

ISSN 0039-4963

SKEGA2 46(1) 1-157 (2005)

VOL.46

2005

SUMITOMO LIGHT METAL  
TECHNICAL REPORTS

# 住友輕金屬技報



# 住友軽金属技報

第46巻 第1号 平成17年

## 目次

### 論文

P682	60mass%Cu-Zn 合金の被削性に及ぼすビスマス及びスズ複合添加の影響 .....	安渥 藤 哲 也 吉望 美 哲 浩 中 川 善 敏 村 月 敏 克	1
P683	Effect of Hydrogen Gas on the Thermal Behavior of Lubricant Oil Remaining in Copper Tubes during Annealing .....	Tetsuro Atsumi Hiroyuki Morita Shizuo Miyoshi	6
P684	亜硝酸系防錆剤を含む空調機使用水下での銅管の腐食挙動 .....	山 田 豊 境 利 昌 宏 世 戸 飯 塚 修 岩 美 飯 塚 政 男 功	17
P685	水平内面溝付管内の单相流圧力損失の予測式 .....	清 谷 明 弘 五 島 正 順 雄 井 上 本 恵 広 城 本 幸 子 泰 江 李 幸 宇 秋 佐 藤 全	22
P686	等温押し出しの FEM 解析 .....	高 橋 昌 也 米 山 昌 也 高 橋 昌 也	31
P687	摩擦センサの開発とアルミニウム熱間押し出しにおける測定 .....	米 山 昌 也 高 橋 昌 也	37
P688	アルミニウムの熱間圧延潤滑性に及ぼす金属せっけんの影響 .....	渡 邊 貴 道 細 見 和 弘	43
P689	プレコートアルミニウム合金板における皮膜特性に及ぼすインナーワックスの影響 .....	竹 田 委 千 央 細 見 和 弘	49
P690	Effects of Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys .....	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hiroki Tanaka Hideo Yoshida	55
P691	鉄量の多い Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼすけい素およびマンガン量の影響 .....	箕 田 正 浅 野 峰 生 吉 田 英 雄	61
P692	アルミニウム合金板材のカップ試験シミュレーションにおける成形限界に及ぼす異方性降伏関数の影響 .....	山 田 賢 治 水 越 秀 雄 岡 田 功 史 桑 原 利 彦 梅 村 昌 史	67
P693	Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Lüders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheets .....	Tadashi Minoda Hideo Yoshida	72
P694	Improvement in the Brazeability of Aluminum Clad Thinner Fin for Automotive Heat Exchanger .....	Yuji Hisatomi Yoshifusa Shoji Taketoshi Toyama Yoshiharu Hasegawa	77

## 技 術 資 料

R514	自動車車体の軽量化に寄与するアルミニウム材料とその適用技術の現状と将来 .....	宇 都 秀 之	84
R515	自動車用アルミニウム合金板材の曲げ加工性に関する研究動向 .....	箕 田 正 生 浅 野 峰 生	93
R516	輸送機器向け展伸用アルミニウム合金の開発の歩み .....	吉 田 英 雄	99
R517	次世代航空機のためのアルミニウム材料技術 .....	佐 野 秀 男	117
R518	2013-T6511 押出材の物理的性質および機械的性質 .....	佐 野 秀 男 也 加 藤 勝 也	126
R519	日・米・欧におけるアルミニウム DI 缶の軽量化動向 .....	横 井 洋 吾 伊 川 慎 清 平 野 清 一	133

## 新製品・新技術紹介

R520	Friction Stir Welded Products in the Aluminium Mill Shop .....	Masaki Kumagai Sunao Tanaka	141
------	----------------------------------------------------------------	--------------------------------	-----

## 発 明 と 考 案

I 107	機能性表面を特徴とするアルミニウム合金板の関連特許 .....		147
-------	---------------------------------	--	-----

## 公 表 資 料

論文・講演・資料 .....		153
----------------	--	-----

# SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 46 No. 1, 2005

## CONTENTS

### Technical Paper

P682	Influence of Complex Additions of Bismuth and Tin on Machinability of 60 mass% Cu-Zn Alloy .....	Tetsuya Ando Tetsuro Atsumi Yoshihiro Yoshikawa Toshiharu Mochizuki Katsuaki Nakamura	1
P683	Effect of Hydrogen Gas on the Thermal Behavior of Lubricant Oil Remaining in Copper Tubes during Annealing .....	Tetsuro Atsumi Hiroyuki Morita Shizuo Miyoshi	6
P684	Corrosion Behavior of Copper Tube in Water with Nitrite Inhibitor for Air-Conditioning .....	Yutaka Yamada Masahiro Sakai Osami Seri Iwao Toda Masanori Iitsuka	17
P685	Development of General Correlations for Pressure Drop in Single-Phase Turbulent Flow Inside Internally Helical-Grooved Tubes .....	Akihiro Kiyotani Masao Goto Norihiro Inoue Keiko Siromoto Yukiyasu Emoto Yu Li Masaaki Sato	22
P686	FEM Analysis of Isothermal Extrusion .....	Masaya Takahashi Takeshi Yoneyama	31
P687	Development of a Friction Sensor and Measurement in Aluminum Hot Extrusion .....	Takeshi Yoneyama Masaya Takahashi	37
P688	Effect of Metal Soap on Hot Rolling Lubricity of Aluminum .....	Takamichi Watanabe Yasuhiro Hosomi	43
P689	Effect of Inner Waxes on Film Properties of Pre-coated Aluminium Sheet .....	Ichio Takeda Yasuhiro Hosomi	49
P690	Effects of Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys .....	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hiroki Tanaka Hideo Yoshida	55
P691	Influence of Silicon and Manganese Content on the Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloy Sheets with Higher Iron Content .....	Tadashi Minoda Mineo Asano Hideo Yoshida	61
P692	Effects of Anisotropic Yield Function on Forming Limit of Cup Test Simulation for Aluminum Alloy Sheets .....	Kenji Yamada Hideo Mizukoshi Koushi Okada Toshihiko Kuwabara Masashi Umemura	67
P693	Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Lüders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheets .....	Tadashi Minoda Hideo Yoshida	72
P694	Improvement in the Brazeability of Aluminum Clad Thinner Fin for Automotive Heat Exchanger .....	Yuji Hisatomi Yoshifusa Shoji Taketoshi Toyama Yoshiharu Hasegawa	77



### Technical Review

R514	Trend of Aluminum Alloys and Their Application Technologies for Weight Saving of Automobile Body .....	Hideyuki Uto	84
R515	Trend of Researches on Bendability of Automotive Aluminum Alloy Sheet .....	Tadashi Minoda Mineo Asano	93
R516	History of wrought aluminum alloys for transportations .....	Hideo Yoshida	99
R517	Aluminum Technology for Next Generation Airframe .....	Hideo Sano	117
R518	Physical Properties and Mechanical Properties of 2013-T6511 Extrusion .....	Hideo Sano Katsuya Kato	126
R519	Light-weighting Trend of Aluminum D&I Cans in Japan, USA and EU .....	Hiroshi Yokoi Shingo Ikawa Seiichi Hirano	133

### New Manufactured Goods and New Technique

R520	Friction Stir Welded Products in the Aluminium Mill Shop .....	Masaki Kumagai Sunao Tanaka	141
------	----------------------------------------------------------------	--------------------------------	-----

### Invention and Device

I 107	Patents on Functional Surface Aluminum Alloy Sheet .....		147
-------	----------------------------------------------------------	--	-----

### Distributed Data

	Published Papers and Presentations .....		153
--	------------------------------------------	--	-----

# 60mass%Cu-Zn 合金の被削性に及ぼすビスマス及び スズ複合添加の影響\*

安藤 哲也\*\*      渥美 哲郎\*\*\*  
吉川 善浩\*\*\*\*      望月 敏晴\*\*\*\*\*  
中村 克昭\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 1-5

## Influence of Complex Additions of Bismuth and Tin on Machinability of 60 mass% Cu-Zn Alloy

Tetsuya Ando, Tetsuro Atsumi, Yoshihiro Yoshikawa,  
Toshiharu Mochizuki and Katsuaki Nakamura

The machinability of Cu-Zn-Sn-Bi alloy was investigated by considering an influence of metallurgical structure of this alloy under heat treatment and of cutting speed. In the case of air cooling after hot extrusion, the metallurgical structure of material consisted in the  $\alpha$  and the  $\gamma$  phases, and bismuth existed as a single phase. Machinability of air cooled material was very poor compared to leaded free-cutting brass. While in the case of water quenching after heating at adequate temperature, the  $\gamma$  phase in the material structure disappeared and the  $\beta$  phase and the eutectic phase of tin and bismuth were formed. Machinability of water quenched material was remarkably improved in comparison with air cooled one as the same composition. A proper heat treatment made particles of Bi-Sn eutectic phase, which had a low melting point and were finely dispersed. These particles played a roll as chip breakers on machining. So a high cutting speed which heated cut materials made a good machinability. It was found that an addition of a small amount of bismuth into Cu-Zn-Sn alloy exhibited good machinability because the Sn-Bi eutectic phase about twice as bismuth content was formed.

### 1. 緒 言

$\alpha + \beta$  二相合金である 60/40 黄銅に鉛を添加した合金は、被削性に優れる快削黄銅として知られている。この材料は、被削性のみならず、熱間加工性等、多くの優れた性能を有していることから、水栓金具、バルブ部品、軸受けや歯車などの機械部品等に広く利用されている。しかしながら、近年の世界的な健康および環境への関心の高まりから、人体に有害とされる鉛については、例え

ば飲料水中の溶出限界濃度が厳しく規制される<sup>1)</sup>こととなり、鉛添加黄銅部品についても使用中の鉛の溶出が懸念されている。このような規制強化の流れの中、飲料水への直接的な鉛溶出が問題となる水洗金具のみならず、スクラップからの鉛溶出が懸念される電気機器部品や自動車部品にも、被削性を損なわない鉛フリーの黄銅材料が求められている。

鉛とよく似た性質を有しているとの理由から、鉛をビスマスに置き換えたビスマス置換型黄銅が鉛フリー黄銅として期待されている。しかしながら、はんだ等においても鉛の代替としてのビスマスの使用が推進されており<sup>2)</sup>、その資源上の問題も指摘されている。そのため、ビスマス同様低融点金属であり、資源的にもビスマスと比較し豊富なスズとの複合添加による被削性の改善効果が期待される。ただし、Cu-Zn 合金に単純にスズを添

\* 銅及び銅合金, Vol.44 (2005) に主要部投稿  
\*\* 研究開発センター第一部 主任研究員  
\*\*\* 研究開発センター第四部 担当次長  
\*\*\*\* 新日東金属(株)石岡工場 課長  
\*\*\*\*\* エト(株)研究開発室 部長  
\*\*\*\*\* 九州大学ユーザーサイエンス機構 特任助教授

加した場合には、スズ単独で存在することはなく、 $\beta$ 相あるいは $\gamma$ 相を形成する。そのため、低融点チップブレイカとしての効能は得られない。

鉛フリーアルミ合金<sup>3)</sup>や鉛フリーはんだでは、ビスマスは単独で存在しているのではなく、スズとの低融点共晶合金として存在している。本稿では、このビスマスとスズが共晶反応により低融点合金を生成することに着目し、Cu-Zn合金の被削性に及ぼすビスマスとスズの複合添加効果について調査した結果を報告する。

## 2. 試験方法

60%Cu-Zn合金をベースとし、1.0~2.0%のスズならびに0.3~2.0%のビスマスを添加した鋳塊を高周波溶解炉により作製した。造塊後、押し出し温度600℃、押し出し比20で熱間押し出しをおこない、押し出し後は空冷した。さらに押し出し材を450~600℃で熱処理、水冷し、押し出し空冷材および熱処理水冷材をTable 1に示す条件により切削性の評価をおこなった。切削性の評価方法としては、切りくず処理性の確認、切削抵抗測定ならびに表面粗さ測定をおこなった。切削抵抗測定には、Kistler製三次元動力計 Type 9257Aを、表面粗さ測定にはMitsutoyo製三次元形状測定器SV-C500を使用した。

## 3. 試験結果

### 3.1 熱処理の影響

60%Cu-Zn-2.0%Sn-0~2.0%Bi合金の押し出し空冷材および550℃水冷材の切りくず外観をFig. 1に示す。押し出し空冷材では、ビスマス含有量が2.0%の場合のみ切りくずは微細に分断された。一方水冷材の場合には、ビスマスを0.3%以上含有することにより切りくずは微細となり、長く連なったのはビスマス無添加の場合のみであった。

60%Cu-Zn-1.0~2.0%Sn-0.5%Bi合金の押し出し空冷材ならびに水冷材の切りくず外観をFig. 2に示す。い

れ組成においても、押し出し空冷材では切りくずが微細とはならなかったが、熱処理後水冷(焼入れ)することにより切りくずは全て微細に分断された。また、切りくずがより微細となる焼入れ温度は、スズ濃度が高いほど低くなった。

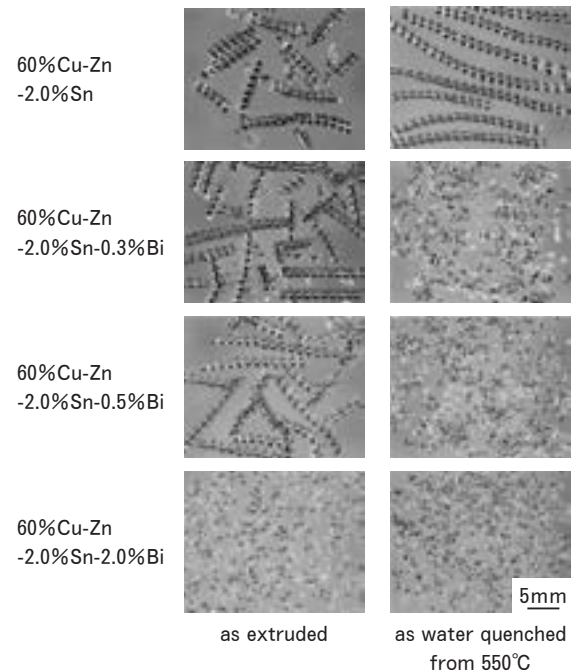


Fig. 1 Influence of Bi content and heat treatment on shape of cutting chips.

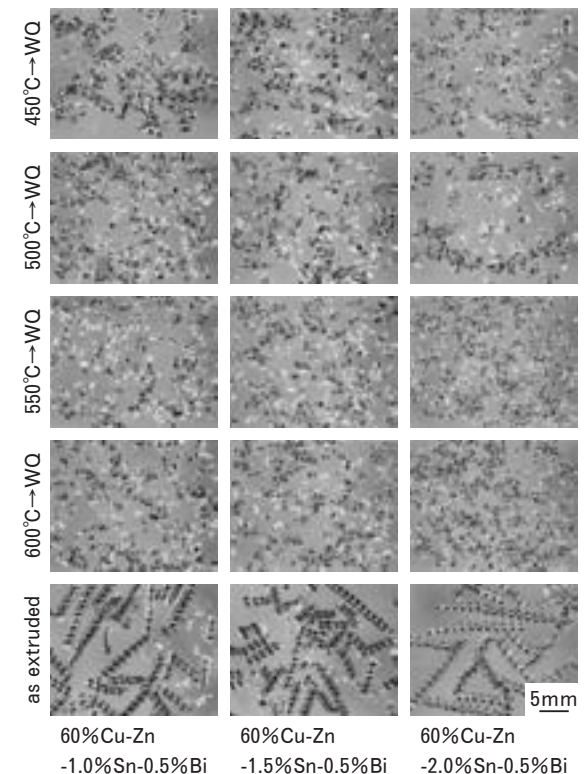


Fig. 2 Influence of heat treatment on shape of cutting chips.

Table 1 Cutting test conditions of materials.

Cutting mode	Cylindrical turning
Tool type	TPGN160304
Holder type	CTGPR2525H3
Tool geometry	(0, 5, 11, 6, 30, 0, 0.4)
Tool material	K10
Cutting speed	151m/min.
Feed rate	0.05mm/rev.
Depth of cut	1.0mm
Lubricant	none

60%Cu-Zn-1.0~2.0%Sn-0.5%Bi 合金の押し出し空冷材ならびに水冷材の切削抵抗測定結果を Fig. 3 に、表面粗さ測定結果を Fig. 4 に示す。Fig. 3 より、水冷材の場合にはいずれの分力においても、上述した切りくずがより微細となる焼入れ温度を境に低下したが、それ以外の温度では焼入れ温度の増加に伴い、切削抵抗も増加した。その傾向はスズ濃度が低いほど顕著であった。Fig. 4 より、表面粗さは切削抵抗の場合と同様の傾向がみられたが、その変動幅は切削抵抗のときと比べて小さいものであった。

### 3.2 切削速度の影響

Table 1 の切削条件に対し、工具材質を K10 および P20、切削速度 94~151m/min. と変化させた場合における 60%Cu-Zn-2.0%Sn-0.5%Bi 合金の切りくず外観を Fig. 5 に示す。切削速度が 94m/min. の場合には、いずれの工具を用いた場合においても切りくずは長く連なっていたが、切削速度が高くなるに連れ切りくずは微細となった。また、その微細分断効果は、K10 工具と比較し P20 工具の場合の方が低い切削速度で得られた。

### 3.3 組織および機械的性質

60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi 合金の機械的性質に及ぼす焼入れ温度の影響を Fig. 6 に示す。引張強さは焼入れ温度の上昇に伴い単調に増加したが、伸びは焼入れ温度が 500℃ のときに最大となり、550℃ 以上の場合には温度上昇とともに低下した。60%Cu-Zn-1.5%Sn-

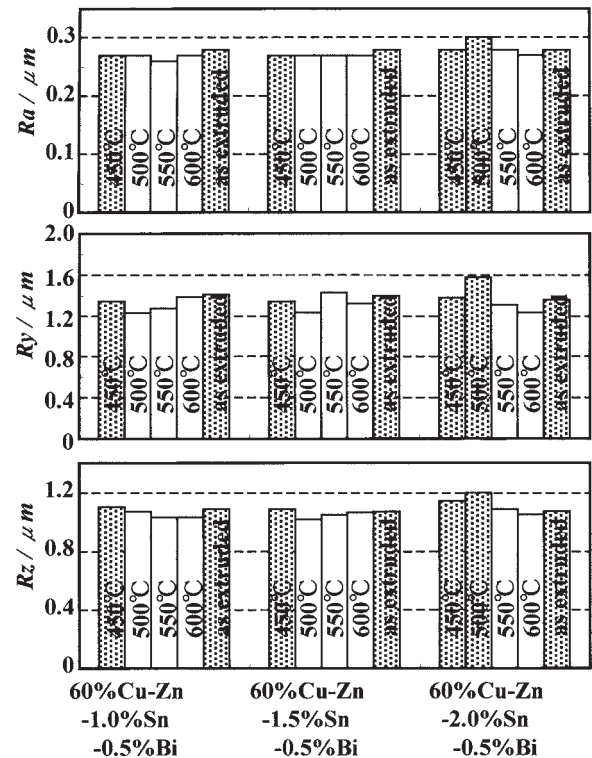


Fig. 4 Influence of heat treatment on surface roughness of test materials. Dotted bars represent metallurgical structure with gamma phase, and blank bars represent it without gamma phase.

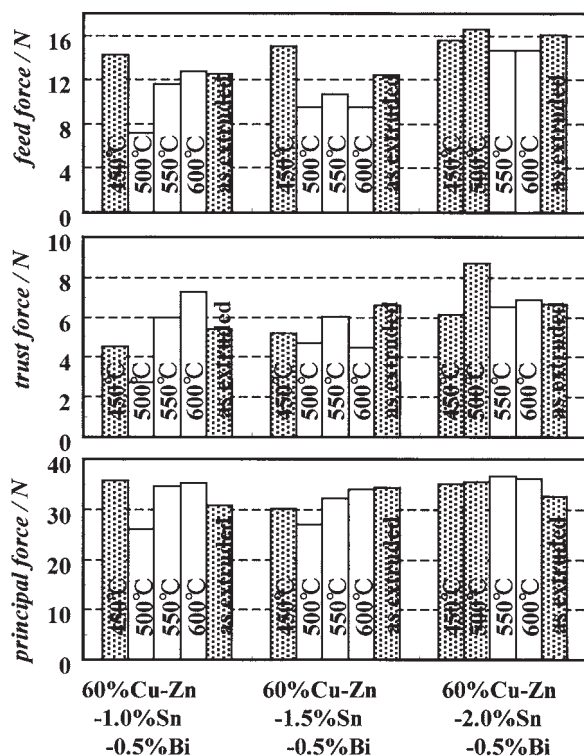


Fig. 3 Influence of heat treatment on cutting forces of test materials. Dotted bars represent metallurgical structure with gamma phase, and blank bars represent it without gamma phase.

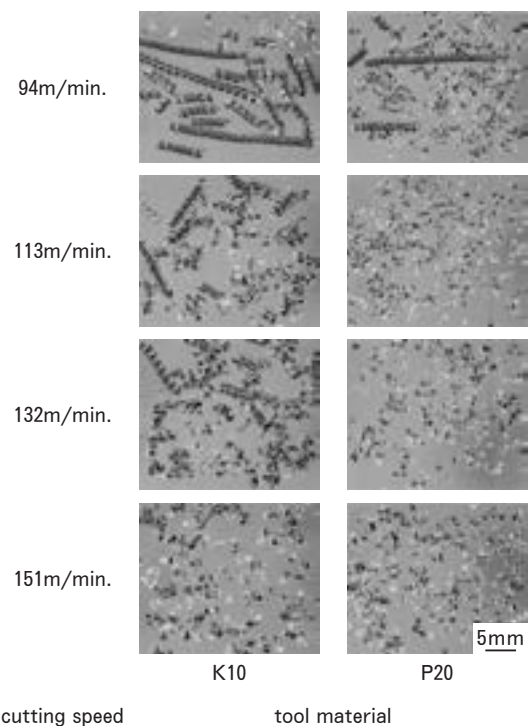


Fig. 5 Influence of cutting speed and tool materials on shape of cutting chips of a 60%Cu-Zn-2.0%Sn-0.5%Bi alloy.



0.5%Bi 合金の 450℃および 500℃焼入れ材の組織を Fig. 7 に示す。450℃焼入れ材の組織は  $\alpha+\beta+\gamma$  相組織であったが、伸びが最大となった 500℃焼入れ材では、 $\gamma$  相が消失し  $\alpha+\beta$  相組織となっていた。60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi 合金の 500℃焼入れ材について、スズおよびビスマスの EPMA 面分析をおこなった。それぞれの結果を Fig. 8 に重ねて示す。スズおよびビスマスが結晶粒界において、球状化した共晶合金として存在していた。

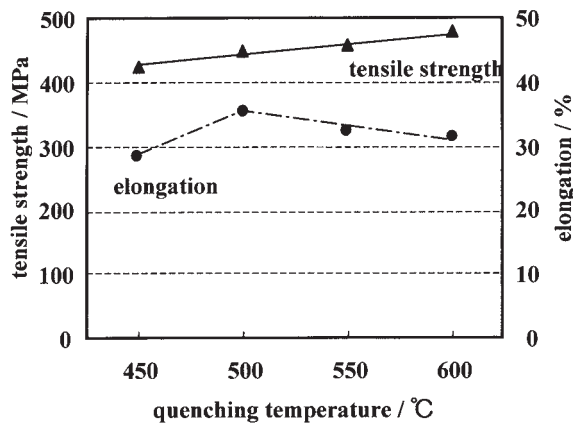
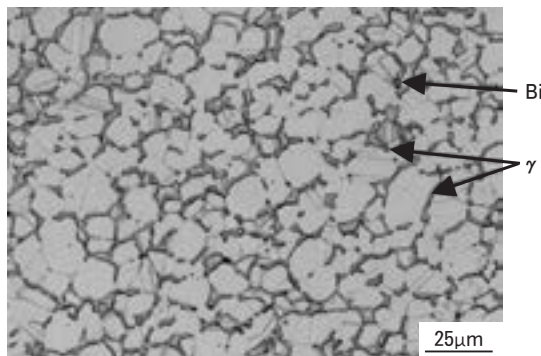


Fig. 6 Influence of quenching temperature on mechanical properties of a 60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi alloy.

450℃→WQ



500℃→WQ

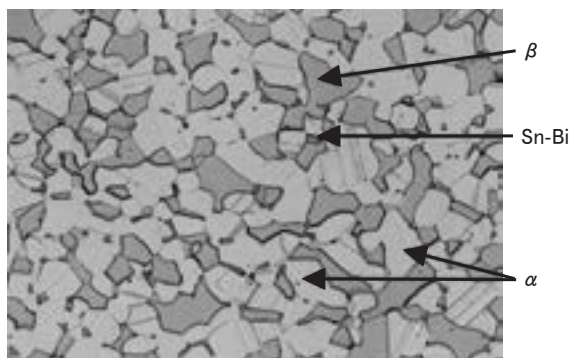


Fig. 7 Metallurgical structures of 60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi alloys water quenched from 450℃ and 500℃.

## 4. 考 察

### 4.1 切りくず微細化機構

微量のビスマスを含有した場合、押出し空冷材では切りくずは長く連なっていたのに対し、熱処理水冷材では微細に分断した。組織観察をおこなった結果、前者は  $\alpha+\gamma$  相組織であったのに対し、後者は  $\alpha+\beta$  相あるいは  $\alpha+\beta+\gamma$  相組織であった。さらに後者では、スズとビスマスが共晶合金を生成していた。水冷材において、熱伝導性の低い P20 工具により切りくずが微細化されたこと、切削速度が高いほど切りくず分断効果が高かったこと、さらに切りくずの断面組織 (Fig. 9) においてクラックが Sn-Bi 共晶合金の存在位置である  $\alpha/\beta$  相境界を伝播していたことを考慮すると、本合金系の切りくずは、融点の低い Sn-Bi 共晶合金が溶融することにより微細に分断されるものと考えられた。また、Sn-Bi 共

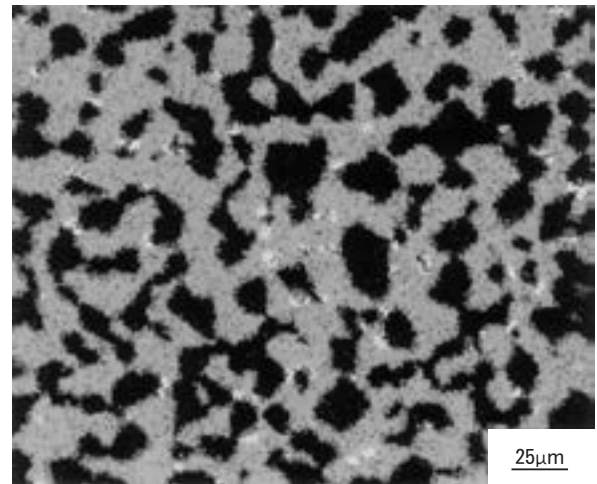


Fig. 8 EPMA image of a 60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi alloy. White area represents Sn-Bi eutectic, gray area represents beta phase and black area represents alpha phase.

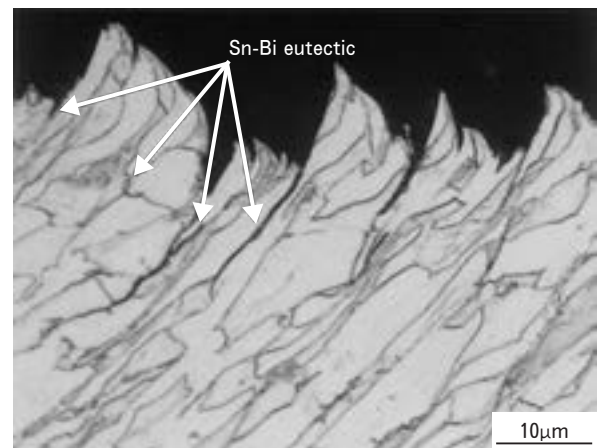


Fig. 9 Metallurgical structure of a cross section of a cutting chip of a 60%Cu-Zn-2.0%Sn-0.5%Bi alloy.

晶合金として存在していたことにより、ビスマス単独添加の場合よりも多量の低融点チップブレイカが生成したため、わずか0.5%程度のビスマス添加により被削性が著しく改善されたものと推測された。

#### 4.2 Sn-Bi 共晶合金生成機構

Cu-Zn 合金に単純にスズを添加した場合には、一般にスズ単独で存在することはなく、 $\beta$ 相あるいは $\gamma$ 相を形成する。各相に対するスズの固溶度は、 $\alpha$ 相、 $\beta$ 相、 $\gamma$ 相の順に高くなるが、 $\gamma$ 相が消失するような高温に保持されたときに吐きだされたスズは、ビスマスが存在していない場合には、 $\beta$ 相内に固溶し、 $\beta$ 相比率を高めることとなる。これに対し、ビスマスが存在する場合には、ビスマス粒子の存在位置を析出サイトとしてスズが析出し、Sn-Bi 共晶合金が生成されるものと推測された。この推定機構は、押し出し空冷材よりも $\gamma$ 相比率が低い450℃焼入れ材で切りくずが微細化したこと、 $\gamma$ 相が消失する温度と被削性が著しく改善される焼入れ温度とが一致したことを合理的に説明する。

ビスマス置換型鉛フリー黄銅におけるビスマスの存在形態は、鉛とビスマスとの表面張力差により、鉛のように球状化せず結晶粒界に層状に存在し、粒界強度を低下させることが報告されている<sup>4)~6)</sup>。押し出し空冷材では、ビスマス粒子は上述のように層状化していたが、水冷することによりSn-Bi 共晶合金化した粒子は、層状化せず球状化していた。すなわち、Cu-Zn 合金にビスマス単独添加された場合よりも、スズとビスマスとを複合添加することにより、粒界強度の改質効果も得られることが推測された。

ところで組織と切削抵抗との関係に着目すると、Sn-Bi 共晶合金の生成による切削抵抗低減効果は、切りくず分断効果と比較し、とくにスズ含有量の多い材料で小さかった。これは、材料硬さと低融点金属の分散が、切りくず処理に対してはそれぞれ脆化<sup>7)</sup>と分断の起点<sup>5)</sup>として相乗的に働くのに対し、切削抵抗にはそれぞれ抵抗<sup>8)</sup>と潤滑<sup>9)</sup>として相反的に機能することが原因と考えられた。

#### 4.3 機械的特性変化

60%Cu-Zn-1.5%Sn-0.5%Bi 材の焼入れ温度と機械的性質の関係において、伸びは $\gamma$ 相が消失する焼入れ温度である500℃の場合に最大となり、 $\alpha+\beta$ 相組織が維持される550℃以上の場合には温度上昇とともに低下した。Cu-Zn 合金において、硬質な $\gamma$ 相が存在する場合には、母材自体の延性は著しく低下する<sup>10)</sup>。したがって、 $\gamma$ 相が消失する温度と延性が改善される温度とが一致することは合理的な結果であった。また $\alpha+\beta$ 相組織の場合には、 $\beta$ 相比率が高いほど延性が低下するが、焼入れ温度が高くなるに連れて延性が低下することもまた合理的な結果であった。

## 5. ま と め

ビスマスとスズを複合添加したCu-Zn合金の被削性を調査した結果、下記の結果を得た。

(1) 熱処理後水冷材は、空冷材より高い切りくず処理性が得られた。

(2) 熱処理後水冷材は切削速度が高いほど、また熱伝導性の低い工具を使用するほど、切りくず処理性は高かった。

(3) 組織観察の結果、水冷材ではスズとビスマスは共晶合金を生成し、かつ球状化して存在していた。これらより、本合金の切りくず微細化機構はSn-Bi共晶合金の溶融によるものと推測された。

(4) スズとビスマスとの複合添加効果を利用することにより、0.5%程度と少量のビスマス添加により被削性に優れた黄銅材料の製造が可能となる。

## 謝 辞

被削性評価にあたり、実験のご協力ならびにご助言頂いた、神奈川大学工学部赤澤教授ならびに赤澤研究室の各位に深く感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- 1) 厚生労働省令：水質基準に関する省令の一部を改正する省令，平成14年第43号。
- 2) 例えば，西村哲郎：まてりあ，43 (2004)，651。
- 3) 例えば，軽金属学会：アルミニウム材料の基礎と工業技術，328。
- 4) J. T. Plewes and D. N. Loiacono：Advanced Materials and Processes，140 (1991)，23。
- 5) 安藤哲也，渥美哲郎，吉川善浩：本誌，42 (2001)，95。
- 6) 安藤哲也，渥美哲郎，吉川善浩：同上，43 (2002)，105。
- 7) 多々静夫：伸銅技術研究会誌，1 (1962)，58。
- 8) 室町繁雄，多々静夫，広瀬省吾，穴田 博：同上，9 (1970)，191。
- 9) 財満鎮雄：同上，9 (1970)，60。
- 10) 日経メカニカル：554 (2000)，54。

# Effect of Hydrogen Gas on the Thermal Behavior of Lubricant Oil Remaining in Copper Tubes during Annealing\*

Tetsuro Atsumi\*\*, Hiroyuki Morita\*\*\* and Shizuo Miyoshi\*\*\*\*

In order to prevent the pitting corrosion in soft copper plumbing tubes in well water, it has been required to reduce the carbon film on the inner surface of the tubes. On the other hand, for air-conditioning and refrigerator copper tubes, it is further required to reduce the residual oil on the inside surface, which would lead to some troubles in the refrigerating cycle and insufficient brazing of the copper tubes during manufacturing. The carbon film and residual oil were recognized to be formed during annealing by the thermal decomposition of lubricant oil which remained on the inside surface of the copper tube after drawing and/or inner grooving. It is recognized that hydrogen plays an important role in the thermal decomposition of the lubricant oil. The carbon film and residual oil are expected to be reduced by annealing the copper tubes in which the atmosphere was replaced with hydrogen. Typical lubricant oils were pyrolyzed with nitrogen or hydrogen in order to investigate the effect of the atmosphere on the thermal decomposition and the thermal behavior of the lubricant oils was discussed. It was proved that annealing the copper tube in which atmosphere was replaced with hydrogen was effective for decreasing both the carbon film and residual oil during actual production.

## 1. Introduction

Recently, in Japan, the pitting corrosion in soft copper tubes, which is similar to type I pitting corrosion<sup>1)</sup>, has been experienced in the cold water and once-through hot water service system, especially when using well water<sup>2)</sup>. The pitting corrosion tendency in well water increased when the carbon film remained on the inner surface of tube similar to the type I pitting corrosion<sup>3)</sup>. As in the case of the type I pitting corrosion, it is required to reduce the carbon film inside the soft copper plumbing tube to prevent pitting corrosion in well water<sup>4)</sup>.

On the other hand, for air-conditioning and refrigerator (ACR) copper tubes, it is further required to reduce the residual oil on the inside surface, which would lead to some troubles in the refrigerating cycle and insufficient brazing

of the copper tubes during the manufacturing of cross-finned-type heat exchangers. In the former case, the polluting of the refrigerating cycle by residual oil from the copper tubes would cause blocking of the capillary tube and/or expansion valve leading to cessation of the refrigerating cycle. These problems arise with a shift to an alternative refrigerant, such as HFCs (Hydro Fluoro Carbons), and the phase-out of degreasing copper tubes using chloro-organic agents from the view point of environmental protection.

Both soft copper plumbing tubes and ACR copper tubes are generally manufactured by the drawing and/or inner grooving, level winding to coil (LWC) and final annealing, and then delivered.

The carbon film is recognized to be formed during annealing by the thermal decomposition of the lubricant oil which remained on the inner surface of the copper tube after drawing<sup>1)</sup>. Generally, the thermal decomposition of hydrocarbons, which are constituents of the lubricant oil, is a free radical chain reaction with the

\* Main part was presented at IWCC Technical Seminar held at Basel, Swiss in 19th Oct., 2004.

\*\* R&D Center, No.4 Department

\*\*\* Copper Works, Technology Department

\*\*\*\* R&D Center, No.3 Department

elimination of hydrogen<sup>5)~8)</sup>. As it has been recognized that hydrogen plays an important role in the thermal decomposition of the lubricant oil, the carbon film was expected to be reduced by annealing the copper tubes in which atmosphere was replaced with hydrogen.

For reducing the residual oil in the ACR copper tube, a few methods such as purging an inert gas into the LWCs<sup>9)</sup> and/or evacuating the LWCs during annealing have been developed and used in actual production, in which the gaseous evaporated and/or decomposed from lubricant oil were exhausted. However, with these methods, increasing the production cost depending on not only the investment for an annealing furnace involving the reconstruction of the conventional one but also a decrease in the annealing efficiency could not be avoided. Similar to the carbon film, the residual oil was expected to be reduced by annealing the LWC copper tube in which the atmosphere was replaced with hydrogen using a conventional furnace.

In this paper, typical lubricant oils for drawing and inner grooving were pyrolyzed in nitrogen or hydrogen in order to investigate the effect of the atmosphere on the thermal decomposition and to discuss the thermal decomposition behavior of the lubricant oil during annealing of the copper tube<sup>10),11)</sup>. Furthermore, the effect of atmosphere replaced with hydrogen to decrease both the carbon film and the residual oil by annealing the copper tube during actual production was described.

## 2. Experimental

### 2.1 Lubricant oils

Four kinds of lubricant oils for drawing and inner grooving were investigated. The characteristics of these oils are listed in **Table 1**. For the grooving lubricant oils, lubricant GA and commercial polybutene PA, which is the main component of lubricant GA, were selected.

### 2.2 Pyrolysis of lubricant oils

Pyrolysis (Py) of the lubricant oils was carried out, and the decomposed products were identified using gas chromatography (GC) / mass spectrometry (MS) equipment, and GC equipment. The pyrolyzer equipment was a PYR-1A from the Shimadzu Co., in which the

**Table 1** The properties of the lubricant oils investigated.

Item	Drawing lubricant		Grooving lubricant		
	DA	DB	PA*1	GA	
Viscosity ( $10^{-6}\text{m}^2\text{s}^{-1}$ )	at 40 deg. C	500	20	9600	980
	at 100 deg. C	40	7	—	60
Ash (mass%)	0.06	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
Chemical composition (mass%)	Polybutenes	60-70	20	100	75
	Esters	10	75	—	25
	Paraffins, etc.	20-30	5	—	—

PA\*1 : Commercial polybutene, average molecular weight ; 970.

atmosphere could be both nitrogen and hydrogen. The condition of the thermal decomposition was 30 and/or 60 seconds at 600 deg. C. This duration was longer than the ordinary pyrolysis of hydrocarbons because it was used to investigate the secondary reactions of the primary products. The thermally decomposed products were analyzed by Py-GC/MS (Shimadzu GC/MS-QP-1000EX) and GC (Shimadzu GC-14B).

### 2.3 Thermal decomposition test of lubricant oils in closed copper tube

#### 2.3.1 Drawing lubricant oils

Each lubricant DA and DB was injected into a tube having the dimensions of 15.88mm OD, 0.7mm thick, and 1.0m long. These copper plumbing tubes were fully decreased on the inner surface with solvent before. The tubes, in which atmosphere was replaced with nitrogen and/or hydrogen, were then tightly sealed by stamping both tube ends to prevent any evaporating products from escaping and annealed for 20 minutes at approximately 520°C. After annealing, the residual oils in the tubes were collected using carbon tetrachloride, and carbon films formed on the inner surface of the tubes were separated with a nitric acid solution and measured by coulometric analysis. In this test, the decomposition condition was more severe than that of annealing during actual production.

#### 2.3.2 Grooving lubricant oils

Lubricant GA was injected into the 4mm OD, 0.5mm thick and 6m long copper tubes for ACR after fully decreasing inner surface with solvent. After replacement of the atmosphere in the tubes with hydrogen and sealing the tubes tightly at both tube ends by stamping, the tubes were annealed for 30 minutes at several tem-



peratures from 400 to 580 deg. C. After cooling the tubes, the residual oils were collected using solvents, the quantities of the residual oils were measured and the infrared spectra of them were measured using an FT-IR 1725X from Perkin-Elmer Co. In addition, the gaseous contents in the annealed tubes were analyzed by gas chromatography using a Hewlett-Packard Co. HP 5890 and Shimadzu Co. GC14-B. For this test, the evaporating products and gaseous components were restricted from escaping from the tubes the same as in the test for the drawing lubricant oil. Therefore, the residual oil ratio (%) was identified in the evaluation parameter in the equation [(Collected oil weight/Injected oil weight)  $\times$  100] separate from the residual oil in actual production.

### 3. Results

#### 3.1 Pyrolysis of lubricant oils

The total ion chromatogram of the decomposition products from both lubricants DA and DB for each atmosphere of nitrogen and hydrogen are shown in Fig. 1. In the nitrogen atmosphere, the main components of thermal decomposition products for both lubricant oils were chain hydrocarbons with carbon numbers less than 5. In addition, aromatic compounds such as benzene and toluene were detected. On the contrary, in the hydrogen atmosphere, thermal decomposition products from both lubricants DA and DB

were mainly chain hydrocarbons with the carbon numbers less than 5 and the aromatic compounds decreased compared with that in the nitrogen atmosphere.

Fig. 2 shows the gas chromatogram of the chain hydrocarbons with carbon numbers less than 4, decomposed from both lubricant oils in each atmosphere. The main decomposed product from lubricant DA in each atmosphere was isobutylene which is the monomer of the commercial polybutene. When comparing the decomposition products in each atmosphere, unsaturated hydrocarbons such as isobutylene and propylene were mainly produced in the nitrogen atmosphere.

On the contrary, in the hydrogen atmosphere, saturated hydrocarbons such as methane, ethane and propane, especially low molecular weight ethane and methane, were extensively produced. This tendency of producing the decomposition products from lubricant DB was similar to those for lubricant DA.

Fig. 3 shows the total ion chromatogram and Fig. 4 shows the gas chromatogram of chain hydrocarbons with carbon numbers less than 4 for the decomposition products from polybutene PA in each atmosphere of nitrogen and hydrogen, respectively. In the nitrogen atmosphere, unsaturated hydrocarbons such as isobutylene were mainly produced and many aromatic compounds such as benzene and toluene were detected. On the contrary, in the hydrogen atmo-

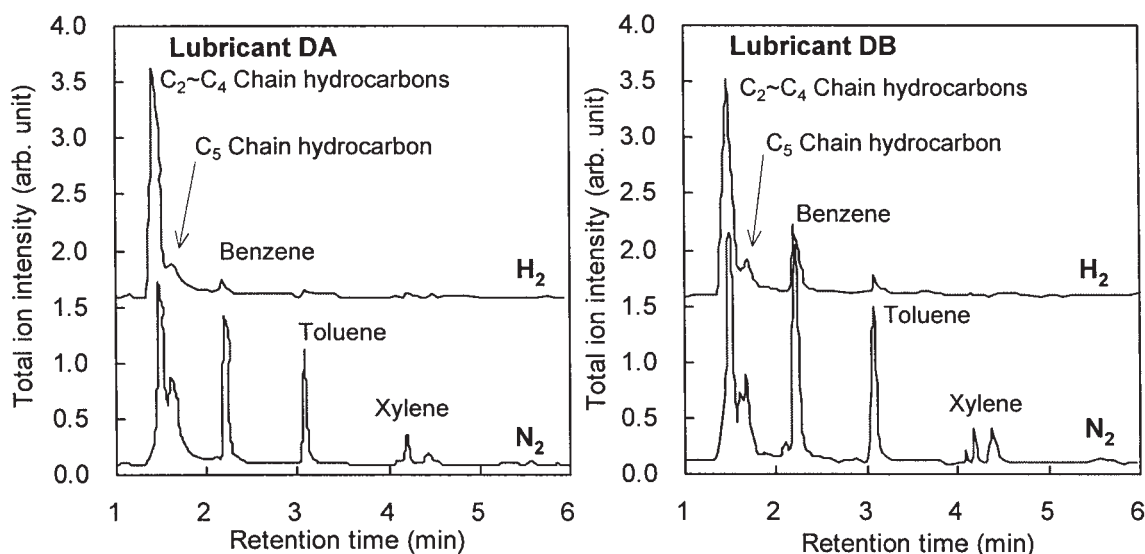


Fig. 1 Total ion chromatograms for the organic compounds from the thermal decomposition of lubricant DA and DB in nitrogen atmosphere (bottom) and in hydrogen atmosphere (top).

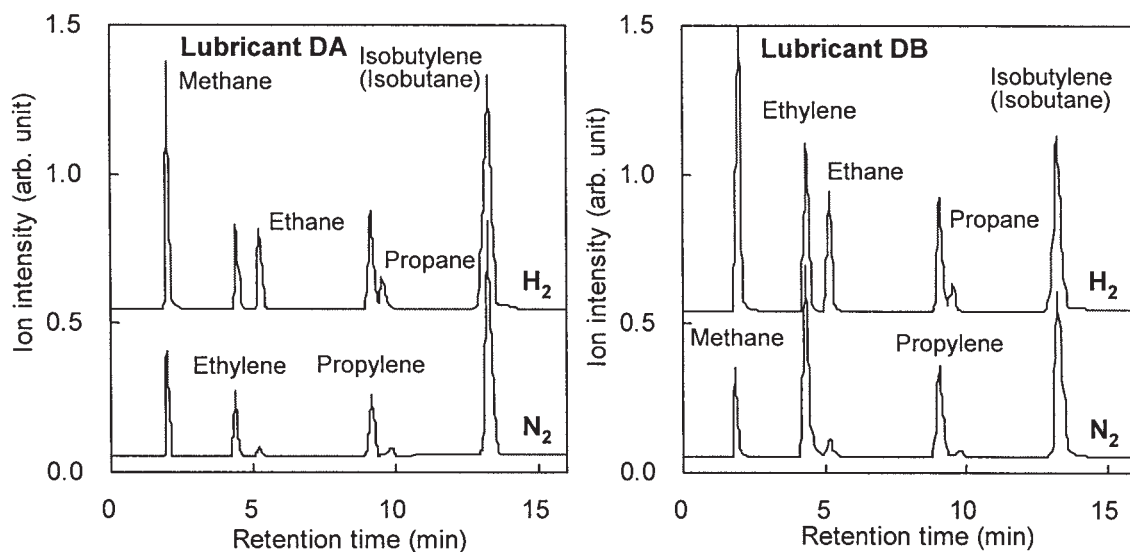


Fig. 2 Gas chromatograms for the organic compounds of low molecular weight from the thermal decomposition of lubricant DA and DB in nitrogen atmosphere (bottom) and in hydrogen atmosphere (top).

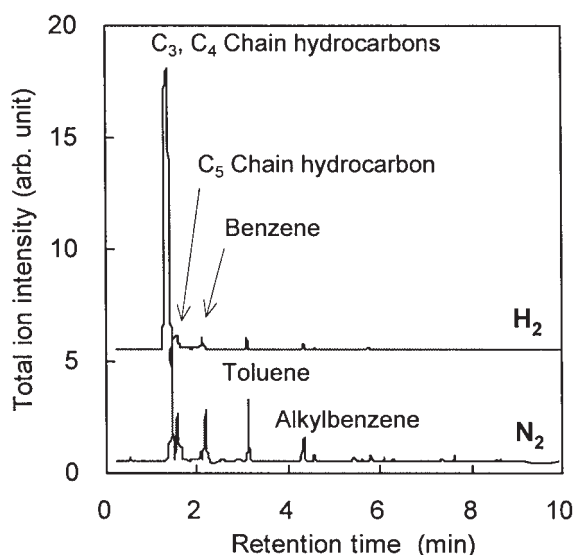


Fig. 3 Total ion chromatograms for the organic compounds from the thermal decomposition of polybutene PA in nitrogen (bottom) and in hydrogen (top).

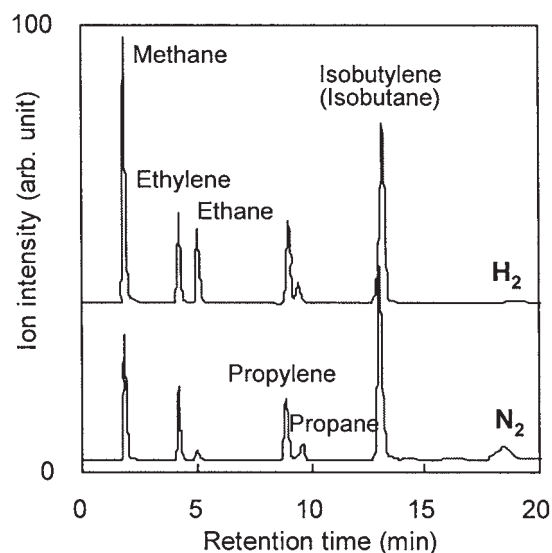


Fig. 4 Gas chromatograms for the organic compounds of low molecular weight from the thermal decomposition of polybutene PA in nitrogen (bottom) and in hydrogen (top).

sphere, the thermal decomposition products from polybutene PA were mainly chain hydrocarbons with carbon numbers less than 5 and the aromatic compounds relatively decreased compared to that in the nitrogen atmosphere.

To compare each quantity of the chain compounds and aromatic compounds decomposed from each DA and DB lubricant in both atmospheres, the relative peak areas of each compound identified in Figs 1 and 2 were measured. These results are shown in Fig. 5. In the nitrogen atmosphere, the aromatic compounds were produced more than the chain compounds. On

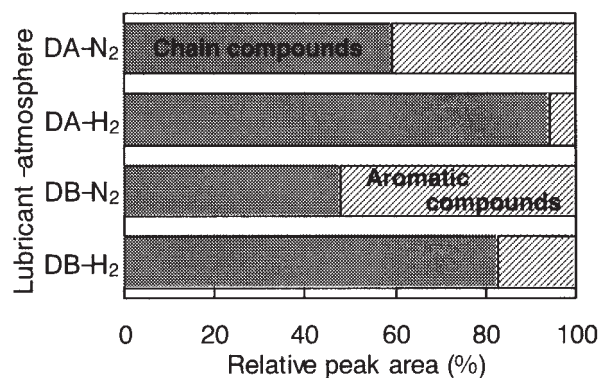


Fig. 5 The relative peak area of the chain and aromatic compounds identified in the chromatograms.

the contrary, in the hydrogen atmosphere, the chain compounds were produced more than the aromatic compounds. Based on these results, it was suggested that the decomposition products in the hydrogen atmosphere became saturated and decomposed to lower molecular weights, and the production of aromatic compounds decreased.

### 3.2 Thermal decomposition test of lubricant oils in copper tube

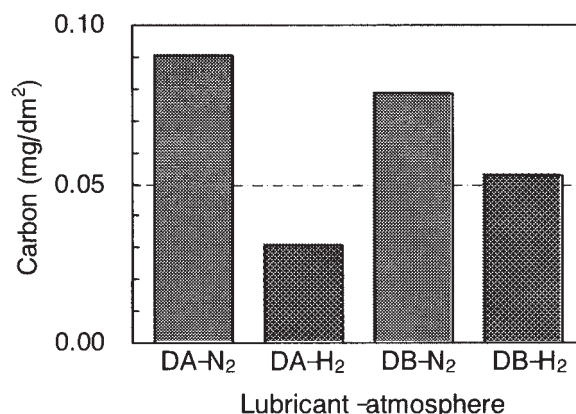
#### 3.2.1 Drawing lubricant oils

A comparison of the carbon film quantity formed during the decomposition test of each DA and DB lubricant in the copper tubes in which the atmosphere was replaced with both nitrogen and hydrogen is shown in **Fig. 6**. The carbon film decomposed from both lubricant oils in the hydrogen atmosphere decreased compared with those in the nitrogen atmosphere. It was revealed that annealing the copper tube in an atmosphere was replaced with hydrogen was effective for decreasing the carbon film formation.

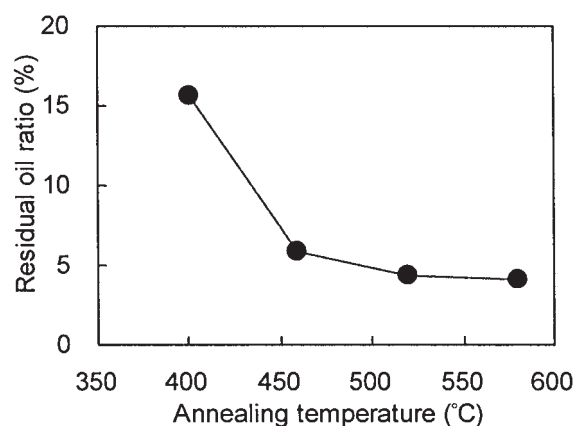
#### 3.2.2 Grooving lubricant oils

**Fig. 7** shows the relationship between the residual oil ratio and annealing temperature at the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tubes, in which atmosphere was replaced with hydrogen. Although the residual oil ratio at 400 deg. C was high at 16%, its value decreased to less than 5% as the annealing temperature was raised.

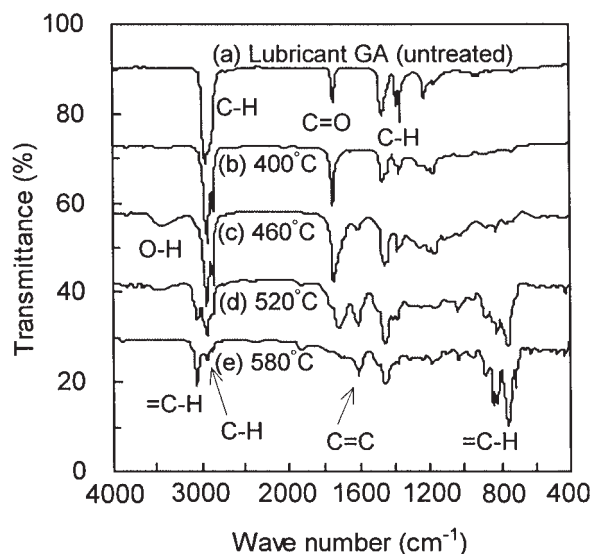
**Fig. 8** shows the FT-IR spectra for lubricant GA and residual oils produced by the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tubes, in which atmosphere was replaced with hydrogen, at several temperatures. In the spectra of the residual oil produced at 400 deg. C, the transmittance band at 3000 to 2800 $\text{cm}^{-1}$  corresponding to the C-H bond slightly decreased in contrast with that near 1740 $\text{cm}^{-1}$  corresponding to the C=O bond in an ester. With this change in the spectra, thermal decomposition of any part of lubricant GA was presumed to occur. In the spectra of the residual oil produced at 460 deg. C, the transmittance band corresponding to the C=O bond in the ester changed and the transmittance peak corresponding to the O-H bond appeared. With this change in spectra, some ester in lubricant GA was presumed to thermally decompose. In the spectra of the



**Fig. 6** Effect of atmosphere on the carbon produced from the thermal decomposition test of lubricant in the copper tube.



**Fig. 7** Effect of the temperature on the carbon produced from the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tube.



**Fig. 8** FT-IR spectra for (a) untreated lubricant GA and (b)~(e) residual oil produced by the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tube in which atmosphere replaced with hydrogen treated at different temperature for 30min.

residual oil produced at 520 deg. C, the transmittance corresponding to the C-H bond decreased and the transmittance corresponding to the C=O bond disappeared. With these changes, polybutene and an ester were presumed to fully decompose. In addition, it was presumed that aromatic compounds are produced during the thermal decomposition at 520 deg. C due to the appearance of the transmittance at 800 and  $3000\text{cm}^{-1}$  corresponding to the =C-H bond and that at  $1600\text{cm}^{-1}$  corresponding to the C=C bond in benzene. In the spectra of the residual oil produced at 580 deg. C, the transmittance band corresponding to the =C-H bond became strong, which represents an increase in the polycyclic aromatic compounds. Otherwise, it was presumed that the chain hydrocarbons decreased as the transmittance at  $3000$  to  $2800\text{cm}^{-1}$  corresponding to the C-H band decreased.

The gaseous components produced by the thermal decomposition test of lubricant GA are shown in Fig. 9. At 400 deg. C, it was presumed that the thermal decomposition was insufficient as a lot of hydrogen gas remained and the produced gas volume was low. At 460 deg. C, the chain compounds with low molecular weight in which main component was isobutylene increased, and the volume of hydrogen decreased. At 520 deg. C, the volumes of methane, ethane and propane increased, and that of isobutylene slightly decreased. On the contrary, the volumes

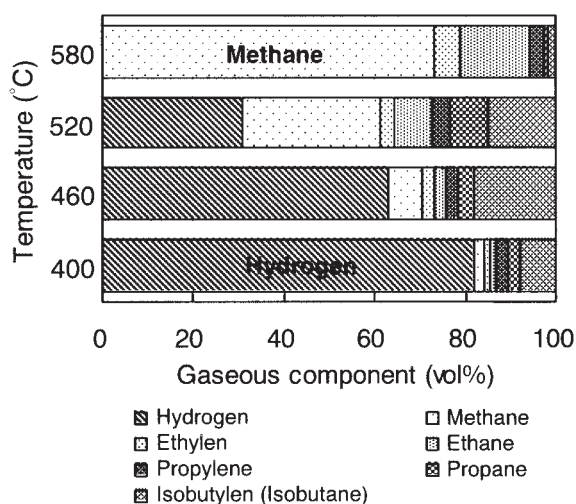


Fig. 9 Effect of temperature on the gaseous components produced by the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tube, in which atmosphere was replaced with hydrogen, at different temperature for 30 min.

of hydrogen significantly decreased. From these analyses, it was presumed that the decomposition reaction related to hydrogen proceeded at 520 deg. C but not sufficiently at 460 deg. C. At 580 deg. C, the volume of hydrogen significantly decreased and that of methane significantly increased. It was clear that the saturation and decomposition into lower-molecular-weight compounds, which means vaporization, proceeded in relation to the hydrogen.

## 4. Discussion

The thermal decomposition behavior of the lubricant oils in both the nitrogen and hydrogen atmospheres was determined from the identification of the decomposed products obtained from the decomposition test.

### 4.1 Main decomposition reaction of lubricant oil

The thermal decompositions of the lubricant oils in both atmospheres proceed by a free radical chain reaction<sup>5)~8)</sup> as the main reaction.

In the nitrogen atmosphere, unsaturated chain compounds, especially isobutylene, which is a monomer of commercial polybutene, were produced as principle component. Furthermore, it was presumed that a lot of unsaturated chain compounds were formed in the nitrogen atmosphere through the production of chain compounds (olefin) with several carbon lengths by random cracking of the main chain in the commercial polybutene.

While in the hydrogen atmosphere, it was recognized that a lot of low-molecular-weight and saturated chain compounds were produced, thus it was presumed that the reaction promoting the saturated and lower-molecular-weight products, which means vaporization, proceeded at the same time as the free radical chain reaction as the main reaction.

### 4.2 Side reaction during decomposition of lubricant oil

As shown in Fig. 5, with a nitrogen atmosphere, it was suggested that the reaction such as the cyclic dehydrogenation reaction in which monoaromatic compounds such as toluene and xylene were produced, proceeded because many aromatic compounds were formed.

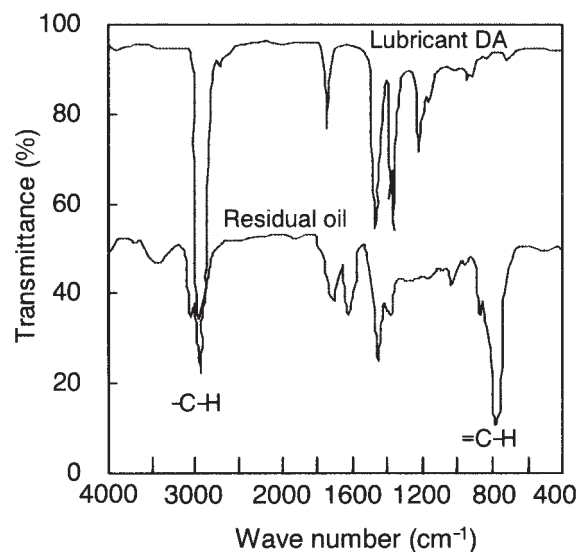
In comparison, the thermal decomposed

compounds with a hydrogen atmosphere to those with a nitrogen atmosphere, there were fewer aromatic compounds and more chain compounds, and the reaction promoting saturated lower-molecular-weight products further occurred. It was presumed from this phenomenon that hydrogenation reactions such as hydrodealkylation and hydrogenolysis occurred<sup>5)</sup>. Namely, it was also presumed that both toluene and xylene were reduced by the decomposition of the monoaromatic compounds (alkylbenzene) into low-molecular-weight chain compounds (methane, etc.) and benzene through a hydrodealkylation reaction<sup>5)</sup> along with a depression in the cyclic dehydrogenation reaction. Moreover, as for the decomposition with hydrogen atmosphere, it was considered that the production of both methane and ethane increased with the reaction promoting the saturated and lower-molecular-weight products in the thermal decomposition through a simultaneous process both for the main free radical chain reaction and hydrogenolysis reaction<sup>5)</sup>.

In brief, it was considered that the decomposition reaction with hydrogenation proceeded in the hydrogen atmosphere, while a polymerization reaction with dehydrogenation proceeded in the nitrogen atmosphere.

#### 4.3 Process of carbon film formation

The characteristics of the residual oil produced by the thermal decomposition test in the copper tube with a nitrogen atmosphere were investigated in order to discuss the characteristics of the compounds formed by the polymerization reaction which easily proceeded in a nitrogen atmosphere. Infrared spectra for both the residual oil produced from the thermal decomposition test of lubricant DA in the copper tube with the nitrogen atmosphere and lubricant DA itself are shown in **Fig. 10**. The difference in the infrared spectra showed that the residual oil produced from the thermal decomposition test of lubricant DA has changed and formed different components compared to lubricant DA. A strong transmittance band near at 2800 to 3000 $\text{cm}^{-1}$  corresponding to the -C-H bond showed the characteristics of commercial polybutene as the principle component of lubricant DA. The transmittance corresponding to the -C-H bond of the residual oil was weak while that near



**Fig. 10** FT-IR spectra for lubricant DA (top) and for residual oil (bottom) produced from the thermal decomposition test of lubricant GA in the copper tube in which atmosphere was replaced with nitrogen.

800 $\text{cm}^{-1}$  corresponding to the =C-H bond was extremely strong. The spectra of the residual oil showed that there were relatively few chain compounds and more compounds having multiple bonds such as condensed polycyclic aromatic hydrocarbons. These condensed polycyclic aromatic hydrocarbons have the characteristics of easily forming a carbon film by dehydrogenation<sup>5)</sup>. The same results were obtained from the residual oil produced from the thermal decomposition test of lubricant DB. Therefore, the process of carbon film formation was considered as follows: Monoaromatic hydrocarbons, which were produced from the thermal decomposition of the lubricant oils, were changed into condensed polycyclic aromatic hydrocarbons, and then the carbon film was produced through a dehydrogenation reaction of the condensed polycyclic aromatic hydrocarbons.

#### 4.4 Thermal decomposition behavior of lubricant oil during annealing copper tube

The thermal decomposition behavior of the lubricant oil in both the nitrogen and hydrogen atmospheres was suggested as shown in **Fig. 11**<sup>5),6),11)</sup>. The inner lubricant oil for the copper tube, which has commercial polybutene as the principle component, was thermally decomposed by heating during annealing, and the



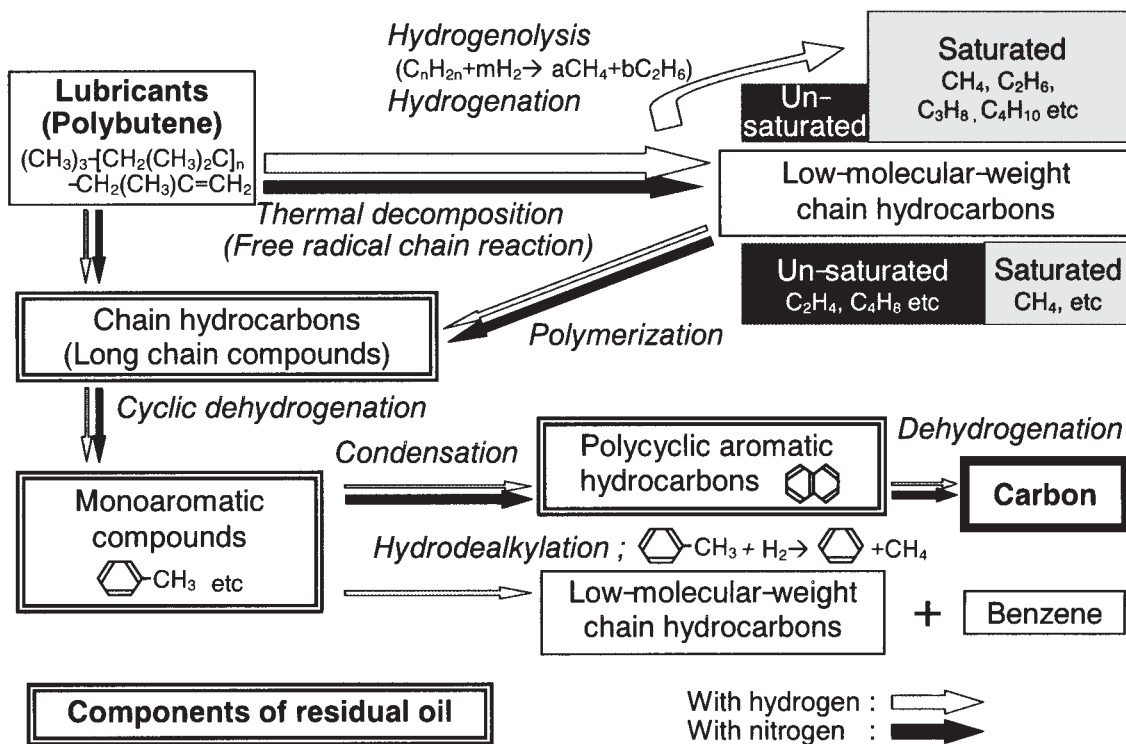


Fig. 11 Thermal decomposition of lubricant oils with hydrogen atmosphere and nitrogen atmosphere.

chain hydrocarbons, such as isobutylene (monomer) were produced as the primary thermal decomposed products<sup>6</sup>.

With the nitrogen atmosphere, unsaturated hydrocarbons having a high reactivity were produced by the main free radical chain reaction. Through a long period of heating, long chain hydrocarbons were produced by polymerization with the primary thermal decomposed products, while the secondary reaction occurred and resulted in the formation of polycyclic aromatic hydrocarbons followed by both the cyclic dehydrogenation reaction and condensation reaction as side reactions<sup>5</sup>. These products would become the components of the residual oil, and produce the carbon film after a further dehydrogenation reaction.

On the contrary, with the hydrogen atmosphere, the primary thermally decomposed products, such as isobutylene, were decomposed into low-molecular-weight hydrocarbons such as methane, ethane, and propane through a hydrogenolysis reaction and a hydrogenation reaction. The secondary reaction such as the cyclic dehydrogenation reaction and condensation reaction were depressed with the increase in the volatile components having a low reactivity.

Thus the formation of relatively higher molecular weight products, which would become the components of residual oil, was reduced. Additionally, the production of the carbon film becomes difficult because the dehydrogenation reaction tended to be depressed by the hydrogenation reaction<sup>10</sup>.

It was considered from the reason mentioned above that the production of both the residual oil and carbon film was reduced by annealing the LWC copper tube in which the atmosphere was replaced with hydrogen.

#### 4.5 Effect of temperature on the thermal decomposition behavior of lubricant oil

The effect of the heating temperature on the thermal decomposition behavior of the lubricant oil during annealing of the copper tubes in which atmosphere was replaced with hydrogen was discussed<sup>11</sup>. As shown in Figs. 7 to 9, at the temperature of 400 to 460 deg. C, the thermal decomposition was insufficient, thus the quantity of residual oil was high due to the remaining long chain hydrocarbons. At the temperature of 520 deg. C, the production of residual oil was reduced because a lot of volatile thermally decomposed components having a low reactivity were

produced by the thermal decomposition reaction, the hydrogenolysis reaction and the hydrogenation reaction. At the high temperature of 580 degree C, the reaction promoting saturated and lower-molecular-weight compounds from the thermal decomposed products progressed because both the hydrogenolysis and hydrogenation reactions significantly occurred. Nevertheless, if the quantity of hydrogen would be low, polycyclic aromatic hydrocarbons would be produced with both the cyclic dehydrogenation reaction and condensation. Therefore, annealing at an adequate temperature under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen should be needed so as to reduce the residual oil.

## 5. Application for actual production

### 5.1 Soft copper plumbing tube

The effect of reducing the carbon film by annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen was investigated for the actual production for several different sized LWC copper tubes drawn using lubricant DA. The results compared with the conventional annealing under replacing inside atmosphere of the tube with nitrogen are shown in Fig. 12. The common conditions for annealing LWCs in an actual production for the roller hearth type furnace were applied.

The quantity of the carbon film in the coil in

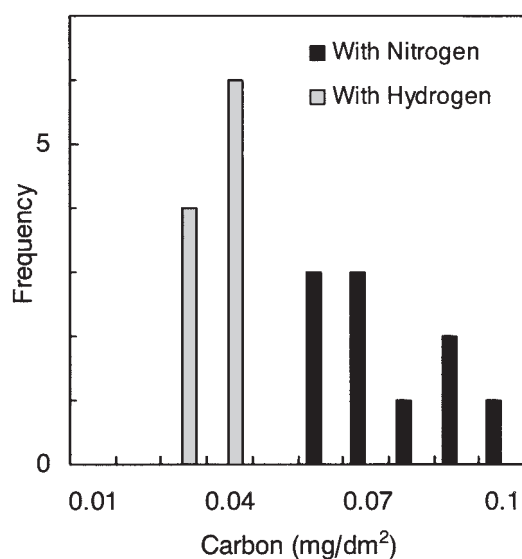


Fig. 12 The distribution of carbon in the LWC tubes in which atmosphere was replaced with both nitrogen and hydrogen in the actual production.

which atmosphere was replaced with nitrogen was 0.06~0.1mg/dm<sup>2</sup>, while that in the coil in which atmosphere was replaced with hydrogen was stable at the low level of 0.03~0.04mg/dm<sup>2</sup>. The quantity of the carbon film inside the tube should be less than 0.05mg/dm<sup>2</sup> to prevent pitting corrosion in the soft copper tube in well water<sup>4)</sup>. The results show the effective decrease in the carbon film by annealing under replacing inside atmosphere in the tube with hydrogen even for actual production. Following these described results, annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen has been applied for the actual production of soft copper plumbing tubes.

### 5.2 ACR copper tube

#### 5.2.1 Effect of decreasing residual oils in actual production

The effect of reducing the residual oil by annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen was investigated for the actual production of inner grooved ACR copper tubes. Two kinds of lubricant oils for the inner grooving were investigated. One was lubricant GB, which is generally used for inner grooving, and the other was lubricant GC, which has been developed to obtain further effects in reducing the residual oil by annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen. The properties of the lubricant oils are shown in Table 2. The procedure for the investigation is as follows. The atmosphere in the LWC copper tubes grooved with lubricant GB, having dimensions of 7mm OD, 0.285mm thick and 4630m long, were replaced with both hydrogen and nitrogen, and then the LWCs annealed by a roller hearth type furnace under standard annealing conditions. In addition, the LWC copper tubes

Table 2 The properties of the lubricant oil tested for inner grooving.

Item		GB	GC
Viscosity (10 <sup>-6</sup> m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> )	at 40 deg. C	150	200
	at 100 deg. C	15	30
Ash (mass%)		<0.01	<0.01
Chemical composition (mass%)	Base oil	90	60-80
	Oiliness agent	10	10-30
	Others	-	5-15

grooved with lubricant GC, in which the atmosphere was replaced by hydrogen, were annealed under same condition. Furthermore, LWCs into which the inert gas was purged during annealing was also investigated. The quantities of the residual oil were measured at several points in the LWC copper tube, which were selected based on the shape and length of the LWC in relation to the heating/cooling rate during annealing. The residual oil comparison for each LWC copper tube is shown in Fig. 13.

The maximum value of residual oil in the copper tube in the combination with lubricant GB and nitrogen was 1.2mg/m, while that in the combination with lubricant GB and hydrogen was less than 0.5mg/m. The effect of reducing the residual oil by annealing with hydrogen atmosphere replaced was also recognized under actual production conditions. Furthermore, the maximum value of the residual oil in the copper tube for the combination with lubricant GC and hydrogen was less than 0.1mg/m and became almost the same level as the LWC copper tube into which an inert gas was purged during annealing. It was presumed that developed lubricant GC was easily decomposed to low-molecular-weight saturated hydrocarbons such as methane, ethane, and propane in the hydrogen atmosphere compared to the conventional lubricant GB.

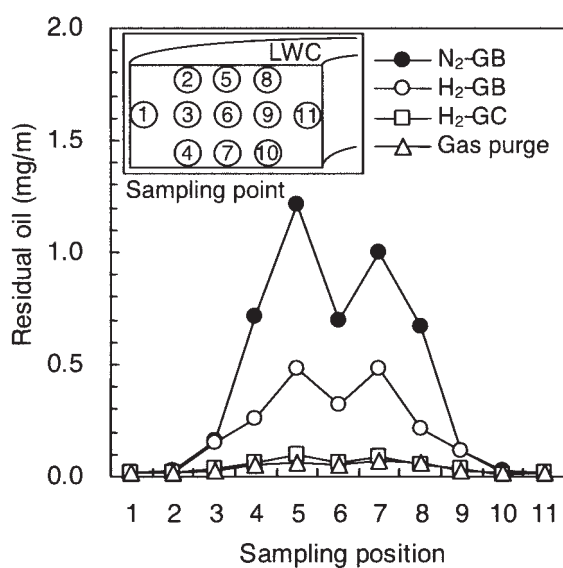


Fig. 13 The comparison of the residual oil in the LWC tube at selected points under several annealing conditions in actual production.

## 5.2.2 Results of actual production

At present, a newly developed lubricant GC for grooving and annealing under replacing inside atmosphere of the tubes with hydrogen have been used for the actual production of ACR copper tubes. The residual oils in the copper tubes have been measured in one LWC every week at the selected points where the maximum value commonly appeared for five months to check the stability during the actual production of ACR copper tubes. These results are shown in Fig. 14. Although there was a slight variation, the quantities of the residual oil were stable at the low level of less than 0.1mg/m during the five months. It was recognized that the effect of reducing the residual oil in copper tube by annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen was satisfactory.

Recently, ACR copper tubes with low residual oil, such as less than 0.1mg/m, have been usually required from the ACR manufacturer. To achieve a lower residual oil in the copper tube, a few methods have been developed such as purging with an inert gas into the LWCs and/or evacuating the LWCs during annealing. Although these methods are definite way to maintain the residual oil in the copper tube at a low level, an increase in the production cost depending on not only investment for an annealing furnace involving the reconstruction of the conven-

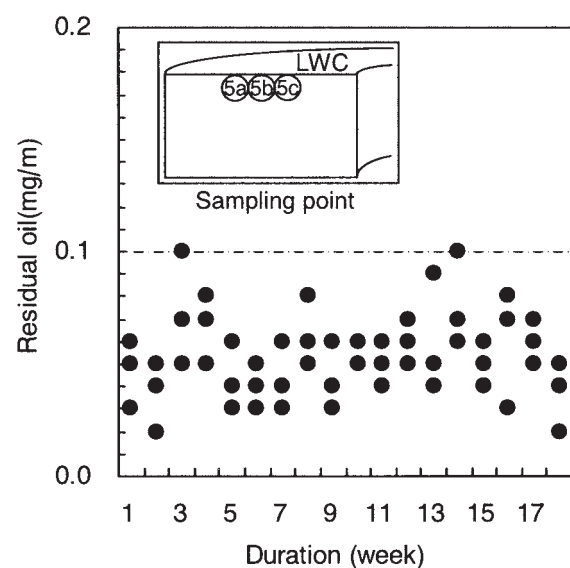


Fig. 14 The record of residual oil in ACR LWC tube grooved using developed lubricant and annealed with hydrogen atmosphere replaced during five months in actual production.



tional one, but also a decrease in the annealing efficiency could not be avoided. Annealing copper tubes in which atmosphere was replaced with hydrogen after applying the proper inner grooving lubricant could allow a stable low residual oil in the copper tube without any expensive equipment, cost increase, and decrease in the production efficiency. A histogram of the maximum residual oil in the copper tube from a recent investigation is shown in Fig. 15. The maximum value of the residual oil in copper tube is 0.1mg/m and the statistical average  $+3\sigma$  value is 0.11mg/m.

## 6. Conclusions

The effect of the atmosphere on the thermal decomposition of the lubricant oils for copper tubes during annealing was investigated and the thermal decomposition behavior of the lubricant oils was discussed. Furthermore, the effect of decreasing both the carbon film and residual oil in the copper tubes by annealing under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen was investigated.

The main reaction of the thermal decomposition of the lubricant oil is a free radical chain reaction which produces chain compounds with low molecular weights.

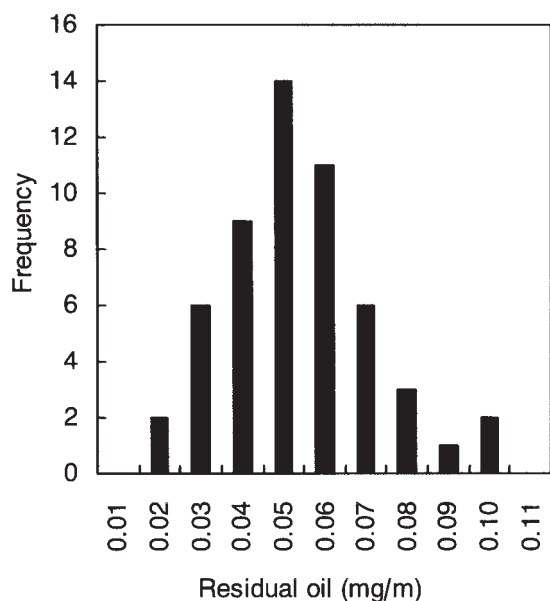


Fig. 15 The distribution of the maximum residual oil in the ACR LWC tube grooved using developed lubricant and annealed under replacing inside atmosphere of the tube with hydrogen in actual production.

During annealing, polymerization of the low-molecular-weight chain compounds and the dehydrogenation which is the side reaction of the thermal decomposition occurred, resulting in the formation of long chain hydrocarbons, monoaromatic compounds and polycyclic aromatic hydrocarbons. These products would become the residual oil, and the carbon film would be produced after further dehydrogenation of the polycyclic aromatic hydrocarbons.

In a hydrogen atmosphere, the thermal decomposition of the lubricant oil proceeds by vaporization and saturation of the first order products through a hydrogenolysis reaction and hydrogenation reaction. The secondary reaction, such as polymerization, condensation and cyclic dehydrogenation, which lead to the formation of residual oils are depressed with the increase in the volatile components having a low reactivity. Additionally, the production of the carbon film becomes difficult because the dehydrogenation reaction tended to be depressed by the hydrogenation reaction.

It was proved that annealing copper tube in which the atmosphere was replaced with hydrogen was effective for decreasing both the carbon film and residual oil formation during actual production.

## References

- 1) H. S. Campbell : J. Inst. Metals, **77** (1950), 345
- 2) T. Hamamoto, T. Atsumi and K. Kawano : J. Japan Copper & Brass Research Association, **29** (1990), 101.
- 3) H. S. Campbell : Proc. 2nd Int. Congress on Metallic Corrosion, NACE, (1966), 237.
- 4) Y. Yamada, K. Kawano, T. Atsumi and S. Suzuki : Zairyo-to-Kankyo (Corrosion Engineering), **48** (1999), 647.
- 5) Sekiyu Gakkai (Japan Petroleum Institute) : **Shin-Sekiyukagaku-process (New petrochemistry process)**, Miyukisyobo, (1986), 33 & 80 & 148.
- 6) S. Tsuge and H. Ohtani : **Pyrolysis-gas chromatography of high-molecular-weight compound, Fundamentals and Data**, Techno-System, (1991), 49 & 90 & 94.
- 7) N. Ishikawa and M. Sato : **Kogyo-yukikagaku (Industrial organic chemistry)**, Kogyotosyo, (1974), 44.
- 8) T. Ohtsu : **Kobunshigosei-no-kagaku (Polymerization chemistry)**, Kagakudojin, (1991), 245.
- 9) R. Hama : J. Japan Copper & Brass Research Association, **34** (1995), 81.
- 10) M. Niwa, M. Imai and T. Atsumi : *ibid*, **35** (1996), 60.
- 11) S. Miyoshi and M. Niwa : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **40** (1999), 61.

# 亜硝酸系防錆剤を含む空調機使用水下での 銅管の腐食挙動\*

山 田 豊\*\* 境 昌 宏\*\*\*  
世 利 修 美\*\*\* 戸 田 岩 男\*\*\*\*  
飯 塚 政 功\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 17-21

## Corrosion Behavior of Copper Tube in Water with Nitrite Inhibitor for Air-Conditioning

Yutaka Yamada, Masahiro Sakai, Osami Seri  
Iwao Toda and Masanori Iitsuka

We performed the electrochemical experiments, such as measurements of polarization curves, corrosion potentials and constant-potential holding tests, using copper tubes with/without residual carbon film under water with/without nitrite inhibitor taken from the heat storage plants working in Tokyo. The polarization curve under the water with nitrite inhibitor shows the passivation from  $-950\text{mV}$  to  $120\text{mV}(\text{Ag}/\text{AgCl})$ , while the one under the water without inhibitor does not show the passivation. The passive current density of the copper tube with residual carbon film is higher than that of the copper tube without carbon film. In the constant-potential holding test at  $200\text{mV}$  for 168h, the current density at 168h was  $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$  under the water without inhibitor and  $0\mu\text{A}/\text{cm}^2$  with inhibitor. After the constant-potential holding test, the surface of specimens in the water without inhibitor were covered with the oxide films and patinas. The surface of specimens in the water with inhibitor remained the bright metallic color and had spottily some patinas. Under these patinas, the pitting corrosion has slightly occurred.

### 1. 緒 言

蓄熱式空調システムは、ビル排熱や河川などの未利用エネルギーを有効活用したシステムであり、オフィス、住宅の冷・温熱源供給システムとして、省エネルギー、省資源および環境改善の一翼を担っている。この蓄熱式空調システムの構成金属として、主配管に銅管や亜鉛メッキ銅管が、エアハンドリングユニットやファンコイルユニットなどの空調機用に銅管が使用されている。

蓄熱式空調システムには、大気と接する蓄熱槽の水が必要家側との間を直接循環する開放系システムと、蓄熱

槽と需要家側との間に熱交換器を設置し、熱交換された水が密閉配管内を循環する密閉系システムの二種類がある<sup>1)</sup>。密閉系蓄熱式空調システムの場合、循環水中に主配管である銅管の防食のために亜硝酸系防錆剤（インヒビター）が添加されることが多い<sup>2)</sup>。亜硝酸塩は酸化型インヒビターとして作用し、鉄系配管表面を不動態化して優れた防食効果を発揮する<sup>3),4)</sup>。しかし、亜硝酸塩が銅の腐食に及ぼす影響については不明な点が多い。亜硝酸と銅系材料の腐食に関する研究については、黄銅の応力腐食割れに関するものがこれまでに幾つか報告されているが<sup>5)~8)</sup>、純銅の腐食に及ぼす亜硝酸の影響について言及した研究はほとんどない。そこで本研究では、空調機用銅管の腐食挙動に及ぼす亜硝酸系防錆剤の影響を調べるため、実機プラントから採取した防錆剤を含まない空調機使用水と亜硝酸系防錆剤を含む空調機使用水を用

\* 材料と環境, 54 (2005), 120 に主要部掲載

\*\* 研究開発センター 第四部 工学博士

\*\*\* 室蘭工業大学 機械システム工学 工学博士

\*\*\*\* 東京電力(株) エネルギー営業部

い、両試験水下において分極曲線測定等の電気化学的実験を行った。さらに空調機用銅管の孔食発生要因の一つとされる残留カーボン皮膜<sup>9),10)</sup>の影響についても調べた。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材および試験水

供試材として使用した銅管は JIS H3300 C1220 のリン脱酸銅継目無軟質管である。寸法は外径 9.52mm×肉厚 0.35mm×長さ 150mm で、長手方向に半割にし、管内面 6.93cm<sup>2</sup>を残して残りはシリコン樹脂で被覆した。試験面をアセトン脱脂、イオン交換水による洗浄、乾燥の後、直ちに試験に供した。残留カーボン皮膜の影響を調べるため、管内面平均残留カーボン量 5mg/m<sup>2</sup> (以下、C皮膜有) と 0 mg/m<sup>2</sup> (以下、C皮膜無) の 2 種類の管を用いた。試験水は、東京都内の実機プラントで実際に使用されている空調機使用水を用いた。空調機使用水は、それぞれ別プラントから採取した防錆剤を含まないもの (以下、無添加水)、および亜硝酸系防錆剤を含むもの (以下、添加水) の二種類を用いた。試験水の外観は、無添加水の方は無色透明であるが、添加水の方は黄色みを帯びていた。添加水を採取したプラントで使用されている防錆剤原液の詳細な成分・濃度は不明であるが、亜硝酸イオン濃度が 19mass%、ベンゾトリアゾール (BTA) 濃度が 0.5mass%、高分子ポリマーの分散剤濃度が 6.2mass% であることが分かっている。また、実機プラント運転時における防錆剤濃度管理値は 1000~1500mg/L (NO<sub>2</sub><sup>-</sup>で 200~320mg/L) である。

Table 1 に無添加水と添加水の水质分析結果を示す。なお、Table 1 に示す値は 1 ヶ月おきに測定した分析値 27

Table 1 Chemical compositions of circulated water for air-conditioning with and without inhibitor.

	Circulated water	
	without inhibitor	with inhibitor
pH	9.1	8.4
Conductivity (mS/m)	22.2	130.3
Total hardness (mgCaCO <sub>3</sub> /L)	62.2	101.8
Ca hardness (mgCaCO <sub>3</sub> /L)	40.7	74.4
M-alkalinity (mgCaCO <sub>3</sub> /L)	40.2	140.4
HCO <sub>3</sub> <sup>-</sup> (mgHCO <sub>3</sub> <sup>-</sup> /L)	49.1	171.3
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> (mgSO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> /L)	25.8	41.6
Cl (mgCl/L)	21.7	19.7
SiO <sub>2</sub> (mgSiO <sub>2</sub> /L)	7.1	14.4
Total Fe (mgFe/L)	0.3	0.7
Total Zn (mgZn/L)	0.1	7.1

ヶ月分の平均値である。

### 2.2 測定方法

実施した電気化学的実験は、分極曲線、自然電位の測定、および定電位保持試験である。電気化学的測定に用いた参照電極は飽和 KCl 中の Ag/AgCl 電極\*であり、対極は白金である。また、試験槽には 1 L のパイレックスガラス容器を用いた。

分極曲線の測定には通常の動電位法を用いた。測定条件は、高純度窒素 (99.999%N<sub>2</sub>) バブリングによる脱気、マグネチックスターラーによる液攪拌とした。-1500 mV に 30 分間保持のカソード処理を行い、その後 0.5mV/s の速度で 1000mV まで掃引した。分極曲線は全て室温下で測定した。自然電位は液静止、大気開放、室温下で 35 日間測定した。定電位保持試験は、ポテンシオスタットを用いて 200mV に 1 週間 (168 時間) 保持し、そのときに流れる電流値を測定した。また、定電位保持試験のあいだ、一定時間ごとに試験水中の銅イオン濃度を原子吸光分光分析によって測定した。定電位保持試験は大気開放、液攪拌、室温下で行った。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 分極曲線

無添加水、添加水下での分極曲線をそれぞれ Fig. 1

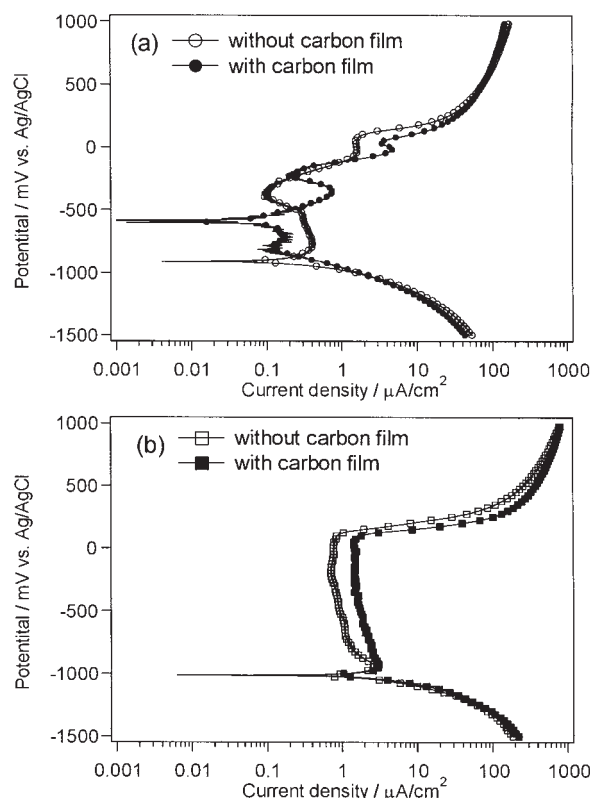


Fig. 1 Polarization curves for copper tube : (a) in circulated water without inhibitor, (b) in circulated water with inhibitor.

(a), (b) に示す。無添加水の場合、C皮膜無管、C皮膜有管の自然電位はそれぞれ約 $-900\text{mV}$ 、 $-600\text{mV}$ を示した。両者ともにアノード領域において、電流密度値にピークが数回現れる比較的複雑な分極挙動を示した。一方、添加水の場合、C皮膜有・無管ともに自然電位は約 $-1000\text{mV}$ を示し、 $-950\text{mV}$ から $120\text{mV}$ 付近の広範囲にわたり分極曲線が立ち上がる、いわゆる不動態領域が現れた。無添加水下での分極曲線では、このような不動態領域は現れなかったことから、この不動態領域は防錆剤による効果と考えられる。添加水下での不動態保持電流密度値は、C皮膜無管の方が約 $0.8\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 、C皮膜有管の方が約 $1.3\mu\text{A}/\text{cm}^2$ であり、C皮膜有管の方が電流密度値は大きかった。このことから、不動態領域における腐食速度は、C皮膜有管の方がC皮膜無管よりも大きいことが分かる。

Fig. 2 に、実験室にて、無添加水 1L に防錆剤原液を 1.5mL 添加して作成した試験水（以下、模擬添加水）下での分極曲線を示す。なお、無添加水への防錆剤原液添加量は、実機運転時の濃度管理値である  $1500\text{mg}/\text{L}$  と同じになるように決定した。試料はC皮膜無管を用いた。図中 0 days は模擬添加水作成直後に測定した分極曲線であり、22days および 77days は作成した模擬添加水をそれぞれ 22 日間、77 日間室温下で放置した後に新たな試料で測定した分極曲線である。模擬添加水作成直後の分極曲線（0 days）は、自然電位が約  $0\text{mV}$  であり、無添加水単独のとき（Fig. 1 (a)）に比べて高くなった。これは酸化型インヒビターである亜硝酸塩により、表面が酸化されて銅酸化物が形成されたことに起因するものと思われる。また分極曲線には、Fig. 1 (b) でみられた明瞭な不動態領域は現れなかった。実験室で作成した防錆剤添加直後の模擬添加水は、実機プラントから採取した添加水と異なり黄色みを帯びておらず無色透明であった。ただし、時間の経過とともに実機から採取した

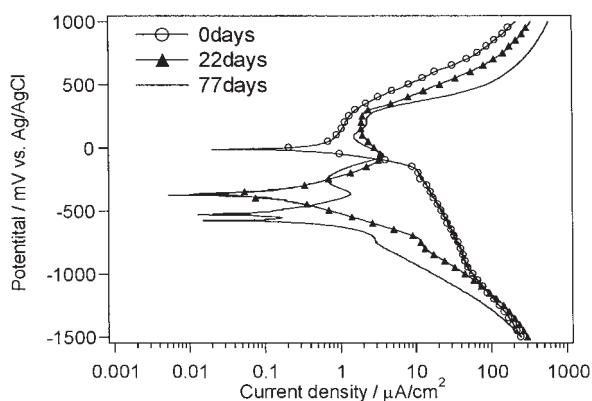


Fig. 2 Polarization curves for copper tube without carbon film in solution which was made by adding undiluted nitrate inhibitor of 1.5mL to circulated water without inhibitor of 1 L. Polarization curves were measured at 0 days, 22days and 77days after the solution was made.

