

ISSN 0039-4963

SKEGA2 51(1) 1-192 (2010)

VOL.51  
2010

SUMITOMO LIGHT METAL  
TECHNICAL REPORTS

# 住友輕金屬技報



創刊50周年記念号

# 住友軽金属技報

第51巻 第1号 平成22年

## 目次

### 巻頭言

住友軽金属技報 50 周年記念号に寄せて .....	山内重徳	1
----------------------------	------	---

### 記念報告

最近10年間の研究開発成果の概要 .....	安藤誠	3
------------------------	-----	---

### 論文

P743	Precipitation Kinetics in an Al-Zn-Mg Alloy by New Rate Equation .....	Hideo Yoshida Satoru Yamamoto	25
P744	2013 アルミニウム合金の強度に及ぼす冷間加工および自然時効も影響 .....	岩村信吾 小関好和 吉田英雄	32
P745	2024 合金押出材の繊維状組織の安定性に及ぼす固溶元素の影響 .....	箕田正雄 吉田英雄	38
P746	銅を添加した Al-Mg-Si 合金のベークハード性に及ぼす 自然時効と高温予備時効の影響 .....	八太秀周 松田真宏 田中宏英 吉田樹雄	46
P747	Investigation on the Factors Affecting Erosion Corrosion of Copper Hot Water Tubes –Focusing on Cavitation– .....	Shiro Sato	52
P748	高成形合金 2013 板材の開発及び低コスト構造への適用研究 .....	小関好和 岩村信吾 上山賢悦	61
P749	Al-Zn-Mg-Cu 合金の強度、韌性および耐 SCC 性におよぼす成分の影響 .....	岩村信吾 箕田英雄	68
P750	連続鋳造圧延した Al-Mg-Si 合金板の耐糸錆性に及ぼす鉄量の影響 .....	上田薫 江崎宏 洪江和 樹久	75
P751	Cu イオンビーム照射した高純度アルミニウムの電解エッチング挙動 .....	大澤伸夫 日比野 山本春 佐藤隆 博	80
P752	Cu-Sn-Zr 合金の材料特性に及ぼす Zr 量の影響 .....	玉川博一 安藤哲 一也	89
P753	水平平滑管内 CO <sub>2</sub> 蒸発熱伝達率の実験的研究 .....	橋本克巳 清水谷明 水田貴 佐々木直 栄	94
P754	Experimental study of the influence of the inside surface characteristics on the CARBON DIOXIDE flow boiling heat transfer coefficient in a horizontal tube .....	Katsumi Hashimoto Akihiro Kiyotani Yoshihiko Mizuta Naoe Sasaki	103

## 技 術 資 料

R551	Alloy Development for Transportation in Sumitomo Light Metal .....	Hideo Yoshida	112
R552	国内外におけるアルミニウム DI 缶の軽量化動向 .....	横井洋 竹田委 岡田千 田峰央 光	121
R553	ルームエアコンの熱交換器用伝熱管の変遷 .....	柿山史郎	132
R554	自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の開発・適用動向 .....	内田秀俊	137
R555	当社システム・制御技術の現状と今後の展望 .....	岡村義英	143
R556	当社トライボロジー技術の新しい展開 .....	渡邊貴道	152
R557	銅管製造プロセスにおける最新の計測・検査技術 .....	武藤伸之	156
R558	最新の表面分析機器の紹介 .....	高柳麻衣	162
R559	航空機用 2013-T6511 押出材の特性 .....	佐野秀男 加藤勝也	166
R560	SMART SHEET .....	高橋昌也	174
R561	LED照明用高放熱ヒートシンクの開発 .....	城戸孝聡	177

## 新 製 品 紹 介

R562	建築用エキスパンションジョイントカバー ー タフライト ー .....	持木祐一	180
------	--	------	-----

## 随 想

R563	住友軽金属技報創刊 50 周年に寄せて .....	佐藤史郎	184
R564	住友軽金属技報発刊初期「1960 年代」の思い出 .....	馬場義雄	185
R565	40 年間に亘る住友軽金属技報との関わりを振り返って .....	永田公二	186

## 発 明 と 考 案

I 112	最新登録の当社主要特許 .....		187
-------	-------------------	--	-----

## 公 表 資 料

	論文・講演・資料 .....		190
--	----------------	--	-----

# SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 51 No. 1, 2010

## CONTENTS

### Forward

On the 50th Anniversary of the Publishing of "SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS" .....	Shigenori Yamauchi	1
--	--------------------	---

### Review

Progress in R&D During the Last Ten Years .....	Makoto Ando	3
---	-------------	---

### Technical Paper

P743	Precipitation Kinetics in an Al-Zn-Mg Alloy by New Rate Equation .....	Hideo Yoshida Satoru Yamamoto	25
P744	Effects of cold work and natural aging on the strength of 2013 aluminum alloy .....	Shingo Iwamura Yoshikazu Ozeki Hideo Yoshida	32
P745	Influence of solute atoms on thermal stability of fibrous structure in 2024 aluminum alloy extrusion .....	Tadashi Minoda Hideo Yoshida	38
P746	Effects of natural aging and pre-aging at elevated temperature on the bake hardenability of copper added Al-Mg-Si alloys .....	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hiroki Tanaka Hideo Yoshida	46
P747	Investigation on the Factors Affecting Erosion Corrosion of Copper Hot Water Tubes –Focusing on Cavitation– .....	Shiro Sato	52
P748	Development and application to low cost structure of high formability 2013 aluminum alloy sheets .....	Yoshikazu Ozeki Shingo Iwamura Kenichi Kamimuki Etsuko Yamada	61
P749	Effects of alloy contents on strength, toughness and stress corrosion cracking in the Al-Zn-Mg-Cu alloy .....	Shingo Iwamura Tadashi Minoda Hideo Yoshida	68
P750	Effects of Iron Content of Twin-Roll Cast Al-Mg-Si Alloy Strips on Filiform Corrosion Resistance .....	Kaoru Ueda Hiroki Ezaki Kazuhisa Shibue	75
P751	Electrolytic Etching Behavior of High Purity Aluminum Irradiated with Cu Ion Beam .....	Takao Osawa Atsushi Hibino Shunya Yamamoto Takahiro Satoh	80
P752	Effect of Zr Contents on Mechanical Properties of Cu-Su-Zr Alloy .....	Hirokazu Tamagawa Tetsuya Ando	89
P753	Experimental Studies on Carbon Dioxide Flow Boiling Heat Transfer Coefficient in Horizontal Smooth Tube .....	Katsumi Hashimoto Akihiro Kiyotani Yoshihiko Mizuta Naoe Sasaki	94
P754	Experimental study of the influence of the inside surface characteristics on the CARBON DIOXIDE flow boiling heat transfer coefficient in a horizontal tube .....	Katsumi Hashimoto Akihiro Kiyotani Yoshihiko Mizuta Naoe Sasaki	103

### Technical Review

R551	Alloy Development for Transportation in Sumitomo Light Metal .....	Hideo Yoshida	112
R552	Light-weighting Trend in Domestic and Foreign Aluminum D&I Cans .....	Hiroshi Yokoi Ichio Takeda Minemitsu Okada	121
R553	Change of the Heat Transfer Tubes of Heat Exchanger .....	Shiro Kakiyama	132
R554	Trend of Application and Development of the Aluminum Alloy Sheet .....	Toshihide Uchida	137
R555	Recent Advances and Future Prospects of Systems and Control .....	Yoshihide Okamura	143
R556	New Trends in Development of Tribology Technology .....	Takamichi Watanabe	152
R557	New Measurement/Inspection Technologies .....	Nobuyuki Mutoh	156
R558	Introduction of the latest surface analysis equipment .....	Mai Takayanagi	162
R559	Properties of 2013-T6511 Extrusion for Aerospace Application .....	Hideo Sano Katsuya Kato	166
R560	Sumitomo Multipurpose Aluminum Reinforced and Textured Sheet .....	Masaya Takahashi	174
R561	Development of High-Heat Dissipation Heat Sink .....	Takaaki Kido	177

### New Products

R562	Architecture Expansion Joint Cover –Tough Light– .....	Yuuichi Mochiki	180
------	--	-----------------	-----

### Essay

R563	On the 50th Anniversary of the Publishing of .....	Shiro Sato	184
R564	Memories of the beginning of .....	Yoshio Baba	185
R565	Look back the relations to "SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL .....	Koji Nagata	186

### Invention and Device

I 112	Main Registered Patents in Recent .....		187
-------	---	--	-----

### Distributed Data

	Published Papers and Presentations .....		190
--	--	--	-----



## 創刊 50 周年記念号の刊行に際して

山内重徳



住友軽金属技報の 50 周年記念号が発刊の運びとなりました。創刊は 1960 年、当社が独立した翌年です。この 50 年の間に、会社の存続を危うくするような不況や経済環境の激変もありながら、発行回数を減らしたことはあったものの、発行停止すること無く継続して来たわけです。これまでに、数多くの人たちが論文、解説や開発成果を執筆・公表して来ました。私も執筆・公表したことのある一人として、このような場を提供し続けてくれた経営陣、関係者に敬意と感謝の気持ちを表したいと思います。

一方で、不況下でも研究開発を継続させ、技報を発行し続けて来た会社にとって「研究開発の役割とは何か?」「技報の役割とは何か?」、更には「現在の当社にとって、研究開発の役割とは何か?」ということを考えずにはられません。この問いに対する回答は、人によって、立場によって、また時代によって異なると思います。

ここでは、元研究者としての経験から、そして現経営者としての立場から、上記の問いに対する私の考え、思いを書いてみたいと思います。

企業は、その設立の趣旨からして、そして厳しい競争環境に晒されている限り、損益・キャッシュフローや財務状況を重視した活動をします。そして研究や開発は、当然ながら、そのような企業活動への貢献を期待され、その観点から評価されます。この点は、大学や非民間の研究所とは異なるところでしょう。もっとも、最近では大学や研究所も、評価基準は異なるものの、特定の貢献が求められ、厳しい評価がされるようではありますが…。

企業活動における研究開発の貢献とは何でしょう。研究の結果を製品や生産技術の開発に役立て、経済的な貢献をするのは分かりやすい例です。製品の使用方法や加工方法を開発し、お客様に提示することも、需要の拡大に役立ちます。製品がその使用環境で被る事象を解明し、対策を提示することも、お客様の安心や会社への信頼を得るために重要です。

いわゆる基礎的な研究の評価については、議論が分かれるかも知れません。実際に生産されていない材料について、その挙動を解明しようとしたり、応用分野が明確でないまま新しい材料や新しい技術を求めようとする試みなどは、評価されにくいでしょう。過去に、ある非民間の研究所の人から実際に相談されたことがありますが、「こんな材料が出来たけど、企業で使い途はありませんか?」といった類です。ただし、企業の研究開発部門では、このようなテーマを見出すこと自体が難しく、また上司の指導もあって自然淘汰されることが多いでしょう。生産されている材料の挙動を基礎的に解明したり、応用分野を想定して新しい材料や技術を開発する場合には、基礎的研究も直接・間接の貢献が期待できます。

それでは、技報の役割は何でしょう。研究や開発の成果を世に問い、批判や議論を得て更なるレベルアップに繋げる効果はあります。もっとも、これは執筆者の性格が素直な場合に限られますが…。また、お客様に読んで貰い、会社や執筆者への信頼を高め、それが会社に経済的貢献をもたらすこともあります。

忘れてならないのは、人材育成面での貢献です。研究部門、技術部門における人材育成は、OJT によるところが大きいのですが、これは上司の指導によるだけでなく、本人の努力や苦勞にもよります。文献を読みながら自分で実験や調査を企画し、実行して、結果に裏切られ、実験や調査をやり直し、その内容を上司に報告すると自分の至ら無さを指摘され、またまた再実験や再調査をして何とか結果を得る、この成果を論文として纏めようとする、文章表現に迷い、悩み、あるいはデータの不足に気付いて追加実験や追加調査を行い、何とか書き上げると、今度は査読という障害にぶつかり、若気の至りで査読者とケンカ腰になりながらも、論文がポリッシュアップされていく訳です。これらのプロセスを通じて、本人の成長があるのです。論理的な思考

力、企画力、実行力、考察力、文章表現力、あるいは先輩や上司との接触力（こんな語があるかどうか怪しいが）などが磨かれ、成長に役立ちます。これを何度も繰り返すこと、つまり多くの論文を執筆することによる成長は、計り知れません。

このようにして磨かれた能力は、会社の中で大いに役立ちます。もちろん、それらの能力が企業人として必要な能力の全てだと言うつもりはありませんが…。

以上のように、研究開発や技報の役割・貢献には直接的、間接的なものが種々あります。情報が漏れる、競合に参考情報を開示してしまうなどのデメリットに勝って、このような貢献が重視されてきたのだと思います。今後もこの考えに変わりはありません。

現在の当社にとって、研究開発の役割は何でしょう。この点に言及するには、研究開発の役割や方向が、経済環境によって変化することに触れなければなりません。2008年秋のリーマンショック以降、世界同時不況により需要は激減しました。その後、経済回復が見られているものの、日本国内の需要回復は充分ではなく、経済回復の多くは新興国需要に負っています。また、地球温暖化の危機が指摘され、環境やエネルギー問題がクローズアップされてきました。

そんな中で、当社では新中期経営計画「SUMIKEI VISION 2012」を策定し、本年度からスタートさせました。そこでは「お客様にとってのベスト・グローバル・パートナー」になることを目指すこととしました。主要なテーマとして、(1) 国内需要の減少に応じてコスト構造を改革すること、(2) 成長戦略をビルトインすることを掲げ、(2) の成長戦略に関しては、特に経済環境の変化に伴って出現する新しい需要、例えば環境やエネルギー関連の需要に的確に対応すること、および海外展開を進めるお客さんに現地に対応することを掲げました。

当然ながら、研究開発に求められる役割も変化しています。新しい需要分野に対応するためには、従来と同様の新製品・新技術の開発を進めれば良いでしょう。しかし、新興国需要のいわゆるボリュームゾーンをターゲットとし始めたお客様には、従来型のハイエンド製品の開発では通用しなくなって来ました。お客様が「現地で調達するためにはスペックを落とすとしても良い」と考え始めた中で、競合メーカーとの差別化を図り、しかもそれを大きなコストアップ無く達成しなければならなくなって来ました。そのためには、改めてお客様のニーズをよく知ること、競合メーカー、特に新興国に存在する新しい競合メーカーの実力をよく知ることが必要です。その中で、当社の強みや技術力を発揮して、キラリと光るもの、差別化できるものを探したり開発したりすることが要求されます。

次の10年の経済環境の変化を正確に予測することは難しいが、ここ2～3年の傾向、すなわち新興国の発展と環境・エネルギー問題の重視という傾向は続くと思われれます。だとすれば、研究開発に求められる役割も変わらないでしょう。

以上、住友軽金属技報の創刊50周年記念号に寄せて、雑感を書いてみました。読者諸兄、特に若き研究者・技術者たちの参考になることを願い、筆を置きます。

## 最近 10 年間の研究開発成果の概要

安藤 誠

# Progress in R&D During the Last Ten Years

Makoto Ando

### 1. 緒 言

住友軽金属技報を発行して本年度で 50 周年を迎えた。これまでもその時代の研究成果を 10 年毎に振り返ってきた。ここでは 2000 年からの 10 年間の研究成果をとりまとめた。

1997 年 12 月、地球温暖化の原因となる温室効果ガスについて 1990 年を基準として先進国における削減率を約束期間内に達成することを定めた京都議定書が議決された。これに伴い、省エネルギー、CO<sub>2</sub>排出ガスの削減を目的とした自動車の軽量化、深夜電力を有効利用するエコキュートなどの開発が促進された。また同年、環境庁は内分泌攪乱化学物質いわゆる環境ホルモンとして疑われる物質を公表した。産業界においてはそれら物質の削減、代替の検討が開始された。当社が関連する具体的な物質としてはアルミ材料中の Pb、銅合金中の Be、表面処理剤あるいは塗料中の Pb、Cr などがその対象となった。

一方、自動車の軽量化については、1999 年にハイブリッド車プリウスが販売され、電気自動車の開発が進むにつれ様々な部品でアルミ材料の適用開発が加速した。この 10 年間の乗用車販売台数を見てみるとハイブリッド車、軽自動車の販売がけん引役となり、国内の乗用車生産台数は 2000 年の 830 万台から順調に伸び 2007 年には 1,010 万台を記録したが、2008 年 9 月のリーマンショックの影響も受け、2009 年は 771 万台に激減した。

このような環境の中、アルミニウム圧延品の出荷実績は 1997 年の 255 万トン进行ピークに 2000 年は 245 万トンと徐々に量を減らし、リーマンショックが起きた 2008 年は 224 万トンであったが、翌 2009 年は 174 万トンと大きく量を減らした。この 10 年で人口の高齢化が社会に様々な影響を与え始め、一般材の消費が減少し始めた。その例としてビールの消費量は微減となりアルミニウムの主要用途である飲料缶が減少傾向にある。そこにリーマンショックによる在庫調整、消費低迷が重なり大幅な需要減退となった。2010 年に入り回復の兆しはあるもののリーマンショック以前に戻るには時間を要しそうな状態である。伸銅品においても 1991 年に 124 万トン

記録したのを境に銅地金の高騰による材料置換の影響もあり、2007 年は 100 万トンまで減り、2009 年は 65 万トンに激減した。

この 10 年の当社の研究開発は高品質、高機能を目的とした材料、製品開発が中心であったが、リーマンショックを境に世界市場でボリュームゾーンと言われる製品群へターゲットが変わってきたため低コスト材の要求がより強くなった。一方、当社内では FE-SEM に代表される分析・解析機器の進化、CAE プログラムの充実により、以前では解析できなかったものが見えるように、あるいは推測ができるようになり研究の幅、スピードが格段に向上した。ここでは大きく変動する市場に対してこの 10 年間の主要な成果をまとめた。これらを元に今後の基礎研究、実用研究を進め、顧客ならびに社会へ材料メーカーとして貢献したいと考えている。

### 2. 研究の成果

#### 2.1 材料・製品とその関連技術

##### 2.1.1 アルミニウムおよびその合金

###### (1) 缶用材料

最近のわが国のアルミニウム DI 缶は、それまでの生産量増加から一転して、人口減少の始まり、高齢社会への移行、健康意識の高まり等から市場の縮小が現実味を帯びてきた。また、品質に関しては、2000 年の食中毒問題に端を発した食の安全性追及により、更なるレベルアップが求められた。さらに、環境問題への意識高揚、リサイクル協会による 3R に関する自主目標も加わり、アルミニウム缶にとって厳しい時代への突入となった。

一方で、アルミニウム缶が主体の発泡酒よりも低税率の「第 3 のビール」、糖質やカロリー等を低減した健康志向アルコール飲料や多様なチューハイ等の新商品が多く発売され、また消費量を伸ばしたことは、アルミニウム缶の消費の底支えとなっている。これらは種類が多いため、用いられる缶体には、意匠性や機能性が追及された。

また、鑄造介在物を始めとした異物の低減を徹底的に行い、製缶時の割れ低減に努めた。エンド材では、アウ

ターワックスおよびインナーワックスに関わる問題を改善するため、塗料中のインナーワックス種や量、アウトワックス量、それに加えて生産条件を最適化することにより解決してきた<sup>1~4)</sup>。これらの問題に対して、当社所有の製缶設備や分析装置を多用し、メカニズムの解明にも注力した。

軽量化の手段としてエンド材の薄肉高強度化を検討した。エンドは製蓋後にトリミング工程が無い場合、陰圧用、陽圧用ともに強度と耳形状の最適な材料を開発してきた<sup>5)</sup>。このエンドの薄肉化は特に海外で進んでおり、海外向けおよび国内での実用化時の準備を整えている。

環境問題に関する意識が向上する中、使用済みアルミニウム缶の再使用を促進するボディ材やエンド材の開発と実用化を進めた<sup>6,7)</sup>。エンド材では、陰圧用で使用されていたCrが添加された5052合金の代替としてCrフリー合金(5021合金)を実用化した。

このような環境意識や薄肉軽量化等動向をみるため、国内外の市販缶を調査している<sup>8,9)</sup>。缶ボディの壁部が日本国内と比べて20%も薄肉化されていること、エンド径は202径が主で新形状の軽量蓋が北米を主に広がってきていること、また塗料も従来の溶剤系から水性系に変わりつつあること等が判明している。

多様化している飲料種を差別化するために、容器の意匠性や機能性が要求されるようになり、多くの缶が実用化された。機能性においては、2000年のオールアルミニウム製ボトル缶の登場が、アルミニウム缶の需要増にも大きく貢献している。ボトル缶ボディはネック成形を多く行うため、耳形状と強度を最適化した材料を開発したが<sup>10)</sup>、更なる薄肉軽量化が要求され、その開発を検討している。

また、ボトル缶においては、従来のエンドの代わりに、新たにキャップが必要となり材料開発を進めた。キャップ用材料では、耳が出ない材料(ノンイア材)で、かつその耳のバラツキが小さい材料を、熱間圧延、焼鈍および冷間圧延工程の最適化により開発した<sup>11)</sup>。さらに薄肉高強度化と開栓性に優れた材料も開発している<sup>12)</sup>。

意匠性においては、缶壁部にエンボス加工などが施される缶が開発され、材料には缶壁部の更なる加工性と強度が必要となった。そのため、塗装焼付け処理後の缶壁の二次加工性に優れた缶ボディ用アルミニウム合金板を開発した<sup>22,23)</sup>。

今後は、薄肉軽量化と環境負荷低減に対応した材料開発が必要である。(横井 洋)

#### 参 考 文 献

- 1) 菊田良成：特許 第 4456413 号, (2010).
- 2) 菊田良成：特許 第 4456457 号, (2010).
- 3) 菊田良成：第 55 回塑性加工連合講演会講演論文集
- 4) 竹田委千央, 細見和弘：本誌, 46 (2005), 49.
- 5) 例えば, 野村 優, 平野清一：軽金属学会第 99 回秋期大会講演概要, (2000, 11), 151.
- 6) 横井 洋, 永田恵一：特許 第 3690784 号, (2005).
- 7) 平野清一, 野村 優, 伊藤智康, 高田幸一：特許 第 3411840 号, (2003).
- 8) 平野清一：本誌, 42 (2001), 124.
- 9) 横井 洋, 伊川慎吾, 平野清一：本誌, 46 (2005), 133.
- 10) 横井 洋, 平野清一：特許公報 2006-299330.
- 11) 平野清一, 野村 優, 前田利徳, 市原厚志, 梅谷真史：特許第 4004330 号, (2007).
- 12) 平野清一, 野村 優, 伊藤智康：特許 第 4334979 号, (2009).

#### (2) 箔用材料

箔用材料の分野では、電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔のほか、リチウムイオン電池用など電子部品関連の一般箔などの開発を進めた。

電解コンデンサは陽極箔と陰極箔および電解液で構成される。電解コンデンサの静電容量は素材のエッチング形態に大きく依存し、その形態はエッチング条件とともに素材の材料特性の影響を受ける。そこで、エッチング性に及ぼす微量成分の影響を種々検討するとともに、基礎的なエッチング挙動の解明<sup>1)</sup>を進めた。高圧用箔では、エッチング性に特に材料特性が影響し、これまでのPbに加え、低融点で固溶限が少ない金属元素であるBi, In, Snの影響を調べ、最終焼鈍時の表面濃化現象と静電容量の関係性を明らかにした<sup>2)</sup>。また、Pbについては、電解エッチング時の電気化学的挙動の変化<sup>3)</sup>について着目し、Pb含有量が多いほどエッチング初期のトンネルピット形成期間が遅延し、電位はピッチングポテンシャルに到達していないことを確認した。さらに、Cu含有量の増加とともにピット数が増加し分散性が向上すること、Crと共存させCu量を制御することで高いピット分散性を有する材料<sup>4,5)</sup>を提案した。新しい取り組みとしては、Cuイオンビーム照射によるCuの影響を(独)日本原子力研究開発機構と共同で行い、直流エッチング時にはトンネルピット先端部に、交流エッチング時にはピット壁に多くのファセットが生じ、トンネルピット伸長やピット伝播性に影響を及ぼすことを明らかにした<sup>6)</sup>。それ以外には、Mg<sup>7)</sup>、Zn<sup>8)</sup>等の影響を調査し、Mg含有量の制御と適度な前処理の組み合わせでトンネルピットの分布状態を均一にすることが可能となること、さらに、深さ方向のZn分布を規定することで、トンネルピットの伸長性が高まることを明らかにした。

一方、低圧用箔では、Cu含有量とピット伝播性の関係<sup>9)</sup>を調べ、Cu含有量が多くなると、深さ方向よりも水平方向へのピット伝播が生じやすくなることを明らかにした。陰極用箔においてはZn含有量と晶出物数の関係を規定することによりエッチング性を向上させ、高い静電容量が得られるようになった<sup>10)</sup>。

成分以外には、アルミニウム箔表面状態のピット分布への影響を検討した<sup>11)</sup>。化学エッチング処理による表面への微細凹凸付与と最終焼鈍の組合せにより結晶性酸化物の分散状態を変化させること<sup>12)</sup>、焼鈍前にリン酸、リン酸クロム酸処理による表面保護皮膜を付与<sup>13)</sup>することがピットの分散性向上に有効であることを見出した。また、陽極箔では、特に夏期において箔表面が空気中の水分と反応し、水和皮膜形成によりピット発生が阻害される現象が生じるため、ケイ酸化合物系薬剤を用いた表面処理を開発した<sup>14)</sup>。

一方、化成プロセスに関しては、 $MgAl_2O_4$ スピネル存在下におけるアルミニウムの陽極酸化挙動を調べ、化成時には $MgAl_2O_4$ 粒子の周辺部に $\gamma$ - $Al_2O_3$ が形成され、化成電圧が100V以上になると $MgAl_2O_4$ 粒子からMgが失われることを明らかにした<sup>15)</sup>。

一般箔に関しては、耐食性、熱および電気伝導性、無毒で光やガスバリア性が高いなどの特長を活かし、食品、医薬品などの包装材料に使用されてきたが、薄肉化されてもピンホールの発生が少なく、加工性に優れた箔材の開発が求められた。こうした中、高強度、高延性であり、かつピンホールの少ない材料としてAl-Fe系合金箔の開発・改良を進め<sup>16)</sup>、ピンホール発生の原因となるマツ面へのうねりには、球状の $\alpha$ -AlFeSi晶出物の影響が大きいことを明らかにした<sup>17)</sup>。

一方、携帯電話、ノートパソコンなどの普及とともに、新たな用途として、リチウムイオン電池用の需要が拡大した。アルミニウム箔は正極活物質を保持し、かつ電流を正極活物質に供給するため集電体として使用される。従来からの1000系に加え、強度因子として添加されるMnの制御により高強度、高導電性を有する3000系材料<sup>18)</sup>の製造技術を確認した。

今後、ハイブリッド自動車や電気自動車などの次世代クリーンエネルギー自動車用バッテリー用の電池開発が本格化し、そこに使用されるアルミニウム箔の需要がますます増大することが期待される。(日比野 淳)

#### 参 考 文 献

- 1) N. Osawa: Proceedings of the 3rd International Symposium on Aluminium Surface Science and Technology, Bonn, Germany (2003), 154.
- 2) 大澤伸夫, 日比野淳: 本誌, 44 (2003), 12.
- 3) 本居徹也, 日比野淳: 軽金属学会第105回秋期大会講演概要, (2003).
- 4) 本居徹也, 小原共平: 特開 2008-223090.
- 5) 小原共平, 本居徹也, 日比野淳: 特開 2009-215640.
- 6) 大澤伸夫, 日比野淳, 山本春也, 佐藤隆博: 表面技術, 61 (2010), 508.
- 7) 日比野淳, 大澤伸夫, 竹井邦夫: 本誌, 44 (2003), 19.
- 8) 大澤伸夫, 日比野淳: 特許 第3722466号, (2005).
- 9) 竹井邦夫, 日比野淳: 電解蓄電器評論, 59 (2008).
- 10) 竹井邦夫, 日比野淳: 特開 2005-154897.
- 11) 例えば, 滝口浩一郎, 日比野淳: 特開 2004-259932.
- 12) 滝口浩一郎, 日比野淳: 電解蓄電器評論, 58 (2007), 19.
- 13) 滝口浩一郎, 日比野淳: 同上, 60 (2009), 18.
- 14) 竹井邦夫, 日比野淳: 特開 2009-41100.
- 15) 大澤伸夫, 日比野淳: 本誌, 42 (2001), 77.
- 16) 日比野淳, 福岡潔: 同上, 43 (2002), 123.
- 17) 本居徹也, 福岡潔: 軽金属, 52 (2002), 226.
- 18) 日比野淳, 大澤伸夫: 特開 2010-100919.

#### (3) 空調用フィン材

省エネルギー法制定, オゾン層保護(モントリオール議定書採択), 地球温暖化防止(京都議定書採択), 改正省エネルギー法によるトップランナー方式基準の制定など空調機を取り巻く環境は大きく変遷してきた。熱交換器については、高性能化, 高効率化, 小型化及び多機能化を図るため, フィン形状の改善, その間隔の縮小化, 空気側伝熱面積の増大等による伝熱促進が行われてきた<sup>1-3)</sup>。フィン形状の改善, 間隔の縮小化については、その支障となる凝縮水の滴状付着を抑制するため, 親水性が表面処理に求められ, 最近では、その耐久性が要求されている。また, 住宅環境については、高气密性が向上し, さらには分煙化が進むとともに臭気に対する要求も高くなってきている。親水性, 耐食性だけでなく, 防かび性, 抗菌性なども要求され, 多機能な表面処理フィン材の開発を進めてきた。

室内機のフィルター, 熱交換器, 送風ファン等には, 運転を重ねるに連れて空気中に浮遊する塵埃等の汚れが付着する。そのため通風抵抗が増加し, 運転性能の低下, 消費電力の増加が懸念される。最近では, フィルターや熱交換器に付着した汚れを自動で除去する(お掃除)機能を搭載したエアコンが開発・販売されている。熱交換器については, フィルターを通過する空気中の汚染物質が付着することにより, その親水性が徐々に低下し, 表面に凝縮水が滞留するようになる。そして親水性の低下が激しく, 凝縮水の滞留量が過大になった際, 水滴となって飛散する問題を引き起こすことがある<sup>4)</sup>。そのため, フィン表面に付着した汚染物質を, 冷房や除湿運転中にフィン表面に結露(凝縮)する水とともに洗い流す機能(耐汚染性)として求められる。フィン表面処理皮膜には, 汚染物質成分が強固に付着しないような塗膜を開発し, 実用化している。

居室室内の空気清浄, 清潔に対するニーズは年々強くなり, 最近の主要なルームエアコンの室内機には, 空気中の塵埃, 花粉, ダニ等を除去する種々の空気清浄機能が搭載されるようになった。冷房運転時のエアコン内部は, かび及び菌類の繁殖には好条件であり, 臭気あるいはシックハウス症候群の問題を生じる可能性がある<sup>5)</sup>。そのため, 熱交換器フィンについても防かび及び抗菌性

を付与した表面処理皮膜が求められている。防かび及び抗菌性は、防かび剤及び抗菌剤の表面処理皮膜への添加により付与され、それらの長期持続性が課題であったが、最近では長期持続性を持つ表面処理皮膜を開発し、実用化している。また、耐汚染性、防かび及び抗菌性を長期に持続させるため、光触媒の検討も盛んに行われてきた。光触媒は、光を照射することにより触媒作用を示し、自動車用ガラスなどでは防曇加工として採用されている。フィン表面処理皮膜についても、油性の汚れ、かび及び菌などが付着しても分解されることにより表面が洗浄され、同様の効果が期待できる。一般的に、コスト及び得られる効果の点から、紫外光応答型の酸化チタンを用いた光触媒が使用され、塗装で使用する場合にはバインダー塗料に添加して使用されることが多い。一般には、バインダー塗料は有機樹脂で構成されているため、光触媒の強い触媒作用により分解し、光触媒が脱落する可能性が考えられる。無機系バインダーを使用すれば、光触媒に対して問題ないが、フィンプレス工程では切断不良、金型摩耗などの成形不具合が懸念される。当社では、光触媒に対して問題のない、有機樹脂系バインダーを用いた表面処理フィン材を開発した。

ルームエアコンの冷房運転時に、室内熱交換器のフィン表面処理から凝縮水に溶出した界面活性剤や未反応の低分子量樹脂成分等が影響して、プラスチック製ドレンパンに亀裂が生じ、室内に水滴が落下する問題が生じる場合がある。この問題を解決するため、ESCを発生させない界面活性剤を選定し、未反応樹脂成分が表面処理中に残らないような設計を行っている。

フィン形状の改善については、マイクロスリットと呼ばれる微細な成形が施され、フィンには高い成形性が求められた。さらに、熱交換器に使用する材料を削減するためフィンの薄肉化が進められた結果、プレス成形性だけでなく、その次の熱交換器組み立て工程にもその影響があり、フィンには高い成形安定性も求められてきた。また、銅管とアルミフィンを機械的に固着する拡管工程で、アルミフィンのフィン間隔が乱れる"アベック現象"が生じることがある。アベック現象は、熱交換器の外観を損なうだけでなく、通風抵抗を増加させ、熱交換器性能の低下にもつながるため問題とされる。このアベック現象に対しては、フィン表面の滑り性は高い方が抑制する効果が高いことが分かった<sup>6,7)</sup>。以上より、表面処理フィン材には、高い滑り性が要求される。従来、表面処理フィン材には、滑り性向上のため水溶性潤滑剤の塗布が一般的に行われてきたが、高温多湿の環境下では、プレス機のテンションフェルトに潤滑剤が堆積する問題が生じることがある。そこで、塗料自体に潤滑剤を添加するいわゆるインナーワックス化を検討してきた<sup>8)</sup>。プレス工程の環境に関係なく、安定したプレス成形性を実現している。

(磯村紀寿)

## 参 考 文 献

- 1) 清谷明弘：本誌，48 (2007)，101.
- 2) 清谷明弘：同上，49 (2008)，158.
- 3) 磯村紀寿：冷凍，85 (2010)，34.
- 4) 磯村紀寿，春日 司：軽金属学会第 101 回秋期大会講演論文集，(2001)，269.
- 5) 富田直隆，磯村紀寿，佐々木直江：第 45 回日本伝熱シンポジウム講演論文集，(2008)，479.
- 6) 城戸孝聡，佐藤好生，竹島義雄：本誌，41 (2000)，38.
- 7) 清谷明弘，春日 司，佐藤好生，成田 緑，磯村紀寿，城戸孝聡：同上，42 (2001)，143.
- 8) 久保康二，富田直隆，磯村紀寿，佐々木直江：第 45 回日本伝熱シンポジウム講演論文集，(2008)，477.

### (4) 自動車用パネル材

地球温暖化を始めとする環境保護の観点から自動車の燃費向上に繋がる車体の軽量化が非常に重要になってきている。1990 年後半はバブルの崩壊で見送られがちであった自動車外板へのアルミニウムの適用も 2000 年を境に各自動車メーカーでの採用が着実に増えてきている。日本では 1985 年にマツダ RX-7 のフードに Al-Mg-Zn 系合金が採用<sup>1)</sup>されて以来成形性重視の観点から Al-Mg 系合金が主に採用されていたが、最近ではより軽量化、低コスト化が可能である Al-Mg-Si 系合金の採用が主流となってきた<sup>2)</sup>。これはバークハード性による薄肉軽量化が可能であることやストレッチャーストレインマークが発生しないこと、リサイクル性に優れる等、Al-Mg-Si 系合金の特徴が活かされた結果である。しかし実用化に不可欠な曲げ加工性の改善やリジニングマーク抑制が重要な課題となっていたためこれらの課題を解決するための研究開発が精力的に行われた。

曲げ加工性の改善については、その第 2 相粒子をコントロールするだけでなく、せん断帯の形成しやすさも重要なパラメータであること<sup>3)</sup>、さらにせん断帯の形成は材料の集合組織の影響が大きいことを見出して<sup>4)</sup>検討し Cube 方位集積がせん断帯の形成抑制に効果的であることを明らかにした。また副方位の影響<sup>5)</sup>や調質の影響<sup>6)</sup>も検討することで総合的なプロセスによる集合組織制御が必要であると結論づけた。これらの知見に基づき曲げ加工性に優れた Al-Mg-Si 系合金の開発した<sup>7)</sup>。

リジニングマークは、成形加工によって発生する圧延方向に沿った凹凸で 6000 系合金に発生しやすく抑制が必要である。その発生メカニズムについて、材料の Cube 方位のバンド状組織だけでなく Goss 方位のバンド状組織もリジニングマーク発生の大きな要因となっていることを明らかにした<sup>8)</sup>。

Al-Mg-Si 系合金は Al-Mg 系合金より電気伝導度が大きく抵抗スポット溶接がより難しくなる。抵抗スポット溶接では鋼板に比べアルミニウム合金板を使用すると

短時間で大電流が必要となるため、連続打点寿命が短くなる。このためFSWによる点接合<sup>9)</sup>やセルフピアシングリベット、メカニカルクリンチが採用されるようになってきており、日本国内ではアルミニウム合金板の点接合では、ほとんど抵抗スポット溶接は採用されなくなってきている。FSW点接合では、その接合ツールの形状から接合点に穴が残り外観上や耐食性の観点から改善が望まれていた。これに対して接合ツールのショルダーとピンが複動で接合できるリトラクティブツールが開発<sup>10)</sup>され穴が残らない接合も可能となってきている。さらにアルミニウム合金板と鋼板の異種金属接合についても多くの研究開発がなされ、FSW点接合<sup>11)</sup>やMIGによる線接合<sup>12)</sup>も可能となってきている。

Al-Mg-Si系合金の基本特性であるベークハード性についても種々のパラメータに関する研究が行われ、化学成分や熱処理条件の影響が詳細に検討<sup>13, 14)</sup>されている。

また、冷間プレスによる自動車ボディへのアルミニウム合金板適用はAl-Mg-Si系合金が主体であるが、その成形性には限界があるため、より複雑なデザインに対応するためAl-Mg系合金の超塑性成形が適用され<sup>15)</sup>、本成形の要件を満たす超塑性成形用アルミ合金を開発した。  
(内田秀俊)

#### 参 考 文 献

- 1) 宗藤修義, 西村嘉彦: 本誌, **27** (1986), 191.
- 2) 吉田英雄: 同上, **46** (2005), 99.
- 3) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 448.
- 4) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 179.
- 5) 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属学会第115回秋期大会講演概要, (2008), 301.
- 6) 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属学会第117回秋期大会講演概要, (2009), 29.
- 7) 箕田 正, 浅野峰生, 渋江和久: 自動車技術会春季学術講演会 20055318, (2005).
- 8) 小関好和, 箕田 正, 田中宏樹, 吉田英雄: 軽金属学会第110回春期大会講演概要, (2006), 241.
- 9) 熊谷正樹: 塑性と加工, **48** (2007), 471.
- 10) 熊谷正樹, 青木健太: 軽金属溶接, **44** (2006), 560.
- 11) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 317.
- 12) 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: 軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 117.
- 13) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄: 軽金属, **54** (2004), 412.
- 14) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄: 同上, **59** (2009), 248.
- 15) 中尾敬一郎, 横山 鎮, 渡辺二郎: アルミニウム No.53, **10** (2003), 103.

#### (5) 自動車熱交換器用材料

ラジエータやヒータについては、1990年代より銅系材料からアルミ材料への切り替えが進み、現状、乗用車用熱交換器材料の全てがアルミ化された<sup>1)</sup>。切り替え後の構成部材について、急速な薄肉化に対応するべく、疲労耐久性と耐食性に関する研究に注力した。チューブ材やフィン材に使用される薄板クラッド材の疲労特性については、全く新しい疲労試験機を開発し、薄板疲労特性に及ぼす金属組織の影響解明を進めた<sup>2)</sup>。また、冷却水による腐食については、冷却水の弱アルカリ化により防錆剤の効果が失われ、孔食が促進されることを明らかとし<sup>3-8)</sup>、その対策として、犠牲陽極クラッド層に金属間化合物粒子を分散させ、孔食の進展を抑制する合金の開発、実用化を進めた<sup>9)</sup>。さらに、防錆剤のロングライフ化によりその使用が急速に広まりつつある有機酸系防錆剤の作用効果に関し、エロージョン・コロージョン抑制効果について研究を進めつつある<sup>10)</sup>。

エバポレータやコンデンサについては、熱交換器の製造工程の合理化を背景として、フラックスのプレコート技術を確認した。塗装種は、Zn溶射管にノコロックフラックスや、これにSi粉末を混入させたいわゆるノコロックSilフラックスを塗装するタイプ、Zn溶射に代え反応型フラックスであるKZnF<sub>3</sub>を塗装するタイプ等様々である。いずれも、熱交換器の製造コスト低減に大きく寄与している。また、反応型フラックスに関しては、その塗装量を制御することにより、従来のZn溶射で問題となっていたチューブ-フィン間のフィレット優先腐食によるフィンの脱落を防止でき、耐食性の向上にも寄与している<sup>11, 12)</sup>。

製造工程の合理化では、ろう付け炉のエネルギーコスト低減も大きな課題となっており、ろう付け時間の短縮が進んでいる。これに対応するべく、薄肉クラッドフィン材について、従来のろう材と心材のSi濃度の最適化技術<sup>13)</sup>を進化させ、短時間ろう付けの急速昇温に対応したフィン材を開発した<sup>14)</sup>。

ろう付け条件が大きく変化する中で、チューブ材やプレート材として使用されるブレージングシートの耐食性におよぼす諸因子の影響把握が改めて重要になっている。心材にCuを添加した場合、ろう材厚さが厚い程、ろう付け後の表層にCu拡散層が形成され、表層が犠牲陽極層として作用し、耐食性が向上することを示した<sup>15, 16)</sup>。一方、フラックスの塗布は、心材にCuを含まない場合に耐食性向上への寄与が大きいことも明らかとし<sup>17)</sup>、これらの影響を総括した<sup>18)</sup>。さらに、耐食性に及ぼすろう付け時間やろう付け後の冷却速度の影響についても基礎的に研究を進めている<sup>19, 20)</sup>。ブレージングシートの腐食研究においては、板厚方向の電位分布等、局所電位測定が重要な技術である。従来は、表層から少しずつ研磨しながら電位測定することで、不連続な電位分布を得るに留まっていたが、液滴セルを用いた断面電位分布等、

局所電位測定技術の開発にも目途が立ちつつある<sup>21)</sup>。

ここ数年、大きく生産台数を伸ばしているHVやEV用のパワーコントロールユニットには、インバータ、コンバータ、IGBT等の電子機器を冷却するための空冷式や水冷式のヒートシンクが組み込まれている。これらヒートシンクにもブレージングシートが使用されており、既存熱交とは異なる要求性能に対応するべく、ろう付性、耐食性の両面から最適材料の検討を進めつつある。

(田中宏和)

#### 参 考 文 献

- 1) 永田公二：本誌，55 (2005)，515.
- 2) 尾崎良太，宮川 進：軽金属学会第114回春期大会講演概要，(2008)，251.
- 3) 小山高弘，田中宏和：軽金属学会第99回秋期大会講演概要，(2000)，281.
- 4) 田中宏和，正路美房：軽金属学会第105回秋期大会講演概要，(2003)，71.
- 5) 田中宏和，正路美房：軽金属学会第106回春期大会講演概要，(2004)，351.
- 6) H. Tanaka and Y. Shoji：Proc. 4th International Symposium on Aluminium Surface Science and Technology，(2006)，61.
- 7) 田中宏和，正路美房：軽金属学会第117回秋期大会講演概要，(2009)，121.
- 8) 小山高弘：軽金属学会第118回春期大会講演概要，(2010)，291.
- 9) 田中宏和，池田 洋：特許 第3763498号，(2006).
- 10) 小山高弘，宮地治彦，橋浦光夫：軽金属学会第103回秋期大会講演概要，(2002)，261.
- 11) 久富裕二：軽金属溶接，45 (2007)，413.
- 12) 久富裕二：本誌，49 (2008)，172.
- 13) 久富裕二，正路美房：同上，43 (2002)，43.
- 14) Y. Hisatomi, Y. Shoji, T. Toyama and Y. Hasegawa：SAE2005-01-1390，(2005).
- 15) 山下尚希，正路美房：軽金属学会第104回春期大会講演概要，(2003)，97.
- 16) 山下尚希，正路美房：軽金属，59 (2009)，344.
- 17) 尾崎良太，正路美房：軽金属学会第107回秋期大会講演概要，(2004)，193.
- 18) 正路美房：本誌，48 (2007)，87.
- 19) 山下尚希，正路美房：軽金属学会第110回春期大会講演概要，(2006)，247.
- 20) 山下尚希：軽金属学会第115回秋期大会講演概要，(2008)，187.
- 21) K. Fushimi, S. Yamamoto, R. Ozaki and H. Habazaki：Electrochemical Acta，53 (2008)，2529.

#### (6) 機能性押出材料

押出材の材料特性に機能を付与することで、後工程における加工コストの低減や最終製品の性能向上が図れる。従来、切削時の切り屑の分断性を高めるためにA2011やA6262などの微量の鉛を含有した合金が使用されてきた。近年、地球環境問題が顕在化していることから、環境調和の観点から鉛を添加せずに切り屑が微細に分断化する合金成分を検討し、鉛フリー2000系快削合金CB156合金を開発した。さらに、低融点元素の添加と韌性ととの関係を明らかにし<sup>1)</sup>、高温での韌性低下を抑制した快削合金CB256も開発した。6000系合金では鉛フリー快削材GT209を開発し、A6262合金の代替材として実用化した。また本系合金の特殊環境中での腐食挙動も明らかになったことから<sup>2)</sup>、使用用途に応じて適切な合金の選定が行われ、電気・電子機器部品や自動車部品などで実用化が促進された。複写機のヒートロールは、200℃付近の温度で使用される。製品の長寿命化および薄肉化を図るために、高温でのクリープ変形を従来合金のA5056やA5052より抑制したCM10を開発し実用化した<sup>3,4)</sup>。さらに、CM10ではポートロール押出が可能であることから生産性も向上した。4000系合金は耐摩耗性に優れ、線膨張係数が小さい特徴がある。合金成分ならびに製造条件の検討を重ね、代表的なA4032合金よりも高強度かつ陽極酸化皮膜厚の均一性に優れた4000系合金SC300を開発し、摺動部品として実用化した<sup>5)</sup>。2000系合金押出材は高温疲労強度に優れる特徴がある。代表的な耐熱アルミニウム合金A2618の高温疲労強度を向上したCG29が実用化されてきたが、合金成分と熱処理による精密組織制御技術を適用し、一層高温疲労強度を向上したCG129を開発し実用化した。

(八太秀周)

#### 参 考 文 献

- 1) 八太秀周，松田眞一，吉田英雄：軽金属学会第110回春期大会講演概要，(2006)，225.
- 2) 八太秀周，他：軽金属学会第113回秋期大会講演概要，(2007)，199.
- 3) 八太秀周，松田眞一，吉田英雄：軽金属学会第98回春期大会講演概要，(2000)，235.
- 4) 八太秀周，松田眞一，吉田英雄：本誌，43 (2002)，24.
- 5) 吉田英雄，駒澤眞一，田中康之：同上，43 (2002)，165.

#### (7) 二輪車・航空機用材料

二輪車にはアルミニウム材料が多用されており、特に7000系合金の比率が高い。フレームは溶接構造体であることから、Cu無添加、あるいは微量添加した三元合金が用いられる。モトクロス車用フレームでは、1995年に初めてアルミニウム合金が採用され、7N01-T6材およびその10%高強度材であるZK55-T6材を量産し

てきた。近年ではレース車だけでなく公道用にも同様のアルミフレームが採用されている。また、近年ではユーザのコストダウン要請に対応するため、7003合金の化学成分規格内で7N01-T6材と同等の強度を有する合金を開発し、実用化した。一方、倒立型フロントフォークアウターチューブには、アルミニウム合金展伸材が用いられているが、オフロード車には高強度・高靱性が必要であるため、Cuを添加した7000系合金が量産されている。従来より7050-ZG62合金を量産しているが、T4材を冷間加工する場合には、高い加工性が要求される。7050-T4押出管に対する復元処理による拡管加工性の向上を検討し、373K~473Kの温度範囲で高温かつ短時間の処理ほどGPゾーンの分解が速く、拡管加工性を向上できた<sup>1)</sup>。さらに比較的長時間の復元処理で硬さが復元処理前と同等まで上昇した場合でも、復元処理中に析出した第二相粒子により、単一変形が抑制され、多重すべりが容易になることで拡管加工性が向上することを明らかにした。オンロード用では6061合金を量産しているが、高強度を有しつつ、拡管加工やスピニング加工などの冷間加工に対応できるよう、組織制御している。また、リム材ではモトクロス車にはCuを2mass%弱添加した7000系合金、公道用には7000系三元合金を量産している。公道用の7000系三元合金では、引張強さ500MPaを超える高強度合金を開発し、量産している。二輪車の分野では7000系三元合金を多く量産しているが、強度をコントロールする上で、その時効特性を把握することは重要である。従来の時効硬化の研究では、あまり人工時効処理時の昇温速度に注目していなかったが、室温予備時効を行わずに人工時効処理を行う場合、50°C/h昇温では十分に高い強度が得られるが、オイルバスでの昇温では不均一析出によりピーク強度が低下することを明らかにした<sup>2)</sup>。さらに7N01合金において、Zn、Mg量が下限の場合には278K~313Kの室温予備時効温度および日数がピーク強度に大きく影響を及ぼし、低温短時間では不均一析出によってピーク強度が低下し、高温長時間ほど析出が高密度になることで高強度が得られることを明らかにした<sup>3)</sup>。さらにZn、Mg量が上限の場合には、室温時効はピーク強度に影響しないことから、化学成分によって室温時効の管理規準を考慮する必要があることを示した。

航空機の分野では、構造一体化による部品加工コスト低減が課題であり、押出加工性に優れた2013合金を開発した。2013-T6511材は2024-T3511材と同等以上の静強度と耐食性を有しており、さらに薄肉ホロー型材の押出が可能である<sup>4)</sup>。また切欠き疲労強度が2024-T3511材と同等であり、熔融溶接が可能である<sup>5)</sup>。本合金は、2003年にAA(Aluminum Association)に合金番号が登録され、2004年にT6511調質が登録された。さらに2004年に厚さ5mm以下でAMS 4326が発行され、設計許容値として物理特性、静強度、高温強度、疲労・亀

裂進展特性、耐応力腐食割れ性などがMMPDS-04に登録され、航空機への適用を開始した。さらに、同合金は板材としての適用検討も進めており、T8調質による高強度化も検討している<sup>6)</sup>。(箕田 正)

#### 参考文献

- 1) 中井康博, 箕田 正, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 651.
- 2) 神田知之, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属学会第104回春期大会講演概要, (2003), 291.
- 3) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第119回秋期大会講演概要, (2010), 85.
- 4) 佐野秀男, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 513.
- 5) 加藤勝也, 佐野秀男, 箕田 正, 上向賢一, 野口悦子: 軽金属学会第110回春期大会講演概要, (2006), 23.
- 6) 岩村信吾, 小関好和, 吉田英雄: 軽金属, **60** (2010), 220.

#### (8) 高機能材料

プレコートアルミニウム材は、アルミニウム合金条または板に、下地処理を施した後、ロールコーターにより多種多様な有機樹脂塗料を焼付け塗装した製品である。プレコートとは、アルミニウム材を成形加工した後に塗装するポストコートと対比する言葉であり、成形加工前に条または板の状態に塗装することを意味する。そのため、その塗膜は、成形加工に耐えられるものでなければならず、可とう性に優れた有機樹脂にワックスなどの潤滑剤を添加するなどの工夫がなされている。

最近の10年間の動向を顧みると、建材分野のプレコートアルミニウム材(カラーアルミ)の需要が減少するなか、電気・電子機器などの非建材分野の新規需要を開拓するために、成形性、耐食性、意匠性以外に、さまざまな新しい機能を付加したプレコートアルミニウム材を開発し、非建材分野の需要を掘り起こしてきた<sup>1)</sup>。

ノート型PCに搭載されるDVDおよびCD-ROMドライブは、軽量化のため鋼板から高強度アルミニウム合金板に置き換わったが、そのアルミニウム合金板には、プレス成形加工時に摺り傷が付かないこと(耐疵付き性)、潤滑性、耐指紋性、接触抵抗が要求され、導電性プレコートアルミニウム材を開発した。ここでは、塗膜には、金属フィラーが添加され、導電性を確保しており、塗膜を削ることなく接地することができる。また、ワックス等の潤滑成分を添加し、プレス成形性を改善した。導電性プレコートアルミニウム材は、DVDやCD-ROMドライブなどの筐体以外にも、ハイブリッド車用インバーターの筐体にも採用されるなど、その用途を広げている。さらに、ノート型PCの性能向上に伴い電磁波ノイズ除去の要求に対応するため、高導電性を有するプレコートアルミニウム材を開発した。

電子機器が高性能化、小型化するに伴い、発熱量が増

大する傾向にあり、機器内部に生じる熱を速やかに外部に放散させることが求められている。従来から、筐体に通気孔を設ける、ヒートシンクなどの放熱部品を設置する、ファンにより強制冷却するなどの工夫が施されているが、ほこりの付着や電磁波のシールド性の悪化、エネルギー消費量や騒音の増加など問題点がある。そこで、放熱性プレコートアルミニウム材を筐体を使用することにより、電磁波シールド性を確保しつつ、エネルギー消費の低減および筐体内部の温度を下げる事が可能となった。電子機器の筐体から放射する熱は、その温度域から波長8~10 $\mu\text{m}$ にピークを有しているが、その領域のアルミニウムの熱放射率は0.1前後と低く、アルマイト処理や塗装していないアルミニウム製筐体は熱がこもりやすい。熱放射率が高い顔料を最適に配合した塗膜は黒体に近い放射スペクトルを示し、その塗料を内外面に塗装した放熱性プレコートアルミニウム材を使用した筐体は、無処理のアルミニウム製筐体に比較し、内部の温度を低く保つことが可能である。

プレコートアルミニウム材をプレス成形加工する際に、塗膜が傷つくことを防止するために、塩化ビニルやポリプロピレン製の保護フィルムを貼ることがしばしば行われてきたが、コスト高と成形後のフィルム廃棄物の発生が大きな課題であった。塗膜の耐傷付き性を向上させる有効な手段の一つに塗料へのビーズ添加がある。ビーズの種類と耐傷付き性の関係を調査した結果、樹脂系ビーズにおいては、摩擦係数が低いビーズほど耐傷付き性が良好であるのに対し、非樹脂系ビーズは摩擦係数が高くても耐傷付き性が良好であることを明らかにした。これは、樹脂系ビーズでは潤滑効果が機能するのに対し、非樹脂系ビーズは高剛性であり、支持体効果が機能するためと考えられている。塗料中にビーズを適量配合した耐傷付き性プレコートアルミニウム材は、保護フィルムなしでプレス成形が可能であり、大型プラズマディスプレイのバックパネル等に使用されている<sup>2)</sup>。

液晶表示装置のバックライトユニットに用いる反射板として白色樹脂フィルムや白色樹脂フィルムをアルミニウム板に貼り合わせて使用している。反射板には、省エネルギーの観点から可視光に対する高い反射率が必要であるとともに、製造コストの低減が求められている。当社では、白色樹脂フィルムをアルミニウム合金板に貼り合わせた材料に代わる、全反射率が95%を超える高反射プレコートアルミニウム材を開発した。

アルミニウム合金は、鋼板に比べ軟らかく、プレス成形時やその前後の取り扱い時に、表面に擦り疵などが生じ、歩留まりを悪化させることもある。脱膜型潤滑プレコートアルミニウム材は、アルミニウム合金板上にワックス等の潤滑剤を含む有機樹脂を主成分とする塗膜が1~30 $\mu\text{m}$ 厚形成されている。その塗膜は、潤滑性に優れ、アルマイト処理の前処理であるアルカリ性エッチングで除去可能であるため、続けて、染色アルマイト処理を行

うことが可能である。また、潤滑塗膜は、プレス成形を容易にするだけでなく、アルミ素地への傷付き防止効果が高く、歩留まり向上が期待できる。

上記の例だけでなく、プレコート用塗料には潤滑性を付与する目的で、ワックスが配合されている。ワックスは、焼付け時に塗膜中での分布が変化し、その挙動によって潤滑性に影響する。すなわち、塗膜の焼付け時にワックスが塗膜表面に浮上し、表面により多く偏在すると、塗膜表面の摩擦係数が低下し、成形性が良くなる。ワックスの中では、カルナウバワックスが最も顕著な効果を示すことを見出した<sup>3)</sup>。

二輪車を含む自動車の軽量化を目的に、アルミニウム押出材の適用が増加しており、成形加工して使用する例も増加している。成形性向上の手法として、潤滑塗料を塗布することは、押出材においても有効である。押出材に潤滑塗膜をプレコートする場合、押出後の冷却中に水性塗料をスプレーで塗布し、押出材自身の余熱で乾燥して塗膜を形成するのが効率的である。しかしながら、水の沸点を超える温度の押出材上には塗膜の付着効率が悪かった。塗膜の付着効率を改善するため、被着体であるアルミニウムの温度と濡れ性、および塗料の固形分濃度と温度と塗着効率の関係を明らかにした<sup>4,5)</sup>。また、水性塗料に添加する油性剤の潤滑に及ぼす影響も明らかにした<sup>6)</sup>。

以上のようにして、プレコート製品は、ポストコート製品に比べ、環境に優しく、製造コストも低減できることもあり、近年、普及率が急上昇している薄型ディスプレイやデジタル機器およびその部品などの筐体に利用を拡大することにより、建材分野の需要の減少を補ってきた。

今後、さらに、アルミの軽量性が活かせる分野として、自動車車体および各種部品、とりわけ、ハイブリッド車や燃料電池車に搭載される各種電子部品への利用を期待したい。  
(宇佐見 勉)

#### 参 考 文 献

- 1) 宇佐見 勉：表面技術，57 (2006)，110.
- 2) 道木隆徳，細見和弘：同上，57 (2006)，133.
- 3) 江澤 勲，渡邊貴道，細見和弘：トライボロジー会議予稿集，(2008-9)，165.
- 4) 上田 薫，春日 司，細見和弘：軽金属学会第114回春期大会講演概要，(2008)，285.
- 5) 上田 薫，細見和弘：軽金属学会第116回春期大会講演概要，(2009)，97.
- 6) 上田 薫，細見和弘：軽金属学会第117回秋期大会講演概要，(2009)，117.

#### (9) 鍛造用材料

自動車の生産から廃棄に至るまでの生涯で排出される

CO<sub>2</sub> ガスのうち、大半は走行中のものであるため、燃費向上の技術開発は大変重要である。燃費向上技術には、効率向上および走行抵抗の低減がある。前者はエンジンの燃焼改善や伝達効率の向上があり、後者には空気抵抗や転がり抵抗の低減の他、軽量化が含まれる。自動車の軽量化は、近年積極的に取り組まれており、サスペンション関係では、アームやリンク類にアルミニウム合金鍛造品の採用例が増加してきている。これらの軽量化は燃費の向上以外に乗り心地や操縦安定性の向上など副次的な効果をもたらす。そのため、鉄からのアルミ鍛造品への材料置換は早くから検討されているが、設計上断面積の増加に制限が生じる場合があり、高強度材が必要とされる場合がある。また、使用環境上耐食性も要求される。従って、これらの要件から 6000 系アルミニウム合金が適している。鍛造用合金としては 6061 合金や 6151 合金が規格化されているが、こういった合金よりもさらに高強度を示す鍛造合金の開発・実用化に取り組んだ。

通常、引張強さと強度および靱性はトレードオフの関係にあると考えられている。引張強さを向上させるためには、主要な添加元素である Mg, Si や Cu を増量すれば達成することできるが、Si や Mg の添加量や割合によっては靱性を低下させたり、Cu 添加量によっては耐食性を低下させる傾向がある。成分を調整することで必要強度を満たすことができても、耐食性と靱性が低下しては、足回り部品用の材料としては好ましくない。そこで、ベースの強度を決定する Mg, Si および Cu の添加量を見直し、結晶粒微細化に効果がある Mn, Cr および Zr 等の遷移元素を複合添加した上で、製造工程全体を通じての材料組織制御を取り入れて、従来材並の靱性や耐食性を確保しつつ、強度を向上させた。すなわち、鍛造素材（押出棒）の組織を微細なファイバー状とし、これを鍛造後も維持することで、従来材より高い強度・靱性を得ることができた。サスペンションアーム用として開発した SG210 合金では、従来の 6061 合金と比較して靱性を低下させずに引張性質で約 40%、疲労特性で約 25% 向上させており、市販車へも適用された<sup>1,2)</sup>。

(松田眞一)

#### 参 考 文 献

- 1) 早坂敏明, 壇 博貴, 松田眞一, 藤田浩一, 薬科永充: 自動車技術, 62-3, No.3 (2008), 86.
- 2) 松田眞一: 本誌, 50 (2009), 56.

#### (10) プロジェクト研究

アルミニウムの新しい用途開発のためには、従来材では得られない優れた特性の発現が必要となる。このためには新たなアプローチ（合金組成やプロセス）が求められるが、その達成には不確定要素が多く、リスクが高いため、一企業だけでの検討には限界がある。このような

背景のもと、当時の通商産業省工業技術院の産業科学技術研究開発制度において新たな重点領域設定型プロジェクト「スーパーメタルの技術開発」が、1997 年度から 2001 年度までの 5 年にわたり実施された。その枠組みは（財）金属系材料研究開発センター（JRCM）と当社を含む軽圧六社が共同体を組織し、「3 μm 程度以下の極微細組織結晶粒径を有する組織制御材料で、工業的特性（強度、耐食性）が現在使用されている同種材料の 1.5 倍以上、かつ板幅が 200mm 以上のアルミニウム系大型素材の創製技術を確立する」ことを開発目標とした。その結果 Al-2.5%Mn 系合金において、平均粒径 3.0 μm の微細再結晶組織を得るとともに同種材料の 1.5 倍以上の強度を得た。また定電流負荷 SCC 促進試験において、微細粒組織を呈した Al-2.5%Mn 合金板は 5083 合金板よりも優れた耐 SCC 性を示した<sup>1)</sup>。熱的安定なサブグレイン組織の適用を検討し、Zr を含む 7475 系合金を 350°C 付近で圧延すると、480°C 溶体化処理（T4）後も平均粒径が 3 μm 程度のサブグレイン組織が維持された<sup>2)</sup>。本系合金を T6 処理すると微細な η' 相（MgZn<sub>2</sub>）が析出する。通常、粒界近傍にはこの η' 相の無析出帯（PFZ）が形成され、粒界と粒内の電気化学的特性差から耐 SCC 性が低下すると言われている。しかし、サブグレインは小角粒界で囲まれ、小角粒界には PFZ が殆ど形成されず、通常工程で作製したものに比べ耐 SCC 性が大きく改善することが明らかになった<sup>3)</sup>。さらに、特異な特性として T4 材の 45° 方向のランクフォード値（r 値）が 3 を越える点である。これは圧延集合組織が T4 処理後も高い方位密度で存在するため、テイラー理論から導かれる結果と対応する<sup>3)</sup>。このように熱的安定な下部組織を形成させるには圧延温度と、ロール温度が大きく影響することが判明し、特にロールへの抜熱を考慮し、恒温で圧延する制御圧延が重要であることを見出した<sup>4)</sup>。

この制御圧延の考え方をさらに発展させ、自動車用パネル材の r 値向上を目的に、「自動車軽量化のためのアルミニウム合金高度加工・形成技術」プロジェクトの中で恒温圧延技術を検討した。本プロジェクトは経済産業省の産業技術環境局が基本計画を策定し、2002 年度から 5 年プロジェクトとしてスタートした。恒温圧延の狙いは、熱的安定な下部組織を形成し、所定の熱処理後に適度な延性と高い方位密度を有する圧延集合組織を残留させて r 値の向上を図ることである。これを実現するため、平面ひずみ圧縮試験が行える加工シミュレータと、薄板まで一定温度域（恒温）で圧延できるようにロール加熱できる圧延機を導入した<sup>5)</sup>。まず平面ひずみ圧縮試験で熱的安定な加工組織が得られる加工温度とひずみ速度を把握し、その最適な条件で恒温圧延を試みた。Zr を添加した 6016 系合金を 350°C 以上でひずみ速度 5/s 以下で 1 mm まで恒温圧延した板材は、580°C での溶体化処理でも再結晶せず、数 μm サイズのサブグレイン組

織と強い圧延集合組織が維持された。その結果、45°方向のr値が1.9を越え、平均r値が1.3を示した<sup>6)</sup>。MnやCrを含む5083も350-450°Cの温度域の恒温圧延で熱的安定な下部組織が形成され、平均r値は1を越え、通常工程材よりも高い絞り成形性が得られた。ただし、圧延集合組織(特にBrass{011}<211>)が強いと0°方向の伸びが低下する傾向が見られ、室温での絞り試験ではα破断(ポンチ肩部)ではなく、0°方向の壁面で破断する傾向が見られた<sup>7)</sup>。

スーパーメタルプロジェクトで結晶粒微細化のために導入した双ロール型溶湯圧延法(TRC)はDC法よりも一桁速い凝固速度を達成でき、添加元素の他に不純物元素もその固溶量を高めることができる。つまり不純物量を多くしてもその化合物の粗大化が抑制され、延性等の性能劣化が起きにくく、コストダウンにつながる事が期待される。そこで、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の助成金研究「アルミニウムの不純物無害化・マテリアルリサイクル技術開発」(2002-2004年度)において、6016合金ベースでFe量を変化させたTRC材を試作し、鋳造板の健全性や成形性を調査した。その結果、自動車用パネルのインナー材としてTRC板が実用化されてきたが、アウター材には表面性状問題を解決する必要がある<sup>8)</sup>ことを明らかにした。

輸送機分野はアルミ材料の大きな市場の一つで、自動車パネル用6000系合金の時効挙動解明や航空機用新合金の開発等の進展があった。2001年度から始まったNEDO「実用金属材料分野ナノメタル技術開発」プロジェクトの中で、Al-Mg-Si系合金のバークハード性向上のために二段時効現象を詳細に検討した。その結果、焼き入れ直後に170°C-1.2ksのバーク処理する場合、バランス合金よりも過剰Si合金の方の強度上昇(BH性)が大きいが、自然時効に伴い過剰Si合金のBH性が顕著に低下することがわかった。86.4ksのピーク時効処理では過剰Si量よりもMg<sub>2</sub>Si量が自然時効の影響を受けやすく、バーク処理とピーク時効処理とは、自然時効に伴う強度低下の傾向が異なることが判明した<sup>9)</sup>。溶体化処理後の高温予備時効処理はBH性改善に効果があることは知られているが、その処理時間が短い場合や、焼き入れから高温予備時効処理を開始するまでに自然時効が存在するとBH性が低下することも判明した<sup>10)</sup>。

(田中宏樹)

#### 参 考 文 献

- 1) 田中宏樹, 吉田英雄: 素形材, 43-6 (2002), 1.
- 2) 箕田 正, 田中宏樹, 渋谷和久, 吉田英雄: 軽金属, 51 (2001), 651.
- 3) H. Tanaka, H. Esaki, K. Yamada, K. Shibue and H. Yoshida: Materials Transactions, 45 (2004), 69.
- 4) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田 正, 渋谷和久, 吉田英雄: 軽金属, 52 (2002), 231.
- 5) 田中宏樹, 吉田英雄: 塑性と加工, 50 (2009), 216.
- 6) 田中宏樹, 長井康礼, 吉田英雄: 軽金属学会第107回秋期大会講演概要, (2004), 143.
- 7) H. Tanaka, Y. Nagai, Y. Oguri, M. Asano and H. Yoshida: Materials Transactions, 48 (2007), 2008.
- 8) 江崎宏樹, 宇都秀之: 塑性と加工, 47 (2006), 269.
- 9) 八太秀周, 田中宏樹, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, 54 (2004), 412.
- 10) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄: 同上, 59 (2009), 248.

### 2.1.2 銅およびその合金

#### (1) 建築用銅管

わが国では1960年代後半より給湯用に銅管が普及し始め、その使用量は増加したが、十数年前から各種樹脂管やステンレス管の採用が増加傾向を示すようになり、最近では銅管の需要は一時期ほどはなく低迷している。ただし、近年の環境意識や衛生性向上の観点<sup>1)</sup>から、魅力的な配管として銅管が見直されつつあり、ろう付け接合による信頼性も高いことから、銅管の採用を促す大きな要素の一つとして腐食問題の解決が重要となっている。この分野における銅管の腐食現象は配管システム別に傾向が異なり、ここ数年の漏洩事故調査に従えば、一過式配管ではマウンドレス型孔食<sup>2,3)</sup>による漏洩事故が年々増加しており、2009年の実績では漏洩事故の25%を占めるに至っている。一方、強制循環式給湯配管では、潰食による漏洩事故が全体の50%を占め、次いでII型孔食が多く発生する状況が続いている。

一過式配管に銅管を使用した場合に頻発するマウンドレス型孔食に関しては使用水中の溶解性シリカの影響を指摘し、溶解性シリカ濃度が20mg/L以上、SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>/HCO<sub>3</sub><sup>3-</sup>比が大きい場合に発生しやすいとしてきたが<sup>4)</sup>、最近ではこの傾向にない、いずれの因子も前記値を下回る水質においてもマウンドレス型孔食が発生することを示した<sup>5)</sup>。マウンドレス型孔食の環境側の対策として水酸化カルシウム、炭酸ガスを併用注入した水質改質による防食を研究し、カルシウムの析出によって孔食の抑制効果が増加することを示した<sup>6)</sup>。一過式配管の銅管に経験される他の主要な腐食現象として、遊離炭酸濃度の高い地下水環境下のI型孔食がある。この腐食の材料側の対策として、炭素質皮膜、いわゆるカーボン皮膜の低減を示し、その生成機構を詳細に研究し<sup>7)</sup>、カーボン皮膜の抑制に有効な管内雰囲気調整した焼鈍方法を示した。

強制循環式給湯配管における銅管の腐食現象として、潰食とII型孔食の発生頻度が圧倒的に高く、両腐食を合わせた発生割合は銅管漏洩事故の80%近くに及ぶ。潰食に関し、過去には流速の影響が指摘され、流速1.5m/s以下が設計指針とされたが、この流速以下での

潰食経験も多く、潰食発生有無と配管システムとの関係を詳細に調べた。その結果、潰食の発生はほとんどが密閉型システムで生じており、開放型システムでは生じていないこと、密閉型システムの給湯水溶存酸素濃度（溶存空気の指標として測定）は給水のそれより高い場合が圧倒的に多いことを明らかとし、潰食の抑制とその進行停止のため、気水分離器を適正な位置に設置して給湯水中の過飽和溶存空気を除去することを提案した<sup>8)</sup>。また、過飽和溶存空気の挙動として、数値解析、ならびにモデル配管通湯試験装置によって、圧力変動によって生じる数十マイクロ以下の微細気泡（マイクロバブル）の影響を研究し、潰食が多発する継手部下流での特異的な流動とマイクロバブルによって銅管に潰食が発生する機構を示した<sup>9)</sup>。さらに、腐食事例調査により、配管システム内の循環ポンプ揚程が5mでは潰食の発生事例が極めて少ないことを見出し<sup>10)</sup>、マイクロバブルの発生に対する循環ポンプ揚程の関与を示した。II型孔食については、古くより多くの研究がなされてきたが、有効対策として、残留塩素の低減<sup>11,12)</sup>を支持した。塩素の投入は衛生性向上のために実施されるが、銅管は抗菌性に優れた配管であり<sup>1)</sup>、塩素の使用も抑えることが可能とみなされることから、II型孔食対策として有効に作用するものとする。

これら銅管の腐食現象は環境側の対策によって抑制可能であるが、使用環境、状況によっては必ずしもそれが適用できない場合もある。銅管内面に純スズを置換めつきして実用化したSTC銅管は、銅管に腐食が発生する環境下において15年以上にわたり充分な使用実績を収めており<sup>13)</sup>材料側の対策として、その有効性が示されている。STC銅管の製造に関し、処理液を独自開発<sup>14)</sup>する他、特に長尺軟質コイル全長にわたり均一で健全なスズめっき（STC処理）を施す方法の研究開発を精力的に進め、前処理としてコイル全長にわたってカーボン皮膜量を低値まで除去する酸洗浄を、次いで実施するスズめっきにおいて、めっき液の劣化を抑制するための温度の異なるめっき液の連続通液、すなわち、2段階めっき法を確立した<sup>15)</sup>。また、マウンドレス型孔食の防止のため、銅管内面に置換めつきにより形成する純スズ層を極力薄くし、コストパフォーマンスを高めた耐食性銅管をスミショット<sup>16)</sup>として商品化し、その需要拡大も進めている。（鈴木 忍）

#### 参 考 文 献

- 1) 笹原武志, 新山奈々子, 菊野理津子, 山田 豊, 斉藤晴夫: 用水と廃水, 49(2007), 48. 及び本誌, 48(2007), 13.
- 2) 山田 豊, 世利修美, 荒川昌伸: 銅と銅合金, 42 (2003), 271. 及び本誌, 44 (2003), 76.
- 3) 山田 豊, 境 昌宏, 世利修美, 荒川昌伸: 材料と環境, 52 (2003), 594. 及び本誌, 45 (2004), 101.
- 4) 荒川昌伸, 鈴木弘明, 山田 豊, 谷 正一, 世利修美: 北海道応用地学合同研究会論文集, No.7 (1996), 95.
- 5) 鈴木 忍: 平成 21 年度室蘭工業大学地域共同研究開発センター高度技術研修テキスト, 68.
- 6) 山田 豊, 久保木伸一, 若林賢一, 伏見 行: 銅と銅合金, 45 (2006), 180. 及び本誌, 47 (2006), 8.
- 7) 渥美哲郎, 森田浩之, 三好静夫: 本誌, 46 (2005), 6.
- 8) 河野浩三, 山田 豊, 中野 稔: 銅と銅合金, 46 (2007), 212. 及び本誌, 48 (2007), 8.
- 9) 鈴木 忍, 山田 豊, 河野浩三: 材料と環境, 58 (2009), 99. 銅と銅合金, 48 (2009), 165. 及び本誌, 50 (2009), 1.
- 10) 山手利博, 大久保泰和, 表 幸雄, 河野浩三, 山田 豊: 銅と銅合金, 48 (2009), 171.
- 11) 浜元隆夫, 熊谷正樹, 河野浩三, 山内重徳: 伸銅技術研究会誌, 26 (1987), 81. 及び本誌, 28 (1987), 16.
- 12) 笠原晃明, 小向 茂, 藤原 宗: 防食技術, 37 (1988), 423.
- 13) 鈴木 忍, 山田 豊, 河野浩三, 鳥山 治: 材料と環境, 57 (2008), 269.
- 14) 例えば, 特許 第3712245号.
- 15) 鈴木 忍, 渥美哲郎, 山田 豊: 銅と銅合金, 46 (2007), 216. 及び本誌, 47 (2006), 1.
- 16) 鈴木 忍, 尾本行寛, 猪俣一明, 山田 豊: 銅及び銅合金研究会第50回講演大会講演概要集, (2010), 57

#### (2) 冷凍空調給湯用銅管

近年、家庭用、業務用エアコンの普及率は著しく上昇したが、その背景の一つに主要構成要素である熱交換器の小型化、高性能化がある。熱交換器を構成する伝熱管として内面螺旋溝付銅管<sup>1)</sup>は既に汎用材料となり、その高性能化要求は留まることを知らない。特にこの10年間では環境問題が注目され、オゾン層破壊防止、地球温暖化防止の観点から従来冷媒であるCFC/HCFC系フロンから、HFC系代替冷媒への移行が進み、これに対応した伝熱管の高性能化が求められた。内面螺旋溝付管を更に発展させることにより、伝熱性能向上効果を狙ったクロス溝付管の開発<sup>2)</sup>や、伝熱管を搭載した熱交換器の冷媒および空気側熱伝達特性の影響や性能予測<sup>3~5)</sup>、さらには熱交換器製造時の機械拡管による内面溝変形に伴って伝熱性能が低下するが、これを抑制する溝付管の開発を進めた<sup>6)</sup>。また、管内流動特性に応じた伝熱管の開発として単相域における熱伝達特性の予測式も提案し<sup>7~9)</sup>、熱交換器の構成要素である、アルミニウムフィンカラーの形状が伝熱性能に及ぼす影響についても明らかにした<sup>10)</sup>。新たな銅管の需要分野として、2001年に市場投入された炭酸ガス使用ヒートポンプ給湯器"エコキュート"が注目されている。"エコキュート"は省エネルギーおよび温室効果低減に効果が大きく、政府の支援策もあって2009年10月末までの累計出荷台数は、200万台超に

及ぶ。"エコキュート"の普及には、ヒートポンプユニットの小型化および高性能化が重要であり、特に大気熱交換器は重要な構成要素で、これに使用される銅管も高性能化が求められる。水平平滑管内の蒸発熱伝達率に対し、炭酸ガス冷媒の質量速度と同程度に熱流束が大きく影響を及ぼすことが明らかとし<sup>11)</sup>、また内面溝付管の熱伝達率は平滑管よりも高く、高冷媒質量速度域において熱伝達率が低下しないことを明らかとした<sup>12)</sup>。さらに、給湯熱交換器および二重管式追焚熱交換器の高性能化のため、スパイラル管やディンプル管などの伝熱管開発にも取り組んでいる。

材料開発においては、特に炭酸ガス高圧条件下で使用される"エコキュート"の普及により、伝熱管、配管の薄肉軽量化を目的として、新たな高強度銅合金管が求められるようになった。りん脱酸銅に微量のスズやコバルト等を添加した合金管<sup>13, 14)</sup>が市場投入され、2009年には「高強度銅」としてJIS H3300に登録された。しかしながら、これら合金は高温強度、あるいは高強度ながらも延性が必ずしも充分ではなく、さらなる高性能化のため、固溶強化元素であるスズおよび析出強化元素であるジルコニウムを添加した、Cu-Sn-Zr-P合金を開発した<sup>15)</sup>。求められる特性に応じ、ジルコニウム添加量を調整した2種合金を制定し<sup>16)</sup>、その実用化を進めている。

空調給湯機器用銅管の腐食防食において、冷温水空調銅管に生じる孔食はI型孔食に類似し、その防食には管内面カーボン皮膜の低減が有効であるが、このカーボン皮膜を大幅に低減した銅管をスミガード<sup>17)</sup>として商品化した。また、機器組み立て後の給湯器熱交換器銅管にSTC処理を施して長期使用実績を調査し、I型孔食対策としての有効性を確認した<sup>18)</sup>。なお、腐食対策材として市販され、I型孔食対策として一部の給湯器用熱交換器の配管に使用されているCu-Sn-Zr合金管の耐食性を、STC銅管およびSTC銅管により組み立てた熱交換器を用いて比較調査した。Cu-Sn-Zr合金管には顕著な孔食が生じ、I型孔食に対するカーボン皮膜量の限界値は銅管のそれより大幅に低くなることを確認した<sup>19)</sup>。また、熱交換器組み立てにおける炉中ろう付け時の高温、長時間加熱により、STC銅管のスズ皮膜と銅との相互拡散が生じ、合金相と局部的晶出物の形成により、腐食が生じることを実験的に検証した<sup>20)</sup>。この結果に基づき、炉中ろう付けを行う製品では製品製作後にSTC処理を施す方法を、また、STC銅管の接合は、硬ろう付け等、高温保持される接合を禁止し、加熱温度の低い軟ろう付け接合あるいは機械式継手による接合を推奨している。

(柿山史郎, 安藤哲也, 鈴木 忍)

#### 参 考 文 献

- 1) 飯島茂男, 森田浩之, 石黒則充, 鬼頭幸秀, 目時 寛, 清谷明弘, 佐藤好男: 本誌, **35** (1994), 17.
- 2) 近藤隆司, 佐々木直栄: 銅と銅合金, **43** (2004), 142 及び本誌, **45** (2004), 96.
- 3) N. Sasaki, S. Kakiyama and N. Sanuki: Third International Conference on Compact Heat Exchangers and Enhanced Technology for the Process Industries, Davos, Switzerland, July 1-6, (2001). 及び本誌, **43** (2002), 110.
- 4) 柿山史郎, 佐々木直栄, 清谷明弘, 讃岐則義: 銅と銅合金, **42** (2003), 34. 及び本誌, **44** (2003), 56.
- 5) 佐々木直栄, 柿山史郎, 讃岐則義: 日本冷凍空調学会論文集, **21-2** (2004), 45. 及び本誌, **45** (2004), 87.
- 6) 佐々木直栄, 水田貴彦, 讃岐則義: 日本冷凍空調学会論文集, **21-2** (2004), 63. 銅と銅合金, **43** (2004), 136. 及び本誌, **45** (2004), 79.
- 7) 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: 日本冷凍空調学会論文集, **22-2** (2005), 27. 及び本誌, **46** (2005), 22.
- 8) 五島正雄, 井上順広, 城本恵子, 江本幸泰, 李宇, 佐藤全秋, 清谷明弘: 日本冷凍空調学会論文集, **22-4** (2005), 69. 及び本誌, **47** (2006), 19.
- 9) 井上順広, 青野亜良, 五島正雄, 佐藤全秋, 清谷明弘, 佐々木直栄: 銅と銅合金, **47** (2008), 232. 及び本誌, **50** (2009), 12.
- 10) 椿耕太郎, 宮良明男, 永井雄磨, 佐々木直栄, 水田貴彦: 日本冷凍空調学会論文集, **24-4** (2007), 121. 及び本誌, **49** (2008), 80.
- 11) K. Hashimoto, A. Kiyotani and N. Sasaki: 7th IIR Gustav Lorentzen Conference on Natural Working Fluids, Trondheim, Norway, May **28-31**, (2006). 及び本誌, **48** (2007), 49.
- 12) K. Hashimoto and A. Kiyotani: 6th IIR Gustav Lorentzen Conference on natural Working Fluids in Glasgow, UK, August 29-September 1, 2004. 及び本誌, **48** (2007), 57.
- 13) 須藤雄一郎, 矢島健児, 小川弘晴, 渋谷亮二, 山道哲雄: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 113
- 14) 白井崇, 佐伯主税: 銅と銅合金, **43** (2004), 302.
- 15) 安藤哲也: 特許 第4349640.
- 16) 玉川博一, 安藤哲也: 同上, **48** (2010), 194.
- 17) 河野浩三: 平成21年度室蘭工業大学地域共同研究開発センター高度技術研修テキスト, (2010), 74.
- 18) 鈴木 忍, 山田 豊, 河野浩三, 鳥山 治: 材料と環境, **57** (2008), 269.
- 19) 鈴木 忍, 山田 豊, 河野浩三, 渥美哲郎: 同上, **54** (2005), 20. 及び本誌, **47** (2006), 13.
- 20) 鈴木 忍, 渥美哲郎, 山田 豊, 河野浩三: 銅と銅合金, **41** (2002), 148. 及び本誌, **43** (2002), 90.

(3) その他

(a) 海水熱交換用銅合金管, チタン管

復水器をはじめとする各種海水熱交換器の標準材料としてアルブラック管が永年にわたって使用されてきたが、その使用実績は各種防食防汚対策、並びに検査技術の下、実用上問題のない水準にある。復水器においては高信頼性材料である溶接チタン管の全面採用が標準となり、また銅合金復水器管材料の高耐食性、高信頼性取替え用材料として開発された APF 管や銅合金一チタン二重管はその高い性能ならびに使用実績が示され、復水器管の海水腐食問題は一応の解決をみた。従来、内面チタン-銅合金二重管は石油精製等の高温環境下において、両者材の熱膨張差に起因した界面密着力の低下により伝熱性能の低下が懸念されるが、これを回避するための高温拡管法を開発<sup>1)</sup>し、優れた使用実績を確認した<sup>2)</sup>。

#### (b) 快削黄銅棒

RoHS (欧州危険物質使用制限) 指令や ELV (欧州廃自動車) 規制に代表される環境問題への関心の高まりから、有害指定物質である鉛やカドミウムを低減した黄銅材料が求められ、ビスマスと鉛の代替とした鉛レス/フリー黄銅の開発を進めた。被削性に及ぼす低熔点金属元素や硬質分散相の分布状態やその効果を明確化<sup>3,4)</sup>し、ビスマスと鉛の濡れ性の相違から、ビスマスの銅合金マトリックス中への濡れ性改善策として、添加元素の効果<sup>5)</sup>や組織制御の効果<sup>6)</sup>を示し、切削性向上を図った。さらには、稀少金属であるビスマス含有量を低減するため、組織制御により低熔点 Sn-Bi 共晶相を分散させて切削性の改善を図り<sup>7)</sup>、3 mass% のビスマスを含有したビスマス置換型快削黄銅と比較し、僅か 0.5mass% のビスマス含有により、従来の鉛入り快削黄銅と同等の切削性を示す合金を実用化した。一方、新たな合金開発により、従来のリサイクルシステムからの逸脱による異材混入に起因する性能低下の問題も提起した<sup>8)</sup>。

#### (c) 電極材料

抵抗溶接用材料では高強度高導電性が要求され、その一部においてベリリウム銅が使用されている。しかしながら、環境問題への関心の高まりから、その溶融蒸気が有害とされるベリリウムの使用を抑制する動きがある。3種ベリリウム銅の代替材料として Cu-Ni-Si-Zr 合金<sup>9)</sup>を、4種ベリリウム銅の代替材料として Cu-Ti 合金<sup>10)</sup>を開発した。特に後者は、既存の C1990 と同等組成の材料に温間加工と熱処理とを組み合わせた組織制御により、4種ベリリウム銅に匹敵する強度と導電性が確保された。(安藤哲也)

### 参 考 文 献

- 1) 安藤哲也, 渥美哲郎, 渡邊俊彦, 石黒則充: 本誌, 43 (2002), 100.
- 2) 安藤哲也: 石油学会第 32 回装置部会予稿集, (2002)
- 3) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩: 伸銅技術研究会誌, 40 (2001), 253. 及び本誌, 42 (2001), 95.
- 4) 安藤哲也: 精密工学会切削加工専門委員会シンポジウム講演予稿集, (2002). 及び本誌, 45 (2004), 108.
- 5) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩: 銅と銅合金, 41 (2002), 97. 及び本誌, 43 (2002), 105.
- 6) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩: 銅と銅合金, 42 (2003), 17. 及び本誌, 44 (2003), 64.
- 7) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩, 望月敏晴, 中村克昭: 銅と銅合金, 44 (2005), 144. 及び本誌, 46 (2005), 1.
- 8) 宇都秀之, 安藤哲也: 化学装置 (工業調査会), 48 (2006), 96. 及び本誌, 48 (2007), 112.
- 9) 安藤哲也, 熊谷正樹, 佐橋一民: 特開 2008-163439.
- 10) 安藤哲也: 特開 2010-7159.

## 2.2 要素技術

### 2.2.1 表面処理

アルミニウムの表面処理技術では、地球環境保全に関する対応、自動車ボディシート関連及び IT 筐体分野で取り組み、化成処理、ボディシート材の洗浄技術、IT 筐体、環境対応型洗浄剤などを開発した。

#### (1) 化成処理

アルミニウムの化成処理で一般的なりん酸クロメート処理は、薬液中にクロムは 6 価として存在しているが、生成される皮膜では 3 価として存在していると報告されており<sup>1,2)</sup>、アルミニウムのりん酸クロメート処理板からクロムの抽出分析方法を開発するとともに、6 価クロムが検出されないことを確認した<sup>3)</sup>。この分析方法では、露出したアルミニウムが 6 価のクロムを 3 価に還元してしまうために、端面のマスキングが重要になる。本法は、2005 年に日本アルミニウム協会から 6 価クロム溶出量評価方法の協会規格 (LIS 法) として発行された<sup>4)</sup>。

しかし、クロムフリーの動きが要望されており、その動きが一段と加速される可能性がある。そこで、りん酸クロメートと同等の性能を有するノンクロメート化成液を開発し、実機で操業できることを確認しており<sup>5)</sup>、市場からの要求に迅速に対応できる準備を整えている。

#### (2) 自動車ボディシート材の洗浄

自動車用ボディシート材における最近の 10 年間は、5000 系合金からベークハード特性を有する 6000 系合金になったこと、洗浄に関して環境問題に取り組んだことが挙げられる。5000 系合金のボディシート材は、その表面に存在する MgO を主成分とする厚い酸化皮膜を除去するために硫酸系酸洗剤が用いられてきたが<sup>6)</sup>、素材が 6000 系に移行する際に<sup>7)</sup>、環境ホルモンを含有する界面活性剤を廃止するとともに濡れ性が良好な薬剤を選定して生産性の向上を達成した。高級車用亜鉛めっきに関しては、6000 系合金に変更された際に、反応性を制御する添加剤を開発し密着性を向上させることで、5000 系と同等の亜鉛めっき処理材が提供できるようになった。

### (3) IT 業界への拡販

これまでアルマイト処理は、建材や輸送機材の用途に使われることが多かった。しかし、直近では携帯電話、カメラ、パソコン等 IT 筐体に広くアルミニウム素材が採用されている。これら筐体は、手にとって使用されるために外観の美しさが求められ、微細な欠陥も無くす必要がある。アルマイトは、酸化アルミニウムの皮膜が成長してできるため、アルミニウム素材の材質、金属組織に大きく影響される。そこで表面処理プロセスと材料中の微量添加元素の管理範囲、製造条件による組織制御を適切にすることにより、アルマイト後の品質を確保する検討を行った。その結果、当社独自の材料設計を確立することができ、顧客に満足してもらう材料を開発することができた。今後、IT 関連の筐体は成長分野として期待され、軽くて表面光沢の美しいアルミニウムの需要は益々増加していくと予想される。

### (4) 環境対応型洗浄剤

環境問題への取り組みは、富栄養化の原因物質である窒素及びりんを含有する洗浄剤を全廃することから始まり、自動車のリサイクルに関する ELV (End-of-Life Vehicle) 指令<sup>8)</sup>、電子・電気機器における特定有害物質の使用制限 RoHS (Restriction of Hazardous Substances) 指令<sup>9)</sup>、化学物質排出移動量届出 PRTR (Pollutant Release and Transfer Register) 制度<sup>10)</sup>等の施行でより環境に優しい物作りが求められるようになった。洗浄剤では、環境ホルモンであるノニルフェノールエトキシレート含有する薬剤は、関連会社も含め全廃した。塩素系溶剤の廃止には炭化水素系や水系への代替を検討し、社内及び関連会社の各製品に応じて最適な方法を採用し切り替えを完了させた。さらに、揮発性有機化合物 VOC (Volatile Organic Compounds) の削減に取り組んでいる。(加藤健志)

## 参 考 文 献

- 1) 小泉宗栄, 寺田浩美: 日本パーカライジング技報, 1, 77 (1998).
- 2) J. A. Treverton and N. C. Davies: Metal Technol, 4, 480 (1977).
- 3) 富田直隆, 米光 誠: 軽金属学会第 109 回秋期大会講演概要, (2005), 133.
- 4) 日本アルミ協会規格 LIS AO 25 (2005).
- 5) 宇佐見勉: 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要, (2008), 377.
- 6) 長谷川義文, 清谷明弘, 伊藤秀男, 宇佐見勉, 小山 高弘: 本誌, 32 (1991), 74.
- 7) 宇野照生: 本誌, 42 (2001), 100.
- 8) Directive 2000/53 of the European Parliament and of the Council of 18 Sep. 2000 on end-of-life vehicles, Official Journal of the European Union, L269 21. 10, (2000) 34.
- 9) Directive 2002/95/EC of the European parliament and of the council of 27 Jan. 2003, on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment, Official Journal of the European Union, L37 13. 2, (2003) 24.
- 10) 特定化学物質の環境への排出量の把握等及び管理の改善の促進に関する法律, 86 (1999).

## 2. 2. 2 分析

### (1) 湿式分析

金属の分析においては、湿式分析が全ての基礎になっている。頻繁に利用される分析手法には、重量法、吸光度法、原子吸光光度法 (AAS) 及び誘導結合プラズマ発光分光分析法 (ICP) 等がある。特に ICP 発光分光分析法は、溶液に調整した試料をプラズマ中に噴霧し発生した光を分光することで、微量元素を同時に分析することが可能な方法である。ICP 発光分光分析法は、近年の分析手法の中で最も進化し、改良された手法の一つである。特にプラズマの安定度が飛躍的に高まったことで、分析の精度が向上し湿式分析分野で最も使用される手法になった。2007 年に更新した ICP 発光分光分析装置は、分光器を 2 台搭載しており内部標準の発光強度も同時に測光することが可能になりさらに安定度を高めることができたようになった。

### (2) 表面分析

表面分析は、近年のコンピュータの進歩の恩恵を最も受けた分野である。電子線プローブ X 線マイクロアナライザー (EPMA) は、1968 年に初代の装置を稼働させてから、2007 年に導入した装置で 5 代目を数える。最新の装置では、高輝度の電子銃を搭載し、より微小領域での微量分析が可能になっている。さらに、独自のソフトウェアを稼働させ、信頼性の高いデータ採取を可能にすると共に、従来機とのデータ共有を行っている。EPMA の特長は、微小領域の分析ばかりか自動ステージとの併用でミリオーダーの領域を分析することも可能である。表面のしみ状の欠陥などは、広い面積でナノオーダーの厚さしかない場合が多い。低加速電圧で EPMA マッピングすることにより、他の分析手法では不可能な、広い面積の元素分布や皮膜厚さ等の薄膜情報を得ることが可能になった<sup>1, 2)</sup>。

深さ方向の元素分析分野では、主としてオージェ電子分光分析 (AES) を活用してきた。2003 年に導入したグロー放電発光分光分析 (GD-OES) は、直径 2.5~8 mm の領域を数分で約 100mm の深さまで分析可能な手法である。AES では、超高真空チャンバーに試料を導入する必要がある。清浄な試料が要求された。また、励起源に電子線を使用するため、試料自身が導電性を有する必要があった。対して GD-OES は、低真空で分析が可能のために、微量の油分が残っている試料でも分析可

能である。さらに、プラズマ中で励起されたアルゴンイオンで試料表面をスパッタしながら分析するために絶縁物の分析も可能になっている。プレコートを施した塗装板やアルマイト処理した試料の分析も可能である。そして、GD-OESの大きな特長は水素が分析可能なことであり、各種腐食メカニズムの解明に応用している<sup>3,4,5)</sup>。AESは、2008年には電界放射型電子銃を搭載した装置に更新した<sup>6)</sup>。

表面観察分野では、2004年に透過電子顕微鏡(TEM)を更新し、2008年には電界放射型電子銃を搭載した走査電子顕微鏡(FE-SEM)を追加した<sup>7)</sup>。このFE-SEMは、低加速電圧での観察が可能なが特長であり、加速電圧1kV未満でも数万倍の写真撮影が可能である<sup>3)</sup>。また、軽元素の分解能を高めたエネルギー分散型検出器や電子後方散乱パターン(EBSP, EBSD)検出器も搭載し、組織制御研究分野で活用している。

このように表面分析装置が近代化されると共に、観察の対象がより小さくなってきている。試料作製においても集束イオンビーム(FIB)やクロスセクションポリッシャー(CP)を利用してより精密な仕上げを行っている。

### (3) 有機分析

近年では、表面分析とならび有機分析への要求はますます高まっている。各種潤滑油の成分管理のみならず、材料表面の油分管理などに有機分析の手法が利用されている<sup>8)</sup>。2005年には、二重集束質量分析計(GC/MS)を導入し、微量分析分野に活用している。

### (4) 環境分析

1999年に法制化された化学物質排出把握管理促進法(PRTR法)に加え、電子電気機器における特定有害物質の使用制限についての欧州連合(EU)によるRoHS指令の施行により分析への要求は高まった。日本アルミニウム協会及び日本伸銅協会の分析委員会においてこれらの規制物質に対応すべくJIS分析手法の改定、制定活動を行っている。(米光 誠)

## 参 考 文 献

- 1) 高柳麻衣, 米光 誠: 軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 169.
- 2) 高柳麻衣, 米光 誠: 軽金属学会第114回春期大会講演概要, (2008), 279.
- 3) 米光 誠, 高柳麻衣: 軽金属学会第115回秋期大会講演概要, (2008), 183.
- 4) 田中宏和, 尾崎良太, 小山高弘, 高柳麻衣, 米光 誠: 軽金属学会第117回秋期大会講演概要, (2009), 121.
- 5) 上田 薫, 江崎宏樹, 初野圭一郎, 渋江和久: 本誌, 47 (2006), 59.
- 6) 高柳麻衣, 米光 誠: 軽金属学会第117回秋期大会講演概要, (2009), 43.
- 7) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 本誌, 48 (2007), 21.

8) 渡邊貴道, 細見和弘: 同上, 50 (2009), 69.

### 2.2.3 接合

自動車ボデーだけでなく自動車部品のアルミ化が進展し、その加工技術、とりわけ接合技術に対する要求が高まってきている。エネルギー密度の高いレーザー光を利用したレーザー溶接法は、まず鉄の薄板のテラードブランクに実用化され、次いでアルミへの適用が盛んに検討された。CO<sub>2</sub>レーザー, YAGレーザー, 半導体レーザーなどの各種レーザー発振源が開発され、アルミへの適用を検討してきたが、中でも半導体レーザーはアルミへの吸収率が高く、ビーム形状もYAGレーザーほど絞れないが楕円形で熱伝導型の溶融状態が得られて、非常に滑らかな溶接部の品質が得られることを確認した<sup>1)</sup>。

摩擦攪拌接合(FSW)は母材を溶かさない固相接合法であり、鉄道車両への適用から始まり、船舶や土木建築の分野にも実用化を進めた。また、従来、2000系や7000系合金では、割れ感受性が高く溶融溶接が困難とされてきたが、FSWは接合が可能なることを明らかにした<sup>2)</sup>。また、溶融溶接において生じる熱影響部は、FSWにおいては軽減されることを明らかとするとともに、析出強化型の6000系合金において発生する熱影響部を改善できることを示した<sup>3~6)</sup>。さらに、ポピン式のツールを応用したセルフリアクティング機構の開発を進めている。

FSWを点接合技術は、アルミのクロージャー部品に急速に適用が進んでいる。これは、抵抗スポット溶接のように、大電流を必要とせず、冷却水も不要で、スパッタの発生もないことから、接合コストが大幅に削減され、作業環境にもやさしい技術として発展した。さらに、接合終了部のプローブ穴を無くすため、ツールの複動動作を用いた複動式FSW点接合を独自技術として研究し、ロボットガンの開発まで進んだ<sup>7)</sup>。

今後、自動車分野では、材料の適材適所を重視し軽量部材を効率的に活用するため、車体や部品にアルミと鉄が混在して利用され、アルミと鉄の異種金属接合が要求されている。当初、セルフピアシングリベットやクリンチが使用されたが、継手の信頼性と耐久性の点から金属結合が要求され、超音波接合、電磁圧接、FSW点接合で異材接合を検討した。さらに、アルミと鉄の溶融溶接は脆い金属間化合物が形成されるため困難とされていたが、MIG溶接において、入熱制御技術を開発し<sup>8~12)</sup>、異種金属接合が可能であることを明らかにした。

(福田敏彦)

## 参 考 文 献

- 1) 例えば, 前田興一, 難波圭三ら: 溶接学会全国大会講演概要第74集, (2004), 48.
- 2) 例えば, 田中 直, 熊谷正樹, 吉田英雄: 軽金属学会第

- 107 回秋期大会講演概要, (2004), 283.
- 3) 熊谷正樹, 田中晃二: 軽金属学会第 102 回春期大会講演概要, (2002), 247.
  - 4) 田中 直, 熊谷正樹, 吉田英雄: 軽金属学会第 105 回秋期大会講演概要, (2003), 107.
  - 5) 浅野峰生, 宇都秀之, 田中晃二, 前田興一, 熊谷正樹, 渋江和久: 軽金属学会第 108 回春期大会講演概要, (2005), 59.
  - 6) 箕田 正, 田中晃二, 浅野峰生, 熊谷正樹: 軽金属学会第 112 回春期大会講演概要, (2007), 297.
  - 7) 熊谷正樹ら: 溶接学会全国大会講演概要第 76 集, (2005), 98.
  - 8) 前田興一, 田中晃二ら: 溶接学会全国大会講演概要第 77 集, (2005), 112.
  - 9) 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: 溶接学会全国大会講演概要第 82 集, (2008), 102.
  - 10) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 297.
  - 11) 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: 軽金属学会第 112 回春期大会講演概要, (2004), 117.
  - 12) 例えば, 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: 軽金属学会第 115 回秋期大会講演概要, (2008), 165.

## 2.2.4 構造解析

従来, 建築関連の構造物について, 構造評価試験および解析を実施してきたが<sup>1)</sup>, 近年, 自動車部品関連の試験や解析が中心となってきている。これは, 地球環境問題から自動車などの輸送機の軽量化が一層要求され, これらの部品へのアルミの適用が検討・推進されてきていることによる。例えば, 部品単体の構造評価として, 板材ではフェンダーのプレス成形性試験<sup>2)</sup>, 型材ではドアビームの 3 点曲げ試験<sup>3)</sup>, クラッシュボックスの軸圧縮試験<sup>4)</sup>を実施した。

また, 部品単体だけではなく, アッセンブリー状態である自動車モジュール部品の開発も行ってきた<sup>5,6)</sup>。

これらの開発では, 後述の FEM を利用した評価<sup>7)</sup>も実施しており, 試作費用, 工数, および開発期間の短縮に役立っている。(岡田功史)

## 参 考 文 献

- 1) 水越秀雄: 本誌, 42 (2001), 25.
- 2) 宇都秀之: 同上, 46 (2005), 84.
- 3) K. Yamada, H. Mizukoshi, K. Okada, et al., Proc. 7th ESAFORM, (2004), 507.
- 4) 岡田功史, 水越秀雄, 山田賢治: 本誌, 45, (2004), 24.
- 5) 水越秀雄: 特許 第 4454395 号, (2010).
- 6) 住友軽金属工業株式会社: 軽量化へのご招待, (2008), 20.
- 7) 水越秀雄: 本誌, 45 (2004), 122.

## 2.2.5 トライボロジー

当社では, 1997 年に国内初となる自社開発によるアルミニウム熱間圧延油の実用化が完了し, 大幅な生産性の向上を達成したが, 以降も更なる生産性の向上, 操業の安定化を迫られた。さらに, 食品への毒物混入事件を契機として, 社会的に包装容器の外観に対する要求が高まり, それに伴いアルミニウム板製品の表面品質に対する要求が大幅に強くなった。アルミニウム板製品の表面品質に対して, 熱間圧延工程は極めて大きな影響を与える。表面品質の改良を目的として, 熱間圧延時のロールコーティングについて研究し, その生成挙動<sup>1-3)</sup>及び圧延材表面への移着挙動<sup>4,5)</sup>が圧延油組成によって変化することを明らかにした。また, 熱間圧延の操業を不安定にする要因の一つに熱間圧延油中の副生成物の発生が挙げられる。副生成物の一つである金属石鹸についてエマルジョンの乳化安定性及び圧延潤滑性に及ぼす影響が研究し, 生産性向上ならびに操業の安定化に寄与している<sup>6,7)</sup>。また, 環境問題への関心の高まりに伴い, 低環境負荷あるいは省エネルギーを目的として, 各工程で用いられている潤滑油の改良を実施した。油水分離性を高めることによって, 環境負荷を軽減したアルミニウム鋳造潤滑油や環境負荷物質を含有しない熱延搬送テーブル用潤滑油を開発した。アルミニウム冷間圧延油においては, 作業環境の改善を目的として基油に用いられていた鉱油を芳香族成分が含まれないノンアロマ鉱油に変更した。それに伴い特に高純度アルミニウム板の冷間圧延やその下工程である矯正工程などで, 摩耗粉に起因する表面品質不良あるいは潤滑不良の問題が顕在化した。この問題に関連して, アルミニウム純度が境界潤滑性に及ぼす影響について調査した<sup>8)</sup>。

当社銅事業の主たる製品である冷凍空調用銅管では, 製品のコストダウン要求に対応するための細径化や, 新冷媒に対応するための内面溝付銅管の難加工化が求められ, 銅管の加工において, 高い潤滑性が求められた。また, 環境負荷の低減や製造プロセスのコストダウンが同時に求められており, それら要求を満足させる加工油を開発した。銅管抽伸工程前の圧延工程においては, 環境に対して安全である他, エマルジョンにしたときの乳化性が長期間安定であり, かつ潤滑性, 冷却性及び防錆性に優れた圧延油が開発し実用している。また, 抽伸及び転造加工においても, 酸化安定性を高めた加工油や, 吸収式熱交換用銅管の濡れ性を向上させる抽伸油などが開発した。

工具の寿命の向上や摩擦特性の改善についても研究を進めている。工具表面改質の手法である従来の窒化, めっき等に加えて, PVD (Physical Vapor Deposition) 法及び CVD (Chemical Vapor Deposition) 法によって工具表面にセラミックを成膜する技術が金属加工業において進展しており, 比較的小型の切削工具やプレス金型で使用実績が増えている。当社においても, 代表的な皮

膜種の一つであるダイヤモンドライクカーボン (Diamond-Like-Carbon) について、その摩擦特性に及ぼす油性剤の官能基の影響を調査し、アルキル基が同一であっても、脂肪酸、高級脂肪族アルコールやポリオールエステルに比較して、グリセリンモノオレエートが特に低摩擦を示す現象を明らかにした<sup>9, 10)</sup>。

また、近年、ユーザーでの加工プロセスにおけるトライボロジーの技術開発の要求が高まり、これらの要求に対応してきている。例えば、アルミニウム板製品のプレス油がある。一般にアルミニウム合金板は、プレス成形性の面で冷延鋼板に比べて劣っており、材料面やプレス油面からプレス成形性を向上させる工夫がなされている。アルミニウム合金板のプレス成形性に及ぼす油性剤の影響を調査し、高級脂肪酸及び高級アルコールの成形性、被洗浄性、防錆性を考慮した油性剤を選択する指針を示した<sup>11, 12)</sup>。空調用フィン材の加工においては、特定洗浄用溶剤の規制強化に対応して、1990年代に洗浄不要な揮発性プレス油が一般に広まっていたが、プレス油による臭気や肌荒れなどの作業環境やプレス油を揮発させる加熱炉のエネルギーコストに問題があった。またプレス加工速度及び製品品質の向上の要求に対応して、それまでの揮発性プレス油の高性能化が求められた。成形性及び金型へのアルミニウム凝着に及ぼす揮発性プレス油の粘度と油性剤の影響を明らかにした<sup>13)</sup>。(渡邊貴道)

#### 参 考 文 献

- 1) 渡邊貴道, 細見和弘, 村松将邦, 吉貝寿伸, 喜多良彦: 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要集, (2008), 213.
- 2) 村松将邦, 渡邊貴道, 吉貝寿伸, 細見和弘, 竹田恭一: 軽金属学会第 116 回春期大会講演概要集, (2009), 191.
- 3) 喜多良彦, 村松将邦, 吉貝寿伸, 渡邊貴道, 細見和弘, 竹田恭一: 軽金属学会第 117 回秋期大会講演概要集, (2009), 203.
- 4) 渡邊貴道, 細見和弘: トライボロジー会議予稿集, (2002), 139.
- 5) 渡邊貴道, 細見和弘, 間瀬俊朗: トライボロジー会議予稿集, (2001), 387.
- 6) 渡邊貴道, 神鳥基哉, 間瀬俊朗: トライボロジー会議予稿集, (2000), 337.
- 7) 渡邊貴道, 細見和弘: 本誌, **46**, (2005), 43.
- 8) K. Hatsuno, Y. Hosomi: Tribology Online, **3**, 6, (2008), 333.
- 9) 初野圭一郎, 細見和弘: 本誌, **50**, (2009), 73.
- 10) 竹田委千央, 細見和弘: トライボロジー会議予稿集, (2002), 141.
- 11) 竹田委千央, 細見和弘: 本誌, **45**, (2004), 68.
- 12) 佐藤好生, 細見和弘, 竹田委千央: 空気調和・冷凍連合講演会講演論文集, **45**, (2008), 49.
- 13) 佐藤好生, 細見和弘, 上田 薫: トライボロジー会議予稿集, (2009), 323.

#### 2.2.6 組織解析

近年、X線やSEMを用いて集合組織の定量的解析が広く行われるようになってきた。

集合組織は素材の塑性異方性に大きく影響し、その制御は重要である。しかし、これまで、集合組織の解析は一般にX線回折による正極点図で実施されてきたが、この方法では優先方位を定性的に決定できるが、定量的な情報を得ることはできない。特に面心立方晶金属の純金属型圧延集合組織のように方位分散が大きい集合組織の場合、極点図上には多数の方位が重なり合った状態で描画されているため、正確な方位分布状態を見積もることは困難である。この課題に対し、例えば、Bungeらが三次元方位解析法を検討し、球面調和関数による級数展開法を提唱している。当社では、この手法を用いてAl-Mg-Si合金T4板の結晶方位分布関数(Crystallite Orientation Distribution Function: ODF)を計算し、ランクフォード値の面内異方性およびその数値予測が可能であることを示した<sup>1)</sup>。

また、解析の信頼性が高いといわれているWIMV法(開発者4名の頭文字; Williams, Imhof, Matthies, Vinel)を用いて、ODFを計算し、その結果と結晶塑性有限要素解析を組合せて、深絞り加工時の耳形状を予測する技術を確認した<sup>2)</sup>。このようにバルクの成形性とODFとの相関は強く、今後の集合組織制御研究にとって重要な解析手法となる。

一方、結晶方位の局所的な解析手法として、1970年代の初頭にSEMと組み合わせた後方散乱電子線回折パターン法(EBSD: Electron Backscatter Diffraction Pattern)が開発された。EBSD法は70°程度に傾斜した試料表面に電子線を照射させ、電子線後方散乱回折により発生する菊池パターンを蛍光スクリーンに投影し、TVカメラ等で取り込んだパターンにコンピュータ処理で指数付けし、照射点の結晶方位を測定する方法である。商用機として普及してきたのは1995年以降であるが、近年、FE-SEM(電界放射型走査電子顕微鏡: Field Emission-Scanning Electron Microscope)にEBSDが付帯され、解析の適用範囲が拡大してきている。例えば、商用化当初、再結晶粒やサブグレイン等、回復による転位の消滅した領域のEBSD解析に限定されていたが、FE-SEMに付帯されたEBSDにより、5182合金硬質板の加工組織と再結晶粒の発生を相関付けて観察できることを示した<sup>3)</sup>。今後、再結晶挙動解明に有益なデータが導出されると期待される。

TEMと菊池パターン解析システムを組み合わせることで、さらに微細構造の特徴を明らかにできる。6061押出材の表層から約200 $\mu$ m深さまでは粒界腐食が生じやすいが、それより内部には割れが伝播しにくい。これは、内部の組織が小角粒界の多いサブグレイン組織で、小角粒界には無析出帯(PFZ)が形成されにくいことがTEM-菊池パターン解析から明らかになった<sup>4)</sup>。PFZ形

成が抑制され、粒界と粒内の電気化学的な差が小さくなったために、粒界腐食感受性が低減したと考えられる。また、温間圧延した Zr を含む 7475 系合金板は溶体化処理後も小角粒界の比率が高く、T6 処理した際に小角粒界ではやはり PFZ の形成が抑制される傾向にあった<sup>5)</sup>。このため、従来工程材（多くが大角粒界）よりも耐 SCC 性が向上した。このように TEM と菊池パターン解析を組み合わせることで、粒界性格と析出状態の関係が明確になる。

(田中宏樹)

#### 参 考 文 献

- 1) H. Inoue, M. Hori, T. Komatsubara, H. Tanaka and T. Takasugi : Proc. Recrystallization and Grain Growth III, (2007), 207.
- 2) 伊川慎吾, 石坂拓巳, 黒田充紀, 桑原利彦 : 第 57 回塑性加工連合講演会講演論文集, (2006), 351.
- 3) 岡田峰光 : 軽金属学会第 118 回春期大会講演概要 (2010), 155.
- 4) T. Minoda and H. Yoshida : Metallurgical and Materials Transactions, **33A** (2002), 2891.
- 5) 田中宏樹, 江崎宏樹, 山田賢治, 洪江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **52** (2002), 553.

#### 2.2.7 CAE

製造業において、CAE (Computer Aided Engineering, 計算機支援工学) は、今日では広く普及しており、特に、設計・試作・実験に膨大な費用を要する自動車等の輸送機器分野においては必須の技術となった。

この 10 年間に於いて、計算機は安価になりつつも性能は大幅に向上し、さらに長期にわたり市販されてきた CAE ソフトウェアは高い精度が保証されるようになった。また、ソフトウェアの操作が簡便になり、FEM (Finite Element Method, 有限要素法) などの数値解析の専門的教育を受けていない者でも使用できるようになり、CAE を導入する企業や研究機関は飛躍的に増えた。

当社においても、各部署が必要に応じて CAE を実施してきた。たとえば、アルミニウム合金の板成形シミュレーションの破断判定では、Barlat のモデル (面内/面外異方性モデル, 1989) が最適であることを確認した<sup>1)</sup>。また、FLD (Forming Limit Diagram) を用いたハイドロ成形の破断判定を試みた<sup>2)</sup>。さらに自動車部材のエネルギー吸収性の予測<sup>3,4)</sup>や、自動車用板材の破断予測<sup>5)</sup>などの技術を確認した。

革新的な製造技術を構築するための CAE も実施した。押出加工分野では半世紀以上前から提唱されていたが、具体的な方法が明らかでなかった等温押出方法を、FEM 解析を利用して明らかにした<sup>6)</sup>。また、実験と FEM の両方を用いて、押出加工時のピレットとコンテナ間の

圧力と摩擦応力を測定し<sup>7)</sup>、FEM 解析の精度を高めた。押出中のピレット表面層の変形挙動を明らかにする研究<sup>8-10)</sup>や、押出材の流速に及ぼすピレット材質とオリフィス断面積の影響<sup>11)</sup>なども FEM を利用して明らかにした。このほかにも、ルームエアコン等に用いられる熱交換器用内面溝付き銅管の渦流探傷性能向上を目的とした渦電流解析<sup>12)</sup>や、給湯用銅管の潰食現象に及ぼすマイクロバブルの影響を解明するための CFD (Computational fluid dynamics) 解析<sup>13)</sup>を実施している。

(高橋昌也)

#### 参 考 文 献

- 1) 山田賢治, 水越秀雄, 岡田功史, 麻寧緒, 杉友宣彦 : 平 14 春塑加講論, (2002), 75.
- 2) 山田賢治, 水越秀雄, 岡田功史 : 平 14 春塑加講論, (2002), 251.
- 3) 岡田功史, 水越秀雄, 山田賢治 : 本誌, **44** (2003) 51.
- 4) 岡田功史, 水越秀雄, 山田賢治 : 同上, **45** (2004) 24.
- 5) 山田賢治, 浅野峰生, 水越秀雄, 岡田功史 : 55 回塑加連講論, (2004), 133.
- 6) 高橋昌也, 米山 猛 : 本誌, **46** (2005), 31.
- 7) 米山猛, 高橋昌也 : 同上, **48** (2007), 43.
- 8) 鳥飼 岳, 高橋昌也 : 58 回塑加連講論, (2007), 159.
- 9) 佐野秀男, 石川孝司, 湯川伸樹, 吉田佳典, 金子貴俊 : 本誌, **49** (2008), 12.
- 10) 佐野秀男, 石川孝司, 湯川伸樹, 吉田佳典, 金子貴俊, 阪本順一 : 同上, **49** (2008), 18.
- 11) S. Nagao, N. Takatuji : 同上, **49** (2008), 6.
- 12) 武藤伸之, 森 憲亮 : 同上, **48** (2007), 135.
- 13) 鈴木 忍, 山田 豊, 河野浩三 : 同上, **50** (2009), 1.

### 3.3. 製 造 技 術

#### 3.3.1 鋳造

##### (1) 溶解

アルミニウム展伸材の溶解における課題の一つは溶湯酸化ロスの削減である<sup>1)</sup>。特に、塗装コイル層の溶解では、塗膜の燃焼による溶湯酸化によってロスが著しくなる。そこで、塗膜の分解温度やコイル内温度分布変化を考慮した塗膜の加熱除去方法を調査し、溶解前にコイルの状態では塗膜を除去できる技術を開発するとともに、コイル溶解時に発生する熱を塗膜の除去加熱に再利用するシステムを考案した<sup>2)</sup>。

溶湯酸化については微量成分の影響も調査し、マグネシウムを含む合金では微量のビスマスが酸化を著しく促進することを見出した<sup>3,4)</sup>。

##### (2) 溶湯処理

溶湯処理での課題の一つは精錬用ガスとして溶湯に吹き込まれている塩素ガスの使用量削減である<sup>1)</sup>。塩素ガスは溶湯中のアルカリ金属や介在物、水素ガスなどの不

純物除去に効果が大きいため、不活性ガスと混合して使用されているが、その一方で塩酸、未反応塩素ガスなどの有害ガスを放出し、環境面から使用量の削減が望まれている。そこで、従来のランスパイプを用いた吹き込み方法に代わり、効率的な処理反応によって塩素ガス使用量削減が期待できる RGI (ロータリーガスインジェクション) の技術開発を行った。処理効率の評価には、基礎的な溶湯処理実験の他、処理反応を考慮した流体解析技術<sup>5)</sup>を適用し、操業条件を最適化しながら工場への展開を進めた。また、塩素ガスに代わるフラックス<sup>6)</sup>による処理方法についても検討し、実用化した。溶湯処理のもう一つの重要なプロセスの一つである溶湯ろ過では、ろ過流速やフィルター気孔径などのろ過条件とろ過効率との関係を初めて定量的に明らかにした<sup>7)</sup>。また、結晶粒微細化剤 Al-Ti-B 系合金中に含まれる TiB<sub>2</sub>粒子が、フィルターケーキ層の成長を妨害し、ろ過効率を低下させることを明らかにした<sup>7)</sup>。

一方、鋳造ラインでは多くの耐火物を使用しているが、特にマグネシウムを含む溶湯との反応によって耐火物成分が溶出したり、反応生成物が介在物化する問題があり、軽金属学会の研究部会でそのメカニズム解明や反応性評価方法の共同研究<sup>8)</sup>を推進した。

### (3) DC (Direct Chill) 鋳造

DC 鋳造は鋳型への注湯と冷却の二つのプロセスに大きく分けられ<sup>1, 9)</sup>、いずれも鋳塊品質に大きな影響を与える。注湯では、鋳型内での溶湯温度分布を均一化するために使用されているグラスクロスが鋳造初期の注湯段階での酸化物生成原因になっていることを明らかにするとともに、そのメカニズムと初期注湯条件の影響を定量的に解明した<sup>10)</sup>。

冷却過程は鋳型による一次冷却と直接水冷による二次冷却がある。従来の鋳型では、鋳塊表面に放出した二次冷却水が散乱し、衝突点より下の鋳塊表面の冷却が弱くなる問題を有していたが、冷却水吐出口を上下二段に分け、下段の水膜で上段の冷却水散乱を効果的に防止し、安定した強冷却が可能な鋳型を考案した<sup>11)</sup>。また、二次冷却水の膜沸騰化による徐冷効果を利用し、従来の2倍以上の速度でも割れなく鋳造できる高速鋳造方法を明らかにした<sup>12)</sup>。

DC 鋳造の数値解析では、熱、流れ、応力に加え、合金元素分布やデンドライトサイズなどの組織解析が可能なシステムを開発<sup>13)</sup>し、鋳造条件の事前検討や凝固現象の解明に適用するとともに、鋳塊組織制御への適応の可能性を向上させた。また、凝固過程で生じる割れや変形に対する解析精度の向上および合金設計への適用を目的に、半溶融状態での機械的性質や変形挙動の評価が可能な技術を開発し<sup>14)</sup>、Al-4.5mass%Cu 合金を対象に実施した試験で、高固相から低固相にかけて破断挙動が6分類できることや、高固相側の粒界強度が低下する領域で凝固割れが発生することなどを明らかにした<sup>14)</sup>。さ

らに、結晶粒径の異なる鋳塊の破断挙動を調査し、これまで経験的に知られていた結晶粒微細化による割れ防止のメカニズムを解明した<sup>15)</sup>。(渡辺良夫)

### 参 考 文 献

- 1) 渡辺良夫：本誌，43 (2002)，152.
- 2) 谷 真一，鹿嶋栄一，宮園靖弘：特許 第 3877573，(2006).
- 3) 倉内武類，常川雅功，西尾正浩，宮園靖弘：特許 特開 2008-260975.
- 4) 倉内武類，常川雅功，西尾正浩：軽金属学会第 111 回秋期大会講演概要，(2006)，211.
- 5) 常川雅功，鶴飼百一：軽金属学会第 115 回秋期大会講演概要，(2008)，257.
- 6) 常川雅功：軽金属，54 (2004)，75.
- 7) 谷 真一，渡辺良夫：軽金属学会第 115 回秋期大会講演概要，(2008)，261.
- 8) 軽金属学会：研究部会報告書 No.42，(2003).
- 9) 渡辺良夫：本誌，49 (2008)，107.
- 10) M. Tsunekawa, S. Tani, H. Okazaki and N. Hayashi : Light Metals, TMS (2001)，831.
- 11) 常川雅功，渡辺良夫，林 典史：特許 第 3765535，(2006).
- 12) 渡辺良夫，常川雅功，谷 真一：特許 第 4401896，(2009).
- 13) 谷 真一，渡辺良夫：軽金属学会第 109 回秋期大会講演概要，(2005)，185.
- 14) 坂口信人，常川雅功，渡辺良夫：軽金属学会第 116 回春期大会講演概要，(2009)，261.
- 15) 坂口信人，常川雅功，渡辺良夫：軽金属学会第 117 回秋期大会講演概要，(2009)，147.

### 3.3.2 圧延および計測・制御

#### (1) 熱間圧延

当社熱間圧延ラインでは、缶用材料をはじめとするアルミニウム板製品の高品質化及びコイルの大型化要求に応えるべく、1990 年前半に実施した新設備導入や改造に併せて、各種の新制御技術の実用化を進めて生産技術力の向上を図ってきた。一方で顧客ニーズのより一層の多様化、短納期化、品質要求レベルの向上により、生産現場では益々厳しい条件での操業が求められてきている。このような要求に対応していくには、個々の制御技術のレベルアップを図っていくことは勿論必要であるが、要求される品質を満足しつつ生産性を向上させるための全体的な生産計画(スケジューリング)が極めて重要な課題となってきている。

熱間圧延における操業計画は、原料となるアルミニウム鋳塊(スラブ)を定められた温度まで加熱する加熱炉の操炉順と、圧延機へのスラブ投入順序を決定する作業であり、これまでは高度な専門的知識と経験をもつ専任

の熟練者が行っている極めて属人的な業務であった。特にアルミニウム圧延においては、鉄鋼に比べて多品種であり、加熱炉へのスラブ装入条件などについても、複雑かつ多くの制約が科されるため、実用可能なスケジューリング技術の確立が困難な分野であった。

このような背景から、アルミニウム圧延特有の制約条件を考慮した圧延順計画支援システムを開発した<sup>1,2)</sup>。本システムの最大の特徴は、圧延順決定、加熱炉の選定と加熱タイミング、加熱炉へのスラブ配置<sup>3)</sup>などの各フェーズについて、高速演算による計算機パワーを最大限活用するとともに、多様な制約条件に応じて作業者の意思を柔軟に反映できるよう対話機能やシミュレーション機能を充実させている点にある。本システムを適用することで、従来と比べて圧延順計画に要する作業時間が約50%減となるなど、作業者負荷の大幅な低減が可能となった。またこれまでの計画作業の大半を本システムがカバーできるようになったため、作業経験の浅い所謂非熟練者であっても、短期間で実用的な計画が立案できるようになり、技術伝承のための有用なツールとしての役割も果たしている。

また操業計画の自由度を増すためには、限られた設備能力を最大限に活用することも重要な課題である。当社熟間仕上げ4スタンドタンデム圧延機では、圧延理論に基づく設定計算により、圧延前に各スタンドのロールギャップやミル速度を設定している。しかしモデル誤差や圧延の進行に伴う材料温度変化などの外乱により、各スタンドの負荷バランスが崩れてしまうと、特定スタンドのモータ負荷が過重になる危険性があった。そこで最終スタンド出側に設置されたX線板厚計の計測値から演算した、各スタンド間のマスフロー板厚に基づく板厚制御システム<sup>4)</sup>をベースとして、制御対象スタンド選択の柔軟性や圧下量制約を考慮した負荷分散システムを新たに開発した<sup>5)</sup>。本システムの適用により、特に高負荷材での負荷分散が安定して行なえるようになり、生産性を高めることが可能となった。

一方で操業面のみならず、圧延材自体の組織微細化などアルミニウム熱延材の材質制御は、機械的性質の飛躍的な向上や新機能材の創製など、製品の付加価値を高める上で極めて重要な課題である。特にアルミニウム材の熱間加工時の変形挙動についての正確な解析が、組織予測及び組織制御のために必要となる。そこでまずは純アルミニウム熱延材を対象として、剛塑性有限要素解析によって、圧延材内部のひずみ、ひずみ速度及び温度を計算し、組織に対するひずみや温度の影響について、実圧延結果と比較しながら検討した<sup>6)</sup>。その結果、実圧延結果によく対応したひずみや温度分布の解析結果が得られ、本手法の有用性が確認された。

## (2) 冷延・箔圧延

冷間圧延における板厚や形状などの寸法制御では、当社はこれまでも多変数制御による板厚・形状制御を実

用化して成果を上げてきたが、近年薄肉化要求が益々高まるなかで、更なる高度化が必要となってきている。このような背景から、特に形状制御について、これまであまり注目されていなかったクーラント制御についての高度化を図った。板幅方向における形状の局部的なひずみを高精度に制御するためには、板幅方向に複数個配置されたノズルから吐出されるクーラントと呼ばれる冷却油を用いて、板幅方向のロールの熱膨張量を変化させることで形状制御を行うクーラント制御が特に重要である。そこで現在の形状分布計測値とクーラントの吐出状態から、板形状変化をモデルに基づいて予測し、目標形状からの偏差が最も小さくなるようなクーラントの吐出状態を設定する、板形状変化予測モデルに基づいた新方式クーラント制御を実用化した<sup>7)</sup>。本システムを適用することで従来手法に比べ、クーラント量を自動的に適切な状態とすることが可能となり、局部的な形状変動を抑えた良好な結果が得られることが確認された。

また箔圧延機における形状制御についても、当社で開発した形状制御モデルに基づく新たな制御システム<sup>8)</sup>を全ての箔圧延機に実用化した。特に箔圧延機ではロールバレル長に対してワークロール径が細いため、一般的な冷間圧延機に比べてより高い次数で近似されるような形状変化を伴うことから、複数の油圧アクチュエータ特性を考慮して、高次の形状変動に積極的に対処可能な制御とした。新形状制御の実用化により、箔材の形状精度が従来制御に比べて格段に向上した。

## (3) 計測

計測技術の実用化は制御、評価、予測など次の技術開発の源ともなり、品質や生産性向上、生産コスト低減はもとより、環境問題などのさらなる広い視点においてもその適用が期待されている。

製品品質を左右する板温度、板厚計測について、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の「高成形性自動車用板材料の開発」プロジェクトの一環として、レーザー超音波法による板温度、板厚モニタリング技術について検討した<sup>9)</sup>。その結果、温度計測精度として縦波では温度計測誤差の標準偏差( $\sigma$ )が6.2°C、表面波では同3.4°Cの精度が得られ、室温領域から360°C程度の領域で計測が可能であった。一方で板厚測定精度についても、上記の温度測定範囲ではX線板厚計と同程度の精度が得られたが、板厚が3mm以下では測定不可であった。なおレーザー照射部分にレーザー痕が残るが、圧下率30~50%の圧延でレーザー痕が消滅することも確認された。

その他にもアルミニウム飲料缶蓋材における低温域用温度計測技術について検討した<sup>10)</sup>。同ラインでは80°C以下の温度領域となり、熱輻射の影響もあり放射温度計では十分な精度での温度計測ができていなかったが、単色温度計をベースとして独自の温度計測システムを考案することで、塗装板の板温度の総合精度として±3.7°C

が得られることが確認された。(岡村義英)

#### 参考文献

- 1) H. Takayanagi, Y. Okamura, K. Miyaji, R. Tamura and K. Kumamoto : Proc. of International Symposium on Flexible Automation, (2006), 543.
- 2) 高柳仁史, 岡村義英, 宮地和博: 本誌, **49** (2008), 72.
- 3) 田地宏一, 原田貴子, 田村坦之, 高柳仁史, 星野郁弥, 岡村義英: 第44回システム制御情報学会研究発表講演会, (2000), 367.
- 4) 岡村義英, 星野郁弥: 本誌, **41** (2000), 51.
- 5) 岡村義英: 日本塑性加工学会応延工学分科会第92回研究会, (2006. 3).
- 6) 高橋行紀, 湯川伸樹, 石川孝司, 船戸 寧, 小関好和: 軽金属学会東海支部若手研究者ポスター講演会, (2009).
- 7) 堂前行宏, 岡村義英: 第51回自動制御連合講演会論文集, (2008), 343.
- 8) Y. Okamura and T. Ichikawa : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **44** (2003), 41.
- 9) 田中宏樹, 高橋伸幸: 軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 167.
- 10) 高橋伸幸: 本誌, **50** (2009), 60.

#### 3.3.3 押出およびその他加工

アルミニウムの押出型材は、その断面形状を自由に設計できるためその用途は広く、空圧機器を代表とする一般機械、熱交換器用の多穴管のほか、航空機、鉄道車両や自動車などの輸送機器用構造材などに使用される。温暖化問題に対応して、自動車の省燃費対策の一環として車両重量の軽量化への取り組みが盛んになってきている。軽量材料であるアルミニウム合金材への置換もその手段の一つとされる。型材は三次元曲げも多用され、加工後の精度の管理が必要である。そのため、素材では耐力および断面寸法のロット内・ロット間バラツキを抑える必要がある。また、エネルギー吸収部材でも型材が用いられる場合があるが、その吸収特性をコントロールするためには機械的性質のバラツキは少ない方が望ましい。これらのニーズに応えるため、素材の製造においても特性の安定化が試みられている。

押出汎用材料の6000系合金では耐力バラツキを抑制するため $Mg_2Si$ の析出を制御する必要がある。組成、均質化処理、押出、押出後の冷却、引張矯正、時効など各因子が寄与するとされるが、これらを定量化して量産条件を適正管理するのが均一押出技術の本質である。従来から、押出機の出側の材料温度を一定にする"Isothermal extrusion (等温押出)"の概念があり、これを達成するために材料温度をモニターして、押出速度やピレットの加熱温度・パターン等の製造パラメーターの設定へフィードバックする制御システムが、従来からいくつか

提唱されている。ただし、これまでの Isothermal extrusion は、製品温度を外観品質や割れの発生の観点からぎりぎりの温度で常に製造することで、最大限の生産性を引き出すことを狙いとし、特性の安定化を目的としたものではない。当社では、独自のアプローチによる等温押出し法を開発した<sup>1~4)</sup>。熱間押出加工では、加熱されたピレット熱量の他、主にダイス近傍での変形による加工発熱およびコンテナ付近のピレットの変形による発熱が加わり、コンテナ、ダミーブロック、ダイスなど工具へそれらが抜熱される。これらの熱の流れを検討し、全体のバランスをとることで製品温度を一定に保つことを提唱し、実機で立証した。押出温度が一定であるため、全長における機械的性質を均一にできるほか、ピレット1本を押し出す間においてダイスにかかる負荷の変動を小さくすることができるため、全長における寸法の変動を抑制できる。設備面では、熱量の計算によって等温押出を達成するため、制御系に変更を加えずに済むのが特徴である。

またA6063などの熱処理合金では、最終製品の機械的性質をロット間で均一にするためには、 $Mg_2Si$ の析出を制御する必要があり、等温押出以外に、組成、均質化処理、押出後の冷却、引張矯正、時効などの各因子が寄与するとされるが、これらを定量化して量産条件を適正管理するのが均一押出技術の本質である。これまでAl-Mg-Si系合金では、溶体化処理後から人工時効するまでの間に進行する自然時効によって、人工時効後の強度が複雑に変化することが知られている。人工時効後の強度が自然時効の影響によって上昇あるいは低下することがあり、それぞれ、「正の効果」および「負の効果」と呼ばれている。これまで、溶質元素のMgおよびSiの添加量によって現れやすい領域があると理解されていたが、最近自然時効温度によってもその影響が大きく変化することが明らかにされ、盛んに研究されるようになってきた。押出材もその製造プロセス中で自然時効の影響を受けるため、素材の強度を均一にするには、成分および室温時効条件による人工時効後の機械的性質への影響を理解する必要があり、定量的な評価を実施しその効果を明らかにした<sup>5,6)</sup>。(松田眞一)

#### 参考文献

- 1) 高橋昌也, 米山 猛: 本誌, **45** (2004), 1.
- 2) M. Takahashi and T. Yoneyama : 同上, **45** (2004), 7.
- 3) 高橋昌也, 米山 猛: 同上, **46** (2005), 31.
- 4) 高橋昌也, 米山 猛: 同上, **47** (2006), 78.
- 5) 八太秀周, 松田眞一, 吉田英雄: 同上, **47** (2006), 66.
- 6) H. Hatta, S. Matsuda and H. Yoshida : 同上, **49** (2008), 24.

#### 4. 結 言

社会要請に答えるために、この10年間当社では環境汚染物質、有害物質の削除、および高品質、高機能への最適化を進めてきた。しかしながら、リーマンショック後従来の研究課題に加え今までの価値観とは異なる製品に適する材料の研究が求められるようになってきた。更に、中国および韓国の材料メーカーの開発力向上により追いつきが激しく、より一層のタイムリーな開発が求められている。また、顧客が海外展開する中で海外材の位置づけが変わり、日本国内でのスタンダードが海外では通用しなくなっている。材料およびその製品が使用される地域で要求される特性に合わせた開発が求められてきており、それがボリュームゾーン対応と考えている。

材料を開発することはその材料を使った製品の目的、機能を熟知した上で材料の限界を極め、最終製品になるまでの工程を眺めながら材料を設計する必要がある。すなわち、材料製造プロセス条件と顧客での製品製造プロセス条件の最適化による製品機能の極限までの拡大が日本企業群の強みを発揮することになると考える。したがって、顧客の要求に応えるためには従来に増して顧客との協働が必要と考えている。

2010年は住友軽金属工業グループの第四次中期経営計画「SUMIKEI VISION 2012」お客様にとっての『ベスト・グローバル・パートナー』へがスタートした年である。

ベスト・グローバル・パートナーの取り組みはまさに製品製造の最初である材料開発から始まる。

製品の改良、新製品開発においては、需要家での設計段階から材料メーカーを参画させていただき競争力ある製品開発に寄与したいと考えている。従来にもまして製造、販売部門と一体となって顧客のニーズにお応えできるよう、新製品、新技術の開発に総力を挙げる所存である。各位のご指導、ご鞭撻をお願いする次第である。

# Precipitation Kinetics in an Al-Zn-Mg Alloy by New Rate Equation \*

Hideo Yoshida\*\* and Satoru Yamamoto\*\*\*

The precipitation kinetics in aluminum alloys has usually been studied using the Johnson-Mehl (J-M) equation. However, this equation cannot be fitted to experimental data during the early stage or the final one. Furthermore, it is difficult to apply this equation to complicated reactions, in which several reactions simultaneously occur. Yamamoto proposed a new rate equation by improving the J-M equation. Thus this new rate equation was applied to the precipitation kinetics in an Al-6 mass%Zn-0.75mass%Mg alloy. It is well known that Al-Zn-Mg alloys have a positive effect on two-step aging, that is, the longer the duration of natural aging, the higher the strength of the artificial aging. The electrical resistivity at 160°C after storage at room temperature for 120min or 10220min was measured. The new rate equation applied to these experimental data showed that two precipitation reactions occur during the artificial aging. The rate equation of these reactions can be written as follows. The parameter,  $\tau$ , is a time constant related to the evolution of precipitates and  $n$  is the exponent related to the morphology of the precipitates. The obtained values of parameters  $\tau$  and  $n$  were consistent with the TEM structures and the change in hardness. ( $A+B=1$ )

$$y = Ay_1 + By_2$$

$$= A \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{\tau_1} \right)^{n_1} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{\tau_2} \right) \right]^{n_2} \right\} \right] + B \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{\tau_3} \right)^{n_3} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{\tau_4} \right) \right]^{n_4} \right\} \right]$$

## 1. Introduction

Many studies have been done involving the precipitation in Al-Zn-Mg alloys, and the sequences of the precipitation have been investigated and published<sup>1~4)</sup>. It is well known that Al-Zn-Mg alloys have a positive effect on the two-step aging (split aging), that is, the longer the natural aging duration, the higher the strength of the artificial aging<sup>5)</sup>. However, there are few studies about the precipitation

kinetics of these alloys. Precipitation kinetics has been usually studied using the Johnson-Mehl equation or similar ones, and its reaction rate was analyzed. However, it is difficult to represent the entire reaction process by this equation when multiple reactions simultaneously or sequentially occur. Yamamoto proposed a new kinetics theory and equation<sup>6)</sup>. It was proved that this equation can effectively analyze the kinetics reactions by application to the precipitation in Cu-Be alloys<sup>7)</sup>, the graphitization of cementite<sup>8)</sup> and the precipitation from quenched low carbon steel<sup>9)</sup>. In this study, the precipitation in Al-Zn-Mg alloys is analyzed using this new equation and the parameters obtained based on this theory are discussed.

## 2. Experimental

To investigate the precipitation kinetics of Al-Zn-Mg alloys, the changes in the electrical

\* This main part of this paper was presented at the 12<sup>th</sup> International Conference on Aluminium Alloys (ICAA12), Yokohama, Japan, September, 5-9, 2010. The part of this paper was originally presented at the 59<sup>th</sup> Conference of Japan Institute of Light Metals (1980) and the 89<sup>th</sup> Conference of Japan Institute of Metals (1981).

\*\* R&D Center, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd., Dr. of Eng.

\*\*\* Kyoto University, Department of Materials Science, Dr. of Eng.

resistivity and hardness were measured. Samples for the electrical resistivity and hardness were prepared from 1mm diameter wire and 1mm thick sheet, which were produced from DC cast slabs on a laboratory scale using a 99.99% aluminum ingot. The content was Al-6 %Zn-0.75%Mg (mass%). These samples were solution heat treated in a salt bath for 1 hour at 450°C followed by water quenching. After quenching, they were held for 120min or 10220min at room temperature (20°C) and then aged at 160°C in an oil bath controlled at  $\pm 0.1$  °C. The change in the electrical resistivity was investigated by measuring the difference in the electrical potential at two points. The electric current was 0.5A using a constant power supply. The change in the electrical resistivity was normalized by setting the difference between the final and initial values to unity.

### 3. Derivation of New Equations

Several rate equations are derived from the model reaction process<sup>6,10,11</sup>. In this paper, the rate equation for the precipitation in aluminum alloys is derived as follows. Using the concept of extended volume,  $V_e$ , and extended surface area,  $S_e$ , according to Johnson-Mehl and Avrami, the ratio of precipitation,  $y$ , is given as follows :

$$y = 1 - \exp(-V_e) \quad (1)$$

$V_e$  was calculated according to the precipitation model. It was assumed that the number of precipitates exponentially decreases with time and each precipitate grows by diffusion based on the TEM structures in this experiment. The number of precipitates,  $N$ , is given by the following equation using an exponential function because precipitation is a collective and statistical phenomenon.

$$N = N_0 \{1 - \exp(-t/\tau_2)\} \quad (2)$$

The increasing rate of the number,  $I$ , is

$$I = dN/dt = (N_0/\tau_2) \exp(-t/\tau_2) \quad (3)$$

Parameter  $N_0$  is the number of precipitates at time  $t = 0$ . Parameter  $\tau_2$  is a time constant.

According to the diffusion theory, the diffusion distance  $x$  is given by the following equation.

$$x \cong \sqrt{Dt} \quad (D : \text{diffusion coefficient}) \quad (4)$$

According to the morphology of the precipitation, i.e., rod, disc and sphere, the total volume of the precipitates,  $V_e$  and the ratio  $y$  of the precipitation are derived as follows :

a) Rod

A rod-like precipitate with a constant cross-section area,  $S_0$ , in which a precipitate grows with the increasing length, the volume of a precipitate at time  $t$  is  $S_0\sqrt{D(t-t_1)}$  ( $t_1$  : the time of precipitate formation) using equation (4). Consequently, the total volume of the precipitates,  $V_e$ , and the ratio  $y$  of the precipitation at time  $t$  are as follows<sup>6,7</sup> :

$$\begin{aligned} V_e &= \int_0^t S_0\sqrt{D(t-t_1)} I dt_1 \\ &= S_0 \frac{N_0}{\tau_2} \sqrt{D} \int_0^t \sqrt{(t-t_1)} \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_2}\right) dt_1 \\ &\approx S_0 D^{\frac{1}{2}} N_0 t^{\frac{1}{2}} \left\{1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right\} = S_0 D^{\frac{1}{2}} N_0 t^{\frac{1}{2}} N \end{aligned} \quad (5)$$

$$\begin{aligned} y &= 1 - \exp(-V_e) = 1 - \exp\left(-S_0 D^{\frac{1}{2}} N_0 t^{\frac{1}{2}} N\right) \\ &= 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^{\frac{1}{2}} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]\right\}, \end{aligned} \quad (6)$$

$$\tau_1 = \frac{1}{S_0^2 N_0^2 D} \quad (7)$$

b) Disc

In a circular disc with a constant thickness,  $l_0$ , in which the disc grows in the radial direction by diffusion, the volume of a precipitate at time  $t$  is  $\pi l_0 D(t-t_1)$ , same as the rod. Consequently,  $V_e$  and  $y$  of the precipitation at time  $t$  are as follows :

$$\begin{aligned} V_e &= \pi l_0 \int_0^t D(t-t_1) I dt_1 \\ &= \pi l_0 \int_0^t D(t-t_1) \frac{N_0}{\tau_2} \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_2}\right) dt_1 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
&= \pi l_0 \frac{N_0}{\tau_2} D \int_0^t (t-t_1) \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_2}\right) dt_1 \\
&\approx \frac{\pi l_0 N_0 D}{2} t \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right) \right\}
\end{aligned} \tag{8}$$

$$\begin{aligned}
y &= 1 - \exp(-V_e) = 1 - \exp\left(-\frac{\pi l_0 N_0 D}{2} t N\right) \\
&= 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]\right\},
\end{aligned} \tag{9}$$

$$\tau_1 = \frac{2}{\pi l_0 N_0 D} \tag{10}$$

### c) Sphere

In a sphere, which grows in the radial direction by diffusion, the volume of a precipitate at time  $t$  is  $\frac{4}{3}\pi D^{\frac{3}{2}}(t-t_1)^{\frac{3}{2}}$ .

Consequently,  $V_e$  and  $y$  of the precipitation at time  $t$  are as follows :

$$\begin{aligned}
V_e &= \frac{4}{3}\pi D^{\frac{3}{2}} \int_0^t (t-t_1)^{\frac{3}{2}} I dt_1 \\
&= \frac{4}{3}\pi D^{\frac{3}{2}} \int_0^t (t-t_1)^{\frac{3}{2}} \frac{N_0}{\tau_2} \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_2}\right) dt_1 \\
&= \frac{4}{3}\pi D^{\frac{3}{2}} \frac{N_0}{\tau_2} \int_0^t (t-t_1)^{\frac{3}{2}} \exp\left(-\frac{t_1}{\tau_2}\right) dt_1 \\
&\approx \frac{8}{15}\pi D^{\frac{3}{2}} t^{\frac{3}{2}} N
\end{aligned} \tag{11}$$

$$\begin{aligned}
y &= 1 - \exp(-V_e) = 1 - \exp\left(-\frac{8}{15}\pi D^{\frac{3}{2}} t^{\frac{3}{2}} N\right) \\
&= 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^{\frac{3}{2}} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]\right\},
\end{aligned} \tag{12}$$

$$\tau_1 = \left(\frac{15}{8\pi N_0}\right)^{\frac{2}{3}} \frac{1}{D} \tag{13}$$

For an arbitrary shape, the next equation is generalized from the equations, (6), (9) and (12).

$$y = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^{n_1} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]\right\} \tag{14}$$

Parameter  $n_1$  is related to the morphology of the precipitate which grows by diffusion,  $n_1 = 0.5$  for a rod with a constant cross-section area,  $n_1 = 1.0$  for a disc or a plate with a constant thickness and  $n_1 = 1.5$  for a sphere or cube.

The term  $\left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]$ , which does not exist in the Johnson-Mehl and Avrami equation, is related to the number,  $N$  of precipitates. The Johnson-Mehl and Avrami equation can be applied to the special cases, such as the number of precipitates,  $N$  or the decreasing rate of the number  $I$  are constant. This term is very important for fitting the experimental data using equation (14). Especially, the change in the early stage is influenced by this term. In a real phenomenon,  $N$  is influenced by multiple reactions and thus, Yamamoto generalized equation (14) in response to various increasing rates of the precipitates as follows<sup>6,7)</sup> :

$$\begin{aligned}
y &= 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^{n_1} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right] \right. \\
&\quad \left. \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_3}\right)\right] \cdots \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_n}\right)\right]\right\} \\
&\cong 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t}{\tau_1}\right)^{n_1} \left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_2}\right)\right]^{n_2}\right\}
\end{aligned} \tag{15}$$

Equation (15) is now called Yamamoto's equation. For simultaneous multiple reactions, each reaction rate,  $y_i$  is summed to the total rate  $y$  as follows :

$$y = \sum_i C_i y_i \quad \left(\sum_i C_i = 1\right) \tag{16}$$

## 4. Comparison between Experimental Data and the Equations

The experimental data of the normalized change in electrical resistivity aged at 160°C are shown in **Fig. 1**. This figure indicates the occurrence of at least two precipitation reactions. Especially, for the 120min held sample at room temperature, it seemed that the first reaction at 160°C continues to 1000min and the second reaction then occurs. Each reaction was fitted by equation (15) and summed as follows :

$$\begin{aligned}
y &= Ay_1 + By_2 \\
&= A \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{\tau_1} \right)^{n_1} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{\tau_2} \right) \right]^{n_2} \right\} \right] \\
&+ B \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{\tau_3} \right)^{n_3} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{\tau_4} \right) \right]^{n_4} \right\} \right]
\end{aligned} \tag{17}$$

The experimental data in Fig. 1 were analyzed by equation (17). Fig. 2 and 3 show the calculated curves superimposed on the experimental data for the 120min and 10220min samples, respectively. At 120min,  $y$  is given as follows :

$$\begin{aligned}
y &= 0.64 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{490} \right)^{1.2} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1} \right) \right]^1 \right\} \right] \\
&+ 0.36 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{25000} \right)^{0.5} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{10000} \right) \right]^1 \right\} \right]
\end{aligned} \tag{18}$$

At 10220min,

$$\begin{aligned}
y &= 0.35 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{290} \right)^1 \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1} \right) \right]^1 \right\} \right] \\
&+ 0.65 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{4800} \right)^{0.5} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1500} \right) \right]^1 \right\} \right]
\end{aligned} \tag{19}$$

The values of the parameters are listed in Table 1.

## 5. Discussion

Table 1 indicates that the morphology of the precipitates in the first stage is a plate or a plate-like particle because parameter  $n_1$  is 1.0 to 1.2 and that of the precipitates in the second stage is a rod because  $n_3$  is 0.5. The values of  $\tau_1$

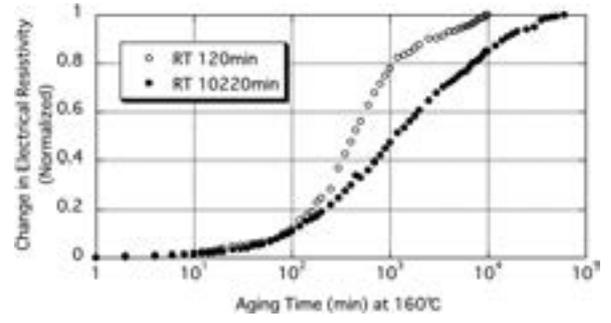


Fig. 1 Change in electrical resistivity for holding at 120min and 10220min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

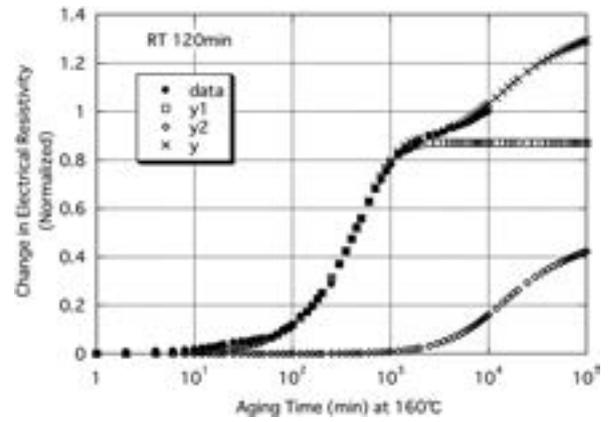


Fig. 2 Calculated curves superimposed on the electrical resistivity data using equation (18) for holding at 120min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

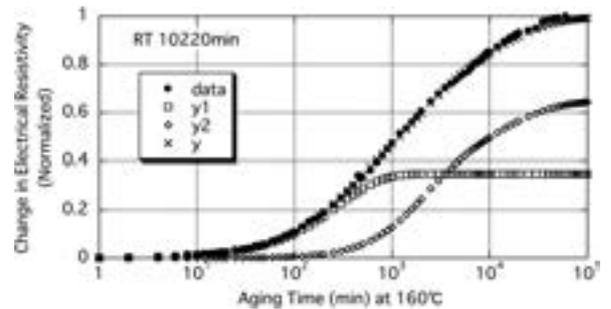


Fig. 3 Calculated curves superimposed on the electrical resistivity data using equation (19) for holding at 10220min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

Table 1 Values of the Parameters in Equation (17) for the 160°C Aging.

Holding time at RT (min)	$A$	$\tau_1$	$n_1$	$\tau_2$	$n_2$	$B$	$\tau_3$	$n_3$	$\tau_4$	$n_4$
120	0.64	490	1.2	1	1	0.36	25000	0.5	10000	1
10220	0.35	290	1	1	1	0.65	4800	0.5	1500	1

and  $\tau_3$  for the 120min are higher than that for the 10220min samples. These parameters are in inverse proportion to  $N_0^m$ , ( $m : 2/3 \sim 2$ ) as shown by equations (6),(8) and (10). Therefore, the number of precipitates initiated during the first stage and also during the second one for the 120min is lower than that for the 10220min ones. Fig. 4 shows the change in the Vickers hardness during aging at 160°C and the positive effect on the two-step aging. These hardness data were also curve-fitted and shown in Fig. 5 and Fig. 6 using Equation (17) with the same values in each parameter in Table 1 except for parameters A and B.

At 120min, the change of hardness,  $y$  is given as follows ( $A=1.0$  and  $B=0$ ),

$$y = 1.0 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{490} \right)^{1.2} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1} \right) \right]^1 \right\} \right] \quad (20)$$

At 10220min, ( $A=0.8$  and  $B=0.2$ ),

$$y = 0.8 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{290} \right)^1 \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1} \right) \right]^1 \right\} \right] + 0.2 \left[ 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{t}{4800} \right)^{0.5} \left[ 1 - \exp \left( - \frac{t}{1500} \right) \right]^1 \right\} \right] \quad (21)$$

During the early stage for a few minutes at 160°C, the hardness slightly decreased because reversion phenomena occurred. The hardness change in the reversion was omitted in equations (20) and (21) because the electrical resistivity in this reversion reaction only slightly changed. The reason why the values of parameters A and B in hardness are different from those in the electrical resistivity is that the precipitation reactions contribute to these properties differently. Based on equations (20) and (21), it is found that the increase in hardness was almost affected by the precipitation in the first stage reaction.

The values of these parameters in Table 1 are supported by the TEM structures shown in Fig. 7. During the early stage (50min) at 160°C, fine precipitates (less than 10nm) are observed at 120min in Fig. 7 (a), but it is

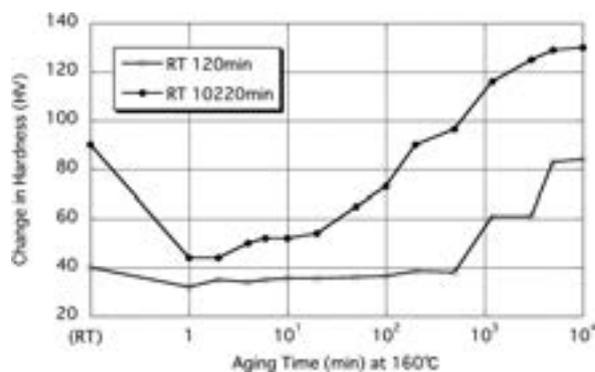


Fig. 4 Change in hardness for holding at 120min and 10220min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

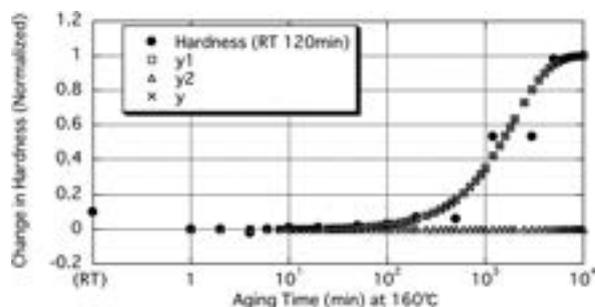


Fig. 5 Calculated curves superimposed on the hardness data using equation (20) for holding at 120min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

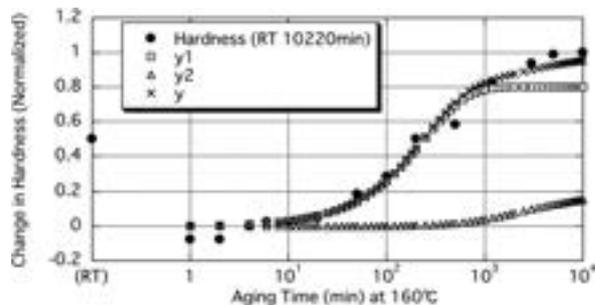


Fig. 6 Calculated curves superimposed on the hardness data using equation (21) for holding at 10220min at room temperature (RT) followed by aging at 160°C.

difficult to observe the precipitates at 10220min shown in Fig. 7 (d) because they are too fine. Fig. 4 suggests the existence of fine precipitates in Fig. 7 (d) because the hardness increases at 10220min compared to 120min. For 1000min at 160°C, the areas containing the plate-like and rod-like precipitates with a 10 to 50nm length are mixed with the one with fine and granular precipitates (probably platelets) at 120min

shown in Fig. 7 (b), while the distribution and size at 10220min are homogeneous and the length of the plate-like precipitates is 10 to 30nm in Fig. 7 (e). For a long duration ( $\sim 10000$ min) of aging at  $160^\circ\text{C}$ , the distribution of the precipitates at 120min is more inhomogeneous and rod-like precipitates with a 250nm length are observed in Fig. 7 (c), while plate-like or rod-like precipitates with a 20 to 50nm length and homogeneous distribution are observed at 10220min in Fig. 7 (f).

These observed precipitates are estimated to be the  $\eta'$  or  $\eta$  phase. The morphology of these precipitates is reported as either plate-like particles or rod-like ones<sup>1-4</sup>). Our result about

the morphology of the precipitates is consistent with these previous studies. Fig. 5 and 6 indicate that the first stage precipitation almost contributes to the increase in hardness compared to the second stage one. For the long duration at room temperature, many GP zones are homogeneously formed. These GP zones formed for a long duration at room temperature decompose in the early stage at  $160^\circ\text{C}$  by reversion shown in Fig. 4, but immediately zinc and magnesium atoms recombine and then precipitation reaction of  $\eta'$  occurs in the first stage. The larger the density of GP zone, the harder the strength at  $160^\circ\text{C}$  aging. This is the reason why Al-Zn-Mg alloy have a positive two-

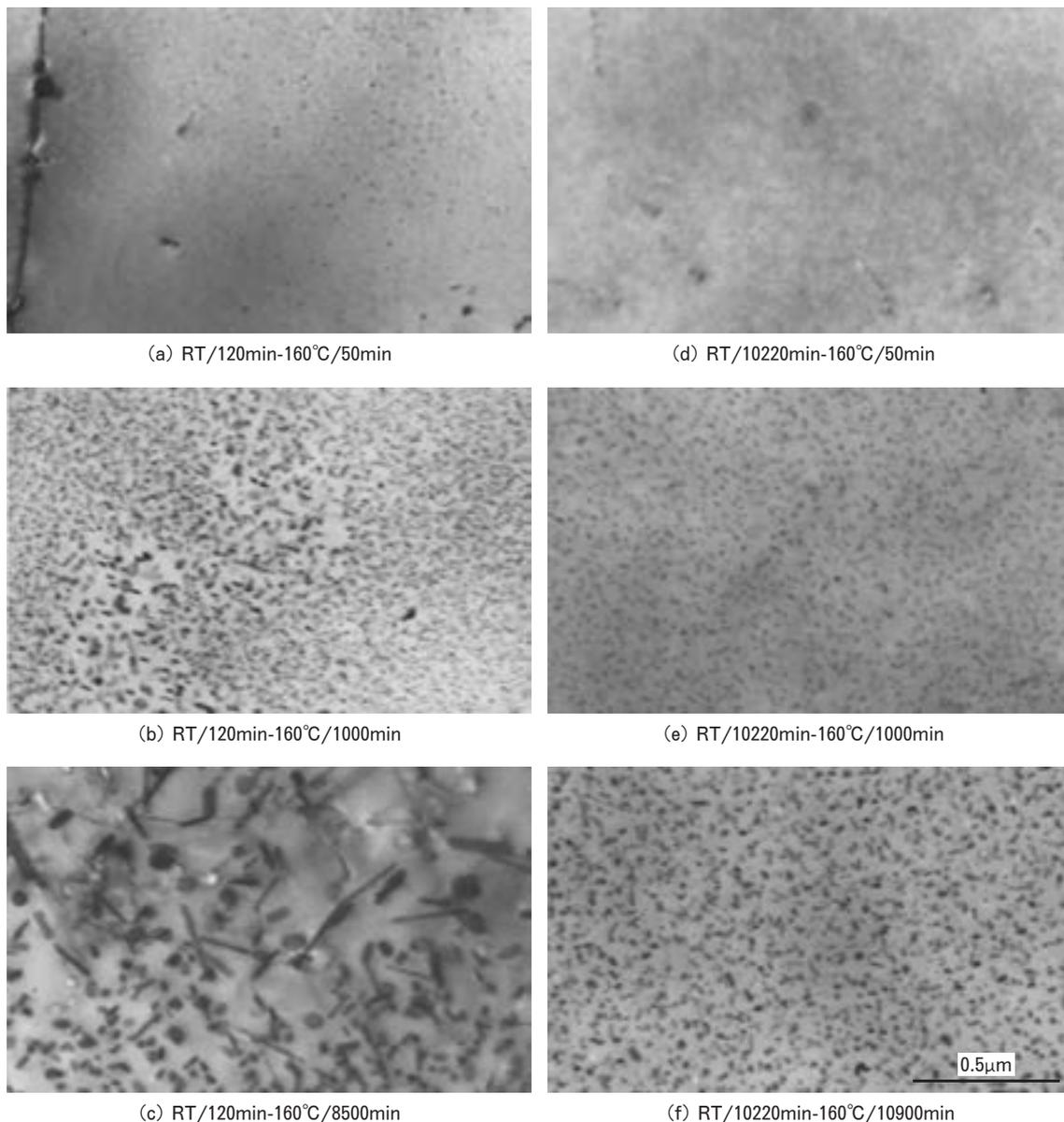


Fig. 7 TEM structures after aging at  $160^\circ\text{C}$ .

step aging property.

## 6. Conclusions

(1) The precipitation kinetics of the Al-6%Zn-0.75%Mg alloy at 160 °C contained two precipitation reactions. This kinetics was able to be analyzed using a new kinetics equation developed by Yamamoto. The parameter values in this equation were consistent with the morphology and distribution of the plate-like precipitates at the first stage and rod-like ones at the second stage in the TEM structures.

(2) The change in hardness was also analyzed using Yamamoto's equation with the same parameter obtained from the analysis of the electrical resistivity and the contribution of two kinds of precipitation reactions to the hardness change was clarified. The precipitation in the first stage mostly contributes to the increase of the hardness.

(3) The reason why this alloy has a positive effect on two-step aging is that the GP zones formed for a long duration at room temperature accelerates the formation of fine and plate-like  $\eta'$  precipitates in the first stage at 160°C because these GP zones were resolved by reversion, but immediately recombined and transformed to  $\eta'$  phase during heating or in the first stage at 160°C.

## References

- 1) J. D. Embury and R. B. Nicholson : Acta Met., **13** (1965) 403-417.
- 2) L. F. Mondolfo. Met. Reviews (1971) 95.
- 3) A. J. De Ardo, Jr. and C. J. Simensen : Met. Trans., **4** (1973) 2413-2421.
- 4) N. Ryum : Z. Metallkde., **66** (1975) 338-343, 344-346.
- 5) Y. Murakami, O. Kawano, S. Komatsu, T. Ohnishi and T. Nakazawa : Trans. JIM, **9** (1968) 349-354.
- 6) S. Yamamoto : *Trial of New Rate Theory* (in Japanese), (Showado, Kyoto, 1979) pp.178-196.
- 7) S. Yamamoto and K. Kubota : J. JIM, **46** (1982) 917-924.
- 8) K. Kubota and S. Yamamoto : *ibid.*, **46** (1982) 908-916.
- 9) K. Hanawa and T. Mimura : Met. Trans. **15A** (1984) 1147-1153.
- 10) J. W. Christian : *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*, Pergamon Press, (1965).
- 11) J. Burke : *The Kinetics of Phase Transformations in Metals*, Pergamon Press, (1965).

# 2013 アルミニウム合金の強度に及ぼす 冷間加工および自然時効の影響\*

岩村 信吾\*\* 小関 好和\*\*\*  
吉田 英雄\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 32-37

## Effects of cold work and natural aging on the strength of 2013 aluminum alloy

Shingo Iwamura, Yoshikazu Ozeki, and Hideo Yoshida

The effects of 20°C natural aging and 20% cold working on the strength of 2013 aluminum alloy (Al-1.7Cu-1.0Mg-0.8Si-0.15Cr : mass%) sheet aged at 170°C for 8 h have been investigated. The strength of T 6 samples slightly decreased with increasing time of natural aging after solution heat treatment. The strength of T 8 samples was higher than that of T 6 samples. Natural aging condition slightly affected the T 8 strength and prolonged natural aging between solution heat treatment and cold working resulted in higher strength. On the other hand, when it was subjected to cold working just after solution heat treatment, the T 8 strength decreased in natural aging after cold working. It is suggested that the heterogeneous distribution of the hardening precipitates formed along the microbands caused the lower precipitation hardening.

### 1. 背 景

近年、輸送機分野においては軽量化によるエネルギー効率向上がますます強く求められており、輸送機の構造材となりうる高強度アルミニウム合金の需要はさらに高まっている。特に航空機用途においては、2024-T3や7075-T6をベースに改良された高強度合金が主流であるが、これらは成形性や溶接性に劣るため、リベット構造などの高コストの手法が採用されている。また、耐食性にも問題があるため、クラッドや表面処理による防食が必要となる。これら従来合金の欠点の改善を目的として、最近、2013合金(Al-1.7Cu-1.0Mg-0.8Si-0.15Cr : mass%)が開発された<sup>1)</sup>。2013合金は、押出材としては中空形状に押出できること、板材としては焼入れ後に成形・時効処理を施す工程が可能であることなど、従来の高強度アルミニウム合金よりも成形性に優れた合金である。また、2013-T6材は2024-T3材と同等レベルの

強度を有し、耐食性も優れていることから、2024-T3材の代替材として期待される。さらに、2013合金はT8調質とすることで高強度化が図れることも確認されている<sup>2)</sup>。

一方、2013合金はAl-Cu-Mg-Si系の4元合金であり、基礎的な特性は十分に明らかにされていない。同系の合金として、6111合金や6013合金があるが、これらは6000系合金をベースに銅量を増したものであり、2013合金のような1.7%前後の銅添加をした合金の研究例は比較的少ない。合金成分としては、2000系と6000系の中間的な領域にあり、その時効特性は興味深い。本研究では、2013合金の高強度化および強度安定化という観点から、2013合金の強度に及ぼす冷間加工と自然時効の関係について調査・考察することを目的とする。

### 2. 実 験 方 法

供試材として、Table 1に示す成分の2013合金を用いた。断面形状が175mm×175mmの鋳塊より厚さ35mmに切出し、空気炉で540°Cの均質化処理を施した。この鋳塊を厚さ30mmまで面削し、熱間および冷

\* 軽金属, 60 (2010), 220-224 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

\*\*\*\* 研究開発センター, 工学博士

間の圧延にて1.2mmの板材とした。さらに、ソルトバスにて540°C・1hの溶体化処理を施し、直ちに水冷した。その後、20°C自然時効(NA: Natural Aging)および加工度20%の冷間圧延(CR: Cold Rolling)を組み合わせて行った後、オイルバスにて170°Cで人工時効(AA: Artificial Aging)を施した。このときの溶体化処理後の自然時効と冷間圧延の組み合わせを以下の3通りとした。

N材: 自然時効後に時効処理を施したT6調質

NC材: 自然時効後に冷間圧延を施し、直ちに人工時効処理を施したT8調質

CN材: 溶体化処理後に直ちに冷間圧延を施し、自然時効の後に人工時効処理を施したT8調質

なお、Fig. 1に示すように、自然時効は20°C・0~240h、人工時効は170°C・8hで実施した。

以上のようにして作製した板材について、ビッカース硬さ試験による時効硬化曲線の作成、引張試験による時効処理前後の強度調査を実施した。ビッカース硬さは荷重98Nにてダイヤモンド圧子を打痕し、3点の測定値の平均値を用いた。引張試験は圧延平行方向よりASTM B557引張試験片を成形し、インストロン型試験機を用いて時効処理前後での強度を調査した。尚、NC材の時効処理前(CR直後)のサンプルについては、冷間圧延後に引張試験片に成形する間に室温に曝される時間が不可避に発生する。この時間は約46分であったが、実験結果に大きな影響を及ぼさなかったため、以降のNC材の時効処理前の引張試験の結果は、試験片の成形に要した時間を無視して整理した。また、一部の条件については、透過電子顕微鏡(TEM)観察、走査電子顕微鏡(SEM)観察および示差走査熱量分析(DSC)を行った。TEM観察用の薄膜試料は、機械研磨で約200μm厚さに調整した後、-20°C硝酸メタノール(HNO<sub>3</sub>: CH<sub>3</sub>OH=1:3)を電解液としたツイングジェット電解研磨法により作製した。TEM観察は加速電圧200kVで実施した。SEM観察はペーパー研磨およびバフ研磨により鏡面に調整した試料を用い、加速電圧20kVにて反射電子像で観察した。DSC分析は入力補償型の装置を用いて昇温速度40°C/minで測定し、高純度アルミニウム(99.999%)の測定結果を用いてベースラインを補正した。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 時効硬化曲線

Fig. 2にビッカース硬さによる170°Cでの時効硬化曲線を示す。まず、時効前の硬さはNC材>CN材>N材の順となり、冷間圧延と自然時効の順序が初期の硬さに影響した。硬さのピークに達するまでの時間は冷間圧延を含むNC材およびCN材で若干短時間であり、歪による析出促進効果がみられた。また、以降の試験で人工時

Table 1 Chemical composition of the 2013 aluminum alloy (mass%).

Cu	Mg	Si	Cr	Fe	Al
1.7	1.0	0.8	0.16	0.15	Bal.

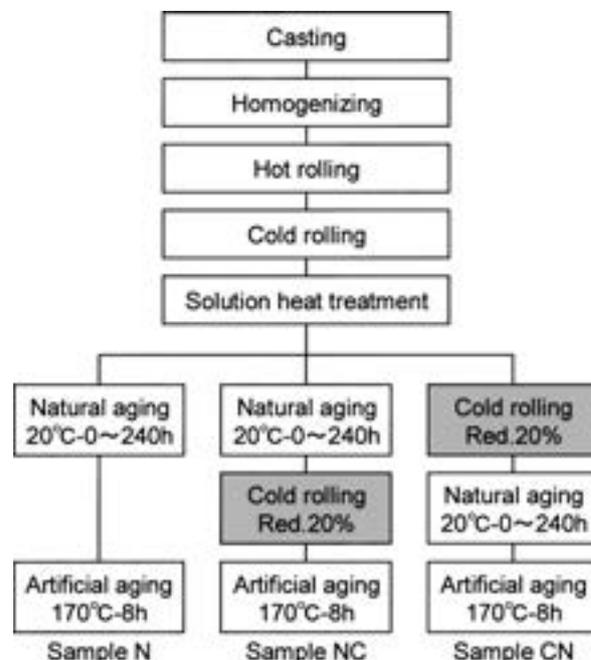


Fig. 1 Flow chart of the manufacturing process.

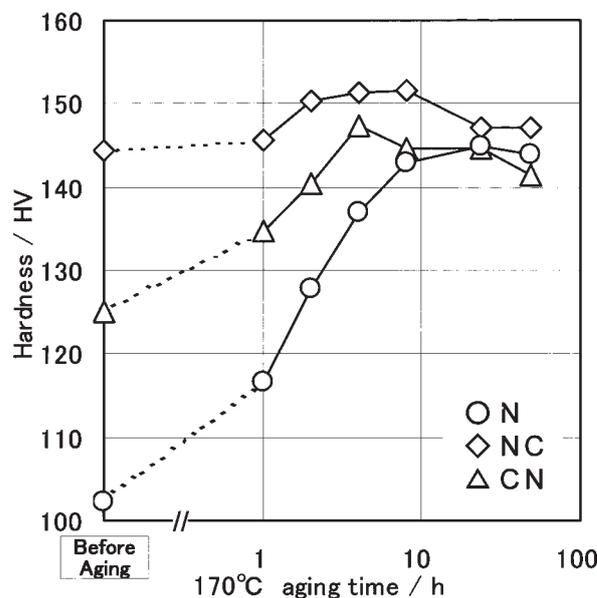


Fig. 2 Aging curves of the 2013 aluminum alloy aged at 170°C after natural aging (20°C-240h) and cold rolling (20% Red.).

効処理の基準条件とした170°C・8hにおいては、N材ではやや亜時効、NC材およびCN材ではやや過時効であるものの、いずれもピークに近い硬さを示す条件であ

り、各条件の差異を比較するのに好適な時効条件であることが確認された。なお、結晶粒組織は、Fig. 3 に示すように、いずれの試料も  $50\mu\text{m}$  以下の再結晶組織であった。

### 3.2 強度におよぼす自然時効および冷間圧延の影響

時効処理前の強度におよぼす自然時効の影響を Fig. 4 に示す。まず、冷間圧延なしの N 材 (●) では、自然時効の進行とともに強度が増加した。その後冷間圧延した NC 材 (◆) では、冷間圧延による加工硬化分だけ強度 (特に耐力) が増した。このときの加工硬化量は自然時効時間に大きく依存せず、N 材の結果 (●) を加工硬化分だけ平行移動した結果になった。なお、類似の結果は 6111 合金においても報告されている<sup>3)</sup>。一方、焼入れ直後に冷間圧延し、その後自然時効した CN 材 (▲) では、自然時効中の強度増加が小さくなった。

続いて、 $170^\circ\text{C}$ -8h 人工時効後の引張強さ及び耐力におよぼす自然時効の影響を Fig. 5 に示す。冷間圧延なしの N 材 (○) では、自然時効時間の増加とともに強度が低下し、6000 系合金にみられるような“自然時効の負の効果”<sup>4)</sup> が僅かに認められた。冷間圧延を組み合わせさせた NC 材 (◇) および CN 材 (△) ではいずれも N 材より高強度であったが、自然時効後に冷間圧延した NC 材では自然時効時間が長くなるにつれて引張強さと耐力が微増するのに対し、焼入れ直後に冷間圧延した CN 材では逆に自然時効とともに強度が微減するという違いがあった。特に、自然時効が長い条件では、CN 材の引張強さは N 材とほぼ同レベルまで低下した。NC 材でも自然時効時間が 10h 未満の場合は、自然時効無しの場合よりも引張強さが低めとなっていることから、T 8 調質として安定して高強度とするには、焼入れから冷間加工までの間に、 $20^\circ\text{C}$ -10h 以上の自然時効が必要であるといえる。本実験にて最も高強度となった T 8 材は自然時効を 240h 施した NC 材であり、引張強さ 455MPa、耐力 433MPa、伸び 10% であった。これは自然時効を 240h 施した T 6 材 (N 材) よりも、引張強さで 20MPa、耐力で 77MPa 高くなっている。

ここで、T 6/T 8 材の強度に占める析出強化と加工硬化の量を推定する。 $170^\circ\text{C}$ -8h 時効処理中の回復量は小さい<sup>7)</sup>と考えられることから、人工時効処理による回復を無視すると、時効処理後の引張強さ  $\sigma$  は、初期引張強さ  $\sigma_0$  と、冷間加工、自然時効、人工時効による引張強さ  $\Delta\sigma_{CR}$ 、 $\Delta\sigma_{NA}$ 、 $\Delta\sigma_{AA}$  の和で表される。Fig. 4 および Fig. 5 に示した引張試験結果より、 $20^\circ\text{C}$ -240h 自然時効材について、時効処理後の引張強さの内訳を求めると、Fig. 6 のようになる。溶質の析出による引張強さ増加量 ( $\Delta\sigma_{NA} + \Delta\sigma_{AA}$ ) を比較すると、N 材で 190MPa と最も大きく、続いて NC 材 (139MPa)、CN 材 (110MPa) の順となっている。すなわち、T 8 調質では析出強化量は小さいものの、加工硬化量を加わることで T 6 調質と同等 (CN 材) あるいは高強度 (NC 材) となっている

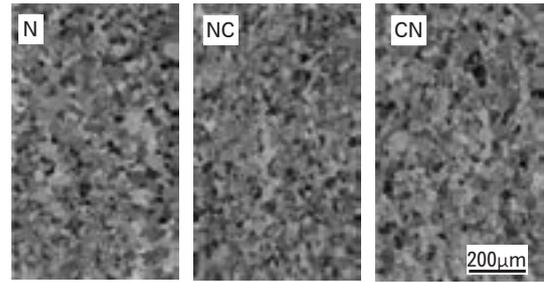


Fig. 3 Polarized optical micrographs of the specimens.

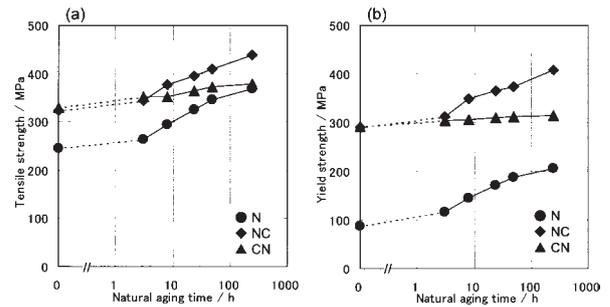


Fig. 4 Effect of natural aging on (a) tensile strength and (b) yield strength of the specimens before artificial aging.

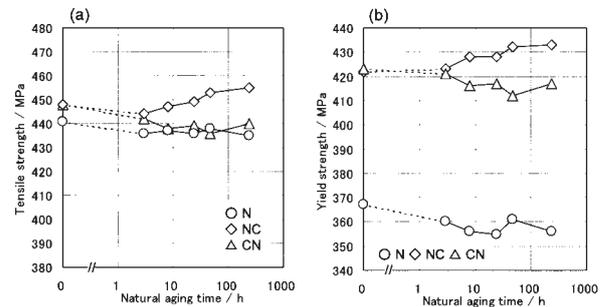


Fig. 5 Effect of natural aging on (a) tensile strength and (b) yield strength of the specimens after artificial aging at  $170^\circ\text{C}$  for 8 h.

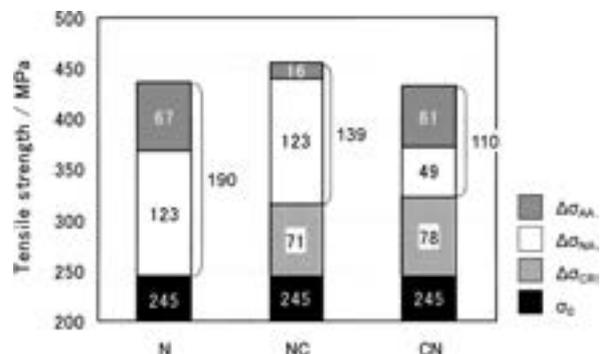


Fig. 6 Tensile strength of the T 6/T 8 specimens showing the amount of precipitation hardening and work hardening.

と考えられる。同じ T8 調質である NC 材と CN 材を比較すると、NC 材は加工硬化量がやや低いものの、析出強化量が CN 材よりも大きく、高強度となっている。すなわち、CN 材で強度が低くなったのは、析出強化量が減少したことが主要因であると理解できる。

### 3.3 加工組織の形成におよぼす自然時効の影響

N 材の溶体化処理直後および 240h 自然時効後の引張試験における SS カーブを Fig. 7 に示すが、溶体化処理のままの SS カーブでは、大きなセレーションが発生していた。この結果は、その後の冷間圧延時の加工組織の形成に自然時効の有無が影響することを示唆している。この点を検討するため、N 材の溶体化処理直後および 240h 自然時効後のサンプルに引張試験機で 20% 冷間加工を加えた試験片を作製し、両者の差異を確認した。まず外観を観察した結果、溶体化処理直後に冷間加工を加えたサンプルでは平行バンドが発生したのに対し、自然時効を施したサンプルでは均一変形していた (Fig. 8)。このサンプルの TEM 観察結果を Fig. 9 に示す。溶体化処理直後に冷間加工を加えた場合、顕著なマイクロバンドが形成していたが、十分に自然時効を行った後に冷間加工したサンプルでは、転位は比較的均一に分散していた。このように、溶体化処理直後に冷間加工を加えた場合、ミクロ/マクロレベルで不均一な加工組織となった。これは、溶体化処理直後では固溶原子が多く、転位が移動し難いため、転位が移動するすべり面が減少した結果と考えられる。例えば 7475 合金において、溶体化処理後に水冷して固溶元素が多い状態であると、その後の冷間加工により顕著なマイクロバンドが形成する例も報告されている<sup>5)</sup>。本実験で作製した CN 材では溶体化処理直後に冷間圧延を施していることから、類似の不均一な加工組織が形成されると考えられる。

### 3.4 析出挙動におよぼす冷間圧延の影響

続いて、析出挙動におよぼす冷間圧延および自然時効の影響を調査するため、Fig. 10(a) に示す 5 通りの条件で DSC 分析を行った。DSC 分析の結果を Fig. 10(b) に示す。まず、自然時効を含まない条件 A および条件 C にて、100°C 前後に発熱ピーク (X) がみられる。十分に自然時効した条件 (B, D, E) ではこのピークは表れていないことから、自然時効中の G.P. ゾーン形成による発熱ピークであることがわかる。条件 A と条件 C とを比較すると、条件 C ではピーク (X) の強度が小さく、冷間加工組織においては G.P. ゾーンが形成しにくいことを示唆している。条件 C のように、溶体化処理直後に冷間圧延した場合、転位が焼入れ凍結空孔を吸収し、初期組織の形成に重要な役割をおよぼす空孔の量が減少したためと考えられる。焼入れ直後に冷間圧延を施すと自然時効による析出反応が小さいという結果は、Fig. 4 の引張試験結果からも確認できる。

続いて、強化相 ( $\beta$  相および Q' 相<sup>6,7)</sup>) の析出に対応する発熱ピーク (Y) をみると、冷間圧延なしの条件

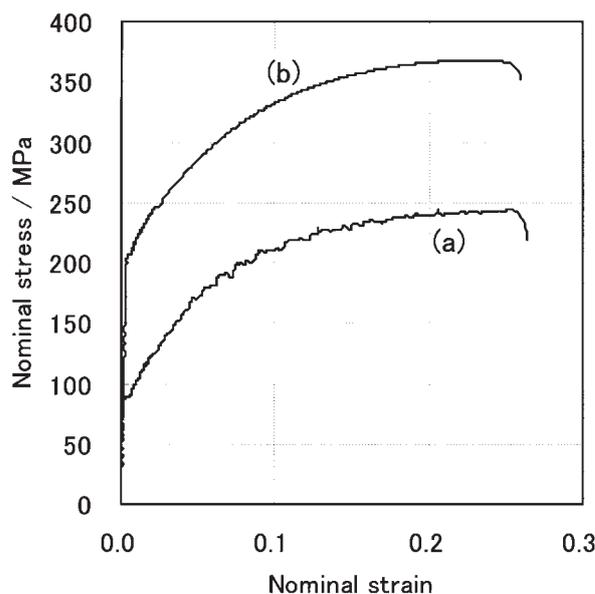


Fig. 7 Stress-Strain curve of the specimens after solution heat treatment (a) without natural aging and (b) with natural aging at 20°C for 240h.

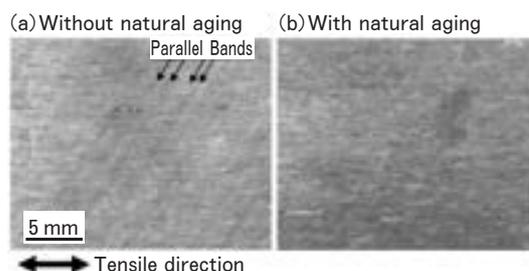


Fig. 8 Appearances of the surface of specimens strained by 20% after solution heat treatment (a) without natural aging and (b) with natural aging at 20°C for 240h.

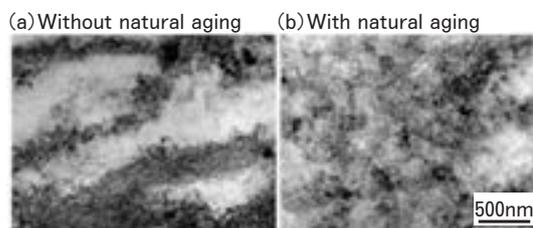


Fig. 9 TEM micrographs of the specimens strained by 20% after solution heat treatment (a) without natural aging and (b) with natural aging at 20°C for 240h.

(A, B) では 270~280°C であるのに対し、冷間圧延を行う条件 (C, D, E) で、若干低温側 (250~260°C) に移行している。Fig. 11 に NC 材の 170°C・8 h 時効後の TEM 組織を示すが、転位上への強化相の不均一析出が

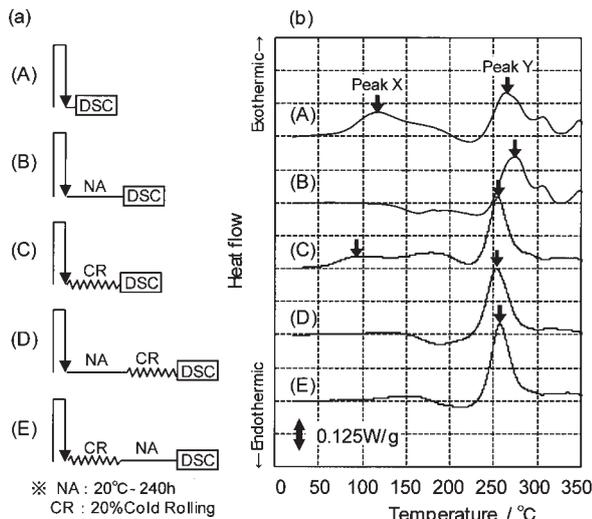


Fig. 10 (a) Schematic diagram of thermomechanical treatments and (b) DSC curves of the specimens subjected to the thermomechanical treatments.

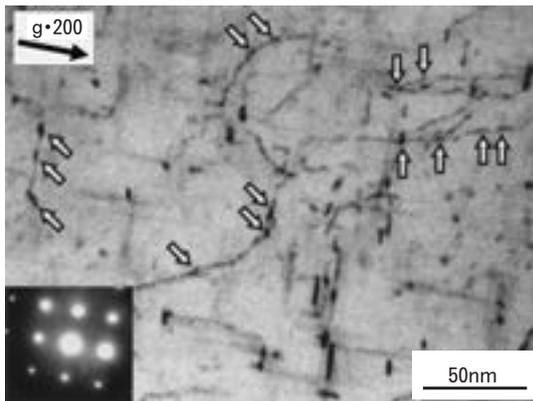


Fig. 11 TEM micrograph of the T8 specimen. The arrows indicate heterogeneous precipitates on dislocations.

認められ、2013合金においても転位による析出促進効果が確認された。類似の効果は他の合金系でも多く確認されており、例えば宇野ら<sup>8)</sup>のAl-Mg-Si合金に関する報告によると、時効処理前に冷間加工を行うことで、より短時間でピーク強度を示すことが示されている。さらに、松田ら<sup>9)</sup>によると、Al-Mg-Si合金において、時効処理前に1%程度の予歪を加えることで、析出物の分散状態が微細となって析出強化量が増すが、予歪が強加工になるにつれて効果は小さくなると報告されている。一方、菅又ら<sup>10)</sup>により、高Mg/Cu比のAl-Cu-Mg合金においては、30%の冷間加工でも析出強化量が増すことも報告されている。このように、T8調質における析出強化量は加工量や合金組成(析出相の種類)に左右されるが、本研究における2013合金は20%の冷間圧延で析出強化量が大きく低下しており(Fig.6)、加工熱

処理による析出強化量の改善には適さない合金であるといえる。ただし、加工硬化も併せるとT8調質による強化が期待できるため、工業的には有効である。

### 3.5 T8調質における加工組織/析出組織の形成

前節までの結果に基づき、T8調質における粒内の加工組織および析出組織の推移を模式的にFig.12に示す。まず、自然時効後に冷間圧延を行うNC材の条件では、溶体化処理後の自然時効中にマトリックス内に微細なG.P.ゾーンが形成される。このG.P.ゾーンの形成はその後の冷間圧延により形成される加工組織を均一にする効果がある。その後の時効処理に際しては、転位上に強化相の不均一析出がおり、T6調質よりも強化量が小さくなるものの、最終的な強度は加工硬化も相まってT6調質よりも高強度となる。次に、冷間圧延後に自然時効を行うCN材の条件では、溶体化処理直後に冷間加工を施すことで、マイクロバンドが発達した不均一な加工組織となる。さらに、このとき導入された転位がsinkとなって焼入れ凍結空孔が減少し、その後の自然時効で形成するG.P.ゾーンの量が減少する。また、不均一な転位組織は時効処理時に形成する強化相の不均一な分散を促し、析出強化量も減じたと考えられる。以上のことから、T8調質による強度増加の効果を有効に得るためには、溶体化処理後、冷間加工を行う前にある程度の自然時効が必要であるといえる。

## 4. 結 言

2013合金(Al-1.7Cu-1.0Mg-0.8Si-0.15Cr)の高強度化および強度安定化の観点からT6調質およびT8調質の強度におよぼす自然時効および冷間圧延の影響を調査した結果、以下の知見を得た。

- (1) 2013-T6材の強度は自然時効時間の増加とともに低下し、6000系合金にみられるような"自然時効の負の効果"が僅かに認められる。
- (2) 2013合金では、溶体化処理後に十分に自然時効を行い、その後に冷間圧延を行うことで、均一な加工組織となる。この状態から人工時効を行ってT8調質とすることで、T6調質を上回る強度が得られる。ただし、このときの析出強化量はT6調質よりもT8調質の方が小さい。
- (3) 2013-T8材において、溶体化処理後の自然時効が十分でない場合、析出強化量が減少し、T8調質としての強度増加量が小さくなる。これは、溶体化処理直後に冷間圧延を施すと転位組織が不均一となり、時効処理時に形成する強化相の分散状態も不均一になったためと考えられる。

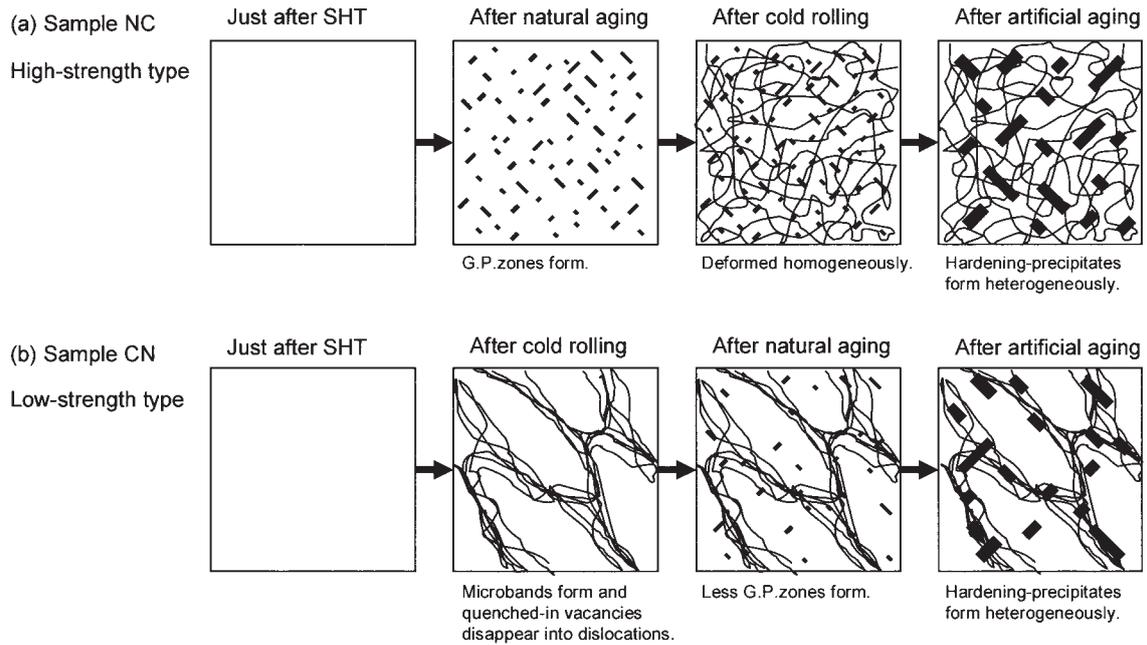


Fig. 12 Schematic diagram of the microstructure in the matrix depending on the manufacturing processes.

#### 参考文献

- 1) 佐野秀男, 松田真一, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 513-515
- 2) 環境調和型航空機技術に関する調査研究 成果報告書: 日本航空宇宙工業会, No.2006, (2009)
- 3) G. K. Quainoo, S. Yannacopoulos: *Journal of Materials Science*, **39** (2004), 4841-4847
- 4) 鈴木寿, 菅野幹宏, 白石泰久: 軽金属, **29** (1979), 197-203
- 5) 吉田英雄: 軽金属, **41** (1991), 331-337
- 6) W. F. Miao, D. E. Laughlin: *Met. Mater. Trans. A*, **31A** (2000), 361-371
- 7) D. J. Chakrabarti, D. E. Laughlin: *Progress in Materials Science*, **49** (2004), 389-410
- 8) 宇野照生, 馬場義雄: 日本金属学会誌, **45** (1981), 405-410
- 9) 松田健二, 岩下綱樹, 石動正和, 蓮覚寺聖一, 上谷保裕, 池野進: 軽金属, **47** (1997), 385-390
- 10) 菅又信, 金子純一, 青木顕一郎: 日本金属学会誌, **48** (1984), 655-661

# 2024 アルミニウム合金押出材の繊維状組織の安定性に及ぼす固溶元素の影響\*

箕 田 正\*\* 吉 田 英 雄\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 38-45

## Influence of solute atoms on thermal stability of fibrous structure in 2024 aluminum alloy extrusion

Tadashi Minoda and Hideo Yoshida

Influences of solute atoms on thermal stability of fibrous structure of 2024 aluminum alloy extrusion after T4 temper by means of controlling cooling rates after homogenization heat treatment and heating temperatures of ingots before extrusion was investigated. The thermal stability of the fibrous structure was influenced by both the main elements (copper and magnesium) and the transition element (manganese). The fibrous structure was stabilized when the solute atoms of copper, magnesium and manganese were increased by rapid cooling after the homogenization heat treatment and the extrusion temperature was close to the nose temperature of the manganese precipitation. Therefore, the thermal stability of the fibrous structure decreased when the copper and magnesium were not present or the manganese amount was reduced by half. Furthermore, the cooling rate and the heating temperature influenced the crystallographic texture of the extrusion. When the fibrous structure was stable, cube and brass texture tended to increase, while the copper texture tended to decrease in the F temper. The formation of the crystallographic texture was affected by recovery with precipitation of copper and magnesium during the extrusion process.

### 1. 緒 言

2024 アルミニウム合金は航空機などの構造材として、80年近く使用されてきた。この合金は固相線温度が520℃であることから<sup>1)</sup>、均質化処理は450℃~500℃の間で行われるのが通例である<sup>2)</sup>。ところで、3003 アルミニウム合金はMnを1.0~1.5mass%の範囲で含有するが、その析出ノーズは約500℃であることから、均質化処理を500℃で行うとAl-Mn(Fe)-Si系化合物が微細析出し、再結晶を抑制して押出材は繊維状組織になる<sup>3)</sup>。2024 アルミニウム合金もMnを0.30~0.9mass%の範囲で含有するため、前述の均質化処理温度範囲では、Al-Cu-Mn(Fe)などのMn系化合物が比較的微細に析

出し<sup>4)</sup>、一般に押出材では繊維状組織が得られる。しかし、製造条件が不適切な場合には溶体化処理で粗大再結晶が起こり、強度低下を引き起こすことがあるため、繊維状組織の安定化が課題である。近年では、6000系アルミニウム合金の平面ひずみ圧縮加工材の繊維状組織の安定性に関し、固溶Mnが影響することが報告されており<sup>5)</sup>、2024 アルミニウム合金においても固溶元素の影響を明らかにする必要がある。そこで、2024 アルミニウム合金について、均質化処理後の冷却条件および押出加工前の加熱温度を変化させ、押出材の繊維状組織の安定性に及ぼす固溶元素の影響を調査した。

### 2. 実験方法

供試材として、Al-4.5mass%Cu-1.7mass%Mg-0.6mass%Mnの組成を有する直径90mm、長さ100mm

\* 軽金属, 60 (2010), 451-457 に主要部掲載

\*\* 研究開発センター 第六部, 工学博士

\*\*\* 研究開発センター 工学博士

の 2024 合金の DC 鋳塊を作製し、490℃ で 10h の均質化処理を行った後、水冷 (WQ)、空冷 (AC; 約 300℃/h) および炉冷 (FC; 30℃/h) の 3 条件で冷却を行った。各鋳塊について誘導加熱炉を用いて 350, 400, 450℃ の各温度まで約 5 分で昇温を行い、厚さ 3.0mm、幅 35mm の形状に熱間押出を行った。なお、以後は押出後のサンプルを表現する際、均質化処理後の冷却条件と押出時の鋳塊加熱温度の組合せで表現することとする (すなわち均質化処理後水冷の鋳塊を 350℃ 加熱で押出したサンプルは WQ-350℃ 材、炉冷の鋳塊を 450℃ 加熱で押出したサンプルは FC-450℃ 材などと表記する)。押出後のサンプルは大気炉を用いて 490℃ で 1h の溶体化処理および水焼入れを行い、T4 調質とした。均質化処理後の鋳塊について、断面光学顕微鏡組織観察を行うとともに、シグマテスト (磁気感应テストコイル装置) による導電率測定および EPMA による元素分布測定を行った。また、押出まま (F 調質) のサンプルについて、シグマテストによる導電率測定、幅中央部 L-ST 断面 (法線方向が押出材の幅方向に一致する面) の光学顕微鏡組織観察を行うとともに、幅および厚さ中央部の L-LT 断面 (法線方向が厚さ方向に一致する面) の透過電子顕微鏡 (TEM) 組織観察および結晶方位分布関数 (ODF; Orientation Distribution Function) の測定を行った。このとき、ODF は X 線反射法により (002), (022), (111) 極点図を求め、展開次数 22 次にて級数展開により求めた。さらに、T4 調質材について、断面光学顕微鏡組織観察 (幅中央部の L-ST 断面) を行った。また、追加実験として溶体化処理時の繊維状組織の安定性に及ぼす Mn 固溶量の影響について考察するため、再度 DC 鋳塊を作製し、均質化処理温度を 490℃ とし、時間を 5h, 10h, 20h の 3 条件で変化させ、均質化処理後に水冷を行った鋳塊を作製した。そして前述と同様の条件での熱間押出 (ただし、鋳塊加熱温度は 450℃ のみ) および溶体化処理を行うことで T4 調質材とし、断面光学顕微鏡組織観察を行った。さらに、繊維状組織の安定性に対して主要添加元素 (Cu, Mg)、あるいは Mn 元素のどちらの影響が強いのかを調査するため、標準組成合金、Cu, Mg 添加量を半分にした Al-2.3mass%Cu-0.8mass%Mg-0.6mass%Mn 合金、Cu, Mg を無添加にした Al-0mass%Cu-0mass%Mg-0.6mass%Mn 合金および、Mn 添加量を半分にした Al-4.5mass%Cu-1.7mass%Mg-0.3mass%Mn 合金の DC 鋳塊を作製し、490℃-10h の均質化処理後水冷を行い、鋳塊加熱温度を 450℃、押出材の形状を厚さ 4.0mm、幅 50mm とした熱間押出を行った後、さらに 490℃ で 1h の溶体化処理を行うことで T4 調質材とし、断面光学顕微鏡組織観察を行った。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 ミクロ組織

均質化処理後 (押出前) の鋳塊の断面光学顕微鏡組織を Fig. 1 に示す。いずれも均質化処理によってセル境界の晶出物が分断・凝集化している様子が観察されるが、(a) の水冷材に比べて (b) の空冷材は、粒内に析出物が多く生成している。さらに (c) の炉冷材は、セル境界の化合物が (b) 空冷材に比べて粗大であることから、粒内析出だけでなく、セル境界の晶出物周囲にも析出が進んだことが分かる。また、Fig. 1 中に導電率を示すが、冷却速度が小さいほど導電率が高い。分析結果は割愛するが、EPMA による元素マッピングの結果、水冷材のセル境界では Al-Cu-Fe-Mn 系化合物 ( $Al_7Cu_2Fe$  および  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  の共存と推定) と Al-Cu-Mg 系化合物 ( $Al_2CuMg$  と推定) が確認され、一部は Al-Fe(Mn)-Si 系および Mg-Si 系化合物 ( $Mg_2Si$  と推定) も確認された<sup>6)</sup>。これに対し、炉冷材では Cu, Mg のスポットが大きくなったことから、冷却過程で主として  $Al_2CuMg$  がセル境界に析出したと考えられる。また、炉冷材の粒内では、析出物に対応する位置に Cu, Mg のスポットが観察されたことから、セル境界と同様に  $Al_2CuMg$  が多く析出したと考えられる。EPMA では Mn の差は明確ではなかったが、炉冷材はその冷却過程で Cu, Mg, Mn 元素の析出を生じることで上述の析出状態を形成し、固溶元素量が低下したと考えられる。

T4 調質材の厚さ中央部における L-ST 断面光学顕微鏡組織を Fig. 2 に示す。WQ-450℃, WQ-400℃ および AC-450℃ のサンプルで繊維状組織が得られ、その他はいずれも粗大再結晶組織が観察された。すなわち均質化処理後の冷却速度が大きく、鋳塊加熱温度が高いほど繊維状組織が安定になる傾向がみられた。なおこれらのサンプルは、いずれも表面近傍では数 100 $\mu$ m の深さで粗

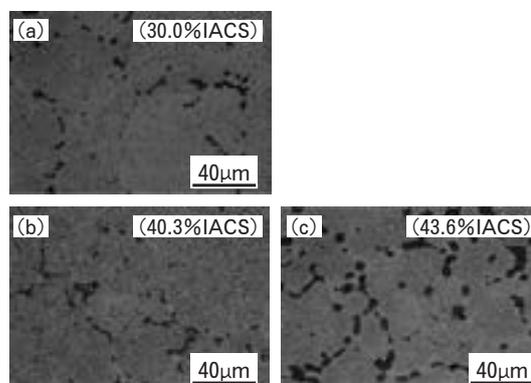


Fig. 1 Optical microstructures of the ingots after homogenization heat treatment. The cooling conditions after homogenization were : (a) water quench, (b) air cooling, and (c) furnace cooling.

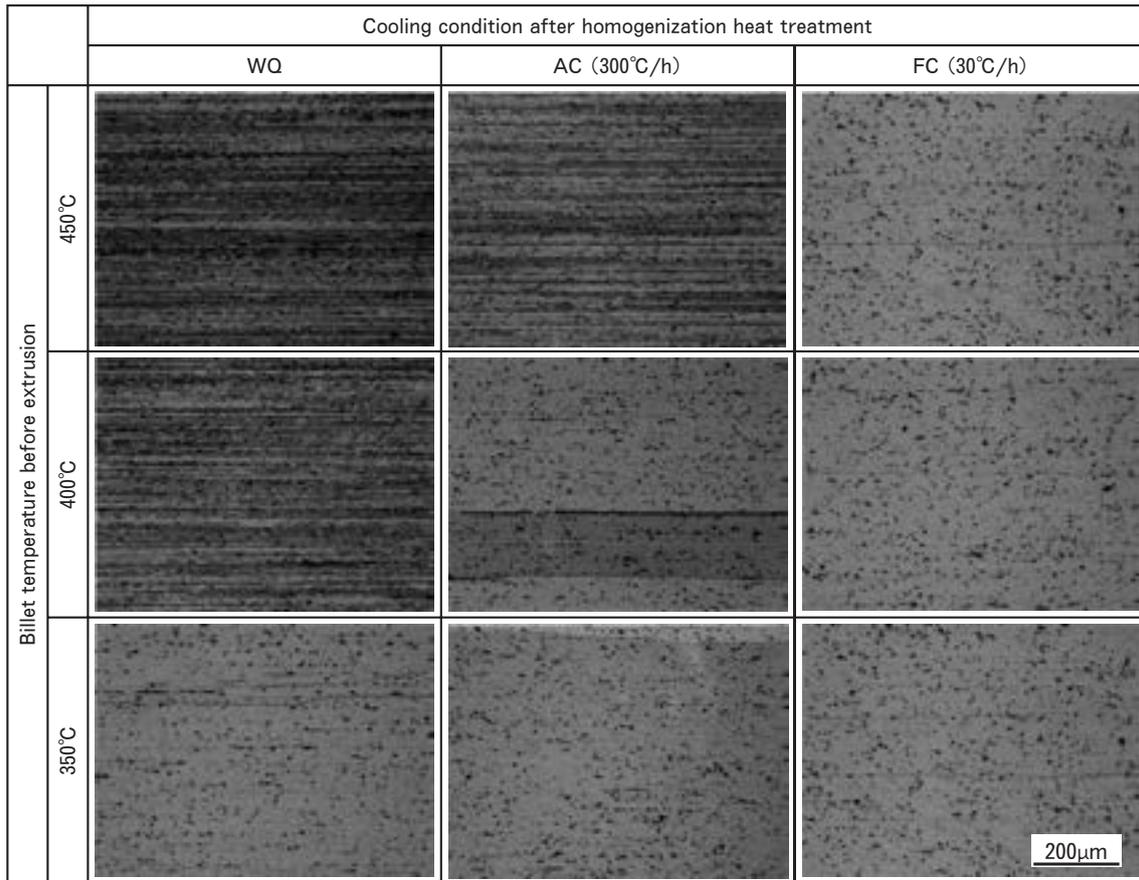


Fig. 2 Optical microstructures of the samples in T4 temper.

大再結晶層が観察された。表面近傍は押出加工時のせん断ひずみが大きいため、十分に再結晶を抑制できなかったとみられる。一方、F調質（押出まま）でのL-ST断面光学顕微鏡組織をFig. 3に示すが、いずれのサンプルも繊維状組織が観察された。このことから、粗大再結晶は溶体化処理で生じたものであり、繊維状組織の安定性が異なることでT4材のマイクロ組織の差が生じたといえる。

### 3.2 集合組織

F調質材の厚さ中央部において、ODFにより算出した各試験片の主要方位の分布密度をTable 1に示す。いずれのサンプルもCube方位（ $\{001\}\langle 100\rangle$ ）の再結晶方位成分と、Brass方位（ $\{011\}\langle 211\rangle$ ）、S方位（ $\{123\}\langle 634\rangle$ ）、Cu方位（ $\{112\}\langle 111\rangle$ ）からなる $\beta$ 方位群が共存する組織であった。なお、Table 1に含まれていない方位成分への集積はみられなかった。代表として、WQ-450°C、WQ-350°C、FC-450°C材、FC-350°CのF調質における $\beta$ 繊維集合組織成分の分散状態をFig. 4に、再結晶集合組織成分の分散状態をFig. 5にそれぞれ示す。Fig. 4より $\beta$ 繊維集合組織に注目すると、全体的にはBrass方位の集積が最も高く、S方位からCu方位にかけて方位密度が低下している。4者の中で唯一安定した繊維状組織が得られたWQ-450°C材では、Brass

方位成分が他よりも強く、Cu方位成分が弱い。ここでBrass方位は繊維状組織を有する7475系アルミニウム合金や5083系アルミニウム合金の温間圧延板材で優先成長することが示されており<sup>7,8)</sup>、回復が関与していると思われる。また、6061アルミニウム合金押出材において、Cr無添加材の押出まま（F調質）で再結晶組織を有する場合には、主方位がCubeでありBrass方位への集積はみられないが、Crの微量添加で繊維状組織が発達すると、Cube方位への集積が低下しBrass方位への集積が大きくなる<sup>9)</sup>。従って、繊維状組織を有するアルミニウム合金では、Brass方位が主方位になるようであり、本研究の2024合金押出材のF調質でも同様といえる。

一方、Fig. 5より、再結晶方位成分ではいずれもCube方位への集積が最も強く、Goss方位（ $\{011\}\langle 100\rangle$ ）への集積はほとんどみられない。4者の比較では、WQ-450°C材はCube方位への集積が他よりも強い。WQ-450°C材のF調質材でみられたODFの傾向は、Table 1に示したように、他の安定な繊維状組織が得られたサンプル（WQ-400°C、AC-450°C）のF調質材でも同様であった。すなわち、安定した繊維状組織が得られたサンプルのF調質材では、CubeおよびBrass方位への集積が強く、Cu方位への集積が弱いこ

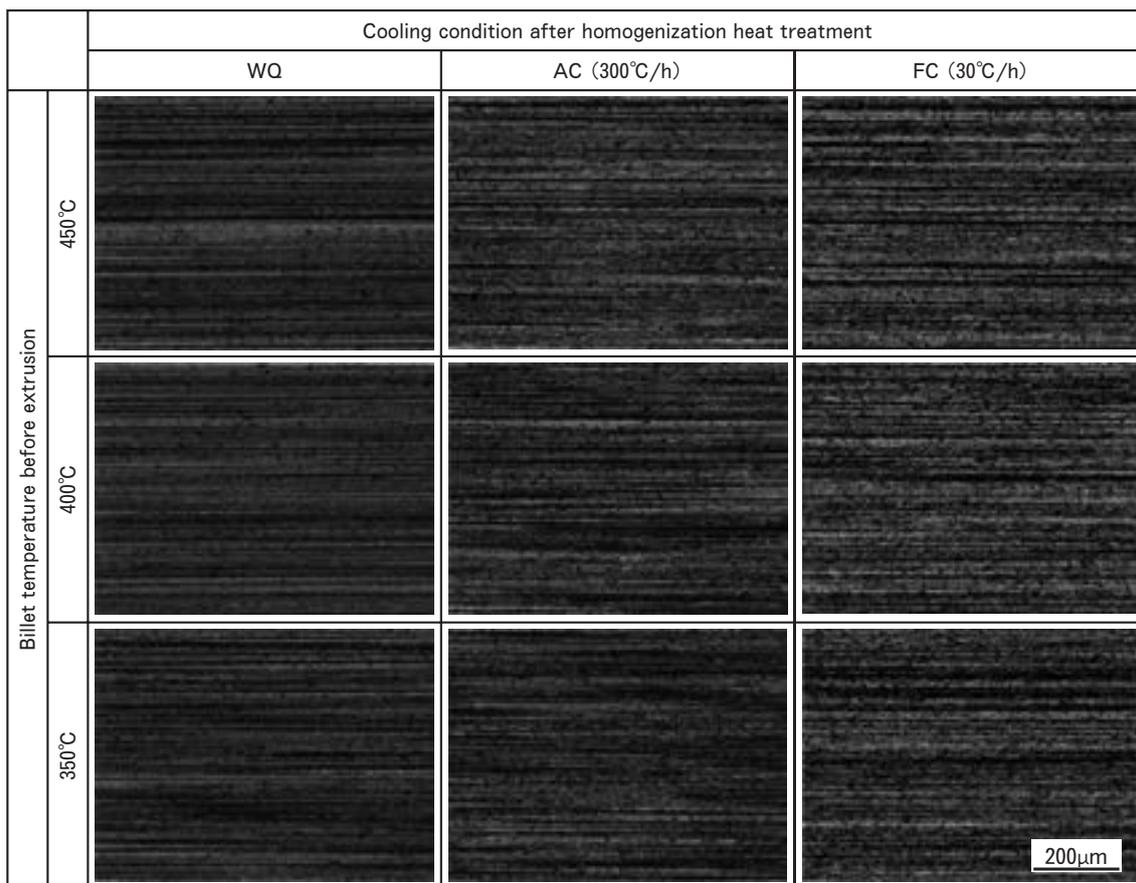


Fig. 3 Optical microstructures of the samples in F temper.

Table 1 Crystallographic orientation densities of the principal orientations in F temper.

Cooling after homo.		WQ			AC			FC		
Billet temperature		450°C	400°C	350°C	450°C	400°C	350°C	450°C	400°C	350°C
Brass	{011}<211>	34.5	35.8	34.1	34.6	33.4	32.9	30.6	27.2	26.5
Cu	{112}<111>	4.6	4.6	6.4	4.4	5.6	6.6	5.8	6.6	6.7
S	{123}<634>	12.8	14.2	15.1	12.8	14.0	14.3	13.1	12.1	12.1
Cube	{001}<100>	17.2	18.3	6.6	17.2	11.8	7.4	9.7	6.2	4.7
Goss	{011}<100>	0.2	0.1	0.5	0.5	0.0	0.2	0.4	0.4	0.5
R	{124}<211>	8.4	8.9	10.6	8.4	9.6	10.2	9.8	9.9	9.7

とが共通していた。形成した集合組織が繊維状組織の安定性に対して本質的に影響しているかどうかは不明であるが、上述の差が生じた事実は興味深い。

### 3.3 TEM組織

F調質におけるTEM組織をFig. 6、押出前後の導電率変化をFig. 7にそれぞれ示す。Fig. 6においていずれもサブグレイン組織が観察される。またFig. 7よりWQ-450°CおよびWQ-350°C材は押出加工によって導電率が上昇（すなわち固溶量が低下）したが、逆にFC-450°CおよびFC-350°C材は押出加工によって導電率が低下（すなわち固溶量が増加）していることが分かる。

さらに、粒内の析出物はWQ-450°C材が最も粗大であるのに対し、WQ-350°C材は前者よりも微細で高密度に観察される。また、FC-450°CおよびFC-350°C材では粒状化合物が少ない。

Fig. 6で観察された針状化合物と粒状化合物のTEM-EDXによる分析結果をTable 2に示す。WQ-450°C材では針状化合物はAl-Cu-Mn系とAl-Cu-Mg系であるのに対し、WQ-350°C材ではほとんどがAl-Cu-Mn系であった。また、粒状化合物はどちらもAl-Cu-Mn系とAl-Cu-Mg系が確認された。このことから、どちらも押出加工中に $\text{Al}_2\text{CuMg}$ と $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ の析出（お

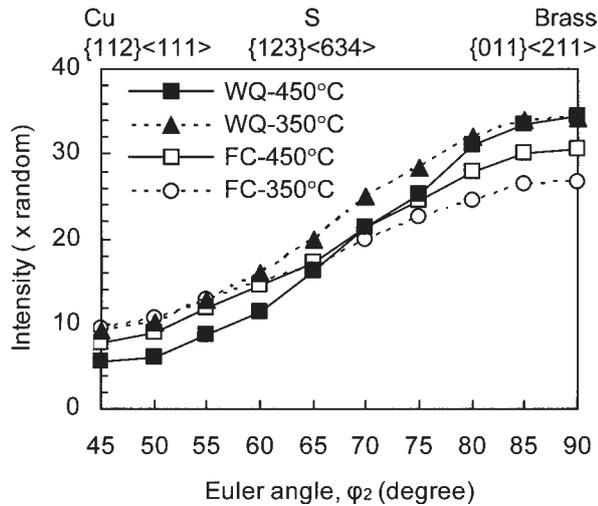


Fig. 4 Crystallographic orientation densities of  $\beta$ -fiber components in F temper.

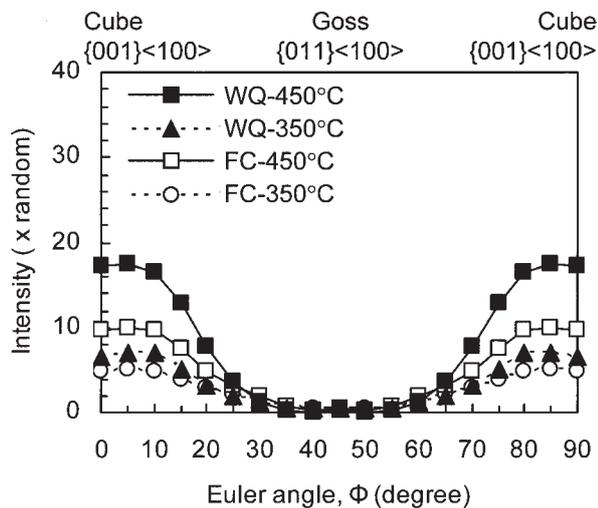


Fig. 5 Crystallographic orientation densities of recrystallization components in F temper.

よび粗大化)が生じていると推測される。また、FC-450°C材、FC-350°C材とも、針状化合物はほとんどAl-Cu-Mn系であり、粒状化合物はAl-Cu-Mn系が主で一部にAl-Cu-Mg系が確認された。均質化処理で生成した $Al_2CuMg$ が、押出加工中に一部固溶した結果と考えられる。

このように、F調質での導電率の差は小さくても、押出加工に伴う析出状態には差があることが分かる。一般に、押出温度が高いほど転位の回復および再結晶が容易であることから、WQ材、FC材とも押出温度450°Cの方がCube方位密度が高くなったと推測できる。しかし、FC-450°C材よりもWQ-450°C材の方がCube方位密度が高くなった。これはWQ-450°C材では押出加工中にCu、Mgが析出することで、回復(あるいは部分再結晶)が促進された結果と考えられる。

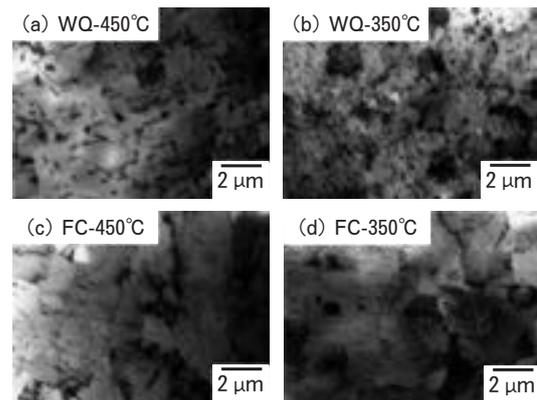


Fig. 6 Microstructures of the extruded samples in F temper.

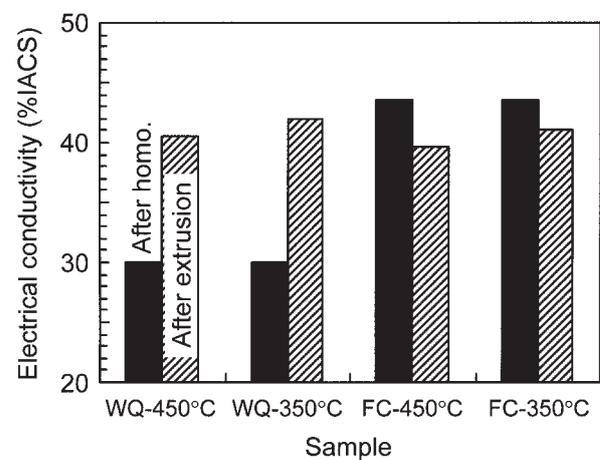


Fig. 7 Changes in the electrical conductivity after homogenization (before extrusion) and after extrusion.

Table 2 Observed particles in the extruded samples analyzed by TEM-EDX.

Sample	Needle shape particles	Spherical shape particles
WQ-450°C	Al-Cu-Mn, Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mn, Al-Cu-Mg
WQ-350°C	Mostly Al-Cu-Mn	Al-Cu-Mn, Al-Cu-Mg
FC-450°C	Mostly Al-Cu-Mn	Al-Cu-Mn, Partially Al-Cu-Mg
FC-350°C	Mostly Al-Cu-Mn	Al-Cu-Mn, Partially Al-Cu-Mg

### 3.4 繊維状組織の安定性

本研究の2024合金ではCu、Mg(S'またはS相)の析出ノーズ温度が350°C付近であり、Mn系化合物は450~500°C付近である。そのため、350°C付近の温度ではS'相やS相が析出し、Mn系化合物の析出は少ない。一方、450°CではS'またはS相は一部固溶を伴いながら粗大析出し、Mn系化合物は微細析出する。Mn系化合物の析出に伴う再結晶抑制に関し、田中ら<sup>5)</sup>はAl-1.0mass%Si-0.6mass%Mg-0.6mass%Mn合金の平面ひずみ圧縮加工材の溶体化処理における再結晶挙動について、圧縮変形が350°C以上で高温かつ低ひずみ速度の

場合に圧縮変形中に Al-Mn 系化合物の析出が起こり、熱的安定な下部組織が形成され、繊維状組織が安定化すると報告している。

以上の結果より推測した、本実験における各サンプルの押出前の加熱直後から溶体化処理までのマイクロ組織変化を Fig. 8 に模式的に示す。WQ-450°C 材は押出前後の導電率変化が +10.6%IACS であることと前述の TEM-EDX 分析結果より、押出加工中に Cu, Mg の析出が生じていることが明らかであり、粒界上に析出したこれらの元素は再結晶を抑制する。さらに押出温度が Mn 系化合物の析出ノーズ温度に最も近いため、元々分散している Mn 系化合物に加えて、粒界上への固溶 Mn の析出も再結晶抑制に働く。これらの効果により、押出後に繊維状組織が得られる。そして溶体化処理を行うと、

昇温中は粒界上に S 相が凝集しながら Cu, Mg は固溶する。しかし、Mn が再結晶を抑制するため、T4 調質においても繊維状組織は維持されたと考えられる。

一方、WQ-350°C 材の場合には、WQ-450°C 材に比べて繊維状組織の安定性が低下した。押出前後の導電率変化が +11.9%IACS であることから、押出中に Cu, Mg が微細析出し、粒界上の微細析出物は再結晶を抑制するが、Mn の析出ノーズ温度との差が大きいため、押出加工中の Mn の析出が少ない。そのため、溶体化処理時に Cu, Mg が固溶すると、粒界上の Mn 析出が不十分であったため、再結晶が抑制できず粗大再結晶が生じたと推測できる。

さらに、FC-450°C 材および FC-350°C 材は均質化処理後の冷却過程で Cu, Mg, Mn とも析出し、押出前

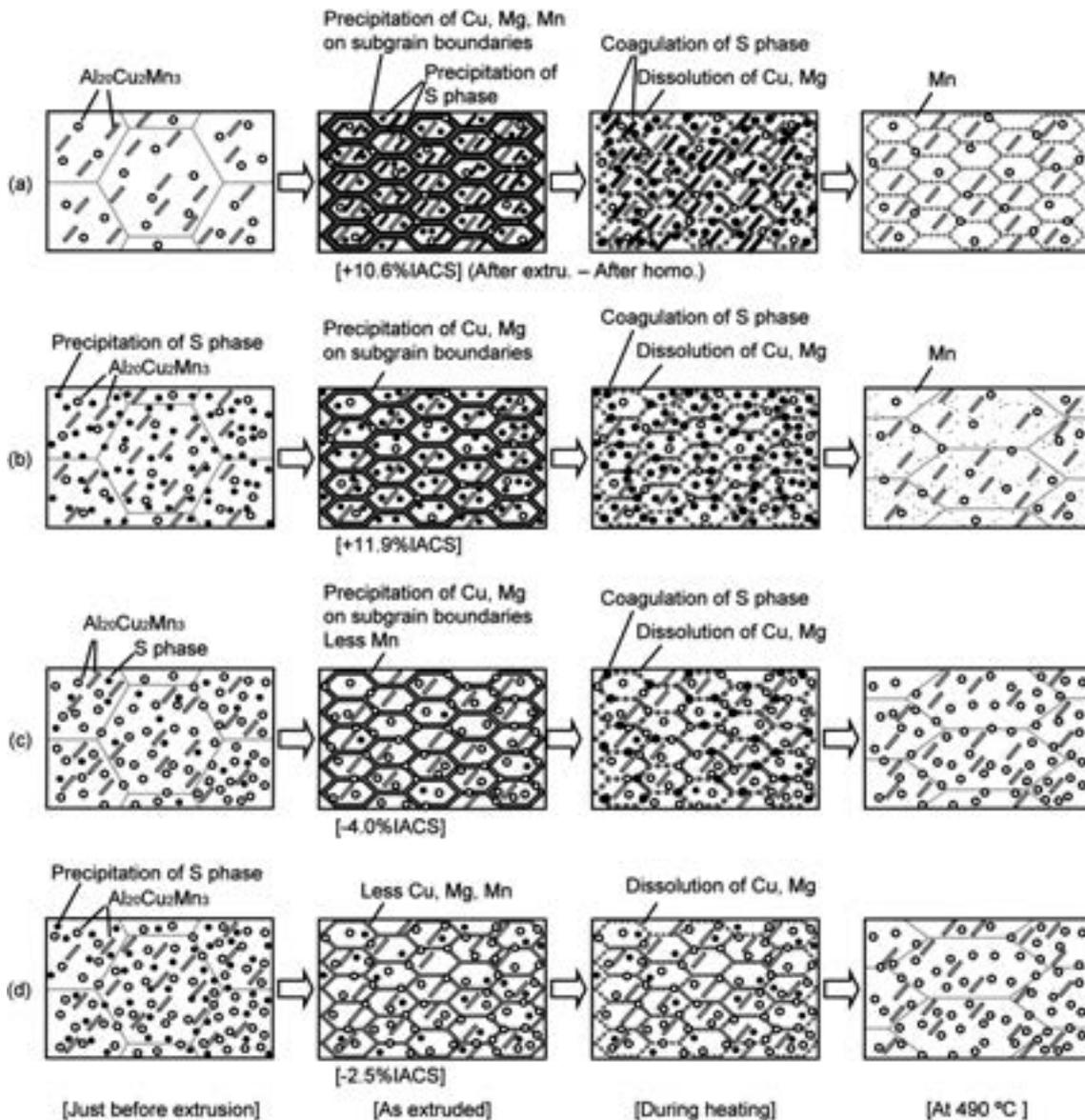


Fig. 8 Schematic model of the influence of grain boundary precipitates on the thermal stability of fibrous structure of the extrusions. The samples are (a) WQ-450°C, (b) WQ-350°C, (c) FC-450°C, (d) FC-350°C.

の鋳塊ではこれらの固溶量が低下している。この状態で押出を行うと、FC-450°C 材では押出前後の導電率変化が-4.0%IACS であることから推測できるように、押出前加熱で Cu, Mg が一部固溶し、押出中は粒界上に Cu, Mg の析出が起こるが、WQ-450°C 材に比べると少ない。さらに Mn の固溶量が水冷材に比べて少ないため、粒界上への Mn の析出が起こりにくい。そのため、WQ-350°C 材と同様に繊維状組織の安定性が低下したと考えられる。そして FC-350°C 材では、押出前後の導電率変化が-2.5%IACS であり、押出加工中の粒界への析出が、Cu, Mg, Mn とも起こりにくいことから、繊維状組織の安定性が低下したと考えられる。

### 3.5 固溶元素の影響

以上のように、押出材の溶体化処理における繊維状組織の安定性には、Cu, Mg の主要添加元素と Mn の遷移元素の両方を考慮する必要があるが、その寄与度についてはよく分からない。そこで、固溶 Mn の影響を明確にするため、均質化処理時間を 5 h, 10h, 20h で変化させ、水冷した鋳塊を用いて作製した、T4 調質後の押出材の断面光学顕微鏡組織を Fig. 9 に示す。Fig. 9 より、均質化処理の保持時間が 5 h および 10h では繊維状組織が得られたが、20h では粗大再結晶が生じた。これは 490°C の均質化処理温度が Mn の析出ノーズ温度に近いことから、その保持時間が長いほど Mn の固溶量が低下し、押出加工中の Mn 析出が生じにくく、繊維状組織の安定性が低下したためと推測される。

また、本結果だけでは主要添加元素の影響有無が明確にならないため、次に Cu, Mg 添加量を半減あるいは無添加にしたサンプルと、Mn 添加量を半分にしたサンプルの T4 調質後の断面光学顕微鏡組織を Fig. 10 に示す。Fig. 10(b) に示すように、Cu, Mg 添加量を半分にした場合でも繊維状組織が得られたが、Fig. 10(c) に示すように無添加にすると粗大再結晶組織が得られた。さらに Fig. 10(d) に示すように、Mn 添加量を半分にした場合にも粗大再結晶組織が得られた。Cu, Mg を無添加にした場合には、Mn 系化合物の種類が変わり、それ自身による再結晶抑制力が変化している可能性はあるものの、少なくとも繊維状組織の安定性には Cu, Mg の主要添加元素と Mn の遷移元素の両方が影響していることが明らかであり、これらの固溶元素の影響は大きいと思われる。

本研究では、まず均質化処理後の冷却速度と押出加工前の鋳塊加熱温度によって押出材の集合組織が変化することを明らかにした。そして集合組織が繊維状組織の安定性に本質的に影響しているかどうかは不明であるものの、繊維状組織の安定性には主要添加元素 (Cu, Mg) と Mn の両方が影響しており、これらの固溶元素が再結晶の抑制に寄与していることを明らかにした。

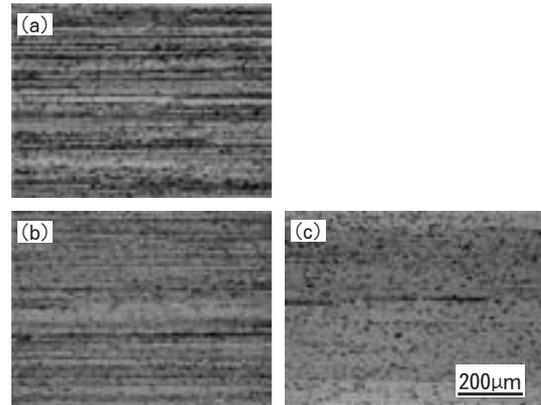


Fig. 9 Effect of the homogenization heat treatment time of the billets on the stability of the fibrous structure after solution heat treatment, (a) 5 h, (b) 10h, (c) 20h. The billets were quenched into water after the solution heat treatments.

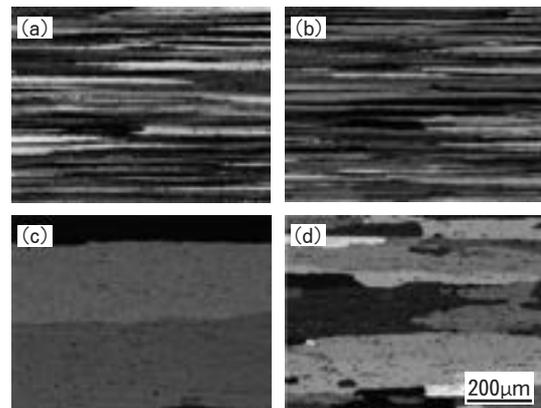


Fig. 10 Effect of the chemical compositions on the stability of the fibrous structure after solution heat treatment, (a) Al-4.6mass%Cu-1.6mass%Mg-0.6mass%Mn, (b) Al-2.3mass%Cu-0.8mass%Mg-0.6mass%Mn, (c) Al-0mass%Cu-0mass%Mg-0.6mass%Mn, (d) Al-4.5mass%Cu-1.7mass%Mg-0.3mass%Mn.

## 4. 結 言

均質化処理後の冷却条件と、押出加熱温度を変化させることで、2024 アルミニウム合金押出材のマイクロ組織に及ぼす固溶元素の影響について調査した結果、以下の結論を得た。

(1) T4 調質での繊維状組織の安定性には、主要添加元素 (Cu, Mg) と遷移元素 (Mn) の両方が影響していることが分かった。均質化処理後の冷却速度を大きくすることで Cu, Mg, Mn の固溶量を大きくし、Mn 系化合物の析出ノーズに近い温度 (本実験では 450°C) で

押出加工を行うことでこれら元素の析出を促すことにより、繊維状組織は安定した。

(2) 均質化処理後水冷を行い、ピレット加熱温度 450 °C で押し出した場合、Cu, Mg 添加量を半減しても溶体化処理後に安定な繊維状組織が得られたが、無添加の場合には粗大再結晶が生じた。また、Mn 添加量を半減しても、粗大再結晶組織になった。

(3) 均質化処理後の冷却速度と押出加熱温度は、F 調質での集合組織形成にも影響を及ぼした。安定な繊維状組織が得られる場合、溶体化処理前には Brass 方位と Cube 方位への集積が比較的強く、Cu 方位への集積が比較的弱い集合組織が形成され、押出加工中の析出に伴う回復が関与していると考えられた。

#### 参考文献

- 1) Metals Handbook : 10th Ed, vol.2, ASM, (1990), 70-71.
- 2) たとえば, 中井 学, 江藤武比古 : 軽金属, **45** (1995), 677-681.
- 3) 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属, **47** (1997), 691-695.
- 4) 里 達雄, 神尾彰彦, 北岡山治 : アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 192-216.
- 5) 田中宏樹, 長井康礼, 大久保喜正, 吉田英雄 : 軽金属学会第 106 回春期大会講演概要, (2004), 87-88.
- 6) L. F. Mondolfo : *Aluminum Alloys, Structure and properties*, Butterworths, London, (1976).
- 7) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田 正, 渋谷和久, 吉田英雄 : 軽金属, **52** (2002), 231-235.
- 8) 田中宏樹, 長井康礼, 吉田英雄 : 軽金属, **53** (2003), 570-574.
- 9) 加藤勝也, 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要, (2008), 119-120.

# 銅を添加した Al-Mg-Si 合金のベークハード性に 及ぼす自然時効と高温予備時効の影響\*

八 太 秀 周\*\* 松 田 真 一\*\*\*  
田 中 宏 樹\*\*\*\* 吉 田 英 雄\*\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 46-51

## Effects of natural aging and pre-aging at elevated temperature on the bake hardenability of copper added Al-Mg-Si alloys

Hidenori Hatta, Shinichi Matsuda,  
Hiroki Tanaka and Hideo Yoshida

The effects of natural aging at 20°C and pre-aging at 100°C on the bake hardenability of Cu added Al-Mg-Si alloys have been studied by tension testing, hardness measurements, electrical resistance measurements and differential scanning calorimetric analysis (DSC). The decline in the bake hardenability during natural aging slowly decreased with the Cu content. Because the increase in the forming cluster (1) was restrained by the Cu addition during the brief natural aging, the  $\beta$  phase then immediately precipitated during baking at 170°C for 1.2ks. Pre-aging at 100°C after quenching significantly affected the bake hardenability of the Cu added alloys. The increase in the forming cluster (1) was also restrained by pre-aging during the natural aging.

### 1. 緒 言

Al-Mg-Si 合金に銅を添加すると、強度およびプレス成形性が向上する<sup>1~3)</sup>。しかも Al-Mg-Si 合金は塗装焼付け時の高温短時間の加熱で硬化 (bake hardening, 以下 BH 処理と略す) するベークハード性を有する。そのため AA6111 合金などの銅を添加した 6000 系合金が自動車ボディパネルへ適用されている<sup>3~5)</sup>。しかし、Al-Mg-Si 合金では溶体化処理後から BH 処理を開始するまでに室温付近で保管 (以下、自然時効と称す) するとベークハード性が低下する<sup>6)</sup>。その抑制方法の一つとして高温予備時効処理が報告されているが<sup>7,8)</sup>、銅を添加しない合金に関するものが多く、銅添加合金の焼入れ

および高温予備時効した後の自然時効がベークハード性に及ぼす影響については十分に調べられていない。

そこで本研究では、銅を添加した過剰シリコン型 Al-Mg-Si 合金および比較として銅を無添加とした合金のベークハード性に及ぼす自然時効と高温予備時効の影響について検討した。

### 2. 実 験 方 法

**Table 1** に示す組成のスラブを試験炉により半連続铸造した後、560°C で 36ks 保持の均質化処理を施した。その後、500°C に加熱して厚さ 30mm から 4 mm まで熱間圧延し、次にその熱間圧延板を厚さ 1 mm まで冷間圧延した。その後の熱処理条件を **Fig. 1** に示す。第一の実験では得られた冷間圧延板を 540°C の塩浴炉中で 60s 保持の溶体化処理を行った後、氷水中に焼入れした。焼入れした氷水中で 10s 保持し、その後直ちに恒温水槽を用いて 20°C で 0~604.8ks の自然時効を行った。最後に 170°C に加熱したオイルバス中で最大 86.4ks まで

\* 第 107 回春期大会 (平成 16 年 11 月) で一部発表。軽金属, 59(2009)439 に主要部掲載。

\*\* 研究開発センター 第六部, 工学博士

\*\*\* 研究開発センター 第六部

\*\*\*\* 研究開発センター 第一部, 工学博士

\*\*\*\*\* 研究開発センター 工学博士

の人工時効および 1.2ks の BH 処理を行った。第二の実験では、同様の溶体化処理および焼入れをした後、直ちにオイルバスを用いて 100°C で 0.3ks および 7.2ks の高温予備時効を行った。その後 20°C の大気恒温槽中で最大 604.8ks まで保持し、最後に 170°C で 1.2ks の条件で

BH 処理を行った。

各合金の時効特性を把握するために、ビッカース硬さ（負荷荷重 49N）により時効曲線を作成した。バークハード性は BH 処理の前後に JIS 5 号試験片を用いた引張試験を室温で実施し、耐力の差により求めた。また、時効挙動の解析として、入力補償型示差走査熱量計 (DSC) を用いて、昇温速度 40°C/min にて測定した。さらに焼入れ後あるいは高温予備時効後に、20°C の恒温水槽中で  $1 \times 2 \times 200$ mm の試験片を保持し、1.0A の電流を通电し、四端子法により自然時効中の電気抵抗変化を連続的にその場測定し、自然時効中の電気比抵抗変化を求めた。

Table 1 Chemical composition of the alloys (mass%)

Alloy	Mg	Si	Cu	Fe	Al
0%Cu	0.63	1.04	<0.01	0.04	Bal.
0.4%Cu	0.64	1.05	0.41	0.04	Bal.
0.8%Cu	0.61	0.99	0.76	0.03	Bal.
1.2%Cu	0.61	1.02	1.15	0.03	Bal.

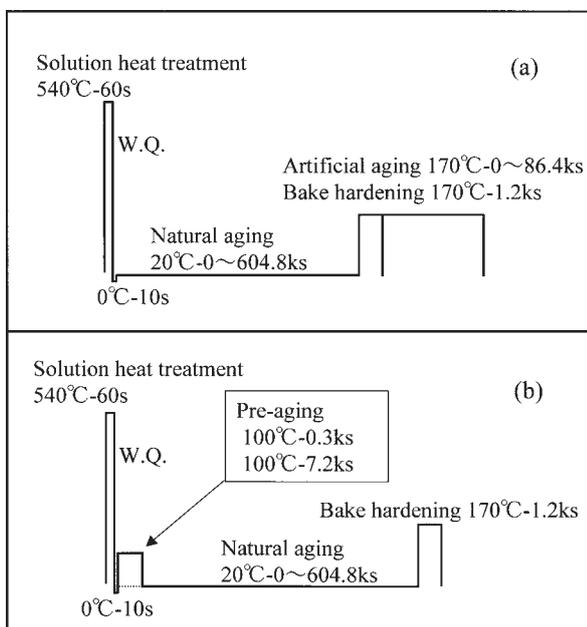


Fig. 1 Schematic diagrams of heat treatment, (a) two-step aging, (b) three-step aging.

### 3. 結果および考察

#### 3.1 自然時効の影響

自然時効なしおよび 20°C で 86.4ks あるいは 604.8ks 自然時効した後に 170°C で人工時効したときの時効曲線を Fig. 2 に示す。ピーク硬さは銅の添加量が多いほど高いが、いずれの合金とも、ピーク硬さに及ぼす自然時効条件の影響はわずかであった。これは  $Mg_2Si$  量が低い合金では自然時効の負の効果が現れないという報告<sup>9)</sup>と一致した。また、すべての合金とも自然時効処理なし材では時効の初期段階に大きく硬化するのに対し、自然時効材では初期段階の硬化は少なく、長時間時効した後に硬さが上昇した。このことから、銅添加合金でも自然時効がバークハード性に影響していることが確認できた。

自然時効を行った後の BH 処理前後の耐力を Fig. 3 に示す。いずれの合金とも BH 処理前の耐力（自然時効後の耐力）は、自然時効時間に伴い上昇した。自然時効による硬化速度は銅添加量が多いほど抑制され、自然時効による硬化量が少ない合金ほど BH 処理後の耐力は高くなった。BH 前後の耐力の差で表されるバークハード量 ( $\Delta BH$ ) は、Fig. 4 に示すように銅添加量が多いほ

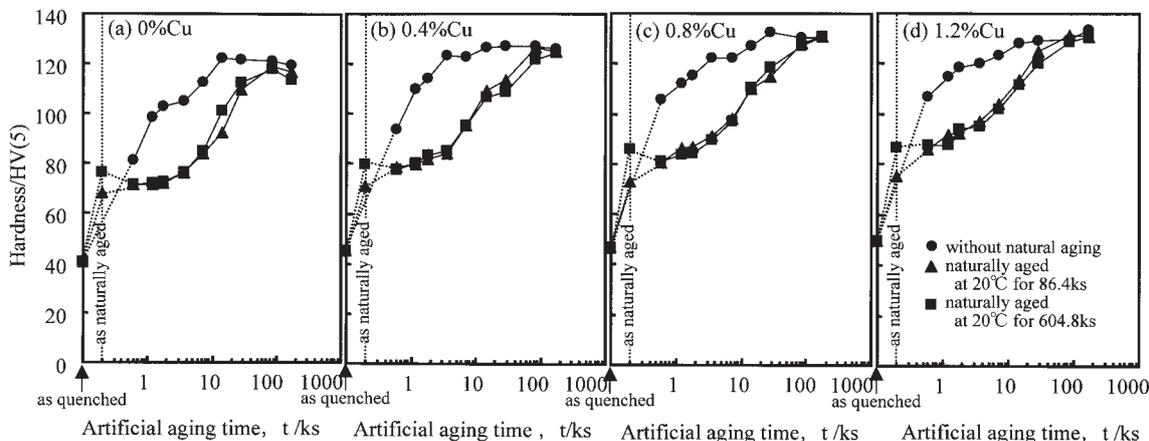


Fig. 2 Aging curves at 170°C for the samples with and without natural aging at 20°C for 86.4ks or 604.8ks, (a) 0%Cu, (b) 0.4%Cu, (c) 0.8%Cu and (d) 1.2%Cu alloys.

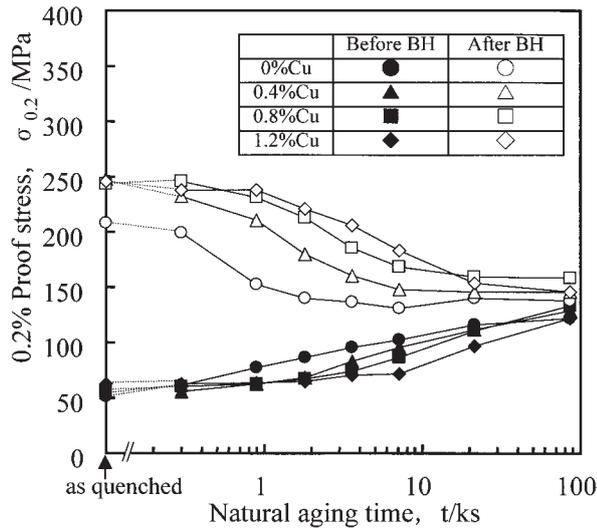


Fig. 3 Effect of natural aging time at 20°C on the 0.2% proof stress of the alloy before and after BH treatment at 170°C for 1.2ks.

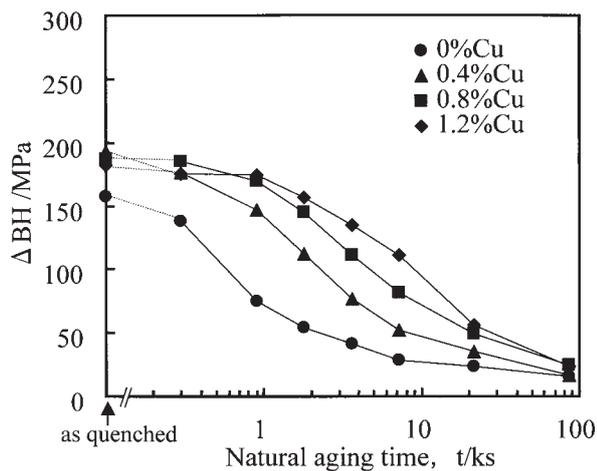


Fig. 4 Effect of natural aging time at 20°C on the bake hardenability of 0.2% proof stress during BH treatment at 170°C for 1.2ks.

ど、自然時効が長時間まで高いバークハード性が維持された。

バークハード性に寄与する析出相の確認として、0.8%Cu 合金の焼入れ直後（自然時効なし）材と 20°C で 7.2ks の自然時効材、さらにそれらを 170°C で 1.2ks の BH 処理した後の試料の DSC 曲線を Fig. 5 に示す。焼入れ直後材を DSC 分析すると 3 つの発熱ピークがみられた。これらのピークは、銅を含有した合金では A はクラスタ、B は  $\beta$  相、C は Q 相の析出に対応するとされている<sup>10)</sup>。バーク後では  $\beta$  相のピークが完全に消滅した。それに対し自然時効材の BH 処理後の試料では  $\beta$  相のピークが明瞭に認められた。この結果は、自然時効なしの場合には  $\beta$  相が 170°C で 1.2ks の BH

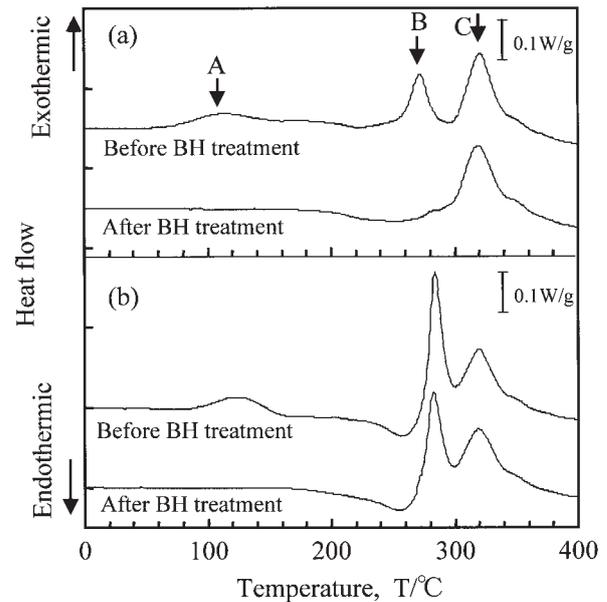


Fig. 5 DSC traces of the sample containing 0.8%Cu before and after BH treatment (a) without natural aging, (b) naturally aged at 20°C for 86.4ks.

処理中に完全に析出するが、自然時効した場合には BH 処理において  $\beta$  相が完全に析出しきれていないことを示唆している。

焼入れ後、自然時効時間を変化させた 0.8%Cu 合金の DSC 曲線を Fig. 6 に示す。 $\beta$  相のピークは自然時効時間の増加に伴い大きさが増大し、出現温度が高温側へ移行した。ピークの大きさは析出量に関係すると推測できるが、一方で自然時効が施されると、高温時効において粗く析出し低強度になると報告<sup>1)</sup>されていることから、DSC 曲線から推測される析出量のみでは強度との対応付けは難しいと考えられる。そこで拡散温度の観点から、ピークの出現温度に着目し、すべての合金において  $\beta$  相、 $\beta'$  あるいは Q 相の出現温度と自然時効時間の関係を調べた。Fig. 7 に DSC 曲線より得られた 0%Cu 合金では  $\beta$  相、および銅添加合金では Q 相のピーク温度と自然時効時間の関係を示す。銅添加量の増加に伴い Q 相のピーク温度は低下するが、いずれの合金でも自然時効時間に伴う変化はみられなかった。この結果より、Q 相の析出は自然時効の影響を受けにくいと考えられ、バークハード性が自然時効時間に伴って低下する現象とは対応しないことが確認された。 $\beta$  相のピーク温度と自然時効時間の関係を Fig. 8 に示す。 $\beta$  相も銅添加量の増加に伴いピーク温度が低くなった。0%Cu 合金の  $\beta$  相のピーク温度は自然時効の初期から上昇し、7.2ks 以降はほぼ一定となるのに対し、銅添加量の多い合金では自然時効の初期段階ではごくわずかな上昇に留まり、一定時間の後に高温になることがわかった。この  $\beta$  相のピーク温度の上昇は、バークハード性が低下する時間

とほぼ一致することから、銅を添加した合金でも  $\beta''$  相が強化相であり、低温のピークほど BH 処理時に強度が向上すると考えられる。

焼入れ直後からの自然時効に伴う電気比抵抗変化を Fig. 9 に示す。電気比抵抗の変化は組織変化をマクロ的にとらえているが、従来の報告<sup>2,6)</sup>を参考にして、クラスタ (1) の生成の影響が大きいと仮定する。ここで、クラスタは芹澤らの報告<sup>11)</sup>を参考にして、自然時効中に生成し BH 処理しても  $\beta''$  相へ遷移しにくい原子の集合体をクラスタ (1)、60°C 以上の温度で生成して  $\beta''$  相へ遷移しやすい集合体をクラスタ (2) と定義する。銅添加

量が多いほど自然時効の初期段階での電気比抵抗 ( $\Delta\rho$ ) 上昇が抑制されている。これは上述の BH 前の耐力が自然時効に伴って上昇する際、銅添加量が多いほど、その上昇が抑制される結果と対応する。この結果より、銅添加によりクラスタ (1) の生成が遅滞したと推測できる。第一原理計算において Al-Mg-Si 合金に銅を添加するとマグネシウムと強い引力作用を持つと言われている<sup>12)</sup>ことから、それらのクラスタに凍結空孔が捕獲されたかあるいはクラスタ (1) と競合関係にあるクラスタ (2)<sup>11)</sup>が優先して生成し、母相中の見かけ上の凍結空孔濃度が低下したためにクラスタ (1) の生成が遅滞されたと考えられる。一方、長時間側の電気比抵抗の上昇は、0%Cu 合金よりも 0.8%Cu 合金の方が大きくなった。これは Cu 添加合金において長時間の自然時効を施すとより多くのクラスタ (1) が生成するかあるいはクラスタの構造が変化する可能性を示唆している。

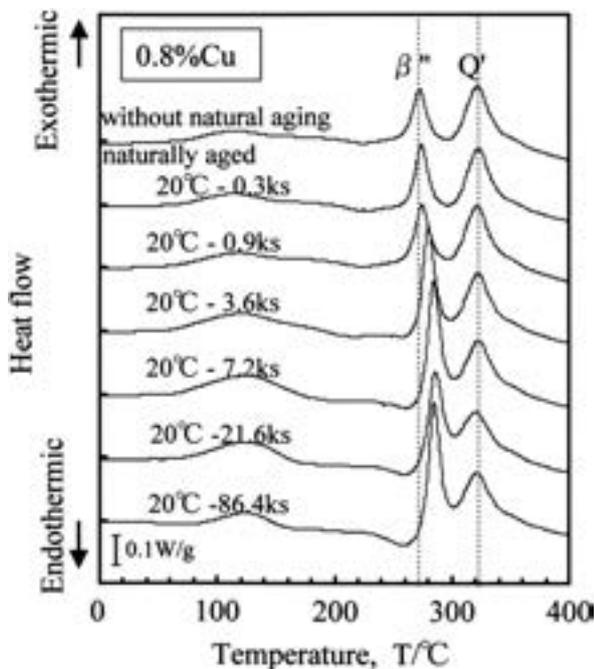


Fig. 6 DSC traces of the naturally aged sample at 20°C for various time after quenching.

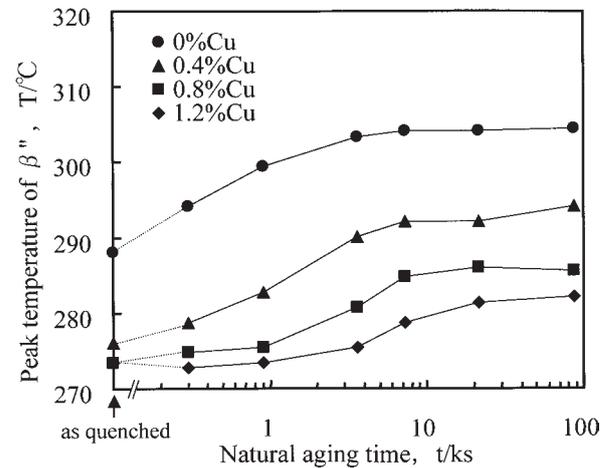


Fig. 8 Changes in the temperature of  $\beta''$  peak on DSC traces during natural aging at 20°C.

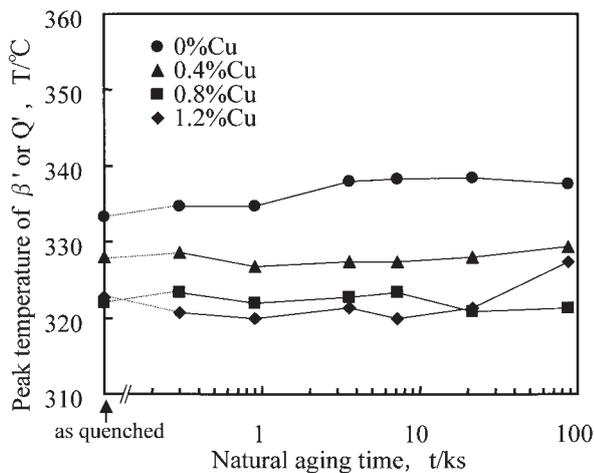


Fig. 7 Changes in the temperature of  $\beta'$  or  $Q'$  peaks on DSC traces during natural aging at 20°C.

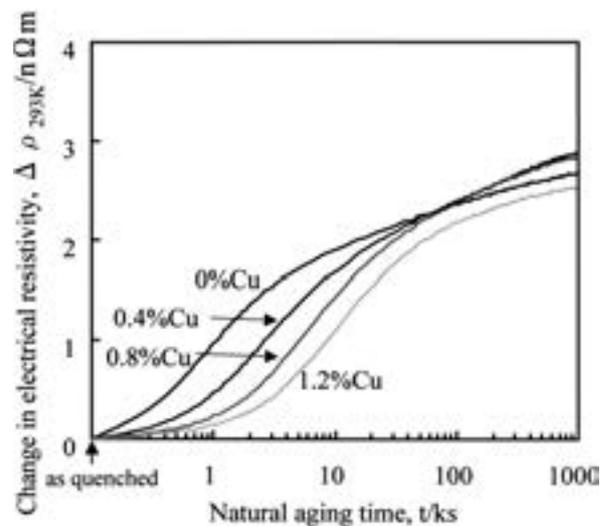


Fig. 9 Changes in the electrical resistivity at 20°C during natural aging after quenching.

### 3.2 予備時効材

Al-Mg-Si 合金において、焼入れ後直ちに 60℃ 以上の温度で高温予備時効を行うと、 $\beta''$ 相に遷移するクラスタ (2) が生成し、その後室温で保持しても、最終の時効処理で高い強度が得られる。そこで、0.8%Cu 合金に高温予備時効を施し、室温で保持した後の耐力および BH 処理後の耐力を、0%Cu 合金と比較した。

自然時効を行った後の BH 前後の耐力を Fig. 10 に示す。高温予備時効なし材では 0%Cu 合金、0.8%Cu 合金とも自然時効に伴って大きく耐力が変化し、BH 処理前後の耐力の差で表されるバークハード量は自然時効時間に伴って減少した。一方、100℃ で 0.3ks の高温予備時効した場合には高温予備時効なしに比較して、バークハード性が高く維持できる自然時効時間が長くなり、銅を添加した合金の方が顕著であった。さらに、100℃ で 7.2ks の予備時効を行った場合には、0%Cu 合金、0.8%Cu 合金とも BH 前および BH 後の耐力とも自然時効時間にかかわらずほぼ一定値を示した。

自然時効中の電気比抵抗の変化を Fig. 11 に示す。0%Cu 合金および 0.8%Cu 合金とも、高温予備時効なし材では自然時効の短時間から電気比抵抗の上昇がみられるのに対し、予備時効することによりその変化を抑制できることが確認できた。0%Cu 合金と 0.8%Cu 合金の比較では、0.8%Cu 合金の方が電気比抵抗の上昇を長時間低く抑えることができた。このことは銅添加合金に予備時効を施すと、クラスタ (1) の生成をさらに遅滞できることを示している。

0%Cu 合金、0.8%Cu 合金の高温予備時効なしおよび高温予備時効を 100℃ で 0.3ks あるいは 7.2ks 施し、その後 20℃ で 604.8ks 自然時効した後の DSC 曲線を Fig. 12 に示す。0%Cu 合金、0.8%Cu 合金とも高温予備時効を行うと  $\beta''$ 相のピークが小さくなった。これは高温予備時効中に  $\beta''$ 相の一部あるいはその核となる相が析出したと考えられ、これらの試料では 604.8ks 自然時効した後も、 $\beta''$ 相のピークの出現する温度が低いことが明らかになった。この結果より、銅添加合金でも高温予備時効を施すことにより、 $\beta''$ 相へ遷移するクラス

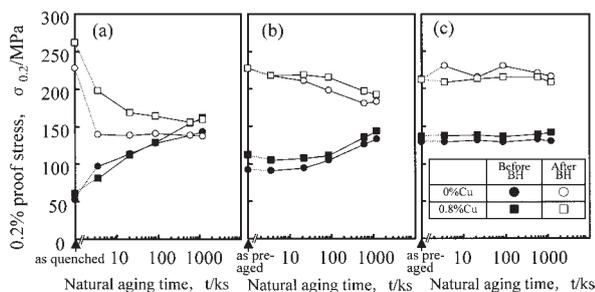


Fig. 10 Changes in the 0.2% proof stress during natural aging (a) without pre-aging, (b) pre-aged at 100℃ for 0.3ks and (c) pre-aged at 100℃ for 7.2ks.

タ (2) が優先して生成し、自然時効中のクラスタ (1) の生成を抑制できるためと考えられる。

## 4. 結 言

銅を添加した過剰シリコン型 Al-Mg-Si 合金のバーク

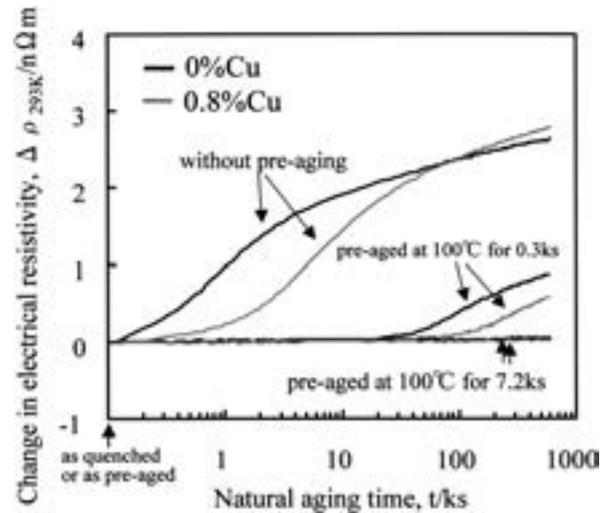


Fig. 11 Changes in the electrical resistivity at 20℃ during natural aging at 20℃ after quenching and pre-aged at 100℃ for 0.3ks or 7.2ks.

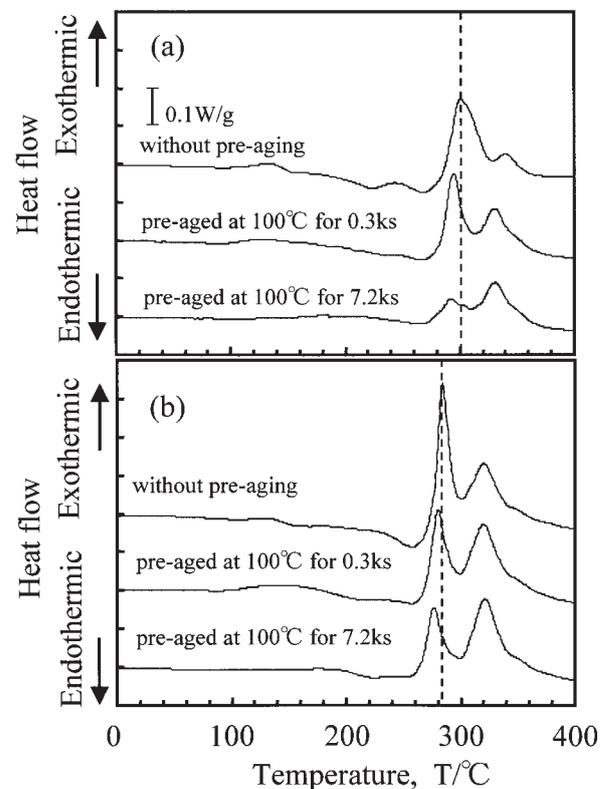


Fig. 12 DSC traces of the naturally aged samples at 20℃ for 604.8ks. (a)0%Cu alloy, (b)0.8%Cu alloy.

ハード性に及ぼす自然時効と高温予備時効の影響を調べた得られた結果をまとめると以下のようになる。

(1) 銅添加量の増加に伴い自然時効が長時間まで、高いベークハード性が得られる。これは銅添加によりクラスタ(1)の生成を遅滞することができ、BH処理中における $\beta$ "相の析出速度が大きくなるためと考えられる。

(2) 高温予備時効を施すことにより、銅を添加した合金でも銅無添加合金と同様に、高いベークハード性が維持できる。

(3) 高温予備時効した銅添加合金は、同様の処理を行った無添加合金に比べ、高いベークハード性が維持できる自然時効時間をさらに長くできる。これは銅添加により $\beta$ "相に遷移しないクラスタ(1)の生成を遅滞できるためと考えられる。

本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)から(財)金属系材料研究開発センター(JRCM)への委託研究「実用金属材料分野ナノメタル技術開発(アルミニウム系サブグループ)」の一環として行ったものである。

#### 参考文献

- 1) 鈴木 寿, 管野幹宏, 白石泰久, 埴 健三: 軽金属, **29** (1979), 575-581.
- 2) 阿部晴彦, 小松伸也, 池田勝彦, 櫻井健夫: 軽金属, **52** (2002), 179-184.
- 3) 日経メカニカル: 日経BP社, **559** (2001), 18-21.
- 4) アルミニウムの製品と製造技術: 軽金属学会, (2001), 220-247.
- 5) 宇都秀之: 住友軽金属技報, **47** (2006), 128-144.
- 6) 八太秀周, 田中宏樹, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, **54** (2004), 412-417.
- 7) 櫻井健夫, 高木康夫, 増田哲也: 軽金属学会第98回講演概要集, (2000), 187-188.
- 8) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊地正夫, 日比野旭, 松尾 守: 軽金属, **53** (2003), 516-522.
- 9) 八太秀周, 松田眞一, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 667-672.
- 10) S. Esmaeili, X. Wang, D. J. Lloyd and W. J. Poole: Metallurgical and Materials Transactions A, **34** (2003), 751-763.
- 11) A. Serizawa, S. Hirose and T. Sato: Materials Science Forum, **519-521** (2006), 245-250.
- 12) 廣澤渉一, 中村文滋, 里 達雄, 星野敏春: 軽金属 **56** (2006), 621-628.

# Investigation on the Factors Affecting Erosion Corrosion of Copper Hot Water Tubes — Focusing on Cavitation — \*

Shiro Sato \*\*

This is a report to propose a mechanism of 'cavitation' for the erosion corrosion of copper hot water tubes. As a result of recent surveys on the failures of copper hot water tubes by erosion corrosion by Kawano et al, it has been revealed that the level of oxygen content in circulating hot water is higher in cases of the tubes failed by erosion corrosion than those free from erosion corrosion. It is considered that the increase of oxygen in the tubes could come from sucking of air due to the appreciable pressure drop in the circulating hot water which, consequently, could increase the risk of 'cavitation' by lowering the boiling temperature. The possible factors to enhance the pressure drop in the hot water are the water velocity, the friction of flow along the tube wall, the non-uniform water flow at tube bends, the vortex at the ramp of tube joints, and the suction power of circulating pump, when unbalanced in particular. Hydro dynamic estimation of pressure distribution in the tubes justifies the probable risk of cavitation by local pressure drop/water boiling. The characteristic features observed in the erosion corrosion of copper hot water tubes, such as the preferable sites for the erosion corrosion - the return tubes, the inner radius of tube bends and the ramps at the lap tube joints- are well explained by taking into account the local pressure drop to cause the cavitation in the hot water tubing systems. Above is the result of mathematical study based on the basic hydro dynamic principle. In order to solve the troubles by erosion corrosion of copper hot water tubes, it is desirable to make the experimental investigation to verify the mechanism of erosion corrosion by cavitation and to establish the reliable design criteria for copper tubes hot water distributing systems.

## 1. Introduction

Copper tubes have long been used for the hot water service. In recent years, however, their market position has been invaded by the competitors such as the stainless tubes and/or the heat resistant plastics pipes. In case of large buildings of high ends, copper hot water tubes are often regarded as the runner-up candidate against stainless tubes. It seems the reason is, despite the cost advantage of copper tubes over stainless tubes, simply due to the probable risk of failures by the erosion corrosion of copper hot water tubes.

Though, in the past decades, a lot of investi-

gations have been made on the erosion corrosion of copper hot water tubes, the mechanism of erosion corrosion of copper hot water tubes has not yet successfully elucidated and, as a result, useful countermeasure to prevent erosion corrosion has not yet been established.

The statistical data on the failure modes of copper water tubes suggest that the erosion corrosion is one of the most important phenomena for the leakage troubles of copper hot water tubes as shown in **Table 1**<sup>1,2)</sup>.

Few years ago, author has incidentally learnt two epoch-makings which suggest the erosion corrosion of copper hot water tubes could basically be the cavitation erosion. One epoch-making was to have a chance to observe the see-through devices for the cavitation at the National Maritime Research Institute, Mitaka, Tokyo, where I have got the impression that

\* This Paper has been presented in Japanese, J. JRICu 48 (2009), 176.

\*\* Dr. of Eng., Advisor, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

**Table 1** Failure modes of copper water tubes used for hot and cold water service.

Failure Modes	Number of Failures	
	1971~1978 <sup>1)</sup>	2007 <sup>2)</sup>
Erosion Corrosion	54(28.9%)	50(30.4%)
Pitting Corrosion	42(22.4%)	63(38.4%)
Stress Corrosion Crack	16( 8.6%)	None
Fatigue Crack	20(10.7%)	18(11.0%)
Outer Surface	17( 9.1%)	3( 1.8%)
Faulty Workmanship	31(16.1%)	6( 3.7%)
Others	7( 3.7%)	24(14.6%)

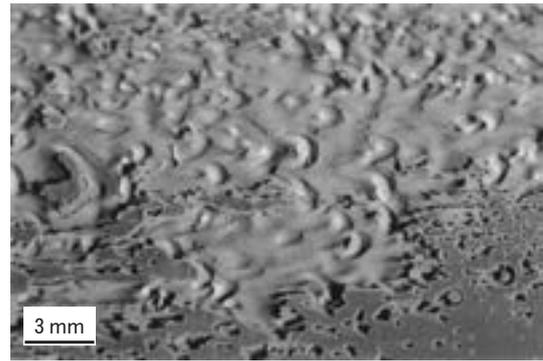
cavitation might be raised under some hydrodynamics condition involved in the copper hot water tubes. Another epoch-making was the data of water analysis from various copper hot water tubes in services presented by Kawano et al, which reveal the fact that, in case of hot water service systems with copper tubes suffered erosion corrosion, the level of dissolved oxygen in the circulating water was higher than that of supply water and, on the contrary, in case of hot water service systems with copper tubes free from erosion corrosion, the level of dissolved oxygen was lower than that of supply water<sup>3,4)</sup>.

Based on these data, the countermeasure proposed by Kawano et al. was to reduce the level of dissolved oxygen in circulating water but it seems the proposal by Kawano et al. was disagreeable.

It is considered that the increase of dissolved oxygen in case for the hot water service system with the copper tubes suffered erosion corrosion would be due to the sucking of air into the circulating water under the condition of appreciable pressure drop in the system. As a matter of course, appreciable pressure drop should enhance the possibility of cavitation by lowering the boiling temperature under the given hydrodynamics conditions in the system.

In this context, in order to elucidate the mechanism of erosion corrosion of copper hot water tubes, it is requisite to estimate the pressure distribution in the copper hot water service system as the main factor for cavitation.

This is a report to propose the cavitation mechanism for the erosion corrosion of copper



**Fig. 1** Erosion corrosion of copper water tube used for hot water service.

hot water tubes.

## 2. Published Investigations on the Erosion Corrosion of Copper Hot Water Tubes

### 2.1 Failure analysis of erosion corrosion of copper hot water tubes

The failure analysis of erosion corrosion of copper hot water tubes has been made for many years. They are summarized as following;

- 1) The erosion corrosion of copper hot water tubes has occurred after several years of service in some limited number of hot water supply systems. The ratio of occurrence is estimated to be in the range of 1 ~ 3%.
- 2) The rate of attack by erosion corrosion has been 0.2~0.5mm/yr.
- 3) The morphology of attack shows the horse-shoe shape which is widely known as the damage by the erosion corrosion attack (**Fig. 1**).
- 4) The attack has occurred mostly in the hot water circulating supply systems but rarely in the hot water once through supply systems.
- 5) The attack has occurred mostly in the closed hot water supply systems but less in the open hot water supply systems.
- 6) The major locations of attack by erosion corrosion has been the inner radii of bends, the ramps at lap joints in the return tubes, in particular near the suction points of circulating pumps, but not near the pumping out parts.

## 2.2 Experimental investigations on the erosion corrosion of copper hot water tubes

A lot of investigations have been made on the erosion corrosion of copper hot water tubes for many years.

Obrecht<sup>5)</sup> investigated the failures of copper hot water tubes installed in the buildings built after world war II and found that main cause of failures was due to the phenomenon of erosion corrosion, synonym of impingement attack. In order to clarify the key factors affecting the erosion corrosion of copper hot water tubes, the hot water loop tests have been made; the duration of loop test : 498 days, 5 levels of water velocity : 0.46~4.06m/s, 6 levels of water temperature : room temperature ~ 93°C. As a result of loop test, it was found that the erosion corrosion could be reproduced only under the conditions of hot water temperature (>60°C) together with high water velocity (>2.47m/s) and the resulted maximum corrosion rate was 0.46mm/yr. In the report, however, the clear pictures of typical erosion corrosion have been demonstrated for the tubes used in the buildings but not for the tubes used in the loop tests. Furthermore, no clear comment on the critical velocity and the water temperature were given in the report.

Obrecht commented that '*Pilot plant studies were believed necessary to duplicate water flow velocities, temperatures and qualities encountered under actual service conditions. It was felt that these factors in corrosion failure could not be adequately simulated in the laboratory*'. It should be noted that in Obrecht's paper no comment was given on the hydraulic pressure.

Knutsson et al<sup>6)</sup> had made the wide range of experimental investigations to reproduce the erosion corrosion of copper hot water tubes for one year and found the erosion corrosion could be reproduced at very high velocity (12m/s and 6 m/s partially) with the corrosion rate less than 0.1mm/yr. As regards the experimental result by Knutsson et al, there is some doubt that the erosion corrosion similar to the actual service could really be reproduced in their experiments because of the mismatch in the critical water velocity and the corrosion rate between the actual erosion corrosion failures and the experimental results. For example, it was found

that, under the condition of much higher water velocity in the experiment, much less corrosion rate, less than 0.11mm/y, was obtained than that of the actual experiences.

In the "International Symposium on the Corrosion of Copper and Copper Alloys in the Buildings, Tokyo (1982)", some papers have been presented on the experimental results for the critical conditions to cause the erosion corrosion of copper hot water tubes. However, it was considered that the experimental results were not necessarily satisfactory to demonstrate the critical conditions to cause the erosion corrosion due to the inconsistency between the actual service and the experiments<sup>7,8)</sup>.

## 2.3 Cavitation as an important issue for erosion corrosion of copper hot water tubes

As reviewed above, in order to establish the countermeasures to prevent the erosion corrosion of copper hot water tubes, the previous investigations have targeted to identify "the critical value of water velocity and temperature" to cause the erosion corrosion. However, despite the great effort by many experts in this field, it seems the previous investigations had been not necessarily successful to reproduce the erosion corrosion in the experiments but also to identify the critical value of the water velocity and the temperature for the erosion corrosion of copper hot water tubes. It is considered that the possibility of erosion corrosion by cavitation should be taken into account as the potential mechanism of erosion corrosion of copper hot water tubes.

To evaluate the possibility of cavitation in copper hot water tubes, the pressure drop in copper hot water tubes has been estimated in this paper as a key factor for the cavitation.

The mechanism proposed is; local pressure drop, → local boiling, → cavitation, → erosion corrosion.

## 3. Flow Accelerated Corrosion (FAC) and Erosion Corrosion of Copper Hot Water Tubes

The phenomena of FAC of tubing materials are classified in six groups as following<sup>9)</sup>.

1) Flow Accelerated Corrosion : increase of

corrosion rate due to the enhancement of diffusion rate by fluid flow.

- 2) Erosion Corrosion : increase of corrosion rate due to the removal of film by fluid flow.
- 3) Droplet Erosion/Droplet Erosion Corrosion : mechanical attack by the impingement/increase of corrosion rate by removal of film, due to the droplets in the flow.
- 4) Flashing Erosion/Flashing Erosion Corrosion : mechanical attack by the impingement of droplets/increase of corrosion rate by the removal of film by the droplets, caused by the boiling due to the local pressure drop in the tubing.
- 5) Cavitation Erosion/Cavitation Erosion Corrosion : mechanical attack by the impingement/increased corrosion rate by the removal of film by the impingement, due to the shock of collapse of bubbles caused by the local pressure drop-boiling.
- 6) Erosion Corrosion/Erosion Corrosion by Suspended Solid Particles : mechanical attack/increased corrosion rate by the removal of film, due to the impingement of suspended solid particles in the flowing fluid.

All investigations in the past on the erosion corrosion of copper hot water tubes had been made with the idea that the erosion corrosion was caused by the removal of film by fluid flow as mentioned, above 2), but never been with that by the cavitation or the flashing, above 5) or 4).

The cavitation by the local pressure drop might be the blind spot for the previous investigations on the erosion corrosion of copper hot water tubes.

This paper deals with the possibility of erosion corrosion of copper hot water tubes by cavitation in the light of hydro-dynamic pressure drop to cause the boiling of water within the copper hot water tubing. The detailed mechanism to cause damage on copper hot water tubes under the condition of local boiling is indeed a matter of great concern but this matter is not discussed in this paper.

## 4. Pressure Distribution in the Copper Hot Water Tubes and Cavitation

### 4.1 Cavitation

The conditions to stabilize a cavity in the liquid are considered as following<sup>10)</sup> (Fig. 2).

$$\pi r^2 P_o + 2\pi r \tau = \pi r^2 P_i \quad (1)$$

$$P_i = P_o + 2(\tau/r) \quad (2)$$

$P_o$  : static pressure of liquid [Pa]

$P_i$  : internal pressure of cavity [Pa]

$r$  : radius of cavity [m]

$\tau$  : interface surface tension between the cavity and the liquid [N/m]

Liquid pressure to stabilize a cavity ( $P_o$ ) is affected by the internal pressure of cavity ( $P_i$ ), the radius of cavity ( $r$ ) and the interfacial surface tension ( $\tau$ ).

As the hot water in copper tubes usually contains some small babbles, for ex.  $r = 0.01 \sim 0.1\text{mm}$ , the effect of interfacial surface tension between water/vapor ( $\tau$ ) is small enough in eq.(2) to be able to neglect, {  $\tau = 72.7(20^\circ\text{C}) \sim 67.9(50^\circ\text{C}) \times 10^3 \text{N/m}$ ,  $2(r/\tau) = 1358 \sim 135\text{Pa}$ }. So, the basic condition for the cavitation is simply the hot water vapor pressure to exceed the hydraulic pressure in the tubes.

The relation between the temperature and the vapor pressure of water is shown in Fig. 3.

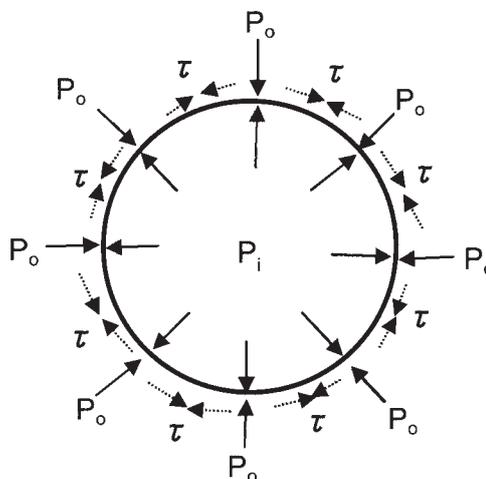


Fig. 2 Stability of cavity; the balance of water pressure ( $P_o$ ) versus the inner pressure of cavity ( $P_i$ ) and the surface tension ( $\tau$ ).

**4.2 Hydraulic pressure in the copper hot water tubes -Straight tubes-**

Berneulli's equation can be applied to the hot water flowing in the copper tubes.

$$P + 1/2 \cdot \rho v^2 + \rho gh = C \tag{3}$$

- P : hydraulic pressure of hot water [Pa]
- $\rho$  : density of hot water [kg/m<sup>3</sup>]
- v : velocity in the tubes [m/s]
- g : acceleration of gravity [9.8m/s<sup>2</sup>]
- h : actual height [m]

Under the condition that the total pressure is 1 atm.(1.013 × 10<sup>5</sup>Pa),the relationships between the water velocity and the static and hydraulic pressure are shown in Fig. 4 .

(Ex. 1) flow velocity of hot water in copper tubes(v) : 4.0m/s,  $\rho$  : 1000kg/m<sup>3</sup>,  $1/2 \cdot \rho v^2 = 8000\text{Pa}$ .

Pressure drop by the flow of hot water in the tubes is estimated to be 8000Pa.

**4.3 Hydraulic pressure in the copper hot water tubes -Bend tubes-**

**4.3.1 Pressure difference between the outer and the inner radius**

The case studies have revealed that one of the most preferable spots for the occurrence of erosion corrosion of copper hot water tubes is the inner radius zone of bend. At the bends of tubes, the pressure of inner radius zone decrease and, on the contrary, that of outer radius zone increase because of the centrifugal force of fluid flow (hot water) in the tubes.

Referring Fig. 5, the pressure drop at the small area of inner radius zone due to the centrifugal force of flow is expressed by equation (4).

$$\Delta k = \Delta s \cdot d \cdot \rho \cdot v^2 / R$$

$$\Delta P = d \cdot \rho \cdot v^2 / R \tag{4}$$

- $\Delta k$  : centrifugal force [N]
- $\Delta s$  : small differential area of inner radius zone [m<sup>2</sup>]
- d : inner diameter of tube [m]
- R : radius of tube bend [m]
- v : flow velocity [m/s]

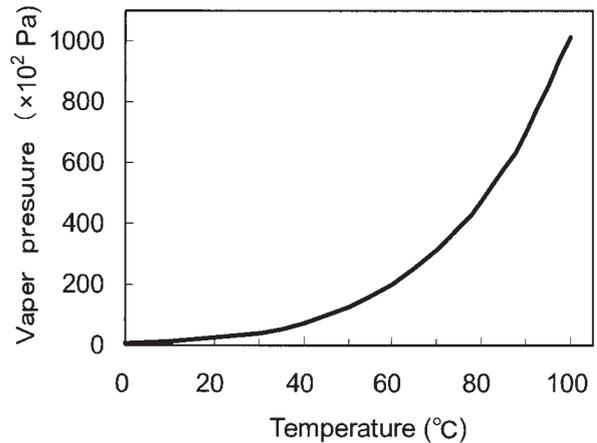


Fig. 3 Vapor pressure versus temperature of water.

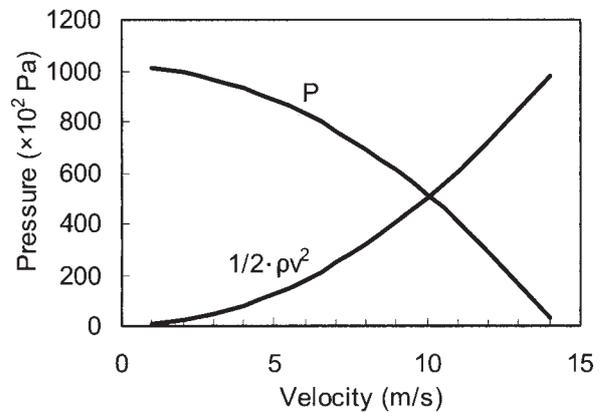


Fig. 4 Bernoulli's Equation; the water velocity versus the static and the dynamic pressure.

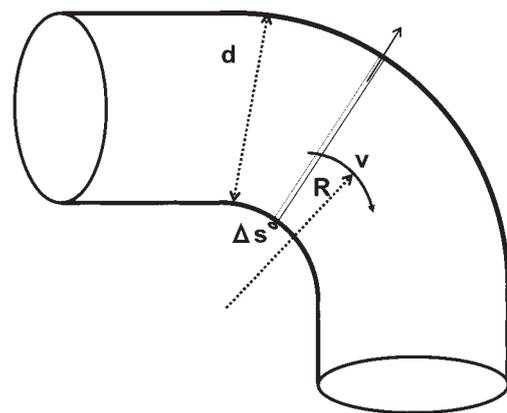


Fig. 5 Flow dynamics at the bend of water tube.

$\Delta P$  : pressure drop at the inside surface of inner radius zone [Pa]

(Ex. 2) Assuming d : 50mm,  $\rho$  : 1000kg/m<sup>3</sup>, v : 4.0m/s, the pressure drop ( $\Delta P$ ) due to the centrifugal force at the inner radius zone of tube bend is estimated to be 8000Pa.

### 4.3.2 Pressure loss at the bends of tubes<sup>11)</sup>

At the tube bends, the circumferential flow known as the secondary flow exists as one of the main sources to cause the pressure loss (head loss), secondary flow arise from the difference of centrifugal force due to the different radii between the inner and the outer zone of tube bends as shown in Fig. 6.

Head loss ( $\Delta H$ ) and pressure drop ( $\Delta P$ ) at the bends are given by the equations (5) and (6).

$$\Delta H = \zeta v^2 / 2g \quad (5)$$

$$\Delta P = \zeta \rho v^2 / 2 \quad (6)$$

$\zeta$  : coefficient of head loss

$\zeta$  is given by the equation (7) and (8) for the bends with continuous smooth surface of bend angle  $\theta$ .

$$\zeta = 0.00431\alpha\theta Re^{-0.17}(R/d)^{0.84} \quad (7)$$

$$\alpha = 0.94 + 4.42(R/d)^{-1.96} \quad (8)$$

(Ex. 3 ) Assuming ;  $R$  : 0.1m,  $d$  : 50mm,  $v$  : 4 m/s, water temperature : 50°C, viscosity :  $0.5470 [\times 10^{-3} \text{Pa} \cdot \text{s}]$ ,

$$\zeta = 0.162$$

$$\Delta P = 1312 \text{Pa}$$

At the downstream of bend with continuous smooth surface, the hydraulic pressure drop is

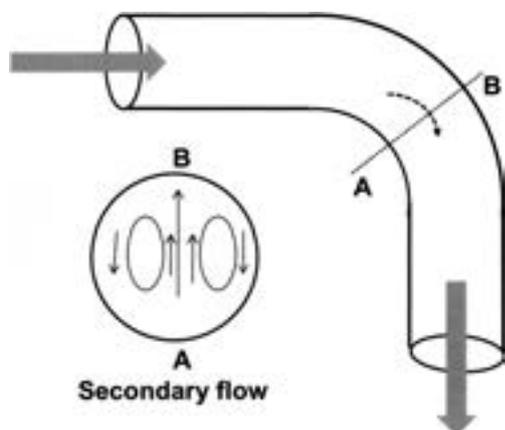


Fig. 6 Secondary flow at the tube bend.

estimated to be 1312Pa, which has a little effect to enhance vaporization.

On the other hand, hydraulic pressure drop for the bend with discontinuous surface joints of rectangular angle (elbow) is given as following.

$$\zeta = 0.97 \sim 1.1$$

$$\Delta P = 8000 \text{Pa}$$

The hydraulic pressure drop at the downstream of elbow is estimated to be 8000Pa, which will lower the vaporization temperature 3°C.

A great discrepancy of the hydraulic pressure drop between the bend with continuous smooth surface and that of discontinuous surface (elbow), as estimated to be 1312Pa and 8000Pa respectively, is really a matter of great interest to be confirmed.

### 4.4 Vortex at the lap joints of copper tubes<sup>12)</sup>

One of the most sensitive zones for erosion corrosion of copper hot water tubes is the ramp of lap joints. In copper tubing operations, the lap joints by soldering and/or mechanical sealing are the dominant process. In these lap joints, the formation of ramp is inevitable as shown in Fig. 7. Size of ramp depends on the sum of the wall thickness of inserted tube and the clearance between the inner and the outer tubes. Observation of erosion corrosion of copper hot water tubes around the downstream of lap line suggests the existence of vortex at the ramp of lap joints.

Pressure distribution around the vortex is the matter to be examined. At the corner of ramp, vortex is formed and the vortex keeps the circumferential motion around the nucleus/center of vortex. Assuming the potential of flow,

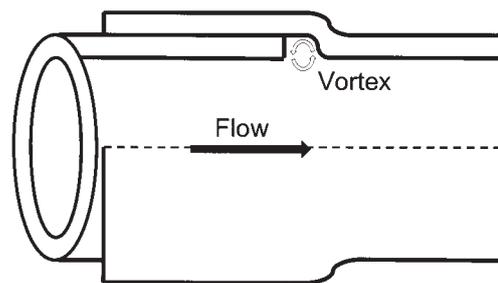


Fig. 7 Vortex at the ramp of lap joint.

$\Gamma$ , is circulating,  $r$  : radius within the vortex,  
 $r_1$  : outer radius of vortex,  $P_1$  : pressure at  $r_1$ ,  
 $P$  : local pressure

$$2 \pi r v = \Gamma$$

$$P = P_1 - \rho \int v^2 / r \cdot dr \quad r : r_1 \rightarrow r \quad (9)$$

$$P = P_1 - \rho \Gamma^2 / 8 \pi^2 r_1^2 - \rho \Gamma^2 (r_1^2 - r^2) / 8 \pi^2 r_1^4 \quad (10)$$

Pressure distribution in the vortex is schematically shown in Fig. 8, where the pressure drop increases with the increase of  $\Gamma$  and the decrease of  $r$ . At the center of vortex,  $r = 0$ , pressure drop ( $\Delta P_{max}$ ) becomes maximum as shown in the equation bellow.

$$\Delta P_{max} = \rho \Gamma^2 / 4 \pi^2 r_1^2 \quad (11)$$

(Ex. 4) Assuming,  $\rho$  : 1000kg/m<sup>3</sup>,  $r_1$  : 10<sup>-3</sup>m,  
 $v$  : 4 m/s,  $\Gamma$  :  $2 \pi r v$ ,

$$\Delta P_{max} = 16000 \text{Pa.}$$

It is probable enough that the vortex occurred at the ramp of rap joint yields appreciable pressure drop to cause the boiling/cavitation.

#### 4.5 Pressure distribution in copper tubes for hot water supply systems

In the hot water supply system of the buildings such as high grade hotels, hot water is circulating in the buildings as shown in Fig. 9, where the hot water is pumped out, fed with supply water, heated up by boiler, distributed along the tube lines through the fittings and the fixtures, and then return to the pump.

The pressure distribution, head loss and/or the pressure drop, of hot water in the system has been investigated as following.

The head loss and/or the pressure drop are composed of the friction loss along the tube length, the head loss at the tube bends, the head loss at the fixtures such as flow meters and pressure gage, the head loss by discharge of water at the valve, the pressure drop near the suction spot of circulation pump and etc.

The head loss along the length of tubes ( $\Delta H_i$ ), is given by the equation.

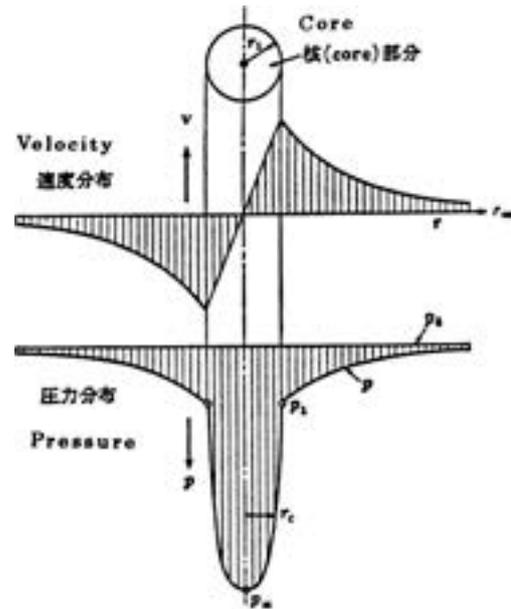


Fig. 8 Schematic illustration of pressure distribution in the vortex (by courtesy of Dr. T. Yamazaki<sup>12)</sup>)

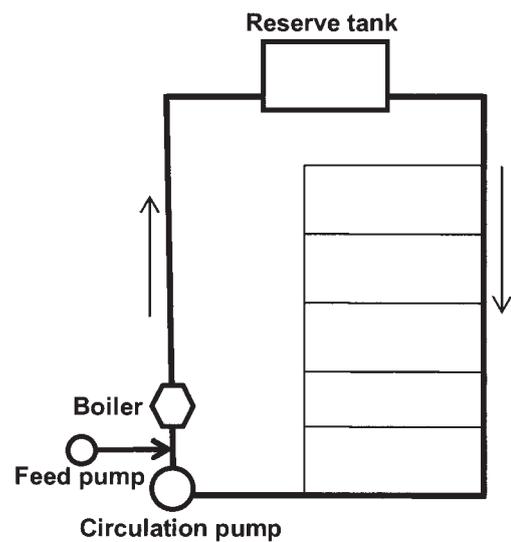


Fig. 9 Hot water distribution system.

$$\Delta H_i = \lambda \cdot L / d \cdot v^2 / 2 g \quad (12)$$

$\lambda$  : coefficient of head loss

$L$  : length of tubes

$d$  : diameter of tubes

$\epsilon$  : surface roughness [m]

Coefficient of head loss,  $\lambda$ , can be obtained by Moody's Diagram<sup>13)</sup>.

Under the condition of actual uses of copper hot water tubes,

$$\text{Re} : 10^4 \sim 10^6, \varepsilon/d < 10^{-4},$$

$$\lambda = 0.015 \sim 0.03$$

The head loss at the bend tubes ( $\Delta H_j$ ) is given by the equation (13), using the coefficient of pressure loss at the tube bends ( $\zeta$ ).

$$\Delta H_j = \zeta v^2 / 2g \quad (13)$$

$$\zeta : 0.1 \sim 1$$

The total head loss ( $\Delta H$ ) and the total pressure drop ( $\Delta P$ ) along the tube length with the tube bends are given by the equation (14) and the (15) respectively.

$$\Delta H = \sum \lambda_i \cdot L / d \cdot v_i^2 / 2g + \sum \zeta_j \cdot v_j^2 / 2g \quad (14)$$

$$\Delta P = \rho g \Delta H \quad (15)$$

(Ex. 5) The total head loss ( $\Delta H$ ) and the total pressure drop ( $\Delta P$ ) in copper hot water distribution system has been evaluated as shown in **Table 2** under the assumption that tube diameter ( $d$ ) : 50mm, tube length ( $L$ ) : 100m, number of bends : 10, water velocity ( $v$ ) : 2, 3, 4 m/s respectively, water temperature : 50°C, the friction factor along the tube length ( $\lambda_i$ ) : 0.018 and the friction factor at tube bends ( $\zeta_j$  : 0.5).

It is clear that the hydraulic pressure of hot water compressed by the circulating pump is reduced in the course of circulation by many factors including the water velocity, the friction along the length of tubes, the head loss at the tube bends, and the local pressure drop around varieties of obstacles to disturb the water flow, etc. As a result, it would be possible that the hydraulic pressure of circulating hot water at the outlet of pump would almost be lost at some portion of return tubes depending upon the conditions.

In particular, it should be noted that hydraulic pressure of circulating hot water would be much reduced around the zone near suction point of pump, when the volume of circulating water at the downstream much decreases due to the increases of volume of discharged water at

**Table 2** Head loss ( $\Delta H$ ) and pressure drop ( $\Delta P$ ) in hot water supply system.

(Assuming ; tube diameter ( $d$ ) : 50mm, tube length ( $L$ ) : 100m, number of bends : 100, water velocity ( $v$ ) : 2, 3, 4 m/s, water temperature : 50 °C, friction factor :  $\zeta_i$  : 0.018,  $\zeta_j$  : 0.5)

$v$ [m/s]	$\Delta H$ [m]	$\Delta P$ [Pa]
2	8.4	82000
3	18.9	185220
4	33.5	328300

the upstream. Effect of variation of the volume of discharge of water to the pressure drop in the downstream of tubes should be examined as a key factor for the erosion corrosion of copper hot water tubes

## 5. Summary

1) In a recent survey, it has been revealed that the level of oxygen content in circulating hot water increases compared to that of supply water in the case encountered with the tube failures by erosion corrosion but does not in the case free from failures by erosion corrosion.

2) It is considered that the increase of oxygen in the hot water could come from sucking of air due to the appreciable pressure drop in the circulating hot water, which consequently could enhance the risk of 'cavitation' by lowering the boiling temperature.

3) The possible factors to enhance the pressure drop in the hot water are the water velocity, the friction of flow along the tube length, the non-uniform water flow at tube bends, local disturbance of water flow by the obstacles such as ramps of tube joints, fixtures of instruments, the variation of volume of flow at downstream to cause the excessive pressure drop and etc.

4) Hydro-dynamic estimation of pressure distribution could justify the probable risk of cavitation by local pressure drop/water boiling.

5) The characteristic features of erosion corrosion of actual copper hot water tubes are well explained by taking into account the local pressure drop to cause the cavitation in the hot water tubing system.

## 6. Future Tasks

This paper presents the novel idea that the erosion corrosion of copper hot water tubes should be caused by the cavitation phenomenon due to the appreciable pressure drop/boiling of circulating hot water under the varieties of hydro-dynamic conditions.

It is desirable to confirm the idea by the detailed field survey of copper hot water tubes in actual field services and by the basic hydrodynamic experiments.

Taking into account the effect of hydraulic pressure, the preparations of the design criteria and the standards of application for copper hot water tubes in the buildings should be the matter of urgent need.

## References

- 1) S. Sato : J. JRICu (Journal of Japan Research Institute for Advanced Copper-Base Materials and Technologies), **19** (1980), 21
- 2) K. Kawano : *private communication*, Data of Sumitomo Light Metal Ind., (2008)
- 3) K. Kawano, Y. Yamada, S. Nakano : Abstract JRICu (2006), 101
- 4) *ibid.*, : J. JRICu, **46** (2007), 212
- 5) Malvin F. Obrecht : *Corrosion*, **18** (1962), 189
- 6) L. Knutsson, E. Mattsson, B-E Ramberg : *Br. Corr. J* : **7** (1972), 208
- 7) H. Yamamoto, H. Kunieda : *Proceedings of the International Symposium 'Corrosion of Copper and Copper Alloys in the Buildings'*, Tokyo (1982), 146
- 8) T. Kambayashi, K. Minamoto : *ibid.*, 163
- 9) JSME : *Code for Nuclear Power Generation Facilities -Rules on Pipe Wall Thinning Management for BWR Power Plants-*, JSME S NH 1 -2006-(2006), 9
- 10) T. Sanada : *Nagare 'News Letter, Nagare (Fluid Flow)'*, April, 2008
- 11) A. Furukawa, K. Kaneko, H. Hayashi : *Nagare-no-Kougaku (Fluid Flow Engineering)*, Asakura Pub.House(2007)
- 12) T. Yamazaki : *Cavitation Engineering*, Nikkan-Kogyou-Shinbun (1978), 6
- 13) JSME Mechanical Handbook, Fundamentals,  $\alpha 4 \cdot$  *Fluid Engineering*, Maruzen (2006), 71

# 高成形合金 2013 板材の開発および 低コスト構造への適用研究\*

小 関 好 和\*\* 岩 村 信 吾\*\*\*  
上 向 賢 一\*\*\*\* 山 田 悦 子\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 61-67

## Development and application to low cost structure of high formability 2013 aluminum alloy sheets

Yoshikazu Ozeki, Shingo Iwamura,  
Kenichi Kamimuki and Etsuko Yamada

Influences of chemical composition and manufacturing conditions, e. g. solution heat treatment and artificial aging, on the mechanical properties of 2013 alloy were investigated. Furthermore, the structures utilizing the good formability and weldability of 2013 alloy were designed and partly produced experimentally. An increase of copper content was more effective than that of silicon or magnesium for improving the strength. It was concluded that mechanical properties of 2013 alloy were equal to, or better than, those of 2024-T3 alloy. In addition, it was confirmed that the application of 2013 alloy to the parts which need high formability or good weldability was good for the reduction of manufacturing cost. From these results, 2013 alloy is acceptable as a substitute material for 2024 alloy.

### 1. 緒 言

航空機の機体に使用されているアルミニウム合金は、高強度の 2000 系、7000 系合金がほとんどであり、特に引張荷重が主で繰り返し荷重を受ける胴体や主翼下面には、破壊靱性や疲労強度の良好な 2024 合金が多く用いられている<sup>1)</sup>。しかし 2024 合金は耐食性や成形性に課題があることから、これらの特性を改善した合金を開発することができると、適用可能性のある対象部位の多さとあわせて、成形工程の簡素化やメンテナンスコストの削減により、大きなコスト削減効果が期待される。一方、6061 合金をはじめとする 6000 系合金は耐食性や成形性が良好であるが、強度が 2024 合金よりも低いため、適用対象部位が限定されており、二次構造体への適用が

多い。この 6000 系合金の高強度化に関する研究は以前から行われてきており、1983 年にアルコア社が 6013 合金を開発した。しかし 6013 合金は、0.2% 耐力は 2024-T3 合金と同等であるものの、引張強さが約 20% 低かった。

そこで著者らは、この 6013 合金を改良し、2024-T3 材と同等以上の強度をもち、良好な耐食性を有するアルミニウム合金を目標として、新合金を開発した<sup>2~6)</sup>。この開発合金は The Aluminum Association (AA) にて 2013 として登録されている。この 2013 合金は 6000 系合金の特徴である良好な耐食性や成形性を有するほか、良好な押出性も有するため、薄肉で複雑な形状の押出が可能である。そこで、2013 合金押出材の一次構造体への適用研究が行われた後、Metallic Materials Properties Development & Standardization (MMPDS) にも登録された。

以上のように、2013 合金に関して、従来は押出材で一次構造体に適用できる合金開発を進めてきたが、板材で開発できれば、機体材料としての適用範囲をさらに拡大することが可能となる。しかしそのためには、各種特

\* 社団法人日本航空宇宙工業会 環境調和型航空機技術に関する調査研究成果報告書 No.2006 に主要部分を掲載

\*\* 研究開発センター 第一部

\*\*\* 研究開発センター 第一部, 工学博士

\*\*\*\* 川崎重工業株式会社 航空宇宙カンパニー 技術本部研究部 材料技術課

性の安定化のために、それらに及ぼす製造プロセスの影響を把握する必要がある。

そこで、2013 合金の機械的特性に及ぼす化学成分と、特に機械的特性に直接大きく影響を及ぼす調質熱処理条件の影響を調査した。また、それらの結果を踏まえて板材を実機で製造し、それを用いて、その成形性や溶接性を生かした機体構造を設計、一部試作することによって、2013 合金の適用によるコスト低減効果を評価した。

## 2. 機械的特性に及ぼす化学成分の影響

### 2.1 実験方法

実験室での半連続鋳造により Table 1 に示す化学組成の鋳塊を作製した。製造条件は従来の研究で行われてきた条件に準拠し、得られた鋳塊を 813K に加熱、21.6ks 保持した後、厚さ 30mm から 6 mm まで熱間圧延した。その後、厚さ 6 mm から 3 mm まで冷間圧延を行った。得られた冷延板に 803~843K で溶体化処理、水焼入れを行った後、448K もしくは 463K で人工時効処理を行い、T6 調質とした。得られた T6 板材から圧延方向に対して直角方向に JIS 5 号引張試験片を採取し、引張性質を調査した。

### 2.2 実験結果および考察

Table 2 に引張性質に及ぼす化学成分の影響を示す。なお、ここでは溶体化処理温度 813K、人工時効は、6000 系合金で一般に用いられる 448K-28.8ks、および 2000 系合金で一般に用いられる 463K-14.4ks の結果を示した。銅添加量を規格上限とした合金 B~F は、いずれも標準組成である合金 A と比較して高強度となり、銅添加量の増加が高強度化に有効であると考えられる。またこれらの銅添加量を増加した合金の中で、最も強度が高かったのは合金 B であった。また人工時効条件についてみると、463K-14.4ks に対して、448K-28.8ks では引張強さはやや高いものの、耐力は低い傾向がみられた。

一般に、T6 調質にて高強度を得るためには、溶体化

処理によって多くの元素を固溶状態にすること、自然時効の影響を把握して最適に管理すること、析出強化相の分散状態が最適となる人工時効条件を選定することが重要である。ここで溶体化処理時の合金元素の固溶状態を推測するため、熱力学計算ソフトウェアを用いて Al-Cu-Mg-Si 系合金の 813K における平衡状態図を計算した。Fig. 1 に 813K での Mg<sub>2</sub>Si 相の存在量の計算結果を示す。AA2013 成分規格範囲の大部分で、Mg<sub>2</sub>Si 相が平衡相として存在することが予測された。すなわち、813K での溶体化処理によっても、Mg<sub>2</sub>Si 相が未固溶状態で残存することを意味しており、2013 合金のけい素およびマグネシウムはやや過剰添加になっていると考えられる。そのため、これらの添加量を増加させた場合でも、強度の向上効果が得られなかったものと考えられる。Fig. 2 に 813K における Mg<sub>2</sub>Si 平衡相の存在量に及ぼす各元素添加量の影響を示す。けい素、マグネシウムをみると、それぞれ添加量が増加するにしたがって、Mg<sub>2</sub>Si 量が増加しており、固溶量の増加に対する寄与が小さいと推測される。それに対して、銅の場合には、添加量が増加すると、Mg<sub>2</sub>Si 量はやや低下する傾向がみられた。さらに Fig. 3 に示す T4 調質での導電率に及ぼす溶体化処理温度の影響をみると、銅添加量の多い合金 B の方が導電率が低い傾向がみられた。このことから、銅添加量の増加によって溶体化処理による銅、さらにはけい素、マグネシウムの固溶量が増加し、それによって強度が上昇したものと考えられる。

また Fig. 3 をみると、溶体化処理温度の上昇とともに導電率は低下していたことから、溶体化処理温度の高温度化によって、さらに強度を向上できる可能性がある。Fig. 4 に 448K で 28.8ks 人工時効後の引張性質に及ぼす溶体化処理温度の影響を示す。いずれの合金でも、803K から温度が高くなるに従い、伸びの変化はほとんどみられないが、引張強さは一旦高くなる傾向がみられ、さらに合金 B の方が高かった。しかし、合金 A では 833K、合金 B では 823K を超えると、引張強さ、伸びともに急激に低下した。Fig. 5 に L-ST 断面から観察し

Table 1 Chemical composition of alloys (mass%).

alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A	0.79	0.16	1.65	<0.01	1.04	0.14	0.01	0.02	Bal.
B	0.79	0.15	1.94	<0.01	1.04	0.14	0.01	0.02	Bal.
C	0.81	0.16	2.00	<0.01	1.27	0.13	0.01	0.02	Bal.
D	0.78	0.15	1.93	<0.01	0.84	0.15	0.01	0.02	Bal.
E	1.01	0.16	1.95	<0.01	1.05	0.14	0.01	0.02	Bal.
F	0.63	0.15	1.89	<0.01	1.01	0.15	0.01	0.02	Bal.
AA2013 spec.	0.6-1.0	-0.40	1.5-2.0	-0.25	0.8-1.2	0.04-0.35	-0.25	-0.15	Bal.

Table 2 Tensile properties of alloys (SHT temperature : 813K).

Alloy	Artificial aging : 448K-28.8ks			Artificial aging : 463K-14.4ks		
	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
A	432	353	20	422	361	17
B	440	358	20	437	374	17
C	432	346	20	428	359	17
D	433	352	20	431	368	17
E	438	358	20	429	365	17
F	431	344	21	428	356	18

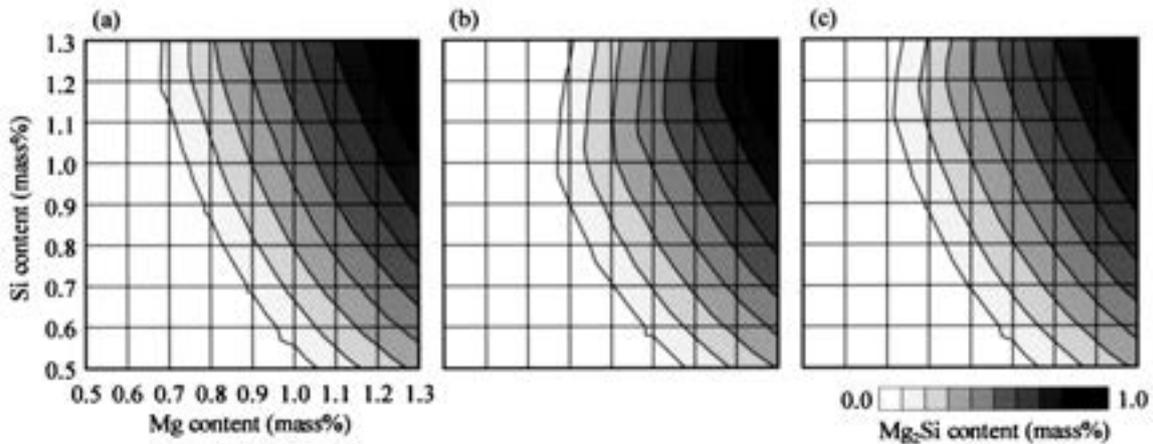


Fig. 1 Distribution of the amount of equilibrium  $Mg_2Si$  phase at 813K of Al-Cu-Mg-Si alloy with (a) 0.15Cu, (b) 0.17Cu and (c) 0.20Cu.

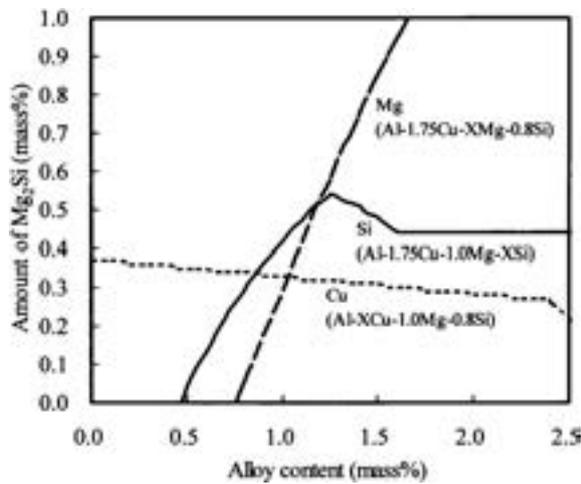


Fig. 2 Effect of alloy content on the amount of equilibrium  $Mg_2Si$  phase at 813K.

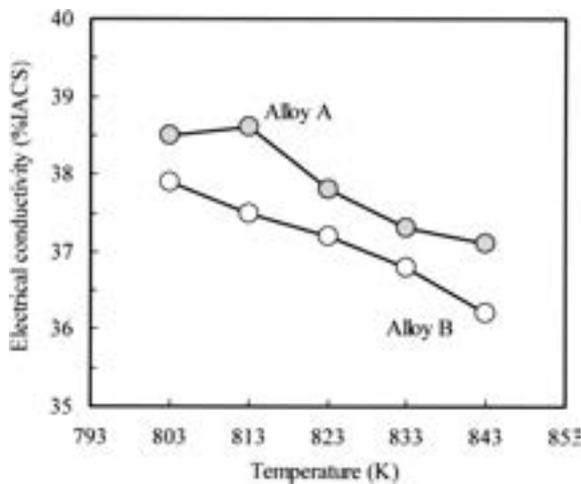


Fig. 3 Effect of SHT temperature on the electrical conductivity of T4 sheets.

た光学顕微鏡組織を示す。合金 A では 823K, 833K では変化はみられないが, 843K では結晶粒界に沿った溶

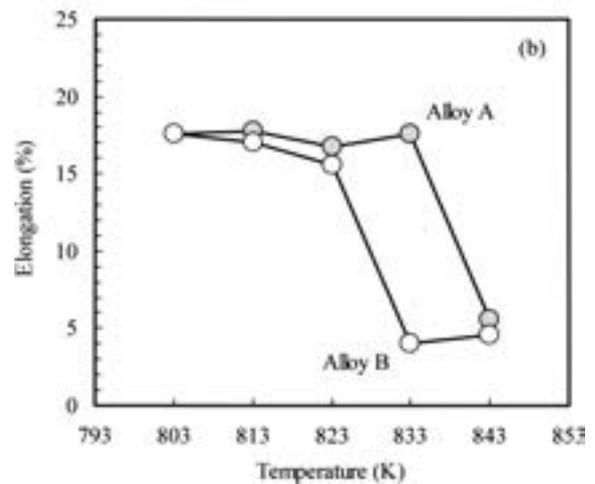
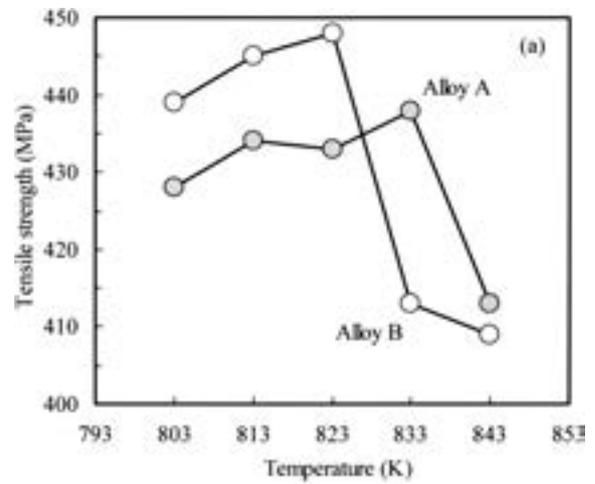


Fig. 4 Effect of SHT temperature on (a) tensile strength and (b) elongation after artificial aging at 448K for 28.8ks.

融部分が観察された。また合金 B では, すでに 833K で化合物が溶融したような痕跡が観察され, さらに 843K ではフクレが発生していた。また Fig. 6 に両合金の铸塊の DSC 分析結果を示すが, いずれも 830~840K で共

晶融解による吸熱反応が始まり、845K 前後でピークを示した。また共晶融解の開始温度は、合金 B の方が低かった。したがって、Fig. 4 でみられた引張強さや伸びの急激な低下は、溶体化処理中の共晶融解によるものと考えられる。

### 3. 低コスト構造への適用検討

#### 3.1 実験方法

上記の製造条件に関する検討結果から、化学成分は合金 B を選択し、量産ラインで厚さ 3 mm の板材を製造した。Table 3 に化学成分を示す。その製造した板材を用い、今回は 2013 合金の高い成形性や良好な溶接性を活かした低コスト構造を検討した。

成形性の評価は、ストレッチ試験および曲げ試験により行った。ストレッチ試験は、圧延方向に対して平行および直角方向に 25mm×240mm の短冊を採取し、公称

ひずみ 0.05 から 0.2 まで引張変形を付与し、試験片表面の肌荒れ状況やネッキング発生状況を観察した。曲げ試験は、圧延方向に対して平行および直角方向に 25mm×100mm の短冊を採取し、ASTM E290 に従い、180°曲げを行った。試験後の試験片は、ASTM E1417 による蛍光浸透探傷検査により、割れの有無を確認した。溶接性の評価は、レーザ溶接による突合せ溶接を行った。このとき突き合わせのままではアングフィルが生じたため、これを防止するために、溶接線に溶加材として同一成分の 2013 棒材を置いて溶接し、溶接方向は母材の圧延方向に対して平行方向とした。得られた溶接材から、溶接直角方向に、溶接部が平行部の中央になるように ASTM B557 にしたがう引張試験片を採取し、引張性質を調査した。なお、試験片の溶接部は、表裏面の余盛を機械加工によって除去し、平滑面とした。成形性の評価は T4 調質および T6 調質で行い、溶接性の評価は T6 調質のみで行った。

また良好な成形性や溶接性を生かした構造を適用できる部位を選定し、部位の設計、一部を試作、およびコスト評価を行った。

#### 3.2 実験結果および考察

##### 3.2.1 量産ライン製造材の強度特性

Table 4 に量産ラインで製造した T6 板材の引張試験結果を示す。また 2013 合金は 2024 合金からの代替を目指すため、目標値として 2024-T3 材の規格も併せて示した。引張強さは目標値に対してやや未達となったものの、耐力および伸びは目標値を満足した。また Table 2 にある合金 B と比較して、量産ライン製造材の引張強さは低くなった。Fig. 7 に実験室製造材および量産ライン製造材の熱延板の光学顕微鏡組織を示す。実験室製造材と比較して、実機製造材では黒色の粗大粒子が多く分散しており、これらは未固溶の  $Mg_2Si$  と考えられる。Fig. 8 に、使用した鋳塊を 573~823K の温度で 1.8ks および 21.6ks 保持した後水冷し、その後導電率を測定した結果を示す。熱処理温度が低くなるにたがって導電率は高くなり、すなわち固溶量が減少することがわ

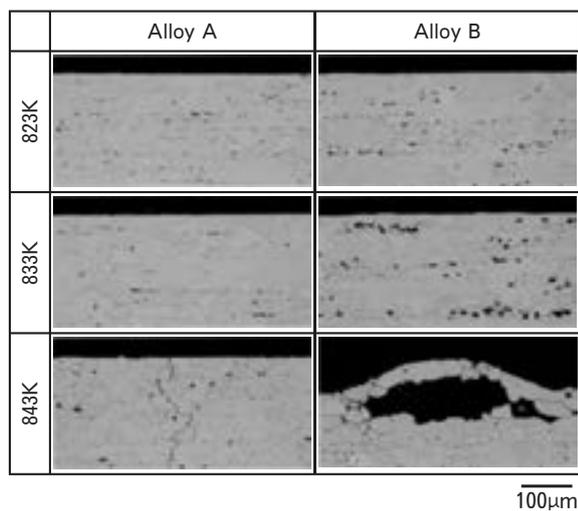


Fig. 5 Optical microstructure of T4 sheets.

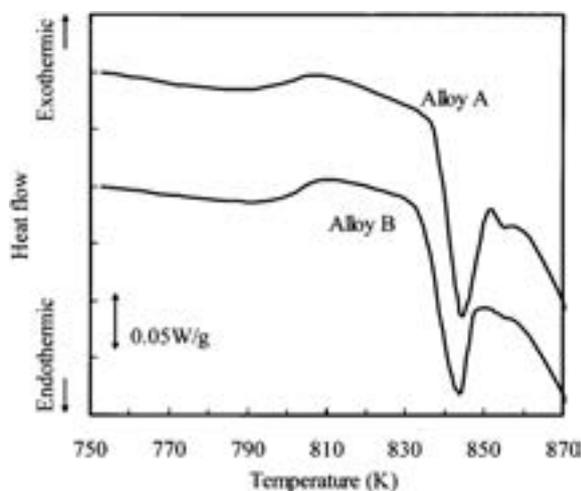


Fig. 6 DSC curves of as-cast ingot (heating rate : 0.17k/s).

Table 3 Chemical composition (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.83	0.17	1.96	0.02	1.01	0.15	0.01	0.02	Bal.

Table 4 Tensile properties of T6 sheet manufactured in plant.

	TS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
Product	429	367	15
AA2024-T3 spec.	≥434	≥290	≥15

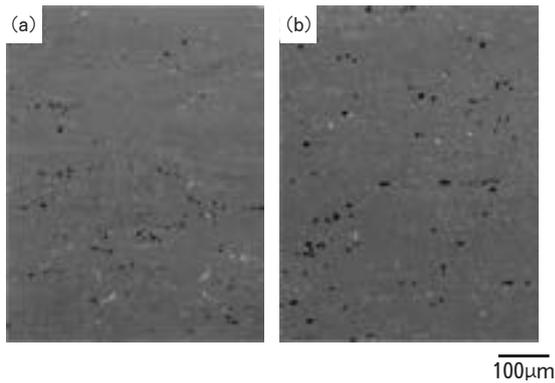


Fig. 7 Optical microstructure of hot-rolled sheets manufactured in (a) laboratory and (b) plant.

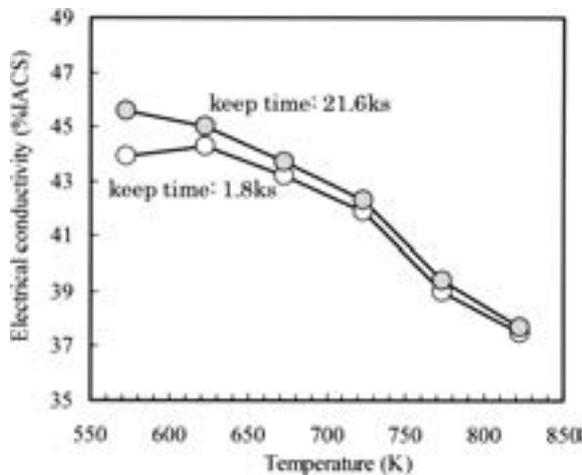


Fig. 8 Change of electrical conductivity after heat-treatment of ingot.

かる。実験室での小規模な鋳塊では、熱延中もしくは熱延後に速やかに室温まで温度は低下するのに対し、実機の場合には鋳塊のサイズが大きいため、温度低下に時間を要する。そのため、その間に析出反応が進行し、実機製造材では粗大粒子が多く分散していたと考えられる。

Fig. 9 に熱延板の DSC 分析結果を示す。実験室製造材では 570K 付近に緩やかな発熱ピークがみられ、固溶元素が比較的残存していたことが推測される。また 800K 付近では、再固溶による吸熱ピークが観察された。一方、実機製造材の場合には、570K 付近の発熱ピークはみられないことから、熱延板での固溶量は少ないことが推測され、さらに 800K 付近の吸熱ピークもみられないことから、再固溶に長時間を要することが示唆された。このために、実験室製造材と比較して、実機製造材では引張強さが低かったものと推測される。

### 3.2.2 低コスト構造への適用性

Fig. 10 にストレッチ試験後の試験片表面に肌荒れやネッキングの発生がない良好な試験片表面となる最大の公称ひずみを示す。2013-T4 材では 0.2 程度の最大公称

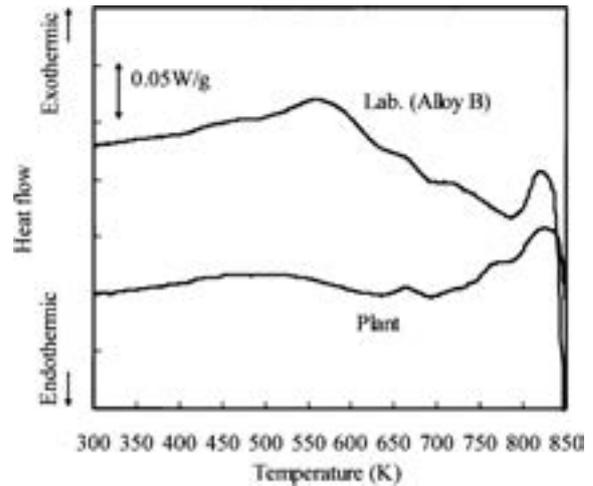


Fig. 9 DSC curves of hot-rolled sheets (heating rate : 0.67k/s).

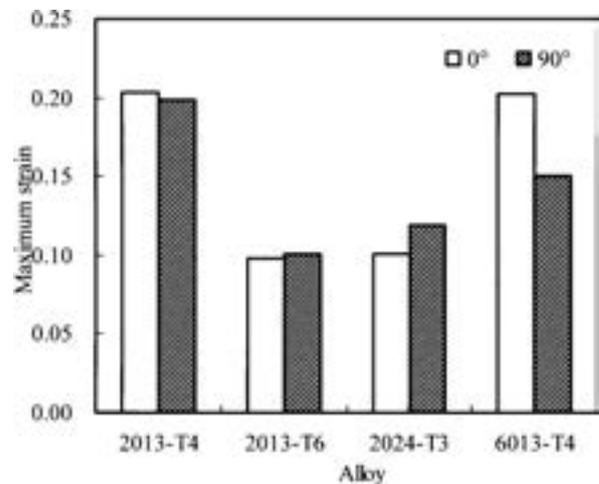


Fig. 10 Maximum strain without roughening surface by stretch test.

ひずみが得られており、6013-T4 材と同等以上の特性を示した。しかしながら、2013-T6 材では最大公称ひずみは約 0.1 まで低下し、2024-T3 材と同等となった。

Fig. 11 に曲げ試験結果を示す。なお、評価は割れが発生しない最小内側曲げ半径にて行った。曲げ加工性が最も良好なのは 6013-T4 材で、それに対して 2013-T4 材はやや劣る結果となった。2013-T6 材では、T4 調質と比較して曲げ加工性は低下し、曲げ加工の方向による差異はみられるものの、2024-T3 材とほぼ同等であった。

Table 5 に溶接材の引張試験結果を示す。継手効率は約 60% であった。Fig. 12 に溶接部の評価結果を示すが、ビード外観および断面形状から、アンダフィルの形成は確認されなかった。しかしながら X 線透過像からは、レーザ溶接特有のポロシティが検出された。今回実施した溶接条件では、溶加材を溶接線上に置くことによりアンダフィルは解消できたものの、レーザ溶接の特徴であ

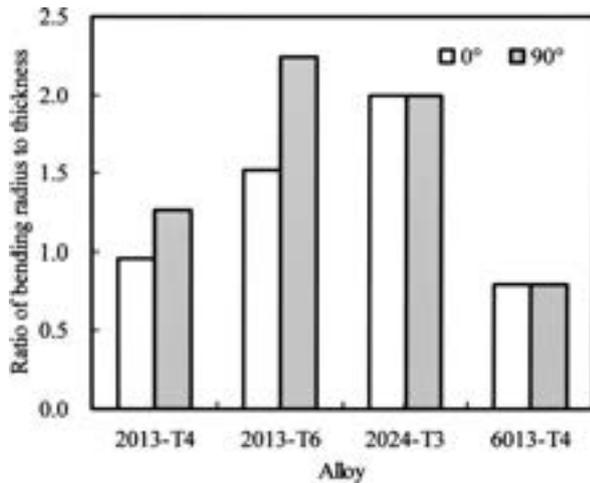


Fig. 11 Results of bending test.

Table 5 Tensile property of laser welded joint.

	TS	YS	El
Joint	251 MPa	159 MPa	6 %
Joint efficiency	59%	44%	40%

る熱影響の少ない細いビードが得られていないと考えられる。したがって、溶接条件を最適化することにより、継手効率の向上を図ることができると考えられる。

2013 合金の良好な成形性を生かした低コスト構造の適用部位として、Fig. 13 に示すような形状のナセルフェアリングを選択した。2024 合金を用いる場合には、まず O 調質の板材を成形後、溶体化処理、焼入れを行い、ここでのひずみ取りも兼ねて再成形、外周トリムといった工程になる。これに対して 2013 合金を用いた場合には、T4 調質での成形が可能となるため、成形、外周トリムした後、人工時効となる。これらの工程から試算したコスト比較を Fig. 14 に示すが、2013 合金を用いることによって、ひずみ取りの必要がなく、成形工程が 1 回になることによって加工費の低減効果が大きく、2024 合金を用いた場合と比較して約 30% コストを低減できると考えられる。

溶接構造の適用による低コスト化の検討は、スキン・ストリング構造にて行った。構造としては、スキンとなる板材を 2 枚締結し、ストリングを 7 本組み立てた構造を想定した。Table 5 に示すように、溶接部では強度が低下することから、溶接構造を採用する場合には、ストリングの板厚は従来構造よりも大きくする必要がある。しかしながら、断面積は従来構造に対して約 4% 減少し、さらに 2013 合金の密度は 2024 合金に対して 2% 小さいため、溶接構造を適用することによって、部品としての質量は 6% 低減される結果となった。一方コストについてみると、従来構造の場合、素材をまず表面処理し、その後リベット締結するのに対し、溶接構造の場

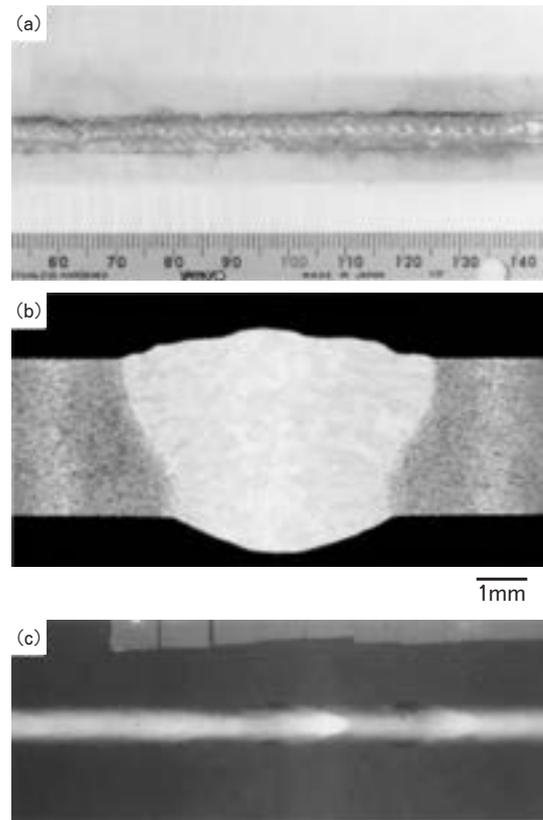


Fig. 12 Results of laser welding test ;(a) appearance, (b) cross section and (c) X-ray radiography.



Fig. 13 Appearance of trial product.

合には、スキン、ストリング素材をレーザー溶接、溶接により生じた歪みの除去、表面処理の後にリベット締結となる。したがって、Fig. 15 に示すように、レーザー溶接を行うことにより加工費は増大するものの、リベット締結本数が大幅に減少するため組立費が大きく低減され、結果として、約 40% コストを低減することができると考えられる。

#### 4. 結 言

2013 合金の機械的特性に及ぼす化学成分や調質熱処理の影響を調査し、より高強度が得られる指針を明らか

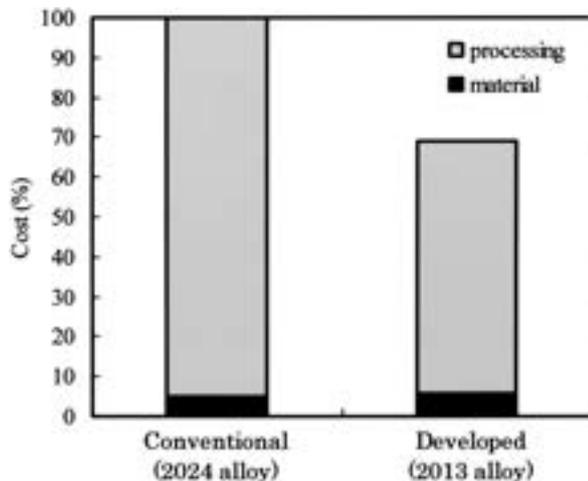


Fig. 14 Comparison of manufacturing cost of trial products.

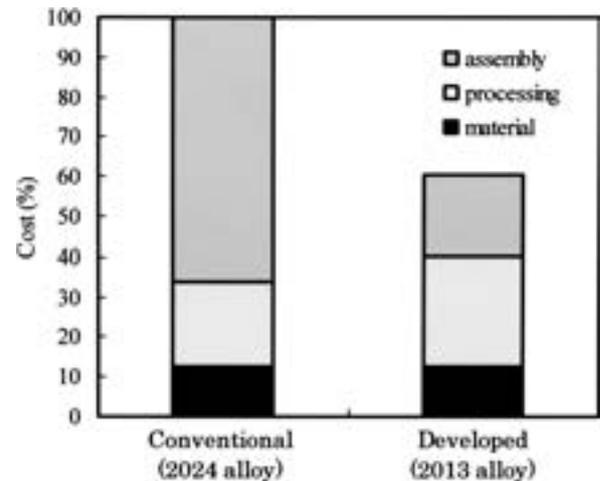


Fig. 15 Comparison of manufacturing cost of skin/stringer structure.

にするとともに、その良好な成形性や溶接性を利用して、低コスト構造への適用を検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) 機械的特性に及ぼす添加元素の影響を調査した結果、けい素やマグネシウムと比較して、銅の添加量を増加させることにより、大きな強度向上効果が得られた。

(2) 量産ラインで製造した板材では、実験室で製造した板材と比較して強度が低かった。これは熱延板で粗大な  $Mg_2Si$  が分散しており、溶体化処理によって再固溶しにくい状態にあるためと考えられる。

(3) 2013 合金の良好な成形性、溶接性を利用した構造を採用することによって、30~40% のコスト低減効果があることが確認された。

(4) 以上の結果、強度向上や溶接方法に幾らか課題は残されたものの、2013 合金は 2024 合金の代替材料として十分に期待される材料であることが確認された。

## 謝 辞

本報告は、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で実施した研究成果の一部であり、共同研究ならびに掲載の許可を頂いた社団法人日本航空宇宙工業会殿、川崎重工業株式会社殿に深く感謝いたします。

## 参 考 文 献

- 1) 佐野秀男：本誌，46（2005），117-125.
- 2) (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
- 3) (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
- 4) (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
- 5) (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
- 6) (社)日本航空宇宙工業会 環境調和型航空機技術に関する調査研究 No.1615，平成17年3月31日

# Al-Zn-Mg-Cu 合金の強度, 靱性および耐 SCC 性におよぼす成分の影響\*

岩村 信吾\*\* 箕田 正\*\*\*  
吉田 英雄\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 68-74

## Effects of alloy contents on strength, toughness and stress corrosion cracking in the Al-Zn-Mg-Cu alloy

Shingo Iwamura, Tadashi Minoda, and Hideo Yoshida

In this study, the role of the main elements (zinc, magnesium, copper) on the strength, toughness and stress corrosion resistance of the Al-Zn-Mg-Cu alloy extrusion was systematized on the basis of experimental results. Large amount of the main elements results in higher strength and lower toughness. The higher addition of magnesium and zinc, which compose strengthening  $\eta'$  phase, has greater effect on strength. On the other hand, copper atoms, which seem to solute in the  $\eta'$  phase, accelerate the precipitation of  $\eta'$  phase and have smaller effect on strength compared with magnesium. When the sum of magnesium and copper contents exceeds 4.0mass%, undissolved S-Al<sub>2</sub>MgCu and  $\eta$ -MgZn<sub>2</sub> dispersoids exist in the matrix and they cause lower toughness. The alloys with higher Cu/Mg ratio composition show the lower stress corrosion resistance.

### 1. 目 的

1936年に超々ジュラルミン (ESD)<sup>1)</sup>が開発されて以来, Al-Zn-Mg-Cu系合金はアルミニウム合金中で最高強度の合金系として研究が重ねられてきた。本系合金は軽量・高強度である特徴を活かして, 航空機をはじめとした輸送機分野に用いられるため, その用途の特性から, 素材としての高い信頼性(靱性, 耐 SCC 性, 疲労強度など)が要求されてきた。続いて開発された 7075 合金では, 亜鉛添加量は 5.6mass% と低めに設定された (ESD は 8.0mass%Zn)。その後, 地金純度を高めて靱性向上を図った 7475 合金, ジルコニウム添加で焼入れ性改善を図った 7050 合金など, 様々な改良合金が開発された。近年では, RRA 処理など, 耐 SCC 性を改善させるプロセスが開発されたことにより, 7055 合金な

どの高亜鉛を含む合金も再び実用化されている<sup>2)</sup>。

本合金系は亜鉛, マグネシウム, 銅を含む四元系の合金であり, そのいずれもが広い固溶限を持つことから, 選択できる合金組成の幅が広いことが特徴である。本合金における析出反応は, 高 Zn/Mg 比の成分では S.S.S. → G.P.ゾーン →  $\eta'$  相 →  $\eta$ -MgZn<sub>2</sub> 相 (低 Zn/Mg 比では T 相も形成) であり, 特に  $\eta'$  相の状態では強化に寄与する<sup>3,4)</sup>。銅は強度を上げつつ延性や耐 SCC 性を改善する効果がある<sup>5,18)</sup>。また, 鉄およびけい素も靱性に影響する重要な制御因子である<sup>5)</sup>。さらに, 主として結晶粒組織の制御のためにマンガン, クロム, ジルコニウムが添加されるが, これらは靱性<sup>6)</sup>, 焼入れ遅れ感受性<sup>7-9)</sup> や G.P.ゾーン形成挙動<sup>10)</sup>にも関与することが知られている。近年では, 時効初期のクラスター形成におよぼす原子間の相互作用力<sup>11)</sup>, 3 DAP などを用いた準安定相の組成分析<sup>12,13)</sup>, 粒界析出物および PFZ と機械的性質の定量的整理<sup>14)</sup>など, 新たな知見も得られている。また, 工業的には高強度が得られる高亜鉛添加 Al-Zn-Mg-Cu 系合金が再び重要になっていることから, そのような視

\* 軽金属, 60 (2010), 75-80 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六部, 工学博士

\*\*\*\* 研究開発センター, 工学博士

点で、再度検討する価値があると考える。

以上のことから、本研究では、特に高亜鉛の成分を中心に、Al-Zn-Mg-Cu系合金の強度、靱性および耐SCC性について成分の影響を調査および考察した。

## 2. 実験および結果

### 2.1 製造方法および評価方法

合金成分として、Al-(6.0/7.5/9.0)mass%Zn-(1.5/2.0/2.5)mass%Mg-(1.5/2.0/2.5)mass%Cu-0.15mass%Zr(以下、特に記述がない場合はmass%)の27種類を選んだ。不純物元素を減量して靱性を高める観点から、地金に純度99.8%のアルミニウムを用いて(Fe+Si)量を0.15%以下とした。供試材の亜鉛、マグネシウム、銅の成分分析値をTable 1に示す。これらの成分のφ90mmピレットをDC鋳造にて作製し、空気炉にて470°C-6hの均質化処理を施した。その後、400°Cにてφ25mm丸棒の形状に押し出した(押し出比:14.1)。この丸棒に空気炉にて460°C-2hの溶体化処理を施した後、直ちに水中に焼入れ、さらに室温で96hの自然時効を行った。続いて大気炉にて120°C-24hの時効処理を施し、T6材とした。

このようにして作製した供試材のL方向より試験片を採取し、引張試験(JIS4号試験片)によって強度特性を、シャルピー衝撃試験(JIS3号試験片)によって靱性を評価した。耐SCC性については、φ25mm丸棒よりφ19mmのCリング試験片を成形し、交互浸漬法(10min浸漬⇔50min大気暴露)によって調査した。試験液は3.5%NaCl(pH6.4~7.2)を用い、試験温度は25°Cに管理した。負荷荷重500MPaにてn=4で試験を行い、最大720hまでSCC寿命を評価した。また、これらの結果の考察のため、走査電子顕微鏡(SEM)によりシャルピー衝撃試験後の破面を、透過電子顕微鏡(TEM)により析出組織を観察した。

### 2.2 T6材の評価結果

代表的なT6材のマイクロ組織をFig.1に示す。これらのT6材は押し出方向に伸長した繊維状の結晶粒組織を呈していた。また、下部組織のグレインサイズは10~20μm程度であった。強度や靱性には結晶粒組織も影響するが、その点では合金成分による差は有意ではなかった。結晶粒組織は亜鉛、銅、マグネシウムの添加量よりも、ジルコニウム添加量や均質化処理および押し出の条件が支配的であるといえる。

Fig.2にT6材の引張強さにおよぼす成分の影響をmass%で示す。基本的には、各元素の添加量が増すと強度も向上したが、亜鉛、マグネシウム、銅のいずれも多い場合は強度が飽和した。これは後述するように、溶体化処理時にη相およびS相が未固溶で残り、析出強化に関与する有効固溶元素が減少したためと考えられる。これらの傾向は耐力も同様であった。最高強度を示した合金はAl-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cuの成分で、機械的性質については引張強さ752MPa、耐力736MPa、破断伸び11%であった。Fig.3にT6材のシャルピー衝撃値におよぼす成分の影響を示す。基本的には各元素の添加量を増すと靱性が低下したが、銅の影響が小さいのに対し、マグネシウムの影響が大きかった。Fig.4にSCC寿命におよぼす成分の影響を示す。亜鉛添加量6.0mass%および7.5mass%では銅とマグネシウムのいずれもが低濃度である場合に耐SCC性が良好となるが、いずれかが増すと耐SCC性が低下した。亜鉛量9.0mass%では、高Mg-低Cuの成分で高い耐SCC性を示した。

### 2.3 強度および靱性におよぼす添加元素の寄与

引張強さ、耐力、伸び、シャルピー衝撃値におよぼす成分の影響を大まかに把握するため、次式のような一次の線形関係により重回帰分析を行った。

$$X = \alpha + \sum_{i=Zn, Mg, Cu} \beta_i C_i \quad (1)$$

ここで、Xは物理量(引張強さ/耐力/伸び/衝撃値)、α

Table 1 Chemical compositions of the test alloys (mass%)

Mark	Zn	Mg	Cu	Mark	Zn	Mg	Cu	Mark	Zn	Mg	Cu
A 1	6.1	1.5	1.5	B 1	6.4	1.5	2.0	C 1	6.4	1.5	2.4
A 2	7.6	1.5	1.5	B 2	7.9	1.5	2.0	C 2	7.9	1.4	2.4
A 3	8.7	1.5	1.5	B 3	9.3	1.5	2.0	C 3	9.3	1.4	2.4
A 4	5.9	2.0	1.6	B 4	6.1	2.0	1.9	C 4	6.2	1.9	2.3
A 5	7.7	2.0	1.5	B 5	7.6	2.0	1.9	C 5	7.7	1.9	2.4
A 6	9.1	2.0	1.5	B 6	9.1	2.0	1.9	C 6	9.3	2.0	2.4
A 7	6.1	2.4	1.5	B 7	6.1	2.4	1.9	C 7	6.3	2.4	2.5
A 8	7.6	2.5	1.5	B 8	7.5	2.4	1.9	C 8	7.7	2.4	2.4
A 9	8.9	2.5	1.5	B 9	9.0	2.4	1.9	C 9	9.1	2.2	2.4

は定数、 $C_i$  および  $\beta_i$  はそれぞれ元素  $i$  の添加量および  $X$  への寄与量である。なお、ここでは原子数で効果を見るために、各元素の添加量は at% で整理した。マグネシウムは銅および亜鉛よりも軽元素であるため、

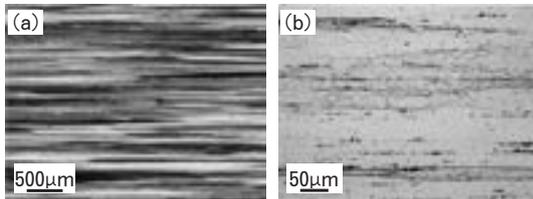


Fig. 1 Cross-sectional microstructure of the alloy Al1, (a) polarized optical micrographs and (b) etched optical micrographs.

mass% で考えた場合は、at% の場合よりも影響が大きくなることに注意されたい。重回帰分析の結果を Table 2 に示す。決定係数  $R^2$  は引張強さおよび耐力で 0.92、伸びおよび衝撃値で 0.86 であり、高い信頼性を示した。これらを誤差の期待値に換算すると、引張強さおよび耐力で  $\pm 4\%$ 、伸びおよび衝撃値で  $\pm 7\%$  と見積もられる。この回帰分析の結果によると、亜鉛、マグネシウム、銅のいずれも強度増加の効果があったが、特に亜鉛およびマグネシウムの効果が大きかった。これは、本合金系における強化相が  $\eta'$  相であることを考えると妥当な結果である。また、いずれの元素も韌性を低下させたが、マグネシウムおよび銅の影響が大であった。また、銅添加により僅かに伸びが向上する傾向がみられた。

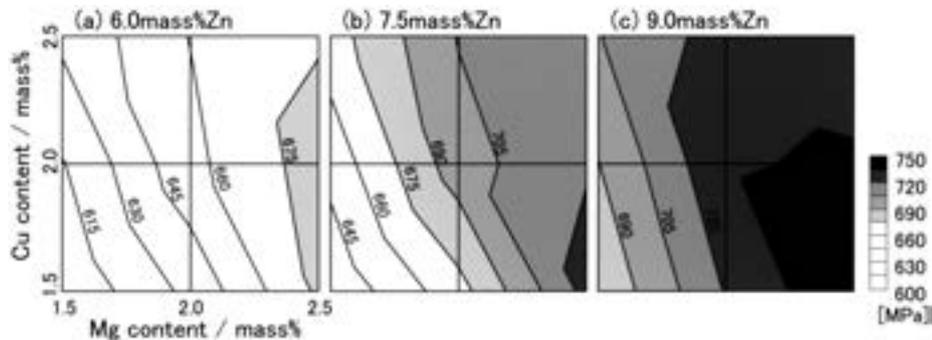


Fig. 2 Effect of the alloy contents on the tensile strength of the T 6 samples.

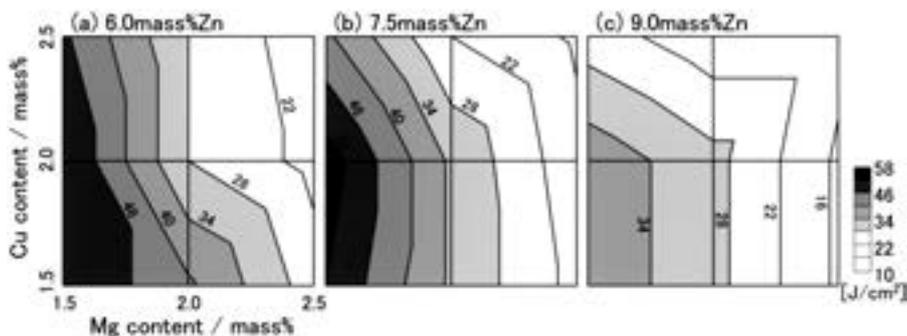


Fig. 3 Effect of the alloy contents on the Charpy impact value of the T 6 samples.

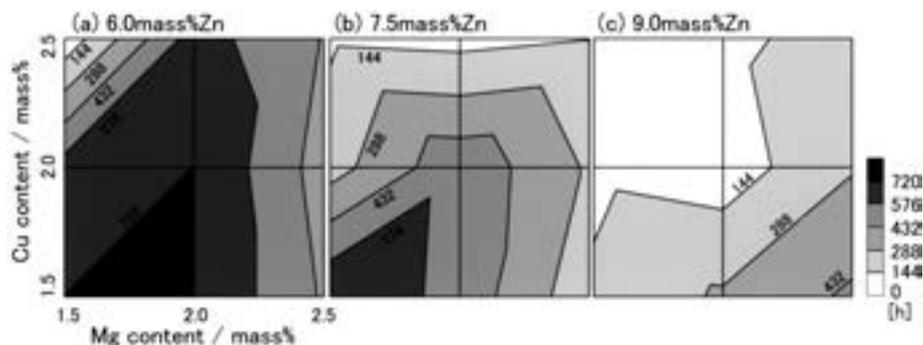


Fig. 4 Effect of the alloy contents on the stress corrosion lifetime of the T 6 samples.

### 3. 考 察

前節にて、Al-Zn-Mg-Cu 系合金の強度、靱性および耐 SCC 性におよぼす成分の影響を調査したが、本系合金において工業的に重要になるのは高強度の成分である。そこで、以下では 9.0%Zn の成分における、2.5%Mg+1.5%Cu (A9) および 1.5%Mg+2.5%Cu (C3) の成分について、マグネシウムおよび銅の役割を検討した。以下では、これらを High-Mg 材および High-Cu 材と呼称する。また、比較のためにマグネシウムと銅のいずれも多い Al-9.0Zn-2.5Mg-2.5Cu-0.15Zr 合金 (C9) も調査の対象とした。以下ではこれを MC 材と呼称する。これらの強度特性、シャルピー衝撃値および SCC 寿命を Table 3 に示した。また、Fig. 5 に CALPHAD 法による計算状態図を示す。計算に用いたソフトウェアは Sente Software 社の JMatPro である。

#### 3.1 靱性におよぼす成分の影響

一般的に、高強度であると靱性が低くなる傾向が知られており、本研究の結果においても、Fig. 6 に示すよう

に、高強度材では低靱性となる傾向がある。その他に靱性を低下させる要因として、ミクロンオーダーの第二相粒子<sup>6)</sup>や、粒界に関連した PFZ や粒界析出物<sup>14)</sup>があると考えられている。

シャルピー衝撃試験後の破面の SEM 像を Fig. 7 に示す。MC 材では粗大なディンプルが多く見られ、粒内を中心とした破面になっていた。Fig. 8 に示すように MC 材ではミクロンオーダーの第二相粒子が多く存在しており、これらの粒子と母相との界面にボイドが生じ、剥離したと考えられる。EDX による元素分析の結果、MC 材における第二相粒子は亜鉛、マグネシウム、銅からなる相 (S-Al<sub>2</sub>CuMg 相もしくは η-MgZn<sub>2</sub> 相) が主であった。一方、High-Cu 材および High-Mg 材では S 相や η 相は少なく、溶体化処理により多くは固溶していると判断された。Fig. 5 に示した計算状態図も併せて考えると、460°C の溶体化処理にて亜鉛、マグネシウム、銅が固溶する成分範囲は、およそ (Mg+Cu) ≤ 4.0mass% であるといえよう。Fig. 6 に示したように、(Mg+Cu) 量が 4.0mass% を超えるサンプルではいずれも低い靱性を示

Table 2 Contribution of the alloy contents on mechanical properties of the T 6 samples (/at%).

	$\alpha$	$\beta_{Zn}$	$\beta_{Mg}$	$\beta_{Cu}$	Adjusted coefficient of determination, $R_2$
Tensile strength [MPa]	353	52	60	27	0.92
Yield stress [MPa]	263	70	62	16	0.92
Elongation [%]	24	-1.2	-3	1.2	0.86
Charpy impact value [J/cm <sup>2</sup> ]	129	-6.3	-25	-23	0.86

Table 3 Chemical composition, tensile properties and Charpy impact value of the T 6 samples.

	Chemical composition (mass%)				Tensile properties			Charpy impact value	Stress corrosion lifetime
	Zn	Mg	Cu	Mg+Cu	TS(MPa)	YS(MPa)	EL(%)	(J/cm <sup>2</sup> )	(h)
MC	9.1	2.2	2.4	4.6	723	693	11.0	18	204
High-Cu	9.3	1.4	2.4	3.8	704	694	15.0	25	90
High-Mg	8.9	2.5	1.5	4.0	752	736	11.3	15	456

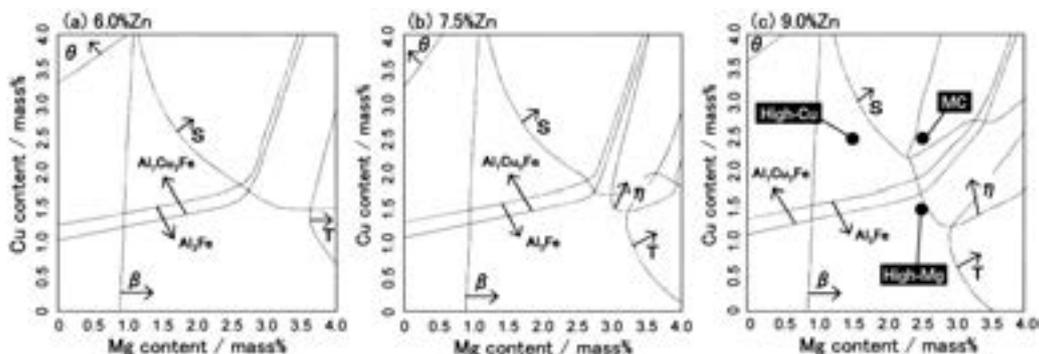


Fig. 5 Thermodynamic equilibrium for the Al-(6.0, 7.5, 9.0)Zn-Cu-Mg-0.10Fe-0.05Si alloy at 460°C.  
 $\eta$  : MgZn<sub>2</sub>, S : Al<sub>2</sub>CuMg, T : Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>,  $\theta$  : Al<sub>2</sub>Cu,  $\beta$  : Mg<sub>2</sub>Si.

している。

一方、未固溶の S 相や  $\eta$  相が少ない High-Cu 材および High-Mg 材は破面の形態が比較的類似しており、ディンプルのほかに、平滑な破面や粒界に沿って破断した箇所がみられた (Fig. 7)。粒内の粗大粒子が少ない場合、粒内の強化相の分散状態および粒界近傍の第二相粒子の状態 (粒界析出物, PFZ) が韌性に対して重要な役割を果たすと考えられる。しかしながら、Fig. 9 に示すように、これらの材料はいずれも 50nm 以下の狭い PFZ を示し、粒界析出物のサイズにも有意差は認められなかった。したがって、High-Mg 材で低い韌性を示したのは、粒内の強化相が細密に分散しており、塑性変形能が低いことが主要因であると考えられる。マグネシウムおよび銅の添加量により生ずる強化相の析出挙動の差については次節で述べる。

### 3.2 強度におよぼす成分の影響

溶体化処理直後の固溶元素量は、続く自然時効および人工時効時の析出挙動に影響する。Fig. 10a に溶体化処理直後の硬さと導電率を、Fig. 10b に JMatPro により予測した 460°C の平衡状態における亜鉛、マグネシウムおよび銅の固溶量を示す。マグネシウム添加量が少ない High-Cu 材のみ導電率が高いが、これは銅よりもマグネシウムのほうが導電率への寄与が大きい<sup>17)</sup> ことを勘案すると矛盾ない結果である。また、この段階では固溶強化が主であるが、固溶 Mg 量が多い MC 材および High-Mg 材で硬さが大きく、マグネシウムが初期強度に大きく影響することを示している。

本合金系における析出挙動は、高 Zn/Mg 比の成分では S.S.S.→G.P.ゾーン→ $\eta'$ 相→ $\eta$ 相であるが<sup>4)</sup>、銅がどのように析出に関与するかについては合金成分や熱処理条件によって異なる結果が報告されており、判断が難

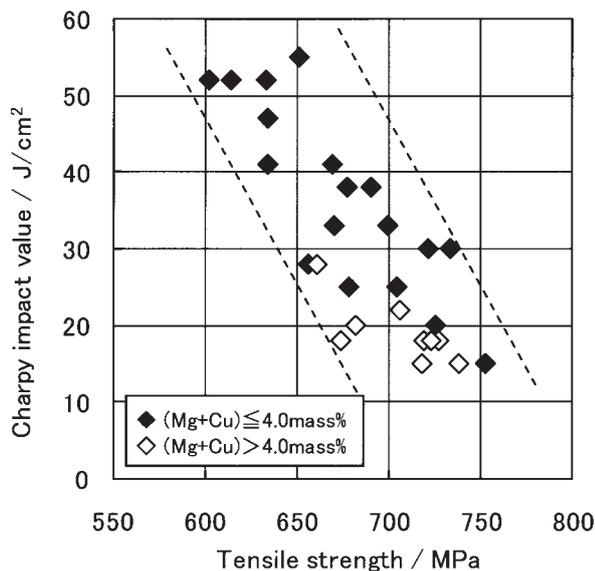


Fig. 6 Relationship between tensile strength and Charpy impact value in the T6 samples.

しい。例えば、1 mass% 以下の銅添加は  $\eta'$  相の析出挙動に本質的には影響しないと報告されている<sup>3)</sup>。一方、165°C 以上の比較的高い温度では、G.P.ゾーン→ $\eta'$ 相→ $\eta$ 相の反応と並行して、GPBゾーン→S'相→S相の析出反応が起こることも報告されている<sup>15)</sup>。また、Maloney ら<sup>16)</sup>は、1.5%Cu を添加し、190°C で時効処理した場合に S 相が認められるが、低温では  $\eta'$  相および  $\eta$  相のみであると報告している。本研究の High-Mg 材および High-Cu 材については、TEM による電子回折図形 (Fig. 11) によると、合金による析出相の種類の違いは認められず、 $\eta'$  相および  $\eta$  相のスポットのみが確認された。したがって、銅は  $\eta'$  相に固溶することで強化に寄与すると推測される。Table 2 に示したように、at% で整理すると、強度におよぼす添加元素の寄与は、

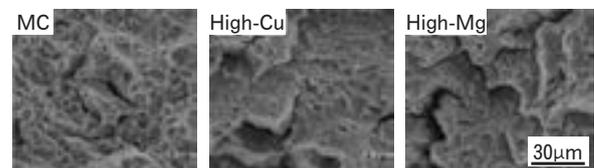


Fig. 7 SEM secondary electron images of the fractured surface in the Charpy impact test specimens.

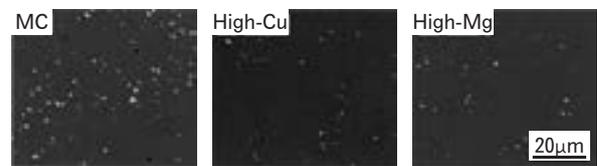


Fig. 8 SEM backscatter electron images of the cross sections showing intermetallic compounds in the matrix.

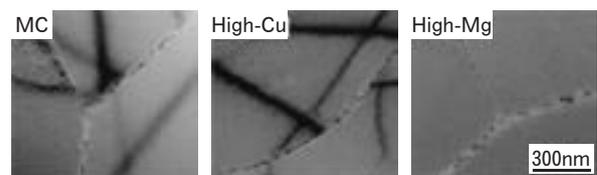


Fig. 9 TEM BF images showing grain boundary precipitates and PFZs.

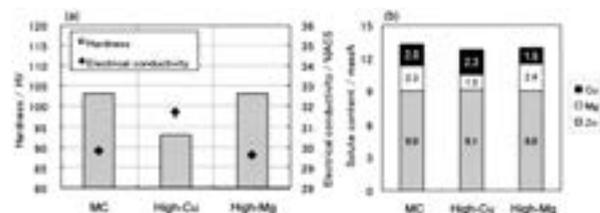


Fig. 10 Condition of the specimens just after solution heat treatment, (a) hardness, electrical conductivity and (b) solid solution concentrations in thermodynamic equilibrium at 460°C.

亜鉛とマグネシウムが大きく、銅が小さい。このことから、主たる強化相は $\eta$ 相であり、銅が補助的な作用を持つと理解できる。

### 3.3 耐 SCC 性におよぼす成分の影響

Al-Zn-Mg-Cu 系合金では、銅の添加により耐 SCC 性が向上することが報告されている<sup>18)</sup>。この原因として、粒界に析出した $\eta$ 相が粗大化とともに銅を含む組成に変化し、電気化学的に貴になること、マトリックス中に銅を含むことで歪の局所化が緩和されることなどが考えられている。しかしながら、本研究の結果では Cu/Mg 原子比が増すにつれて耐 SCC 性が低下する傾向(Fig. 12)となっていることから、その他の要因があると考えられる。ここで、Fig. 13 に 120°C 時効処理中の硬さおよび導電率の変化を示す。いずれの合金も時効硬化カーブに大きな差はないが、High-Cu 材では導電率の増加が速いことが明らかである。このことは、High-Cu 材では MC 材および High-Mg 材とは $\eta$ 相の組成(銅の固溶量)が異なることを示唆している。この粒内における強化相の析出挙動の差異が粒内と粒界の電位差を顕著とし、耐 SCC 性が低下したと推測される。ただし、耐 SCC 性は銅添加量、時効処理条件および負荷荷重によっても結果が変わるので、一般的な知見を得るためにはさらに詳細な研究が必要であろう。

### 3.4 Al-Zn-Mg-Cu 系合金における成分選定の指針

以上の検討結果に基づいて、Al-Zn-Mg-Cu 合金について、強度、靱性、耐 SCC 性の観点から成分選定の指針を述べる。まず、主に靱性の点から、溶体化処理時に $\eta$ 相および S 相を固溶させるため、 $(\text{Mg}+\text{Cu}) \leq 4.0\text{mass}\%$ を目安にマグネシウムおよび銅の量を選択する必要がある(なお、Fig. 5 より亜鉛添加量はマグネシウムおよび銅の固溶限に大きな影響を及ぼさないと予測される)。 $(\text{Mg}+\text{Cu}) \leq 4.0\text{mass}\%$ の範囲では、亜鉛、マグネシウム

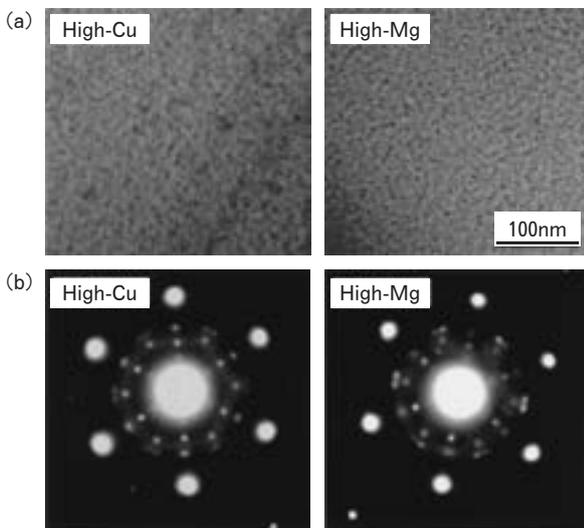


Fig. 11 (a) TEM BF images and (b) associated SAED patterns of the T6 samples.

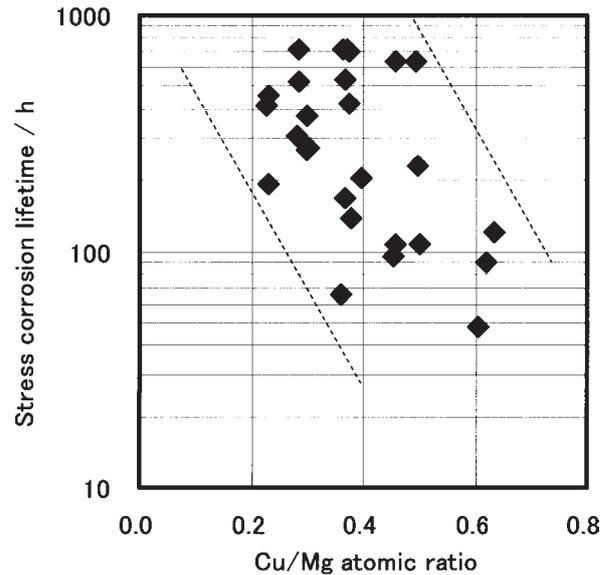


Fig. 12 Relationship between Cu/Mg atomic ratio and stress corrosion lifetime in the T6 samples.

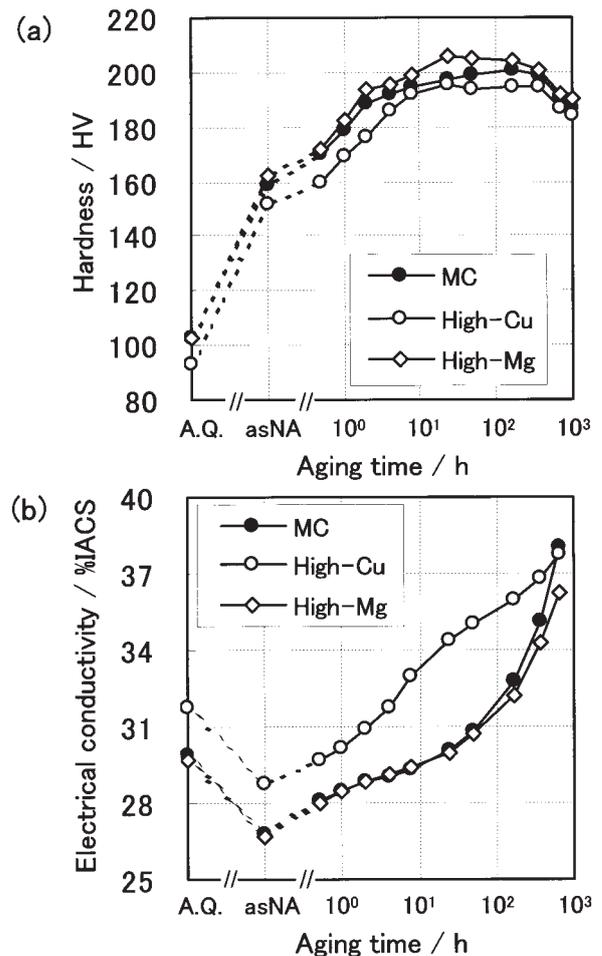


Fig. 13 Change in (a) hardness and (b) electrical conductivity during artificial aging at 120°C.

ム、銅のいずれかを増量しても強度が増す。特に  $\eta'$  相の構成元素である亜鉛およびマグネシウムは強度増加の効果が大いなのに対し、銅は  $\eta'$  相に固溶する形で補助的に強化に寄与すると考えられる。また、Cu/Mg 比が高い場合、 $\eta'$  相の組成が変化し、耐 SCC 性の低下をもたらす。マグネシウムおよび銅は韌性を低下させる効果も大きく、1 at% の添加によりシャルピー衝撃値が 23~25J/cm<sup>2</sup> 程度低下する (mass% で考えると、重元素である銅の影響はマグネシウムより小さい)。

まとめとして、Al-Zn-Mg-Cu 系合金の強度、韌性、耐 SCC 性におよぼす成分の影響を mass% で整理すると、Fig. 14 のように書ける。耐 SCC 性についてはさらに検討を重ねる必要があるが、強度・韌性におよぼす成分の影響については、本研究によって広く整理できたように思われる。

#### 4. 結 言

Al-(6.0/7.5/9.0)mass%Zn-(1.5/2.0/2.5)mass%Mg-(1.5/2.0/2.5)mass%Cu 合金の T 6 材を製造し、強度、韌性、耐 SCC 性におよぼす成分の影響を調査した結果、以下の知見が得られた。

(1) 亜鉛、マグネシウム、銅のいずれの元素も添加量を増すと強度が増加する。マグネシウムおよび亜鉛は強度への寄与が大きく、1 at% 添加による引張強さの増加量はそれぞれ 60MPa および 52MPa である。銅は強度を増加させる効果が小さく、1 at% 添加あたりの引張強さの増加量は 27MPa である。 $\eta'$  相の構成元素である亜鉛およびマグネシウムが直接的に強度増加の効果があるのに対し、銅は  $\eta'$  相に固溶する形で補助的に強化に寄

与すると考えられる。

(2) 韌性にはマグネシウムおよび銅の影響が大きく、1 at% 添加あたりのシャルピー衝撃値の減少量はそれぞれ 25J/cm<sup>2</sup> および 23J/cm<sup>2</sup> である。460°C での溶体化処理にてマグネシウムおよび銅が溶入する成分範囲は、およそ (Mg+Cu) ≤ 4.0mass% であり、これを上回ると粗大な S 相や  $\eta$  相が溶体化処理で残存し、これらを起点とした粒内での破断が主となって低い韌性を示す。

(3) Cu/Mg 原子比が高い合金成分では、耐 SCC 性が低下する傾向がある。これは、Cu/Mg 比が高い合金成分では粒内における  $\eta'$  相の組成が異なり、粒内と粒界の電位差が大きくなったためと考えられる。

#### 参 考 文 献

- 1) 特許第 135036 号, (1936)
- 2) 吉田英雄, 内田秀俊: 住友軽金属技報, **34** (1993), 29-40.
- 3) M. O. Speidel and M. V. Hyatt: *Advances in Corrosion Science and Technology Vol. 2*, Plenum Press (1972), 115-335.
- 4) A. J. Ardell, J. K. Park: *Met. Trans.*, **14A** (1983), 1957-1965.
- 5) 五十嵐勇, 北原五郎: 日本金属学会誌, **3** (1939), 66-76.
- 6) 吉田英雄, 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, **34** (1984), 689-701.
- 7) D. S. Thompson: *Met. Trans.*, **2** (1971), 1149-1160.
- 8) 馬場義雄: 日本金属学会誌, **31** (1967), 910-915.
- 9) W. F. Smith, N. J. Grant: *Met. Trans.*, **1** (1970), 1735-1740.
- 10) 馬場義雄: 日本金属学会誌, **31** (1967), 507-512.
- 11) 廣澤渉一, 中村文滋, 里 達雄, 星野敏春: 軽金属, **56** (2006), 621-628.
- 12) M. Doumont, W. Lefebvre, B. Doisneau-Cottingnies, A. Deschamps: *Acta Met.*, **53** (2005), 2881-2892.
- 13) 名古秀徳, 長村光造, 足立大樹, 宝野和博, 大久保忠勝: 軽金属, **56** (2006), 655-661.
- 14) 小椋 智, 廣澤渉一, 里 達雄: 軽金属, **56** (2006), 644-650.
- 15) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 浅見重則: 軽金属, **22** (1972), 661-667.
- 16) S. K. Maloney, I. J. Polmear, S. P. Ringer: *Mat. Sci. Forum*, 331-337 (2000), 1055-1060.
- 17) K. R. Horn: *Aluminum Vol. 1*, ASM (1967), 50.
- 18) B. Sarkar, M. Marek, E. A. Starke: *Met. Trans.*, **12A** (1981, 1939-1943)

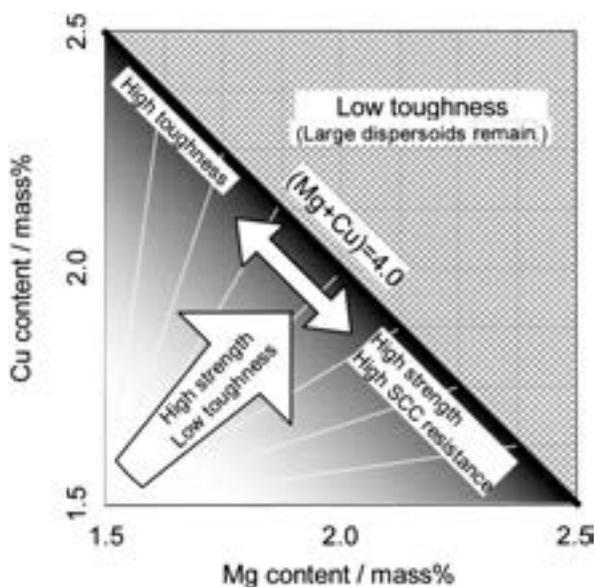


Fig. 14 Schematic diagram of the relationship between alloy contents and its properties.

# 連続铸造圧延した Al-Mg-Si 合金板の 耐糸錆性に及ぼす鉄量の影響\*

上田 薫\*\* 江崎 宏 樹\*\*\*  
渋谷 和 久\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 75-79

## Effect of Iron Content of Twin-Roll Cast Al-Mg-Si Alloy Strips on Filiform Corrosion Resistance

Kaoru Ueda, Hiroki Esaki and Kazuhisa Shibue

The effect of iron content of Aluminum-Magnesium-Silicon alloy strips fabricated by the twin roll cast (TRC) on filiform corrosion resistance after paint was investigated. The filiform corrosion resistance was maintained to 0.4mass% iron content. However, the resistance was deteriorated on 0.8mass% iron content. The deterioration of the filiform corrosion resistance of Aluminum-Magnesium-Silicon alloy with 0.8mass% iron was related to the intermetallic compounds included iron. Higher amount of iron in Aluminum-Magnesium-Silicon alloy made the intermetallic compounds formed on cell boundary during twin roll casting. The intermetallic compounds are found to be the origin of corrosion, and corrosion progress along the compounds. As a result, the continuous intermetallic compounds are decreased of filiform corrosion resistances on TRC strips.

### 1. 緒 言

自動車の軽量化を目的として、自動車用ボディパネルへのアルミニウム板材料、特に、リサイクル性に優れた Al-Mg-Si 系合金板材料の適用が、年々増加している。このように、アルミニウム製ボディパネルを用いた自動車が増加することで、そのスクラップが増加しリサイクル技術が必要となる。スクラップをリサイクルする場合、アルミニウム製ボディパネルに取り付けられた鉄鋼部品が再溶解時に混入するため、リサイクルされた合金中の鉄量が増加することが予想される。一般に、Al-Mg-Si 系合金の場合、不純物としての鉄の増加により、铸造時に Al-Fe-Si 系金属間化合物が多く晶出する。その結果、曲げ性やベークハード性といった材料特性が低下することが報告されている<sup>1)</sup>。そこで著者らは、この晶出物粒

子を微細化する方法として、急冷凝固の効果が期待できる双ロール式連続铸造圧延法 (Twin-roll cast ; TRC) に注目し、同法による Al-Mg-Si 系合金板の製造を試みた。その結果、TRC 板にはリップルマークと呼ばれる表面欠陥が発生する場合があります、この欠陥は濃淡の縞模様を呈する偏析であることや、この欠陥が最終製品の耐糸錆性を低下させることなどを前報で明らかにした<sup>2)</sup>。

本研究では、Al-Mg-Si 系合金の TRC 板を用いて、不純物鉄量と塗装後の耐糸錆性の関係について調査したので、その結果について述べる。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試材

供試材には、Fig. 1 に示した TRC 試験装置により試作した、A6016 合金をベースに鉄量を 0.15 (基準)、0.40 および 0.80mass% と変化させた材料を用いた。TRC の铸造ロールには、内部が水冷されている直径  $\phi$  485mm の鋼製ロールを用いて所定の成分のアルミニウム合金を溶解し、アルゴンガスを用いて脱ガス処理した

\* 軽金属学会第 107 回秋季大会で一部発表、軽金属、60, 8 (2010) に掲載

\*\* 研究開発センター 第三部

\*\*\* 研究開発センター 第二部

\*\*\*\* 研究開発センター

後、13.3~15.8mm/s の速度で鋳造を行い、板厚 6 mm 板幅 300mm の鋳造板とした。この鋳造板は、厚さ 1 mm まで冷間圧延した後、溶体化処理を行い、T4 調質とした。溶体化処理は、赤外線超急速加熱装置にて、加熱速度 80°C/s で 550°C まで昇温し 20s 保持後に空冷する条件で実施した。以下、鋳造板を TRC 板、冷間圧延板を CR 板とそれぞれ称す。また、Table 1 に得られた TRC 板の化学成分を示す。

なお、鉄量 0.15mass%、0.40mass% および 0.80 mass% をそれぞれ A、B および C と称す。

Fig. 2 および Fig. 3 に A、B、C の TRC 板および CR 板の外観を示す。リップルマークは鋳造条件によりその鮮明さが異なることが報告されており<sup>3,4)</sup>、本報で利用した TRC 板および CR 板は、いずれの鉄量においてもリップルマークは認められなかった。

## 2.2 耐糸錆性試験

耐糸錆性試験には、CR 板に自動車外板の塗装を施した塗装板を用いた。塗装は、CR 板にりん酸亜鉛処理後、電着塗装ならびに中塗り、上塗りの 3 コートとした。りん酸亜鉛皮膜は約 0.7g/m<sup>2</sup> とし、塗装は、電着塗装が約 20μm、中塗りおよび上塗り塗装がそれぞれ約 40μm で、合計約 100μm の塗膜とした。その後、カッターナイフで素地に達するクロスカットを入れ耐糸錆性試験に供した。試験は JASO M609-91 に準拠し、塩水噴霧・湿潤・乾燥の複合サイクル試験 (SST-2 h→DRY (60°C-25%RH) -4 h→WET (50°C-95%RH) -2 h) とした。耐糸錆性は、90 サイクル後における錆の先端からクロスカット線への垂線の長さを糸錆長さとし、この最大値によって評価した。なお耐糸錆性試験は、それぞれ 3 枚ずつ実施した。

得られた CR 板について、電子線プローブ X 線マイクロアナライザー (EPMA) による組成分析を行った。また、TRC 板と CR 板について、グロー放電発光分光分析 (GD-OES) により、鉄の深さ方向の濃度変化を測定した。あわせて、耐糸錆性試験後の断面マイクロ組織観察を実施した。

## 3. 実験結果および考察

Fig. 4 に 90 サイクル後の塗装板の外観を示す。A-塗装板 (Fig. 4 (a)) では、3 枚のうち 1 枚にクロスカット部から発生した 2 本の糸錆が観察された。また、B-塗装板には糸錆は発生しなかった。一方、C-塗装板 (Fig. 4 (c)) は、クロスカット部から発生した 7 本 (n=3 の合計) の糸錆が観察された。

Fig. 5 に A、B および C-塗装板の最大糸錆長さを示す。なお、ここでは、試験を実施した塗装板 3 枚の中で観察された最大長さを用いた。A-塗装板の最大糸錆長さは 0.2mm であり、B-塗装板は糸錆が発生しなかったため、最大糸錆長さは 0 mm であった。一方、C-塗装

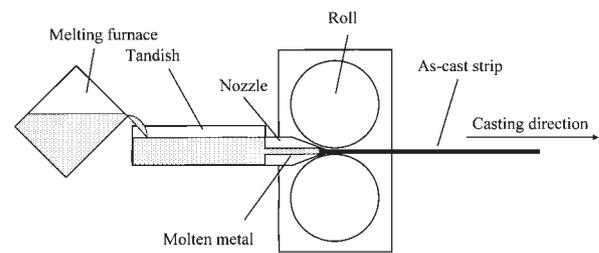


Fig. 1 Schematic model of twin-roll cast process.

Table 1 Chemical composition of samples (mass%).

Sample	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A	1.0	0.15	<0.01	0.08	0.5	<0.01	<0.01	<0.01	Bal.
B	1.0	0.4	<0.01	0.08	0.5	<0.01	<0.01	<0.01	Bal.
C	1.0	0.8	<0.01	0.08	0.5	<0.01	<0.01	<0.01	Bal.

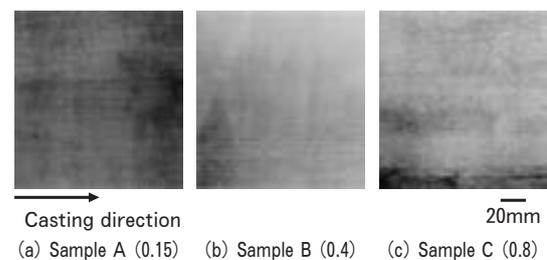


Fig. 2 Surface appearance of TRC strips.

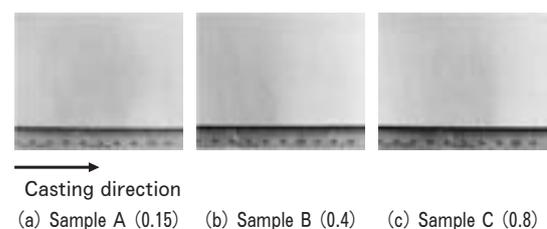


Fig. 3 Surface appearance of samples after cold rolling to 1.0mm thickness.

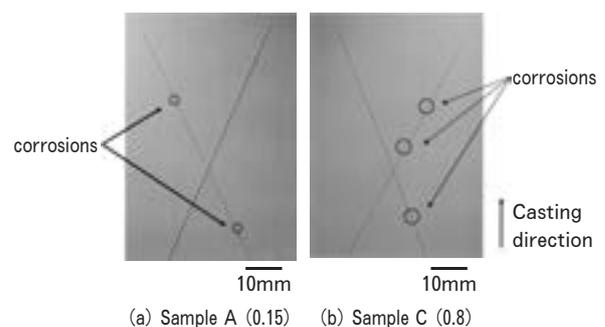


Fig. 4 Surface appearance of samples A and C after cyclic filiform corrosion test for 90 cycles.

板は、最も糸錆が顕著であり、その最大長さは1mmであった。

以上の結果から、本試験による耐糸錆性については、鉄量が標準である0.15mass%のA-塗装板および0.40mass%であるB-塗装板と比較して、鉄量が0.80mass%であるC-塗装板は糸錆が顕著であり、耐糸錆性が劣ることが明らかになった。

ここで、TRC材の耐糸錆性は、TRC板の表面から1~2 $\mu\text{m}$ の間に存在する鉄およびけい素の表面偏析層によって低下することは前報<sup>2)</sup>で報告したが、鉄量による表面偏析層の違いを明らかにするため、A、B、C-CR板の鉄のEPMA面分析結果をFig. 6に示す。AおよびB-CR板の表面には鉄が点在しているが、鉄量が0.80mass%であるC-CR板の表面には鉄が全面から検出された。さらに、C-CR板を板面から30 $\mu\text{m}$ 面削後、鉄のEPMA面分析を行った結果をFig. 7に示す。鉄量0.80mass%のC-CR板は、表面から30 $\mu\text{m}$ 面削後も鉄はセル境界に連続的に存在しており、A-CR板やB-CR板の板面の様な点状に分散されていなかった。また、C-CR板断面のEPMA面分析結果をFig. 8に示す。特に板表面から数 $\mu\text{m}$ の領域において、局部的に鉄の濃化が認められた。

次に、Fig. 9にCR材のGD-OESによる鉄の濃度分布を示す。A-CR板は表面から0.1 $\mu\text{m}$ 付近をピークに4 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在していた。B-CR板は、表面から約0.3 $\mu\text{m}$ の位置をピークに、4 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在していた。これに対し、C-CR板は表面から約0.2 $\mu\text{m}$ の位置をピークに、4 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在して

く、4 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在しており、Fig. 8の結果とも良く一致した結果となった。これらのピークにおける濃度は、A-CR板が合金組成の約5倍の0.7mass%、B-CR板は約3倍の1.2mass%、C-CR板は約4倍の3mass%であった。合金組成との比率はA-CR板が最も高かったが、C-CR板は、表面付近では3mass%と非常に高濃度となっていた。さらに、Fig. 10にA、BおよびC-TRC板のGD-OESによる鉄の濃度分布を示す。A-TRC板およびB-TRC板は、表面から0.5~1 $\mu\text{m}$ の位置をピークに、3 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在していた。これに対し、C-TRC板は表面から1~1.5 $\mu\text{m}$ の位置をピークに6 $\mu\text{m}$ 程度の深さまで濃度の高い領域が存在していた。これらのピークにおける濃度は、Aが合金組成の約4倍ともっとも比率は高く、Bは約2倍、Cは2倍以下であった。CR板とTRC板の鉄濃度のピーク位置および濃度の違いは、6mmのTRC板を1mmまで圧延したことにより、CR板の方が濃度こう配が大きくなったものと考えられる。

Fig. 11にC-塗装材の耐糸錆性試験後のクロスカットを含む断面と、腐食部分を高倍で観察したマイクロ組織を示す。表面には三層の塗装が施してあり、クロスカットは塗膜からCR板の素地まで達している。糸錆はクロスカット部分から、塗膜とCR板の間で進行しており、そ

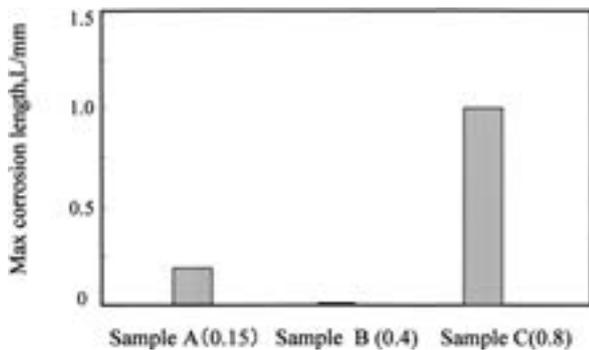


Fig. 5 Effect of iron content on filiform corrosion.

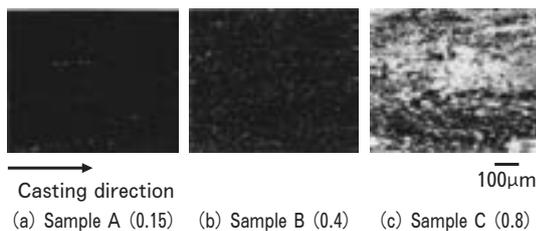


Fig. 6 EPMA iron mapping images on the surface of samples after cold rolling to 1.0mm.

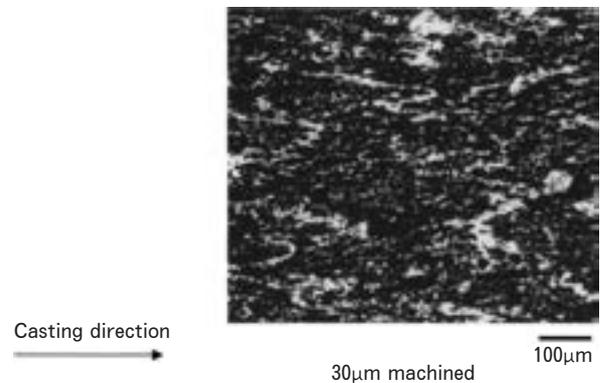


Fig. 7 EPMA iron mapping images after 30 $\mu\text{m}$  machined of sample C after cold rolling to 1.0mm.

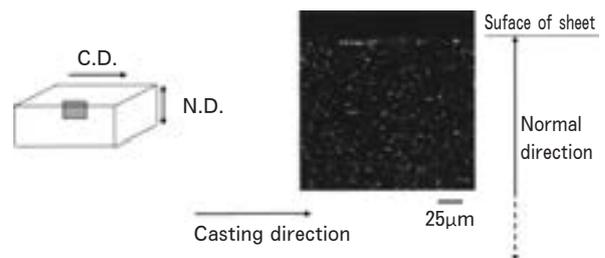


Fig. 8 EPMA iron mapping image on the cross section of sample C after cold rolling to 1.0mm.

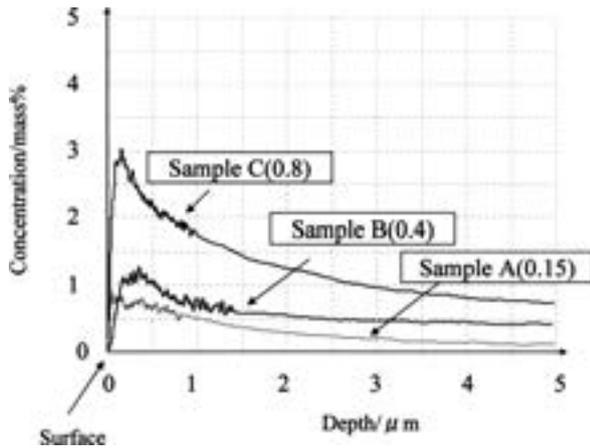


Fig. 9 GD-OES iron depth profiles of samples after cold rolling to 1.0mm.

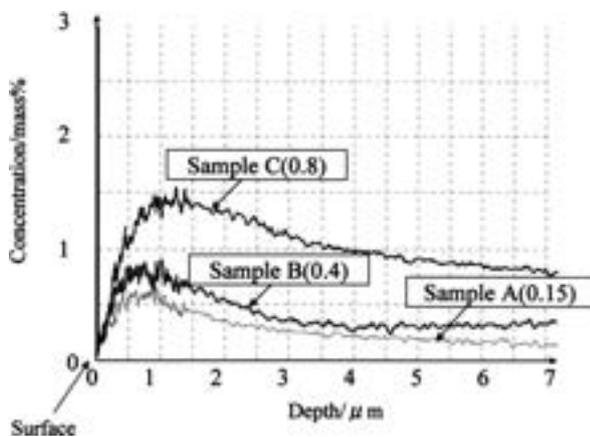


Fig. 10 GD-OES iron depth profiles of TRC strips.

の間に腐食生成物が確認できた。糸錆の進行は、セル境界に連続的に存在している晶出物を伝播し、アルミニウムが腐食しないまま欠落している部分も見られた。

糸錆の発生および進行のメカニズムは、一般に、Fig. 12 のように考えられている<sup>5,6)</sup>。糸錆は、先端部と尾部で酸素濃淡電池を形成して進行し、この腐食生成物が塗膜を持ち上げることで、糸状に成長する。

ここで、鉄および鉄を含む金属間化合物は、アルミニウムと比較して電氣的に貴であり、これらが高濃度の領域では、糸錆先端部におけるカソード反応（水素発生反応）が促進されるものと考えられる。そのため、鉄量が 0.80mass% である C のように、表面近傍に鉄が濃縮されている場合には、起点となる部分が多く、また、連続的に存在するため、この晶出物を伝播経路として、糸錆が進展したと考えられる。

以上の結果より、Al-Mg-Si 系合金の TRC 法によれば、鉄量が 0.40mass% まで増加した場合も鉄を含む晶出物は微細に分散するため耐糸錆性は維持できる。しかし、0.80mass% では表面のほぼ全面に鉄が分布し、高濃度領域では 3 mass% まで濃化が起きている。その

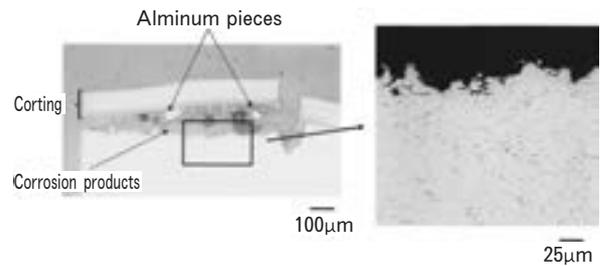


Fig. 11 Micrographs of a section through a cross cutting of sample C.

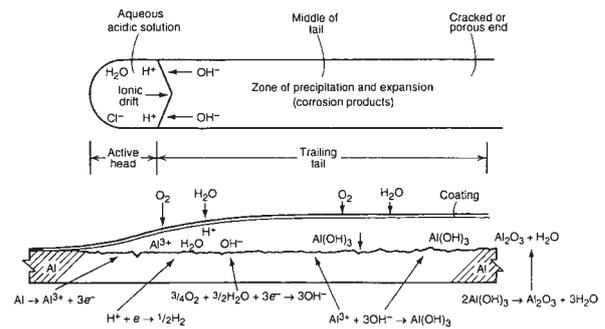


Fig. 12 Schematic diagrams of the filiform corrosion cell in aluminum<sup>5,6)</sup>.

ため、糸錆の起点となる部分が多く存在し、糸錆の数も増加する。また、内部においてもセル境界上に連続的に存在し、この晶出物を伝播して腐食が進行するため、耐糸錆性は低下する。

したがって、TRC 法による Al-Mg-Si 系合金板を自動車用ボディパネルへ適用する場合、その塗装後耐食性を維持するためには、不純物元素である鉄量は 0.40mass% までとすることが有効である。

#### 4. 結 言

双ロール式連続鋳造圧延法による Al-Mg-Si 系合金板材の不純物元素である鉄量が耐糸錆性に及ぼす影響について調査し、以下の結論を得た。

- (1) 鉄量が 0.40mass% までは標準の鉄量 0.15mass% と同等の耐糸錆性を維持することができる。
- (2) 鉄量が 0.80mass% になると、板面には全面に鉄が存在しており、30μm 面削後もセル境界上に連続的に鉄が存在している。この鉄系の晶出物近傍は糸錆の起点となりやすく、また、これを伝播して腐食が進行すると推定され、耐糸錆性は低下する。

なお、本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の助成金研究「アルミニウムの不純物無害化・マテリアルリサイクル技術開発」に関して得られた成果の一部である。

## 参 考 文 献

- 1) 箕田 正, 内田秀俊, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523.
- 2) 上田 薫, 江崎宏樹, 初野圭一郎, 渋江和久: 軽金属, **56** (2006), 51.
- 3) 江崎宏樹, 渡辺良夫, 宇都秀之, 渋江和久: 軽金属学会第106回春期大会講演概要 (2004), 123.
- 4) 江崎宏樹, 渡辺良夫, 箕田 正: 特開 2006-130545
- 5) R. T. Ruggeri and T. R. Beck: Corrosion, **39** (1983), 452.
- 6) J. R. Devis: Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloy, ASM, (1999), 54.

Cu イオンビームを照射した高純度アルミニウムの  
電解エッチング挙動\*大澤 伸 夫\*\* 日比野 淳\*\*  
山本 春 也\*\*\* 佐藤 隆 博\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 80-88

Electrolytic Etching Behavior of High Purity  
Aluminum Irradiated with Cu Ion BeamNobuo Osawa, Atsushi Hibino,  
Shunya Yamamoto and Takahiro Satoh

This paper, which clarifies the effects of Cu ion beam irradiation with a tandem accelerator and an ion implanter on the morphologies of initial pits and on pit growth in high-purity aluminum, describes investigations of direct current (DC) etching and rectangular alternating current (AC) etching in hydrochloric acid solutions. Results of SIMS analysis confirmed that the Cu ion depths in specimens irradiated with the tandem accelerator and the ion implanter were approximately 1  $\mu\text{m}$  at 1.5 MeV, 3  $\mu\text{m}$  at 6 MeV (tandem accelerator) and 0.2  $\mu\text{m}$  at 300 keV (ion implanter), respectively. These depths almost agreed with theoretical values. During DC etching, many facets were produced on the tips of tunnel pits through the zone of Cu ion concentration. The Cu ions in aluminum foils irradiated with the tandem accelerator cause excessive facet dissolution during tunnel pit growth. Plural facets on the cubic pits' side walls were observed in Cu ion irradiated specimens after AC etching. Results suggest that Cu ion irradiation of high-purity aluminum accelerated facet dissolution during the anodic half cycle of AC etching. Consequently, the excessive facet dissolution caused by Cu ions irradiated in aluminum is inferred to prevent pit propagation and extension of horizontal pit growth.

## 1. 緒 言

電解コンデンサ用アルミニウム箔の直流エッチング時のピット発生挙動に影響を及ぼす元素には種々の表面濃縮元素<sup>1,2)</sup>が知られ、これらの元素は低融点でアルミニウムに対する固溶限が小さいという特徴がある。また、直流エッチング時のピット分散状態に対しては、材料の主要元素である Cu<sup>3)</sup>の影響が指摘されているが、Cu はアルミニウムに対する固溶限が大きく、添加量に対す

るピット形態の変化が比較的小さいため、エッチング挙動に及ぼす影響を十分に捉えることができなかった。さらに、材料面では Cu 添加量の増加にともない、立方体方位占有率が低下するという問題も生じ、エッチング挙動の解析が困難となる要因につながっている。

一方、交流エッチング時のピット発生と成長挙動については、アノード半サイクルのピット形成（アノード溶解）とカソード半サイクルのエッチ皮膜形成、さらにはエッチ皮膜の欠陥部からのアノード溶解の繰り返しによりピットが伝播するというメカニズムが知られている<sup>4)</sup>。材料中の微量元素によりピット伝播性が変化する例としては Ti の影響が挙げられ、Ti 含有量の増加によりカソード領域の水素発生反応の速度が大きくなることが知られている<sup>5)</sup>。その結果として、エッチ皮膜の生成が促進され、ピットの伝播性は低下する。材料の主要元素である

\* 表面技術, 61, No.7 (2010) および (社)電子情報技術産業協会 電解蓄電器評論誌 (平成 22 年 9 月) に主要部掲載

\*\* 研究開発センター 第一部, 工学博士

\*\*\* 独立行政法人 日本原子力研究開発機構 高崎量子応用研究所, 工学博士

Cuについては交流エッチング時のピット伝播性に影響を及ぼすことが知られているが<sup>6)</sup>、直流エッチングの場合と同様、ピット形態の変化が小さいためエッチング挙動への影響には不明瞭な点が多い。

これまでに、外部からイオン注入装置で試料表層にCuを注入させて直流エッチング挙動を調べた例<sup>7)</sup>もあるが、タンデム加速器を用いると、表面からの深さを変化させてCuを高濃度で存在させることができるため、電解エッチングを連続的に行った場合、Cu濃縮層を通過する際のピット形態の変化がとらえ易くなるものと期待できる。

そこで、イオン注入装置に加え、タンデム加速器を用いたイオンビーム照射試験を高純度アルミニウムに対して行い、ピットのレプリカ観察という手法によりピット成長挙動を詳細に調べた。

## 2. 実験方法

通常の電解コンデンサ高圧用アルミニウム箔ではトンネルピットの増加による表面積の拡大を図るためにPbを含有し<sup>1)</sup>、高い立方体方位集積度を有するものが一般的に用いられる。そこで、Table 1に示す二種類の成分

の高圧用箔(A, B)を用い、直流エッチング時のピット成長挙動を検討した。A, B各成分の圧延後の硬質箔(厚み120 $\mu\text{m}$ )を過塩素酸-エタノール中、268K、10Vにて約18min電解研磨後(片面当たり20 $\mu\text{m}$ 溶解)、Arガス雰囲気中、813Kで5h焼鈍し、これを試料とした。一方、交流エッチングには、Table 1に示す成分の5Nアルミニウムを徐冷凝固して得られた鑄塊サンプル(住友化学製)を用いた。本サンプルは直径5~20mmの粗大結晶粒から成り、これを放電加工により1~3mm<sup>t</sup>×10mm<sup>w</sup>×10mm<sup>l</sup>に切断した後、エメリー紙(~#2400)で研磨し、さらに過塩素酸-エタノール(268K)中、10Vで10min電解研磨して試料とした。

これらの試料に独立行政法人日本原子力研究開発機構高崎量子応用研究所が保有する3MVタンデム加速器ならびに400kVイオン注入装置を用い、Cuイオンビームを照射した。各イオン加速器の模式図をFig. 1

Table 1 Chemical compositions of specimens (ppm).

Specimen		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ga	Ti	Pb	Al
DC etching	A	29	15	61	<1	<1	1	4	<1	<1	<0.1	bal.
	B	14	11	57	6	<1	2	9	9	1	1.0	bal.
AC etching(5N)		≤2	≤1	≤1	-	-	-	-	-	-	-	bal.

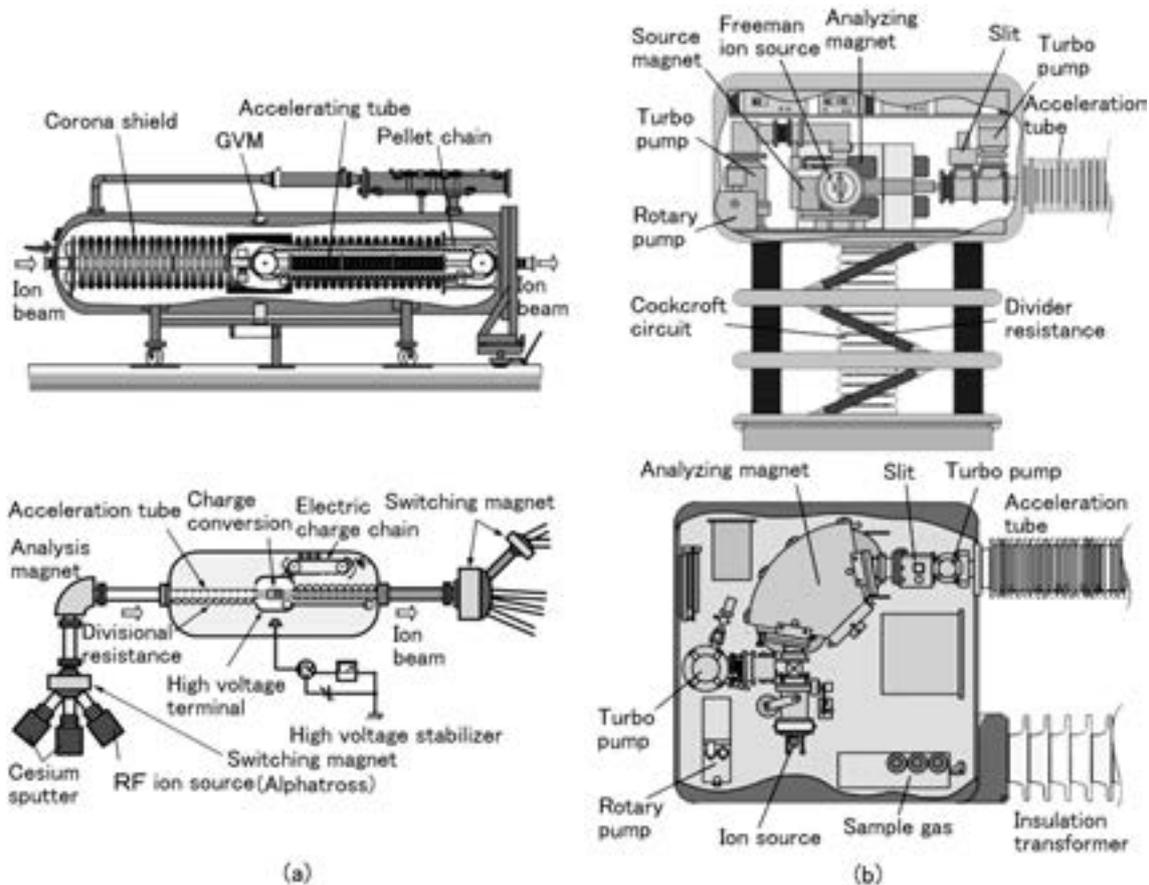


Fig. 1 Apparatus schema of ion accelerator. (a) Tandem accelerator, (b) Ion implanter

Table 2 Conditions of Cu ion beam irradiation.

Specimen	Ion accelerator	Ion	Energy	Current	Number of atoms* (atoms/cm <sup>2</sup> )	Estimated depth (μm)	Irradiation area (mm×mm)
High-purity aluminum foil (DC etching)	3 MV Tandem accelerator	Cu <sup>4+</sup>	15MeV	600~950nA	5×10 <sup>15</sup>	5.23	10×10
	400kV Ion implanter	Cu <sup>+</sup>	300keV	2.2μA	5×10 <sup>15</sup>	0.20	10×10
5 N high-purity aluminum ingot (AC etching)	3MV Tandem accelerator	Cu <sup>2+</sup>	1.5MeV	280nA	1×10 <sup>16</sup>	1.04	7×7
			6 MeV	400nA	1×10 <sup>16</sup>	3.02	7×7
			6 MeV	400nA	5×10 <sup>15</sup>	3.02	7×7
	400kV Ion implanter	Cu <sup>+</sup>	300keV	3~0.8μA	1×10 <sup>16</sup> 2×10 <sup>16</sup> 5×10 <sup>16</sup>	0.20	10×10

\* 2 atomic layer of Cu : 5×10<sup>15</sup> atoms/cm<sup>2</sup>

に、試料毎のイオンビーム照射条件を Table 2 に示す。3 MV タンデム加速器は荷電チェーンに電荷を乗せて高電圧ターミナル部に運び上げ高電圧を発生させてイオンを加速し、一つの高電圧で加速イオンの電荷を負から正へ変換して 2 回加速する構造をとる。イオン源で原子に電子を結合させ負イオンを生成し、イオン源出口で初段加速された負イオンはスイッチングマグネットおよび分析マグネットで目的のイオンに選別され、負イオン加速管入口まで到達する。負イオン加速管まで到達した負イオンは正の高電圧ターミナルにむけて加速され、高電圧ターミナルに到達した負イオンは電子ストリッパガス（窒素ガス層）で電子を失うことにより正イオンに変換後、正イオン加速管で再び加速され高エネルギーとなる。一方、400kV イオン注入装置（加速電圧 0~370kV、イオン引出電圧 20~30kV）はイオン源、質量分析器、高電圧発生装置、加速管、絶縁変圧器およびスイッチングマグネット等から構成され、オープンとスパッター電極を備えたイオン源（フリーマン型）を搭載することにより広い範囲のイオン種（加速イオン質量 1~200amu）を加速することができる。

交流エッチングに用いた 5 N アルミニウムを代表試料とし、イオンビーム照射による Cu イオンの深さ方向存在位置を二次イオン質量分析法（Physical Electronics 製 SIMS PHI6650）で確認した。また、酸化皮膜の特性は走査型オージェ電子分光装置（ULVAC-PHI 製 PHI670）にて解析した。

イオンビームを照射した試料を用いて、Table 3 に示す各条件で直流ならびに交流エッチングを実施した。電源にはポテンショスタット（北斗電工製、HA-501G）とファンクションジェネレータ（同、HB-105）を組合

Table 3 Etching conditions.

	DC Etching	AC Etching
Electrolyte	1.5mol/dm <sup>3</sup> HCl	1.0mol/dm <sup>3</sup> HCl
Temperature (K)	343	303
Wave form	—	rectangular
Current density (mA/cm <sup>2</sup> )	200	±400
Frequency (Hz)	—	5
Time (s)	10	10 (=50cycle)

わせたものを用い、対極には Pt 板を使用した。電解エッチングは、試料を電解液に浸漬してから 30s 後に開始した。

直流エッチング後の試料を 1 dm<sup>3</sup> の純水にホウ酸を 100g 溶解させた溶液で 40V に化成し、ヨウ素-メタノール溶液中でアルミニウムを溶解することにより化成皮膜レプリカ<sup>8)</sup>を作製し、これを SEM 観察した。交流エッチング後のピット形態は、樹脂レプリカ<sup>9)</sup>(Palouse Petro Products 製、ペトロポキシ 154) を用い、アルミニウム金属側から SEM 観察（日立製作所製 S800 ならびに Carl Zeiss 製 Ultra plus）した。断面エッチング形態を観察するための試料はクロスセクションポリリッシャ（日本電子製 SM-09010）を用いて作製した。

なお、三層電解法による高純度地金をベースに Cu を 62ppm と 203ppm 含有する二種類のアルミニウム箔 (0.10mm<sup>2</sup>) を用い、本試験と同一の条件で交流エッチングを行うことにより、材料中の Cu 含有量の影響を Cu イオン照射試験材と対比させた。エッチング後の試料のピット形態はカーボン蒸着後、アルミニウム素地の

みをヨウ素-メタノール溶液中で溶解し、銅メッシュで採取した皮膜を TEM 観察（日本電子製 JEM-2010）することにより調べた。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 イオンビーム照射試料の SIMS 分析

5 N アルミニウムにイオンビームを照射した試料を代表とし、SIMS 分析を行った。本結果を Fig. 2 (a), (b) に示す。

照射された Cu イオンの深さ方向存在位置は 3 MV タンデム加速器 1.5MeV で約  $1\mu\text{m}$ 、6 MeV で約  $3\mu\text{m}$ 、400kV イオン注入装置 300keV で約  $0.2\mu\text{m}$  であり、理論値に基づく推定深さにほぼ一致していた。また、深さ方向における Cu 原子の最高濃度を質量 % で表すと 3 MV タンデム加速器の場合で 0.4~0.7%、400kV イオン注入装置では 1.5% と見積もることができる。

#### 3.2 直流エッチング挙動に及ぼす Cu イオンビーム照射の影響

直流エッチング (10s) により発生したトンネルピットの分布状態を Fig. 3 に示す。Cu イオンビーム照射を行っていないブランクの場合、ピット発生状態は Pb 含有量によって異なり、Pb1.0ppm の試料 B は Pb<0.1ppm の試料 A に比べてトンネル状に至ってはいないもののピット発生数が多い。試料 B の表面はピッ

ト同士が合体することにより水平方向のランダムな溶解形態を呈し、その結果、垂直方向のトンネル成長が遅延している。

イオン注入装置で Cu イオンビームを照射した場合、ブランクに比べ試料 A では垂直方向よりも水平方向のトンネルピットが多く見られ、Fig. 3 (b) の試料 A の SEM 像 (円内) に示したようなトンネル成長に至る前の段階のピットも多く観察される。このピットにはトンネル先端部に相当する底部のみでなく、ピット壁にも多くのファセットが生じており、水平方向へのトンネル成長の要因となっているものと推測される。試料 B では Cu イオンビーム照射により垂直方向ならびに水平方向へのトンネル成長がともに促進され、照射前の試料に観察された水平方向のランダムな表面溶解が抑制されている。本試料では、ブランク箔の段階で表層部約  $0.05\mu\text{m}$  に最終焼鈍により拡散した Pb の表面濃縮層が存在し<sup>2)</sup>、さらにイオン注入により表層から約  $0.2\mu\text{m}$  の深さ方向位置に Cu 濃縮層が形成されているものと考えられる。このため、ピット分布状態が変化した原因については、エッチング挙動に及ぼす Pb の濃縮層および注入された Cu イオンの双方の影響を考慮する必要がある。

タンデム加速器で Cu イオンビームを照射した場合 (Fig. 3 (a)) では試料 A と B の形態は類似しており、表面溶解が非常に少ないクラスター状の溶解形態を呈していた。

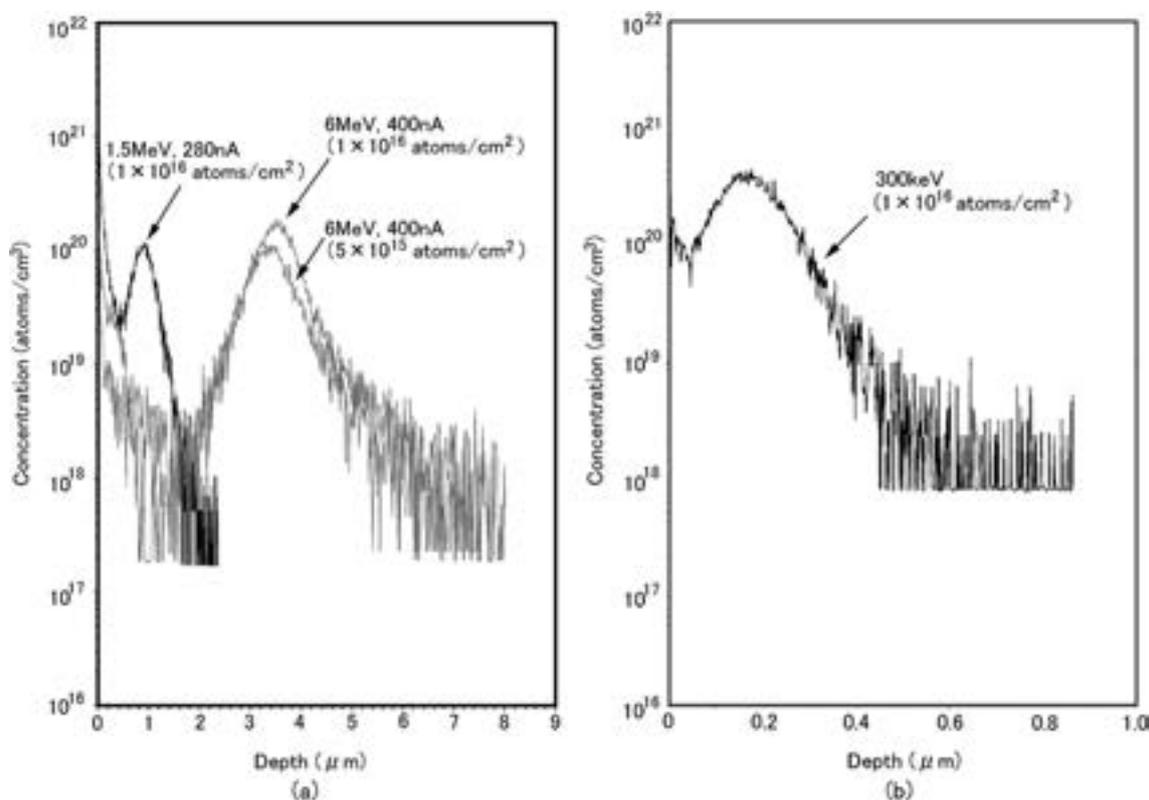


Fig. 2 SIMS depth profile of Cu for high-purity aluminum irradiated with (a) the tandem accelerator and (b) the ion implanter.

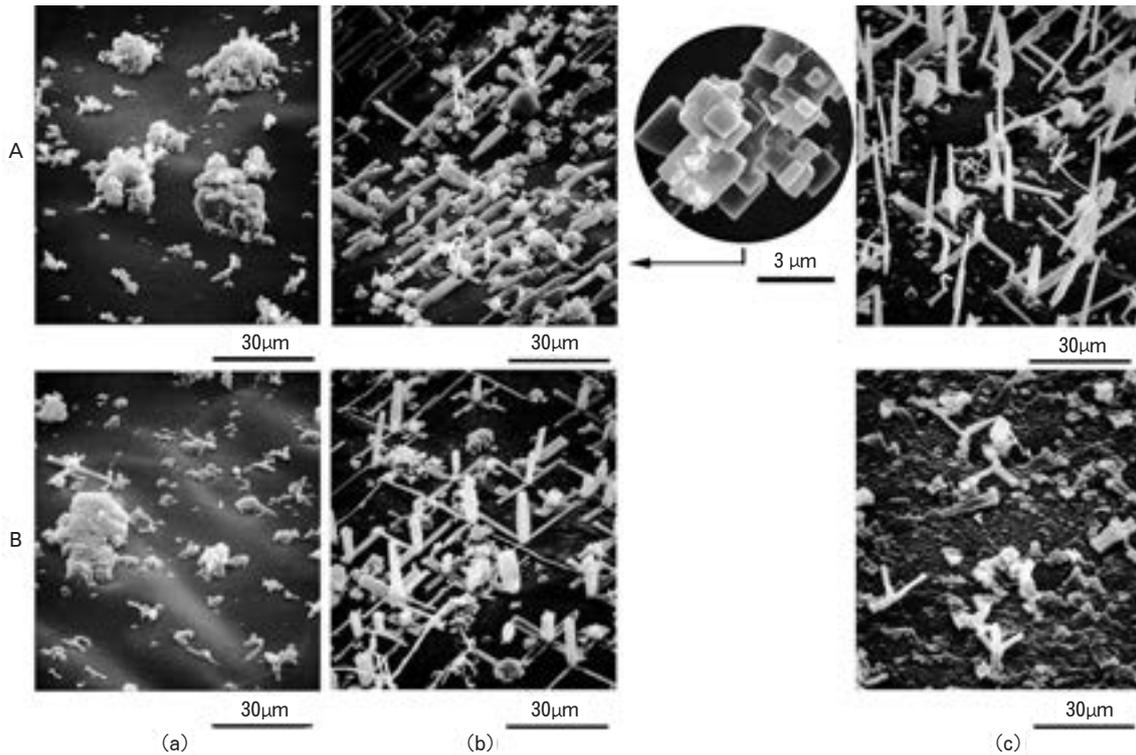


Fig. 3 SEM micrographs of oxide film replicas showing tunnel pit structures produced by DC etching. Stage tilts for all specimens are  $45^\circ$ .  
(a) Tandem, (b) Ion implanter, (c) Blank

そこで、ピット発生が困難となる原因を明らかにする目的で試料 A について AES 分析を実施した。タンデム加速器ならびにイオン注入装置による Cu イオンビーム照射前後の最表面のオーグメントと深さ方向組成分析結果を Fig. 4 に示す。イオンビームを照射後の試料の酸化皮膜厚さはタンデム加速器を使用した場合が 18.4nm, イオン注入装置を使用した場合が 6.5nm であり, イオンビーム照射前のブランク (比較材) の酸化皮膜の厚みは 6.2nm であった。特にタンデム加速器でイオンビーム照射を行った場合, 照射前と比べ酸化皮膜が 12.2nm 厚くなっているため, このことが直流エッチング時にピットの発生が困難となった原因であると考えられる。実測はしていないものの, 試料間の酸化皮膜厚さに差が生じた原因にはイオンビーム照射時の試料温度の上昇による影響が考えられる。

また, Fig. 5 (a) に示すようにタンデム加速器で Cu イオンビームを照射した試料に発生したトンネルピットの前端部には多くのファセットが合体してできた溶解部 (矢印) が生じていた。この場合の Cu 原子の推定深さは  $5.23\mu\text{m}$  である。トンネルピットの長さは傾斜  $45^\circ$  の SEM 像であることから試料 A が約  $6\mu\text{m}$ , 試料 B が約  $5\mu\text{m}$  であるため, いずれも Cu 原子濃度が最も高い領域でピット先端部に多数のファセット溶解が生じたことになる。観察されたトンネルピットが成長過程にあるのか, 停止状態にあるのかはレプリカ SEM のみでは判断

できない。しかしながら, Fig. 5 (b) に示すように成長過程で分岐したトンネルピットが観察されていることから, Cu 濃縮領域を通過する際のファセット溶解がトンネルピット先端部の不動態化に影響を及ぼし, トンネル成長に変化点を与えるものと考えられる。

### 3.3 交流エッチング挙動に及ぼす Cu イオンビーム照射の影響

交流エッチング後のピット分布状態ならびに樹脂レプリカの SEM 像を Fig. 6 に示す。ブランクに対し, タンデム加速器でイオンビーム照射した試料の表面では特定箇所にピットが集中する傾向がみられ, イオン注入装置を用いた試料ではピットの集中がより進行している。ピットの集中にともない, 未エッチングとなっている部分が増大する。樹脂レプリカの観察では, イオンビーム照射試料にはピット壁にファセット (矢印) が多く存在していることが明らかになった。

タンデム加速器でイオンビーム照射した試料の断面エッチング形態を SEM 観察した結果を Fig. 7 に示す。Cu 原子の存在位置は図中に示したように  $1\mu\text{m}$  と  $3\mu\text{m}$  である。特に,  $5 \times 10^{15}$  個/cm<sup>2</sup> の照射試料では Cu が最も濃縮している深さ  $3\mu\text{m}$  を境にそれより深いところでピットが微細化した。  $1 \times 10^{16}$  個/cm<sup>2</sup> の照射試料では深さ  $1\mu\text{m}$  付近に空洞が生じているように思われる。なお, 図中には示していないがイオン注入装置で照射した試料については Cu 原子の深さ方向存在位置が  $0.2\mu\text{m}$  と極表面で

あるため、ピットサイズや伝播性の変化は明瞭でなかった。

これらのピット発生形態の変化から、交流エッチング

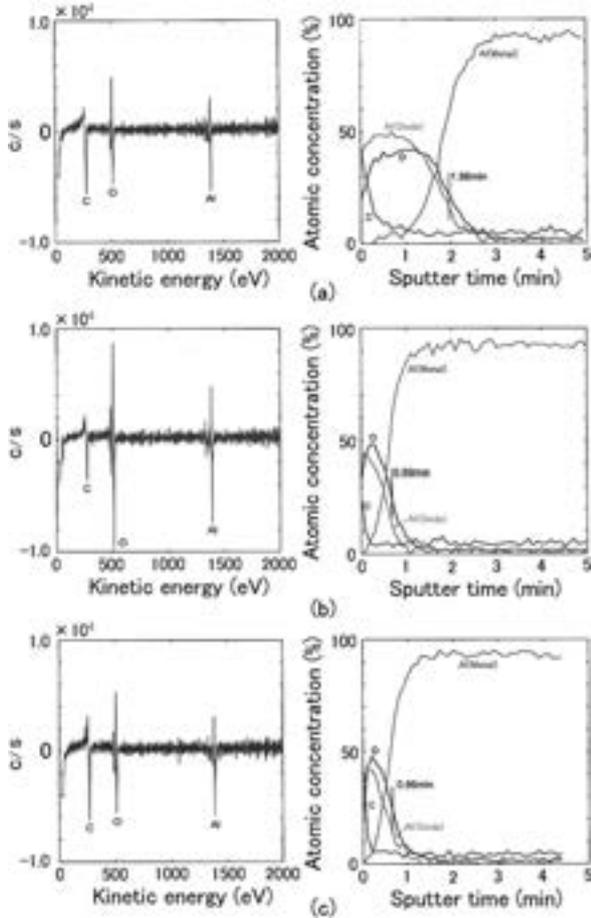


Fig. 4 AES survey and depth profile. (a) Tandem accelerator, (b) Ion implanter, (c) Blank (No Cu ion beam irradiation)

時のアノード溶解反応で析出したCuがカソード反応でピット内部に析出し、ファセット溶解のサイトとして作用している可能性が考えられるため、タンデム加速器によるCuイオンビーム照射試料( $5 \times 10^{15}$ 個/cm<sup>2</sup>)を交流エッチング後に断面方向からSEM観察し、Cuの存在状態を確認した。本結果をFig. 8に示す。ピット壁周辺のESB像(反射電子像)から輝度の高い領域は観察されておらず、Cuのような質量数の高い金属元素の存在は認められなかった。このことから、交流エッチング時のファセット溶解は直流エッチング挙動と同様に、アノード溶解反応の影響を直接的に受けている可能性が高い。

なお、SEMの加速電圧を10kV(a)から1.7kV(b)へ低下させることにより、立方体ピットの内部には $\phi$ 0.05 $\mu$ m以下の微粒子が多く観察される。ピット壁は0.1 $\mu$ m以下の皮膜(矢印間)で覆われており、ピット伝播の先端に位置すると考えられるピットおよびファセット(矢印)周辺に観察される皮膜の厚さは0.02 $\mu$ m前後と非常に薄い。皮膜はESB像でより明瞭となり、EDSによる面分析では、皮膜の部分からはO(酸素)が強く検出された。このことから、交流エッチングで形成されたピットの内部に観察された皮膜および微粒子は主にカソード領域で生じる水酸化物、すなわちエッチ皮膜と考えられる<sup>4)</sup>。ピット伝播の途中過程にあるピットあるいはその内部にあるファセットには薄い皮膜しか形成されておらず、カソード反応の繰り返しの影響が少ない比較的活性な状態にあることを示すと考えられる。ピット内部の皮膜には薄いアノード皮膜が存在することが知られているため<sup>10)</sup>、今後、ピット伝播性への不働態皮膜の影響を明らかにする上で、エッチ皮膜とアノード皮膜を分離して観察する方法を検討する必要がある。

三層電解法による高純度地金をベースにCuを

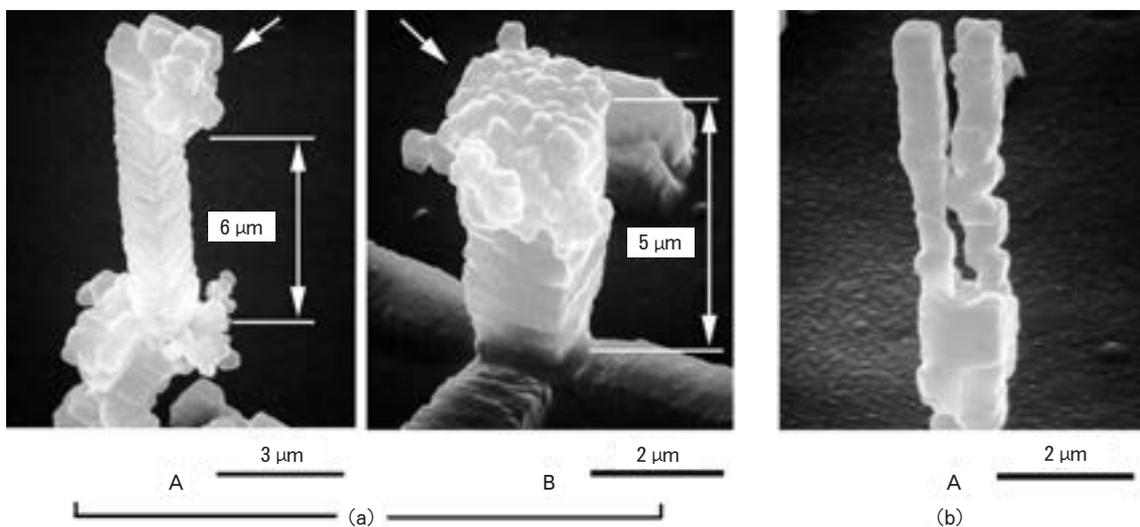


Fig. 5 SEM micrographs of tunnel pit. Stage tilts for all specimens are 45°  
(a) Tips of pit, (b) Divergence of tunnel pit

62ppm と 203ppm 含有する二種類のアルミニウム箔 ( $0.10\text{mm}^2$ ) を用い交流エッチングを行った場合、Fig. 9 に示す TEM 像から Cu 含有量 62ppm の試料においてはピットが数珠つなぎに伝播するが、Cu 含有量が 203ppm と増加するとピット壁にはファセット (矢印) が多くみられ、ピットが水平方向へ伝播するようになることがわかる。

今回の Cu イオンビーム照射試料の深さ方向における Cu の最高濃度は Cu 含有量 203ppm のアルミニウム箔

の 20~73 倍に相当し、ピット壁に多くのファセットが明瞭に出現した。注入された Cu イオンは交流エッチングのアノード領域でファセット溶解を引き起こし、一つのピットから多くのピットを発生させる。その結果、Fig. 10 の模式図に示すように深さ方向へのピット伝播が抑えられ、水平方向へのピット成長が促進されるものと考えられる。

以上のことから、高純度アルミニウムに Cu 濃縮領域が存在する場合、直流ならびに交流エッチングで発生す

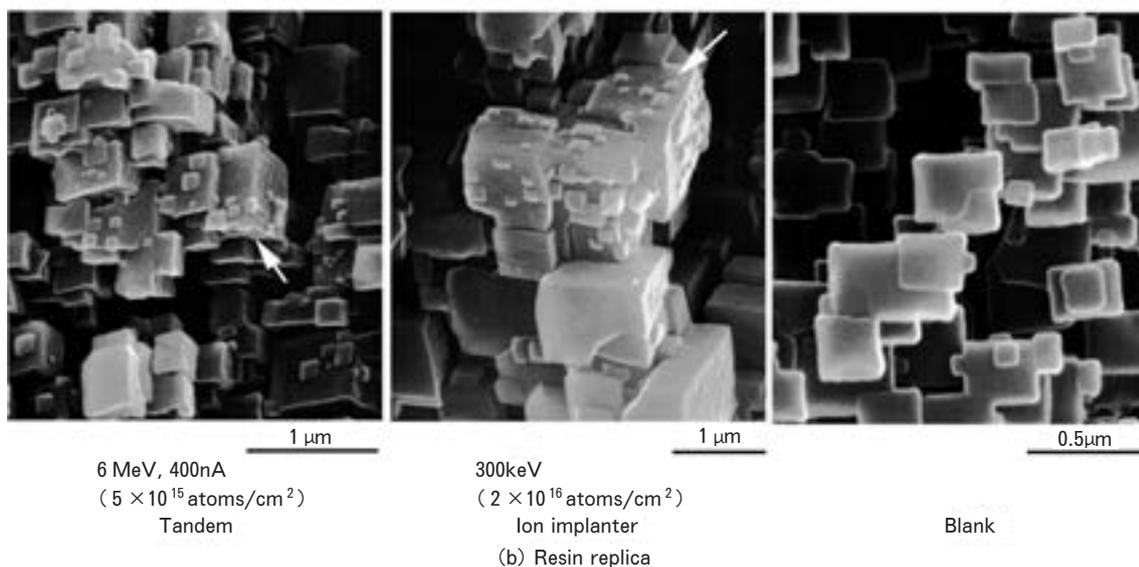
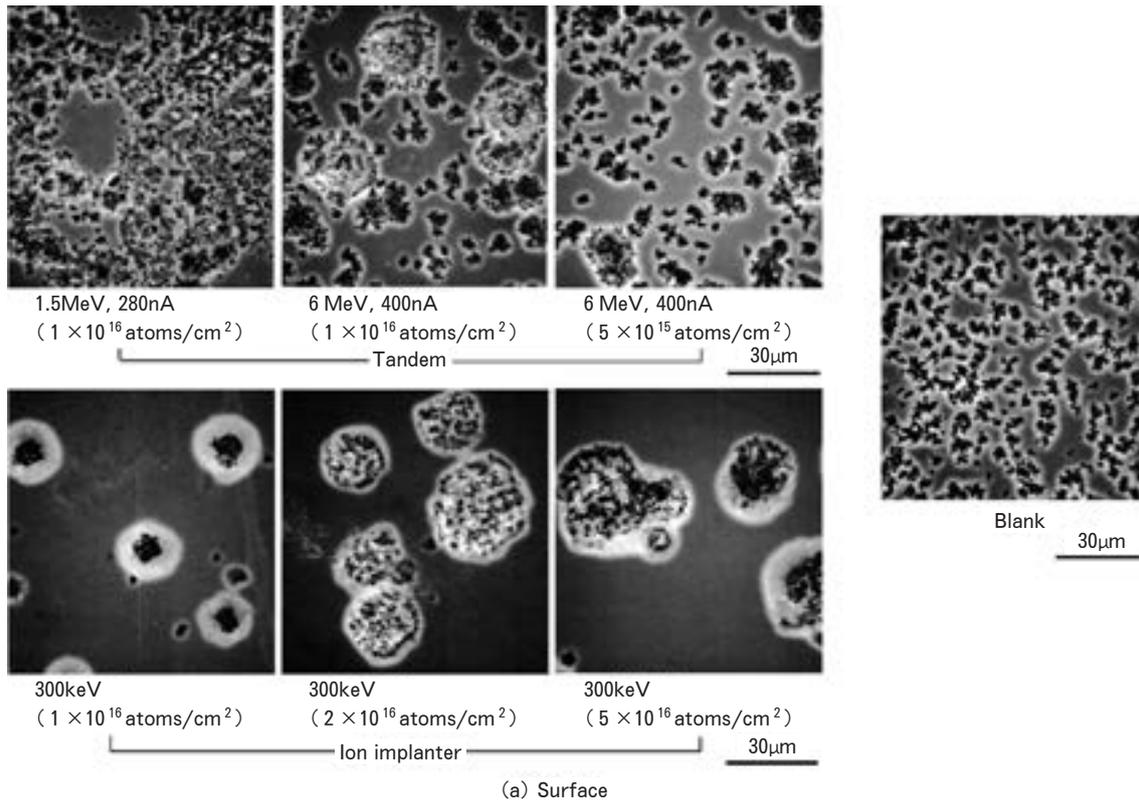


Fig. 6 SEM micrographs of distributions and structures of pits produced by AC etching.

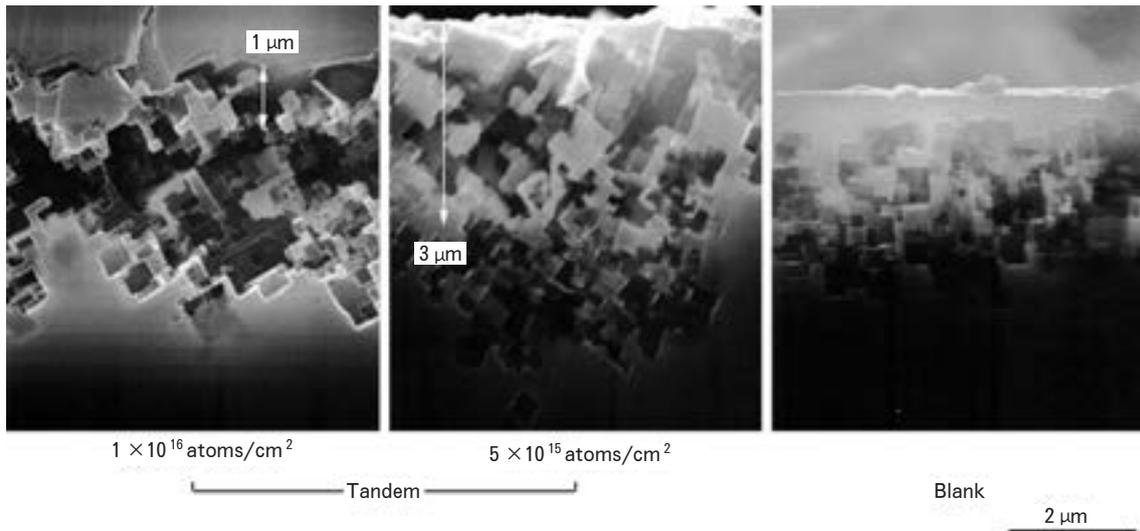


Fig. 7 SEM micrographs of cross sections of pits produced by AC etching in high-purity aluminum irradiated with the tandem accelerator.

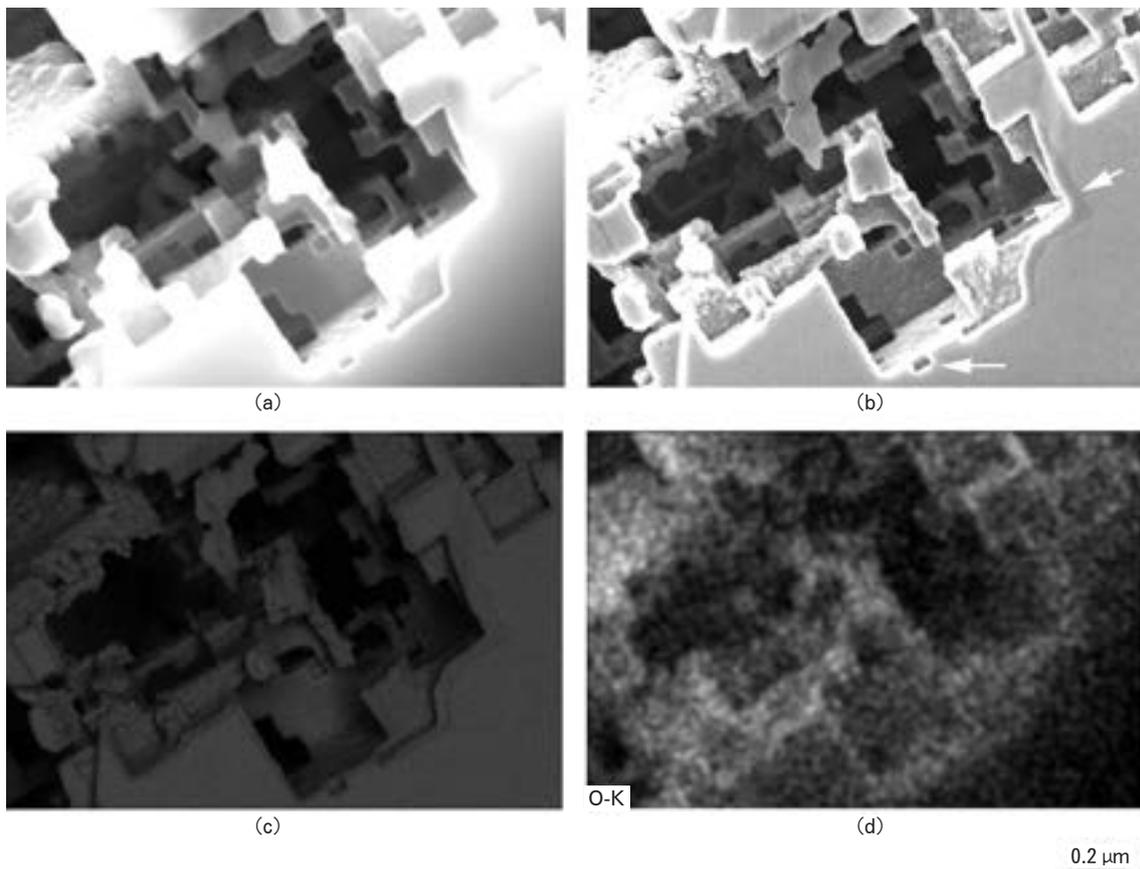


Fig. 8 Cross-sectional observations of pits with facet dissolutions produced by AC etching. (a) In-lens SE (10kV), (b) In-lens SE (1.7kV), (c) ESB, (d) EDS (Element: O)

るピットの先端部あるいは内部ではアノード溶解が促進され、結果として不動態化が妨げられることにより、ファセットの増加が生じるものと考えられる。今後、ピットの不動態化におけるCuの役割を明らかにし、ピット成長あるいは伝播性へ及ぼす影響について、より詳細に検

討する必要がある。

#### 4. 結 言

高純度アルミニウムにタンデム加速器およびイオン注

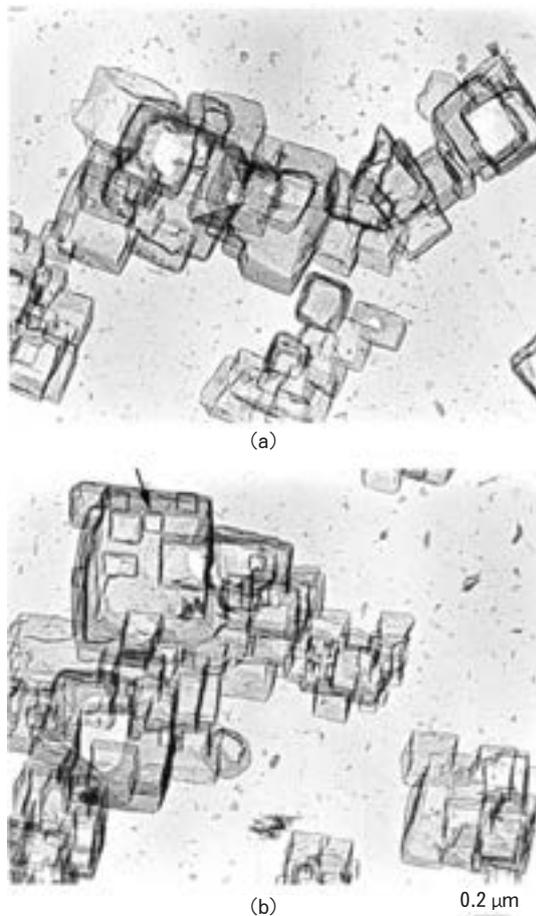


Fig. 9 TEM micrographs of pits produced by AC etching. (a) Cu62ppm, (b) Cu203ppm

入装置を用いて Cu イオンビームを照射し、直流ならびに交流エッチングに及ぼす影響を調べ、以下の諸点を明らかにした。

(1) イオン注入装置により Cu 濃縮層を表層に形成させた場合、直流エッチング時に深さ方向へのトンネル成長が抑制され、水平方向のトンネルピットが増加すると同時に、トンネル成長に至る前の段階のピットには底部やピット壁にファセットが多く生じる。

(2) 直流エッチングにより成長したトンネルピットは注入された Cu 濃縮領域を通過する際はピット先端部に多数のファセットから成る溶解を生じる。

(3) 注入された Cu イオンは交流エッチングで形成されるピット内部でファセット溶解を促進させ、Cu 含有量の増加にともない深さ方向へのピット伝播性が低下する。これは、ピット内部のファセット溶解が水平方向へのピット成長を促進させることに起因するものと考えられる。

本研究は独立行政法人 日本原子力研究開発機構 高崎量子応用研究所 先端研究施設共用促進事業の一環とし

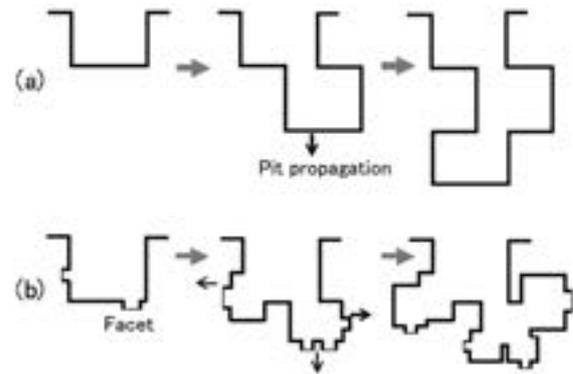


Fig. 10 Schematic diagrams explaining pit propagation of facet pits during AC etching. (a) No Cu ion beam irradiated specimen, (b) Cu ion beam irradiated specimen

て行ったものである。

## 謝 辞

5 N アルミニウムサンプルをご提供頂きました住友化学株式会社の各位に感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- 1) 名取敏雄, 細田昌孝, 石井由美子: 電解蓄電器評論, **47** (1997), 48.
- 2) 大澤伸夫, 日比野淳: 本誌, **44** (2003), 12.
- 3) 小西敦志, 目秦将志: 電解蓄電器評論, **58** (2007), 137.
- 4) C. K. Dyer, R. S. Alwitt: J. Electrochem. Soc., **128** (1981), 300.
- 5) 大澤伸夫, 福岡 潔: 表面技術, **50** (1999), 819.
- 6) 竹井邦夫, 日比野淳: 第 114 回春期大会講演概要集. p.105 (2008, 軽金属学会).
- 7) S. M. Florio, W. M. Moore, G. A. Hutchins, S. E. Summers: Corros. NACE, **39** (1983), 151.
- 8) R. S. Alwitt, H. Uchi, T. R. Beck, R. C. Alkire: J. Electrochem. Soc., **131** (1984), 13.
- 9) 丹野裕司, 菅沼栄一: 金属表面技術, **38** (1987), 341.
- 10) 菅沼栄一, 丹野裕司, 伊藤 武, 船越 明, 松木健三: 表面技術, **41** (1990), 1049.

## Cu-Sn-Zr 合金の材料特性に及ぼす Zr 量の影響\*

玉川 博一\*\* 安藤 哲也\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 89-93

## Effect of Zr Contents on Mechanical Properties of Cu-Sn-Zr Alloy

Hirokazu Tamagawa and Tetsuya Ando

Mechanical properties and heat resisting properties of Cu-Sn alloys were notably improved by the addition of small amount of zirconium. It was shown that the addition of zirconium increased tensile strength and elongation after heat treatment at adequate temperature, and the addition of more than 0.04% zirconium made the softening temperature arise to 773K and reach approximately 300MPa in tensile strength. The alloy maintained high tensile strength of 255MPa after heat treatment at 1123K. Furthermore, the alloy with small amount of phosphorus did not show hydrogen embrittlement. So it is expected that seamless tube of Cu-Sn-Zr-P alloy will be sufficiently applied for heat exchanger tubes.

## 1. 緒 言

エアコンやエコキュートの熱交換器用配管材には、これまで、熱伝導性、加工性等に優れることからりん脱酸銅管 (JIS H3300 C1220) が用いられてきた。近年、軽量化を目的とした材料使用量削減や熱交換性能の向上の観点から、伝熱管の細径化や薄肉化が進んできた。しかしながら、加工性や耐圧特性の面から、更なる細径化、薄肉化は限界に近づきつつあり、これらを達成するために、新たな高強度銅合金管が求められるようになった。空調機器用熱交換器に使用されるりん脱酸銅に、微量のコバルトやスズ等を添加することにより、析出強化や結晶組織の微細化に伴い高強度化されること、熱交換器の組立に必須なロウ付け後の強度が維持される、いわゆる高温強度に優れること等が報告されており<sup>1-3)</sup>、それぞれ空気熱交換器管や機内配管、加工部品に適した合金の提案がなされている<sup>4)</sup>。これらの合金は、2009年に「高強度銅」として JIS H3300 に登録された。JIS 登録の「高強度銅」を Table 1 に示す。しかしながら、これら合金は、高温強度が不足していたり、高強度ながらも延性が不足しており、更なる高性能化が望まれている。著者らは、Zr の析出強化を複合させた、新たな高強度銅合金管の開発を進めてきた。

\* 銅と銅合金, 49 (2010), 194 に主要部を掲載

\*\* 研究開発センター 第四部

Cu-Zr 合金は、析出強化型銅合金として古くから研究されており<sup>5)</sup>、微量の Zr を添加し、時効処理を施すことで、りん脱酸銅よりも優れた強度、耐熱性を示す。また、Cu-Cr 合金<sup>6)</sup>や Cu-Zn 合金<sup>7)</sup>、Cu-Ni 合金<sup>8)</sup>等に微量の Zr を添加することにより、中間温度脆性や高温における粒界割れを抑制し、高温引張、高温疲労特性が改善されることが報告されている。

本研究では、空気熱交換器管や機内配管、加工部品のいずれの用途にも適した高強度銅合金管として、高温特性に改善効果が得られる Zr を微量添加した Cu-Sn 合金の材料特性について報告する。

## 2. 実験方法

Cu-Sn-Zr 合金は、真空溶解炉を用いて溶製した。成分を Table 2 に示す。作製した外径 100mm、長さ 150mm のインゴットから厚さ 25mm の板状片を切り出し、加工度 20% で圧延後、1253K で 3.6ks の溶体化処理を行い、直ちに水冷した焼入れ材を、更に加工度 97% で冷間圧延を行い、723~1073K で 1.8ks の熱処理を実施した。熱処理後、室温で引張試験を実施して機械的性質を評価した。時効特性の調査として、前記焼入れ材について 723~873K で 1.8ks の熱処理を実施し、導電率測定およびビッカース硬さ試験を行った。伝熱管としての機械的性質、耐熱性の評価には、後述するとおり、

Table 1 High Strength Copper Alloy in the Japanese Industrial Standard.

Alloy No.	Chemical compositions (mass%)						Mechanical properties	
	Cu	Sn	Zn	Ni	P	Co	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
C1565	99.90<	—	—	—	0.020~0.040	0.040~0.055	240<	35<
C1862	99.40<	0.07~0.12	0.02~0.10	0.02~0.06	0.046~0.062	0.16~0.21	270<	30<
C5010	99.20<	0.58~0.72	—	—	0.015~0.040	—	240<	40<
C1220	99.90<	—	—	—	0.015~0.040	—	205<	40<

Table 2 Chemical compositions of specimens (mass%).

Specimens	Sn	Zr	Cu
Z 0	0	0	Bal.
Z 2	0.42	0.02	Bal.
Z 4	0.38	0.04	Bal.
Z 7	0.51	0.07	Bal.

上記評価の結果得られた2つのグループから、それぞれ Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P および Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P について溶製後、熱間押出、冷間圧延、抽伸加工により外径9.52mm、肉厚0.8mmの管を作製した。前者については773Kで、後者については873Kで1.8ksの熱処理を実施した後、以下の評価に用いた。評価として、室温から473Kまでの引張試験、ならびに硬ろう付けを想定し1023~1123Kで600sの熱処理を実施後、室温での引張試験及び光学顕微鏡による組織観察を行った。比較材として同一製造工程で作製したりん脱酸銅管 (JIS H3300 C1220) を用いた。また、トーチろう付け接合をりん銅ろう (JIS Z3264 BCuP-3) ならびに酸素-プロパンガスを用いて実施し、水圧による破裂試験を行った。水素脆化試験は、JIS H3300に準拠した方法により、水素気流中において1123Kで1.8ksの熱処理を行った後の組織観察により評価した。

### 3. 結 果

#### 3.1 軟化特性に及ぼす Zr 添加量の影響

機械的性質に及ぼす Zr 濃度および熱処理温度の影響を Fig. 1 に示す。Zr 添加量が0.02%の試料 Z 2 では、Sn および Zr 無添加である試料 Z 0 と同様、軟化温度は723K以下であった。また、引張強さは270MPaを示し、試料 Z 0 と比較し約20MPa増大した。伸びの最大値は試料 Z 0 と同程度であったが、熱処理温度が873K以上の場合でも、試料 Z 0 とは異なり著しい延性低下は生じなかった。一方、Zr 添加量が0.04%以上の試料 Z 4、Z 7 における軟化温度は773Kへ上昇した。軟化後の引

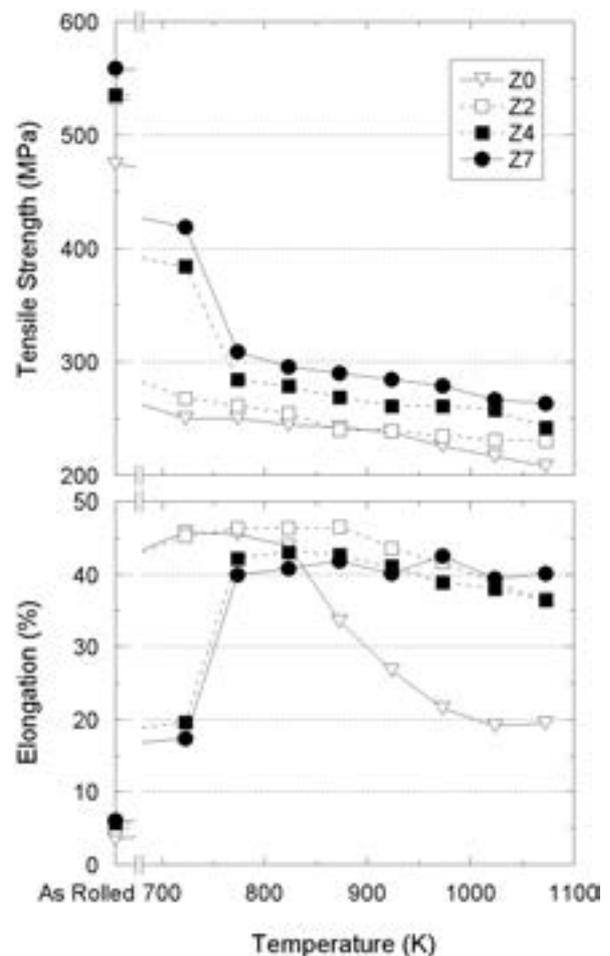


Fig. 1 Influence of Zirconium contents and heat treatment temperature on tensile properties of wrought materials after heat treatment for 1.8ks.

張強さは、Zr 添加量が多いほど高い傾向を示し、試料 Z 7 において300MPa程度を示した。そのときの伸びは40%程度であった。前記焼入れ材のうち、引張強さの向上および軟化温度の上昇がみられた試料 Z 4 について723~873Kで1.8ksの熱処理を実施し、導電率測定およびピッカース硬さ試験をおこなった結果を Fig. 2 に示す。熱処理温度の増加に伴い導電率、ピッカース硬さの

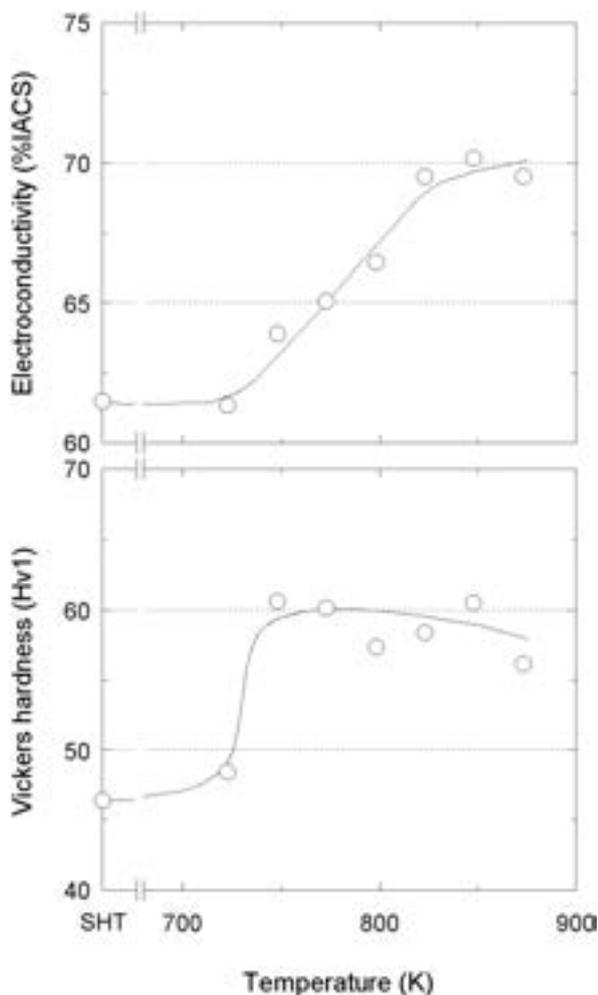


Fig. 2 Influence of heat treatment temperature for 1.8ks on electric conductivity and hardness of specimen Z4 after solution heat treatment (SHT) for 3.6ks at 1253K.

上昇が生じた。一方、Zr添加量が0.04%未満の場合には導電率変化は生じなかった。

### 3.2 高温特性

Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P, Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P およびりん脱酸銅の各管軟質材の室温から473Kにおける引張試験結果をFig. 3に示す。室温における引張強さは、0.02%Zr材では281MPa, 0.05%Zr材では301MPaであり、りん脱酸銅と比較しそれぞれ37MPa, 57MPa上回った。試験温度の上昇に伴い、引張強さは室温の強度差を維持したまま単調に低下した。一方伸びは、りん脱酸銅が温度変化に依存しなかったのに対し、Zr添加材は温度上昇に伴って低下し、室温でC1220よりも高い値を示した0.02%Zr材の伸びは、398KでC1220を下回った。

### 3.3 耐熱特性

Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P, Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P およびりん脱酸銅の各管軟質材を1023~1123Kで600sの熱処理した後の機械的性質をFig. 4

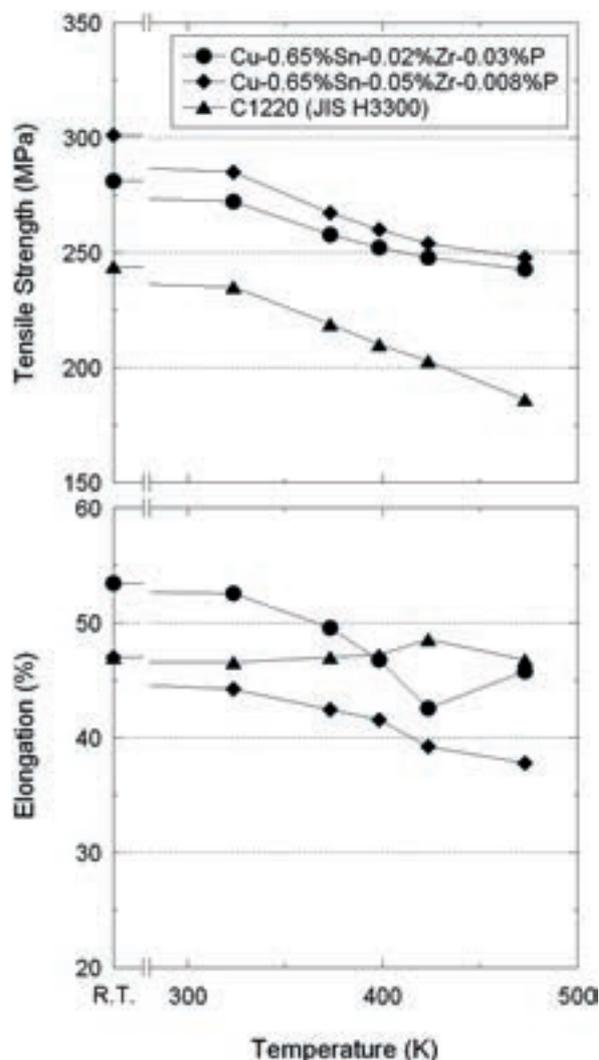


Fig. 3 Results of tensile test of tubes at high temperature.

に示す。1023Kで熱処理した場合には、0.02%Zr材と0.05%Zr材との引張強さの差は、室温における差が維持されていたが、熱処理温度の上昇に連れてその差は低下し、1073Kにおける熱処理前後の引張強さの低下率は、0.02%Zr材で6%, 0.05%Zr材で14%となり、低下後の引張強さは、0.02%Zr材と0.05%Zr材とでほぼ同等の値を示した。一方、1123Kの熱処理後におけるりん脱酸銅の引張強さは226MPaであり、室温における引張強さの差が維持されていた。1073Kで600s熱処理した場合における熱処理前後の光学顕微鏡組織写真をFig. 5に示す。Zr添加材は、りん脱酸銅と比較して1073Kの熱処理後においても粒成長が抑制されていた。

### 3.4 耐圧特性

トーチろう付け接合前後の破裂圧力をFig. 6に示す。ろう付け接合前の破裂圧力は0.02%Zr材で43.9MPa, 0.05%Zr材で46.8MPa, りん脱酸銅で38.5MPaであった。ろう付け接合後の0.02%Zr材および0.05%Zr材の破裂圧力は、それぞれ43.6MPa, 46.0MPaとろう付け

接合前とほぼ同等の結果であったのに対し、りん脱酸銅は、37.0MPa と 1.5MPa 低下した。

### 3.5 水素脆性

水素気流中における熱処理後の光学顕微鏡組織を Fig. 7 に示す。Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P 材および Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P 材のいずれも、水素脆化した組織で観察される結晶粒界でのポイド形成が観察されず、水素脆化発生の傾向は示さなかった。

## 4. 考 察

Cu-Sn-Zr 合金の材料特性調査を行った結果、純銅 (Z0) と比較し材料強度および高温での延性が改善され

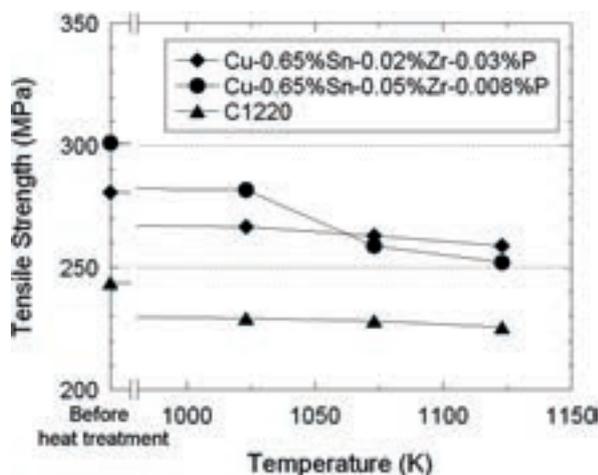


Fig. 4 Influence of heat treatment for 600s on tensile properties of test tubes.

た。また、Zr 添加量を 0.04% 以上とすることにより、軟化温度の上昇ならびに更なる強度増大が確認された。熱処理の温度および時間の増加に伴い導電率、ピッカーズ硬さが上昇し、時効析出効果が確認された。以上の結果より、Zr 添加量 0.04% 以上における軟化温度の上昇ならびに材料強度増大は、Zr 析出物による転位ならびに粒界のピン止め効果に起因するものと推測された。一方、時効析出が確認されなかった 0.04% 未満の微量 Zr 添加材においても、材料強度および高温延性が改善されたが、その効果が Sn 添加のみで生じる効果であるか、Zr を添加した効果により助長されたものであるかは確認できていない。

管製造した Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P および Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P の材料特性調査を行った結果、常温強度はりん脱酸銅と比較し、前者で約 15%，後者で約 25% 増大した。また、高温で熱処理した後の引張強さもりん脱酸銅に対する優位性が維持された。高温熱処理後の組織観察の結果、いずれも粒成長が抑制されていたことから、Zr 添加により結晶粒粗大化が抑制され、高温熱処理後の機械的性質が向上したものと推測された。さらに、粒成長抑制効果は 0.05%Zr 含有材の方が高かったことから、Zr 析出物による粒界ピン止め効果が発揮されたものと推測された。一方、1073K 以上の熱処理を施すことにより、0.05%Zr 材の強度優位性は低減し、0.02%Zr 材と同等程度まで低下した。これは、Zr の再固溶が 1073K 程度から生じること、固溶限を上回る Zr 量が少量であることから<sup>9)</sup>、強度上昇に寄与した析出 Zr が、再固溶した結果に起因するものと推測された。0.02%Zr 材および 0.05%Zr 材の破裂圧

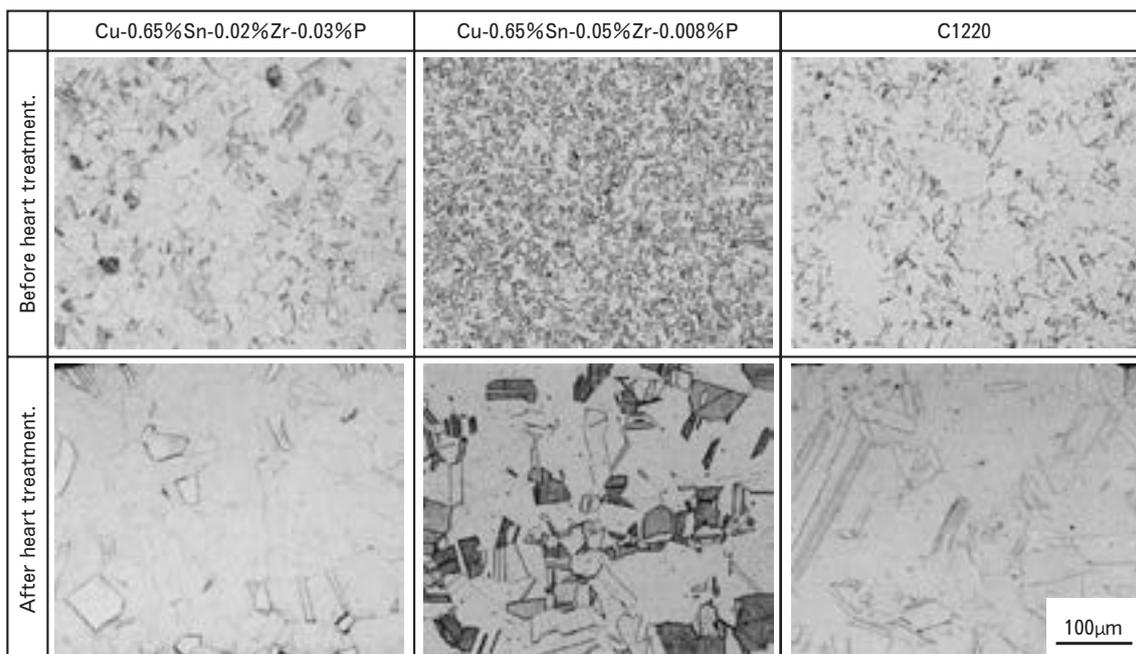


Fig. 5 Optical micrographs of test tubes before and after heat treatment for 600s at 1073 K.

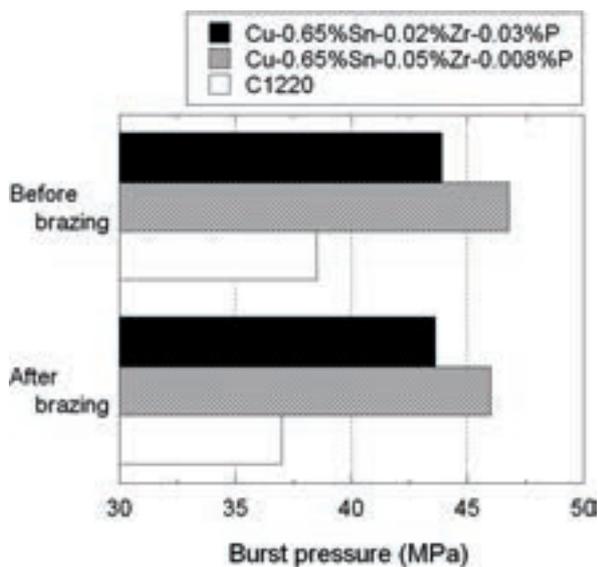


Fig. 6 Burst pressure after torch brazing.

力は、りん脱酸銅と比較し、前者材料で14%、後者材料で22%増大し、トーチろう付け接合後の破裂圧力においてもりん脱酸銅では低下したのに対し、両者材はろう付け接合前の破裂圧力を維持していた。これは、Zr添加によって結晶粒粗大化が抑制されたこと、ならびにトーチろう付け接合では前述した0.05%Zr材の析出Zrが再固溶することに要する時間に比べ加熱時間が著しく短いためと推測された。両者材料を、水素気流中で熱処理し組織観察した結果、いずれも脆化は示さなかった。P含有量が微量なCu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%Pにおいても水素脆化を示さなかったことは、0.008%と微量なPの含有ならびにZr添加により固溶酸素濃度が著しく低減されたことがその要因と推測された。

## 5. 結 言

微量Zrを含有したCu-Sn-Zr合金の材料特性を調査した結果、りん脱酸銅と比較して強度が増大し、耐熱特性も向上した。特にZrを0.04%以上添加することで、軟化温度は773Kまで上昇し、引張強さは最大で約300MPaが得られた。その特性を活かして継ぎ目無し管を試作し、Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%Pの室温における機械的性質として、引張強さ301MPa、伸び47%が達成され、トーチろう付け後もその強度が維持された。また、硬ろう付けを想定した1123Kで600sの熱処理後においても、引張強さ255MPaが達成された。更に、水素脆化も生じないことから、本合金の伝熱管用途への適用が期待される。

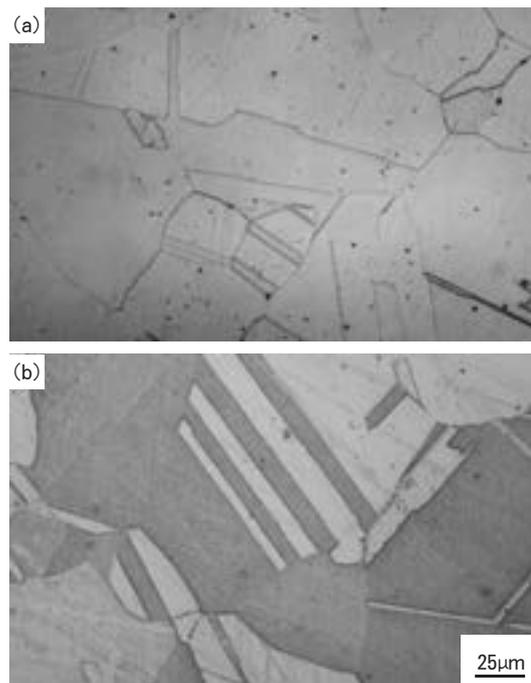


Fig. 7 Optical micrographs of test tubes after heat treatment in hydrogen atmosphere for 1.8 ks at 1123K.

(a) Cu-0.65%Sn-0.02%Zr-0.03%P.

(b) Cu-0.65%Sn-0.05%Zr-0.008%P.

## 参 考 文 献

- 1) 須藤雄一郎, 矢島健児, 小川弘晴, 渋谷亮二, 山道哲雄: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 113.
- 2) 白井 崇, 佐伯主税: 銅及び銅合金, **43** (2004), 302.
- 3) 田中真次, 安田健一, 外蘭 孝, 大石恵一郎: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 143.
- 4) 渡辺雅人, 細木哲郎, 白井 崇, 石橋明彦: R&D 神戸製鋼技報, **58** (2008), 77.
- 5) 例えば, 梶山正孝, 牧野 昇, 設楽 齊: 日本金属学会誌, **25** (1961), 489.
- 6) 小山田建四郎, 柳田 豪: 材料試験技術, **36** (1991), 218.
- 7) 安藤哲也, 渥美哲郎: 伸銅技術研究会誌, **36** (1997), 161.
- 8) 安藤哲也, 渥美哲郎, 永田公二: 伸銅技術研究会誌, **35** (1996), 197.
- 9) Gunter Joseph: *COPPER Its Trade, Manufacture, Use, and Environmental Status*, International Copper Association, (1999), 62

水平平滑管内 CO<sub>2</sub> 蒸発熱伝達率の実験的研究\*橋本 克巳\*\* 清谷 明弘\*\*\*  
水田 貴彦\*\*\* 佐々木 直栄\*\*\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 94-102

Experimental Studies on Carbon Dioxide Flow  
Boiling Heat Transfer Coefficient  
in Horizontal Smooth TubeKatsumi Hashimoto, Akihiro Kiyotani,  
Yoshihiko Mizuta and Naoe Sasaki

The CO<sub>2</sub> heat pump water heater "ECO CUTE" which was commercialized in 2001 has a high potential for energy conservation and greenhouse abatement. The most important element apparatus is always the evaporator in order to develop smaller and higher performance equipment. In this paper, an experimental study has been conducted to measure the pure CO<sub>2</sub> flow boiling heat transfer coefficient (99.999% purity, without oil) in a horizontal smooth tube (outer diameter 6 mm, thickness 0.4mm). The measured mean heat transfer coefficients are compared with calculated value with using previous experimental heat transfer correlation equations. These two values are different from each other. Mean heat transfer coefficients are measured with varying mass velocity, pressure and heat transfer lengths. The tube length is varied to 3.0m, 4.0m and 5.0m, to distinguish the influence of mass velocity and that of heat flux to the heat transfer coefficient. The test conditions were : CO<sub>2</sub> mass velocity from about 150 to about 700kg/(m<sup>2</sup>s)(heat flux from about 10 to about 40kW/m<sup>2</sup>), quality at inlet of test section is 0.17, CO<sub>2</sub> super heat at outlet of test section is 5 K and saturation temperature of CO<sub>2</sub> ranges from 0 to 10°C. As a result, it has been understood that heat flux has a greater influence on the heat transfer coefficient.

## 1. 緒 言

地球環境保全への努力の一環として、世界中で自然冷媒ヒートポンプの開発が進められている。日本では、家庭用エネルギー消費の約3割を占める給湯の省エネルギーを目標として、自然冷媒である炭酸ガス(CO<sub>2</sub>)を冷媒としたヒートポンプ給湯機が2001年5月に商品化され、近年、販売台数を伸ばしている<sup>1~5)</sup>。省エネルギー効果が高く、温室効果ガスの排出量削減に大きな効果が

あるため、政府やメーカーは2010年までの累積520万台普及を目標に、普及促進策や技術開発を実施している。普及促進のためには、低コスト化に加え、設置場所を選ばないコンパクト化と、年間を通じて省エネ性が確保できるだけの高効率化が重要である。これらの改善目標に対して蒸発器の高性能化は有効な対策である。

CO<sub>2</sub>冷媒は、フロン冷媒に比べて密度比(=蒸気密度/液密度)が大きく、表面張力が小さいことから、流れの様相や伝熱メカニズムが異なることが予測され、様々な角度からの研究が実施されつつある。

飛原らは水平細管の蒸発熱伝達率を計測し、ドライアウトクオリティがフロンよりも小さくなることを見出した<sup>6)</sup>。Sunらは、蒸発熱伝達率を計測するとともに、蒸発熱伝達率予測手法を提案した<sup>7)</sup>。また、勝田らは、これまでに計測されている実験データより、CO<sub>2</sub>の蒸

\* THERMAL SCIENCE AND ENGINEERING, 18-1 (2010) に掲載。

\*\* 財団法人 電力中央研究所 エネルギー技術研究所

\*\*\* 研究開発センター 第三部 空調・熱交材料開発グループ

\*\*\*\* 日本大学 工学部, 准教授, 工学博士

発熱伝達率は、従来冷媒よりも核沸騰の影響が強いことを示した<sup>8)</sup>。

このような成果をふまえつつ、工業的に有用な平均熱伝達率について、質量速度、圧力、平均熱流束の影響を明らかにすることと、これまでに提案されている熱伝達率予測手法から得られた予測値と実験値の比較を行うことを目的として、電力中央研究所と住友軽金属工業は、水平平滑管内平均 CO<sub>2</sub> 蒸発熱伝達率を、純度の高い CO<sub>2</sub> を用いて計測する共同研究に着手した。

## 2. 実験装置および実験方法

### 2.1 実験装置

計測には、臨界域 CO<sub>2</sub> 冷媒ヒートポンプ伝熱流動ループ (Fig. 1 (a), 以下ループと略す) を使用した。圧縮機 (①), 二つの電子膨張弁 (②), 直管蒸発伝熱試験部 (以下, 試験部と略す) (③) と主蒸発器 (④) の二つの蒸発器を持つ。また, 蒸発器に温度制御された不凍液を供給できる熱源装置 (⑤) を有する。

圧縮機 (①) には, CO<sub>2</sub> に潤滑油が混入しないオイルフリーレシプロタイプを採用しているため, 純粋な CO<sub>2</sub> の熱伝達率が計測できる。二つの膨張弁 (②) を用いることで, 試験部の質量速度  $G$  は, ループを流れる流量とは独立に制御できる。試験部 (③) の詳細は後述する。このほかに, 主蒸発器 (④) を持ち, 試験部と並列にも直列にも接続できるため, 圧縮機入口の過熱度制御が容易である。

### 2.2 直管蒸発伝熱試験部

Fig. 1 (b) に試験部を示す。試験部は二重管式熱交換器である。内管である銅製平滑管内を CO<sub>2</sub> が流れ, その外側を覆った内径 12 (mm) の塩化ビニル円筒内を, 熱源装置 (⑤) により温度を調整された熱源水が CO<sub>2</sub> と逆方向に流れ, CO<sub>2</sub> を加熱する。

CO<sub>2</sub> と熱源水の温度は, 試験部の入口と出口において, 水銀標準温度計にて校正した A 級測温抵抗体を用いて計測した。CO<sub>2</sub> 圧力は, CO<sub>2</sub> 入口では絶縁継手 (⑥) の上流側, 出口では下流側に圧力タップを設け, 絶対圧力と出入口差圧を, それぞれ, ドラック社絶対圧力変換器とローズマウント社差圧計を用いて計測した。このため, 差圧には絶縁継手分も含まれる。CO<sub>2</sub> 質量流量はコリオリ式質量流量計 (⑦) (オーバルウルトラマスマーク II, または, 日本フローコントロール質量流量計) で計測した。熱源水体積流量は試験部入口にてウルトラオーバルマーク II (⑧) で計測した。

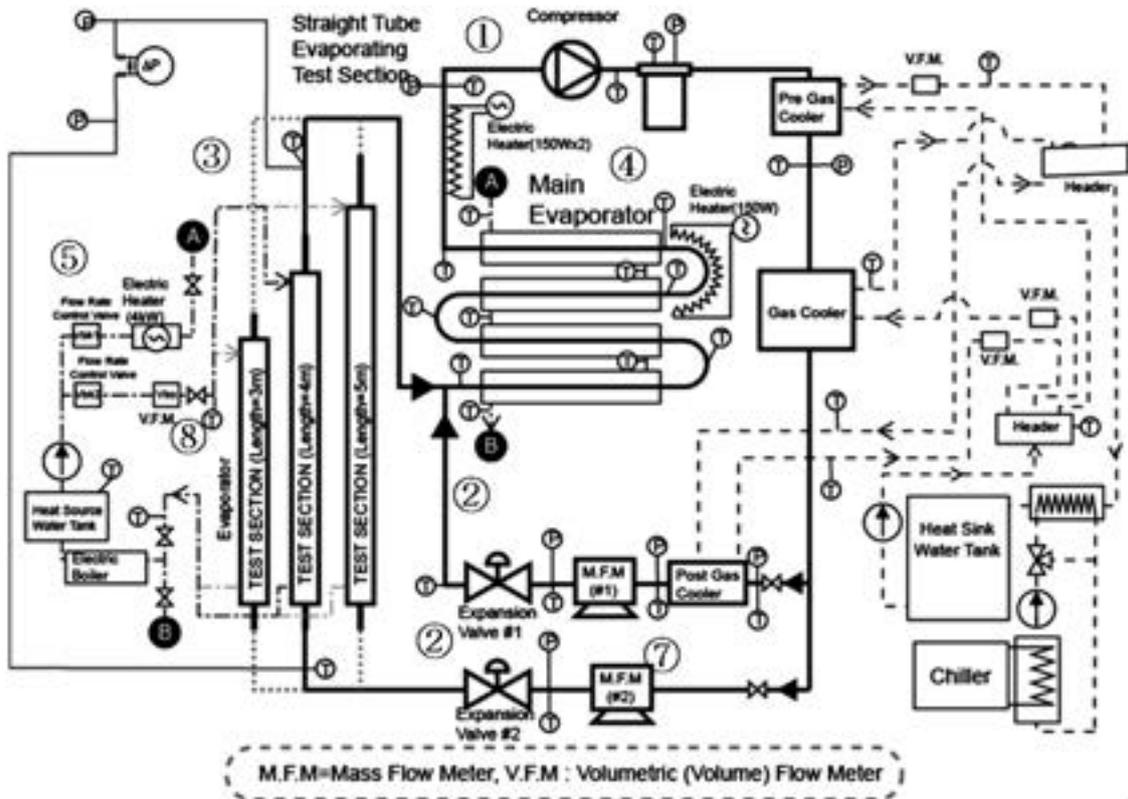
伝熱管壁温度の計測には電気抵抗法を用いた。Fig. 1 (b) に示す電極間電圧  $E$  を高精度デジタルマルチメーター (Advantest R6851) (⑨) で計測するとともに, 標準抵抗 (横河電機社製  $(1 \pm 0.002 \text{ (m}\Omega))$  (⑩) 両端の電圧を高精度デジタルマルチメーター (同一機種) で計測し電流  $I$  を求めた。電圧  $E$  と電流  $I$  より, 銅管抵抗  $R = E/I$  を求めた。銅管の抵抗と温度の近似式を得るために, 銅管を取り換える毎に, 銅管内を真空にして熱源水温度を変え, 抵抗値を測定した。この手法で求めた管壁温度は, 断面での円周方向平均値で, かつ, 長手方向平均値である。

### 2.3 実験条件

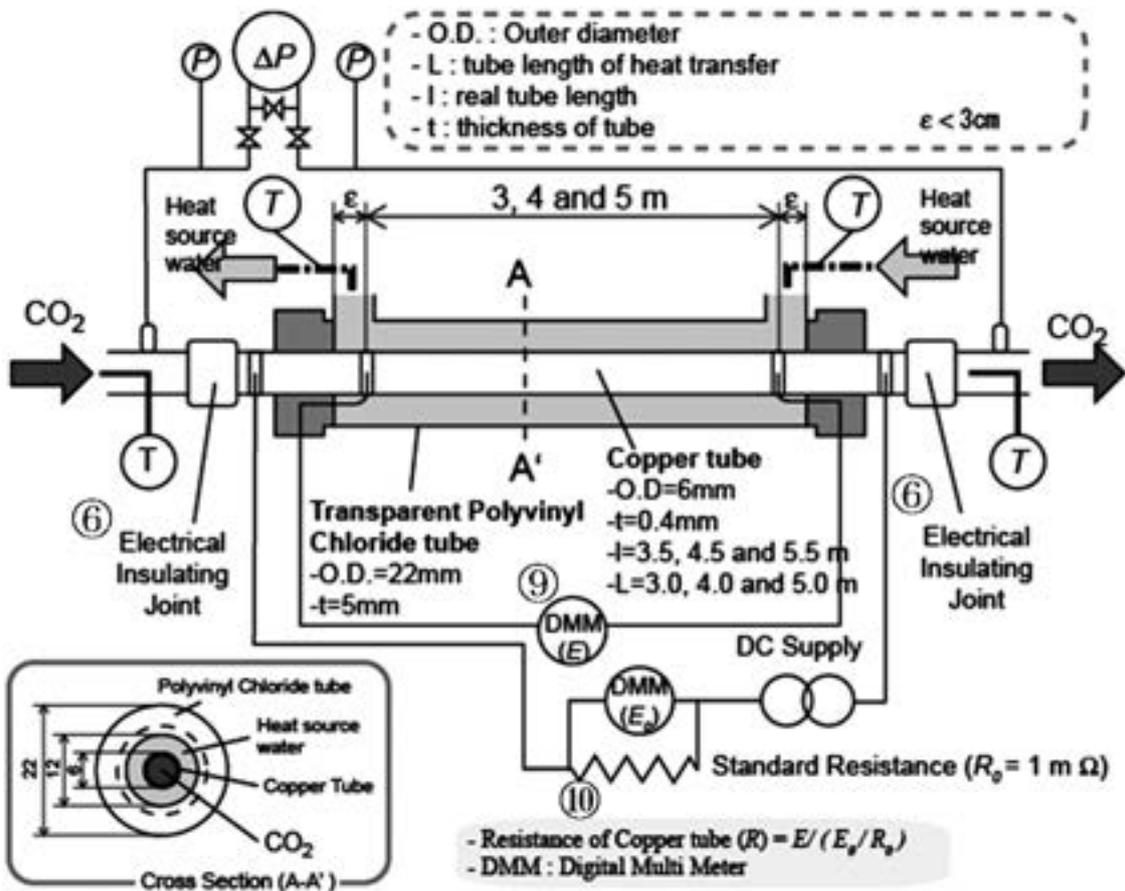
Table 1 に実験条件を示す。CO<sub>2</sub> は, 購入できうる最も高純度な 99.999% を使用した。試験部の圧力  $P$  及び質量速度  $G$  は, ヒートポンプ給湯機の運転条件から類推した値を中心に, Table 1 に示すとおりを選択した。実験に当たっては,  $G$  と  $P$  を決め, さらに, CO<sub>2</sub> 入口乾き度  $x_i = 0.17$ , 同出口過熱度  $T_{sh} = 5 \text{ (K)}$ , 熱源水温度差を 3 (K) 以下, 熱源水流量は同一条件では一定値となるように, 膨張弁開度, 圧縮機回転数, 熱源水入口温度を調整した。調整による定常を確認した後, 2 秒間隔で 20 分間のデータを取得し, その平均値を用いて,

### 記 号

$C$ : 定数		$T$ : 温度	[°C]
$c_p$ : 定圧比熱	[kJ/kgK]	$V$ : 体積流量	[m <sup>3</sup> /s]
$D$ : 直径	[m]	$x$ : 乾き度	
$E$ : 銅管にかかる電圧	[V]	$\rho$ : 密度	[kg/m <sup>3</sup> ]
$G$ : 質量速度	[kg/m <sup>2</sup> s]	$\sigma$ : 表面張力	[N/m]
$h$ : 熱伝達率	[kW/m <sup>2</sup> K]	[添字]	
$I$ : 銅管を流れる電流	[A]	$b$ : 熱源水	
$L, l$ : 長さ (L 伝熱長さ, l 実長)	[m]	$i$ : 入口	
		$o$ : 出口	
$n$ : 指数		$r$ : 冷媒 (CO <sub>2</sub> )	
$P$ : 圧力	[MPa]	$sat$ : 飽和	
$Q$ : 熱交換量	[kW]	$sh$ : 蒸発器出口過熱	
$q$ : 熱流束	[kW/m <sup>2</sup> ]	$v$ : 冷媒蒸気	
$R$ : 銅管抵抗	[Ω]	$w$ : 壁面	
$r$ : キャビティ半径	[m]	$o$ : 内管内径	



(a) CO<sub>2</sub> heat pump loop



(b) Straight tubes evaporating test section

Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus.

2.4節で述べる手順に従い蒸発熱伝達率の実験値を求めた。

$G$ と $P$ が等しい場合の、熱流束 $q$ の影響を明らかにするために、Table 1に示す全ての $G$ と $P$ についての実験を、伝熱管長さ $l$ を3.5(m)、4.5(m)、及び、5.5(m)と変えて、三度繰り返した。試験部との接続に両端に各0.25(m)の余分な長さが必要なため、熱交換長さ $L$ は、それぞれ、3(m)、4(m)、及び、5(m)である。この長さは、熱源水流路長さ、並びに、電気抵抗法電極間距離に等しい。 $L$ を変えることで、Table 2に示す通りに、 $G$ と $P$ を固定して異なる $q$ を与えることができた(表中の $q$ は実験値(kW/m<sup>2</sup>)と不確かさ解析による95%包括度不確かさ、 $q$ の $P$ による影響は不確かさ範囲内で想定通り)。 $G$ を等しくすべき9つの実験において、 $G$ のばらつきが生じた。その最大値と最小値を $G$ の括弧内に示す。 $P$ のばらつきは0.05(MPa)以下となり、表記を省略した。

一方、 $T_{sh}$ は、Table 1に示す全ての $P$ 、 $G$ 及び $L$ で

厳密に一定値を求められるが、この達成は非常に困難である。そこで、 $G$ 、 $P$ 及び $L$ ごとに、 $T_{sh}$ の異なる複数の実験を実施し、その結果を補間することにより $T_{sh} = 5$ (K)における熱伝達率を求めた。

#### 2.4 実験値の導出

熱交換量は次式の熱源水放熱量 $Q_b$ (kW)とした。

$$Q_b = \rho_b c_{pb} V_b (T_{bi} - T_{bo}) \quad (1)$$

冷媒代表温度 $T_r$ (°C)は、次式の通り、入口圧力から求めた飽和温度 $T_{ri,sat}$ と出口圧力(=入口圧力-差圧)から求めた飽和温度 $T_{ro,sat}$ の算術平均値とした。

$$T_r = \frac{T_{ri,sat} + T_{ro,sat}}{2} \quad (2)$$

壁温度 $T_w$ (°C)は電気抵抗法により求めた。 $q$ (kW/m<sup>2</sup>)は、内管内径 $D_0$ (m)と伝熱長 $l$ (m)より、次式により求めた。

$$q = \frac{Q_b}{\pi D_0 l} \quad (3)$$

CO<sub>2</sub>平均熱伝達率 $h_r$ (kW/m<sup>2</sup>K)は、次式より求めた。

$$h_r = \frac{q}{(T_w - T_r)} \quad (4)$$

Table 1 Experimental conditions.

Refrigerant	99.999% CO <sup>2</sup>
P (MPa)	3.5, 4.0, 4.5
G (kg/m <sup>2</sup> s)	About 160, 270, 400, 520, 660
Copper Tubes	Outer Diameter 6 (mm), Tube Thickness 0.4 (mm), $l = 3.5, 4.5, 5.5$ (m) ( $L = l - 0.5$ )

Table 2 Heat flux variation (kW/m<sup>2</sup>).

G (kg/m <sup>2</sup> s)	L (m)	P (MPa)		
		3.5	4	4.5
160 (144-165)	3	10±1.0	11±1.1	10±2.4
	4	9.6±0.6	9.0±1.2	8.2±1.1
	5	7.1±0.4	6.2±0.4	5.8±1.1
270 (267-276)	3	21±0.9	20±1.1	18±1.5
	4	16±1.0	17±2.2	14±0.6
	5	13±0.4	12±0.4	11±0.8
400 (390-403)	3	31±1.2	29±1.0	27±0.7
	4	26±2.1	24±1.0	22±0.4
	5	18±0.5	18±0.5	16±0.4
520 (510-520)	3	43±1.4	41±1.0	36±0.7
	4	31±1.0	31±0.9	27±0.7
	5	25±0.6	23±0.6	22±0.5
660 (631-645)	3	55±2.0	52±2.0	46±1.3
	4	—	39±4.7	36±0.7
	5	31±0.7	29±0.6	27±0.5

一方、圧力損失  $dp/dz$  (kPa/m) は、差圧  $\Delta P$  (MPa) を伝熱管実長さ  $L$  (m) で除した。

CO<sub>2</sub> の熱物性値と輸送係数は、NIST の REFPROP Version 7 より、熱源水の熱物性値と輸送係数はナイブライン NB-Z1 技術資料より求めた。

上記の導出方法に則り、 $G$ ,  $P$ ,  $dp/dz$ ,  $q$ ,  $h_r$ ,  $\Delta T_{sh}$  の不確かさを求めた<sup>9)</sup>。得られた 95% 包括度を持つ不確かさを、Fig. 2, Fig. 3, Fig. 4, Fig. 5 (a), Fig. 6, Fig. 7 にエラーバーとして示した。ただし、 $G$  の不確かさは、煩雑を避けるために Fig. 5 (a) には示さない。

## 2.5 予測値の導出

吉田ら<sup>10~13)</sup>は、無次元数に基づくドライアウト開始乾き度の予測、分離流か環状流かの流動様式に即して Chen の式を変形して用いる二相域強制対流蒸発熱伝達率の予測、蒸気レイノルズ数と単相流の Petukhov-Gnielinsky 式に適用したポストドライアウト域の熱伝達率の予測からなる手法を提案している。一方、Sun ら<sup>7)</sup>は、換算圧力、換算質量速度、換算熱流束を求め精度の高い水の限界熱流束判定式によるドライアウト開始乾き度の予測、流動状態を考慮しない Chen の式による二相域強制対流蒸発熱伝達率の予測、蒸気物性値に基づき Dittus-Boelter 式を用いるポストドライアウト域の熱伝達率の予測からなる手法を提案している。前者は、主としてフロンの蒸発熱伝達率の実験値に基づき構築された方法であり、後者は、CO<sub>2</sub> の熱伝達率の実験データに基づき構築された方法である。

これらの手法により、局所熱伝達率を予測し、一次元伝熱シミュレーションを行い、平均熱伝達率を求め予測値とした。予測は  $L=4$  (m) の場合に限定し、 $P$ ,  $G$ , 及び、 $q$  を与条件とした。 $q$  は、次に示す実験による  $G$  と  $q$  の相関式より求めた。

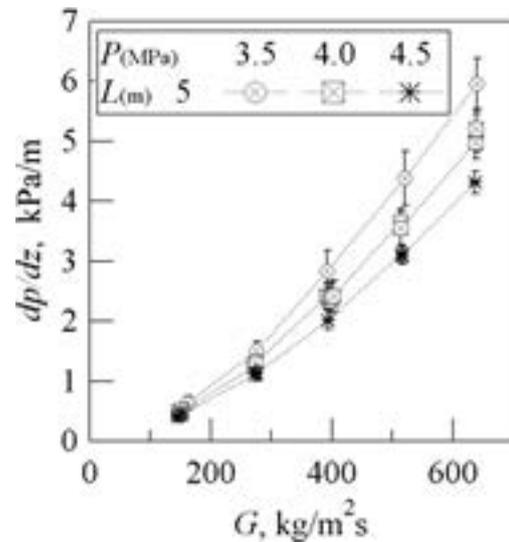
$$q = 0.12437 + 0.059045G \quad (5)$$

## 3. CO<sub>2</sub> 蒸発時の圧力損失

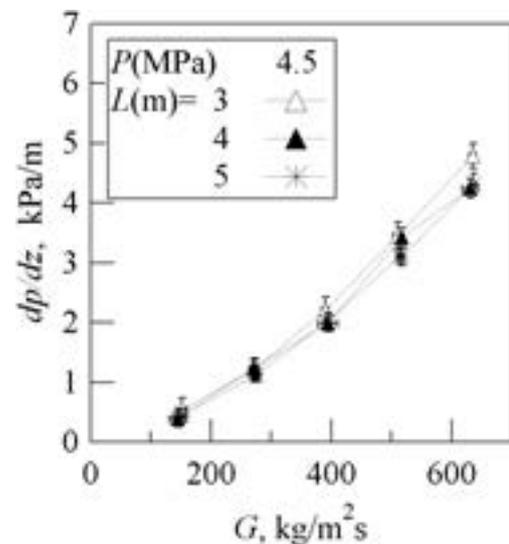
### 3.1 質量速度が圧力損失に与える影響

Fig. 2 (a) に、 $L=5$  (m) の場合の、 $dp/dz$  と  $G$  の実験結果を不確かさとともに記す。 $G$  の不確かさは十分小さいことがわかる。 $dp/dz$  は、 $G$  の増加に伴い増加するという当然の結果を得た。 $P$  が低いほど  $dp/dz$  が大きく、 $G$  が大きいほどその差は大きい。 $G > 400$  (kg/m<sup>2</sup>s) では、 $P$  により差があることは不確かさ解析の結果からも明らかである。

また、Fig. 2 (b) に、 $L$  を変えた場合の結果を、 $P=4.5$  (MPa) について、不確かさ解析結果とともに示す。 $dp/dz$  に差は生じなかった。



(a)  $L=5$  (m)



(b)  $P=4.5$  (MPa)

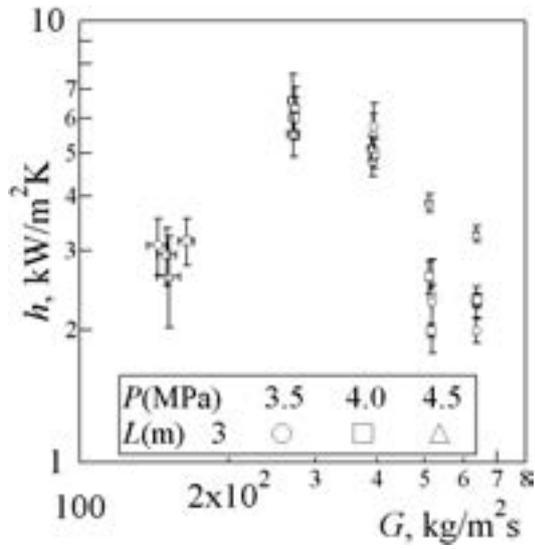
Fig. 2 Pressure drop with mass velocity.

## 4. CO<sub>2</sub> 蒸発熱伝達率

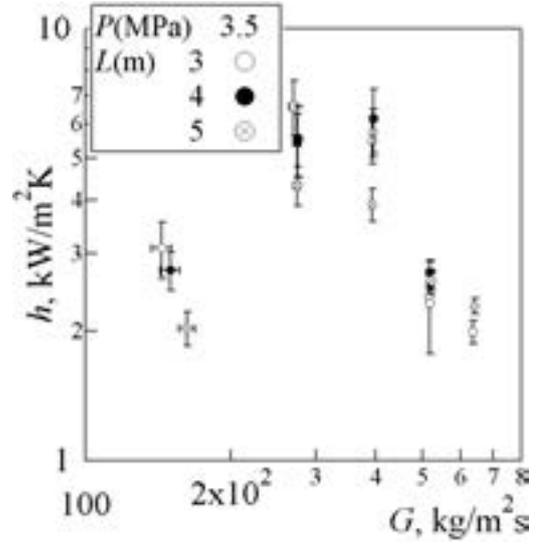
### 4.1 圧力、伝熱管長さ、質量速度の影響

Fig. 3 と Fig. 4 に実験で求めた平均熱伝達率  $h_r$  と  $G$  の関係を、 $h_r$  の不確かさとともに示す。データを  $L$  により分類し、Fig. 3 (a) に  $L=3$  (m), Fig. 3 (b) に  $L=4$  (m), Fig. 3 (c) に  $L=5$  (m) の場合を示す。 $h_r$  の不確かさが  $2$  (kW/m<sup>2</sup>K) を超えるデータは基本的に割愛したが、 $L=4$  (m),  $G=660$  (kg/m<sup>2</sup>s),  $P=4$  (MPa) は他になく、参考として残した (Fig. 2, Fig. 5 (a), Fig. 7, Fig. 8 も同様)。

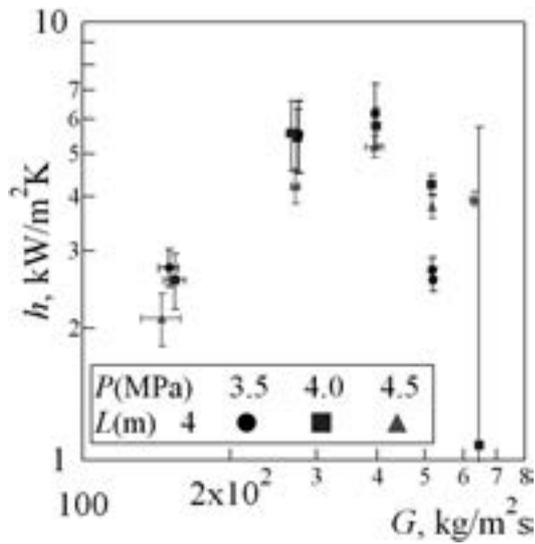
Fig. 3 より、 $G$  が  $270$  から  $400$  (kg/m<sup>2</sup>s) の間で、 $h_r$  はピークを持つことが、不確かさを考慮に入れても明らかである。また、 $L$  の値が同じ場合には、ピーク値は影響を受けるが、ピーク値をとる  $G$  とグラフ形状は  $P$  の影響が小さいことが明らかとなった。



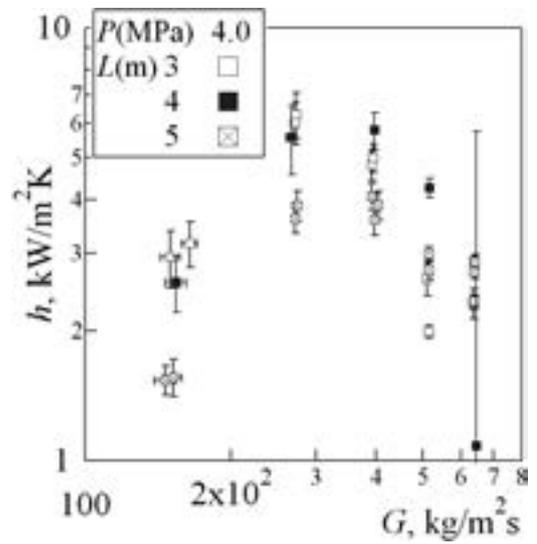
(a) L=3m



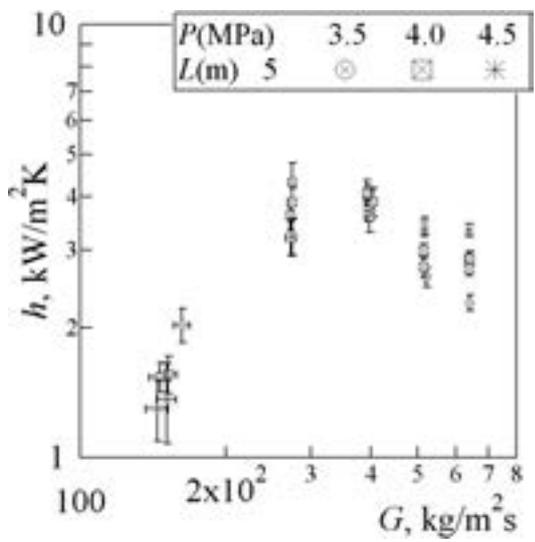
(a) P=3.5MPa



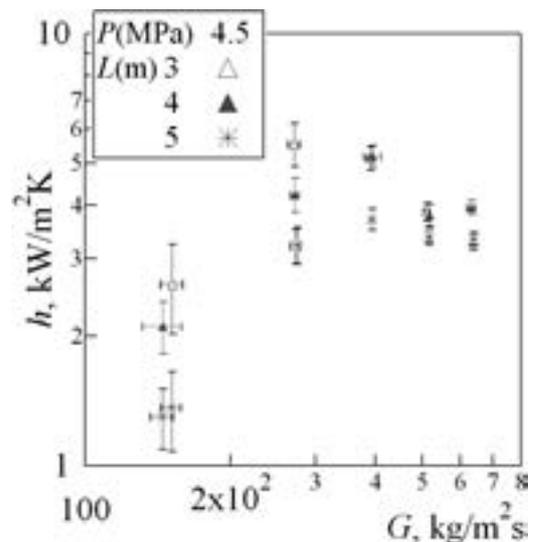
(b) L=4m



(b) P=4.0MPa



(c) L=5m



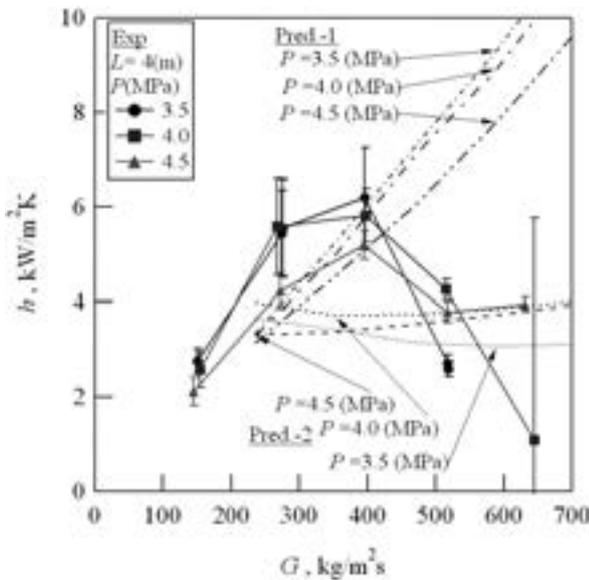
(c) P=4.5MPa

Fig. 3 Mean heat transfer coefficient with mass velocity.

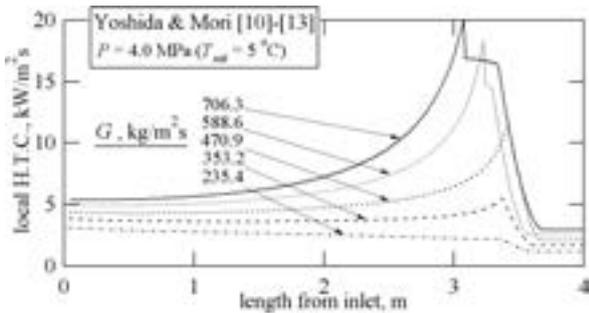
Fig. 4 Mean heat transfer coefficient with mass velocity.

$L = 3$  (m) では、ピークをとる  $G$  は約 270 (kg/m<sup>2</sup>s),  $L = 4$  (m) では約 400 (kg/m<sup>2</sup>s),  $L = 5$  (m) では約 270 と 400 (kg/m<sup>2</sup>s) の中間程度となった。

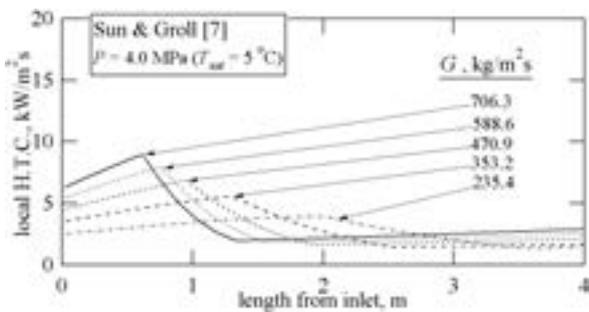
一方、データを  $P$  により分類し、Fig. 4 (a) に  $P = 3.5$  (MPa), Fig. 4 (b) に  $P = 4.0$  (MPa), Fig. 4 (c) に  $P = 4.5$  (MPa) の場合を示す。 $h_r$  はピークを持つ。ただし、 $P$  が同一であっても、ピーク値をとる  $G$ , ピーク値, グラフの形 (ピークの急峻さ) が  $L$  の影響を受けることが明らかである。本実験データの範囲においては、いずれの  $P$  の場合においても、 $L$  が小さいほど、



(a) Heat transfer coefficient comparison



(b) Local heat transfer coefficient in Prediction-1



(c) Local heat transfer coefficient in Prediction-2

Fig. 5 Comparison of experimental and predicted heat transfer coefficients.

ピーク値を取る  $G$  が小さく、ピーク値が大きく、ピークが急峻となった。

これらの結果より、熱伝達率への影響は、 $P$  よりも  $L$  (すなわち、 $q$ ) が強いといえる。

4.2 実験値と予測値との比較およびその適用性

2.5 節で求めた予測値と、Fig. 3 (b) に示した実験値の比較を Fig. 5 (a) に示す。Fig. 5 (a) は線形目盛りで表示した。図中において、実験値を実線とシンボルで表す。一点鎖線は吉田らの手法による予測値 (予測値 1) を、破線は Sun らの手法による予測値 (予測値 2) を表す。予測値 1 は  $G < 400$  (kg/m<sup>2</sup>s) における  $h_r$  の立ち上がりの傾向と  $P$  による影響の傾向を再現できている。 $G < 400$  kg/m<sup>2</sup>s では、実験値は  $P$  が増加すると低下する傾向を持つ。この際、 $P$  が 3.5 (MPa) から 4.0 (MPa) へ増加した場合の変化より、4.0 (MPa) から 4.5 (MPa) へ増加した場合の変化が大きい。予測値 1 ではこの傾向を再現している。しかし、 $G > 400$  (kg/m<sup>2</sup>s) の熱伝達率の低下は再現できなかった。予測値 2 は、 $G$  によらずほぼ一定値をとり、その値は  $G > 400$  kg/m<sup>2</sup>s の実験値とほぼ一致した。

予測値導出時に求めた流れ方向位置と局所熱伝達率の  $G$  による変化を、 $P = 4.0$  (MPa) の場合について Fig. 5 (b) と (c) に示す。Fig. 5 (b) に示す予測 1 では、 $G$  が増加する (同時に  $q$  も増加する) と局所熱伝達率は増加するものの、ドライアウト開始乾き度はほとんど変化しない。このため、平均熱伝達率の予測値は  $G$  に対して単調に増加した。一方、Fig. 5 (c) に示す予測 2 では、 $G$  の増加 ( $q$  の増加) により予測値 1 と同様に局所熱伝達率は増加するが、ドライアウト開始乾き度が大きく低下し伝熱管の前半部分でポストドライアウト熱伝達に移行している。このため、予測値 1 に比べて  $G$  の影響が小さい。

予測 1 では、ドライアウト乾き度を高く予測し、予測 2 では、ドライアウト乾き度を低く予測しているといえる。ドライアウト乾き度を調整することで、本研究で得られた実験結果を再現することが可能とも考えられる。

4.3 熱流束の影響

Fig. 6 に、 $h_r$  の実験値を Table 2 に従い  $P$  と  $G$  で分類し、 $q$  を横軸とした両対数グラフとして示した。 $G$  と  $q$  により、A, B, C の 3 つの領域に分けて考える。

領域 A として、 $160 < G < 270$  (kg/m<sup>2</sup>s) ( $5 < q < 21$  (kW/m<sup>2</sup>)) を考える。この領域では、 $q$  が増加すると  $h_r$  も増加する。 $h_r$  は  $G$  と同時に  $q$  にも強く影響を受けていることがわかる。 $h_r$  と  $q$  は両対数グラフ上で直線と見なせることから、指数関数 ( $h_r = Cq^n$ ) を仮定して、最小二乗法により指数  $n$  を求めたところ、 $n = 1.26$  を得た。領域 B として、 $G = 400$  (kg/m<sup>2</sup>s) ( $17 < q < 31$  (kW/m<sup>2</sup>)) を考える。 $q < 約 25$  kW/m<sup>2</sup> では、 $q$  が等しい場合、領域 A より  $G$  は大きいにもかかわらず、 $h_r$  は低い値となった。これは、不確かさ上からも明らかであ

る。また、グラフの傾きは領域 A の傾きとほぼ等しい。 $q > 25 \text{ kW/m}^2$  では、 $q$  の増加により、 $h_r$  は減少した。領域 C として、 $G > 520 \text{ (kg/m}^2\text{s)}$  ( $q > 22 \text{ (kW/m}^2)$ ) を考える。領域 B に比べて、 $h_r$  は低下し、かつ、 $h_r$  と  $q$  の関係が崩れた。

Fig. 7 には、伝熱面過熱度  $\Delta T_{sh}$  と  $q$  との関係を示す。 $\Delta T_{sh}$  は  $\text{CO}_2$  飽和温度 ( $\text{CO}_2$  代表温度  $T_r$ ) と伝熱管壁面温度  $T_w$  との差である。領域 A や領域 B 前半部分 ( $q < 25 \text{ kW/m}^2$ ) では  $\Delta T_{sh} < 5 \text{ (K)}$  であるが、 $q > 25 \text{ (kW/m}^2)$  では、 $h_r$  の減少に伴い、 $\Delta T_{sh}$  は急激に上昇し、最大では  $30 \text{ (K)}$  に達する。

以上より、 $q$  は領域 A の  $h_r$  との関係で示した影響に

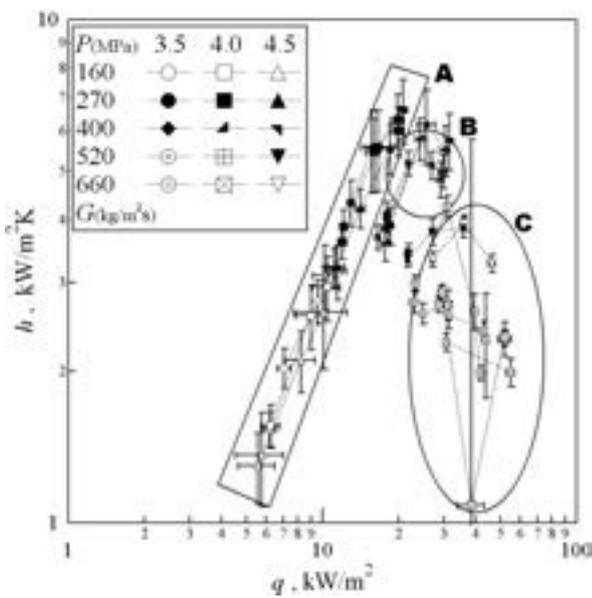


Fig. 6 Mean heat transfer coefficient and mean heat flux.

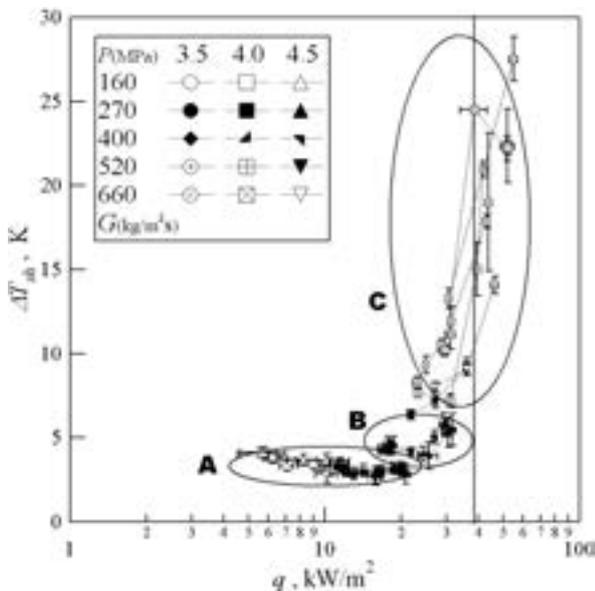


Fig. 7 Mean heat flux and wall super heat.

加えて、 $h_r$  の低下に関わる何らかの要因への影響が強いことが推察できる。この推測は、Fig. 4 では、 $h_r$  が低下し始める  $G$  は、 $L$  (すなわち、 $q$ ) により変化した。Fig. 6 では、 $h_r$  が低下し始める  $q$  は、固定されていることによる。 $G$  や  $q$  が増加した場合に、 $h_r$  が低下する理由としては、局所熱伝達率の低下やドライアウト開始乾き度の低下、気泡の発生による核沸騰限界などが考えられる。

4.4 熱伝達率の低下要因について

$h_r$  の低下は、局所熱伝達率の低下や環状液膜蒸発によるドライアウト開始乾き度の低下ではなく、液膜内で気泡が発生し、管内壁が気泡で覆われてしまうような一種の核沸騰限界が生じるためと推察した。

最初に、 $\text{CO}_2$  液の気泡発生について注目する。藤田ら<sup>14)</sup>の詳細な検討では、圧力により核沸騰の効果が増大することを示している。本研究では、甲藤<sup>15)</sup>による、均一温度の液体中での気泡の発生に関する次式を用いる。

$$\Delta T_{sat} = T_w - T_{sat} \geq \frac{T_{sat}}{\rho_v L} \cdot \frac{2\sigma}{r} \tag{6}$$

ここで、 $\Delta T_{sat}$  は気泡発生に必要な過熱度、 $T_{sat}$  は飽和温度、 $T_w$  は壁温度、 $r$  はキャビティ開口部半径、 $\rho$  は密度、 $\sigma$  は表面張力を表す。式(6)に R22 と  $\text{CO}_2$  の飽和温度  $0^\circ\text{C}$  ( $\text{CO}_2$  の換算圧力は 0.47, R22 では 0.10) における熱物性値および輸送係数を代入して計算した。その結果、R22 に比べて  $\text{CO}_2$  は、同一開口半径に対しては、 $1/10$  以下の  $\Delta T_{sat}$  で発泡可能であること (開口半径 =  $0.72 \mu\text{m}$  の場合、R22 は 2 K,  $\text{CO}_2$  は 0.14K), 同一  $\Delta T_{sat}$  では、 $1/10$  以下の開口半径で発泡可能であること ( $\Delta T_{sat}$  で 2 K の場合、R22 は前出の通り、 $\text{CO}_2$  は  $0.05 \mu\text{m}$ ) がわかった。

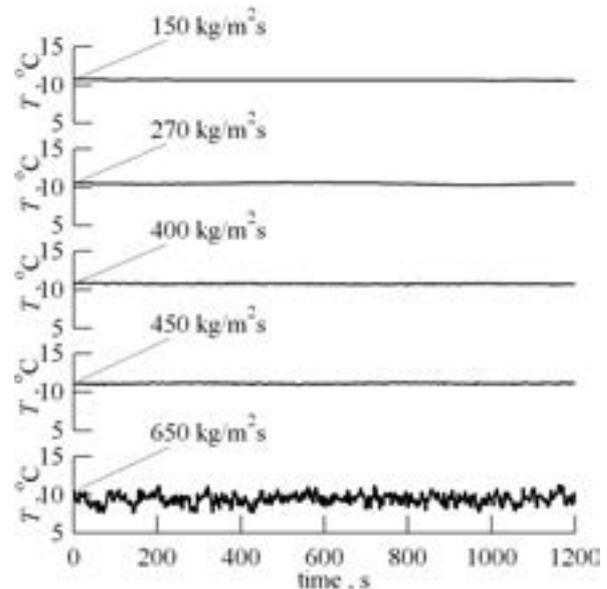


Fig. 8  $\text{CO}_2$  outlet temperature ( $L=4 \text{ m}$   $P=4.0 \text{ MPa}$ ).

加えて、Fig. 7 の伝熱面過熱度を考慮すると、液膜内気泡の生成の可能性が考えられる。さらに、CO<sub>2</sub> はフロンと比べて密度比が大きいため、蒸気速度が低く強制対流の効果が低下し液温度が高くなりやすいため、より気泡が発生しやすいと考えられる。また、蒸気と液の密度が比較的近く、気泡発生により乱れた液面から、引きちぎられた微細な水滴が、蒸気相に同伴しやすいとも考えられる。

この証左の一つとして、Fig. 8 に示す高質量速度の際に限定してみられた蒸発器出口温度の変動をあげることができる。G < 450 (kg/m<sup>2</sup>s) では生じていない出口温度変動が、G > 650 (kg/m<sup>2</sup>s) の場合に生じた。これは、気相内液滴飛散を想起させる。

## 5. 結 言

水平に設置した銅製平滑管を用いて、圧力、質量速度、伝熱管長さを変え、99.999%CO<sub>2</sub> の圧力損失と蒸発熱伝達率を計測し、以下の結論を得た。

(1) 圧力損失は、質量速度に応じて増加する。高質量速度ほど圧力による差が生じた。

(2) 平均熱伝達率は質量速度 300~400kg/m<sup>2</sup>s でピークをとった。

(3) ピークをとる質量速度、ピーク値、ピークの急峻さは、圧力よりも伝熱管長さの影響が大きい。

(4) 二つの熱伝達率予測手法と実験値を比較した。両者とも実験値を再現できなかった。

(5) 低熱流束 (~25kW/m<sup>2</sup>) における平均熱伝達率は、平均熱流束と指数関数の関係となった。

(6) 熱流束は、熱伝達率を低下させる要因に強く影響していると推測できる。主たる要因は、液膜が完全に蒸発してしまう事ではなく、液膜内で核沸騰が盛んに起こり、限界熱流束に至り、核沸騰限界へと至った事であると推察される。

## 参 考 文 献

- 1) M. Saikawa, K. Hashimoto : *Proc. IEA Heat Pump Centre/IIR Workshop* (1997).
- 2) 齊川, 橋本, 長谷川, 岩坪 : 電力中央研究所研究報告, W98004 (1998).
- 3) 齊川, 橋本 : 日本冷凍空調学会論文集, 18-3 (2001).
- 4) M. Saikawa, K. Hashimoto, T. Kobayakawa, K. Kusakari, M. Ito, H. Sakakibara, : *Proc. 4 th IIR-Gustav Lorentzen Conference on Natural Working Fluids* (2000).
- 5) K. Kusakari : *Proc. 7 th IEA Heat Pump Conf.* (2002).
- 6) E. Hihara, S. Tanaka, : *Proc. 4 th IIR-Gustav Lorentzen Conf. on Natural Working Fluids* (2000).
- 7) Z. Sun Z and EA. Groll : *Proc. 5 th IIR-Gustav Lorentzen Conf. on Natural Working Fluids* (2002).
- 8) 勝田, 青柳, 八木, 寺村, 芳賀, 向山, 上村 : 第 41 回日本伝熱シンポジウム (2004).
- 9) 米機械学会 (日本機械学会誌), アメリカ規格協会, 米機械学会性能試験規約 PTC19.1-1985, 計測機器及び試験装置に関する補則, 第一部, 計測の不確かさ, 米機械学会 (1987).
- 10) 吉田, 森, 洪, 松永 : 日本冷凍協会論文集, 11-1, (1994) 67-78.
- 11) 森, 吉田, 柿本, 大石 : 日本冷凍空調学会論文集, 16-2 (1999) 177-187.
- 12) 吉田, 森, 柿本, 大石 : 日本冷凍空調学会論文集, 17-4 (2000) 511-520.
- 13) 森, 吉田, 柿本, 大石, 福田 : 日本冷凍空調学会論文集, 17-4 (2000) 521-528.
- 14) 藤田, 西川, 大田, 日高 : 日本機械学会論文集 (B 編), 48-432 (1982) 1528-1538.
- 15) 甲藤好郎 : 伝熱概論 (1994) 養賢堂, 281-285.

# Experimental Study of the Influence of the Inside Surface Characteristics on the Carbon Dioxide Flow Boiling Heat Transfer Coefficient in a Horizontal Tube\*

Katsumi Hashimoto\*\*, Akihiro Kiyotani\*\*\*,  
Yoshihiko Mizuta\*\*\* and Naoe Sasaki\*\*\*\*

The CO<sub>2</sub> heat pump water heater "ECO CUTE", which was commercialized in 2001, has a significant potential for energy conservation and greenhouse abatement. Shipments in fiscal 2007 expanded to 413,000 units. In order to encourage the broader use of "ECO CUTE", there is a need to develop a more compact and higher efficiency heat pump unit. The key element of the apparatus is always the evaporator. CRIEPI and Sumitomo Light Metal, Ltd. have studied CO<sub>2</sub> flow boiling heat transfer coefficient experimentally. In the previous report, mean heat flux was understood as being equivalent to mass velocity in significantly affecting the mean evaporating heat transfer coefficient (99.999% purity, without oil) in a horizontal smooth tube (outer diameter 6 mm, thickness 0.4 mm). In this report, the heat transfer coefficient and pressure drop of a smooth tube and 3 kinds of grooved tubes are measured. The test conditions are : CO<sub>2</sub> mass velocity from about 160 to about 660 kg/(m<sup>2</sup>s) (heat flux from about 10 to about 40 kW/m<sup>2</sup>), pressures of CO<sub>2</sub> 3.5MPa, 4.0MPa and 4.5MPa (saturation temperatures of 0, 5 and 10°C, respectively), tube lengths of 3.0m and 4.0m, quality at the inlet of the test section of 0.17 and CO<sub>2</sub> super heat at the outlet of test section of 5 K. Consequently, it is understood that the heat transfer coefficient of grooved tubes is higher than that of the smooth tube and in the higher mass velocity region, the heat transfer coefficient does not go below 400kg/m<sup>2</sup>s. The difference in the heat transfer coefficient caused by the groove features is not clear.

## 1. Introduction

Protection of the environment is becoming more important globally, and considerable effort is being spent on developing heat pumps with natural working fluids. After surveying the status of R&D on heat pumps with natural working fluids, (Saikawa et al. 1997) at the Central Research Institute of Electric Power Indus-

try (CRIEPI) focused on a CO<sub>2</sub> heat pump, upon which a basic study was commenced in 1995. CO<sub>2</sub> has unique characteristics : its operation pressure is very high and it attains a super critical state when in a high-pressure state.

Hot water demand accounts for one-third of final energy consumption in the residential sector in Japan, and CO<sub>2</sub> is preferable as a refrigerant in hot water heating heat pumps. In Japan, the world's first CO<sub>2</sub> heat pump for residential hot water heaters was developed in a joint research project involving DENSO, the Tokyo Electric Power Company and CRIEPI, and was released as a commercial product in May 2001 (Saikawa et al. 2000 and Kusakari 2002). With other manufacturers joining the market, this

\* This paper was presented at 8<sup>th</sup> IIR Gustav Lorentzen Conference on Natural Working Fluids, Copenhagen, 2008

\*\* Sector, Thermal Engineering, Energy Engineering Research Laboratory, Central Research Institute of Electric Power Industry

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

\*\*\*\* College of engineering, Nihon University

added impetus to the residential hot water heater market. Total shipments in the 2007 fiscal year numbered about 413,000 units, with the figure since 2001 exceeding 1,000,000 in 2007. The Japanese government has a strong interest in this technology because of its potential to save energy and abate greenhouse gases. The government announced that the target number of accumulation is 5,200,000 by the 2010 fiscal year. (Yatabe 2008, Kusakari 2008, Matsumura 2008)

To develop a more efficient and compact heat pump, the evaporator needs to perform better and be smaller than a conventional evaporator. It is important to accurately measure the flow boiling heat transfer coefficient and to understand the heat transfer mechanism.

There are many previous measurements of heat transfer coefficient. In our previous report, it is understood that mean heat flux, like mass velocity, considerably affects the mean evaporating heat transfer coefficient (99.999% purity, without oil) in a horizontal smooth tube (outer diameter 6 mm, thickness 0.4mm). However, there are few reports of grooved tubes.

In this report, the heat transfer coefficient and pressure drop of a smooth tube and 3 kinds of grooved tubes are measured in a collaborative study between Sumitomo Light Metal Ltd. and CRIEPI in order to determine suitable inner groove features for carbon dioxide.

## 2. Experimental Apparatus

### 2.1 Outline of the CO<sub>2</sub> heat pump loop

Fig. 1 shows a schematic diagram of the experimental apparatus in CRIEPI. The apparatus consists of a compressor, three gas coolers, two electro motion expansion valves and two evaporators. The compressor is an oil-free reciprocating model, driven by a variable speed motor (inverter driven).

This apparatus has a heat source and a sink system. Brine (antifreeze liquid) is used as the heat source medium and water as the heat sink medium, while the temperatures and flow rates of these fluids are controlled automatically.

### 2.2 Details of the test section

The main evaporator and test sections were connected serially and three test sections were connected in parallel. Two expansion valves

made it possible to control the mass flow rate into the test section and the pressure of the section. Fig. 2 shows details of the test section, which consists of double tubes. CO<sub>2</sub> was blown into the inner tube and brine into the annular part in a counter-current flow. A copper tube was used, with an O.D. ( $d_i$ ) of 6 mm. The lengths of the smooth tubes were 3 m, 4 m and 5 m, and that of the grooved tubes were 3 m and 4 m, corresponding to the distances between the two electrodes for voltage measurement. The test tube and piping were fully isolated electrically at the electrical insulating joints on both ends of the tube, while the outer tube was made from transparent polyvinyl chloride and had an O.D. of 22mm and an inner diameter of 12mm.

The CO<sub>2</sub> temperature on the inlet and outlet of the test section were measured, as were pressure on the inlet and the pressure difference between the inlet and outlet. The mass flow rate of CO<sub>2</sub> into the test section can be measured independently of the main loop mass flow rate, as shown in Fig. 1. Brine temperatures were measured at the inlet and outlet of the test section and the volumetric flow rate was also measured at the inlet. The thermometers were high-accuracy electric-resistance thermometers, calibrated using a standard mercury-in-glass thermometer.

The wall temperature of the inner copper tube was measured using the electric-resistance method, for which the setup is shown in Fig. 2. A DC current supplier passed a virtually constant DC current through the copper tube. The value of the DC current ( $I$ ) was checked by measuring the voltage of standard resistance ( $1\text{ m}\Omega \pm 0.002\text{ m}\Omega$ ) using a high-accuracy digital multi-meter (DMM). The value of the voltage ( $E$ ) of the copper tube was measured by high-accuracy DMM. The value of the resistance of the tube ( $R$ ) was calculated by  $E$  and  $I$ . Meanwhile, the correlation of the copper tube resistance and temperature was estimated in advance, in the vacuum conditions in the copper tube, each time the experiment was set up. Wall temperatures involved in this method are flow directional and the circumferential average temperature, although this is believed to be more accurate than a surface thermometer.

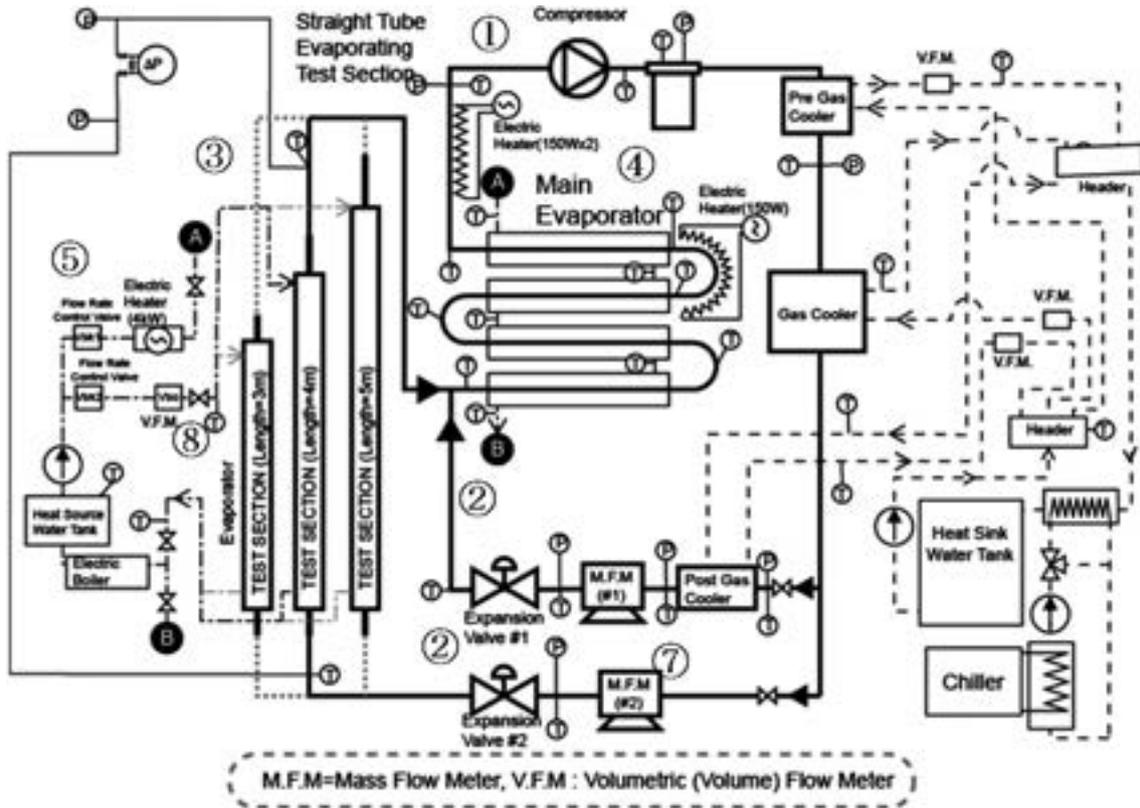


Fig. 1 Schematic Diagram of the CO<sub>2</sub> Heat Pump Loop.

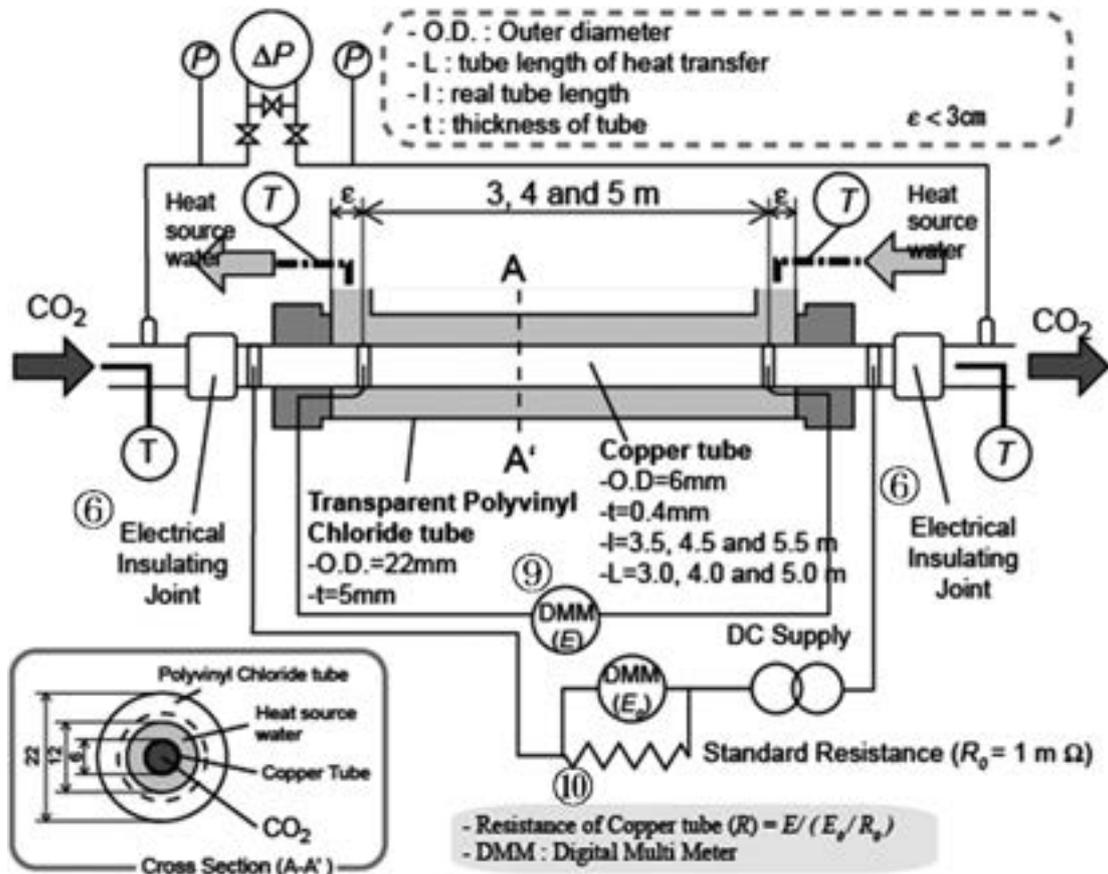


Fig. 2 Schematic Diagram of the Evaporating Heat Transfer Test Section.

### 2.3 Derivation of the flow boiling heat transfer coefficient

All experimental data is data taken from a steady state for over 20minutes (data accumulated every two seconds), and averaged for analysis. The value of the flow boiling heat transfer coefficient is calculated via the following process :

(1) Amount of heat transfer from brine,  $Q_b$ , is calculated by eq. (1),

$$Q_b = \rho_b C p_b V_b (T_{b,i} - T_{b,o}) \quad (1)$$

(2)  $T_w$  is estimated by the electric-resistance method. Each tube has a different correlation function between electric-resistance and temperature.

(3) Reference temperature of  $CO_2$ ,  $T_r$ , is the mean value between the inlet and outlet saturation temperatures; calculated by the pressures on each point. The reference temperature of the brine,  $T_b$ , is the mean value between the inlet and outlet temperatures.

(4) The mean heat transfer coefficient of  $CO_2$  is defined as eqs. (3) and (4), and that of brine is defined as eq. (5).

$$h_{reqvEX} = \frac{Q_b}{S_{eqv}(T_w - T_r)} \quad (3)$$

$$h_{rwetEX} = \frac{Q_b}{S_{wet}(T_w - T_r)} \quad (4)$$

$$h_{bEX} = \frac{Q_b}{S_l(T_b - T_w)} \quad (5)$$

Here, two heat transfer areas are considered. One is based on an equivalent diameter,  $d_{eqv}$ . The heat transfer area based on equivalent diameter is defined as eq. (6).

$$S_{eqv} = \pi L d_{eqv} = \pi L (\sqrt{d_i^2 - 4U/\pi\rho_{Cu}}) \quad (6)$$

Here,  $U$  is the unit weight of tube. Another is based on the wetting length of the grooved tube,  $L_{wet}$ . Each grooved tube has a different wetting length. The wetting area,  $S_{wet}$ , is defined as  $S_{wet} = LL_{wet}$ .

(5) Two kinds of heat flux,  $q_{eqv}$  and  $q_{wet}$ , are defined based on two heat transfer areas. The mass velocity,  $G$ , is defined based on the

equivalent diameter.

The values of the annular-part heat transfer coefficients as calculated by the temperature difference ( $h_{bEX}$ ) correlate to within 5% to those obtained by the Colburn correlation ( $h_{bCO}$ ).

### 2.4 Experimental conditions

The experimental conditions are :  $CO_2$  mass velocity from about 160 to about 660kg/(m<sup>2</sup>s), pressures of  $CO_2$  are 3.5MPa, 4.0MPa and 4.5MPa (saturation temperatures are of 0, 5 and 10°C, respectively), tube lengths are of 3.0m, 4.0m and 5.0m (only for smooth tube, 5 m length is measured), quality at the inlet of the test section is of 0.17 and  $CO_2$  super heat at the outlet of test section is of 5 K (two runs with different  $CO_2$  super heat temperatures at outlet were performed keeping other parameters fixed, and interpolation done in order to estimate the heat transfer coefficient set super heat temperature to 5 K).

### 2.5 Tube characteristics

In addition to the smooth tube, three kinds of grooved copper tubes are made via the component rolling method (Iijima 1994) in order to measure the heat transfer coefficient and pressure drop. The groove is characterized by groove parameters as shown in **Table 1** and **Fig. 3**, the former of which shows the groove parameters. "ST" means the smooth tube and "GT" means the grooved tube.  $d_i$  is the outer diameter of the tube, while the maximum diameter,  $d_m$ , is the diameter between the bottoms of the groove,  $d_e$  is the equivalent diameter based on the unit weight and defined as eq. (6). The groove depth,  $H$ , the top angle of groove,  $\gamma$ , the number of grooves,  $N$ , and the lead angle,  $\alpha$ , are shown in Fig. 3.  $\zeta$  is defined as the ratio of the grooved tubes' wetting heat transfer area relative to the smooth tube. In **Fig. 4**, shadow photographs of the cross-section of each of the grooved tubes are shown.

**Table 1** Groove parameters.

ID	$d_i$	$d_m$	$d_e$	$H$	$\alpha$	$\gamma$	$N$	$\zeta$
	(mm)	(mm)	(mm)	(mm)	(°)	(°)		
ST	6	5.2	5.2	0	0	0	0	1
GT2	6	5.2	5.1	0.16	14	15	70	2.01
GT3	6	5.2	5.06	0.21	14	15	60	2.17
GT10	6	5.2	5.01	0.22	20	15	80	2.83

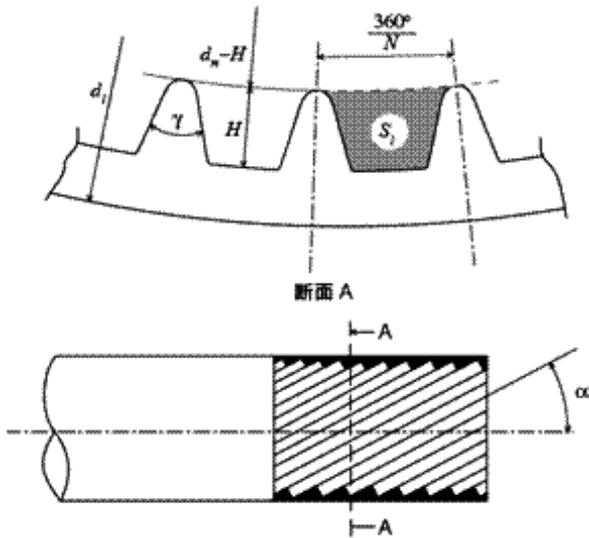


Fig. 3 Groove parameters.

### 3. Results and discussion

#### 3.1 Pressure drop with mass velocity

In Fig. 5, the pressure drop of tubes,  $dp/dz$ , and mass velocity are represented as both logarithmic axes. The pressure drop, which is represented, is divided by the tube length. In this figure, only the pressure drop in 4.0MPa is displayed.

The pressure drop increases monotonously and the descending order of pressure drops is GT10, GT 3, GT 2 and the smooth tube, which is the same as that of  $\zeta$ .

#### 3.2 Mean heat transfer coefficient with mass velocity

In Fig. 6, the mean heat transfer and mass velocity are represented as both logarithmic axes, while the heat transfer coefficient is based on the equivalent heat transfer area as defined in eq. (3).

It emerges that the heat transfer coefficient of a smooth tube has a peak value of around  $400\text{kg/m}^2\text{s}$ , but that the heat transfer coefficient of grooved tubes increases monotonously. It has been reported that in the case of the R22, the heat transfer coefficient of grooved tubes is higher than that of smooth tubes throughout all mass velocities (Iijima 1994). In the case of  $\text{CO}_2$ , at a lower mass velocity region than  $400\text{kg/m}^2\text{s}$ , the heat transfer coefficients of grooved tubes and smooth tube are almost identical. In the higher mass velocity region, otherwise, the heat transfer coefficient of grooved tubes is higher



(a) GT 2



(b) GT 3



(c) GT 10

Fig. 4 Shadow photographs of groove tubes.

than that of smooth tubes.

The descending order of the heat transfer coefficients of the grooved tubes is GT10, GT 3 and GT 2, which is the same as that of  $\zeta$ .

#### 3.3 Mean heat transfer coefficient with pressure

In Fig. 7, the mean heat transfer coefficient with pressure is shown. The Figure shows only

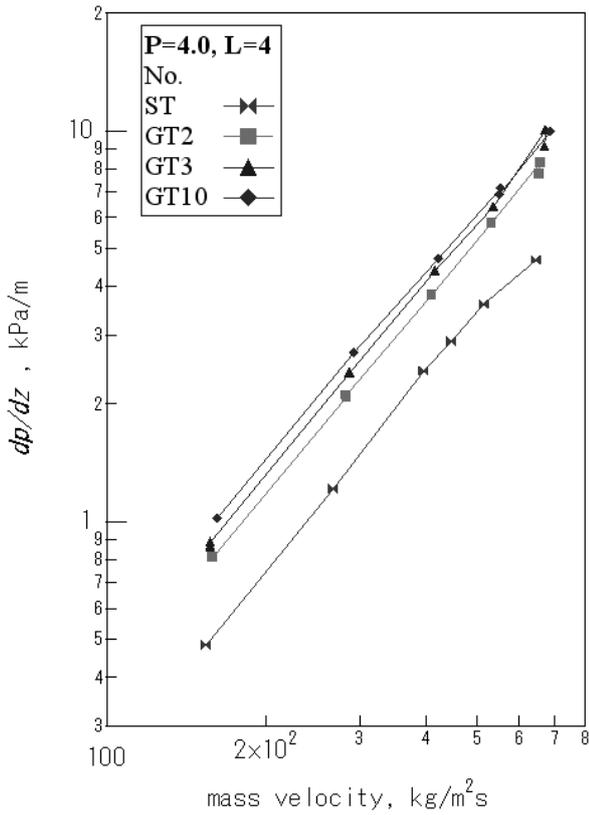


Fig. 5 Pressure drop with mass velocity.

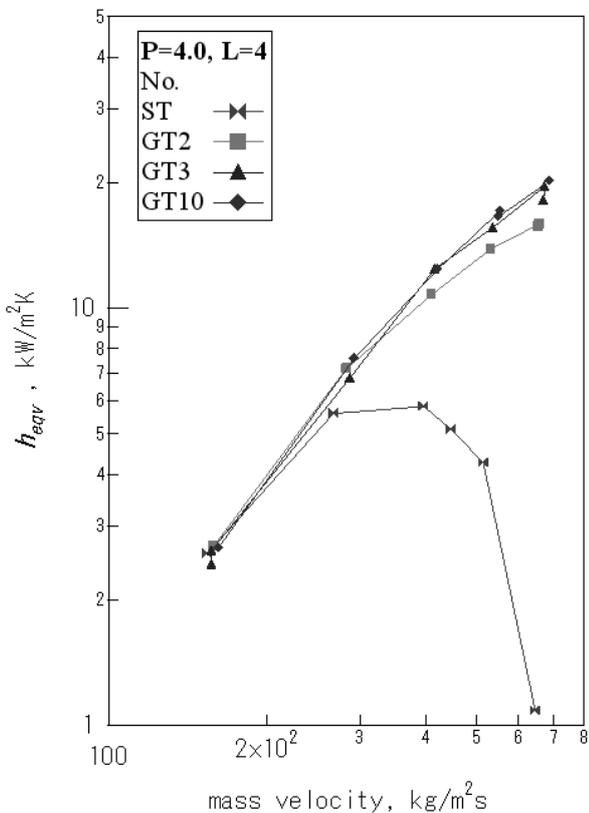


Fig. 6 Indicates the heat transfer coefficient with mass velocity.

a heat transfer coefficient of the tube length = 4 m, mass velocity = 160, 400 and 660kg/m<sup>2</sup>s. Two axes are logarithmic and the figure shows that heat transfer coefficients decrease with incremental pressure except results of smooth tube of 400kg/m<sup>2</sup>s and 660kg/m<sup>2</sup>s. The heat transfer coefficient decrease in 400 and 660kg/m<sup>2</sup>s of the smooth tube as previously mentioned. These two examples correspond with them. The influence of pressure is also different from other cases. The tendency, which heat transfer coefficient decreases with increment of pressure, does not show any difference between smooth and grooved tubes respectively.

### 3.4 Mean heat transfer coefficient with mean heat flux

Fig. 8 shows the mean heat transfer coefficient with mean heat flux. The mean heat transfer coefficients and heat fluxes are based on equivalent heat transfer areas. This Figure shows only the results of P=4.0MPa, while other cases have the same tendency.

The heat transfer coefficient of smooth tube peaks at about 25kW/m<sup>2</sup> but that of grooved tubes increases monotonously, with an increment of the mean heat flux.

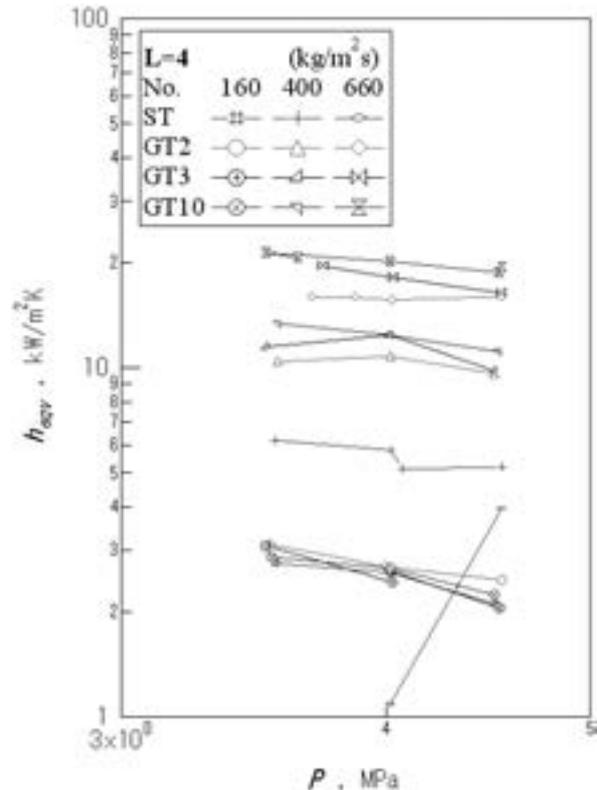


Fig. 7 Mean heat transfer coefficient with pressure.

The heat transfer coefficients of grooved tubes and smooth tube are almost identical at a lower heat flux region than  $20\text{kW/m}^2$ . In the higher heat flux region, otherwise, the heat transfer coefficient of grooved tubes is higher than that of smooth tubes.

I focused on the slope of the heat transfer coefficient with heat flux. Sloops where the heat flux ranges from about  $6\text{kW/m}^2$  to about  $30\text{kW/m}^2$  look higher than that where the mass velocity exceeds  $30\text{kW/m}^2$ .

In Fig. 9, the mean heat transfer coefficient based on wetting heat transfer area,  $h_{wet}$ , as defined in eq.(4) and the mean heat flux, in x-axis, also based on wetting heat transfer area ( $q_{wet}$ ) is shown.

In this figure, in 160 and 280 $\text{kg/m}^2\text{s}$  mass velocity groups, heat transfer coefficients of grooved tubes are obviously higher than that of smooth tube if you compare them by the value of the same heat flux.

Explained as above, the heat transfer coefficients based on the equivalent area increase with incremental  $\zeta$ , heat transfer coefficients based on wetting area also increase with incremental  $\zeta$ .

The quantitative influence and reason remain unclear as yet, although presumably, the surface characteristics of the tube in addition to the grooved parameters may affect this phenomenon.

### 3.5 Discussion concerning the heat transfer of the grooved tube

In the previous report, I suggested that the reason why the mean heat transfer coefficient of the smooth tube has a peak value is due to dryouting at lower quality. The mean heat transfer coefficient of grooved tubes increases monotonously, which is presumably because dryouting dose not occur until high quality is present. The reason why no dryout occurs with lower quality seems to be helical flow and liquid entering the gap. A helical groove induces the helical flow of refrigerant liquid, while the centrifugal force of the helical flow pushes the liquid onto the wall. In addition, small gaps between grooves retain the refrigerant liquid. For these two reasons, refrigerant liquid can remain on the wall of grooved tubes until a higher level

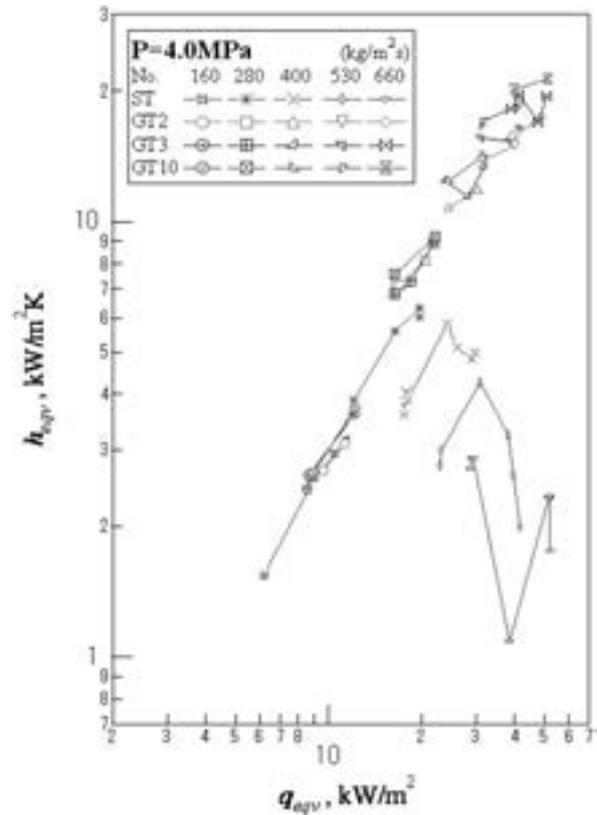


Fig. 8 Mean equivalent heat transfer coefficient with the equivalent heat flux.

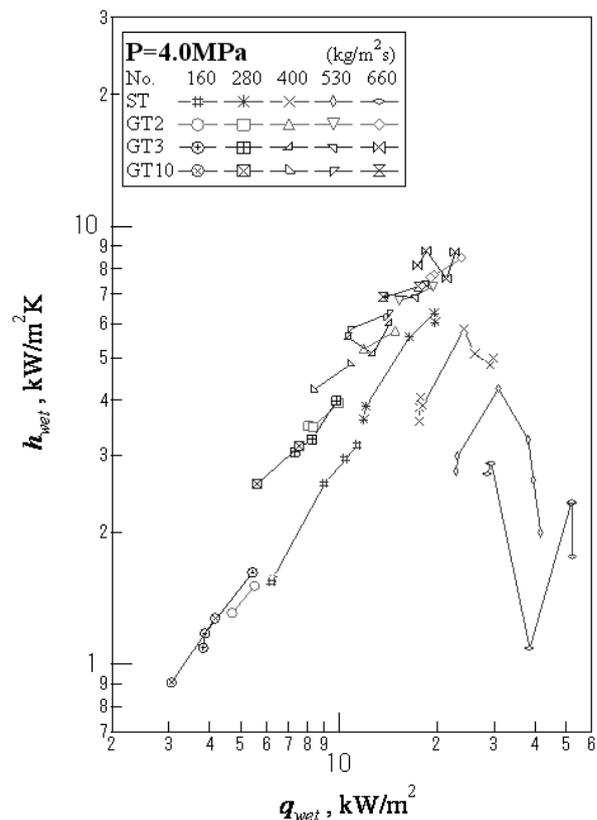


Fig. 9 Mean wetting heat transfer coefficient with mean wetting heat flux.

of quality than that of smooth tubes.

#### 4. Conclusion

The heat transfer coefficient and pressure drop of three kinds of groove tubes and a kind of smooth tube were measured via collaboration between Sumitomo Light Metal, Ltd. and CRIEPI and the following conclusions were obtained :

- 1) Pressure drop increases according to the increment  $\zeta$  of tubes,
- 2) The heat transfer coefficient of the grooved tubes increases monotonously, namely, does not decrease in a region with a mass velocity exceeding  $400\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$  like that of the smooth tube,
- 3) The heat transfer coefficient of grooved tubes increases according to  $\zeta$ , and
- 4) The difference attributable to the groove features remains unclear, hence more experiments are needed.

#### References

- 1) Colburn A. P, 1933, A Method of Correlating Forced Convection Heat Transfer Data and a Comparison with Fluid Friction, *Trans. AIChE*, **29** (174).
- 2) Hashimoto K. and Kiyotani A., 2004, Experimental study of pure  $\text{CO}_2$  heat transfer during flow boiling in side horizontal tubes, *6th IIR-Gustav Lorentzen Conf. on Natural Working Fluids*, IIR/IIF.
- 3) Hashimoto K., Kiyotani A. and Sasaki N., 2006, Experimental study of influence of heat flux and mass velocity on carbon dioxide flow boiling heat transfer coefficient in horizontal smooth tube, *7th IIR-Gustav Lorentzen Conf. on Natural Working Fluids*, IIR/IIF.
- 4) Iijima S., Morita H., Ishiguro N., Kito Y., Medoki H., Kiyotani A. and Sato K., 1994, Development of Ripple Finned Tubes (Inner Grooved Tubes) for Room and Package Air Conditioners (in Japanese), *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, No. R-410, 17-27.
- 5) Kusakari K., 2008, The Newest Situation and the Future View of the  $\text{CO}_2$  Refrigerant Heat Pump Water Heater "Eco Cute" in Japan, *9th IEA Heat Pump Conf.*, IEA HPP.
- 6) Matsumura M., 2008, Role of Energy Supplier for Heat

#### Nomenclature

$A$	: heat transfer area	$[\text{m}^2]$
$c_p$	: specific heat capacity	$[\text{kJ}/(\text{kg}\cdot\text{K})]$
$d$	: diameter	$[\text{m}]$
$E$	: electrical voltage	$[\text{V}]$
$G$	: mass velocity of refrigerant ( $\text{CO}_2$ )	$[\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})]$
$h$	: heat transfer coefficient	$[\text{kJ}/\text{kg}]$
$H$	: groove depth	$[\text{mm}]$
$I$	: electrical current	$[\text{A}]$
$K$	: overall heat transfer coefficient	$[\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})]$
$L$	: length of tube	$[\text{m}]$
$L$	: latent heat	$[\text{kJ}/(\text{kg}\cdot\text{K})]$
$N$	: number of grooves	
$P$	: pressure	$[\text{MPa}]$
$P_r$	: Prandtl Number	
$Q$	: amount of heat transfer	$[\text{kW}]$
$q$	: heat flux	$[\text{kW}/\text{m}^2]$
$R$	: resistance	$[\Omega]$
$R_e$	: Reynolds Number	
$S$	: cross section area of $\text{CO}_2$ path	$[\text{m}^2]$
$t$	: inner tube thickness	$[\text{m}]$
$T$	: temperature	$[\text{°C}]$
$V$	: volumetric flow rate	$[\text{m}^3/\text{s}]$
$x$	: quality	

#### [Greek]

$\alpha$	: lead angle of groove	$[\text{degree}]$
$\Delta t_m$	: log. Mean temperature different	$[\text{K}]$
$\eta$	: heat balance	
$\rho$	: density	$[\text{kg}/\text{m}^3]$
$\mu$	: dynamic viscosity	$[\text{Pa}\cdot\text{s}]$
$\lambda$	: thermal conductivity	$[\text{kW}/(\text{m}\cdot\text{K})]$
$\sigma$	: surface	
$\zeta$	: area expansion ratio	

#### [Subscripts]

1	: outer of inner tube
2	: inner of outer tube
$b$	: heat source medium (brine)
CO	: based on Colburn correlation
EX	: based on wall temperature
$eqv$	: equivalent inner diameter
$i$	: inlet
$l$	: liquid
$m$	: maximum inner diameter
$o$	: outlet
$r$	: refrigerant ( $\text{CO}_2$ )
$v$	: vapor
$w$	: wall
$wet$	: wetting

- Pump Deployment, *9 th IEA Heat Pump Conf.*, IEA HPP.
- 7) Saikawa M. and Hashimoto K., 1997, A Basic Study on CO<sub>2</sub> Heat Pump Especially for Hot Tap Water Supply, *IEA Heat Pump Centre/IIR Workshop*, IEA HPP.
- 8) Saikawa M., Hashimoto K., Kobayakawa T., Kusakari K., Ito M. and Sakakibara H., 2000, Development of Prototype of CO<sub>2</sub> Heat Pump Water Heater for Residential Use, *4 th IIR-Gustav Lorentzen Conf. on Natural Working Fluids*, IIR/IIF.
- 9) Yatabe T., 2008, The Effect and Potential of Heat Pump Technology, *9 th IEA Heat Pump Conf.*, IEA HPP.

TECHNICAL REVIEW

# Alloy Development for Transportation in Sumitomo Light Metal\*

Hideo Yoshida\*\*

Sumitomo Light Metal (SLM) has been developing high strength aluminum alloys. Dr. Igarashi at Sumitomo Metal invented the highest strength aluminum alloy in the world, ESD (Extra Super Duralumin) in 1936. This alloy, Al-8%Zn-1.5%Mg-2.0%Cu-0.5%Mn, containing 0.25% chromium that prevented SCC was immediately applied to the main wings of Zero fighters in World War II. After WWII, SLM invented a fine-grained 7075-O sheet for the taper-rolled stringer of aircraft with MHI, which was applied to commercial B767 and B777 airplanes. This sheet grain refining technology was also applied to superplastic sheets of 7475 and 8090. Recently, the 2013 alloy was developed to save the cost of fabrication with KHI. The 2013-T6 sheet has high strength compared to 2024-T3. This alloy has higher formability in T4 than 2024-T3. Therefore, this alloy sheet can be formed in T4 followed by artificial aging. Furthermore, this alloy can be extruded into hollow shapes with thin walls by porthole dies and contributes to fabricating integrated parts without seams. In motorcycles and railway cars, a weldable alloy 7003, Al-6%Zn-0.75%Mg-0.15%Zr, with higher extrudability, lower quench-sensitivity and medium strength comparable to 6061-T6 was invented in 1967 by Baba at SLM and applied to the Series 200 Shinkansen and motorcycle parts. Alloy 6N01, which can be extruded into hollow cross-section shapes with thin walls, was also developed for the 300 and 700 Series Shinkansen. In motorcycles, especially, motocross, high strength aluminum alloys with tensile strength, more than 600MPa, have been developed for the outer tube of the front forks. In automobiles, especially, aluminum body panels for hoods, the Al-4.5%Mg alloy containing zinc and copper was invented and adopted to the hood of the Mazda RX-7 in 1986 for the first time in Japan. The Al-4.5%Mg-Cu (5022) and Al-5.5%Mg-Cu (5023) alloys were then developed from the viewpoint of formability. For the Al-Mg-Si alloys, new processes were invented to improve the bake hardenability at 170°C or to improve the hem formability. To increase the formability of aluminum alloys, superplastic forming has also been applied to the hard top roof of Honda's S2000 and the fender and trunk lid of Honda's New Legend (Acura RL) using the 5083alloy.

## 1. Introduction

Many big companies manufacturing transportation, airplanes and aerospace, railway cars, motorcycles, and automobiles are situated in the Tokai area, the midland of Japan. In World War II (WWII), Sumitomo Metal established a new aluminum manufacturing plant (now, Sumitomo Light Metal) in Nagoya

to provide aluminum products for aircraft manufacturing companies. After WWII, SLM has been developing new aluminum alloys and providing aluminum products for companies manufacturing railway cars, motorcycles and automobiles for fifty years. In this review, the history of Extra Super Duralumin (ESD), which alloy has been our identity, is first described. The topics of research and development of aluminum alloys for aircraft at SLM after WWII are then shown. Third, the R&D of Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg alloy extrusions for railway cars and motorcycles is summarized. Finally, the recent R&D for the

\* This paper was presented as an invited lecture at the 12<sup>th</sup> International Conference on Aluminium Alloys (ICAA12), Yokohama, Japan, September, 5-9, 2010.

\*\* R&D Center, Sumitomo Light Metal Ind. Ltd., Dr. of Eng.

body panels of automobiles is introduced<sup>1)</sup>.

## 2. History of Extra Super Duralumin (ESD) for aircraft

In 1916, the Japanese Imperial Navy obtained part of the frame of the Zeppelin Airship shot down in the suburb of London and ordered an analysis of the frame shown in **Fig. 1** by Sumitomo (Sumitomo Copper Rolling Works). On the basis of these results, Sumitomo tried to produce the Duralumin sheet in 1919. After WWI, to learn the technology of aluminum production as compensation for the war, in 1922, Sumitomo sent four engineers with military personnel to Dürer Metallwerke AG, which produced Duralumin. Based on this technology, in 1935, Sumitomo developed Super Duralumin similar to Alcoa alloy 2024. In this year, Igarashi (**Fig. 2**) and his co-workers at Sumitomo Metal made a start on the development of higher strength alloy than Super Duralumin at the request of the Navy. As a result, they invented a new alloy (Al-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.2%Cr) with the high tensile strength of 600MPa based on the E alloy (Al-20%Zn-2.5%Cu-1.5%Mg-0.5%Mn), S alloy (Al-8%Zn-1.5%Mg-0.5%Mn) and Super Duralumin (Al-4%Cu-1.5%Mg-0.5%Mn) and immediately made a patent application in 1936. This alloy, named ESD (Extra Super Duralumin) after E alloy, S alloy and Duralumin, had chromium to prevent season cracking (now known as stress corrosion cracking).

At that time, the cause of season cracking was not clear. Igarashi recognized the influence of the tensile stress and corrosive environment such as sodium chloride solution on the season cracking. Therefore, he devised the several test procedures shown in **Fig. 3** to evaluate the lifetime to crack in Al-Zn-Mg-Cu alloys containing several additional elements<sup>2)</sup>. These tests showed that the cracking was grain boundary embrittlement and the addition of chromium was the most effective to prevent the cracking. He thought the cause of cracking was intergranular corrosion and the addition of chromium and manganese reduced the intergranular corrosion. He also found that the excess addition of chromium caused the



**Fig. 1** Part of the frames of Zeppelin Airship shot down at London, brought into Japan and stored in SLM.



**Fig. 2** Dr. Igarashi, the inventor of ESD.

occurrence of giant compounds combined with manganese during solidification, and these compounds reduced the fatigue strength.

The ESD alloy extrusion and clad sheet were used for the main wings of the Zero Fighter shown in **Fig. 4** in 1938. To produce aluminum sheets, extrusions and forgings for aircraft, the Nagoya Work of Sumitomo Metal was built in 1941 near the Mitsubishi Heavy Industries (MHI) and aluminum products of about 4000 ton per month were manufactured. At the same time, Alcoa also investigated the stress

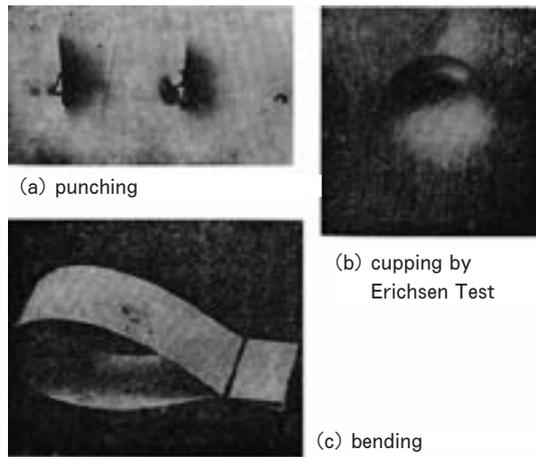


Fig. 3 Test procedure of stress corrosion (season cracking) devised by Igarashi and Kitahara.



Fig. 5 Fuselage of the Boeing 767.

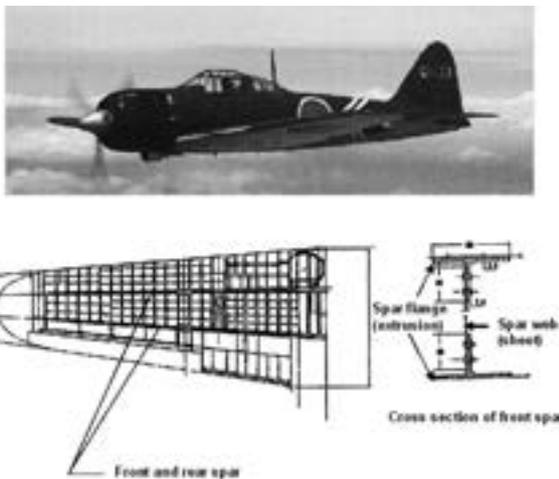


Fig. 4 Zero Fighter and its main wing structure.

corrosion resistance of the Al-Zn-Mg-Cu alloys and introduced alloy 7075 with chromium in 1943<sup>3)</sup>.

### 3. Aircraft

#### 3.1 Taper-rolled stringer of 7075 alloy

In Japan, the R&D and manufacturing for aircraft were prohibited for a while after WWII. However, the Japanese aircraft industries have been reestablished through the production of a Japanese airplane, the YS11, and subcontracting the fuselage of Boeing's airplanes. During manufacturing the fuselage of the Boeing 767 shown in Fig. 5, Baba and Uno at SLM invented the grain-controlled 7075 alloy sheet for the taper-rolled stringers in 1979.

The taper rolled stringer has a variable thickness in the rolling direction shown in Fig. 6, because the thickness of the stringer at the joint to frame needs to be thick and the other to be thin to reduce the weight. For producing the taper rolled stringer, the O-tempered 7075 alloy sheet is used and is cold-rolled from 0 to 80% reduction followed by solution heat treatment. In solution heat treatment, the grain growth occurred in the small reduction of about 10 to 20% and caused a crack during the roll-forming into hat shapes or a reduction in the fatigue strength. MHI requested us to develop the sheet without grain growth at the small reduction in solution treatment. Baba et al. invented a new process including grain refining by rapid heating and cooling followed by overaging. Fig. 7 shows the effect of the cold rolling on the grain size of the stringer produced by newly developed and conventional process<sup>4)</sup>.

#### 3.2 Superplasticity of 7075 and Al-Li alloys

The grain size of a stringer rapidly-heated at solution temperature is from 30 to 50  $\mu\text{m}$  in Fig. 7. However, to get more fine grains of about 10  $\mu\text{m}$ , the size control of the precipitates before rolling was needed as described by Paton et al. at Rockwell International Corp., in 1978<sup>5)</sup>. Their grain refinement process included solution heat treatment, overaging, quenching, warm rolling and recrystallization. In the commercial process, it is difficult to quench a coil to the aging temperature and then warm rolling, so another process instead of Rockwell

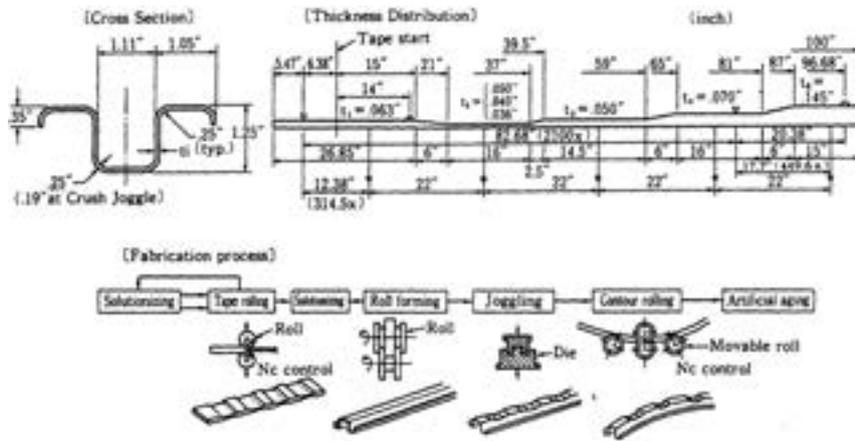


Fig. 6 Thickness distribution and fabrication process of taper rolled stringer.

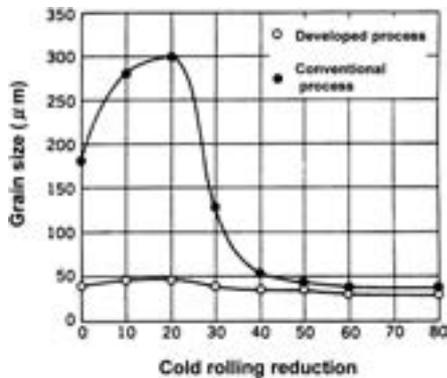


Fig. 7 Effect of the cold rolling reduction on the grain size of stringer produced by newly developed and conventional processes.

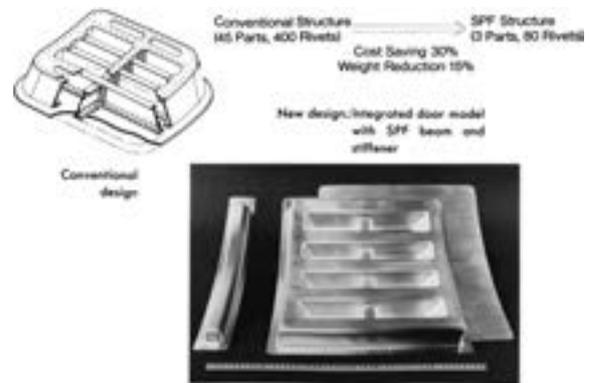


Fig. 8 Integrated door with beam and stiffener deformed by superplastic forming compared to a conventional structure.

International's process was required. In 1983, a new process was invented including heating the coil at more than 400°C followed by furnace cooling, then, cold rolling at the reduction of more than 70% and finally rapid heating to 480 °C . The sheet produced by SLM was superplastically formed in MHI as shown in Fig. 8 <sup>6)</sup>.

Next we tried to produce the superplastic sheet of the Al-Li alloys 8090 and 2090 in the laboratory. However, it was hard to hot-roll Al-Li alloys because of cracking and the Al-Li sheet produced by the above mentioned process had a significant anisotropy in superplasticity shown in Fig. 9. To improve the workability and anisotropy, sufficient precipitation at the precipitation nose of the T<sub>2</sub> (Al<sub>6</sub>Cu(Li, Mg)<sub>3</sub>) phase and isothermal rolling at this temperature were performed. The sheet produced by this warm rolling process had

isotropy as shown in Fig. 9 and showed higher strain rate superplasticity than the 7075 alloy because more finer grains than the 7075 alloy occurred during the superplastic deformation by dynamic recrystallization <sup>6-8)</sup>.

### 3.3 Alloy 2013

In recent years, the cost reduction to manufacture airplanes has been required. For this request, SLM invented a new alloy registered as AA2013 (Al-1.7%Cu- 1%Mg-0.85Si-0.16%Cr) with Kawasaki Heavy Industries (KHI). This alloy sheet has the same strength in T6 temper as 2024-T3 and higher formability in T4. Thus it is possible to form the sheet as T4 followed by artificial aging. This manufacturing process contributes to cost savings because it does not need the quenching of formed parts and the stress relief from them.

This alloy can be also extruded in hollow sections with thin walls like the Al-Mg-Si

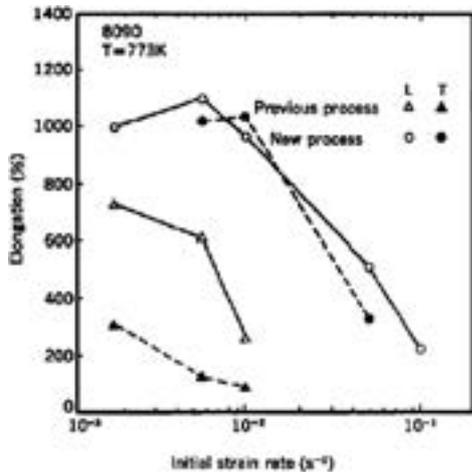


Fig. 9 Superplasticity of 8090 produced by warm rolling compared with conventional process.

alloys. Fig. 10 shows the application of the alloy 2013 extrusions to integrated structures in a pressure deck beam and a window frame. In this case, the cost reduction is expected to be 72% of the conventional construction method<sup>9,10)</sup>.

#### 4. Railway Cars

##### 4.1 Al-Zn-Mg alloy, 7N01, 7003

Aluminum railway cars were introduced with a welded structure of skin (5083 sheet), frame (5083 extrusion) and underframe (6061 extrusion) joined with rivets and bolts in 1962. In the middle of the 1960's, a new weldable Al-Zn-Mg alloy, JIS A7N01, was developed and its extrusions were used for the underframe. Thus, all welded aluminum railway cars were manufactured and introduced in subways.

In 1942, the HD alloy (Honda Alloy, Al-5.5%Zn-2%Mg-0.75%Mn-0.25%Cr) was developed for extrusion because it had better extrudability compared to SD and ESD. However, at that time, rivet joining was mainly used. After World War II, TIG and MIG welding were developed and this alloy was considered a weldable alloy because the weld joint had a high strength due to natural age hardening after welding. Thus, the Al-4.5%Zn-1.5%Mg-0.45%Mn-Cr alloy similar to AA7004 and 7005 was registered as JIS A7N01.

In extrusion alloys, quench sensitivity is an important factor for high productivity. Baba showed that the addition of zirconium was less

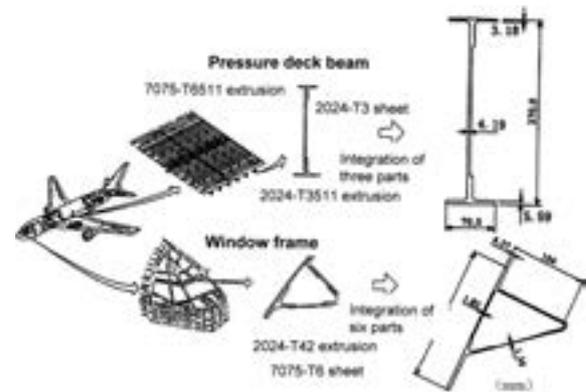


Fig. 10 Applications of new alloy 2013 extrusions to integrated structures in a pressure deck beam and a window frame.

sensitive to quenching than chromium and was effective for preventing the weld crack. The reason for being more sensitive by the addition of chromium was that second-phase particles containing chromium were a stable phase and the interface is non-coherent with a matrix, so  $\eta$ -phase easily precipitates at the interface during quenching, while the precipitates containing zirconium have the  $L1_2$  structure and are coherent with a matrix. Therefore the precipitation does not easily occur during quenching<sup>11)</sup>. Further, the addition of zirconium to the Al-Zn-Mg alloys causes a more fibrous structure and prevents the occurrence of grain growth during extrusion or solution heat treatment compared to chromium. As a result, weld cracking or stress corrosion cracking is prevented. On the basis of these studies, Baba invented a new Al-Zn-Mg alloy with zirconium instead of chromium in 1965<sup>12)</sup>. Furthermore he found that a small amount (0.15%) of added copper was effective for stress corrosion cracking in the short transverse direction. These Sumitomo alloys are called ZK47 and ZK141.

To extrude shapes with high extrudability and thin thickness, a new alloy, Al-6%Mg-0.8%Mg-0.25%Mn-0.17%Zr (Sumitomo ZK60), which has a higher content of zinc and lower one of magnesium compared with 7N01, was invented by Baba et al. in 1967. ZK60-T5 has medium strength compatible with 6061-T6 and this alloy was registered as AA7003 in 1975. With this invention, shapes of 500mm wide were able to be extruded at KOK having a 9500 ton press and applied to the cant rail of the Series

200 Shinkansen in 1970. Alloy 7003 was widely used for the strength member of a container, ban and trailer, rim of a motorcycle and bicycle, bumper reinforcement and etc.<sup>13, 14)</sup>.

#### 4.2 Al-Mg-Si alloy, 6N01

A new alloy with higher extrudability, weldability and corrosion resistance than the Al-Zn-Mg alloys was needed to reduce the initial cost compared to stainless steel. In Europe, the Al-Mg-Si alloy, 6005A was developed and used for railway cars. However, the grain growth, decreased fracture toughness and microfissure cracks in the weld easily occurred in this alloy. Therefore these problems were solved by controlling the content and the process condition, and finally JIS A6N01 was registered in 1980. This 6N01 alloy was able to be extruded in hollow sections with thin walls and was applied to the body structure of the Series 300 Shinkansen. In the 1990's, a double skin type body structure with the truss in the hollow section was applied to the Series 700 Shinkansen (Fig. 11). The body and underframe of this Shinkansen were built using only the 6N01 alloy extrusion. Recently, brazed honeycomb panels and friction stir welding technology were applied to the structure of the body and the underframe.

### 5. Motorcycles

The Japanese motorcycle industries have been developed since World War II and the share of them such as Honda, Yamaha, Suzuki and Kawasaki is now the largest in the world. In this development, aluminum has been used in the engine parts, like the cylinder head, case etc. In the 1980's, the weight saving and design of motorcycles were required, especially, for motor racing. As a result, the wheels, frame, swing arm and radiator were produced using aluminum shown in Fig. 12. For a spoke type wheel, the Al-Zn-Mg alloy, 7003 was used in the rim because this alloy has a medium strength and high weldability to flash butt welding. Recently, high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys are also available for this rim.

In the front fork, which is the suspension consisting of double tubes, the outer tube (aluminum alloy) and inner tube (steel) shown

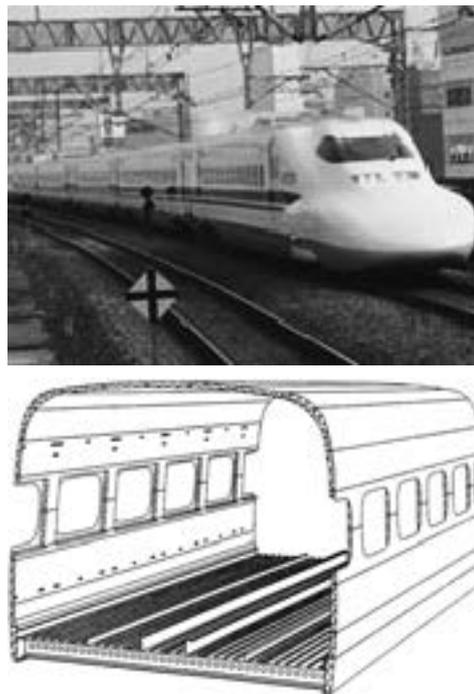


Fig. 11 Series 700 Shinkansen and its body structure produced by 6N01 hollow extrusions with truss cross sections.



Fig. 12 Motorcycle parts using high strength wrought aluminum alloys for a motocross.



Fig. 13 Front fork of a motorcycle using a high strength wrought aluminum alloy for the outer tube.

in Fig. 13, aluminum cast alloys were previously used for the outer tube. However, in the 1990's, off road races, such as motocross, required higher strength and toughness than cast alloys in the outer tube because high impact force occurred at landing. Therefore Al-Zn-Mg-Cu alloys were adopted from the viewpoint of strength and toughness. The addition of zirconium was needed to prevent grain growth at the surface of the tube and reduce the quench sensitivity. Especially, a vertical furnace and mild quenching into polyalkylene glycol are effective for low and uniform residual stress circumferentially<sup>15)</sup>. Recently, a higher strength and toughness aluminum alloy, Sumitomo ZC88, was developed for this tube<sup>16)</sup>.

## 6. Automobiles, body panels

### 6.1 Al-Mg alloys

In the Tokai area, there are many manufacturing companies related to automobiles including the Toyota Motor Corporation. The root of this company is the production of automatic looms, and this area was the center of the spinning industries a hundred years ago.

After the oil shock in the 1970's, the application of aluminum body panels was studied to save weight and increase the fuel efficiency. First, the formability of aluminum alloys was investigated as a substitute for mild steel. As a result, Uno invented a new Al-Mg-Zn-Cu alloy, Sumitomo GZ45, with higher strength and higher elongation than AA5182 in 1978. This alloy contained 4.5%Mg, 1.5%Zn and 0.35%Cu and had a 300MPa tensile strength and 30% elongation in T4 temper<sup>17)</sup>. In 1986, the



Fig. 14 Aluminum Hood of Mazda RX-7.

GZ45 alloy sheet was adopted for the hood of the Mazda RX-7 (Fig. 14) for the first time in Japan. However, zinc was not added later because of natural age hardening which caused a reduced formability. Thus the Al-4.5%Mg-Cu alloy, Sumitomo GC45, was developed and used. The addition of copper prevents the reduction of yield strength after baking.

More formability than GC45 was required by car makers. It is well known the formability of the Al-Mg alloy increases with the magnesium content. However, the upper limit of magnesium was decided by the hot workability and stress corrosion resistance. As a result, the Al-5.5%Mg-Cu alloy, Sumitomo GC55, was developed. The Al-4.5%Mg-Cu and Al-5.5%Mg-Cu alloys were registered as AA5022 and AA5023 in AA, respectively.

### 6.2 Al-Mg-Si alloys

To further reduce the weight of panels, Al-Mg-Si alloys with the paint bake hardenability were needed. The temperature and time of bake was required at 170-180°C for 20-30 minutes,

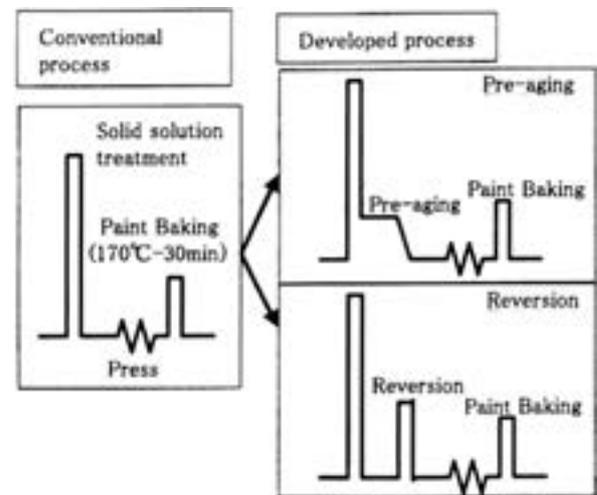


Fig. 15 New processes containing pre-aging or reversion developed for enhancement of bake hardening at 170° .



(a) Honda (Acura) NSX (b) Toyota Prius (Hybrid car)

Fig. 16 Japanese cars using Al-Mg-Si aluminum alloy sheets with high bake hardenability.

which was the same condition as mild steel. It is well known that it is necessary to increase the temperature up to 200°C to bake Al-Mg-Si alloys for such a short time. Therefore, the control of the content and heat treatment was studied for bake hardening at a low temperature. As a

result, the new processes shown in Fig. 15 were developed for the Al-Mg-Si alloy with excess Si<sup>18</sup>). One is pre-aging near 100°C immediately after quenching and the other is reversion. In each process, the Mg-Si clusters formed at room temperature were diminished. These clusters are

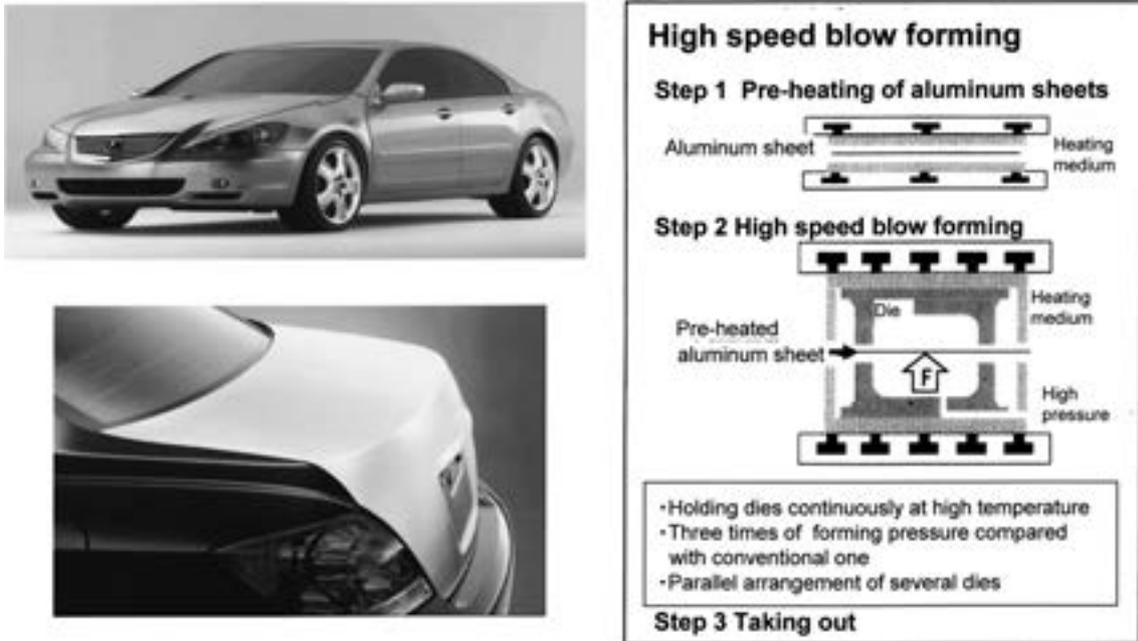


Fig. 17 Fender and trunk-lid of Honda Legend produced by high speed blow forming.

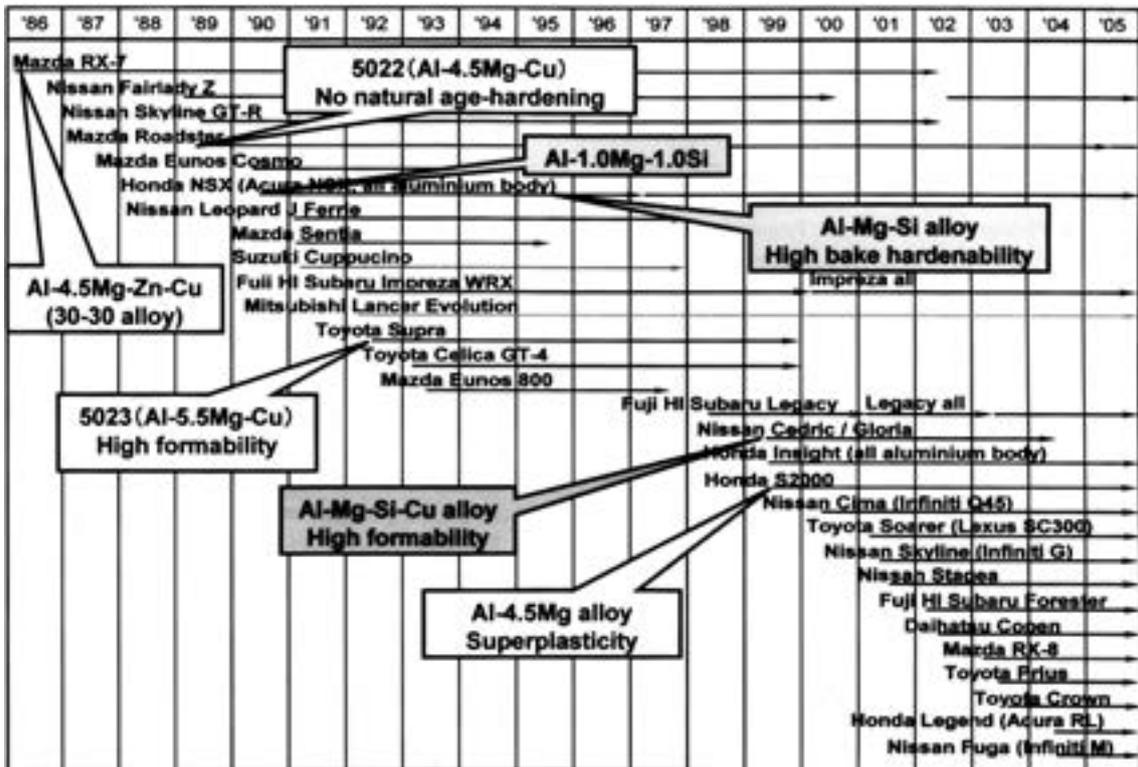


Fig. 18 Development of aluminum body sheet for automobiles in Japan.

stable at 170°C and inhibit the formation of  $\beta''$  which contributes to bake hardening. A new Al-Mg-Si alloy with high bake hardenability, Sumitomo SG112, was applied to the Honda NSX (**Fig. 16 (a)**) in 1996. Afterward, the Al-Mg-Si-Cu alloy was developed to increase the formability and applied to the Nissan Cedric. In 2003, Sumitomo SG212 alloy (modified SG112) was adopted for the Toyota Prius shown in Fig. 16 (b). Recently, Al-Mg-Si alloys with high bend formability in hemming<sup>19)</sup> or with a high r-value related to drawability have been investigated.

### 6.3 Superplasticity

The formability of aluminum alloys is inferior to mild steel. Thus Honda developed a high temperature blowing machine and used to form the car body. This forming is a kind of super-plasticity. First, they used it for the tank of motorcycles and then the roof of the Honda S2000 with the grain controlled Al-Mg alloy. The merit of this blow forming is the ability to form complex shapes with only one die, female or male. The demerit is the long time of forming compared to press forming. Honda solved this by improving the machine and forming at high pressure. In 2004, Honda applied this high speed blow forming to the fenders and trunk rid of the Honda Legend (Acura RL) shown in **Fig. 17**<sup>20)</sup>. This blow forming will be widely used to form complex parts. The development of aluminum body sheet for automobiles in Japan is shown in **Fig. 18**<sup>1)</sup>.

## 7. Conclusion

Many alloys have been developed for transportation, such as aircraft, railway cars, motorcycles and automobiles by Sumitomo Light Metals. The Extra Super Duralumin has been the identity of this company. Recently Mitsubishi Heavy Industries made an announcement to begin the production of the Mitsubishi regional jet, MRJ, this November. This news has inspired our metallurgists to invent new alloys such as the ESD.

## References

- 1) H. Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **46** (2005) 99-116.
- 2) I. Igarashi : J. Japan Institute of Metals, **3** (1939) 66-76.
- 3) J. T. Staley : Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications, Ed. by A. K. Vasudevan et al, (Academic Press, 1989), pp. 3-31.
- 4) T. Uno, H. Yoshida and Y. Baba : Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Properties, Vol. 1, Ed. E. A. Starke, Jr., EMAS, 371-385.
- 5) N. E. Paton and C. H. Hamilton (Rockwell Int. Corp.) : US Patent 4,092, **181** (1978).
- 6) Report of Advanced Aircrafts Technical Development Center, The Society of Japanese Aerospace Companies, Inc. No.802 (1984), No.901 (1985), No.6001 (1986).
- 7) Report of the Development in Aircraft Parts and Materials Industries, The Society of Japanese Aerospace Companies, Inc. No.105 (1987), No.205 (1988), No.307 (1989).
- 8) H. Yoshida et al. : J. de Physique, Collogue C 3, supplement au n°9, 4th Int. Al-Li Conference (1987), C 3-269-275.
- 9) Report of the Development in Aircraft Parts and Materials Industries, The Society of Japanese Aerospace Companies, Inc. No.806 (1994), No.1004 (1996), No.1102 (1997).
- 10) H. Sano and H. Kondo : Proc. 7 th Int. Al. Extrusion Technology Seminar, Chicago, (2000), Vol. 1, 167-175.
- 11) H. Yoshida and Y. Baba : J. Japan Institute of Light Metals, **31** (1981), 20-29.
- 12) Y. Baba : Trans. JIM, **7** (1966) 224., Proc. ICSMA, Supplement to Trans. JIM, **9** (1968), 356.
- 13) Y. Baba, et al. : Proceedings of 6th International Leichtmetalltagung, Leoben-Wien, (1975), 99.
- 14) Y. Baba and H. Yoshida : Proc. 2nd Int. Al. Extrusion Technology Seminar, Atlanta, (1977), 301.
- 15) H. Yoshida et al. : J. Japan Institute of Light Metals, **46** (1996), 89-96.
- 16) Sumitomo Light Metal Technical Reports, **40** (1999) 116.
- 17) T. Uno and Y. Baba : SAE Technical Paper Series 800348 (1980)
- 18) H. Uchida and H. Yoshida : J. Japan Institute of Light Metals, **46** (1996), 427-431.
- 19) M. Asano, H. Uchida and H. Yoshida : J. Japan Institute of Light Metals, **52** (2002), 448-452.
- 20) F. Fukuchi et al. : J. Japan Institute of Light Metals, **55** (2005), 147-152.

# 国内外におけるアルミニウム DI 缶の軽量化動向

横井 洋\* 竹田 委千央\*  
岡田 峰光\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 121-131

## Light-weighting Trend in Domestic and Foreign Aluminum D&I Cans

Hiroshi Yokoi, Ichio Takeda and Minemitsu Okada

This paper reviews the trend of light-weighting of aluminum D&I cans through the market, and comments on the view of the beverage can of the future. The lightest weight of the 350ml can is 12.7g in North America and Europe, where it has become progressively lighter. Such a trend almost stopped around 1995 in Japan. These lightweight cans are made of 3104 and 3204 aluminum alloys for body stock, 5182 aluminum alloy for end and tab stocks. The alloys remain unchanged from the past. The regional difference in weight is due to the demand for the quality of the cans. It is estimated that with the importance of processing and recycling, these materials will continue to be used. In the near future, it is important to approach environmental issues. In order to differentiate the various beverage drinks, the can design and functionality will be pursued. It will be necessary to develop materials suitable to meet these requirements.

### 1. はじめに

ビールやソフトドリンク等の飲料用に使われるオールアルミニウム缶は、缶胴が絞りとしごき加工によって成形されることから、DI缶(Drawing and Ironing Can)と称される。アルミニウムDI缶は1955年に米国で開発され、その後のイーザーオープンエンド(Easy Open End, EOE)の実用化により飛躍的に拡大してきた。日本においては1971年に製造が開始されてから本年で40年の節目となる。日本におけるアルミニウム缶の市場は、2000年頃までの成長期から量的な飽和を迎え、2004年の185.2億缶(30万3千トン)をピークに消費量は減少傾向にあり、2010年には182.8億缶と予想されている<sup>1)</sup>。この減少の理由として人口の自然減少があげられるが、アルミニウムDI缶の約70%がアルコール飲料用であることから、国民の高齢化、健康志向、ライフスタイルの変化等によるアルコール飲料離れ等も原因と考えられる。一方で、ほぼ100%がアルミニウムDI缶である発泡酒、第3のビールやチューハイ等の新ジャンルの開発にも支えられ、年間消費量の大幅な減少

は最小限に抑えられている。

21世紀に入り、日本の包装容器には、今まで以上に安全・安心が追求されるようになり、より厳しい品質が要求されるようになってきた。また、人目を惹く容器、すなわち機能性や意匠性も重要視されるようになったこと、更に世界的な環境意識の高まりも加わり、アルミニウムDI缶にとっても転換時期を迎えている。

当社においては、最良の缶材料を製造するために、1975年から種々の目的で市販缶の調査を行ってきた。本報では、これら今までの調査結果による軽量化や素材の動向と、2009年および2010年に購入した海外の缶の材料に関わる調査結果を紹介し、今後の飲料缶の展望について述べる。

### 2. 缶体の軽量化動向

1975年からの本誌<sup>2~8)</sup>、及びその他の市販缶調査結果から、標準的な330~355ml缶体の軽量化変遷をまとめるとFig.1のようになる。便宜上、日本、北米、欧州、アジアとオーストラリアに分類するが、北米には米国、カナダ、メキシコの缶が、欧州にはドイツ、イギリス、

\* 研究開発センター 第一部

オランダ、スイス、ベルギー、チェコ等の缶が含まれる。また、アジアは中国、韓国、フィリピン、タイ、ベトナムの缶である。また、欧州および一部のアジアの缶は330mlであるため、日本の350ml缶高さ相当に缶壁薄肉部を加算した換算値で示した。

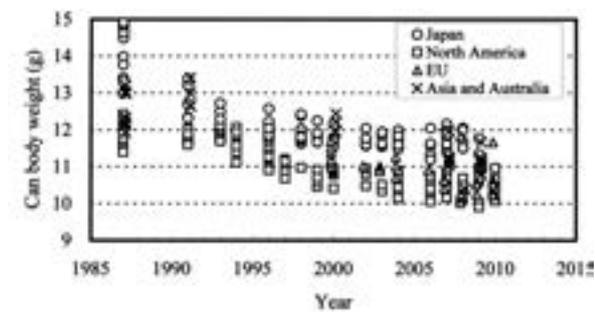
ボディの軽量化は、日本では1995年以降進んでおらず11.2gが最軽量缶である。一方、米国を始め欧州やアジアの缶ではその後も軽量化が進み、最軽量缶は、米国缶の9.9gで10gを下回る缶が出現した。近年のアジアの缶は、北米や欧州に近い軽量化缶が使用されるようになってきた。

エンド(蓋)は、縮径を主とした軽量化が世界的に進展している。従来の206径に対して近年では202径となり、さらに2000年以降では北米を中心としてCrown社が開発したSuperEndに代表される軽量化<sup>9)</sup>が採用され、約2.1gまで軽量化された。これは、従来の206径エンドに対して約40%の軽量化に相当する。縮径することはエンドの面積減少による材料の使用量削減と、

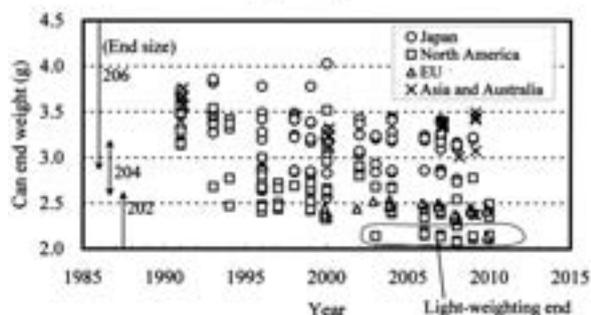
内圧を受ける負荷面積の減少から薄肉化も可能であり、軽量化には効果的である。一方、製蓋金型や充填設備、それに伴う搬送系の大幅な改造が必要となるため、導入には市場の状況にも左右される。

タブの軽量化は、1995年頃から世界的に変化は認められない。海外では約0.3gであるのに対して、日本ではこれらに比べて約0.1g重い。これは、タブの質量が缶体に対して小さいこともあり、軽量化よりも開口性等の機能を重視した設計であると考えられる。

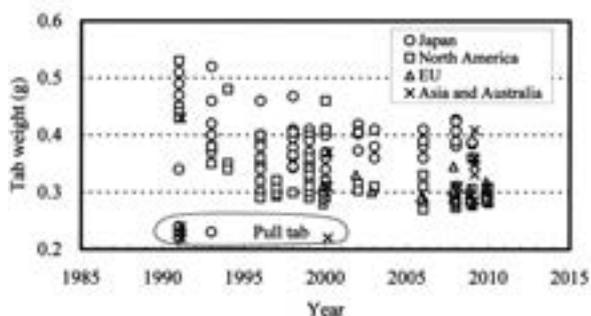
Fig. 2にボディの缶底ドーム部および壁薄肉部の板厚変遷を示す。本報では、缶底ドーム部を元板相当として取り扱うが、実際には張り出し成形により元板より約5%薄肉となっているので、データを使用する場合は注意が必要である。Fig. 1の質量の変遷と同様に、軽量化に伴い薄肉化が進展していることがわかるが、ボディは地域により、軽量化への手段が異なるようである。最軽量の北米の缶は、缶底ドーム部の板厚よりは壁部の薄肉化を、一方欧州の缶では、壁部よりは元板の薄肉化により軽量化されている。Fig. 3に2009年および2010年の調査結果における缶底ドーム部と壁薄肉部の板厚の関係を示す。なお、調査した缶の詳細およびデータについては、付録のTable 2~6を参照願いたい。Fig. 3より、欧州缶は缶底ドーム部の板厚(すなわち元板厚)が極端に薄いことが特徴的である。調査した中で最薄は0.226mmであり、元板は約0.24mmと推定される。欧州では、スチールDI缶の比率が高いことから、カップングプレス金型の兼用が考えられる。なお、欧州のスチール



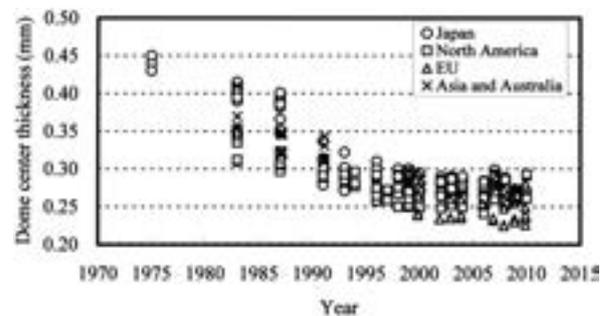
(a) Can body



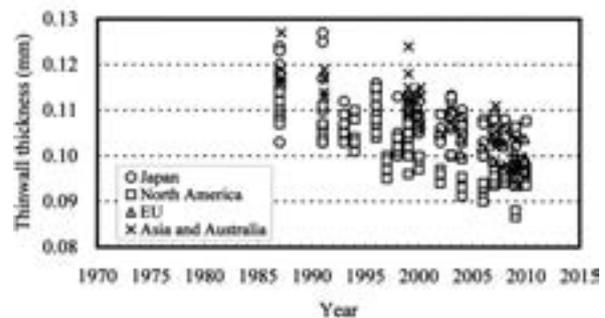
(b) Can end



(c) Tab



(a) Dome center



(b) Thirwall

Fig. 1 Weight trend of can body, end and tab.

Fig. 2 Thickness trend of can body.

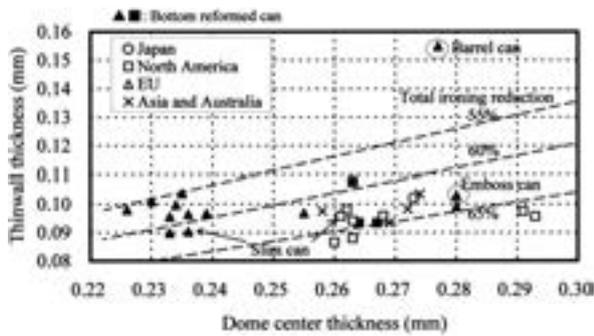


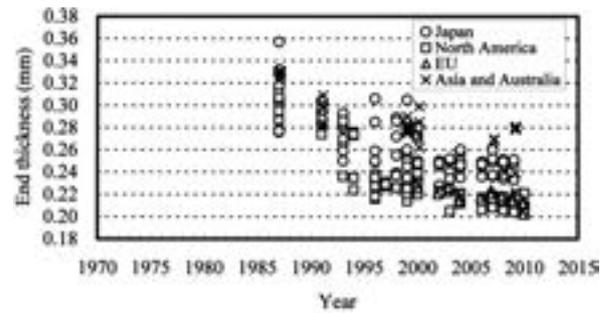
Fig. 3 Relation between dome center thickness and thinwall thickness in 2009 and 2010.

ルDI缶の一例として、缶底ドーム部の板厚が0.232mm（壁薄肉部板厚は0.078mm）の缶がある。一方、元板が薄くなると、缶底耐圧は不足し、チャイム部のしわ<sup>8)</sup>も発生しやすくなる。缶底耐圧に対しては、ほとんどの薄肉材を用いた缶には、後加工として行われるボトムリフォーム<sup>8)</sup>が施されている。また、チャイム部のしわに関しては、欧州の最薄缶や米国缶の一部に認められるものの、観察されない缶もあり、缶底ドーム部の板厚では整理できない。チャイム部のしわ対策として、カップ成形時に底部を予加工しておくプリフォームドカップがある。缶底ドーム部板厚が0.25mm以下でチャイムしわが発生していない缶には、この技術が導入されている可能性がある。

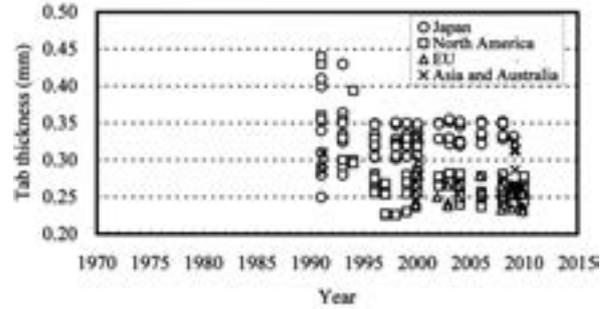
薄肉軽量化は、DI缶の生産性、特にDI成形時の破断（破洞）問題に大きく影響を及ぼすと考えられる。缶底ドーム部の板厚を元板厚と見なせば、全しごき率はFig. 3中の破線で表される。欧州の缶は、元板厚が薄いため、全しごき率は55~62%と他の地域に比べて低いことから、しごき成形性よりも、絞りや再絞り成形が重要となる。一方、北米では壁厚が0.09mm以下の缶があり、これらは全しごき率が67%にも達するため、しごき成形性が重要視されるものと考えられる。調査した缶の中に、樽型の缶やエンボス缶、およびスリム缶があるが、樽型の缶のみ壁厚が0.155mmと極端に厚い。

Fig. 4にエンドとタブの板厚変遷を示す。エンドは、北米や欧州の缶で薄肉化が進展していることがわかる。これは、縮径と軽量蓋の採用が広がっていることに関連する。タブは、銘柄により微妙な形状の差は認められるものの、海外では0.23~0.28mmが主流である。アジアの缶は、欧州や北米に近い板厚が使用されているのに対して、日本では0.31~0.35mmが使用されている。

Fig. 5およびFig. 6に2009年および2010年の調査結果におけるエンドとタブの板厚を示す。エンドの板厚は蓋径に依存し、海外で主流の202径は0.20~0.22mmであり、軽量蓋は0.202~0.208mmである。タブの板厚は、海外では0.23~0.28mmが主流である。アジアの缶でも欧州や北米なみの板厚を使用しているものもある。



(a) Can End



(b) Tab

Fig. 4 Thickness trend of can end and tab.

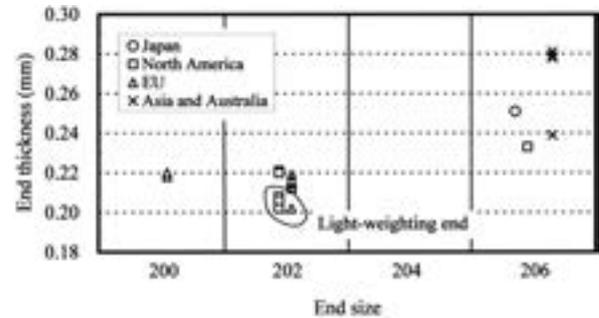


Fig. 5 Can end thickness for each end size in 2009 and 2010.

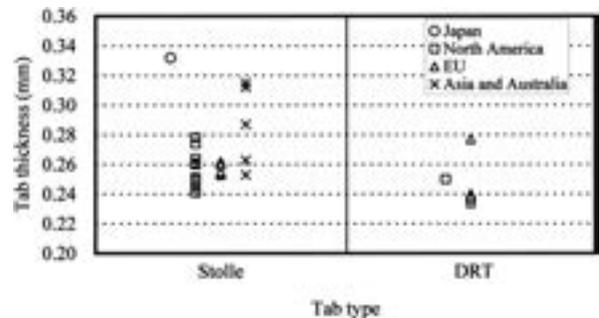


Fig. 6 Tab thickness for each tab type in 2009 and 2010.

### 3. 素材の動向

コスト削減、環境負荷低減等から缶体の軽量化は着実に進んでいる。これらを達成するためには、成形性や缶

としての品質の向上が望まれ、素材もその変化に対応してきている。

Fig. 7 にボディ缶底ドーム部とエンドにおける硬さの変遷を示す。ボディは、製缶工程で行われる塗装焼き付け後の缶体を測定しているため、元板の特性を説明できるデータではないが、参考として述べる。ボディの硬さは、1987 年からほとんど変化していない。また、地域によっても硬さの差は認められない。すなわち、薄肉化されても材料強度は変化していないことになる。これは、DI 加工性やネック・フランジ加工性等を重要視した結果であると考えられる。一方、エンド材は、年々高強度化されていることがわかる。エンドは、ボディに比べて加工が易しいことから、薄肉軽量化に伴った変化と考えられる。

Fig. 8 に 2009 年および 2010 年市販缶におけるボディ、エンドの板厚と硬さの関係を示す。この図からも、Fig. 7 の傾向が読みとれる。ボディ材に関しては、樽缶等の特殊缶においても、硬さの差は認められない。エンド材は、板厚が薄いほど硬い材料ではあるが、軽量蓋は、従来の 202 径蓋よりも板厚が 0.01mm 薄いにもかかわらず、材料強度は同等であり、蓋形状により耐圧を確保していると考えられる。

Fig. 9 にボディ材とエンド材の主要な化学成分の変遷を示す。ここでは、強度に関係がある Cu, Mn, Mg に加え、リサイクル性に関係する不純物成分である Si, Fe にも着目して整理した。本来は、缶ごとのデータを比較する必要があるが、ここでは、材質や成分の大きな流れを捉えたい。参考までに Table 1 に缶用に使用される合金規格を示す。缶ボディに関しては、1975 年から 3004 か 3104 合金が主流である。個々の成分を見ると、Si と Fe は明らかな増加傾向であるのに対し、Cu, Mn, Mg には明確な変化は認められない。これら化学成分の変遷は、リサイクル性の向上と加工性のバランスにより選定されていると考えられる。すなわち、リサイクル性の向上により、不純物元素である Si や Fe が混入し、またエンドも含まれるため Mg 量は増加傾向となる。一方、加工性の観点から強度は上昇させたくないこと、壁部の薄肉化に伴う加工時の割れや穴あき問題の低減から、Fe 量の増加による  $Al_6(Mn, Fe)$  の巨大晶出物を抑制するために、Mn 量を低減させている可能性が考えられる。3204 合金は、1991 年に AA 規格に登録され、その頃の Mg が 1.4% 程度の材料に 3204 合金が使用された可能性はあるが、最近では Mn が少ない 3104 合金が主流のようである。いずれにしても、ボディ材はよりリサイクルに適した材料設計になりつつあると考えられる。

エンド材は 1987 年からのデータしか無く、この間において Si と Cu 量に変化は認められないが、Fe, Mg 量は増加傾向にある。Mg は薄肉軽量化に伴う高強度化のために添加量が増加していると考えられる。Mg, Mn

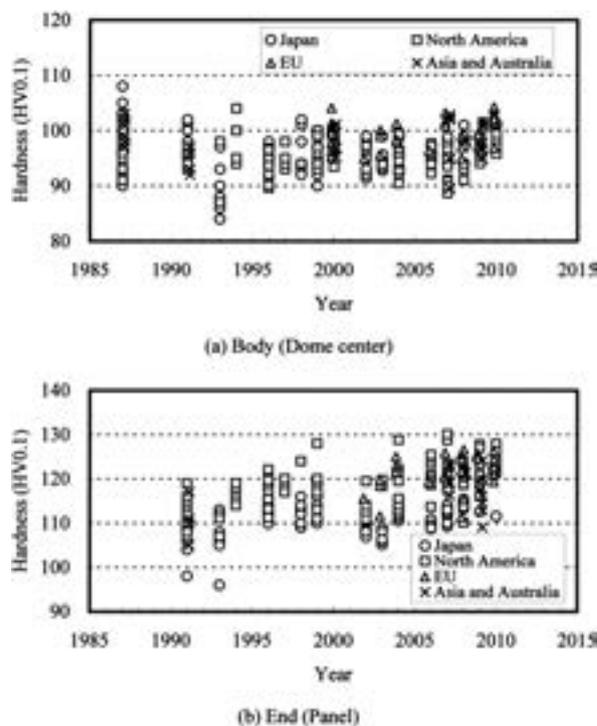


Fig. 7 Hardness trend of can body and end.

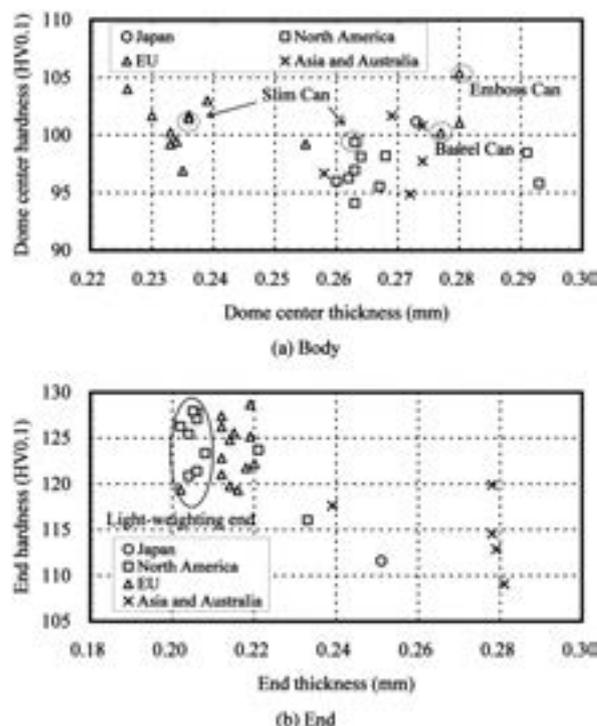


Fig. 8 Relation between thickness and hardness in 2009 and 2010.

量はともに 5182 合金規格上限の材料が多い。その理由として素材を製造する上で Mg 等の更なる添加は、熱間圧延時の割れへの影響<sup>10)</sup>が懸念されることなどが考えられる。これらの問題も、先に示した軽量蓋で従来蓋用の材料と素材の硬さに変化がない理由の一つと考えられ

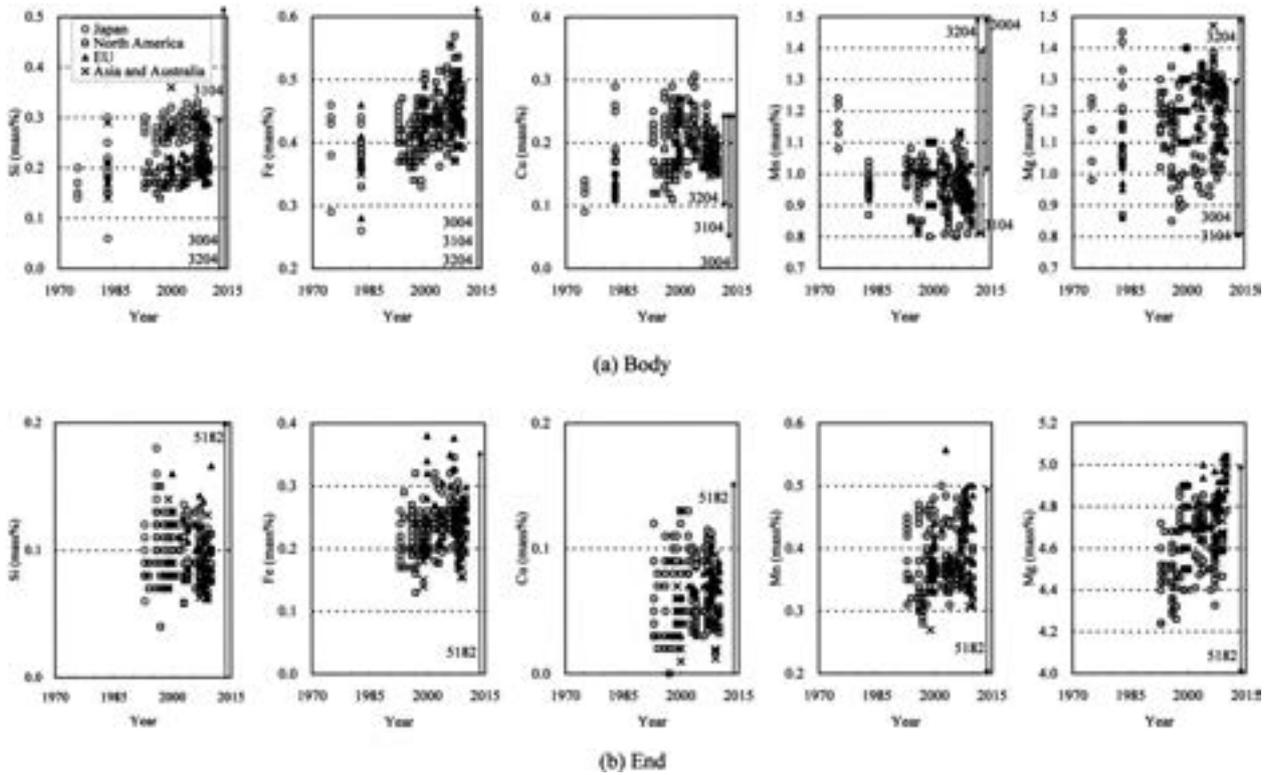


Fig. 9 Chemical composition trend of can body and end stock.

Table 1 Chemical composition for can stock alloys (mass%).

	Alloy No.		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ga	V	Ti	Others		Al
	JIS	AA											Each	Total	
Body	3004	3004	≤0.30	≤0.7	≤0.25	1.0–1.5	0.8–1.3	—	≤0.25	—	—	—	≤0.05	≤0.15	bal.
	3104	3104	≤0.6	≤0.8	0.05–0.25	0.8–1.4	0.8–1.3	—	≤0.25	≤0.05	≤0.05	≤0.10	≤0.05	≤0.15	bal.
	—	3204	≤0.30	≤0.7	0.10–0.25	0.8–1.5	0.8–1.5	—	≤0.25	—	—	—	≤0.05	≤0.15	bal.
End	5052	5052	≤0.25	≤0.40	≤0.10	≤0.10	2.2–2.8	0.15–0.35	≤0.10	—	—	—	≤0.05	≤0.15	bal.
	5021	5021	≤0.40	≤0.50	≤0.15	0.10–0.50	2.2–2.8	≤0.15	≤0.15	—	—	—	≤0.05	≤0.15	bal.
Tab	—	5042	≤0.20	≤0.35	≤0.15	0.20–0.50	3.0–4.0	≤0.10	≤0.25	—	—	≤0.10	≤0.05	≤0.15	bal.
	5082	5082	≤0.20	≤0.35	≤0.15	≤0.15	4.0–5.0	≤0.15	≤0.25	—	—	≤0.10	≤0.05	≤0.15	bal.
End, Tab	5182	5182	≤0.20	≤0.35	≤0.15	0.20–0.50	4.0–5.0	≤0.10	≤0.25	—	—	≤0.10	≤0.05	≤0.15	bal.

る。

2009年および2010年市販缶の化学成分をTable 4およびTable 5に示すが、概況は先に述べたとおりである。なお、特筆すべき点として、ボディ材では樽缶のCu量が少ないこと、エンド材ではコーヒー用の200径のスリム缶にも、通常の缶と同様に5182合金が使用されていることなどがあげられる。

2009年および2010年市販缶のエンド材の塗膜種について調査した結果をTable 6に示す。10年以上前にはエンド材の塗膜樹脂に塩化ビニル樹脂がよく利用されていたが、ダイオキシン等の問題対応として、エポキシ系

樹脂への変更が進んでいる。塩化ビニル樹脂については、一部のソフトドリンクで使用されているのみである。北米や欧州では塗料の水性化が進展しているが、日本を除くアジア圏では、溶剤系の塗料が使用されている。

#### 4. おわりに

350ml缶では、現在の最軽量缶が限界に近いと考えられる。ボディでは100m走の世界記録が10秒を下回ることに同様に10g以下の缶が一つの目標であり、いかにこの缶体を生産性良く製造できるかが、製缶技術と材

料開発に求められる課題であろう。エンドは現在の EOE (Easy Open End) が当面は使用され、開けやすさや飲みやすさ、また充填などの設備投資等から 202 径の軽量蓋が主流となり元板 0.2mm で約 2g となろう。またタブは現状の 0.3g が継続され、トータルで 12g 強の缶体が限界であろう。材料面では、ボディ材は 3104, 3204 合金が、エンドとタブ材では 5182 合金が、素材およびエンド成形の加工性、性能、およびリサイクル性を考慮すると今後も使用されるものと考えられる。環境問題は重要であり、各種規制により大きく左右されるため、それら動向の注視が必要である。また、意匠性からは缶壁の二次加工性が、機能性からはボトル缶のような EOE に替わる蓋の開発が鍵であり、それらに適した材料開発が必要であろう。更に、今後はアルミニウムの DI 加工技術を利用した新たな容器創製や時流に沿ったアルミニウム複合材としての開発が求められるものと思われる。

#### 参 考 文 献

- 1) アルミ缶リサイクル協会調べ
- 2) 馬場義雄, 木村 紘, 齋藤莞爾, 河合三弘: 本誌, **16** (1975), 124.
- 3) 齋藤莞爾, 福田康廣, 平田勝彦: 本誌, **25** (1984), 184.
- 4) 竹島義雄, 伊藤清文, 木村博政, 久田貞夫: 本誌, **29** (1988), 210.
- 5) 伊藤清文, 土田 信: 本誌, **34** (1993), 258.
- 6) 菊田良成, 水谷博之, 横井 洋, 花木和宏: 本誌, **37** (1996), 77.
- 7) 横井 洋, 平野清一: 本誌, **40** (1999), 99.
- 8) 横井 洋, 伊川慎吾, 平野清一: 本誌, **46** (2005), 133.
- 9) アルミニウムの製品と製造技術: 社団法人軽金属学会, (2001), 78.
- 10) 大塚正久, 堀内 良: 日本金属学会誌, **48** (1984), 688-693.

## &lt;付 録&gt;

Table 2 Details of cans investigated.

No.	Year	Country	Beverage	Brand	Volume (ml)	Can size(* 1)		Neck Type(* 2)	End/Tab Type		Note
						Body	End		End	Tab	
1	2009	USA	Beer	Asahi Super Dry	355	211	202	SDN	SuperEnd	Stolle	
2		USA	Beer	Kirin Ichiban	355	211	202	SNF	LOF	Stolle	
3		USA	Beer	Budweiser	355	211	202	SNF	LOF	DRT	
4		USA	Soft Drink	Diet Pepsi	355	211	206	Quad	CDL	Stolle	
5		USA	Soft Drink	100% Tomato Juice	355	211	202	SDN	SuperEnd	Stolle	
6		Holland	Beer	Grolisch Premium Lager	330	211	202	SDN	Full Form	DRT	
7		Belgium	Beer	Stella Artois	330	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
8		Belgium	Beer	Belle-Veu	330	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
9		Portugal	Beer	Super Bock	330	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
10		Korea	Beer	Prime Draft	350	211	206	SDN	Full Form	Stolle	
11		Korea	Beer	Prime the Beer	350	211	206	SDN	Full Form	Stolle	
12		Vietnam	Beer	MUGI-TO-TAIYO	330	211	206	SDN	Full Form	Stolle	
13		Vietnam	Beer	Halida	330	211	206	SDN	Full Form	Stolle	
14		Australia	Beer	Brewery	355	211	206	SFN	Full Form	Stolle	
15		Japan	Beer	Asahi Super Dry	350	211	206	Quad	Full Form	Stolle	
16	2010	USA	Beer	Budweiser	355	211	202	SFN	LOF	Stolle	
17		USA	Beer	Miller Lite	355	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
18		Mexico	Beer	Corona Extra	355	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
19		USA	Soft Drink	Pepsi	355	211	202	SDN	CDL	Stolle	
20		USA	Soft Drink	Coca Cola	355	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
21		USA	Soft Drink	Seattle's Best Coffee	281	207.5	202	SDN	Full Form	Stolle	Slim can
22		Czech	Beer	Budweiser	330	211	202	SDN	Full Form	DRT	
23		Czech	Beer	Staropramen	330	211	202	SDN	Full Form	Stolle	
24		Czech	Beer	Pilsner Urquell	330	211	202	SDN	Full Form	DRT	Emboss can
25		Switzerland	Beer	Heineken	330	211	202	SDN	Full Form	DRT	
26		France	Beer	Heineken	330	211	202	SDN	Full Form	DRT	Barrel can
27		Czech	Soft Drink	Coca Cola	250	202	200	Single	Full Form	DRT	Slim can
28		Switzerland	Soft Drink	Coca Cola Cherry	330	211	202	SDN	CDL	Stolle	
29		Switzerland	Soft Drink	Red Bull Sugarfree	250	202	200	Single	Full Form	DRT	
30		Germany	Soft Drink	Punica F&S Sunny	330	211	202	SDN	Full Form	Stolle	

(\* 1) e. g. 206 : 2 + 6 /16inch

(\* 2) SDN : Smooth Die Neck SNF : Spin Neck and Flange SFN : Spinflow Neck

Table 3 Can weight, thickness and bottom characteristics.

No.	Year	Country	Volume (ml)	Can size		Weight (g)				Thickness (mm)				Bottom characteristics	
				Body	End	Body (* 1)		End	Tab (* 1)	Body		End	Tab	Chime wrinkling	Bottom reform
						(* 2)				Dome center	Thinwall				
1	2009	USA	355	211	202	10.04		2.12	0.28	0.260	0.087	0.208	0.245		
2		USA	355	211	202	10.64		2.13	0.28	0.264	0.093	0.206	0.251	×	○
3		USA	355	211	202	10.62		2.12	0.28	0.267	0.093	0.206	0.250		○
4		USA	355	211	206	10.71		2.78	0.31	0.262	0.098	0.233	0.264		
5		USA	355	211	202	9.96		2.14	0.28	0.263	0.088	0.204	0.241		
6		Holland	330	211	202	10.21	10.53	2.43	0.31	0.255	0.097	0.215	0.234	×	○
7		Belgium	330	211	202	10.19	10.56	2.45	0.30	0.234	0.100	0.219	0.262	×	○
8		Belgium	330	211	202	9.92	10.26	2.42	0.29	0.233	0.096	0.214	0.254	×	○
9		Portugal	330	211	202	10.15	10.51	2.42	0.29	0.230	0.101	0.214	0.253	×	○
10		Korea	350	211	206	11.14		3.42	0.36	0.274	0.096	0.278	0.312		
11		Korea	350	211	206	11.09		3.42	0.36	0.269	0.093	0.278	0.315		
12		Vietnam	330	211	206	10.86	11.23	3.44	0.33	0.272	0.098	0.279	0.287		
13		Vietnam	330	211	206	10.78	11.20	3.49	0.35	0.274	0.104	0.281	0.263		
14		Australia	355	211	206	10.85		3.08	0.29	0.258	0.098	0.239	0.253	×	
15		Japan	350	211	206	11.78		3.22	0.39	0.273	0.102	0.251	0.332		
16	2010	USA	355	211	202	10.53		2.11	0.28	0.268	0.096	0.205	0.250		
17		USA	355	211	202	10.83		2.49	0.31	0.291	0.098	0.221	0.274	×	○
18		Mexico	355	211	202	10.98		2.38	0.30	0.263	0.108	0.204	0.261	×	○
19		USA	355	211	202	10.66		2.11	0.31	0.293	0.096	0.202	0.278		
20		USA	355	211	202	10.41		2.35	0.28	0.263	0.094	0.206	0.248		
21		USA	281	207.5	202	9.77	—	2.45	0.30	0.261	0.096	0.220	0.260		○
22		Czech	330	211	202	9.83	10.21	2.42	0.32	0.226	0.098	0.212	0.237	×	○
23		Czech	330	211	202	10.01	10.36	2.42	0.30	0.236	0.097	0.212	0.260		○
24		Czech	330	211	202	11.26	11.67	2.50	0.28	0.280	0.103	0.219	0.277		
25		Switzerland	330	211	202	10.23	10.63	2.42	0.31	0.235	0.104	0.212	0.234		○
26		France	330	211	202	13.27	—	2.46	0.32	0.277	0.155	0.216	0.240		
27		Czech	250	202	200	7.88	—	2.31	0.34	0.236	0.090	0.218	0.239		○
28		Switzerland	330	211	202	9.86	10.23	2.13	0.30	0.239	0.097	0.202	0.254	×	○
29		Switzerland	250	202	200	7.96	—	2.32	0.33	0.233	0.090	0.220	0.238		○
30		Germany	330	211	202	11.29	11.66	2.41	0.29	0.280	0.099	0.212	0.255		

(\* 1) Delacquered

(\* 2) Calculated weight equivalent to Japanese 350ml can's height (122.2mm)

Table 4 Can body stock characteristics.

No.	Year	Country	Alloy	Chemical composition (mass%)						Hardness (* 1)	Note
				Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al		
1	2009	USA	3104	0.21	0.45	0.17	0.9	1.3	bal.	96	
2		USA	3104	0.21	0.50	0.18	0.9	1.2	bal.	98	
3		USA	3104	0.22	0.51	0.18	0.9	1.2	bal.	96	
4		USA	3104	0.25	0.54	0.18	0.9	1.1	bal.	96	
5		USA	3104	0.17	0.45	0.18	0.9	1.2	bal.	94	
6		Holland	3004	0.28	0.45	0.16	1.0	1.3	bal.	99	
7		Belgium	3004	0.17	0.43	0.18	1.0	1.1	bal.	99	
8		Belgium	3104	0.18	0.45	0.17	0.9	1.1	bal.	99	
9		Portugal	3004	0.29	0.47	0.17	1.0	1.3	bal.	102	
10		Korea	3104	0.20	0.50	0.17	0.9	1.3	bal.	98	
11		Korea	3104	0.19	0.39	0.19	0.9	1.3	bal.	102	
12		Vietnam	3104	0.27	0.48	0.22	0.9	1.2	bal.	95	
13		Vietnam	3104	0.20	0.39	0.19	0.9	1.3	bal.	101	
14		Australia	3104	0.27	0.50	0.20	0.9	1.2	bal.	97	
15		Japan	3004	0.29	0.39	0.20	1.0	1.0	bal.	101	
16	2010	USA	3104	0.20	0.43	0.16	0.9	1.3	bal.	98	
17		USA	3104	0.24	0.48	0.16	0.8	1.1	bal.	98	
18		Mexico	3104	0.19	0.48	0.17	0.9	1.3	bal.	97	
19		USA	3104	0.20	0.43	0.17	0.9	1.2	bal.	96	
20		USA	3104	0.20	0.39	0.16	0.8	1.2	bal.	99	
21		USA	3104	0.23	0.53	0.17	0.8	1.1	bal.	99	Slim can
22		Czech	3104	0.20	0.46	0.20	0.9	1.1	bal.	104	
23		Czech	3104	0.17	0.42	0.18	0.9	1.1	bal.	102	
24		Czech	3104	0.26	0.41	0.15	0.9	1.2	bal.	105	Emboss can
25		Switzerland	3104	0.27	0.44	0.15	0.9	1.3	bal.	97	
26		France	3104	0.29	0.44	0.11	0.8	1.3	bal.	100	Barrel can
27		Czech	3104	0.27	0.43	0.16	0.9	1.2	bal.	101	Slim can
28		Switzerland	3104	0.21	0.47	0.21	0.9	1.1	bal.	103	
29		Switzerland	3004	0.20	0.41	0.15	1.0	1.3	bal.	100	
30		Germany	3104	0.17	0.43	0.19	0.9	1.1	bal.	101	

(\* 1) Dome Center

Table 5 Can end stock characteristics.

No.	Year	Country	Alloy	Chemical composition (mass%)						Hardness	End size
				Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al		
1	2009	USA	5182	0.06	0.23	0.03	0.34	4.6	bal.	123	202
2		USA	5182	0.08	0.20	0.04	0.33	4.8	bal.	128	202
3		USA	5182	0.08	0.26	0.04	0.33	4.5	bal.	127	202
4		USA	5182	0.06	0.20	0.07	0.33	4.7	bal.	116	206
5		USA	5182	0.09	0.25	0.05	0.33	4.6	bal.	121	202
6		Holland	5182	0.07	0.23	0.08	0.47	4.9	bal.	126	202
7		Belgium	5182	0.08	0.19	0.07	0.50	5.0	bal.	125	202
8		Belgium	5182	0.08	0.21	0.07	0.50	5.0	bal.	125	202
9		Portugal	5182	0.08	0.23	0.04	0.33	4.6	bal.	120	202
10		Korea	5182	0.11	0.28	0.04	0.35	4.8	bal.	115	206
11		Korea	5182	0.11	0.21	0.05	0.35	4.8	bal.	120	206
12		Vietnam	5182	0.06	0.15	0.02	0.34	4.7	bal.	113	206
13		Vietnam	5182	0.07	0.17	0.02	0.33	4.7	bal.	109	206
14		Australia	5182	0.08	0.16	0.01	0.31	4.7	bal.	118	206
15		Japan	5182	0.11	0.26	0.09	0.34	4.6	bal.	112	206
16	2010	USA	5182	0.09	0.22	0.03	0.32	4.8	bal.	128	202
17		USA	5182	0.08	0.22	0.04	0.34	5.0	bal.	124	202
18		Mexico	5182	0.11	0.27	0.05	0.40	5.0	bal.	125	202
19		USA	5182	0.10	0.25	0.05	0.40	4.9	bal.	126	202
20		USA	5182	0.10	0.28	0.05	0.38	5.0	bal.	121	202
21		USA	5182	0.09	0.25	0.05	0.34	5.0	bal.	126	202
22		Czech	5182	0.17	0.30	0.09	0.38	5.0	bal.	121	202
23		Czech	5182	0.08	0.22	0.07	0.48	5.0	bal.	126	202
24		Czech	5182	0.10	0.23	0.07	0.34	5.0	bal.	129	202
25		Switzerland	5182	0.10	0.25	0.08	0.43	5.0	bal.	123	202
26		France	5182	0.10	0.21	0.06	0.34	4.9	bal.	119	202
27		Czech	5182	0.12	0.33	0.09	0.34	5.0	bal.	122	200
28		Switzerland	5182	0.10	0.26	0.07	0.31	4.9	bal.	119	202
29		Switzerland	5182	0.13	0.32	0.07	0.37	4.8	bal.	122	200
30		Germany	5182	0.08	0.19	0.07	0.50	4.9	bal.	127	202

Table 6 Lacquer type.

No.	Year	Country	Beverage	End		Tab (Color)
				Inside	Outside (Color)	
1	2009	USA	Beer	A	A	E
2		USA	Beer	A	A Gold	E
3		USA	Beer	A	A	E
4		USA	Soft Drink	A	A	E
5		USA	Soft Drink	A	A	E
6		Holland	Beer	A	C	E
7		Belgium	Beer	A	A Gold	E
8		Belgium	Beer	A	C	E
9		Portugal	Beer	A	A	E
10		Korea	Beer	B	C	E
11		Korea	Beer	B	C	E
12		Vietnam	Beer	B	B	E
13		Vietnam	Beer	A	B	E
14		Australia	Beer	B	C	E
15		Japan	Beer	A	A	A
16	2010	USA	Beer	A	A	E
17		USA	Beer	B	A Gold	E
18		Mexico	Beer	A	A	C Blue
19		USA	Soft Drink	A	A	E
20		USA	Soft Drink	A	A	E
21		USA	Soft Drink	A	A	D
22		Czech	Beer	A	C Gold	B Red
23		Czech	Beer	A	C	C Green
24		Czech	Beer	A	C Gold	D Gold
25		Switzerland	Beer	A	C	E
26		France	Beer	A	C	B Green
27		Czech	Soft Drink	A	C	D Red
28		Switzerland	Soft Drink	A	C	E
29		Switzerland	Soft Drink	A	C	C Blue
30		Germany	Soft Drink	A	C	D

A : Acryl modified epoxy

D : Epoxy

B : Epoxy phenolic

E : Bare

C : Epoxy urea

## ルームエアコンの熱交換器用伝熱管の変遷

柿山 史郎\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 132-136

## Change of the Heat Transfer Tubes of Heat Exchanger for Room Air-conditioners

Shiro Kakiyama

The heat exchanger for air conditioner generally consists of aluminum fin and copper tubes. The performance of the heat exchanger had been improved by inner grooved copper tubes. This paper shows that the results of the inner grooved tubes research in the heat exchanger for the room air conditioner put on the market from 2000 to 2007. As a result, it was confirmed that the outside diameter of the tubes had become small. Moreover, it was confirmed to change from the performance improvement of making higher fin to the performance improvement of a high helix angle and the number of grooves increase.

Its purpose is regards as the improvement of the using each tube sizes for the refrigerant flow pattern in the heat exchanger, and reduction of the using tubes in the heat exchanger. It is supposed that the high efficiency of the heat exchanger corresponding to a new refrigerant and global warming in future advances.

## 1. はじめに

日本国内におけるルームエアコンの普及率は、約90%<sup>1)</sup>であり、年間出荷台数は約700万台である<sup>2)</sup>。1世帯におけるルームエアコンの所有台数も1家に1台から、各部屋に1台へと推移しており、私たちの生活には欠かせない家電製品となっている。しかしながら、家電製品の中で、ルームエアコンの消費電力は24%<sup>3,4)</sup>と最も高く、省エネルギー化が要求されている。また、エアコンの消費電力を評価する指標であったエネルギー消費効率(COP; Coefficient of Performance)では、定格冷房および定格暖房時の消費電力1kW当たりの冷房・暖房能力により、最大負荷における性能を示しているため、実際に家庭で運転されている状態(中間能力)での性能値が反映されにくいという問題があった。そこで、年間を通してある一定条件のもとにエアコンを使用した時の消費電力1kW当たりの冷房・暖房能力を表す、通年消費エネルギー効率(APF; Annual Performance Factor)で表示されるようになり、それに伴い熱交換器も最適化されてきた<sup>5,6)</sup>。また、健康志向の高まりか

ら、熱交換器のアルミニウムフィン表面に付着した汚れを吸引し、屋外へ排出する掃除機能を備えたものや、マイナスイオンを発生させる機種、除菌や脱臭機能を備えたエアコンが一般的になりつつある。本報では、2000年から2007年のルームエアコン用熱交換器に搭載されている伝熱銅管の形状推移を紹介し、その高性能化手法および今後の展望についてまとめた。

## 2. 熱交換器の高性能化推移

ルームエアコンのCOPおよびAPF推移<sup>2)</sup>をFig. 1に示す。2000年におけるCOPは5.5、APFは4.5程度であったが、高性能化に伴って2007年ではそれぞれ6.7および5.5を上回る値となっている。これには、熱交換器の高性能化はもとより、コンプレッサの高効率化やインバータ制御により省エネ化が進んでいることがあげられる。しかしながら、2007年以降のそれらの向上率は停滞しており、新たな熱交換器開発への取り組みなど、ブレークスルーが必要と考えられる。当社では、市場調査として、市販されているルームエアコンを入手し、それらに搭載されている熱交換器を調査してきた。調査した2000年から2007年までの2.8kWクラス(10畳用)

\* 研究開発センター 第三部

の各エアコンメーカーのルームエアコンの COP および 2005 年以降の APF を Table 1 に示す。いずれのメーカーのルームエアコンにおいても、COP は年々向上していることが確認できる。また、新省エネ法に基づき、評価基準が COP から APF へと変更されたことにより、各社カタログの表示ラベルに APF が追加された。

### 3. 高性能伝熱管の開発

現在ルームエアコン用熱交換器に使用されている伝熱管は、内面に螺旋溝を施したものが主流となっており、内面溝形状パラメータ（フィン高さ、フィン頂角、リー

ド角、条数）を最適化することにより高性能化を図っている<sup>7)</sup>。伝熱管溝形状パラメータを Fig. 2 に示す。ここで、Table 1 に示したルームエアコン室内機および室外機に搭載されている伝熱管の溝形状パラメータについて調査した。熱交換器に搭載されている伝熱管は、熱交換器製造時、伝熱管内にマンドレル棒を挿入し、機械拡張によりアルミニウムフィンと密着させる。そのため、伝熱管の外径は大きくなり、内面溝形状も素管の形状からわずかに変形する。ここでは、熱交換器より抜管した伝熱管を調査したものであり、素管外径は、拡張後の外径から類推し、内面形状は、実測値を用いた。

#### 3.1 伝熱管の細径化

各エアコンメーカーにおける伝熱管外径調査結果を Fig. 3 に示す。室内機における伝熱管の外径は、2000 年から 2003 年では  $\phi 7\text{ mm}$  および  $\phi 6.35\text{ mm}$  が主流となっている。一部のメーカーでは、高い伝熱性能が得られるヘリンボーン溝付溶接管を搭載している機種も見受けられた<sup>8)</sup>。ヘリンボーン溝付溶接管は、高い冷媒質量速度域の凝縮時に非常に高い熱伝達特性を持つが、その一方で冷媒側圧力損失が非常に高いために、著しく蒸発性能の低下を招いている。2004 年になると、外径が  $\phi 5\text{ mm}$  の伝熱管を搭載した熱交換器が登場しており、続いて 2005 年には、Maker B より、外径が  $\phi 7.94, 6.35,$  および  $5\text{ mm}$  の三種類の伝熱管を搭載したハイブリッド熱交換器が登場している。更に 2006 年には、上記の外径に  $\phi 7\text{ mm}$  を加えた 4 種類の伝熱管を搭載した熱交換器が使用されている。それに追従して、他メーカーも伝熱管のハイブリッド化、細径化が進められており、一

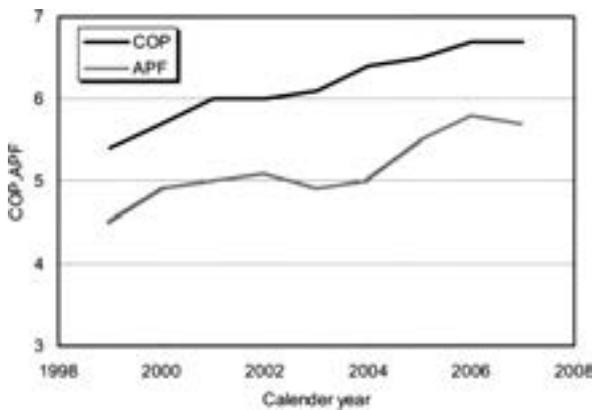
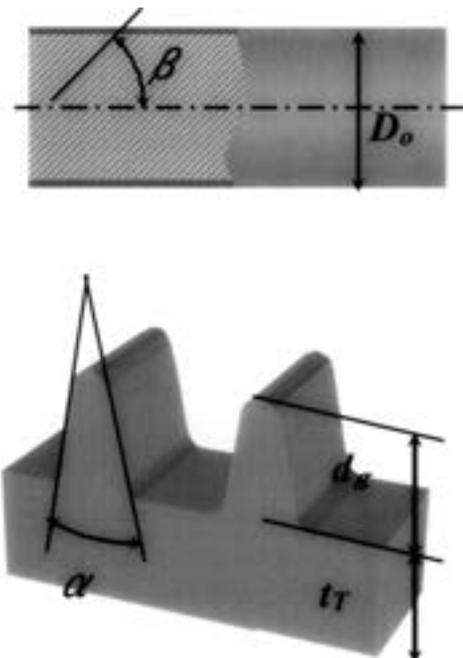


Fig. 1 Change of COP and APF for room air conditioners.

Table 1 List of investigated room air conditioner's COP and APF

Maker	A.D.								
	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008
A	5.30	5.77	5.89	5.71	6.27	6.22	6.00	6.00	
						(6.06)	(5.33)	(6.60)	
B	5.04	5.66	5.81	5.91	6.23	6.31	6.31	6.48	
						(6.29)	(6.29)	(6.60)	
C	5.20	5.54	5.89	5.89	-	6.01	6.56	6.56	
						(5.96)	(6.44)	(6.60)	
D	5.10	5.45	5.64	-	6.01	6.39	6.28	5.60	
						(6.44)	(6.15)	(6.20)	
E	5.03	5.74	5.64	6.01	6.24	6.31	6.31	6.31	
						(6.29)	(6.29)	(6.60)	
F	5.51	-	5.64	5.64	6.15	6.31	6.31	6.19	
						(6.29)	(6.29)	(6.60)	
G	5.00	5.12	5.90	5.90	6.09	6.17	6.56	6.31	
						(5.96)	(6.51)	(6.60)	

( ) ; APF



$\alpha$  : Included angle,  $\beta$  : Helix angle,  $d_g$  : Groove depth  
 $D_o$  : Outside diameter,  $t_T$  : Tube thickness

Fig. 2 Dimension of inner grooved copper tubes.

部の機種では主流となりつつある。外径の異なる伝熱管を採用する理由として、例えば、冷房運転時には、室内機は蒸発運転になり、熱交換器の入口は、圧力損失が比較的小さい液冷媒が流入するので、外径の小さい伝熱管を採用している。熱交換器内を流れる冷媒が、冷房運転により、液相から気相へと相変化する際に、管内の圧力損失が増大するため、外径を大きくすることにより、圧力損失増大による性能低下を抑制している。一方、アルミニウムフィンにおいても、外径の異なる伝熱管を搭載するに当たって、様々な工夫が施されている。2000年頃には、本体熱交換器と、過冷却域の性能を向上させるためのサブクール熱交換器と呼ばれる熱交換器を付加したものが主流であったが、ハイブリッド熱交換器では、熱交換器1台にサブクール域を補うアルミニウムフィン形状になっている。異なる流動状態の伝熱管が隣り合う場合、伝熱管と伝熱管の間に切り込みを施すことにより、極力熱移動を低減させて空気側熱伝達率の向上を図っている。また、省エネ法改正により2006年以降のAPFを重視した性能においては、中間能力の性能向上が重要となり、低い冷媒質量速度域での高い伝熱性能が重視されはじめたため、それに対応した伝熱管内面形状の開発に移っている。室外機における伝熱管の外径は、2000年では $\phi 9.52$ ,  $8$ ,  $7$  mmが主流であったが、2005年以降は、いずれのメーカーも $\phi 9.52$  mmを採用していない。また、Maker Aは、2000年の段階でも、熱交換器1列目と2列目で $\phi 9.52$  および  $8$  mmの異なる外径の伝熱管を採用したハイブリッド熱交を採用しており、2005年以降では、 $\phi 8$  および  $7$  mmの伝熱管を用いたハイブリッド化により、更に性能向上を狙っている。

### 3.2 拡管率の影響

各エアコンメーカーにおける伝熱管の拡管率調査結果を Fig. 4 に示す。室内機における拡管率は、2001年では平均約6%であるが、高いメーカーでは7%以上、低いメーカーでは5%程度と様々である。これは各メーカーによって、アルミニウムフィンカラー内径が異なるため、それに対応した最適な拡管率を設定しているものと考えられる。拡管率が小さくなっている傾向があるのは、拡管による内面溝変形が、管内熱伝達率の低下を招き、熱交換器単体性能が低下することを懸念しているものと考えられる<sup>9)</sup>。Maker Gにおいては、高い拡管率を維持していることが確認されているが、フィン高さが低いことから、拡管率を大きくすることにより伝熱管とアルミニウムフィンの密着性向上を図り、接触熱抵抗低減を狙ったものと推察される。室外機においては、2001年における最も高い拡管率は8%弱、最も低い拡管率は5%程度であったが、室内機同様、次第に拡管率が低下する傾向にあることが確認される。

### 3.3 フィン高さの影響

各エアコンメーカーにおける伝熱管内面フィン高さ調査結果を Fig. 5 に示す。室内機におけるフィン高さは、

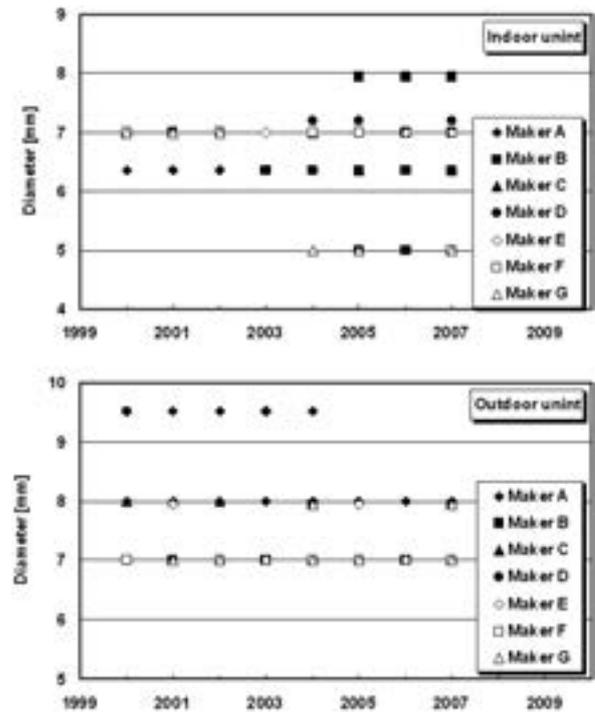


Fig. 3 Specification of the inner grooved copper tubes (Diameter).

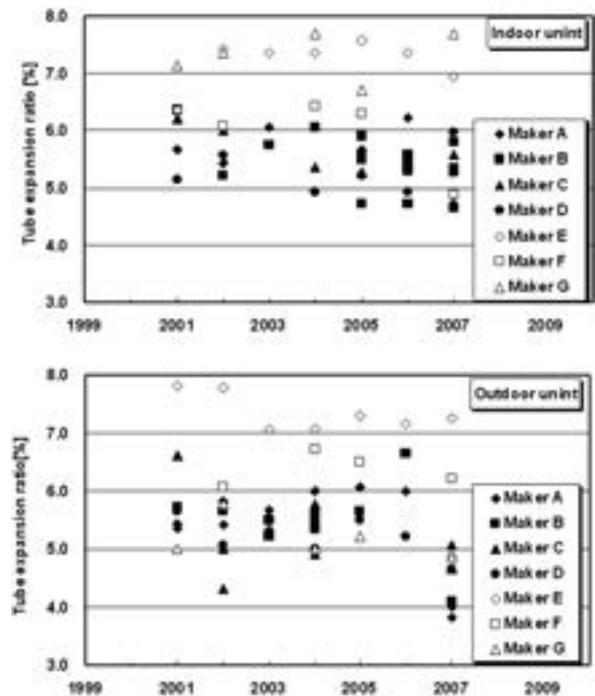


Fig. 4 Specification of the inner grooved copper tubes (Tube expansion ratio).

最も高いもので0.25mmを搭載しているものもあったが、次第にフィン高さが低くなっていることが確認され、2007年では、最も高いフィン高さでも0.16mm程度であり、明らかな低フィン化の傾向にあることが確認できる。これは、フィン高さを高くすることにより、伝熱面

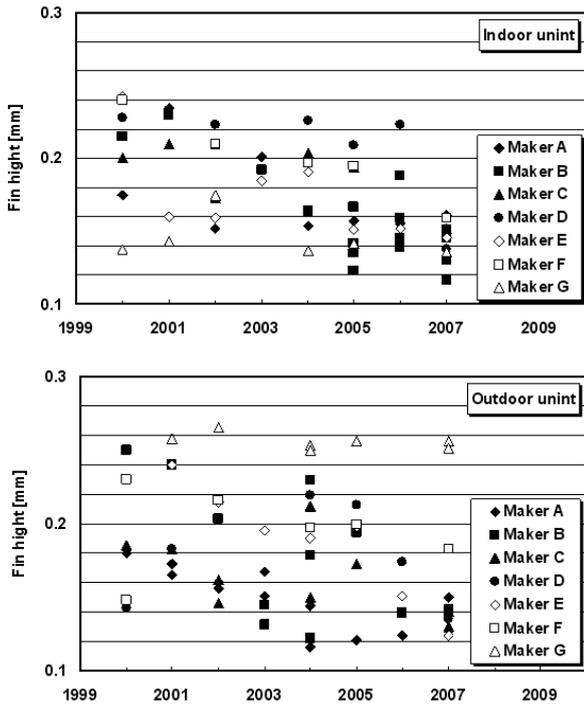


Fig. 5 Specification of the inner grooved copper tubes (Fin height).

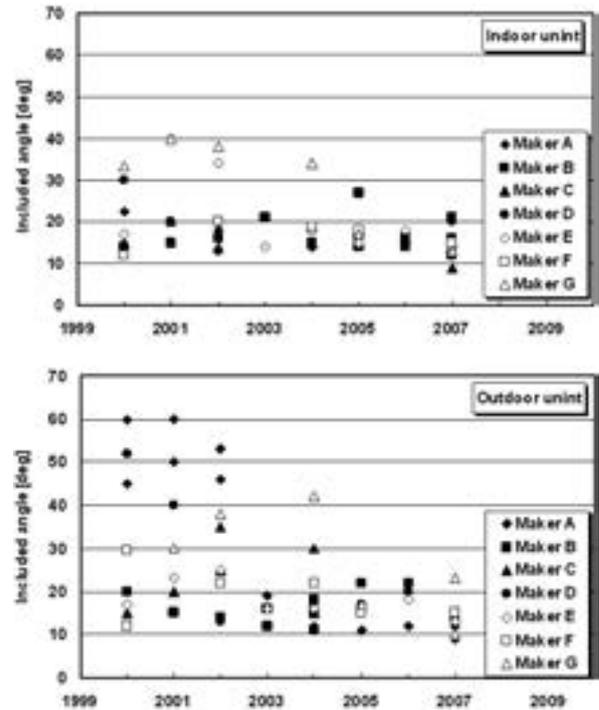


Fig. 6 Specification of the inner grooved copper tubes (Included angle).

積や液溜面積が増大し、管内熱伝達率は促進する一方で、伝熱管の単重（1 m 当たりの重量）が重くなる懸念される。よってエアコンメーカーでは、伝熱管使用量削減を目的とした細径化や低フィン化が顕著になっていることが確認される。Maker G においては、フィン高さ 0.15mm 程度の伝熱管を採用し続けているが、先に述べた様に、高い拡張率により、アルミニウムフィンと銅管との密着性の増大により、接触熱抵抗を低減させ、熱交性能低下を抑制していることが推察される。室外機においても、室内機同様、フィン高さが低い伝熱管を搭載している熱交換器の拡張率は大きい傾向が確認され、2007 年においては拡張率が低い傾向にあることが確認される。

3.4 頂角の影響

各エアコンメーカーにおける伝熱管内面フィン頂角調査結果を Fig. 6 に示す。室内機におけるフィン頂角は、2000 年では Maker G が最も高く、次いで Maker D, Maker A であることが確認されているが、これもフィン頂角を小さくする事による凝縮促進効果を狙ったものと考えられ、2007 年では大きくても 20° 程度であることが確認されている。室外機においては、その傾向がより顕著であり、2000 年では、最大 60° であったものが、2007 年では大きくても 22° 程度であった。フィン頂角狭小化による性能向上効果は大きいものと考えられる。

3.5 リード角の影響

各エアコンメーカーにおける伝熱管内面フィンリード角調査結果を Fig. 7 に示す。フィン高さのある程度抑

えても性能向上効果を得やすいリード角は、従来冷媒 R-22 から代替冷媒 R-410A へ切り替わることにより、その傾向が顕著であり、室内機を見ると、2000 年には最大 20° であったが、2007 年には、45° を越える形状の伝熱管も登場した。これは、飛躍的に転造技術が発達したことから、究極のリード角を追求していることも伺える。しかしながら、リード角の増大は、蒸発時の冷媒側圧力損失の増大を招くため、Maker F や G は、あまり高いリード角の伝熱管を採用していないことが確認される。室外機も同様に、高リード角による性能向上効果を狙うメーカーと、低リード角による圧力損失の低減効果を狙うメーカーに分かれていることが確認される。

3.6 条数の影響

各エアコンメーカーにおける伝熱管内面フィン条数調査結果を Fig. 8 に示す。フィン高さやリード角と同様に、条数増大による性能向上効果は、伝熱面積の増大からも明らかであり、Maker A および Maker E は、条数増大による性能向上効果を狙っていることがわかる。また、条数を増大させることにより、機械拡張時の伝熱管とアルミニウムフィンとの密着性が向上し、熱交換器における凝縮性能の向上効果を得ることが出来る<sup>10)</sup>。一方で、最も少ない条数を採用している Maker G の他の内面形状パラメータを見ると、2007 年におけるフィン高さは最も高く、リード角は小さいことから、フィン高さを高くすることによる性能向上効果を狙った伝熱管であることが推察される。室外機においては、室内機同様 Maker A は多条による性能向上効果を狙っていること

が推察される。2000年では、50~60条の伝熱管を採用しているが、2007年では各社様々な条数の伝熱管を採用しており、多条によるアルミニウムフィンカラーとの密着性を狙った高性能化や、低フィン化による性能低下を抑制するための多条化など、各社の設計思想による高

性能化の取り組みを向うことが出来る。

#### 4. ま と め

2000年から2007年におけるエアコンメーカー各社の室内機および室外機に搭載されている伝熱管について、拡管前後の外径および内面溝形状パラメータ推移を観察した結果、COPを向上させるために定格能力の高性能を狙った形状から、APF性能を向上させるための、中間能力暖房性能を重視した形状に変化していることが確認された。また、管内の流動状態に最適な異なる外径を用いたハイブリッド熱交換器により、性能向上および伝熱管使用量の削減に貢献していることが確認された。今後は、冷媒使用量の削減や、伝熱管使用量の更なる削減が進み、更なる伝熱管の細径化が進むと考えられる。地球温暖化の観点から、地球温暖化係数の高い現行冷媒R-410Aは、使用量を低減させる方向で進められており、新たな冷媒に対応した、内面溝形状の最適設計や新たな熱交換器の設計が必要になるものと推測される。

#### 参 考 文 献

- 1) 総務省統計局ホームページ；<http://www.stat.go.jp/data/zensho/2004/taikyuu/youyaku.htm>
- 2) 省エネルギー家電ファクトシート
- 3) 日本冷凍空調工業界ホームページ；<http://www.jraia.or.jp/>
- 4) 環境展望台ホームページ；<http://tenbou.nies.go.jp/>
- 5) 柴田 豊：日本機械学会熱工学コンファレンス 2007 講演論文集，(2007)。
- 6) 山本憲昭，森川智貴，長谷川博基，河野祐介，藤田直人，弓場大輔：Panasonic Technical Journal, 56, (2101), 33.
- 7) 飯島茂男，森田浩之，石黒則充，鬼頭幸秀，目時 寛，清谷明弘，佐藤好生：本紙，35 (1994)，17.
- 8) 宮良明男，大坪祐介，大塚智史：日本冷凍空調学会論文集，18 (2001)，99.
- 9) 佐々木直栄，柿山史郎，讃岐則義：本紙，45 (2004)，79.
- 10) 柿山史郎，佐々木直栄，讃岐則義：第45回日本伝熱シンポジウム講演論文集，(2008)，165.

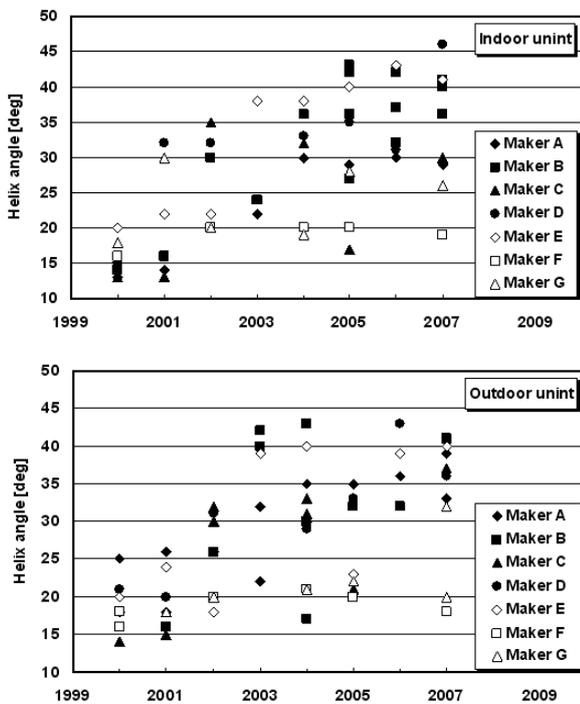


Fig. 7 Specification of the inner grooved copper tubes (Helix angle).

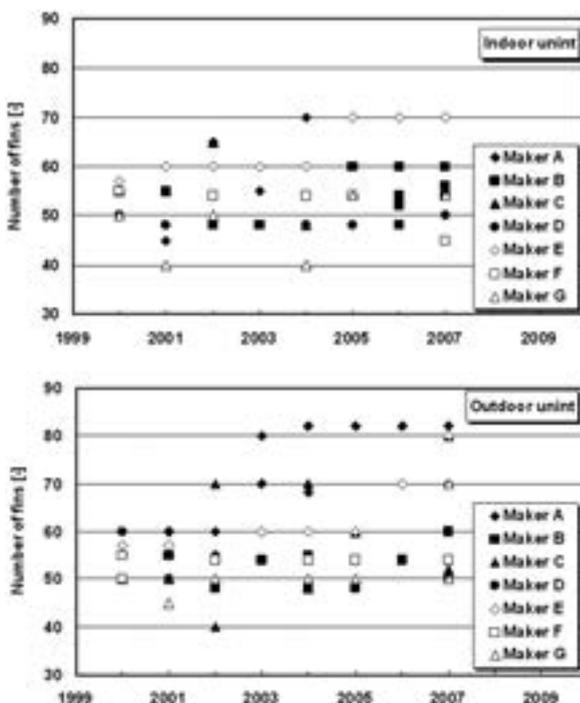


Fig. 8 Specification of the inner grooved copper tubes (Number of fins).

# 自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の 開発・適用動向

内田 秀俊\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 137-142

## Trend of Application and Development of the Aluminum Alloy Sheet for Automobile Body

Hidetoshi Uchida

The weight saving of automobile is very important technology for reducing CO<sub>2</sub> emission. The application of aluminum alloy sheet to automobile body is increasing because of the substantial weight saving can be achieved. However there are many technical issues to improve such as formability and paint bake response. The surface quality after stamping process which is elimination stretcher-strain marking and paint brush line is also required. The research and development have been carried out the enhancing of the application technology. Furthermore the spread of hybrid and electrical vehicle make more important for the weight saving. In this paper the trends of application and development of the aluminum alloy sheets for automobile body are reviewed.

### 1. はじめに

自動車の軽量化は、CO<sub>2</sub>削減のために必要なキーテクノロジーの1つである。その中でも車体へのアルミニウム適用は大幅な軽量化が達成できることから適用事例が多くなっている。さらにハイブリッド車や電気自動車により普及することで軽量化がより重要になってくると考えられている。ここでは、自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の開発と適用事例にまとめた。

### 2. 自動車ボディパネルへのアルミニウム合金板の開発と適用事例

自動車ボディパネルのアルミニウム使用の歴史は古く、1930年代に British Leyland 社の Rover P3 フード、トランクリッド、ドアアウターに 5154 合金が使用され<sup>1)</sup>、1955年にはオールアルミニウムボディとして Daimler Benz SL に 5182 合金が使用された<sup>2,3)</sup>。自動車ボディパネル用アルミニウム合金の化学成分を表1に

示す。

1970年代には、Al-高Mg合金であるX5085合金(Mg量6%強)がGM Oldsmobile Toronadoのフードインナー(アウターは鋼板)に、Ford Lincoln Versaillesのフードアウター、インナーに2036合金が使用<sup>3)</sup>された。この頃より熱処理型合金の開発がさかんに行われるようになり、本格的なアルミニウム合金板の量産実用化研究が始まったといえる。その結果、Pechiney社により2002合金<sup>4)</sup>、Reynolds社により2038合金が開発<sup>5)</sup>されている。これらの合金はAl-Cu-Mg系にSiが添加されており6000系合金へ移行の兆しが窺える。1976年にはAlcoa社により6009、6010合金が開発<sup>6)</sup>され塗装焼付工程によるベークハード性を考慮した合金となっている。

1980年に入りAlcan社が6009、6010合金の改良材として6111合金を開発<sup>7,8)</sup>し現在でも使用されている。Alusuisse社でもAc120合金(6016合金)を開発し欧州では現在も多く使用されている材料となっている。この頃にはAlcoa社が開発したCW51(2008)合金と6009合金を使用してAudi社とともにプロトタイプのアールアルミニウムホワイトボディを製作しており、鋼板製の

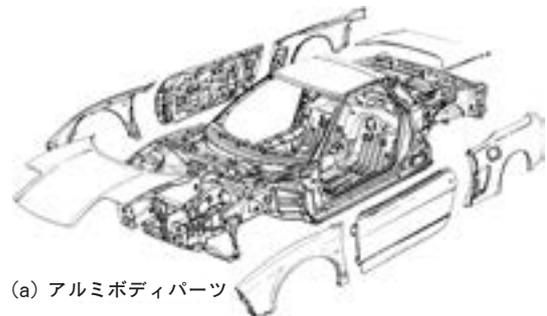
\* 研究開発センター 第五部, 博士(工学)

表1 自動車外板用アルミニウム合金の成分規格 (米国アルミニウム協会, mass%)

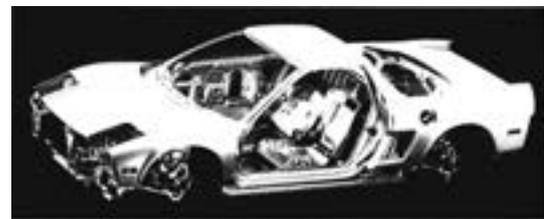
合金	登録年度	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
2002	1975	0.35-0.8	0.3	1.5-2.5	0.2	0.50-1.0	0.2	0.2	0.2	Bal.
2117	1954	0.8	0.7	2.2-3.0	0.2	0.20-0.50	0.1	0.25	—	Bal.
2036	1970	0.5	0.5	2.2-3.0	0.10-0.40	0.30-0.6	0.1	0.25	0.15	Bal.
2037	1977	0.5	0.5	1.4-2.2	0.10-0.40	0.30-0.8	0.1	0.25	0.15	Bal.
2038	1980	0.50-1.3	0.6	0.8-1.8	0.10-0.40	0.40-1.0	0.2	0.5	0.15	Bal.
2008	1987	0.50-0.8	0.4	0.7-1.1	0.3	0.25-0.50	0.1	0.25	0.1	Bal.
2010	1990	0.5	0.5	0.7-1.3	0.10-0.40	0.40-1.0	0.15	0.3	—	Bal.
5022	1995	0.25	0.4	0.20-0.50	0.2	3.5-4.9	0.1	0.25	0.1	Bal.
5023	1995	0.25	0.4	0.20-0.50	0.2	5.0-6.2	0.1	0.25	0.1	Bal.
5052	1954	0.25	0.4	0.1	0.1	2.2-2.8	0.15-0.35	0.1	—	Bal.
5754	1970	0.4	0.4	0.1	0.5	2.6-3.6	0.3	0.2	0.15	Bal.
5182	1967	0.2	0.35	0.15	0.20-0.50	4.0-5.0	0.1	0.25	0.1	Bal.
6009	1976	0.6-1.0	0.5	0.15-0.6	0.20-0.8	0.40-0.8	0.1	0.25	0.1	Bal.
6010	1976	0.8-1.2	0.5	0.15-0.6	0.20-0.8	0.6-1.0	0.1	0.25	0.1	Bal.
6111	1982	0.6-1.1	0.4	0.50-0.9	0.10-0.45	0.50-1.0	0.1	0.15	0.2	Bal.
6016	1984	1.0-1.5	0.5	0.2	0.2	0.25-0.6	0.1	0.2	0.15	Bal.
6022	1995	0.8-1.5	0.05-0.20	0.01-0.11	0.02-0.10	0.45-0.7	0.1	0.25	0.15	Bal.

ボディに対して 131kg 軽量化, 13.8% の剛性向上や耐デント性が優れる点を挙げている<sup>9)</sup>。日本でも Al-Cu-Mg-Si 系や Al-Mg-Si-Cu 系合金の研究は 1980 年代に多く行われて<sup>3)</sup>いるが, 初めて量産化されたアルミニウム合金は, Al-Mg-Zn-Cu 系合金の GZ45 合金<sup>10,11)</sup>で (別名"30-30 合金": 引張強さ 300MPa (=30kgf/mm<sup>2</sup>) 以上, 伸び 30% 以上) でマツダ RX-7 のフードに採用された<sup>12,13)</sup>。この材料は, 基礎的研究 5 年, 実用化研究 3 年が費やされて開発されたものであり, 成形性 (プレス成形性, ヘム加工性) を重視して開発された合金である。自動車への適用 (特に日本では) に関しては長期間の研究開発が必要であることを示している。日本ではその後も成形性を重視した Al-Mg 系合金を主体に採用されてきた。1990 年にはオールアルミニウムボディの Honda NSX が量産化され, アウターパネルには Al-Mg-Si 系合金が開発, 採用されている<sup>14,15,16)</sup>。NSX のホワイトボディを図 1 に示す。このボディにはアルミニウム合金板のプレス品, 押出形材, 鍛造品も含めて 430kg のアルミニウムが使用され, 鋼板に比べホワイトボディの 40% 軽量化を達成している。

1990 年代には, Al-Mg-Si 系合金のバークハード性の研究が多くなされ, Alcoa 社が 6022 合金を開発<sup>17)</sup>し, Alcan 社がバークハード性改善材として 6111-T4P を開発<sup>18)</sup>している。この頃から熱処理条件等のプロセス制御に関するバークハード性や成形性に関する研究が多



(a) アルミボディパーツ



(b) ホワイトボディ

図1 NSX のオールアルミニウムモノコック構造

くなされている。熱処理型自動車用アルミニウム合金の開発の歴史を図 2 に示す。熱処理型アルミニウム合金では, 化学成分だけでなく製造工程による影響が多くあるが, 全体を通して Cu 量は減少傾向にある。これは耐食性を考慮したものと考えられる。Mg, Si 量に関しては, その時代に応じて増減が繰り返されているが, 最終的には過剰 Si タイプの 6000 系合金となっていく傾向がある。

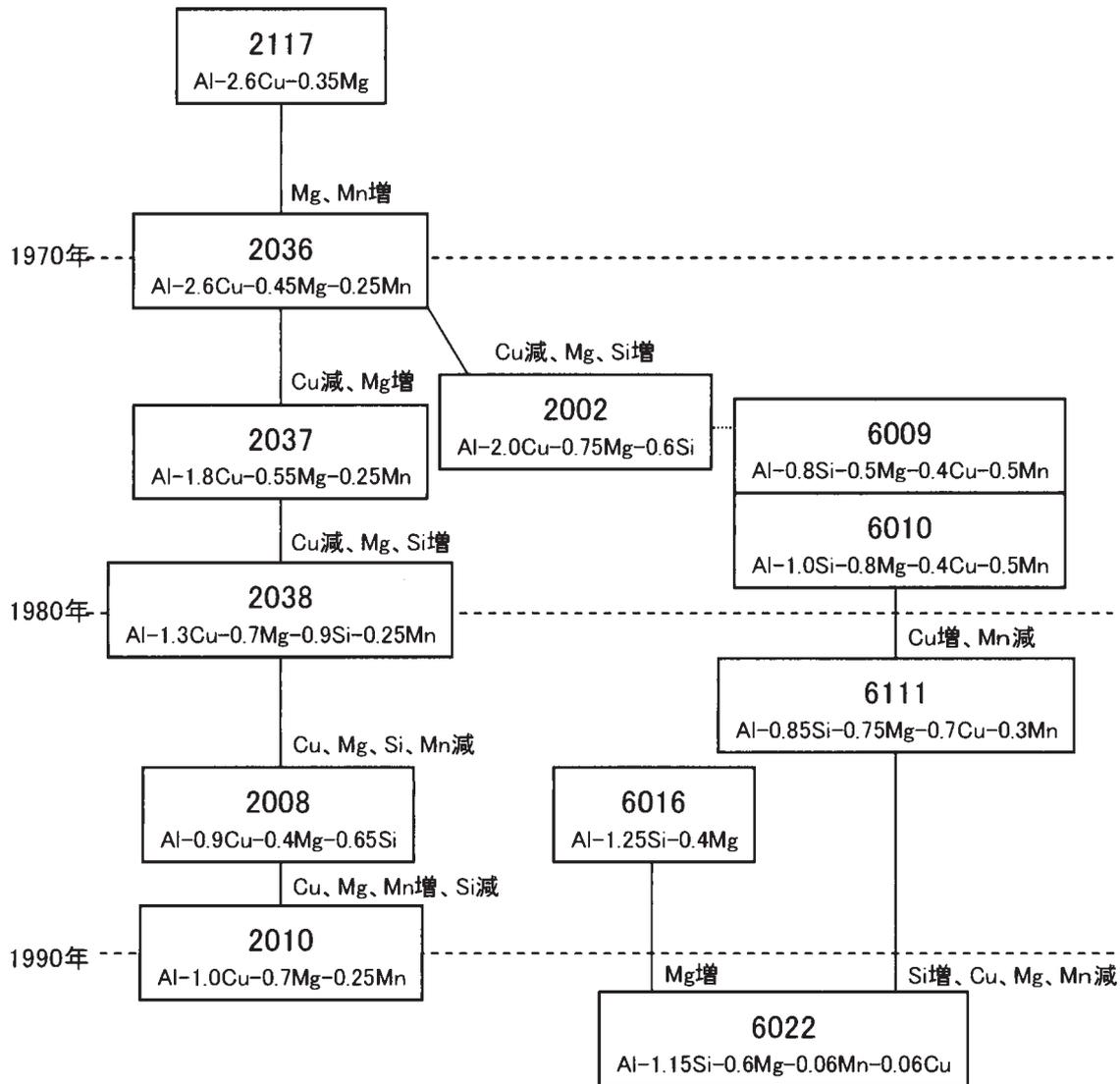


図2 熱処理型自動車用アルミニウム板の開発の歴史  
(化学成分は添加元素規格の中央値, mass%)

1990年代の日本では、Al-Mg-Zn-Cu系合金の室温時効硬化によるプレス成形でスプリングバックや成形性に問題となったことから亜鉛を添加しないAl-Mg-Cu系合金として5022, 5023合金が開発<sup>19)</sup>され、以降5000系合金としては日本の標準的な自動車ボディパネル材として広く実用化されている。6000系合金のバークハード性に関する研究開発も多くなされ復元処理や予備時効処理による改善<sup>20, 21, 22)</sup>が報告、実用化<sup>23, 24)</sup>されている。さらにCu添加による成形性を改善した6000系合金も開発実用化<sup>25)</sup>されている。

2000年になり、合金成分に関する研究は一段落し、6000系合金の研究開発はバークハード性改善メカニズムとして3次元アトムプローブを駆使したナノクラスタに関する研究<sup>26, 27)</sup>が活発になり、室温で形成されるクラスタ1と100℃付近で形成されるクラスタ2の違いが解明されつつある。

6000系合金では鋼板や5000系合金に比べ、曲げ加工性が劣り、実用上問題となることが多かった。このためヘム加工（アウターとインナーを曲げ加工によるカシメを行う加工）に関する研究も多くなされ、曲げ加工性に及ぼす第2相粒子<sup>28, 29, 30)</sup>や集合組織<sup>31, 32)</sup>の影響が多く報告され、集合組織と曲げ加工性の関係も明確になりつつある。工業的にもヘム加工性に優れた6000系合金板が同一化学成分のプロセス制御により開発<sup>33, 34)</sup>されている。自動車メーカー側の試みとしてGeneral Motorsではヘム加工性改善のために加工直前に加熱処理を行うRetrogression heat treatmentが開発<sup>35, 36)</sup>されている。

日本での自動車外板へのアルミニウム合金板の適用状況を図3に示す<sup>37)</sup>。1990年代後半には、景気の後退によりアルミニウム適用が見送られていたが2000年になりより環境への配慮から軽量化が求められ適用事例は多くなっている。Toyota Prius, Lexus等にアルミフー

ドが適用され、Nissan Fuga ではフードだけではなくドア、トランクにアルミニウム合金が使用されている<sup>38)</sup>。

アルミニウム合金板は、超塑性成形により大幅に成形限界が向上する。超塑性とは"多結晶材料の引張変形において、変形応力が高い歪速度依存性を示し、局部収縮(ネッキング)が生じることなく数百%以上の巨大な伸びを示す現象"と定義<sup>39)</sup>されている。多くの超塑性成形用アルミニウム合金は熱処理型に分類され成形後に焼入れや析出硬化のための熱処理が必要であることなどから、自動車用素材として使用されにくくなっていた。

この点を解決するために Al-Mg 合金での超塑性材料が研究された。この合金は比熱処理型で成形後の熱処理も必要なく、耐食性、溶接性にも優れ、素材も比較的安価であることから実用化が進んでいる。とくに中強度構造用合金である 5083 合金に超塑性現象が報告<sup>40)</sup>されて

以来、その利用は民生用途に広がっており、自動車用にも使用されている。超塑性成形用アルミニウム合金の化学成分を表 2 に示す。

日本では、本田技研工業が輸送機器用として二輪車の燃料タンクに超塑性成形を実用化<sup>41)</sup>し、さらに自動車の S2000 のハードトップルーフ<sup>42)</sup>、レジェンドのフェンダーやトランクにも量産化<sup>43)</sup>されている。レジェンドの適用状況を図 4 に示す<sup>44)</sup>。レジェンドへの採用にはサイクルタイムの短縮が必要で急速予備加熱を外段取りで行い、金型に投入後、従来の 3 倍の成形圧力で成形することにより従来の 12 倍の生産性を達成<sup>43)</sup>している。このように自動車車体への適用にはサイクルタイムの短縮が必要不可欠で生産技術による改善だけでなく、高速超塑性材料への期待が高まっている。

海外でも 5083 合金を使用した自動車外板への適用例は多い<sup>45,46)</sup>。ただし必ずしも超塑性成形による高延性を

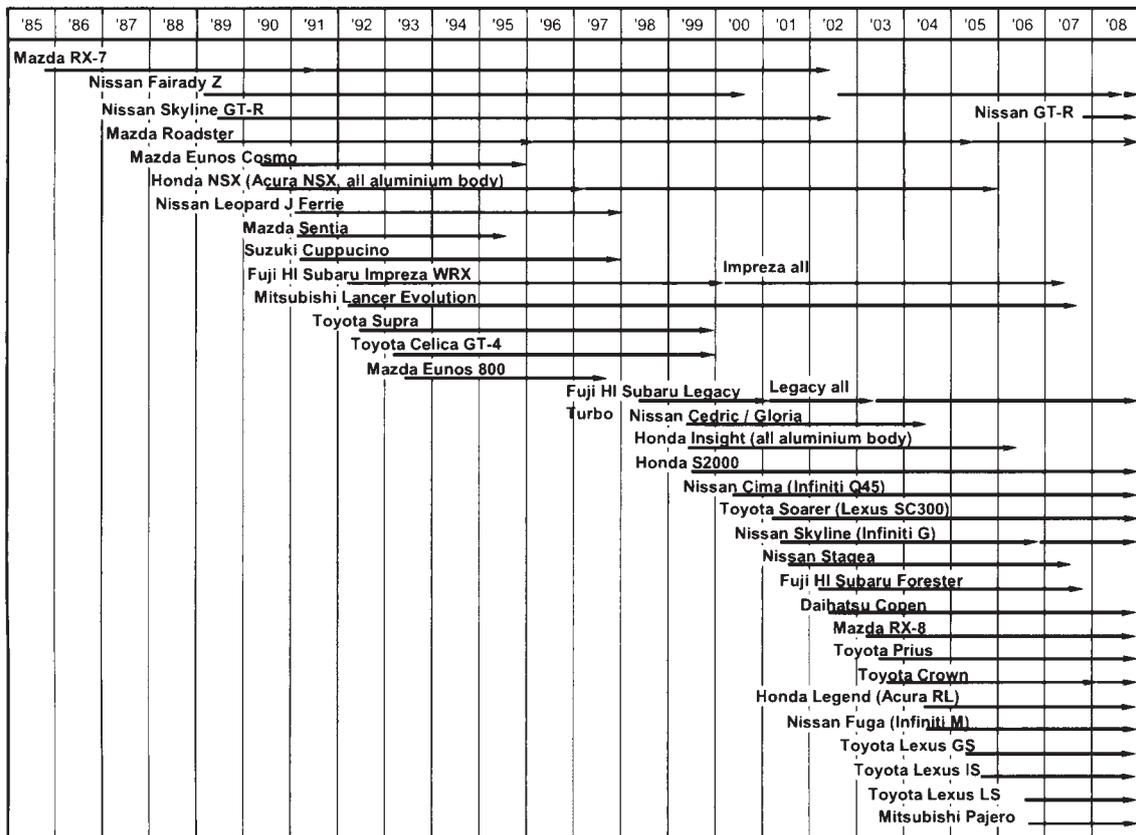


図 3 日本における自動車ボディパネル（フード）へのアルミニウム合金板の適用状況

表 2 主な超塑性用アルミニウム合金の成分規格（米国アルミニウム協会, mass%）

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	その他	Al
2004	0.2	0.2	5.5-6.5	0.1	0.5	—	0.1	0.05	0.30-0.50Zr	Bal.
5083	0.4	0.4	0.1	0.40-1.0	4.0-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15	—	Bal.
7475	0.1	0.12	2.4-3.0	0.05	0.25	0.05	0.1	0.15	—	Bal.
8090	0.2	0.3	1.0-1.6	0.1	0.6-1.3	0.1	0.25	0.1	2.2-2.7Li, 0.04-0.16Zr	Bal.

期待するものでない。Panoz Roadstar への適用事例<sup>46)</sup>を図5に示す。超塑性成形(熱間ブロー成形)は通常、片側の金型にガス圧で押付けるメス型成形が行われることが多く、多数個取りが可能であることも含めて、金型点数が削減でき、コスト低減を目的にしていることも多い。ただし大量生産の自動車への適用は、サイクルタイムの短縮は必要で General Motors では高速超塑性の手法として"Quick Plastic Forming (QPF)"を従来の SPF (Superplastic Forming) と区別して、そのメリットを提案し、実用化している<sup>47)</sup>。

### 3. 自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の要求特性

このように自動車外板用アルミニウム合金板は、着実に用途を拡大してきているが、素材としては、成形性、強度、表面品質、表面処理性、耐食性、接合性、コスト等、多くの特性がバランスよく加味されていることが必要であり、これらの特性で1つでも大きく劣る特性があれば、その実用化は非常に困難である。自動車外板用材料に求められる要求特性を表3に示し、その説明を以下に示す。

アルミニウム合金板として、これらの材料特性およびコストを総合的に考慮した結果、自動車外板(フード、トランク、ドア等)用素材として、先に示したように Al-Mg (5000) 系、Al-Mg-Si (6000) 系合金板が主として使用されている。アウター用材料としては、ベークハードによるゲージダウンが可能であることや 5000 系合金ではストレッチャーストレインマークを完全に抑制することが困難なことから 6000 系合金が主流である。

成形性への要求は、張出し性、深絞り性、曲げ加工(ヘム加工)性だけでなく、スプリングバックやしわ等の形状精度や外観上での課題も多く存在する。特に 6000 系合金は曲げ加工性が 5000 系合金より劣るため、そのメカニズムや改善方法について多くの研究がなされている。先に示したようにアルミニウム合金板の成形性を大幅に改善する超塑性成形についても実用例がある。

強度面では、耐デント性の観点から成形時には軟らかく使用時には硬いという矛盾する要求がある。これを満足させるためには、塗装焼付け時の加熱を利用したベークハード性を有する 6000 系合金が活用できるため、その研究が多くなされている。塗装焼付け工程は 20 分程度であり本来 6000 系合金でこのような短時間で強度を上げるには 200℃ 程度まで加熱する必要があったが、実用ラインが約 170℃ であるため、この温度でも強度が上昇するために研究がなされ、実用化されている。5000 系合金でもプレス加工の加工硬化を塗装焼付け時に出来るだけ軟化を防ぐために銅添加や熱処理プロセスでの工夫がなされている<sup>48)</sup>。

意匠面となるアウターは特に表面品質が重視され、プ

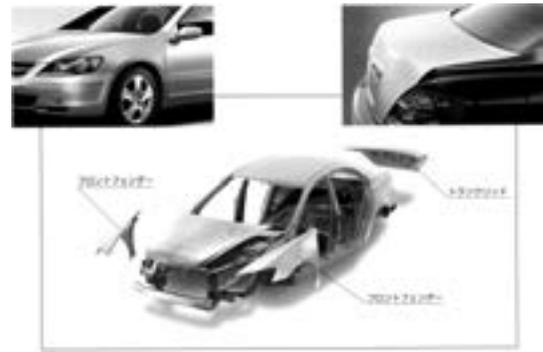


図4 ホンダレジェンドへの超塑性成形適用状況

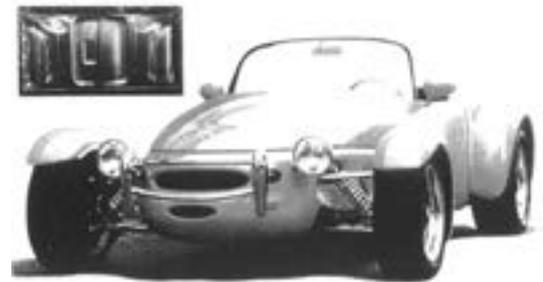


図5 Panoz Roadster の超塑性成形適用例

表3 自動車外板に求められる材料特性

特性	評価項目
成形性	張出し性、深絞り性、曲げ加工性、スプリングバック、しわ
強度	耐デント性、張り剛性、ベークハード性
表面品質	ピンブル(凹凸)、ストレッチャーストレインマーク、リジグマーク
表面処理	脱脂性、磷酸亜鉛処理性
耐食性	糸錆性、耐膨れ性、粒界腐食性
接合性	アーク溶接、F S W (摩擦攪拌接合)、メカニカルクリンチ (TOX)、セルフピアシングリベット (SPR)

レス時の凹凸(ピンブル)はもとより 5000 系合金ではストレッチャーストレインマーク(SSマーク)、6000 系合金ではリジグマーク(北米では"Paintbrush line", 欧州では"roping"ローピングとも呼ばれる)に関する抑制技術が重要であり、発生メカニズムの解明等の研究が多くなされている<sup>49)</sup>。

## 4. おわりに

CO<sub>2</sub>削減のための自動車軽量化技術はアルミニウム合金の材料開発だけでなく、ハイテンの利用、樹脂材料の開発等多岐にわたる。また商品性の観点から低コスト化も重要な工業化技術であり、総合的な評価が量産に向けた判断基準となる。アルミニウム合金板の自動車適用事例が数多くあるが、今後も材料開発や利用技術開発や

応用が望まれており、さらにアルミニウム合金の適用例が増加することを期待したい。

#### 参 考 文 献

- 1) 細見彌重：住友軽金属技報，**32** (1991) 1.
- 2) 宇野照生，吉田英雄：住友軽金属技報，**27** (1986) 198.
- 3) 網谷俊男，福井利安，西村嘉彦：自動車技術，**33** (1979) 646.
- 4) R. Deshamps, R. Develoy and J. Peyraud : J. of Metals, September (1976), 15.
- 5) H. E. Oliver : Engineering and Technical Service Reynolds Aluminum, May 28, (1981).
- 6) J. W. Evancho and J. G. Kaufman : ALUMINIUM, **53** (1977), 609.
- 7) P. E. Fortin, M. J. Bull and D. M. Moore : SAE Paper No.830096, (1983).
- 8) M. J. Bull, P. E. Fortin and D. M. Moore : Light Metal Age, December (1984), 28.
- 9) Editor : Light Metal Age, December (1985), 16.
- 10) 宇野照生，馬場義男：住友軽金属技報，**21** (1980) 32.
- 11) T. Uno, Y. Baba, T. Amitani and S. Terai : SAE Technical Paper 610348, (1980).
- 12) 宗藤修義，西村嘉彦：住友軽金属技報，**27** (1986) 191.
- 13) 網谷俊男，西村嘉彦：塑性と加工，**21** (1980) 134.
- 14) 小松泰典，伊東孝紳，新井彪雄，ほか3名：軽金属学会第79回大会，小山田賞受賞記念講演資料，東京，(1990).
- 15) 伊東孝紳：アルトピア，**20-11** (1990), 27.
- 16) 小松泰典ら：Honda R&D Technical Review, 3, (1991), 27.
- 17) S. Martha : SAE Technical paper1996.
- 18) A. K. Gupta : SAE Technical paper1996.
- 19) 宇野照生：住友軽金属技報，**42** (2001) 100.
- 20) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**46** (1996), 427.
- 21) 櫻井健夫，大家正二郎，岩村 宏，高木康夫，竹添 修：軽金属学会第87回秋期大会講演概要，(1994), 185.
- 22) 佐賀 誠，佐々木行雄，菊池正夫，朱 岩，松雄 守：軽金属学会第87回秋期大会講演概要，(1994), 187.
- 23) 林 登，安永晋拓，内田秀俊，吉田英雄：軽金属学会第91回秋期大会講演概要，(1996), 33.
- 24) 西口勝也，山本幸男，石田恭聡：日本アルミニウム協会シンポジウム「21世紀の環境保全に貢献する自動車アルミ化の課題」，(2000), 19.
- 25) 勝倉誠人，三ツ橋保行，服部 努，岡本辰也，竹村伸介，松田慎二：自動車技術会 2000 年秋季大会講演概要，No.82 (2000), 17.
- 26) 山田健太郎，里 達雄，神尾彰彦：軽金属，**51** (2001), 215.
- 27) A. Serizawa, S. Hirosawa and T. Sato : Mater. Sci. Forum, 519-521 (2006), 245.
- 28) 浅野峰生，内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**52** (2002), 448.
- 29) 箕田 正，内田秀俊，渋江和久，吉田英雄：軽金属，**53** (2003), 523.
- 30) 日比野旭，村松俊樹，佐賀 誠，高田 健：軽金属，**53** (2003), 534.
- 31) 浅野峰生，箕田 正，吉田英雄：軽金属学会第106回秋期大会講演概要，(2004), 5.
- 32) 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回秋期大会講演概要，(2004), 89.
- 33) 箕田 正，浅野峰生，渋江和久：自動車技術会 2005 年春季大会学術講演会前刷集，**19-05** (2005), 9.
- 34) 浅野峰生，箕田 正，小関好和，渋江和久：平成17年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2005), 5.
- 35) Aluminum International Today, Nov./Dec. (2002), 36.
- 36) R. L. Klimisch and J. C. Benedyk : LIGHT METAL AGE, February 2003, 64.
- 37) 吉田英雄：住友軽金属技報，**46** (2005) 99.
- 38) 宇都秀之：住友軽金属技報，**46** (2005) 84.
- 39) JIS H7007, 金属系超塑性材料用語，(1995).
- 40) D. J. Lloyd : Metall. Trans., **11A** (1980), 1287.
- 41) 奥中啓之，横山 鎮，木村静雄：軽金属，**49** (1999), 349.
- 42) 中尾敬一郎，横山 鎮，渡辺二郎：アルミニウム No.53, **10** (2003), 103.
- 43) 柴田勝弘：アルトピア，(2005) 4月号，9.
- 44) 軽量化へのご招待：住友軽金属カタログ.
- 45) A. J. Barns : Materials Science Forum Vols. 304-306 (1999), 785.
- 46) Superform 社カタログ.
- 47) J. G. Schroth : Advances in Superplasticity and Superplastic Forming. Ed. by E. M. Taleff et. Aj., TMS, (2004), 9.
- 48) 吉田英雄，平野清一：住友軽金属技報，**32** (1991) 20.
- 49) G. J. Baczynski, R. Guzzo, M. D. Ball and D. J. Lloyd : Acta mater. **48** (2000), 3361.

## 当社システム・制御技術の現状と今後の展望

岡村 義英\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 143-151

# Recent Advances and Future Prospects of Systems and Control Technologies in Sumitomo Light Metal Industries

Yoshihide Okamura

Advanced control technologies have been developed in order to cater to the requirements of our customers for supplying aluminum and copper products of high quality for a rolling mill, extrusion press, drawing machine and so on in Sumitomo Light Metal Industries. On another front, it is an increase in importance not only individual control technology but also system technology which optimizes the whole system. In this paper, recent system technologies developed in Sumitomo Light Metal Industries, "Scheduling support system for an aluminum hot rolling process", "Material mix planning support system for an aluminum casting process" and "Simulation of automated guided vehicle system for transportation of aluminum extrusion process" are introduced. From an improvement of manufacturing technology and product quality, enhancement of competitiveness and patrimony of industrial technology point of view, the progression of these system technologies are greatly expected.

### 1. はじめに

当社では、アルミニウムや銅製品の高品質化要求に応えるため、これまでに種々の新設備導入や設備改造を実施してきた。またその主要な設備である圧延機や押し機、抽伸機などにおいても、生産技術力の向上を図るため様々な制御技術の開発を進めてきた<sup>1-4)</sup>。

一方で顧客ニーズのより一層の多様化、短納期化、品質要求レベルの向上により、生産現場では益々厳しい条件での操業が求められてきている。このような要求に対応していくには、個々の制御技術のレベルアップを図っていくことは勿論必要であるが、要求される品質を満足しつつ生産性を向上させるための全体的な生産（操業）計画が極めて重要な課題となってきている。

また近年のコンピュータ処理能力の飛躍的な向上と相まって、品質や技術評価のために取り扱われる情報量も益々増大する傾向にあるが、問題解決を迅速に行なうためには、これらの情報を効率的に活用（援用）できるよ

うなシステム化の環境整備が必要となっている。

さらには製造現場でのものつくりを側面で支えている熟練者の技能やノウハウといった、定量化が困難な情報の明文化や伝承問題についても、それらの貴重な情報をどのようにシステムに反映していくかが大きな課題である。このような背景から、個々の制御技術をレベルアップしつつスケジューリングやシミュレーションといった、所謂システム技術での統合や最適化を図るような、システム・制御技術の重要性が益々高まっている<sup>5)</sup>。

本報では、当社における最近のシステム・制御技術の事例として、熱間圧延工程における計画立案支援システム<sup>6)</sup>、鑄造工程における原料配合計画システム<sup>7)</sup>、及び押し工程におけるAGV (Automated Guided Vehicle) 物流シミュレーション<sup>8)</sup>について紹介する。またシステム・制御技術の今後の展望についても概要を示す。

### 2. 熱間圧延工程における計画立案支援システム

ここで対象としている計画立案作業（熱延計画）は、

\* 研究開発センター 第二部, 工学博士

原料となるアルミニウム鋳塊（スラブ）を定められた温度まで加熱し、高温のスラブを圧延機で所定の板厚まで薄く延ばす熱間圧延工程において、加熱炉の選定と加熱炉へのスラブの装入配置に関わる操炉計画及びスラブ配置計画と、圧延機へのスラブ投入順序を決定する圧延順計画を立案するものである。Fig. 1 に対象となるアルミニウム熱間圧延工程の概要を示す。

このような熱延計画については鉄鋼でも行なわれている<sup>9~11)</sup>が、アルミニウム製造プロセスにおいては、鉄鋼の場合と比較して品種が多いことや、スラブ加熱条件、加熱炉からのスラブ取出し時の条件など、特有の多くの制約<sup>12,13)</sup>が存在する。上述のような制約を有する問題は既存の解法では取扱いが困難であるため、実用可能な新たな手法を研究する必要があった。また本対象の熱延計画においては、豊富な経験を有する熟練計画者が専任で行なっていたが、熟練者がもつノウハウの明文化はこれまで十分に行なえておらず、前述の問題と合わせてシステム化を困難にしており、熟練者への依存状態が長い間続いていた。このような背景から、本研究では経験の浅い新任計画者（以下、非熟練者と称する）でもアルミニウム熱延計画を可能とする計画支援システムの開発に着手した。

### 2.1 操炉計画での制約条件と要求項目

操炉計画時に考慮すべき制約条件や要求項目としては以下のようなものがある。

- (1) 加熱条件制約：スラブ毎の加熱条件（温度，時間，加熱方式）により，使用可能な加熱炉が限定される。
- (2) 加熱条件の混合処理禁止：異なる加熱条件のスラブを同一の加熱炉で処理することは原則的には出来ない。
- (3) 使用炉数の最小化：ピット炉のサイズは3種類あるが，同数のスラブを処理可能なら，消費燃料低減のため使用する炉数を抑えたい。
- (4) 熱延中止材の最小化：注文に対して使用できる加熱炉が不足する場合，装入出来ないスラブの熱延は中止されるため，出来るだけ多くのスラブを加熱炉に装入したい。
- (5) 圧延停止ロス最小化：加熱炉は日々連続操業されるため，前日の操業から開放され使用可能となるタイミングは常に異なる。そのため炉の選択によっては，加熱完了が圧延タイミングに間に合わなくなる可能性がある。生産性向上のためにも，圧延停止ロスは低減したい。

### 2.2 スラブ配置計画の制約条件と要求項目

スラブ配置計画時に考慮すべき制約条件や要求項目としては以下のようなものがある。

- (1) スラブの置き方制約：Fig. 2 (a) に，ピット炉内でのスラブ配置を上から見た場合の一例を示す。炉内でのスラブの置き方は，基本的に横置き ( $\theta = 0^\circ$ ) と縦置き ( $\theta = 90^\circ$ ) の2通りに限定される。
- (2) 搬送用の隙間制約：Fig. 2 (b) に示すように，スラブの搬送にはクレーンを使用するため，スラブ掴み隙

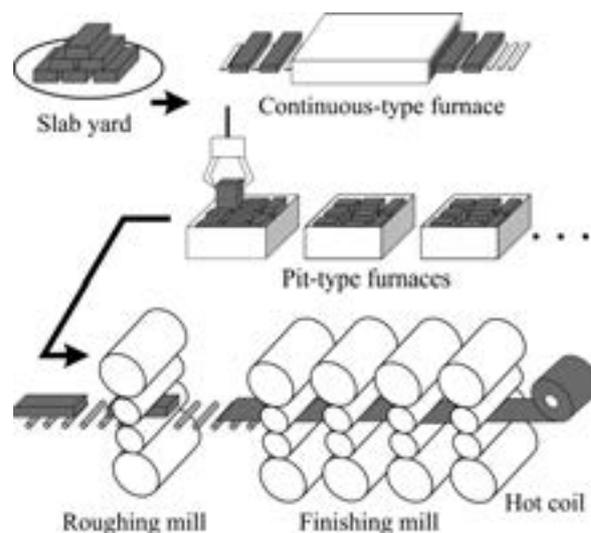


Fig. 1 Schematic diagram of aluminum hot rolling process.

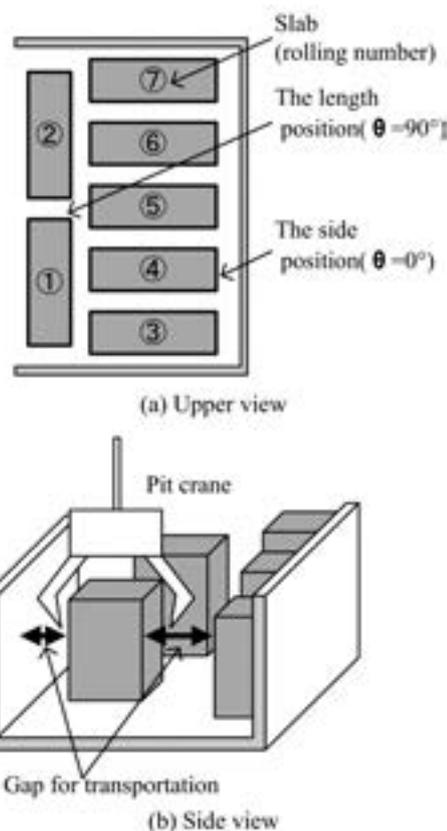


Fig. 2 Constraints of slabs arrangement.

間を考慮しなければならない。それらはスラブそれ自身のサイズ及び隣接スラブのサイズによって変化する。

- (3) スラブ取り出し順序制約：加熱が完了したスラブは，圧延順序通りに取り出し可能な配置でなければならない。例えば Fig. 3 の左図で圧延順序が3番目のスラブを取り出す場合，既に1番目のスラブが取り除かれているため取り出し可能であるが，右図では1番目のスラ

ブを取り出そうにも6番目のスラブがあるため、スラブ掴み隙間が確保できず取り出し不可能となる。

2.3 圧延順計画での制約条件

圧延順計画時に考慮すべき制約条件としては以下のようなものがある。

(1) 圧延幅の推移制約：ロール表面は、圧延により板幅通過部分に磨耗が生じる。そのため狭幅材の後に広幅材を圧延すると、ロール磨耗による悪影響を与える恐れがあるため、圧延幅制約としては広幅から狭幅へと緩やかに推移させることが必要である。ただし多少の幅戻りは許容され、更にロール手入れなどの段取りを加えれば再び広幅材からの圧延が可能となる。

(2) 品種による圧延順（位置）制約：たとえば変形抵抗の違いにより、ロールの熱膨張による変形に差が生じる。またアルミニウム圧延では、ロール表面に薄いアルミニウムの被膜が生成される特有の現象があり、被膜厚さも品種により変化する。これらは圧延材の形状や表面品質に大きく影響を及ぼすため、異なる品種のスラブをむやみに混合圧延することは出来ない。

(3) 特定注文の圧延順（位置）制約：操業面や品質面での問題から、特定の注文に対して圧延順が限定される。たとえば、特定の注文Dに対しては、注文Cの後でなければ圧延が許されないなどの制約がある。

(4) ウォームアップ材の配置制約：上述のように、圧延の進行によりロールの熱膨張量が変化するため、ロール温度の安定化が非常に重要である。特にロール交換後や段取りからの再開時など、ロール温度が大きく下がる場合には、適度な温度にするためにウォームアップ材を

圧延する必要がある。ウォームアップ材としては、経験的には先頭材よりやや狭い幅が好まれる。

2.4 計画立案アルゴリズム

上述の制約条件や要求項目を考慮した上で、本計画の構成要素である圧延順序計画、操炉計画、スラブ配置計画に対し、圧延順序ステージと操炉-スラブ配置ステージの2つに分割し、それぞれに適したスケジューリング手法を考案した。

まず圧延順序ステージでは、操業の安定と品質確保を第一目標とし、Fig. 4に示すようなスラブの属性情報に着目したグルーピングを行ない、グループ単位での粗編成からスラブ単位での詳細編成へと、段階的に圧延順を決定する。

つづいて操炉-スラブ配置ステージでは、連続稼働する加熱炉群の中から、各スラブの圧延タイミングに遅延することなく連続的な圧延が可能な加熱炉の操業パターンについて、(1)式の目的関数fを最小化するような解候補を局所探索法で選び出す。

$$f = W_1 \times N_1 + W_2 \times N_2 + W_3 \times T \tag{1}$$

ここで  $N_1$  : 加熱炉使用数,  $N_2$  : 圧延中止スラブ数,  $T$  : 圧延停止ロス時間,  $W_1 \sim W_3$  : 重み係数。

同時にピット炉に最大数のスラブを装入する配置については、ヒューリスティクスによる手法<sup>14)</sup>を用いて探索する。そのフローチャートをFig. 5に示す。

そして上述の各手法による自動計画エンジンをコアとして、計画時の様々な状況に応じた人間系判断を有効に反映するためのサポート機能を充実させた。具体的には、種々の計画修正・変更結果に対して制約違反の有無をチェックし、該当箇所にはアラームで注意を促すフォロー機能や、試行錯誤により解決策を導き出すためのシミュレー

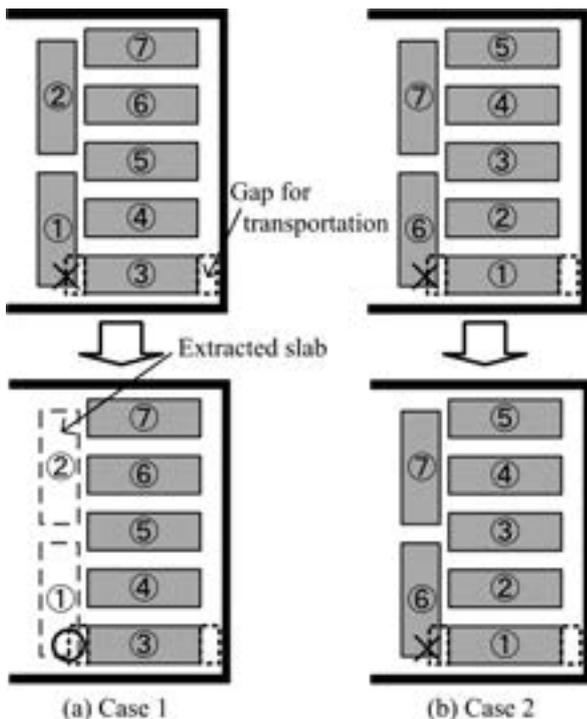


Fig. 3 Example of slabs arrangement.

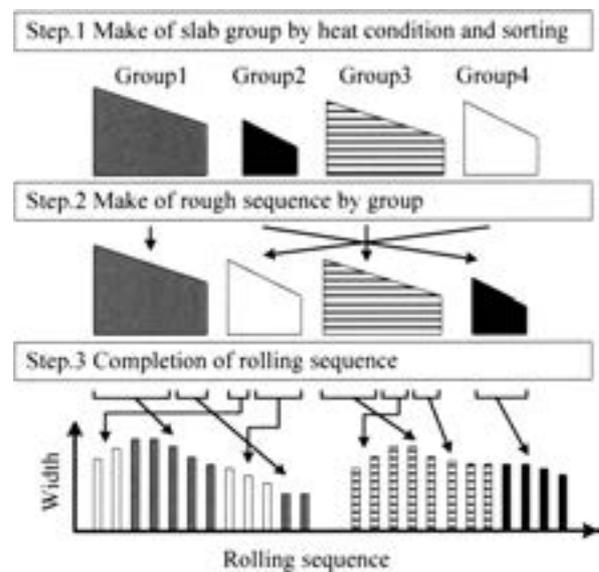


Fig. 4 Proposal method for hot rolling sequence.

ション機能などを具備した。

2.5 適用結果と評価

前節で考案した計画支援システムを用いて、非熟練者による熱延計画の立案を試みた。Fig. 6 に計画立案結果の概要を示す。Fig. 6 (a) の圧延順序計画結果では各品種がむやみに混在することなく、同品種が集約された計画が作成されている。更に圧延材の幅も広幅から狭幅への推移が適度に繰り返されている。図中で△印で示した

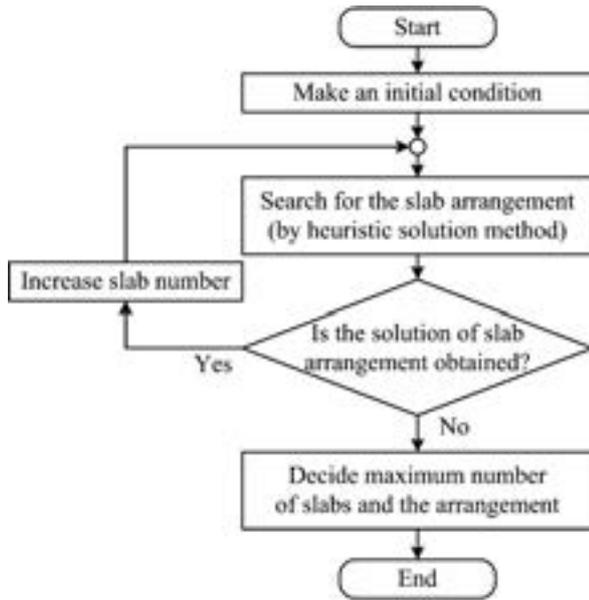


Fig. 5 Procedure for slab arrangement search process.

部分では、多少の幅戻りが生じているが、これは特定注文に対する圧延順序制約への対策であり問題はない。また図中の◎印の部分は、圧延ロールを適温にするためのウォームアップ材が挿入された箇所である。

Fig. 6 (b) は立案された圧延順序に対して、操炉計画を立案した結果を示したものである。図中の A, B 及び C はピット炉であり、名称を変えてサイズの違いを区別しており、A と (B, C) では加熱方式が異なる。D は連続炉である。前日操業での使用時間帯を黒色部、今回計画での加熱時間帯を灰色部、加熱完了後のスラブ取出し時間帯(炉出し占有時間)を白抜き部として、操炉結果を示している。本結果では、Fig. 6 (a) での各品種先頭材の圧延タイミングに間に合うよう、加熱炉選択が行なえており、無駄な圧延停止ロスの発生がないことが確認できる。更に圧延順序ステージでの加熱グルーピングにより、各炉の炉出し占有時間も必要以上に長ならず、燃料消費の点からも効率良い計画が実現されていると判断される。また従来と比べて圧延順計画に要する作業時間が約 50% 減となるなど、作業者負荷の大幅な低減も可能となった。

また Table 1 に、熟練者と比較した時の本システムのスラブ配置計画の達成度を示す。最大限スラブを詰め込んだ状態を 100% とすると、熟練者の日々の操業では通常 60~100% 程度の範囲で計画を作成しており、非熟練者による結果も同水準に達している。Table 1 で注目すべきは、最大数近くまでスラブを詰め込んだと考えられる 95~100% の状態を多数の炉で実現出来ている点であ

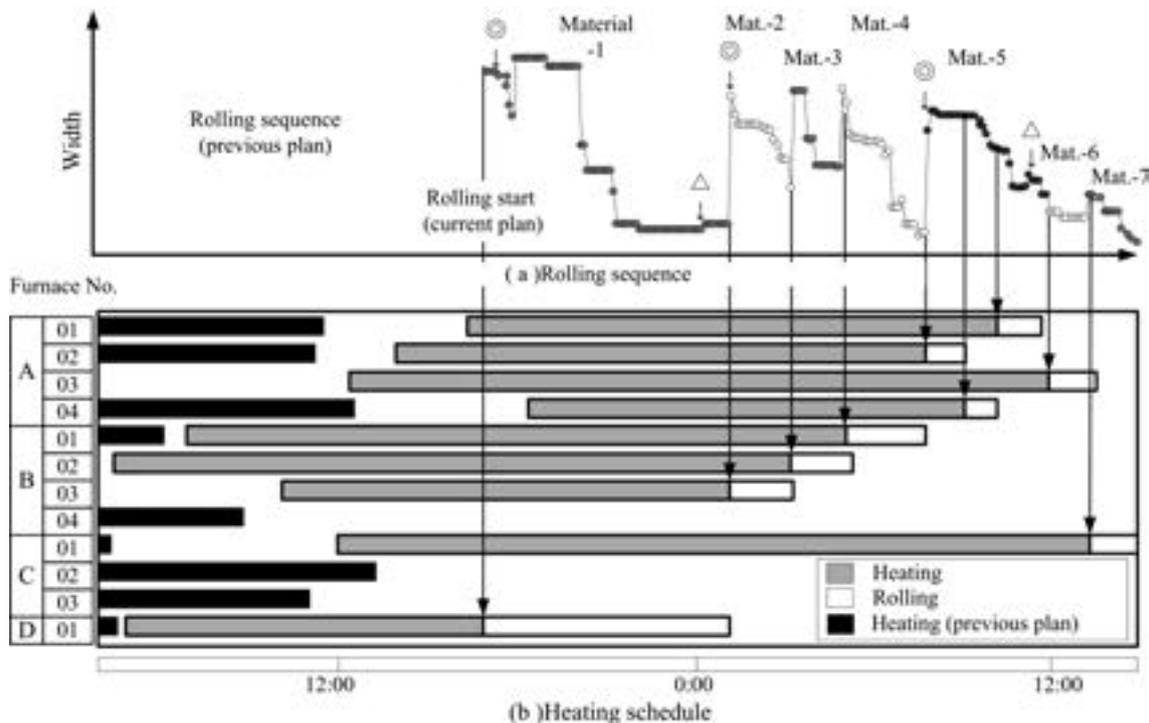


Fig. 6 Result of an aluminum hot rolling plan by proposed system.

Table 1 Comparison of slab arrangement result.

Furnaces		Item	Average of skilled worker	Result of proposed system
A	01		60~100%	95%
	02			95%
	03			60%
	04			100%
B	01		60~100%	100%
	02			100%
	03			80%
	04			—
C	01		60~100%	80%
	02			—
	03			—
D	01		90~100%	100%

り、熟練者が行なうのと同等の計画が実現されている。

以上のように本システムを適用することで、これまで困難であった非熟練者による熟延計画の立案を、短期間の訓練により熟練者と同等の水準で行うことが可能となった。本システムは熟延計画立案業務における、熟練技術の伝承のための有効なツールとしての役割も果たしている。

### 3. 鋳造工程における原料配合計画支援システム

アルミニウム鋳塊の製造工程においては、所望の品質や材質を有する製品が安定的に得られるように、各成分値の含有量を制御する。そのために、制御成分の一つ以上を含む複数種類の原料に含まれる、各制御成分の含有量に基づいて、鋳塊の各成分値が所定の値となるように、溶解炉に投入する各原料の配合量を決定する原料配合計画を立案して操業を行なっている。

一方で在庫されている、或いは新たに補充される原料は、例え同じ成分からなる同一種類、同一規格のものであっても、各成分の含有量が必ずしも一様でなく、製造ロットや製造時期などの違いによって、少なからぬ成分値のばらつきがある。そのため大量の原料を用いて目的とする鋳塊を大量生産する際には多くの場合、複数種類の原料のそれぞれについて、各成分の含有量の平均値を一定期間毎に求めておき、この平均値がそれら複数種類の原料の個々のものにおける各成分の含有量として管理される。

したがって原料配合計画においては、そのようにして求められた各成分の平均含有量に基づいて、①目的とす

る鋳塊に含まれる制御成分の含有量の上限目標値と下限目標値とを、最終製品に要求される品質や材質等に応じて各制御成分別に決定する。②複数種類の原料に含まれる制御成分別の平均含有量に基づいて、複数種類の原料の配合物中における各制御成分別の含有量の平均値を求める。③その値が上下限目標値の範囲内となるように複数種類の原料のそれぞれの配合量を決定する。

しかしながら、各原料中の制御成分の含有量のばらつきの大きさについては考慮されていないため、場合によっては、ばらつきの大きい制御成分の含有量が上下限目標値の範囲外となってしまう、再度成分調整のための原料再配合や時間的なロスの発生など、生産性を阻害してしまうことがある。そこで各原料中の制御成分の含有量のばらつきを考慮した、原料配合計画支援システムの開発を行なった。

#### 3.1 計画立案アルゴリズム

Fig. 7 に原料配合計画支援システムのフローチャートを示す。本フローチャートの表記に従って、各ステップでの処理の概要を説明する。

(S1) 原料データを取得する。なお、ここでは在庫されている複数種類の原料における原料データの全てが取得される。

(S2) 目的とする鋳塊に含まれる制御成分の含有量の上限目標値 ( $\alpha$ )、及び下限目標値 ( $\beta$ ) を制御成分別に決定する。この上下限目標値は、最終的に得られる鋳塊に要求される品質や材質等に応じて適宜に決定され、また必要に応じて変更される。

(S3) 配合すべき原料を選択し、それらの原料の配合量を暫定的に決定する。即ち本ステップでは、先ず在庫されている全種類の原料の中から、各原料の在庫量や価格等に応じて配合すべき原料を複数選択する。この原料の選択は、予め定められた条件を満たすものを自動的に選択した上で、計画者が選択すべき原料を変更、追加、削除する形で実施される。その際には上述のようにして選択された、配合後の各制御成分の含有量の平均値が、それら各制御成分の前記上限目標値  $\alpha$  と下限目標値  $\beta$  との範囲内の値となるように決定する。

(S4) S3 で決定した暫定配合量に含まれる制御成分の含有量の最大値と最小値の予測値を、制御成分別に算出する。ここでは、予測最大値 ( $U$ ) と予測最小値 ( $L$ ) を、S3 で選択された、配合されるべき複数種類の原料の原料データと、同じく S3 で決定された、それらの各原料の暫定配合量とを基に、(2) 式から (5) 式にて段階的に求める。

$$\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^n w_i x_i}{\sum_{i=1}^n w_i} \quad (2)$$

ここで  $\bar{X}$  : 暫定配合量で得られる配合物中の各制御成分の含有量 (重量百分率) の平均値,  $n$  : 制御成分数,  $w_i$  :  $i$  番目制御成分を含む各原料の暫定配合量 (重量),

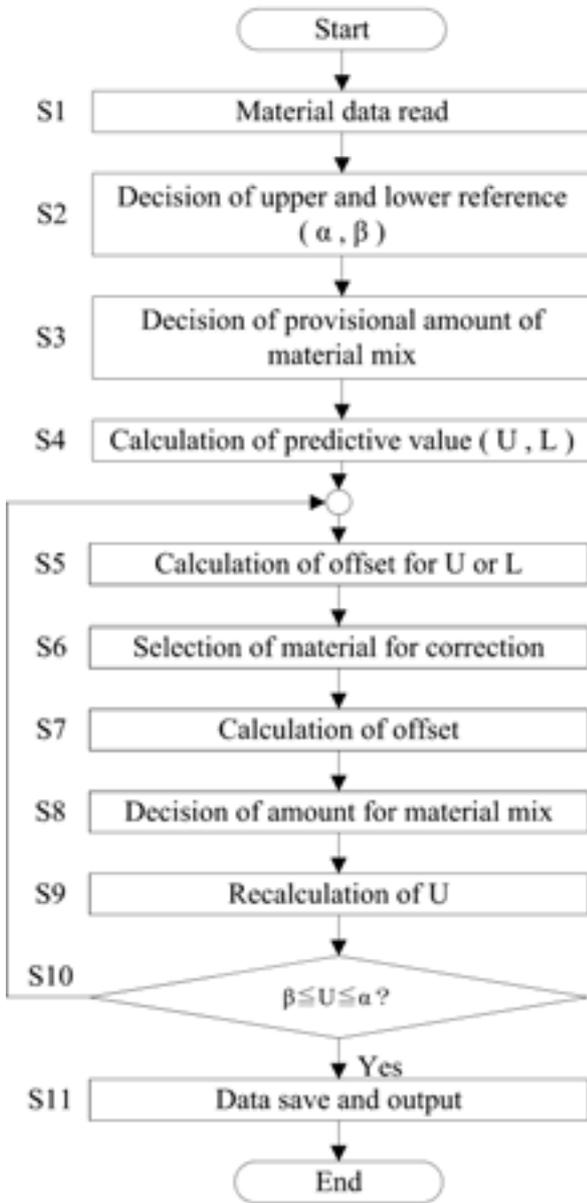


Fig. 7 Flow chart of proposed system.

$x_i$  : 各原料中の  $i$  番目制御成分の含有量 (重量百分率) の平均値。

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (w_i \sigma_i)^2}{\sum_{i=1}^n w_i}} \quad (3)$$

ここで  $\bar{\sigma}$  : 暫定配合量で得られる配合物中の各制御成分の標準偏差,  $\sigma_i$  : 各原料中の  $i$  番目制御成分の標準偏差。

$$U = \bar{X} + m\bar{\sigma} \quad (4)$$

$$L = \bar{X} - m\bar{\sigma} \quad (5)$$

$m$  は任意の正数であり, 統計学上よく知られているように, 予測最大値及び予測最小値の信頼度に応じて決

定される。例えば各制御成分のばらつきを正規分布とみなせる場合に  $m = 3$  とすれば, 各制御成分の値が予測最大値と予測最小値との範囲内に収まる確率が 99.7% 程度となる。

(S5) S2 で決定された各制御成分別の上下限目標値と, S4 で求められた暫定配合量中の複数の原料に含まれる制御成分のそれぞれの予測最大値  $U$ , 及び予測最小値  $L$  とを, 対応する制御成分の間で比較して, 少なくとも予測最大値を上限目標値と下限目標値の間の範囲内の値となるように, 予測最大値と予測最小値の少なくとも何れか一方を補正する補正值 (重量百分率) を制御成分別に決定する。

(S6) 配合すべき原料の暫定配合量の補正に用いる原料を計画者が選択する。

(S7) S6 で選択された原料により, 配合すべき各原料の暫定配合量を補正する補正量 (重量) を, S5 で決定された各制御成分の補正值などを基にして, 制御成分別に次のように求める。すなわち複数の制御成分のうち,  $i$  番目の制御成分の補正值を  $\delta_i$  とし, 暫定配合量にて配合して得られる配合物における  $i$  番目の制御成分の含有量の平均値を  $\bar{X}_i$ ,  $i$  番目の制御成分の補正 (増減) に用いる原料中における  $i$  番目の制御成分の含有量を  $y_i$ , 暫定配合量にて配合して得られる配合物の総重量を  $w_0$  とする。これらの関係を表す (6) 式を  $\mathbf{X}$  について解くことで, 求めるべき  $i$  番目の制御成分の補正 (増減) に用いる原料の補正量 (重量)  $X_i$  が得られる。

$$\mathbf{AX} = \mathbf{B} \quad (6)$$

ここで

$$\mathbf{A} = \begin{bmatrix} y_1 - (\bar{X}_1 + \delta_1) & \cdots & -\bar{X}_1 - \delta_1 \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ -\bar{X}_n - \delta_n & \cdots & y_n - (\bar{X}_n + \delta_n) \end{bmatrix},$$

$$\mathbf{B} = [\delta_1 w_0 \quad \cdots \quad \delta_n w_0]^T, \quad \mathbf{X} = [X_1 \quad \cdots \quad X_n]^T。$$

(S8) 配合されるべき複数種類の原料のそれぞれの暫定配合量に, S7 で求められた補正に用いる原料のそれぞれの補正量を加算することにより, 必要な複数の原料の配合量 (重量) を決定する。

(S9) S8 で決定された配合量により, 配合すべき複数種類の原料を配合して得られる配合物における各制御成分の含有量の予測最大値  $U$  を S4 と同様にして再度求める。

(S10) S9 で求められた予測最大値  $U$  が, S2 で決定された上下限目標値の範囲内の値 ( $\beta \leq U \leq \alpha$ ) となっているか否かを判断し,  $U$  が上限目標値よりも大きい, 若しくは下限目標値よりも小さい値であれば, S5 以下を再度実行する。

(S11) 条件が満たされれば、必要な結果を出力・保存して終了する。

### 3.2 適用結果と評価

本システムを用いて、アルミニウムスラブ製造における実際の配合計画を行なった。ここでは制御されるべき成分として含まれる4つの制御成分（成分A、B、C及びDと表記する）のうちの少なくとも一つを、互いに異なる含有量で含む11種類の原料と、溶解炉内に残存する前回配合材の溶湯とを合わせた合計12種類の原料を選択して暫定配合量を決定した。Table 2に各制御成分の上下限目標値を、暫定配合時の各制御成分の含有量の平均値、予測最大値、予測最小値をそれぞれTable 3に示す。

これらの結果より成分A、C及びDについて、予測最小値が下限目標値を下回っていたため、少なくとも成分補正後の予測最大値が、上下限目標値の範囲内となるように決定した。具体的には成分A及びCについては、補正値としては予測最小値＝下限目標値となるように決定した。一方成分Dについては、予測最大値と予測最小値との差（ばらつき範囲）が、上限目標値と下限目標値との差よりも大きくなっていったため、予測最大値＝上限目標値となるように決定することとした。

上記の補正後、各原料の暫定配合値の補正に用いる原料として、新たに3種類を選択し、それら3種類の原料による補正量を、前述の(6)式を用いて求めた。その時の最終結果をTable 4に示した。この結果より制御成分A、B、Cについては、予測最大値及び予測最小値ともに、それぞれ上限目標値と下限目標値の範囲内となっていることが確認できる。また成分Dについては、そのばらつき範囲が上下限目標値の範囲よりも大きかったため、予測最大値が上限目標値以下となるような配合結果が得られている。本配合結果にもとづいて、実際に配合を行なったところ、前述の4つの制御成分のそれぞれの含有量は、いずれも上下限目標値の範囲内に収まっていることが確認できた。

以上のように本システムの適用により、従来は考慮されていなかった制御成分のばらつきを考慮した配合計画が行なえるようになった。また実際の配合結果から、溶解後の制御成分外れを抑制でき、成分再調整などの生産性阻害の未然防止に有効であることが示された。

## 4. 押出工程におけるAGV物流シミュレーション

近年、様々な製造分野における工場内物流を担う手段として無人搬送車（AGV）が普及しており、これまでもAGVを用いた最適物流の研究など<sup>15,16)</sup>も報告されている。一方で実際の製造現場にAGVを導入する際には既存工場に追設するケースが多く、走行ルートの設置においては限られた敷地内で既存生産ラインの配置の制約

Table 2 Upper and lower reference value.

Component	A	B	C	D
Value				
Upper reference [%]	0.3049	0.5049	0.2549	1.1349
Lower reference [%]	0.2500	0.3000	0.1900	1.0000

Table 3 Result of average and prediction value.

Component	A	B	C	D
Value				
Average [%]	0.2653	0.4298	0.2160	1.0278
Upper prediction [%]	0.2838	0.4760	0.2426	1.1048
Lower prediction [%]	0.2469	0.3835	0.1893	0.9508

Table 4 Final result of average and prediction value.

Component	A	B	C	D
Value				
Average [%]	0.2685	0.4293	0.2171	1.0577
Upper prediction [%]	0.2869	0.4755	0.2437	1.1348
Lower prediction [%]	0.2501	0.3832	0.1906	0.9806

を受ける。このような状況において物流量が増加する場合の搬送能力増強策を考える際には、走行ルートの大幅な変更が出来ないという制約の中で、期待する搬送能力アップが図れるかの判断が難しく、運用プランの立て直しは非常に困難な作業となる。

上述のような運用プランの立て直しをスムーズに進めるための一策として、物流シミュレーションによる検討が有効であると考えられる。本章では押出工程におけるAGVの効率的運用方法について、AGV物流シミュレータを用いて各種運用プランの比較検討を行った結果について述べる。

### 4.1 走行レイアウトと物流の特徴

Fig. 8にAGV導入時のルートレイアウトを示す。AGVはアルミニウム押出材生産ラインの搬送を行っており、車両サイズは中型トラック程の大きさで、車両数1台、走行ルートは全て単線で構成されている。また将来的にも敷地余裕が無いためルートの複線化は不可能であり、退避エリアや迂回ルートが用意できる場所も限られている。

本ラインには押出、抽伸、加熱、切断などの多数の処理工程が存在しており、各工程の特徴により定期的に搬送要求が発生することや、バッチ処理工程では一度に大量の搬送要求が発生する。また品種により工程数や処理順序が異なるため、物流方向も一方向で無く複雑である。

4.2 物流シミュレータの概要

将来の物流量増加時に備えて車両を増やした場合の最適な運用方法をシミュレーションで検討する。本ケースにおける AGV 走行ルートは Fig. 8 で示したように全て単線であるため、複数車両を稼働させる場合にはデッドロック（お互いの車両がルート上で動けなくなる状態）の発生が懸念される。そこで Fig. 9 に示すように、デッドロック回避策として許される敷地余裕の中で、退避エリアや迂回ルートを設ける 4 案を考え、どの案が車両増加による搬送能力改善効果を最大限引き出せるかについて比較検討する。シミュレータの構築には汎用シミュレーションツール<sup>17)</sup>を用いた。

4.3 シミュレーション検討結果

車両 1 台の場合をベンチマークとした各ケースでの搬送完了数の比較、同様に車両の稼働内容の比較、各ステーションにおける搬送要求の待ち行列の推移について、それぞれ Fig. 10、Fig. 11 及び Fig. 12 に示した。

Fig. 10 の結果より、車両増設の効果は最大で約 23% 程度であることがわかる。また Fig. 11 及び Fig. 12 の結果より、AGV 自体の搬送量拡大、荷の積み込み/積み降しのハンドリング時間削減などのトータルバランスで考慮すると、ケース 3 の手法が最も有効であると考えられる。一方でケース 3 の手法は新たな走行ルートの設置が必要となるため、コストメリットを考慮するとケース 4 の手法がより実現性が高いなどの評価も考えられる。

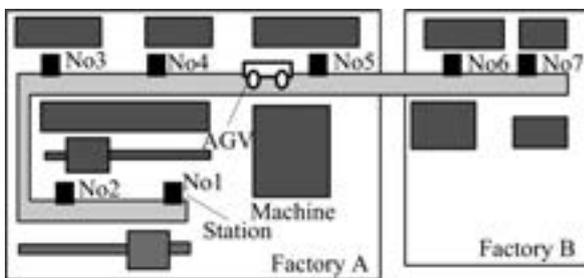


Fig. 8 AGV route layout.

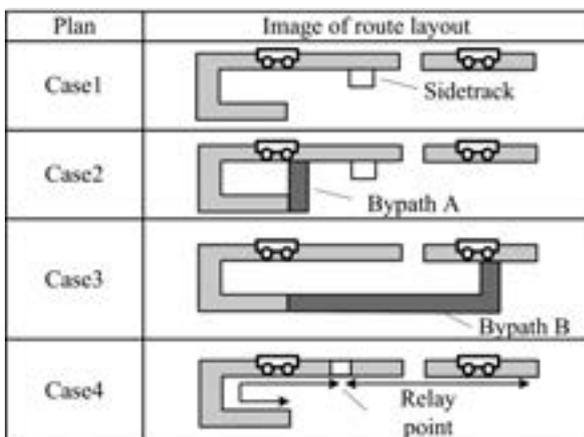


Fig. 9 Route layout plan for avoiding deadlock.

このように AGV 物流シミュレータを構築することで、様々な状況に応じた効率的な運用方法の比較検討が定量的に行なえるようになった。

5. 今後の展望

生産技術力や現場力を高めていく上で、システム・制御技術は中核となる技術のひとつであり、今後も様々な分野において発展・高度化していくものと予想される。当社においても、生産管理、在庫管理、品質管理などの各工程はもとより、より大規模で複雑な対象についても一層の高度化を推進していく必要がある。ただし現状で

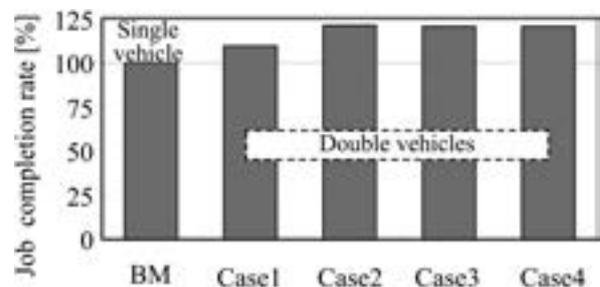


Fig. 10 Job completion rate.

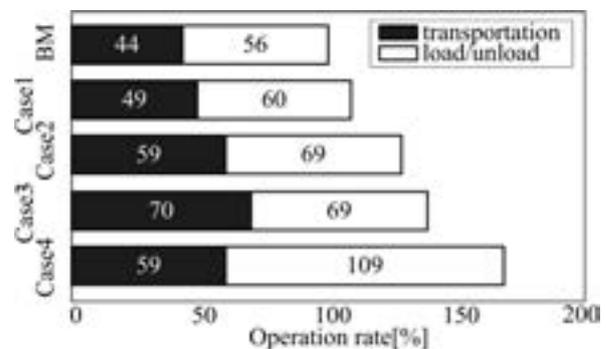


Fig. 11 Job operation rate.

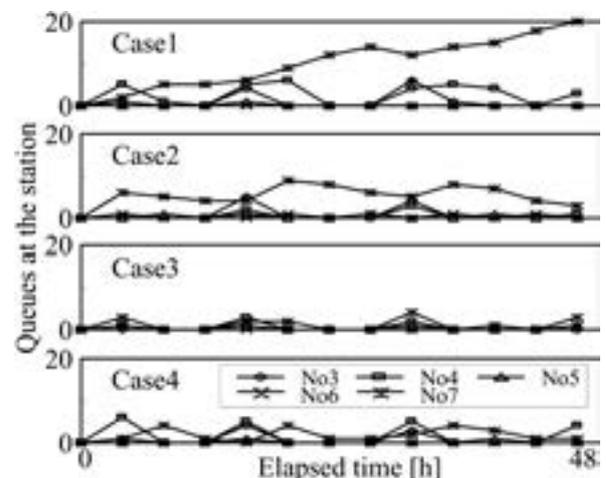


Fig. 12 Queues at the station.

は、人間に代わって計算機で全ての処理や判断を実施することは多くの場合において困難であり、人間のもつ高度な情報処理能力を上手く引き出せるよう、計算機による支援を行なうことがひとつの有力な手段であると考えられる。

またシミュレーション技術などにおいては、対象をモデル化する際の精度は勿論重要ではあるが、単に精度を追求するだけではなく、プロセスを出来る限り単純化して表現することで、本質的な課題を見出すようなツールとしての活用を図ることも有効ではないかと思われる。

一方で近年では、製鉄所における現場力の維持・発展に向けた、エージェントと呼ばれる技術の適用に関する研究<sup>18)</sup>が進められている。様々なシステム技術を駆使することで、熟練者の技能やノウハウをある程度置き換えることができないかについて、多様な検討が行なわれており、システム・制御技術の可能性を大きく広げる新たな試みとして、今後の発展が期待されている。

## 6. おわりに

本報では、当社システム・制御技術の最近の開発事例として、熱間圧延工程における計画立案支援システム、鋳造工程における原料配合計画支援システム、及び押出工程におけるAGV物流シミュレーションについて紹介した。またシステム・制御技術の今後の展望についても概要を示した。

今後も市場経済のグローバル化の中で、技術競争も激化する一方であるが、大規模な設備投資に制約がある中で、システム・制御技術力の強化は他との差別化を図り、競争力を高めるための切り札のひとつであり、今後も積極的に推進していく所存である。

## 参考文献

- 1) 岡村義英：東京大学学位論文 (2000).
- 2) I. Hoshino and H. Kimura : Proc. of the 9th IFAC Symposium on Automation in Mining, Mineral and Metal Processing, (1998), 251.
- 3) I. Hoshino, Y. Okamura and H. Kimura : Sumitomo Light Metal Tech. Reports, **38** (1997), 26.
- 4) H. Yamanashi, I. Hoshino, Y. Okamura and H. Tanaka : *ibid*, **43** (2002), 116.
- 5) 日本鉄鋼協会：ふえらむ, **10-4** (2005), 101.
- 6) 高柳仁史, 岡村義英, 宮地和博：本誌, **49** (2008), 72.
- 7) 岡村義英, 宮園靖弘, 布施篤則, 堀田泰志, 宮澤三男, 望月 聡：日本国特許 第3683189号, (2005).
- 8) 高柳仁史, 岡村義英：第54回システム制御情報学会研究発表講演会, (2010), 427.
- 9) 上野信行：システム/制御/情報, **37-4**, (1993), 237.
- 10) 田村亮二, 永井 恵：システム制御情報学会論文誌, **8-10**, (1995), 592.
- 11) 三宮信夫, 喜多 一, 玉置 久, 岩本貴司：遺伝的アルゴリズムと最適化, 朝倉書店, (1998), 166.
- 12) 高柳仁史, 岡村義英, 星野郁弥, 田地宏一, 田村坦之：本誌, **43** (2002), 82.
- 13) H. Takayanagi, Y. Okamura, K. Miyaji, R. Tamura and K. Kumamoto : Proc. of International Symposium on Flexible Automation, (2006), 543.
- 14) 田地宏一, 原田貴子, 田村坦之, 高柳仁史, 星野郁弥, 岡村義英：第44回システム制御情報学会研究発表講演会, (2000), 367.
- 15) 長尾陽一, 太田英明, 本多文博, 福本浩一, 熊谷貞俊：第37回計測自動制御学会学術講演会, (1998), 769.
- 16) 木瀬 洋：日本鉄鋼協会 計測・制御・システム工学部会研究成果報告書, (2002), 42.
- 17) 野本真輔, 久木野誠, 越川克巳：FACTOR/AIMによる実践シミュレーション, 共立出版, (2001).
- 18) 日本鉄鋼協会：第158回秋季講演大会 計測・制御・システム工学部会討論会, (2009), 994.

## 当社トライボロジー技術の新しい展開\*

渡 邊 貴 道\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 152-155

## New Trends in Development of Tribology Technology for Aluminium Metal Working.

Takamichi Watanabe

This report describes a few example for new trends of the tribology technical development in aluminium metal working. In recent years, we have been developed various lubricants in order to improve productivity in a customer process to our material. To take example of press forming aluminium sheet, we have been investigated lubricity, removability and an adhesion mechanism of oiliness agent. We designed the suitable lubricant for a customer process based on the basic knowledge. Development of tribology technology is important to contribute to improvements of the customer process besides that of metal from now on.

## 1. はじめに

アルミニウム合金は鋼材と比較して軟らかく、かつ凝着しやすく、摩耗粉が発生しやすい。また伸びが小さい事もあり、一般的に加工し難いといわれている。アルミニウムはこうした加工の難しさに反して、酸化皮膜が薄いので、美しい金属面をそのまま製品として使用する場合が多い。このため、他材料と比較してアルミニウム合金の加工においてトライボロジー技術は重要視されている。当社においても、圧延のトライボロジー技術は従来から精力的に研究されてきた。更に1990年代以降には、その延長として圧延以外のアルミニウム合金板及び銅管の製造に関するトライボロジーの研究を行ってきた。

最近10年の新たな動向として、材料ユーザーの加工プロセスにおけるトライボロジーの技術開発例が増加している。従来からアルミニウム及び銅製品について、需要分野毎の製品設計及び加工プロセスに適した材料と利用技術が精力的に開発されている。近年は、国内ユーザーでは高効率かつ低コストとなる加工プロセスが従来以上に追求されている。このため、材料開発に加えて、ユーザーの生産プロセス及び材料に適したトライボロジー技術を開発・適用する事によって、改善効果が得られる事例が多くなった。このような背景により、当社ではユー

ザーの生産プロセスに適したトライボロジー技術の開発を行ってきた。その例として、アルミニウム合金板のプレス加工における加工油の研究開発について紹介する。

## 2. プレス加工油の研究開発事例

## 2.1 自動車ボディシート用プレス加工油

アルミニウム合金板の主要な用途の一つに、自動車用ボディシートがある。近年の社会環境においては、資源の有効利用や、燃料節減につながる軽量化のニーズが高まっており、これに対応する材料としてアルミニウム合金の採用が進められている。アルミニウム合金板が自動車用ボディに広く用いられるためには、現在の主流である鋼板と同様にプレス成形性、防錆性、被洗浄性、スポット溶接性、接着性などの各種性能が必要とされる。一般にアルミニウム合金板は、プレス成形性の面で冷延鋼板と比べて劣っている。材料面からもプレス成形性の向上が検討されているがまだ不十分であり、現在もアルミニウム合金板のプレス成形性を冷延鋼板と同程度に到達させる事が大きな課題となっている。そこで成形性を向上させるプレス加工油の研究開発を行った<sup>1,2)</sup>。

Fig. 1 に自動車ボディシートのプレス加工油への要求性能を示す。潤滑性、防錆性、被洗浄性など様々な要求が挙げられている。それら要求性能を満足させ、かつプレス成形性を向上させるために、プレス加工油に添加される主要な添加剤である油性剤について研究を行った。

\* 空気調和・冷凍連合講演会講演論文集, 45, (2008) 及びトライボロジー会議予稿集,(2002-10), に一部掲載。

\*\* 研究開発センター 第三部

油性剤を配合したプレス加工油を用いて、Fig. 2に示す条件で深絞り成形を行った。その際の油性剤の炭素数と深絞り成形高さの関係をFig. 3に示す。脂肪酸、ソルビタン脂肪酸及び高級アルコールにおいては、炭素数の増加とともに、成形性が向上する。炭素数が同数の場合、高級アルコール>脂肪酸>不飽和脂肪酸≒ソルビタン脂肪酸の順で成形性に優れた。直鎖飽和構造の方が不飽和構造よりも成形性に優れている。本傾向はアルミ用冷間圧延油における油性剤の境界潤滑性に関する知見と一致している<sup>3)</sup>。一方、被洗浄性も油性剤の分子構造によって変化するが成形性とは異なる傾向を示す。Fig. 4に被洗浄性と成形性の関係を示す。被洗浄性は、プレス加工油を塗布したアルミニウム合金板を弱アルカリ性の脱脂液に浸漬し、更に水洗した際の脱脂完了時間によって評価した。左上にプロットされるものほど成形性、被洗浄性が良好であることを示す。Fig. 4より、高級アルコールは成形性及び被洗浄性が良好であり、それ以外の油性剤においては、成形性の良好な油性剤は被洗浄性が悪くなる傾向にある。

アルミニウム合金板へプレス加工油を塗布した後にヘキサンをを用いて洗浄し、板面に残留した油性剤を吸着油として定義し、その吸着量を測定した。結果をFig. 5

に示す。脂肪酸においては、炭素数が大きいものは吸着油量が多い。また同じ炭素数であっても脂肪酸に比較し、高級アルコールは吸着量が少ない。脂肪酸において、成形性の向上に相反し被洗浄性が悪くなるのは強固な吸着に起因するものと考えられる。この様に、成形性、被洗浄性に及ぼす油性剤種の影響は異なる。更に防錆性など他の性能に及ぼす油性剤の影響についても調査し、得られた知見を用いる事によって、実際の生産条件に併せて油性剤量及び種類を適正に調整する事が可能となった。

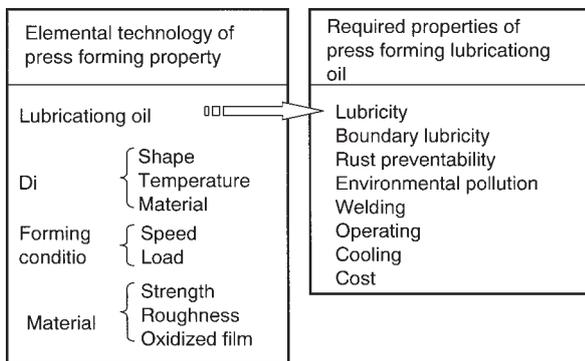


Fig. 1 Required properties of press forming lubricating oil on aluminium body sheet.

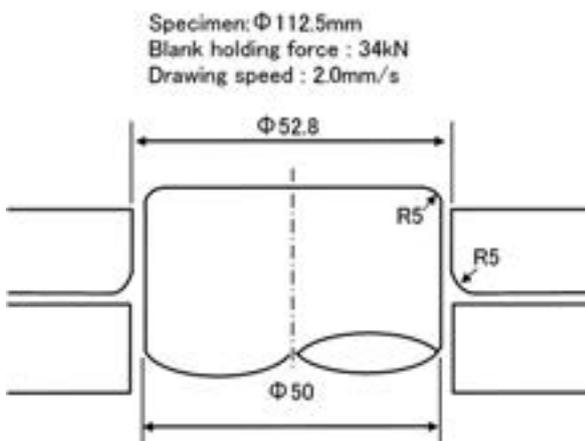


Fig. 2 Condition of deep drawing type friction tester.

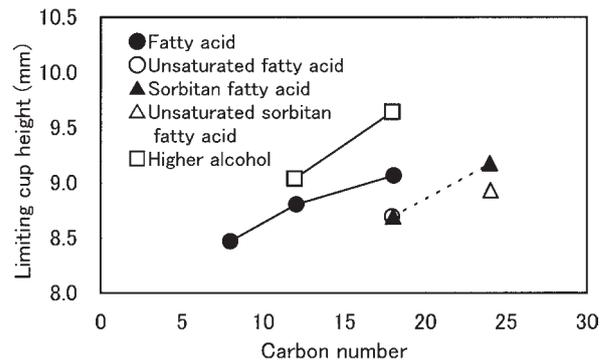


Fig. 3 Effect of carbon number of oiliness agent on formability of aluminium sheet.

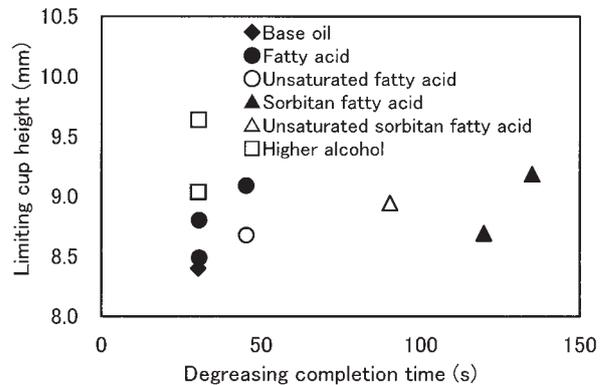


Fig. 4 Relation between degreasing property and press forming property on oiliness agent.

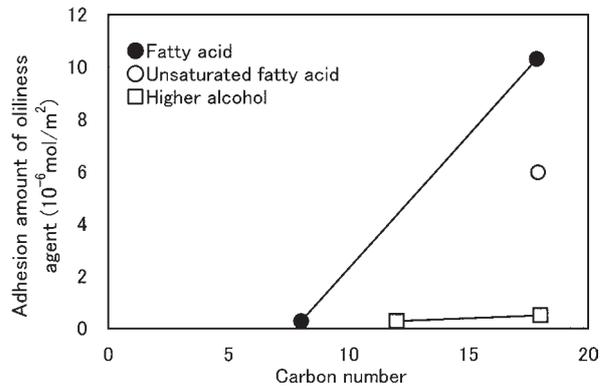


Fig. 5 Effect of oiliness agent on adhesion amount.

## 2.2 プレコートアルミニウム合金板のプレス加工油

アルミニウム合金板のプレス成形性を向上させる手法の一つとして樹脂で表面を被覆したプレコートアルミニウム合金板が用いられる。プレコートとは、金属板を成形加工した後に塗装するポストコートと対比する言葉であり、成形加工前に塗装する事を意味する。成形加工用途には、表面に被覆した樹脂中に各種ワックスを添加し、塗膜表面の摩擦係数を低くしたものが用いられる。プレコートアルミニウム合金板を連続的にプレス成形する際に、Fig. 6 に示すプレコートアルミニウムの摩耗粉が金型に堆積し、脱落する事によって寸法精度や表面品質が悪化するなどの問題があった。本問題の解決のために、摩耗粉の分散性に優れた界面活性剤をプレス加工油に適用した<sup>4,5)</sup>。基油に鉱物油を用い、分子構造の異なる界面活性剤を0.3mass% 添加した供試油にアルミ摩耗粉を添加し、静置後の外観によって、界面活性剤の摩耗粉に対する分散効果を評価した。その結果を Fig. 7 に示す。実用化した界面活性剤 B は、分散効果が高いため、摩耗粉が沈降せずに供試油が黒く観察される。このように適切な界面活性剤を用いることにより、摩耗粉の凝集を抑制し、効果的に摩耗粉を油中に分散させることができる。プレコートアルミ合金板のプレス成形においても、本界面活性剤を配合したプレス加工油を用いる事により、摩耗粉が油中に分散して排出されるため、金型への堆積を防止することができる。またプレコートアルミニウム合金板の潤滑性に依りて、添加剤の量を調整し、プレス加工油のコストを抑制する事も可能である。

## 2.3 ルームエアコン用フィン材のプレス加工油

ルームエアコン熱交換器用フィン材の製造コスト削減を目的としてフィン材の薄肉化が進んでいる。これに伴いフィンのカラー先端部に発生する割れ（以下フレア割れと称す）が増加し、問題視されている。フレア割れは、拡管工程でフィンカラー側壁部にまで進展し、銅管表面が露出する場合がある。この状態では、銅管とフィンカラーの接触面積が減少し、またフィンカラーによる拘束力が低下するため、熱交換器性能が低下する場合がある。フレア割れに対しては、アルミニウム素材特性、

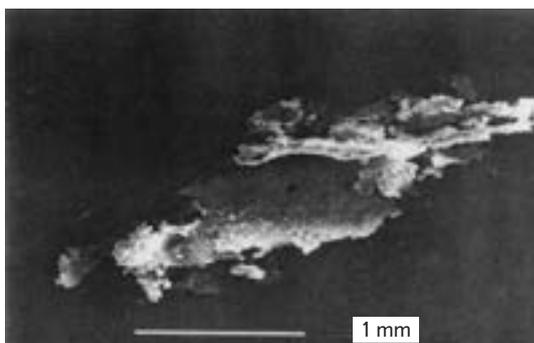


Fig. 6 SEM image of debris from precoated aluminium sheet.

金型工具や加工油による潤滑の状態が関与していると言われている。この中で、アルミニウム素材特性の影響については種々の報告があるが、加工油の影響についての研究例は少ない。粘度の異なる基油に遷移温度の異なる油性剤を配合した加工油を用いてフィンプレス成形を行った<sup>6)</sup>。その際の打抜き荷重と遷移温度の関係を Fig. 8 に示す。油性剤の遷移温度の上昇に伴って打ち抜き荷重は低下する傾向が認められた。基油のみでプレス成形した場合、加工油の潤滑性が低いために、塑性加工及び摩擦に伴う発熱により工具とアルミ接触部で焼付きが発生していると考えられた。そのため境界潤滑性に優れた油性剤を添加することで、アルミ凝着を抑制できると考え

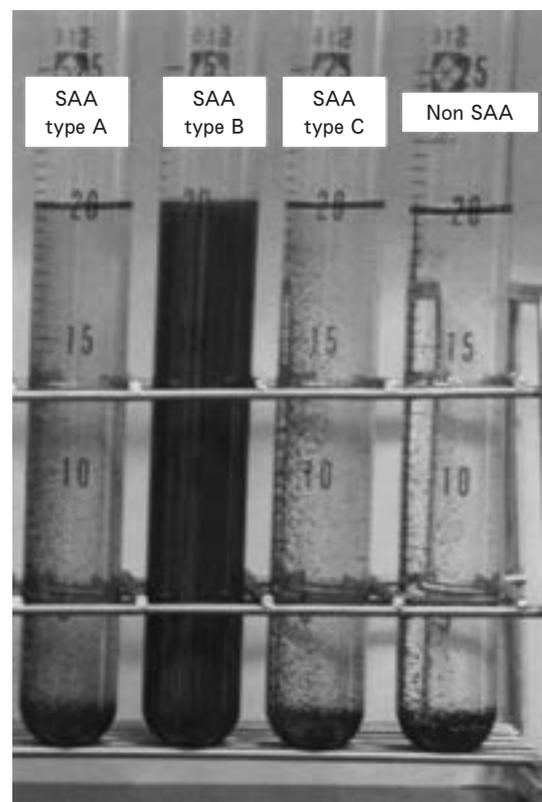


Fig. 7 Effect of surface active agent (SAA) on disperse of aluminium debris.

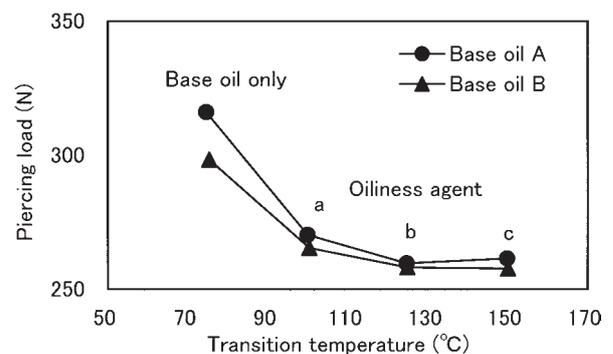


Fig. 8 Relation between transition temperature and piercing load.

た。打ち抜き荷重と供試油粘度の関係を Fig. 9 に示す。打ち抜き荷重は、粘度の上昇に伴って低下した。一方、油性剤を添加した場合には、基油のみの場合に比較して、打ち抜き荷重は大きく低下し、80~85%まで低下していた。また、その場合に粘度の影響は小さかった。揮発性加工油での一般的な粘度範囲である  $1.0\sim 2.5\text{mm}^2/\text{s}$  の範囲では、粘度よりも境界潤滑性に優れた油性剤の選定が重要である。以上の知見を元に、乾燥性、臭気<sup>7)</sup>など、その他要求性能を考慮したプレス加工油を設計している。

### 3. おわりに

当社トライボロジー技術の新しい展開として、アルミニウム合金板ユーザーの生産プロセスに適したプレス加工油の研究開発例を紹介した。当社では本報で紹介した事例以外にも、抽伸<sup>8)</sup>、切削<sup>9)</sup>、ハイドロフォーム<sup>10)</sup>など様々なプロセスに対して、潤滑油や工具表面処理などのトライボロジー技術開発を行っている。当社ではユーザーの様々な要求に対して、日々新たな材料開発に取り組んでいる。これまで以上の更なる低コスト化、高性能化の要望に対応する為に、材料開発に加えて、トライボロジー技術の適用によってもユーザーの生産プロセスの合理化に貢献する事ができるものと考えている。

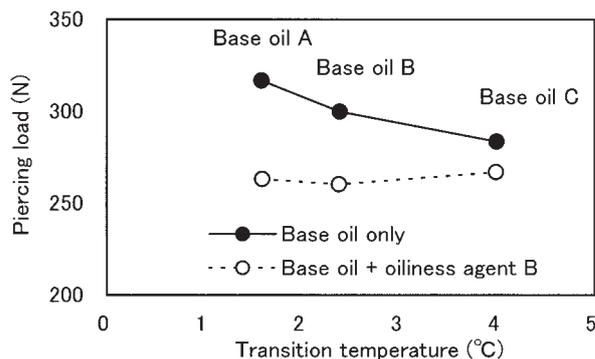


Fig. 9 Relation between viscosity and piercing load.

### 参考文献

- 1) 竹田委千央, 細見和弘: トライボロジー会議予稿集, (2002-10), 141.
- 2) 竹田委千央, 細見和弘: 本誌, 45, 1, (2004), 68.
- 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) 細見和弘, 渡邊貴道: 日本国特許 特開 2007-246837.
- 5) 渡邊貴道, 細見和弘: 日本国特許 特開 2008-127444.
- 6) 佐藤好生, 細見和弘, 竹田委千央: 空気調和・冷凍連合講演会講演論文集, 45 (2008), 49.
- 7) 佐藤好生, 細見和弘, 上田 薫: トライボロジー会議予稿集, (2009-5), 323.
- 8) 細見和弘, 渡邊貴道: 日本国特許 特開 2007-001825.
- 9) 細見和弘, 初野圭一郎: 日本国特許 特開 2007-154035.
- 10) 渡邊貴道, 細見和弘, 上田 薫, 初野圭一郎: 日本国特許 特開 2009-108168.

## 銅管製造プロセスにおける最新の計測・検査技術

武藤伸之

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 156-161

# New Measurement/Inspection Technologies in the Copper Tube Production Process

Nobuyuki Mutoh

Inner grooved and/or smooth copper tubes are well used for heat exchanger tubes and various other parts such as commutator of small motor. The remarkable rise of the copper metal prices and requirement of energy saving and cost reduction lead to thinner wall thickness of the tube and/or reducing wall thickness deviation rapidly. And then, the surface quality for defects is increasingly becoming severe.

Consequently, the advancement of the non destructive inspection technology and the development of measurement and control technology for wall thickness deviation become important.

This paper presents examples of development and/or improvement of eddy current testing and wall thickness deviation monitoring, based on the design by the commercial 3 D software of finite element method (FEM).

### 1. はじめに

内面溝付き銅管は、ルームエアコン、エコキュートなどの熱交換器の伝熱管材料として、また、平滑銅管は熱交換器材料や種々の配管材のほか、小型モーターのコンミテータ部品など部品素材としても使用されている。銅地金価格の高騰や省エネ、コストダウン要求がここ数年、非常に高まり、それに伴い、銅管の薄肉軽量化が急激に進んでいる。

内面溝付き銅管は、熱交換器組立てにおいて、アルミニウムフィンとの密着工程での内挿プラグによる機械的拡管やUベンド管とのはめ込みなど管連結のための管端フレア成形など厳しい加工がなされる。このため、薄肉化は、わずかな表面疵や微小介在物でもそれが起点となり割れに進展する危険性を増大させるため、銅管の表面疵に対する品質要求は益々厳しくなっている。このため、品質を保証する礎である非破壊検査技術の高度化ならびに工程能力向上が求められる。また、薄肉軽量化に伴い、最薄肉厚を製品管全長に亘り、保証するために偏肉管理やその低減のためのプロセス計測制御技術開発も重要な課題となっている。本報では、これらの課題に対して、当社銅管製造プロセスを対象とした計測・検査技術に関わる最新の開発・改良事例を紹介する。

### 2. 非破壊検査技術の高度化

#### 2.1 非破壊検査の高度化要求

内面溝付き銅管は、鋳造、ピレット切断、熱間押出、冷間圧延、抽伸(数パス)、中間焼鈍、転造、非破壊検査、コイル状巻取り、最終焼鈍および梱包の工程で、平滑管では、転造工程を除いて同様な工程で製造される。その他、定尺直管は、抽伸工程まで同様で、その後、切断、直管矯正、非破壊検査および梱包の工程で製造される。

当社の銅管製造プロセスでは、オンライン渦流探傷試験などによる非破壊検査を製品の全数、全長に亘り行い、有害な微細表面欠陥や微小介在物を検出し、材料外表面にマーキングするなど識別処理して品質保証を行っている。銅管の渦流探傷試験は Fig. 1 に示すような方法に分類され、当社では、貫通型および上置型のコイル構成のプローブを併用している。上置型は、貫通型では検出し難い、管軸方向に連続する表面スクラッチ疵を検出するために、補完的に適用される方法で、管の周りを上置コイルが周回して探傷する方法である。本報では、貫通型による方法を単に渦流探傷試験(ET)と称し、上置型による方法を回転渦流探傷試験(RET)と称する。

最近では、銅管最小肉厚が0.2mm前後まで薄肉化が

進んでおり、管端フレア割れなどの原因となる、肉厚の数分の1以下の大きさまたは深さの有害欠陥を高精度・高確度で検出・識別する性能が探傷性能として要求される。しかし、それらの欠陥検出は、検出性能の高い市販探傷器においても困難なレベルになりつつある。そこで、探傷精度を決める検出信号のS/N比に最も影響するプローブの開発・改良を進めた。開発・改良にあたって、投資コストを考慮し、既存検査設備の活用を前提とした。また、プローブと電子回路とのマッチングの影響などを除いた現象解明に有効な有限要素法(FEM)による渦電流解析シミュレーションを活用した<sup>1,2)</sup>。

2.2 回転渦流探傷試験プローブの改良

回転渦流探傷試験(RET)では、相互誘導自己比較型のプローブを用い、それは、管周方向に並んだ対の差動検出コイルとその外周側に巻かれた励起コイルから構成される。一般に、磁束を集中させ、検出感度を高めるために、各コイルは高透磁率材料のコアに巻かれている。片方の検出コイル下にスクラッチ疵が位置した点で、対の差動検出コイルを貫く磁束差 $\Delta\phi$ が大きいかほど感度が高く、S/N比が増加する。一般に、上置コイルの出力を増加させる方法として、励起コイルに関しては、巻き線数および電流値の増加が、検出コイルに関しては、巻き線数の増加が、両者共通では、コイル断面積およびコイル/管表面間距離(リフトオフ)の低減やコア材の透磁率および増幅器ゲインの増加が挙げられる。しかし、コイル断面積およびリフトオフ低減、コア材透磁率増加の方法以外は、回路雑音に対する効果はあるが、欠陥検出におけるS/N比の増加には効果がない。従って、これら3種の手法によるS/N比の増加を検討した。

Fig. 2 (改良型プローブの例)に示したように、リフトオフ低減はS/N比の増加に効果的であるが、銅管が高速走行する探傷ラインでは、プローブが銅管に接触し破損するリスクが高まるため、現行並みの0.2~0.3mmが最小限度であり、リフトオフ低減は行わず、現場での現行リフトオフの維持管理を徹底した。

次に、コア材の透磁率増加については、シミュレーションにより、その効果を調べ、その結果をFig. 3に示した。比透磁率 $\mu_r$ が1000以上で、ほぼ飽和する特性が得られ、現行コア材料の $\mu_r$ がそれ以上の飽和領域にあり、さらなる $\mu_r$ 増加は効果が少ないため、残る方法のコイル断面積の縮小化を検討した。コイル断面積の縮小による効果をシミュレーションした結果をFig. 4に示した。コイル断面積を約1/2にした結果、出力に対応する検出コイルの磁束差 $\Delta\phi$ が1.6倍程度に増加した。そこで、約1/2のコイル断面積のRETプローブを試作し、実ラインにて試験した結果、Fig. 5に示したようにS/N比の増加およびフレア割れを誘起する欠陥を精度よく識別できる性能が得られた。

2.3 渦流探傷試験プローブの開発

貫通型プローブでは、30年以上前より一般に自己誘

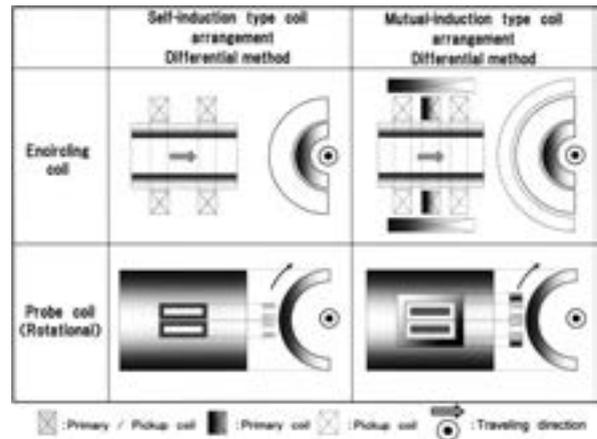


Fig. 1 Typical ET method of the tube

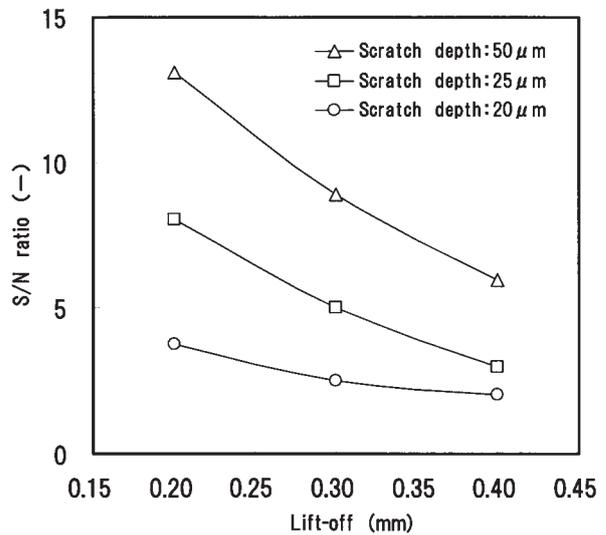


Fig. 2 Influence of lift-off on the S/N ratio of output of RET probe coil

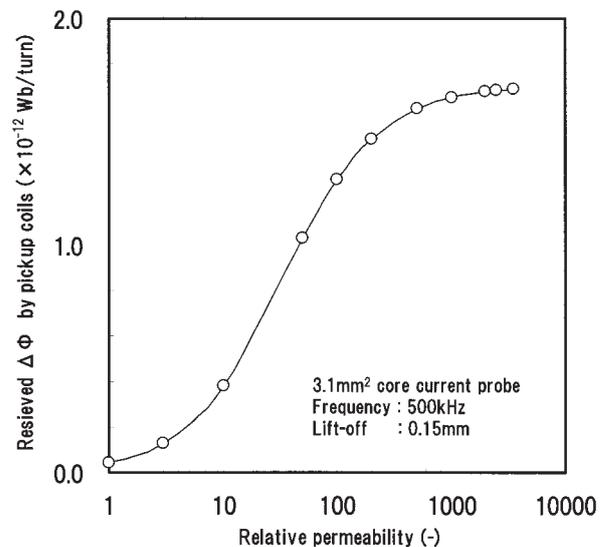


Fig. 3 Influence of relative permeability on  $\Delta\phi$  of output of RET probe coil

導比較型が多く使われているが、高感度型プローブでは、Fig. 1の相互誘導自己比較型に示したような、励起コイルと検出コイルが分割されたものや検出コイルを複数個配置されたものが使われ、市販されている。しかし、それらの性能においても、要求を満たすことが困難になりつつある。

そこで、RETプローブの改良と同様に、励起コイルおよび検出コイルを含めたコイル構成をシミュレーションで検討し、検出される磁束差 $\Delta\phi$ が増加する方向性を得ることができた。 $\Delta\phi$ に影響する因子には検出コイル間隔、検出/励起コイルの幅、直径、厚みが挙げられ、その主要因子の検出コイル間隔の影響をFig. 6に示した。検出コイル間隔 $L$ を被検査銅管外径 $D$ で除した規格化コイル間隔 $D/L$ が、0.4~1.2の領域で高い $\Delta\phi$ を

示し、0.6近傍で最大値を示した。

これらの設計をもとに、既存検査装置回路とのマッチングを考慮したプローブ「開発コード"K"」を開発し、Table. 1に市販検査メーカ製のプローブとの性能比較を示した。雑音レベルがほぼ半減し、顕著なS/N比増加を図ることができた。

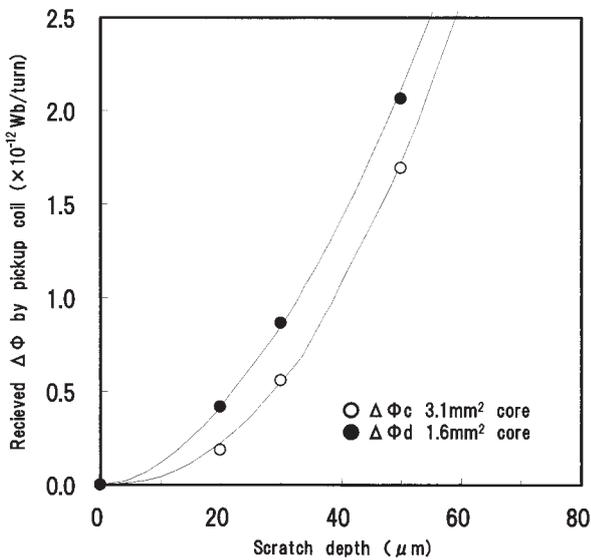


Fig. 4 Influence of core area on scratch defect sensitivity

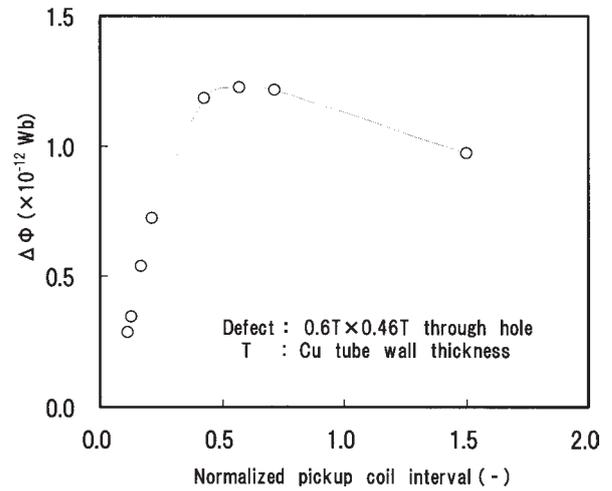


Fig. 6 Influence of pickup coil interval on defect detection sensitivity as  $\Delta\phi$

Table 1 Comparison of noise level and detection limit of improved and current probes

Type	Probe Maker	Detectable hole minimum dia. (mm) (S/N > 3)	Noise level (%) (φ 0.3mm hole signal = 100%)
Improved "K"	-	φ 0.10	5.7
High sensitive	A	φ 0.17	11.3
High sensitive	B	φ 0.19	14.0

Scratch depth/Tube wall thickness (%)	Before flaring	After flaring	S/N ratio of the improved probe	S/N ratio of the conventional probe
11			2.5	1.2 Impossible of detection
25			5.0	3.5
31			9.0	7.0

Fig. 5 Comparison of S/N ratio of improved and conventional RET probes

以上、非破壊検査の主幹の渦流探傷試験(ET)および回転渦流探傷試験(RET)の性能向上を達成し、欠陥流出防止に貢献している。

### 3. 銅管偏肉モニターの開発

#### 3.1 測定方法および装置

冷媒用伝熱管のような耐圧強度が要求される管は、その最小肉厚を保証する必要がある。管に偏肉がある場合は、それを考慮して、肉厚は理論最小肉厚より厚めに製造される。一方、材料費高騰により、より薄肉軽量化が求められるため、偏肉低減がさらに求められている。そこで、抽伸工程での偏肉制御や検査工程での偏肉検査など偏肉の計測制御技術開発が課題となっている。本節では、その要素技術となるオンラインで銅管の偏肉をモニターする計測方法の研究開発の一端を紹介する。

一般に、製管ラインにおける肉厚管理は、肉厚の(最大-最小)/(最大+最小)/2で定義される偏肉率を指標に行われ、その計測は、管端部の肉厚をマイクロメータで計測する方法が最も一般的である。しかし、この方法で全長に亘って偏肉率を測定することは不可能である。一方、非破壊で全長の偏肉率を測定する方法として、従来、超音波厚さ計による方法<sup>3)</sup>や渦電流<sup>4)</sup>、電磁超音波<sup>5)</sup>、透過X線などによる方法が考案され、一部、実用化され市販されている。しかし、それらには、製品の偏肉保証をし得る仕上げ抽伸や検査ラインでの適用を考慮して、100m/min以上のライン速度で、肉厚0.2mm程度以上の偏肉測定に対応でき、比較的安価で小型化のものはない。一例として、超音波法の例では、最新の高周波数型プローブを用いても、0.5mm以下のオンライン肉厚測定は困難であることを実験的に確認した。そこ

で、環境変動に脆弱なため実用化には多くの課題があるが、非接触で応答性に優れ、小型で、比較的安価に構成できる、渦電流法<sup>4)</sup>に着目し、その方法を基本に測定方法および装置の開発を進めた。

既に考案されている検出コイルを複数固定配置する方法<sup>4)</sup>では、管中心に対称に配置された1対の対向するコイルで受信される微小な磁束差 $\Delta\phi$ を管肉厚の差として検出して、検出系の $0^\circ$ - $180^\circ$ 方向の肉厚差 $\Delta T_x$ と $90^\circ$ - $270^\circ$ 方向の肉厚差 $\Delta T_y$ に比例した出力を $\Delta T_{max} = ((\Delta T_x)^2 + (\Delta T_y)^2)^{1/2}$ の式で演算して最大肉厚差 $\Delta T_{max}$ を求めている。微小な差動出力を高感度で検出するため、差動コイルを要素として組み込んだブリッジ回路を構成する方法が一般にとられ、微妙なコイルの差異など初期のブリッジバランスを増幅後にオフセットを与えてゼロ化する操作を測定前に行う。具体的には、偏肉の無い管を計測装置に入れて、ゼロバランスをとる。しかし、環境変化により、ゼロ点(=偏肉なしの場合の中立点)が偏肉信号のフルスケール以上に著しく変化するなど実用化に問題があった。

そこで、一対の差動コイルを管の外周側で周回させることで、偏肉信号を交流信号として取り出し、ゼロ点変動の影響を除く、回転型偏肉モニターを考案した<sup>6)</sup>。なお、ライン速度を考慮して、管長手方向の偏肉変化に十分に追従できる回転数が得られる機械設計をした。

Fig. 7に開発した装置のブロック図を示した。周回する差動コイルと検出回路系はスリップリングを介して接続した。この回路構成は一般的な渦流探傷試験装置の回路と同等のものである。ただし、差動コイルを含めたブリッジ回路出力と位相検波回路の結合は直流結合とした。差動コイルが最大肉厚差の方向に位置するとき、磁束差 $\Delta\phi$ が最大になり、その差動コイルの極性により、最大

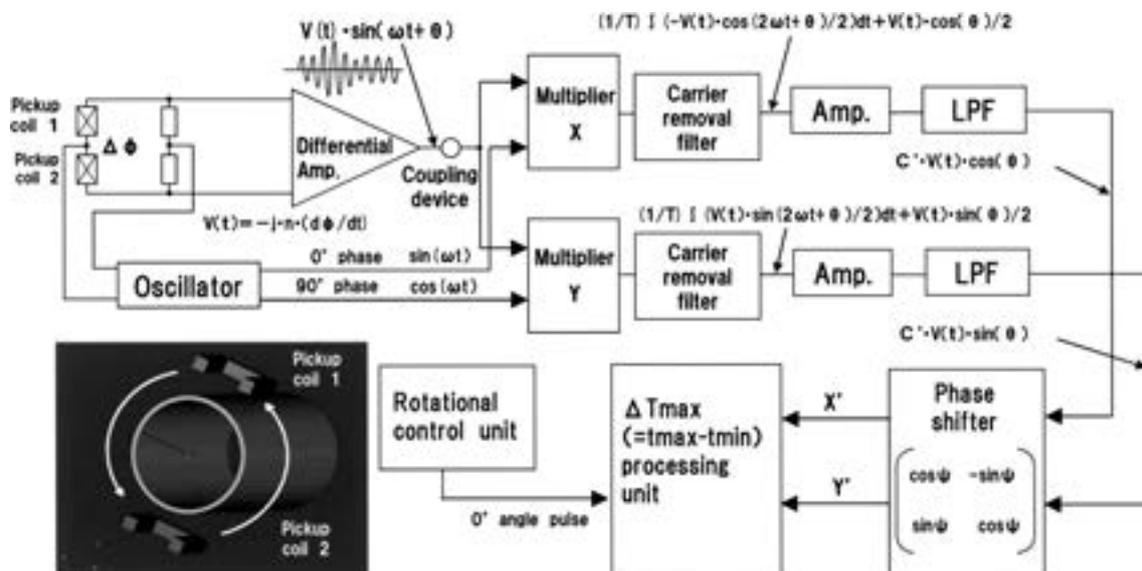


Fig. 7 Block diagram of online monitor of tube wall thickness deviation

または最小の電圧出力を示し、さらに、差動コイルが180°周回した位置では、電圧出力が最小または最大になる。このように、差動コイルが周回することにより、偏肉量がピークに対応する正弦波状の信号が得られる。なお、従来の渦電流法や超音波法のように、センサが固定式でないため、 $\Delta T_{max}$ を求める演算誤差が小さい。

ブリッジ回路出力には、差動コイル周回系の軸と被測定管の軸の動的ずれ、すなわち、ガタによる雑音信号が重畳しているため、位相回転によるガタ成分の分離を行い、正弦波状の偏肉信号を抽出する。しかし、温度変化など環境変化により、ブリッジバランス点が変わり、実際には、その変化が重畳した正弦波状の信号が現れる。しかし、バランス点変化に依らず、正弦波信号の振幅は偏肉量に対応しているため、その振幅を演算することで安定に偏肉量を、また、ピーク位置を演算することで偏肉方向も同時に検出可能である。なお、バランス点の変化も回路のダイナミックレンジを越えると測定できなくなるため、さらに熱安定回路素子の適用など種々の安定化対策をとった。

Fig. 8はコイル回転系の中心軸と被測定管中心軸の動的ずれ、すなわちガタの影響をシミュレーションした結果の一例である。銅管外径 $\phi$  14.9mm、肉厚1.5mmを対象に、偏肉率は、0%（偏肉なし）、6.7%の条件で、ガタ量 $d$ については、管外径 $D$ で規格した $d/D$ が0%（ガタなし）、0.067%、1.34%の条件でシミュレーションした。なお、キャリア周波数は4kHzとした。この図はX-Y平面（位相0°出力-位相90°出力平面）で表したもので、点線が回転移相をする前の状態である。回転移相前では、ガタのベクトル方向は56°、偏肉のベクトル方向は174°で、それらの位相差は118°である。そこで、XY信号を-56°移相回転すると、ガタのベクトル

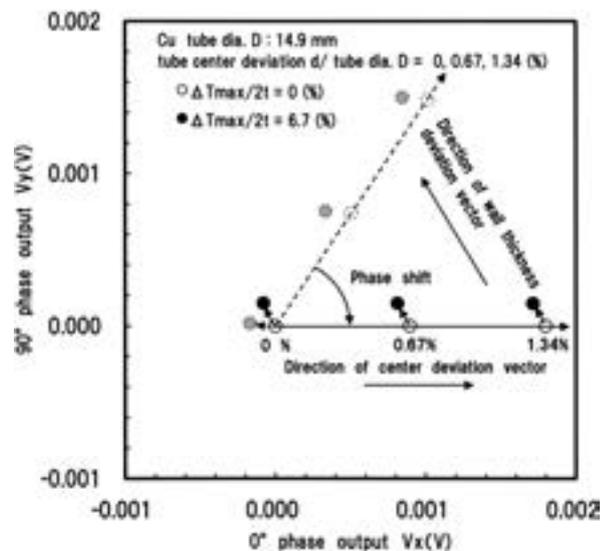
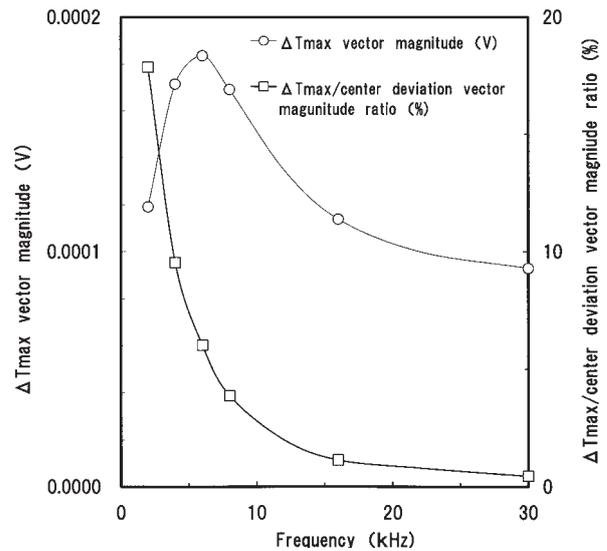
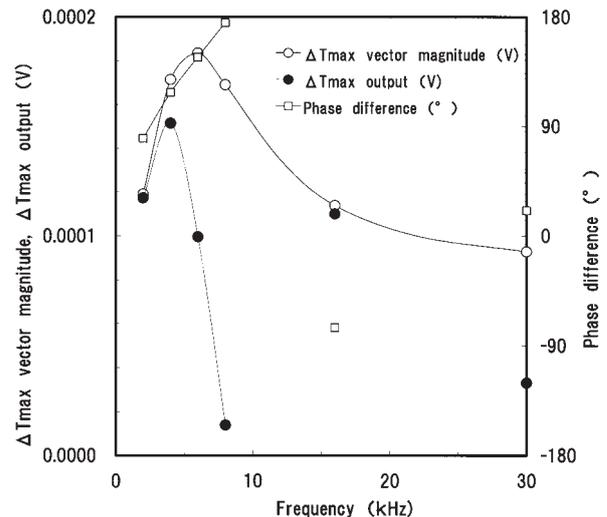


Fig. 8 Example of center deviation vector and wall thickness deviation vector on XY plane

方向(実線)が0°、偏肉ベクトル方向(実線)が118°となり、ガタのY成分が除去され、Y信号を観測することで偏肉信号を観測できる。なお、本例でも分かるようにガタ信号強度が偏肉信号強度より約10倍程度大きく、移相回転調整が不十分であると、ガタの影響も無視できなくなるため、精度の高い移相器が必要である。ガタベクトルおよび偏肉ベクトルの方向差が90°であれば、最も効率がよいが、その方向差は管肉厚等の寸法とキャリア周波数に依存するため、系にあった最適条件を見出すことが重要となる。



(1) Characteristics of wall thickness deviation vector magnitude and wall thickness deviation/center deviation ratio



(2) Characteristics of wall thickness deviation vector (magnitude and phase) and wall thickness deviation output

Fig. 9 Influence of frequency on wall thickness deviation/center deviation ratio, wall thickness deviation vector (magnitude and phase) and wall thickness deviation output

そこで、Fig. 8 のシミュレーションと同じサイズの銅管について、偏肉強度（偏肉感度）、偏肉/ガタ強度比および最大肉厚差  $\Delta T_{max}$  出力（偏肉出力）、偏肉・ガタ位相差（方向差）のキャリア周波数依存性をシミュレーションした結果を Fig. 9 (1), (2) に示した。偏肉信号は、6 kHz で最大となり、偏肉/ガタ強度比は、周波数増加にともない急激に減少する。また、信号分離性の指標となる偏肉・ガタ位相差は、2.4kHz で  $90^\circ$  と最も分離性がよく、8.5kHz で  $180^\circ$  で分離不能になる。この特性のため、移相回転後に抽出した最大肉厚差出力  $\Delta T_{max}$ （偏肉信号）は、4 kHz で最大値を呈し、偏肉信号強度最大の周波数条件に一致しない。また、それ以上の周波数では、偏肉強度が単調減少するとともに、位相反転が起き、複雑な挙動を示すため、代表点のみプロットした。従って、本測定系では、最も高い S/N 比を呈する 4kHz がキャリア周波数として導かれる。

### 3.2 測定結果例

前節の結果に基づいて試作装置を設計・製作し、その性能を評価した。Fig. 10 に  $\phi 14.9\text{mm}$ 、肉厚 1.5mm の銅管に対して、オフラインでの偏肉量測定結果を示した。このとき、回転数は 2000rpm とした。測定精度は、マイクロメータでの測定値を真として、 $\pm 0.01\text{mm}$  ( $\pm 1\sigma$ )、偏肉率換算で  $\pm 0.3\%$  であった。そこで、検査ラインに試作装置を設置して、ライン速度 100m/min で、同仕様の銅管を走行させて、偏肉量をモニターした結果を Fig. 11 に示した。なお、サンプル管は、人為的に偏肉率を変化させたものを用いた。また、走行試験後、サンプル管を切断して、マイクロメータで測定した結果（○印）を Fig. 11 に合わせてプロットした。オンラインにおいては偏肉率誤差  $\pm 0.5\%$  程度と多少精度が低下するが、実用域レベルの精度が得られた。今後は、さらにガタの影響を低減または補償する機構、機能を付加し、実用性の高い装置開発を進めるとともに、偏肉制御技術の研究開発も進め、より偏肉率の低い、高品質な銅管製造プロセスを目指す。

## 4. おわりに

銅管製造プロセスを対象とした最新の計測・検査技術として、非破壊検査技術の高度化および偏肉モニターの開発・改良事例を紹介した。本事例は、全て渦電流法を基本とする検査・計測技術で、渦電流解析シミュレーションに基づいた設計により、開発・改良を行った。回転渦流探傷試験では、従来の 1.3~2 倍に S/N 比増加を達成し、フレア割れ限界前後の表面スクラッチが検出できるようになった。また、貫通型コイルを用いる渦流探傷試験では、開発した高 S/N 比型プローブによって、雑音レベルをほぼ半減し、検出限界欠陥径は市販高感度プローブの 59% と著しく改善され、微小な欠陥も精度よく検出できるようになった。さらに、今後さらに重要な

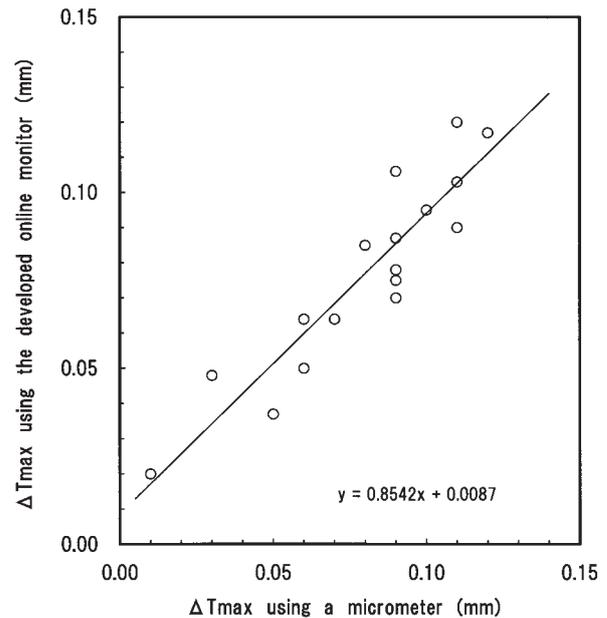


Fig. 10 Accuracy of developed wall thickness deviation monitor

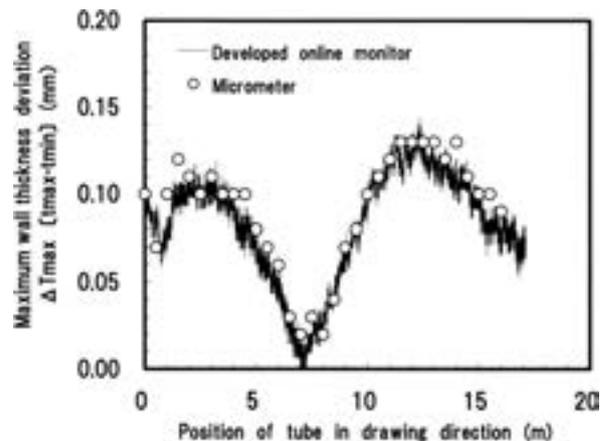


Fig. 11 Example of online output of the developed wall thickness deviation monitor

課題となる偏肉計測制御技術の要素技術である、全長に亘って非破壊で偏肉量を計測する方法および装置の開発事例を紹介した。実機検査ラインにて、試作装置でのオンライン試験を行い、偏肉率誤差  $\pm 0.5\%$  程度の実用域で、偏肉率をモニターできることを確認した。

### 参考文献

- 1) 武藤伸之, 森 憲亮: 本誌, 48-1 (2007) 135.
- 2) David C. Carpenter: Material Evaluation, 58-7 (2000) 897.
- 3) 大嶽 篤ら: 本誌, 31-1 (1990) 46.
- 4) 鈴木紀生, 柳井敏志, 木島広行: 特開平 7-198306
- 5) 川島捷宏, 室田昭治, 曾我 弘: 日本国特許昭 62-50761
- 6) 武藤伸之: 特許出願中

## 最新の表面分析機器の紹介

高柳 麻衣

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 162-165

## Introduction of the latest surface analysis equipment

Mai Takayanagi

Recently, various analysis equipment is developed for the analysis of the surface shape and the elemental distribution. High-quality data can be obtained by the latest analytical instrument about shape and the density of the trace element on the most surface. It becomes possible to solve the true state of a sample with combined these data.

Moreover, the technique that the sample preparation for the analysis is important. In addition, our company has positively made the analytical condition that has been paid attention to a low acceleration voltage.

In this paper, we introduces the analysis case and the analysis technique for the latest equipment.

## 1. はじめに

製品の欠陥解析や研究開発に関わる分析には、機器分析が多用される。機器分析からは形状、元素情報、元素の構造および化学結合状態などの情報が得られる。そのため、未知試料に対して、どの装置でどのように分析するか判断が重要になる<sup>1)</sup>。また、分析試料の加工方法や分析機器を組み合わせることで、未知試料の真の状態を明らかにする事が可能になる。

近年、アルミニウム製品に対する要求品質の高まりに伴い、機器分析における分析対象は、微小で、より低濃度に変化してきている。これらの分析要求に対応するために、当社では2007年から、微小・微量・最表層の分析を可能にする表面分析機器を更新してきた。本報では、分析結果を交えながら、これらの装置の一部について紹介する。

## 2. 分析機器の現状

表面分析機器には、大きく分けて形状観察と元素分析の2種類が存在する。この2種類から得られる情報を分析倍率と分析深さに分けて整理した図をFig. 1に示す。形状観察を主体とする機器としては、走査電子顕微鏡(SEM)が挙げられる。また、元素分析を主体とする機器としては、電子線プローブX線マイクロアナライザー

(EPMA)が挙げられる。SEMおよびEPMAは分解能や感度の点で高性能化が行われてきたが、近年、高輝度・高電流密度の電子銃が開発され、観察可能領域が透過電子顕微鏡(TEM)に近づいてきた。これにより、微小組織の広範囲な分散状態など、TEMでは解析に手間のかかる情報を短時間で得られるようになってきた。さらに、試料を薄膜や断面に加工することで、浅い領域の分析が可能になっている。

光電子分光分析装置(XPS)や二次イオン質量分析装置(SIMS)では、イオン銃の開発より、数原子層の分析が可能となり、試料表層の分子構造分析や深さ方向の高分解能分析、さらにはppmオーダーの微量元素分

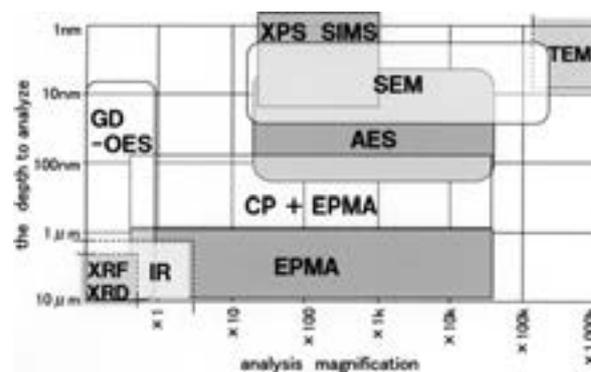


Fig. 1 Distribution chart of instrumental analysis

析が可能になった。

また、機器分析の高性能化の一つとし、湿潤環境下での試料観察が可能になった事も注目すべき点である。汎用のSEMでは、真空中に試料を導入するため、水分を含むような試料は好ましくない。しかし、低真空SEM<sup>2)</sup>の登場により、水分、油分を含む試料や油分に混入した粒子の分散状態などの観察および分析が可能である。また、観察を行いながら、装置内の湿度と試料温度をコントロールすることで、試料表面の湿潤と乾燥を繰り返すことができる。アルミ表面を乾燥状態から湿潤状態へ変化させ、その場観察したSEM像をFig. 2に示す。試料表面に水滴が成長する様子が観察でき、エアコン用フィン材の開発などに効果が期待できる。

### 3. 当社所有の分析機器の紹介

分析機器の経年劣化に伴い装置の更新を行うにあたり、微量分析、高倍率での観察、最表層の分析および観察が可能な機器に重点を置き、当社で測定可能な領域を広げてきた。

まず、元素分析に関しては、Fig. 3に示すEPMAを導入した。本装置は、CeBix電子銃を搭載しており、Wフィラメントに比べ高輝度な電子線が得られるのが特徴である。そのため、高感度、高分解能な元素分析が可能になった。また、最新のEPMAは試料高さ追従機能を付与させることができ、マッピングにおける試料高さの違いによる分析結果の影響を除去することが可能である。

続いて、観察に関しては、Fig. 4に示すSEMを導入した。本装置はFE-SEMで、低加速電圧における二次電子および反射電子に対応した高感度な検出器を搭載しているため、試料最表層の高分解能な観察が可能である。また、観察だけでなく、EDS検出器およびEBSD検出器を搭載し、分析および組織解析が同時に可能である。さらに、試料の加熱が可能で試料ステージにより、EBSDによるその場観察を可能にした。

また、試料作製にも力を入れ、Fig. 5に示すクロスセクションポリッシャ(CP)を導入した。本装置は、Arイオンにより試料をスパッタして断面を得る手法である。CPは手研磨に比べて界面のダレが生じにくく、集束イオンビーム装置(FIB)よりも広範囲の断面が得られるのが特徴である。CPにて作製した断面を上記SEMおよびEPMAで観察し、薄膜中の元素分布状態を調査したり、箔断面のEBSD解析を行うなど、様々な調査で成果を上げている。

### 4. アルミニウム皮膜の形態観察<sup>3)</sup>

Fig. 6は、表面処理した1050合金の表面をFE-SEMにて観察した結果である。通常は加速電圧15~20kVで観察する機会が多いが、当該装置は1kV未満で高分解

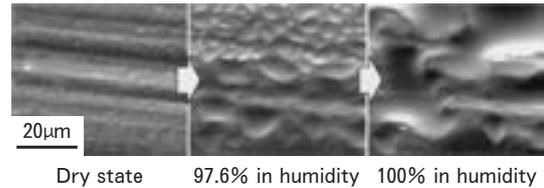


Fig. 2 SEM image on surface of aluminum in moist environment



Fig. 3 Photograph of EPMA



Fig. 4 Photograph of SEM



Fig. 5 Photograph of cross-section polisher

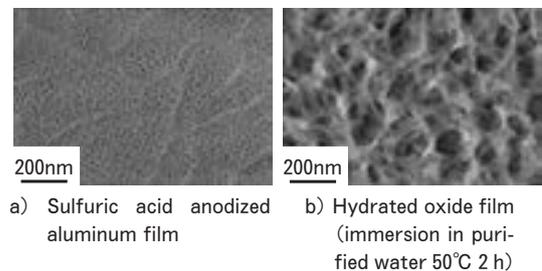


Fig. 6 SEM image of surface treated 1050 alloys

能な観察が可能である<sup>4)</sup>。低加速電圧で観察する事で、電子線の侵入深さを浅くでき最表面の情報を得ることができる。また、低加速電圧での観察では、電子線照射による熱ダメージを軽減し、無蒸着にて試料表面の形態を捉えることができる。Fig. 6は2kV無蒸着で観察した

SEM 像で、アルマイト皮膜表面の数nm のポアや水和皮膜のポーラスな形態が明瞭に観察できている。

## 5. アルミニウム表面の断面観察

Fig. 7 および Fig. 8 はアルミニウム表面の皮膜を断面から観察した SEM 像である。断面作製は FIB による加工および TEM による観察が主流であるが、試料作製や装置の扱いに熟練を要する。そこで、比較的操作の簡便な CP および SEM を組み合わせることで、薄膜の断面観察が容易に行えるようになった。

Fig. 7 はベーマイト皮膜の断面 SEM 像である。厚さ数百nm のベーマイト皮膜が 2 層構造である様子が観察されている。加工の際に、Ar イオンの電圧および電流を低めに設定することで、スパッタレートを抑え、明瞭な断面が得られた。Fig. 8 は黒色アルマイト皮膜の断面である。皮膜の数十nm のポアの中に、Ni が析出している様子が観察された。

## 6. アルミニウム表面品質異常の分析

アルミニウムの品質において重要な項目の一つとして、表面の色合いが挙げられる。板面の色合いは異物の付着や板表面の凹凸などによって変化するが、目視では差が

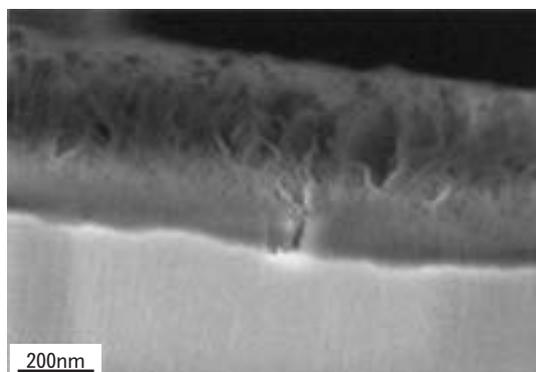


Fig. 7 SEM image in section of boehmite film

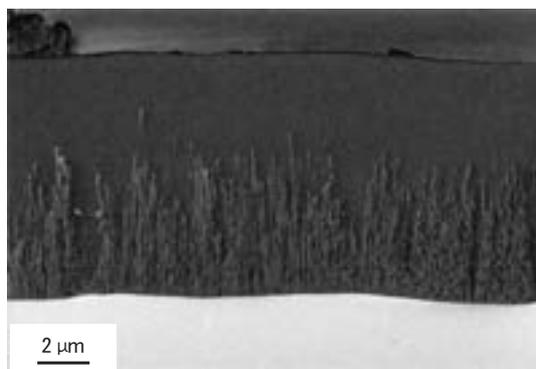


Fig. 8 SEM image in section of anodized aluminum film

認められても、分析機器的に明確な差が得られない場合も多い。その理由として、正常部との差が、ごく最表層の形状や元素分布の差である場合が推定される。そこで、低加速電圧での観察を元素分析に適応し、EPMA による面分析を行った結果を Fig. 9 に示す。試料はコンデンサ箔を用い、同一視野について箔の表面特性を阻害する C 分布を分析し、加速電圧の違いによる効果を調査した。加速電圧が低いほど C の分布が明瞭に観察されている。

## 7. アルミニウム酸化皮膜厚さの分析<sup>5)</sup>

酸化皮膜厚さの測定は、オージェ電子分光分析 (AES) やグロー放電発光分光分析 (GD-OES) による深さ方向元素分析から求める場合が多い。しかしながら、これらの分析手法では広い面積を短時間に分析するには適していない。前項で述べたように EPMA 分析装置は、試料を破壊することなく、高感度に元素分析ができ、低加速電圧の条件下では、X 線発生領域の低減により<sup>6)</sup>、試料最表層の元素分布を感度良く分析できる。当社では、膜厚と O、Al の特性 X 線強度の関係を用いて、酸化皮膜厚さの非破壊分析を行っている。Fig. 10 に酸化皮膜厚さと O 強度の関係を示す。皮膜厚さと O 強度には比例関係が認められた。Fig. 11 に意図的に酸化皮膜にむ

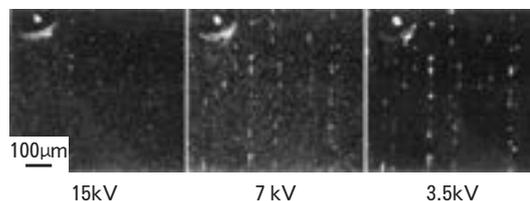


Fig. 9 Distribution chart of C on surface of aluminum foil

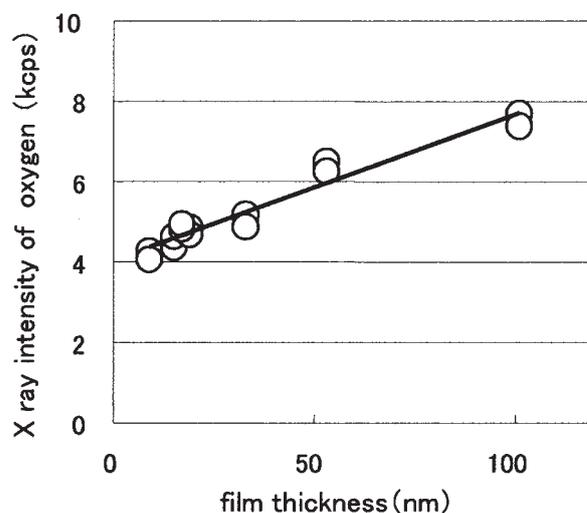


Fig. 10 Relation between oxide film thickness and O intensity

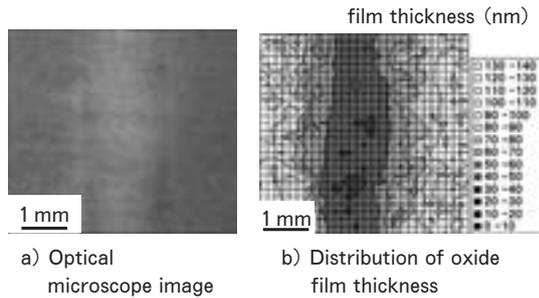


Fig. 11 Analysis result of oxide film distribution

らを作ったアルミニウム表面の酸化皮膜厚さ分析結果を示す。EPMA はミリオーダーの広い面積の分析を得意とするため、広範囲について厚さ数十nm の酸化皮膜の分布を捉える事が可能である。

## 8. おわりに

以上のように、分析機器の高性能化や分析条件、加工方法を工夫することで、様々な欠陥解析で成果を上げてきた。今後も、表面分析の分野は、分析原理を理解し、装置の最高性能を引き出した分析で、欠陥解析および製品開発に寄与していくことを期待したい。

## 参考文献

- 1) 森河 務：日本材料学会関西支部講習会資料
- 2) 藤谷 洋：第 26 回マイクロアナリシス研究懇談会講演要旨集, (2008), 8.
- 3) 高柳麻衣, 米光 誠：軽金属学会第 117 回秋期大会講演概要, (2009), 22.
- 4) JFE 技報 No.13, (2006), 103.
- 5) 高柳麻衣, 米光 誠：軽金属学会第 112 回春期大会講演概要, (2007), 85.
- 6) 副島啓義：電子線マイクロアナリシス, (1987), 日刊工業新聞社

## 航空機用 2013-T6511 押出材の特性

佐野 秀男\* 加藤 勝也\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 166-173

Properties of 2013-T6511 Extrusion for  
Aerospace Application

Hideo Sano and Katsuya Kato

2013 alloy developed as an alternative of 2024 alloy for aerospace application can be extruded to complex shape including hollow shape, which can achieve integrated structure contributed to reduction of cost and weight. The application of 2013 to main structure of airframe requires registration in Metallic Materials Properties Development & Standardization. Properties of 2013-T6511 extrusion up to 5 mm (0.2 in.) thick have been shown in this technical report. Density of 2013 is 1.5% lower than that of 2024. Specific heat and thermal conductivity of 2013 are almost same as those of 2024. A basis of tension strength, tension yield strength, compression strength, shear strength, bearing strength and bearing yield strength of 2013-T6511 extrusion are higher than those of 2024-T3511 extrusion. Tension strength of 2013-T6511 extrusion up to 200°C (392°F) is higher than that of 2024-T62. Fatigue properties of 2013-T6511 extrusion are almost same as those of 2024-T3511 extrusion. Exfoliation corrosion resistance and intergranular corrosion resistance of 2013-T6511 extrusion are same as or superior to those of 2024-T3511 extrusion. Its stress corrosion cracking resistance is much superior to that of 2024-T3511 extrusion. The resistance to corrosion of this alloy extrusion after chemical conversion coating and anodizing is superior to those of 2024-T3511 extrusion. In the future, welding and FSW will be applied to aerospace industry. 2013 can be connected by TIG welding easily, and strength of welded part is 73% of extrusion strength, which is same as 6013. Strength of FSW part is 76% of extrusion strength. But in case that 2013-T4511 is connected by FSW and aged artificially at 463K in 28.8ks, suitable rotating number of pin makes temperature of connected part reaches 773K and hardness of the most soft part increases. Moreover, suitable FSW speed increases its hardness to 89% of mother material. As 2013-T6511 extrusion has excellent properties, it is expected to be alternative of 2024 and applied to airframe parts widely.

## 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。Alcoa 社は改良合金 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 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<sup>1)</sup>。Table 1 に、化学成分を他の合金と比較して

示す。2013 では 6013 よりも強度を向上するため Cu を増量した。また、押出性を向上す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 は中空形状を含む複雑形状に押出できるので、構造一体化によりコストと重量を低減できる。The Aluminum Association (以下 AA と称する)にて 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。

新合金が航空機用材料として採用されるには、設計許容値が必要であり、そのためには米国の材料規格への登

\* 研究開発センター 第六部, 工学博士

\*\* 研究開発センター 第六部

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

Alloy		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
2013	Min.	0.6		1.5		0.8	0.04		Bal
	Max.	1.0	0.4	2.0	0.3	1.2	0.35	0.3	
6013	Min.	0.6		0.6	0.20	0.8	0.10		Bal
	Max.	1.0	0.5	1.1	0.8	1.2	0.10	0.3	
6061	Min.	0.4		0.15		0.8	0.04		Bal
	Max.	0.8	0.7	0.4	0.2	1.2	0.35	0.3	
2024	Min.	0.5		3.8	0.30	1.2			Bal
	Max.	0.5	0.4	4.9	0.9	1.8	0.01	0.3	

録が必要である。まず、AAにて2003年に合金登録後、2004年にT6511が熱処理登録された。二次構造体（内装品）への採用には、米国 Society of Automotive Engineering（以下SAEと称する）内の Aerospace Material Specification（以下AMSと称する）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、一次構造体に採用されるには、Metallic Materials Properties Development & Standardization（以下MMPDSと称する、旧 Military handbook）にて設計許容値の登録が必要である。既に物理的性質および機械的性質が承認され、2007年4月に発行された Version 4へ記載された。本報では、肉厚5mm（0.2in.）以下の2013-T6511押出材にて、一次構造体用として必要な登録データを中心に紹介する。

**2. 物理的性質<sup>2)</sup>**

2013-T6511押出材の密度、比熱および熱伝導率を、2種類の鋳造ロット、熱処理ロットにて測定した。密度はASTM C693に準拠して測定し、2.72 g/cm<sup>3</sup>で0.098 lb/in<sup>3</sup>と換算された。2024の密度2.764 g/cm<sup>3</sup>に対し、2013の密度は1.5%小さい。比熱および熱伝導率は、ASTM C714に準拠して測定した。Fig. 1に2013の比熱に及ぼす温度の影響を示し、Fig. 2に2013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、熱処理ロットにてASTM E228に準拠して測定した。Fig. 3に熱膨張率に及ぼす温度の影響を示す。MMPDSに記載された2024の値と比較すると、300℃以下の低温側での熱膨張率が若干大きい。

**3. 機械的性質<sup>2)</sup>**

航空機用材料の静的機械的性質の設計許容値として、

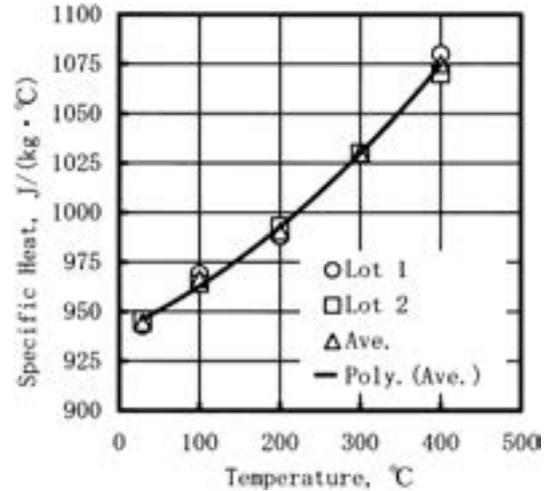


Fig. 1 Working curve for effect of temperature on specific heat of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

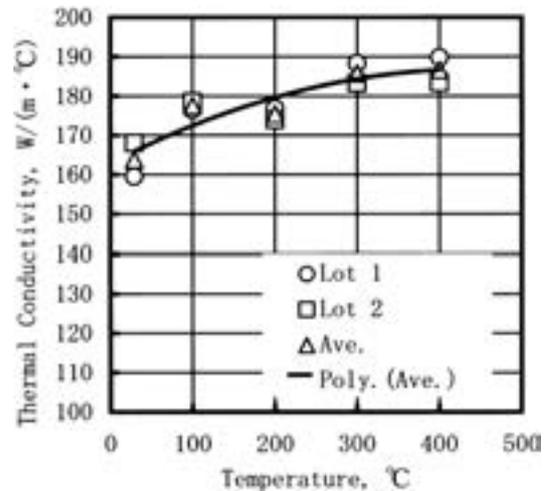


Fig. 2 Working curve for effect of temperature on thermal conductivity of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

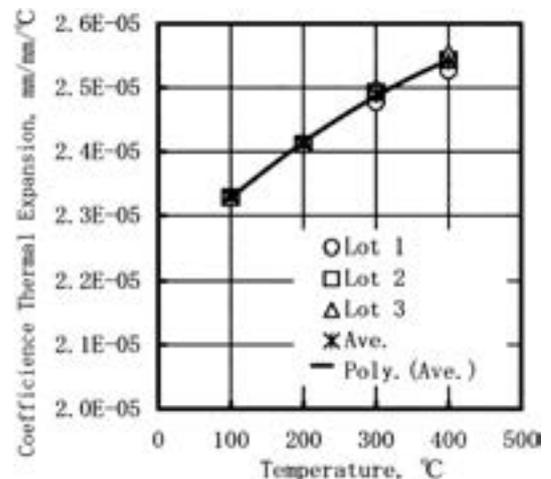


Fig. 3 Working curves for CTE of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

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 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、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 値とされた。室温の引張試験は ASTM B557 に準拠し、引張降伏応力 (0.2% 耐力 Fty)、引張強さ (Ftu)、伸びを求めた。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 Fcy) を求めた。せん断試験は ASTM B831 に準拠して実施し、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。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。Table 2 に、2013-T6511 押出材の機械的性質の A 値および B 値を、MMPDS Version 1 の Table 3.2.3.0 (j<sub>1</sub>) 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<sub>99</sub> 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<sub>90</sub> 以上となる値である。2013 の引張強さ Ftu 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。これらの設計許容値は、MMPDS Version 4 の Table 3.2.1.0 (b) に記載されている。Fig. 4 に A 値を比較して示すが、2013-T6511 押出材のベアリング強度は 7075-T73511 押出材と比較しても遜色ない。

高温の引張試験は ASTM B557 に準拠し、引張降伏応力 (0.2% 耐力 Fty)、引張強さ (Ftu)、伸びを求めた。Fig. 5 に 2013 の高温引張耐力に及ぼす温度の影響を示す。室温の引張耐力を 100% として、これに対する高温の引張耐力を 100 分率で示している。MMPDS Version 1 の Fig. 3.2.3.3.1 (b) に記載される 2024 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と比較すると、392°F (200°C)、100hr にて 2013 が 67% に対し 2024 が 60% であり、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. 6 に、2013 の高温引張強さに及ぼす温度の影響を示す。MMPDS Version 1 の Fig. 3.2.3.3.1 (a) に記載される 2024-T62 材の高温引張強さに及ぼす温度の影響と比較すると、392°F (200°C)、100hr にて 2013 が 68% に対し 2024 が 62%

であり、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. 7 に 2013 の高温引張伸びに及ぼす温度の影響を示す。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と比較すると、2013 の高温引張伸びは 2024 と比較して遜色ない。

#### 4. 疲労特性<sup>3)</sup>

2024-T3 材は疲労特性に優れるため、主翼下面に多く用いられている。そのため、2024-T3 材を代替する為には、2013-T6511 押出材の疲労特性を把握する必要がある。そこで、疲労特性、切り欠き疲労特性、疲労亀裂進展特性を調査した。

疲労試験では、ASTM E466 に準拠し、両面をハンドポリッシュした平滑疲労試験片を用い、応力比 0.02, 0.30, 0.50 の 3 条件とした。Fig. 8 に平滑疲労試験結果を MMPDS Version 1 に記載された 2024-T3 板材と比較して示す。2013 の疲労特性は、2024 板材と比較すると、低サイクル側ではほぼ同等の結果を示し、高サイクル側では優れた。

切り欠き疲労試験では、ASTM E466 に準拠し、両面をハンドポリッシュした試験片を用い、応力比 0.02, 0.30, 0.50 の 3 条件で実施した。また、比較のため応力比 0.02 にて 2024-T3511 押出材を試験した。Fig. 9 に切り欠き疲労試験結果を示す。2013 の切り欠き疲労特性は、2024 と同等であった。

疲労亀裂進展試験では、ASTM E647 に準拠し、亀裂の進展方向が LT 方向となるよう試験片を押し出方向に採取し、表面を押し出のままとし、Middle Tension タイプの試験片を用い、応力比 R=0.1, 0.4 の 2 条件で実施した。比較のため 2024-T3511 押出材を試験した。Fig. 10 に疲労亀裂進展結果を示す。ΔK が 15 以下の範囲では、2024 よりも亀裂進展速度が遅くなった。ΔK が 15 を超える範囲ではほぼ同等であった。

これらの結果より、2013-T6511 押出材は 2024-T3511 押出材と比較し、疲労強度は同等以上であり、疲労特性が要求される構造体においても 2024-T3511 材の代替が可能であると考えられた。

#### 5. 耐食性<sup>3)</sup>

2013-T6511 押出材の耐食性を 2024-T3511 押出材と比較するため、航空機材の評価に用いられる剥離腐食試験、粒界腐食試験及び応力腐食割れ試験にて評価した。

剥離腐食試験では、押し出材の表層を肉厚の 1/10 (0.4mm) 切削した試験片を用い、ASTM G34 に準拠した。Fig. 11 に剥離腐食試験後の外観及び断面を示す。

**Table 2** Design Mechanical and Physical Properties of 2013 and 2024 Extrusions : SI unit (American unit).

Materials Properties Basis	2013-T6511 Extrusion *		2024-T3511 Extrusion **		Ratio to 2024 A basis
	A	B	A	B	
Mechanical Properties					
Tension strength $F_{tu}$ : MPa (ksi)					
L	400 (58)	407 (59)	393 (57)	421 (61)	1.0
LT	393 (57)	400 (58)	372 (54)	400 (58)	1.1
Tension yield strength $F_{ly}$ : MPa (ksi)					
L	365 (53)	379 (55)	290 (42)	324 (47)	1.3
LT	338 (53)	352 (56)	255 (37)	283 (41)	1.3
Compression strength $F_{cy}$ (MPa)					
L	365 (53)	379 (55)	234 (34)	262 (38)	1.6
LT	372 (54)	386 (56)	283 (41)	310 (45)	1.3
Shear strength $F_{su}$ : MPa (ksi)					
L	283 (41)	290 (42)	200 (29)	214 (31)	1.4
LT	283 (41)	290 (42)	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 1.5$ : MPa (ksi)					
L	724 (105)	731 (106)	579 (84)	621 (114)	1.3
LT	717 (104)	724 (105)	...	...	
Bearing strength $F_{bru}^{***}$ at $e/D = 2.0$ : MPa (ksi)					
L	917 (133)	931 (135)	745 (108)	786 (114)	1.2
LT	910 (132)	924 (134)	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 1.5$ : MPa (ksi)					
L	572 (83)	593 (86)	421 (61)	469 (68)	1.4
LT	565 (82)	586 (85)	...	...	
Bearing yield strength $F_{bry}^{***}$ at $e/D = 2.0$ : MPa (ksi)					
L	662 (96)	689 (100)	490 (71)	545 (79)	1.4
LT	683 (99)	710 (103)	...	...	
Elongation $e$ of S-Basis (percent)					
L	8	...	12	...	...
LT	...	...	...	...	
Tension modulus $E$ : $10^3$ MPa ( $10^3$ ksi)					
L	68 (9.9)		74 (10.8)		
LT	70 (10.1)		...		
Compression modulus $E_c$ : $10^3$ MPa ( $10^3$ ksi)					
L	69 (10)		76 (11)		
LT	72 (10.4)		...		
Poisson ratio $\mu$					
	0.34		0.33		
Physical Properties					
$\omega$ , g/cm <sup>3</sup>	2.72 (0.098)		2.764 (0.1)		0.985
C, K, and $\alpha$	See Figs. 1, 2 & 3		See Tables 2		

\* : Thickness range covers up to 0.5mm. These were analyzed by Battelle Memorial Institute.

\*\* : Reference to thickness range up to 6.3mm in. of Table 3.2.3.0 ( $j_1$ ) in MMPDS Version 1

\*\*\* : Bearing values are "dry pin" values per Section 1.4.7.1. in MMPDS Version 1

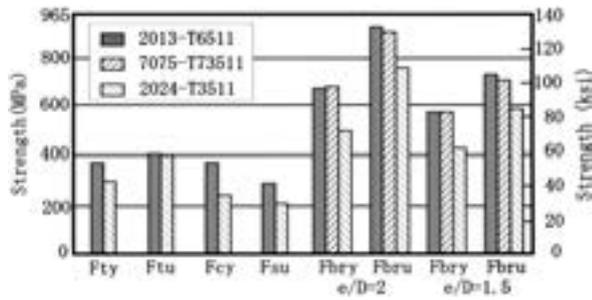


Fig. 4 Comparison of static properties (MMPDS A value).

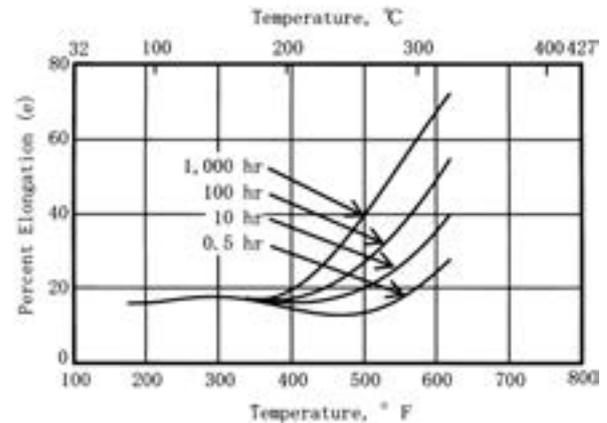


Fig. 7 Effect of temperature on the tensile elongation (e) of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

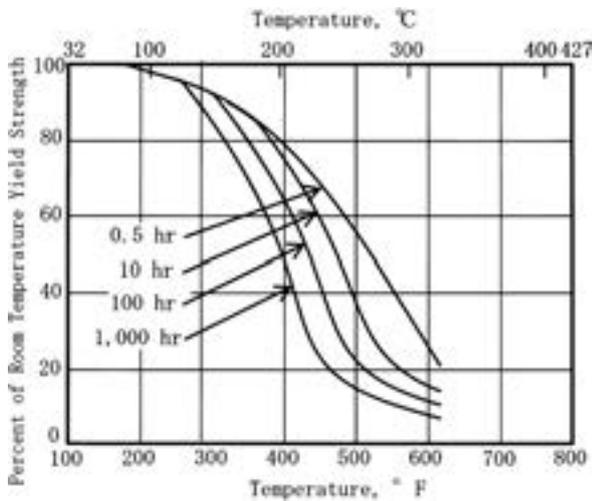


Fig. 5 Effect of temperature on the tensile yield strength (F<sub>ty</sub>) of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

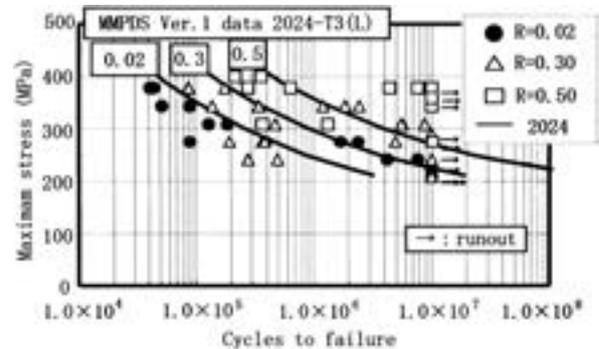


Fig. 8 Fatigue strength of 2013-T6511 extrusion (K<sub>t</sub>=1.0)<sup>3)</sup>.

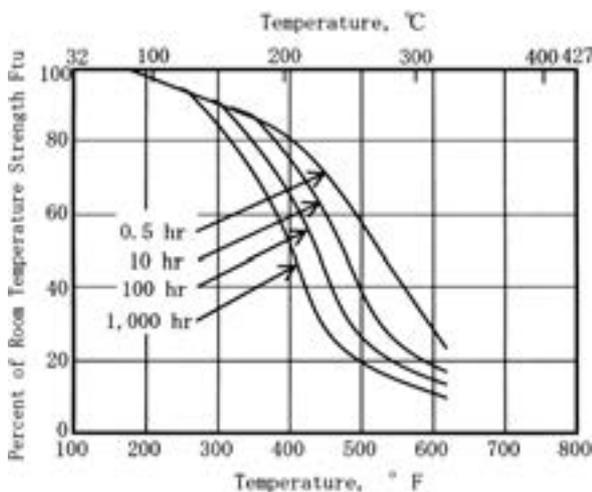


Fig. 6 Effect of temperature on the tensile ultimate strength (F<sub>tu</sub>) of 2013-T6511 extrusion<sup>2)</sup>.

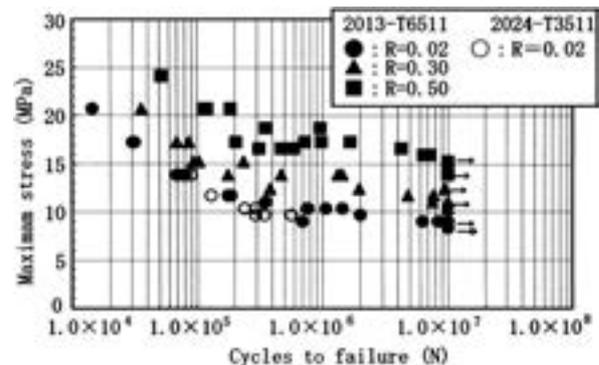


Fig. 9 Fatigue strength of 2013-T6511 extrusion (K<sub>t</sub>=3.0)<sup>3)</sup>.

外観から 2013 は EA (Superficial 表面腐食), 2024 は EB (Moderate 穏やかな腐食) と判定した。AA での 2013-T6511 熱処理登録にて, EB よりも大きな腐食は無いと記述されている。

粒界腐食試験では, 押出材の表層を肉厚の 1/10

(0.4mm) 切削した試験片を用い, ASTM G110 に準拠した。Fig. 12 に粒界腐食試験後の外観及び断面を示す。2013 の腐食減量は 3.7g/m<sup>2</sup> に対し 2024 で 38.9g/m<sup>2</sup> であり, 腐食深さは両者とも 100μm で同等であった。

応力腐食割れ試験では, 引張形式の試験片を使用し, ASTM G47 に準拠した。負荷応力は, 2013-T6511 材の AMS 規格値の 0.2% 耐力 365MPa に対し, 80% の 292MPa, 90% の 329MPa の 2 条件とした。負荷応力

292MPaでは2013と2024ともに480hrで破断しなかったが、負荷応力329MPaでは2024は348hrで破断したが、2013は960hr試験後も破断しなかった。Fig. 13に負荷応力292MPa、480hr試験後の表面を示すが、2024にのみ腐食が見られた。2013の耐応力腐食割れ性は2024よりも優れる。MMPDS Version 4のTable 3.1.

2.3.1(c).にて、応力腐食割れ試験にて破断しない最大引張応力は42ksi(290MPa)と記載されている。

これらの調査結果より、2013の耐食性は、2024と同等以上である。

## 6. 表面処理特性<sup>3)</sup>

航空機部品には塗装の前に耐食性と塗装密着性の向上を目的として表面処理が行われる。2013の表面処理特性も、代替する2024と比較して同等以上であることが望ましい。そこで、2013-T6511材に表面処理した試料を用い、塩水噴霧試験を行い、表面処理特性を評価した。化成処理性をMIL-C-5411 Class Aに準じ、アノダイズ性をMIL-A-8625 Type 1, Class 1に準じて、塩水噴霧試験をそれぞれ168hr、336hrで実施し、いずれも耐食性の要求を満たした。さらに、2013と2024の差異を確認するため、仕様書より長時間720hrの試験を実施した。その結果をFig. 14に示すが、化成皮膜処理材では2024に色むらおよびピットが発生したが2013に変化はなかった。アノダイズ処理材では色むらが2024及び2013に観察されたが、ピットは2024のみに観察された。これらの結果から、2013の表面処理特性は、2024よりも良好である。

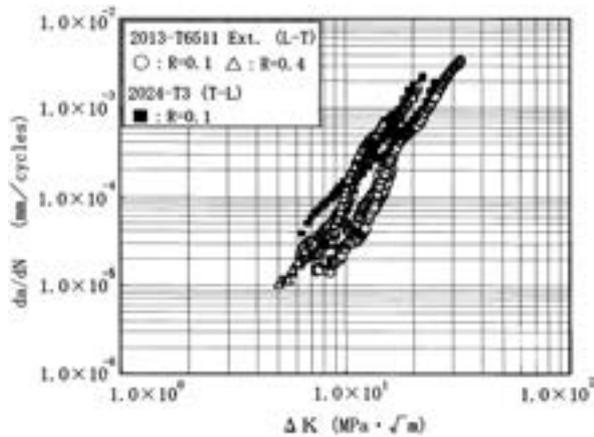


Fig. 10 Fatigue crack growth rate of 2013-T6511 extrusion<sup>3)</sup>.

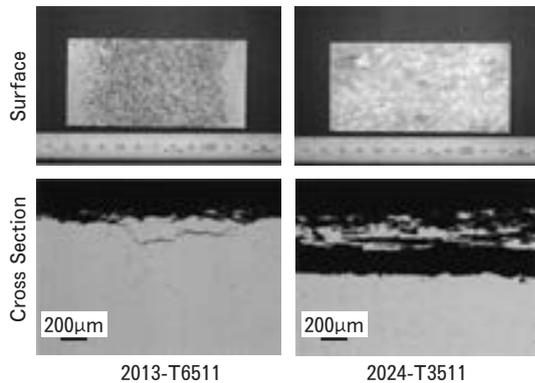


Fig. 11 Appearance and cross section of the specimens after exfoliation corrosion test<sup>3)</sup>.

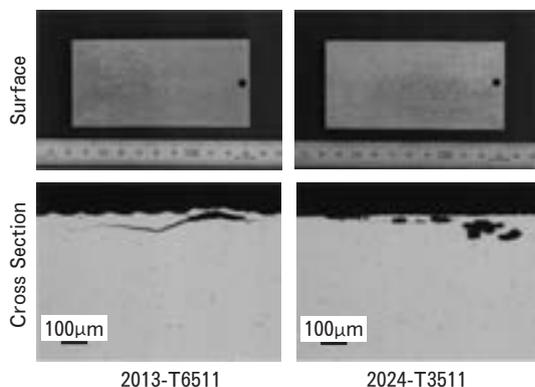


Fig. 12 Appearance and cross section of the specimens after intergranular corrosion test<sup>3)</sup>.

## 7. 接合性評価<sup>4)</sup>

航空機用アルミニウム合金材料の接合には、ファスナーが採用され、溶接は採用されていない。その理由は、7000系や2000系合金が溶接割れすることと溶接部の信頼性として設計許容値が無いことである。しかし、6000系合金を基に合金開発された6013合金や2013合金は溶接接合でき、将来航空機材に用いられる可能性がある。

ここで、一般的なTIG溶接性を評価した。2013-T6511押出材と比較として2024合金と同等の耐力をもち溶接可能な6013-T6の板材(板厚2.3mm)を用いTIG溶接した。突合せ継手を1パス自動溶接し、2013と6013の溶加材はいずれも4043とし、板厚が異なるため溶接速度は2013で0.15m/min、6013で0.28m/min

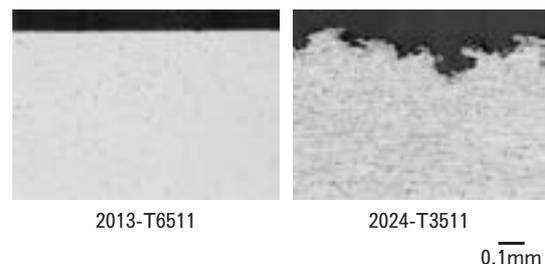


Fig. 13 Cross section of the specimens after 480hr, at stress 292MPa of stress corrosion cracking test<sup>3)</sup>.

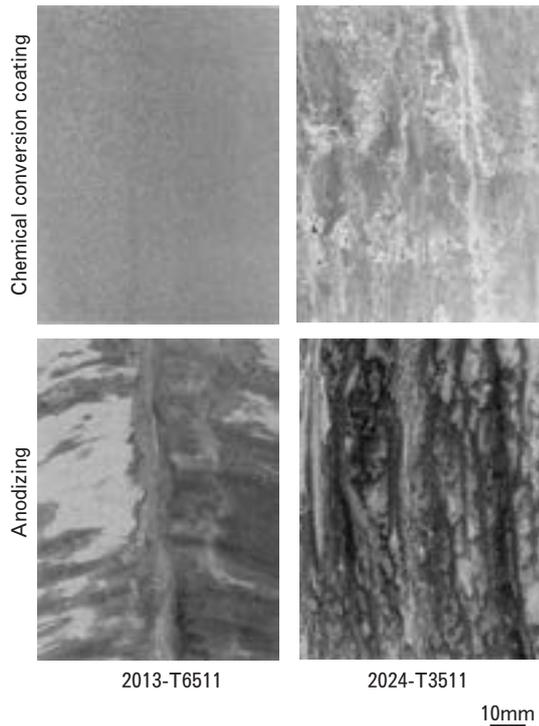


Fig. 14 Appearance of test specimens after 720hr salt spray test<sup>3)</sup>.

とした。両者は同様に溶接可能であり、一般的な6000系合金と同等の作業性であった。溶接後、MIL-STD-4533に従いX線検査およびASTM E14174に従い蛍光浸透探傷検査及びビード断面観察し、割れやアンダカットの無い良好なビード外観及び内部欠陥の無いことを確認した。溶接後に引張試験及び疲労試験し、母材の特性と比較した。試験片は、接合部を試験片の中央に配置し、溶接部の表裏面の余盛を除去し、平滑面とした。引張試験では、50 kN 万能材料試験機を用い ASTM B557 に準拠し、同一ロットの母材も引張試験した。Fig. 15 に引張試験結果を示す。2013 の継手効率率は6013 とほぼ同等であり約73%であった。破断位置は、全ての試験片にて溶接部であった。また、疲労試験では、100kN 電気油圧式疲労試験機を用い、ASTM E466 に準拠し、平滑疲労試験 ( $K_t=1.0$ ) を実施した。Fig. 16 に疲労試験結果を示す。低サイクル側で溶接後の疲労強度は約75%となり、引張強度の継手効率とほぼ同等となった。一方、高サイクル側ではその差は小さく約90%であった。これは、疲労特性が低サイクル側で材料の静強度に強く依存し、高サイクル側で静強度に加え亀裂進展速度も影響するためと考える。これらの結果より、2013 は6000系アルミ合金と同様に溶接構造への適用が可能である。

摩擦攪拌接合 Friction Stir Welding (以降 FSW と称する) では、溶接が不可能な7000系や2000系合金材料を接合できる。ここで、2013の摩擦攪拌接合後の継手効率を評価した。2013-T6511 押出材を FSW した後、

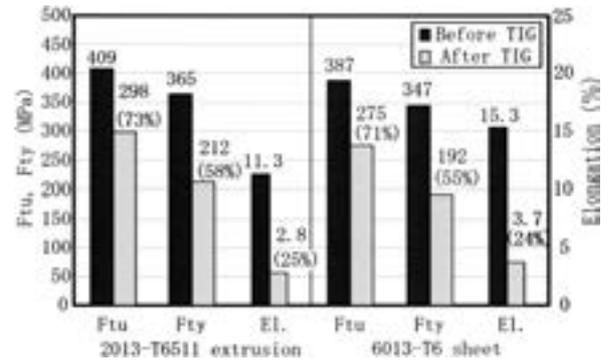


Fig. 15 Tensile properties of 2013-T6511 extrusion and 6013-T6 sheet before and after TIG welding<sup>4)</sup>.

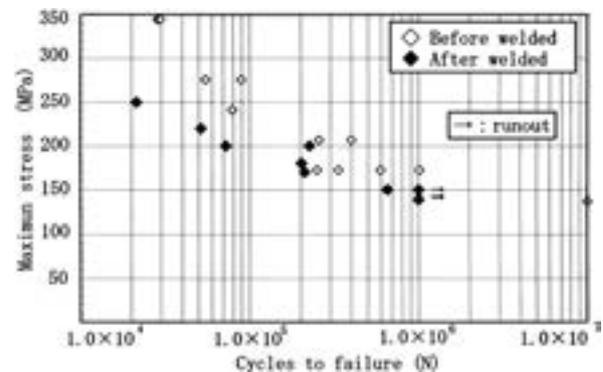


Fig. 16 Fatigue properties of 2013-T6511 extrusion before and after TIG welding<sup>4)</sup>.

引張試験片を採取し継手強度を調査した。FSW では接合速度 0.1m/min で突合せ継手を1パスで接合した。接合後、X線検査、蛍光浸透探傷検査及びビード断面観察により欠陥の有無を調べた後、試験片加工し引張試験した。引張試験は、ASTM B557 に準拠し 50kN 万能材料試験機を用い、同一ロットの母材も引張試験した。FSW の裏面の未接合部が無いことを確認した。Fig. 17 に FSW 前後の引張試験結果を示すが、継手効率は76%であり、TIG 溶接とほぼ同等であった。溶接構造への FSW 適用は可能である。また、2013-T4511 を FSW した後 463K で 28.8ks 保持する人工時効プロセスが考案された。ここで、FSW の回転数を適正に設定すると、接合部の到達温度が固溶温度 773K (500°C) に到達し、Fig. 18 に示すように攪拌部の硬さが向上した<sup>5)</sup>。さらに、Fig. 19 に示すように、接合速度を適正に設定すると、最軟化部の硬さ HV (49N) が 77.5 から 97.8 に上昇し、母材に対する硬さの比が 72.2% から 89.0% に向上した<sup>6)</sup>。最軟化部は、攪拌による発熱で過時効温度域に達するため形成される。接合速度が速いと昇温が少なく保持時間が短くなり、軟化が小さくなったと考えられる。

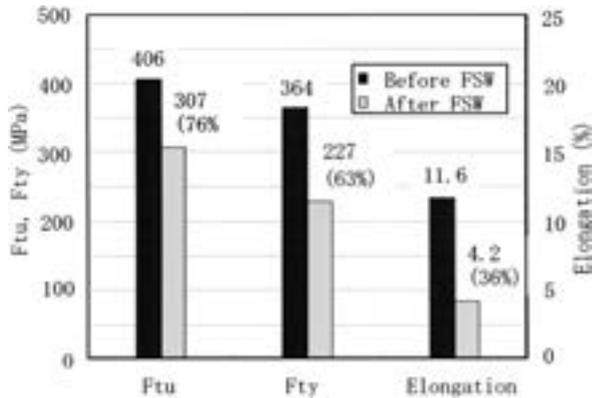


Fig. 17 Tensile properties of 2013-T6511 extrusion before and after FSW<sup>4)</sup>.

## 8. おわりに

2013の密度は2024の密度よりも1.5%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1.2倍から1.6倍である。2013の高温強度も2024より優れる。さらに疲労強度は同等であり、疲労亀裂進展特性や耐応力腐食割れ特性が優れる。これらの特性より、現在2024-T3511材が使用されている部品での代替が可能である。さらに複雑形状への押出が可能、溶接やFSW接合が容易など2013の特徴を生かした設計により構造一体化が図れ<sup>1,4)</sup>、航空機のコストと重量の低減が期待される。

## 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, 17年度「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、掲載の許可を頂いた社団法人日本航空宇宙工業会殿、川崎重工業株式会社殿に深く感謝いたします。

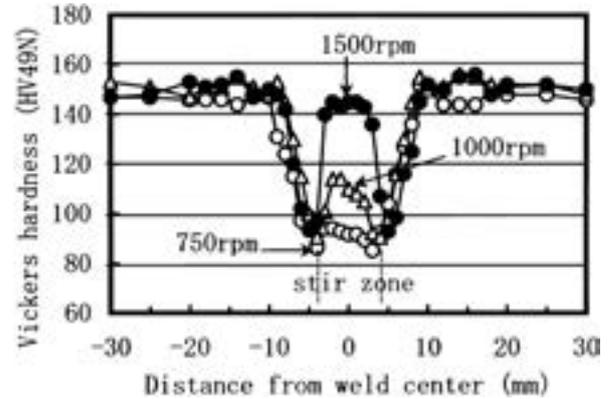


Fig. 18 Effect of a rotation speed on hardness in the stir zone after postweld heat treatment<sup>5)</sup>.

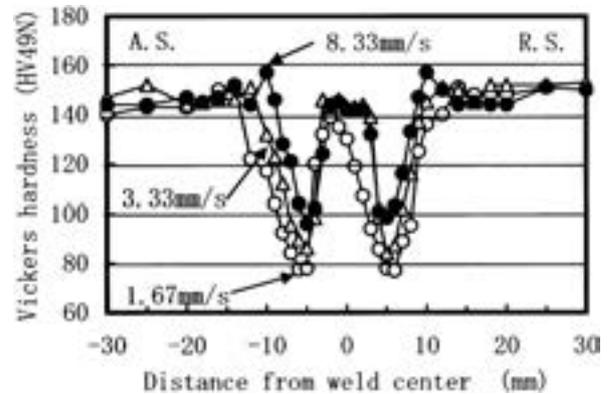


Fig. 19 Effect of welding speed on hardness in the welds after postweld heat treatment<sup>6)</sup>.

## 参 考 文 献

- 1) 佐野秀男, 松田真一, 吉田英雄, 本誌, 53 (2003), 513-515.
- 2) 佐野秀男, 加藤勝也: 本誌, 46 (2005), 126-132.
- 3) 加藤勝也, 佐野秀男: 本誌, 47 (2006), 105-109.
- 4) 社団法人日本航空宇宙工業会 環境調和型航空機技術に関する委託研究平成17年度「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」, 20-55.
- 5) 田中 直, 熊谷正樹, 吉田英雄: 本誌, 45 (2004), 36-40.
- 6) 田中 直, 熊谷正樹, 吉田英雄: 軽金属, 55 (2005), 479-482.

# SMART SHEET\*

高橋昌也\*\*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 174-176

## Sumitomo Multipurpose Aluminum Reinforced and Textured Sheet

Masaya Takahashi

### 1. はじめに

輸送機器等の軽量化の要求が高まるにつれ、構造最適化や材料置換が積極的に進められており、低コストと軽量高剛性の両方を満たす技術の確立が求められている。また、輸送機器等に限らず、多くの構造物や工業製品は、材料費や運送費等の節減の観点から、軽量化が求められている<sup>1)</sup>。

アルミニウム合金板は、約半分の質量で鋼板と等価剛性となるため、軽量化材料として用いられているが、さらなる軽量化技術の開発が望まれている。アルミニウムは合金種によらず、ヤング率はほぼ一定値であることから、材料置換を行わずに剛性を高めるには、断面二次モーメントを大きくする必要がある。

従来から、板材の剛性を上げるために、板材を波板構造にすることが一般的に行われてきた<sup>2)</sup>。しかしながら、波板の剛性は、方向によって数十倍以上の差があるため、用途が限定される<sup>3)</sup>。そこで、等方性の高剛性形状の開発を試みた。

### 2. 鋼とアルミニウム合金の比強度と比剛性

構造物の設計は強度と剛性で規定される。強度が低い構造物は、外力を受けた時に壊れやすくなる。また、剛性が低い構造物は外力を受けた時の変形量が大きくなる。強度の低い材料の例としては発泡スチロール、剛性の低い材料としてはゴムが挙げられる。公の資料においても、強度と剛性はしばしば混同されているので注意が必要である。構造物の用途に応じて、必要な強度と剛性が決まってくる。

アルミニウム合金はその密度が鋼の約1/3にも関わらず、軟鋼や高張力鋼と同等以上の強度（降伏応力や引張強さ）を有するため、比強度では圧倒的に有利である。

\* 商標出願中

\*\* 研究開発センター 第五部, 博士 (工学)

また、引張強さが1 GPaを超えるような超高張力鋼に対しても、比強度の面からは十分に対抗できる。

しかしながら、アルミニウム合金の材料剛性（ヤング率）は鋼の約1/3であり、単に構造物を鋼からアルミニウム合金に材料置換しただけでは、剛性が1/3に低下するという欠点がある。

また、アルミニウム合金のヤング率は鋼の約1/3であるが、密度も鋼の約1/3である。したがって比剛性の値はほぼ同じであることから、単に鋼からアルミニウム合金への材料置換を行うだけでは、構造物の軽量化はできないという誤解が生じる。

たとえば、100×100×1 (mm) の鋼とアルミニウム合金の平板があると、それらの3点曲げを行った場合、アルミニウム合金板は鋼板よりも3倍たわむ。そこで、アルミニウム合金板に関しては3枚重ねて3点曲げを行うと、鋼板と同じたわみ量になる。この場合、1枚の鋼板と3枚のアルミニウム合金板の質量はほぼ同じになるので、鋼からアルミニウム合金への材料置換による軽量化は不可能という結論になる。

しかしながら実際は、アルミニウム合金板は約半分の質量で鋼板と等価な曲げ剛性となる。板厚が1.5 (mm) 程度のアルミニウム合金板を用意し、同様に3点曲げを行えば、板厚1.0 (mm) の鋼板とほぼ同じたわみ量になることがわかる。これは曲げ剛性は板厚の3乗に比例するという性質があるためである。したがって、アルミニウム合金板は鋼板の3倍の厚さにしなくとも、1.5倍の厚さ、すなわち約半分の質量で等価剛性になるのである。曲げ剛性の理論式は材料力学の教科書に載っているが、実際に両方の材質の板を手にとって質量と剛性を体感することを推奨する。

### 3. さらなる軽量化の要求

鋼からアルミニウム合金への材料置換において、ネックとなるのは価格差である。材質によっても異なるが、同

じ質量の鋼板とアルミニウム合金板には5倍程度の価格差があるといわれている。たとえば、アルミニウム合金のヤング率を高めることができれば、価格差を縮小させることができるし、さらなる軽量化も達成する。しかしながら、ヤング率を上げるには、複合材などにする必要があり、コストは増加する。

実は、曲げ剛性はヤング率（材料剛性）だけで一律に決まるものではなく、材料剛性と幾何剛性の積で決まる。幾何剛性とは形状によって決まる剛性であり、幾何剛性の高い形状としては、波板がよく知られている。

しかしながら、波板の剛性は非常に大きな異方性があるため、用途が限定される。仮に、等方性の波板形状を開発できれば、アルミニウム合金板のヤング率が擬似的に高められたことになり、曲げ荷重を受け持つ様々な構造物の板材を軽量化できる。

鋼板にも同様の形状を付与すれば、鋼板の軽量化も可能であるが、アルミニウム合金板と鋼板の板厚が薄くなるほど、価格の中に材料費が占める割合が低下し、加工費が支配的になり、価格差は縮まる。また、基本的に、鋼板とアルミニウム合金板が同じ形状であれば、アルミニウム合金板は鋼板の半分の質量になるという、大きなアドバンテージがある。

以上のような背景から、幾何剛性の高い波板の構造を応用して、面内の異方性が小さい高剛性形状の開発を試みた。

#### 4. 高剛性形状の創成

板厚方向に対して、一定の設計空間が決められているとする。波板の場合、側面を除いたすべての面を設計空間の上下限に配置でき、さらに上面と下面の面積を等しく分配できることから、一方向については断面二次モーメントを最大化できる。一方、剛性が最大となる方向と直角方向の剛性は、平板の剛性とほぼ同じである。そこで、一方向の剛性を最大化できるという波板の特徴を残しつつも、等方剛性が得られる形状を検討する。

Fig. 1 に一般的な波板形状の模式図を示す。Fig. 1 では上面を黒、下面を白としており、上面と下面をつなぐ側面は省略している。Fig. 1 の基本形状を切り出したものが Fig. 2 である。Fig. 2 の形状は剛性は高いが異方性があるという波板の特徴を持っている。そこで、剛性の異方性を小さくするために、Fig. 2 の基本形状を90°回転させながら、4つ連続させて Fig. 3 (a) に示す形状にした。上下面をつなぐ側面を図示した立体図を Fig. 3 (b) に示す。Fig. 3 (b) の構造は四隅を除くと任意の断面が上下面を含むため、任意の方向に対して高い曲げ剛性を持つ。

Fig. 3 (a) を新たな基本形状として、四方に連続させた形状の例を Fig. 4, 5 に示す。Fig. 4 (I 形状) は Fig. 3 の基本形状を線対称で連続させた形状である。Fig. 5

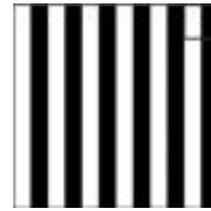


Fig. 1 Corrugated plate

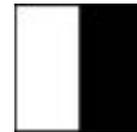
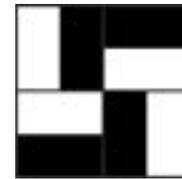
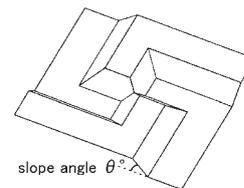


Fig. 2 Basic shape



(a) 2D diagram



(b) 3D diagram

Fig. 3 Basic shape for isotropic stiffness

(円形状) は Fig. 3 の基本形状を90°回転させながら連続させた形状である。Fig. 4, 5 に限らず、Fig. 3 の形状を基本として、様々な形状を創成することができる。

これらの形状は、上下面が同じ形状で面積が等しく、また任意の断面において、断面二次モーメントが大きい形状になっており、等方的に高剛性を有する形状になると考えられる。

#### 5. 3点曲げ試験

0.3mm の A3004-O アルミニウム合金板をプレス成形することにより、Fig. 6 (a) に示すような側面の斜度が45°、成形深さ2.0mm の円形状のシェル構造を付与した板を作製した。長さ100mm 幅100mm の円形状の試験片を支持スパン80mm で3点曲げ試験を実施したところ、弾性変形範囲内の立ち上がり傾きは、0°方向は10.01N/mm、45°方向は10.46N/mm であった (Fig. 7 (a))。0.3mm 平板の理論値1.47N/mm と比較すると、円形状の0°方向は6.8倍、45°方向は7.1倍の剛性となる。したがって、円形状は剛性の異方性が極めて小さい

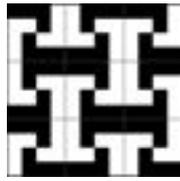


Fig. 4 I-shape

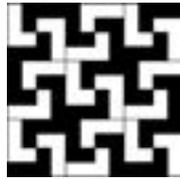


Fig. 5 卍-shape



(a) 卍-shape

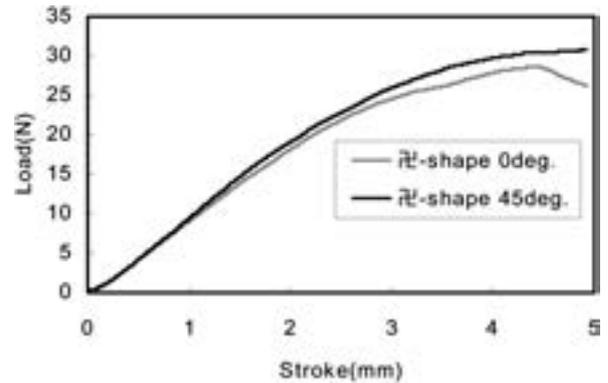


(b) H-shape

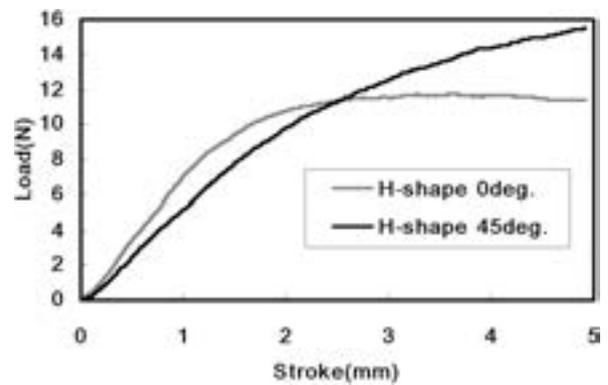
Fig. 6 Side perspective view of shell structures

といえる。

つぎに、Fig. 6 (b) に示すような側面の斜度が  $30^\circ$ 、深さ 3.0mm の H 形状を作製した。H 形状は Fig. 5 の I 字の線の幅が等幅になるように修正した形状である。150mm 長さ 100mm 幅の H 形状の試験片を、支持スパン 120mm の 3 点曲げ試験を実施したところ、弾性変形範囲内の立ち上がり傾きは、 $0^\circ$  方向は 7.70 (N/mm)、 $45^\circ$  方向は 6.05 (N/mm) であった (Fig. 7 (b))。0.3mm 平板の理論値 0.43 (N/mm) と比較すると、H 形状の  $0^\circ$  方向は 17.9 倍、 $45^\circ$  方向は 14.1 倍の剛性となる。H 形状の剛性は 8 倍を大きく超えていることから、本形状を平板に付与することにより、50%を超える軽量化が可能になると考える。



(a) 卍-shape



(b) H-shape

Fig. 7 Load-Stroke diagrams of three point flexural test

## 6. おわりに

本報で紹介した形状以外にも、様々な特性の形状を開発しており<sup>4,5)</sup>、用途に応じて使い分けができると考える。成形深さが浅い形状については、安価に提供できるが、深い形状は高価になる。製造コストの低減が今後の課題となる。

## 参考文献

- 1) 尾田十八：軽量化設計，養賢堂発行，(2002)，1.
- 2) 山崎光悦：軽量化設計，養賢堂発行，(2002)，40.
- 3) 三浦公亮：日本航空宇宙会誌，19-211 (1971)，366.
- 4) 上間直幸・浅野峰生・高橋昌也：第 61 回塑性加工連合講演会講演論文集，(2010)，393.
- 5) 高橋昌也：日本機械学会第 20 回設計工学・システム部門講演会 CD-ROM 論文集，(2010)，102.

# LED 照明用高放熱ヒートシンクの開発

城戸 孝 聡

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 177-179

## Development of High-Heat Dissipation Heat Sink Applied LED Light Bulbs

Taka-aki Kido

Sumitomo Light Metal has developed pre-coated aluminum alloy sheet of high-heat dissipation and high formability applied LED light bulbs heat sink. The material is formed in Sumikei Techno Ena Ltd. The LED light bulbs heat sink is a commodity being offered to the customer as a part product that executes manufacturing the pre-coated aluminum alloy sheet and the press working in Sumitomo Light Metal group.

### 1. はじめに

照明における二酸化炭素排出量を削減し、地球温暖化防止を図るため、白熱電球に代わる省エネ光源として発光ダイオード (Light Emitting Diode, 以後 LED とする) を用いた LED 電球の需要が急速に伸びている。LED 電球の特徴は、寿命が従来の白熱電球の 1000 時間と比べて 40 万時間と飛躍的に伸びること、また、一日の電気代が白熱電球の約 19 円/日に比べて約 4 円/日と省エネルギーであることである。しかし、LED 素子は、高温になると発光効率が低下し、寿命が短くなる問題があるため、LED 素子で発生した熱を効率的に放熱させる機構が必要である。LED 電球の構造は、口金、ヒートシンク、LED 基板およびカバーに分けられ、先の理由からヒートシンクには、意匠性の他に放熱性が必要とされる。現在、発売されている LED 電球の多くは、ヒートシンクにアルミニウムダイカストが使用されている。アルミニウムダイカストは、成形後にアルマイト処理や塗装されるため生産性が悪く、また、肉厚が厚くなるため重いなどの問題がある。そこで、当社は、軽量化が可能であり、放熱性とプレス加工性に優れたヒートシンク用プレコートアルミニウム合金板を開発した。また、そのプレコート材料を当社グループの株式会社住軽テクノ恵那でヒートシンクの形状に順送プレスを用いて加工している。順送プレスは、ダイカストに比較して生産性が高いため大量生産にも対応可能である。以上の様に LED 電球用ヒートシンクは、当社グループでプレコート材の製造とプレス加工を実施する一貫製品として顧客

に提供している商品である。

### 2. 特 徴

(1) プレコート材の使用により、成形後にアルマイト処理や塗装に伴う汚染物質の環境への排出をなくすだけでなく、製造工程を短縮し、コストの低減を図ることが出来る。

(2) ダイカストからプレコート材のプレス加工に変更することによりヒートシンクの重量を約 1/10 に軽量化することが出来る。

(3) プレコート材であるため塗膜厚さおよび色調等の塗膜品質が安定している。

(4) 有機樹脂に放熱用のフィラーを添加することにより、放熱特性の指標の一つである赤外線積分放射率は、未塗装のアルミニウムの 0.20 に対し 0.80 の 4 倍と高く、またアルマイト処理に対しても優位である。

(5) 有機樹脂に顔料を添加することにより、放熱性を維持し、各種光沢および色調に調色可能であり、意匠性も兼ね備えることが出来る。

(6) 高分子の有機樹脂の配合技術により高成形性を実現し、Fig. 1 に示すように高潤滑プレコートと組み合わせることにより更なる高成形性が得られる。また、揮発性プレス油でプレス加工出来るため、プレス後の洗浄の必要が無く、コストダウンに繋がると共に、環境への負荷が少ない。

(7) Fig. 2 に示す高成形性アルミニウム合金と前述の高成形性樹脂、および加工工程の最適設計により複雑な

形状に対応出来る。

(8) 順送プレスは、ダイカストに比較して生産性が良好であるため大量生産にも対応可能である。

### 3. 放熱性比較結果

未塗装材、アルマイト処理材および放熱プレコート材を用いたヒートシンクの放熱性について比較した。試験装置の模式図および温度の測定位置を Fig. 3 に、温度の測定結果の例を Fig. 4 に、各処理材の温度測定結果を Table 1 に示す。雰囲気気を 30°C に保った恒温室の中で LED 電球を点灯し、一定時間後の LED 基板のジャンクション部温度を比較した。なお、試験には、市販の LED 電球より取り出した 4.6W の LED 基板および回路

を使用した。プレコート材をヒートシンクに用いた場合の温度が最も低く、次いでアルマイト処理したヒートシンクであり、最も温度が高かったのは、未塗装のヒートシンクであり、放熱性プレコート材の有効性が認められた。また、放熱性に関しては、Fig. 5 に示すように CFD 解析を実施しており、ヒートシンクの形状についても最適化が可能である。

### お問い合わせ先

住友軽金属工業株式会社  
 研究開発センター  
 〒455-8670  
 名古屋市港区千年3丁目1番12号  
 TEL (052) 651-2159  
 FAX (052) 651-8117

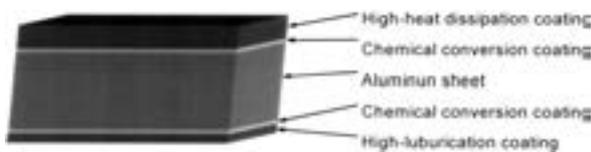


Fig.1 Structure of pre-coated aluminum sheet.

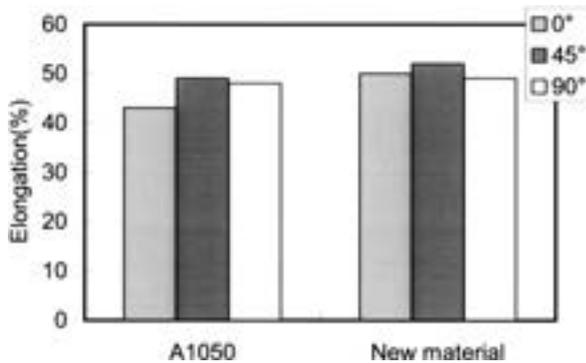
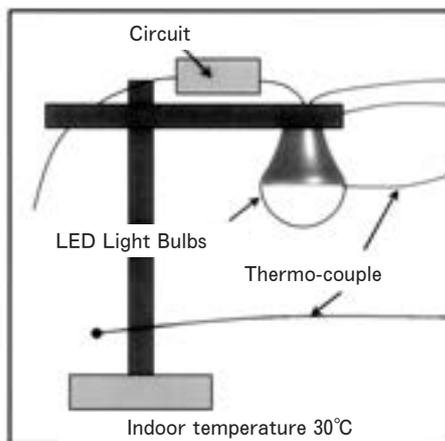
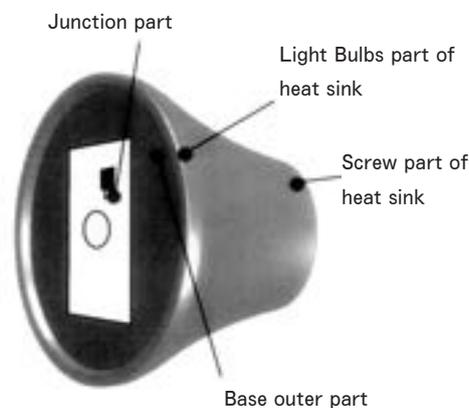


Fig. 2 Comparison between A1050 and new material of elongation.



(a) Schematic illustrations of thermostat bath



(b) Position of temperature measuring position of heat sink

Fig. 3 Schematic illustrations of heat dissipation test and temperature measuring position of heat sink.

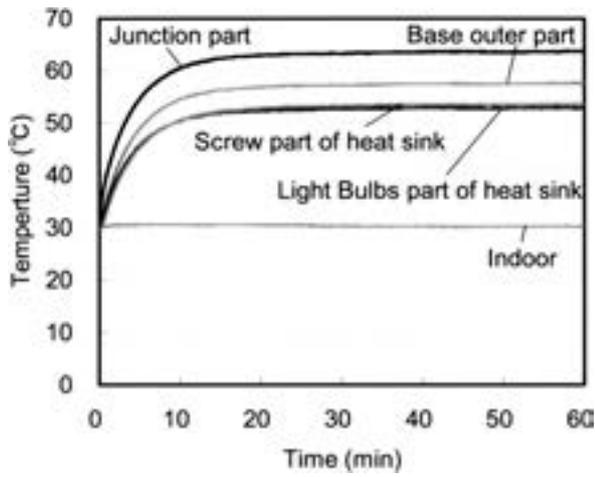


Fig. 4 Example of measuring temperature chart.

Table 1 Measuring temperature of test materials.

	No coated	Pre-coated	Anodic oxide
Junction part	67.7	63.9	65.1
Base outer part	63.5	57.8	57.8
Light Bulbs part of heat sink	59.0	53.3	55.4
Screw part of heat sink	58.7	53.8	54.5
Indoor part	30.2	30.6	30.3

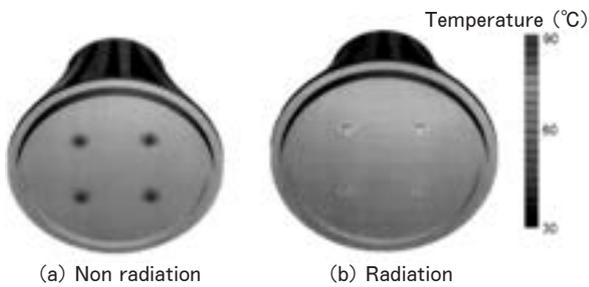


Fig. 5 Example of temperature contour of heat sink.

## 新技術紹介

# 建築用エキスパンションジョイントカバー - タフライト\* -

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 51 No. 1 (2010), pp. 180-183

## Architecture Expansion Joint Cover - Tough Light -

### 1. はじめに

建築用エキスパンションジョイントは地震・不同沈下などから発生する応力が伝達されないように建物を分離する構造を採用したときの建築物の接合部をいい、それを覆うカバーをエキスパンションジョイントカバー（以下 Exp. J. C と表す）と称します。

建物は地震の揺れで衝突被害を起こさない様に、一定寸法以上の間隔（クリアランス）を保って建設します。その際に建物間のクリアランスを金属等の Exp. J. C で覆い地震の揺れを吸収し建物本体を地震被害から守ります。

建物の大型化と大地震への配慮から建物クリアランスも大きな開口寸法となり、それに伴い Exp. J. C も大型化してきました。（Fig. 1）

従来の Exp. J. C 床は強度確保のためにスチールやステンレスでした。そのために重く、決して作業性の良い物ではありませんでした。

今回当社は、それらの問題を解決する新製品として、軽くて強いアルミニウム中空押出型材製の床 Exp. J. C 「商品名：タフライト」を開発し、商品化しました。

### 2. 特 長

(1) アルミ押出中空型材を使用し、高圧力で嵌合させることにより、密着度の高い強固な構造に仕上げました。（Fig. 2）

スチールやステンレスと比較して、対鉛直荷重強度は同等以上です。

仕上げ、強度に応じて3種類用意しています。

a) 長尺シート貼りタイプ

①クリアランス：285～835mm S型

②クリアランス：836～1235mm W型

b) 石貼りタイプ

③クリアランス：400～800mm

(2) 軽量化することにより大型床も現場での搬入、施工など作業性が大幅にアップしました、又建物に対する負担も軽減されました。

当社従来品（ステンレス製）の1/3以下の質量（Fig. 3, 4）

(3) 軽量化により地震時のあらゆる方向の建物揺れにスムーズに追従できます。

(4) 床材としてアルミ型材の表面には、建物仕上げに合わせた仕上げ材を貼ることが出来、意匠性に優れています。

①長尺シート（Fig. 5, 6, 7）

②タイルカーペット

③石、タイル、モルタル、ウッドデッキ

(5) アルミ押出型材で幅150mm、125mmの2種類を用意して25mm間隔サイズで商品化しました。

端部調整材により、どのような寸法にも対応可能です。

(6) アルミ押出型材なのでカラーアルマイトや電着塗装ができ、意匠性、耐候性に優れています。

材料の特性を活かし Exp. J. C 以外の商品展開も可能です。

### 3. 性 能

(1) Exp. J. C 本来の目的である建物に対する変形追従性能は可動試験で追従できることを確認しています。（Fig. 8）

可動方向：X, Y 方向だけでなく全方向へ可動

追従量：S型±765mm W型±1200mm

速度：25cm/sec

設置状態：水平設置と勾配設置（水勾配付）

載荷荷重：無荷重と1kN 載荷

(2) 耐荷重性能については耐荷重試験を行い性能の確認をしています。（Fig. 9）

今回の床 Exp. J. C は歩行用です。

試験結果（Table. 1. 2. 3）

\* (株)日本アルミ ホームページ 2009/9/7  
ニュースにて新製品紹介

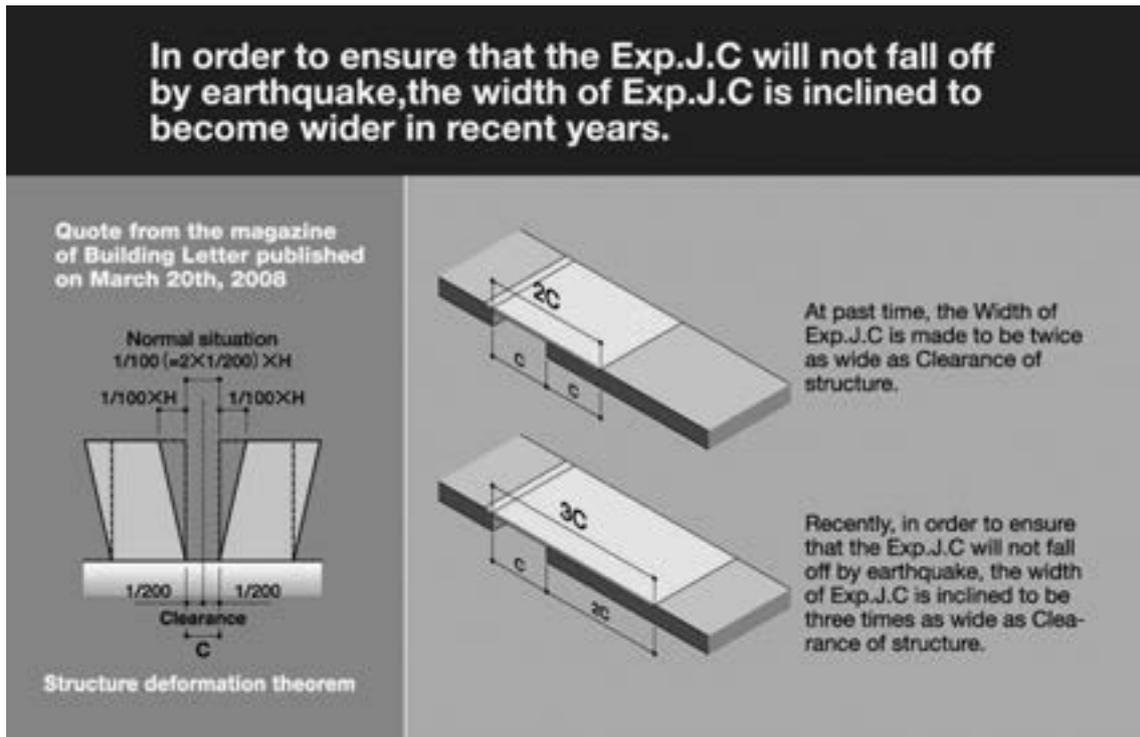


Fig. 1 How to decide width of clearance  
 H=building height

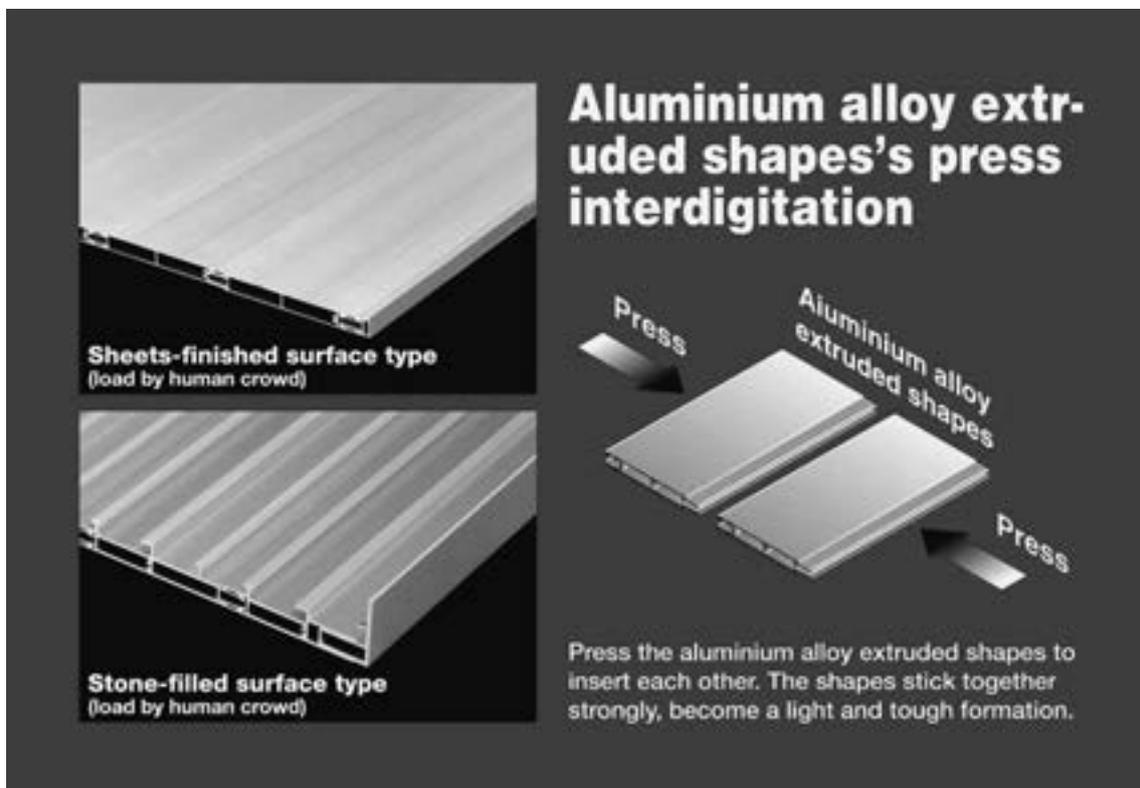


Fig. 2 Aluminium alloy extruded shapes's press interdigitation



Fig. 3 Tough Light (Tough)



Fig. 4 Tough Light (Light)

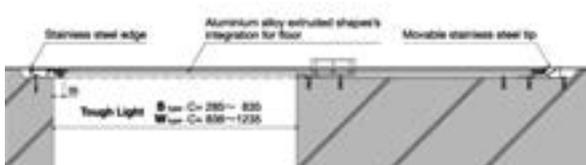


Fig. 5 cross section of Tough Light floor Exp. J. C

お問い合わせ先

株式会社 日本アルミ  
 金物建材事業部  
 金物建材設計部 持木  
 E-mail : yuuichi\_mochiki@nal.co.jp

〒532-8666  
 大阪市淀川区三国本町三丁目 9 番 39 号  
 TEL (06) 6394-6334  
 ホームページ <http://www.nal.co.jp>



Fig. 6 Construction example (1)



Fig. 7 Construction example (2)

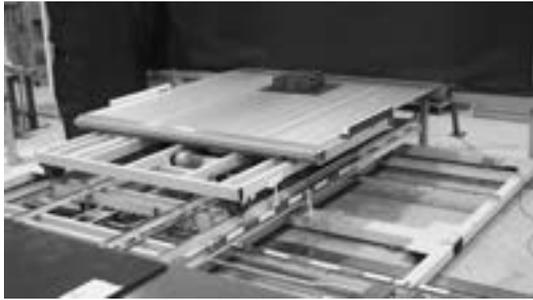


Fig. 8 Movement test scene of full-sized sample



Fig. 9 Load test scene of full-sized sample

Table 1 Concentrated load test results

Type sample size (W×L) (mm)	Clearance (distance between fulcrums) (mm)	Load square (mm)	Load test of 1.5KN		Load test of 10KN			
			Deflection (mm)	Residual deformation (mm)	Deflection (mm)	Residual deformation (mm)		
Sheets-finished surface S type 1770×1250	765	210×280	2.77	1/276	0	—	—	—
	800	50 φ	2.93	1/273	0.11	17.36	1/46	1.36
Sheets-finished surface W type 2445×1250	1200	210×280	2.73	1/439	0	—	—	—
	1200	50 φ	3.33	1/360	0.08	20.62	1/58	0.15
Stone-filled surface 1198×1490	800	50 φ	1.55	1/516	0.07	9.27	1/86	0.1

Table 2 Repeat load test results

Type sample size (W×L) (mm)	Clearance (distance between fulcrums) (mm)	Load square (mm)	Load (kN)	Repeat cycle (times/sec)	Repeat times	Test results
S type 1770×1250	800	50 φ	1	3	200,000	no problem
W type 2445×1250	1200	50 φ	1	3	200,000	no problem

Table 3 Concentrated load test results after repeat load test

Type sample size (W×L) (mm)	Clearance (distance between fulcrums) (mm)	Load square (mm)	Load test of 1.5KN		Load test of 10KN			
			Deflection (mm)	Residual deformation (mm)	Deflection (mm)	Residual deformation (mm)		
S type 1770×1250	800	50 φ	2.72	1/294	0	17.1	1/47	1.43
W type 2445×1250	1200	50 φ	2.94	1/408	0.07	20.33	1/58	0.07

# 随 想

## 住友軽金属技報創刊50周年に寄せて

佐藤 史郎

今般、住友軽金属技報は創刊50周年を迎えることとなりました。本誌の第1巻第1号が刊行されたのは1960年1月であり、当社が住友金属工業株式会社より分離独立（1959年9月）した直後のことでもあります。爾来、50年にわたり、本誌は当社の技術誌として、研究成果の発表をはじめ、製品開発や新技術の紹介などを行い、当社の発展に寄与するとともに、斯界の発展にも貢献し、広く内外の需要家においても「アルミと銅の技術誌」として評価されることとなってきたことは、欣快にたえません。

発刊当時、未熟ながらも一介の研究者になることを目指して研究活動に没頭していた日々を回想し感無量のものがあります。本誌の刊行を断行された諸先輩に敬意を表するとともに、本誌の継続発展に尽力された多くの同輩、後輩の諸氏にも讃辞を呈したく存じます。

本誌が創刊された頃（1960年）の我が国のアルミ製品年間総需要及び伸銅品の年間生産量はそれぞれ16.4万トンおよび26.8万トンに過ぎず、現在の状況と比べ、あまりにも小さく、現在のアルミ展伸材や伸銅品の主要品種のほとんどすべて、例えば、アルミ缶材、自動車用アルミ熱交換器材、表面処理アルミフィン材、エアコン用LWC銅管、同内面溝付き管、復水器用チタン管、…などなど、はまだ出現していなかったことに驚く次第であります。

この50年間、我が国においてアルミ展伸材や伸銅品の生産が大きく伸びた最大の理由は我が国の経済の高度成長によるものであることは言うまでもありません。先端技術分野を始めとして、多くの産業分野において我が国の科学技術や工業技術が広く、かつ深く進展し、優れた製品を世界に供給してきました。我々は我が国の多くの需要家から「アルミと銅」について、色々な要請を受け、それに対応する過程で需要家と共に、試行錯誤を重ね、互いに切磋琢磨しつつ製品開発と実用化を展開してきたのがこの50年でありました。ここに改めてこの50年間にわたる我が国の需要家各位のご指導とご鞭撻に対し、深甚な謝意を表するものであります。

ここで、将来の「アルミと銅」について考えてみます。地球規模でみれば、目下、世界の人口は急速に増加しつつあり、経済の膨張は加速しています。50年前に30億人であった世界の人口は現在86億人です。云うまでもなく地球上の人類の多数派である発展途上国の人口の急増によるもので、我が国の人口減少問題などは地球規模の問題ではありません。地球の資源の持続可能性、いわ

ゆるSUSTAINABILITY、がかなり差迫った問題なのです。地殻に含まれるアルミと銅の比率はそれぞれ8.13%と55ppmです。資源の枯渇を考えると圧倒的にアルミが有利で、銅については枯渇問題が無視できません。しかし、アルミはその精錬過程において膨大なエネルギーを必要とすること、即ち環境汚染問題と無縁でないこと、を忘れることはできません。地球規模で未来を考えた場合、アルミも銅もそれぞれ課題を持っていることとなります。アルミと銅が共通して持つ大きな利点はこの二つの金属が再生されやすいこと、リサイクル性がよいこと、であります。これはアルミも銅も回収屑を大気中の溶解によって容易に再利用出来る状態に戻すことができることによるものです。つまり、アルミと銅の未来にとって、リサイクル性の徹底した向上維持が大変に重要であると思われます。そのためには、アルミや銅の部品の設計から回収、選別、溶解などの全ての工程を徹底して見直し、合理化に徹することが必要です。ここに将来のアルミと銅の持続可能性、SUSTAINABILITY、の問題を解決する鍵があるものと考えます。

人類史上、最初（1969年）に地球の外（月）から地球を眺めたアポロ11号船長、Neil Armstrongの名言を記しておきます。

「地球の大気圏は限りある貴重な資源である。それをいかに守り賢く使うかを私たちは身につけなければならない」

(The atmosphere of the Earth is a small and valuable resource. We are going to have to learn how to conserve it and use it wisely. by Neil Armstrong; Commander of Apollo 11.)

# 随 想

## 住友軽金属技報発刊初期「1960年代」の思い出

馬 場 義 雄

アルミ材料研究の現役時代、国際会議で欧米を訪問した時、某研究所で交換雑誌「住友軽金属技報」の評判を聞いたところ「あれは良い雑誌だ。内容もさることながら、A4版で表紙が派手なピンク色で黒字の表題が目立つので、他の雑誌よりもまず最初に手にとって見ようとする。概要とデータの説明は英文でほぼ理解できるので大いに利用されている」とのことであった。この「技報」が創刊50周年を迎えたとのことで、私としても感慨深いものがある。

1958年春に住友金属工業(株)に入社し、配属されたところは名古屋の伸銅所、研究部でアルミ材料の研究を行うこととなった。1959年9月に伸銅所が住友金属から分離独立して住友軽金属工業(株)が生まれたわけであるが、新会社の幹部がその翌年から年4回の技術情報誌を発刊することを決定した。当時、住友軽金属の研究部はこの種の技報に執筆可能なスタッフは部長を含めても20名ぐらいだったように思われる。したがって私も創刊号から執筆の機会にめぐまれ、発刊初期の1960年代には年間平均3編の論文執筆で大変いそがしかった印象が強い。創刊号の実質的な編集長が上司の寺井さん、私がアシスタントで昭栄社印刷所で徹夜の作業をした思い出もある。

1961年にドイツのP. BrennerがAluminium誌に欧州における溶接構造材としてのAl-Zn-Mg系合金の利用について発表した。Al-Zn-Mg系合金は我が国ではHD合金として、Al-Zn-Mg-Cu系のESD合金「超超ジュラルミン」よりも押し出し加工性が良く、強度もかなり強い合金として知られていたが、一般に溶接性が劣るため、Al-Mg系の非熱処理型合金にくらべて溶接構造材としての利用は少なかった。上司からの勧めもあり本格的にAl-Zn-Mg系合金の研究開発を進めることとした。当時、研究開発の中心は亜鉛3~5%、マグネシウム1~3%を含むAl-Zn-Mg系合金に応力腐食割れ防止としてクロムとマンガンを0.2~0.6%添加した材料の実用化であった。ESDの応力腐食割れ防止にクロムが0.2~0.3%添加されて以来Al-Zn-Mg系合金にもクロムを添加することが当たり前のように思われていたが、空冷での押し出し加工性を重視した場合、クロムは焼入れ性に悪い影響を与えるので好ましくない。基礎研究の結果、400℃以上の高温での不溶性析出粒子がより微細なジルコニウムの微量添加「0.15~0.2%」が応力腐食割れ防止も含めて極めて有効であることを見出した。亜鉛とマグネシウム量も見直し、各種微量添加元素の役割を時効現

象と格子欠陥に関連して詳しく調べた。一連の研究成果を住友軽金属技報に1966年と1967年に3編ずつ掲載した。そのエッセンスは英文「Aging phenomena and Lattice Defects in Al-Zn and Al-Zn-Mg Alloys」でTrans. JIMに掲載され、日本金属学会より1968年に第8回ジェフリース賞を頂いた。住友軽金属技報で論文の書き方を学ぶとともにレベルアップを図った成果が集大成されたと思っている。

一方、ジルコニウムを添加した各種のAl-Zn-Mg系合金は住友軽金属では三元合金ZKシリーズの呼称で統一し1965年から実用化した。なかでもZK60合金は、通常の三元合金A7N01とは異なり、亜鉛6%、マグネシウム1%未満で微量のジルコニウムとマンガンを添加した材料で、強度は変わらず、押し出し加工性と溶接性が著しく改良されたものであった。用途も鉄道車両以外に、バン、トレーラ、コンテナ、オートバイと自転車のリム、自動車のバンパー補強材など広範囲にわたった。実用化の段階で、押し出し加工性「押し出し速度の向上と薄肉広幅、薄肉中空型材の製作」の改良には高島さん、溶接性「ジルコニウムの溶接割れ防止」の改良には福井さん(故人)の多大な協力があつた。後に、ZK60合金はA7003合金として国際合金に登録され、開発の実績が認められて軽金属学会から第9回小山田記念賞を仲良く三人で頂いたのは懐かしい思い出である。

余談になるが、1966年に米国のカイザー社から「靱性のあるアルミ合金の製造法」としてAl-Zn-Mg系三元合金に関する特許申請が我が国で行われていることが明らかにされた。朝日新聞に「我が国の特許管理は資本自由化下においてこれで大丈夫か？」などの例にも挙げられたが、結果は公知の事実として特許として認められなかった。われわれは、何時かはこういうこともあろうかと思つて、ジルコニウム入りの新合金を含めてAl-Zn-Mg系合金に関するいろいろな特許を取っておいたので、たとえカイザー社の特許が通っても実害はなかったと思っている。

最後に、私の住友金属入社時の抱負は「工業的に価値のある新合金をつくり出したい」で、住友軽金属に移って数々の新合金を手掛けてきたが、幸いにも1960年代は我が国のアルミニウム産業の発展期であり、それを支える研究開発に華と多くの夢があつたように思う。

# 随 想

## 40年間に亘る住友軽金属技報との関わりを振り返って

永 田 公 二

私の論文が初めて住友軽金属技報（技報と略す）に掲載されましたのは1969年の第10巻4号で、丁度40年前になります。論文のタイトルは、「ビスマスによる脱酸銅の常温脆化」です。その前年に伸銅技術研究会で同じ内容の論文を発表し、引き続き同会誌に掲載されたものに加筆、技報に転載したものです。同じ頃に「クロム銅の焼入性（日本金属学会誌、1969年）」、「銅合金の焼鈍脆化現象に及ぼす冷間加工の影響（日本金属学会誌、1971年）」といった論文も技報に掲載されました。いずれも新入社員時代の時間的にも余裕があった頃の研究成果であり、遅くまで実験して書き上げたことを思い出します。その後は実務として復水器管の防食技術の開発を担当し、電力会社やプラントメーカーとの共同研究を論文にまとめて技報に掲載しました。1994年の第35巻にその総括とも言えるべき解説「発電及び造水プラント熱交換器における最近の管材料開発と防食・防汚技術」を上梓し、執筆者としての技報との関係は終わりました。私が内外の学会で発表した論文は全て技報に収録されていますので自分自身の研究開発者としての足跡を容易に辿る事が出来ます。又、後輩諸子が関連論文を探すときのお役にも立てますので技報の存在はまことに貴重であります。

技報は1960年に第1巻が発刊されました。創刊号に当時の田中季雄社長が「発刊の辞」を寄せられています。これによりますと技報の源流は昭和7年（1932年）に発刊された住友伸銅鋼管の「研究報告」に遡ります。終戦を挟んで社名が扶桑金属、住友金属と変わりましたが「研究報告」は存続し、昭和34年に伸銅所が住友軽金属工業として分離独立した後、直ちに「住友軽金属技報」を発刊し、今年、50周年を迎えたわけです。住友伸銅鋼管の研究報告時代から数えますと80年近くに及びますが、一民間会社がその研究成果をかくも長く世に問うてきた例は希れではないでしょうか。昭和7年発刊の研究報告第1巻第1号を見ますと、五十嵐勇博士のジュラルミンに関する報告や田辺友次郎博士のアルブラックに関する報告が多数掲載されており、時代を超えて研究者の息使いが聞こえてきます。

昨秋、軽金属学会東海支部の依頼により「わが国アルミニウム産業の明るい未来を拓くために（軽金属 2010年4、5月号）」と題して講演する機会がありました。その中で、成功した研究開発の例として五十嵐博士による戦闘機用超超ジュラルミンESDを紹介しました。その折り、図書室に保管されている膨大な研究報告書が大変

役に立ちました。研究成果を論文としてまとめておくことが本人にとっては無論の事、後生の人間にとっても極めて重要であると実感しました。

技報の特徴の一つは、10年毎に材料、プロセス、応用・加工技術、計測・分析技術等の各研究分野での成果をレビューしてきたことです。これは学術誌や他の企業の研究報告書にはない試みであり、研究の経過、継続性がよく理解され、10年間の足跡を辿りながら将来を展望できる大変貴重な資料になっています。今年はその5回目にあたります。私は前回、1990年からの2000年の10年間の研究成果を総括しました。1990年は日本経済がバブルの絶頂期にあり、そして崩壊が始まり平成の大不況に突入した年です。21世紀を前にグローバル化、IT革命、地球環境保全等我々を取り巻く社会的、経済的環境が激変し始めた年でもありましたが、その中でアルミニウムの需要が自動車、飲料缶を始めとする広範囲の用途に拡大することが期待されました。今回は2000年からの10年間で総括され、この先の世界が展望されるわけで大変楽しみにしています。

企業が研究成果を公表する狙いは、時代により、会社の規模や業種によって異なりますが、自社の技術開発力の高さ、製品の優秀さを世に問い、ユーザ、アカデミア、社会から高い評価、信頼を得、加えて業界の発展に貢献する事にあります。しかし、今日のように内外企業間の技術格差が少なくなり競争が激しい時代にあっては、研究成果の開示は経営の根幹に関わる重大問題であり、成果の秘匿が必要になる場合が多くなってきました。一方、研究者の能力、モチベーションを高めるには研究成果をより早く世に問う事が必要です。研究のマネージャは研究成果の「公表」か「秘匿」か、というジレンマに悩まされる事になります。研究成果毎によく吟味することが以前にも増して重要になってきましたが、まずは特許出願（取得）が最優先であり、その後、学会発表、学会誌への投稿を経て技報への掲載という事になります。製造会社の発展はいつも技術力によるのであり、これを可能にするのは研究者一人一人の能力、やる気であるから、公表した成果はコピーされるものと割り切って一歩でも先に行く気概と実力を涵養すれば先のジレンマから抜け出せるのではないのでしょうか。

研究、開発、技術担当の皆様の一層の奮起とご活躍を祈念致しご挨拶と致します。

## 最近登録の当社主要特許

### Main Registered Patents in Recent

お問い合わせやライセンスをご希望の際は、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

なお、これら以外にも多数の登録・出願公開中の特許があります。

#### 1. 発明の名称 電池ケース用アルミニウム合金板およびその製造方法

登録番号 特許第 4242225 号 (中国：登録)

(平成 22 年中部発明表彰発明奨励賞受賞, 平成 23 年全国発明表彰応募中)

発明者：田中宏樹, 長井康礼, 伊藤智康, 八太秀周, 岡田英人

出願：特願 2003-274451 (平成 15 年 7 月 15 日)

##### 《特徴》

1.0% < Mn < 1.5%, 0.3% < Mg < 0.8%, 0.3% < Cu < 0.6%, 0.05 ≤ Si ≤ 0.25%, 0.2 ≤ Fe ≤ 0.5% を含有し, 3 Cu(%) < Mn(%) + Mg(%) を満足していることを特徴とする電池ケース用アルミニウム合金板。

##### 《効果》

電池の軽量化のために電池ケース材には、従来の鋼板やステンレス鋼板からアルミニウム合金板への転換が進められており、さらに素材のゲージダウンによるケース内容積の増加も期待されている。従来材の A3003 合金板の薄肉化ではクリープ特性に劣り、充放電の繰り返しで電池ケースが膨らんでしまい、携帯電話本体の故障や破損などの不具合を生じる難点があった。本発明合金によると、耐クリープ特性に優れ、成形性とレーザー溶接性も優れるため、薄肉であっても膨れにくいことから、高容量かつ軽量の電池を提供できる。

##### 《用途》

リチウムイオンの電池ケースに最適であり、電池の高容量でかつ軽量化を可能とする。

#### 2. 発明の名称 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

登録番号 特許第 4523250 号

発明者：宇佐見勉, 細見和弘, 玉置充宏

出願：特願 2003-311791 (平成 15 年 9 月 3 日)

##### 《特徴》

アルミニウム合金板よりなる基板と、基板の両面に形成したプレコート層とよりなる。プレコート層は、酸化チタンおよびカーボンブラックを含有した下塗り層と、特定分子量のポリエステル樹脂系塗料に樹脂ビーズを分散させた上塗り層とを二層に積層した構造の塗膜よりなる。樹脂ビーズの粒径、含有量および膜厚との関係も規定してある。他方の面には、導電性物質を含有した塗膜が形成されてもよい。

##### 《効果》

従来の板材では、放熱性、耐傷付き性、導電性の全てに優れたものはなかったが、本発明板材では、一方の面に放熱性と耐傷付き性を付与させるとともに、もう一方の面に放熱性と導電性を付与させることで、接地のために塗膜を削る必要がなくなり、プレス成形性にも優れたプレコートアルミニウム合金板を提供することができる。

##### 《用途》

プラズマディスプレイなどの電子機器あるいは家電用筐体で使用され、筐体内部の熱を効率的に放射するためのプレコートアルミニウム合金板として好適である。

3. 発明の名称 継目無管  
登録番号 特許第 4349640 号  
(欧州, 米国: 出願中)

発明者: 安藤哲也

出願: 特願 2008-537567 (平成 19 年 10 月 2 日)

《特徴》

銅合金を加工して得られる継目なし管であり, Al, Sn, Zn のうちの 1 種以上および Zr を含有し, Al, Sn, Zn および Zr の含有量が, 下記式 (1), (2), (3) のいずれも満たす。

$$0.05 \leq \text{Al}(\%) + \text{Sn}(\%) + \text{Zn}(\%) \quad (1)$$

$$0.01 \leq \text{Zr}(\%) \leq 0.5 \quad (2)$$

$$0.25 \leq \text{Al}(\%) + \text{Sn}(\%) + \text{Zn}(\%) + \text{Zr}(\%) \leq 0.8 \quad (3)$$

さらに, Fe, Ni, Cr, Co を合計で 0.1% 以下含有および/または P を 0.004~0.04% 含有することができる。

《効果》

固溶強化と析出強化をバランス良く備えていることにより, 従来のりん脱酸銅管においても加工性に優れかつ強度の高い銅合金管を提供できる。さらには, 熱伝導性を損なうことなく強度を高めることができ, ろう付けによる強度低下を少なくすることができる。

《用途》

空調機用熱交換器, 冷凍機等の伝熱管又は冷媒配管用銅管の高強度化に好適であり, 肉厚が薄くても信頼性の高い配管材料を得ることができる。

4. 発明の名称 曲げ加工性および耐食性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法  
登録番号 特許第 4248796 号  
(韓国・中国: 登録, 米国・欧州[英・独・仏・スイス・ベルギー]・カナダ: 出願中)

発明者: 箕田 正, 内田秀俊, 小関好和

出願: 特願 2002-63119 (平成 14 年 3 月 8 日)

《特徴》

Si: 0.4~1.5%, Mg: 0.2~1.2%, Mn: 0.05~0.3% を含有し, Ti: 0.1% 以下, B: 500ppm 以下のうち少なくとも 1 種を含有するアルミニウム合金板であって, 隣接する結晶粒の方位差が 10° 以下の結晶粒界の占める割合が 20% 以上であり, 2% の引張変形後 170°C×20 分の加熱処理後の耐力が 200MPa 以上であることを特徴とする曲げ加工性および耐食性に優れたアルミニウム合金板。

《効果》

フラットヘム加工が可能な優れた曲げ加工性を備え, 成形後に肌荒れやリジグマークを生じることがない。さらに, 形状凍結性と耐ドント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し, 耐食性とくに耐糸錆性にも優れたアルミニウム合金板を提供できる。

《用途》

輸送機器部材, 例えば自動車用フード, フェンダー, トランクリッド, ルーフ, ドアなどに好適に使用される。

## 5. 発明の名称 異種金属部材の点接合方法 登録番号 特許第 4413677 号

発明者：田中晃二，熊谷正樹

出願：特願 2004-110419（平成 16 年 4 月 2 日）

### 《特徴》

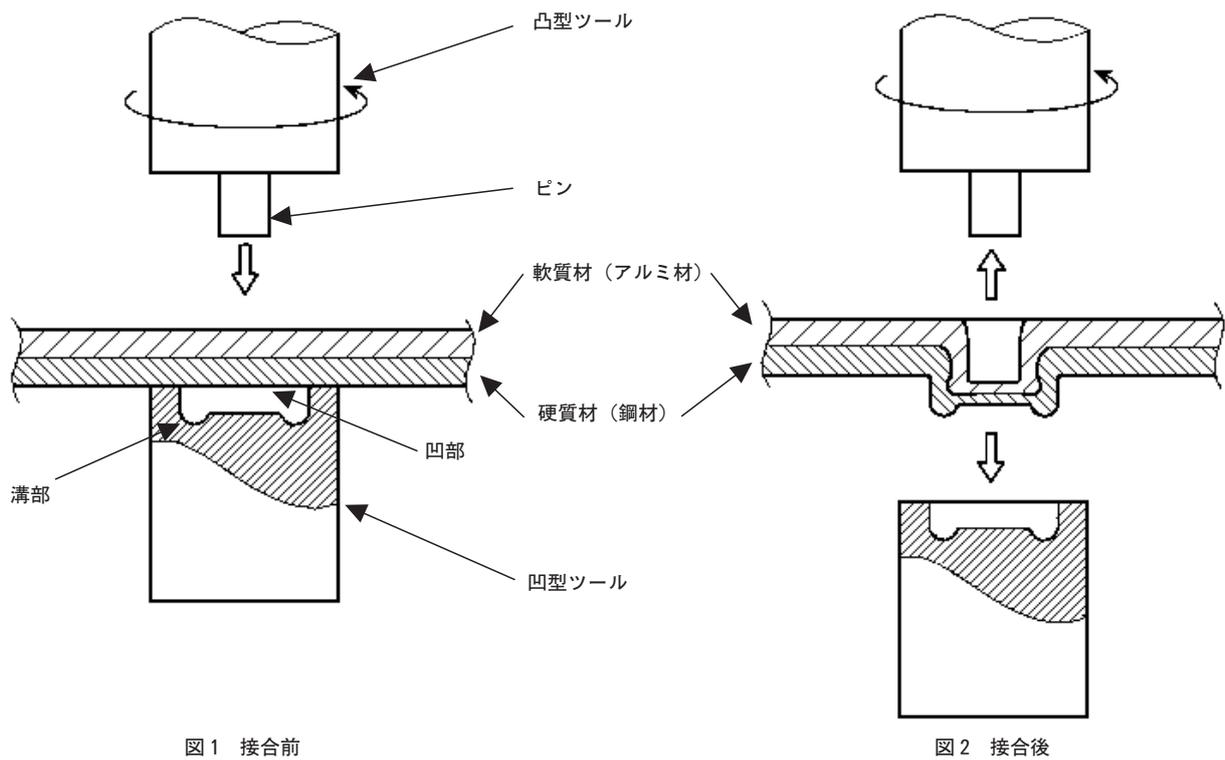
軟質材と硬質材を重ね合わせ、硬質材側に凹型ツール（裏当）を配置し、軟質材側から凸型ツールを回転させながら差し込んで両材を凹所内に押し込み、軟質材を摩擦攪拌作用による塑性流動を行わせ、両材を密接させて点接合せしめる。

### 《効果》

従来の摩擦攪拌点接合に比べて上下板の相互の塑性流動が促進されるため、アルミニウム合金板と鋼板といった硬度の異なる異種金属部材を、融接法、機械的接合法、爆着法、接着法、回転摩擦圧接法等では成し得なかったほど強固に接合できるようになる。

### 《用途》

アルミニウム合金と鋼を接合した、自動車のボディ部材や各種部品、家電製品、建材等、強固な接合が求められる各種分野に適用可能である。





No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 日
17	展伸用アルミニウム合金の連続鋳造	渡 辺 良 夫	軽金属学会： 軽金属基礎技術講座	2010.09
18	展伸用アルミニウム合金の連続鋳造	渡 辺 良 夫	軽金属学会： 軽金属基礎技術講座	2010.09
19	高剛性パネルの開発	高 橋 昌 也	日本機械学会： 第 20 回設計工学・システム部門講演会	2010.10
20	軽金属の熱処理	箕 田 正	軽金属学会： 若手研究者・技術者のための軽金属基礎講習会	2010.10
21	押出温度条件がピレット表層流れに及ぼす影響	柴 田 聡 也 高 橋 昌 也	日本塑性加工学会： 第 61 回塑性加工連合講演会	2010.10
22	高剛性凹凸形状の開発	上 間 直 幸 高 橋 野 昌 峰 浅 野 生	日本塑性加工学会： 第 61 回塑性加工連合講演会	2010.10
23	マウンドレス型孔食発生水質の特徴と銅系材料の耐マウンドレス型孔食性	鈴 木 忍	腐食防食協会： 第 57 回材料と環境討論会	2010.10
24	陽極高圧用箔の立方体方位成長に及ぼす集合組織の影響	小 原 共 平	電子情報技術産業協会： 電解蓄電器研究会	2010.10
25	Al-Cu 系合金の固液共存域での機械的性質と破断挙動	坂 口 信 人 常 川 雅 功 渡 辺 良 夫	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
26	6000 系アルミニウム合金板の二軸引張試験による材料モデリングと成形性評価	上 間 直 幸 高 橋 野 昌 峰 浅 野 生	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
27	7N01-T 6 材の強度に及ぼす自然時効の影響	箕 田 正 雄 吉 田 英	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
28	アルミニウム中の鉄がリン酸クロメート皮膜の耐食性に及ぼす影響	加 藤 健 志 米 光 誠	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
29	赤外線放射特性の異なるプレコートアルミ材を筐体に使用した場合の放熱性比較	宇 佐 見 勉	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
30	電解コンデンサ用箔の Cube 方位成長に及ぼす集合組織の影響	小 原 共 平	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
31	アルミニウム熱間圧延におけるロールコーティングの生成挙動	上 田 貴 董 渡 邊 和 道 細 見 弘 弘 軽金属学会アル ミニウム板のト ライボロジー研 究部会員	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
32	塗膜の潤滑性におよぼすインナーワックスの粒位および分子量の影響	初 野 圭 一 郎 米 光 誠	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
33	プレコートアルミニウム板の成形性に及ぼす塗膜付着量の影響	道 木 隆 徳 磯 村 紀 寿	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
34	アルミニウム製表面処理フィンの親水性に及ぼす汚染物質の影響	久 保 康 二 磯 村 紀 寿	軽金属学会： 第 119 回秋期大会	2010.11
35	マウンドレス型孔食発生水質の特徴と銅系材料の耐マウンドレス型孔食性	鈴 木 忍	銅及び銅合金技術研究会： 銅及び銅合金研究会第 50 回講演大会	2010.11
36	Cu-Ti 合金の時効特性に及ぼす温間加工の影響	安 藤 哲 也	銅及び銅合金技術研究会： 銅及び銅合金研究会第 50 回講演大会	2010.11
37	クロスフィンチューブ型熱交換器の性能に及ぼす伝熱管内面形状の影響	柿 山 史 郎 讀 岐 則 義	銅及び銅合金技術研究会： 銅及び銅合金研究会第 50 回講演大会	2010.11
38	アルミニウム合金板材の絞り成形性を考慮した集合組織制御	田 中 宏 樹	日本塑性加工学会： 第 187 回塑性加工技術セミナー	2010.12

### 3. 講演・解説・寄稿（抜粋）（学術・技術団体などの研究会・委員会、他）

No.	題 目	発 表 者	研究会・委員会・他	実 施 日
1	Cu イオンビームを照射した高純度アルミニウムの電解エッチング挙動	大 澤 伸 夫 日 比 野 淳	表面技術協会： 表面技術	2010.01.29
2	自動車用アルミニウム合金板の開発動向と課題	内 田 秀 俊	軽金属東海支部プレス加工部会： 第1回懇談会	2010.02.02
3	耐傷つき性の優れたプレコートアルミニウム板	道 木 隆 徳	技術情報協会： 耐指紋・耐擦傷性の付与と防汚技術	2010.04.01
4	非鉄金属材料（銅・銅合金）	河 野 浩 三	名古屋市工業研究所： 名古屋市中小企業技術者研修	2010.07.08
5	非鉄金属材料（アルミニウム・アルミニウム合金）	八 太 秀 周	名古屋市工業技術振興協会： 名古屋市中小企業技術者研修	2010.07.15
6	Cu-Sn-Zr-p Alloy for High Strengthened Heat Exchanger Tube	安 藤 哲 也 玉 川 博 一 荘 司 郁 夫 (群馬大学)	エレクトロニクス実装学会： エレクトロニクス実装学会誌	2010.07.31
7	軽量化に貢献するアルミニウム製押出部品について	伊 藤 清 文 熊 谷 正 樹	自動車技術会： 会誌「自動車技術会」	2010.08.13
8	アルミニウム合金の輸送機器への適用	熊 谷 正 樹	アプライドデザイン(株)： ユーザーコンファレンス	2010.09.07
9	アルミニウム合金の輸送機器への適用	伊 藤 泰 永	アプライドデザイン(株)： ユーザーコンファレンス	2010.09.08
10	自動車用アルミ材料の現状と今後	熊 谷 正 樹	高岡アルミニウム懇話会： 第1回アルミ用途開発講演会	2010.10.29
11	Effects of crystal orientaion on bendability of aluminum alloy sheet	伊 川 慎 吾 浅 野 峰 生 黒 田 充 紀 (山形大学) 吉 田 健 吾 (山形大学)	Elsevier： Scripta Materialia	2010.11.27

（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。

# 当社製品の主な用途

## ●アルミ圧延品

**板製品** ビール缶、清涼飲料水缶、コーヒー缶、ボトル缶、PPキャップ、各種容器、アルミ箔製品、エアコン放熱器、コンピュータ部品、厨房器具、ビル建築用外装パネル、建築用内外装品(ブラインド、ドア、サイディング)、防音パネル、自動車部品、カーエアコン、ラジエータ、コンテナ、トレーラ、鉄道車両、航空機、船舶、印刷版、ネームプレート、反射板、熱交換器(産業用)、各種機械部品、ほか。

**管、棒、型材製品** 自動車部品、二輪車部品、トラック用アオリ、コンテナ、船舶、航空機、鉄道車両、高欄、手すり、水門、照明用ポール、電話ボックス、アーバンファニチャー、テレビ・ビデオ部品、ステレオ・ラジオ部品、OA機器部品、カメラ部品、制御機器部品、野球バット、ラケット、スキースtock、トロフィー、電子ピアノ部品、エアーシリンダー、熱交換器(産業用)、ブスバー、各種配管、ほか。

## ●伸銅品

**銅・銅合金管** 給水・給湯用被覆銅管(プリゾール・チューブ)、STC銅管、建築設備配管、給水・給湯配管、医療ガス配管、空調冷媒用配管、原子力・火力発電所復水器、海水淡水化装置、ほか。

**銅管継手・他** 継手(エルボ、ソケット、ユニオン、T、おす・めすアダプター等)、電子機器冷却用ヒートパイプ、床暖房パネル、復水器用チタン管、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。

<URL> <http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

### 複写される方へ

本誌は下記協会に複写に関する権利を委託していますので、本誌に掲載された著作物を複写したい方は、同協会から許諾を受けて複写して下さい。但し(社)日本複写権センター(同協会が権利を再委託)と包括複写許諾契約を締結している企業の社員による社内利用目的の複写ではその必要はありません。(社外頒布用の複写は許諾が必要です。)

なお、著作物の転載・翻訳のような、複写以外の許諾は、同協会では扱いませんので、発行人へ直接ご連絡ください。

権利委託先：(中法) 学術著作権協会  
〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル  
TEL：03-3475-5618 FAX：03-3475-5619  
E-mail：info@jaacc.jp

また、アメリカ合衆国において本誌を複写したい場合は、次の団体に連絡して下さい。

Copyright Clearance Center, Inc.  
222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA  
Phone +1-978-750-8400 FAX +1-978-646-8600

### Notice for Photocopying

If you wish to photocopy any work of this publication, you have to get permission from the following organization to which licensing of copyright clearance is delegated by the copyright owner.

<All users except those in USA>  
Japan Academic Association for Copyright Clearance, Inc. (JAACC)  
6-41 Akasaka 9-chome, Minato-ku, Tokyo 107-0052 Japan  
Phone：+81-3-3475-5618 FAX：+81-3-3475-5619  
E-mail：info@jaacc.jp

<Users in USA>  
Copyright Clearance Center, Inc.  
222 Rosewood Drive, Danvers, MA 01923 USA  
Phone：+1-978-750-8400 FAX：+1-978-646-8600

### 住友軽金属技報 第51巻 第1号 (非売品)

平成22年12月25日 印刷 (無断転載お断り)

平成22年12月25日 発行 (年1回発行)

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 洪 江 和 久  
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

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

Issued December 25, 2010, (annually)

### SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS VOL. 51 NO.1

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

# 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	〒460-0022	名古屋市中区金山1-13-13(金山プレイス8F)	☎ (052)324-4710	FAX (052)324-4730
北 海 道 支 店	〒060-0003	札幌市中央区北三条西3-1-25 (北三条ビル8F)	☎ (011)241-4651	FAX (011)221-3254
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
伸 銅 所	〒441-1295	愛知県豊川市大木町新道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)651-2100	FAX (052)651-8117

---

<http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

---

主 な 関 連 会 社	住軽アルミ箔株式会社	株式会社日本アルミ滋賀製造所
	株式会社住軽テクノ	住軽エンジニアリング株式会社
	株式会社住軽テクノ名古屋	NALCO (THAILAND) CO., LTD
	株式会社住軽テクノ安城	岩井金属工業株式会社
	株式会社住軽テクノ群馬	P. T. YAN JIN (INDONESIA)
	株式会社住軽テクノ恵那	IWAI METAL (AMERICA) CO., LTD
	SUMIKEI TECHNO CZECH S. R. O.	IWAI METAL (MEXICO) S.A. DE C.V.
	スミケイ銅管販売株式会社	住軽商事株式会社
	東洋フイツテング株式会社	泉メタル株式会社
	住軽(広州)金属製品有限公司	株式会社アルミセンター
	SUMIKEI (MALAYSIA) SDN. BHD.	スミケイ運輸株式会社
	株式会社日本アルミ	株式会社住軽日軽エンジニアリング
		軽金属押出開発株式会社

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.  
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER