

# *Furukawa-Sky Review*

No.3  
April 2007





この広い空の下、いくつもの夢が舞い上がる。



## 古河スカイが育む、アルミニウムの可能性。

軽量で、リサイクル性に優れたアルミニウム。

アジア最大のアルミ圧延メーカーである古河スカイは

アルミニウムのリーディングカンパニーとして

アルミニウムのもつ無限の可能性を拡大しながら

地球時代にふさわしい循環型社会づくりに貢献しています。

 **古河スカイ株式会社**  
[www.furukawa-sky.co.jp](http://www.furukawa-sky.co.jp)

第3号  
2007年4月  
目次

**技術解説**

自動車用アルミニウムボディシートの特徴と成形性

野口 修 ——— 1

導電潤滑アルミニウム材の現状

小澤武廣, 加藤 治, 斎藤正次, 太田 優 ——— 7

アルミニウム材の表面分析

佐藤隆宏, 長谷川真一, 田中祐一 ——— 13

**技術論文**

Al-Mg-Si系合金の高温短時間時効挙動に及ぼす予備時効の影響

日比野旭, 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫 ——— 18

温間異周速圧延によるAl-Mg-Si系合金の成形性向上

小松原俊雄, 小山克己, 野口 修, 上野洋一, 三木善樹 ——— 25

溶解炉における電磁攪拌シミュレーションの開発

高橋功一, 石川宣仁 ——— 31

双ロール鋳造法を用いたAl-Fe-Ni系合金フィン材の再結晶挙動

新倉昭男, 川原 晃, 木村 剛, 土公武宜 ——— 37

**製品紹介**

“臭いを出さない”アメニティプレコートフィン ——— 46

耐高温脆性に優れるPbフリー快削アルミニウム合金KS26 ——— 48

航空機用厚板材 ——— 50

RFID用部材「IC タグ用アンテナ」 ——— 52

**技術コラム**

アルミニウムの腐食のおはなし その2

兒島洋一 ——— 54

**関連会社紹介**

古河スカイテクノ株式会社 ——— 57

海外押出拠点: FIA (インドネシア)・古河 (天津) 精密鋁業有限公司 ——— 60

**トピックス**

CSRレポート2006発行 ——— 62

古河スカイ技術研究所新設 ——— 64

自動車熱交換器用板材販売会社「アフセル社」設立 ——— 66

**公表資料**

論文・講演・資料 ——— 67



**表紙デザイン**

当社は2007年にはインドネシア、ベトナム、中国など海外での製造体制が整うのと同時に、ギリシアに販売会社を設立するなど、ますますワールドワイドに、ダイナミックに企業活動の領域をひろげ、グローバルな対応を推進しています。表紙のイメージは、アルミニウム素材の持つ可能性を追求し、当社ならではの製品を全世界に向けて発信するイメージを表しています。

### Technical Papers

<b>Features and Formability of Aluminum Body Sheet for Automobile</b>	Osamu Noguchi	1
<b>Current Status of Electroconductive Surface-Lubricating Aluminum Sheet</b>	Takehiro Ozawa, Osamu Kato, Masatsugu Saito and Masaru Ohta	7
<b>Surface Analysis Techniques for Aluminum Materials</b>	Takahiro Sato, Shinichi Hasegawa and Yuichi Tanaka	13
<b>Effect of Pre-Aging on the Behavior in the Early Stage of Aging at High Temperatures for Al-Mg-Si Alloy</b>	Akira Hibino, Makoto Saga, Yukio Sasaki and Masao Kikuchi	18
<b>Improvement of Formability in Al-Mg-Si Alloy Sheets by Asymmetric Warm Rolling</b>	Toshio Komatsubara, Katumi Koyama, Osamu Noguchi, Yoichi Ueno and Yoshiki Miki	25
<b>Development of a Simulation Model for Electromagnetic Stirring in Melting Furnace</b>	Koichi Takahashi and Nobuhito Ishikawa	31
<b>Recrystallization Behavior of Al-Fe-Ni Alloy Fin Stock Manufactured by Twin-Roll Continuous Casting</b>	Akio Niikura, Akira Kawahara, Go Kimura and Takeyoshi Doko	37

### Products

<b>Amenity-enhancing Pre-coated Aluminum Fin Stock with Unpleasant Odor Suppression</b>	46
<b>High-Machinability Pb-Free Aluminum Alloy with Superior Hot-Shortness Resistance KS26</b>	48
<b>Thick Plate of Aluminum Alloys for Aircraft</b>	50
<b>Antenna for IC Tag in RFID (Radio Frequency Identification) System</b>	52

### Technical Column

<b>The Fundamentals of Corrosion of Aluminum Ⅱ</b>	Yoichi Kojima	54
--	---------------	----

### Introduction of factory

<b>Furukawa-Sky Techno Co., Ltd.</b>	57
<b>PT. Furukawa Indal Aluminum and Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corp.</b>	60

### Topics

<b>Publication of CSR Report 2006</b>	62
<b>Furukawa-Sky Technical Research Center Integrated into a New Building</b>	64
<b>Establishment of a Sales Company for Automobile Heat Exchangers Sheet Material AFSEL S.A.</b>	66

### Published Papers

<b>Research Papers, Lectures and Written Materials</b>	67
--	----



# 自動車用アルミニウムボディシートの特徴と成形性

## Features and Formability of Aluminum Body Sheet for Automobile

野口 修

Osamu Noguchi

**概要** 地球環境問題に配慮し、自動車業界においても二酸化炭素排出量の削減が課題となっている。アルミニウムの採用による車体の軽量化は自動車の燃費向上に直結し、二酸化炭素排出量を抑制する有効な手段である。このため自動車用アルミニウム材の出荷量は着実に増えてきている。自動車用アルミニウムボディシートは自動車のボディパネルに適用すべく開発された板材であり、適用当初は5000系合金が用いられたが、現在は6000系合金が主流である。本稿では実際に使用されているアルミニウム合金板材の特徴についてプレス成形性を中心に紹介する。さらに、材料の選択や開発段階において重要な指針となる成形性指標について解説する。

**Abstract:** The reduction of CO<sub>2</sub> emission is an important subject in the automotive industry also out of consideration for global environmental problems. Body weight saving by application of aluminum is an effective means to improve fuel economy and hence to reduce CO<sub>2</sub> emission. Accordingly, shipment of aluminum materials for automobiles is increasing steadily. Aluminum body sheet is an aluminum alloy material that has been developed to be applied to automotive body panels. 5000 series alloys were used at the beginning of application. Currently, however, 6000 series alloys are popularly used. In this paper, characteristics of some commercial aluminum body sheets are outlined focusing on press formability. Moreover, formability indices which are important in material selection and development are illustrated.

### 1. はじめに

近年、地球環境問題への配慮から排出ガスに対する規制が厳しくなり、自動車業界においても排出ガス、特に二酸化炭素の削減が重要な課題となっている。自動車における二酸化炭素の排出は80%以上が走行により発生していることから<sup>1)</sup>、車体軽量化による燃費の向上は地球温暖化の原因である二酸化炭素の排出量削減に直結する有望な手段である。また、安全対策、環境対策、装備の充実などによる重量の増加を軽減するためにも車体の軽量化が必要となっている。これら軽量化ニーズを満たすために材料面からの検討がなされ、軽量化効果の高い材料としてアルミニウムの採用が拡大している。

日本国内では1986年にエンジンフードにアルミニウム板が採用<sup>2)</sup>されて以来、アルミニウムボディシートの採用車種は増え、自動車向けアルミニウム板材の出荷量も増え続けている<sup>3), 4)</sup>。

比重が小さいというアルミニウムの特徴は自動車を軽量化するための素材として魅力的である。例えば、板材をモデルに曲げ剛性を鋼板と等価にすると、アルミニウムは鋼板の1.44倍の板厚で50%の軽量化が可能となる<sup>5)</sup>。一方、さらにアルミニウム板材の適用を拡大するための課題としては自動車のダイナミックなデザインに対応できるプレス成形性の向上が挙げられる<sup>6)</sup>。

本稿ではプレス成形性を中心に、現在実用化されている自動車用アルミニウムボディシートの特徴を紹介し、材料の選択および開発において重要な指針となる成形性指標についての解説を行う。

### 2. 最近の自動車アルミ化動向

#### 2.1 自動車用アルミニウムボディシートの種類

図1に自動車向けアルミニウム板材の出荷量(熱交換器用を含む)とアルミニウムボディシートの採用車種数

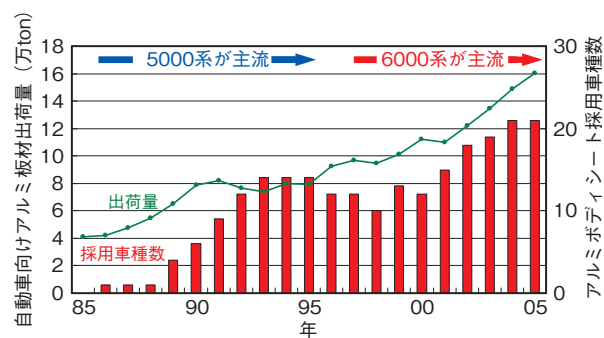


図1 自動車向けアルミニウム板材出荷量とアルミボディシート採用車種数

Fig.1 Trends in the shipment of aluminum alloy sheet for cars, and the number of car models which adopted aluminum body sheet.

の推移を示す<sup>3), 4)</sup>。出荷量および採用車種数はともに増加している。ボディシートにアルミニウム合金が採用された当初は主に成形性の観点から5000系合金が適用された。その後、塗装焼付工程で高耐力化が可能な6000系合金が主流となった<sup>7)</sup>。

表1に代表的な自動車用アルミニウムボディシートの機械的性質を示す。

## 2.2. 自動車用5000系ボディシートの特徴

5000系合金板は一般に強度、成形性、耐食性、表面処理性および溶接性に優れる。自動車ボディシートに実用されている5000系合金板には一般材（主に5052，5182）と開発材（当社ではTG19，TG25）がある。

5000系合金ボディシートの開発経緯を図2に示す。開発はストレッチャストレインマーク（SSマーク：図3）の抑制と成形性向上を目標に行われた。SSマークが発生すると塗装後の表面に模様が残るため、外観品質が劣化しアウトパネルへの適用は困難となる。そこで、結晶粒径の調整によりSSマークを抑制する技術開発が行われ、同時に延性向上による成形性の改善が図られてTG19が誕生した。

さらに高成形性を目指してMg添加量の増加による合金開発が行われた。図4<sup>8)</sup>に示すようにMg添加量を多

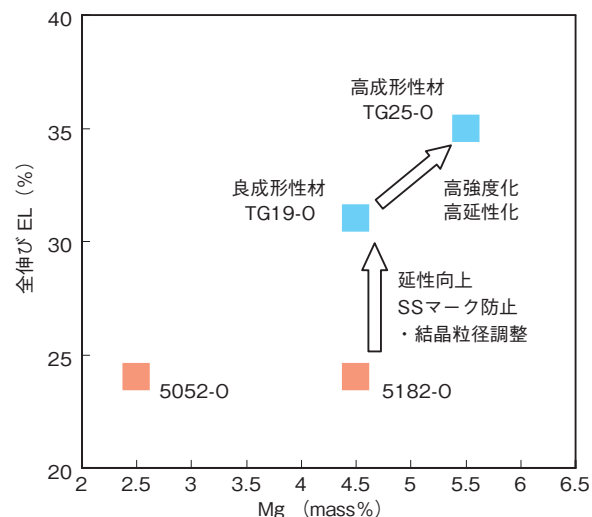


図2 5000系合金ボディシートの開発経緯

Fig.2 History of development of 5000 series aluminum body sheets.

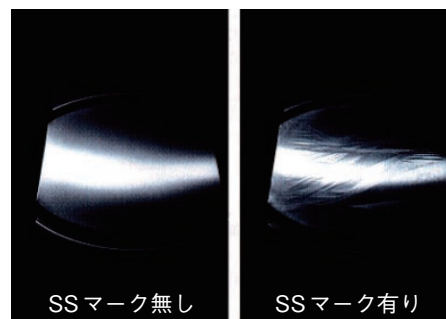


図3 ストレッチャストレインマーク（SSマーク）  
Fig.3 Stretcher-strain mark (SS mark).

くすると強度と伸びが向上する。しかし、Mg量の増加は圧延性を低下させるため工業的には制限があり、現状ではMgの添加量は約5.5%が限界である。このような経緯で実用化された合金板がTG25である。

## 2.3. 自動車用6000系ボディシートの特徴

6000系合金は成形加工時にSSマークが発生しない。また、自動車製造工程の塗装焼付処理時に強度が増加する（バークハード：BH）特徴があり、耐デント性が向上

表1 代表的な自動車用アルミニウムボディシートの機械的性質  
Table 1 Mechanical properties of typical aluminum body sheets.

合金系	合金・質別	引張強度 TS (MPa)	耐力 YS (MPa)	全伸び EL (%)	n値	r値	エリクセン値 Er (mm)	限界絞り比 LDR*)	備考
5000系	5052-O	206	98	23	0.26	0.66	9.6	-	一般材
	5182-O	284	137	28	0.30	0.79	9.6	1.96	一般材
	TG19-O	267	127	31	0.31	0.71	10.0	2.02	当社開発材
	TG25-O	274	117	35	0.35	0.73	10.3	2.03	当社開発材
6000系	TM30-T4	214	110	27	0.24	0.73	9.9	1.97	当社開発材
	TM45-T4	224	115	28	0.26	0.74	10.1	1.98	当社開発材
	TM67-T4	250	117	31	0.30	0.74	10.2	2.00	当社開発材
銅板	SPCC	314	176	42	0.23	1.39	11.9	-	-

\*) LDR測定用潤滑剤は防錆油を使用



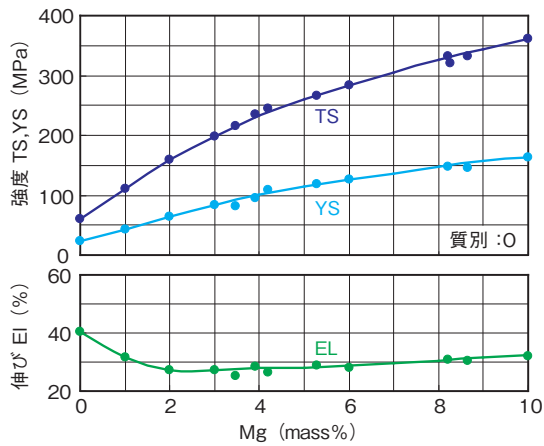


図4 Al-Mg合金におけるMg添加量と機械的性質の関係  
Fig.4 Relationship between Mg content and mechanical properties of Al-Mg alloy sheet.

するなど、ボディシートとして優れた特徴を備えている。日本国内の自動車生産ラインでは塗装焼付温度が170℃前後と比較的低く、時間も20分程度と短いため<sup>9)</sup>、6000系合金の優れた特徴を活かすことができなかった。しかし、図5<sup>8)</sup>に示すように日本国内の塗装焼付処理条件でもBHにより十分な強度が得られる板材の製造プロセスが開発され、6000系合金板がボディシートとして実用化された。

図6に自動車用6000系合金板のT4での耐力およびBH後の耐力を示す。プレス成形による硬化を考慮して予ひずみを2%付与し、その後170℃、20分の加熱によるBH後の耐力はおよそ200 MPaに達する。これらの開発

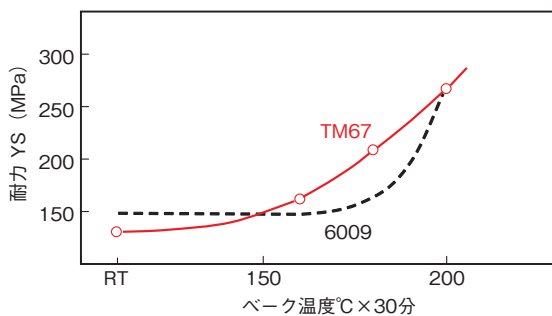


図5 6000系開発合金板のベークハード挙動  
Fig.5 Bake hardening behavior of the developed 6000 series aluminum alloy sheet.

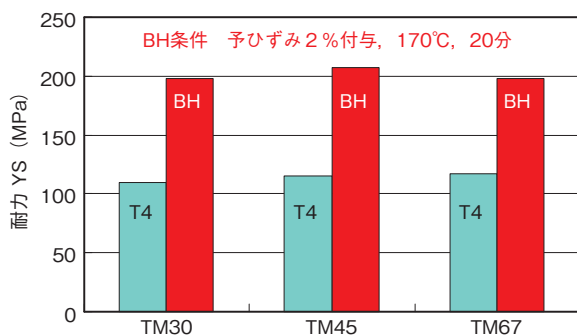


図6 6000系開発合金板のベークハード特性  
Fig.6 Bake hardening property of the developed 6000 series aluminum alloy sheet.

合金板はボディシートとして実用されている。

アウター材は耐デント性の観点から高耐力であることが望ましい。反面、スプリングバックを抑制する観点から成形時には低耐力であることが要求される。プレス成形時には耐力が低く、成形後の塗装焼付処理で耐力が高くなる6000系合金板はアウター材に適している。

アウターパネルはヘミング加工が必須である。アルミニウム合金板は局部伸びが小さく、曲げ限界が低いため、ヘミングのような厳しい曲げ加工が難しい<sup>10)</sup>。TM30は金属組織制御と低耐力化により良好なヘミング性を実現した<sup>11)</sup>。図7に示すようにボディシート用の6000系開発合金板は従来の6000系合金板<sup>8)</sup>に比べ室温時効特性が抑制されており、特にTM30は低耐力である。TM45は成分調整により曲げ性を確保しつつBH性および成形性を向上させた合金板であり、TM67はCuの添加により高い成形性を付与した合金板である。

6000系合金板はアウター材として優れるが、ハンドリング性、リサイクルなどを考慮するとインナー材も6000系合金板の使用が望ましい。インナー材に要求される最も重要な性能は成形性であり、成形後のパネルの形状で剛性を確保するため、BHによる強度増加は必ずしも必要としない。そこで、熱処理方法を工夫し、BHによる強度増加は小さくなるものの強度バランス、伸びの向上により良好な成形性を付与した6000系合金板が開発された。

図8に6000系開発合金板の成形性を、図9にプレス成形品の例を示す。成形性の評価は、破断せずに成形できる最大のしわ押さえ力を現す成形限界B.H.F. (blank holding force) によった。成形限界B.H.F.が大きい程、成形性は良好である。

6000系開発合金板ではTM30に比べTM45の成形限界B.H.F.が高く、TM67の成形限界B.H.F.はさらに高い。TM45inr および TM67inr はそれぞれ TM45 および TM67 のインナーパネル仕様材である。TM45inr は TM45 に比べ成形限界B.H.F.が高く、TM45 より成形性は良好である。同様に TM67inr も TM67 より成形限界

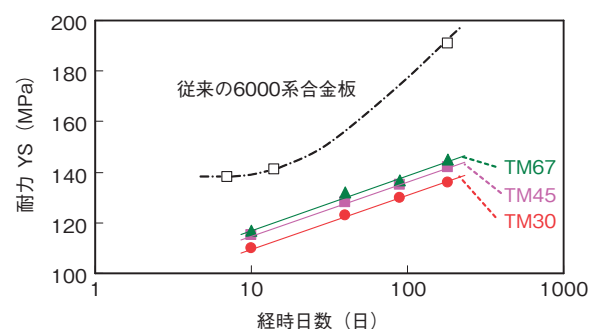


図7 6000系開発合金板の室温時効特性  
Fig.7 Age hardening behavior at room temperature of the developed 6000 series aluminum alloy sheet.

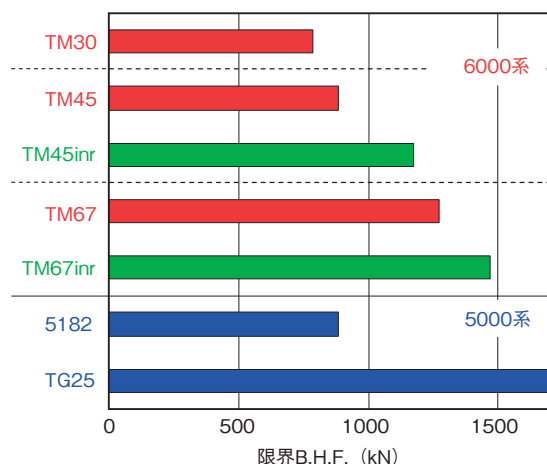


図8 6000系開発合金板の成形限界B.H.F.

Fig.8 Forming limit B.H.F. of the developed 6000 series aluminum alloy sheets.

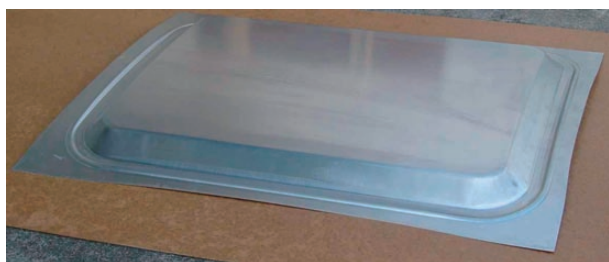


図9 6000系開発合金板の実験プレス成形品

Fig.9 Experimental press-stamped panel of the developed 6000 series aluminum alloy sheet.

B.H.F.が高く、成形性良好でインナー材に適している。

TM30を除く6000系開発合金板の成形性は5000系高成形性材TG25には及ばないものの一般材の5182以上の成形性を備えている。

### 3. プレス成形性

#### 3.1. アルミニウム合金板の機械的性質の特徴

自動車用アルミニウムボディシートの成形性は鋼板と比較されることが多い。図10にアルミニウム合金板および鋼板の応力-ひずみ曲線を示す。鋼板に比べ、アルミニウム合金板は伸びが大幅に小さく、特に最大荷重点

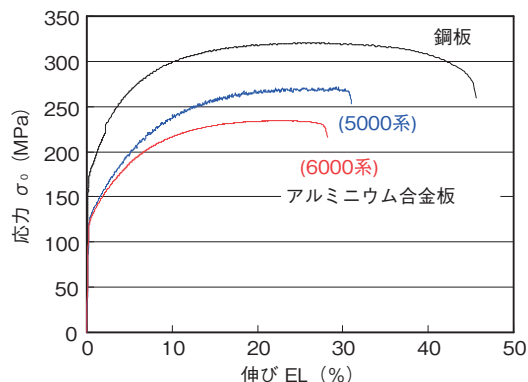


図10 アルミニウム合金板および鋼板のS-S曲線

Fig.10 S-S curves of aluminum alloy sheet and steel sheet.

以後の伸び、すなわち局部伸びが小さい。

アルミニウム合金板のn値(加工硬化指数)は鋼板のそれよりも大きい。図11に、微小変形領域でのn値であり式(1)により定義されるn\*値(瞬間n値)<sup>13)</sup>のひずみ量による変化を示す<sup>12)</sup>。

$$n^* = \left[ \frac{d\sigma / \sigma}{d\varepsilon / \varepsilon} \right] \quad (1)$$

$\varepsilon \geq 0.1$ のひずみ領域で鋼板のn\*値は一定であるが、アルミニウム合金板のn\*値は一様に低下し、高ひずみ領域での加工硬化性が次第に減少することが分かる。

図12は各ひずみ領域におけるひずみ速度感受性指数m値を示す<sup>12)</sup>。鋼板のm値は0.015程度と大きく、ネッキングにより変形領域が局所化して局部的にひずみ速度が増加すると変形抵抗が大きくなり変形が周辺に分散する効果が発生すると考えられ、鋼板の局部伸びが大きいことの要因といわれている。しかし、アルミニウム合金板のm値は鋼板に比べかなり小さいため、ひずみ速度の効果は期待できない。

このようなn\*値やm値の挙動がアルミニウム合金板の伸び、特に局部伸びの小さい一因であると考えられる。

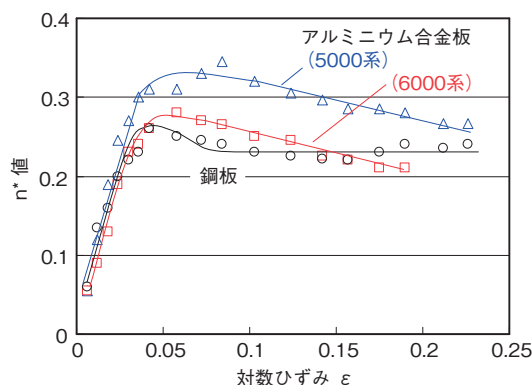


図11 アルミニウム合金板および鋼板の微小変形領域でのn値(n\*値)

Fig.11 Moment n values of aluminum alloy sheet and steel sheet.

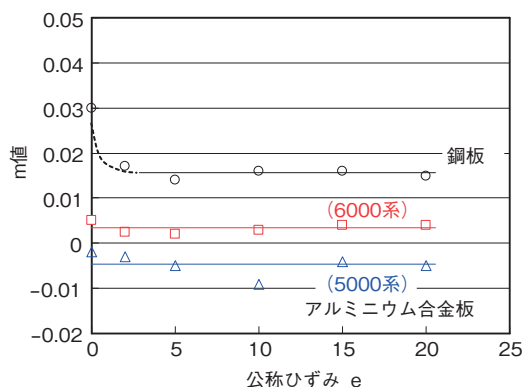


図12 アルミニウム合金板および鋼板のm値

Fig.12 m values of aluminum alloy sheet and steel sheet.



### 3.2. 成形性指標

成形性指標は材料の選択や材料開発においては重要な要素である。アルミニウム合金板に適した成形性指標を見いだすことができれば自動車ボディのアルミニウム化に大きく貢献するものと考えられる。

銅板では $r$ 値が有効な成形性指標である。しかし、アルミニウム合金板では $r$ 値が大きく変わらないこともあって、必ずしも有効な成形性指標ではない。また、成形性指標は簡便な試験で測定できることが望ましい。引張試験で測定できれば実用上の価値も大きい。このような観点からアルミニウム合金板に関する成形性指標の検討が行われ、引張試験における引張強さと耐力を組み合わせた (TS-YS)<sup>14)</sup>、 $TS \cdot (TS/YS)$ <sup>15)</sup>などが深絞り性と相関があると報告されている。

著者らは図13に示す成形実験用モデル金型を用いたプレス成形試験での成形限界B.H.F.に対する相関係数の大きさを成形性指標を検討した<sup>16)</sup>。

プレス成形試験に使用した5000系合金板および6000系合金板の(TS-YS)、 $n$ 値、TS(引張強さ)、と成形限界B.H.F.の関係を図14に示す。成形限界B.H.F.と(TS-YS)の相関係数は0.88、 $n$ 値との相関係数は0.82、TSとの相関係数は0.90である。(TS-YS)は成形限界B.H.F.と良好な相関関係を示す。また、 $n$ 値、TSと成形限界B.H.F.も同様に良好な相関関係を示す。

図15に引張試験で測定できる各特性値と成形限界B.H.F.の相関係数を示す。逆相関の場合を考慮し、各指標と成形限界B.H.F.の相関係数の絶対値を比較した。TS、(TS-YS)、EL(全伸び)、U.EL(一様伸び)、 $n$ 値は相関係数が0.8以上と良い相関を示す。L.EL(局部伸び)、 $r$ 値は相関係数が小さいが、これはアルミニウム合金板の場合L.ELと $r$ 値が材料によって大きく変わらないためと考えられる。

次に、各種の小型カップ試験値と成形限界B.H.F.の相関係数を図16に示す。平面ひずみ張出し高さの相関係数が最も大きい。プレス成形における破断が平面ひずみ状態となる部位で発生することが多いため、平面ひず

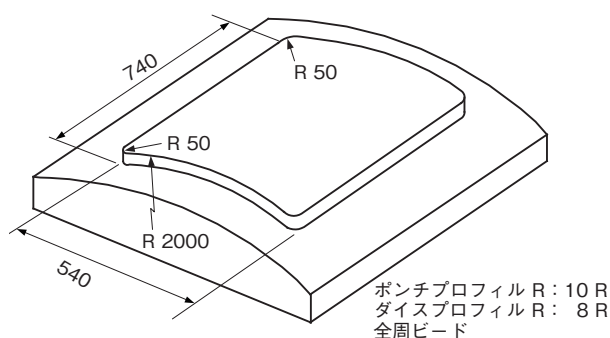


図13 成形実験用モデル金型

Fig.13 Model die for experimental press forming.

み状態での破断限界を示す平面ひずみ張出し高さが良い相関を示すと考えられる。また、エリクセン値の相関係数も大きい。エリクセン値は板材のプレス成形性を調べる簡便な試験法としてJIS規格化され広く用いられている。アルミニウム合金板においても、その有効性が再確認されたと考えられる。

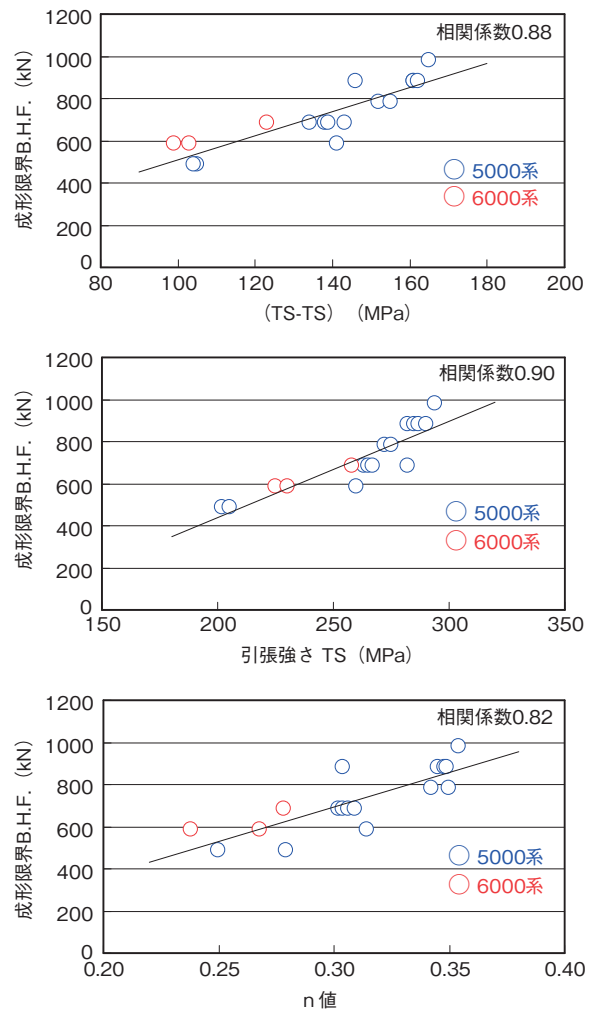


図14 アルミニウム合金板の(TS-YS)、TSおよび $n$ 値と成形限界B.H.F.の関係

Fig.14 Relationship between (TS-YS), TS,  $n$  value and forming limit B.H.F. of aluminum alloy sheets .

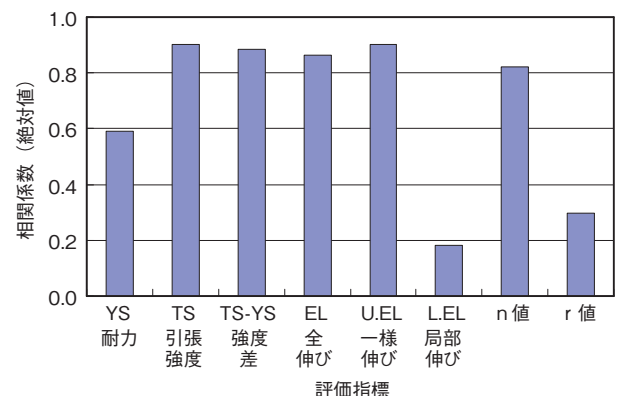


図15 各材料特性と成形限界B.H.F.の相関係数

Fig.15 Correlation coefficients between each material property and forming limit B.H.F.

## 参考文献

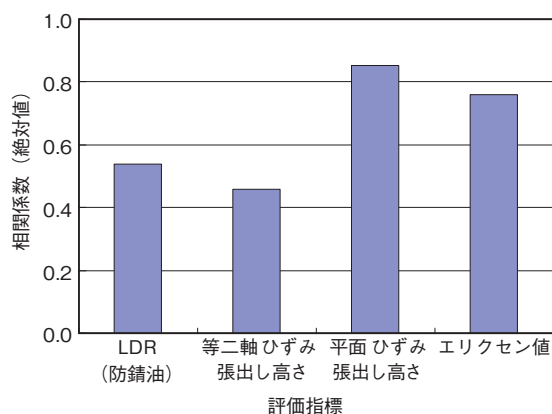


図16 小型カップ試験の各評価指標と成形限界B.H.F.の相関係数

Fig.16 Correlation coefficients between each value of small cup tests and forming limit B.H.F..

#### 4. おわりに

オイルショック、米カリフォルニア州の独自規制、京都議定書などによる二酸化炭素削減と理由は移り変わったが自動車の燃費向上の要求は変わらない。また、車体重量は自動車の操作性や運動性にも深く関わっており、これらの面からも軽量化のニーズがあることから、将来も車体軽量化の必要性は変わらないと考えられる。軽量化を実現するための材料としてアルミニウムへの期待もますます大きくなると推察される。

近年の合金設計と製造プロセスの改善により、自動車用アルミニウムボディシートの成形性は向上した。しかしながら、自動車ボディシートとして求められる成形に関する要求を満たすまでには至っていない。また、成形性指標は、材料開発や使用時の材料選択に重要であり多くの実験的な研究報告がなされたが、未だ道半ばの感が否めない。今後、さらに検討が進みアルミニウム合金板材に適した成形性指標が見いだされ、同時にアルミニウム板材に適した成形方法の開発も進み、材料と成形方法の両面から自動車用アルミニウムボディシートの成形技術が構成されていくものと期待する。

その結果、アルミニウムボディシートの適用による自動車の軽量化が進み、地球環境の向上に貢献することで多くの人に役立つことを願う。

- 1) 多田博, 佐々木憲夫:自動車技術, **55** (2001), 9.
- 2) マツダwebサイト:RX-7物語.
- 3) 日本アルミニウム協会webサイト:アルミ板類需要部門別出荷推移(2005).
- 4) 日本アルミニウム協会 自動車アルミ化委員会webサイト
- 5) 八木三哉, 小宮山恭弘, 峯憲一郎:自動車技術, **55** (2001), 29.
- 6) 牛尾英明:軽金属, **56** (2006), 580.
- 7) 高橋淳, 勝倉誠人:自動車技術会2006春大会「アルミニウム加工における現状と今後の方向性フォーラム」, 20064396, (2006), 8.
- 8) 阿部佑二, 吉田正勝, 野口修, 松尾守, 小松原俊雄:塑性と加工, 33-375 (1992), 365.
- 9) 片桐知克, 東海林了ほか:自動車技術会12-06シンポジウム「ボディ構造形成技術の最前線」, (2006), 46.
- 10) 志賀信道:自動車技術会2006年春季大会「アルミニウム加工における現状と今後の方向性フォーラム」, (2006), 1.
- 11) M. SAGA, M. KIKUCHI, Y. ZHU, M. MATSUO, : Proceedings of ICAA-6, (1998), 425.
- 12) M. Usuda, K. Hasimoto, T. Amaike, T. Katayama, Y. Abe, M. Yoshida:SAE, No950924, (1995).
- 13) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第2版, (1997), 456.
- 14) 中村真一郎, 恵比根美明, 佐藤章仁, 岩田徳利, 富岡良郎, 松居正夫:44回塑加連講論, (1993), 613.
- 15) 林稔, 戸次洋一郎, 林登, 安永晋拓, 松本義裕, 橋口耕一:92回軽金属春講概, (1997), 69.
- 16) 阿部佑二, 吉田正勝, 野口修, 白田松男, 片山知久:平5年度塑加春講論, (1993), 301.



野口 修 (Osamu Noguchi)  
技術研究所



## 導電潤滑アルミニウム材の現状

## Current Status of Electroconductive Surface-Lubricating Aluminum Sheet

小澤 武廣  
Takehiro Ozawa加藤 治  
Osamu Kato斎藤 正次  
Masatsugu Saito太田 優  
Masaru Ohta

**概要** 近年、ノートパソコンの生産量拡大に伴い、ドライブケースに使用される導電潤滑アルミニウム材の出荷量も増加している。導電潤滑アルミニウム材はアルミニウム板上に化成皮膜を設け、さらに加工性と導電性を有した樹脂皮膜を設けたプレコートアルミニウム材である。加工性は樹脂皮膜の種類、樹脂皮膜中の潤滑剤の種類、添加量などの影響を受ける。導電性の発現には、樹脂皮膜中に導電性フィラーを添加する方法と導電性フィラーを添加しない方法がある。前者はフィラータイプと呼ばれ、フィラーの種類、形状、添加量などを調整することが重要である。後者はノンフィラータイプと呼ばれ、皮膜厚さを制御することが重要である。本稿では前者に属するニッケルフィラーの検討事例を紹介する。

**Abstract:** Recently, along with the production expansion of notebook computers, the shipment amount of electroconductive surface-lubricating aluminum sheet which is mainly used for the drive case is increasing. The electroconductive surface-lubricating aluminum sheet is a pre-coated aluminum sheet, in which a chemical conversion coating is formed on aluminum, and an electroconductive surface-lubricating resin film provided with both formability and electrical conductivity is coated on the chemical conversion coating. Formability is influenced by the kind of the resin, the kind and amount of the lubricant, etc. There are two methods to obtain electrical conductivity. One is to add electroconductive filler, while the other does not use the filler. The former is called filler type, and it is important to adjust the kind, shape, and content, etc. of the filler. The latter is called no-filler type, and it is important to adjust the film thickness. This article introduces the case study of nickel filler in the former.

## 1. はじめに

図1に示すように、カラーアルミ材は建設、電気・電子、輸送機器などの分野に使用され、意匠性、高潤滑性、導電潤滑性、高反射性、防汚性などの機能を有する製品が開発されている。近年、携帯用電子機器やノートパソコンなどの軽量化要求が高まり、旧来の重い亜鉛めっき銅板やステンレスに代わり、軽量のカラーアルミ材への置換が進んでいる。図2に示すように、ノートパソコンの生産台数は飛躍的な増加が見込まれ、これに伴い、カラーアルミ材の需要拡大が期待される。中でも図3に示すドライブケースに使用される導電潤滑アルミニウム材は急成長を示している。

昨今の環境問題への対応により、製造現場においては加工油の有機洗浄工程が省略され、アルミニウム材には

自己潤滑性が求められてきており、さらに、ドライブケース用のアルミニウム材には静電気や電磁波ノイズによる誤動作を防ぐため、表面の導電性を確保し、アース機能を付与する必要もある。導電潤滑アルミニウム材はこのような要求に対応するものとして開発された。

本稿では、まず、導電潤滑アルミニウム材の構成と特徴について簡単に述べ、さらに、フィラータイプとノンフィラータイプの特徴について詳述する。

## 2. 導電潤滑アルミニウム材の構成と特徴

導電潤滑アルミニウム材は、図4に示すようにアルミニウム板の上に化成皮膜を設け、さらに加工性と導電性を有した樹脂皮膜を片面または両面に設けたプレコートアルミニウム材である。

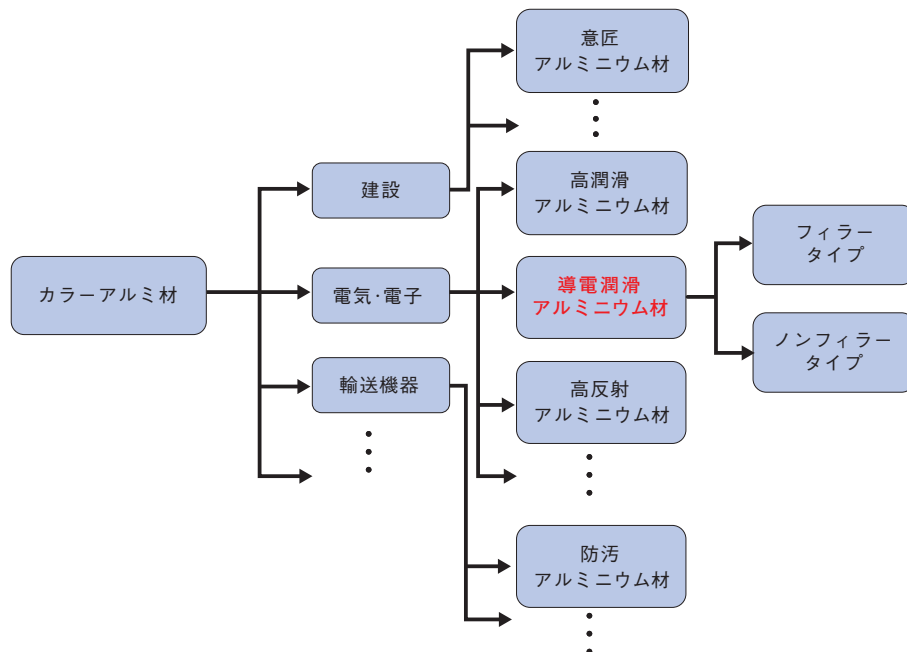


図1 カラーアルミ材の用途と種類(導電潤滑アルミニウム材の位置づけ)

Fig.1 Usage and kind of painted aluminum sheets and coils (positioning of electroconductive surface-lubricating aluminum sheet).

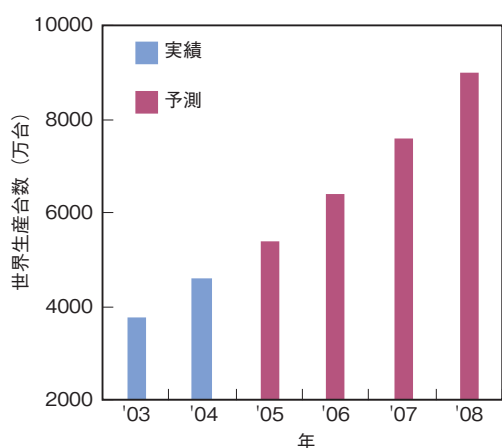


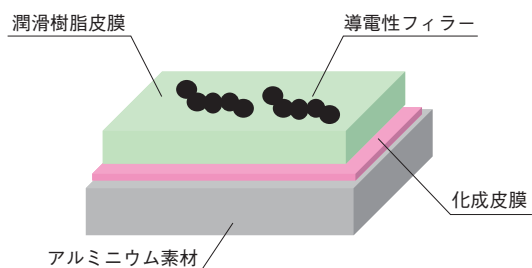
図2 ノートパソコンの生産量<sup>1)</sup>

Fig.2 Production of notebook computers.<sup>1)</sup>

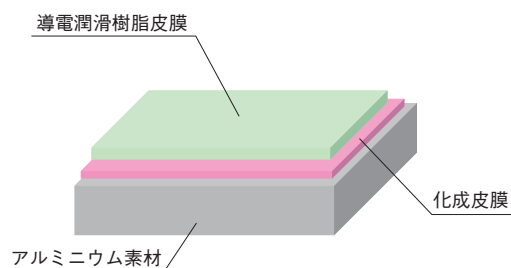


図3 ドライブケースの外観

Fig.3 Appearance of a drive case.



(a) フィラータイプ



(b) ノンフィラータイプ

図4 導電潤滑アルミニウム材の構成

Fig.4 Structure of electroconductive surface-lubricating aluminum sheet.

樹脂皮膜の主要な成分は樹脂と潤滑剤であり、フィラータイプはさらに導電性フィラーを含有するものである。一方、ノンフィラータイプは導電性フィラーを含有

せずに、皮膜厚さを薄くしたものである。

導電潤滑アルミニウム材の加工性と導電性に及ぼす主な影響因子を図5に示す。



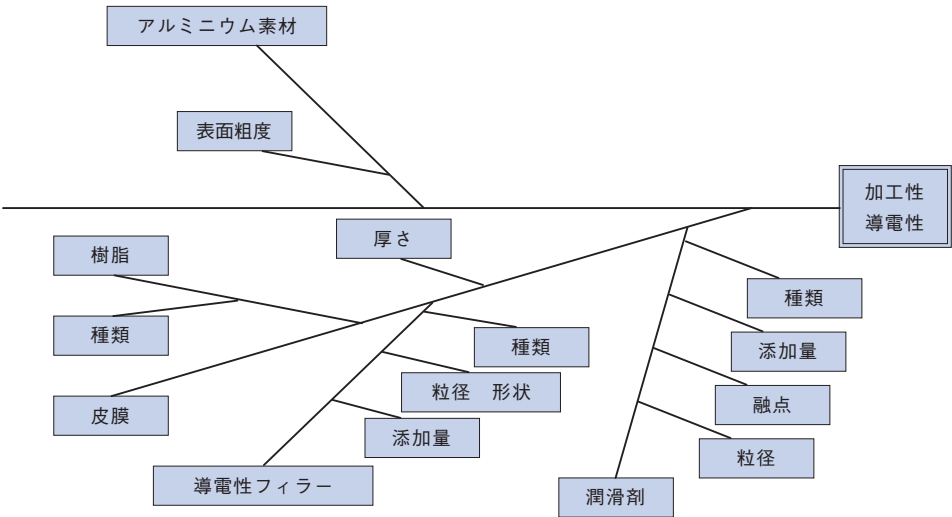


図5 導電潤滑アルミニウム材の加工性と導電性に及ぼす主な影響因子  
Fig.5 Main influencing on formability and electrical conductivity of electroconductive surface-lubricating aluminum sheet.

加工性は樹脂の種類や潤滑剤の種類などの影響を受ける。導電潤滑アルミニウム材に用いられる樹脂はポリエステル系やアクリル系などの熱硬化性樹脂であり、樹脂皮膜は架橋構造を有している。樹脂皮膜の分子量が大きくなり破断されにくい。潤滑剤は樹脂皮膜の表面に析出し、摩擦抵抗を小さくする作用があり、一般的には、カルナウバロウ、ラノリン、パラフィンワックス、ポリエチレンワックス、ポリテトラフルオロエチレンワックス、ポリプロピレンワックスなどが使用される。導電潤滑アルミニウム材には、加工性向上効果の高いポリエチレンワックスやポリテトラフルオロエチレンワックスなどが用いられる。後述するように、導電性フィラーの形状や添加量なども加工性に影響を及ぼす。また、皮膜厚さも加工性に影響を及ぼし、樹脂皮膜の厚さが極めて薄いノンフィラータイプでは傷が付きやすく外観品質上の問題となる場合がある。

一方、導電性に影響を及ぼす因子にはアルミニウム素材の表面粗度、皮膜の厚さ、樹脂の種類、フィラーの種類、形状、添加量などがあげられる。板バネなどの金属片を接触させるだけでアルミニウム材表面の樹脂皮膜の上から導通をとるにはフィラータイプでは導電性フィラーを添加する。ノンフィラータイプではアルミ素材の表面粗

度を大きくし、樹脂皮膜を薄くして、アルミ素地の露出を増やす方法がとられる。

3. フィラータイプ導電潤滑アルミニウム材の特徴

3.1 各種フィラーの特徴

表1に導電性フィラーの種類とそれを添加した樹脂皮膜の特徴および用途を示す。導電性フィラーとしては、主に、ニッケルフィラー、銅フィラー、カーボンブラックフィラー、銀フィラーが知られている<sup>2), 3)</sup>。銅フィラーは導電性に優れ比較的安価であるが、化学的に不安定である。カーボンブラックフィラーは安価で化学的に安定であるが、導電性が劣る<sup>2)</sup>。銀フィラーは極めて優れた導電性を有し化学的にも安定であるが、コストが高い<sup>2)</sup>。ニッケルフィラーは導電性、化学的安定性およびコストのバランスがよく、広く使われている<sup>4), 5)</sup>。

3.2 加工性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響 (単独添加)

検討した4種類の形状 (球状、スパイク球状、鎖状、鱗片状) のニッケルフィラーの外観を図6に示す。各形状におけるニッケルフィラーの平均粒径を比較すると、鱗片状 (23 μm)、鎖状 (10 μm)、球状 (9 μm)、スパイク球

表1 導電性フィラーの種類とそれを添加した樹脂皮膜の特徴および用途<sup>2), 3)</sup>  
Table 1 Kind of electroconductive filler, and performance and use of the coating including the filler.<sup>2), 3)</sup>

導電性フィラーの種類	特徴			用途
	導電性 (体積固有抵抗 <sup>*1)</sup> Ω・cm)	化学安定性	コスト	
ニッケル	○ (10 <sup>-3</sup> )	○	○	EMI (電磁障害) シールド
銅	○ (10 <sup>-3</sup> )	×	○	EMI (電磁障害) シールド
カーボンブラック	×	◎	◎	静電防止, 抵抗体
銀	◎ (10 <sup>-5</sup> ~10 <sup>-3</sup> )	◎	×	電子部品一般

\* 1) 体積固有抵抗が小さい程、導電性に優れる。

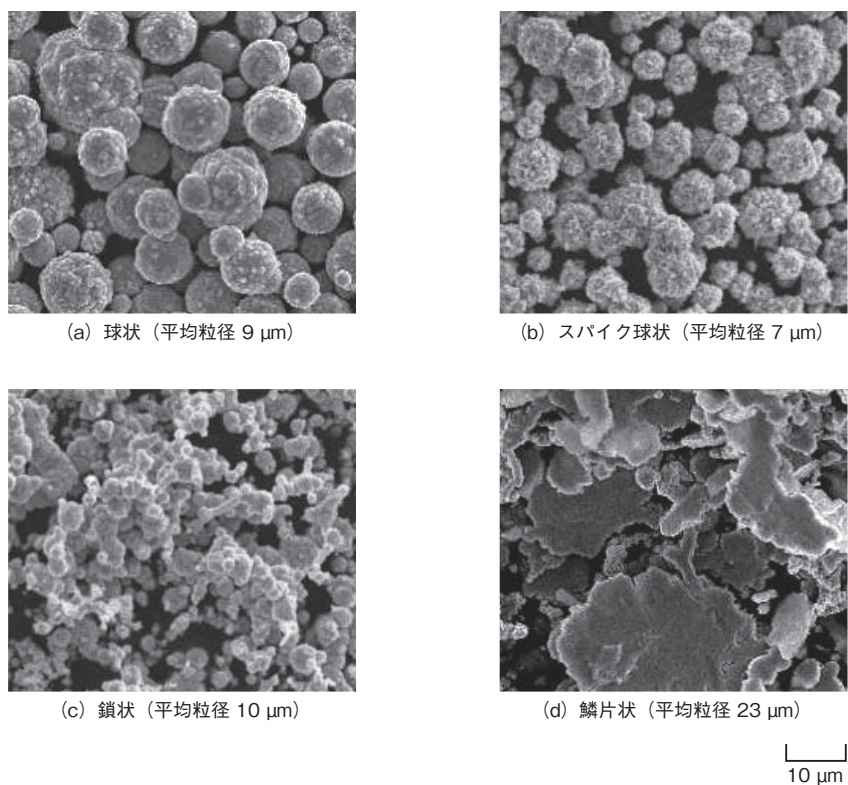


図6 ニッケルフィラーの外観<sup>6)</sup>  
Fig.6 Appearance of nickel fillers.<sup>6)</sup>

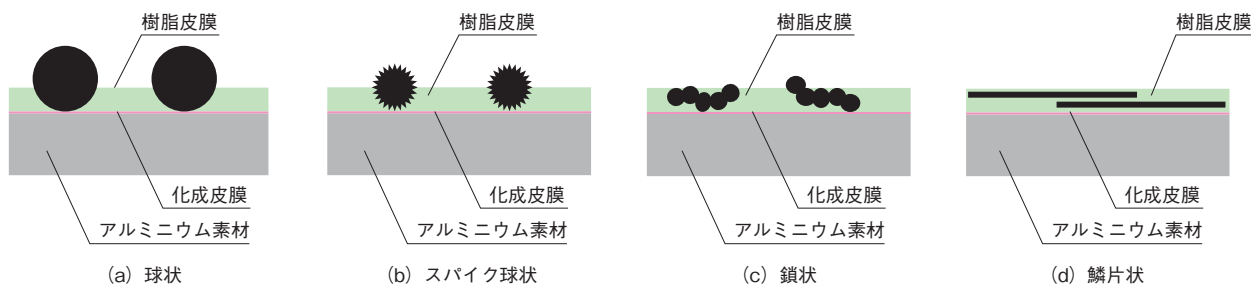


図7 ニッケルフィラータイプの樹脂皮膜の断面模式図  
Fig.7 Schematic illustration of the cross section of nickel filler type coatings.

状 (7  $\mu\text{m}$ ) の順に小さいものを用いている。

厚さを 3  $\mu\text{m}$  程度 (塗布重量 4 g/m<sup>2</sup>) としたモデル樹脂皮膜のニッケルフィラータイプの樹脂皮膜の断面模式図を図7に示す。

加工性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響を図8に示す。加工性は円筒深絞り試験により破断高さを測定することにより求めることができる。破断高さが高いほど、加工性がよい。ニッケルフィラーを添加すると、無添加と比較して、加工性は劣る傾向にある。ただし、成形破断高さが 11.0 mm 以上であれば、実使用上問題はない。

一方、形状の影響をみると、鱗片状の加工性が最も優れ、球状、スパイク球状、鎖状の加工性は劣る。図7に示すとおり、鱗片状は樹脂皮膜中に埋め込まれている部分

が多く、他の形状と比較して、表面の凹凸が小さく、潤滑性が優れていると考えられる。円筒深絞り試験では、アルミニウム材の流入抵抗が小さいほど、破断高さが高くなるため、潤滑性のよい鱗片状の場合に、加工性が優れるものと考えられる。

### 3.3 導電性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響 (単独添加)

導電性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響を図9に示す。導電性は樹脂皮膜に電極を接触させ電気抵抗値を測定することにより求めることができる。導電性はニッケルフィラーの形状によらず、添加量の増加とともに向上する。ニッケルフィラーの添加量が増加すると、樹脂皮膜中の密度が増加し、相互に接触しやすくなるため、導電性が向上すると考えられる。

一方、形状の影響をみると、球状が最も導電性に優れる。次いで、スパイク球状と鎖状で、鱗片状が最も劣る。これは樹脂皮膜表面のニッケルフィラーの露出量と関連づけられる。図7に示すとおり、球状の場合、樹脂皮膜厚さと比較して粒径の大きいものが存在するため、樹脂皮膜表面に露出しやすく、電極と接触する確率が高くなり、導電性が優れる。スパイク球状は球状と比較して平均粒径が小さいために導電性がやや劣る。鎖状は露出量が少ないため、電極と接触する確率が小さくなり、導電性がやや劣る。鱗片状は樹脂皮膜中に埋め込まれやすいため、電極と接触する確率が小さくなり、導電性が劣る。

### 3.4 導電性に及ぼすニッケルフィラーの複合添加の影響

量産品では、特性の異なる複数種のニッケルフィラーを添加することが主流であり、導電性と加工性のバランスを取っている。

第1成分として、加工性に優れる鱗片状のニッケルフィラーを用い、第2成分として導電性に優れる球状あるいはスパイク球状、鎖状を用いて、導電性に及ぼすニッケルフィラーの添加比率の影響について調査した結果を図10に示す。樹脂皮膜厚さ、ニッケルフィラーの総添加量は一定とした(10 wt%)。

第2成分として、球状またはスパイク球状を添加する場合に導電性が向上する。

また、第2成分として鎖状を添加する場合、添加比率が50%、75%において、鎖状を単独添加する場合と比較して導電性が優れる。また、球状を単独添加する場合と同等の導電性が得られる。

一方、加工性については球状、スパイク球状、鎖状をそれぞれ単独添加する場合よりも、鱗片状と複合添加する場合の方が優れている。

## 4. ノンフィラータイプ導電潤滑アルミニウム材の特徴

### 4.1 耐傷付き性に及ぼすポリテトラフルオロエチレンワックスの添加量の影響<sup>7)</sup>

加工時に樹脂皮膜に発生する傷の付き難さは皮膜の厚さと相関があり、皮膜の厚さが薄くなるに従い耐傷付き性が低下するといわれている。耐傷付き性はせん断曲げ加工を行い、曲げ加工部分の傷付きの程度を目視で評価することにより求めることができる。一例として、皮膜厚さを0.35  $\mu\text{m}$  として、粒径0.3  $\mu\text{m}$  のポリテトラフルオロエチレンワックスを添加した場合、樹脂100重量部に対して20重量部添加した皮膜の耐傷付き性が最も良好であることが報告されている。ポリテトラフルオロエチレンワックスの添加量が少なすぎる場合は金型とアルミニウム材の接触機会が十分に減少しないため、効果が十

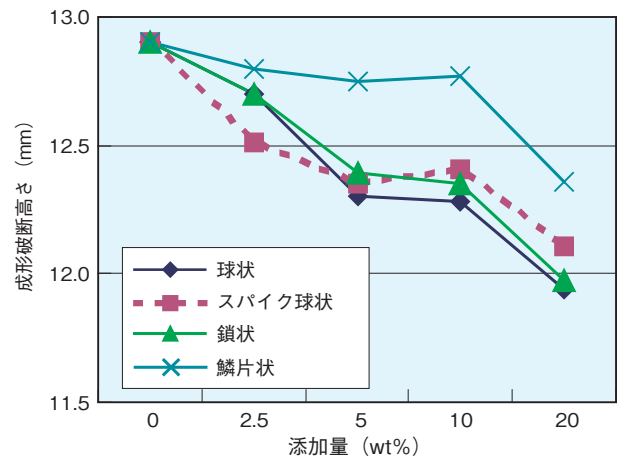


図8 加工性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響<sup>6)</sup>

Fig.8 Effect of the shape and content of nickel filler on formability.<sup>6)</sup>

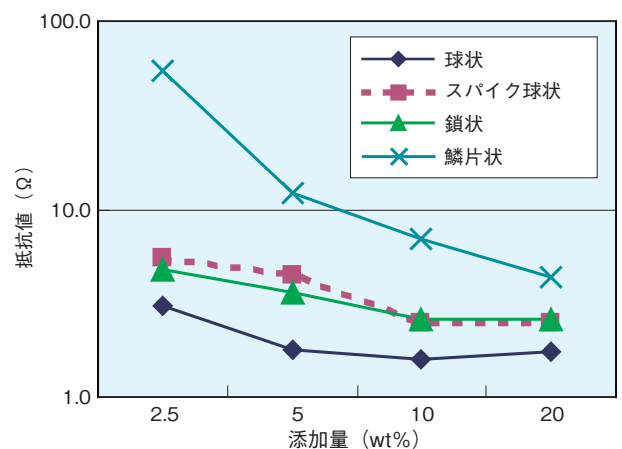


図9 導電性に及ぼすニッケルフィラーの添加量および形状の影響<sup>6)</sup>

Fig.9 Effect of the shape and content of nickel filler on electrical conductivity.<sup>6)</sup>

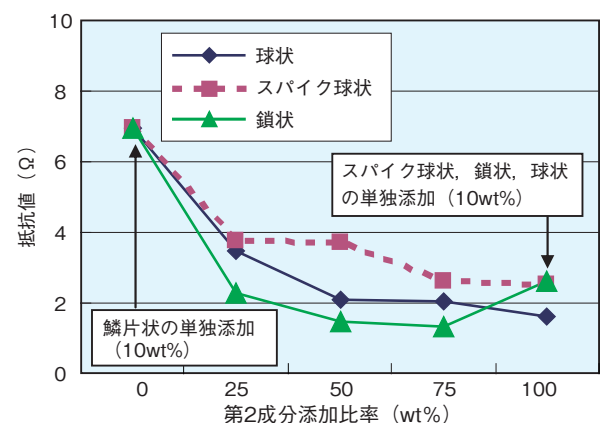


図10 導電性に及ぼすニッケルフィラーの添加比率の影響<sup>6)</sup>

Fig.10 Effect of content fraction of nickel filler on electrical conductivity.<sup>6)</sup>

分に発現できず、逆に添加量が多すぎる場合はポリテトラフルオロエチレンワックス部分が欠陥となり皮膜強度が低下するため、耐傷付き性が改善しないといわれている。



ノンフィラータイプはフィラータイプと比較して耐傷付き性がやや劣る。

#### 4.2 導電性に及ぼす樹脂皮膜厚さの影響<sup>7)</sup>

例えば, ポリエステル系樹脂をメラミン系樹脂で硬化させた樹脂皮膜の導電性は皮膜厚さの減少とともに向上することが報告されている。皮膜厚さが2.5  $\mu\text{m}$  で10  $\Omega$ , 1.1  $\mu\text{m}$  で1.8  $\Omega$ , 0.7  $\mu\text{m}$  で1.0  $\Omega$  である。皮膜の厚さが1.0  $\mu\text{m}$  以下の薄膜領域においては, フィラータイプ(図10)と比較して同等の導電性を示している。

### 5. おわりに

以上, 導電潤滑アルミニウム材の構成と特徴, さらに, フィラータイプとノンフィラータイプの特徴について説明した。今後, 導電潤滑アルミニウム材をノートパソコン以外の分野に提案していくためには, 機能の複合化が要求されると考えられる。例えば, 加工性や導電性のほかに, 放熱性などが挙げられる。多種多様なニーズに対応し, さらに他の機能を付加した導電潤滑アルミニウム材の開発を進める考えである。

#### 参考文献

- 1) 富士キメラ総研: ワールドワイド エレクトロニクス市場総調査 2005, (2005), 255.
- 2) 久木元豊: 塗装技術, **23** (11) (1984), 157.
- 3) 山里弘之: 塗装と塗料, **338** (1981), 47.
- 4) 特許第3872234.
- 5) US Patent 6849302.
- 6) 加藤治, 太田優, 難波江元広, 斎藤正次: 軽金属学会 第103回秋期大会講演概要 (2002), 191.
- 7) 藤原直也, 吉川英一郎, 服部伸郎, 塚越智: R & D 神戸製鋼技報, **54** (2004), 29.



小澤 武廣 (Takehiro Ozawa)  
技術研究所



加藤 治 (Osamu Kato)  
技術研究所



斎藤 正次 (Masatsugu Saito)  
技術研究所



太田 優 (Masaru Ohta)  
古河カラーアルミ株式会社

## アルミニウム材の表面分析

## Surface Analysis Techniques for Aluminum Materials

佐藤 隆宏  
Takahiro Sato長谷川 真一  
Shinichi Hasegawa田中 祐一  
Yuichi Tanaka

**概要** 近年、軽量性、リサイクル性に優れたアルミニウム材は、環境負荷の小さい素材として自動車、建材、缶などの広範な分野で使用が増加している。多くのアルミニウム製品には、保護、意匠、新たな機能付与などを目的としてさまざまな表面処理が施されており、そのようなアルミニウム表面の形状や性質を把握するため、表面・界面の解析技術の重要性が増している。アルミニウム材料の表面分析については多くの報告があるが、本報では形状測定と成分・構造解析に分け、それぞれ一般的な分析法を概説するとともに分析事例を紹介する。

**Abstract:** In recent years, aluminum has been increasingly used for its recyclability and lightweight in broad fields such as automobiles, buildings, and beverage cans, as a material of low environmental impact. A variety of surface treatments are applied to these aluminum products for the purpose of protection, design, and functionalization, increasing the importance of surface/interface analysis techniques that grasp the surface profile and properties of aluminum materials. Referring to the fact that there are a large number of reports on the surface analysis of aluminum materials, this paper outlines the general analysis methods for the two categories of surface profile measurement and chemical/structure analysis, presenting some case examples as well.

## 1. はじめに

近年、地球温暖化および環境破壊防止のための省エネルギーへのニーズの高まりの中で、軽量でリサイクル性に優れたアルミニウム材は、環境負荷の小さい素材として広範な分野で使用が増加している。実使用に当たって、耐食性、接着性、成形性などの要求品質を満足させるために用途毎にさまざまな表面処理が行われており、ミクロな表面制御技術と正確な状態把握が求められている。

例えば、クロメート処理後の表面では、クロメート皮膜厚および皮膜構造は耐食性および塗膜密着性に、洗浄後のアルミニウム板表面の形状、酸化皮膜厚、酸化皮膜構造などは溶接性および接着性に大きく影響を及ぼすものであり、ナノオーダーの表面制御技術およびミクロ解析技術は製品の品質を向上させるために重要である。

アルミニウム材の表面分析については多くの報告があるが、本報では形状測定と成分・構造解析に分け、それぞれについて広く用いられている分析方法を概説するとともに分析事例を紹介する。

## 2. アルミニウム表面の形状測定

## 2-1. 表面形状測定方法

表1に主な表面形状測定方法の特徴を示す。一般にミクロ領域を測定できる装置は微細な凹凸形状を測定することに適しており、逆にマクロな領域を測定する装置は比較的大きな凹凸形状を測定することに適している。

アルミニウム材の表面形状分析としては、古くはマクロ領域の測定の代表である接触式(stylus)<sup>1)</sup>は勿論、近年は非接触式(コンフォーカル顕微鏡、レーザー顕微鏡およびAFM(原子間力顕微鏡など)<sup>2)</sup>の形状測定器やSEM(走査電子顕微鏡)などの画像による観察がミクロ領域の測定に利用されている。SEMによるステレオ画像を非常に微細な凹凸に変換する3次元SEMも普及してきている。

また、切削あるいは研磨により断面を出し、SEMやTEM(透過型電子顕微鏡)で断面形状を直接観察することも行なわれる。断面を出す方法としては従来から用いられている研磨やダイヤモンドカッターで機械的に切削

表1 主な表面形状測定方法の特徴  
Table 1 Characteristics of analysis techniques for surface profile.

名称	入力	3次元定量	測定可能範囲	測定可能高さ	分解能	
					垂直方向	水平方向
AFM (原子間力顕微鏡)	プローブ [接触]	可能	100 $\mu\text{m}$	5～10 $\mu\text{m}$	0.05 nm	15 nm
LSM (共焦点顕微鏡)	光 [非接触]	可能	0.5 mm	0.5 mm 以下	0.6 $\mu\text{m}$	0.5 $\mu\text{m}$
SEM (走査電子顕微鏡)	電子線 [非接触]	不可	1 mm	数10 $\mu\text{m}$	1 nm	1 nm
SMLI (白色光干渉顕微鏡)	白色光 [非接触]	可能	10 mm	0.5 mm 以下	2～3 nm	0.5 $\mu\text{m}$
Stylus (触針式)	プローブ [接触]	不可	25 mm (ライン分析)	5 mm	0.1 $\mu\text{m}$	0.3 $\mu\text{m}$

する方法に加えて、昨今では、イオンで切削するCP(クロスセクションポリッシャー)やFIB(集束イオンビーム加工観察装置)が用いられており、切断箇所の位置決めや切断精度が大幅に向上した。

## 2-2. 測定事例

円筒形状に絞り加工したアルミニウム材表面の形状をSEMおよびコンフォーカル顕微鏡により観察・測定した。

図1に測定箇所を示す。成形品では、通常、フローラインと呼ばれる加工に伴う微細な溝が形成される。測定はアルミニウム材の圧延方向に対して0°方向(A部)、45°方向(B部)および90°方向(C部)の3箇所で行なった。

図2にそれぞれの箇所の表面SEM像を、図3にコンフォーカル顕微鏡による表面のプロファイルを示す。

SEM像では、圧延目と呼ばれるアルミニウム板の製造時に形成された溝と加工により新たに生成する溝の方向が異なるため、測定部位により凹凸の様子が異なっている。

コンフォーカル顕微鏡にて測定したチャートでは、A部およびB部は円筒の長手方向に溝が走り、C部は円周方向に溝が形成されている。このように、ビジュアルなSEM像とコンフォーカル顕微鏡の測定を組み合わせることにより、表面形状は従来以上に微視的かつ正確に把握することができる。

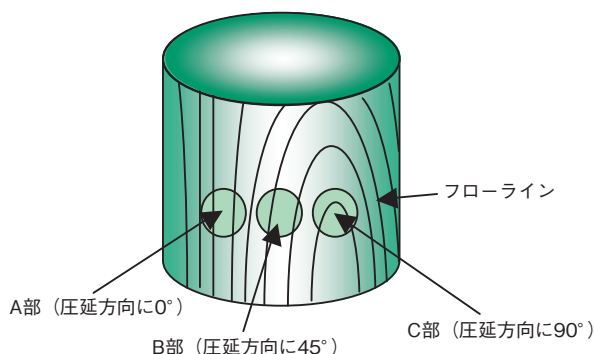


図1 測定箇所  
Fig.1 Analysis points on the sample.

## 3. アルミニウム表面の成分・構造解析

### 3-1 表面の成分・構造解析方法

表2に代表的な表面分析方法を、図4に水平方向の分析範囲、深さ分析および分析感度から見た各分析装置の位置付けを示す。

アルミニウム表面に存在する元素の種類や量を測定する手段としてはEPMA(電子プローブマイクロアナライザー)、EDS(エネルギー分散型X線分光器)、XPS(X線光電子分光器)、AES(オージェ光電子分光器)、SIMS(2次イオン質量分析)などがある。また検出源としてオージェ電子を用いたAES、光電子を利用するXPS(ESCA)などは、nmオーダーの最表面での分析が可能である。

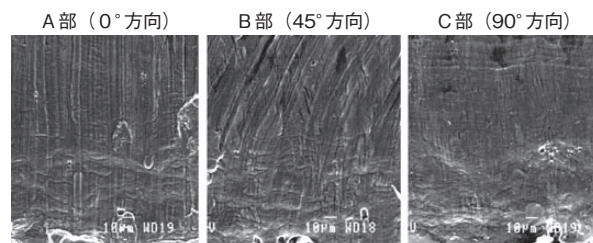


図2 成形品表面のSEM像  
Fig.2 SEM images of the surface of selected formed product (point A, B and C in Fig. 1).

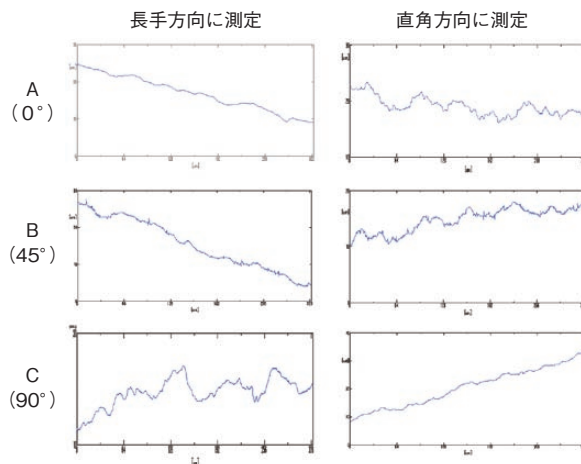


図3 成形品における表面形状  
Fig.3 Surface profiles of selected formed product.

表2 成分分析方法  
Table 2 Chemical analysis methods.

入射エネルギー 測定エネルギー		電子 数100 nm～ 高倍率観察可 絶縁物の分析は苦手…金などを蒸着することもある	X線 数10 μm～ 非破壊測定可 空間分解能(水平方向の分解能)はやや劣る	光(電磁波) 1 mm～ 非破壊測定可	イオン, 他 数10 μm～ 破壊検査 感度が高い
電子	Li～, 0.1%～	AES EELS	XPS (ESCA)	UPS	
X線	Li～, 0.01%～	EDS WDS EPMA	XRF		
電磁波 (光)	H～, 数10 ppm～				GDS
	主に有機物, 1%～			FT-IR	
イオン	Li～, ppb～				SIMS TOF-SIMS FIB-SIM

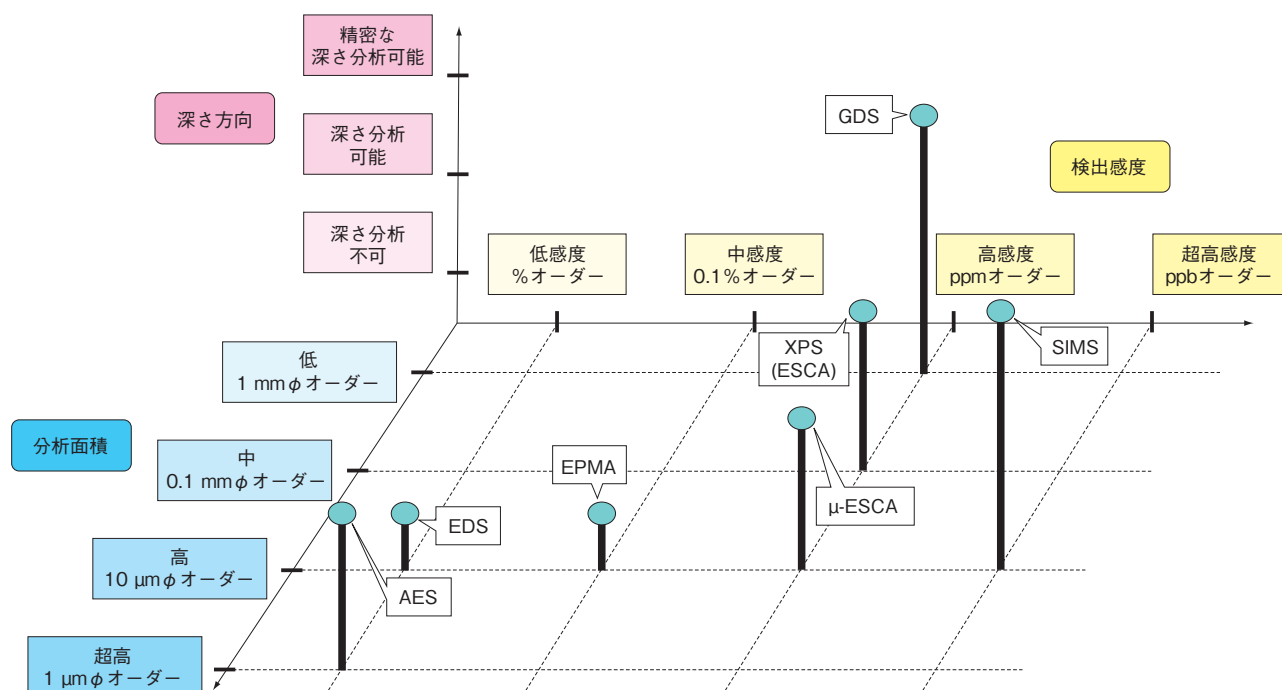


図4 分析機器の特徴  
Fig.4 Characteristics of analysis equipment.

なお、従来のXPSは、測定範囲がmmオーダーでの分析であったが、最近ではX線源を絞ったμ-ESCAが開発され、スポット径を10 μm前後まで絞った分析も可能となった。

一方、化学状態の分析も飛躍的に進歩している。FT-IR（フーリエ変換赤外分光分析器）は官能基が特定の赤外線を吸収することを利用して、化合物の種類および定量分析を行なうことができる。また、有機物および無機物の双方に適用可能であり、酸化皮膜や化成皮膜の構造推定にも利用されている<sup>3), 4)</sup>。XPSやAESは、官能基により発生する検出源のエネルギー値が変化する（ケミカルシフト）ことを利用して官能基の種類を特定する

ことにも使われている。

また、アルミニウム表面の化学的変化を測定し、間接的に表面状態を推定することも行なわれる。例えば、熱分解ガスクロマトグラフィーを用いた測定では、アルミニウム表面を加熱し、揮発してくる物質をカラム（充填剤）により分離し、その後、MS（質量分析）を行うことにより表面に付着している物質の化学構造を推定することができる。表面の有機物量を知る手段としては、高温で有機物を燃焼させ、発生する炭酸ガス量から表面の炭素量を測定するTOC（全有機炭素分析器）なども用いられている。



### 3-2 分析事例

表面の深さ方向分析により塗膜の構造を解析した例として塗膜中の亜鉛化合物を分析した結果を紹介する。

試料は亜鉛化合物を添加したベースコート塗料を塗布・焼き付けた後、その上に亜鉛化合物を含有していないトップコート塗料を塗布・焼き付けて2層塗膜を設けたアルミニウム塗装材であり、膜厚はそれぞれ3  $\mu\text{m}$  である。

塗膜表面SEM像および反射電子像を図5に示す。SEM像では認められないが、反射電子像には数  $\mu\text{m}$  径の白斑が認められる。なお、分析の結果、白斑部からはZnが検出された。

図6にGDSによる深さ方向分析結果(デプスプロファイル)を示す。2層の塗膜はそれぞれスパッタ速度が異

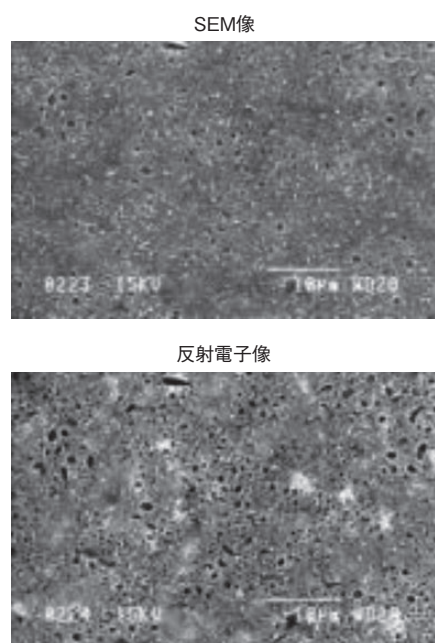


図5 塗膜におけるSEM像と反射電子像  
Fig.5 SEM image and BSE image of coated aluminum material.

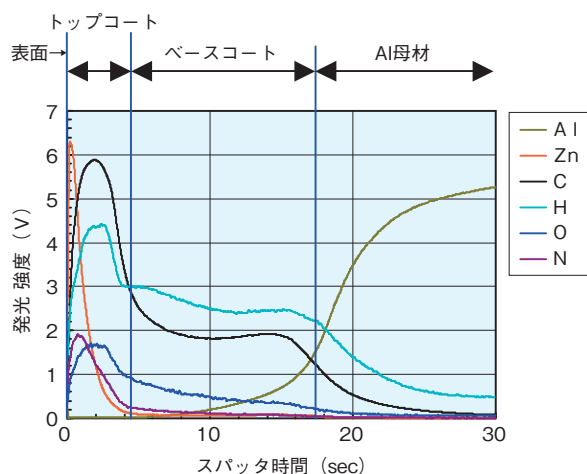


図6 Zn化合物含有塗膜におけるGDS分析結果  
Fig.6 Depth-profile analysis results using GDS of an aluminum material having Zn containing coating.

なるために、炭素、水素、酸素などの発光強度が変化し、分析チャート上で特定できる。

亜鉛化合物は、ベースコートのみには添加しているにもかかわらず、ベースコート内ではほとんど認められず、トップコートの最表面に最も多く存在していることがわかる。これは、亜鉛化合物が低融点のためベースコートを焼き付ける際に融解し、ベースコートの表面に析出し、さらにトップコートを焼き付けた際にトップコート内を移動し、最表面に析出したためと考えられる。

## 4. その他の表面分析方法

表3に半導体や鉄鋼などの材料の表面分析として近年用いられている手法を示す。これらの手法のアルミニウム表面への適用例は非常に少ないが、今後拡大することが期待されている。

表面に形成されている皮膜の結晶構造や表面に吸着した分子の配置を知るための手段として、エネルギーを下げ表面付近のみに入射するようにして表面の情報を得るLEED (低速電子線回折)<sup>5)</sup>や1°程度の極浅い角度でX線や電子線などを入射して表面付近のみで相互作用を起こさせる微小角X線回折装置などが使われている。

表面の電子状態を知ることは表面反応機構を探るうえで重要な情報を与える。このような目的にはX線やレーザー光により表面の電子を励起し、飛び出てきた光電子を電子レンズで集めて像を得る光電子放射顕微鏡(PEEM)などが開発されている。最近ではさらにエネルギー分解能や空間分解能を高めるために2光子光電子分光法や超高分解能光電子分光装置<sup>6)</sup>の研究、SPMと光学的手法を組み合わせることなど<sup>7)</sup>が研究されている。2光子光電子分光は励起するためのエネルギーとは別に情報検出のためのエネルギーを、極短時間の時間差(フェムト秒程度)で別個に与え、化学反応に直接寄与する電子や電子軌道からの情報を得ようとするものである。

一方、分析感度を上げるためにシンクロトロン放射光を用いたSXS, XAFSなど<sup>8)</sup>の手法や波長10 nm以上の赤外反射吸収分光<sup>9)</sup>の検討が報告されている。またSHG (第2次高調波発生を利用した測定法)やSFG (和周波発生を利用した測定法)という新たな界面測定手法の研究も進められており、表面分子の構造や界面の水の構造決定という成果が報告されている。

磁性に関しても磁気力顕微鏡(MFM)などの開発が進み、直接磁区や磁化の方向を観察できるまでになっている(XMCD-PEEMなど)<sup>10)</sup>。

表3 最近の分析方法  
Table 3 Emerging analysis method.

名称	和名	利用
電子の状態を測定する		
1) ARPES [Angle-resolved photoemission spectroscopy]	超高分解能角度分解光電子分光	電子構造の解析 <sup>6)</sup>
2) URPS [Ultrahigh-resolution photoemission spectroscopy]	超高分解能光電子分光	電子構造の解析 <sup>6)</sup>
3) ARUPS [Angle-resolved ultra-violet photoelectron spectroscopy]	角度分解紫外光電子分光	界面の電子状態 <sup>14)</sup>
表面または界面の構造, 表面に吸着した分子の状態を測定する		
1) LEED [Low energy electron diffraction]	低速電子線回折	吸着分子の配置 <sup>5)</sup>
2) SXRD [Surface X-ray diffraction]	表面X線回折	2次元構造測定 <sup>8)</sup>
3) SXS [Surface X-ray scattering]	表面X線散乱	超高分解能 <sup>8)</sup>
4) XAFS [X-ray absorption fine structure]	X線吸収微細構造	酸化膜に適用 <sup>8)</sup>
5) XANES [X-ray absorption near-edge structure]	X線吸収端近傍構造	化学結合状態像 <sup>8)</sup>
6) HREELS [High-resolution electron-energy-loss spectroscopy]	高分解能電子エネルギー損失分光	吸着分子の配向 <sup>11)</sup>
7) STM [Scanning tunneling microscope]	走査型トンネル顕微鏡	表面局所構造 <sup>8)</sup>
8) SERS [Surface enhanced raman scattering]	表面増強ラマン散乱	表面分子の構造 <sup>8)</sup>
9) SHG [Second-harmonic generation]	第2次高周波発生分光法	表面分子の構造 <sup>8)</sup>
10) SFG [Surface frequency generation]	和周波発生分光法	界面構造解析 <sup>8)</sup>
表面の磁気の状態を知る		
1) XMCD-PEEM [X-ray magnetic circular dichroism -PEEM]	X線磁気円二色性光電子顕微鏡	磁気構造の詳細 <sup>10)</sup>
2) XMLD-PEEM [X-ray magnetic linear dichroism -PEEM]	X線磁気直線二色性光電子顕微鏡	中磁区構造観察 <sup>10)</sup>
表面の成分を知る		
1) TOF-SIMS [Time of flight-SIMS]	飛行時間型SIMS	高感度分析 <sup>12)</sup>
2) USXMA [Ultra soft X-ray microanalyser]	電子線励起超軟X線用分光分析	軽元素の測定 <sup>13)</sup>
3) XAS [X-ray absorption spectroscopy]	X線吸収スペクトル	液体への吸着 <sup>14)</sup>

## 5. おわりに

以上, 本解説では, アルミニウム表面の分析方法として一般的に用いられている方法とその測定事例, ならびに今後適用が拡大するであろうと思われる新しい測定方法について概説した。アルミニウム表面の分析は古くから行なわれてきたが, 昨今はより微視的, かつ高精度な結果が求められており, それに対応するために多種多様な分析手法が出現している。しかし, まだ十分とはいええずアルミニウム表面の真の姿が解明されるまでには至っていない。今後は鉄鋼や先端材料で検討された高度解析技術をアルミニウム表面にも適用して行くこと, さらにアルミニウム表面の特性に応じた分析技術が開発されることを期待する。

## 参考文献

- 荒井正敏: 表面技術 **57** (2006), 548.
- 升田博之: 色材協会誌 **78** (2005), 211.
- 向井良和ら: 軽金属学会代73回講演大会要旨集 (1987).
- 向井良和ら: 軽金属学会第76回講演大会要旨集 (1989).
- 柳生進二郎ら: 表面科学 **26** (2005), 510.
- 佐藤宇史ら: 応用物理 **74** (2005), 1305.
- 吉本惣一郎ら: 表面科学 **27** (2006), 581.
- 魚崎浩平: 表面科学 **27** (2006), 576.
- 木村真一ら: 表面科学 **27** (2006), 285.

- 越川孝範: 応用物理 **74** (2005), 1336.
- 大岩みから: 表面科学 **27** (2006), 546.
- 工藤正博ら: 表面科学 **27** (2006), 518.
- 木村隆ら: 表面科学 **27** (2006), 540.
- 永松伸一ら: 表面科学 **27** (2006), 475.



佐藤 隆宏 (Takahiro Sato)  
技術研究所



長谷川 真一 (Shinichi Hasegawa)  
技術研究所



田中 祐一 (Yuichi Tanaka)  
技術研究所

# Al-Mg-Si系合金の高温短時間時効挙動に及ぼす予備時効の影響

## Effect of Pre-Aging on the Behavior in the Early Stage of Aging at High Temperatures for Al-Mg-Si Alloy

日比野 旭  
Akira Hibino

佐賀 誠  
Makoto Saga

佐々木 行雄  
Yukio Sasaki

菊池 正夫  
Masao Kikuchi

**概要** Al-0.64%Mg-0.81%Si合金の高温短時間時効挙動に及ぼす予備時効の影響を硬さ測定、電気抵抗測定、示差走査熱量計測定および透過電子顕微鏡観察を用いて調査した。高温短時間時効挙動は予備時効によって大きく影響される。約343 K未満の温度で予備時効すると、予備時効中にはG.P. Iゾーンが形成され、このG.P. Iゾーンは448 K時効初期にも残存する。その結果、448 K、1.8 ks高温時効後には、G.P. Iゾーンと $\beta''$ 相が共存し、 $\beta''$ 相の析出密度が低くなり、硬さ上昇量は小さくなる。一方、約343 K以上で予備時効すると、予備時効中に $\beta''$ 相の核が析出し、448 K高温時効処理によって微細かつ高密度な析出組織が形成され、大きな硬さ上昇が得られる。したがって、Al-Mg-Si系合金において大きな塗装焼付硬化性を得るためには、塗装焼付処理前のG.P. Iゾーン形成を抑制することが重要である。

**Abstract:** Effect of pre-aging on the behavior in the early stage of aging at high temperatures for Al-0.64%Mg-0.81%Si alloy has been studied by means of hardness measurement, electric resistivity measurement, differential scanning calorimetry and transmission electron microscopy. Pre-aging temperature influenced the subsequent aging behavior at high temperatures. G.P. I zones were formed during the pre-aging below about 343 K, which were stable and remained in the early stage of the subsequent aging at 448 K. Therefore, G.P. I zones coexist with the  $\beta''$  phase in the alloy aged at 448 K for 1.8 ks after pre-aged below about 343 K, and the distribution of the  $\beta''$  phase is sparse. This leads to decrease in hardness. On the other hand, nuclei of the  $\beta''$  phase were directly formed during the pre-aging above 343 K. And the microstructure is fine and dense in the alloy aged at 448 K for 1.8 ks after pre-aged above 343 K, which leads to the higher hardness. In order to get higher paint bake hardenability for the Al-Mg-Si alloy, it is important to suppress the formation of G.P. I zones before the bake hardening treatment.

### 1. はじめに

近年、自動車の車体軽量化の目的で、Al-Mg-Si系合金がそのボディパネル用材料として適用される事例が増えつつある。これは、Al-Mg-Si系合金が、塗装焼付工程での熱処理を利用して析出強化する性質、すなわち塗装焼付硬化性を有していることから、成形加工時には形状凍結性の点での低耐力、塗装焼付処理後は耐デント性の観点での高耐力という、自動車ボディパネル用合金として必要な性能を満たし得るためである<sup>1)</sup>。

しかしながら、Al-Mg-Si系合金がボディパネルとして用いられる場合、一般的にはT4処理状態で成形加工され、成形加工後に443～453 K程度の温度で塗装焼付処

理が施されるため、室温時効+塗装焼付処理(高温時効)という、いわゆる二段時効処理を受けることになる。

Al-Mg-Si系合金の二段時効挙動に関してはこれまでに多くの研究がなされており、合金成分や予備時効条件によって高温時効後の強度特性は大きく変化することが知られている<sup>2)～6)</sup>。特に、自動車ボディパネル材に多く適用されている過剰Si型合金では二段時効の負の効果が現れ、塗装焼付のような短時間の処理では大きな強度上昇は得られにくいという問題がある。近年では、自動車ボディパネルへの適用という観点からの二段時効の研究も増えているが<sup>7)～9)</sup>、塗装焼付硬化性において重要となる二段時効における高温での短時間時効現象の機構については不明な点も多く、良好な塗装焼付硬化性を



得るためには、高温短時間での二段時効挙動の詳細な理解が不可欠である。

そこで本研究では、ボディパネル用として主流になっている過剰Si型Al-Mg-Si系合金について、室温から373 Kまでの温度範囲で予備時効を施し、引き続き、塗装焼付処理に相当する448 Kの高温短時間の時効を行った場合の二段時効挙動について、硬さ測定、電気抵抗測定、示差走査熱量計測定および透過電子顕微鏡観察を用いて検討を行った。

## 2. 供試材および実験方法

表1に示す化学組成を有する過剰Si型のAl-0.64%Mg-0.81%Si合金を大気中で溶製し、大気中にて803 Kで46.8 ksの均質化処理を施した後、熱間圧延および冷間圧延により1 mm厚さの板を作製し、供試材とした。

この供試材に対して、823 Kで1.8 ksの溶体化処理を施した後、298～373 Kの各温度に直接焼入れて、引き続きその温度で300 s～86.4 ksの予備時効を行った。そして各予備時効材に対して448 Kで1.8 ksの塗装焼付に相当する高温短時間時効処理(BH処理:bake hardening)を施した。時効硬化挙動の評価には、BH処理前後でビッカース微小硬さ計による硬さ測定(荷重1 kg)を行った。また析出相の評価は、示差走査熱量計(DSC:differential scanning calorimetry)測定(昇温速度20 K/min)により行った。なお373 K予備時効の場合について、溶体化処理後に水焼入れしてから予備時効までに室温放置した場合のBH処理による硬さ変化の測定も行った。また298 Kおよび373 K予備時効材について、予備時効過程並びにBH処理過程における電気抵抗の変化を直流四端子法を用いて測定した。時効処理はオイルバス中を行い、時効処理後速やかに試験片を液体窒素中に入れて、液体窒素温度にて電気抵抗測定を行った。さらに、析出組織観察用として、298～373 Kで3.6 ksの予備時効を施した後、448 Kで最高硬さ近傍に到達する時効時間に相当する32.4 ksの時効処理を行った試料を準備し、電解研磨法により薄膜にして透過型電子顕微鏡観察を行った。

なお、以上の試料調製過程において、溶体化処理以降の各熱処理間は常に液体窒素温度にて試験片を保管し、室温放置を最小限に抑えてある。

## 3. 実験結果

### 3.1 硬化挙動

図1に、予備時効温度を298 K、323 K、343 Kおよび373 Kとした場合の448 Kで1.8 ksのBH処理前後での硬さの予備時効時間による変化を示す。

298 K予備時効の場合、BH処理前の硬さは予備時効時間とともに増加するのに対して、BH処理後の硬さは予備時効時間が長くなると減少し、18 ks以上の予備時効でBH処理による硬さ上昇はほとんど消失してしまう。323 K予備時効では、BH処理後の硬さの減少が小さくな

表1 合金の化学組成

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

Mg	Fe	Si	Cr	Zn	Ti	Al
0.64	0.01	0.81	<0.01	<0.01	0.01	balance

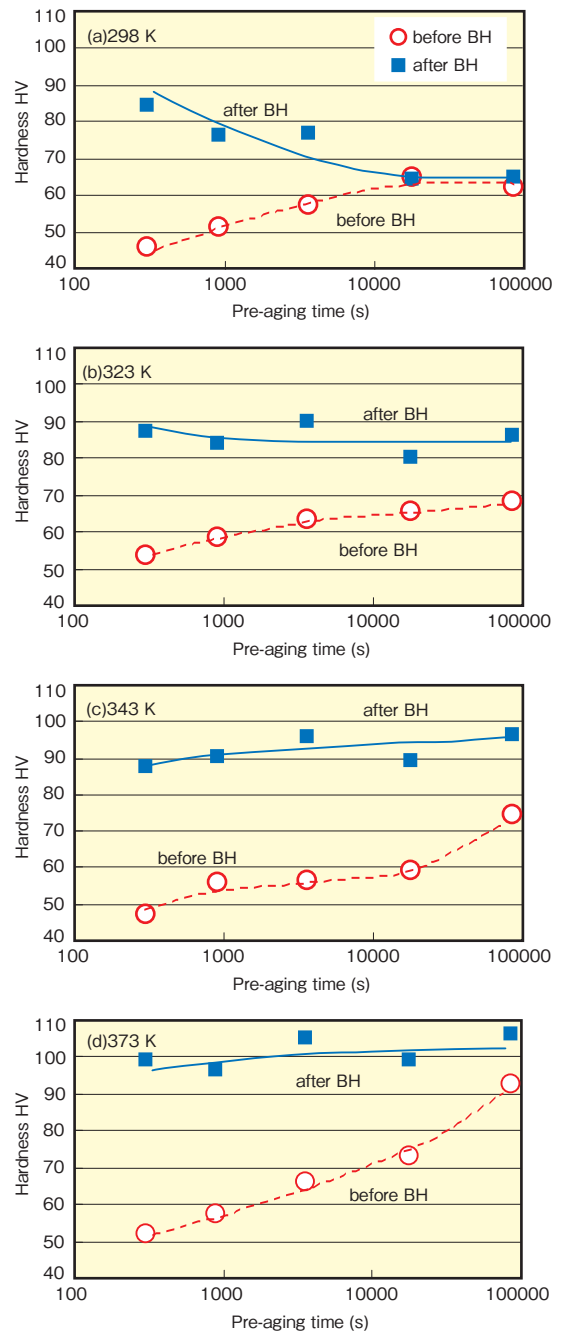


図1 (a) 298 K, (b) 323 K, (c) 343 K, (d) 373 K 各等温予備時効におけるBH処理前後の合金硬さ変化  
Fig.1 Changes in the hardness with pre-aging time for the alloy pre-aged at (a) 298 K, (b) 323 K, (c) 343 K, (d) 373 K, before and after BH treatment (448 K, 1.8 ks).



る。さらに予備時効温度を 343 K と高めると、BH 処理後の硬さは予備時効時間とともに上昇するようになる。373 K 予備時効の場合はこの傾向がより顕著になり、BH 処理後の硬さレベルも高くなる。

図 2 には予備時効時間が 300 s、3.6 ks および 18 ks の場合の BH 処理前後での硬さの予備時効温度による変化を示す。

300 s 予備時効の場合、BH 処理前の硬さは予備時効温度とともに 333 K 近傍までは増加するが、その後硬さは一旦減少し、340 K 以上で再び増加する傾向にある。一方、BH 処理後の硬さは 338 K 程度まではゆるやかに増加し、その後大きく増加するようになる。また、3.6 ks

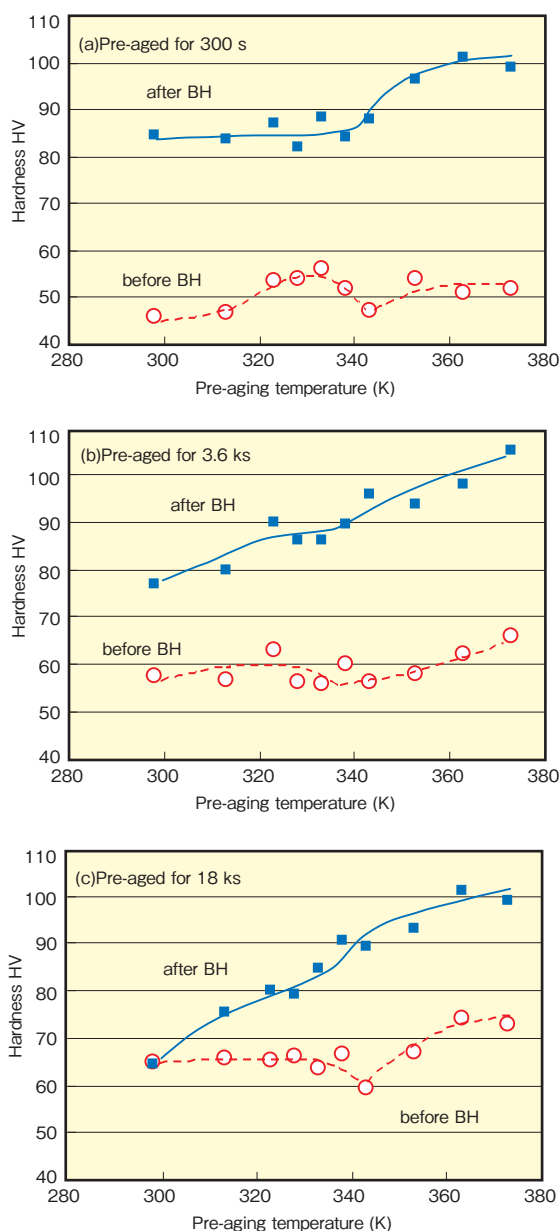


図 2 (a) 300 s, (b) 3.6 ks, (c) 18 ks 各等時予備時効における BH 処理前後の合金硬さ変化

Fig.2 Changes in the hardness with pre-aging temperature for the alloy pre-aged for (a) 300 s, (b) 3.6 ks and (c) 18 ks, before and after BH treatment (448 K, 1.8 ks).

および 18 ks 予備時効の場合も同様に、BH 処理前後の硬さともに、343 K 近傍で硬さの挙動に変化が認められる。

以上の硬さ測定の結果より、予備時効温度約 343 K を境界として BH 処理による時効挙動が異なる傾向にあることが分かった。

### 3.2 電気比抵抗変化

次に、このような予備時効温度による時効挙動の相違を電気比抵抗の変化で調査した。時効挙動が変化する境界温度域を挟む 298 K および 373 K において 3.6 ks までの予備時効中、そして引き続き行う 448 K での時効中の電気比抵抗の変化を図 3 に示す。電気比抵抗変化は、焼入れままの比抵抗値  $\rho_0$ 、 $\rho_0$  からの変化を  $\Delta\rho$  として、 $\Delta\rho/\rho_0$  として示した。

ここで、 $\rho_0$  は焼入れ直後、77 K 環境で測定した比抵抗であり、 $\Delta\rho$  は 77 K 環境で測定した  $\rho_0$  からの比抵抗変化である。

298 K 予備時効中では比抵抗変化量が急激に増加するのに対して、373 K 予備時効中の変化は小さく、徐々に増加する程度である。また、引き続き行う 448 K 時効処理においては、BH 処理時間相当の 1.8 ks 近傍までは 298 K、373 K 予備時効材ともに電気比抵抗は予備時効により変化した値のままほとんど変化せず、その後低下する傾向を示した。

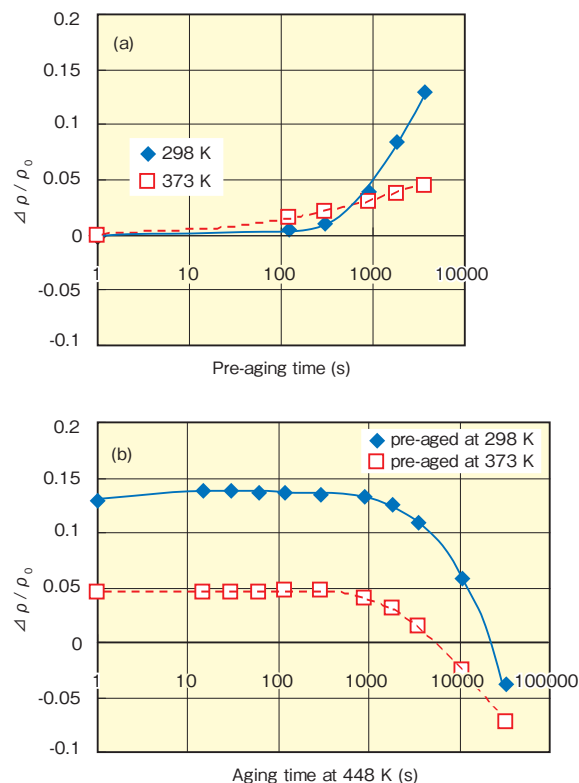


図 3 (a) 298 K と 373 K の予備時効による比抵抗の変化、(b) さらに 448 K の時効処理による比抵抗の変化

Fig.3 Changes in electric resistivity for the alloy (a) pre-aged at 298 K and 373 K, and (b) then post-aged at 448 K.

### 3.3 熱分析結果

図1および図2に見られるような、予備時効温度が約343 Kを境とした時効硬化挙動の相違、並びに図3における予備時効中の電気抵抗変化の相違と予備時効中に形成される析出相との関係を明確にするためにDSC測定を行った。図4に、298 K、323 K、343 Kおよび373 Kの各温度で3.6 ks予備時効した場合の、BH処理前(予備時効のまま)およびBH処理後のDSC曲線を示す。

ここで、KはG.P. I ゾーン(あるいはクラスタ)の形成、LはG.P. I ゾーン(あるいはクラスタ)の溶解、Pは中間相 $\beta''$ (あるいは $\beta''$ 相の核と $\beta''$ 相)、Qは中間相 $\beta'$ の形成を示す。

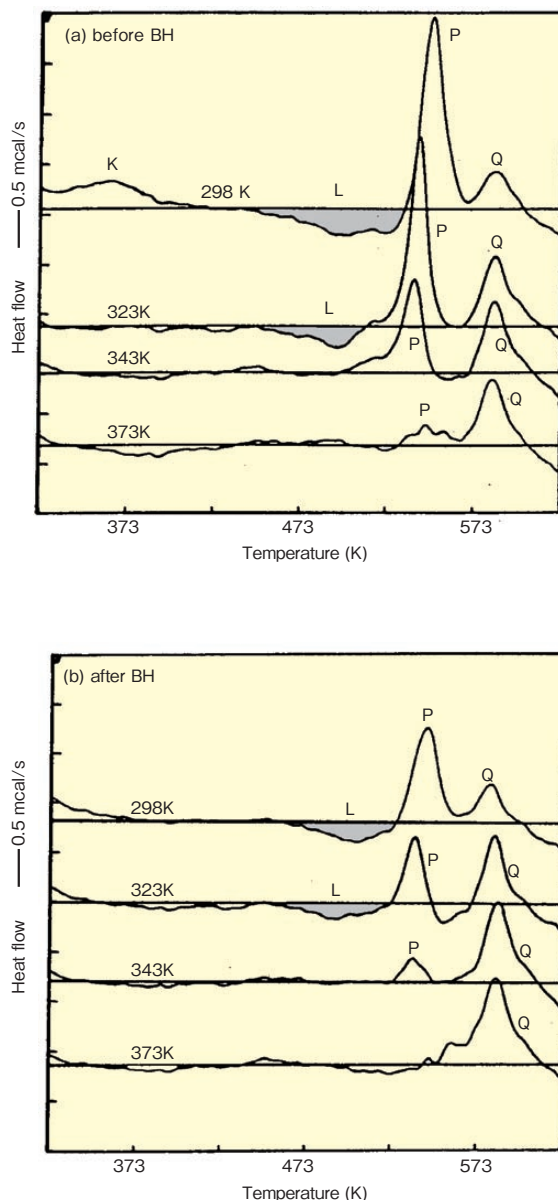


図4 298 K、323 K、343 Kと373 K、それぞれ3.6 ks予備時効した合金の(a) BH処理前と(b) BH処理後のDSC曲線(昇温速度 20 K/min)

Fig.4 DSC curves for the alloy pre-aged at 298 K, 323 K, 343 K, and 373 K respectively for 3.6 ks, (a) before and (b) after BH treatment (heat up rate 20 K/min).

Al-Mg-Si系合金の時効析出については従来より多くの研究報告<sup>9)~15)</sup>がある。本研究では熱分析とTEM観察を併用した報告<sup>9), 13), 14), 15)</sup>に基づいて、DSC曲線上の360 K、540 K、590 K近傍の発熱ピークはそれぞれG.P. I ゾーン(あるいはクラスタ)、中間相 $\beta''$ (あるいは $\beta''$ 相の核と $\beta''$ 相)、中間相 $\beta'$ の析出と対応しており、また490 K近傍の吸熱ピークをG.P. I ゾーンの溶解と対応すると考えた。BH処理前のDSC曲線において、298 Kおよび323 K予備時効材ではG.P. I ゾーン溶解に相当するピークLが存在するが、343 Kおよび373 K予備時効材ではピークLが認められなくなるとともに、 $\beta''$ 相析出に相当するピークPが小さくなっている。これは298 Kおよび323 K予備時効中にはG.P. I ゾーンが形成されるのに対して、343 Kおよび373 K予備時効中には $\beta''$ 相の核が析出するようになることを示している。またBH処理後のDSC曲線においては、298 Kおよび323 K予備時効材で認められたG.P. I ゾーン溶解に相当するピークLがBH処理後にも認められる。このことから、予備時効中に形成されたG.P. I ゾーンは、BH処理後にも残存しているものと考えられる。さらにBH処理を施した後のピークPがBH処理前に対して小さくなっていることからBH処理中に析出して硬化に寄与している析出相は $\beta''$ 相であると推定される。

以上の結果より、予備時効温度約343 Kを境界としたBH処理による時効挙動の相違は予備時効中に形成される析出相の差に起因することが分かった。これは、343 K近傍に異なる2種類の析出相が存在して二段時効挙動に影響を及ぼすとする山田ら<sup>7)</sup>の報告と符合する。

### 3.4 析出組織観察

次に、予備時効中に形成される析出相の相違がBH処理後の析出組織に与える影響を調査するために透過電子顕微鏡観察を行った。

溶体化処理後、298 K、323 K、343 Kおよび373 Kの各温度で3.6 ksの予備時効を施したものに対して、析出組織の相違をより顕著にするために448 KでBH処理よりも長い32.4 ksの時効処理(ほぼピーク硬さに相当する条件)を行った。これらの時効材のTEM写真を図5に示す。各写真ともに $\alpha$ -Al母相に対して[001]方向に電子線を入射した場合の明視野像である。いずれの時効材にも、 $\alpha$ -Al母相の<100>方向に沿って針状の析出相が認められ、これは448 Kで32.4 ksの時効処理によって形成された $\beta''$ 相と考えられる。 $\beta''$ 相析出組織は予備時効温度が高いほどサイズも小さく、また析出密度も高い傾向が認められる。そしてこの予備時効温度による $\beta''$ 相析出組織の差異は、予備時効温度323 Kと343 Kの間で著しく変化していることが分かる。

このように予備時効温度を変えることによって、予備

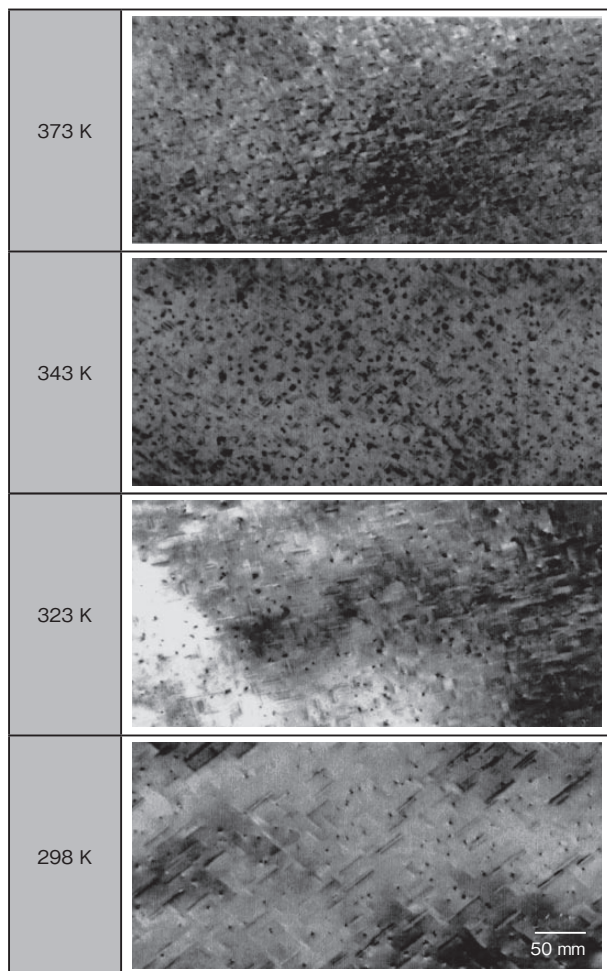


図5 298 K, 323 K, 343 K, 373 K, それぞれ3.6 ks予備時効後, さらに343K, 32.4 ks時効した合金のTEM組織  
Fig.5 TEM micrograph for the alloy pre-aged at 298 K, 323 K, 343 K and 373 K for 3.6 ks and then aged at 448 K for 32.4 ks.

時効中に形成される析出相が異なるだけではなく, 引き続き行う448 K高温時効における $\beta''$ 相析出組織形成もまた変化してくることが分かった。

### 3.5 高温短時間時効挙動に及ぼす予備時効前室温放置の影響

これまでの, 溶体化処理後予備時効温度へ直接焼入れを行った場合の高温短時間時効挙動について調べてきた。しかし実際の作業を考えた場合, 予備時効温度に直接焼入れるのは困難であり, 予備時効を行う前に室温近傍の温度で時効を受けることが想定される。そこで予備時効前の室温時効時間がBH処理による硬化挙動に及ぼす影響について調査した。

始めに溶体化処理後一旦277 Kの水槽中に水焼入れし, その後に $\beta''$ 相の核が形成される373 Kで予備時効を行った場合の二段時効挙動を調べた。図6には水焼入れ後, 直ちに373 Kで予備時効を行ったときのBH処理前後での硬さに対する予備時効時間の影響を示す。一旦水焼入れした場合でも, その直後に373 Kで予備時効を行えば硬化挙動は直接予備時効温度に焼入れた場合と

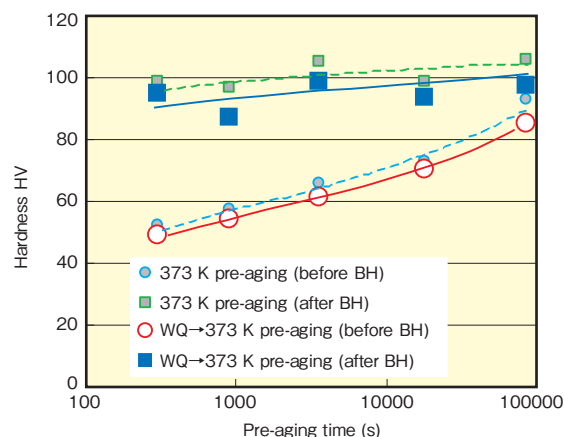


図6 直接373 K予備時効と一旦水焼入れしてすぐ373 Kの予備時効を施す場合のBH処理前後の合金硬さ比較  
Fig.6 Changes in the hardness with the aging time at 373 K for the alloy directly quenched to 373 K and water-quenched at 277 K, before and after BH treatment (448 K, 1.8 ks)

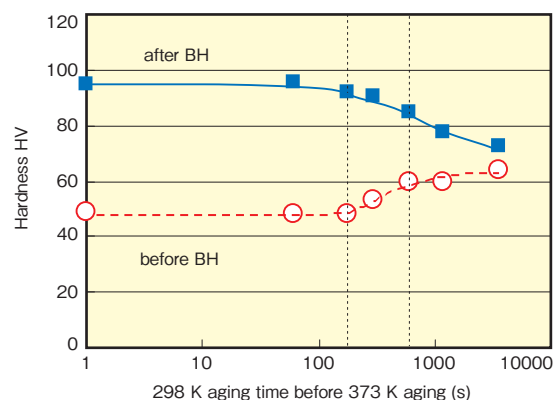


図7 373 Kで300 sの予備時効を行うまでの298 K時効時間に対するBH処理前後の硬さ変化  
Fig.7 Changes in the hardness with the aging time at 373 K for the alloy directly quenched to 373 K and water-quenched at 277 K, before and after BH treatment (448 K, 1.8 ks)

ほとんど同様であることが分かった。そこで溶体化処理後, 水焼入れから予備時効までに室温298 Kにて時効した場合の二段時効挙動を調査した。図7には, 溶体化処理, 水焼入れ後, 373 Kで300 sの予備時効を行うまでの298 K時効時間に対するBH処理前後の硬さ変化を示す。373 K時効前の298 K時効が180 s以上になるとBH前の硬さは上昇し, 同時にBH処理後の硬さも低下し始める。そして298 Kで3.6 ks時効するとBH処理による硬さ上昇はほとんど失われてしまう。

図8には, 図7においてBH処理による硬さ上昇量の低下がほとんどない298 Kで180 s時効した後に373 Kで300 s予備時効した場合, そしてBH処理による硬さ上昇量が低下してくる298 Kで600 s時効した後373 Kで300 s予備時効した場合のBH処理前後でのDSC曲線を示す。



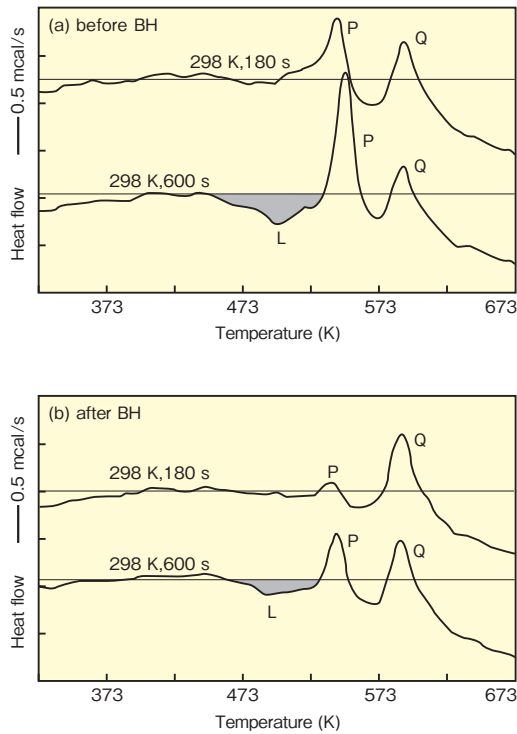


図8 298 K, 150 sと600 s時効後373 K, 300 s予備時効を行う場合のBH処理前後のDSC曲線

Fig.8 DSC curves for the alloy naturally aged at 298 K for 180 s and 600 s, then pre-aged at 373K for 300s and finally BH treated (448 K, 1.8 ks), (a) before and (b) after BH treatment.

ここで、LはG.P. Iゾーン（あるいはクラスター）の溶解、Pは中間相 $\beta''$ （あるいは $\beta''$ の核と $\beta''$ ）の形成、そしてQは中間相 $\beta'$ の形成を示す。

BH処理前において、G.P. Iゾーン溶解に相当するピークLが298 Kで180 s時効した場合ではほとんど認められなかったのに対して、298 Kで600 s時効した場合には存在するようになる。また、 $\beta''$ 析出に相当するピークPが298 Kで600 s時効した場合の方が大きくなっていることから、373 Kで300 sの予備時効中に析出する $\beta''$ 核の量が、298 Kで600 s時効中のG.P. Iゾーン形成により減少したことが分かる。次にBH処理後のDSC曲線においては、298 Kで600 s時効した場合に認められたG.P. Iゾーン溶解に相当するピークLがBH処理後も認められることから、298 Kで600 s時効中に形成されたG.P. Iゾーンは、BH処理後にも残存していることが分かる。さらに、298 Kで600 s時効した場合の方が180 s時効した場合よりも $\beta''$ あるいはその核の析出に相当するピークPが大きくなる。これは373 Kで300 sの予備時効およびBH処理中に形成される $\beta''$ の核と $\beta''$ の析出量が少ないことを示しており、図7においてBH処理による硬さ上昇量が少なくなる挙動と一致する。

#### 4. 考察

Al-0.64%Mg-0.81%Si合金における高温短時間時効挙動、すなわち塗装焼付硬化性に予備時効が与える影響を総括し、表2に示す。323 K以下の温度で予備時効すると、予備時効中にはG.P. Iゾーンが形成され、このG.P. IゾーンはBH処理中にも溶解せずに残存するため、BH処理後にはBH処理中に析出した $\beta''$ 相と共存状態となる。また448 KでBH処理よりも長い32.4 ksの時効処理後の組織観察結果から、BH処理後の $\beta''$ 相は低密度であると推定され、BH処理による硬さ上昇量も小さい。一方、343 K以上の温度で予備時効すると、BH処理温度で形成される $\beta''$ 相の析出組織が予備時効中にその核が析出するため、また、448 Kで32.4 ksの時効処理後の組織観察結果から、微細かつ高密度であると推定され、BH処理による硬さ上昇に寄与している $\beta''$ 相の存在状態が重要であり、この存在状態が予備時効中のG.P. Iゾーンあるいは $\beta''$ 相の核形成の如何によって大きく影響を受ける。

最初に予備時効温度が低くて、予備時効中にG.P. Iゾーンが形成される場合について考える。予備時効中にG.P. Iゾーンが一旦形成されると、このG.P. IゾーンはBH処理程度の熱処理に対しては安定で、処理後にも残存する。そのためBH処理温度での $\beta''$ 相析出に対するMgおよびSiの過飽和度が減少する。また、 $\beta''$ 相の核生成が過飽和度の減少に影響されるだけでなく、G.P. Iゾーンの存在自体によって抑制される可能性が高い。その結果、短時間のBH処理中に析出して硬化に寄与する $\beta''$ 相の形成量が少なく、低密度な $\beta''$ 相の析出組織となり、BH処理による硬さ上昇も小さくなってしまおうと考えられる。

一方、予備時効温度が高くて予備時効中に $\beta''$ 相の核が形成される場合は、その微細な $\beta''$ 相の核がBH処理中にそのまま $\beta''$ 相へ成長し、微細で高密度な析出組織が形成され、大きな硬さ上昇が得られるようになると思われる。

表2 Al-0.64%Mg-0.81%Si合金の時効硬化特性と析出挙動に及ぼす予備時効の影響

Table 2 Effect of pre-aging temperature on the precipitation behavior and bake hardening property for Al-0.64%Mg-0.81%Si alloy.

Pre-aging temperature	Precipitate phases		Precipitate structure after BH	Bake hardenability
	As pre-aged	After BH	$\beta''$ phase density	
298 K	G.P. I zone	G.P. I zone+ $\beta''$	Low	Small
323 K				
343 K	nucleus of $\beta''$ + $\beta''$	$\beta''$	High	Big



られる。

また、溶体化処理後に一旦室温で時効しても短時間であればG.P. Iゾーンが形成されないで、引き続き $\beta''$ 相の核が析出するような温度範囲で予備時効を行えば、BH処理により上述のように微細かつ高密度な $\beta''$ 相析出組織が形成され、大きな硬さ上昇が得られるようになる。

すなわち、BH処理のような高温短時間の時効処理によって大きな強度上昇を得るためには、BH処理前のG.P. Iゾーン形成を可能な限り抑制することが重要といえる。

## 5. おわりに

Al-0.64%Mg-0.81%Si合金に対して、298 Kから373 Kまでの温度範囲で予備時効を施し、引き続き塗装焼付処理に相当する448 Kで1.8 ksの高温短時間の時効を行った場合の二段時効挙動について検討し、以下の結果を得た。

- (1) Al-0.64%Mg-0.81%Si合金の高温短時間時効挙動は予備時効によって大きく影響される。予備時効温度によって、予備時効中に形成される析出相が異なり、この析出相の相違が引き続き行われる高温短時間時効における析出組織形成にも影響を及ぼし、その結果、析出硬化量が大きく変化する。
- (2) 約343 K未満の温度で予備時効すると、予備時効中にはG.P. Iゾーンが形成され、このG.P. Iゾーンは448 K高温時効後にも残存し、448 K高温時効中に形成される $\beta''$ 相析出が抑制されるため、硬さの上昇量が小さくなる。
- (3) 約343 K以上の温度で予備時効すると、予備時効中に $\beta''$ 相の核が析出し、448 K高温時効処理によって微細かつ高密度な $\beta''$ 相析出組織が形成されて、大きな硬さ上昇が得られる。
- (4) 溶体化処理後に一旦室温で時効されても、G.P. Iゾーンが形成されない短時間のうちに $\beta''$ 相の核が析出するような温度範囲で予備時効を行えば、448 K高温時効処理により上述のように微細かつ高密度な $\beta''$ 相析出組織が形成され、大きな硬さ上昇が得られる。

なお、この論文は軽金属, **53** (2003), 516.に若干の修正を加えたものであり、また軽金属学会第87回秋期大会にて一部発表されたものである。

## 参考文献

- 1) 自動車のアルミ化技術ガイド 材料編：社団法人軽金属協会, (1996).
- 2) J.Langerweger : Proc. Aluminium Technology '86, Paper No.49. (1986), 216.

- 3) 鈴木寿, 菅野幹宏, 白石泰久：軽金属, **29** (1979), 197.
- 4) D.W.Pashley, M.H.Jacobs and J.T.Viwtz : Phil.Mag., **13** (1967), 51.
- 5) 浅野和彦, 藤川辰一郎, 平野賢一：日本金属学会会報, **7** (1968), 457.
- 6) 鈴木寿, 菅野幹宏, 伊藤吾郎：軽金属, **30** (1980), 609.
- 7) 山田健太郎, 里達雄, 神尾彰彦：軽金属, **51** (2001), 215.
- 8) L.Zhen and S.B.Kang : Scripta Mater., **36** (1997), 1089.
- 9) W.F.Miao and Laughlin : Scripta Mater., **40** (1999), 873.
- 10) G.Thomas : J. Inst. Metals, **90** (1961-62), 57.
- 11) A.Kelley and R.B.Nicholson : Pro. Mater. Sci., **10** (1963), 151.
- 12) J.P.Lynch, L.M.Brown and M.H.Jacobs : Acta Metall., **30** (1982), 1389.
- 13) N.Maruyama, R.Uemori, N.Hashimoto, M.Saga and M.Kikuchi : Scripta Mater., **36** (1997), 89.
- 14) 菅野幹宏, 鈴木寿, 白石泰久：軽金属, **28** (1978), 553.
- 15) G.B.Burger, A.K.Guputa, P.W.Jeffrey, and D.J.Lloyd : Mater. Charact., **35** (1995), 23.



日比野 旭 (Akira Hibino)  
技術研究所



佐賀 誠 (Makoto Saga)  
新日本製鐵株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所



佐々木 行雄 (Yukio Sasaki)  
株式会社 日鐵テクノリサーチ かずさ事業所



菊池 正夫 (Masao Kikuchi)  
九州大学 鉄鋼リサーチセンター

# 温間異周速圧延によるAl-Mg-Si系合金の成形性向上

## Improvement of Formability in Al-Mg-Si Alloy Sheets by Asymmetric Warm Rolling

小松原 俊雄  
Toshio Komatsubara

小山 克己  
Katumi Koyama

野口 修  
Osamu Noguchi

上野 洋一  
Yoichi Ueno

三木 善樹  
Yoshiki Miki

**概要** アルミニウム合金板の成形性を向上させるため、温間異周速圧延による集合組織の改善を試みた。異周速比、圧下率などの諸条件を最適化して温間異周速圧延を施すことにより鋼板の圧延集合組織とほぼ同様なせん断集合組織が得られた。これを再結晶熱処理すると深絞り性を向上させる{111}//ND方位がわずかに形成された。温間異周速圧延材は成形性の指標となるランクフォード値や限界絞り比が通常冷延のアルミニウム合金板に比べて向上した。強度、伸びなどの材料特性は温間異周速圧延材と通常冷延材はほぼ同等であった。

**Abstract:** To improve the formability of aluminum alloy sheets, texture control by asymmetric warm rolling has been studied. Shear texture which is similar to the rolling texture of steel was developed by asymmetric warm rolling. After recrystallizing, a small amount of {111}//ND orientation suitable for deep drawing was observed. The Lankford value and limiting drawing ratio of asymmetric warm rolled sheets were higher than those of conventionally cold rolled sheets. Other properties such as strength and elongation of asymmetric warm rolled sheets were almost the same as those of cold rolled sheets.

### 1. はじめに

地球環境保全、省資源などの観点から自動車の軽量化が望まれている。アルミニウム材料の自動車部品への適用は軽量化には有効であるが、鋼板に比べてプレス成形性が劣るため、一部の高級車や高機能車のみへの適用にとどまっているのが現状である。プレス成形性の指標の1つとしてランクフォード値( $r$ 値: 引張試験における板厚ひずみと板幅ひずみの比)がしばしば用いられ、また $r$ 値は結晶方位の配向すなわち集合組織に強く依存していることが知られている。したがって材料のプレス成形性を改善するには集合組織を適切に制御することが重要である。

鋼板などの体心立方晶金属を冷間圧延すると $\alpha$ ファイバと呼ばれる $\langle 110 \rangle$ //RD方位が発達し、これを再結晶熱処理すると $\{111\}\langle 110 \rangle \sim \{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の $\gamma$ ファイバ集合組織が形成される<sup>1),2)</sup>。結晶方位と $r$ 値の面内異方性との関係はTaylor理論やBishop and Hillの多結晶塑性モデルにより計算されている<sup>3)~5)</sup>。板面に $\{111\}$ 面が形成されると材料の $r$ 値が向上するとともに、 $r$ 値

の面内異方性も小さい。一方、アルミニウムなどの面心立方晶金属を冷間圧延すると $\beta$ ファイバ集合組織が発達し、再結晶後は立方体方位 $\{100\}\langle 001 \rangle$ 方位が主方位となる。立方体方位は板面に $\{100\}$ 面が形成され、 $r$ 値は低く深絞りには好ましくない方位である。

井上らは $\beta$ ファイバの発達した1100アルミニウム熱延板から切出し後の板面が $\{111\}$ 面となるような角度で板状試料を切出し、引張試験による $r$ 値と限界絞り比(L.D.R.)を測定した。その結果、 $r$ 値は通常の試料の2倍以上の1.6であり、限界絞り比も高いことが確認された。面心立方晶金属であるアルミニウム合金でも板面に $\{111\}$ 面を形成することができれば $r$ 値の向上、成形性改善ができることを示した<sup>6)</sup>。

結晶構造の異なる鋼板とアルミニウム板の加工集合組織は加工モードにより異なり、鋼板の圧延集合組織である $\alpha$ ファイバはアルミニウム板をせん断加工することにより得られることが知られている<sup>7),8)</sup>。通常の圧延は平面ひずみであるが、ロールとの界面では摩擦のためせん断が付与されることは知られている。摩擦を上げるために例えば温間圧延などでせん断変形を付与した報告<sup>9)</sup>

もあるが、板厚方向のせん断変形領域は表皮部から 20%～30%に限られ、板厚全域の集合組織制御には不十分であった。

そこで本研究ではアルミニウム合金板に温間異周速圧延を行い、板厚内部まで強いせん断変形を与えることにより集合組織を最適化し<sup>10)</sup>、 $r$ 値および深絞り性の改善を図る。

## 2. 温間異周速圧延機の設計と導入

本研究にあたり、大型の成形性試験が可能な板材を試作できるように板幅 500 mm の温間異周速圧延機を設計し製作した。上下ロールを異周速にするには、1つのモータからの回転を異なったギア比で上下ロールに伝える方法、上下異なったロール径で圧延する方法、上下ロールに個別のモータを設置する方法などがある。1モータ/ギア式や異ロール径方式では機械的に確実に設定異周速比が得られる利点はあるが、異周速比を変えるにはその都度ギアあるいはロールを交換しなければならないこと、工業化を想定したりバース圧延が難しいことなどの欠点がある。そのため今回設計した異周速圧延機は上下独立ツインモータ方式として、それぞれのロールを 300 kW の交流ベクトルインバータモータで駆動することにした。異周速圧延では高速側ロールは通板による抵抗でトルクが増し、低速側ロールでは板に引きずられないようにブレーキをかけることになり逆トルクが発生する。

この異周速圧延に耐えるため、モータ、シャフトなどを設計するうえで、通常の等速圧延で発生するトルクの約 6 倍のトルクに耐えられるように機械設計した。また、電気回路上、低速側モータからの回生電力を高速側モータに戻すことで省電力をはかった。

圧延中の温度をできるだけ均一にするため、上下ロールにカートリッジヒータを内装し、ロール表面温度を最高 350℃ まで加熱できるように設計した。

新設した温間異周速圧延機の外観を図 1 に、主な仕様を表 1 に示す。

表 1 温間異周速圧延機的主要仕様  
Table 1 Specification of asymmetric warm rolling mill.

ミル形式	2 段可逆転
ロール寸法	Φ 450 × 600
圧延モータ	AC300 kW 2 基
圧延荷重	最大 3500 kN
圧延トルク	最大 120 kN・m
ロール速度	最大 40 mpm
ロール加熱	最高 350℃
異周速比	等速～250%
ブラシロール	最大 600 mpm
潤滑装置	ロール塗油、スプレ塗油、静電塗油
巻取装置	最大 Φ 800 mm
巻取張力	最大 50 kN
自動巻取	可能
センサ	圧延荷重、圧延トルク、張力、板速度、板厚

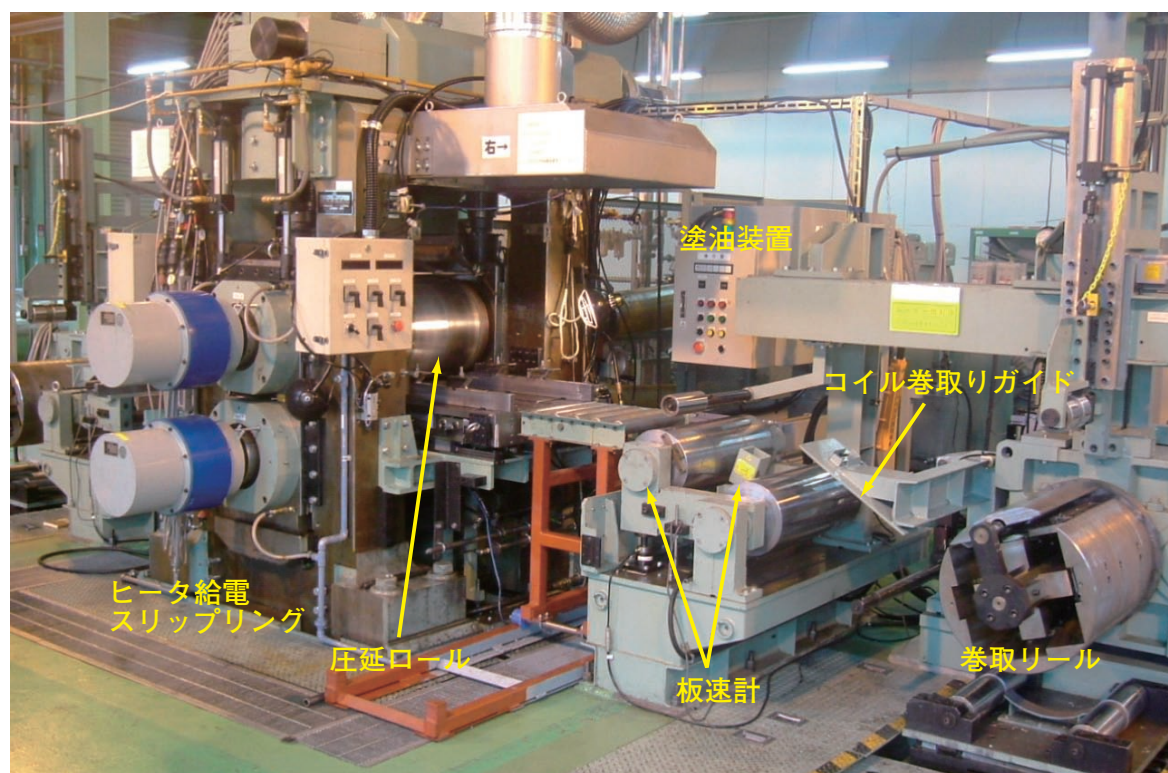


図 1 温間異周速圧延機外観  
Fig.1 Appearance of asymmetric warm rolling mill.



### 3. 実験方法

5 mm厚に熱間圧延した6061合金、6 mm厚まで熱間圧延した6022合金、さらに実験室でDC castingした72 mm厚の6022合金鋳塊を供試材とした。温間異周速圧延はロール、材料ともに200℃～300℃に加熱し、上下ロールの速度比(異周速比)は120%～250%で所定の板厚までリバース圧延した。この際、奇数パスと偶数パスで上下ロールの高速側を変え、圧延材に対して常に同じ方向にせん断変形が付与されるようにした。

異周速圧延によるせん断ひずみを測定するため、5 mm厚の6061合金熱延板にあらかじめ板厚を垂直に貫通するφ1.6 mmの穴を開けた後、ここにアルミニウム合金ワイヤを埋め込み、圧延後のワイヤの傾きを測定し、次式によりせん断ひずみを計測した<sup>11)</sup>。

$$\text{相当ひずみ} \quad \varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \phi \ln \frac{1}{1-r} \quad (1)$$

$$\text{せん断ひずみ} \quad \gamma = 2\sqrt{\phi^2 - 1} \ln \frac{1}{1-r} \quad (2)$$

ただし

$$r = 1 - H_1/H_0$$

$$\phi = \sqrt{1 + \left\{ 1 + \frac{(1-r)^2}{r(2-r)} \tan^2 \theta_1 \right\}^2} \quad (3)$$

ここで、 $H_0$ 、 $H_1$ はそれぞれ圧延前後の板厚、 $\theta_1$ は見掛けのせん断角である。

圧延後の再結晶熱処理(溶体化処理)は540℃の塩浴炉中に投入30秒保持後に強制空冷、もしくは550℃の電気炉に炉中投入し5分保持後にスプレ焼入れした。

引張試験は圧延方向に対して0°、45°および90°方向からJIS 5号試験片を採取し、クロスヘッド速度10 mm/min一定として実施した。 $r$ 値は引張試験片に伸び計と幅計を取付け、7.5%～20%変形時の $r$ 値を計測した。平均 $r$ 値は各方向の $r$ 値から $(r_0 + 2 \times r_{45} + r_{90})/4$ として求めた。

集合組織は圧延上面、下面および板厚中心についてSchulzの反射法で{100}面、{110}面、{111}面の3面の不完全極点図を測定し、ゴースト補正した級数展開法で結晶方位分布関数(ODF)解析を行った。

深絞り性は種々のプランクサイズでφ32 mm円筒パンチによる限界絞り比(LDR)を測定し、張出性はエリクセン試験で評価した。

### 4. 実験結果

#### 4.1 温間異周速圧延の特徴

ワイヤを埋め込んだ5 mm厚の6061合金熱延板を1 mm厚まで種々の異周速比で250℃温間異周速圧延し

た。ワイヤ部の断面観察では、図2に示すように異周速比が大きくなるほどワイヤ部分の傾きは大きくなり、板厚方向の見掛けのせん断角は均一化する。(2)式から求めたせん断ひずみは異周速比とともに大きくなり、異周速比200%で2を超える強いせん断変形が付与されている。

6 mm厚の6022合金熱延板をロールギャップ2.5 mm

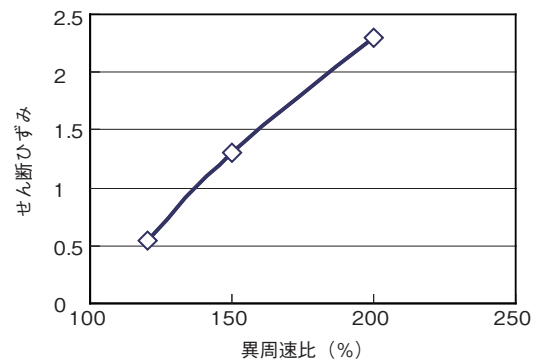
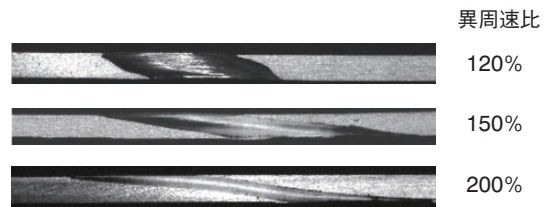


図2 異周速比とせん断ひずみの関係

Fig.2 Relationship between asymmetric ratio and shear strain.

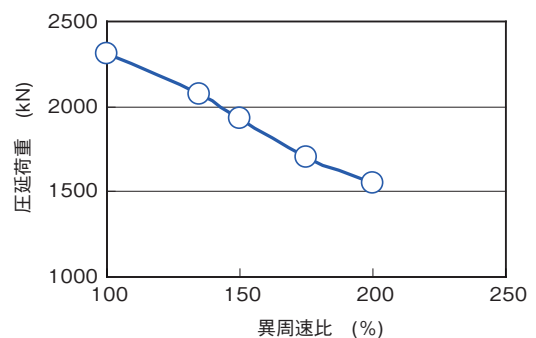


図3 異周速比と圧延荷重の関係

Fig.3 Relationship between asymmetric ratio and rolling load.

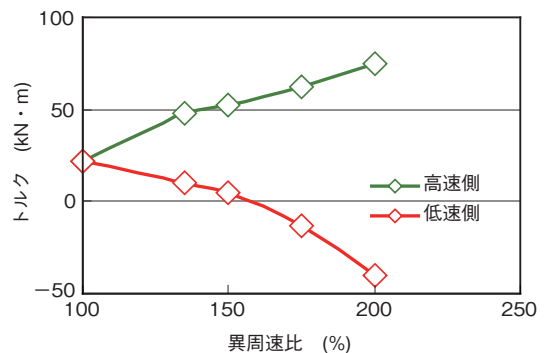


図4 異周速比と圧延トルクの関係

Fig.4 Relationship between asymmetric ratio and rolling torque.



一定として 250℃ で 1 パス 温間異周速圧延したときの圧延荷重と圧延トルクの変化を図 3 および図 4 に示す。異周速比が大きくなるにつれて圧延荷重は低下し、圧延トルクは上昇する。等速圧延に比べて異周速比 200% では圧延荷重は約 30% 減少し、圧延トルクは約 4 倍となる。また、圧延後の板厚は約 20% 薄くなり、圧延荷重の低下により 1 パス 高压下ができる利点がある。しかし圧延トルクの上昇はモータ容量アップおよび圧延機の剛性アップが必要となる。

#### 4.2 温間異周速圧延材の r 値と成形性

図 5 に 6 mm 厚の 6022 合金熱延板を 1 mm まで種々の異周速比で 200℃ 温間異周速圧延した後、540℃ の塩浴炉中で再結晶熱処理した材料の平均 r 値を示す。異周速比が大きくなり、せん断変形が強くなるほど平均 r 値は上昇する。

表 2 に 72 mm 厚さの 6022 合金 DC 鋳塊および 6 mm 厚さの 6022 合金熱延板を 1 mm まで異周速比 200% で 200℃ 温間異周速圧延した後、550℃ の電気炉中で再結晶熱処理した材料の各方向の引張特性、r 値の面内異方性および深絞りと張出の成形特性を示す。表中には比較と

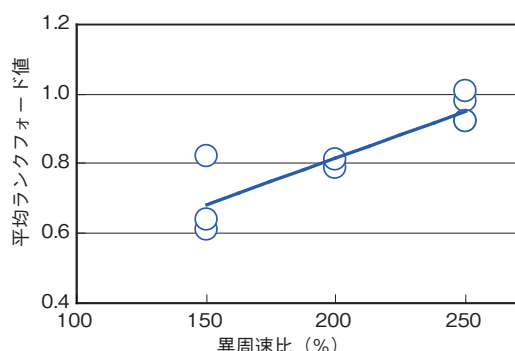


図 5 異周速比と平均ラン克福ード値の関係  
Fig.5 Relationship between asymmetric ratio and average Lankford value.

して 6 mm 厚の 6022 合金熱延板を 1 mm まで通常の冷間圧延後、同様の再結晶熱処理を施した材料の諸特性も合わせて示す。引張強さ、耐力および伸びは通常の冷間圧延および温間異周速圧延いずれの圧延条件でも大きな違いはない。これに対して r 値は圧延条件で大きく変化する。通常の冷間圧延材では 45° 方向の r 値が低く、平均 r 値は 0.6 程度である。これに対して温間異周速圧延材では 45° 方向の r 値が向上し、熱延板を温間異周速圧延した材料では各方向の r 値の異方性が少なく、平均 r 値 0.8 が得られ、さらに異周速圧延率を上げた鋳塊の温間異周速圧延材では 45° 方向の r 値が著しく向上し、異方性は強まるものの平均 r 値は通常の冷間圧延板の約 2 倍となる 1.2 を達成した。これまでアルミニウム合金の再結晶材で平均 r 値が 1 を超えた報告は極めて稀であり、温間異周速圧延チャンスを変えた n 増し試験でも平均 r 値は 1.1~1.2 が安定して得られている。

平均 r 値の向上とともに深絞り性も向上し、r 値が高い鋳塊の温間異周速圧延材で限界絞り比が通常冷間圧延材に比べて 0.1 程度も向上している。

#### 4.3 温間異周速圧延材の集合組織

図 6 に 6022 合金 6 mm 厚の熱延板を 1 mm まで通常の冷間圧延した材料と 6022 合金 72 mm 厚の鋳塊を 1 mm まで異周速比 200% で 200℃ 温間異周速圧延した材料の  $\psi 2 = 45^\circ$  断面の ODF を示す。冷間圧延ままでは図 6 (a) のように B 方位  $\{011\} \langle 211 \rangle$  と C 方位  $\{112\} \langle 111 \rangle$  の強い集積が認められ、全断面の ODF を参照すると  $\beta$  ファイバが強く発達している。再結晶熱処理後は図 6 (b) のように立方体方位が主方位となり、他方位の強い集積はない。

これに対して、温間異周速圧延ままでは図 6 (c) のように  $\{001\} \langle 110 \rangle \sim \{112\} \langle 110 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$  方位に至るせん断集合組織が発達しており、これは鋼板の冷間圧延集

表 2 温間異周速圧延材、冷間圧延材の機械的性質と成形性

Table 2 Mechanical properties and formabilities of asymmetric warm rolled and cold rolled sheets.

	圧延温度	異周速比	方向	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	r 値	LDR	エリクセン
鋳塊 温間 異周速 圧延	200℃	200%	0°	227	113	29	0.75	2.22	11.0
			45°	221	108	32	1.53		
			90°	226	113	29	1.00		
			平均	224	111	30	1.20		
コイル 温間 異周速 圧延	200℃	200%	0°	233	121	30	0.81	2.16	10.0
			45°	231	121	32	0.83		
			90°	230	120	27	0.74		
			平均	231	121	30	0.80		
冷間 圧延	RT	等速	0°	231	120	28	0.73	2.11	9.9
			45°	230	118	29	0.50		
			90°	230	118	27	0.75		
			平均	230	119	28	0.62		

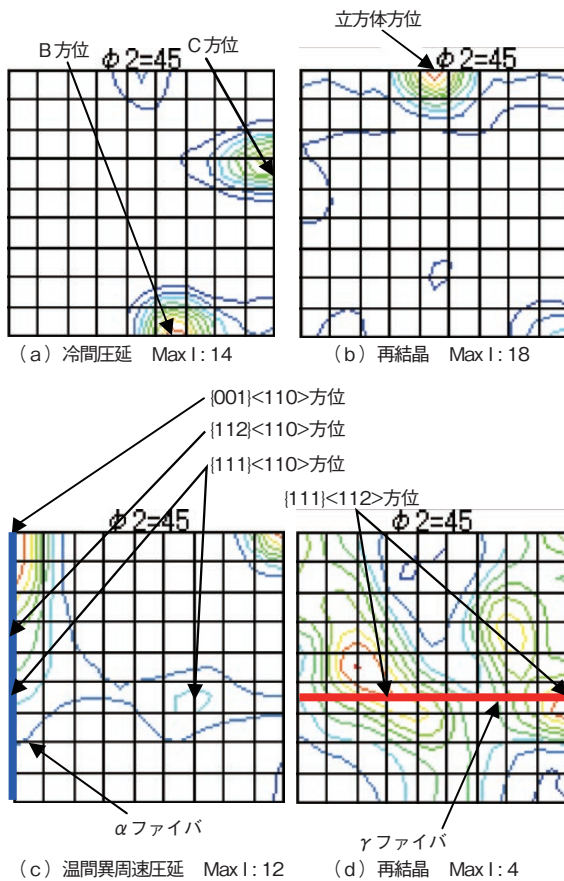


図6 冷間圧延材と温間異周速圧延材の集合組織

Fig.6 ODFs of cold rolled and asymmetric warm rolled specimens (a) as cold rolled (b) cold rolled and recrystallized (c) as asymmetric warm rolled (d) asymmetric warm rolled and recrystallized.

合組織 $\alpha$ ファイバに類似している。アルミニウムの冷間圧延集合組織である $\beta$ ファイバの形成はみられない。温間異周速圧延材の板厚方向の集合組織は板厚中央で理想的な方位から $10^\circ$ 程度のずれるものがあるがせん断集合組織が板厚内部まで発達していた。

再結晶熱処理後は図6 (d)のように理想方位からのずれはあるものの、鋼板の再結晶集合組織である $\gamma$ ファイバに相当する $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位が形成される。さらにアルミニウムの再結晶集合組織である成形性に好ましくない立方体方位の形成は全くみられない。また、わずかながらB方位 $\{011\}\langle 211 \rangle$ に相当する集積も形成される。これらの $\{111\}\langle 112 \rangle$ 、B方位は温間異周速圧延まま材には認められず、再結晶により新たに形成された方位であると考えられる。ただし温間異周速圧延後再結晶熱処理した材料は方位集積の最大強度が低く、他に比べてランダムである。

多結晶塑性モデルから計算された $r$ 値面内異方性の一例を図7に示す<sup>3)~5)</sup>。通常の冷間圧延材を再結晶熱処理したときに形成される立方体方位の面内異方性は図7 (a)のように、 $0^\circ$ 、 $90^\circ$ 方向で $r$ 値 $\sim 1$ 、 $45^\circ$ 方向では $r$ 値 $\sim$

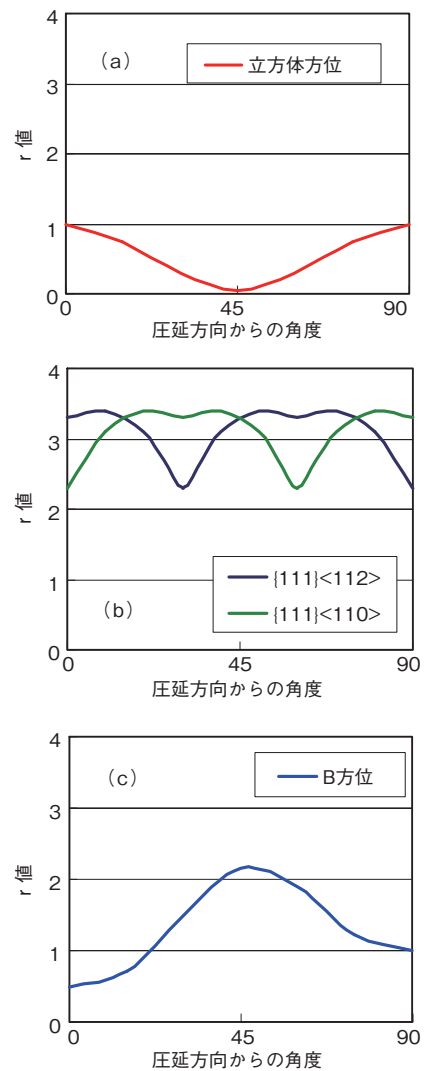

 図7 理想方位の $r$ 値異方性 (計算値)<sup>3)~5)</sup>

Fig.7 Calculated plastic anisotropies of ideal orientations<sup>3)~5)</sup>.

0に近い。これは表2に示した冷間圧延材の $r$ 値異方性とその傾向はよく一致している。

深絞り性に好ましい $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の $r$ 値面内異方性は図7 (b)のように全方向で $r$ 値が高いが、温間異周速圧延後の再結晶処理で得られた集合組織は比較的ランダムに近いたため、理論計算値まで $r$ 値の向上はなかった。しかし $45^\circ$ 方位の $r$ 値を減少させる立方体方位の集積がないため $r$ 値の面内異方性が低減されたと考えられる。高圧下温間異周速圧延では $45^\circ$ 方向の $r$ 値が顕著に向上しているが、これは副方位としてB方位に近い方位が形成されたことによると考えられる。B方位は図6 (c)のように $45^\circ$ 方向の $r$ 値が高く、これらの集合組織の総和として全体的に特に $45^\circ$ 、 $90^\circ$ 方向の $r$ 値が高くなったと考えられる。

## 5. おわりに

アルミニウム合金の成形性向上のため集合組織制御を試みた。成形性良好な鋼板並みの集合組織を確保する手段として温間異周速圧延機を設計し製作した。

温間異周速圧延することにより板厚全域に強いせん断集合組織が形成され、これは鋼板の圧延集合組織  $\alpha$  ファイバに類似している。再結晶熱処理後には鋼板の  $\gamma$  ファイバに相当する深絞り成形性に好ましい板面 {111} 面の集合組織が形成され、通常の冷間圧延・再結晶熱処理で形成される  $\beta$  ファイバや立方体方位は見とめられなかった。

温間異周速圧延時の異周速比を大きく、あるいは異周速圧延率を大きくするとせん断集合組織が強化され、再結晶熱処理後の平均  $r$  値は通常の冷間圧延材に比べて約 2 倍の 1.2 を達成した。

温間異周速圧延材では  $r$  値の向上とともに深絞り性の指標である限界絞り比 (LDR) が向上した。

本研究は経済産業省「革新的温暖化対策技術プロジェクト」を受けた新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の「自動車軽量化のためのアルミニウム合金高度加工・形成技術」の研究成果の一部である。

## 参考文献

- 1) 瀬沼武秀, 亀田正春: 日本金属学会誌, **60** (1996), 717.
- 2) 松岡才二, 森田正彦, 古君修, 小原隆史: 鉄と鋼, **83** (1997), 127.
- 3) 井上博史, 稲数直次: 軽金属, **44** (1994), 97.
- 4) 胡建国, 石川孝司: 軽金属, **48** (1998), 540.
- 5) P.H. Lequeu and J. J. Jonas: Metal. Trans. A, **19A** (1988), 105.
- 6) 井上博史: 軽金属学会第 103 回秋期大会講演概要, (2002), 319.
- 7) O. Engler, M. Y. Huh and C. N. Tome: Metal. Trans. A **31A** (2000), 2299.
- 8) 村上陽太郎: NMC マンスリー, **7**, (1996.3)
- 9) T. Kamijo and H. Fukutomi: Proc. 16<sup>th</sup> Riso Int. Symp. on Materials Science, (1995), 377.
- 10) 小松原俊雄, 小山克己, 上野洋一, 三木善樹: 第 57 回塑性加工連合講演会, (2006), 321.
- 11) 斎藤好弘, 左海哲夫, 前田太, 加藤健三: 鉄と鋼, **72** (1986), 91.



小松原 俊雄 (Toshio Komatsubara)

技術研究所 室長



小山 克己 (Katsumi Koyama, Ph.D)

技術研究所 マネージャ



野口 修 (Osamu Noguchi)

技術研究所



上野 洋一 (Yoichi Ueno)

技術研究所



三木 善樹 (Yoshiki Miki)

技術研究所

## 溶解炉における電磁攪拌シミュレーションの開発

## Development of a Simulation Model for Electromagnetic Stirring in Melting Furnace

高橋 功一  
Koichi Takahashi石川 宣仁  
Nobuhito Ishikawa

**概要** アルミニウム溶湯製造時の溶解炉や保持炉などで、溶解速度や攪拌混合速度の向上を目的として幅広く実用化されている電磁攪拌装置を長期間使用し続けた場合に電磁攪拌効果が低下する現象があり、その低下要因の1つとして、炉床耐火物の損耗によるアルミニウム浸透現象が考えられている。本研究では、電磁攪拌効果の低下を定量的に評価するため、溶解炉内の電磁場解析モデルおよびアルミニウム塊の溶解を考慮した熱流動解析モデルを構築した。電磁場解析により、炉床耐火物へのアルミニウム浸透に起因する炉内の発生磁場の減衰を立証し、さらに熱流動解析により、磁場減衰に伴うアルミニウム溶湯流動の低下によるアルミニウム塊の溶解遅れを定量的に示すことができた。

**Abstract:** Electromagnetic stirrers (EMSs) are broadly used in aluminum melting and/or holding furnaces to enhance the melting rate of scrap aluminum and mixing speed of molten aluminum. In case an EMS is used for a long period of manufacturing, a decrease in the stirring effect is sometimes observed, and one of the reasons is believed to be a penetration phenomenon of molten metal into the furnace lining. In this paper, a simulation model for electromagnetic analysis of melting furnace and thermal fluid dynamic analysis of aluminum ingot melting was developed. Results of electromagnetic field analysis showed that refractory brick, when penetrated by the molten aluminum, shielded the alternating magnetic field. Thermal fluid dynamic analysis indicated quantitatively a time delay in aluminum melting due to a decrease in the electromagnetic stirring force caused by penetration of aluminum into the furnace lining.

## 1. はじめに

電磁攪拌装置(以下、EMS)は、鉄鋼業をはじめ金属素材製造分野において幅広く実用化されている。アルミニウム casting 分野では、主に溶解炉や保持炉に導入されており、炉底下部に設置するタイプ、炉側壁に設置するタイプ、炉よりサイドウェルを介して設置するタイプなどさまざまなタイプがある<sup>1)~6)</sup>。EMSの原理は、一方向に移動する磁場を炉内に発生させ、アルミニウム溶湯に生じる誘導電流と発生磁場との相互作用によってアルミニウム溶湯に電磁力を作用させることである。その結果として、非接触で溶湯を攪拌混合できるため、溶解速度の向上、成分の均一化、発生ドロスの低減などがEMSの利点である。他方、欠点としては、強力な攪拌力による炉床耐火物の損耗促進(図1)が挙げられる。炉床耐火物の損耗が激しい場合、耐火物の隙間にアルミニウム溶湯が浸透し、

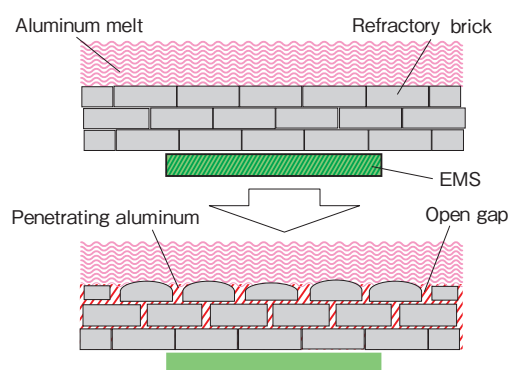


図1 長期間EMS使用による炉床耐火物レンガの損耗  
Fig.1 Wearing of refractory brick in the furnace bottom during a long-period operation of EMS.

アルミニウムの磁場遮蔽効果による攪拌力低下が懸念されている。実操業においても、EMSを連続使用していると、攪拌力の低下やアルミニウム塊の溶解遅れを経験



することがある。

これまでEMSの発生磁場および電磁力を数式化し、実測値と比較した報告<sup>2)</sup>や、EMSによる流動を模擬した水モデル実験を行い、実機への設置位置の最適化を図った報告<sup>3)</sup>などがある。しかしながら、アルミニウム浸透現象やそれに伴う攪拌力低下や溶解遅れを理論的に扱った報告は見当たらない。そこで本研究では、炉床耐火物へのアルミニウム浸透によるEMSの攪拌力低下および溶解遅れを定量的に評価できる、耐火物層を含めた溶解炉内の電磁場解析モデルと、電磁力によるアルミニウム溶湯流動とアルミニウム塊の溶解を考慮した熱流動解析モデルを構築し、両者を結び付けて解析を行った。

## 2. 理論解析モデル

### 2.1 電磁場解析

図2にEMSを設置した溶解炉内の電磁場解析モデルを示す。EMSから発生する交流磁場を、水平方向(x正方向)に移動する磁場とし、EMS表面から炉内部までを炉床耐火物領域、アルミニウム浸透領域および炉内部領域の3つの領域に分ける。なお、奥行き方向(y方向)は簡略化のため無限遠とし、磁束密度ベクトルはx, z方向のみとする。発生磁場に関する支配方程式は、Maxwellの式から導出される以下の磁場拡散方程式である<sup>7)</sup>。

$$\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} = \frac{1}{\mu_e \sigma} \nabla^2 \vec{B} \quad (1)$$

ここで、 $\vec{B}$ は磁束密度ベクトル、 $\mu_e$ は透磁率、 $\sigma$ は導電率である。交流移動磁場の磁束密度ベクトルのz方向成分を以下の式で与える。

$$B_z = B_z(z) \exp j(\omega t - kx) \quad (2)$$

ここで、 $k$ は波数、 $\omega$ は角周波数、 $j$ は虚数である。式(2)を式(1)に代入すると、 $B_z(z)$ に関する以下の2階常微分方程式を得る。

$$\frac{d^2 B_z(z)}{dz^2} = (k^2 + j\mu_e \omega \sigma) B_z(z) \quad (3)$$

式(3)を図2に示す各領域間の境界条件(磁束密度の連続性)を元に、解析的に解くと、以下の解を得る<sup>8)</sup>。

〔領域1〕炉床耐火物領域 ( $0 \leq z < z_1$ ):

$$B_z(z) = B_0 [C_1 \exp(-\beta_1 z) + D_1 \exp(\beta_1 z)] \quad (4)$$

〔領域2〕アルミニウム浸透領域 ( $z_1 \leq z < z_2$ ):

$$B_z(z) = B_0 [C_2 \exp(-\beta_2 z) + D_2 \exp(\beta_2 z)] \quad (5)$$

〔領域3〕炉内部領域 ( $z \geq z_2$ ):

$$B_z(z) = B_0 C_3 \exp(-\beta_3 z) \quad (6)$$

ここで、 $B_0$ はEMS表面での磁束密度、 $C_1$ 、 $D_1$ 、 $C_2$ 、 $D_2$ 、 $C_3$ は係数であり、詳細は使用記号欄に記す。また、 $\beta_i$ は以下の式で与えられ、添え字*i*は各領域を示している。

$$\beta_i^2 = k^2 + j\mu_e \omega \sigma_i \quad (7)$$

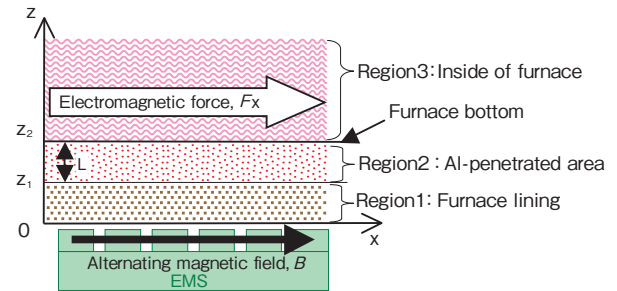


図2 EMSを設置した溶解炉内の電磁場解析モデル  
Fig.2 Electromagnetic analysis model of the furnace with EMS.

各領域の導電率 $\sigma_i$ に関しては、以下のように与える。

〔領域1〕炉床耐火物は非導電性物質である:

$$\sigma_1 = 0$$

〔領域2〕アルミニウム浸透領域の導電率は固体アルミニウムの導電率とアルミニウム体積分率 $\alpha$ の積とする:

$$\sigma_2 = \alpha \times \sigma_{Al(S)}$$

〔領域3〕溶解炉内にアルミニウム溶湯がない場合:

$$\sigma_3 = 0$$

溶解炉内にアルミニウム溶湯が有る場合:

$$\sigma_3 = \sigma_{Al(L)}$$

ここで、 $\sigma_{Al(S)}$ は固体アルミニウムの導電率、 $\sigma_{Al(L)}$ は液体アルミニウムの導電率である。なお磁束密度ベクトルのx方向成分 $B_x$ についても $B_z$ と同様に得られる。

溶解炉内のアルミニウム溶湯に作用する電磁力はフレミングの法則によって以下の式で表される。

$$\vec{F} = \vec{j} \times \vec{B} \quad (8)$$

ここで、 $\vec{j}$ は誘導電流ベクトルであり、発生磁場より以下の式で得られる。

$$\vec{j} = \frac{1}{\mu_e} \nabla \times \vec{B} \quad (9)$$

図2においてy方向は無限遠と仮定し、磁場勾配はないとしたため、誘導電流ベクトルはy成分のみとなり、以下の式となる。

$$J_y = \frac{1}{\mu_e} \left( \frac{\partial B_x}{\partial z} - \frac{\partial B_z}{\partial x} \right) \quad (10)$$

従って、式(8)より得られる電磁力のx方向成分の時間平均値として整理すると、以下の式となる。

$$F_x = \frac{|C_3|^2 B_0^2 \omega \sigma}{2k} \exp(-2\text{Re} \beta_3 z) \quad (11)$$

式(11)がアルミニウム溶湯の駆動力となる。

### 2.2 熱流動解析

EMSを用いた場合の溶解炉内のアルミニウム溶解挙動をシミュレートするためには、前述の電磁力によって駆動されるアルミニウム溶湯の流れとアルミニウム塊の溶解を考慮した熱流動解析モデルを構築する必要がある。

る。熱流動に関する基本式は、擬似圧縮法に基づく質量保存の式(12)、電磁駆動力と自然対流を考慮した運動量保存の式(Navier-Stokesの式)式(13)～式(15)、アルミニウム塊の溶解を等価比熱法にて考慮したエネルギー保存の式(16)である。それぞれを以下に示す。

$$\frac{1}{\rho c^2} \frac{\partial P}{\partial t} + \nabla \cdot \vec{v} = 0 \quad (12)$$

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) u = - \frac{\partial P}{\partial x} + \mu \nabla^2 u + F_x \quad (13)$$

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) v = - \frac{\partial P}{\partial y} + \mu \nabla^2 v \quad (14)$$

$$\rho \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) w = - \frac{\partial P}{\partial z} + \mu \nabla^2 w + \rho g \beta_t \Delta T \quad (15)$$

$$\rho \left( C_p - L_h \frac{df}{dT} \right) \left( \frac{\partial}{\partial t} + \vec{v} \cdot \nabla \right) T = \kappa \nabla^2 T + S \quad (16)$$

ここで、 $\rho$ は密度、 $c$ は圧力伝播速度、 $\vec{v}(u, v, w)$ は流体の速度ベクトル、 $\mu$ は粘度、 $F_x$ は電磁力、 $\beta_t$ は体膨張係数、 $\Delta T$ は $z$ 方向の温度差、 $g$ は重力加速度、 $C_p$ は比熱、 $L_h$ は潜熱、 $\kappa$ は熱伝導率、 $S$ は流体せん断エネルギーである。また、 $f$ は固相率で以下の式で与える。

$$f = 1 - \frac{T - T_S}{T_L - T_S} \quad (at \ T_S < T < T_L) \quad (17)$$

$$f = 0 \quad (at \ T \geq T_L) \quad (18)$$

$$f = 1 \quad (at \ T \leq T_S) \quad (19)$$

ここで、 $T_S$ は固相線温度、 $T_L$ は液相線温度である。固相率を導入することでアルミニウム塊の溶解状況を模擬することができる。一般に、電磁攪拌による流動解析には乱流モデルを用いることが多いが<sup>9), 10)</sup>、本研究では計算負荷低減のため層流モデルを採用した。

図3に示すように、溶解炉は円形炉とし、計算の初期状態としては、直方体のアルミニウム塊(約1トン)を20個配置し、アルミニウム溶湯がアルミニウム塊を完全に覆った状態とした。これは、実操業においても電磁攪拌を開始するタイミングは、溶解材料を装入した後、材料が溶解してアルミニウム溶湯面がある程度形成された時点であることから、妥当な仮定である。温度、流動に関する初期条件および境界条件を以下に示す。

#### 〔初期条件〕

- アルミニウム塊の初期温度は固相線温度。
- アルミニウム溶湯の初期温度は液相線温度。
- アルミニウム溶湯は静止状態。
- 全アルミニウム重量70トン。(内、アルミニウム塊重量20トン)

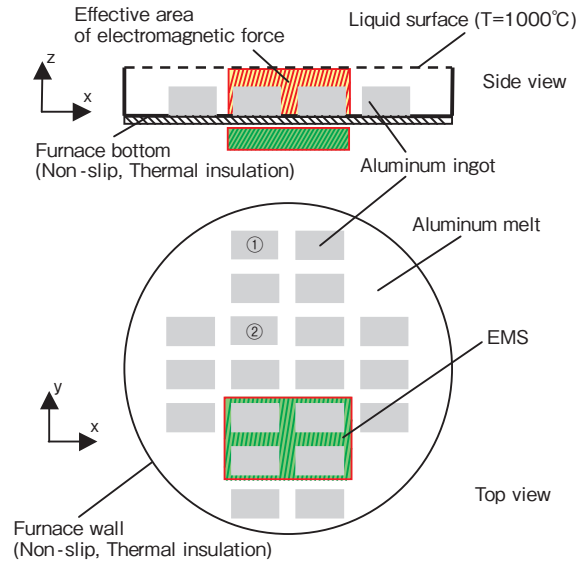


図3 溶解炉内の熱流動解析モデル

Fig.3 Thermal fluid dynamic analysis model of the melting furnace.

表1 計算に用いた3004合金の物性値

Table 1 Physical properties of 3004 alloy used in the calculation.

	Liquid phase	Solid phase
Density (kg/m <sup>3</sup> )	2300	2700
Thermal conductivity (W/m · °C)	218	240
Specific heat (kJ/kg · °C)	1.15	0.95
Electrical conductivity (S/m)	$4.0 \times 10^6$	$2.4 \times 10^7$
Viscosity (Pa · s)	$1.3 \times 10^{-3}$	
Volume expansion coefficient (1/°C)	$1.0 \times 10^{-7}$	
Latent heat (kJ/kg)	389	
Liquidus temperature (°C)	648	
Solidus temperature (°C)	635	
Magnetic permeability (H/m)	$4\pi \times 10^{-7}$	

#### 〔境界条件〕

- 炉壁・炉底・アルミニウム塊表面で流速ゼロ。
- アルミニウム塊自身の移動は考慮しない。
- 溶湯表面の変形は考慮しない。
- 固相率が0.9以上の場合、流速はゼロ。
- 炉壁・炉底は断熱条件。
- 溶湯表面は常に燃焼ガス温度1000°Cで一定。
- 電磁力の作用領域は、EMS直上のみで、式(11)で表される $z$ の関数として与える。

アルミニウム塊を含めた計算領域を直角座標系にて分割し、式(12)～(16)を有限差分法にて、陽的解法にて非定常計算を行った。なお追跡時間については、実際のEMSの運転が定期的に逆回転を行うなど複雑なため、初期溶解挙動のみを計算対象とし、EMS稼働開始から11分後までとした。

### 3. 解析結果

#### 3.1 磁場解析モデルの妥当性の評価

図4に炉床耐火物へのアルミニウム浸透が存在しない場合の炉内磁束密度分布の計算値と実測値を示す。実測値はEMS中央での $z$ 方向磁束密度の測定結果である。磁場計算に用いた波数 $k$ はEMSの仕様より $1.7\text{ m}^{-1}$ とした。計算値と実測値は良く一致しており、本解析モデルは妥当性があるといえる。発生磁場はEMS表面で最も強く、鉛直方向距離に対して指数関数的に減少する。炉内底部( $z/z_2 = 1$ )の磁束密度はEMS表面磁束密度 $B_0$ に対しておよそ30%まで低下する。

#### 3.2 炉床耐火物へのアルミニウム浸透による磁場低下

図5に炉床耐火物にアルミニウムが浸透した場合の磁束密度分布を示す。アルミニウム浸透領域に含まれるアルミニウム体積分率は図1に示される様子から推測して10%と仮定した。図5はアルミニウム浸透距離 $L$ が $1/5z_2 \sim z_2$ と長くなった場合の計算結果であり、アルミニウムの浸透距離が増加するほど、磁場の減衰が大きい。炉床にすべて浸透した場合( $L = z_2$ )、炉底での磁束密度はEMS表面磁束密度 $B_0$ に対して16%まで低下する。長期

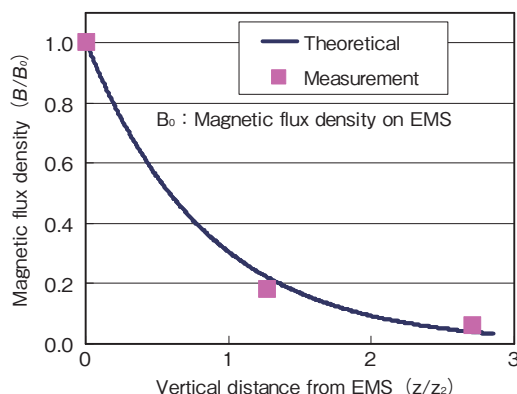


図4 溶解炉内磁束密度の実測値と計算値の比較

Fig.4 Comparison between measured and theoretical values of magnetic flux density.

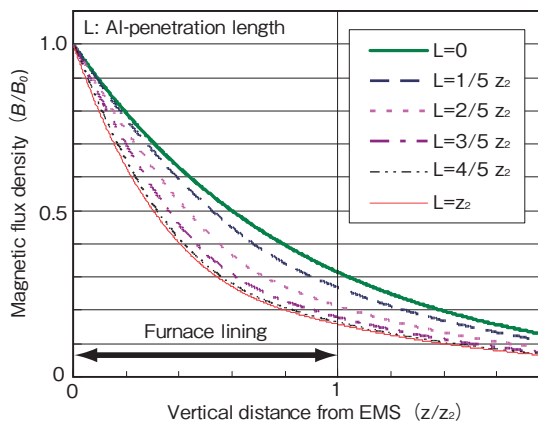


図5 炉床耐火物にアルミニウムが浸透した場合の磁束密度分布

Fig.5 Vertical distribution of magnetic flux density in case aluminum penetrates into the furnace bricks.

間EMSを使用した際の磁場低下の一例として、炉底( $z = z_2$ )での磁束密度が表面磁束密度 $B_0$ に対して18%まで低下した場合を考えると、図5より推定されるアルミニウム浸透領域は、炉床耐火物の全厚さのおよそ3/5となる。

#### 3.3 磁束密度によるアルミニウム溶湯の流動およびアルミニウム塊の溶解状況の違い

実際の溶解工程を考える場合、炉内にアルミニウム溶湯が存在するため、領域3の導電率を液体アルミニウムの値にする必要がある。図6に溶解炉内にアルミニウム溶湯が存在する場合の磁場分布を示す。アルミニウム浸透有り( $L = 3/5z_2$ )、なし( $L = 0$ )のいずれの条件においても、アルミニウム溶湯が炉内に存在する場合、磁束密度は低下する。熱流動解析では、炉内にアルミニウム溶湯が存在する場合の磁場分布を計算に用いた。

熱流動計算では、正常に磁場が発生している場合(図6(b))、炉底での磁束密度が40%低下した場合(図6(d))、比較のためEMSを使用しない場合の3条件について計算を行った。図7にEMSを稼働させてから約5分半後の炉内アルミニウム溶湯の流動状況および未溶解のアルミニウム塊を示す。EMSが正常に作用している場合、強い流動が発生し、およそ半数のアルミニウム塊が完全に溶解している。磁場低下したEMSの場合には、流動は弱くなり、未溶解のアルミニウム塊は半分以上残っている。一方、EMSなしの場合、アルミニウム溶湯の流動は殆どなく、アルミニウム塊もすべて未溶解のままである。

EMSによって発生する流れの特徴としては、円形炉に沿った周方向の旋回流と、電磁力が作用する前方炉壁の炉底部から溶湯表面に向かう上昇流と後方炉壁の下降流から成る縦方向の循環流を合わせた3次元的な流れである。これは、EMSにより発生する電磁力分布が図6に示されるように炉底部で最も強く、アルミニウム溶湯表面では殆ど大きさを持たないためである。アルミニウム溶

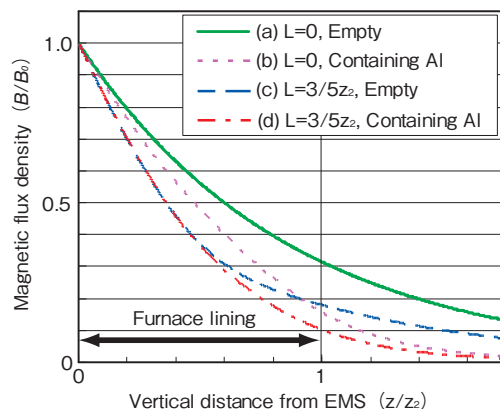


図6 溶解炉内にアルミニウム溶湯が有る場合の磁場分布低下

Fig.6 Decrease in magnetic field in the furnace containing aluminum melt.



湯の縦方向の循環流は、図8(a)に示すように、表面の加熱されたアルミニウム溶湯を炉底まで運び、未溶解のアルミニウム塊の溶解を促進する働きがある。一方、EMSがない場合、燃焼バーナーによって表面のアルミニウム溶湯は高温に達するが、図8(b)に示すように、上面加熱のみであるため熱対流は生じず、熱伝導のみで溶解が進むため、溶解に時間がかかる。実際に、EMSがない溶解炉では未溶解のアルミニウム塊やアルミニウム溶湯を機械的に攪拌する作業が必要となり、大きな作業負担となっている。

### 3.4 アルミニウム塊の初期溶解時間の短縮度合

図9に各条件で顕著に差が出た代表的なアルミニウム塊中央底部の温度履歴の計算結果を示す。EMSを使用した場合には、溶解時間の短縮効果が認められ、その効

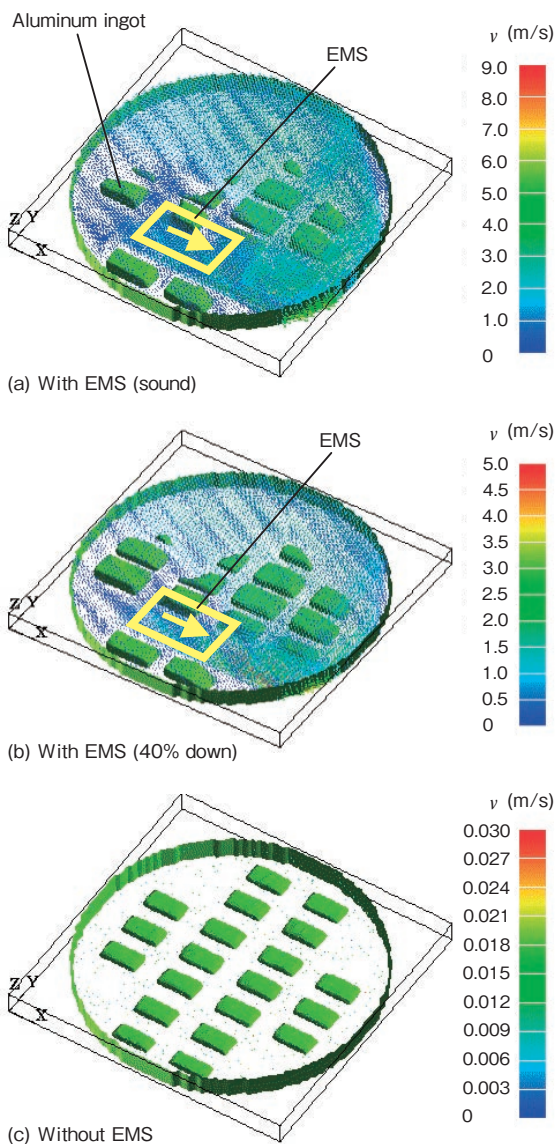


図7 EMS有り(正常, 40%低下)となしの場合における溶解炉内のアルミニウム溶湯流動および未溶解アルミニウム塊の計算結果

Fig.7 Calculated results of aluminum melt flow and non-melted aluminum ingot in the furnace with EMS (sound, 40% down) and without EMS.

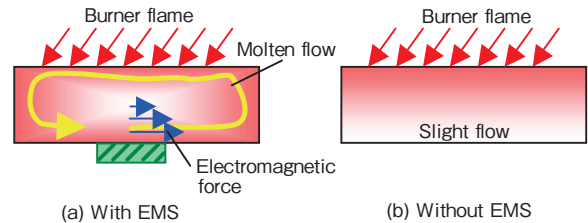


図8 EMS有りとなしによる炉内縦断面でのアルミニウム溶湯流れの違い

Fig.8 Difference in the vertical flow of aluminum melt in the furnace with and without EMS.

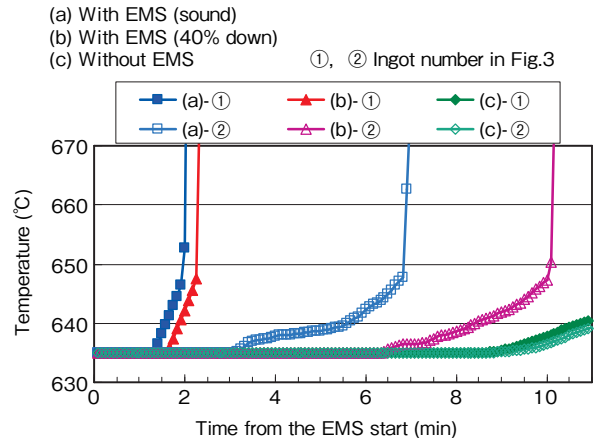


図9 各条件下でのアルミニウム塊中央底部の温度履歴の計算結果

Fig.9 Temperature curves at the center bottom point of aluminum ingots for different conditions.

果はアルミニウム塊の位置によって異なる。アルミニウム塊No.①では、EMSを用いた場合にその強さによらず、攪拌開始後1分半程度で既に溶解し始め、EMSが無い場合と比較して、8分程度短縮している。前述したように、No.①の位置はEMSによるアルミニウム流動の下降流が生じる領域であり、表面で加熱された溶湯が次々に流入してくるからである。

一方、アルミニウム塊No.②では、磁場低下した(b)の場合、正常な(a)の場合と比べて溶解開始時間はおよそ3分半遅れており、磁場低下した場合には十分な強さの下降流が発生しておらず、加熱されたアルミニウム溶湯がNo.②の位置まで十分に到達していないことを示している。従って、耐火物へアルミニウムが浸透し、炉底での磁束密度が低下した場合、アルミニウム塊の初期溶解挙動はアルミニウム塊の位置によって異なる。

実操業においてEMSを使用した場合、EMS開始のタイミングから完全に溶解するまでの時間として、使用しない場合と比較して20～30分の短縮効果が得られている。本研究ではEMSスタート初期の溶解時間の差として計算した結果、EMSを使用した場合の短縮効果は7～8分である。EMS反転を数回繰り返すことを考慮すると、時間短縮効果のオーダーはほぼ合っており、妥当性のある計算結果といえる。



## 5. おわりに

本研究では、溶解炉に設置した電磁攪拌装置に関する電磁場解析とアルミニウム塊の初期溶解挙動に関する熱流動解析を組み合わせることで、炉床耐火物へのアルミニウム浸透による電磁攪拌効果への影響を定量的に評価できる解析手法を確立した。主な解析結果を以下に示す。

- (1) 炉床耐火物にアルミニウム溶湯が浸透した場合、アルミニウム浸透なしの場合と比較して、炉底で

の磁束密度は低下する。

- (2) EMSによって生じるアルミニウム溶湯の流動は、表面で加熱された溶湯を効率良く炉底部へ輸送し、アルミニウム塊の溶解を促進する役割を果たす。
- (3) EMS使用時にはアルミニウム塊の溶解時間は短縮され、その効果はアルミニウム塊の位置によって異なる。炉底での磁束密度が低下した場合、アルミニウム塊の初期溶解時間の短縮効果も低下する。

## 使用記号

$\vec{B}$	: 磁束密度ベクトル
$B_0$	: EMS表面磁束密度
$c$	: 圧力伝播速度
$C_p$	: 比熱
$f$	: 固相分率
$F_x$	: 電磁力のx方向成分
$g$	: 重力加速度
$j$	: 虚数単位
$\vec{j}$	: 誘導電流ベクトル
$k$	: 波数
$L$	: アルミ浸透距離
$L_h$	: 溶解潜熱
$P$	: 圧力
$S$	: 流体せん断エネルギー
$T$	: 温度
$T_L$	: 液相線温度
$T_S$	: 固相線温度
$\Delta T$	: z方向の温度勾配
$\vec{v} = (u, v, w)$	: 流体速度ベクトル
$\alpha$	: 浸透領域でのアルミ体積分率
$\beta$	: 式(7)で表される係数
$\beta_t$	: 体膨張係数
$\kappa$	: 熱伝導率
$\mu$	: 粘度
$\mu_e$	: 透磁率
$\rho$	: 密度
$\sigma$	: 導電率
$\sigma_{Al(S)}$	: 固体アルミの導電率
$\sigma_{Al(L)}$	: 液体アルミの導電率
$\omega$	: 角周波数
$C_1 \sim C_3, D_1 D_2$	: 下記で表される係数

## 参考文献

- 鈴木宏志: “アルミ溶解炉への電磁攪拌利用,” AI-ある, 10月号(1981), 59.
- 星加晴雄, 山下隆士: “アルミニウム反射炉用炉底式電磁攪拌装置,” 神鋼電機, **26** (1981), 25.
- 林典史, 犬丸晋, 上原敏彦, 正木克明, 伊藤清文: “アルミニウム溶解炉における電磁攪拌,” 住友軽金属技報, **26** (1985), 31.
- A. F. Saavedra: “Electromagnetic stirrers- Their Influence on Melter Operation and Dross Generation,” Light Metals, TMS, (1993), 739.
- S. Petho: “Experience of ALCOA-KOFEM with MHD Induction Stirrer,” Light Metals, TMS, (1996), 857.
- B. Rydholm and O. Sjoden: “Optimized Furnace Design with Electromagnetic Stirring,” Aluminum Cast House Technology 2005, Ed. J.A. Talyor, I.F. Bainbridge and J.F. Grandfield, TMS, (2005), 193.
- (社)日本鉄鋼協会・材料電磁プロセッシング研究グループ編: 材料電磁プロセッシング, 東北大学出版会, (1999), 85.
- M. Dubke, K.H. Tacke, K.H. Spitzer and K. Schwerdtfeger: “Flow Fields in Electromagnetic Stirring of Rectangular Strands with Linear Inductors: Part I. Theory and Experiments with Cold Models,” Metal. Trans. B, **19** (1988), 581.
- F. Felten, Y. Fautrelle, Y. Du Terrail and O. Metais: “Numerical Modeling of Electromagnetically-Driven Turbulent Flows Using LES Methods,” Fluid Flow Phenomena in Metals Processing, Ed. N-El-Kaddah, TMS, (1999), 571.
- A. Jardy, T. Quatravaux and D. Ablitzer: “The Effect of Electromagnetic Stirring on the Turbulent Flow of Liquid Metal in a Vacuum Arc Remelted Ingot,” Multiphase Phenomena and CFD Modeling and Simulation in Materials Processes, Ed. L. Nastac and B. Li, TMS, (2004), 265.

$$\begin{aligned}
 C_1 &= \exp(\beta_1 z_1) \{ \beta' \gamma' \exp(\beta_2(z_2 - z_1)) + \beta'' \gamma'' \exp(\beta_2(z_1 - z_2)) \} / Y \\
 D_1 &= \exp(-\beta_1 z_1) \{ \beta' \gamma'' \exp(\beta_2(z_2 - z_1)) + \beta'' \gamma' \exp(\beta_2(z_1 - z_2)) \} / Y \\
 C_2 &= 2\beta_1 \beta' \exp(\beta_2 z_2) / Y \\
 D_2 &= 2\beta_1 \beta'' \exp(-\beta_2 z_2) / Y \\
 C_3 &= 4\beta_1 \beta_2 \exp(\beta_3 z_2) / Y \\
 D_3 &= 0 \\
 \text{ここで,} \\
 \beta' &= \beta_2 + \beta_3, \quad \beta'' = \beta_2 - \beta_3, \quad \gamma' = \beta_1 + \beta_2, \quad \gamma'' = \beta_1 - \beta_2 \\
 Y &= 2(\beta_2 + \beta_3) \{ \beta_2 \sinh(\beta_1 z_1) + \beta_1 \cosh(\beta_1 z_1) \} \exp(\beta_2(z_2 - z_1)) \\
 &\quad + 2(\beta_2 - \beta_3) \{ -\beta_2 \sinh(\beta_1 z_1) + \beta_1 \cosh(\beta_1 z_1) \} \exp(\beta_2(z_1 - z_2)) \\
 &\text{である。}
 \end{aligned}$$

高橋 功一 (Koichi Takahashi)  
技術研究所



石川 宣仁 (Nobuhito Ishikawa)  
技術研究所



## 双ロール鋳造法を用いたAl-Fe-Ni系合金フィン材の再結晶挙動

## Recrystallization Behavior of Al-Fe-Ni Alloy Fin Stock Manufactured by Twin-Roll Continuous Casting

新倉 昭男  
Akio Niikura川原 晃  
Akira Kawahara木村 剛  
Go Kimura土公 武宜  
Takeyoshi Doko

**概要** 自動車用熱交換器のフィン材として使われている、双ロール鋳造法(CC法)を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について研究を行った。CC法を用いることによって、半連続鋳造法(DC法)と比較して、強度、熱伝導性、ろう付時のエロージョン性に優れたフィン材を製造することができる。このエロージョン性に優れる理由の1つは、ろう付時に約1 mm以上の粗大な再結晶粒が生成することである。DC法を用いて製造すると、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)が顕著になり、再結晶粒は微細化した。これに対してCC法を用いると、第2相分散粒子や旧粒界ではなく、変形帯、せん断帯、遷移帯などの核発生サイトから再結晶が生じ、粗大な結晶粒が生成した。また、中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材では、集合組織が大きく変化しない連続的な再結晶が生じ、小角粒界をもつ粒径約200  $\mu\text{m}$ の再結晶粒が生成した。

**Abstract:** Factors controlling the recrystallization of a twin-roll continuous cast (CC) Al-Fe-Ni alloy used in the fins of heat exchangers were investigated by analyzing the microstructure, grain structure, texture, and electron backscattering patterns. CC Al-Fe-Ni alloy fin stocks have a high specific strength, good thermal conductivity and good brazability in comparison with direct chill (DC) cast materials. One of the reasons for good brazability is the formation of a coarse grain structure after recrystallization during brazing process. Recrystallized grains larger than 1 mm are formed in CC Al-Fe-Ni alloy, whereas the size of grains formed in DC cast Al-Fe-Ni alloy is less than 0.1 mm, so the recrystallization of CC Al-Fe-Ni alloy is less affected by particle stimulated nucleation (PSN) than that of DC Al-Fe-Ni alloy. We found that nuclei of recrystallization seem to be deformation band, shear band and transition band without 2nd phase particles and initial grain boundaries. The recrystallization of CC Al-Fe-Ni alloy through the intermediate annealing at 550℃ and the cold-rolling to 50% reduction looks like continuous recrystallization.

## 1. はじめに

地球温暖化などの環境問題対策から自動車の燃費向上が求められ、主要部品の1つである熱交換器は軽量化が強く求められている。アルミニウム合金は高い熱伝導性を有し、また、銅などの金属材料よりも比強度に優れることから熱交換器部材として広く用いられている<sup>1), 2)</sup>。近年では、さらに熱交換器を軽量にするためにアルミニウム合金部材の板厚を薄くする研究開発が盛んに行われている。熱交換器の主要な部材の1つであるフィン材の板厚を薄くするためには、強度、熱伝導性とろう付性の向上が必要となる。

通常、アルミニウム合金製熱交換器はAl-Si系合金の

ろう材を用いたろう付工法によって製造される。このろう付工程において、アルミニウム合金部材は、融点に近い600℃近傍に加熱される。この工程がフィン材の強度と熱伝導性の向上を困難にしている。ろう付時の加熱はアルミニウム合金にとって焼鈍処理となり、強度が低下する。また、この加熱は一種の溶体化処理にもなり、熱伝導率を低下させる。

このような中著者らは、ろう付加熱したAl-Fe-Ni系合金において、Ni量を増加させると熱伝導率がAl-Mn系合金ほど低下せず強度が増加することを見出した<sup>3), 4)</sup>。さらに、通常の鋳造方法である半連続鋳造(DC)法を用いるのではなく、双ロール鋳造圧延法(CC法)を用いることによって、フィン材の強度と熱伝導性を向上できること

を見出した<sup>5), 6)</sup>。現在, CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金は, 自動車用熱交換器のフィン材として使われている。

通常CC法によって製造されたアルミニウム合金は, 鋳造時の冷却速度がDC鋳造材よりも大きいために, 添加元素が過飽和に固溶し, また晶出物が微細に分散することが知られている<sup>5), 6)</sup>。これら微細な分散粒子は, 分散強化により強度向上に寄与するとともに, 再結晶挙動に大きな影響を及ぼす<sup>7)</sup>。

通常ろう付時の加熱中では, アルミニウム合金の再結晶が生じる。このとき, フィン材においては, 溶融したろう材の侵食(エロージョン)を抑制するため, ろう付加熱時の再結晶過程で, 粗大な結晶粒の生成が望まれている。我々は, CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金では, DC鋳造法を用いた同合金と比較して, ろう付加熱時の再結晶工程で非常に粗大な結晶粒が生成することを見出している<sup>5), 6)</sup>。

そこで, 本研究では, CC法を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について, DC鋳造法を用いた材料と比較して, 詳細に研究を行った。

## 2. 実験方法

表1に示す組成の合金を実験に用いた。CC材は, 双ロール鋳造機を用いて厚さ約6 mmの連続鋳造板を作製した。DC鋳造法を模擬するために, 金型鋳造法を用いて試料を作成した。金型鋳造材(MC材)は, 金型鋳造により厚さ70 mmの合金鋳塊を作製し, 面削および均質化処理を行い, 板厚3.5 mmまで熱間圧延を行った。図1

表1 供試材の成分 (mass%)  
Table 1 Specimen composition (mass%).

	Si	Fe	Ni	Zn	Zr	Al
CC材	0.5	1.6	1.1	0.5	0.05	Bal.
MC材	0.5	1.7	1.2	0.6	0.05	Bal.

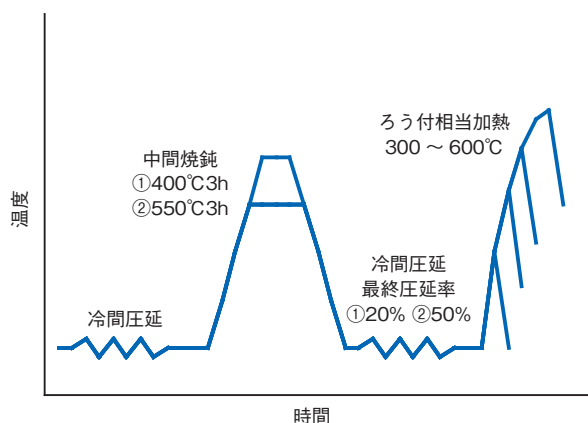


図1 供試材の製造工程  
Fig.1 Preparation process of specimens.

に示すように, 両者を冷間圧延, 中間焼鈍 (400°C 3時間, 550°C 3時間の2種), さらに冷間圧延を行い板厚0.06 mmの供試材を得た。最終冷間圧延率は20%および50%とした。これら供試材を600°Cに加熱した窒素雰囲気炉に導入し, 300~600°Cの所定の温度で取り出し, サンプルとした。これらを, 硬度測定, マクロ組織の観察(王水浸漬), 走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察, 透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察などのサンプルに供した。また, X線回折による極点図測定と, EBSPを用いた結晶方位分布解析を行った。

## 3. 実験結果

### 3.1. 供試材の組織

中間焼鈍後の試料の圧延方向 (L-ST) 断面をSEM観察した結果を図2に示す。CC材は, 1  $\mu\text{m}$  以下の微細な晶出物が密に分散している。また, 晶出物の形状も球状である。これに対して, MC材は長径5  $\mu\text{m}$  以上の角張った粗大な晶出物が存在する。CC材にはこのような粗大な晶出物は観察されない。CC材では, 中間焼鈍を400°Cから550°Cに増加させると, 分散粒子がわずかに大きくなった。

図3に供試材の中間焼鈍後のTEM観察結果を示す。CC材は, 中間焼鈍400°Cおよび550°Cともに, 1  $\mu\text{m}$  以下の金属間化合物が微細に分散している。中間焼鈍550°Cの方が中間焼鈍400°Cよりも化合物の粒径がやや大きかった。これに対して, MC材は, 中間焼鈍400°Cと550°Cともに1  $\mu\text{m}$  以下の化合物が非常に少なかった。

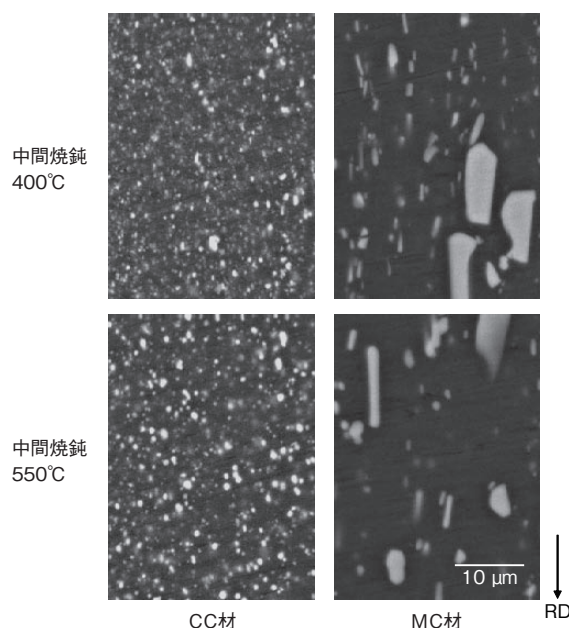


図2 中間焼鈍後の試料のSEM観察  
Fig.2 SEM microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400°C and 550°C in transverse section.



CC材とMC材の化合物をEDXで組成分析した結果、Al-Si-Fe-Ni系化合物であった。また、中間焼鈍400℃のCC材ではサブグレインが残存していた。微細な化合物がサブグレイン粒界の移動を抑制していたと思われる。これに対してその他の試料は、サブグレインが残存せず、再結晶が完了していた。

中間焼鈍後の結晶粒組織を観察した結果を図4に示す。400℃に加熱したCC材は圧延で生成した繊維組織を維持しているのに対し、550℃に加熱したCC材は再結晶が生じ50 μm以上の粗大な結晶粒が生成した。MC材は、100 μm以下の微細な結晶粒であった。

### 3.2. ろう付加熱中のビッカース硬度

中間焼鈍後に20%と50%の最終圧延率で冷間圧延した試料を使い、ろう付加熱中の所定の温度で取り出した

試料のビッカース硬度を図5に示す。中間焼鈍400℃のCC材(図5(a))は、400℃で大きく硬度が低下しその後ほぼ一定である。CC材は400℃で再結晶が終了したと思われる。これに対してMC材は、300℃で硬度が大きく低下し、400℃以上ではほぼ一定であった(図5(b))。このような傾向は中間焼鈍550℃材でも変わらなかった。

### 3.3. ろう付相当加熱した供試材の組織観察

図6と図7にろう付加熱中に、400℃で取り出した試料と素板のマクロ組織観察結果を示す。CC材とMC材ともに、400℃まで加熱すると再結晶が生じた。CC材は、MC材と比較して粗大な再結晶粒が生成した。中間焼鈍400℃(最終圧延率20%)のCC材では、長径5 mm以上の粗大な結晶粒が生成した。最終圧延率を50%に高めた中間焼鈍400℃のCC材では、結晶粒径が約1 mm程度

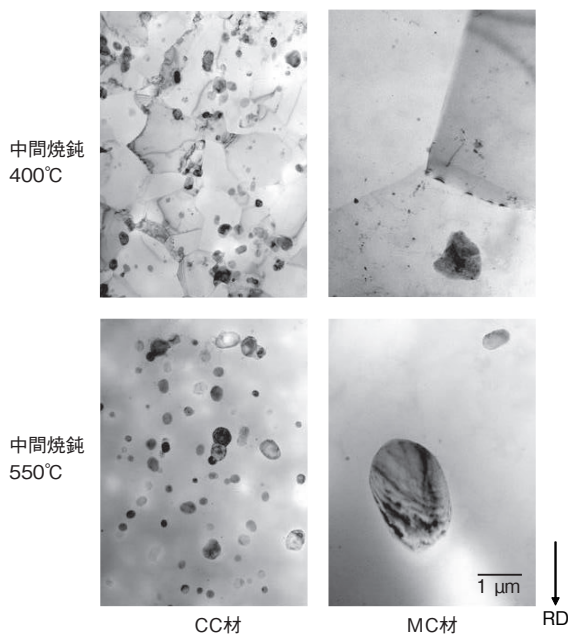


図3 中間焼鈍後の試料のTEM観察

Fig.3 TEM microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400℃ and 550℃ in normal section.

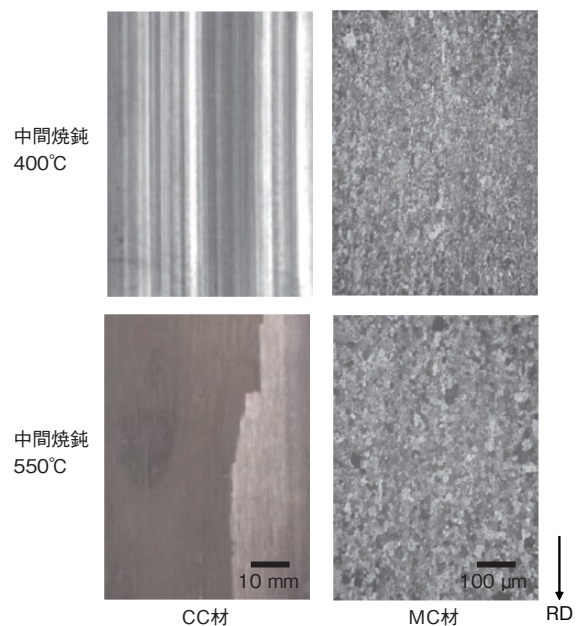


図4 中間焼鈍後の試料の光学顕微鏡組織観察

Fig.4 Optical microstructures of Al-Fe-Ni alloy after intermediate annealing at 400℃ and 550℃ in normal section.

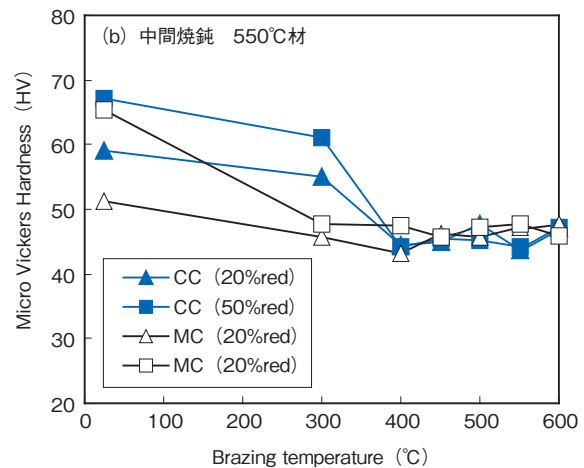
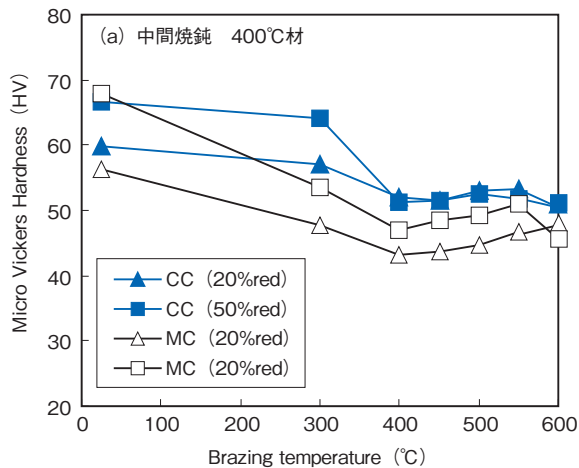


図5 ろう付加熱中に所定の温度で取り出した試料のビッカース硬度

Fig.5 Microvickers hardness of Al-Fe-Ni alloy after cold-rolling (20% and 50%) and final heating up to 600℃.



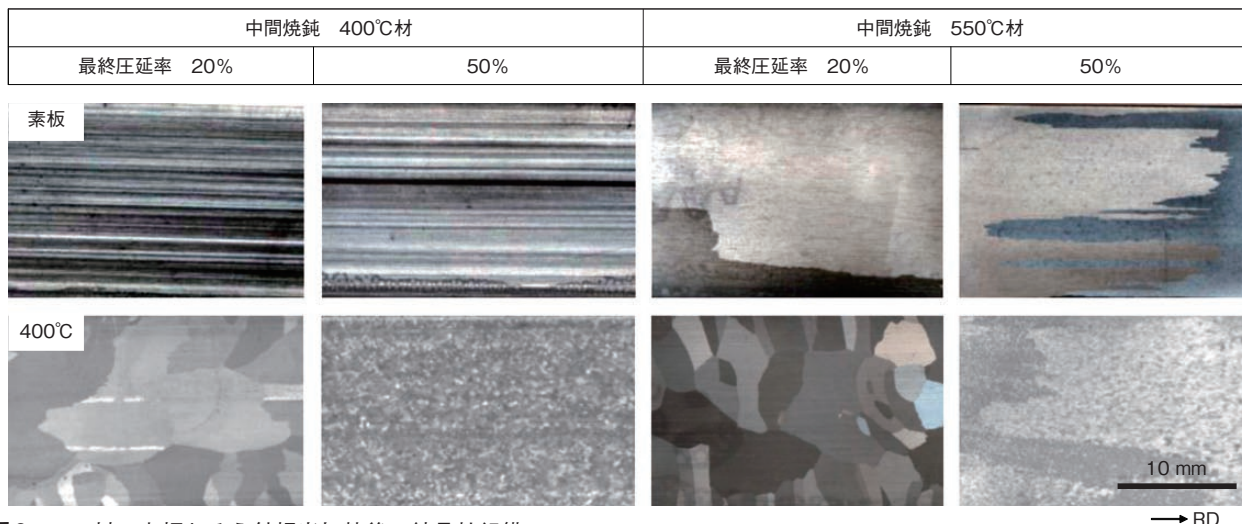


図6 CC材の素板とろう付相当加熱後の結晶粒組織

Fig.6 Optical micrographs of CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400℃ through intermediate annealing at 550℃ in normal section. Final cold reduction ratios are 20% and 50%.

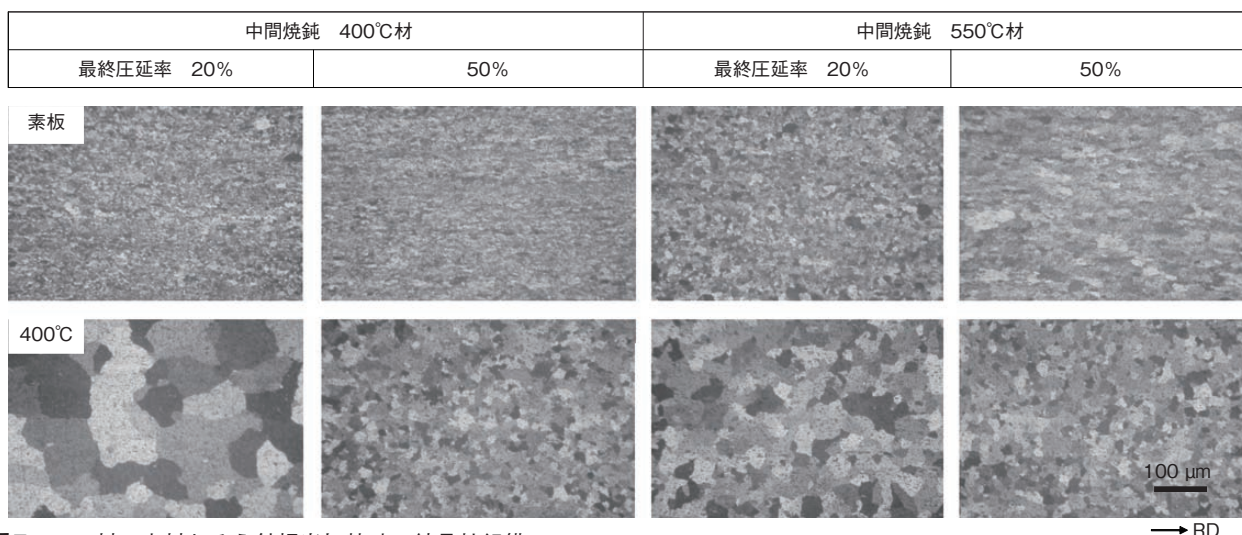


図7 MC材の素材とろう付相当加熱時の結晶粒組織

Fig.7 Optical micrographs of MC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400℃ through intermediate annealing at 550℃ in normal section. Final cold reduction ratios are 20% and 50%.

となり、最終圧延率20%材より微細な結晶粒が生成した。ひずみ量が増大したことから再結晶の核発生サイトが増加したためと考えられる。

中間焼鈍550℃のCC材では、素板で粗大な結晶粒が観察される。これは、図4で示したように中間焼鈍で結晶粒径50 mm以上の非常に粗大な結晶粒が生成したことによる。中間焼鈍550℃（最終圧延率20%）のCC材は、400℃まで加熱すると再結晶が生じ、長径5 mm以上の粗大な結晶粒が生成した。これに対し、中間焼鈍550℃（最終圧延率50%）のCC材では、約1 mm以下の再結晶粒が生成した。この再結晶組織では、中間焼鈍で生成した結晶粒がコントラストの違いとして（大きな結晶方位差として）観察される。中間焼鈍で生成した粗大な結晶粒の内部で、微細な再結晶が生じている。中間焼鈍で生成した結晶粒は、素板が再結晶する時に、再結晶粒のマクロ的な結晶方位に影響を及ぼしている。

これらCC材に対してMC材は、約100 μm程度の微細な結晶粒が生成した。粗大な晶出物が多く、また微細な化合物が少ないことにより結晶粒が微細化したと思われる。中間焼鈍400℃材よりも、550℃材の方が微細な結晶粒が生成している。

### 3.4. ろう付相当加熱後の結晶粒径

これら試料の最終圧延率とろう付相当加熱後の結晶粒径の関係を図8に示す。最終圧延率が増加するに従って結晶粒は微細になる。これは、ひずみ量が増大したことから再結晶の核発生サイトが増加したことによると考えられる。また、CC材は、MC材と比較して粗大な再結晶粒が生成した。CC材、MC材ともに、中間焼鈍550℃材よりも中間焼鈍400℃材の方が粗大な結晶粒が生成した。

これらの挙動を明確にするため、図2から分散粒子分布を画像解析で求めた結果を図9に示す。CC材は円相

当径で2  $\mu\text{m}$ 以下の分散粒子が多い。これに対してMC材は2  $\mu\text{m}$ 以上の粗大な分散粒子が多く存在している。したがって、MC材は、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生 (particle stimulated nucleation: PSN) が顕著であると考えられる。PSNによって、MC材の再結晶粒は微細になったと考えられる。また、CC材では、0.8  $\mu\text{m}$ 以下の分散粒子の量が、中間焼鈍温度が低い方が多い。0.8  $\mu\text{m}$ 以下の分散粒子が、再結晶の核発生サイト (変形帯、せん断帯、遷移帯、第2相分散粒子など)からの核発生を抑制していると思われる。図10に、300℃加熱した中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材とMC材の反射電子像を示す。MC材では、分散粒子周りからの再結晶の核発生が観察される。これに対して、CC材は観察されていない。MC材はPSNが顕著に起こっていることが分かる。

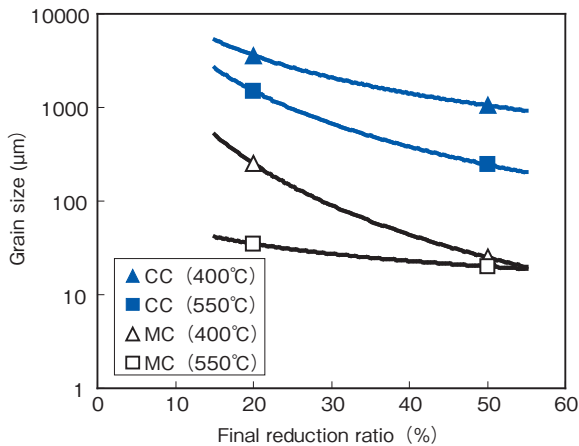


図8 400℃まで加熱した試料の結晶粒径  
 Fig.8 Relationship between grain size and final cold reduction ratio in Al-Fe-Ni alloy heated at 400℃ through intermediate annealing at 400℃ and 550℃.

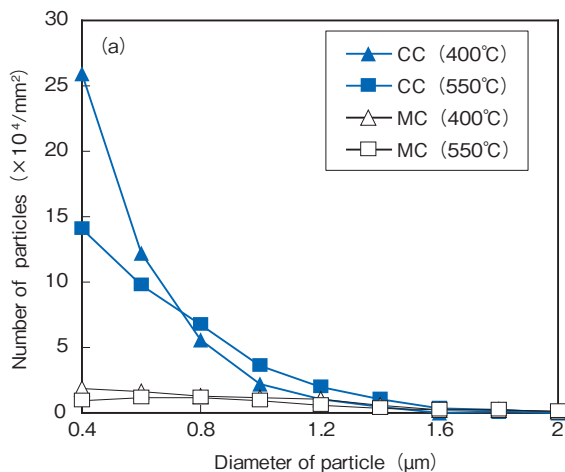


図9 素板の第2相分散粒子分布  
 Fig.9 Particle size distribution of Al-Fe-Ni alloy through intermediate annealing at 400℃ and 550℃.

#### 4. 考察

これまで再結晶によって生じる金属組織と集合組織の変化は多くの研究者によって研究されてきた<sup>8)~17)</sup>。加工されたアルミニウム合金を加熱すると、通常、転位密度の低い新しい結晶粒が生成し (核発生)、大角粒界の移動に伴うこの新しい結晶粒の成長によって再結晶 (不連続再結晶)が生じる。また、場合によっては、大角粒界の移動を伴わずに、實際上回復過程のみで転位が消滅し新しい結晶組織が生じる連続再結晶が生じることもある<sup>8)~17)</sup>。

不連続再結晶では、加工硬化の回復、新しい結晶粒組織の形成、新しい結晶方位分布 (集合組織)の形成が生じる。これに対して、連続再結晶では、加工組織の結晶方位分布が再結晶組織にそのまま引き継がれることが多い。したがって再結晶前後において、結晶粒の方位分布が大きく変わる場合は、核発生・成長型の不連続再結晶が生じていると考えられる<sup>10)~15)</sup>。

不連続再結晶の核発生は、急激に結晶方位が変化する領域 (結晶方位差約15°以上)などで生じる。核発生となりうる核発生サイトは、たとえば、再結晶前の結晶粒界

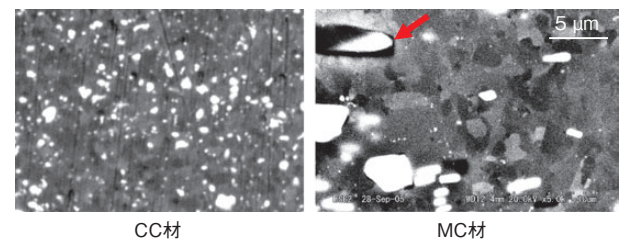
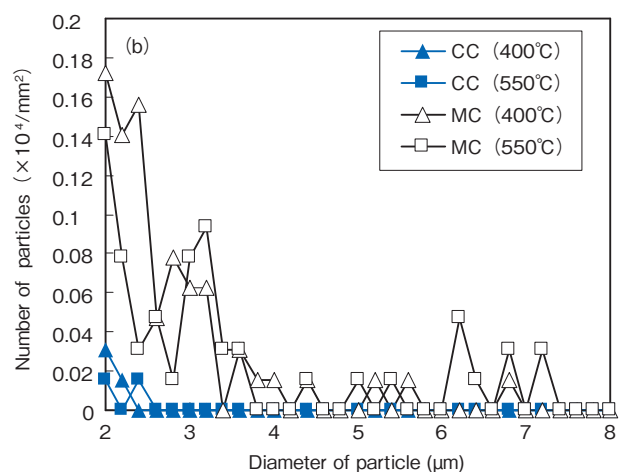


図10 300℃加熱した中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材とMC材の反射電子像  
 Fig.10 Backscattering electron micrograph of Al-Fe-Ni alloy heated at 300℃ through intermediate annealing at 550℃ and final cold reduction at 50%.





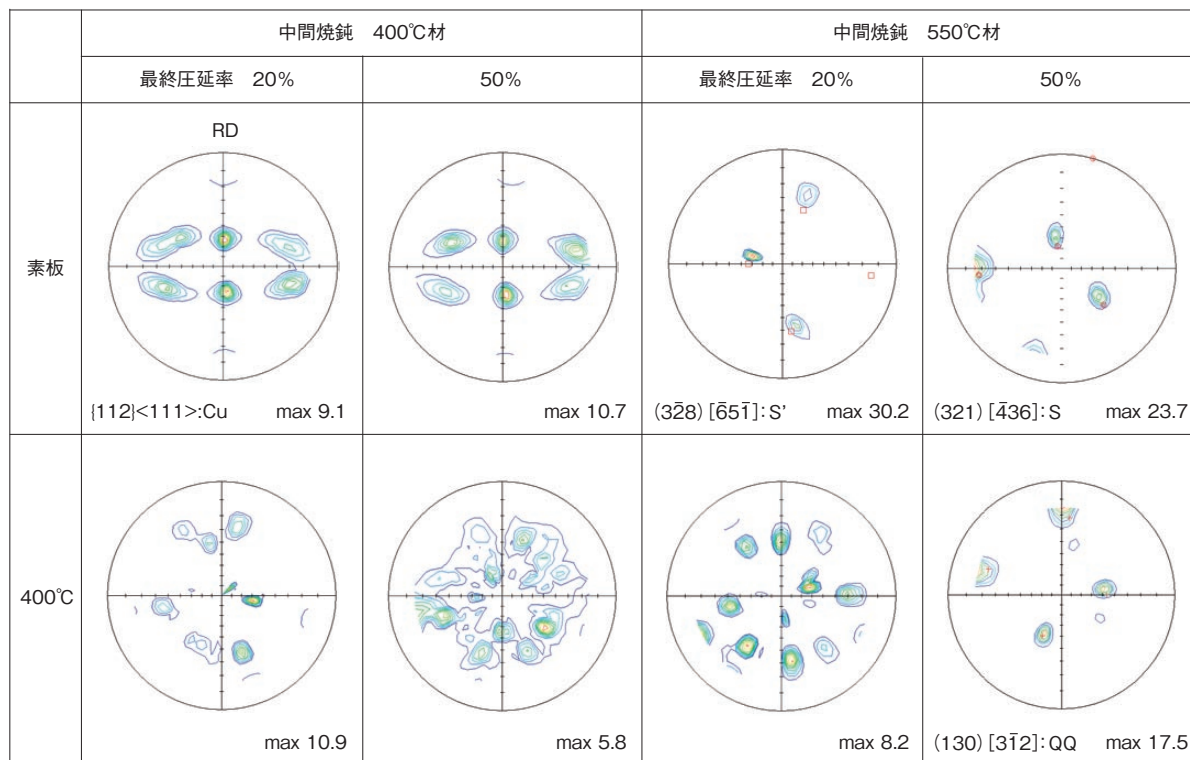


図11 CC材の $\{111\}$ 極点図

Fig.11  $\{111\}$  X-ray pole figures of CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400℃. Intermediate annealing: 400℃ and 550℃. Final reduction ratio: 50% and 20%.

(旧粒界), 変形帯, せん断帯, 遷移帯, 第2相分散粒子のまわりなどである。

図9に示したように, MC材は2  $\mu\text{m}$ 以上の粗大な第2相分散粒子が多く存在している。したがって, MC材の再結晶時の主な核発生サイトは, 第2相分散粒子だと思われる。これに対して, CC材の主な核発生サイトは明確ではない。そこで, 再結晶挙動をより詳細に調べるために, 再結晶時の結晶方位分布の変化の測定を行った。

#### 4.1. 集合組織

X線回折より求めたCC材の $\{111\}$ 極点図を図11に示す。中間焼鈍400℃の素板では, 最終圧延率によらず同じ圧延集合組織を示している。これらの結晶方位は, ODF解析により圧延集合組織であるCu方位 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 近傍に集積していた。これら中間焼鈍400℃の素板を400℃まで加熱すると, ランダムな集合組織に変化した。したがって, 中間焼鈍400℃材は, 最終圧延率によらず不連続再結晶が生じさまざまな方位の結晶粒が生成したと考えられた。これに対して, 中間焼鈍550℃の素板は, 比較的単純な集合組織を示している。これは, 図6で示したように, 中間焼鈍で生成した粗大な1個の結晶粒からX線回折を行ったためである。中間焼鈍550℃の最終圧延率20%の結晶方位は, 素板において, 再結晶集合組織のS'方位<sup>16)</sup>近傍の $(328)[\bar{6}51]$ に集積している。この試料を400℃まで加熱すると, いくつかの結晶方位が混在した集合組織になった。これは, 図6のように結晶方

位の異なった約1.5 mm程度の結晶粒が生成したためと考えられる。これに対して, 中間焼鈍550℃の最終圧延率50%の結晶方位は, 素板において, 圧延集合組織のS方位である $(321)[\bar{4}36]$ 近傍に集積している。この試料を400℃加熱すると, Al-Cu合金などで報告されている再結晶集合組織のQQ方位 $(130)[\bar{3}12]$ <sup>17)</sup>に集積がみられた。この最終圧延率50%の時のみについて, 集合組織が大きく変化しなかった。

図12にMC材の $\{111\}$ 極点図を示す。すべてのMC材は, 代表的な圧延集合組織のCu方位 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 近傍に集積していた。これらを400℃まで加熱すると, 再結晶集合組織のDC方位 $\{100\}\langle 011 \rangle$ などに变化した。したがって, MC材は, 集合組織からも不連続再結晶が生じていると考えられる。これに対して, 中間焼鈍550℃, 最終圧延率50%のCC材のみで, 素板と400℃加熱した後の集合組織が大きく変化せず, 連続的な再結晶が生じた。このように, 中間焼鈍と最終圧延率がある特定の条件で, 連続的な再結晶挙動を示すことは, MC材にはないCC材の特徴と考えられた。

#### 4.2. EBSP観察

連続的な再結晶挙動を示す中間焼鈍550℃, 最終圧延率50%のCC材の再結晶の過程を詳細に調べるために, EBSP観察を行った。図13に素板と加熱温度400℃材のIPF Map (逆極点図)とEBSP観察より求めた $\{111\}$ 極点図を示す。素板はひずみが残存しているため, 明瞭なイ



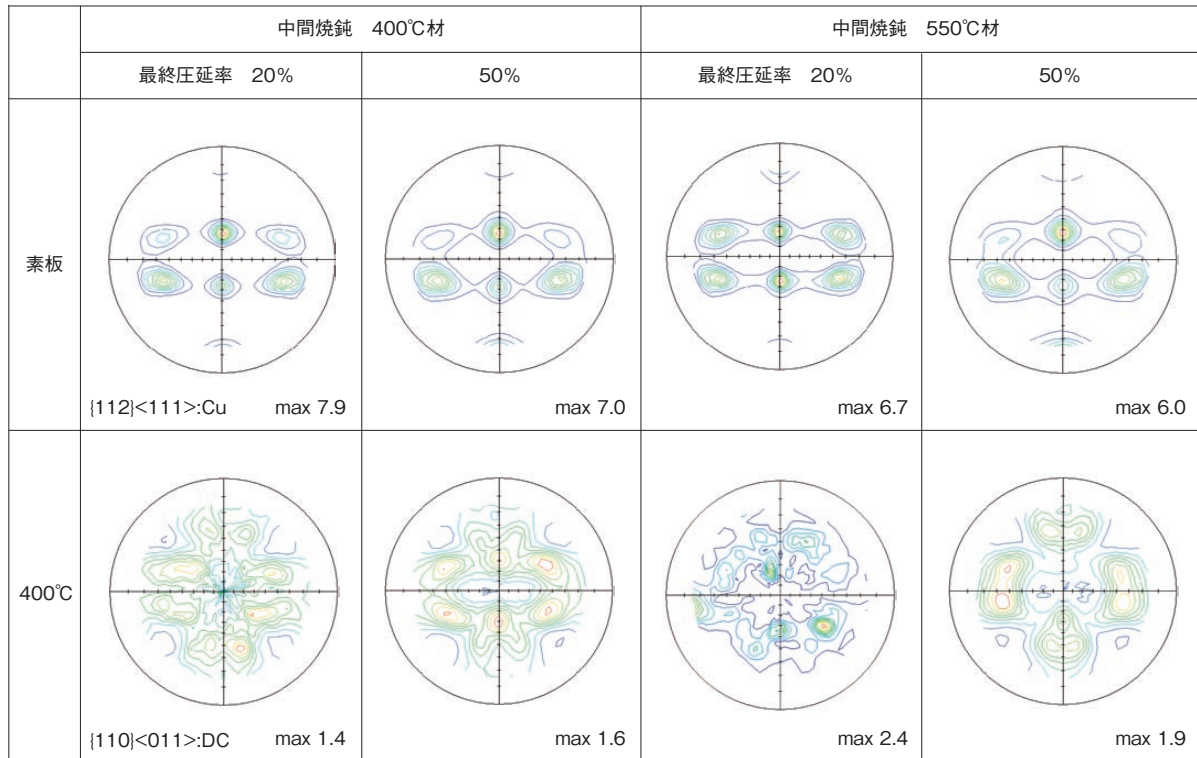


図12 MC材の{111}極点図

Fig.12 {111} X-ray pole figures of Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400℃. Intermediate annealing: 400℃ and 550℃, Final reduction ratio: 50% and 20%.

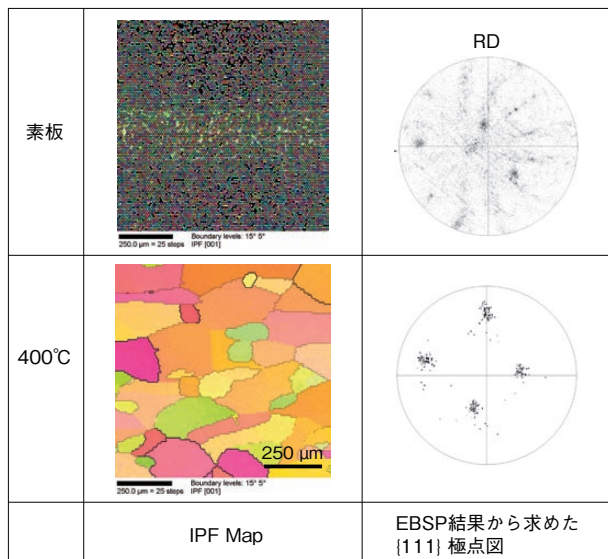


図13 素板と加熱した400℃まで試料のIPFMapとEBSP結果から求めた{111}極点図(CC材, 中間焼鈍550℃, 最終圧延率50%)

Fig.13 EBSP maps and {111} pole figures generated from the EBSP map in CC Al-Fe-Ni alloy as-rolled and heated at 400℃ after intermediate annealing at 550℃ and final cold-rolling to 50% reduction.

メーが観察されない。400℃では等軸な結晶粒が生成し、結晶粒径は約200 μmであった。図13の400℃まで加熱した試料の結晶方位差分布を図14に示す。方位差15°以下の小角粒界が大きな割合を占めている。したがって、このCC材は、再結晶において中間焼鈍で生成した結晶粒内に、小角粒界を多く持つ結晶粒が多数生成したと

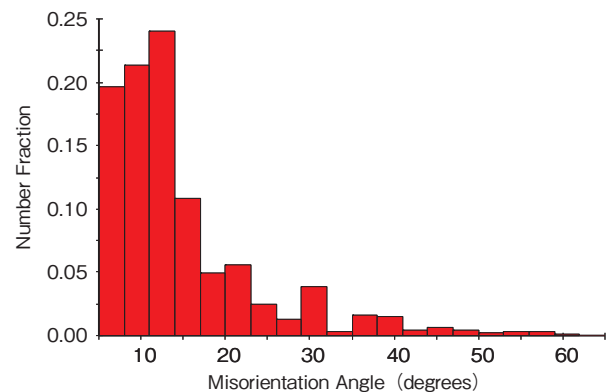


図14 図13のEBSPマップから求めた結晶粒方位差分布  
Fig.14 Misorientation angles determined from the EBSP maps in Fig.13.

考えられる。再結晶によって(321)[ $\bar{4}36$ ]から(130)[ $3\bar{1}2$ ]にわずかに方位回転していることが分かった。

#### 4.3. CC材の再結晶挙動

CC材の再結晶の主な核発生サイトについて考察する。図9に示したようにCC材では、2 μm以上の第2相分散粒子がMC材よりも少ない。したがって、CC材では、図10のように第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)はほとんどないと考えられる。さらに1 μm以下の第2相分散粒子が、粗大な第2相分散粒子、変形帯、遷移帯などからの再結晶核発生を抑制していると思われる。また、再結晶の核発生サイトとなりうる素板の結晶粒界(旧粒界)については、中間焼鈍400℃材の旧粒界の方が550℃

材よりも多い(図6)。しかし、図9の再結晶粒は中間焼鈍400℃材の方が大きくなっている。したがって、旧粒界が、再結晶の核発生サイトに及ぼす影響は小さいと考えられる。よって、CC材の再結晶の核発生サイトは、変形帯、せん断帯、遷移帯などと推定された。別途行った断面組織観察結果では、せん断帯はほとんど観察されなかったため、CC材の核発生サイトは変形帯、遷移帯などと考えられた。

次に中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材の連続的な再結晶挙動について考察する。素板の結晶粒は非常に粗大なため(図6)、素板の結晶粒界からの核発生はほとんどないと考えられる。中間焼鈍550℃、最終圧延率20%では、わずかな核発生サイトから再結晶が生じ、素板とは結晶方位の異なる粗大な再結晶粒が生成した。最終圧延率を50%まで増加させると、より多くのひずみが導入されたことにより、変形帯、遷移帯などの核発生サイトが増加したと考えられる。この増加した核発生サイトから再結晶が生じ、約200 μmの再結晶粒が生じた。この再結晶粒は、隣同士の結晶粒の方位差が15度未満であり、再結晶前の結晶方位から大きく方位回転していない。この連続的な再結晶が生じる条件は、2 μm以上の第2相分散粒子が少なく1 μm以下の第2相分散粒子が多いことでPSNを抑制すること、素板の結晶粒が大きく旧粒界からの核発生がないこと、最終圧延率50%のひずみを導入し、変形帯、遷移帯などからの核発生を増加させることが考えられる。

一般に連続再結晶において、加工組織から再結晶組織に変化する過程は非常に複雑であり、初期の結晶粒径、導入されたひずみ量、圧延や押出などの加工モード、加工温度などの多くの要因が適切な場合にのみ連続再結晶が生じる。Gholiniaら<sup>15)</sup>は、これらの要因について調べ、アルミニウム合金で連続再結晶が生じる要因は、初期の結晶粒径が超微細粒であること、高いひずみ量の導入が必要なることを明らかにした。また、Jazaeriら<sup>10)</sup>は、超微細粒と高いひずみ量だけでなく、粗大な第2相分散粒子の存在も重要な要因であると述べている。本研究では、これらの研究結果と異なり、微細かつ多量の第2相分散粒子が存在すること、初期の結晶粒が粗大なこと、中程度のひずみ量が必要であることなどが連続的な再結晶を生

じる要因であった。したがって、GholiniaやJazaeriらが提唱する連続再結晶のメカニズムとは異なったメカニズムで、連続的な再結晶が生じたと考えられる。

## 5. まとめ

自動車用熱交換器のフィン材として使われている、双ロール鋳造法(CC法)を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動について金型鋳造材(MC材)と比較して研究を行い、次の知見を得た。

- 1) CC材は、MC材と比較して再結晶粒が非常に粗大であった。その理由として、CC材は、再結晶の核発生サイトがMC材よりも少ないことが考えられた。
- 2) CC材の再結晶の核発生サイトは、第2相分散粒子や旧粒界ではなく、変形帯、せん断帯、遷移帯などと推定された。
- 3) MC材は、再結晶時に第2相分散粒子からの粒子促進核発生(PSN)が顕著であった。
- 4) 中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材は、集合組織が大きく変化せず、連続的な再結晶が生じた。このとき、再結晶によって、(321)[436]S方位から、(130)[312]QQ方位へわずかに方位回転した。また、粗大な結晶粒から再結晶で生成した結晶粒(粒径約200 μm)は、隣同士の結晶方位差が15度未満の小角粒界をもつ再結晶粒が多かった。
- 5) 中間焼鈍550℃、最終圧延率50%のCC材で連続的な再結晶が生じたのは、2 μm以上の第2相分散粒子が少なく1 μm以下の第2相分散粒子が多いことでPSNを抑制したこと、素板の結晶粒が大きく旧粒界からの核発生がなかったこと、最終圧延率50%のひずみを導入し、変形帯、遷移帯などからの核発生を増加させたことが考えられる。

本研究の一部は、Proceedings of the 10th International Conference on Aluminum (Materials Science Forum, Vols. 519-521 (2006) 1635.)に“Alloys Recrystallization behavior in twin-roll continuous cast Al-Fe-Ni alloy: Akio Niikura, Akira Kawahara, Go Kimura and Takeyoshi Doko.”として掲載されている。

## 参考文献

- 1) 岡崎恵一, 磯部保明: 軽金属, **56** (2006), 240.
- 2) 川瀬寛: 軽金属溶接, **23** (1985), 392.
- 3) 新倉昭男, 土公武宜, 石川和徳: 古河電工時報, **100** (1997), 117.
- 4) 竹内桂三, 福田淳, 新保胤治, 土公武宜, 新倉昭男: 日本金属学会会報”まてりあ”, **39** (2000), 81.
- 5) 川原晃, 新倉昭男, 土公武宜: 古河電工時報, **115** (2003)73.
- 6) A.Kawahara, A.Niikura, T.Doko, J.G Kim and K.Negura: Proceedings of the Vehicle Thermal Management System (VTMS) 6th Conference (2003), 415.
- 7) 新倉昭男, 川原晃, 木村剛, 土公武宜: 軽金属学会第109回秋期大会概要集, (2005), 273.
- 8) F.J. Humphreys and M. Hatherly: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Second Edition (Pergamon Press, Oxford 2003).
- 9) 伊藤邦夫: 軽金属, **30** (1980), 337.
- 10) H. Jazaeri and F. J. Humphreys: Acta Mater., **52** (2004), 3239.
- 11) H. Jazaeri and F. J. Humphreys: Acta Mater., **52** (2004), 3252.
- 12) J.Li and S. Saimoto: Material Science Forum, **273-275** (1998), 459.
- 13) H. Jin and S. Saimoto: Mater Sci., Technol., **19** (2003), 1197.
- 14) E. NES: Mater: Sci., **13** (1978), 947.
- 15) A. Gholinia, F. J. Humphreys and P. B. Prangnell: Mater. Sci. Technol., **16** (2000), 1251.
- 16) 伊藤邦夫: 軽金属, **43** (1993), 285.
- 17) K. Luecke and O. Engler: Mater. Sci. Technol., **6** (1991), 113.



新倉 昭男 (Akio Niikura)  
技術研究所



川原 晃 (Akira Kawahara)  
技術研究所



木村 剛 (Go Kimura)  
技術研究所



土公 武宜 (Takeyoshi Doko)  
技術研究所

### “臭いを出さない” アメニティプレコートフィン

Amenity-enhancing Pre-coated Aluminum Fin Stock with Unpleasant Odor Suppression

#### 1. はじめに

アルミニウムは軽量で熱伝導性が良いため、熱交換器用フィン材として広く使われております。この熱交換器用フィン材には、冷房運転時の結露を防止するために、表面に水濡れ性に優れる親水性皮膜を設けたプレコートフィン材が一般的に使われております。

近年、環境に対する関心が高まっており、エアコンにおいてもアメニティ要素として、温度、湿度以外に室内空気の臭いも重視されております。当社は、この臭いに対応すべく“臭いを出さない”アメニティプレコートフィンを開発したのでご紹介します。

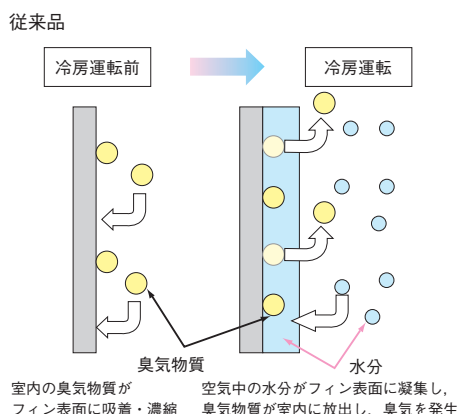


図1 従来品における臭気発生イメージ  
Fig.1 Schematic illustration of unpleasant odor generation in conventional pre-coated fin stock.

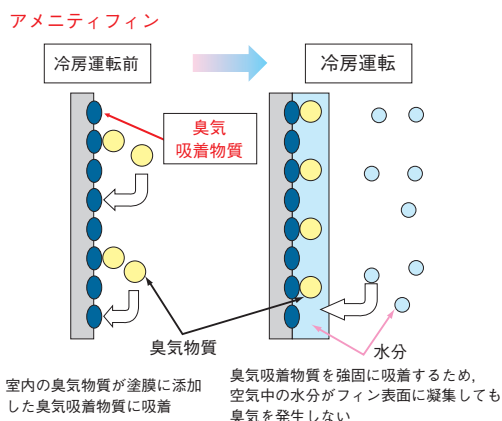


図2 アメニティフィンにおける臭気吸着イメージ  
Fig.2 Schematic illustration of unpleasant odor absorption in amenity-enhancing pre-coated aluminum fin stock.

#### 2. 臭いへの対応

図1に示すように、一般家庭用エアコンから発する臭いは、室内に飛散している各種臭気物質(タバコ臭、食事臭、汗の臭いなど)がエアコン内部に付着し、特にフィン表面に付着したものが冷房運転開始時に冷風とともに一度に排出されるためといわれています。

従来、フィン表面から発生する臭気については、フィン側からの対策はとられておらず、発生した臭気物質をフィルターにて除去するなど装置面からの対策がとられてきましたが、エアコンからの臭いを完全に除去することは困難でした。

そこで、当社では、臭気発生の主要原因であるフィンに対して直接対策を施すこととしました。図2に示すように「室内の臭気物質をフィン表面に積極的に取り込み、取り込んだ臭気物質を強固に保持する親水性皮膜」をコンセプトとして開発に取り組みました。

#### 3. 皮膜構造

開発したアメニティプレコートフィンの皮膜構造を図3に示します。

アルミニウム素材の上に耐食性皮膜、さらにその上に親水層と潤滑層からなる5 μm以下の親水性皮膜を設けており、基本的な構造は従来のプレコートフィンと同じです。しかしながら、臭気物質を積極的に取り込み、かつ強

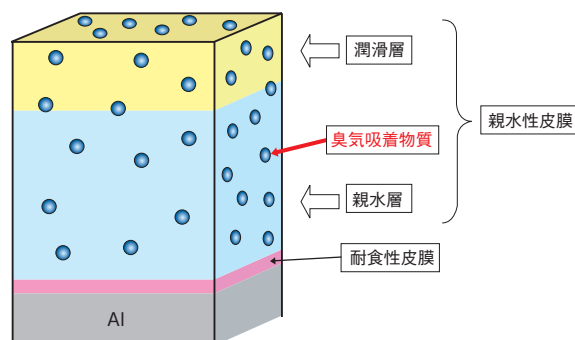


図3 アメニティプレコートフィンの構成  
Fig.3 Structure of amenity-enhancing pre-coated aluminum fin stock.



固に吸着させるために、室内の各種臭気物質を考慮した特殊な臭気吸着物質を微細かつ均一に親水性塗膜全体に分散させました。

なお、上記臭気吸着物質は天然成分から成っており、昨今の環境問題、健康問題などに配慮した人や地球に優しい材料となっています。

#### 4. 性能(耐臭気性)

本アメニティプレコートフィンの耐臭気性を以下に紹介します。

まず、室内の代表的な臭気物質としてホルムアルデヒド(VOC)の吸着性を図4に、定着性を図5に示します。

図4から、本アメニティプレコートフィンのホルムアルデヒド吸着量は従来品より多くなっており、積極的に取り込んでいることが分かります。また、図5より吸着したホルムアルデヒドはほとんど脱離しておらず、強固な捕捉力があることを示しています。

次に、ペット臭などの代表とされるアンモニアを用いた試験結果を図6および図7に示します。

アンモニア試験においてもホルムアルデヒドと同様に、従来品に比べ吸着量は多く、しかも吸着したアンモニアを脱離しにくいことが分かります。

このように、本アメニティプレコートフィンは従来品に比べて臭気に対する吸着性および定着性に優れてお

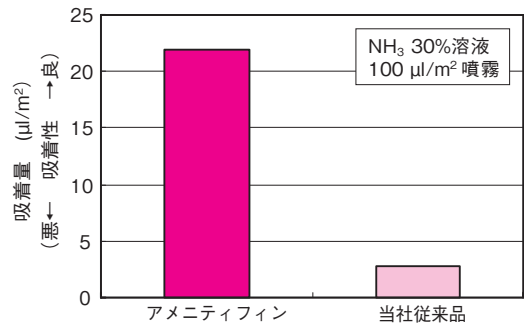


図6 耐臭気性試験結果(アンモニア吸着性)  
Fig.6 Results of odor resistance test (Ammonia absorption test).

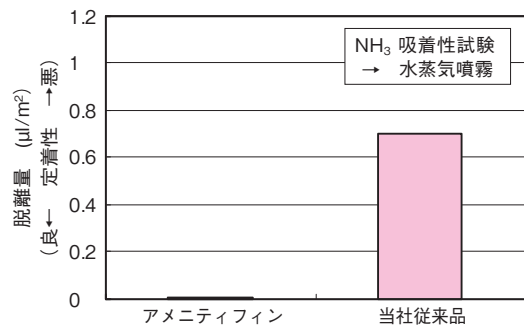


図7 耐臭気性試験結果(アンモニア定着性)  
Fig.7 Results of odor resistance test (Ammonia fixation test).

り、エアコンから発生する臭気を大幅に抑制することができます。

#### 5. おわりに

エアコンの冷房運転時に発生する臭気を改善すべく次のような特徴をもつ“臭いを出さない”アメニティプレコートフィンを開発しました。

- (1)本アメニティプレコートフィンは、従来の臭気対策とは異なる「臭気を積極的に吸着し、かつ放出させない」という考え方に基き開発したものであり、従来品と比べて大きな改善効果が期待できます。
- (2)また、親水性、耐食性などの基本性能は従来プレコートフィンと同等であり、安心してご使用いただけます。

なお、今回開発した耐臭気性対策は従来製品へも附加機能として適用可能であり、今後さらに製品種を拡大していく所存です。

#### お問い合わせ先

営業本部 開発営業部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX12階

TEL: 03-5295-3480 FAX: 03-5295-3765

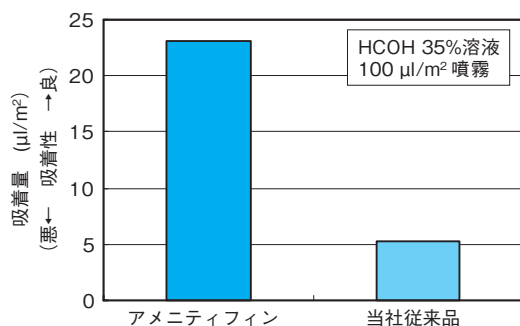


図4 耐臭気性試験結果(ホルムアルデヒド吸着性)  
Fig.4 Results of odor resistance test (Formaldehyde absorption test).

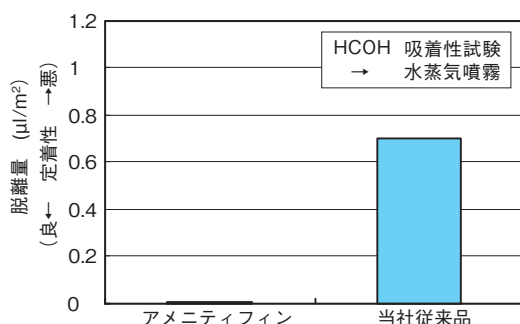


図5 耐臭気性試験結果(ホルムアルデヒド定着性)  
Fig.5 Results of odor resistance test (Formaldehyde fixation test).

### 耐高温脆性に優れる Pbフリー快削アルミニウム合金 KS26 High-Machinability Pb-Free Aluminum Alloy with Superior Hot-Shortness Resistance KS26

#### 1. はじめに

快削アルミニウム合金（以下、快削合金）は、自動加工機械での切削加工時に切粉が繋がらず、ツールへの切粉巻き付きがないため作業性が向上するうえに、切粉による製品への傷発生の防止など品質向上にも有効なことから、自動車用の精密部品、電機・電子機器などへの切削加工用の材料として広く利用されています。

快削合金は、これまでPb-Biを添加した2011合金（当社KS21合金）が多くのお客様に使用されてきましたが、EUのRoHS指令、ELV指令に見られるように、世界的な環境問題への取り組みから、Pbなどの環境負荷物質の規制が始まり、Pbフリーの新たな合金開発が必要となりました。この度、当社は耐高温脆性に優れるPbフリーKS26快削合金を開発しました。

#### 2. 特徴

KS26快削合金の特徴は以下のとおりです。

- (1)成分 : Al-Cu-Bi系のPbフリーアルミニウム合金です。
- (2)切粉分断性 : 従来のKS21快削合金とほぼ同等の切粉分断性を有します。
- (3)耐高温脆性 : 従来のKS21快削合金のように120℃近傍で発生する急激な高温脆化がありません。通常、2011（当社KS21合金）などの快削合金は、Pb、

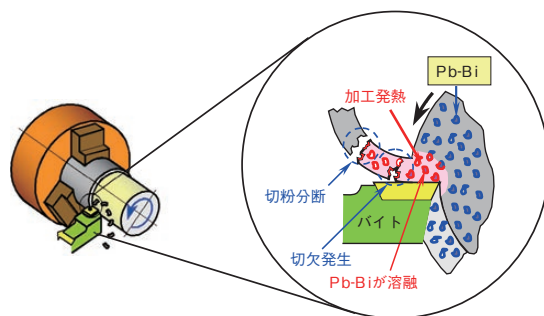


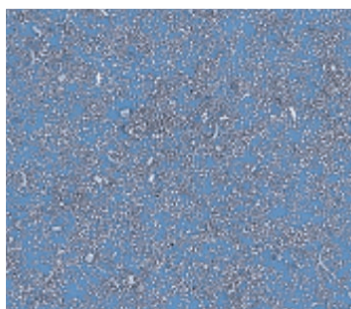
図1 切粉分断のメカニズムのイメージ  
Fig.1 Conceptual image of chip splitting mechanism.

Sn、Biなど低融点金属を2種同時に添加することにより融点の低いPb-Bi化合物（融点：125℃）、Sn-Bi化合物（融点：139℃）などをアルミニウム合金中に分散させています。

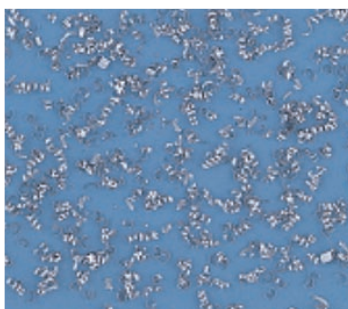
図1に切削加工時の切粉分断メカニズムのイメージを示します。

快削合金は、分散添加されたPb-Bi、Sn-Biなどの低融点化合物が切削加工時の加工発熱により溶融し、切粉が細かく分断されます。しかし、これらPb-BiやSn-Biなどの化合物は、切粉分断性を向上する反面、高温脆化を起こします。今回開発したKS26合金はBi（融点：271.3℃）の単独添加により耐高温脆性と良好な切粉分断性の両立を実現しました。

従来合金KS21-T8材、開発合金KS26-T8材および一般合金2017-T4材の切削切粉の例を図2に示します。開発合金KS26-T8材は従来合金KS21-T8材と比べほぼ同等の切粉分断性を有しています。



従来合金KS21-T8



開発合金KS26-T8



一般合金2017-T4

図2 各種合金の切粉例  
Fig.2 Various alloy chips.

※切削条件…丸棒：φ 35 mm，刃物：三菱スロアウェイチップ Hti10 DNMA431，送り：0.04 mm/rev，切り込み深さ：1 mm，回転数：2000 rpm，潤滑油：無潤滑

### 3. 性能

#### (1) 機械的特性

表1にKS21合金とKS26合金のT3材、T8材の引張特性、硬さを示します。T3材、T8材共にKS21合金と同等の特性を示します。

シャルピー衝撃試験結果を図3に示します。KS21合金は120℃近傍で急激な低下を示しますがKS26合金は、200℃まで急激な低下はなく、KS21合金と比べ、耐高温脆性に優れていることが分かります。

#### (2) 耐食性

図4に塩水噴霧試験 (JIS Z2371) 200 hrの腐食試験結果を示します。T3、T8材ともにKS26合金はKS21合金とほぼ同等の耐食性を示します。

表1 快削合金の引張特性と硬さ

Table 1 Mechanical properties and hardness of high machinability alloys.

合金	調質	引張特性 (代表値)			硬さ HV
		引張強さ TS (MPa)	耐力 YS (MPa)	伸び EL (%)	
KS26	T3	370	340	19	110
	T8	430	340	25	125
KS21	T3	370	340	14	110
	T8	425	355	17	130
2017	T4	435	285	23	132

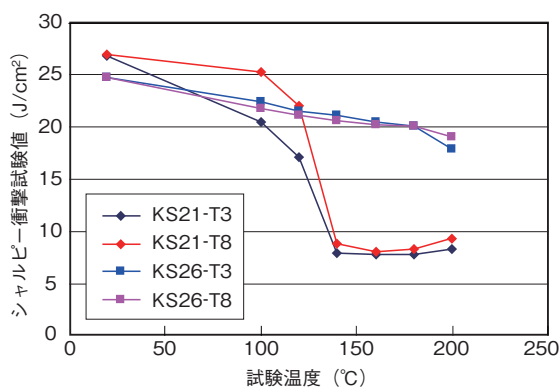


図3 シャルピー衝撃試験結果

Fig.3 Results of Charpy impact test.

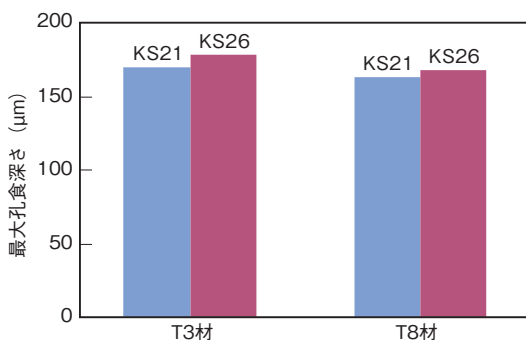


図4 耐食性試験結果

Fig.4 Results of corrosion test.



精密外彫り加工品



精密内彫り加工品



図5 各種切削加工品

Fig.5 Various machined products.

### 4. 用途

快削合金は、図5に示すように、精密外彫りや精密内彫り加工が施され、精密機械、電機・電子機器、産業機械などの部品に使用されています。例えば、自動車部品ではミッションバルブ、家電ではボリュウムの回転部品、産業機械ではシリンダーなど、そして身近なものとしては、携帯電話のヒンジ部品のような比較的小さな部品に使用されるなど、多種の用途に使用されています。

### 5. 製品仕様

快削合金の基本仕様は、形状：丸棒（製品サイズφ4～φ95 mm）、調質：T3、T8です。このほか、六角棒、異形棒など、製品形状に合わせた押出も可能です。ご要望の製品形状、サイズなどの製造可否については、別途お問い合わせくださいますようお願い致します。

### 6. おわりに

KS26快削合金は、環境問題へ配慮するとともに、耐高温脆性と良好な切粉分断性を両立した新しい改削合金です。今後も有害物質を含まない安全な快削合金を開発し、お客様のグリーン調達ニーズにお応えしていきます。

### お問い合わせ先

技術部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番地1号

秋葉原UDX12階

TEL: (03) 5295-3785 FAX: (03) 5295-3761



# Products

## 製品紹介

### 航空機用厚板材

Thick Plate of Aluminum Alloys for Aircraft

#### 1. はじめに

当社は幅広い産業分野へ高品質のアルミニウム圧延品を提供しております。特に国内有数の厚板生産設備を有する福井工場の主要製品に航空機材があり、この分野でも当社はトップシェアを保持しています。福井工場では品質マネジメントシステムの国際規格ISO9001に、航空宇宙用製品の機能・性能、信頼性、安全確保などに関する航空宇宙業界固有の要求事項を追加した国際統一規格(IAQS9100)の認証を、2005年4月に国内の軽圧業界で初めてAS9100として取得し、併せてIAQG<sup>\*1</sup>のOASISデータベース<sup>\*2</sup>に登録されました。これにより航空機用厚板の素材メーカーとして、世界的に認知され、海外メーカーの機体にも当社の航空機用厚板が多く使用されるようになりました。航空機材の製造に当たっては、①品質システムの認証と、②機体メーカーからの材料認定に加え、③材料を製造する際の熱処理と品質を保証するための非破壊検査を含む特殊工程の認定が必要となります。図1に示すように、特に特殊工程に関しては、国際的な認定機関であるNadcap<sup>\*3</sup>の認定が必要不可欠になっており、福井工場は2006年8月に認証を取得しました。当社の小山鍛造工場も認証を取得済みです。当社は国内で唯一Nadcapの認定を取得した軽圧メーカーとなり、認定取得後も定期的なサーベイにより、特殊工程の製造条件と管理基準の遵守について確認がなされます。表1に福井工場の主な認定状況を示します。

#### 2. 開発経緯

航空機用厚板材は、1990年代後半から、民間航空機を中心に需要が高まり、福井工場ではその増産に対応するため、各種の開発を行ってきました。このような背景の中で機体軽量化と工数削減を目的として、部品が組合せ構造から一体削り出しへと変化したことにより、7000系

<sup>\*1</sup>. International Aerospace Quality Group

<sup>\*2</sup>. Online Aerospace Supplier Information System

<sup>\*3</sup>. National Aerospace and Defense Contractors Accreditation Program

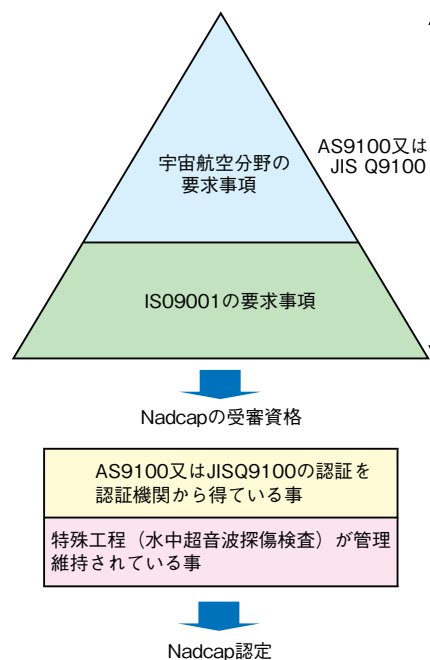


図1 AS9100とNadcapの関係  
Fig.1 Correlation between AS9100 and Nadcap.

表1 福井工場認定状況  
Table 1 Certification acquisition of Fukui Works.

合金・工程	適用規格
2024	AMS-QQ-A-250/4
2024C	AMS-QQ-A-250/5
7050	AMS4050
7075	AMS-QQ-A-250/12
7475	AMS4202
熱処理	AMS2750
	AMS2772
超音波探傷	AMS-STD-2154
	Nadcap

材料、特に高強度および高靱性を有する7050合金材の需要が急激な伸びを示しました。福井工場においても、この7050合金材を鋳造から圧延までの一貫生産を行うべく、技術開発に取り組んできました。この合金は鋳塊冷却時に割れが発生しやすいため鋳塊形状、鋳造時の冷却水の使用方法などのさまざまな改善を積み重ね、2002年に国内機体メーカーに量産品の納入を開始しました。また、2004年にはカナダの機体メーカーであるボンバルディア社からの認定を取得し納入を開始しています。

### 3. 特徴

#### (1) 素材

航空機は航空機としての性能および燃費の向上を確保するため、軽量化が要求されます。そこで、アルミニウム合金の中でも熱処理により高強度化できる2000系および7000系合金が用いられます。機体外板には2024合金の表面に純Al系をクラッドした2024C合金板が、骨組みを構成する部分には7050や7475合金が主に用いられています。例えば2024C合金板の表面はポリッシュ加工により鏡面仕上げが施され、民間旅客機などの航空機の外板に使用されています。7050合金および7475合金は防衛省の機体をはじめ、いろいろな分野で採用されています。さらに宇宙産業においては、H2A ロケットの液体燃料タンク材として2000系合金が使用されています。

これらの合金は定められた熱処理を施すことにより要求された強度およびその他の特性を満たすように製造されます。

#### (2) 要求品質

より一層の安全設計への対応から、高強度に加えて耐応力腐食割れ性や破壊靱性などの破壊力学特性を満足する必要があります。そのため、鋳造工程における徹底した温度管理、フィルタリング管理をはじめ、熱処理工程においては、定期的な温度制御機能のチェックを行うなど、高品質の製品を製造するための管理を行っており、管理されたプロセスによって造り出された製品は強度試験、導電率試験、K1c試験などの出荷試験を行いその品質を保証しています。

#### (3) 製造上の特徴

一般的なアルミニウム合金と異なり航空機材に用いられる上記の熱処理合金には溶体化・焼入れ、残留応力除去、時効処理などの工程が必要です。福井工場では2基の焼入炉を有し、最大板厚127 mm、最大板幅3000 mmまでの厚板の溶体化処理・焼入れが可能です。図2の2号焼入炉は2006年1月から稼動を開始した新鋭設備です。また、最大圧延幅としては世界第2位の熱間粗圧延機とともに図3に示す国内最大パワーのストレッチャー設備を有しており、航空機材として国内最大の大型厚板の生産が可能です。さらに超音波探傷装置で検査し、鋳造組織に起因するポロシティなどの内部欠陥がない厚板であることを保証しております。

これらの工程は先述したNadcap認定の対象となっており、日々厳しい管理が行われています。

### 4. 製品サイズ

航空機用材料は、より厚く、強度の高い製品が求めら



図2 2号焼入炉  
Fig.2 No.2 quenching furnace.

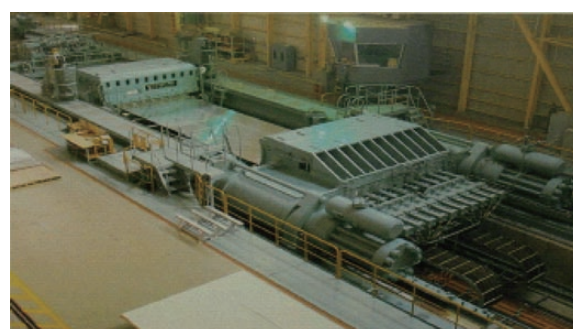


図3 ストレッチャー  
Fig.3 Stretcher.

表2 代表的製品サイズ  
Table 2 Size of typical products.

合金・質別	代表サイズ (mm)
2024C-T3	5 × 2390 × 12000
7050-T7451	127 × 1219 × 3658
7475-T7351	102 × 1219 × 3658

れています。製造可能な最大板厚の代表的製品サイズは表2のとおりです。

### 5. おわりに

今就航が予定されている新鋭機では厚板用としてより特性を向上させた7050合金の需要が高まってきています。当社でも機体部品メーカーなどの要求に応じ、より高強度で高靱性な材料を供給すべく、さらなる研究開発を進めています。

### お問い合わせ先

技術部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番地1号  
秋葉原UDX12階

TEL : (03) 5295-3781 FAX : (03) 5295-3761

### RFID用部材「ICタグ用アンテナ」

Antenna for IC Tag in RFID (Radio Frequency Identification) System

#### 1. はじめに

自動認識技術として、1960年頃よりバーコード(1次元シンボル)が使われ始めて、約45年が経過しました。現在ではバーコードはあらゆるところに利用されています。1990年になると2次元シンボルが現れ、データファイルなどに使用されています。ICタグそのものは決して最新技術ではなく、早くは第二次世界大戦、最近では1990年代の自動車製造業などで、溶接・塗装の製造指示のために、アクティブ型(電池内蔵、発信型)タグが利用されるようになり、固体認識・製造指示手段として多用されていました。

最近では、早期実現が期待されているユビキタスネットワーク社会のキーデバイスとしてICタグを利用したRFID (radio frequency identification) システムが注目を集めています。RFIDシステムに使用されるICタグとは情報を収納するICチップと、リーダライタとの間でデータの送受信を行うためのアンテナが一体化したタグのことです。さまざまな分野で実証実験がおこなわれRFIDシステムの有効性が明確になり導入事例が拡大しています。セキュリティ業界、物流・流通業界、アミューズメント業界、教育図書業界、図書館などにて導入が開始されています。

当社は、数十年前から電気回路部材としてアルミニウム箔、圧延銅箔のエッチング回路(FPC:フレキシブルプリントサーキット)の開発をすすめており、アルミニウム箔、銅箔を製造するための合金技術、製箔技術、貼合技術、レジスト印刷技術、エッチング技術などの要素技術を有しています。これらを融合・進化させることにより、Roll to Rollでの連続生産による低コスト化、かつ、ファインパターン回路形成による小型化を達成しました。ICタグアンテナ回路としての有効活用を図っているところです。

#### 2. 特徴

図1は、当社が開発した「ICタグ用アンテナ」です。特徴を以下にまとめます。

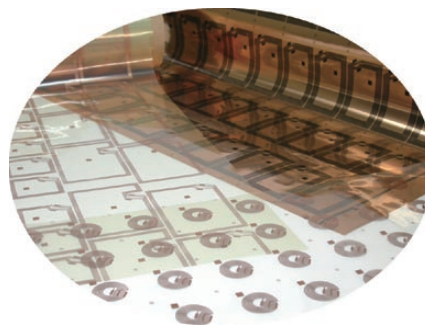


図1 ICタグ用アンテナ  
Fig. 1 Antenna for IC tag.

1. 全工程Roll to Rollで安価に製造することが可能です。
2. 各種金属箔(銅・アルミニウム)での設計が可能です。  
ラミネート材は、片面・両面張りとも対応可能です。
3. 仕様範囲内で多種多様な回路パターン形成が可能です。矩形・円形・異形などにも対応可能です。
4. 独自の製箔・ラミネート・製版・エッチング技術によりファインパターン回路形成が可能です。
5. 薄くて柔軟性があり曲げに強く二次加工が容易です。

#### 3. 仕様

「ICタグ用アンテナ」の仕様を表1に示します。

基本構成は、耐熱性のPET(ポリエチレンテレフタレート)フィルム、PEN(ポリエチレンナフタレート)フィルムの片面あるいは両面に金属箔をラミネートしています。金属箔の厚さおよびフィルムの厚さは、アンテナ形状など用途に合わせて選択が可能です。

#### 4. 製造プロセス

「ICタグ用アンテナ」の製造プロセスを図2に示します。次に工程順に概略を説明します。

- ①アルミニウム箔または銅箔の片面に、グラビアコート法で耐熱樹脂からなるワニスなどを塗布し、焼付乾燥し、数ミクロンの耐熱層を形成します。
- ②次に金属箔とベースフィルムをドライラミネーション法にて貼合します。ベースフィルムとしては、二



表1 ICタグ用アンテナ一般仕様  
Table 1 Specification of antennas for IC tag.

基本構成	FALシリーズ	FAL○○□□S	Al箔/PET or PEN
		FAL○○△△□□W	Al箔/PET or PEN/Al箔
	FCUシリーズ	FCU○○□□S	Cu箔/PET or PEN
		FCU○○△△□□W	Cu箔/PET or PEN/Cu箔
アンテナ形状 (mm)	矩形	76×45 (カードサイズ)	
		45×45 (ハーフサイズ)	
		カスタマサイズ (顧客仕様)	
	円形	φ 20以上	
	異形	カスタマサイズ (顧客仕様)	
回路寸法 (mm)	回路幅	0.20以上	
	回路間隔	0.15以上	
	回路ピッチ	0.35以上	
備考	F CU ○ ○ □ □ S		
	└─▶ 片面張 (W: 両面張)		
	└─▶ フィルム厚 (μm)		
	└─▶ 箔厚 (μm)		
	└─▶ 金属箔種類 (CU: 銅箔、AL: アルミ箔)		
	└─▶ フレキシブル基盤		

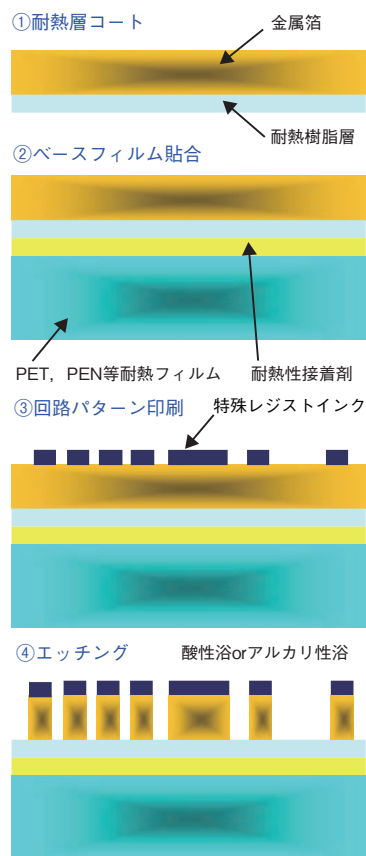


図2 「ICタグ用アンテナ」製造プロセス  
Fig.2 Production process for antenna.

次加工時に耐熱性が要求される場合はPENを使用しますが、一般的にはPETを使用します。

③回路パターン印刷工程は印刷ピッチ精度が高く、かつ、大量生産に有利なグラビア印刷法を採用しています。グラビア印刷の特性上、回路幅、回路間隔は自ずと限界があります。表に示す回路寸法が一般仕様

です。印刷に使用するレジストインクはエッチング後に剥離する剥離型と残留型が適宜選択できます。

④エッチング工程においては酸性浴、アルカリ性浴に対応できます。

なお、後工程のICチップ実装に支障がないように所定幅、センターズレを考慮した精密断裁にも対応可能です。

## 5. 採用製品例

図3および図4は当社の「ICタグ用アンテナ」にICを実装したICタグです。

図3は電磁誘導方式で13.56 MHz (HF) 対応のICタグ (パッシブ型) で図書館などの物品管理に利用されています。図4は、電波方式でUHF帯のICタグ (パッシブ型) で量販店などの物流管理に利用されています。

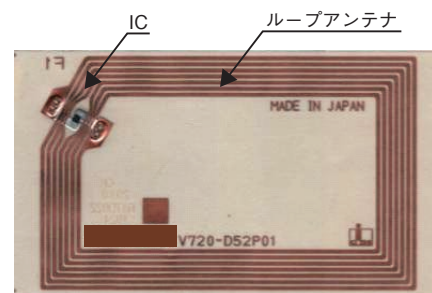


図3 「銅製HF ICタグ」  
Fig.3 Copper IC tag.

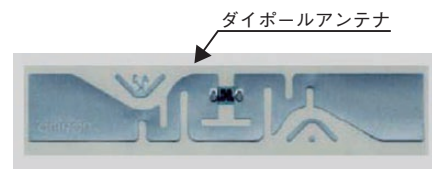


図4 「アルミニウム製UHF ICタグ」  
Fig.4 Aluminum IC tag.

## 6. おわりに

当社が長年培ってきた製箔技術、コーティング・印刷技術、貼合技術、エッチング技術、精密断裁技術などがRFIDシステム基盤技術の一翼を担っていくことと思います。

当社の「ICタグ用アンテナ」のご用命をお待ちしております。

## お問い合わせ先

日本製箔株式会社 第二営業部

〒102-0076 東京都千代田区五番町6番地2号

ホームアットホライズンビル

TEL: (03) 5212-1753 FAX: (03) 5212-1847

## アルミニウムの腐食のおはなし その2

## The Fundamentals of Corrosion of Aluminum II

兒島 洋一

Yoichi Kojima

## 1. はじめに

前報<sup>1)</sup>の5.おわりにで持ち越した課題の1つに答えたい。本稿では、アルミニウム (Al) 合金が、他の耐食性不動態合金と比べて著しく卑な局部腐食臨界電位をもつことによる、局部腐食挙動の特徴について解説する。

## 2. 局部腐食の発生と成長

## 2.1 卑な臨界電位

1000系および3000系 Al 合金に関する 25℃ における孔食電位およびすきま腐食電位 ( $E_{PIT}$  および  $E_{CREV}$ ) の塩化物イオン ( $Cl^-$ ) 濃度依存性<sup>2)</sup>を、SUS304 ステンレス鋼 (304 鋼) のそれら<sup>3)</sup>とともに図1に示す。同図中の破線③および⑦はそれぞれ pH=3 および 7 における水素電極反応 ( $H^+/H_2$ ) の平衡電位、⑤は pH=7 における酸素電極反応 ( $O_2/OH^-$ ) の平衡電位で、これらは電極電位 - pH 図<sup>4)</sup>における①線および②線による。pH=3 は成長性食孔内溶液の pH に近い値である。Al 合金の臨界電位と 304 鋼のそれらとは大きな開きがあり、 $E_{PIT}$  では 1 V 以上に及んでいる。ここで注目したいのは、304 鋼の各臨界電位が③および⑦より完全に貴なのに対して、Al 合金では  $E_{CREV}$  は③および⑦より完全に卑、 $E_{PIT}$  はほぼ③より卑、海水程度の  $Cl^-$  濃度であれば⑦より卑になっていることである。このことは、常温においては、304 鋼の局部腐食の少なくとも発生に関しては、そのときのカソード反応を溶存酸素 ( $O_2$ ) 還元のみ頼らざるをえないのに対して、Al 合金では、食孔および腐食すきま内面からの、条件によっては自由表面からの水素 ( $H_2$ ) 発生も、局部腐食の発生および成長に寄与しうることを示している。

## 2.2 孔食の発生

JIS 1100 相当の 99% Al の 5% 塩化ナトリウム (NaCl) 水溶液中で測定したアノード・カソード分極曲線を図2aに示す。分極曲線については、前報<sup>1)</sup>で模式的に解説したが、図2a中の実測電流は、アノード反応として金属 Al

の  $Al^{3+}$  への酸化、カソード反応として水 ( $H_2O$ ) の  $H_2$  への還元および溶存  $O_2$  の  $OH^-$  への還元の3つの反応を内容としている。この金属 Al の酸化電流は、さらに不動態保持電流および孔食による腐食電流に分けることができる。これらの各反応による電流を、模式的に図2bに示した。図2aのアノード分極曲線の測定液は、液中に窒素 ( $N_2$ ) ガスを吹き込んで、大気からの溶存  $O_2$  を追い出す脱気を施し、溶存  $O_2$  還元電流を抑えている。カソード分極曲線の測定液は大気飽和のままである。脱気によって溶存  $O_2$  濃度を抑えたのと同様に、測定系から水溶液の  $H_2O$  および電極の金属元素そのものを取り除くことはできないため、また各反応の起こる電位域には重

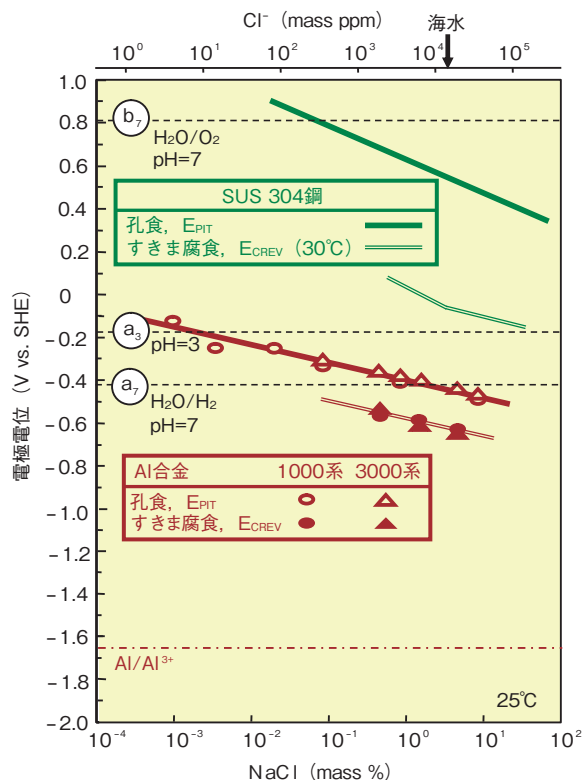


図1 Al合金およびステンレス鋼の孔食電位・すきま腐食電位の塩化物濃度依存性

Fig.1 Chloride concentration dependence of the pitting potential and crevice corrosion potential for aluminum alloy and stainless steel.

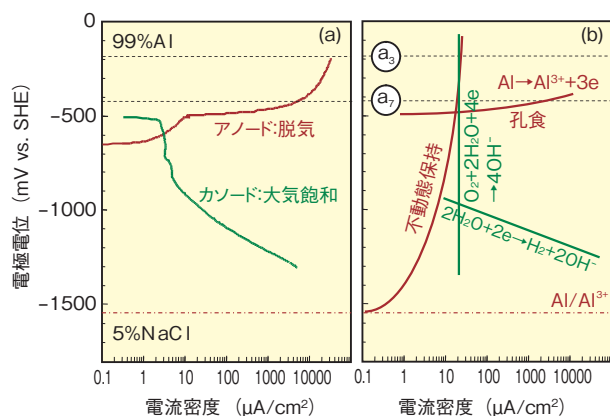


図2 99%Al合金の5%NaCl水溶液中におけるアノード・カソード分極曲線の測定例(a), および各アノード・カソード反応の内部分極曲線の模式図

Fig.2 Typical anodic and cathodic polarization curves obtained for 99% aluminum alloy in 5% aqueous solution of NaCl (a), and schematic illustration of internal polarization curve for each anodic and cathodic reaction (b).

なりがあるため、図2bに示した各反応の電流をそれぞれ個別に実測することはできない。またアノード電流とカソード電流とは、電極と溶液との界面を基準とした方向がちがうため、これらがともに流れる電位域では相殺される。こうしてこれら図2b中の各電流の代数和がAl合金電極の外部に取り出されて図2aのごとく実測される。これを外部分極曲線とよぶ。これに対し、図2bに示した各単一電極反応の速度を反映したものを内部分極曲線とよぶ。ここで、溶存 $O_2$ 還元電流に電位依存性がないのは、反応速度が、 $O_2$ 分子の沖合溶液から界面への拡散律速下にあるためである。

図2a中のアノード分極曲線より、 $E_{PT}$ は-500 mVである。大気飽和5%NaCl水溶液中では孔食が起こり、そのときの腐食電位( $E_{CORR}$ )は $E_{PT}$ 付近にある。カソード分極曲線より、この $E_{CORR}$ における主なカソード反応は、 $H_2$ 発生ではなく溶存 $O_2$ 還元である。2.1で述べた平衡電位からはAl合金の $E_{PT}$ で $H_2$ 発生が起こりうる。しかし、金属Alの自由表面からの $H_2$ 発生には大きな過電圧が必要で、カソード分極曲線で $H_2$ 発生電流が実測されるのは④よりかなり卑な電位からになる。アノード分極曲線の測定時のように外部電流を付加しないで、自然浸漬状態において孔食が発生するためには、アノード反応とカソード反応とが速度的にバランスして決まる自然電位が、 $E_{PT}$ より貴にならねばならない。このような自然電位貴化のためのカソード反応としては、分極曲線を図2に示した中性環境では、溶存 $O_2$ 還元が必須である。

### 2.3 自己触媒的成長

Al合金の孔食成長に関しては、“自己触媒的に成長する”という記述がよく見受けられる。その元をたどるとWranglenモデル<sup>5)</sup>に行きつく。不動態化金属表面の孔

食の発生と成長の一般的機構については前報<sup>1)</sup>で述べたが、Al合金に関するWranglenモデルでは、この一般的機構に食孔内面からの $H_2$ 発生がカソード反応として加わっている。他の不動態化金属に関しては自己触媒的という表現の使われないことから、この食孔内 $H_2$ 発生が表現の由来とも推察される。すなわち、成長性孔食の食孔内溶液は、前報<sup>1)</sup>でも述べたごとく低pH・高 $Cl^-$ 濃度環境となり、食孔内表面の脱不動態化を維持する。これと同時に、酸性化に伴う水素電極電位の図1中に④で示した電位への貴化と、脱不動態化した食孔内表面の水素過電圧の低下とにより、自由表面上では図2aに示したごとく起こりにくかった $H_2$ 発生が、食孔内表面で起こるようになる。こうして、カソード反応として自由表面上における溶存 $O_2$ 還元、食孔内 $H_2$ 発生を加えて孔食が成長するという因果機構である。上述のような自己触媒作用の様子を図3に模式的に示した。Al合金を $E_{PT}$ より貴な電位に保持すると、孔食によるアノード電流が実測されながらも、試料表面からは $H_2$ 泡が発生してくるのが目視できる。Scullyらは、NaCl水溶液にリン酸水素ナトリウム( $Na_2H_2PO_4$ )を添加した溶液中で、Al合金電極をアノード分極してその表面上に1つの孔食を生成させ、このときのアノード電流と食孔内からの $H_2$ 泡生成過程とを対応させ、 $H_2$ 発生が食孔内からのものであることを確認した<sup>6)</sup>。このときの電流の経時変化と $H_2$ 泡生成過程の模式図を図4に示す。 $H_2$ 泡の成長にともなう食孔内液量の減少にしたがって電流は減少し(A)、 $H_2$ 泡の液中への浮遊と同時に食孔内に液が満たされ大きな電流が流れる(B)というものである。

このような食孔内 $H_2$ 発生反応速度の全Al溶解反応速度への寄与率の定量的扱いとなると話は難しくなる。Kaescheは弱アルカリNaCl水溶液環境中における半球状孔食について10%と見積もっている<sup>7)</sup>。Songらは、Al合金と同様に $E_{CORR}$ の卑なマグネシウム(Mg)合金について、弱アルカリNaCl水溶液環境中アノード分極

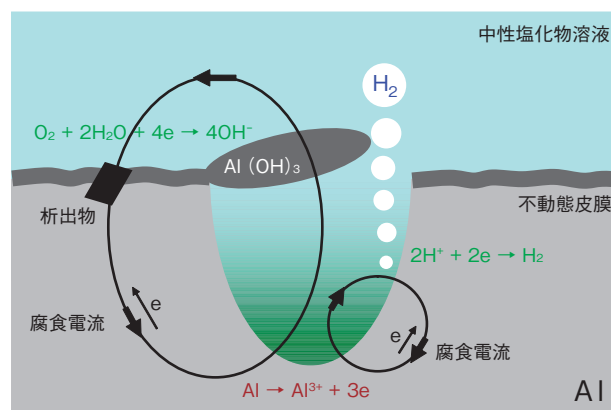


図3 孔食の自己触媒的成長の模式図

Fig.3 Schematic illustration for self-catalytic growth of pitting corrosion.



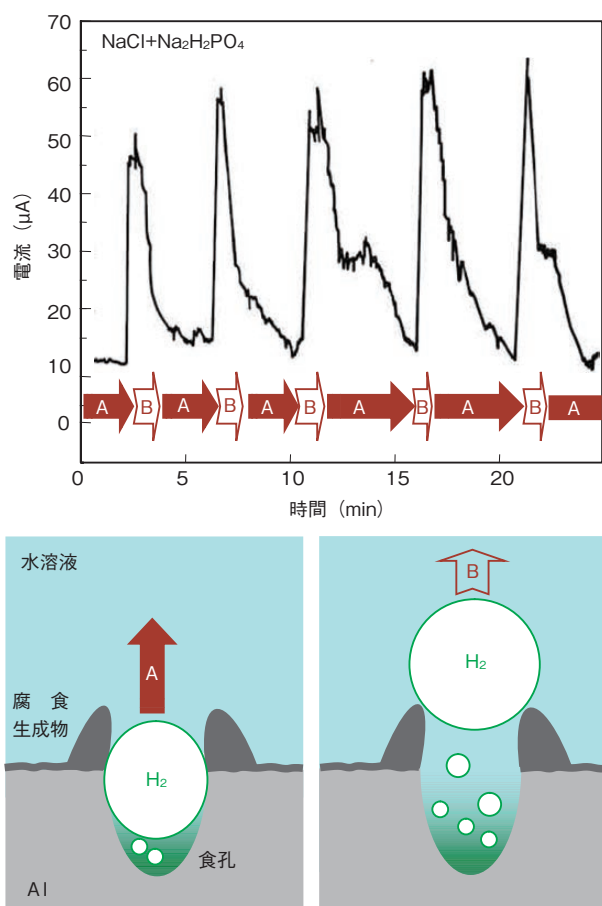


図4 単一食孔からの電流と食孔内からの水素泡発生  
Fig.4 Corrosion current obtained from single corrosion pit and schematic illustration for hydrogen bubble generation from the corrosion pit.

下でのMg溶解量とこのときの $H_2$ 発生量との関係を定量的に調べ、 $H_2$ 発生量の全Mg溶解量に対する寄与率として100%近い値を得ている<sup>8)</sup>。これにならい、Al合金を5%NaCl水溶液中で定電流アノード溶解し、このときに発生した $H_2$ を捕集した<sup>9)</sup>。JIS 1100相当の99%Al合金に1~10 mA/cm<sup>2</sup>のアノード電流を付加した場合の寄与率は約10%でKaescheの見積りに近い。同じ実験を99%Al合金に2%Znを添加し、 $E_{PIT}$ を約0.2 V卑にした合金でおこなうと、その寄与率は50~80%と大きくなる。ここまでくると、文字どおり自己触媒的に成長しているといえる。このような $E_{PIT}$  ( $\equiv E_{CORR}$ )のちがいのほかに、食孔内溶解新生面に現れる晶・析出物および再析出金属、食孔の幾何学的形状などが寄与率には影響を与える。Al合金のアノード分極下での $H_2$ 発生は、腐食表面からの場合の他に、陽極酸化処理時の表面からも観察される。その原因として、陽極酸化時には $Al^{3+}$ のほかに1価の $Al^+$ も生成し、これが $H_2O$ を還元して $H_2$ が発生するなどの説がある<sup>10)</sup>。

## 2.4 すきま腐食感受性

自己触媒作用はすきま腐食にも影響を与える。一般的に、不動態化金属におけるすきま腐食では、アノードとカソードとの場所的分離がその発生と成長の大前提と

なっていると前報<sup>1)</sup>で述べた。そのためステンレス鋼やチタン (Ti) 合金では閉塞度の大きい、フランジやボルトナット部などの密着すきまですきま腐食感受性が大きくなる。その一方、Al合金では必ずしも構造的閉塞度とすきま腐食感受性とが対応せず、密着すきまではかえってすきま腐食の成長しにくい場合がある。またすきま腐食感受性の大きいJIS 2014やJIS 7075などはすきま間距離が0.9 mm程度でもおきる<sup>11)</sup>。図1に示した如く $E_{CREV}$ は $E_{PIT}$ より卑であることから、すきま腐食を起こしているときの $E_{CORR}$ は孔食のそれより卑で、カソード反応である $H_2$ 発生はより起こりやすく、腐食すきま内面の自己触媒作用の寄与が大きくなりやすいことが一因と考えられる。

## 3. おわりに

腐食防食技術解説書の多くで、基礎的事項の説明に鉄・ステンレス鋼などに関する現象が多用されている。Al合金に関しては、その腐食挙動が非常に多様かつ複雑であることから、基礎的説明には不向きなのも事実であり、典型的な事例解説にとどまりがちである。そのすきまを埋めるのに役立てばと願いながら、本号でも大方のご批判を請うしだいである。

## 参考文献

- 1) 児島洋一: Furukawa-Sky Review, **2** (2006), 62.
- 2) S. Furuya and N. Soga: Corrosion, **46** (1990), 989.
- 3) 腐食防食協会編: 材料環境学入門, 丸善, (1993), 30.
- 4) M. Pourbaix: Atlas of Electrochemical Equilibrium in Aqueous Solutions, Pergamon Press, (1966).
- 5) W. Hubner and G. Wranglen: Current Corrosion Research in Scandinavia, Keskusliitto: Helsinki, (1965), 59. G. Wranglen: An Introduction to Corrosion and Protection of Metals, 吉沢四郎他訳 金属の腐食防食序論, 化学同人, (1973), 96.
- 6) W. J. Rudd and J. C. Scully: Corros. Sci., **20** (1980), 611.
- 7) H. Kaesche: Metallic Corrosion, NACE, (1985), 340.
- 8) G. Song et al.: Corros. Sci., **39** (1997), 855.
- 9) 児島洋一: 未発表.
- 10) H. H. Uhlig and R. W. Revie: Corrosion and Corrosion Control 3<sup>rd</sup> ed., John Wiley & Sons, (1985), 341. 岡本剛他監訳 腐食反応とその制御第3版, 産業図書, (1989), 348.
- 11) 増子昇, 柴田俊夫, 当摩建: アルミニウムの腐食・防食技術, 軽金属学会, (1985), 20.



児島 洋一 (Yoichi Kojima, Ph. D)  
技術研究所

# Introduction of factory

## 関連会社紹介

### 古河スカイテクノ株式会社

Furukawa-Sky Techno Co., Ltd.

#### 1. はじめに

古河スカイ(株)100%出資の古河スカイテクノ(株)は、軽金属溶接構造物製造の認定工場として、多岐に渡るアルミニウム加工品の製造を行なっています。以下に、古河スカイテクノ(株)を紹介します。

#### 2. 古河スカイテクノ(株)の沿革

古河スカイテクノ(株)は1990年に操業を開始し、その後、加工品部門を統合し、溶接構造製品、成型加工品、表面処理製品、ろう付け品などを幅広く手がけ、図1に示すように、年々売上高を伸ばしています。以下に古河スカイテクノ(株)の沿革を示します。

1990年 3月 スカイテクノ(株)発足。スカイアルミニウム(株)深谷工場の設備保守部門の一部分社化とアルミニウム加工品の製造を目的に操業

1997年 3月 建設荷役車両特定自主検査登録、検査業者登録

2002年 4月 アルミニウム建築構造物製作工場認定

2002年 7月 ISO14001取得



#### 【会社概要】

設立：平成16年8月1日

資本金：1億円

所在地：〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351  
古河スカイ(株)深谷工場敷地内

敷地面積：3,000 m<sup>2</sup>

従業員：約50名

2002年 10月 軽金属溶接構造物製造工場(R級)取得

2004年 8月 古河アルテック(株)アルミニウム加工部門を統合

古河スカイテクノ(株)へ名称変更

#### 〈引継ぎ品目〉

パラボラアンテナ、花卉台車、電源BOX、配電箱、サスコンテナなど

2005年 4月 ISO9001取得

2006年 1月 スカイアルミプロダクツ(株)を統合

#### 〈引継ぎ品目〉

超塑性(アルノービ®)、遠赤材(スーパーレイ®)、放熱板(レブシンク®)

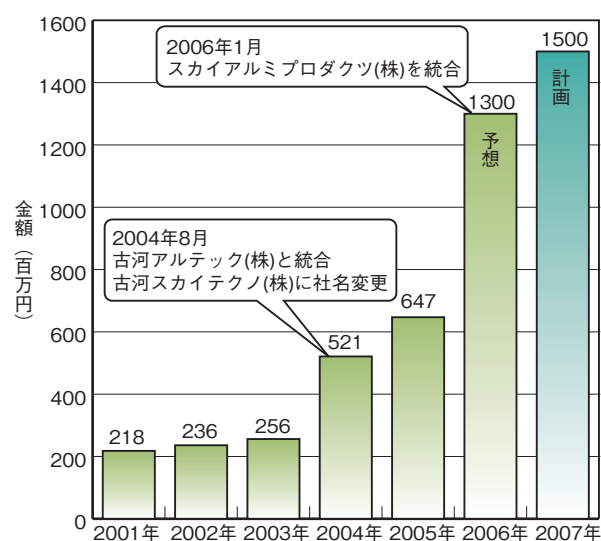


図1 古河スカイテクノの売上高推移

Fig.1 Sales volume of Furukawa-Sky Techno.

#### 3. 製品紹介

##### 3.1 浄水場覆蓋(図2)

2006年に有馬浄水場(神奈川県海老名市)第1期工事として18台を設置しました。フレームは、オールアルミニウム製でアーチ型(幅2,000 mm×長7,800 mm)、上部に太陽光発電機を搭載し、アルミニウム合金製レール上に人の力で軽く移動できる構造になっています。

##### 3.2 パラボラアンテナ(図3)

ドーム型の鏡面は、絞り性の良い材質1100を使用し、直径φ1.8~φ4.0 mまでのパラボラアンテナを高精度で



図2 浄水場覆蓋  
Fig.2 Aluminum cover for water filtration plants.

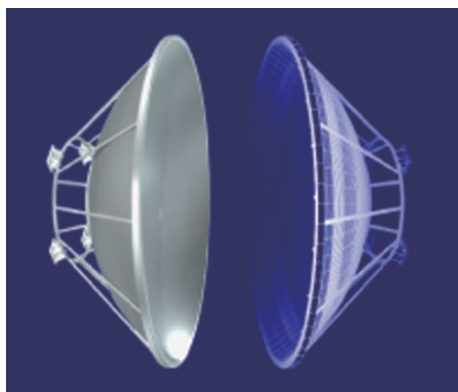


図3 パラボラアンテナ  
Fig.3 Aluminum alloy parabolic antenna.

製作しています。特に、直径の大きいφ4 mのアンテナにおいては、設置場所などを考慮し円形の鏡面を2分割、4分割した構造とした非常に高度なパラボラアンテナの製作も行なっています。

### 3.3 ヒートシンク (レブシンク) (図4)

独自開発の特殊ろう付け法により、櫛形ヒートシンクを製造しています。特徴としてフィンの放熱面積が大きく、放熱特性に優れています。また、フィンピッチの狭幅化が可能で0.5 mm以下の世界最小ピッチの製品も可能です。

### 3.4 花卉 (かき) 台車 (図5)

アルミニウムの美しい光沢を持ちかつ軽量で取り扱いの容易な花卉運搬台車です。当社は、型材の切断、肉抜き、溶接、組立まで一貫した製作を行なっております。

シンプルな構造でありながら非常に機能的な構造になっています。

#### 〈特徴〉

1. 肉抜きをした型材を使用，軽量化 (80 kg/台) されているため取り扱いが楽です。
2. 8枚に分割された棚は，それぞれ独立しており簡単に高さの調整ができます。
3. 連結機が装備されており，牽引車によって多数の台車を移動できます。

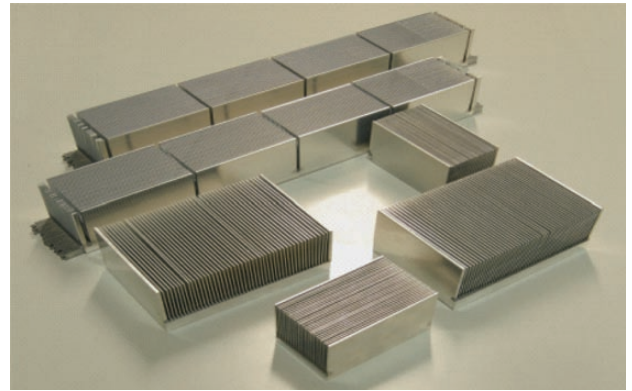


図4 レブシンク  
Fig.4 Heat sink "LEB Sink".



図5 花卉台車  
Fig.5 Aluminum alloy plant carrying cart.

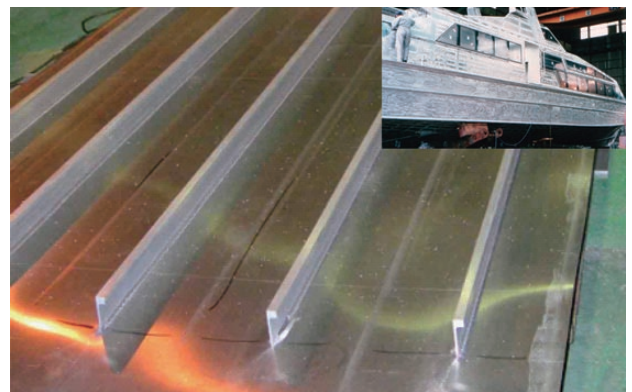


図6 プレリブ材と建造中の船舶  
Fig.6 Pre-ribbed plate and ship building using pre-ribbed plate.

### 3.5 プレリブ®材 (図6)

プレリブ材は、平板にバルブプレートと称するリブをすみ肉溶接した製品です。主に、船舶に使用されています。

工法は、幅2,200 mm，長さ10,000 mmの板に連続自動溶接機 (図7) により，最高6列まで同時にリブを溶接します。

#### 〈特徴〉

1. 広幅，長尺の製品ができます。
2. 連続自動溶接機は，リブのピッチを任意に選択できる可変形の溶接機です。





図7 プレリブ連続溶接機  
Fig.7 Continuous welding machine.



図9 新幹線用配電箱  
Fig.9 Switch box for bullet train "SHINKANSEN".

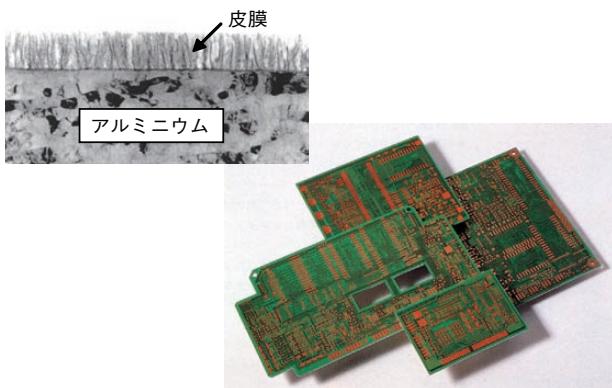


図8 プリント配線基板とKO処理板の皮膜断面  
Fig.8 Printed circuit boards and cross-section of KO-treated substrate.



図10 車載タイヤハウス  
Fig.10 Spare tire housing for SUV.

3. リブの種類を任意に選択できます。
4. 多品種、少量生産が可能です。
5. すみ肉溶接によるひずみは小さく抑えることができます。

### 3.6 KO処理板 (図8)

KO処理板は、アルカリ性電解液を使い交流電解処理を施し、樹枝構造を持つ250 nm以下という薄い酸化皮膜を形成したアルミニウム板で、高接着性と耐久性に優れた性能を有し、さらにアルミニウムの持つ高放熱特性を活かしプリント配線基板などに使用されています。

### 3.7 新幹線用配電箱 (図9)

H16年秋からH17年春にかけ、台湾新幹線用配電箱16台を納入しました。箱、電装品取り付けフレームまで全

てアルミニウムを使用し、新幹線の速度アップに貢献しています。現在、台湾新幹線の製作実績を活かし、N700系に使用される配電箱(168 kg/台)を製作中です。

### 3.8 超塑性材アルノービ (図10)

超塑性合金は、400～500℃の高温で200～1000%の高い伸びが得られる合金です。この性質を活かし、金属でありながら複雑な形状がブロー成形より得られます。

#### 〈特徴〉

1. 一体成形が可能のため、加工費が低減できます。
2. 片側の金型のみで成形可能なため、加工費が低減できます。
3. 自由度の高いデザインが可能です。
4. スプリングバックがなく高精度な製品が可能です。

## Introduction of factory

### 関連会社紹介 海外押出拠点

#### FIA (インドネシア)・古河(天津)精密鋁業有限公司

PT. Furukawa Indal Aluminum and Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corp.

#### 1. はじめに

当社は日系自動車メーカーのグローバル化に対応して、アルミニウム押出事業の海外展開を図っています。大手自動車メーカーの世界戦略車の販売が好調なタイおよび豪州地域において、自動車熱交換器用アルミニウム製品の需要が増加しており、さらに世界第3位の自動車生産国になった中国市場における高い成長が見込まれます。当社は1998年にインドネシア、次いで2005年には中国に押出事業の進出を行い、自動車熱交換器用のアルミニウム押出材の供給体制を強化しました。以下にFIA(インドネシア)および古河(天津)精密鋁業有限公司を紹介します。

#### 2. FIA(インドネシア)

##### 2.1 概要

FIA (PT. Furukawa Indal Aluminum)は1998年に合弁によって設立された当社としては初めての海外生産拠点です(古河スカイ㈱55%、インダール社40%、豊田通商㈱5%)。工場はインドネシア第2の都市であるスラバヤ市近郊(ジャワ島東部)に位置し、首都ジャカルタや世界的リゾート地として有名なバリ島にも近いところです。FIAでは小山および滋賀に続く第3の押出工場として、主にカーエアコン用マルチフロー・コンデンサチューブ(略称MFチューブ)の生産を行っています。

ここで製造された製品は東南アジア・豪州・中国など現在10カ国に輸出され、そのほとんどが日系熱交メーカーの海外拠点に納入されます。近年、タイを中心とする自動車生産の急拡大に対応し、お客様の部品現地調達の一翼を担っています。

##### 2.2 FIAの沿革

- 1998年 3月 会社設立
- 1999年 9月 操業開始(#1押出機-2000UST)
- 2002年 11月 ISO9001-2000 認証取得
- 2003年 2月 2期設備投資(#2押出機-2750UST)
- 2005年 10月 ウェアハウス完成
- 2006年 6月 3期設備投資(#3押出機-2750UST)

##### 2.3 製品紹介

FIAでは当社の高度なダイス技術、押出技術および品質管理技術を駆使して、日本国内と変わらぬ品質で各種熱交換器用押出素材をお客様に届けています。

###### 1) 扁平多穴管(図1)

サーペンタイン用コンデンサチューブおよびエバポレータチューブはもとより、超小型精密MFチューブは月産約1千万本を生産しています。

###### 2) 押出形材

コネクタ、ブラケットおよびタンク材などの多様なニーズに対応しています。

###### 3) 小径引抜管

東南アジア圏で唯一、高品質の引抜管製造が可能で、ホース材などの過酷な加工に適した管材を供給しています。

##### 2.4 トピック

昨今のインドネシアで連想することは、爆弾テロ、地震、津波および鳥インフルエンザなど悪いイメージばかりですが、幸い当地スラバヤは平穏なところといえます。

国民性は「常夏の国」らしくとにかく明るくて陽気で

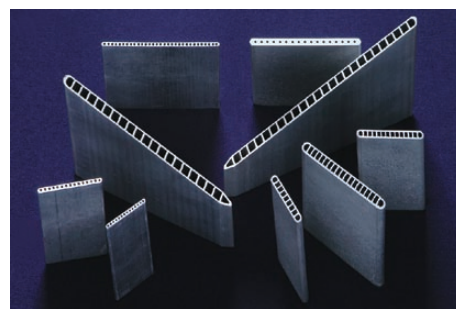


図1 扁平多穴管  
Fig.1 Multi-hole flat tube.



図2 MFチューブ検査室  
Fig.2 Inspection room for MF tube.





#### 【FIAの会社概要】

設 立：1998年 3月  
資 本 金：600万USドル  
所 在 地：インドネシア東ジャワ州グレスック市  
敷地面積：25,530 m<sup>2</sup> (建屋面積 12,160 m<sup>2</sup>)  
生産能力：約450 t/月  
従 業 員：約290名 (2006年12月現在)



す。そして、女性は勤勉かつ働き者で、根気の必要な検査作業は女性たちが頼りになります(図2)。

毎日「ご安全に!」を合言葉に、「安全第一」および「品質第一」でお客様から信頼される「ものづくり」に励んでいます。

### 3. 古河(天津)精密鋁業有限公司

#### 3.1 概要

古河(天津)精密鋁業有限公司(Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corp.)は古河スカイ(株)100%の出資により、FIA(インドネシア)、FSV(ベトナム鋳物工場、フルカワスカイ・アルミニウム・ベトナム社(Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc.))に次ぐ第3の海外生産拠点として2005年4月に設立されました。工場所在地は中国の天津市にあり、北京の南東120 kmに位置します。天津は北京、上海および重慶とともに中央政府直轄市の1つで、古くから交通の要衝として発展してきた港湾都市です。古河(天津)精密鋁業有限公司はFIAに続く海外における押出工場で、MFコンデンサチューブをはじめ、主として自動車熱交換器用アルミニウム押出材の生産を行っています。

#### 3.2 古河(天津)精密鋁業有限公司の沿革

2005年4月 会社設立

2007年1月 操業開始(#1押出機-2750UST)



#### 【古河(天津)精密鋁業有限公司の会社概要】

設 立：2005年 4月  
資 本 金：1,000万USドル  
所 在 地：中華人民共和国 天津市  
敷地面積：34,572 m<sup>2</sup> (建屋面積 10,184 m<sup>2</sup>)  
生産能力：約250 t/月  
従 業 員：約90名

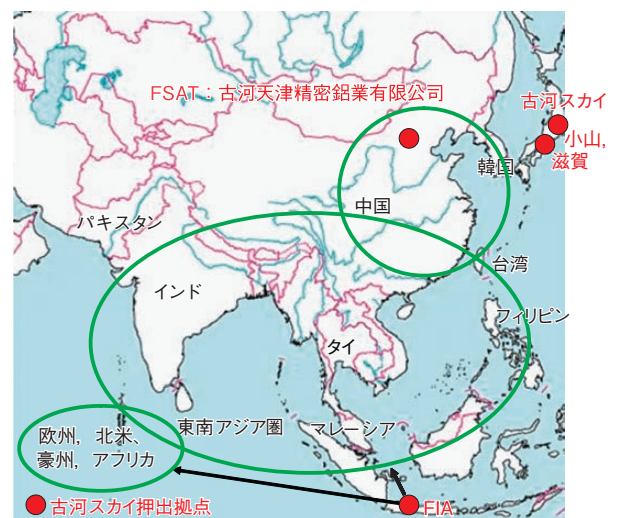


図3 中国、東南アジア供給体制

Fig.3 Product supply system in China and Southeast Asia.

### 4. おわりに

当社は自動車熱交換器用のアルミニウム押出材の中国、東南アジア圏の供給体制(図3)を増強しました。古河(天津)精密鋁業有限公司での製造を早期に軌道に乗せ、最適な供給体制に移行していく予定です。日本国内と同様の高度なダイス技術、押出技術および品質管理技術を駆使して、日本国内と変わらぬ品質でお客様へアルミ製品をお届けします。



## CSRレポート2006 発行

Publication of CSR Report 2006

## 1. はじめに

当社は古河スカイグループの「CSRレポート2006」を2006年10月に発行し、同時にウェブサイトにも掲載しました。同レポートでは企業の社会的責任(Corporate Social Responsibility)について当社の取り組みをまとめています。「CSRレポート2006」の表紙と目次を図1に示し、全体の中から「CSRへの取り組み」と「地球温暖化防止」の一部を以降の項で紹介します。

## 2. 当社のCSR活動

当社のめざすCSR活動の概要を図2に示します。2005年1月より社内に「CSR委員会」を発足させ、“法令遵守”、“環境保全”、“安全性向上”および“人材育成”という4つのテーマを掲げて、それぞれの側面から、体制の整備と従業員の意識向上を図るとともに、事業全体に対するリスクの把握に取り組んでいます。



図1 「CSRレポート2006」の表紙と目次

Fig.1 Front page and contents of the CSR Report 2006.

## Contents 目次

■ 古河スカイグループの概要	3
■ ビジョンと体制	
トップメッセージ	4
CSRへの取り組み	5
コーポレート・ガバナンス	6
中期連結経営計画および経営状況	7
■ 環境への取り組み	
環境マネジメント	9
環境会計	11
2005年度実績と2009年度目標	12
事業活動と環境負荷	13
地球温暖化防止	14
大気・水質・土壌・地下水の汚染防止	17
化学物質管理	18
省資源・廃棄物削減	19
グリーン活動	20
環境調和製品	20
サイトレポート	
・掘井工場	22
・小山工場	23
・古河カラーアルミ(株)	24
各サイトの環境データ	25
■ 社会への取り組み	
お客様との関わり	27
株主・投資家との関わり	28
地域社会との関わり	29
従業員との関わり	30

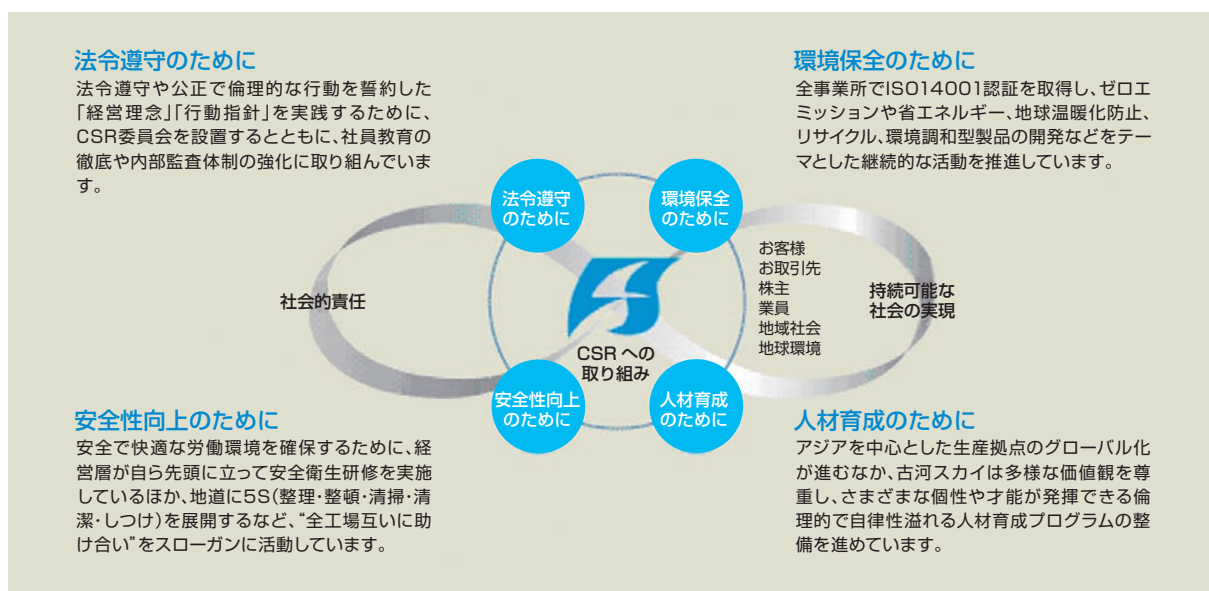


図2 古河スカイのめざすCSR

Fig.2 Outline of the CSR activities of Furukawa-Sky.

### 3. 地球温暖化防止への取り組み

#### 3.1 燃料転換

当社では、熱源としての燃料には、主に重油、LPGおよびLNG※を使用しています。LNGは、重油に比べて発熱量あたりのCO<sub>2</sub>排出量を約3割削減することができるため、当社は2003年以来、LNGへの燃料転換を進めてきました。図3に燃料比率の推移を示します。また、表1に燃料別のCO<sub>2</sub>排出係数および発熱量を示します。

最近の原油価格の高騰を受けて、今後さらに燃料転換を促進し、2009年度には、全エネルギー中のLNG比率を32%に、また電力を除いた燃料中のLNG比率を62.8%にまで高める予定です。

※LNGにはパイプラインで供給される都市ガスも含む。

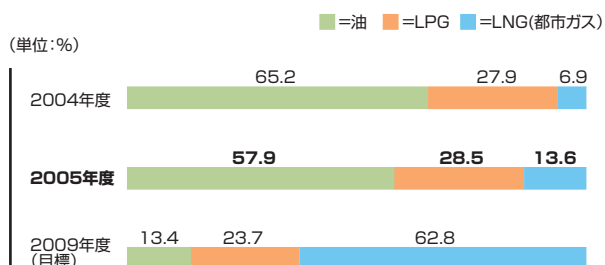


図3 燃料比率の推移

Fig.3 Trend in the percentage of fuels.

表1 燃料別CO<sub>2</sub>排出係数／発熱量比較

Table 1 Comparison of the CO<sub>2</sub> emission coefficient/calorific value of fuels.

	CO <sub>2</sub> 排出係数	発熱量
LNG	0.0135 kg-C/MJ	54.5 MJ/kg
A重油	0.0189 kg-C/MJ	39.1 MJ/ℓ
C重油	0.0195 kg-C/MJ	41.7 MJ/ℓ
灯油	0.0185 kg-C/MJ	36.7 MJ/ℓ

出典:「地球温暖化対策の推進に関する法律」施行令第三条(環境省)

深谷工場と古河カラーアルミ(株)では、すでに都市ガスパイプラインが敷かれており、LNG化が進んでいます。また小山工場では、2006年度のパイプラインの計画に合わせてLNG化を進めていきます。パイプライン計画のない日光工場と福井工場では、LNGタンク基地を新設してタンクローリーで輸送する計画で、すでに日光工場ではタンク1基が稼働を開始しています。図4に日光工場と深谷工場の燃料転換の例を示します。



LNGタンク基地(日光工場)



パイプライン接続口(深谷工場)

図4 日光工場と深谷工場の燃料転換の例

Fig.4 Fuel conversion facilities at the Nikko and Fukaya Works.

#### 3.2 リジェネバーナーへの切替

当社のアルミニウム鋳造工程では、アルミニウム地金を溶解する際にバーナーを使用しています。そこで使用される燃料が、エネルギー使用量全体の約3割を占めており、省エネルギーを促進する上で、バーナーのエネルギー効率改善が最も効果的です。

このため当社では、2台のバーナーを1対として、燃料と蓄熱(炉内ガス吸引)を交互に繰り返して廃熱回収を行うことにより、燃焼効率を格段に向上させる「リジェネバーナー」への切り替えを推進しており、2008年度までに切り替えを完了する予定です。

### 4. おわりに

今後、皆様のご意見をいただき、よりよい報告書にしていきたいと思っています。特に、早期に関連会社全体を含めた環境連結を実現するとともに社会性報告の充実を図りたいと思っています。

## 古河スカイ技術研究所新設

Frukawa-Sky Technical Research Center Integrated into a New Building



新技術研究所の外観

## 1. はじめに

当社はこのほど、深谷地区(埼玉県深谷市)に技術研究所を集約し、新たに研究棟1棟と実験棟2棟を新設しました。これで当社発足以来拡充を続けてきた深谷地区の技術研究所は、発足時の約2倍の面積になりました。

新設した建屋のうち研究棟は総2階建てで、外壁にはアルミニウムプレコート材として土木用防汚材料Ⅰ種※に初めて合格した、当社が開発した防汚性アルミニウム塗装材「ファスコートクリーン®」を全面に採用しています。また、段差をなくし、エレベータを設置するなど、

※土木用防汚材料Ⅰ種：

国土交通省管轄の(財)土木研究センターによって認定され、屋外土木構造物に用いた場合に、汚れにくく、また汚れがひどい場合も清掃によって汚れを容易に落とすことができ、初期に近いきれいな状態を維持することが可能な材料。

ハートビル法の思想を盛り込んだ構造としました。

実験棟は試験、評価設備を収容する評価棟と、試作材料製造装置を設置する試作棟の2棟で、集中廃液処理設備を同時に設置し、環境に配慮したものです。建屋の新設に当たっては、人にも環境にも「やさしく」を充分に取り入れた設計を採用しています。

## 2. 目的

これまでの技術研究所は、主力工場の敷地内に分散して存在し、福井地区(福井県坂井市)、日光地区(栃木県日光市)、小山地区(栃木県小山市)および深谷地区の4箇所で研究・開発活動を進めてきました。この体制は、各工場で製造する製品の技術問題対応への迅速性には優れていますが、各地区で同様な研究テーマを重複して抱えるなど、必ずしも有利とはならない面も持っていま



した。そこで、これら重複した研究テーマを一元化して進め、製品横断的な基礎・基盤技術を深化させることと、さらなる革新的な製品開発および技術開発をスピードアップさせることを目標に、技術研究所の集約計画を進めてきました。この集約計画に基づいて、深谷地区に研究所建屋の新設を完了させました。

この建屋の完成により、2007年3月に日光地区から研究者および研究設備の移動を実施しました。今後は、旧深谷研究建屋の一部改装を行い、2007年度前半には、福井地区および小山地区からの移動を完了させます。その後人員の採用および補充を実施し、研究者140名を深谷地区に集結させる予定です。

### 3. これからの効果

新技術研究所の中心となる建屋の研究棟には、異なった研究テーマを担当する研究者同士が、常時相談や議論ができるように、手軽に集まれるオープンスペースや、外部あるいは内部講師による勉強会が開催できる大会議室を設置するなど、開放的空間を強く意識した配置としました。他の研究者や異業種からの絶え間ない刺激により、研究者自身が研鑽を積み、業界において存在感のある研究者へ成長することを意図したものです。

当社の製品は、圧延材、押出材、鋳物品、鍛造品およびそれらを使用したアルミニウム加工品と幅広く、その用途分野もアルミニウムフォイルのような日常品から、H-IIロケットのタンク材に代表される宇宙産業に貢献するものまで、多岐にわたっています。これらの異なった製品および製造・加工技術を研究する100名を超える研究者が、一堂に会して議論を深めることができるため、大きな成果が得られると期待できます。

例えば、2004年度に「日経優秀製品サービス賞 最優秀賞」と「日本アルミニウム協会賞 技術賞」を受賞した自動車パネル材の開発は、アルミニウム超塑性材の研究から進めてきた結晶粒組織制御技術と、難加工成形品の加工技術開発から追求していたブロー成形技術の合体の成果です。これからもより広範囲の技術を結集させ、迅速に革新的な開発を進めていきます。

また新研究棟1階には、評価および解析装置の設置スペースも準備しています。これまで4箇所に分散投資し



実験棟



研究棟のエントランス

ていた評価装置も、この集約により深谷地区への重点投資が可能となりました。2007年度にはフルスペックの透過電子顕微鏡を設置するのをはじめ、今後も最新鋭の評価装置の導入を図っていきます。これにより、当社の分析センターとしての機能拡充を図るとともに、より信頼性が高く、分析精度を向上させたデータの提供に努めていきます。

### 4. おわりに

当社技術研究所の拡充と発展を実行させる基礎体制作りは2007年度で整います。この新体制を活用し、今後もアルミニウム材料の持つ特徴および利便性を極限まで探求するとともに、皆さまに喜ばれる製品開発に一層の努力を重ねていきます。

### 自動車熱交換器用板材販売会社「アフセル社」設立 Establishment of a Sales Company for Automobile Heat Exchangers Sheet Material AFSEL S.A.

当社は、バルカン地域最大の鉄鋼・非鉄金属総合メーカーであるビオハルコ社 (VIOHALCO S.A., 資本金：4億7千万ユーロ、ニコラス・スタシノポーラス会長) グループのアルミニウム圧延会社エルバル社 (Hellenic Aluminum Industry S.A., 資本金：3千7百万ユーロ、ランプロス・D. バルーハス社長) と共同で事業を進めることとし、ギリシア共和国に合弁で自動車熱交換器用板材の販売会社を設立することで合意し2006年12月7日に協定書に調印しました。

欧州地域においては、今後自動車需要の増大が予想されています。当社は自動車熱交換器用板材事業へ積極的に対応するため、当販売会社を通じて営業活動を強化する体制を構築します。これにより、日系ユーザーへのグローバルな対応と欧州地域での顧客開拓を図ります。

新会社の概要は次のとおりです。

#### ＜新会社の概要＞

会 社 名：アフセル社 (AFSEL S.A.)

設 立：2007年2月

本 社：ギリシア アテネ市近郊エルバル社イノ  
フィタ工場内

資 本 金：18万ユーロ

出資比率：古河スカイ(株)50% エルバル社50%

社 長：伊藤孝英 (古河スカイ(株)顧問)

事業内容：欧州地域を主体とする自動車熱交換器用板  
材の販売およびマーケティング

売 上：約4千万ユーロ(約60億円)/年(2010年目標)

(注) S.A. は日本の株式会社に対応。



吉原社長とビオハルコ社ニコラス・スタシノポーラス会長  
Mr. M. Yoshihara (President of Furukawa-Sky Aluminum  
Corp.) and Mr. N. M. Stasinopoulos (Chairman of  
VIOHALCO S.A.) .



アフセル社 伊藤社長  
Mr. T. Itoh (President of AFSEL S.A.) .

## 1. 学会および協会誌投稿論文

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	アルミニウム合金シートの超塑性成形	一 谷 幸 司 田 形 勉	金属, <b>76</b> (2006), 72.	2006.04
2	船舶用アルミニウム合金厚板	松 本 英 幹	軽金属, <b>56</b> (2006), 409.	2006.07
3	アルミ繊維焼結吸音材「フルポーラス」の開発	細 川 俊 之 西 本 英 二 望 月 信 利 橋 本 直 志 柴 田 康 男 生 井 敦	アルミニウム, <b>13</b> (2006), 145.	2006.10
4	Al-3%Mg-1%Cu合金の時効硬化およびナノ析出組織に及ぼす Ag 添加の影響	鈴 木 義 和 廣 澤 涉 一 (東工大) 里 達 雄 (同上) 大 村 知 也 (リコー)	軽金属, <b>56</b> (2006), 671.	2006.11

## 2. 学会および協会講演

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	Thermo-Inelastic Simulation of Aluminum Direct Chill Casting Process for Crack Sensitivity Evaluation	石 川 宣 仁	IFHTSE, 3rd International Conference on Thermal Process Modeling and Simulation (プタベスト), 概要集, (2006), 61.	2006.04
2	Al-Mn-Mg系合金の粒界腐食感受性に及ぼすろう付加熱後の熱処理条件およびSi添加量の影響	大 谷 良 行 田 中 哲 一 二 宮 淳 司 土 公 武 宜	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 245.	2006.05
3	ブレージングシート廃材を利用したカラーアルミ材の耐食性	小 林 時 彦 正 路 美 房 (住友軽金属工業) 加 藤 良 則 (神戸製鋼所) 長 澤 大 介 (日本軽金属) 浅 野 雅 三 (三菱アルミニウム)	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 251.	2006.05
4	塗装下地処理後の表面性状とその性能	加 藤 治 高 谷 松 文 (千葉工大)	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 253.	2006.05
5	プレコート材の放熱特性と一般特性に及ぼす塗膜中の樹脂及び添加物の影響	嶋 宮 真 柱 前 園 利 樹 斉 藤 正 次	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 257.	2006.05
6	プレコート材の耐汚染特性と一般特性に及ぼす樹脂の種類, 塗膜中の添加物の影響	小 澤 武 廣 斉 藤 正 次	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 259.	2006.05
7	6061アルミニウム合金板の疲労特性に及ぼす試験湿度の影響	一 谷 幸 司 小 山 克 己	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 125.	2006.05



	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
8	Al-Mg-Cu(-Ag) 系合金におけるナノ析出組織のHRTEM観察と3DAP分析	鈴木 義和 大村 知也 (東工大) 廣澤 涉一 (同上) 里 達雄 (同上)	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 211.	2006.05
9	予備時効処理をしたAl-Mg-Si合金の室温での析出挙動	日比野 旭健 高田 健 (新日本製鐵) 潮田 浩作 (同上) 菊池 正夫 (九州大)	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 217.	2006.05
10	電解コンデンサ用アルミニウム箔のエッチング特性に及ぼす金属間化合物分散密度の影響	山崎 純 松本 英幹 目秦 将志 (東洋アルミニウム)	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 231.	2006.05
11	双ロール鑄造法を用いたAl-Fe-Ni系合金の再結晶挙動	新倉 昭男 川原 晃 木村 剛 土公 武宜	軽金属学会・第110回春期大会, 概要集, (2006), 233.	2006.05
12	Corrosion of Aluminum in White Wine	兒島 洋一	Aluminium Surface Science and Technology 4th International Symposium, ASST 2006 Abstracts (2006), 64.	2006.05
13	Brazeability of Al-Mg Alloy in Non-Corrosive Flux Brazing	土公 武宜 柳川 裕 山田 知礼	4th International Congress Aluminium Brazing Proceedings Session B, (2006).	2006.05
14	Superplastic Properties of a Newly Developed Al-Mg-high Mn Aluminum Alloy Sheet	一谷 幸司 田形 勉	International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials, Thermec2006, 「Thermec' 2006 Abstracts」, 250.	2006.07
15	Increase of Lankford Value of Al-Mg-Si Sheets for Automotive Panel Produced by Asymmetric Warm Rolling	三木 善揮 小松原 俊雄 小山 克己 野口 修 上野 洋一	International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials, Thermec2006, 「Thermec' 2006 Abstracts」, 287.	2006.07
16	Improvement of Bake-Hardening Response of Al-Mg-Cu Alloys by Means of Nanocluster Assist Processing (NCAP) Technique	鈴木 義和 大村 知也 (東工大) 廣澤 涉一 (同上) 里 達雄 (同上)	The 10th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA10), 「Materials Science Forum」, <b>519-521</b> (2006), 215.	2006.07
17	Recrystallization Behavior in Twin-Roll Continuous Cast Al-Fe-Ni Alloy	新倉 昭男 川原 晃 木村 剛 土公 武宜	The 10th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA10), 「Materials Science Forum」, <b>519-521</b> (2006), 1635.	2006.07
18	Precipitation Behavior of Zirconium Compounds in Zr-Bearing Al-Mg-Si Alloy	檜室 義幸 小山 克己 戸次 洋一郎	The 10th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA10) Proceedings, (2006), 501.	2006.07
19	Formability and Bake-Hardenability of Al-Mg-Cu Alloy Sheets by Asymmetric Warm Rolling	鈴木 義和 大村 知也 (東工大) 廣澤 涉一 (同上) 里 達雄 (同上)	The 10th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA10), 「Materials Science Forum」, <b>519-521</b> (2006), 1505.	2006.07
20	車体材料の技術動向	東海 林 了	シンポジウム ボデー構造形成技術の最前線 —多目的満足化設計と材料・成形・接合技術 の新展開—「ボデー構造形成技術の最前線」, (2006.12), 46.	2006.07
21	アルカリ熱サイクル環境中のアルミニウム合金の腐食挙動	恩田 時伯 兒島 洋一	腐食防食協会 第53回材料と環境討論会(秋 期大会), 「第53回材料と環境討論会講演集」, (2006), 373.	2006.09

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
22	アルミニウムの腐食促進試験における酢酸の影響	兒 島 洋 一 大 谷 良 行	腐食防食協会 第53回材料と環境討論会(秋期大会), 「第53回材料と環境討論会講演集」, (2006), 375.	2006.09
23	Studies on Characteristics of Friction Stir Welded Joints in Structural Aluminum Alloys Part1:Metallurgical Features of Friction Stir Welded Zone	岡 田 俊 哉 (軽金属溶接構造協会 FSW 小委員会として)	Sixth International Symposium (TWI)	2006.10
24	Fabrication of Metal-Matrix Composites Locally Reinforced with Ceramic Particles by Using Intermittent AC Magnetic Field	菅 野 能 昌 谷 口 尚 司 (東北大)	The 5th International Symposium on Electromagnetic Processing of Materials, EPM2006, 444.	2006.10
25	アルミ繊維吸音材「フルポーラス」の建築材料や機械騒音対策等への適用事例 (講演)	細 川 俊 之 西 本 英 二 望 月 信 利 橋 本 直 志	軽金属学会・第79回シンポジウム－高機能セル構造体の最前線	2006.10
26	温間異周速圧延によるAl-Mg-Si合金のr値改善	小 松 原 俊 雄 小 山 克 己 上 野 洋 一 三 木 善 揮	第57回塑性加工連合講演会, 講演論文集, (2006), 321.	2006.10
27	アルミニウム材料特許の実例	米 山 富 美 雄 (日本アルミニウム協会特許委員会として)	第10回軽金属フォーラム, テキスト, (2006), 63.	2006.11
28	湿り空気中のアルミニウム合金切欠き板の水素助長割れ	一 谷 幸 司 大 崎 修 平 (山口大) 池 田 淳 (同上) 木 下 勝 之 (同上) 竹 島 義 雄 (住友軽金属工業) 佐々木 裕 造 (日本アルミニウム協会)	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 15.	2006.11
29	流動ろうによるろう侵食の定量評価法の開発	村 瀬 崇 柳 川 裕 鹿 野 浩 大 原 伸 昭	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 257.	2006.11
30	アルカリ熱サイクル環境中のアルミニウム合金の腐食挙動	恩 田 時 伯 兒 島 洋 一	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 315.	2006.11
31	アルミニウムの腐食促進試験における酢酸の影響	兒 島 洋 一 大 谷 良 行	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 319.	2006.11
32	等速・異周速複合圧延したAl-Mg-Si合金板の再結晶集合組織	小 松 原 俊 雄 堀 雅 是 (大阪府立大) 山 崎 毅 幸 (同上) 高 杉 隆 幸 (同上) 田 中 宏 樹 (住友軽金属工業)	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 279.	2006.11
33	アルミニウム表面モデル酸化物の脱脂性の検討	田 中 祐 一 倉 田 正 裕 小 林 敏 明	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 331.	2006.11
34	温間異周速圧延 (AWR) によるAl-Mg-Cu合金板の諸特性	鈴 木 義 和 廣 澤 渉 一 (東工大) 里 達 雄 (同上)	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 291.	2006.11
35	プレコート材の放熱特性と一般特性に及ぼす塗膜中の添加物の影響	頓 宮 真 柱 前 園 利 樹 斉 藤 正 次	軽金属学会・第111回秋期大会, 概要集, (2006), 343.	2006.11
36	アルミニウム溶湯の汚染状況に及ぼす耐火物組成の影響	大 瀧 光 弘 (軽金属学会「アルミニウム溶湯と耐火物との反応研究部会」)	軽金属学会シンポジウム「アルミニウム溶湯の汚染挙動に及ぼす不定形耐火物組成の影響」研究部会報告書No.48, (2006), 1.	2006.12

## 3. その他 報告, 講演, 発表など

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	異周速圧延材の曲げ加工性改善	檜 室 義 幸	自動車軽量化のためのアルミニウム合金高度加工・形成技術 平成17年度ナノメタルグループ成果報告書, (2006), 1.	2006.06
2	アルミニウムの溶解と溶湯処理	大 瀧 光 弘	平成18年度軽金属基礎技術講座, 「軽金属基礎技術講座」, 第5版, (2006), 1.	2006.09
3	アルミニウムの圧延	小 林 博 幸 竹 田 和 敏 高 橋 勲 浅 田 勝 義	平成18年度軽金属基礎技術講座, 「軽金属基礎技術講座」, 第5版, (2006), 56.	2006.09
4	軽金属の表面処理	小 林 時 彦	(社) 軽金属学会東海支部 若手研究者・技術者のための軽金属基礎講習会, 「若手研究者・技術者のための軽金属基礎講習会」, (2006), 45.	2006.09
5	超塑性アルミニウム合金材料およびその適用例	村 松 俊 樹	北陸技術交流テクノフェア2006, 技術プレゼンテーション, 鉄鋼・非金属分野, テーマNo12, (2006).	2006.10
6	第一章 反射鏡の検討	前 園 利 樹 難 波 江 元 広	平成16年度NEDO光ダクトシステムの普及に向けたFS事業成果報告書, (2006).	2006.11
7	自動車用アルミニウム材料の成形	野 口 修	平成18年度自動車のアルミ化技術講習会, 前刷り集, (2006).	2006.12



## 編集後記

当社は2003年10月の会社設立以来、アルミニウム圧延のトップメーカーとして、高品質なアルミニウム製品を多彩な産業分野へ供給し続けております。最近の話題を振り返ると、2006年10月にCSRレポートを発行し、企業の社会的責任について当社の取り組みを報告しました。また、2007年には、中国天津の押出工場の稼働、ギリシャの自動車熱交換器用板材の販売合弁会社設立など海外事業展開を活発に進めています。研究の要となる技術研究所は深谷地区に新棟が建設され、1ヶ所に研究者を集結して、製品開発・技術開発のスピード化、および効率化を高めていきます。今後も全社一丸となり、皆様のご期待に添えるよう努力を続ける所存です。

『Furukawa-Sky Review』第3号をお届け致します。

第3号は自動車アルミニウム材についての解説、論文、製品紹介を集めました。また、上記の最近の話題についてもトピックスとしてまとめています。さらに当社の社外発表など公表資料をまとめました。誌面の制約で、当社の技術・製品の一端をご紹介しますに止まりましたが、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、忌憚なく担当者までお問い合わせください。

『Furukawa-Sky Review』を皆様方にご愛読いただけるように、編集委員一同、魅力的な誌面づくりを心掛けてまいります。今後とも引き続き、ご支援ご鞭撻並びにより一層のご指導、ご助言を賜りますようお願い申し上げます。

編集委員一同

## Furukawa-Sky Review No.3

(2007年4月1日 発行)

Furukawa-Sky Review 編集委員会

委員長	西辻孝三			
委員	亀井信哉	難波江元広	倉田正裕	岸野邦彦
	東海林了	爲本崇史	仁木和寿	
幹事	石川和徳	澤地 隆	中下里美	

発行所 古河スカイ株式会社  
〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階  
TEL: (03) 5295-3800 (代表) FAX: (03) 5295-3760

編集発行人 西辻孝三

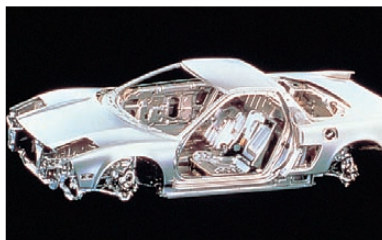
編集 Furukawa-Sky Review 編集委員会

製作 古河テクノリサーチ株式会社

# Always With You

私たち古河スカイは、日本最大のアルミ圧延メーカーとして、幅広い産業分野のお客様とともにアルミニウムがもつ無限の可能性を追究し、“新たな価値”を創造し続けていきます。

## 輸送分野



軽量で、強度・剛性に優れたアルミニウム材料は、鉄道車両や船舶の加速度性能の向上やエネルギー効率の向上に貢献してきたほか、近年では、ハイブリッド自動車の駆動モータのパワーアップや省エネ化のキーパーツとなるアルミ電解コンデンサにも広く使われています。

- 自動車熱交換器
- 自動車ボディ
- ターボチャージャー用インペラ
- 鉄道車両
- 船舶
- 航空機

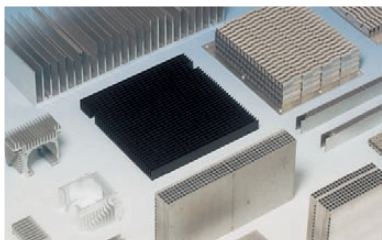
## 生活関連分野



リサイクル率に優れ、省エネにも大きく寄与するアルミ缶は、ビールや清涼飲料水などに広く使われています。また、鉄の約3.1倍という熱伝導率の高さをもつことから、高性能化、省エネ化が求められるエアコンの熱交換機としての需要も高まっています。

- アルミ缶
- 食品用箔
- 医薬用箔
- 家電
- スポーツ・レジャー

## 産業分野



品質安定性やコストパフォーマンスに優れた小型・大容量のコンデンサ（蓄電器）として、また、軽量で、放熱性や加工性、意匠性に優れた筐体として、アルミニウムはパソコンや携帯電話、デジタルカメラなどのエレクトロニクス機器に幅広く用いられています。

- PS版（オフセット印刷用刷版）
- 複写機ドラム
- 電解コンデンサ
- ヒートシンク
- メモリーディスク基板
- 真空容器

## 建築分野



アルミニウム材料は、表面処理を施すことでさまざまな色や質感を表現できるほか、建築物に求められる気密性、遮音性、断熱性、耐火性などにも優れることから、高層ビルのカーテンウォールやガラスドームの骨材、住宅の建材やエクステリア製品などに活用されています。

- カーテンウォール
- 内外装
- 屋根
- サッシ
- 高欄
- 標識



# 古河スカイ株式会社

本 社 〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
秋葉原UDX12階  
TEL:(03)5295-3800 FAX:(03)5295-3760

工 場  
福 井 〒913-8588 福井県坂井市三国町黒目21-1番地  
TEL:(0776)82-5840 FAX:(0776)81-6022

深 谷 〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351番地  
TEL:(048)572-1311 FAX:(048)573-4162

日 光 〒321-1443 栃木県日光市清滝桜ヶ丘町1番地  
TEL:(0288)54-0567 FAX:(0288)53-3329

小 山 〒323-0812 栃木県小山市大字土塔560番地  
TEL:(0285)23-2111 FAX:(0285)22-1668

滋 賀 〒523-0021 滋賀県近江八幡市長福寺町172番地  
TEL:(0748)38-1300 FAX:(0748)37-8423

営 業 拠 点  
関 西 〒530-0004 大阪府大阪市北区堂島浜2丁目1番29号  
古河ビル6階  
TEL:(06)4797-7300 FAX:(06)4797-7327

中 部 〒461-0005 愛知県名古屋市東区東桜1丁目14番25号  
テレビアビル8階  
TEL:(052)955-6680 FAX:(052)955-6683

九 州 〒812-0011 福岡県福岡市博多区博多駅前3丁目2番1号  
日本生命博多駅前ビル3階  
TEL:(092)436-3341 FAX:(092)436-3349

関 連 会 社 株式会社ACE21  
株式会社エルコンボ  
株式会社システムスカイ  
スカイサービス株式会社  
株式会社ニッケイ加工  
日本製箔株式会社  
東日本鍛造株式会社  
古河カラーアルミ株式会社  
古河スカイ滋賀株式会社  
古河スカイテクノ株式会社  
古河（天津）精密鋁業有限公司  
AFSEL S.A.  
Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc.  
PT.Furukawa Indal Aluminum

(50音順)





<http://www.furukawa-sky.co.jp/>