添加水のように黄色みを帯びてくることが分かった。そこで、模擬添加水を室温下で 22 日間、77 日間放置した後に、新たな試料を用いて分極曲線を測定してみた。試験水作成直後の分極曲線に比べて、22 日後、77 日後の分極曲線では、日数の経過とともに自然電位が低下しており、 $1\sim 5\mu\text{A}/\text{cm}^2$  付近で度々ピークを示しながら分極曲線が立ち上がる領域が現れている。この傾向は、Fig. 1 (b) の添加水下における分極曲線に近づいているように思われる。ただし、やはり Fig. 1 (b) でみられる広い電位域に渡る明瞭な不動態領域は現れなかった。すなわち、Fig. 1 (b) の不動態領域は、実験室でピーカー内に無添加水と防錆剤原液を混合して作成した水では現れず、実機プラントを循環した水で現れることが分かった。この原因として、実機使用水には、長期間の循環使用より鋼管や亜鉛メッキ鋼管などからの鉄分を含む水中微粒子が含まれており<sup>9)</sup>、それらと亜硝酸塩との複合作用によるかあるいは系内の BTA 濃度が増加して、不動態領域が出現した可能性が考えられる。

### 3.2 自然電位の経時変化

無添加水・添加水下にC皮膜有・無管を浸漬してから約 1 ヶ月間の自然電位の経時変化を Fig. 3 に示す。無添加水の場合、C皮膜無管の自然電位は、初めの5日間で  $20\text{mV}$  から  $50\text{mV}$  に上昇し、その後緩やかに低下して約 1 ヶ月後には  $42\text{mV}$  を示した。C皮膜有管の方は、測定開始時の  $-20\text{mV}$  から徐々に上昇し、1 ヶ月後には  $55\text{mV}$  を示した。添加水の場合、C皮膜無管の方は、測定開始時  $60\text{mV}$  を示し、その後約 20 日まで下降し続け  $20\text{mV}$  を示した。その後、わずかに上昇し、1 ヶ月後には約  $30\text{mV}$  を示した。C皮膜有管の方は、開始時電位  $-30\text{mV}$  から緩やかに上昇し続け 1 ヶ月後は約  $10\text{mV}$  を示した。1 ヶ月後の自然電位を比較すると、無添加水の方が添加水よりも高い値を示した。また、C皮膜有管の自然電位は測定期間中、上昇し続ける傾向を示した。この結果は著者らが以前に上水および蓄熱槽水で測定したC皮膜有・無管の自然電位の推移と一致した<sup>10)</sup>。すなわち、銅管上のC皮膜は自然電位を上昇させるため、腐

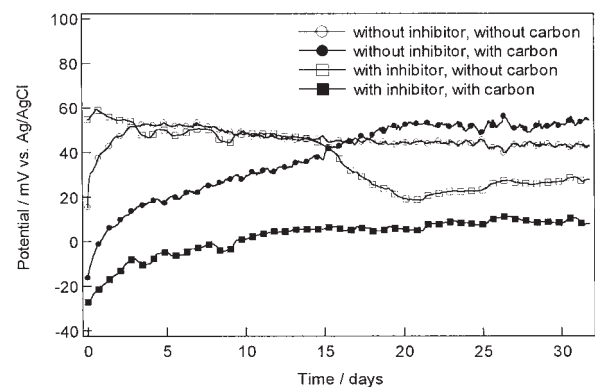


Fig. 3 Corrosion potential-time curves for copper tubes with and without carbon film in circulated water with and without inhibitor.



食促進因子とみなすことができる。

添加水下における自然電位の値は10~20mVであり、3.1で得られた分極曲線 (Fig. 1 (b)) の不動態領域内あることから、腐食速度は小さいものと考えられる。なお、添加水、無添加水ともに自然電位測定後の試料表面に顕著な腐食生成物は存在せず、全面が茶褐色に変色しているのみであった。

### 3.3 定電位保持試験

200mV で1週間の定電位保持試験を行ったときの電流密度-時間曲線を Fig. 4 (a) に示す。また Fig. 4 (b) に、定電位保持試験中に試験水中に溶出した銅イオン濃度を示す。無添加水の場合、C皮膜の有無にかかわらず、試験開始直後に約  $60\mu\text{A}/\text{cm}^2$  の電流密度値を示し、その後電流密度値は減少し続け、1週間後には約  $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$  の値を示した。添加水の場合は、試験期間を通して流れる電流密度値は小さく、1週間後ではほぼ  $0\mu\text{A}/\text{cm}^2$  であった。銅イオン濃度は、無添加水の場合、試験時間に

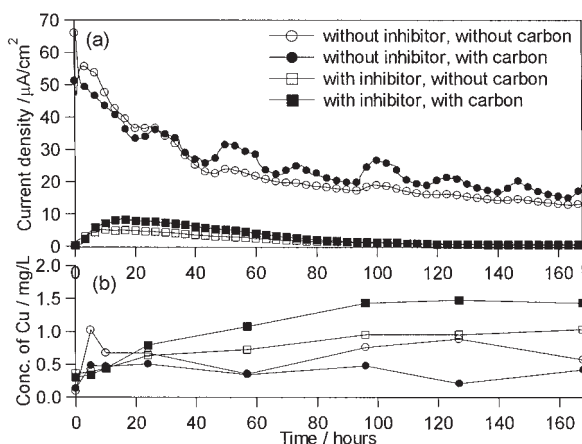


Fig. 4 Current density-time curves and changes of concentration of Cu in solution in the constant-potential holding tests at 200mV (Ag/AgCl) for 168 hours : (a) current density-time curves, (b) changes of concentration of Cu.

関係なく  $0.5\sim 1\text{mg}/\text{L}$  の値を示した。添加水の場合は、時間の経過とともに銅イオン濃度は増加する傾向を示した。1週間後の銅イオン濃度は無添加水の場合が約  $0.5\text{mg}/\text{L}$ 、添加水の場合は  $1\sim 1.5\text{mg}/\text{L}$  となり、添加水の方が無添加水に比べて溶出した銅イオン濃度は多くなった。

定電位保持試験終了後の試料表面の様子を Fig. 5 に示す。無添加水の場合の試料表面は、酸化皮膜と思われる茶褐色の皮膜、さらにその上はほぼ全面が緑青で覆われていた。添加水の場合の試料表面は、大部分が初期の金属光沢を保っていたが、局所的に緑青の生成が散見された。希硫酸中での超音波洗浄により、この緑青を取り除くと緑青の下部で浅い孔食が発生していた。以上の結果より、添加水では、酸化皮膜により耐食性を持たせるのではなく、防錆剤中の成分である BTA により保護皮膜が形成されることで耐食性を持たせているものと考えられる。よって、保護皮膜に欠陥が生じるとそこに腐食が集中し、孔食が発生する可能性があるものと推測される。

## 4. 結 言

実機プラントで使用されている空調機水を用いて銅管の電気化学的挙動を調べた。防錆剤無添加水と添加水下における分極曲線に大きな違いが見られた。すなわち、無添加水では明瞭な不動態領域が存在しないのに対し、添加水では約  $-950\text{mV}$  から  $120\text{mV}$  の範囲で、電流密度が約  $1\mu\text{A}/\text{cm}^2$  である不動態領域が明確に現れた。添加水下における銅管の自然電位はこの不動態領域に存在することから、防錆剤添加水下での銅管の腐食速度は遅いものと推測された。また、200mV で1週間の定電位保持試験においても、無添加水では、1週間後において約  $20\mu\text{A}/\text{cm}^2$  の電流が流れるのに対し、添加水ではほぼ  $0\mu\text{A}/\text{cm}^2$  であり防錆剤添加の効果を確認された。定電位保持試験終了後の試料表面は、無添加水の方が酸化

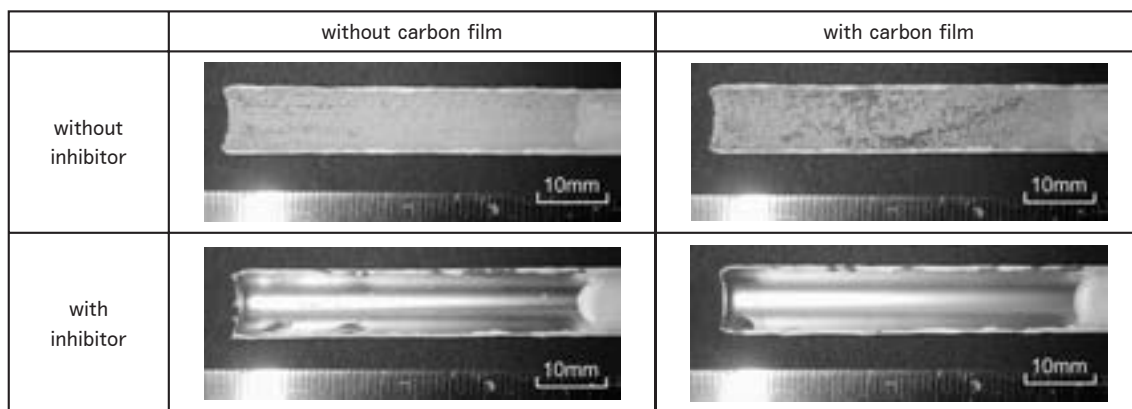


Fig. 5 Appearances of inner surface of Cu tubes after the constant-potential holding tests at 200mV (Ag/AgCl) for 168 hours.

皮膜と緑青で覆われているのに対し、添加水ではほぼ全面が初期の金属光沢で覆われていた。ただし、添加水の場合でも緑青が発生した場合、その下部で浅い腐食が進行していることが分かった。

#### 参 考 文 献

- 1) The Society of Heating, *Air-Conditioning and Sani* (1995), 18.
- 2) M. Mizutani, *Reitokuuchouki no Mizushori* (Revised ed.), Nihonreitoureiboushinbunsha, (2001), 184.
- 3) K. Aramaki, *Boushoku-Gijutsu* (presently *Zairyo-to-Kankyo*), **25** (1976), 693.
- 4) T. Wake and M. Horiike, *Zairyo-to-Kankyo*, **50** (2001), 3.
- 5) R. M. Carranza and J. R. Galvele, *Corrosion Sci.*, **28** (1988), 851.
- 6) R. B. Rebak, R. M. Carranza and J. R. Galvele, *Corrosion Sci.*, **28** (1988), 1089.
- 7) S. M. Sayed, E. A. Ashour and B. G. Ateya, *Corrosion Sci.*, **36** (1994), 221.
- 8) H. Torii and F. Umemura, *Zairyo-to-Kankyo*, **52** (2003), 358.
- 9) Y. Yamada, A. Mori, R. Hatanaka, T. Atsumi and N. Nakao, *Zairyo-to-Kankyo*, **47** (1998), 723.
- 10) M. Sakai, O. Seri, Y. Yamada, I. Toda and M. Iitsuka, *Zairyo-to-Kankyo*, **51** (2002), 12.

## 水平内面溝付管内の单相流圧力損失の予測式\*

清 谷 明 弘\*\*      五 島 正 雄\*\*\*  
 井 上 順 広\*\*\*      城 本 恵 子\*\*\*\*  
 江 本 幸 泰\*\*\*\*      李                      宇\*\*\*\*  
 佐 藤 全 秋\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 22-30

## Development of General Correlations for Pressure Drop in Single-Phase Turbulent Flow Inside Internally Helical-Grooved Tubes

Akihiro Kiyotani, Masao Goto, Norihiro Inoue, Keiko Siromoto  
 Yukiyasu Emoto, Yu Li and Masaaki Sato

The experiments on pressure drop in single-phase turbulent flow inside internally helical-grooved tube were carried out using fourteen different kinds of tube and a smooth tube with 6.35mm outer diameter. The range of geometric parameters of test tube were number of grooves (45 to 65), helix angle (16 to 26 deg.) and fin height (0.2 to 0.3mm). In the experiments, the water was used as a test fluid and its inlet temperature was kept between 16 and 18°C, and the flow rate was varied from 0.03 to 0.11kg/s. The obtained data indicated that friction factor was increased with increasing the ratio of inner surface area of grooved tube to that of smooth tube and helix angle, while decreased with increasing the number of grooves. The correlations to predict the friction factor were developed based on the measured data, which predicted the experimental data within  $\pm 10\%$  and correlated the data reported in literature within  $\pm 10\%$ .

## 1. はじめに

空調用熱交換器の高性能化を図るため、これまで種々の内面形状をもつ伝熱促進管が開発されている。そして、これら伝熱管の管内单相流における圧力損失と熱伝達の特性は、蒸発や凝縮の二相流におけるこれらの特性と密接な関係があることが知られている。著者ら<sup>1)</sup>は先に、内面螺旋溝付管に関して、单相流における摩擦係数を用いて、二相流における圧力損失および凝縮熱伝達係数を予測する式を提案した。この予測法は簡便で、しかも実

験結果とよい一致を示すことを報告した。したがって、種々の内面溝形状をもつ伝熱促進管の管内单相流圧力損失の特性を明らかにすることは、これらを使用する空調用熱交換器の高性能化とその設計に有用な指針を与えるものである。

伝熱促進管を対象とした管内单相流圧力損失に関するこれまでの主な実験的研究には次のようなものがある。小山ら<sup>2)</sup>は外径 9.52mm および 10mm、著者ら<sup>3)</sup>は外径 6.35mm, 8.01mm および 9.52mm の螺旋溝付管を対象に圧力損失に関する実験を行い、それぞれ実験式を提案している。Ravigururajan ら<sup>4)</sup>は、リブ付管、コルゲート管、ワイヤコイル付管等の外径が 9.85mm~56.5mm までの伝熱促進管に関するこれまでの実験データをもとに、平滑管に対する摩擦係数の式を修正した予測式を提案している。Webb ら<sup>5)</sup>は、外径が 15.54mm の 7 種類の螺旋リブ付管について実験を行い、溝の条数、リード角、壁面の相対粗さをパラメータとして、摩擦係数に関

\* 2004 年度日本冷凍空調学会年次大会 (2004 年 10 月) にて主要部発表, 日本冷凍空調学会論文集, 22-2 (2005) に主要部掲載

\*\* 研究開発センター 第三部

\*\*\* 東京海洋大学海洋工学部海洋電子機械工学科

\*\*\*\* 東京海洋大学大学院商船学研究科

\*\*\*\*\* 東芝キャリア(株)機能研究開発センター

する予測式を提案している。Wang ら<sup>6)</sup>は、外径が 7.0mm, 7.94mm および 9.52mm の 7 種類の螺旋溝付管について実験を行い、レイノルズ数が 2500~40000 の領域で予測可能な圧力損失の式を提案している。Brognaux ら<sup>7)</sup>は、外径 15.875mm の螺旋溝付管および 3 次元フィン付管の单相流における圧力損失および熱伝達の実験を行い、圧力損失の増大に対する熱伝達の促進効果の割合とこれらに及ぼすプラントル数の影響について検討している。Webb ら<sup>5)</sup>, Wang ら<sup>6)</sup>, Brognaux ら<sup>7)</sup>は、いずれも内面加工溝を壁面粗さとして捉え、熱と運動量輸送のアナロジーにより、摩擦速度および壁面粗さによって定義されるレイノルズ数を用いて圧力損失および熱伝達の実験値の整理を行っている。Carnavos ら<sup>8)</sup>は、管径の異なる 3 種類の平滑管と外径が 9.53mm~25.4mm, リード角が 0~30° の範囲で異なる 11 種類の溝付管の実験を行い、摩擦係数に関して、管通過断面積比およびリード角をパラメータとして、平滑管に対する Fanning<sup>12)</sup> の式を修正した式を提案している。Jensen ら<sup>9)</sup>は、外径が 24.30mm~26.37mm の範囲で異なる 15 種類の螺旋溝付管について実験を行い、溝の条数、フィン高さが摩擦係数に与える影響を示している。また、平滑管に対する Filonenko<sup>10)</sup> の式をもとに、溝形状を特徴づけるパラメータを導入して摩擦係数の予測式を提案している。

以上のように、伝熱促進管内の单相流圧力損失の特性については、これまで多くの研究が行われ、それぞれの伝熱管に対する予測式が提案されている。しかし、空調用熱交換器の伝熱管として使用されている外径が 6 mm 程度の比較的小さな管径の溝付管についての研究はあまり見当たらない。また、このような小さな管径の管に

してこれまで提案されている式が適用できるかどうかは不明である。

そこで、著者らは、外径 6.35mm の溝形状がそれぞれ異なる 14 種類の内面螺旋溝付管と平滑管を用いて、管内单相流の圧力損失について実験を行った。本報では、得られた圧力損失の実験結果をもとに、これまで提案されている式の有用性を検討する。また、溝形状が摩擦係数に及ぼす影響を明らかにし、螺旋溝付管の摩擦係数の予測式を提案する。

## 2. 実験装置および実験方法

Fig. 1 に実験装置の系統図を示す。実験では試験流体として水を用いた。水は、タンク (1) および (2) で所定温度に設定され、タンク (3) に送られる。その後、流量調整バルブ (5) により一定流量に調節され、入口温度測定用の混合器 (6) を経て、試験区間 (7) に供給される。試験区間に流入した水は熱伝達実験用に設けた出口温度測定用の混合器 (6) を経て外部に排出されるバッチ式である。

実験に使用した溝付管の溝形状を Fig. 2 に、その詳細な仕様を Table 1 にそれぞれ示す。溝付管は銅製で全長約 1800mm, 外径はすべて 6.35mm であり、溝付管入口端から 250mm および 1750mm の 2 箇所に圧力タップを設け、1500mm 区間での圧力損失が測定できる構造となっている。

水の入口温度は、シース型白金測温抵抗体で測定し、その流量は電子台秤に水が一定流量溜まる時間を計測して求めた。また、圧力損失は歪ゲージ式微差圧力変換器で測定した。なお、測定誤差はそれぞれ、シース型白金

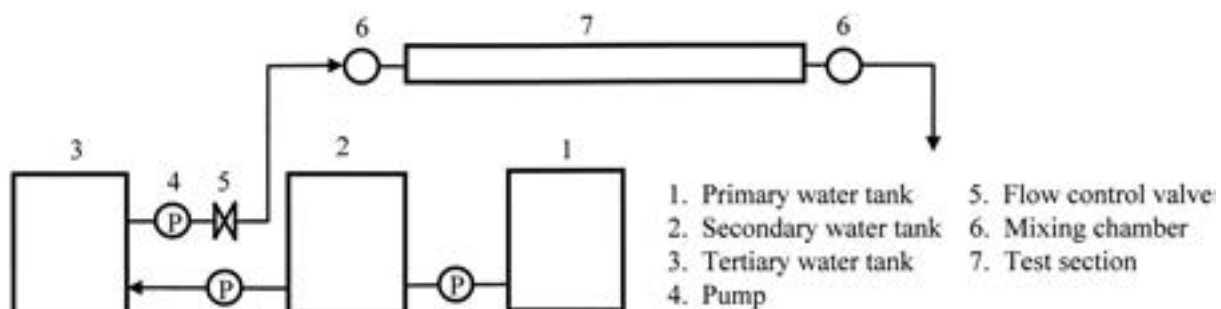


Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus.

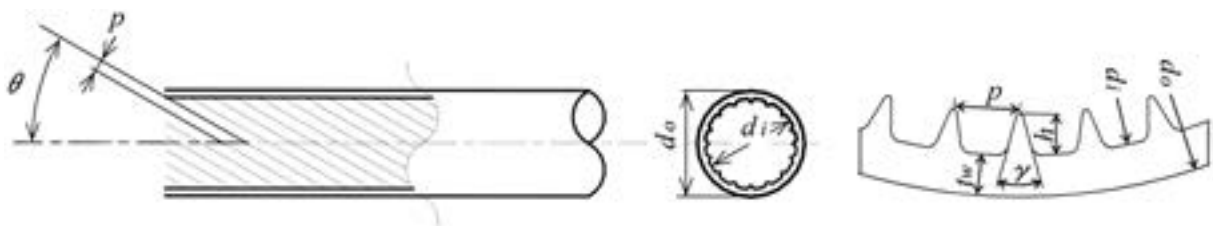


Fig. 2 Configuration of helical-grooved tube.



Table 1 Test tube dimensions.

Tube designation Key	F	G	I	J	K	L	M	O	P	Q	R	T	U	V	Smooth
Outer diameter $d_o$ (mm)	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35	6.35
Max. inner diameter $d_i$ (mm)	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85	5.85
Wall thickness $t_w$ (mm)	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25
Fin height $h$ (mm)	0.26	0.15	0.30	0.21	0.21	0.21	0.26	0.30	0.24	0.21	0.21	0.20	0.20	0.20	—
Fin apex angle $\gamma$ (degrees)	15	15	15	15	15	15	15	20	15	15	15	15	15	15	—
Helix angle $\theta$ (degrees)	11	20	11	20	20	20	26	21	20	20	20	10	25	35	—
Number of grooves $n$ (-)	45	65	47	45	60	55	45	45	45	50	65	55	55	55	—
Area ratio $\eta$ (-)	1.96	1.83	2.18	1.86	2.19	2.09	2.02	2.11	1.98	1.99	2.35	1.99	2.06	2.19	1.00
Real flow area $A_{real}$ ( $m^2 \times 10^{-4}$ )	0.255	0.258	0.247	0.256	0.253	0.254	0.253	0.249	0.256	0.259	0.254	0.256	0.259	0.260	0.269
$p/d_i$ (-)	0.069	0.045	0.065	0.066	0.049	0.054	0.062	0.065	0.066	0.059	0.045	0.056	0.051	0.047	0.000

測温抵抗体については $\pm 0.05K$ ，流量については測定値の $\pm 0.05\%$ 以内，歪ゲージ式微差圧力変換器については $\pm 0.02kPa$ 以内と見積もられる。

実験は，水の入口温度を $16\sim 18^\circ C$ の範囲でほぼ一定に保ち，その流量を $0.03\sim 0.11kg/s$ の範囲で変化させて行った。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 圧力損失

Fig. 3 に圧力損失の測定結果を示す。図は縦軸に圧力損失 $\Delta P$ ，横軸に水の質量流量 $W$ をとり，すべての管の測定結果を示したものである。図中の記号は，それぞれ，管の種類を示す。図より，溝付管の圧力損失は，平滑管（◀印）の値の $1.6\sim 2.7$ 倍程度大きな値を示しているのが分かる。また，溝付管の中では，溝の条数 $n$ の値が大きく，実内表面積に対する最大内径基準の平滑管内表面積の比である面積拡大率 $\eta$ の値が他の管に比べて比較的小さいG管（□印）の圧力損失がもっとも小さく，溝の条数 $n$ の値が小さく，面積拡大率 $\eta$ が大きいO管（■印）の圧力損失が大きいことが分かる。

Fig. 4 (a), (b) および (c) は，それぞれ溝付管の溝形状を表すパラメータであるリード角，フィン高さ，条数が圧力損失に及ぼす影響を示したものである。なお，図

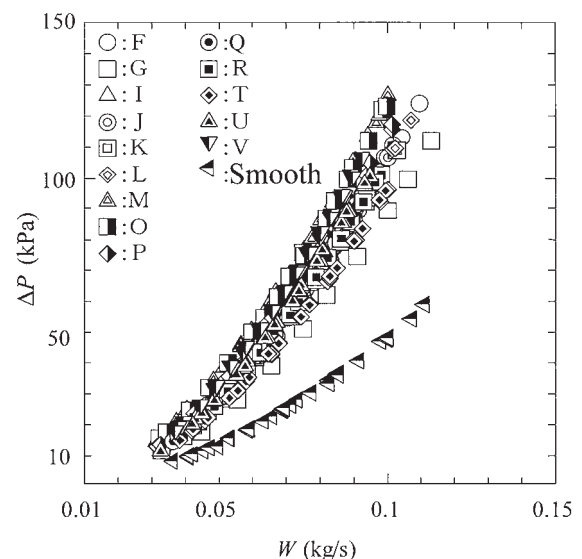


Fig. 3 Pressure drop against mass flow rate.

中のデータは，比較対象とするパラメータ以外の他のパラメータがほぼ同一のものである。

Fig. 4 (a) は，圧力損失に及ぼすリード角の影響を示す。図より，すべての流量域でリード角が大きい管ほど圧力損失は，大きい値を示しており，リード角の増大にともない，圧力損失が増大することが分かる。

Fig. 4 (b) は、フィン高さの差異が圧力損失に及ぼす影響を示す。図より、圧力損失はフィン高さが高い R 管 (■印) のほうが、フィン高さの低い G 管 (□印) よりも、すべての流量域で大きい値を示しているのが分かる。G 管と R 管は、フィン高さ以外の仕様は同一な管である。したがって、流体の摩擦力が作用する管内壁面積は、フィン高さが高いほうが大きい。そこで、このフィン高さの差異が圧力損失に及ぼす影響を管内表面積の差異に基づくものと考え、平滑管内表面積に対する溝付管内表面積の比  $\eta$  を考慮した圧力損失  $\Delta P/\eta$  を求めた。その結果を Fig. 4 (b) 中に G 管について○印で、R 管について△印でそれぞれ示す。図より、両者の値はほぼ一致することが分かる。このことは、螺旋溝付管に関しては、フィンは、内壁面の粗さとしてではなく、摩擦力が作用する内表面積の増大として圧力損失に影響を及

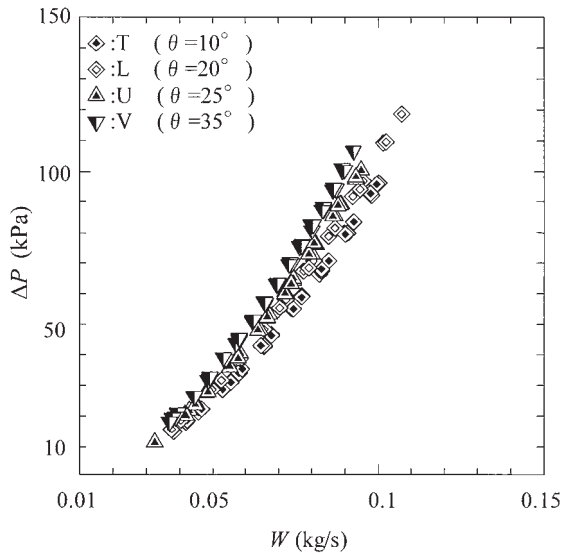


Fig. 4 (a) Effect of helix angle on pressure drop.

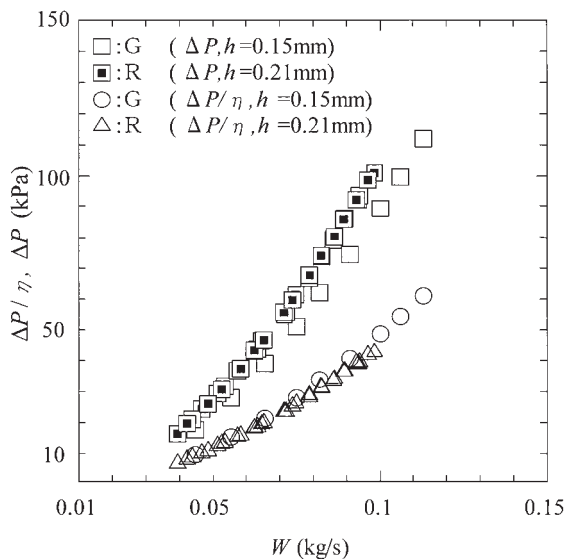


Fig. 4 (b) Effect of fin height on pressure drop.

ぼしているものと推測される。

Fig. 4 (c) に、圧力損失に及ぼす溝の条数の影響を示す。図より、比較する管の種類は少ないが、圧力損失は、溝の条数の増加に伴い小さくなるのが分かる。

このように螺旋溝付管内の圧力損失は、溝のリード角、条数および面積拡大率の影響を受けることが明らかになった。

### 3.2 摩擦係数の定義

管の溝形状が圧力損失に及ぼす影響を調べるため、管の最大内径基準の摩擦係数  $f_i$  を次式で定義し、実験結果の検討を行った。

$$\tau_w = f_i \frac{\rho v_i^2}{2} \tag{1}$$

ここで、 $\tau_w$  は壁面せん断力、 $\rho$  は水の密度、 $v_i$  は管最大内径基準の流速であり、管内の質量流量を  $W$ 、管最大内径を  $d_i$  とすると、次式で定義される。

$$v_i = \frac{4W}{\pi \rho d_i^2} \tag{2}$$

また、管軸方向  $z$  区間における圧力損失  $\Delta P$  と壁面せん断力  $\tau_w$  との関係は、管内表面に作用する壁面せん断力  $\tau_w$  が管最大内径の平滑内表面に作用すると仮定すると次式で表される。

$$\frac{\pi d_i^2}{4} \Delta P = \pi d_i z \tau_w \tag{3}$$

したがって、摩擦係数  $f_i$  は

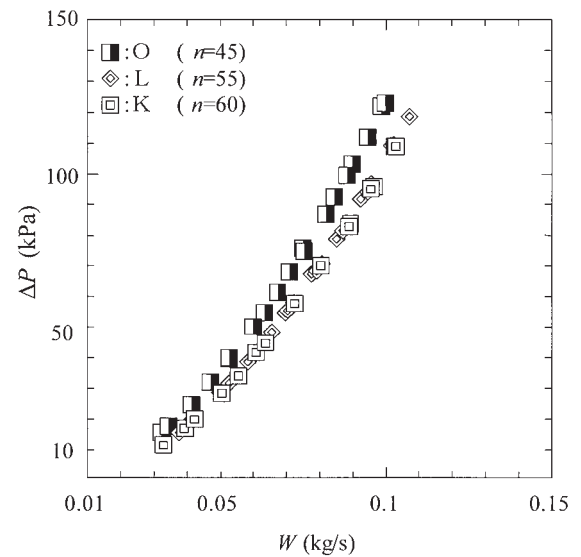


Fig. 4 (c) Effect of number of grooves on pressure.

$$\Delta P = 4f_i \left( \frac{z}{d_i} \right) \left( \frac{\rho v_i^2}{2} \right) \quad (4)$$

あるいは

$$f_i = \Delta P \left( \frac{d_i}{z} \right) \left( \frac{1}{2\rho v_i^2} \right) \quad (5)$$

と表わされる。

歪ゲージ式微差圧変換器によって測定した  $\Delta P$  と  $v_i$  を式 (5) に代入すれば、各管の摩擦係数の実験値  $f_i$  を求めることができる。

また、代表長さとして管最大内径  $d_i$  を用いてレイノルズ数  $Re_i$  を次式により定義する。

$$Re_i = \frac{\rho v_i d_i}{\mu} \quad (6)$$

ここで、 $\mu$  は水の粘性係数である。なお、水の物性値は文献<sup>11)</sup>の推算値を用いた。

### 3.3 摩擦係数の実験値と従来の予測式との比較

内面を加工した伝熱促進管の摩擦係数に関する予測式<sup>4-9)</sup>は、これまでにいくつか提案されている。そこで、本実験で得られたデータとそれらの予測式との比較を行った。本報では、比較的良好な相関が得られた Carnavos ら<sup>8)</sup> および Jensen ら<sup>9)</sup> の式と比較した結果を示す。

Carnavos ら<sup>8)</sup> は溝付管の摩擦係数  $f_{car}$  を水力学的相当直径  $d_h$  を用いて式 (7) のように定義し、摩擦係数  $f_{car}$  の整理式として式 (8) を提案している。

$$f_{car} = \left( \frac{\rho d_h}{2G_{real} z} \right) \Delta P \quad (7)$$

$$f_{car} = 0.046 Re_h^{-0.2} (A_{real}/A_i)^{0.5} (\sec \theta)^{0.7} \quad (8)$$

$$Re_h = \frac{\rho v_{real} d_h}{\mu} \quad (9)$$

$$d_h = \frac{4A_{real}}{\pi d_i \eta} \quad (10)$$

ここで、 $\theta$ 、 $\eta$ 、および添字の *real* は、それぞれ溝のリード角、面積拡大率および実断面積基準を表す。

Fig. 5 (a) に実験値  $f_{exp}$  と Carnavos ら<sup>8)</sup> の式の値  $f_{car}$  との比較を示す。図より、Carnavos ら<sup>8)</sup> の予測式の値  $f_{car}$  は、実験値  $f_{exp}$  の  $-10\% \sim +50\%$  の範囲でばらついており、 $f_{car}/f_{exp}$  の値は、溝付管の種類によって異なることが分かる。

Jensen ら<sup>9)</sup> は、溝付管の摩擦係数  $f_{jen}$  を最大内径基準の直径  $d_i$  を用いて式 (5) のように定義し、摩擦係数  $f_{jen}$  の整理式として、次式を提案している。

$$\begin{aligned} \frac{f_{jen}}{f_i} &= \left( \frac{z_c}{d_i} \right)^{-1.25} \left( \frac{A_i}{A_{real}} \right)^{1.75} - \left( \frac{0.0151}{f_i} \right) \\ &\times \left\{ \left( \frac{z_c}{d_i} \right)^{-1.25} \left( \frac{A_i}{A_{real}} \right)^{1.75} - 1 \right\} \exp \left( -\frac{Re_i}{6780} \right) \end{aligned} \quad (11)$$

ここで、

$$f_{ji} = (1.58 \ln Re_i - 3.28)^{-2} \quad (12)$$

$$\begin{aligned} \frac{z_c}{d_i} &= 1 - 1.577 \left( \frac{n \sin \theta}{\pi} \right)^{0.64} \left( \frac{2h}{d_i} \right)^{0.53} \\ &\times \left\{ \left( \frac{\pi}{n} - \frac{s}{d_i} \right) \cos \theta \right\}^{0.28} \end{aligned} \quad (13)$$

$$s = p / \cos \theta - (\pi/4) [d_i^2 - 4A_{real}/\pi] / (nh) \quad (14)$$

$$p = (\pi d_i / n) \cos \theta \quad (15)$$

ここで、式中の  $n$ 、 $h$  および  $p$  はそれぞれ、溝の条数、フィンの高さおよび溝ピッチを表す。

Fig. 5 (b) に実験値  $f_{exp}$  と Jensen ら<sup>9)</sup> の式の値  $f_{jen}$  との比較を示す。図より、Jensen ら<sup>9)</sup> の式の値  $f_{jen}$  は、実験値  $f_{exp}$  の  $-40\% \sim 0\%$  の範囲でばらついているのが分かる。しかし、溝付管相互の差異は Carnavos ら<sup>8)</sup> の予測式よりも若干小さいことが分かる。また、Ravigururajan ら<sup>4)</sup>、Webb ら<sup>5)</sup> および Wang ら<sup>6)</sup> の式の値と実験値とを同様に比較したところ、式の値はそれぞれ、実験値の  $-50\% \sim -30\%$ 、 $-40\% \sim +20\%$  および  $-60\% \sim -30\%$  の範囲にばらついており、これら従来の諸式では本実験値を精度よく整理できないことが明らかになった。そこで、以下のように摩擦係数の相関式の作成を試みた。

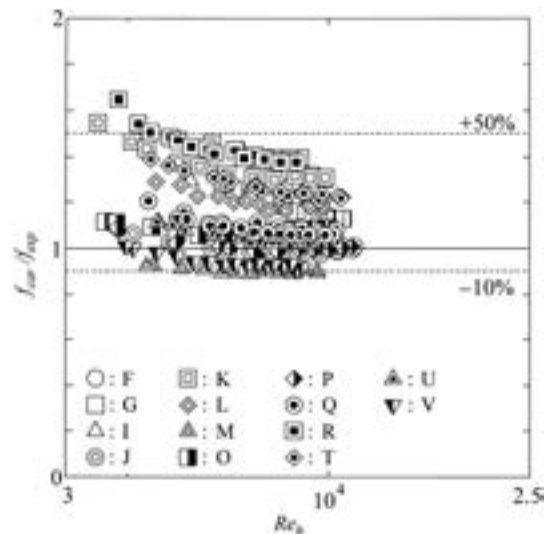


Fig. 5 (a) Comparison of measured data with Carnavos's correlation<sup>8)</sup>.

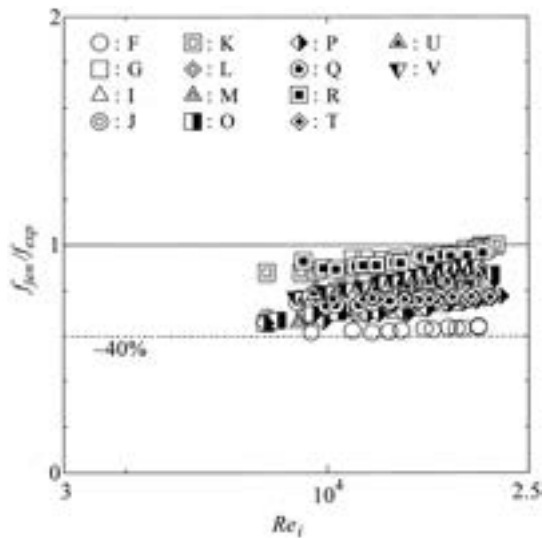


Fig. 5 (b) Comparison of measured data with Jensen's correlation<sup>9)</sup>.

### 3.4 単相乱流域における摩擦係数の相関式の作成

式(5)で定義した摩擦係数 $f_i$ の実験値とレイノルズ数 $Re_i$ との関係をFig. 6に示す。図中の実線は、平滑管に対するFanning<sup>12)</sup>の式(16)の値を示す。

$$f_{fa} = 0.046Re_i^{-0.2} \quad (16)$$

図より、平滑管の摩擦係数の実験値 $f_i$ は、平滑管に対するFanning<sup>12)</sup>の式(16)の値よりも5%程度大きな値を示しているが、レイノルズ数 $Re_i$ に対する傾向は一致しているのが分かる。一方、溝付管の実験値は、Fanning<sup>12)</sup>の式(16)の値の1.6~2.7倍程度の値を示し、管の種類によってその値が異なり、溝の形状の影響を受けているのが分かる。また、摩擦係数 $f_i$ のレイノルズ数 $Re_i$ に対する傾向は平滑管とは異なり、レイノルズ数 $Re_i$ の変化に対する $f_i$ の変化は小さいことが分かる。

そこで、溝形状の特性を表すパラメータを見出し、溝付管の実験値の整理を試みた。

摩擦係数の実験値 $f_i$ は、管内壁面の摩擦力 $\tau_w$ が管最大内径の平滑管内表面に作用するとして式(5)により定義したものである。しかし、溝付管では、管内流体と接する溝付管内の表面積は、平滑の内表面積よりも面積拡大率 $\eta$ 倍大きい。そこで、面積拡大率 $\eta$ を摩擦係数に影響を及ぼすパラメータの一つとして導入し、Fanning<sup>12)</sup>の式に修正を加えた式(17)により、実験値を整理した。

$$f_i = f_{fa}\eta^a \quad (17)$$

その結果をFig. 7(a)に示す。図は、縦軸に $f_i\eta^{-0.8}$ をとり、実験値を $Re_i$ に対して示したもので、 $\eta$ の指数 $a$ の値は実験値をもとに試行錯誤的に求めた。図より、実験値は平滑管の値に近づき、管相互のばらつきもFig. 6

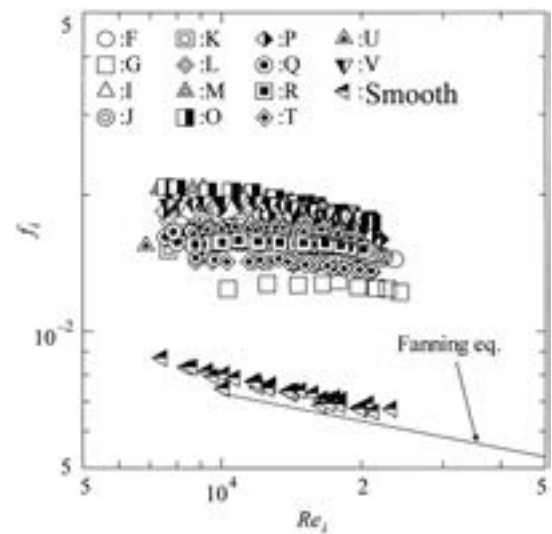


Fig. 6 Relation between friction factor and Reynolds number.

に比べ小さくなることが分かる。

次に、溝付管内の流体が溝のリード角 $\theta$ に沿って旋回しながら流れていると仮定すると、流体が内壁面と接触して流れる区間の長さは $1/\cos\theta$ 倍となる。そこで、 $\cos\theta$ をパラメータとして導入し、式(17)にさらに修正を加えた式(18)により、Fig. 7(a)の結果をさらに整理した。

$$f_i = f_{fa}\eta^{0.8}(\cos\theta)^b \quad (18)$$

その結果をFig. 7(b)に示す。図は、縦軸に、 $f_i\eta^{-0.8}(\cos\theta)^{1.3}$ をとり、実験値を $Re_i$ に対して示したもので、 $\cos\theta$ の指数 $b$ の値は同様に実験値をもとに試行錯誤的に求めた。Fig. 7(b)より、実験値は、平滑管の値にさらに近くなり、管の種類による差異は小さくなるのが分かる。しかし、 $\eta$ および $\cos\theta$ で修正した摩擦係数の値は、溝の条数 $n$ による影響が見受けられ、溝の条数 $n$ の値が大きくなるほど、修正した摩擦係数は小さな値を示しているのが分かる。このことは、溝の条数 $n$ の値が大きくなると、壁面近くの流れが溝に沿わず、溝表面をスリップして流れ、管内を旋回して流れる二次流れが形成されにくくなるためと考えられる。そこで、溝の条数 $n$ の影響を表すパラメータとして、溝ピッチを式(15)のように定義し、溝ピッチ $p$ と管最大内径 $d_i$ の比をパラメータとして導入した式(19)により、Fig. 7(b)の結果をさらに整理した。

$$f_i = f_{fa}\eta^{0.8}(\cos\theta)^{-1.3}\left\{1 + \left(c\frac{p}{d_i}\right)^e\right\} \quad (19)$$

その結果をFig. 7(c)に示す。なお、式(19)中の係数 $c$ および指数 $e$ の値は実験値をもとに求めた。図中の実線

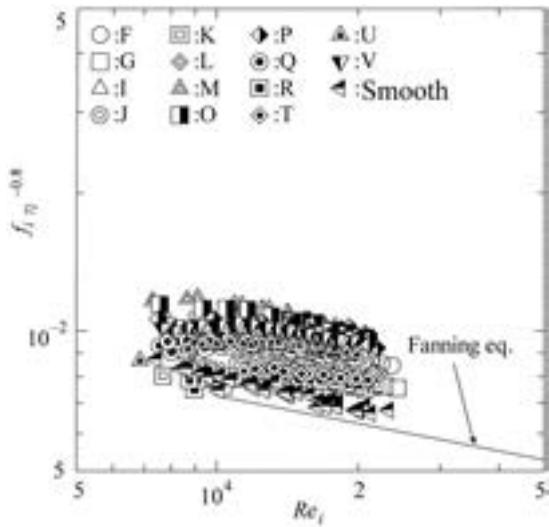


Fig. 7 (a) Modified friction factor.

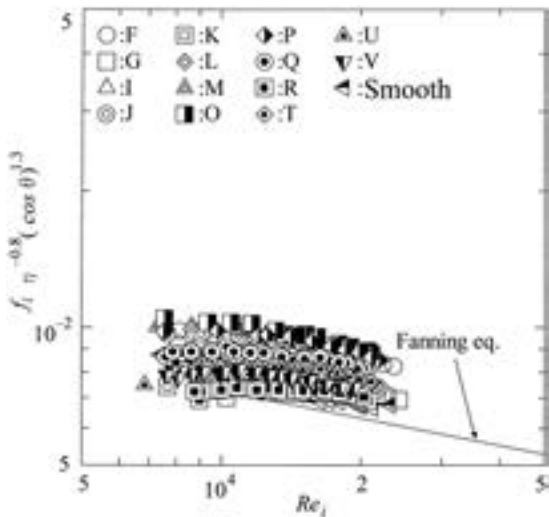


Fig. 7 (b) Modified friction factor.

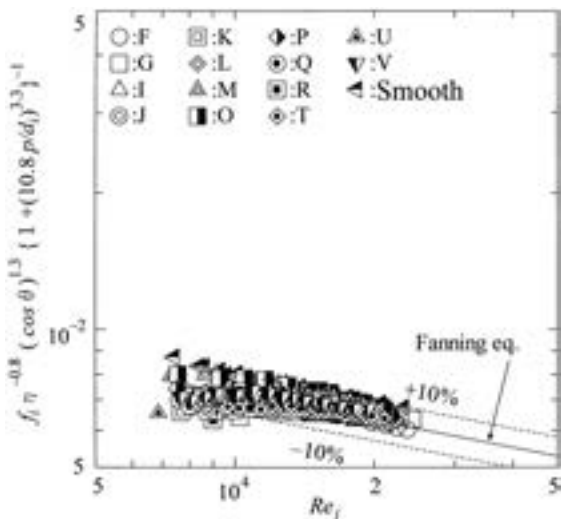


Fig. 7 (c) Comparison of measured data with present correlation.

は Fanning<sup>12)</sup>の平滑管に対する摩擦係数の値を示す。図より、測定したすべての管の摩擦係数は、Fanning<sup>12)</sup>の式をもとに面積拡大率 $\eta$ 、リード角 $\theta$  および溝ピッチ $p$ をパラメータとして作成した式(20)によって、 $\pm 10\%$ の範囲で整理できることが分かる。

$$f_i = f_{fa} \eta^{0.8} (\cos \theta)^{-1.3} \{1 + (10.8 p/d_i)^{3.3}\} \quad (20)$$

$$(0.045 \leq p/d_i < 0.07)$$

作成した整理式を検証するため、式(20)を用いて、内面螺旋溝付管に関する小山ら<sup>2)</sup>、著者ら<sup>3), 13)</sup>および Webb ら<sup>5)</sup>の実験値の整理を試みた。その結果を Fig. 8 (a) に示す。なお、これらの実験で使用された試験管の詳細を Table 2 に示す。図より、 $p/d_i$  値が式

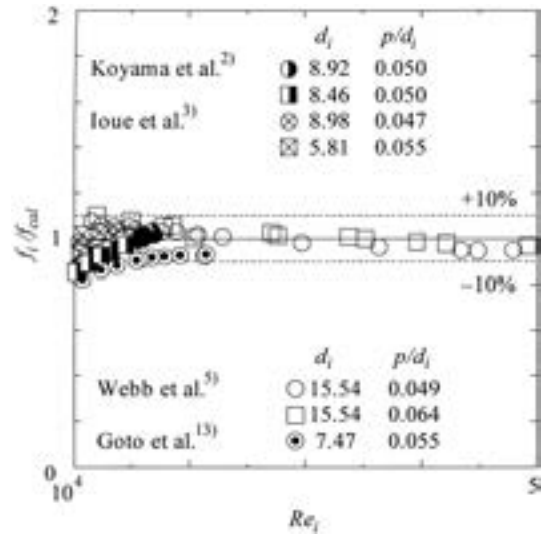


Fig. 8 (a) Comparison of the data in literature<sup>2-3), 5), 13)</sup> with present correlation.

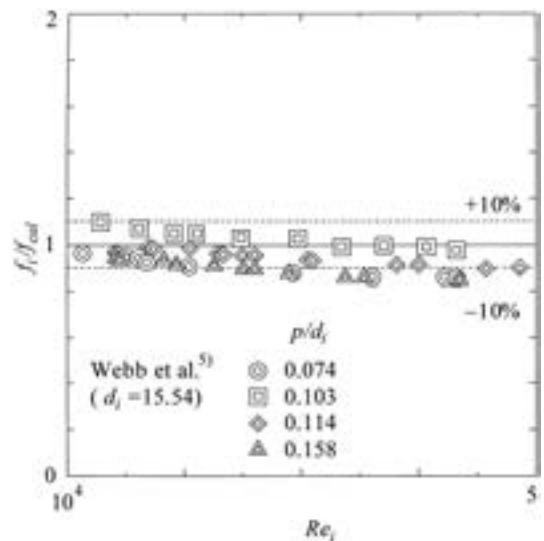


Fig. 8 (b) Comparison of the data in literature<sup>5)</sup> with present correlation.



Table 2 Tube dimensions in literature.

Tube designation Key	Koyama et al. <sup>2)</sup>		Author et al. <sup>3),13)</sup>			Webb et al. <sup>5)</sup>					
	⊗	⊠	●	◎	■	○	◎	□	回	◇	△
Outer diameter $d_o$ (mm)	10.00	9.52	9.52	8.01	6.35	—	—	—	—	—	—
Max. inner diameter $d_i$ (mm)	8.46	8.92	8.98	7.47	5.81	15.54	15.54	15.54	15.54	15.54	15.54
Wall thickness $t_w$ (mm)	0.77	0.30	0.27	0.27	0.27	—	—	—	—	—	—
Fin height $h$ (mm)	0.17	0.20	0.17	0.17	0.14	0.36	0.43	0.50	0.53	0.57	0.57
Helix angle $\theta$ (degrees)	18	18	25	18	16	45	45	35	35	25	25
Number of grooves $n$ (-)	60	60	60	55	55	45	30	40	25	25	18
Area ratio $\eta$ (-)	1.55	1.55	1.45	1.46	1.47	1.59	1.48	1.65	1.43	1.42	1.31
$p/d_i$ (-)	0.050	0.050	0.047	0.055	0.055	0.049	0.074	0.064	0.103	0.114	0.158

(20) の適用範囲 (0.045~0.07) にある溝付管の実験値は管径によらず、式 (20) と±10%の範囲で一致しているのが分かる。

また、溝付管の  $p/d_i$  値が式 (20) の適用範囲から外れる 0.07 以上の Webb ら<sup>5)</sup> の実験値については、面積拡大率とリード角の影響については式 (20) と同様に表されるものとして、式 (19) の  $p/d_i$  の係数  $c$  および指数  $e$  の値のみを式 (21) のように修正し、整理を行った。

Fig. 8 (b) にその結果を示す。

$$f_i = f_{ja} \eta^{0.8} (\cos \theta)^{-1.3} \{1 + (2.5 p/d_i)^{0.8}\} \quad (21)$$

$$(0.07 \leq p/d_i \leq 0.16)$$

図より、実験値と式 (21) の値は±10%の範囲で一致していることが分かる。

このように  $p/d_i$  の値が異なる仕様の溝付管に対しても、式 (19) 中の係数  $c$  と指数  $e$  を修正することにより、同様に実験値を整理することができる。得られたこれらの結果は、式 (20) あるいは式 (21) を用いれば、管径、溝形状の異なる溝付管の摩擦係数を精度よく予測することができることを示している。

#### 4. 結 言

溝の条数  $n$ 、リード角  $\theta$  およびフィン高さ  $h$  がそれぞれ異なる 14 種類の内面溝付管と平滑管を用いて管内单相流乱流領域での圧力損失の測定実験を行い、これらの溝形状が圧力損失に及ぼす影響を明らかにするとともに、

溝形状をパラメータとした溝付管の摩擦係数の予測式を作成した。

(1) 溝付管の圧力損失は、平滑管の圧力損失の 1.6~2.7 倍程度大きな値を示し、溝のリード角、同一内径の平滑管内表面積に対する溝付管の面積拡大率および溝の条数の影響を受け、その値は溝形状によって異なる。

(2) 摩擦係数は、面積拡大率の増大に伴い、増大し、溝の条数の増加に伴い、低下する。また、溝のリード角の増大に伴い、摩擦係数は増大する。

(3) 実験値をもとに、面積拡大率、溝のリード角、溝ピッチをパラメータとして平滑管および螺旋溝付管の摩擦係数の予測に適用できる相関式 (20) を作成した。

(4) 作成した相関式 (20) をこれまでに報告されている溝付管の実験値によって検証した結果、これらの実験値は式 (20) により、±10%の範囲で整理できることが分かった。さらに、式 (20) を拡張して本研究で使用した管の仕様とは異なる管径、溝のピッチをもつ管に適用できる式 (21) を得た。

## 使用記号

$A$	: 断面積	[m <sup>2</sup> ]
$d$	: 径	[m]
$f$	: 摩擦係数	[-]
$G$	: 質量速度	[kg/(m <sup>2</sup> ・s)]
$h$	: フィン高さ	[m]
$n$	: 溝の条数	[-]
$p$	: 溝ピッチ 式(15)	[m]
$\Delta P$	: 圧力損失	[Pa]
$Re$	: レイノルズ数 式(6), (9)	[-]
$s$	: フィンの間隔	[m]
$t_w$	: 底肉厚	[m]
$v$	: 流速	[m/s]
$W$	: 質量流量	[kg/s]
$z$	: 圧力損失の測定区間長さ	[m]
$\gamma$	: 頂角	[degrees]
$\eta$	: 面積拡大率	[-]
$\theta$	: 溝のリード角	[degrees]
$\mu$	: 粘性係数	[Pa・s]
$\rho$	: 密度	[kg/m <sup>3</sup> ]
$\tau_w$	: 壁面せん断力	[N/m <sup>2</sup> ]

## 添字

$c$	: 代表長さ
$cal$	: 計算値
$car$	: Carnavos ら <sup>8)</sup> の式
$exp$	: 実験値
$fa$	: Fanning <sup>12)</sup> の式
$fi$	: Filonenko <sup>10)</sup> の式
$h$	: 水力学的相当直径基準
$i$	: 最大内径
$jen$	: Jensen ら <sup>9)</sup> の式
$o$	: 外径
$real$	: 実断面積基準

## 参考文献

- 1) M. Goto, N. Inoue, R. Yonemoto : Int. J. Refrigeration, **26** (2003), 410.
- 2) 小山 繁, 井上順広, 平國 悟, 桑原 憲, 藤井 哲 : 九大機能研報, **6-2** (1992), 79.
- 3) 井上順広, 五島正雄 : 東船大研報 (自然科学), No.45, (1995), 47.
- 4) T. S. Ravigururajan, A. E. Bergles : Experimental Thermal and Fluid Science, **13** (1996), 55.
- 5) R. L. Webb, R. Narayanamurthy, P. Thors : ASME J. Heat Transfer, **122** (2000), 134.
- 6) C. C. Wang, C. B. Chiou, D. C. Lu : Int. J. Heat and Fluid Flow, **17** (1996), 501.
- 7) L. J. Brognaux, R. L. Webb, L. M. Chamra, B. Y. Chung : Int. J. Heat and Mass Transfer, **40-18** (1997), 4345.
- 8) C. Carnavos : Heat Transfer Engineering, **1-4** (1980), 32.
- 9) M. K. Jensen, A. Vlakanicic : Int. J. Heat and Mass Transfer, **42** (1999), 1343.
- 10) Filonenko : Teploergetica, **1-4** (1954), 40.
- 11) 藤井 哲, 加藤泰生, 三原一正 : 九大生研報, No.66, (1977), 81.
- 12) 相原利雄 : 機械工学選書伝熱工学, 第3版, 裳華房, (1996), 78.
- 13) M. Goto, N. Inoue, N. Ishiwatari : Int. J. Refrigeration, **24** (2001), 628.

## 等温押し出しの FEM 解析\*

高橋昌也\*\* 米山 猛\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 31-36

## FEM Analysis of Isothermal Extrusion

Masaya Takahashi and Takeshi Yoneyama

On the base of the equation for isothermal extrusion, the optimal temperature conditions for finite element method (FEM) analysis have been examined. The concept of the equation for isothermal extrusion is to assign an optimal initial billet temperature, container temperature and ram speed to equalize the heat flow from the billet to the container and the heat generated by shearing deformation against the container wall. The optimal temperature difference between the billet and the container depends on the heat generated by plastic deformation on the boundary surface which is, in turn, influenced by the ram speed. Taking into consideration the parameters of heat generation in FEM analysis, optimal extrusion conditions were obtained. Using the result of the FEM analysis, isothermal extrusion was realized in an actual aluminium hot extrusion process. The method of determining isothermal extrusion conditions using the basic equation and FEM analysis has been established.

## 1. 緒 言

アルミニウム合金の適用範囲は年々拡大しているが、それに伴い品質の要求値も高くなり、従来から実施している押し出し方法では対応が困難になりつつある。押し出し材の品質と生産性を向上するのに有効な手段として、古くからダイ出側の押し出し材温度を一定に保つ等温押し出しが提唱されており、大別して次の2つの方法<sup>1),2)</sup>がある。

ひとつは予熱するビレットに、押し出し方向における後部の温度を前部の温度よりも低くするテーパ加熱を施し、その温度差を制御することにより、ダイ出側の押し出し材温度を一定に保つ方法である。もう一つは押し出し中にラム速度を制御して、ダイ出側の押し出し材温度を一定に保つ方法である。また、実施例は示されたことはないが、均一加熱ビレットを使用して等速で等温押し出しを行う方法<sup>3)</sup>も提案されている。しかしながら等温押し出し条件を決定する具体的な計算式などは明らかにされていない<sup>4)</sup>。

そこで筆者らは、既報<sup>5)</sup>において等温押し出し条件はビレット温度、ラム速度、コンテナ温度の3つの項目から設定できるという計算式を提案し、実際の押し出し実験に

おいて等温押し出しが実現できることを示した。

本研究では、FEM (finite element method, 有限要素法) 解析ソフトウェアを用いて上記の等温押し出し条件計算式の正しさについて詳細に検討した結果と、500 トン実機プレスによる検証実験の結果について報告する。

## 2. 解析条件

既報<sup>5)</sup>において、筆者らはコンテナ温度  $T_c$  とラム速度  $V$  で等温押し出しが実現するビレット温度  $T_b$  が定まるという仮説を立て、式(1)で表される1次式を提案した。

$$T_b = \alpha \cdot V + T_c \quad (1)$$

式(1)から等温押し出し条件を求めるには、変形抵抗と熱伝達係数から  $\alpha$  を求める必要がある。押し出し実験や数値解析で係数  $\alpha$  を求める場合は、数種類のラム速度においてダイ出側の押し出し材温度が一定となるビレット温度とコンテナ温度を求めればよい。本研究では式(1)の考え方にもとづいて、汎用の剛塑性 FEM ソフトウェア (DEFORM-2D<sup>TM</sup>) を用いて解析を行い、式(1)の妥当性を評価する。

解析に用いた主な物性値を Table 1 に示す。ビレット

\* 塑性と加工, 45 (2004), 26 に主要部掲載

\*\* 研究開発センター 第二部, 工学博士

\*\*\* 金沢大学工学部 人間・機械工学科, 工学博士



はA6063の値を、工具については熱間工具鋼に相当する値を適用した。また工具とビレット間の熱伝達係数については文献<sup>6)</sup>の値を参考にした。2次元軸対称の押し出し解析モデルと解析条件をそれぞれFig. 1, Table 2に示す。ビレットは塑性体とし、工具については剛体とした。また、ビレットと工具間の摩擦については完全固着状態とした。

FEM解析ソフトウェアに直接入力する材料の変形抵抗は、A6063ビレットから試験片を切り出し、圧縮試験を行い取得した。平均ひずみ速度0.1/sと1.0/s、初期の材料温度710K, 750K, 790Kにおいて得られた変形抵抗をFig. 2, Fig. 3に示す。なお、試験片の端面は特に潤滑を塗布していない。

### 3. 解析結果

FEM解析をラム速度1, 2, 6, 10 mm/sの4種類、ビレット温度730, 740, 750, 760Kの4種類の合計16条件で行った。コンテナとダミーブロック温度は720Kとし、ダイ温度はビレットの各設定温度と同一とした。



Fig. 1 Extrusion model used for FEM analysis.

Table 1 Material Properties for FEM analysis.

Materials	A6063	Steel
Heat Capacity (N/(mm <sup>2</sup> ·K))	2.4	5.6
Thermal Conductivity (W/(m·K))	200	33
Heat Transfer coefficient (kW/(m <sup>2</sup> ·K))	200	

Table 2 Extrusion condition for FEM analysis.

Billet heating type	Uniform
Billet temperature Tb (K)	730,740,750,760
Die temperature (K)	730,740,750,760
Billet length (mm)	200
Container diameter (mm)	94
Extrusion ratio	8.6
Ram speed V (mm/s)	1,2,6,10
Dummy block temperature (K)	720
Container temperature Te (K)	720
Friction condition	Fully sticking

例としてラム速度10mm/sにおけるビレット温度730Kと760Kの解析結果をそれぞれFig. 4, Fig. 5に示す。

Fig. 4はビレット温度が730K, コンテナ温度が720Kと両者の温度差が小さい。したがって、ビレットの変形領域の発生熱量のうち、ビレット内に蓄積される熱量が、ビレットからコンテナへ流出する熱量よりも大きくなる。その結果コンテナ内のビレット温度が上昇し、ダイ出側の押し出し材温度も上昇している。

一方Fig. 5はビレット温度が760Kの場合であり、コンテナ温度の720Kよりも40K高い。押し出し初期はコンテナ内のビレット温度が予熱温度の760Kから10K程度下がる傾向があるが、その後はビレットの変形による発生熱量と、ビレットからコンテナへの流出熱量が平衡状態になっており、押し出し中のコンテナ内のビレット温度は概ね一定となる。その結果ダイ出側の押し出し材温度も一定となる。

解析条件のビレット初期温度を750K程度にすれば、コンテナ内のビレット温度は押し出し開始時から一定となるが、その場合は押し出し中のダイ温度の上昇に伴い、ビレットからダイへの抜熱量が減少し、ダイ出側の押し出し材温度が約5K上昇する。

本解析ではダイの初期温度はビレット設定温度と同じにしているが、実際の押し出しにおけるダイ温度は、ダイ

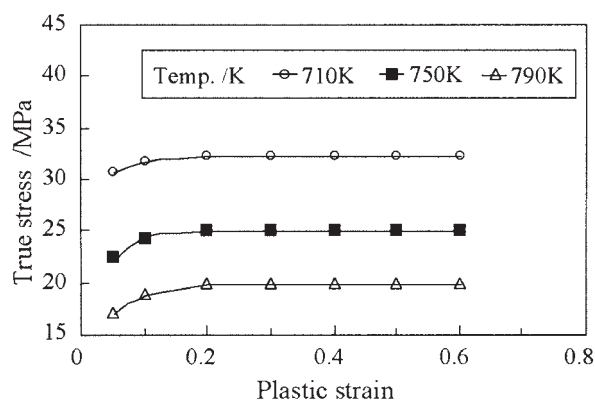


Fig. 2 True stress-Plastic strain curves (strain rate 0.1/s<sup>-1</sup>).

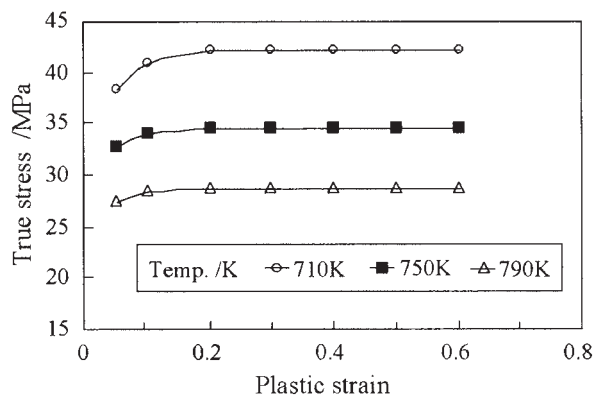


Fig. 3 True stress-Plastic strain curves (strain rate 1.0/s<sup>-1</sup>).

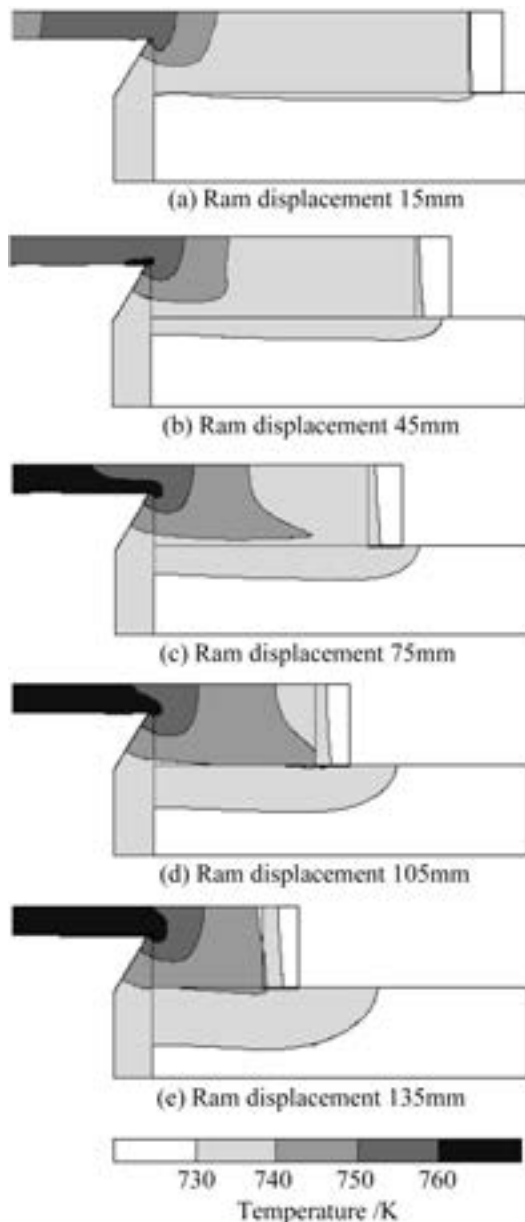


Fig. 4 Temperature distribution calculated by FEM in case of the exit temperature increase.

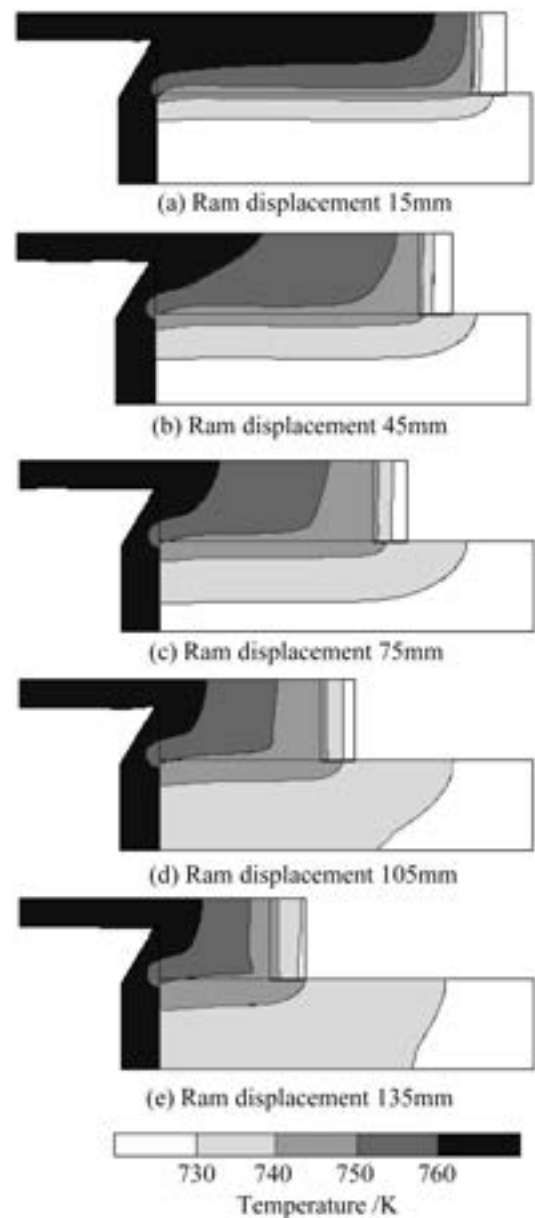


Fig. 5 Temperature distribution calculated by FEM in case of the isothermal extrusion.

の熱容量や温度制御の有無、押し出し速度、ビレットの合金種、押し出し本数等の押し出し条件より変化する。FEM解析においてもダイの温度条件によっては、等温押し出し条件となるビレット温度の計算値も異なるので、ダイの温度設定は実際の押し出し条件に適合するように行うことが望ましい。

Fig. 6 にビレット温度 760K、ラム速度 10mm/s におけるラム荷重、ダイ荷重、コンテナ荷重、ダイ出側の押し出し材温度の解析結果を示す。等温押し出しのみならず、押し出し中のダイ荷重が一定となる等圧押し出しにもなることがわかる。

また Fig. 7 にビレット温度 730K、ラム速度 10mm/s におけるひずみ速度分布を示す。ひずみ速度の速い領域

は、ビレットの変形による発熱量が多い領域である。Fig. 4 (c) の熱発生領域と、Fig. 7 のひずみ速度の速い領域がほぼ対応していることがわかるが、ビレットのコンテナ壁面付近の発生熱量はコンテナに流出するため、ビレット表層部分の温度の上昇はほとんど見られない。またビレットの初期温度がコンテナ温度よりも 40K 高い Fig. 5 の場合は、コンテナ壁面付近のせん断変形により発生した熱量が、そのまま温度の低いコンテナ側に流出するため、ビレットの温度分布はひずみ速度分布と対応していない。

Fig. 8 はラム速度が 10mm/s、コンテナ温度 720K において、ビレット温度を 730K、740K、750K、760K にした場合の、押し出し材のダイ出側温度の計算結果である。

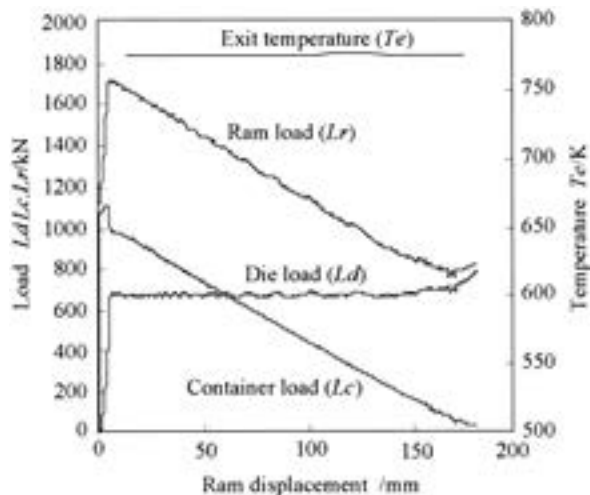


Fig. 6 Extrusion loads and exit temperature vs. ram displacement diagram under isothermal extrusion conditions calculated by FEM.

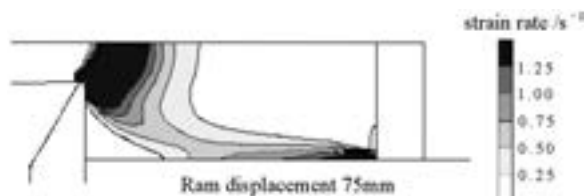


Fig. 7 Strain rate distribution calculated by FEM.

ビレット温度とコンテナ温度の差が大きくなるにつれ、等温押出しに近づいており、ビレット温度が760Kではほぼ等温押出しとなっている。

ラム速度 1mm/s, 2mm/s, 6mm/s についても、730K から 760K の範囲のビレット温度について押出し温度解析を行った。各ビレット温度におけるラム速度とダイ出側の押出し材温度の変化量の対応を Fig. 9 に示す。等温押出し条件は、ビレット温度 760K ではラム速度 10.0mm/s, ビレット温度 750K ではラム速度約 1.8 mm/s, ビレット温度 740K ではラム速度約 1.2mm/s, ビレット温度 730K ではラム速度約 1.0mm/s であることがわかる。したがって等温押出し条件となるラム速度とビレット温度との関係は Fig. 10 のようになる。等温押出しとなるビレット温度は、ラム速度が遅い領域ではラム速度によって大きく変化するが、ラム速度が速い領域では、ほとんど変化しない。これは材料のひずみ速度依存性が解析で考慮されているためである。一定のひずみ速度以上になると、変形抵抗の増加が小さくなり、発熱量の増加も小さくなる。圧縮試験から得た、A6063 合金の温度 750K, ひずみ 0.5 におけるひずみ速度と応力との対応を Fig. 11 に示す。ひずみ速度が遅い領域では応力は大きく変化するが、ひずみ速度が 0.2/s 以上になると応力の変化量は小さくなる。したがって等温押出し条件式は式 (2) に示すように指数関数で近似され、今

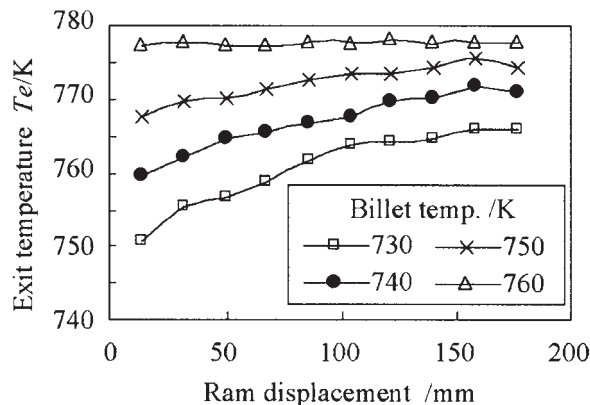


Fig. 8 Diagram of the exit temperature calculated by FEM.

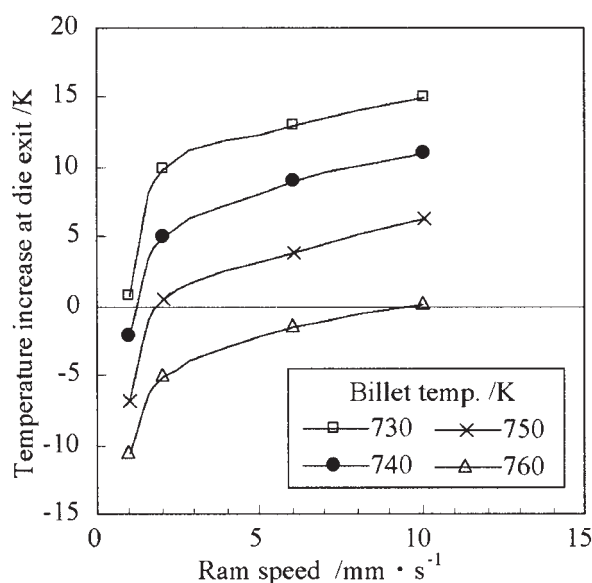


Fig. 9 The variations in the exit temperature increase as a function of ram speed at different billet temperatures.

回の押出し条件の場合は  $\alpha = 26.5$ ,  $\beta = 0.178$ ,  $T_c = 720$  となる。

$$T_b = \alpha \cdot V^\beta + T_c \quad (2)$$

#### 4. 等温押出し実験

つぎに FEM 計算で求めた等温押出し条件で、実際に等温押出しが実現できるかどうか確認するために、500 トン熱間押出し機を用いて実験した。通常実施しているテーパ加熱ビレットを用いた押出し実験も比較例として実施した。

実験はラム荷重の内、ダイ荷重とコンテナ荷重を検出することができる装置<sup>7)</sup>を用いて行った (Fig. 12)。またダイ出口から約 200mm の位置において、2 色放射温度計を用いて押出し材温度を測定した。Table 3 に実験

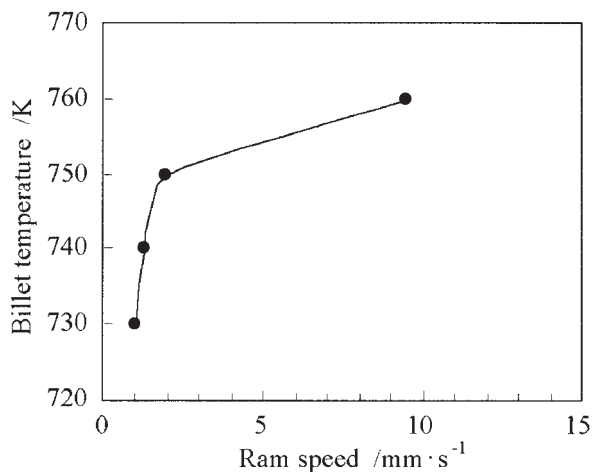


Fig. 10 Billet temperature for isothermal extrusion as a function of ram speed.

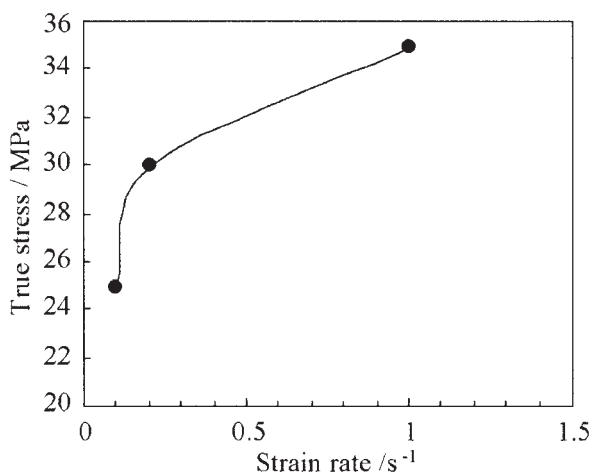


Fig. 11 True stress as a function of strain rate at 750K.

条件を示す。

760Kの均一加熱ビレットを用いる等温押し出し条件で実際に押し出しを行った結果を Fig. 13 (a) に示す。ダイ出側の押し出し材温度は約 778K の等温押し出しとなった。FEM 解析結果の Fig. 6 と比較すると、ダイ荷重計算値が実測値よりも 15%程度低い。その原因の一つとしては、解析モデルのダイベアリング部とビレット間に隙間が生じ、解析上の接触面積が実際の接触面積よりも少なくなることが考えられる。一方、Fig. 13 (b) に示すように、テーパ加熱ビレットを用いた場合についても、押し出し材温度が約 768K の等温押し出しとなった。ダイ荷重については両条件とも約 800kN の等圧押し出しとなっているが、均一加熱ビレットよりも、テーパ加熱ビレットの方が若干高くなっている。これはテーパ加熱ビレットでは、ビレット後部の温度が低いため、ビレット内の熱伝導により、ダイ直近ビレット温度が低下するためだと考えられる。

一方、初期ラム荷重および初期コンテナ荷重について

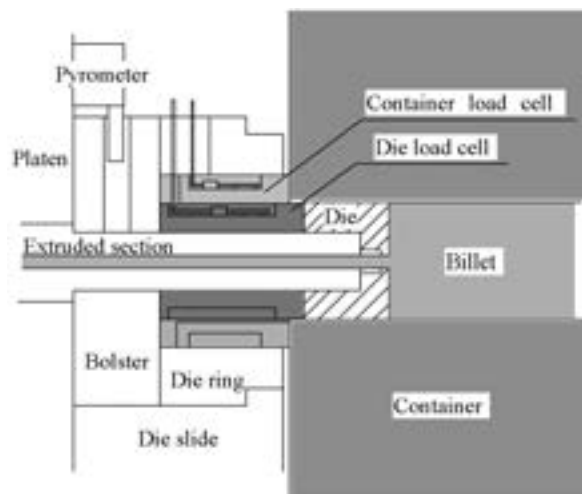


Fig. 12 Measurement of the die and container load in extrusion.

Table 3 Extrusion condition.

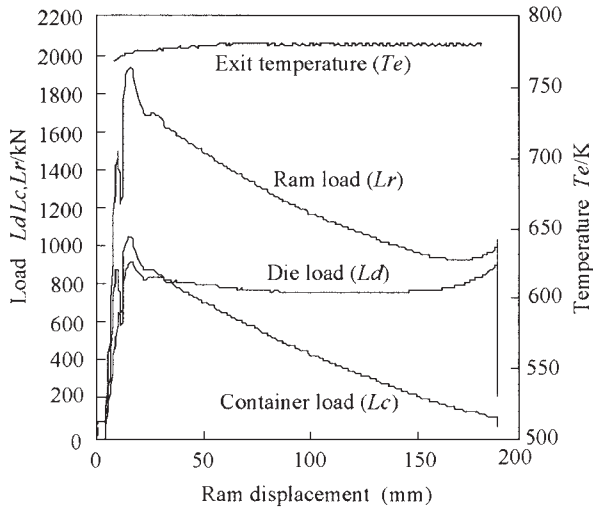
Billet heating type	Uniform	Taper
Billet temperature $T_b$ (K)	760	760-690
Die temperature (K)	760	
Billet length (mm)	200	
Container diameter (mm)	94	
Extrusion ratio	8.6	
Ram speed $V$ (mm/s)	10	
Dummy block temperature (K)	720	
Container temperature $T_e$ (K)	720	

も、テーパ加熱ビレットの方が若干高い。テーパ加熱ビレットを用いた押し出しでは、ビレットの尾部温度が低く、ビレット尾部の変形抵抗が大きくなり、コンテナ荷重が増加すると考えられる。

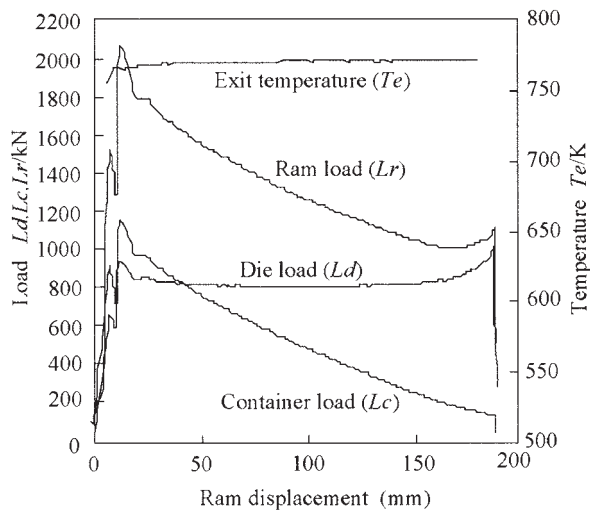
Fig. 14 に均一加熱ビレットを使用した押し出し材と、テーパ加熱ビレットを使用した押し出し材の調質 T1 の長手方向の耐力分布の比較を示す。両条件とも等温押し出しとなったが、テーパ加熱ビレットを使用した押し出し材の耐力のばらつきは 11MPa であり、均一加熱ビレットを使用した押し出し材の耐力のばらつき 2MPa の約 5 倍となった。テーパ加熱を施したビレットを用いた場合、ダイ出側の温度が一定となる等温押し出しを行ったとしても、ビレットの長手方向における温度履歴が異なるため、 $Mg_2Si$  の析出形態等がばらつき、耐力などの機械的性質がばらつくと考えられる。

## 5. 結 言

(1) 等温押し出しのための、ビレット温度、コンテナ温度、ラム速度に関する関係式について、FEM 解析によ



(a) Isothermal extrusion using a uniform heated billet.



(b) Isothermal extrusion using a taper heated billet.

Fig. 13 Extrusion loads and exit temperature vs. ram displacement diagram.

り詳細に検討した結果、材料のひずみ速度依存性を考慮した関係式を得ることができた。

(2) FEM 解析で求めた押し出し条件にて実験を行い、均一加熱ビレットを用いた等温押し出しが実現することを確認した。

(3) テーパー加熱ビレットを用いても等温押し出しが可能であったが、本研究で提案している均一ビレット温度条件と比較すると、押し出し材の耐力のばらつきがみられた。したがって、コンテナ温度よりも適切に高い均一温度のビレットを用いて等温押し出しを行う方法は、押し出し材の機械的性質の点で有利であると考えられる。

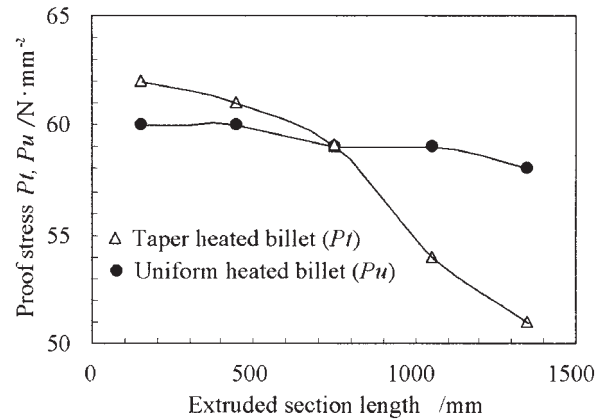


Fig. 14 Comparison of proof stress of the extruded material between the taper and uniform heated billets.

#### 参考文献

- 1) 日本塑性加工学会編：押し出し加工，(1992)，34.
- 2) A. J. Bryant, W. Dixon, Roger A. P. Fielding and George Macey : Light Metal Age, 57-3, 4 (1999), 8.
- 3) I. Venas, J. Herberg and I. Skauvik : Proc. 5th Int. Al. Extru. Tech. Semi., Vol.1, (1992), 229.
- 4) 岡庭茂：塑性と加工，41 (2000)，424.
- 5) 高橋昌也：53 回塑加連講論，(2002)，179.
- 6) 米山猛・浅岡寛・木村紘・星野郁弥・小久保操：Journal of Tribology, 121(1999)，753.
- 7) 高橋昌也・米山猛・香川博之：軽金属学会第 103 回春期大会講演講概，(2002)，217.



# 摩擦センサの開発とアルミニウム 熱間押しにおける測定\*

米 山 猛\*\* 高 橋 昌 也\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 37-42

## Development of a Friction Sensor and Measurement in Aluminum Hot Extrusion

Takeshi Yoneyama and Masaya Takahashi

A new friction sensor that detects both pressure and frictional stress on the tool surface without any gap and any step between the sensor and the tool surface is developed. The structure consists of two beams protruding from the rear surface of the thin plate part of the tool surface and a connecting thin plate between two beams at the bottom. Pressure and frictional stress on the tool surface are detected by the strain on the surface of the bottom thin plate by fitting strain gauges. The deformation performance of the designed sensor structure is investigated by FEM analysis. The sensors are constructed in the container for aluminum hot extrusion using heatproof strain gauges. The pressure distribution and frictional stress distribution on the contacting surface between the billet and the container surface during the extrusion are measured. The validity of the measured results is investigated.

### 1. 緒 言

塑性加工の工具表面にはたらく圧力や摩擦応力の境界条件は材料の変形や加工発熱, 加工荷重, 工具の変形に大きな影響を与える。工具界面の圧力を検出する方法には, 古くから測圧ピン法<sup>1)</sup>や感圧プレート法<sup>2)</sup>などがあり, 各種の加工における工具面圧力分布の測定が行われ, 有用な知見が得られている。筆者らは「測圧ピン」の方法を発展させて, 3分力を検出する構造とし, 摩擦応力も検出するセンサを開発してきた<sup>3)</sup>。しかしこの「測圧ピンタイプ」のセンサでは, 圧力が負荷されると, 検出するピンの受圧面と工具表面との間に段差が生じることや, 摩擦を検出するためピン外周と工具面の穴内縁との間に隙間を設けるために, そこに加工材料がさしこむなどの問題点があった。そこで, 筆者らは, 工具面に段差や隙間を生じさせずに圧力や摩擦応力を検出する方法の開発を試み, 圧力の検出に関しては, 工具表面と一体化

して内軸と外軸を組み合わせた構造のものを開発している<sup>4)</sup>。また光ファイバ式変位計を利用して工具表面の薄肉部分の変形を検出することにより圧力を検出する方法も開発し, 熱間押しコンテナ表面の圧力を検出した<sup>5)</sup>。本研究では, センサ部と工具表面との間に段差や隙間を生じさせずに摩擦応力を検出するセンサを開発し, これをアルミニウム熱間押しにおけるコンテナ内面の摩擦応力の測定に適用する。測定結果から, 摩擦センサの妥当性と有用性, 押しコンテナ面の摩擦分布などについて検討する。

### 2. 摩擦センサの設計と製作

#### 2.1 摩擦センサの基本構造

摩擦センサの基本構造を Fig. 1 に示す。工具表面において摩擦を検出する部分を薄肉平板状にし, その背面に摩擦を検出する方向にそった2箇所から平行ビームを下方に突き出す。一方のビームは摩擦方向の上手側の固定端に近い側の裏側, 他方は摩擦方向の下手側固定端に近い側の裏側から突き出ている。そしてこの2本のビー

\* 塑性と加工, 45 (2004), 82 に掲載

\*\* 金沢大学工学部 人間・機械工学科, 工学博士

\*\*\* 研究開発センター 第二部, 工学博士

ムの末端を平板でつないである。この平板部分にひずみゲージを貼り付ける。この構造を、放電加工を用いて一体構造で製作する。

圧力および摩擦応力を検出する原理を Fig. 2 に示す。工具表面に圧力が作用すると、Fig. 2 (a) に示すように、工具表面がくぼみ、これによって2本のビームが外側に傾く。2本のビームは下部の平板でつながれているため、たる形に変形し、下部の平板は上にそる変形を生じる。その結果平板の下表面はちぢみ変形を生じ、これらをひずみゲージを用いて検出し、工具表面にはたらく圧力を検出する。

一方、工具表面にはたらく摩擦応力によって、Fig. 2 (b) に示すように、工具表面の薄肉部分は、摩擦方向にそった上手側では、下へ倒れる変形を生じ、下手側では上にそる変形を生じると考えられる。これらによって、上手側のビームも下手側のビームも同じ方向に傾き、その結果ビームの下端に段差が生じる。ビームの下端をつなぐ平板はこの段差をつなぐ変形を生じるため、平板表面において、ビームとの固定端では、上手側にはのびが、下手側にはちぢみが生じる。これらのひずみの差を検出すれば、工具表面にはたらく摩擦応力を検出できると考えられる。

圧力による変形と摩擦応力による変形とは、独立であるため、平板に貼り付けた2枚のひずみゲージの和をとれば、摩擦応力による出力成分は相殺されて、圧力による出力成分が得られ、逆に差をとれば、圧力による出力

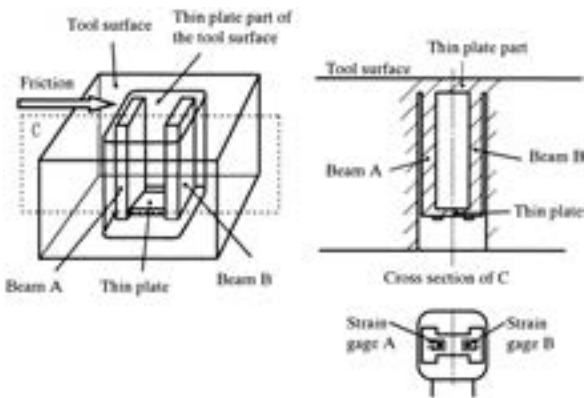


Fig. 1 Structure of a friction sensor.

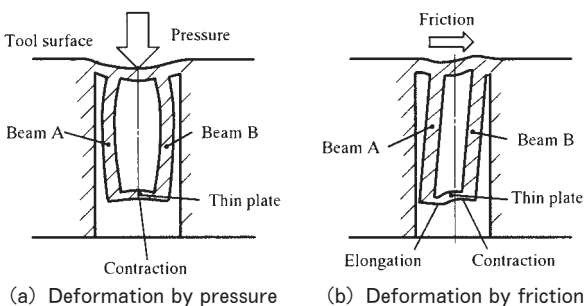


Fig. 2 Expected deformation by pressure and friction.

成分が相殺されて摩擦による出力成分のみが得られると考えられる。

2.2 有限要素法による検討

発案したセンサ構造によって、摩擦応力によるひずみ検出の可否を、弾性変形有限要素法を用いて検討した。解析には Fig. 3 に示すプロトタイプセンサをモデル対象とし、有限要素法プログラム MARC を用いた。工具表面に圧力のみを加えた場合の解析結果を Fig. 4 に示す。予想したように、圧力を受けたときには2本のビーム部がたる形に変形し、末端の平板の表面には、圧縮ひずみが生じている。一方摩擦応力のみを加えた場合の解析結果を Fig. 5 に示す。2本のビームの動きは、Fig. 2 (b) のイメージとは異なるが、薄板表面のひずみをみると、片端でのび、反対側の端でちぢみになっており、想定したとおり、のびとちぢみが生じていることがわかる。圧力と摩擦応力をともに作用させた場合にも、これらの和が生じるのみであり、左右のひずみの差をとることによって、摩擦応力成分を検出できると考えられる。

次に工具表面に作用する圧力が分布を持つ場合の影響について検討する。本センサは、摩擦方向にそった2本のビームの変形から検出するために、摩擦方向にそって圧力勾配がある場合には、その影響を受けることが考えられる。

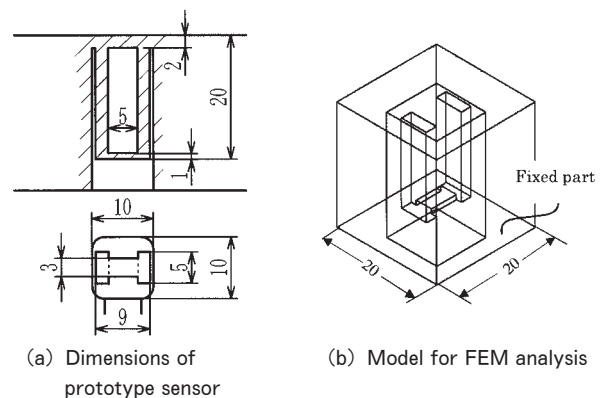


Fig. 3 Model for FEM analysis.

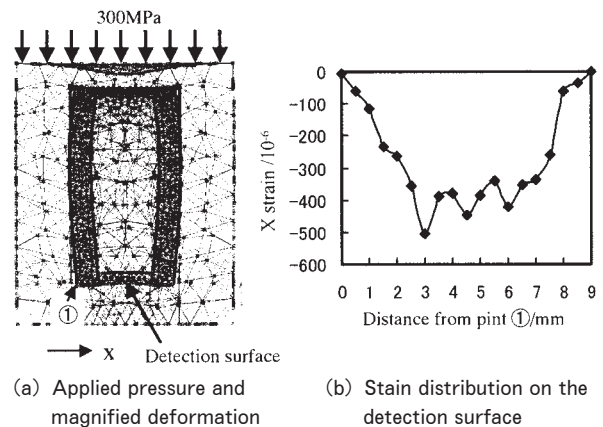


Fig. 4 Deformation and strain by pressure.

そこで、後に述べる押しにおける測定において予想される圧力勾配  $0.7\text{MPa/mm}$  がはたらく際の出力の影響を調べてみる。その結果を Fig. 6 に示す。圧力に勾配がある場合のひずみと Fig. 4 のような均等な圧力の場合のひずみとの差をとると、そのひずみ量は、Fig. 6 (c) のように摩擦応力によって生じるひずみ量と比べるとかなり小さいことがわかる。したがって、摩擦応力の検出にあたって、圧力勾配による出力の影響は小さいと考える。

センサの検出部以外の工具表面に圧力が作用したときに、センサ部分に生じる出力についての解析結果を Fig. 7 に示す。センサ外部の圧力による出力は小さいことがわかる。

加工過程では、工具と材料との接触面積が増加あるいは減少して、センサ部に過渡的に部分的にのみ材料が接触することが生じる。この場合には、2本のビームに不均等な荷重が作用し、ひずみの出力は大きな差を生じるため、正しい圧力や摩擦応力は検出できない。センサの領域全体に材料が接触している場合のみを測定可能であると考える。

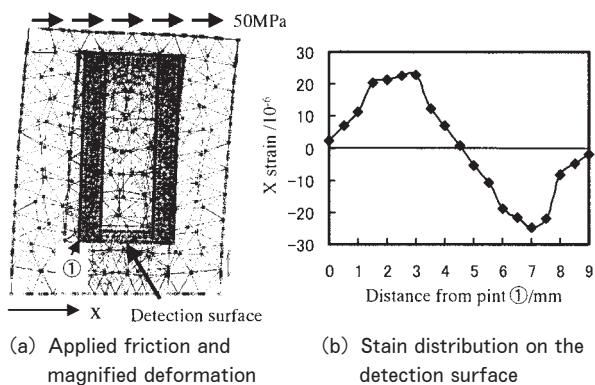


Fig. 5 Deformation and strain by friction.

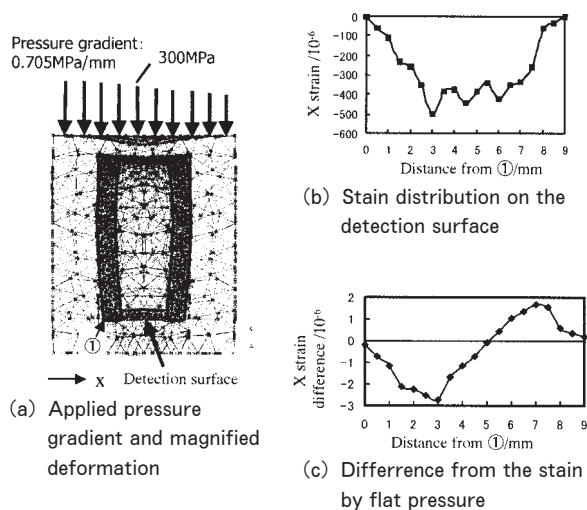


Fig. 6 Deformation and strain by gradient pressure.

このプロトタイプ構造のセンサを平板型内に製作して円柱圧縮実験を行い、接触面の圧力分布が得られることを確認した。摩擦出力についても、周辺部にいくほど大きくなるという、従来のセンサと同じ傾向を持つ出力が得られることを確認した<sup>6)</sup>。

### 3. 押し実験装置

#### 3.1 押しコンテナ用センサ

摩擦センサを用いて、アルミニウム熱間押しコンテナ内面にはたらく圧力と摩擦応力を検出する装置を製作した。アルミニウムの熱間押しにおいては、ビレットとコンテナ内面との間にはたらく摩擦によって押し荷重が増加するとともに、ビレット表面が塑性変形してビレット温度が変化する。このことを考慮しながら押し温度が均一になるように制御することが課題となっている。ビレットとコンテナとの界面での摩擦応力を直接検出することは、界面での摩擦条件や発熱状態の解明に役立つと考えられる。押し温度が  $450^\circ\text{C}$  前後と高温なため、ひずみの検出に高温ひずみゲージ（東京測器製 AWH-8）を使用する。高温ひずみゲージの貼付寸法が  $10\text{mm} \times 5\text{mm}$  であるため、ゲージの貼り付けが可能なように、Fig. 8 のように、2本のビームの間隔を底部で広げ、検出面を大きくとった。圧力センサの場合、平面中央に1枚のひずみゲージを貼りつけた。摩擦センサの場合には、2枚のひずみゲージをずらして貼りつけた。摩擦センサにおいては2枚のゲージ出力の和から圧力を、差から摩擦応力を求める。

#### 3.2 押し実験装置

センサを内蔵したコンテナおよび押しシステムを Fig. 9 に示す。コンテナ内には圧力センサを3箇所、摩擦センサを3箇所設けた。コンテナ内筒にセンサを加工した後、高温ひずみゲージを溶接して配線し、その後コンテナ外筒に焼きばめした。コンテナ内径は  $94\text{mm}$  である。摩擦センサが加工されたコンテナ内筒の写真を Fig. 10 に示す。このコンテナ内筒には、内面の温度を

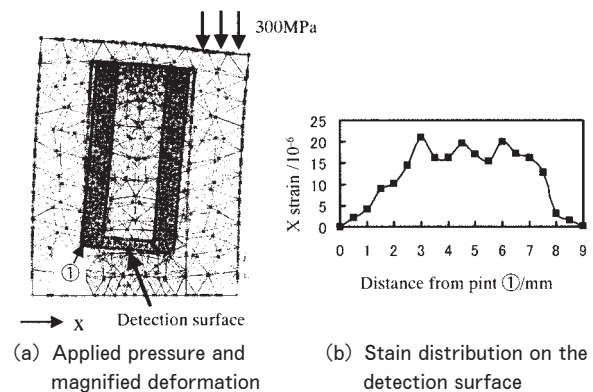


Fig. 7 Deformation and strain by pressure on the outside.

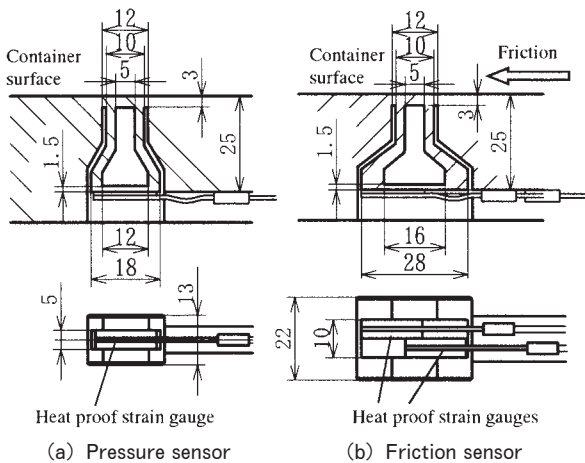


Fig. 8 Pressure and friction sensors for extrusion container.

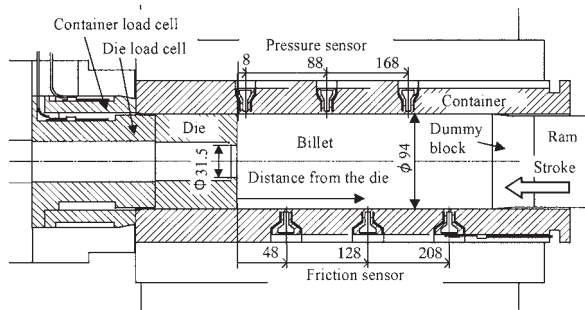


Fig. 9 Extrusion equipment.



Fig. 10 Friction sensors in the container tube.

検出する熱電対も取り付けした。ダイはコンテナ内部に挿入して設置する構造とし、ダイにかかる荷重（これをダイ荷重と呼ぶ）をダイ荷重計で、コンテナにはたらく摩擦力の総和（これをコンテナ荷重と呼ぶ）をコンテナ荷重計で検出する。これらの荷重計にも高温ひずみゲージを溶接してある。

### 3.3 センサ出力の換算係数

押し出し中にビレットの温度が変化せず、押し出し中の圧力分布や摩擦分布が変化しないと想定されるビレット温度 480°C の場合を基準として、各センサの出力係数を求めた。他の押し出し条件項目は 4.1 で述べるものと同じである。Fig. 11 のように、圧力の出力係数については、センサ部分に押板（ダミーブロック）が近づいた時点での押板圧力（ラム荷重をビレット断面積で割ったもの）がセンサにかかる圧力にほぼ等しいとして各センサの出

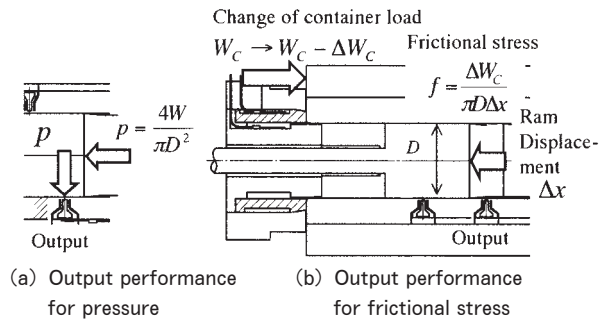


Fig. 11 Examination of the output performance of the sensor.

力換算係数を求めた。従来の圧力センサによる測定<sup>4), 5)</sup>で、押板圧力とその側部のコンテナ面圧力がほぼ等しかったためである。摩擦センサの出力係数を求めるためには、あらかじめ値のわかった摩擦応力をセンサ部にかけて検定するのが理想であるが、現物のコンテナ内面にこの温度条件で既知の摩擦応力を負荷する適切な方法が現存しないため、押板がセンサ部分を通る際のコンテナ荷重の減少量を、通過したコンテナ内面の面積で割った値をそのセンサ部にはたらく摩擦応力と考え、これと摩擦出力との関係から各センサの出力換算係数を求めた。

## 4. 熱間押し出しにおける測定

### 4.1 押し出し条件

アルミニウム合金 A6063 の熱間押し出しを行った。ダイ出口直径 31.5mm、押し出し比 8.9 の丸棒押し出しで、コンテナ温度 450°C、ビレット長さ 250mm、ラム速度 10mm/s、無潤滑押し出しとした。初期ビレット温度が 400°C の場合の実験結果を以下に示す。初期ビレット温度が 400°C の場合、押し出し中にビレット温度が徐々に上昇し、押し出し材の出口温度も上昇する。ビレット温度変化によって、コンテナ面にはたらく圧力・摩擦応力分布が押し出し中に変化すると考えられる。押し出し中のラム荷重、コンテナ荷重、ダイ荷重とストロークとの関係を Fig. 12 に示す。コンテナ荷重はビレット長さの減少とともに減少している。ダイ荷重は押し出し中にビレット温度が上昇するため、徐々に低下している。ダイ荷重とコンテナ荷重の和はラム荷重と一致している。

### 4.2 センサの出力波形例

ビレット温度 400°C における押し出し中の摩擦センサの圧力と摩擦応力の出力例を Fig. 13 に示す。圧力の出力が急に低下する幅 12mm のストローク部分が、押板がセンサ部を通過する区間である。その直前に圧力が大きく上昇している。これは、押板とコンテナ内面とのコーナー部で局部的に大きな圧力が生じていることを示唆している。一方摩擦応力の出力は押板がセンサ部を通過する際に、部分的に圧力が作用することによる検出部の変形のために大きく負の出力を呈する。それまでのセンサ部全域に材料が接触している間が正規に摩擦応力を検出し



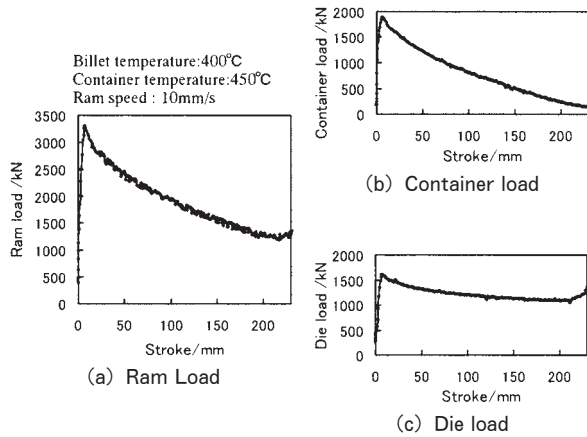


Fig. 12 Ram load, container load and die load in Extrusion.

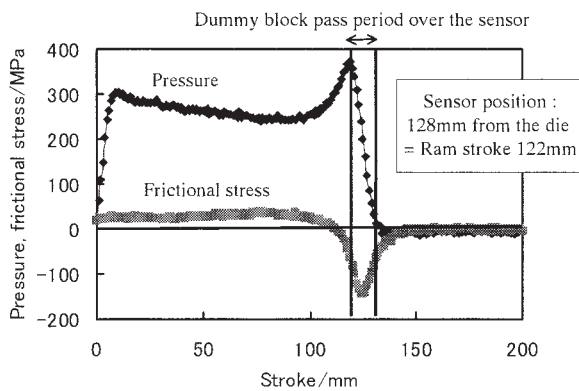


Fig. 13 Example of the sensor output in the extrusion.

ている区間となる。

#### 4.3 コンテナ内面の圧力分布

ビレット温度 400°C の押出しにおける圧力センサおよび摩擦センサの圧力成分の出力とストロークとの関係を Fig. 14 に示す。ダイからの距離（ビレットとダイスが接触する面からの距離）が遠いほどコンテナ面にかかる圧力が高い。ビレット外周面とコンテナ面との摩擦によってビレットを進行させるための圧力がビレットの後方へいくほど高くなるためである。ストロークの進行とともにそれぞれの圧力が徐々に低下している。

これは、ビレットがコンテナによって加熱され、さらにコンテナ界面での変形による発熱によってビレットの温度上昇が起り、変形抵抗が低下していくためと考えられる。同一ストローク時点におけるコンテナ内面の圧力分布を Fig. 14 から求めたのが Fig. 15 である。押板からダイ側に向かって圧力が下降しているが、ダイの近傍では圧力が平坦になっている。この部分にはデッドメタルゾーンができるためと考えられる。

#### 4.4 コンテナ内面の摩擦応力分布

ビレット温度 400°C の押出しにおける摩擦センサの摩擦出力とストロークとの関係を Fig. 16 に示す。摩擦センサは 3 箇所しかないため、ダイ位置を 40mm ずらした押出しを行い、2 つの実験の出力を示した。ダイから

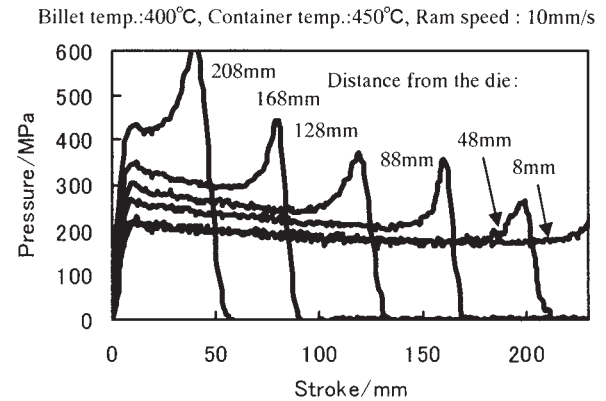


Fig. 14 Pressure output during the extrusion.

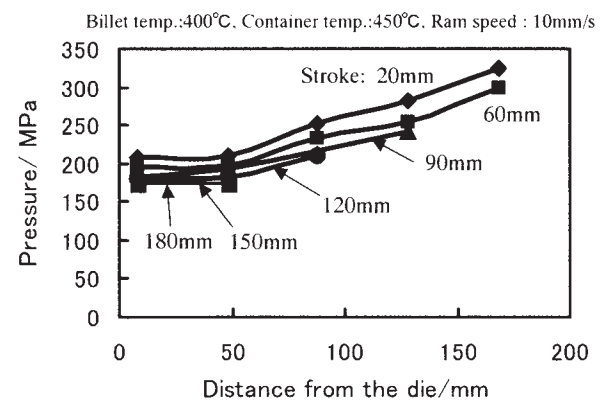


Fig. 15 Pressure distribution on the container surface.

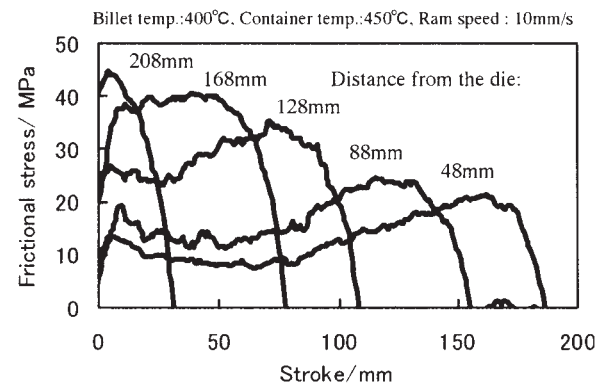


Fig. 16 Frictional stress output during extrusion.

の距離が遠い箇所ほど摩擦応力の値が大きいこと、センサ部に押板が近づいてくると摩擦応力が上昇していることがわかる。ストロークごとにコンテナ内面の摩擦応力の分布を Fig. 16 から読み取って示したのが Fig. 17 である。押板側で摩擦応力が高く、ダイに向かって減少している。押板の前部ではビレットとコンテナとの間に高い摩擦応力が生じ、これが押板の前進とともに移動している。これはビレット内部のせん断変形領域が押板の近傍ではビレット外周部に集中してせん断ひずみ速度が大きいものに対し、前方へいくほどダイ出口周縁部にむかって徐々にせん断変形領域が内部に移るからではないかと



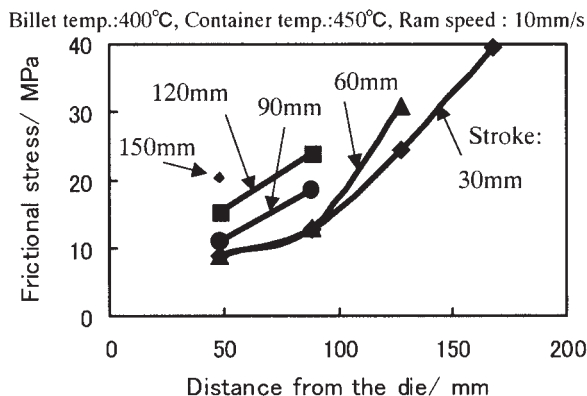


Fig. 17 Frictional stress distribution on the container surface.

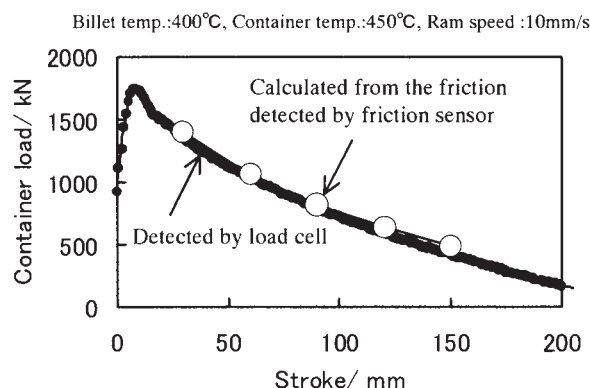


Fig. 18 Comparison of the sum of the friction with the container load.

思われる。

#### 4.5 摩擦出力の妥当性についての検討

摩擦センサで測定されたコンテナ内面上の摩擦応力からコンテナ内面に作用する摩擦応力の総和を推算し、コンテナ荷重計の計測値と比較したのが Fig. 18 である。押し出し中に摩擦応力分布が変化しても、それぞれの時点で摩擦応力分布から推算したコンテナ荷重はコンテナ荷重計による測定値とよく一致しており、測定された摩擦応力が妥当なものであることがわかる。

#### 4.6 摩擦応力とせん断変形抵抗との比較

アルミニウム熱間押し出しでは、押し出し後にコンテナ内面にアルミニウムの固着した層が残る。圧縮試験における A6063 の変形抵抗は、450°C において、ひずみ速度 1.0/s で 40MPa、ひずみ速度 0.1/s で 30MPa である。せん断変形抵抗がこの値の  $1/\sqrt{3}$  倍だと仮定すると、ひずみ速度 1.0/s で 23MPa 程度、ひずみ速度 0.1/s で 17MPa 程度となる。押板近傍での摩擦応力はこれらの値よりも大きく、非常に大きな摩擦応力が作用している。一方、ダイに近い側では、ストロークの初期にはこれらのせん断変形抵抗の値より小さい。

## 5. 結 言

工具表面に段差や隙間を設けずに圧力と摩擦応力を検出するセンサを開発し、アルミニウム熱間押し出しにおいてピレットとコンテナ界面における圧力・摩擦応力を測定したところ、押板の前部で高い摩擦応力が生じていることがわかった。今後さらに各種押し出し条件における摩擦応力分布を調べ、その挙動について検討していくつもりである。

#### 参 考 文 献

- 1) 例えば、戸沢康壽・中村雅勇・加藤 隆・石川孝司・井上健次：塑性と加工，**21** (1980)，999.
- 2) 松原茂夫・工藤英明：塑性と加工，**32** (1991)，589.
- 3) 米山 猛・畑村洋太郎：機論 (C) **52** (1986)，2551.
- 4) Yoneyama T. : J. Material Processing Technology **95** (1999)，71.
- 5) 米山 猛・高塚和彦・北川正義・畑村洋太郎：塑性と加工，**36** (1995)，1397.
- 6) 米山 猛・高橋昌也：53 回塑加連講論，(2002)，373.

# アルミニウムの熱間圧延潤滑性に及ぼす 金属せっけんの影響\*

渡 邊 貴 道\*\* 細 見 和 弘\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 43-48

## Effect of Metal Soap on Hot Rolling Lubricity of Aluminum

Takamichi Watanabe and Yasuhiro Hosomi

Effect of metal soap on hot rolling lubricity of aluminum was investigated in this study. Two reasons for improvement of hot rolling lubricity by aluminium oleate was considered as follows. Aluminium oleate offered excellent boundary lubrication at the same level as fat, and increase of kinetic viscosity which lead to increase lubrication film in roll bite. H.L.B. of hot rolling oil was increased with increase of aluminium oleate. So that stability of emulsion was changed greatly. Aluminium oleate was generated in the emulsion than in neat oil. And it was included in the hot rolling oil as reaction product between approx.1.6 molecules of oleic acid and one aluminum atom. Aluminium oleate influences on both lubricity and emulsion stability in hot rolling. Thus, an understanding about effect of aluminium oleate on lubrication is important in design of lubricant and monitoring processes.

### 1. はじめに

近年、アルミニウム圧延材は、飲料缶のほか自動車用部材や IT 用電子機器構造材などの分野で利用範囲が拡大している。これら製品の品質向上にともない、アルミニウム圧延材の表面品質においても、その要求性能がますます高まっている。この表面品質は熱間圧延における潤滑状態に大きく影響を受ける。このため、熱間圧延油の成分設計及び操業管理は細心の注意が払われている。アルミニウム用熱間圧延油は、潤滑性のほか冷却性が要求されることから、水に油滴を分散させたエマルジョンタイプが用いられている。一般的なアルミニウム用熱間圧延油は鋳油を基油とし、オレイン酸およびエステルなどの油性剤、極圧剤、乳化剤から構成されている。そのうち、オレイン酸はアミンと反応し乳化剤として機能するほか、アルミニウム磨耗粉と反応して、オレイン酸アルミニウムを生成することが知られている<sup>1)</sup>。このオレ

イン酸アルミニウムが熱間圧延油中に蓄積してくると、圧延潤滑性は向上する傾向にある。一方、その蓄積が進むにつれ、噛込不良等の潤滑過多問題や乳化性が変動することにより操業が不安定になる問題が生じることが経験的に知られている。しかしながら、オレイン酸アルミニウムの生成や作用機構などについて研究した例はほとんど見当たらない。ここでは、実操業時に熱間圧延油エマルジョンから生成するオレイン酸アルミニウムが圧延潤滑性およびエマルジョン乳化性に及ぼす影響について実験し、その作用機構を考察した。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試油

Table 1 に示した基本組成の熱間圧延油に、関東化学製試薬鹿一級オレイン酸アルミニウムを 0~8.5wt%、稲畑産業製アルミニウム粉 (粒径 2.0 $\mu$ m) を 0~1.2wt% 配合して実験の供試油とした。但し、パウデン・レーベン式摩擦試験のみ、低粘度鋳油に関東化学製試薬鹿一級オレイン酸アルミニウムを 10wt% 添加したものを供

\* 日本トライボロジー学会トライボロジー会議 2000-5 東京 (平成 12 年 5 月) にて、一部発表

\*\* 研究開発センター 第三部

試油として用いた。

## 2.2 圧延条件

オレイン酸アルミニウム含有量の異なる熱間圧延油を用いて、Table 2 に示した条件で圧延を行った。Bland&Ford の式より求めた摩擦係数の大小で潤滑性を評価した。

## 2.3 バウデン・レーベン式摩擦試験条件

境界潤滑条件を模擬した試験法として、バウデン式摩擦試験法を採用し、低滑り速度かつ高面圧条件下での試験を実施した。試験装置の概略図を Fig. 1 に示した。Table 3 に示した試験条件で、境界潤滑/乾燥摩擦遷移温度を測定した<sup>2,3)</sup>。比較の為、オレイン酸、油脂、ステアリン酸アルミニウムについても同様の試験を行った。

## 2.4 動粘度測定条件

キャノンフェンスケ式毛管粘度計を用いて 40°C 及び 100°C での供試油の動粘度を測定した。

## 2.5 乳化安定性評価条件

オレイン酸アルミニウムを熱間圧延油へ添加し、供試油とした。エマルジョンの乳化安定性はエマルジョン粒径および ESI (Emulsion Stability Index: エマルジョン安定度指数) の大小によって評価した。Fig. 2 に示した装置に、油分濃度 5%, 温度 75°C の供試油エマルジョンを 800ml 入れ、流量 2l/min で 40 分間循環攪拌した。攪拌直後のエマルジョンの粒度分布をレーザー回折散乱式粒度分布測定装置を用いて測定し、メジアン径を求めた。ESI は、Fig. 2 の攪拌装置で任意の時間攪拌し、粒径を 2.3 $\mu$ m にした供試油エマルジョンを用いた。400ml のエマルジョン (65°C) を分液ロートで 60 分間保持した後、下層 100ml および上層 100ml の油分濃度を測定し、次式により求めた。

$$ESI = C_L / C_U \quad (1)$$

ここで、 $C_L$  は下層の油分濃度、 $C_U$  は上層の油分濃度とした。

## 2.6 オレイン酸アルミニウム生成条件

Table 4 に示した試験条件にて各供試油を加熱保持した。加熱後のエマルジョンはロータリーエバポレーターを用いて減圧脱水した。得られた残渣分からヘキサンにより抽出した物質について、赤外吸収スペクトル法を用いてオレイン酸アルミニウムを定量した。

## 2.7 オレイン酸アルミニウムの分子構造推定方法

オレイン酸 (6.5~11.0wt%) およびアルミニウム磨耗粉量 (0.6~1.2wt%) の異なる供試油エマルジョンでオレイン酸アルミニウムを生成させた。供試油エマルジョン中のオレイン酸アルミニウム量と、そのオレイン酸アルミニウム中のアルミニウム量を定量した。それらの比率よりアルミニウム 1 原子に対して反応したオレイン酸の分子数を推定した。分析手順の概略を Fig. 3 に示した。供試油エマルジョンに、ヘキサンおよびメタノール

Table 1 Basic composition of hot rolling oil.

Mineral oil	Oleic acid	amine	Kinematic viscosity
Bal.	5~10	<1.0	40mm <sup>2</sup> /s (40°C)

Table 2 Experimental condition for hot rolling.

Item	Condition
Mill	2Hi small laboratory mill
Strip	3004 aluminium alloy
	450mm <sup>L</sup> × 40mm <sup>W</sup> × 5.0mm <sup>t</sup>
Rolling temperature	450°C
Rolling speed	34m/min
Roll temperature	100°C
Roll diameter	150mm
Lubricant	Emulsion (Conc.5%)
Lubricant temperature	65°C

Table 3 Experimental condition for bowden type friction test.

Item	Condition
Aluminium sheet	5182 aluminium alloy
	100mm <sup>L</sup> × 15mm <sup>W</sup> × 0.5mm <sup>t</sup>
Steel ball	SUJ-2 3/16inch
Load	29.4N
Temperature of aluminium sheet	50~375°C (step by 25°C)
Sliding speed	4mm/sec
Sliding times	5times
Sliding length	15mm

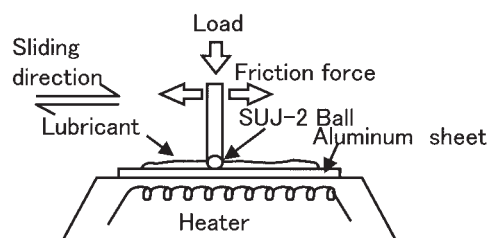


Fig. 1 Schematic illustration of bowden type friction tester.

を加えて攪拌し、さらに塩化ナトリウムを加え、攪拌後に静置し、2層に分離した。下層の水層が透明になってから、上層のヘキサン層を 1 $\mu$ m, 0.45 $\mu$ m, 0.1 $\mu$ m のメンブランフィルターを重ねてろ過し、アルミニウム固形分を除去した。オレイン酸アルミニウムが溶解している液中のアルミニウムは、王水を用いてオレイン酸アルミニウムを加熱分解した後、水分層に溶解抽出されたア

ルミニウムを原子吸光分析法によって定量した。油分濃度は、希塩酸を加えて油水分離した後の油分層の体積より求めた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 圧延潤滑性

熱間圧延における供試油のオレイン酸アルミニウム量と摩擦係数の関係を Fig. 4 に示した。オレイン酸アルミニウム量の増加とともに摩擦係数が減少する傾向が認められた。また、圧下率に関わらずオレイン酸アルミニウム 7wt% 以上では摩擦係数の減少率は低下した。これよりオレイン酸アルミニウムは圧延潤滑性を向上させることが判った。通常、圧延潤滑性の向上は、境界潤滑性

Table 4 Experimental condition for formation of aluminium oleate.

Lubricant type	①Emulsion (5% oil in water) ② neat oil
Concentration of oleic acid	6.5%
Concentration of aluminium powder	10000ppm per oil
Particle size of aluminium powder	2 $\mu$ m
Heat condition	90°C, 100hour

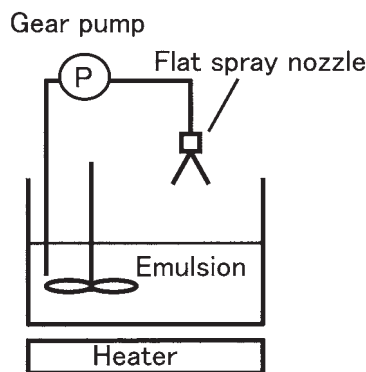


Fig. 2 Schematic illustration of emulsion stir device.

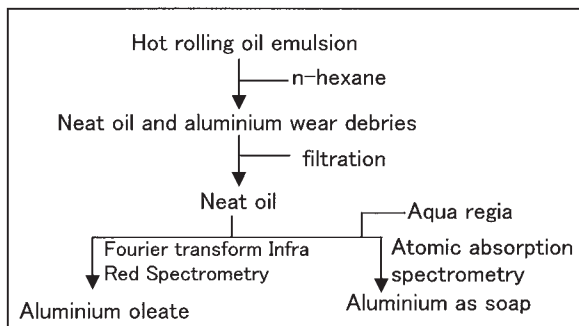


Fig. 3 Schematic diagram of analysis procedure.

あるいはロールバイトでの油膜厚の増加が考えられる。そこで、両作用に及ぼすオレイン酸アルミニウムの影響について評価した。境界潤滑条件を模擬したバウデン式摩擦試験を実施した。Fig. 5 に供試材温度と摩擦係数の関係を示した。摩擦係数が上昇し始める温度を遷移温度と定義した。オレイン酸、油脂、オレイン酸アルミニウム、ステアリン酸アルミニウムの順に遷移温度が上昇している。すなわち、オレイン酸は、それ自身が油性剤として作用するよりも、アルミニウム磨耗粉と反応し、オレイン酸アルミニウムとして存在したほうが圧延油の潤滑性が向上することが示されている。Fig. 6 に示した模

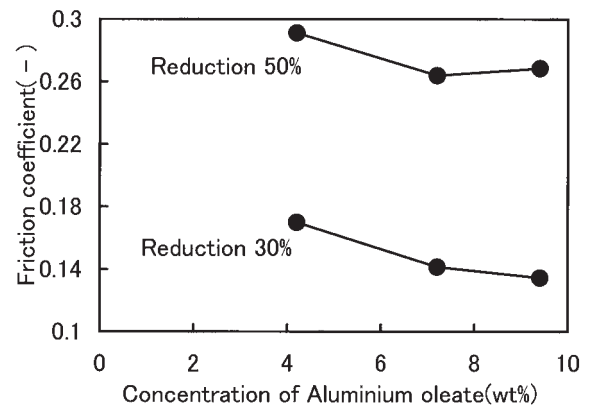


Fig. 4 Effects of aluminium oleate on friction of hot rolling.

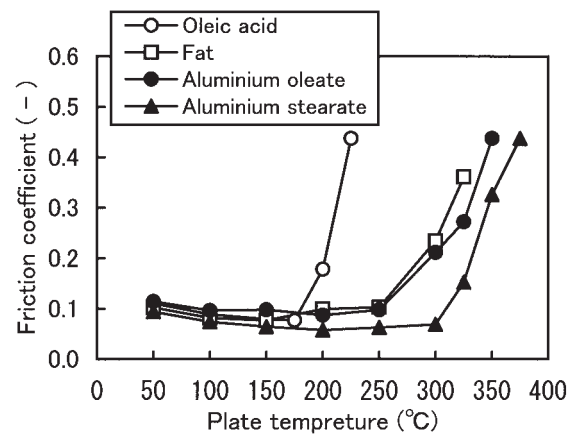


Fig. 5 Boundary lubrication of each oils in bowden type friction test.

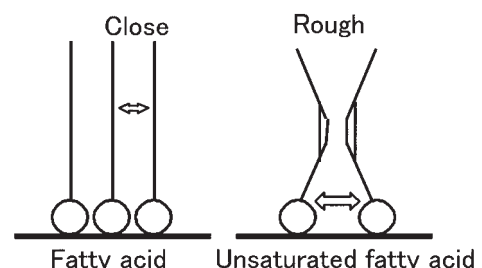


Fig. 6 Adsorption orientation of oiliness agent.

式図のように、脂肪酸については、直鎖間凝集力の大きい飽和脂肪酸のほうが不飽和脂肪酸より、金属表面に緻密に配向するため、境界潤滑性が優れる現象が認められており<sup>4)</sup>、本試験におけるステアリン酸アルミニウムとオレイン酸アルミニウムとの結果よりアルミニウムせっけんも、同様の傾向にあるものと考えられた。但し、脂肪酸金属せっけんが脂肪酸や油脂と同様の金属表面に対する吸着活性を有しているかなどその吸着機構については不明であり、今後、詳細な研究が必要である。一方、熱間圧延油にオレイン酸アルミニウムを溶解させた供試油の動粘度測定結果を Fig. 7 に示した。供試油中のオレイン酸アルミニウム量の増加とともに動粘度は増加する傾向が有り、5wt%を超えると急激に増加した。このことより、熱間圧延油中にオレイン酸アルミニウムが増加するとロールバ이트への導入油量が増加することが考えられる。以上の結果より、熱間圧延油中のオレイン酸アルミニウム量の増加による圧延潤滑性の向上は、境界条件下での潤滑性の向上および増粘によるロールバ이트への導入油量増加によるものと考えられた。

### 3.2 熱間圧延油エマルジョンの乳化安定性

同一の攪拌条件で乳化させた場合のエマルジョン粒径を Fig. 8 に示した。供試油中のオレイン酸アルミニウムが多いほどエマルジョン粒径が大きくなった。同一の攪拌力で乳化される場合に、エマルジョン粒径が大きくなる理由には、圧延油の粘性が高く油滴が細かくせん断され難いこと、もしくは乳化剤が吸着した油滴表面の電気的反発力が小さく、せん断された油滴同士が直ちに合一してしまうことの二つの作用が考えられる。そこで攪拌条件を調整し、エマルジョン粒径を一定にした状態での ESI を測定した。その結果を Fig. 9 に示した。オレイン酸アルミニウムの増加とともに ESI は低下し、油滴の浮上速度が速くなっているものと考えられた。すなわち、オレイン酸アルミニウムの添加によって油滴間の反発力が低下し、合一しやすいエマルジョンとなったものと考えられた。これは実操業における現象と良く一致しており、オレイン酸アルミニウムの増加は熱間圧延油

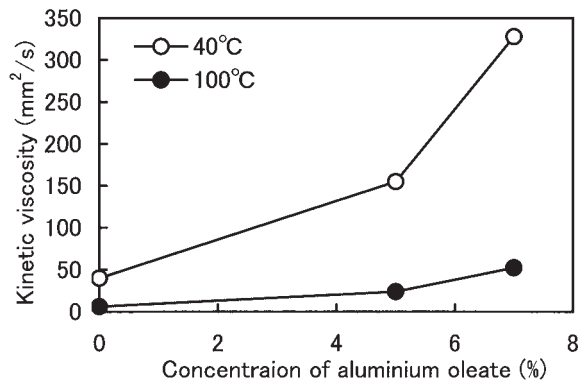


Fig. 7 Variation of kinetic viscosity with concentration of aluminium oleate.

エマルジョンの性状を変化させる一因と考えられた。オレイン酸アルミニウムの有無について、乳化剤の H.L.B. 値 (Hydrophile-Lipophile-Balance) を変化させ同一の攪拌条件で乳化させた場合のエマルジョン粒径を Fig. 10 に示した。熱間圧延油エマルジョンの粒径を最小にする乳化剤の H.L.B. 値は、オレイン酸アルミニウム

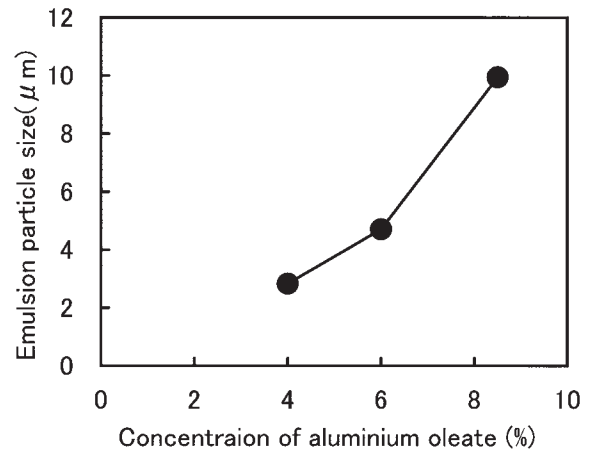


Fig. 8 Effect of aluminium oleate on emulsion particle size.

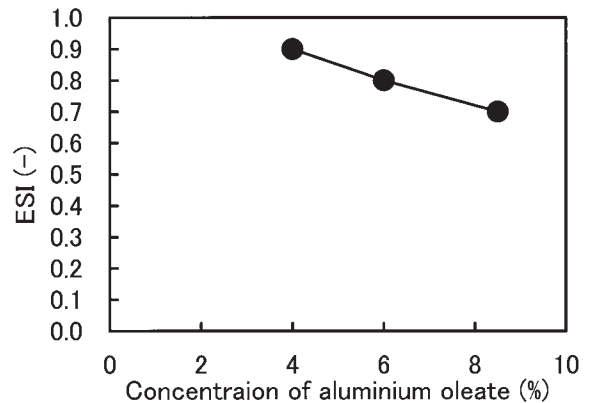


Fig. 9 Variation of ESI with aluminium oleate. (Emulsion particle size are appropriate 2.3µm in all condition)

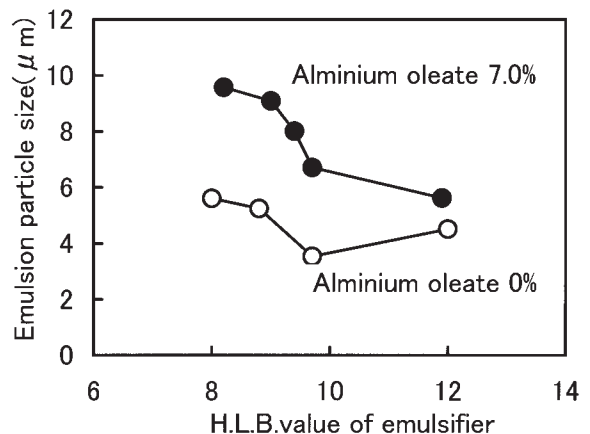


Fig. 10 Relationship between emulsion particle size and H.L.B. value of emulsifier.



ムを含有することにより高くなっている。このことから、オレイン酸アルミニウムが油滴のH.L.B.値を高くしたため、乳化バランスを崩し、その結果、供試油エマルションは合一しやすく不安定になったと考えられる。

### 3.3 オレイン酸アルミニウムの分子構造の推定

以上の結果より、オレイン酸アルミニウムは熱間圧延油の圧延潤滑性および乳化安定性に大きく影響することが確認された。このため実操業においては、熱間圧延油中のオレイン酸アルミニウムの生成挙動および、反応生成量を正確に把握し、管理することが重要となる。熱間圧延油とそのエマルションについて、加熱放置後のオレイン酸アルミニウム量を測定した。その結果をFig. 11に示した。オレイン酸を含む圧延油は、アルミニウム粉と混合し加熱されることによって、オレイン酸アルミニウムを生成することが確認された。但し、生成するオレイン酸アルミニウム量はニートオイルよりもエマルションの方が多かった。そこでオレイン酸とアルミニウム量を変化させた各供試油エマルションについて、生成したオレイン酸アルミニウム量および、そのオレイン酸アルミニウム中のアルミニウム量を定量した。その結果をFig. 12に示した。両者は比例関係にあり、オレイン酸とアルミニウムの結合比率はほぼ一定と考えられた。こ

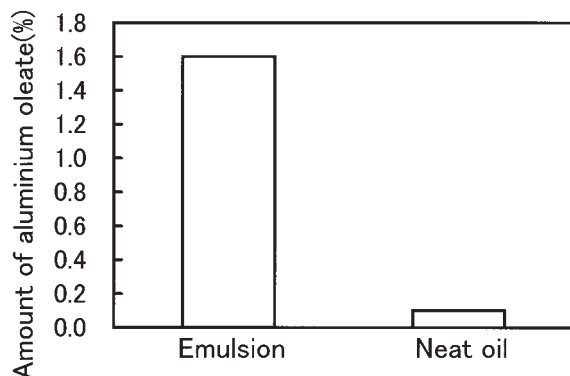


Fig. 11 Amount of aluminium oleate generated in the rolling oil.

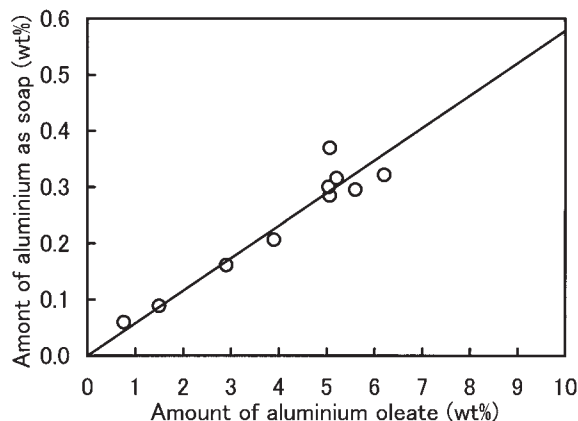


Fig. 12 Relationship between amount of aluminium oleate and aluminium as soap.

れよりオレイン酸およびアルミニウム磨耗粉量を調整することにより、オレイン酸アルミニウムの生成量を維持管理することが可能と考えられた。また、アルミニウムは三価の金属であるため、脂肪酸の結合数に応じて、モノソープ、ジソープ、トリソープの三種のせっけんが生成することが確認されている<sup>5,6)</sup>。その内、モノソープおよびジソープの構造式をFig. 13に示した。両化合物とも高分子ミセルを形成するため、それぞれのせっけんでゲル化力に著しい差が生じることが知られている<sup>7)</sup>。このため、熱間圧延油中に生成したオレイン酸アルミニウムがモノソープ、ジソープ、トリソープのいずれによって構成されているかを把握することは非常に重要である。アルミニウムせっけんのトリソープは水分が存在すると容易に加水分解し、ジソープに変化する現象が認められている<sup>8)</sup>。一方、Fig. 12の結果より、アルミニウム1原子に対してオレイン酸が平均1.6分子反応していると算出されたことから、熱間圧延油エマルション中に生成するオレイン酸アルミニウムは、モノソープとジソープがほぼ等量混在したせっけんであるものと推定された。

## 4. ま と め

- 1) オレイン酸アルミニウムが熱間圧延潤滑性を向上させるのは、オレイン酸アルミニウムの境界潤滑性が油脂と同程度に優れ、増粘効果によりロールバイト内の潤滑油膜が増加するためと考えられた。
- 2) オレイン酸アルミニウムは、熱間圧延油エマルションの油滴のH.L.B.値を高め、乳化バランスを崩す。その結果、油滴は合一し易くなり、乳化安定性が悪化する。
- 3) 熱間圧延油のようなエマルション中では、オレイン酸とアルミニウム磨耗粉が存在するとオレイン酸アルミニウムが容易に生成する。そのオレイン酸アルミニウム

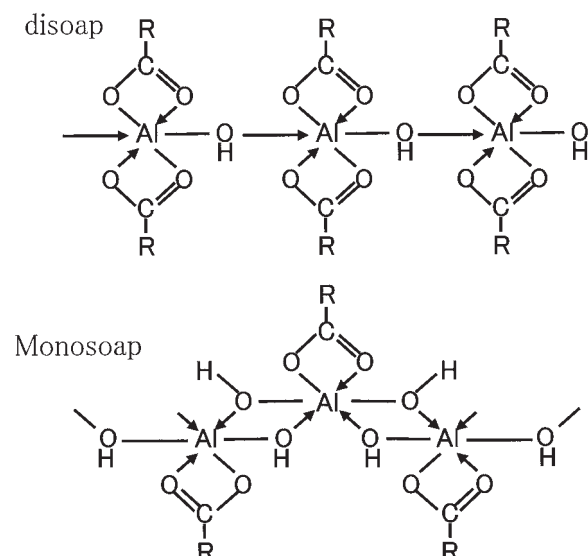


Fig. 13 Structure of aluminium soap micell<sup>5)</sup>.

は、モノソープとジソープが混在したものであると推定された。

#### 参 考 文 献

- 1) 松下, 高塚, 松井, 影山: 塑性と加工, **24** (1983), 32.
- 2) 細見和弘, 間瀬俊朗: 日本トライボロジー会議予稿集 (1996), 408.
- 3) 細見和弘, 間瀬俊朗: 日本トライボロジー会議予稿集 (1997), 423.
- 4) 広中清一郎: トライボロジスト, **43**, 10 (1998), 829.
- 5) 山手, 色部: 脂肪酸化学, 幸書房, (1971), 50.
- 6) W. H. Bauer, N. Weber & S. E. Wiberley: J. Phys. Chem., **62** (1958), 106.
- 7) 杉浦, 船越: 表面, **5**, No.9 (1967), 574.
- 8) 吉田, 進藤, 大垣, 井出編著: 金属せっけんの性質と応用, 幸書房, (1988), 57.

# プレコートアルミニウム合金板における皮膜特性に 及ぼすインナーワックスの影響\*

竹 田 委千央\*\* 細 見 和 弘\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 49-54

## Effect of Inner Waxes on Film Properties of Pre-coated Aluminium Sheet

Ichio Takeda and Yasuhiro Hosomi

In recent years, the pre-coated aluminium sheet is remarked in the beverage, architecture and home electric appliances field for the high productivity, low cost and light weight characteristic. Generally, it is formed with a coated resin film less than about 30 micron on surface of aluminium sheet. And it is widely used for a beverage can, because of the good characteristics for recycling, light weight and easy handling. Waxes such as polyethylene, carnauba and lanoline are added into the water paint to get good surface lubricity and scar resistance under press forming for a beverage can. These are called inner wax, opposite outer wax. In this paper, we introduce that surface lubricity and scar resistance of resin film can be improved by increase in quantity of inner wax in paint or increase in curing temperature. Moreover, good surface lubricity is due to characteristic of carnauba wax and good surface scar resistance is due to polyethylene wax.

### 1. はじめに

近年、プレコートアルミニウム板は、その高生産性、低コスト、軽量化等の優れた特性により、飲料、建材、家電分野において広く利用されている。一般にそれらは、化成処理後、数 $\mu\text{m}$ ~30 $\mu\text{m}$ 程度の厚さの樹脂皮膜をアルミニウムの板上に形成させたものである<sup>1)</sup>。被塗装材が切板形状であればスプレー塗装等、コイル形状であればロールコーターで連続的に塗装される。樹脂皮膜においては、用途に応じて皮膜中に別成分を添加することにより、潤滑性などの機能性を付与する研究が行われている。本報では、特に飲料缶用プレコートアルミニウム板材について述べる。

飲料缶においては、ボディ製造にはポストコート方式が採用されているが、缶蓋製造にはプレコート方式が採用されている。また、缶蓋用プレコート材で使用される塗料は、最近では環境の面から水性塗料に移行しつつあり、

主にエポキシ-アクリル系水性樹脂塗料が用いられる<sup>2)</sup>。一方、プレコート材を成形加工する際には、表面潤滑性と耐傷つき性が要求される。これらの性能を向上させるために、樹脂中に合成ポリエチレン、天然カルナウバろう、あるいはラノリンなどがインナーワックスとして添加される。ワックスは、缶蓋製品の生産性と品質を決定する重要な役割を果たしている。実操業においては、ワックスの性能のコントロールは、塗料への添加量のみで調整されているのが現状であり、インナーワックスの作用機構およびその効果については系統的に十分研究がされていない。そこで本報では、缶蓋用プレコートアルミニウム板について、塗料へのインナーワックス添加量および塗装焼付け温度が、表面潤滑性および耐傷つき性に及ぼす影響とその作用機構について調査した結果を報告する。

### 2. 実 験

#### 2.1 供試材

供試材は、材質 A5182 アルミニウム合金 (調質 H19,

\* 軽金属学会第 106 会春季大会 (平成 16 年 5 月) にて一部発表

\*\* 研究開発センター 第三部

板厚0.25mm)を使用した。下地処理は、リン酸クロメート(皮膜量20mg/m<sup>2</sup>)を施した。Table 1に示した。

## 2.2 供試塗料

供試塗料には、エポキシアクリル系水性樹脂塗料(市販)に、インナーワックスとして合成ポリエチレン(以下PE)と天然カルナウバろう(以下カルナウバ)を任意に添加した塗料を用いた。インナーワックスの添加量をTable 2に示した。なお、単位PHRとはPer Hundred Resinの略であり、樹脂100重量部に対する比率である。

## 2.3 塗装方法

塗膜量が50mg/dm<sup>2</sup>となるようにバーコーターで塗装した。塗装後の焼付けは、温度200, 230, 260°C, 時間35sの条件で焼付け、塗膜を形成した。供試材の構成図をFig. 1に示した。

## 2.4 評価方法

### 2.4.1 塗膜潤滑性及び耐傷つき性

塗膜潤滑性及び耐傷つき性については、パウデンレーベン試験法を用いた。塗膜潤滑性は、摩擦係数により評価した。試験条件は、荷重1kgf, 接触鋼球SUJ-2(φ4.8mm), 摺動速度4.0mm/s, 摺動距離10mmとし、室温にて測定した。

塗膜の耐傷つき性については、塗膜上で接触鋼球を最大2000回摺動させ、塗膜が破断した時の摺動回数で評価した。試験条件は、摩擦係数と同じ測定条件とした。

### 2.4.2 塗膜表面のインナーワックスの分布状態

塗装板を染色液に浸漬し、乾燥後の染色塗膜外観を光学顕微鏡により観察した。その際、染色有無により判別した表面分布ワックスの面積率を、画像解析装置により測定した。測定範囲は0.4mm×0.6mmとした。ワックス分布状態をさらに詳細に観察するため、塗膜表面をSEMで観察した。また、塗膜の深さ方向のワックス分布状態を調べるため、塗膜断面を特殊な染色法で処理し、TEMにより観察した。

## 3. 結果及び考察

### 3.1 塗膜潤滑性及び耐傷つき性

塗料中のインナーワックス量と摩擦係数の関係についてFig. 2に示した。Fig. 2より、塗膜中のワックス含有量の増加に伴い摩擦係数が低くなり、潤滑性の向上が認められた。また、PEよりもカルナウバの方が同じ含有量でも摩擦係数が低く、潤滑性に優れることがわかる。

塗料中のインナーワックス量と摺動回数の関係についてFig. 3に示した。Fig. 3より、ワックス含有量の増加に伴い、摺動回数が増加する傾向が認められた。また、PEの方がカルナウバよりも摺動回数が多く、PEを加えた塗膜の方がカルナウバよりも耐傷つき性に優れていると考えられた。PEとカルナウバを共に添加した塗料③は、摩擦係数はPE単独よりも良好、耐傷つき性は各々

Table 1 Summary of test panel of pre-coated aluminium sheet.

Substrate	A5182-H19, 0.25mmt
Chemical treatment	Degrease and chromate phosphate
Paint (contain inner wax)	Epoxy-acrylic resin water paint, film weight 50mg/dm <sup>2</sup>
Curing	200, 230, 260°C, 35s

Table 2 Summary of inner wax composition on test paints.

Paint (contain inner wax)	Amount of added waxes		
	PE 100~110°C*1	Carnauba 80~90°C*1	Total
①Contain PE	0~3		0~3
②Contain carnauba		0~3	0~3
③Carnauba with PE 1PHR	1	0.5~1.5	1.5~2.5

\*1 Melting point (Unit : Per Hundred Resin)

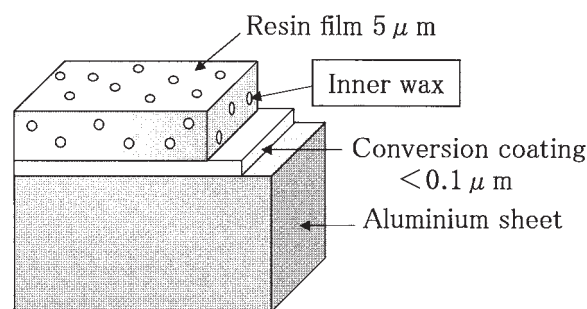


Fig. 1 Image of test panel.

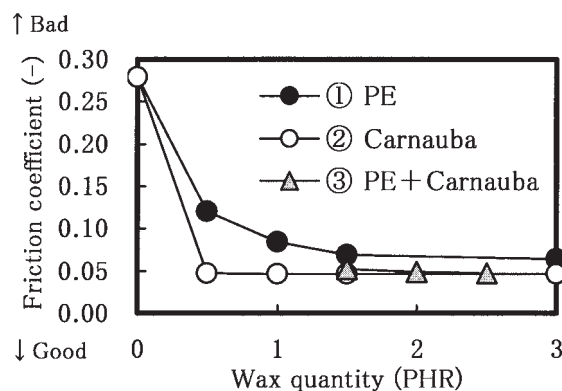


Fig. 2 Relationship between wax quantity in paints and friction coefficient at 230°C curing.

単独添加の場合に比べて摺動回数が多く良好となるが、これはPEのもつ耐傷つき効果とカルナウバのもつ優れた潤滑性が相互に影響した結果と考えられる。

塗装焼付け条件における塗料中のワックス含有量と摩

擦係数の関係を、Fig. 4 に示した。Fig. 4 より、塗装焼付け温度の高いほうが摩擦係数が低くなり、良好な潤滑性を示す傾向が認められた。また、塗料中のワックス量の増加は、いかなる焼付け温度においても摩擦係数が低くなり、潤滑性が向上することがわかる。耐傷つき性に及ぼすインナーワックスの作用効果を探るため、摺動試験後の塗膜の表面状態をSEMで観察した。その観察写真をFig. 5 に示した。Fig. 5 (a) より、ワックスを含有しない塗膜は、塗膜潤滑性および耐傷つき性に乏しく、数回摺動すると塗膜が破断し、表面がひび割れてくる。Fig. 5 (b) より、PEを含有する塗膜は、初期の摺動で塗膜および塗膜表面のPEワックスが僅かに擦り取られ、Fig. 5 (c) では摺動回数を重ねるにつれPEの脱落、磨耗により塗膜がダメージを受け次第に破断していく様子が見られる。

### 3.2 インナーワックスの分布状態

3.1 項で得られた結果を考察するため、塗膜表面のインナーワックスの分布状態について調べた。塗膜染色後の外観写真の一例をFig. 6 に示した。本試験で用いた

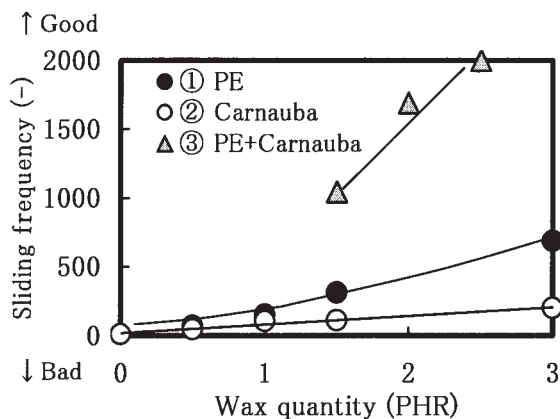


Fig. 3 Relationship between wax quantity in paints and sliding frequency at 230°C curing.

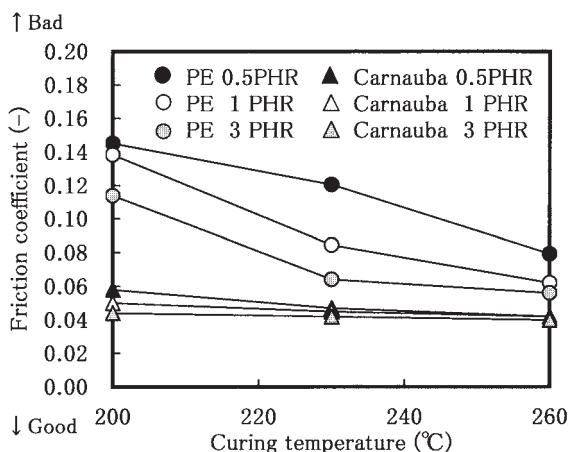
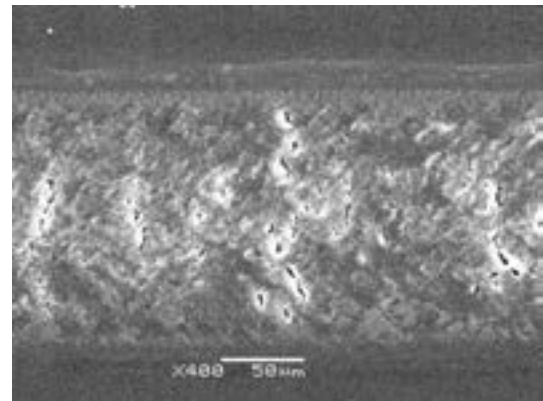
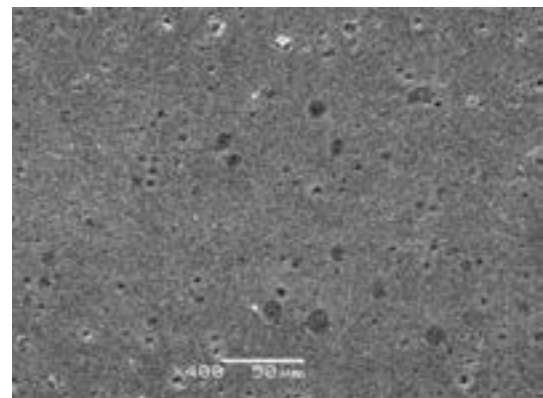


Fig. 4 Effect of curing temperature and wax quantity on friction coefficient.

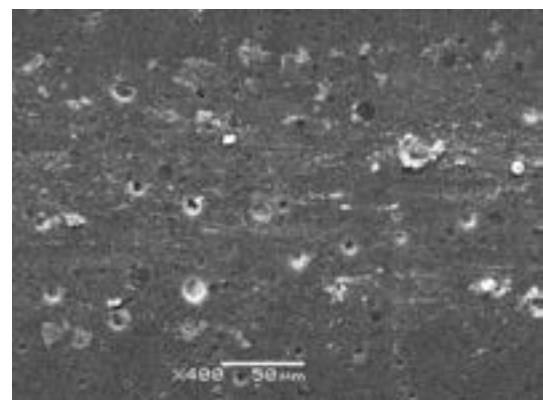
染色処理は、塗膜樹脂は染色されるが、ワックス部では染色されない。従って、写真中、白色部がワックス部となる。このことは、塗料中のワックスの添加量を増量するに従い、染色されない箇所の面積が増えることから、その部分ではPEまたはカルナウバが存在していることが判断できる。またFig. 4 に示したとおり、塗装焼付け温度等の熱的影響は、インナーワックスの分布に関与することが考えられるが、染色試験法は、塗膜に熱的な影響が加わらず、塗膜表面のワックスが比較的变化しな



(a) Wax free film surface after sliding 5 times



(b) PE 1.0 PHR film surface after sliding 1 time



(c) PE 1.0 PHR film surface after sliding 10 times

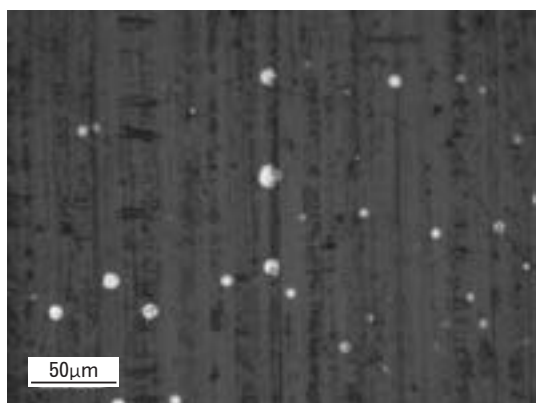
Fig. 5 SEM microphotographs of appearance of film surface after sliding.



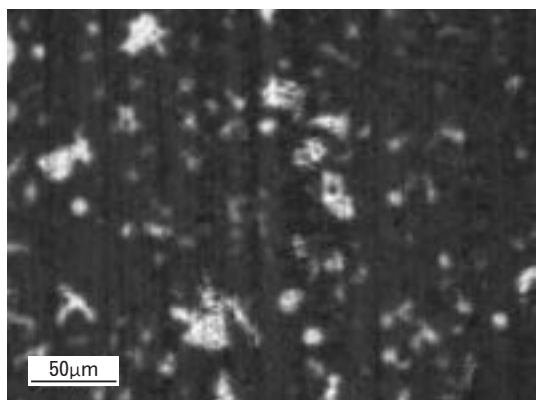
いため、その分布状態を簡便に、尚且つ正確に把握できる方法として有効である。

Fig. 6 (a) について、PE を添加した塗膜は数 $\mu\text{m}$ ~20 $\mu\text{m}$  程度の円形状の白点が点在しており、一方、Fig. 6 (b) のカルナウバを添加した塗膜では不定形の白色部が散在している。Fig. 6 (c) の PE およびカルナウバ双方を添加した塗料では、円形状と不定形状の白色部が混在していることが確認される。

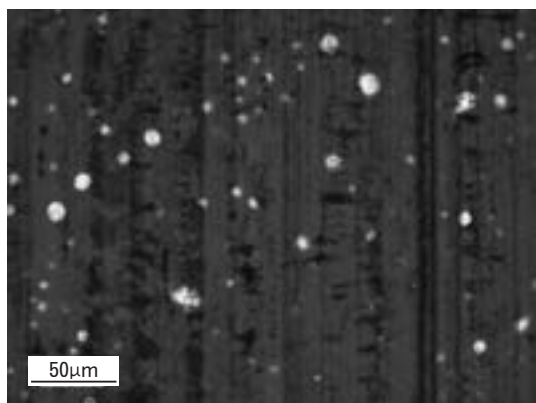
SEM により、塗膜表面のインナーワックスの分布状



(a) PE 3.0 PHR



(b) Carnauba 3.0 PHR



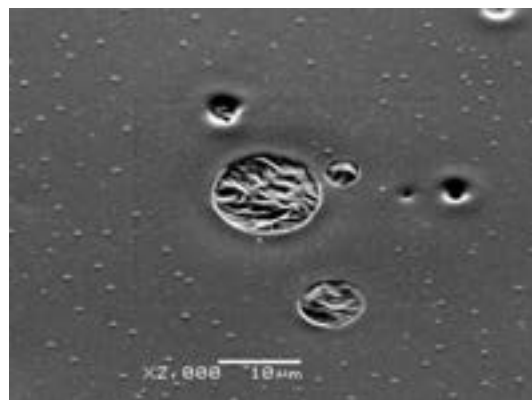
(c) PE 1.0 PHR Carnauba 1.5 PHR

Fig. 6 Microphotographs of inner wax distribution on film surface.

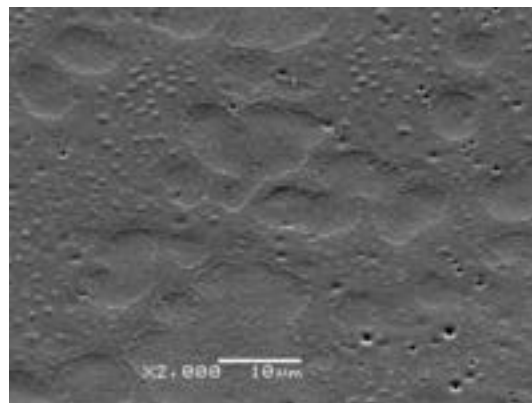
態について、観察した一例を Fig. 7 に示した。SEM による塗膜表面の観察は、熱的影響を回避するため加速電圧をできる限り下げ、短時間の間に行うことが望ましい。

Fig. 7 (a) より、Fig. 6 (a) と同様に、PE は塗膜表面で円形状を呈しており、約 20 $\mu\text{m}$  以下の大きさで点在している。塗膜表面に分布している PE は球状となっていないことがわかる。また Fig. 7 (b) より、カルナウバは数 $\mu\text{m}$  から数十 $\mu\text{m}$  の大きさで不定形を呈していることが確認される。これらのことから、インナーワックスは塗膜表面に分布していることが確認され、ワックスの種類によりその分布および形状の異なることがわかる。

Fig. 8 に、特殊染色法による塗膜断面のインナーワックス分布状態の観察結果を示した。本試験の染色処理は、Fig. 6 に示した塗膜表面の染色法とは異なり、カルナウバを比較的強く染色することができるものである。Fig. 8 より、PE は塗膜中においてはほぼ円形(球)状で存在し、点在している。これは、PE が塗膜樹脂と相溶性が悪いため、塗装後の加熱昇温時に溶解した PE が、その表面張力により球状になり、そのまま塗膜中で固化したためと考えられる。一方、カルナウバは塗膜中で層状に存在し、特に最表面に 1 $\mu\text{m}$  以下の極薄い濃化層が認められる。また、一部のカルナウバは塗膜中の PE の



(a) PE 3.0 PHR



(b) Carnauba 3.0 PHR

Fig. 7 SEM microphotographs of appearance of film surface.

周囲に局在することも認められたが、アルミ板面と塗膜の界面には、カルナウバはほとんど観察されていない。これらのことから、カルナウバは塗膜樹脂との相溶性が良いことと、塗装後、焼付けから塗膜硬化に至る過程で塗膜最表面に上浮し、表面に濃化層を形成する特性を有していることが考えられる。

ここで、染色有無により判別した表面分布ワックスの面積率を、画像解析装置により測定した結果について Fig. 9 に示した。測定範囲は  $0.4\text{mm} \times 0.6\text{mm}$  とした。Fig. 9 より、塗装焼付け温度で比較した場合、 $200^\circ\text{C}$  よりも  $260^\circ\text{C}$  の方が面積率が高い。また同じ添加量の場合、カルナウバの方が PE よりも表面面積率は高かった。

### 3.3 塗膜表面のワックスの定量

インナーワックス添加量の増加および塗装焼付け温度の高温化により、塗膜表面のワックス面積率が増加することが確認された。そこで、実際に塗膜表面に存在するカルナウバ量について、化学分析により定量した結果を Fig. 10 に示す。Fig. 10 より、塗料中のカルナウバ添加量と塗膜表面に存在するカルナウバ量は、直線的な相関関係を示している。また、焼付け温度と表面カルナウバ量には顕著な差が認められないことがわかる。

塗料中に含まれているカルナウバが、塗膜表面に存在する割合について、Fig. 10 から求めた結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 より、カルナウバ単体を含有するエポキシ-アクリル系塗膜は、カルナウバ添加量のおおよそ

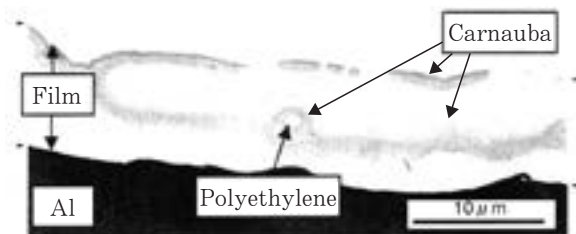


Fig. 8 TEM microphotograph of wax distribution in coating film. PE 1.0 PHR, Carnauba 1.5 PHR, film weight  $130\text{mg}/\text{dm}^2$

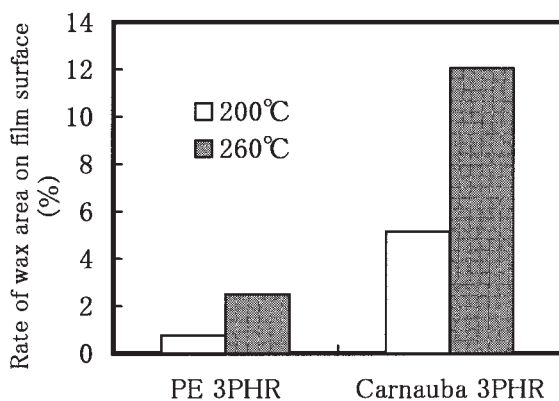


Fig. 9 Relationship between curing temperature and a rate of wax area on film surface.

10~15%が塗膜表面に存在していることが確認される。それは、PE とカルナウバの混合塗料でもほぼ同じであったことから、この添加量においては、塗膜表面のカルナウバ量は PE の影響をほとんど受けないものと考えられる。

Fig. 9 ワックスの表面面積率の定量結果では、塗装焼付け温度が高くなると面積率が増加し、Fig. 8 摩擦係数の測定結果においても潤滑性の増加することが確認されている。しかしながら、Fig. 10 塗膜表面のカルナウバの定量結果では、塗装焼付け温度が変わってもカルナウバ量に大きな差は認められなかった。これは SEM 観察結果からもわかるように、焼付け温度が高温化することで塗膜表面のワックスが濡れ広がりやすくなり、塗膜表面のワックス面積率が増加し、潤滑性を向上させたためと考えられる。

これらのことから、塗膜中のワックス含有量の増量および塗装焼付け温度の高温化は、塗膜表面のワックス面

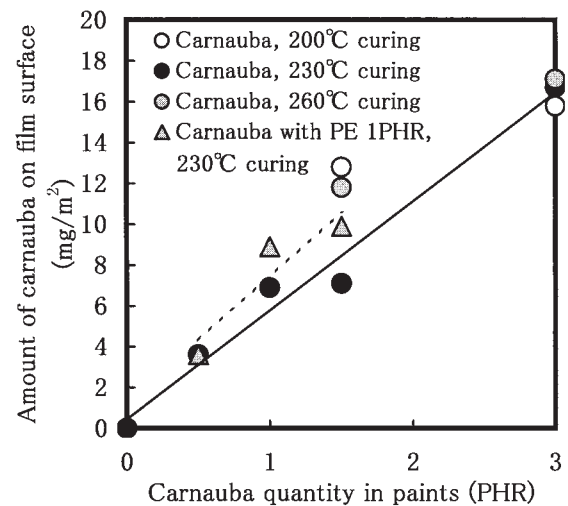


Fig. 10 Amount of carnauba wax on film surface.

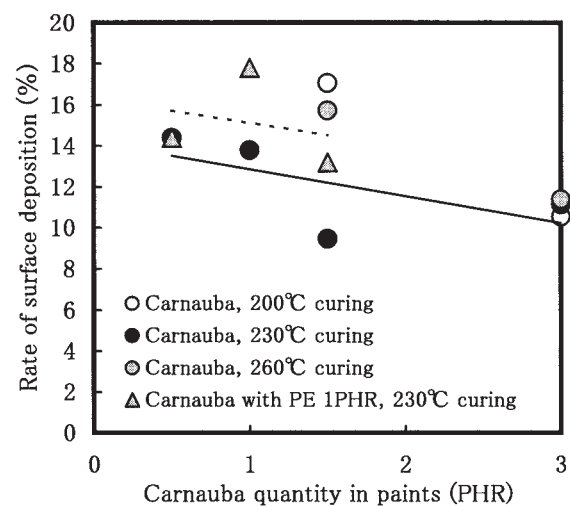


Fig. 11 Rate of surface deposition of carnauba wax in paints.

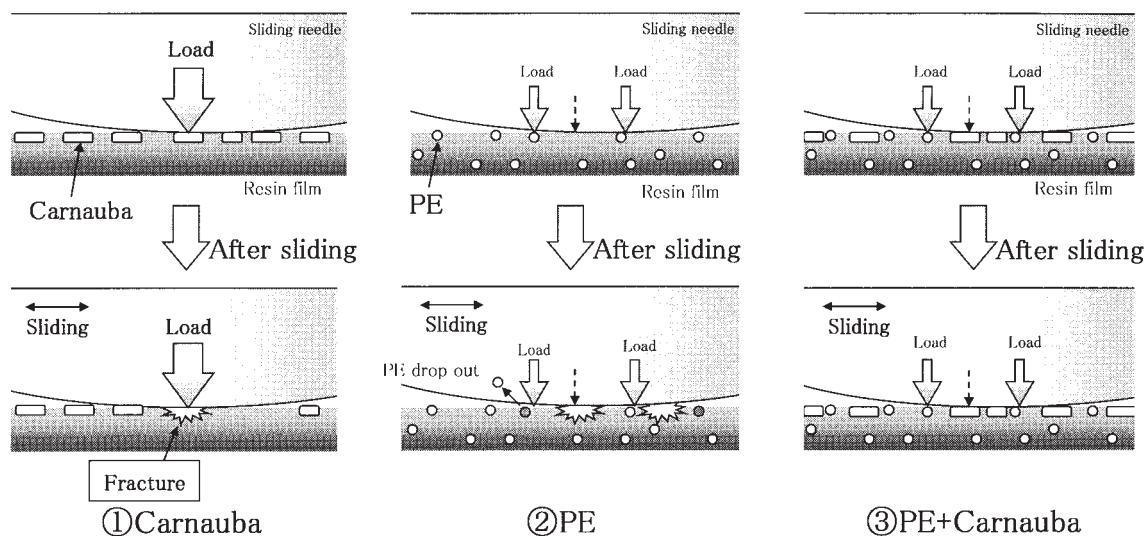


Fig. 12 Cross section images of coating film on aluminium sheet under friction sliding.

積率を増加させ、塗膜の潤滑性および耐傷つき性を向上させる有効な手段と考えられる。

### 3.4 バウデン-レーベン連続摺動下における塗膜破断の模式図

以上の結果から、PE またはカルナウバ含有塗膜のバウデン-レーベン連続摺動下における塗膜破断のモデルを推測し、Fig. 12 に示す。

#### (1) カルナウバのみ含有する塗膜

カルナウバのみ含有する塗膜は、負荷荷重において、摺動初期はその良好な潤滑性により耐傷つきを防止するが、次第に潤滑層が劣化し剥ぎ取られ、潤滑性を失い塗膜は破断していく。

#### (2) PE のみ含有する塗膜の場合

PE のみ含有する塗膜は、PE 部で負荷荷重を強く受け止めその良好な耐磨耗性を生かし、進行する摺動で被るダメージを減じるが、摺動とともに PE が脱落、或いは PE 以外の塗膜部（ワックス部除く）から破断し、或いは表面 PE 層の磨耗および/または脱落によりその機能を失い、塗膜は破断していく。

#### (3) カルナウバ及び PE を含有する塗膜

両ワックス含有塗膜は、負荷荷重による磨耗を表面 PE 層で受け止め、その間隙に存在するカルナウバ層でさらに良好な潤滑性が付与され、塗膜の潤滑性および耐傷つき性が相互的に向上する。

## 5. ま と め

飲料缶蓋用プレコートアルミニウム板の樹脂中に使用されているインナーワックスについて、その含有量、塗料焼付け温度が塗膜潤滑性、耐傷つき性に及ぼす影響およびその作用機構について調査した。

1) 塗膜中のワックス含有量の増加と共に、塗膜潤滑性及び耐傷つき性が向上する。また、含有量が同じであってもカルナウバの方が塗膜へ潤滑性を付与する効果が高く、PE は耐傷つき性を付与する効果が高い。

2) 塗膜中のワックス含有量の増量および塗装焼付け温度の高温化は、塗膜表面のワックス面積率を増加させ、塗膜の潤滑性および耐傷つき性を向上させる有効な手段である。

3) PE やカルナウバなど数種のワックスを併用することで、それぞれの相互作用により、より優れた塗膜潤滑性と耐傷つき性を有する塗膜が得られる。

目的、用途に応じて、より適正なワックス種、添加量を選択し、また組み合わせることで、より高い機能を有したプレコートアルミニウム板を造り出すことができると考えられる。飲料缶用、食缶用などの用途に限らず、環境、人に優しい技術のひとつとして、これらワックスについては今後も広く利用されていくものと思われる。

### 参 考 文 献

- 1) 大澤泰明：軽金属，50（2000），552.
- 2) 粉川共生，宮腰昌明：水性塗料の技術動向，（1994），191.

# Effects of Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys\*

Hidenori Hatta\*\* , Shinichi Matsuda\*\* ,  
Hiroki Tanaka\*\*\* and Hideo Yoshida\*\*\*

The effect of natural aging conditions on split aging, especially bake hardenability at 170°C for 1.2ks and 86.4ks on Al-1mass%Mg<sub>2</sub>Si, Al-1.5mass%Mg<sub>2</sub>Si and Al-1mass%Mg<sub>2</sub>Si-0.6mass%Si alloys have been studied by measuring hardness, electrical resistance and DSC curve. The increase of hardness of the Al-Mg-Si alloy with excess Si during baking at 170°C for 1.2ks without natural aging is higher than that of the Al-Mg-Si alloys without excess Si. However, the hardness of the high Si content alloy after baking at 170°C for 1.2ks decreased clearly with increase of natural aging time before baking. It could be considered that the cluster which did not transfer to β" phase formed joining with quenched vacancy during natural aging on the high Si content alloy. The peak of β" phase in the high bake hardenability sample on DSC analysis appeared at lower temperature compared with the low bake hardenability one. The β" phase which was located at lower temperature on DSC analysis precipitates quickly during bake at 170°C, and the hardness increased during baking at 170°C for 1.2ks.

## 1. Introduction

Heat treatable Al-Mg-Si alloys have been the material of choice for automotive bodies. The aluminium sheets are formed in T4 and subjected to a heat treatment during the paint bake cycle at elevated temperature in an automotive company. The higher strength of the sheet after the paint bake cycle is better because of its high dent resistance. Therefore, the improvement of bake hardenability has been a concern by many investigators<sup>1)~5)</sup>. On the other hand, it is well known that the formation of clusters and zones in the alloys during aging is complicated, especially during natural aging and short artificial aging like the bake cycle. Although it is difficult to observe the clusters during natural aging by TEM, these affect the following precipitation. In this study, the effect of natural aging on the bake hardenability at 170°C of three Al-Mg-Si alloys has been studied using differential scan-

ning calorimetry and electrical resistance measurement.

## 2. Experimental procedures

The chemical compositions of the alloys for this study are shown in **Table 1**. The alloy sheets which were hot and cold rolled to a 1.0mm thickness were prepared. A schematic diagram of the heat treatment is shown in **Figure 1**. Solution treatment was carried out in a salt bath for 60s at 550°C followed by quenching into water at 0°C. The quenched samples were held in the water at 0°C for only 10s. The samples were naturally aged at 20°C for various times in a water bath. The bake hardening treatment at 170°C for 1.2ks or 86.4ks was then applied using an oil bath. The bake hardening was based on the Vickers hardness.

**Figure 2** illustrates the power compensation DSC and the heat flux equations DSC. A sample and a reference material are each confined to separate, self-contained calorimeter for power compensation DSC. The amount of power required to maintain the system in equilibrium is directly proportional to the energy change occurring in the sample. No heat flux equations

\* The main part of this paper was presented at ICAA9, Materials Science Forum (2004), 564.

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

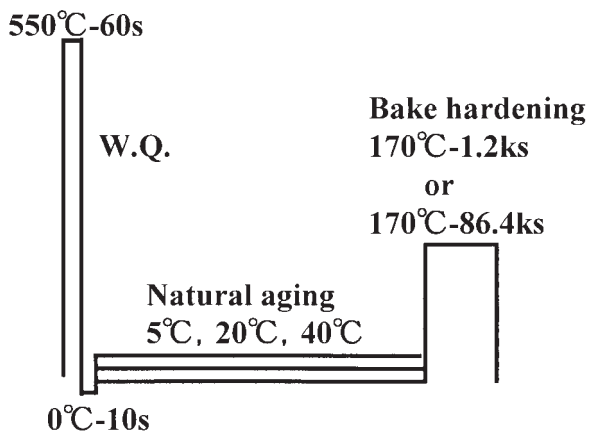
\*\*\* No.1 Department, Research & Development Center.  
Dr. of Eng.



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

Alloys	Mg	Si	Fe	Al	Mg <sub>2</sub> Si	excess Si	excess Mg
Al-1Mg <sub>2</sub> Si	0.62	0.39	0.03	Bal.	0.98	0.03	—
Al-1.5Mg <sub>2</sub> Si	0.99	0.56	0.03	Bal.	1.53	—	0.02
Al-1Mg <sub>2</sub> Si-0.6Si	0.62	0.96	0.03	Bal.	0.98	0.60	—

### Solution heat treatment

**Fig. 1** Schematic diagram of heat treatment process.

are necessary for this system. The power compensation DSC can run fast scan rate.

The samples before and after the bake hardening treatment were analyzed by the power compensation DSC, (Perkin-Elmer Pyris 1) using a heating rate of 40°C/min. The changes in the electrical resistivity during the natural aging and bake hardening treatments were measured by the DC four-terminal method.

## 3. Results and Discussion

### 3.1 Bake hardenability

The hardness change during the natural aging at 20°C after quenching and the hardness change in the naturally aged sample followed by baking at 170°C for 1.2ks or 86.4ks are shown in **Figure 3**. For the Al-1Mg<sub>2</sub>Si alloy, the hardness before the baking slowly increases with the natural aging time at 20°C and the hardness after the baking at 170°C for 1.2ks is also slowly increasing. The bake hardenability, which is expressed as the difference in the hardness before and after the baking, is small. The hardness of the sample baked at 170°C for 86.4ks slightly decreases with the natural aging time. On the other hand, for the Al-1.5Mg<sub>2</sub>Si alloy, which has

a higher Mg<sub>2</sub>Si content than the other alloys, the hardness after the baking at 170°C for 1.2ks decreases with the natural aging time. The decline in the hardness for the baking at 170°C for 86.4ks becomes greater than that for the baking at 170°C for 1.2ks. For the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy which has a higher Si content than the other alloys but a low Mg<sub>2</sub>Si content, the hardness after the baking at 170°C for 1.2ks dramatically decreases with the natural aging time. However, the hardness of the sample baked at 170°C for 86.4ks slightly decreases with the natural aging like the Al-1Mg<sub>2</sub>Si alloy.

It is well known that the decline in the hardness with the natural aging time for the T6 tempered sample is mainly related to the Mg<sub>2</sub>Si content<sup>6)</sup>. This agrees with these results for the baking at 170°C for 86.4ks. However, the decline in the hardness with the natural aging time for the sample baked at 170°C for 1.2ks increases with the Si content even if the Mg<sub>2</sub>Si content is low. These results show that the effect of the natural aging time for the baking at 170°C of 1.2ks is different from that for the baking at 170°C for 86.4ks.

### 3.2 Changes in the electrical resistivity

The changes in the electrical resistivity during natural aging for the quenched sample are shown in **Figure 4**. The electrical resistivity increases with the natural aging time for all the samples. The change in the electrical resistivity of the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy is greater than that of the Al-1.5Mg<sub>2</sub>Si and Al-1Mg<sub>2</sub>Si alloys. This means the changes in the electrical resistivity are dominated by rather the total Si content than the Mg<sub>2</sub>Si content. These results suggest that the changes in the electrical resistivity during natural aging are mostly related to the clustering of the Si atoms.

For the Mg<sub>2</sub>Si balanced alloys, the change in the electrical resistivity of the Al-1.5Mg<sub>2</sub>Si alloy is greater than that of Al-1Mg<sub>2</sub>Si. Based on the



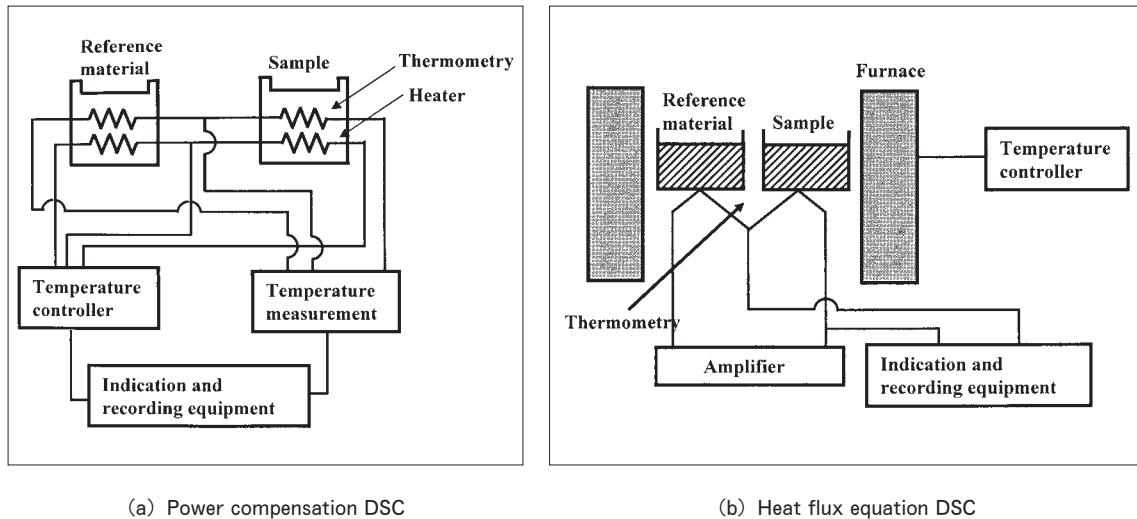
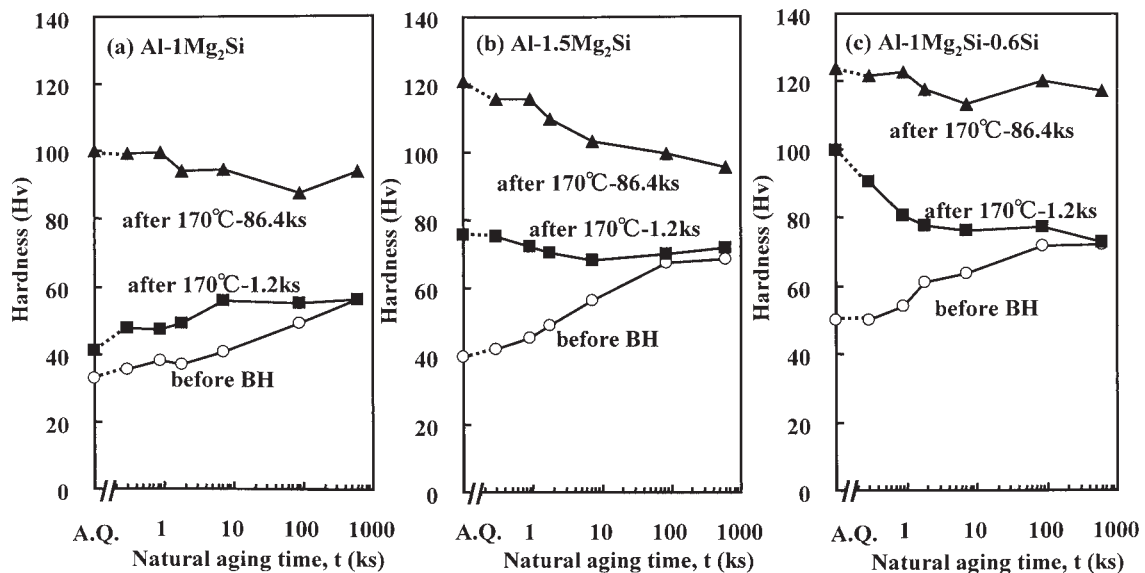


Fig. 2 Schematic illustrations of two kinds of DSC methods.

Fig. 3 Changes in the hardness with natural aging time at 20°C before and after bake hardening at 170°C for 1.2ks and 86.4ks for the alloys (a) Al-1Mg<sub>2</sub>Si, (b) Al-1.5Mg<sub>2</sub>Si and (c) Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si.

assumption that the Si atoms might preferentially form the Si rich clusters, so insufficient number of Si atoms causes decreasing amount of  $\beta''$  precipitates during baking. As a result, a large decline in the hardness after the bake at 170°C of 86.4ks for the high Mg<sub>2</sub>Si alloy occurs.

Changes in the electrical resistivity during baking at 170°C after quenching without natural aging are shown in Figure 5. The electrical resistivities for all the samples decrease with the baking time at 170°C. Although there is no difference in the changes for the electrical resistivity between these alloys up to 1.2ks, the bake hardening occurs up to 1.2ks as shown in Figure 1. These results suggest that the electrical

resistivity does not produce changes in the precipitation concerning the bake hardening.

### 3.3 DSC analysis

DSC curves of the quenched sample and the baked sample at 170°C for 1.2ks without natural aging for the Al-Mg-Si alloys are shown in Figure 6. There are four peaks in the DSC curve of the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy. Some reports suggest that peaks A and B are due to clusters<sup>7)</sup>, and peaks C and D are the precipitation of the  $\beta''$  and  $\beta'$  phases, respectively. The temperature of the  $\beta''$  phase for Al-1.5Mg<sub>2</sub>Si is higher than that for Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si. Moreover, the temperature of the  $\beta''$  phase for Al-1Mg<sub>2</sub>Si is the highest and almost becomes the same

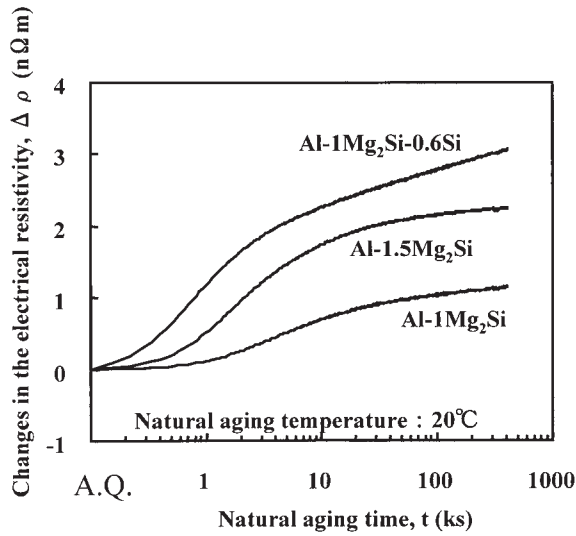


Fig. 4 Changes in the electrical resistivity at  $-196^{\circ}\text{C}$  after quenching

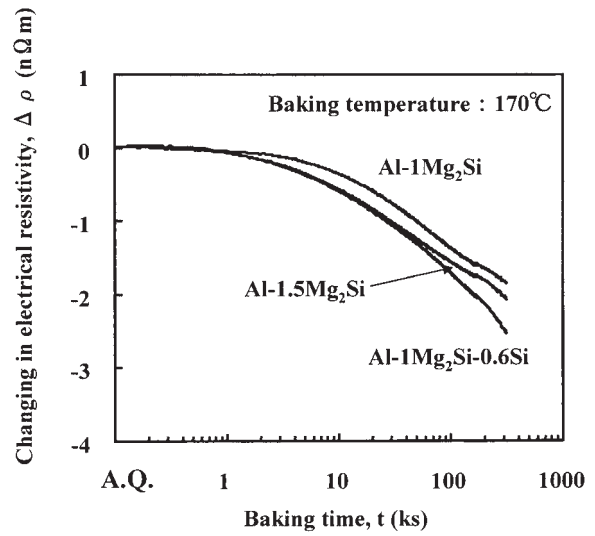


Fig. 5 Changes in the electrical resistivity at  $-196^{\circ}\text{C}$  during baking at  $170^{\circ}\text{C}$  after quenching without natural aging.

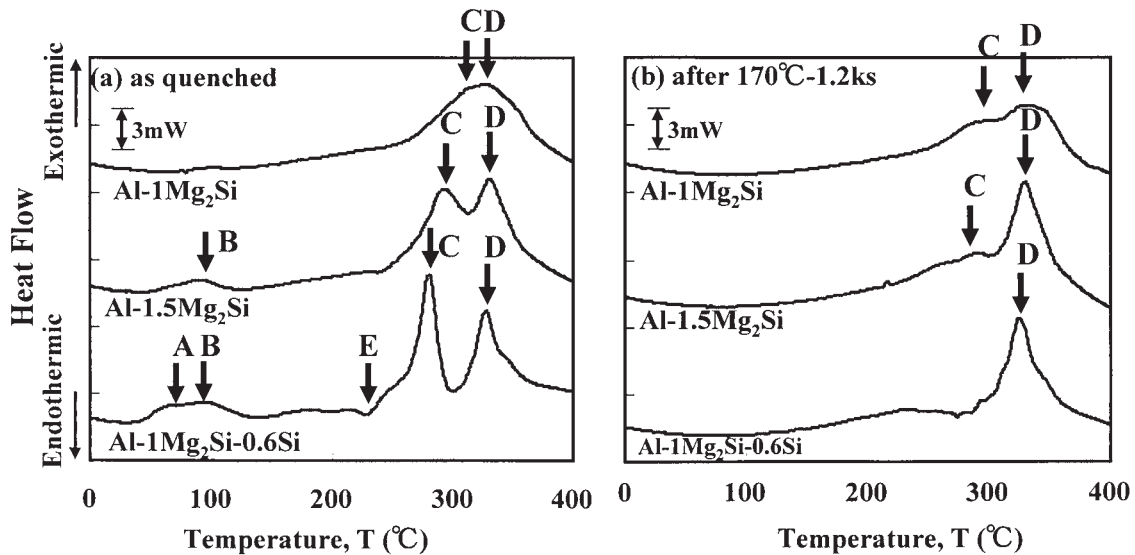


Fig. 6 DSC curves for Al-Mg-Si alloys (a) as quenched and (b) after baking at  $170^{\circ}\text{C}$  for 1.2ks.

temperature as the  $\beta'$  phase. After the baking at  $170^{\circ}\text{C}$  for 1.2ks, although the peak of  $\beta''$  phase for Al-Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si completely disappears, the peak for the other alloys slightly remains. This suggests that the  $\beta''$  phase quickly precipitates during baking at  $170^{\circ}\text{C}$  for 1.2ks for the high Si content alloy such as the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy. DSC curves for the naturally aged sample at  $20^{\circ}\text{C}$  for various times after quenching of the Al-Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy are shown in Figure 7. The temperature of the  $\beta''$  peak shifts to a high temperature with the natural aging time, and peak A disappeared with the natural aging time. These changes happen after a very short natural

aging time at  $20^{\circ}\text{C}$ . These results mean that the changes are related to vacancies.

DSC curves of the sample before or after baking at  $170^{\circ}\text{C}$  for 1.2ks for the quenched sample without natural aging and the naturally aged sample at  $20^{\circ}\text{C}$  for 1.8ks are shown in Figure 8. There are four peaks for the quenched sample before baking, but peaks A, B and C disappeared after the baking. This means that the formation of the cluster and the precipitation of the  $\beta''$  phase occur during the baking. However, peak C remains after the bake for the naturally aged sample at  $20^{\circ}\text{C}$  for 1.8ks. This suggests that the  $\beta''$  phase of the naturally aged sample slowly

precipitated during the baking at 170 °C for 1.2ks.

Changes in the temperature of the  $\beta''$  peak upon DSC and the bake hardening with natural

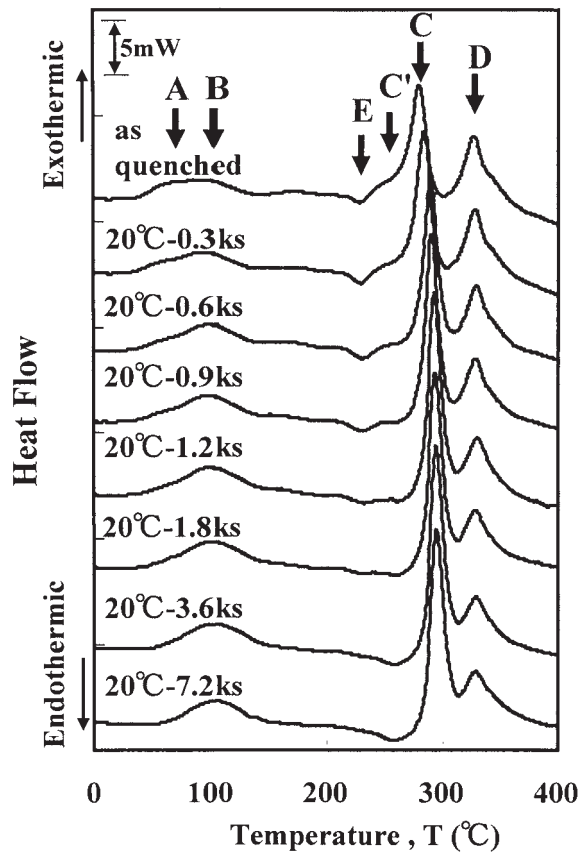


Fig. 7 DSC curves for the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy naturally aged at 20°C for various times after quenching.

aging at 20°C for the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy are shown in **Figure 9**. The temperature of the  $\beta''$  peak is shifted to a higher temperature with the natural aging time of 1.8ks. The temperature still remains high after 1.8ks. On the other hand, the bake hardening is decreased with the natural aging time for the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy. These suggest that the  $\beta''$  phase, which is located at a lower temperature on the DSC analysis, quickly precipitates during the bake at 170°C, and the hardness is increased by the  $\beta''$  phase during baking for 1.2ks at 170°C.

#### 4. Conclusions

(1) The bake hardenability of excess Si alloy during baking without natural aging is higher than that of the Al-Mg-Si alloys without excess Si. However, the hardness of the Al-Mg-Si alloy with a high Si content after baking clearly decreased with the natural aging time before baking.

(2) The  $\beta''$  phase peak of the highly bake hardening sample on the DSC analysis appeared at a lower temperature compared with the low bake hardening sample. The  $\beta''$  phase, which is located at a lower temperature on the DSC analysis, quickly precipitates during baking at 170°C, and the hardness is increased during baking for 1.2ks at 170°C.

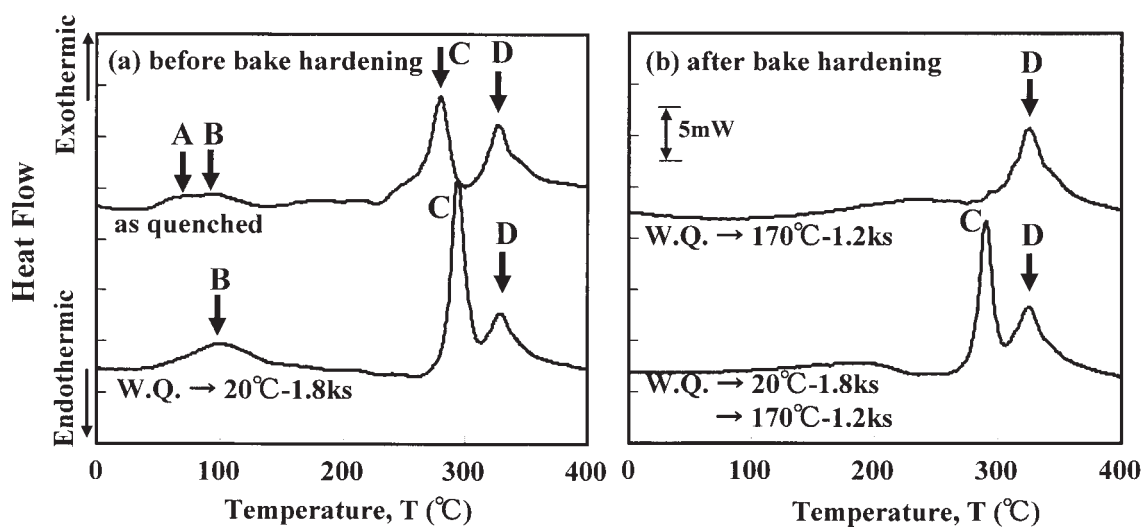


Fig. 8 DSC curves for Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy without natural aging or with natural aging at 20°C for 1.8ks (a) before bake hardening and (b) after bake hardening at 170°C for 1.2ks.

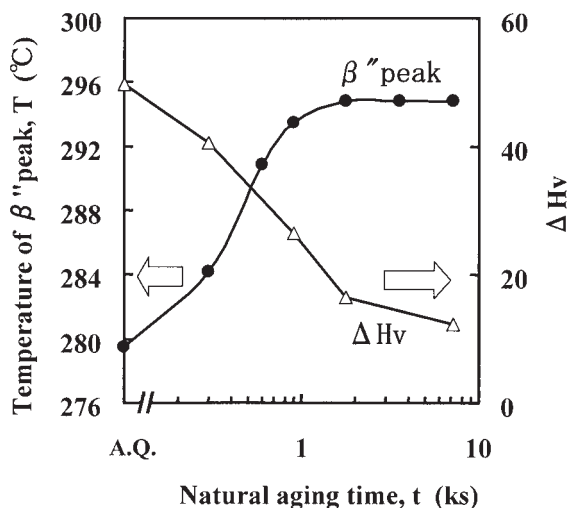


Fig. 9 Changes in the temperature of  $\beta''$  peak and the  $\Delta H_v$  with natural aging time at 20°C for the Al-1Mg<sub>2</sub>Si-0.6Si alloy.

$\Delta H_v$  : Changes in Vickers hardness from before bake hardening to after bake hardening at 170°C for 1.2ks.

### Acknowledgements

This work was supported in part by a research fund of the Nanotechnology Metal Project pro-

vided by the Japan Research and Development Center for Metals (JRCM) in the New Energy and Industrial Technology Development Organization (NEDO). We thank JRCM and NEDO for the permission of publication of this report.

### References

- 1) S. P. Chen, K. M. Mussert and S. van der Zwaag : J. Mater. Sci., **35** (1998), 4483
- 2) S. Kleiner, C. Henkel, P. Schulz, P. J. Uggowitzer : Light Metals 2001 MÉTAUX LEGÉT, (2001), 349.
- 3) M. Saga, Y. Sasaki, M. Kikuchi, Zhu Yan and M. Matsuo Materials Science Forum, **217-222** (1996), 821.
- 4) H. Uchida and Hideo Yoshida : Aluminium and Magnesium for Automotive Applications, (1996), 97.
- 5) J. D. Bryant, H. Hung, A. Misra : Automotive Alloys II, (1998), 3.
- 6) J. Langerweger : Proc. Aluminium Technology'86, Paper No.49 (1986), 216.
- 7) A. K. Gupta and D. J. Lloyd : Proceedings of the 3rd International Conference on Aluminium Alloys, **2** (1994), 21.

# 鉄量の多い Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼす けい素およびマンガン量の影響\*

箕田 正\*\* 浅野 峰生\*\*\*  
吉田 英雄\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 61-66

## Influence of Silicon and Manganese Content on the Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloy Sheets with Higher Iron Content

Tadashi Minoda, Mineo Asano and Hideo Yoshida

Influence of increasing silicon and manganese content on the paint bake response and the bendability of the Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn-1.0mass%Fe alloy sheets were investigated in comparison with the reference alloy of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn-0.1mass%Fe. When the silicon content was 1.2mass%, the paint bake response became almost the same as the reference alloy. The alloy with manganese content of 0.3mass% also showed almost the same paint bake response. The bendability became lower with the increasing of silicon and manganese content. But the bendability of the alloy with silicon content of 1.2mass% was better than that of the alloy with manganese content of 0.3mass%. It was proposed that cracks occur and propagate by micro-voids around second phase particles and shear bands which formed during bending. With increasing of silicon and manganese content, it was considered that the shear bands easily formed by bending, and then the bendability decreased. In addition, it was also considered that the bendability of the higher manganese alloy became lower with increasing of second phase particles.

### 1. 緒 言

近年、環境負荷軽減を目的として自動車の軽量化が進んでおり、車体へのアルミニウム合金の採用が増加している<sup>1)</sup>。今後、廃車から発生したスクラップのリサイクルが課題になると考えられるが、自動車ボディパネルのリサイクルでは、ヒンジ等の鉄部品の混入により、再生塊での鉄量の増加が予想される。そこで、Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼす鉄量の影響を調査したところ、鉄量の増加により曲げ加工性の低下と、ベークハード性 (BH 性) の低下が起こることを明らかにした<sup>2)</sup>。

曲げ加工性の低下は、2 $\mu$ m 以上の Al-Fe-Si 系化合物の増加により、亀裂の発生および伝播が容易になったためと考えられ、BH 性の低下は、Al-Fe-Si 系晶出物の増加により、固溶けい素量が減少し、人工時効初期の硬化速度が低下したためと考えられた。BH 性の低下は耐デント性の低下を招くことから、その抑制は重要な課題である。鉄量増加に伴う固溶けい素量減少の対策として、まずけい素添加量の増加が考えられる。また、趙ら<sup>3)</sup>によれば、マンガン添加量が増加すると、均質化処理時の Al-Fe-Si 系化合物の  $\beta$  相から  $\alpha$  相への変態が促進され、消費されるけい素量が減少することで母相への固溶けい素量が増加し、Al-Mg-Si 合金板材の BH 性が向上する。

そこで、本研究では鉄量の多い Al-Mg-Si 系合金板材について、BH 性および曲げ性に及ぼすけい素およびマンガン添加量の影響を調査した。

\* 軽金属学会第 106 回春期大会 (平成 16 年 5 月) にて一部発表, 軽金属, 55 (2005), 222 に主要部分を掲載

\*\* 研究開発センター 第一部, 工学博士

\*\*\* 研究開発センター 第一部



## 2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn-1.0%Fe (mass%) 合金を標準材 (合金 S) として、けい素量を 1.2mass% (合金 S12)、1.4mass% (合金 S14) とした合金鋳塊ならびに、マンガン量を 0.2mass% (合金 M02)、0.3mass% (合金 M03) とした合金鋳塊をそれぞれ半連続鋳造法により作製し、均質化処理、熱間圧延、冷間圧延 (中間焼鈍) の工程を経て、厚さ 1.0mm の板材を作製した。また比較のため、標準材の鉄量を 0.1mass% とした比較材 (合金 R) も同様に作製した。それぞれ、843K に昇温保持した塩浴炉を用い、浴中で 60s の浸せきを行った後、強制空冷による焼入れを行った。さらに 373K で 6ks の予備時効処理後、293K で 7 日の自然時効を行い、T4 調質材とした。

得られた T4 材について、L-LT 面 (圧延面) の光学顕微鏡組織観察を行い、ASTM E91 比較法による結晶粒径の測定を行った。また、第 2 相粒子分布については、L-ST 断面 (板幅方向と垂直な面) の光学顕微鏡組織観察を行うとともに、画像解析装置による粒子サイズの定量測定を行った。さらに、L-LT 面について X 線回折を行い、Al-Fe(Mn)-Si 化合物の  $\alpha$  化率の定量測定を行った<sup>4)</sup>。このとき、X 線回折にはマックスサイエンス社製 MXP3A を用い、X 線源として  $\text{CuK}\alpha$  線を用いた。Al-Fe(Mn)-Si 化合物の  $\alpha$  化率  $R_\alpha$  は、

$$R_\alpha = I_\alpha / (I_\alpha + I_\beta) \times 100(\%) \quad (1)$$

により算出した。ここで、 $I_\alpha$ 、 $I_\beta$  はそれぞれ  $d=0.214\text{nm}$  ((051),(154)面) における  $\alpha$ -AlFe(Mn)Si 相 ( $\text{Fe}_3\text{SiAl}_8$  または  $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_{12}$ , 六方晶,  $a=1.23\text{nm}$ ,  $c=2.62\text{nm}$ )<sup>5)</sup> および  $d=0.519\text{nm}$  ((008)面) における  $\beta$ -AlFe(Mn)Si 相 ( $\text{FeSiAl}_5$ , 単斜晶,  $a=b=0.612\text{nm}$ ,  $c=4.15\text{nm}$ ,  $\alpha=91^\circ$ )<sup>5,6)</sup> の積分強度である。本来  $\alpha$ -AlFeSi 相の最大ピークは  $d=0.203\text{nm}$  ((420)面) に観察されるが、マトリックスの (200) ピークと分離できないことから 2 番目に強度の高い  $d=0.214\text{nm}$  のピークを用いた。また、式 (1) より与えられる  $\alpha$  化率は回折強度率を表すものであり、体積率や質量比と正の相関はあるものの、必ずしも直線関係に

はならない。体積率や質量比としての  $\alpha$  化率への換算には、溶解抽出法などで得られた  $\alpha$ -AlFeSi 相と  $\beta$ -AlFeSi 相を種々の割合に混合した標準試料を作製し、X 線回折法による  $\alpha$  化率を測定することにより、検量線を作成する必要がある。しかし、X 線回折法により求められた  $\alpha$  化率でも、 $\alpha$  相と  $\beta$  相の量的な相対比較は十分に可能であることから、今回の実験では検量線を作成せずに回折強度率としての  $\alpha$  化率を用いた。

T4 材の引張試験は圧延方向に対して 0 度および 90 度方向に JIS 5 号試験片を採取して行い、その 2 本の平均値で評価した。また、BH 性の評価は、塗装焼付けを模擬した 443K-1.8ks の条件で行った。さらに、時効硬化速度を詳細に調査するため、443K で 0.6ks から 172.8ks までの時効処理を行い、BH 性評価と同様の引張試験を行った。曲げ試験は幅 25mm の試験片を圧延方向に対して 0 度および 90 度方向に採取し、5% の引張予ひずみを導入した後、180 度の押曲げを行った。このとき、内側曲げ半径は 0.5mm とし、曲げランク付けは外観の目視により、Fig. 1 に示す評価点 0 (割れなし) ~ 4 (大割れ) までの 5 段階で行った。さらに各試験片のせん断帯の形成されやすさを比較するため、T4 材を用いて加工度 50% の冷間圧延および 473K-7.2ks の析出処理を行った後、L-ST 断面の光学顕微鏡組織観察を行った。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 ミクロ組織

T4 材の L-LT 面光学顕微鏡組織を Fig. 2 に示す。比較材 (Fig. 2 (a); 合金 R) の結晶粒径は約  $35\mu\text{m}$  であったが、鉄量 1.0mass% の場合 (Fig. 2 (b)~(f)) にはけい素量およびマンガン量に関係なく、いずれも約  $19\mu\text{m}$  であった。また、L-ST 断面の光学顕微鏡組織を Fig. 3 に示す。Fig. 3 (b)~(d) の比較において、第 2 相粒子の分散状態にはけい素量の影響はみられないが、Fig. 3 (b)(e)(f) を比較すると、マンガン量の多い合金 M02 および M03 は合金 S (標準材) よりも第 2 相粒子が多い傾向がみられる (定量データは Fig. 7 および Table 2 にて後述するが、 $2\mu\text{m}$  以上の第 2 相粒子数は合金 S に対

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

Sample	Si	Mg	Mn	Fe	Alloy
S	1.0	0.5	0.1	1.0	Standard
S12	1.2	0.5	0.1	1.0	Si increased
S14	1.4	0.5	0.1	1.0	
M02	1.0	0.5	0.2	1.0	Mn increased
M03	1.0	0.5	0.3	1.0	
R	1.0	0.5	0.1	0.1	Reference

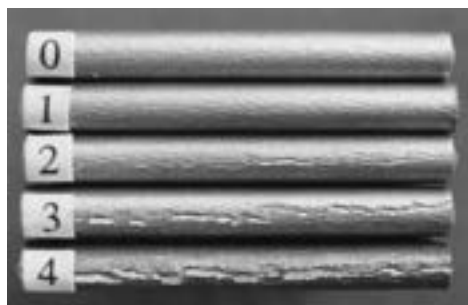


Fig. 1 Rank of bendability.

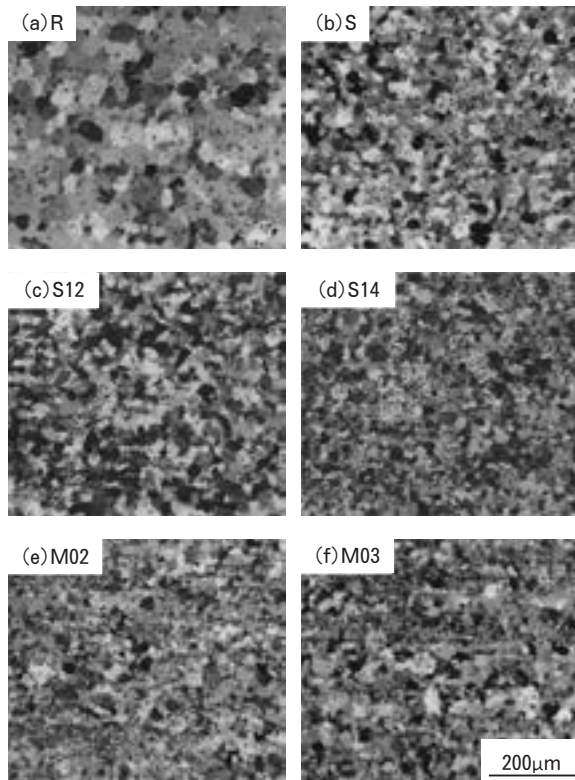


Fig. 2 Microstructures of the T4 samples, (a) reference alloy, (b) standard alloy, (c)(d) silicon increased alloys and (e)(f) manganese increased alloys.

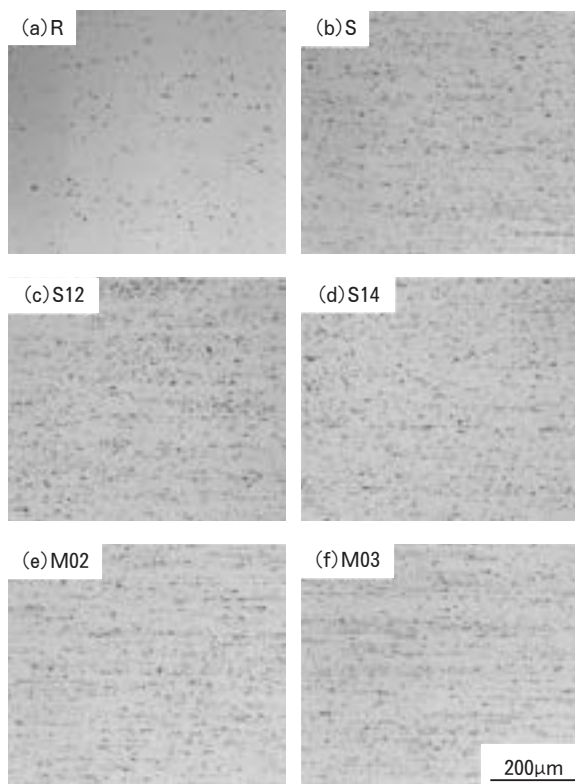


Fig. 3 Distribution of second phase particles in the T4 samples, (a) reference alloy, (b) standard alloy, (c)(d) silicon increased alloys and (e)(f) manganese increased alloys.

して、ともに 10%程度増加している)。第 2 相粒子数が増加すると、PSN 機構 (Particle Stimulated Nucleation) による結晶粒の微細化が起こりうると考えられるが<sup>7)</sup>、本試験でのマンガン量ではその効果が顕著ではない。

### 3.2 引張性質

BH 処理前後の 0.2%耐力に及ぼすけい素およびマンガン量の影響を Fig. 4 に示す。けい素、マンガンともに添加量の増加に伴って、T4 耐力および BH 後耐力の上昇がみられる。また、Fig. 5 に 443K での時効硬化曲線を示すが、けい素またはマンガンを増量することにより、初期の時効硬化速度が大きくなっていることが分かる。Al-Fe(Mn)-Si 相の鉄：けい素比は質量比で 4 : 1~

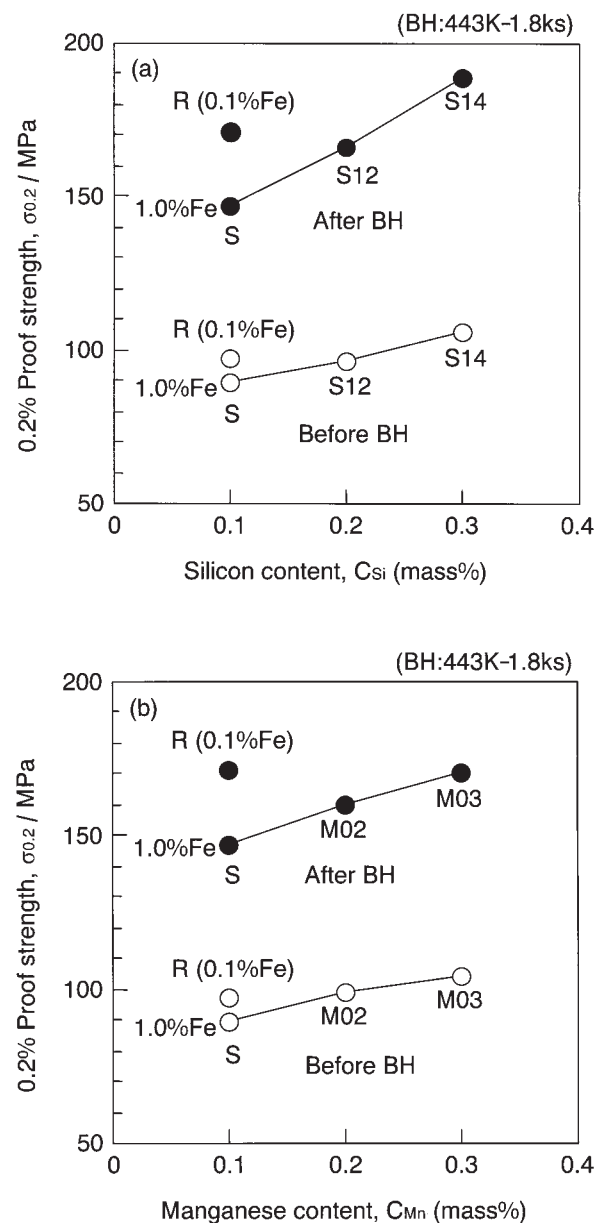


Fig. 4 Influence of silicon and manganese content on the bake hard response, (a) silicon and (b) manganese.

2:1 ( $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>8</sub> は 4:1,  $\alpha$ -Fe<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>12</sub> は 3:1,  $\beta$ -FeSiAl<sub>5</sub> は 2:1) であり, 鉄量 1.0mass% の場合には, 0.25~0.5mass% 程度のけい素が Al-Fe(Mn)-Si 相形成のために消費されている。Fig. 4 (a) より, BH 前後の耐力が合金 R (比較材) とほぼ同等になるのは合金 S12 である。一方, Fig. 4 (b) では合金 M03 で BH 前後の耐力が合金 R (比較材) とほぼ同等になる。けい素およびマンガン添加量と Al-Fe(Mn)-Si 相の  $\alpha$  化率の関係を Fig. 6 に示す。けい素量が増加すると  $\alpha$  化率はやや減少する傾向がみられる。著者ら<sup>8)</sup>は 6063 合金鋳塊において, けい素量が多くなると Al-Fe-Si 化合物の  $\alpha$  化

率が低くなることを明らかにしており, 本実験で用いた合金においても同様の現象が生じたとみられる。一方, Fig. 6 よりマンガン添加量が増加すると  $\alpha$  化率の上昇がみられる。厳密にけい素固溶元素量を見積もるには, 電気抵抗測定などを行う必要があるが, Fig. 6 の結果から推測すると, マンガン添加量の増加に伴い, 均質化処理時の Al-Fe(Mn)-Si 系化合物の  $\beta$  相  $\rightarrow$   $\alpha$  相変態が促進され,  $\beta$  相よりも  $\alpha$  相の方が鉄元素と結合するけい素量が少ないため固溶けい素量が増加し, けい素量を増加した場合と同様に, 人工時効の初期における硬化速度が大きくなり, BH 性が改善されたと考えられる<sup>3),9)</sup>。なお, Fig. 4 (a) において, 合金 S12 の BH 前後の耐力が合金 R (比較材) と同等になったが, 合金 S (標準材) では Al-Fe(Mn)-Si 相の  $\alpha$  化率は 5% 程度であることから, 鉄元素に消費されたけい素量は 0.5mass% に近いことが推測される。従って, 合金 S12 は合金 S (標準材) に比べてけい素量が 0.2mass% 増加しているが, 1.0mass% の鉄元素に消費されたけい素量に比べると少ないため, BH 前後の強度が比較材 (合金 R) と同等になることは理解しにくい。さらに, マンガン量が増加した場合でも, 全ての Al-Fe(Mn)-Si 相が  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>8</sub> 相に変態しても, なお 0.25mass% 以上のけい素が消費されており, BH 前後の強度が鉄量の少ない合金 R (比較材) と同等になることは考えにくい。さらに, 合金 M02, M03 は合金 S (標準材) に比べて 2 $\mu$ m 以上の大きさの第 2 相粒子数が 10% 程度増加しており, 同一組成の Al-Fe(Mn)-Si 相が形成された場合に消費されるけい素量は 10% 程度多くなることが推測される。合金 S12, S14, M02, M03 において, 固溶けい素以外に強度上昇の要因があることが推測されるが, 現時点では結晶粒径が合金 R (比較材) に比べて微細であること, あるいは増加した Al-Fe(Mn)-Si 化合物粒子などが BH 前後の強度上昇に寄与している可能性が考えられる。ただし確証がなく,

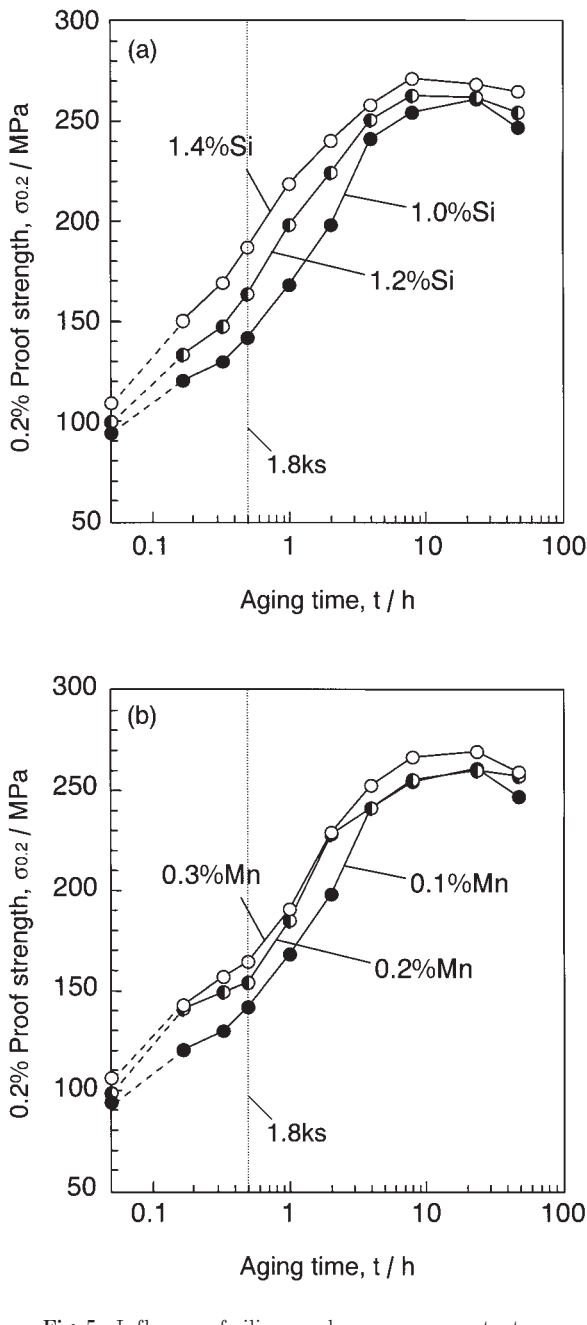


Fig. 5 Influence of silicon and manganese content on the aging property at 443K, (a) silicon and (b) manganese.

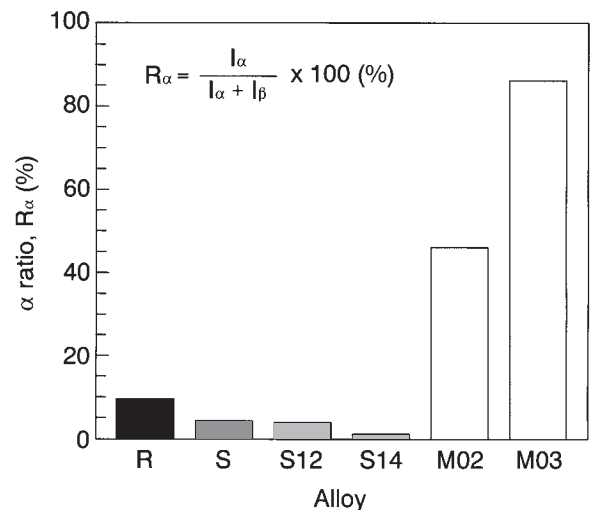


Fig. 6 Influence of silicon and manganese content on the  $\alpha$  ratio of Al-Fe(Mn)-Si particles in the T4 samples.

その検証は今後の課題としたい。

### 3.3 曲げ性

曲げ試験結果を Fig. 7 に示す。なお、曲げ試験は圧延方向に対して 0 度方向と 90 度方向でそれぞれ行ったが、試験方向による差はみられなかった。Fig. 7 (a) より、合金 S12 で微小割れ、合金 S14 で大きな割れが発生した。一方、Fig. 7 (b) より、合金 M02 で微小割れ、合金 M03 で大きな割れが発生した。前述の BH 性評価では、合金 S12 と合金 M03 が合金 R (比較材) と同等の BH 性を示したが、前者の方が曲げ性の低下が小さいことから、実用化を検討する際にはけい素量増加の方が適していると考えられる。

著者ら<sup>10)</sup>は、Al-Mg-Si 系合金 T4 材の曲げ性には、

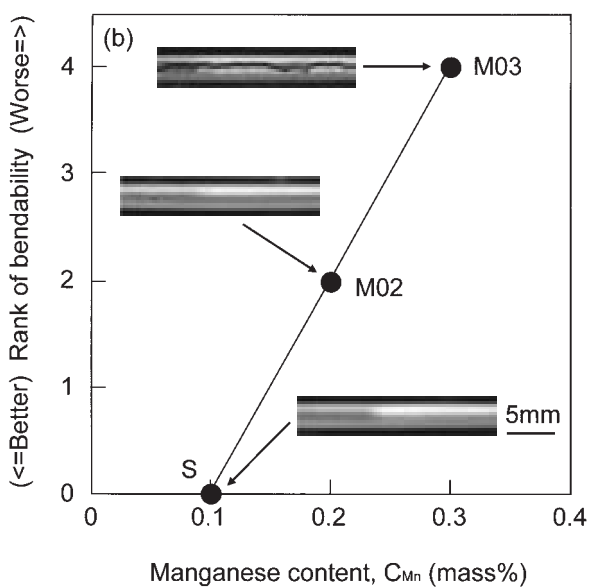
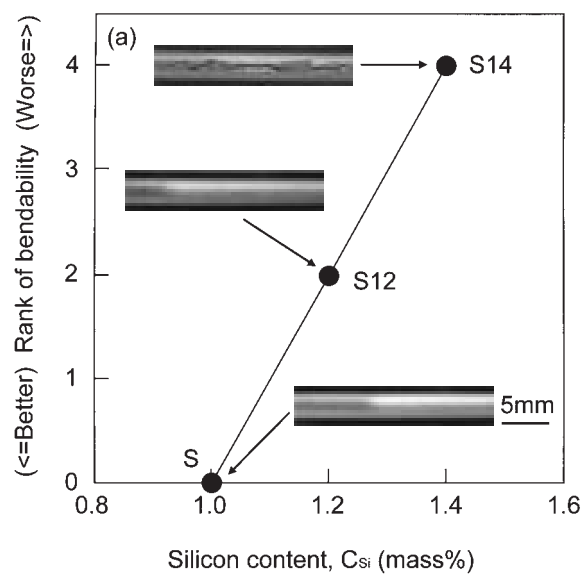


Fig. 7 Influence of silicon and manganese content on the bendability of the T4 samples, (a) silicon and (b) manganese.

粒界および粒内の第 2 相粒子数、曲げ加工時のせん断帯 (およびマイクロバンド) の発達に影響していることを明らかにした。すなわち、曲げ加工時に発生した 2 $\mu$ m 以上の第 2 相粒子周囲のポイドと、せん断帯との相乗効果により割れが発生、伝播する。また、日比野ら<sup>11)</sup>によれば、曲げ割れの初期段階では、まず塑性変形によってすべり帯 (あるいは変形帯、せん断帯など) が発達して結晶粒ごとにくねりが生じ、第 2 相粒子とマトリックスの界面での剥離が進み、結果的に局所的に第 2 相粒子の集中するところでくびれが生じやすくなる。すなわち、第 2 相粒子の分散状態と、せん断帯の形成されやすさが曲げ性に影響を及ぼすと考えられている。各 T4 材の画像解析による第 2 相粒子のサイズ分布を Fig. 8 に示す。

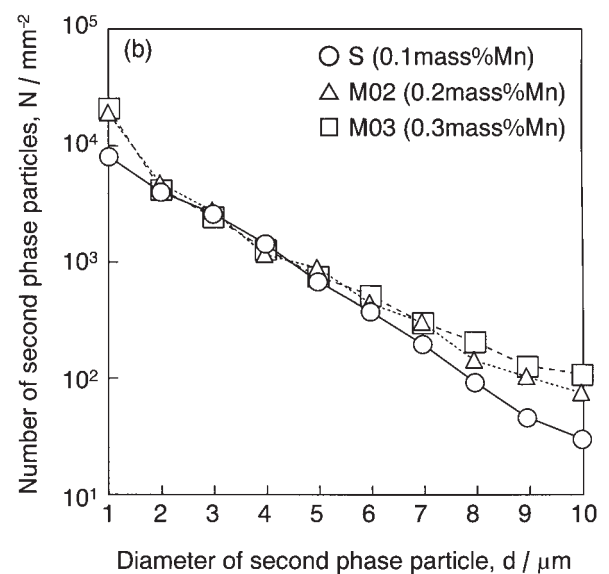
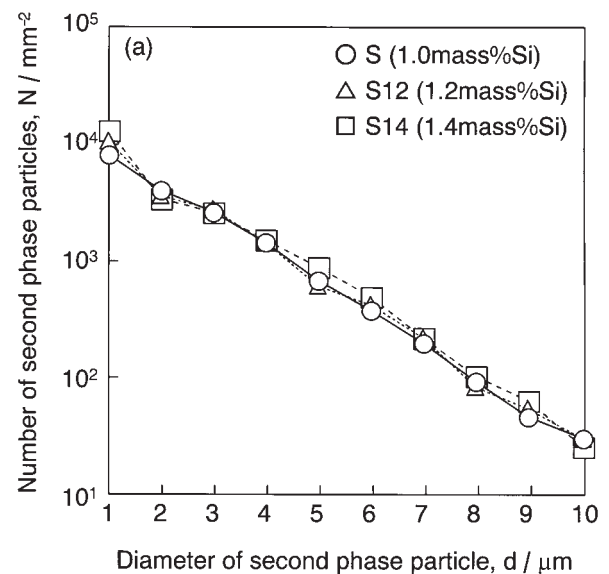


Fig. 8 Influence of silicon and manganese content on the size distribution of second phase particles, (a) silicon and (b) manganese.



Fig. 8 (a) より,  $2\mu\text{m}$ 以上の大きさの第2相粒子数へのけい素量の影響はほとんどみられないが, Fig. 8 (b) より,  $5\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子数はマンガン量が多いほど増加がみられる。また, 各 T4 材について冷間圧延 (加工度 50%) 後の L-ST 断面光学顕微鏡組織を Fig. 9 に示す (せん断帯を矢印で示した)。Fig. 9 (a) に比べて, Fig. 9 (b)~(e) はいずれもせん断帯が多く観察され, けい素量の増加, あるいはマンガン量の増加により, せん断帯が発達しやすい傾向がみられる。Fig. 8 より求めた  $2\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子数および, Fig. 9 の ST 方向 (写真の上下方向) における単位長さあたりのせん断帯の本数の測定結果を Table 2 にまとめる。けい素量で比較した場合 (合金 S, S12, S14 の比較), 第2相粒子数

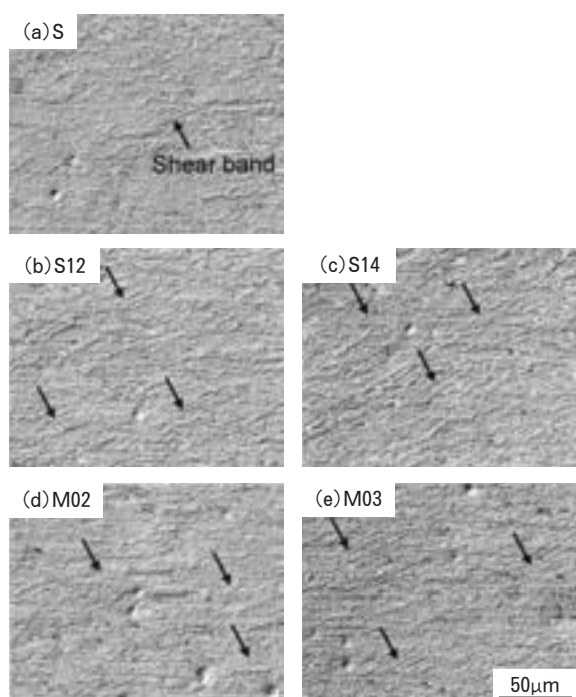


Fig. 9 Influence of silicon and manganese content on the formation of shear bands. The specimens were cold rolled with the reduction of 50% and heat treated at 473K for 7.2ks. (a) standard alloy, (b) 1.2mass%Si, (c) 1.4mass%Si, (d) 0.2mass%Mn and (e) 0.3mass%Mn.

Table 2 Relationship between second phase particles, shear bands and bendability.

Alloy	S	S12	S14	M02	M03
Si content (mass%)	1.0	1.2	1.4	1.0	1.0
Mn content (mass%)	0.1	0.1	0.1	0.2	0.3
Number of second phase particles ( $\text{mm}^{-2}$ )	9200	9000	9100	10400	9800
Number of shear bands ( $\text{mm}^{-1}$ )	107	147	175	134	152
Rank of bendability	0	2	4	2	4

に対するけい素量の影響はほとんどみられないが, せん断帯の本数はけい素量の増加に伴って増加している。一方, マンガン量で比較した場合 (合金 S, M02, M03 の比較), 合金 M02, M03 は合金 S12, S14 と同様にせん断帯の本数が増加しているが, さらに第2相粒子数も増加がみられる。このことから, けい素量の増加あるいはマンガン量の増加による曲げ性の低下は, 母相への固溶けい素量の増加によって, 曲げ加工時のせん断帯の形成が容易になったことが主因と考えられ, マンガン量の増加の場合には, さらに第2相粒子数の増加も曲げ性低下の一因になっていると推測される。

#### 4. 結 言

鉄量の多い Al-Mg-Si 系合金板材について, BH 性および曲げ性に及ぼすけい素およびマンガン添加量の影響を調査した結果, 以下の結論を得た。

(1) Al-1.0mass% Si-0.5mass% Mg-0.1mass% Mn-1.0 mass% Fe 材をベースとして, 1.2mass% Si 材, あるいは 0.3mass% Mn 材の BH 性は 0.1mass% Fe 材 (比較材) と同等まで向上した。ただし, どちらも曲げ性が低下した。

(2) マンガン量の増加による BH 性の向上は, Al-Fe(Mn)-Si 化合物の  $\alpha$  化率上昇に伴う, 母相への固溶けい素量の増加によると考えられた。

(3) けい素量あるいはマンガン量の増加による曲げ性の低下は, 固溶けい素量の増加によってせん断帯の形成が容易になったことが主因と推測された。さらにマンガン量増加の場合には, Al-Fe(Mn)-Si 化合物の増加も曲げ性低下の一因と考えられた。

#### 参 考 文 献

- 例えば, 宇野照生: アルミニウムの製品と製造技術, 軽金属学会, (2001), 220.
- 箕田 正, 内田秀俊, 渋谷和久, 吉田英雄: 軽金属, 53 (2003), 523.
- 趙丕植, D. J. Lloyd: 軽金属学会第 104 回春期大会講演概要 (2003), 123.
- 箕田 正, 早川秀哉, 吉田英雄: 軽金属, 49 (1999), 253.
- L. F. Mondolfo: *Aluminum Alloys, Structure and properties*, Butterworths, London, (1976), 534.
- 小菅張弓: アルミニウム材料の基礎と工業技術 (村上陽太郎ほか編), 軽金属協会, (1985), 33.
- F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, (1996), 261.
- 箕田 正, 早川秀哉, 吉田英雄: 軽金属, 50 (2000), 491.
- 大堀紘一: アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 289.
- 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 52 (2002), 448.
- 日比野 旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属, 53 (2003), 534.



# アルミニウム合金板材のカップ試験シミュレーション における成形限界に及ぼす異方性降伏関数の影響\*

山田賢治\*\* 水越秀雄\*\*  
岡田功史\*\* 桑原利彦\*\*\*  
梅村昌史\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 67-71

## Effects of Anisotropic Yield Function on Forming Limit of Cup Test Simulation for Aluminum Alloy Sheets

Kenji Yamada, Hideo Mizukoshi, Koushi Okada,  
Toshihiko Kuwabara and Masashi Umemura

The objectives of this study are to investigate the effect of anisotropic yield function on the forming limit of cup test simulation, and to select the suitable yield function of sheet forming simulation for aluminum alloy. Cup test simulations have been carried out using 5000 series aluminum alloy (Al-5.5%Mg) sheet. The yield locus of test material measured by using biaxial tensile test was compared with various anisotropic yield criteria (e.g. Hill's 1948, Hill's 1990). Forming limits and principal strain of cup test simulation by using various yield functions were compared with experimental results. The initial yield locus of test material was in good agreement with Hill's 1990 criterion. The forming limit calculated by using Hill's 1990 criterion was similar to the experimental results. The principal strain near the fracture zone measured by experiment (using scribed circle method) was in good agreement with the results calculated by using Hill's 1990 criterion. Hill's 1990 criterion would be suitable for aluminum alloy sheet forming simulation.

### 1. はじめに

一般的に、板材料は圧延加工で製造されるため、製造履歴の影響を受け、板材料には初期異方性が存在する。このため、板成形シミュレーションを考えた場合、材料の異方性のモデル化は計算精度を決定付けるひとつの重要なポイントとなる。これまでに、材料の異方性のモデル化、異方性降伏関数に関する研究が数多く行われてい

る<sup>1)~4)</sup>。しかし、各々の異方性降伏関数が、計算結果に及ぼす影響について検討された例は少ない<sup>5),6)</sup>。著者らは、以前に汎用板成形解析ソフト LS-DYNA (日本総合研究所) を用いて、カップ試験シミュレーション結果に及ぼす異方性降伏関数の影響を調査した<sup>5)</sup>。種々の汎用板成形解析ソフトが存在するものの、そのソフトに採用されている異方性降伏関数には一致するものが少ない。ここでは、板成形解析ソフト PAM-STAMP 2G (日本イーエスアイ) を用いて、カップ試験シミュレーションの成形限界に及ぼす異方性降伏関数の影響を調査した。試験に使用した材料の初期降伏曲面は、著者らの一人が開発した二軸引張試験機で測定した<sup>7)</sup>。材料の降伏曲面の実測値と理論値を比較し、カップ試験におけるシミュレーション結果と実験結果を比較した。

\* 平成 16 年塑性加工春季講演会 (平成 16 年 5 月) にて一部発表

\*\* 研究開発センター 第一部

\*\*\* 東京農工大学大学院 共生科学技術研究部 物質機能科学部門

\*\*\*\* オリンパス工業 (株)

## 2. 試験方法

### 2.1 供試材

供試材には当社の 5000 系自動車ボディ用アルミニウム合金板 (Al-5.5%Mg)-O 材, 板厚: 1.0mm を用いた。供試材の引張性質を Table 1 に示す。

### 2.2 二軸引張試験

著者の一人が考案した油圧サーボ制御二軸引張試験機を用い, 供試材の二軸状態の引張特性と初期降伏曲面を測定した。Fig. 1 に二軸引張試験機の概略図, Fig. 2 に二軸引張試験片形状を示す。測定条件を, 荷重比  $F_x : F_y$  (圧延方向: 圧延直角方向) = 4:1, 2:1, 4:3, 1:1, 3:4, 1:2, 1:4 の計 7 通りとした。両軸の荷重を時間に対して線形増加させた。また, 荷重比 1:0, 0:1 については, JIS 13B 型試験片 (平行部幅 12.5mm) を用いた単軸引張試験を行った。各試験におけるひずみの測定には, 二軸引張試験では 2 軸ひずみゲージ (ゲージ長 2.0mm), 単軸引張試験では単軸ひずみゲージを用いた。なお, 本試験方法の詳細については文献 7) を参照されたい。

Table 1 Mechanical properties of test material.

Tensile direction /deg	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$c^*$ /MPa	$n^*$	$\alpha^*$	$r^{**}$
0	126	696	0.44	0.019	0.67
45	128	626	0.39	0.013	0.71
90	127	679	0.42	0.018	0.79
Biaxial	136	—	—	—	—

\* Approximated using  $\sigma = c(\alpha + \epsilon^p)^n$  at  $\epsilon^p = 0.002 \sim 0.20$

\*\* Measured at uniaxial plastic strain  $\epsilon^p = 0.09$

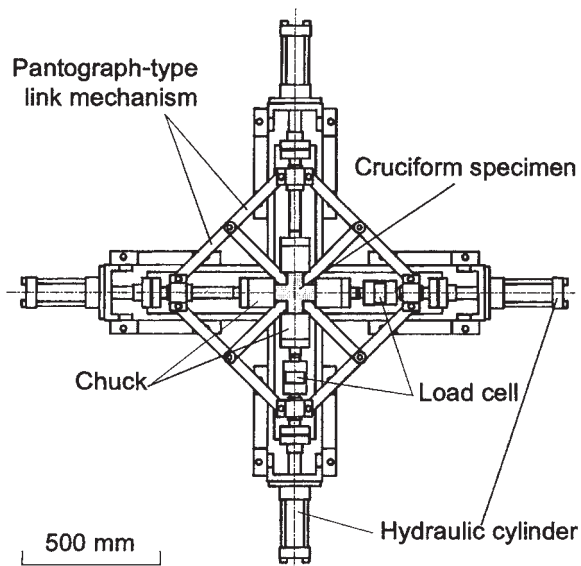


Fig. 1 Experimental apparatus for biaxial tensile test.

## 3. カップ試験シミュレーション

### 3.1 成形性評価試験

板材料の最も基本的な成形性評価試験として, 深絞り性試験, 張出し性試験を考えた。

#### 3.1.1 深絞り性試験

Fig. 3 (a) に深絞り性試験の概略図を示す。深絞り性試験には,  $\phi 50\text{mm}$  の平頭パンチ,  $\phi 112.5\text{mm}$  のブランク材を用い, しわ押さえ力を 34kN とした。

#### 3.1.2 張出し性試験

Fig. 3 (b) に張出し性試験の概略図を示す。張出し性試験には,  $\phi 50\text{mm}$  の球頭パンチ,  $\phi 120\text{mm}$  のブランク材を用い, しわ押さえ力を 40kN とした。直径 70mm の位置にロック・ビードを配置し, 材料の流入を防止した。いずれの成形性試験においてもブランク材には防錆油を  $1\text{g}/\text{m}^2$  塗布した。

### 3.2 評価した異方性降伏関数

評価に使用した異方性降伏関数は, Hill の 2 次異方性降伏関数 (1948 年モデル) と Hill の 1990 年モデルである。両降伏関数は, 板成形解析ソフト PAM-STAMP 2G に採用されている異方性降伏関数の中から選択した。一般的に, 鋼板の板成形シミュレーションでは, Hill の 2 次異方性降伏関数が広く用いられている。Hill の 2 次異方性降伏関数については, 圧延方向の耐力値, 圧延方向に対して  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  および  $90^\circ$  の  $r$  値 (Lankford 値) から異方性パラメータを算出し, Hill の 1990 年モデルについては, これに加え, 等二軸引張の耐力値を用いて異方性パラメータを算出した (Table 1 参照)。

### 3.3 解析モデル

解析ソフトには動的陽解法を採用した市販の有限要素法コード PAM-STAMP 2G (日本イーエスアイ) を用

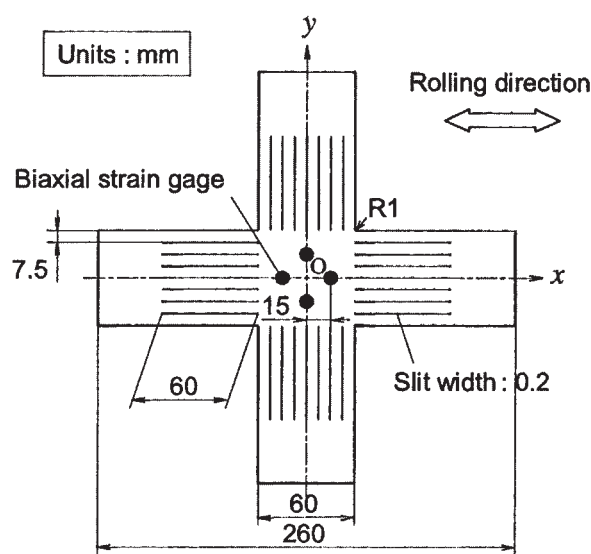


Fig. 2 Cruciform specimen for biaxial tensile test.

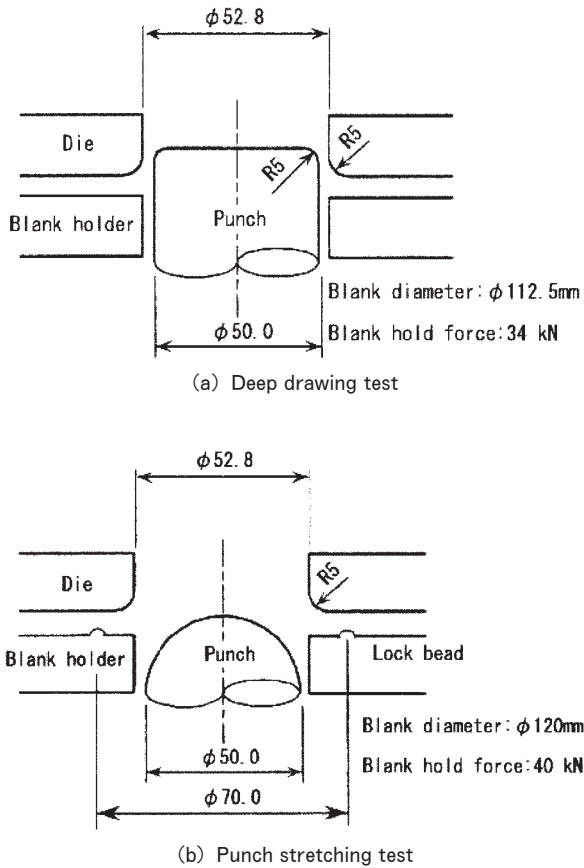


Fig. 3 Formability test model.

いた。形状の対称性から 1/4 形状領域で成形シミュレーションを行った。ブランクと工具については、4 節点シェル要素を用いてモデル化し、工具については剛体を仮定した。引張試験における応力-ひずみ線図を真応力-対数ひずみ線図に換算し、他直線で近似した。その他の材料定数として、縦弾性係数を 68.6GPa、ポアソン比を 0.33 とした。ブランク材と工具の摩擦にはクーロン摩擦モデルを用い、摩擦係数を 0.14 とした。準静的な材料試験を想定し、マススケリングを使用して、計算上の成形速度を 1m/s とした。また、アダプティブ・メッシュ機能を使用した。Fig. 4 に解析モデルの一例を示す。

### 3.4 破断判定

材料の破断判定としては、材料の FLD (Forming Limit Diagram; 成形限界線図) と成形シミュレーション中の各要素に発生する主ひずみ状態を比較して、FLD を越える主ひずみ状態となったとき破断が発生すると考え、そのパンチストロークを成形限界とした。供試材の FLD には、修正中島法を用いた実測値を使用した。

## 4. 計算結果および考察

Fig. 5 に実験で求めた降伏曲面の実測値 (等塑性仕事面) と各降伏関数から求めた理論値の比較を示す。ここ

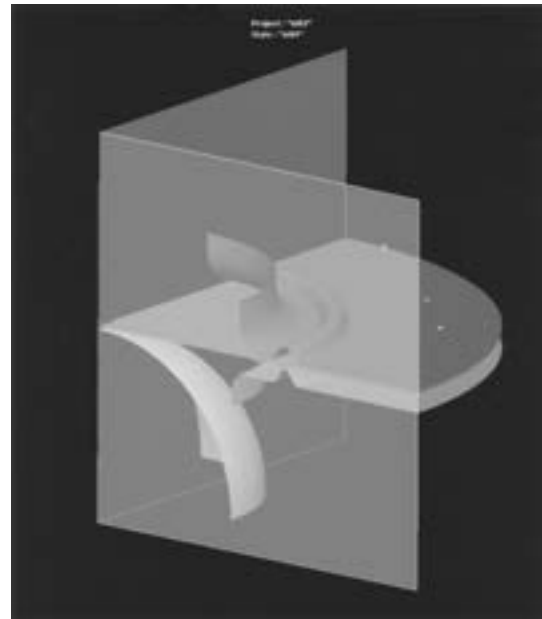


Fig. 4 Analysis model of punch stretching test.

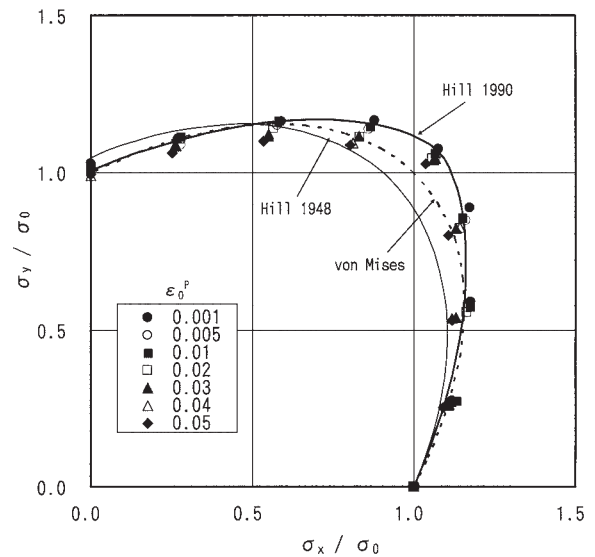


Fig. 5 Comparison of experimental data points for counters of equal plastic work with theoretical yield loci. Each symbol corresponds to counter of equal plastic work for a particular value of  $\epsilon_0^p$ .

で、図中の  $\epsilon_0^p$  は単軸引張試験における相当ひずみであり、各ひずみ状態においてこの相当ひずみ量における塑性仕事に相当する応力をプロットした<sup>7)</sup>。図中の縦軸、横軸は、圧延方向の耐力値で無次元化した圧延方向耐力、圧延垂直方向 (90° 方向) 耐力値を示している。初期降伏曲面 ( $\epsilon_0^p < 0.02$ ) の実測値は、Hill の 1990 年モデルから算出される理論値に近かった。Hill の 2 次異方性降伏関数から算出される理論値は、等二軸張出し領域における降伏曲面の膨張が小さく評価されており、等二軸張出し領域の降伏曲面形状が丸くなっていた。Fig. 6 に

各降伏関数を用いて計算した成形限界と実験結果の比較を示す。深絞り性試験において、Hillの2次異方性降伏関数を用いて計算した成形限界は実験結果より低く評価し、張出し試験では、成形限界を高く見積もる傾向があった。Hillの1990年モデルを用いて計算した成形限界は、実験結果により近かった。Fig. 7に張出し性試験における破断部近傍の主ひずみ状態の実験結果と計算結果の比較を示す。ここで、実験における主ひずみ状態の実測値については、 $\phi 6.35\text{mm}$ のスクライブド・サークルを用いて測定した。Hillの2次異方性降伏関数を用いた計算結果は、等二軸張出し方向に主ひずみが成長しており、Hillの1990年モデルを用いたそれは、平面ひずみ側に主ひずみ状態が寄っていた。主ひずみの実測値は両者の中間に位置しているが、ややHillの1990年モデルの計算結果に近かった。Fig. 5に示すように、Hill

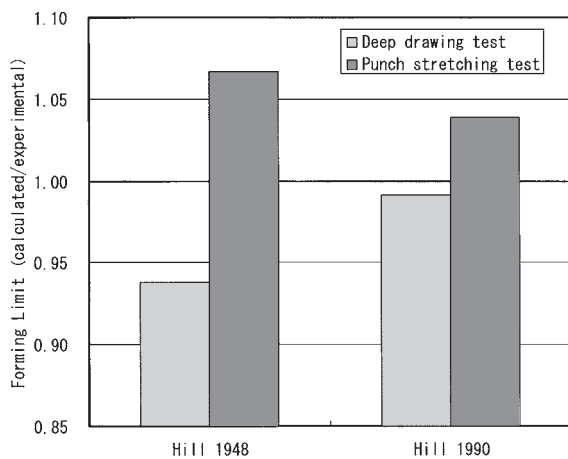


Fig. 6 Comparison between the forming limits of cup test simulation and experimental ones.

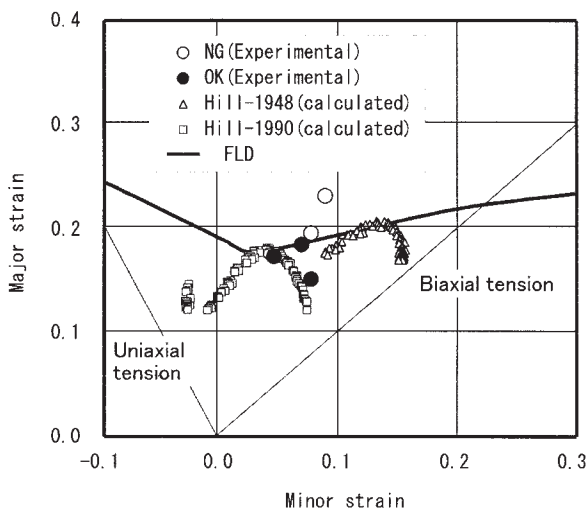


Fig. 7 Comparison between the principal strain near the fracture points in punch stretching test simulation and experimental results (using scribed circle method;  $\phi 6.35\text{mm}$ ).

の2次異方性降伏関数から算出される降伏曲面は、Hillの1990年モデルのそれと比べ、等二軸張出し領域における降伏曲面の膨張が小さくなっている。このため、等二軸張出し状態から不等二軸張出し状態の経路を取ったとき、その部分では塑性変形が他の経路より早く始まる。さらに、該当部分におけるHillの2次異方性降伏関数から算出される降伏曲面形状は丸くなっている。法線則(関連流れ則)が成り立つとすれば、この場合、より等二軸方向の塑性ひずみが成長する。一方、Hillの1990年モデルでは、等二軸張出し域の降伏曲面の膨張が大きく、等二軸張出し経路では塑性変形が始まりにくい。これと比較して、不等二軸、平面ひずみ状態の経路では早く塑性変形が始まることとなる。さらに、等二軸張出し領域の降伏曲面は尖った形状をしているため、塑性ひずみ増分の方向がより平面ひずみ方向に成長し易くなる。この様に、板成形シミュレーションに使用する異方性降伏関数の降伏曲面形状により、成形中の主ひずみ状態に差が生じたと考えられた。さらに、Fig. 7に示すように、一般的には、平面ひずみ状態の成形限界が低くなる。このため、計算に使用する異方性降伏関数による材料に発生する主ひずみ状態の差が、板成形シミュレーションにおける成形限界に差が生じた原因と考えられた。板成形シミュレーションに用いる異方性降伏関数は、材料の持つ降伏曲面形状を再現し得る降伏関数を使用する必要がある。特に、成形形状により材料に発生する主ひずみ状態が、等二軸張出し領域から不等二軸張出し領域であることが予想される場合に注意を要する。アルミニウム合金の板成形シミュレーションでは、材料の降伏曲面を良く再現するHillの1990年モデルが適していた。Hillの2次異方性降伏関数を用いた成形シミュレーションでは、材料の成形限界を高く見積り過ぎる可能性が十分にあり得る。

## 5. 結 言

市販の有限要素法コードPAM-STAMP 2Gを用いて、板成形シミュレーションによく用いられる異方性降伏関数が深絞り性試験、張出し性試験シミュレーションの成形限界に及ぼす影響を評価し、以下の知見を得た。

(1) Al-5.5%Mg合金の初期降伏曲面は、Hillの1990年モデルから算出されるそれに近かった。

(2) 計算に使用する異方性降伏関数により、成形シミュレーションから判定される成形限界に差が生じ、Hillの1990年モデルから算出される成形限界が実験結果に近かった。

(3) 張出し性試験において、Hillの1990年モデルから算出される破断部近傍の主ひずみ状態は実験結果に近かった。

(4) これら、異方性降伏関数が板成形シミュレーション結果に及ぼす影響は、その降伏曲面形状から十分説明

できるものであった。

(5) 板成形シミュレーションに使用するアルミニウム合金用の異方性降伏関数としては、Hill の 1990 年モデルが適していると考えられた。

#### 参 考 文 献

- 1) R. Hill : Proc. Roy. Soc., Series A, **193** (1948), 281.
- 2) R. Hill : J. Mech. Phys. Solids, **38** (1990), 405.
- 3) M. Gto : 塑性と加工, **18** (1978), 377.
- 4) F. Barlat, J. Lian : Int. J. of Plasticity, **5** (1989), 51.
- 5) 山田, 水越, 岡田他 : 本紙 **42** (2003), 46.
- 6) Y. Hayashida, Y. Maeda et al. : Proc. Theory, Methods and Applications, Shen&Dawson ed. (1995), 717.
- 7) 桑原, 池田 : 塑性と加工, **40-457** (1999), 61.



# Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Lüders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheets\*

Tadashi Minoda\*\* and Hideo Yoshida\*\*

It is well known that Lüders bands form in Al-Mg alloy sheets by tensile deformation. The Lüders bands are classified in two types; type-A and type-B. In this study, the influence of stress ratio of biaxial tensile test on the type-B Lüders band formation in an Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet was investigated. The type-B Lüders bands were observed at the stress ratio (R.D. : T.D.) from 8 : 0 to 8 : 6, and they were not observed at 8 : 7 and 8 : 8. The mechanism of Lüders bands formation was considered as below. In the case of uniaxial tensile deformation, the slip planes were limited easily because of pinning of dislocations by magnesium atoms. The deformation did not occur uniformly, then the type-B Lüders bands occurred. On the other hand, multiple slip occurred easily in the case of balanced biaxial tensile deformation. Then, the sessile dislocations formed easily and the deformation occurred uniformly. Moreover, the type-B Lüders bands formed at an angle of 57 degrees to the applied load in the case of uniaxial tension, while 90 degrees in the case of plane strain tension. It was considered that the change of the Lüders bands direction occurred because of the difference of the activated slip system.

## 1. Introduction

It is well known that Lüders bands form in Al-Mg alloy sheets by tensile deformation. In the case of press forming, formation of the Lüders bands lower the surface quality of the products. Then, control of the Lüders bands formation is significant. The Lüders bands are classified in two types; type-A and type-B. The type-A Lüders bands are associated with yield point elongation, then they form at relatively small strains. On the other hand, the type-B Lüders bands occur as the result of nonuniform deformation which associated with the Portevin-Le Chatelier effect. Most of the previous studies about the Portevin-Le Chatelier effect and the formation of the type-B Lüders bands were carried out in uniaxial tensile mode<sup>1)~3)</sup>. Then, the formation of the type-B Lüders bands in biaxial tensile mode is not apparent. As the deformation mode is mostly biaxial tension in the case of

press forming, clarification of the mechanism of the type-B Lüders bands formation in biaxial tensile mode is important. In this study, the effect of stress ratio on the formation of the type-B Lüders bands in biaxial tensile mode was investigated.

## 2. Experimental procedure

The material used in this study was an annealed Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet with 1.0mm thickness. Grain size of the specimen was about 55 $\mu$ m in diameter. Yield point elongation of this specimen was below 0.1%, thus the type-A Lüders bands did not appear.

**Fig. 1** shows the geometry of the biaxial tensile specimen. The specimen had four arms and each arm had seven slits so as to exclude geometric constraint on the deformation of the 60 mm x 60 mm gauge section. Two strain gauges were mounted at the center of the gauge section in each loading direction. **Fig. 2** shows the schematic drawing of the experimental apparatus. This testing apparatus was originally designed and built by Kuwabara et al<sup>4)</sup>. Opposing

\* The main part of this paper was presented at ICAA-9 in Brisbane, August 2-5, 2004.

\*\* No.1 Department, Research and Development Center. Dr. of Eng.

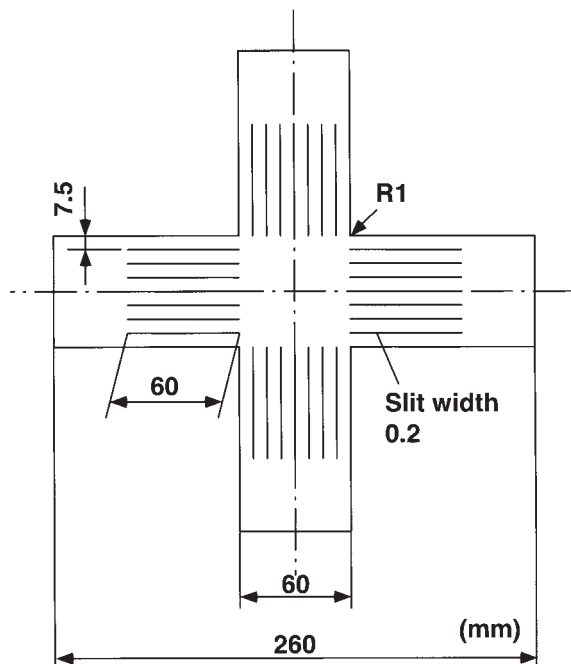


Fig. 1 Geometry of the cruciform specimen.

hydraulic cylinders were connected to common hydraulic lines so that they were subjected to the same hydraulic pressure. The hydraulic pressure of each pair of opposing hydraulic cylinders was servo-controlled independently. Displacements of opposing hydraulic cylinders were equalized using the pantograph-type link mechanism proposed by Shiratori and Ikegami<sup>5)</sup>, then the center of the cruciform specimen is always maintained at the center of the testing apparatus during biaxial tensile tests. A load cell was included in each loading direction. The biaxial tensile tests were performed under linear loading paths with 71.5 N/s in the direction of maximum principal stress which was parallel to the rolling direction of the specimen. Stress ratios were changed between 8 : 0 and 8 : 8. The tensile tests were stopped at the load of 15.5 kN in the direction of maximum principal stress because the arms of the specimen broke at about 16.0 kN. After biaxial tensile tests, formation of the type-B Lüders bands was observed by visual examination and the measurement of surface roughness in the direction of maximum principal stress. Moreover, formation of microbands in the center area of the specimen was observed by using a transmission electron microscope (TEM) to confirm the orientation relationship between the microbands and the matrix. And

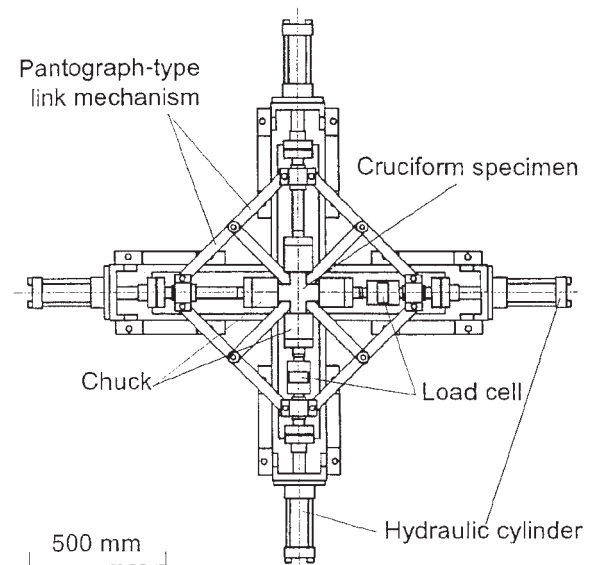


Fig. 2 Experimental apparatus for biaxial tensile test<sup>4)</sup>.

then, the orientation distribution functions (ODFs) in the center area of the specimen before and after biaxial tensile tests were calculated by using Schulz reflection method so as to discuss about the deformation mode in biaxial tension. Bunge's notation was used in the plots.

### 3. Results

Fig. 3 shows the appearance of the specimens after biaxial tensile tests, and Table 1 shows the relationship between stress ratio, strain, stress state and type-B Lüders bands formation. The type-B Lüders bands were observed at the stress ratio between 8 : 0 and 8 : 6, while they were not observed at 8 : 7 and 8 : 8. Furthermore, the direction of the Lüders bands changed according to the stress ratio.

Fig. 4 shows the relationship between surface roughness of the gauge section of the specimens and equivalent strain calculated by von Mises yield criterion. Surface roughness is proportional to the equivalent strain at the stress ratio from 8 : 0 to 8 : 6. On the other hand, surface roughness at the stress ratio of 8 : 7 and 8 : 8 is smaller than that from 8 : 0 to 8 : 6. That is, surface roughness of the specimens which formed the type-B Lüders bands is bigger than that of the specimens without type-B Lüders bands.

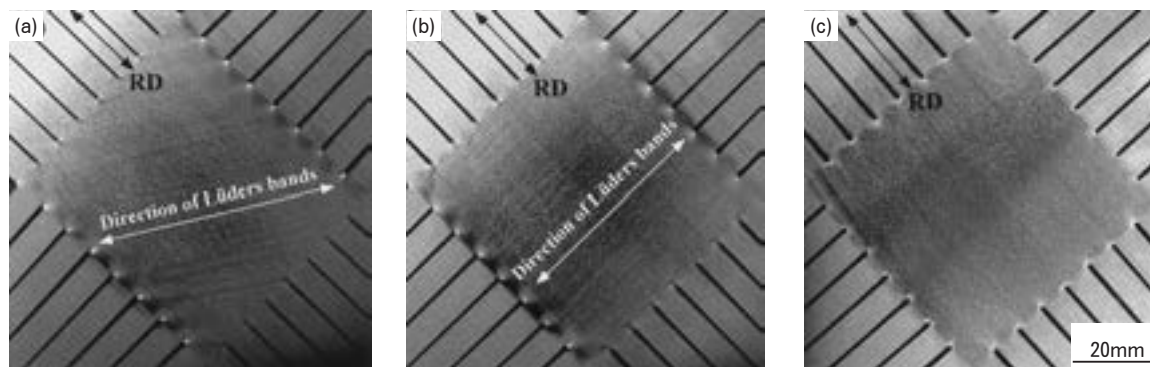


Fig. 3 Appearance of the specimens after biaxial tensile tests. The stress ratios ( $\sigma_{R.D.} : \sigma_{T.D.}$ ) were (a) 8 : 0, (b) 8 : 4 and (c) 8 : 8.

Table 1 Relationship between stress ratio ( $\sigma_{R.D.} : \sigma_{T.D.}$ ), strain, stress state and type-B Lüders bands formation.

Stress ratio	Major strain*	Minor strain*	Stress state	Lüders bands**
8:0	0.093	-0.046	Uniaxial	Observed, 57deg
8:2	0.065	-0.014	Plane strain	Observed, 66deg
8:4	0.053	-0.001		Observed, 90deg
8:5	0.053	0.003		Observed, 90deg
8:6	0.048	0.009		Observed, 90deg
8:7	0.039	0.018	Balanced biaxial	Not observed
8:8	0.033	0.033		Not observed

\* Tensile tests were stopped when the tensile load became 15.5 kN in the maximum principal direction.

\*\* The angles show the direction of Lüders bands to the maximum principal stress direction.

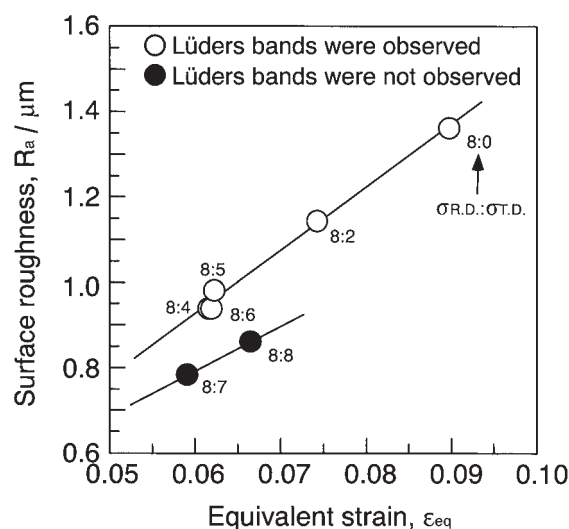


Fig. 4 Relationship between surface roughness and equivalent strain after biaxial tensile tests.

#### 4. Discussion

The type-B Lüders bands were observed after uniaxial tension (stress ratio was 8 : 0) and they were not observed after balanced biaxial tension (stress ratio was 8 : 8). Fig. 5 shows the TEM structures after tensile tests. In the case of uniaxial tension, the microbands were observed parallel to  $\langle 110 \rangle$  direction of the matrix. That is, the microbands developed along  $\{111\}$  slip planes. On the other hand, the microbands were also parallel to  $\langle 110 \rangle$  direction of the matrix in the case of balanced biaxial tension. However, a lot of microbands developed in two directions at right angles. Then, the mechanism of the difference of the type-B Lüders bands formation between uniaxial tension and balanced biaxial tension was considered as shown in Fig. 6. In the case of uniaxial tension, the slip systems which

have the biggest Schmid factor act mainly. But, when the dislocation pinning by magnesium atoms occur, nonuniform deformation occur easily because the slip systems are limited. Serrated deformation occurs by the repetition of dislocation pinning and release, then the type-B Lüders bands form and propagate. While, in the case of balanced biaxial tension, it was suggested that the number of activated slip systems was more than that of uniaxial tension because the microbands developed in two directions. Then, the sessile dislocations form easily, the deformation propagates uniformly, and the type-B Lüders bands did not form.

Also, the direction of the type-B Lüders bands changed according to the stress ratio. Fig. 7 shows the changes of the ODFs before and after

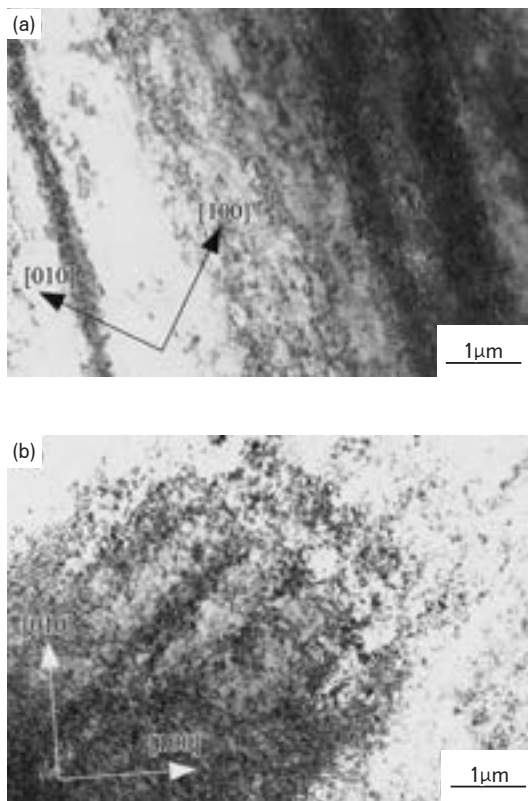


Fig. 5 TEM structures after biaxial tensile tests. Stress ratios ( $\sigma_{R.D.} : \sigma_{T.D.}$ ) are (a) 8 : 0 and (b) 8 : 8.

biaxial tension. In the case of uniaxial tension (stress ratio was 8 : 0), the orientation density of ND-rotated Cube components from  $\{100\}\langle 014 \rangle$  to  $\{100\}\langle 011 \rangle$  decreased, while the density of Cube and ND-rotated Cube components from  $\{100\}\langle 001 \rangle$  to  $\{100\}\langle 014 \rangle$  increased. Moreover, the orientation density from  $\{110\}\langle 001 \rangle$  to  $\{110\}\langle 223 \rangle$ , which contained Goss and Brass components, also decreased. In the case of uniaxial tension, it was considered that the deformation occurred at the maximum shear stress planes because the shrinkage in the width direction could occur, then the angle between the direction of the type-B Lüders bands and the direction of the maximum principal stress resulted in 57 degrees. On the other hand, the orientation density of Cube and ND-rotated Cube components from  $\{100\}\langle 001 \rangle$  to  $\{100\}\langle 016 \rangle$  increased also in the case of plane strain tension (stress ratio was 8 : 4). However, the decrease of the orientation density of ND-rotated Cube from  $\{100\}\langle 013 \rangle$  to  $\{100\}\langle 011 \rangle$  was smaller than that of uniaxial tension, and the orientation

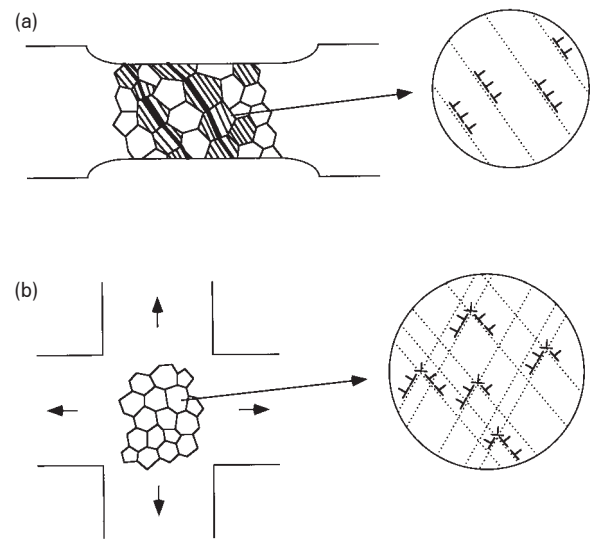


Fig. 6 Schematic model of the difference of deformation between (a) uniaxial tension and (b) balanced biaxial tension.

density of the  $\{110\}$  plane components which contained Goss, Brass and P components increased. It was considered that shear deformation occurred preferentially at  $\{110\}$  plane components because the shrinkage in the width direction could not occur, then the type-B Lüders bands formed and propagated at the right angles to the direction of maximum principal stress. In addition, the orientation density of  $\{100\}$  plane components which contained Cube and ND-rotated Cube components decreased generally, while the density of  $\{110\}$  plane components did not change in the case of balanced biaxial tension. It was considered as the result of randomizing the texture because of the uniform deformation.

## 5. Conclusions

From the experimental results, the influence of stress ratio of biaxial tensile test on the type-B Lüders band formation in an Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet is considered as follows.

(1) In the case of uniaxial tension (stress ratio was 8 : 0), the type-B Lüders bands formed and propagated with the angle of 57 degrees to the direction of maximum principal stress. It was considered that the slip systems were limited in uniaxial tension, then nonuniform deformation

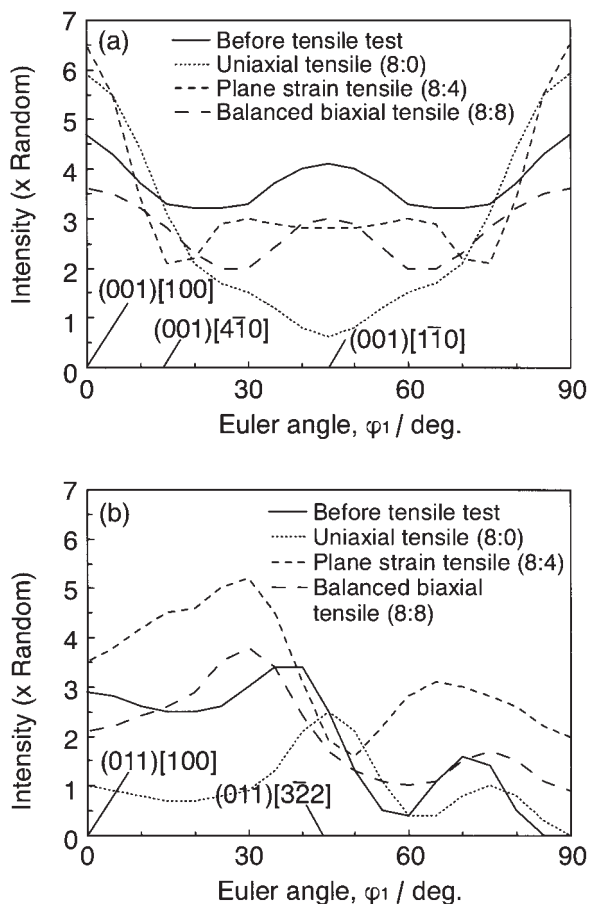


Fig. 7 Orientation distribution functions before and after biaxial tensile tests. Euler angles are (a)  $\phi = 0^\circ, \phi_2 = 0^\circ$  and (b)  $\phi = 45^\circ, \phi_2 = 0^\circ$ .

occurred easily when the dislocation pinning by magnesium atoms occurred. Serrated deformation occurred by the repetition of dislocation pinning and release, then the type-B Lüders bands formed and propagated.

(2) In the case of plane strain tension (stress ratio was 8 : 4), the type-B Lüders bands formed also, but the angle between the directions of the bands and the maximum principal stress was changed into 90 degrees. It was considered that shear deformation occurred preferentially at  $\{110\}$  plane components.

(3) In the case of balanced biaxial tension (stress ratio was 8 : 8), the type-B Lüders bands did not occur. It was suggested that the number of activated slip systems was more than that of uniaxial tension. Then, the sessile dislocations form easily, the deformation propagates uniformly, and the type-B Lüders bands did not form.

## Acknowledgements

The authors acknowledge Associate Professor T. Kuwabara and Mr. T. Morita, Tokyo University of Agriculture and Technology in Japan, for the biaxial tensile tests.

## References

- 1) H. Fujita and T. Tabata, *Acta Met.*, **25** (1977), 793.
- 2) K. Chihab, Y. Rstrin, L. P. Kubin and J. Vergnol, *Scripta Met.*, **21** (1987), 203.
- 3) R. B. Schwarz and L. L. Funk, *Acta Met.*, **33** (1985), 295.
- 4) T. Kuwabara, S. Ikeda and K. Kuroda, *J. Mater. Process. Technol.*, **80/81** (1998), 517.
- 5) E. Shiratori and K. Ikegami, *J. Mech. Phys. Solids*, **16** (1968), 373.



# Improvement in the Brazeability of Aluminum Clad Thinner Fin for Automotive Heat Exchanger\*

Yuji Hisatomi\*\*, Yoshifusa Shoji\*\*\*, Taketoshi Toyama\*\*\*\* and Yoshiharu Hasegawa\*\*\*\*

Through the years, aluminum automotive heat exchangers have been developed in order to have a high performance and a light weight. Therefore, the thickness of the aluminum sheets for the application has been reduced. As the brazeability declines with the reduction in thickness, fins having a thickness under 80 $\mu\text{m}$  may be difficult to secure a good brazeability. Therefore, we studied the brazeability to determine the limit of thickness using clad fins from 40 to 80 $\mu\text{m}$ . The fillet volume formed at the joints of the fin and tube decreased with the decreasing fin thickness and the Si content in both the filler metals and the core alloys. The suitable range of Si content in the filler metals and the core alloys to obtain a good brazeability decreased with the decreasing fin thickness. When the fins were thinner than the critical values, it was impossible to have a good brazeability. It was found that molten filler alloy was reduced by diffusion into the core during the heat up process before reaching the melting point of the filler alloy. Our results indicated that it was possible to obtain a good brazeability using the rapid heating cycles for brazing, even when the thickness was 40 $\mu\text{m}$ .

## 1. Introduction

Most aluminum automotive heat exchangers are brazed using brazing sheets which clad with an Al-Si filler metal and a core alloy. However, the melting temperature of the Al-Si filler metal is near the aluminum melting point, so the filler alloy easily diffuses into the core alloy during the brazing process, therefore, a study of the dissolution restraint was frequently done<sup>1)~6)</sup>. Heat exchangers have shifted to high performance and light weight, and the thickness of the aluminum sheets for this application has been reduced. Therefore the brazing fin occurred to be deformed and the fillet did not sometimes form on the tube joints after brazing. These problems especially occurred with the less than 80 $\mu\text{m}$  fin.

In order to solve these problems, we studied

\* The main part of this paper was presented at SAE world congress 2005 as No.2005-01-1390

\*\* No.4 Department, Research & Development Center

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

\*\*\*\* Denso Corporation

the effect of the Si concentration of both the filler and core alloys and the fin thickness on the fillet formability of the thinner aluminum fin. These results, which were obtained by the experiments, then lead to determining the fillet forming mechanism, and realized the technique to obtain a good brazing of the thinner fin.

## 2. Experimental procedure

The chemical compositions of the filler metals and the core alloys which were used to braze the fins in this study are shown in **Table 1**. Brazing

**Table 1** Chemical composition of core and filler alloys. (mass%)

Specimen	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
Filler	A	7.35	0.16	0.01	0.00	0.01	0.03
	B	7.66	0.16	0.04	0.01	0.01	0.04
	C	8.56	0.13	0.00	0.00	0.01	0.02
	D	9.50	0.10	0.00	0.00	0.00	0.01
Core	1	0.06	0.18	0.05	1.24	0.00	1.24
	2	0.29	0.21	0.05	1.26	0.00	1.28
	3	0.57	0.20	0.05	1.27	0.00	1.30

sheets were prepared by cladding the filler metals on both sides of the core alloy at 10% of the total thickness. These sheets were clad with hot rolling, and reduced to 60–80 $\mu\text{m}$  with cold rolling as H14 temper, in order to restrain the molten filler diffusion into the core alloy during the brazing process. These brazing sheet fins were cut into 300mmL  $\times$  16mmW pieces, and were formed into corrugations, then assembled with the extruded-multi-ports tubes of 1XXX aluminum alloy. The schematic drawing of the mini-core assembly is shown in Fig. 1.

The mini-cores were sprayed with a fluoride flux, and dried. The mini-cores were inserted into the brazing furnace with a nitrogen atmosphere. These mini-core assemblies were brazed according to the following brazing cycle: the mini-core temperature was increased to 450 $^{\circ}\text{C}$  in 13 minutes in the preheating zone. The temperature was increased again from 450 $^{\circ}\text{C}$  to 600 $^{\circ}\text{C}$  in 7 minutes in the brazing zone. The temperature was then held at 600 $^{\circ}\text{C}$  for 3 minutes. The temperature was then decreased from 600 $^{\circ}\text{C}$  to 500 $^{\circ}\text{C}$  in 6 minutes, and the mini-cores were removed from furnace and air cooled when the temperature fell below 500 $^{\circ}\text{C}$ . When the mini-core temperature reached 600 $^{\circ}\text{C}$ , the atmosphere condition in the brazing furnace was as follows: the oxygen concentration was less than 100 ppm and the dew point was less than  $-40^{\circ}\text{C}$  by controlling the nitrogen gas flow.

The mini-cores after brazing were evaluated from the cross section by a microscope. These evaluations involved the observation of the shape of the fin and tube joints, the measurement of the fillet area, and the calculation of the ratio of molten filler which flowed at the tube and fin joint. These evaluations of brazeability are shown in Fig. 2.

### 3. Results and discussion

#### 3.1 Influence of the Si concentration in the filler and core, and the thickness

For the 70 $\mu\text{m}$  fin thickness, the effect of the Si concentration in both the core and filler alloys on the fillet formability was examined. A cross section of the fin and tube joints are shown in Fig. 3, and the measured results of the fillet area which formed on the fin and tube joints are

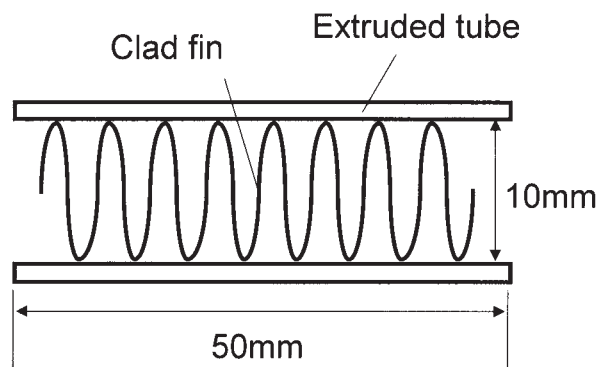


Fig. 1 An assembly of mini-core with clad fin and extruded tube.

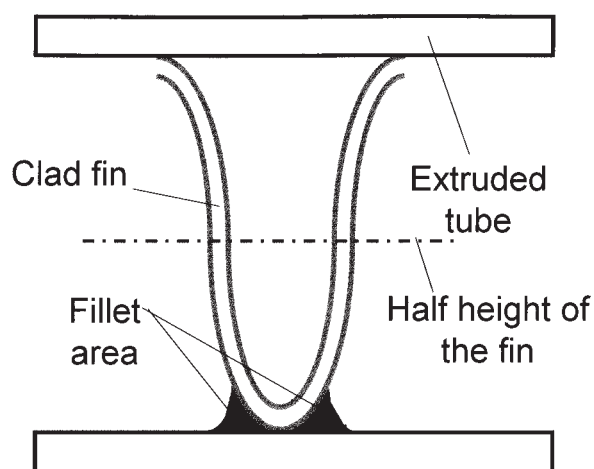


Fig. 2 Evaluation of brazeability.

- a) Fillet area: cross sectional area of brazed fillet formation area
- b) Flow factor: fillet area / cross sectional area of both sizes of filler metal before brazing from the joint point of tube to the half height of the fin

shown in Fig. 4.

The fillets were not sufficiently formed under a low Si concentration in both the filler and core alloys. On the other hand, for a high Si concentration in both the filler and core alloys, the fillet were deformed, since the molten filler diffuses into the core alloy. The fillet area increased with the increasing Si concentration of the core alloy as well as the filler alloy. Conventional brazing sheets are based on the fact that the fillet area depends only on the Si concentration of the filler metals<sup>6)</sup>. However, for such a thin fin of 70 $\mu\text{m}$  thickness, it was found that the Si concentration of the core alloys influenced the fillet area.

In the case of both the filler and core alloys with the same Si concentration, the effect of the fin thickness on the fillet formability was

examined. Its cross sections are shown in Fig. 5. The fillets of the thick 80 $\mu\text{m}$  fin were larger than the thin 60 $\mu\text{m}$  fin, when the Si concentration of the core alloys were 0.06% and 0.57%, respectively. In the case of the thin 60 $\mu\text{m}$  fin, the Si concentration in the core alloy remarkably influenced the fillet formability, when its Si con-

centration was low, no fillet was formed. When the Si concentration was high, the fillet deformed since the molten filler dissolved into the core alloy. The unsuitable brazeability as mentioned above which occurred by using thin fins were same as the different Si concentrations of the filler alloys. That is, as the fin thickness decreased, bad brazeability easily occurred due to the change in the Si concentration of the core or filler alloys. The measurement results of the flow factor which formed on the fin and tube joints are shown in Fig. 6. As the fin thickness

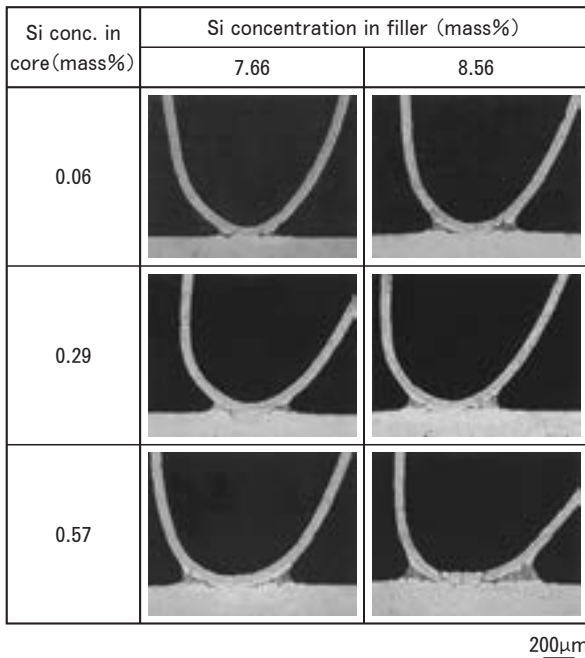


Fig. 3 Effect of Si content of core and filler metals of clad fin on the cross section of mini-core joints after brazing. (thickness of clad fin : 70 $\mu\text{m}$ )

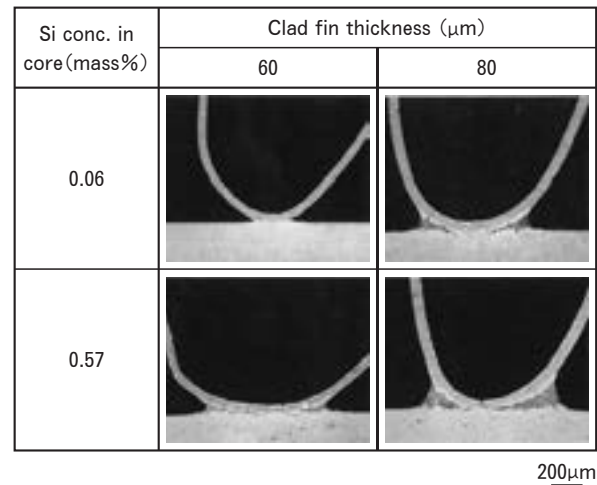


Fig. 5 Effect of thickness of clad fin on the cross section of mini-core joints after brazing. (Si content of filler metal : 7.66mass%)

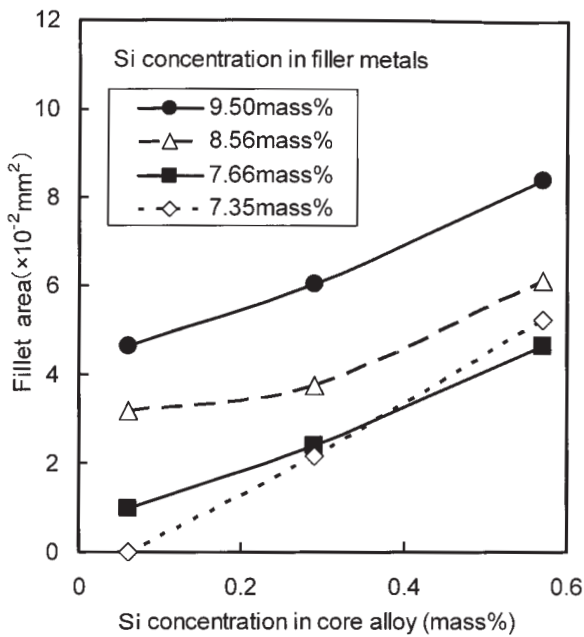


Fig. 4 Effect of Si content of core and filler metals on the area of fillet formation of clad fin after brazing. (thickness of clad fin : 70 $\mu\text{m}$ )

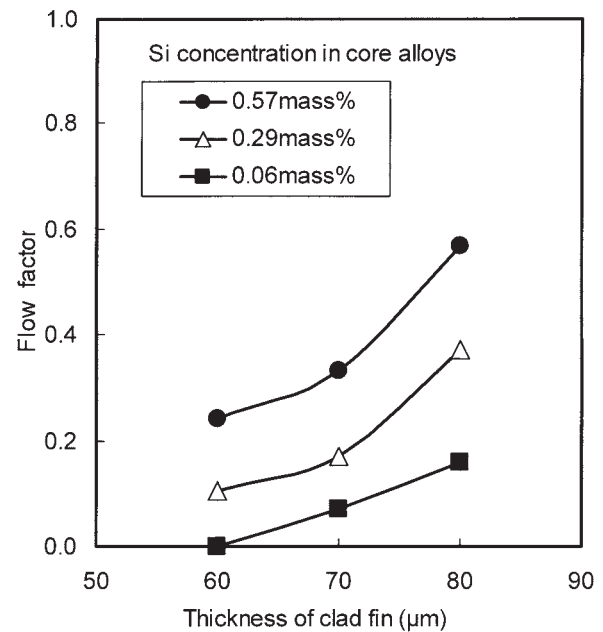


Fig. 6 Effect of fin thickness and Si content of core alloys on the flow factor of clad fin after brazing. (Si content of filler metal : 7.66mass%)

decreased, the flowing ratio of the filler decreased.

The fact that the higher Si concentration in filler metal and core alloys lead to larger fillets, was thought to be a correlation between the Si concentration averaged of the entire cladding and the fillet area. Therefore we tried organizing the data for the average Si concentration of the entire cladding, fillet area, and the thickness of the fin. These relationships are shown in Fig. 7.

The average Si concentration of the entire cladding is given by the following calculation :  
Average Si concentration of entire cladding :  
 $S_a$  (mass%) [Calculation formula]

$$S_a = \{2 \times S_f \times C_f + S_c \times (100 - 2 \times C_f)\} / 100$$

$S_f$  : Si concentration in filler metal (mass%)

$S_c$  : Si concentration in core alloy (mass%)

$C_f$  : Cladding ratio of filler metal (%)

In Fig. 7, the fillet area decreases with the thinner fin thickness, but for any fin thickness,

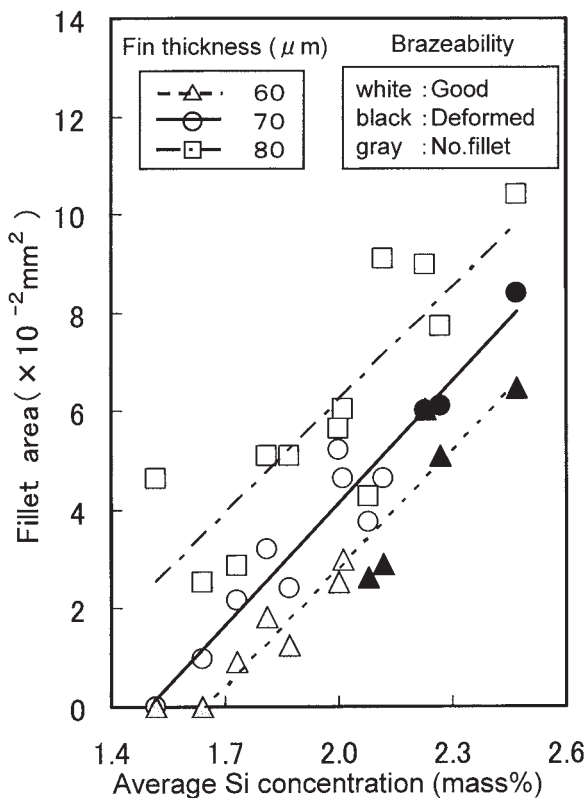


Fig. 7 Relationship between fillet area and "Average Si Concentration" of clad fin. Cf. Average Si concentration refers to the value of chemical analysis in a mass of hot forged clad fin.

it proportionally increases with the average Si concentration of the entire cladding, and the increase gradients were almost equal. When the average Si concentration is low, the fillets were not formed, and when it is high, the fins were deformed. The average Si concentration range where a good fillet is formed becomes increasingly narrow, as the fin thickness becomes thinner. If the brazing sheet is manufactured by designing with an average Si concentration in the center of about 1.90%, it may be possible to achieve a practical application with a 60μm fin thickness.

### 3.2 Use of thinner fins

In the above results, achieving practical applications of fins of less than 60μm is presumed to be difficult, since the actual manufacturing data have scatter. In order to find a method of achieving thinner fins, we tried individually organizing the phenomena in the above results. According to these results, the amounts of fillet at the joints were found to be influenced by the fin thickness, and the Si concentrations in the filler and core alloys. These are presumed to be due to the diffusion behavior of Si during the heating process. Using a diffusion simulation, the Si concentration of the fin composition immediately before melting of the filler can be predicted. The distributions of the Si concentration in the depth direction immediately before melting of the filler were calculated by applying the actual heating pattern to the diffusion equation<sup>7), 8)</sup>.

The equation used 0.346(cm<sup>2</sup>/sec) for the frequency factor, and 124(kJ/mol) for the activation energy of Si. Also, the averaged solid solubility limit of Si was at 1.0 mass%. It is assumed possible to diffuse while the Si concentration was under the solid solubility limit. The results of the simulation for immediately before melting of the filler, in the different Si concentrations of the core alloys and the different fin thicknesses are shown in Fig. 8. As shown in Fig. 8, in the core with a low Si concentration, the Si concentration of the filler metal remarkably decreased during the brazing heating compared with the core having a high Si concentration. The Si concentration of filler when the core had a low Si concentration immediately before melting does not reach even 4%, and the ratio of

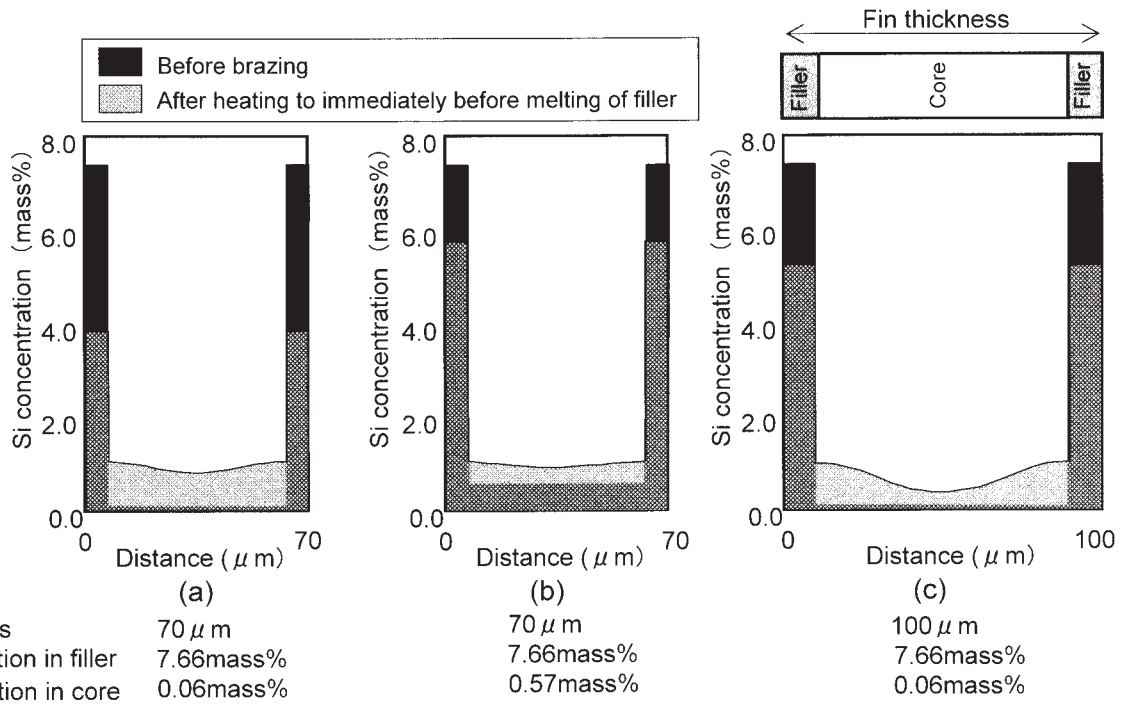


Fig. 8 Distribution of the Si concentration to immediately before melting of filler after simulating.

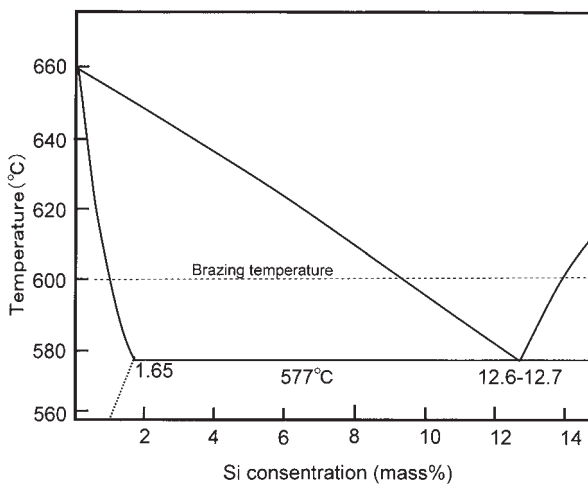


Fig. 9 Phase diagram of Al-Si system.

filler which can flow is remarkably low, as indicated in the Al-Si phase diagram shown in Fig. 9<sup>9)</sup>, so the fillet cannot be formed. When the fin thickness is high, there is a slight decrease in the Si concentration of the filler, so the filler possibly melts and flows.

The organizing results on the simulation and actual fillet formability are shown in Fig. 10. From the results, it is thought that the Si concentration of the filler metal immediately before melting declines when the fin thickness becomes thinner and the Si concentration of the core and

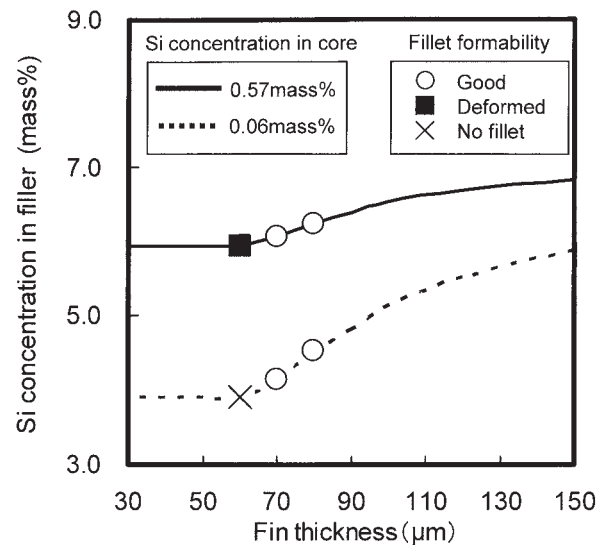


Fig. 10 Si concentration of filler alloy to immediately before melting of filler after simulating, and actual fillet formability.

filler metals are low, due to the exhaustion of filler joints, so a fillet were not formed. Also, when the Si concentration of the core was high, there is a slight decrease in the Si concentration of the filler. However, deforming easily occurs as the fin thickness becomes thinner. This deforming phenomenon is presumed to occur because the Si concentration of the core alloy exceeds the solid solubility limit immediately



before melting, so a large amount of Si precipitates out at the grain boundary of the core alloy.

Based on the above simulation and experiment results, it is presumed that a thinner fin can be achieved by suppressing the diffusion, by actual methods, shortening the brazing heating cycle. Based on this premise, we tried the same type of simulation with the heating time shortened in half. Fig. 11 shows the heating cycle used in the simulation, and Fig. 12 shows the simulation results. In Fig. 12, the fillet formability was predicted and plotted. From the simulation results, if the fin thickness is less than 70 $\mu\text{m}$  when a standard brazing heating cycle is used, it was presumed that deformation would occur due to

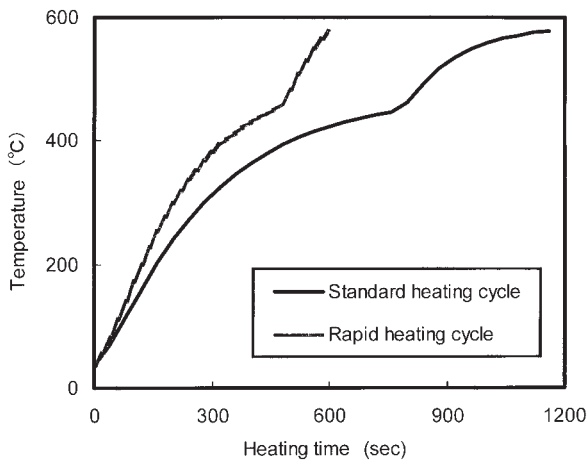


Fig. 11 Brazing heat cycle used in the simulation.

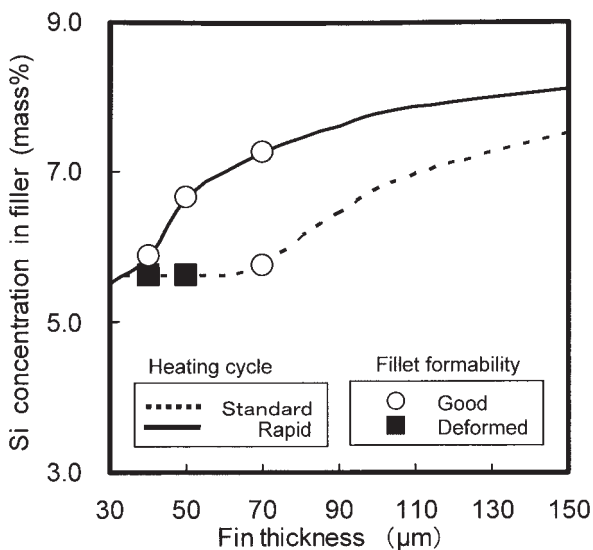


Fig. 12 Simulation results in the Si concentration of filler alloy and the fillet form ability to immediately before melting.

declining fin strength caused by grain boundary melting. On the other hand, it was presumed that a good fillet can be obtained even if the fin thickness is reduced to 40 $\mu\text{m}$ , when a rapid brazing heating cycle is used. The fillet formability at the joint is shown in Fig. 13, when the same heating cycle as used in the simulation with the standard and rapid heating were actually applied. The results showed that the deforming occurs with a fin of less than 70 $\mu\text{m}$  thickness when the standard heating cycle is used, whereas, it is possible to achieve a good brazeability even for a 40 $\mu\text{m}$  fin thickness, when a rapid heating cycle is used. These actually fillet formability were the same as prediction by the simulation.

#### 4. Conclusions

In order to ascertain the thickness limits of using thinner clad fins for automotive heat exchangers, the influence of the fin thickness, the Si concentration in the core and filler, and the brazing heat cycle were studied. The conclusions based on the obtained results are as follows :

(1) As the fin thickness decreased, exhaustion of the filler in the joints and deforming of the corrugated fins easily occurred due to the change in the Si concentration in the filler or

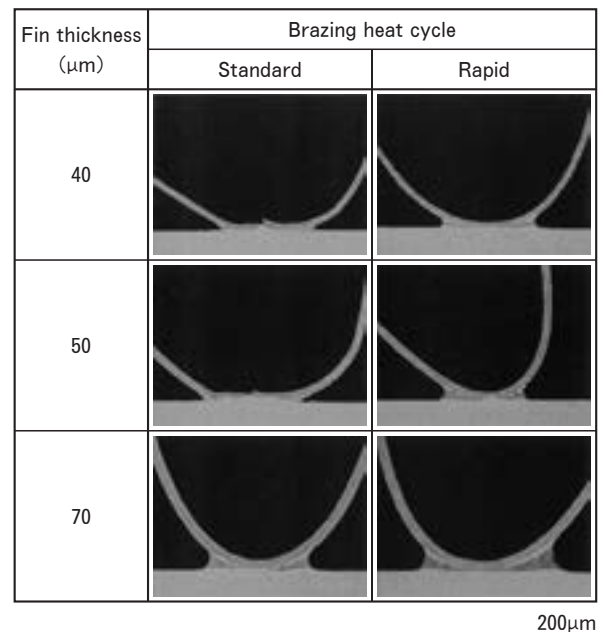


Fig. 13 Effect of the brazing heating cycle on the cross section of mini-core joints after brazing. (Si content of filler metal : 7.66mass%, Si content of core alloys : 0.06mass%)

core alloys by diffusion during the brazing heat cycle.

(2) When controlling the Si concentration of filler and core alloys in a suitable range, it was possible to achieve a good brazeability of 70 $\mu$ m thick fins using the standard heating cycle.

(3) It was possible to achieve a good brazeability even for a 40 $\mu$ m thick fin, using a rapid heating cycle in order to suppress the diffusion.

#### References

- 1) H. Suzuki, G. Itoh and K. Koyama : Journal of Japan Institute of Light Metals, **34** (1984), 708.
- 2) K. Tohma, M. Asano and Y. Takeuchi : J. I. L. M., **37** (1987), 119.
- 3) G. Itoh and M. Sugano : J. I. L. M., **37** (1987), 754.
- 4) Aluminum brazing handbook : Japan Light Metal Welding and Construction Association, (1992), 85.
- 5) T. Doko, S. Asami and K. Ishikawa : J. I. L. M., **40** (1990), 138.
- 6) K. Maeda and Y. Itoh : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **35** (1994), 61.
- 7) K. Hirano : J. I. L. M., **29** (1979), 249.
- 8) M. Bishop and K. E. Fletcher : Int. Met. Rev., **17** (1972).
- 9) J. R. Terrill : Welding. J., **45** (1966), 202-S.

# 自動車車体の軽量化に寄与するアルミニウム材料と その適用技術の現状と将来\*

宇都秀之\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 84-92

## Trend of Aluminum Alloys and Their Application Technologies for Weight Saving of Automobile Body

Hideyuki Uto

The fuel saving is recently required because greenhouse gas emission must be reduced concerning the issue of global warming. The European Automobile Manufacturers Association (ACEA) agreed the commitment that the member of ACEA should achieve a CO<sub>2</sub> emission target of 140g/km for the average of their new cars sold by 2008. In the U. S., the government tries also to control greenhouse gas originally, especially in California. On the other hand, the requirements of safety and comfort functions cause automobile weight to be increased.

The use of aluminum alloys for automobile parts has increased in order to save weight of vehicles since COP3 (adoption of Kyoto Protocol) of 1997. Aluminum alloys have already been put into practice for automobile parts in power trains and heat exchangers considerably. Nowadays they are much applied for body panels and chassis parts because of exact weight saving. In addition the aluminum parts for automobile bodies are made of sheets, extrusion profiles and castings.

In this paper, the trend of non-ferrous alloys, especially aluminum alloys, and their application technologies for weight saving of automobile bodies are reviewed.

### 1. はじめに

地球温暖化が原因と見られる環境の変化が深刻な問題となるにつれて、自動車からの排出ガスを削減しようとする動きがますます盛んになっている。一方、安全性の要求や車載部品の増加によって自動車の重量は増加する傾向にあり、燃費を低下させ、排出ガスの削減を困難にしている。自動車の軽量化は燃費改善の重要な手段であり、部品のアルミニウム化（以下、アルミ化）は、軽量化の有効な方法なので、各自動車メーカーで様々な取り組みが行われている。国産の乗用車については、パワーTRAIN系の部品（ダイカスト等の鋳物）および熱交換器で既にアルミ化がかなり進んでいる。ここ数年は主に展伸材を用いた車体部品のアルミ化も進められており、さらに、足回り部品にアルミニウム鍛造品や鋳物の採用も広がっている。燃費向上は環境問題に対してだけ

く、経済的な観点からも要求が強いことから、自動車の軽量化は今後も確実に進んでいくと考えられる。この報告では、車体およびシャーシ部品に使われるアルミニウム材料を中心に自動車の軽量化に寄与する非鉄金属材料の現状とこれを自動車部品として使うための新しい技術について述べる。

### 2. 自動車の燃費および排出ガスに関する法規制

近年の自動車軽量化へ向けた動きについてドライビングフォースとなったのは京都議定書に基づく二酸化炭素(CO<sub>2</sub>)の抑制である。1997年に京都で開催された国連気候変動枠組み条約第3回締約国会議(通称COP3)で各国の温暖化ガスの排出基準が決められた。このときに採択された京都議定書に従うと、日本はCO<sub>2</sub>の排出量を2008~2012年の平均で1990年比の6%削減しなくてはならない。一方、欧州には同様に1990年比の8%の削減が求められている。北米には同7%の削減が求めら

\* 自動車技術, 59 (2005), 11月号に主要部分を掲載

\*\* 研究開発センター 第一部

れたものの、2001年、Bush政権下でCOP3からの離脱が表明された。その後、京都議定書は2004年にロシアによって批准されたことによって、2005年に発効された。京都議定書の発効に伴ってCO<sub>2</sub>の排出量削減の動きは今後世界的にますます強くなっていくものと予想する。自動車の燃費および排出ガスに関する法規制について、日本、欧州、北米の最近の状況をまとめる。

### 2.1 日本の状況

京都議定書に定められた目標を達成するため、日本政府は1998年に「地球温暖化対策推進大綱」を策定し、2002年にその見直しを実施した。運輸部門については、2010年にCO<sub>2</sub>の排出量を250百万tに抑制するという目標値が設定されている。自動車の燃費改善については、車両重量(kg)ごとに設定された燃費基準値が設定されており、さらに、これよりも5%以上の改善を達成している車両には自動車税および自動車取得税に特例措置を設けて、低公害車の購入を促進する制度を取っている<sup>1)</sup>。日本では企業別の平均燃費規制は行われていない。Table 1に乗用車(ガソリン車)に関する2010年の燃費基準値を示す。なお、燃費基準値の設定は乗用車はガソリン車、ディーゼル車、LPG車に分かれており、貨物自動車はガソリン車とディーゼル車に分かれている。

### 2.2 欧州の状況

京都議定書を受けて欧州自動車工業会(ACEA)は自主協定として、2000年までにCO<sub>2</sub>排出量120g/km(CO<sub>2</sub>排出量は炭素換算)以下のモデルを投入する、2008年までに各社が販売する新車のCO<sub>2</sub>の平均排出量を140g/kmに削減(1995年比マイナス25%)することを決めた<sup>2)</sup>。さらに、欧州自動車工業会は2012年までに各社が販売する新車のCO<sub>2</sub>平均排出量を120g/km以下にすることを目標にしている。日本自動車工業会(JAMA)<sup>3)</sup>や韓国自動車工業会(KAMA)<sup>4)</sup>でも欧州で販売する日本車や韓国車(いずれも新車)について

Table 1 Target fuel economy standards and +5% better than them<sup>1)</sup>.

Category	Target fuel economy standard (km/l)	+5% better than target fuel economy standard (km/l)
1. Vehicle Weight < 703kg	21.2	22.3
2. 703kg ≤ Vehicle Weight < 828kg	18.8	19.7
3. 828kg ≤ Vehicle Weight < 1,016kg	17.9	18.8
4. 1,016kg ≤ Vehicle Weight < 1,266kg	16.0	16.8
5. 1,266kg ≤ Vehicle Weight < 1,516kg	13.0	13.7
6. 1,516kg ≤ Vehicle Weight < 1,766kg	10.5	11.0
7. 1,766kg ≤ Vehicle Weight < 2,016kg	8.9	9.3
8. 2,016kg ≤ Vehicle Weight < 2,266kg	7.8	8.2
9. 2,266kg ≤ Vehicle Weight	6.4	6.7

2009年までに各社のCO<sub>2</sub>平均排出量を140g/kmに自主的に達成することを決めた。さらに、ACEA同様2012年までに各社が販売する新車のCO<sub>2</sub>平均排出量を120g/km以下にすることを目標にしている。

### 2.3 北米の状況

米国では、従来からガソリン車に対する企業別平均燃費(CAFE)規制値が規定されている。CAFE(Corporate Average Fuel Economy)とはある企業が販売した乗用車の燃費を販売台数で加重平均した値で、乗用車の規制値は現在、27.5mile/gallon(11.7km/l)である。自動車メーカーの努力により、上記の規制値はほぼ達成されている。なお、北米では、近年、ピックアップトラックの市場が大きくなってきたため、8500lb(3855kg)以下のLight Truckについて規制を強化しつつある<sup>5)</sup>。

一方、従来から環境政策に力を入れてきたカリフォルニア州で2002年に地球温暖化ガスの規制を対象とした世界で初めての法律が州法AB1493として制定された。2004年に現在のCO<sub>2</sub>排出量を考慮して具体的な実施内容とその効果予想が発表されている<sup>6)</sup>。2009年から2014年に掛けて各自動車メーカーが販売する新車についてCO<sub>2</sub>の平均排出量の規制を徐々に強化していき、最終的に乗用車で211g/mile(131g/km)とする予定である。カリフォルニア州法AB1493によるCO<sub>2</sub>排出量の規制値案をTable 2に、規制による効果の予想をFig. 1に示す。

## 3. 車体のアルミ化状況

### 3.1 自動車部品へのアルミニウムの適用状況

自動車部品へのアルミニウムの適用はまず鋳物部品に対して行われ、続いて熱交換器を中心に進められてきた。シリンダーヘッド、ピストン、ミッションケース等のパワートレイン系の鋳物部品はダイカストや金型鋳造(低圧鋳造、重力鋳造)鋳物によりアルミ化が図られ、日本でのアルミ化率は90%以上に達している。また、ラジ

Table 2 Proposal of vehicle emission standards for AB1943<sup>6)</sup>.

Tier	Phase-in	Year	CO <sub>2</sub> -equivalent emission standard by vehicle category (g/mile)	
			PC/LDT1*	LDT2*
Near-term	30%	2009	315	422
	60%	2010	284	385
	100%	2011	242	335
Mid-term	30%	2012	233	328
	60%	2013	223	321
	100%	2014	211	311

\* PC : Passenger car, LDT : Light-duty truck

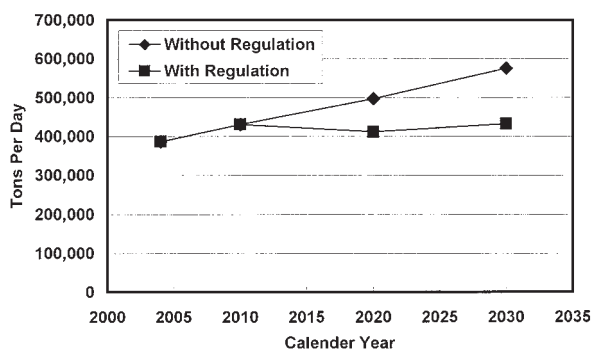


Fig. 1 Effect of AB1493 on motor vehicle greenhouse gas emission<sup>6)</sup>.

エーター、カーエアコン、ヒーターコアといった自動車の熱交換器も1990年代にアルミ化が推進され、現在では国産乗用車のほぼ100%がアルミ化されている。バンパー補強材への押出型材の適用も確実に増加している。押出型材は断面形状の自由度が高いので、鋼板を用いてプレス加工と抵抗スポット溶接で作製するよりも軽量で効率的な断面形状を得ることができる。断面形状の設計には有限要素法等のシミュレーション技術が適用されている。

車体部品についてはアルミニウム材料の適用部位は依然として少ないものの、米国のCAFE規制や京都議定書(1997年)に対応するため、エンジンフード(以下、フードとする)を主としたふた物でアルミ化が進められている。車体部品のアルミ化にはプレス成形された板材の他、押出型材や高品質で薄肉の真空ダイカスト品等、アルミニウムの特徴を生かした部品も使われている。

足回り(シャシー)部品へのアルミニウムの採用も1990年代後半から進んできた。サスペンションメンバー(サブフレーム)では、展伸材の溶接構造、鋳物、展伸材と鋳物のハイブリッド構造の3通りの工法があり、それぞれが設計の要件に応じて採用されている。また、リンクやアーム、ナックルといった足回り部品には鍛造品あるいは鋳物の採用が増えている。足回り部品の軽量化は車両としての軽量化の他、バネ下重量の低減による燃費向上効果も有るため、今後もアルミニウム部品の積極的な採用が期待されている。

### 3.2 フードへのアルミニウムの適用状況

国産乗用車の車体部品にアルミニウムが本格的に採用されたのは、1986年にマツダRX-7の一部の仕様で搭載されたアルミニウム合金製フードが最初である。その後、アメリカ合衆国のCAFE規制に対応するため、スポーツカーや高級車のフードにアルミニウム板材が採用されていった。しかし、バブル経済が崩壊すると、アルミニウムには高価な材料であるという印象が有ったため、急速に採用が減少してしまった。1990年代後半になり地球温暖化防止のため、燃費向上が強く求められるようになると、車体部品として改めてアルミニウム材料が注

目されるようになった。現在、フードを主としたふた物でアルミ化が再度進んでいる。国内の現行車両へのアルミニウム製フードの採用状況をTable 3に、フード以外のボディパネルへのアルミニウムの採用状況をTable 4に示す。現在アルミ化されているボディパネルの大部分が1990年代後半以降に採用されたものである。なお、1990年代前半まではボディパネルをアルミ化するには成形性が重視されており、Al-4.5%Mg-Cu系の板材が採用されることが多かった。一方、1990年代後半からは塗装焼付硬化による板厚減を目的としてAl-Si-Mg系の板材が採用される傾向が強い。

欧州では、各社が販売する新車のCO<sub>2</sub>の平均排出量を140g/kmに削減するという自主協定が自動車工業会(ACEA)から提示されており<sup>2)</sup>、ここ数年、ふた物を主とする車体部品にアルミニウムが積極的に採用されている。Peugeot 307(2001年)やVolvo S40(2003年)、V50(2004年)といったCセグメントの車両にもアルミニウム製のフードが採用されている。2004年のパリオートサロンで発表されたRenault ModusはBセグメントで初めてアルミニウム製のフードを採用した車両として注目された。このように欧州では比較的安価な車両にもフードにアルミニウムが採用され始めている。欧州ではボディパネル用の板材は、インナーには5000系合金と6000系合金が使われているものの、アウトターには一般的に6016系の合金が採用されている。

一方、北米ではCAFE規制への対応からフードのアルミ化が高級車を主に急速に進められた。1970年代にボディパネルのアルミ化が検討されはじめ、当時は2000系合金板材も採用されたものの、現在ではアウトターパネルは耐デント性を重視した6111合金もしくは耐糸錆性を重視した6022合金が主流となっている。

### 3.3 フード以外のふた物のアルミ化

フード以外でアルミ化されている車体部品にはフロントフェンダー、トランクリッド、ドア等がある。また、北米ではピックアップトラックが多いことから、テールゲートにアルミニウムを採用している例もある。いずれの部品もフードより成形が難しいため、採用例は少ない。最近の国産車では、本田技研工業レジェンド(2004年)でフロントフェンダーとトランクリッドに、日産自動車フーガ(2004年)でドアとトランクリッドに、それぞれアルミニウムが採用されている。フーガの外観と車体部品へのアルミニウムの採用箇所をFig. 2<sup>7)</sup>に示す。

トランクリッドやドアについては、成形の難しい箇所を部品を分ける(日産自動車フーガ)、樹脂との組み合わせで意匠性を補う(Volvo S60, S80)、超塑性成形を利用する(本田技研工業レジェンド)といったことも行われている。また、押出型材をドアのサッシュ(Audi A8, A2の他、A3, A4, A6)やフレームに採用する例も見られる。



Table 3 Adoption of aluminum engine hoods in Japan.

Maker	Model	Term	
Toyota	Supra	1992~1999	
	Celica GT-4	1993~1999	
	Soarer (Lexus SC300)	2001~	
	Prius	2003~	
	Crown	2003~	
Nissan	Fairlady Z	1989~2000, 2002~	
	Skyline GT-R	1989~2002	
	Leopard J Ferrie	1991~1997	
	Cedric / Gloria	1999~2004	
	Cima (Infiniti Q45)	2001~	
	Skyline (Infiniti G)	2001~	
	Stagea	2001~	
	Fuga (Infiniti M)	2004~	
Honda	NSX (Acura NSX)	1990~	All aluminum body car
	Insight	1999~	All aluminum body car
	S2000	1999~	
	Legend (Acura RL)	2004~	
Fuji HI (Subaru)	Impreza	1992~	WRX → whole version
	Legacy	1998~	Turbo version → whole version
	Forester	2002~	
Mazda	RX-7	1986~2002	Special version → whole version
	Roadster	1989~	
	Eunos Cosmo	1990~1995	
	Sentia	1991~1995	
	Eunos 800	1993~1997	
	RX-8	2003~	
Mitsubishi	Lancer Evolution	1992~	
Suzuki	Cappucino	1991~1997	
Daihatsu	Copen	2002~	

### 3.4 構造部品のアルミ化

オールアルミニウムボディ車等、車体部品の多くにアルミニウムを使用した車両ではスペースフレーム構造を採用することが多い。この場合、押出型材を車体の構造部品に採用している。また、世界で初めてのスペースフレーム構造によるオールアルミニウムボディの量産車として1994年に発表されたAudi A8 (D2)では継手として高品質の真空ダイカスト鋳物を採用した。さらに、A2 (1999年)やフルモデルチェンジされたA8 (D3, 2002年)では、部品、特に鋳物部品を大型化および多機能化して部品数の削減が図られている。真空ダイカスト鋳物はスペースフレーム構造を採用する際の有効な部品となっている<sup>8),9)</sup>。

Volkswagen Golf V (2003年)や富士重工業レガシー (2003年)のようにアルミニウム製のステアリングメンバー (インストールメントサポートビーム)を採用する例もある。レガシーでは断面形状を一定にして押出型材を適用している。

AudiはA4 (2002年), A6 (C6, 2004年)でサイドシルの補強材に押出型材を適用した。押出加工は複雑な断面形状を1回の工程で作ることができるので、バンパー補強材へ押出型材が適用されたように断面形状が一定の部品を作製するには有利な工法である<sup>10),11)</sup>。

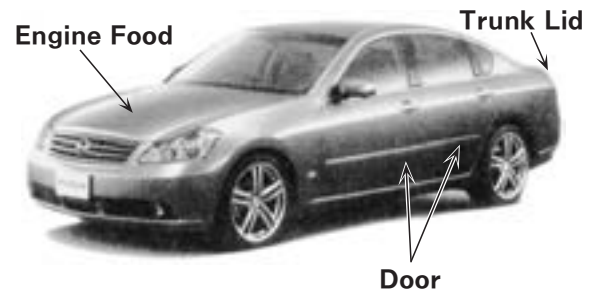


Fig. 2 Aluminum adopted body panels on Nissan Fuga (Infiniti M)<sup>7)</sup>.

以上のように、車体部品、特に構造部品では単にスチールからアルミニウムへ材料置換を行うのではなく、アルミニウムの特徴を生かした工法で部品が作製されるようになった。

BMWの5シリーズ (E60, 2003年)と6シリーズ (E63, 2003年)ではAピラーよりも前の部分の構造をFig. 3のようにアルミ化 (Lightweight Aluminium Front End) した<sup>12),13)</sup>。単に車体重量を抑えるだけでなく、フロントを軽量化することによって、操縦安定性の向上を図っている。

### 3.5 サスペンションメンバーのアルミ化

アルミニウム展伸材による溶接構造のサスペンション

Table 4 Adoption of aluminum automobile body panels in Japan except engine hood.

Maker	Model	Term	
All aluminum body car			
Honda	NSX (Acura NSX)	1990～	
	Insight	1999～	
Front fender			
Nissan	Skyline GT-R	1989～2002	
Mitsubishi	Lancer Evolution	1992～	
Honda	Legend (Acura RL)	2004～	
Trunk lid and Back door			
Toyota	Altezza Gita (Lexus IS Sport Cross)	2002～	
	Prius	2003～	
Nissan	Fairlady Z Convertible	1989～2000	
	Cima (Infiniti Q45)	2001～	
	Fuga (Infiniti M)	2004～	
Fuji HI (Subaru)	Legacy Wagon	2003～	
Honda	Legend (Acura RL)	2004～	
Door			
Mazda	RX-8	2003～	Rear door
Nissan	Fuga (Infiniti M)	2004～	
Sun roof and Removable roof			
Toyota	Supra	1992～1999	
	Rav 4 J	1994～1999	
	Soarer (Lexus SC300)	2001～	
Nissan	Infiniti Q45	1989～1996	
Honda	Accord	1990～1993	
	CRX Del Sol	1992～1997	
	S2000	1999～	
Mitsubishi	Lancer Evolution	2004～	Roof
Suzuki	Cappucino	1991～1997	
Daihatsu	Copen	2002～	

メンバーは1996年にBMW 5シリーズ (E39) のリアサスペンションに採用され、その後、Mercedes Benz Sクラス (W220, 1999年) のリアサスペンションに採用された。BMWはその後も発表する車両にアルミニウム製のサスペンションメンバーを多く採用している。Cセグメントの1シリーズ (2004年) にも車両の前後の重量配分を考慮してフロントに Fig. 4 のようなアルミニウム製のサスペンションメンバーを搭載した<sup>14)</sup>。同様のサスペンションメンバーは新型3シリーズ (E90, 2005年) にも搭載されている。日本では、日産自動車のスカイライン (V35, 2001年) のリアサスペンション等で展伸材のサスペンションメンバーが採用されている<sup>15)</sup>。

サスペンションメンバーのように複雑な形状の部品を作製するには、鋳物は形状の自由度が高いため有利な工法である。Daimler Chrysler は真空ダイカスト法による薄肉で一体物のサスペンションメンバーを Mercedes Benz Sクラス (W220), Cクラス (W203, 2000年) 等に搭載している。Volkswagen Golf V (2004年) 等のフロントにも鋳物製のサスペンションメンバーが搭載されており、採用が伸びている。日本ではトヨタ自動車の新型クラウン (2003年) のフロントで真空ダイカストによるサスペンションメンバーが採用され<sup>16)</sup>、マークX (2004年) やレクサスGS (2005年) にも搭載されて

いる。新型クラウン (2003年) に採用されたフロントサスペンションメンバーを Fig. 5 に示す。

ブラケットやカラーとサイドメンバーを鋳物で一体化し、これに展伸材の部品を接合するハイブリッド構造のサスペンションメンバーも開発されている。BMW 7シリーズ (E65, 2001年) および5シリーズ (E39, 1996年およびE60, 2003年) 等にこの工法が採用されている。日本では本田技研工業が新型レジェンド (2004年) のフロントとリアで展伸材と鋳物のハイブリッド構造のサスペンションメンバーを採用した<sup>17)</sup>。ハイブリッド構造のサスペンションメンバーでは鋳物部品の溶接が必要であることから、高い品質の鋳物を安定して製造することが可能な工法を採用することが開発の上で重要である。

#### 4. 車体のアルミ化のための新しい技術

##### 4.1 ヘム加工性の向上

アルミニウム合金板材ではヘミングが難しく、特に6000系の板材ではフラットヘムは不可能とされてきた。しかし、ヘミング時の割れの発生と伝播について、Al-Fe系およびAl-Fe-Si系の化合物の大きさと分布状況および加工時のせん断帯の形成が大きく影響することが分かったことから<sup>18)</sup>、組織制御を行ってヘム加工を容易に

した Fig. 6 のような 6000 系板材も開発されている。

#### 4.2 超塑性成形

超塑性成形は板の成形方法としては形状の自由度が高く、スプリングバックもないといった利点を持ちながら、生産タクトが長いため、適用は高額な少量生産の車種のみであった。Aston Martin DB9 (2003 年) や 2005 Ford GT (2004 年) 等のスポーツカーのボディパネル、Daimler Chrysler Maybach (2002 年) のドアインナー等が少量生産車種へ採用された超塑性成形の例である。

しかし、生産タクトの短縮により大量生産車種への適用も始まっている。General Motors は 2004 年に発表した Chevrolet Malibu Maxx のリフトゲート (バックドア) で超塑性成形 (Quick Plastic Forming) によるパネルを採用した。国内では本田技研工業が S2000 (1999 年) のハードトップで超塑性成形 (ブロー成形) を採用した。さらに、2004 年に発表されたレジェンドでは成形前に型外で板材を加熱すること等によって加工時間を大幅に短縮し、フロントフェンダーとトランクリッドに超塑性成形を適用した<sup>19)</sup>。Fig. 7 に新型レジェンドの超塑性成形適用箇所を示す。

#### 4.3 接合

アルミニウムは鋼板に比べて抵抗スポット溶接が難しい材料である。そこで、機械的接合方法 (クリンチングやセルフピアシングリベット) や接着も多く用いられて

いる。車体部品のアルミ化に伴って新たに採用されている接合方法を以下に示す。

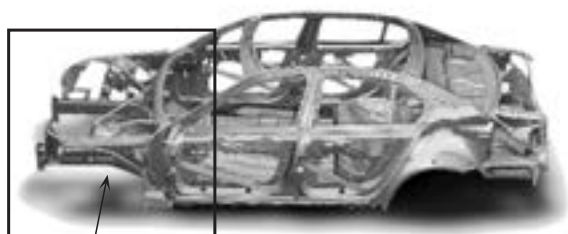
##### 4.3.1 レーザ溶接

レーザー溶接はアーク溶接に比べてエネルギー密度が高いため、溶融部の幅が狭い、溶接速度が速い等の特徴がある。よって、熱影響部の強度低下が小さく、熱ひずみが少ない、また、片側からの溶接が可能、といった利点がある。一方、設備が高価である、接合部に精度が必要といった問題点もあることから、アルミニウムボディパネルへの適用は進んでいなかった。Audi では抵抗スポット溶接に代わる接合方法として A2 の開発時にレーザー溶接を採用した。部品の大型化と部品点数の削減によって接合部分の精度を向上させ、実用化に成功した<sup>8)</sup>。現行の A8 (D3) ではレーザー溶接と MIG 溶接を組み合わせたレーザーハイブリッド溶接も採用した<sup>9)</sup>。

##### 4.3.2 摩擦攪拌接合 (FSW)

摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding, 略して FSW) は英国の The Welding Institute (TWI) で基本技術が開発された接合方法で、欧州では主に船舶、北米では航空機、日本では鉄道車両や建築物 (橋梁) でその利用技術開発が進んでいる<sup>20)</sup>。

FSW は、従来、押出型材や厚めの板材へ多く適用されてきた。しかし、最近では薄板への適用も検討されて



Lightweight Aluminium Front End

Fig. 3 Lightweight Aluminium Front End on BMW 5 series (E60)<sup>12)</sup>.



Fig. 4 Front suspension on BMW 1 series<sup>14)</sup>.



Fig. 5 Front suspension member on Toyota Crown<sup>16)</sup>.

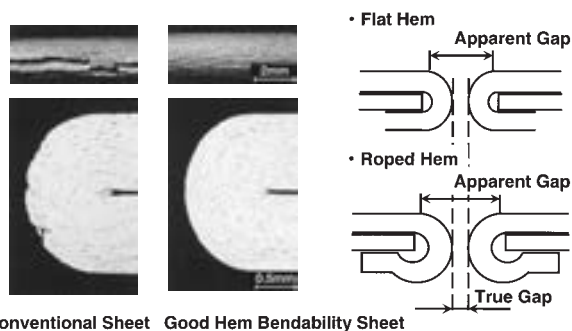


Fig. 6 6000 series alloy sheet for automobile body with Good Hem Bendability.

おり、また、抵抗スポット溶接に代わる点接合方法としても利用されている。FSW による点接合 (Friction Stir Spot Welding) の状況を Fig. 8 に示す。マツダでは RX-8 のアルミニウム製フードとリアドアに FSW による点接合を採用した。抵抗スポット溶接のように大きな電源を必要としないので投資を抑制することができ、しかも、ランニングコストも削減できたと報告している<sup>21)</sup>。

#### 4.3.3 接着

自動車構造部材の接合について、接着は長期間の信頼性確認に関して問題が有ることから、他の接合方法との併用で使用されることが多い。最近発表された車両では Jaguar XJ (2003 年) や BMW 5 シリーズ (E60) でセルフピアシングリベットと併用して使われている。BMW 5 シリーズ (E60) では鋼板との異材接合箇所にも使われており、接着剤に絶縁性を持たせて電食を防止している<sup>12)</sup>。

#### 4.4 かん合 (はめ合い)

トラックの荷台、特にアオリと呼ばれる側面の部分には、押出型材をかん合によってパネル状に組み合わせた部品が搭載されている。破損した場合に疵ついた型材のみを引き抜いて交換すれば良いう、断面形状が工夫されている。かん合の例を Fig. 9 に示す。

#### 4.5 車体部品への鋳物の採用

真空ダイカスト技術が進んだことによって高品質で高じん性な薄肉鋳物が作製できるようになり、車体部品へのアルミニウム鋳物の適用も可能となった。高品質の真空



Fig. 7 Aluminum body panels applied superplastic forming on Honda Legend (Acura RL)<sup>19)</sup>.

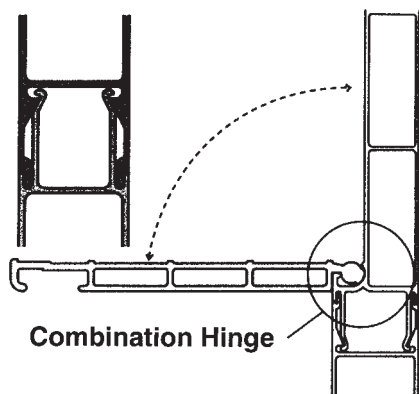


Fig. 9 Example of fitting system on aluminum side board for commercial vehicle made of extruded profiles.

ダイカスト鋳物では熱処理や溶接も可能である。Audi の旧型 A8 (D2, 1999 年) にはスペースフレーム構造の継手に真空ダイカスト鋳物が用いられており、さらに、A2 や現行の A8 (D3) では A ピラー、B ピラー等の大型構造部品にも鋳物が適用されている<sup>8),9)</sup>。薄肉で形状の自由度が高いといった特徴を生かして複数の部品を大型の一つの部品にまとめるといった工夫が行われている。現行の A8 (D3) のスペースフレームを Fig. 10 に示す。矢印で示した部品が真空ダイカスト鋳物を適用した主な大型部品である。真空ダイカスト鋳物はオールアルミ車以外にも採用されており、Audi A4 (2000 年, ドアミラーサポート)<sup>22)</sup> や Volkswagen Phaeton (2002 年, ドアインナーの一部)<sup>23)</sup> ではドア部品に使われている。

#### 4.6 リサイクル技術

自動車の大量生産、普及に伴って、廃棄される自動車も問題とされるようになった。1997 年に日本自動車工業会の自主的行動計画として使用済み自動車 (End of Life Vehicle, 略して ELV) のリサイクル・イニシアチブが出され、自動車製造事業者に対して新型車のリサイクル可能率を 2002 年以降に 90% 以上とする目標数値が示された<sup>24)</sup>。また、関係業界には ELV のリサイクル率が実効率で、2002 年以降 85% 以上、2015 年以降 95% 以上とする数値目標が提示された。さらに、2002 年 7 月、使用済み自動車の再資源化等に関する法律 (通称、自動車リサイクル法) が成立し、自動車の製造、流通・販売、廃棄・リサイクルの各段階を通じて、循環型社会を考慮した体制を取ることが義務づけられている。日本



Fig. 8 Joint of Friction Stir Spot Welding (6000 series alloy sheets for automobile body).

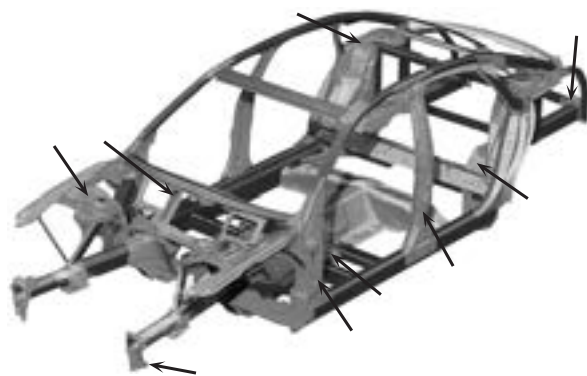


Fig. 10 Space frame of Audi A8 (Arrow : Made by vacuum die casting<sup>9)</sup>).



では自動車を購入する際に ELV の処理に掛かる費用を上乗せする形で自動車リサイクル法を運用している。車検制度により購入から廃車まで自動車の所有者が明確に把握されているので自動車リサイクル法は順調に運用されている。

ELV の廃棄および処分の際に問題となるのは、以下の3点である。

- ①シュレッダーダスト等の廃棄場所が限られている
- ②有害物質を含む環境負荷物質が使用されている
- ③再生された材料の品質は元の材料の品質よりも低い  
(カスケードリサイクルに使用)

アルミニウムは現在のところ展伸材、鋳物部品共に鋳物(およびダイカスト)部品としてリサイクルされており、自動車の廃棄に関して問題を生じていない。アルミニウム展伸材が車体部品として使用される場合、鉄部品や鋳物部品との分離が難しく、その一方で、自動車ボディ用のアルミニウム板材にとって、鉄は不純物として成形性等の材料特性に影響を及ぼす。よって、自動車ボディ用のアルミニウム材料では「展伸材 to 展伸材」のリサイクルは全く実施されてこなかった。しかし、自動車の車体部品にアルミニウム展伸材が多く採用されるようになると、リサイクルの用途としての鋳物用合金は飽和状態に達してしまうと予想される。

そこで、新エネルギー産業技術総合開発機構(NEDO)の補助金研究として、金属系材料研究開発センター(JRCM)および軽圧6社が、アルミニウム再生材中の鉄の許容量拡大、アルミニウムリサイクルのビジネスモデルの構築、自動車アルミ化に関するライフサイクルアセスメント(LCA)の3つのテーマで自動車ボディ材のリサイクル技術の研究開発を行った。再生材中の鉄の許容量拡大技術開発については、量産に向けての課題は残しているものの、材料中の鉄の含有量が増しても展伸材として再生することに目処を付けることができた。詳細は学術講演会等での発表<sup>25)</sup>を参照されたい。



Fig. 11 Cutaway of Corvette (Z06) body displayed by General Motors at NAIAS<sup>27)</sup>.

## 5. マグネシウム

マグネシウムは溶湯の取り扱いが難しく、また、製品使用部位によっては耐食性が問題となるために、自動車ではハンドル(ステアリング)の心材やシートパネルに採用される程度であった。最近、大型の鋳物が作製されるようになり、日産自動車 フーガ(2004年)のステアリングメンバー<sup>26)</sup>や新型 Chevrolet Corvette (Z06, 2005年)のルーフフレーム<sup>27)</sup>のような例も見られるようになった。新型 Corvette ではサスペンションメンバー(サブフレーム)にもマグネシウム鋳物が適用されている<sup>28)</sup>。2005年1月に開催されたデトロイトモーターショー(North American International Auto Show)の記事から新型 Corvette のキャビンの構造を紹介した写真を Fig. 11 に示す<sup>26)</sup>。マグネシウム鋳物は Mercedes Benz CL クラス(1999年)や Aston Martin DB9(2003年)<sup>29)</sup>のドアインナーのようにプレス成形が難しくアルミニウム板材の適用が難しい部位への使用も見られるものの、車体部品への採用はまだわずかである。

BMW は2003年から直列6気筒エンジンに高ケイ素系アルミニウム鋳物をライナーとしたマグネシウム鋳物のエンジンブロックを搭載している<sup>30)</sup>。搭載車種が着実に増えており、順調に生産も推移しているものとする。部分的に断面を示し、アルミニウム鋳物製のライナーをわかりやすくしたクランクケースの図を Fig. 12 に示す。

マグネシウムは塑性加工が難しいことから鋳物として使われる場合が大部分であり、展伸材を量産車に適用した例は見られない。

## 6. おわりに

アルミニウム材料を主として、自動車の軽量化に寄与する非鉄金属材料に関する最近の動向をまとめた。環境問題がドライビングフォースとなって進んだ自動車の軽

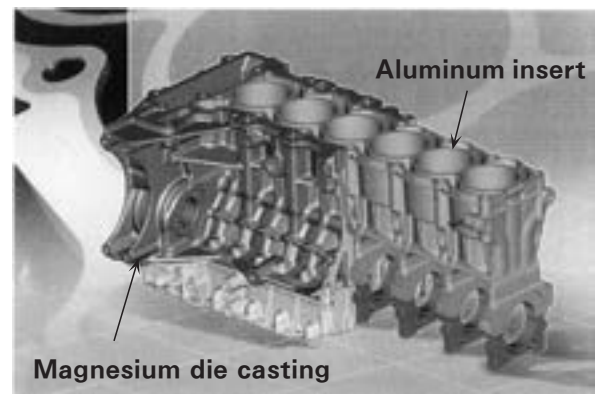


Fig. 12 Crank case made of magnesium-aluminum composite on new BMW inline six cylinder engine<sup>30)</sup>.



量化であるものの、最近では操縦安定性等、運転性能からの要求も軽量化を進める要因となっている。この場合には、ただ単に車両を軽くするのではなく、車両の重心の位置や前輪・後輪の質量配分比等が考慮されている。車体へのアルミニウム部品の採用が急速に増加する一方で、アルミニウムメーカーでも自動車向け材料の供給体制を整えている。また、アルミニウムを自動車部品へ適用する技術も最近では数多く開発されている。

欧米で先行した自動車のアルミ化であるものの、日本でも自動車へのアルミニウム部品の採用は着実に伸びている。しかし、アルミニウムをはじめとする非鉄金属材料が使用可能な部位をさらに増加させるためには、材料の開発と共に加工方法の開発も必要であると予想する。

#### 謝 辞

この報告をまとめるにあたり、アルミニウム協会をはじめとする学協会の学術誌、ホームページおよび資料等、自動車メーカーやアルミニウムメーカーをはじめとする企業のホームページ、カタログ、技術報告等、自動車関係図書および雑誌、これらより図表等、多くを引用させていただきました。ここに記し、御礼の言葉と代えさせていただきます。

#### 参 考 文 献

- 1) 国土交通省ホームページより自動車税グリーン化概要、(2004).
- 2) Official Journal of European Communities, 13.2.1999, (1999), L40/49.
- 3) Official Journal of European Communities, 20.4.2000, (2000), L100/55.
- 4) Official Journal of European Communities, 20.4.2000, (2000), L100/57.
- 5) National Highway Traffic Safety Administration at U.S. Department of Transportation: Automotive Fuel Economy Program Annual Update Calendar Year 2003, (2004).
- 6) California Environmental Protection Agency Air Resources Board: Staff Proposal Regarding the Maximum Feasible and Cost-effective Reduction of Greenhouse Gas Emissions from Motor Vehicles (Draft), (2004).
- 7) 大澤辰夫, 永森 亮, 藤沢直樹, 福沢美美: 日産技報, 56 (2005-3), 68.
- 8) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A2, März (2000), 68.
- 9) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A8, August (2002), 94.
- 10) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A4, November (2000), 53.
- 11) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A6, März (2004), 68.
- 12) BMW 英文広報資料 The BMW 5 series saloon, (2003).
- 13) BMW 英文広報資料 The BMW 6 series, (2003).
- 14) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue BMW 1er, Oktober (2004), 20.
- 15) 中村篤史, 原田宏丈, 林 裕之, 折出光宏, 川辺喜裕, 原 利行, 桜木秀偉, 高木正臣, 今野喜裕: 日産技報, 48 (2001-2), 24.
- 16) 藤根 学, 林 壮一, 須藤俊太郎, 大橋 豊: Toyota Technical Review 53 (2004.8), 40.
- 17) 福地文亮, 矢羽々隆憲, 秋山 浩, 小川 努, 岩崎晴之, 堀 出: Honda R & D Technical Review, 16-2 (2004), 23.
- 18) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 52-10, (2002), 448
- 19) 福地文亮, 林 登, 小川 努, 横山 鎮, 堀 出: 軽金属, 55-3 (2005), 147.
- 20) 例えば, 熊谷正樹: 本誌, 44-1, (2003), 142.
- 21) 村上士嘉, 山下浩二郎, 妹尾安郎, 橋 昭男: マツダ技報, No.21 (2003), 86.
- 22) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A4, November (2000), 24.
- 23) Sonderausgabe ATZ/MTZ VW Phaeton, Juli (2002), 90.
- 24) 成立間近の自動車リサイクル法と最新技術 (自動車技術会), (No.13-01 JSAE SYMPOSIUM), (2001. 12).
- 25) 例えば, H. Uto, H. Esaki, Y. Watanabe, T. Minoda, K. Ueda, K. Shibue: TMS 134th Annual Meeting & Exhibition Proceedings, (2005. 2), 172.
- 26) 青木昇二, 吉田 晃, 門脇慶典, 橋本勝之, 松本政治: 自動車技術会 2005 年春季大会学会講演前刷集 No.19-05 (2005), 13.
- 27) Automotive Engineering International 113-4 (2005.4), 58.
- 28) J. Aragones, K. Goundan, S. Kolp, R. Osborne, L. Ouimet, W. Pinch: SAE Technical Paper Series, 2005-01-0340, (2005. 4).
- 29) P. J. Blanchard, G. T. Bretz, S. Subramanian, J. E. deVries, A. Syvret, A. MacDonald, P. Jolley: SAE Technical Paper Series, 2005-01-0338, (2005. 4).
- 30) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue BMW 3er, Mai (2005), 60 and 70.

# 自動車用アルミニウム合金板材の 曲げ加工性に関する研究動向\*

箕田 正\*\* 浅野 峰生\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 93-98

## Trend of Researches on Bendability of Automotive Aluminum Alloy Sheet

Tadashi Minoda and Mineo Asano

In these years, much research on bendability of 6xxx aluminum alloy sheets for automotive bodies has been done. The mechanism of cracking by bending has been proposed as below. That is, cracking was caused by coarse second phase particles which were more than  $2\mu\text{m}$  in diameter and shear bands which formed in the grains. Micro voids formed around coarse second phase particles during bending, and they lower the bendability. On the other hand, cracks tend to propagate along shear bands, they then lower the bendability. Thus, above effects have to be considered to control the microstructures. From the view point of the effect of chemical composition, iron, silicon and copper elements lower the bendability, while manganese element improve it. Crystal orientation also influence the bendability, higher cube texture then results in higher bendability. In the US, retrogression heat treatment has been developed to improve the bendability.

### 1. はじめに

近年、自動車の排ガス低減による環境負荷軽減を目的として、車体へのアルミニウム合金の適用が拡大している<sup>1)</sup>。現在量産されている自動車ボディパネル用アルミニウム合金は、5000系 (Al-Mg) 合金と、6000系 (Al-Mg-Si) 合金に大別される。5000系合金は非熱処理型であり、塗装焼付け硬化 (BH) 性を有しないが、6000系合金は熱処理型であり、T4 調質材は塗装焼付け工程により素材強度を向上させることができるため、ゲージダウンによる軽量化が行いやすい利点があり、フードを中心にルーフ、フェンダー、バックドアなどの部品への適用が拡大している。フードなどのアウター材の場合には、縁の部分はインナー材を包み込むようにヘム加工 (曲げ加工) が行われるが、ロープトヘム ( $R > 0.5t$ ) などのように、曲げ半径が大きい場合には見た目のシャープさがなくなるため、半径の小さい曲げ加工が好まれる場合がある。しかし、6000系合金は曲げ半径が小さい

場合に、割れが発生することがあるため、曲げ加工性に関する研究が活発に行われている。ここでは、6000系アルミニウム合金 T4 材の曲げ加工に関する最近の研究動向についてまとめる。

### 2. 曲げ性評価方法

自動車ボディパネルのヘム加工は、プレス成形およびトリミング後に行われる。実際のフードのヘム加工試験で発生した割れの一例を Fig. 1 に示す。割れは曲面のほぼ頂部で発生するが、亀裂が一直線に連続することは



Fig. 1 Appearance of hem cracking.

\* 塑性と加工, 46-529 (2005), 119 に主要部掲載

\*\* 研究開発センター第一部, 工学博士

\*\*\* 研究開発センター第一部

少なく、通常は Fig. 1 のように不連続になる。最終製品での曲げ性評価は、実際のプレス品を用いたヘム加工テストにより行われるが、素材そのものの曲げ性評価は、より簡易的な方法で行われる。曲げ性の評価には、大別して押し曲げ法とダウンフランジ法が挙げられる。押し曲げ法については、「自動車用アルミニウム合金板のヘミング試験方法」として、2003年に JIS H7701 が規定されている。この試験では、単軸引張りであらかじめ試験片に 8% の予ひずみを与えておき、ダイスとパンチを用いて約 170 度の押し曲げによるプリヘムを行い、その後 180 度のヘミングを行うものである。本試験方法は、使用する治具が比較的簡素であり、簡便に試験を行いやすい利点がある。一方、ダウンフランジ法では、前述の押し曲げの代わりにダウンフランジによりプリヘムを行う試験法であり、実際のヘム加工に近いひずみ分布が得られるといわれている<sup>2)</sup>。

### 3. 曲げ割れメカニズム

板厚 1.0mm の Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn 合金板材について、550°C に昇温保持した塩浴炉で 15~3600s の溶体化処理を行い、冷却速度を変化させて焼入れを行い、曲げ試験を行った結果を Fig. 2<sup>3)</sup> に示す。溶体化処理時間 15s では割れの発生はみられなかったが、処理時間の増加とともに割れ深さが増加し、最大値を示した後、減少する傾向がみられた。また、割れ深さの最大値は焼入れの冷却速度が小さいほど大きかった。溶体化処理時間の影響は、マトリクス中の第 2 相粒子の分散状態に影響を及ぼす。供試材の場合には、マトリクス中に分散している第 2 相粒子として、AlFeSi 系化合物と Mg<sub>2</sub>Si 化合物（および Si 単相）が存在する。このうち、溶体化処理時間の影響を受けるのは Mg<sub>2</sub>Si 化合物であり、溶体化処理時間が長いほど、Mg<sub>2</sub>Si 化合物は分解され、固溶が進む。溶体化処理時間および焼入れの冷却速度が第 2 相粒子分布に及ぼす影響を Fig. 3<sup>3)</sup> に示す。Fig. 3 は AlFeSi 系化合物と Mg<sub>2</sub>Si 化合物の両方を計測しているが、溶体化処理時間の増加とともに 2μm 以上の第 2 相粒子数は減少している。また、曲げ試験後の断面光学顕微鏡組織を Fig. 4<sup>3)</sup> に示すが、溶体化処理時間 15s ではせん断帯（およびマイクロバンド）の形成がみられないのに対し、75s、3600s ではせん断帯の形成がみられる。さらに、焼入れの冷却速度が小さい場合には、冷却中に Mg<sub>2</sub>Si 化合物の粒界析出が起りやすくなり、粒界析出物は増加する。

以上の結果より、曲げ加工時の割れ発生メカニズムの模式図を Fig. 5<sup>3)</sup> に示す。曲げ加工では 2μm 以上の第 2 相粒子（粒内および粒界に存在する粒子）を核としてマイクロボイドが形成される。さらに、粒内でせん断帯が形成されると、マイクロボイドとせん断帯に沿った割れが発生し、伝播する。実際に曲げ加工で発生した割れ近傍

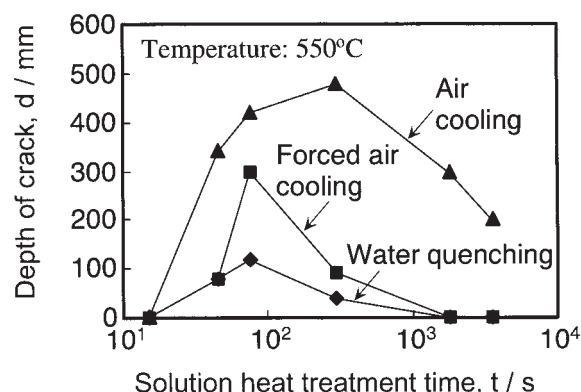


Fig. 2 Influence of solution heat treatment time and quenching rate on the depth of a crack in an Al-Mg-Si alloy T4 sheet<sup>3)</sup>.

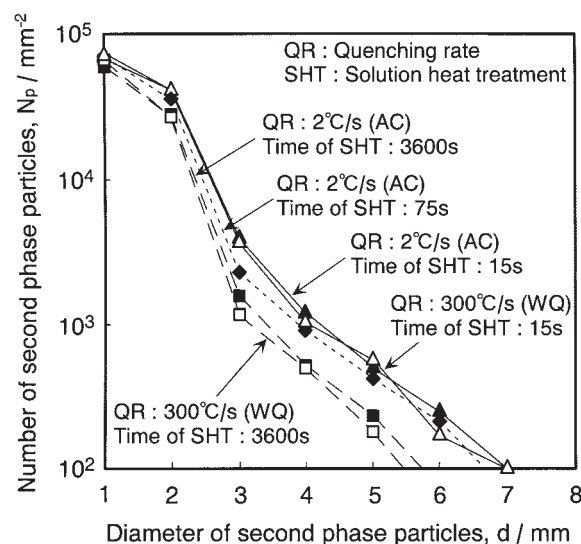


Fig. 3 Influence of quenching rate and solution heat treatment time on the number of second phase particles<sup>3)</sup>.

の断面光学顕微鏡組織を Fig. 6<sup>4)</sup> に示すが、破断部にはマイクロボイドの痕跡が観察されるとともに、破断面と平行にせん断帯が発達している様子が観察される。したがって、曲げ割れには粒内と粒界の両方を含めた 2μm 以上の第 2 相粒子数と、曲げ加工時のせん断帯の発達のしやすさが影響していると考えられている<sup>3)</sup>。なお、曲げによって生じた表面の初期亀裂は第 2 相粒子の近傍に集中して結晶粒内を横切る形態を示していることも報告されている<sup>5)</sup>。さらに、鉄量が 0.03mass% 以下で結晶粒が粗大な場合には、割れの発生起点が結晶粒界になるという報告もある<sup>6)</sup>。

## 4. 化学成分の影響

### 4.1 鉄量の影響

6000 系合金で鉄は不純物元素であるが、ボディパネルのリサイクルではヒンジなどの鉄部品の混入により、

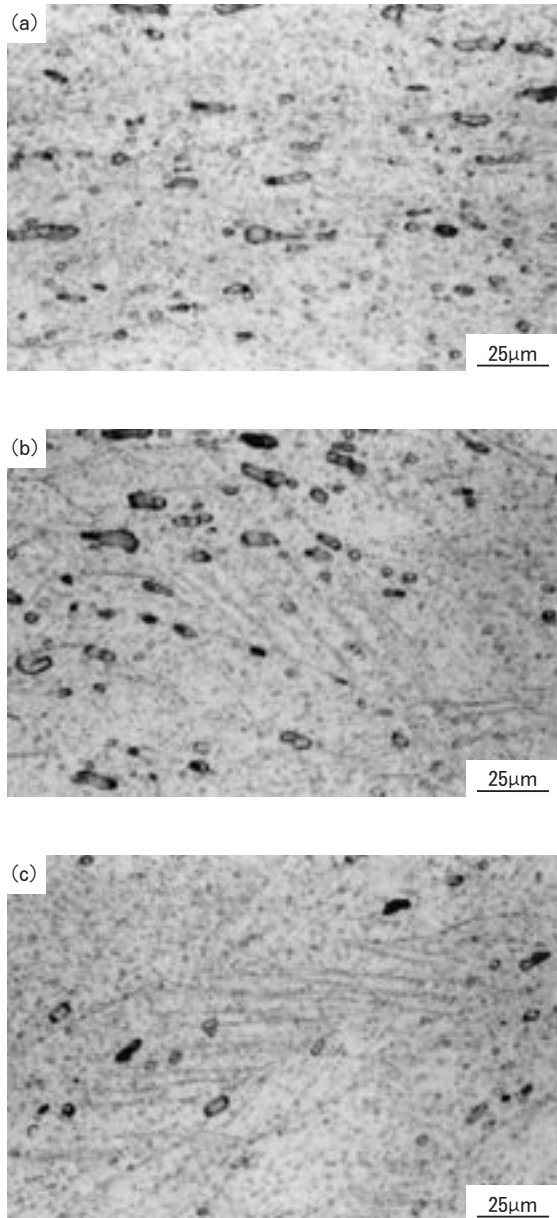


Fig. 4 Microstructures of the specimens after bending test. Before bending test, the samples were solution heat treated at 550°C for (a)15s, (b)75s and (c)3600s<sup>3)</sup>.

鉄量の増加が懸念される。例えば AA6022 合金の場合には、鉄量は 0.05~0.20mass% で規定されているが、アルミサッシなどの再生塊では鉄量が 0.5mass% を超える場合もあることから、ボディパネルの場合においても鉄量が 0.2mass% を超えることを想定する必要がある。ボディパネル用 6000 系合金において、鉄量が 0.1mass% ~0.5mass% の範囲では、鉄量の増加に伴って曲げ性は低下する<sup>4),5)</sup>。また、同様の結果が AA6111 合金についても報告されている<sup>7),8)</sup>。鉄量が 0.5mass% 以上の場合の曲げ性への影響を Fig. 7<sup>4)</sup> に示すが、曲げ性は 0.5 mass% で最も悪く、0.8mass%, 1.0mass% では 0.5 mass% 材と同等以上であった。これは Table 1<sup>4)</sup> に示すように、鉄量の増加に伴って 2µm 以上の大きさの第 2

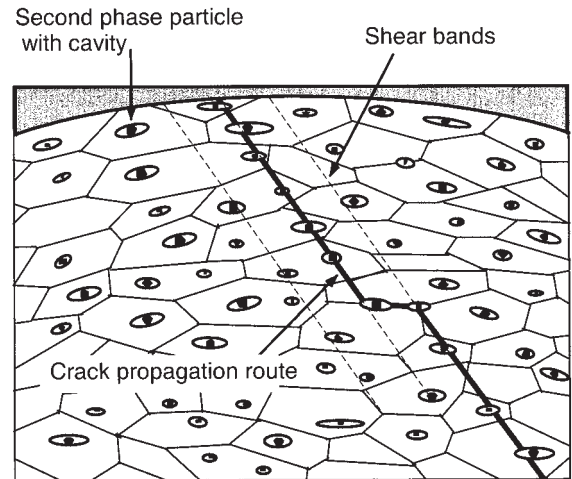


Fig. 5 Schematic diagram for mechanism of cracking by bending process<sup>3)</sup>.

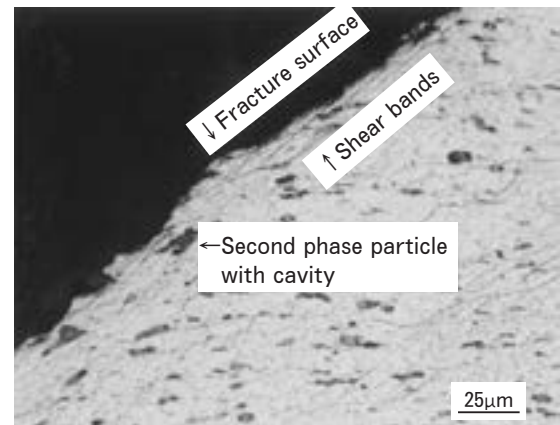


Fig. 6 Optical microstructure near the fracture surface of the bent sample with iron content of 0.5mass%<sup>4)</sup>.

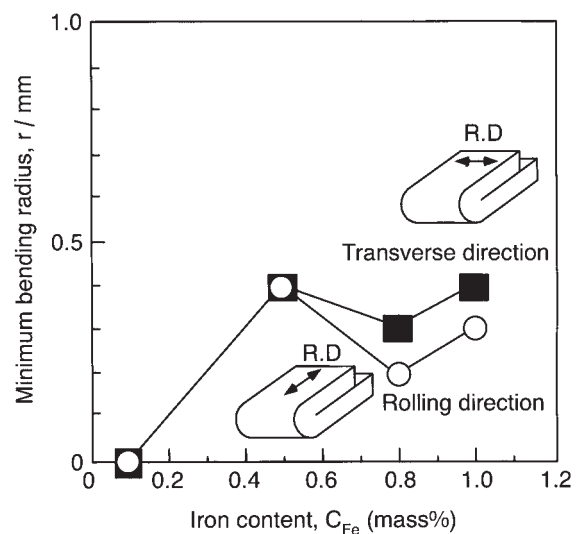


Fig. 7 Influence of iron content on the bendability of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet<sup>4)</sup>.



**Table 1** Influence of iron content on the number of second phase particles, shear bands and bendability of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet<sup>4)</sup>.

Iron content (mass%)	0.1	0.5	0.8	1.0
Number of second phase particles (mm <sup>-2</sup> )	4400	7300	9400	12900
Number of shear bends (mm <sup>-1</sup> )	157	167	122	83
Minimum bending radius (mm)	0	0.4	0.2	0.3

相粒子数は増加するが、せん断帯の形成が起りにくくなるためであると推測される。鉄量が増加することでせん断帯が形成されにくくなるのは、AlFeSi系化合物の形成による固溶ケイ素量の減少で説明される。鉄量の増加に伴う固溶ケイ素量の減少分と同量のケイ素量を増加させると、せん断帯の形成が起りやすくなり、曲げ性は低下する<sup>9)</sup>。また、マンガン添加量を増加させ、AlFeSi系晶出物の形態を変化させることにより固溶ケイ素量の減少を低減した場合にも、ケイ素量増加の場合と同様に曲げ性は低下する<sup>9)</sup>。

また、双ロール溶湯圧延法によって作製した6000系合金板材についても、同様に鉄量の影響が検討されており、0.15mass%Fe材に比べて0.4mass%Fe材の方が曲げ性に劣る<sup>10)</sup>。ただし、これら溶湯圧延材の曲げ性は溶体化処理時間を長くすることで改善される。

#### 4.2 ケイ素量の影響

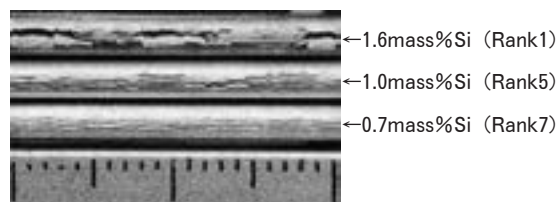
ケイ素は主要添加元素であり、成形性ならびにBH性を向上させるために、一般的にはMg<sub>2</sub>Si化学量論組成よりも過剰にケイ素が添加されている<sup>11)</sup>。マグネシウム量を0.6mass%一定としてケイ素量を0.7mass%~1.6mass%まで変量させた場合の曲げ性への影響をTable 2<sup>5)</sup>およびFig. 8<sup>5)</sup>に示す。ケイ素量の増加に伴って、曲げ性の低下がみられる。ケイ素量の増加に伴う曲げ性の低下は、前述の鉄量が多い場合と同様、せん断帯の形成されやすさの違いによるものと考えられている。ケイ素量が多い場合には、導電率が低く、溶質濃度が高かった。このことから、せん断帯の形成されやすさには溶質原子が関与していることが示唆される<sup>5)</sup>。

#### 4.3 銅量の影響

銅元素は成形性を向上するよう作用することから、高いプレス成形性を必要とする場合に銅元素を添加した6000系合金が用いられる<sup>12)</sup>。Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn合金をベースに、0.8mass%の銅を添加した場合、無添加に比べて曲げ性が低下する<sup>13)</sup>。これは銅添加によりせん断帯が形成されやすくなった、もしくはせん断帯に銅が濃化しており、せん断帯に沿った破壊が生じやすくなったためと考えられている。

**Table 2** Influence of silicon content on the bendability of an Al-Mg-Si alloy T4 sheet. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the rank 1 is the worst<sup>5)</sup>.

Silicon content (mass%)	0.7	1.0	1.3	1.6	
0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ / MPa	120	7	5	4	1
	135	5	3	1	—
	150	3	1	—	—



**Fig. 8** Appearances of hemming cracks with different silicon content. The 0.2% proof stress of the samples before bending test were almost 120MPa<sup>5)</sup>.

#### 4.4 マンガン量の影響

マンガンは遷移元素であり、添加する場合には結晶粒制御が目的である。鉄量が0.2mass%の場合、マンガン0.2mass%添加すると、無添加に比べて曲げ性が向上する<sup>14)</sup>。マンガン添加により、AlFeSi系晶出物の形態が針状 $\beta$ 相から塊状 $\alpha$ 相に変化し、曲げ加工で粒子近傍に応力集中しづらくなることにより、曲げ性が向上すると考えられている。

### 5. 集合組織の影響

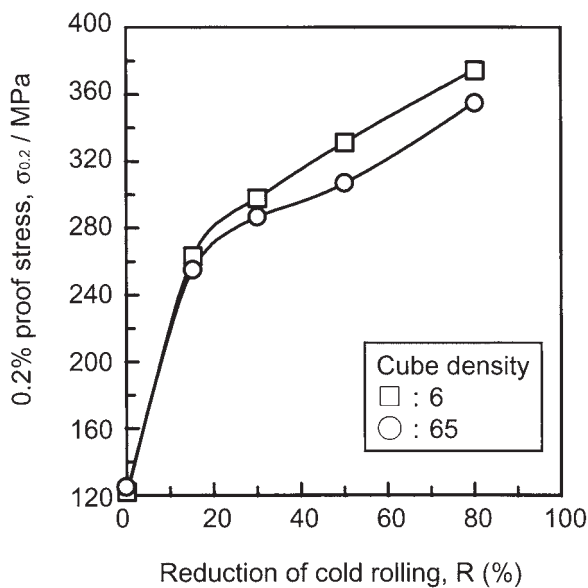
前述のように、曲げ性には2 $\mu$ m以上の第2相粒子数の他に、せん断帯の形成されやすさが影響を及ぼしているが、せん断帯の形成と発達には結晶方位が影響を及ぼす。著者ら<sup>15)</sup>は、曲げ加工でバンド状のせん断帯の形成が少ない結晶粒は、TD軸に対して{100}面が直交する方位に配向していることを明らかにしている。また日比野ら<sup>16)</sup>は、同一組成のAA6022合金を用い、立方体方位密度をODFの強度レベルでランダム比約6(サンプルA)と約65(サンプルB)の2水準に変化させた場合、Table 3<sup>16)</sup>に示すように立方体方位密度の高い方が曲げ性に優れることを示している。この理由として、立方体方位が発達すると、Fig. 9<sup>16)</sup>に示すように圧延方向あるいは圧延方向と垂直な方向の加工硬化が小さくなり、加工によるひずみ蓄積が緩和され、曲げ加工時に生じるせん断帯の発達が抑制されるためと考えられている。

なお、著者ら<sup>17,18)</sup>は2 $\mu$ m以上の第2相粒子を低減すること、結晶方位制御によって曲げ加工時のせん断帯形成を抑制することで、曲げ加工性に優れた自動車用アルミニウム合金板材を開発している。



**Table 3** Influence of cube density on the bendability of 6022-T4 sheet. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the rank 1 is the worst<sup>16)</sup>.

Cube density		6		65	
Angle to the rolling direction (°)		0	90	0	90
0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ / MPa	120	3	8	10	10
	135	1	5	10	9
	150	1	4	9	8



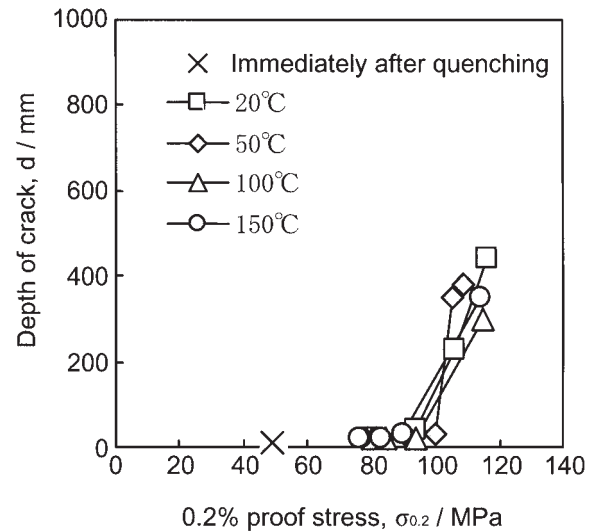
**Fig. 9** Influence of cube density on the work hardening response of 6022-T4 sheet<sup>16)</sup>.

## 6. 時効の影響

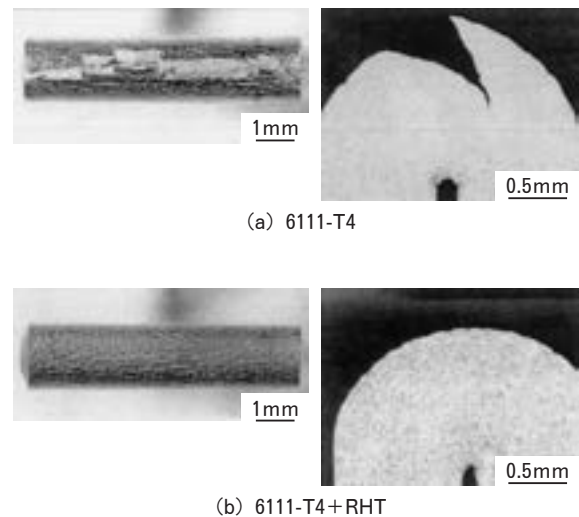
ボディパネル用 6000 系アルミニウム合金は、通常 T4 調質で用いられるため、焼入れ後の自然時効日数により強度変化が生じ、曲げ加工のタイミングによって曲げ性が変化する。Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn 合金の焼入れ後の時効温度と時間が曲げ性に及ぼす影響を Fig. 10<sup>15)</sup> に示す。強度が上昇するにつれて曲げ性は低下するが、強度が同等の場合には時効温度が 20°C~150°C の間で時効温度による曲げ性への影響はみられない。強度上昇に伴う曲げ性の低下は、曲げ加工時にせん断帯の形成が起こりやすくなるためである。

## 7. 復元処理による曲げ性の改善

近年、銅元素を添加した AA6111 アルミニウム合金の曲げ加工において、曲げ加工前に局所的な復元処理 (Retrogression heat-treatment) を行うプロセスが開発されている<sup>19)</sup>。復元処理は 300°C~500°C の温度で 10s 以下で行われる。Fig. 11<sup>20)</sup> に示すように、復元処理を



**Fig. 10** Influence of aging temperature and 0.2% proof stress on the depth of cracks after bending test of Al-1.0 mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet<sup>15)</sup>.



**Fig. 11** Improvement of bendability by retrogression heat treatment<sup>20)</sup>.

行わない 6111-T4 合金では 180 度の密着曲げで割れが発生するが、復元処理を行うことで割れの発生が抑制される。

## 8. おわりに

自動車の商品性を高めるために、曲げ加工性の向上は重要な課題であり、各アルミメーカーとも精力的に改善を行ってきた。その結果、曲げ割れ発生メカニズムもかなり解明されてきており、成分の影響はもちろんのこと、結晶方位の影響も解明されつつある。曲げ加工性の改善には、製造プロセス制御による組織制御が重要であるが、自動車ボディパネルには曲げ加工性の他に、プレス成形性、BH 性、表面処理性なども必要であることから、こ

これらのバランスを考慮した上で、プロセス制御を行うことが今後の課題といえよう。

#### 参 考 文 献

- 1) 宇都秀之, 洪江和久: 住友軽金属技報, **44-1** (2003), 89.
- 2) 野田研二, 櫻井健夫, 小西晴之: 軽金属学会第 99 回秋期大会講演概要, (2000), 217.
- 3) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 448.
- 4) 箕田正, 内田秀俊, 洪江和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523.
- 5) 日比野旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田健: 軽金属, **53** (2003), 534.
- 6) 伊藤吾朗, 飯村友明, 伊藤伸英: 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 7.
- 7) W. B. Liewers, A. K. Pilkey and D. J. Lloyd: Mater. Sci. Eng., **A361** (2003), 312.
- 8) J. Sarkar, T. R. G. Kutty, D. S. Wilkinson, J. D. Embury and D. J. Lloyd: Mater. Sci. Eng., **A369** (2004), 258.
- 9) 箕田 正, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属, **55** (2005), 222.
- 10) 上田 薫, 浅野峰生, 箕田 正, 洪江和久: 軽金属学会第 108 回春期大会講演概要, (2005), 55.
- 11) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属学会第 95 回秋期大会講演概要, (1998), 135.
- 12) D&M 日経メカニカル, **559** (2001), 18.
- 13) 浅野峰生, 洪江和久, 吉田英雄: 軽金属学会第 105 回秋期大会講演概要, (2003), 223.
- 14) 趙丕植: 軽金属, **55** (2005), 227.
- 15) 浅野峰生, 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 5.
- 16) 日比野旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 89.
- 17) 箕田 正, 浅野峰生, 洪江和久: 自動車技術会 2005 年春季大会学術講演会前刷集, **19-05** (2005), 9.
- 18) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 洪江和久: 平成 17 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2005), 5.
- 19) US Patent #5, 948, 185.
- 20) Aluminium International Today, Nov./Dec. (2002), 36.

## 輸送機器向け展伸用アルミニウム合金の開発の歩み\*

吉田英雄\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 99-116

History of wrought aluminum alloys  
for transportations

Hideo Yoshida

The development of wrought aluminum alloys in Japan about transportations, mainly, airplanes, railway cars, motor cycles and automobiles are summarized. In airplanes, especially fighters before World War II, higher strength aluminum alloys were required to compete with European or American fighters. ESD (Extra Super Duralumin), which strength was higher than duralumin or super duralumin, was invented and applied to Zero Fighter. This alloy was modified as 7075 in USA during WW II. After WW II, taper rolled stringers using 7075 alloy sheet which grains did not grow after small rolling reduction followed by solution heat treatment or superplastic 7475 alloy sheet with fine grains of 10 micron meter in diameter were developed and applied to commercial airplanes, B767 and B777. These inventions were achieved by the investigations of thermo-mechanical treatment to control grain size and grain boundaries. Recently, the applications of Al-Mg-Si-Cu alloy hollowed extrusions with high strength compared with 2024-T3 or friction stir welding of 7075 have been examined to save the cost and weight. In railway cars, JIS 7N01 weldable alloy with low quench sensitivity and high extrudability was developed. Further 7003 alloy with higher extrudability than 7N01 was invented and applied to large and wide extrusions of Shinkansen Series 200. Alloy 6N01, which can be extruded to hollow cross-section shapes with thin thickness was developed and applied to Shinkansen, Series 300 and 700. Recently honeycomb structure or FSW technology were applied to new railway cars. In motor cycles, especially, motocrossers, high strength and high stiffness wrought aluminum alloys were required to their frames, swing arms, front forks and rims. High strength aluminum alloys with tensile strength, more than 600MPa have been developed in an outer tube of front forks. In automobiles, aluminum body panels for hood have increased for twenty years. An Al-4.5%Mg alloy containing zinc and copper was invented and adopted to the hood of Mazda RX-7 for the first time in Japan. Then Al-4.5%Mg-Cu and Al-5.5%Mg-Cu alloys were developed from the viewpoint of formability and registered in Aluminum Association as 5022 and 5023. Further Al-Mg-Si alloys with high bake hardenability at 170°C same as steel were required to more lightweight panels. New processes, pre-aging or reversion were developed to increase the precipitation rate at a low temperature. Superplastic forming, such as blow forming has been applied to increase the formability of aluminum alloys in a hard top roof of Honda S2000 using Al-Mg alloy. Recently blow forming technology with high productivity was developed and applied to the fender and trunk lid of Honda New Legend (Acura RL). New spot welding using FSW has been employed to Mazda RX-8 instead of resistance spot one. In Japan, new aluminum alloys and application technologies have been spirally developed complied with our user's demand.

\* 軽金属, 55 (2005), 270 に一部掲載

\*\* 研究開発センター, 特別研究員 兼 第一部長, 工学博士

## 1. はじめに

東海地区は、航空機、鉄道車両、二輪車、自動車といった輸送機器のモノづくりでは世界有数の地域である。これらの輸送機器に大量のアルミニウムが用いられるのは戦前の零戦にみられるように航空機が最初で、戦後は鉄道車両、二輪車、現在は自動車に移行しつつある。これらの輸送機器は軽量化することでその性能を高めてきた。最近では環境問題、燃費規制で軽量化が必須となってきている。ここでは、これらの輸送機器に関する展伸用合金開発の歴史をまとめる。

## 2. 戦前の航空機用材料

### —超々ジュラルミン ESD の開発—

東海地区に航空機産業が育ってきたのは、「木」の産業技術の伝統があったからといわれている<sup>1)</sup>。戦前の愛知航空機（現愛知時計電機、愛知機械工業）は、その前進が愛知時計製造で、良質な木材で柱時計や置時計を作った技術を用いて航空機のプロペラや機体、水上飛行機のフロートなどを作り、その後、時計の精密技術も活用して、1920年、航空機製造に携わるようになった。同じころ、第一次世界大戦後の1919年、三菱造船会社は潜水艦建造を目的に買収した名古屋港六号地（現港区大江町）の工場用地に、三菱内燃機会社（1928年、三菱航空機と改称）を設立し、軍用機製造に着手した。川崎造船所もまた、欧州での航空機の発展を見て、航空機の製造に着手し、1923年岐阜県各務原飛行場に隣接して、工場を建設した。こうして、東海地区に日本での航空機産業の一大拠点が形成された<sup>2)</sup>。

1931年満州事変、翌1932年上海事変で、外国人の設計あるいは外国機の模倣した日本の飛行機では性能の劣ることが判明し、1932年、海軍はわが国独自の技術で欧米列強に負けない性能をもった航空機製作を決めた<sup>3)</sup>。三菱航空機では、従来の木製の胴体に替わりジュラルミン製の板を用い、翼についても従来の羽布張りからジュラルミン張りにした。さらに、I型の超ジュラルミン（SD：Super Duralumin）押出型材を主翼桁に用いて、従来機より100km/hも速い450km/hの速度を有する戦闘機ができた<sup>4)</sup>。海軍はさらに高速化するために、高度4000メートルで500km/h以上の性能を有する艦上戦闘機計画をたてた。また格闘戦性能をさらに向上させるため、主翼の面積を大きくすることが必要となった。このため重量は徹底して軽減しなければならず、従来のSDより高強度の材料が必要とされた<sup>3)~5)</sup>。

1916年、住友は海軍とロンドン郊外のクロイドン飛行場付近で墜落したドイツ飛行船 Zeppelin に用いられたジュラルミンを入手、調査して、このジュラルミンを住友伸銅所で試作した。住友はこれを「住友軽銀」（1919年）と名付けた。Fig. 1は英国上空で撃墜された



Fig. 1 Zeppelin Airship shoot-downed at London and a part of its frames brought into Japan, and stored in Sumitomo Light Metal with a signature of Dr. Igarashi (inventor of ESD)<sup>6), 8), 24)</sup>.

Zeppelin 飛行船の残骸<sup>6)</sup>と、当時入手し、現在住友軽金属に保管されている Zeppelin 飛行船の骨材である<sup>7)</sup>。1922年、第一次世界大戦の結果、ドイツから得る賠償の一つとして、陸海軍とともにジュラルミンを製造しているドイツの DM (Duerener Metallwerke AG) 社への技術習得団を派遣し、その製造技術を習得した。さらに高強度合金の開発を目指し、1935年には、アルコアの 24S を改良した超ジュラルミン SD を開発した。これはジュラルミンより 50MPa ほど高強度で 450MPa の強度を有していた。1935年8月海軍航空本部から要請を

受け、五十嵐らを中心にSD合金を越える新合金の開発に着手した。当時 Zinc Duralumin として知られていた W. Rosenhain の開発した E 合金 (Al-20Zn-2.5Cu-1.5Mg-0.5Mn; 以下 mass% を略す), W. Sander の開発した Sander 合金の S 合金 (Al-8Zn-1.5Mg-0.5Mn), Super Duralumin の SD 合金 (Al-4Cu-1.5Mg-0.5Mn) をベースに研究し, 最大の課題である「時期割れ」を Cr 添加で抑制した ESD 合金 (Extra Super Duralumin) を開発した。この系の合金の「時期割れ」に関しては Fig. 2 に示すようなパンチング, カッピング, 曲げ試験を行い, 割れには引張応力が関係し, 水蒸気や食塩水中で生じやすく, 結晶粒界で割れが進行することを明らかにした<sup>8)</sup>。現在では応力腐食割れと呼ばれている現象である。粒界腐食を防止するには Mn, Cr の同時添加が有効で, 過剰に添加すると, 粗大な化合物を形成し疲労強度を低下させるので, 適正な添加量が決められた。合金開発の経緯については寺井や佐藤の詳しい解説がある。ESD と名付けたのは E 合金, S 合金, SD 合金を配合して開発できたところに由来している<sup>8)~14)</sup>。

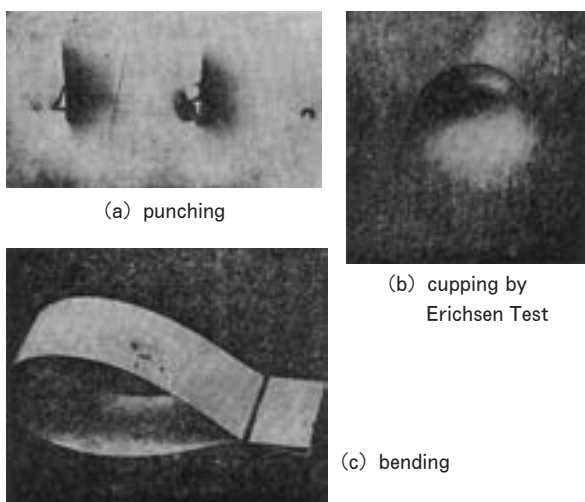


Fig. 2 Test procedure of stress corrosion (season cracking) devised by Igarashi and Kitahara<sup>7)</sup>.

1936年6月9日 ESD 合金 (Al-8Zn-2Cu-1.5Mg-0.5Mn-0.25Cr) は特許出願された。Table 1 にこの特許と関連特許を示す<sup>10)</sup>。この合金は約 600MPa の引張強度を有し, SD 押出型材の場合と比べ一機あたり約 30kg の重量軽減ができるため, 1938年, Fig. 3 に示すような零式艦上戦闘機の主桁 (前, 後桁) の縁材 (フランジ, コード) に ESD 押出型材, 桁の壁材 (ウェブ) に ESDC (合わせ板) が採用された<sup>15)</sup>。これを生産するにあたり, 1939年, 愛知航空機や三菱航空機に近い南区臨港地帯 (現在の港区。1937年には名古屋汎太平洋平和博覧会が開催され, 港や道路などの交通網の整備が進んだ地区<sup>16)</sup>) に住友金属名古屋軽合金製造所が建設され, 1941年10月より操業開始した。1943年には, 連続鋳造設備, 2段可逆式熱間圧延機, タンデム4段冷間圧延機, 大型押出型材生産用3600トン横型水圧押出機, プロペラ翅素材生産用4000トン堅型水圧機が導入され, 月4000トンの生産を行った<sup>12), 17)</sup>。

1942年, アリューシャン要地攻略作戦で, アメリカ海軍はほぼ完全なまま不時着した零戦を発見し, 詳細に調査した結果, 米国は日本の航空技術の水準に驚き, 零戦の弱点を徹底して分析し, 零戦をしのぐ新型戦闘機の

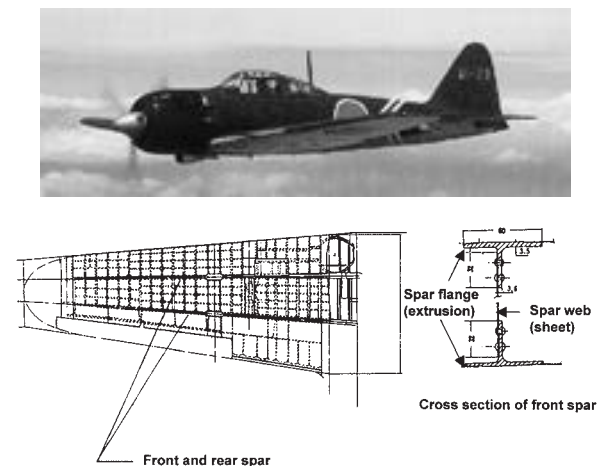


Fig. 3 Zero Fighter and the structure of its main wing<sup>15)</sup>.

Table 1 Patents about inventions of Extra Super Duralumin<sup>9)</sup>.

Patent Number	Title	Patent		Chemical Composition (mass%)					
		Filing	Grant	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Ti
135,036	High Strength Wought Aluminum Alloy	1936.6.9	1940.2.28	3~20	1~10	1~3	0.1~2	(0.1~2)	(0.01~0.5)
113,183	High Strength Aluminum Alloy	1936.9.9	1939.11.13	4~20	1~3	1~3	—	1.2~3	(0.01~0.5)
155,806	High Strength Clad Sheet with Zinc	1939.10.14	1943.4.2	0.5~1.5	—	—	0~2.0	—	—
161,892	High Strength Wought Aluminum Alloy	1942.5.29	1944.5.29	3~20	1~10	1~3	0.1~2	(0.1~2)	Sb 0.01~0.2



設計を急ぐこととなった<sup>3)</sup>。この調査で、ESD も分析され、アルコアが開発中の合金と類似していたため、アルコアは急遽、類似合金を 75S (7075) として 1943 年実用化した<sup>18)</sup>。アルコアの 7075 は、ESD より Zn が 2% ほど少なく、Cu, Mg 量も若干異なり、ESD ほどの強度はない。また Cr 添加だけで Mn も添加されていない。

### 3. 戦後の航空機用材料 — ストリンガー材, 超塑性材 —

戦後、前述の 7075 合金は航空機用材料の代表として、現在でも世界中で多く使用されている。1950 年代、米国で ESD に近い Zn 量を有する 7178, 7001 合金が開発されたが、破壊靱性、損傷許容、応力腐食割れの観点から次第に使われなくなった<sup>10)</sup>。その後、破壊靱性や疲労特性を向上させるために、不純物の Fe や Si を減らした 7475 合金が開発された。さらに剥離腐食や応力腐食割れを抑制する方法として、通常の熱処理条件より高温長時間側で行う過時効処理 (T7) が開発された。1970

年以降は焼入れ性 (焼入れ感受性) の観点から、Cr の代わりに Zr を微量添加した 7050 合金などが開発された。さらに最近では Zn も多く添加されるようになり、ESD と同じ 8% 添加された 7055 といった合金も開発され使用されている<sup>19), 20)</sup>。これは製造技術の進歩とともに、材料学的にも、強度、靱性、疲労、応力腐食割れに関する多くの知見が得られ、特性を向上させるための手法も見出された結果である<sup>20)</sup>。Table 2 に戦後開発された航空機用 7000 系合金の成分の代表値を示す。

日本では、戦後いったん航空機の生産・研究が禁止されたが、その後、YS11 機の国産化、ボーイング機の機体生産を通して復活してきた。ボーイングの B767 機体の製造では、従来、7075 押出型材を用いたストリンガー (縦通し材) の重量を軽減するため、Fig. 4 に示すように、板材を圧延により長手方向で肉厚を変動させ、継手部分のみを厚くしたテーパストリンガーを全面的に用いようとした。しかしながら、従来の 7075 板材では、圧延で弱加工した部分はその後の溶体化処理で結晶粒粗大化が生じて、その後のハット型加工で割れが生じたり、

Table 2 Typical compositions of high strength aluminum alloys for aircraft.

Alloy	Year Registered	Chemical Composition (mass%)						Base Metal
		Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Zr	
7075	1943	5.6	2.5	1.6	0.23			Highly Pure
7178	1951	6.8	2.8	2.0	0.23			
7001	1955	7.4	3.0	2.1	0.23			
7079	1954	4.3	3.4	0.6	0.18	0.2		
7049	1968	7.7	2.4	1.5	0.16		0.25Zr+Ti	
7475	1969	5.6	2.5	1.6	0.23			
7050	1971	6.2	2.3	2.3			0.12	
7055	1991	8.0	2.0	2.3			0.12	
ESD	1936	8.0	1.5	2.0	0.25	0.5		

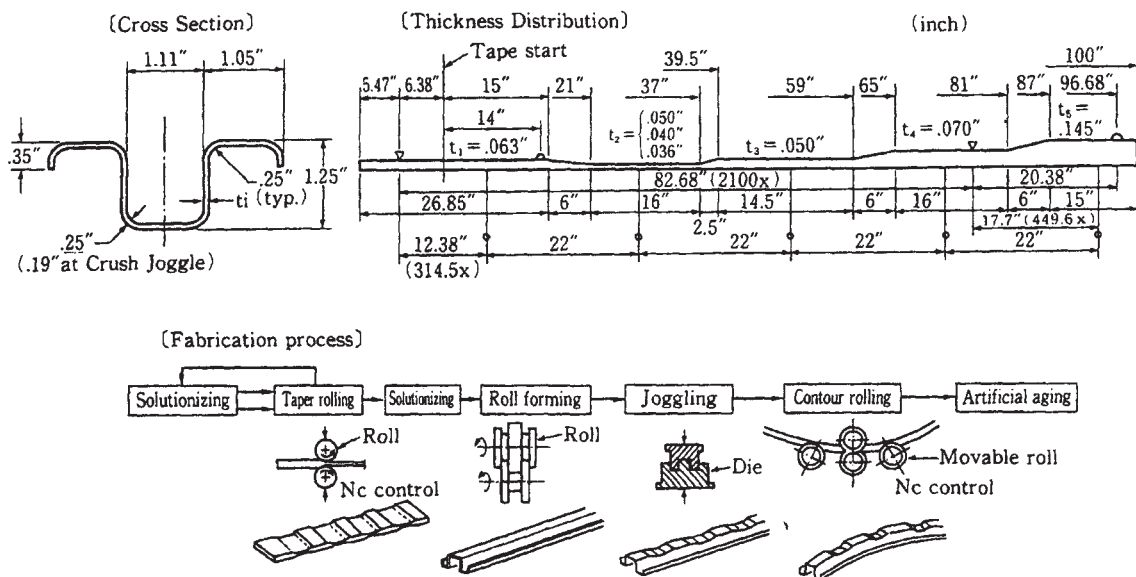


Fig. 4 Manufacturing process of a taper-rolled stringer<sup>24)</sup>.

疲労強度の低下する問題が発生した。このため弱加工でも結晶粒粗大化しない材料の開発が求められた。馬場、宇野らは連続焼鈍炉を用い急速加熱、急速冷却処理で結晶粒を  $50\mu\text{m}$  以下に微細化し、その後適正な析出処理により軟化させるプロセスを開発し、弱加工・溶体化処理で結晶粒粗大化が生じない加工熱処理法を開発した<sup>21~25</sup>。Fig. 5 は、従来プロセスと開発プロセスによる冷間加工度と結晶粒径の関係を示す。三菱重工はこの加工熱処理を施した板材をハット型に成形し、ボーイング B767、

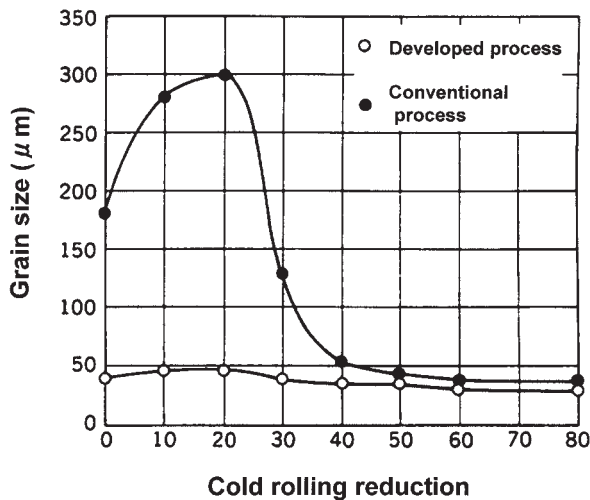


Fig. 5 Effect of the cold rolling reduction on the grain size of stringer produced by developed and conventional process<sup>22), 24)</sup>.

B777 のストリンガーに用いることができた。Fig. 6 は B767 機の胴体部で、ハット型に成形されたテーパーストリンガーと湾曲したフレームと外板がリベットで組み合わされて様子がわかる。さらに、この 7075 合金は、Fig. 7 に示すように、熱延板に対し適切な析出処理（過時効処理）を施し、その後温間圧延ないしは冷間圧延と急速加熱処理を行う加工熱処理法を用いると、 $10\mu\text{m}$  程度まで結晶粒は微細化する。この材料を高温で引張変形させると超塑性が得られることから、Fig. 8 に示すようなドアパネル等に成形された<sup>26)</sup>。この超塑性成形法により、Fig. 8 に示したパネルでは、従来方法では 45 個のパーツ、400 個のリベットで加工されたパネルに対して、3 個のパーツと 80 個のリベットで組立てができ、コストで 30%、重量で 15% 軽減されることがわかった。

1980 年代には航空機の燃費向上のため、一層の軽量化が要求され、低密度で高剛性の Al-Li 合金が注目された。リチウムを 1% 添加すると、密度は 3% 低下し、弾性率は 6% 増加し、2024 や 7075 合金並みに高強度が得られる。このため、欧米では次世代の航空機用合金として注目され、リチウム 2~3% 含む 8090、8091、2090、2091 合金などが開発された<sup>27)</sup>。この合金系は焼入れ感受性が鈍感で、空冷でも十分な強度が得られたり<sup>28)</sup>、高温で超塑性を示し 7075 合金よりも速い成形が可能である<sup>29), 30)</sup>などの興味ある特徴があり基礎研究がなされた。しかしながら、製造の面では溶解鑄造が非常に困難で、通常の大気溶解では酸化反応が激しく酸化物が形成されやすい、熱延では圧延割れが生じやすい、溶体化処理で



Fig. 6 B767 and its fuselage constructed with frames, skins and taper-rolled stringers<sup>24), 25)</sup>.

は表面酸化で脱リチウムが生じるといった問題がでてきて、従来の技術では容易に製造できないことがわかってきた。このため日本でも、欧米の開発競争に遅れないために、軽圧各社が集まり、通産省の支援のもとでアリシウムという研究会社を設立し、1990年度から7年間、

製造および材料開発に取り組んだ。しかしながら、欧米も含めて、この合金の課題である破壊靱性、疲労亀裂伝播性などで大きな改善ができず、また製造コストも高いため実用化には到らなかった<sup>31)</sup>。

最近の航空機材開発の流れは、従来からの高強度高靱

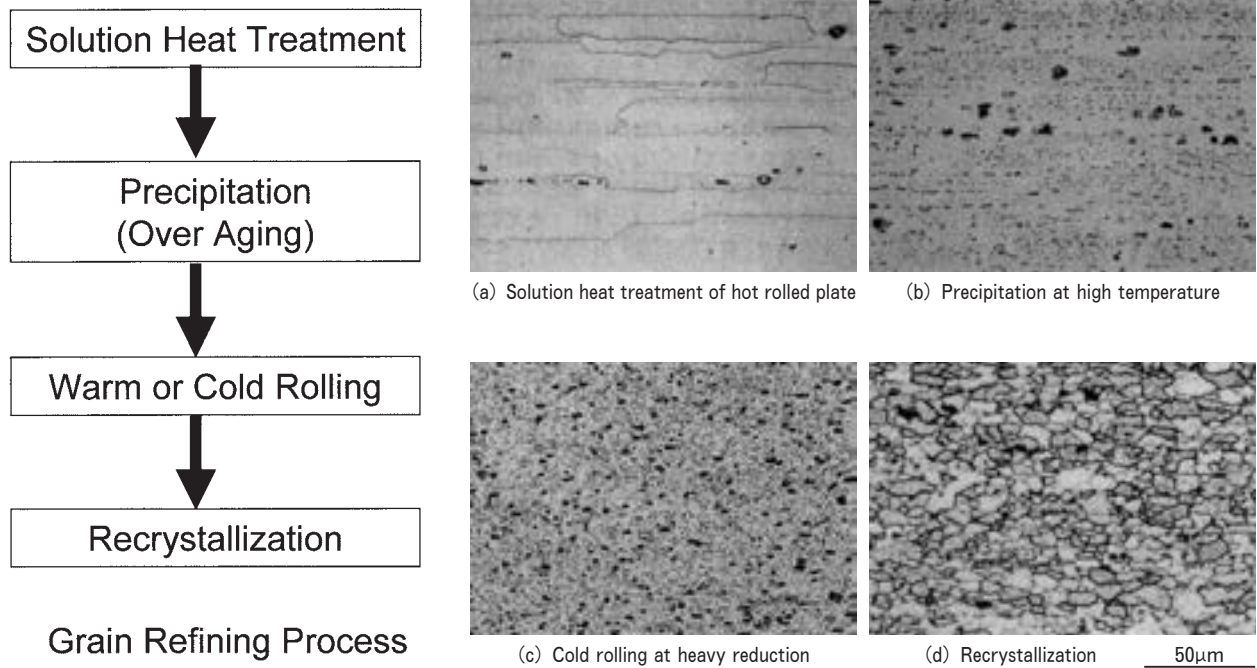


Fig. 7 Grain Refining Process and its microstructures of a 7475 alloy sheet in each step for superplasticity<sup>26)</sup>.

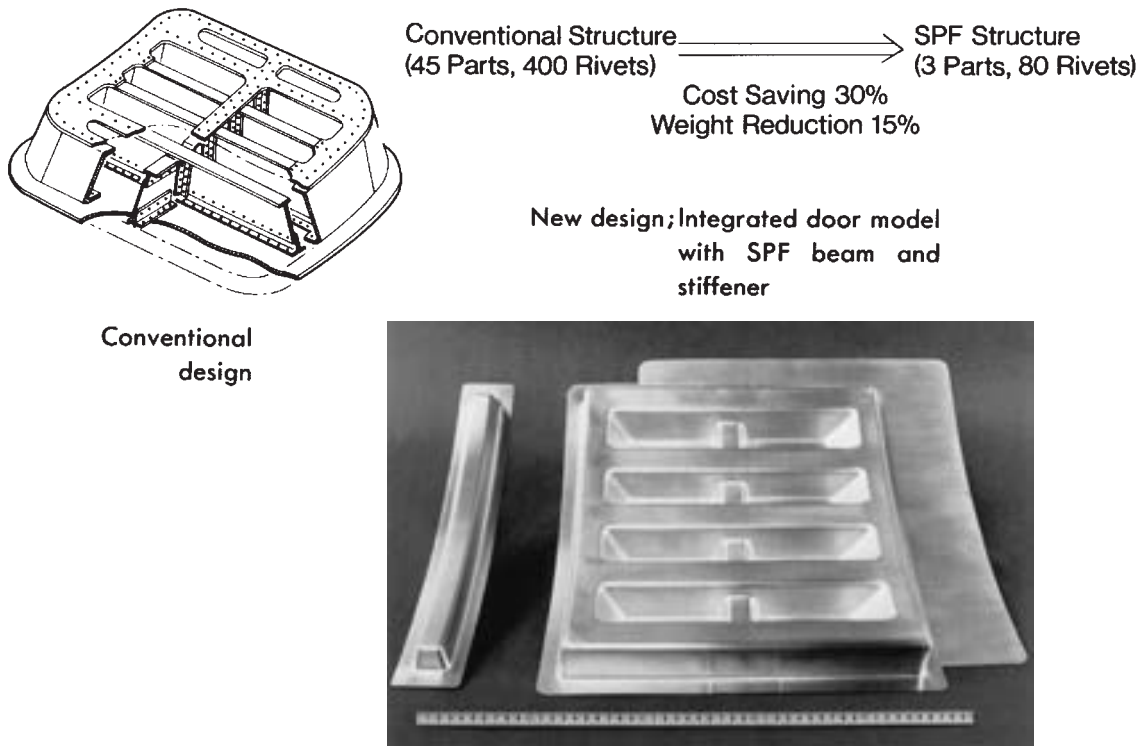


Fig. 8 Door panel model formed superplastically using a 7475 alloy sheet with fine grains compared with a conventional structure<sup>26)</sup>.

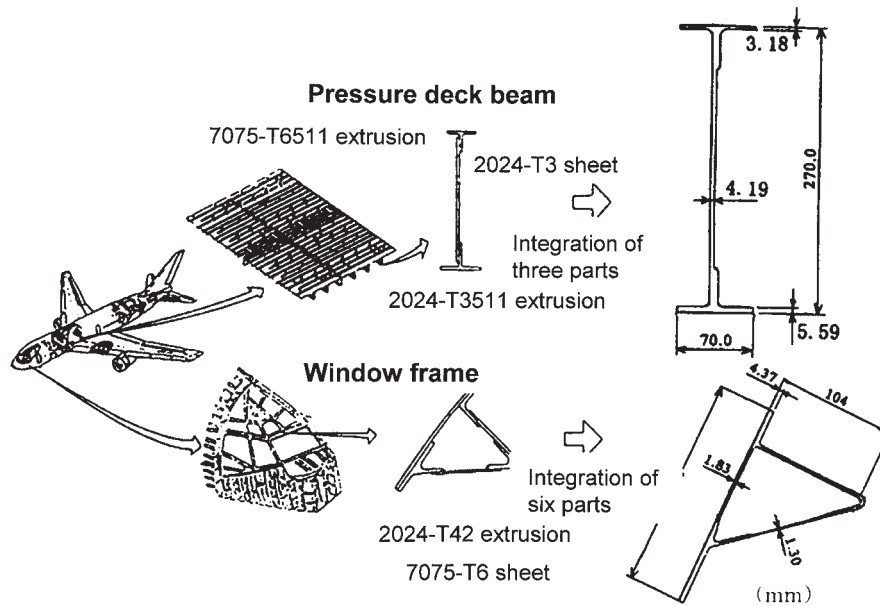


Fig. 9 Application of new alloy 2013 extrusions to integrated structures in a pressure deck beam and a window frame<sup>34)~36)</sup>.

性材料の開発ともう一つは航空機製造のコスト低減化に寄与できる材料、技術開発がある。後者の材料開発では、耐食性で優れている 6000 系合金が注目され、米国では 6013 合金が開発された。2024 合金に比べ耐食性が優れるためクラッド材を用いる必要がなく、さらに腐食環境に晒された後の疲労強度は 2024 合金と同等である<sup>32)</sup>。日本においても、川崎重工と住友軽金属は日本航空宇宙工業会の委託研究として、2024 合金-T3 材に匹敵する高強度 6000 系板材を開発し、航空機に適用する検討を行った<sup>33)</sup>。この板材を用いると、従来 2024-O 材で成形し、焼入れしていた工法が、T4 で成形し、成形後人工時効する工程が可能となり、焼入れによるひずみ強制製造コスト低減となる。この合金はまた、Fig. 9 に示すように、従来の 2000 系合金ではできなかった中空薄肉ホロー形材が押出可能で、複雑な形状の航空機部品の一体化成形ができ、従来リベット接合が不要になり、低コストで航空機の製造できることが明らかとなった<sup>34), 35)</sup>。この合金は最近、AA に 2013 合金として登録された<sup>36)</sup>。接合技術の分野では、従来、リベット接合しかできなかった 2024, 7075 合金が摩擦攪拌接合 (FSW) ができ、Fig. 10 に示すような三菱重工と共同で押出形材を FSW で接合して幅の広い主翼が製造できることを明らかにした<sup>37), 38)</sup>。これも従来厚板から大半切削加工して製造していた翼の材料歩留をあげ、航空機製造の低コスト化に寄与できる開発である。

#### 4. 車両用材料

##### —7N01, 7003, 6N01 の開発—

日本の鉄道車両の車体にアルミニウム合金が用いられたのは、1945 年、終戦直後の物資不足から航空機のジュ

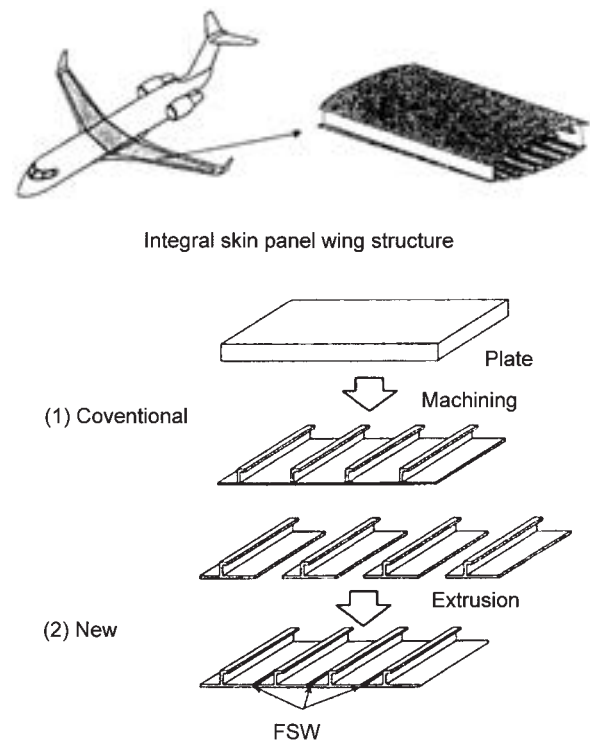


Fig. 10 Concept of a large integral wing panel for an airplane<sup>37), 38)</sup>.

ラルミンが転用されたのが最初であったが、腐食が激しく改造された。本格的な鉄道車両への採用は、1962 年にデビューした山陽電鉄 2000 形電車に始まる。当時、初めてアルミニウム合金をわが国の過酷な使用条件の通勤電車に適用し、数年間の使用実績を見守った結果、実用上の問題は皆無であることがわかった。しかも予定通りの経済性が確認されたので、大都市の地下鉄を中心にアルミ車両を採用する鉄道が相次いだ<sup>39)</sup>。



アルミニウム合金製車体の構造の変遷を **Table 3** にまとめる<sup>40)</sup>。また第 2.5, 3 世代, 次世代といわれる新幹線車両 (200, 300, 700 系) の構体構造の変遷を **Fig. 11** に示す<sup>40)</sup>。山陽電鉄 2000 形電車で代表される第 1 世代では, 当初, 鋼製車体の外板の置換えに始まったが, その後, 台枠に溶接性の劣る 6061 合金を用いたため, ブロックごとに溶接され, ブロック相互はリベットで結合された車体となった。第 2 世代では, 60 年代中期に溶接が可能な Al-Zn-Mg 系の高強度 7N01 合金が開発され, 骨組み, 外板はもとより台枠も含めた全溶接構造のアルミニウム合金製車体となった。骨組み, 台枠の張りには押出形材が多用され, 従来の鋼製車体の重量に比較して 1/2 以下となった<sup>39)</sup>。

Cu の添加されない Al-Zn-Mg 系合金は戦前から知られていて, 前述の S 合金とか HD 合金 (ホンダジュラルミン, Al-5.4Zn-2.0Mg-0.55Mn-0.25Cr) があり, ESD より強度は低いが出し性に優れているために, 形材として利用されていた<sup>12)</sup>。接合に関しては, 戦前は溶接技術の未熟さもありリベット接合が主体であったが, 戦後は, 第二世界大戦中に米国で高純度ガス生産ができるようになった結果, アルゴンアーク溶接法が研究され, TIG, MIG 法が開発された<sup>41)</sup>。これに伴って, 欧米では Al-Zn-Mg 系溶接構造用材料の研究が盛んになり, AlZnMg1, AlZnMg2, 7005, 7004 などが開発された<sup>42)</sup>。この系の合金は, 溶接後も自然時効にて強度が増加し, 引張強さは母材強度に近いところまで到達するため, 継手効率は高い特徴がある。

日本においても, 馬場らはいち早く Mn, Cr, Zr の添加の影響を調べ, Cr 添加が最も焼入れ感受性を敏感に

させることを明らかにした<sup>43)</sup>。**Fig. 12** は焼入れ感受性および溶接割れに及ぼす微量添加元素の影響を示す<sup>42), 43)</sup>。Zr は Cr に比べて焼入れ感受性が鈍感で, また溶接割れに対しても割れ抑制の効果の大きいことがわかる。**Fig. 13** は溶体化処理後の組織に及ぼす Zr 添加量と鑄塊の均質化温度の影響を示す<sup>44)</sup>。比較のために Cr 添加の場合についても示す。Zr は 0.1% 以上添加し, 均質化温度を比較的低温であれば, 溶体化処理後も亜結晶粒を示す。これに対し, Cr 添加では再結晶粒となりやすい<sup>45)</sup>。これは **Fig. 14** に示すように Zr と Cr の析出状態の違いによるもので, Zr は準安定相として微細に析出し, 粒界移動を抑制し, 亜結晶粒を形成しやすいのに対し, Cr は安定相として析出し, 粒界移動に対し, Zr ほどの効果はない。亜結晶粒界では, 溶接割れや応力腐食割れが生じにくく, Zr 添加合金の方が耐溶接割れ性や耐応力腐食割れ性に優れている。また, Zr 系析出物は L1<sub>2</sub> 構造で, アルミニウムとの界面は整合性を持つのに対し, Cr 系化合物はアルミニウム母相とは整合性もないため, その界面で MgZn<sub>2</sub> などの析出物が析出しやすく, 焼入れ感受性が敏感になりやすい<sup>44)</sup>。彼らは, こうした研究に基づき, 1965 年, Cr は添加せず Zr を必須とする合金を開発した。その後欧米でも Zr を必須とするようになった<sup>24), 25)</sup>。この合金は, 押出後も空冷で強度が得られ, 冷却による歪も少なく生産性がよいため, 各社も開発し, 1970 年 JIS A7N01 が制定された。しかしながら, 腐食環境によっては, 剥離腐食や応力腐食割れ性を生じることがあるため, 前述の過時効処理や微量添加元素が検討された。特に, 肉厚方向での応力腐食割れ抑制に対しては, **Fig. 15** に示すように 0.15% 前後の微量の Cu

**Table 3** Trend and its characteristics of body structure in aluminum railway cars<sup>40)</sup>.

generation	period	characteristics	main aluminum product
1	1962-63	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Welded structure of skin and frame</li> <li>• Underframe welded with extrusions</li> <li>• MIG and MIG spot welding</li> <li>• Joining with rivet and bolt</li> </ul>	skin : 5083 sheet underframe : 6061, 5083 extrusion frame : 5083 extrusion
2	1964-80	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 7N01 weldable alloy</li> <li>• Al-Mg sheet for outer skin</li> <li>• Resistance spot welding</li> </ul>	skin : 5083 sheet underframe : 7N01 extrusions frame : 5083 extrusion
2.5	1969-92	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 7003 alloy with high extrudability</li> <li>• Large and wide extrusions to Shinkansen</li> </ul>	skin : 5083 sheet skin : 7003, 7N01 extrusion underframe : 7N01 frame : 5083 extrusion
3	1981-	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 6N01 weldable alloy</li> <li>• Large and wide extrusion with hollow and thin section</li> <li>• Fabrication with only extrusions</li> </ul>	skin : 6N01 extrusion frame : 6N01 extrusion underframe : 6N01, 7N01
next	1992-	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Double skin type structure</li> <li>• Fabrication with only 6N01 alloy extrusions</li> <li>• FSW (Friction Stirr Welding)</li> </ul>	large and hollow 6N01 extrusion



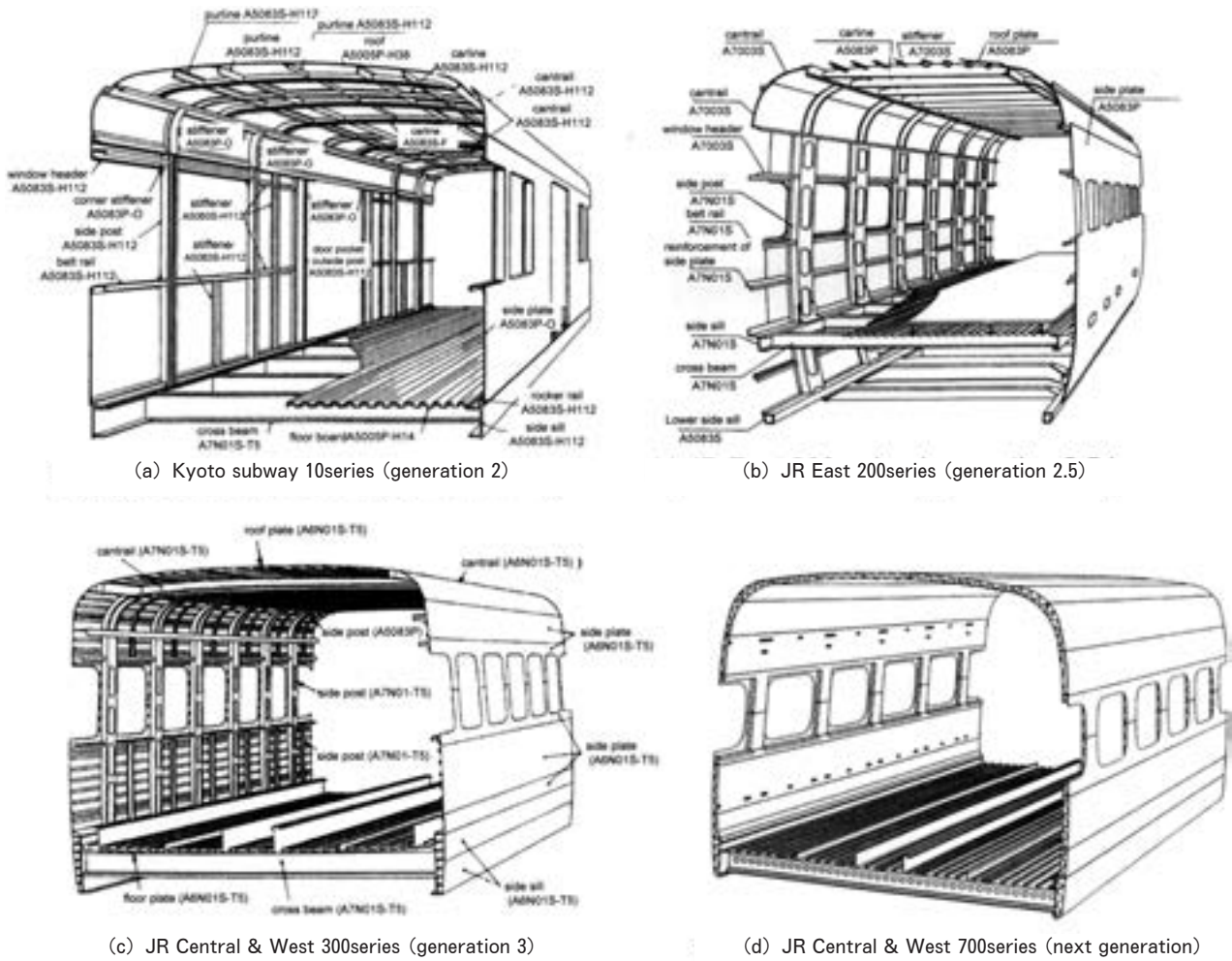


Fig. 11 Body structures of aluminum railway cars<sup>40)</sup>.

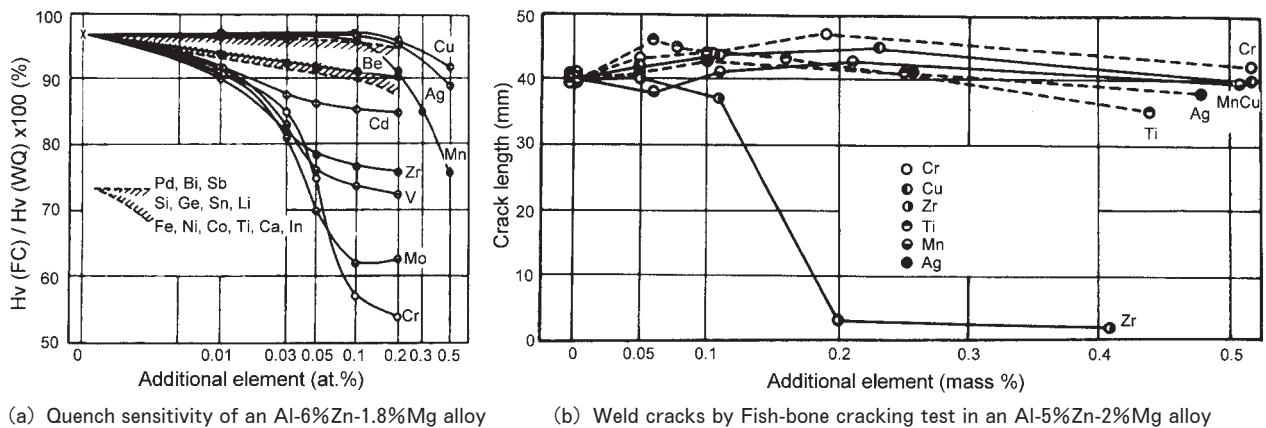


Fig. 12 Effects of additional elements on quench sensitivity and weld cracks by fish-bone cracking test in Al-Zn-Mg alloys<sup>42),43)</sup>.

添加が有効であることが明らかとなった<sup>46)~48)</sup>。

A7N01のMg量を減らし、Zn量を増加させて、さらに押出性を高めた合金も1967年馬場らによって開発され、その後AA(The Aluminum Association)に7003合金として国際登録された<sup>24), 25), 49), 50)</sup>。Fig. 16にこの合金(住友呼称ZK60)およびさらに押出性を向上させたZK61の成分範囲と時効後の強度を示す。この合金によ

り広幅の大型材の製作が可能となった。一方、1969年には四日市市に圧延業界、精錬業界が共同出資の軽金属押出開発(KOK)が設立され、わが国最大の9500トン押出機が設置された。最大幅520mmの材が押出可能となり、新幹線車両軒桁に7003合金広幅大型材が採用された<sup>50)</sup>。これが第2.5世代といわれた車両構体である。その後床板、側構などに大量に使用された。この

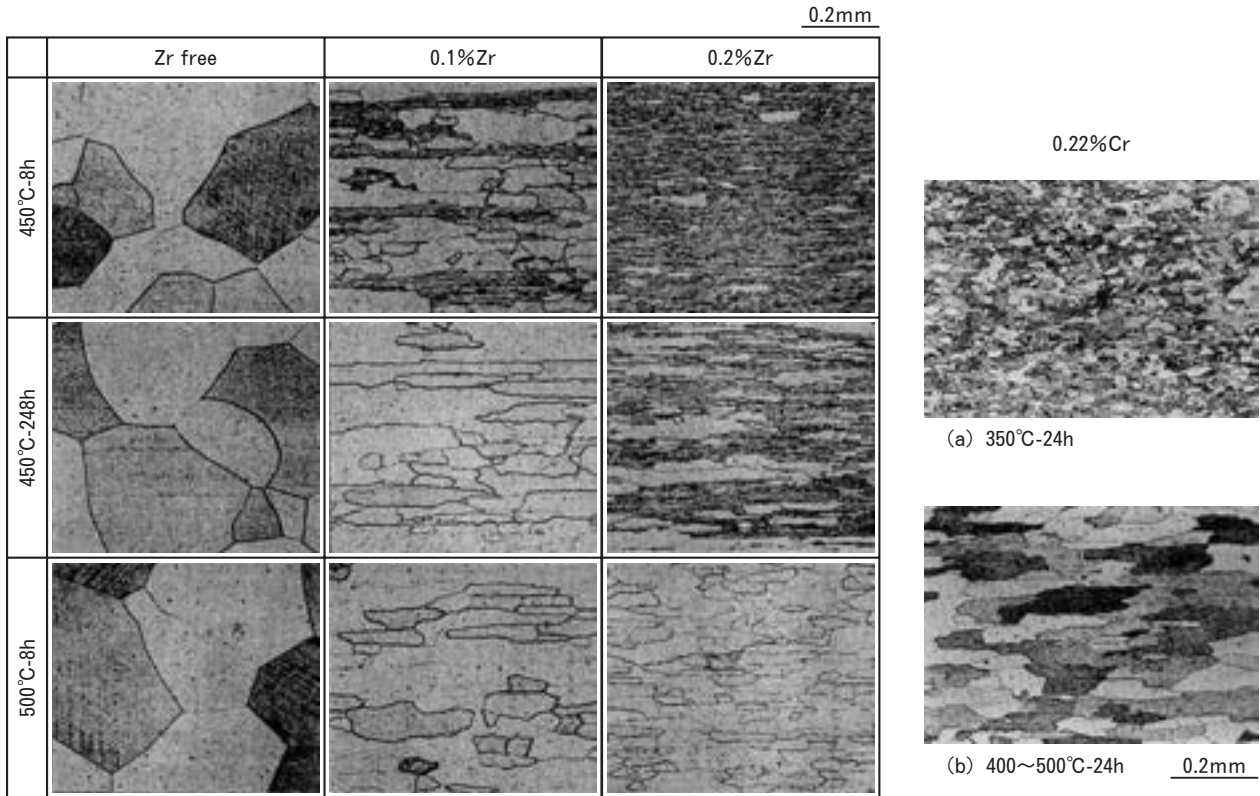


Fig. 13 Effect of the contents of additional elements (Zr, Cr) and homogenizing conditions of ingots on the microstructures of Al-Zn-Mg-T6 alloy sheets<sup>44)</sup>.

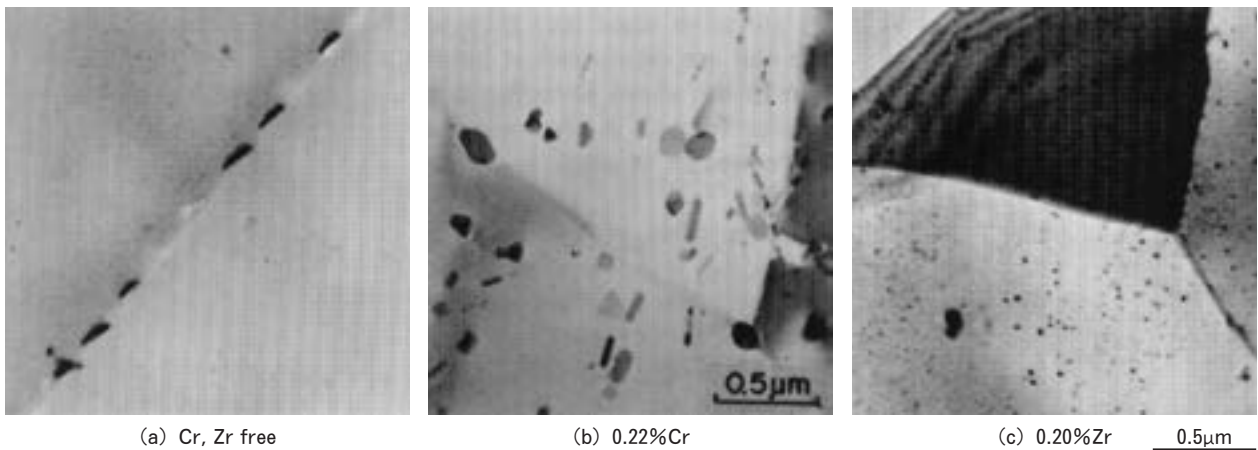


Fig. 14 Precipitation of additional elements in Al-Zn-Mg alloy sheets quenched into water<sup>44)</sup>.

7003 合金は、鉄道車両はもとより、コンテナ、バンおよびトレーラー等の強度メンバー、また中空押出も可能でオートバイや自転車のリム、自動車のバンパーなどにも広く利用されている<sup>50)</sup>。

アルミ合金製車両は鋼製車両に比べてイニシャルコストが高いため、さらに押出性、溶接性、耐食性に優れた合金が求められていた。欧州では Al-Mg-Si 系の 6005A が開発され、車両に使われていた。この合金は、Mn+Cr を 0.12-0.5% 含むが、添加量や押出条件次第では結晶粒が粗大化したり、Mg と Si の量比如何では、

靱性が劣ったり、溶接でマイクロフィシャなどの割れが発生しやすいことがわかった<sup>51)</sup>。各社は成分等の最適化を図り、1980 年、それらを集約して JIS 6N01 合金が制定された<sup>52)</sup>。Fig. 17 にこの合金の成分範囲と引張強さの特性を示す。この合金は薄肉で中空の押出形材が製造可能で、構体がすべて押出形材で構成されるようになった<sup>40), 53), 54)</sup>。これが第 3 世代の車両構体である。強度が必要とされる台枠の枕はり・横はり等については 7N01 が依然として使用された。1990 年代に入ってから、次世代車両構体といわれる、中空トラス断面押出形材に

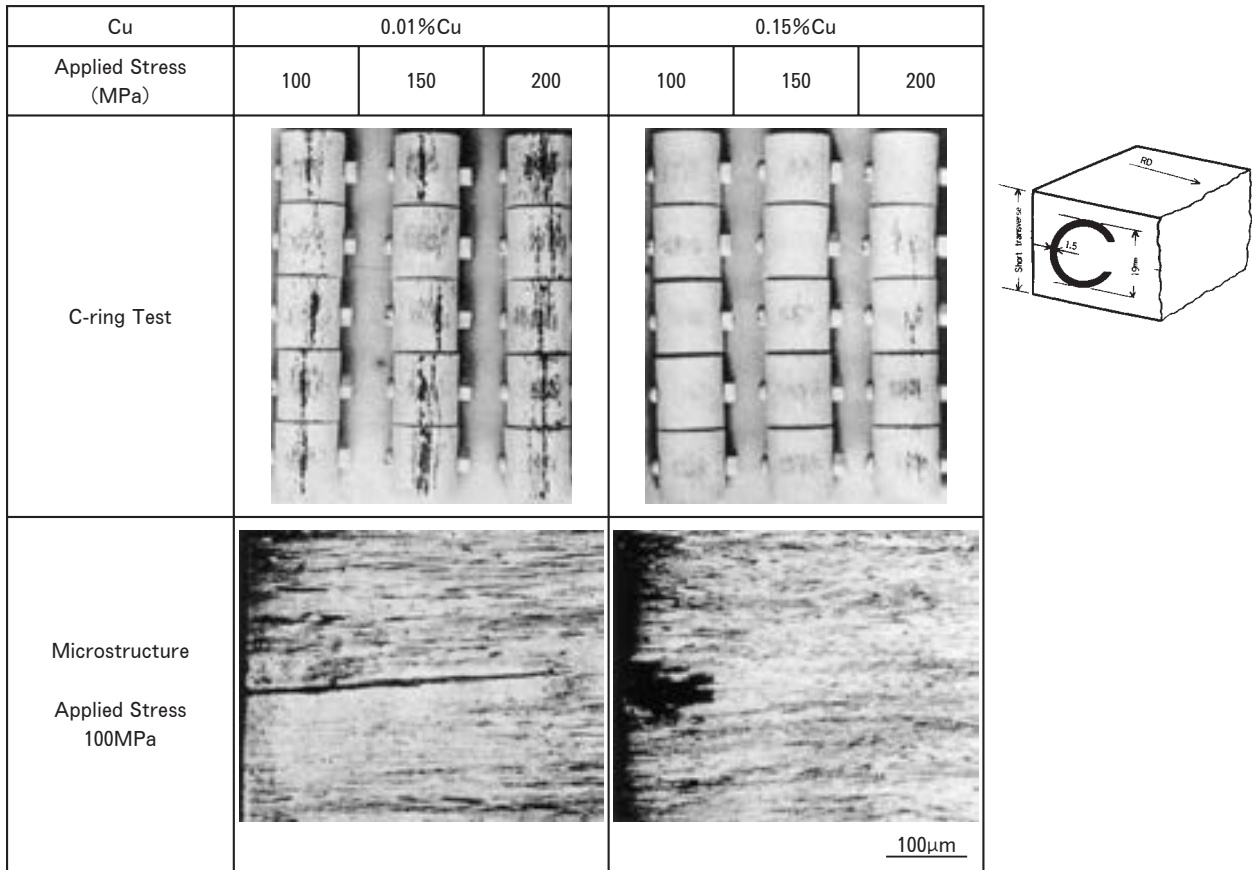


Fig. 15 Effect of copper addition on stress corrosion resistance in a shot transverse direction of Al-Zn-Mg alloys<sup>46)</sup>.

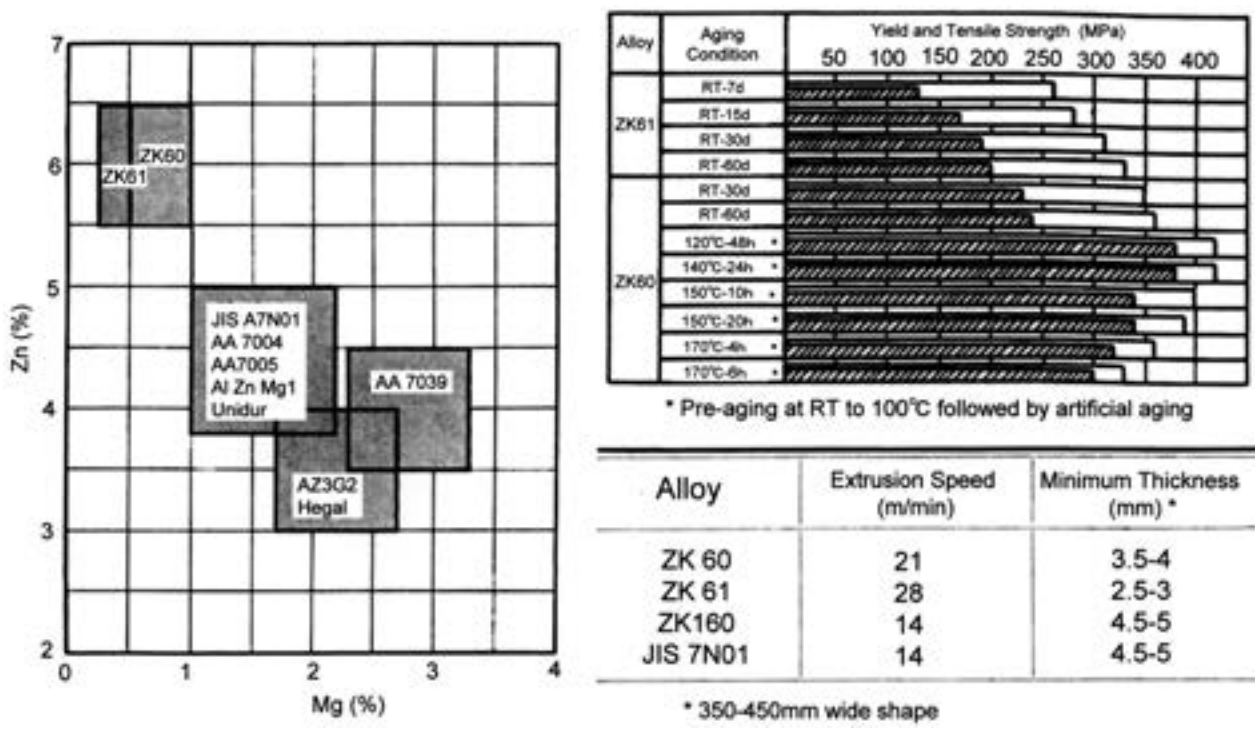


Fig. 16 Development of Al-Zn-Mg alloys (Sumitomo alloy ZK60, ZK61) with high extrudability<sup>49)</sup>.



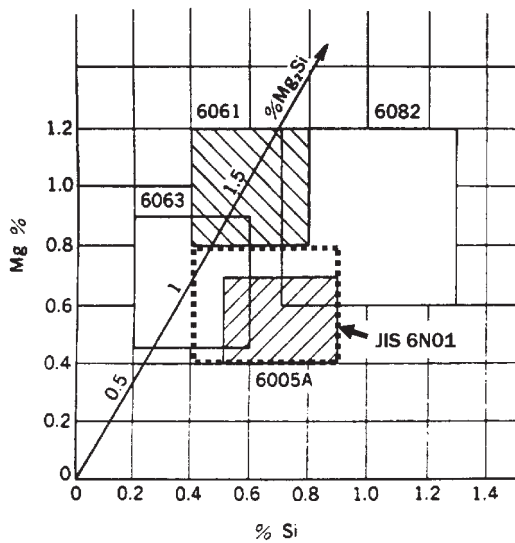


Fig. 17 Composition range of JIS 6N01 and its specification of tensile properties compared with other 6000 series alloys<sup>53)</sup>.

よるダブル・スキンタイプの構体構造が主流となり、さらに枕はりや横はりも 6N01 合金に置き換えられている<sup>40)</sup>。また新技術として、ろう付けハニカムパネルや摩擦攪拌接合 (FSW) も利用されるようになっている<sup>55)~57)</sup>。

## 5. 二輪車用材料 —高強度高靱性 7000 系合金の開発—

二輪車 (モーターサイクル, オートバイ) も戦後大きく発展した分野で, 戦前からのメーカー (陸王, みずほ, 宮田) 以外に戦前の航空機メーカー (中島, 三菱, 川西) や本田技研など 100 社以上のメーカーが製造に乗り出した。生産台数が伸びるに従いスポーツとしての使われ方がされるようになった。レースでは性能の差が成績となって表れるので, 各社の技術競争が始まり, それによって性能向上がもたらされた。レースによって磨かれた技術は市販車にもフィードバックされ, 1960 年頃から市販車の性能や品質が向上した。その後世界グランプリへ進出し欧州車を圧倒して世界のナンバーワンとなり, ホンダ, ヤマハ, スズキ, カワサキが競うオートバイ王国へと成長を遂げた<sup>58), 59)</sup>。

二輪車も航空機に次いでアルミニウムの使用量の多い輸送機器で, オフロードレーサーではアルミニウム材料は重量の約 3 割を占めているといわれている<sup>60), 61)</sup>。二輪車は軽量高性能化へのニーズが高く, 早くからアルミニウム部品の採用には積極的であり, シリンダーヘッド・ケースなどエンジンの外郭となる部品は当初よりアルミ合金で設計されてきた。

1980 年ごろより, スポーツ車において軽量化とデザインニーズが高まり, ホイール, フレーム, スイングアーム, ラジエータなどアルミ化が進んだ。Fig. 18 は現在のモトクロス用のオートバイに高強度アルミニウム合金の使用されている部位である。比較的早かったのはホイ-

	Alloy		Tensile strength	Yield strength	Elongation
			MPa	MPa	%
JIS	6N01-T5	≤ t 6	≥245	≥205	≥10
	6N01-T5	> t 6	≥225	≥175	≥8
	6N01-T6	≤ t 6	≥265	≥235	≥8
France	6005A		≥265	≥235	≥8
Germany	AlMgSi0.7		≥270	≥225	≥8
Typical Tensile Property	6005A-T5		290	270	11
	6063-T5		230	200	17
	6061-T6		310	275	12

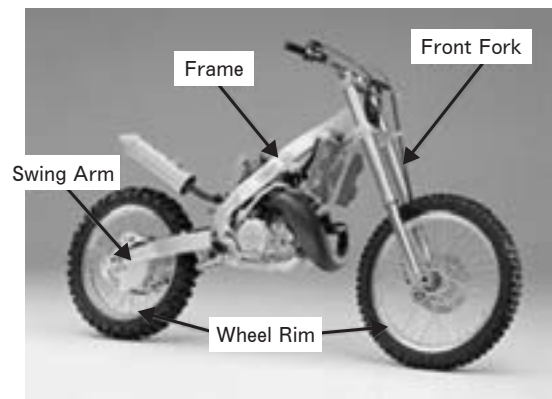


Fig. 18 Motor cycle parts using high strength wrought aluminum alloys in a motocrosser.

ルで, Fig. 19 に示すようにスポークホイールのリムに Al-Zn-Mg 系合金 7003 合金が用いられ始めた<sup>50)</sup>。これは高強度で溶接性が良好なためである。通常 O 材で曲げ加工後, フラッシュバット溶接を行い, その後スポーク穴用に張出し加工を行ってから焼入れをする。最近では, 銅が多く添加された Al-Zn-Mg-Cu 系合金も用いられている。

溶体化処理時の結晶粒粗大化はその後の表面研磨, アルマイト処理した後の外観品質に影響を及ぼすため, 押出材の組織制御も重要な課題であった<sup>50)</sup>。一般に高力系合金押出材は強度, 靱性, 耐応力腐食割れ等の観点から Mn, Cr, Zr などが微量添加されるため繊維状組織を有するが, Fig. 20 に示すように押出表面はダイスとのせん断加工を受け再結晶組織となりやすい。溶体化処理で再結晶組織は厚くなるが, この後の研磨, アルマイト加工で再結晶組織と繊維状組織が混在すると, 光沢の違いで斑が生じるため, 外観上どちらかの組織に制御する必要がある。

フレームのメインパイプ部やスイングアームのアーム

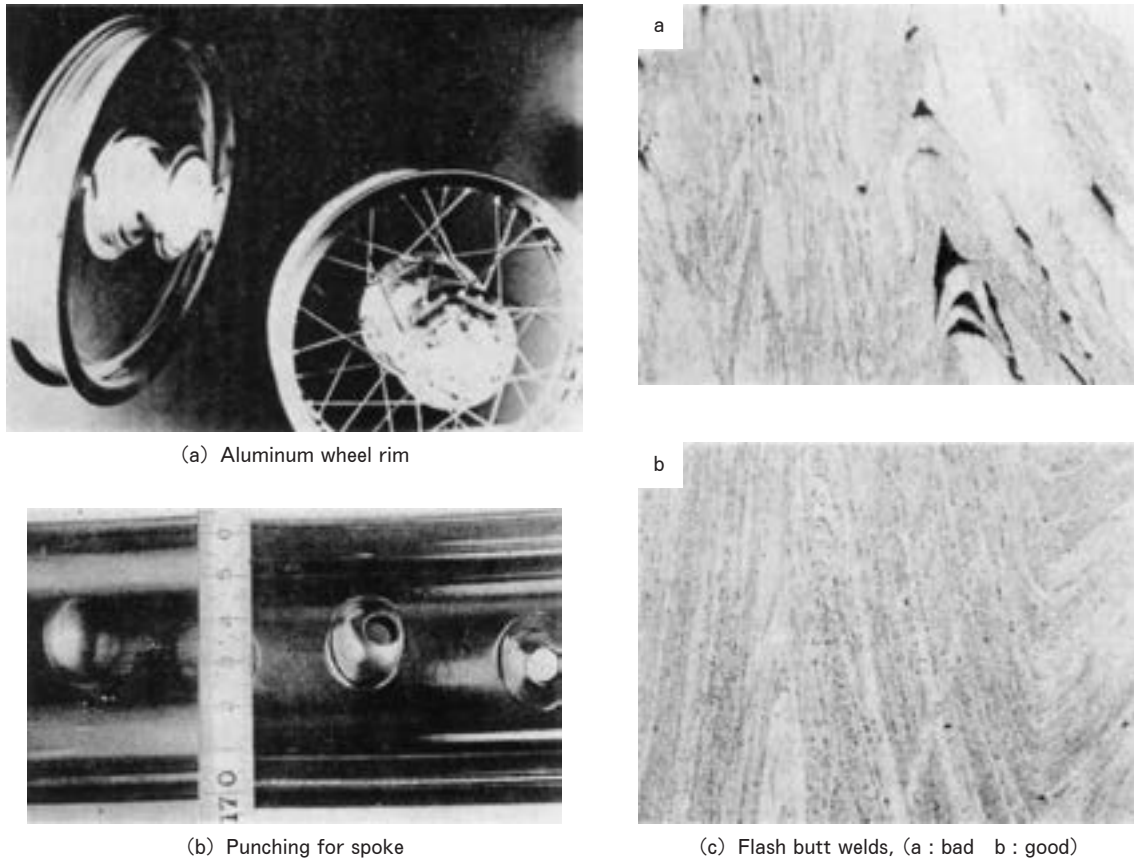


Fig. 19 Wheel rims of motor cycle using a 7003 alloy (Sumitomo alloy ZK60) and microstructures in flash butt welds<sup>50)</sup>.

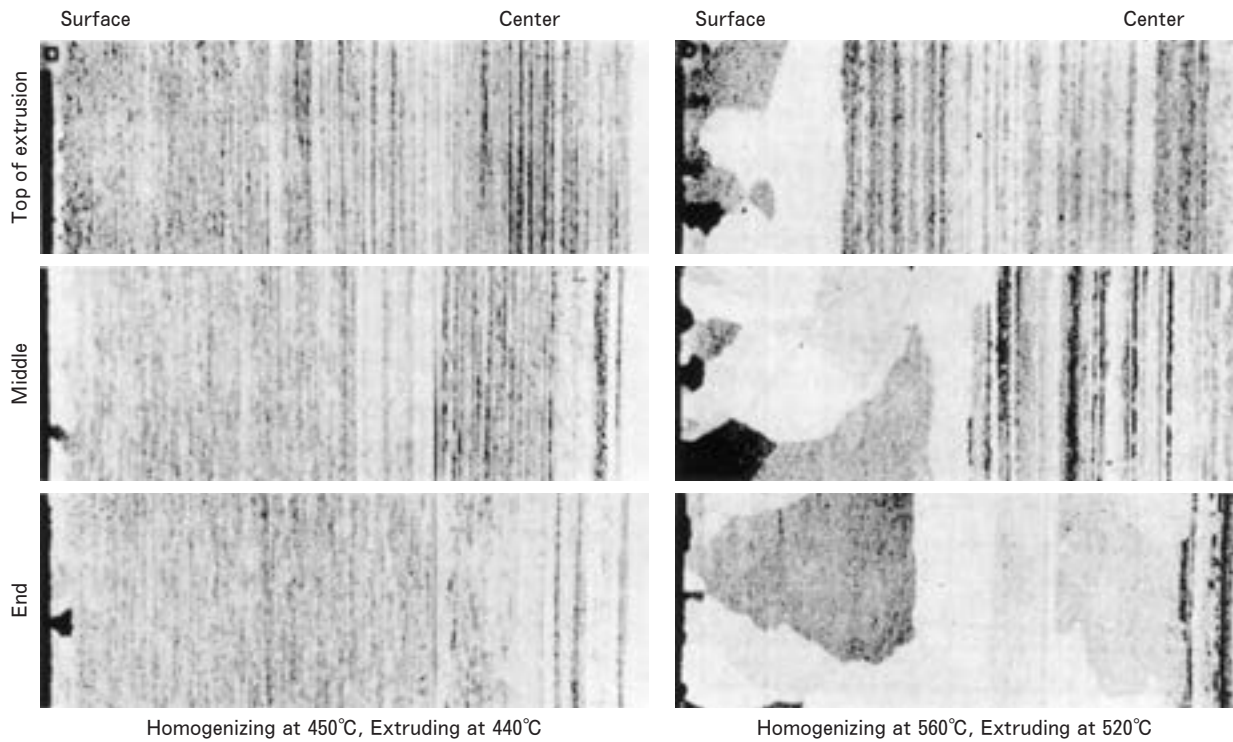


Fig. 20 Effect of homogenizing and extruding conditions on the microstructure of 7003 alloy extrusions<sup>50)</sup>.



部には 7N01, 7003 押出形材が用いられ、ヘッドパイプやブラケット部の鋳造品や鍛造品と溶接で接合された。また一部のプレス成形タイプでは溶接性の良好な 5083 合金板材が採用された。

フロントフォークは車体とフロントタイヤを繋ぐサスペンションで、操舵と緩衝および懸架の役割があり、衝撃を吸収するため二重管で構成され、Fig. 21 に示すようにインナーチューブには高張力鋼が、アウターチューブにはアルミニウム合金鋳物材が用いられてきた。1990 年頃、モトクロスなどのオフロードレーサーではジャンプ着地時に大きな衝撃力が加わるため、鋳物材よりも高強度高靱性合金が必要とされ、航空機用 Al-Zn-Mg-Cu 系合金が注目された。この中でも、Zr 添加合金は、間接押出後の表層結晶粒粗大化を抑制でき、また焼入れ感受性が鈍感になるため、水冷に替わりポリアルキレングリコールを用いた縦型焼入れ炉 (Fig. 22) を用いることで不均一な残留応力を低減できた<sup>52), 53)</sup>。現在ではアルミニウム合金で最も高強度高靱性材料が、フロントフォークアウターチューブ (Fig. 21) に実用化されている。Fig. 23 は高強度高靱性材 (ZG62-T76) と鋳物材 (AC4C

-T6) の引張特性、および衝撃値を示す<sup>52)</sup>。戦前の航空機用材料開発の伝統が二輪車用材料の開発に生きているといえよう。

### 6. 自動車用材料

#### 一高成形 5000 系, 6000 系ボディパネル材の開発一

東海地区にはトヨタをはじめ自動車メーカーや多くの自動車関連企業が集まっている。トヨタのルーツは自動織機の発明にあり、これはこの地区が、江戸時代、綿織

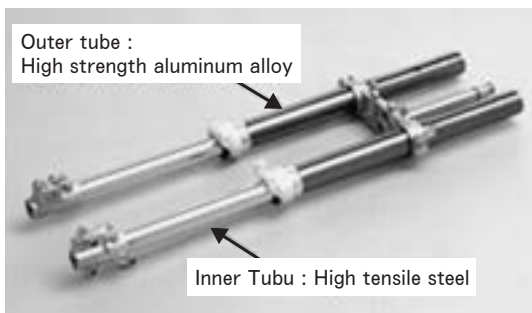


Fig. 21 Front fork of motor cycle using a high strength aluminum alloy.



Fig. 22 Vertical furnace with quenching medium of polyalkylene glycol<sup>62), 63)</sup>.

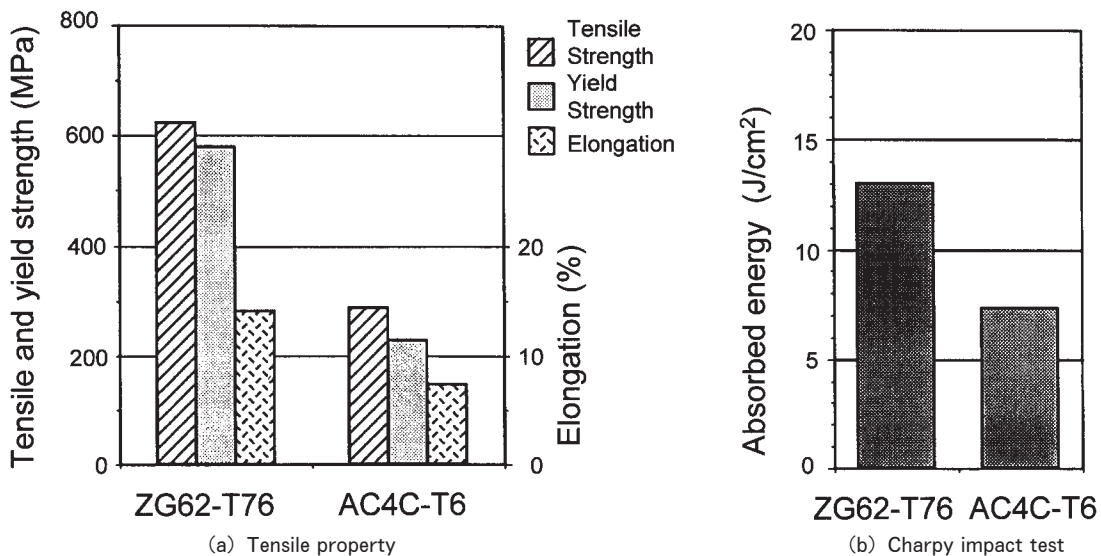


Fig. 23 Comparison of tensile property and absorbed energy in Charpy impact test between a high strength aluminum alloy (Sumitomo alloy ZG62) and a cast alloy (AC4C)<sup>62)</sup>.

物の一大産地で、明治以後は紡績産業が盛んになったことが背景にある。この意味で「糸」の産業技術が自動車産業の基盤になっている<sup>1)</sup>。自動車材のアルミ化ではエンジン関係が早かったが、車体関係は比較的最近である。ここではボディパネルの軽量化について述べる。

自動車のボディパネルのアルミ化の歴史は古く、米国では1900年代初頭にはすでに乗用車のパネルに使用され、1920年代までにはアルミ板材を用いて各種の部品を製造していたが、コストの安い深絞りの良好な鋼板が開発されたため、次第に減っていった<sup>64), 65)</sup>。その後、断続的に採用されてきたが、本格的には1970年、米国の排ガス規制のマスクー法成立、1975年の燃費規制法制定からで、欧米では5182-SSF (Stretcher Strain Free), 2036, 6009, 6010, 6016などが開発され、多くの試作車および実車への適用が進められた<sup>65), 66)</sup>。

日本においてもオイルショック直後、自動車の軽量化の観点からボディパネルのアルミ化が検討された。鋼板の代替ということで鋼板に匹敵する成形性がまず要求され、延性の高い材料が研究された。この結果、宇野らは1978年に5182ベースにZn, Cuを添加した高強度高成形Al-Mg-Zn-Cu合金を開発した<sup>67)</sup>。この合金はMg4.5%, Zn1.5%, Cu0.35%含有し、従来の5182合金よりも強度と成形性がすぐれ、引張強さ30kg/mm<sup>2</sup>, 伸び30%を示すことから「30-30合金」とネーミングされた。この合金は各種の試験を経て、1986年発売のマツダRX-7のフード (Fig. 24) に採用され、わが国最初のアلمミフードが誕生した<sup>67)</sup>。

その後、Zn添加では室温時効硬化が生じて、耐力が上昇するため、同一条件ではプレスできなくなることが明らかとなり、引張強度は若干低下するが、Znを抜き室温時効硬化を抑制した合金となった。Cuはこの程度の添加量では室温時効硬化は生じない。むしろ添加することで、プレス加工で加工硬化した材料が塗装焼付け処理で強度が低下することを抑制している<sup>68)</sup>。

さらに、高成形性の材料が要求され、Mg量を5.5%まで増加させた合金も開発され実用化された。4.5%Mg, 5.5%Mg合金はそれぞれAAに5022, 5023合金として

登録された<sup>69)</sup>。一般にAl-高Mg系合金は、Mg量が増加すればするほどの成形性は向上するが、熱間圧延での耳割れや板厚中心での二枚板状の割れで熱間加工性が低下する。また残留応力や腐食環境下によっては応力腐食割れも懸念されるため、あまり多く添加はできない。

Table 4は5000系合金の機械的性質と成形特性を示す。

さらに薄肉化して軽量化を図るには、塗装焼付け硬化 (ベークハード) する6000系合金が注目された。6000系合金の場合、短時間で耐力が上昇するのは通常200℃以上であるため、鋼板と同じ170~180℃短時間で硬化するには、成分および熱処理方法の検討が必要となった。また、一般に張出しや曲げなどの成形性は5000系に比べ劣るため、これらを向上させることも課題であった。一般に6000系合金では、Mg<sub>2</sub>Siに比べてSiが過剰なるほど高強度が得られやすく、また、二段時効性を示し、Mg, Siが一定量以上になると、室温時効時間が長くなるほど、高温時効後の強度が低下することは古くから知られていた<sup>70), 71)</sup>。このことを踏まえ、ベークハード性を向上させるために、Fig. 25に示すように、過剰Si合金で、室温時効をさせないように、焼入れ後すぐに比較的高温 (100℃近傍) で予備時効するとか、室温で形成されたクラスターを消失させる還元処理などの熱処理が検討され、170~180℃短時間で強度を上げる熱処理法が開発された<sup>72)~74), 88)</sup>。

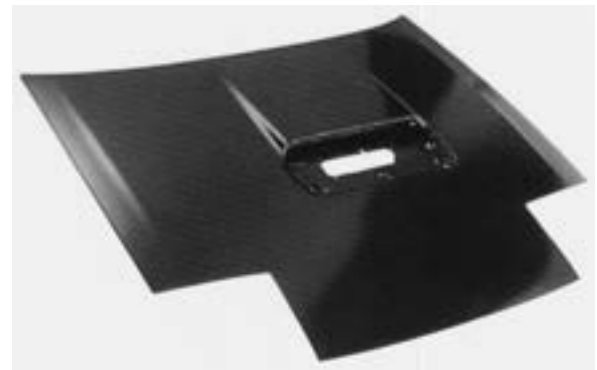


Fig. 24 Aluminum hood in MAZDA RX-7 (1986), a first car with an aluminum body sheet (30-30 alloy) in Japan.

Table 4 Mechanical properties and formability of Al-Mg body sheets for automobiles<sup>69)</sup>.

Alloy	Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	work hardenability (n-value)	Lankford (r-value)	LDR	Erichsen Height (mm)	Minimum Bend Radius* (180°)
Al-4.5%Mg-1.5%Zn-Cu	300	150	30	0.29	0.68	2.14	9.8	0 - 0.5t
5022 (Al-4.5%Mg-Cu)	275	140	30	0.30	0.72	2.07	10.5	0 - 0.5t
5023 (Al-5.5%Mg-Cu)	280	120	35	0.35	0.75	2.10	10.9	0 - 0.5t
5182	270	130	28	0.30	0.80	2.08	10.2	0 - 0.5t
Steel	305	160	46	0.24	2.00	2.23	13.1	0t

(\* 1mm thickness)

こうして開発された 6000 系板材が、1996 年発売されたホンダのオールアルミ車 NSX に採用された。その後、成形性を向上させるために銅を添加した Al-Mg-Si-Cu 系合金も開発された。一般に、6000 系合金は析出型合金のため不純物元素、添加元素や時効条件の影響を受け、曲げ加工性は 5000 系合金に比べ劣るが、<sup>75)~79)</sup>、へム曲げ加工性を改良した材料も開発されている。また、深絞り特性やベークハード性を向上させるため、高 r 値を有する材料開発やベークハードのナノオーダーでの機構について NEDO のナショナルプロジェクトで現在研究を実施している<sup>80), 81)</sup>。

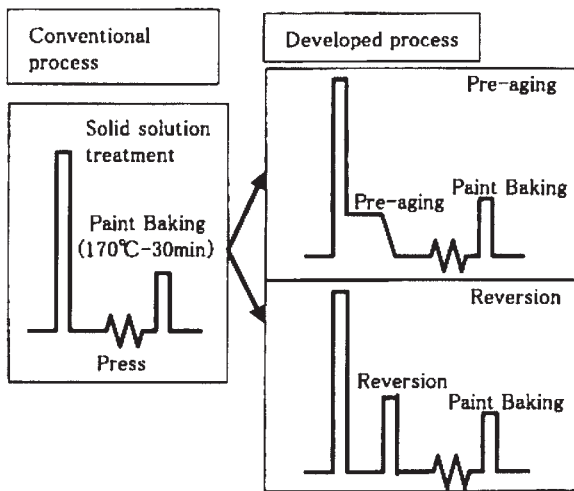


Fig. 25 New processes containing pre-aging or reversion developed for enhancement of bake hardening at a low temperature, 170°C<sup>88)</sup>.

アルミニウム合金の成形性が鋼板に比べまだまだ劣るため、ホンダは高温で高い延性の得られる超塑性現象を自動車の車体の成形に利用した。ホンダはすでに二輪車の燃料タンクで、Al-4.5%Mg 系合金を用いてこの超塑性（熱間ブロー成形）を利用して成形する技術を確認していたが<sup>82)</sup>、四輪車でははじめて S2000 のルーフに適用した<sup>83)</sup>。熱間ブロー成形のメリットは、雄型か雌型のいずれか一方で複雑形状の成形ができ、かつ、同じ金型から複数個の部品が取れることである。一方、デメリットは、ブロー成形時間が通常のプレスに比較して長いため、生産性が劣ることである。2004 年発売されたホンダレジェンドにはフェンダーとトランクリッド (Fig. 26) にもブロー成形が適用された<sup>84)</sup>。いずれも鋼板でも難し

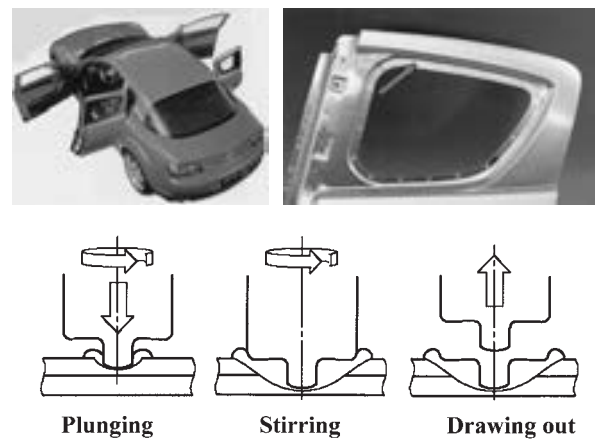
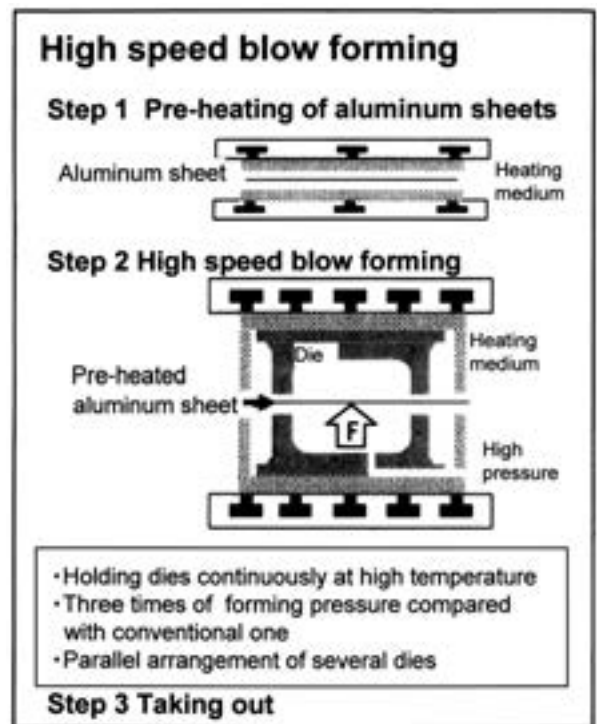


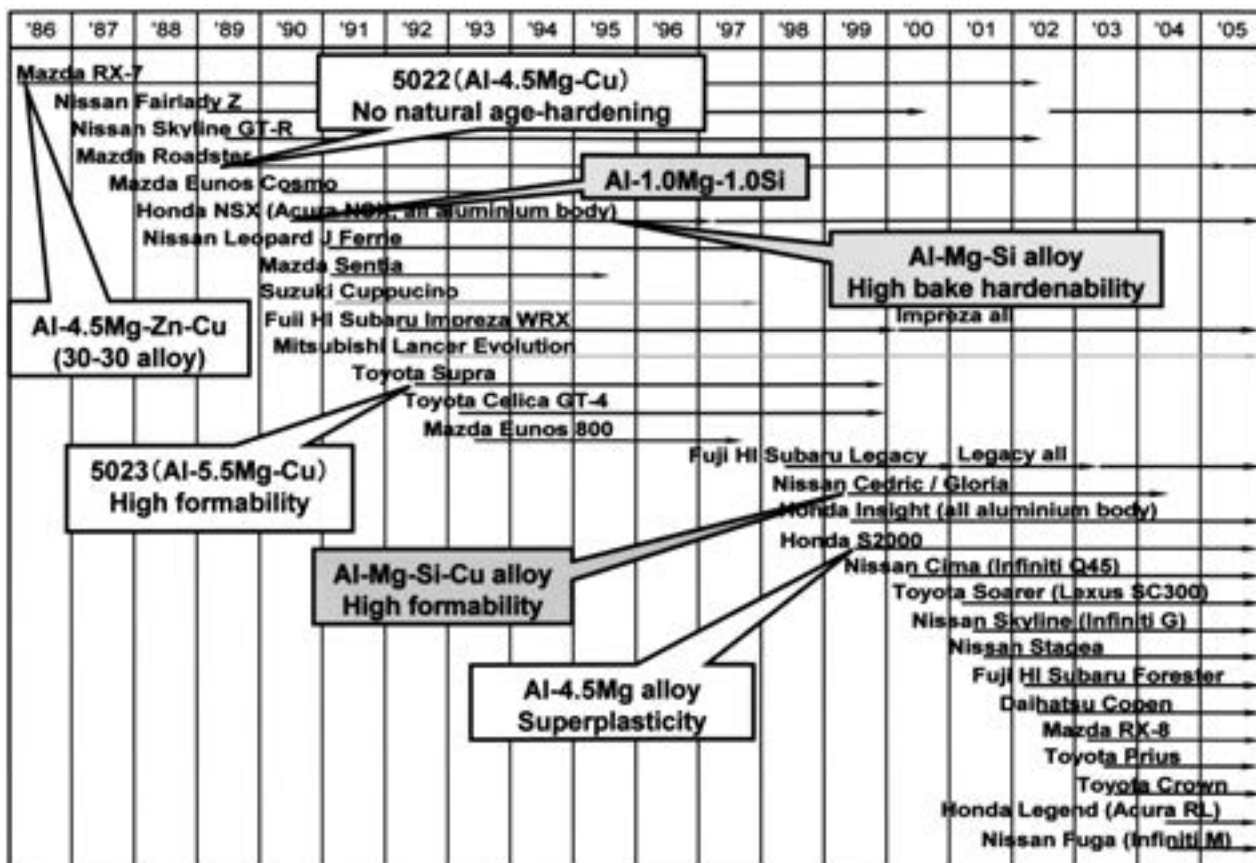
Fig. 27 Spot welding by FSW applied to MAZDA RX-8<sup>85), 86)</sup>.



Fig. 26 Fender and trunk-lid of Honda Legend produced by high speed blow forming<sup>84)</sup>.





Fig. 28 Development of aluminum body sheet for automobiles in Japan<sup>87)</sup>.

い形状を熱間ブロー成形技術で成し遂げた。またデメリットであった成形速度も、成形圧力等で改善している。今後この技術は、複雑な形状ができることで設計の自由度が拡大するため、いろいろな部品に適用されていくものと考えられる。また、Fig. 27 に示すように利用技術の面でも、FSW 技術が自動車にも取り入れられ、従来の抵抗溶接によるスポット溶接に替わり、FSW によるスポット溶接が採用され、使用電力も少なく、また火花の発生もなく環境に優しいため、今後広まっていくものと考えられる<sup>85), 86)</sup>。Fig. 28 に日本における自動車ボディのアルミ化動向と材料開発の動向をあわせて示す<sup>87)</sup>。

## 7. おわりに

東海地区は、「木」や「糸」の文化の土壌で、航空機、鉄道車両、二輪車、自動車の輸送機器関係の産業を発展させてきた。そこに各種の素材産業が集まってきて、日本有数の生産拠点が形成された。アルミニウムもその一つで、ユーザーのニーズに応える形で材料が開発されてきたし、今後ともこの傾向は変わらないであろう。材料開発はユーザーニーズとの関係でスパイラル状に発展していくものと考えられる<sup>88)</sup>。本稿では住友軽金属における材料開発を中心に述べてきたので、異論もあろうかと思うが、ご容赦願いたい。

## 参考文献

- 1) 財団法人名古屋都市産業振興公社編：産業の名古屋 2004、名古屋市市民経済局、(2004)。
- 2) 中日新聞本社：あいの航空史、(1978)。
- 3) 吉村 昭：零式戦闘機、新潮社、(1978)。
- 4) 柳田邦男：零式戦闘機、文藝春秋 (1980)
- 5) 堀越二郎、奥宮正武：零戦（日本海軍航空小史）、朝日ソノラマ、(1997)、および堀越二郎：零戦、光文社、(1970)。
- 6) Airships : The Zeppelin website  
<http://www.fairmile.fsbusiness.co.uk/defaultzep.htm>
- 7) 五十嵐勇、北原五郎：日本金属学会誌、3 (1939)、66。
- 8) 佐藤史郎：軽金属、49 (1999)、145。および本誌、40 (1999)、74。
- 9) 寺井士郎：本誌、17 (1976)、1。
- 10) 寺井士郎：同上、29 (1988)、93。
- 11) 佐藤史郎：アルミニウム、第 55 号、11 (2004)、38。
- 12) 竹内勝治：アルミニウム合金展伸材—その誕生から半世紀—、軽金属溶接構造協会、(1986)。技術の歩み (非売品)、住友軽金属工業株式会社、(1995)。
- 13) 深井誠吉：本誌、29 (1988)、87。
- 14) 畑 栄一：同上、29 (1988)、91。
- 15) 大隈 真：軽金属学会第 75 回秋期大会、超々ジュラルミン開発 50 周年記念特別講演集、(1988)、33。
- 16) 財団法人名古屋都市センター：ニュースレター、62 (2004.12)、1。
- 17) 住友軽金属工業株式会社：銅・アルミとともに (創業 100 周年記念誌)、(1997)。

- 18) J. T. Staley : *Aluminum Alloys—Contemporary Research and Applications*, ed. by A. K. Vasudevan et al. Academic Press, (1989), 17.
- 19) 馬場義雄, 宇野照生, 吉田英雄 : 本誌, **21** (1980), 123.
- 20) 江藤武比古 : アルミニウムの製品と製造技術, 軽金属学会, (2001), 269.
- 21) 馬場義雄, 宇野照生, 吉田英雄 : 本誌, **23** (1982), 201.
- 22) T. Uno, H. Yoshida and Y. Baba : *Aluminum Alloys; Their Physical and Mechanical Properties*, Vol.1, ed. by E. A. Stark, Jr. and T. H. Sanders, Jr., EMAS, 371.
- 23) 馬場義雄 : 本誌, **29** (1988), 29.
- 24) 馬場義雄 : 同上, **41** (2000), 91.
- 25) 馬場義雄 : アルミニウム, No.35, **7** (2000), 80.
- 26) 吉田英雄 : 軽金属, **41** (1991), 331, 338, 446 & 453. および本誌, **32** (1991), 151 & 228., **33** (1992), 36 & 67., **36** (1995), 37., **37** (1996), 90.
- 27) 宇野照生, 平野清一 : 本誌, **29** (1988), 47.
- 28) 平野清一, 吉田英雄, 宇野照生 : 同上, **30** (1989), 59.
- 29) H. Yoshida, S. Hirano, Y. Baba, T. Tsuzuku and A. Takahashi : 本誌, **29** (1988), 119.
- 30) 田中宏樹, 吉田英雄, 土田 信 : 本誌, **30** (1989), 169.
- 31) アルミニウム系新材料の高機能化に関する調査部会 : **高比強度アルミニウム合金調査WGの調査研究報告書**, 平成9年度 (1998), 平成10年度 (1999), 平成11年度 (2000), 財団法人金属系材料研究開発センター.
- 32) 吉田英雄, 内田秀俊 : 本誌, **34** (1993), 87.
- 33) 内田秀俊, 吉田英雄, 平 博仁, 天野 巧 : 同上, **38** (1997), 87.
- 34) 佐野秀男, 谷 真一, 吉田英雄, 駒沢真一, 岩上敏男, 吉野保明 : 同上, **38** (1997), 44., **39** (1998), 31.
- 35) H. Sano and H. Kondo : 同上, **41** (2000), 1.
- 36) 佐野秀男, 松田眞一, 吉田英雄 : 軽金属, **53** (2003), 513., 本誌, **45** (2004), 168.
- 37) M. Kumagai, S. Tanaka, H. Hatta, H. Yoshida and H. Sato : 本誌, **43** (2002), 69.
- 38) 熊谷正樹 : 同上, **44** (2003), 142.
- 39) 石塚寿彦 : アルミニウムの製品と製造技術, 軽金属学会, (2001), 203.
- 40) 原純 : アルミニウム, 第55号, **11** (2004), 23.
- 41) 小林藤次郎 : 本誌, **1** (1960), 129.
- 42) 寺井士郎, 馬場義雄 : 同上, **10** (1969), 42.
- 43) 馬場義雄 : 同上, **9** (1968), 24.
- 44) 吉田英雄, 馬場義雄 : 同上, **22** (1981), 42.
- 45) 馬場義雄, 高島 章 : 同上, **15** (1974), 287.
- 46) 馬場義雄, 高島 章 : 同上, **11** (1970), 15., **17** (1976), 28.
- 47) 福井利安, 吉田英雄, 馬場義雄 : 軽金属, **28** (1978), 57., 本誌, **19** (1978), 95.
- 48) 構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK141 の諸性質 (Technical Data Sheet), 本誌, **17** (1976), 165.
- 49) 馬場義雄, 福井利安, 高島章 : 軽金属, **24** (1974), 25., 本誌, **15** (1974), 117.
- 50) 馬場義雄, 吉田英雄 : 本誌, **18** (1977), 68.
- 51) 軽金属協会 : **軽金属車両委員会報告書**, 昭和45年—昭和46年 (1971), 昭和47年—昭和48年 (1973),
- 52) 同上, 昭和53年—昭和58年 (1984).
- 53) 福井利安, 竹島義雄, 馬場義雄 : 本誌, **23** (1982), 157.
- 54) 佐藤武男 : 同上, **25** (1984), 204.
- 55) 伊藤泰永, 難波圭三 : 同上, **39** (1998), 130.
- 56) 難波圭三 : 軽金属溶接, **38** (2000), 26.
- 57) 熊谷正樹, 田中直 : 同上接, **39** (2001), 22.
- 58) 富塚 清 : 日本のオートバイの歴史 (新訂版), 三樹書房, (2001).
- 59) (社)日本自動車工業会編 : **モーターサイクルの日本史**, 山海堂, (1995).
- 60) 山田 徹 : 軽金属, **41** (1991), 67.
- 61) 萩原好敏 : **アルミニウム技術便覧 (新版)**, 軽金属協会編, カロス出版, (1996), 1075.
- 62) 吉田英雄, 毛利英一, 箕田 正, 日比野壮美, 岡島賢三, 伊藤日出国, 塚本鎮正 : 軽金属, **46** (1996), 89., 本誌, **37** (1996), 185.
- 63) 松田眞一, 吉田英雄 : 本誌, **39** (1998), 116.
- 64) W. C. Keith, J. M. Smith and W. C. Weltman : *Aluminum, Vol.2* ed. by K. R. Van Horn, ASM, (1967), 343.
- 65) 細見彌重 : 本誌, **32** (1991), 1.
- 66) 宇野照生, 吉田英雄 : 同上, **27** (1986), 198.
- 67) 宇野照生, 馬場義雄 : 同上, **21** (1980), 32., **28** (1987), 200.
- 68) 吉田英雄, 平野清一 : 同上, **32** (1991), 20.
- 69) 宇野照生 : アルミニウムの製品と製造技術, 軽金属学会, (2001), 220., 本誌, **42** (2001), 100.
- 70) 馬場義雄, 高島 章 : 軽金属, **19** (1969), 90., 本誌, **10** (1969), 210.
- 71) 馬場義雄 : 軽金属, **21** (1971), 708.
- 72) 櫻井健夫, 他 : 軽金属学会第87回講演概要集, (1994), 185.
- 73) 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属, **46** (1996), 427., 本誌, **39** (1998), 1.
- 74) 村松俊樹 : 同上, **53** (2003), 490.
- 75) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄 : 同上, **10** (2002), 448.
- 76) 浅野峰生, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属学会第105回講演概要集, (2003), 223.
- 77) 浅野峰生, 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属学会第106回講演概要集, (2004), 5.
- 78) 箕田 正, 内田秀俊, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **53** (2003), 523.
- 79) 箕田 正, 浅野峰生, 吉田英雄 : 同上, **55** (2005), 222.
- 80) 田中宏樹, 吉田英雄 : 軽金属学会第108回講演概要集, (2005), 75.
- 81) 八太秀周, 田中宏樹, 松田眞一, 吉田英雄 : 軽金属, **54** (2004), 412.
- 82) 奥中啓之, 横山 鎮, 木村静雄 : 同上, **49** (1999), 349.
- 83) 中尾敬一郎, 横山 鎮, 渡辺二郎 : アルミニウム No.53, **10** (2003), 103.
- 84) 本田技研工業株式会社広報部 : LEGEND, Press Information (2004.10.7).
- 85) 軽金属溶接, No.1 グラビア, **42** (2004).
- 86) 古賀信次 : 軽金属溶接, **42** (2004), 523.
- 87) 宇都秀之, 渋江和久 : 本誌, **44** (2003), 89.
- 88) 永田公二 : 水曜会誌, **23** (2004), 737, 同上, **45** (2004), 154.



# 次世代航空機のためのアルミニウム材料技術\*

佐野 秀 男\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 117-125

## Aluminum Technology for Next Generation Airframe

Hideo Sano

Japanese aluminum industry for airframe is small, but it is important to come up to the standard in the world. In case of rolled sheet, it is important to increase the competitiveness of thin sheet up to 4mm (0.16 inch) thick. And then, it is important to concentrate the management resources on specific field and increase its competitiveness in quality and cost. In case of extrusion, the technology to decrease distortion and residual stress of complex shapes can increase its competitiveness in the world. And also, connection of shapes by Friction Stir Welding is useful to Japanese extrusion companies which have not large presses. In order to develop Japanese original technology, it is important to develop new alloys and achieve the registration in US specifications. 2013 is the first Japanese alloy that has been registered as AMS4326 and will be registered in MMPDS in October 2006.

### 1. 航空機用アルミニウム合金の適用部位及び材料開発<sup>1)</sup>

航空機の機体は、胴体・主翼・尾翼・離発着装置などの部材に大別される。この中で、その損傷が航空機の安全に関する部材を一次構造体と呼び、それ以外の部材は二次構造体と呼ぶ。Fig. 1に、航空機の主要部材及び要求される材料特性の概要を示す<sup>1)</sup>。胴体外板（スキン材）は、与圧の繰返しによる疲労強度と耐食性が要求されるので、2024合金のクラッド材が用いられる。胴体の骨組みを構成するフレーム（円框材）とストリンガー（縦通材）は、高強度が要求されるので7000系合金が用いられる。主翼上面は翼の揚力で機体を持上げるため圧縮応力を受けるので7000系合金が用いられ、反対に主翼下面は引張応力を受けるため2000系合金が用いられている。さらに最近は軽量化のため、高強度・高靱性の厚板から外板とフレーム・ストリンガーを一体で削り出す一体外板（インテグレイテッドスキン）も一部で採用されている。このような機体各部位の要求特性を満たすため、各種の2000系・7000系新合金が開発されてきた。

Fig. 2に、2024をベースとする2000系、7075をベース

とする7000系アルミニウム合金発展の概念を示す<sup>1)</sup>。航空機材料は、1930年代までは静的強度が要求され、1930-1960年代は静的強度に加えて耐食性が要求された。1960-1970年代はジェット旅客機の登場と設計思想の発達により、疲労強度、損傷許容設計、破壊靱性、高温強度などが要求された。1980年代は、燃料費の高騰を受け軽量化材（Al-Li合金など）の開発が行われたが、材料特性としてデラミネーションの問題や生産コストが2000系・7000系合金より高いなどの問題により民間機に適用されなかった。同時に、強度と耐食性のバランスの取れた材料特性（T77処理など）、一体加工や組立てコストの低減より一層の安全性（長寿命化など）が

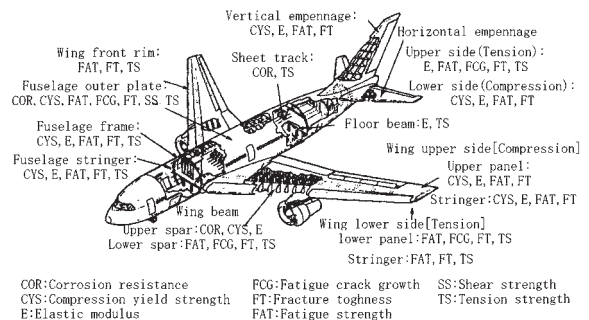


Fig. 1 Requirements for main parts of aircrafts<sup>1)</sup>.

\* 主要部分を、塑性と加工、46-537 (2005), 949 に掲載。

\*\* 研究開発センター 第二部

開発の方向となった。後に詳しく述べるように、B777には2024-T3の後継材として2524-T3が胴体外板に採用された。また7075-T6の後継材として7150-T77材がストリンガーやキールビームに7055-T77材が主翼上面板や主翼桁材に採用されている。1980年代は、燃料費の高騰により複合材料など代替材の採用が増加し、アルミニウム合金の使用比率の低下が懸念されたが、やや使用比率が低下したものの航空機構造材の主体はアルミニウム合金である。しかし、次期B787では、複合材料が大幅に採用される計画であり、アルミニウム合金の使用比率の低下が予想される。

2. 日本の航空機用アルミニウム産業（ハード面）<sup>1)</sup>

まずハード面において、日本の航空機用アルミニウム合金板材・押出材の生産に必要な設備および技術を、航空機先進諸国と比較して解説する。

2.1 板材

2.1.1 航空機用アルミニウム合金板材製造工程

板材はその肉厚によって厚板と薄板に区分され、一般的に6mm以上を厚板と称し、6mm未満を薄板と称している。航空機用アルミニウム合金厚板および薄板の溶解鋳造後の製造工程の概略は以下である。熱間及び冷間圧延工程に対して、溶体化処理・焼入れ・ストレッチャー矯正・時効処理など圧延以降の工程を、精整工程と称している。以下、圧延工程と精整工程に区分して設備・技術の分析を行う。

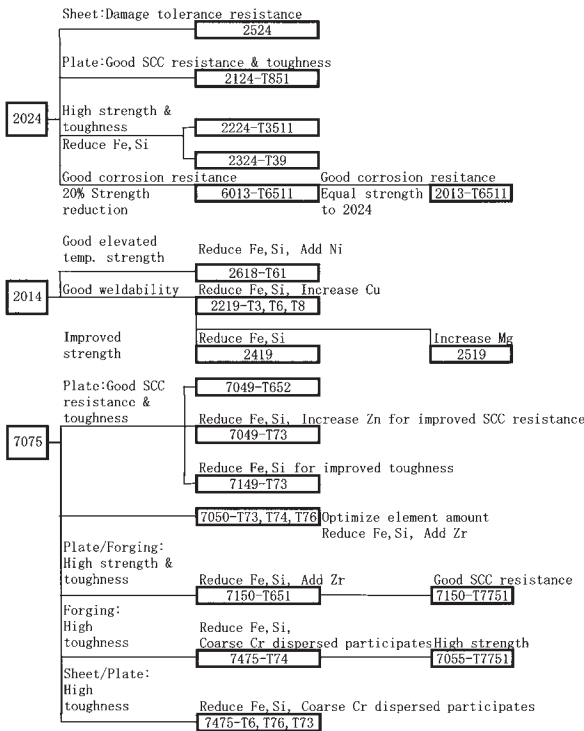


Fig. 2 Development outline of 2000 series alloys and 7000 series alloys<sup>1)</sup>.

厚板：熱間圧延→溶体化処理・焼入れ→ストレッチ矯正（残留応力除去）→時効処理(T6,T73,T77)

薄板：熱間圧延→冷間圧延→溶体化処理・焼入れ→ストレッチ矯正（残留応力除去）→時効処理(T6,T73,T77)

2.1.2 圧延工程

特に航空機用板材では、板厚200mm近い厚板やスキン材など板幅2,500mmを超える広幅板材が多い。熱間圧延工程は、厚板を生産する粗圧延機と熱間圧延コイルを生産する仕上圧延機から構成される。Fig. 3に、アルコアの航空機用板材専用工場であるダベンポート工場および古河スカイの福井工場の熱間圧延ラインを示す<sup>1)</sup>。Table 1に、世界の熱間圧延設備ベスト10を比較して示す<sup>2)</sup>。アルコアのダベンポート工場には最大幅5,588mmの世界最大の熱間粗圧延機が設置されている。航空機用板材は、国内では3社が生産可能とされ、神戸製鋼所の真岡および古河スカイの福井には世界最大級の熱間圧延機が設置され、航空機用板材の生産に十分な設備を有している。Table 2に、1981-1993年における世界のアルミニウム圧延設備導入の状況を示す<sup>1)</sup>。1980年以降、国内海外とも圧延機の導入が活発になったが、航空機用板材用ではなく、この20年間で急成長したアル

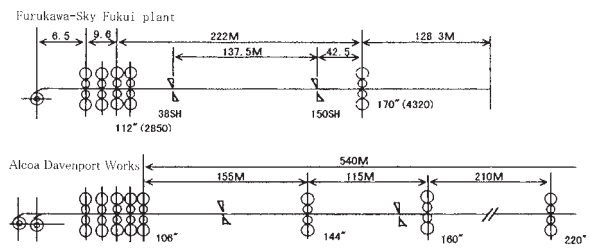


Fig. 3 Hot rolling line of Alcoa Davenport Works and Furukawa-Sky Fukui plant<sup>1)</sup>.

Table 1 New mill plant for aluminum in the world<sup>1)</sup>.

Country	Company, Plant	Hot Rougher Mill		Hot Rolling Mill		
		Width (mm)	Ranking	Width (mm)	Tandem	Ranking
USA	Alcoa, Davenport	5,588	1	2,640	5	5
	Alcoa, Tennessee	3,048	8	2,248	5	8
	Alcoa, Warrick	1,676	10	1,828	6	10
	Kiser, Trentwood	3,315	5	2,032	5	9
Germany	VAW, Norf	3,300	6	3,050	3	1
France	Pechiney, Nourbrithack	2,840	9	2,300	4	6
	Pechiney, Isoarl	3,400	4	2,845	3	4
Japan	Sumitomo Light Metal, Nagoya	3,300	6	2,286	4	7
	Kobe Steel, Moka	4,000	3	2,900	4	2
	Furukawa Sky, Fukui	4,320	2	2,850	4	3

Reference : Japan Aluminum Association, Research report of strategical plan for nonferrous metal industrial technology, (1998). (in Japanese)

**Table 2** Installation history of aluminum mill in the world<sup>1)</sup>.

Year	Country	Company	Plant	Hot rolling mill		Cold rolling mill		
				Specification	Width (mm)	Specification	Width (mm)	Rolling speed (m/min)
1981	Japan	Kobe steel	Moka			New	2240	1650
1983	Japan	Furukawasky	Fukui	New R	4320	New	2750	
				F.3-T	2850			
	USA	Reynolds	McCook			New	2240	
		Conalco	Hannibal			New		
1984	USA	Kaiser	Trentwood	Renovate F.5-T		Expanding width, 5-T	1730	
1986	USA	Alcan	Logan City	New R	4320	New		
		Pechiney	Rhenalu			New	1850	1800
1987	France	Alcoa	Warrick			Expanding width	2060	
	USA	Alcoa	Tennessee			New	2030	
1988	Japan	Furukawasky	Fukui			New	1760	1800
		Kobe steel	Moka	F.3-T→Renovate→F.4-T				
1990	Japan	Furukawasky	Fukaya			New	2240	1800
1991	Japan	Sumitomo Light Metal	Nagoya			New	2240	2000
1992	Japan	Mitsubishi Aluminum	Fuji			New	1930	1000
		Sumitomo Light Metal	Nagoya	F.3-T→Renovate→F.4-T				
1993	Japan & USA	KAAL	Moka			New	2200	1650

R : Rougher mill, F : Finisher mill, -T : Tandem

ミ飲料缶用薄板の生産が中心である。最新の冷間圧延機の比較においても国内3社は圧延設備に関して国際的に遜色はない。

### 2.1.3 アルミニウム圧延技術

Table 3 に、板圧延技術に関する先端技術について米国と日本を相対比較して示す<sup>2)</sup>。日本では溶湯処理技術が進んでおり、米国では B747 の主翼材や構造材など厚板広幅長尺材のニーズがあるため航空機用合金大型スラブ製造技術が進んでいる。航空機用板材を生産するための溶解鑄造、熱間圧延機および冷間圧延機の技術では、日本は劣っていない。問題は、航空機材の生産で特に重要な溶体化処理・ストレッチャー矯正・時効処理などの精整工程にあり、以下はその内容である。

### 2.1.4 精整工程

#### (1) 溶体化処理・焼入れ

航空機用アルミニウム合金板材を含む焼入れ材の生産に必要な溶体化処理・焼入れ設備の国内生産能力は、現在約 600ton/月と言われている。従って、航空機材以外の一般焼入れ材（電気・機械設備・輸送・建設・在庫板など）の生産を行わず航空機用板材のみを生産したとしても年間能力は約 7,000ton であり、他の設備能力や技術

**Table 3** Comparison of aluminum rolling technologies<sup>2)</sup>.

Process	Technology	Purpose	Comparison	
			Japan	USA
Casting	Melt treatment	Degassing & inclusion removal	◎	○
	Electromagnetic casting	Improvement of surface structure, Reduction in scalping depth	×	○
	Low metal head casting		×	○
	Edge Scalper	Reduction in edge crack	○	○
	Scale up of slab for airframe	Reduction in airframe cost	○	◎
Hot rolling	Hydraulic gap control	Thickness control	○	○
	Work roll bending	Control of flatness & shape	○	○
	Coolant distribution	Shape control	○	○
Cold rolling	Tandem high speed rolling	Productivity, Yield	×	○
	6-high rolling mill	Flatness control	○	○
	CVC (Continuous variable crown)		○	○
	Hydraulic gap control	Thickness control	○	○
	Coolant distribution	Flatness control	○	○
	Water based coolant	High speed rolling	×	○
Finisher rolling	Innovative flatness control	Inner stress control	×	×
	Optical focus surface detection	Automatic detection of surface defect	○	○

◎ : Advanced in particular, ○ : Advanced, × : Impeded  
 Reference : Japan Aluminum Association, Research report of strategic plan for nonferrous metal industrial technology, (1998). (in Japanese)

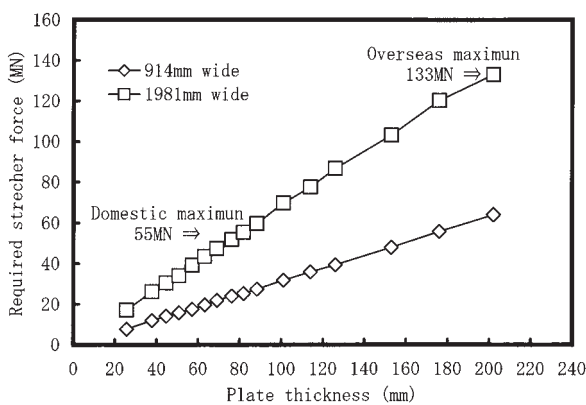
に問題がなくても、Table 4 に示した国内需要<sup>3)</sup>に対応できない。現実には、航空機材以外の一般焼入れ材が主体になるため、航空機材の生産能力は 7,000ton より大幅に限定される。

#### (2) ストレッチャー能力

厚板広幅の航空機材の残留応力を除去するための大型ストレッチャーの能力として引張力では、明らかに海外に比較して不足している。アルコアほか海外のアルミ板メーカーは 73.5MN (=7,500tonf) から最大 133MN (=13,600tonf) クラスのストレッチャーを保有していることが知られている。これに対し、日本の大型ストレッチャーは最大で 55MN (=5,600tonf) が 1 基、次は 12MN (=1,200tonf) で航空機用厚板広幅材の生産にはまったく不十分である。Fig. 4 は、厚板の板厚とその引張り矯正に必要なストレッチャー能力の関係を示す<sup>1)</sup>。変形応力が 343MPa (=35kg/mm<sup>2</sup>) の 7000 系合金にて、幅が定尺の 914mm (=36inch) あるいは 1,981mm (=78inch) の板

**Table 4** Consumption of aluminum sheets in Japanese aerospace industries<sup>3)</sup>.

Fiscal year	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	Ave.
Domestic products (ton)	853	954	589	656	888	1,015	850	1,373	928	646	875
Imports (ton)	1,792	2,251	1,783	1,673	2,546	6,409	7,384	8,686	7,725	5,383	4,563
Polished skin (ton)	369	625	370	591	648	1,481	1,356	1,481	1,392	875	919
Others (ton)	1,422	1,625	1,412	1,081	1,898	4,928	6,028	7,204	6,333	4,509	3,644
Total of domestic & imports (ton)	2,645	3,204	2,372	2,329	3,434	7,424	8,234	10,058	8,653	6,029	5,438
Percentage of imports to products (%)	68	70	75	72	74	86	90	86	89	89	84

**Fig. 4** Relationship between thickness of regular aluminum plate and required stretcher force<sup>1)</sup>.

に1.5%の永久ひずみを与える場合、国内最大の58MN(=5,600tonf)ストレッチャーを用いてもFig. 4から板幅914mm(=36inch)では板厚165mm(=6.5inch)程度、板幅1,981mm(=78inch)では板厚76.4mm(=3inch)程度が限界である。航空機用厚板の世界市場では、国内の生産は限られる。

一方、国内航空機材が競争力を持つ分野もある。航空機用薄板(板厚4mm=0.16inch)までのコイルや7075-O材のB767やB777の円框・ストリンガー用薄板は、国内の板メーカーが強く輸入はゼロと言われている。この部品は機体メーカーでロールフォーム後T6処理される。国内ではルーズコイルのバッチ方法で熱処理し、アルコアではCAL(連続焼鈍炉)で熱処理する。但しこの市場は国内で月間約30tonと少ない。

## 2.2 押し材

### 2.2.1 航空機用アルミニウム合金押し材の製造工程

航空機用アルミニウム合金押し材には、Table 5に示すように管・棒・型材がある<sup>4)</sup>。押し材は一工程で任意の断面形状が得られ、機械加工工程を簡略化でき、航空機の設計にはその特徴を活用できる。したがって、航空機用押し材の中で型材の比率が80%と高い。例えば、胴体ストリンガーには最大幅75mm、厚さ

**Table 5** Consumption of aluminum extrusions in Japanese aerospace industries<sup>4)</sup>.

Fiscal year	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999	2000	Ave.
Pipe (ton)	Domestic	27	55	28	27	27	19	29	44	25	30
	Imports	29	38	33	24	40	44	51	51	36	38
	Subtotal	56	93	62	50	67	63	80	95	61	68
Bar (ton)	Domestic	40	57	40	48	34	28	31	28	26	35
	Imports	71	96	68	67	166	325	307	560	338	277
	Subtotal	111	153	108	115	200	352	338	588	363	297
Shape (ton)	Domestic	351	516	298	312	409	580	777	815	337	470
	Imports	245	368	337	466	641	1,956	1,805	2,148	1,662	1,071
	Subtotal	596	884	634	779	1,050	2,536	2,582	2,963	1,999	1,392
Total (ton)	Domestic	419	628	366	387	470	627	837	887	387	536
	Imports	345	502	438	557	847	2,324	2,163	2,759	2,035	1,394
	Subtotal	763	1,130	803	944	1,318	2,951	3,000	3,646	2,422	1,743
Percentage of imports to products (%)	45	44	55	59	64	79	72	76	84	80	71

1~20mmの複雑な断面形状の押し材が用いられ、主翼ストリンガーにはT,H,Jなどの断面形状が用いられる。押し材の製造工程の概略は以下の通りである。熱間押し→溶体化処理・焼入れ→ストレッチ矯正(残留応力除去)→時効処理(T6,T73,T7)

押し材は、板材のような厚肉材は少ないが、高強度で破壊靱性・耐応力腐食割れ性が優れることが重要で、板材と同様に2000系および7000系合金をベースとした多くの新合金が開発されている。これらの航空機用アルミニウム合金は、熱間での変形抵抗が高いのに加え固相線温度が低いので、Table 6に示すように<sup>5,6)</sup>、一般のアルミニウム合金よりも押しし性が劣る。そのため、押しし速度が著しく遅く、高コストの原因になっている。

### 2.2.2 世界の押し設備

Table 7に世界の大型押しプレスと比較する<sup>7)</sup>。米国が圧倒的に多くの大型押しプレス保有している。次に欧州であり、日本は93MN(=9,500tonf)を1基所有するのみである。また世界最大のアルコア133MN(=13,600tonf)プレスと日本最大の93MN(=9,500tonf)プレスの製作可能限をTable 8<sup>7)</sup>に示す。日本は大型押し材の製造能力および生産量に限界があり、板材精整設備・技術上の問題の一つである。しかしながら、B767, B777クラスの民間航空機用押し材では、必ずしも超大型押しプレスが必要とせず93MN(=9,500tonf)プレスで生産可能と言われている。また、板材と同様に輸入が急増しているが、輸入はアルコアほか押しメーカーからの直接輸入のみならず、米国西海岸の航空機材専門のディストリビューターからの輸入も多いとも言われている。米国には、航空機材を専門に扱うディストリビューターが多数あり、熱処理などに関しボーイング社ほか航空機メーカーの認定を取得している。受注



**Table 6** Extrudability and flow stress of aluminum alloys<sup>5,6)</sup>.

Alloy	Alloy number	Melting temp. range	Extrudability	Flow stress (MPa)	
Soft alloys	1050	650~660°C	150	24	(400°C)
	1100	646~657°C	150	24	(400°C)
	3003	640~655°C	100	28.4	(430°C)
	6063	600~650°C	100	27.4	(430°C)
Middle alloys	2011	535~643°C	30	39	(420°C)
	5052	593~649°C	60	44	(470°C)
	6061	582~652°C	70	36	(510°C)
	7003	615~650°C	70	41	(500°C)
	7N01	615~650°C	60	43	(500°C)
	Hard alloys	2014	510~640°C	20	57
2024		500~640°C	15	77.6	(430°C)
5083		570~640°C	25	55	(460°C)
7075		475~640°C	10	80	(400°C)
Al-high Si	4032	532~571°C	—	59	(450°C)
IM	Al-20Si-2Cu-1Mg-5Fe-1Mn		—	113	(450°C)
PM			—	108	(450°C)

後、在庫製品に熱処理・検査を行い、船便輸送で日本に2週間程度で輸入できると言われている。また、1ロット20kg程度にも対応するとされている。20kgの押出し材を国内メーカーに注文する場合、溶解鑄造・押出・熱処理・矯正・検査などで納入までに1~2ヶ月を要すると考えると、米国ディストリビューターからの輸入が増加することは十分あり得るであろう。板材に比較して、熱処理・矯正等に大規模設備を要しない押出し材では、国産品を採用されるには価格以外にも供給体制の整備が重要と考えられる。

### 3. 日本の航空機用アルミニウム産業（ソフト面）<sup>1)</sup>

ソフト面、すなわち合金開発、機体メーカーのスペックとの整合性、機体メーカーの材料認定などについて検証し、国内の航空機用アルミニウム産業の状況を分析する。

#### 3.1. 開発合金とその採用状況

航空機用アルミニウム合金の開発は、Fig. 2に示したように2024, 7075の改善を中心に進められている。航空機用アルミニウム合金は、一般的には主成分の添加量増加に伴い高強度が得られるが、破壊靱性および耐応力腐食割れ性が低下する。合金開発は、高強度と破壊靱性および耐応力腐食割れ性のバランスを目標としてきた。注目すべき技術として、Fig. 5にアルコアが開発した熱

**Table 7** Large scale extrusion presses for aluminum in the world<sup>1)</sup>.

Country	Company	Plant	Press force (MN)	Container diameter	Press number
USA	Alcoa	Lafayette	133	780mm(31inch)	1
			123	780mm(31inch)	1
			98	560mm(22inch)	1
	Kaiser	Baltimore	98		1
			71		1
			59		1
		Ohio	59		1
	Spectrulite	Illinois	124	710mm(28inch)	1
	International Light Metals		129	760mm(30inch)	1
			71		1
	Taber Metals, Inc		76	Square, Width 710mm(28inch)	1
Brasil	Termomechanica	San Paulo	69		1
Germany	VAW	Bonn	70	Square, 230×675(mm)	1
	Alusingen	Singen	83		1
France	Pechiney	Issoire	59		1
Switzerland	Alusuisse Chipps		71	Square, 240×660(mm)	1
China	China National Nonferrous Metals Industry Corporation	Jukei	98		1
Japan	KOK	Yokkaichi	93	610mm(24inch)	1

**Table 8** Size limit of aluminum extrusions<sup>1)</sup>.

Company, Plant	Alcoa, Lafayette	KOK, Yokkaichi
Press force (MN)	133	93
Container diameter (mm, in)	780, 31	610, 24
Outer diameter of pipe (mm)	300	260
Bar diameter (mm)	300	260
Circumscribed circle of shape (mm)	800	600

処理工程を示す<sup>1)</sup>。T77調質とよばれ、ピーク強度を狙ったT6相当の強度とともに過時効にして耐応力腐食割れ性を向上させたT73相当の熱処理である。T6処理と200°Cに短時間加熱冷却する復元処理を組み合わせ、強度向上に寄与する微細析出物と耐応力腐食割れ性を向上させる過時効析出物を共存させる熱処理である。この技術は、アルコアが特許を所有していたことと復元処理を含むなど特殊な熱処理のため、国内では製造されていなかった。Table 9に、ボーイングを中心とした日本の民間機サブコントラクトの状況を示す<sup>7)</sup>。なお、日本の



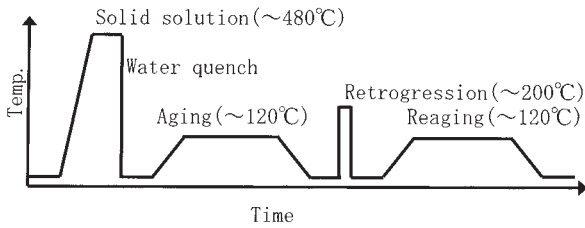


Fig. 5 T77 heat treatment process<sup>1)</sup>.

機体メーカーは、B767まではサブコントラクターであったが、B777からは国際共同開発に参画しサブコントラクターでなくパートナーとなった。B747は1機/月程度と生産機数が少なく材料使用量も少なかったが、B777では生産機数が多くアルミニウム合金を大量に使用している。B777では機首部分を除く胴体の大半を日本が担当している。Table 10にB747からB777に至る構造材料の変化を示す<sup>1)</sup>。B777には2000系、7000系ともほとんど開発合金（成分・調質）が採用された<sup>8)</sup>。B777は1990年に就航し、1980年代に開発されたと推定され、新合金もその頃完成したことになる。国内機体メーカーは国際共同開発に際し、開発担当者がボーイング社のシアトルに出向したが、国内のアルミメーカーはB777への新合金採用を提案できなかったと思われる。B777に採用された新合金に対応する技術が国内で開発されたのは1990年代に入ってからであった。これが、B777の増産においてアルミニウム合金の輸入が急増した要因と考えられる。

### 3.2. 薄肉で複雑形状の押し出し可能な高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金 2013 の開発<sup>9)</sup>

最近、航空機産業にも性能向上とともにコスト低減が求められている。代表的な航空機材料である2024は高強度で疲労強度が優れるため一次構造体用材料として用いられるが、耐食性や成形性が問題である。アルコアは改良合金6013を開発したが、6013-T6材の引張強さは2024-T3材の引張強さより2割低かった。そこでさらに6013を改良し、2024-T3レベル以上のアルミニウム合金2013が開発された。この開発は、平成5～8年度の日本航空宇宙工業会の委託研究成果を基にしている<sup>10~13)</sup>。Table 11に各種合金の化学成分を比較する<sup>9)</sup>。2013では6013よりも強度を向上させるためCuを増量した。化学量論的にMg<sub>2</sub>Siは1.58%であり、これよりもCuが1.75%と多いため2000系合金として登録されたが、開発の原点は6013の高強度化である。また押し出し性を向上させるため再結晶組織とし、その結晶粒を微細化するためMnの代わりにCrを添加している。耐食性からもCrは有利である。2013は押し出し性が良好なため、2024では工業的に不可能なポートホールダイスを用いたホロー形状押し出しが可能である。この特徴を活用し、Fig. 6に示す構造一体化部材を設計した<sup>13)</sup>。航空機には部品のファスナー締結が多用されているが、一体化すれば

Table 9 Sub-constructed parts of main commercial aircrafts<sup>7)</sup>.

Aircrafts	Parts	Manufacturer
B717	Pylon	ShinMaywa
	Horizontal stabilizer	
B737	Inboard flap	MHI
	Nose wheel steering system	
	Main wing rib	KHI
	Elevator	FHI
B747	Inboard flap	MHI, FHI
	Main landing gear door	NIPPI
	Equipment to operate main landing gear door	MHI, FHI
	Outboard flap	KHI
	Fuselage frame	NIPPI
	Trailing edge of horizontal or vertical stabilizer	ShinMaywa
	Aileron・Spoiler	FHI
B757	Equipment to operate main landing gear door	MHI, FHI
	Elevator	NIPPI
	Fuselage stringer	MHI, FHI
	Tailing edge of empennage	ShinMaywa
	Pressure bulkhead (Pressure Bulb)	
Outboard flap	FHI	
Boeing B767	Equipment to operate main landing gear door	MHI
	Tailing edge of empennage	ShinMaywa
	Aft fuselage・fuselage door	MHI
	Forward fuselage・Middle fuselage・Cargo door	KHI
	Wing-Body fairing・Main landing gear door	FHI
	Main wing rib	NIPPI
	Fuselage structural parts・Horizontal stabilizer tailing edge	ShinMaywa
	Nose landing gear door	NIPPI
B777	Aft fuselage・afterbody・fuselage door	MHI
	Forward fuselage・Middle fuselage・Cargo door	KHI
	Center wing・Main landing gear door・Wing-Body fairing	FHI
	Rib between main wing spar	NIPPI
	Wing-Body fairing	ShinMaywa
	Outboard aileron	FHI
MD11	Fuselage skin under wing	NIPPI
	Pylon	ShinMaywa
MD80	Fairing cover of flap drive	KHI
	Thrust reverser door	ShinMaywa
MD90	Pylon	ShinMaywa
AirBus	A319/320	MHI
	A321	KHI
	A330/340	MHI

ShinMaywa : ShinMaywa Industries, Ltd. MHI : Mitsubishi Heavy Industries, Ltd. KHI : Kawasaki Heavy Industries, Ltd. FHI : Fuji Heavy Industries, Ltd. NIPPI : NIPPI Corporation  
Reference : Japan Aircraft Development Corporation, Data sheet related commercial aircrafts, (2001). (in Japanese)

**Table 10** Transition of aluminum alloys for main commercial aircrafts<sup>1)</sup>.

Parts	Aircraft	B747	B757	B767	B777
	Commission year	1969	1978	1978	1990
Fuselage	Skin	2024-T351			2524-T3 <sup>(1),(4)</sup>
	Main circular frame	7075-T73			7055-T77511 <sup>(5)</sup>
	Circular frame	7075-T6			7150-T77511 <sup>(5)</sup>
	Stringer	7075-T6			7150-T77511 <sup>(5)</sup>
	Keel beam	7075-T6			7150-T77511 <sup>(5)</sup>
					7055-T77511 <sup>(5)</sup>
	Main wing・Fuselage fairing				CFRP/GFRP
	Main landing gear door				CFRP
Nose landing gear door				CFRP	
Main wing	Upper skin	7075-T651	7150-T651 <sup>(1)</sup>	7150-T651	7055-T7751 <sup>(5)</sup>
	Lower skin	2024-T651	2324-T39 <sup>(1)</sup>	2324-T39 <sup>(1)</sup>	2324-T39 <sup>(1),(4)</sup>
	Main wing spar	7075-T651		2224-T351 <sup>(2)</sup>	7055-T77511 <sup>(5)</sup>
	Leading edge	GFRP honeycomb			GFRP
	Wing edge	GFRP honeycomb			
	Aileron	GFRP honeycomb			
	Flap	Aluminum honeycomb			CFRP
	Flap track	4340M			
	Pylon/Fairing				GFRP
	Engine cowling	2024-T42			CFRP
	Empennage	Horizontal stabilizer	7075-T6		
Elevator		GFRP honeycomb			
Vertical stabilizer		7075-T6			
Vertical stabilizer leading edge		Aluminum honeycomb			
Rudder		GFRP honeycomb			

(1)Altopia, 10 (2000)

(2)Sumitomo Light Metal Technical Report, 21 (1980)

(3)Mitsubishi Heavy Industries Technical Report, 35-5 (1998)

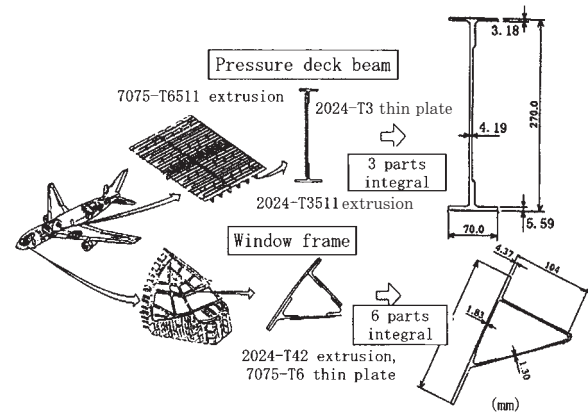
(4)2324 & 2524 were developed by Alcoa. Similar alloy was developed in 1995 Japan<sup>(3)</sup>.

(5)7055 &amp; 7150 were developed by Alcoa. T77XX heat treatment was patent registered by Alcoa.

ば大幅に組立費が低減できる。一体化部品としてプレッシャーデッキビームおよび操縦席の窓枠が選定された。ビームは2024と7075押出しT形および2024圧延板の3部品を締結する組立構造体であるが、2013では一体化形状への押出しが可能となる。従って、ファスナーによる締結箇所が大幅に削減され、組立費の低減が期待でき

**Table 11** Chemical composition of aluminum alloys (mass%)<sup>9)</sup>.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
2013	0.6-1.0	0.4	1.5-2.0	0.25	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	Bal
6013	0.6-1.0	0.5	0.6-1.1	0.20-0.8	0.8-1.2	0.1	0.25	Bal
6061	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	Bal
2024	0.5	0.4	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.01	0.25	Bal

**Fig. 6** Design of integral structures<sup>13)</sup>.

る。ビームのコスト低減は約30%と見積もられた。窓枠は2024押出しL形とY形および7075圧延板の6部品を締結する組立構造体であるが、2013のホロー形材を適用すると、1部品にでき組立が不要となりコスト低減効果はビームよりもさらに大きい。2013の密度は2.72であり2024の2.764より小さい。また、構造一体化により部品締結部の肉厚を部品肉厚と同様に薄肉化できる。これらにより軽量化が図れる。Fig. 7に試作した2013押出し材を示す<sup>13)</sup>。割れ等の無い良好な品質の押出し材が得られた。Table 12に、溶解・鋳造10ロットから採取したn=100のデータを統計処理し求めた2013-T6511押出し材強度のA値を示す<sup>9)</sup>。2013の引張強度、圧縮強度、ベアリング強度、せん断強度いずれも、2024-T3511押出し材の規格値のA値よりも高く、耐力は大幅に高かった。ポートホール押出し材では、その品質として接合部の健全性が重要である。Fig. 8に示す2013-T6511ホロー押出し材の引張性質から、接合部の引張性質はソリッド部の値と同等であり、接合部でメタルが強固に結合した。Fig. 9に示す2013窓枠押出し材のマイクロ組織では、接合線の検出が困難であり、接合が良好であったことを証明している。また、2013の耐食性は2024よりも格段に優れる<sup>13)</sup>。336h後の剥離腐食試験結果では、Fig. 10に示すように、2013に軽微な剥離が観察されたが、2024に激しい剥離が観察された。これらの良好な特性により、航空機部品では構造一体化による組立費の削減、再塗装期間の延長によるメンテナンス費の低減が可能となる。2013押出し材は2024の特性

Table 12 Static properties of 2013-T6511 extrusion<sup>9)</sup>.

Strength Value	Tension		Compression F <sub>cy</sub>	Shear F <sub>su</sub>	Bearing			
	F <sub>ty</sub>	F <sub>tu</sub>			e/D=2.0		e/D=1.5	
			F <sub>by</sub>	F <sub>bru</sub>	F <sub>by</sub>	F <sub>bru</sub>		
Average (MPa)	390	411	389	293	711	950	607	745
A basis (MPa)	365	400	365	283	662	910	565	717
A basis of 2024-T3511 (MPa)	290	393	234	200	490	745	421	579
Average (ksi)	57	60	56	42	103	138	88	108
A basis (ksi)	53	58	53	41	96	132	82	104
A basis of 2024-T3511 (ksi)	42	57	34	29	71	108	61	84
Ratio to 2024-T3511	1.3	Equal	1.6	1.4	1.4	1.2	1.3	1.2

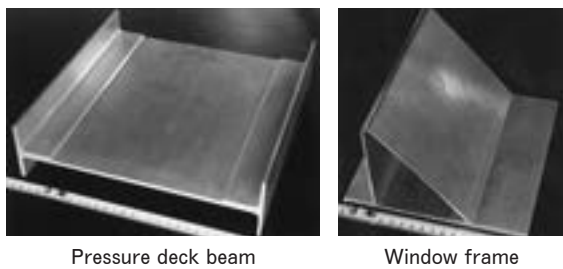


Fig. 7 Integrated 2013 extrusions<sup>13)</sup>.

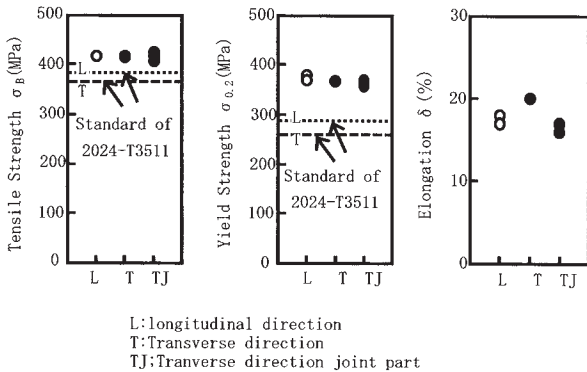


Fig. 8 Tensile properties of 2013-T6511 hollow extrusion<sup>9)</sup>.

向上および組立コスト低減材料として期待できる。航空機用材料の採用に必要な米国での規格登録では、既に The Aluminum Association により 2004 年 4 月に合金-熱処理 "2013-T6511" が登録された。二次構造体(内装品)への採用には、米国 Society of Automotive Engineering 内 Aerospace Material Specification (AMS) の登録が必要であり、2004 年 11 月に規格書 AMS4326 が発行された。肉厚 5mm 以下の規格値は引張強さ 400MPa(58ksi)、耐力 365MPa(53ksi)、伸び 8%である。さらに一次構造体まで採用されるには MIL-Handbook から移行した Metallic Materials Properties Development & Standardization への登録が必要であり、2005 年 4 月に物理特性および静的特性

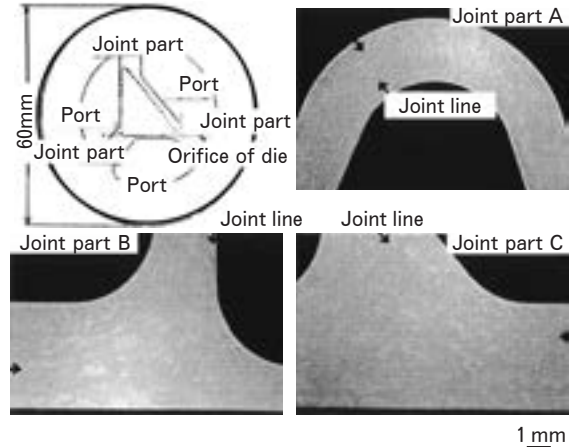


Fig. 9 Microstructures of 2013 hollow extrusion for window frame<sup>9)</sup>.

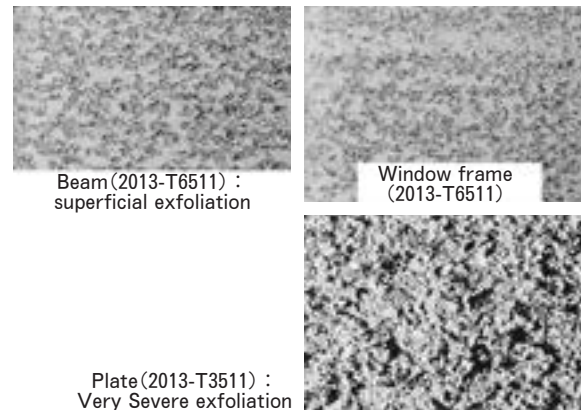


Fig. 10 Exfoliation test results of aluminum alloy extrusion after 336h exposure<sup>13)</sup>.

の解析結果が承認され、2006 年 10 月発行の Version3 への記載が決定した。

#### 4. 航空機用アルミニウム合金の加工上の課題

前章までに、日本の航空機用アルミニウム合金産業の現状を報告し、板材・押し材の設備、技術、合金開発の課題を検証した。それ以外に、機体メーカーが塑性加工や機械加工する観点から、溶体化後の焼入れによる歪や残留応力に関する課題が残されている。焼入れによる歪は、Fig. 11 に示す縦型炉によってかなり改善される。加熱炉、冷却槽とも縦型で、冷却には水槽及びポリマー槽(商標はケンチャント)を採用している<sup>14)</sup>。水焼入れ時に気泡が押し材に付着し冷却速度を不均一にすると考えられ、ポリマーは焼入れ時に皮膜を形成し冷却速度不均一を緩和すると考えられている。この焼入れ材は、歪の軽減とともに特性のばらつき軽減にも効果がある。Fig. 12 に 7075 焼入れ材の長さ方向の引張性質を示すが、引張強さ 590N/mm<sup>2</sup> に対しばらつきは 20N/mm<sup>2</sup> 未満となっている<sup>14)</sup>。また、残留応力も水焼入れの半分にできる。一方、機体メーカーが、押し材を組立てする場

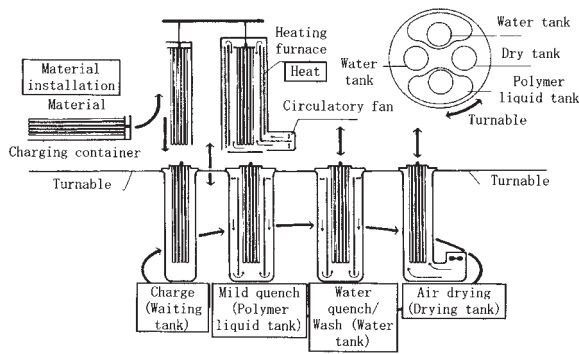


Fig. 11 Structure of vertical quenching equipment<sup>14)</sup>.

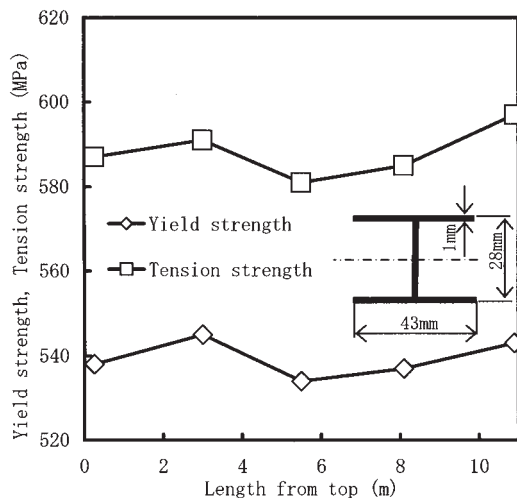


Fig. 12 Tensile properties of 7075-T6511 extrusion by means of vertical quenching equipment<sup>14)</sup>.

合、たとえ公差内であってもその歪が大きいと、手直しが必要になる。また、機械加工すると、残留応力緩和による変形により組立てできない場合がある。特に、複雑形状や肉厚差の大きい型材では歪や残留応力が大きくなると考えられ、重大な課題である。前章で述べた 2013 は、その良好な押し出し性により、押し出し中にシャワー焼入れするプレスクエンチが可能である。この方法によれば、縦型焼入れ装置よりも、型材の焼入れ歪を軽減できるが、航空機材料として特性を保証することが必要となる。また、板材や押し出し材をプレス成形や曲げ加工する場合、そのスプリンバックに再現性が得られないと形状がばらつき、組立て時に手直しが必要になる。ここでスプリングを正確に予測できれば、形状の再現性が得られ、組立て時の手直しが不要になる。

## 5. 航空機用アルミニウム合金の研究の提言

日本の航空機用アルミニウム産業は、量的には弱小であり、アルコア、アルキャンなど欧米アルミメジャーのような増量は困難であるが、日本の航空機産業及び航空機用アルミニウム産業の国家的位置づけ・重要性から、

国際的に一定の水準に引き上げる必要がある。板材では、国内製品が競争力を有する航空機用薄板（板厚 4mm=0.16inch までのコイル、7075-O 材で B767 や B777 の円框・ストリンガーに使用される薄板）を品質良く生産していくことが重要である。次の段階として、世界的市場の中で一定の立場・シェアを確保し、ビジネスを維持・発展させるには、特定分野に経営資源を集中し、その分野における品質・コスト競争力をトップに引き上げるアプローチとなるであろう。ドイツのコラスアルミは航空機用新合金の開発を一時棚上げし、7075 の厚板に特化してひずみ改善を中心とする品質優位性および 7075 に特化した大量生産でコスト優位性を確保し、欧米アルミメジャーに対抗したビジネスを成功させているとされている<sup>1)</sup>。押し出し材では、前章で述べた複雑形状や肉厚差の大きい型材での歪や残留応力を低減する技術を開発できれば、国際的に品質の競争力が高められる。また、広幅部品の製造方法として、押し出し型材を摩擦攪拌接合する技術は、大型押し出しプレスを保有しない日本では、設備上の劣勢を解消する技術として有望である。また、日本独自の技術として優位性を得るには、新合金を開発し、その認定を取得する必要がある。なお、前述の 2013 は、MMPDS へのアルミニウム合金の登録として日本初である。これらの新規技術の開発には、材料とプロセス技術を総合的に考慮する必要がある。多大な費用とともに斬新なアイデアが必要であり、産・官・学の英知を結集した技術開発体制のさらなる強化が望まれる。

## 参考文献

- 1) 平成 13 年度日本航空宇宙工業会調査研究報告書「航空機用アルミニウム合金の生産能力の実態及び課題調査」
- 2) 非鉄金属産業技術戦略策定に係る調査研究報告書、(1998)、(社)日本アルミニウム協会編
- 3) 平成 13 年度航空機部品・素材データバンク整備調査報告書 (航空宇宙工業会)、財務省貿易統計
- 4) 平成 13 年度航空機部品・素材データバンク整備調査報告書 (航空宇宙工業会)、53.
- 5) 川島正平：軽金属学会 11 回軽金属セミナー、(1987)
- 6) 佐野秀男・安保満夫・山内重徳：本誌、30 (1989)、24.
- 7) 民間航空機関連データ集、(2001)、(財)日本航空機開発協会
- 8) 平 博仁、材料科学、35 (1998)、220.
- 9) 佐野秀男・松田眞一・吉田英雄、軽金属、53 (2003)、513.
- 10) (社)日本航空宇宙工業会 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No.806、平成 6 年 3 月 31 日
- 11) (社)日本航空宇宙工業会 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No.903、平成 7 年 3 月 31 日
- 12) (社)日本航空宇宙工業会 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No.1004、平成 8 年 3 月 31 日
- 13) (社)日本航空宇宙工業会 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No.1102、平成 9 年 3 月 31 日
- 14) 疋田達也・佐野秀男・毛利英一・安保満夫：本誌、36 (1995)、60.



## 2013-T6511 押出材の物理的性質および機械的性質

佐野 秀男\* 加藤 勝也\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 126-132

Physical Properties and Mechanical Properties  
of 2013-T6511 Extrusion

Hideo Sano and Katsuya Kato

2013 alloy has been developed as an alternative of 2024-T3 for airframe can be extruded to complex shape including hollow shape, which can achieve integrated structure contributed to cost reduction. The application of 2013 to main structure of airframe requires registration in Metallic Materials Properties Development & Standardization. Data analysis by Battelle laboratories is indispensable for MMPDS registration. Analysis results of 2013-T6511 extrusion properties up to 5mm thick by Battelle have been shown in this technical report. Density of 2013 is 1.6% lower than that of 2024. Specific heat and thermal conductivity of 2013 are almost same as those of 2024. A basis of tension strength  $F_{tu}$ , tension yield strength  $F_{ty}$ , compression strength  $F_{cy}$ , shear strength  $F_{su}$ , bearing strength  $F_{bru}$  and bearing yield strength  $F_{by}$  have been analyzed, and those of 2013-T6511 extrusion are higher than those of 2024-T3511 extrusion. Tension strength is 400MPa, tension yield strength is 365 MPa and tension elongation is 8% as A basis. Tension strength of 2013 up to 200°C (392°F) is higher than that of 2024-T62, and tension yield strength of 2013 is much higher than that of 2024-T62.

## 1. はじめに

代表的な航空機材料である 2024 合金は高強度で疲労強度が優れるため一次構造体用材料として用いられるが、耐食性や成形性が問題である。アルコアは改良合金 6013 を開発したが、T6 材の引張強さは 2024-T3 材の引張強さより 2 割低かった。そこで 6013 合金を改良し、2024-T3 材レベル以上のアルミニウム合金 2013 が開発された。Table 1 に、化学成分を他の合金と比較して示す。2013 合金では 6013 合金よりも強度を向上させるため Cu を増量した。Mg<sub>2</sub>Si を形成する比率は Mg 1% に対し Si 0.58% であり、Mg<sub>2</sub>Si は 1.58% となる。これよりも Cu が 1.75% と多いため、The Aluminum Association にて 2000 系合金として登録されたが、開発の原点は 6013 合金の高強度化である。また、押出性を向上させるため再結晶組織とし、その結晶粒を微細化するため Mn の代わりに Cr を添加している。さらに、Cr 化合物は Mn 化合物よりも耐食性が優れる。2013 合金は中空形状を含む複雑形状に押出できるので、構造一体化

\* 研究開発センター 第二部

によるコスト低減が可能である。

新合金が航空機用材料として採用されるには、米国での規格登録が必要である。The Aluminum Association にて 2013 と合金登録後、さらに T6511 と熱処理登録された。二次構造体（内装品）への採用には、米国 Society of Automotive Engineering 内 Aerospace Material Specification (AMS) の登録が必要であり、2004 年 11 月に規格書 AMS4326 が発行された。さらに、一次構造体まで広範囲に採用されるには、Metallic Materials Properties Development & Standardization (旧 Military handbook) への登録が必要である。

Table 1 Chemical composition of aluminum alloys (mass%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
2013	0.6-1.0	0.4	1.5-2.0	0.25	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	Bal
6013	0.6-1.0	0.5	0.6-1.1	0.20-0.8	0.8-1.2	0.1	0.25	Bal
6061	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	Bal
2024	0.5	0.4	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.01	0.25	Bal



既に物理的性質および機械的性質が承認され、2006年10月に発行される Version 3 への記載が決定している。これらの規格登録には米国 Battelle 研究所（以下 Battelle と称する）によるデータの統計解析が必要である。本報では、Battelle により統計解析された肉厚 5mm (0.2inch) 以下の 2013-T6511 押出材のデータを紹介する。

## 2. 物理的性質

密度は、2種類の鋳造ロット、熱処理ロットにおいて ASTM C693 に準拠して測定された。2種類とも  $2.72\text{g}/\text{cm}^3$  であり、 $0.098\text{lb}/\text{in}^3$  と換算される。2024合金の密度  $2.764\text{g}/\text{cm}^3$  に対し、2013合金の密度は 1.6% 小さかった。

比熱および熱伝導率は、2種類の鋳造ロット、熱処理ロットにおいて ASTM C714 に準拠して測定された。Table 2 に比熱および熱伝導率の測定結果を示す。Fig. 1 に 2013 の比熱に及ぼす温度の影響を示し、Fig. 2 に 2013 合金の熱伝導率に及ぼす温度の影響を示す。ロット間のばらつきは少なく、MMPDS Version 1 の Fig. 3. 2. 3. 0 に記載された 2024 合金の値とほぼ同等であった。

熱膨張率は、3種類の鋳造ロット、熱処理ロットにおいて ASTM E228 に準拠して測定された。Table 3 に熱膨張率の測定結果を示し、Fig. 3 に熱膨張率に及ぼす温度の影響を示す。ロット間のばらつきは少ない。2024合金の MMPDS 記載値と比較すると、 $300^\circ\text{C}$  以下の低

温側での熱膨張率が若干大きい。

## 3. 機械的性質

航空機用材料の静的機械的性質として、引張耐力・強さ・伸び、圧縮耐力、せん断強さ、ベアリング耐力・強さが必要となる。引張性質の長手方向における規格値 A 値を求めるには、10種類の鋳造ロットから各々試験数 10本、合計 100本の引張試験が必要である。他の性質は長手方向の引張性質と同一な3種類の鋳造ロット、10

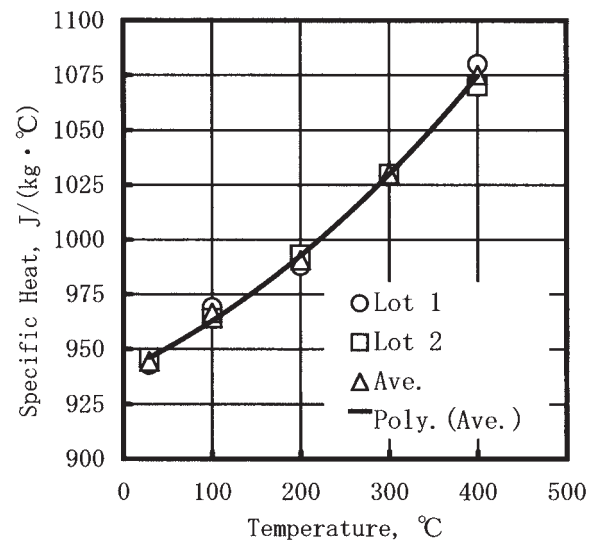


Fig. 1 Working curve for effect of temperature on specific heat of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

Table 2 Specific heat and thermal conductivity measurements of 2013-T6511 extrusion.

Temperature		Specific Heat				Thermal conductivity			
		J/(kg·°C)				W/(m·°C)			
°C	°F	Lot 1	Lot 2	Average	2024*	Lot 1	Lot 2	Average	2024-T3*
29	84	9.43E+02	9.46E+02	9.45E+02	9.04E+02	1.60E+02	1.68E+02	1.64E+02	1.24E+02
100	212	9.69E+02	9.64E+02	9.67E+02	9.48E+02	1.77E+02	1.79E+02	1.78E+02	1.35E+02
200	392	9.88E+02	9.93E+02	9.91E+02	9.84E+02	1.77E+02	1.74E+02	1.75E+02	1.64E+02
300	572	1.03E+03	1.03E+03	1.03E+03	1.02E+03	1.88E+02	1.83E+02	1.86E+02	1.84E+02
400	752	1.08E+03	1.07E+03	1.08E+03	1.09E+03	1.90E+02	1.83E+02	1.87E+02	1.77E+02
Temperature		Btu/(lb·°F)				Btu·ft/(hr·ft <sup>2</sup> ·°F)			
°C	°F	Lot 1	Lot 2	Average	2024*	Lot 1	Lot 2	Average	2024-T3*
29	84	0.225	0.226	0.226	0.216	92.2	97.1	94.6	94.6
100	212	0.231	0.230	0.231	0.226	102	103	103	103
200	392	0.236	0.237	0.237	0.235	102	101	101	101
300	572	0.246	0.246	0.246	0.242	109	106	107	107
400	752	0.258	0.256	0.257	0.260	110	106	108	108

\* Reference to Figure 3.2.3.0 in MMPDS Version 1

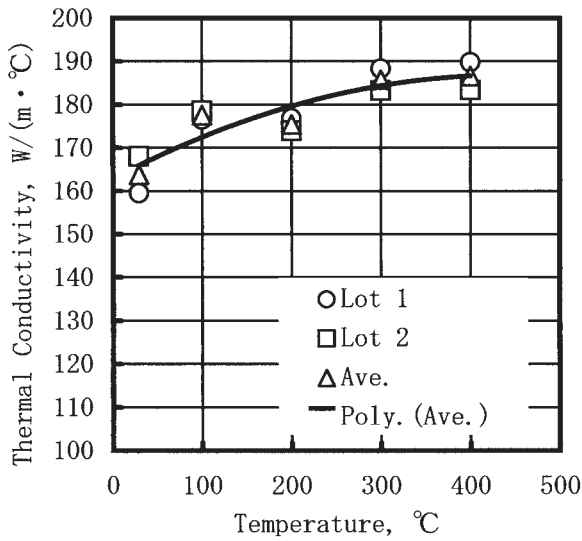


Fig. 2 Working curve for effect of temperature on thermal conductivity of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

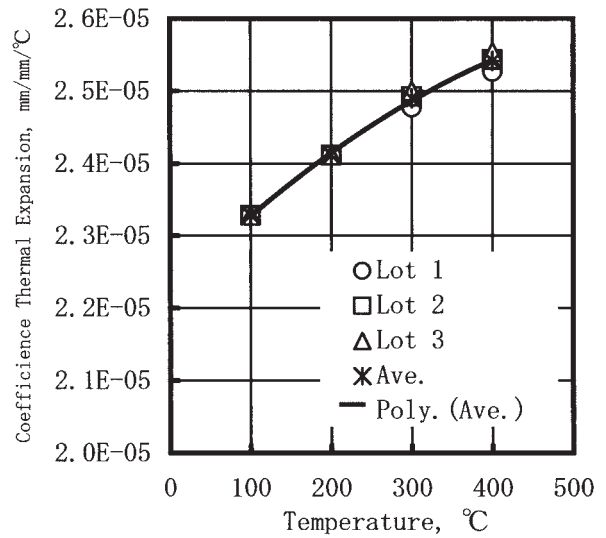


Fig. 3 Working curve for CTE of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

Table 3 Coefficient of thermal expansion of 2013-T6511 extrusion

Temperature		Lot 1	Lot 2	Lot 3	Average	2024*
° C	° F					
mm/mm/° C						
30~100	86~212	2.33E-05	2.33E-05	2.33E-05	2.33E-05	2.26E-05
30~200	86~392	2.41E-05	2.41E-05	2.41E-05	2.41E-05	2.32E-05
30~300	86~572	2.48E-05	2.49E-05	2.50E-05	2.49E-05	2.47E-05
30~400	86~752	2.53E-05	2.54E-05	2.55E-05	2.54E-05	2.56E-05
in./in./° F						
30~100	86~212	1.29E-05	1.29E-05	1.29E-05	1.29E-05	1.26E-05
30~200	86~392	1.34E-05	1.34E-05	1.34E-05	1.34E-05	1.29E-05
30~300	86~572	1.38E-05	1.38E-05	1.39E-05	1.38E-05	1.37E-05
30~400	86~752	1.40E-05	1.41E-05	1.42E-05	1.41E-05	1.42E-05

\* Reference to Figure 3.2.3.0 in MMPDS Version 1

種類の熱処理ロットから各々試験数3本、合計30本試験する。通常30本の試験から規格値S値が求められるが、長手方向の引張性質のばらつきが小さい場合、これとの関係からS値をA値と見ることができる。2013ではばらつきが小さかったためA値とした。室温の引張試験はASTM B557に準拠し、Fig. 4に示す形状の引張試験片を用い、引張降伏応力(0.2%耐力F<sub>ty</sub>)、引張強さ(F<sub>tu</sub>)、伸びを求めた。Fig. 5に代表的な引張耐力までの応力歪曲線を示す。Fig. 6に代表的な引張破断までの応力歪曲線を示す。圧縮試験はASTM E9に準拠し、幅15.9mm、長さ67.3mmの試験片を用い、圧縮降伏応力(0.2%耐力F<sub>cy</sub>)を求めた。Fig. 7に代表的

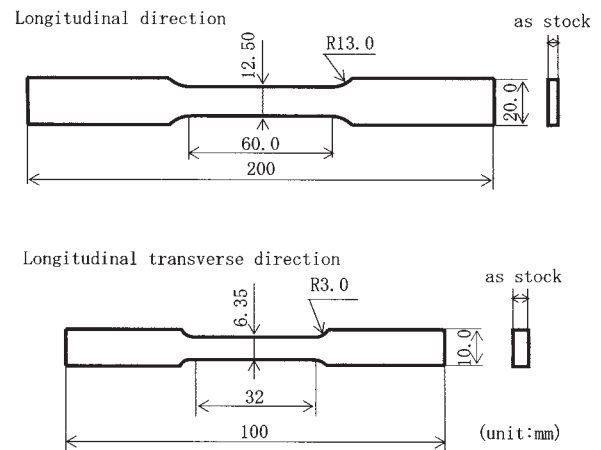


Fig. 4 Specimen for tension test at room temperature.

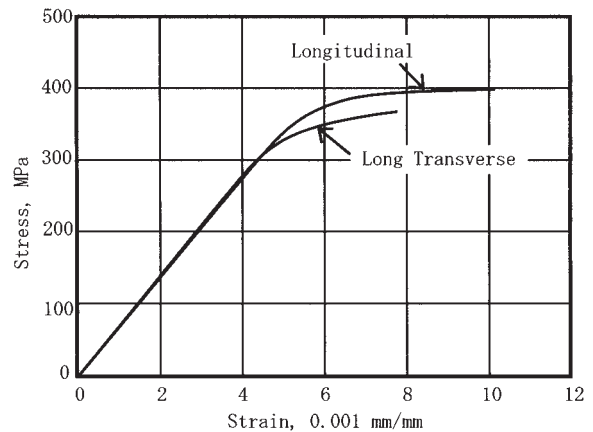


Fig. 5 Typical tensile stress-strain curves for 2013-T6511 extrusion at room temperature analyzed by Battelle.

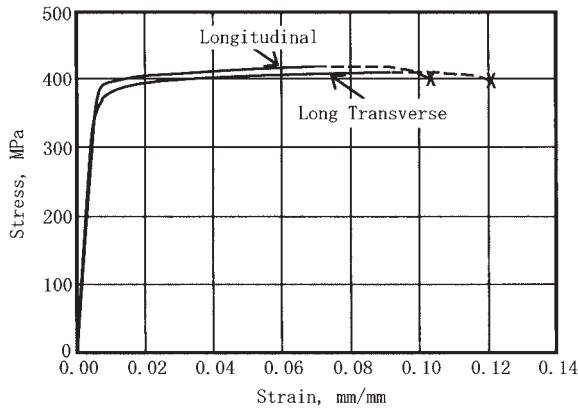


Fig. 6 Typical tensile stress-strain curves (full range) for 2013-T6511 extrusion at room temperature analyzed by Battelle.

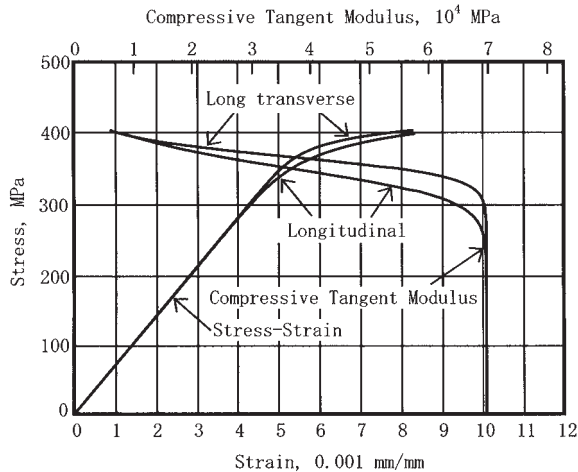


Fig. 7 Typical compressive stress-strain and compressive tangent modulus curves for 2013-T6511 extrusion at room temperature analyzed by Battelle.

な圧縮耐力までの応力歪曲線を示す。せん断試験は ASTM B831 に準拠し、Fig. 8 に示す形状の試験片を用い、せん断強さ (Fsu) を求めた。ベアリング試験は ASTM E238 に準拠し、引張荷重-歪曲線を求め、ベアリング強さ (Fbru) 及びベアリング降伏応力 (Fbry) を求めた。Fig. 9 に示す形状のベアリング試験片を用い、小穴側の試験片端面から穴中心までの距離  $e$  と小穴直径  $D$  との比  $e/D$  を 1.5 あるいは 2 の 2 条件とした。Tables 4, 5 に、機械的性質の A 値および B 値を、MMPDS Version 1 の Table 3.2.3.0 (j) に記載された 2024-T3511 押出材の値と比較して示す。ここで、A 値は、母集団の 99% が 95% の信頼性を持って統計解析値  $T_{99}$  以上となる値と SAE により規定された S 値のどちらか小さい方である。B 値は、母集団の 90% が 95% の信頼性を持って統計解析値  $T_{90}$  以上となる値である。引張強さ  $F_{tu}$  は 2024 より若干高かったが、他の強度は 1.2 倍から 1.6 倍であり、静的強度は 2024 よりも優れる。高温の引張試験は ASTM B557 に準拠し、Fig. 10 に

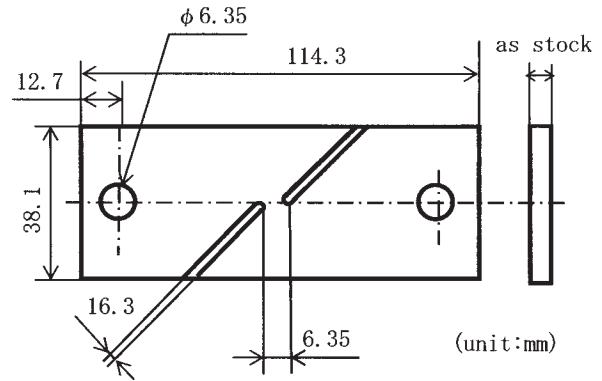


Fig. 8 Specimen for shear test.

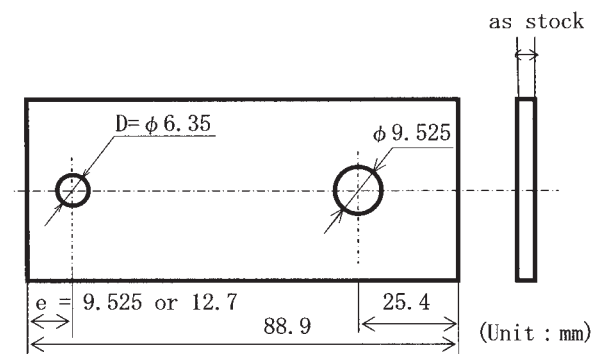


Fig. 9 Specimen for bearing test.

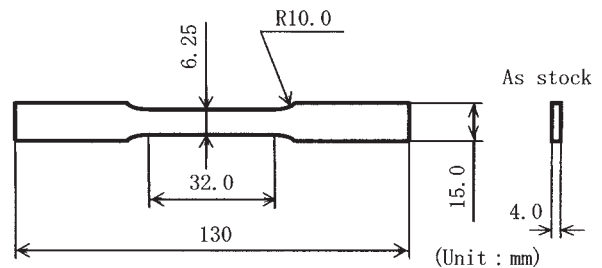


Fig. 10 Specimen for tension test at high temperature.

示す形状の試験片を用い、引張降伏応力 (0.2%耐力  $F_{ty}$ )、引張強さ ( $F_{tu}$ )、伸びおよび弾性率を求めた。Fig. 11 に、Battelle により統計解析された 2013-T6511 押出材の高温引張強さに及ぼす温度の影響を示す。室温の引張強さを 100% として、これに対する高温の引張強さを 100 分率で示している。比較のため、Fig. 12 に、MMPDS Version 1 の Fig. 3.2.3.3.1 (a) に記載される 2024 の中で高温強度が高い T62 材の高温引張強さに及ぼす温度の影響を示す。392°F (200°C)、100hrs にて 2013 が 68% に対し 2024 が 62% のように、392°F (200°C) までの値は 2013 が 2024 よりも高かった。2013 の室温引張強さが 2024 より若干高いことから、2013 の高温引張強さは 2024 よりも優れる。Fig. 13 に 2013-T6511 押出材の高温引張耐力に及ぼす温度の影響を示す。Fig. 14 に、MMPDS Version 1 の Fig. 3.2.3.3.1 (b)

**Table 4** Design mechanical and physical properties of 2013 and 2024 extrusions (SI unit).

Materials Properties Basis	2013-T6511 Extrusion*		2024-T3511 Extrusion**		Ratio to 2024 A basis
	A	B	A	B	
Mechanical Properties					
Tension strength $F_{tu}$ (MPa)					
L	400	407	393	421	1.0
LT	393	400	372	400	1.1
Tension yield strength $F_{ty}$ (MPa)					
L	365	379	290	324	1.3
LT	338	352	255	283	1.3
Compression strength $F_{cy}$ (MPa)					
L	365	379	234	262	1.6
LT	372	386	283	310	1.3
Shear strength $F_{su}$ (MPa)					
L	283	290	200	214	1.4
LT	283	290	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 1.5$ (MPa)					
L	724	731	579	621	1.3
LT	717	724	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 2.0$ (MPa)					
L	917	931	745	786	1.2
LT	910	924	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 1.5$ (MPa)					
L	572	593	421	469	1.4
LT	565	586	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 2.0$ (MPa)					
L	662	689	490	545	1.4
LT	683	710	...	...	
Elongation $e$ of S-Basis (percent)					
L	8	...	12	...	...
LT	...	...	...	...	
Tension modulus $E$ ( $10^3$ MPa)					
L	68		74		
LT	70		...		
Compression modulus $E_c$ ( $10^3$ MPa)					
L	69		76		
LT	72		...		
Poisson ratio $\mu$	0.33		0.33		
Physical Properties					
$\omega$ , g/cm <sup>3</sup>	2.720		2.764		0.985
C, K, and $\alpha$	See Figs. 1, 2 & 3		See Tables 2 & 3		

\* Thickness range covers up to 0.5mm. These were analyzed by Battelle Memorial Institute.

\*\* Reference to thickness range up to 6.3mm of Table 3. 2. 3. 0 (j1) in MMPDS Version 1.

\*\*\* Bearing values are "dry pin" values per Section 1. 4. 7. 1. in MMPDS Version 1.

**Table 5** Design mechanical and physical properties of 2013 and 2024 extrusions (American unit).

Materials Properties Basis	2013-T6511 Extrusion*		2024-T3511 Extrusion**		Ratio to 2024 A basis
	A	B	A	B	
Mechanical Properties					
Tension strength $F_{tu}$ (ksi)					
L	58	59	57	61	1.0
LT	57	58	54	58	1.1
Tension yield strength $F_{ty}$ (ksi)					
L	53	55	42	47	1.3
LT	49	51	37	41	1.3
Compression strength $F_{cy}$ (ksi)					
L	53	55	34	38	1.6
LT	54	56	41	45	1.3
Shear strength $F_{su}$ (ksi)					
L	41	42	29	31	1.4
LT	41	42	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 1.5$ (ksi)					
L	105	106	84	90	1.3
LT	104	105	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 2.0$ (ksi)					
L	133	135	108	114	1.2
LT	132	134	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 1.5$ (ksi)					
L	83	86	61	68	1.4
LT	82	85	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 2.0$ (ksi)					
L	96	100	71	79	1.4
LT	99	103	...	...	
Elongation $e$ of S-Basis (percent)					
L	8	...	12	...	...
LT	...	...	...	...	
Tension modulus $E$ ( $10^3$ ksi)					
L	9.9		10.8		
LT	10.1		...		
Compression modulus $E_c$ ( $10^3$ ksi)					
L	10		11		
LT	10.4		...		
Poisson ratio $\mu$	0.33		0.33		
Physical Properties					
$\omega$ ,	0.098		0.1		0.98
C, K, and $\alpha$	See Tables 2 & 3		See Tables 2 & 3		

\* Thickness range covers up to 0.5mm. These were analyzed by Battelle Memorial Institute.

\*\* Reference to thickness range up to 6.3mm of Table 3. 2. 3. 0 (j1) in MMPDS Version 1.

\*\*\* Bearing values are "dry pin" values per Section 1. 4. 7. 1. in MMPDS Version 1.

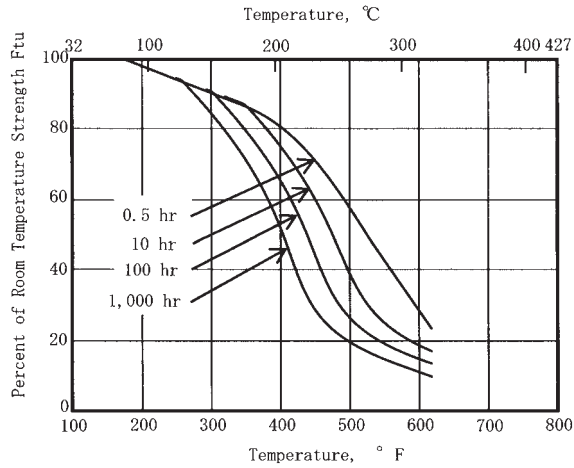


Fig. 11 Effect of temperature on the tensile ultimate strength ( $F_{tu}$ ) of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

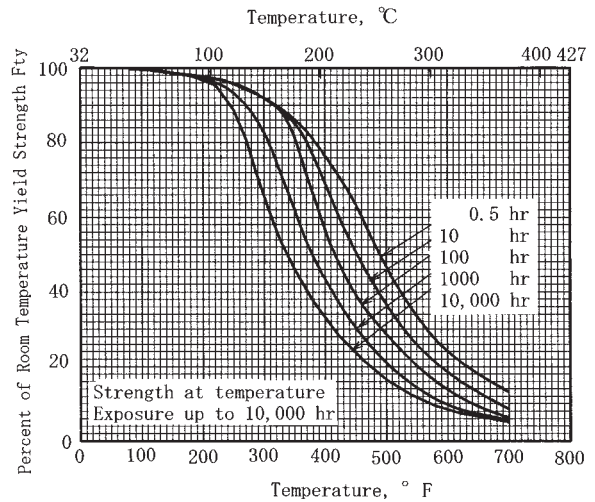


Fig. 14 Effect of temperature on the tensile yield strength ( $F_{ty}$ ) of 2024-T62 in Fig. 3. 2. 3. 3. 1 (b) of MMPDS Version 1.

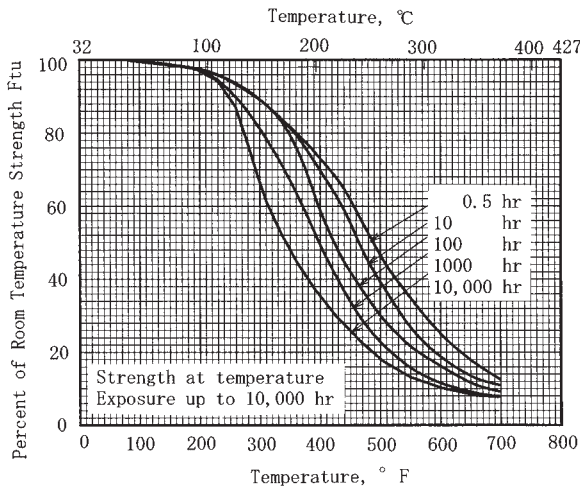


Fig. 12 Effect of temperature on the tensile ultimate strength ( $F_{tu}$ ) of 2024-T62 in Fig. 3. 2. 3. 3. 1 (a) of MMPDS Version 1.

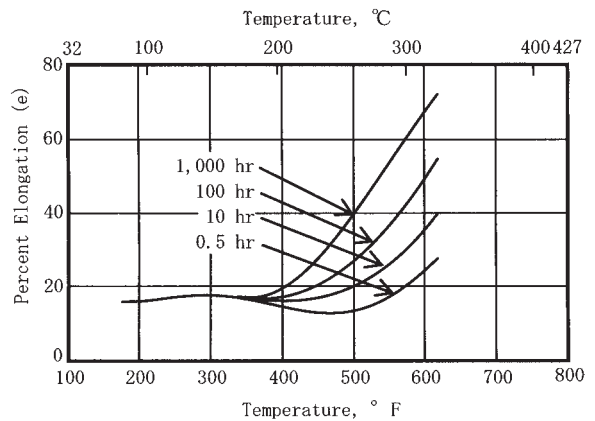


Fig. 15 Effect of temperature on the tensile elongation ( $e$ ) of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

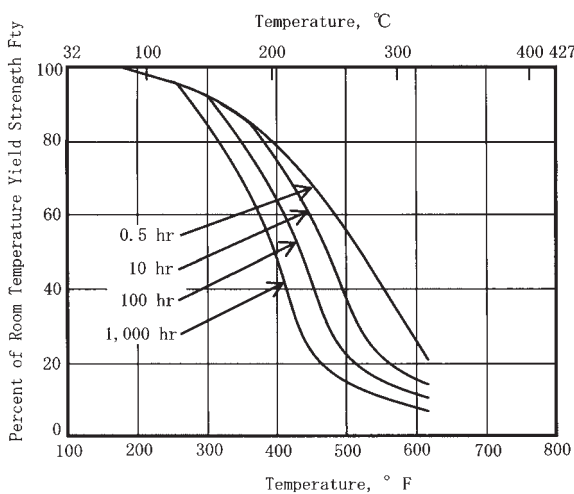


Fig. 13 Effect of temperature on the tensile yield strength ( $F_{ty}$ ) of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

に記載される 2024-T62 材の高温引張耐力に及ぼす温度の影響を示す。392°F (200°C), 100hrs にて 2013 が 67% に対し 2024 が 60% であるように, 392°F (200°C) までの値は 2013 が 2024 よりも高かった。2013 の室温引張耐力が 2024 より 1.3 倍高いことから, 2013 の高温引張耐力は 2024 よりも大幅に優れる。Fig. 15 に 2013-T6511 押出材の高温引張伸びに及ぼす温度の影響を示す。Fig. 16 に, MMPDS Version 1 の Fig. 3. 2. 3. 3. 5 (a) に記載される 2024-T62 材の高温引張伸びに及ぼす温度の影響を示す。2013 の高温引張伸びは 2024 と比較して遜色ない。Fig. 17 に 2013-T6511 押出材の高温引張弾性率に及ぼす温度の影響を示す。



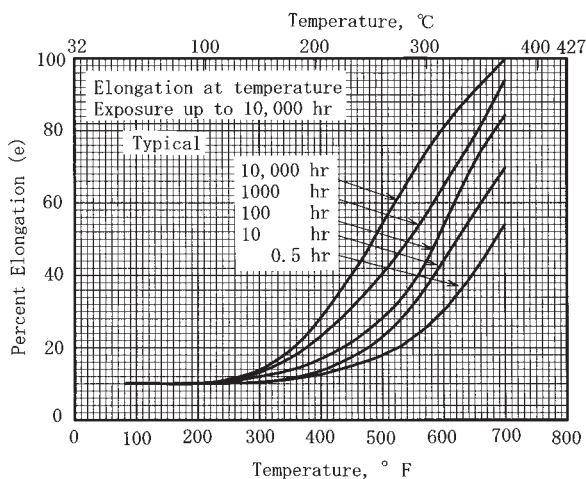


Fig. 16 Effect of temperature on the tensile elongation (e) of 2024-T62 in Fig. 3. 2. 3. 3. 5 (a) of MMPDS Version 1.

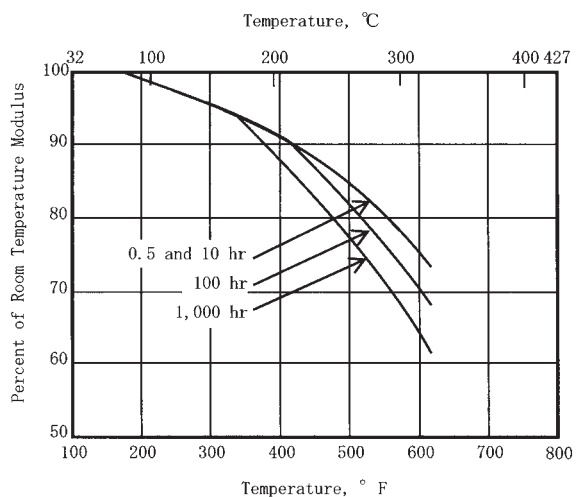


Fig. 17 Effect of temperature on the tensile modulus (E) of 2013-T6511 extrusion analyzed by Battelle.

#### 4. おわりに

2013の密度は2024の密度よりも1.6%小さく、軽量化に有利である。また、2013-T6511押出材の強度は2024-T3511押出材の強度の1.0倍から1.6倍である。さらに、2013合金の高温強度も2024合金より優れる。

このように、2013-T6511押出材は優れた特性を有するため、2024-T3511押出材の代替として有望であり、航空機材として広範な採用が期待される。次報では、疲労強度および疲労亀裂進展特性などの特性を紹介する予定である。

#### 謝 辞

本報にて紹介した2013押出材の特性の多くは、社団法人日本航空宇宙工業会の環境調和型航空機技術に関する委託研究平成16年度報告書No.1615「複雑形状の押出可能な高強度合金2013の一次構造体への適用研究」にて採取したものであり、共同研究並びに掲載の許可を頂いた社団法人日本航空宇宙工業会、川崎重工業株式会社殿に深く感謝いたします。

## 日・米・欧におけるアルミニウム DI 缶の軽量化動向

横井 洋\* 伊川 慎吾\*  
平野 清一\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 46 No. 1 (2005), pp. 133-140

Light-weighting Trend of Aluminum D&I Cans  
in Japan, USA and EU

Hiroshi Yokoi, Shingo Ikawa, and Seiichi Hirano

The weight of the aluminum drawn and ironed beverage can (D&I can) has not decreased since the early 1990's in Japan. This paper presents the trend of light-weighting of aluminum D&I cans through the Japanese, USA, and EU markets in 2004, and comments on the light-weighting in the near future in Japan. Japanese aluminum D&I cans are heavier than USA cans by 13.5% (2.1g) and EU cans by 10.5% (1.6g). The difference in the weight is due to the demand for the quality of the cans according to the countries. It is not easy to achieve the further light-weighting with the high demand on quality in Japan. An increase in the strength of the can itself, while maintaining the high-formability and quality of the appearance, is one of the ways for light-weighting. For this, changes in total can production design including can stock properties, can production process, appropriate can specifications and so on are suggested.

## 1. はじめに

国内におけるアルミニウム DI 缶 (Drawn and Ironed Can) は、1971年に生産され始めてから着実に市場を拡大してきた。近年では消費量が伸び悩み傾向にはあるものの、2004年は過去最高の183.6億缶が消費された<sup>1)</sup>。

アルミニウム DI 缶は、開発当初には着実に軽量化された<sup>2)</sup>が、1990年代前半から軽量化は進んでいないのが現状である<sup>3)</sup>。これは、缶体性能の維持が困難になっていること、コストメリットが少ないこと等が原因と考えられ、これらの大幅な改善がない限り軽量化は進み難いと考えられる。

一方、近年では世界的に環境問題が重要視されてきており、アルミニウム DI 缶もより一層のエネギー使用量の低減を考えることが必要となってきた。

本報では、環境問題に先進の欧州の缶や、アルミニウム DI 缶発祥の米国の缶の軽量化状況を、2004年市販缶により調査し、今後の国内アルミニウム DI 缶の軽量化の可能性について考えてみる。

\* 研究開発センター 第三部

## 2. 調査対象缶および調査項目

調査対象は Table 1 に示すビール用および炭酸飲料用アルミニウム DI 缶で、2004年に入手した国内市販缶(350ml) 9銘柄、米国市販缶(12oz) 6銘柄、および欧州市販缶(330ml) 3銘柄である。

国内缶は、ビール用の一部に204(2+4/16インチ)径のエンドがあるが、ほとんどが206径である。米国缶はビール用が204径であり炭酸飲料用が202径、欧州缶ではビール用、炭酸飲料用ともに202径であり縮径が進んでいる。欧州缶は内容量330mlが標準であり缶高さが低いことが特徴である。調査対象の18缶のうち、広口蓋(LOE: Large Open End) および中口蓋(MOE: Middle Open End) が12缶あり、飲み易さを考慮した設計のものが多く、これら調査対象缶について Table 2 に示す項目を調査した。

## 3. 調査結果

## 3.1 缶体質量

缶体質量の測定結果を Table 3 に示す。全体質量は、

Table 1 Details of cans investigated.

No.	Country (Area)	Beverage (*1)	Can manufacturer	End size (*2)	Neck type (*3)	End/Tab type	
						End(*4)	Tab
1	Japan	B	A	206	Quad		Stolle
2			B	206	Quad	MOE	Stolle
3			C	204	SFN	LOE	Stolle
4			D	206	Quad		Stolle
5			E	206	Quad	MOE	Stolle
6			F	204	SDN	LOE	Stolle
7		C	C	206	Quad		Stolle
8			D	206	Quad		Stolle
9			E	206	Quad		Stolle
10	USA	B	G	204	SNF	LOE	Stolle
11			H	204	SDN	LOE	Stolle
12		C	G	202	SNF	LOE	Stolle
13			H	202	SDN	LOE	DRT
14			I	202	SDN	LOE	Stolle
15			J	202	SDN	LOE	Stolle
16	EU	B	J	202	SDN	LOE	DRT
17		C	H	202	SDN		Stolle
18			J	202	SDN	LOE	Stolle

(\*1) B : Beer C : Carbonated drink

(\*2) e.g. 206 : 2+6/16inch

(\*3) SDN : Smooth Die Neck SNF : Spin Neck and Flange SFN : Spinflow Neck

(\*4) LOE : Large Open End MOE : Middle Open End

Table 2 Investigation items.

Item	Part		
	Body	End	Tab
Can characteristics			
Weight	○	○	○
Thickness	○(*1,*2)	○(*3)	○(*4)
Buckle strength	○	○	—
Chime wrinkling	○	—	—
Piercing resistance	○(*1)	—	—
Stock characteristics			
Chemical composition	○	○	—
Hardness	○(*2)	○(*3)	—
Manufacturing process	○	—	—

(\*1) Thinwall (\*2) Dome center

(\*3) End panel (\*4) Flat area of tab

国内缶が 15.00~16.24g であるのに対し、米国缶は 13.04~13.99g と平均で 2.1g (13.5%) 軽量である。欧州缶は缶高さの低い 330ml 缶が主流であるが、350ml 缶高さ相当に補正すると 13.74~14.24g となり、国内缶に比べて平均で 1.6g (10.5%) 軽量である。内容物別に比較すると、国内では炭酸飲料用缶よりもビール用缶が、米国ではビール用缶よりも炭酸飲料用缶の方が軽量である。これらの軽量化のポイントについて缶ボディとエンドに分けて考察する。

### 3.2 缶ボディの軽量化技術

缶体質量のうち 75~80% を占める缶ボディの質量 (Table 3) は、アルミニウム分 (塗膜除去後) で比較すると、国内缶が 11.49~11.99g であるのに対して、米国缶は 10.14~10.89g、欧州缶は 10.70~11.26g であり、いずれも軽量である。特に米国缶は国内缶に比べて平均で 10.5% 軽量である。軽量化には、素材の元板を薄くし缶ボディ体積の約 30% に相当する缶底部を軽量化する方法と、残りの約 70% に相当するしごき加工後の缶壁部を薄くする方法がある。Fig. 1 に供試缶の缶底中央

Table 3 Can weight.

No.	Country (Area)	Beverage (*1)	Total		Body		End (*4)	Tab	
				(*2)	(*3)	(*2,3)			
1	Japan	B	15.76		12.15	11.88	3.20	0.40	
2			15.60		12.00	11.73	3.18	0.42	
3			15.21		11.99	11.75	2.84	0.38	
4			15.97		12.26	11.99	3.28	0.43	
5			15.43		11.83	11.54	3.20	0.40	
6			15.00		11.78	11.49	2.86	0.36	
7			C	16.24		12.43	11.82	3.44	0.37
8				16.18		12.34	11.84	3.43	0.41
9				15.75		11.93	11.59	3.41	0.41
10	USA	B	13.69		10.70	10.36	2.68	0.31	
11			13.75		10.79	10.56	2.66	0.30	
12			C	13.37		10.65	10.44	2.40	0.32
13		13.99			11.26	10.89	2.39	0.34	
14		13.04			10.35	10.14	2.42	0.27	
15		13.54		10.85	10.66	2.41	0.29		
16	EU	B	13.36	13.74	10.57	10.33	10.70	2.46	0.33
17		C	13.71	14.13	10.87	10.61	11.01	2.54	0.30
18			13.85	14.24	11.07	10.88	11.26	2.48	0.30

(\*1) B : Beer C : Carbonated drink

(\*2) Calculated weight equivalent to 350ml can's height.

(\*3) Delacquered

(\*4) Calculation : End = Total - Body - Tab

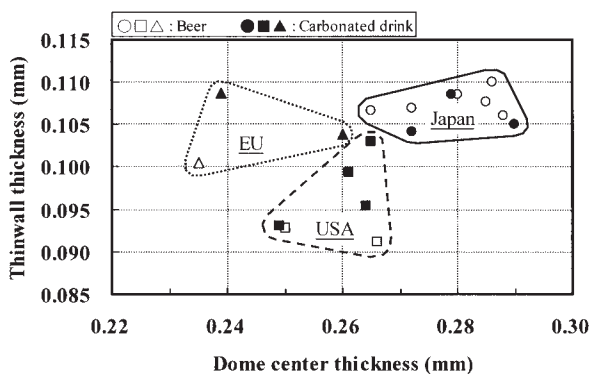


Fig. 1 Relation between thinwall thickness and dome center thickness.

部板厚と缶壁薄肉部板厚の関係を示す。缶底中央部板厚は、ドミング加工時の張り出し変形により元板から約0.01mm薄くなるが、製缶メーカーによる差はほとんどないため、元板厚の相対比較が可能である。最軽量の米国缶は、国内缶に比べて缶底中央部、缶壁薄肉部ともに薄く、特に缶壁薄肉部は国内缶に比べて約0.01mm薄

いのが特徴である。一方、欧州缶は、缶壁薄肉部の板厚は国内缶とほぼ同等であるが、缶底中央部が米国缶よりも薄いのが特徴である。国内で最も薄い元板は0.280mm、欧州では0.245mmあるいは0.250mmが使用されていると推定する。

アルミニウムDI缶の要求品質として製缶工程における成形問題の他に、充填工場、流通、消費者での取り扱いに耐える特性、また店先での見栄え等が重要である。その中で軽量化して問題視されるのが、充填時に掛かる缶軸方向への押さえ圧に耐えるための座屈強度、充填後の流通や保管時の温度上昇による内圧変化に耐えるための缶底耐圧、外観不良である缶底チャイム部（ボトム接地外周部）のしわなどがある。さらに最近では、市場での缶壁部破損による漏洩問題に対する缶壁部の突き刺し強度などがあげられる<sup>4)</sup>。また、国内や欧州では、印刷品質が問われる場合もある。これには製缶工程途中の搬送での缶壁部凹み等が印刷抜けにつながるため、缶壁厚分布も重要視されている。

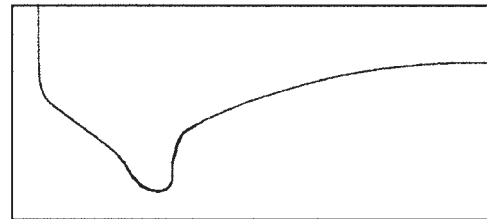
座屈強度は、缶壁のわずかな凹みにより極端に低下す

るため、市販缶では正確な値が得られ難いので本報では調査していないが、一般的には軸荷重を負荷した時に、元板厚が薄くなると缶壁部ではなくチャーム部が優先的に座屈するため、薄肉化する場合は注意が必要である。国内の一般的な座屈強度は 1275N (130kgf) 以上<sup>2)</sup>であるが、米国缶や欧州缶では、国内の規格を下回っているものもあり、国内よりも規格が低いようである。

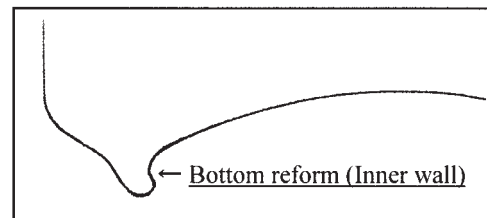
缶底耐圧の国内の一般的な規格は、ビール用で 539kPa (5.5kgf/cm<sup>2</sup>)、炭酸飲料用では 617kPa (6.3kgf/cm<sup>2</sup>)、あるいは 686kPa (7.0kgf/cm<sup>2</sup>) 以上である<sup>2)</sup>。国内のビールはパスタライズ処理を施さない「生ビール」タイプが多いため、ビールのほとんどにパスタライズ処理を施す米国や欧州に比べて耐圧は低く設定されている。供試缶の缶底耐圧と缶底板厚の関係を Fig. 2 に示す。缶底耐圧と缶底板厚の間に明確な関係は認められない。缶底耐圧は缶底板厚の他に、材料の耐力、缶底形状因子と関係があり<sup>3)</sup>、薄肉化しても規格を満足するように製缶各社で工夫されている。欧米では、薄肉化とともに低下する耐圧強度を、ボトムリフォームを施して補っている場合が多い。Fig. 3 にボトムリフォームされた代表的な缶底形状を示す。この技術は、製缶の最終工程であるネック成形まで終了した後に、インナーウォール部にディスクを押し当てて加工しバックリングし難くするものであり、国内では採用されていないようである。これは、設備投資が必要であること、擦れキズなどの問題が原因と考えられる。

チャーム部に発生するしわは、外観上の問題として取り上げられる。供試缶を目視で観察したところ、国内缶ではチャームしわは全く観察されないのに対して、欧米缶の No.10, 18 に多くのチャームしわが、また No.11, 14 に軽微なものが認められた。代表的なチャームしわの外観写真を Fig. 4 に示す。チャームしわは再絞り成形工程でチャームに相当する円錐面が形成される際に円周方向に座屈する不良である。この座屈不良は、元板厚が薄いほど発生しやすいので薄肉化する際には注意が必要である。

缶ボディの大幅な軽量化には、全体の約 70% を占める缶壁部の薄肉化が必要であるが、穴あき難い缶の検討が今後の課題の一つである。穴あき試験方法は定義されておらず、実態にあった試験方法の検討から必要であるのが現状である。ここでは、試験の一例として、内容物を除去後、空気圧により缶内圧を 196kPa に保持した後、φ1.0mm、先端 R0.5mm の針を 50mm/min の速度で缶壁薄肉部へ垂直に押し当てたときの最大荷重（突き刺し強度）を Fig. 5 に示す。壁厚の薄い缶で突き刺



(a) Typical domestic can (Sample No.1)



(b) Bottom reformed can (Sample No.11)

Fig. 3 Typical can bottom profile.

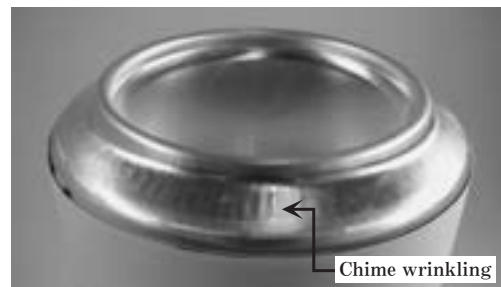


Fig. 4 Typical chime wrinkling (Sample No.18).

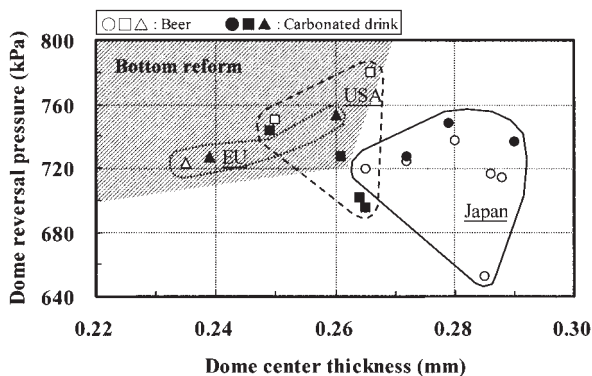


Fig. 2 Relation between dome reversal pressure and dome center thickness.

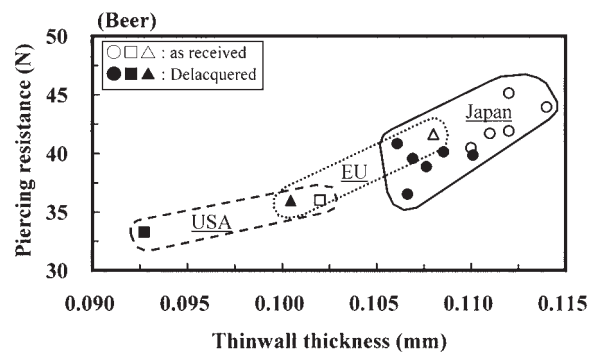


Fig. 5 Relation between piercing resistance at thinwall and thinwall thickness.



し強度が低い傾向にある。また、塗膜を含む場合の方が突き刺し強度は高い。壁厚の薄い米国の缶は、国内や欧州の缶に比べて突き刺し強度は低い。缶壁の軽量化には、搬送時の凹み問題も併せて缶壁の高強度化が求められる。

次にアルミニウム素材に関する調査結果を述べる。供試缶の缶ボディ材の硬さ、化学成分、推定製造工程を

**Table 4** に示す。缶ボディ材はいずれも 1% の Mn と 1% の Mg が主成分の 3004 合金と、Mn 量の少ない 3104 合金であった。米国缶や欧州缶は、国内缶に比べて Mg 量が多い傾向が認められた。

缶ボディ材の製造工程は、大別すると 2 種類あり、**Fig. 6** に示す結晶組織から判断した。缶ボディ材のほと

**Table 4** Can body stock characteristics.

No.	Country (Area)	Beverage (*1)	Can manufacturer	Hardness (HV0.1) (*2)	Alloy	Chemical composition (mass%)									Estimated manufacturing process(*3)
						Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
1	Japan	B	A	96.7	3004	0.25	0.36	0.21	1.0	1.0	0.01	0.18	0.03	bal.	A
2			B	92.2	3104	0.28	0.44	0.25	0.8	1.1	0.02	0.17	0.03	bal.	A
3			C	98.7	(3104)	0.31	0.43	0.29	0.9	1.3	0.02	0.10	0.04	bal.	B
4			D	93.3	3004	0.26	0.39	0.22	1.0	0.9	0.01	0.18	0.03	bal.	A
5			E	95.6	3004	0.28	0.40	0.25	1.0	1.3	0.03	0.03	0.03	bal.	B
6			F	95.3	3004	0.28	0.44	0.24	1.0	1.3	0.02	0.17	0.03	bal.	A
7		C	C	99.6	(3104)	0.33	0.46	0.31	1.0	1.3	0.02	0.12	0.05	bal.	B
8			D	92.8	3004	0.29	0.42	0.25	1.0	1.1	0.02	0.17	0.03	bal.	B
9			E	99.3	(3004)	0.28	0.40	0.26	1.0	1.3	0.02	0.03	0.03	bal.	A
10	USA	B	G	96.2	3104	0.17	0.51	0.21	0.9	1.3	0.00	0.02	0.01	bal.	A
11			H	95.3	3104	0.17	0.45	0.19	0.9	1.3	0.01	0.04	0.01	bal.	A
12		C	G	95.3	3104	0.17	0.48	0.21	0.9	1.3	0.00	0.02	0.01	bal.	A
13			H	94.1	3104	0.17	0.44	0.19	0.9	1.3	0.01	0.04	0.02	bal.	A
14			I	94.5	3104	0.19	0.41	0.19	0.8	1.3	0.02	0.05	0.01	bal.	A
15			J	90.4	3004	0.20	0.43	0.19	1.0	1.2	0.02	0.05	0.01	bal.	A
16	B	J	98.4	3004	0.22	0.43	0.19	1.0	1.3	0.00	0.00	0.01	bal.	A	
17	EU	C	H	101.3	3104	0.18	0.44	0.23	0.9	1.2	0.01	0.02	0.02	bal.	A
18			J	98.1	3004	0.22	0.41	0.18	1.0	1.3	0.00	0.00	0.01	bal.	A

(\*1) B : Beer C : Carbonated drink

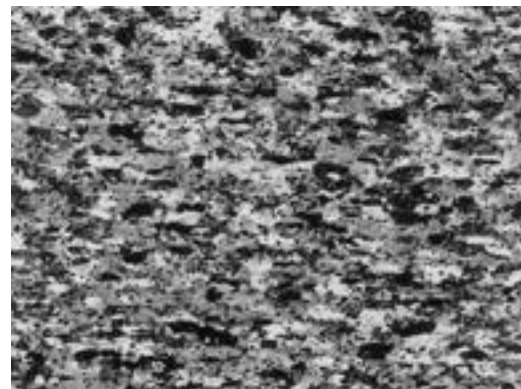
(\*2) Dome center

(\*3) A : HR-(IA)-CR B : HR-CR-IA-CR

(HR : Hot Rolling CR : Cold Rolling IA : Intermediate Annealing)



(a) Process A (HR-(IA)-CR)



(b) Process B (HR-CR-IA-CR)

100μm

**Fig. 6** Photomicrographs showing typical grain structure of can body stocks.

んどが工程 A であり、国内の一部に工程 B が見られた。工程 A は熱間圧延の後に熱処理を施す場合もあるが、ほとんどの缶材は熱処理を施さない工程で製造されていると考えられる。なお、結晶組織からは工程 A の熱処理有無は判断できない。工程 B は、冷間圧延の間に熱処理（基本的には連続焼鈍炉による急速加熱、急速冷却）が施され、DI 加工後の塗装焼き付け処理で軟化し難い（バークハードとも呼ぶ）特性を得るために行われており、缶体強度を得やすいのが特徴である。一方では、ネック加工後のフランジ成形時に割れやすいデメリットがある<sup>9)</sup>。また、熱処理を施すため、エネルギー消費やコストの観点からは望ましくない。

材料の硬さは、一部の元板厚による明確な傾向は認められない。これは、素材の高強度化による DI 加工性やネックフランジ加工性の低下を懸念しているためと考えられる。

以上の各種調査から、缶ボディを更に軽量化するには、缶体の高強度化と高成形性の両立が必要となる。これら求められる特性は素材面にとって相反する特性であるため、軽量化には製缶面・素材面での総合的な検討による最適化が必要と考えられるが、個々の要求特性における規格の見直しも重要な課題と考えられる。

### 3.3 缶エンド・タブの軽量化技術

缶エンドの質量 (Table 3) は、国内缶が 2.84~3.44g、米国缶が 2.39~2.68g、欧州缶は 2.46~2.54g であり、国内缶に比べて欧米缶は軽量である。缶エンドの質量は、エンド径に依存するところが大きい。同径で比べても米国缶は国内缶に比べて軽量である。欧州缶は 202 径のみであり、米国缶の同径缶と比較して同等である。タブは、個々の質量が小さく、缶全体の軽量化への影響は小さいが、国内缶の平均が 0.4g であるのに対し、欧米缶は平均が 0.3g であり 0.1g 軽量である。

供試缶エンドの板厚を Fig. 7 に、タブの板厚を Fig. 8 に示す。缶エンドの板厚は、エンド径に依存するが、国内缶は 0.235~0.26mm であるのに対して、米国や欧州缶は 0.21~0.22mm であり明らかに薄い。国内ではエンド径が大きいため耐圧が確保し難いことに加え、バックリング時の亀裂の発生を懸念した設計になっていることが板厚増につながっていると考えられる。内容物別では、国内のビール用は炭酸飲料用に比べて板厚が薄いのが特徴である。なお、ビール用と炭酸飲料用に同一エンド径を使用している欧州缶では、内容物による区別はないようである。

タブの板厚は、国内缶が 0.32~0.35mm であるのに対して、米国や欧州缶では 0.24~0.28mm であり明らかに薄い。国内のタブが厚いのは、開缶時のタブ折れやタブ裂け等を懸念した設計になっていると考えられる。なお、ビール用と炭酸飲料用では板厚差は認められない。

供試缶エンドの耐圧を Fig. 9 に示す。国内のビール用が他に比べて耐圧が低い。国内缶のビール用と炭酸飲

料用に明確な材料差が認められないことから、国内のビール用缶の耐圧規格が低いことに合わせて薄肉化した結果であると考えられる。

供試缶エンド材の硬さ、化学成分を Table 5 に示す。缶エンド材は、高強度を得やすい Al-Mg 系合金が用いられる。ここで調査した全ての缶は、Cu, Mn, Mg 量に若干の差は認められるが、いずれも 5182 合金であった。

今後、国内の缶エンドを軽量化するには、缶エンドの小径化が必要と考えられるが、素材面では高強度でありながらバックリング時の亀裂が発生しにくい材料の開発が必要と考えられる。

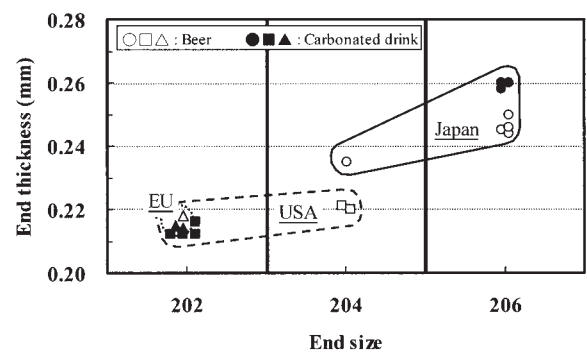


Fig. 7 Can end thickness for each end size.

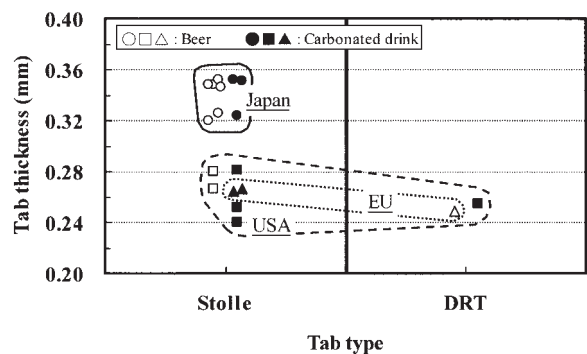


Fig. 8 Tab thickness for each tab type.

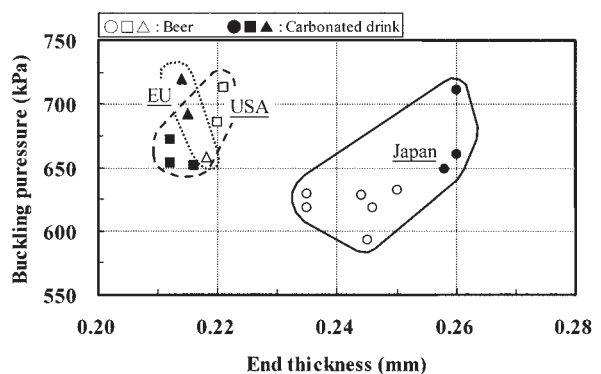


Fig. 9 Relation between buckling pressure and end thickness.

Table 5 Can end stock characteristics.

No.	Country (Area)	Beverage (*1)	Can manufacturer	Hardness (HV0.1)	Alloy	Chemical composition (mass%)								
						Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1	Japan	B	A	113.9	5182	0.12	0.24	0.10	0.36	4.5	0.03	0.03	0.02	bal.
2			B	111.3	5182	0.13	0.26	0.09	0.31	4.7	0.03	0.04	0.02	bal.
3			C	110.6	5182	0.13	0.24	0.05	0.44	4.9	0.03	0.05	0.01	bal.
4			D	113.4	5182	0.09	0.22	0.09	0.37	4.6	0.04	0.02	0.01	bal.
5			E	112.5	5182	0.13	0.29	0.09	0.38	4.5	0.07	0.04	0.02	bal.
6			F	115.3	5182	0.08	0.19	0.05	0.44	4.7	0.02	0.03	0.01	bal.
7		C	C	111.3	5182	0.13	0.24	0.06	0.44	4.7	0.03	0.05	0.02	bal.
8			D	112.1	5182	0.09	0.23	0.09	0.35	4.5	0.04	0.02	0.01	bal.
9			E	112.9	5182	0.12	0.24	0.09	0.33	4.7	0.03	0.05	0.02	bal.
10	USA	B	G	122.3	5182	0.08	0.25	0.03	0.36	4.6	0.00	0.00	0.01	bal.
11			H	114.0	5182	0.08	0.22	0.04	0.33	4.8	0.00	0.01	0.01	bal.
12		C	G	128.8	5182	0.08	0.22	0.04	0.37	4.8	0.00	0.00	0.01	bal.
13			H	121.4	5182	0.08	0.24	0.04	0.33	4.7	0.01	0.01	0.01	bal.
14			I	119.5	5182	0.09	0.23	0.05	0.34	4.7	0.01	0.03	0.02	bal.
15			J	115.5	5182	0.09	0.26	0.04	0.35	4.8	0.00	0.01	0.00	bal.
16	EU	B	J	122.9	5182	0.12	0.25	0.03	0.37	5.0	0.01	0.02	0.02	bal.
17		C	H	125.0	5182	0.12	0.30	0.07	0.39	4.9	0.06	0.01	0.01	bal.
18			J	121.6	5182	0.11	0.20	0.06	0.38	4.7	0.03	0.00	0.01	bal.

(\*1) B : Beer C : Carbonated drink

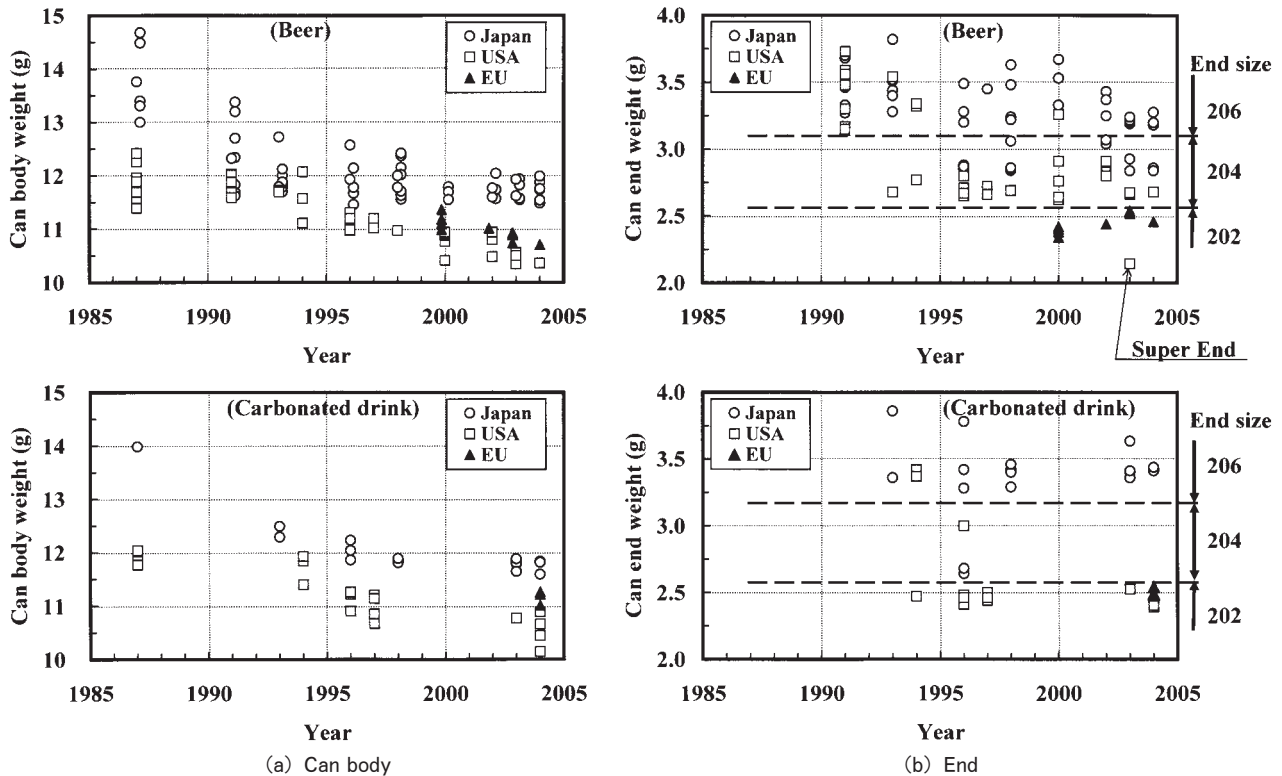


Fig. 10 History of can body and end weight.

#### 4. おわりに

国内のアルミニウム DI 缶に比べて、米国缶は平均で 2.1g (13.5%)、欧州缶は平均で 1.6g (10.5%) 軽量である。缶ボディについては、地域による軽量化思想の相違が明確で、米国では缶壁部、缶底部(元板)の両面での薄肉軽量化が、欧州では缶壁部は薄くせず、缶底(元板)から最大限に軽量化していることが特徴である。缶エンドの軽量化は、縮径と併せた薄肉化が主であり、欧米では国内に比べて小径エンドを使用しているため軽量である。

参考までに、過去 18 年間の本誌<sup>3,7~9)</sup>等の調査結果から、軽量化の変遷をまとめると Fig. 10 のようになる。欧米缶の軽量化もここ数年変化が小さく、現在の DI 缶における軽量化の限界に近いことが伺え、現状の要求品質を維持しながらの軽量化は容易ではないと考えられる。今後のアルミニウム DI 缶の軽量化には、缶体の高強度化が望まれるが、成形性や外観品質との両立が必要であ

り、素材面からだけでなく、製缶技術も併せた総合的な検討が必要であると考えられる。また、規格の妥当性を見直すことも缶体の軽量化には必要であると考えられる。

#### 参考文献

- 1) ビバリッジジャパン, No.282, (2005), 35.
- 2) アルミニウムの製品と製造技術: 社団法人軽金属学会, (2001), 59.
- 3) 横井 洋, 平野清一: 本誌, 40 (1999), 99.
- 4) ビバリッジジャパン, No.268, (2004), 48.
- 5) 川島敏彦: 軽金属, 40 (1990), 856.
- 6) Yoshinari Kikuta and Shin Tsuchida: Aluminum Alloys for Packaging III, (1998), 189.
- 7) 竹島義雄, 伊藤清文, 木村博政, 久田貞夫: 本誌, 29 (1988), 210.
- 8) 伊藤清文, 土田 信: 本誌, 34 (1993), 258.
- 9) 菊田良成, 水谷博之, 横井 洋, 花木和宏: 本誌, 37 (1996), 77.

# Friction Stir Welded Products in the Aluminium Mill Shop\*

Masaki Kumagai\*\* and Sunao Tanaka\*\*\*

Friction stir welding has been successfully applied the production of wide aluminium alloy panels. Wide extrusion panel for example the superexpress Series 700 Shinkansen have produced with friction stir welding in our mill shop since 1997. In recent years, wide FSW extrusion panels have used for bridges and decks from the viewpoint of reducing Life Cycle Cost (LCC) and satisfying the requirement of Life Cycle Assessment (LCA). In this paper, the new whole aluminium bridge constructions and some products with FSW in the mill shop are introduced.

## 1. Introduction

Recently, lightweight transportation and construction are expected from the viewpoints of ecology and economy, since aluminium alloys as sheets, plates and extrusion shapes are increasingly used for many kinds of structures. Large material which is produced by joining standard shapes to the width direction in the mill shop is expected to reduce site welding operation. Large aluminium structures have been produced by such conventional fusion processes as metal inert gas (MIG) or tungsten inert gas (TIG) welding. In the welding of aluminium, large distortion occurs due to high thermal expansion and large shrinkage of solidification. In addition, grazing oxide film and inert gas shielding are necessary to prevent the defects due to remained oxides. Skillful technique is required for controlling the welding conditions and removing the welding distortion.

To solve these problems, we took notice of a new friction stir welding technology which was developed by The Welding Institute<sup>1)</sup>. We have fabricated friction stir welded wide panels of aluminium alloy which were impossible to be produced only by extrusion or rolling. In Japan, a heat treatable alloy JIS 6N01 is a representa-

tive constructive material for trains because of high extrudability and less quench sensitivity. We firstly manufactured friction stir welded extrusion panels of 6N01-T5 for the floor of the commercial superexpress 700 Series Shinkansen in 1997 (Fig. 1)<sup>2)</sup>.

From 1950s to 1960s, many aluminium bridges were constructed in North America, Europe and Japan. However, the application of aluminium alloy to bridges has decrease after that period because the cost of material was expensive. In recent years, aluminium alloys are reviewed to be suitable for bridges and decks from the viewpoints of reducing the Life Cycle Cost (LCC) and satisfying the requirement of Life Cycle Assessment (LCA) because of excellent corrosion resistance, recycability and weight saving.

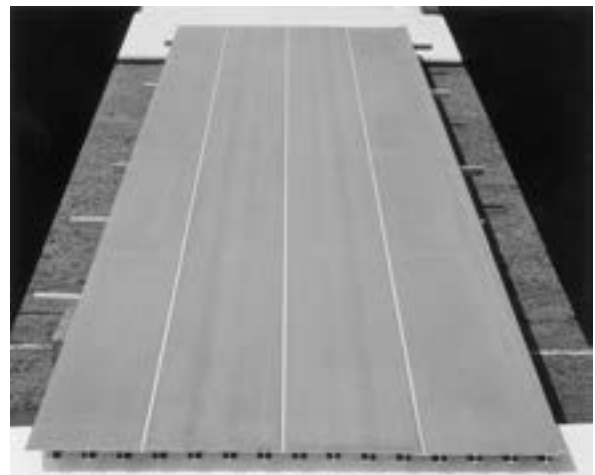


Fig. 1 Floor panel for the superexpress 700 Series Shinkansen.

\* IIW Pre-Assembly Meeting on FSW in Nagoya 2004 (2004.7.9).

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

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



## 2. Bridge Construction

The reasons why aluminium alloys are used for overbridge are as follows;

(1) Aluminium alloys have higher corrosion resistance than steel, the maintenance is easy and the running cost of repainting is able to be reduced. Aluminium bridges do not need removing rust with scattering the rust powder. LCC of aluminium bridges is lower than that of steel bridges only after the first repaint.

(2) In the case of aluminium railway overbridge, shutdown of the electrical current for trains during the corrosion inspection can be avoided.

(3) Because of lightweightization, site works are easy and a short time. Aluminium bridges are decreased shutdown time of the traffic.

(4) Aluminium bridges lighten the burden to the under support construction.

(5) Aluminium alloys are suitable for LCA. Recycle is possible with low energy.

(6) Manufacturing is possible as the same as steel construction. Extrusion to proper shapes is possible to decrease the weld lines.

Fig. 2 shows Nishikaratsu Station overbridge of JR Kyushu<sup>3)</sup>. Side and bottom panels of simple beam box girder and floor deck consist of friction stir welded 6N01-T5 extrusion shapes with ribs. Corner of box girder and diaphragm consist of 5083-O sheets. Roof and shelter consist of 6063-T5 extrusion shapes. Mechanical properties of those materials and joints are shown in Table 1. Design specification of Nishikaratsu Station overbridge is shown in Table 2.

Fig. 3 is the manufacturing process of the box girder. Extrusion of the thickness of 10mm and width of 250mm with stiffener ribs made the ef-



Fig. 2 Nishikaratsu Station overbridge of JR Kyushu.

fective use of aluminium (Fig. 3a). Those extrusions joined by friction stir welding (Fig. 3b) to wide panels of 1 or 1.25m width and 6m length (Fig. 3c). Those panels joined with metal inert gas (MIG) and tungsten inert gas (TIG) arc welding to 18 box girder units (Fig. 3d). In the mill shop, those units were arc welded to the blocks with the maximum length for transportation (Fig. 3e). Those blocks were transported to the site after preassembly in the mill shop. Camber of the bridge was measured in no load condition at the preassembly in the mill shop (Fig. 3f). In a site yard, couples of a box girder were arc welded and diaphragms were bolted to a girder. The girder was hung up only at once and built to an overbridge in a night.

Friction stir welding of the extrusions was operated in a number of lines in parallel. No pre-treatment needed before FSW. Welding condition was a rotation speed of 1000rpm and a welding speed of 300mm/min. A number of extrusions were clumped with gap less than 2mm in length of 6m. All of the welds of FSW were butt joint. No tunnel pores and kissing bonds occurred in all panels.

Table 1 shows mechanical properties of the joints. Strength of FSW joint is higher than that of MIG welded joint. Fig. 4 shows a macro-structure in the transverse section of the FSW

Table 1 Mechanical properties of material and joint.

Material		Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Yield stress (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
6N01-T5	Base metal	306	281	18
	FSW	210	127	8.4
	MIG	201	123	12.8

Table 2 Design specification of Nishikaratsu Station overbridge.

Type	Simple beam box girder
Bridge	
Quantity	1
Bridge length	49.7 m
Span	39.7 m
Effective width	4.0 m
Steps	
Quantity	2
Effective width	4.0 m
Shelter	Aluminium panel

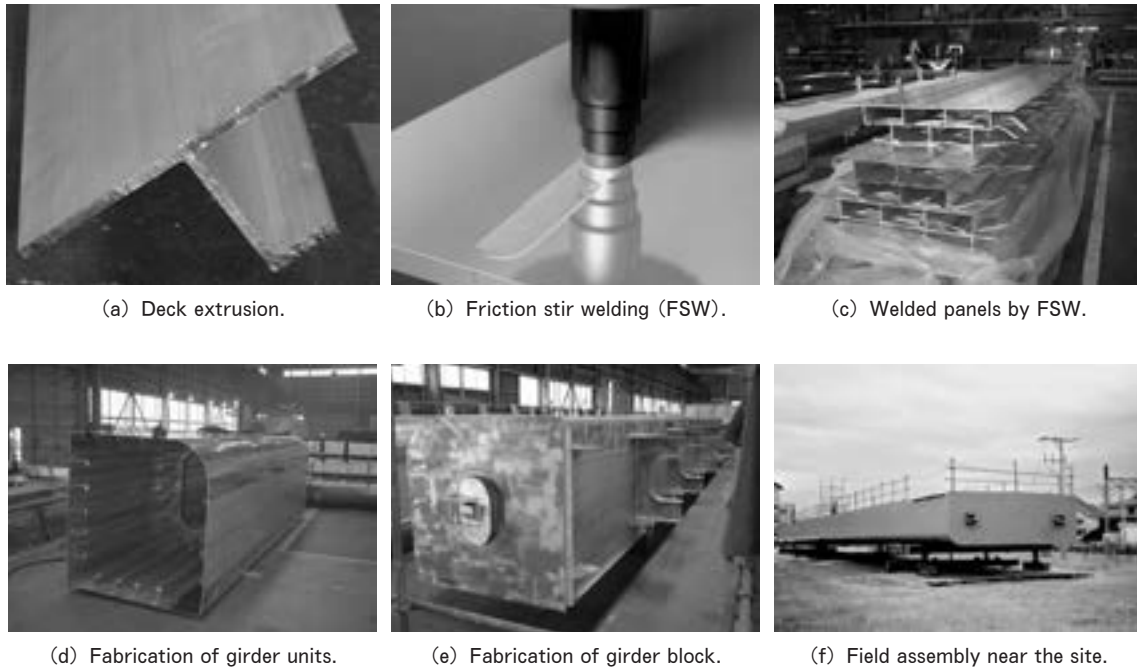


Fig. 3 Manufacturing process of the box girder.

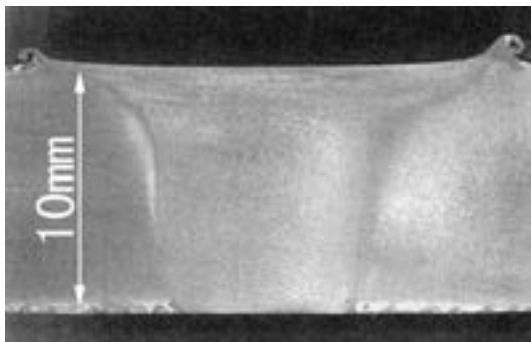


Fig. 4 Macrostructure of transverse section of the FSW butt joint.

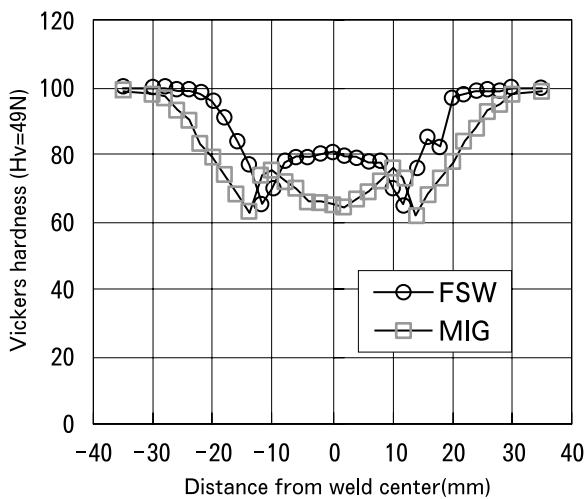


Fig. 5 Hardness distribution of the FSW joint.

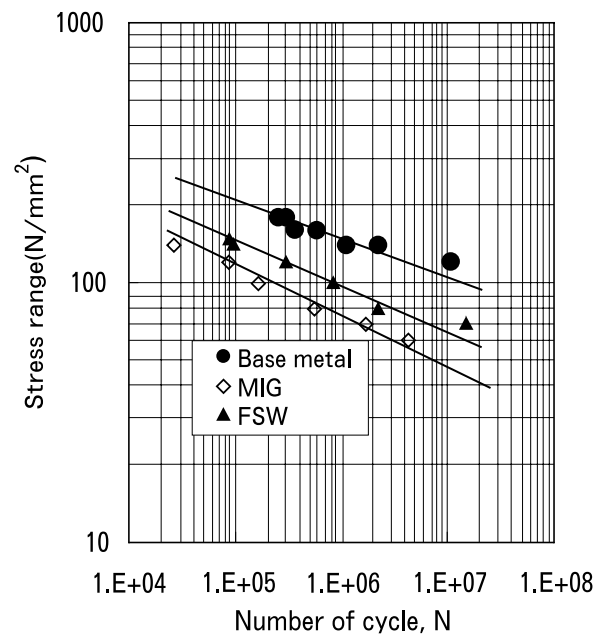


Fig. 6 Fatigue properties of the welds.

butt joint of 10mm thickness. Fig. 5 shows hardness distribution of the FSW joint. Heat affected zone of FSW was narrower than that of MIG welding. Fig. 6 shows fatigue properties of welds. The butt weld of FSW is suited for bridge construction.

Inspections of friction stir welds were done as shown as Table 3. A tunnel pore was detected by an ultrasonic test and a radiograph test. A

large kissing bond was detected by a dye penetrant test and an ultrasonic test. An initial product test means the first product welded in a selected condition with small pieces as the same machine, material, welding speed, and rotation speed. Inspections of MIG welds were done by a radiograph and a dye penetrant test. In a site operation, the main girder with 41.7 tons was hung up at a time by a 360 tons truck crane in operation area of a 25m radius.

Fig. 7 shows public works of extension of the

Shin-Kakogawa Bridge<sup>4</sup>). To ease up a traffic jam on a bridge, the number of driveways is increased by changing a sidewalk into a driveway. In increasing a new sidewalk, lightweight aluminium decks don't need to reinforce under construction. A pedestrian deck of 4m width and 500m length was made from 60 tons of friction stir welded 6N01-T5 extrusions of 400mm width with two hollow holes (Fig. 7a). Some extrusions welded by FSW and lib plates welded to cross direction of extrusion by MIG welding

Table 3 Inspection of friction stir welds.

	Item	Tensile	Macroscope	Ultrasonic	Radiograph	Dye penetrant
Initial product	All welds	—	—	Every 100mm	—	All welds
	Start point of welds	1piece	1piece	—	1piece	—
	Center point of welds	—	—	—	1piece	—
	End point of welds	1piece	1piece	—	1piece	—
Current products	All welds	—	—	—	—	All welds
	Start point of welds	—	—	Every 100mm	—	—
	Center point of welds	—	—	—	—	—
	End point of welds	—	—	Every 100mm	—	—



Fig. 7 The Shin-Kakogawa Bridge.

(Fig. 7b). Large welded panels were set up on the side of the bridge (Fig. 7c). The deck floor before pavement was very smooth (Fig. 7d). Many aluminium overbridges and decks like those had manufactured by friction stir welding in Japan.

### 3. Heat Exchanger

With high accumulation of electronic control parts, wide comb-type heat-sinks with thin, tall and narrow pitch fin are required. It is possible to produce by joining precise small extrusion shapes, but fins and base plate are softened and deformed by a conventional welding. Fig. 8 shows a large FSWed comb-type heat-sink made from 6063 extrusion with three fins<sup>5)</sup>. Because of small softening and deformation due to little heat affection, fin pitch near the weld was the same as base metal. The weld region could not recognize after machining of the base plate for installation of electronic control parts. Many kinds of such heat-sinks have been produced as long FSWed extrusions in our mill shop. Fig. 9 shows a pin-fin heat-sink. A forged pin-fin heat-sink was difficult to enlarge due to expensiveness of a mold. Joining such a heat-sink by arc or laser welding caused softening pin-fins and deformation during handling. FSW solved the problem and acted up to a large high

performance heat-sink.

### 4. Parabola Antenna

Width of rolled plate is limited by a mill machine. A large blank is realized by friction stir welding with a small change of the weld. Fig. 10 shows a 3.3m square sheets butt weld from three rolled 1100-O plate of 4mm thickness<sup>5)</sup>. After cutting to a circle, the blank rolls on a spherical die to a bowl plate of about 3mm thickness as a parabola antenna. In producing many hundreds of the blanks in a year since 1999, no cracks oc-

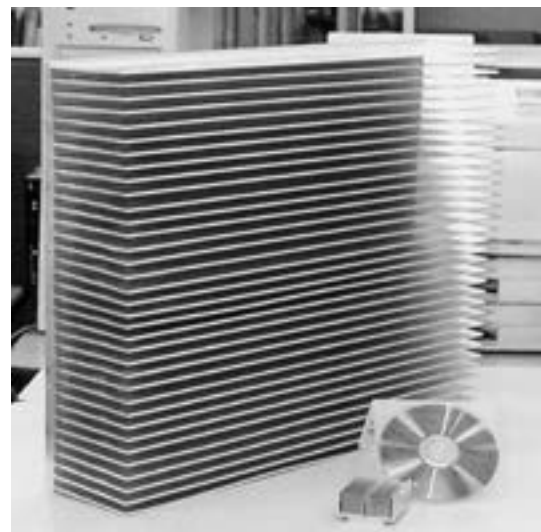


Fig. 8 FSWed comb-type heat-sink.

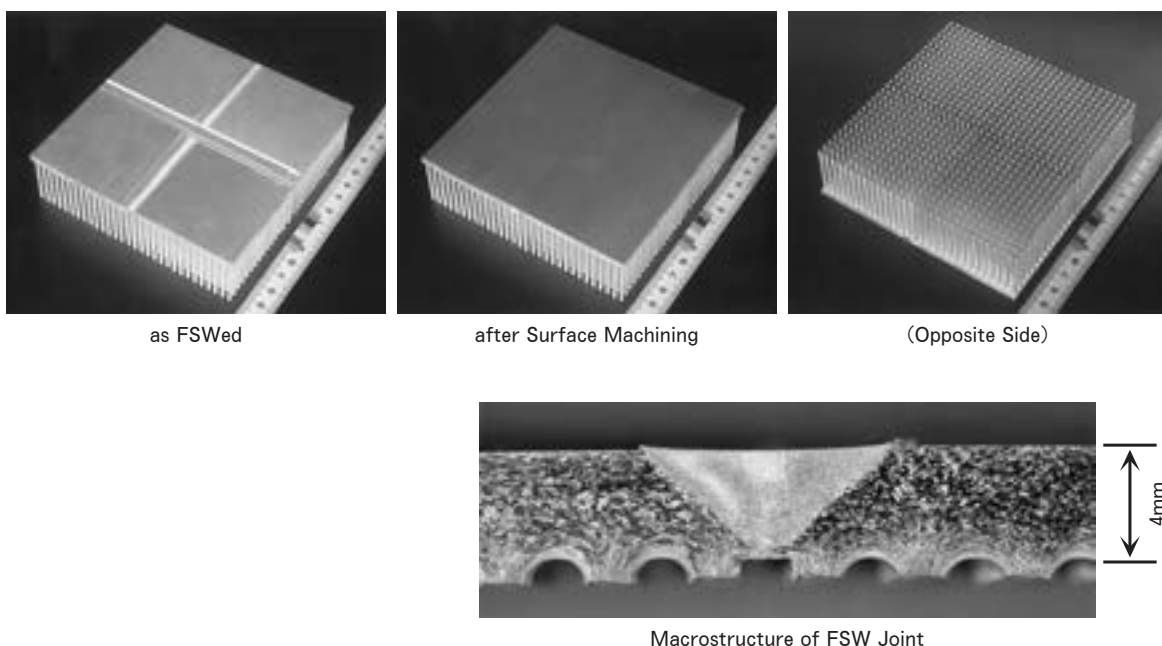


Fig. 9 FSWed pin-fin heat-sink.

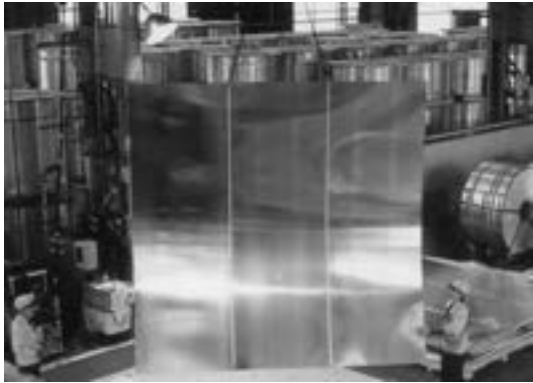


Fig. 10 Butt welded 3.3m square panel for parabola antenna.

curred in rolling to the bowl. FSW realized a sharp decreasing in rejected articles in comparison with MIG welding. FSW is suited for press forming of aluminium sheets.

## 5. Conclusion

Friction stir welded large extrusions of aluminium alloys are supplied without welding distortions and reinforcements. Those panels are suitable for many kinds of aluminium

bridge constructions. FSW realizes large complex shapes made from precise extrusions or forged shapes of aluminium alloys. Also, large FSWed sheets for forming are a good application. Friction stir welded materials are extended for the various uses in the mill shop.

## References

- 1) C. J. Dawes : "An introduction to friction stir welding and its development", *Welding & Metal Fabrication*, No.1 (1995), 13.
- 2) M. Kumagai and S. Tanaka : "Production of aluminium alloy wide panels by friction stir welding", *Proc. of 94th conf. of Japan Inst. of Light Metals*, May (1998), 239.
- 3) O. shinpei, S. Yamaguchi, M. Kumagai, S. Tanaka, N. Hayashi and Y. Kita : "Design, Manufacture and Installation of the Pedestrian Aluminium Overbridge", *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, **43**, (2003), 147.
- 4) "Civil Construction of Aluminium", *Japan Aluminium Association*, Dec. (2003).
- 5) M. Kumagai and S. Tanaka : "Application of Friction Stir Welding to Welded Construction of Aluminium Alloys", *J. of Light Metal Welding & Construction*, **39**, (2001), 22.



発明と考案

# 機能性表面を特徴とするアルミニウム合金板の関連特許

## Patents on Functional Surface Aluminum Alloy Sheet

I T関連機器や電池包装材等に有用な多種多様の機能を有するプレコート材、自動車プレスやフィンプレス等に好適に使用される付加価値の高い潤滑油とそれらを塗布した板材など、表面処理アルミニウム合金板及びトライボロジー技術に関連する特許を紹介します。

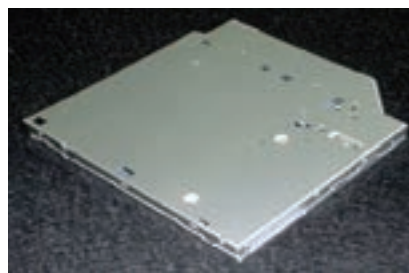
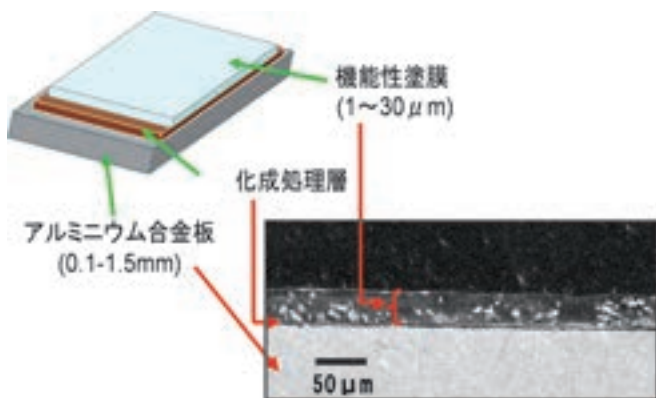
### 1. プレコートアルミニウム板

プレス成形性を高めつつ、製品としての機能性の両面をあわせ持った、プレコートアルミニウム板を提供しています。

#### (1) I T機器関連用

#### 1. 摺動性に優れた導電性プレコートアルミニウム合金板： 当社製品 Eクリヤ6A (特開 2005-1171)

出 願：特願 2003-165192 (2003年6月10日)  
 発明者：細見和弘，伊藤秀男



《特徴》

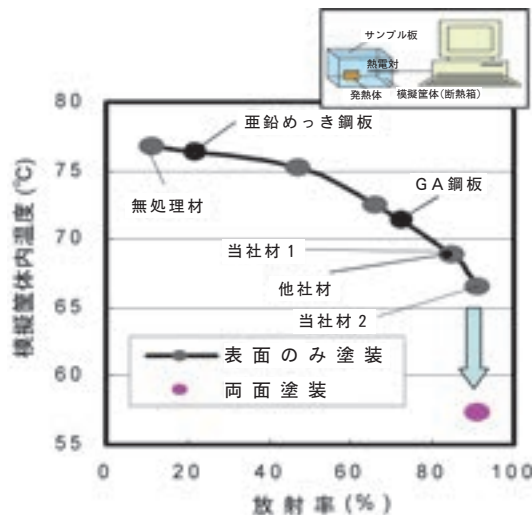
- 摺動性，導電性に優れる。
- 例えば，CD-ROMドライブ筐体中使用される。
- 導電層は，合成樹脂よりなるベース塗膜に，Niフィラーとインナーワックスを含有。

#### 2. 放熱性，耐傷付き性及び導電性に優れたプレコートアルミニウム合金板 (特開 2005-74963)

出 願：特願 2003-311791 (2003年9月3日)  
 発明者：宇佐見勉，細見和弘，玉置充宏

《特徴》

- 放熱性，導電性及び耐傷付き性に優れる。
- 例えば，電子機器筐体，家電用筐体中使用される。
- プレコート層は，下塗り層（ベース樹脂中に酸化チタン及びカーボンブラック含有）と上塗り層（ベース樹脂中に樹脂ビーズを分散）の二層構造。



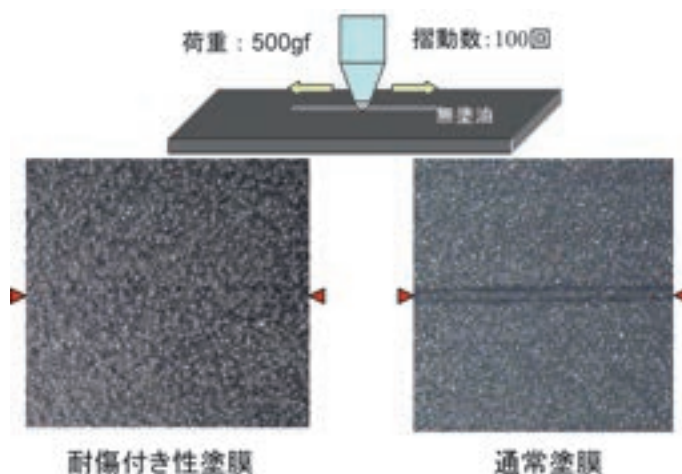
### 3. 放熱性、耐傷付き性に優れたプレコートアルミニウム合金板（特開 2004-98624）

出願：特願 2002-267171  
（2002年9月12日）

発明者：細見和弘，伊藤秀男

#### 《特徴》

- ・放熱性，導電性及び耐傷付き性に優れる。
- ・例えば，IT機器筐体に使用される。
- ・プレコート層は，ベース樹脂中に樹脂ビーズを分散させた上塗り層を有する。



### 4. 導電性プレコートアルミニウム合金板： 当社製品 EクリヤNF3（特開 2004-68042）

出願：特願 2002-225169（2002年8月1日）

発明者：細見和弘，伊藤秀男

#### 《特徴》

- ・導電性，特に帯電防止性に優れる。 ・例えば，電気機器筐体に使用される。
- ・アルミニウム合金板からなる基板の上に化成皮膜を形成し，さらにその上に Zr 化合物を含有する膜厚  $0.5\mu\text{m}$  以下の導電層を形成。

### 5. プレス成形性及び導電性に優れた両面プレコートアルミニウム板とそれを用いたプレス加工方法（特開 2003-286585，真和工業殿と共願）

出願：特願 2002-93964  
（2002年3月29日）

発明者：伊藤秀男，玉置充宏，新美貴尚

#### 《特徴》

- ・導電性，特に帯電防止性に優れる。
- ・例えば，インバーターカバーケースに使用される。
- ・片面に潤滑性塗膜，他方の面に導電性塗膜を形成。



### 6. プレス成形性，意匠性及び導電性に優れた両面プレコートアルミニウム板とそれを用いたプレス加工方法（特開 2004-195753，真和工業殿と共願）

出願：特願 2002-365691（2002年12月17日）

発明者：伊藤秀男，玉置充宏，新美貴尚

#### 《特徴》

- ・導電性，特に帯電防止性に優れる。 ・例えば，インバーターカバーケースに使用される。
- ・潤滑性塗膜が2層構造（顔料を含有しない下塗り層と顔料を含有する上塗り層）からなる。

### 7. プレス成形性、意匠性及び導電性に優れた両面プレコートアルミニウム板とそれを用いたプレス加工方法（特開 2005-22261， 真和工業殿と共願）

出 願：特願 2003-190585（2003年7月2日）

発明者：伊藤秀男，玉置充宏，新美貴尚

#### 《特徴》

- 導電性，特に帯電防止性に優れる。 ・例えば，インバーターカバーケースに使用される。
- 導電性物質と樹脂ビーズを含有した導電性塗膜。

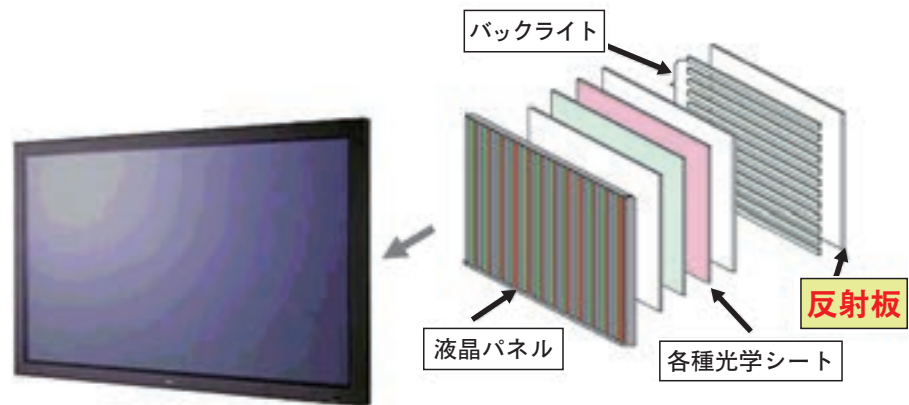
### 8. 高反射プレコートアルミニウム合金板（特開 2005-96405）

出 願：特願 2004-105804（2003年9月3日＝優先日）

発明者：細見和弘，城戸孝聡，道木隆徳，宇佐見勉

#### 《特徴》

- 高反射性に優れる。
- 例えば，液晶TVバックライト反射板に使用される。
- プレコート層は，ベース樹脂中に硫酸バリウム，酸化チタンなどの高反射物質を含有した高反射層を有する。



### 9. プレス加工性に優れた電磁波吸収性プレコートアルミニウム板（特開 2003-60382）

出 願：特願 2001-249488（2001年8月20日）

発明者：伊藤秀男，武藤伸之，細見和弘

#### 《特徴》

- 電磁波吸収性に優れる。
- 例えば，IT機器筐体に使用される。
- 下地層の上に，5～300 $\mu\text{m}$ の厚さの塗膜からなる電磁波吸収層を形成。

### 10. マイナスイオン発生プレコートアルミニウム合金板（特開 2005-58910）

出 願：特願 2003-292402（2003年8月12日）

発明者：細見和弘，道木隆徳，伊藤秀男

#### 《特徴》

- マイナスイオンを発生し，電磁波遮蔽などの環境改善に貢献する。
- 例えば，電子機器筐体に使用される。
- プレコート層は，マイナスイオンを発生する物質を含有した合成樹脂系塗膜よりなる。

## (2) 電池包装用

11. 電池包装用アルミラミネート材料  
(特開 2005-56729)

出願：特願 2003-287399 (2003年8月6日)

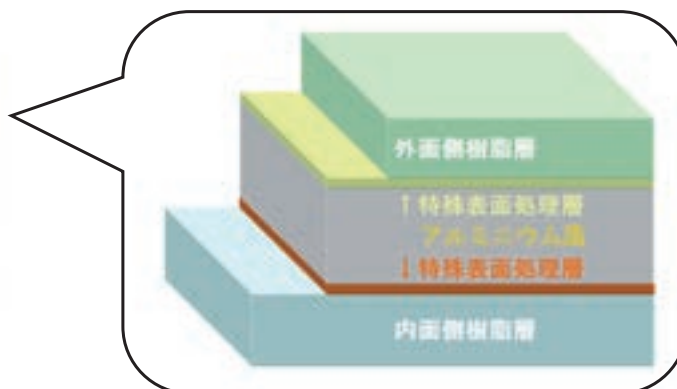
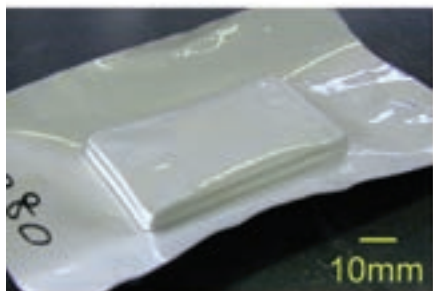
発明者：城戸孝聡，細見和弘，宇佐見勉

## 《特徴》

- 成形性，バリアー性，耐内容物性及び白化性に優れる。
- 電子機器，電子部品等に用いられるポリマー二次電池用の包装材に使用される。
- 内側積層部と外側積層部（合成樹脂層よりなる最外層を含む複数の層を積層）よりなる。

内側積層部は，内側表面から順に，

- A. 厚さ 10~60 $\mu\text{m}$  の無延伸ポリプロピレン層
- B. 皮膜付着量が 5~30 $\text{mg}/\text{m}^2$  の第1化成皮膜層
- C. 厚さ 10~100 $\mu\text{m}$  のアルミニウム箔層



## 2. アルミフィンプレス用潤滑剤

フィンプレス加工時の種々の問題を解決するフィンプレス用潤滑油を提供しています。

12. フィンプレス用潤滑剤  
(特開 2004-263056)

出願：特願 2003-54117 (2003年2月28日)

発明者：細見和弘，竹田委千央，佐藤好生

## 《特徴》

- 作業環境（臭い，肌荒れ）や乾燥性が良く，低コストであり，特にポンチへのアルミ粉の凝着抑制に効果がある。
- 基油（ノンアロマ鉱油 and/or イソパラフィン）と脂肪酸エステル（ $\text{R}_1\text{-COO-R}_2$ ， $\text{R}_1$ ， $\text{R}_2$  はそれぞれ炭素数 7~17，1~4 のアルキル基）からなる添加剤を含有。
  - 添加剤の割合；1~10 重量%
  - 動粘度；1.1~3.5cSt (40°C)

### 3. 自動車ボディシート用表面潤滑処理アルミニウム合金板

プレス成形性が良好であるとともに、優れた脱脂性を兼ね備えた自動車ボディパネル用アルミニウム合金板を提供しています。

#### 13. 自動車ボディパネル用アルミニウム合金板 (特許第 3138282 号)

出願：特願平 3-65639 (1991 年 3 月 6 日)

発明者：野世溪精，竹島義雄，清谷明弘，疋田達也，宇都秀之

《特徴》低粘度の防錆油を使用するプレス成形用。低・中鎖脂肪酸のアルカリ金属塩を水溶液状態で表面に塗布し、乾燥処理することにより表面潤滑性を付与する。

#### 14. 潤滑処理アルミニウム又はアルミニウム合金材料 (特許第 3145437 号)

出願：特願平 3-261996 (1991 年 10 月 9 日)

発明者：間瀬俊朗，伊藤秀男，宇佐見勉，竹島義雄，疋田達也，佐野啓路

《特徴》材料表面に  $\alpha$ -オレフィン 40~95wt%，アルコキシアルキルエステル 5~60wt% からなる潤滑剤を有する。

$\alpha$ -オレフィンは、 $\text{CH}_2=\text{CH}(\text{CH}_2)_n\text{CH}_3$ ， $n$ ；9~27

アルコキシアルキルエステルは、 $\text{R}_1\text{COO}(\text{CH}_2\text{CH}_2\text{O})_m\text{R}_2$ ， $m$ ；1~20

$\text{R}_1$ ； $\text{C}_n\text{H}_{2n+1}$  ( $n$ ；9~17)， $\text{R}_2$ ； $\text{C}_n\text{H}_{2n+1}$  ( $n$ ；1~17)

#### 15. 成形加工用潤滑処理アルミニウム板材 (特開平 8-253780)

出願：特願平 7-83129 (1995 年 3 月 15 日)

発明者：伊藤秀男，間瀬俊朗，細見和弘

《特徴》アルミニウム板表面に下記潤滑剤を塗布。

- ・平均粒径 0.1~5 $\mu\text{m}$  の固体潤滑剤粒子を 5~80 重量% 含有する潤滑剤
- ・塗布量；500~3000 $\text{mg}/\text{m}^2$

#### 16. 成形加工用アルミニウム合金板の潤滑媒体塗布方法および装置 (特開平 11-114493)

出願：特願平 9-291723 (1997 年 10 月 8 日)

発明者：内田秀俊，古山 努，森山 勉

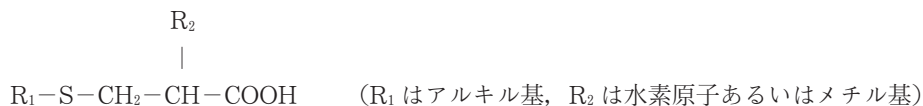
《特徴》アルミニウム合金板表面に潤滑媒体を塗布した後、30~120 $^{\circ}\text{C}$  の温度で塗布された潤滑媒体のレベリング処理を行う。特に、Al-Mg 系合金、Al-Mg-Si 系自動車外板用合金に効果。

#### 17. 脱脂性に優れた潤滑アルミニウム合金板 (特開 2000-178574)

出願：特願平 10-354264 (1998 年 12 月 14 日)

発明者：上田 薫，伊藤秀男，宇佐見勉

《特徴》下式で表されるカルボン酸とアミンとの塩を必須成分とする組成物を表面に塗布。



#### 18. アルミニウム板用加工油及びそれを塗布したアルミニウム板 (特開 2005-41995)

出願：特願 2003-277442 (2003 年 7 月 22 日)

発明者：細見和弘，黒木克英

《特徴》A. エステル類 5.0~10.0 重量部，脂肪酸 5.0~10.0 重量部， $\alpha$ -オレフィン 100 重量部を含有するアルミニウム板用加工油。

$\alpha$ -オレフィンは、炭素数 14 $\Rightarrow$ 40~50 重量部，炭素数 16 及び 18 $\Rightarrow$  60~50 重量部。

B. 上記加工油を表面に 300~1500 $\text{mg}/\text{m}^2$  塗布したアルミニウム板。

実施をお考えの方，興味をお持ちの方は，下記へご連絡下さい。

技術部 知的財産室

TEL.052(654)1151 FAX.052(654)3076

研究開発センター 第三部 表面化学研究グループ

TEL.052(651)2106 FAX.052(651)8117



## 摩擦攪拌接合（FSW）特許で文部科学大臣発明奨励賞を受賞

平成16年度中部地方発明表彰において、研究開発センター第一部溶接研究グループの熊谷正樹担当次長が、自身の発明による摩擦攪拌接合治具形状特許により文部科学大臣発明奨励賞を受賞しました。受賞発明の概要とその利用分野について紹介します。

### 摩擦攪拌接合用治具及びそれを用いた摩擦攪拌接合方法（特許 第3283434号）

出願：特願平9-51497（1997年3月6日）

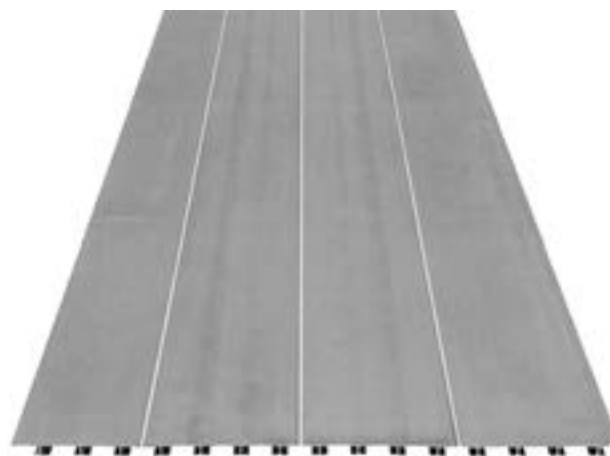
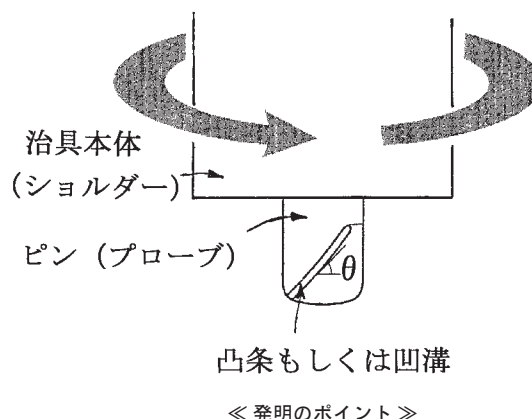
発明者：熊谷正樹

#### 《発明の特徴》

- 技術分野 ・健全な接合部を安定して形成するための接合用治具と、それを用いて欠陥のない優れた接合部を有する構造物を製造する方法に関するもの。
- 技術課題 ・これまでの接合用治具では、接合面に治具の高速回転に伴う窪みが形成され、その窪みの左右にバリが形成されて接合強度低下や外観悪化などの問題を引き起こしていた。
- 解決手段 ・摩擦攪拌接合用治具のピンの外周に、凸条や凹溝を螺旋状に形成する。（リード角を15～75°とする。）  
・螺旋のピン先端側への進行方向とは逆方向に治具を回転させて摩擦攪拌接合する。
- 発明の効果 ・接合部内部における材料の塑性流動を効果的に高め、接合不良等の欠陥の発生を抑制することができる。

#### 《利用分野》

- ・この接合用治具の発明により、これまでなかった歪の少ない広幅形材や板が容易に得られるようになり、鉄道車両、船舶、土木建築、電気、プラント、自動車等の幅広い分野に摩擦攪拌接合が適用されるようになりました。
- ・曲面の接合やスポット接合においても、本発明の治具の形状が用いられています。
- ・従来のアーク溶接に比べて、閃光やスパッターが無い、騒音が少ない、接合に要するエネルギーが少ない等、環境にやさしい摩擦攪拌接合技術の実用化が飛躍的に進み、アルミニウム合金の採用による輸送機器の軽量化とともに地球環境保護に多大な貢献が期待されています。



《製品例：700系新幹線用大型床材》



No.	題 目	発 表 者	掲 載 誌, 論 文 集	発 行 日
18	Cu-Zn-Sn-Bi 系快削合金	安藤 哲也 藤美 哲郎 (新日東金属) 吉川 善浩 (九大工) 中村 克昭 (㈱エトー) 望月 敏晴	銅及び銅合金技術研究会： 銅と銅合金 第44巻	2005.09
19	空調機用クロスフィンチューブ型熱交換器の単体性能特性	柿山 史郎 佐々木 直栄 (伸銅所技術部) 讀岐 則義	銅及び銅合金技術研究会： 銅と銅合金 第44巻	2005.09
20	Al-Cu-Mg-Si 系合金の摩擦攪拌接合の継手強度に及ぼす接合速度の影響	田中 直樹 熊谷 正英 吉田 英雄	軽金属学会： 軽金属 第55巻10号	2005.10
21	アルミニウム産業の成長を支える材料技術 －現状と課題－	永田 公二	軽金属学会： 軽金属 第55巻10号	2005.10
22	次世代航空機機体加工への提言：関連材料技術	佐野 秀男 (神鋼真岡) 稲葉 隆	日本塑性加工学会： 塑性と加工 第46巻 No.537	2005.10
23	CO <sub>2</sub> ヒートポンプ用熱交換器の高性能化に関する検討 －水平平滑管内 CO <sub>2</sub> 蒸発熱伝達率の計測, および推算値との比較－	清谷 明弘 佐々木 直栄 (電力中研) 橋本 克己 齋川 路之	電力中央研究所： 電力中央研究所報告	2005.10
24	LiBr 水溶液による鉛直管内水蒸気吸収と流下液膜への吸収解析	佐々木 直栄 (九大工) 高山 洋光 井手 信夫 高田 信夫	日本冷凍空調学会： 日本冷凍空調学会論文集	2005.10
25	海外軽金属溶接の展望 (FSW)	田中 晃二	軽金属溶接構造協会： 軽金属溶接 第43巻11号	2005.11

## 2. 学・協会 研究発表大会講演

No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講演日
1	結晶塑性解析と遺伝的アルゴリズムを用いたアルミニウム合金板の集合組織最適化手法	伊川 慎吾 (山形大工) 黒田 充紀	日本学術会議メカニクス・構造研究連絡委員会： 第54回理論応用力学講演会	2005.01.26
2	押出し材の流速に及ぼすピレット材質とオリフィス断面面積の影響	永尾 誠一 (富山大工) 高辻 則夫 佐伯 孝弘	日本塑性加工学会北陸支部： 第14回講演会	2005.03.07
3	直流エッチング時のピット形成に及ぼす Pb の影響と電気化学的考察	本居 徹也 日比野 淳	日本電子機械工業会： 4月度電解蓄電器研究会	2005.04.14
4	水平内面溝付管内の単相流熱伝達	清谷 明弘 (東京海洋大) 五島 正雄 井上 順広 江本 幸泰 李 宇宇 (東芝キャリア) 佐藤 全秋	日本冷凍空調学会： 第39回空気調和・冷凍連合講演会	2005.04.21
5	恒温圧延による Al-Mg-Si 系板材の集合組織制御と高r値化	田中 宏樹 吉田 英雄	軽金属学会：第108回春期大会	2005.05.14
6	Al-Zn-Mg-Cu 系合金 T4 材における復元処理条件と冷間加工性の変化	中井 博一 松田 真英 吉田 英雄	軽金属学会：第108回春期大会	2005.05.14
7	プレコートアルミニウム板の耐傷つき性に及ぼす添加ビーズの影響 (第4報)	道木 隆徳 細見 和弘	軽金属学会：第108回春期大会	2005.05.14
8	双ロール式製造圧延法による Al-Mg-Si 板の曲げ加工性	上田 薫生 浅野 正久 箕田 和 洪江 和	軽金属学会：第108回春期大会	2005.05.14

No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
9	Al-Mg-Si 系 TRC 板の表面品質に及ぼす中心線偏析の影響	江崎 宏 樹 箕田 良 正 上渡 良 薫 渡 夫	軽金属学会：第 108 回春期大会	2005.05.14
10	Al-Mg-Si 系合金板の成形性に及ぼす接合方法の影響	浅野 峰 生 宇都 秀 之 田中 晃 一 熊谷 正 樹 渡前 江 久 田 興 二	軽金属学会：第 108 回春期大会	2005.05.14
11	6082 合金型材の溶接性・アルミ合金船軽量化委員会報告	難波 圭 三 アルミ合金船軽 量化委員会委員	軽金属溶接構造協会： 第 35 回研究発表会	2005.05.24
12	予ひずみを受けるアルミニウム合金板の塑性異方性の変化	山田 賢 治 水越 秀 雄 岡 攻 史	日本塑性加工学会： 平成 17 年度塑性加工春季講演会	2005.05.25
13	アルミニウム合金押し出し加工のメタルフローに及ぼすピレット材質の影響	永尾 誠 一 (富山大工) 高辻 則 夫 佐伯 孝 弘	日本塑性加工学会： 平成 17 年度塑性加工春季講演会	2005.05.25
14	集合組織制御による 5083 合金板材の高 r 値化	田中 宏 樹 吉 田 英 雄	日本金属学会分科会研究グループ： 第 5 回材料集合組織研究会	2005.05.30
15	水平平滑管内 CO <sub>2</sub> 蒸発熱伝達率の計測と予測値との比較	清谷 明 弘 佐々木 直 栄 (電力中研) 橋本 克 己	日本伝熱学会： 第 42 回日本伝熱シンポジウム	2005.06.07
16	シリカゲル-水吸着冷凍サイクルにおけるフィンチューブ型吸着器の特性評価	佐々木 直 栄 (静岡大工) 本間 寛 己 荒木 信 幸	日本伝熱学会： 第 42 回日本伝熱シンポジウム	2005.06.08
17	金属製野球バット用反発係数評価システムの開発	高橋 昌 也 (金沢大工) 香川 博 之 米山 英 彰 那須 重 人 五十嵐 重 人 (テイネン工業) 佐藤 一 孝	日本機械学会： スポーツ工学シンポジウム	2005.09.11
18	直接押し出されるピレットのメタルフローに及ぼす摩擦および温度の影響	佐野 秀 男 (名大工) 石川 孝 司 湯川 伸 樹 吉田 佳 典 阪本 順 一	軽金属学会東海支部： 若手研究者ポスター講演会	2005.09.14
19	3004 合金の耳率に及ぼす中間焼鈍前冷間圧延率と中間焼鈍時昇温速度の影響	伊 川 慎 吾	軽金属学会東海支部： 若手研究者ポスター講演会	2005.09.14
20	2000 系鉛フリー切削合金の開発	岩村 信 吾 八村 秀 周 松田 真 一 吉田 英 雄	軽金属学会東海支部： 若手研究者ポスター講演会	2005.09.14
21	Isothermal Extrusion	高橋 昌 也 (金沢大工) 米 山 猛	日本塑性加工学会： International symposium "Extrusion Process 2005"	2005.09.15
22	アルミニウム合金と鋼板とのアーク溶接継手の性質	前田 興 一 田中 晃 二 (住友金属) 泰山 正 則	溶接学会：平成17年度秋季大会	2005.09.19
23	アルミニウム熱間圧延におけるスケジューリング・システム	高柳 仁 史 岡村 義 博 宮地 和 浩 (キャノンシステム ソリューションズ) 熊本 村 亮 田 村 浩 二	日本機械学会：2005 年度年次大会	2005.09.20
24	FSW による 6000 系アルミ合金テーラードブランクの開発	熊谷 正 樹 箕田 中 晃 浅野 野 峰 田 生 二	自動車技術会：2005 年秋季大会（福 岡国際会議場）	2005.09.28

No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
25	Studies on fatigue properties of friction stir welded joints in structural thin aluminum alloys	難 波 圭 三 (川崎重工) 神 岡 光 浩 (川崎重工) 大 久 保 克 己	日本船舶海洋工学会・造船工業会・軽金属溶接構造協会：第5回アルミ船フォーラム	2005.10.11
26	LiBr 水溶液による水蒸気鉛直管内吸収	佐 々 木 直 栄 (九大工) 洋 高 松 城 光 山 井 手 信 井 田 信 悟 夫	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
27	サブクール領域における水平内面溝付管内熱伝達	佐 々 木 直 栄 清 谷 岐 明 弘 讚 山 則 史 義 郎 (東京海洋大) 井 上 順 広 雄 五 島 正 正 (東芝キャリア) 佐 藤 全 秋	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
28	シリカゲル-水吸着冷凍サイクルにおけるフィンチューブ型吸着器の特性評価	佐 々 木 直 栄 植 田 茂 樹 (松江高専) 本 間 寛 己 (静大工) 荒 木 信 幸	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
29	水平平滑管内 CO <sub>2</sub> 蒸発熱伝達率の計測と予測値との比較	佐 々 木 直 栄 讚 岐 則 義 弘 清 谷 明 弘 (電力中研) 橋 本 克 己	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
30	高効率熱交換器用銅管の技術動向	佐 々 木 直 栄 渥 美 哲 郎 (KMCT) 佐 伯 主 税 (古河電工) 高 橋 宏 行 博 国 枝 孝 司 山 本 孝 司 法 福 守	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
31	給水・給湯用銅配管の浄水処理によるマウンドレス型孔食抑制効果	山 田 豊 一 (呉羽テクノエッジ) 久 保 木 伸 一 (室蘭市水道部) 若 林 賢 一 行 伏 見 一 行	銅及び銅合金技術研究会：第45回講演大会	2005.11.04
32	アルミニウム合金の室温時効硬化と復元現象の工業的利用	箕 田 正 雄 吉 田 英 雄	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
33	Al-低 Mg <sub>2</sub> Si系合金の二段時効特性	八 太 秀 周 松 田 真 一 吉 田 英 雄	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
34	A5182 合金の耳率に及ぼす中間焼鈍条件の影響	岡 田 峰 光 平 野 清 一	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
35	アルミニウム DC 鋳塊の凝固・組織・応力連成解析	谷 渡 真 一 夫 辺 良 一	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
36	Al-Mg-Si 系合金の曲げ加工性に及ぼす Mg 量の影響	浅 野 峰 生 小 関 好 和 箕 田 英 正 雄 吉 田 英 雄	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
37	複雑形状に押出可能な航空機向け高強度合金 2013 の特性	加 藤 勝 也 佐 野 秀 雄 (川崎重工) 上 向 賢 一 子 野 口 賢 悦	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
38	リン酸クロメート皮膜からの6価クロム溶出試験におけるアルミニウムの影響	富 田 直 隆	軽金属学会：第109回秋期大会	2005.11.12
39	Development of Tin Coated Copper Tubes for Cold and Hot Water Service	鈴 木 忍	International Wrought Copper Council (IWCC) : Technical Seminar 2005	2005.11.15



No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
40	The effect of friction and temperature on metal flow in direct extruded billet	佐野 秀 男 (名大工) 石川 孝 司 湯川 伸 樹 吉田 佳 典 阪本 一 順	日本塑性加工学会：第 56 回塑性加工 連合講演会 International Session 2005 (Part2)	2005.11.18
41	アルミニウム合金板のカップ試験シミュレーションに 及ぼす異方性降伏関数の影響 第二報 Barlat YLD2000 の場合	山田 賢 治 水越 秀 功 岡田 利 彦 (東京農工大工) 桑原 利 彦 吉 田 健 吾	日本塑性加工学会：第 56 回塑性加工 連合講演会	2005.11.18

### 3. 研究会, 委員会, その他 (抜粋)

No.	題 目	発 表 者	研究会, 委員会, 他	発 表 日
1	恒温圧延によるアルミニウム合金板材の成形性向上	田 中 宏 樹	第 7 回構造形成部門委員会 (自動車技 術会)	2005.03.14
2	輸送機器向け展伸用アルミニウム合金の開発の歩み	吉 田 英 雄	東海支部平成 17 年度第一回講演会 (軽金属学会)	2005.04.19
3	航空機への FSW の適用	熊 谷 正 樹	特別研究会「摩擦攪拌接合の高度化」 最終報告会 (溶接学会)	2005.04.19
4	温間圧延による集合組織制御と高 r 値化	田 中 宏 樹	加工プロセスによる材料新機能発現第 2 回研究会 (日本学術振興会第 176 委 員会)	2005.06.20
5	Trend of Aluminium Application and New Technol- ogies for Automobile Bodies in Japan	宇 都 秀 之	The 7th European Automotive Lightweight Conference (Autom- obile Circle International)	2005.06.28
6	銅の腐食の概要	山 田 豊 三 河 野 浩 三	第 152 回腐食防食シンポジウム (腐食 防食協会)	2005.06.29
7	FSW の技術動向	熊 谷 正 樹	車両委員会 (日本アルミニウム協会)	2005.07.07
8	高純度アルミニウムの境界潤滑性に関する研究	野 村 正 治 細 見 和 弘	アルミニウムのトライボロジー研究会 (日本トライボロジー学会)	2005.08.01
9	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合方法	熊 谷 正 樹	第 53 回全国発明振興会議 (愛知県, 発明協会)	2005.08.01
10	FSW 点接合の先進技術	熊 谷 正 樹 田 中 晃 二	シンポジウム「21 世紀の自動車にお ける接合技術 2005」(溶接学会 軽構 造接合加工研究委員会)	2005.10.13
11	アルミニウム合金の鋼板とのアーク溶接継手の性質	前 田 興 一	東海支部第 57 回溶接研究会 (溶接学 会)	2005.10.18
12	FSW の最新技術	熊 谷 正 樹	東海支部若手材料研究会 第 47 回研 究会 (日本金属学会・日本鉄鋼協会)	2005.10.27
13	非鉄金属の腐食事例と対策	山 田 豊	平成 17 年度横浜国大公開講座	2005.11.18
14	自動車軽量化の最新動向と新しい技術	宇 都 秀 之	アルトピア 第 35 巻 第 1 号 (カロ ス出版)	2005.01
15	摩擦攪拌接合の応用技術の開発	熊 谷 正 樹	阪大冶金学会誌 第 45 号	2005.03
16	FSW (摩擦攪拌接合) の基礎と応用	熊 谷 正 樹 (日大生産工) 時 末 光 (名大工) 篠 田 剛	書籍 (日刊工業新聞社)	2005.05
17	材料メーカーにおける板成形シミュレーション技術の現 状	山 田 賢 治 水越 秀 功 岡田 利 彦 田 賢 治 水越 秀 功 岡田 利 彦	プレス成形加工 8 月号 (プレスフォー ミングジャーナル社)	2005.08
18	軽量化・小型化に寄与する非鉄金属材料の現状と将来	宇 都 秀 之	自動車技術 11 月号 (自動車技術会)	2005.11

(おことわり) 発表者名は連名順序に関係なく, 当社社員を先頭部に記載しています。

# 主 要 製 品

## ●アルミ圧延品

板 製 品 缶用, キャップ用, 箔用, 熱交換器用, 印刷用, 建築用, 自動車用, 車両・船舶用, 航空機用, ほか。

形管棒製品 光学機器用, 事務機器用, 熱交換器用, 化学工業用, 自動車用, 二輪車用, 車両・船舶用, 宇宙・航空機用, 建築用, 電気機械用, ほか。

## ●伸 銅 品

銅 管 空調・冷凍機器用, 冷媒配管用, 医療ガス配管用, 建築配管用, 水道用, スプリンクラー用, プロパン用, 内面スズコーティング銅管, ほか。

銅合金管他 復水器等大型熱交換器用, 建築用, ほか。

当社製品に関する情報は、インターネットでもご覧いただけます。

<http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

### 複写される方へ

国内で本誌に記載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接発行人へご連絡下さい。

〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル  
(中法)学術著作権協会

TEL : 03-3475-5618 FAX : 03-3475-5619

E-mail : [jaacc@mtd.biglobe.ne.jp](mailto:jaacc@mtd.biglobe.ne.jp)

URL : <http://www.jaacc.jp/>

### Notice about photocopying

In order to photocopy any work from this publication, you or your organization must obtain permission from the following organization which has been delegated for copyright clearance by the copyright owner of this publication. For other uses, please contact with the publisher.

〈Except in the USA〉  
Japan Academic Association for Copyright Clearance, Inc.  
(JAACC)  
6-41 Akasaka 9-chome, Minato-ku, Tokyo 107-0052 Japan  
TEL : +81-3-3475-5618 FAX : +81-3-3475-5619  
E-mail : [jaacc@mtd.biglobe.ne.jp](mailto:jaacc@mtd.biglobe.ne.jp)

〈In the USA〉  
Copyright Clearance Center, Inc.  
222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA  
TEL : +1-978-750-8400 FAX : +1-978-646-8600

(年刊) 住友軽金属技報 第46巻 第1号 (年1回発行)

平成17年12月2日 印刷 (非売品)

平成17年12月12日 発行 [無断転載お断り]

発 行 所 住友軽金属工業株式会社研究開発センター  
編 集 兼 池 田 洋  
発 行 人

名古屋市港区千年3丁目1番12号  
郵便番号 455-8670  
電話(案内) (052) 651-2100  
ファックス (052) 651-8117  
E-mail : [RDC\\_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp](mailto:RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp)

印 刷 所 株式会社 昭栄社 印刷所  
名古屋市 中川区 十番町 3丁目 1番地

### SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

VOL. 46 NO.1

Issued December 12, 2005, (annually)  
SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.

Research & Development Center

3-1-12, Chitose, TEL : +81-52-651-2100  
Minato-ku, Nagoya, FAX : +81-52-651-8117  
455-8670 JAPAN E-mail : [RDC\\_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp](mailto:RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp)



## 住友軽金属工業株式会社

本 社	☎105-8601	東京都港区新橋5-11-3 (新橋住友ビル)	☎(03)3436-9700	FAX (03)3434-6464
大 阪 支 店	☎541-0041	大阪市中央区北浜4-5-33 (住友ビル)	☎(06)6220-8407	FAX (06)6220-8404
名 古 屋 支 店	☎455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎(052)654-1430	FAX (052)654-1443
北 海 道 支 店	☎060-0001	札幌市中央区北一条西3-3-20 (時計台スクエアビル9F)	☎(011)241-4651	FAX (011)221-3254
北 陸 支 店	☎933-0912	高岡市丸の内1-40 (高岡商工ビル911号室)	☎(0766)26-4036	FAX (0766)26-4037
静 岡 支 店	☎420-0857	静岡市葵区御幸町5-9 (静岡フコク生命ビル5F)	☎(054)255-2471	FAX (054)255-6210
九 州 支 店	☎812-0011	福岡市博多区博多駅前1-2-5 (紙与博多ビル10F)	☎(092)472-6301	FAX (092)472-6257
名 古 屋 製 造 所	☎455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎(052)654-1111	FAX (052)654-0498
千 葉 製 作 所	☎277-0804	千葉県柏市新十 余 二 13	☎(04)7131-6161	FAX (04)7131-6165
伸 銅 所	☎441-1295	愛知県宝飯郡一宮町大木新道100	☎(0533)93-2311	FAX (0533)93-5119
研究開発センター	☎455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎(052)654-2100	FAX (052)651-8117

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.  
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER