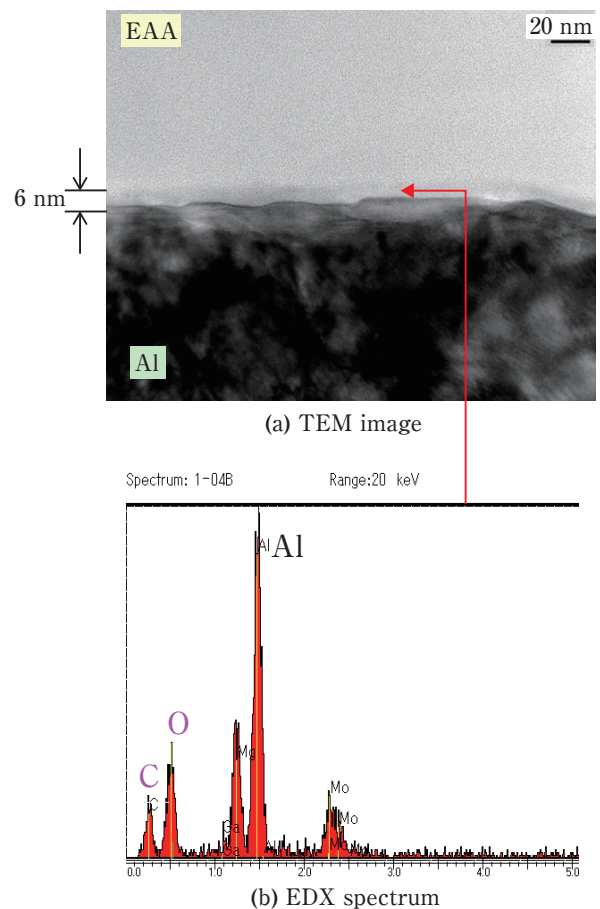


Fig. 15 TEM image and EDX spectrum at the interface of as-received 2017 and EAA joint.



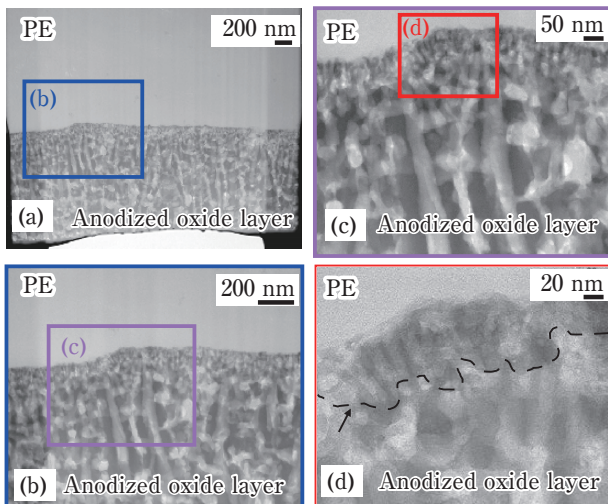


Fig. 16 Higher magnification TEM images at the joint interface of the anodized oxide layer and PE.

範囲内ではほぼ平滑であり、幅約10 nmの濃いコントラストを示す領域が存在しており、EDX分析結果より、この層の主成分はC、OおよびAlであり、アルミニウム合金表面に形成された自然酸化皮膜と推察された。

また、Fig. 16にPE樹脂とシュウ酸アルマイト処理材継手のTEM像を示す。この接合界面には、特に反応層を示唆するようなコントラストを示す領域はみられなかった。しかし、Fig. 16 (c) に示すようにアルマイト皮膜孔内を観察したところ、コントラストが異なる領域が観察された。さらなる高倍率の観察(Fig. 16(d))において、この濃淡部領域はPE樹脂がアルマイト孔内に浸入していたことが示唆された。このような場合には、いわゆるアンカー効果による強固な接合機構<sup>12)</sup>が期待される。

### 3.5.2 樹脂の分子構造および極性官能基と接合特性との関係

本研究においてEAA樹脂は2017材の表面処理の有無にかかわらず接合が可能であったが、PE樹脂の場合、未処理材は接合ができなかった。両者の違いの一つに樹脂の極性官能基の有無が挙げられる。EAA樹脂は極性官能基(カルボキシル基: -COOH)を有しているため、摩擦重ね接合による加熱によって溶解したEAA樹脂は、ツールによる押し付け荷重によってアルミニウム合金表面と密着した際、アルミニウム合金の自然酸化膜( $Al_2O_3$ )との間で静電引力が生じて強い接合が可能になったと考えられる。すなわち、酸化皮膜中の電氣的に負に帯電しているOとカルボキシル基中の $H^{\delta+}$ との間に生じる水素結合力によって接合が生じたと考

えられる。さらに、アルマイト処理を施すことにより、安定した酸化皮膜が形成されると共に、皮膜表面に生じた微細な孔に溶解した樹脂材料が入り込んだことによるアンカー効果も接合に寄与したと考えられる。

一方、極性官能基を有していないPE樹脂の場合、いわゆるファンデルワールス力による分子間力は発生するが、水素結合による静電引力は生じないため強い結合力が発生せず、未処理材の場合は接合ができなかったと推察される。したがってPE樹脂の接合はFig. 15に示すように界面の微細構造解析結果において示唆されたように、アルマイト処理の微細な凹凸に溶解した樹脂が入り込んだアンカー効果が大きく寄与したと考えられる。

なお、摩擦重ね接合中に樹脂は大気中で溶解温度以上の高温に加熱されるため、PE樹脂が大気との反応により変成されて、極性官能基である-OHや-COOHなどが形成され、アルミニウム合金表面にぬれ広がった可能性も推察されるが、今後のさらなる検討課題としたい。

## 4. 結 言

本研究では摩擦エネルギーを用いる摩擦重ね接合法: FLJ法により大気中で、かつ、その場でアルミニウム合金と樹脂との直接接合が可能であることを明らかにした。得られた主な結果は以下のようになる。

- 1) 極性官能基を有するエチレン・アクリル酸コポリマー (EAA) は2017アルミニウム合金に対してアルマイト皮膜処理の有無にかかわらず、樹脂母材破断を示す良好な接合継手が得られた。極性官能基であるカルボキシル基 (-COOH) とアルミニウム合金表面の酸化皮膜との間での水素結合により接合が可能になったと推察された。
- 2) 極性官能基を持たない高密度ポリエチレン (PE) は2017アルミニウム合金表面未処理材とでは、接合ができなかった。一方、アルマイト皮膜処理を施すことによりPE樹脂母材破断を示す良好な接合継手が得られた。透過電子顕微鏡観察により接合界面では多孔質アルマイト皮膜の孔内へのPE樹脂の嵌入が認められ、いわゆるアンカー効果の寄与が示唆された。

## 5. 謝 辞

本研究は一般社団法人軽金属溶接協会内の異材接合委員会の成果の一環として行った研究であり、委員各

位に深く感謝申し上げます。

### 参考文献

- 1) 中田一博, 牛尾誠夫: 異材溶接・接合のニーズと今後の技術開発の動向, 溶接学会誌, 71-6 (2002), 6-9.
- 2) 青沼昌幸, 中田一博: 摩擦攪拌接合法による異種金属接合, 塑性と加工, 53-621 (2012), 3-7.
- 3) Y. C. Chen, T. Komazaki, Y. G. Kim, T. Tsumura and K. Nakata: Interface microstructure study of friction stir lap joint of AC4C cast aluminum alloy and zinc-coated steel, Materials Chemistry and Physics, **111** (2008), 375-380.
- 4) Y. C. Chen and K. Nakata: Effect of tool geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded magnesium alloy and steel, Materials and Design, **30** (2009), 3913-3919.
- 5) J. Liao, N. Yamamoto, H. Liu and K. Nakata: Microstructure at friction stir lap joint interface of pure titanium and steel, Materials Letters, **64** (2010), 2317-2320.
- 6) K. H. Song, W. Y. Kim and K. Nakata: Evaluation of microstructures and mechanical properties of friction stir welded lap joints of Inconel 600/SS 400, Materials and Design, **35** (2012), 126-132.
- 7) Y. C. Chen and K. Nakata: Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys, Scripta Materialia, **58** (2008), 433-436.
- 8) Y. C. Chen and K. Nakata: Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys, Materials and Design, **30** (2009), 469-474.
- 9) 国内特許出願 長野, 岡田, 中田: 特許公開2012-170975.
- 10) 国際特許出願 長野, 岡田, 中田: PCT/JP2012/053839.
- 11) T. Okada, S. Uchida and K. Nakata: Direct joining of Aluminum alloy and plastic sheets by friction lap Processing, Materials Science Forum, 794-796 (2014), 395-400.
- 12) 長尾敏光: 第4章 樹脂/めっきの結合状態および応力と密着性の要因: 有機/金属・無機界面のメカニズム, サイエンス&テクノロジー株式会社 (2006), 37-46.



岡田 俊哉 (Toshiya. Okada)  
(株)UACJ 技術開発研究所  
深谷センター 深谷研究室



内田 壮平 (Shouhei. Uchida)  
元大阪大学接合科学研究所  
(現, 地方独立行政法人大阪府立産業技術総合研究所)



中田 一博 (Kazuhiro. Nakata)  
大阪大学名誉教授  
接合科学研究所 特任教授  
工学博士

## アルミニウムの腐食のやさしいおはなし ～酸化皮膜と腐食との関係～

大谷 良行\*, 小山 高弘\*\*, 児島 洋一\*\*\*

### The Fundamentals of the Aluminum Corrosion - Relationship between the Oxide Film and the Corrosion -

Yoshiyuki Oya\*, Takahiro Koyama\*\* and Yoichi Kojima\*\*\*

#### 1. はじめに

アルミニウムを利用する多くの方々に、アルミニウムの腐食を正しくご理解いただくことで、アルミニウム産業の発展に寄与できればとの考えのもと、本誌(UACJ Technical Reports)ならびに前身のFurukawa-Sky Reviewに「アルミニウムの腐食のおはなしその1～9」を連載してきた。これらの解説記事に対して「非常に役に立つ」、「新人教育に活用している」などのありがたいお言葉をいただいている一方で、「内容が専門的すぎて理解するのが難しい」といったお声も耳にした。本稿「アルミニウムの腐食のやさしいおはなし」は、こうしたお声にお応えするために、アルミニウムの腐食に関する基本的な事項のなかから、特にお客様からのご質問の多い事項についてご紹介する。平易な言葉を用いた記述とし、「アルミニウムの腐食のおはなし」本編への橋渡しとなるように努める。

#### 2. アルミニウムの耐食性

##### 2.1 アルミニウムの耐食性はとても良い

アルミニウムの大気環境における耐食性は非常に良い。アルミニウム合金を53年間もの期間に渡り大気暴露した結果が日本アルミニウム協会から報告されている<sup>1)</sup>(Fig. 1)。名古屋地域(現UACJ技術開発研究所屋上)において、炭素鋼の0.5 mm試験片が10年程度で腐食により消失したのに対して、アルミニウム合金

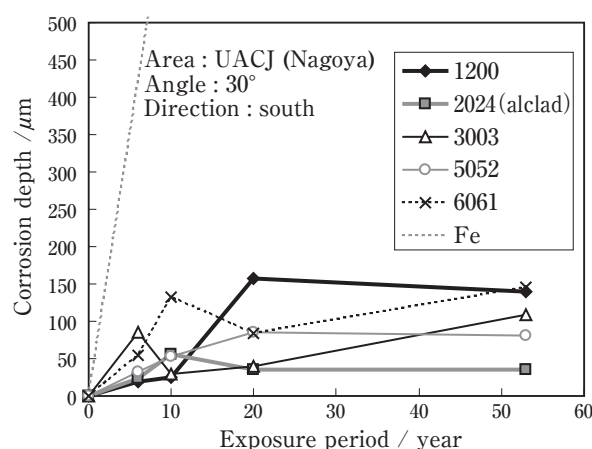


Fig. 1 Corrosion depth of the aluminums and the iron observed at UACJ (Nagoya) for 53 years.

(1200, 2024 (alclad), 3003, 5052および6061)では、深さ50～150 μmの局部的な腐食孔が認められたものの、全体としては暴露前の表面形状を保っていた。純アルミニウムでできている一円玉は、ものによってはかなりの長期間、生活環境に暴露されており、アルミニウムの高い耐食性を最も身近に実感できる。今、小職の財布にある最も古い一円玉は、昭和53年製で38年が経過していた。さすがに金属光沢が失われているが、表面形状は何ら変化していない。皆様もぜひお手元の一円玉でアルミニウムの耐食性をご実感いただきたい。

##### 2.2 アルミニウムの耐食性は酸化皮膜のおかげ

標準電極電位という金属の酸化のやすさの熱力学

\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部, 博士(工学)  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D. (Eng.)

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部, 博士(工学)  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D.



的な指標がある。この標準電極電位の低い金属ほど酸化しやすい。アルミニウムの標準電極電位は、 $-1.68\text{ V}$  (SHE) で、この値は実用金属の中ではMgに次いで低い。こうした低い標準電極電位を理由にして、アルミニウムは耐食性が悪いといわれることがある。しかし、安心して下さい！これは“まっ裸”のアルミニウムがもし存在すればというはなしであって、実際のアルミニウム製品は、その表面にアルミニウムと酸素とが結合した“酸化皮膜（不働態皮膜）”を着込んでいる。この酸化皮膜は、アモルファスの酸化アルミニウム ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) からなる緻密なバリア層、および酸化アルミニウムの水和物 ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ ) からなる粗なポーラス層でできている。酸化皮膜は、“まっ裸”のアルミニウムが地上環境に曝されるやいなや急速に成長し、合金成分や環境に応じた一定厚さに達した後、それ以上の酸化を抑制する保護皮膜となる。バリア層の厚さは乾いた大気、水中などの環境によらず数nm、ポーラス層の厚さは乾いた大気では数十nmで、水中では数 $\mu\text{m}$ まで成長する場合もある<sup>2)</sup>。陽極酸化や塗装などの表面処理を施したアルミニウム製品に対して、表面処理を施していない製品について、“ハダカ使用”などと呼ぶ場合がある。“ハダカ使用”といえども上述の酸化皮膜に覆われた状態であり、“まっ裸”は、これとの区別を目的に使用した。

### 2.3 酸化皮膜の消失＝アルミニウムの腐食

2.1項のアルミニウムの高い耐食性は、2.2項で述べたように表面に着込んでいる酸化皮膜によって担保されている。何らかの要因によってこの酸化皮膜が消失した時に、消失した場所でアルミニウムの腐食がはじまる。つまり、アルミニウムの耐食性とは、実質的には酸化皮膜の耐食性である。こう考えると、“まっ裸”の金属アルミニウムに関する熱力学的な指標である標準電極電位から、アルミニウムの耐食性が判断できないことは自明となる。

### 2.4 腐食の電気化学反応

上述の通りアルミニウムの腐食は酸化皮膜の消失した場所での金属アルミニウムの酸化である。腐食が進行するためには、金属アルミニウムの酸化（アノード反応という、 $\text{Al} \rightarrow \text{Al}^{3+} + 3\text{e}^-$  など）で生じた電子を消費するために、同じ速度で還元反応（カソード反応という、 $\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \rightarrow 4\text{OH}^-$ ,  $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2$  など）が同時進行する必要がある。したがって、酸化皮膜の安定性とともにかソード反応の進みやすさも腐食進行を左右する重要な要素となる。

## 3. アルミニウムの腐食形態

### 3.1 腐食形態は2種類

アルミニウムの腐食形態は均一腐食と局部腐食の2種類に大別される。酸化皮膜が均一に溶解すると均一腐食が発生し、酸化皮膜が局部的に破壊されると孔食に代表される局部腐食が発生する。局部腐食はさらに、孔食、すきま腐食、粒界腐食、応力腐食割れ (SCC)、はく離腐食、糸状腐食などに細分化される。

### 3.2 アルミニウム全面が溶解する均一腐食

均一腐食とは、酸化皮膜全体が均一に溶解してアルミニウムの全面で腐食が進行する腐食形態である。酸化皮膜全体の均一溶解の原因は、多くの場合酸性あるいはアルカリ性環境である。アルミニウムの均一腐食速度のpH依存性をFig. 2<sup>3)</sup>に示す。アルミニウムの均一腐食速度は、pHの低下（酸性）、もしくは、上昇（アルカリ性）とともに増大する。このように酸性・アルカリ性の双方に反応する金属を両性金属という。こうした均一腐食は、アノード反応とカソード反応と同じ領域で起こることが特徴である。腐食速度はアノード反応速度に支配される場合が多い。

### 3.3 アルミニウムの一部が溶解する局部腐食

局部腐食とは、酸化皮膜の一部が局部的に破壊されアルミニウムの一部で腐食が進行する腐食形態である。多くのアルミニウムは、中性付近のpHで使用され

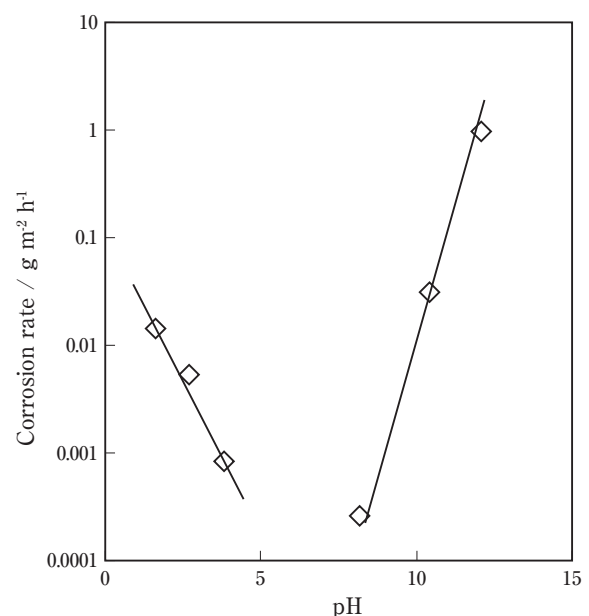


Fig. 2 pH influence on the corrosion rate of the aluminum in buffer solutions.

均一腐食速度は実用上無視できるほど小さいため、実使用で問題となる腐食形態は主にこの局部腐食である。腐食が局部的に集中するため深く進行する傾向があり、アルミニウム製品の機能に甚大な損傷を与えることがある。局部腐食の発生因子は、Cl<sup>-</sup>に代表されるハロゲン化物であり酸化皮膜を局部的に破壊する作用を持つ。一方でハロゲン化物以外の多くのアニオン（陰イオン）は、ハロゲン化合物の作用を抑え局部腐食を抑制する<sup>4)</sup>。

アルミニウムの孔食の成長の模式図をFig. 3<sup>5)</sup>に示す。孔食ではアノード反応とカソード反応との場所的分離が起こり、アノード反応が腐食孔底部で、主なカソード反応が孔食外の材料表面で進行する。アルミニウムの局部腐食においては、一般にカソード反応速度が腐食進行に多大な影響を及ぼす。孔食の進行とともに、イオンの泳動等により腐食孔底部の液は濃縮して低pH・高Cl<sup>-</sup>濃度環境となる。この環境では腐食孔底部のアノード反応が促進され、ますます局部的に腐食が進行する。孔食以外の局部腐食のメカニズムも、基本的には孔食と同等として考えることができる。例えば、すきま腐食は、すきまの分だけ液が濃縮しやすい孔食と説明でき、粒界腐食は粒界に、はく離腐食は繊維組織に沿ってアノード反応の起こりやすい層・相で優先的に孔食が進行する現象であると理解できる。

「酸化皮膜が破壊されることで発生する局部腐食は、酸化皮膜が均一溶解する酸性環境においては発生しない」と誤解されていることがあるが、実際には酸性環境でもpHに応じた厚さの酸化皮膜が存在しており、局部腐食が発生することがある。例えば、アルミニウムの代表的な促進腐食試験であるSWAAT (ASTM G85)のpHは2.8-3.0で酸性であるが、人工海水由来のCl<sup>-</sup>に起因

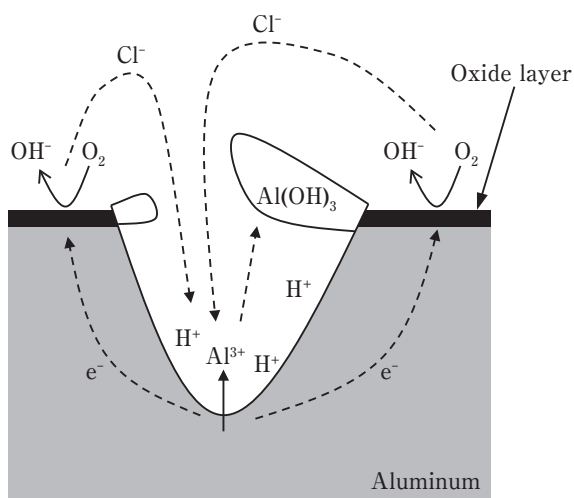


Fig. 3 Schematic illustration for the pitting corrosion reaction of the aluminum in the chloride solution.

して局部腐食が発生する。

### 3.4 局部腐食が促進される異種金属接触腐食

アルミニウムの異種金属接触腐食とは、アルミニウムと、アルミニウムよりも自然電位の高い異種金属とが電気化学的に接触したときにアルミニウムの「局部腐食」が促進される現象である。ここに、自然電位とは使用環境中で各金属が示す電極電位である。また、電気化学的な接触とは、金属中における自由電子による電荷の移動と、溶液中におけるイオンによる電荷の移動の両方が起こり、腐食（電池）回路が形成された状態（Fig. 4）を意味している。腐食回路は、異種金属表面で起こるカソード反応をアルミニウムのアノード反応で負担させる作用を与え、アルミニウムの腐食が増大される。この異種金属接触で促進される腐食は、「局部腐食」であることにご注意いただきたい。「均一腐食」の速度は異種金属接触によってほとんど促進されない。なぜなら「均一腐食」の速度は2.3項で述べたとおりアノード反応に律速され、異種金属との接触によって増大するカソード反応の影響を受けにくいからである。

各種金属の自然電位および異種金属接触腐食の影響度をFig. 5<sup>6)</sup>およびFig. 6<sup>7)</sup>にそれぞれ示す。多くの金属の自然電位は、アルミニウムよりも高く、Cu, Cu合金, Fe, SUSなどとの異種金属接触は、アルミニウムの「局部腐食」を著しく促進させる。これらの異種金属はアルミニウムよりも自然電位が高いことに加えカソード分極が小さい（カソード反応速度が速い）ことが特徴である。特殊な異種金属接触腐食として、Fig. 6に示すように自然電位がアルミニウムより低いMgと接触させた場合でもアルミニウムの腐食が促進される現象がおこる。これは通常のアルミニウムの異種金属接触腐食とは異なる現象で、著しく自然電位の低いMgとの接触によってアルミニウム表面でのカソード反応（ $\text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2 + 2\text{OH}^-$ ）が非常に活性に起こり、アルミニウム表面近傍のpH上昇（OH<sup>-</sup>の増加）を招き、アルミニウムの「均一腐食」が促進されることで起こる。

### 3.5 局部腐食は防食できる

局部腐食の防食方法は、環境面と材料面とに分けられる。環境面では、構造的に水がたまらないようにする、塗装などによって水との接触を遮断する、Cl<sup>-</sup>の混入を避ける、Cl<sup>-</sup>の影響を抑制するインヒビターを使用する、カソード反応物質である酸素を除く（脱気）、酸化剤の混入を防ぐ、などが該当する。異種金属との接触がある場合には、金属側で電氣的に絶縁する、絶縁が無理な場合には接触部付近を塗装などで覆い、環境と遮断する必要がある。これら環境面の発生要因を取

Schematic illustration for the galvanized structure			
Equivalent corrosion circuit			
Contact through the metal	Yes	Yes	No
Contact through the water	Yes	No	Yes
Galvanic corrosion	Occur	Not occur	Not occur

Fig. 4 Schematic diagrams and the equivalent circuits of galvanic corrosion occurrence between aluminum and stainless steel.

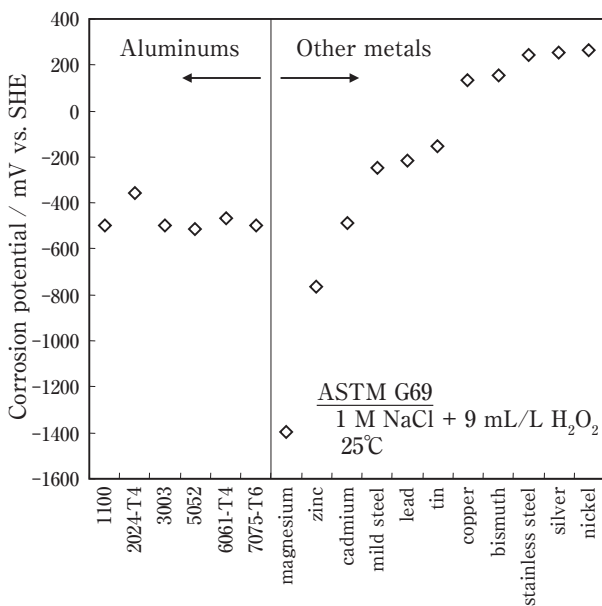


Fig. 5 Corrosion potentials of the aluminums and the other metals based on ASTM G69.

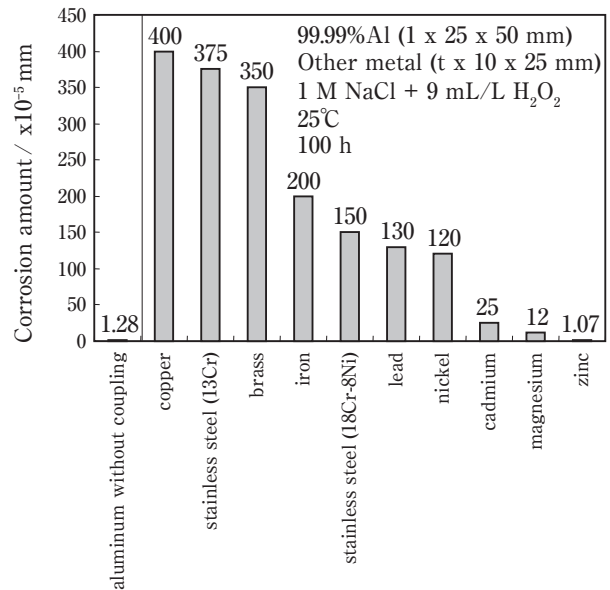


Fig. 6 Influence of the coupling metal on the galvanic corrosion amount of the aluminum in 1 M NaCl + 9 mL/L H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> at 25 °C for 100 h. The corrosion amount was calculated from the mass loss.

り除くことが困難な場合には材料面で防食を行うことがある。材料面では、合金成分、組織制御による高耐食化、ペーマイト、化成処理、アルマイトなどの表面処理、カソード防食などが該当する。カソード防食とは、異種金属接触腐食の現象を逆に利用してアルミニウムを防食する方法で、防食したいアルミニウム材(防食対

象物)を、それより腐食しやすい(自然電位の低い)別のアルミニウム材(犠牲陽極材)と電気化学的に接触させ、防食対象物をカソード、犠牲陽極材をアノードにすることで防食対象物の腐食を抑制する方法である。防食対象物上で発生したカソード反応は犠牲陽極材のア



ノード反応で負担され、防食対象物のアノード反応が抑制される。犠牲陽極材にはアルミニウムにZnを添加した合金 (Al-Zn合金) が使用されることが多い。Cl<sup>-</sup>環境下における自然電位はZn濃度とともに低下し、アルミニウムとAl-Zn合金とを接触させた場合には自然電位の高いアルミニウムの局部腐食が抑制される (Fig. 6)。

#### 4. おわりに

本稿では、アルミニウムの腐食に関する基本的な事項についてご説明した。アルミニウムの腐食をご理解頂くために特に重要な項目について簡潔にまとめ結論とする。皆様のご理解の一助となれば幸甚である。

- (1) アルミニウムの“まっ裸”の標準電極電位は低いが、表面に形成される酸化皮膜によりアルミニウムは高い耐食性を有する。
- (2) アルミニウムの腐食は、酸化皮膜が消失する場合に発生し、環境に応じて、均一腐食 (強酸あるいはアルカリ性環境) と孔食に代表される局部腐食 (塩化物イオン環境) の2種類の腐食形態を示す。
- (3) アルミニウムの一般的な腐食は、孔食に代表される局部腐食で、その発生には塩化物イオンが必要である。酸性およびアルカリ性環境においても塩化物イオン存在下では局部腐食の発生する場合がある。
- (4) アルミニウムの異種金属接触腐食とは、アルミニウムの局部腐食が加速される現象である。このため塩化物イオンが存在しなければ発生しない。

#### 参考文献

- 1) 一般社団法人 日本アルミニウム協会: アルミニウム合金板の耐候性-50年間の大気暴露試験結果-, 耐食性評価試験委員会, (2012).
- 2) H. P. Godard, W. B. Jepson, M. R. Bothwell and Robert L. Kane, "The Corrosion of Light Metals", Wiley, (1967), 6-11.
- 3) Chatalov A. Y.: Doklady Akademii nauk SSSR, **86** (1952), 775-777.
- 4) H. Boehni and H. H. Uhlig: Journal of The Electrochemical Society, **116** (1969), 906-910.
- 5) Brown R. H. and Mears R. B.: Transactions of the Electrochemical Society, **74** (1938), 495.
- 6) J. R. Davis: "Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys", ASM, (1999), 29.
- 7) 一般社団法人 日本アルミニウム協会: アルミニウムハンドブック (第7版), 一般社団法人 日本アルミニウム協会 標準化総合委員会, (2007), 65.

- 8) W. A. Anderson, H. and C. Stumpf: Corrosion, **36** (1980), 212-213.
- 9) N. Birbilis and R. G. Buchheit: Journal of The Electrochemical Society, **152** (2005), B140-B151.
- 10) M. Zamin: Corrosion, **37** (1981), 627-632.
- 11) 当摩 建, 高橋憲昭, 竹内 庸: 軽金属, **33** (1983), 518-526.
- 12) J. R. Davis: "Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys", ASM, (1999), 29.
- 13) W. K. Boyd and F. W. Fink: "Corrosion of Metals in Marine Environments", Battelle Memorial Institute, (1975).
- 14) J. R. Davis: "Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys", ASM, (1999), 139.
- 15) 馬場義雄: 日本金属学会誌, **36** (1972), 341-346.
- 16) M. Conserva and M. Leoni: Metallurgical and Materials Transactions A, **6A** (1975), 189-195.
- 17) 山口秀夫, 坂本正一, 青木松好: 軽金属, **4** (1954), 64-69.
- 18) H. P. Godard, W. B. Jepson, M. R. Bothwell and Robert L. Kane: "The Corrosion of Light Metals", Wiley, (1967), 99.
- 19) 平松剛毅, 筑田昌宏, 宮木美光, 平野正和: 軽金属, **23** (1954), 210-217.



大谷 良行 (Yoshiyuki Oya)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
博士(工学)



小山 高弘 (Takahiro Koyama)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部



兒島 洋一 (Yoichi Kojima)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
博士(工学)

# 日本における航空機用アルミニウム合金開発の歴史 - 零戦から Boeing 777 まで - \*

吉田 英雄 \*\*

## Development of Aluminum Alloys for Aircrafts in Japan from Zero Fighter to Boeing 777\*

Hideo Yoshida\*\*

### 1. はじめに

日本における航空機産業とアルミニウムの関わりについて、材料開発の観点から戦前、戦後の歴史(20世紀)をまとめる。戦前、どのようにして超々ジュラルミンのような優れた材料ができ、零戦に採用されたのかをジュラルミン、超ジュラルミンに遡って明らかにする。さらに日本における戦後の民間航空機の開発、YS-11から Boeing 777 に至るまでの航空機の歴史とそれに関わる日本におけるアルミニウム合金の研究開発についてまとめる。

### 2. 戦前の航空機産業とアルミニウム<sup>1)~6)</sup>

#### 2.1 ジュラルミン

##### 2.1.1 ジュラルミンとの出会い

日本のアルミニウム産業が航空機と関わるようになったのは、1916年ロンドン駐在の海軍監督官が墜落したツェッペリン(Zeppelin)飛行船から骨材(Fig. 1)を入手し、海軍が住友伸銅所に調査依頼したところから始まる。これを入手した伸銅所は、その分析結果や英国金属学会誌の文献をもとに工場における試作研究を開始した。1919年工場試作が完了し、「住友軽銀」と命名された。それに先立って、1906年ドイツのWilmによってAl-Cu-Mg合金で時効硬化現象が発見された。これは焼入れ後室温放置することで次第に硬くなる現象で、ジュラルミン(Duralumin)はこの現象を用いてDürener Metallwerke A. G. によって製品化された合金の名称で、組成はAl-4.2%Cu-0.5%Mg-0.6%Mnである。



Fig. 1 Part of the frame of Zeppelin Airship crashed near London, brought into Japan by Japanese Navy and stored in UACJ Corporation<sup>1)</sup>.

この合金は従来の合金よりも強度が高いために、1910年まず英国のVickers Companyが製造する英国海軍飛行船Mayfly号に採用されたが、試験飛行中に真二つに

\* 本稿は、軽金属65(2015), 432-440に掲載された内容に加筆、補正したものである。

This paper is the revision of the paper published in Journal of The Institute of Light Metals, 65 (2015), 432-440.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所, 顧問, 博士(工学)

Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Adviser, Dr. Eng.

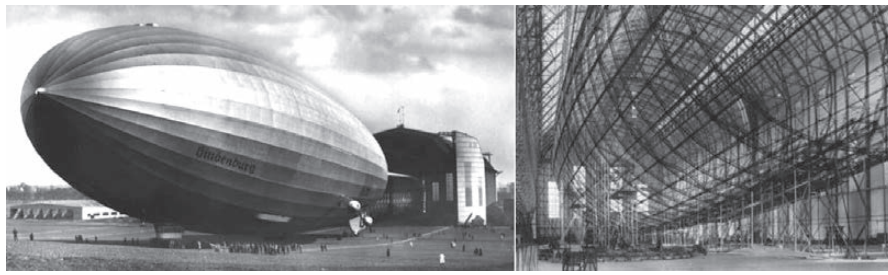


Fig. 2 L129 Hindenburg and its frames under construction <sup>7, 8)</sup>

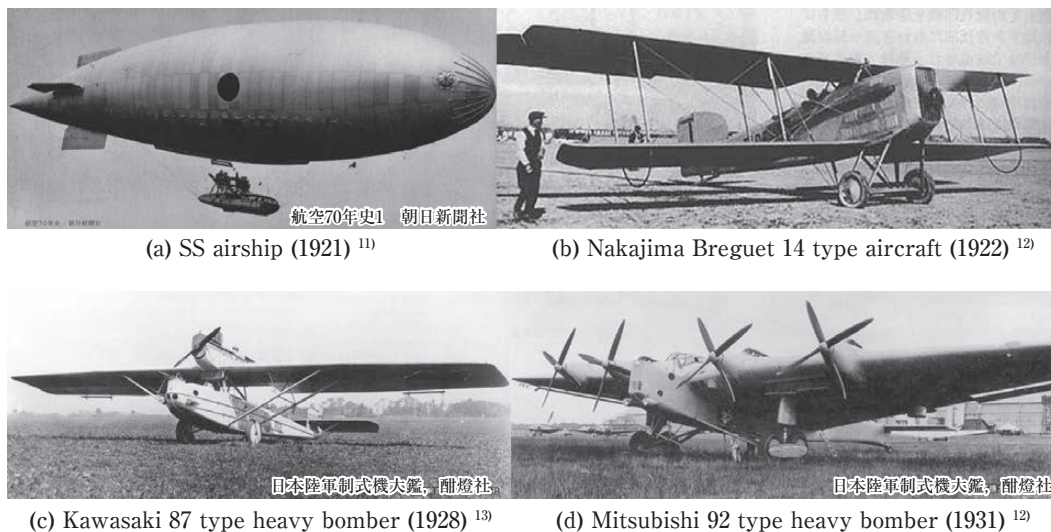
折れてしまった。この原因はドイツの加工技術が劣っているからだといわれたが、その後ロールフォーミングの加工技術が進歩して、1914年、第一次世界大戦が始まるとドイツ海軍はZeppelin飛行船 (Fig. 2 <sup>7, 8)</sup>) の骨組みにジュラルミンを採用した。このドイツのZeppelin飛行船は第一次世界大戦で猛威を振り、ロンドンなどの空襲で爆弾投下し、ロンドン市民を恐怖に陥れた。Fig. 1はその時撃墜された飛行船の骨材の一部が日本に持ち込まれたものである。航空機分野でもドイツのJunkers社は、1917年に単発複葉攻撃機J4にジュラルミンを使用し、1919年には波板状ジュラルミンを使用した全金属製旅客機F.13 (Fig. 3 <sup>9)</sup>) を開発した。第一次世界大戦後、飛行船は世界一周を行いナチスの国威発揚の一環としてベルリンオリンピックの宣伝に利用されたが、1937年Hindenburg号の爆発を契機に製造が中止され、すべての飛行船は解体され航空機の機材に転用された。

### 2.1.2 日本におけるジュラルミンの飛行船、航空機への適用

第一次世界大戦後はドイツに倣って各国で飛行船の製造が行なわれた<sup>10)</sup>。日本では海軍が英国Vickers社に発注したSS型軟式飛行船 (Fig. 4 (a) )<sup>11)</sup> の第2～4船を横須賀海軍工廠において国産化することになっ



Fig. 3 Junkers F.13 fabricated with corrugated panels of Duralumin sheets (©2006 Andi Szekeres) <sup>9)</sup>



(a) SS airship (1921) <sup>11)</sup>

(b) Nakajima Breguet 14 type aircraft (1922) <sup>12)</sup>

(c) Kawasaki 87 type heavy bomber (1928) <sup>13)</sup>

(d) Mitsubishi 92 type heavy bomber (1931) <sup>12)</sup>

Fig. 4 Japanese aircrafts using Sumitomo's Duralumin.



た。SSとはSubmarine Scoutの頭文字を採ったもので、対潜水艦哨戒用であることを意味する。1921年、住友伸銅所は初めてジュラルミンの工業生産を行ない、この飛行船の吊り船やそのほかの構造材料として板、管、棒計1トン余りを受注した。1922年4月、中島式Breguet (ブレゲー) 型飛行機B-6型 (Fig. 4 (b))<sup>12)</sup>の機体構造にはじめて伸銅所製ジュラルミンを使った。この飛行機は「軽銀」と命名された。1925年には川崎航空機(株)から陸軍のDornier (ドルニエ) 試作重爆撃機(陸軍制式は八七式重爆撃機 (Fig. 4 (c))<sup>13)</sup>の外板などを受注した。本機は胴体、翼とも木製骨格に羽布張りの複葉単発機で、機体前部のエンジン周辺だけ金属製となっていた。ジュラルミンの本格的採用は1930年以降の全金属製の機体となってからである。九二式重爆撃機 (Fig. 4 (d))<sup>13)</sup>、九三式重爆撃機および九三式双軽爆撃機は、Junkers社の機体をベースに設計されたためにJunkers式の波板構造の全金属機で波板外板によって覆われていた。

ジュラルミン製造にあたっては、海軍が飛行艇を建造するために英国から招聘した技術者のT. W. Paganの指導と第一次世界大戦で戦勝国となった日本がドイツから賠償の一環として、ジュラルミンの製造技術をDürener Metallwerkeから学んだことが大きい。さらに、Alcoa (1928年以降はAlcoaから分離したAlcanに変わった)は地金販路の拡大のために住友と提携し、住友はAlcoaの協力のもとに1928年大阪桜島に溶解炉とアルミ板専用の圧延工場を建設することとなった。板だけでなく、管、棒、線材や押出型材のための押出機、プロペラ翹用の鍛造機も導入され、ジュラルミン製造技術も確立していった。古河も1921年頃、ジュラルミンの破片を入手して研究を開始し、1926年、陸軍よりジュラルミンの試作命令を受け、石川島造船所にジュラルミン板500 kgを納入した。

ジュラルミンは米国では17S (2017) と呼称された。米国のジュラルミン製造の始まりは日本と同様1916年、フランスで墜落したツェッペリン飛行船の桁の破片が海軍からAlcoaに送られてきたことによる。これらの情報をもとに、Alcoaはジュラルミンと同様な合金17S (Cu 4.0%, Mg 0.5%, Mn 0.5%) を商品化することになった。Alcoaは海軍の建造する飛行船Shenandoah号のための17S合金圧延材を供給する義務を負い、1922年末には、高強度合金板、年間25000トンの生産が可能となった。17S-T4は引張強さ430 MPa (44 kg/mm<sup>2</sup>)、耐力270 MPa (28 kg/mm<sup>2</sup>)、伸び22%を有する合金であった。

## 2.2 超ジュラルミン<sup>1)~3)</sup>

### 2.2.1 米国での超ジュラルミン開発

合金開発ではさらに高強度が求められ、世界中でジュラルミンを超える超ジュラルミンの研究開発が進行した。当時の超ジュラルミンはジュラルミンの強度レベルを超える合金はどれも超ジュラルミンと呼ばれた。超ジュラルミンという名称を最初に用いたのは、1927年AlcoaのJeffriesが米国機械学会で高強度合金について報告したのが最初といわれている。Alcoaはまず、1928年、ジュラルミンにSiを添加した14S (Al-4.4%Cu-0.4%Mg-0.9%Si-0.8%Mn)を開発した。14Sは焼入れ焼戻し (T6調質) で耐力410 MPa (42 kg/mm<sup>2</sup>) が得られたが、伸びが13%と低いので、板材としてよりも鍛造品で多く用いられた。1931年、24S (Cu 4.5%, Mg 1.5%, Mn 0.6%) が同じくAlcoaによって開発された。ジュラルミン中のMg量を1.5%まで増加させたもので、14Sが人工時効を必要とするのに対し、24Sは室温時効だけでジュラルミンを越える強度に達する特徴がある。このような合金は24S型超ジュラルミンと称され、これに対しケイ素を多く含有した超ジュラルミンは含ケイ素超ジュラルミンと称した。現在では超ジュラルミンというと24Sを指すことが多い。24S-T3は、代表値で引張強さ480 MPa (49 kg/mm<sup>2</sup>)、耐力340 MPa (35 kg/mm<sup>2</sup>) で、ジュラルミン17Sに比べ耐力が20%高い。T3調質では圧延材や押出材を焼入れ後矯正あるいは残留応力を最小限にするために1.5~3%の引張加工をすることで強度も向上する。24S-T3は強度も高いためにすぐに17S-T4に取って代わった。そして純アルミニウムを皮材とした合わせ板Alclad 24S-T3は旅客機の胴体の材料としていまなお使われているが、その最初の飛行機がFig. 5に示すDC-3である<sup>14)</sup>。



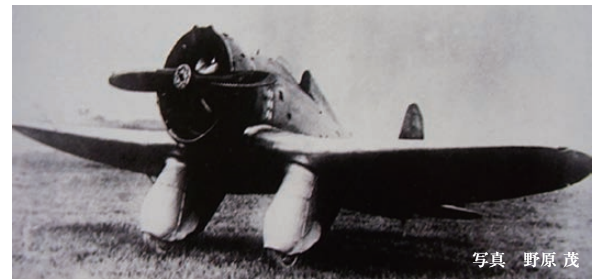
Fig. 5 DC-3 fabricated with Alclad 24S-T3 sheet<sup>14)</sup>.

### 2.2.2 日本での超ジュラルミン開発

日本においても、1931～32年頃になり飛行機の性能は向上し全金属製の機体になると、材料の比強度の向上が要求された。当時の日本では、住友でも欧米に倣って焼戻しを行う含ケイ素超ジュラルミンが研究されていた。1934年には住友では焼入れ焼戻しする含ケイ素超ジュラルミンSD (Al-4.2%Cu-0.75%Mg-0.7%Mn-0.7%Si)、またSA1 (Al-1.2%Mn-0.8%Cu) を被覆した合わせ板をSDCと称して、これらの合金を社内で制定した段階であった。しかしながら、この合金は伸びが低く加工性に問題があることと焼戻後の耐食性に問題があり、また焼戻に時間を要して生産性が劣るため、海軍の要請もあり焼戻を必要としない24Sに代わることとなった。1935年4月頃、住友は24Sの生産に移行し、24S型超ジュラルミンはSD、その合わせ板はSDCと称され、SDCの皮材はSA3 (Al-1.5%Mn-0.55%Mg) 合金で、Alcoaの24SCより高強度の合わせ板となった。住友の超ジュラルミンSDは全金属製低翼単葉機の九六式艦上戦闘機に採用された。住友がすぐに純度の高い地金を用いた24S系に踏み切れなかった背景には、当時、礬土頁岩や明礬石から製錬した国産アルミニウム地金には不純物が多い問題もあったようである<sup>15)</sup>。

### 2.2.3 七試艦戦から九六式艦戦まで

1932年(昭和7年)試作発注された七試艦上戦闘機(七試艦戦, Fig. 6 (a))<sup>16)</sup>は、三菱(1920年三菱内燃機製造→1921年三菱内燃機→1928年三菱航空機→1934年三菱重工業と社名が変遷、以下三菱あるいは三菱重工業と記す)の堀越二郎(1903-1982, Fig. 7左)が設計主務者として初めて手がけた金属構造を持つ単葉戦闘機であった。先進的な低翼単葉機ではあったが、主翼は全金属製ではなく金属骨格に麻布を張った羽布張りという中途半端な構造であった<sup>17)</sup>。当時まだジュラルミンの大きな押出形材が容易に入手できなかったため、主桁は重量的に有利なジュラルミンの押出形材ではなく、薄板の重ね合わせでリベット留めとなり、片持ち式主翼に十分な強度を与えようとして必要以上の厚さとなった<sup>18)</sup>・<sup>19)</sup>。また大直径の主車輪を支える旧式構造の脚柱とそれを覆うスパッツも見ると空気の抵抗の大きなものとなった。堀越は、「胴体は不恰好で、どうひいき目に見ても全体がどことなく調和がとれていなかった<sup>18)</sup>」として、この試作機を「鈍重なアヒル」とか「醜いアヒルの子」と自嘲した<sup>17)</sup>～<sup>19)</sup>。この試作機は分厚い主翼、太く無骨な胴体、太い主脚といった空力的に不利な構造のため、目標とされた350 km/hの速度に達せず、また墜落事故も起こして失敗作となった。三菱も



(a) 7-shi carrier-based fighter<sup>16)</sup>



(b) 9-shi single seat fighter<sup>18)</sup>



(c) Type 96 carrier-based fighter<sup>21)</sup>

Fig. 6 Fighters designed by J. Horikoshi, Mitsubishi.

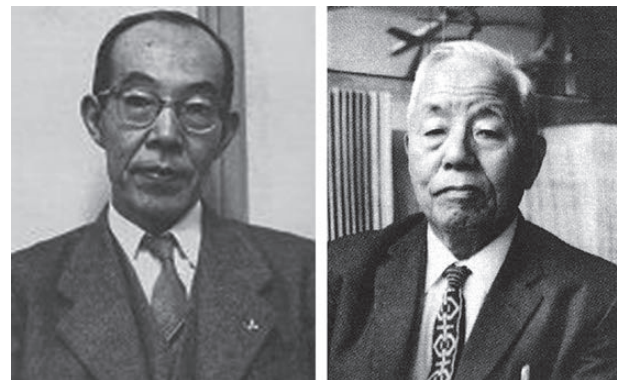


Fig. 7 Dr. Jiro Horikoshi (1903-1982) and Dr. Isamu Igarashi (1892-1986).

中島(中島飛行機)も七試艦戦ではともに不合格となったため、1934年(昭和9年)あらためて試作機が発注されたのが九試単座戦闘機(九試単戦, Fig. 6 (b))<sup>18)</sup>である。七試艦戦の苦い失敗の反省から、堀越は当時の最新の技術をこの九試単戦に全面的に取り入れた<sup>17)</sup>～<sup>20)</sup>。分厚い金属骨格羽布張りの主翼は押出形材でできた主桁を持つ全金属製の薄翼に置き換えられ、主脚も小さな直径の車輪と単支柱を組み合わせる細くまとめ



直され、逆ガル形式の主翼とし主脚を短くして重量を軽減した。また細部に至るまで流線形化を図り、表面の空気抵抗を抑えるため皿頭にした沈頭鋳を初めて採用した。エンジンも軽量で大馬力を発揮する中島製「寿」五型として、最大速度450 km/hを出すことができた<sup>17)~20)</sup>。この九試単戦は1936年11月制式採用され、九六式艦上戦闘機 (Fig. 6 (c))<sup>21)</sup> となった。九六式艦戦と九試単戦は必ずしも同じではなく、主翼の逆ガルは航空母艦での着艦の際、安定性を失う危険があるため通常の楕円翼に、胴体も細長いため無線電話装置などの搭載が困難で太く再設計された。主脚も胴体に対応して太目の固定脚となった<sup>18), 20)</sup>。九六式艦戦の性能は「世界の水準に追いついた。あるいは追いついた」との高い評価を得た<sup>18)</sup>。この九六式艦戦の成功で、次の十二試艦上戦闘機 (零戦の試作機) の開発に繋がった。

## 2.2.4 九試単戦に採用された押出型材

この九試単戦の主翼桁材に用いられた押出型材に関して、堀越は「翼厚を薄くできたのは、外板をジュラルミンとし、かつ桁フランジに厚い押出型材を採用することができたからである」<sup>17), 20)</sup>と書いているが、厚い押出型材がどのような合金であるのかは明瞭に書いていない。ただ、十二試艦戦での超々ジュラルミンの採用時に、堀越は「主桁の上下縁材とウェブ板だけにESD材を使ったとしても、従来のSD材に比して、十二試艦戦で300 kg (原文ママ, 30 kgの間違いか) の重量節減が可能であった」<sup>22)</sup>と書いており、九試艦戦で用いられたのはSD, すなわち超ジュラルミンであると考えられる。しかしながら、1934年の住友伸銅鋼管 (1935年住友金属に改称) はまだ24S型超ジュラルミンは製造

できていなかったため、その年に試作された九試単戦主桁に使用された押出型材は当時制定されたばかりの含ケイ素超ジュラルミンAl-4.2%Cu-0.75%Mg-0.7%Mn-0.7%Siと推定される。1935年、Schleemann社製2000トン横型水圧押出機 (複動型) が設置され24Sが量産できるようになり、住友の超ジュラルミン24Sは、1936年制定の全金属製低翼単葉機の九六式艦上戦闘機に採用され、軍用機全盛時代の需要期を迎えた<sup>4), 5)</sup>。

## 2.3 超々ジュラルミン, ESDと零戦<sup>2), 3)</sup>

### 2.3.1 超々ジュラルミンの発明

海軍から将来戦闘機の性能を飛躍させるには、同じように軽く、米国の24Sよりもさらに強力な引張り強さ590 MPa (60 kg/mm<sup>2</sup>) を有するアルミニウム合金が必要ということになり、住友に開発が命じられた。住友の方も、SDとSDCが工業化できた段階であったが、日本電工 (昭和電工の前身) が740 MPa (75 kg/mm<sup>2</sup>) 級高強度合金をThom (トム) 合金と称して華やかに宣伝し始めたため、上層部からも早く開発せよとのことで五十嵐 勇 (1892-1986, Fig. 7右) に白羽の矢が立った。開発を担当した住友の五十嵐は、実験の名手、北原五郎とともに合金開発の最大の問題点は時期割れ (応力腐食割れ) 対策だとの認識で1935年8月合金探索を開始した。研究開始の宣言をした研究報告書を Fig. 8 に示す。そのはしがきには、以下のように書かれている。「最近、日本電工75 kg/mm<sup>2</sup> 軽合金の声が高い。はたして、それが何物であるかは本年中頃には自然とわかって来る。が、周囲の時勢は其余裕を許さない。命を受けて、ここに強力軽合金の探求をはじめ。幸なる哉、時に北原五郎君の来援あり。君は先に海軍技術研究所に

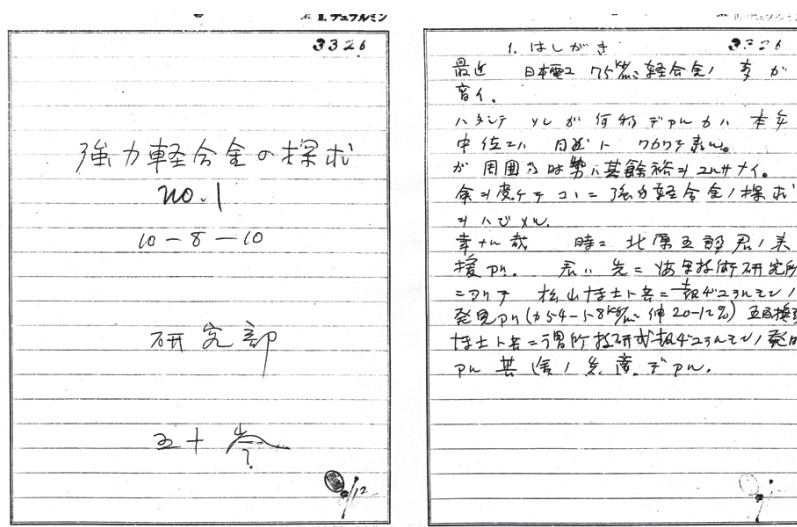


Fig. 8 Sumitomo Research Report of Extra Super Duralumin (1<sup>st</sup> Report of the study about high strength aluminum alloy).



**Table 1** Effect of mixed ratio of D (Super Duralumin), S (Sander alloy) and E (E alloy, Zinc Duralumin) on the strength (Brinell hardness) and the hardenability (workability)<sup>23)~25)</sup> of mixed alloys

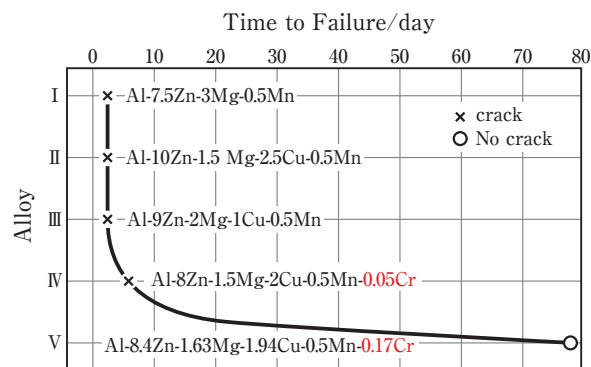
Alloy Number	D (%)	S (%)	E (%)	Zn (%)	Mg (%)	Cu (%)	Mn (%)	400°C/4 h WQ		450°C/4 h WQ		500°C/4 h WQ		300°C/5 h WQ	Hardenability (%)
								RT/7 days	150°C/24 h	RT/7 days	150°C/24 h	RT/7 days	150°C/24 h		
39	80	20	0	1.6	1.5	3.2	0.5	94.2	93.0	116.0	109.0	107.0	113.0	52.8	120
40	60	40	0	3.2	1.5	2.4	0.5	96.8	99.2	110.0	106.2	96.4	105.0	63.0	75
41	40	60	0	4.8	1.5	1.6	0.5	102.0	132.4	109.0	131.2	95.0	126.4	56.2	136
42	20	80	0	6.4	1.5	0.8	0.5	114.0	140.0	101.0	137.4	95.0	147.2	62.6	136
43	80	0	20	4	1.3	3.7	0.5	105.8	104.0	121.0	118.0	108.0	120.0	59.8	102
44	60	0	40	8	1.1	3.4	0.5	120.0	138.8	130.0	153.2	107.4	145.8	83.6	74
45	40	0	60	12	0.9	3.1	0.5	130.0	154.6	140.2	161.2	120.0	147.2	83.0	94
46	20	0	80	16	0.7	2.8	0.5	153.0	156.4	143.0	153.2	114.0	131.2	95.4	64
47	0	80	20	10.4	1.3	0.5	0.5	116.0	147.2	125.2	158.0	110.0	156.0	76.4	107
48	0	60	40	12.8	1.1	1	0.5	134.8	162.7	140.2	161.2	127.6	158.0	63.6	89
49	0	40	60	15.2	0.9	1.5	0.5	134.8	158.0	140.0	151.6	130.0	144.4	94.8	67
50	0	20	80	17.6	0.7	2	0.5	147.2	161.2	141.6	159.6	118.0	138.8	95.4	69
51	80	10	10	2.8	1.4	3.45	0.5	102.0	97.6	113.0	116.0	108.0	113.0	57.4	102
52	10	80	10	8.4	1.4	0.65	0.5	119.0	151.6	110.0	147.2	109.0	159.6	73.0	116
53	10	10	80	16.8	0.7	2.4	0.5	153.0	165.8	150.0	153.2	119.0	131.2	97.6	116
54	60	20	20	5.6	1.3	2.9	0.5	109.0	119.0	115.0	130.0	117.0	132.4	77.6	74
55	20	60	20	8.8	1.3	1.3	0.5	117.0	150.0	122.0	154.8	109.0	153.2	67.6	129
56	20	20	60	13.6	0.9	2.3	0.5	145.8	161.2	144.4	164.2	127.6	145.8	86.6	137
57	40	30	30	8.4	1.2	2.35	0.5	126.4	156.4	125.2	161.2	109.0	123.0	65.0	148
58	30	40	30	9.2	1.2	1.95	0.5	124.0	154.8	128.8	169.4	120.0	159.6	73.6	129
59	30	30	40	10.4	1.1	2.2	0.5	131.2	156.4	115.0	150.0	115.0	145.8	74.0	112
60	20	40	40	11.2	1.1	1.8	0.5	127.6	153.2	131.2	161.2	103.0	140.2	75.6	113
61	40	20	40	9.6	1.1	2.6	0.5	122.0	150.0	130.0	167.6	118.0	151.6	67.6	148
62	40	40	20	7.2	1.3	2.1	0.5	113.0	115.0	116.0	162.7	116.0	148.6	71.2	128
63	100	0	0	0	1.5	4	0.5	94.2	93.6	113.0	105.0	113.0	117.0	53.6	118
64	0	100	0	8	1.5	0	0.5	108.2	136.0	112.0	143.0	111.0	148.6	73.8	101
65	0	0	100	20	0.5	2.5	0.5	158.0	161.0	145.8	144.4	124.0	124.0	89.8	79

\*) Hardenability = (the maximum hardness - the annealed hardness)/the annealed hardness

ありて、松山博士と共に超ジュラルミンの発見あり（抗張力54～58 kg/mm<sup>2</sup>、伸び20～12%）。五百旗頭（いおきべ）博士と共に、所謂、技研式超ジュラルミンの発明がある。其途の先達である。まずは強度と加工性から合金系の予備検討がなされ、最終的にはTable 1に示すようにドイツのSanderのS合金（Al-8%Zn-1.5%Mg-0.5%Mn）、米国のD合金（超ジュラルミン、Al-4%Cu-1.5%Mg-0.5%Mn）、そして英国のRosenhainのE合金（Al-20%Zn-2.5%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn、亜鉛を20%まで含みZinc Duraluminとして知られていた）をベースに成分が検討された。その結果、No.57、No.61のHardenabilityが高く、「其成分は亜鉛8及10%、銅2.5%前後である」<sup>23)~25)</sup>として、三つの合金が選定され、これらの合金の板、棒、押出形材および管について各種の特性が調査された。また最大の懸案事項である応力腐食割れに対しては、Fig. 9に示すようにクロムの微量添加が非常に有効であることが明らかとなり<sup>23)</sup>、その結果、新合金の代表組成はAl-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.25%Crとなった。この合金は1936年6月「鍛錬用強力軽合金」と

して特許出願され、1940年2月特許になっている。この合金は、1936年5～6月頃、ベースとなったE合金、S合金およびD合金の頭文字をとってESD (Extra-Super-Duralumin)、超々ジュラルミンと命名された。

超々ジュラルミン開発の決め手となったクロム添加も、住友では1926年頃から各種合金系ですでに試みら

**Fig. 9** Life time of stress corrosion cracking in several high strength aluminum alloys<sup>23), 26)</sup>.

れていた。超々ジュラルミンの開発を開始した直後の1935年10月、五十嵐は溶体化処理時に心材の24Sの銅がクラッド材の皮材（純アルミニウム）に拡散して耐食性を阻害し強度や伸びを低下させるとして、皮材へ銅が拡散しにくくするためにクロムを約0.3%添加した皮材（Al-Cr合金）を開発した。これを「クラールクラッド（Cralclad）」と称した<sup>23), 26)</sup>。さらに同年12月には心材の24Sにクロム0.13%, 皮材にクロム0.23%添加した新SDC材を開発した。こうした研究が背景にあって早期に超々ジュラルミンが開発できたものと考えられる。

### 2.3.2 超々ジュラルミンの零戦への採用

1937年10月6日、三菱重工業名古屋航空機製作所の主任設計技師の堀越二郎は課長からカナまじりの和文タイプで打たれた一通の書類を受け取った。それは、「十二試艦上戦闘機計画要求書」であった。「十二試」とは昭和12年試作発令、艦上戦闘機とは航空母艦上から発着する戦闘機のことである。堀越氏は「この要求書は、当時の航空界の常識ではとても考えられないことを要求していた。もし、こんな戦闘機がほんとうに実現するのなら、それはたしかに、世界のレベルをはるかに抜く戦闘機になるだろう」と述べている。これが零戦、零式艦上戦闘機の開発の始まりであった。堀越二郎氏は、次期戦闘機の開発に際して、最大の難関は重量軽減対策と考え、このため一律であった安全率の見

直しや、グラム単位での重量軽減のために、「肉落とし」と称して、強度に関係のないところをくりぬくことも行われた。さらにどのような材料を選択するかが課題となった。内部構造で最も重要な主翼の桁について、前の九六式艦戦のときは45キロ超ジュラルミンSDH（住友の超ジュラルミンで焼入れ後常温時効した材料）が開発され、その押出型材が生産されていたので、翼を薄くし、重量軽減に大いに役立った。十二試艦戦では、九六式艦戦よりも素早く上昇でき時速500 km以上が出せ、しかも航続距離が長く、空戦性能に優れた性能などが要求されたため、機体がさらに大きくなり重量増加が避けられなかった。九六式艦戦と同じ超ジュラルミンでは、桁用の押出型材を分厚くしなければならずその結果重量増加につながり、桁の部分が分厚くなると翼も厚くせざるをえなくなり、いっそう悪くなると考えられた。もっと高強度の軽い材料はないだろうかと堀越氏が探していたところに住友のESDとの出会いがあった。住友を訪問してその詳細を聞いて、ESDをさしあたり主翼の桁だけに押出型材を使うとして重量を計算してみると、30 kgは軽くなることが分かり、この新しい金属の使用を航空本部に願い出た。海軍側はむしろ願い出を喜んで、まずはこの新合金押出材の使用を認めた。零戦とその主翼桁フランジに適用されたESDのT字型押出型材をFig. 10に示す<sup>16), 27)</sup>。

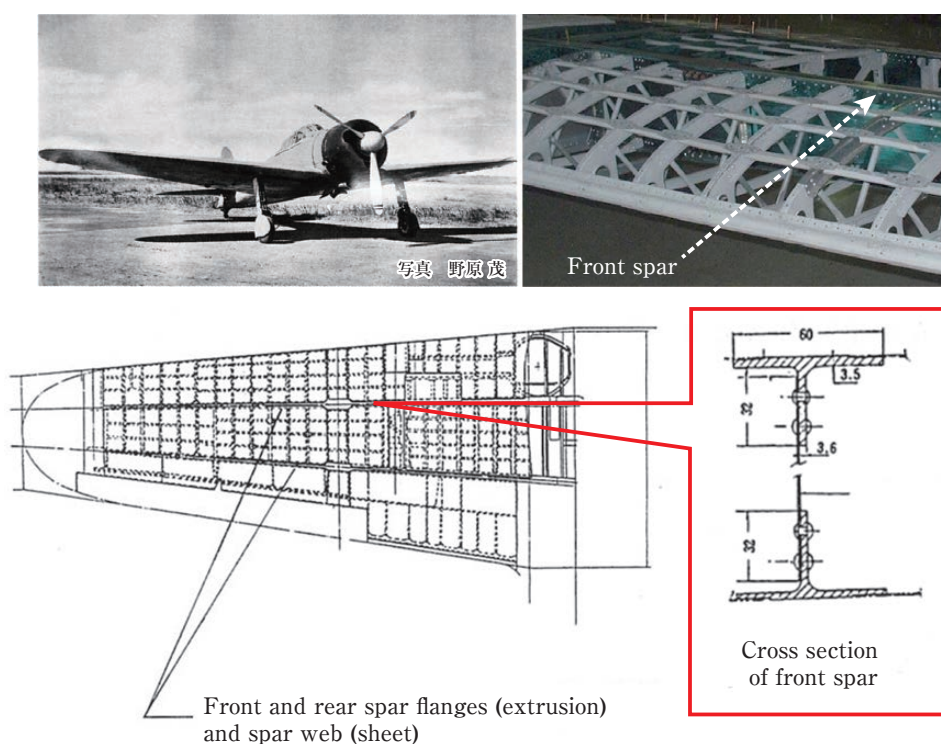


Fig. 10 Zero Fighter and its main wings fabricated with ESD extrusions<sup>16), 27)</sup>.

### 2.3.3 超々ジュラルミンとAlcoa 7075

1940年7月、十二試艦戦は制式機として採用され、その年が日本紀元2600年であったところから、その末尾の零をとって、「零式(れいしき)艦上戦闘機」と名付けられた。「ゼロ戦」というのは外国のパイロットから「ゼロ・ファイター (Zero Fighter)」「ジーク (Zeke)」と呼ばれ、外国の評判などから戦後生まれた零戦の愛称であるといわれている。太平洋戦争中に、零戦は各型合計すると約10400機生産された。1942年6月のミッドウェー海戦での敗北が太平洋戦争の転回点となった。同時に行われたアリューシャン作戦で、無人島に不時着したほとんど無傷の零戦一機をアメリカが手に入れた。アメリカは、真珠湾攻撃以来、落ちた零戦の切れ端を集めてまでも、空戦性能に優れた謎の飛行機といわれる零戦の秘密を解き明かそうとしていた。そして、米軍はこの完全な零戦に飛行試験を含むあらゆる角度から調査し、その長所と短所を完全に知ることができた。米軍を驚かせたのは機体に使われた超々ジュラルミンの強度の高さであった。それは当時、日本の航空機開発技術に対して「欧米に数年は遅れている」と考えていたアメリカの陸海軍や航空機産業関係者の目を覚まさせる一因となった。その後、1943年Alcoaは超々ジュラルミンで応力腐食割れに効果のあるクロムを同様に添加して7075合金を完成させ、現在でも、7075合金は代表的な航空機用アルミニウム合金として用いられている。7075合金の生みの親は超々ジュラルミンということになる。Alcoaの75Sの量産が始まったのは1944年頃と推定されるが、Boeingの爆撃機に搭載されたのは1945年のB-29D(後にB-50と名称変更)からと考えられる<sup>28)~31)</sup>。

### 2.3.4 航空機材の生産

1938年末に、海軍航空本部から月産1364トンのアルミニウム合金生産の要請があり、既定の増産計画の3倍もの要求で、大阪桜島の伸銅所には拡張の余裕がなく、新工場の敷地が検討され、結局航空機製造の中心地となっている名古屋に決定した。敷地は、名古屋市港区千年の水田に、博覧会跡地4万余坪を加えた約19万坪を入手した。この地域は、1937年、名古屋市長の大岩勇夫氏が名古屋開港30周年、国際都市としての名古屋をアピールするため名古屋汎太平洋平和博覧会を開催した会場跡地になっていた。1941年9月、陸海軍大臣の指揮監督のもと、鑄造、製板、管棒および鍛造を持つ総合的軽合金専門工場である名古屋軽合金製造所が設置された。この工場は、当時伸銅所で開発中であった連続鑄造法による大型鑄塊を用いることを前提

としたストリップ方式圧延の製板工場を目標とした。1944年における桜島の伸銅所製板課第二工場のアルミニウム合金生産量は500~600トン/月、名古屋軽合金製造所製板工場は最盛期には2000トン/月(内、ストリップ方式が1500トン/月)であった。なお、管棒生産量は伸銅所(桜島)と名古屋でいずれも300トン/月であった。型材生産量は桜島と名古屋でそれぞれ700トン/月であった。名古屋ではESDの生産が500トン/月であった。なお、古河電工や神戸製鋼も軍からジュラルミン、超ジュラルミン、超々ジュラルミンの製造要請を受け、ESDは住友から特許の実施権を委譲されて生産した。

### 2.3.5 零戦のプロペラ<sup>5), 32)</sup>

住友伸銅所がプロペラ・ブレード素材を初めて鍛造したのは1925年三菱からの依頼によるものである。このプロペラは厚板素材をエアハンマーで自由鍛造し、竹とんぼの羽根のように、ブレード・ボス部一体の形状としてから、両ブレード部を振り、熱処理後削りだしたもので、その中央にエンジンのプロペラ軸が取り付けられた。このプロペラは陸軍の八七式軽爆撃機に搭載された。1928年固定ピッチ・プロペラ素材の鍛造を受注したのがきっかけで鍛造素材の生産が始まった。1931年、中島飛行機がHamilton Standard Propellers Company(以下、Hamilton)と技術提携し、固定ピッチ・プロペラの製造を始めたが、そのブレード素材はHamiltonからの輸入に頼っていた。海軍は飛行機の国産化と自給体制を望み、1932年住友伸銅鋼管(株)が金属プロペラ完成品を生産することとなった。このときに、中島飛行機がHamiltonから譲渡された固定ピッチ・プロペラ製造に関する権利と加工設備一式が伸銅所に譲渡された。1933年伸銅所は年産300本のプロペラ工場を建設し、年末には800本までできる設備を増強した。1934年Hamiltonから可変ピッチ・プロペラの製造販売権を入手し、1938年から定速式回転プロペラの生産に移行し零戦に採用された。プロペラのブレードも十二試艦戦では2枚だったが、エンジンとプロペラの振動と固有振動が共鳴して、エンジンの回転数に関係なく相当の振動があることが分かった。そこで零戦では3枚に増やすことで振動は半減した<sup>15)</sup>。プロペラ工場は伸銅所から独立してプロペラ製造所となった。その後、神崎、静岡および津にプロペラ製造工場ができた。鍛造素材は伸銅所と名古屋製造所で製造された。その当時の鍛造金型が現在のUACJ名古屋製造所の正門玄関前に展示されている(Fig. 11)。

鍛造素材としては25S(2025)が主として用いられ





Fig. 11 Forging die of propellers for Zero Fighter stored in UACJ Corporation, Nagoya.

た。この合金はAl-4.4%Cu-0.8%Si-0.75%Mnで1919年から1920年にかけてAlcoaのJeffriesとArcherによって開発され、1921年の早い時期に鍛造品として実用化された<sup>33)</sup>。この合金はMgを含まないためにジュラルミン17Sよりも熱間加工性に優れ、17Sで難しいような鍛造品もできた。航空機のプロペラやコネクティングロッド、機関車のサイドバーなどにも使用された。この合金は17Sと違って室温時効を示さず、高温時効で硬くなり、強度は17Sと同等である。T6材で引張強さ400 MPa、耐力260 MPa、伸び19%である。

### 3. 戦後の民間航空機の動向<sup>34), 35)</sup>

#### 3.1 YS-11<sup>36), 37)</sup>

戦後、GHQにより航空禁止令が布告され、航空機の研究開発、製造は禁止されていたため、戦前、戦中、航空機に携わっていた研究者や技術者の多くは自動車、鉄道車両やモーターサイクル開発に移っていった。しかしながら、朝鮮戦争特需で国内の航空機産業は復活した。1956年、通産省は国産民間航空機計画を策定し、航空工業会で国産輸送機開発に関する構想を発表した。世界の国際路線では大型ジェット機が就航し、国内路線ではDC-3などのプロペラ機が飛んでいたが、この旧式プロペラ機の代替として、日本が開発した国産航空機を輸出し、日本の航空機工業を輸出産業のひとつとして育てたいとの考えであった。

1957年、財団法人輸送機設計研究協会（輸研）が東大内に設立され、乗客50～60人乗りの小型旅客輸送機の設計が始まった。輸研には戦前、戦中の航空業界を支えた技術者が参加し、設計に携わった。試作機を製造するために、1959年官民共同の特殊法人として日本航空機製造（NAMC）が設立されて輸研は解散した。こ



Fig. 12 YS-11 aircraft<sup>38)</sup>.

の試作機は双発ターボプロップの旅客機でYS-11と名づけられた（Fig. 12）<sup>38)</sup>。YSは輸送機設計研究協会の輸送（Y）と設計（S）の頭文字に由来する。日本航空機製造は設計開発、生産管理、品質管理、販売およびプロダクトサポートを行い、生産は機体メーカー6社（新三菱重工業、川崎航空機、富士重工業、新明和工業、日本飛行機および昭和飛行機）が分担し、最終組立は新三菱重工業が行った。飛行試作機1号機は1962年7月に新三菱小牧工場でロールアウトし、初飛行は8月に行なわれた。1973年5月に最後の機体が送り出されるまで10年間製造された。1964年に日本の航空局の型式証明を、1965年にアメリカ連邦航空局（FAA）の型式証明を取得した。

量産に着手して、順調に生産が続いていたが、海外でのセールスでは非常に苦戦しており、事業収支では悪化していた。当初、50～100機の輸出が期待できると見込まれていたが、日本航空機製造は航空機の製造も販売も初めての経験で、航空機の販売のノウハウもないに等しい状態であり、結局12カ国、16社の航空会社に79機が輸出されるにとどまった。その結果、日本航空機製造は360億円に及ぶ累積赤字となり、通産省は1971年にYS-11を182機で打ち切ることを決定した。日本航空機製造は1982年解散し、残務は三菱重工業に引き継がれた。なお、素材のアルミニウム材料は、日本のアルミニウム材料メーカーも採用に向けて意欲を示したが、YS-11に使用する量のみの生産では、量産効果が出ず、輸入品より有利な価格で調達できないため、結局アメリカ製の材料が採用された<sup>37)</sup>。

#### 3.2 三菱MU-2, MU-300

YS-11の開発が始まった1960年頃から、三菱重工業は小型ターボプロッププロペラ機で、北米の社用・自家用のビジネス向け（7～9人乗客）に独自の設計を進めた。1963年に試作1号機が初飛行し、1965年、運輸省



Fig. 13 Mitsubishi business aircrafts, MU-2<sup>39)</sup> and MU-300<sup>40)</sup>.

航空局の型式証明を、11月にアメリカの連邦航空局 (FAA) の型式証明も取得でき、翌1966年にMU-2 (Fig. 13 (a))<sup>39)</sup>として発売を開始した。しかしながら、アメリカには国内で飛ばす航空機は、その50パーセント以上を米国製の部品で作られていなければならないというバイアメリカン法があり、そのために現地委託して部品を調達したが、うまくいかず三菱重工業が自らやらねばならなくなった。三菱重工業が販売を開始した1967年、ようやく5機を受注して以降、安定性の高い飛行機として評判が広がり、年産40機から50機にまで成長した。ところが、1971年ニクソン・ショックの影響を受け、円は急速に値上がりし、MU-2も採算割れを起こして赤字が増大した。しかし赤字ながらも販売は好調だった。1973年秋の中東戦争により世界的なオイルショックとなり、燃料費の高騰によってエアラインは軒並み経営不振となりMU-2の受注が急減した。MU-2の総生産数は757機、世界27カ国で販売され、世界の小型機の中でもベストセラーであったが、1987年、新型機MU-300に販売を集中するため、MU-2の生産を終了した。

MU-2が好調であった1969年、三菱重工業はMU-2よりもワンランク上の高級ビジネスジェット機を計画した。市場調査の結果、最高速度は約800 km/h、快適な広いキャビンを備え、高い燃焼効率を持った機体を目指して、1976年に開発に着手し、1978年にMU-300 (Fig. 13 (b))<sup>40)</sup>として初飛行した。しかしながら、1979年 (昭和54)、McDonnell DouglasのDC-10の航空機事故後、FAAは審査基準を大幅に厳しくすることとなり、FAAの型式証明を取得できたのは1981年に入ってからであった。さらに日本は円高不況で売上は伸び悩み、一方、アメリカ政府は高金利政策をとったことで不況に陥り、航空業界も軒並み経営悪化しビジネス機の需要は皆無とな

った。三菱重工業は、Beechcraftと提携し、BEECHJET 400の名で販売することとしたが利益をあげられず、1988年、設計を含めた生産過程全てをBeechcraftに売り渡す契約に合意し、同年に日本国内での販売も終了した。MU-300はその後米国のBeechcraftのHawker 400および米軍の訓練機T-1A Jayhawkとして生産・運用中で、これまでに総計約800機が生産されている。

なお、富士重工業も愛称エアロスバルで知られる軽飛行機FA-200を製造した。1965年 (昭和40年)に初飛行し、1986年 (昭和61年)に生産終了するまでに、試作機3機を含めて299機が製作された。FA-200に続いて、米国のRockwell Internationalと共同でビジネス用双発プロペラ機FA-300を開発して1975年初飛行したが、オイルショックの影響により47機で生産終了となった。

### 3.3 YX計画とBoeing 767

1966年、YS-11に続く民間機の研究のため航空審議会によって「次期民間輸送機のための研究」が始まり、1968年には「90席前後のターボジェット旅客機」が発案された。日本航空機製造内に「YX開発本部」が設置されて、市場調査と基礎設計が行われた。開発費が高騰すると見込まれる中で、1970年ごろ、外国各社が同クラスの機体の共同開発を持ちかけてきた。1971年、共同開発先を見極めるため「航空機工業海外調査団」がアメリカに派遣された。Boeingは日本を対等パートナーとして50パーセントの分担比率を提示したため、YX開発専門委員会は、「交渉相手として、当面Boeingを第一対象とする」と決めて、YX計画は本格的に動き出した。その後1977年7月の日米交渉において、分担率はBoeing 70パーセント、Aeritalia 15パーセント、日本15パーセントに決定し、当初の50パーセントから大きく後退した。開発の全責任はBoeingが負い、主導権



a) 767-300

b) 777-200

Applications	767-300	777-200
Length	54.9 m	63.7 m
Wingspan	47.6 m	60.9 m
Height	15.8 m	18.5 m
Engine thrust	21,800 kgf × 2	42,500 kgf × 2
Standard seating capacity	261 or 232	268 or 302
Cruising speed	862 km/h	905 km/h
Maximum take-off weight	133.8 t or 152.0 t	213.2 t
Range	3,280 km or 5,510 km	8,200 km or 12,600 km

Fig. 14 Boeing jet airliners, Boeing 767 and 777 and their specifications<sup>41)</sup>.

を持つこととなった。

1978年、Boeingが7X7の受注を獲得したことから、民間航空機開発協会とBoeingの間で基本事業契約が締結され、7X7の開発が開始された。YX/7X7はBoeing 767 (Fig. 14 (a))<sup>41)</sup> となり、日本では民間航空機開発協会が三菱重工業、川崎重工業および富士重工業に作業を委託し、3社によって分担開発された。開発部位は三菱が後胴パネル、川崎が前胴・中胴パネル、富士が主翼胴体間フェアリングを担当し、Boeingに引き渡すこととなった。767は1981年に初飛行、1982年7月に連邦航空局の形式証明を取得して9月に就航した。767全シリーズの2016年12月までの受注数は1189機、そのうち1095機が納入されている<sup>42)</sup>。

### 3.4 YXX計画とBoeing 777

1979年8月、新たな国産機、「YS-11の精神を引き継ぐ、日本独自の計画」として「100席クラスまたはそれよりやや大型」旅客機の開発計画が始まった。これがYXXである。日本航空機開発協会(JADC、民間輸送機開発協会に1983年、新明和工業と日本飛行機が参加して改組)はBoeingが参加を打診してきた7J7を共同開発することを決定した。このYXX/7J7の概要は、座席数は147席から166席とし、ターボプロップエンジンよ

り進歩したプロップファンエンジンを搭載した双発プロペラ機で、開発比率はBoeing 75パーセント：日本25パーセントとするものであった。しかし、ターボファンエンジンの高性能化によってジェット機の燃費も向上したため、7J7の魅力もなくなって、1987年にはBoeingの7J7計画は事実上中止となった。

その後、Boeingは国際分担によって開発費を減らすことと、日本の高品質低価格の技術力や日本の開発費に関心を示して、747と767の間を埋める350席クラスの中型旅客機の共同開発を改めて日本に打診してきた。JADCは、アメリカの対日感情悪化を恐れる日本政府に配慮する形で参加を決定した。日本の分担を21パーセント(胴体の大部分、中央翼、主翼胴体間フェアリング、主翼リブなど多数)まで伸ばすことができたが、やはり最重要な部分からは締め出された。「日本が主体性をもつ」こととしたはずのYXXも、結局Boeing 777 (Fig. 14 (b))<sup>41)</sup> の共同開発となった。Fig. 14に767と777の機体の性能の比較も併せて示す。1994年、777の1号機がロールアウトした。1998年より量産事業への移管に伴い、JADCの権利義務は民間航空機株式会社(CAC)に移管された。777の2016年12月末現在の受注数は2016機であり、そのうち1902機が納入されている<sup>43)</sup>。



### 3.5 YSX計画

日本航空宇宙工業会はBoeingが絶対的主導権を握るYXXよりも日本の主体性をもたせた輸送機計画を持つべきだとして、1986年に「民間機調査検討委員会」を設置し、機体に関して、①50席から100席の小型機開発の検討、②YS-11の姿勢を引き継ぎ、経験を生かせる機体、③共同開発においても、マーケティング、商品企画、開発、生産、販売およびサポートにおいて日本が主体性とメジャーシェアを保つことなどについて検討を始めた。翌1987年、ターボファンエンジンの双発とすることになった。1989年にJADCは、ターボファン双発・75席輸送機の開発と、国際共同開発の可能性の検討をはじめた。1991年には、「小型民間機 (YSX) 開発調査」が開始された。1994年4月になると、Boeingが突如YSXへの関心を強めたが、1997年BoeingはMcDonnell Douglasを吸収合併し、MD-95を「Boeing 717-200」として継続販売すると発表し、事実上のYSXを放棄した。2000年、国家産業技術戦略検討会において、当面YSX開発の可能性はないとして、国としてYSX放棄を発表した。

この間、三菱重工業はカナダのBombardierとの間で小型リージョナルジェット機の共同開発を次々に進め、川崎重工業もこのころ三菱重工業への対抗上、ブラジルのEmbraerへの接近姿勢を強めていた。2002年8月末に経済産業省が発表した30席から50席クラスの小型ジェット機開発案「環境適応型高性能小型航空機」で、YSXまでの企業各社横並びの事業を取りやめ、積極的な企業が自己責任で開発を推し進めることとした。この開発が三菱重工業のMRJに繋がる。

## 4. 戦後の航空機用アルミニウム合金の研究開発

戦後、一時期、航空機の研究開発と製造は禁止されていたが、朝鮮戦争特需で復活し、その後、日本の航空機メーカーはYX, YXX計画(767, 777)でBoeingの機体の分担生産を通して成長してきた。この間、戦前から航空機材の生産を行ってきた住友軽金属、神戸製鋼および古河電工の三社もまたBoeingの認定を受け素材の国産化を行って機体メーカーに供給してきた<sup>44)</sup>。特に、古河電工と住友軽金属が合併してできた現在のUACJは航空機材用に広幅厚板が生産できる圧延設備や押出材の縦型焼入炉、日本最大の15000トン大型鍛造プレスを有している。

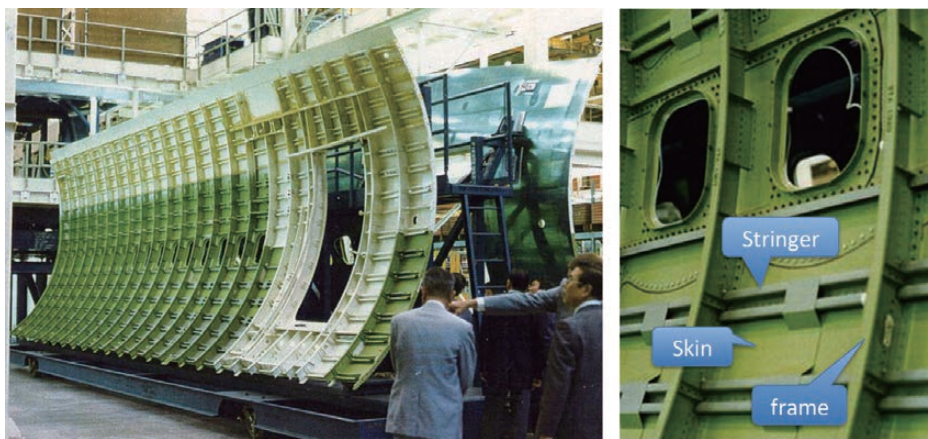
## 4.1 航空機用材料の開発

### 4.1.1 ストリンガー用材料

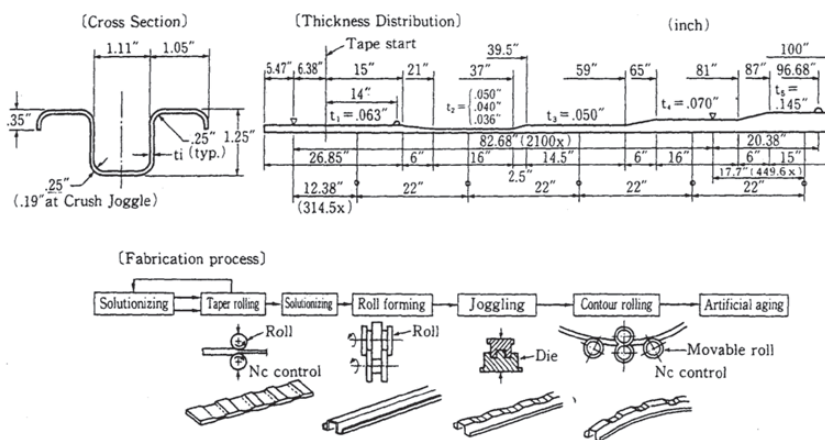
Boeing 767の機体構造では、従来、7075押出形材を用いたストリンガー(縦通し材)の重量を軽減するため、Fig. 15 (b)に示すように、板材を圧延により長手方向で肉厚を変動させ、継手部分のみを厚くしたテーパーストリンガーを全面的に用いようとした。しかしながら、従来の海外製7075板材では、テーパ圧延で弱加工された部分は溶体化処理で結晶粒粗大化が生じて、その後のハット型加工で割れが発生し、疲労強度の低下する問題が発生した。このため弱加工でも結晶粒粗大化しない材料の開発が求められた。住友軽金属の馬場、宇野らは連続焼鈍炉を用い急速加熱、急速冷却処理で結晶粒を50 μm以下に微細化し、その後適正な軟化処理で、テーパ圧延の弱加工・溶体化処理で結晶粒粗大化が生じない加工熱処理法を開発し国産化した<sup>45)</sup>。三菱重工業はこの加工熱処理を施した板材をハット型に成形し、Boeing 767, 777のストリンガーに用いることができた。Fig. 15 (a)の767機の胴体外観から、ハット型に成形されたテーパーストリンガーと湾曲したフレームと外板がリベットで組み合わせられて様子が分かる<sup>44), 46)</sup>。その後、ストリンガーのコストダウンや耐応力腐食割れの改善のための成分や調質(RRA処理)の検討、復元処理利用による加工工程の簡略化を三菱重工業と共同研究した<sup>47), 48)</sup>。さらに、テーパ圧延での圧延加工度が大きくなると結晶粒が微細化して耐応力腐食割れ性が低下することが懸念されたため、結晶粒のアスペクト比(圧延方向の長さとは板厚方向の長さの比)に注目して、耐応力腐食割れ性が検討された。その結果、耐応力腐食割れ性の設計要件を満足するにはアスペクト比4以上が必要であることが分かり、そのため加工熱処理法が研究された<sup>49)</sup>。テーパ圧延後、溶体化処理前に343℃で2時間予加熱を施すことによってすべての加工度で4以上になることが確認され、777のストリンガーに採用された<sup>47)~49)</sup>。

### 4.1.2 超塑性材料

7475合金、Al-Li合金超塑性材開発と超塑性加工法の開発(1983-88、三菱重工業と共同研究)の研究を実施した<sup>50), 51)</sup>。Fig. 16は工場で作成した7475合金超塑性材を用いて一体化加工されたドアパネルのモデルである。この7075合金は、熱延板に対し適切な析出処理(過時効処理)を施し、その後温間圧延、冷間圧延と急速加熱処理を行う加工熱処理法を用いると、10 μm程度まで結晶粒は微細化する。この材料を高温で引張変形させると超塑性が得られることから、ドアパネルなどに



a) Boeing 767's fuselage with stringers, frames and skins



b) Manufacturing process of taper-rolled stringer

Fig. 15 Boeing 767's fuselage and taper-rolled stringer<sup>44)</sup>.

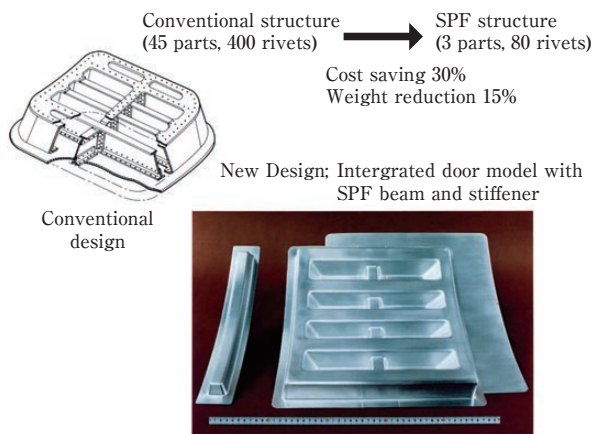


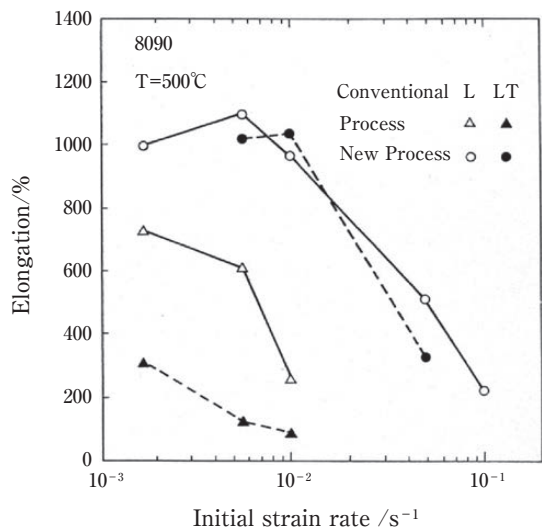
Fig. 16 Integrated door model formed using a 7475 superplastic sheet compared with a conventional structure<sup>50)</sup>.

成形された。この超塑性成形法により、Fig. 16に示すドアパネルでは、従来方法では45個のパーツ、400個のリベットで加工されたパネルに対して、3個のパーツと

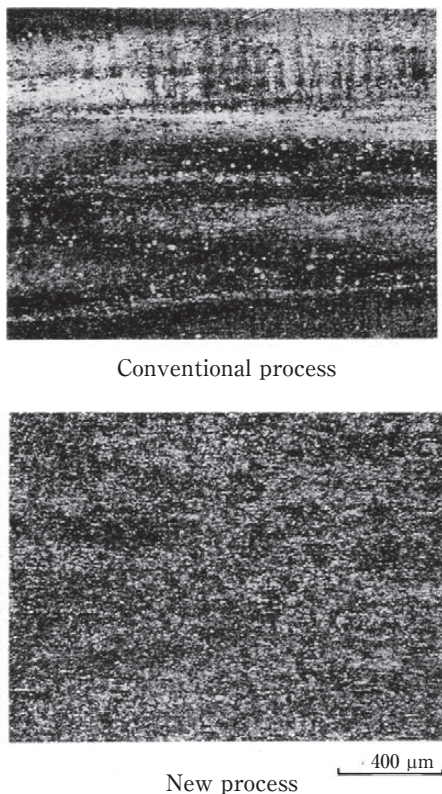
80個のリベットで組立てができ、コストで30%、重量で15%軽減されることが分かった<sup>50)</sup>。そのほかの実際の超塑性成形事例に関しては文献<sup>52), 53)</sup>を参照のこと。

Al-Li合金も高温で超塑性を示すことはよく知られている。このため7475合金で開発した加工プロセスをAl-Li-Cu-Mg-Zr系8090合金に適用したところ、 $10^{-3}s^{-1}$ オーダーのひずみ速度では圧延方向で700%程度、圧延直角方向では300%程度の大きな伸びが得られ超塑性を示したが、しかし同時に大きな圧延方向で伸びの異方性を示すことが明らかとなった。この異方性をなくすために温間圧延による新たな加工熱処理法を開発した。その結果、8090合金は異方性が小さく、500℃到達後10分保持後、 $5.6 \times 10^{-3}s^{-1}$ で引張試験するとL、LT方向で1100%の伸びが得られた。8090合金の従来プロセスと温間圧延による新プロセスによる伸びの比較をFig. 17<sup>54), 55)</sup>に、500℃で5分間ソルトバスにて加熱後の組織をFig. 18<sup>54), 55)</sup>に示す。温間圧延プロセスでは元の結晶粒界が消失し、均一微細な組織の得られ





**Fig. 17** Comparison of superplasticity of Al-Li alloy 8090 sheet fabricated by between conventional process and new one (Conventional process consists of cold rolling and new one does of warm rolling at 300°C, L: Longitudinal, LT: Long Transverse)<sup>54)~56)</sup>.



**Fig. 18** Microstructures of 8090 alloy sheets after solution heat treatment at 500°C for 5 min in a salt bath fabricated by conventional and new processes<sup>54)~56)</sup>.

ることが分かる。さらにこうした加工熱処理法で製造された材料は室温強度の異方性もなく、室温での伸びも高いことが分かった<sup>56)</sup>。Al-Li合金の機械的性質の異



**Fig. 19** Boeing 767 air cargo using polished skins<sup>58)</sup> (photo by Hideo Obayashi).

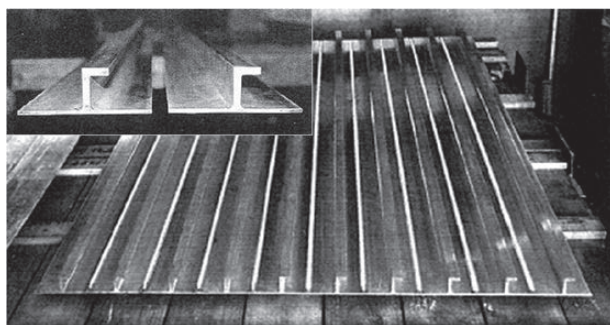
方性に関して、これを解決する加工熱処理法を開発することができた。成形法においても、本開発合金板に対して、変形応力の40%以上の静水圧力(背面圧力)を負荷することで、真ひずみ $\varepsilon = 1.1$ まではキャビティの発生を防止できることが分かった<sup>57)</sup>。

#### 4.1.3 ポリッシュドスキン材, 鍛造材

航空機は耐食性向上や疵防止のために、表面を塗装しているが、4~5年で塗り替えるため有機溶剤で剥離して環境に負荷を与えることや、塗料の重量が相当なもので、塗装が省ければ燃費の節約にも寄与することから、Boeingでは外板を無塗装で使用することになった。**Fig. 19**はポリッシュドスキンを採用した航空機である。当初、Bright Rolled Skin(ロールドスキン)が用いられたが、光沢、ロールマーク、デント、スクラッチなど、表面品質が厳しく歩留まりが悪くてコスト的にあわず、多くの会社が撤退した。その後BoeingとMPC(Metal Polishing Co.)と共同でポリッシュドスキンを開発し、Alcoaのみが供給できることとなった。ポリッシュドスキンとは、アルミクラッド材を研磨剤で磨き、光沢をだし、表面に形成される自然酸化皮膜で腐食防止を図った材料である。神戸製鋼と古河スカイ(現UACJ)は、表面疵、色むらがなく、光沢に優れた表面の評価技術と研磨方法を確立して外板用広幅クラッド材の国産化に成功した<sup>59)</sup>。ただし、このポリッシュドスキン材も航空機会社が耐食性を維持するために定期的に研磨することが必要である。

スキン材では、損傷許容性を高めるために、Alcoaが高純度地金を使用して疲労き裂進展速度を遅くした2524合金を開発し、Boeing 777およびCanada Global Express(GX)の胴体外板に採用された。三菱重工業も神戸製鋼と共同で2524合金相当の2000系板材を開発し、現行の2024合金に比べて疲労寿命が約2倍に延長でき、その結果として、最大21%の薄肉化が可能であ





**Fig. 20** Integral wing panel made by FSW (friction stir welding), (1531 mm wide, 2700 mm length), 7050 alloy extruded shapes before FSW are shown in the picture of the left shoulder <sup>70)</sup>.

ることを明らかにした<sup>60)</sup>。

その他、鍛造材として、神戸製鋼は8000トン精密型鍛造プレスを導入し、鍛造方法と残留応力除去技術を確立して767の窓枠材を納入した<sup>61), 62)</sup>。UACJも15000トンの大型液圧熱間鍛造プレスを導入し、2004年より航空機用大型鍛造品を製造している<sup>63)</sup>。

## 4.2 航空機用合金および摩擦攪拌接合の研究

### 4.2.1 高靱性アルミニウム合金の研究

航空機用アルミニウム合金については、767が日本で分担生産されるということで、戦前から航空機用アルミニウム合金を製造していた住友軽金属、古河アルミニウムおよび神戸製鋼が集まって、1980～1983年「高靱性アルミニウム合金開発の研究」と題して日本航空宇宙工業会の委託研究を始めた<sup>64)</sup>。また同時に、軽金属学会研究委員会でも、1981年から馬場義雄博士が部会長を務める材料・物性部会において「高強度・高靱性アルミニウム合金の諸性質」に関して産学で共同実験をし、高力アルミニウム合金開発の指針を得た<sup>65)</sup>。

### 4.2.2 Al-Li合金の研究

Al-Li合金の研究開発は、1980年代に低密度、高強度、高剛性材料として着目され、Al-Li合金国際会議が盛んに開催された。日本でも軽金属学会材料物性部会を中心に1984年から5年間、産学共同で靱性の向上のための基礎的知見を得ることを目的として活動してきた。その成果は部会報告書「Al-Li合金」に集約されている<sup>66)</sup>。さらにJRCMの「アルミニウム系新材料の高機能化に関する調査部会」の構想のもと、(株)アリシウムを設立して1989年から共同研究を開始した<sup>67), 68)</sup>。1996年一応予定された範囲の研究は終了したが、2%を超えるLiを含む8090, 2090, 2091などの第二世代のAl-Li合金では靱性に問題があり、価格が高いことなどもあって、

実用化には至らなかった<sup>66)</sup>。最近欧米で復活しつつある第三世代のAl-Li合金は、8090, 2090, 2091などの第二世代のAl-Li合金と比較して、Li添加量を2%以下にして、若干密度の低減効果を犠牲にして靱性を向上させているのが特徴である<sup>69)</sup>。

### 4.2.3 摩擦攪拌接合の利用

航空宇宙分野では、FSWはまずロケット燃料タンクに採用された。続いて航空機への適用を目的とした多数のプロジェクトが立ち上がり、継手の強度や耐食性などのデータが蓄積されて来た。航空機に用いられる高強度の2000系および銅を含む7000系合金は、溶接割れ感受性が高いことから溶融溶接が困難であり、機体はリベット接合によるスキン/ストリンガー構造が主であった。最近では接合個所を減らすため、厚板から切削加工によりリップ付き部材を削り出すインテグラル構造が翼に用いられているが、厚板からかなりの量の切削屑を生じる加工であり改善が望まれていた。

住友軽金属と三菱重工業は「摩擦攪拌接合を用いたアルミ合金製大型押出部材の航空機適用化研究」を行い、代表的な航空機部材である2024, 7475および7050合金について、FSWによる大型押出部材の航空機への適用の可能性を調査した<sup>70)</sup>。継手効率(継手の引張強さ/母材の引張強さ)はいずれの合金も継手効率80%以上をほぼ満足していたが、応力腐食割れや焼入れ後の曲がり等を考慮して、溶体化→FSW→時効の製造プロセスが有効であることを明らかにした。**Fig. 20**はFSWにより製造した全幅1531 mm、長さ2700 mmの大型パネルである。リップ付きのアルミニウム合金押出形材をFSWにより幅方向に並列に接合した広幅材は、各分野でうまく利用されており、非溶融溶接であるFSWは2000系や7000系合金にも適用が可能で、航空機においてはリベットを使わない線接合が可能になるので軽量化や製造コストの点で意義は大きい。

## 5. おわりに

日本の20世紀における航空機用アルミニウム合金開発の歴史を述べてきたが、超々ジュラルミンやテーパーストリンガーに見られるように、アルミニウムメーカーは、戦前は海軍の要求に、戦後は機体メーカーのニーズに応える材料開発を行ってきた。

超々ジュラルミンやテーパーストリンガーは海外ではできない日本オリジナルな発明である。戦後は航空機用アルミニウム合金開発においては、航空機生産がBoeingの下請けとなり、Alcoaの特許合金をBoeingが

認定していく構図となったため、日本において航空機用新合金開発はほとんど行われなくなった。今後、機体メーカーや部品メーカーは国産の航空機を開発するにあたり、もっと材料メーカーに要望をだせばきっとそれに応える新材料を開発するであろう。材料メーカーも将来の航空機の発展を考えて長期的な展望に立って国産の航空機材料を開発すればそれは大きな果実となって実を結ぶであろう。機体メーカー、部品メーカーおよび素材メーカーがもっとしっかりと手を結んで開発していくことが世界での競争に打ち勝つことになるものと考えている。

### 参考文献

- 吉田英雄：住友軽金属技報, **53** (2012), 60-78.
- 吉田英雄：住友軽金属技報, **54** (2013), 264-326.
- 吉田英雄：アルミニウム技術史, 第5回～第10回, 軽金属, **65** (2015), 508-516, 590-598, 627-637, 66 (2016), 26-38, 97-106, 136-149.
- 竹内勝治：アルミニウム合金展伸材 - その誕生から半世紀 -, 軽金属溶接構造協会, 1986.
- 竹内勝治：技術の歩み, 住友軽金属工業株式会社, 1995. (非売品) 現在 (株) UACJ, 技術開発研究所図書室に保管.
- 住友軽金属年表 (平成元年版), 住友軽金属工業株式会社, 1989年.
- J. Christopher: The Zeppelin Story, The History Press (2010), 78.
- P.W. Brooks: Zeppelin Rigid Airships, 1893-1940, Smithsonian Institution Press, (1992), 176.
- <http://www.idflieg.com/junkers-fl3.htm>, ©2006 Andi Szekeres.
- 牧野光雄：飛行船の歴史と技術, 成山堂書店, (2010).
- 世界の翼別冊, 航空70年史—1, ライト兄弟から零戦まで 1900 - 1940, 朝日新聞社, (1970), 42.
- <http://www.ne.jp/asahi/airplane/museum/nakajima/nakajima.html>
- 秋本 実: 別冊航空情報, 日本陸軍制式機大鑑, 酣燈社, (2002), 36, 56.
- <http://www.boeing.com/history/products/dc-3.page>
- 吉田英雄：本誌, **1** (2014), 147-157.
- 野原 茂：零戦の系譜図, 榎文庫, 榎出版社, (2008), 9.
- 堀越二郎：零戦, その誕生と栄光の記録, カッパ・ブックス, 光文社, (1970), 角川文庫, 角川書店, (2012)
- 古峰文三：歴史群像 8月号別冊 堀越二郎と零戦, 学研パブリッシング, (2013), 54.
- 古峰文三：堀越二郎 零戦への道, 丸8月号別冊, 潮書房光人社, (2013), 81.
- 堀越二郎, 奥宮正武：零戦, 航空戦史シリーズ, 朝日ソノラマ, (1982), 学研M文庫, 学研パブリッシング, (2013).
- <http://www.mhi.co.jp/cats/airplane/photo/presea/96sento.html>
- 堀越二郎：零戦の遺産, 光人社NF文庫, (1995), 64.
- 五十嵐 勇：航空機用材としての軽合金の研究 (学位論文), (1939), 37.
- 五十嵐 勇, 北原五郎：日本金属学会誌, **3** (1939), 66-76.
- 五十嵐 勇, 北原五郎：住友金属工業研究報告, **3** (1939), 531-552.
- 五十嵐 勇：住友金属工業研究報告, **2** (1937), 1280-1294.
- 大隈 真：航空機, 機体構造材料の変遷・展望, 軽金属学会 第75回秋期大会, 超々ジュラルミン (ESD) 開発50周年記念特別講演集, (1988), 34.
- J. T. Staley: History of Wrought-Aluminum-Alloy Development, Aluminum Alloys - Contemporary Research and Applications, Edited by A. K. Vasudevann and R. D. Doherty, Treatise on Materials Science and Technology, Vol.31, Academic Press, Inc., (1989), 3.
- J. T. Staley: ICAA15, Materials Science Forum, Vol.877 (2017), 485-491.
- Boeing B-50 Superfortress: [https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing\\_B-50\\_Superfortress](https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing_B-50_Superfortress)
- P. M. Bowers: Boeing B-29, Super Fortress, Warbird Tech Series Vol.14 (1999), 46.
- 住友精密工業五十年史, 住友精密工業株式会社, 社史編纂委員会, (2011), 175-216.
- R. S. Arther: The Aluminum Industry Vol.2, Aluminum Products and Their Fabrication, by J. D. Edwards, F. C. Frary and Z. Jeffries, McGraw-Hill Book Company, (1930), 192-272.
- 日本の航空宇宙工業 (平成26年度版): 一般社団法人 日本航空宇宙工業会, 2014.
- 民間航空機関連データ集 (平成26年度版): 一般財団法人 日本航空機開発協会, 2015. Wikipediaなど参照.
- 横倉潤：翔べ! YS-11, 小学館, 2004.
- YS-11物語, エアライナークラブ編, JTBパブリッシング, 2006.
- <http://nekoecraft.blog.so-net.ne.jp/2012-12-14-1>
- [http://ja.wikipedia.org/wiki/ファイル:Mits\\_MU-2.JPG](http://ja.wikipedia.org/wiki/ファイル:Mits_MU-2.JPG)
- <http://ja.wikipedia.org/wiki/ファイル:N417KTatBNA.JPG>
- <https://www.jal.co.jp/aircraft/>
- [https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing\\_767](https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing_767)
- [https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing\\_777](https://en.wikipedia.org/wiki/Boeing_777)
- 馬場義雄：住友軽金属技報, **29** (1988), 29-46, **31** (1990), 65-81, **41** (2000), 91-121.
- T. Uno, H. Yoshida and Y. Baba: Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties, Vol.1, ed. by E. A. Stark, Jr. and T. H. Sanders, Jr., EMAS, 371-385.
- 住友軽金属技報：新製品紹介, 航空機ストリンガー用微細結晶粒7075合金板, **23** (1982), 120.
- 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する研究調査, 低コスト胴体構造部品加工法の開発, 三菱重工業, 住友軽金属工業, 成果報告書, No.807 (1994), No.904 (1995).
- 箕田 正, 吉田英雄, 都筑隆之：軽金属, **49** (1999), 161-165.
- 広田和弘, 佐藤正五, 伊原木幹成, 木村隆嗣, 中村康一：三菱重工技報, **33** (1996), 158-161.
- 日本航空宇宙工業会, 革新航空機技術開発センター：革新航空機技術開発に関する研究調査, 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, 住友軽金属工業, 三菱重工業, No.802 (1984), No.901 (1985), No.6001 (1986).
- 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する研究調査, Al-Li合金の超塑性材料開発, 超塑性加工法の研究, 三菱重工業, 住友軽金属工業, 成果報告書, No.105 (1987), No.205 (1988), No.307 (1989).
- 高橋明男, 都筑隆之：軽金属, **39** (1989), 224-234.
- 江藤武比古：軽金属, **49** (1999), 332-335.
- 吉田英雄：住友軽金属技報, **37** (1996), 90-98.
- 吉田英雄, 田中宏樹, 土田 信：軽金属, **39** (1989), 817-823.
- 吉田英雄：住友軽金属技報, **36** (1995), 37-46.
- 都筑隆之, 高橋明男：軽金属, **39** (1989), 824-830.
- [http://blog.goo.ne.jp/boeing767\\_fan/e/ebcb9807f00eb82400d40ef80474a987](http://blog.goo.ne.jp/boeing767_fan/e/ebcb9807f00eb82400d40ef80474a987)

- 59) 日本航空宇宙工業会：航空技術水準の向上に関する研究調査，航空機用広幅長尺高力アルミ合金板製造技術の研究，神戸製鋼所，No.19(1980)。
- 60) 木村隆嗣，高橋孝幸，大西哲也，江藤武比古，中井 学：三菱重工技報，**35**(1998)，326-329。
- 61) 堀内健文，川手剛雄，上坂辰男，福塚敏夫，西本英敏：神戸製鋼技報，**32**(1982)，40。
- 62) 立松武雄，高田与男，黒崎敏夫：同上，**31**(1981)，24。
- 63) Furukawa-Sky Review, 新技術紹介，**1**(2005)，52。
- 64) 日本航空宇宙工業会：革新航空機技術開発に関する研究調査，高靱性アルミニウム合金の開発の研究，神戸製鋼所，住友軽金属工業，古河アルミニウム工業，成果報告書 No.506(1981)，No.603(1982)，No.702(1983)。
- 65) 軽金属学会研究委員会：高強度・高靱性アルミニウム合金の諸性質，研究部会報告書 No.13(1985)。
- 66) 軽金属学会研究委員会：Al-Li合金，研究部会報告書 No.21(1989)。
- 67) 金属系材料研究開発センター，アルミニウム系新材料の高機能化に関する調査部会：高比強度アルミニウム合金調査WGの調査研究報告書，(1998)，(1999)，(2000)。
- 68) 吉田英雄，内田秀俊：住友軽金属技報，**34**(1993)，87-98。
- 69) 航空機国際共同開発促進基金【解説概要24-2】，航空機用アルミニウム合金および航空機産業の最近の動向 [http://www.iadf.or.jp/8361/LIBRARY/MEDIA/H24\\_dokojyoho/24-2.pdf](http://www.iadf.or.jp/8361/LIBRARY/MEDIA/H24_dokojyoho/24-2.pdf)
- 70) 日本航空宇宙工業会：先端航空機部品・素材技術に関する研究調査 摩擦攪拌接合を用いたアルミ合金製大型押出部材の航空機への適用化研究，三菱重工業，住友軽金属工業，成果報告書，No.1405(2000)，No.1502(2001)。  
研究(CD版)，高成形合金2013板材の開発及び低コスト構造。



吉田 英雄 (Hideo Yoshida)  
(株)UACJ 技術開発研究所 顧問  
博士(工学)



## 航空機用アルミニウム合金開発の最近の動向\*

吉田 英雄\*\*, 林 稔\*\*\*, 箕田 正\*\*\*\*, 則包 一成\*\*\*

## Recent Trend of Aluminum Alloy Development for Aircrafts\*

Hideo Yoshida\*\*, Minoru Hayashi\*\*\*, Tadashi Minoda\*\*\*\* and Kazushige Norikane\*\*\*

## 1. はじめに

日本の航空機用アルミニウム合金の開発の歴史を振り返ると、第二次世界大戦前の日本は「航空機大国」であり、アルミニウム産業では国策として、そのほとんどが航空機材を生産していたこと、そのための設備投資が大規模に行われたことであった。戦後のアルミニウム産業はこれらの設備を基盤に民需に転換して、飛躍的な発展をとげた。一方の日本の航空機産業もまた、戦後の航空機禁止令から航空機の製造が解禁されるまでの「空白の7年間」を乗り越えて、米国のBoeingの機体生産の分担をすることで復活してきた。しかしながら、あくまでもBoeingの枠内での生産のため、日本のアルミニウム産業は材料開発に関してはBoeingの材料認定取得のみで、新材料開発には至らないのが現状である。米国の開発した合金の追試や米国で材料製造の難しいところをカバーする形で研究開発が進んできたのが実情であろう。日本の航空機用材料は市場が小さいので、日本の航空機用材料の研究開発に対する投資は、米国と比べても比較にもならないほど少ない。航空機用材料の現実に起きている問題点はBoeingに行かないと分からないといわれているが、この点でAlcoaはBoeingと密接な関係で材料開発してきている<sup>1)</sup>。

現在、幸いなことに三菱重工業と三菱航空機が設計、生産を行い、国産の小型ジェット旅客機MRJが飛び立つところまできている。我々素材メーカーもこれをビジネスチャンスと捉え、これを契機に現状の航空機用アルミニウム合金の問題点を把握し、新しい国産のアルミニウム合金が機体メーカーとともに開発できれば、日

本での航空機用材料の研究開発も発展していくものと確信している。21世紀に入り、航空機用材料の世界も従来のアルミニウム材料だけでなくAl-Li合金やCFRPも含めたマルチマテリアルの時代に入って、新型の航空機に適用されるようになった。これによって新たな課題もでてきている。ここでは最近の航空機とその材料の動向をアルミニウム材料の観点からまとめ、今後の課題を明らかにする。

## 2. 最近の航空機とアルミニウム材料の動向

## 2.1 Boeing 777までの航空機とアルミニウム合金開発

Table 1は航空機用アルミニウム合金の開発の歴史とそれが最初に適用された航空機の関係である<sup>2), 3)</sup>。

Table 1 The first aircraft that adopted the new aluminum alloy and temper<sup>2), 3)</sup>.

First flight	Aircraft	Alloy and temper
1903	Wright Brothers	Al-Cu casting
1919	Junkers F13	2017-T4
1935	DC-3	2024-T3
1939	Zero Fighter	ESD-T6
1945	B-29D (B-50)	7075-T651
1957	Boeing 707	7178-T651
1970	DC-10	7075-T7351
1970	L-1011	7075-T7651
1981	Boeing 757, 767	2324-T39, 7150-T651
1994	Boeing 777	7055-T7751, 2524-T3
2003	Boeing 777-300ER	2324-T39 Type II (→2624-T39)

\* 本稿は、軽金属65(2015), 441-454に掲載された内容に加筆、補正したものである。

This paper is the revision of the paper published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 65(2015), 441-454.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所, 顧問, 博士(工学)

Research & Development Division, UACJ Corporation, Adviser, Dr. Eng.

\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部

No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation.

\*\*\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部, 博士(工学)

No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D. (Eng.)

新合金、新調質などによる強度、靱性、疲労強度、耐応力腐食割れ性などの改善が伺える。特に高強度高靱性が非常に重要なキーワードで、Fig. 1からは高強度でかつ高靱性材料の開発が依然として求められていることが分かる<sup>2), 3)</sup>。Fig. 2はBoeing 777に使用されている合金である<sup>4)</sup>。

### 2.2 Boeing 787

1995年に就航開始した777に次ぐ機種の開発を検討していたBoeingは、将来必要な旅客機は音速に近い速

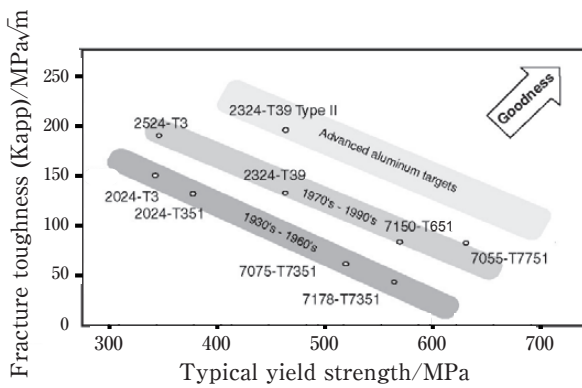


Fig. 1 Development of higher strength and higher toughness in aluminum alloys for aircrafts<sup>2), 3)</sup>.

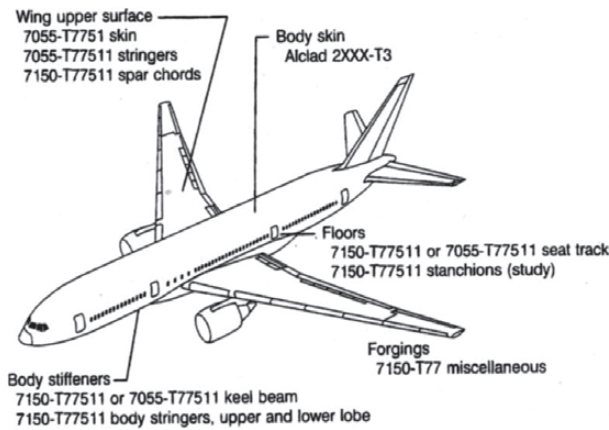


Fig. 2 Usage of the new aluminum alloys on Boeing 777<sup>4)</sup>.

度で巡航できる高速機であると考え、2001年初めに250席前後のソニック・クルーザーを提案した。しかし運航経費を抑えたいという航空会社各社の関心を得ることができず、2002年末にこのソニック・クルーザー開発を断念して通常型7E7の開発に着手した。この通常型7E7は、速度よりも効率を重視したBoeing 767クラスの双発中型旅客機である。2004年4月に全日空が50機発注したことによって開発がスタートし、呼称も787に改められた。2011年9月28日、初号機となった全日空向けの第1号機が東京国際空港に到着した<sup>5), 6)</sup>。

Boeingは787の開発では同じクラスの従来機より効率(主として燃費)を20%向上させることを最大の主眼としていた。20%向上させるために、エンジンが8%、空力、素材および新システムがそれぞれ4%の割合で改善するとし、素材としては、Fig. 3(左)に示すように機体のフレーム構造の約50%を複合材料および炭素繊維強化プラスチックCFRPとした<sup>6)</sup>。CFRPの利点は、快適性の向上(客室気圧高度の低下、客室湿度の増加、大型の窓など)、疲労と腐食の耐久性向上、重量の軽減、運航寿命の長期化、部品点数の削減、製造工程時間の削減などがあげられる。ここで興味深いことは、CFRPを用いても787の機体は必ずしも軽くなっていないことである。全日空のホームページでは、787-8の重量(約115トン)は767-300ER(約90トン)に比べて約2割増加しているにも関わらず、燃費は約21%低減したと書かれている。この理由は第一に新エンジンの効率が当初より良好であるためと考えられる。また787の重量増加は、スパン(翼幅)が大きいことと、航続距離を伸ばすために燃料搭載量増加に耐える構造としたため、これを従来のアルミニウム構造と同じにしたらさらに重量は増加したとのことである<sup>7)</sup>。

### 2.3 A380

Airbusは1989年からBoeing 747に対抗できる大型機UHCA(Ultra High Capacity Aircraft)構想の実現

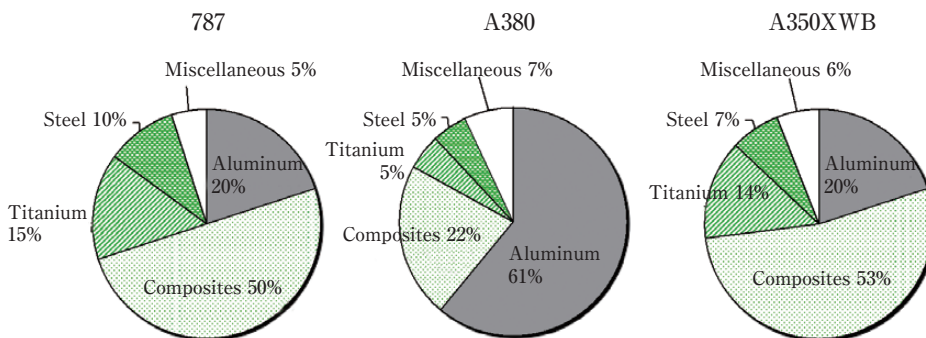


Fig. 3 Material composition ratio of Boeing 787, Airbus A380 and A350XWB<sup>6)</sup>.

を発表し、1994年にはA3XXとして計画を着手、2000年にA380として開発に入った。2005年欧州航空安全機関(EASA)と米国連邦航空局(FAA)の型式証明を同時取得し、2007年Singapore航空に引き渡された。この機体は二階建ての客室を有し、客室総面積はBoeing 747-400の約1.5倍で、A380-800の3クラス(エコノミー、ビジネスおよびファースト)の標準客席数は525席となり、747-400の400席を大幅に超え世界最大の旅客機となった<sup>6)</sup>。

A380の機体フレーム全体ではFig. 3(中)に示すようにアルミニウム合金の使用比率が61%を占めている。CFRPを含む複合材料が22%、チタンとスチールがそれぞれ5%、その他7%の内訳としてグレア(アルミニウム箔とガラス繊維布を積層させた複合材料)が3%、表面コーティング材が2%などとなっている。グレアは前部胴体と後部胴体の上面および側面パネルに適用されている。主翼が付く中央胴体、および前部胴体と後部胴体の下面には圧縮応力に強いアルミニウム合金が用いられており、主翼も基本的にはアルミニウム合金が用いられている。動翼の多くはCFRPだが、前縁のドループ・ノーズとストラット、後縁の内側フラップはアルミニウム合金製である。A380に使用されているAlcanの合金・調質と部位をTable 2に示す<sup>8)</sup>。Al-Li合金ではメインデッキのクロスビーム、床およびストリングに2099-T83および2196-T8511の押出材が、主翼の桁やリブなどの内部構造に2050-T84厚板が採用されている<sup>9)・10)</sup>。尾翼は水平安定板、垂直安定板ともにCFRP製である。Fig. 4に示すようにA380のフロアビームには剛性が要求されるため、二階のフロアビームにはCFRPが、一階のフロアビームに2196-T8511押出材が用いられている<sup>9)</sup>。

#### 2.4 A350XWB

A350は中型双発機として当初A330ベースに開発が構想されていたが、受注数で787に大きく水をあけられたため、再設計しA350 XWB (eXtra Wide Body)として2006年発表された。この飛行機は真円の胴体断面から太いダブルバブル断面とすることで、787より多い座席数と大きな搭載量を有している。Boeingの標準型787-8では197席、胴体延長型の787-9では285席である。これに対し、標準型のA350-900が3クラス(エコノミー、ビジネスおよびファースト)で314席、胴体延長型のA350-1000が350席で、777の300-350席に対抗できる機種となった。A350XWBは2014年9月EASAの型式証明を取得し、2014年12月Catar航空に1号機が引き渡された<sup>6)・11)</sup>。

Table 2 Alcan advanced alloys and their main application on the Airbus A380 airframe<sup>8)</sup>.

Application		Product	Alloy/Temper			
Upper wing	panels	plate	7449-T7951	integrally machined		
	panels	plate	7056-T7951			
	spars	plate	7010-T7651			
	ribs	plate	7040-T7651	heavier gauge		
	ribs	plate	7010-T7651			
	stringers	plate	7449-T7651			
		extrusion	7449-T79511	lower gauge		
Lower wing	panels	plate	2024A-T351	Al-Li alloy		
	panels	plate	2027-T351			
	reinforcement	plate	2050-T84			
	stringers	extrusion	2027-T3511			
Fuselage	main frames, cockpit window frames, beams, fittings		plate	7040-T7451	thickness up to 220 mm	
	panels	stiffeners	frames	sheet	6156Clad-T6	lower shell fuselage
			frames	extrusion	7349-T76511	
			stiffeners	extrusion	2024HS-T432	
			stiffeners	extrusion	6056-T78	
			stiffeners	extrusion	6056-T6	
			stiffeners	extrusion	2196-T8511	
	floor beams	extrusion	2196-T8511	Al-Li alloy		
	pressure bulkheads below cockpit floor	sheet	6056-T78	T78: IGC-free sheet material		

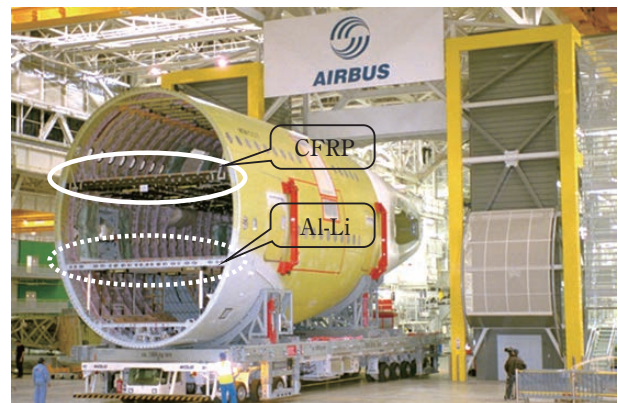


Photo: Courtesy of Airbus

Fig. 4 Al-Li alloy and CFRP floor beams in Airbus A380. Upper floor beam (solid line) is made of CFRP and lower one (dashed line) is made of Al-Li alloy<sup>9)</sup>.

A350XWBの大きな特徴の一つが、787と同様に機体構造に53%の複合材料を用いていることである(Fig. 3(右))<sup>6)</sup>。胴体の製造では、787が円筒形を一体成形するのに対し、上下左右4枚の胴体パネルを製造し、それをチタン合金製ファスナーで結合する方式をとっている。コックピット周辺はバードストライク対策のため衝撃に弱いCFRPに代わってアルミニウム合金が用いられている。CFRPの場合、衝撃によって炭素繊維の層が剥がれて(層間剥離)強度低下しても外観からは発見しにくい問題がある<sup>12)・13)</sup>。また耐雷性のため、787ではCFRPに銅メッシュを重ねるが、A350XWBで



は銅箔を重ねて導電性を確保している<sup>7), 12), 13)</sup>。Al-Li合金では、主翼ボックスのリップなどに2050-T84厚板が、中央ビームに2050-T852鍛造材が用いられている。主脚格納部には2198-T851板材のロールフォーミングと切削による部品が使用されている<sup>10)</sup>。

2.5 国産旅客機MRJの登場

MRJは2002年国立研究開発法人 新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) が提案した30～50席クラスの小型ジェット機開発「環境適応型高性能小型航空機」計画をベースに、三菱航空機(三菱重工の100%子会社、2008年設立)が設計開発するジェット旅客機である。60～90席クラスのリージョナルジェット機が、20年間で4200機になるとの一般財団法人 日本航空機開発協会の需要予測のもとに型式証明取得から20年間で1000機以上の販売を目指している(2012年には1500機に引き上げた)<sup>14)</sup>。将来の需要予測をFig. 5に示す<sup>15)～17)</sup>。この分野の航空機としては既にカナダのBombardierやブラジルのEmbraer、さらにロシアや中国も進出しようとしている。

これらのライバル機に対し、MRJは70席クラスのMRJ-70と90席クラスのMRJ-90を開発し、燃費性能と乗客の居住性で優位性を示すことで対抗しようとしている。現時点でのシミュレーションではライバル機を約20%上回る燃費性能向上が得られている。当初の構想ではCFRPも用いた機体構造で15%、エンジンで15

%合わせて30%の燃費向上を目指していたが、2009年に大幅な設計変更がなされ、主翼にはCFRPから2000系および7000系アルミニウム合金を用いることになった。この変更の理由は、次の5点が挙げられる。

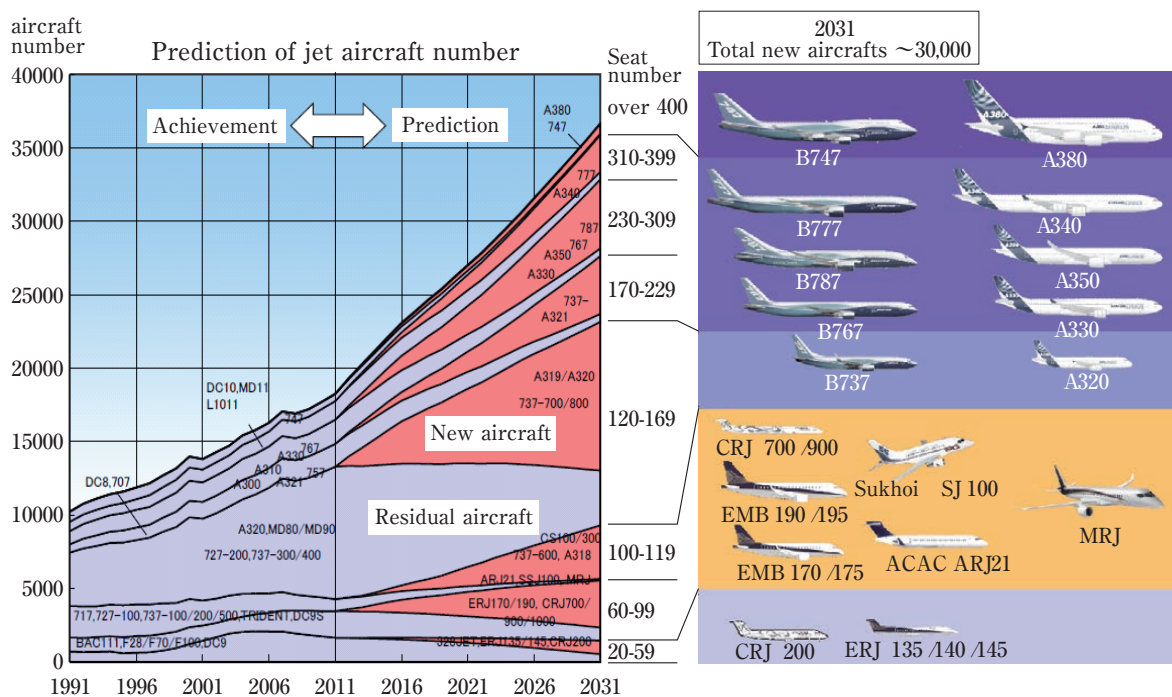
第一に787と異なり主翼面積が小さいため断面形状の曲率は大きく、丸みを帯びたものになる。CFRPでは曲率が大きくなると、しわができやすくなり、しわができると空力特性は大幅に下がる。しわを避けるためにシートを分割すると強度が弱くなり、そのため積層枚数の増加や補強材追加が必要になり軽量化効果が少なくなること<sup>14), 18), 19)</sup>。

第二に主翼の燃料タンクの点検口が多く、点検口の周囲はCFRPだと補強が必要で、主翼の小さいMRJだと補強材の割合が787に比べて大きくなり重量もまして軽量化の効果も得られずコスト高になること<sup>20)</sup>。

第三にCFRPの場合は高価な成形の型を派生機ごとに作ると費用が高んでしまうこと<sup>20)</sup>。

第四にCFRPを使用すると、機体に雷が落ちた場合、電流は炭素繊維を伝って流れ、ボルト穴で隙間が空いていると放電する恐れがある。もし主翼のボルト穴で放電現象が起こると、燃料に引火する恐れがある。したがって耐雷性の対策を厳重に行うと余分な重量を使用し、金属製主翼とCFRP主翼では重量はほとんど変わらないということになり、コスト的にもメリットが出せないことである<sup>21)</sup>。

第五に小型飛行機になると空港での地上車両などと



From "The current status and issues of Japan aircraft industry" (2013), METI.

Fig. 5 Demand trend of jet aircraft by number of seats<sup>16)</sup>.

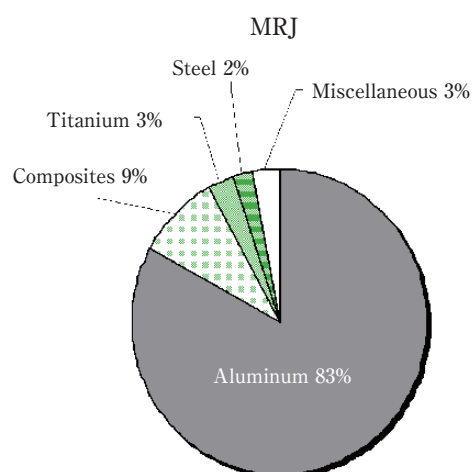
の接触の危険性が増し、衝突すれば内部欠陥となり、CFRPの場合にははっきりとした痕跡が残らないため気がつきにくいので見落とされる可能性が高いことなどである<sup>22)</sup>。これに対しアルミニウム合金を用いると、落雷対策のための余分な対策も不要になり、既存の加工技術がそのまま活かせるメリットもある。機体構造を工夫することで5%の燃費削減が図られたと推定されている。エンジンではP&WのGTF (Geared Turbo Fan) という新型エンジンを用いることで燃費を約16%削減できたと推定されている。**Fig. 6**にMRJの外観とその材料構成比を示す<sup>15), 16)</sup>。今後、燃費削減がさらに要求されると、開発が予定されているMRJ-100では主翼のアルミニウム合金がCFRPになる可能性もある<sup>18)</sup>。

## 2.6 HondaJet

最近、日本公開されたHondaJetは乗員含めて7名乗りの小型ビジネスジェットで、ノースカロライナ州グリーンズボロ (Greensboro) にあるピードモント・トライアド (Piedmont Triad) 国際空港内のHonda Aircraft Companyの工場で行われている。このHondaJetでは、エンジンを主翼上面に配置し、空力的にも大きな効果を得る最適な位置と形状を備えたユニークな主翼上面形態にしている。この形態では胴体後部のエンジン支持構造が不要で内部スペースを最大限に利用できるため、広い客席と大きな荷物室が実現できた。胴体の組立てにおいては、CFRP複合材料を用いてハニカムサンドイッチパネルとスティフンドパネルの2種の構造様式を組み合わせる一体成型する製造技術により製造されている。主翼はアルミニウム一体削り出しスキン (外板) を用いて凹凸を極小にしているのが特徴である<sup>23)</sup>。

## 2.7 P-1, C-2

川崎重工業では防衛省の対潜哨戒機 (P-1) や大型輸送機 (C-2) (**Fig. 7**) を製造することで機体の設計製造が全



**Fig. 6** Appearance of MRJ and its material composition ratio<sup>16)</sup>.

て国産化できる状況になってきている<sup>24)</sup>。この技術を民間機に転用し世界に販売して行くことも日本の技術力をあげていくことに繋がると考えられる。

## 3. 最近の航空機用アルミニウム合金の動向

### 3.1 2000系, 7000系合金 (Li含有合金をのぞく)

**Fig. 8**に示すように2000年以降の航空機に、主翼桁やリブに7085合金、主翼上面に7056合金、胴体構造に7140合金などが用いられようとしている<sup>15), 25)</sup>。これらの合金は2000年以降にAA (The Aluminum Association)



**Fig. 7** Maritime patrol aircraft P-1 (left) and military transport aircraft C-2 (right)<sup>24)</sup>.

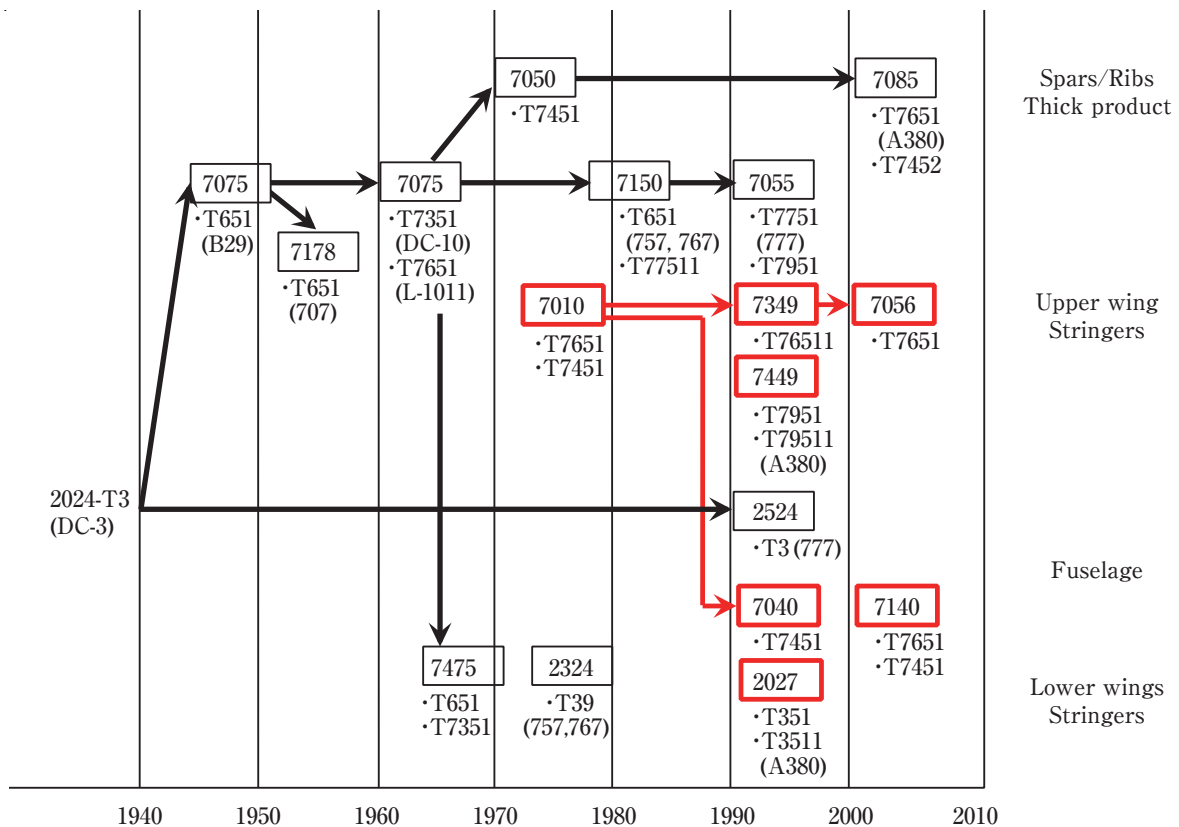


Fig. 8 Trend of the alloy development for aircrafts and its applications, thin black frame: Alcoa's alloys, thick red frame: Alcan (Constellium)'s ones<sup>15), 25)</sup>.

に登録された合金である。これらを含めAAに登録されている最近の航空機用2000系と7000系合金の成分をTable 3に示す<sup>26)</sup>。

2000系合金では高純度地金を用いて破壊靱性の向上や疲労き裂進展速度を抑制していること、ジルコニウムを添加して繊維状組織にすること、さらに銀を添加して強度を高めるようになってきていることが特徴的である。後述するAl-Li系合金では銀を添加したものが多く開発されている。7000系合金で特徴的なことは亜鉛が7～10%程度まで添加された合金が多くなっていることである。日本で戦前発明され零戦に採用された超々ジュラルミンESDの亜鉛量が6～9%であったので、世界はようやく超々ジュラルミンのレベルまで来たとも言えよう。もう一つは2000系と同様に使用する地金が高純度化されていることである。これは材料の不純物元素に起因する化合物を減少させて、高靱性化や疲労き裂の進展を抑制するためである。さらに厚板材や厚肉の鍛造品で焼入れ感受性を鈍感にするために、添加元素をクロムからジルコニウムに変えていること、マグネシウムおよび銅の添加量を適正化していることがある。航空機用アルミニウム合金に要求される特性をTable 4に示す<sup>9)</sup>。材料が航空機に適用されるためには、米国のMMPDS

(Metallic Materials Properties Development and Standardization: 旧MIL-HDBK-5<sup>27)</sup>)に登録されることが求められる。このMMPDSには航空機用材料の強度などの設計データが含まれている。MMPDSのデータをもとに7000系合金の強度比較をFig. 9に示す<sup>15), 27)</sup>。Table 5にMRJのベース合金と今後適用される候補合金を示す<sup>15)</sup>。

次に最近開発された新合金についてMMPDSや各社の材料データを参考にその特徴をまとめる<sup>27)</sup>。

### 3.1.1 2000系新合金

#### (1) 2013

本合金は日本(UACJ)が開発した合金で、2024合金の代替材として使用することができる。静的強度は2024合金と同等かそれより高い。ペアリング強度は2024-T3511よりも20%高い。200℃までの温度での引張強さは2024-T62より高く、175℃で高温に曝されても強度は低下しない。2013合金は2024合金と比較して耐食性や耐疲労き裂進展特性が向上している。この合金は中空形状を含む複雑な形材を押し出せる。このため一体化成形が可能となりコストダウンに寄与でき



Table 3 Aerospace aluminum alloy registered in The Aluminum Association <sup>26)</sup>.

No	Date	By	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ag	Zr	Ti
2013	2003	JAPAN	0.6-1.0	0.40	1.5-2.0	0.25	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25			0.15
2014	1954	USA	0.50-1.2	0.7	3.9-5.0	0.40-1.2	0.20-0.8	0.10	0.25		0.20 Zr+Ti	0.15
2017	1954	USA	0.20-0.8	0.70	3.5-4.5	0.40-1.0	0.40-0.8	0.10	0.25			0.15
2024	1954	USA	0.50	0.50	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10	0.25		0.20 Zr+Ti	0.15
2124	1970	USA	0.20	0.30	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10	0.25		0.20 Zr+Ti	0.15
2424	1994	USA	0.10	0.12	3.8-4.4	0.30-0.6	1.2-1.6		0.20			0.10
2524	1995	USA	0.06	0.12	4.0-4.5	0.45-0.7	1.2-1.6	0.05	0.15			0.10
2624	2009	USA	0.08	0.08	3.8-4.3	0.45-0.7	1.2-1.8	0.05	0.15			0.10
2025	1954	USA	0.50-1.2	1.0	3.9-5.0	0.40-1.2	0.05	0.10	0.25			0.15
2026	1996	USA	0.05	0.07	3.6-4.3	0.30-0.8	1.0-1.6		0.10		0.05-0.25	0.06
2027	2001	FRANCE	0.12	0.15	3.9-4.9	0.50-1.2	1.0-1.5		0.20		0.05-0.15	0.08
2040	2003	USA	0.08	0.10	4.8-5.4	0.45-0.8	0.7-1.1		0.25	0.40-0.7	0.08-0.15	0.06 0.0001 Be
2056	2003	FRANCE	0.10	0.12	3.3-4.3	0.10-0.50	0.6-1.4		0.40-0.8			
2219	1954	USA	0.20	0.30	5.8-6.8	0.20-0.40	0.02		0.10		0.10-0.25	0.02-0.10 0.05-0.15 V
2519	1985	USA	0.25	0.30	5.3-6.4	0.10-0.50	0.05-0.40		0.10		0.10-0.25	0.02-0.10 0.05-0.15 V
2029	2013	USA	0.12	0.15	3.2-4.0	0.20-0.40	0.8-1.1			0.30-0.50	0.08-0.15	0.10
2618	1954	USA	0.10-0.25	0.9-1.3	1.9-2.7		1.3-1.8		0.10			0.04-0.10 0.9-1.2 Ni
7010	1975	UK	0.12	0.15	1.5-2.0	0.10	2.1-2.6	0.05	5.7-6.7		0.10-0.16	0.06
7136	2004	USA	0.12	0.15	1.9-2.5	0.05	1.8-2.5	0.05	8.4-9.4		0.10-0.20	0.10
7037	2006	GERMANY	0.10	0.10	0.6-1.1	0.50	1.3-2.1	0.04	7.8-8.0		0.06-0.25	0.10
7040	1996	FRANCE	0.10	0.13	1.5-2.3	0.04	1.7-2.4	0.04	5.7-6.7		0.05-0.12	0.06
7140	2005	FRANCE	0.10	0.13	1.5-2.3	0.04	1.7-2.4	0.04	6.2-7.0		0.05-0.12	0.06
7049	1968	USA	0.25	0.35	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22	7.2-8.2			0.10
7149	1975	USA	0.15	0.20	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22	7.2-8.2			0.10
7249	1982	USA	0.10	0.12	1.3-1.9	0.10	2.0-2.4	0.12-0.18	7.2-8.2			0.06
7349	1994	FRANCE	0.12	0.15	1.4-2.1	0.20	1.8-2.7	0.10-0.22	7.5-8.7		0.25 Zr+Ti	
7449	1994	FRANCE	0.12	0.15	1.4-2.1	0.20	1.8-2.7		7.5-8.7		0.25 Zr+Ti	
7050	1971	USA	0.12	0.15	2.0-2.6	0.10	1.9-2.6	0.04	5.7-6.7		0.08-0.15	0.06
7150	1978	USA	0.12	0.15	1.9-2.5	0.10	2.0-2.7	0.04	5.9-6.9		0.08-0.15	0.06
7055	1991	USA	0.10	0.15	2.0-2.6	0.05	1.8-2.3	0.04	7.6-8.4		0.08-0.25	
7255	2009	USA	0.06	0.09	2.0-2.6	0.05	1.8-2.3	0.04	7.6-8.4		0.08-0.15	0.06
7056	2004	FRANCE	0.10	0.12	1.2-1.9	0.20	1.5-2.3		8.5-9.7		0.05-0.15	
7065	2012	USA	0.06	0.08	1.9-2.3	0.04	1.5-1.8	0.04	7.1-8.3		0.05-0.15	0.06
7068	1996	USA	0.12	0.15	1.6-2.4	0.10	2.2-3.0	0.05	7.3-8.3		0.05-0.15	0.1 V
7075	1954	USA	0.40	0.50	1.2-2.0	0.30	2.1-2.9	0.18-0.28	5.1-6.1			
7175	1957	USA	0.15	0.20	1.2-2.0	0.10	2.1-2.9	0.18-0.28	5.1-6.1			
7475	1969	USA	0.10	0.12	1.2-1.9	0.06	1.9-2.6	0.18-0.25	5.2-6.2			
7181	2009	GERMANY	0.08	0.10	1.2-1.9	0.15	1.7-2.2	0.04	6.7-7.9		0.08-0.18	0.06
7085	2002	USA	0.06	0.08	1.3-2.0	0.04	1.2-1.8	0.04	7.0-8.0		0.08-0.15	
7099	2011	USA	0.12	0.15	1.4-2.1	0.04	1.6-2.3	0.04	7.4-8.4		0.05-0.15	0.06
ESD	1936	JAPAN			1.5-2.5	0.3-1.0	1.2-1.8	0.1-0.4	6.0-9.0			

る。また成形性も2024合金より優れており、密度も2024合金より2%小さい。開発経緯などの詳細は3.3で述べる。

#### (2) 2519

本合金はAlcoaとU.S. Armyが共同開発した防弾用の溶接が可能なAl-Cu合金で、厚板で使用される。2519防弾用板は5083より優れた防弾性を有し、7039合金と同等な防弾特性を有し、応力腐食割れを示さないため7039合金よりも優れる<sup>28)</sup>。2519合金の一般耐食性は2219と同等である。2519-T87の耐力は2219-T87材

よりも20%高い。2519-T87材は溶加材2319で容易に溶接できる。溶接部の耐力は他の溶接できる合金よりも高い。2519合金は溶接後時効、あるいは溶接後焼入れ時効することで溶接ままの状態よりも機械的性質が向上する。

#### (3) 2524

本合金は他の2000系板材よりも高靱性で疲労き裂進展抵抗が優れている。板材はT3で使用される。合わせ板材のAlclad 2524-T3の機械的性質や一般耐食性はAlclad 2024-T3と同等である。この合金の製品は主に

**Table 4** Engineering property requirement for main structural areas in a transport aircraft<sup>9)</sup>.

Structural area	Requirements	
Fuselage/ pressure cabin	Lower skin (compression)	CYS, E, Corrosion
	Upper skin (tension)	DT, TS
	Stringer/frame	CYS, E, DT, TS
	Seat/cargo tracks	TS, Corrosion
	Floor beam	E, TS
Upper wing (compression)	Skin/stringer	CYS, E, DT, TS
	Spars	CYS, E, Corrosion
Lower wing (tension)	Skin/Spars/Stringers	DT, TS
Horizontal stabilizer	Lower (compression)	CYS, E, DT
	Upper (tension)	DT, TS

CYS: compressive yield strength, E: elastic modulus,  
 TS: tensile strength,  
 DT: damage tolerance properties (fatigue, fatigue crack  
 growth, fracture toughness)

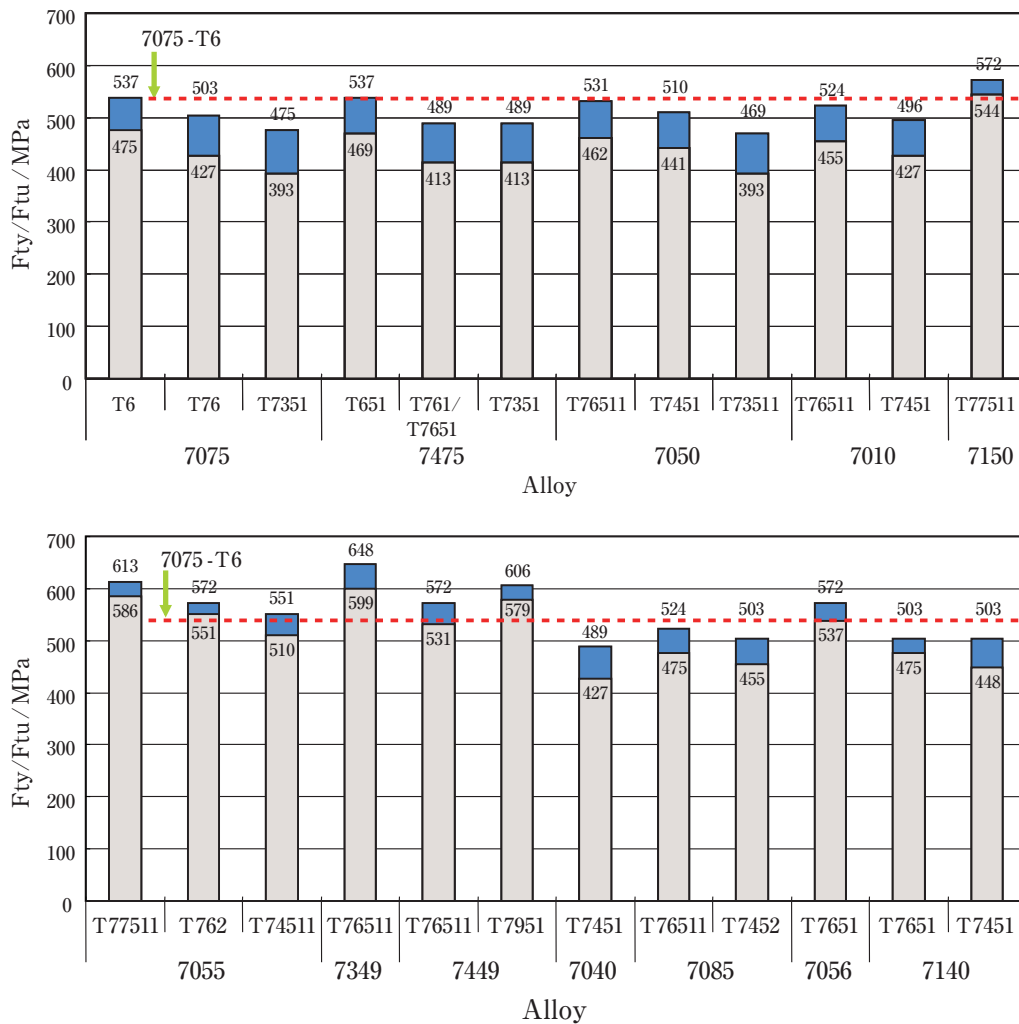
Alclad 2024-T3と同等の強度で疲労き裂進展抵抗や靱性を向上させたい成形用航空機部品に用いられる。

(4) 2624

本合金はAlcoaが開発した高強度で損傷許容性に優れている合金で、T39およびT351の厚板で使用される。成分と製造工程を最適化したことで、通常の2000系合金よりも損傷許容性に優れる。

(5) 2026

本合金はAlcoaが開発した2024, 2224合金の改良合金であり、押出棒、型材で用いられている<sup>29)</sup>。不純物元素の含有量を抑え、マンガンに加えてジルコニウムを添加している。この合金の押出材は、通常溶接はしないが、加工時に割れが生じやすい部品や切削時に極端に歪みやしやすい部品や、高強度で損傷許容性が必要な部品に用いられる。表面再結晶層が薄く、表面切削量が低減できる。製造工程によっては応力腐食割れに敏感になる場合がある。2026-T3511材は厚さ3.25インチ



**Fig. 9** Tensile strength (Ftu) and yield strength (Fty) of 7000 series aluminum alloys for aircrafts published in MMPDS<sup>15), 27)</sup>.

Table 5 Basic alloys (base line) and future candidate for MRJ<sup>15)</sup>.

Applications		Base line	Future candidate alloy	
Upper wing	Skin	7075-T651	7075-T7351 7055-T7751 (777) 7449-T7951	7150-T7751 7055-T7951 (A380) 7056-T7951
	Stringer	7075-T6511	7075-T73511 7055-T77511 (777) 7349-T76511	7150-T77511 7055-T79511 (A380) 7449-T79511
Lower wing	Skin	2024-T351	2324-T39	2027-T351
	Stringer	2024-T3511	2224-T3511 2027-T3511	2026-T3511
Fuselage	Skin	2024-T3	2524-T3	
	Stringer	2024-T3511 7075-T73511	2026-T3511 7150-T77511	7349-T76
	Frame	7075-T73 (sheet) 7075-T7351	7055-T762 (sheet) 7050-T7451	7040-T7451 2026-T3511
	Seat track	7075-T73511	7150-T77511	7349-T76
	Floor beam	7075-T7351	7050-T7451	7150-T7751 7055-T7751
	Stanchion	7075-T73511	7150-T77511	7349-T76

以下 (82.6 mm 以下) で用いられ、薄肉で高耐力が必要な場合は T8511 で用いられる。主翼下面構造に適する。

#### (6) 2027

本合金は Alcan が高強度で高損傷許容性を両立させる目的で開発した合金である。高純度地金を用い、マグネシウム、マンガン量およびジルコニウム系分散相の量を最適化したために、静的特性および破壊靱性は従来の 2000 系合金より優れている。本合金は 2027-T351 厚板および 2027-T3511 押出材で使用されている。2027-T351 厚板は主翼下面に、2027-T3511 押出材は切削工程での寸法安定性や高強度で高損傷許容性が必要とされる切削部品に主に用いられる。

#### (7) 2029

2029-T8 材は最近 Alcoa が開発した合金で銀が 0.30-0.50% 添加されていて、高耐力、高破壊靱性値および高耐食性を有している<sup>30)</sup>。残留応力除去して時効処理した T8 材は、裸板でも耐食性は良好であるが、純アルミニウムを皮材とした合わせ板材はさらに耐食性が向上する。通常胴体に使用される 2X24-T3 材の代替として使用され、引張強さは同等であるが耐力は 20% 高く、疲労き裂進展抵抗は Alclad 2524 材と同等である。胴体および翼の前縁に適している。

#### (8) 2040

2040-T6 材は Alcoa が開発した合金で、マンガンに加えてジルコニウムを添加し、さらに銀を添加することで、2014-T6 材よりも優れた高温強度、耐 SCC 性ならびに疲労強度が得られる<sup>31)</sup>。航空機用アルミニウムホイールに使用され、このホイールは外側の 7050-T74 鍛造材と内側の 2014-T6 鍛造材を組み合わせて作られている。2040-T6 鍛造材を用いることで、ホイールの軽量

化と損傷許容の拡大を図ることができる。

#### (9) 2056 クラッド

本合金は Alcan が開発した Al-Cu-Mg-Zn 合金で、他の 2X24 板材と比較して、耐疲労き裂進展特性、高強度および破壊靱性に優れている。Alclad T3 板として用いられており、静的な機械的性質は Alclad 2024-T3 より優れている。亜鉛は、芯材と合わせ板の皮材 (AA1050) との電位差を最適化し、合わせ板材の寿命を高めるために添加されている。Alclad 2056 は、主に胴体構造に用いられる。

### 3.1.2 7000 系新合金

#### (1) 7136

本合金は米国 Universal Alloy Corporation が開発した高強度と耐食性を兼ね備えた押出用合金である<sup>32)</sup>。MMPDS には T76511 が登録されている。耐剥離腐食性と耐力腐食割れ性は他の 7000 系-T76 合金と同等である。

#### (2) 7037

本合金はドイツ Otto Fuchs KG で開発された鍛造用合金で、従来の 7000 系合金の強度と破壊靱性を向上させている<sup>33)</sup>。焼入れ感受性を鈍感にするよう合金成分を最適化させていて、ランディングギア用鍛造品、フレーム、スバ、フィッティングなどのような大きな板厚を有する部品や大きな鍛造品に有効である。7037 合金は 100 mm 以上の厚みを有する自由鍛造品や型鍛造品で高強度高破壊靱性を示す。

#### (3) 7040

本合金は Alcan が A380 向けに開発した合金で、7010 や 7050 合金に比べて、特に 8.5 インチ以下の厚板で高



強度高靱性が得られるようにした合金である。主翼の桁材には従来の7010-T7651材や7050-T7651材に代わって、7040-T7651材が用いられた。ジルコニウム、マグネシウム、銅、不純物などを適正化して7050合金よりも焼入れ感受性を鈍くし、非常に厚い板でも高強度高靱性が得られる。7040-T7451厚板は高強度高靱性高耐食性が要求される構造物には適している。切削加工で一体化加工したスパ(桁)、リブ(小骨)、胴体フレームなどの部品には有用である。7040合金は3.0~8.5インチの厚板材にも使用されている。なお、残留応力を厳しく制御しているため、極めて寸法安定性が良い。このため切削後のひずみ矯正が必要とされる圧延材や鍛造材ではこれを使用することでコスト低減になる。

#### (4) 7140

本合金は7040合金の派生型で非常に厚い板に用いられる。7040合金よりも高強度で靱性がある。強度、破壊靱性と耐食性のバランスを考慮したT7451とT7651の二種類の調質で製造される。耐応力腐食割れ性と耐剥離腐食性は7000系合金のこのクラスのT7451、T7651調質と同等である。

#### (5) 7349

本合金はAlcanが開発した合金で7150合金と同等の強度を有し、小型から中型の押出材に使用されている。T76511調質は高い引張強さを有し、耐剥離腐食性は他の7000系過時効材と同等レベルである。

#### (6) 7449

本合金はAlcanがA340-500/600主翼用に開発した合金で、従来の7000系合金より高強度である。7449合金は板では二種類の調質(T7951およびT7651)、押出材では一種類の調質(T79511)で使用されている。T7951調質は高い引張や圧縮特性、中程度の破壊靱性および過時効材と同等なレベルの耐応力腐食割れ性を示す。A380-800では主翼上面に用いられている。T7651調質は、他の7000系合金のT76調質と比較して、引張強さは低いが中程度の破壊靱性を有し耐応力腐食割れ性に優れている。A380の主翼リブでは厚さ100mm以下に7449-T7651合金が使用されている。押出材のT79511は主翼上面の大型ストリングに用いられている。

#### (7) 7255

本合金はAlcoaが開発した合金で、同等の破壊靱性を有する従来の7000系合金よりも強度と疲労強度が高い。本合金は厚板で使用される。T77は他の7000系合金のT76に比べて引張および圧縮強度が高い。7225厚板は主に主翼上面パネルに使用されている。

#### (8) 7056

本合金はAlcanが開発した合金で、7056-T7651は主

翼上面のような中位の厚板に使用されている。7056合金は高い引張および圧縮特性と中程度の耐食性を有し、破壊靱性を向上させるために7449合金の成分の適正化を図った合金である。耐応力腐食割れ性と耐剥離腐食性は同レベルの強度を有する7000系合金T7651と同等である。

#### (9) 7068

本合金はKaiser Aluminumが1990年代中ごろに軍需部品で7075合金代替材として開発した合金である。2インチから6.25インチ径の7068-T6511押出材が1995年から生産されている。最近ではロッカーアームやコネクティングロッドのような自動車部品にも利用されている。7068-T6511は断面で1~2インチを有する7075-T6511よりも長手方向の耐力で100MPa程度高いので軽量化に寄与するが、7068-T6511は板厚方向(ST方向)で応力が負荷されると応力腐食割れの生じる可能性があるため注意が必要である。

#### (10) 7085

本合金はAlcoaが開発した合金で、通常の7000系合金厚肉材の強度と靱性の向上を図った合金である。厚肉の板材にはT7651やT7451が、型鍛造品や自由鍛造品にはT7452が用いられる。本合金は成分を最適化して焼入れ感受性を鈍化させている。従来の7000系合金を改良した結果、広範囲の板厚で高い長手方向の耐力とL-Tき裂面方位(Lはき裂面に垂直な方位、Tはき裂が進展する方位)の破壊靱性が得られる。7085合金の耐食性(耐剥離腐食性および耐応力腐食割れ性)は従来の7000系合金と同等である。静的強度と破壊靱性の組合せにより7085合金は厚い断面の用途、スパ、リブ、一体化加工された切削部品などに最適である。

#### (11) 7099

本合金はKaiserが開発した合金で、7099-T7651やT7451で使用され、強度、破壊靱性、耐食性および焼入れ性に優れた合金である<sup>34)</sup>。7099-T7651は引張強さで7050-T7451の15%、耐力で20%向上し耐応力腐食割れ性に優れ、7099-T7451は引張強さで7050-T7451の10%、耐力で15%向上し耐応力腐食割れ性と耐剥離腐食性に優れている。厚板(25-152mm)で供給され、主翼のリブ、桁、スキン材、胴体のフレームや床材などに適している。

### 3.2 第三世代Al-Li合金の動向

リチウムは金属元素中最も密度が低く0.53g/cm<sup>3</sup>で、リチウムをアルミニウムに1mass%添加することで剛性は約6%上昇し、かつ密度は約3%低下することから、航空機用アルミニウム材料のさらなる軽量化を目的と

して1980年代に研究開発ならびに機体への適用検討が行われた。しかしながら、第二世代と呼ばれるこのAl-Li合金はリチウム含有量が2mass%を超え密度は小さくなったものの、(1)強度異方性、(2)低い破壊靱性、(3)低い耐食性、などいくつか問題があり航空機への適用は非常に限定的であった。1990年後半から第三世代のAl-Li合金としてこれらの問題点を克服しようと開発が行われており、現在も欧米を中心に開発が行われている<sup>35)</sup>。第一世代から第三世代までのAl-Li合金開発の流れをFig. 10に示す<sup>36)</sup>。

Table 6にAAに登録されているAl-Li合金の成分を示す<sup>26)</sup>。この表の下段に示した2094合金以降が第三世代Al-Li合金と呼ばれるもので、化学組成の特徴としてはリチウム含有量が2%以下となっている。MMPDSに掲載されている各種Al-Li合金の強度をFig. 11に示す<sup>27)</sup>。Fig. 12にリチウム含有量と合金密度の関係を示す<sup>21)</sup>。第三世代のAl-Li合金の密度低下は7075合金と比較して3~6%であるので、比強度を向上するには有利となる。第二世代と第三世代のAl-Li合金の機械的特性、破壊靱性および耐食性の比較や製造プロセスを比較すると、第二世代のAl-Li合金は(1)低密度、(2)高剛性、(3)高疲労寿命などの良好な特性を持つ反面、(1)機械的特性の面内異方性が大きい、(2)板厚(ST)方向の破壊靱性が低い、(3)平面応力下の破壊靱性が低いなどの欠点

があった。第三世代のAl-Li合金ではこれらの欠点を改善するため、(a)強化機構、(b)靱性制御、(c)再結晶制御、(d)結晶粒径および集合組織制御、(e)疲労特性向上および(f)耐食性向上に関して各種第二相粒子および添加元素の働きについて詳細な研究が行われている。Al-Li合金において最適な機械的特性を得るためにクロス圧延や溶体化処理前に回復焼鈍を実施するなどの加工熱処理法が検討されている<sup>35)</sup>。

一般的に構造設計時には最も特性の低い方向の特性を基準として行われるため、機械的特性の異方性は最小にすることが望まれている。特に第二世代Al-Li合金は面内異方性が大きく、45°方向の強度が低いという問題点があった。これらは主に集合組織や結晶粒の粒径や形状および析出相によるもので、第三世代Al-Li合金では面内異方性および板厚方向の異方性が改善されている<sup>35)</sup>。

破壊靱性の向上には不溶性の第二相粒子の影響が大きく、結晶粒界近傍のPFZの制御や不溶性の第二相粒子の低減および未再結晶組織あるいは再結晶粒の形状制御によって破壊靱性の向上が図られている。さらに第三世代Al-Li合金は耐応力腐食割れ性についても大きく向上しており、現行材の2000系、7000系合金や第二世代Al-Li合金と比べてSCCが生じるしきい応力が高いことが言われている<sup>35)</sup>。

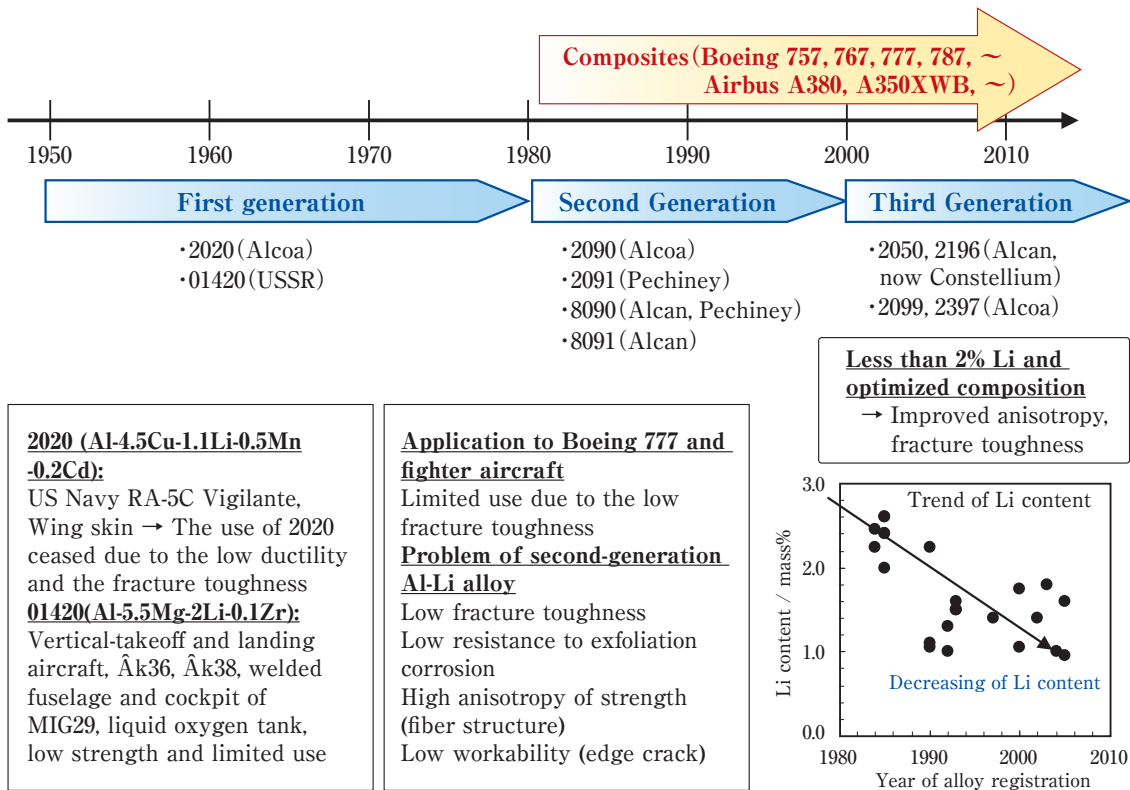
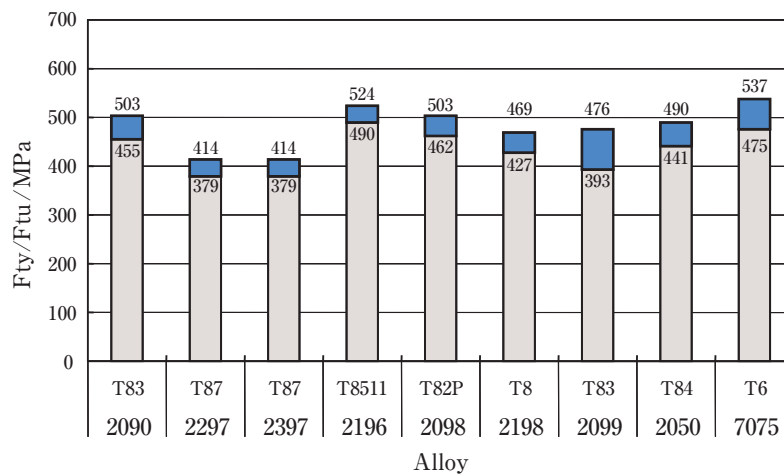


Fig. 10 Trend of Al-Li alloy development<sup>36)</sup>

**Table 6** Al-Li Alloys registered in The Aluminum Association <sup>26)</sup>.

No.	Date	By	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ag	Li	Zr	Ti
8090	1984	EAA	0.2	0.3	1.0-1.6	0.1	0.6-1.3	0.25	...	2.2-2.7	0.04-0.16	0.1
2090	1984	USA	0.1	0.12	2.4-3.0	0.05	0.25	0.1	...	1.9-2.6	0.08-0.15	0.15
8091	1985	UK	0.3	0.5	1.6-2.2	0.1	0.50-1.2	0.25	...	2.4-2.8	0.08-0.16	0.1
2091	1985	FRANCE	0.2	0.3	1.8-2.5	0.1	1.1-1.9	0.25	...	1.7-2.3	0.04-0.16	0.1
8093	1990	FRANCE	0.1	0.1	1.0-1.6	0.1	0.9-1.6	0.25	...	1.9-2.6	0.04-0.14	0.1
2094	1990	USA	0.12	0.15	4.4-5.2	0.25	0.25-0.8	0.25	0.25-0.6	0.7-1.4	0.04-0.18	0.1
2095	1990	USA	0.12	0.15	3.9-4.6	0.25	0.25-0.8	0.25	0.25-0.6	0.7-1.5	0.04-0.18	0.1
2195	1992	USA	0.12	0.15	3.7-4.3	0.25	0.25-0.8	0.25	0.25-0.6	0.8-1.2	0.08-0.16	0.1
2097	1993	USA	0.12	0.15	2.5-3.1	0.10-0.6	0.35	0.35	...	1.2-1.8	0.08-0.16	0.15
2197	1993	USA	0.1	0.1	2.5-3.1	0.10-0.50	0.25	0.05	...	1.3-1.7	0.08-0.15	0.12
2297	1997	USA	0.1	0.1	2.5-3.1	0.10-0.50	0.25	0.05	...	1.1-1.7	0.08-0.15	0.12
2397	2002	USA	0.1	0.1	2.5-3.1	0.10-0.50	0.25	0.05-0.15	...	1.1-1.7	0.08-0.15	0.12
2196	2000	USA	0.12	0.15	2.5-3.3	0.35	0.25-0.8	0.35	0.25-0.6	1.4-2.1	0.04-0.18	0.1
2296	2010	France	0.12	0.15	2.1-2.8	0.05-0.50	0.20-0.8	0.25	0.25-0.6	1.3-1.9	0.04-0.18	0.1
2098	2000	USA	0.12	0.15	3.2-3.8	0.35	0.25-0.8	0.35	0.25-0.6	0.8-1.3	0.04-0.18	0.1
2198	2005	USA	0.08	0.1	2.9-3.5	0.5	0.25-0.8	0.35	0.10-0.50	0.8-1.1	0.04-0.18	0.1
2099	2003	USA	0.05	0.07	2.4-3.0	0.10-0.50	0.10-0.50	0.40-1.0	...	1.6-2.0	0.05-0.12	0.1
2199	2005	USA	0.05	0.07	2.3-2.9	0.10-0.50	0.05-0.40	0.20-0.9	...	1.4-1.8	0.05-0.12	0.1
2050	2004	USA	0.08	0.1	3.2-3.9	0.20-0.50	0.20-0.6	0.25	0.20-0.7	0.7-1.3	0.06-0.14	0.1
2055	2011	USA	0.07	0.1	3.2-4.2	0.10-0.50	0.20-0.6	0.30-0.7	0.20-0.7	1.0-1.3	0.05-0.15	0.1
2060	2011	USA	0.07	0.07	3.4-4.5	0.10-0.50	0.6-1.1	0.30-0.50	0.05-0.50	0.6-0.9	0.05-0.15	0.1
2076	2012	France	0.1	0.1	2.0-2.7	0.15-0.50	0.20-0.8	0.3	0.15-0.40	1.2-1.8	0.05-0.16	0.1
2065	2012	France	0.1	0.1	3.8-4.7	0.15-0.50	0.25-0.8	0.3	0.15-0.50	0.8-1.5	0.05-0.15	0.1

**Fig. 11** Tensile strength (Ftu) and yield strength (Fty) of Al-Li alloys for aircrafts published in MMPDS <sup>27)</sup>.

以上のように第三世代 Al-Li 合金は合金自体の密度は大きくなっているが、特性の向上によって比強度や比靱性は第二世代 Al-Li 合金を超える特性が得られている。

第三世代の Al-Li 合金は、Martin Marietta と Reynolds Metals Company が Weldalite 系の 2094, 2095 を開発したことが始まりであった。その後 2195 が開発され、スペースシャトルの燃料タンクに採用された。打ち上げ用ロケットのタンクに使用した Al-Li 合金の特性の一例をリチウムが含まれない従来合金と比較して **Table 7**

に示す <sup>37)</sup>。Reynolds は Alcoa に吸収され、合金開発は Alcoa に引き継がれた。この系の合金には銀が添加されているのが特徴である。その後 Alcan が開発した 2098, 2198, 2050 もこの系統の合金である <sup>26)</sup>。Al-Li 合金は Airbus の A380 のフロアビームや Bombardier の Global C-Series に採用されており、今後も Airbus の A320neo, A330neo, A380neo などに照準を合わせて欧米を中心に開発が行われている。第三世代 Al-Li 合金とその適用例を **Table 8** に示す <sup>9)</sup>。



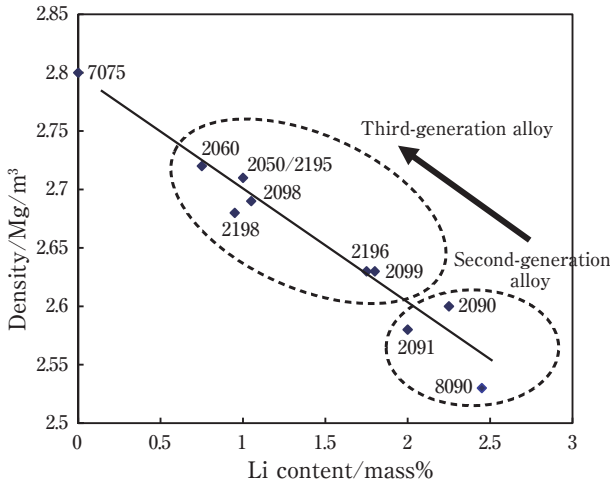


Fig. 12 Li content (mass %) and density of third-generation Al-Li alloys <sup>21)</sup>.

航続距離の長い大型機や中型機を中心にCFRPに対抗するべくAl-Li合金が開発されている。現在、民間航空機への適用を増やすために海外アルミメーカーではAl-Li合金鋳造設備の増強が行われているが、Al-Li合金の大きな課題はコストであり、現行材の2～4倍と言われている。またリサイクルに関しても一般の再生地金に混入しないよう管理することが求められる。

以下、MMPDSに記載されている第三世代のAl-Li合金の特徴を記す<sup>27)</sup>。

(1) 2195

本合金はAl-Cu-Li-Mg-Ag合金である。主に0.500-2.250インチの厚板用に用いられる。T34状態で製造され、ユーザーの成形・時効処理によって最終T82調質として用いられる。規格としてはT8とT82が登録されている。低密度、高強度、高損傷許容性、高耐応力腐食割れ性などを必要とする航空機部品向けに開発された。

(2) 2196

本合金はAl-Cu-Li-Mg-Ag合金で、低密度、高強度・高剛性で切削時の形状安定性が要求される航空機部品用に開発された。押出用で調質はT8511が登録されている。

(3) 2098

本合金はAl-Cu-Li-Mg-Ag合金で、強度は7075-T6と同等で損傷許容や耐疲労き裂進展性は7475-T7351と同等が要求される用途に開発された。7475合金に比べて3%の密度低下と5%の剛性が向上している。薄目の厚板ではO材、薄板ではT8調質で製造される。溶体化処理、引張矯正および時効処理して熱的に安定なT82P調質とする。この最終の熱処理で耐食性に優れた製品になる。

(4) 2198

本合金はAl-Cu-Li-Mg-Ag合金で、2098の派生合金である。2198合金は高純度地金を使用し、成分の最適化をはかることで、強度を維持しつつ損傷許容性を高めた航空機部品用に開発された。薄板用でT8調質が登録されている。

(5) 2050

本合金はAl-Cu-Li-Mg-Ag合金で0.50-5.00インチ厚板用、調質としてはT84が登録されている。本合金は2098合金のマンガン、マグネシウム、リチウムなどを調整した合金である。高強度、高靱性および高耐食性を有し、従来の2000系/7000系航空機材に比べ高剛性および低密度を示す。

(6) 2297

本合金はAl-Cu-Li-Mn-Zr合金で厚板用に用いられ、中高強度で破壊靱性および損傷許容性に優れている。特に6インチ以下の厚板では板厚方向の機械的特性および耐応力腐食割れ性に優れる。また45°方向の強度はやや低いものの引張特性は面内等方性を有していて、

Table 7 Typical properties of various Al-Li alloys <sup>35)</sup>.

Alloy-Temper-Product	Density	Modulus tension	Tensile yield strength (L)	K <sub>IC</sub> , *K <sub>C</sub> (L-T)	Specific strength	Specific modulus
	g/cm <sup>3</sup>	GPa	MPa	MPa m <sup>1/2</sup>		
2090-T83 Sheet	2.59	79.3	517	*44	200	30.6
2195-T8R78 Plate	2.71	76.0	530	37	196	28.0
2099-T86 Plate	2.63	77.9	483	45	184	29.6
2055-T8EX Plate	2.70	76.6	655	28	243	28.4
2219-T851 Plate	2.84	73.1	352	36	124	25.7
5456-H116 Plate	2.66	71.0	255	—	96	26.7
7075-T651 Plate (**)	2.81	71.0	503	28.6	193	25.3
7050-T7451 Plate (**)	2.83	71.0	455	35.2	175	25.1

(\*\*) Metals Handbook, Vol.2, Tenth Edition, ASM (1990) etc.

Table 8 Third-generation Al-Li alloys to replace conventional alloy in aircrafts and their applications <sup>9)</sup>.

Alloy	Density	Manufacture	Temper	Property	Substitute for	Product	Application
2094		Martin Marietta/ Reynolds					
2095		Martin Marietta/ Reynolds					
2195	2.71	Martin Marietta/ Reynolds	T82	high strength	7150-T7751, 7055-T7751, 7055-T7951, 7255-T7951	Plate	Upper wing cover
			T82/T84	high strength	2219-T87	Plate	Launch vehicle cryogenic tanks
2196	2.63	LM/Reynolds/ McCook Metals/ Pechiney	T8511	medium/high strength	7150-T6511, 7055-T77511	Extrusions	Fuselage/pressure cabin stringers and frames, upper wing stringers, floor beam and seat rails
2098	2.70	Alcan	T851	damage tolerant/ medium strength	2024-T3, 2524-T3, 2524-T351	Sheet	Fuselage/pressure cabin skins
			T82P	medium strength	2024-T62	Plate	Fuselage panels
2198	2.69	Reynolds / McCook Metals/ Alcan	T8	damage tolerant/ medium strength	2024-T3, 2524-T3, 2524-T351	Sheet	Fuselage/pressure cabin skins
2050	2.70	Pechiney/Alcan	T84	damage tolerant	2024-T351, 2324-T39, 2624-T351, 2624-T39	Plate	Lower wing cover
			T84	high strength	7150-T7751, 7055-T7751, 7055-T7951, 7255-T7951	Plate	Upper wing cover
			T84	medium strength	7050-T7451	Plate	Spars, ribs, other internal structures
			T852	high strength	7175-T7352, 7050-T7452	Forgings	Wing/fuselage attachment, windows and crown frames
2297	2.65	LM (Lockheed Martin)/Reynolds	T87	medium strength	2124-T851,	Plate	Fuselage bulkheads
2397	2.65	Alcoa	T88	medium strength	2124-T852	Plate	Fuselage bulkheads
2099	2.63	Alcoa	T86	medium strength	7050-T7451	Plate	Internal fuselage structures
			T81	damage tolerant	2024-T3511, 2026-T3511, 2024-T4312, 6110-T6511	Extrusions	Lower wing stringers, fuselage/pressure cabin stringers
			T81/T83	medium/high strength	7075-T73511, 7075-T79511, 7150-T6511, 7175-T79511, 7055-T77511, 7055-T79511	Extrusions	Fuselage/pressure cabin stringers and frames, upper wing stringers, floorbeams and seat rails
2199	2.64	Alcoa	T8E74	damage tolerant/ medium strength	2024-T3, 2524-T3, 2524-T351	Sheet	Fuselage/pressure cabin skins
			T86	damage tolerant	2024-T351, 2324-T39, 2624-T351, 2624-T39	Plate	Lower wing cover
2060	2.72	Alcoa	T8E30	damage tolerant/ medium strength	2024-T3, 2524-T3, 2524-T351	Sheet	Fuselage/pressure cabin skins
2055	2.70	Alcoa	T8X	high strength	7150-T7751, 7055-T7751, 7055-T7951, 7255-T7951	Plate	Upper wing cover
			T8E83	medium/high strength	7075-T73511, 7075-T79511, 7150-T6511, 7175-T79511, 7055-T77511, 7055-T79511	Extrusions	Fuselage/pressure cabin stringers and frames, upper wing stringers, floorbeams and seat rails
2065	2.70	Constellium	T8511	medium/high strength	7075-T73511, 7075-T79511, 7150-T6511, 7175-T79511, 7055-T77511, 7055-T79511	Extrusions	Fuselage/pressure cabin stringers and frames, upper wing stringers, floorbeams and seat rails
2076	2.64	Constellium	T8511	damage tolerant	2024-T3511, 2026-T3511, 2024-T4312, 6110-T6511	Extrusions	Lower wing stringers, fuselage/pressure cabin stringers

Liなしの合金とほぼ同等である。T87は溶体化処理後焼入れ、引張矯正による残留応力除去、人工時効により最高強度とする。破壊靱性は高温にさらされてもほとんど低下しない。ただし、接合は溶接ではなく機械

的ファスナーのみが推奨されている。

(7) 2397

本合金はAl-Cu-Li-Mn-Zn-Zr合金で2297合金に亜鉛が添加されており、特性は2297合金同様、中高強度で

疲労特性、破壊靱性および耐応力腐食割れ性に優れていて損傷許容が要求される用途に用いられる。また6インチ以下の厚板では板厚方向の機械的特性および耐応力腐食割れ性に優れる。T87は溶体化処理後焼入れ、引張矯正による残留応力除去、さらに人工時効により最高強度とする。破壊靱性は少し高めの温度にさらされてもほとんど低下しない。厚板用としてT87調質が登録されている。2397-T87材を機械的ファスナーで接合するのが最も一般的な方法である。

#### (8) 2099

本合金はAl-Cu-Li-Zn-Mg合金で、主に押出棒や型材として利用されている。これらの押出材は高強度、低密度、中程度の靱性、優れた耐食性などが必要な部品に適用される。またこの合金は非常に良好な切削性、表面処理性および成形性を有する。ある条件下では応力腐食割れ性が敏感になるのでそれを低減させる処理が必要である。厚板や押出材が利用されている。調質としてはT86、T83およびT81の3種類が登録されている。

### 3.3 戦後初の国産の航空機用2013合金の開発

最近の航空機材開発の流れは、従来からの超々ジュラルミンを超える高強度高靱性材料の開発ともう一つは航空機製造のコスト低減化に寄与できる材料と技術開発がある。後者における材料開発では、耐食性に優れている6000系合金が注目され、米国では6013合金が開発された。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、さらに腐食環境に晒された後の疲労強度は2024合金と同等である。

日本においても、川崎重工業と住友軽金属(現UACJ)は日本航空宇宙工業会の委託研究として、2024-T3材の強度に匹敵し、6013合金より高強度の6000系板材を開発し、航空機に適用する検討を行った<sup>38)</sup>。この板材を用いると、従来2024-O材で成形し、焼入れしていた工法が、T4で成形し成形後人工時効する工程が可能となり、成形加工後の焼入れによるひずみ矯正が不要で製造コストが約30%低減する。この合金はまた、Fig. 13に示すように、従来の2000系合金ではできなかった中空薄肉ホロー型材が押出可能で、複雑な形状の航空機部品の一体化成形ができ、従来のリベット接合が不要になり重量軽減が図れ、押出材を用いるとFig. 14に示すように低コストで製造できることが明らかとなった<sup>39)</sup>。

この高強度高成形6000系合金は銅の含有量が多いため2000系に分類され2013合金として、米国のAAに国際登録され、その押出材は米国の航空機規格MMPDSを取得している<sup>40)~47)</sup>。日本で最初にMMPDSに登録

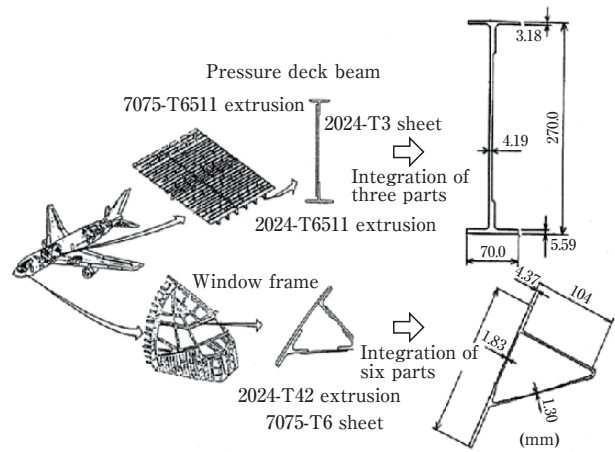


Fig. 13 Integrated applications on the aircraft using AA2013 extrusion<sup>39)</sup>.

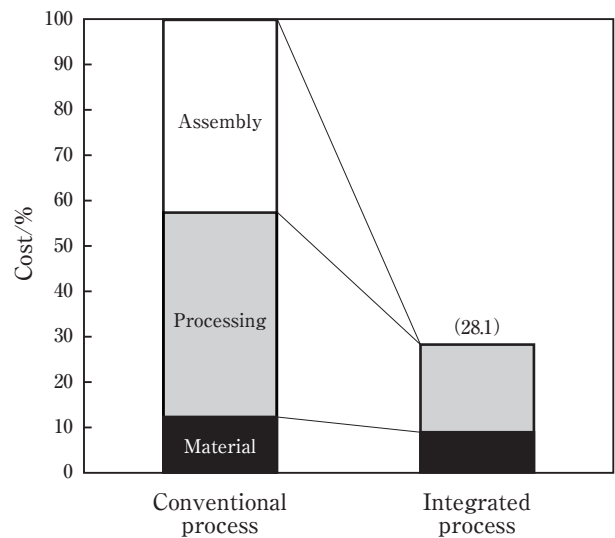


Fig. 14 Comparison of the production costs between the conventional process and the integrated one using AA2013 extrusion<sup>39)</sup>.

された国産アルミニウム合金である。この合金は航空機のコスト低減が可能で軽量化に寄与できるもので、今後の航空機の設計に是非織り込んで欲しいと考える。戦後、住友を見学した堀越二郎氏は、現場でホロー型材をみて、こんなものがアルミニウムでできるならばもっと違った航空機もできたらろうとの感想を述べている<sup>48)</sup>。航空機の設計者にアルミニウムの製造現場を見ていただくのはとても重要なことである。



## 4. 航空機用材料の今後の課題

### 4.1 航空機用材料の市場、欧米との比較

アルミニウム産業における日本の航空機向けアルミニウム材の生産量は2012年約4000トンで、アルミニウム圧延品(板、押出)の年間国内生産量200万トンの0.2%程度である。国内での航空機生産に使用するアルミニウム材料は約36000トンで約9割が輸入材である。日本航空宇宙工業会「航空機用アルミニウム合金の生産能力の実態及び課題の調査」(平成14年3月)の資料では2016～2020年民間機(大型機、リージョナル機)用アルミニウム素材市場推定では世界で約27万トン/年あると言われている<sup>49)</sup>。

日本の航空機メーカーはアルミニウムの素材を、米国をはじめとして圧倒的に海外に依存している。この原因は、大型設備で大量生産された海外製品が安いということと日本国内ではその製造工程が複雑で生産性が低く、それよりも缶材などの製品を大量に生産した方が時間当たりの利益が大きかったことが挙げられる。そのため日本でしか製造できないような特殊な航空機用材料しか注文がこないことになる。さらに、Alcoaは7055-T7751といった特殊な熱処理された合金を特許化して、それをBoeingに認定させ他社が参入できないようにしていることも挙げられる。かくして日本製品は航空機用材料市場にほとんど入れていないのが現状である。このため高強度材料の開発や製造技術もまた海外勢に遅れを取っている。

海外勢に対抗するには航空機材の生産性が課題で、生産性をあげ低コスト化を図るか、短納期で寸法精度が高く残留応力の少ない高品質の素材を生産し、機体メーカーや部品メーカーでの加工コスト低減に寄与できる製品を製造していくかに係っている。いずれにしても機体メーカーおよび部品メーカーの協力が必要である。マーケットのないところでは技術も研究も廃れていくのは当然である。戦前が国策として航空機のためにアルミニウム産業を育成してきた状況とは大きく異なっている。

### 4.2 航空機用材料開発の課題、軽金属学会東海支部航空機材料部会の活動に即して<sup>50)</sup>

軽金属学会東海支部は、2010年、こうした最近の東海地区の航空機産業の状況を鑑みて、アルミニウム材料を継続的に用いていただくために、産として素材メーカー、機体メーカー、部品加工メーカー、表面処理メーカー、官として中部経済産業局、愛知県労働産業部、産業総合技術研究所、中部航空宇宙技術センター、学として

名古屋大学、大同大学などを入れた産官学の航空機材料部会(部会長、現名古屋大学金武直幸名誉教授)を発足させた。ここで航空機用アルミニウム材料の現状把握と課題の抽出を行い、素材製造WG、切削加工WG、リサイクルWGおよび表面処理WGの四つのワーキンググループに分けて、ワーキンググループごとに将来の技術課題を検討した。素材WGからは、形材の寸法精度向上技術、プリスター発生抑制技術、高強度高剛性合金の開発、大型素材の国産化など、切削加工WGからは素材の残留応力低減技術、切削後の変形予測技術、加工発熱の少ない高速加工技術などの開発、リサイクルWGからはcan to canのようなリサイクルシステム構築、二輪車部品への再利用技術の開発など、表面処理WGからは、素材、表面処理、使用環境が耐食性に及ぼす影響の解明、環境適合でかつ自己修復機能を持った表面処理技術の開発などが将来の技術課題として提案された。この活動をさらに発展させ、素材メーカー、機体メーカーおよび部品メーカーが一緒になって課題を解決できる仕組みができれば、さらに素晴らしい材料開発ができるものと考えている。この中の素材製造WGはその活動を基にNEDOのプロジェクト「革新的新構造材料等研究開発プロジェクト」に参画し、世界最高強度を有する高強度高靱性アルミニウム合金開発を目指している。

## 5. おわりに

高強度合金開発では、超々ジュラルミンの発見から今年で80年の記念すべき年であるが、この間の製造技術も大きく発展している。しかし合金成分で見るとクロムがジルコニウムに置き換わっただけであり進んでいないとも言える。いま、この超々ジュラルミンを超える材料が求められているが、既存のプロセスだけでは限界があることも確かである。強度を上げようとすると、延性や靱性が低下してしまうことである。これらの原因の一つに、 casting時に晶出物が生成し、これが粗大化し結晶粒界に残存することがある。晶出物の生成を抑制あるいは微細化できる casting技術が必要である。また生成しても、その後の加工熱処理で晶出物を粒内に取り込むことができれば粒界割れを抑制でき、延性や靱性を向上させることができるであろう。日本の英知を結集して超々ジュラルミンを超える材料を開発して、世界に通用できる航空機用材料として貢献できることが必要である。

軽金属学会東海支部航空機材料部会では将来技術課題をまとめたが、これを実行に移していくには個別の

会社ごとに取り組むのは非常に難しいのが現状で、是非、国家プロジェクトとして総合的に取り組んでいくことを切望する。航空機産業は自動車産業と並んで東海地区の基幹産業で発展の原動力となっている。航空機産業を支え、さらには日本技術の国際競争力を向上させるためにも各種の基盤技術の確立が必要である。しかし、アルミニウムに関してはこのような基盤技術を促進させるセンターがないので、国はこれを設立させ基盤技術を牽引していくことが切望される。

また最近欧米で復活してきたAl-Li合金については、機体メーカーと改めてその必要性を議論したうえで、アリシウムの経験を踏まえ、合金成分と溶解鑄造について国家プロジェクトとして検討すべき課題であろう。こうした課題を実行していくためにもナショナルセンターが必要であると考え。

### 参考文献

- 1) 吉田英雄：軽金属, **65** (2015), 432-440.
- 2) A. S. Warren: Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys, Edited by J. F. Nie, A. J. Morton and B. C. Muddle, IMEA, (2004), 24-31.
- 3) B. Smith: Advanced Materials & Processes, Sept. (2003), 41-44.
- 4) M.V. Hyatt and S.E. Axter: Science and Engineering of Light Metals (RASELM '91), Edited by K. Hirano, H. Oikawa and K. Ikeda, The Japan Institute of Light Metals, (1991), 273-280.
- 5) ボーイング787: <https://ja.wikipedia.org/wiki/%E3%83%9C%E3%83%BC%E3%82%A4%E3%83%B3%E3%82%B0787>
- 6) 青木謙知：図解 ボーイング787 vs. エアバスA380 (BLUE BACKS), 講談社, (2011).
- 7) ANA SKY WEB, <http://ana.vacuum.com/>
- 8) Ph. Lequeu, Ph. Lassine and T. Warner: Aluminum Alloy Development, for the Airbus A380, Part2, Advanced Materials & Processes, July (2007), 41-44.
- 9) R.J.H. Wanhill: ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS, Processing, Properties, and Applications, Edited by N.E. Prasad, A. A. Gokhale and R. J. H. Wanhill, Butterworth-Heinemann (Elsevier), (2014)
- 10) M.Kunüwer: (Plenary talk) Aerospace Aluminium 2014 -111Years of Success, Aluminium Alloys 2014-ICAA14, Trondheim, Norway, (2014).
- 11) エアバス A350XWB: [https://ja.wikipedia.org/wiki/%E3%82%A8%E3%82%A2%E3%83%90%E3%82%B9A350\\_XWB](https://ja.wikipedia.org/wiki/%E3%82%A8%E3%82%A2%E3%83%90%E3%82%B9A350_XWB)
- 12) 阿施光南：AIRLINE 9 (月刊エアライン), イカロス出版, No.423, 9月号 (2014), 22-27.
- 13) 阿施光南：A350XWB & AIRBUS Family, イカロス出版, (2016), 58-83.
- 14) MRJ: <https://ja.wikipedia.org/wiki/MRJ>
- 15) 八代充造：国産旅客機MRJ事業への挑戦と適用軽量化材料 - Flying into the future -, 平成22年度軽金属学会東海支部 第一回講演会, (2010).
- 16) 藤江 社：MRJの開発状況, <http://www.jasst.jp/archives/jasst11n/pdf/S1.pdf>
- 17) 平成26年度 民間輸送機関連データ集 (YGR-0185), 一般財団法人 日本航空機開発協会, 平成27年3月.
- 18) 杉山勝彦：日本のものづくりはMRJでよみがえる! (SB新書), SBクリエイティブ, (2015), 72.
- 19) 杉本 要:翔べ, MRJ 世界の航空機市場に挑む「日の丸ジェット」日刊工業新聞社, (2015).
- 20) 前間孝則：AIRLINE 9 (月刊エアライン), イカロス出版, No.423, 9月号 (2014), 46-49., AIRLINE 12 (月刊エアライン), イカロス出版, No.426, 12月号 (2014), 54-67.
- 21) 中沢隆吉, 伊原木幹成：JFA, **45** (2014), 17-27.
- 22) 青木謙知：ジェット旅客機を作る技術, サイエンス・アイ新書, SBクリエイティブ, (2013), 212.
- 23) 阿施光南：AIRLINE 7 (月刊エアライン), イカロス出版, No.433, 7月号 (2015), 62-69.
- 24) 野久 徹：大型機開発のトピックス, 平成23年度軽金属学会東海支部 第一回講演会, (2011).
- 25) J. D. Bryant, Alcoa Aluminum: Rolled Product, March 18, 2015. [http://www.alcoainnovation.com/fr/pdf/Alcoa\\_Aluminum\\_GRP\\_webinar\\_03\\_18\\_15.pdf](http://www.alcoainnovation.com/fr/pdf/Alcoa_Aluminum_GRP_webinar_03_18_15.pdf)
- 26) International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys: The Aluminum Association, (2015).
- 27) MMPDS-09 (Metallic Materials Properties Development and Standardization) Chapter 3 Aluminum Alloys (2014), Federal Aviation Administration.
- 28) J. J. Fisher, Jr. L. S. Kramer and J.R. Pickens: Aluminum Alloy 2519, Advanced Materials & Processes, September (2002), 43-46.
- 29) 2026, [http://www.arconic.com/global/en/products/product.asp?bus\\_id=2&cg\\_id=1&cat\\_id=1370&prod\\_id=2906](http://www.arconic.com/global/en/products/product.asp?bus_id=2&cg_id=1&cat_id=1370&prod_id=2906)
- 30) 2029, [http://www.arconic.com/global/en/products/product.asp?bus\\_id=5&cg\\_id=24&cat\\_id=1478&prod\\_id=4520](http://www.arconic.com/global/en/products/product.asp?bus_id=5&cg_id=24&cat_id=1478&prod_id=4520)
- 31) E. A. Starke, Jr. and J. T. Staley: Application of modern aluminium alloys to aircraft, Fundamentals of aluminium metallurgy, ed. by R. Lumley, Woodhead Publishing, (2011), 778.
- 32) 7136, [https://asm.confex.com/asm/aero07/techprogram/paper\\_16240.htm](https://asm.confex.com/asm/aero07/techprogram/paper_16240.htm)
- 33) M. Hilpert, G. Terlinde, T. Witulski, T. Vugrin and M. Knuever: AA7037 - A New High Strength Aluminium Alloy for Aerospace Applications, Aluminium Alloys, (ICAA11), ed. J. Hirsch, B. Skrotzki and G. Gottstein, DGM, Wiley-VCH, (2008), 209-214.
- 34) 7099, <http://www.kaiser-aluminum.com/customers/products/info/>
- 35) R. J. Rioja and J. Liu: Metallurgical and Materials Transactions A, **43A** (2012), 3325-3337.
- 36) 吉田英雄：住友軽金属技報, **54** (2013), 250-263.
- 37) R. J. Rioja, D. K. Denzer, D. Mooy and G. Venema: 13th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA13), Edited by H. Weiland, A. D. Rollet and W. A. Cassada, TMS, (2012), 593-598.
- 38) 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する調査研究, 高強度高成形6000系新合金の研究, 住友軽金属工業, 川崎重工業, 成果報告書, No.806 (1994), No.904 (1995).
- 39) 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する調査研究, 新6000系合金の航空機用鍛造/押出材の開発, 住友軽金属工業, 川崎重工業, 成果報告書, No.1004 (1996), No.1102 (1997).
- 40) 佐野秀男, 松田真一, 吉田英雄:住友軽金属技報, **45** (2004), 168.
- 41) 佐野秀男, 加藤勝也:同上, **46** (2005), 126.
- 42) 加藤勝也, 佐野秀男:同上, **47** (2006), 105.
- 43) 佐野秀男, 加藤勝也:同上, **51** (2010), 166.

- 44) 日本航空宇宙工業会：環境調和型航空機技術に関する調査研究 (CD版)，複雑形状の押出可能な高強度合金2013の一次構造体への適用研究，住友軽金属工業，川崎重工業，成果報告書，No.1615 (2005)，No.1705 (2006)。
- 45) 日本航空宇宙工業会：環境調和型航空機技術に関する調査研究 (CD版)，高成形合金2013板材の開発及び低コスト構造への適用研究，住友軽金属工業，川崎重工業，成果報告書，No.1914 (2008)，No.2006 (2009)。
- 46) 岩村信吾，小関好和，吉田英雄：住友軽金属技報，**51** (2010)，32。
- 47) 小関好和，岩村信吾，上向賢一，山田悦子：同上，**51** (2010)，61。
- 48) 深井誠吉：同上，**29** (1988)，87。
- 49) 日本航空宇宙工業会：平成13年度航空機用アルミニウム合金の生産能力の実態及び課題調査，(2002)。
- 50) 金武直幸：軽金属学会東海支部「航空機材料部会」について，平成24年度軽金属学会東海支部 第一回講演会，(2012)。



吉田 英雄 (Hideo Yoshida)  
(株)UACJ 技術開発研究所 顧問  
博士(工学)



林 稔 (Minoru Hayashi)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部



箕田 正 (Tadashi Minoda)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部  
博士(工学)



則包 一成 (Kazushige Norikane)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部



# 鑄造および圧延工程を支える生産技術の基礎\*

石川 宣仁 \*\*

## Fundamental Manufacturing Technologies on Casting and Rolling Processes\*

Nobuhito Ishikawa\*\*

**Keywords:** aluminum alloys, casting, hot rolling, cold rolling

### 1. はじめに

日本においてアルミニウムが工業用素材として本格的に利用され始めたのは1959年アルミサッシの登場からであり、Table 1に示す各種金属の物性値比較および次節に述べるようなアルミニウムの材料特性から様々な分野へ用途が拡大した。アルミニウムの年間総需要は2008年リーマンショックの影響で一時落ち込んだがV字回復後は約400万トンで推移しており、その内、圧延製品(板類)の重要は約115万トンで飲料缶を始めとする食料品への需要が多い<sup>1)</sup>。

さて、アルミニウム圧延に関する技術の多くは鉄鋼に学んできているがアルミニウムならではの技術もある。また、健全な圧延スラブを準備する前段工程については鉄鋼との違いが大きい。そこで、溶解、溶湯処理および鑄造工程に関する生産技術の基礎を概説した後、圧延工程の品質管理技術である板厚制御、クラウン・形状制御、板温度制御および板表面制御技術について説明を行い、伝承すべき生産技術の基礎を書き留めた。

### 2. アルミニウムの特徴と用途

アルミニウムは合金化と熱処理を施して加工することにより機械的性質および材料化学的特性が向上する。これらの材料的長所を活かして様々な用途に使われる。

#### 2.1 アルミニウム合金の種類と強化機構

Fig. 1に示すようにアルミニウム合金は非熱処理型

合金と熱処理型合金に大別され、前者には純Al系合金(1000系)、Al-Mn系合金(3000系)、Al-Si系合金(4000系)、Al-Mg系合金(5000系)があり、後者にはAl-Cu系合金(2000系)、Al-Mg-Si系合金(6000系)、Al-Zn-Mg系合金(7000系)が属する。

非熱処理型合金の強化機構には、添加した溶質元素を固溶させ溶質濃度を増加させて強化する固溶強化と加工や変形によって強化させる加工硬化がある。Fig. 2に示す製造条件の違いにより加工硬化や回復・再結晶の度合いが異なり、Table 2に示すH1n~H4n調質に質別分類される。

一方、熱処理型合金では、溶体化および焼入れ処理により過飽和固溶体を作り、その後、時効処理により析出過程を経て強度を向上させる析出強化である。また、自然時効あるいは人工時効などの熱処理の仕方によりTX調質がある。

#### 2.2 アルミニウムの特徴と用途

アルミニウムおよびアルミニウム合金には以下に述べる材料特性があり、Fig. 3に示すような代表的用途がある。

- (1) 軽く、強い：アルミニウムの比重は鉄や鋼の約3分の1で、引張強度は最高600N/mm<sup>2</sup>である。航空機・自動車・鉄道車両・船舶などの輸送分野、過給機・遠心分離機などの高速回転体、橋梁・高欄などの建築物に使用されている。
- (2) 耐食性がよい：アルミニウムは緻密で安定な酸化膜を生成し腐食を防止する。建築物、自動車、船舶、海洋開発に使用されている。

\* 本稿は、塑性加工学会、第144回塑性加工学講座「圧延加工の基礎と応用」、(2016)83-101、から転載したものである。

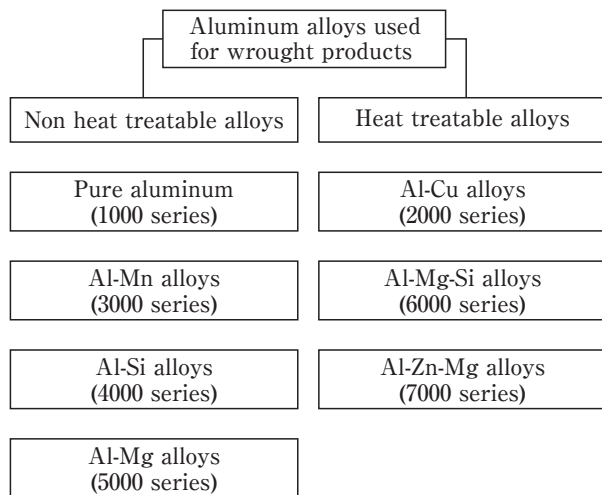
This report is reprinted from the lecture note of The Japan Society for Technology of Plasticity, 144<sup>th</sup> course of Process Science on Plastic Working 'Fundamentals and Applications of Rolling Process', (2016) 83-101.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部

No.3 Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

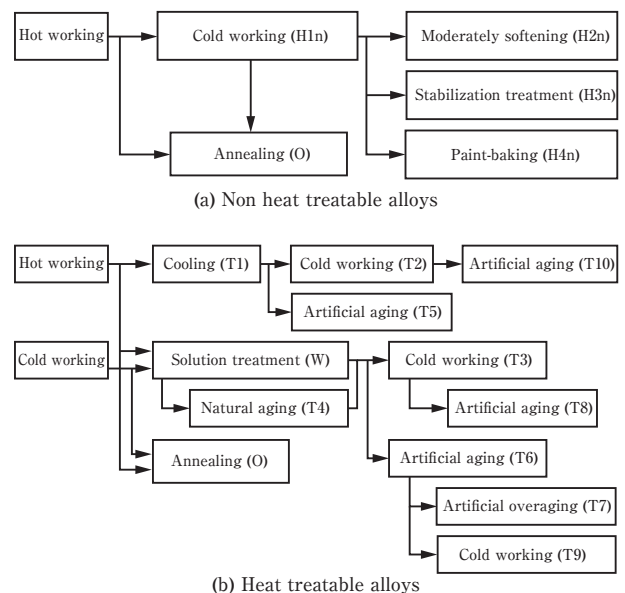
**Table 1** Comparison of the physical properties <sup>2)</sup>.

Item	Unit	Aluminum				Iron			Copper	
		Pure aluminum	1060-H18	3004-H38	7075-T6	Pure iron	Soft stainless steel	Hard stainless steel	Pure copper	Copper (Hard)
Atomic number	-	13				26			29	
Atomic weight	-	26.982				55.847			63.546	
Electron configuration	-	[Ne] 3s <sup>2</sup> 3p <sup>1</sup>				[Ar] 3d <sup>6</sup> 4s <sup>2</sup>			[Ar] 3d <sup>10</sup> 4s <sup>1</sup>	
Crystal lattice	-	FCC				BCC			FCC	
Lattice constant	nm	0.404				0.286			0.361	
Density solid/liquid	g/cm <sup>3</sup>	2.70/2.35	2.70	2.72	2.80	7.87/7.01	7.90	7.90	8.93/7.90	8.90
Thermal capacitance solid/liquid	kJ/kg-K	0.92/1.09				0.45/0.61			0.39/0.50	
Thermal conductivity solid/liquid	W/m-K	238/100	230	160	130	78/40	20	20	397/170	390
Thermal diffusivity	mm <sup>2</sup> /s	96				22			114	
Melting point	°C	660	646-657	629-654	477-635	1536	1427-1471	1427-1471	1083	1065-1082
Latent heat	kJ/mol	10.7				15			13	
Necessary energy up to melting point	kJ/mol	26.7				53.2			39.6	
Electrical conductivity (20°C)	IACS %	65	61	42	33		2.4	2.1	100	100
Thermal expansion coefficient	1/K	23.5×10 <sup>-6</sup>				12.1×10 <sup>-6</sup>			17.0×10 <sup>-6</sup>	
Young's modulus	kN/mm <sup>2</sup>	70.6				211.4			129.8	
Shear modulus	kN/mm <sup>2</sup>	26.2				81.6			48.3	
Poisson's ratio	-	0.33				0.29			0.34	
Tensile strength	N/mm <sup>2</sup>		130	285	570		618	1059		343
Yield stress	N/mm <sup>2</sup>		12	250	505		275	858		309
Elongation	%		6	5	11		55	15		6
Strength-to-weight ratio	kN-m/kg		48	105	204		78	134		39



**Fig. 1** Series of aluminum alloys <sup>3)</sup>.

- (3) 加工性がよい：アルミニウムは展延性に優れ、板・箔・棒・管・線・型材などの製品に加工される。電解コンデンサー箱，飲料缶，窓枠サッシなどに使用されている。
- (4) 美観に優れる：独特の銀白色の光沢を持ち，塗装しなくても長期間美しさを保つ。また，アルマイト処理によっていろいろな表面光沢や色を



**Fig. 2** Relationship between the manufacturing condition and the temper designation system, whose metallurgical definition is described in Table 2, for the wrought aluminum and aluminum alloys <sup>4)</sup>.

付けることができる。建築用パネルなどに使用されている。

Table 2 Temper designation system for wrought aluminum and aluminum alloys<sup>3)</sup>.

Temper	Description
F	As fabricated
O	Annealed to obtain the lowest strength condition
H1n	Strain hardened only
H2n	Strain hardened more than desired amount and partially annealed
H3n	Strain hardened and stabilized to improve ductility
H4n	Strain hardened and laquered or painted
T1	Cooled from an elevated temperature shaping process and naturally aged
T2	Cooled from an elevated temperature shaping process, cold worked, and naturally aged
T3	Solution heat treated, cold worked, and naturally aged
T4	Solution heat treated and naturally aged
T5	Cooled from an elevated temperature shaping process and artificially aged
T6	Solution heat treated and artificially aged
T7	Solution heat treated and artificially overaged
T8	Solution heat treated, cold worked, and artificially aged
T9	Solution heat treated, artificially aged, and cold worked
T10	Cooled from an elevated temperature shaping process, cold worked, and artificially aged



Fig. 3 Example of the aluminum products (cans, aircraft and heat exchanger).

- (5) 熱をよく伝える：アルミニウムの熱伝導度は鉄の約3倍である。冷暖房装置，エンジン部品，自動車熱交機器，飲料缶，ヒートシンク，プラスチックやゴムの成形用金型などに使用されている。
- (6) 低温に強い：アルミニウムは極低温下でも脆性

破壊がなく強靱である。LNGタンク，低温プラント，液体燃料ロケット，超伝導装置などに使用されている。

- (7) 磁気を帯びない：アルミニウムは非磁性体で磁場の影響を受けない。HDDメモリーディスク，パラボラアンテナ，リニアモーターカーなどに使用されている。
- (8) 電気をよく通す：アルミニウムの電気伝導度は銅の約60%であるが，比重が3分の1のため同じ重さならば銅の2倍の電流を通すことができる。高電圧送電線およびエレクトロニクス分野で使用されている。
- (9) 光や熱を反射する：アルミニウムは赤外線や紫外線などの光線や電磁波をよく反射する。暖房機の反射板，照明器具およびポリゴンミラーをはじめとした光エレクトロニクス製品に使用されている。
- (10) 毒性がない：アルミニウムは無害で無臭である。飲料缶，食品や医療品の包装，医療機器，家庭用器物などに使用されている。
- (11) 鋳造し易い：アルミニウムは融点が低く，湯流れが良いため薄肉の鋳物や複雑な形状の鋳物を作ることができる。ターボチャージャー，ピストン，シリンダーブロック，ホイールなどの自動車部品や各種産業機械部品に使用されている。
- (12) 再生が容易：アルミニウムは腐食しにくく，融点が低いため，スクラップを溶かして簡単に再利用できる。必要なエネルギーは，新地金をつくる場合に比べわずか3%である。飲料缶，多くの鋳物などに使用されている。



### 3. アルミニウム展伸材の製造工程

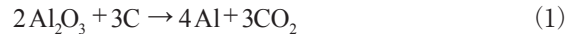
アルミニウム展伸材の製造工程はFig. 4に示すように、溶解、保持、溶湯処理、鋳造、切断、面削、均質化・加熱処理、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、仕上げ、検査および梱包の順序で進む。以下、冷間圧延までの各工程について個別に概説し、板圧延に与える影響について述べる。なお、現在、日本国内においては新地金の製造が行われていないため精錬工程については簡単に説明する。

#### 3.1 精錬工程

アルミニウム発見の歴史は、1782年ラボワジエ（仏）が明ばん石（今日のアルミナ）が金属酸化物であるとしてアルミーヌ（Alumine）と命名し、1807年デービー（英）が明ばん石を電気化学的にアルミニウム金属として分離しアルミウム（Alumium）と命名した。また、アルミニウム精製技術の確立は、1886年ホール（米）とエルー（仏）が氷晶石浴でアルミナを電気分解する電解精錬法（ホール・エルー法）を確立し、1887年バイヤー（オーストリア）が苛性ソーダでボーキサイトを溶解して純度の高いアルミナを抽出する湿式アルカリ法を発明したことでボーキサイトからアルミニウムまでの工業化が始まった。

電解炉では氷晶石浴中（ $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ は $1000^\circ\text{C}$ で液体）に溶解したアルミナが電解炉の陽極である炭素を介して

下記反応式の電気分解を起こし、精製されたアルミ溶湯を炉床から吸引する作業が行われる。



新地金製造では、ボーキサイト約4 t→アルミナ約2 t→アルミニウム約1 tの工程歩留で、アルミニウム1 t当たり約12,000 kWhの膨大な電力が必要となる。しかし、新地金は缶材などの製品として使用された後には高いリサイクル率で回収され、再利用（再溶解）時のエネルギーは新地金をつくる場合に比べ僅か3%で済む利点がある。

#### 3.2 溶解・溶湯処理工程

アルミニウムの鋳造工程はFig. 5のように、溶解、保持、脱ガス、脱介在物および鋳造に細分化される。

まず、溶解ではバッチ毎に、溶解炉への材料装入→加熱・溶解→合金元素添加→攪拌→ドロス処理（フラックス添加、掻き出し）→送湯の工程順序で進む。

溶解での技術的ポイントは化学成分の規格を満足させることで、炉内溶湯に化学成分の偏りが生じないようにフォークリフトやクレーンによるトンゲ攪拌、電磁攪拌装置、あるいはパウダーインジェクションによる溶湯攪拌などがある。しかし、使用方法が不適切な場合には炉底に堆積している介在物の巻き上げや炉床レンガの損傷が起こり、溶湯介在物問題につながる危険性があり注意を要する。

溶湯処理での技術ポイントは鑄塊に欠陥（巣、介在物、過剰アルカリ成分など）を含ませないことにある。まず、水素ガスの有害性として、Fig. 6のように凝固過程で気孔（ガスポロシティ）が形成し、圧延板加熱時に膨れを生じる場合があり、Fig. 7のように強度や伸びなどの機械的性質の低下が生じる。Fig. 8には1気圧の水素ガス雰囲気におけるアルミニウム中の水素溶解度を示したが、液相から凝固する際に固相に固溶できない水素がガス化してガスポロシティになる。圧力依存性を考慮したアルミニウム溶湯に対する平衡水素溶解度はRanseleyの式(2)で表される。

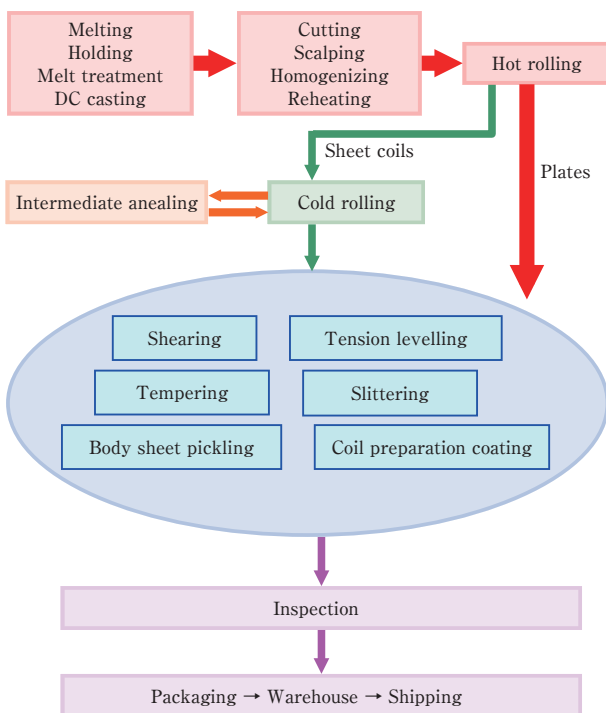


Fig. 4 Manufacturing processes for aluminum sheet coils and plates<sup>9)</sup>.

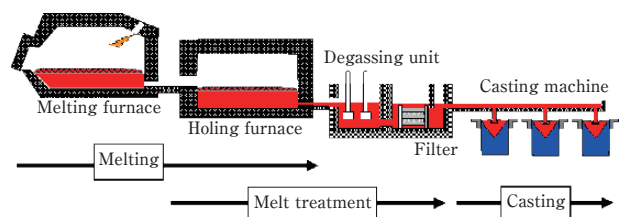


Fig. 5 Manufacturing technologies from melting to casting processes.

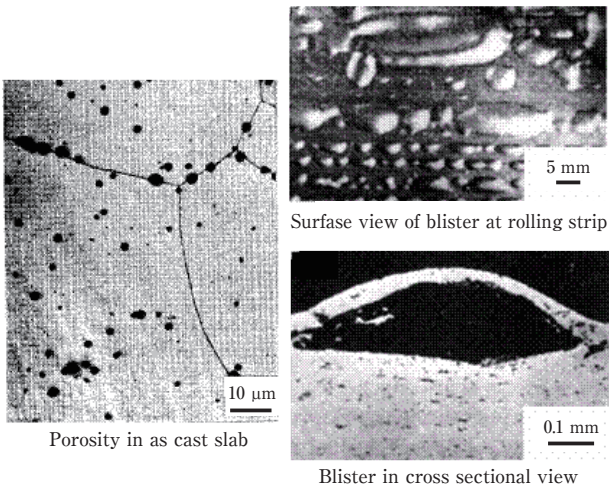


Fig. 6 Porosity and blister due to hydrogen gas dissolved in the molten aluminum <sup>6)</sup>.

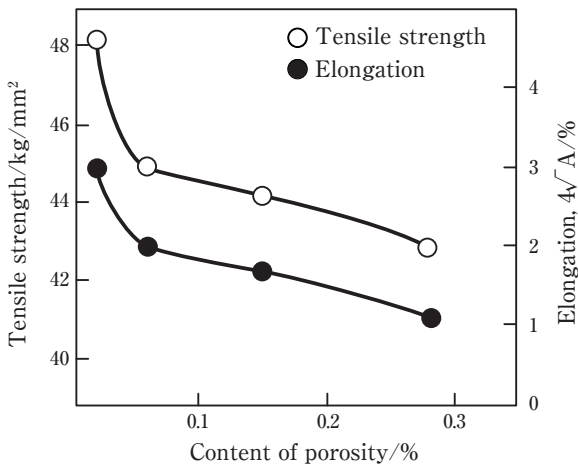
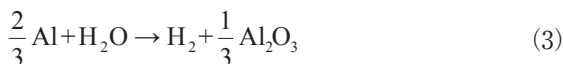


Fig. 7 Influence of the porosity on the mechanical properties <sup>6)</sup>.

$$\log(S) = \frac{-2760}{T} + \frac{1}{2} \log(P_{H_2}) + 1.356 \quad (2)$$

ここで、 $S$ は水素溶解度(cc/100 gAl溶湯)、 $T$ は溶湯温度(K)、 $P_{H_2}$ は水素分圧(mmHg)である。水素の発生源として大気中の水素分圧は非常に低いため、溶湯表面と大気中の水蒸気との高温反応式(3)に由来すると考えられる。実際に水蒸気分圧の高い夏場の方が冬場に比べガスポロシティに起因する不具合が多く見られる。



経験上、溶湯の水素濃度を0.1 cc/100 gAl溶湯以下に低減すれば板製品の不具合は少なく、そのレベル達成のため炉内溶湯中にランスパイプを差し込み、Fig. 9のように処理ガス(ArおよびCl)を噴出して気泡内に水素ガスとして取り込ませて水素除去が行われる。

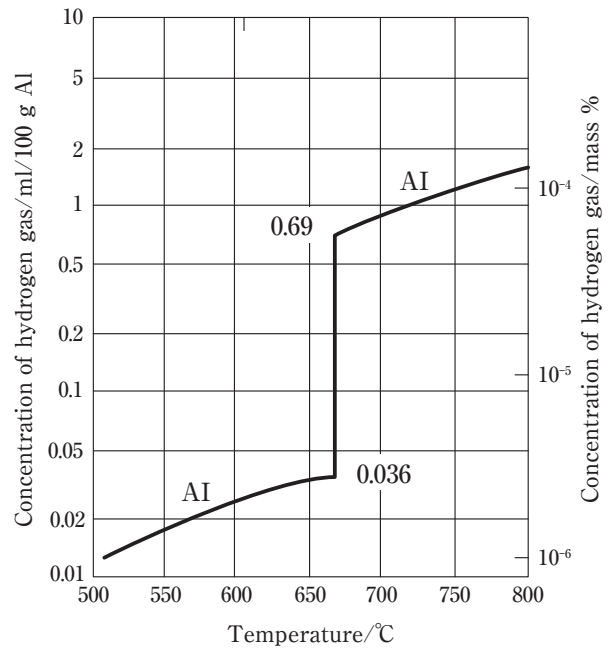


Fig. 8 Solubility curve of the hydrogen gas into the molten pure aluminum at the equilibrium pressure of 1 kgf/cm<sup>2</sup> <sup>7)</sup>.

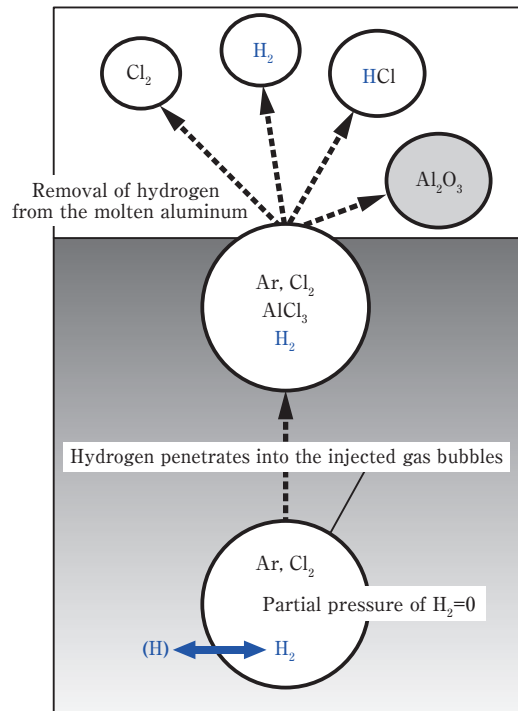


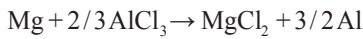
Fig. 9 Schematic illustration of hydrogen removal from the molten aluminum by treatment gas injection.

この状況の脱ガス効率式は式(4)で表わされる。

$$\frac{dN_H}{dt} = - \frac{3k\rho Qh}{Mrv} N_H \quad (4)$$

水素濃度 $N_H$ の初期値=0.3 ppm, 質量移動係数 $k=0.0005$  m/s, 溶湯密度 $\rho=2300$  kg/m<sup>3</sup>, 溶湯質量 $M=500$  kg, 炉床深さ $h=1$  m, 処理ガス体積流量 $Q=1$  m<sup>3</sup>/h, 気泡上昇速度 $v=1.021\sqrt{rg}$ に設定した試算では, Fig. 10に示すように処理ガスの気泡半径 $r$ が小さいほど脱ガス能力が大きく向上することが判る。よって実機ではFig. 11のような気泡せん断力の高い回転脱ガス装置がインラインで用いられる。

次にアルカリ金属(Na, Mg, Caなど)の有害性として, Fig. 12のようにAl-Mg系合金にNaが数ppm存在すると熱間圧延において脆化割れが生じる。アルカリ金属の混入源は地金, 屑, フラックスからであり, 脱水素処理時の塩素ガスを利用して反応式(5)で過剰なアルカリ金属を除去している。



しかし, その際に発生する塩化物(MgCl<sub>2</sub>)は約710℃以上で液状となるため後段の濾過装置を容易に通り返けてソフト介在物として鑄塊に混入し, 圧延において線状傷を発生させる場合がある。更に塩化物には潮解性があるため線状傷サンプルを長期間放置すると欠陥原因物質を見失う可能性があるので留意すべきである。以上の観点から, 溶湯処理においては処理ガス量および溶湯温度の適正管理が肝要である。

最後に介在物の有害性として, 強度や伸びなどの機械的性質の低下, 成形加工時の穴あき, 破断, 割れなどを誘発し, 膨れの起点となり, 加工により材料表面に現われるとストリンガー(線状欠陥)を形成する。介在物にはFig. 13に示す酸化物系の他に, 炭化物系, ポライド系, ハライド系などが存在し, Table 3に示す形態の特徴がある。これらの介在物の比重はアルミニウム溶湯に近いために重力分離による介在物除去が非常に難しい。介在物の浮上沈降に関する運動方程式(6)により静置沈降分離の状況を解析すると, Fig. 14のように炉床深さを沈降し切るのに必要な時間は小径介在物ほど急激に増加する。また, 静置浮上分離の場合についても同様のことが言える。

$$\frac{4}{3}\pi r^3 \rho_1 \frac{d^2 z}{dt^2} = -\frac{4}{3}\pi r^3 (\rho_1 - \rho_A)g + 6\pi \mu r \left( W - \frac{dz}{dt} \right) \quad (6)$$

ここで,  $z$ ,  $t$ および $r$ はそれぞれ介在物の位置, 時間および半径,  $\rho_1$ ,  $\rho_A$ は介在物および溶湯の密度,  $\mu$ は溶湯の粘性係数,  $W$ は溶湯の速度である。

しかし, 静置時間を長く取ることは鑄造のサイクル

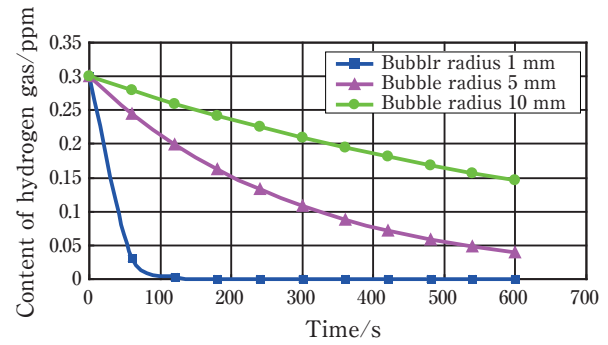


Fig. 10 Efficiency of degassing by treatment gas bubble size.

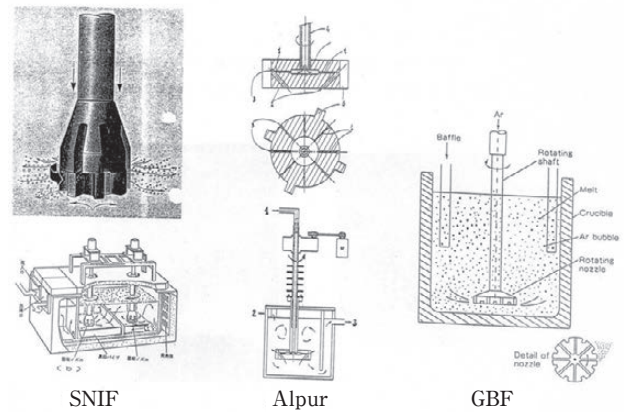


Fig. 11 Various types of in-line rotary degassers<sup>8)</sup>.

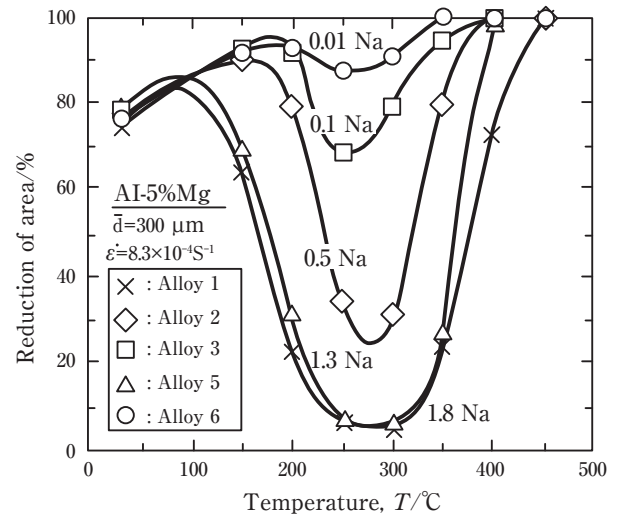


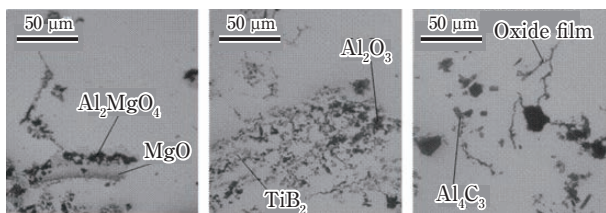
Fig. 12 Influence of the Na concentration on the high temperature embrittlement of the Al-5wt%Mg alloys<sup>9)</sup>.

時間上都合が悪く, インライン濾過装置を主にした介在物除去を行うのが一般的である。Fig. 15には, アルミナ製のボールおよびフレークを積層したベッドフィルタリング, アルミナを主成分とする骨材をボンド材



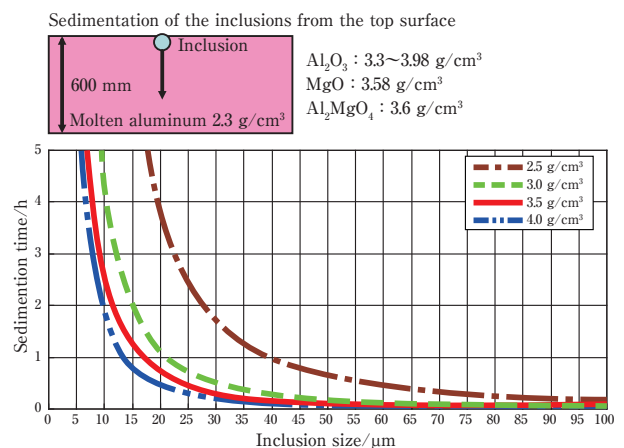
**Table 3** Morphological features of the typical inclusions in the molten aluminum <sup>10)</sup>.

Inclusion	Figure by SEM	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Thickness (μm)	Length (μm)	Observation by optical microscope
Oxide	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.3 ~ 3.98	0.05 ~ 2	10 ~ 2000	Black, Gray
					Needle, Rectangle
					Bulk, Distributed like particle
	MgO	3.58	0.1 ~ 10	3 ~ 50	Gray, Transparency
					Bulk, Distributed like particle
					Black, Light gray, Transparency
					Black, Gray, Yellowish at low magnification
Al <sub>2</sub> MgO <sub>4</sub>		3.6	0.2 ~ 1	5 ~ 100	Black
					Film, Thick membrane
					5 ~ 100
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		5.1	1 ~ 20	5 ~ 500	Blackish brown, Granular constituent particle
					Global, Bulk, with crack
Refractory			5 ~ 200	3 ~ 200	Blackish brown, Granular constituent particle
					Bulk, Flake
Carbide			10 ~ 200		Black, Gray, Transparency, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , SiO <sub>2</sub> , CaO
	Carbon	2.25	1 ~ 20	3 ~ 100	Black
	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	5.36	0.2 ~ 15	1 ~ 30	Gray, Chemical reaction in atmosphere
	Al <sub>4</sub> O <sub>4</sub> C		0.5 ~ 10		Dark gray
	Al <sub>4</sub> O <sub>4</sub> B		0.2 ~ 5	1 ~ 30	
Boride			0.1 ~ 50		Gray
	AlB <sub>2</sub>	3.17	1 ~ 20	5 ~ 50	Yellowish gray
					Needle, Rectangle
					1 ~ 10
					5 ~ 50
Other					Yellowish gray
					Needle, Rectangle
					1 ~ 10
					5 ~ 50
					Dark gray
					Bulk, Bulk concatenation
					2 ~ 30
					Dark gray
					Bulk, Polygon, Rectangle
					0.05 ~ 10
					Beige-ish gray, Pinkish at low magnification
					Particle of grain refiner is very small, but others are relatively large.
Other					Particle of grain refiner is very small, but others are relatively large.
					5.1
					Thick membrane, Distributed like metal
					3.26
					1 ~ 500
					20 ~ 2000
					Gray, Complicated shape
					Gray, Hole is immediately generated by alternation in atmosphere
					Gray, Transparency
					Transparency, Hole is generated by polishing with water
					2.4
					0.5 ~ 20
					1 ~ 20
					Gray, Transparency
					1.98
					0.5 ~ 10
					Transparency, Hole is generated by polishing with water
					2.17
					Hexagon



**Fig. 13** Various types of the inclusions in the molten aluminum.

で成形した多孔質のチューブフィルター、あるいは網状に成形したセラミックフォームフィルターを示した。これらのインライン濾過装置は使用実績が進むと必然的にフィルター目詰まりを起こすため、濾過耐用限界を超えて継続使用すると捕捉した介在物を後段に放出する危険性があり、通湯量あるいは使用期限を決めて適性に運用する必要がある。



**Fig. 14** Efficiency of the inclusion removal by the gravitational sedimentation.

さて、溶湯清浄度を評価する代表的な市販装置としてPoDFAとLiMCAがある。前者はフィルターに捕捉

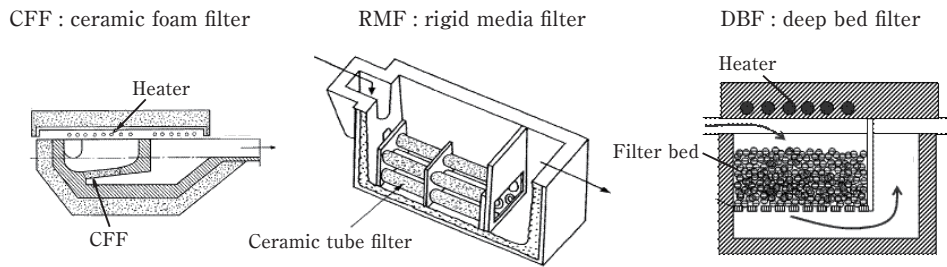


Fig. 15 Various types of inclusion filters. <sup>11)</sup>

した介在物を光顕観察し、占有面積で介在物の総量評価を行うとともに、介在物カタログと見比べてその種類を同定する。一方、後者はFig. 16に示すように300 μmの孔径を持つ耐熱性ガラスチューブを溶湯に浸漬し、毎サイクル数ccの溶湯を吸引する際に介在物が存在すると微弱な電圧信号が生じ、その信号高さや信号個数を検知することにより介在物のヒストグラムをオンラインで評価できる。

### 3.3 DC 鋳造工程

アルミニウムの半連続DC (Direct Chill) 鋳造をFig. 17に示す。鋳型内に注ぎ込まれた溶湯は、鋳型壁との接触(1次冷却)および鋳型下端から吐出した冷却

水(2次冷却)との接触により抜熱されて凝固し、受台の降下に伴って、厚さ400~650 mm、巾~2200 mm、長さ~10,000 mmのスラブ鋳塊が製造される。DC鋳造での技術的ポイントは、形状寸法が良く、欠陥(鋳巣、介在物、異常組織など)を含まない鋳塊を作ることにある。ポロシティおよび介在物については溶湯処理において前述したため、ここでは形状課題および異常組織について述べる。

形状課題の一つ目に、鋳塊尻が反り上がるバットカールとそれに呼応して生じるクビレがある。これらは鋳塊切斷歩留を悪化させ、鋳塊尻割れの要因になる場合がある。一例として3004合金、t600 mm × w1650 mm、注湯温度700℃、降下速度60 mm/minの鋳造条件下における凝固応力解析による温度および主応力(巾方向)をFig. 18に示す。鋳塊内部には凝固収縮および熱収縮に伴う引張応力が働き、その反動で鋳塊外層には圧縮応力が働く。Fig. 19のように鋳造開始

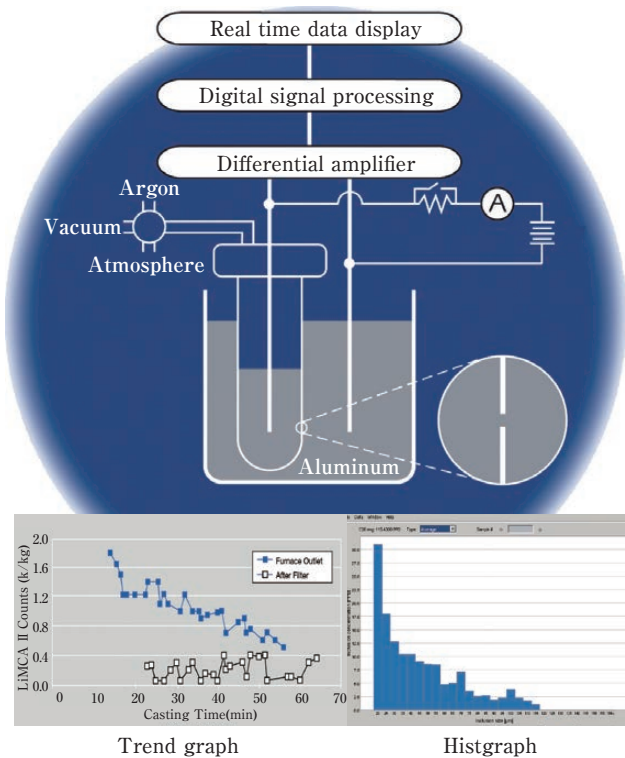


Fig. 16 LiMCA system for detection of the inclusions in the molten aluminum <sup>12)</sup>

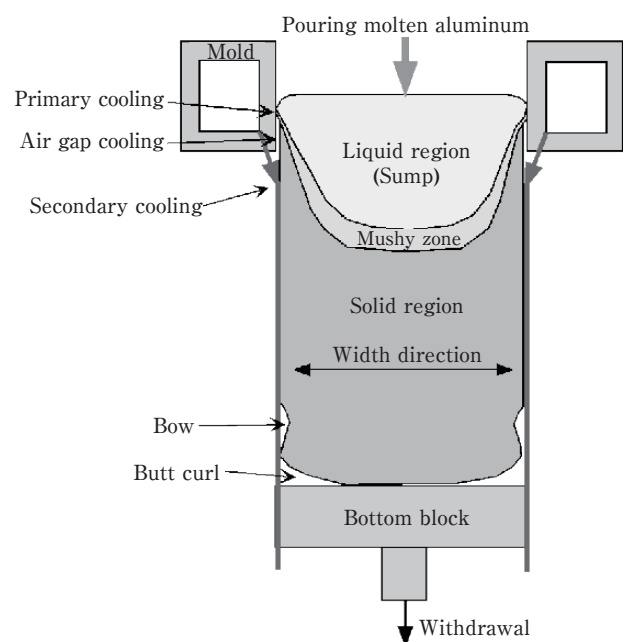


Fig. 17 Schematic illustration of the DC casting system.

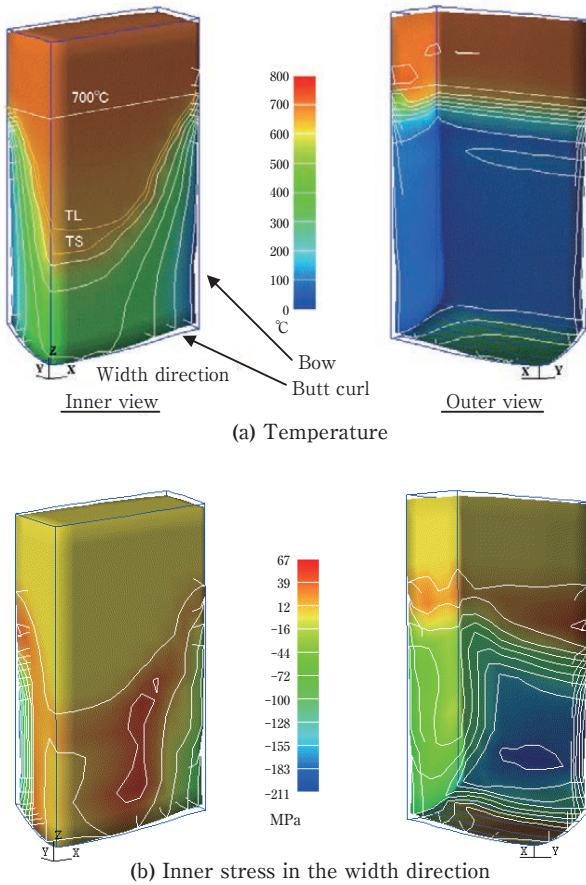


Fig. 18 Predicted temperature and the inner stress distributions in the steady state<sup>13)</sup>.

時において2次冷却水が鋳塊尻全周にかかり出すと長辺(巾方向)の凝固収縮力が短辺(厚さ方向)より相対的に増大し、鋳塊尻中心を支点としたモーメント力により短辺が反り上がり始める。そして、降下長さが1000 mm程度になると鋳塊尻部が低温・剛体化するためバットカールの成長は終息する。バットカールはアスペクト比(鋳塊巾/鋳塊厚)に比例して増大し、また、注湯温度や降下速度の鋳造条件にも強く影響される。

形状課題の二つ目に、鋳塊尻から1 mの範囲において鋳塊厚さが定常域よりも厚くなるバットスエルがある。これは面削パス回数を増やし、また長手方向に面削量の傾斜を誘発する。バットスエルの原因は、注湯開始時に溶湯が受台からの冷却を強く受けて板状に凝固するため、定常域におけるようなサンプル溶湯による凝固収縮代が少ないからである。

形状課題の三つ目に、定常域における鋳塊断面形状が矩形形状からずれて例えばFig. 20のようなガータ形状を示す。鋳型キャンバー形状の適性化により鋳塊断面形状をフラットに作ることは可能であるが、降下速度が設計降下速度から増減すると鋳塊断面形状はそれ

ぞれ鼓状、あるいは太鼓状に変化する。従って、鋳塊断面形状は鋳造条件と1対1の関係にあり、鋳型台数を多く抱えてしまうジレンマにある。

鋳造組織課題の一つ目に、鋳塊表層にはFig. 21に示すようなサブサーフェスバンド(SSB)と呼ばれる粗大セル組織が生成され、面削においてSSBを均一に除去

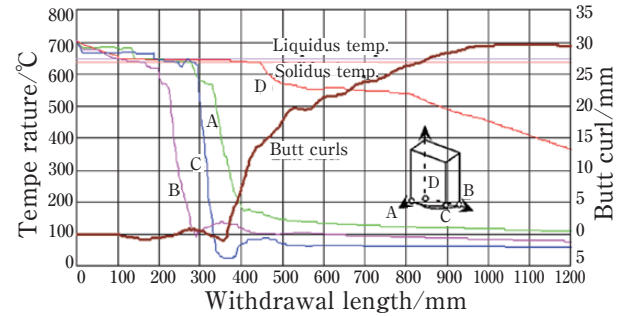


Fig. 19 Prediction of the butt curl growth in the early stage of the DC casting<sup>13)</sup>.

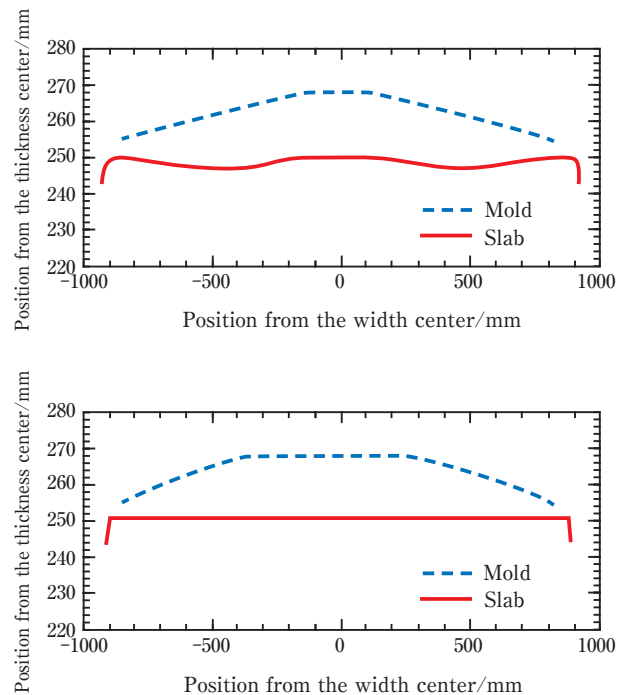


Fig. 20 Contour of the slab thickness influenced by the mold camber.

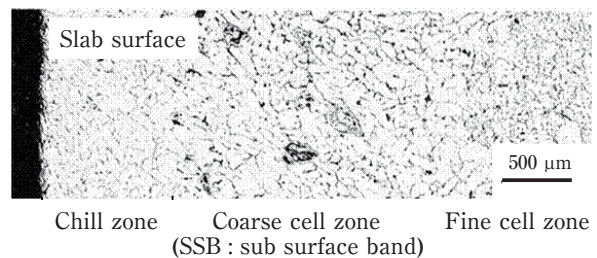


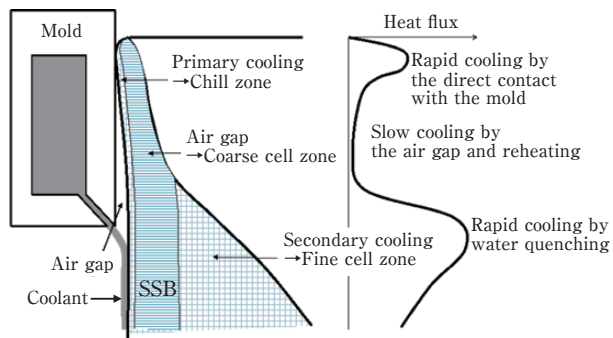
Fig. 21 Microstructure of the slab surface region<sup>14)</sup>.



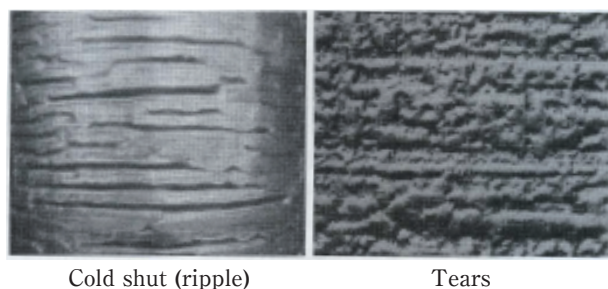
できない場合には圧延板の色調問題につながる場合がある。**Fig. 22**に示すように凝固収縮によりエアギャップが発生して冷却速度が大きく低下することが原因である。同様に、Al-Mg系合金ではエアギャップによる復熱により鋳塊表層のMg成分が再溶解して鋳塊表面に滲み出て発汗現象 (**Fig. 23**右図) が現われる。一方、Al-Fe-Si系合金やAl-Mg-Fe-Si系合金では、化学的表面处理(陽極酸化処理など)を行うと縦の木に類似した模様が現われる。発生原因は、Al-Fe系金属間化合物の種類が冷却速度の影響を受けて異なるからである。

鋳造組織課題の二つ目に、鋳塊表層にコールドシャットあるいはリップル (**Fig. 23**左図) と称する周期的な境目が存在する場合がある。これはSSBよりも鋳塊内部まで侵入しており、面削除去が不十分な場合には圧延においてコバ割れ要因となる。コールドシャットは**Fig. 24**に示すように注湯温度が低い場合、鋳型近傍のメナスカスが降下に伴って落ち込み、そこへ周囲から溶湯が周期的に覆うことにより発生する。

鋳造組織課題の三つ目に、鋳塊内部におけるマクロ偏析があり、共晶系成分では負偏析 (**Fig. 25**)、包晶系成分では正偏析になる。これらは、厚板製品の強度分布や美観に影響を与える。発生原因としては諸説あるが、サンプル溶湯流と関係していることは確かである。



**Fig. 22** Mechanism of the microstructure at the slab surface region by the variation of the heat reduction.



**Fig. 23** Cold shut and the tears occurred at the casting slab surface <sup>15)</sup>.

### 3.4 切断・面削工程

DC鋳塊には前述のように形状的、組織的に不健全な部位があり、通常はクビレ位置まで鋳塊尻を切断除去し、SSB組織を面削除去して圧延スラブを仕上げる。

### 3.5 均質化・加熱工程

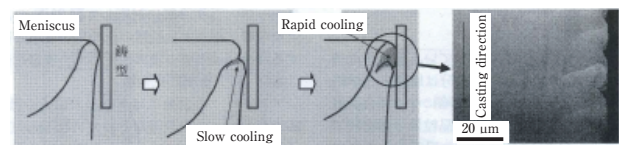
均質化処理では、凝固に起因する成分のミクロ偏析の均質化、過飽和固溶元素の析出および準安定相の安定化を図る。熱間圧延前の加熱処理は、均質化処理も兼ねてエネルギーロスを避けることが多い。

### 3.6 熱間圧延工程 <sup>17)</sup>

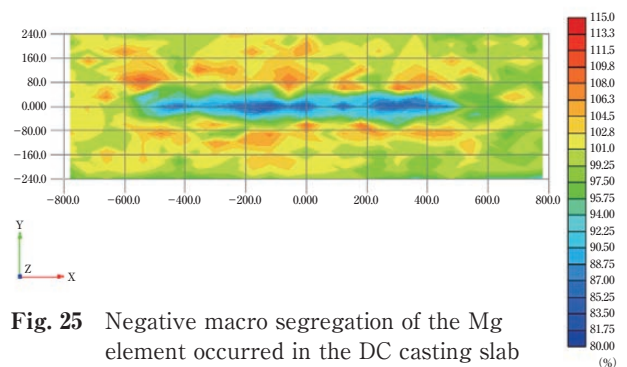
熱間圧延とは、再結晶温度以上で圧延材を減厚させる工程である。日本における主要なアルミニウム熱間圧延ラインは**Fig. 26**に示すように7拠点ある。熱間圧延ラインの形式は**Fig. 27**に示すように3タイプがある。Aタイプは可逆式圧延機1基のため設備的に安価であるが、ホットコイルからプレート材までを製造するには難しさがある。Bタイプは可逆式粗圧延機1基と可逆式仕上げ圧延機1基から構成され、圧延条件の自由度が増えることで製品品質の向上が図れる。Cタイプは可逆式粗圧延機とタンデム仕上げ圧延機から構成され、生産性の点で非常に有利である。

**Fig. 28**にCタイプの熱間圧延ラインの代表例を示す。均熱炉、粗圧延機、エッジャー、切断シャー、搬送テーブル、仕上げ圧延機および巻取り機から構成され、ライン全長は300～400mになる。

**Fig. 29**の熱間粗圧延機ではスラブ厚から30mm厚程度まで1パス当り最大40～50mmの圧下量にて圧延さ



**Fig. 24** Schematic illustration of the cold shut mechanism <sup>16)</sup>.



**Fig. 25** Negative macro segregation of the Mg element occurred in the DC casting slab of the 5000 series aluminum alloy.

れるため、鍛錬により金属組織が鋳塊組織から圧延加工組織へと変化し、スラブ内の鋳巣は潰されて圧着し、また金属間化合物も細かく砕かれて分散する。

Fig. 30の熱間仕上げ圧延機では1スタンド当たり50%程度の圧下率にて出側板厚2~10 mmまで圧延される。圧延材の板厚は飲料缶に代表されるように製品コイルの全巾全長について厳しい精度が要求されるため、後述するような板厚制御、板クラウン・形状制御および板温度制御の高度化が進められている。

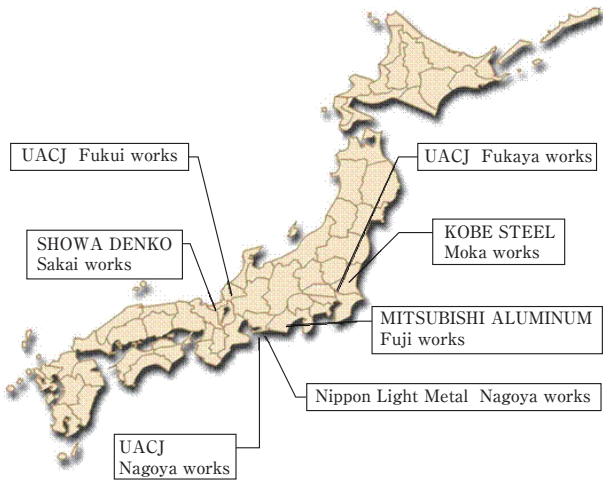


Fig. 26 Major factories which have a large hot rolling line in Japan.

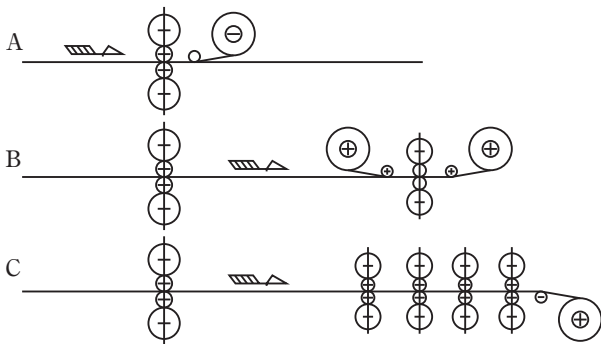


Fig. 27 Various types of hot rolling line, A: one reversible mill, B: two reversible mills, C: reversible mill and 4 tandem mill<sup>18)</sup>.

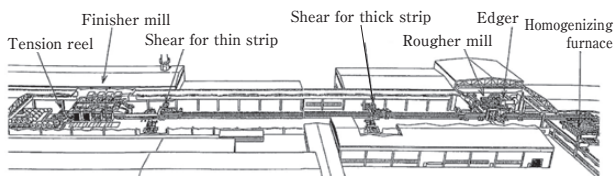


Fig. 28 Layout of the hot rolling process<sup>19)</sup>.

3.7 冷間圧延工程<sup>17)</sup>

冷間圧延は、ホットコイルを再結晶温度以下で圧延し、製品品質(製品寸法、機械的性質、板表面光沢など)を最終的に作り込む重要な工程である。熱間仕上げ圧延と同様に、高度な板厚制御および板形状制御が行われる。Fig. 31のシングル冷間圧延機ではホットコイルを1パス当たり20~60%の圧下率で製品厚まで圧延し、

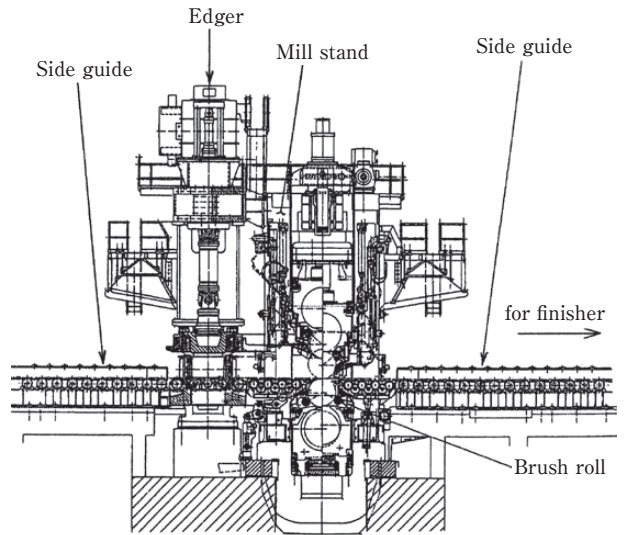


Fig. 29 Hot rolling rougher mill (4 Hi-reversible mill)<sup>19)</sup>.

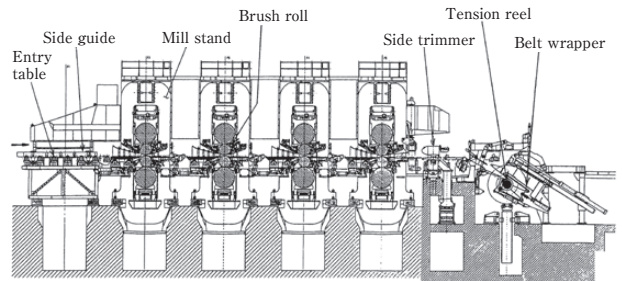


Fig. 30 Hot rolling finisher mill (4Hi-4stand tandem mill)<sup>19)</sup>.

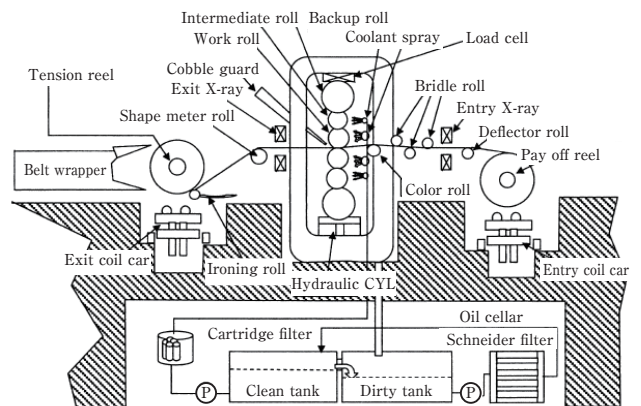


Fig. 31 Cold rolling mill (6Hi-nonreversible mill)<sup>5)</sup>.

中間に熱処理を行い材料特性を制御している。また、タンデム冷間圧延機では1パスで製品厚まで減厚することができ、工程合理化により生産性が高い。

3.8 厚板工程<sup>17)</sup>

厚板製品(プレート材)は、熱間粗圧延機にて所定の板厚まで圧延され、熱間圧延ライン内のシャーにて切断された後、厚板処理ラインへ送られる。

4. 圧延基礎理論<sup>17)</sup>

圧延加工における材料変形挙動を Fig. 32 に示す。ロールと材料との接触弧長  $L_d$  は、幾何学的関係から入側板厚  $h_1$ 、出側板厚  $h_2$ 、扁平ロール半径  $R'$  で決まる。

$$L_d = \sqrt{R'(h_1 - h_2)} \quad (7)$$

接触弧長域での板速度は、ロール速度と一致する中立点を境にして入側では遅く(後進域)、出側では速くなる(先進域)。

2次元圧延理論によると接触弧長域での圧延圧力は、材料変形分の荷重にロールと材料間の摩擦による荷重

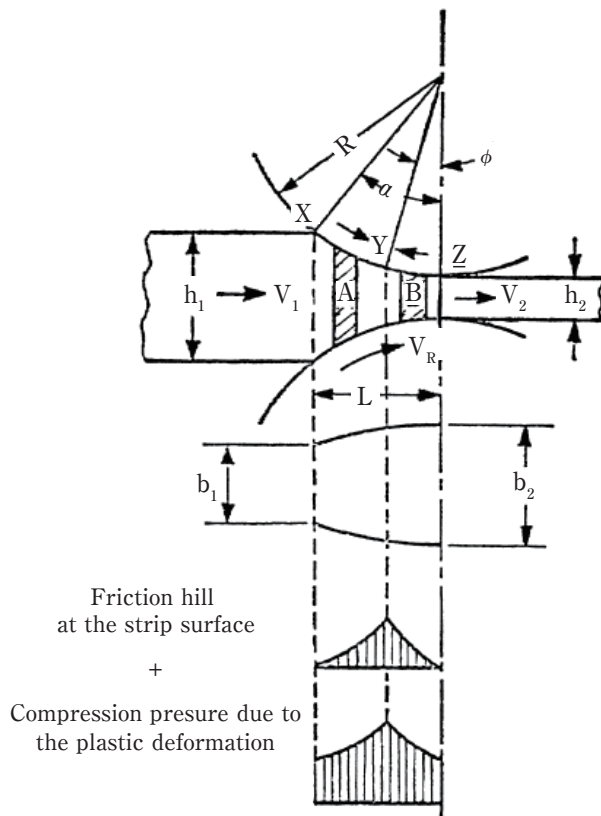


Fig. 32 Distribution of the normal rolling pressure along the arc of contact in the rolling strip<sup>20)</sup>.

を上乗せした分布となる (Fig. 33)。圧延圧力分布は、前方・後方張力、摩擦係数、ロール径などの影響を受けてピーク位置およびピーク高さが変化する。

圧延荷重はこの圧延圧力分布を接触弧長と板巾方向で積分することにより得られるが、実機設定計算では簡易的な荷重式 (8) が用いられる。

$$P = k_m \cdot b \cdot L_d \cdot Q_p \quad (8)$$

ここで、 $P$ は圧延荷重、 $k_m$ は材料の平均変形抵抗、 $b$ は板巾、 $L_d$ は接触弧長、 $Q_p$ は圧下力関数である。圧下力関数は、材料変形分の荷重に対する圧延条件の影響を含めた圧延荷重の比率である。

平均変形抵抗は、歪み  $\epsilon$ 、歪み速度  $\dot{\epsilon}$  および材料温度  $T$  の関数として式 (9) の基本形で与えられ、合金ごとの各パラメータ値 (A,B) は実機プロセス計算機内に表関数として実装されている。

$$k_m = A \epsilon^n \dot{\epsilon}^m \exp[B/(T + 273)] \quad (9)$$

後述の板厚制御では荷重予測が重要であるが、変形抵抗の精度や摩擦係数の算出の難しさから圧延実績から圧下力関数を合わせ込んで予測しているのが実情である。

一方、圧延における出側板厚は、材料が圧延される際の荷重によってロールギャップが僅かに広がる変化分(ロール扁平+ハウジング伸長)に対応したミル側の弾性力とのバランスで決まる。

$$h = S + P/M \quad (10)$$

ここで、 $h$ はミル側での出側板厚、 $S$ は初期ロールギャップ、 $M$ はミル定数(縦剛性係数)である。Fig. 34は

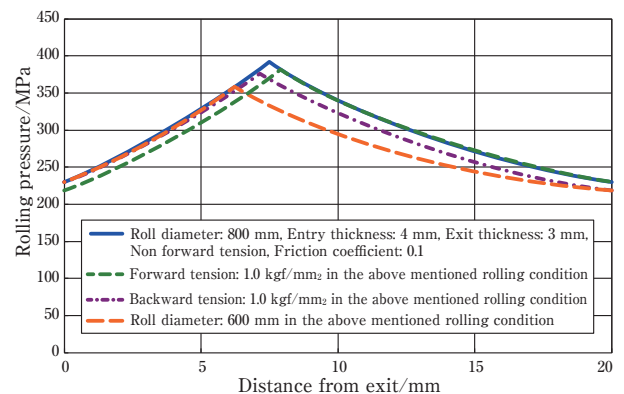


Fig. 33 Distribution of the normal rolling pressure calculated by Nadai's solutions of Karman's equation.



式 (8) に式 (7) を代入した材料塑性曲線と式 (10) のミル剛性曲線の概念図で、両者の交点 A が出側板厚となる。

後述の板厚変動の要因には、ロール偏芯、入側板厚変動、材料温度分布による変形抵抗の変化などがある。これらの変動要因は Fig. 34 の材料塑性曲線を水平移動、あるいは傾きを変更することに相当し、対するミル剛性曲線は一般に変化しないため交点である出側板厚が変化することになる。

### 5. 圧延における品質作りこみ<sup>17)</sup>

圧延材の板厚精度は、Fig. 35 のアルミニウム飲料缶に代表されるように圧延製品の全長全巾において許容差  $\pm 5 \mu\text{m}$  の精度が要求されている。したがって、その板厚精度を保証すべく、板厚制御、板クラウン・形状制御および板温度制御の高度化が進められ、圧延品質の作り込みが行われている。

#### 5.1 板厚制御<sup>17)</sup>

圧延方向の板厚変動の要因として、ロール偏芯、ロール熱膨張、入側板厚変動、材料成分あるいは温度分布の偏りによる平均変形抵抗式 (9) の変動がある。また、前述のように前方・後方張力の変動は荷重を介して板厚変化を起こす。ロールバイトでの油膜厚さは圧延速度に比例するため、それが摩擦係数および荷重を介して板厚変動につながる。

以上の板厚変動要因は非常に重要なパラメータではあるがこれら全てを把握し即座に制御することは容易

ではない。したがって、計測された出側板厚に応じて次のような板厚制御 (AGC: automatic gauge control) が行われる。

- (1) 圧下制御方式: ロールギャップを変更する方式 (熱延, 冷延および中厚箔圧延)
- (2) 張力制御方式: 入出側張力を変更する方式 (冷延および中～薄箔圧延)
- (3) 速度制御方式: 圧延速度を変更する方式 (箔圧延)

一方、出側板厚を検知する方法として、荷重データから板厚を計算する方法 (ゲージメータ AGC) および圧延機出側に設置した X 線板厚計で計測する方法 (モニター AGC) がある。前者は検出時間の遅れがない利点があるが、ロール偏芯に起因した荷重変動から板厚を誤って調整してしまう欠点がある。この点、後者は実際の板厚を計測するため正確ではあるが、急激な板厚変動に応答が遅れる。この他、入側板厚を知って予めロールギャップを調整する方法 (フィードフォワード AGC) があるが、制御として応答性を高めることはできるものの板厚予測精度に依存する。より高い板厚制御を得るにはこれらの併用が有効であり、オフゲージの低減対策などの目的に合わせて各種 AGC のゲインの最適化を行っている。

#### 5.2 板厚クラウン制御<sup>17)</sup>

巾方向板厚分布を特徴づける指標として、板巾中央板厚  $h_c$  と巾端板厚  $h_e$  から板クラウン比率  $\gamma$  が定義される。

$$\gamma \equiv (h_c - h_e) / h_c \quad (11)$$

巾方向板厚変動の要因には、Fig. 36 に示すように圧延荷重に伴うロールたわみと板道のロール温度上昇に

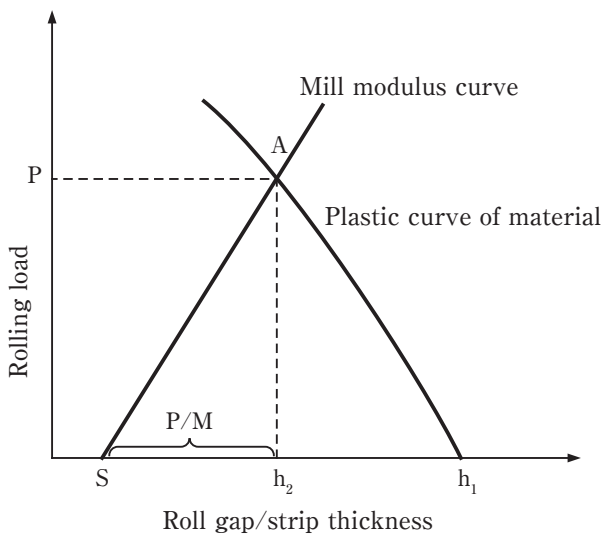


Fig. 34 Gagemeter diagram, P: rolling load, S: preset roll gap,  $h_1$ : entry strip thickness,  $h_2$ : exit strip thickness, M: mill modulus.

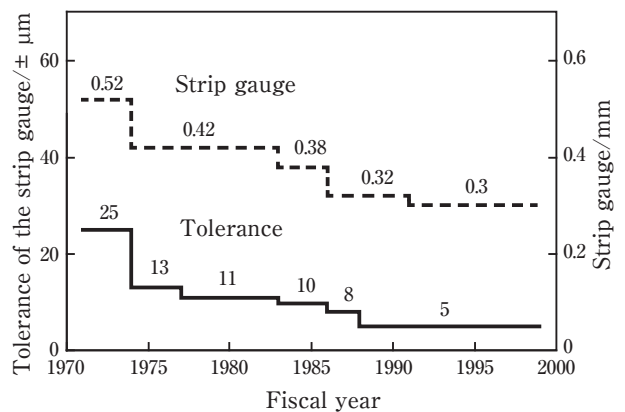
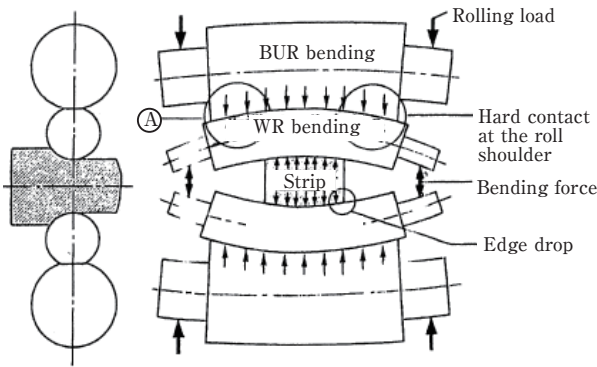


Fig. 35 Change of the strip gauge and its tolerance for the can body stocks<sup>19)</sup>.



Single chock bender	Double chock bender	HC mill
VC roll	TP roll	CVC mill
Hydraulic pressure Sleeve	Taper ring Sleeve Arbor	

Fig. 37 Various actuators for the strip crown control <sup>22)</sup>.

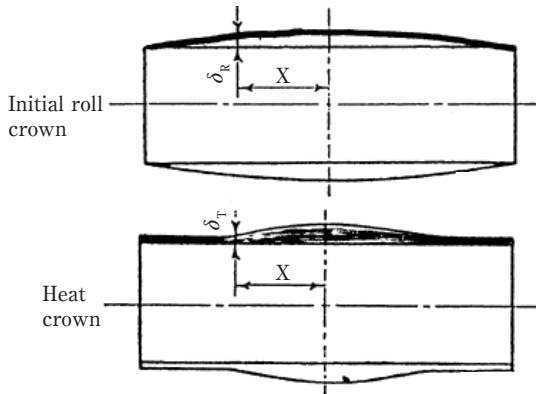


Fig. 36 Effective factors on the strip crown <sup>21)</sup>.

よるロール熱クラウンがある。通常、ロールたわみに対してはロールベンディング装置を、またロール熱クラウンに対してはロールクーラントスプレーの中方向流量制御を適用する。また、予めロール研磨時にインシヤルクラウンをつけて板クラウン制御の補強を図る。一方、冷延においては異温冷却による制御がある。

さらに強力な板クラウンの制御手段として、Fig. 37に示す多種多様なクラウン制御装置が開発されている。VC (variable crown) ロールではバックアップロールのスリーブを油圧により太鼓状に膨らませる。TP (taper piston) ロールではバックアップロールのスリーブ肩にテーパピストンを出し入れしてワークロールベンダーの効きを高める。CVC (continuous variable crown) ミルではS字曲線形状を持つワークロールを横方向にシフトし、ワークロールの間隙を2次関数的に制御する。冷延では6段HC (high crown) ミルがあり、中間ロールをシフトすることによりロールベンダーの効きを高める。

セットアップ時には、上記のインシヤルクラウン、ロールベンディング、ロール熱クラウンおよびクラウン制御装置の設定量から板クラウンの初期最適化が図られる。一方、圧延中では圧延機出側に設置した走査型X線板厚計による測定から目標板クラウンとの差

異に対応してロールベンダーなどのアクチュエータにフィードバック制御が行われる。

### 5.3 板形状制御<sup>17)</sup>

板形状にはTable 4のような形状不良があり、板寸法精度の劣化だけではなく圧延生産性上の障害要因ともなるため、その抑制が重要視されている。

形状不良は、長手方向伸びの板巾内の不均一分布によって生じ、その波形形状 (Fig. 38) を正弦曲線で近似すると、波高さ $\delta$ と波ピッチ $l$ を用いて急峻度 $\lambda$ として表現される。

$$\lambda \cong \delta/l \tag{12}$$

長手方向伸びをFig. 39のように巾方向に短冊状に分割して考えると、急峻度 $\lambda$ と圧延前後の板クラウン比率の変化 $\Delta\gamma$ との関係性が得られる。符号の $\pm$ は、それぞれ耳伸びと中伸びを意味する。

$$\lambda = \pm \frac{2}{\pi} \sqrt{\Delta\gamma} \tag{13}$$

したがって、形状に用いられる手段は板クラウン制御と基本的に同じであり、ワークロールベンダー、クラウン制御装置およびロールスプレー巾方向流量制御である。

板形状はFig. 40の各種形状センサーにより巾方向の伸び差分布として検知され、Fig. 41に示す自動平坦度制御AFC (automatic flatness control) の例のように板形状測定結果より各種アクチュエータにフィードバック制御が行われる。

### 5.4 板温度制御<sup>17)</sup>

熱間圧延における板温度は、最終製品の機械的性質および板表面品質に大きな影響を与えるため、板温度

Table 4 Type of the strip shape <sup>19)</sup>.

Type	Figure
Edge wave	
Center buckle	
Quarter buckle	
One sided edge wave	
Flat	

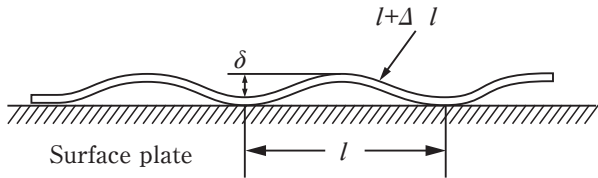


Fig. 38 Definition of the strip shape (flatness) <sup>23)</sup>.

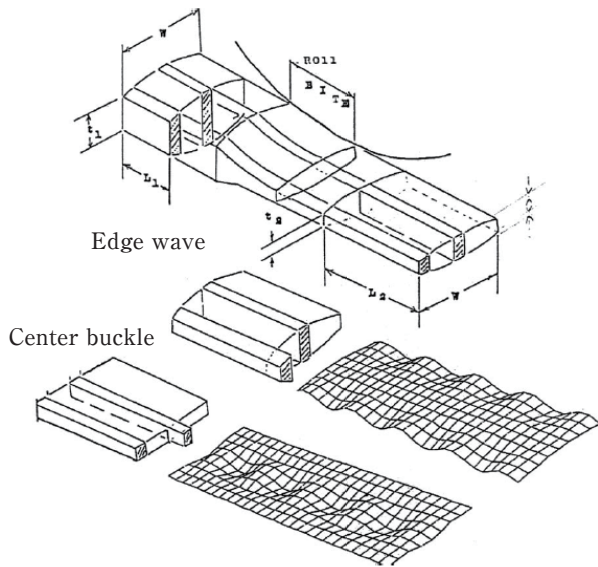


Fig. 39 Relationship between the strip crown and the shape <sup>14)</sup>.

制御は非常に重要である。また、製品によっては、材料に添加される合金成分の固溶および析出、結晶粒の再結晶挙動などを積極的に制御するため、粗圧延から仕上げ圧延までの板温度を設定温度内に入れる必要がある。

Shapemeter	Schematic illustration
Optical triangulation	
Air pressure	
Magnetoelastic	

Fig. 40 Various types of the shapemeters <sup>19)</sup>.

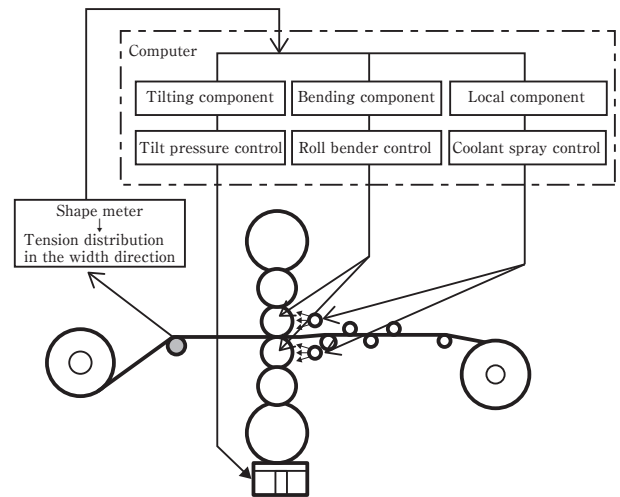


Fig. 41 Configuration of the automatic flatness control system (AFC) in the cold rolling <sup>19)</sup>.

圧延時の板温度に対する影響因子は、Fig. 42のようにロール接触冷却、空気冷却、クーラント冷却、加工発熱、摩擦発熱などがあり、圧延条件(パススケジュール)によってこれらの影響因子の効き方が変わる。この内、最も自由度が高く制御能力の高い因子はクーラント冷却であり、補遺にてロールスプレー冷却に関する実験および解析について詳細説明を行った。

Fig. 43に熱間仕上げ圧延における板温度制御システム例を示す。セットアップ時には入側放射温度計による計測温度を初期板温度に取り、代表点(長手方向中心)が圧延される状況での上述の伝熱方程式を解く。この



Qe: Cooling by the air  
 Qw: Cooling by the coolant  
 Qr: Heat reduction by the work roll  
 Qf: Heat generation by the friction  
 Qp: Heat generation by the plastic deformation

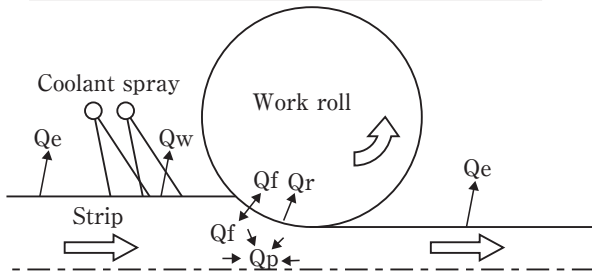


Fig. 42 Influencing factors on the strip temperature <sup>19)</sup>.

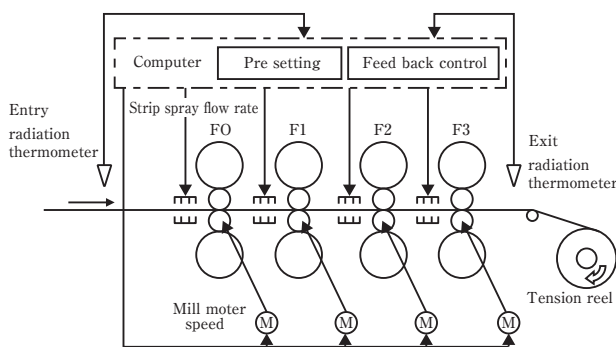


Fig. 43 Strip temperature control system in the hot rolling <sup>19)</sup>.

時、巻取り温度が目標温度になるようにクーラント流量や圧延速度の初期設定が行われる。一方、圧延中には出側放射温度計による計測温度と目標温度の差異を縮小すべく圧延速度とクーラント流量にフィードバック制御が行われる。

### 5.5 板表面制御<sup>17)</sup>

アルミニウム板製品は、建材パネル、印刷版などを代表として表面品質を重要特性とする用途が多く、板表面品質の重要性は非常に高い。圧延において板表面品質を決定する因子は、潤滑条件とロール表面性状である。

熱間圧延油では、水ベース中に油滴が乳化状態で存在するエマルジョン油(油分濃度3～10%)が用いられ、エマルジョン油がロールや圧延材に衝突すると水と油に分離し(プレートアウト)、水は圧延材およびロールの冷却媒体に、油はくさび効果によりロールバイトに導入されて潤滑剤として働く (Fig. 44)。ロールバイト内での潤滑状態は、流体潤滑(摩擦係数<0.01)と境界潤滑(摩擦係数0.1程度)が混在した混合潤滑状態である。一方、冷間圧延油では、一般に100%油分状態(ニ

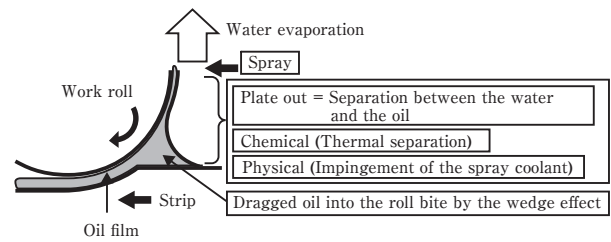


Fig. 44 Behavior of the hot rolling lubricant between the work roll and the strip <sup>19)</sup>.

ート)の鉱油が用いられるが、海外および国内の一部では水溶性冷間圧延油が用いられている。

ロールバイト内での油膜厚さ $h_L$ は流体潤滑理論によると、圧延油粘度 $\eta$ 、ロール速度 $U_R$ 、板速度 $U_S$ 、噛み込み角 $\alpha$ 、圧延圧力 $p$ で与えられる。

$$h_L \propto \eta \frac{U_R + U_S}{\alpha \cdot p} \quad (14)$$

この油膜厚さが厚い場合には、流体潤滑領域の割合が増して摩擦係数が低下し、良好な板表面性状になる。しかし、摩擦係数 $\mu$ が小さくなり過ぎると噛み込み失敗につながるため、摩擦力による引き込み力と圧延圧力による押し返し力とのバランスから式(15)の大小関係にあることが必要である。

$$\mu \geq \tan \alpha \quad (15)$$

さて、ロール表面性状はアルミニウム板表面に直接転写されるため非常に重要であるが定量的管理が難しい一面がある。製品の板表面となる冷間の仕上げ圧延では、ロール粗度を $R_{max}=1 \mu\text{m}$ で管理するが光沢を重視する場合には鏡面仕上げを行う。また、板成形時の潤滑性を重視する場合にはブラスト処理によりロール表面を無方向性のダルフィニッシュ面に仕上げている。

一方、アルミニウム圧延特有で繊細な管理が必要なものとしてロールコーティングがある (Fig. 45)。これはアルミニウムとその酸化物および圧延油成分からなる層が高温高圧下でロール表面に凝着したものである。ロールコーティングが適度に生成されると摩擦係数が大きくなり、圧延剤の噛み込み性が改善される。しかし、過剰な厚みになるとロールコーティングがロールから圧延材に移着して Fig. 46 のような板表面欠陥となる。従って、ロールコーティングが板表面品質を作り込む上で大きく影響する熱間圧延では、ミル内に配備したブラシロールによりロールコーティングを適度な厚みまで研削除去する。また、ロールコーティン

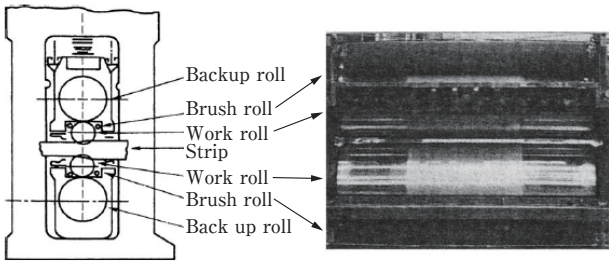
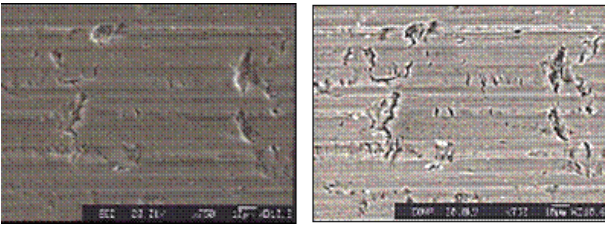
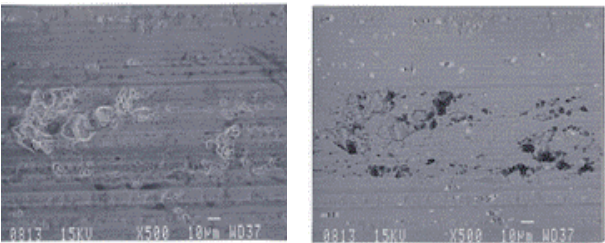


Fig. 45 Roll coating generated at the roll surface <sup>24)</sup>.



Pick up defect, left: SEM image, right: COMPO image



Sticking defect, left: SEM image, right: COMPO image

Fig. 46 Defect generated at the strip surface due to the roll coating <sup>19)</sup>.

グの生成に伴いながら安定した圧延を継続するには、圧延材の合金組成や板巾などの圧延条件を考慮した圧延スケジュールを組み立てることも肝要である。

## 6. おわりに

最近、材料の機械的性質に影響のある圧延工程での集合組織形成や析出現象などを、材料組織形成シミュレーション(古典物理モデル、フェーズフィールド法、第一原理計算など)を駆使して予測する試みがある。これにセンサーなどの計測技術を含めた革新が加わるとIoTの利用を含めてアルミニウム圧延の新展開につながるものと期待される。

## 7. 補遺

### 7.1 ロール冷却能の評価実験

ワークロール温度はロール熱クラウンと板表面性状に直接的な影響を与えるため、これを適正温度に保つ

ためにはクーラントスプレーによるロール冷却が必要となる。著者らは実機ロールと同じ径を有するロール冷却シミュレータ装置 (Fig. 47, Fig. 48, Fig. 49およびTable 5) を製作し、クーラント熱伝達係数に与えるスプレー流量密度、ノズル振れ角、ノズル配置などの影響について検討を行った。

ロール内への熱電対埋め込み位置 (Fig. 50) は、深さ方向に0, 10, 20, 80 mm, 巾方向に38 mmピッチで計12点に配置した。内部スチーム加熱によりロール温度が均一に140℃になった段階でスチーム加熱を切り、スプレー実験を開始した。ロール表面温度は (Fig. 51) ロール回転によりクーラントスプレーが当たるタイミングで減衰し、空気冷却域で温度回復しながら徐々に温度低下して行く。

### 7.2 クーラント熱伝達係数の求め方

クーラント熱伝達係数は深さ10 mm位置の熱電対温度データを用いて、次の仮定の下、まず、ロール周方向平均のクーラント熱伝達係数 $h$ として算出する。



Fig. 47 Experiment apparatus to evaluate the roll cooling <sup>25)</sup>. (upper: roll and the spray nozzles, lower: coolant tank)

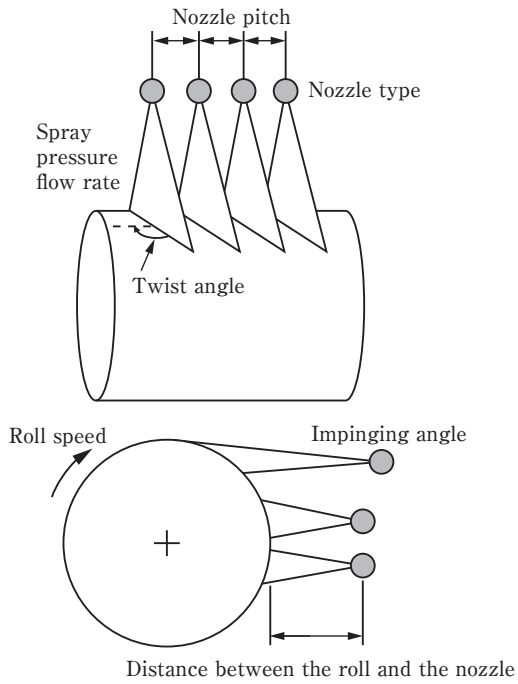


Fig. 48 Experiment parameters of the roll cooling simulator<sup>25)</sup>.

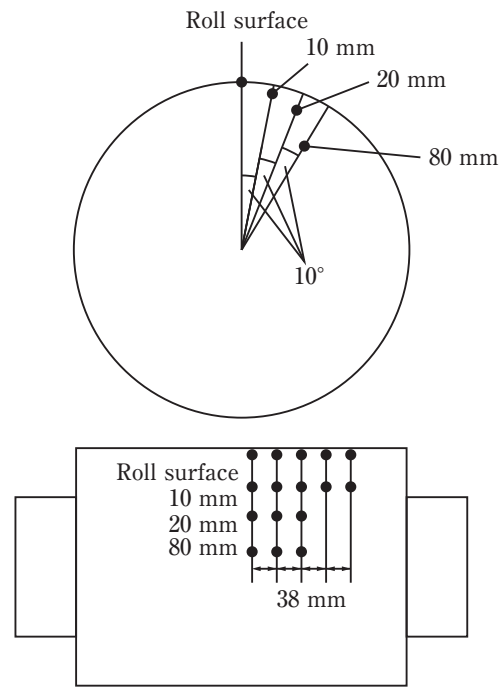


Fig. 50 Arrangement of the thermocouples in the roll<sup>25)</sup>.

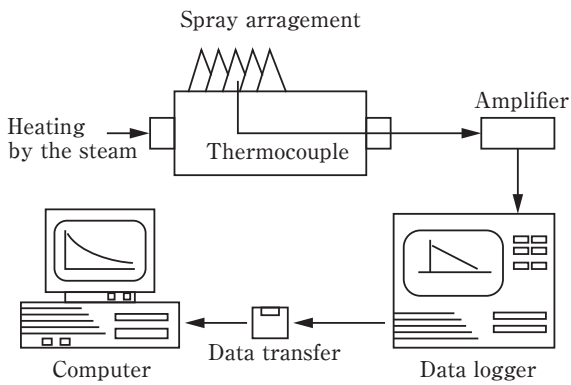


Fig. 49 Data flow of the roll cooling simulator<sup>25)</sup>.

Table 5 Specification of the experiment apparatus<sup>25)</sup>.

Items		Specification
Roll	Size	$\phi 675 \times 660$ mm (hollow $\phi 400$ mm)
	Material	RP48 (Special forged steel)
	Speed	0~360 rpm
Heater	Heat source	Inner heating by the steam, max150°C
Spray	Pressure	0~15 kg/cm <sup>2</sup>
	Flow rate	0~60 l/min (per nozzle)
Nozzle	Arrangement	Column 3×Row 4 = 12
		Nozzle pitch, Nozzle type
		Number, Impinging angle
Lubricant	Type	Soluble coolant for the hot rolling
	Temperature	60°C (Heating by steam)
	Tank capacity	2000 l
Sensor	Pressure	Pressure gauge
	Flow rate	Flowmeter
	Temperature	Thermocouple embedded in the roll ( $\phi 0.5$ Sheathed thermocouple)
	Data logger	Sampling pitch 100 ms

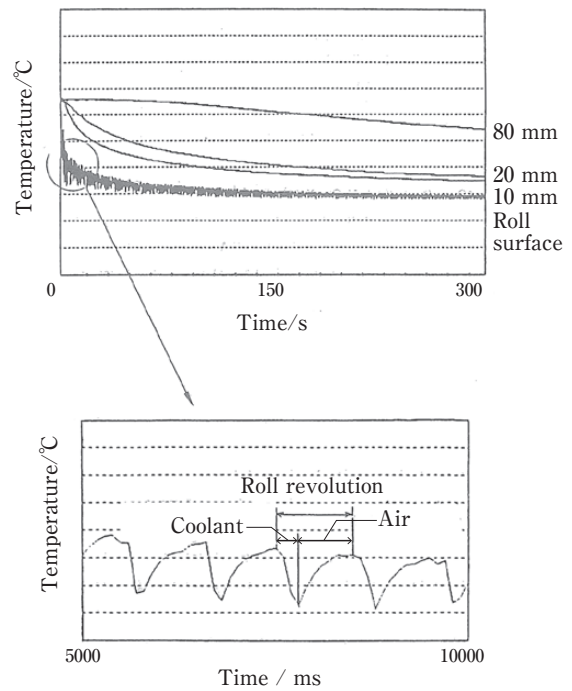


Fig. 51 Temperature variation due to coolant cooling and air cooling during the roll revolution<sup>25)</sup>.

- (1) 熱の流れは半径方向のみ
- (2) ロールの物性値は一定
- (3) 冷却中ロール内部に熱源はない

したがって、ロール温度  $T(r, t)$  はロール内部において



$$\frac{\rho C}{\kappa} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \quad (16)$$

ロール表面では、

$$\kappa \frac{\partial T}{\partial r} = -h(T - T_\infty) \quad (17)$$

となり、初期条件および境界条件は次の通りである。

$$T(r, 0) = T_0 \quad (18)$$

$$\frac{\partial T(0, t)}{\partial r} = 0 \quad (19)$$

ここでは、 $\rho$ は密度、 $C$ は比熱、 $\kappa$ は熱伝導率である。ロール温度は位置座標に関してベッセル関数、また時間座標に関して指数関数の積の無限級数和として解析的に解ける。

$$\frac{T - T_\infty}{T_0 - T_\infty} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2J_1(\xi_n)}{\xi_n \{J_0^2(\xi_n) + J_1^2(\xi_n)\}} J_0(\xi_n r^*) \exp(-\xi_n^2 t^*) \quad (20)$$

ここで、 $\xi_n$ は超越方程式の正根である。

$$\xi_n \frac{J_1(\xi_n)}{J_0(\xi_n)} = \frac{hR}{\kappa} \quad (21)$$

また、 $r^*$ 、 $t^*$ は規格化された変数である。

$$r^* \equiv \frac{r}{R} \quad (22)$$

$$t^* \equiv \frac{\kappa t}{\rho C R^2} \quad (23)$$

平均クーラント熱伝達係数 $h$ を求めるには、ロール冷却シミュレータ実験の温度データより式(20)の左辺を計算し、右辺がこれとバランスするように式(21)右辺の熱伝達係数 $h$ を調整して収束計算を行う。

さて、平均クーラント熱伝達係数 $h$ が求まると、クーラント熱伝達係数 $h_c$ はFig. 51に見るクーラント冷却時間帯 $\theta_c$ と空気冷却時間帯 $\theta_A$ 、即ち、周方向占有率より次のように求められる。

$$h_c = \frac{h(\theta_c + \theta_A) - h_A \theta_A}{\theta_c} \quad (24)$$

なお、空気冷却の熱伝達係数 $h_A$ は別実験で求めておく。

以上の解析方法で求められたクーラント熱伝達係数 $h_c$ をFig. 52に示す。スプレー流量密度 $G$ (スプレ圧力 $P$ は $G^2$ に比例)で整理すると次の実験式が得られた。

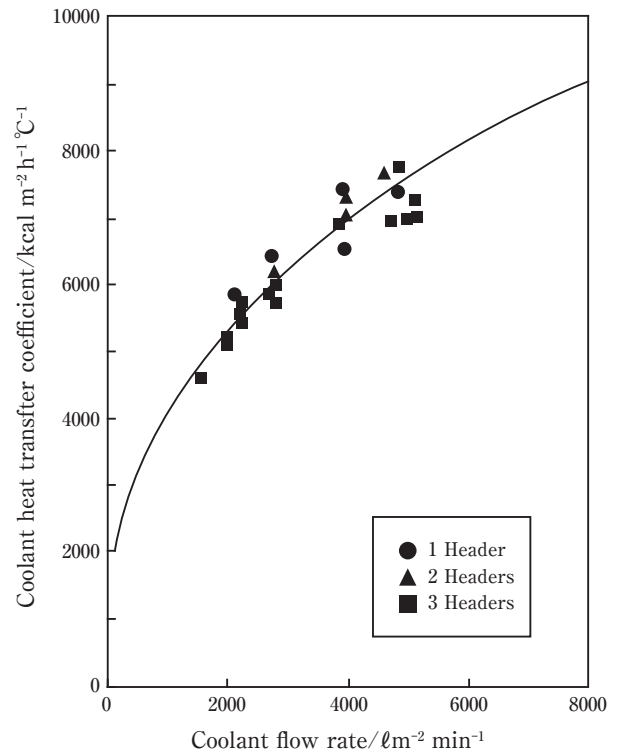


Fig. 52 Coolant heat transfer coefficient v.s. coolant flow rate <sup>25)</sup>.

$$h_c \propto G^{0.4} \quad \text{あるいは} \quad h_c \propto P^{0.2} \quad (25)$$

### 7.3 ノズル振れ角の影響

実験で用いたスプレーはフラットタイプであり、スプレー距離300 mm位置では約20 mm × 200 mmの衝突面積がある。そのスプレー状況下での巾方向流量分布を測定した結果がFig. 53である。

ロールバレル方向を基準にスプレー振れ角を設けるとFig. 54のようにスプレー巾中心位置のロール冷却能(相対クーラント熱伝達係数)が若干高まる傾向が見られる。

### 7.4 ノズル配置の影響

実機のロール冷却ではあるノズル振れ角を持って一定ピッチで複数個のノズルが配置され、区分ごとにON/OFF制御がなされる。ノズルピッチのロール冷却能(平均クーラント熱伝達係数)への影響を調査した結果がFig. 55である。ノズル振れ角を15°に設定してノズルピッチを76, 152, 228, 304 mmに振ると、後者2ケースは明らかにロール冷却能が低下する。これはノズル振れ角が15°の場合、ロールバレル方向のスプレー巾が190 mmになるからである。

一方、多段スプレーバーを用いる場合には、上段ス

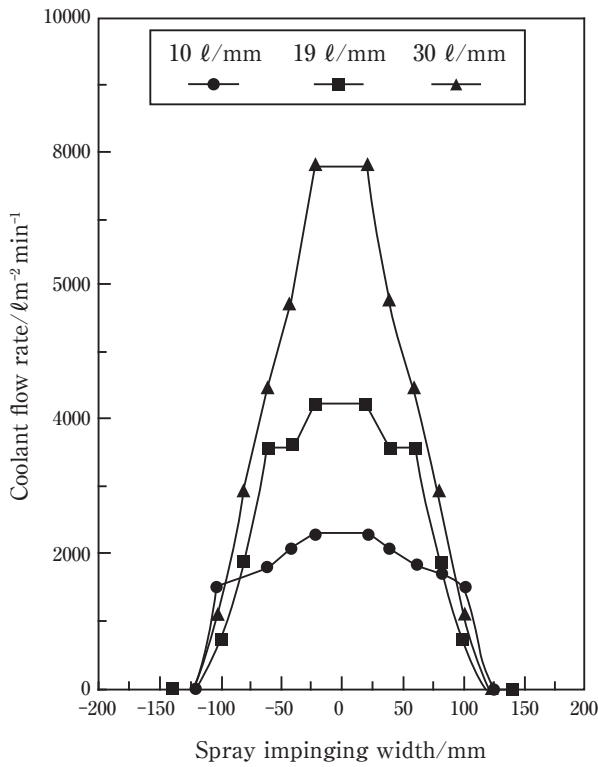


Fig. 53 Distribution of the coolant flow rate along the spray impinging width <sup>25)</sup>.

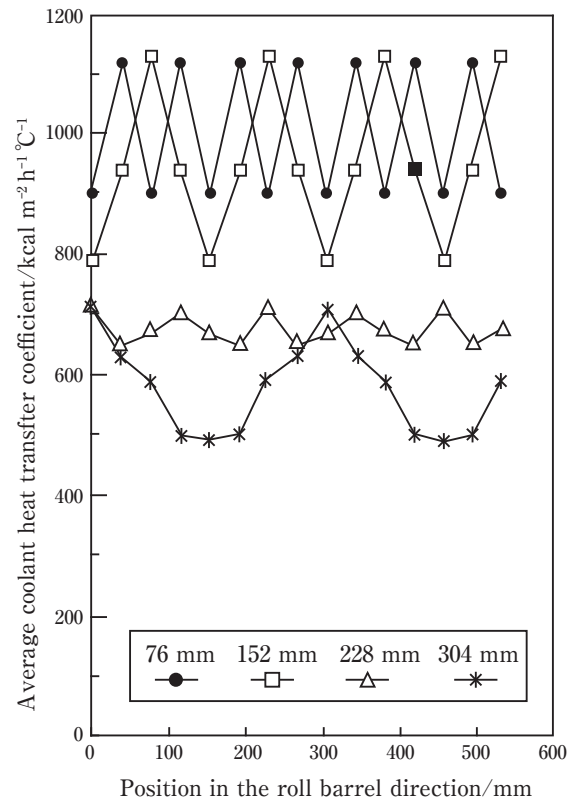


Fig. 55 Dependence of the average heat transfer coefficient on the nozzle pitch <sup>25)</sup>.

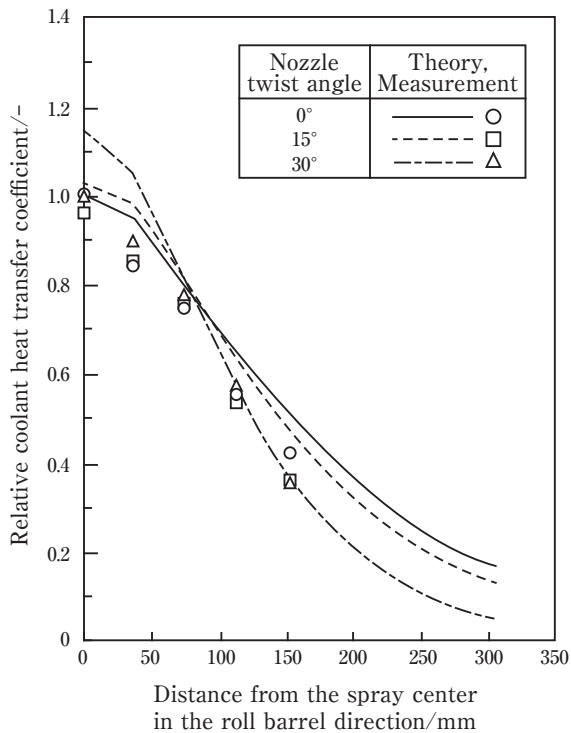


Fig. 54 Dependence of the relative coolant heat transfer coefficient on the nozzle twist angles <sup>25)</sup>.

プレーバーからのクーラントが下段スプレーに覆い被さる状況となるためクーラントの排水性、即ち、ノズル振れ角を適正化することが肝要である。

### 7.5 ロール温度計算への適用

上記で求めたロール冷却に対するクーラント熱伝達係数をロール温度計算モデルに適用し、実機圧延スケジュールをトレースした。

ロール温度  $T(r, t, z)$  には円柱の熱伝導方程式 (26) および式 (27) を、ロール熱クラウン  $u$  には式 (28) を用いた。

$$\frac{\rho C}{\kappa} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \quad (26)$$

$$\kappa \frac{\partial T}{\partial r} = -\bar{h}(T - \bar{T}) \quad (27)$$

$$u = \frac{2(1+\nu)\alpha}{R} \int_0^R (T - T_0) \cdot r \cdot dr \quad (28)$$

ここで、 $\nu$  はポアソン比、 $\alpha$  は線膨張係数である。

ロール周方向の平均熱伝達係数  $\bar{h}$  および平均温度  $\bar{T}$  は Fig. 56 に示すように、①圧延材料、②空気冷却、③バックアップロールおよび④クーラント冷却について、占有率で平均化した。具体的な入力データ値を Table 6 に示す。

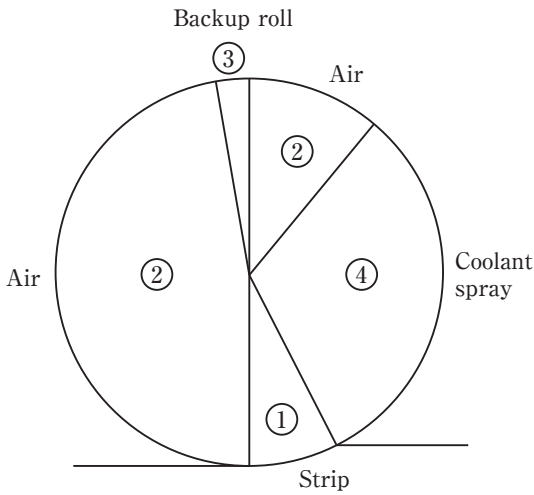


Fig. 56 Peripheral boundary condition for roll temperature model<sup>26)</sup>.

Table 6 Input data of the roll temperature and the heat crown calculation<sup>26)</sup>.

Items	Unit	Value
Work roll diameter	mm	725
Backup roll diameter	mm	1530
Roll barrel length	mm	2850
Density	kg/m <sup>3</sup>	7800
Thermal capacitance	kJ/kg-K	0.46
Thermal conductivity	W/m-K	46
Thermal expansion coefficient	1/K	1.14×10 <sup>-5</sup>
Young's modulus	N/m <sup>2</sup>	2.1×10 <sup>11</sup>
Poisson's ratio	-	0.3
Heat transfer coefficient		
Coolant	W/m <sup>2</sup> -K	8000
Strip	W/m <sup>2</sup> -K	64000
Air	W/m <sup>2</sup> -K	10
Backup roll	W/m <sup>2</sup> -K	1100
Boundary temperature		
Coolant	K	333
Strip	K	593
Air	K	323
Backup roll	K	343

$$\bar{h} = \frac{\sum_{i=1}^4 h_i \cdot \theta_i}{\sum_{i=1}^4 \theta_i} \quad (29)$$

$$\bar{T} = \frac{\sum_{i=1}^4 h_i \cdot \theta_i \cdot T_i}{\sum_{i=1}^4 h_i \cdot \theta_i} \quad (30)$$

(1) 圧延材料①

$$\theta_1 = \frac{L_d}{2\pi R} \sim 1.3\% \quad (31)$$

$$L_d = \sqrt{R'(\Delta h)}$$

$$R' = R \left[ 1 + \frac{16(1-\nu^2)P}{\pi E b \Delta h} \right]$$

ここで、 $R$ はロール半径、 $L_d$ は接触弧長、 $P$ は荷重、 $E$ はヤング率、 $b$ は板巾、 $\Delta h$ は入側板厚と出側板厚の差である。

(2) バックアップロール③

$$\theta_3 = \frac{\zeta}{2\pi R} \sim 0.3\% \quad (32)$$

$$\zeta = \sqrt{\frac{16(1-\nu^2)}{\pi E} - q \frac{D_1 D_2}{D_1 + D_2}}$$

ここで、 $D_1$ 、 $D_2$ はワークロールおよびバックアップロールの直径、 $q$ は2円柱の接触による線荷重

(3) クーラント冷却④

ロール冷却シミュレータの測定結果より、

$$\theta_3 = 36\% \quad (33)$$

(4) 空気冷却②

上記境界条件以外を空気冷却と仮定した。

$$\theta_2 = 62.4\% \quad (34)$$

Fig. 57はロール巾中心位置でのロール表面温度、Fig. 58はロール熱クラウンの時系列の計算結果であり、実測結果との一致は非常に良い。一方、Fig. 59はロール熱クラウンの巾方向分布であり、これも実測結果との一致は非常に良い。なお、1次元モデルとは式(26)において半径方向を考慮しないモデルである。



参考文献

- 1) 日本アルミニウム協会：アルミニウム統計表, (2014).
- 2) 日本アルミニウム協会：アルミニウムハンドブック, (1994).
- 3) 箕田 正：軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造技術」第5章, 軽金属学会, (2009), 56-71.
- 4) 吉田英雄, 内田秀俊：軽金属, **45** (1995), 41-55.
- 5) 菱川 滋, 小林博幸：古河レビュー No.4, (2008), 1-9.
- 6) 大西 忠：軽金属, **39** (1989), 235.
- 7) L. W. Eastwood: Gases in Non-Ferrous Metals and Alloys, ASM, (1953).
- 8) 大瀧光弘：軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造技術」第2章, 軽金属学会, (2009), 15-27.
- 9) 堀川敬太郎, 倉本 繁, 菅野幹宏：軽金属, **48** (1998), 371-374.
- 10) 杉田薫：軽金属学会東海センター講演会講演概要, (1992).
- 11) 大塚良達：軽金属, **39** (1989), 466.
- 12) ABB ホームページ：溶湯清浄度評価装置LiMCA
- 13) 石川宣仁：軽金属, **52** (2002), 453-459.
- 14) 小菅張弓：日本金属学会会報, **19** (1980), 178-184
- 15) K. Buxmann: Light Metals, (1978), 313-341.
- 16) 渡辺良夫：軽金属, **58** (2008), 212-223.
- 17) 石川宣仁：軽金属, **66** (2016), 200-206.
- 18) 日本アルミニウム協会編：現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム, (株)工業調査会, (2007), 196-204.
- 19) 小林博幸, 渡辺昌英：軽金属, **58** (2008), 473-485.
- 20) 日本鉄鋼協会：圧延理論とその応用, (1970), 5-40.
- 21) 軽金属学会：研究部会報告書No.27「アルミニウム薄板の板クラウンおよび形状制御の現状」, (1992), 20-21.
- 22) A. Sugie: Science and Engineering of Light Metals, (1991), 761-766.
- 23) 日本鉄鋼協会：板圧延の理論と実際, (1984), 96.
- 24) 軽金属学会：研究部会報告書No.24「アルミニウム熱間圧延時のロールコーティング」, (1991), 6-7.
- 25) 土井俊和, 皆川吉正, 石川宣仁, 長倉 弘：古河電工時報, **91** (1992).
- 26) 浅田勝義, 石川宣仁, 宮永徹夫：古河電工時報, **94** (1994).

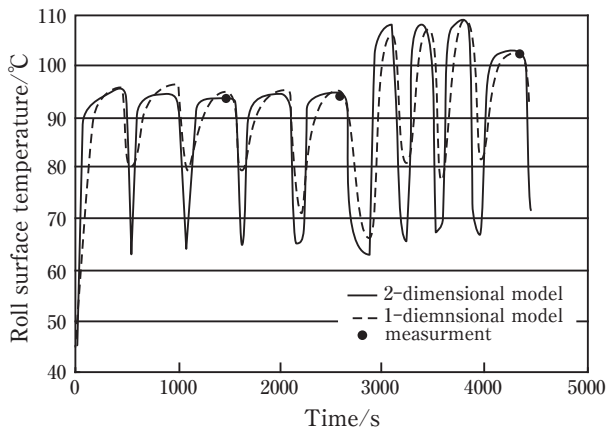


Fig. 57 Comparison between the calculated and the measured roll surface temperature <sup>26)</sup>.

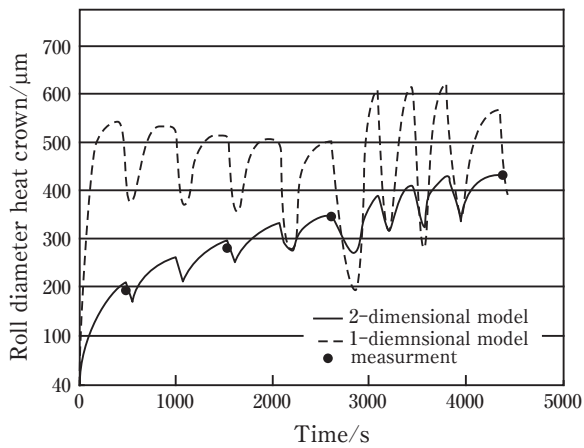


Fig. 58 Comparison between the calculated and the measured roll diameter heat crown <sup>26)</sup>.

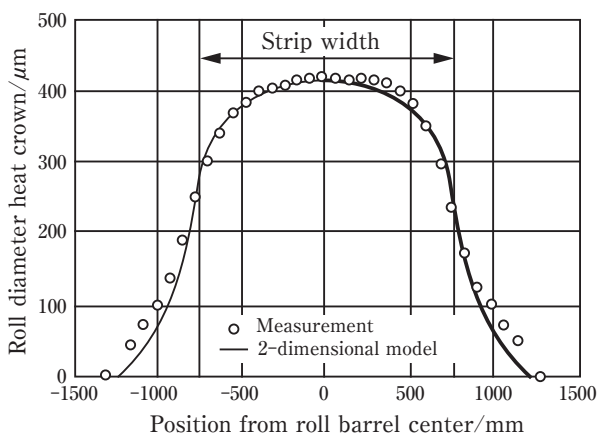


Fig. 59 Comparison between the calculated and the measured distribution of the roll diameter heat crown in the barrel direction <sup>26)</sup>.



石川 宣仁 (Nobuhito Ishikawa)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部

## 視認できないコードを施した包装材料『Ai-PAC<sup>®</sup> II』の開発

西尾 宏\*, 北田 有希絵\*\*

### Development of the Packaging Material “Ai-PAC II” Printed with Invisible Identification Codes

Hiroshi Nishio\* and Yukie Kitada\*\*

#### 1. はじめに

容器および包装への情報表示には、製品名や商品の説明の他、法的な表示、注意情報、廃棄方法など様々な表示が必要となっている。小さな容器包装の場合、表示スペースは、限られており消費者に対して十分な情報提供が困難な状態にある。数多くの文字情報を配置するためには、文字サイズは小さくせざるを得ず、高齢者や視覚障害者にとって「やさしい包装」とは言えない。この問題の解決策として「ドットコード\*<sup>1)</sup> (Grid Onput)」を使った包装材料として医薬品包装の代表であるプレススルーパック (PTP) に適用し Ai-PAC としてすでに上市した。

\* 1) グリッドマーク社の商標

#### 2. ドットコードとは

使用したコードは、配列の単位が約 2 mm 角で、この領域に極小の点 (ドット) で構成される二次元コードである。このコードは、赤外線を受取るインキで印刷し、専用デバイス (スキャナ) で読み取ることでデジタルメディアとつなげることが可能となり、文字情報の他、音声 (Fig. 1) や映像情報で出力することもできる。従来の JAN コードや QR コードなどに比べスペースに印刷が可能なので医薬品のような小さな包装体には最適でユニバーサルデザインのツールとして活用が可能である。また、赤外線透過インキでコードを隠すことで真贋判定にも使え偽造防止技術として



Fig. 1 Ai-PAC II (top) and the speaking-device.

使うことも可能である。

#### 3. Ai-PAC II 開発の経緯

Ai-PAC は、ドット径が約 100 μm であるため、そのままでは視認可能でベタ塗り部があるデザインであればその下に隠すことで視認を防いだ。その後、医療現場の市場調査から視認できるドット柄は違和感がある。また、ドットを隠すためのベタ塗り部がない図柄の製品の場合は、デザイン変更が必要となり、その場合は医療現場での取り違い事故の可能性があるなどの点から抵抗感が強いことが判った。以上より隠す必要がなく、かつ、視認できない極めて微細なドットを印刷することでこれらの課題の解決を試みた。改良のポイントは、シンク・ラボラトリー社の最新型グラビアレーザー製版システム「New FX3」を使用し、グ

\* (株) UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\* (株) UACJ 技術開発研究所 第四研究部  
No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

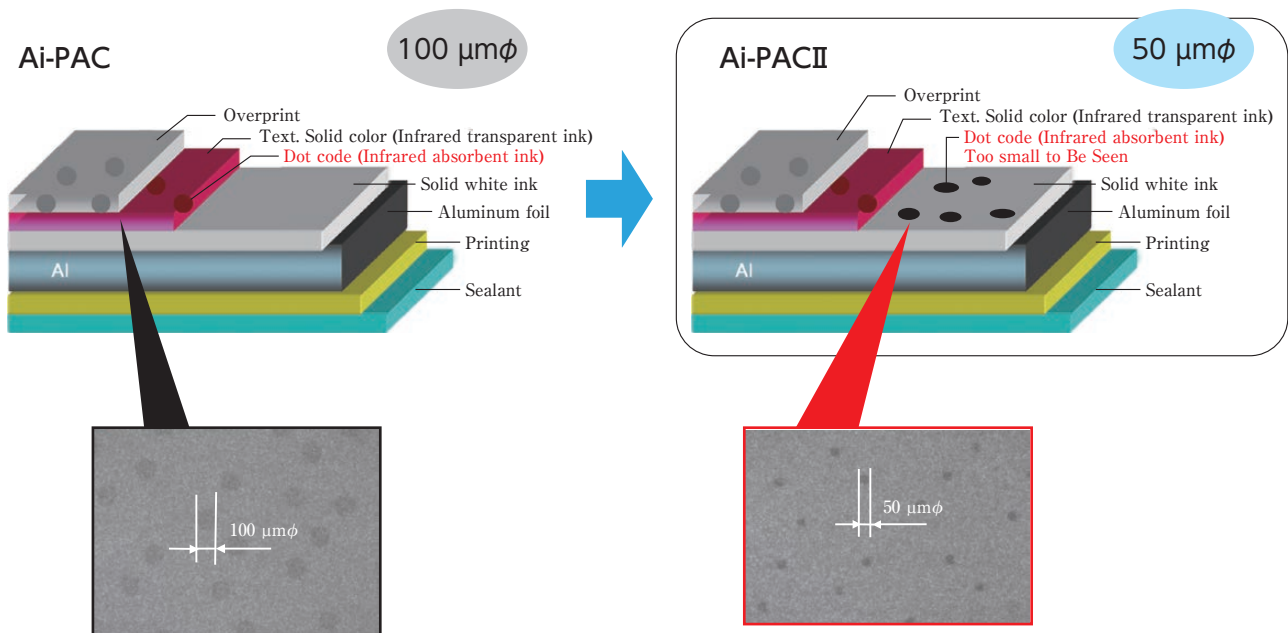


Fig. 2 Ai-PAC and Ai-PAC II composition (top). Dot codes viewed under infrared irradiation.

ラビア版のセルの形状を変え、かつ、白ベタインキの顔料粒子に特殊な表面処理を行った。その結果、前記課題を解決し、Ai-PAC IIを上市した。(Fig. 2)

#### 4. 性能評価と課題

試作の結果、ドットは従来品 (Ai-PAC) と同じインキで直径50 μmのドットが印刷できた (Fig. 2)。それは専用デバイスにて全くストレスなく読取りが可能であった。また、音声機能を装備した専用デバイスで読取ることによって音声情報への変換も可能であることを確認した。

また、視認されない大きさのドットを印刷することができ、デザインに関係なく使えることが判った。今回のテストは、製版から包装まで全て現在使われている実機を使ったもので、充分実用に耐えうるものと考ええる。併せてこれとリンクさせるシステム開発も進めることが必要である。

#### お問い合わせ

(株)UACJ 製箔 営業本部 加工箔部  
〒103-0026 東京都中央区日本橋兜町6-5  
(KDX日本橋兜町ビル)  
TEL : 03-3663-1189 FAX : 03-6855-5885

UACJ Foil Corporation, Converted Foil Sales  
Department  
KDX Nihonbashi Kabutocho Bldg., Nihonbashi  
Kabutocho 6-5, Chuo-ku, Tokyo 103-0026, Japan  
TEL: +81-3-3663-1189 FAX: +81-3-6855-5885



西尾 宏 (Hiroshi Nishio)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部



北田 有希絵 (Yukie Kitada)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第四研究部



# 高接着性アルミニウムコイル材：「コイルKO処理<sup>®</sup>材」の開発

三村 達矢 \*

## Highly Adhesive Aluminum Coil “KO Treatment Sheet”

Tatsuya Mimura \*

### 1. はじめに

KO処理板<sup>1)</sup>は、アルミニウム材の持つ高放熱性とKO処理皮膜の持つ高い樹脂密着性を生かし、プリント配線基板用の表面処理アルミニウム材として、長年高いご評価をいただいている。近年、輸送材を中心に軽量化およびマルチマテリアル化の検討が進み、アルミニウム材と樹脂材料の接合に関するニーズが高まってきているが、当社では、これらの「アルミニウム-樹脂接合技術」のニーズに対応するため、従来の「KO処理板」の製作可能範囲を大きく広げた「コイルKO処理」プロセス技術を開発した。

### 2. 特徴と製品仕様

#### 2.1 コイルKO処理材の特徴

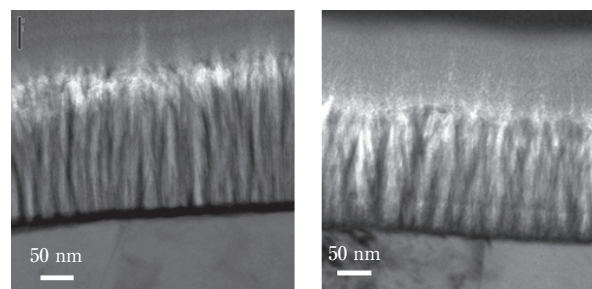
KO処理は、アルミニウム材と樹脂との密着性を向上させる表面処理である<sup>1)</sup>。アルミニウム材をアルカリ交流電解することによって、表面に樹枝状の酸化皮膜が形成する。この樹枝状の酸化皮膜層へ樹脂が入り込み、アンカー効果によって強固に接合される<sup>2)</sup>。KO処理皮膜は、特に接着剤や塗料とは極めて強い密着性を示すが、ポリプロピレンなど極性が小さく通常は難接着性の熱可塑性樹脂との直接接合も行なうこともできる。従来のKO処理材とコイルKO処理材の皮膜断面TEM像をFig. 1に示す。いずれも、KO処理特有の樹枝状の構造が観察される。

またKO処理皮膜は非常に薄くアルミニウム素地に追従するため、加工の影響を受けにくいという特徴がある。レベリング加工を施したKO処理板の90°方向のテープ剥離強度をFig. 2に示す。

コイルKO処理材の場合、KO処理後に平板で使用される場合には、KO処理板をレベリング加工する必要があるが、加工前と同等の密着性であることが分かる。

#### 2.2 コイルKO処理製造プロセス

従来のKO処理プロセスと、コイルKO処理プロセスの違いをFig. 3に示す。従来のバッチ式KO処理プロセスは製品サイズに加工したアルミニウム板材をアル



(a) Batch type treatment (b) Continuous type treatment

Fig. 1 The cross sectional TEM images of the film of KO treatment.

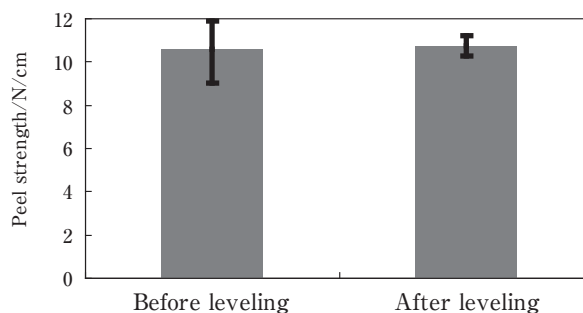


Fig. 2 The peeling strength for 90° direction of continuous KO treatment sheets.

\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

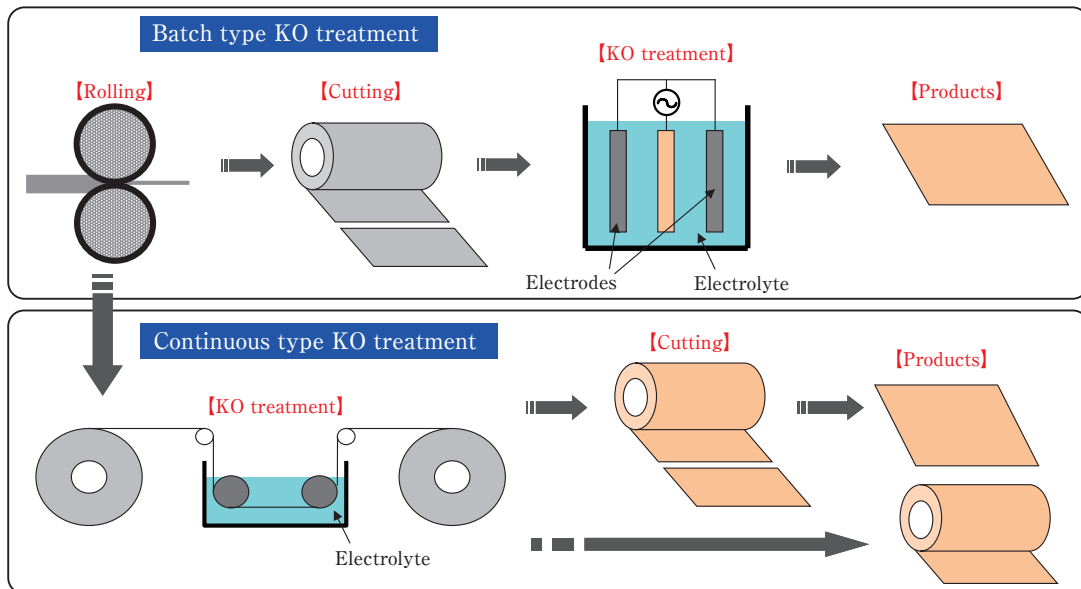


Fig. 3 The schematic illustration of the KO treatment process.

カリ電解浴中で交流電解処理することで得られる。

コイル KO 処理プロセスも同様に、アルミニウム板材をアルカリ電解浴中で交流電解処理を行うが、コイルの全幅、全長で高密着性のある皮膜を形成させる必要がある。今回のコイル KO 処理プロセス開発においては、電解槽の設計、電解条件および電解浴組成を見直し、コイル KO 処理プロセスに適した仕様することで全幅および全長で高密着性皮膜を形成させることに成功した。

コイル KO 処理の大きな特徴として、リードタッチ（電解時の接点）がないことが挙げられる。従来のバッチ式 KO 処理では、製品 1 枚 1 枚に対してリードタッチを取る必要があり、わずかではあるが KO 処理が施されない部分が発生していた。これに対し、コイル KO 処理では板材全幅でご使用いただくことが可能になった。

### 2.3 製品仕様

コイル KO 処理材の製品仕様を、Fig. 4 に示す。従来のバッチ式 KO 処理では、処理不可能であった広幅の長尺品や薄板品の製造が可能となった。なお、Fig. 4 の製作可能範囲を超える仕様の処理に関しては、別途ご相談いただきたい。

## 3. 用途

KO 処理のコイル化によって、広幅の長尺材への適用が可能になり、さらに従来よりも薄板のアルミニウム材への処理も可能となった。広幅で長尺の KO 処理材

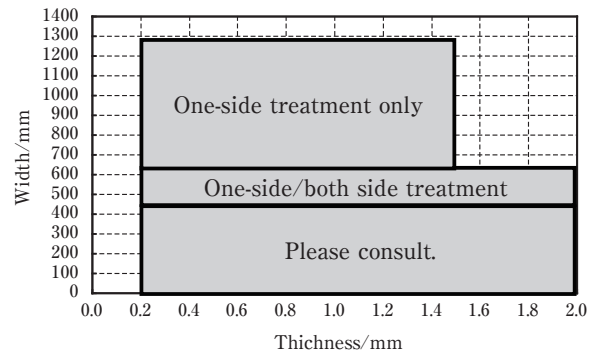


Fig. 4 Specification chart of continuous KO treatment sheets.

は、「アルミニウム-樹脂接合」用の表面処理アルミニウム材として、輸送機器の軽量化および高機能化ニーズにお応えできるものと考えられる。また、薄板化によって、電子部品、二次電池用部材などへの応用の可能性も広がった。さらに、コイル KO 処理材から高平坦度の板材へのレベリング加工も可能であるため、従来のアルミニウム製プリント配線基板や、アルミニウム-樹脂複合板用の下地処理としても適用することができ、幅広い製品分野への適用が期待される。

### 参考文献

- 1) Furukawa-Sky Review, **1** (2005), 44-45.
- 2) 長谷川真一, 三村達矢, 本川幸翁, 兒島洋一 : Furukawa-Sky Review, **9** (2013), 64-67.

### お問い合わせ

(株)UACJ 営業本部 第三部 開発営業グループ  
〒100-0004 東京都千代田区大手町1-7-2  
(東京サンケイビル)  
TEL : 03-6202-2663 FAX : 03-6202-2032

UACJ Corporation, No. 3 Sales Department  
Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2, Otemachi,  
Chiyoda-ku, Tokyo 100-0004 Japan  
TEL: +81-3-6202-2663 FAX: +81-3-6202-2032



三村 達矢 (Tatsuya Mimura)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部





# 「UACJコート™ クリーン」高防汚性アルミニウム塗装材

小澤 武廣\*, 前園 利樹\*, 小材 仁志\*\*

## “UACJ Coat Clean” High Stain Resistant Pre-coated Aluminum Sheet

Takehiro Ozawa\*, Toshiki Maezono\* and Hitoshi Ozai\*\*

### 1. はじめに

近年、自動車排ガスなどによる都市型の汚染が問題になっている。特に、土木建材や車両において、汚染の進行により美観だけでなく機能も低下することから、「汚れにくい材料」や「汚れが落ちやすい材料」が望まれている。

このようなニーズに対して、当社は、「UACJコートクリーン」高防汚性アルミニウム塗装材を提供しており、パントラック外板、スパンドレル、看板、門扉、地下通路屋根材などに採用されている。今回、新規に、パントラックの側板用に開発要請があり、曲げ加工性を顕著に向上させた製品を開発した。

### 2. 特徴

- (1) 汚れにくく、また汚れても汚れが落ちやすい材料である。塗膜表面を硬く設計することにより、排ガスや土などの汚れ物質の侵入を抑制する。また、表面を親水化することにより、雨を利用した自己洗浄性を付与している。国土交通省管轄の(財)土木研究センターが認定する土木用防汚材料1種(一般の屋外土木構造物およびその付帯設備に用い、降雨などで自然に汚れが除去される機能を有した被覆材料)に合格している。
- (2) 屋外使用時の変色など外観品質変化が生じにくい材料である。
- (3) プレコート材のため、表面品質の安定性に優れ

ている。

- (4) 曲げ加工性に優れた防汚性アルミニウム塗装材である。

### 3. 塗膜構造

Fig. 1に「UACJコートクリーン」の塗膜構造を示す。塗膜下地としてアルミニウム素材に化成処理を行った後、表面に下塗り層と上塗り層を設けている。上塗り層に防汚性樹脂を用い、下塗り層に加工性に優れた樹脂を用いている。

### 4. 性能

Fig. 2に大気暴露試験後の外観を示す。大気暴露試

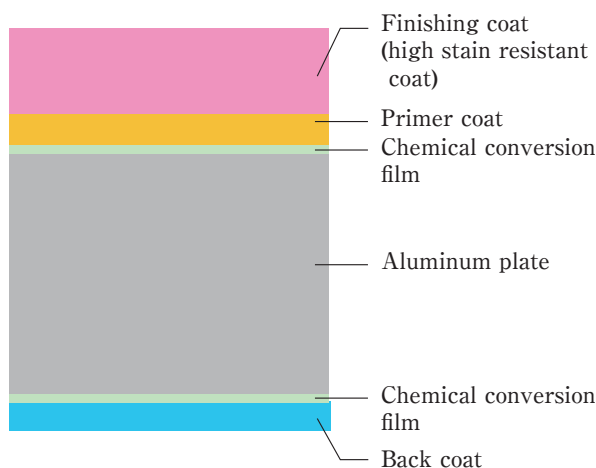


Fig. 1 Film structure of “UACJ Coat Clean”.

\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

\*\* (株)UACJ 生産本部 名古屋製造所 生産技術部  
Production Technology Department, Nagoya works, Production Division, UACJ Corporation

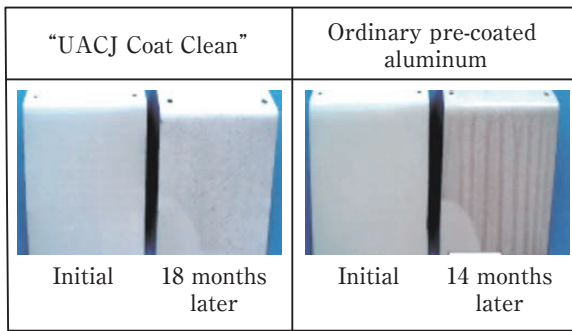
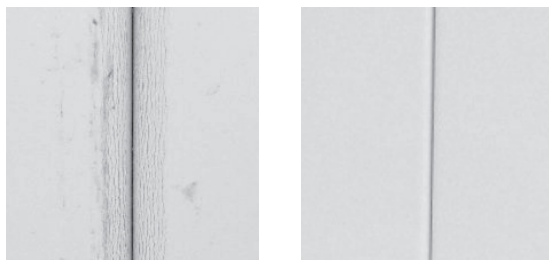


Fig. 2 Appearances after atmospheric exposure test.



A van type truck with "UACJ Coat Clean"



Conventional product of "UACJ Coat Clean"      Development product of "UACJ Coat Clean"

Fig. 3 A van type truck with the development product of "UACJ Coat Clean" and appearances of the bending sections of side plates.

験18ヶ月後でも、「UACJコートクリーン」に雨筋汚れは発生していないことがわかる。

Fig. 3に、「UACJコートクリーン」の開発製品が採用されたバントラックの1つであるアルミサンドイッチパネル冷凍車および側板曲げ部の外観を示す。写真は、株式会社 矢野特殊自動車様よりご提供頂いたものである。開発製品の側板曲げ部外観は良好で、従来製品の曲げ部と比較して、顕著に改善された。これは、下塗り層の樹脂の分子量およびガラス転移温度を最適化したためである。この塗膜の加工性の顕著な改善に

より、防汚特性を有する業界初の縦継ぎタイプのアルミサンドイッチパネル冷凍車の製品化が実現された。

## 5. おわりに

今回、ご紹介した「UACJコートクリーン」高防汚性アルミニウム塗装材は、防汚性と、曲げ加工性<sup>1)</sup>を高度に両立した材料である。Fig. 3に示すようなアルミサンドイッチパネル冷凍車に採用されており、今後、様々な用途へ展開していく予定である。

## 参考文献

- 1) 小澤武廣, 前園利樹: 第30回 塗料・塗装研究発表会講演予稿集, (2015), 55-59.

## お問い合わせ

(株)UACJ 営業本部 第三部  
〒100-0004 東京都千代田区大手町1-7-2  
(東京サンケイビル)  
TEL: 03-6202-3504 FAX: 03-6202-2032

UACJ Corporation, Marketing & Sales Division  
No. 3 Sales Department  
Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2, Otemachi,  
Chiyoda-ku, Tokyo 100-0004 Japan  
TEL: +81-3-6202-3504 FAX: +81-3-6202-2032



小澤 武廣 (Takehiro Ozawa)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部



前園 利樹 (Toshiki Maezono)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部



小材 仁志 (Hitoshi Ozai)  
(株)UACJ 生産本部 名古屋製造所 生産技術部



## 軽金属, 「私の一枚」シリーズより 摩訶不思議なコンビネーションピット\*

大谷 良行\*\*

### A Mysterious Combination Corrosion Pit\*

Yoshiyuki Oya\*\*

アルミニウム (Al) は, 表面の緻密な酸化皮膜によって高い耐食性を示すが, 材料と環境との組み合わせによっては腐食することがある。腐食の原因究明や対策立案は, 腐食後の材料の調査から腐食環境や腐食メカニズムを推定して, なされることが多いといえる。侵食形状の観察は, この腐食調査の中の重要な項目である。Fig. 1は, 私がこれまでに観察してきた侵食形状の中で最も珍しいピットに関する一枚である。

Alに発生するピットといえば, 普通は塩化物イオン ( $\text{Cl}^-$ ) によって不働態皮膜が破壊され発生する  $\text{Cl}^-$  ピットをさす。  $\text{Cl}^-$  ピットは自然電位が孔食電位を超えることで発生すると電気化学的に理解されるため, 自然電位が高いほど起こりやすくなる。発生した  $\text{Cl}^-$  ピットの内部液は, ピット底部から溶出したアルミニウムイオン ( $\text{Al}^{3+}$ ) の加水分解による水素イオン ( $\text{H}^+$ ) の生成とピット底部に向かう  $\text{Cl}^-$  の泳動により局所的に低pHで高  $\text{Cl}^-$  濃度環境となり, その成長が維持される。  $\text{Cl}^-$  ピットの溶解面は, ファセット状の侵食形状となる。一方, 孔食電位よりも著しく卑な電位においてもピットが発生する場合がある<sup>1)</sup>。これは, 水素 ( $\text{H}_2$ ) 発生反応速度が, 母相と第2相とで異なるために起こる<sup>2)</sup>。  $\text{H}_2$  発生反応の速い第2相表面では, 溶液中の  $\text{H}^+$  が母相表面よりも多く消費, もしくは, 水酸化物イオン ( $\text{OH}^-$ ) が母相表面よりも多く生成され溶液が局所的にアルカリ化する。Alは両性金属であるためアルカリ化に伴い腐食速度が増大する。局所的にアルカリ化した第2相周囲のみでAlが溶解しピットが発生する。これをここではカソードピットとする。カソードピットは,  $\text{H}_2$  発生反応の速くなる低い自然電位ほど起こりやすく, ピットの内部液が高pHほどその成長が維持される。カソードピットの溶解面は, 滑らかな侵食形状となる。侵食形

状から, Fig. 1の孔は,  $\text{Cl}^-$  ピットとカソードピットとが隣り合うコンビネーションピットであったと結論付けた。自然電位が高いほど発生しやすくpHが低いほど成長する  $\text{Cl}^-$  ピットと, 自然電位が低いほど発生しやす

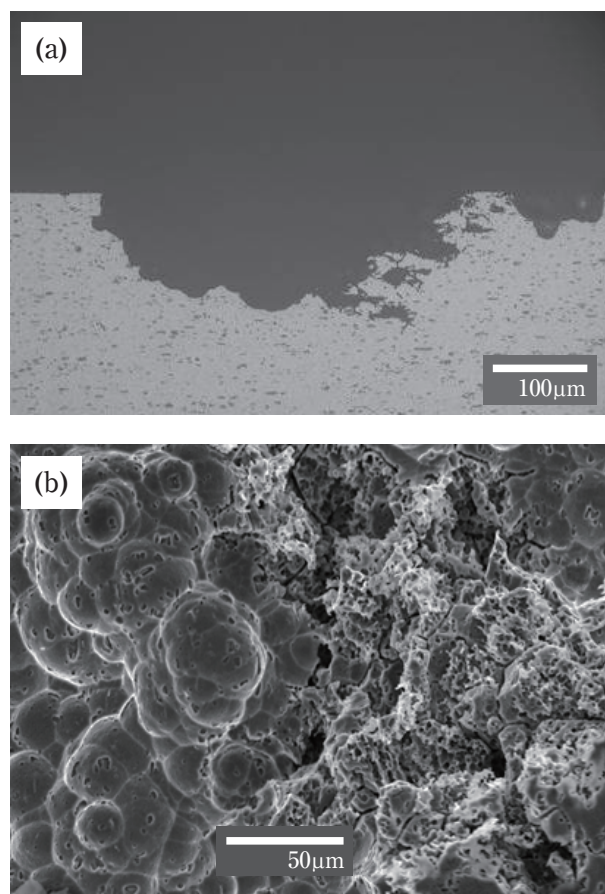


Fig. 1 Optical microscope images for the cross section of the pit (a) and SEM image for the surface of the bottom of the pit (b) for a combination corrosion pit of  $\text{Cl}^-$  pit (right side) and a cathodic pit (left side) on 3003 in dilute chloride solution.

\* 本稿は, 「軽金属」65 (2015), 643を転載した。

This paper is reprinted from the technical report in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 65 (2015), 643.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部, 博士 (工学)

No. 1 Research Department, Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D. (Eng.)



くpHが高いほど成長するカソードピットという正反対の腐食メカニズムを有する2種類のピットを1つの孔として観察できた非常に貴重な事例である。

この「私の一枚」は、腐食メカニズムからは起こり得ないと考えていた現象が実際には起こり得たことから、柔軟な姿勢で研究に取り組むべきだと教えられた印象深い写真である。

#### 参考文献

- 1) Ph. Gimenez, J. J. Rameau and M. C. Reboul : Corrosion, **37** (1981), 673.
- 2) 本川幸翁, 坂井一成, 兒島洋一 : 材料と環境2010講演集, 腐食防食協会, (2010), 363.



大谷 良行 (Yoshiyuki Oya)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部  
博士(工学)



## 軽金属, 「私の一枚」シリーズより 神秘的な構造に魅せられて\*

田中 宏樹\*\*

### Falling under the Spell of Mysterious Structures\*

Hiroki Tanaka\*\*

金属には大きく二つの形態がある。並進対称性を有する結晶とアモルファス(非晶質)である。結晶構造を有する金属は、電子線回折像で1回、2回、3回、4回および6回のいずれかの回転対称性を示す。アモルファスはランダムな構造である。ところが、この常識を覆す発見が1984年に発表された<sup>1)</sup>。イスラエルのShechtman博士が液体状態から急冷したAl-Mn合金で、5回対称性を有する化合物を発見した。博士はこの回折パターンを1982年に見出し、その時の実験ノートがWEB上に公開されている<sup>2)</sup>。Fig. 1はその実験ノートである。「10 Fold!!!」と記載されており、当時の博士の驚きをよく表している。観測データから導き出された博士の結論は、この3次元構造物は正二十面体(icosahedron)であるという常識外の考えであった。最初にまとめられた論文は審査にも回らず拒絶されたようであったが、共同研究者達と議論を重ね、先述の論文発表につながった。Shechtman博士の結果を妥当とする考えが、二人の物理学者(LevineとSteinhardt)によって示された<sup>3)</sup>。鍵となったのがペンローズのタイ

リングと呼ばれる図形で、物理学者ロジャー・ペンローズによって考案された、「5回軸対称性をもちつつも非周期的であり、しかし平面をあますことなく埋め尽くすことができる」という特殊なパターンである。彼らはペンローズのタイル絵を3次元に拡張して、固体材料でも類似の配置が可能と考え、準結晶(quasicrystal)と命名した。準結晶は並進対称性を持たないが、原子配列に高い秩序性を有している。この功績が認められ、2011年にShechtman博士はノーベル化学賞を受賞された。

Shechtman博士の発見後、Al-Ni-CoやMg-Cu-Alなどの合金を急冷凝固した状態で準結晶構造が数多く報告されている<sup>4)</sup>。これらの報告書には特徴的な電子線回折パターンが示されている。5回対称パターンは中心スポットの回りに10個のスポットが現れ、さらにその外側に形成する五角形の輝点が印象的である。この不思議で、魅力的な回折パターンが掲載されていると、いつも目が留まってしまう状況であった。

1989年、Al-5%Mg-0.65%Mn合金硬質板の軟化特性を調査する機会があった。Fig. 2に試験片の製造条件を示す。中間熱処理温度を473~673 Kまで変化させて硬質板を作成し、523Kにおける軟化特性を調査した

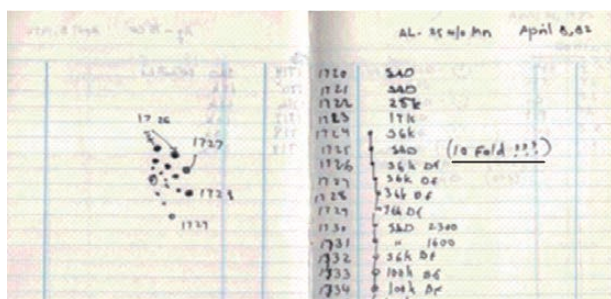


Fig. 1 Experiment record on the discovery of quasicrystal by Dr. Shechtman<sup>2)</sup>.

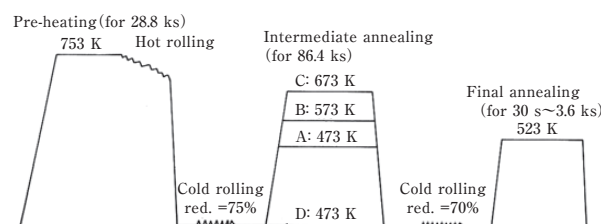


Fig. 2 Production process of the specimens.

\* 本稿は、「軽金属」(64 (2014), 618) の「私の一枚」シリーズに掲載されたものを改訂。

Revision of "My one shot" series of Journal of The Japan Institute of Light Metals, 64 (2014), 618.

\*\* (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部, 博士(工学)

No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation, Dr. Eng.

ところ, 473 Kで中間熱処理したサンプルが最も軟化しにくいことが分かった (Fig. 3)。これは473 Kの中間熱処理時に微細析出が生じ, それらが転位の移動を抑制することで, 軟化しにくい下部組織が形成したためと推定した。最終の冷間圧延板を673 Kのソルトバスでフラッシュアニールして転位を消滅させた状態でTEM観察すると, 予想通り0.1 μm以下の微細析出物が多数存在していた (Fig. 4)。一般的なAl<sub>6</sub>Mn相と思ひ, その回折パターンを撮るためにTEM試料ステージを操作していたところ, Fig. 5に示すパターンが現れた。何か変だなあとジッと眺めていると, 中心スポットの周りに10個の回折スポットと, その外側に五角形の輝点が現れていることに気付いた。念のため, 10個のスポットのそれぞれで暗視野像を撮ると, 間違いなく1個の析出物から現れた回折パターンであった (Fig. 6)。573 K以上の中間熱処理材には, このような回折パターンを示す析出物は確認できなかった<sup>5)</sup>。この観察を行った時期が1989年で, Shechtman博士の発見から約5年後のことであった。低濃度のMn添加合金が工業的な製造条件の中で準結晶構造の粒子を形成させることを初めて見出した。この経験以来, ますますその神秘的な構造に不思議さを感じるようになった。

趣味で宇宙論の本をよく読む。数年前, 書店で多次元時空論を提唱している本<sup>6)</sup>をパラパラ見ていると, 前述したペンローズのタイル絵が挿絵として示されていた (Fig. 7)。このタイル絵は準結晶構造を二次元表記した図としても有名である。早速, 本を購入して読んでみると, 著者曰く「この奇妙な物質 (準結晶) の並

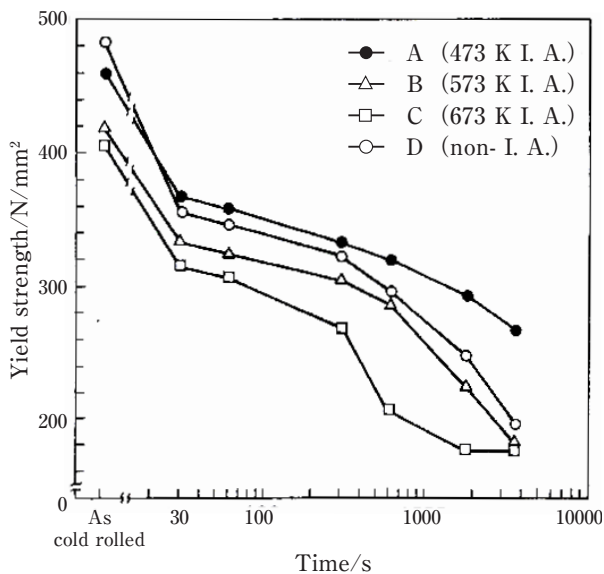


Fig. 3 Changes of yield strength by the isothermal annealing at 523 K.

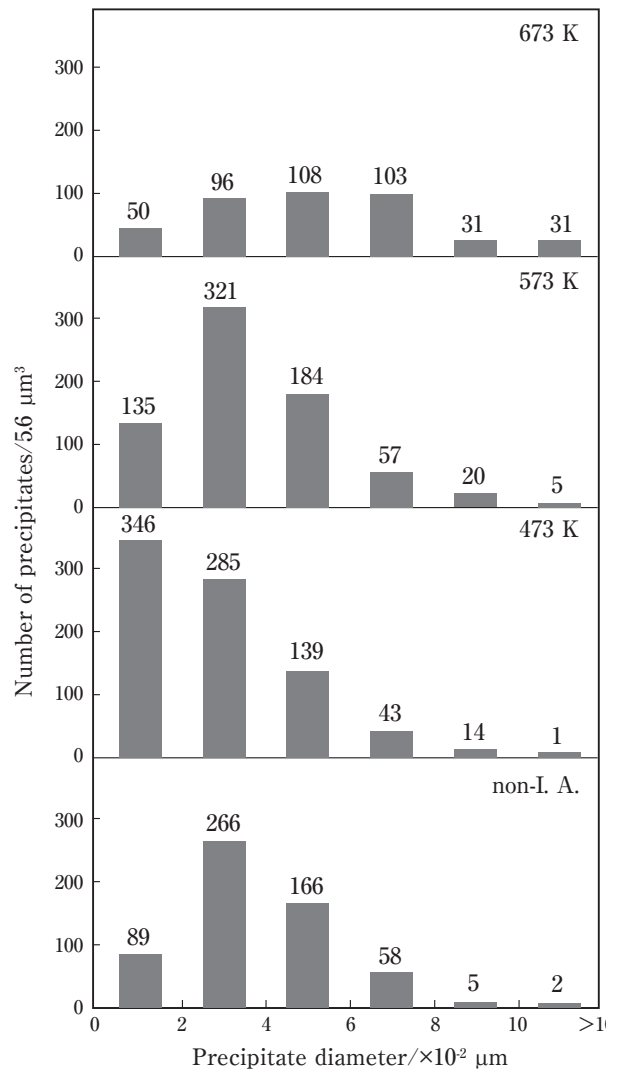


Fig. 4 Size distributions of precipitates after the short annealing at 673 K.

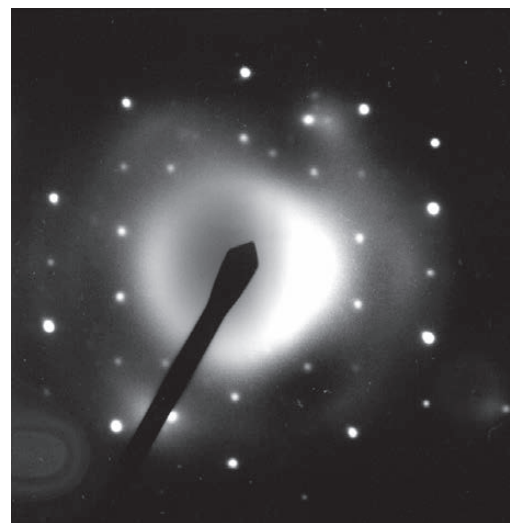


Fig. 5 SAD pattern observed in the specimen prepared with the intermediate annealing at 473 K.



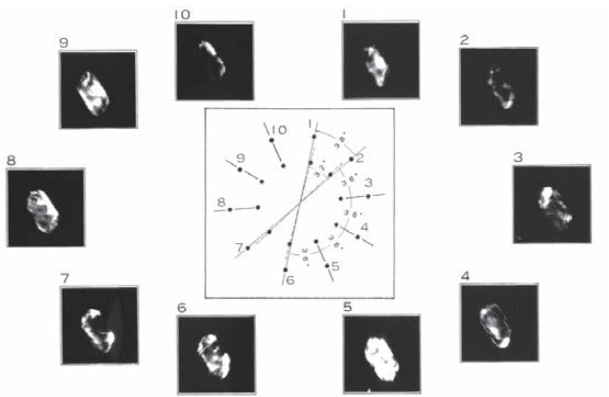


Fig. 6 The schematic of SAD pattern and dark field images derived from each spot.



田中 宏樹 (Hiroki Tanaka)  
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部  
博士(工学)

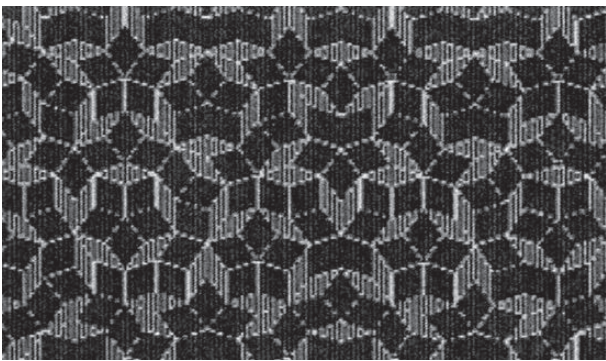


Fig. 7 A Penrose tiling<sup>6)</sup>.

びを説明する最もエレガントな方法は、これを高次元の結晶構造の(三次元への)射影と見ること。つまり準結晶構造体は高次元(五次元か?)で理屈のあった形を持ち、それが三次元に現れた姿を見ていると理解しなさいということ。金属素材の奥の深さに魅力はつきない…。

#### 参考文献

- 1) D. Shechtman, I. Blech, D. Gratias and J. W. Cahn: *Phy. Rev. Lett.*, **53** (1984), 1951-1954.
- 2) <http://www.chem-station.com/blog/2011/10/2011-2.html>
- 3) D. Levine and P. J. Steinhardt: *Phy. Rev. Lett.*, **53** (1984), 2477.
- 4) 竹内 伸, 木村 薫: *固体物理*, **23** (1988), 433.
- 5) 田中宏樹, 土田 信: *住友軽金属技報*, **33** (1992), 217.
- 6) Lisa Randall: *ワープする宇宙*, 日本放送出版協会 (2007).


 公表資料一覧

## 2016年1月から2016年12月までに公表した資料

### Papers and Proceedings Published from Jan. 2016 to Dec. 2016

#### ■ 論文

No.	題 目	著 者	掲載誌
1	アルミニウム合金中の水素分析における共通試料測りあわせによる前処理の影響検討	(UACJ) 清水ゆかり 軽金属学会 アルミニウム中の水素 研究部会	軽金属, <b>66</b> (2016), 58-62.
2	Al-Mg-Si系合金の再結晶挙動に及ぼす固溶析出状態の影響	長谷川啓史, 中西英貴, 浅野峰生	軽金属, <b>66</b> (2016), 298-305.
3	Al-Mg-Si系合金の集合組織形成に及ぼす中間焼鈍および冷間圧延率の影響	長谷川啓史, 中西英貴, 浅野峰生	軽金属, <b>66</b> (2016), 602-608.
4	1パス高圧下異周速圧延されたアルミニウム板材における表面集合組織形成	(宇都宮大学) 高山善匡, 荒川卓弥, 渡部英男 (UACJ) 日比野 旭, 竹田博貴	軽金属, <b>66</b> (2016), 621-627.
5	二輪車用サスペンション用の高強度アルミニウム合金管の加工方法の開発	(KYB) 金児龍一, 平野克也 (KYBモーターサイクルサスペン ション) 越岡悟史 (UACJ) 加藤勝也 (UACJ押出加工名古屋) 箕田 正, 中井康博	自動車技術, <b>70</b> (2016), 65-70.
6	Cu-Ni-P合金の時効析出挙動と機械的性質	(UACJ銅管) 玉川博一 (UACJ) 永井健史, 浅野峰生	銅と銅合金, <b>55</b> (2016), 17-21.

#### ■ 解説

No.	題 目	著 者	掲載誌
1	適材適所	山本裕介	軽金属, <b>66</b> (2016), 114.
2	アルミニウムの圧延	石川宣仁	軽金属, <b>66</b> (2016), 200-206.
3	研究室訪問 工学院大学 先進工学部 応用研究科 阿相研究室(無機表面化学研究室)	本川幸翁	材料と環境, <b>65</b> (2016), 86-87.
4	第183回腐食防食シンポジウム報告	三村達矢	材料と環境, <b>65</b> (2016), 297-298.
5	アルミニウム合金の基礎特性と熱を利用した 成形加工技術	浅野峰生	塑性と加工, <b>57</b> (2016), 599-603.
6	FSWのアルミへの実適用	福田敏彦	溶接技術, 産報出版, <b>64</b> , No.7 (2016), 54-60.
7	自動車用アルミニウム材料の特徴と最近の動向	八野元信	型技術, 日刊工業新聞社, <b>31</b> , No.8 (2016), 2-6.
8	樹脂接合用アルミニウム材の表面処理	三村達矢, 島田隆登志	軽金属溶接, <b>54</b> (2016), 301-305.
9	熱間ブロー成形によるアルミ・アルミ合金の加工	新里喜文, 浅野峰生	プレス技術, 日刊工業新聞社, <b>54</b> , No.11 (2016), 52-55.
10	押出加工性及び耐食性に優れた航空機用新合金 AA2013の開発	(UACJ押出加工名古屋) 加藤勝也 (UACJ押出加工) 佐野秀男 (UACJ) 八太秀周 (川崎重工業) 吉野保明, 上向賢一, 山田悦子	Aluminium, <b>23</b> , No.97 (2016), 1-8.
11	金属材料の摩擦攪拌点接合	(UACJ) 熊谷正樹, 福田敏彦 (川崎重工業) 岡田豪生, 上向賢一 (OBARA) 早藤健司	Aluminium, <b>23</b> , No.97 (2016), 22-26.

## 学会・協会の講演大会での口頭・ポスター発表

No.	題 目	発表者	講演大会・掲載要旨集
1	アルミニウム合金のフラックスフリーろう付性に及ぼす加熱時間の影響	(千葉工大) 篠田智之, 小澤俊平, 栗林一彦 (UACJ) 山吉知樹, 伊藤泰永	日本金属学会 2016年春期大会, (2016), P142.
2	Al塗装材の糸錆腐食試験における付着塩種の影響	三村達矢, 小林敏明, 島田隆登志 大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 17-18.
3	カーボンコートAl集電体によるリチウムイオン電池の 長寿命化	八重樫起郭, 本川幸翁, 加藤 治 荻澤公一, 兒島洋一	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 29-30.
4	Al-Mg-Si系合金の再結晶挙動に及ぼす焼鈍条件の影響	長谷川啓史, 田中宏樹	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 95-96.
5	7XXXアルミニウムのき裂進展挙動における水素の役 割	(九州大学) Md.Shahnewaz Bhuiyan 戸田裕之 (JASRI) 上杉健太郎 (UACJ) 渡辺良夫	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 101-102.
6	Al-Zn-Mg-Cu合金における水素誘起擬へき開破壊	(九州大学) 益永涼平, 戸田裕之, 蘇航 (JASRI) 上杉健太郎, 竹内晃久 (UACJ) 渡辺良夫	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 103-104.
7	双ロール式連続鋳造における結晶粒微細化剤の微細化能	松居 悠	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 145-146.
8	アルミニウム合金のフラックスレスろう付に及ぼす加 熱時間および雰囲気酸素分圧の影響	山吉知樹, 伊藤泰永	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 153-154.
9	極低酸素分圧雰囲気におけるアルミニウム合金のフ ラックスレスろうつけ	(千葉工大) 篠田智之, 小澤俊平, 栗林一彦 (UACJ) 山吉知樹, 伊藤泰永	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 155-156.
10	鋳塊スライスのOES全域測定によるマクロ偏析の特徴 把握	山田竜也, 石川宣仁, 久保貴司 高橋功一	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 227-228.
11	DC鋳塊のマクロ偏析に関する広域調査および数値解析	石川宣仁, 山田竜也, 久保貴司 高橋功一	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 229-230.
12	アルミニウム合金における引張変形中の転位増殖挙動 に及ぼす添加元素の影響	(兵庫県立大学) 岡田将秀, 足立大樹 (UACJ) 中西英貴, 田丸 昇	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 347-348.
13	Effects of Mn addition on quench sensitivity and age-hardening behavior in Al-Mg-Si alloys	(Korea Institute of Industrial Technology) JaeHwang KIM (UACJ) Minoru Hayashi (Tokyo Institute of Technology) Equo Kobayashi, Tatsuo Sato	軽金属学会 第130回春期大会講演 概要, (2016), 397-398.
14	イオン液体電析法により作製した電解Al-Mn合金	布村順司, 本川幸翁, 小山高弘 兒島洋一	軽金属学会 第131回秋期大会講演 概要, (2016), 77-78.
15	アルミニウムにおける置換型固溶元素が引張変形中の 転位増殖挙動に及ぼす影響	(兵庫県立大学) 足立大樹 (UACJ) 中西英貴, 田丸 昇	軽金属学会 第131回秋期大会講演 概要, (2016), 155-156.
16	7000系合金板の機械的性質に及ぼす溶体化処理条件の 影響	則包一成, 田中宏樹	軽金属学会 第131回秋期大会講演 概要, (2016), 211-212.
17	擬平衡凝固したAl-10%Si-0.8Mg合金の凝固組織に及ぼ す母材純度の影響	(富山大学) 小笹智也, 數田久生 才川清二, 池野 進 (UACJ) 高橋功一, 久保貴司, 大瀧光弘	鋳造工学第168回全国講演大会講演概要, (2016), 130.
18	リン含有量の異なる銅管の有機酸希環境下における 腐食挙動	(室蘭工大) 境 昌宏 (UACJ) 京 良彦, 大谷良行, 河野浩三	日本銅学会 第56回講演大会概要集, (2016), 41-42.
19	多量のりんを添加した銅合金の蟻の巣状腐食抑制メカ ニズム	京 良彦, 大谷良行, 前 早織 金森康二, 河野浩三, 熊谷正樹	日本銅学会 第56回講演大会概要集, (2016), 43-44.
20	クロスロール矯正による銅管の組織変化	(UACJ) 銅管) 玉川博一 (UACJ) 前 早織	日本銅学会 第56回講演大会概要集, (2016), 135-136.
21	視認できないコードを施した包装材の開発	(UACJ) 西尾 宏, 加藤 治 (シンク・ラボラトリー) 重田 核, 高橋永治, 村田智子	日本包装学会第25回年次大会, 研究発表 会 予稿集, (2016), 22-23.
22	Effects of Mn and Zr addition in 6000 series aluminum alloys on the formation of thermally stabilized substructures.	田中宏樹, 長井康礼	15th International Conference on Aluminium Alloys: ICAA15, (2016), 275- 280.



No.	題 目	発表者	講演大会・掲載要旨集
23	Joining Mechanism of Dissimilar Materials Such As Metal and Plastic Sheets by Friction Lap Joining	(UACJ) Toshiya Okada (Osaka University) Kazuhiro Nakata, Masatoshi Enomoto	13th Internatinal Aluminum Conference, INALCO 2016, (2016), 149-154.
24	プレコートアルミニウム材の摺動性に及ぼす塗装条件の影響	小澤武廣	日本塗装技術協会 第31回塗料・塗装研究発表会 講演予稿集, (2016), 16-20.
25	接着強度向上のためのアルミニウム表面処理の開発	(東京大学) 山口拓夢, 長藤圭介 草加浩平, 中尾政之 (UACJ) 長谷川真一, 三村達矢	日本機械学会2016年次大会, (2016), J1610101.
26	アルミニウム/鉄接触試験片の異種金属接触腐食挙動に及ぼす塩種の影響	大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 245-246.

## ■ その他 (シンポジウム・研究会・講習会での講演, 書籍など)

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
1	自動車用アルミニウム材料の特長と最近の動向	新倉昭男	オートモーティブワールド 第6回クルマの軽量化技術展 「軽量化革命フォーラム」(2016).
2	The reversion process applied to a plastic working for high strength aluminum alloys	加藤勝也	AEC (Aluminum Extruders Council) Eleventh Internatinal Aluminum Exrusion Technology Seminar & Expositon (2016).
3	Hot tearing in DC casting ingot of 7XXX aluminium alloys	Nobuhito Sakaguchi	Light Metals 2016, (2016), 651-656.
4	Porous Structure on Anodic Alumina Surface for Improvement of Adhension Strength	(The University of Tokyo) Takumu Yamaguchi, Keisuke Nagato, Kohei Kusaka, Masayuki Nakao (UACJ) Tatsuya Mimura, Shinichi Hasegawa	Adhesion Society The 2016 Annual Meeting, (2016).
5	Optimised aluminium lightweight solutions for car body modules	新倉昭男	Automotive Circle, MATERIALS IN CAR BODY ENGINEERING 2016, (2016).
6	有限要素解析による摩擦攪拌接合の内部欠陥予測	(JSOL) 功刀 厚 (UACJ) 境 利郎	TWI, 11th International Symposium on Friction Stir Welding, (2016).
7	Al-Mg系合金のレーザ溶接における凝固割れに及ぼす添加元素の影響	蓬田翔平	第85回レーザ加工学会講演会, (2016).
8	Corrosion Protection Mechanism of Novel Copper Alloy Resistant to Formicary Corrosion	Yoshihiko Kyo, Kozo Kawano, Shinobu Suzuki, Koji Kanamori, Hirokazu Tamagawa Yoshiyuki Oya	PRiME 2016/230th ECS Meeting Abstract#1314.
9	Flux-free Brazing of Aluminum Alloys under Ultra-low Oxygen Partial Pressure using Zirconia Oxygen Pump	(Chiba Institute of Technology) Tomoyuki Shinoda, Syunpei Ozawa, Kazuhiko Kuribayashi (UACJ) Tomoki Yamayoshi	10th International Conference on Trends in Welding Research & 9th International Welding Symposium of Japan Welding Society, (2016), 912-914.
10	アルミ熱間圧延の噛み込み性に及ぼすロール表面状態の影響	Chatchai-Laopromsukon 村岡佑樹, 鈴木 忍, 渡邊貴道	トライボロジー学会 トライボロジー会議2016冬, (2016).
11	アルミニウム圧延における境界潤滑	野瀬健二, 渡邊貴道	トライボロジー学会 トライボロジー会議2016冬, (2016).
12	アルミ熱間圧延における表面形状欠陥の生成メカニズム	Charoensit-Atnarong, 渡邊貴道 野瀬健二, 山田隆太	トライボロジー学会 トライボロジー会議2016冬, (2016).
13	Development of copper alloy tube resistant to formicary corrosion	Y. Kyo, K. Kawano, S. Suzuki, K. Kanamori, H. Tamagawa, M. Houfuku, Y. Oya	資源・素材学会, 日本鋳業協会 Copper2016 Kobe International Conference, (2016), DA3-2.
14	アルミニウム圧延の実際	石川宣仁	日本塑性加工学会 第144回塑性加工学講座「圧延加工の基礎 と応用」テキスト, (2016).
15	アルミニウムに関する表面分析技術	野瀬健二	表面技術協会 ARS ARS第92回例会, (2016).

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
16	アルミニウム材新製造プロセス技術開発	本川幸翁	新構造材料技術研究組合 革新的新構造材料等研究開発 平成27年度 成果報告会, (2016).
17	非鉄金属材料の腐食と防食技術	大谷良行	日立製作所 第3回腐食・損傷の評価・ 解析と保全技術, (2016).
18	信頼性を支える表面処理技術	長谷川真一	日立製作所 第5回表面処理技術の進化と 信頼性を支える高度計測・解析技術, (2016).
19	自動車用アルミニウム材料の特長と最近の動向	新倉昭男	日本金属学会・日本鉄鋼協会 東海支部 若手材料研究会 第68回研究 会, (2016).
20	航空機・鉄道車両・船舶用アルミニウム材料	戸次洋一郎	リードエグジビジョンジャパン 第三回 高機能金属展 専門技術セミ ナー, (2016).
21	輸送機材用アルミニウム材料	戸次洋一郎	リードエグジビジョンジャパン 第三回 関西高機能金属展 専門技術セ ミナー, (2016).
22	アルミニウムの接合(異種材料との接合も含む)	熊谷正樹	えひめ東予産業創造センター 技術研究会, (2016).
23	加工熱処理による輸送機用アルミニウム合金の 強度制御	岩村信吾	軽金属奨学会 第22回課題研究成果発表会, (2016).
24	アルミニウム合金板の諸特性とその成形事例	浅野峰生	日本塑性加工学会 第145回塑性加工学講座, (2016).
25	自動車用アルミニウム材料の特徴と最近の動向	戸次洋一郎	自動車技術会 人とくるまのテクノロジー展, (2016).
26	アルミニウムの接合技術	熊谷正樹	東京工業大学 金属工学科 特別出張講座, アドバンスド・マテリアル ズ・アンド・プロセッシングII, (2016).
27	輸送機器用アルミニウム材料の開発	小山克己	東京工業大学 金属工学科 特別出張講座, アドバンスド・マテリアル ズ・アンド・プロセッシングII, (2016).
28	アルミニウム材料-軽量化に挑む-	小山克己	京都大学 工学部 社会基盤材料特論II(後期), (2016).
29	アルミニウムの溶解・溶湯処理・連続鋳造	高橋功一	日本アルミニウム協会, 富山大学 富山大学 特別出張講座, (2016).
30	製造技術/熱処理	八太秀周	日本アルミニウム協会, 富山大学 富山大学 特別出張講座, (2016).
31	自動車用アルミニウム材料の成形・表面処理	山本裕介	日本アルミニウム協会, 富山大学 富山大学 特別出張講座, (2016).
32	高強度・高靱性アルミニウム合金開発 (革新的新構造材料等研究開発プロジェクト)	渡辺良夫	日本アルミニウム協会 アルミニウム車両委員会, (2016).
33	アルミニウム合金の表面改質技術	三村達矢	日本アルミニウム協会 夏の学校(関東および関西), (2016).
34	Al塗装材の糸錆腐食試験における附着塩種の影響	三村達矢, 小林敏明, 島田隆登志 大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	日本アルミニウム協会 平成28年度耐食性研究発表交流会, (2016).
35	Al-Mg系合金の耐食性メカニズムの検討	京 良彦, 大谷良行, 小山高弘 兒島洋一	日本アルミニウム協会 平成28年度耐食性研究発表交流会, (2016).
36	アルミニウムの溶解鋳造工程	高橋功一	日本アルミニウム協会 アルミニウム製造プロセス技術伝承・中 核人材育成プロジェクト, (2016).
37	自動車用アルミニウム材料の表面処理	島田隆登志	日本アルミニウム協会 自動車のアルミ化技術講習会, 98(2016).
38	設計技術研修 アルミニウム合金	岩村信吾	名古屋産業振興公社, (2016).
39	アルミニウム建築構造材の 溶接・接合	岡田俊哉	アルミニウム建築構造協議会 第18回アルミニウム建築構造物製作管理 技術者認定のための講習会, (2016).
40	アルミニウムクラッドフィン材のろう付加熱中における 垂下挙動に及ぼす芯材Si濃度の影響	中川 渉, 福元敦志	日本溶接協会 先端材料接合委員会, (2016).

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
41	アルミニウムフィン表面処理が着除霜性に及ぼす影響	笹崎幹根	日本冷凍空調学会 着霜・除霜系技術委員会の調査研究PJ, (2016).
42	鋳塊スライスの全域発光分析による マクロ偏析の特徴把握	山田竜也, 石川宣仁, 久保貴司 高橋功一	軽金属学会関東支部 第5回若手研究者ポスター発表会, (2016).
43	アルミニウムの圧延	堂前行宏	軽金属学会 軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造 技術」, (2016).
44	展伸用アルミニウム合金とその熱処理	玉田裕子	軽金属学会 軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造 技術」, (2016).
45	アルミニウムの薄板成形	野口 修	軽金属学会 軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造 技術」, (2016).
46	アルミニウム二元合金の熱間圧縮荷重に及ぼす溶質元素 の影響	立山真司, 山本裕介, 浅野峰生 吉田英雄	軽金属学会 ミュオンスピニング暖和スペクトル法の工業的 応用研究部会, (2016).
47	Al-Mg-Si系合金における再結晶集組織及ぼす 固溶析出状態の影響	中西英貴	軽金属学会 第99回シンポジウム「加工と熱処理による 優先方位制御」, (2016).
48	アルミニウム溶接構造体の組織と強度	岡田俊哉	日本学術振興会先端材料強度第129委員会 第59回材料強度と破壊総合シンポジウム, (2016).
49	表面への機能付与 機能性プレコートアルミニウム材	小澤武廣	日本塑性加工学会 第320回塑性加工シンポジウム, (2016).
50	熱処理	八太秀周	学校法人鉄鋼学園 産業技術短期大学 夏期特別講座, (2016).
51	自動車用熱交換器の犠牲防食	京 良彦	(公社)日本材料学会 腐食防食部門委員会 第312回例会, (2016).
52	EPMA 装置特性の把握と定量分析条件選定方法の紹介	富野麻衣	日本電子株式会社 「EPMA・表面分析 Users Meeting」, (2016).
53	アルミニウム合金の組織と強度 ～5000系合金の溶接構造体～	高橋功一	科学技術振興機構 (JST) マテリアルズインテグレーション シンポ ジウム 2016, (2016).
54	軽量アルミニウム製バンパーの加工技術	田中晃二	名古屋国際見本市委員会 次世代ものづくり基盤技術産業展 (TECH Biz EXPO 2016), (2016).
55	Overview of Aluminium Industry and Basic Metallurgy of Wrought Aluminium Products	Katsumi Koyama	The 5th Metallurgy Forum, METALEX 2016, (2016).
56	Aluminum Rolling Technology	Nobuhiko Ishikawa	The 5th Metallurgy Forum, METALEX 2016, (2016).
57	Surface Modifications in Aluminium Sheet Industry	Tatsuya Mimura	The 5th Metallurgy Forum, METALEX 2016, (2016).
58	Aluminium Sheet Propertirs and Applications	Takeyoshi Doko	The 5th Metallurgy Forum, METALEX 2016, (2016).





# 「日本発のグローバルアルミニウムメジャーグループ」として、 世界市場で存在感を発揮してまいります。

## 板事業



缶材・クロージャー材



自動車用材料



航空・宇宙機材



LNGタンク材

### 世界最大級の生産能力を活かして 高品質な板製品を供給

UACJの板事業は、世界最高水準の板厚制御技術や全長400 m、幅4.3 mにおよぶ世界最大級の大型圧延機など、世界でもトップクラスの生産能力を誇ります。これら高度な生産技術と長年にわたり培ってきた独自のノウハウを結集し、万全の品質保証体制のもと、幅広い産業分野に向けて、さまざまな用途・ニーズに最適な製品を供給しています。

- 缶材・クロージャー材
- 自動車用ボディシート材
- 航空・宇宙機材
- エアコン用フィン材
- 印刷板用材
- 自動車熱交換器材
- LNGタンク材
- IT関連材
- 液晶・半導体製造装置用厚板
- 建築用板

## 押出事業



自動車熱交換器材・配管材



二輪車フレーム材

### 業界をリードする総合的な技術力を活かして 幅広い分野のニーズに対応

製造、金型設計、さらには各種の成形加工において、各分野の技術者が、豊富な経験に裏付けられた技術力を活かし、高品質な押出製品や押出加工製品を生産。こうした総合力を活かして、自動車、産業機器、航空機、OA製品など、幅広い分野のニーズにお応えします。より高度な品質要求に対応すべく、国内外の生産拠点において、技術と品質のさらなる向上に努めています。

- 自動車熱交換器材・配管材
- 複写機用感光ドラム材
- 二輪車フレーム材
- 機械部品材

## 箔事業



リチウムイオン電池集電体用箔



医薬品・化学品用箔

### リチウムイオン電池など電池分野をはじめ 先端ニーズに応える製品開発に注力

食料品や医薬品などの包装材から、家庭用ホイルなどの日用品、電解コンデンサや電池用の電極材料などの産業用途まで、さまざまな分野に高品質なアルミニウム箔や金属箔を提供しています。環境・エネルギー問題を背景に、燃料電池や蓄電池など電池関連分野のニーズが高まるなか、リチウムイオン電池用の集電体をはじめ、先端ニーズに応える箔製品を開発・供給しています。

- リチウムイオン電池集電体用箔
- コンデンサ箔
- 食品・包装用箔
- 建材用箔
- 医薬品・化学品用箔
- 日用品用箔

## 鍛造事業



ターボチャージャ用  
コンプレッサホイール



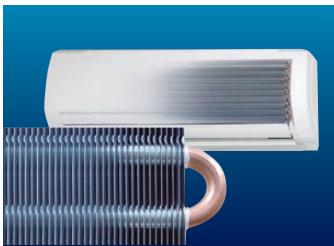
15,000 t大型鍛造プレス機

高度な技術力と生産体制を活かして  
高い競争力を持った製品を実現

鋳物分野では、精密鋳造技術を活かした世界シェア1位のターボチャージャ用コンプレッサホイールをグローバルに供給。鍛造分野では、国内最大規模の鍛造プレス機を駆使して、大型鍛造品のニーズに応えています。

- ターボチャージャ用高精度コンプレッサホイール鋳物
- 航空・宇宙機材用鍛造品
- 鉄道車両用鍛造品
- 液晶製造装置用鍛造品

## 銅管事業



エアコン用内面溝付銅管



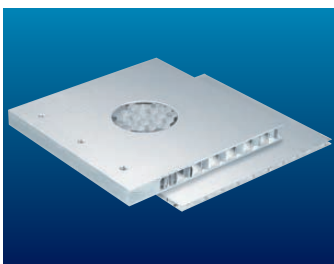
復水器用銅合金管  
(コンデンサチューブ)

銅の優れた素材特性を活かして  
幅広いニーズに応える銅管を提供

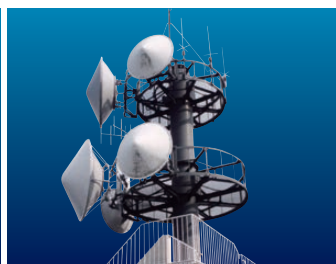
1世紀以上にわたる技術とノウハウの蓄積を活かして、高品質な銅管・銅合金管・チタン管および応用製品を、さまざまな形にしてお届けしています。熱伝導性や耐食性、加工性、抗菌性といった素材特性を活かして、エアコンなどの冷暖房設備向けをはじめ、給水・給湯配管、自動車や医療機器の配管、さらには電子機器冷却用のヒートパイプまで、多様な産業分野のニーズに応える製品を供給しています。

- エアコン用内面溝付銅管
- 給湯器用銅管
- 建築・冷媒用配管
- 各種熱交換器
- 復水器用銅合金管(コンデンサチューブ)
- 復水器用チタン管

## 加工品事業



ハニカムパネル



パラボラアンテナ

多彩な設備と技術を活かして  
あらゆる加工ニーズに対応

成形加工から接合加工、表面処理、塗装まで、あらゆる加工ニーズに対応できる設備と技術を有しています。多様なサイズ、形状、機能を持った加工品を生産し、幅広い産業分野のニーズに応えています。

- 構造製品
- 溶接加工製品
- 放熱・冷却製品
- 機能材製品

## 技術開発研究所

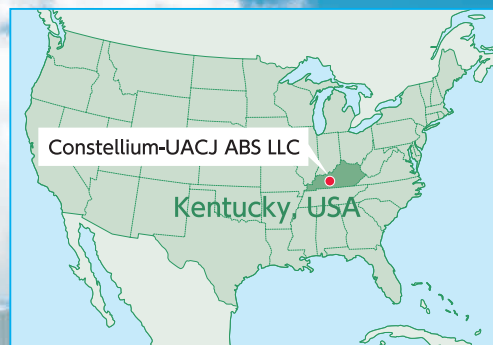
アルミニウムの豊富な知見を融合し、  
新たなイノベーションの創出を目指します

アルミニウムの可能性を追求し、新たな価値を創出するため、UACJは、グループの研究開発拠点である「UACJ技術開発研究所」を軸に、お客様とともに次世代の製品や技術の開発を推進しています。





# Constellium-UACJ ABS LLC (Kentucky, USA)

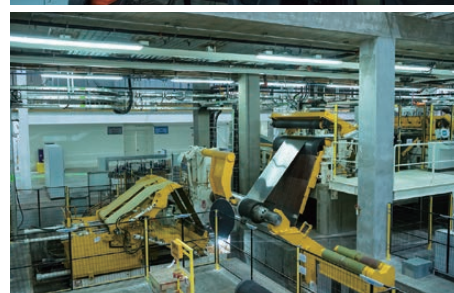


## 自動車の軽量化を実現する アルミニウムボディパネル材の 専門製造工場

An exclusive manufacturing plant of aluminum body panel materials for lighter-weight automobiles

北中米では、燃費規制の強化を受けて、自動車を軽量化するため、アルミニウム材の導入が加速しています。例えばパネル材については、2012年の約10万トンから、2020年には150万トンを超えるまでに需要が拡大すると予測しています。こうした需要拡大に応えるため、当社は2014年12月に欧州Constellium N.V.社と自動車用部材を製造・販売する合併会社Constellium-UACJ ABS LLCを設立しました。ケンタッキー州に建設を進めてきた年間10万トンの生産能力を持つ工場が、2016年6月から稼働を開始しており、共同事業のさらなる拡大に向けた検討も始めています。

The utilization of aluminum materials has been expanding in North and Central Americas due to stricter gas mileage restrictions and the need to build lighter-weight automobiles. For instance, demand for body-in-white (BiW) panels, which amounted to 100,000 tons in 2012, is expected to increase to 1.5 million tons by 2020. In order to meet this growing demand, in December 2014 UACJ and European company Constellium N.V. established Constellium-UACJ ABS LLC. This joint-venture automotive parts and sales company commenced operations of its Kentucky plant in June 2016, with an expected production capacity of 100,000 ton/year. Continued expansion of this joint business is under consideration.





# UACJ Automotive Whitehall Industries, Inc. (Michigan, USA)



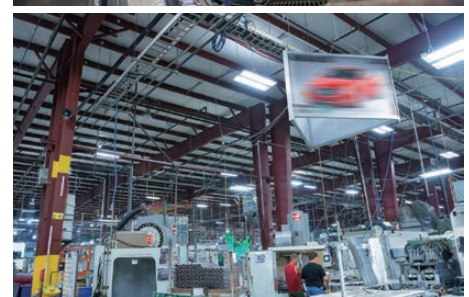
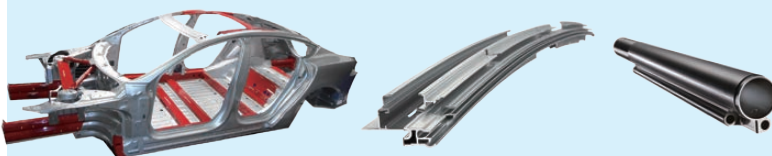
## 北中米で自動車用部材の 生産・販売体制を強化

Strengthening North and Central American  
automotive parts production and sales  
networks

自動車へのアルミニウム材の採用は、パネル材だけでなく、構造材や部材においても急速に進んでいます。そこで、これら分野の供給力を強化するため、Whitehall Industries のブランド名で知られる同分野における北米のリーディングカンパニーを買収し、UACJ Automotive Whitehall Industries, Inc. として新たなスタートを切りました。

同社単独での利益貢献はもちろん、北中米におけるグループ各社とのシナジーによって、自動車用構造材・部材のビジネス基盤をさらに強化・拡大していきます。

Use of aluminum in automobiles isn't limited to BiW panels. It is also increasingly being used for structural components and parts. In order to strengthen our supply capacity in this field, we purchased a North American company that manufactures and sells automotive aluminum structural materials and various aluminum components under the brand "Whitehall Industries." Not only will the company contribute directly to profits, it will also strengthen and expand our business foundations in automotive structural materials and parts through synergies with other North and Central American companies in the Group.



## 拠点一覧

本社	東京都千代田区大手町1丁目7番2号	中部支社	愛知県名古屋市中区金山1丁目13番13号 金山プレイス
名古屋製造所	愛知県名古屋市港区千年3丁目1番12号	関西支社	大阪府大阪市北区中之島3丁目3番3号 中之島三井ビルディング
福井製造所	福井県坂井市三国町黒目21-1番地	九州支社	福岡県福岡市博多区博多駅前2丁目2番1号 福岡センタービル
深谷製造所	埼玉県深谷市上野台1351番地	北海道支店	北海道札幌市中央区北三条西3丁目1番25号 NREG北三条ビル
日光製造所	栃木県日光市清滝桜ヶ丘町1番地	静岡支店	静岡県静岡市葵区御幸町5番地9 静岡フコク生命ビル
技術開発研究所	愛知県名古屋市中区千年3丁目1番12号		

## 国内グループ会社

板事業	株式会社UACJカラーアルミ 株式会社UACJ深谷サービス 株式会社UACJ名古屋アルパック 株式会社三泉 株式会社古河UACJメモリーディスク	銅管事業	株式会社UACJ銅管 株式会社UACJ銅管販売 東洋フィットテング株式会社 株式会社UACJ銅管パッケージ
押出事業	株式会社UACJ押出加工 株式会社UACJ押出加工小山 株式会社UACJ押出加工名古屋 株式会社UACJ押出加工群馬 株式会社UACJ押出加工滋賀 軽金属押出開発株式会社 日本クーラー株式会社	加工品事業	株式会社UACJ金属加工 株式会社ナルコ郡山 株式会社住軽日軽エンジニアリング
箔事業	株式会社UACJ製箔 株式会社日金 株式会社UACJ製箔産業 株式会社UACJ製箔サービス	その他	株式会社UACJトレーディング 泉メタル株式会社 株式会社メタルカット 鎌倉産業株式会社 株式会社UACJ Marketing & Processing 株式会社ACE21 株式会社UACJ物流 株式会社UACJシステム 株式会社UACJグリーンネット
鋳鍛事業	株式会社UACJ鋳鍛 東日本鍛造株式会社		

## 海外グループ会社

板事業	UACJ (Thailand) Co., Ltd. (タイ) Tri-Arrows Aluminum Holding Inc. (米国) Tri-Arrows Aluminum Inc. (米国) Logan Aluminum Inc. (米国) Constellium-UACJ ABS LLC (米国) Bridgnorth Aluminium Ltd. (英国) 乳源東陽光優艾希杰精箔有限公司 (中国) UPIA Co., Ltd. (韓国)	加工品事業	UACJ Metal Components North America, Inc. (米国) Iwai Metal Mexico S.A. de C.V. (メキシコ) Iwai Metal Central Mexico, S.A. de C.V. (メキシコ) Nalco (Thailand) Co., Ltd. (タイ) P. T. Yan Jin Indonesia (インドネシア) 日鋁全綜(無錫)鋁材加工有限公司 (中国)
押出事業	日鋁全綜(天津)精密鋁業有限公司 (中国) PT. UACJ-Indal Aluminum (インドネシア) UACJ Extrusion (Thailand) Co., Ltd. (タイ) UACJ Extrusion Czech s. r. o. (チェコ)	その他	UACJ Automotive Whitehall Industries, Inc. (米国) UACJ North America, Inc. (米国) 優艾希杰東陽光(上海)鋁材銷售有限公司 (中国) UACJ MH (Thailand) Co., Ltd. (タイ) 優艾希杰(上海)鋁材有限公司 (中国) AFSEL S. A. (ギリシャ) UACJ ELVAL HEAT EXCHANGER MATERIALS GmbH (ドイツ) UACJ Trading (Thailand) Co., Ltd. (タイ) 優艾希杰商(上海)貿易有限公司 (中国) 優艾希杰商(昆山)金属制品有限公司 (中国) 優艾希杰商(香港)貿易有限公司 (中国) 優艾希杰商(大連保稅区)貿易有限公司 (中国) UACJ Trading Czech s. r. o. (チェコ) UACJ Trading (America) Co., Ltd. (米国) UACJ Marketing & Processing America, Inc. (米国) UACJ Australia Pty. Ltd. (豪州) Boyne Smelters Ltd. (豪州)
箔事業	UACJ Foil Malaysia Sdn. Bhd. (マレーシア)		
鋳鍛事業	UACJ Foundry & Forging (Vietnam) Co., Ltd. (ベトナム)		
銅管事業	UACJ Copper Tube (Malaysia) Sdn. Bhd. (マレーシア)		



## 編集後記

前号に引き続き人工知能の進化には目覚ましいものがあります。既に碁の世界ではGoogleの「アルファ碁」に続く「アルファ碁改良版」がWEB上で「Master」と名乗り、謎の棋士として、プロ棋士などを相手に60勝無敗の全勝をしました。プロ棋士との公式対決前の前哨戦としてその実力を点検するテストマッチと言われていました。その内容は、今までの定石にとらわれず新たな打ち方まで出てきていて、今後このWEB上での棋譜が研究され、新たな定石を生む可能性が指摘されています。人工知能により新たな定石が創出されたとなると大きな驚きです。人工知能の推測が人間のひらめきにまでに近づいているということであり、改めて人間とは何かを考えざるを得ません。

さて、今回は特集号ではなく通常号です。本号では論文6編、技術・解説4編、製品・技術紹介3編、コラム2編となりました。

論文では自動車材関係の6000系に関するものが2編、熱交材関係の3000系に関するものが1編、銅合金に関するものが1編、DC 鋳造に関するものが1編、接合に関するものが1編です。この接合に関する論文は(一社)軽金属溶接構造協会の第34回軽金属溶接論文賞を受賞したものです。

解説では、より容易に理解しやすいアルミニウムの腐食に関してが1編、ジュラルミンの歴史から今後の航空機の動向に関して通して読めば理解できるものとして2編、鋳造・圧延を支える製造技術に関するものが1編です。

製品・技術紹介は、目では見えないコードを印刷した偽薬防止などの薬の包装材料「Ai-PAC II」と高接着性コイルKO処理材と高防汚性塗装材「UACJコートクリーン」です。いずれもアルミニウム表面の機能化を行った材料です。

最後に、この『UACJ Technical Reports』の内容についてのご質問、ご意見、ご要望などがございましたら、ご遠慮なくお問い合わせください(tech-repo@ml.uacj.co.jp)。

編集委員

## UACJ Technical Reports, Vol.3, No.1 (2016)

(2017年3月 発行)

禁無断転載

発行所	株式会社UACJ	Publisher Office	UACJ Corporation
	本社		Headquarters
	〒100-0004 東京都千代田区大手町1丁目7番2号		Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2, Otemachi Chiyoda-ku,
	東京サンケイビル		Tokyo 100-0004, Japan
	TEL : (03) 6202-2600 (代表) FAX : (03) 6202-2021		TEL: +81-3-6202-2600 FAX: +81-3-6202-2021
	技術開発研究所		Research & Development Division
	〒455-8670 愛知県名古屋市港区千年3丁目1番12号		Chitose 3-1-12, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi
	TEL : 052-651-2100 (代表) FAX : 052-651-8117		455-8670, Japan
	E-mail : tech-repo@ml.uacj.co.jp		TEL: +81-52-651-2100 FAX: +81-52-651-8117
			E-mail: tech-repo@ml.uacj.co.jp
発行人	渋谷 和久	Publisher	Kazuhiisa Shibue
編集	株式会社UACJ 技術開発研究所	Editorial Board	Research & Development Division, UACJ Corporation
編集委員	委員長 : 村松 俊樹		Editor in Chief: Toshiki Muramatsu
	細見 和弘 渡辺 良夫 兒島 洋一 岡村 義英		Technical Editor: Yasuhiro Hosomi, Yoshio Watanabe,
	土公 武宜 二宮 淳司 新倉 昭男 日比野 淳		Yoichi Kojima, Yoshihide Okamura,
			Takeyoshi Doko, Jyunji Ninomiya,
			Akio Niikura, Atsushi Hibino
製作監修	株式会社UACJ 広報IR部 澤地 隆 江原 達広		
製作	古河テクノリサーチ株式会社	Production Supervisor	Public and Investor Relations Department, UACJ Corporation
印刷所	株式会社昭栄社印刷所		Ryu Sawachi, Tatsuhiro Ehara
		Production	Furukawa Research, Inc.
		Printing	Shoeshisa Printing Corporation

# 株式会社UACJ

## UACJ Corporation

### 本社

〒100-0004

東京都千代田区大手町1丁目7番2号 東京サンケイビル

TEL: (03) 6202-2600 (代表) FAX: (03) 6202-2021

### Headquarters

Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2 Otemachi

Chiyoda-ku, Tokyo 100-0004, Japan

TEL. +81-3-6202-2600 FAX. +81-3-6202-2021

<http://www.uacj.co.jp>

