

ISSN 0039-4963

SKEGA2 49(1) 1-187 (2008)

VOL.49
2008

SUMITOMO LIGHT METAL
TECHNICAL REPORTS

住友輕金屬技報



住友軽金属技報

第49巻 第1号 平成20年

目次

論文

P722	冷温水使用環境下空調用伝熱管への内面スズ被覆銅管の適用	山田豊 鈴木木忍 金森康 箕島国 石黒賢	1
P723	Metal Flow in Extrusion with Different Orifices	Seiichi Nagao Norio Takatsuji	6
P724	アルミニウム押出ビレット表層の変形挙動に及ぼす押出方法 およびダイス形状の影響	佐野秀男 石川孝司 湯川伸樹 吉田佳典 金子貴俊	12
P725	直接押出ビレット表層の変形挙動に及ぼすビレット後端面潤滑条件の影響	佐野秀男 石川孝司 湯川伸樹 吉田佳典 金本貴俊 阪本順一	18
P726	Two-step Aging Behaviors of Al-Mg-Si Alloy Extrusions	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	24
P727	Effect of Reversion Process on Expanding Performance of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Tube in T4 Temper	Yasuhiro Nakai Tadashi Minoda Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	30
P728	Al-Mg-Si 系合金板の成形性に及ぼすけい素量の影響	内田秀俊 吉田英雄	35
P729	Improvement in Ductility of Friction Stir Welded Al-Mg-Si Alloy T4 Sheet	Tadashi Minoda Mineo Asano Koji Tanaka Masaki Kumagai	41
P730	Influence of Texture on Roping Development in Al-Mg-Si Alloy Sheet	Yoshikazu Ozeki Tadashi Minoda Hiroki Tanaka Hideo Yoshida	46
P731	The Effects of Texture on Formability of Aluminum Alloy Sheets	Kengo Yoshida Takumi Ishizaka Mitsutoshi Kuroda Shingo Ikawa	51
P732	Measurement of Solute Concentration in Alpha Solid Solution of Ternary Aluminum Alloys and its Application	Minemitsu Okada	60
P733	A3004 合金冷延板の塑性特性に及ぼす低温熱処理の影響	土田信 伊藤清文 藤村	65
P734	アルミニウム熱間圧延工程における計画立案支援システム	高柳仁史 岡村義博 宮地和博	72
P735	クロスフィンチューブ熱交換器におけるフィンカラー形状が 伝熱性能に及ぼす影響	樫宮耕太郎 永良明 佐井雄 水々木直 田貴彦	80

技 術 資 料

R536	アルミニウム合金の高温変形	吉 田 英 雄 田 中 宏 樹	87
R537	展伸用アルミニウム合金の連続鋳造	渡 辺 良 夫	107
R538	展伸用アルミニウム合金とその熱処理	箕 田 正	121
R539	我国アルミニウム産業の明るい未来を拓くために… — 温 故 知 新 —	永 田 公 二	139
R540	空調機熱交換器用プレコートアルミニウムフィン材	清 谷 明 弘	158
R541	最近のブレージングシートおよびフラックス	久 富 裕 二	172

イ ベ ン ト 報 告

R542	子供達に教える“ものづくり”のおもしろさ	田 中 宏 樹	179
------	----------------------------	---------	-----

発 明 と 考 案

I 110	平成 19 年に登録された当社の主な特許		180
-------	----------------------------	--	-----

公 表 資 料

	論文・講演・資料		182
--	----------------	--	-----

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 49 No. 1, 2008

CONTENTS

Technical Paper

P722	Application of Tin Coated Copper Coiled Tubes for Air Conditioning System using Circulating Cooling/Heating Water	Yutaka Yamada Shinobu Suzuki Koji Kanamori Kunihiko Minoshima Kenichi Ishiguro	1
P723	Metal Flow in Extrusion with Different Orifices	Seiichi Nagao Norio Takatsuji	6
P724	The Effect of Extrusion Mode and Die Shape on Billet Skin Behavior in Aluminum Extrusion	Hideo Sano Takashi Ishikawa Nobuki Yukawa Yoshinori Yoshida Takatoshi Kaneko	12
P725	The Effect of Back End Lubricant Conditions on Billet Skin Behavior in Direct Extrusion	Hideo Sano Takashi Ishikawa Nobuki Yukawa Yoshinori Yoshida Takatoshi Kaneko Junichi Sakamoto	18
P726	Two-step Aging Behaviors of Al-Mg-Si Alloy Extrusions	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	24
P727	Effect of Reversion Process on Expanding Performance of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Tube in T4 Temper	Yasuhiro Nakai Tadashi Minoda Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	30
P728	Effect of Si content on the formability of Al-Mg-Si alloy sheets	Hidetoshi Uchida Hideo Yoshida	35
P729	Improvement in Ductility of Friction Stir Welded Al-Mg-Si Alloy T4 Sheet	Tadashi Minoda Mineo Asano Koji Tanaka Masaki Kumagai	41
P730	Influence of Texture on Roping Development in Al-Mg-Si Alloy Sheet	Yoshikazu Ozeki Tadashi Minoda Hiroki Tanaka Hideo Yoshida	46
P731	The Effects of Texture on Formability of Aluminum Alloy Sheets	Kengo Yoshida Takumi Ishizaka Mitsutoshi Kuroda Shingo Ikawa	51
P732	Measurement of Solute Concentration in Alpha Solid Solution of Ternary Aluminum Alloys and its Application	Minemitsu Okada	60
P733	Effect of a Low Temperature Annealing on the Plastic Properties of Cold Rolled 3004 Aluminum Alloy Sheets	Shin Tsuchida Kiyohumi Ito	65
P734	Scheduling Support System for an Aluminum Hot Rolling Process	Hitoshi Takayanagi Yoshihide Okamura Kazuhiro Miyaji	72
P735	The Effects of Fin Collar Form on Heat Transfer Performance of Performance of Cross Fin-tube Heat Exchanger	Koutaro Tsubaki Akio Miyara Yuma Nagai Yuma Nagai Yoshihiko Mizuta	80

Technical Review

R536	High Temperature Deformation of Aluminum Alloys	Hideo Yoshida Hiroki Tanaka	87
R537	Continuous Casting for Wrought Aluminum Alloys	Yoshio Watanabe	107
R538	Wrought Aluminum Alloys and Their Heat Treatments	Tadashi Minoda	121
R539	Prospect of Aluminum Rolling Mill Industries in Japan	Koji Nagata	139
	— Back to the Future —		
R540	A Review of the Pre-coated Aluminum Fin Stocks used	Akihiro Kiyotani	158
	in the Heat Exchangers for Air-conditioners.		
R541	Recent Advance of Brazing Sheet and Flux for Aluminum Brazing	Yuji Hisatomi	129

Event Report

R542	Interesting “Monotsukuri” (Event for the children)		179
------	--	--	-----

Invention and Device

I 110	Main Patents Registered in 2007		180
-------	---------------------------------------	--	-----

Distributed Data

	Published Papers and Presentations		182
--	--	--	-----

冷温水使用環境下空調用伝熱管への 内面スズ被覆銅管の適用*

山 田 豊** 鈴 木 忍***
金 森 康 二*** 簗 島 国 彦****
石 黒 賢 一****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 1-5

Application of Tin Coated Copper Coiled Tubes for Air Conditioning System using Circulating Cooling/Heating Water

Yutaka Yamada, Shinobu Suzuki, Koji Kanamori
Kunihiko Minoshima and Kenichi Ishiguro

Pitting corrosion of copper coiled tubes has been experienced in air conditioning system having the open storage water tank. The presence of both carbon film and corrosion product of galvanized steel on the inner surface of copper tubes caused the pitting corrosion. Although the pitting corrosion was reduced by the decrease of carbon film less than critical value and/or entrapping the fine corrosion-product particles of galvanized steel in the circulating water with fine mesh filter, these countermeasures have not always been enough to prevent pitting corrosion. The tin coated copper tubes have been investigated by the field test in an actual air conditioning system. The tin coated copper tubes showed excellent corrosion resistance at normal portion, while the heated portion of the tube by brazing suffered from slight pitting corrosion and/or grooving type corrosion because the tin layer had changed the alpha solid solution through the interdiffusion at high temperature in brazing. To solve this problem, soldering was applied in place of brazing to joint the tin coated U-bend tube to tin coated straight tube. It was revealed that these tin coated copper tubes have been sound without any indication of corrosion in the circulating water at an actual air conditioning system.

1. 緒 言

開放系蓄熱槽式空調システムはエアハンドリングユニットやファンコイルユニットと呼ばれる空調用熱交換器に建物の地下などに設置された蓄熱槽に貯水した冷温水を循環して冷暖房をおこなう空調方法である。この空調用熱交換器伝熱管には銅管が使用され、ここで経験する腐食問題のほとんどが孔食である。山田らはこの孔食に関

し、銅管内表面のカーボン皮膜と循環水中に含まれる空調システムの主配管である亜鉛めっき鋼管或いは鋼管の腐食生成物（以後、水中微粒子と記す）の相乗作用で発生することを明らかにした¹⁾。そして、その対策として主配管である亜鉛めっき鋼管の防食或いは水中微粒子の除去および銅管内表面のカーボン皮膜を残留C量で平均 2 mg/m^2 以下とすることを提案した¹⁾。しかし、実使用環境下では亜鉛めっき鋼管の防食或いは水中微粒子を除去することが困難なことも多く、また、カーボン皮膜を低減した銅管であっても主配管の腐食が激しい場合には水中微粒子の量も多くなり、孔食を抑制することが困難な場合もあった。

* 銅および銅合金, 47(2008)に主要部掲載
** 研究開発センター 第四部, 工学博士
*** 研究開発センター 第四部
**** 松下エコシステムズ(株)環境ビジネスユニット

本報では開放系蓄熱槽式空調システムで使用される空調用熱交換器伝熱管への内面スズ被覆銅管の適用について検討したので報告する。また、空調用熱交換器は熱交換器製造時に U ベンド管と呼ばれる配管接合部材が硬ろう付により接合されるため、この熱影響部の耐食性についても調査した。

2. 実験方法

2.1 第1期試験

第1期試験では内面スズ被覆銅管および硬ろう付熱影響部の耐食性を調査した。

2.1.1 供試管

管寸法が $\phi 15.00 \times 0.5t \times 2000 \ell$ (mm) の、JIS H3300 C1220 を原管とした①内面スズ被覆銅管、②内面スズ被覆銅管に内面スズ被覆 U ベンド管を硬ろう付接合（以後、硬ろう付熱影響部と記す）、③管内表面残留 C 量 5 mg/m^2 のりん酸銅軟質管（以後、りん脱酸銅軟質管と記す）の3種類を供試管とした。なお、硬ろう付接合はろう材に B-Cup 2 (P: 6.8~7.5wt%, Cu: 残) を用い、ろう付温度 1123~1173K でおこなった。

2.1.2 試験条件

試験は A 社工場の開放系蓄熱槽式空調システムの循環系統にバイパス配管を設け、これに供試管を配管し、蓄熱槽で水温が 311K に維持された蓄熱槽水を管内に流速 0.12 m/s で通水しておこなった。試験した蓄熱槽水の水質分析結果一例を Table 1 に Test 1 として示した。また、試験は4カ月間おこない、自然電極電位の連続測定もおこなった。

2.2 第2期試験

第2期試験では内面スズ被覆銅管および硬ろう付熱影響部耐食性の再現性と硬ろう付熱影響部耐食性の向上を調査した。

2.2.1 供試管

実機通水試験では第1期試験結果に基づき、内面スズ被覆銅管を使用し、硬ろう付時の熱影響を極力抑制して作製した空調器を供試管とした。一方、ろう付熱影響部評価は管寸法が $\phi 15.00 \times 0.5t \times 2000 \ell$ (mm) の、JIS H3300 C1220 を原管とした①内面スズ被覆銅管に内面スズ被覆 U ベンド管を硬ろう付接合、②内面スズ被覆銅管に内面スズ被覆 U ベンド管を軟ろう付接合（以後、軟ろう付熱影響部と記す）、③管内表面残留 C 量 5 mg/m^2 のりん酸銅軟質管にりん脱酸銅 U ベンド管を硬ろう付接合の3種類を供試管とした。なお、硬ろう付接合はろう材に B-Cup 2 (P: 6.8~7.5wt%, Cu: 残) を用い、ろう付温度 1123~1173K、軟ろう付接合はろう材に H ソルダ (Ag: 3.2~3.8wt%, Sn: 残) を用い、ろう付温度 523~573K でおこなった。

2.2.2 試験条件

実機通水試験は B 社工場に内面スズ被覆銅管を使用

し、硬ろう付時の熱影響を極力抑制して作製した空調器を設置しおこなった。一方、ろう付熱影響部評価は B 社工場の開放系蓄熱槽式空調システムの循環系統にバイパス配管を設け、これに供試管を配管しおこなった。通水は季節変動による実機運転にあわせ蓄熱槽で水温が 280~311K に維持された蓄熱槽水を管内流速 0.10 m/s の条件でおこなった。試験した蓄熱槽水の水質分析結果一例を Table 1 に Test 2 として示した。また、試験は最長6カ年間おこなった。

3. 実験結果および考察

3.1 第1期試験

3.1.1 腐食試験

Fig. 1 に内面スズ被覆銅管およびりん脱酸銅軟質管の内面状況および断面状況を示す。内面スズ被覆銅管は管内面に茶褐色の水中微粒子の付着とスズ膜の灰色変色が見られたものの、断面観察で薄いスズ膜が綺麗に観察され、腐食の発生は見られなかった。りん脱酸銅軟質管は管内面全体の黒褐色変色と緑青色マウンドの生成が認められ、断面観察において緑青色マウンドの下に孔食が観察された。また、孔食の最大深さは 0.25 mm であった。

Fig. 2 に硬ろう付熱影響部の内面状況および断面状況を示す。管内面は茶褐色の水中微粒子の付着、濃褐色変色および緑青色マウンドの生成が観察された。断面観察では、スズ膜が硬ろう付時の熱影響を受けて黄色部と白

Table 1 Typical analysis of test water.

Item	Test 1	Test 2
pH	7.9	7.7
Conductivity (mS/m)	1.42	1.50
Total hardness (CaCO ₃ mg/ℓ)	42	3
Ca hardness (CaCO ₃ mg/ℓ)	38	3
M alkalinity (CaCO ₃ mg/ℓ)	48	16
HCO ₃ ⁻ (mg/ℓ)	59	19
SO ₄ ²⁻ (mg/ℓ)	5	< 1
Cl ⁻ (mg/ℓ)	5	0.3
SiO ₂ (mg/ℓ)	3	2
T.D.S (mg/ℓ)	40	50

色の混在した合金層に変化した状況が観察され、特に黄色変色に進行している状況が観察され、最大腐食深さは0.02mmであった。スズ膜変色部のEPMA点分析で黄色変色部がCu90wt%、Sn10wt%の α 相、白色変色部がCu74wt%、Sn26wt%の ϵ 相と判断された。

内面スズ被覆銅管は良好な耐食性を示しており、これはスズ酸化皮膜(SnO_2)によってもたらされているものと考えられた²⁾。しかし、硬ろう付のような高温の熱影響を受けるとスズ膜が変化し、りん脱酸銅軟質管よりは耐食性は良好なものの腐食発生の防止は困難なものと考えられた。EPMA点分析から α 相で腐食が進行するものと考えられた。すなわち、硬ろう付熱影響部では、硬ろう付時の熱影響を少なくし、スズ膜を ϵ 相の変化までに留めることで良好な耐食性が得られるものと推察された。

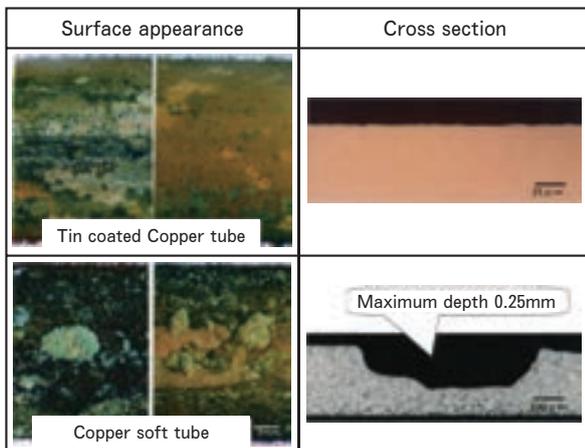


Fig. 1 Appearance of inner surface and cross section of both tin coated tube and conventional copper soft tube tested for 4 months in Test 1.

3.1.2 自然電極電位経時変化

Fig. 3に各供試管の自然電極電位の経時変化を示す。いずれの供試管も時間の経過とともに電位が上昇し、試験開始500h以降は電位が安定し、内面スズ被覆銅管は約 -150mV vs SCE, りん脱酸銅軟質管は約 200mV vs SCE, 硬ろう付熱影響部は約 120mV vs SCEで推移した。開放系蓄熱槽式空調システムの空調用熱交換器に



Fig. 2 Appearance of inner surface, cross section and EPMA analysis of the tin coated U-bend tube at heated portion by brazing. Sample tube was tested for 4 months in Test 1.

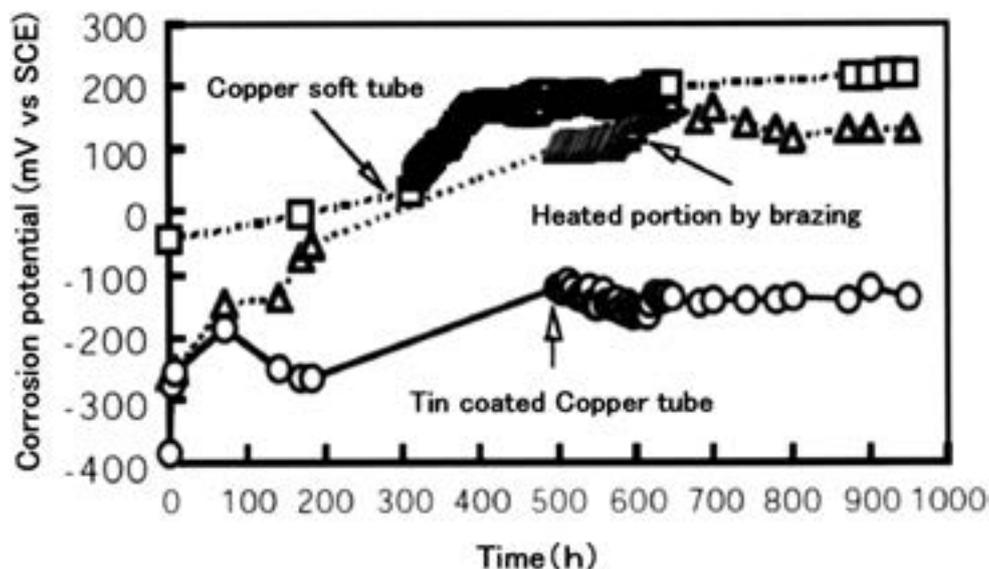


Fig. 3 Corrosion potential changes of test tubes in Test 1.

使用される銅管の孔食発生電位は約 100mV vs SCE と報告されており¹⁾、自然電極電位の経時変化からも硬ろう付熱影響部の孔食抑制は困難なものと判断され、電位の上昇はスズ膜の合金化によるものと考えられた。また、内面スズ被覆銅管の良好な耐食性およびりん脱酸銅軟質管の孔食発生について、自然電極電位の変化においても確認された。

3.2 第2期試験

3.2.1 実機通水試験

第1期試験結果に基づき、内面スズ被覆銅管を使用し、硬ろう付時の熱影響を極力抑制して作製した空調用熱交換器を用いて6カ年間の実機通水試験を実施した。試験後の腐食状況を Fig. 4 に示す。内面スズ被覆銅管は管内面に茶褐色の水中微粒子が付着し、水洗後において管表面とろう材流出先端部界面で緑青色マウンドの生成が観察された。断面状況において、緑青色マウンドの下に腐食が管円周方向、すなわち、管表面とろう材流出先端部界面に沿って観察された（以後、ろう付部溝状腐食と記す）。硬ろう付時の熱影響の抑制により、良好な耐食性は確保されるようになったものの、ろう付部溝状腐食の防止対策が課題となった。

3.2.2 硬ろう付熱影響部および軟ろう付熱影響部評価

ろう付部溝状腐食の防止対策を検討すべく、開放系蓄熱槽式空調システムの循環系統にバイパス配管を設け評価をおこなった。Fig. 5 に試験開始3カ年後の硬ろう付熱影響部および軟ろう付熱影響部の腐食状況を示す。また、比較としてりん脱酸銅軟質管の硬ろう付熱影響部の腐食状況も示した。ろう付部溝状腐食について、硬ろう付熱影響部およびりん脱酸銅軟質管の硬ろう付熱影響部に腐食の発生が見られ、腐食の程度は内面スズ被覆銅管の方が軽微であった。また、ろう付部溝状腐食以外に腐食は全く観察されなかった。一方、軟ろう付熱影響部ではろう付部溝状腐食等全く腐食は観察されなかった。

軟ろう付熱影響部の良好な耐食性は軟ろう付時のろう付温度が低く熱影響が軽度であること、またスズを主体とするろう材を使用し、水中の自然電極電位が銅よりも卑となることによるものと考えられた。ろう付熱影響部溝状腐食はろう材と母材の銅との電位差に起因するものと考えられているが³⁾、不明な点も多く今後の検討課題である。

以上、内面スズ被覆銅管と軟ろう付接合の採用により、高耐食性空調用熱交換器の製造が可能なものと考えられた。

4. ま と め

(1) 内面スズ被覆銅管の開放系蓄熱槽式空調システムにおいて、内面スズ被覆銅管は良好な耐食性を示した。一方、りん脱酸銅軟質管に顕著な孔食が観察された。

(2) ろう付熱影響部の耐食性について、硬ろう付熱影響部では熱影響によるスズ膜変化をε相までに留めることで良好な耐食性を確保できることを確認した。しかし、ろう材と母材との電位差に起因すると思われるろう付部溝状腐食の発生が観察された。軟ろう付熱影響部では孔食およびろう付部溝状腐食は全く観察されなかった。

(3) 内面スズ被覆銅管と軟ろう付接合の採用により、高耐食性空調用熱交換器の製造が可能となった。

(4) ろう付熱影響部溝状腐食はろう材と母材の銅との電位差に起因するものと考えられたが、不明な点も多く今後の検討課題である。

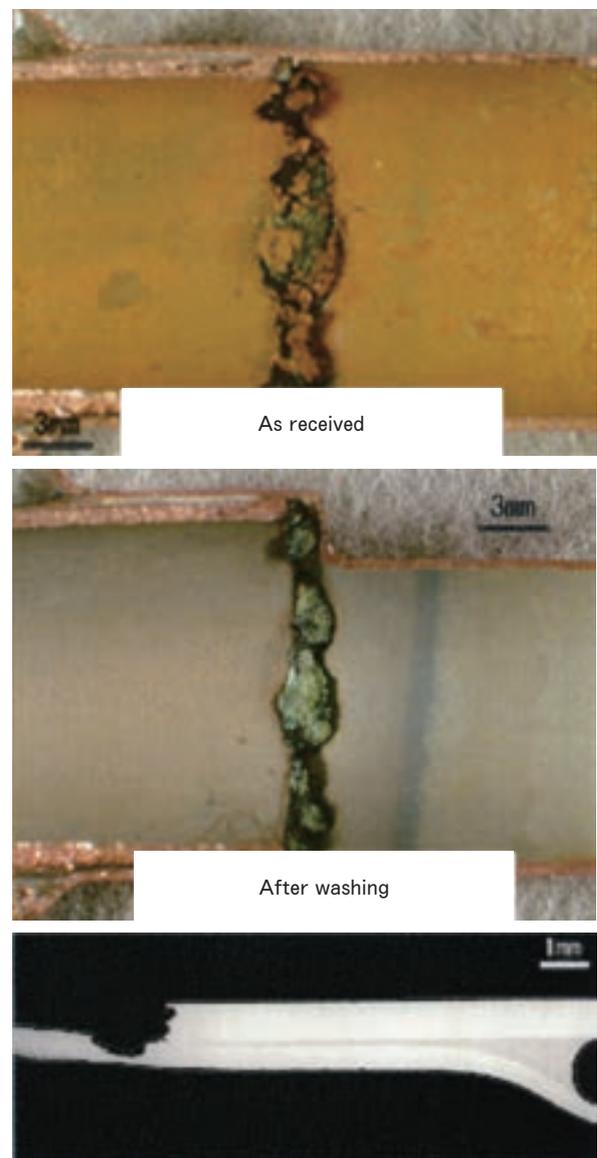


Fig. 4 Appearance of inner surface and cross section of the tin coated U-bend tube at heated portion in the heat exchanger by brazing. The heat exchanger was tested in the actual system for 6 years in Test 2.

	Surface appearance	Cross section
Heated portion by brazing	 <p>Tin coated copper tube</p>	
Heated portion by soldering	 <p>Tin coated copper tube</p>	
Heated portion by brazing	 <p>copper soft tube</p>	

Fig. 5 Appearance of inner surface and cross section of each tube at heated portion by brazing or soldering. Each tube was tested for 3 years in Test 2.

参 考 文 献

- 1) 山田 豊, 森 明久, 畑中隆一, 渥美哲郎, 中尾信之: 材料と環境, **47** (1998),724-728.
- 2) 山田 豊: 材料と環境, **50** (2001),88-93.
- 3) 山手利博: 材料と環境, **56** (2007),170-174.

Metal Flow in Extrusion with Different Orifices*

Seiichi Nagao** and Norio Takatsuji***

Die design is the most important factor to achieve appropriate profiles. In aluminum alloy extrusion, it is possible to manufacture profiles with complex cross sections. However, die designing to manufacture profiles with large thickness difference is very difficult, because the metal flow through the die orifice is not uniform. In this study, extrusions using dies with 2 round orifices, a large diameter orifice and a small diameter orifice were performed. The relation between the orifice area ratio and the speed ratio was quantified. In addition, the effects of alloy composition and billet temperature on the speed ratio were quantified. The speed ratio depends on the flow stress of the billet. In order to investigate the metal flow in the container, the macrostructure of the discard was observed and finite element analysis were performed. It was clear that the changes in the speed ratio were related to the metal flow in the container.

1. Introduction

Extruded aluminum alloy profiles can be manufactured in one operation even with complicated cross sections. In addition, the profiles can be extruded using various alloys according to the required properties. Therefore, extruded aluminum alloy profiles are used in various fields such as architecture and automobile or aircraft production. They are effective in lightening body structure, so demand for them is expected to increase. Therefore, the quality and productivity of the extrusion products must be improved, and these depend on die design, namely appropriate die design brings down high yield. However, die design for complicated sections, particularly for sections with different thickness, is difficult to be optimized. Because metal flow through the orifice is not uniform, it causes distortion. In general, the metal flow is made uniform by die bearing adjustment after several trials. In previous studies^{1~4)}, the effect of die design on metal flow of different thickness shapes was investigated. However, the effect of alloy composition should also be considered.

In this study, experimental extrusions were

carried out using dies with extremely different orifices, and the metal flow was investigated quantitatively in order to improve die design.

2. Experimental procedure

The experimental extrusions were performed using the vertical press at University of Toyama shown in **Fig. 1**. The maximum extrusion load of the press was 4 MN. **Fig. 2** shows an illustration of experimental tool unit made of H13 steel. The container diameter was 94mm. **Fig. 3** shows the details of experimental dies. Five kinds of dies with a large diameter orifice and a small diameter orifice were prepared. The diameter of orifice 1 was fixed at 25mm, and the diameter of orifice 2 was variable. **Table 1** shows the dimensions of the orifices for each die. The orifice area ratio shown in Table 1 was defined by A_1/A_2 , where A_1 and A_2 were the opening areas of orifice 1 and orifice 2, respectively. Each orifice center was located 25mm from the center of the die. The bearing length of each orifice was a quarter of the opening diameter. **Table 2** shows the chemical compositions of billets. Experiments were performed with medium strength alloy A6063 and high strength alloy A7075. The diameter of billets was 90mm, and the length was 100mm. A6063 was extruded at 753K and a ram speed of 1 mm/s. A7075 was extruded at 713K and a ram speed of 0.5mm/s. The

* The main part of this paper was presented at the 9th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Orlando, USA, May 13-16, 2008

** No. 6 Department, Research & Development Center

*** University of Toyama, Professor, Dr. of Eng.

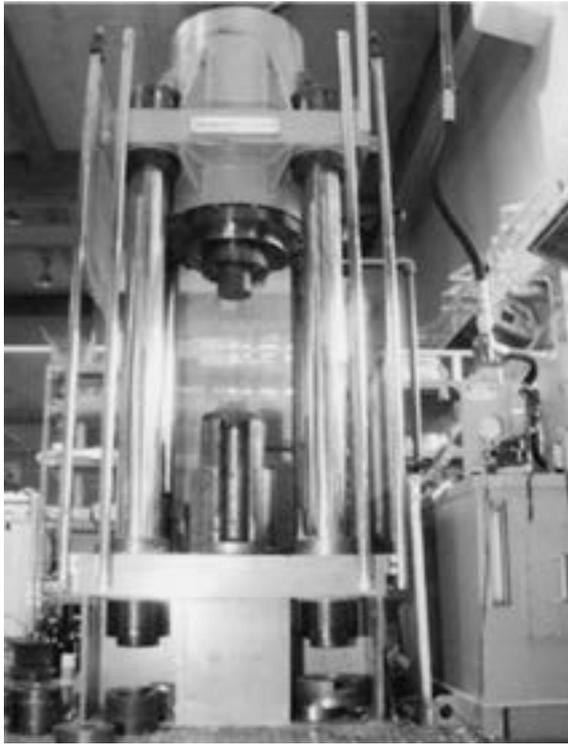


Fig. 1 Experimental extrusion press

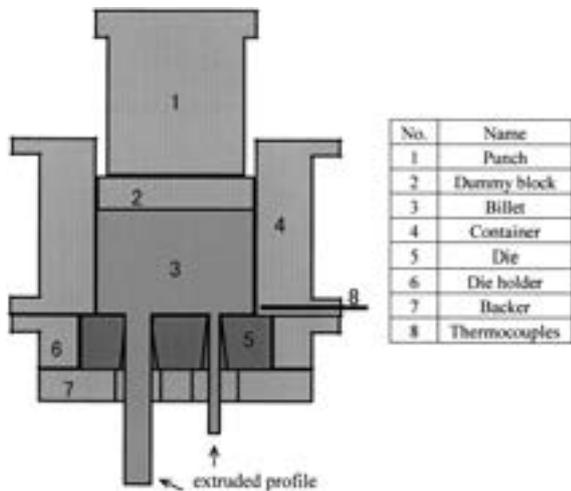


Fig. 2 Schematic illustration of the experimental extrusion tool

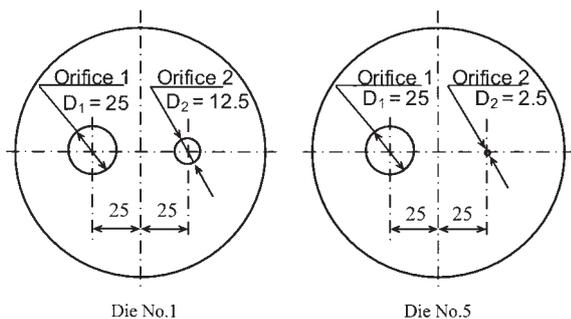


Fig. 3 Details of experimental dies

Table 1 Dimensions of experimental dies

Die No.	D_1 (mm)	D_2 (mm)	A_1/A_2
1	25	12.5	4
2		7.1	12
3		5	25
4		3.12	64
5		2.5	100

Table 2 Chemical compositions of aluminum billets (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
A7075	0.14	0.18	1.72	0.01	2.77	0.21	5.84
A6063	0.37	0.16	0.04	0.05	0.49	0	0
A1050	0.1	0.26	0	0.01	0.01	0	0
A5052	0.05	0.21	0.05	0.03	2.5	0.19	0.01
A6061	0.65	0.2	0.27	0.11	0.8	0.2	0.01

experimental tool and the billet were heated up to setting temperature in an electric furnace before extrusion.

The metal speed in each orifice was investigated by extruded length. The speed ratio was defined as V_1/V_2 , where V_1 and V_2 were the metal speed of orifice 1 and orifice 2 each. The speed ratio was examined at full length and also it was examined in each stage of an extrusion stroke as "H" (Head), "M" (Middle) and "T" (Tail).

3. Experimental results

3.1 Effect of orifice area ratio on speed ratio

Fig. 4 shows the relation between orifice area ratio and speed ratio in A7075 extrusion. The speed ratio increased with the orifice area ratio. It increased remarkably for orifice area ratios larger than 25. Fig. 5 shows the effect of stroke on relation between orifice area ratio and speed ratio in A7075 extrusion. In the "H" and "M" stages of the stroke, the speed ratios were almost equal. However, the speed ratio in the "T" stage was lower than them. Fig. 6 shows the effect of alloy on the relation between orifice area ratio and speed ratio. The speed ratio increased with the orifice area ratio in A7075 more than as it did in A6063.

3.2 Analysis of metal flow in container

Observations of the macrostructure of the discard were compared with finite element (FE) analysis results of metal flow in the container. Observed planes were axial sections across both

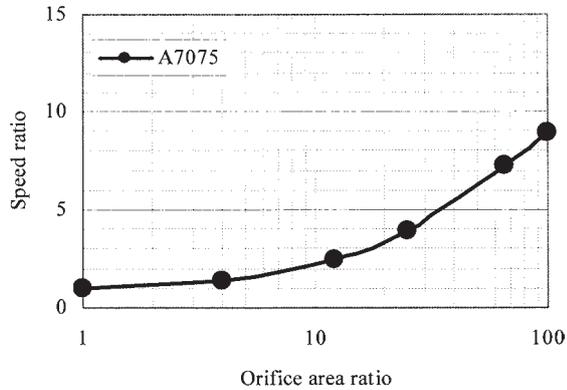


Fig. 4 Relationship between orifice area ratio and speed ratio in A7075 extrusion (measured at full length)

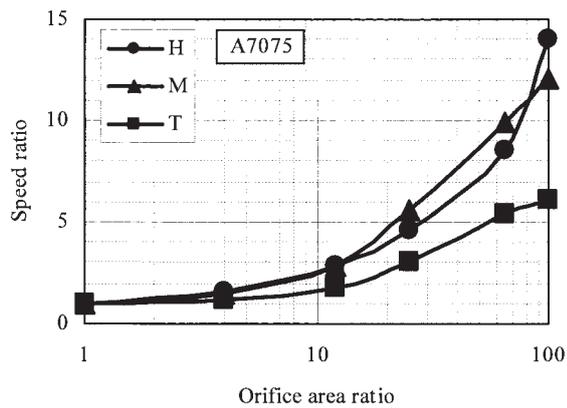


Fig. 5 Effect of stroke on relation between orifice area ratio and speed ratio in A7075 extrusion

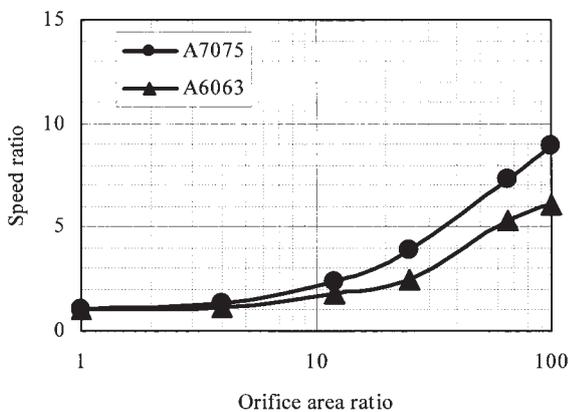


Fig. 6 Effect of alloy on relation between orifice area ratio and speed ratio (measured at full length)

orifices. The FE analysis was performed using commercial analysis software DEFORM-3D™. The analysis conditions, namely temperature and strain rate were the same as the experimental conditions in each alloy. Fig. 7 shows the comparison of experimental results and FE analysis results in A7075. The flow speed of FE analysis was similar to those of experiment. Fig. 8 shows the metal flow in the container. Dead metal (I), shearing deformation (II) and plastic deformation (III) zones were identified in the macrostructure as shown in Fig. 8 (a). This metal flow was also shown in the vector diagram of the FE analysis. In addition, the vector diagram could be useful to discriminate flow zone between the orifices. Those results certified the validity of FE analysis results. Fig. 9 shows

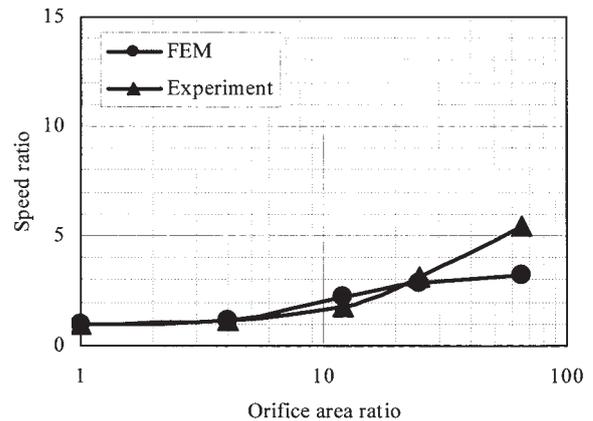


Fig. 7 Comparison of experimental results and FE analysis results (A7075, stage "T")

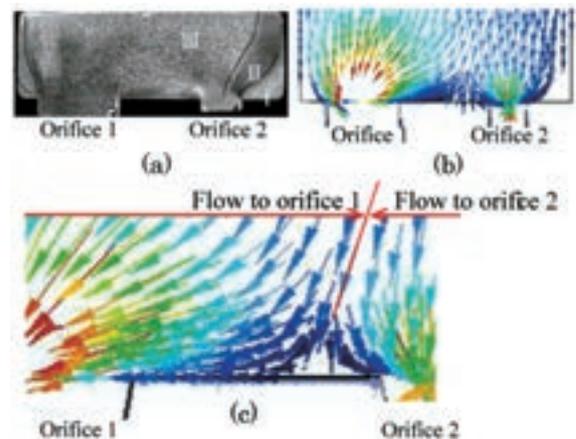


Fig. 8 Metal flow in the container at the stage "T" (A6063)
(a) Macrostructure of discard
(b) Vector diagram by FE analysis
(c) Enlargement of (b)

the effect of the orifice area ratio on the metal flow in the container. In case of small orifice area ratios, the metal flow to orifice 2 was clearly visible. However, on the condition that the orifice area ratio was over 25, the metal flow to orifice 2 was not clear. Most metal in the container moved toward orifice 1 and the partial metal in the shearing deformation zone moved toward orifice 2. The flow pattern was remarkable in orifice area ratios larger than 25. **Fig. 10** shows the effect of stroke stage on the metal flow in the container. In the large orifice area ratio, most metal in the container moved toward orifice 1. As result, a large dead metal zone was formed near orifice 2. However, the dead metal zone in the “T” stage was smaller than those in the “H” and “M” stages. So, some metal toward orifice 2 increased and the flow was faster near orifice 2. The direction of flow vectors was useful to know which orifice the metal flow in the container moved to. **Fig. 11** shows the schematic illustration of S_1 and S_2 , S_1 and S_2 is the region in which metal moves toward orifice 1, and orifice 2. **Fig. 12** shows the effect of the orifice area ratio on the ratio of metal

flow (S_1/S_2). S_1/S_2 increased with the orifice area ratio. S_1/S_2 values in the “H” and “M” stages were almost equal, whereas in the “T” stage S_1/S_2 was lower than those.

Fig. 13 shows the metal flow in the container of A7075 and A6063. A difference in dead metal zone height between A7075 and A6063 was found. In addition, there was faster flow near orifice 2 in A6063 extrusion. **Fig. 14** shows S_1/S_2 of A7075 and A6063 extrusions. S_1/S_2 of A6063 was smaller than that of A7075.

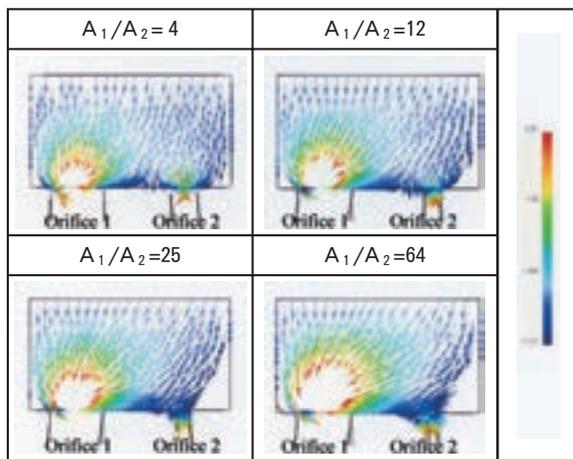


Fig. 9 Effect of orifice area ratio on the metal flow in the container(A7075, stage “M”)

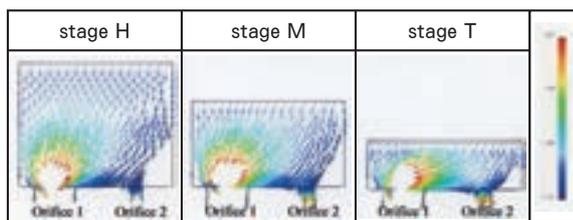


Fig. 10 Effect of stroke stage on the metal flow in the container(A7075, $A_1/A_2=25$)

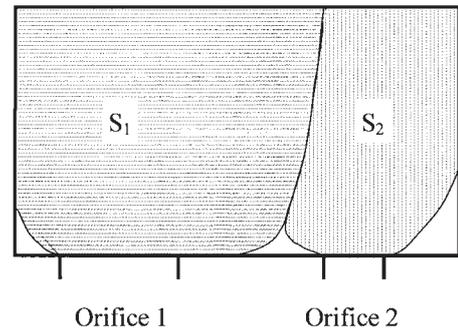


Fig. 11 Schematic illustration of S_1 and S_2

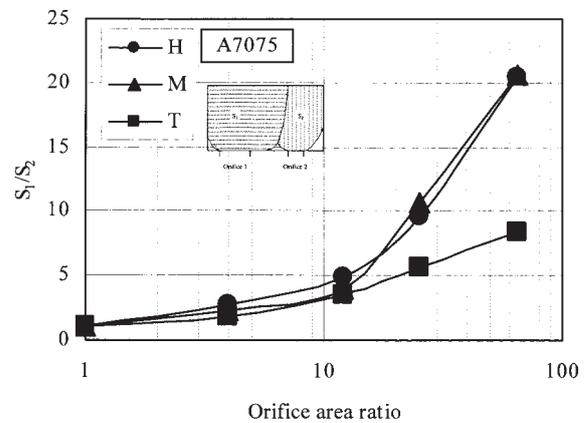


Fig. 12 Effect of orifice area ratio on ratio of metal flow (S_1/S_2)

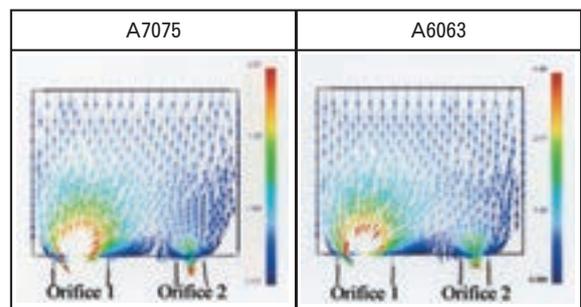


Fig. 13 Difference of metal flow in the container between A7075 and A6063 ($A_1/A_2=4$, stage “H”)

3.3 Effects of alloy composition and temperature on speed ratio

According to experiment and FE analysis results in previous sections, the variation of the speed ratio was affected by metal flow in the container, which depended on the flow stress of the billet. Therefore, verification tests were performed in the different flow stress of billets. A1050, A5052 and A6061 billets were extruded experimentally. The flow stresses of the billets were determined by compression tests on specimens 10mm in diameter and 15mm long at the extrusion temperature and strain rate. Orifice area ratio was 64.

Fig. 15 shows the speed ratio of each alloy. The speed ratio of hard alloy was larger than those in other alloys. Fig. 16 shows the effect of extrusion temperature on the speed ratio for orifice area ratio 64 in A6063. A6063 billets were extruded at 593K, 633K and 753K. The speed ratio decreased with increasing temperature.

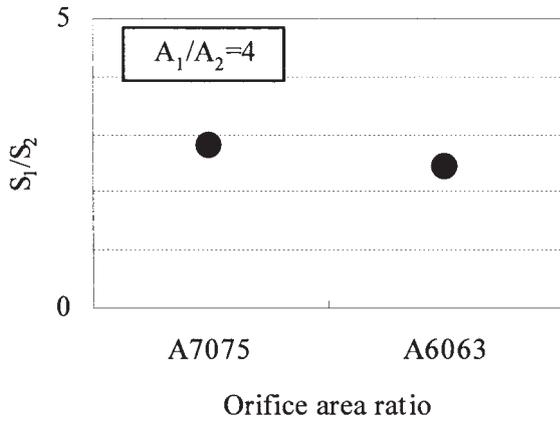


Fig. 14 Difference of S_1/S_2 between A7075 and A6063

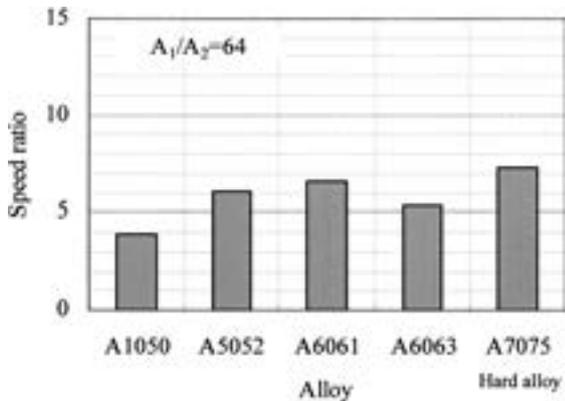


Fig. 15 Speed ratio of each alloy

Fig. 17 shows the effect of the flow stress on speed ratio for orifice area ratio 64. The speed ratio was affected by the flow stress of the extruded billet. Therefore, the flow stress should be considered in die design.

3.4 Application to extrusion profile with thick and thin walls

To estimate the applicability of our results to actual extrusion, a profile with different wall thickness was extruded with A6063 and A7075. Fig. 18 shows the cross section of profile. Generally, when the flow speed through the orifice with different thickness is not uniform, the extruded profile tends to bend. In this case, the extruded profile curvatures as shown in Fig. 19.

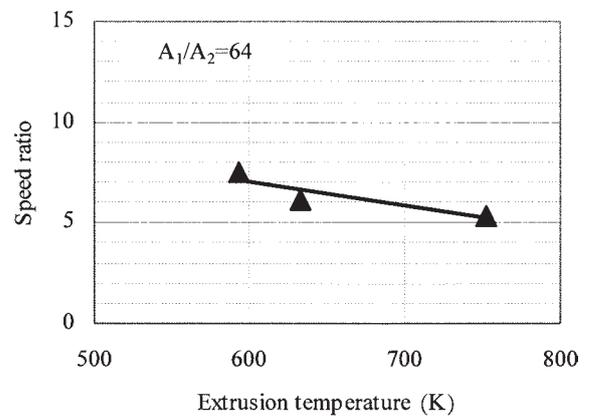


Fig. 16 Effect of extrusion temperature on speed ratio in A6063 extrusion

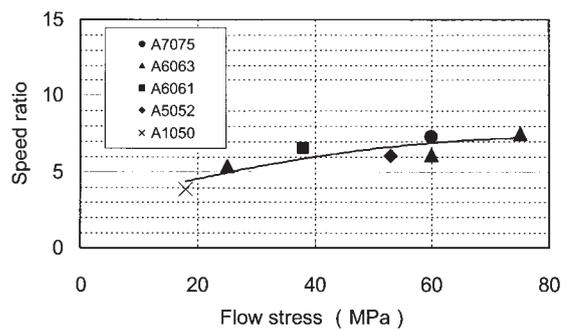


Fig. 17 Effect of flow stress on speed ratio for orifice area ratio 64

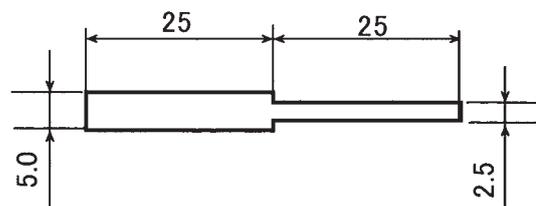


Fig. 18 Cross section of profile

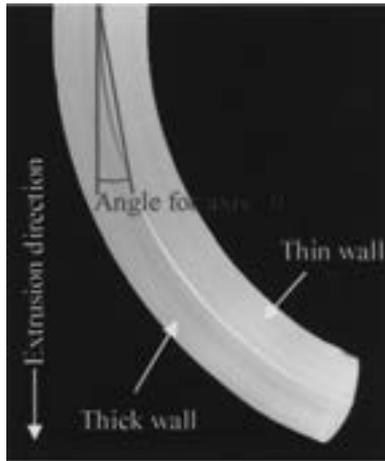


Fig. 19 Appearance of bent profile

Fig. 20 shows the curvature of profile of A7075 and A6063 extrusion. The angle for axis of the A7075 extrusion profile was larger than that of the A6063 extrusion. In other words, the speed ratio of A7075 was larger than that of A6063 in agreement with the experimental results shown in Fig. 6 .

4. Conclusion

In this study, extrusion experiments were performed to investigate the effects of alloy composition on the relation between the orifice area ratio and the speed ratio. In order to investigate metal flow in the container, the macro structure of discard was observed and FE analysis was performed. Changes in the speed ratio are related to the metal flow in the container. The validity of results was estimated the extrusion profile with different thickness wall. It was clear that it was important to consider the flow stress in die design.

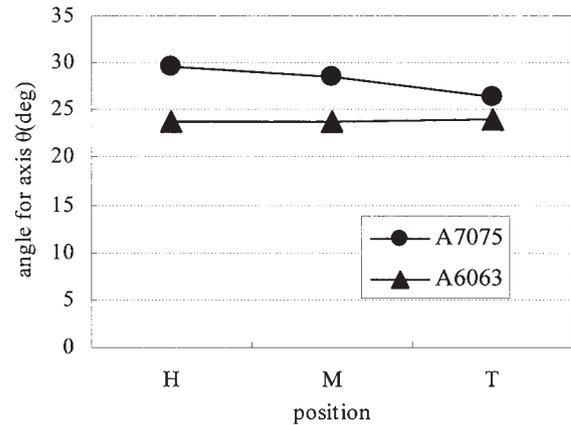


Fig. 20 Curvature of profile of A7075 and A6063 extrusion

Reference

- 1) Norio Takatsuji, Mitsugu Tokizawa, Kazuo Murotani, Kenji Matsuki and Naoyuki Sagawa : Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, Vol.27, No.304, 1986, 620 - 625.
- 2) Noriatsu Hariyama and Shin-ichi Matsuoka : Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, Vol.44, No.510, 2003, 755 - 759.
- 3) Dariusz Le.niak, Wojciech Libura, Jozef Zasadzi.ski, Buntoro, Klaus Muller and Jeffrey Fluhrer : Proceedings of the Eighth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol. II, May 2004, 191-198.
- 4) Steven R. Claves, Kinga Janiszewska, Wojciech Z. Misiolek, Kinga Janiszewska and Wojciech Libura : Proceedings of the Eighth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol. I May 2004, 55-68.

アルミニウム押出ビレット表層の変形挙動に及ぼす 押出方法およびダイス形状の影響*

佐野 秀 男** 石川 孝 司***
湯川 伸 樹*** 吉田 佳 典***
金子 貴 俊****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 12-17

The Effect of Extrusion Mode and Die Shape on Billet Skin Behavior in Aluminum Extrusion

Hideo Sano, Takashi Ishikawa, Nobuki Yukawa,
Yoshinori Yoshida and Takatoshi Kaneko

Study on metal flow in extrusion billet is fundamental and useful to understand extrusion technology. In particular, knowing the behavior of skin of extrusion billet is indispensable to maintain qualities of extrusions. In order to investigate its behavior, extrusion experiments of clad billet and the FE analysis by DEFORM-2D™ were performed. The calculated behavior of billet skin was similar to that in experiment. It was considered that the results of FE analysis were acceptable to estimate the actual behavior of metal flow in extrusion. The billet skin penetrated the core in indirect extrusion and it was piled up at the back end of billet in direct extrusion. Slight dead metal zone appeared on the outer side of die face in indirect extrusion. Shear zone appeared between dead metal zone and flow zone in direct extrusion. Moreover, die semi-angle affected the behavior of billet skin in direct extrusion. 70 degree semi-angle die restrained billet skin from entering extruded product compared with 90 or 110 degree semi-angle die.

1. 緒 言

押出加工では、一段の加工で複雑な断面形状の製品が得られ、しかも加工度を大きくできるため casting 組織を微細な加工組織へ変えることができる。押出工具内でビレットに加わる応力状態やひずみ状態、押出方向、潤滑状態、押出温度などによって、加工でのメタルフローが異なり、結果として押出材の力学的および金属学的特性が異なる。

押出加工において、ビレット表層の偏析やコンテナとビレットの間に介在する空気などが押出材に流出すると、製品欠陥となり大きな品質問題となる場合がある。した

がって、ビレット表層の巻き込みやデッドメタル領域を高精度に予測することは重要である。

ここで、押出加工中の被加工材の変形挙動を観察する方法として、金属素材やプラスチックなどの表面あるいは分割面上に格子線を描き、変形中または変形後の格子のゆがみから変形状態（速度分布、ひずみ分布）を見る格子線法がある¹⁾。他の方法として、変形抵抗が類似の円板形状の材料を交互に積層してビレットとし、変形中または変形後にその表面または内部の積層状態のゆがみを観察する積層クラッドビレット法²⁾がある。また、被加工材中にアイソトープを入れ、これをトレースする放射性同位元素利用法などがある。しかし、これらの方法では、ビレット表層の変形挙動を正確に知ることは困難である。

本研究では、特にビレット表層に着目しその変形挙動を解明することを目的として、Fig. 1 に示すような2層

* 軽金属, 第58巻, 第5号 (2008), pp 183-188 に掲載
** 研究開発センター 第六部, 工学博士
*** 名古屋大学 大学院工学研究科 マテリアル理工学専攻 工学博士
**** 元名古屋大学 大学院工学研究科 マテリアル理工学専攻 大学院生

クラッドビレットを採用した。この方法によれば、マクロ組織の差異により皮材の形状を明確に観察できるので、ビレットの変形流動を把握できる。従来、この方法を用いてビレット表層の変形挙動を調査した結果が報告されているが、それらの多くは実験にとどまっている³⁾。そこで、本研究では、有限要素法を用いた数値解析手法を適用した。二次元剛塑性有限要素解析プログラムである DEFORM- 2D™ を用い同条件の押出加工の数値解析を行い、直接押出および間接押出において実験結果と比較し解析結果を評価した。これを基に、直接押出における皮材の変形挙動に影響を及ぼす因子としてダイス形状に着目し、その影響を定量的に調査した。

2. クラッドビレット押出実験

2.1 実験方法

実験では、ビレット表層の変形挙動を観察するため Fig. 1 に示す 2 層のクラッドビレットを用いた。材質として、マクロエッチングにて観察し易くするため変形抵抗に近い A6063 および A3003 を用いた⁴⁾。両材質の変形抵抗を比較する予備実験として、450℃ に加熱し、Feltham の式⁵⁾から求めた押出の平均ひずみ速度 0.5/s で、丸棒形状に直接押出し、Siebel の簡易式⁶⁾から押出の変形抵抗を求めると、A6063 が 56MPa、A3003 が 53MPa であり、本実験条件において両材質の変形抵抗が類似であることを確認した。

芯材には外径 87mm の円柱状の A6063 を用い、皮材には外径 91mm、肉厚 2 mm の管状の A3003 を用い、両者を端面で全周 TIG 溶接により接合した。コンテナ内径を 94mm、ビレット長さを 91mm とするとアップセット後のビレット長さは 85mm となる。押出工具およびビレットを雰囲気炉で 450℃ に加熱した後、直径 30mm の丸棒形状に押出した。コンテナ断面積を押し出し断面積で除した押し出し比は 10 となる。ラム速度は 3.8mm/s とし、Feltham の式⁵⁾から求めた押出の平均ひずみ速度は 0.56/s となる。ビレットの後端面に煤付けしラム間は低潤滑とし、ビレットとダイス間は無潤滑とした。間接および直接の両押出方法にて実験を行った。予備実験の結果を踏まえ、間接押出において皮材が押出材に巻き込まれる押し出し長 470mm の位置(ビレット体積の 55%)まで押し出し、コンテナを冷却した後、押し残りを抜き取った。押し残りを長手方向に半割りし、断面を研磨

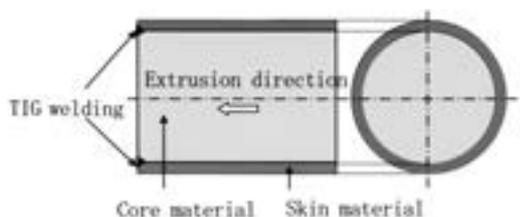


Fig. 1 Two-layer clad billet.

した後、エッチングを施しマクロ観察を行った。

2.2 実験結果

2.2.1 間接押出

ビレット体積の 55% の体積を押し出した後、抜き取ったビレット半径分の直角断面マクロ組織を Fig. 2 に示す。推定した通り、皮材が押出材に流出し始めていた。ダイス近傍の皮材のみがダイス出口に向かって逐次流動し、残りの皮材は変形していないことが確認できた。また、扁平した組織があるせん断変形領域(図中の一点鎖線と二点鎖線に挟まれた領域)と铸造組織に近くビレット中心の芯材よりも速度が非常に遅いと考えられるデッドメタル領域がダイスに接触する部分に存在した。

2.2.2 直接押出

ビレット体積の 55% を直接押し出した押し残りの直角断面マクロ組織を Fig. 3 に示す。ビレット外周部の皮材がビレット後端面へ流動していることが確認できた。図内の一点鎖線とコンテナとダイスで囲まれる領域は変形していないデッドメタル領域と見ることができ、二点鎖線からビレット中心までの領域はダイス出口へ滑らかに流れる領域と見ることができ、両者間は、流れの遅い外周と流れの速い中心に挟まれ、流速が大きく変化しせん断変形した領域であり、その結果結晶粒径が大きくなったと考えられる。

3. クラッドビレット押出解析

3.1 有限要素法と DEFORM- 2D™

本研究では、Scientific Forming Technologies 社が開発した二次元剛塑性有限要素解析ソフトウェア DEFORM- 2D™ を使用した。このソフトウェアでは金属塑性加工における大きな応力変化や様々な物体相互間の熱的挙動をシミュレーションすることが可能である。単位要素の形状は四角形であり、多くのパラメータをユーザが任意に設定できる。その解析結果は応力、ひずみ、

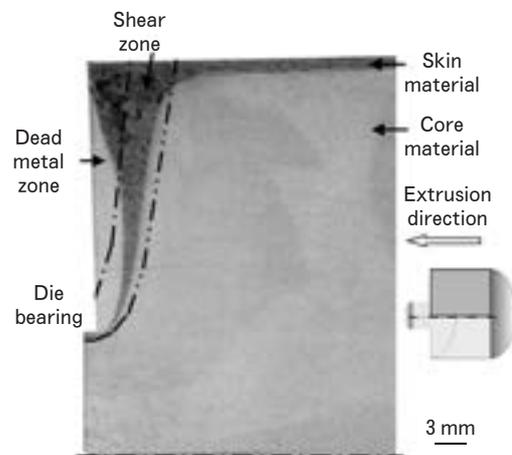


Fig. 2 Macrostructure of billet extruded at 55 volume % in indirect extrusion.

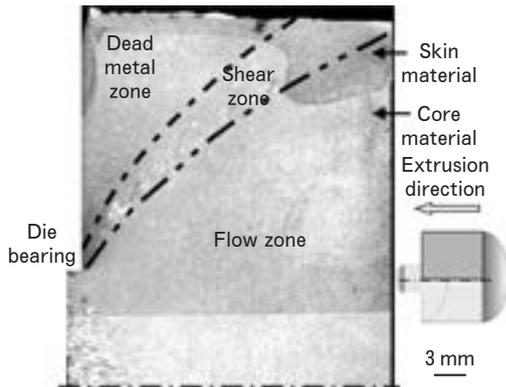


Fig. 3 Macrostructure of billet extruded at 55 volume % in direct extrusion.

ひずみ速度，温度，座標，時間等の様々な観点から参照することができる。ここでは，押出加工を軸対称問題として取扱った。

3.2 変形抵抗

A6063 の変形抵抗として， Fig. 4 に示す DEFORM-2D™ に登録されている値を用いた。クラッドビレット押出解析に先立ち，そのデータの妥当性を検証するため，単純な円柱ビレットの押出しモデルを用い，押出圧力を調査した。ビレットの要素数は 6000 とした。温度とラム速度は実験と同じとした。その計算値を実験値とともに Fig. 5 に示す。解析における押出圧力は実験における値より若干低かったが，近似できる範囲と考えられた。そこで，本研究では Fig. 4 の値を推出の変形抵抗として解析に用いた。

3.3 解析モデルおよび解析条件

工具およびクラッドビレット形状の概要を Fig. 6 に示す。解析モデルの寸法は実験条件と同じとした。本解析モデルでは，芯材および皮材は別のオブジェクトとして扱っているが，変形抵抗には共に A6063 の値を用いた。要素数は，芯材を 8000，皮材を 1600 とした。要素寸法は出口角部で一辺が 0.3 ~ 0.4mm 程度となった。ビレットは塑性体，工具は剛体とした。また，計算時間の向上を図るため，アップセット後コンテナ内にビレットが充満した状態から解析を開始した。

ビレットと工具間の摩擦条件を Table 1 に示す。摩擦係数はクーロン摩擦による μ で与えた。前章の実験条件に合わせるため，ビレットとラム間の摩擦を低潤滑の $\mu=0.2$ とし，コンテナおよびダイスとビレット間の摩擦を $\mu=0.5$ と設定した。芯材と皮材間は固着とした。

温度を 450°C，ラム速度を 3.8mm/s とした。ここで，ビレットと工具の設定温度を同一とし，押出比が 10 と低く，Feltham の式⁶⁾から求めた押出の平均ひずみ速度が 0.56/s と遅いことから，ビレットの加工発熱は大きくないと考え，等温変形と仮定した。なお，コンテナへの熱伝達は考慮し，熱伝達率を 11N/s/mm/K とした。コンテナは，間接押出ではラムと等速で動かし，直接押

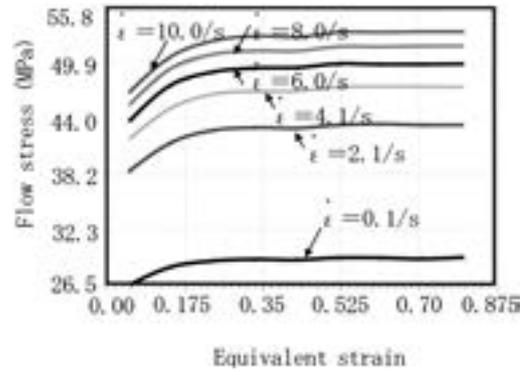


Fig. 4 Flow stress of A6063 alloy at 450°C.

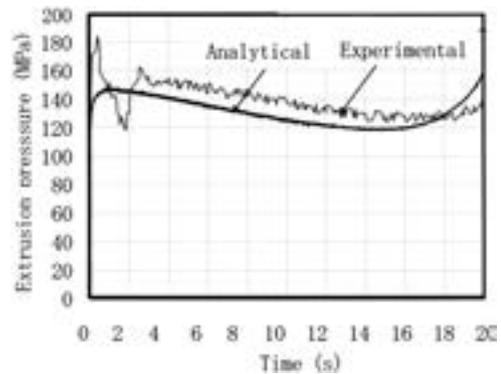


Fig. 5 Extrusion pressure in direct extrusion.

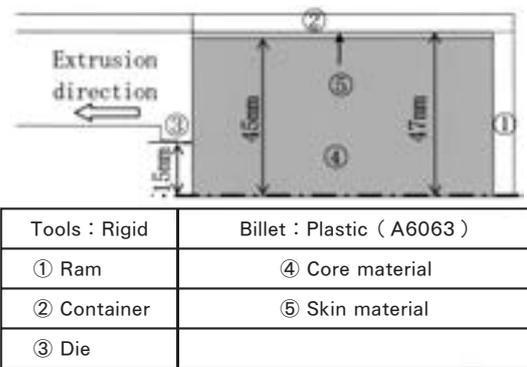


Fig. 6 Analytical model for clad billet extrusion.

Table 1 Boundary conditions of analysis.

A	B	Friction coefficient between A and B
Ram	Billet	$\mu=0.2$
Container	Billet	$\mu=0.5$
Die	Billet	
Core material	Skin material	Sticking

出では固定とした。ビレット体積の 55% に相当する押出し長 470mm に至るまで解析した。

3.4 解析結果

3.4.1 間接押出

Fig. 7 に、間接押出においてビレット体積の 55% まで押出した時点での二層クラッドビレットの皮材の形状を示す。ダイス近傍の皮材のみがダイス出口に向かって流動し、残りの皮材は変形していないことが確認できた。また、ダイス面の出口近傍に芯材が残り、流速が非常に遅い領域が存在することが示された。実験結果の Fig. 2 と比較すると、皮材はダイス面により多く接触したが、概ね類似の形状を示した。Fig. 8 に、間接押出した二層クラッドビレット内の流速分布を示す。ダイス面に接触する部分の流速が遅く、特に外周側にて 0 mm/s に近く、デッドメタル領域となっていることが確認できた。皮材は、押出の進行にともないダイス外周部に堆積するが、ダイス面から少し離れた流速 1.2mm/s 以上の領域でダイス出口に向かって流動したことがわかる。

3.4.2 直接押出

Fig. 9 に、直接押出においてビレット体積の 55% まで押出した時点での二層クラッドビレットの皮材の形状を示す。皮材が前方には流動せず、後端面に流動し堆積していることが確認できた。皮材の形状は、実験結果の Fig. 3 と比較し、後端面での形状が実験と若干異なったが、全体的に類似であった。Fig. 10 に、直接押出した二層クラッドビレット内の流速分布を示す。コンテナとダイスに近接するすり鉢状の領域では 0 mm/s に近くデッドメタル領域と見ることができる。一方、ビレット中心側の広い領域では 2.4mm/s 以上であり流動領域と見ることができる。図中の一点鎖線にて約 1.0mm/s、二点鎖線にて約 2.0mm/s であり、両線間の領域を近似的にせん断変形領域と判定することができる。これらの領域は Fig. 3 で示した領域と概ね類似した。

3.5 解析結果の妥当性

皮材の変形挙動に関し、Fig. 3 および Fig. 4 に示した実験結果と Fig. 7 および Fig. 9 に示した解析結果において良い一致を確認できた。間接押出と直接押出では皮材の変形挙動が全く異なることが視覚的に確認された。さらに、直接押出実験にて定性的に観察されたビレット内のせん断変形領域およびデッドメタル領域を、Fig. 10 に示した解析での流速分布により定量的に示すことができた。実験結果との一致が得られたことから、2 オブジェクトを用いた解析が十分実用に耐えうると考えられる。

4. 考 察

4.1 押出因子が材料流動に及ぼす影響

4.1.1 解析モデルおよび解析条件

直接押出法では、ビレット表層偏積層が後方端面に堆積した後、ビレットの中心に移動し、さらに押出材に流出すると予想される。ここで、押出材に流出しないよう

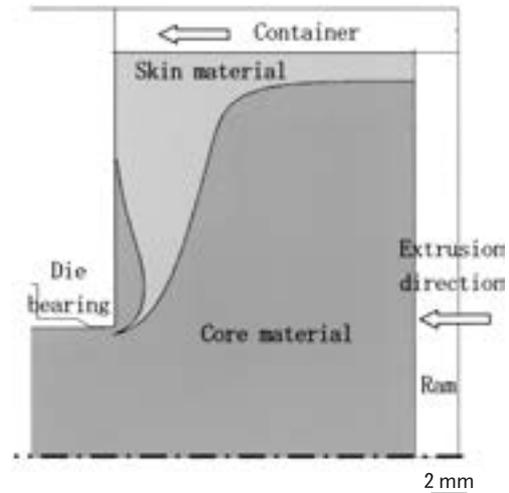


Fig. 7 Plastic flow of skin material in two-layer clad billet at 55 volume % extruded in indirect extrusion.

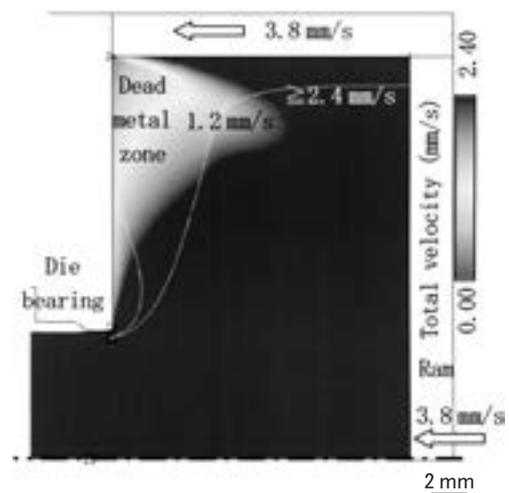


Fig. 8 Flow speed distribution in two-layer clad billet at 55 volume % extruded in indirect extrusion.

押残り厚さを設定する必要があるが、歩留まりを低下させないため短く設定することが重要である。ダイス因子としてダイス半角（ダイステーパ面と対称軸がなす角度）は、押出圧力やメタルフローに大きな影響を及ぼすことから⁷⁾、皮材の変形挙動を大きく変化させると考えられる。そこで、ダイス半角を大きく変え 70°, 90°, 110° とし、Fig. 11 に示す 3 つの解析モデルを用いた。基本的に前章の解析条件に準ずるが、押出寸法を直径 40mm とし押出比を 5.5 とした。ここでは、ビレットがアップセット時にコンテナ内で座屈し空気を巻き込むなど、局部的であるが、表層の欠陥が深い場合を想定し、皮材の肉厚を 6mm とした。この値はビレット直径の 6.4% に相当する。解析モデルの要素数は、芯材を 7600、皮材を 1700 とした。要素寸法は出口角部で一辺が 0.3 ~ 0.4mm 程度となった。また、ダイス半角の影響をより明確にするため、ビレットとラム間の摩擦を理想的な無

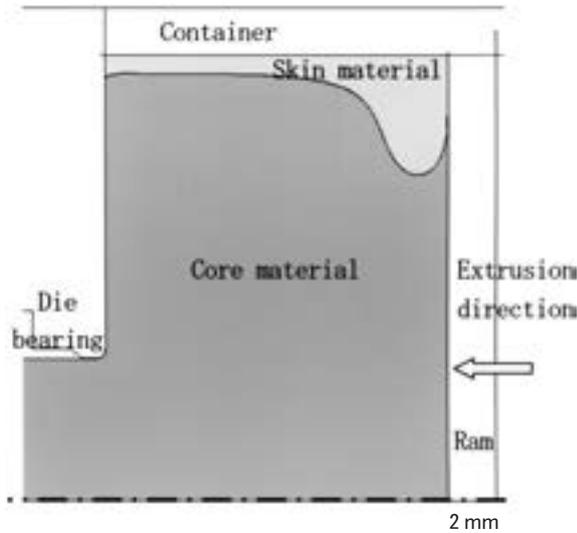


Fig. 9 Plastic flow of skin material in two-layer clad billet at 55 volume % extruded in direct extrusion.

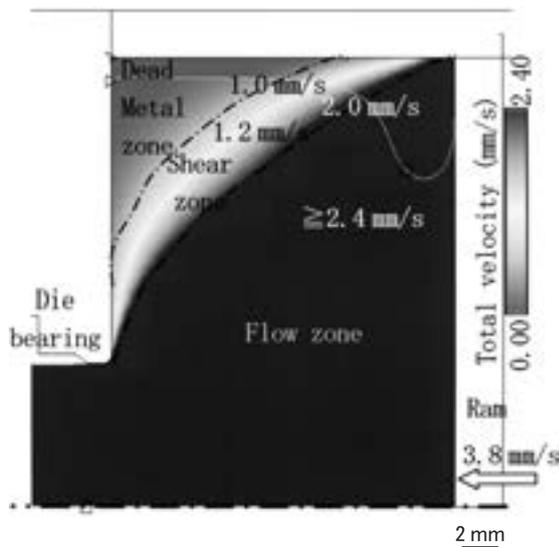


Fig. 10 Flow speed distribution in two-layer clad billet at 55 volume % extruded in direct extrusion.

潤滑条件であるせん断摩擦 $m=1.00$ とし、コンテナ・ダイスとピレット間および芯材と皮材間を前章と同じ摩擦条件とした。

4.1.2 解析結果

ダイス半角 70° および 110° モデルでは、コンテナ中にピレットが充満し製品部が流出し始めるまでの間ピレット内の流速は非正常となる。Fig. 12 にピレット体積の 60% を押し出した時点での皮材の形状を示す。ダイス半角が大きい程、皮材がダイス出口により近づいていた。

皮材が製品に流出し始める時期を推定するため、Fig. 12 の結果を基に、まずピレット後端面での皮材とピレット半径との比率 $R_{Surface}$ の変化を Fig. 13 に示す。 70° 、 90° 、 110° の順に $R_{Surface}$ は小さく、皮材の押出材への流出は遅くなると推定される。そこで、ピレット体

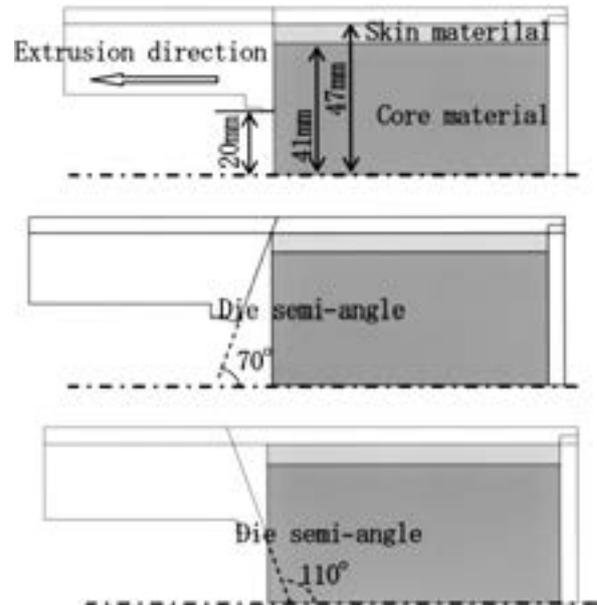


Fig. 11 Analytical model for clad billet extrusion to observe the effect of die semi-angle on metal flow.

積に対する押出体積の比率 (%) と皮材が押出材に流出した長さ d_{top} との関係を示した。ダイス半角 70° 、 90° 、 110° において、皮材が押出材に流出し始める $d_{top}=0$ での押出率は、64%、61%、58% であり、この順で遅く皮材が巻き込まれることになる。したがって、ダイス半角を小さくすると皮材の流出抑制に効果がある。

Fig. 15 に押出圧力の変化を示す。ダイス半角が小さいほど、押出初期の圧力が高かった。この理由として、ダイス半角が小さいほどダイス面での接触面積が大きく、ここでの摩擦が大きくなるためと考えられた。但し、押出後半では 90° での圧力が最も低くなり、この傾向は引用文献にて 70° での押出圧力よりも 90° の方が低い結果と一致した⁷⁾。

ダイス近傍からコンテナ内壁にかけてデッドメタル領域が形成されるが、ダイス半角によってその大きさが異なると考えられる。これを明確に表現するため、相当ひずみ速度線図を Fig. 16 に示した。相当ひずみ速度 $0.04/s$ の境界線にて囲まれる内側の領域を近似的に塑性変形領域と見れば、 110° ではこの領域が大きくダイス出口からダイス外周部へ広がり、すべり摩擦長さ DL が短かった。これに対して、 70° ではダイス肩面寄りに沿った細長い塑性流れとなり、すべり摩擦長さ DL が長くなった。Fig. 15 に示した押出圧力にて 110° が最も低い値を示したのは、すべり摩擦長さ DL が短いためと考えられる。

このように、ダイス半角は皮材の変形流動のみでなく押出圧力にも影響を及ぼす。これらを総合的に考慮し、ダイス形状を選択する必要がある。

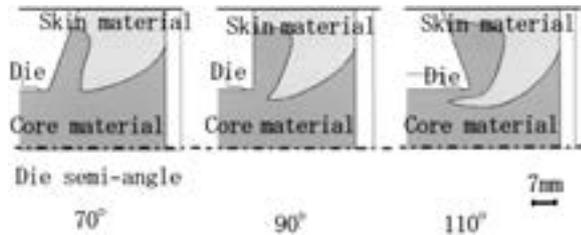


Fig. 12 Plastic flow of billet surface layer at 60 volume % extruded with each die semi-angle in direct extrusion.

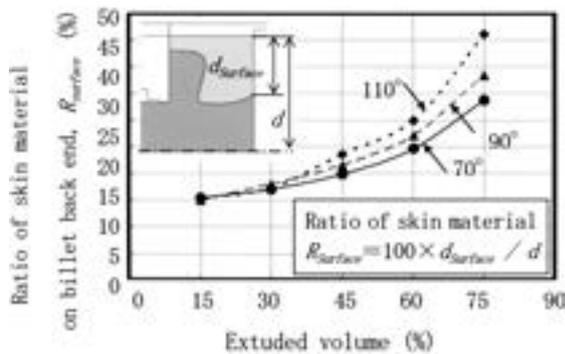


Fig. 13 Ratio of skin material on billet back end in direct extrusion.

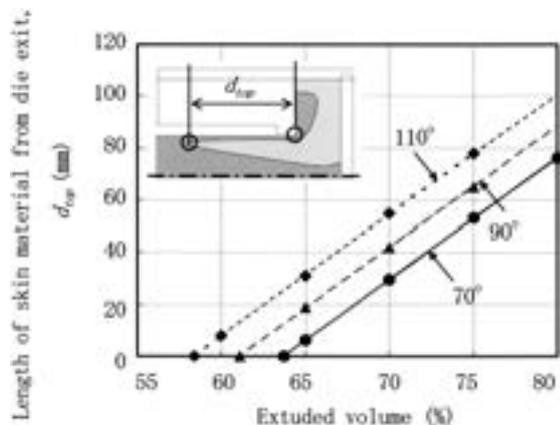


Fig. 14 Extrusion length including skin material in each extruded volume in each die semi-angle.

5. 結 言

本研究では、押出におけるビレット表面の変形挙動を調べるため、クラッドビレットを用いた実験および有限要素解析を実施し、以下の結果が明らかになった。

2オブジェクトを用いた有限要素解析により、ビレット表面の材料流動を表現できた。皮材は、間接押出では前方からダイス出口に流出し、直接押出では後端面に堆積した後ダイス出口に向かう変化を明らかにできた。さらに、流速分布よりデッドメタル、流動およびせん断変形の各領域を定量的に明らかにすることができた。

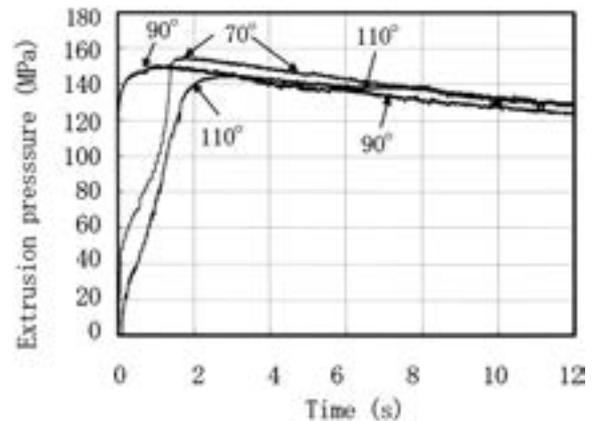


Fig. 15 Extrusion pressure in each die semi-angle in direct extrusion.

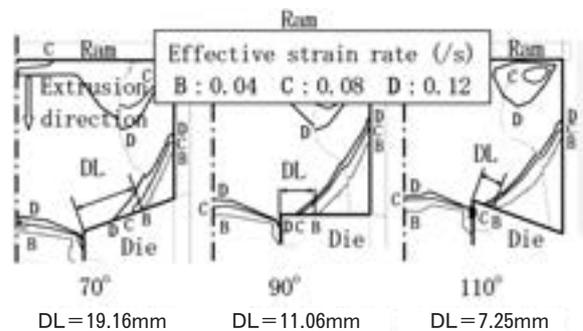


Fig. 16 Effect of die semi-angle on effective strain rate contours.

直接押出にて、ダイス半角 70°、90°、110°の中で70°のダイスを用いると皮材の流出を抑制できた。

押出における押残り厚さの決定は品質確保および歩留まり向上に重要であるが、ビレット外周偏析層の厚さ、ビレット後端面の潤滑状態、ビレット長さなどに影響されると予想され、一律に決定できない。しかし、実験で最適値を求めるには多くの工数を要する。今後、数値解析にて材料流動を予め予測し、その上で実験により検証すれば、最適値を効率よく求められる。これによって押出技術の向上に役立つと考える。

参 考 文 献

- 1) 時澤 貢, 高辻則夫, 室谷和雄, 松木賢司: 塑性と加工, **23** (1982), 437-443.
- 2) 川島正平: 古河電工時報, **70**(1980), 85-91.
- 3) 高辻則夫, 時澤 貢, 室谷和雄, 松木賢司, 村田伸一: 塑性と加工, **28**(1987), 818-824.
- 4) 小林啓行, 斎藤勝義: 軽金属, **30**(1980), 349-358.
- 5) P. Feltham: *Metal Treatment and Drop Forging*, Nov.(1956), 440.
- 6) E. Siebel: *The Extrusion of Metals*, Chapman & Hall, (1960), 201.
- 7) 高辻則夫, 時澤 貢, 室谷和雄, 松木賢司, 山林念治: 塑性と加工, **29**(1989), 159-165.

直接押出ビレット表層の変形挙動に及ぼす ビレット後端面潤滑条件の影響*

佐野 秀 男** 石川 孝 司***
湯川 伸 樹*** 吉田 佳 典***
金子 貴 俊**** 阪本 順 一****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 18-23

The Effect of Back End Lubricant Conditions on Billet Skin Behavior in Direct Extrusion

Hideo Sano, Takashi Ishikawa, Nobuki Yukawa, Yoshinori Yoshida
Takatoshi Kaneko and Junichi Sakamoto

Study on metal flow in extrusion billet is fundamental and useful to understand extrusion technology. In particular, knowing the behavior of skin of extrusion billet is indispensable to maintain qualities of extrusions. In order to investigate its behavior, FE analysis by DEFORM-2D™ was performed. The billet skin was piled up at the back end of billet in direct extrusion. The skin behavior in single layer model analysis was similar to that of 2 layer model analysis. Therefore, single layer model analysis can investigate the skin behavior. Friction between billet back end and ram affected the behavior of billet skin. Excess lubrication accelerated thin skin 2.1% of billet diameter entering extrusion, but constrained thick skin 6.4% of billet diameter entering extrusion.

1. 緒 言

直接押出では、押出の進行に従ってビレットがコンテナ内を移動する際に、コンテナとビレットとの間に摩擦力が発生し、ビレット表層はビレット後端部に堆積する。押出の進行とともに、ビレット表層の偏析やコンテナとビレットの間に介在する空気・異物が押出材に流出すると、製品欠陥となる場合があり、大きな品質問題となる。したがって、ビレット表層の変形挙動やデッドメタル領域を高精度に予測することは重要である。

前報にて、2オブジェクトを用いた有限要素解析により皮材の変形挙動を表現できること、流速分布よりデッドメタル、流動およびせん断変形の各領域を定量的に表現できることを明らかにした。さらに、直接押出では、

ダイス半角 70°, 90°, 110°の中で 70°ダイスを用いると皮材の押出材への流出抑制に効果があることを明らかにした¹⁾。

ここで、直接押出にてビレット表層はビレット後端部に堆積するので、その変形挙動に後端面の潤滑状態が影響を及ぼすと考えられる。本報では、これを調査するため、DEFORM-2D™を用い、押出加工の数値解析を行った。比較のため、クラッドビレットの押出実験により皮材の変形挙動を観察した。

2. クラッドビレット押出解析

2.1 有限要素法と DEFORM-2D™

本研究では、Scientific Forming Technologies 社が開発した二次元剛塑性有限要素解析ソフトウェア DEFORM-2D™を使用した。単位要素の形状は四角形であり、押出加工を軸対称問題として取扱った。

2.2 解析モデルおよび解析条件

工具およびクラッドビレット形状の概要を Fig. 1 に示す。ビレットがコンテナ内で座屈し空気を巻き込むな

* 軽金属, 第 58 巻, 第 5 号 (2008), pp 189-193 に掲載
** 研究開発センター 第六部, 工学博士
*** 名古屋大学 大学院工学研究科 マテリアル理工学専攻 工学博士
**** 元名古屋大学 大学院工学研究科 マテリアル理工学専攻 大学院生

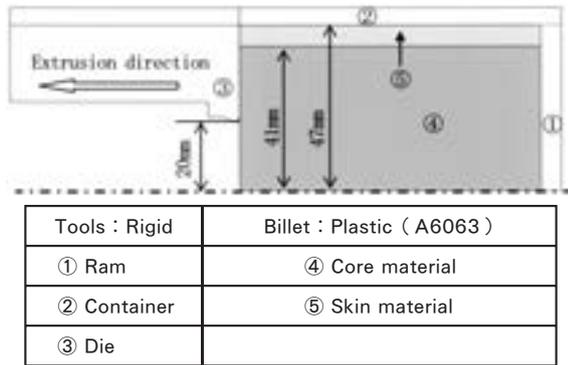


Fig. 1 Analytical model for clad billet extrusion.

ど、局部的であるが、表層の欠陥が深い場合を想定し、皮材の肉厚を6mmとした。この値はビレット直径の6.4%に相当する。解析モデルの要素数は、芯材を7600、皮材を1700とした。要素寸法は出口角部に一辺が0.3~0.4mm程度となった。解析モデルでは芯材および皮材を別のオブジェクトとして扱っているが、共にDEFORM-2D™に登録されているA6063の変形抵抗値を用いた。ビレットは塑性体、工具は剛体とした。

ダイス半角（ダイステーパ面と対称軸がなす角度）を70°、90°、110°と変え、皮材の変形挙動に及ぼす影響を、ビレット後端面の高潤滑状態において調査し、前報の無潤滑状態と比較した。ビレットと工具間の摩擦条件をTable 1に示す。直接押出の材料流動に及ぼすビレットとラム間の摩擦の影響は大きいと考えられ、ビレットとラム間をクーロン摩擦 $\mu=0.05$ とした高潤滑条件にて解析し、前報のせん断摩擦 $m=1.00$ とした無潤滑条件の結果と比較した。コンテナおよびダイスとビレット間の摩擦は $\mu=0.5$ とし、芯材と皮材間は固着とした。

押出条件として、温度を450°C、ラム速度を3.8mm/sとした。寸法を直径40mmとし押出比は5.5となる。また、アップセット後コンテナ内にビレットが充満した状態から解析を開始した。ここで、ビレットと工具の設定温度を同一とし、押出比が10と低く、Felthamの式²⁾から求めた押出の平均ひずみ速度が0.56/sと遅いことから、ビレットの加工発熱は大きくないと考え、等温変形と仮定した。なお、コンテナへの熱伝達は考慮し、熱伝達率を11N/s/mm/Kとした。

2.3 解析結果

押出圧力の変化の一例として、ダイス半角90°での結果をFig. 2に示した。押出中央部までは、高潤滑、無潤滑ともにはほぼ等しい値を示したが、それ以後では高潤滑の値が無潤滑の値よりも低く、これはビレットとラム間の摩擦の差異の影響と考えられる。

どのダイス半角においても、押出初期はビレット後端近傍に皮材が滞留し、これは潤滑の有無に関わらず同様である。しかし、押出体積率30%を越えると、その差異は顕著に現れ始める。体積60%を押し出した時点での

Table 1 Boundary conditions of analysis.

A	B	Friction coefficient between A and B
Ram	Billet	$m=0.05$ (Non lubricant)
		$\mu=0.05$ (High lubricant)
Container	Billet	$\mu=0.5$
Die	Billet	
Core material	Skin material	Sticking

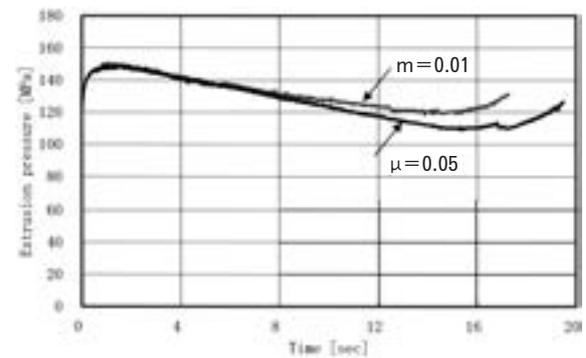


Fig. 2 Extrusion pressure in 90° die semi-angle in direct extrusion.

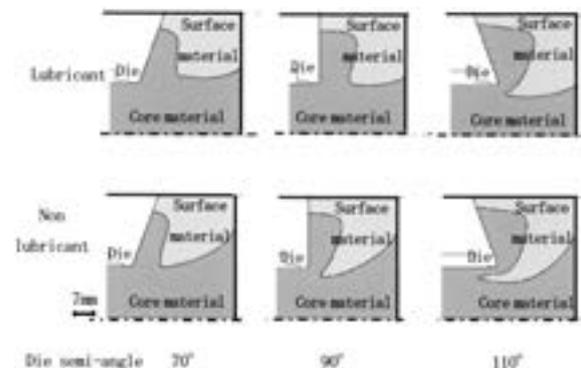


Fig. 3 Deformation behavior of billet skin material 6 mm thick at 60 volume % extruded in direct extrusion.

皮材の変形挙動をFig. 3に示す。高潤滑条件では、皮材がビレット後端面にて移動しさらにビレット中心へ向かって流動した。無潤滑条件では、ビレット後端面での移動が摩擦によって拘束され、ダイス出口に向かって斜めに流動した。

ビレット後端部での皮材の変形挙動の差異は、皮材が押出材に流出する時期に影響を及ぼすと考えられる。皮材が押出材に流出した時点の押出体積をビレット体積で除した割合をFig. 4に示した。ダイス半角70°、90°、110°にて、皮材がダイス出口に到達する時期は、高潤滑条件にてビレット体積の67%、64%、61%であり、無潤滑条件ではビレット体積の64%、61%、58%であった。高潤滑・無潤滑いずれにおいても、ダイス半角を小

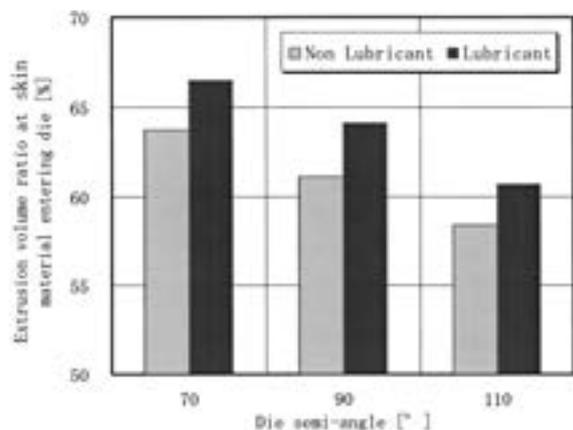


Fig. 4 Extrusion volume ratio at skin material 6 mm thick reaching die exit in direct extrusion.

さくすると皮材の流出抑制に効果があった。また、予想に反し、ビレット外周 6.4% の領域は、高潤滑よりも無潤滑の方が、早期に押出材へ流出することが明らかとなった。

3. 考 察

3.1 解析モデルの検討

前章では、空気巻き込みなどのビレット表層の欠陥が深い場合を想定し、ビレット直径と皮材肉厚との比率を 6.4% とした。ビレット後端面が高潤滑ほど、皮材は早く押出材に流出すると予測したが、解析結果は逆に遅くなった。この理由として、厚肉の皮材は既に押出定常域で押出材に流出しており、高潤滑条件では、皮材は優先的に後端面で移動し、ダイス出口への移動は遅れていた。一方、薄肉の皮材の変形挙動を推測すると、押出材に流出するのはさらに押出が進行した終了域であり、定常域とメタルフローが大きく異なる。そのため、薄肉の皮材の変形挙動を調査する必要がある。また、ビレット外周表層の全面に存在する偏析層はより薄いと考えられ、この偏析層が押出材へ流出しないように押残り厚さを設定することも重要である。そこで、偏析層を想定し肉厚を 1 mm あるいは 2 mm とした皮材の変形挙動を調査した。皮材の肉厚はビレット直径との比率で 1.1% あるいは 2.1% に相当する。解析条件は前章と同じとした。ビレットとラム間の摩擦条件として、せん断摩擦 $m=1.00$ とした無潤滑、クーロン摩擦 $\mu=0.05$ とした高潤滑とし、両条件の結果を比較した。解析モデルの要素数は、芯材を 8000、皮材を 800 とした。要素寸法は、出口角部にて一辺が 0.3~0.4mm 程度となった。

ビレット体積の 75% に相当する押残り長さ 22mm に至るまで解析した。Fig. 5 に、ビレット体積の 75% まで押出した押残り長さ 22mm での肉厚 2 mm の皮材の変形挙動を示す。高潤滑条件では皮材がラム表面をビレット中心に向かって移動し、無潤滑条件では皮材がビレ

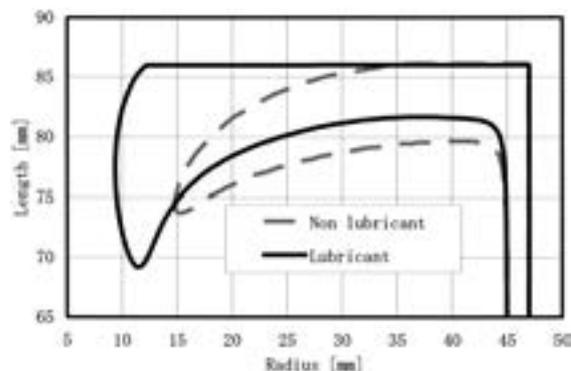


Fig. 5 Deformation behavior of skin material 2 mm thick at 75% volume extruded in direct extrusion.

ト後端部外周からダイス出口へ移動していた。

ここで、クラッドビレットの芯材と皮材を別のオブジェクトとして扱くと、要素数が多くなり計算が複雑になるため解析計算に長時間を要する。そこで、クラッドビレットの芯材と皮材を同じオブジェクトとして扱い、解析時間の短縮を試み、DEFORM-2D™ の機能である Flow net を用いた。Flow net では、解析における材料初期断面に格子線を描き、変形中または変形後の格子の歪みから変形状態を観察する方法であり、格子線法³⁾に類似した機能である。Fig. 6 に示すように表層に格子を設け、この変化を見ることができる。Flow net では、格子の幅によって着目する皮材の厚さを自由に換えられる。

まず、単層モデルの解析結果と二層モデルの解析結果が一致するかを調査した。ラムとビレット間の摩擦係数は $\mu=0.05$ とし、コンテナおよびダイスとビレット間の摩擦係数は $\mu=0.5$ とした。変形抵抗には DEFORM-2D™ の data base 内 A6063 の値を用いた。それぞれビレット体積の 75% まで押出し、押残り厚さが 22mm となった時点での皮材の形状を比較して、Fig. 7 に示す。両モデルで皮材はラム表面を移動し、ほぼ同じ位置からダイス出口に到達したが、若干単層モデルの方が早かった。単層モデルは皮材の変形挙動を表現できると考えられる。

3.2 ビレット後端面の潤滑条件の影響

3.2.1 単層モデル解析

単層モデル解析により、ラムとビレット間の摩擦条件が皮材の変形挙動に及ぼす影響を詳細に調査した。ビレットは剛塑性体、工具はすべて剛体とした。ラムとビレット間の摩擦係数をクーロン摩擦係数 $\mu=0.1, 0.08, 0.05, 0.005$ の 4 条件とした。ビレットとコンテナ、ダイス間の摩擦は $\mu=0.5$ とした。工具とビレット温度は 450°C とした。前章と同様に、ビレットの加工発熱は大きくないと考え、等温変形と仮定した。なお、コンテナへの熱伝達は考慮し、熱伝達率を 11N/s/mm/K とした。

Fig. 8 に、各摩擦条件においてビレット体積 75% ま

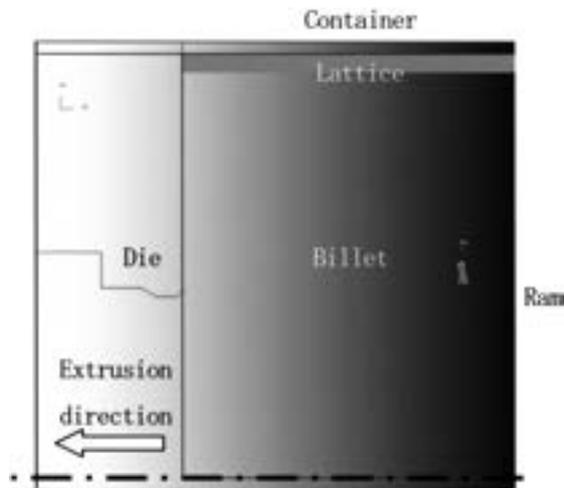


Fig. 6 Flow-net method in DEFORM-2D™.

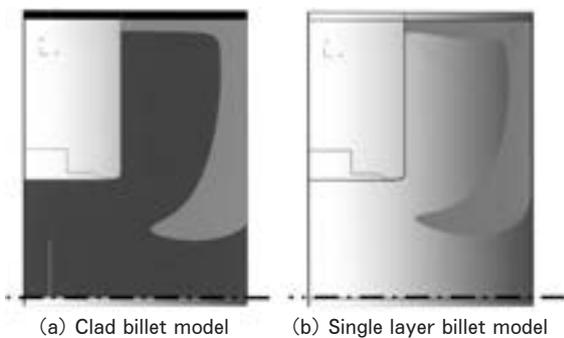


Fig. 7 Comparison of analysis result of clad billet model and single layer billet model analysis.

で押し出した時点の肉厚 2 mm の皮材の形状を示す。さらに、皮材が押出材に流出した時点での押し残り厚さ T を求めた。 T の値が小さいほど歩留りが高いと言える。 $\mu=0.1, 0.08, 0.05, 0.005$ における T はそれぞれ 18.9, 19.3, 19.6, 21.3 (mm) であった。摩擦係数が小さいほど皮材の流動が早く、 T は厚くなった。摩擦係数が小さいほど皮材がラム表面で中心に向かい移動した。そこで、Fig. 9 に $\mu=0.1$ および 0.005 での速度分布を示す。 $\mu=0.1$ では $\mu=0.005$ よりも、ラム周辺で速度が低かった。それ以外では速度分布の差異は小さかった。前報と本報の結果から、皮材の肉厚のビレット直径に対する比率が 6.4% では摩擦係数が小さいほど皮材が遅く流出し、2.1% では摩擦係数が小さいほど皮材が早く流出し、逆の結果となった。

3.2.2 クラッドビレット押出実験

解析結果を検証するため、押出実験にてビレット外周部の変形挙動を調査した。Fig. 10 に示す 2 層のクラッドビレットを用いた。材質としては、マクロエッチングにて観察し易くするため変形抵抗に近い A6063 と A3003 を用いた⁴⁾。予備実験として、丸棒形状に 450°C、Feltham の式²⁾から求めた押出の平均ひずみ速度 0.5/s

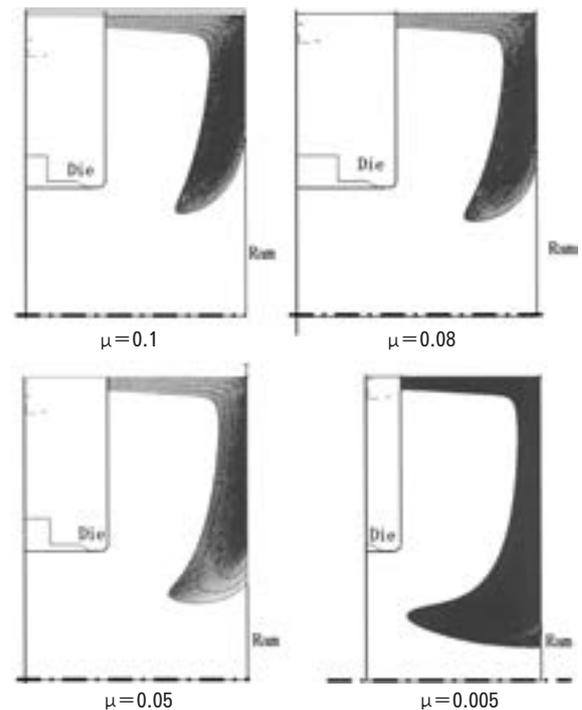
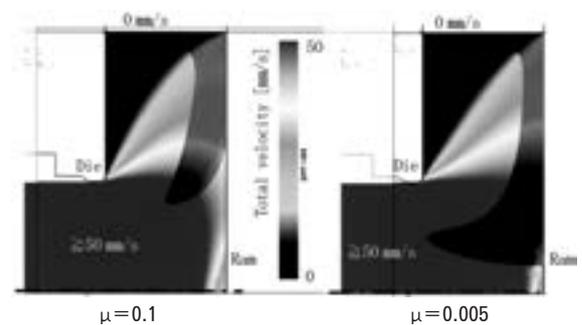
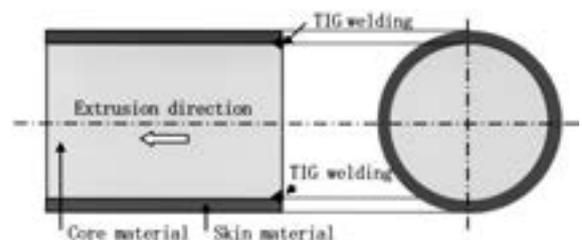
Fig. 8 Deformation behavior of billet skin material 2 mm thick at 75% volume extruded in each μ between ram and billet.Fig. 9 Distribution of total velocity at 75% volume extruded at $\mu=0.1$ and 0.005 .

Fig. 10 Two-layer clad billet.

にて直接押し出し、Siebel の簡易式⁵⁾から押出の変形抵抗を求めると、A6063 が 56MPa、A3003 が 53MPa であり、本実験条件において両材質の変形抵抗が類似であることを確認した。芯材には外径 89mm あるいは 87mm の円柱状の A6063 を用いた。皮材には管状の A3003 を

用い、外径を91mmとした。両者を端面で全周 TIG 溶接により接合した。コンテナ内径を94mmとし、ビレット長さを91mmとするとアップセット後の長さは85mmとなる。ビレットを雰囲気炉で450℃に加熱した後、直径40mmの丸棒形状に直接押出した。押出比は5.5となる。ラム速度は3.8mm/sとし、ビレットの後端面は、無潤滑条件あるいは固形状黒鉛を塗布した高潤滑条件とした。ビレット体積の75%まで押出し、押残りを抜き取った後、長手方向に半割りし断面を研磨した後、エッチングを施しマクロ観察した。

Fig. 11 に、ビレット体積の75%を押出した厚さ22mmの押残り端面の外観を示す。無潤滑条件ではラムの面性状が転写されているが、高潤滑条件では潤滑剤が中心に溜まりビレットの外周から中心に向かう放射線状の流れが見られた。Fig. 12 に、無潤滑条件におけるビレット体積の75%を押出した厚さ22mmの押残りの断面マクロ組織を示す。皮材はビレット後端面外周からラム面に沿わず、ダイス出口に向かって斜めに移動していた。皮材2mmではダイス出口に到達していた。Fig. 13 に、高潤滑条件におけるビレット体積の75%を押出した厚さ22mmの押残りの断面マクロ組織を示す。皮材はビレット後端面外周からラム面に沿って中心に移動した後、ダイス出口に向かって平行に移動していた。皮材1mmではダイス出口に近づき、2mmでは既にダイス出口から流出していた。肉厚2mm、ビレット直径との比率2.1%の皮材では、高潤滑条件が無潤滑条件よりも早く流出した。Fig. 14 に、ビレット体積の75%を押出した押残りにおける皮材の形状を解析と実験と比較

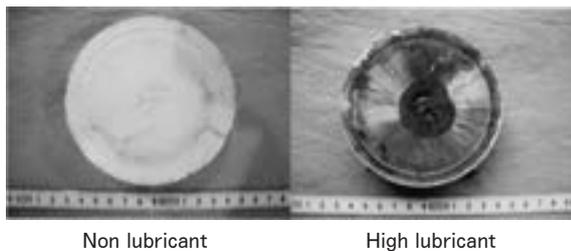


Fig. 11 Appearance of billet back end.

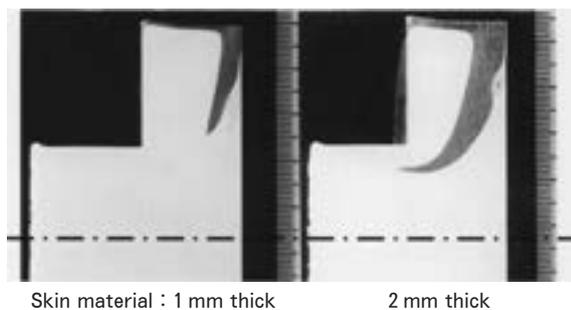


Fig. 12 Macrostructure of billet at 75% volume extruded without lubricant in direct extrusion.

して示す。低潤滑および高潤滑での皮材形状の差異に関し、実験結果と解析結果の傾向が一致しており、解析結果の妥当性が検証できたと言える。但し、解析では実験よりも皮材が遅く流出しており、この理由として、実験ではビレットがコンテナ内に充満した後、押出されており、充満するまでに皮材が変形したと推定される。解析にて充満するまでの変形挙動を考慮できればさらに精度良く予測できると考えられる。

4. 結 言

本研究では、直接押出におけるビレット表層の変形挙動を調べるため、ビレット後端面の潤滑条件を変えて有

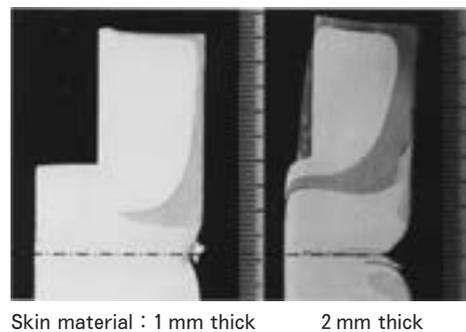


Fig. 13 Macrostructure of billet at 75% volume extruded with high lubricant in direct extrusion.

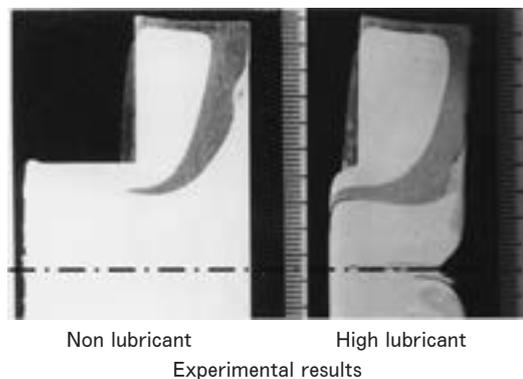
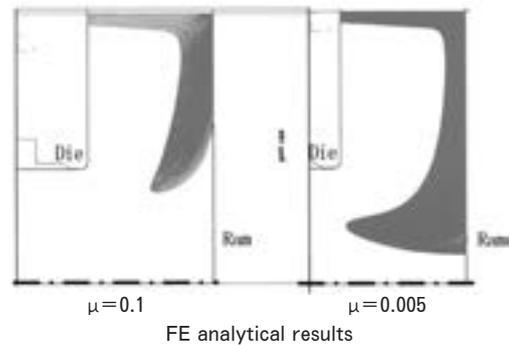


Fig. 14 Comparison of skin material 2 mm thick shape at 75% volume extruded in FE analyses and experiments.

限要素解析により検討した。その結果、以下が明らかになった。

皮材とピレット直径との比率が6.4%の場合、ピレットとラム間の摩擦が高い方が早期に押出材へ流出した。しかし、2.1%の場合は逆の結果であった。これらの結果より、ピレット表層欠陥の押出材への流出を抑制するには、ピレット後端面の摩擦係数を高める必要があるが、ピレット表層から深い欠陥では逆効果になる場合があることを認識すべきである。

単層オブジェクトを用いた有限要素解析においても、ピレット表層の材料流動を表現できた。

押出における押残り厚さの決定は品質確保および歩留まりに重要であるが、ピレット後端面の潤滑条件およびピレット外周偏析層の厚さ以外に、ピレット長さなど他

の要因にも影響されると考えられる。解析にて材料流動を予め予測し、その上で実験により検証すれば、最適値を効率よく求められる。これによって、押出技術の向上に役立つと考える。

参 考 文 献

- 1) 佐野秀男, 石川孝司, 湯川伸樹, 吉田佳典, 金子貴俊: 住友軽金属技報, **49** (2008), 12-17.
- 2) P. Feltham: *Metal Treatment and Drop Forging*, (Nov. 1956), 440.
- 3) 時澤貢, 高辻則夫, 室谷和雄, 松木賢司: 塑性と加工, **23** (1982), 437-443.
- 4) 小林啓行, 斎藤勝義: 軽金属, **30** (1980), 349-358.
- 5) E. Siebel: *The Extrusion of Metals*, Chapman & Hall, (1960), 201.

Two-step Aging Behaviors of Al-Mg-Si Alloy Extrusions*

Hidenori Hatta**, Shinichi Matsuda** and Hideo Yoshida***

The two-step aging behaviors of various Al-Mg-Si alloy extrusions have been mainly studied by tensile testing, DSC analysis and electrical resistance measurements. The natural aging produced a beneficial effect on the strength after artificial aging of the low magnesium and silicon containing alloys regardless of the natural aging temperature. There were only a cluster and β' exothermic peaks on the DSC curve. On the other hand, the natural aging at low temperature had a negative effect on the strength after artificial aging of the high magnesium and silicon containing alloys, especially the lower natural aging temperature. For these alloys, the cluster, the β'' and β' exothermic peaks were present on the DSC curves. These results suggest that the precipitation behavior of the β'' phase during artificial aging is related to the negative effect of natural aging. The final strengths of the alloy extrusions are affected by the natural aging conditions. It is important to control the natural aging time and temperature in order for the Al-Mg-Si alloy extrusions to obtain a homogeneous strength during a year.

1. Introduction

The homogeneous strength of Al-Mg-Si alloy extrusions has been demanded for automobile components. There are some differences on the tensile strength of Al-Mg-Si alloy extrusions by the season that the extrusions are manufactured. Although the precipitation sequences of the alloys during natural and artificial aging are complicated^{1~3)}, it is important to understand the precipitation sequence in order to obtain a homogeneous strength during a year. It is known that the natural aging has a beneficial effect on the tensile strength of the low magnesium and silicon containing alloys after artificial aging, on the other hand, the natural aging has a negative effect on the high magnesium and silicon containing alloys^{2,3)}. However, the natural aging conditions were not defined.

In this study, the effect of natural aging on the controlling time and temperature for the op-

timizing tensile strengths of various Al-Mg-Si alloys after artificial aging has been studied using tensile tests, differential scanning calorimetry and electrical resistance measurements.

2. Experimental procedure

The chemical compositions of the alloys used in this study are shown in **Table 1**. The ingots with a 90mm diameter were prepared by DC casting and then homogenized. These ingots were extruded at 500°C into flat bars that were 35mm wide and 2mm thick. A schematic diagram of the heat treatment is shown in **Fig. 1**. A solution treatment was carried out at 540°C for 3.6ks followed by quenching in water at 0°C. The quenched samples were held in the water at 0°C for only 10s. The samples were next held in liquid nitrogen in order to prevent the effect of natural aging. Some samples were aged at 5°C, 20°C and 40°C for 86.4ks. The artificial aging treatment was then applied using an oil bath at 180°C for 21.6ks.

The tensile tests were performed on the artificially aged samples in the extruding direction. In the tensile tests, the test pieces of 25mm wide

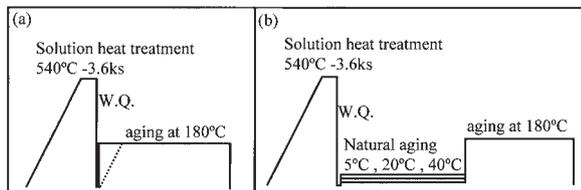
* The main part of this paper was presented at ET'08, The Proceedings of the 9th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, (2008), 425

** No.6 Department, Research & Development Center

*** Department, Research & Development Center, Dr. of Eng.

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

Symbol	Mg	Si	Fe	Al	Mg ₂ Si	ex.Si	ex.Mg
3M2S	0.32	0.18	0.08	bal.	0.49	—	0.01
3M4S	0.32	0.37	0.09	bal.	0.50	0.19	—
3M6S	0.33	0.61	0.09	bal.	0.52	0.42	—
3M8S	0.31	0.77	0.09	bal.	0.49	0.59	—
3M10S	0.33	0.94	0.13	bal.	0.52	0.75	—
3M12S	0.31	1.14	0.12	bal.	0.49	0.96	—
5M2S	0.47	0.19	0.09	bal.	0.52	—	0.14
5M4S	0.50	0.38	0.10	bal.	0.79	0.09	—
5M6S	0.52	0.58	0.09	bal.	0.82	0.28	—
5M8S	0.47	0.77	0.09	bal.	0.74	0.50	—
5M10S	0.56	0.98	0.14	bal.	0.88	0.66	—
5M12S	0.51	1.14	0.12	bal.	0.80	0.85	—
7M2S	0.68	0.19	0.09	bal.	0.52	—	0.35
7M4S	0.69	0.38	0.10	bal.	1.04	—	0.03
7M6S	0.70	0.58	0.10	bal.	1.10	0.18	—
7M8S	0.71	0.79	0.10	bal.	1.12	0.38	—
7M10S	0.73	0.95	0.13	bal.	1.15	0.53	—
7M12S	0.72	1.15	0.12	bal.	1.14	0.73	—
9M2S	0.88	0.20	0.10	bal.	0.55	—	0.53
9M4S	0.88	0.40	0.11	bal.	1.09	—	0.19
9M6S	0.91	0.61	0.11	bal.	1.44	0.08	—
9M8S	0.90	0.81	0.11	bal.	1.42	0.29	—
9M10S	0.91	0.94	0.12	bal.	1.44	0.41	—
9M12S	0.93	1.17	0.13	bal.	1.47	0.63	—

**Fig. 1** Schematic diagram of heat treatment, (a) without natural aging, (b) with natural aging.

and 2mm thick with a 50mm gauge length were used. The as-quenched samples and the samples after natural aging at 20°C for 86.4ks were analyzed by differential scanning calorimetry (DSC) at the heating rate of 40°C/min. The changes in the electrical resistivity during the natural aging at 20°C and the artificial aging at 180°C were measured by the DC four-terminal method.

3. Results and discussion

3.1 Effect of natural aging on the tensile strength after artificial aging

The tensile strengths of the samples aged at

180°C for 21.6ks without natural aging and with natural aging at 20°C for 86.4ks are shown in **Fig. 2**. The tensile strengths increased with the magnesium and silicon contents in both cases. The strengths of the samples without natural aging were higher than that of the naturally aged one for the high magnesium and silicon containing alloys.

The heating rate of general industrial furnaces for samples is lower than that of an oil bath. The tensile strengths of the artificially aged alloys without natural aging using an oven are shown in **Fig. 3**. The samples were heated at 13.9°C/ks up to 180°C and held at 180°C for 21.6ks during the artificial aging. This result is different from Fig. 2(a). Therefore, it shows that the heating rate affects the tensile strengths of the non-naturally aged samples.

The tensile strength of the alloys aged at 180°C for 21.6ks after natural aging at 5°C and 40°C for 86.4ks is shown in **Fig. 4**. There were some differences on the tensile strength between the natural aging at 5°C and 40°C. The influence of natural aging compared to the non-naturally aged samples on the tensile strength after artificial aging in an oil bath is shown in **Fig. 5**. In the high magnesium and silicon content area, the negative effect of the tensile strength during natural aging appeared, especially at the lower natural aging temperature. This result suggests that controlling the natural aging temperature is important to obtain a homogeneous strength by the Al-Mg-Si alloy extrusions. On the other hand, in the lower magnesium and silicon content area, the natural aging improves the strength after the artificial aging regardless of the natural aging temperature.

3.2 Comparison of positive and negative effects by natural aging

The aging curves at 180°C without natural aging or with natural aging at 20°C for 86.4ks are shown in **Fig. 6**. The aging times of the peak hardness varied in the samples. From a comparison of the peak hardness, the 5M2S (the low magnesium and silicon containing alloy), 5M4S (the middle magnesium and silicon containing alloy) and 9M6S (the high magnesium and silicon containing alloy) samples showed a positive effect, almost neutral and negative effect, respectively.

Changes in the electrical resistivity during the natural aging at 20°C after quenching are shown in Fig. 7. The electrical resistivity increased with the natural aging time for all the samples. The change in the electrical resistivity of the 9M6S was greater than that of the 5M2S and 5M4S alloys. This means that the changes in the electrical resistivity are dominated by the magnesium and silicon contents. Based on the assumption that the magnesium and/or silicon atoms might preferentially form stable clusters during natural aging, an insufficient number of magnesium and silicon atoms in the solid solu-

tion causes a decreasing amount of β'' precipitates during the artificial aging. As a result, a large decline in the tensile strength and hardness after the artificial aging at 180°C for 21.6ks of the high magnesium and silicon containing alloy occurs. These results suggest that the changes in the electrical resistivity during natural aging are mostly related to the stable clustering of the magnesium and/or silicon atoms. Therefore, the constant natural aging time is required to obtain a homogeneous strength.

Changes in the electrical resistivity during aging at 180°C after quenching without natural

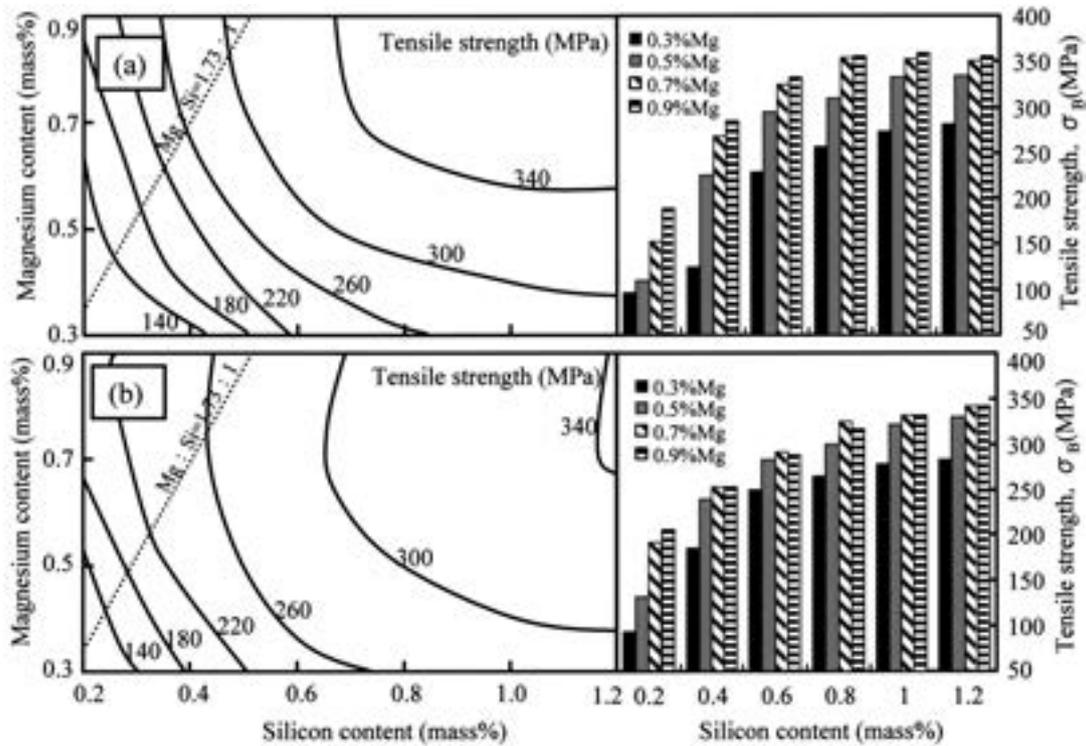


Fig. 2 Tensile strength of the alloys aged at 180°C for 21.6ks using an oil bath (a) without natural aging and (b) with natural aging at 20°C for 86.4ks.

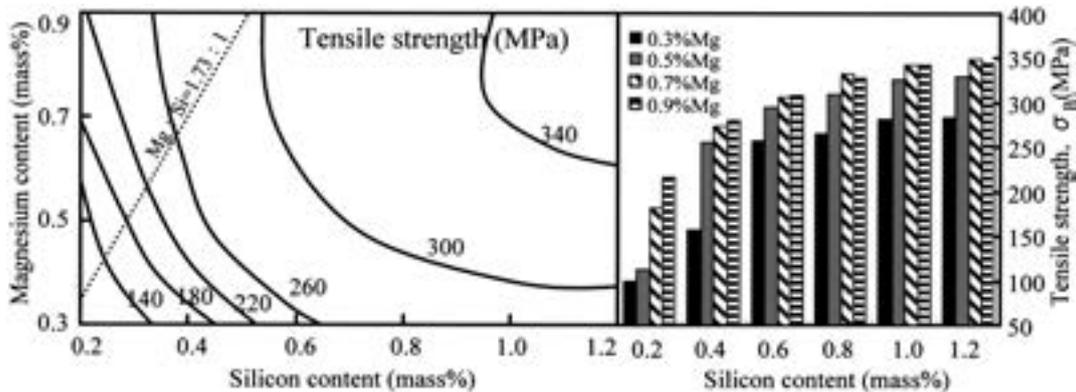


Fig. 3 Tensile strength of the artificially aged alloys without natural aging. The alloys were heated at 13.9°C/ks up to 180°C, then held at 180°C for 21.6ks during artificial aging using an oven.

aging or with natural aging are shown in Fig. 8. Although there were differences in the changes of the electrical resistivity between the non-naturally aged samples and naturally aged one for each alloy, for up to 21.6ks, there were very small differences. These results suggest that the tensile properties after artificial aging are not

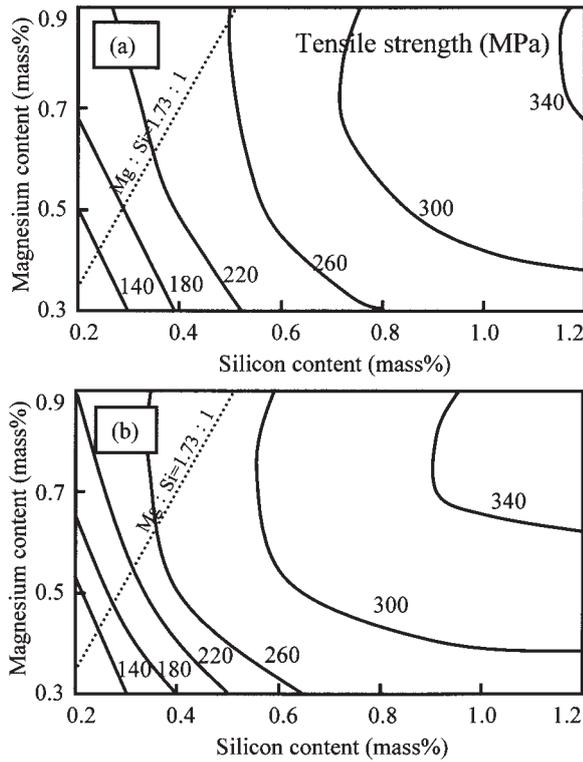


Fig. 4 Tensile strength of the alloys aged at 180°C for 21.6ks using an oil bath (a) natural aging at 5°C for 86.4ks. and (b) natural aging at 40°C for 86.4ks.

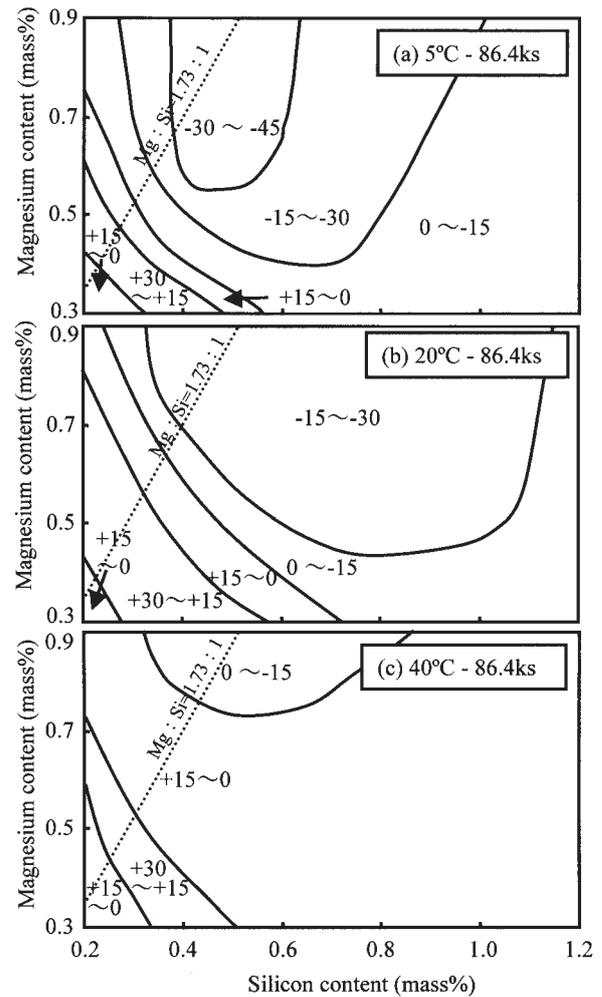


Fig. 5 Influence of natural aging compared with the samples without natural aging on the tensile strength of various Al-Mg-Si alloys after aging at 180°C for 21.6ks, (a) natural aging at 5°C for 86.4ks, (b) at 20°C for 86.4ks and (c) at 40°C for 86.4ks.

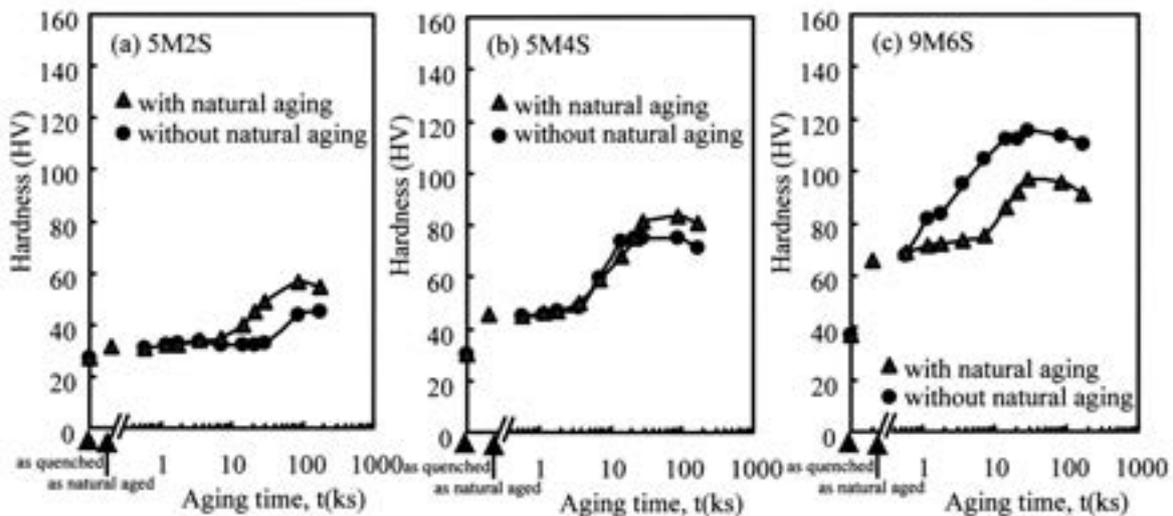


Fig. 6 Aging curves at 180°C without natural aging or with natural aging at 20°C for 86.4ks of (a) 5M2S, (b) 5M4S and (c) 9M6S alloys.

estimated from only the electrical resistivity.

DSC curves of the quenched 9M6S alloy without natural aging and with natural aging are shown in Fig. 9. Some reports suggest that the exothermic peaks A are due to the formation of clusters, the endothermic peaks B are due to the dissolution of clusters, and the exothermic peaks C and D are due to the precipitation of the β'' and β' phases, respectively⁴⁾. The exothermic peaks A after natural aging became smaller

than that of the sample without natural aging, and peaks B showed a greater endothermic response. This means that the magnesium and/or silicon atoms might preferentially form stable clusters during natural aging in the 9M6S alloy sample.

The DSC curves of the quenched 5M2S alloy without natural aging and with natural aging at 20°C for 86.4ks are shown in Fig. 10. Peaks A, B and D of the 5M2S alloy were much smaller than that of the 9M6S alloy. There was no exothermic peak C of the 5M2S alloy. This means that the β'' phase, which strengthens the alloy, does not precipitate during artificial aging for

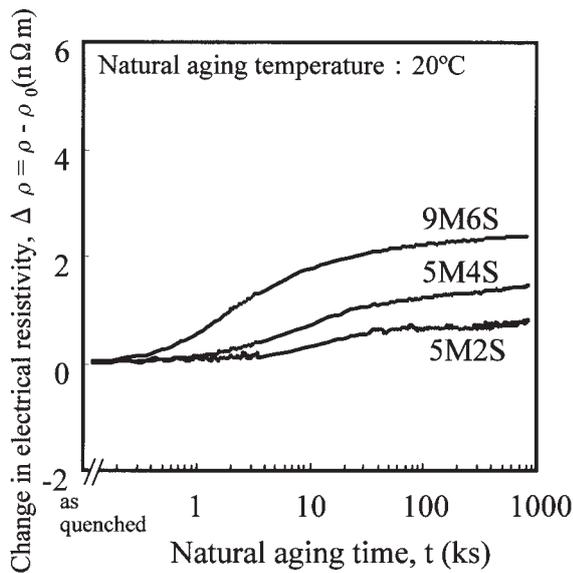


Fig. 7 Changes in the electrical resistivity at -196°C during natural aging at 20°C after quenching.

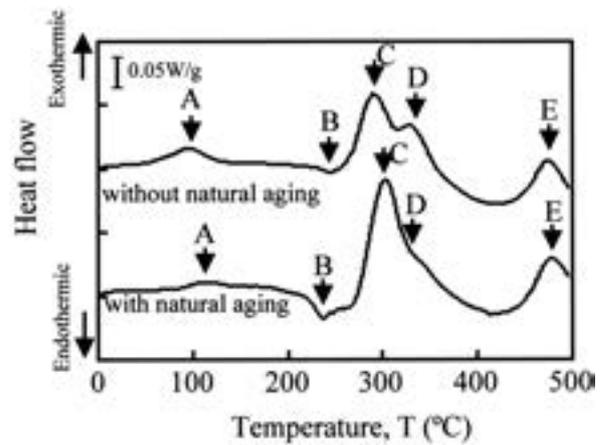


Fig. 9 DSC curves of the quenched 9M6S alloy without natural aging and with natural aging at 20°C for 86.4ks.

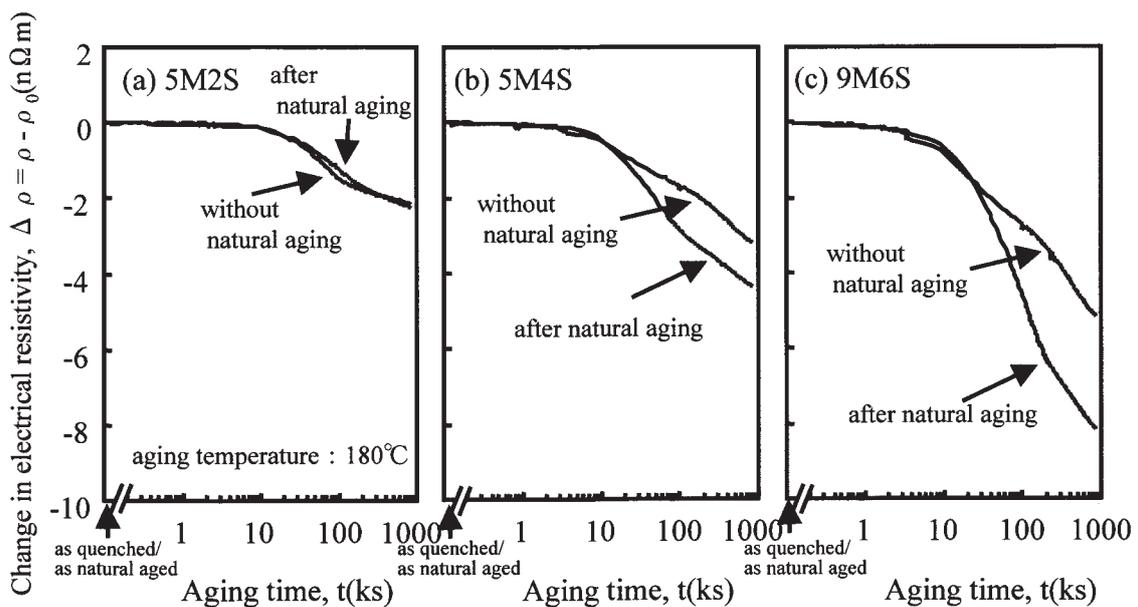


Fig. 8 Changes in the electrical resistivity at -196°C during aging at 180°C after quenching without natural aging or with natural aging, (a) 5M2S alloy, (b) 5M4S alloy and (c) 9M6S alloy.

both samples with/without natural aging. As a result, no decline in the tensile strength after the artificial aging of the 5M2S alloy occurs.

The peak temperature of the β' phase and β'' phase on the DSC curves of the balanced alloys with different magnesium and silicon content is shown in Fig. 11. The peak temperature of the β'' phase shifted to a lower temperature with the magnesium and silicon contents, especially the samples that were not naturally aged. This means that the high magnesium and silicon con-

taining alloys are sensitive to natural aging due to the formation of stable clusters during the natural aging. The peak temperature of the β' phase of the non-naturally aged samples on the DSC curves were the same as the naturally aged one. This result suggests that the β' phase starts to precipitate at the same temperature regardless of the natural aging before artificial aging. That is, there is no negative effect on the low magnesium and silicon containing alloys.

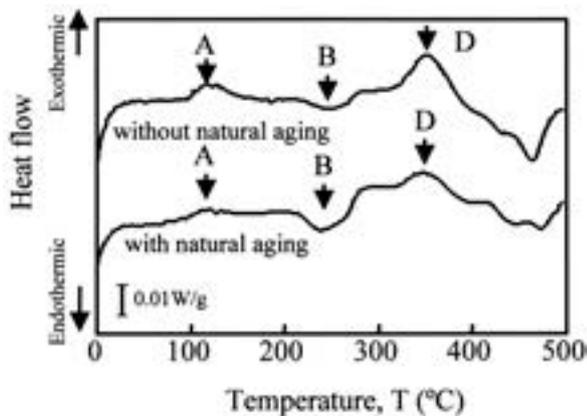


Fig. 10 DSC curves of the quenched 5M2S alloy without natural aging and with natural aging at 20°C for 86.4ks.

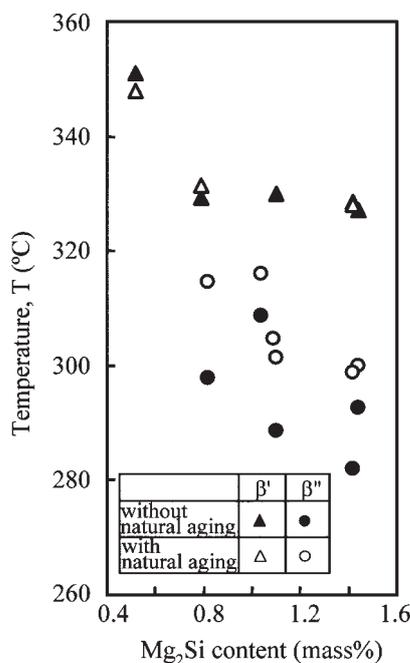


Fig. 11 The peak temperature of β' phase and β'' phase on the DSC curves of balanced alloys with different Mg_2Si contents.

4. Conclusions

(1) Natural aging had a beneficial effect on the strength after artificial aging regardless of the natural aging temperature for the low magnesium and silicon containing alloys. On the other hand, the natural aging produced negative effects on the strength after artificial aging of the high magnesium and silicon containing alloys, especially the lower natural aging temperature. It is important to control the natural aging time and temperature in order to obtain homogeneous high strength Al-Mg-Si alloy extrusions.

(2) Although no β'' peak was found on the DSC curves for the low magnesium and silicon containing alloys, there were β'' peaks for the high containing alloys. This suggests that the precipitation behavior of the β'' phase during artificial aging is related to the negative effect on the tensile strength.

(3) The magnesium and silicon atoms preferentially form stable clusters during natural aging, an insufficient number of magnesium and silicon atoms in the solid solution causes a decreasing amount of β'' precipitates which strengthen the alloys during the artificial aging.

References

- 1) K. Yamada, T. Sato and A. Kamio : J. Japan. Inst. Light Metals, **51**(2001), 215.
- 2) J. Langerweger : Proceedings of the Aluminium Technology '86, Paper No. 49 (1986), 216.
- 3) Y. Baba, A. Takashima : J. Japan. Inst. Light Metals, **19**(1969), 90.
- 4) A. K. Gupta and D. J. Lloyd : Proceedings of the 3rd International Conference on Aluminum Alloys, **2** (1994), 21.

Effect of Reversion Process on Expanding Performance of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy Tube in T4 Temper^{*}

Yasuhiro Nakai^{**}, Tadashi Minoda^{***},
Shinichi Matsuda^{**} and Hideo Yoshida^{****}

Cold workability of Al-Zn-Mg-Cu alloys in T4 temper becomes lower with natural age hardening, while it improves with reversion heat treatment (RHT). But, there are few examples in industrial use. In this study, the effect of RHT on the cold workability, especially the expanding performance of an Al-Zn-Mg-Cu alloy tube in T4 temper was investigated. The most appropriate condition of RHT on which the hardness decreased and the workability improved was at 433K for 45s in this study. In the case of long time RHT at relatively low temperature, e.g. 393K for 3600s, the workability improved although the hardness after RHT became equal to that before RHT. The hardness attained to the lowest at 393K for 600s, so it was considered that the G.P. zones dissolved and afterward the second-phase particles (η' and/or η phases) precipitated at 3600s. In the specimen without RHT, microbands were observed that had developed in one direction, while they were developed in two directions in the reversion heat treated specimen. Because the second-phase particles formed during RHT were semicoherent and/or incoherent to the matrix, it was thought that they acted as the dissolution sites of dislocations and/or recovery sites. As a result, the increase of the activated slip systems resulted in the formation of the sessile dislocations, and the deformation uniformly propagated. It was then suggested that the reversion at relatively lower temperature for longer time could be useful to industrial production.

1. Introduction

Al-Zn-Mg-Cu alloys, e.g. 7075 and 7050, have the highest strength of aluminum alloys used in practical applications, and they are used in aircraft, the front forks of motorcycles and baseball bats.

Recently, severe plastic working before the machining process, e.g. cutting, is required for structural materials for the purpose of reducing costs. The cost becomes higher with the increasing production process, e.g. annealing or leveling when working from an O temper condition; therefore, working from the T4 temper condi-

tion is desirable. In that case, the cold workability is affected by natural age hardening, and it becomes lower with the aging. It is known that the workability is improved by a reversion process before working, and there have been many studies of the reversion process in the Al-Cu alloy¹⁾ and Al-Zn-Mg alloy²⁾, but there are few examples in industrial use^{3,4)}.

In this study, the effect of the reversion process on the cold workability, especially the expanding performance of an Al-Zn-Mg-Cu alloy tube in T4 temper and the change in the second-phase particles precipitated during the reversion process were investigated.

2. Experiments

The investigations were carried out using 7050 extruded tubes, with 63mm in outer diameter and 7mm in thickness, and the chemical

* The main part of this paper was presented at ICAA-11 in Aachen, September 22-25, (2008)

** No.6 Department, Research and Development Center

*** No.6 Department, Research and Development Center Dr. of Eng.

**** Research and Development Center. Dr. of Eng.

composition is shown in **Table 1**. The specimens were solution heat treated at 750K for two hours by an air furnace and quenched in water at room temperature. **Fig. 1** shows the optical microstructure of the longitudinal cross section of the specimen. The microstructure was fiber structures.

After quenching, all specimens were aged at 293K in between one and 960 hours, and the natural age hardening property was investigated using a Vickers hardness machine. The Vickers hardness was measured at the center of the thickness using 98N load.

Specimens aged at 293K for 960 hours were reversion heat treated at between 373 and 473K for different time from 10 to 7200s. The evaluations of the heat treated specimens were carried out by Vickers hardness measurements, tension tests and expanding tests. The expanding tests were carried out by measuring the expanding ratio by inserting a cone with the tip angle of 6 degrees into the specimens. **Fig. 2** shows schematic drawing of the expanding test. The maximum expanding ratio (R) was calculated using the following equation

$$R = (D_1 - D_0) / D_0 \times 100 (\%)$$

where D_1 is the outer diameter after fracture,

Table 1 Chemical composition of 7050 aluminum alloy. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
0.05	0.10	2.1	0.01	2.2	0.01	6.0	0.03	0.12	Bal.

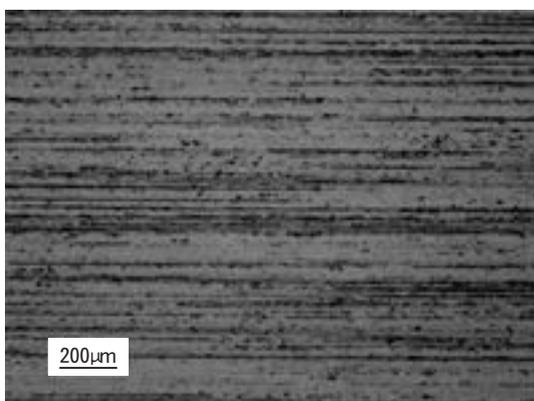


Fig. 1 Optical microstructure of the longitudinal cross section of the specimen.

and D_0 is the outer diameter before testing.

Thermal analysis by differential scanning calorimetry (DSC) and observation of the microstructures by transmission electron microscopy (TEM) were carried out to investigate the change in the second-phase particles precipitated during the reversion heat treatment. The heating rate of the DSC was 0.83K/s.

3. Results and Discussion

3.1. Natural age hardening

Fig. 3 shows the age hardening property during isothermal aging at 293K after quenching. The hardness increased with the aging time. **Fig. 4** shows the tensile properties and maximum expanding ratio of the specimens aged at 293K for 24, 168 and 960h compared to the as-quenched specimen. The tensile strength and 0.2% proof strength became higher with the aging time, while the maximum expanding ratio became lower. It was obvious that the cold workability, especially the expanding, decreased with the aging.

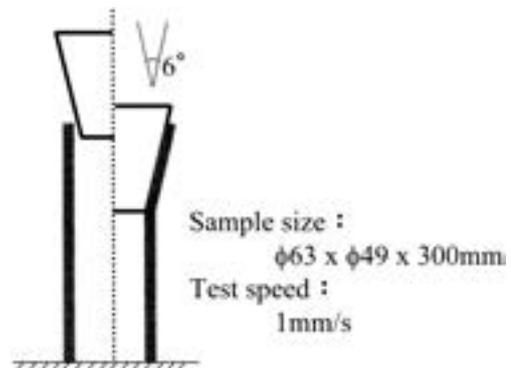


Fig. 2 Schematic drawing of expanding test.

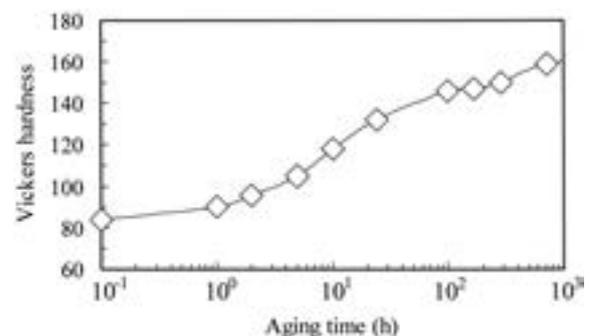


Fig. 3 The age hardening property during isothermal aging at 293K.

3. 2. Reversion process and cold workability

Fig. 5 shows the hardness changes during the reversion heat treatment between 373 and 473K for different time from 10 to 7200s. The initial

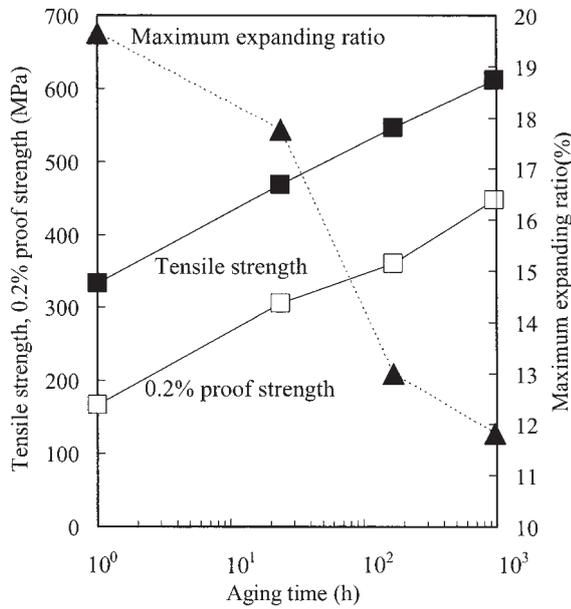


Fig. 4 The tensile properties and maximum expanding ratios of the specimens aged at 293K.

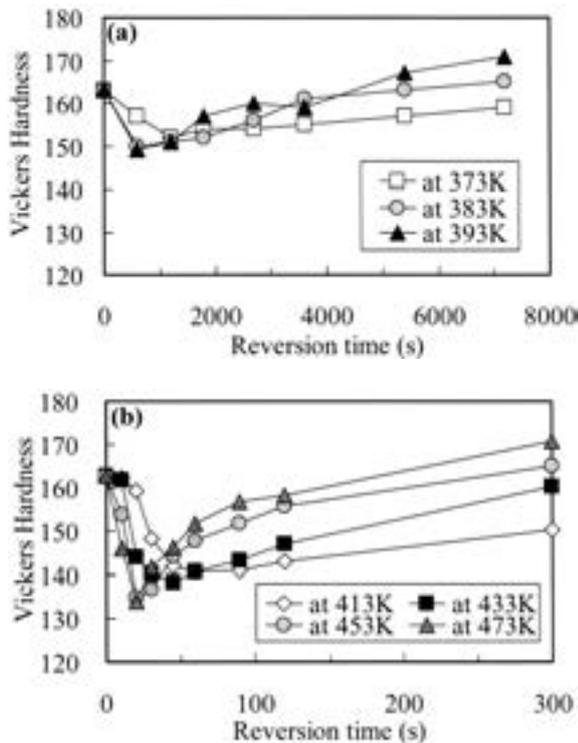


Fig. 5 The hardness changes during the reversion heat treatment. (a) at 373K, 383K, and 393K, (b) at 413K, 433K, 453K, and 473K.

decrease was followed by an increase in the hardness at all temperatures, but the lowest point (minimum hardness) was different with the temperature. The higher the reversion heat treatment temperature was, the lower the minimum hardness and the shorter time to attain the minimum hardness were. When the reversion heat treatments were carried out at 393K and 433K, the hardness became the lowest at 600s and 45s respectively. Furthermore, the hardness with the reversion heat treatments at 393K for 3600s and at 433K for 300s became nearly equal to that without the process. Therefore, specimens treated at these four conditions, namely at 393K for 600s and 3600s, and at 433K for 45s and 300s, were selected for the tension tests and the expanding tests. Fig. 6 shows the tensile properties and maximum expanding ratios with and without the reversion heat treatment. The hardness at 393K for 600s and 433K for 45s was lower than that without reversion, therefore, the tensile strength and 0.2% proof strength became about 50MPa lower than those without reversion and the maximum expanding ratio became higher. On the other hand, the hardness at 393K for 3600s and 433K for 300s was nearly equal to that without reversion, therefore, the tensile strength and 0.2% proof strength were equal to those without reversion, while the maximum expanding ratio became higher.

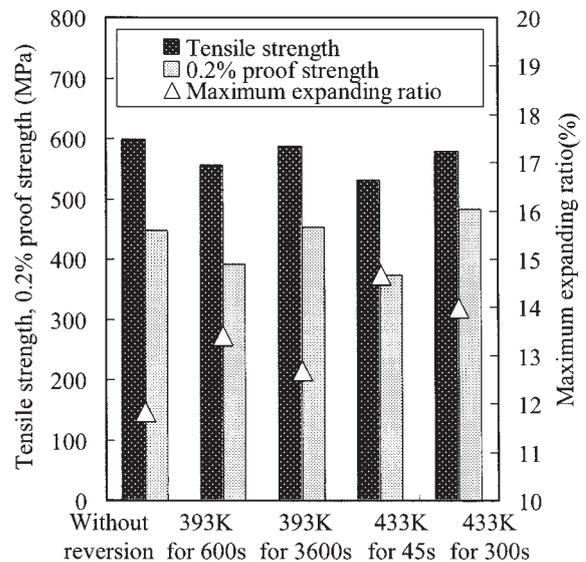


Fig. 6 The tensile properties and maximum expanding ratios with and without reversion.

3.3. Change in second-phase particles precipitated during the reversion heat treatment

Fig. 7 shows thermal analysis results by differential scanning calorimetry (DSC) of the specimens with and without reversion. The reversion conditions were 393K for 600s, 393K for 3600s, 433K for 45s and 433K for 300s. In the specimen without reversion, previous studies⁵⁾ clarified that the lower temperature endothermic peak near 430K was due to the G.P. zone dissolution, the higher temperature exothermic peak near 530K was due to η' formation and/or η formation. On the other hand, in the specimens treated at 433K for 45s and for 300s, the endothermic peak temperature was about 480K, and it was assumed the result of η' dissolution and/or η dissolution because the second-phase particles (η' and/or η phase) precipitated in the Al-Zn-Mg-Cu alloys by a short aging at 423K

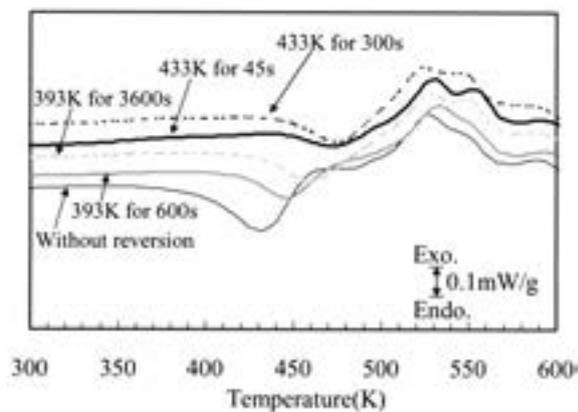


Fig. 7 Thermal analysis results by DSC of the specimens with and without reversion.

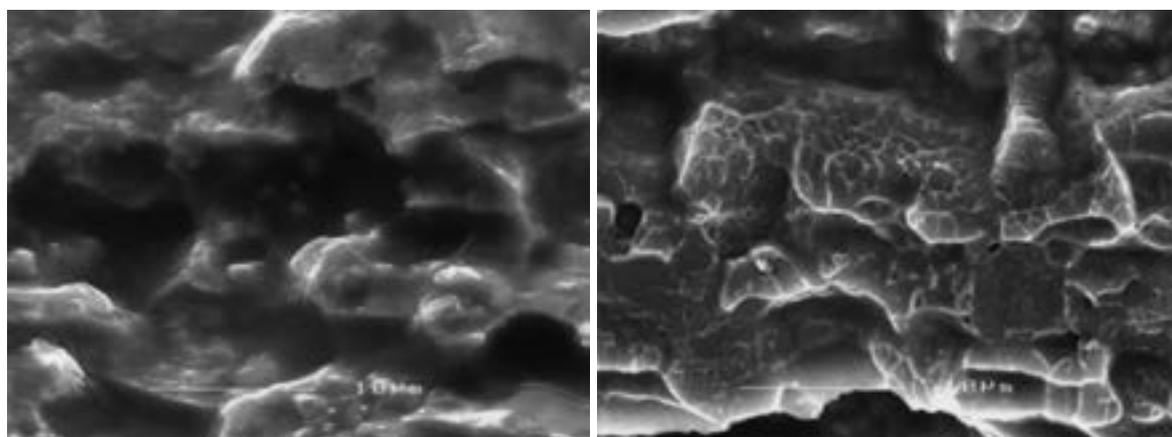
for 60s⁶⁾. The endothermic peak temperature was about 450K in the specimens treated at 393K for 600s and was about 460K in the specimens treated at 393K for 3600s, therefore, the endothermic peak was assumed the result of various superimposed reactions including the G.P. zones dissolution, η' dissolution and/or η dissolution. It was obvious that the reactions of the G.P. zones dissolution and the second-phase particles (η' and/or η phase) precipitation varied depended on the reversion heat temperature and time.

3.4. Fracture surface

Fig. 8 shows the fracture surfaces after expanding test with and without reversion. The reversion condition was 393K for 3600s. Relatively larger dimples were observed in the fracture surface of both specimens, moreover smaller dimples were also observed in the reversion heat treated specimen. The maximum expanding ratio at 393K for 3600s was improved, nevertheless, the hardness was nearly equal to that without reversion, therefore, smaller dimple nucleation were thought to result in the cold workability. Furthermore, small dimples were also observed in the specimen at 433K for 300s of which the maximum expanding ratio improved as same as that at 393K for 3600s.

3.5. Transmission electron microscopy images

Fig. 9 shows TEM images of fracture specimens after expanding test with and without reversion. The reversion condition was 393K for 3600s. In the specimen without reversion, microbands developed in one direction were



(a) Without reversion

(b) With reversion at 393K for 3600s

Fig. 8 The fracture surfaces after expanding test with and without reversion.

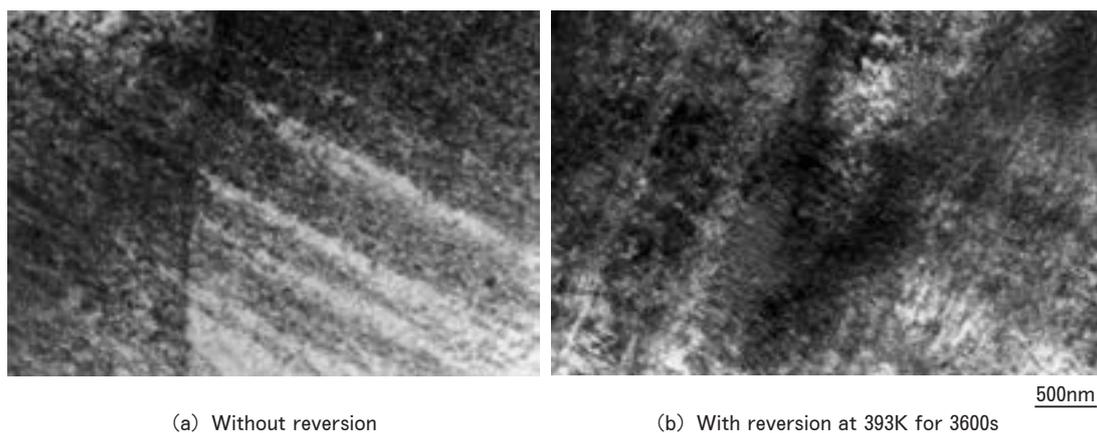


Fig. 9 TEM images of fracture specimens after expanding test with and without reversion.

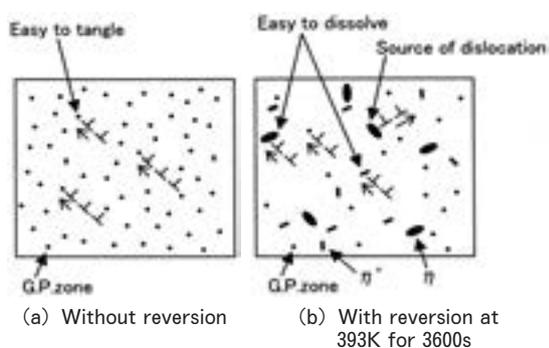


Fig. 10 Schematic drawing of second-phase particles with and without reversion.

observed, while they were developed in two directions with reversion. Fig. 10 shows schematic drawing of second-phase particles with and without reversion. In the specimen without reversion, activated slip systems were limited and heterogeneous deformations often occurred due to the G.P. zones which were coherent to the matrix and formed during natural aging. On the other hand, in the specimen with reversion, microbands developed in two directions were observed, therefore, it was thought that the number of activated slip systems was more than that in the specimens without reversion. In this specimens, the second-phase particles (η' and/or η phase) semicoherent and/or incoherent to the matrix formed during reversion, acted as the dissolution sites of dislocations and/or recovery sites. As a result, the increase of the activated slip systems resulted in the formation of the sessile dislocations, and the deformation uniformly propagated.

4. Conclusions

- (1) The appropriate conditions of reversion heat treatment at which the hardness decreased and the workability improved was 433K for 45s.
- (2) In the long reversion at relatively lower temperature, e.g. 393K for 3600s, the hardness after reversion became equal to that without reversion, nevertheless, the workability improved. It is due to the homogeneous deformation related to the second-phase particles (η' and/or η phase) which precipitated during reversion.
- (3) It was suggested that reversion at relatively lower temperature for longer time could be useful to industrial production.

References

- 1) M. L. V. Gayler, *J. Inst. Metals*, **28** (1922), 213.
- 2) G. Groma, E. K. Csetenyi, I. Kovacs, J. Lendvai, J. Lendvai and T. Ungar, *Z. Metallkde*, **67** (1967), 404.
- 3) T. Minoda, H. Yoshida, T. Tsuzuku, *J. Japan Inst. Light Metals*, **49** (1999), 161.
- 4) *Aluminium International Today*, Nov. /Dec. (2002) 36.
- 5) J. M. Papazian, *Met. Trans.*, **13A** (1982), 761.
- 6) S. K. Maloney, I. J. Polmear and S. P. Ringer, *Mater. Sci. Forum.*, **331-337** (2000), 1055.
- 7) E. Nes, *Z. Metallkde*, **69** (1978), 35.

Al-Mg-Si 系合金板の成形性に及ぼすけい素量の影響*

内田 秀俊** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 35-40

Effect of Si content on the formability of Al-Mg-Si alloy sheets

Hidetoshi Uchida and Hideo Yoshida

The effects of the Si content on the elongation and bendability of Al-Mg-Si alloy sheets were investigated. The elongation increased with the Si content to 1.1%. The Work hardening exponent (n value) of the Al-Mg-Si alloys was calculated on the basis of true stress - true strain curves. The n value of the Al-Mg-Si alloy increased to a maximum value and then decreased with strain. The decreasing rate of the n value after the maximum n value of the low Si alloy was higher than that of the high Si ones. It is postulated that the decreasing rate caused the difference in the elongation. In the case of the low Si alloy, the n value decreased with strain at the true strain of 0.08 and micro-bands were observed in the TEM structures. It is considered that the micro-bands of the low Si alloy were more easily formed than those of the high Si ones. The bendability was inferior as the Si content increased. The high Si alloy contained large second phase particles which caused micro-voids during the bending operation. The micro-voids would be initiation sites of cracks and caused inferior bendability. It has been reported that the bendability is influenced by the second phase particles and formation of the shear band. In this investigation, the second phase particle was the main reason for the inferior bendability rather than the formation of the shear band.

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金板は、自動車外板（フード、トランク、ドア等）への実用化が進んでいる¹⁾。これは Al-Mg-Si 系合金は、バークハード性を有すること、リサイクル性に優れること、ストレッチャーストレインマークが発生しないこと等、Al-Mg 系合金より優れる点も多く、世界的には、自動車外板用アルミニウム合金は、Al-Mg-Si 系合金が主流となっている。しかしながら Al-Mg-Si 系合金は、Al-Mg 系合金より成形性が劣り、ヘミングを有する部品では曲げ加工性が問題となることもあり、その改善が求められている。

自動車外板に実用化されている Al-Mg-Si 系合金は、6016 アルミニウム合金や 6022 アルミニウム合金等があり、従来の代表的な Al-Mg-Si 系合金である 6061 アル

ミニウム合金や 6063 アルミニウム合金よりけい素量が多く、マグネシウムが少ない成分となっており、過剰 Si タイプの合金となっている。過剰 Si によりバークハード性が改善されることは、これまでも報告例があるが、その伸びや曲げ加工性について成分の影響を検討した例は少ない。

本研究では、Al-Mg-Si 系合金の成形性に及ぼすけい素量の影響について、マイクロ組織、歪量による n 値の変化から検討した。

2. 実験方法

本研究では、マグネシウムを 0.5mass%（以下%）としてけい素を 0.5~1.6% 添加した合金を用いた。Table 1 に供試材の化学成分実績値と自動車外板へ実用化されている 6016 アルミニウム合金と 6022 アルミニウム合金の成分規格範囲を参考のために合わせて示す。試料名は、添加したけい素量で示した（例えば、0.5% Si 添加合金を“0.5Si 合金”）。なお、供試材の不純物とし

* 軽金属学会第 89 回春季大会（平成 10 年 10 月）にて一部発表、軽金属、58（2008）、285-289 に一部掲載

** 研究開発センター 第五部

*** 研究開発センター 工学博士

Table 1 Chemical compositions of the specimens (%)

Alloy	Si	Mg	Mn	Fe	Ti
0.5Si	0.48	0.49	0.11	0.13	0.01
0.7Si	0.72	0.46	0.11	0.13	0.01
1.1Si	1.05	0.50	0.10	0.13	0.01
1.3Si	1.32	0.48	0.10	0.13	0.01
1.6Si	1.57	0.49	0.11	0.15	0.01
AA6016	1.0-1.5	0.25-0.6	≤0.2	≤0.5	≤0.15
AA6022	0.8-1.5	0.45-0.7	0.02-0.1	0.05-0.2	≤0.15

て含有される鉄は 0.15%，結晶粒微細化剤としてのマンガン添加は 0.1% ねらいとした。各合金は、DC 鋳造法で 175mm×175mm に鋳造し、30mm 厚さに切断した。その後 530°C-12h の均質化処理、480°C で熱間圧延を行い、400°C - 1h の中間焼鈍後に冷間圧延により 1mm 厚さとした。溶体化処理は、一般的な工業生産として連続焼鈍炉を使用する場合を想定してソルトバスにて 550°C-20s の処理を行い、強制空冷により焼入れを行った。

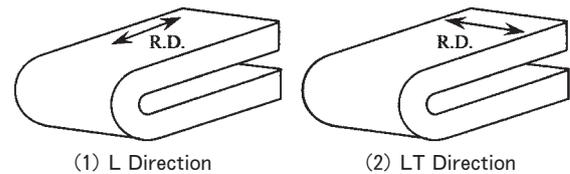
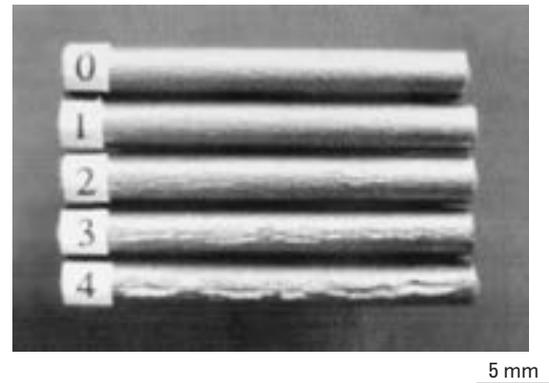
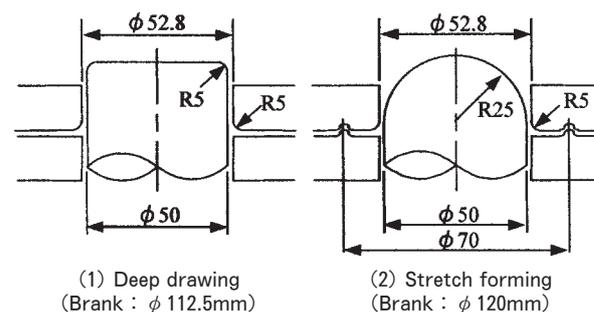
各供試材より採取した試験片を、室温時効 2 週間後に引張試験 (JIS-5 号) を行った。 n 値の計算は、引張試験機より連続的に伸び、荷重データを採取 (クロスヘッド速度=20mm/mim, サンプリング間隔=0.5s) し、 n 値を 2 点法により求めた²⁾。 i 番目の変位 e_i のときの n_i 値を $i-j$ および $i+j$ 番目の荷重 (P_{i+j} および P_{i-j}) より次式のより求めた。

$$n_i = \frac{\ln \{P_{i+j} \times (1 + e_{i+j})\} - \ln \{P_{i-j} \times (1 + e_{i-j})\}}{\ln \{\ln(1 + e_{i+j})\} - \ln \{\ln(1 + e_{i-j})\}}$$

曲げ試験は、予歪なし密着曲げ、5% 予歪密着曲げ、5% 予歪+内側曲げ半径 0.5mm (1.0mm 厚さの板を挟んだ状態) の 3 条件で実施した。曲げ試験方向は Fig. 1 の様に定義した。曲げ試験結果は、割れの程度を 0 から 4 までの 5 ランクで分類し、目視で評価した³⁾。評価としては、0: 割れなし、1: しわ、2: 小割れ、3: 割れ、4: 大割れとし、評価基準の外観を Fig. 2 に示す。

円筒深絞りおよび球頭張出し試験は、Fig. 3 に示す金型を用いて低粘度潤滑油を使用して実施した。

加工前の供試材のマイクロ組織は板面について観察を行った。曲げ加工後のマイクロ組織は、曲げ断面についてケラー氏液によるエッチング前後で観察を行った。引張変形後の TEM 観察は、引張試験片で 8% まで変形を行い、平行部から試験片を採取し観察を行った。

**Fig. 1** Direction for the bending test.**Fig. 2** Evaluation rank of cracking in bending test.**Fig. 3** Schematic diagrams of forming test.

3. 結 果

3.1 ミクロ組織

焼入れ後の結晶粒径は、35~65μm でけい素量が多いほど小さかった。板面の光学顕微鏡組織を Fig. 4 に示す。けい素量が多いほど Al-Fe-Si 系と考えられる第 2 相粒子が増加し、特に 1.3% を越えるけい素の合金では、粗大な第 2 相粒子の数が増加した。

3.2 引張試験、曲げ試験結果

けい素量による耐力、引張強さおよび伸びの変化を Fig. 5 に示す。けい素が多いほど耐力、引張強さも増加した。特にけい素量が 1.1% までは、増加の割合が大きかった。伸びは 1.1% までは、けい素量の増加に伴い高くなり、それ以上のけい素量では、ほぼ同じ値を示した。Table 2 に曲げ試験結果を示す。予歪なしの密着曲げで 1.1% 以上のけい素を含む 1.1Si 合金~1.6Si 合金で割れが発生した。割れの程度は、1.6Si 合金が最も悪かった。曲げ割れの程度は、曲げ試験条件によって変化し、予歪を 5% 加えた後の密着曲げで、割れの程度が大き

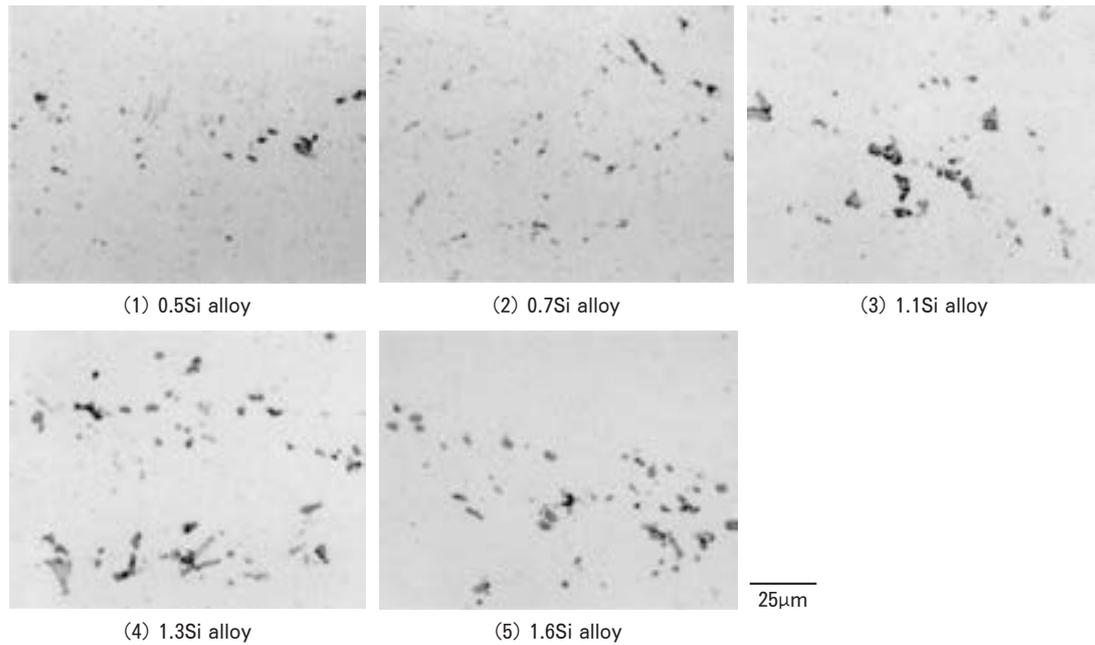


Fig. 4 Effect of Si content on the microstructures of the specimens.

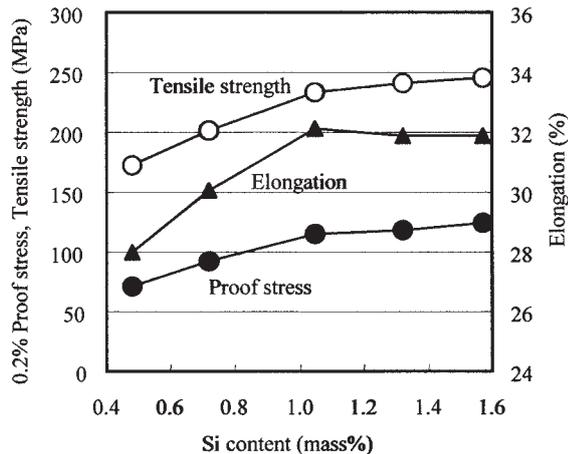


Fig. 5 Mechanical properties of the specimens.

くなった。5% 予歪を加えた後でも内側曲げ半径を0.5mmとした場合は、いずれの材料でも割れは、生じなかった。0.5Si 合金および0.7Si 合金では、いずれの曲げ試験条件でも割れは発生しなかった。

3.3 成形試験結果

Fig. 6 に成形試験結果を示す。深絞り成形試験では、1.1Si 合金が最も高い値を示した。張出し成形性は、1.3Si 合金、1.6Si 合金が、最も高い値を示した。全体的には、けい素量が最も少ない0.5Si 合金が深絞り、張出し成形性とも最も低い値を示し、けい素量とともに成形限界高さが増加する傾向が見られた。

4. 考 察

以上の結果より、成形性におよぼすけい素量の影響と

Table 2 Results of the bending test.(L direction -LT direction)

Alloy	Condition of the bending test		
	PS : 0% → 0t	PS : 5% → 0t	PS : 5% → 0.5t
0.5Si	0 - 0	0 - 0	0 - 0
0.7Si	0 - 0	0 - 0	0 - 0
1.1Si	2 - 1	3 - 3	0 - 0
1.3Si	2 - 1	3 - 3	0 - 0
1.6Si	3 - 3	4 - 4	1 - 1

* Evaluation of cracking : Good 0 ↔ 4 Bad, PS : Pre-strain,
0t : 0 mm inner radius (sharp bending), 0.5t : 0.5mm inner radius

して以下の結果が得られた。

(1) 伸びは、けい素量1.1%までは、けい素量の増加に伴い高い値を示し、1.1%以上は、ほぼ同じ値を示した。

(2) 曲げ加工性は、けい素量が多いほど曲げ割れが発生しやすかった。

(3) 深絞り成形高さは、1.1Si 合金が最も高い値を示し、張出し成形高さは、1.3Si 合金、1.6Si 合金が最も良好であった。全体的には、けい素量とともに成形限界高さが増加する傾向が見られた。

4.1 伸びとn値の関係

供試材の応力-歪線図を Fig. 7 に示す。伸びについては、加工による転位組織の影響が大きいと考えられるが応力-歪線図からは、けい素量の増加に伴い高い伸びを示すことは確認できるが、その転位組織の変化や伸びが変化する理由については考察できない。著者らは、Al-

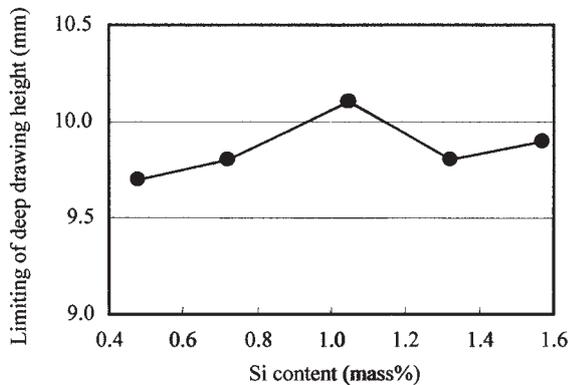
Mg合金において、転位組織と n 値（加工硬化指数）の変化について調査し、歪量に対して n 値の変化が小さいほど転位組織の変化も小さくマイクロバンドを形成しにくいために延性が優れることを報告²⁾している。特に歪に伴う n 値の減少は、マイクロバンドの形成を意味していると考えられたため、同様の調査によりAl-Mg-Si系合金でも n 値の減少している歪域ではマイクロバンドの形成が起こっているかの調査を行った。供試材の歪による n 値の変化をFig. 8に示す。0.5Si合金は、真歪0.04で n 値が最大値を示し、0.7Si合金は、 n 値が真歪0.06で最大値を示しその後は、急激に減少していた。これに対して、1.1Si合金~1.6Si合金は真歪0.08以降で n 値が減少した。つまりけい素量が多いほど歪量に対する n 値の変化は、小さかった。また n 値の最大値は、けい素量が多いほど小さく、最大荷重点付近（真歪0.19）の n 値は、ほぼ同じ値を示していることから、最大 n 値からの n 値の変化率は、けい素量が少ないほど大きかった。

0.5Si合金および0.7Si合金では、すでに n 値が低下している歪量で、1.1Si合金~1.6Si合金では、 n 値が低下しはじめる付近の歪量として8%（真歪：0.08）引張変形後のTEM組織をFig. 9に示す。0.5Si合金、0.7Si合金ではすでに転位の集積であるマイクロバンドが多く観察されたのに対して、1.1Si合金は、マイクロバンド

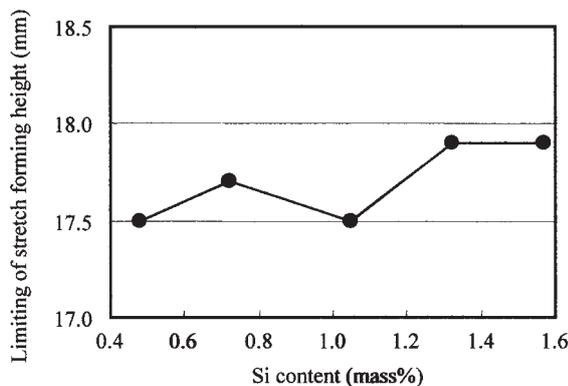
が形成し始めている状態であった。それに対して1.3Si合金、1.6Si合金では、微細な転位組織のままであった。このように最大 n 値からの n 値の変化率が小さいほど伸びは大きくなることや n 値の減少がマイクロバンドの形成を示していることについてもAl-Mg合金と同様の結果が得られた。

けい素量が多いほど n 値の変化率が小さくなる理由について考えてみる。Al-Mg-Si合金にMnを添加した場合⁴⁾は、サブミクロンサイズの α -AlMnSiからマイクロバンドが観察され、この析出物がマイクロバンド形成の原因になっていると考えられた。しかし供試材は、Mn量や均質化処理温度が同じであるため α -AlMnSiの分布に大きな違いはないと考えられる。Al-Fe-Si系と思われる第2相粒子は、5 μm 程度の大きさを有するためマイクロバンドの起点となるには大きすぎると考えられるため第2相粒子の影響はほとんどないと考えられる。

次にけい素量の増加により固溶Si量が増加していることが考えられる。0.5Si合金と1.6Si合金では、引張強さに70MPa以上の差があり、たとえ両合金のSi量差（1.1%）すべてが固溶していたとしても、これだけで70MPa以上の強化作用があるとは考えにくい。従っ



(1) Deep drawing



(2) Stretch forming

Fig. 6 Results of the forming test.

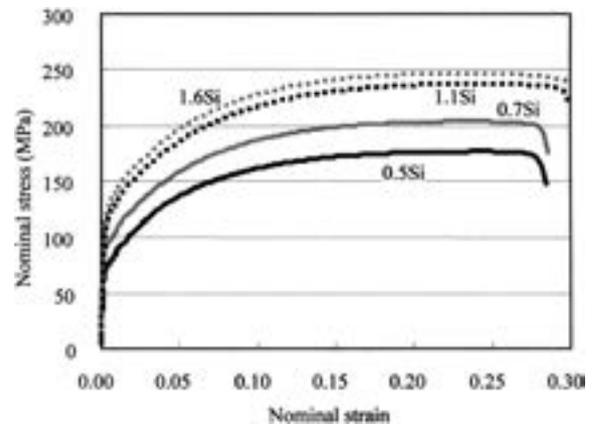
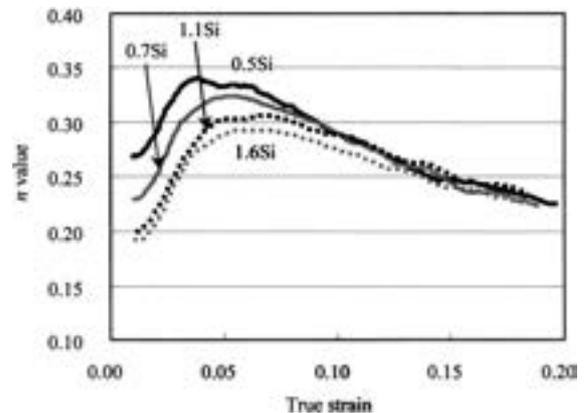


Fig. 7 Stress strain curves of the specimens.

Fig. 8 Change of n value with strain.

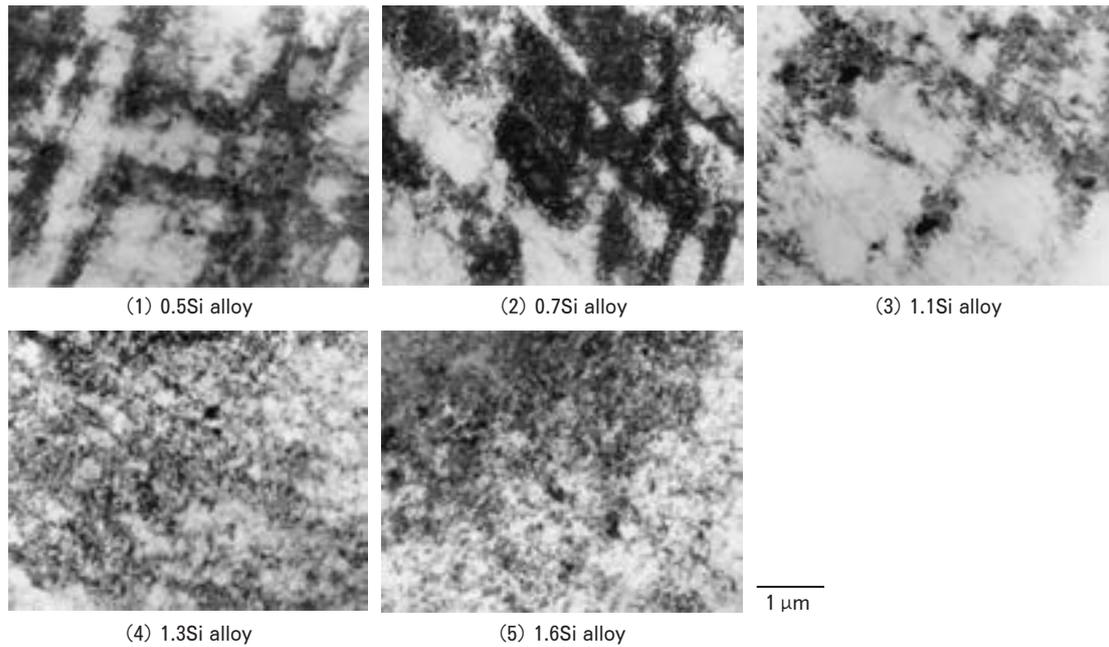


Fig. 9 TEM structures of 8% strained specimens. (True strain : 0.08)

て固溶 Si 量の変化だけで引張強さを増加させ、さらに n 値の変化を小さくしているとは考えにくい。従って固溶 Si だけでなく焼入れ後に室温で形成される Mg-Si 系クラスタの形成状態も固溶 Si 量により変化することで、加工硬化挙動にも影響を与えて、 n 値の変化が小さくなったと推測される。一般にけい素量が多いほど高温時効によって微細な析出物が形成され強度が高くなることから、今回の焼入れ後の室温時効後の状態においてもけい素量の増加により微細なクラスタが形成され動的回復を抑制し、マイクロバンドが形成されにくかったと考えられる。焼入れ後に室温で形成される Mg-Si 系クラスタの形成状態や強化機構については、まだ不明な点が多く、今後さらに調査が必要である。

4.2 曲げ加工性劣化のメカニズム

曲げ加工による割れは、Fig. 10 に示すように曲げ外側表面付近の第 2 相粒子が引張変形によりマイクロボイドを形成し、これらがせん断帯を伝播して発生すると考えられている⁵⁾。さらに曲げ加工性を劣化させる第 2 相粒子とは、 $2\mu\text{m}$ 以上のものであること^{5,6)}、溶質原子の増加やクラスタの形成がせん断帯の形成を助長して曲げ加工性を劣化させることが報告されている⁵⁾。また曲げ加工性は引張伸びとの相関が考えられるが、必ずしも伸び値の増加に伴う曲げ加工性の向上は見られず、むしろ逆の傾向を示した報告もある⁷⁾。

今回の結果は、Fig. 3 のマイクロ組織においてもけい素量が多いほど、 $2\mu\text{m}$ 以上の第 2 相粒子が多くなることが確認されており、けい素量に伴う曲げ加工性劣化の一因となっていると考えられる。この曲げ加工性劣化メカニズムを詳細に検討するために曲げ加工後の断面マイクロ組織を観察した結果を Fig. 11 に示す。

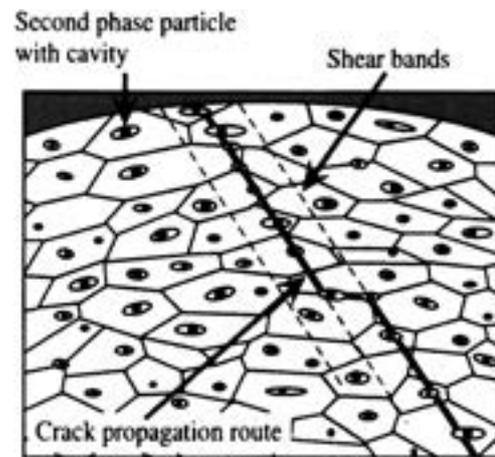


Fig. 10 Schematic diagram for cause of the crack by bending process.

0.5Si 合金、1.1Si 合金は、エッチングなしのマイクロ組織で、変形量の大きな曲げ外周部にマイクロボイドはほとんど観察されなかったのに対して、1.6Si 合金は、亀裂進展部位外にもマイクロボイドによる欠陥が多数見受けられた。これは第 2 相粒子の引張変形によるマイクロボイドの形成と考えられた。一方エッチング後のマイクロ組織で観察されるせん断帯の形成については 1.1Si 合金が最も顕著に観察された。

これより、0.5Si 合金では、初期亀裂が形成されにくく割れが生じなかったと考えられた。1.1Si 合金は、第 2 相粒子の多さから 0.5Si 合金より初期亀裂は形成されやすく、またせん断帯形成の原因となるマイクロバンドも形成されやすかったため曲げ割れが生じたものと考えられた。1.6Si 合金は、マイクロバンド形成は起こりに

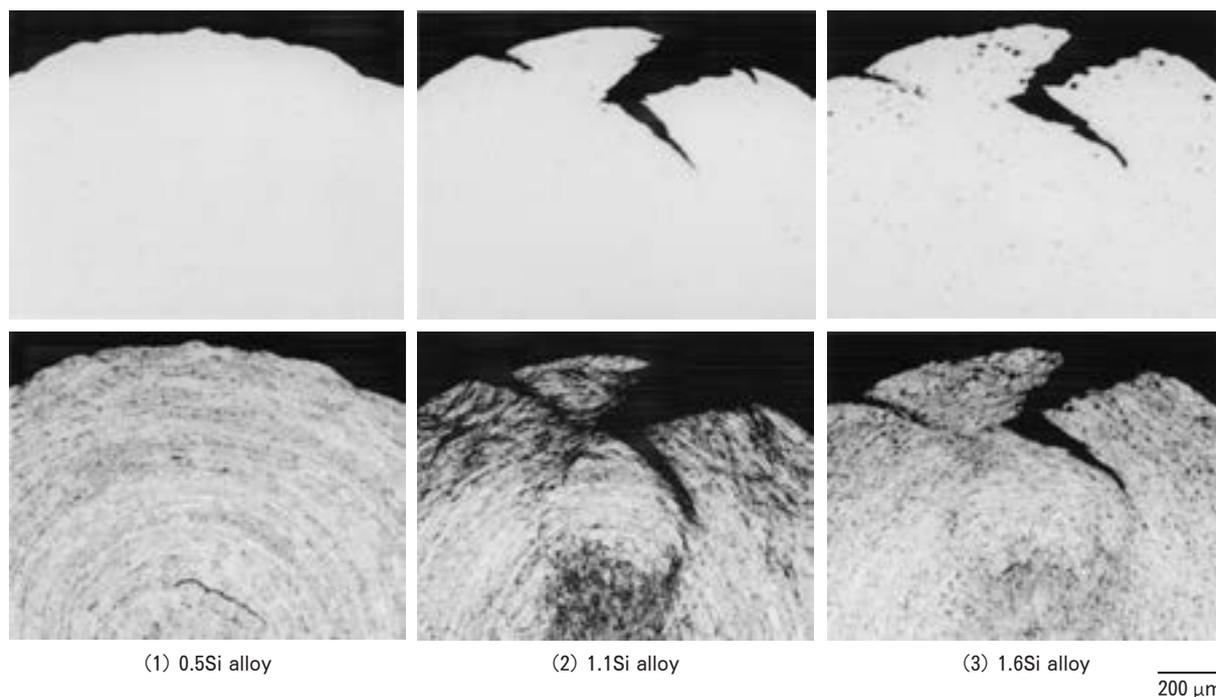


Fig. 11 Microstructures after bending test. (Upper : No etching, Lower : After etching)

くいが、曲げ外周部に第2相粒子による初期亀裂（マイクロボイド）が形成されやすかったため割れが生じたものと考えられた。今回の結果では、せん断帯の形成より第2相粒子の増加が曲げ割れ劣化の主要因であると考えられた。しかしながら0.5Si合金においては、せん断帯形成があまり観察されず、マイクロバンドとせん断帯形成の関係についてはさらに検討が必要であると考えられた。

4.3 深絞り、張出し成形性とけい素量の関係

深絞り、張出し成形性に関しても変形歪の導入によるマイクロバンド形成は、引張試験結果や引張変形時のTEM組織を参照することが可能と考える。従って0.5Si合金の、成形性が最も劣っていた理由は、マイクロバンドの形成されやすさに起因する歪の局在化による考えられる。ただし、成形試験の変形モードは引張試験の一軸引張と異なり、破断部は平面歪状態となりやすいため、破断メカニズムが異なることも考えられ、特に深絞り成形試験では、フランジ部の流入抵抗と材料強度の関係も重要な要素となるため破断強度（引張強さ）も大きく関係する。深絞り成形試験で1.3Si合金、1.6Si合金が1.1Si合金より成形高さが低下した原因や張出し成形試験で1.1Si合金が0.7Si合金より成形高さが低くなった原因については、さらに調査が必要である。

5. 結 言

Al-Mg-Si系合金の成形性におよぼすけい素量の影響を調査した結果、以下の結果が得られた。

(1) 引張伸びは、けい素量が1.1%までは増加した。

これは、転位組織が均一微細に分散し、マイクロバンドの形成が抑制されることによると考えられた。マイクロバンド形成は、不均一変形による加工硬化能の低下要因となり、 n 値の変化と対応していたため、最大の n 値を示す歪量が大きく、その後の n 値の減少率が小さい材料の方が高い伸びを示したと考えられた。

(2) けい素量が多いほど、曲げ加工性が劣化した。これは第2相粒子による初期亀裂が生じやすいことが主要因と考えられ、けい素量増加によるマイクロバンドの形成し難さは曲げ加工性改善につながらなかった。

(3) 張出し、深絞り成形性においてもけい素量が最も少ない0.5Si合金が劣っていたことから、マイクロバンド形成による不均一歪が破断に関与していると考えられた。

曲げ加工性や成形性のバランスの取れた材料としては、適切なけい素量を選択することが必要と考えられた。

参 考 文 献

- 1) 林登, 安永晋拓, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属学会第91回講演概要 (1995), 33-34.
- 2) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 45(1995), 193-197.
- 3) 竹島義雄, 疋田達也, 宇都秀之: 本誌, 32(1991), 39-55.
- 4) 内田秀俊, 吉田英雄: 本誌, 38(1997), 1-6.
- 5) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 52(2002), 448-452.
- 6) 日比野旭, 村松俊樹, 佐賀誠, 高田健: 軽金属, 53(2003), 534-541.
- 7) 高木康夫, 竹添修, 林登, 安永晋拓: 軽金属学会第91回講演概要 (1995), 31-32.

Improvement in Ductility of Friction Stir Welded Al-Mg-Si Alloy T4 Sheet*

Tadashi Minoda** , Mineo Asano*** ,
Koji Tanaka*** and Masaki Kumagai****

Tailored blank for body panels is an ecological technology, but there are few practical examples in aluminum alloys. In addition, press formability of welded Al-Mg-Si alloy sheet is relatively low because of softening in the heat affected zones (HAZ) near the weld line. In terms of welding method, high quality joints can be achieved by friction stir welding (FSW) because the welding is carried out under the melting point of the base metal. In this study, improvement of formability was examined in the friction stir welded Al-Mg-Si alloy T4 sheet. The hardness of the FSW joint was the lowest in the HAZ, while those in the parent metal and the stir zone were higher. The hardness in the stir zone was the lowest immediately after welding, but it became almost the same as parent metal after natural aging because of its higher age hardening rate. On the other hand, the hardness in the HAZ slightly decreased because of heat generation during FSW. This hardness after natural aging became the lowest because it increased a little. The heat treatment subsequently after FSW was examined to improve above problem. The hardness distribution of the joint was improved by the heat treatment. That is, the hardness in the parent metal became the lowest by the heat treatment. As the result of the heat treatment, fracture was occurred in the parent metal by tension test, and the elongation was improved. Moreover, the maximum forming height in dome height test increased by 15%.

1. Introduction

In recent years, the use of aluminum alloy sheets in automotive bodies is increasing for the weight reduction of the automobiles in order to reduce the environmental stress by improving their fuel consumption. The applications of 6xxx alloys to automotive bodies are especially increasing because the alloys have a paint bake response and the stretcher-strain marks do not appear. Also, the tailored blank method for body panels is an ecological technology. In this technology, several panels with different thickness are welded into one piece before press forming because the required strengths are different for each sections of the automotive bodies. The

tailored blanks of steel panels have been put to practical use, while there are few practical examples of aluminum alloys¹⁾. In previous studies about the tailored blanks of 6xxx aluminum alloy sheets, the press formability of the joints from the friction stir welding (FSW) process is better than those from the semiconductor laser welding process²⁾. The ductility and the formability of the joints from the FSW process, however, are inferior to the parent metal. In this study, the cause of the reduced ductility and the way to improve it when using the friction stir welded 6xxx-T4 sheets were investigated.

2. Experimental procedure

The aluminum alloy T4 sheet of 1.0mm thickness with the composition of Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%) was used in this study. Butt welds of a 200mm width were prepared by FSW using sheets of 100mm width and 300mm length. The shoulder size of the FSW pin

* The main part of this paper was presented at ICAA-11 in Aachen, September 22-25, (2008)

** No. 6 Department, Research and Development Center, Dr. of Eng.

*** No. 5 Department, Research and Development Center

**** No. 5 Department, Research and Development Center, Dr. of Eng.

tool was 12mm in diameter. The butt welds were naturally aged at 293K for 7 days after the FSW.

Fig. 1 shows the direction of preparing the test specimens. The hardness distribution in the cross section of the welds, which was perpendicular to the welding direction, was measured by a Vickers hardness testing machine. Furthermore, the strength change in the welds was investigated by tension tests after artificial aging at 448K for several hours. The tension specimens were prepared in order to be perpendicular to the weld direction.

Next, the optimum heat treatment condition, which improves the ductility of the FSW joints, was estimated by tension tests using the T4 tempered parent metal without welding. The tension tests were carried out immediately after the heat treatments and after naturally aging at 293K for 7 days. The heat treatments were carried out using an oil bath. The temperature of the specimens during heat treatments was measured by a thermocouple, and the specimens were removed from the oil bath and they were cooled as soon as the temperature reached the prescribed level. The heating time was 25-30 seconds for each heat treatment.

To confirm the effect of the heat treatment, hardness distribution measurements, tension tests and forming tests were carried out using the FSW joints which were heat treated at the optimum condition subsequent to the FSW. The ways of hardness distribution measurements and the tension testing were the same as mentioned above. Fig. 2 shows a schematic model of

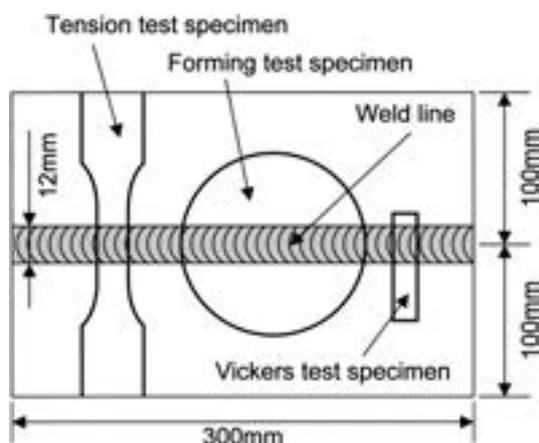


Fig. 1 Direction of preparing the test specimens.

the dome height test. In this test, the weld line was located in the center of the blank.

3. Results

Fig. 3 shows the hardness distribution of the FSW joint which was naturally aged at 293K for seven days after FSW. The hardness in the stir zone and in the parent metal were the same, while in the heat affected zone (HAZ), it was about 10% lower. The elongation of the welds became lower due to concentration of deformation in the HAZ by tension as will be described below.

Fig. 4 shows the strength change by artificial aging of the friction stir welded samples, which were naturally aged at 293K for seven days after the FSW. All of the samples ruptured at the stir zone or HAZ, while the tensile strength increased to 280MPa. Also, the peak strength of the parent metal is about 300MPa. Moreover,

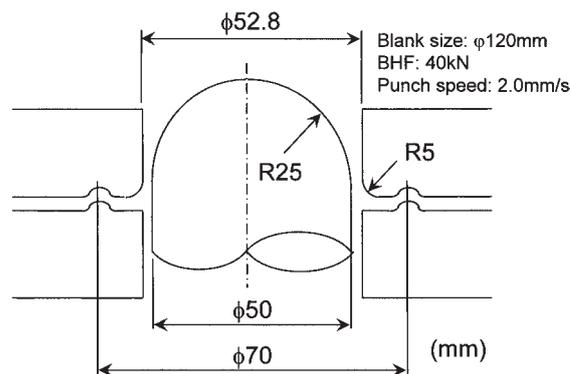


Fig. 2 Schematic model of the dome height test.

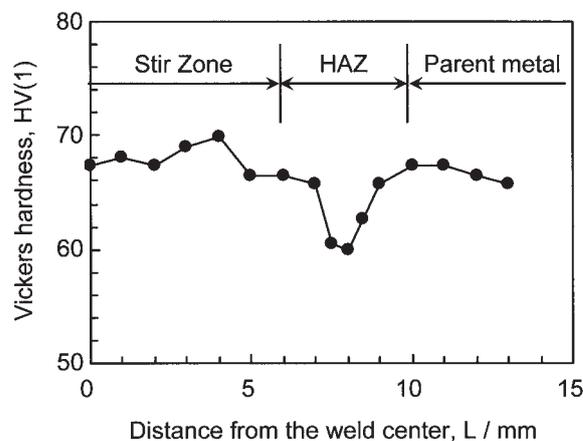


Fig. 3 Hardness distribution of the friction stir welded joint which was naturally aged at 293K for seven days after FSW.

the thickness of the stir zones is about 90-94% of the parent metal. The tensile strength of 280MPa thus corresponds to the peak strength of the parent metal. This result shows that the strength of the HAZ became the same as the parent metal by artificial aging. If over-aging occurred in the HAZ, the strength does not increase and become equal to the parent metal. Therefore, it was theorized that reversion occurred in the HAZ³⁾.

Fig. 5 shows the influence of the heat treatment temperature on the tensile strength of the T4 tempered parent metal without welding. The tensile strength immediately after the heat treatment decreased as the temperature in-

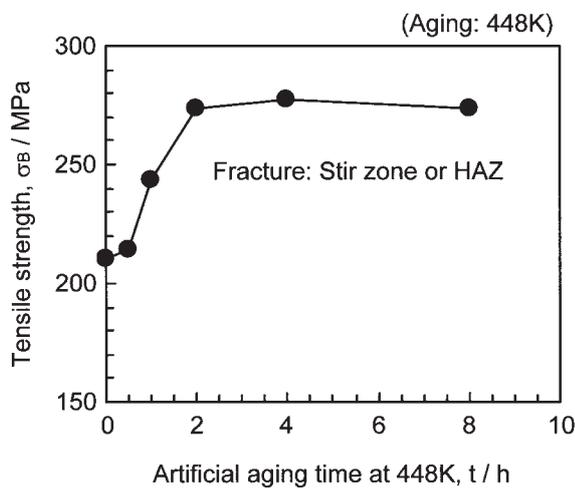


Fig. 4 Effect of artificial aging on the tensile strength of the friction stir welded sample.

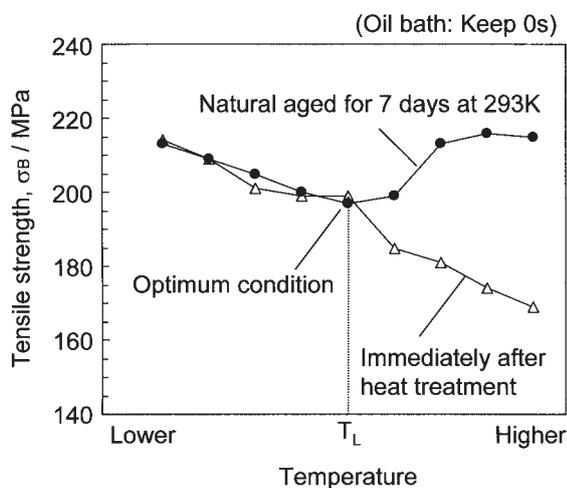


Fig. 5 Influence of the heat treatment temperature on the tensile strength of the T4 tempered parent metal without welding.

creased. On the other hand, the tensile strength after naturally aging for seven days had the lowest point. It was considered that the temperature at the lowest point, T_L , is the best condition to improve the ductility of the welds.

Fig. 6 shows the effect of the optimum heat treatment at T_L subsequent to the FSW. The tensile and yield strengths of the heat treated specimen were about 10MPa lower than those of the specimen without heat treatment, while the elongation of the heat-treated specimen was improved. Fig. 7 shows the appearances of the specimens after the tension tests. The specimen without the heat treatment fractured at the HAZ, while the heat-treated sample fractured at the parent metal. Furthermore, it could be seen that the parent metal of the heat-treated sample considerably shrunk in the width direction.

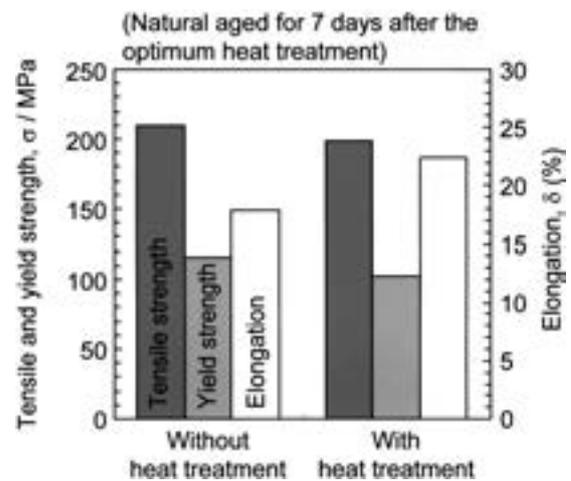


Fig. 6 Tensile properties of the friction stir welded joints with and without the optimum heat treatment at T_L subsequently after FSW.

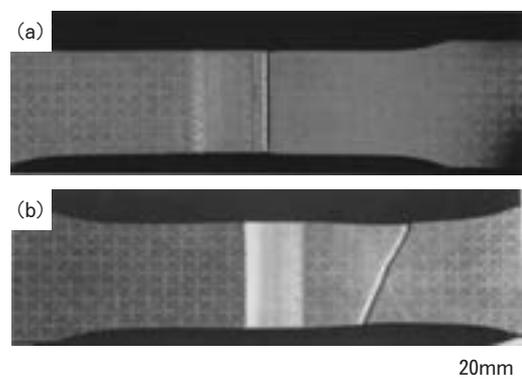


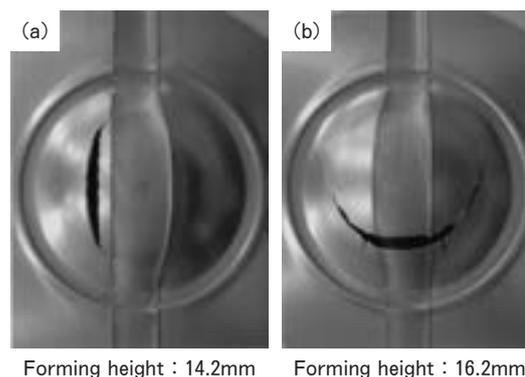
Fig. 7 Appearances of the specimens after tension tests, (a) only FSW and (b) with the heat treatment at T_L after FSW.

Fig. 8 shows the appearances of the specimens after the forming test. The maximum forming height of the specimen without the heat treatment was 14.2mm, and it ruptured at the HAZ. On the other hand, the maximum forming height of the heat-treated specimen was 2.0mm higher than the non-heat treated specimen, and the morphology of the rupture changed. It was considered that the change in the rupture point and the increase in the forming height occurred because the concentration of deformation into HAZ was restrained by the heat treatment.

Fig. 9 shows the effect of the heat treatment at T_L subsequent to the FSW on the hardness distribution of the weld. There was no significant difference in the hardness of the stir zone, while the hardness in the HAZ increased, while it decreased in the parent metal. Therefore, it was apparent that the improvement of elongation by the heat treatment at T_L subsequent to the FSW was achieved by the change in the hardness distribution, that is, the ranking of the hardness became stir zone > HAZ > parent metal.

4. Discussion

First, the microstructure just after the FSW will be discussed below. The temperature in the stir zone rapidly increased by friction during the FSW, and it reached 760-790 K in this study. The time, in which the temperature in the stir zone was in the range of the dissolution temperature of Mg_2Si , was only several seconds, but it was thought to be enough time to dissolve the GP zones and clusters because the specimen had a T4 temper. Sato et al. confirmed that needle shaped precipitates and β' precipitates, which existed in the parent metal, dissolved in the stir zone by the FSW using the 6063-T5 alloy⁴⁾. Therefore, it was theorized that the microstructural condition in the stir zone became equal to it after the solution heat treatment. On the other hand, reversion occurred in the HAZ as mentioned above. It was then thought that the microstructure in the stir zone had a solid solution structure, a reversion structure in the HAZ, and the parent metal had the T4 structure just after the FSW. Fig. 10 shows the difference of natural aging behavior of solution heat treated sample and



Forming height : 14.2mm Forming height : 16.2mm

Fig. 8 Appearances of the test specimens after dome height tests, (a) only FSW and (b) with the heat treatment at T_L after FSW.

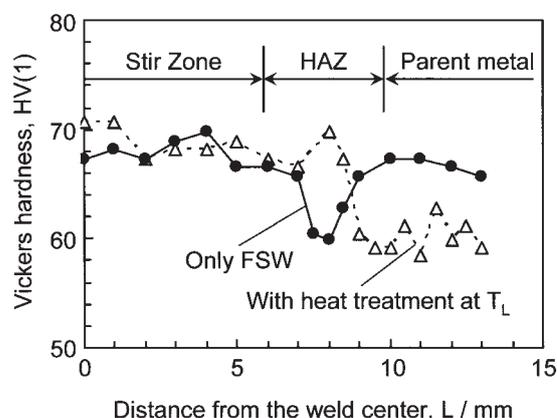


Fig. 9 Change of the hardness distribution by heat treatment at T_L subsequently after FSW. The specimens were naturally aged after FSW and the heat treatment.

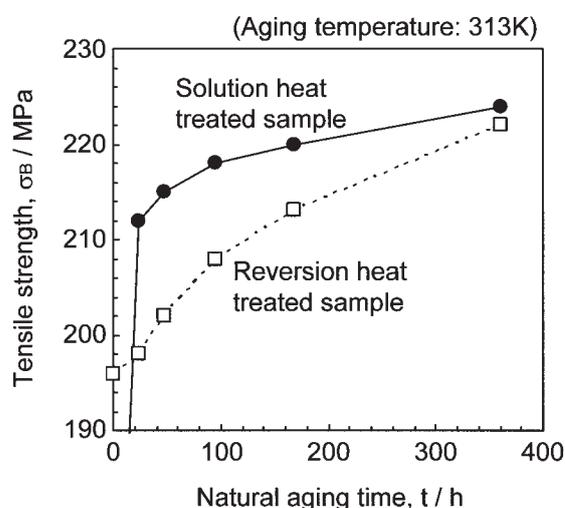


Fig. 10 Natural aging behavior of solution heat treated sample and reversion heat treated sample.

reversion heat treated sample without the FSW. The strength of the solution heat treated sample just after the heat treatment was lower than that of the reversion heat treated sample, while the relationship reversed after one day or more. Fig. 11 shows a schematic model of the strength changes of the FSW specimen before and after natural aging. The strength in the stir zone became the lowest just after the FSW because it had no GP zones, clusters, and precipitates. Also, the strength in the HAZ was between the values in the parent metal and the stir zone. The strength in the HAZ, however, became the lowest after natural aging due to the difference in the age hardening rates. The lower age hardening rate in the HAZ, in which reversion occurred, may be explained by the effect of the lower density of the vacancies in comparison to the stir zone and/or the effect of precipitation of the metastable phases. Clarifying this mechanism will be one of the tasks of a future study. Next, the microstructural changes by the heat treatment at T_L subsequently to the FSW will be discussed below. The tensile strengths were measured using the parent metal before and after the heat treatment at T_L subsequent to the solution heat treatment at 793K in order to simulate the stir zone. The tensile strength before the heat treatment was 145MPa, while after the heat treatment, it was 155MPa. Therefore, it was considered that age hardening slightly occurred in the stir zone by the heat treatment at T_L . Because of the insignificant change in the microstructure, the age hardening rate in the stir zone did not change by the heat treatment.

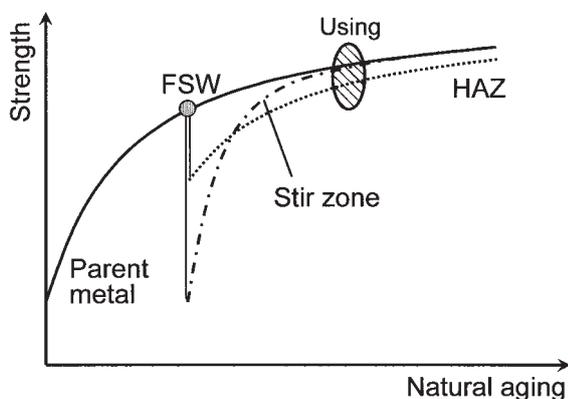


Fig. 11 Schematic model of the strength changes of the friction stir welded specimen before and after natural aging.

On the other hand, reversion occurred in the HAZ by the FSW as mentioned above. A slight change in the microstructure then occurred in the HAZ due to the heat treatment at T_L because the GP zones and/or clusters were already partially dissolved by the FSW. Therefore, the strength in the HAZ hardly increased after the heat treatment. The age hardening rate in the parent metal after the heat treatment at T_L decreased as shown in Fig. 5.

The microstructural changes in the weld, which was heat treated at T_L subsequent to the FSW, were complicated as mentioned above. In conclusion, the strength in the stir zone became the highest, while it became the lowest in the parent metal due to the difference in the age hardening rate.

5. Conclusions

Based on the experimental results, the cause of the reduced ductility and the way to improve it in the friction stir welded 6xxx-T4 sheet are as follows.

- (1) The strength in the stir zone and in the parent metal were the same, while in the HAZ, it was about 10% lower. The elongation of the welds became lower due to the concentration of the deformation in the HAZ.
- (2) The microstructural condition in the stir zone became similar to it after the solution heat treatment, while reversion occurred in the HAZ by the FSW. The change in the age hardening rate after the FSW caused the strength difference.
- (3) The optimum heat treatment at T_L after the FSW effectively improved the ductility of the weld.

References

- 1) A. Meyer : Proc. 6th Int. Friction Stir Welding Symposium, Canada, (2006), CD-ROM.
- 2) M. Kumagai, T. Minoda, T. Tanaka and M. Asano : Proc. of JSAE conference, No.20055668, JSAE, (2005).
- 3) C. Sigli : Mater. Sci. Forum, **519-521**(2006), 321-326.
- 4) Y. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto and S. Jogan : Metall. and Mater. Trans., **30A**(1999), 2429-2437.

Influence of Texture on Roping Development in Al-Mg-Si Alloy Sheet*

Yoshikazu Ozeki** , Tadashi Minoda*** ,
Hiroki Tanaka**** and Hideo Yoshida*****

One of the most important characteristics, which is necessary to automotive bodies, is the appearance quality especially for the outer panels. Roping is a kind of surface defect which decreases the appearance quality. In the present study, the influence of the texture on the roping behavior and its in-plane anisotropy were investigated. Two kinds of aluminum sheets, which show the different roping development, were prepared by changing the thermomechanical processings. A strong Cube texture was measured in the sample with less roping before the tensile deformation. On the other hand, the mixed texture of Cube and Goss components was measured in the sample with a significant roping especially in the center of the thickness. In the sample with a significant roping, the bands of Goss component parallel to the rolling direction were observed by EBSD mapping. In both samples, roping became the most significant by stretching in the 45 degree direction to the rolling direction compared with the 0 degree direction or 90 degree direction. It was confirmed that the orientation density of Cube component was reduced by stretching in the 45 degree direction to the rolling direction, while the orientation density of Goss component was reduced by stretching perpendicular to the rolling direction. It was considered that the in-plane anisotropy of the roping development was caused by the difference in the texture component which could rotate according to the tensile direction.

1. Introduction

Recently, aluminum alloy sheets have been extensively applied for weight reduction of automotive bodies. Characteristic strength, formability, bending property and corrosion resistance are required for materials used in automotive bodies. One of the most important characteristics, which is necessary for automotive bodies is the surface appearance quality especially for the outer panels. For example, one of the characteristics which make the surface appearance quality degrade is the stretcher-strain marking which is especially observed in

Al-Mg alloys. It is believed that the stretcher-strain marking has a relationship with the yield-point phenomenon and the Portevin-Le Chatelier effect during deformation which are peculiar to Al-Mg alloys. Therefore, Al-Mg-Si alloys are often applied because of their favorable characteristics for automotive panels such as stretcher-strain marking free and the good paint-bake response.

However, the surface appearance quality sometimes degrades even when using Al-Mg-Si alloys. It is due to a rope-like defect that is parallel to the rolling direction, referred to as "roping". It has been said that the development of roping is associated with the crystallographic texture, and, furthermore, with the inhomogeneous distribution of differently oriented grains in the aluminum sheets^{1~6}). In any case, it is common conception that roping is observed when specific band shape aggregations of the grains exist. Also, it is known that the crystallographic texture influences many of the

* The main part of this paper was presented at ICAA-11 in Aachen, September 22-26, 2008

** No.1 Department, Research & Development Center

*** No.6 Department, Research & Development Center, Dr. of Eng.

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

***** Research & Development Center, Dr. of Eng.

mechanical properties, that is, earing, tensile properties and the bending properties. Moreover, texture has an influence on the in-plane anisotropy of many mechanical properties. In this study, the influence of texture on the roping behavior and its in-plane anisotropy were investigated. By investigating the evolution of the texture of these samples before and after tensile deformation, the mechanism of roping development and its anisotropy were studied.

2. Experimental procedure

Two different Al-Mg-Si alloy sheets, which had the same chemical composition, were investigated in this study. The chemical composition of the samples is shown in **Table 1**. Two kinds of 1mm thick sheets were obtained by homogenization, hot rolling and cold rolling followed by a solution heat treatment. The sheets had different texture by controlling the producing conditions. Sample A revealed significant roping while sample B resulted in less roping. The microstructures of the T4 sheets are shown in **Fig. 1**. The average grain size of both samples was about $45\mu\text{m}$. The characteristics of these samples with respect to roping, crystallographic texture, the distribution of grain orientations and grain structure were investigated. The samples used for the roping assessment were cut to 35mm width and 200mm length. They were stretched to 10% elongation, and the tensile

Table 1 Chemical composition of samples (mass%)

Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Al
1.0	0.2	0.1	0.5	0.03	bal.

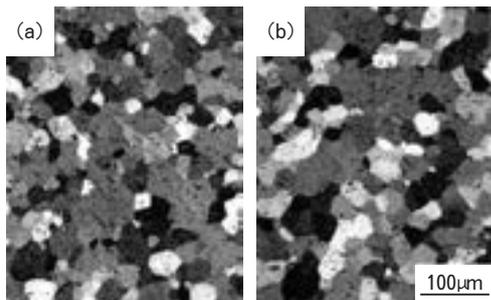


Fig. 1 Optical microstructures of (a) sample A and (b) sample B.

directions were in the 0-degree direction (parallel), 45-degree direction (diagonal) and 90-degree direction (perpendicular) to the rolling direction in order to investigate the anisotropy of the roping development. The roping was evaluated by its appearance after electrochemical deposition, with a coating thickness of about $20\mu\text{m}$, in order to make the roping clearly appear.

Pole figures were measured by an automated X-ray texture goniometer at the surface and at the center of the thickness of the sheets. The orientation distribution functions (ODFs) were computed from three incomplete pole figures ($\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$) by the series expansion method with $l_{\text{max}} = 22$. The spatial distribution of the typical components, Cube $\{001\} \langle 100 \rangle$ and Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$, were determined by electron back scatter diffraction (EBSD) using a scanning electron microscope (SEM), with the measuring step size of $9\mu\text{m}$. The pole figure and EBSD measurements were carried out before and after the tensile deformation in order to investigate the influence of the texture change on the roping development.

3. Results and discussion

3.1 Initial texture and orientation distribution

The initial ODFs of the samples are shown in **Fig. 2**. As the texture was mainly composed of recrystallization texture components, Cube and Goss component, which are visible in the $\varphi_2 = 0^\circ$ sections, the texture representation is confined to this section. The preferred orientation was the Cube orientation in each sample. However, the intensities of the Cube orientation were different for sample A and sample B, that is, the intensity of sample A was about 50, whereas that of sample B was about 90 times random. Moreover, in sample A, the Goss orientation was specifically pronounced in the center of the sheet.

The distribution of Cube and Goss components determined by EBSD before tensile deformation are shown in **Fig. 3**. In both samples, Cube oriented grains were mainly evenly distributed. But in sample A, in which significant roping was observed, a Goss band of about

1mm width was observed, although the distribution of the Goss component in sample B was uniform. It is supposed that this Goss band caused the roping, and made it significant.

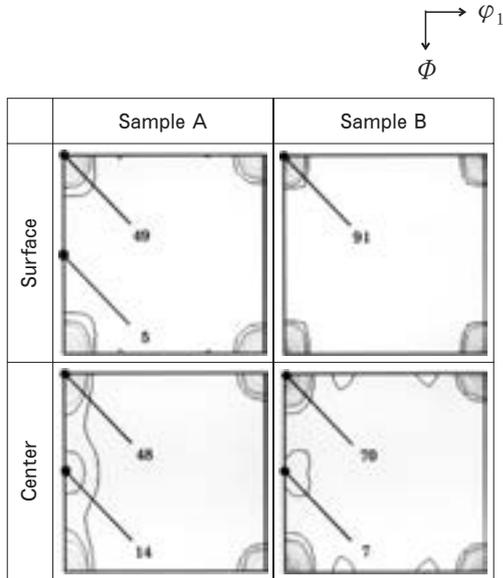


Fig. 2 $\varphi_2 = 0^\circ$ sections of the ODFs of the initial samples. (Contour levels = 5, 10, 15 ...)

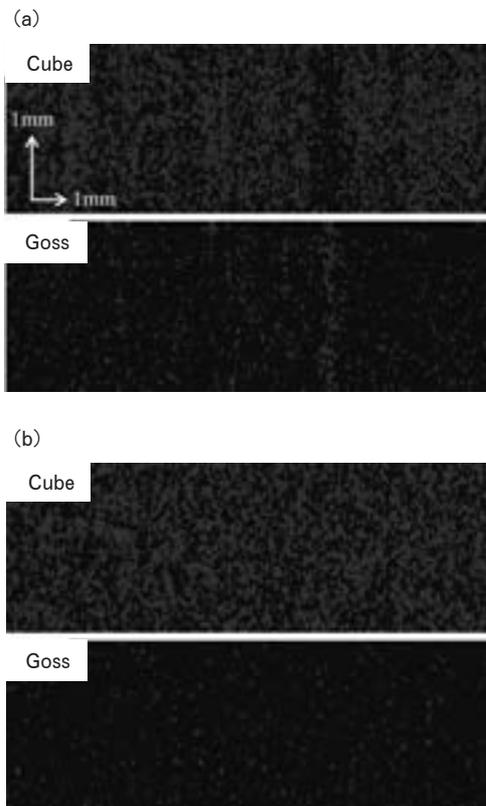


Fig. 3 EBSD maps showing Cube and Goss oriented grains in (a) sample A and (b) sample B. The gray points show the distribution of each component corresponding to the upper and the lower maps.

3.2 Anisotropy of roping development

Fig. 4 shows the surface appearance of sample A after tensile deformation. A linear unevenness, which was parallel to the rolling direction, was observed when the sheet was stretched in all three directions. The surface profiles were also changed when the tensile direction changed. In the case of stretching in the 0-degree direction, the shape of the roping had a welter appearance. However, in the case of stretching in the 45-degree direction and 90-degree direction to the rolling direction, the shape of the surface defects had a clear line pattern.

Fig. 5 shows the surface appearance of sample B after tensile deformation. Different from sample A, a surface roughness was not observed when the sheets were stretched in the 0-degree direction and the 90-degree direction (with respect to the rolling direction). However, in the

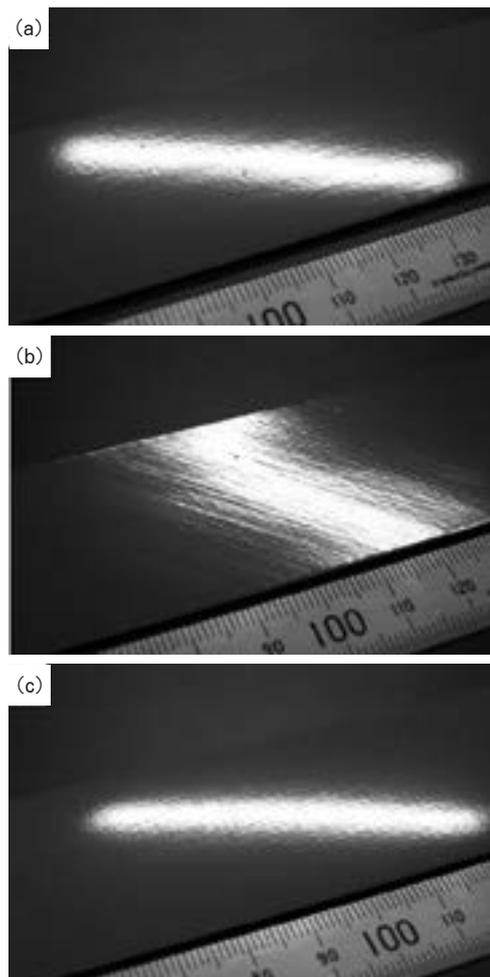


Fig. 4 Surface appearance of sample A after tensile deformation. The tensile direction is (a) 0° , (b) 45° and (c) 90° to the rolling direction.

case of stretching in the 45-degree direction, a surface roughness was observed though it was much less than in sample A.

As mentioned above, roping became most obvious by stretching in the 45-degree direction to the rolling direction when compared to the 0-degree direction or 90-degree direction in both samples, and it was confirmed that the roping property had an in-plane anisotropy due to the tensile direction.

3.3 Texture change by tensile deformation

The roping development is correlated to texture. Furthermore, it is assumed that the rotation of the orientations, as well as the inhomogeneous distribution of differently oriented grain during tensile deformation influence the surface profiles. The pole figures of sample A at mid thickness before and after tensile deformation are shown in Fig. 6.

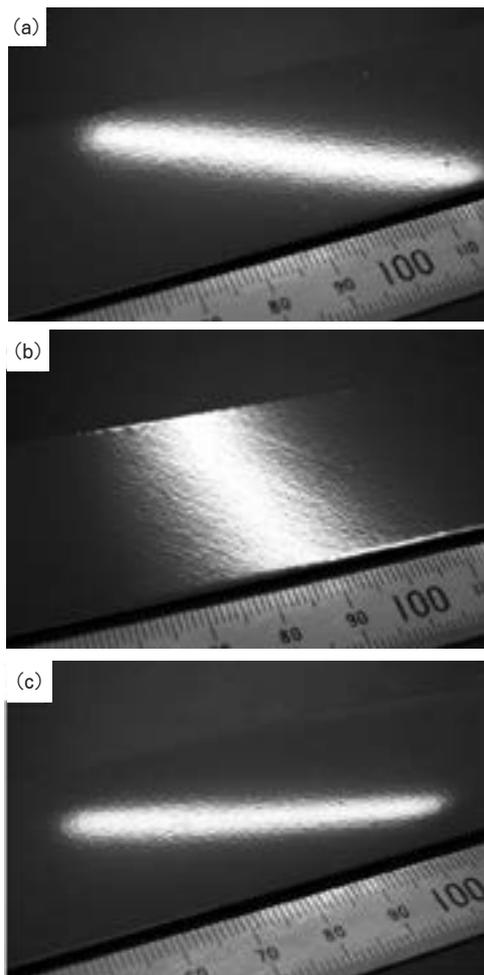


Fig. 5 Surface appearances of sample B after tensile deformation. The tensile direction is (a) 0°, (b) 45° and (c) 90° to the rolling direction.

Compared to the initial texture, there were hardly any texture changes when the sheet was stretched in the 0-degree direction and the 90-degree direction. But in the case of stretching in the 45-degree direction, the intensity of the Cube orientation decreased, and the peak was scattered along the tensile direction.

The changes in the intensity of the ideal Cube and Goss components by tensile deformation derived from the ODFs in sample A are shown in Fig. 7, and in sample B are shown in Fig. 8. When the sheet was stretched in the 45-degree direction, the intensity of the Cube component decreased in both samples when compared to that of the initial sample. When the sheet was stretched in the 90-degree direction to the rolling direction, the intensity of the Goss component tended to be reduced when compared to that of the initial sample though the degree of the intensity change was low. It is supposed that the decrease of the components depends on the tensile direction which causes the in-plane anisotropy of the roping development. This means that bands of similar orientation need to be suppressed in order to inhibit roping in all tensile directions.

4. Conclusions

The present study provides an explanation of the influence of the texture on the roping behav-

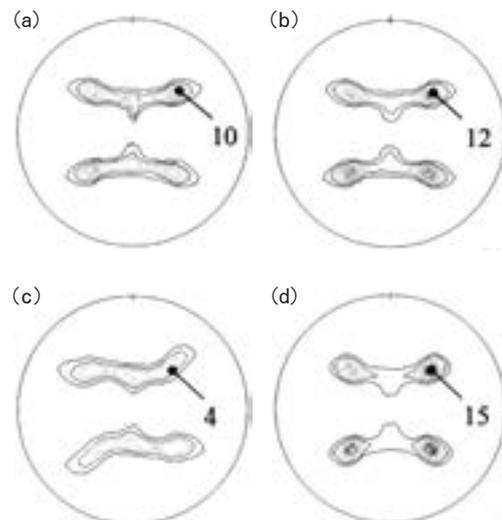


Fig. 6 Pole figures of sample A at the center of the thickness, (a) initial, and after the tensile deformation (b) 0°, (c) 45° and (d) 90° to the rolling direction.

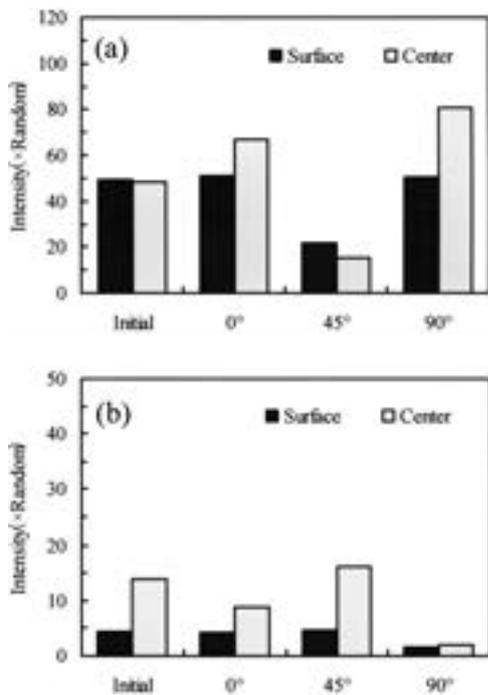


Fig. 7 Changes in the intensity of the ideal (a) Cube and (b) Goss component by tensile deformation derived from the ODFs in sample A.

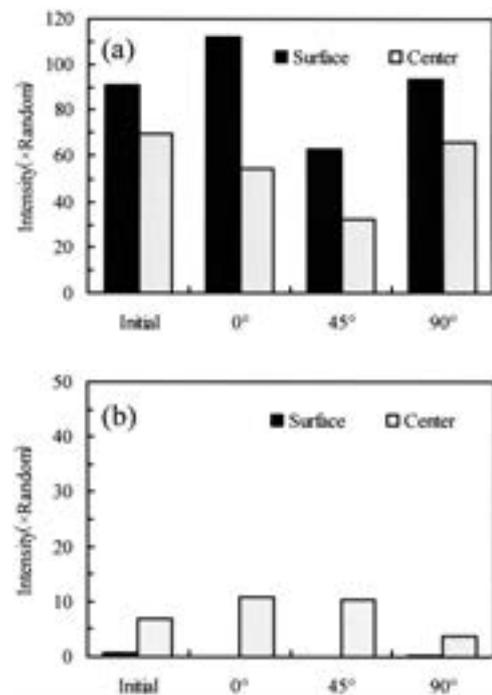


Fig. 8 Changes in the intensity of the ideal (a) Cube and (b) Goss component by tensile deformation derived from the ODFs in sample B.

ior and its in-plane anisotropy. Two kinds of aluminum sheets, which show different roping development, were prepared by changing the thermomechanical processing. A strong Cube texture was measured in the sample with less roping before the tensile deformation. On the other hand, a texture composed of Cube and Goss components was measured in the sample with a significant roping especially in the center of the thickness. In the sample with significant roping, a band of Goss components parallel to the rolling direction was observed by EBSD mapping. In both samples, roping became most significant by stretching in a direction 45-degree to the rolling direction compared to the 0-degree direction or 90-degree direction. It was confirmed that the orientation density of the Cube component was reduced by stretching in the 45-degree direction to the rolling direction, whereas the orientation density of the Goss component was reduced by stretching in the 90-degree direction. It is proposed that the in-plane anisotropy of the roping development is caused by the difference in the texture component which could rotate based on the tensile direction.

References

- 1) R. Becker : *Acta Materialia*, **46**(1998), 1385-1401.
- 2) G. J. Baczynski, R. Guzzo, M. D. Ball and D. J. Lloyd : *Acta Materialia*, **48**(2000), 3361-3375.
- 3) O. Engler and E. Bünger : *Materials Science Forum*, (2002), 345-350.
- 4) O. Engler and J. Hirsch : *Materials Science and Engineering*, **A336**(2002), 249-262.
- 5) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin and S. R. MacEwen : *Acta Materialia*, **51**(2003), 1945-1957.
- 6) P. D. Wu and D. J. Lloyd : *Acta Materialia*, **52**(2004), 1785-1798.

The Effects of Texture on Formability of Aluminum Alloy Sheets*

Kengo Yoshida**, Takumi Ishizaka***,
Mitsutoshi Kuroda**** and Shingo Ikawa*****

The effects of typical texture components observed in rolled aluminum alloy sheets (i.e., Copper, Brass, S, Cube and Goss texture components) on forming limit strains are numerically studied, utilizing the Marciniak – Kuczyński-type approach and a generalized Taylor-type polycrystal model. It is shown that only the Cube texture component yields forming limits much higher than those for a Random texture in a biaxial stretch range, while the other four texture components tend to yield lower forming limits. Furthermore, it is found that when the orthotropic axes of the Cube texture material are inclined at 45° relative to the major stretch direction, abnormally high forming limits are obtained for near plane strain forming paths.

1. Introduction

When the formability of sheet metals subjected to in-plane stretching is discussed, the onset of sheet necking in the form of a locally reduced thickness is used as a forming limit criterion, and a simplified theoretical treatment of this phenomenon is usually made under the assumption of plane stress. Sheet necking is said to occur when a global strain reversal starts outside the neck region. One of the principal factors affecting the formability of polycrystalline sheet metals is the crystallographic texture. The effects of typical texture components on the forming limit have been investigated by Barlat and Richmond¹⁾ and Ratchev et al.²⁾. Their analyses are based on yield loci calculated by the Taylor–Bishop–Hill model with initial crystal grain orientations, and thereby changes of texture during deformation and a vertex-type response of plastic strain rate are not taken into

account. Recently, using a generalized Taylor-type polycrystal model³⁾ directly, Wu et al.⁴⁾ analyzed the forming limit for a family of cube textures, which have some orientation spreading around the ideal orientation. It has been found that the Cube texture exhibits a significantly high formability in the biaxial stretch range. However, Wu et al. discussed only the effect of the Cube texture on the formability, the influences of the other texture components not being revealed.

In the present study, the effects of typical texture components observed in rolled aluminum alloy sheets on the sheet necking are studied. The typical rolling texture components observed in aluminum alloy sheets are usually Copper, Brass and S, and the typical recrystallization texture components are Cube and Goss. The material response is described by a generalized Taylor-type polycrystal model³⁾, in which each crystal grain is characterized in terms of an elastic–viscoplastic continuum slip crystal plasticity constitutive relation. It is shown that only the Cube texture component yields forming limits much higher than that for a Random texture in the biaxial stretch range, while the other four texture components tend to yield lower forming limits. Furthermore, it is found that when the orthotropic axes of the Cube texture material are inclined at 45° relative to the major stretch

* This paper was presented in Acta materialia, (2007)
** Venture Business Laboratory, Yamagata University (Present : Nippon Steel Corp.)
*** Department of Mechanical Systems Engineering, Yamagata University (Present : Extrusion & Drawing Technology Department, Nagoya Works)
**** Department of Mechanical Systems Engineering, Yamagata University
***** No. 3 Department, R & D Center (Present : No.1 Department, R & D Center)

direction, abnormally high forming limits are obtained for near plane strain forming paths.

2. Modeling of the textures

In aluminum alloy sheets, the texture typically develops around Copper ($\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$), Brass ($\{110\}\langle 11\bar{2}\rangle$) and S ($\{123\}\langle 63\bar{4}\rangle$) orientations during the rolling process, and around Cube ($\{100\}\langle 001\rangle$) and Goss ($\{110\}\langle 001\rangle$) orientations during the annealing process¹⁾. In actual materials, some spreading of grain orientations around the above particular crystallographic orientations is observed. This is modeled as follows. A rotation about an arbitrary axis \mathbf{a} (a unit vector) with an angle ω is generally expressed as ref.(5) :

$$\mathbf{R} = \mathbf{a} \otimes \mathbf{a} + (\mathbf{I} - \mathbf{a} \otimes \mathbf{a}) \cos \omega + (\mathbf{I} \times \mathbf{a}) \sin \omega \quad (1)$$

where \mathbf{I} is the second-order unity tensor, and \otimes and \times denote the tensor and outer products, respectively. In the present series of analyses, a misorientation from the aforementioned ideal orientations is represented by the rotation \mathbf{R} . To generate a texture model that has spreading of grain orientations, the following procedure is repeated until the desired number of grains is obtained : (i) a value of ω is taken according to a Gaussian distribution with the mean value of zero and the standard deviation ω_0 ; (ii) \mathbf{a} is randomly chosen ; (iii) the ideal crystal orientation is rotated by \mathbf{R} ; and (iv) the three other equivalent orientations are created at the same time, in order to represent the orthotropic symmetries of the rolled sheet. A more detailed description for generating the model textures can be found in Kuroda and Ikawa⁶⁾ and Kuroda and Tvergaard⁷⁾.

Fig.1 shows the $\{111\}$ pole figures of orthotropic texture models for the Copper, Brass, S, Cube and Goss components with 1600 grains and $\omega_0=15^\circ$. Values of ω_0 between 5° and 15° have often been reported in the literature as a realistic range of orientation spreading. In addition to the texture component models, a random distribution of grain orientations is also considered, which is referred to as "Random" in the present study.

3. Constitutive model

A finite strain crystal plasticity model used here is along the lines presented by Asaro⁸⁾ and Peirce et al.⁹⁾. The slip rate $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ on the α th slip system is given by a power law dependence on the resolved shear stress $\tau^{(\alpha)}$,

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \tau^{(\alpha)} / g^{(\alpha)} \right|^{1/m} \quad (2)$$

where $\dot{\gamma}_0$ is a reference slip rate, m is a strain rate sensitivity exponent and $g^{(\alpha)}$ is the slip system hardness. The evolution law for $g^{(\alpha)}$ is specified by

$$\begin{aligned} \dot{g}^{(\alpha)} &= h \sum_{\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|, \quad h = h_0 \left(1 + h_0 \gamma_a / \tau_0 n \right)^{n-1}, \\ \gamma_a &= \int_0^t \sum_{\alpha} |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt \end{aligned} \quad (3)$$

where τ_0 is the initial value of $g^{(\alpha)}$, h_0 is the initial slip hardening modulus, n is a power law hardening exponent and t is time. An isotropic elasticity is assumed in the present applications, which is determined with Young's modulus E and Poisson's ratio ν .

As a model for a polycrystal, a Taylor-type approach³⁾ is adopted. The deformation in each grain is taken to be identical to the macroscopic

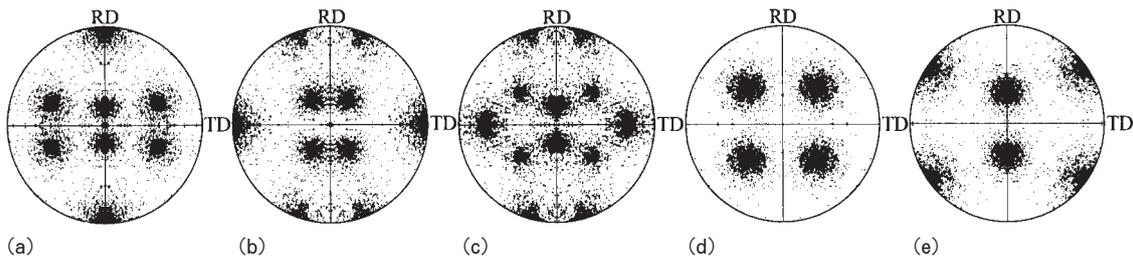


Fig. 1 $\{111\}$ pole figures of computationally generated texture models with 1600 orientations and $\omega_0 = 15^\circ$: (a) Copper texture ; (b) Brass texture ; (c) S texture ; (d) Cube texture ; (e) Goss texture.

deformation of the aggregate. Taking the volume fraction of all the grain as identical, the macroscopic stress $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$ and macroscopic plastic strain rate $\bar{\mathbf{D}}^p$ are respectively obtained from averaging the Cauchy stress $\boldsymbol{\sigma}$ and plastic strain rate \mathbf{D}^p in each grain over the total number of grains. A macroscopic measure of plastic strain for a polycrystal is defined by

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^t \sqrt{(2/3)\bar{\mathbf{D}}^p:\bar{\mathbf{D}}^p} dt \quad (4)$$

For all computations in this paper, the material parameter values are fixed as $m = 0.002$, $n = 0.35$, $h_0/\tau_0 = 9.75$, $E/\tau_0 = 1625$ and $\nu = 0.3$.

4. Sheet necking analysis

We employ the Marciniak – Kuczyński (M–K)-type model for sheet necking analysis, which is exactly the same model as that employed by Kuroda and Tvergaard^{10,11}). A sheet specimen in the $x_1 - x_2$ plane with a band of initial inhomogeneity (with an in-plane unit normal \mathbf{n}_1) in the form of a reduced thickness under plane stress assumption is considered (Fig. 2). In an unstressed initial state, the rolling direction (RD) and the transverse direction (TD) have an angle θ_1 relative to the x_1 and x_2 directions, respectively. The same texture model is assigned to both the regions inside and outside the imperfection band.

In all computations performed here, linear strain paths, i.e., fixed ratios of strain rates,

$$\rho = L_{22}/L_{11} = D_{22}/D_{11} = \dot{\varepsilon}_{22}/\dot{\varepsilon}_{11} \quad (5)$$

are assumed outside the band, where L_{ij} and D_{ij} are components of the velocity gradient and the rate of deformation tensor, respectively. The range of the ratio of strain rates is taken to be $-0.5 \leq \rho \leq 1$. Thus, D_{11} is always the “major” principal strain rate. The remaining in-plane velocity gradient components outside the band are set to be $L_{12} = L_{21} = 0$. It is further assumed that $L_{23} = L_{32} = L_{31} = L_{13} = 0$. Values of D_{33} and D_{33}^b are determined by the conditions $\dot{\sigma}_{33} = 0$ and $\dot{\sigma}_{33}^b = 0$, respectively. Hereafter, $(\)^b$ denotes quantities inside the imperfection band. The compatibility condition at the imperfection band interface is given in terms of the difference

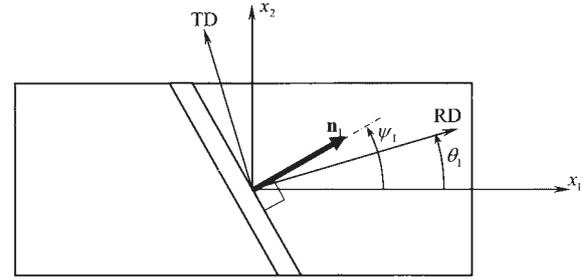


Fig. 2 Textured thin sheet with an imperfection band initially inclined at an angle ψ_1 .

between the velocity gradients inside and outside the band,

$$L_{\alpha\beta}^b = L_{\alpha\beta} + \dot{c}_\alpha n_\beta \quad (6)$$

where the subscript Greek letters range from 1 to 2, \dot{c}_α are the parameters to be determined and n_β are the components of the current unit normal \mathbf{n} to the imperfection band, which is given by $\mathbf{n} = (\cos\phi, \sin\phi)$ in terms of the current angle ϕ of the band. The onset of sheet necking is defined and detected by the occurrence of a “strain rate reversal” outside the band. At the beginning of analysis, D_{11} is taken to be the prescribed quantity (set to be $2.5\dot{\gamma}_0$). When the maximum principal value of $D_{\alpha\beta}^b$ inside the band becomes twice as large as that of $D_{\alpha\beta}$ outside the band, the prescribed quantity is switched from D_{11} to \dot{c}_1 or \dot{c}_2 (the largest value at the moment will be chosen). Thereafter, \dot{c}_1 or \dot{c}_2 is used as a constant prescribed quantity until the strain rate reversal outside the band (i.e., $D_{11} < 0$) occurs. The detailed procedure for this switching method can be found in Kuroda and Tvergaard¹¹).

A number of computations are performed for the same strain path with different initial orientations of the imperfection band (here the interval is taken to be 5°), and the minimum critical strain is the forming limit. The forming limit strains to be plotted on a forming limit diagram (FLD) are denoted by ε_{11}^* and ε_{22}^* . The initial imperfection value, i.e., the ratio of the thickness inside the band to that outside the band, is taken to be 0.999 for all computations in the present paper. A computational result with a texture model consisting of a finite number of discrete grain orientations is usually affected, to some extent, by a series of pseudo-random numbers

used in the process of making the discrete texture model. In order to reduce this effect, each texture model is run three times with three different sets of pseudo-random numbers, and all the computations are performed three times for these three sub-models. **Fig. 3** illustrates a typical example of the effect of pseudo-random numbers used in generating discrete grain orientations. All the final results to be plotted on the FLDs in the present paper (**Figs. 4–6**) are obtained from averaging three such computational results.

5. Results

Fig. 4 shows computed FLDs^{*1} for the five texture components with various values of ω_0 . RD is assumed to initially coincide with the x_1 -direction. It is observed that for all the texture components the ideal orientation ($\omega_0 = 0^\circ$) gives very poor forming limits, which are far below those for the random texture. FLDs tend to move upwards with an increase in the width of orientation spreading determined by ω_0 . It is noted that the FLDs for the Cube texture (Fig. 4 (d)) are most significantly affected by the change in ω_0 , and the those with $\omega_0 = 11^\circ$ and 15° give formability much greater than that for the random texture in the biaxial stretch region

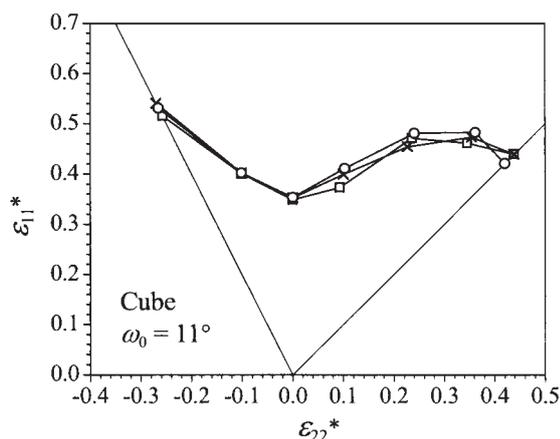


Fig. 3 Effect of pseudo-random numbers used to generate texture models. Cube texture with $\omega_0 = 11^\circ$ (as an example to show the effect). RD initially coincided with the x_1 -direction : i.e. $\theta_1 = 0^\circ$.

*1 The results shown in **Fig. 4 (d)** and **4 (f)** were presented at AEP A '06¹²⁾ as preliminary results. All other results appear for the first time in this present paper.

(i.e., $\rho > 0$). This behavior has been reported by Wu et al.⁴⁾ In the cases of the other four texture components, the changes in FLDs due to the increase in ω_0 are rather small, and the forming limits never reach those for the Random texture. In the range of $\rho < 0$, the typical textures considered here exhibit the forming limit strains lower than those for the Random texture. **Fig. 4 (f)** shows a comparison of FLDs for the typical textures with $\omega_0 = 15^\circ$. For the plane strain mode, $\rho = 0$, differences between the forming limits for these textures are very small. On the other hand, for equi-biaxial stretching mode, $\rho = 1$, the forming limits for these textures are definitely different.

Fig. 5 shows FLDs for the typical textures with $\omega_0 = 15^\circ$ when θ_1 is taken to be 90° , i.e., TD initially coincides with the x_1 -direction. For this orientation, the Cube should give the forming limits the same as those for $\theta_1 = 0^\circ$, except for a small difference due to the discrete grain orientations^{*2}. The Copper texture gives forming limits comparable to those for the Cube texture in the region of $-2.5 \leq \rho \leq 0.5$. Meanwhile, the Goss texture yields extremely low formability for $-0.25 \leq \rho \leq 1$.

Fig. 6 shows FLDs for the textures with $\omega_0 = 15^\circ$ when θ_1 is taken to be 45° . For this orientation, the Cube texture produces abnormally higher forming limits in the region of $-2.5 \leq \rho \leq 0.75$. Indeed, the limit strain ε_{11}^* of the Cube texture for $\theta_1 = 45^\circ$ is 1.6 times greater than that for $\theta_1 = 0^\circ$ at $\rho = 0$.

Formability for the plane strain stretching mode, $\rho = 0$, is particularly important, since in the stamping of automotive panels many failures occur at strain paths near the plane strain mode¹³⁾. For this stretching mode, forming limits depend primarily on the work-hardening behavior : the higher the work-hardening rate of a material, the higher the forming limit. **Fig. 7** shows relationships between $H/\bar{\sigma}_{0.2}$ and ε_{11} for each texture with $\omega_0 = 15^\circ$ under plane strain stretching mode. Here, H is a slope of a $\bar{\sigma}_{11} - \varepsilon_{11}$ curve outside the imperfection band, and $\bar{\sigma}_{0.2}$ represents the value of $\bar{\sigma}_{11}$ at $\bar{\varepsilon} = 0.002$. Critical initial band angles are indicated in parentheses in

*2 We do not distinguish between results for the Cube texture with $\theta_1 = 0^\circ$ and 90° . We only carried out the computation for $\theta_1 = 0^\circ$.

the legends. When $\theta_1 = 0^\circ$ (Fig. 7 (a)), the $H/\bar{\sigma}_{0.2}-\varepsilon_{11}$ relations for all the texture components are almost identical. This behavior is consistent with the predicted formability in Fig. 4f that the difference between the forming limit strains is very small at $\rho = 0$. When $\theta_1 = 45^\circ$ (Fig. 7 (b)), after ε_{11} reaches 0.15, the value of $H/\bar{\sigma}_{0.2}$ for the Cube texture is clearly higher than those for the other textures. In other words, for

this orientation the cube texture exhibits a much higher apparent work-hardening rate, and therefore, its forming limit strain is abnormally enhanced (Fig. 6). When $\theta_1 = 90^\circ$ (Fig. 7 (c)), the value of $H/\bar{\sigma}_{0.2}$ for all the textures are approximately the same, but a premature strain localization is predicted for the Goss texture (Fig. 5). The critical initial band angle for the Goss texture is 75° , which is apparently differ-

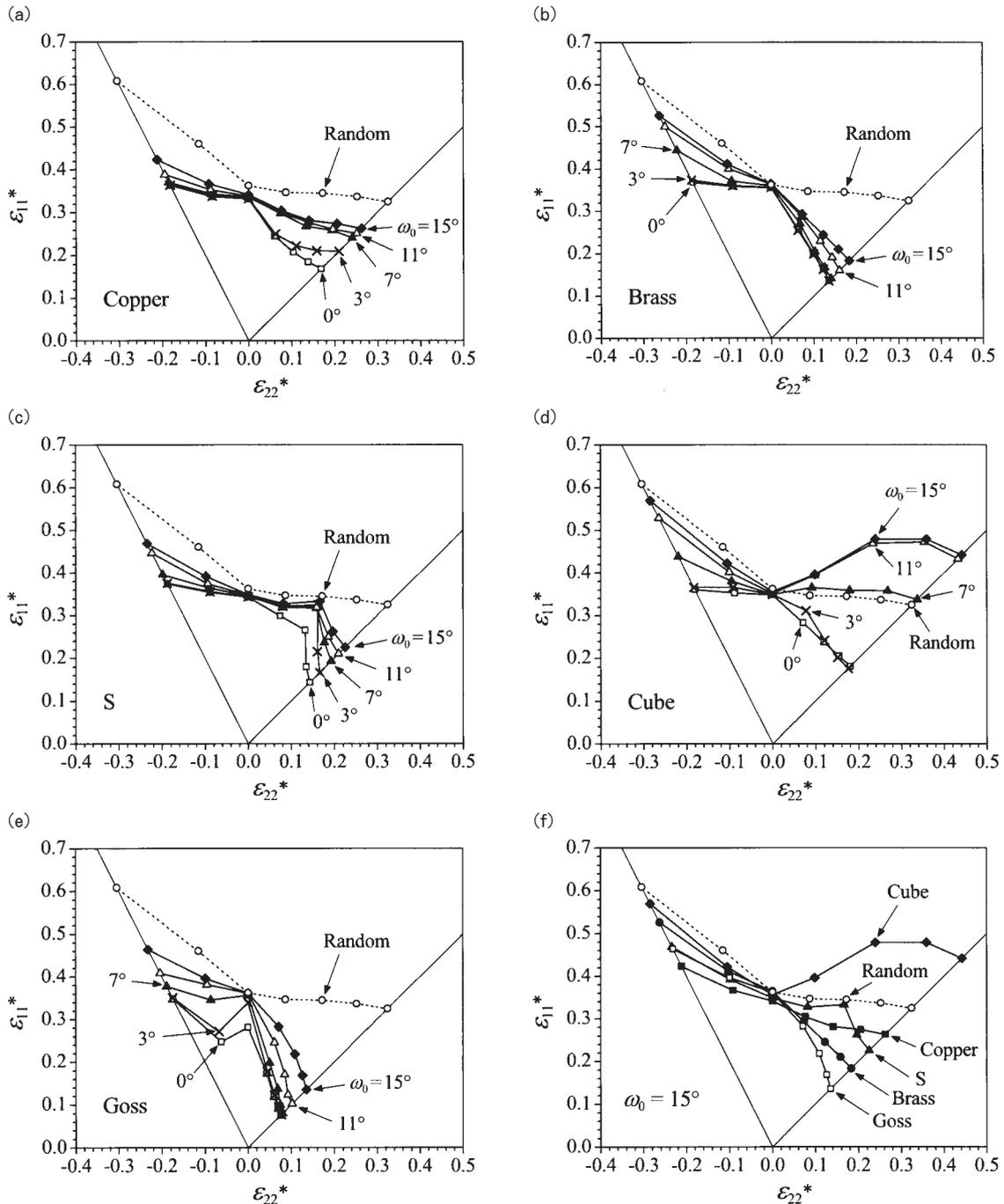


Fig. 4 Computed forming limit diagrams (FLDs) for the five texture components : (a) Copper ; (b) Brass ; (c) S ; (d) Cube ; (e) Goss ; (f) comparison of FLDs for $\omega_0 = 15^\circ$. RD initially coincided with the x_1 -direction : i.e. $\theta_1 = 0^\circ$.

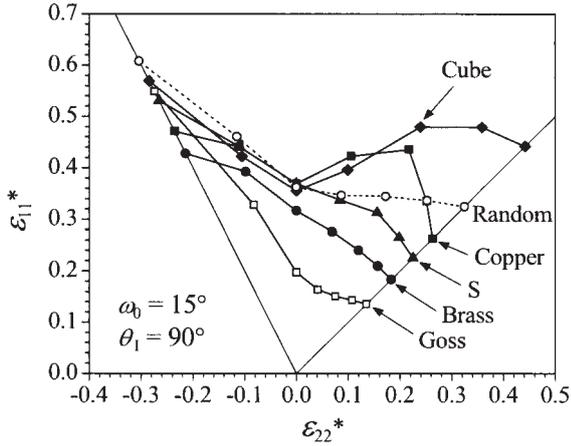


Fig. 5 Computed forming limit diagrams (FLDs) for $\omega_0 = 15^\circ$. TD initially coincided with the x_1 -direction: i.e. $\theta_1 = 90^\circ$.

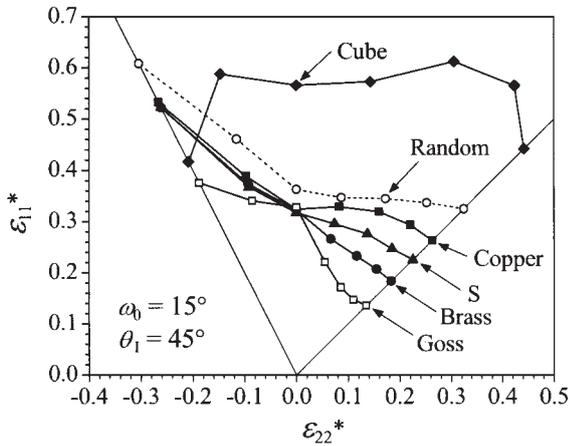


Fig. 6 Computed forming limit diagrams (FLDs) for $\omega_0 = 15^\circ$. $\theta_1 = 45^\circ$.

ent from those for the other textures (0°). Accordingly, in the analysis for the Goss texture, ε_{22}^b and ε_{12}^b , the strain components inside the band, are not zero, and become larger than half of ε_{11}^b at the onset of necking. For this condition, not only the work-hardening behavior but also other mechanical characteristics, e.g., the ratio of shear yield strength to tension yield strength, affect the development of strain localization. Thus, the extremely low formability cannot be explained solely in terms of the work-hardening behavior in the $\bar{\sigma}_{11}-\varepsilon_{11}$ curve.

According to Lian et al.¹⁴⁾, a yield surface shape has a tremendous effect on FLDs, and the forming limit for $\rho = 1$ is able to be assessed by a “yield surface shape hardening diagram”, which is explained later. We first calculate a yield surface for each texture by using the offset

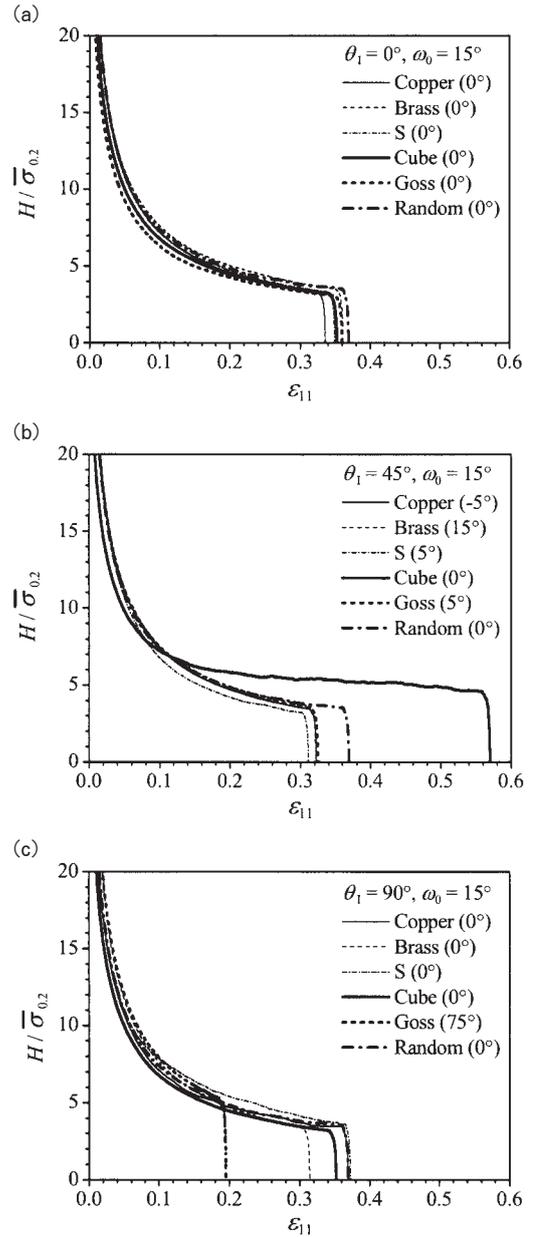


Fig. 7 Relationship between $H/\bar{\sigma}_{0.2}$ and ε_{11} for plane strain mode. Initial orientation of a sheet is (a) $\theta_1 = 0^\circ$, (b) $\theta_1 = 45^\circ$ and (c) $\theta_1 = 90^\circ$. Critical initial band angles are shown in parentheses in each legend.

plastic strain method^{3),15)}, and a yield surface shape hardening diagram later. Yield surfaces in the $\bar{\sigma}_{11}-\bar{\sigma}_{22}$ plane are calculated only for $\theta_1 = 0^\circ$, because the forming limit strains for $\theta_1 = 0^\circ$, 45° and 90° are identical under the equi-biaxial stretching mode. In order to obtain a subsequent yield surface corresponding to an evolved texture just before the onset of strain localization, a sheet is first prestrained in equi-biaxial stretching mode. After unloading, the

sheet is reloaded to various directions in the $\bar{\sigma}_{11}-\bar{\sigma}_{22}$ plane. The amounts of equi-biaxial prestrain are $\varepsilon_{11} = 0.25, 0.15, 0.2, 0.4, 0.1$ and 0.3 for the Copper, Brass, S, Cube, Goss and Random textures, respectively. Offset plastic strain $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}}$ is defined by the same form as Eq. (4), but the time integration is started from the unloaded state. Calculated yield surfaces are depicted in Fig. 8. When $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}} \leq 0.002$, the subsequent yield surface varies its shape with the amount of the offset plastic strain, whereas, those for $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}} = 0.005$ and 0.01 have similar shape. The yield surfaces for $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}} = 0.005$ are used for the following discussion.

Fig. 9 indicates a yield surface shape hardening diagram, which represents a relationship between $\bar{D}_{22}^p/\bar{D}_{11}^p$ and $\bar{\sigma}_{11}/\bar{\sigma}_{11}^{\text{bi}}$ at $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}} = 0.005$ for various linear stress paths, where $\bar{\sigma}_{11}^{\text{bi}}$ stands for $\bar{\sigma}_{11}$ for the stress path in which $\bar{D}_{22}^p/\bar{D}_{11}^p = 1$. In this figure, a yield surface shape is represented by $\bar{\sigma}_{11}/\bar{\sigma}_{11}^{\text{bi}}$, not $\bar{\sigma}_{22}/\bar{\sigma}_{22}^{\text{bi}}$, because for the equi-biaxial stretching mode the critical band angles are less than or equal to 45° in the present analysis. It is found that (i) the values of $\bar{\sigma}_{11}/\bar{\sigma}_{11}^{\text{bi}}$ for the Cube texture is the largest; (ii) those for the Copper, S and Random texture are in the middle; and (iii) those for the Brass and Goss texture are of the lowest. Further, the results categorized as (ii) or (iii) are indistinguishable. There is a tendency that the texture component possessing a larger value of $\bar{\sigma}_{11}/\bar{\sigma}_{11}^{\text{bi}}$ yields higher forming limits, although exact one-to-one correspondence between the yield surface shape and formability is not observed.

6. Discussion

In the present study, forming limit strains for the typical texture components observed in rolled aluminum alloy sheets (i.e., Copper, Brass, S, Cube and Goss texture components) and for Random texture are analyzed using the M-K-type approach. Initial yield surfaces for the typical texture components and corresponding FLDs were also calculated by Barlat and Richmond¹⁾. Their initial yield surface shapes are similar to our subsequent yield surfaces shown in Fig. 8, although the latter has portions with larger curvatures. Nevertheless, the FLDs reported in ref.(1) are quite different

from those shown in Fig. 4. In Barlat and Richmond's analysis, a discrete initial yield surface was calculated using the Taylor-Bishop-Hill model, and the yield surface was fitted by a curve. Then, the curve was assumed to be the plastic potential, i.e., the direction of plastic strain rate is fixed to the normal of the curve (the classical normality rule was used), and the isotropic hardening rule was assumed so that the yield surface, fitted by a curve, expands whilst maintaining the same shape. On the other hand, we used a generalized Taylor-type polycrystal model directly. Therefore, the evolution of texture and a vertex-type response of the plastic strain rate^{15), 16)} were naturally illustrated. As is well known, in addition to anisotropy arising from an initial texture and its evolution, the vertex-type of effect significantly affects predictions of forming limits¹⁷⁾. Such a discrepancy between the constitutive assumptions has produced very different FLDs. Thus, it is emphasized that forming limit predictions with a crystal plasticity model should be done without any simplification with respect to the texture evolution and vertex-type response.

In an early study by Ratchev et al.²⁾, FLD computations were carried out based on yield locus shapes evaluated by the Taylor-Bishop-Hill model. Thus, the effect of texture evolution and the vertex-type response of the plastic strain rate were not illustrated. In addition, the imperfection band was assumed to be perpendicular to the major stretching direction, and consequently some of the predicted limit strains could not be the minimum localization strain for a given strain path. Therefore, tendencies different from our observations have been reported, i.e., for the plane strain stretching mode, the limit strains for the Cube texture with $\theta_1 = 0^\circ$ and 45° appeared to be nearly identical, and even for the equi-biaxial stretching mode, different values of the limit strain were predicted for $\theta_1 = 0^\circ$ and 45° .

For the typical texture components with $\omega_0 = 15^\circ$, the effects of the texture and orientation of a sheet on the forming limit have been investigated in detail. The important finding in this study is that for the plane strain stretching mode with $\theta_1 = 45^\circ$, the apparent work-hardening rate for the Cube texture is much

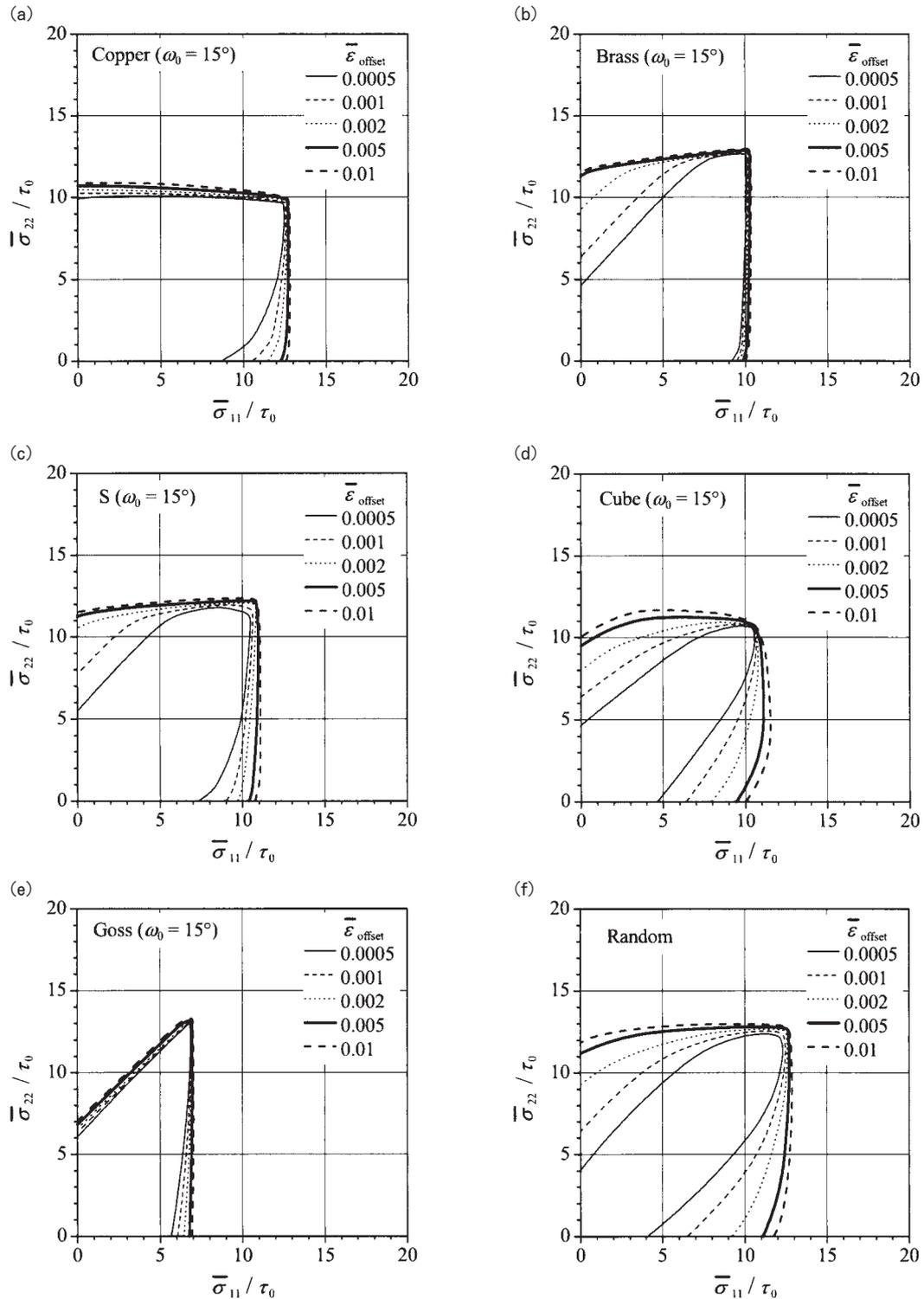


Fig. 8 Subsequent yield surface for six texture components. The amount of equi-biaxial prestrain is (a) $\varepsilon_{11} = 0.25$ for Copper texture, (b) $\varepsilon_{11} = 0.15$ for Brass texture, (c) $\varepsilon_{11} = 0.2$ for S texture, (d) $\varepsilon_{11} = 0.4$ for Cube texture, (e) $\varepsilon_{11} = 0.1$ for Goss texture and (f) $\varepsilon_{11} = 0.3$ for Random texture. The offset plastic strain is set to $\bar{\varepsilon}_{\text{offset}} = 0.0005, 0.001, 0.002, 0.005$ and 0.01 .

higher than those for other texture components (Fig. 7 (b)), and therefore, the forming limit is dramatically enhanced. Since we assumed the same hardening function for each textured

sheet, the increase in the work-hardening rate is not accounted for by the evolution of slip resistance. The cause of such a change in the amount of work-hardening must be rotations of texture

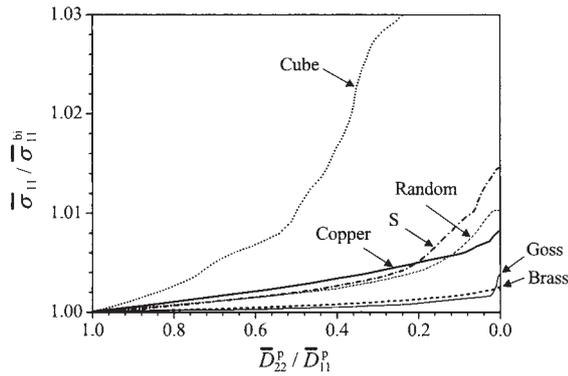


Fig. 9 Relationship between $\bar{D}_{22}^p / \bar{D}_{11}^p$ and $\bar{\sigma}_{11} / \bar{\sigma}_{11}^{bi}$ at $\bar{\epsilon}_{\text{offset}} = 0.005$ for the six texture components : i.e., Copper, Brass, S, Cube, Goss and Random textures.

or crystal grains, i.e., the so called geometrical hardening/softening⁸⁾. It is suggested from Figs. 6 and 7 (b) that such geometrical effects appear to be effective in the development of a high formability sheet metal. A study on this topic will be carried out in detail in future.

References

- 1) F. Barlat, O. Richmond : *Mater. Sci. Eng.*, **95** (1987), 15.
- 2) P. Ratchev, P. Van Houtte, B. Verlinden, P. De Smet, P. Neutjens, R. Baartman, et al : *Texture Microstruct.*, **22** (1994), 219.
- 3) R. J. Asaro, A. Needleman : *Acta Metall.*, **33** (1985), 923.
- 4) P. D. Wu, S. R. MacEwen, D.J. Lloyd, K. W. Neale : *Mater. Sci. Eng.*, **A364** (2004), 182.
- 5) P. R. Dawson, E. B. Marin : *Adv. Appl. Mech.*, **34** (1998), 77.
- 6) M. Kuroda, S. Ikawa : *Mater. Sci. Eng.*, **A385** (2004), 235.
- 7) M. Kuroda, V. Tvergaard : *Int. J. Plasticity*, **23** (2007), 244.
- 8) R. J. Asaro : *Acta Metall.*, **27** (1979), 445.
- 9) D. Peirce, R. J. Asaro, A. Needleman : *Acta Metall.*, **31** (1983), 1951.
- 10) M. Kuroda, V. Tvergaard : *Int. J. Solids Struct.*, **37** (2000), 5037.
- 11) M. Kuroda, V. Tvergaard : *Int. J. Mech. Sci.*, **42** (2000), 867.
- 12) M. Kuroda : *Engineering plasticity and its application from nanoscale to macroscale, Key Eng. Mater., vol.340-1*, (ed. by N. Ohno, T. Uehara), Trans. Tech. Publications, Stafa-Zurich, (2007), 211.
- 13) H. Ishigaki : *Mechanics of sheet metal forming*, (ed. by D. P. Koistinen, N. M. Wang), Plenum Press, New York, (1978), 315.
- 14) J. Lian, F. Barlat, B. Baudelet : *Int. J. Plasticity*, **5** (1989), 131.
- 15) M. Kuroda, V. Tvergaard : *Acta Mater.*, **47** (1999), 3879.
- 16) T. Kuwabara, M. Kuroda, V. Tvergaard, K. Nomura : *Acta Mater.*, **48** (2000), 2071.
- 17) M. Kuroda, V. Tvergaard : *J. Mech. Phys. Solids*, **49** (2001), 1239.

Measurement of Solute Concentration in Alpha Solid Solution of Ternary Aluminum Alloys and its Application*

Minemitsu Okada**

The solute concentration in the supersaturated Al-rich alpha solid solution of the Al-Mg-Mn and Al-Mn-Si alloys and the solid solubility limit of the Al-Mn-Si and Al-Mg-Si alloys were determined by combining two widely used techniques, i.e., measurements of the electric conductivity and the lattice constant. Pure aluminum and six binary alloys were used for the analytical samples, and the solute concentrations of the three supersaturated ternary alloys were determined on the assumption that the changes in the inverse electric conductivity and the lattice constant in the ternary alloys can explain the sum of the changes in the binary alloys. The solute Mg or Mn concentration was measured within an error of 10%. Subsequently, the solid solubility limits of the Al-Mn-Si alloys were determined at 733, 773, 823 and 873K by applying the often adopted kinetic theory. As compared to the previously reported results, the composition of the contact point with the 3-phase field (alpha solid solution (Al)+Al₆Mn+ α AlMnSi) indicated a higher Mn content, but the solid solubility of Mn in the alpha solid solution decreased more rapidly as the solute Si content increased. For the Al-Mg-Si alloys, it is difficult to determine the solute concentration of the supersaturated solid solution, as a consequence of the lattice strain occurring during the formation of the GP zone. Nevertheless, the solute concentration of the specimens, which had adequately precipitated, could be measured. The solute concentration of the alloys precipitated at 673K was determined, and almost corresponded to the previously reported phase diagram.

1. Introduction

The quantitative control of the solute concentration in the Al-rich alpha solid solution of aluminum alloys during the heat treatment processes is important when designing products. The second-phase particles precipitated from a supersaturated solid solution have a profound influence on the physical-metallurgical properties such as the softening reaction (i.e., recovery and recrystallisation kinetics), texture formation, and grain size. The driving forces behind the precipitations are affected by the solubility limits of the solute elements in the alpha solid solution.

However, although the solute concentration is important, its experimental characterization is

not that simple. The two widely used techniques are the measurements of the electric conductivity and the lattice constant. However, both techniques only yield an integral value for the solutes, but cannot distinguish between the contributions of the various solute elements. Consequently, in this study, by combining these two methods, the solute concentration in the supersaturated alpha solid solution of the Al-Mg-Mn and Al-Mn-Si alloys, and the solid solubility limit of the Al-Mn-Si and Al-Mg-Si alloys were measured.

Pure aluminum and six binary alloys were used for the preparation of the analytical samples. Following the determination of accuracy using the solid solution of the three ternary alloys, the solubility limits of Mn and Si in the alpha solid solution were obtained in the Al-rich corner of the Al-Mn-Si ternary phase diagram. Additionally, the composition representing the

* The main part of this paper was presented at ICAA-11 in Aachen, Sept. 22-26, 2008

** No.1 Department, Research & Development Center

apex of the 3-phase (alpha solid solution (Al)+Mg₂Si+Si) field was obtained in the Al-rich corner of the Al-Mg-Si ternary phase diagram.

2. Experimental

Pure aluminum and thirteen alloys with the compositions shown in **Table 1** were prepared. All the alloys were cast into an iron mold (about ϕ 50x10mm) and instantly quenched in water together with the mold to maintain the high solidification and cooling rates. All of the specimens were solution-heat-treated at various temperatures and for various times depending on the alloy compositions (Table 1). The specimens, except for the Al-Mg-Si ternary alloys, were cold rolled to 80% and recrystallized at 673K for 20s in a salt bath furnace (hereinafter referred to as *solution alloys*). To measure the solubility limits of Mn and Si in the alpha solid solution, the cold rolled Al-Mn-Si ternary alloys were isothermally annealed at 733K for 2.4x10⁶s and at 773, 823 and 873K for 1.8x10³s to 3.5x10⁵s in an electric furnace in air (hereinafter referred to as *precipitated alloys*). The Al-Mg-Si ternary alloy specimens were cold rolled to 75%, recrystallized at 833K for 30s in a salt bath fur-

nace, and then isothermally annealed at 673K for 2.59x10⁵s in an electric furnace in air. After each heat-treatment, the specimen was quenched in water to avoid any precipitates.

After machining and polishing, the electric conductivities were measured by a SIGMATEST D2.068 (Foerster, U.S.A.), and the lattice constants were measured using an automatic RINT2500 X-ray goniometer (Rigaku, Japan). The diffraction angles, 2θ , of the peaks for the analyses were between 60 and 145 degrees, and the lattice constants were calculated by Cohen's method¹⁾ using the error function, $\cos^2\theta/\sin\theta$. The measurements were done at 293K and repeated more than three times to obtain one data point.

3. Results and Discussion

3.1 Measurement of solute concentration

The inverse electric conductivity, $1/\gamma$ (that has the same dimension as the electric resistivity), and the lattice constant, a , had a linear relationship with the solute concentration in the binary alloys (**Fig. 1** and **Fig. 2**). The absolute values and slope almost agreed with the literature²⁻⁵⁾.

The inverse electric conductivity of the ternary Al-X-Y alloy can be expressed by the fol-

Table 1 Chemical composition (mass%) and heat-treatment conditions.

Alloy		Mark	Si	Fe	Mn	Mg	Others	Al	Heat-treatment conditions		
Pure aluminum		P	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	bal.	—	—	
Binary alloy	Al-Mg	G1	<0.01	<0.01	<0.01	2.11	<0.01	bal.	723K	1.44x10 ⁴ s	
		G2	0.01	<0.01	0.01	4.11	<0.01	bal.			
	Al-Mn	M1	<0.01	0.01	0.53	<0.01	<0.01	bal.	913K	8.64x10 ⁴ s	
		M2	0.01	0.02	0.98	<0.01	<0.01	bal.			
	Al-Si	S1	0.10	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	bal.	850K	4.32x10 ⁴ s	
		S2	0.18	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	bal.			
Ternary alloy	Al-Mg-Mn	GM	0.01	0.01	0.50	1.95	<0.01	bal.	873K	8.64x10 ⁴ s	
	Al-Mn-Si	SM	0.20	0.01	0.52	<0.01	<0.01	bal.	908K	1.73x10 ⁵ s	
		SM1	0.16	0.02	1.01	<0.01	<0.01	bal.			
		SM2	0.41	0.02	1.00	<0.01	<0.01	bal.			
	Al-Mg-Si	SG1	0.80	<0.01	<0.01	<0.01	0.22	<0.01	bal.	833K	2.59x10 ⁵ s
		SG2	0.37	<0.01	<0.01	<0.01	0.50	<0.01	bal.		
SG3		0.59	<0.01	<0.01	<0.01	0.37	<0.01	bal.			

lowing equation as a function of the concentration of X and Y in a solid solution, $[X]$ and $[Y]$:

$$1/\gamma = 1/\gamma_0 + A[X] + B[Y] \quad (1)$$

where γ_0 is the conductivity of pure aluminum, and A and B are the element-specific coefficients of the inverse conductivity, i.e., the slope of Fig. 1. Furthermore, if the lattice constant changes in the ternary alloys have an additivity in the same way (and this assumption seems to be allowed in a dilute alloy), the relationship is expressed as:

$$a = a_0 + C[X] + D[Y] \quad (2)$$

where a_0 is the lattice constant of pure aluminum, and C and D are the element-specific lattice constant coefficients which are the slope of Fig.

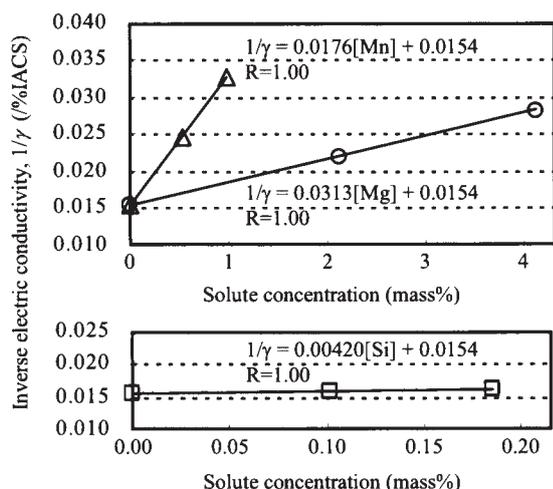


Fig. 1 Inverse electric conductivity of binary *solution alloys*. $[X]$ denotes the concentration of solute X.

2. By using equations (1) and (2), the solute concentrations of the ternary *solution alloys* were calculated in **Table 2**. The error in the concentration calculated from the fluctuation of the repeatedly measured conductivity was determined to an accuracy of 1 part in 10^3 , but the one calculated from the lattice constant was greater, especially when the Si concentration was calculated. It was postulated that the linear relationship between the lattice constant and the Si concentration is lower than that for Mg and Mn. Nevertheless, the solute Mg or Mn concentration was measured within an error of 10%.

3.2. Solubility limits of Al-Mn-Si ternary aluminum alloy

Fig. 3 shows an example of the inverse electric conductivity, $1/\gamma$, plotted as a function of the annealing time, $t^{-1/3}$, for the Al-Mn-Si *precipitated alloy*. $1/\gamma$ decreased with an increase in the an-

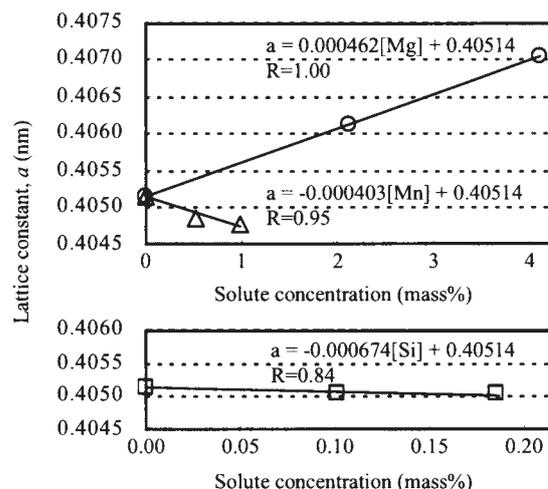


Fig. 2 Lattice constant of binary *solution alloys*. $[X]$ denotes the concentration of solute X.

Table 2 Solute concentration (mass%) of ternary *solution alloys*.

() denotes the error of the calculated values from the fluctuation of the lattice constant.

Alloy	Mark	Composition of alloy			Solute concentration in alpha solid solution			
		Si	Mn	Mg	Si	Mn	Mg	
Ternary alloy	Al-Mg-Mn	GM	0.01	0.50	1.95	—	0.48 (0.47-0.50)	2.16 (2.04-2.24)
	Al-Mn-Si	SM	0.20	0.52	<0.01	0.13 (0.10-0.16)	0.51 (0.50-0.51)	—
		SM1	0.16	1.01	<0.01	0.15 (0.00-0.40)	0.92 (0.86-0.96)	—

nealing time. The decrease in $1/\gamma$ corresponds to the decrease in the concentration of Mn and/or Si in the Al-rich matrix due to the nucleation and growth of the αAlMnSi and/or Al_6Mn precipitates. Correspondingly, the lattice constant, a , was plotted as a function of the annealing time, $t^{-1/3}$. According to the often adopted theory^{6,7)}, the average concentration, c , of a solute in the matrix during coarsening of the precipitates varies asymptotically with the annealing time, t , as

$$c - c_e = (\kappa t)^{-1/3} \quad (3)$$

where c_e is the equilibrium concentration of the solute in equilibrium with a precipitate of infinite size. Based on the assumption that the rates of the concentration change by precipitating αAlMnSi and Al_6Mn are the same, i.e., the rate-determining processes of the precipitation for these compounds are the concurrent diffusion of

the Mn atom, $1/\gamma$ and a have a linear relationship with c during the annealing. Consequently, the values of the equilibrium, $1/\gamma_e$ and a_e , could be determined using the least-squares method and extrapolating to $t^{-1/3} = 0$ ($t = \infty$), and c_e is calculated using equations (1) and (2).

As already described, the expected c_e of the three Al-Mn-Si ternary alloys was plotted in the Al-rich corner of the Al-Mn-Si ternary phase

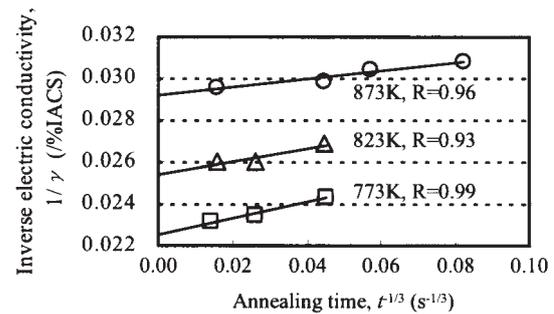
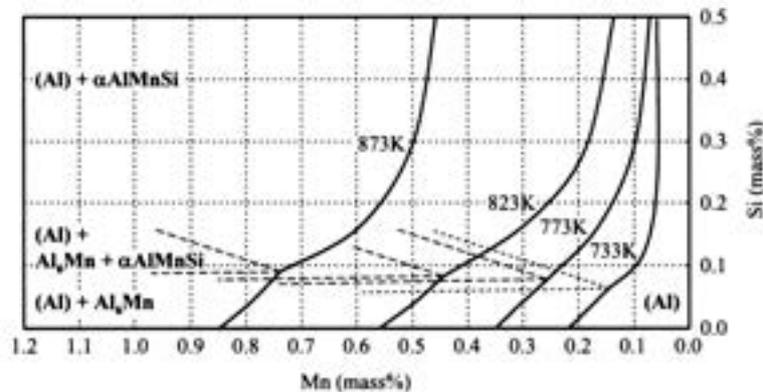
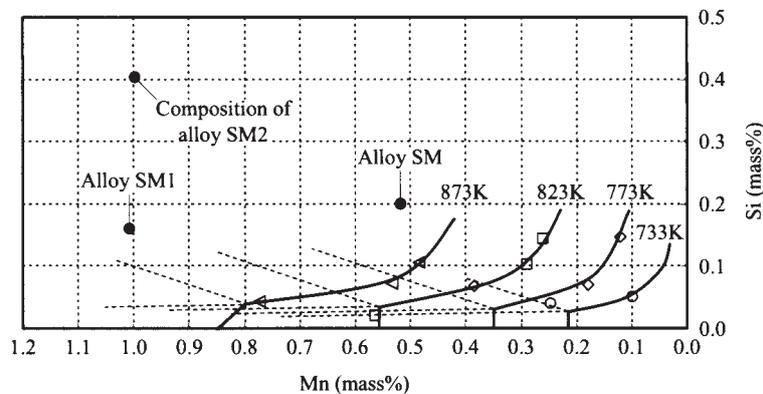


Fig. 3 Changes in inverse electric conductivity of precipitated alloys SM1.



(a) Previously reported results at 733K⁸⁾ and 773-873K⁹⁾



(b) Present work

Fig. 4 Solubility limits of Mn and Si in alpha solid solution (Al). (Isothermal section of the Al corner of the Al-Mn-Si ternary phase diagram.) Solid data points refer to the composition of the specimens, and open data points refer to the determined composition of the alpha solid solution.

diagram and the solubility limit lines of Mn and Si at various temperatures were drawn in Fig. 4. In the diagram, the solid data points refer to the composition of the alloy shown in Table 1, and the open data points refer to the determined composition of the alpha solid solution. Assuming that the composition of the alloy SM1 could be in the 3-phase field (alpha solid solution (Al) + Al₆Mn + α AlMnSi), c_e of the alloy SM1 is the contact point of the four fields at 733, 773 and 823K. As compared to the previously reported results^{8,9)}, this contact point was a higher Mn content, but the solid solubility of Mn in the alpha solid solution decreased more rapidly as the solute Si content increased. This difference in the Mn concentration was greater than the accuracy of the Mn concentration, even when the lower accuracy of the Si concentration was taken into consideration. Additionally, this inclination implied that the acquired solid solubility does not involve any kinetics error. A possible explanation for the reason why the difference appeared may be as follows, e.g., in a previous report⁸⁾, the solubility limit line was drawn through the alloy compositions identified the precipitates phases. Therefore, a higher solubility of Mn and Si might be estimated.

3.3. Solubility limit of Al-Mg-Si ternary aluminum alloy

It is difficult to determine the solute concentration of the supersaturated solid solution of Al-Mg-Si alloys by measurement of the electric conductivity and the lattice constant, as a consequence of the lattice strain occurring during the formation of the GP zone produced by natural aging. Nevertheless, the solute concentration of the specimens, which had adequately precipitated, could be measured. Fig. 5 shows the solute concentration of the *precipitated alloys* in the Al-rich corner of the previously reported Al-Mg-Si ternary phase diagram at 673K¹⁰⁾. The compositions of alloy SG1 and SG2 were almost on the contact line between the 2-phase field ((Al) + Mg₂Si or (Al) + (Si)) and the 3-phase field ((Al) + Mg₂Si + (Si)), and the composition of alloy SG3 was in the 3-phase field. Therefore, the measured solute concentrations of the alpha solid solution almost corresponded with the composition representing the apex of the 3-phase ((Al) + Mg₂Si + Si) field on the previously

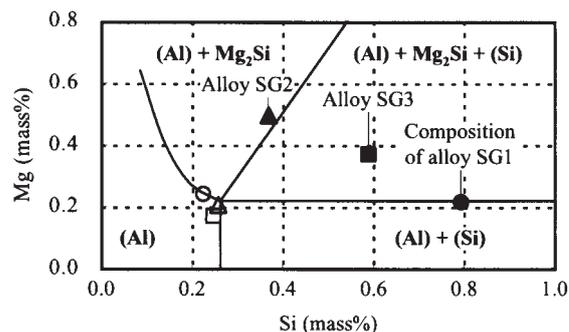


Fig. 5 Solubility limits of Mg and Si in alpha solid solution (Al). (Isothermal section of the Al corner of the Al-Mg-Si ternary phase diagram¹⁰⁾ at 673K.) The solid data points refer to the composition of the specimens, and open data points refer to the determined composition of the alpha solid solution.

reported phase diagram within the expected error shown in Table 2.

4. Conclusion

The solute concentration in the supersaturated alpha solid solution of the Al-Mg-Mn and Al-Mn-Si alloys and the solid solubility limit of the Al-Mn-Si and Al-Mg-Si alloys were measured using the electric conductivity and the lattice constant.

The solute Mg or Mn concentration was measured within an error of 10%. The equilibrium solubility limit of the Al-Mn-Si and Al-Mg-Si alloys could be determined.

References

- 1) M. U. Cohen : Rev. Sci. Instr., **6** (1935), 68 and **7** (1936), 155.
- 2) G. Gruner et al. : Phys. Stat. Sol. (a), **45** (1971), 663.
- 3) T. Fujita and T. Ohtsuka, J. Low Temp. Phys., **29** (1977), 333.
- 4) T. Kino : J. Phys. Soc. Japan, **39** (1975), 648.
- 5) W. B. Pearson : *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys* (1958).
- 6) A. J. Ardell : Acta Metall., **20** (1972), 61.
- 7) H.-H. Jo and S.-I. Fujikawa : Mat. Sci. and Eng., **A171** (1993), 151.
- 8) H. J. Axon and W. Hume-Rothery : J. Inst. Met., **74** (1948), 315.
- 9) H. W. L. Phillips : *Equilibrium Diagrams of Aluminum Alloys Systems*, Information Bulletin 25, Aluminum Development Association, London, (1969), 36.
- 10) H. W. L. Phillips et al. : J. Inst. Met., **67** (1941), 151.

A3004 合金冷延板の塑性特性に及ぼす 低温熱処理の影響*

土 田 信** 伊 藤 清 文***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 65-71

Effect of a Low Temperature Annealing on the Plastic Properties of Cold Rolled 3004 Aluminum Alloy Sheets

Shin Tsuchida and Kiyohumi Ito

Effect of the heat treatment at 443K has been investigated on plastic properties and drawability in a cold rolled 3004 aluminum alloy sheet for D&I cans. After the heat treatment, r-value decreases in 60~90 degree to the rolling direction. Therefore, the anisotropy of r-value is slightly improved and the average of r-value decreases a little. However, the earing does not change. The anisotropies of work hardening exponent n-value and F-value are also reduced by the heat treatment. The tensile strength and the yield strength slightly goes down and total elongation increases. According to these changes, the drawability of the sheet goes up and the uniformity of thickness and hardness distribution in the drawn cup's wall are improved. The anisotropy change of plastic properties is considered to depend not only on the precipitation but also the partial recovery of anisotropic deformation bands and dislocation structures those have strongly developed in the cold rolled sheet.

1. 緒 言

アルミニウム DI 缶の胴部には 3004 アルミニウム合金の冷延板 (H19 材) が使われている¹⁾。途中焼鈍後に圧延率 80% 以上の冷間圧延を加えるこの冷延板では、強い圧延集合組織が発達して機械的性質の異方性が大きくなりやすい^{2~6)}。DI 缶の胴部を深絞りによるカップ成形とそのカップ側壁のしごき加工によって製造するとき、カップ縁に発生する耳が大きいと材料歩留りを低下させるばかりでなく、耳部の先端がちぎれて発生した金属片がしごき加工時に混入して機械トラブルや材料破断を招くことがある。耳を小さくするためにはこれまでに多くの研究がなされ、冷延板を製造する加工熱処理条件が明らかにされている^{7~11)}。いっぽう、加工硬化指数 n

値や塑性ひずみ比を表す r 値 (ランクフォード値) の異方性は成形したカップ側壁の硬さや厚さの分布に影響する。カップ側壁部の厚さや硬さの分布が不均一であると、自動調芯式で円筒をしごき加工する際に発生する応力が不均一になって加工中に破断を招くほか、しごき加工直後の缶高さが不均等になり、真円度が低下して薄肉円筒の座屈強度が低下するなど、単一製品の高速大量生産において好ましくない結果を生じる。アルミニウム DI 缶の軽量化とコスト削減のために使用する素材の板厚を薄くすれば、仕上げの冷間圧延加工度が大きくなるので、冷間圧延したままで成形加工に供する A3004 合金冷延板の機械的性質の制御は従来に増して重要になっているものと考えられる。

ここでは、途中焼鈍後に総圧延率 84% の冷間圧延を施した A3004 合金冷延板における塑性特性の異方性を改善する試みとして、低温 (443K) での熱処理が冷間圧延した板の塑性特性をどのように変化させるかを明らかにする。

* 軽金属学会第 79 回秋期大会 (1990. 11) にて一部発表。軽金属, 59 (2008), 497 に主要部掲載

** 研究開発センター

*** (株)日本アルミ 技術部 (当時 研究開発センター)

2. 実験方法

2.1 供試材

半連続鋳造法により作製した厚さ 500mm の鋳塊を均質化熱処理の後、厚さおよそ 2 mm に熱間圧延し、この厚さで途中焼鈍を行ってから厚さ 0.32mm に冷間圧延した冷延板を元材（以下 A 材と記す）とした。化学成分の分析値を Table 1 に示す。元材とした帯板の幅は約 1400mm で、各試験片はその板幅中央附近から採取した。さらに A 材の一部を取り出し、電気炉で熱処理して比較材（以下 B 材と記す）とした。熱処理は大気中で昇温速度約 0.011K/s(40K/h)、保持を 443±5K×7.2ks(2h) とし、およそ 10.8ks(3h) かけて室温まで冷却した。二種類の供試材の圧延方向に平行に切出した試験片で測定した引張性質は Table 2 に示すように、B 材の方が耐力、引張強さともに小さく、伸びが大きくなっている。圧延面に平行な研磨面でマイクロ組織を観察すると、Fig. 1 (a) に示すように圧延方向に引き伸ばされた結晶組織が認められる。ケラー氏液でエッチングして観ると Fig. 1 (b) に示すように析出状態に若干の差が生じている。大きさ数 μm の α-Al₁₂(Fe, Mn)₃Si 化合物の分散は変わらないが、Mn, Mg と微量の Si, Cu が含まれる粒内では低温の熱処理によって Mg₂Si、または Al-Mg-Cu 系か Al-Mn-Si 系と推定される析出化合物が成長または増加している。

2.2 試験方法

塑性特性値を測るための引張試験片は、圧延方向を 0°として、これから時計回りに毎 15°の各方向について JIS 5 号試験片を採取した。各試験においては繰返し数を 3 とし、より近い 2 つの測定値の平均を求めてそれぞれの試験値とした。加工硬化性は、真応力 σ と真ひずみ ε の関係を Hollomon の式、

$$\sigma = F\varepsilon^n \quad (1)$$

に近似して得られる加工硬化指数 n 値で評価した。引張試験はクロスヘッド速度を 0.083mm/s(5 mm/min) にして、50mm の標点間距離について測定した伸びと

Table 1 Chemical composition of the test materials. (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.18	0.56	0.20	1.05	1.14	0.02	0.02	Rem.

Table 2 Tensile properties of the test materials. (L-direction)

Material	YS(MPa)	UTS(MPa)	EL(%)
A	303	316	3
B	285	312	5

荷重から体積一定則に従って真ひずみ ε と真応力 σ を算出し、伸び 0.5% から 2% までの区間で各試験片につき 15 点の測定値から最小二乗法により n 値と F 値を求めた。幅方向と厚さ方向の塑性ひずみ比である r 値は、伸び 1.0% と 2.0% の点において引張変形を中断し、試験片の幅ひずみ ε_w と、板厚ひずみ ε_t の代りに長さひずみ ε_l を測定して、次式に従って算出した。

$$r = \varepsilon_w / \varepsilon_t = \varepsilon_w / -(\varepsilon_w + \varepsilon_l) \quad (2)$$

絞り加工性については、直径 33mm の平頭ポンチを共通して用い、限界絞り比 (L.D.R.)、および直径 55mm のブランクを絞り加工した円筒状カップで耳率を求めた。また、直径 57.5mm のブランクを絞り加工するときのしわ押え荷重を変更してカップ成形の可否を比較した。張出し加工性としては、エリクセン値 (E.V.) を JIS-Z-2247 に定められた方法により測定した。

さらに、一軸引張試験で得られる n 値、r 値の異方性が絞り加工したカップの性状に及ぼす影響を検討するために、実際の DI 缶製造で用いられるのと同じ寸法のカップを成形して、その側壁部硬さと厚さの分布を調査した。カップ成形では、水溶性潤滑油を塗付した供試材を、速度およそ 40spm のメカニカルプレスで打抜き絞りした。ブランク径は 146mm、ポンチ径は 87mm、ダイとポンチのクリアランスは片側でおよそ 0.5mm である。

3. 実験結果

3.1 塑性特性

加工硬化指数 n 値の面内分布を Fig. 2 に、塑性係数 F 値の面内分布を Fig. 3 に示す。A 材の n 値は圧延方

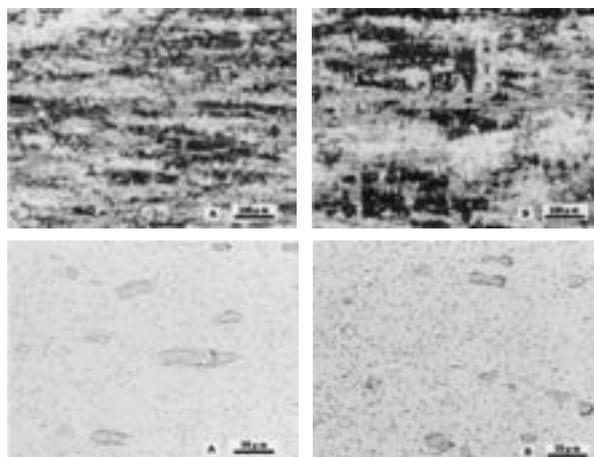


Fig. 1 Microstructures of the material A and B. (a) up : by Barker's etching and polarized light. (b) down : by Keller's etching.

向で小さく、90°方向で大きい、75°と105°方向で極大を呈し、90°方向でやや低下する。また、A材のF値はn値とほぼ同様の面内分布を示している。これに対してB材では、n値、F値ともに0°~30°の範囲でA材より大きくなり、45°~135°の範囲では小さくなっていて、443Kでの熱処理によってn値の異方性はほとんど消滅している。

いっぽう、r値はFig. 4に○印および●印で示すような分布を有していた。圧延方向からの角度による変化はA材のn値、F値の変化と似ているが、90°方向での極小はない。低温熱処理は60~90(120~90)°方向のr値を低下させる。r値の異方性は低温熱処理によってn値、F値ほどには低減されないが、90°方向で低下することはn値、F値のそれと同じである。

なお、福田^{12, 13)}はHillの塑性理論に基づき、圧延方向と任意の角度θ方向のr値が実測した3方向のr値から(3)式で求められることを示している。

$$r_{\theta} = \frac{(\cos^2\theta - \sin^2\theta)^2 + 2 \cdot r_{45}(1/r_0 + 1/r_{90})\sin^2\theta \cdot \cos^2\theta}{\sin^2\theta/r_{90} + \cos^2\theta/r_0} \quad (3)$$

この式に従って計算された結果をFig. 4に2本の曲線で示した。計算値は実測値と一致しており、冷延板内

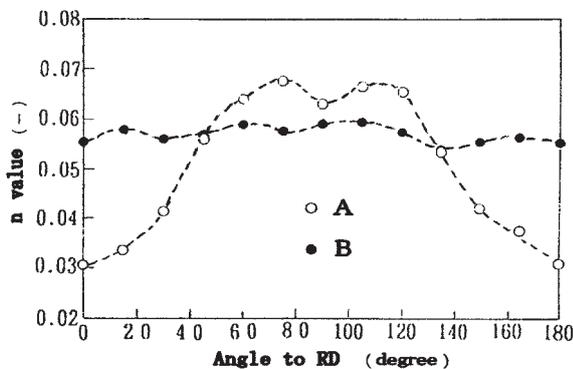


Fig. 2 Distributions of n-value in the material A and B.

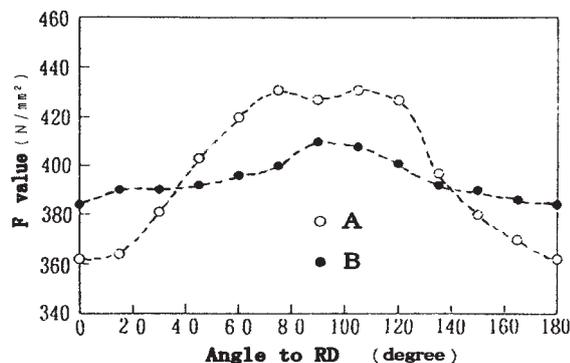


Fig. 3 Distributions of F-value in the material A and B.

のr値分布の計算にHillの異方性降伏条件を適用できることが確認できた。

3.2 絞り加工性

潤滑剤にジョンソンワックスを用いて、油圧式エリクセン試験機により測定した限界絞り比とエリクセン値、および、絞り比1.67(=55/33)で成形したカップの耳率をTable 3に示す。耳率はA材とB材でほとんど差異がなく、45°方向の4山と0°/180°方向の2山が共存している¹⁴⁾。L.D.R.とE.V.は低温熱処理を施したB材で増大している。カップ絞りではフランジ部に発生する「しわ」の消え易さは加工性の指標として重要である。絞り比を1.74(=57.5/33)に固定して、しわ押え力を変更して深絞り加工の可否を試験した結果をTable 4に示す。A材ではしわ押え力を14.7kN以上にしたときカップ側壁で材料破断が起きて絞り加工は不可能である。いっぽう、B材ではしわ押え力を34.3kNまで高めても絞り加工が可能で、低温熱処理によって絞り加工性は著しく改善される。

3.3 絞り加工したカップの側壁部硬さと厚さの分布

絞り加工したカップの性状に素板に施した低温熱処理が及ぼす影響を確認するため、供試材を絞り比1.68(=146/87)で打抜き絞り加工したカップの側壁部について、3方向の断面で硬さと厚さの分布を測定した。ダイとポンチのクリアランスはおよそ0.5mmなので、絞り加工によってカップ側壁が厚肉化してもフランジしわの痕跡が緩やかであれば側壁部にしごき加工はかからない。カップ側壁部の断面で測定した硬さはFig. 5に示すとおり、カップ側壁内の場所によってかなり異なっている。A材ではカップ底R部の直上に硬さが極端に小さくなる所があり、カップ側壁の上方に行くに従って硬さが減少する。3方向の断面における硬さの変動幅は、A材で92~107であるのに比べ、B材では98~107であり、B材の方が変動幅は小さい。低温熱処理したB材によるカップ側壁部は総じてA材よりも硬さが大きく、側壁上方での硬さの低下は軽微である。

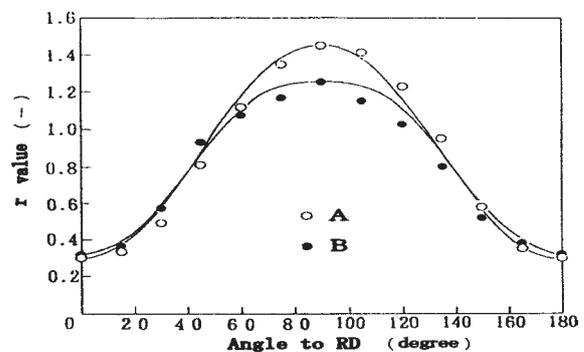


Fig. 4 Distributions of r-value. Plots are the measured values. Two curves indicate the calculated value by Fukuda's equation¹²⁾.

Table 3 Plastic properties of the test materials.

Material	L.D.R.	Earing(%)	E.V.(mm)
A	1.78	3.0(0°/45° -6)	4.5
B	2.05	3.1(0°/45° -6)	5.3

Table 4 Drawability of the test materials.

Material	Blank holding force (kN)				
	12.8	14.7	29.2	34.3	39.2
A	○	×	-	-	-
B	○	○	○	○	×

○ : Formable × : Fracture

Blank : ϕ 57.5mm Punch : ϕ 33.0mm, Flat head

Wax : Jhonson wax #700, 50% in water

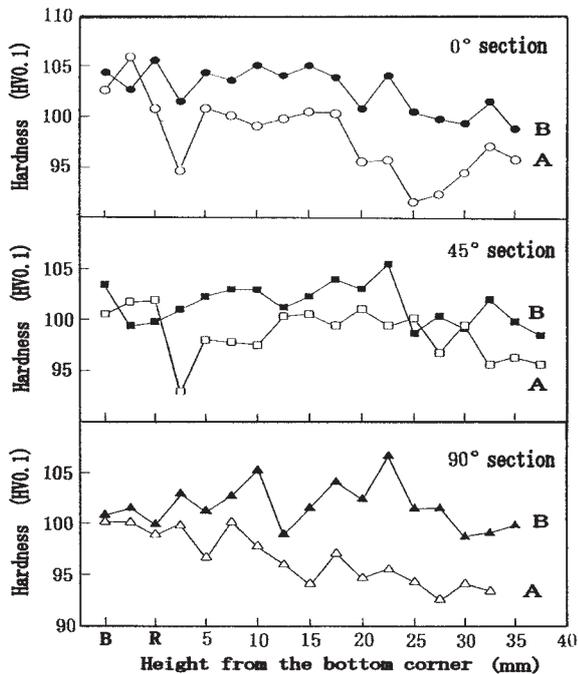


Fig. 5 Hardness distributions in the cup walls.

カップ側壁部の厚さ分布は Fig. 6 に示すとおりである。カップ底から 5mm の位置で厚さが極小になるのは、絞り加工初期の衝撃的荷重による肉引けである。カップ側壁の上方に行くに従い厚さは増加するが、A 材と B 材ではその分布が異なる。すなわち、0°断面ではカップ高さの中ほどから上方で B 材の厚さ増加が緩く、45°断面でもカップ側壁の最上部で同じ傾向が見られるのに対して、90°断面では B 材の厚さは A 材のそれより全体的に大きく、最上部で同等になる。高さ方向の厚さ分布を 3 方向の断面と比較してみると、特に 0°断面における厚さ分布に低温熱処理が大きく影響していることが分かる。

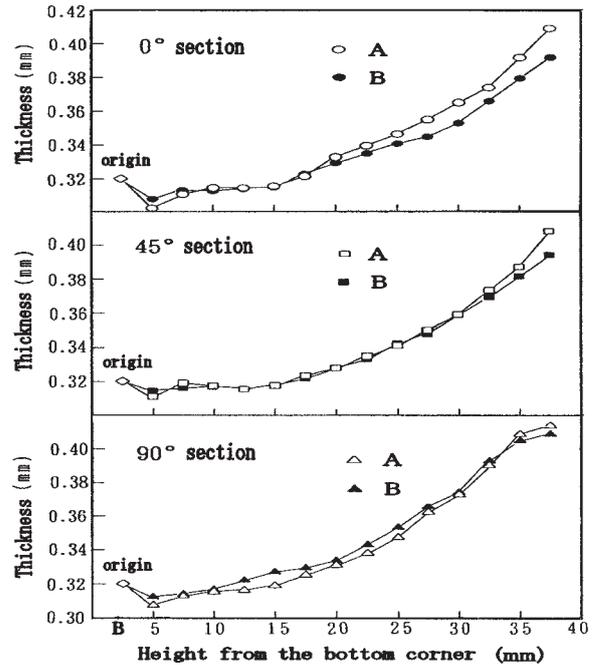


Fig. 6 Thickness distributions in the cup walls.

4. 考 察

(塑性特性値)

村上らは 4.5%Mg を含む A5182 合金の冷間圧延板を室温で軟化させたときに圧延方向の引張で全伸びが大きく上昇する現象について、X 線回折環の形状変化からこれがせん断帯を含む変形組織の回復によることを示し、引張性質の方向差が結晶学的な異方性よりもせん断帯のようなマイクロ組織の異方性に起因することを示唆している¹⁵⁾。また、Jensen らも純アルミニウム板の変形応力の異方性が集合組織だけでは説明できず、マイクロ組織の異方性を考慮すべきであると主張している¹⁶⁾。また、Liu らは A3004 合金の冷間圧延による変形組織の発達を観察して、加工硬化速度が小さいひずみ領域ではマイクロバンドの発達が活発になることを明らかにしている^{17, 18)}。本研究で使用した冷延板はそのひずみ量において単結晶という硬化ステージ III 以降の状態にあって、加工硬化性には転位の堆積よりも上昇運動またはクロススリップの起こり易さの影響が大きく¹⁹⁾、n 値と F 値の異方性は圧延によって強く発達した不均一な変形組織に起因すると考えられる。すなわち、冷間圧延の総圧延率が 84% の缶胴用冷延板の n 値が 0°方向で小さく 90°方向で大きいのは、高密度に形成された変形帯の幾何学的配置に異方性があるからで、圧延方向の引張変形では存在する変形組織内でのクロススリップなどによる構造変化で応力緩和が容易に進むために加工硬化が起こりにくく、90°方向の引張ではその変形組織で分解される応力によって圧延で活動しなかった別のすべり系が働いて転位の堆積が頻繁に起きるのではないかと推察する。

また、F 値は一般的に引張強さと相関するので²⁰⁾、加工硬化度を示す n 値に対応して変化していると考えられる。

いっぽう、低温熱処理によって冷延板の n 値と F 値の面内異方性は著しく改善された。443K での熱処理では回復は進行しても再結晶は起きず、結晶組織の方位変化はほとんどないはずなので、加工硬化の異方性が小さくなるのは、圧延による変形組織に左右された異方性の大きい変形から解放されて、回復したマトリックスにおける林転位と増加した微細化合物による転位の堆積が支配的になるからであろう。

加工硬化性に比べると、r 値の異方性は結晶方位（集合組織）への依存度が大きいので、低温熱処理によるその変化は小さいと思われた。にもかかわらず、低温熱処理で 90° 方向の r 値が小さくなって異方性が低減されている。90° 方向の r 値が小さくなるのは、90° 方向に引張力が働いたときに幅方向となる 0° 方向で縮みよりも厚さ変化が起こりやすくなる、ということであると考えれば、低温熱処理によって回復が進んだ組織では 0° 方向に引張ったときの r 値には影響しない二次的なすべり面の活動が容易になるという可能性が示唆される。これは n 値の変化をもたらす組織変化とも通じるところがある。

(プレス成形性)

冷延板のプレス成形性として評価した L.D.R. と E.V. が低温熱処理で向上するのは、引張特性に現れた耐力の低下と延性の向上に対応するもので、冷間圧延で発達した転位組織が回復した結果と考えられる。結晶方位は変化しないので耳率がほとんど変化しないことも当然のことと考えられる。絞り加工でフランジしわの発生とその制御は極めて重要である。Table 4 の結果は、圧延したままの A 材ではフランジ部のしわの変形抵抗が大きいために、強いしわ押さえ力を掛けると工具との摩擦力が増してカップ側壁部に働く引張応力が過大になって耐えられなくなることを示している。成形されたカップ側壁の硬さは B 材の方が平均的に高く (Fig. 5)、低温熱処理で軟らかくなった B 材では n 値が大きくなったことによって、フランジ部の強度変化よりもカップ側壁の強度増大が有効に働いて絞り加工性の向上がもたらされていると考えられる。また、B 材では n 値の異方性が緩和された結果、カップ側壁の周方向で硬さが均等化されていることが Fig. 7 に明らかで、これも絞り加工性の向上に効果的であると思われる。

カップ側壁の硬さが壁の上方で低下する現象は B 材よりも A 材で顕著である。この現象に関して Grimes ら²¹⁾は加工軟化の可能性を主張している。ここで硬さ低下が回復した組織を持つ B 材で軽微であることは強加工による加工軟化を否定しない。しかし、A 材で方向によるばらつきが大きく、n 値や r 値の大小と軟化程度に対応がないことを考慮すると、強加工による加工軟

化に加えて高速加工による工具金型と材料の摩擦熱による回復が含まれるのではないと思われる。また、A 材のカップ底 R 部直上での硬さの落ち込みは絞り加工初期に起きた肉引けに対応して加工軟化が起きたのか、断面厚さが小さいために生じた測定誤差なのか、その原因は未確認である。

カップ側壁部の厚さ分布は Fig. 6 に示したように、低温熱処理によって高さ方向に沿った厚さ変化が小さくなる。その様子を材料毎にまとめてみると Fig. 8 のようになる。絞り加工初期の衝撃的荷重によるカップ底 R 近傍での肉引けは、A 材よりも B 材で程度は軽い。これは低温熱処理で耐力の下がった B 材のほうが小さい力で変形を開始できる結果である。高さに沿う厚さ変化は 90° 断面では A 材と B 材の差が小さく、0° 断面と 45° 断面では B 材の方が厚肉化は緩やかに見える。両材で差が生じているのは高さ 30mm 以上の部分であるが、これを低温熱処理で 90° 方向の r 値が低下したことで説明するのは困難である。なぜなら、90° 方向の r 値が小さくなれば 0° 方向のフランジ内では円周方向に働く圧縮力によって半径方向の拡がり（幅変化）よりも厚肉化（厚さ変化）が起こり易いはずだからである。A 材、B 材ともにカップ側壁上方での厚さが 0° 断面または 45° 断面よりも 90° 断面で大きくなるのは、各方向の r 値の大小でおおよそ説明でき、さらに、90° 断面での厚さ分布が低温熱処理でほとんど変わらないことも 0° 方向の r 値が変化しないことで説明できる。しかしながら、r 値の異方性が小さくなった B 材で側壁厚さの方向差が

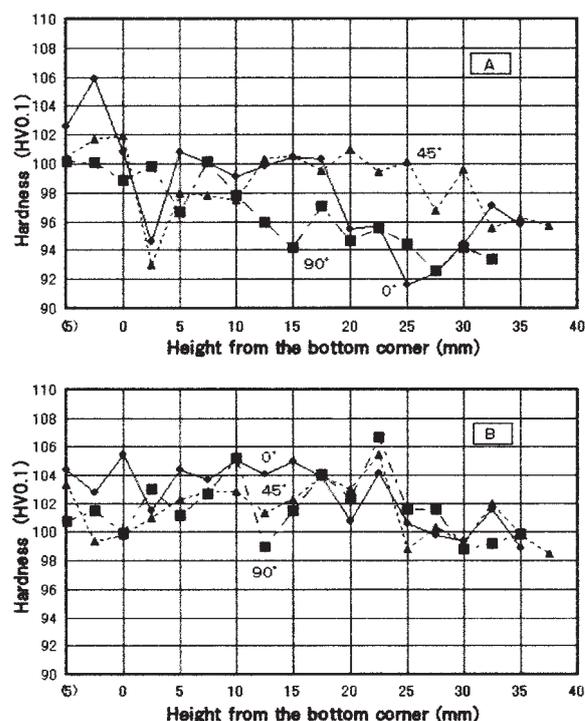


Fig. 7 Hardness distributions in the cup walls of material A and B.

拡大するという結果が説明できない。90°方向の r 値が低下した B 材を成形したカップの側壁部で 0°断面の厚さ増加が小さくなる現象を含めて、絞り加工における厚さ変化については、 r 値だけでなく、工具金型によって拘束された条件下での応力状態と変形を考慮しなければならないと思われる。例えば、硬い材料でフランジしわを抑制するためにしわ押さえ力を高く設定した状態のまま軟らかい材料を絞り加工すればカップ側壁に発生する応力は異なるはずで、それが r 値による厚さと幅の変化に影響を及ぼすであろうことが考えられる。この問題については、弾塑性連続体の塑性加工理論よりも FEM による解析が統一的な説明を可能にすると考えられ、今後の研究に期待したい。

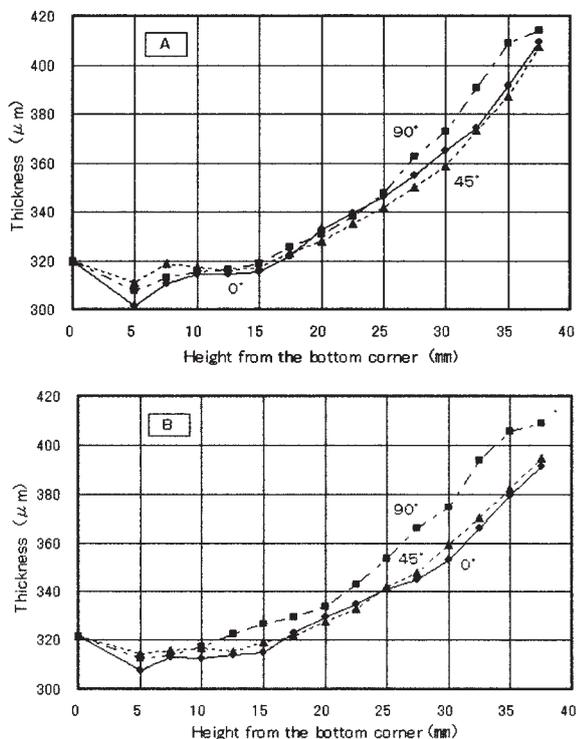


Fig. 8 Thickness distributions in the cup walls of material A and B.

(マイクロ組織)

冷延板の結晶方位集積は 443K での低温熱処理ではほとんど変化しない。熱処理前後の供試材の板表面において得た (111) 極点図は Fig. 9 に示すように、A 材と B 材で回折強度のピーク方位はもとより、その周辺の強度分布に至るまでほとんど差異を認めることができない。いっぽう、Fig. 10 に示す TEM 観察結果では冷間圧延したままの A 材には約 1 μm 間隔で並んだ変形帯が観察される。低温熱処理した B 材では転位組織の一部が消えてサブグレインが形成され始めている。低温熱処理による n 値や r 値の異方性の僅かな変化には、結晶方位集積 (集合組織) よりもこの変形組織の差異が影響を及ぼしていると考えられる。変形帯のバンド構造が低温熱処理で消滅しても結晶方位の回転には至らないので r 値の異方性は保存されるが、部分的に発生した転位フリーな領域やバンド構造のくずれた部分では二次的すべり面の活動も可能になって、新たな転位の堆積やクロススリップによる加工硬化が期待できよう。

5. 結 言

途中焼鈍後に総圧延率 84% の冷間圧延を加えた A3004 合金冷延板における塑性特性の異方性と絞り加工性に対して低温 (443K) での熱処理が及ぼす影響について、以下の結果を得た。

(1) 低温熱処理は、冷延板の耐力と引張強さをわずか

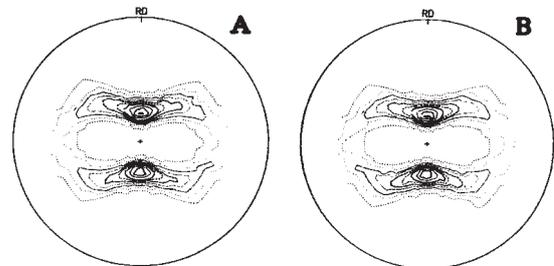


Fig. 9 (111) pole figures of the material A and B.

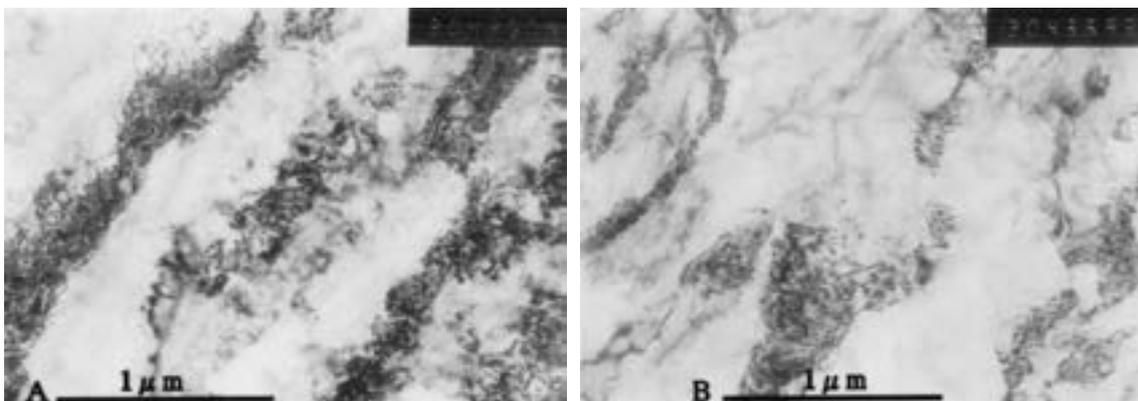


Fig. 10 TEM structures of the material A and B.

に低下させ、全伸びを増加させるが、耳率にはほとんど影響しない。

(2) 球頭ポンチによる張り出し限界高さ、および、平頭ポンチによるカップ成形の限界絞り比は、低温熱処理により向上する。低温熱処理した冷延板は、絞り加工でしわ押さえ力を高くしてもカップ成形が可能で、絞り加工の初期に起きるポンチ肩部にあたる部分での局所的板厚減少も軽度になる。

(3) 加工硬化指数 n 値と塑性係数 F 値は、低温熱処理によって 0° 近傍では上昇し 90° 近傍では低下する。その結果、これら特性値の異方性は低減され、絞り成形したカップの側壁硬さの周方向および高さに沿った変動が小さくなり、カップ側壁部の硬さは全体的に高くなる。

(4) 冷延板の r 値は 0° 方向で小さく、 90° 方向で最大になる。低温熱処理によって $60\sim 90^\circ$ 方向の r 値が低下し、 r 値の異方性は僅かに低減されるが、平均 r 値は低下する。なお、 r 値の面内分布の計算には Hill による異方性降伏条件が適用できる。

(5) 成形されたカップの側壁部上方では円周方向の圧縮により厚肉化が起きる。圧延方向から 0° 、 45° 、 90° の各方向におけるカップ側壁厚さの違いは素板の r 値異方性とおおよそは対応するが、低温熱処理による r 値の異方性変化はカップ側壁厚さの分布変化に対応せず、 r 値の異方性が低減されても厚さ分布の方向差は小さくならない。

(6) 冷延板の n 値、 F 値、 r 値の面内異方性は冷間圧延で強く発達した不均一変形組織の異方性に依存し、低温熱処理によってその異方性が低減されるのは、析出状態の変化よりも、転位組織の回復とそれによる異方性のある変形組織の一部消滅が主たる原因と考えられる。

参 考 文 献

- 1) 川島敏彦：軽金属, **40** (1990), 856-872.
- 2) W. M. Webernig, J. Krol and E. Pink : Mat. Sci. and Eng., **80** (1986), L15-L18.
- 3) N. Hansen and D. J. Jensen : Acta Metal. Mater., **40** (1992), 3265-3275.
- 4) D. J. Jensen and N. Hansen : *ibid.*, **38** (1990), 1369-1380.
- 5) D. J. Jensen and N. Hansen : Strength of Metals and Alloys, Vol. 1 (Proc. Conf.), Haifa, Israel, (1991), 179-186.
- 6) D. J. Jensen and N. Hansen : Strength of Materials (Proc. Conf. ICSMA 10), Sendai, Japan, (1994), 231-234.
- 7) R. E. Sanders Jr, D. J. Lege and T. L. Hartman : Proc. of the 8th Int. Light Metals Congress, Leoben, Vienna, (1987), 226-234.
- 8) 高橋恒夫, 村上 雄, ゲエン・コン・ダン : 軽金属, **28** (1978), 35-40.
- 9) B. Andersson and S. E. Ness : Aluminium Alloys (Proc. Conf. ICAA-2), **1** (1986), 499-511.
- 10) W. B. Hutchinson, A. Oscarsson, A. Karlsson : Mat. Sci. and Tech., **5** (1989), 1118-1127.
- 11) P. A. Hollinshead and T. Sheppard : Met. Trans. A, **20A** (1989), 1495-1507.
- 12) 福田 実 : 塑性と加工, **5** (1964), 3-15.
- 13) R. Hill : 塑性学 (訳 鷺津, 山田, 工藤), 培風館, (1954), 313.
- 14) A. S. Malin and B. K. Chen : Aluminum Alloys for Packaging, TMS, (1993), 251-260.
- 15) 村上 雄, 山本美樹夫, 神尾彰彦, 高橋恒夫 : 軽金属, **40** (1990), 538-542.
- 16) D. J. Jensen and N. Hansen : Acta Metal. Mater., **38** (1990), 1369-1380.
- 17) Liu Y-L, L. Delaey, E. Aernoudt and O. Arken : Mater. Sci. and Eng., **96** (1987), 125-137.
- 18) Liu Y-L, L. Delaey, E. Aernoudt and O. Arken : *ibid.*, **96** (1987), 139-146.
- 19) 鈴木 平 : 光学的問題 塑性 (編集 有山兼孝), 共立出版, (1958), 346-366.
- 20) 土田 信 : 住友軽金属技報, **22** (1981), 108-115.
- 21) R. Grimes and J. C. Wright : J. Inst. Metals, **96** (1968), 182-186.

アルミニウム熱間圧延工程における 計画立案支援システム*

高柳 仁 史** 岡村 義 英***
宮 地 和 博****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 72-79

Scheduling Support System for an Aluminum Hot Rolling Process

Hitoshi Takayanagi, Yoshihide Okamura and Kazuhiro Miyaji

This paper describes the development of a scheduling support system for an aluminum hot rolling process. This scheduling problem consists of three elements: a rolling schedule stage, a heat schedule stage and a slab arrangement stage. In particular, a heat schedule stage and a slab arrangement stage have many unique constraints, for instance the usable furnaces are limited under the heating condition and slab size, moreover, constraint of the slab arrangement is changed by the hot rolling sequence. Besides, to solve this problem, skilled knowledge and much experience are required. Consequently, anyone could not engage in this work, except for skilled worker. To solve such a situation, we developed a new scheduling support system that functionally divides this problem into two parts, a computer-calculation part and human-determined part. For the former, we applied an original scheduling algorithm that composes of a local search method and heuristic approach. For the latter, we built graphical user interface (GUI) to provide appropriate information which help to analyze or evaluate from many aspects. Also, a lot of skilled know-hows are reflected in this system, the effective use of them enable unskilled worker to solve a scheduling problem in a short time.

1. はじめに

アルミニウム製造業では、顧客ニーズの多様化、品質要求レベルの向上により近年ますます厳しい条件下での操業が求められている。更に最近では、CO₂排出量削減に向けて自動車へのアルミニウム材適用の流れが進んでおり、今後はこれら新需要にも応えられる生産規模の拡大と、高品質化を目指した体質強化が必要とされている。そのためには、製造設備の能力アップも重要な課題の1つであるが、最近では製造現場を陰で支える熟練ノウハウが注目されており、貴重なノウハウの伝承が重要

課題と認識され始めた。アルミニウム製造工程においても、数多くの熟練ノウハウが活かされているが、そのなかでも特に生産計画業務における熟練者への依存度は極めて高く、技術伝承の必要性が最も大きい分野の1つと考えられる。

本論文では、スケジューリング技術を活用した技術伝承の一例として、アルミニウム板製造工程における熱延計画問題を取り上げる。これは鉄鋼^{1~3)}でも良く知られた計画問題であるが、アルミニウム製造プロセス特有の問題⁴⁾を抱えており、筆者らの知る限り実システムで適用された有効な解法の報告例はない。アルミニウム熱延計画問題では、鉄鋼のそれと比較した特徴的な違いとして以下がある。

①一度の熱延タイミングでの処理量は少ないが多くの品種が混在しており、品種毎の製造条件や品質要求を満足させる必要がある。

* 計測自動制御学会産業論文, 6 (2007), 125 に主要部掲載

** 研究開発センター 第二部

*** 研究開発センター 第二部, 博士(工学)

**** 名古屋製造所 板生産技術部

②常温に冷却されたスラブを再加熱する際の加熱条件が鉄鋼と比べ多数存在する。

③形式（連続式、ピット式）、サイズ、加熱方式が異なる複数の加熱炉が存在しており、品質要求を満足させるための使用上の制約条件が多数存在する。

④ピット炉内に配置できるスラブ本数は、スラブのサイズや取り出し順序により変化する。

このようにアルミニウムの場合、加熱工程に関する多数の制約条件があり、この点が大きな特徴である。また、技術伝承に必要な熟練ノウハウが未整備のため、熟練者への依存状態が長い間続いているのが実状であった。このような背景から、本論文では経験の浅い新任作業員（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を研究することにした。

まず計画問題の扱い方としては、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提案する。

圧延順序ステージでは、操業の安定と品質確保を最優先し、スラブの属性情報に着目したグルーピングと、グループ単位での粗編成からスラブ単位での詳細編成と段階的に圧延順序を決定する。

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を局所探索法で選び出すとともに、ピット炉に最大数のスラブを装填できる配置をヒューリスティクス⁵⁾を用いて探索する。そして最終的には、上述の手法による自動計画エンジンをコアとし、状況に応じた人間系判断を反映するためのインターフェイス部と計画立案をサポートするためのインフォメーション部を備えた計画支援システムを構築した。そして本システムにより、これまで困難であった非熟練者による熱延計画の立案と、熟練ノウハウの円滑な継承が可能となった。

2. 熱延計画問題の概要

Fig. 1 に一般的なアルミニウム熱間圧延工程を示す。今回対象とした製造工程では、約 200 本/日のスラブを処理する。

2.1 圧延順序計画の制約条件

熱間圧延機へのスラブ投入順を決定するものであり、品質の確保と操業安定化のために各種制約条件を満足する必要がある。以下に代表的な制約条件の内容を示すとともに、Fig. 2 に制約の一例を示す。

<制約条件>

①圧延幅の推移制約：

表面品質確保のため、圧延材は広幅から狭幅へと緩やかに推移する必要がある (Fig. 2 (a))。但し多

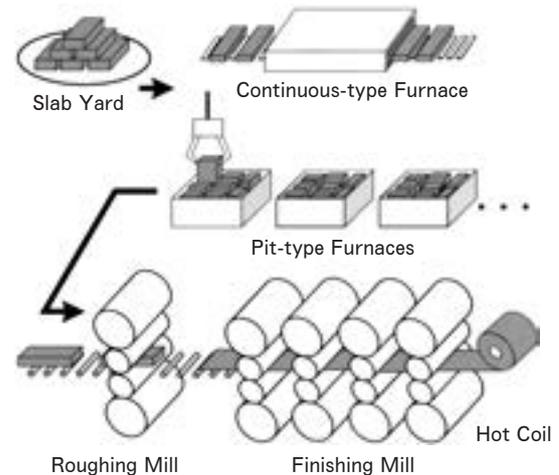


Fig. 1 Schematic diagram of an aluminum hot rolling process.

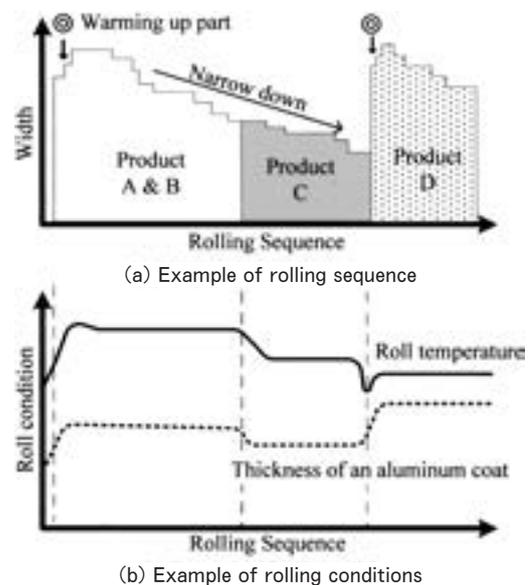


Fig. 2 Constraints of the hot rolling sequence.

少の幅戻りは許容され、更にロール手入れ等の段取りを加えれば再び広幅材から圧延が可能となる。

②品種の圧延位置制約：

Fig. 2 (b) に示すように、品種が異なると圧延時の加工発熱量が違いロールの熱膨張に差が生じる。更にアルミニウム特有の現象として、ロール表面に薄いアルミニウムの被膜が生成されるが、この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与えるため、異なる品種をむやみに混合圧延することは許されない。

③特定製品の圧延位置制約：

操業面や品質面から、特定の製品に対して圧延できる位置が限定される。たとえば、特定の製品 D に対しては、製品 C の後でなければ圧延が許されないなど。

④ウォームアップ材の配置制約：

圧延の進行によりロールの熱膨張が変化するため、ロール温度の安定化が非常に重要である。そのため、ロール温度が低い場合には適度な温度とする目的で、ウォームアップ材を圧延する必要がある。このような処置が必要となるのは、圧延スタート時や段取りからの再開時が主である。またウォーミングアップ材としては、Fig. 2 (a) の◎印に示すように、経験的には先頭材よりやや狭幅が好まれる。

2.2 操炉計画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と操炉計画に対する要求項目は以下の通り。

<制約条件>

①加熱条件制約：

各スラブに与えられた加熱条件（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禁止されている。

<要求項目>

①使用炉数の最小化

ピット炉は小（4炉），中（4炉），大（3炉）の3種類があり，仮に大型炉を選べば1炉で済むところが，小型炉を選択すると2炉必要となる可能性がある。燃料消費の観点からも同数のスラブを処理できるなら炉数を抑える選択が好ましい。

②熱延中止材の最小化

使用できる加熱炉が不足する場合，炉が割当てられなかったスラブは熱延中止となる。そのため生産量を上げるには，多くのスラブを加熱炉に割当てることが望まれる。

③圧延停止ロスの最小化

加熱炉は日々連続操業されるため，前日の操業の影響で本来加熱を開始したい時刻には使用できず，圧延タイミングに間に合わなくなる可能性がある。この場合は，圧延機も停止して加熱完了を待つロスが発生する。生産性の向上のためにも，圧延停止ロスは低減したい。

2.3 スラブ配置計画の制約条件

ピット炉は前述のように3サイズがあり，スラブも幅，厚み，高さが異なるため，装入可能なスラブ数は常に変動する。そのためピット炉を選択する場合は，炉内でのスラブ配置を決定し最大数装入できるスラブ本数を見極める必要がある。この問題は，方形パッキング問題と良く似た配置問題であるが，後述するように搬送用の隙間や取り出し順序の制約などがあり，更に取り出し順序に応じて隙間制約が動的に変化するため，一般的な配置問題とは大きく異なる。スラブ配置計画の制約条件は以下の通りである。

<制約条件>

①スラブの置き方制約：

Fig. 3 (a) に上から見たピット炉内でのスラブ配置の一例を示す。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：

スラブの搬送にはクレーンが用いられ，製品面を傷つけないようにスラブの厚み面を掴むが，その際にクレーンの掴み隙間を考慮しなければならない。隙間は搬送するスラブと隣接するスラブ間，またスラブと炉壁間に必要となり，それらはスラブそれ自身のサイズ，および隣接スラブのサイズによって変化する（Fig. 3 (b)）。

③取り出し順序制約：

加熱が完了したスラブは，圧延順序にしたがって抽出され圧延機に送られる。そのため，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。

Fig. 4 には，スラブの配置は同じだが圧延順序が異なる2ケースを図示した。この場合，左図は本制約を満たすが，右図は圧延順序通りに取り出せず制約違反となる。

3. 計画支援システムの開発方針

上述の各種制約条件を考慮して，ハンドシミュレーションでの計画立案を試みた。そして熟練者の計画結果と比較したところ，多くの不一致な点が確認された。その主要因を分析した結果，以下の原因が考えられた。

①制約条件同士が競合するケースがあり，更に制約間の優先順位が状況により異なる。

②操炉計画を有利にするため，あえて圧延順序計画の制約条件を緩和することがある。

③翌日以降の計画を有利にするため，今回はあえて不利な操炉計画を選択することがある。

④ピット炉内でのスラブの配置には，斜め置きまで駆使して装入本数を稼ぐことがある。

このように現実の計画は生き物であり，優先すべき計画要素や制約条件は時として変化する。場合によっては制約条件を緩和することもある。そのため，すべてを計算機で対処することは不可能であり，どうしても人間系での対応が必要とされる。そこで，今回目指すシステムとしては，計算機と人間が互いの弱点を補いながら，協力して計画を立案する協調型システムとする。後述するスケジューリングアルゴリズムでは，比較的優先度の高い主要な制約条件のみに絞り自動的な計画立案を担当する。そして，状況に応じた判断と計画修正は人間系で担当することとする。ただし，作業者のスキル差を補うため，修正・変更結果に対して制約違反の有無をチェックし，該当箇所には注意を促すアラーム機能や，試行錯誤

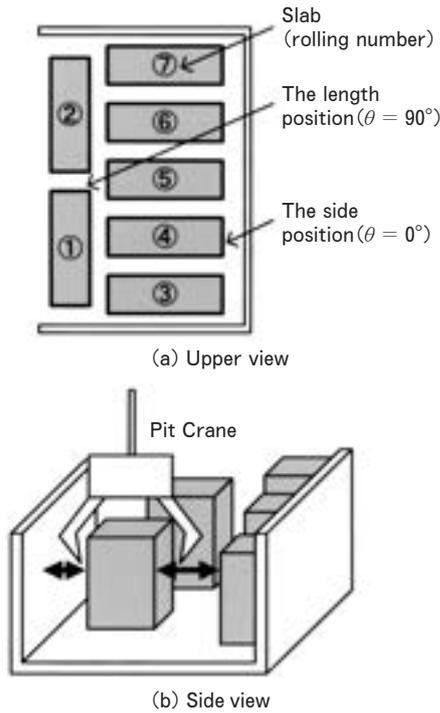


Fig. 3 Constraints of slab arrangement.

により解決策を導き出すためのシミュレーション機能を用意するなど、サポート機能を充実させることとした。

4. スケジューリングアルゴリズム

熱延計画においては、圧延順序ステージと操炉スラブ配置ステージは密接に関係しており、両者はトレードオフの関係にある。したがって本来であれば同期的に扱うことが好ましいが、処理が複雑となる点と、品質の確保を最優先とし、熟練者が築き上げた現状の圧延操業の流れを継承したい点から、同期化は部分的に考慮するものの、基本的には両ステージを独立して扱うこととした。

4.1 圧延順序の決定手法

圧延順序計画では、品質の確保が最優先であるが、ある程度有利な操炉が組めるようにしておくことが望ましい。この有利な操炉とは、加熱炉からスラブを抽出する際に、最初のスラブを取り出し後、最後のスラブを取り出すまでの炉出し占有時間を短くすることを指す。これにより、炉温を保つための燃料消費が抑えられるメリットと、次計画で早く使用できる炉を確保できるメリットがある。そこで Fig. 5 に示すように、スラブの持つ属性情報のうち加熱条件に注目して圧延順序を決定する。

まず Step 1 では、加熱条件毎にスラブを集約して加熱グループを形成し、各グループ内での幅降順ソートを実施する。Step 2 では、品種毎の並び位置関係を考慮し、グループ単位での圧延位置を決定する。このグループ핑の利点の1つ目は、同じ加熱炉に入る可能性のあるスラブを集約することで、炉出し占有時間の短縮が見

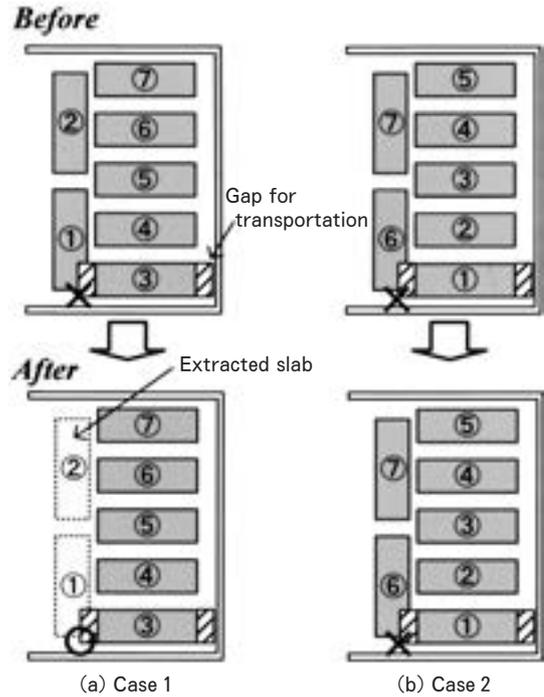


Fig. 4 Example of slab arrangement.

込まれる。2つ目は、加熱条件は主に品種毎に分かれているため、品種毎の圧延位置関係を考慮する場合にも有利に働く。そして Step 3 では各グループ間の繋がり、全体の幅推移とウォームアップ材の配置、特定注文への制約を満足するように、スラブ単位で並び替えて圧延順序を完成させる。

4.2 操炉の決定手法

加熱炉群は連続操業されるため、利用可能となるタイミングはすべて異なる。また加熱条件により加熱時間や温度も変化する。そして各スラブの圧延タイミングも毎計画変化する。このように不確定な要素が多い中で、今回の計画に相応しい加熱炉の選定とその使用順序の決定は、組み合わせ最適化問題と捉えることができる。そこで、この問題に対しては、局所探索法を用いることとした。この局所探索法では、後述するスラブ配置探索のためのヒューリスティックスを併用しながら、(1) 式の目的関数を最小化するように解探索を行なう。

$$f = w_1 \times N_{use} + w_2 \times T_{wait} + w_3 \times N_{cancel} \rightarrow \min \quad (1)$$

ここで、各記号は以下を示す。

- N_{use} : 使用炉数
- T_{wait} : 圧延停止ロス時間
- N_{cancel} : 圧延中止スラブ数
- w_i : 重み係数

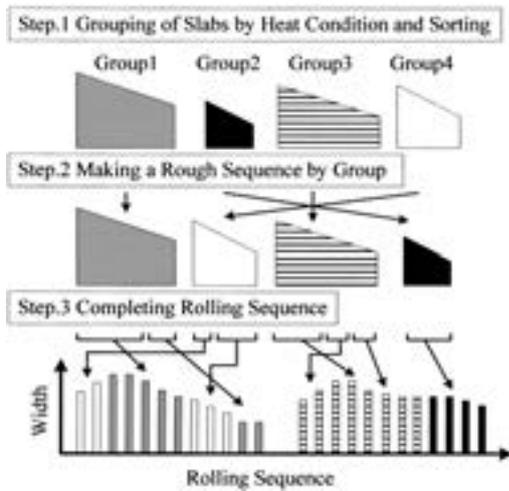


Fig. 5 Proposal method for hot rolling sequence.

4.3 スラブ配置の決定手法

4.3.1 スラブ配置探索手順

スラブ配置問題は複雑な組み合わせ問題の一種のため、現実的な時間内で有効な解が得られない可能性がある。更に操炉の組み合わせ探索の過程で幾度となく行なわれるため、短時間で良質の解を効率良く求めることが重要となる。そこでスラブ配置を決定する手順として Fig. 6 に示す手順を採用した。この手順では、確実に装入できる初期候補数から開始する。まず初期候補での配置を探索し、1つでも発見できれば候補数を増やし再度探索を行なう。そして装入不可能となるまで繰り返し、最大装入可能本数とその配置を決定する。探索手法としては、極めて短時間で求解が可能なヒューリスティクスを採用する。

4.3.2 ヒューリスティクスによる配置探索

ここでは“最大数のスラブが装入できる配置”という既存要求に加え、スラブ取出し時の作業ミス防止の観点から、“規則正しく取り出し可能な配置”という新たな要求を追加し、ヒューリスティクス解法を設計した。この解法では、以下のようにスラブ配置を探索する。(Fig. 7)

なお以下の説明においては、 $i = 1 \cdots N$ は装入候補となるスラブの番号 (炉内での圧延順序)、 W と L は使用予定となる加熱炉の上から見た幅と長さ、 w_i と t_i は上から見たスラブ i の幅と厚み、 (x_i, y_i, θ_i) はスラブ i の左下頂点の座標と置き方、 $f(i)$ はスラブ i に必要な隙間を求める関数を表すものとする。

Step 1: 横置きで1列分単位にグルーピング

最初に横置きで詰め込むことから試みる。現実の加熱炉の幅とスラブ幅の範囲から、加熱炉の幅方向へは横置きで最大4列配置できる可能性があるため、最大4グループまで編成する。ここでは圧延順序の遅いものから以下の基準でグループ分けする。

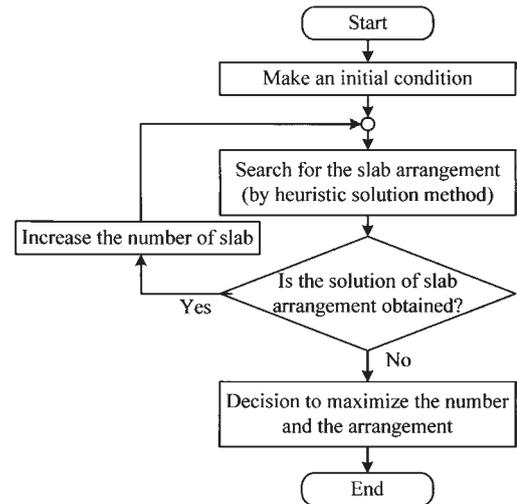


Fig. 6 Flow chart for slab arrangement search process.

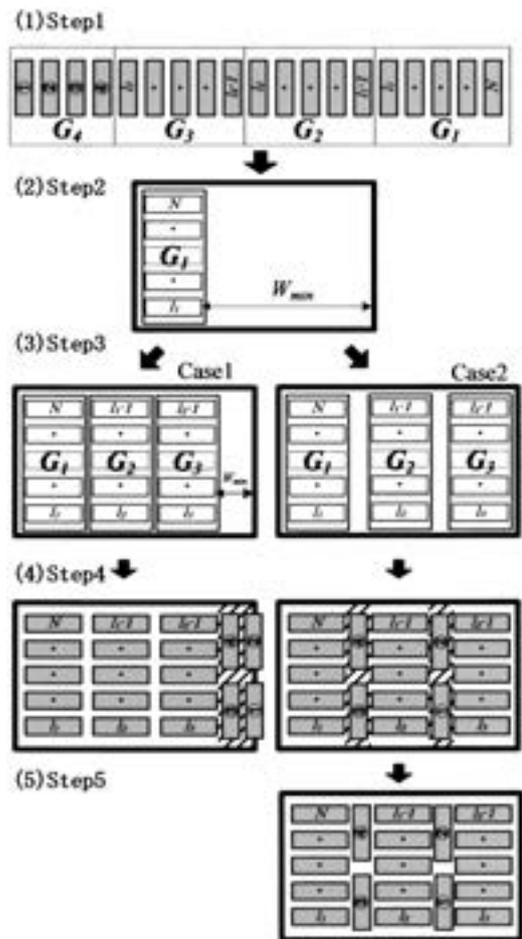


Fig. 7 Procedure for slab arrangement search process.

① 1グループ目の編成

$$\sum_{i=l_1}^N t_i + \alpha \times (N - l_1) \leq L \text{ となる最小の } l_1 \text{ を求め}$$

て $G_1 = \{l_1, \dots, N\}$ とする。

② j グループ目の編成

$$\sum_{i=l_j}^{l_{j-1}-1} t_i + \alpha \times (l_{j-1} - l_j - 1) \leq L \text{ となる最小の } l_j$$

を求めて $G_j = \{l_j, \dots, l_{j-1} - 1\}$ とする。

③②の処理を最大4グループ編成するか、または装入候補がなくなるまで繰り返す。編成されたグループ総数を n とする。

ここで、 α はスラブの厚み方向に確保する隙間（固定値）、 l_j は j 番目の横列候補に分類されるスラブの開始番号、 $G_{j(j=1 \dots 4)}$ は j 番目の横列候補となるスラブの集団を表す。

Step 2 : 加熱炉へ1番目の横列候補 (G_1) を配置

G_1 を構成する各スラブと炉壁間に必要な隙間 $f(i)_{i \in G_1}$ を確保してスラブ配置座標を確定する。

Step 3 : 2番目以降の横列候補 ($G_{j=2 \dots n}$) の装入を、以下の2通りのパターンで並行して試行する。

Step 3A : 横列間に最小限必要な隙間のみを確保するケース (Case 1)

- ① $G_{j(j=2 \dots n)}$ を構成する各スラブと左側の配置済みスラブ間に、必要な隙間 $f(i)_{i \in G_j}$ を確保してスラブ座標と置き方 $(x_i, y_i, \theta_i (= 0))_{i \in G_j}$ を求める。
- ② G_j を装入することで炉右側に残る空きスペースの最少幅 $W_{j \min}$ を求める。

$$W_{j \min} = W - \max(x_i + w_i)_{i \in G_j}$$

$\max(x_i + w_i)_{i \in G_j}$ となる i を k とする。

- ③ スラブ k と右側の炉壁に必要な隙間 $f(k)$ が $W_{j \min}$ 以下であれば G_j は装入可能と判断し、Step 3A の①に戻り次グループの装入を試みる。
- ④ 装入不可能、または n 番目のグループまで試行が完了した場合は Step 4 に移る。

Step 3B : 横列間に平均的なスラブ厚と同量の隙間を故意に確保するケース (Case 2)

- ① $G_{j(j=2 \dots n)}$ を構成する各スラブと左側の配置済みスラブ間に、平均スラブ厚 $\bar{t}_{i=1 \dots n}$ を確保してスラブ座標と置き方 $(x_i, y_i, \theta_i (= 0))_{i \in G_j}$ を求める。
- ② Step 3A の②と同じ。
- ③ Step 3A の③と同じ (戻り先は Step 3B の①)。
- ④ Step 3A の④と同じ。

Step 4 : 未配置スラブを縦置きして、残った空きスペースへ配置。縦置きの場合も以下の2通りを試行。

Step 4A : Case 1 の場合、加熱炉の右側の空きスペース (Fig. 7 (4) の斜線部) を対象として、縦置きでの残りスラブの配置パターンを全列挙。

Step 4B : Case 2 の場合、加熱炉の右側の空きスペースと配置済み横列間の隙間スペース (Fig. 7 (4) の斜線部) を対象として、縦置きでの残りスラブの配置パターンを全列挙。

なお、Step 3 を終了した時点での未配置スラブ数は最大でも6本程度であり、更にサイズが近いスラブは同一サイズと見なし組合せの対称性を排除すると、全列挙しても計算時間は問題とならない範囲に収めることができる。また Step 4 では、装入候補スラブがすべて配置可能な解が1つでも得られれば、その時点で探索を終了する。

Step 5 : Case 1, Case 2 のうちより多くスラブを装入できた結果を採用する。

Fig. 8 に現実のスラブ配置計画に本手法を適用した結果を示す。この場合は横列間の隙間を利用し、より多くのスラブが装入できる Case 2 の配置 (Fig. 8 (h)) を採用。

5. 適用結果

5.1 熱延計画作成例と評価

前節で提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. 9 に本システムと非熟練者で立案した計画結果を示す。

Fig. 9 (a) の圧延順序計画結果は、類似品種のものが加熱条件に応じてグループ単位に集約されるため、各品種がむやみに混在することのない圧延順となっている。更に、幅推移も広幅から狭幅へと適度に繰り返されている。図中で△印で示した部分では、多少の幅戻りが生じているが、これは特定製品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、ロールを適温にするためのウォームアップ材が装入された箇所である。このように各種制約条件が満足され、実行可能な圧延順序が立案されている。

Fig. 9 (b) はこの圧延順序に対して、操炉計画を立案した結果を示す。図中のA, B, 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いる。またAと{B, C}では加熱方式が異なる。Dは唯一の連続炉である。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。この結果では、Fig. 9 (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

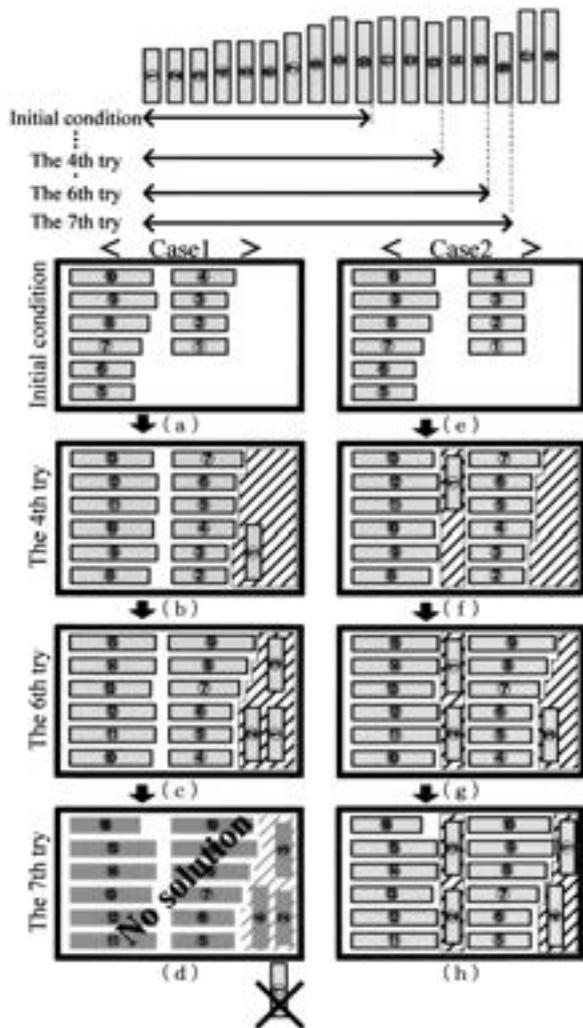


Fig. 8 Result of slab arrangement by the proposal method.

り無駄な圧延停止ロスが生じていない。更に加熱条件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 Table 1 に、熟練者と比較した本システムのスラブ配置計画の充填率を示す。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 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。ここで 60% とは、元から装入すべきスラブ本数が少ないため、結果として炉内に余裕を残した配置が行われた事を意味している。Table 1 で注目すべきは、最大数近くまで詰め込んだと考えられる 95~100% の状態を多数の炉で実現できている点であり、熟練者と同等の計画が実現されている。

なお、Fig. 9 の # 印を付加した部分は、以下のように非熟練者が加えた修正・変更箇所であり、自動化で対応できない部分に対して適切なフォローが加えられている。

<非熟練者による修正内容>

- ①翌日計画のため、使用する炉を一部振り替え変更（当初は B04 を割り当てたが、翌日に中型炉を残すため C01 に振り替える）(#1)
- ②同一加熱条件となる加熱炉間のスラブ配分を微調整（当初は、A02 と A04 が 100% であったが、A01 に余裕があったため A02 から一部スラブを移動した）(#2)
- ③ウォームアップ材として使用するスラブ本数を追加(#3)
- ④直前に生じた品質トラブルへの対応のため、圧延順序を一部並び替え(#4)

5.2 本システムの長期運用例

Fig. 10 に本システムを連続使用して、非熟練者により 1 ヶ月程度の計画を実施した結果の一例を示す。ここでは特に、非熟練者による計画が比較的困難であり、状況変化も大きいと考えられるスラブ配置計画に着目し、この間の充填率推移 (Table 1 と同様に最大限スラブを詰め込んだ状態を 100% とした場合に対する、非熟練者の計画結果) について検証した。これにより、図中◇印で示した一部の加熱炉へのスラブ充填率が、製造納期を優先した結果 60% 以下となるケースがあるものの、全体を通して平均的には 80% 以上と高いスラブ充填率を確保できており、熟練者の計画レベルに匹敵する成績が得られることが確認された。

以上のように、提案する計画立案システムを用いれば、非熟練者であっても難解な熱延計画の立案が可能となる。また一通りの自動計画に要する時間は数分程度であり、非熟練者による修正を加えても 2 時間程度で計画が可能となり、従来と比べ作業時間を 50% 短縮することが可能となった。

6. おわりに

製造現場の技術伝承の一例として、アルミニウム熱間圧延工程の計画立案を支援するスケジューリングシステムの開発に取り組んだ。この計画は、複数の計画要素から構成され、多くの制約条件があり長年の経験が必要とされる非常に難しいものである。そのため、これまで後継者の育成が進まず、熟練者に強く依存した状態が長年続いていた。本論文では、この状態を打破するため、計算機と人間が互いに協力して計画を立案する協調型システムを採用し、実用可能なスケジューリングアルゴリズムを提案した。その結果、非熟練者でも短期間の訓練により熟練者と同等の計画立案が可能となった。

最後になるが、今後の課題について少し触れておきたい。今回開発した計画支援システムでは、非熟練者においても実行可能な圧延計画を立案できるとともに、熟練者の持つ高度な技術をできる限り解り易い形で伝承することを狙ったものであり、たとえば 4 章でも述べたよう

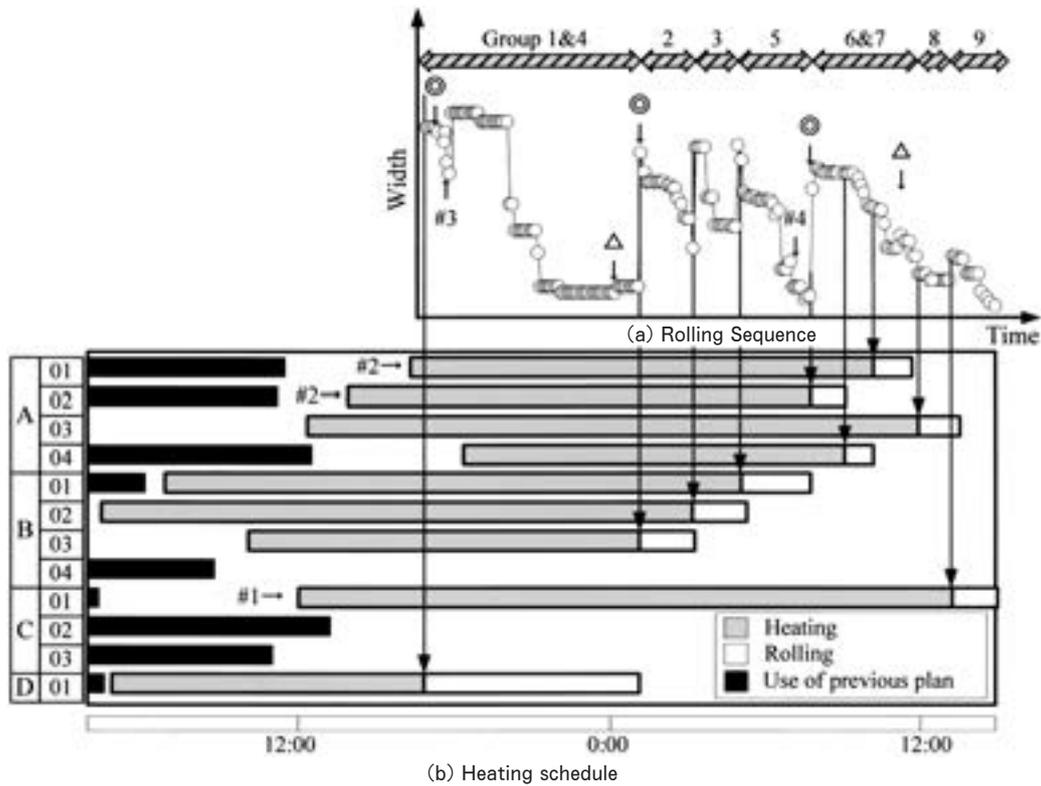


Fig. 9 Result of an aluminum hot rolling plan.

Table 1 Comparison of slab arrangement result.

		Average of skilled worker [%]	Result of this 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

に、本来であれば同期的に扱うことが好ましいとされる2つのステージを基本的に非同期としているなど、最適化の観点からみればまだ不十分な点も多い。これについては、メンテナンス性と計画者の意思介入から見れば有利な面があるものの、たとえば操炉決定方法で述べたような目的関数を圧延順制約にも拡張するような形で、両者のトレードオフを考慮しながら、より効率的な解を追

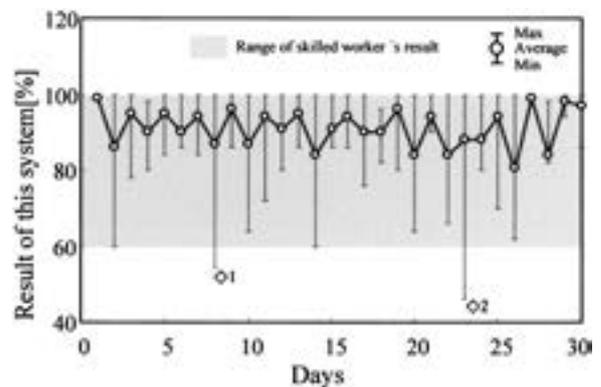


Fig. 10 Change of slab arrangement result.

求していく余地もあるものと考えられる。

参考文献

- 1) 上野信行：システム／制御／情報，37(1993)，237.
- 2) 田村亮二ほか：システム制御情報学会論文誌，8(1995)，592.
- 3) 三宮信夫ほか：遺伝的アルゴリズムと最適化，朝倉出版，(1998)，166.
- 4) 高柳仁史，岡村義英ほか：システム制御情報学会論文誌，15(2002)，438.
- 5) 田地宏一ほか：第44回システム制御情報学会 研究発表講演会講演論文集，(2000)，367.

クロスフィンチューブ熱交換器における フィンカラー形状が伝熱性能に及ぼす影響*

椿 耕太郎** 宮 良 明 男***
永 井 雄 磨**** 佐々木 直 栄*****
水 田 貴 彦*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 80-86

The Effects of Fin Collar Form on Heat Transfer Performance of Cross Fin-tube Heat Exchanger

Koutaro Tsubaki, Akio Miyara, Yuma Nagai,
Naoe Sasaki and Yoshihiko Mizuta

A numerical study has been conducted to investigate effects of fin collar form of cross fin-tube heat exchangers on heat transfer performance. Two adjacent fin collars and a copper tube form a triangular space during the making process. And also end of the fin collar protrudes into air-side. The protruded end and triangular space affect on air-side heat convection and thermal resistance between the tube and fin collars, respectively. The increase in triangular space increases non-contact surface area between tube and fin collar, which affects to decrease heat transfer rate. The protruded end disturbs air-side flow and expands the surface of the fin collar. As a result of these two effects, heat transfer rate from the heat transfer tube increases. However, protruded end increases pressure loss of air-side.

1. はじめに

冷凍空調機器において、その構成要素であるクロスフィンチューブ熱交換器の高性能化は重要な技術課題であり、そのためには種々の要因からなる熱交換器全体の熱抵抗を低減する必要がある。熱抵抗の主な要因は、空気側および冷媒側の対流熱抵抗、フィンと管の接触熱抵抗、フィンおよび管の熱伝導抵抗である。これまでの研究開発によって、冷媒側では内面溝付管の溝形状最適化、空気側に関してはアルミニウムフィンのスリット形状の改良などによる対流熱抵抗の低減が図られてきた。一方、冷媒

側および空気側の高性能化が大きく進んだことにより、従来占める割合が比較的小さかった接触熱抵抗の影響が相対的に大きくなってきた¹⁾。

接触熱抵抗の原因となるフィンと伝熱管との接触部において、一般的なクロスフィンチューブ熱交換器ではフィンカラーと伝熱管が接触している面積は70%程度である。残りの約30%では、フィンと伝熱管が接触せず、フィンカラー終端とフィン根本部の曲面、伝熱管により、断面が三角形の空間が管まわりに形成されている。フィンと伝熱管の間の接触熱抵抗には、この空間による影響も含まれており、この空間を小さくすることにより接触熱抵抗を低減させることが可能である。また加工・組立工程において、フィンカラーの終端が伝熱管周りで空気側へ突出することがあるが、この突出したフィンカラー終端の空気側熱伝達への影響も考える必要がある。

本研究では、クロスフィンチューブ熱交換器のフィンカラー形状が、熱交換器性能へ与える影響について、数値流体シミュレーションにより明らかにした。

* 日本冷凍空調学会論文集, 22-3 (2005), 227 に主要部掲載
** 佐賀大学理工学部機械システム工学科 助手 工学博士
*** 佐賀大学理工学部機械システム工学科 教授 工学博士
**** 佐賀大学理工学部機械システム工学科
***** 第三部 空調・熱交材料開発グループ 主任研究員 工学博士
***** 第三部 空調・熱交材料開発グループ

2. 数値計算

2.1 計算モデル

数値計算には汎用熱流体解析ソフトウェア FLUENT を用いて、層流の三次元定常計算を行った。

Fig. 1 に示すような単列フィン管を計算対象とし、現象の周期性および対象性を考慮して、フィン一枚と伝熱管半分を計算領域とした。Fig. 2 に計算領域の概要図を示す。フィン断面方向には対称境界条件を、フィン積層方向には周期境界条件を与えた。フィン中の熱伝導と空気側の熱伝達を計算対象とし、伝熱管には境界条件として外表面に等温条件 (39°C) を与える。流入境界条件は 35°C, 1.5m/s の定常流とした。流体は空気、フィンの材質はアルミニウムとする。物性値は一定とし、Table 1 の値を用いた。

2.2 フィンカラー形状

Fig. 3 にフィンカラーと伝熱管の接触部の断面写真を示す。図の中央が伝熱管であり、左右にフィンが位置している。フィンの根元付近では、伝熱管とフィン根元部曲面、フィンカラー終端により三角形の空間が形成さ

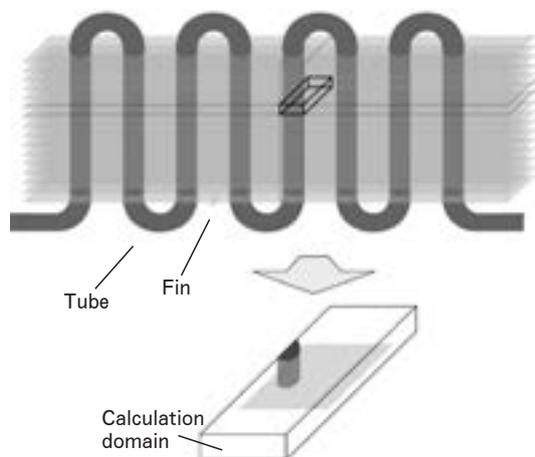


Fig. 1 Calculation domain.

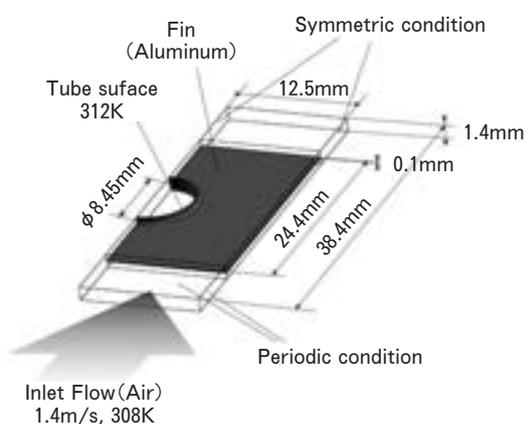


Fig. 2 Schematic diagram of calculation model.

れており、フィンが伝熱管に接触していない。またフィン終端が空気側に僅かに突出している。このようなフィンカラー形状の影響を明らかにするため、4通りのモデルで計算を行った。Fig. 4 にモデル化したフィンカラー形状を示す。全てのモデルで、隣り合ったフィンカラー同士は完全に接触していると仮定した。フィンカラーと伝熱管の接触面には、文献²⁾を参考にして接触コンダクタンス 6000, 9000, 12000W/(m²·K) を与えた。

なお Fig. 4 に示すように、それぞれのモデルで空気とフィンの接触面をフィン平板表面とフィン根本での曲面部を含むフィンカラー表面にわけ、フィンカラー形状変化がそれぞれの面の伝熱性能に与える影響を評価する。

Fig. 4(a) に示すモデル A は、Fig. 3 の熱交換器の断面写真の形状に基づいて作成したモデルであり、フィンカラーの終端が空気側へ突出していないモデルである。実際の熱交換器では、三角形の空間の大きさは一定ではないため、形状比を定義し、この形状比を変化させることにより、空間の大きさの影響を検討した。また、空間の断面形状は均一ではないが、計算では全て正三角形とした。モデル A ではフィンピッチに対して空間の一辺の長さの占める割合を形状比と定義する。

モデル B (Fig. 4(b)) では、伝熱管とフィンカラーの接触部において三角形の空間のない、フィンカラーの角度が垂直となる形状とした。他のモデルとの比較のため、三角形の空間による非接触面の代わりに、フィンカラーと伝熱管の接触面の一部に断熱条件を与えた。モデル B では、フィンピッチに対する断熱面の幅を形状比とした。

モデル C (Fig. 4(c)) では、空気側の形状はモデル A と同様であるが、空間がフィンの素材のアルミニウムで充填されている。モデル C では、形状比をフィンピッチに対する充填されたアルミニウムの一辺の長さとする。

Table 1 Properties.

	Air	Aluminum
Density [kg/m ³]	1.225	2719
Specific heat [J/(kg·K)]	1006	871
Thermal conductivity [W/(m·K)]	2.42×10^{-2}	202.4
Viscosity [kg/(m·s)]	1.79×10^{-5}	—

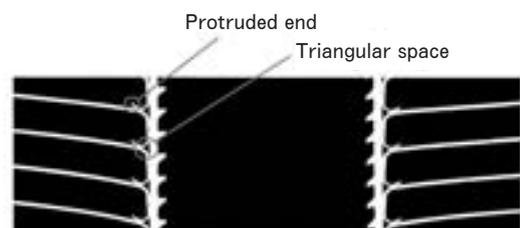


Fig. 3 Cross section photo of contact part.

モデル D (Fig. 4(d)) はモデル A と同様断面写真の形状に基づいて作成したモデルで、フィンカラー末端が空気側へ突出している形状とした。形状比はモデル A と同様に、フィンピッチに対して空間の一辺の長さの占める割合と定義する。また、突出したフィンカラーの長

さは空間の一辺の長さと同じであり、形状比と共に変化する。

計算では全てのモデルにおいて形状比を 0% と実際の形状に近い 20, 30, 40% として計算を行った。なお、形状比 0% では全てのモデルで同じ形状となる。

3. 計算結果

3.1 伝熱量

Fig. 5 に形状比と伝熱管表面での平均熱流束の関係を示す。平均熱流束は計算領域内の伝熱管の全表面積で平均化した。モデル A, B, D では、形状比の増加と共に平均熱流束は減少しているが、モデル C では平均熱流束の単調な減少は見られない。モデル間の差および形状比による熱流束の変化の原因としては、対流熱抵抗、三角形状の空間を充填したことによる熱伝導抵抗の変化、および接触面積の変化が挙げられる。

モデル A, B, D では三角形状の空間において断熱に近い状態となるため、Fig. 5 において形状比の増加と共に平均熱流束は減少している。Fig. 6 にモデル A での伝熱管表面の局所熱流束の軸方向分布を示す。周方向位置は最上流側（計算モデル中の対象境界面との交線）である。横軸の座標はフィン中央を基準（0 m）とした。三角形状の空間では、接触面と比べると熱流束が非常に小、さくはほぼ断熱状態であることがわかる。このように、三角形状の空間は伝熱の障害要因となり接触熱抵抗が増加する原因となっている。

モデル C では三角形状の空間をフィンと同一材質で充填したため、Fig. 5 に示すように平均熱流束の単調な減少は見られない。形状比による平均熱流束の変化は、空気の流れが変化したことによりフィン平板表面での伝熱量が変化したためであるがその影響は小さい。モデル C では、三角形状空間に熱伝導率の高いアルミニウムを

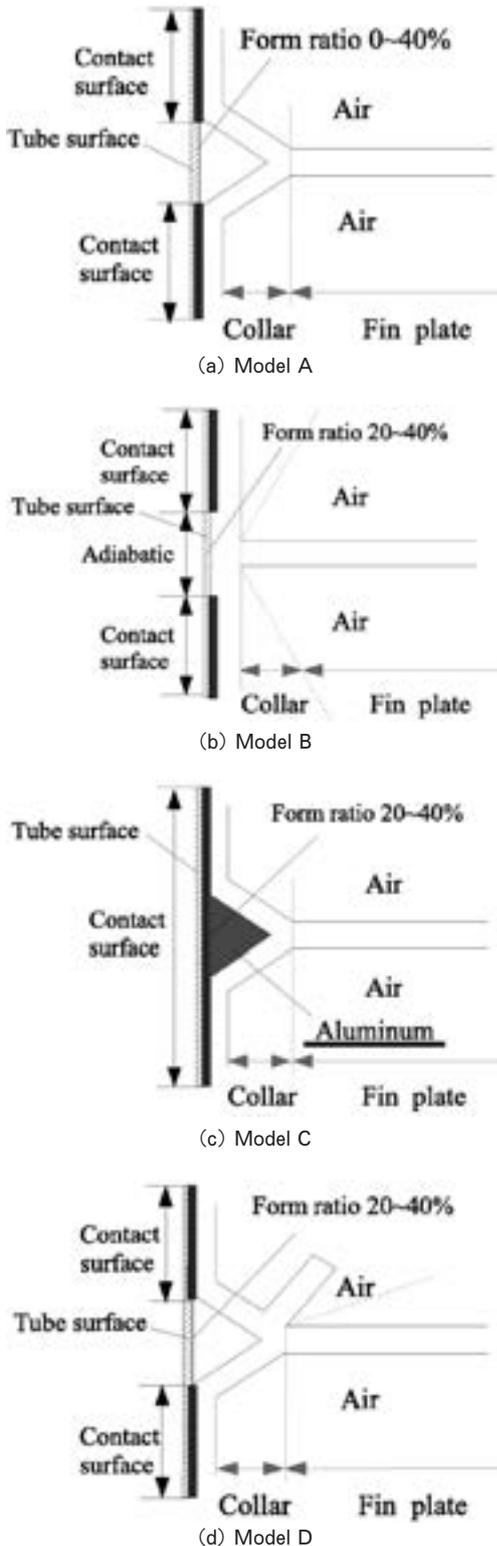


Fig. 4 Schematic diagram of fin collar models.

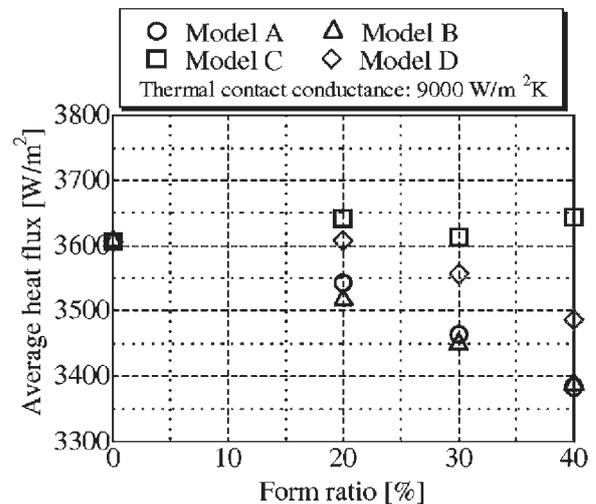


Fig. 5 Average heat flux through the tube surface.

充填することにより、フィン根元部での熱伝導が促進（熱伝導抵抗が減少）され、形状比 20~40% で 0% の平均熱流束よりも高い値となる。モデル A, B, D では、形状の変化によるフィン根元部のアルミニウムの占める体積の変化が大きくないため、熱伝導抵抗の変化は僅かである。

フィンカラーの形状の変化が、フィン平板とフィンカラーそれぞれの表面での対流熱伝達に与える影響を検討するため、Fig. 7 に各モデルにおける接触熱コンダクタンス $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ での、フィン平板表面からの空気への伝熱量、フィンカラー表面からの伝熱量と平均熱流束を示す。突出したフィン終端部はフィンカラーの一部とした。

フィン平板表面での伝熱量を表したFig. 7(a) は Fig. 5 近い傾向を示しており、Fig. 7(a) と (b) の値の違いからも熱交換は主にフィン平板で行われていることが分かる。Fig. 7(b) に示すフィンカラー表面での伝熱量は、モデル B 以外では形状比と共にフィンカラーの表面積が増加するため、伝熱量が増加する。また、各モデル間での伝熱量の差は、表面積と空気側の熱伝達の違いによる。モデル D のフィンカラー表面での伝熱量は Fig. 7(b) のように他のモデルに比べ大きな値となっているが、Fig. 7(c) に表される熱流束は低い値となっている。これはフィンカラー周りでの流速分布の影響と考えられる。

Fig. 8 にフィン中央部での流れに垂直な平面における流速分布の断面図を示す。フィンカラー空気側形状がモデル A と C では等しいため、フィンカラー表面での流速分布も等しい。モデル B では、フィン根本の直角に曲がっている箇所、モデル D では突出部根本の鋭角に曲がっている箇所熱流束が 0 に近い値をとっていることが後述の Fig. 9 から見て取れる。Fig. 8 の等速度線から分かるように、この箇所での速度勾配が緩やかであり、熱伝達率が小さくなっている。Fig. 5 において、モ

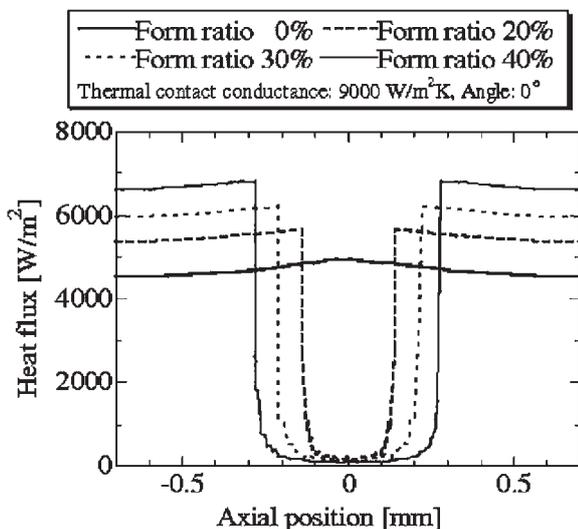
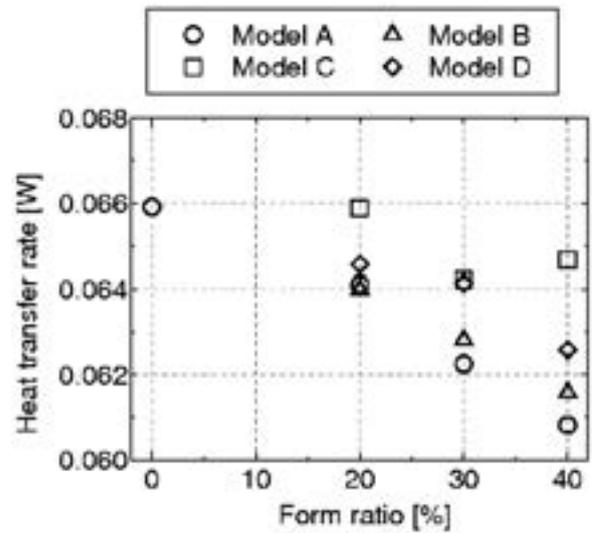
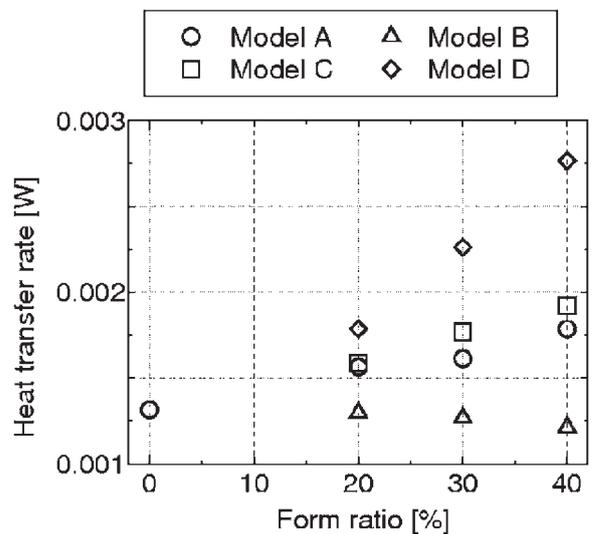


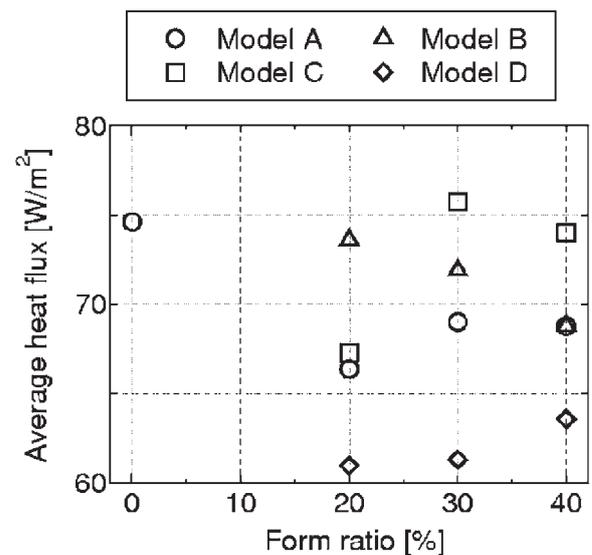
Fig. 6 Heat flux distribution at contact surface.



(a) Heat transfer rate on fin surface



(b) Heat transfer rate on fin collar



(c) Average heat flux on fin collar

Fig. 7 Heat transfer rate and heat flux on fin surface and fin collar surface (thermal conductance is $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$).

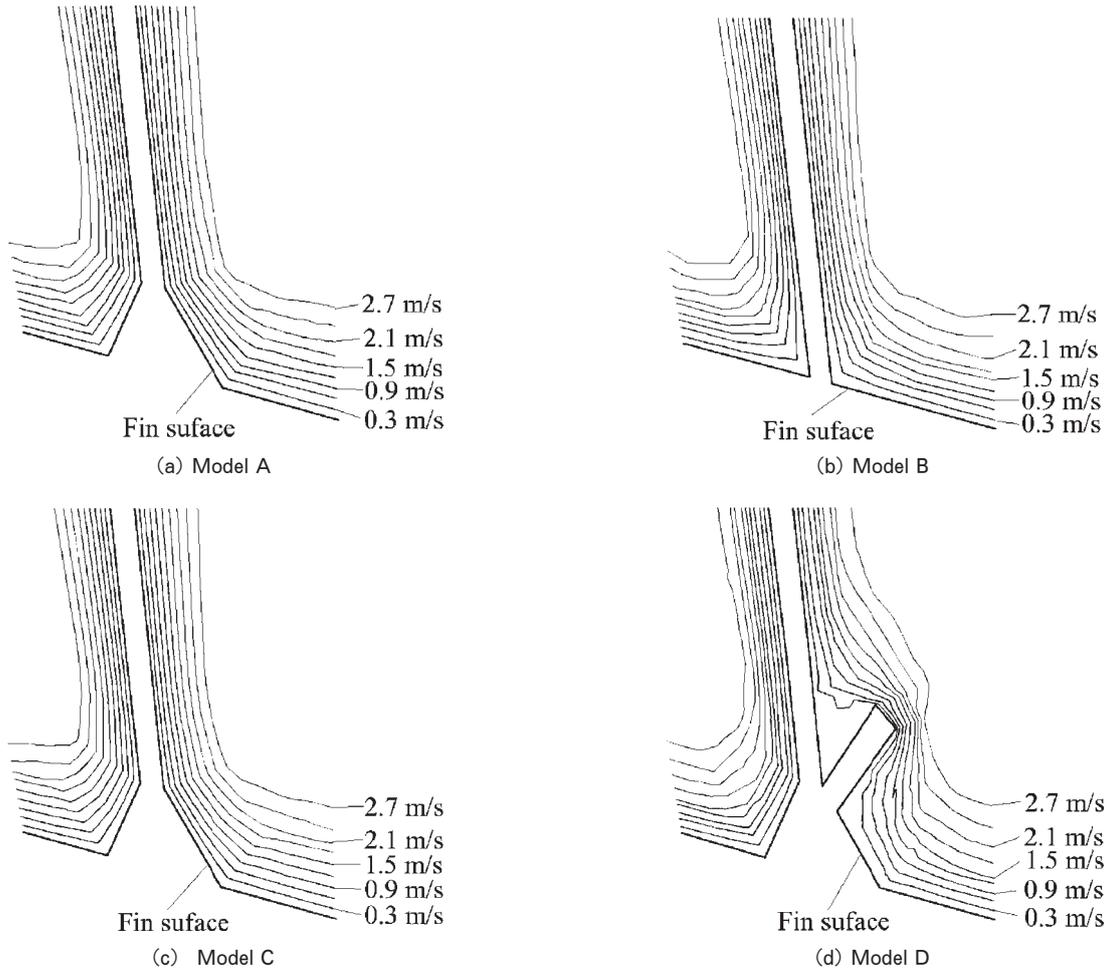


Fig. 8 Velocity contour maps (thermal conductance $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$, form ratio 30%).

デル A と B の伝熱管からの平均熱流束に僅かな差が表れているのは、この速度勾配の違いによる影響であると考えられる。

フィン平板表面での伝熱量を示した Fig. 7(a) において、モデル D がモデル A, B に比べ高い値をとっている。Fig. 9 に示した、接触コンダクタンス $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ 、形状比 30% での各モデルにおけるフィン及びフィンカラー表面での熱流束からも、モデル D では A, B に比べフィン表面での熱流束が高く、等熱流束線が複雑な形状となっていることが分かる (Fig. 9 において伝熱管後流側の白い領域では、僅かではあるが熱流束が負の値となっている)。全てのモデルで、フィン平板の面積はほぼ等しいため、フィンカラー形状がフィン平板での対流熱伝達に影響を与えていると考えられる。

Fig. 10 にフィン表面から 0.2mm 周期境界面方向に離れた平行な面での、フィン平面に垂直方向の速度分布を示す。図に示すように、フィンカラー付近以外では 0 に近い値となっているモデル A に比べ、モデル D ではフィン全面で正と負の値が交互に分布している。このことから、空気側へ飛び出たフィンの終端の影響により、フィン表面と垂直方向の流れができ、渦が発生していること

が分かる。これによりモデル D でのフィン表面での対流熱抵抗が減少し、Fig. 7(a), Fig. 9 に示されるように熱流束が増加している。

フィンカラーと伝熱管の接触面での接触熱コンダクタンスを変化させた時の、モデル A における伝熱管からの平均熱流束の変化を Fig. 11 に示す。また、参照するために接触熱コンダクタンス $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ の他のモデルの結果も示した。接触熱コンダクタンス $6000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ と $12000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ においても、 $9000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ の結果と同様に形状比が増加するにつれて平均熱流束が減少している。フィンカラー形状モデルによる平均熱流束の変化量と比べると、モデル A の形状とフィン終端が突出しているモデル D の形状の違いによる平均熱流束の変化量は、接触熱コンダクタンスを $3000\text{W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ 程度増加させた際と同じ程度であることが分かる。

3.2 圧力損失

Fig. 12 に形状比 30% でのモデル A, D での周期境界における圧力分布を示す。両モデルにおいて定性的には同様な圧力分布を示し、フィン手前では圧力は一定であり、フィン間において圧力が低下しており、特に伝熱管

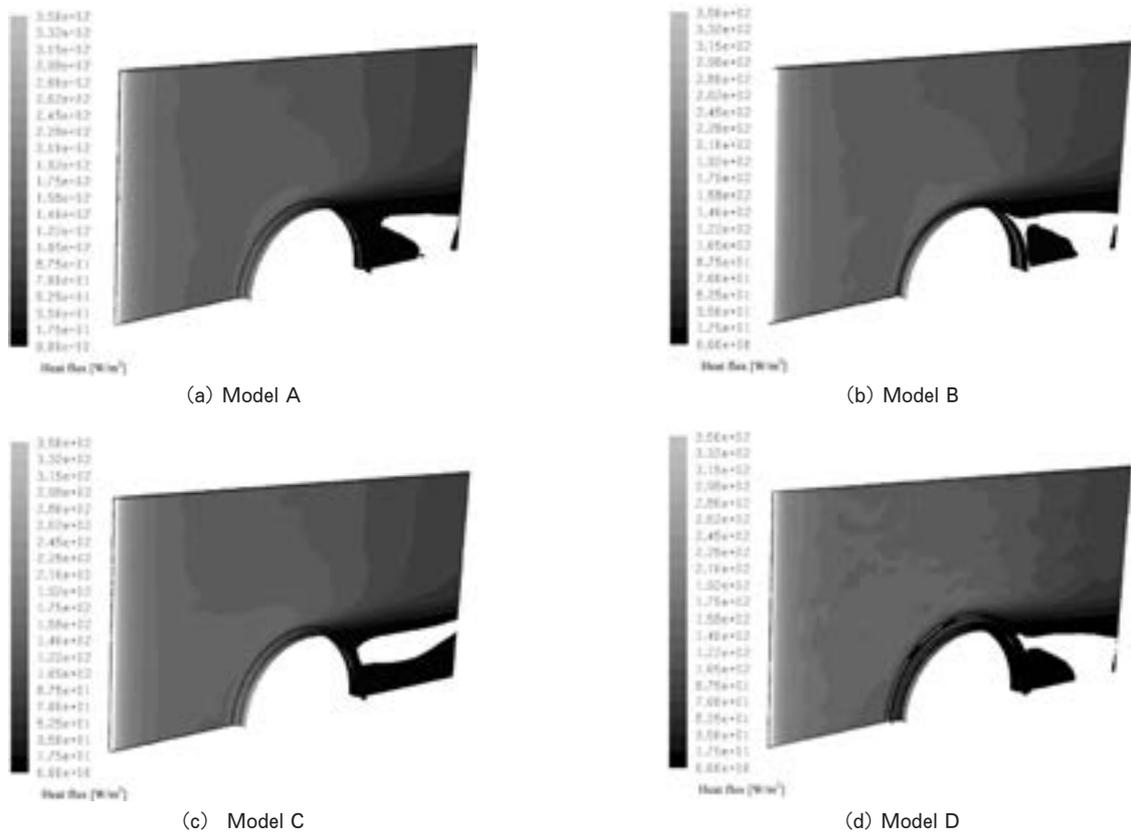


Fig. 9 Heat flux contour maps with thermal conductance $9000\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, form ratio 30%.

の後流側で低い圧力となっている。

Fig. 13 にモデル A, D での圧力損失を示す。モデル C は空気側の形状がモデル A と等しく、本計算条件では同じ圧力損失となる。モデル B はモデル A の 0% と等しい。モデル A では、形状比の変化により圧力損失がほとんど変化していないのに対し、モデル D では形状比と共に圧力損失が増大している。このことから、フィンカラーの終端が空気側へ突出することにより、圧力損失が増大することが分かる。

Fig. 13 に示す圧力損失から摩擦係数を求め、実験による経験式と比較した。摩擦係数 f は次式により求める。

$$f = \frac{d \cdot \Delta p}{2 \cdot L_2 \cdot \rho_a \cdot v^2} \quad (1)$$

ここで d は代表長さ、 Δp は圧力損失、 L_2 はフィン幅、 ρ_a は空気密度、 v は代表流速である。代表流速と代表長さには、瀬下ら^{3,4)}により提案された、低いレイノルズ数域で用いられる、空気側の流路の空間全てを基準とする平均流速と、空気側の流路の水力直径を用いた。算出した摩擦係数を Fig. 13 に示す。式 (1) において、圧力損失を除いた変数は全てのモデルにおいて等しいため、本計算結果では圧力損失と摩擦係数は比例関係にある。摩擦係数の比較には瀬下ら^{3,4)}による式 (2) を用いる。

$$f \cdot L_2 / d = 0.43 + 35.1 \cdot (Re \cdot d / L_2)^{-1.07} \quad (2)$$

ここで、 Re は代表長さ d と代表流速 v によって定義されるレイノルズ数である。本計算条件では全ての計算モデルにおいて、代表長さ、代表流速が等しいため、式 (2) より算出される摩擦係数の値は同じ値となる。Fig. 13 に示すように、Fig. 3 の実際の断面写真の形状に近い、モデル D の形状比 30% 付近で式 (2) の値に近い値となっている。

4. 結 言

クロスフィンチューブ熱交換器において、フィンカラー形状を変化させた 4 つのモデルについて、伝熱管とフィンとの間の熱抵抗および空気側の対流伝熱に関する数値解析を行い、以下の結果を得た。

モデル A, B, D では三角形状の空間の大きさを表す形状比の増加と共に接触熱抵抗が増加するため、伝熱管からの平均熱流束が減少する。また、フィンカラー終端が空気側に突出する影響を考慮したモデル D では、形状比の変化によるフィンカラー部での表面積の変化と、空気側の流速分布の変化により、モデル A, B に比べて対流熱抵抗が減少し、伝熱管からの平均熱流束が大きくなる。

一方、モデル D の圧力損失は、突出部分による流動

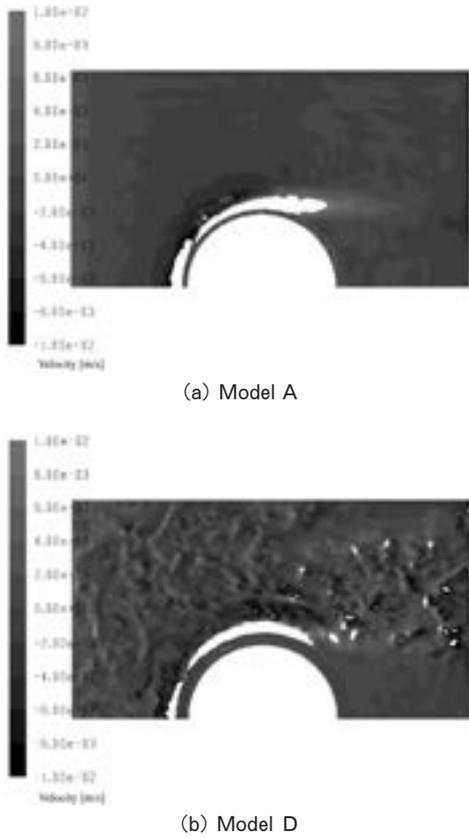


Fig. 10 Velocity contour maps perpendicular to the fin surface.

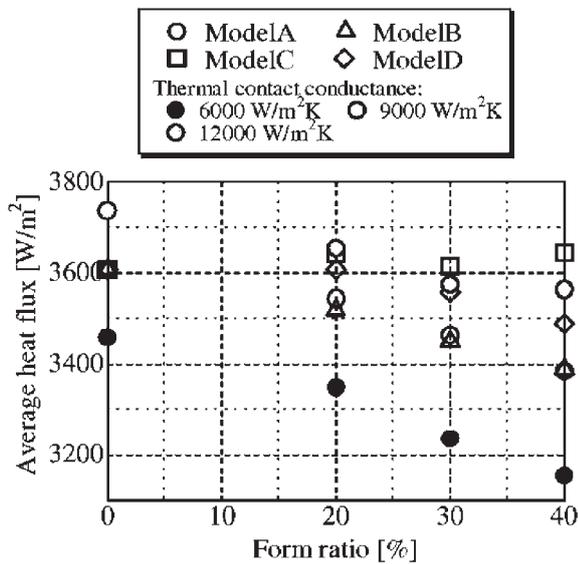


Fig. 11 Effect of thermal contact conductance on average heat flux.

抵抗の増加のため、他のモデルに比べて大きくなる。モデル A, B, C では形状変化による圧力損失の変化は僅かである。なお、実際の形状により近いモデル D の形状比 30% 付近の摩擦係数は、従来の経験式による予測値と近い値を示す。

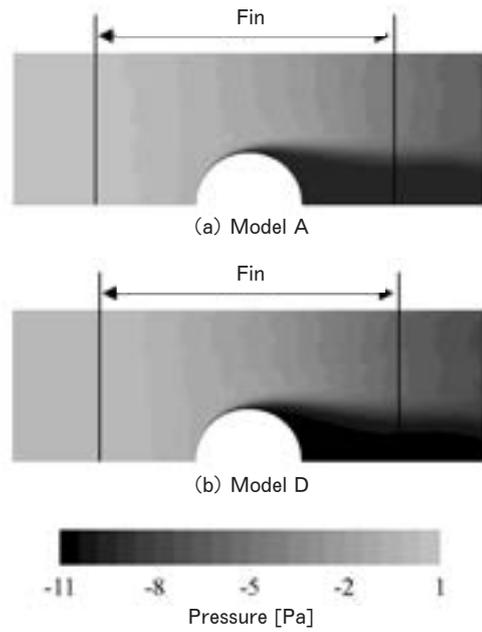


Fig. 12 Pressure distribution.

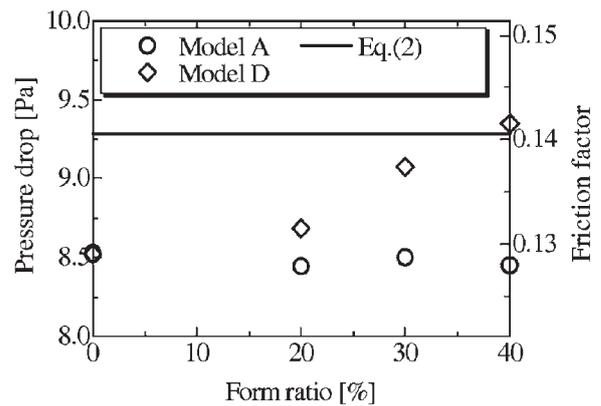


Fig. 13 Pressure drop and friction factor.

参考文献

- 1) 佐々木直栄：2006年度冷空講論，(2006)，B210.
- 2) Chang Nyung KIM, Jin JEONG, Beak YOUN and Seong Ho KIL：JSME International Journal Series B, 46-2, (2003), 1547.
- 3) 瀬下 裕，藤井雅雄：コンパクト熱交換器，日刊工業新聞社，(1992)，111-118.
- 4) 瀬下 裕，藤井雅雄：機論 B 編，53-486(1987)，581.

アルミニウム合金の高温変形

吉田 英雄* 田中 宏樹**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 87-106

High Temperature Deformation of Aluminum Alloys

Hideo Yoshida and Hiroki Tanaka

Many studies have been reported about high temperature deformation, especially, creep, superplasticity and hot workability of hot rolling or extrusion in aluminum alloys. In this report, the basic concept and the evaluation of these phenomena are reviewed and our fruits of recent research and development about high temperature deformation of aluminum alloys are mainly introduced. In creep, the Al-Mn alloy extrusion with high creep resistance for heat roller in printing machines and the Al-Mn alloy sheet with high creep resistance for battery case of cellular phones are shown. In superplasticity, the characteristics of Al-Zn-Mg-Cu, Al-Li and Al-Mg superplastic alloys are reviewed. In particular, recently, Al-Mg superplastic alloys are used for automotive body panels because these sheets are dynamically recrystallized during deformation in high strain rate. In hot working, the recent evaluation method of workability and our results are summarized. Intermediate thermomechanical treatment is effective in improving the mechanical properties or the stress corrosion resistance in hot rolled plate of high strength aluminum alloys because of reducing the grain boundaries of ingots. In warm rolling, it is found that the subgrains with thermal stability are obtained by rolling at a constant temperature and the sheet with these subgrains shows high stress corrosion resistance or high Lankford value. In extrusion, the microstructures of extrusions, that is, recrystallized, fibrous or their mixed structures depend on homogenizing conditions which change the dispersion of second phase particles and the content of solute atoms. In high strength aluminum alloys, such as Al-Zn-Mg-Cu alloys, it is found that precipitation control in homogenizing process is effective to reducing the flow stress and increasing extrudability, and further reducing the grain growth near the surface of extrusions. Finally, hot tearing about high purity aluminum and Al-Mg alloys is shown. In future, quantitative analysis of structural change during hot working would be required for microstructural control.

1. はじめに

アルミニウムの高温変形は、温度、ひずみ速度、ひずみ量で分類することができる。工業的には、降伏応力以下でのクリープと降伏応力以上での熱間加工（圧延、押出、鍛造など）が重要である。また比較的応力下で高延性が得られる超塑性も工業的に利用される状況になっている。材料を製造するプロセスでは、熱間加工を伴うことが多く、最近では組織制御の観点から、熱間加工後

の結晶粒径や集合組織を予測しようとするも行われている。ここでは、クリープ、超塑性、熱間加工の高温変形プロセスについて、その変形機構や著者らの最近の開発事例をまとめ今後の研究の一助としたい。

2. クリープ

2.1 クリープ現象

材料に一定の応力を負荷したときに、時間とともに徐々に変形が進行する現象をクリープと呼んでいる。Fig. 1は、材料に一定の温度で一定の荷重を加えたクリープ試験を行ったときの時間とひずみの関係を示すクリープ曲

* 研究開発センター 常務研究員，工学博士

** 研究開発センター 第一部，工学博士

線である¹⁾。この曲線は四つの部分からなっている。

瞬間ひずみ：荷重をかけた瞬間に生じる初期ひずみ (ϵ_0)

一次クリープ（遷移クリープ）：変形速度（ひずみ速度）が時間とともに減少する過程

二次クリープ（定常クリープ）：ひずみ速度が一定である過程

三次クリープ（加速クリープ）：ひずみ速度が次第に速くなり、破断に至る過程

二次クリープでのクリープ速度は、クリープ曲線全体のうちクリープ速度が最小であるので、最小クリープ速度とも呼ばれる。クリープ曲線は応力と温度によって変化する。温度と応力を変えてクリープ試験を行って求めた応力と最小クリープ速度の関係はクリープを考慮した設計の基礎となる。一次クリープは加工硬化が主体であるが、二次クリープでは加工硬化と同時に生じる動的回復のバランスで進行し、三次クリープは、断面積の減少や欠陥の発生、成長によって生じるとされる。これらを考慮したクリープ曲線を表す速度式が種々提案されている^{1),3),4)}。なお、クリープと関係のある現象に応力緩和 (stress relaxation) があるが、これはひずみ一定の条件下で、負荷応力が時間とともに減少する現象である。材料のクリープ特性を表す指標として、クリープ強さとクリープ破断強さ（クリープラプチャ強さ）がある。クリープ強さはある温度で二次クリープ速度がある一定値になる応力と定義する。この一定値としては、0.0001%/h (= 1%/10,000h) や 0.00001%/h (= 1%/100,000h) が使われる²⁾。

一方、クリープ破断強さは、高温で一定荷重を加えて破断するまでの時間を測定し、ある一定の時間 (100h, 1000h, 10000h) で破断する応力の値で表す。クリープ破断強さ 100MPa (250°C, 1000h) というのは、250°C で 1000h まで破断しないで耐えることのできる応力の最大値が 100MPa であることを示す。破断時間 (ラプチャ時間) と定常クリープ速度との間には、次のような関係が成立する⁸⁾。

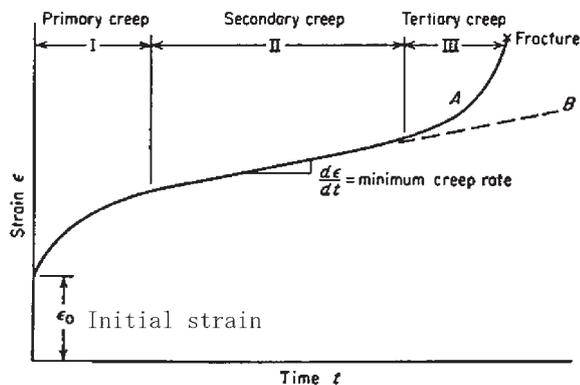


Fig. 1 Schematic diagram of creep curve in a constant-stress creep test : strain vs. time¹⁾.

$$\log t_r + m \log \dot{\epsilon}_s = B \tag{1}$$

ここでは t_r 破断時間, $\dot{\epsilon}_s$ は定常クリープ速度, m, B は定数である。各種の金属を調べた結果, $0.77 < m < 0.93$, $0.48 < B < 1.3$ の範囲にあることが分かった。短時間の破断の実験は容易であるが、長時間の破断試験は 10 年あるいはそれ以上を要するため、短時間の破断試験から長時間の破断を予測する必要がある。これを予測する方法の一つとして Larson-Miller 法などがある^{9),10)}。

2.2 変形機構

高応力ほど、また拡散が活発なほど、早くひずみが累積し、早期に破断する。多結晶体の高温クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は、結晶粒径 d にも依存し、次の実験式で表現される^{3),4)}。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{D}{b^2} \right) \tag{2}$$

$\dot{\epsilon}_0$ は定数, G は剛性率, n は応力指数, b はバーガースベクトルの大きさ, p は結晶粒径指数, D は拡散係数で、拡散係数を介して温度がクリープ則に影響する。定常クリープが出現する場合には、Fig. 2 に示すように、定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ と応力 σ との関係でいくつかの応力域に区別される¹⁾。中/高応力域では $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ となるので、この領域の挙動はべき乗則クリープ (power-law creep) と呼ばれる。応力指数 n は 3~5 の範囲にある。さらに高応力では、 $\dot{\epsilon}_s$ はこの関係よりも急激に増加するよう

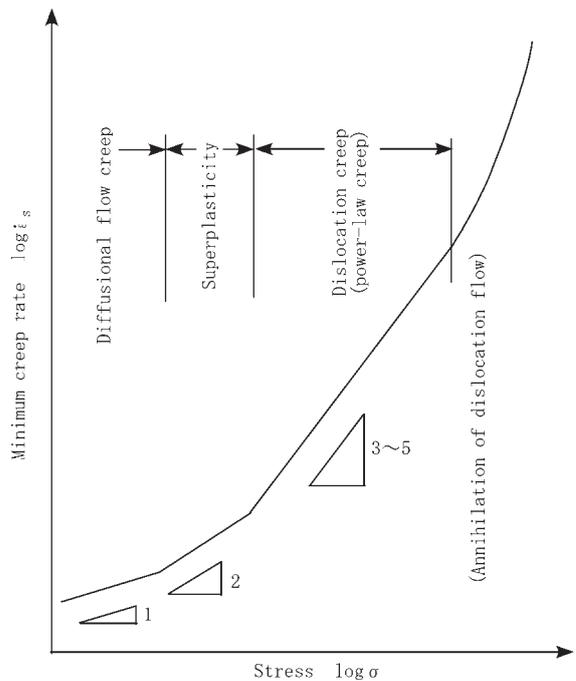


Fig. 2 Schematic diagram of transition on deformation mechanism defined by the steady-state creep rate as a function of the applied stress¹⁾.

になり、 $\dot{\epsilon}_s \propto \exp \sigma$ となり、両領域の挙動は、

$$\dot{\epsilon}_s \propto \{\sinh(\alpha\sigma)\}^n \quad (3)$$

によって統一して示されることもある。この領域では、転位が変形とともに増殖され、他の転位と相互作用し加工硬化を生じるが、拡散により転位が上昇運動し合一消滅し、その結果新たな転位の増殖とすべりが可能となり、変形が継続する。この転位のすべりでクリープが生じるので、転位クリープとも呼ばれている。転位クリープも拡散に支配されており、その拡散経路に格子拡散と転位芯拡散があり、格子拡散が支配的な領域を高温べき乗則クリープ、転位芯拡散が支配的な領域を低温べき乗則クリープとも呼ぶ。

低/中応力域である種の条件を満たせば、破断ひずみは著しく大きくなり、超塑性と呼ばれる挙動を示すこともある。さらに低応力では、転位の移動によるひずみ発生はきわめて少なくなり、結晶粒の形状変化が生じる。結晶粒に応力が作用すると、Fig. 3 に示すように、空孔は引張応力の作用している部分から圧縮応力の作用している部分に流れ、原子はこれと逆の方向に移動する。空孔の移動経路は結晶粒内と粒界面とがあり、それぞれ粒内拡散（格子拡散）クリープ、粒界拡散クリープと呼んでいる。この拡散クリープにより結晶粒の形状が変化して変形が進行する。応力指数 n は 1 で、結晶粒径が小さいほどクリープ速度が速いことが特徴である。

2.3 アルミニウムのクリープ変形

純アルミニウム（99.99%Al, 平均結晶粒径 0.3mm）を一定応力下でクリープ試験した場合と引張試験した場合の応力とひずみ速度の関係を Fig. 4 に示す⁴⁾。ひずみ速度一定になる定常状態では、同じ直線上に乗り、その傾き、すなわち応力指数 n は 4.5 である。定常クリープ速度と応力の関係は試験方法によらない。ヤング率で規格化した変形応力 σ/E が一定の条件で、定常クリープ速度と温度の逆数に対してプロットすると、変形の活性化エネルギーが得られ、この値は 145kJmol^{-1} で、純アルミニウムの格子拡散の活性化エネルギーに一致する。

Al-3mass%Mg 合金と Al-3mass%Mg-1mass%Mn 合金の応力とひずみ速度の関係を Fig. 5 に示す⁵⁾。弾性定数の温度による変化の影響を除くために剛性率 G で規格化している。Al-Mg 合金の 400°C 、 350°C では、直線関係が成り立ち、応力指数は約 3 であるが、 300°C 、 250°C の高応力域で 3 よりも大きくなる。応力指数が約 3 である領域における活性化エネルギーは約 131kJmol^{-1} である。一方、Al-Mg-Mn 合金の応力指数は高温側の 450°C では約 10 と非常に大きいが、温度が低下するにつれて一旦減少し、その後わずかに増加する。応力指数がほぼ 5 である領域の活性化エネルギーは約 133kJmol^{-1} である。両合金の変形の活性化エネルギーはほぼ等しく、Al-Mg 合金中の Mg 原子の相互拡散の

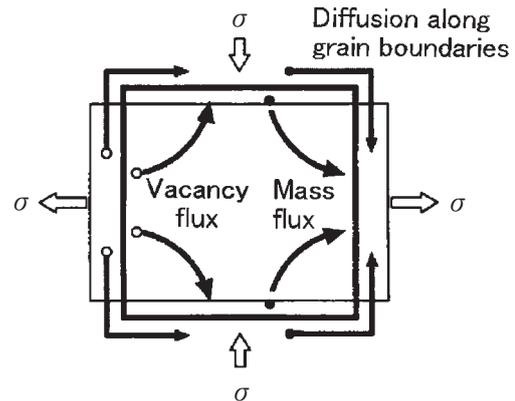


Fig. 3 Schematic diagram of diffusional flow creep³⁾.

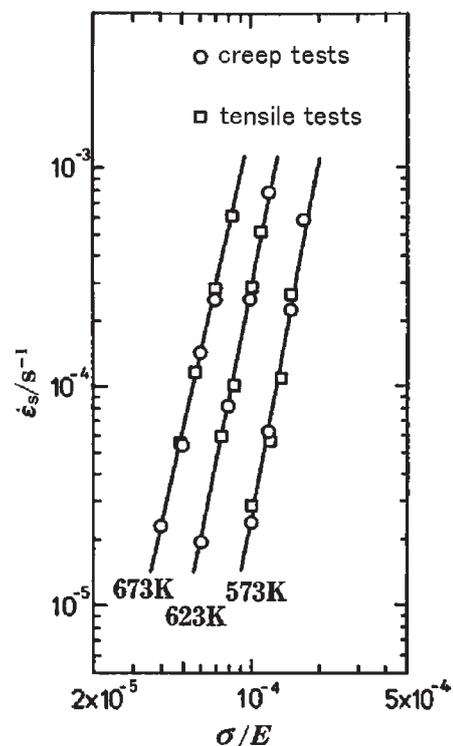


Fig. 4 Creep properties of pure aluminum alloys : 99.99% Aluminum, average grain size = 0.3mm⁴⁾.

活性化エネルギー 126kJmol^{-1} とほぼ等しい。Al-Mg 合金では、応力指数が約 3 の領域では固溶した Mg 雰囲気による転位の粘性運動が支配的で、Mg 濃度が増加するにつれてひずみ速度が低下する。

Al-Mg-Mn 合金では応力指数が一定となる領域は存在せず、ひずみ速度が応力の減少につれて急速に低下し、それ以下では変形が実際上進行しない臨界の応力、しきい値が存在する。Al-Mg-Mn 合金では平均粒子半径 $0.067 \mu\text{m}$ の非整合界面を有する Al_6Mn 粒子が分散しているが、この粒子表面で転位は消滅し、さらに変形させるためには転位の再生成が必要となる。しきい値はこの再生成に必要な応力が生じるため発現すると考えられて

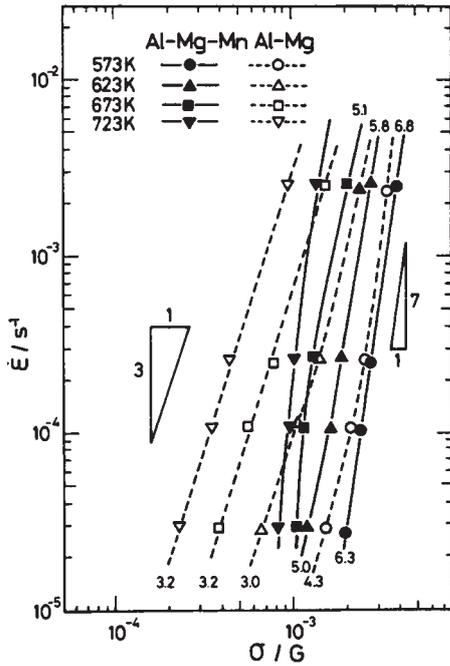


Fig. 5 Creep properties of Al-Mg and Al-Mg-Mn alloys⁵⁾.

いる⁵⁾。

Ashby が提案したアルミニウムの変形機構領域図を Fig. 6 に示す⁶⁾。これに対し、及川は実用的な観点から、ある変形速度で変形させようとしたらどのような挙動が出現するかが理解できる、ひずみ速度、温度、結晶粒径を変数とした三次元の変形機構領域図を提案している。これを Fig. 7 に示す^{1), 7)}。図中の記号は変形機構を表し、各変形機構に対する式の定数を Table 1 にまとめる¹⁾。

2. 4 耐クリープ性を向上させたアルミニウム材料

2. 4. 1 Al-Mn 系押出材

Al-Mn 系合金は成形性及び耐食性に優れることから、様々な用途に使用される。使用環境は室温から 200℃ 付近まで、幅広い条件下で所定の強度や耐クリープ性が要求される。複写機のヒートロール等では 200℃ 付近のクリープ特性が問題となる。固溶状態とマイクロ組織を変化させた 3003 合金押出材の製造条件を Table 2 に、200℃ における最小（定常）クリープ速度と負荷応力の関係を Fig. 8 に示す¹¹⁾。A 材は再結晶組織を呈し、B 材および C 材は繊維状組織である。最小クリープ速度は負荷応力の増大に伴い大きくなり、その傾きにサンプルによる差はほとんど見られない。マンガン固溶量が同等でマイクロ組織が異なる A-64h 材、B-64h 材、C-64h 材において、同一負荷の場合、最小クリープ速度は再結晶組織である A-64h 材が大きくなる。繊維状組織でマンガン固溶量の異なる B-8h 材と C-64h 材の最小クリープ速度の差は小さい。これらのことから、3003 押出材のクリープ特性はマイクロ組織およびマンガン固溶度の影響を受け

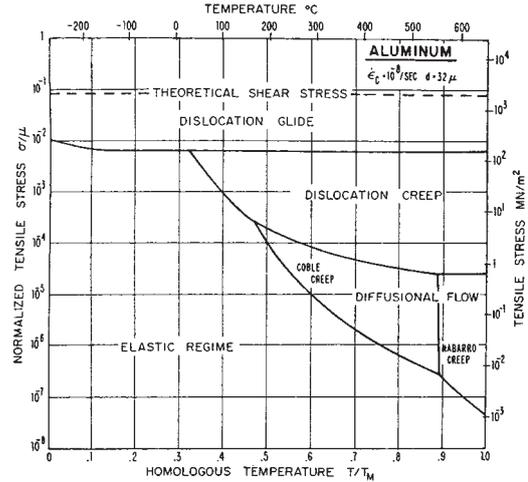


Fig. 6 Deformation mechanism map of aluminum⁶⁾.

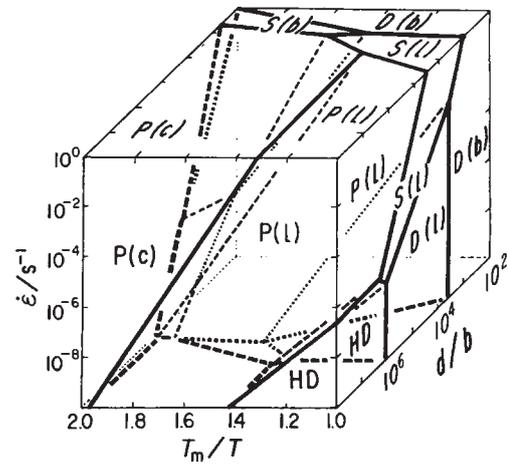


Fig. 7 Three-dimensional presentation of the deformation mechanism diagram with the axis of strain-rate for aluminum. P : power-law creep, S : superplastic flow, D : diffusion creep, HD : Harper-Dorn creep, l : lattice diffusion, b : grain-boundary diffusion, c : dislocation-core diffusion^{1), 7)}.

るが、特に前者の影響が大きいと考えられる。

2. 4. 2 電池ケース用板材

携帯電話やノートパソコン等のモバイル機器の発達によりリチウムイオン電池の生産が飛躍的に多くなってきている。当初、角形リチウムイオン電池ケースとしてスチールが利用されていた。軽量化の観点からアルミニウムへの代替が検討されたが、充放電を繰り返すことで缶体がスチールよりも膨れやすいことがわかった¹²⁾。これは缶内部の温度と圧力が增加する^{12), 13)} ことにより、クリープ変形が生じた結果である。Fig. 9 はリチウムイオン電池缶壁相当の加工を加えた 1050, 3003 合金硬質板の、100℃ におけるクリープ曲線である¹⁴⁾。一次クリープ量は 3003 合金板の方が 1050 合金板より大きくなるが、定常クリープ速度は 3003 合金板の方が小さいために、

Table 1 Constants in eq. (4) for each deformation mechanism¹⁾.

Mechanism		Constants			Diffusion coefficient
		A	n	P	
High temperature power-law creep	P(l)	2.5×10^6	~ 5	0	Lattice diffusion
Low temperature power-law creep	P(c)	1.25×10^8	~ 7	0	Dislocation-core diffusion
Superplasticity by lattice diffusion	S(l)	8×10^6	2	2	Lattice diffusion
Superplasticity by grain-boundary diffusion	S(b)	2×10^5	2	3	Grain-boundary diffusion
Harper-Dorn creep	HD	1.7×10^{-11}	1	0	Lattice diffusion
Lattice diffusion creep	D(l)	2.8×10^1	1	2	Lattice diffusion
Grain-boundary diffusion creep	D(b)	6.68×10^1	1	3	Grain-boundary diffusion

annotation

$$\dot{\epsilon}_s = AD \left(\frac{Gb}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{b}{d} \right)^p \quad (4)$$

Table 2 Experimental procedure on the 3003 extruded bars and their electrical conductivity⁸⁾.

Sample	Homegenizing conditions	Extruding conditions		400°C heating time (h)	Electrical conductivity (%IACS)
		Temperature(°C)	Diameter of rod(mm)		
A	630 °C-10h WQ	450	φ 20	64	47
B	630 °C-10h WQ	300		8	40
				64	49
C	non	450		64	49

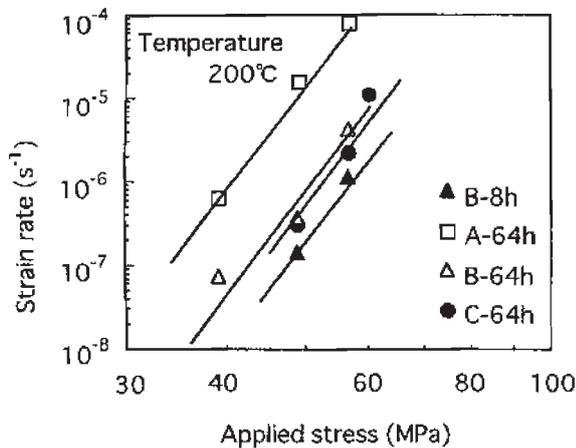


Fig. 8 Effect of homogenization conditions on minimum creep rate of extruded bars¹¹⁾.

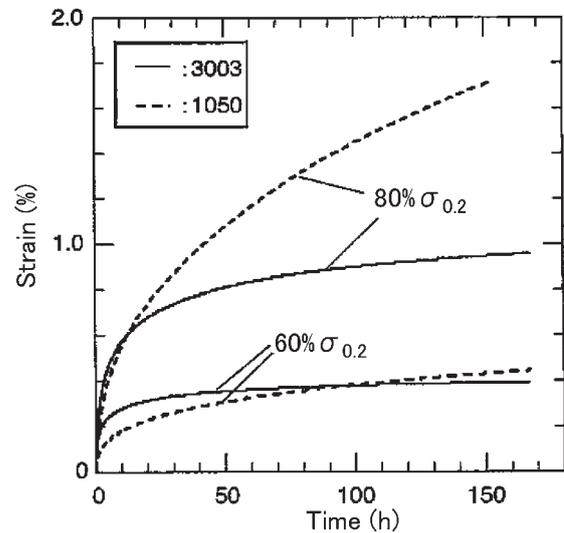


Fig. 9 Creep curves of 1050 and 3003 alloy sheets at 100°C under loading of 60% and 80% of yield strength¹⁴⁾.

試験途中でひずみ量が逆転する。硬質板の場合も、マンガ添加が耐クリープ性を向上させることがわかる。(2)式を用いた解析から、応力指数は1050合金板が5.8、3003合金板が4.6であることから転位クリープが支配的である。3003合金に銅添加や銅とマグネシウムの同時添加によって、さらに耐クリープ性が改善される¹⁵⁾。これらの知見からリチウムイオン電池ケース用材料としてAl-Mn-Mg-Cu系MG212が開発された。

Fig. 10はMG212と3003に85°Cで100MPaの負荷を与えた場合のクリープ曲線を示す。サンプルの調質はFig. 9と同じく、缶壁相当の加工を加えたものである。MG212の100h後のひずみ量は、3003の約1/4に抑えられている。

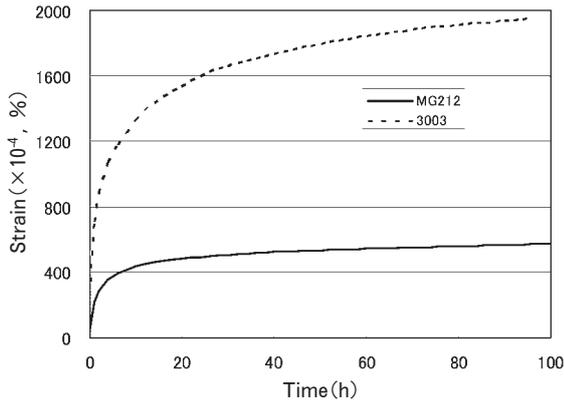


Fig. 10 Creep curves of MG212 and 3003 alloy sheets at 85°C under loading of 100MPa.

3. 超 塑 性

3.1 超塑性とその機構¹⁷⁾

超塑性とは「多結晶材料の引張変形において、変形応力が高いひずみ速度依存性を示し、局部収縮を起こすことなく数百%以上の巨大な伸びを示す現象」と定義されている¹⁶⁾。結晶粒径が10μm以下の超微細粒、微細な二相混合組織では超塑性を生じる。また、変態を生じる合金では、変態点を上下するような熱サイクルを与えると超塑性を示す。

微細結晶粒を有する材料を、ある温度で引張変形を行うと、変形応力が一定の定常変形を示す。この時の変形応力σとひずみ速度ε̇の関係は次式で示される。

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \tag{5}$$

ここで、Kは定数、mはひずみ速度感受性を示すパラメータである。

一方、定常変形での荷重をP、断面積をA（原断面積をA₀）とすると、ひずみ速度は次式で表される。

$$\dot{\epsilon} = \frac{d}{dt} \ln \frac{A}{A_0} = -\frac{1}{A} \cdot \frac{dA}{dt} \tag{6}$$

式(5)、(6)より

$$-\frac{dA}{dt} = A \cdot \dot{\epsilon} = \left(\frac{P}{K}\right)^{\frac{1}{m}} / A^{\frac{1-m}{m}} \tag{7}$$

式(7)より、m = 1の場合は

$$-\frac{dA}{dt} = \frac{P}{K} = (const.) \tag{8}$$

となり、断面積が変化しても、断面積の減少速度は一定に保たれ、大きな伸びの得られることがわかる。一方、m < 1であると、変形が進みAが減少するにつれて、断面積の減少速度が増大し、より早期に破断することに

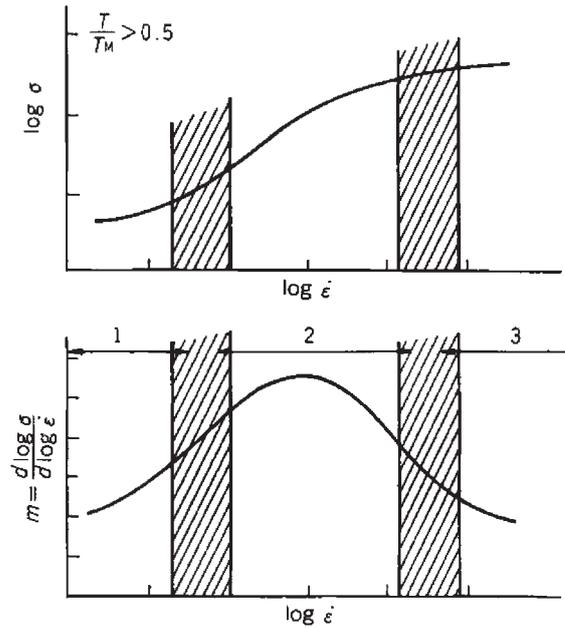


Fig. 11 Relationship of stress and strain-rate sensitivity (m)¹⁷⁾.

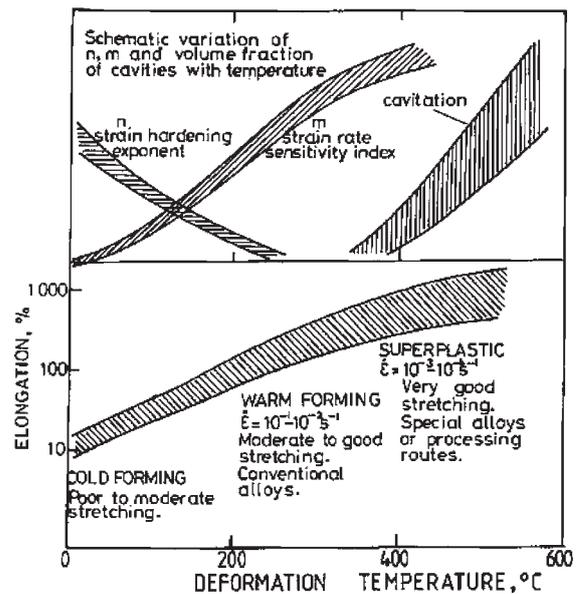


Fig. 12 Stretch-formability of aluminum alloys indicated by uniaxial tensile properties¹⁸⁾.

なる。Backhofenは、m値と伸びのおおよその対応関係を示した上で、超塑性と称しえる伸びはmが0.3以上の変形条件下で得られるとした。

微細結晶粒組織を有する材料の変形応力に及ぼすひずみ速度の影響は、Fig. 11に示すようなS字状となり、この曲線の傾きからm値が求められる。このm値の曲線はFig. 11からわかるように、中間領域でピークを形成し、三つの領域に区分けられる。中間領域2が超塑性を示す範囲である。m値が大きいくほど超塑性を示すのは、ネッキングが発生しても、わずかなひずみ速度の変

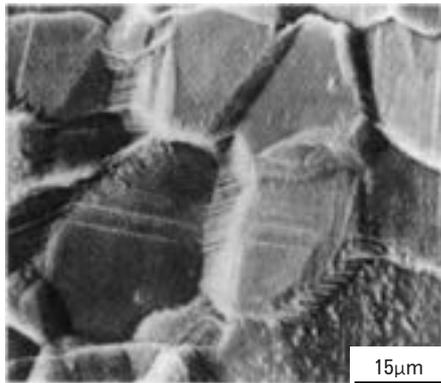


Fig. 13 Fracture surface of Al-Zn-Mg-Zr alloy after superplastic forming at about 30% elongation¹⁹⁾.

動に対しても変形応力 σ が大きく変化するため、その部分のひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ が増加して変形応力が大きくなり、変形が隣接する個所に移行してネッキングの発達が阻止されるためと考えられる。なお、Fig. 11 に示す S 字状曲線から m 値を求める方法では何本もの引張試験が必要になるため、ひずみ速度急変法により一本の引張試験から m 値を求めることも多い¹⁷⁾。以上のことから、微細結晶粒組織を有する材料の超塑性は適正な温度およびひずみ速度の変形条件下で顕著となり、超塑性変形時の変形応力は比較的小さく、またひずみ速度に対して敏感であるといえる。

超塑性を表す m 値は、もう一つの指標である伸び値と比較的良好な相関がある。アルミニウム合金の成形性に及ぼす変形温度の影響を Fig. 12 に模式的に示す¹⁸⁾。一般的に引張試験温度が高温になるほど、 m 値や伸びは大きくなる傾向がある。200-400°C は温間成形の領域で、400°C 以上が超塑性を示す温度域である。領域 2 での超塑性変形の金属学的特徴は、顕著な粒界すべり、結晶回転、三次元的な結晶粒の相対的移動、結晶粒の等軸性維持、ひずみ誘起粒成長、キャビテーションなどが上げられるが、最も大きな特徴は、変形が粒界すべりで進行することである。Fig. 13 は Al-Zn-Mg-Zr 合金の超塑性変形後の表面である。全ひずみに占める粒界すべりの割合は 65% に及ぶとされている¹⁹⁾。粒界すべりにおいて、粒界や粒界三重重点では隣接粒との重なり合い、あるいは空隙を調整するために、結晶粒自体の局所的変形および応力の緩和が必要であり、このような調整過程として、転位の運動、拡散流動等のメカニズムが提案されている。

3.2 アルミニウム合金の結晶粒微細化と超塑性^{20), 21)}

結晶粒微細化の方法として、Wert は、①相変態による方法、②二相合金の加工による方法、③二相合金の相分離による方法、④再結晶による方法の四つをあげている。この模式図を Fig. 14 に示す²²⁾。

相変態を利用した方法では、鋼の場合がよく知られており、変態点近傍で加熱冷却を繰返すと α/γ 相間の相変態により結晶粒が微細化する。二相合金の加工による方法では、予め二相組織を持つ共晶合金や共析合金に圧延や引抜で強加工を与えて伸張させかつ分断させた後、焼鈍して球状の等軸微細粒組織を得る。Zn-Al 合金や Al-Ca, Al-Cu, Al-Ni 共晶合金の超塑性化にはこの方法が用いられる。二相合金の相分離による方法は、マルテンサイト組織や過飽和固溶体のような非平衡状態を、焼鈍により二相分離させて微細組織を作るもので、焼鈍の前に温間加工すると微細化が促進される。Zn-Al 共析合金に対して用いられる。再結晶による方法には、不連続再結晶と連続再結晶による二種類があり、前者は核生成・成長により新しい方位の微細再結晶粒が生じ、後者はその場再結晶とも呼ばれ、加工組織の方位を保ったまま亜結晶粒が成長して微細再結晶粒となる。

実用アルミニウム合金の超塑性材では、強加工を与えた後不連続再結晶させ微細結晶粒を得て超塑性変形させる場合と、高温変形の比較的初期段階で連続再結晶させ微細粒とし超塑性変形させる場合がある。前者は予め再結晶させるため静的再結晶型、後者は非再結晶組織を高温変形で再結晶させるため動的再結晶型の超塑性とも呼ばれている²³⁾。他の金属の動的再結晶と挙動が異なるため動的連続再結晶と称して区別することもある。ここでは Al-Zn-Mg-Cu 系合金と Al-Li 系合金、最近、自動車で実用化されている Al-Mg 系合金の超塑性を述べる。

3.2.1 Al-Zn-Mg-Cu 系合金

航空機用アルミニウム合金では、強度、靱性、疲労強度、耐応力腐食割れ性を向上させるため、各種の加工熱処理法 (Thermo-Mechanical Treatment) が考案され結晶組織の改善が図られた²⁴⁾。この加工熱処理法を応用すると結晶粒が微細化することがわかり、Wert らは、7075 あるいはその不純物量を減らした 7475 に適切な加工熱処理を施し、結晶粒径 10 μm 程度の再結晶粒を得た。この方法を Fig. 15 に示す²⁵⁾。厚板を溶体化処理・水焼入れした後、400°C で 8 時間の過時効処理を施し、0.75-1 μm 程度の第二相粒子を析出させ水冷する。その後、220°C の温間加工で 90% の強加工を与え、急速加熱して再結晶させる方法である。こうして得られた微細再結晶粒は 480-500°C で 10⁻⁴s⁻¹ のひずみ速度で超塑性を示す。Fig. 16 は、工業的に製造された 7475 超塑性材 (平均結晶粒径 10 μm) のマイクロ組織およびその変形応力と m 値である。再結晶化させた板材を溶体化処理後水焼入れし、適度な冷間加工を与えた後、再結晶温度以下の温間温度域で数 10% の予ひずみを与えると亜結晶粒が形成される。この材料を超塑性温度まで昇温させても亜結晶粒のまま、高温変形により動的再結晶して 10 μm 以下の微細粒が形成され、10⁻³s⁻¹ のひずみ速度で 800% の伸びを示す²⁶⁾。

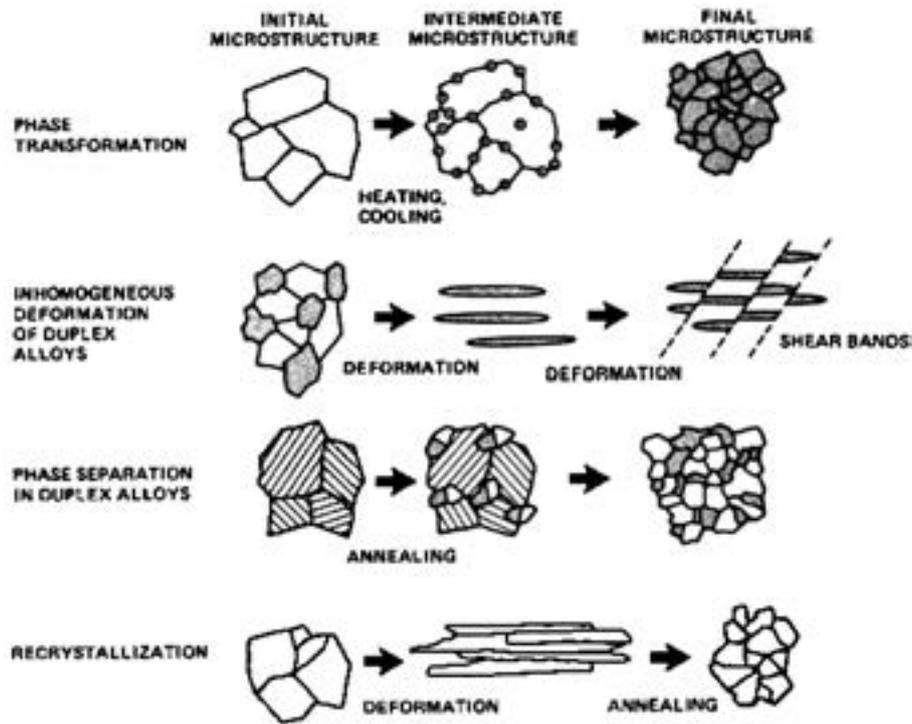


Fig. 14 Schematic diagram showing mechanisms of grain refinement in several processes²²⁾.

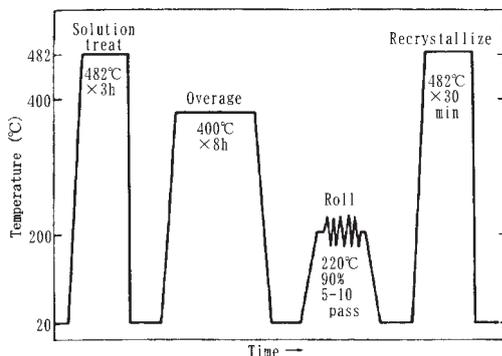


Fig. 15 Schematic diagram showing the four step thermomechanical processing treatment developed for grain refinement in 7075 aluminum alloy²⁵⁾.

3. 2. 2 Al-Li 系合金

低密度、高弾性を有する Al-Li 合金は、次世代の航空機用アルミニウム合金として注目されてきたが、7000 系合金並みの靱性や疲労強度が得られず、まだ一部で実用化されているだけである。Al-Li 系合金 8090 は Zr が添加された合金で、7475 と同じ加工熱処理を施しても非再結晶組織で、500°C、 10^{-3}s^{-1} のひずみ速度を与えると、動的再結晶により $10\mu\text{m}$ 以下の微細粒となり 500% 以上の伸びを示す。Fig. 17 はこの超塑性変形時の断面マイクロ組織および板面の集合組織の変化であるが、連続再結晶であることがわかる²⁷⁾。

冷間圧延を行った超塑性材は casting 時の不純物が残存し

やすく、伸びが圧延方向で異なる異方性を示すが、適切な析出処理を行い、析出温度で温間圧延を行うと異方性が改善される。温間圧延を施した 8090 超塑性材の伸び、 m 値を Fig. 18 に示す²⁷⁾。

3. 2. 3 Al-Mg 系合金

Al-高 Mg 系合金は結晶粒が比較的大きくても、高温で 300% 以上の延性を示す。Fig. 19 は、ほぼ $100\mu\text{m}$ の結晶粒径を有する Al-5.5%Mg および Al-5.5%Mg-0.3%Cu 合金棒材を 10^{-2}s^{-1} のひずみ速度で高温引張試験を行ったときの伸びを示す²⁸⁾。特に Cu が添加された合金が 400°C 以上で高い伸びを示す。440°C での真応力真ひずみ曲線を Fig. 20 に示す。Al-Mg 系合金が高温で高い延性を示すのは、従来の超塑性合金のような粒界すべりが支配的でなく、変形中に粒内に垂結晶粒などを形成し動的復旧(4.2 参照)が進行するためと考えられている²⁸⁾。また Cu が添加されると高い伸びを示すのは、Al-Mg 合金では高温変形中に Mg が粒界に拡散して粒界に沿った β 相を形成してキャビティを生成しやすくなるのに対し、Al-Mg-Cu 合金では Fig. 21 に示すように、粒内や粒界に凝集化した T 相を生成して、キャビティの生成を抑制するためと考えられている²⁸⁾。

微量 Cu 添加された Al-高 Mg 合金板材 (SX01) の高温延性に対するひずみ速度の影響を Fig. 22 に示す²⁹⁾。500°C では高速で変形した方が高い延性を示し、高速変形が可能であることがわかる。比較として従来の微細粒超塑性材 5083 合金の伸び ($2 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$) を示す。

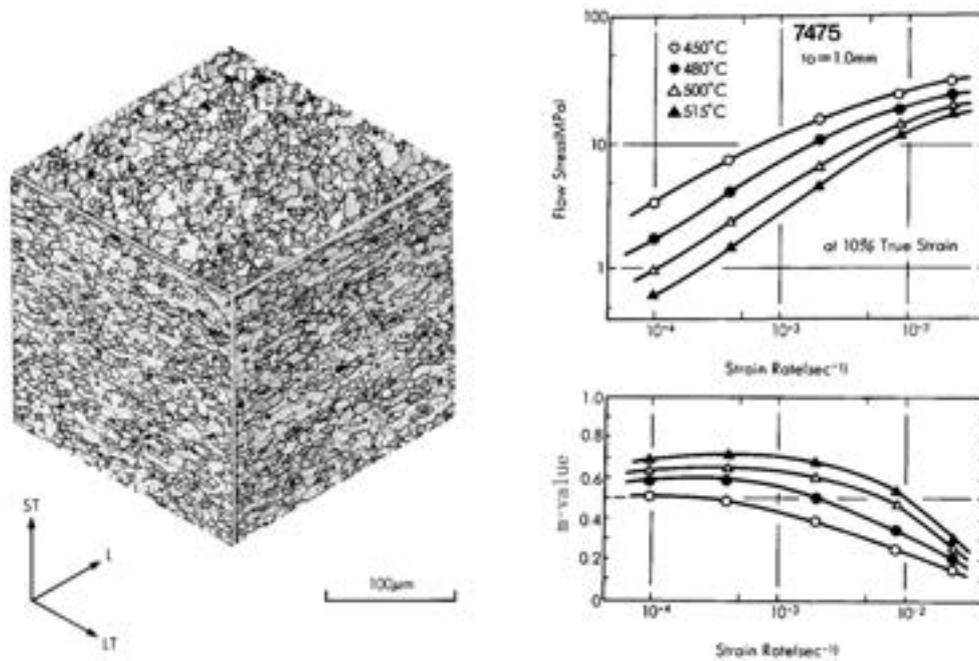


Fig. 16 Microstructure, flow stress and m-value of superplastic 7475 alloy sheets.

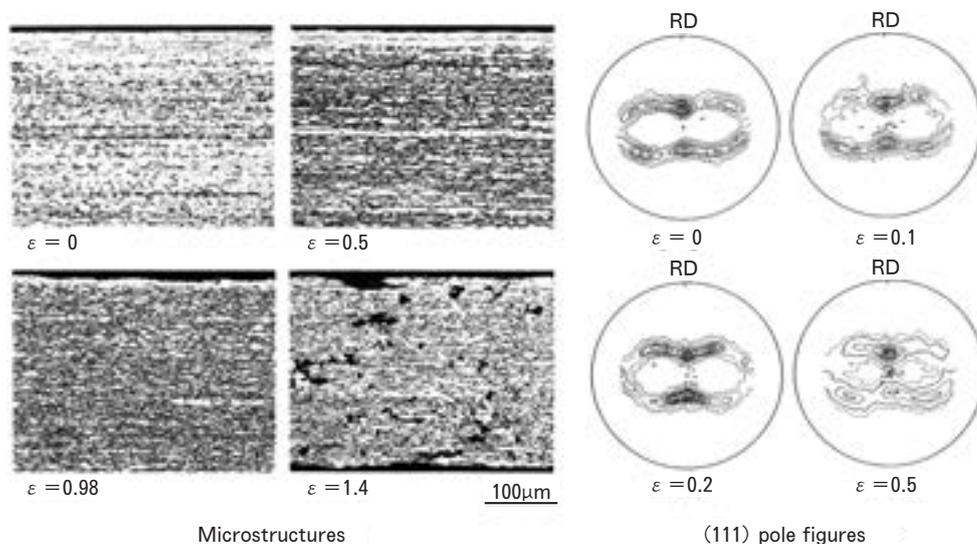


Fig. 17 Microstructures (L-ST section) and (111) pole figures of 8090 alloy sheets after superplastic forming²⁷⁾.

5083 合金も結晶粒を 10-20 μm 程度に微細化すると高温で超塑性を示し各種用途に実用化されてきたが、自動車ではその成形速度がプレス成形に比べ遅いことがネックとなり実用化が遅れていた。しかしながら、最近、成形圧力を増すことにより成形速度をアップするブロー成形技術が進歩し大幅な成形時間が短縮できるようになってきて、ホンダレジェンドのフェンダーやトランクリッドのブロー成形に実用化されている³⁰⁾。Agarwal ら³¹⁾

は、5083 系合金を 0.01s^{-1} より高速で変形させると一定のひずみ量で動的に再結晶し、この動的に再結晶開始するひずみ量は、ひずみ速度が大きくなれば小さくなり、結晶粒径も小さくなると述べていて、5083 合金の高速化が可能なのは変形中の動的再結晶によるものと考えられる。Fig. 23 は 5083 合金の超塑性変形 (500°C , 10^{-2}s^{-1} , 100% 伸び) 前後の結晶粒組織である。

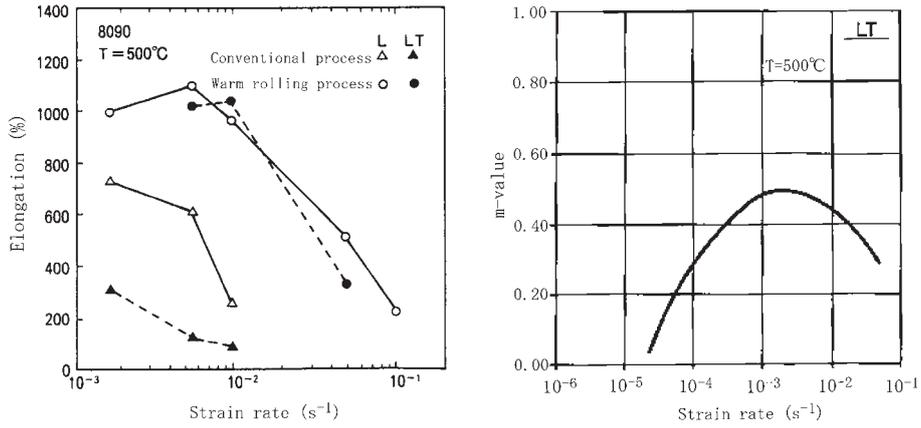


Fig. 18 Elongation and m-value of 8090 alloy sheets in superplastic forming²⁷⁾.

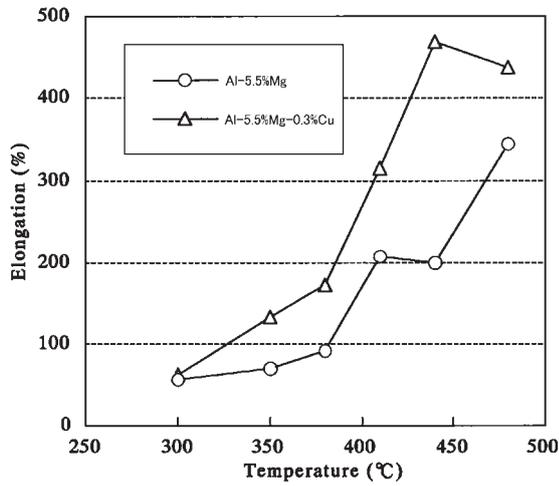


Fig. 19 Elongation changes in elevated temperatures by stretching at strain rate of 10⁻² s⁻¹²⁸⁾.

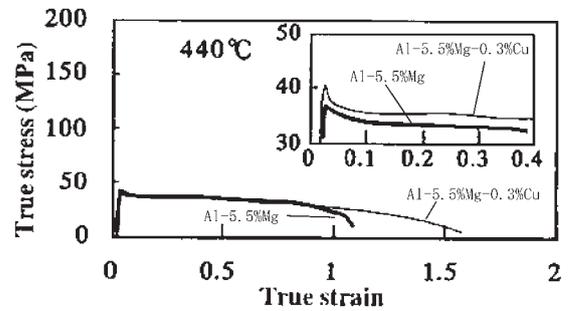


Fig. 20 Flow stress curves in Al-5.5%Mg and Al-5.5%Mg-0.3%Cu at 440°C²⁸⁾.

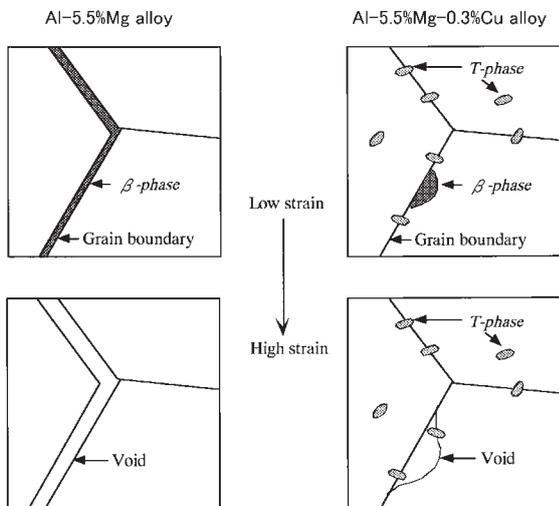


Fig. 21 Schematic diagram of void formation during the hot deformation²⁸⁾.

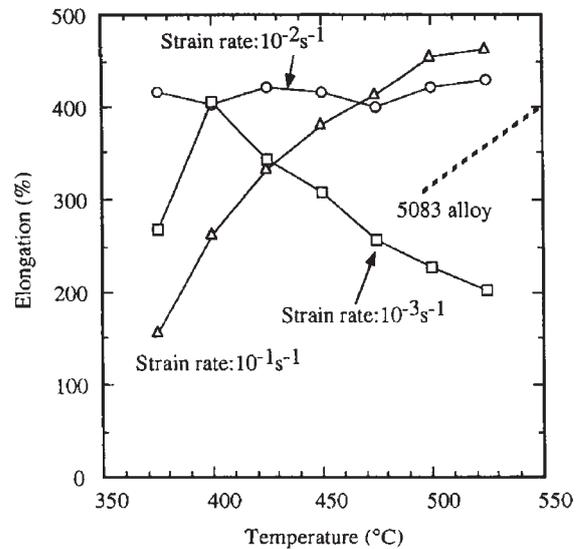


Fig. 22 Relationship between temperature and elongation of SX01²⁹⁾.

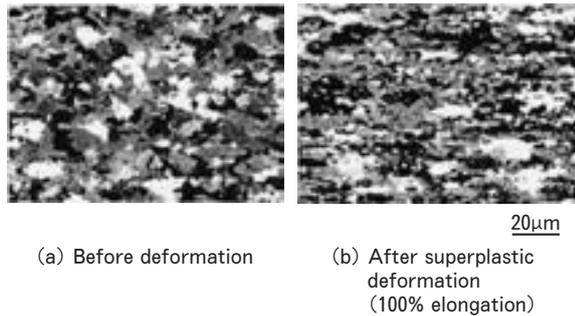


Fig. 23 Microstructural changes by superplastic deformation in 5083 aluminum alloys. (500°C, 10^{-2} /s, 100% stretched)

4. 熱間加工

工業的な熱間加工には、熱間圧延、押出、鍛造があり、均質化熱処理が施された鋳塊をアルミニウム合金の再結晶温度以上の高温で、高ひずみ速度、高加工度（高ひずみ）の変形を与え所定の形状に加工する方法である^{31), 32)}。熱間圧延は、通常、粗圧延と仕上げ圧延に分けられ、可逆式の粗圧延機で多段のパススケジュールにより圧延し、その後、タンデム式圧延機で圧延し巻き取る加工である。押出は、ビレットを、棒、管、形の形状に加工する方法である。押出方式で直接押出と間接押出に分類され、直接押出はコンテナの内部に挿入されたビレットを前面に配置されたダイス穴を通して押出する方式で、間接押出はコンテナ内のビレットにダイスを押し当てて押出する方法で、直接押出に比べて、ビレットとコンテナとの摩擦がほとんどないため、押出力が小さいのが特徴である。このような高温、高ひずみ速度、高加工度での加工中の金属組織の変化は重要で、熱間加工中に鑄造組織が壊され、動的回復や再結晶が進行する。ここでは、熱間加工性の評価方法と熱間加工中の組織形成過程について述べる。最後に、実用的に問題となる熱間加工時の脆性についても触れる。

4.1 各種熱間加工法と評価法

4.1.1 圧延と押出の応力状態とひずみ速度

板の変形は、板縁近傍を除きほぼ平面ひずみ圧縮状態になっている。圧延材の変形抵抗は、温度、ひずみ速度、ひずみの関数であり、二次元変形を仮定するならば、平面ひずみ圧縮試験から直接、あるいは単純圧縮試験、引張試験またはねじり試験の結果から降伏条件を用いて算出できる³³⁾。圧延における板のひずみ速度は、一般に平均ひずみ速度で評価している。この平均ひずみ速度は圧下率に対応する相当ひずみを、圧延速度から求まる板のロール接触弧通過時間で割ることによって算出することが多い。ロールと材料間の相対的なすべりが小さいとして無視され導かれたもので、以下には一例として、Ekelund の式をあげる³⁴⁾。

$$\dot{\epsilon} = \nu\Phi / (Rh_1)^{1/2} \quad \Phi = \frac{2}{2-r} r^{1/2} \quad (9)$$

ここで ν はロールの周速、 R はロール半径および h_1 は圧延前の板厚、 r は圧下率である。

押出はビレットを細長い製品に加工する圧縮加工法の一つであるが、特に、直接押出ではコンテナとビレットの間で摩擦が生じ、せん断変形が働く。またダイスと接触した面にはデッドメタルゾーンが形成され、メタル同士でせん断変形が生じる。このため応力・ひずみ状態は、コンテナ付近やデッドメタルゾーン近傍では変化するが、丸棒の平均のひずみ速度は、一般的には次の Feltham の式で近似できる³⁵⁾。

$$\dot{\epsilon} = \frac{6D_B^2 V_R}{D_B^3 - D_R^3} \ln R \quad (10)$$

D_B と D_R はビレットと押出材の直径で、 V_R はラム速度、 R は押出比（ $= D_B^2 / D_R^2$ ）である。上界法や FEM を用い、Feltham の式を改良した式も用いられている³⁵⁾。

4.1.2 熱間加工性評価法

熱間加工時の変形抵抗や変形能あるいは組織変化を評価するために、引張試験、円柱圧縮試験、ねじり試験、平面ひずみ圧縮試験等の試験法がある。引張試験は、変形速度が遅く、均一変形する量が小さいなどの問題がある。円柱圧縮試験も、定性的には加工性評価によく利用されるが、端面の影響や変形の不均一で定量的な扱いが難しい³⁶⁾。

ねじり試験は試験片にネッキングやバレルングを生じさせることなく、大きなせん断変形を付与することができる。このため、熱間加工時の応力ひずみ曲線を測定するために用いられる。試験片外周面でのせん断応力 τ は、下記の式で表される³⁷⁾。

$$\tau = M(3+m+n)/2\pi r^3 \quad (11)$$

ここで、 M は試験片を変形させるためのトルク、 r は試験片半径、 m はひずみ速度感受性係数（ $\log M$ を $\log \dot{\theta}$ に対してプロットして、その傾きから m を求める。 θ はねじり角で、 $\dot{\theta}$ はその変化速度を表す）、 n は加工硬化係数（ $\log M$ と $\log \dot{\theta}$ でプロットした直線の傾き）を示す。せん断応力は試験片の径によって変化するため、試験片の厚みをできる限り薄くして座屈しないようにする。

円柱圧縮試験では試験ジグと試験片の間で摩擦力が働き、樽型につぶれることが多い。半径方向に均一な変形をすると仮定すると、平均変形応力（ σ_a ）は下記の式で求められる³⁷⁾。

$$\sigma_a = 4Ph/\pi D_0^2 h_0 \quad (12)$$

ここで、 P は荷重、 h は試験片厚み、 D_0 は初期試験片半径、 h_0 は初期試験片高さを示す。上述したとおり、実際の変形は樽型形状となり、高さ方向に直径が変化することが多い。その場合には、補正式³⁷⁾を用いる必要がある。

平面ひずみ圧縮試験では、Fig. 24 に示すようにシート状の試験片をそれより幅の広いアンビルで挟んで圧縮する。試験片の幅 (図中の w) をアンビル幅 (図中の b) の 6~10 倍とすることで、試験片の幅方向の変形を無視することができる。アンビル幅と試験片厚さ (t) の比 b/t は 2~4 になることが望ましい。試験片の変形応力 (p) は、変形荷重を P とすると下記の式で表される³⁷⁾。

$$p = P/wb \quad (13)$$

真ひずみ (ϵ_{pc}) は下記の式で表される。

$$\epsilon_{pc} = \ln(t_0/t) \quad (14)$$

本試験法は高温での再現性に優れ、比較的大きな試験片を用いることができるため、組織変化を調査する目的で用いられることが多い。しかし、試験片内部のひずみ分布は一様でないため、組織解析の際には注意が必要である³⁸⁾。5083 合金の 10mm 厚試験片を 500°C で 50% 圧縮 (5 mm 厚) した場合のひずみ分布を Fig. 25 に示す³⁹⁾。ジグに接した表面近傍ではひずみが小さく、中心部に向かって急激にひずみが大きくなっている。試験片内部のひずみ分布は試験温度、圧縮量、加工硬化指数 (n 値) によって変化するため、目的に適したひずみ状態を把握しておくことが必要である。平面ひずみ圧縮試験と同様な考え方で、試験片の幅方向の変形を完全に抑えるチャンネルダイ圧縮試験法も考案されている⁴⁰⁾。

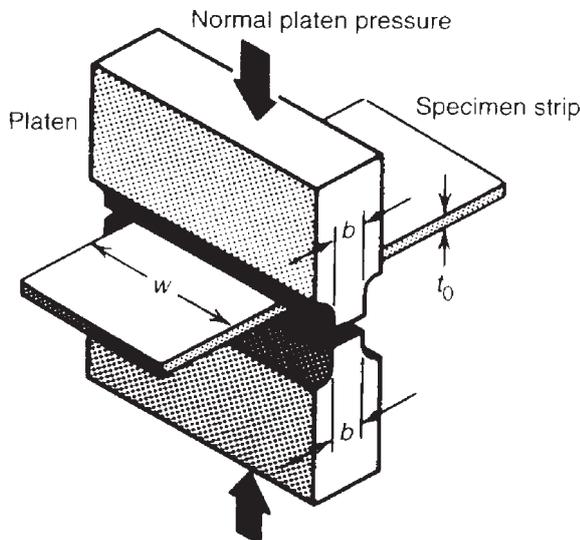


Fig. 24 Plane strain compression test³⁷⁾.

4. 1. 3 Zパラメーターと結晶粒径, 変形抵抗

定常変形での亜結晶粒のサイズとひずみ速度の関係は次式で与えられる⁴¹⁾。

$$d^{-m} = a + b \ln[\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)] \quad (15)$$

a , b , m , R は一定で、 Q は活性化エネルギーで自己拡散の活性化エネルギーに近い値である。 T は絶対温度である。カッコ内は Zener-Hollomon パラメーター (温度補償ひずみ速度因子) $Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT))$ に等しいので次式のようになる。

$$d^{-m} = a + b \ln Z \quad (16)$$

Fig. 26 は Al-Mg-Mn 合金と純アルミニウムについて、パラメーター Z と亜結晶粒径の関係をプロットしている。 m は 0.5 と 1.0 の間の値で、良い相関が得られている。同じ Z 値でも、亜結晶粒径は Al-Mg 合金のほうが細かいのは、第二相分散粒子のためである⁴²⁾。

高温での変形抵抗 σ と Z の関係は次式で与えられることが知られている^{41), 43)}。

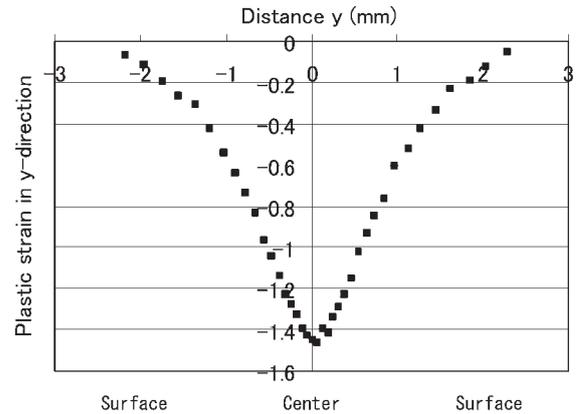


Fig. 25 Strain distribution after the plane strain compression test in 5083 alloy under 50% compression at 500°C³⁹⁾.

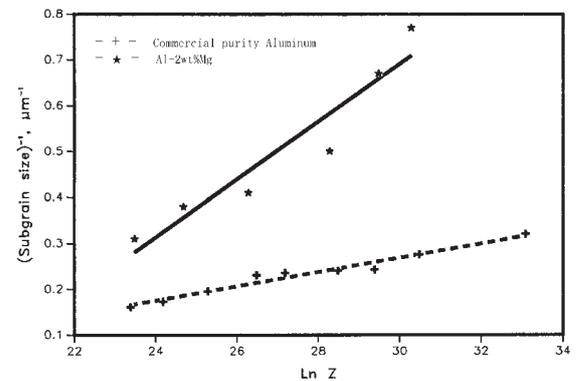


Fig. 26 Effect of hot deformation process parameters (defined in Z) on subgrain size⁴²⁾.

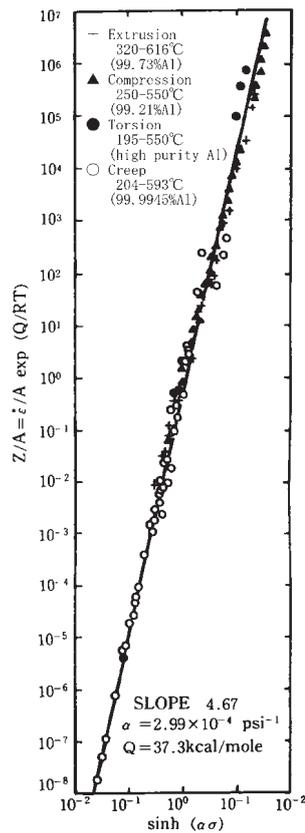


Fig. 27 Relationship between Z parameter and $\sinh(\alpha\sigma)$ ⁴¹⁾.

$$Z = A \{\sinh(\alpha\sigma)\}^n \quad (17)$$

Fig. 27 はアルミニウムの押出あるいはクリープに関して、 $\ln Z$ と $\ln \{\sinh(\alpha\sigma)\}$ の関係を示しているが、広い速度範囲および応力範囲できわめてよく実験結果と一致する ^{41), 43)}。Table 3 は、各種アルミニウム合金について、ねじり試験や圧縮試験で求めた定数の値である ($R = 8.314 \text{ kJmol}^{-1}$) ³⁵⁾。

$$Z = A \{\sinh(\alpha\sigma)\}^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (18)$$

熱間加工の活性化エネルギー Q は、純アルミニウムの自己拡散（格子拡散）の活性化エネルギー $145 \sim 150 \text{ kJmol}^{-1}$ に近いことがわかる。

4.2 熱間加工中の組織形成

4.2.1 動的回復、動的再結晶 ⁴⁴⁾

熱間加工中の組織形成過程は、動的回復と動的再結晶に関連している。動的な組織変化過程をまとめて動的復旧（Dynamic Restoration）とも呼ばれている。動的回復は、材料の変形時の真応力-真ひずみ曲線では Fig. 28 に示すように、真応力が一定の状態を保持しているときに生じる。ひずみ速度が増加しても、温度が低下しても、一定の応力 σ_{ss} (steady-state value) を示し、

Table 3 Constants in the constitutive equation for aluminum alloys ³⁵⁾.

Alloy	α	n	$Q(\text{J/mole})$	$\ln A$
1050	0.037	3.84	156 888	26.69
1100	0.045	5.66	158 300	24.67
2011	0.037	3.712	142 000	19.2
2014	0.0152	5.27	144 408	24.41
2024	0.016	4.27	148 880	19.6
3003	0.0316	4.45	164 800	26.9
3004	0.0344	3.6	193 850	28.21
3005	0.0323	4.96	183 100	29.87
3105	0.0248	4.83	179 300	29.98
4047	0.04	2.65	129 300	20.47
5005	0.029	5.8	183 576	26.65
5052	0.016	5.24	155 167	24.47
5054	0.015	5.43	173 600	26.61
5056	0.015	4.82	166 900	23.05
5083	0.015	4.99	171 400	23.11
5182	0.062	1.35	174 200	22.48
5456	0.0191	3.2	161 177	23.5
6061	0.045	3.55	145 000	19.3
6082	0.045	2.976	153 000	19.29
6063	0.04	5.385	141 550	22.5
6105	0.045	3.502	145 000	20.51
7004	0.035	1.28	153 000	20.12
7050	0.0269	2.86	151 500	22.85

$$\sigma_{ss} = \dot{\epsilon}^m \exp(Q/RT) \quad (19)$$

の関係式で表すことができ、定常クリープ変形と類似している。金属組織では、亜結晶粒が生成し、そのサイズは応力 σ_{ss} の逆数に比例する。

一方、動的再結晶は、Fig. 29 に示すように、降伏応力がひずみ量 ϵ_D で最高応力 σ_{max} に到達した後、応力はひずみ量とともに低下し、一定の応力 σ_{ss} になる単一ピーク型か、低ひずみ速度あるいはより高温での変形で、応力ひずみ曲線が振幅を示す多重ピーク型を示す。いずれの場合も、 ϵ_D までは動的再結晶は生じない。この多重ピークになるかどうかは、再結晶が開始するまでの時間と再結晶が完了するまでの時間との関係で決まり、再結晶が完了して、次の再結晶が開始するまでの時間が長い場合には振幅が現れると考えられている。動的再結晶は

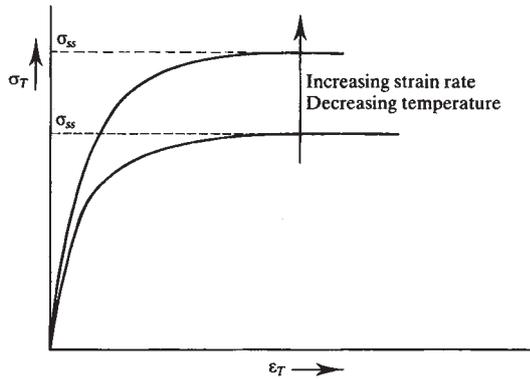


Fig. 28 Schematic diagram of stress-strain curves showing dynamic recovery⁴⁴⁾.

ステンレス鋼や銅、ニッケルなどの積層欠陥エネルギーが小さい金属で生じ、アルミニウムのような積層欠陥エネルギーが高い金属では生じないとされている。しかしながら、最近、アルミニウムでも5N高純度アルミニウムで動的再結晶が生じることが報告され⁴⁵⁾、またAl-Mg合金では、高温変形で粒界がうねりだして、この領域の亜結晶粒が動的に再結晶することも報告されている^{46~49)}。

4.2.2 熱間圧延時の組織形成

熱間圧延中の組織変化を模式的に Fig. 30 に示す⁴⁴⁾。

(a) は圧延中に動的回復し、その後さらに回復（静的回復）が生じる。(b) は圧延中に動的回復し、その後、再結晶（静的再結晶）が生じる場合である。圧延後、再結晶組織になるか、結晶粒が伸びて回復した組織（非再結晶組織）になるかは、圧延終了温度が関係している。(c) は熱間圧延中に動的再結晶し、圧延終了後、静的再結晶する場合である。Fig. 31 は純アルミニウムの熱間圧延後のマイクロ組織で、(a) は圧延終了後、コイルに巻き取った段階で余熱により再結晶した組織で(Self Annealing 工程)、(b) は圧延終了温度が低く、非再結晶組織となっている。

厚板のように粗圧延だけで製造する場合、加工度が小さいために casting 組織が伸びて圧延後そのまま回復し、溶体化処理などで再結晶するが、 casting 時の結晶粒界を残したままパンケーキ状の組織となることがある。Fig. 32 は、熱間圧延後、溶体化処理した7050合金厚板のマイクロ組織(a)と電顕組織(b)である⁵⁰⁾。この場合、特に板厚方向での延性、靱性、耐応力腐食割れ性に劣る。Fig. 32(c) はST方向に荷重を荷して応力腐食割れ試験した時に、結晶粒界に沿って発生した亀裂を示す。航空機用合金では Fig. 33 に示すような加工熱処理方法が提案されている。この加工熱処理はイタリアの研究機関 ISML の名を取って中間加工熱処理 (ISML-ITMT) と称され、低温での均質化処理後に温間圧延を行い、この板を高温で再結晶させた後、熱間圧延を行う⁵¹⁾。この方法により、靱性や延性、耐応力腐食割れ性が向上す

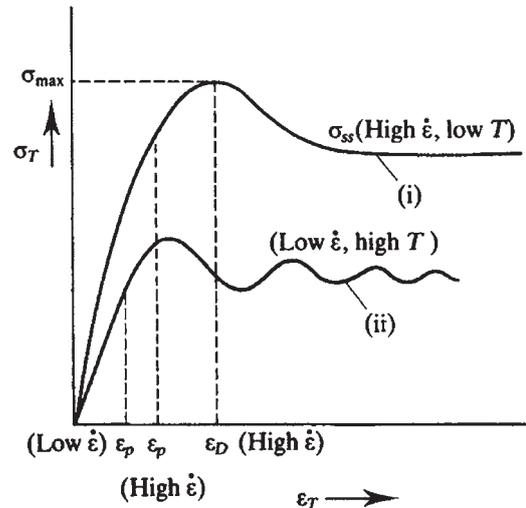


Fig. 29 Schematic diagram of stress-strain curves showing dynamic recrystallization⁴⁴⁾.

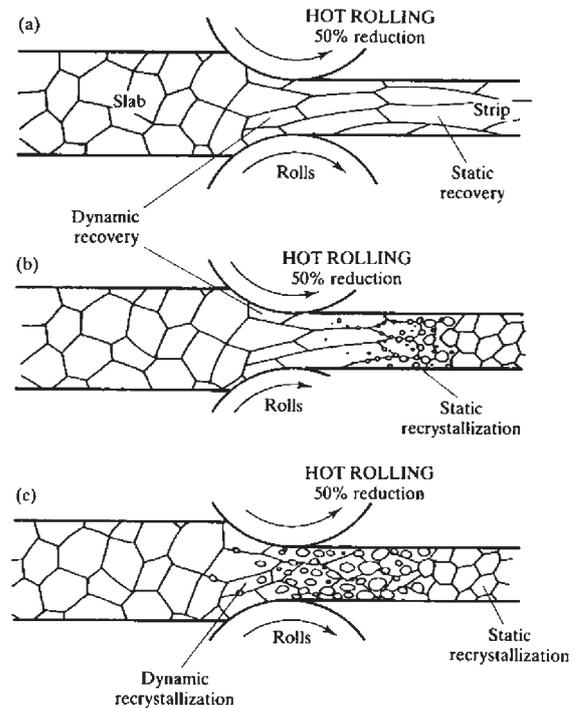


Fig. 30 Schematic diagram of microstructural changes possible during hot working⁴⁴⁾. (a) dynamic recovery occurs during forming followed by static recovery, (b) the grains recrystallized after deformation (static recrystallization), (c) dynamic recrystallization followed by static recrystallization.

る。これは Fig. 34 に示すように、通常の熱間圧延では casting 組織が細長く伸びて、その内部で回復した組織になり、 casting 時の結晶粒界が残存するのに対し、中間加工熱処理では比較的低温の均質化処理で析出物を凝集化させ、その状態で温間圧延を施し再結晶させると、元の結晶粒界が消失し且つ再結晶粒が Cr 系化合物により微細化し

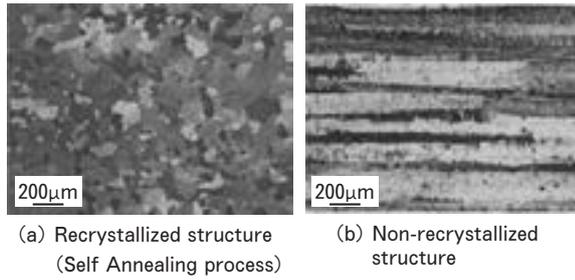


Fig. 31 Microstructures of commercial pure aluminum alloy sheets after hot rolling.

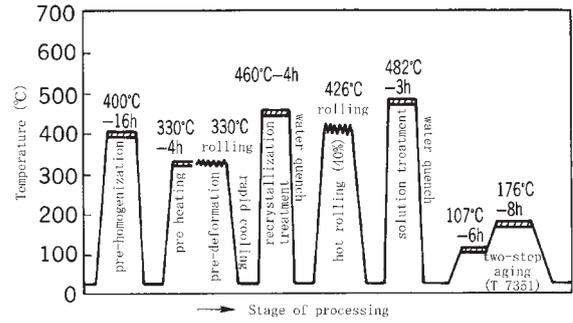


Fig. 33 Schematic representation of ISML-ITMT processing⁵¹⁾.

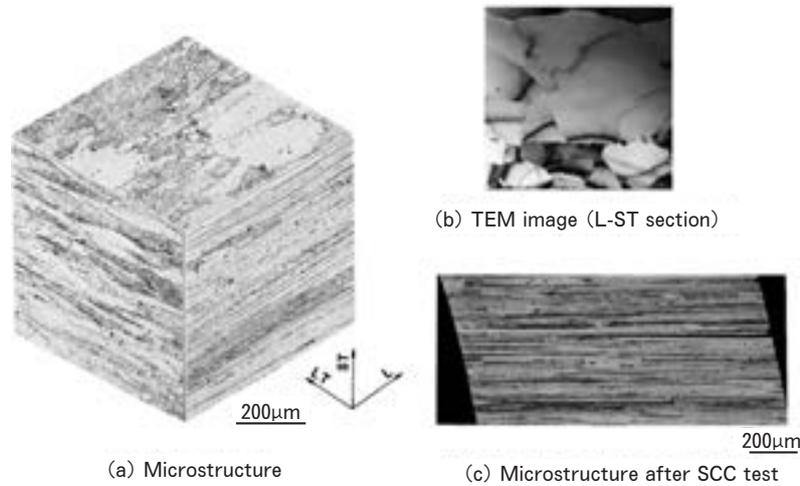


Fig. 32 Microstructures of 7050-T7451 plate in the thickness of 30mm (a, b) and crack formation along grain boundaries in SCC test (c)⁵⁰⁾.

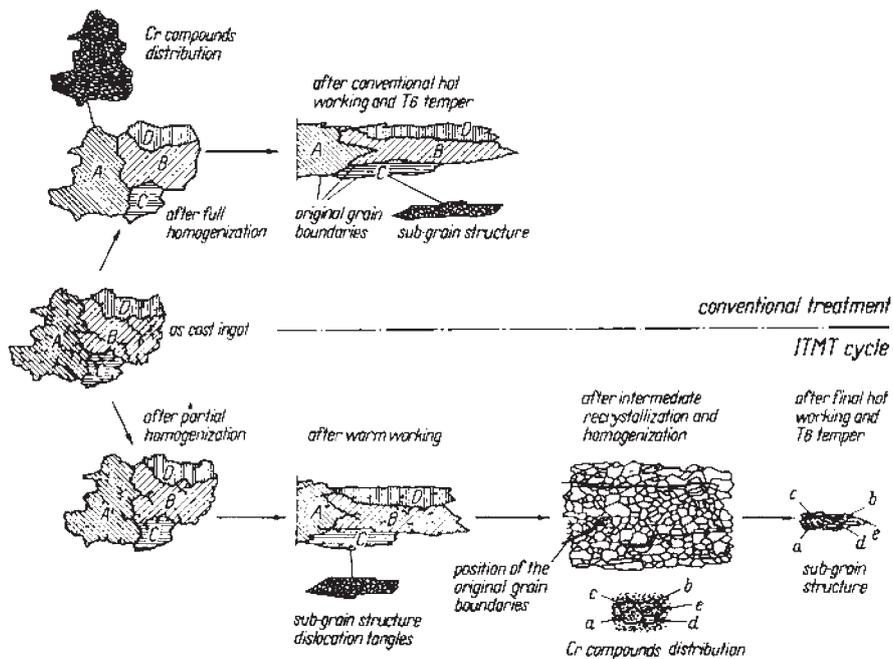


Fig. 34 Schematic diagram showing the micro structural transformations of 7475 ingot processed according to conventional treatment (top) and on intermediate thermomechanical treatment cycle (bottom)⁵²⁾.

て靱性や延性、耐応力腐食割れ性が向上するためである⁵²⁾。

4. 2. 3 温間圧延時の組織形成

通常の熱間圧延では巻き上がり温度が再結晶温度以下であれば、亜結晶粒を含む加工組織となるが、この組織は一般に熱的に不安定でその後の焼鈍で再結晶する。しかしながら、再結晶温度以下でかつ温度を制御して恒温圧延を行うと、繊維状組織を有する押出材と同様に、この亜結晶粒がその後の焼鈍や焼入れにおいても再結晶せずに、均一な亜結晶粒を含む組織を形成できる。このため強度が高く、応力腐食割れにも優れた板材を製造することが可能となる。この熱的に安定な亜結晶粒形成には Zr 添加が有効である。Fig. 35 は、7475 合金に Zr を 0.17% 添加した合金を 350°C で温間・恒温圧延し、この板を溶体化処理した後のマイクロ組織と特性である⁵³⁾。比較のために冷間圧延、溶体化処理された通常の 7475 合金板材 (1 mm 厚) も示す。この亜結晶粒組織を有した材料は、(b)、(c) に示すように、耐応力腐食割れ性にも優れ、また r 値が高くなることが明らかとなった。これは溶体化処理後も圧延集合組織 (β -fiber) が優先方位として残るため、深絞り性に優れた高 r 値を有する材料の開発の指針を与えるものである。

4. 2. 4 押出加工時の組織形成

押出中の組織変化も熱間圧延と同じであるが、均質化処理条件や押出条件によっては、繊維状組織と呼ばれる亜結晶粒で構成された非再結晶組織になる。Fig. 36 は Al-Mn 系 3003 合金の 400°C 押出後のマイクロおよび TEM 組織である⁵⁴⁾。630°C で均質化処理した場合には、押出後再結晶した組織となるが、500°C で均質化処理し

た場合や、630°C で均質化処理後 500°C の熱処理をした場合には、繊維状組織となる。直接押出の場合、均質化処理条件や押出条件によっては、(D) に示すように押出表面での結晶粒粗大化が生じることがある。Fig. 37 にこの組織の変化の模式図を示す⁵⁵⁾。630°C のような高温熱処理では、鋳造時の粒界でのマイクロ偏析が減少し、晶出物は凝集化あるいは再固溶するため、再結晶しやすくなる。一方、500°C では、第二相粒子の析出分散により、押出中に動的回復が促進されるため亜結晶粒が形成され、鋳造組織が細長く伸びた繊維状組織となる。鋳造時の偏析が熱処理である程度減少すれば、再結晶したり粗大結晶粒を生じやすくなる。

Al-Zn-Mg-Cu 系合金の押出加工は変形抵抗が高く、熱間割れなどの欠陥が発生しやすいため押出速度が極めて遅い。これは Zn, Mg, Cu などの添加元素が押出時の加工では固溶しているため、熱間加工時の変形抵抗を増加させ、変形能を低下させていることが考えられる。押出加工性を改善するためには、均質化処理条件が重要となる。Fig. 38 に通常の鋳塊均質化処理した場合と、析出物サイズの制御を目的として均質化処理した場合の鋳塊マイクロ組織および電顕組織と押出後のマイクロ組織を示す⁵⁶⁾。このように鋳塊中の溶質原子を適切なサイズで均一に析出させることにより、押出中に析出物が再固溶することがないため動的回復が促進されて、押出加工時の変形抵抗を下げるができる。また、押出時の変形が均一となって、組織が微細均一となり、押出表層での結晶粒粗大化も抑制し熱間割れが発生しにくくなっている。

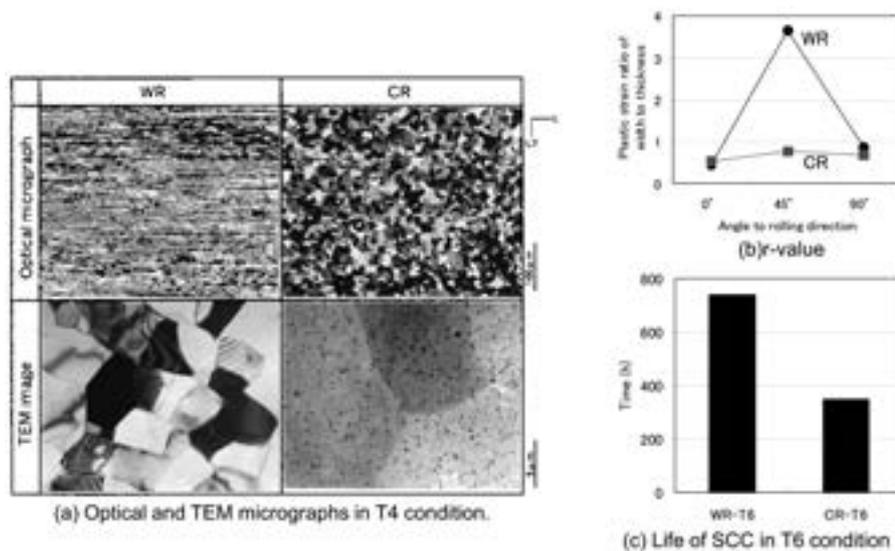


Fig. 35 Microstructures and mechanical properties of the warm rolled sheets (WR) compared with the conventional sheets (CR). WR : 7475+Zr alloy, CR : 7475 alloy⁵³⁾.

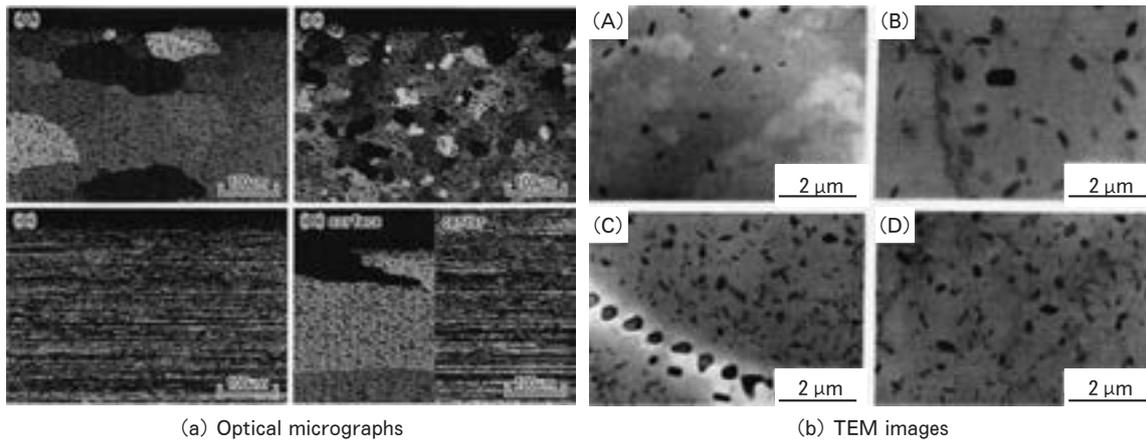


Fig. 36 Optical micrographs and TEM images of 3003 extruded bars homogenized by (A) 630°C-10h WQ, (B) 630°C-10h FC, (C) 500°C-10h FC, (D) 630°C-10h WQ + 500°C-10h FC⁵⁴⁾.

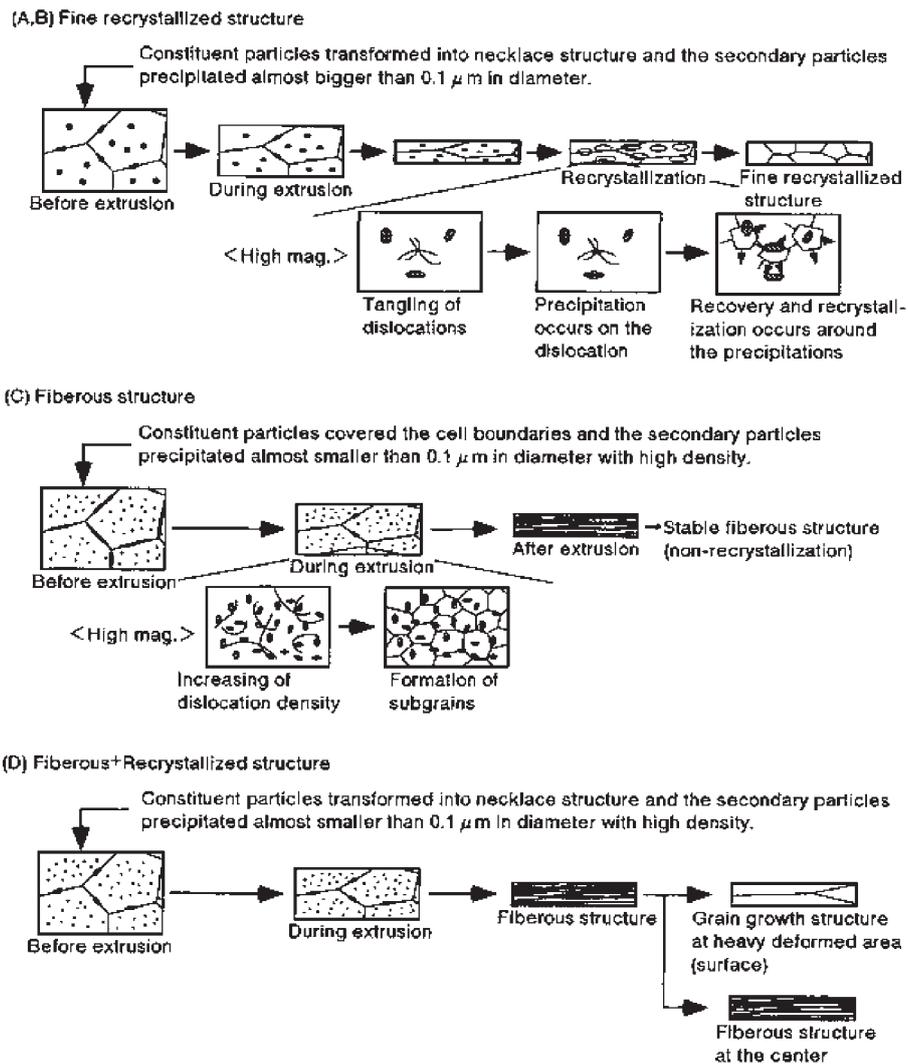


Fig. 37 Schematic model of recrystallization mechanisms⁵⁵⁾.

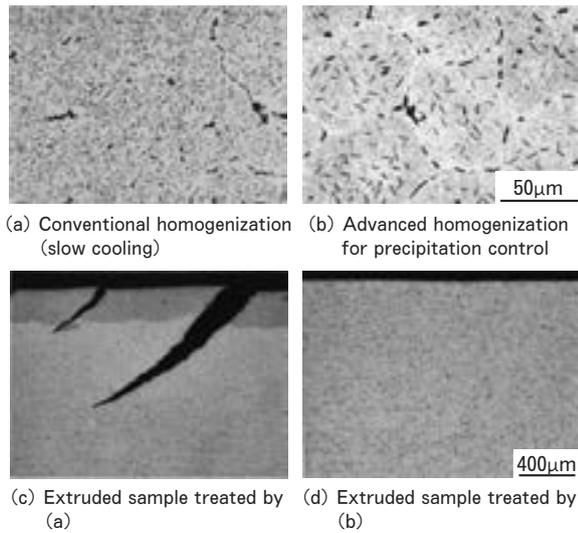


Fig. 38 Effect of homogenization treatment to the microstructure of cast and extruded conditions⁵⁶⁾.

4.3 高温破壊

材料を高温で変形すると、大きく分けて、Fig. 39に示す三種類の破壊様式が観察される⁵⁷⁾。それらは、脆性的粒界破壊 (a)、延性を伴う粒界あるいは粒内破壊 (b)、ラプチャー (c) である。ラプチャーは100%の断面収縮を示す延性破断である。高応力では粒内破壊し、粒内介在物の表面にできたキャビティが、粒内変形で成長するとともに、局部的なくびれでキャビティが連結して破壊する。低応力では典型的な粒界破壊を示す。一般には地金の鉄やケイ素など不純物を低減させるとキャビティの発生が抑制され延性が向上するが、それ以外の不純物が高温での粒界破壊を引き起こすことがある。

高純度アルミニウムにおいても熱間圧延で粒界割れを生じることがある。Fig. 40は99.99%純アルミニウムを熱間圧延前の450℃で96時間均質化処理し、その後350℃で圧延したときの割れである⁵⁸⁾。Fig. 41に示すように、均質化処理時に結晶粒界に水素が拡散しボイドを形成し、圧延時にこれが連結して割れに至ったと考えられる⁵⁸⁾。高純度になるほど水素をトラップするサイトが少なくなり粒界に拡散しやすいものと考えられる。なお水素以外の微量不純物の影響も考えられる。

Al-Mg系合金の高温脆化も古くから知られており、結晶粒径やMg量や微量不純物の影響などが検討されてきた⁵⁹⁾。Fig. 42はAl-5%Mg合金が200~400℃付近で延性が低下することを示している⁶⁰⁾。菅野らは本合金系の高温脆化について、変形中に水素が粒界に拡散して脆化に関与していると同時に、水素以外に、AlやMgの地金に混入してくる極微量のNaが脆化に関与してくることも明らかにした⁶¹⁾。高純度のAlやMg地金を用い極微量のNaを0.01ppmから1.8ppmまで変化さ

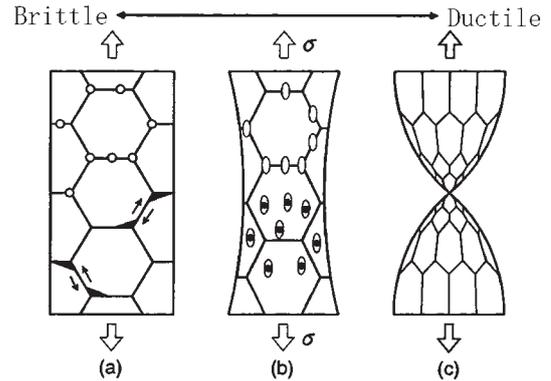
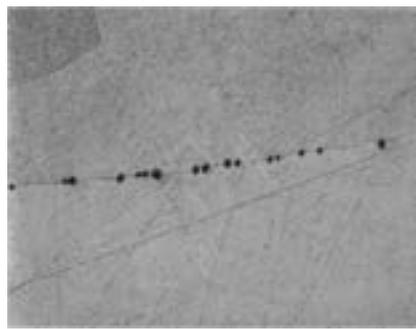


Fig. 39 Type of fractures deformed at high temperature⁵⁷⁾. (a) intergranular creep fracture, (b) growth of voids by power-law creep, (c) rupture due to dynamic recovery or recrystallization.

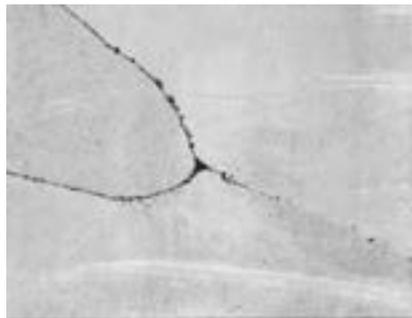


Fig. 40 Intergranular fracture of hot rolled sheet in 99.99% Aluminum⁵⁸⁾.

せたAl-5%Mg合金を作製し、その高温延性を調べた結果をFig. 43に示す。Na量とともに断面減少率が大きく減少することがわかる。この脆化に対し、菅野は2at.ppmのSb添加が有効であることを明らかにした⁶¹⁾。



(a) Formation of voids after homogenization



(b) Cracks along grain boundaries during hot rolling

Fig. 41 Micro defects in 99.99% Aluminum during homogenization and hot rolling⁵⁸⁾.

5. おわりに

アルミニウム合金の高温変形に関する研究は古くから活発に行われてきている。中でもクリープや超塑性といった分野は比較的研究されてきて、実用化の面でもいくつかの成果を生み出してきている。しかしながら、熱間圧延や押出などの大変形を高ひずみ速度での金属組織学的な研究は、その金属組織変化が複雑で十分な説明がなされているとはいえない状況である。この分野での組織変化の予測ができれば工業的にも重要で、製品の品質や歩留向上に大いに役立つものである。塑性加工学でのマルチスケールモデリング技術と金属組織学が融合して、集合組織や結晶粒径の予測を行うこともなされてきている。欧州では、VIR[*]プロジェクトが行われ、鋳造、圧延、押出、成形といった分野で、大学、研究機関、企業が共同でシミュレーション技術を駆使し研究開発を行ってきた⁶²⁾。わが国でも、経済産業省の支援のもと、中核人材育成プロジェクトが発足し、従来の「経験と勘」によるプロセス技術に対し、最新の学問の成果を活かして「プロセスメタラジー」を確立しようとしている。本稿は、その一環として作成したテキストに、我々の過去の研究や材料開発の成果を加えてまとめたものである。今後、これらの研究成果をもとに定量的なアルミニウム材料の組織形成に関して解析を進めていく必要がある。

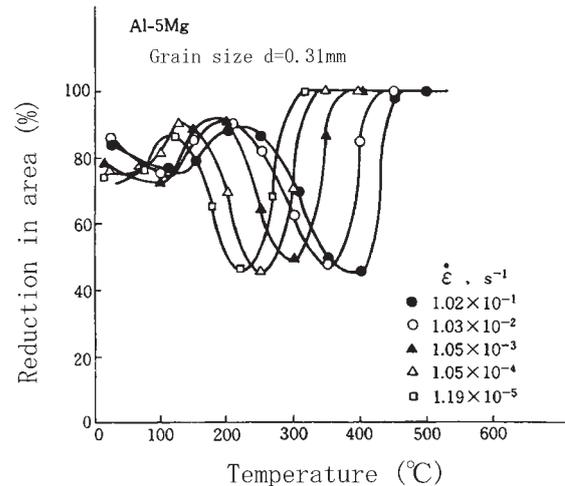


Fig. 42 Effects of temperature and strain rate on the reduction in area in Al-5%Mg alloys⁶⁰⁾.

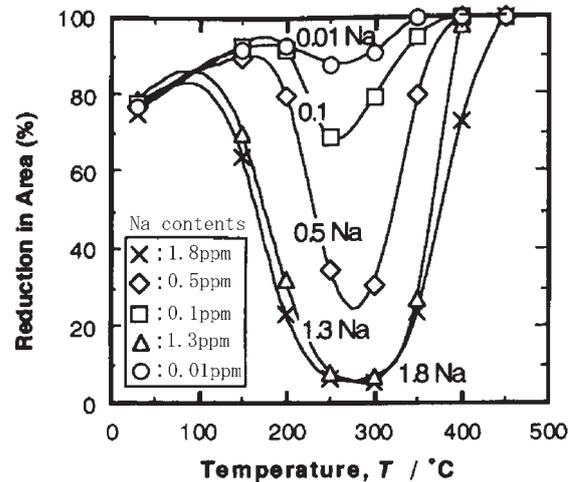


Fig. 43 Effect of Na contents on high temperature elongation in Al-5%Mg alloys⁶¹⁾.

参考文献

- 1) 日本金属学会：金属便覧（改訂第五版），（1990），393.
- 2) 三島良積：最新金属材料学，日刊工業新聞社，（1970），239.
- 3) 日本金属学会：金属便覧（改訂第六版），（2000），349.
- 4) 丸山公一，中島英治：高温強度の材料科学（改訂版），（2002），36.
- 5) 中島英治，岩崎浩司，後藤正治，吉永日出男：日本金属学会誌，52（1988），180.
- 6) M. F. Ashby：Acta Metallurgica，20（1972），887.
- 7) 及川 洪：軽金属，30（1980），376.
- 8) 井形直弘：材料強度学，培風館，（1983），190.
- 9) 砂田久吉：演習材料試験入門，大河出版（1987），106.
- 10) 砂田久吉：演習材料強度学入門，大河出版（1990），138.

- 11) 八太秀周, 松田眞一, 吉田英雄: 本誌, **43** (2002), 24.
- 12) 福田秀樹, 伊藤桂一, 玉置日義, 山内康弘, 雨堤 徹: Sanyo Technical Review, **28** No.1 (1996), 112.
- 13) 小路良浩, 山内康弘, 杉田信章, 宮本吉久三: Sanyo Technical Review, **31** No.2 (1999), 27.
- 14) 坂口信人, 田中宏樹, 吉田英雄: 軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 183.
- 15) 坂口信人, 田中宏樹, 吉田英雄: 軽金属学会第113回秋期大会講演概要, (2007), 149.
- 16) 日本工業規格: JIS H7007, (2002)., 日本金属学会: **金属便覧 (改訂第六版)**, (2000), 617.
- 17) 超塑性研究会: **超塑性と金属加工技術**, 日刊工業新聞社, (1980), 4.
- 18) T. Andrews, W. T. Roberts, P.M.B. Rodrigues and D. V. Wilson: *Aluminium Technology '86*, ed. by T. Sheppard, The institute of Metals, (1986), 581.
- 19) 松木賢司: 鉄と鋼, **75** (1989), 1258.
- 20) 吉田英雄: 本誌, **29** (1988), 58.
- 21) 松尾 守: **アルミニウムの製品と製造技術**, 軽金属学会, (2001), 333.
- 22) J. A. Wert: *Superplastic Forming of Structural Alloys*, ed. by N. E. Paton and C. H. Hamilton, TMS-AIME, (1982), 69.
- 23) 東 健司: 軽金属, **39** (1989), 751.
- 24) 吉田英雄: 塑性と加工, **34** (1993), 764.
- 25) J. A. Wert, N. E. Paton, C. H. Hamilton and M. W. Mahoney: Metallurgical Transactions, **12A**(1981), 1267.
- 26) 吉田英雄: 軽金属, **41** (1991), 446.
- 27) 吉田英雄: 本誌, **37** (1996), 90. ,H .Yoshida, S.Hirano, Y. Baba, T. Tsuzuku and A. Takahashi: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **28** (1987), 119.
- 28) H. Tanaka, H. Yoshida and S. Tsuchida: Materials Science Forum, Vols. 204-206 (1996), 467.,K. Takiguchi, H. Uchida and H. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **39** (1998), 7.
- 29) H. Uchida, M. Asano and H. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **40** (1999), 12.
- 30) 吉田英雄: 本誌, **46** (2005), 99.
- 31) S. Agarwal, P. E. Krajewski and C. L. Briant: Metallurgical and Materials Transactions A, **39A** (2008), 1277.
- 32) G. E. Dieter: *Mechanical Metallurgy, Third Edition*, McGraw-Hill, (1986), 526.
- 33) 日本塑性加工学会: **板圧延 (塑性加工技術シリーズ7)**, コロナ社, (1992), 76.
- 34) 日本鉄鋼協会: **圧延理論とその応用**, 誠文堂新光社, (1969), 315.
- 35) T. Sheppard: *Extrusion of Aluminium Alloys*, Kluwer Academic Publishers, (1999), 132.
- 36) 加藤健三: **金属塑性加工学**, 丸善, (1971), 1.
- 37) *ASM Handbook, Metalworking Bulk Forming, Vol.14A*, ASM, (2003), 587.
- 38) 井上忠信, 鳥塚史郎, 長井 寿: 鉄と鋼, **86** (2000), 793.
- 39) 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.
- 40) K. F. Karhausen, J. Savoie, C. M. Allen, D. Piot and R. Luce: Materials Science Forum, **Vols. 396-402** (2002), 371-378.
- 41) C. M. Sellars and W. J. McG. Tegart: Review 158, International Metallurgical Review, **Vol.17**, (1972), 1.
- 42) M. A. Zaidi and J. A. Wert: *Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications*. ed. by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Academic Press, (1989), 137.
- 43) J. P. Poirier: **結晶の高温塑性**, 舟久保熙康監修, 小口醇訳, 養賢堂, (1980)
- 44) T. H. Courtney: *Mechanical Behavior of Materials*, McGraw-Hill, (1990), 309.
- 45) 山縣 裕: 軽金属, **44** (1994), 373. Acta Materialia, **43** (1995), 723.
- 46) R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen and A. D. Rollett: Materials Science & Engineering **A238** (1997), 219.
- 47) 酒井 拓: **再結晶・集合組織とその組織制御への応用**, 日本鉄鋼協会, (1999), 2.
- 48) F. J. Humphrey and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Second Editon*, Elsevier, (2004). **再結晶と金属組織の制御 (改訂第二版)**, 小菅張弓訳, 静岡新聞社, (2005), 329.
- 49) W. Mao: *Handbook of Aluminum, Vol. I*, Marcel Dekker, (2003), 211.
- 50) 吉田英雄, 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, **34** (1984), 689.
- 51) E. di Russo, M. Conserva, M. Buratti and F. Gatto: Materials Science & Engineering, **14** (1974), 23.
- 52) R. J. H. Wanhill and G. F. J. A. van Gestel: Aluminium, **54** (1978), 573.
- 53) H. Tanaka, H. Esaki, K. Yamada, K. Shibue and H. Yoshida: Materials Transactions, **45** (2004), 69.
- 54) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属, **47** (1997), 691.
- 55) 箕田 正, 吉田英雄: 本誌, **39**(1998), 20.
- 56) S. Matsuda, T. Furuyama and H. Yoshida: *Proceedings of the Seventh International Aluminum Extrusion Technology Seminar*, Vol.II, (2000), 31.
- 57) 丸山公一, 中島英治: **高温強度の材料科学 (改訂版)**, (2002), 139.
- 58) 吉田英雄: 本誌, **24**(1983), 141.
- 59) 軽金属学会: **アルミニウムの組織と性質**, (1991), 256.
- 60) 大塚正久, 堀内 良: 日本金属学会誌, **48** (1984), 688., 1143.
- 61) 菅野幹宏: 軽金属, **56** (2006), 550.
- 62) Ch. Leroy and L. Berneri: Aluminium, **80** (2004), 550.

展伸用アルミニウム合金の連続铸造*

渡辺良夫**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 107-120

Continuous Casting for Wrought Aluminum Alloys

Yoshio Watanabe

Most ingots of aluminum wrought alloy have been cast by semi-continuous casting process (DC casting process). DC casting process was invented in 1936. At that time, the casting system already consisted of a water-cooled mold and direct cooling with water. The principles of DC casting have little changed now. However, in order to reduce inverse-segregation and subsurface-band formed underneath the ingot surface, restrict cracks and deformation due to thermal stress and refine cast structure, a number of advanced technologies have been developed. Consequently, the productivity also has improved with increase in the ingot size and the number of ingots in operation at the same time, as well as qualities. This paper describes the elements of solidification which are necessary to understand DC casting and the feature of DC casting process.

1. はじめに

アルミニウム展伸材の第1製造工程は「溶解・铸造」である。この工程で製造される製品、すなわち铸塊は展伸材品質に及ぼす影響が大きく、铸塊の品質が展伸材の品質を決めるといっても過言ではない。铸塊品質は非金属介在物などの不純物量、形状精度、金属組織などに分けられ、溶解と溶湯処理の後の铸造プロセスで最終的に決定される。

ここでは、铸造を理解する上で必要な凝固に関する基礎を若干説明し、次いで铸造プロセスとして、展伸用アルミニウムの铸造で多く用いられている型半連続铸造法 (Direct Chill Casting, DC 铸造法) を中心に解説する。

2. 凝固の基礎知識

2.1 平衡状態図

2種類以上の金属または金属と非金属で構成されるものを合金といい、構成元素の数で二元系合金、三元系合金と区別する。これらの合金の金属組織は構成元素の種類や配合割合、温度によって様々な形態をとり、単一の相 (均一な物質) の場合もあれば、2種類以上の異なる

相になる場合もある。

平衡状態図とは合金の組成 (元素の配合割合) と組織の関係を総合的に表した図である。例えば、Fig. 1 は Al-Si の平衡状態図であり、横軸は Si の濃度、縦軸は温度を示している。図中、L は液相 (溶湯) が安定な領域、 α は Al に Si が固溶 (Al 原子の一部が Si 原子と置き換わった) した固相の領域、 β はその逆である。 $\alpha + \beta$ 、 $\alpha + L$ 、 $\beta + L$ はそれぞれ2相からなることを示す。このような多相合金中の各相の組成は平衡状態図から簡単に知ることができ、例えば、Al-5at%Si 合金を 600°C で平衡させた場合 (点 x) は、 α 相の Si 濃度は y で示され、液相 L の Si 濃度は z で示される。また、 α と L の量比は、

$$\alpha \text{ の割合} = xz \text{ 長} / yz \text{ 長}$$

$$L \text{ の割合} = yx \text{ 長} / yz \text{ 長}$$

で示され、これを天秤の法則という。

2.2 金属の凝固と状態図の関係

状態図があれば、合金をゆっくり冷却した場合の状態変化も予測することができる。例えば、Fig. 2 のような状態図をもつ A-B 二元系合金において、組成 x_1 の合金を温度 T_0 から冷却すると温度 T_1 の時に a_1 組成の α 相が液相の中に晶出する (初めに晶出する单相を初晶と呼ぶ)。温度が低下すると、液相は組成を l_1 から l_2 、 l_3 へと変化させながら量が減少し、 α 相は組成を a_1 から a_2 、 a_3 に変化させながら量が増加していく。そして、温度

* 軽金属, 58 (2008), 212 に主要部掲載

** 研究開発センター 第二部

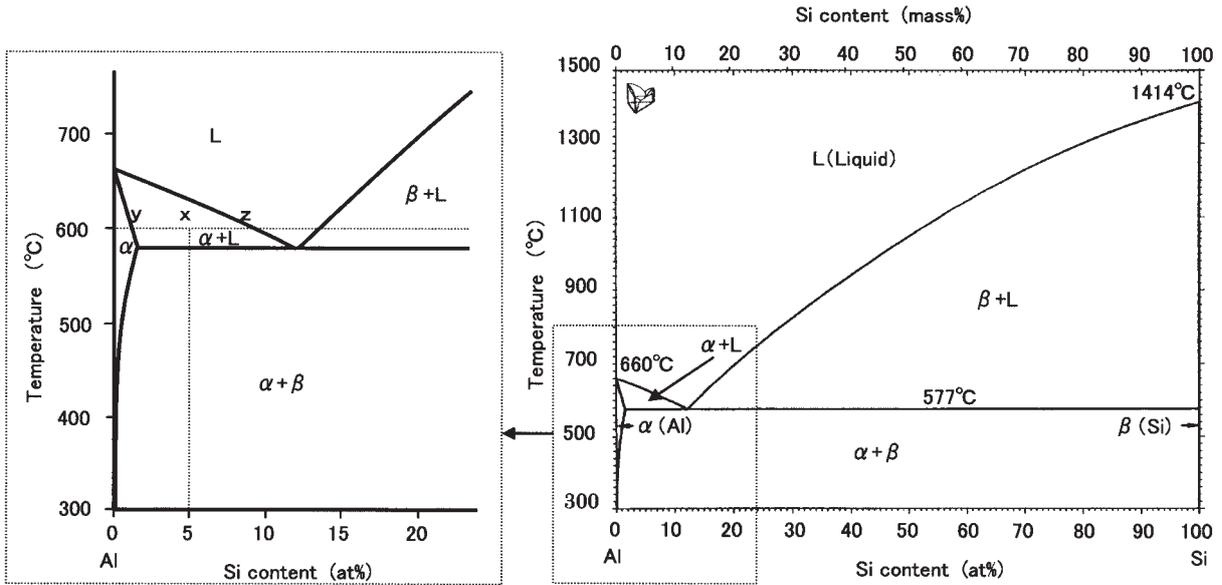


Fig. 1 Binary alloy phase diagrams of Al-Si system.

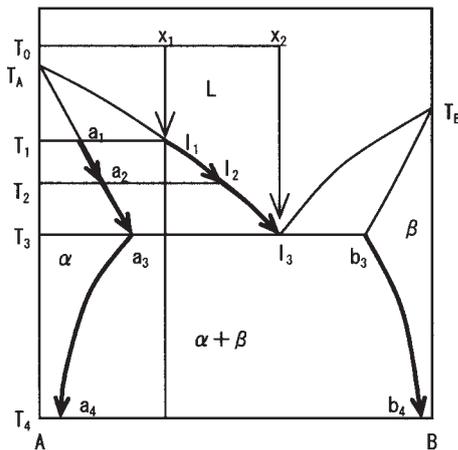
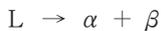


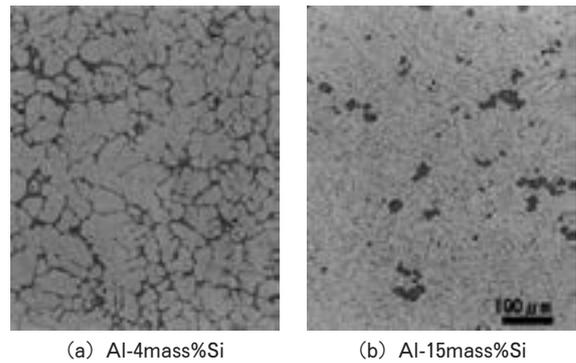
Fig. 2 Typical phase diagram of eutectic reaction type alloy.

が T_3 になると、液相がなくなり、 α と β が同時に晶出する。



これを共晶反応といい、この反応で生成する組織を共晶組織と呼ぶ。組成 x_2 の合金の場合は、初晶がなく、全てが共晶組織となる。

共晶反応は実用的なアルミニウム合金で最も多い凝固形態であり、Al-Si, Al-Fe, Al-Cu, Al-Mn, Al-Mg などの二元系合金は全て共晶反応を生じる。Fig. 3 は Al-4mass%Si, Al-15mass%Si 合金のミクロ組織を示す。Al-4mass%Si 合金のミクロ組織で薄い灰色部が初晶 α (Al)、濃い灰色に見える部分が共晶であり、その中に α (Al) と β (Si) が共存する。Al-15mass%Si 合金の場合は灰色粒子が初晶の β (Si) となり、それ以外全てが共晶である。Fig. 4 は Al-Cu 二元系状態図を示す。Fig. 1 に示した Al-Si 系と比べて複雑であるが、Al 側



(a) Al-4mass%Si (b) Al-15mass%Si

Fig. 3 Microstructures of Al-Si alloys.

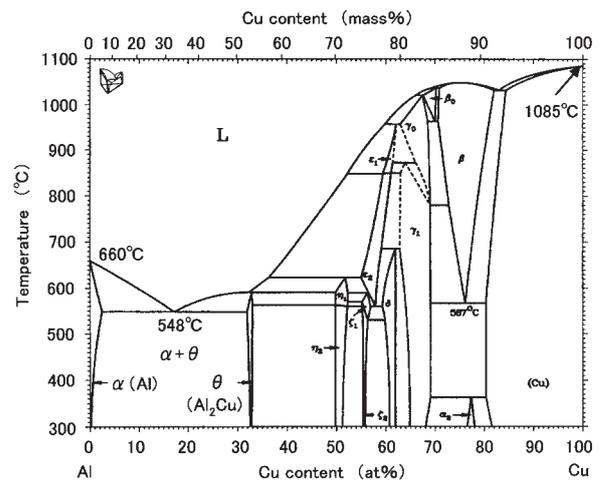


Fig. 4 Binary alloy phase diagram of Al-Cu system.

に着目すると Al-Si と同様の図になっていることがわかる。ただし、この場合は Fig. 1 の β (Si) 相に相当するのは Al_2Cu という化合物になる。したがって、共晶組

織は Al と Al₂Cu 化合物で構成されることになる。

2.3 結晶の核生成

液相の温度が下がり、凝固温度に近づくと、固相の結晶構造に近い微小な固体が生成しやすくなる。凝固はこの固体が液相中で成長することによって開始するが、そのためには臨界半径以上の固体であることが必要であり、それに満たない固体は消滅する。臨界半径は温度によって変わり、液相が凝固温度よりも低い温度になる（これを過冷という）ことによって小さくなる。この臨界半径以上の固体のことを核といい、核生成が過冷度のみを駆動力として生じる場合を均一核生成という。ただし、実際の鋳造では液相中の不純物粒子や鋳型壁などを核生成場とする不均一核生成が一般的であり、この場合は小さい過冷度で核生成できる。

Fig. 5 は断熱材中で Al-10mass%Si 合金を徐冷させた場合の冷却曲線を示す。初晶が晶出する際に過冷が生じているのが明瞭に観察できる。

2.4 結晶の成長

結晶が核生成した後はその成長が起こる。純金属の場合、平滑な凝固界面が移動しながら成長する。その成長速度 (R) は Fig. 6 中の式で示され、固相での温度勾配 (dT_s/dx) が大きく、液相での温度勾配 (dT_L/dy) が小さいほど大きくなる。ここで、凝固界面に固相の突起が生じると、突起先端部の液相側の温度勾配が大きくなり、突起の成長が抑制される。この結果、界面は平滑になる。

これに対して合金の場合は、界面に生じた突起が優先的に成長することが多い。Fig. 7 (a) に示す状態図の合金系で組成 C₀ の液相を T₀ まで冷却していくと、C₀ より溶質濃度が低い組成 C_s の固相が生成する。このことは凝固界面で溶質元素が固相から液相に移動することを示し、その結果として Fig. 7 (b) のように液相側では凝固界面の溶質濃度が局部的に高くなる。ところで、Fig. 7 (a) は液相の濃度が高いほど凝固開始温度（液相線温度*1）が低くなることを示している。したがって、Fig. 7 (b) のような溶質濃度分布がある場合、凝固界面に近

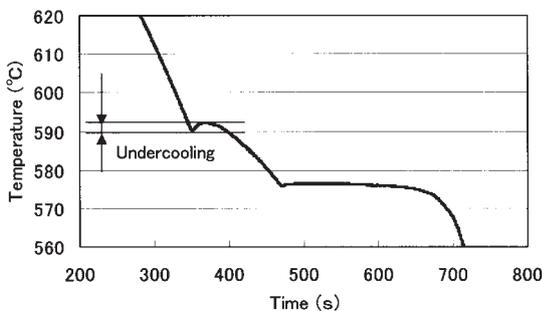
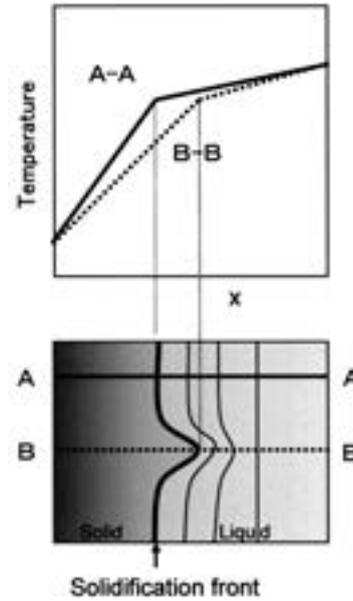


Fig. 5 Cooling curve of Al-10mass%Si alloy.

*1 液相線温度は凝固開始温度を示し、Fig. 2 であれば T_A-l₃, l₃-T_B を結ぶ線が液相線。固相線温度は凝固完了温度を示し、T_A-a₃, a₃-b₃, b₃-T_B を結ぶ線が固相線。



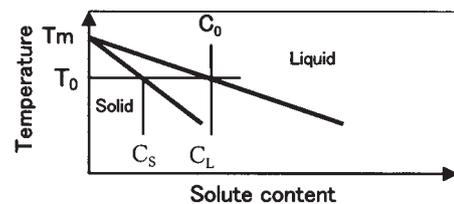
(a) Temperature gradient

$$R \cdot H = \lambda_s \frac{dT_s}{dx} - \lambda_L \frac{dT_L}{dx}$$

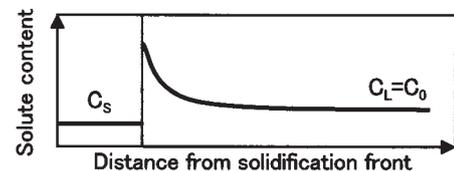
R: Solidification rate
H: Latent heat
 λ_s : Thermal conductivity of solid
 λ_L : Thermal conductivity of liquid

R of A-A > R of B-B
(b) Solidification rate

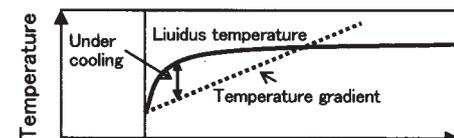
Fig. 6 Relation between solidification rate and temperature gradient of pure metal.



(a) Phase diagram



(b) Distribution of solute content



(c) Constitutional undercooling

Fig. 7 Constitutional undercooling.

いほど、濃度が高いために凝固開始温度は低くなり、Fig. 7 (c) の実線で示すような分布となる。これに対して実際の液相の温度分布は一般的には Fig. 7 (c) の破線のようになり、凝固界面から若干離れた位置で過冷度が最大となる。このため、凝固界面に突起が生成するとより大きな過冷状態にさらされることになり、優先的に成長する。そして、その突起の成長方向に直角な方向にも同様の過冷域が形成され、Fig. 8 に示すような樹枝状に結晶が成長する¹⁾。これをデンドライト成長と呼び、その結果形成される組織をデンドライト組織と呼ぶ。また、最初の突起を一次アーム、その直角方向の突起を二次アームと呼ぶ。

2.5 凝固組織

Fig. 9 は凝固過程を模型で示したものである¹⁾。液相中に核生成し、デンドライト成長した結晶はやがて互いに衝突し、結晶粒界を形成する。デンドライト間や結晶粒界は最終的に凝固する部分（最も融点が低い部分）であり、Fig. 2 の共晶型合金での共晶部分に相当し、溶質が濃化している。これをマイクロ偏析ともいう。

Fig. 10 は 6063 合金の組織である²⁾。Fig. 10 (a) は結晶粒組織を示し、200 μm 前後の結晶粒が白黒のコントラストで明瞭に観察できる。

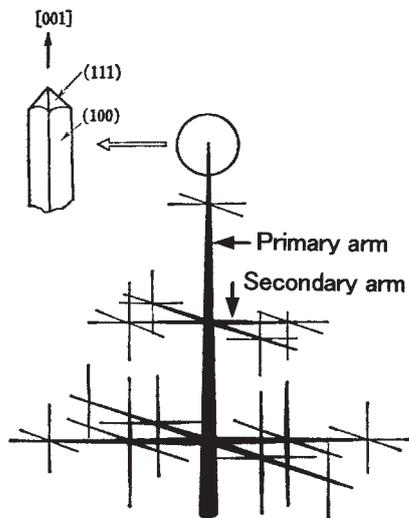


Fig. 8 Dendritic growth¹⁾.

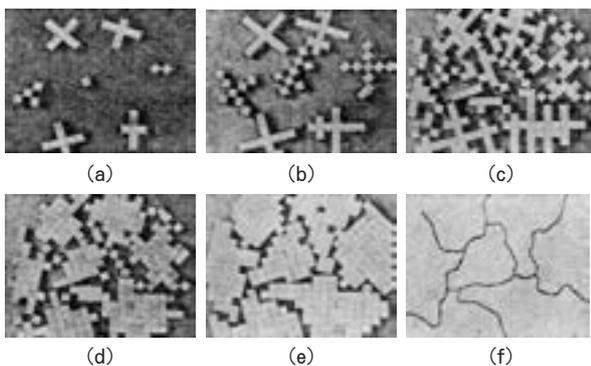


Fig. 9 Model of solidification process¹⁾.

ラストで明瞭に観察できる。コントラストは結晶の方位の違いに起因する。結晶粒の中の線状黒色部分がデンドライト境界であり、拡大すると Fig. 10 (b) のように観察され、粒子が確認できる。この粒子は共晶組織の一部であり、金属間化合物と呼ぶ。

結晶粒やデンドライト組織が微細なほど鋳塊の性能が向上し、特に結晶粒の微細化は鋳造時の熱応力に対する抵抗を高め、鋳造割れを防止する作用もある。

アルミニウム合金の結晶粒は溶湯中に Al-Ti, Al-Ti-B, Al-Ti-C 合金を添加することによって微細化できる。これらの合金によって導入される Al_3Ti , TiB_2 や TiC の粒子が核生成場として働くためと考えられている。微細化の性能は Al-Ti-B 合金が最も優れ、Ti 量を 3~5%, B 量を 0.2~1% 程度に調整した Al-Ti-B 合金が工業的に多く用いられている。Al-Ti-B 合金の添加は保持炉で行われることもあるが、 TiB_2 粒子は沈降凝集化しやすいため、直径 10mm 程度の棒状にしたものを鋳造直前の桶内溶湯にゆっくり送りこみながら添加することが多い。

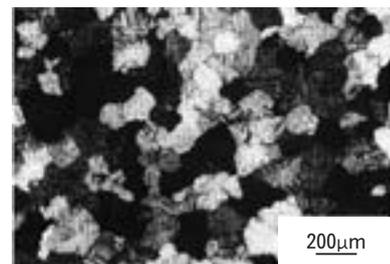
Fig. 11 は純アルミニウムの結晶粒径に及ぼす Ti と B の量の影響を示す³⁾。添加量が多いほど、微細化されるのが明らかである。

デンドライト組織は凝固時の冷却速度を大きくすると微細化することが経験的に知られ、冷却速度とデンドライトサイズ（正確には二次のデンドライトアームの間隔）の関係式もいくつかの合金で提案されている。Fig. 12 は Al-Fe 合金についての関係を示す⁴⁾。

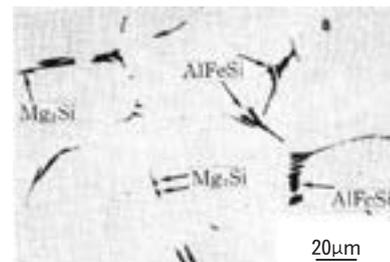
3. DC (Direct Chill) 鋳造法

3.1 DC 鋳造法とは

圧延や押出に供される展伸用アルミニウム合金鋳塊の



(a) Grain structure



(b) Microstructure

Fig. 10 Cast structure of 6063 alloy²⁾.

多くは堅型の半連続鋳造法 (Direct Chill Casting, DC 鋳造法) で製造されている。この方法で鋳造される鋳塊は介在物の巻き込みや巣が少なく、組織が均一であるなど、鋳塊品質が優れ、多様な合金に対応できて生産性も高いという特徴を持つ。

鋳塊形状は大きく分けて2種類あり、圧延用の直方体形状の鋳塊をスラブ、押出用の円柱形状の鋳塊をピレットと呼ぶ。スラブの代表的なサイズは板厚 500~650 mm, 幅 1000~2000mm, 長さ 4~10m であり、一度に数本鋳造するのが一般的である。ピレットの場合は直径 150~600mm, 長さ 5 m 前後であり、数本から数十本を同時に鋳造する。

DC 鋳造法では、Fig. 13 に示すように鋳型と鋳型下の直接水冷によって溶湯を凝固させながら、連続的に降下させることによって鋳塊を製造する。溶湯は樋からスパウトを通して鋳型に供給される。ボトムブロックは鋳造開始時点では鋳型内にあり、溶湯が供給されてから所定のタイミングで降下を開始する。降下速度、すなわち鋳造速度は湯洩れを防止するために初期は遅くし、所定速度まで徐々に速くすることが多い。

溶湯の冷却はまず鋳型によって行われ (一次冷却)、表層部に凝固殻が形成される。鋳型の素材にはアルミニウムが多く用いられるが、内面が水で冷却されているた

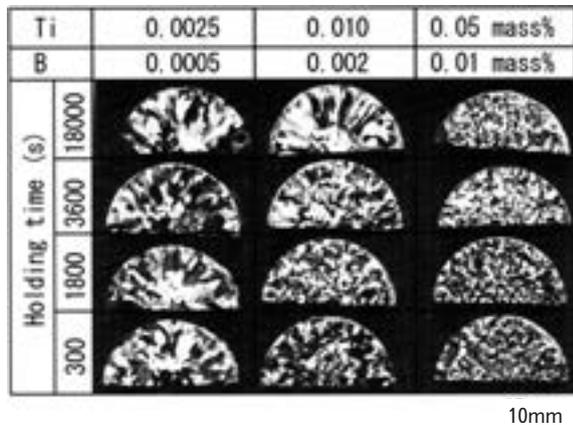


Fig. 11 Effect of Ti, B addition on grain size of 99.97%Al³⁾.

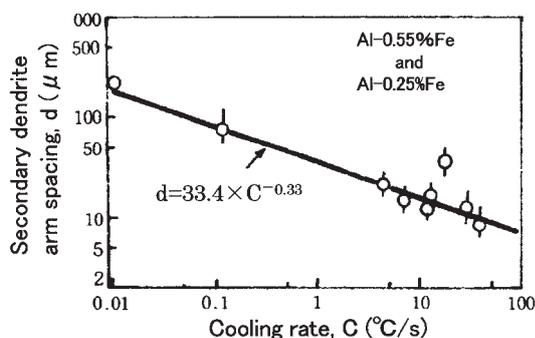


Fig. 12 Relation between cooling rate and secondary dendrite arm spacing of Al-Fe alloys⁴⁾.

め、溶湯接触面でも温度上昇が少なく、溶湯によって溶かされることはない。ただし、固着防止のために潤滑油を鋳型表面に供給する必要がある。

次いで、鋳型を出た鋳塊は直接水冷 (二次冷却) 帯に入り、鋳塊表面に向かって噴出される水で冷却される。凝固に必要な抜熱のほとんどはこの二次冷却で行われる。以上の一次、二次冷却による抜熱は側面 (ピレットの場合は円周面) から行われるため、鋳塊中心に近いほど凝固が遅れる。固液界面の形状 (サンブ形状と呼ぶ) は Fig. 13 に示すように V 字型となり、中心部の界面位置が最も深くなる。

DC 鋳造で用いる鋳型の長さは 100mm 前後と短く、鋳型内での溶湯表面位置 (以後、湯面レベルと呼ぶ) は鋳型下端からわずか数 10mm しかないのが一般的であり、湯漏れ防止のために湯面レベルを一定にする必要がある。また、湯面レベルは鋳塊表層部の組織への影響も大きく、その調整は鋳塊品質に関しても重要となる。一般には、Fig. 14 は示すように溶湯 ($2.3 \sim 2.4 \times 10^3 \text{kg/m}^3$) よりも軽い耐火物でできたフロートを湯面に浮かべ、フロートの動きを湯面に追随させることによって溶湯供給量を制御し、 $\pm 1 \text{mm}$ 前後の変動幅で湯面レベルを調整する。フロート・スパウト間の隙間を調整する方法と、ストッパーの位置を調整する方法とがある。

Fig. 13 中に示した型内ディストリビューターは耐火物繊維でできた網であり、スパウトを通して供給された溶湯の流れを分散させ、鋳型内での溶湯温度を均一化するために設置する。スラブの鋳造で用いることが多い。

3.2 代表的な鋳塊組織

DC 鋳塊の鋳肌は鋳造条件や合金組成によって様々な形態を示す。その代表例を Fig. 15 に示す⁵⁾。

焼付きは鋳型潤滑油の不足などによって鋳型と凝固殻

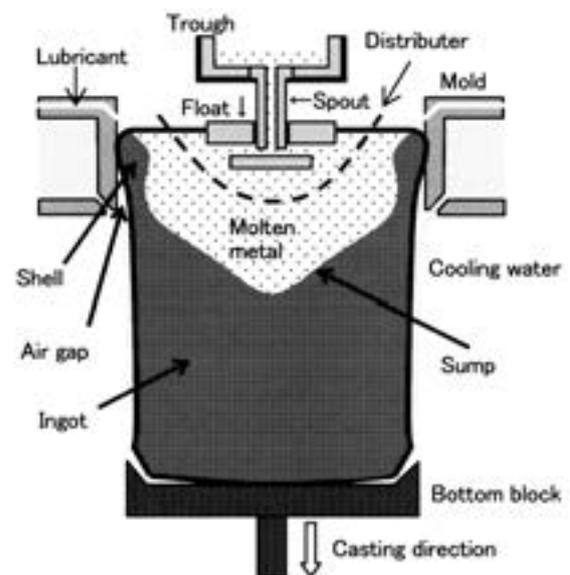


Fig. 13 Schematic diagram of DC casting process.

が固着し、鋳塊の降下に伴う摩擦力で鋳肌部が皴れる現象である。2000系（Al-Cu系合金）や5000系（Al-Mg系合金）、7000系（Al-Zn系合金）で発生しやすい。固着が広範囲に及ぶと摩擦力で凝固殻が破断し、湯洩れを引起すことがある。また、凝固が不均一になるため、溶質元素などが偏析することもある。潤滑油不足の他、鋳型表面の粗さが大きい場合やキズによる凹凸があると発生しやすい。湯面レベルや鋳造速度の増加も焼付きを助長する。

コールドシャットは焼付きとは逆に湯面レベルが低い場合や鋳造速度が遅い場合にみられる。鋳型内の凝固殻が二次冷却の影響で発達し、Fig. 16に示すように鋳型側への溶湯供給が周期的に断たれることによって発生し、その周期に対応した鋳肌や組織も観察される。

発汗は字の通り、汗をかいたような鋳肌である。1000

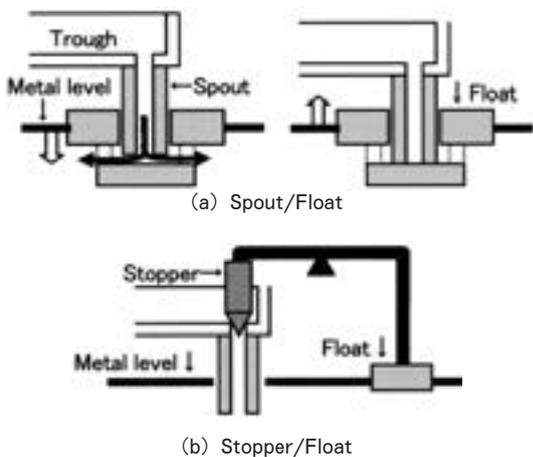


Fig. 14 Typical metal level control systems.

系（純Al系）や3000系（Al-Mn系合金）のように溶質濃度が低い合金では周期的に現れ、2000系や7000系のような高溶質濃度の合金ではランダムに発生する傾向がある。いずれの場合も内部からの液相の染み出しが原因であり、その生成過程は次のように考えられている。

- ① Fig. 13に示したように、一次冷却によって凝固殻が生成する。
- ② 凝固殻の生成に伴う収縮で、鋳型と凝固殻間にエアギャップが生じる。
- ③ エアギャップ部分では鋳塊の冷却が緩和されるため、凝固殻は内部溶湯の熱で再加熱される。
- ④ その結果、凝固殻の中で最も低融点で溶質元素が濃化した結晶粒界やデンドライト間のマイクロ偏析（共晶部分）が優先的に再溶解し、表面にしみ出して発汗となる。

このように発汗は溶質元素に富むため、Fig. 17に示すような逆偏析^{*2}が観察される⁶⁾。

ところで、2.5章で示したようにデンドライト組織の大きさは冷却速度に大きく依存する。このため、鋳塊表層部では、一次冷却、エアギャップ、二次冷却に対応して、チル層、粗大セル層、微細セル層といった組織が現れる。一例をFig. 18に示す⁷⁾。チル層は鋳型と溶湯の直接接触による比較的強い冷却で形成されるために微細であるが、逆偏析を伴うことが多い。粗大セル層は冷却の弱いエアギャップ域で生成する粗いデンドライト組織

^{*2} 多くのアルミニウム合金では初晶がアルミニウムとなるから、初めに凝固する部分では溶質濃度が低く、あとで凝固する共晶部分では溶質濃度が高くなる。これを正常偏析と呼ぶ。これに対して発汗のように初めに凝固する鋳肌部分で溶質濃度が高くなる偏析を逆偏析と呼ぶ。

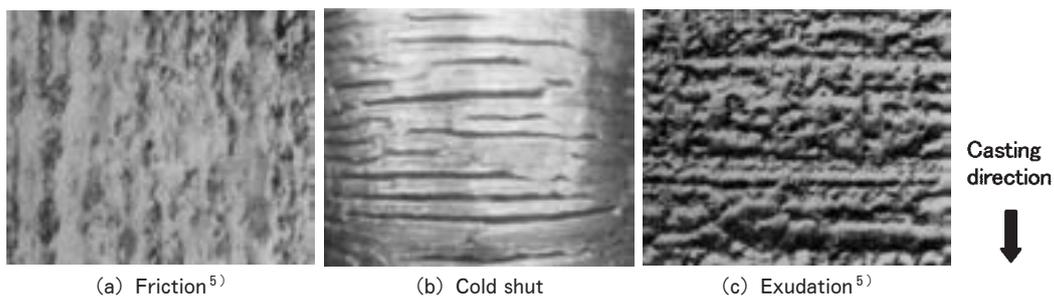


Fig. 15 Typical surface of DC cast ingots.

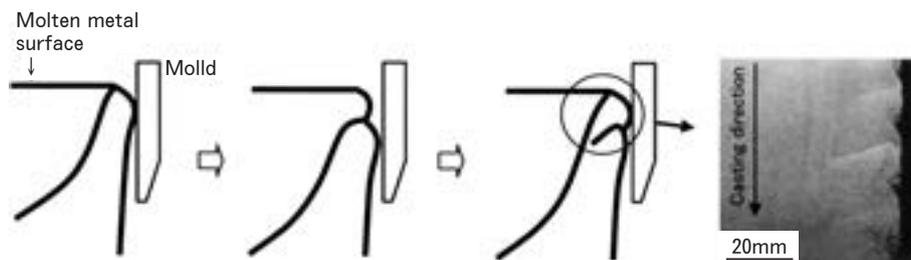


Fig. 16 Schematic explanation for formation of cold shut and macrostructure of vertical cross section.

であり、帯状に生成することから、サブサーフェスバンドとも呼ばれる。粗大セル層や発汗、チル層は内部の微細セル層と比べて化学的な性質が異なり、製品の品質を損なうため、切削加工で除去することが多い。これらの不均質層を低減するには、原因となるエアギャップを少なくする必要があり、そのためには Fig. 19 に示すように湯面レベルを低下させるのが効果的である。微細セル層は強い二次冷却の影響で凝固する部分であり、組織は微細均一であるが、鋳塊中心に向かって徐々に大きくな

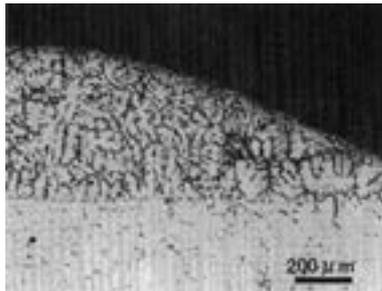


Fig. 17 Surface segregation due to exudation⁶⁾.

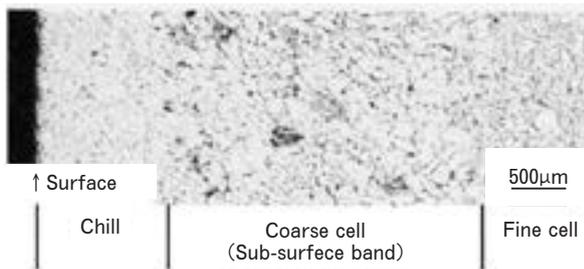


Fig. 18 Typical microstructure of sub-surface of DC cast ingot⁷⁾.

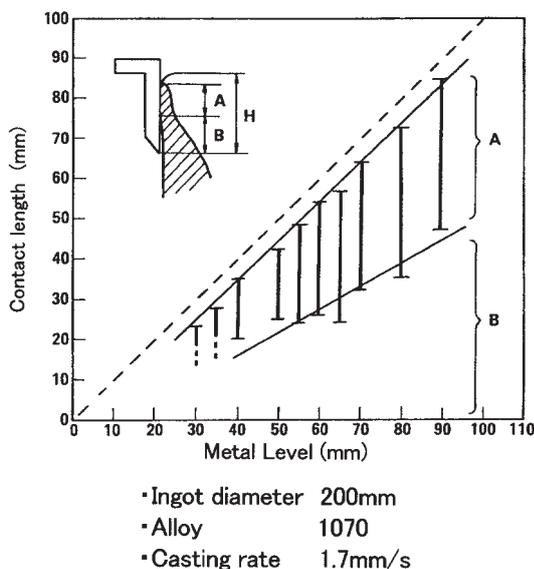


Fig. 19 Relation between metal level and contact length with mold surface.

る。ただし、鋳塊中心では鋳塊底部側の既凝固層からの熱伝導による冷却を強く受け、中心部周囲よりも冷却速度が増加して組織も小さくなる。

3.3 特徴的な組織

3.3.1 浮遊晶

局部的にデンドライト組織が粗大になっている部分を浮遊晶と呼ぶ。一例を Fig. 20⁸⁾ に示す。この部分は周囲と化学的な性質が異なるため、圧延板などの表面欠陥になる場合がある。原因は鋳型エアギャップに対応した結晶粒界の再溶解で遊離した結晶粒とするもの⁹⁾と、鋳型内の局所的な低温域（例えば、鋳型コーナー部）で核生成し、徐冷成長した結晶粒とするもの¹⁰⁾がある。前者の場合は湯面レベルの低下、後者の場合は溶湯温度の高温化が有効な対策となる。

3.3.2 羽毛状晶

羽毛状晶は Fig. 21 に示すように粗大な結晶粒である⁸⁾。結晶粒はその方位によって機械的性質や化学的な性質が異なるため、羽毛状晶が発生した材料では異方性が顕著になる。羽毛状晶を抑制するには結晶粒微細化剤の添加が最も効果的であるが、鋳型内溶湯の流れを乱し、結晶成長を抑制することも有効である。

3.3.3 縦の木組織

Al-Fe-Si 系合金や Al-Mg-Fe-Si 系合金などの鋳塊断面を化学的に処理（陽極酸化処理など）すると Fig. 22¹¹⁾ に示すような縦の木に類似した模様が現れることがあり、この組織を縦の木組織と呼んでいる。この組織を含む鋳塊を圧延したり、押出した製品を陽極酸化すると色調ムラが生じることがある。

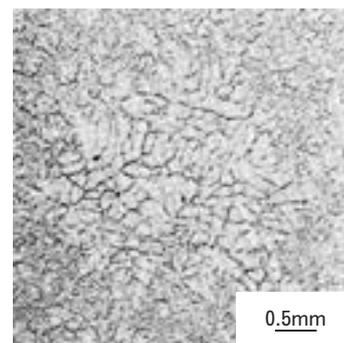


Fig. 20 Microstructure of coarse floating crystal⁸⁾.

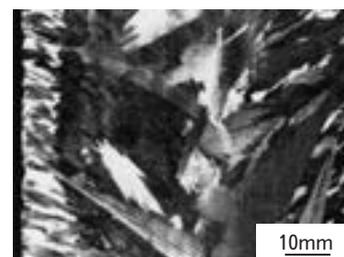


Fig. 21 Feathery structure⁸⁾.

原因は Al-Fe 系金属間化合物の種類が縦の木の内側と外側で異なることにある。溶湯を徐冷し、平衡に近い状態を維持しながら凝固させれば、金属間化合物の形態は合金の組成だけに依存し、平衡相が晶出する。しかし、実際の铸造では Table 1¹²⁾ に示すように冷却速度に依存して化学的性質の異なる非平衡相も種々晶出する。また、冷却速度は一次冷却とエアギャップ、二次冷却に対応して Fig. 23¹³⁾ のように変化し、粗大セル層に相当する位置の低冷却速度域と微細セル層に相当する高冷却速度域の境界が縦の木の模様を作る。

3.3.4 巨大金属間化合物

アルミニウム合金には再結晶の防止や微細化、強度向上、応力腐食割れ性の改善などのために Mn, Cr, Zr などの遷移元素が添加されているものがある。これらの元素は、添加量が微量であっても高融点の金属間化合物を形成し、初晶として晶出するため、晶出温度域に長時間保持されたり、冷却速度が遅いと Fig. 24 に示すように粗大に成長し、加工性や機械的性質を損なう。

3.3.5 ミクロポロシティ

デンドライト間や結晶粒界には一般に共晶反応によって、金属間化合物が晶出するが、同時に空隙が形成されることがあり、これをミクロポロシティと呼んでいる。原因の一つは水素ガスであり、溶湯に溶け込んでいた水素がデンドライト間の最終凝固部に排出されて生成すると言われている。また、最終凝固部での収縮を補う溶湯の供給が不十分なことによって生じる。このため、凝

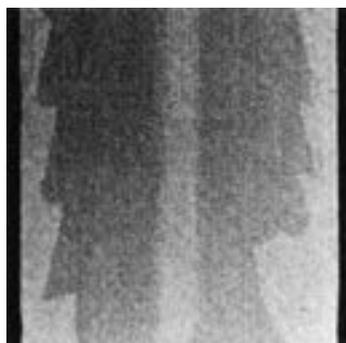


Fig. 22 Fir-tree structure of 1050 alloy ingot¹¹⁾.

固温度範囲（液相線温度から固相線温度までの範囲）が広い合金で凝固時の温度勾配が小さくなる場合に特に生成しやすい。

3.3.6 マクロ偏析

DC 鋳塊は肉厚方向で組成に分布を持つことが知られている。一例を Fig. 25¹⁴⁾ に示す。共晶型の元素の場合、表層部は発汗に代表される逆偏析のために濃化し、その内部は表層逆偏析の供給源となるために希薄化している。さらにその内部ではやや濃化した後、中心に向かって徐々に希薄化する傾向がみられるが、その機構は十分解明されていない。

3.4 鋳塊の変形と割れ

DC 铸造では液相から固相への変態に伴う凝固収縮と固相での熱収縮によって鋳塊に熱応力が発生し、割れや変形などの問題を引き起こす。

3.4.1 铸造割れ

铸造割れは、液相が固相になる過程で発生する熱間割れと固相になってから発生する冷間割れに大きく分けられる。6000 系や 3000 系の合金では熱間割れ、2000 系や 7000 系の合金では冷間割れとなる場合が多い。

また、割れは特に高強度、大径のピレットで問題となることが多く、割れ位置はほとんどが中心部となる。高

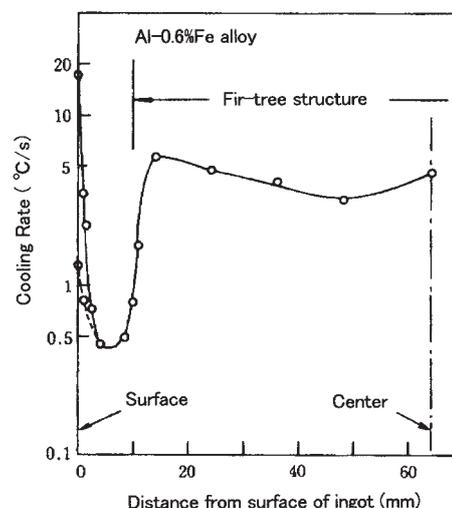


Fig. 23 Variation of cooling rate during solidification¹³⁾.

Table 1 Chemical property of intermetallic compounds of Al-Fe system¹²⁾.

Intermetallic compound	Color of compound after etching with 0.5%HF solution	Anodic oxidation in 15% H_2SO_4 solution	Color of anodic coating film
$FeAl_3$	Dark brown	Yes	Light gray
$FeAl_6$	Light brown	No	Dark gray
$FeAl_m$	Dark brown	Yes	Light gray
Fe_2Al_9	Unknown	Unknown	Unknown
α -AlFeSi	Colorless	Yes	Light gray
β -AlFeSi	Dark brown	No	Gray

強度合金が割れやすいのは、一般に凝固温度範囲が広いために固液共存層も広がり、凝固収縮を補う溶湯が補給されにくくなって歪が蓄積しやすくなることや、延性が乏しいことが原因と考えられる。大径ピレットが割れやすいことと割れ位置が中心部なることについては熱応力の計算例を示して説明する。

式(1)～式(3)はピレットの半径方向、円周方向、軸方向に発生する熱応力の計算式を示す。

(半径方向応力)

$$\sigma_r = \alpha E (1-\nu)^{-1} \{-r^{-2} \int_0^b \tau r dr + b^{-2} \int_0^r \tau r dr\} \quad (1)$$

(円周方向応力)

$$\sigma_\theta = \alpha E (1-\nu)^{-1} \{r^{-2} \int_0^r \tau r dr + b^{-2} \int_0^b \tau r dr - \tau\} \quad (2)$$

(垂直方向応力)

$$\sigma_z = \alpha E (1-\nu)^{-1} \{2b^{-2} \int_0^r \tau r dr - \tau\} \quad (3)$$

ここで、 α は線膨張係数 ($m/(m \cdot ^\circ C)$)、 E は縦弾性係数 (MPa)、 ν はポアソン比、 τ は温度変化 ($^\circ C$)、 b はピレット半径、 r は中心部からの距離 (半径方向)である。物性値 α 、 E 、 ν と半径方向の温度分布の変化 τ がわかれば熱応力を計算できる。Fig. 26はシミュレーションソフトで得られた温度分布を用い、断面Aから断面Bまでの温度変化を対象として熱応力を簡易的に計算した例を示す。物性値 α 、 E 、 ν はすべて1として

いるので応力は相対値であるが、半径方向応力 σ_r 、円周方向応力 σ_θ ともに引張応力の最大値は中心部であり、ここで割れやすい状態であることがわかる。このような結果になるのは中心部における温度低下が表層部と比べて大きく、中心部の熱収縮が表層部で拘束されるためであることが図から容易に類推できる。また、式(1)～式(3)は中心部 ($r=0$)の応力が b とともに大きくなり、大径ほど割れやすいことも示している。

なお、計算で割れを判定するには、温度依存性を考慮した正確な物性値を用いて全領域を対象とした熱応力計算を行うとともに、それぞれの部位の温度に応じた材料強度と熱応力を比較する必要がある。

鋳造割れの対策としては鋳造速度を低下させ、中心から表層への温度勾配を小さくして熱応力を緩和するのが一般的である。しかし、高強度・大径で割れやすいピレットの場合は、二次冷却を途中でカットして温度差を生じにくくする技術などを適用し、熱応力を緩和しなければならないことが多い。また、鋳造割れは特に鋳造初期に発生しやすいため、ボトムブロックの形状が割れ対策となる場合もある。この初期割れは、ボトムブロックからの冷却が鑄肌面からの二次冷却と比べて相対的に弱く、中心部と表層部の温度差が顕著になることが原因であり、ボトムブロック中心部を盛り上げ、ピレット底部中心部の冷却を強化する方法が対策として考案されている¹⁵⁾。その他、割れ対策として、結晶粒を微細化し、割れに対

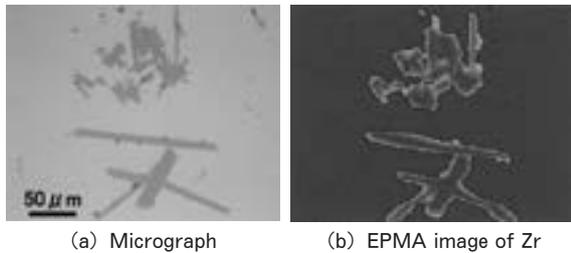


Fig. 24 Giant intermetallic compounds observed in Al-Zn-Cu-Zr alloy.

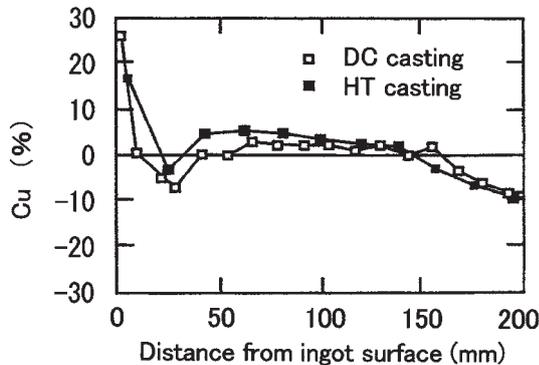


Fig. 25 Macro segregation profile of Al-Mg-Zn-Cu alloy ingot¹⁴⁾.

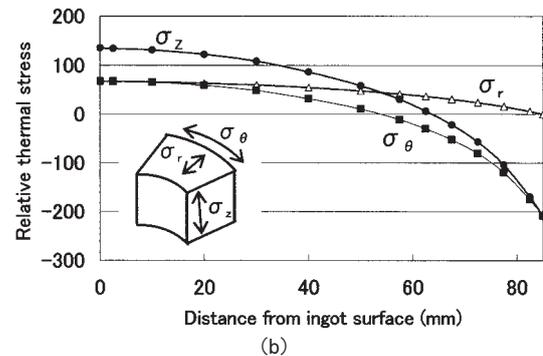
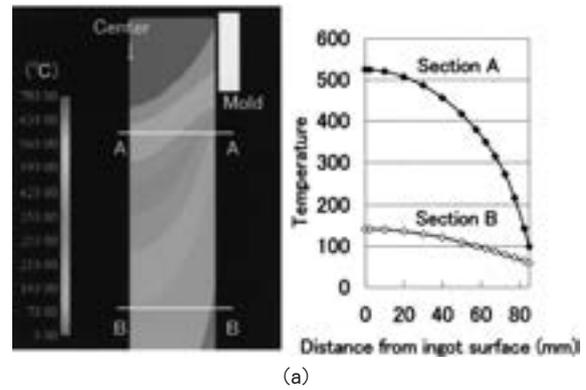


Fig. 26 Computational results of temperature distribution and thermal stress in a billet.

する抵抗を増加させることも広く行われている。

3.4.2 底部変形

スラブでは熱応力による不具合として底部の変形が問題となることが多い。この変形は"そり"と呼ばれ、熱収縮によって铸塊底部の短辺側が持ちあがる現象である。Fig. 27はその発生メカニズムを示す。铸造開始に際して溶湯が铸型内に供給されると铸型とボトムブロックに沿って凝固するが、凝固殻生成に伴うエアギャップあるいは固体間接触による弱い冷却になるため、凝固殻が大きく発達することはなく、収縮も少ない。これに対し、降下によって铸塊底部が二次冷却帯に達すると水による強い冷却で凝固殻内側の溶湯が急速に凝固して収縮しようとする。このとき、外側の凝固殻の収縮量は内側と比べて明らかに少ないから、铸塊は内側に向かってそり返ることになり、特に収縮量が多い長辺方向でそりが顕著となる。

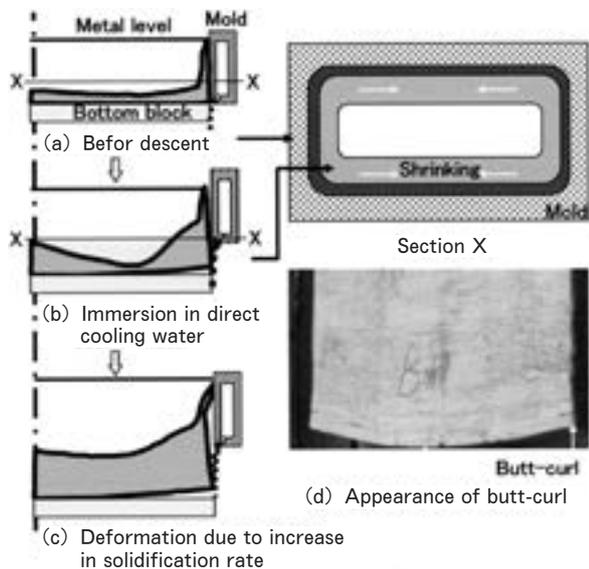


Fig. 27 Mechanism of butt curl observed in slabs.

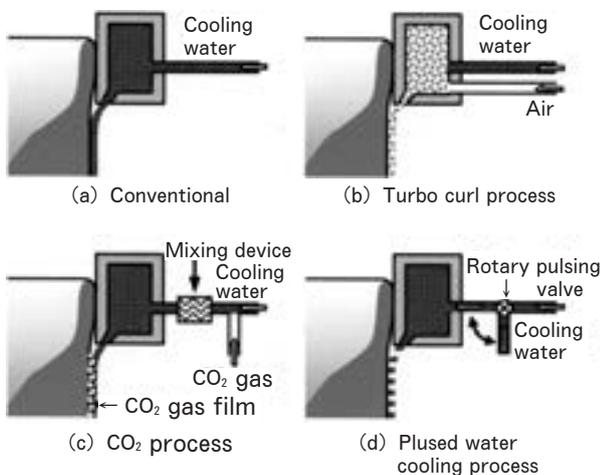


Fig. 28 Direct cooling techniques for start-up of DC casting.

変形が大きいと、铸塊の安定性が損なわれるほか、Fig. 27に示すように铸型内での凝固殻の倒れこみによって湯洩れが生じることもある。铸造初期の冷却水量を減らして二次冷却を緩和し、変形を低減することが一般に行われているが、定常状態の強冷却を前提にデザインされた铸型で冷却水量を減少させると、水切れによって冷却が不均一となり、湯洩れや表面割れなどの問題が発生する。このため、緩冷却と均一冷却を両立できる初期徐冷技術として Fig. 28に示すパルス冷却¹⁶⁾、CO₂ プロセス¹⁷⁾、ターボ法¹⁸⁾などが開発、実用化されている。一方、ボトムブロックのデザインによって直接冷却を受ける前に铸塊底部に凝固殻を十分発達させ、変形に対する抵抗を強化することも効果的であることが確認されている¹⁹⁾。Fig. 29は変形に対するCO₂冷却とボトムブロックの効果の一例を示す。

3.4.3 スラブ断面形状

スラブでは表層直下に形成される粗大セル層などの不均質層を除去するために面削が行われるが、スラブ圧延面が平坦でないと、面削量が増加したり、粗大セル層が部分的に残り、铸塊歩留や製品品質を阻害する。平坦度はスラブの収縮量の影響を受け、その収縮量はスラブの幅、厚み、铸造速度などによって異なる²⁰⁾。このため、圧延面の平坦度を確保するには、これらの条件を考慮して铸型のデザインを決める必要がある。

3.5 DC 铸造法の改良技術

DC 铸塊表層部の偏析層や粗大セル層は一次冷却（铸型からの冷却）に起因するエアギャップが原因である。このため、一次冷却の緩和やエアギャップを軽減する低湯面铸造に関する技術が多く開発されている。ピレット铸造で普及している HT (Hot Top) 铸造法²¹⁾は低湯面铸造の代表例である。この方法では Fig. 30(a)に示すように铸型上部に断熱材をセットして断熱材まで溶湯を

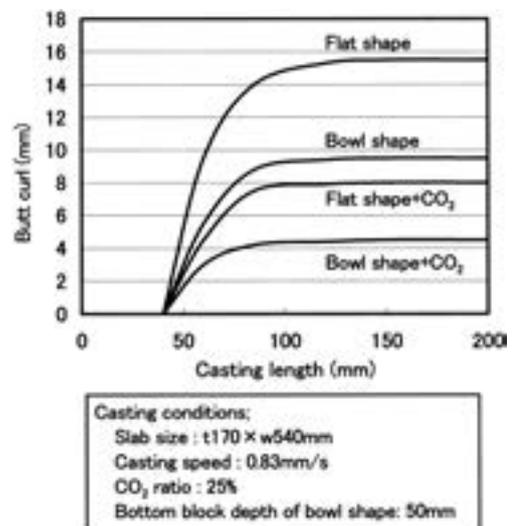


Fig. 29 Effect of bottom block shape and CO₂ process on butt curl.

満たすため、鋳型と溶湯の接触位置が常に一定になり、安定した低湯面鋳造を実現できる。HT 鋳造法を改良した気体加圧 HT 鋳造法 (Fig. 30(b), (c)) では、鋳型と溶湯の間に潤滑油とともにエアを導入することによって一次冷却の著しい緩冷却化も達成し、不均質層の生成をほぼ抑制できるようになっている^{22, 23)}。また、HT 鋳造法や気体加圧 HT 鋳造法では断熱材内の湯面の微調整が不要であるため、スパウトやフロートなど従来必要であった溶湯供給装置を廃止して樋から鋳型に直接溶湯を供給でき、同時鋳込み本数の増加や小径棒の鋳造が可能になっている。スラブ鋳造ではビレットと比べて鋳塊が大きく、矩形の鋳型内で溶湯の流れを均一にするのが困難であるほか、鋳塊底部の変形に関する問題もあり、HT 鋳造による低湯面レベル鋳造の実用化は進んでいないが、一次冷却の緩冷却化では革新的な技術として Fig. 31 に示す電磁場鋳造 (EMC) が開発されている²⁴⁾。EMC では従来の鋳型の代わりに電磁力で溶湯を保持するため一次冷却がなく、Fig. 32 に示すように表層部に不均質組織はほとんど発生しない²⁵⁾。しかし、湯面レベルの変動によって鋳塊断面形状が変化することがあり、湯面レベルの高精度制御技術を必要とする。この技術は通常の DC 鋳造における低湯面鋳造や自動鋳造化にも不可欠である。このため、従来のフロート式のレベル制御に代わり、計測したレベルを電気信号に変換し、それを基に注湯量を制御する技術が開発されている。Fig. 33²⁶⁾ にその一例を示す。

また、DC 鋳造における新しい技術として Fig. 34 に示す Low Head Casting Mold (LHC) が実用化されている²⁷⁾。LHC 鋳型ではその内面に高潤滑、低熱伝導のグラファイトがライニングされているため、鋳型潤滑油量の削減と一次冷却の緩和が可能になっている。この鋳型に高精度湯面レベル制御技術を組合せ、低湯面鋳造を行うことによって、鋳肌も改善できる。また、LHC 鋳型には二次冷却が 2 系統あり、第 1 の二次冷却では鋳塊に対して 40 度以上の高角度で冷却水を供給し、第 2 の二次冷却では 25 度以下の低角度となるようにデザイ

ンされている。鋳造初期は第 2 の冷却系統から少量の冷却水を供給し、膜沸騰冷却を利用して鋳塊を徐冷する。これによって、CO₂ 冷却などの初期徐冷システムを用いずに底部変形を軽減できる。定常状態では、第 1 の冷却系統も働かせて鋳塊を強冷する。通常、高角度で冷却水が鋳塊に衝突すると、水の跳ね返りが生じてその下側での冷却が弱くなるが、LHC では第 2 の冷却水で第 1 の冷却水の散乱を防止できるため安定した強冷却が得られ、鋳造速度を増加できる。

3.6 数値シミュレーション

DC 鋳造プロセスの数値シミュレーションは 20 年以上前から行われている。当初はエネルギー保存則に基づく熱解析のみであったが、近年では特にコンピュータ性能の著しい向上により、湯流れ、溶質分布、デンドライト成長、結晶粒分布、熱応力・歪など凝固に関する現象の多くを計算できるようになっている。また、一次冷却や二次冷却に関する境界条件の定量化や物性値データベ

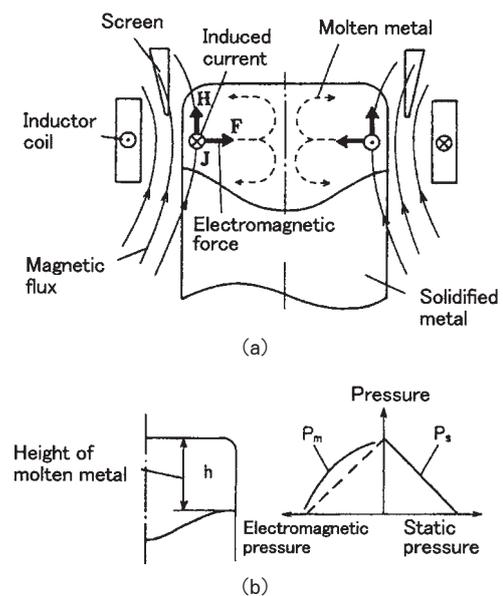


Fig. 31 Principle of EMC²⁴⁾.

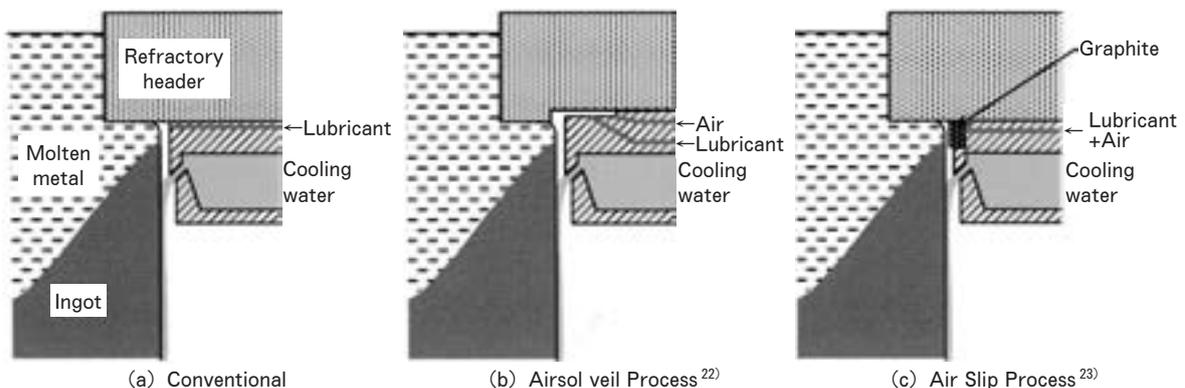


Fig. 30 Schematic diagrams of various HT casting process.

スの構築も進み、シミュレーションしやすい環境が整いつつある。Fig. 35はその計算結果の一例を示す。計算によって実際に铸造しなくとも組織や応力の状態、変形の程度などを知ることができ、铸造割れや組織異常の対策、新しい铸造条件の妥当性評価などに適用されつつある。しかし、凝固については未だブラックボックスの部分もあり、計算上の仮定も多くあるので誤った判断をしないためにもシミュレーションの内容を熟知した上で活用する必要がある。

4. 連続铸造法

4.1 水平連続铸造

以上のDC铸造法は鑿型のため铸造長さに制限があり、鉄鋼で行われている連続铸造と比べて铸造回数が多く、生産性が低い。また、铸塊底部・頭部などの非定常部の割合が多く、歩留も低い。このため、铸造方向を水平にした連続铸造法が開発されている。その概略をFig. 36²⁰⁾に示す。この方法では連続操作が可能のため、上記の問題はない。しかし、一次冷却や二次冷却が重力の影響を受け、铸塊の上下で組織に差が生じやすいため、一部を除き小径ピレットへの適用に限られている。

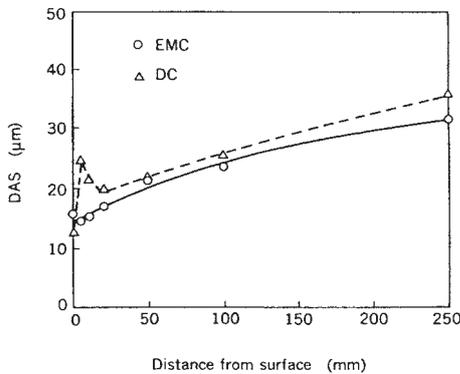


Fig. 32 Variation of dendrite arm spacing in ingots cast by EMC and DC casting process²⁵⁾.

4.2 板の連続铸造

ベルトキャスターやブロックキャスターなど薄板を連続铸造する技術もいくつか開発されている。その中でFig. 37に示す双ロール式連続铸造圧延法は熱間圧延が不要で設備費を安くできるため、世界的に普及している。一対のロール間に铸造ノズルを通して溶湯を供給し、ロールからの抜熱で薄板を直接铸造する。铸造板厚は従来4~10mmであったが、最近では3mm以下の铸造も可能になっている。铸造された薄板は冷間圧延コイルとして使用される。

この方法ではロール間で凝固した板が若干の圧下を受けることから熱伝達が高くなり、冷却速度は1000°C/sにも達する。このため、組織は非常に微細になり、この特徴を利用した新しい材料開発も盛んに行われている。しかし、中心線偏析や表面偏析などこのプロセス特有の欠陥が多く、現在のところ、主な用途は1000系、3000系、8000系合金の箔やフィンなどに限られている。

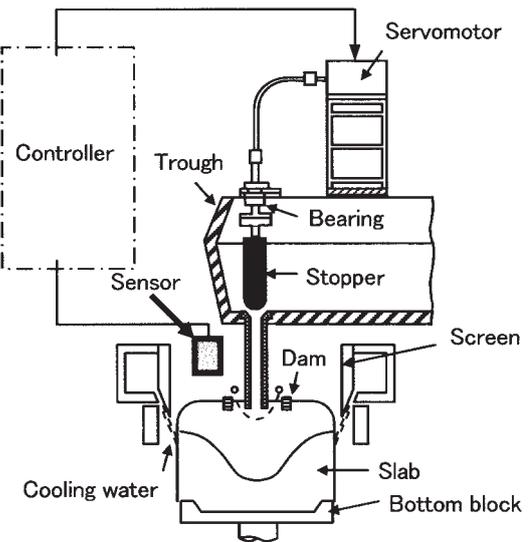


Fig. 33 Schematic diagram of automatic metal level control system²⁶⁾.

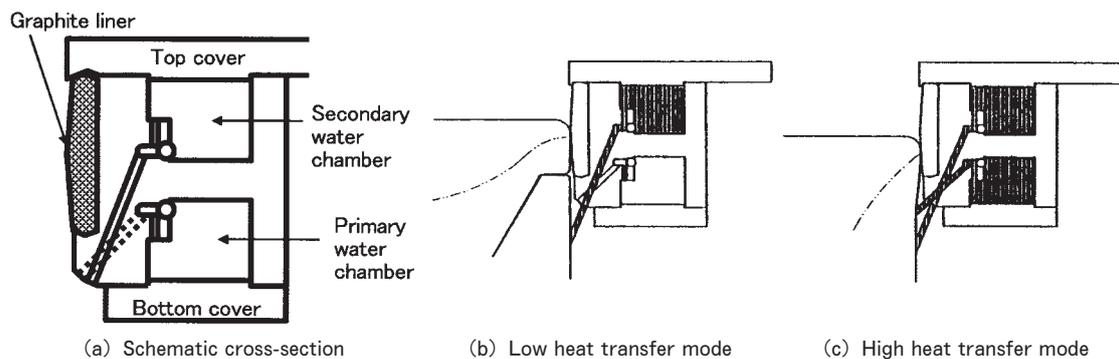
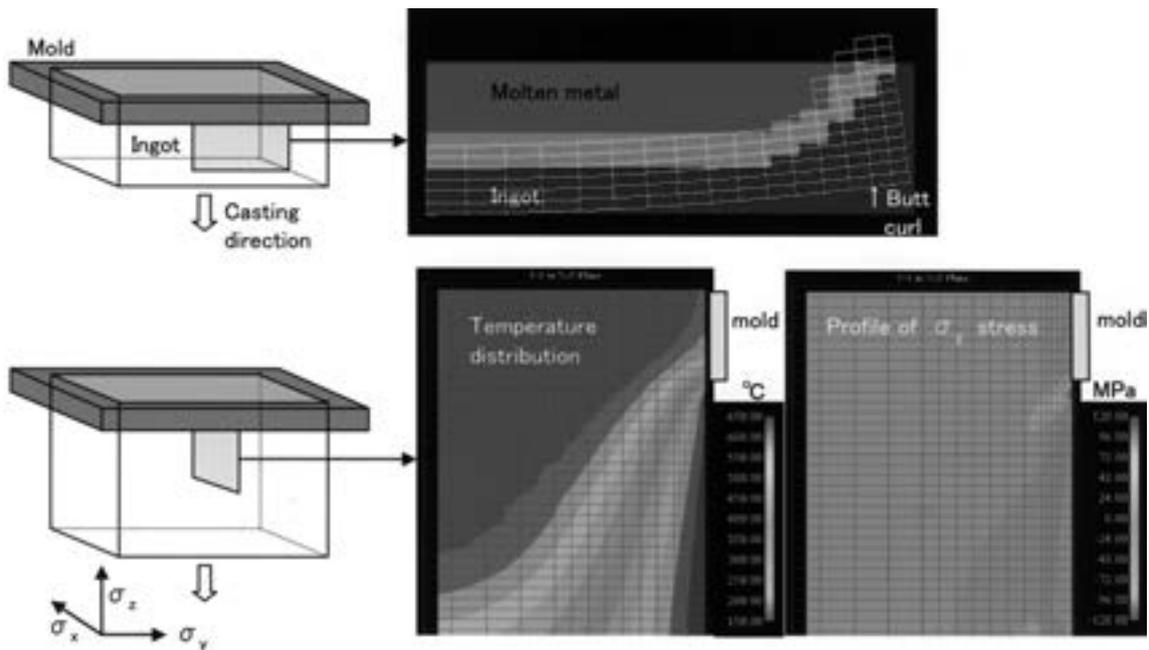
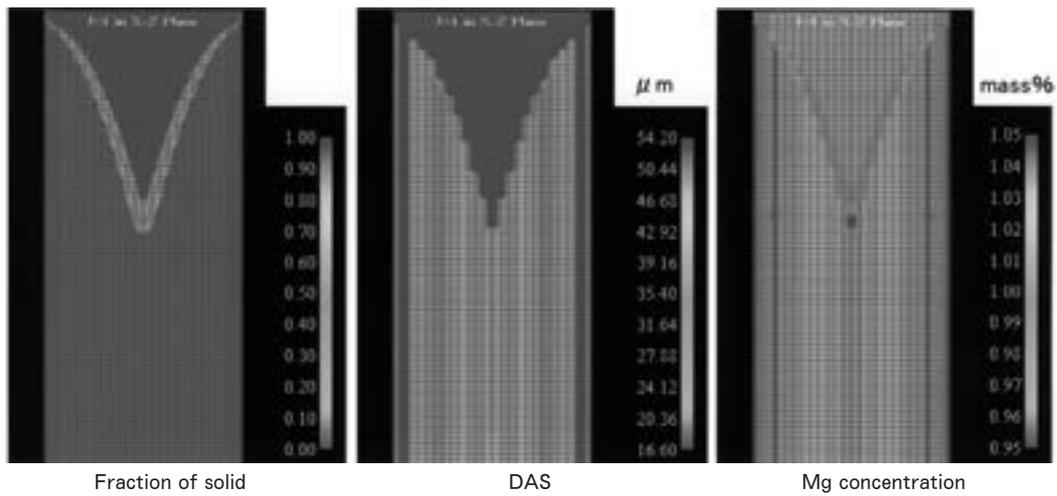


Fig. 34 Schematic diagram of LHC (Low Head Casting Mold)²⁷⁾.



(a) 3-dimensional analysis of temperature and stress distributions of t170×w550mm 3004 alloy slab



(b) 2-dimensional analysis of fraction of solid, DAS and Mg concentration of t500mm 3004 alloy slab

Fig. 35 Computer simulation of DC casting process.

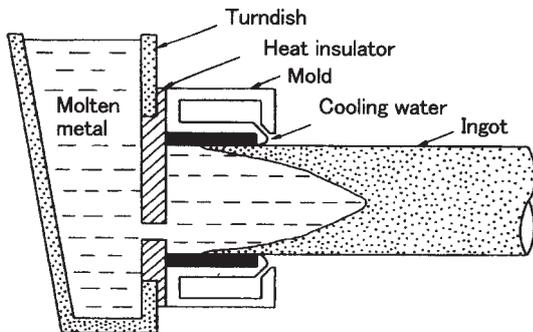


Fig. 36 Schematic diagram of horizontal continuous casting process²⁰⁾.

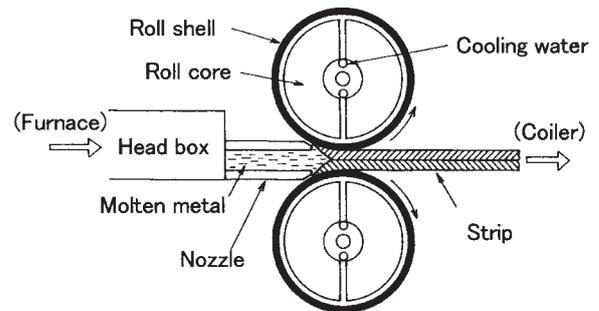


Fig. 37 Schematic diagram of twin-roll continuous casting process.

5. おわりに

最近、DC 鋳造プロセスでは革新的な技術開発はあまりないが、鋳肌や組織の改善、割れ・変形の防止など、DC 鋳造の課題を達成できる技術が種々開発され、その技術に必要な条件設定を適切に行えば、品質の高いスラブやピレットを鋳造できるようになってきている。また、数値計算で組織や熱応力を予測できるようになりつつあり、プロセス全体を制御した高品質鋳塊の製造技術の開発が今後さらに進むと考えられる。しかし、凝固現象に対する理解では未だ想像の域をでないブラックボックスも多く、その解明が今後の課題である。

参考文献

- 1) 須藤 一, 田村今男, 西沢泰二: 金属組織学, 丸善, (1972), 16.
- 2) 軽金属学会: 研究報告 26, (1992), 107.
- 3) 軽金属学会: 研究報告 1, (1979), 4.
- 4) 三木 功, 小菅張弓, 長浜勝介: 軽金属, **25**(1975), 1.
- 5) K. Buxmann: Light Metals, (1978), 313.
- 6) 軽金属学会: 研究報告 26, (1995), 82.
- 7) 小菅張弓: 日本金属学会会報, **19** (1980), 178.
- 8) 軽金属学会: 鋳造凝固部会報告書, (1981), 22.
- 9) 松尾, 古屋, 梶山: 軽金属学会第 55 回秋期大会講演概要, (1978), 15.
- 10) 犬丸 晋, 吉田政博, 城谷正人: 本誌, **20** (1979), 125-133.
- 11) 軽金属協会: アルミニウム材料の基礎と工業技術, 昭栄社, (1985), 46.
- 12) 小菅張弓: 軽金属, **30** (1980), 217.
- 13) 小菅張弓, 水上一郎: 同上, **25** (1975), 48.
- 14) M.G.Chu and J.E.Jacoby: Light Metals, (1990), 925.
- 15) E.K.Jensen and W.Schneider: ibid, (1990), 937.
- 16) N.B.Bryson: Light Metal Age, **52-5** (1994), 45.
- 17) H.Yu: Light Metals, (1980), 613-628.
- 18) R.E.Greene, J.L.Kirby, J.M.Ekenes and F.E.Wagstaff: ibid, (1989), 859-865.
- 19) M. Tsunekawa, N.Hayashi and T. Uno: 本誌, **37** (1996), 50.
- 20) 松尾守: 軽金属, **44** (1994), 510.
- 21) W. J. Bergmann: Aluminium, **51** (1975), 336.
- 22) W. Schneider: Light Metals, (1994), 985.
- 23) I. P. Faunce, F. F. Wagstaff and H. Shaw: ibid, (1984), 1145.
- 24) 吉田政博: 本誌, **28** (1987), 140.
- 25) J. C. Weber and R. Sautebin: Light Metals, (1986), 869.
- 26) 林 典史: 本誌, **33** (1992), 56.
- 27) A. I. Nussbaum: Light Metal Age, **53-1** (1995), 58.

展伸用アルミニウム合金とその熱処理*

箕田 正**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 121-138

Wrought Aluminum Alloys and Their Heat Treatments

Tadashi Minoda

Aluminum alloys are classified into non-heat-treatable and heat-treatable alloys by their strengthening mechanism. Heat treatments of the non-heat-treatable alloys are basically softening and stabilization because their strengthening mechanisms are solid solution hardening and/or strain hardening. While, heat treatments of the heat-treatable alloys are basically the combination of solution heat treatment, quenching, natural aging and artificial aging because their strengthening mechanism is precipitation hardening. Moreover, most of the alloy ingots are homogenized before hot working. In this paper, the phenomena, mechanisms and applications related to these heat treatments are explained. Furthermore, the industrial furnaces used for heat treatments of aluminum alloys are also explained.

1. はじめに

アルミニウム合金はFCC構造であるが、相変態しないことから、その強化機構は限られる。しかし、実用合金では合金系や熱処理などの違いにより、引張強さで約70～700 MPa程度の幅があり、使用目的によって最適な合金と熱処理の組み合わせが存在する。また、組織状態や材料特性も製造工程中の熱処理条件によって大きく変化するため、組織制御を行う上で、これを理解することは非常に重要である。

ここでは、展伸用アルミニウム合金とその熱処理について解説する。

2. 展伸用アルミニウム合金の種類

展伸用アルミニウム合金は、その強化機構の違いからFig. 1に示すように大きく2種類に分類される。非熱処理型合金として1000系、3000系、4000系、5000系合金が分類され、これらは主に固溶強化あるいは加工硬化などの機構によって強度が向上する。一方、熱処理型合

金として2000系、6000系、7000系合金が分類され、これらの合金の強化機構は主に析出強化である。

固溶強化は溶質原子による結晶の強化であり、結晶中に溶質原子が固溶することで、周囲の原子配列が乱れ、

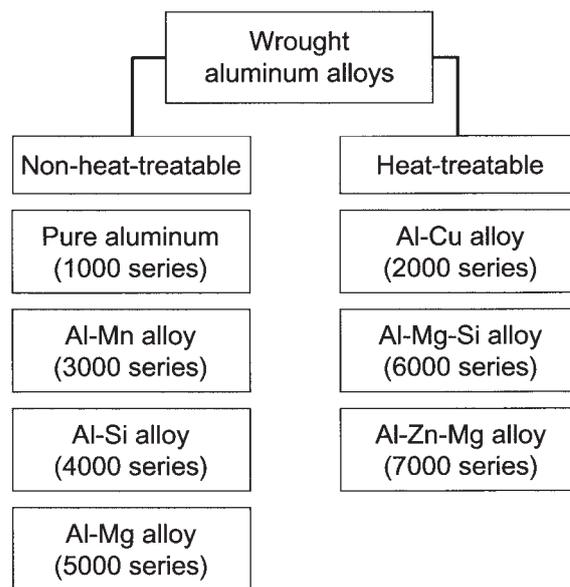


Fig. 1 Aluminum alloys and their hardening system.

* 軽金属, 58 (2008), 312-327 に主要部掲載

** 研究開発センター 第六部, 工学博士

弾性的なひずみ場や電子の分布状態に乱れが生じ、これらの乱れと転位との相互作用により、転位の運動が困難になり結晶が強化される機構である。

加工硬化は金属材料が塑性変形に伴って、結晶中の転位の数が増加し、複雑にからみ合って運動しにくくなり、硬化が起こる現象であり、ひずみ硬化ともいう。硬化とともに延性が低下する。

析出強化は母相中に微細な金属間化合物などが析出することにより起こるものであり、強化機構として、(1)析出物がマトリックスと整合性を有するために、析出粒子のまわりにひずみ場が生じる、(2)析出物そのものの強さ、(3)析出物の分布や形状により転位運動に対して抵抗力を生じる、ことなどが考えられている。

アルミニウム合金展伸材の一般的な製造工程は、溶解・鋳造→均質化処理→熱間加工→冷間加工・焼鈍→調質であり、下線を付した「均質化処理」、「焼鈍」、「調質」の工程でそれぞれ熱処理が行われる。

3. 均質化処理

鋳造ままでは組織や成分濃度が不均一であることから、展伸材の製造においては、ほとんどの場合、均質化処理を行ってから熱間加工を行う。均質化処理の目的として、マイクロ偏析の均質化、過飽和固溶元素の析出、準安定相の平衡相への変化が挙げられる。

(1) ミクロ偏析の均質化

共晶成分は鋳造時にデンドライトセル境界に濃化するが、均質化処理によってその溶質原子をマトリックス中に拡散させ、成分の均質化を行う。デンドライトセルサイズやセル境界の厚みは鋳造時の凝固速度で決まり、セルサイズが小さくなれば、拡散が容易で均質化に要する時間は短くなる。鋳造時の冷却速度を大きくし、かつ均質化処理を行うことにより、熱間の変形能を大きく向上させることができる。均質化処理前後における、鋳塊の組織変化の一例を Fig. 2 に示す¹⁾。

(2) 過飽和固溶元素の析出

鉄、マンガン、クロム、ジルコニウムなどの遷移元素は、凝固速度が大きい場合には平衡濃度以上に固溶される。これらの元素は拡散速度が小さく、通常の均質化処理温度では $Al_3(Fe, Mn)$, $Al_6(Fe, Mn)$, $Al-(Fe, Mn)-Si$ 系, $Al_7(Cr, Fe)$, Al_3Zr などのような金属間化合物

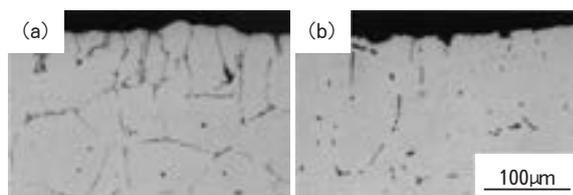


Fig. 2 Optical microstructures of 6063 aluminum alloy ingot, (a) before and (b) after homogenization¹⁾.

を形成して析出する。これら金属間化合物の分散状態は、加工後の金属組織を変化させ、機械的性質に大きな影響を与えることから、遷移元素の析出挙動を把握することは工業的に重要である。均質化処理による鋳塊の組織変化および押出し材のマイクロ組織への影響の一例を Fig. 3 に示すが、均質化処理条件によって、加工後のマイクロ組織は大きく変化する²⁾。また、7000系高力合金において、主要添加元素を最適なサイズおよび分布で析出させることにより、押出し時の変形抵抗を低減し、押出し性を向上したプロセスも実用化されている³⁾。

(3) 準安定相の平衡相への変化

凝固時に生成した準安定相は、均質化処理によって安定相に相変化する。Al-Fe系合金では凝固時に Al_6Fe や Al_mFe の準安定相を生成するが、均質化処理の加熱温度が高くなるにつれ、分断されるとともに母相へ固溶し、デンドライト境界や結晶粒界、あるいは準安定相と母相との界面に Al_3Fe が生成する⁴⁾。陽極酸化処理した時、 Al_6Fe が存在すると自然発色により黒くなるが、 Al_3Fe が存在すると乳白色になる^{5,6)}。そのため、Al-Fe系合金を建材パネルとして用いる場合には、鋳造の凝固速度や鋳塊の均質化処理温度の管理が重要になる。Al-Fe系以外に、Al-Mn系などでも同様である。

その他、鋳塊の加熱時には低融点の共晶化合物が存在すると、共晶融解を生じることがある⁷⁾。また、高純度アルミニウムの鋳塊を高温加熱すると、鋳塊に固溶していた水素が粒界に拡散し、キャビティを形成することがある⁷⁾。このような欠陥は、その後の熱間圧延での割れや焼鈍でのふくれの原因になりやすいため、鋳塊の水素量などの制御が必要である。

4. 調質と質別記号

アルミニウム合金の材料特性は、製造過程における冷間加工度や熱処理条件によって大きく変化する。このような条件の違いによって、必要な材料特性を得ることを調質といい、得られた機械的性質の区分を質別という。

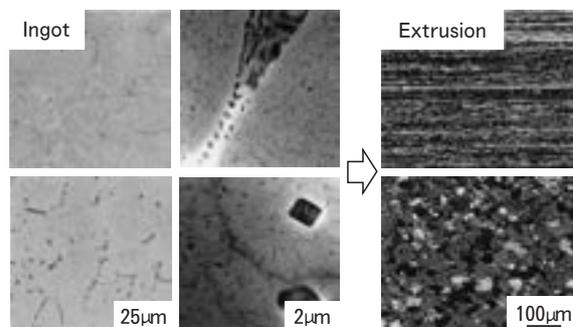


Fig. 3 Influence of homogenization heat treatment on the microstructure of the 3003 aluminum alloy extrusion. The upper figures were homogenized at 500°C and lower figures were homogenized at 600°C²⁾.

JIS H 0001 にアルミニウム、マグネシウムおよびそれらの合金の展伸材および鋳物の質別記号が規定されており、その元は国際規格 ISO2107 である。JIS では質別記号を合金、製品形状の記号の後にハイフン (-) をつけ、例えば JIS A 6063PE-T5 などのように表示する。

基本的な質別記号はその頭文字で示され、さらに細かく区分された熱処理・加工条件およびその程度を 1 桁もしくはそれ以上の数字で示す。

4.1 基本的な質別記号

基本的な質別記号は以下のように区分される。

F：製造ままのもの。機械的性質に制限を設けない。

O：焼なまししたもの。最も軟らかい状態に焼なまししたもの。

H：冷間加工したもの。(展伸材のみに使用)

W：溶体化処理したもの。溶体化処理、焼入れ後の室温において機械的性質が不安定な状態を示す。

T：熱処理によって、F、O、H、W以外の安定な質別にしたもの。

4.2 細分化された質別記号

質別を区分する際、まず非熱処理型合金と熱処理型合金を区別する。製造条件と調質の関係を Fig. 4 に示す⁸⁾。非熱処理型合金は、主に加工硬化によって強度を得ることから、冷間加工度の調整により強度が変化する。この合金系では、F、O、Hのいずれかを頭文字とした質別を用い、一般的には W や T は用いない。

H を頭文字とする質別は、その後には 2 桁の数字で示される記号が一般的で、その 1 桁目 (1~4) は Table 1 に示す 4 通りに分けられる。2 桁目の数字 (n: 1~9) は強度の程度を示し、数字が大きいくほど強度が高い。通常の加工で得られる最大引張強さのものを Hx8 で表し、硬質と呼ばれる。Hx8 の引張強さの最小規格を決定す

る基準を Table 2 に示す。引張強さが O 材と Hx8 の中間のものを Hx4 (1/2 硬質)、O 材と Hx4 の中間のものを Hx2 (1/4 硬質) で表す。その間の数字も、引張強さを基準として 1~8 の数字で分類している。また引張強さの最小規格値が Hx8 より 10N/mm² 以上超えるものを Hx9 で表し、特硬質と呼ばれる。

JIS 規格では、2 桁目の数字が同じ (H1n, H2n, H3n) であれば同じ規格値が用いられるが、実際には

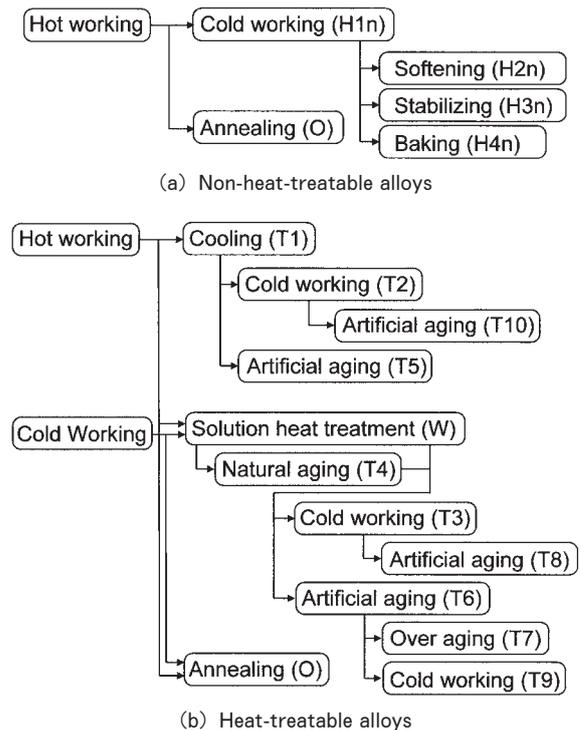


Fig. 4 Temper designation of aluminum alloys⁸⁾.

Table 1 Temper symbol system of wrought aluminum alloy.

Temper	Meaning
H1n	Strain-hardened only.
H2n	Strain-hardened and partially annealed.
H3n	Strain-hardened and stabilized.
H4n	Strain-hardened and baked.
T1	Cooled from an elevated-temperature shaping process and naturally aged to a substantially stable condition.
T2	Cooled from an elevated-temperature shaping process, cold worked, and naturally aged to a substantially stable condition.
T3	Solution heat treated, cold worked, and naturally aged to a substantially stable condition.
T4	Solution heat treated and naturally aged to a substantially stable condition.
T5	Cooled from an elevated-temperature shaping process and artificially aged.
T6	Solution heat treated and artificially aged.
T7	Solution heat treated and overaged.
T8	Solution heat treated, cold worked, and artificially aged.
T9	Solution heat treated, artificially aged, and cold worked.
T10	Cooled from an elevated-temperature shaping process, cold worked, and artificially aged.

H2n や H3n は H1n に比べて耐力がやや低く、伸びが大きくなる。

これに対して熱処理型合金は、主に析出強化機構によって強度を得ることから、F、O、W、Tのいずれかを頭文字とした質別を用いる。Hは一般的には使用しないが、リベットや導電用材料として一部に規格化されている。

Tを頭文字とする質別は、Table 1 に示す 10 通りに細分され、T1~T10 で示される。また、T7 調質は T73、T74 (旧 T736)、T76 に細分化される。強度と質別の関係を Fig. 5 に示すが、一般的には 7 の後の数字が小さいほど過時効が進行しており、強度が低くなるが剥離腐食や応力腐食割れなどの耐食性は優れる^{8,9)}。

焼入れや高温加工後の冷却を行った材料には、ひずみや残留応力が生じる。このため、焼入れや高温加工後に行われる残留応力除去の方法が、Table 3 に示す質別記号で規定されている⁸⁾。例えば残留応力除去が行われた場合、TC、W351、T73511 などの質別記号として示さ

れる。

4.3 特殊な質別記号

その他、特殊な質別記号を Table 4 に示す。

5. 非熱処理型合金の熱処理

5.1 加工硬化と回復・再結晶

非熱処理型合金と記すと熱処理できない(あるいは熱処理しない)合金のように見えるが、この場合の熱処理は焼入れ、焼戻しのことを指しており、非熱処理型合金では軟化を目的とした熱処理が行われる。

一般に、工業用アルミニウム合金は冷間加工により加工硬化が生じ、強度を高めることができる。純アルミニウム 1100-O 材の冷間圧延率、焼なまし温度と引張性質の関係を Fig. 6 に示す¹⁰⁾。Fig. 6(a) にみられるように、冷間圧延率に応じて引張強さ、耐力は上昇し、伸びは低下する。このとき、前述のように引張強さの程度に応じて H12~H18 に分類される。また、このように加工硬

Table 2 Standards for decision of the minimum tensile strength of tempers HX8.

Minimum tensile strength in annealed temper (MPa)	Increase in tensile strength to HX8 temper (MPa)
≤ 40	55
45 - 60	65
65 - 80	75
85 - 100	85
105 - 120	90
125 - 160	95
165 - 200	100
205 - 240	105
245 - 280	110
285 - 320	115
≥ 325	120

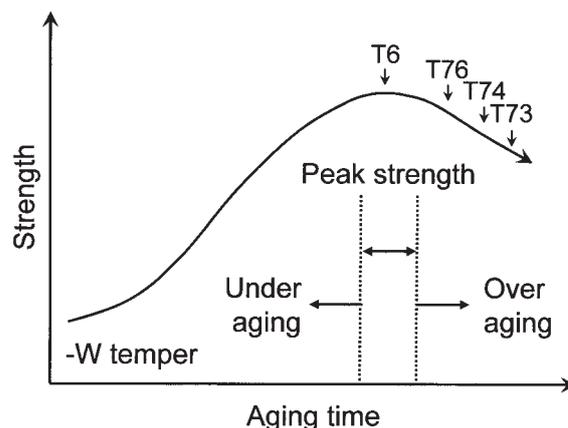


Fig. 5 Relationship between temper and strength in 7xxx alloys⁸⁾.

Table 3 Additional digits of relieving residual stresses⁸⁾.

Symbol	Product form	Method	Degree of working	Straightening*
TX51 W51	Plate	Stretching	1.5-3%	None
	Rod, bar, shapes, extruded tube	Stretching	1-3%	None
	Drawn tube	Stretching	0.5-3%	None
TX510 W510	Extruded bar, shape and tube	Stretching	1-3%	None
	Drawn tube	Stretching	0.5-3%	None
TX511 W511	Extruded bar, shape and tube	Stretching	1-3%	Able
	Drawn tube	Stretching	0.5-3%	Able
TX52 W52	—	Compressing	1-5%	—
TX54 W54	Die forging	Restriking cold in the finish die		

*Straightening after removing residual stresses.

Table 4 Special temper digits.

Temper	Meaning
O1	Thermally treated at approximately same time and temperature required for solution heat treatment and slow cooled to room temperature. Applicable to products that are to be machined prior to solution heat treatment by the user. Mechanical property limits are not applicable.
O2	Applies to products thermo-mechanical treated. The products solution heat treated after super plastic forming and the like.
O3	Applicable to products homogenization heat treated.
H111 (H311, H321)	Applies to alloys which are strain-hardened less than the amount required for a controlled H11 (H31,H32) temper.
H112	Applies to alloys that acquire some temper from shaping processes which do not have special control over the amount of strain-hardening or thermal treatment, but for which there are mechanical property limits.
H114	Applies to products which are embossed from O temper.
H116	Applicable to products which have improved susceptibility to exfoliation corrosion and/or stress corrosion cracking by combination of rolling and heat treatment.
HX95	Applies to products which are embossed from HX9 temper.
HXn4	Applies to products which are embossed. The number "n" becomes "n+1", and "4" is added as the final number (e.g. H14=>H154, H22=>H234, H38=>H394).
H343 (H323)	Applies to products which are fabricated to have good resistance to stress corrosion cracking compared to H34 (H32) temper.
T31,36,37,39	Solution heat treated and then cold worked by a reduction of 1%, 6%, 7-8%, 9-13% respectively.
T81,86,87,89	Artificially aged conditions of T31, T36, T37, T39 respectively.
T41,61	Applies to the alloys in T4 (T6) condition which are quenched into high temperature water.
T42,62,7_2	Applicable to products solution heat-treated and naturally and/or artificially aged by the user which attains mechanical properties different from those of the T4, T6, T7_ condition.
T77	Applies to products which have strength equal to T6 temper and corrosion resistance equal to T76 temper.

化した材料を焼なましすると、強度は低下する。Fig. 6(b)は、Fig. 6(a)のH18調質材を焼なましした場合の、焼なまし温度と引張性質の関係を示したものである。焼なまし温度の上昇に伴い、引張強さ、耐力は低下、伸びは上昇し、強度に応じてH22~H28に分類される。焼なましにより、冷間加工で導入された転位の消滅（いわゆる回復）が起こり、さらに温度が高くなるとFig. 7の5182合金のTEM組織に示すように再結晶が起こる⁸⁾。Fig. 8の1100-H18材の焼鈍曲線に示すように、一般に回復での強度低下は緩やかであるが、再結晶が起こると急激に強度が低下する⁹⁾。H1nとH2nを比較した場合（例えば、H14とH24の比較）、引張強さが同等の場合でも、H2nの方が伸びは大きく、成形性に優れる。従って、成形性が重視される場合には、H2nが使用されることが多い。

5.2 安定化処理

加工硬化したAl-Mg合金を室温で放置すると、時効時間に伴って強度が低下する「時効軟化」現象がみられる。これはタンブルした転位の緩和過程、あるいはすべり線上へのβ相の優先析出が原因と考えられており、Mg含有量の増加や冷間加工度の増加に伴って顕著になる。一例として、Al-6mass%Mg合金の冷間加工後の時効軟化特性をFig. 9に示す¹¹⁾。このような強度の経

年変化が起こると、工業製品としての強度保証に問題を生じることがある。このため、H3n調質では冷間加工後120~175℃で加熱を行うことにより、このような経年変化を抑制する。H3n調質はMgを含む3000系および5000系合金に適用される。

6. 熱処理型合金の熱処理

6.1 時効析出過程

熱処理型合金は、固溶元素や微細析出物によって強度を向上させるため、これらの制御を熱処理によって行う。熱間加工や冷間加工ままでは、強度に寄与すべき溶質原子は、母相中に粗大な金属間化合物を形成していることが多いため、Fig. 10に示すように溶体化処理によって分解・溶入させる必要がある。その後、時効処理によってGPゾーンや微細な金属間化合物を生成し、強度を向上させる。時効がさらに進み、過時効になると析出物が粗大化し、強度に寄与しなくなる。熱処理型合金の軟化処理は、過時効によるものである。

熱処理温度範囲の一例をFig. 11に示す⁹⁾。溶体化処理は溶質原子を最大限固溶させるため、融点直下の温度で行われることが多い。また、時効析出処理は200℃近辺の温度で行われるが、合金によって最適温度が異なる。

焼なまし（軟化処理）は350℃近辺の温度で行われる。

6.2 溶体化処理

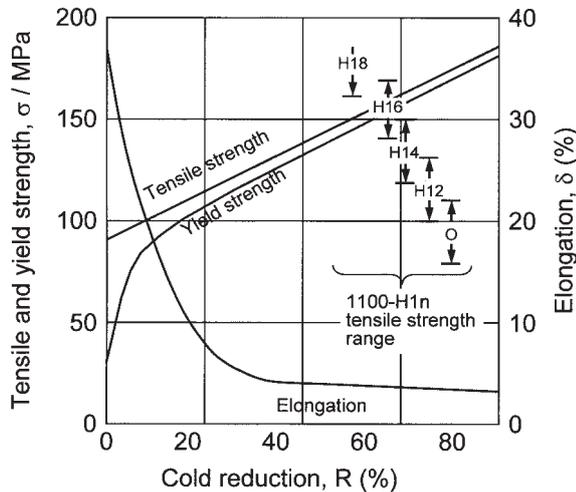
溶体化処理は、溶質原子の過飽和固溶体を形成するため、高温かつ長時間で行われる。代表的な合金の溶体化処理温度と溶解温度範囲をTable 5に示す¹¹⁾。溶体化

処理温度は高すぎると共晶融解が起こり、低すぎると固溶が不十分になるため、合金の溶質原子の固溶温度と共晶温度の間で条件が選定される。溶体化処理で共晶融解が起こると、Fig. 12に示すような焼割れが発生したり、強度、延性、靱性などの低下を招く⁸⁾。

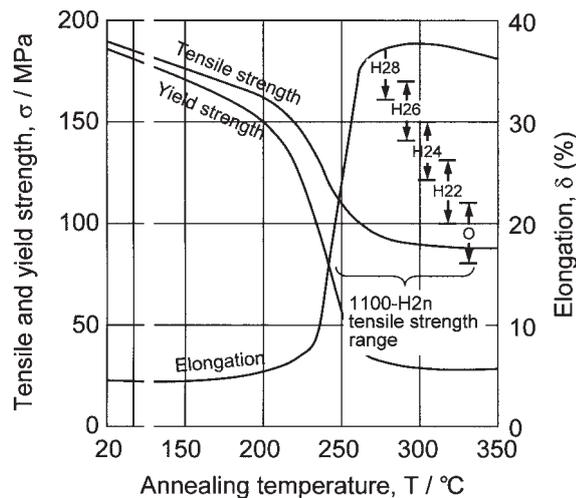
また、溶体化処理時にFig. 13に示すようなふくれが発生する場合がある。ふくれは材料中に固溶していた水素が、溶体化処理中に表面近傍の欠陥に集まって発生すると考えられている⁹⁾。そのため、鋳造時の脱ガス処理が不十分な場合に発生しやすい。また、高温酸化によっても生じる。湿度が高く、ガス状硫化物が燃焼生成物として材料に付着すると、表面の自然酸化皮膜を破って材料中に水素が侵入し、ガス化してふくれになるため、水蒸気の発生が少ない炉の選定や、例えばホウフッ化アンモニウムを用いるなどの炉の雰囲気管理が必要である。

6.3 焼入れ

焼入れ処理は、溶体化処理によって固溶した状態を急



(a)



(b)

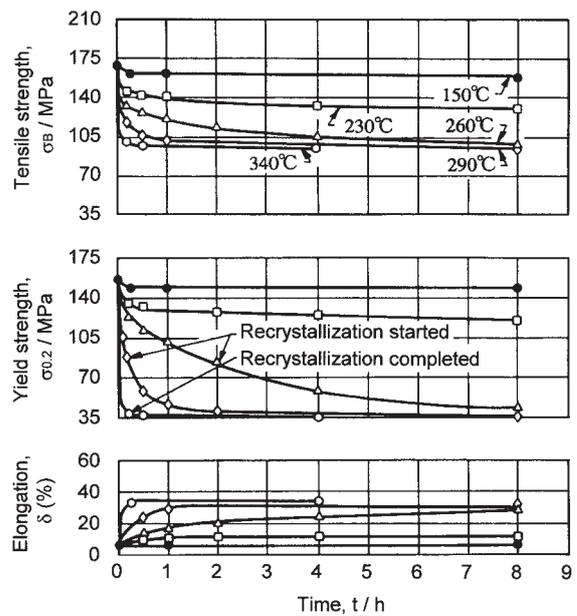


Fig. 8 Isothermal annealing curves of 1100-H18 alloy⁹⁾.

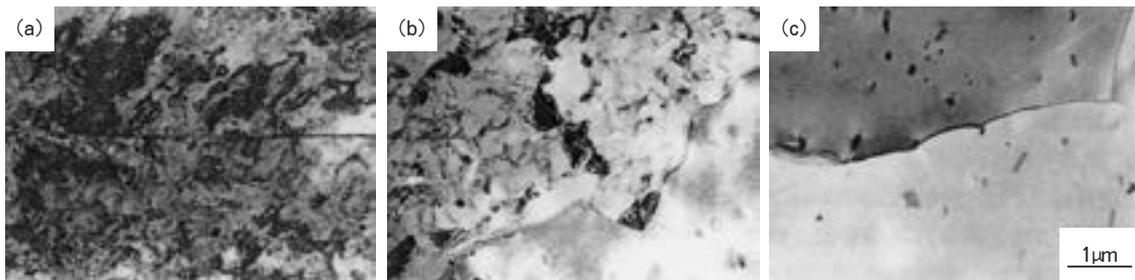


Fig. 7 Transmission electron micrographs of 5182 alloy, (a) after cold rolling (80%), (b) recrystallization started (300°C), and (c) recrystallization completed (350°C)⁸⁾.

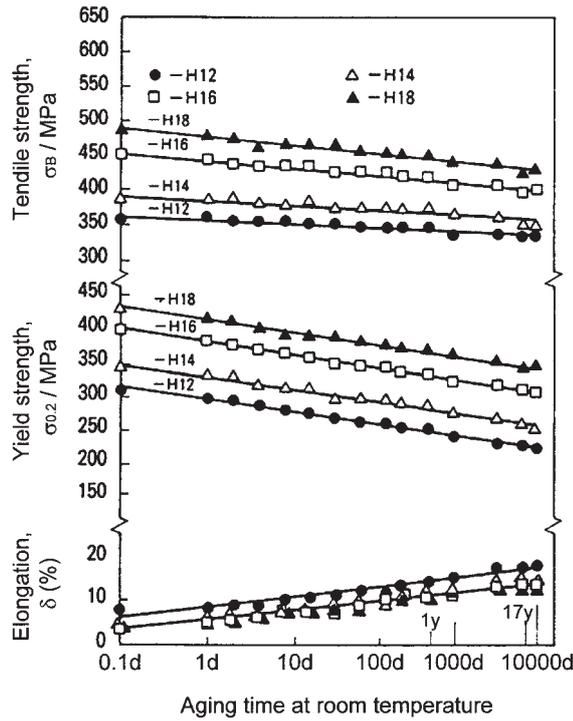


Fig. 9 Age softening property of cold rolled Al-6mass%Mg alloy¹¹⁾.

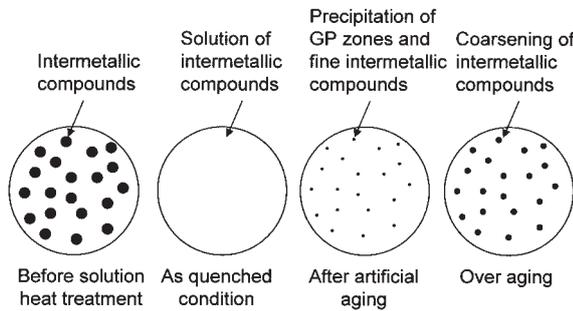


Fig. 10 Schematic model of precipitation process.

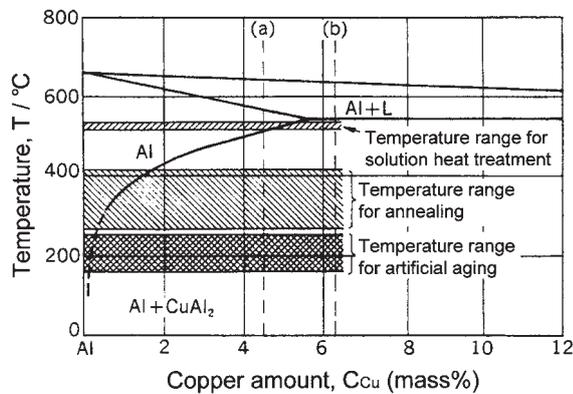


Fig. 11 Partial equilibrium diagram for aluminum-copper alloys, with temperature for heat treating operations⁹⁾.

冷によって室温まで強制的に凍結することである。そのため、焼入れ処理を行う際、焼入れ遅れを起こさないよう、熱処理炉から材料を取り出し、冷却を開始するまでの時間を十分に短くすることと、さらに十分な冷却速度を得ることが重要である。これらが不十分な場合には、固溶した溶質原子の粒界析出が起り、強度や延性を低下させる。参考として、AMS2772Cに規定されている最大焼入れ遅れ時間を Table 6 に示す。同様の規格は JIS W 1103 に規定されていたが、現在では廃止されている。

上記のような、焼入れ遅れや冷却速度が強度に及ぼす影響の度合いを「焼入れ感受性」という。代表的なアルミニウム合金の C 曲線を Fig. 14 に示す¹²⁾。この図は温度、時間をパラメータとして水冷の 95%の強度が得られる条件を示したものである。十分な強度を得ようとする場合、曲線のノーズ (左に凸の部分) よりも左側を通過するよう、焼入れを行う必要がある。例えば 7075 合

Table 5 Solution heat-treating temperatures and melting temperature ranges of typical aluminum alloys¹¹⁾.

Alloy	Solution heat-treating temperature (°C)	Melting temperature range* (°C)
2011	525	535-641
2014	500	507-638
2017	500	513-641
2024	495	502-638
2219	535	543-643
6061	530	582-652
6063	520	616-654
6262	540	582-652
7003	450	615-650
7050	475	488-635
7075	480	532-635
7475	515	538-635

* Melting temperature ranges of wrought materials.

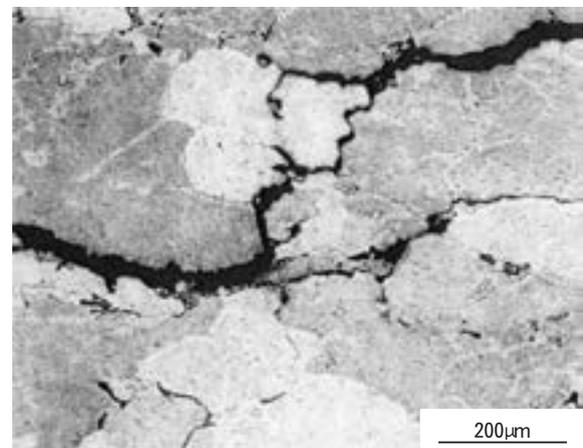


Fig. 12 Quenching crack occurred in 2014 alloy forging⁸⁾.

金では焼入れ開始後、2～3秒以内に380℃を通過するよう冷却する必要がある。このように、曲線のノーズが左にあるほど焼入れ感受性が高い。Fig. 14では焼入れ感受性は7075>2017>6061>6063合金の順である。

焼入れ感受性の高い材料は、冷却速度が遅い場合に、強度、延性が十分であっても、靱性が低下することがある。7075合金の靱性に及ぼす焼入れ水温の影響をFig. 15に示す⁹⁾。水冷に比べて温水焼入れの場合には、靱性が20%程度低下している。靱性に対しては焼入れ水温を38℃以下にする必要があるが、一方で厚肉材の焼入れでは、Fig. 16に示すように焼入れ水温が低いほど、残留応力分布が大きくなる¹³⁾。そのため、焼入れ後に引張り矯正を行うなどの残留応力除去が必要である。残留応力除去方法については、前述のTable 3に示す。

Table 6 Maximum quench delay standardized in AMS2772C.

Thickness (mm)	Maximum time (s)
≤0.40	5
0.40-0.80	7
0.80-2.25	10
>2.25	15

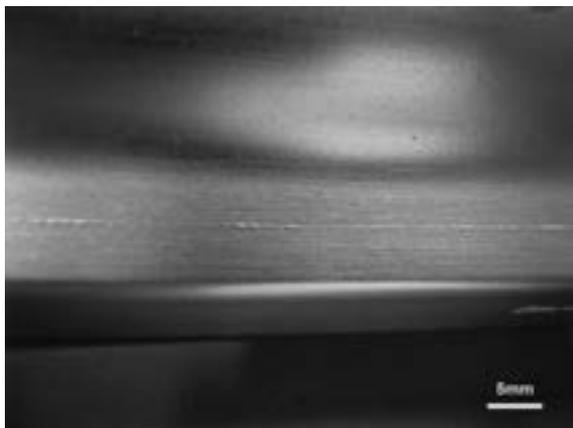


Fig. 13 Blister occurred on the surface of 7xxx alloy extrusion.

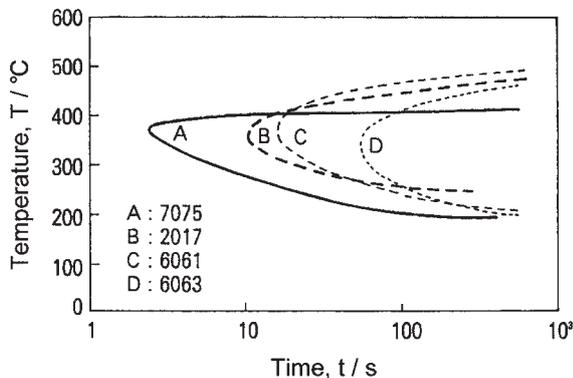


Fig. 14 C-curves of typical aluminum alloys (95% of the maximum strength)¹²⁾.

6063合金に代表される焼入れ感受性の低い材料では、熱間加工後に空冷程度の冷却を行うことで十分な強度が得られる。そのため、熱間押し出し中に溶質原子を固溶させることで溶体化処理の代わりとし、押し出し後に空冷で焼入れ処理を行う「プレス焼入れ」の工程が量産に用いられている。6063合金の押し出し時の熱処理サイクルをFig. 17に示す¹⁴⁾。プレス焼入れでは、押し出し中のピレット温度が溶体化処理温度域に達することで溶質原子の固溶が行われるため、それらが速やかに固溶するよう、均質化処理後の冷却速度を十分に高め、溶質原子の凝集を防止する必要がある。また、押し出し後の冷却過程では、C曲線のノーズに影響されない速度で冷却を行う必要がある。6061合金の場合、焼入れ感受性は6063合金よりも高いため、ファンによる冷却では不十分な場合があり、水冷が推奨される。このようなプレス焼入れによる製品は、押し出し後に正規の溶体化処理を行う場合に比べ、熱間加工組織が凍結されやすく、結晶粒が微細になりやすい。または、遷移元素の添加量によっては繊維状組織が形成され、十分な冷却速度で焼入れされれば、強度的に優れた特性が得られる。

以上のように、合金によって焼入れ感受性が異なるこ

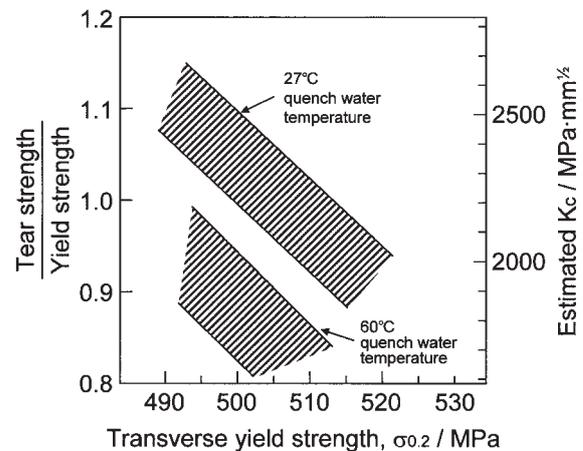


Fig. 15 Effects of quench water temperature on the tear strength and yield strength ratio of 7075 sheet⁹⁾.

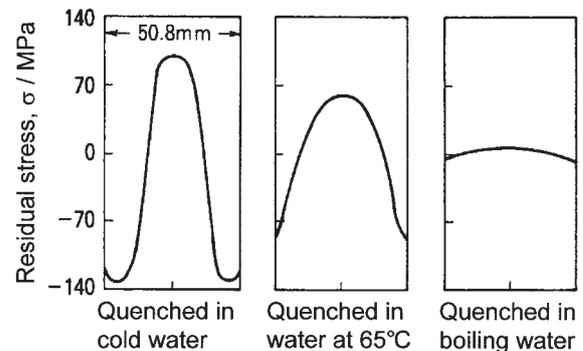


Fig. 16 Residual stresses in 7075-T6 plate specimens quenched in water at different temperatures¹³⁾.

とから、その機械的性質などの諸特性に対する冷却速度の影響について検討され、それらは平均冷却速度を用いて評価することができる。しかし、冷却速度が冷却過程で著しく変化する場合にはこの方法は適用できない。そこでこのような場合の評価を行うため、Evanchoらは焼入れ因子による解析を試みている¹⁵⁾。この方法ではC曲線全体の情報を用い、冷却中の析出挙動を、焼入れ因子 τ によって以下のように定義し表現している。

$$\tau = \int_{t_0}^{t_f} (1 / C_i(T)) dt \quad (1)$$

ここで、 C_i : Fig. 18 の C 曲線における各温度 T での臨界時間、 t : 冷却曲線上の時間、 t_0 : 焼入れ開始時間、 t_f : 焼入れ終了時間である。

$\tau = 1$ の場合には、材料の組織状態は C 曲線上と同等であると考えられ、材料特性も C 曲線で示される特性になると推測される。また、2024-T4 材の腐食挙動について、 $\tau < 1$ ではピッチング、 $\tau > 1$ では粒界腐食になることが報告されている¹⁵⁾。

6.4 室温時効

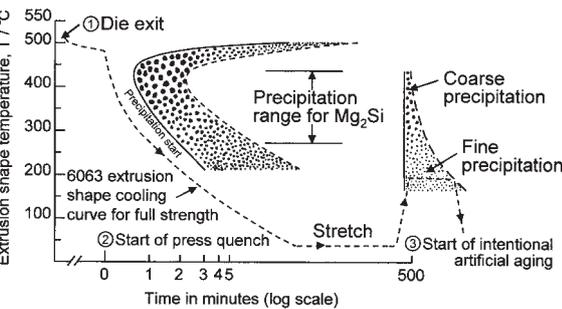
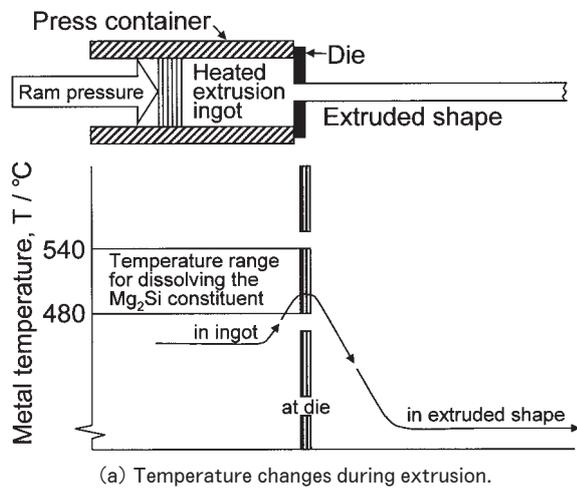
溶体化処理および焼入れを行った直後では、材料は高い強度を有しない。焼入れ後、自然時効や人工時効処理(焼戻し)を行うことにより強度が上昇し、必要な強度を得ることができる。目的に応じて室温時効のまま用い

たり、100~200℃ 程度の人工時効処理を行って用いる。

室温時効(自然時効)による強度上昇は、全ての熱処理型合金で観察されるが、その度合いは合金によって異なる。代表的な合金の自然時効曲線を Fig. 19 に示す¹⁶⁾。2000 系合金や 6000 系合金は 4~14 日で強度がほぼ安定する。特に 2000 系合金は自然時効による強度上昇が大きいのにに対し、高温時効(人工時効)による強度上昇は耐力では顕著であるが、引張強さの増加はわずかであり、自然時効のままの方が靱性や疲労強度に優れるため、T4 や T3 調質で用いられることが多い。一方、7000 系合金は数年に亘って強度上昇が続く。そのため、7000 系合金では一般的に質別記号として T4 を用いず、W 調質で表現することが多い。

6.5 人工時効

人工時効処理は通常 100~200℃ 程度の温度で行われ、合金により最適処理温度が異なる。人工時効曲線の一例を Fig. 20 に示す¹²⁾。一般に低温、長時間処理の方が高



$$\tau = \frac{\Delta t_1}{C_1} + \frac{\Delta t_2}{C_2} + \dots + \frac{\Delta t_{F-1}}{C_{F-1}}$$

Fig. 18 Method of determination quench factor, τ , using a cooling curve and a C-curve¹⁵⁾.

Fig. 17 Diagrammatic sketch of press heat treatment¹⁴⁾.

強度が得られやすいが、生産性が低下することから、2000系合金は190°C程度、6000系合金は175°C程度、7000系合金は120~160°C程度で処理されることが多い。

前述の室温時効では、主にGPゾーンやクラスタなどの相が形成されることで強度上昇が起こるが、人工時効処理では主に準安定相（中間相）や安定相（平衡相）の析出が起こる。各合金において析出する相をTable 7に示す¹⁶⁾。このうち、強度に寄与するのはGPゾーン（クラスタ）と準安定相であり、母相と非整合な安定相は強度に寄与しない。

人工時効処理は、通常室温時効を経てから行われることから、多くの場合人工時効の初期段階でGPゾーンが分解され、その後準安定相の析出が起こる。このGPゾーンの分解を「復元」と呼ぶ。Fig. 20の比較的低温において引張強さおよび耐力は一旦低下してから上昇に転じているが、これは「復元」によるものである。復元が起こると材料強度が低下し、曲げ加工などの冷間加工性が向上する¹⁷⁾。また、自動車外板として用いられる過剰ケイ素型のAl-Mg-Si合金T4材では、復元処理によって人工時効初期段階（例えば170°C-30min）の硬化速度が向上し、塗装焼付け硬化性（BH性）を付与することができる¹⁸⁾。さらに、Al-Mg-Si合金T4材のFSW材について、復元を利用した延性向上が報告されている¹⁹⁾。また、後述のRRA（Retrosgression and Re-aging）処理では、復元を利用して耐応力腐食割れ性の向上が行われる。

人工時効処理における時効曲線は、焼入れ後の自然時効の影響を受ける。Fig. 21に示すように、6000系合金ではMg/Si比によって人工時効処理後の強度に対する自然時効の影響がプラスに作用したり、マイナスに作用したりする²⁰⁾。Mg, Si量の比較的少ない6000系合金では自然時効によって人工時効処理後の強度は改善されるが、6061合金のようにMg, Si量が比較的多い場合には逆であり、焼入れ直後に人工時効処理を行う方が強

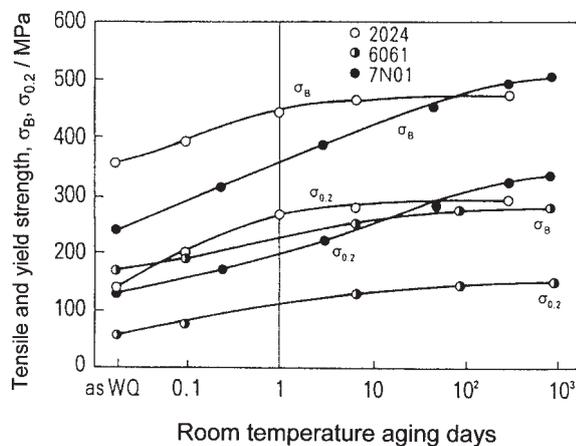


Fig. 19 Room temperature aging curves of 2024, 6061 and 7N01 alloys¹⁶⁾.

度に優れる。また、自動車外板として用いられる6000系合金の塗装焼付け硬化性付与において、前述の復元処理の他に、焼入れ直後の70°C以上の予備時効処理も効果的である。これはFig. 22に示すように、70°C以上の温度で予備時効を行った際に形成される相は塗装焼付け処理によってβ相に遷移するが、予備時効処理を行わなかった場合に室温で形成される相は、βに直接遷移しないため時効初期の硬化速度に差が生じるといわれている²¹⁾。

一方、7000系合金の場合にも、Fig. 23に示すように合金成分によって人工時効処理前の自然時効が人工時効処理後の強度に大きく影響を及ぼす⁹⁾。7075合金の場合には、自然時効が2~50hの場合に強度低下がみられる。また7079合金の場合には、十分に自然時効を行った方が人工時効処理で高強度が得られる。これは7N01合金でも同様である²²⁾。自然時効が短かすぎたり、人工時効処理の昇温速度が急速すぎると不均一かつ粗大な析出が起こり、強度低下の原因になることがある。工業的には長時間の自然時効は好ましくないため、100~120°Cで時効処理を行ってから、150°C以上の高温で人工時効処理を行うことが多い。

人工時効処理は、通常ピーク強度を得るために行うことが多いが、目的によって亜時効処理を行ったり、過時効処理を行うことがある。人工時効処理後に曲げ加工などの冷間加工を行う場合には、引張強さは多少犠牲になるが、十分な延性を得るために亜時効処理が行われることがある。また7000系合金はT6調質で最も剥離腐食や応力腐食割れが発生しやすいが、強度を犠牲にして過時効処理を行うことにより、これらの改善がなされる。過時効処理では、強度の低下量によってT76やT73調質に分類されるが、主としてT76調質では剥離腐食性の改善、T73調質では応力腐食割れ性の改善が目的にな

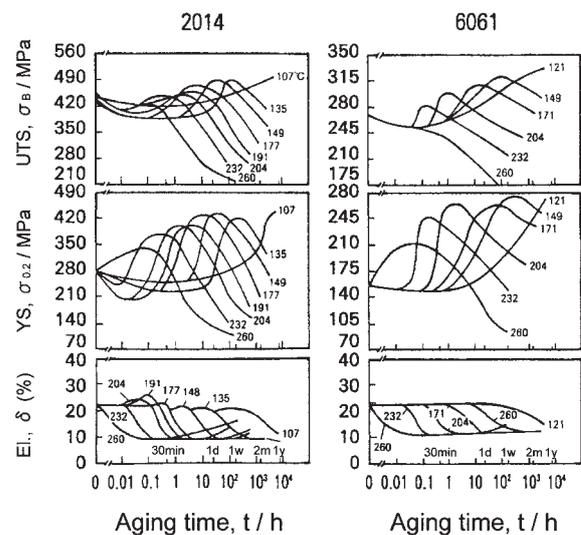


Fig. 20 Artificial aging curves of 2014 and 6061 alloys¹²⁾.

る。7000系合金の過時効処理による強度と耐力力腐食割れ性の関係を Fig. 24 に示す⁹⁾。7075 合金では T76 で 10%，T73 で 15% の耐力低下がみられるが，耐力力腐食割れ性は向上している。この過時効と耐力力腐食割れ性の関係は導電率によって判断される場合がある²³⁾。7050-T7 合金の材料規格を Table 8 に示す²⁴⁾。耐力力腐食割れや剥離腐食の程度とともに導電率も規定されており，導電率が基準値未満の場合でも耐力との関係より，規格を満足する条件が制定されている。

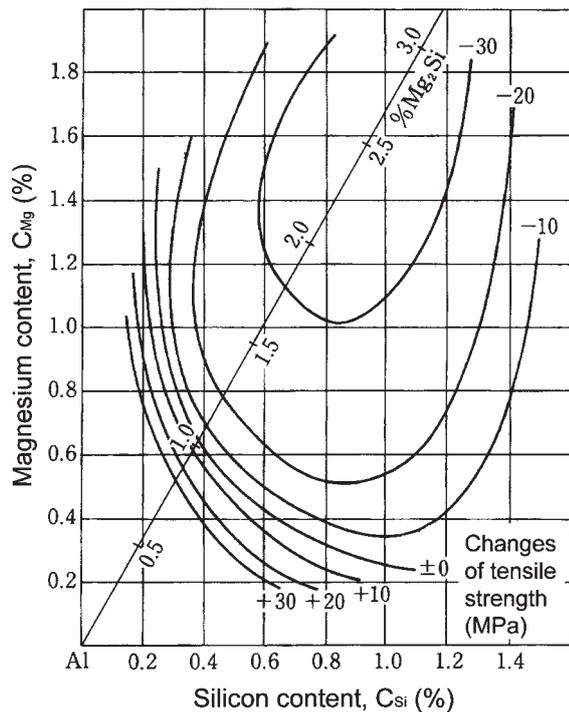


Fig. 21 Effect of natural aging on the tensile strength of Al-Mg-Si alloy after artificial aging²⁰⁾.

また，近年では RRA (Retrogression and Re-aging) と呼ばれる熱処理が開発され，実用化されている。この処理は耐力力腐食割れ性の改善を目的としており，質別記号は T77 である。処理条件の概要を Fig. 25 に示すが，T6 調質後に 171～260℃ で短時間の復元処理を行い，さらに T6 調質と同等の人工時効処理を行うものである^{25, 26)}。この処理を行うことにより，T6 材と同等の強度を有しつつ，T73～T76 材と同等の耐力力腐食割れ性を得ることが可能になる。RRA 処理におけるマイクロ組織変化の模式図を Fig. 26 に示す²⁷⁾。T6 調質後に粒内に分散している GP ゾーンや微細 η' 相は復元処理によって一旦分解され，強度が低下する。しかし，再時効処理を行うことにより，これらの相は再度生成し，T6 材と同様の組織状態に戻ることによって強度が上昇する。一方，粒界の η 相は復元処理ではほとんど変化せず，再時効処理により粗大化することで粒子間隔が大きくなり，過時効材と同様の粒界組織になる。そのため，RRA 処理材で

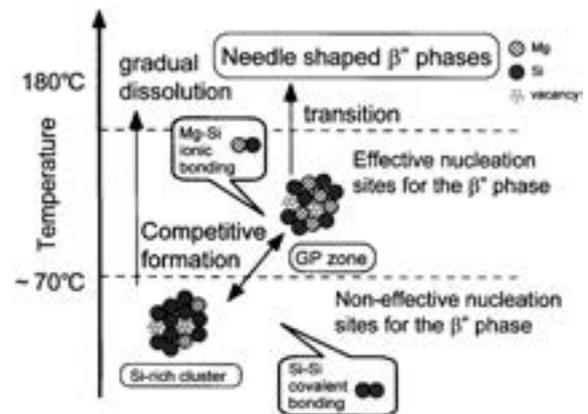


Fig. 22 Proposed mechanism for two-step aging behavior of Al-Mg-Si alloys, showing the existence of Si-rich clusters and GP zones²¹⁾.

Table 7 Zones and phases in aluminum alloys formed after aging¹⁶⁾.

Alloy system	GP zone	Metastable phase	Stable phase
Al-Cu	GP (1), Two-dimensional copper-rich regions of disk-like shape, Parallel to {100} Al.	θ' -CuAl ₂ , Tetragonal, Plate-like shape, Coherent on {100} Al.	θ -CuAl ₂ , Body-centered tetragonal, Noncoherent
	GP (2) and θ'' , A few atom layers in thickness and to have an ordered atomic arrangement, Coherent on {100} Al.		
Al-Cu-Mg	GPB (Cu, Mg) zone, Rod-like shape, Coherent on <100> Al.	S'-Al ₂ CuMg, Orthorhombic, Lath, Coherent on {021} Al.	S-Al ₂ CuMg, Orthorhombic, Non-coherent.
Al-Mg-Si	Needle-like GP zone, Parallel to <100> Al.	β' -Mg ₂ Si, Hexagonal, Semi-coherent, Rod-like shape.	β -Mg ₂ Si, Face-centered, Plate-like shape.
Al-Zn-Mg	Spheroidized GP zone, Coherent, 2 types of zones.	η' -MgZn ₂ , Hexagonal.	η -MgZn ₂ , Hexagonal.
			T-Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉ (Above 190°C)

は T6 材と同等の強度を有しつつも、優れた耐 SCC 性を示す。7475 合金における、T6 材と RRA 処理材の粒界近傍の組織を Fig. 27 に示す²⁷⁾。T6 調質では粒界析出物は微細かつ高密度であるのに対し、RRA 処理材では粗大化し、析出物の間隔も大きい。7000 系合金の RRA 処理が開発されたことで、従来 SCC が懸念された 7055 合金などの亜鉛添加量の多い合金の実用化が進み、航空機構造材として適用されている。

2000 系合金 (2024, 2124, 2219 合金) は、T8 調質にすることで高い強度が得られる。2024 合金の靱性および耐力に及ぼす質別の影響を Fig. 28 に示す⁹⁾。人工時効処理前に冷間加工を行うことで、耐力値は著しく向上し、優れた靱性と強度のバランスが得られる。これは T6 調質に比べ、T81 調質では冷間加工を行うことにより、析出が微細かつ均一になることによる。通常は冷間加工を引張矯正機 (ストレッチャ) で行い、2024-T3 で 1~2%、T361 で 5~6% の永久ひずみを与える。2324-T39 では約 10% の冷間圧延を行い、さらに引張矯正により応力除去を行う。2000 系合金では冷間加工の有無にかかわらず、人工時効処理によって靱性や疲労強度が低下する (Fig. 28)。6000 系合金も T8 調質によって、

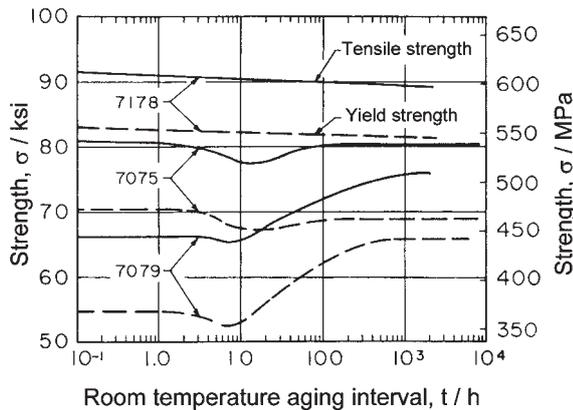


Fig. 23 Effect of time interval at room temperature between quenching and precipitation heat treating on tensile and yield strengths of 7178-T6, 7075-T6, and 7079-T6 alloy sheet⁹⁾.

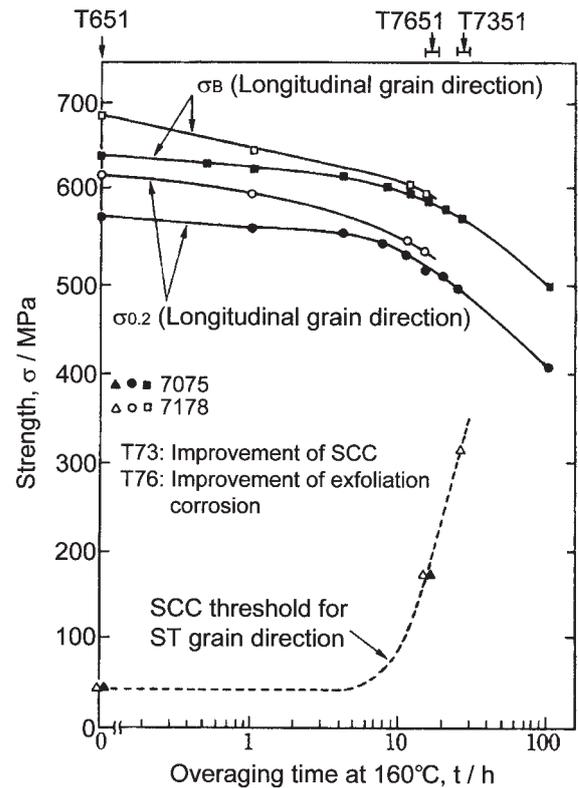


Fig. 24 Effect of artificial aging at 160°C on the strength and SCC threshold of 7075-T651 and 7178-T651⁹⁾.

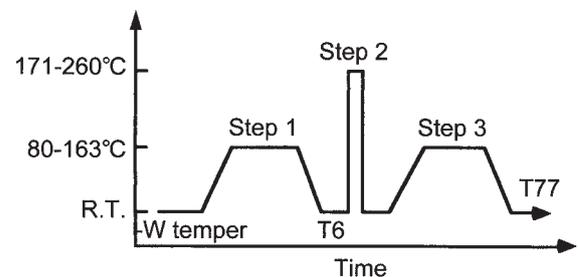


Fig. 25 Schematic model of RRA treatment²⁶⁾.

Table 8 Specification for 7050-T7 extrusion²⁴⁾.

Temper	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Exfoliation corrosion	Stress corrosion cracking (MPa)	Electrical conductivity (%IACS)
T73511	≥483	≥414	≥8	---	≥75%RLYS (≥310)	≥41.0 40.0-40.9 (YS≤476MPa)
T74511	≥503	≥434	≥7	≥EB	≥241	≥38.0 (SCF≤32.0)
T76511	≥531	≥469	≥7	≥EB	≥117	≥39.0 37.0-39.0 (SCF≤39.0)

75%RLYS : 75% of yield strength in the longitudinal direction

SCF (SCC sensitivity factor) = (YS, MPa) / 6.9 - (Electrical conductivity, %IACS)

強度は T6 材よりも高くなる。一方、7000系合金では Fig. 29 に示すように、T8 調質による強度向上は望めず、むしろ強度低下が起こる⁹⁾。これは冷間加工で導入された転位が η' 相の不均一析出を促進するためと考えられている。

また、人工時効処理における寸法変化を Fig. 30 に示す⁹⁾。材質によって寸法変化の挙動は異なるものの変化量は非常に小さく、気温による寸法変化に比べて 1~2 桁程度小さい。しかし、エンジンピストンのように高温で使用し、かつ長期間にわたって寸法精度を維持しなければならない部品では、無視することができない。この

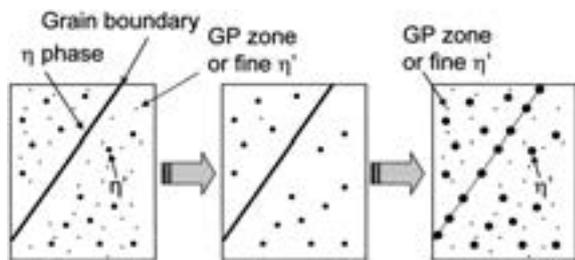


Fig. 26 Schematic diagram of the changes of the microstructure by RRA treatment, (a) T6 temper, (b) after retrogression and (c) after re-aging²⁷⁾.

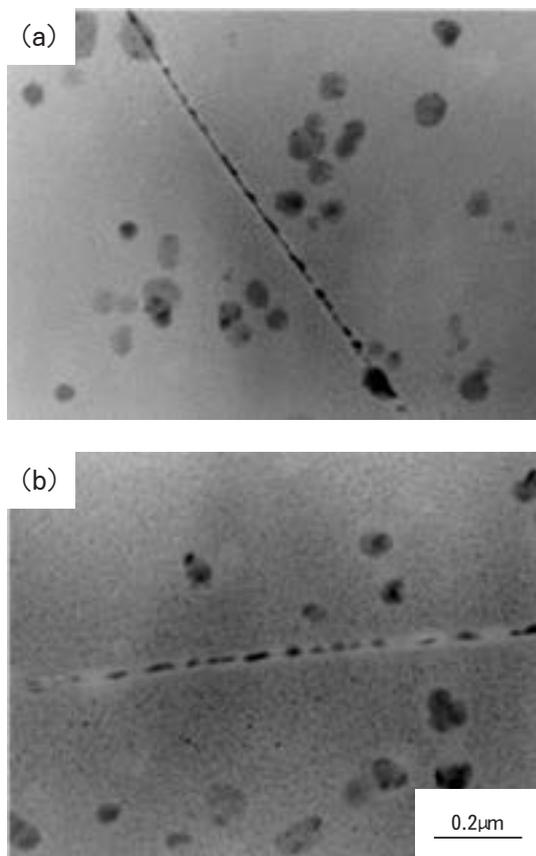


Fig. 27 Microstructures of the grain boundaries of 7475 alloy, (a) T6 temper and (b) RRA treated²⁷⁾.

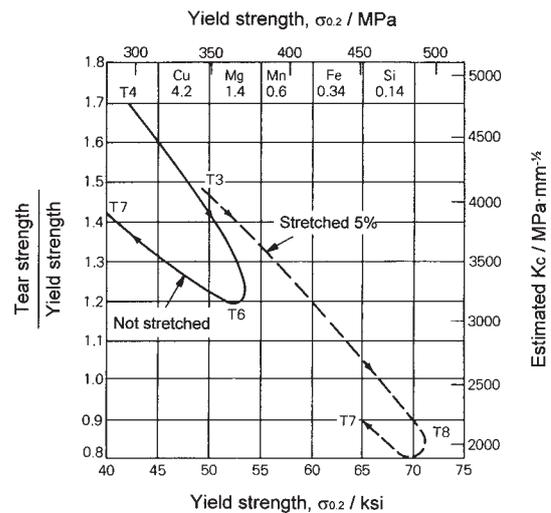


Fig. 28 Effect of stretching and aging on the toughness of 2024 sheet⁹⁾.

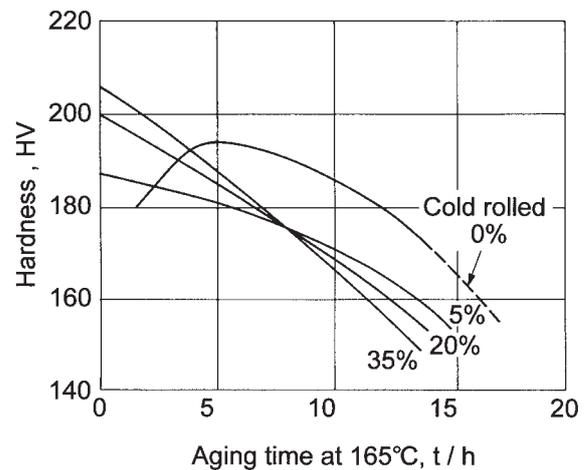


Fig. 29 The effect of cold work on the aging kinetics of a 7075-type alloy⁹⁾.

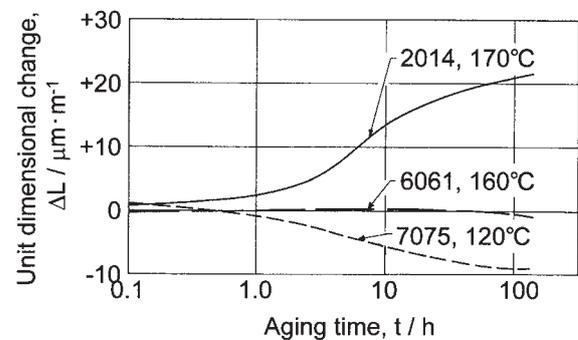


Fig. 30 Effects of unit dimensional changes of time at precipitation heat treating temperatures used to produce the T6 temper of three alloys⁹⁾.

ような部品では、予め熱処理によって寸法変化を最大限に起こさせ、実際の使用中にはほとんど寸法が変化しないようにする必要がある。このため、析出処理は十分高い温度で行われるが、製品の硬さと強度は T6 材に比べて低くなる。

近年では、材質予測に関する研究が活発に行われており、時効析出に伴うマイクロ組織変化および強度変化に関するシミュレーションの報告は多い。例えば、Al-Cu-Mg 合金の強度に関するモデリングでは、時効硬化に寄与する相がクラスタと S 相のみと仮定し、動力学モデルによりクラスタと S 相の体積率 $f(t)$ 、平均サイズ $l(t)$ 、および固溶体中の元素濃度 $c(t)$ を計算し、さらに臨界分解せん断応力 (CRSS) の増加量 $\Delta\tau_{tot}$ について、それぞれ固溶強化による増加量を $\Delta\tau_{SS}$ 、クラスタによる増加量を $\Delta\tau_{cl}$ 、S 相による増加量を $\Delta\tau_s$ として、式(2)により計算 (ここで、 q は補正変数で 1.0~2.0) し、式(3)から σ_y を計算している²⁸⁾。

$$\Delta\tau_{tot} = \Delta\tau_{SS} + (\Delta\tau_s^q + \Delta\tau_{cl}^q)^{1/q} \quad (2)$$

$$\sigma_y = \sigma_i + M\Delta\tau_{tot} \quad (3)$$

ここで、 σ_i は粒界強化を考慮した純アルミニウムの耐力、 M はテイラー係数で $M=2.6$ としている。

本モデルを用いて計算された時効曲線を Fig. 31 に示す。計算値は実験値と良い一致がみられることから、本合金の時効硬化は S 相とクラスタで説明されるとしている。

このような析出挙動の解析と強度変化のモデリングは他にも活発に検討されている。Lloyd らは自動車用アルミニウム合金の強度および成形性に関するシミュレーションを行っており、5000 系合金の O 材強度、6000 系合金の自然時効後および人工時効後の強度計算を行っている²⁹⁾。さらに、Gupta らも 6000 系合金の強度について、ひずみ硬化、析出硬化、回復モデルを用いてシミュレーションを行っている³⁰⁾。

6.6 加工熱処理

加工熱処理 (TMT) とは塑性加工と熱処理を組み合わせ、材料の強度や靱性などの向上を図る処理の総称であるが、展伸用アルミニウム合金においても、強度、靱性、延性、疲労強度、耐応力腐食割れ性などを向上させるため、各種の加工熱処理法が開発されてきた。特に航空機向け高強度 7000 系合金の分野においては、ST 方向 (厚さ方向) の耐応力腐食割れ性が最も劣る、いわゆる方向依存性の改善と、さらに靱性の改善を目的とした加工熱処理が開発された。これらの加工熱処理法は中間加工熱処理法 (ITMT; Intermediate Thermomechanical Treatment) と最終加工熱処理法 (FTMT; Final Thermomechanical Treatment) とに大別される。

中間加工熱処理法 (ITMT) は鋳塊の熱処理を制御し

て、熱間圧延での組織を改善するものである。従来の熱間圧延では、圧延温度が比較的高いため、熱間圧延後の熱処理でも再結晶しにくく、不純物偏析などの鋳造欠陥が結晶粒界に残存しやすいため、特に厚板材では ST 方向の靱性が低いことが問題とされた。このため、Di Russo らによる Istituto Sperimentale dei Metalli Leggeri-ITMT 法および Waldman らによる Frankford Arsenal-ITMT 法が開発された^{31,32)}。各プロセスを Fig. 32 に示すが、ISML-ITMT は鋳塊を低温で均質化処理した後、330°C で温間圧延を行い、その温度から急冷し、さらに高温に急熱して再結晶させる加工

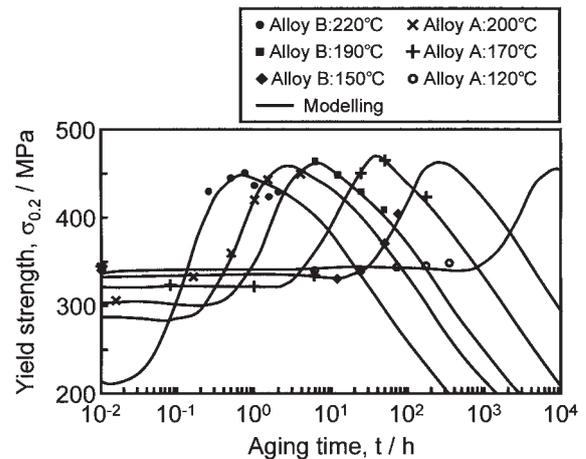


Fig. 31 Comparison of calculated and measured age hardening curves of Al-Cu-Mg alloys (Alloy A: Al-4.20%Cu-1.36%Mg-0.58%Mn, Alloy B: Al-4.34%Cu-1.37%Mg-0.42%Mn)²⁸⁾.

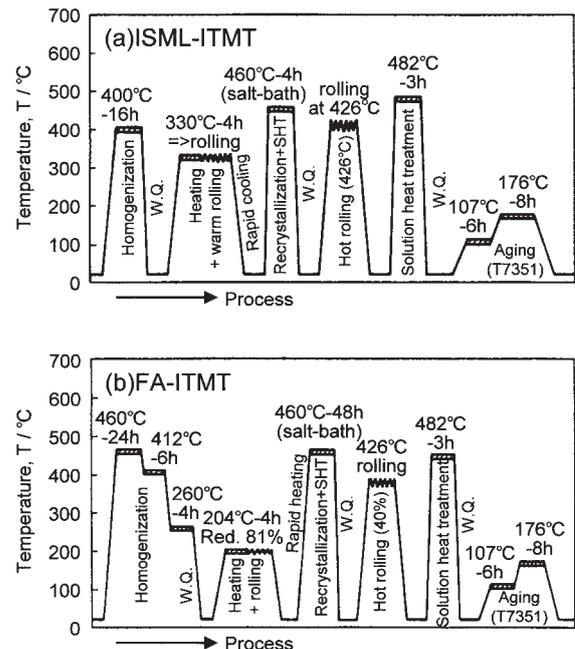


Fig. 32 Thermo-mechanical treatment processes for 7075 alloy thick plate^{31,32)}.

法である。この処理により鑄造組織は完全に消失し、微細な再結晶粒が得られることが明らかになった。このようにして得られた板を従来と同様な方法で熱間圧延、冷間圧延、熱処理すると、従来材よりも靱性および延性に優れた材料が得られた。また、FA-ITMTでは鑄塊を高温で熱処理後、炉冷し、温間加工および急熱再結晶を行うことで、同様の微細再結晶粒が得られる。Wertらはこの考え方を発展させ、さらに微細な再結晶粒を作ること的成功し、7075合金やその不純物量を規制した7475合金で適切な加工熱処理を選べば、結晶粒径を $10\mu\text{m}$ にできることを明らかにした³³⁾。

一方、最終加工熱処理法(FTMT)は熱間圧延板あるいは冷間圧延板の焼入れ後に加工と時効処理を施し、強度、靱性、延性等を改善する処理である。2000系合金の最終加工熱処理法には、冷間圧延と低温時効を組み合わせて、延性および靱性を保持したまま従来よりも高強度を得ることを目的としたものと、冷間から温間温度域での圧延と高温時効を組み合わせて、耐応力腐食割れ性の改善を目的とした2種類がある³⁴⁾。OstermannやRussoらは7000系合金に最終加工熱処理を適用し、7075合金を焼入れ後に冷間または温間で10%以上の加工を行い、その後低温あるいは高温時効を行うことで、強度を維持したまま伸びや靱性、疲労強度あるいは耐応力腐食割れ性を改善した^{35,36)}。

国内においては、7475合金をベースに遷移元素をクロムからジルコニウムに置き換え、さらに 350°C の温間圧延を行うことにより、粒径 $1\sim 2\mu\text{m}$ 程度のサブグレイン組織を形成するプロセスが開発されている³⁷⁾。本プロセスでは圧延ロール温度の制御が重要であり、Fig. 33に示すように $60\sim 80^\circ\text{C}$ 以上に加熱したロールを用いることで、板厚方向全域に亘って熱的安定なサブグレイン組織が得られる³⁸⁾。温間圧延プロセス材の耐SCC性は通常の冷間圧延プロセス材に比べて極めて良好である³⁹⁾。

7. 焼 鈍

焼鈍は焼きなまし、あるいはO材処理とも呼ばれ、材料を軟化するために行われる熱処理である。非熱処理型合金の場合には、その強化機構は主として加工硬化であることから、転位密度を低下させることで焼鈍が達成される。5.1項で述べたように、焼鈍によって回復が起こり転位密度が低下するが、さらに温度が高く再結晶が起こると転位密度は劇的に低下し、強度は大きく低下する。一方、熱処理型合金の場合には、その強化機構は析出強化であることから、焼鈍では析出物の粗大化による強度低下が主となる。そのため、熱処理型合金の焼鈍は極度の過時効によって達成される。

非熱処理型合金の焼鈍を大気炉で行う場合、ほとんどの合金は 350°C 以上の温度で、最も軟らかい状態が得られる。この時、焼鈍温度が必要以上に高かったり、長時

間で処理されたりすると、二次再結晶を起こし、結晶粒が粗大化する場合がある。板材の軟化処理は、大気炉で行う場合と連続焼鈍炉(CAL; Continuous Annealing Line)で行う場合があるが、連続焼鈍炉の方が短時間で処理されることから、一般には高い処理温度が必要となる。一般には非熱処理型合金の焼鈍において、冷却速度は強度にほとんど影響を及ぼさないが、Al-Mg合金において高温での焼鈍後に水冷を行うとSSマークが発生しないことが報告されている⁴⁰⁾。

一方、熱処理型合金においては、過時効による強度低下が主であるため、最適な軟化処理温度は各合金のC曲線のノーズ付近の温度になる。通常は $350\sim 410^\circ\text{C}$ 程度の温度で2~3時間加熱した後、 260°C 以下の温度まで $25\sim 40^\circ\text{C}/\text{h}$ で炉冷する。冷却速度が大きい場合には、残存した固溶元素によって室温時効する場合がある。また、7000系合金の場合には、炉冷を行ってもその後室温時効硬化する場合がある。この時には、 230°C で2~6hの析出処理を追加する方が良い。

熱処理型合金の冷間圧延前に焼鈍を行う場合、固溶元素量と第2相粒子の分散状態によって、最終熱処理後のマイクロ組織に影響を及ぼす。固溶元素と第2相粒子が適度に多い場合、結晶粒は微細になる⁴¹⁾。

8. 工業用熱処理炉

8.1 鑄塊用熱処理炉

圧延用鑄塊(スラブ)の熱処理では、均質化処理と熱間圧延前の加熱を兼ねる場合と、それぞれを別に行う場合がある。スラブは単重が最大約30トンにもおよび、

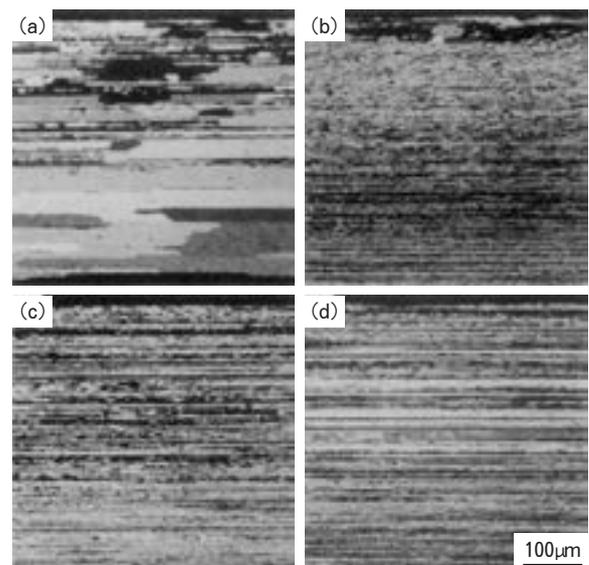


Fig. 33 Optical micrographs after solution heat treatment on the modified 7475 alloy sheets warm-rolled with the roll temperature at (a) $2\sim 10^\circ\text{C}$, (b) $20\sim 30^\circ\text{C}$, (c) $60\sim 80^\circ\text{C}$, (d) $90\sim 110^\circ\text{C}$ ³⁸⁾.

高温長時間の熱処理を必要とするため、大型のピット炉を用いるのが主流である。この形式の炉は、深いピット内に設置された箱型の炉体と蓋、およびその開閉機構から構成され、スラブは上方からピットクレーンによって炉底のグリッド上に垂直に立てられ、処理される。熱源はガス、灯油または重油であるが、燃焼ガスを直接炉内に送る直火式とラジエントチューブを介して加熱する間接式とがある。このタイプの熱処理炉では、上下の温度差が生じやすいことから、その均一化が重要である。

スラブが大型化すると、グリッド上に立てることが困難になり、また長いスラブの上下間温度差を解消する時間が長くなるなどの問題が生じる。そのため、台車式バッチ炉が見直されている。これはスラブを等間隔で横向きに配置するため均熱が容易であること、さらに設備費も安価であり、装入量 200 トンを超える大型の台車式バッチ炉も稼動している。

一方、押し出し用鋳塊（ビレット）の熱処理では、均質化処理と押し出し前の加熱を別に行うのが主流である。ビレットの均質化処理には灯油、ガスまたは電気を熱源とする台車式横型バッチ炉を使用することが多い。このタイプの熱処理炉を用いる場合、ビレットは枕木を介して段積みされることが多いことから、炉内の風向を考慮して処理を行う必要がある。また、プレス焼入れを行う 6000 系合金の均質化処理においては、処理後の冷却速度が強度に影響を及ぼすことから、熱処理炉の近くにジャンボファンを備えた冷却室を設けて冷却速度が制御される。台車式横型バッチ炉は処理毎の条件設定が可能のため、多材質への対応が可能であり汎用的に用いられているが、長期間に亘って同一材質を均質化処理する場合には、連続式の横型処理炉が用いられる。このタイプの熱処理炉は上述の台車式横型バッチ炉に比べて均熱性が高く、さらに冷却もビレット 1 本毎に行われることから品質の安定性が高い。

通常、均質化処理は長尺のまま行われ、均質化処理後に必要な長さに切断し、押し出し前加熱が行われる。国内では、押し出し前加熱には誘導加熱炉が一般的に用いられる。誘導加熱炉ではビレットは 5 分程度で加熱されるこ

とから、押し出しサイクルに合わせて各押し出し機に対して 1～2 台併設される。

8.2 焼なまし炉

焼なましを行う際、装入する材料の形状によって様々な形式の炉が利用される。最も一般的なのは台車式のバッチ炉であり、圧延コイル、圧延シート、押し出し材などの焼なましに広く用いられている。この炉は気密性に優れるため、雰囲気により製品の表面品質特性を制御できる。

また、圧延コイルの焼なましにおいては、Fig. 34 示すような連続焼鈍炉（CAL；Continuous Annealing Line）が適している⁴²⁾。炉体は加熱ゾーン、均熱ゾーン、冷却ゾーンに分けられ、数 10°C/s で加熱される。炉内ではアルミニウム帯板は上下両面から吹き付けられる熱風で支えられ、ロール等に接触することなく連続的に移動される。急速加熱効果が微細粒組織が得られるほか、帯板で熱処理されることから組織の均一性、オイルステンの防止、ひずみ、反りの減少などの利点がある。また急速加熱が可能のため、熱処理型合金の復元処理や溶体化処理に使用することも可能である。また同様の帯板の連続熱処理炉として、Fig. 35 に示すような電磁誘導加熱方式を採用した熱処理炉が実用化されている^{43,44)}。数百 Hz の電磁誘導加熱によって 20～1000°C/s の急速加熱がなされ、保温のためのマッフルを通過した後、スプレーまたは水槽中を通板して急冷される。CAL に比

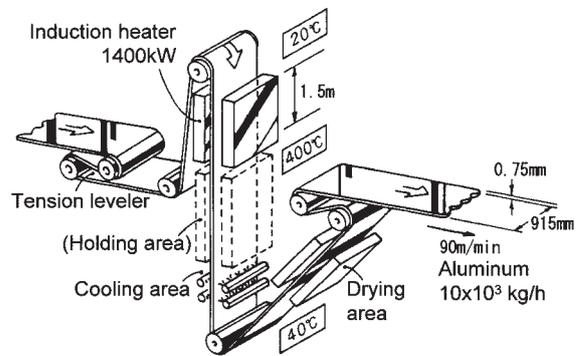


Fig. 35 Schematic drawing of continuous induction heating line⁴⁴⁾.

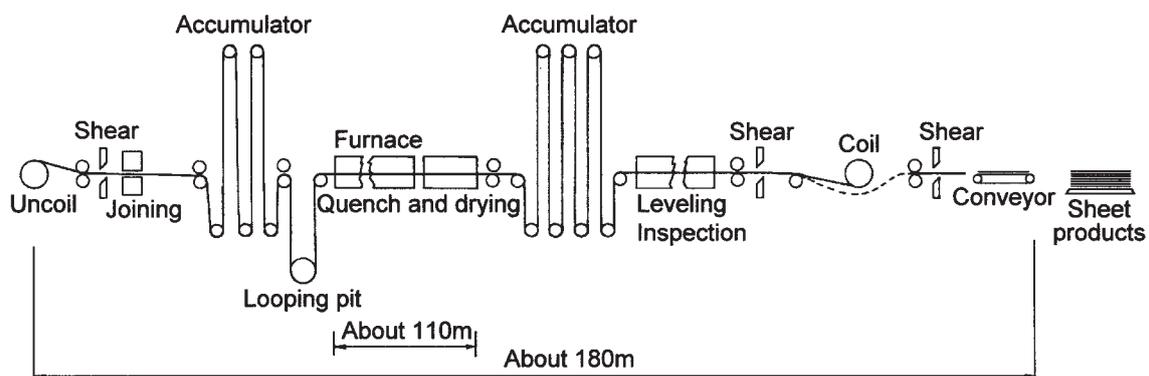


Fig. 34 Schematic drawing of continuous annealing line (CAL)⁴²⁾.

べて設置面積ははるかに狭くて済み、急熱・急冷が容易である。電磁誘導加熱方式の代わりに、赤外線を利用した加熱方式もある。

また、表面酸化を防止するために、雰囲気加熱処理炉が用いられる場合がある。これはアルミニウム箔の焼なましのように、熱処理中の酸化が問題となる材料に使用され、雰囲気には窒素ガスやアルゴンガス等の不活性ガスが用いられる。さらに特殊な例として、粉末やそのCIP (Cold Isostatic Pressing) 体の熱処理に雰囲気加熱処理炉を使用する場合もある。

8.3 溶体化処理炉

溶体化処理は必要な合金成分をマトリックス中に固溶させることを目的としており、 $\pm 3^{\circ}\text{C}$ 以内の高精度の温度管理が望ましい。焼なまし炉と同様、熱風循環式横型バッチ炉が多く用いられている。このタイプの炉は、設備費は安いトレー毎に焼入れするため、ひずみが発生しやすく、鍛造品や鋳物、あるいは加工品などの溶体化処理に適する。一方、大型長尺製品には Fig. 36 に示すような縦型焼入れ炉が適する。横型と異なり、断面内の冷却ムラがほとんど生じないため、曲がりやひずみが発生しにくく、後加工の切削での寸法変化やアルマイト処理での色ムラが抑制される。

塩浴炉 (ソルトバス) は古くから溶体化処理によく用いられてきた熱処理炉である。アルミニウム合金用としては、硝酸ナトリウムと硝酸カリウムを4:6ないし6:4で混合した浴が使用される。塩浴炉は熱伝達性が良く、厚肉材の熱処理に適するが、操業コストや水蒸気爆発に



Fig. 36 Vertical quenching furnace.

対する安全性などの問題がある。

塩浴炉に代わる急速加熱冷却用熱処理炉として採用されているのが流動層炉 (流動床炉) である。流動層炉とは、高温のアルミナ等の微粉末を層内で熱風により流動化させ、装入した材料を加熱するものである。微粉末の流動接触による熱伝達により、加熱特性は塩浴に近く、冷却に用いた場合には油に近い冷却速度が得られる。微粉末の粒径、ガスの流量などによって均一流動を制御するのが難しいが、塩浴炉に比べて安全性は高い。

帯板の溶体化処理には、前述の連続焼鈍炉や電磁誘導加熱式連続処理炉などが用いられる。材料特性上、焼入れの際の冷却速度を十分に大きくする必要があり、冷却速度が大きな場合には大きなひずみが発生しやすく、板表面にキズがついたり、後工程でひずみを矯正できなくなる場合があり、材料特性を劣化させない範囲で冷却速度の制御が必要である。

8.4 人工時効処理炉

焼なまし炉と兼用されることが多く、台車式バッチ炉、ベル型炉、ウォーキングハース機構を持つ連続処理炉などがある。処理温度が $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 程度と低いため、温度管理には細心の注意が必要である。その他、実験室的にはさらに温度精度の高いオイルバスやウォーターバスなどが用いられる。

9. おわりに

展伸用アルミニウム合金は、鋳塊から製品に至る製造工程で必ず熱処理を行っている。熱処理は単なる固溶・析出状態の制御やひずみ除去を行うだけでなく、結晶組織制御などにも応用されており、熱処理条件だけでなく、材料の組織状態の理解が必要不可欠である。例えば、焼なまし前の冷間加工度の大小によって、焼なまし後の結晶粒径に変化が生じたり、焼なましの昇温速度の違いによって結晶方位分布に差が生じ、その後の加工性に影響を及ぼす。また、熱処理型合金において、同一の冷間加工度であっても、冷間加工前の固溶・析出状態に差があると、冷間加工材を熱処理した際の再結晶粒サイズに差が生じる。従って、最適な熱処理条件は合金成分のみによって決まるものではなく、熱処理前のマイクロ組織が大きく影響していることを忘れてはいけない。

また、近年では RRA 処理や加工熱処理などの、機能性向上のための熱処理の開発が活発である。これらによって、AA7055 合金のように従来実用化が困難であった合金の実用化が進んでいる。さらに、超塑性成形や温間加工のような熱を利用した加工技術や、摩擦攪拌接合のような発熱を伴う加工技術の実用化も進んでいる⁴⁵⁾。今後、さらなる機能性向上のための新しい熱処理技術や、熱を利用した加工性向上への取り組みがますます活発になると考えられ、金属学の基礎的理解と応用が求められることになるであろう。

参 考 文 献

- 1) 箕田 正, 早川秀哉, 吉田英雄: 軽金属, **49** (1999), 253-257.
- 2) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属, **47** (1997), 691-695.
- 3) 吉田英雄, 毛利英一, 箕田 正, 日比野壮美, 岡島賢三, 伊藤日出国, 塚本鎮正: 軽金属, **46** (1996), 89-96.
- 4) 小菅張弓, 高田秀男: 軽金属, **29** (1979), 64-69.
- 5) 高橋正弘: Al-ある, (1981.9), 18.
- 6) 奥田 裕: アルミニウムの製品と製造技術, (2001), 23-35.
- 7) 土田 信, 吉田英雄: 軽金属, **39** (1989), 587-606.
- 8) 吉田英雄, 内田秀俊: 軽金属, **45** (1995), 41-55.
- 9) Aluminum, Properties and Physical Metallurgy, Ed. by J. E. Hatch, ASM, (1984).
- 10) アルミニウムハンドブック (第5版), 軽金属協会, (1994).
- 11) Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications, Ed. by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Academic Press, (1989), 90-94.
- 12) ASM Handbook Vol. 4, ASM International, (1991), 841-879.
- 13) R. S. Barker and J. G. Sutton: Aluminum, Vol. 3, Fabrication and Finishing, ASM (1967), 355-382.
- 14) C. V. Lynch: Z. Metallkunde, **62** (1971), 710-715.
- 15) J. W. Evancho and J. T. Staley: Metall. Trans. **5** (1974), 43-47.
- 16) アルミニウム材料の基礎と工業技術, 軽金属協会, (1985).
- 17) 箕田 正, 吉田英雄, 都筑隆之: 軽金属, **49** (1999), 161-165.
- 18) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **46** (1996), 427-431.
- 19) 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), 297-298.
- 20) J. Langerweger: Proc. Aluminium Technology '86, Paper No. 49.
- 21) 山田健太郎, 里 達雄, 神尾彰彦: 軽金属, **51** (2001), 215-221.
- 22) H. Hug: Aluminium Suisse, (1963), 49-65.
- 23) Annual Book of ASTM Standards, Sec. 2, Vol. 02. 02, B209M, (1993).
- 24) Aluminum Standard and Data, The Aluminum Association, (1993).
- 25) B. M. Cina: US Patent 3,856,584, (1974).
- 26) 吉田英雄, 内田秀俊: 軽金属, **45** (1995), 41-55.
- 27) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属, **56** (2006), 602-608.
- 28) M. J. Starink and J. Yan: Proc. 1st Int. Symposium on Metall. for Aluminum Alloys, ASM, (2003), 119-126.
- 29) D. J. Lloyd: Proc. of 9th Int. Conf. on Aluminum Alloys, (2004), 107-117.
- 30) A. K. Gupta, C. Doutre and D. J. Lloyd: Proc. of 9th Int. Conf. on Aluminum Alloys, (2004), 1141-1147.
- 31) E. di Russo, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus: Met. Trans., **4** (1973), 1133-1144.
- 32) J. Waldman, H. Sulinski and H. Markus: Met. Trans., **5** (1974), 573-584.
- 33) J. A. Wert, N. E. Paton, C. H. Hamilton and M. W. Mahoney: Met. Trans., **12A** (1981), 1267-1276.
- 34) R. J. H. Wanhill: Aluminium, **54** (1978), 455-461.
- 35) F. Ostermann: Met. Trans., **2** (1971), 2897-2902.
- 36) E. di Russo, M. Conserva, M. Buratti and F. Gatto: Mater. Sci. Eng., **14** (1974), 23-36.
- 37) 箕田 正, 田中宏樹, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **51** (2001), 651-655.
- 38) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田 正, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 231-235.
- 39) 田中宏樹, 箕田 正, 江崎宏樹, 渋江和久, 吉田英雄: 軽金属, **52** (2002), 29-33.
- 40) 江藤武比古, 佐々木靖紀, 宮木美光: 軽金属学会第60回春期大会講演概要, (1981), 13-14.
- 41) 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第98回春期大会講演概要, (2000), 317-318.
- 42) 土田 信, 吉田英雄: 軽金属, **39** (1989), 587-606.
- 43) D. J. Walker, R. W. Hilditch and J. C. Blade: Aluminium Technology '86, (1986), 373-382.
- 44) R. C. J. Ireson: Aluminium Technology '86, (1986), 818-825.
- 45) 例えば, 軽金属基礎技術講座第5版, 軽金属学会, (2006).

我国アルミニウム産業の明るい未来を拓くために…*

— 温故知新 —

永田 公二**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 139-157

Prospect of Aluminum Rolling Mill Industries in Japan — Back to the Future —

Koji Nagata

1. はじめに (私とアルミニウムの係わり)

伝統のある本懇話会にお招きいただき光栄です。

“我国アルミニウム産業の明るい未来を拓くために”という偉そうな題をつけていますが、…という部分に自信のなさが現れています。結論を先に言うのも何ですが、“未来は分らない、一寸先は闇”というのが永遠の真理ですが、そこを何とかこじ開ける方法はないものか、一緒に考えましょうという訳です。“未来を知る唯一の手がかりは過去にある”というのが私の基本的な考えです。そこで、副題に“温故知新”、“Back to the Future”と古今東西の有名な格言をつけました。前者はご承知の通り論語に出てくる有名な言葉ですが、この“温”という字は“肉をとろ火で長時間ぐずぐず煮て良い出し汁を取る”という意味だそうです。つまり、歴史の細かな事象まで訪ねていって初めて真理を獲得する事ができるという事になります。後者はギリシャの詩人ホメイロスが英雄オデッセイアに言わせている台詞だそうです¹⁾、その意味は、未来“Future”は自分の背中“Back”にあって何が起こるのか知ることはできない、自分が知る事ができるのは目の前にある現在と過去だけだ、という事だそうです。因みに、孔子もホメイロスも2500年も前の人です。この表紙に写っている飛行機が何かお分かりでしょうか。靖国神社の戦争記念館に展示されている、所謂“零戦”です。当社の技術の“温故知新”に相応しいものとして載せました。後ほど詳しく紹介します。

今日は私の40数年にわたる会社生活で経験した研究開発をもとに未来を拓く手掛りとなる話をしたいと思います。

本論に入る前に私とアルミとの係わり(経歴)を少しお話しておきます。村上陽太郎先生の研究室でアルミ合金の時効析出の研究をした後、“これからはアルミの時代”と新しい合金の開発を夢みて1966年(昭和41年)に住友軽金属に入社しました。しかし、配属されたのは伸銅品の研究室で、夢とはかなり違ったところで仕事をすることになりました。村上先生からは“同じFCC金属だからいいだろう”と変な慰められ方をしました。伸銅品の研究室のお客さんは電力会社という大金持ちで、発電機に関係する部材(復水器管、給水加熱気管)の開発や発電所の運転・保守技術(防食技術、伝熱性能維持技術)の確立といった実用に直結した真剣勝負の仕事でした。電力会社の技術者、重電機メーカーの技術者と苦楽を共にしました。実験室で開発したいろいろな新材料や新技術が実用化されていく喜びを経験しましたし、一方で、自分の開発した材料や技術が十分機能せず関係者に迷惑をかけ逃げ出したくなるような経験を何度もしました。この仕事を20年ほどした後、1987年(昭和62年)に金属材料部門のマネジャーとなり念願のアルミと再開しました。当時はバブルに向かって日本中が大変元気のいい時代でした。当時の竹下首相が何に使ってもいいお金として各市町村に1億円づつバラマイタという今では信じられないような浮かれた時代でした。我々はオンリーワンを目指す新材料の研究と既存製品分野のお客さんとのナンバーワンを目指した共同開発を盛んに行いました。特に、自動車へのアルミの適用が現実味を帯びかけた時代でした。この仕事を10年ほどした後、1995年(平成7年)に研究所の所長になり、材料、プロセス、応用等の

* 主要部分を(社)高岡アルミニウム懇話会 第16回アルミニウムシンポジウム(平成20年4月11日)にて基調講演。同懇話会のアルミ情報第352号2008年夏号に抄録として掲載

** 顧問

各部門を見ることになりました。所長になった頃はバブルがはじけ失われた10年ともいわれる平成の大不況の真っ只中にありました。1997年(平成9年)には山一証券、北海道拓殖銀行の倒産といった未曾有の金融危機にも見舞われ明日はわが身と世の中が浮き足立った時でした。研究所長としての自分のミッションは研究者がハイレベルの仕事ができる組織に、また、研究開発部門を会社のなかで存在感のある部門にする事と決め風土の改革に取り組みました。一方で、1990年頃から研究陣が中心になって引張ってきた新材料開発や新規事業は経営的判断で中止、整理せざるを得なくなり、それに伴う研究者、技術者の配置転換という大仕事がありました。そのような前途真っ暗な時にナショナルプロジェクトとしてアルミニウム系スーパーメタルの研究(微細結晶粒の創成)を始める話があり、1997年(平成9年)から5年間、当社に研究設備を集約してアルミニウム圧延会社6社と6大学が共同して研究を進めました²⁾。5年間にわたるこの基礎研究は研究者育成、新規の研究設備の導入、産学の研究者の交流といった点で大変大きな成果がありました。その後、政府の幾つかのプロジェクト(5年間の自動車パネル用高成形材料の開発研究、3年間のナノアルミの研究)に繋がっていき、2007年(平成19年)に終了しました。研究所長を10年務めた後、2004年(平成16年)に副社長になりました。2001年(平成13年)に小泉内閣誕生以来進められてきた構造改革、金融政策、大リストラ(人員整理、事業の縮小)等の効果や為替、金利の影響もあってアルミ業界各社の業績も少しずつ回復してきました。この時期、私は社業以外に学協会、経済産業省、文科省等の社外の仕事にも関係させてもらう機会があり、我国の素材産業の本当の力(強みと弱み)を理解していただけるよう発言してきました。昨年、現役を引退し顧問になりました。

今日の前半は私の経験に基づく研究開発への取り組み、シーズ研究、ニーズ研究の難しさについて、後半は現実の話として我国アルミ圧延業の現状と課題、つまり、強みは何か、どうすれば更に強くできるかを述べ、最後に未来に向けて市場を切り拓くイノベーションの話をしたと思います。

2. シーズからの研究とニーズからの研究

2.1 アルミニウムの未来予測はどこまで当たっていたか?

お手元の資料は軽金属学会誌の2005年10月号に掲載していただいたもの³⁾で、タイトルは“アルミニウム産業の成長を支える材料技術—現状と課題—”で、その前年に大学の同窓会でしゃべった講演内容です。あれから4年しか経っていませんがこの間のアルミ業界は大揺れで、世界的な業界の再編成、M&A、中国圧延業の大躍進等があり私の記事も古ぼけたところがかかなりありま

す。4年程度の短期間でも先を予測するのは極めて困難であると実感します。今日のお話のキーワードは“未来を拓く”ですが、最初に孔子やホメイロスといった哲人の言葉を引用し“未来は予測できない”と言いましたが、2500年前と違う点は科学技術の存在、発展です。未来を拓く事ができる唯一の道具は科学・技術でしょう。科学・技術によって新しく開ける社会を予測しそのために必要な材料を準備する事は不可能でないかもしれません。また、そのような未来予測がどこまで当たっていたのか検証したくなるものです。

ここに10、20年前に行ったアルミニウムの需要(用途)に関する未来予測が残っていますので検証してみましょう。最初に、今から20年前の平成元年(1989)に軽金属学会研究部委員会によって行われた“第1回軽金属学会テクノフォーラム：これからの軽金属の研究はどうあるべきか”という将来を見据えたシンポジウムが開催されました。そのなかで5~20年後の社会、材料、技術を予測したアンケート調査が行われています。この1989年という年は我国ではバブルの頂上にあつた年で年末には日経平均が39,000円と今の3倍の値を付けました。しかし、翌平成2年の年明けに大暴落し長い平成不況の幕開けでもあります。一方、海外ではベルリンの壁が崩壊。今から見ると政治、経済、社会の一大転換期にあつた年です。表1はアルミと関係が深い4つの製品(需要)分野で実用化されるであろう材料、技術課題を予測したものです。この中で、既にあつた市場が想定以上に成長しアルミの需要も著しく増えたものとして飲料缶があります。結局、この20年間アルミ板の需要分野を支えたのは飲料缶であつて、その他の分野では着実に需要を伸ばしましたが製品として大ブレイクを起こしたものはなかつたわけです。自動車関連が20年かかってやっと存在感が出てきていますが。表2は2010年までにどのような材料、技術が開発されるか、実用化されるかという予測です。これを見ますと5年先ならば具体的な材料、技術を上げる事ができるのだなと思います。しかし、残念ながら5年先に実用化されると予測した新材料、新素材(急冷凝固アルミ粉末合金、MMC、AlLi合金、SPF合金、ハニカムパネル、真空ダイカスト製品等)⁴⁾は一部実用化されましたが商品化という意味では成功しませんでした。アンケートを取った1989年当時、各社とも5年後の輸送機分野での実用化を想定して新材料の開発に積極的に取り組んだのですが市場は受け入れてくれなかつたという事です。10年以上先、つまり、2000年以降の材料、技術となりますと市場そのものがイメージできない事もあり研究自体が失速、消滅してしまつたといえます。

もう一つの未来予測例を紹介します。今、ご紹介した未来予測の10年後の平成10年(1998年)に通産省の指導、要請のもとで技術戦略マップ作りが行われました。当時の経済情勢は金融不況の長期化で企業合併、リスト

表1 アルミニウムの主要製品分野に於ける未来予測 (1989年 軽金属学会テクノフォーラム)

分野	未来予測	技術課題
飲・食品包装 飲料缶 食品缶 キャップ	飲料缶⇒急成長 ペットフード缶⇒暫増後急成長	米国追随型 圧延技術革新 日本の新技術開発が望まれる
輸送機	自動車	日米に技術格差は少ない 部分的に日本がリード AI化はヨーロッパが早い 高速運転200km/h 環境問題による
	新乗り物	高速鉄道計画多数 通勤用交通 リニアモーターカー
	航空宇宙軍事	FSX YXX開発計画 宇宙環境利用実験計画 宇宙基地 ロケットリニア発射装置
情報・新生活様式	高度情報社会化 ホームオートメーション ハイビジョン 宇宙衛星放送	SPF(超塑性) Al-Li合金 傾斜機能材(クラッド接合) MMC板(粉末混合→圧延) 鍛造(ニヤネットシェイプ) ソフトウェア 機器の標準化 複合材
建築・土木・公共	国土再開発計画多数 フロンティア開発 極限ロボット 住宅の質的改善 住宅ビル 土木資材	複合材、新素材 フロンティア開発用核心技術

表2 20年先までに実現するアルミニウムの新材料と新技術 (1989年 軽金属学会テクノフォーラム)

	1995	2000	2010
材料	高剛性合金(Al-Li合金) MMC 急冷凝固合金 超塑性合金 耐摩耗合金 耐熱金属間化合物	超高純度アルミニウム 耐熱性分散強化合金(300°C) Al-Li合金 高強度アモルファス合金	アルミニウム金属間化合物 アモルファス合金の開発 傾斜機能性Al基材
技術	局所分析技術 高純化技術(4N,5N,6N) 組織制御技術 高速高精度押出技術 介在物除去技術 水溶性冷間圧延技術	Al-Li合金の製造技術 リサイクルシステムの開発 微小領域分析	GPゾーンオーダーの組織制御技術

ラと先行きの見えない厳しさでした。この時期に、通産省は21世紀を視野に入れた長期技術戦略の策定に着手し、アルミ産業における欧米との競争力、地球環境への対応性を考慮に入れた他の競合材料との競争力を評価するよう(社)軽金属協会に要請してきました。軽金属協会ではこれを受けて企業関係者20名、大学関係者4名よりなる作業部会を設置し10回にもおよぶ会合を重ね翌11年(1999年)の1月に答申書⁵⁾に纏めました。検討対象を製品分野とプロセス分野(原料・ casting, 圧延, 押出)に分けて技術課題をポートフォリオ(魅力度対成功の可能性)方式に整理し、更に、短期(3年以内)、中期(10年まで)、長期(10年以上)の時間軸でのロードマップに纏めました。結果の一例として、製品技術課題のポートフォリオを図1に、プロセス技術課題のポ-

ートフォリオを図2に示します。製品技術分野ではさすがに新材料、新素材は姿を消し専ら自動車部材としての普及に大きな期待を寄せ、そのための材料性能の向上や加工技術の開発を重点課題にしています。また、環境保全やリサイクルをアルミの強みと考えると、このためのシステムの構築を取り上げています。プロセス技術では圧延や押出といった下工程より、原料・ castingの上工程に競争力を高める技術課題があると考えている事が伺えます。図3に中・長期の研究開発テーマの中から最終製品と環境保全にかかわる部分を抜粋しました。このポートフォリオやロードマップを策定してから既に10年が経りました。現在の需要状況や社会環境と照らして眺めてみますとこの種の調査はその時点での現状把握や関係者の意思疎通を図るのに有効であると評価できますが、10年、

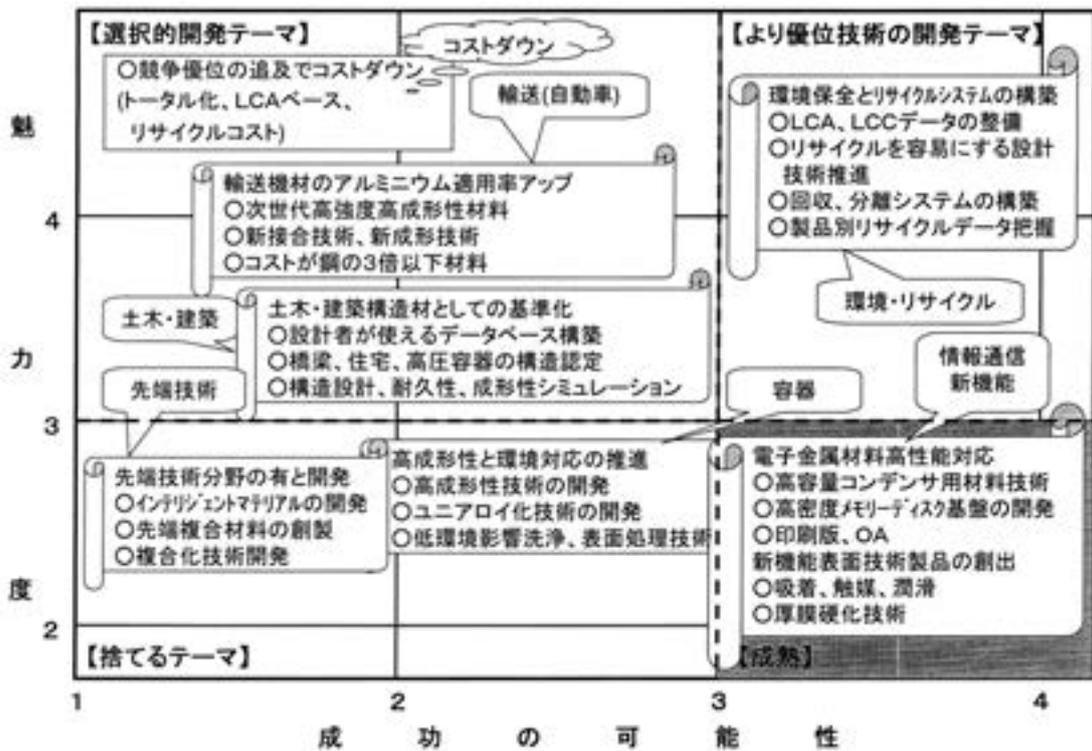


図1 アルミニウム産業に於ける技術革新と産業技術戦略 —製品技術課題に関するポートフォリオ—
(軽金属協会にて1999年5月策定)⁵⁾

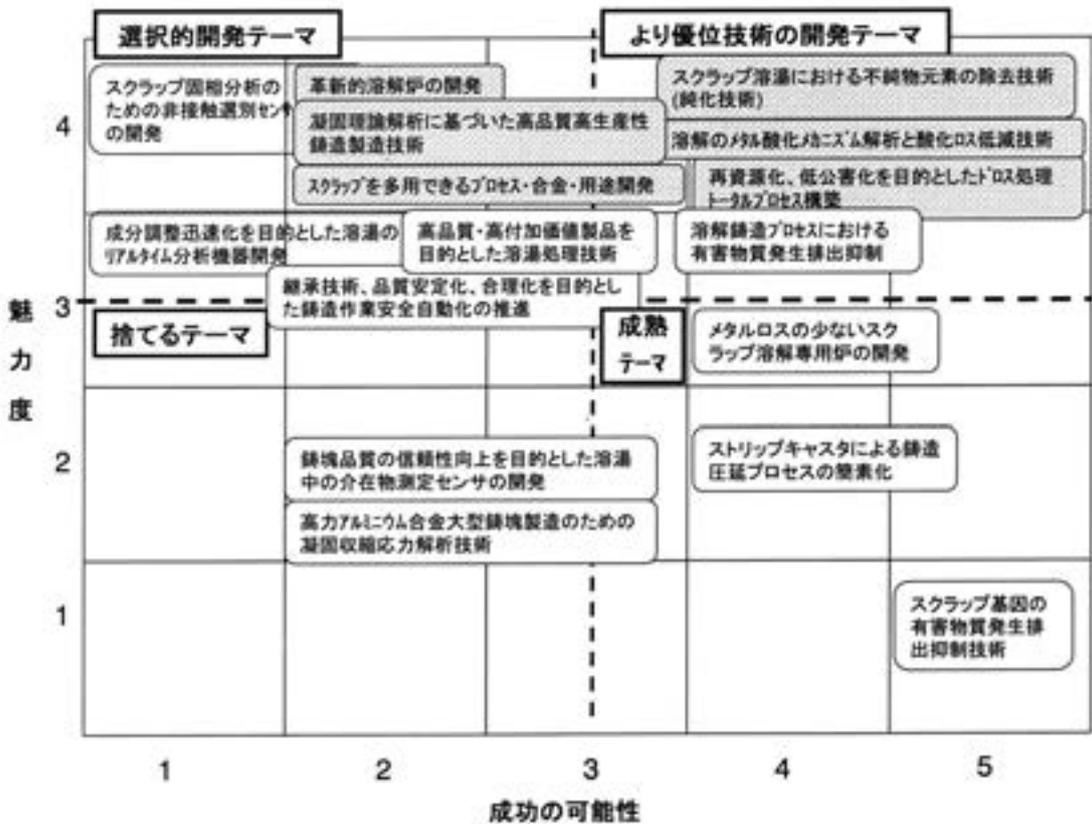


図2 プロセス技術課題（原料、鋳造分野）に関するポートフォリオ（図1に同じ）⁵⁾

20年先の近未来といえども見通すのが難しい事が良く分ります。考えてみれば当時は想定しなかった携帯電話、電子メール、インターネット等IT技術をベースにしたネット社会が実現されつつあるわけで、当時予測した新材料、新用途の実用化や需要予測が外れるのはやむを得ないように思われます。科学技術が進んだ現代といえども“未来は背後にあって見ることはできない”，“未来を知るには過去と、現在をよく調べる以外に道はない”というのが真理のように思われます。ところで、未来の予測は不可能としても当時盛んに取り組んだ新材料、新素材等のシーズからの実用化研究は無意味、無駄なのでしょう。このことを考えるに当り、当社が20年前に取り組んだ新材料の実用化研究の一部をご紹介します，“成功しなかったシーズ研究は無駄であったのか？”を考察します。

2.2 シーズからの研究の例

一成功しなかったシーズ研究は無駄であったか？一

表3に1980年の初めから90年にかけての約10年間にわたって当社が取り組んだ新材料・新素材の研究、開発の実施状況を示します。残念ながら、今も事業として継続しているものはごく一部に過ぎません。新材料の実用化を目指した研究開発の中で製品供給段階まで進んだ例として急冷凝固アルミ粉末合金の研究、開発事例を紹介いたします⁶⁾。研究開始から23年に及んだ急冷凝固粉末アルミ合金実用化の顛末を図4に纏めました。1981年に基礎研究を開始し、1983年から通産省の産業活性化技術研究開発補助金制度のもとでアルミ各社が5年間にわたり急冷凝固アルミ粉末の製造技術、合金開発及び固化成形技術等の研究に取り組みました。当社ではAl高Si合金をベースにした耐摩耗性合金、Al高Fe合金をベースにした耐熱合金が従来のアルミ合金の特性を大幅に上回ったことからこれらの合金系の実用化を家電、オートバイ、自動車メーカーとの間で多くの部材を対象に開

始しました。シーズから出発した研究としては成功例と考えます。実用化においては高度の耐摩耗性が要求されるVTRシリンダー、カーエアコンコンプレッサー用ベーン材、リショルムコンプレッサー用ローター、スノーモービルエンジン用ピストン等に適用され製品としての合格点がもらえ商品化が始まりました。商品化が始まりますとユーザーから高品質、コストダウン、短納期といった既存商品と同様のことが求められるようになりました。供給量との関係で専用設備を持つわけにはいかず、生産性、歩留まりの点で生産コスト高は避けられず採算面で苦しい状況が続きました。経営判断として1992年に製造工程を大幅に短縮できる設備(スプレーフォーミング)を英国オスプレー社から導入しました。このシステムは溶湯を窒素ガスで受け皿の上に噴霧して円柱状に堆積させていくものです。でき上がったビレットは最大直径15インチ、長さ1.5メートルという大きなものでこれを押出して製品にします。しかし、ここにおいてもこのプロセス特有の問題点、窒素ガス利用に伴う費用の発生、オーバースプレーパウダーと称する堆積されなかった粉末の大量発生による低い歩留まり、バッチタイプによる長いサイクルタイム等があり期待したほどのコストダウ

表3 住友軽金属に於ける1980年以降に於ける新材料開発への取り組み

粉末合金(P/M)	1981(S56)研究開始 1983(S58)業界共同実用化研究 1989(H01)商用生産 ⇒1992(H04)オスプレー法商用生産	~1988(S63) ~2005(H17) 継続
超塑性合金	1983(S58)研究開始 ~1989(H01)航工会受託研究 1985(S60)ユーザーとの共同研究開始 1995(H07)~二輪車、自動車に採用	
アルミ・リチウム(Al-Li)	1989(H01)業界共同実用化研究	~1996(H08)
チタン・アルミ(Ti-Al)	1992(H04)科技厅委託研究	~2000(H12)



図3 製品分野と環境保全に関する技術ロードマップ(軽金属協会にて1999年5月策定)⁵⁾

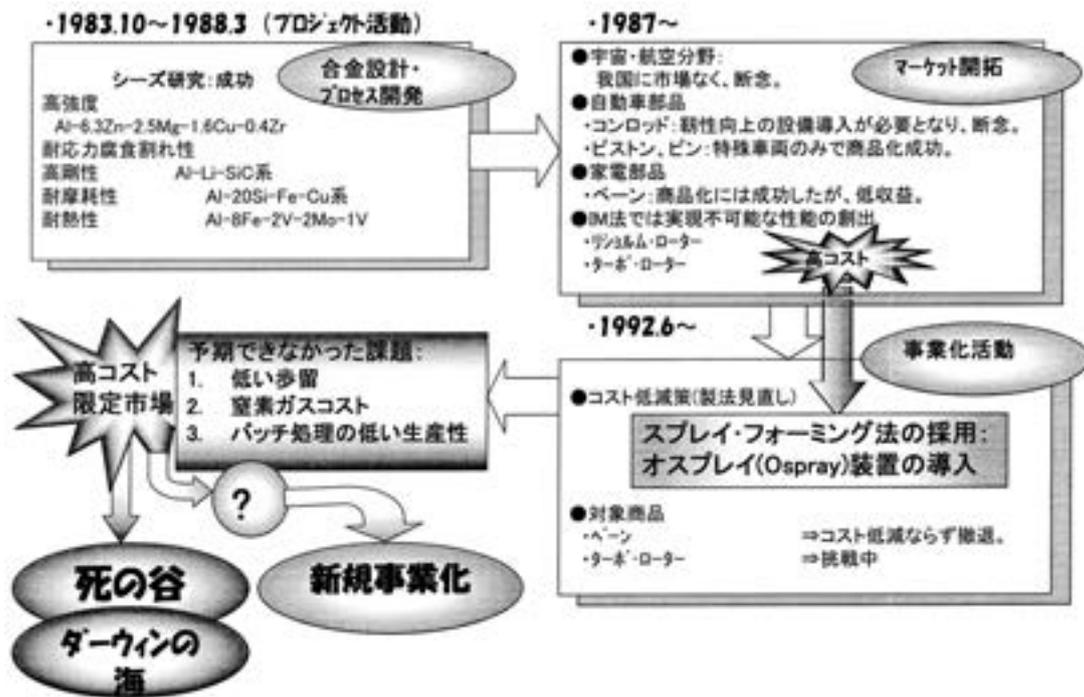


図4 シーズ研究の実用化までの道のり(急冷凝固アルミ合金粉末製品の例)

ンにはなりません。現在ではこのプロセスでなければ製品化できない用途に限り試作を続けています。この例に見るようにシーズからスタートする研究を実用化、商品化し収益を上げるというゴールにまでたどり着くのは至難の業で、俗に言う“1000に3つ”かもしれません。成功しなかった理由は多すぎて数え切れませんが強いて纏めると表4のようです。最初の設問に戻りますが、“実用化できなかったシーズ研究は無駄であったか”に対する私の答えは以下のようなようです。“残念ながら新素材の事業化には成功しませんでしたが多量の若者が実用化のために大学関係者やユーザーと共に七転八倒した経験はまたとない貴重なものでありその後の彼らの技術者人生に無駄にはなっていない”と。

2.3 ニーズからの研究例

一超々ジュラルミンの実用化を成功に導いたものは？一
最初にお見せした写真は私が生まれた昭和15年(1940年)に型式認定されこの年の9月に初陣として中国重慶を爆撃し大戦果を挙げた当時世界一の性能を誇った爆撃機“零戦”です。性能の特長は航続距離が約2000kmと圧倒的に長かった事や時速が最大565kmと速かった事です。これを可能にしたのは機体の軽量化にあったようで住友の開発した超々ジュラルミン(以下、ESDと言います)が大いに貢献しました。零戦のプロペラ、桁、翼等に大量のESDが使われ当時の最高強度の材料を使用した場合より約30kg(全重量の1%強)の重量減を達成しています。この合金を発明されたのが私たちの先輩である五十嵐勇博士、北原五郎博士で、私が住友に入社した当時、五十嵐博士は岩手大学を退官さ

表4 シーズ研究から生まれた新材料はなぜ実用化されなかったのか？

1.	市場: 十分な規模? 単なるマニア(企業、学会、協会)
2.	ユーザーにおける新素材の位置づけ: 材料は新製品開発の一要素、他に競合材料は多々、設計でカバー
3.	材料競争力: 性能対価格の点での競争力ありや? ・既存アルミとの競争力: 例えば鋳物、ダイキャスト品 ・他社の同様の新材料との競合 ・鉄、チタン、マグネ、銅等との競争力: 鉄が基準材料
4.	生産力: 製造方式は確立したか?(設備、歩留、納期は?)
5.	経営力: 経営者のセンス(攻めと引きのタイミング) ・余裕資金、人材(大学からの受け入れ、役に立ったか?) ・現業部門(製造、営業、資材、流通)の協力?
6.	環境変化 未来予想(ロードマップ、ポートフォリオ)の延長線上にない環境変化を織り込むことの難しさ(千に三つの類か)

れ顧問として時々出社されていました。研究者の心構えをお聞きしたような記憶もあります。今日のような話をするようになるのなら40年前にもっといろいろな事をお聞きしておけばよかったと思っています。超々ジュラルミンの開発が成功したのはそこに“戦争遂行”という安定した巨大なマーケットがあったからだといってしまうも蓋もありません。欧米諸国のアルミメーカーも同じ条件にあったわけで、特に、アルコア社は超々ジュラルミンの開発に成功しており研究陣、研究設備は世界一でした。国内にも今と同じ神戸製鋼所、古河電工があって高強度のアルミ合金の開発競争をやっていたわけです。そんな中でなぜ住友が世界一の材料開発にいち早く成功したのか?この秘密を教えてくれるのが我々の先輩である竹内博士が住友軽金属の創業からの技術を纏めてくれた冊子です⁷⁾。なお、清水氏が当時の国内外に於ける航

空機用ジュラルミンの開発について詳しく述べていますので⁸⁾ 参考にしてください。今日の話は竹内氏の冊子を参考にさせて頂きESDの開発経緯を表5のように纏めてみました。ESDの発明は昭和12年(1937年)に完成しますがジュラルミンの研究はそれに先立つ事20年前の大正6年(1917年)に始まっています。それも海軍の材料分析の依頼からです。ジュラルミンは明治36年(1903)ドイツで発明され第一次世界大戦で大活躍した飛行船ツェッペリンの構造材料として使用されていました。そのうち一隻がロンドン郊外に墜落しその残骸の一部がロンドン駐在中の海軍監督官から日本の海軍艦政本部に送られてきました。この材料の調査を住友軽金属の前身の住友伸銅所に委託したわけで、大正6年から成分、金属組織、機械的性質等を調べ、更に、製造方法の研究を行ったとのこと。2年後の大正8年(1919年)には工場での試作に成功します。このような経過の中で私の興味を引くのは、なぜ住友に分析の依頼がきたのかという点です。その1年前の大正5年(1916年)に民間企業としては我国では初めての工場に専属する研究室が設けられ材料調査の体勢が整っていた事が上げられます。なぜ研究室が設置されていたのか?その理由として、大正2年(1913年)に農商務省より招き金属の分析・試験の任務に当たっていた杉浦技師が当時の製造所長の研究室の必要性に関する下問に、“自分で研究しなければ何時までも外国に追いつかない、工場に研究室を持つことで官立の研究所ではできない工場規模の研究が行える”と応え、研究室の設置が実現したと書かれています。当時の経営者の研究開発に対する卓越した見識に感服します。分析結果は今から見てもほぼ正確です。その後、第一次大戦の賠償として敗戦国のドイツ政府より数百機の飛行機の供与の申し出がありました。日本政府はこれを断り飛行機の製造技術の供与を申し出、受け入れられました。当時の日本政府指導者の科学技術に対する姿勢にも敬服せざるを得ません。大正11年

表5 超々ジュラルミンの開発小史⁷⁾
(第二次戦争前における住友の研究開発土壌)

明治31年(1898):	民間企業として始めて任延材を陸軍砲兵工廠に納入(武器、水筒)
36年(1903):	ドイツ人ウィリアムがジュラルミン発明
大正5年(1916):	民間企業として初めての研究部門設置
6年(1917):	海軍よりツェッペリン飛行船のジュラルミン破片の分析依頼 ジュラルミンの研究開始(Al-4Cu-0.5Mg-1Mn)
8年(1919):	ジュラルミンの工場試作成功
10年(1921):	英国技師によるジュラルミンの製造技術指導(8ヶ月間)
11年(1922):	ジュラルミンの生産技術取得のために陸海軍技術将校と共にドイツに留学(7ヶ月間)
昭和10年(1935):	超ジュラルミン開発(Al-4.2Cu-1.5Mg-0.6Mn)
11年(1936):	超々ジュラルミン(ESD)の特許を欧米に出願 (Al-8Zn-2Cu-1.5Mg-0.5Mn-0.2Cr)
昭和12年(1937):	同上合金の諸特性を関係者にPR
13年(1938):	同上合金が三菱航空機十二試艦機の主翼桁に採用
14年(1939):	超々ジュラルミン(ESD)本格生産開始(約70%)
15年(1940):	ゼロ式戦闘機に正式採用
17~19年	
(1942~1944):	押出性の改良研究(現在の7N01に近い組成) (Al-5.5Zn-2Mg-0.5Mn-0.25Cr)

(1922年)に陸・海軍の技術者と共に住友の技術者が約半年間ドイツで製造技術の実習をしました。そのとき習得した諸技術が後の超々ジュラルミンの工場製造時に役立つわけです。

さて、超々ジュラルミンが開発された経緯についての話に移りますが、欧米ではジュラルミンを上回る超ジュラルミンの開発が成功し(1931年アルコア:Al-4Cu-1.5Mg-0.6Mn)ており戦闘機への適用が始まっています。住友では海軍や航空機メーカーの要請を受けて五十嵐、北原両博士が中心になって超ジュラルミンを上回る高強度の合金の開発を目指していました。

博士らが着目した新合金は大量のZnを含むAl-Zn-Mg系合金でした。このZnを大量に含む合金系は英国ローゼンハイムによって研究されたE合金、また、ドイツにも1923年に研究されたサンダー(S)合金という高力合金がすでにありました。しかし、これらの合金は時期割れ(応力腐食割れ)を生じるため実用化されずにいました。博士はこのZnを含むAl-Zn-Mg系合金と超ジュラルミンとして知られるAl-Cu-Mg系合金を組み合わせることで更に高い強度の得られる事を思いつき研究を重ねました。研究のポイントは如何にして時期割れを防止するかという点でした。結局、時期割れの機構が解明され初めて信頼性の高い新合金が開発されることとなります。即ち、時期割れが粒界腐食部を基点として粒界に沿って進展する割れであることに着目し、腐食の起点を粒内全面に分散させる事で応力の集中を避けうるの発想に辿り着きます。膨大な実験の結果、粒内の全面腐食には微量のCrの添加が有効である事を発見します。工業生産に際しては鑄塊の大型化に伴う冷却速度の低下によって巨大な金属間化合物が晶出し鑄塊割れの原因となり苦勞します。MnとCrの最適用量によってこれを解決し最適合金組成が決定されました(Al-8Zn-2Cu-1.5Mg-0.5Mn-0.25Cr)。この合金の引張り強さは60kg/mm²でアルコアの開発した超ジュラルミンに比べ40%も高いものでした。昭和11年(1936年)に特許申請(特許成立は昭和15年2月、第1350-36号)、12年に関係者への技術説明、13年に試艦機への採用を経て15年(紀元2600年)に零戦に正式採用になりました。因みに紀元2600年の末尾の00をとって“零戦”なる名前が付けられました。最初に破片を受け取ってから23年かかった事になります。第2次大戦中のアルミ合金展伸材の生産量は昭和10年(1935年)の2万トンから19年(1944年)には20万トンにまで達しています。専ら、ESDかそのクラッド用純アルミであったと思います。製造は住友以外に古河電工、神戸製鋼所でも行われました。この合金は戦後7075合金として航空機における標準材料として使用されています(Al-5.5Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.2Cr)。

話を本節の設定問である“ESDの実用化を成功に導いたものは?”に戻します。戦争は究極のニーズ市場であ

これは年間 1000 万円を上限として個人のベンチャービジネスに対する投資を寄付金と同じ所得控除とみなす制度です。例えば、100 万円を投資した場合、高額所得者では 40 万円所得税が少なくなるそうですし、投資先が倒産した場合には損金扱いになるそうです。

もう一つの支援は基礎研究に対するもので、世界レベルの大型共同利用施設の設置とこれらの施設の利用し易い制度の構築です。成功例としては 1997 年より稼働中の大型放射光施設 Spring 8 があります。アルミ鋳物材の亀裂進展の観察や溶湯金属の凝固過程の観察等で大きな成果を挙げています。また、今年 5 月には物質の構造を原子レベルで解析できる大型陽子加速器施設 (J-PARC) が稼働予定です。アルミ分野での産学連携による基礎研究例として“スーパーアルミの研究”を紹介しましたが、引き続き“巨大歪の導入による影響”に関する基礎研究が行われています。このような基礎研究において研究成果自体に価値のあることは勿論ですが人材育成のいい機会であり、更に、産学官のコミュニケーションを密にできる機会でもあると思います。

2.4.2 新しい産学連携モデル

いろんな機会に産官学で議論を重ねて来ましたが、我々産側が強調してきた以下の二つのポイントが官側にも理解され同じ土俵で議論できつつあるのは歓迎すべき事です。一つは図 6 に示す“日本の物づくりを支えているのは川上である素材から川中にある部材・部品、川下の製品までの各部門の“すり合わせ”の力である”という東大藤本先生の主張¹¹⁾が定着してきた事です。最近では最上流にある資源の確保の面で海外メジャーに揺すぶられて“すり合わせ”以前のところで大苦戦を強いられています。これは別のレベルの話です。他の一つは世界を相手に競争するためには“強いところこそ強くすべきである”という認識です。戦後の平等主義路線からは外れますが。その強いところとはどこか？新年の文部科学省の渡海大臣のインタビュー記事に“世界をリードしている日本発の製品は沢山あるがそこにはナノテクノロジー、材料がいろんな形で応用されている。これこそ我国の強い技術であり絶対に負けるわけにはいかない”とあり我々材料・素材部門に携わるものに力強いエールを送ってくれています。こういったメーカー間の川下から川上までの“すりあわせ”に大学も参加してもらえればより強固

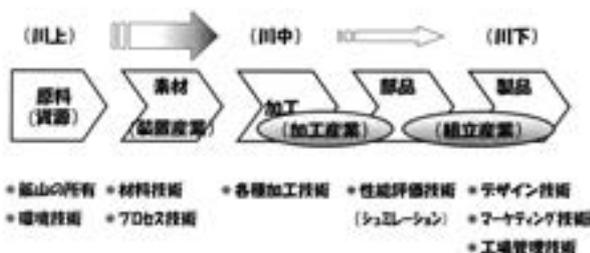


図6 原料から製品へ（素材産業の位置づけ）

なものづくりスキムができて上がるのでないかと4年前の大学での講演会で図7に示す産学連携モデルを提案しました³⁾。特に目新しいということではありませんが我々素材メーカーは世界を相手に闘いナンバーワンの地位を保っている部品メーカーや製品メーカーと付き合っています。この輪のなかにパートナーとして大学にも加わってもらおうというのが趣旨です。問題点を共有化することによってより早く各方面からの解決策が出てきてより深化するのではないかと考えるわけです。同時に大学には基礎的な研究を通じてメカニズムの解明を期待しているわけです。本節の冒頭に取り上げた国の科学技術基本計画では第2期、第3期とも“出口”と呼んでいる実用化を最大の目標とした研究開発を指向しています。何度も申し上げたように私が大学に期待するのはこのモデルのように産業界が抱えている実用上の問題点を理解された上で基礎的な研究に時間をかけてでもやっていただくことです。このような背景のもとでアルミ圧延メーカー6社は金属材料系の先生、学生との交流を従来以上に深めるための場を設けました。

3. 我国アルミ圧延業の現状と課題

我国のアルミ産業の構造やアルミニウム製品の開発動向については添付しました資料³⁾“アルミニウム産業の成長を支える材料技術—現状と課題—”に紹介したのでこれをお読み頂くとしてここでは触れなかった2、3の話題を取り上げました。

3.1 世界の生産、需要の動向

図8はこの10年間の地域別総需要量の変化です。2006年の総需要量は約4300万トン、この10年間で約1.6倍と大幅に伸びました。とりわけ中国が4倍、ロシアが2.4倍と大躍進です。先進国の伸び率では我国10%、米国6%、欧州65%です。欧州の伸び率にはロシアと東欧圏が含まれていますのでこれを除きますと多分10%前後でしょう。中国は10年前には我国の半分であったのが今では倍量にもなっています。更に、現在、新鋭圧延機が10数機も建設中¹²⁾ですから数年後には板だけ



図7 民の画くアルミニウム圧延産業における産学連携のイメージ図³⁾

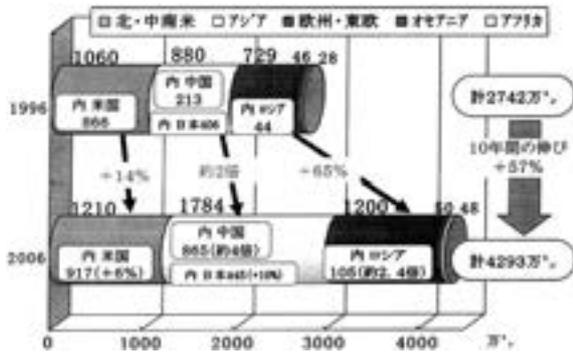


図8 アルミニウムの世界総需要の地域別10年間の変化 (出典: Metal Statistics)

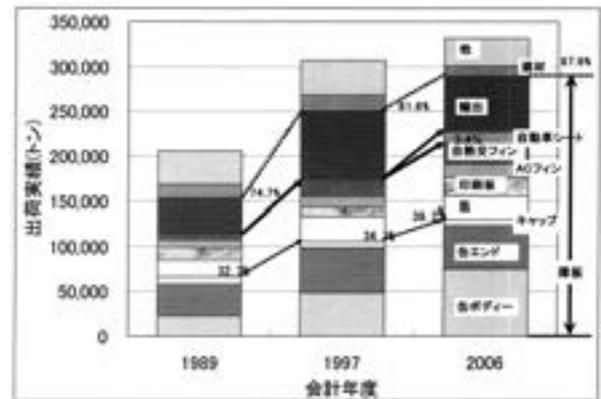


図10 当社の板製品の品種構成の変化 (1989年~2006年)

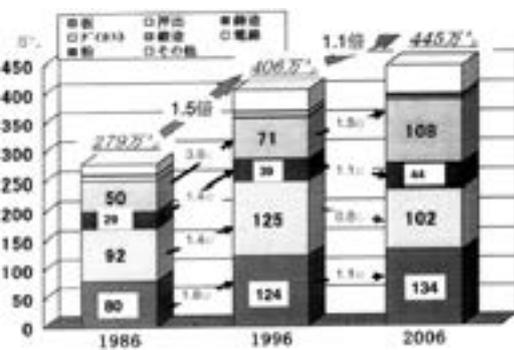


図9 我国に置けるアルミニウムの品種別需要動向 (出典: 日本アルミニウム協会)

でも 300 万トンくらいは増え間違いなく世界 1 の需要国になっているでしょう。

図 9 は我国の 20 年間の品種別出荷統計です。この 20 年間で約 60% の伸び、この 10 年では 10% の伸びにとどまっています。板はほぼ順調、押出は低迷、ダイカストが大躍進といったところです。需要分野において自動車伸び、建築・土木が低迷したことを裏付けています。

3.2 板製品の話 (住友軽金属の場合)

3.2.1 設備の近代化

さて、我々の圧延業界の話に戻しますとこの 20 年アルミ板の業界は大口ユーザーである製缶メーカーの要求に応じて“薄板、大型コイル”の供給設備を整備してきました。当社においても約 20 年前に“設備の近代化”と称する溶解・鋳造から圧延・熱処理に至る一連の設備の改造、増設に着手し 1993 年 (平成 5) に完了しました^{13~16)}。これにより超大型スラブ (例えば、幅 2 m、長さ 9 m、厚さ 600mm、重量 25 トン) を使った缶胴体用のコイルの生産が可能になりました。図 10 にこの約 20 年間の品種構成の変化を示しています。平成の大不況が始まった 1997 年 (平成 7 年) を挟んで設備近代化前の 1989 年 (平成 1 年) と近代化後の 2006 年 (平成 18 年) を比べると以下の興味ある変化が見られます。

1. 出荷量は約 60% 増の 32 万トンと増大しこのうち 1mm 以下の薄板の比率は 75% → 88% に至った。

2. 缶胴材 (ボディ材) が 3.3 倍と大幅に増え板製品に占める比率は倍増し 28% に至った。缶エンド、キャップも含めた飲料容器向けは 32% → 39% と増大した。
3. 自動車熱交用フィン材は 3.6 倍と大幅に増え板製品に占める割合は 7% となった。
4. 自動車ボディパネル用板は 20 年前には統計対象にもなっていなかったが、10 年前の 1997 年に比べると 6.4 倍と大幅に増え板製品の 3.4% を占めるまでに成長した。
5. 建築・土木向けは 20 年前、10 年前の板製品に占める比率がそれぞれ 7.2, 5.6% であったが、2006 年には 3.2% まで減少した。

薄板を指向した設備の改造は需要構造の変化に対応することができ業界でのシェアもこの 20 年間で 22% から 25% に増えました。しかし、一方で、航空機、船舶、IT 設備向けの厚板の需要には対応できずビジネスチャンスを逸した事になりました。資金不足で設備投資の優先順位上やむを得ない事とはいえ今後の欧米、中国との競争を考えた場合課題の一つと考えます。

3.2.2 缶材料の需要動向と薄肉化

次に、ボディ材、エンドを合わせると内需の 50% を占める飲料缶の話題を紹介します。図 11 に示すようにビール系飲料は 10 年来横ばいから減少に移っています。若者のビール離れに原因すると言われていますが、弊社の若い研究者に言わせるとビールに限らずアルコールで酔っ払うのは格好が悪いそうで酔うほどには飲まないそうです。少子化傾向と相俟ってビールに依存する度合いの大きい当社にとってはある意味ピンチでもあります。ビール会社には若い女性の前では酔わないビール、女性にも飲み易いビールの開発をお願いする次第です。冗談はさておき、ビールの数量は減っているのですが容器としてのアルミ缶は減っていないという統計があります。新聞記事によりますと、飲酒運転防止法強化により外で飲む機会 (主として瓶ビール) が減り家に帰って飲むこと (缶ビールで) が増えたためだそうです。如何でしょう

か？われわれにとっては大変結構な傾向です。また、ジュース、コーヒー、お茶といった炭酸系でない飲み物も対象にした全体の飲料容器市場の傾向は 図12 のようにこの10 年間は横ばいから若干増加しています。この中でもお茶やジュース類を対象にする PET ボトルが著しく増え、一方、コーヒーを対象にするスチール缶が大きく減少しています。アルミ缶はやや増加といったところです。スチール缶の減少は決して他人事では有りません。といいますのは、スチール缶の場合もエンドと称します上蓋はアルミ製であり我々への影響は甚大です。先程の品種別出荷統計を見ましても缶エンド材は10 年前に比べ業界全体で20%、当社でも3%の減少となっています。

次に、飲料缶材料の薄肉化はどうなっているのか？資源の高騰化の影響もあって今後ボトラーからの薄肉軽量化の要求が強まるものと考えます。これは当社の経営に極めて大きな影響のある課題です。飲料用アルミ缶はご承知のように2ピースであり、全体で約15g、胴の部分は3004系で全体の8割の重さ、蓋とタブと称する飲み口の部分が5182系で残りの2割です。我国の缶の重量は欧米に比べ1~2割重くここ15年来軽量化が進んでおりません¹⁷⁾。缶の板厚はビール会社や飲料缶メーカーの指定によるのですが、このように我国の缶の胴体が厚い理由の一つとして缶の輸送中や自販機での取り扱い中の落下によって変形したり内容物が漏れたりするのを防止するためと聞かされています。我々アルミメーカーにとっ

て材料をたくさん使ってもらえる事はありがたい話ですが少々割り切れないものも感じます。

ところが昨今の資源、諸資材の高騰の煽りを受けてこの平和な環境は一変しそうです。アサヒビールが主力製品のドライの上蓋を薄くしたのです。市販されているアサヒのドライの蓋を良く見れば他のメーカーの蓋とは形状の変った事に気がつくでしょう。日本のビール缶の蓋は板厚が厚いことに加え直径も大きく、その結果、蓋の部分の重量は北米のものより20~30%、欧州のものより40~50%も重くなっていました。今回の新しいドライの蓋は直径が従来の78mmから2mmほど小さく、板厚みは0.248mmから約10μ薄くなっています。これにより元板（ブランク材）で比較しますと約10%の重量減になっています。なぜ薄くできたのか？設計のポイントは蓋の断面形状にあります。図13のように内圧による反転（バックリング）の起こりにくい形状に変え内

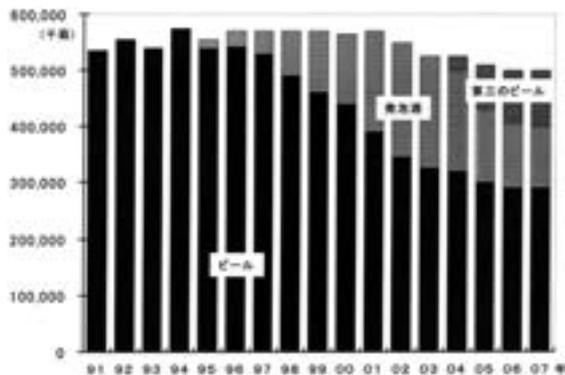


図11 我国に於けるビール系アルコール飲料需要量の推移 (1991年~2007年)

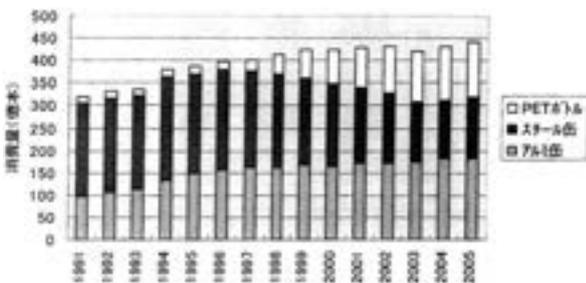


図12 我国に於ける飲料用容器の市場動向 (1991年~2005年)

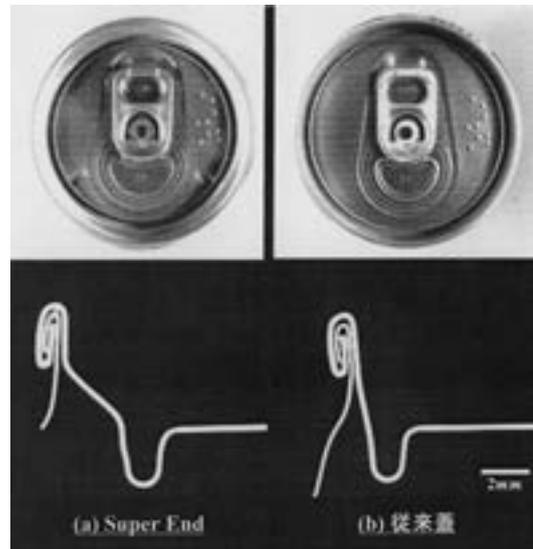


図13 アサヒビールスーパードライ蓋形状の変更 (軽量化対策)

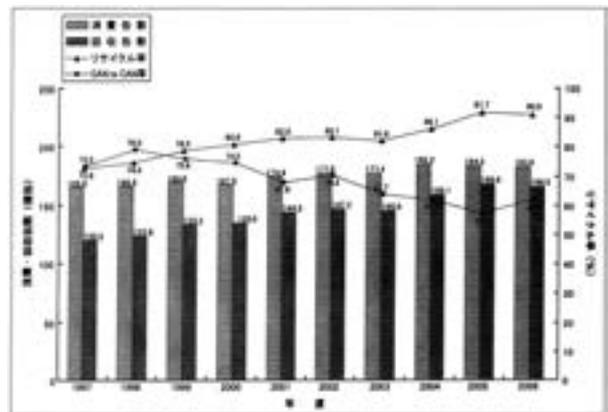


図14 最近10年間のアルミ缶リサイクル率の推移 (1997年~2006年)

圧を受ける部分（中央の円の部分）の面積も小さくしています。これに近い形状は欧米では既に採用されてきましたがこの資源高の中で追従したというわけです。

アルミ缶といえばリサイクルの状況に触れないわけには行きませんので最近のデータを 図14 に示します。リサイクル率（回収アルミ缶重量と消費アルミ缶重量の比率）は90%以上に達していますが缶から缶に戻る率（回収されたアルミ缶のうち再びアルミ缶として生産された缶の比率）は減少傾向にあり60%前後で低迷しています。使用済みアルミ缶が経済原則に従ってアルミ缶再生メーカー以外の需要家や海外のスクラップメーカに流れ、製鋼の脱酸材や鋳物原料に使用されたり海外に流出しますと二度と缶の原料として我々の手元には戻ってこないわけで、ここで缶から缶へというアルミ缶リサイクルのチェーンが切れる事になります。我々メーカーにとっては地合わせの関係でも原材料の高騰につながりかねません。

3.2.3 自動車ボディパネルの開発動向

アルミ板ビジネスにとって将来を期待している自動車ボディパネルについて触れておきます。先程の板の出荷統計にもありましたように当社の2006年度の自動車

向け板材の出荷量は12,300トン、分野別比率で3.4%を占め10年前の約6倍強と著しく増加しました。因みに圧延業界全体では2006年は48,000トン、分野別比率、伸び率ともほぼ当社の場合と同程度です。アルミ製ボディパネルの採用は 図15 に示すように1985年のマツダのRX-7に始まり2005年のトヨタのレクサスまでこの20年間で32車種に採用され、現在も生産中の車は21車種に上ります¹⁸⁾。この間のアルミ材質の変遷をトヨタ車を例にとって 図16 示します。

- 採用初期の第一世代車はインナー、アウターとも5000系材料
- 2000年以降の第二世代車はインナー5000系、アウター6000系材料
- 本格採用に踏み切った第三世代車はインナー、アウターとも6000系材料

ボディパネル材料の選定はインナー材では主として成形性、アウター材では塗装焼付け後の強度の点から行われます。6000系材料の採用は塗装焼付け（170℃）で析出硬化し強度アップが図られるため板厚を10~20%薄くできます。また、板製造工程上の生産性、歩留まり

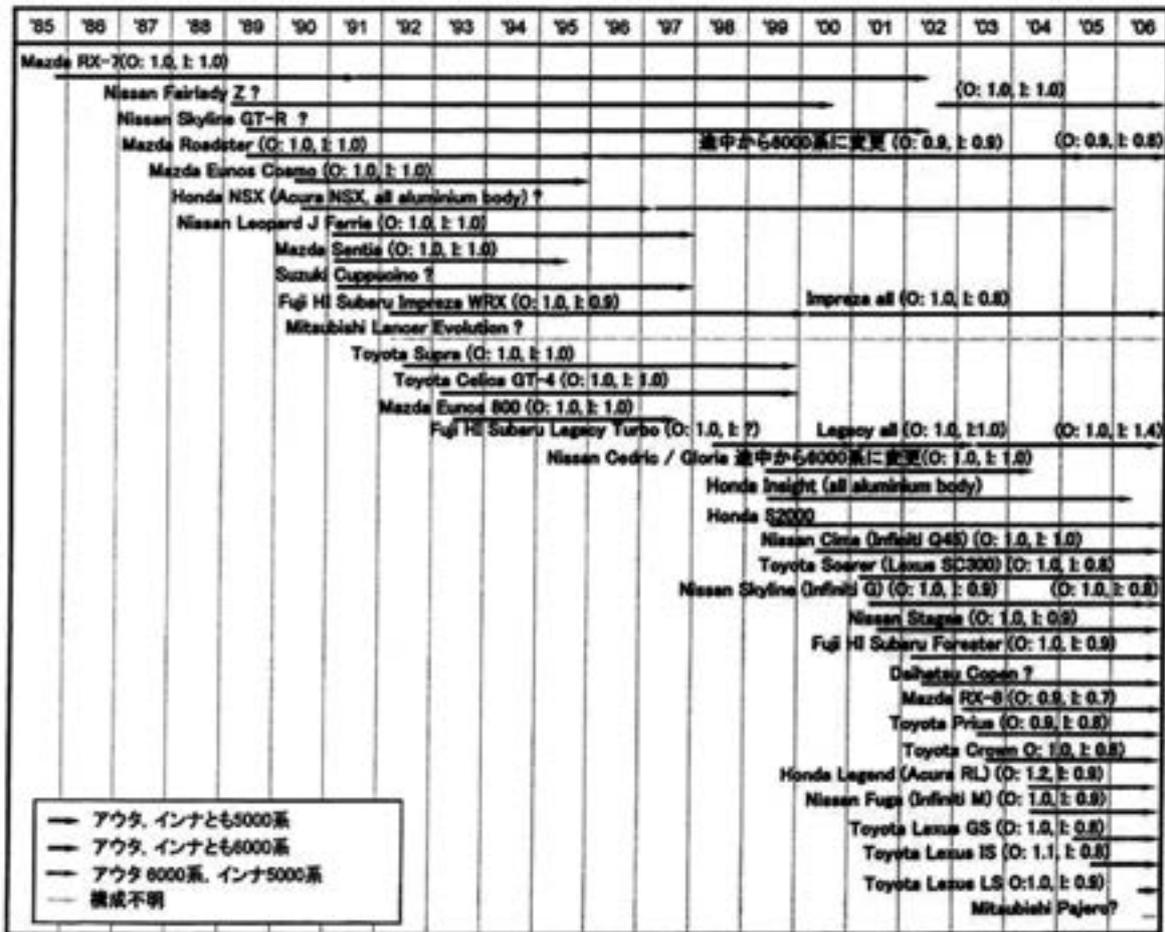


図15 アルミニウム製ボディシート装着車の普及状況（1985年～2006年）

の点でも 5000 系より有利なためコストダウンに繋がり実用化が強く求められてきました。しかし、当初は自動車メーカーの製造ラインでの焼付け条件下では析出量が不足し十分な材料強度が得られなかった事、5000 系に比べプレス成形時に割れを生じやすい事等未解決の技術課題があり妥協の産物として 5000 系材料でスタートしたわけです。焼付け条件による強度アップの課題は産学での基礎研究が進み^{19,20)}、復元現象を利用した新しいプロセスが確立し 6000 系合金の実用化が実現しました²¹⁾。即ち、溶体化処理後の過程において塗装焼付け時に硬化をもたらすβプライムの前駆段階となる Mg-Si リッチクラスターを準備しておく事です。もう一つの問題であるプレス成形性（絞り、張出し）の向上は現在も材料面からは必ずしもユーザーの要望には応えられていません。組織制御による延性の向上が強く求められており産学協同研究の格好のテーマだと思います。また、6000 系においてはインナー材と OUTER 材とを連結し組み立てる際の曲げ加工（ヘミング加工）において割れが生じやすいという技術課題がありました。曲げ半径を少しゆるくすれば問題ないのですが…。この問題も多くの産学での研究成果の結果、圧延プロセスの最適化による組織制御（晶出物、集合組織）によって解決しました²²⁾。日本の自動車メーカーのデザイナーの拘りは大変なものでこういった拘りが我々素材メーカーを鍛えてきているのかもしれない。その他感覚的なものに“面質”というのがあります。表面の凹凸に起因する乱反射で塗装後に気になるというものです。5000 系に現れる“SS マーク”は良く知られていますが、6000 系材料では“リジングマーク”と呼ばれる筋状の凹凸が発生します。リジングマークは引張試験時のチャート上では明瞭に現れず引張試験後の試験片の外表面に凹凸を伴っての筋状に見えるもので外観検査時に注意を要するものです。多くの研究の結果、熱間圧延時の組織（マザーグレン）の粒界上に冷間圧延、熱処理工程時に微細な特定の方位の再結晶粒が生成する為と考えられています。なお、欧州の自動車メーカーがそこまで要求しないためかもしれません

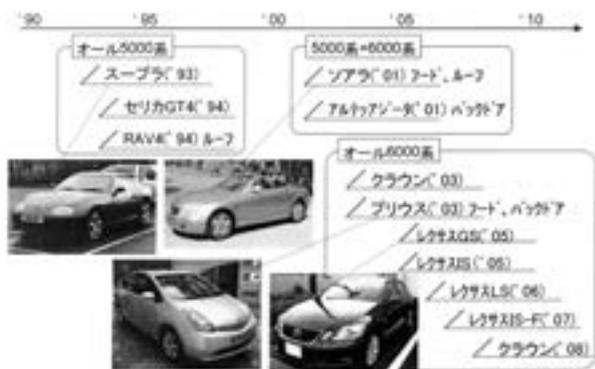


図16 トヨタ自動車に於けるボディシート用アルミ合金材質の選定経緯

が欧州アルミメーカーの 6000 系板に比べるとこの面質の点で我国の板が優れています。

自動車パネル分野は今後どうなるのか？アルミの採用が最も進んでいる欧州車の状況が参考になりますので EAA レポート²³⁾を参考にしながら考えて見ます。自動車の重量は図17に示すように年毎に重くなっています。ゴルフとカローラを眺めるとモデルチェンジ毎に重くなっている様子がよく判ります。各種安全設備の装着や快適空間の確保に加えエンジンもモデルチェンジごとに大きくなる傾向にあってカローラでは当初の 1200cc から今では 1800cc と大きくなりその分車両全体の重量増になっています。トヨタは燃費 3% の改善を目標に重量にして 100Kg の軽量化を唱っています。トヨタは 3 万点に及ぶ全部品の徹底的な見直しを素材、部品メーカーと一体となって進めるともいっています。日産の目標はもっと高く燃費 10% の改善と車両の 15% 軽量化を掲げています。素材としてはハイテン、アルミといった既存材料の使用拡大と炭素繊維強化樹脂、ガラス繊維強化樹脂、マグネ等新素材の採用まで視野に入れていきます。激しい素材間の競争が起こりそうです。欧州車でのアルミの使用量は図18に示すように年毎に増え、2010 年には 150kg で 10 年前の 50% 増、20 年前の 3 倍です。日本車の場合、2007 年の統計ではアルミの使用量は 130kg。このうちダイカストが 53%、鋳物が 25%、板 10%、押出 10%、鍛造品 2% となっています。板、押出の圧延品の使用量はまだまだ少なく先に紹介しました特定車のフード、カバー類、ラジエター、エアコン等ですが、他の多くの部位、例えば、バックドア、ルーフの補強材、ピラーの補強材、センターピラーの補強材、高圧パワーケーブル、ワイヤーハーネス、コネクター、燃料配管等々が検討対象に上がっています。

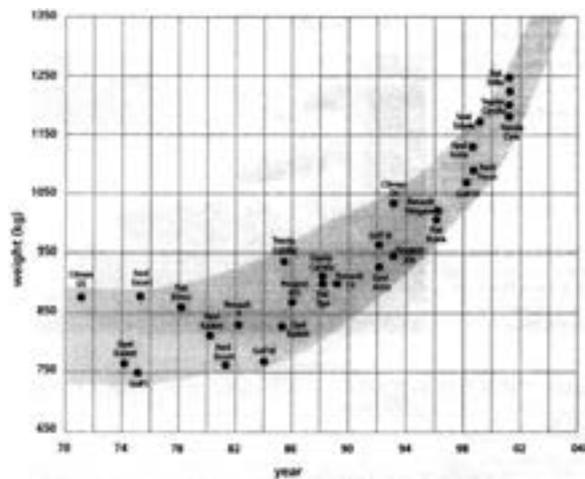


図17 欧州におけるコンパクトクラス乗用車の重量変化²³⁾(1970年~2002年)

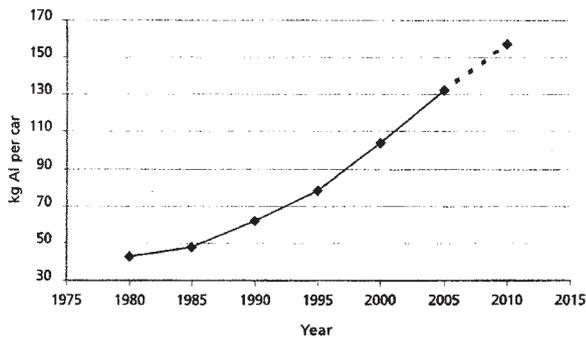


図18 欧州乗用車に置けるアルミニウム使用量の推移²³⁾
(1980年～2005年)

3.3 押出製品の話 (住友軽金属の場合)

3.3.1 設備の近代化

当社の押出事業の概略を簡単にお話します。板について設備の近代化を図ったのと同じ頃、1991年(平成3年)以降、押出品についてもコアビジネスを輸送機分野に絞った設備の更新をしました²⁴⁾。直間両用の大型押出機(5600トン)、多本取りのパイプ抽伸機、自動車熱交多穴管用押出機、大型焼入炉等の導入です。大型押出機の対象品は主としてパイプ類で、フロントフォーク(6000番台系)や自動車熱交の配管(3000番台系)です。配管材の場合、単管に加え内面あるいは外面クラッドの2重管や内・外面クラッドの3重管もあります。自動車熱交(コンデンサー)多穴管は1000番系で外面にろう材を塗装し長尺コイルに巻き上げます。図19にこの10年間の当社の分野別出荷の状況の変化を示しています。出荷量は10%強減っていますが向け先が大きく変わりました。1998年度では輸送向けと建設向けがほぼ同じ比率で30%程度でしたが、2007年度では輸送分野の比率は50%以上、建設向けは10%未満になりました。当初の狙い通り脱建材化が順調に進み輸送機分野への転換が進展しています。

3.3.2 自動車熱交コンデンサー用多穴管の開発と海外展開

自動車熱交コンデンサーの重量はこの20年間で半分にまで減ってそこに使用されるアルミ押出多穴管も穴数が増える一方で断面は随分小さくなり大幅に小型化しました²⁾。最近の製品の例では冷媒が流れる流路の数は

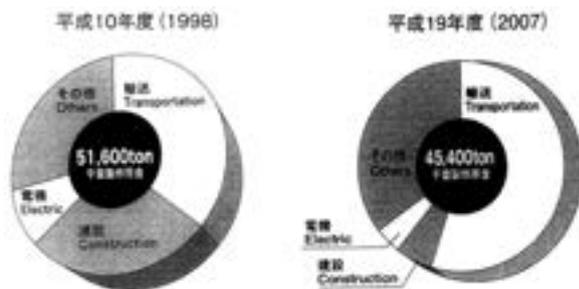


図19 当社押出製品の品種構成の変化 (1989年、2007年)

19~21個、長径は一円玉の中に納まってしまうほど幅の狭いものです。現在、当社はこのコンデンサー用多穴管押出専用機を国内、海外あわせて6機有しています。このように輸送機器分野に重心を移した押出事業で問題になるのは少子化、若者の車離れ等による自動車の国内販売台数の減少と熱交(部品)メーカーの海外展開に伴うこれらの生産基地への材料の供給です。2007年の国内自動車販売台数は登録車と軽自動車合わせて535万台で前年比-6.7%、25年ぶりの低水準です。自動車メーカー、部品メーカーの海外工場への材料供給の要請に応えるべく素材各社の海外展開も進んでいます。コンデンサー用多穴管を生産する押出工場が欧米、東南アジアに合計5箇所、鍛造用の連続鋳造棒工場が4箇所あります。なお、昭和電工は国内でコンデンサーを生産しておりますが海外でも7箇所生産しており、材料は現地で調達しているようです。押出材の場合板材に比べ設備の初期投資が少なくその分海外進出のリスクも少なくユーザーの海外進出要請に応じやすい訳です。

3.3.3 新しい航空機用材料の開発

つい2週間ほど前の新聞紙上に三菱重工が40年ぶりに小型ジェット機(MRJ)を市場に投入し2013年就航予定の全日航機25機を正式に受注したというビッグニュースが流れました²⁵⁾。零戦ゆかりの大江工場を開発の拠点にするということで地元名古屋は大いに期待しています。今日は零戦で話を始めましたので締めくくりの話題にいいのではと当社で研究してきた新しい航空機材料を紹介します²⁶⁾。

我国の航空機産業は戦後、YS11の生産がありました。が専らボーイング社への部品、部材供給に甘んじてきたわけで、アルミ材料の開発も米国での認定の関係もあって新材料の開発は低調で指定されたアルコア材料を生産するという立場でした。航空機の構成材料はボーイング社の就航間近いB787の主翼等に炭素繊維複合材料を採用するという例もありますが、まだまだアルミ合金が主力のようです。当社では設備の関係で厚板の供給は無理としても押出材での参入は可能と考え15年ほど前から機体メーカーと共同で合金開発を行ってきました。現在の標準材料である2024-T3に変わる材料の開発を目標とし合金設計のコンセプトを2000系合金ではできない複雑形状の製品をホロー押出によって一体構造物として押出しこれによってリベット組立て工数の低減、軽量化による大幅なコスト低減を図るという点に置きました。この合金の組成は2024と6013のハイブリットとも言うべきAl-1.7Cu-1.0Mg-0.8Si-0.2Crです。2024合金に比べCuを減らした分ホロー押出が可能になり耐食性が向上し溶接も可能になり、且つ、低密度(2%の軽量化)になっています²⁶⁾。2013合金としてAA2013-T6511が規格登録されました(2003年8月:合金番号, 2004年3月:熱処理)。また、米国の航空材料規格に登録され(AMS4326:2005, 2006年), 実機への適用の

認可もありました (MMPDS-03:2007年)²⁷⁾。機体メーカーとの共同開発において試算された部材のコスト低減は図20²⁹⁾のようであり、従来の2024と7075合金を使用する場合に比べ大幅なコスト低減が可能になります。この合金の開発段階においては今回の国産ジェット機の実用化の話は聞いていませんでしたが、少し先をみた研究開発が実を結ぶ可能性が出てきた事を喜んでいましたし70、80年ぶりに住友の材料が空を飛ぶ可能性が出てきたわけで感無量です。中部地区ではこのMRJのニュースがますます加熱気味で連日報道されています。先週の新聞記事³⁰⁾によりますと航空宇宙技術の基盤の強化を目的に産官学による“航空宇宙産業フォーラム”が4月下旬には発足するそうでこの地区に於ける自動車産業に続く次世代の基幹産業に育てようと意気込んでいます。

3.4 我国アルミ圧延業の強みと弱み

以上の話を我国アルミ圧延業界の強みと弱みの点からまとめてみました。最初に弱み(ピンチ, リスク)について表7に列挙しました。弱みの克服には時間のかかる課題が多く、また、我々当事者の手には負えない社会的、構造的な問題も多いと思います。産学連携強化等我々が何とかできることから始める以外にありません。

強み(チャンス)について表8に列挙しました。文部科学大臣も言われているように強みは手放さないよう益々強くし他の追随を許さないようにすることが肝要かと思えます。この表に示しますように現在のアルミ圧延業の強みを支えているのは一つは世界ナンバーワンの品質と評価されているユーザーとの日常的な“すり合わせ”

であり、他の一つはユーザーからの厳しい品質要求に応える製造現場での“造り込み”技術です。ユーザーの要求に迅速に応えられるよう表9に一例として示す部品、部材の組立性の評価設備や製品としての性能評価も行える各種の測定装置を設備しています。例えば、缶ボディー用成形機、エアコン用フィン材のプレス機、熱交換組立用拡管機、伝熱性能測定器、自動車板プレス成形機、自動車熱交換器ノコロックろう付け炉、ラジエター用材料の腐食試験機等です。これらの評価設備に基くデータ等によってユーザーとの議論が活発に行われ強い信頼関係が築かれてきたと思います。また、高品質を支える“造りこみ”技術は表10に示すような近年にとみに進化した各種の高性能の分析機器やシミュレーションソフトの活用が大いに関係していると思います。これらの機器による分析結果の活用により、例えば、集合組織に対

表7 我国のアルミニウム圧延業の弱み(ピンチ/リスク)

1. 少子高齢化や嗜好の多様化に伴う需要の減少
飲料製品、自動車
2. ユーザーのグローバル展開への対応に対する投資
特に板製品(PS板、空調用フィン材、自然交フィン材)
3. 中国新圧延機の稼働に伴う世界的需給のアンバランス
2010年以降、数百万トン?
4. 脆弱な経営基盤
アルミ、マグネシウム、副資材の高騰化
5. 資源戦争、M&Aへの対応力
中国・米アルコア共同での英豪リオ・ティントの出資(買収?)
6. 人材確保(若者の製造業離れ)
大学での非鉄金属学教育・研究の低迷、現場技能職の確保

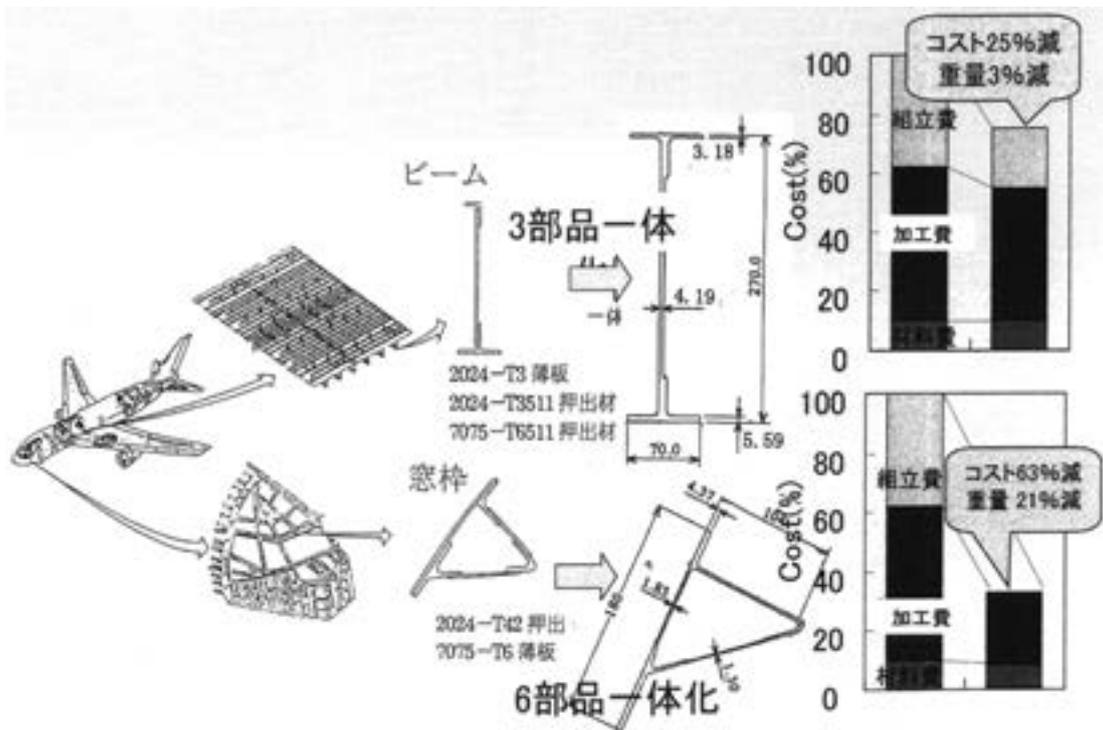


図20 2013合金押出材使用による航空機部品(窓枠、ビーム)構造一体化による軽量化とコスト低減²⁹⁾

する理解が急速に進み高成形材料の組織制御の方向性が見えてきましたし、また、微小異物の正確な組成が把握できた結果高品質を維持するための溶解以降の各工程におけるチェックポイントが絞られてきました。シミュレーションソフトの活用によりユーザーとの製品設計レベルの会話に加わる事が可能になりましたし社内の製造工程の最適化にも多に役立っています。従来ブラックボックスであった凝固過程の解明にも適用されつつあり、ラボでの試験結果と製造現場での試作結果を速やかに照合させる事が可能になりつつあります。これらの分析、解析、

シミュレーションといった武器を研究者は言うに及ばず現場の技術者、技能者も日常的に使いこなしている訳です。いち早く問題点を把握し品質改良、品質向上に活用しています。また、情報の共有化がスムーズに行われている点も大きな強みで、このようなチームプレーが我国の貴重な文化かも知れません。

4. 結び (イノベーションを目指して)

温故知新、昔の失敗例、成功例、日本のアルミ産業の強みと問題点、産学連携のあり方等日頃考えている事を申し上げました。果たして今日の演題の“明るい未来”は、“我々の背後にある未来の景色”は見えてきたでしょうか。最後に、未来を拓くための“イノベーション”についてお話し終わりたいと思います。

図21はよく使われる研究から商品化までの4つのステージとその間に横たわる3つの溝(障害)を示したものです。初期の段階においては何を創るかという“プロダクト・イノベーション”が支配的であり、後半はいかに性能のいいものを安く作るかという“プロセス・イノベーション”が重要になってくるという図です。シーズからスタートして商品化を成功させるにはこの3つの溝を越えねばならず成功確率は俗に“1000に3つ”ともいわれています。一般的に言えば、プロダクト・イノベーションからプロセス・イノベーションを経て商品化され市場の支持が得られると初めて創業者の利益が得られます。しかし、その後は多くの新規参入者のもとで価格と機能面での激しい競争期に入りやがて成熟期を経て商品寿命が尽きるというサイクルになります。IT製品や家電製品のように常に新機能が要求される場合には何をつくるのか、どのような機能を付加するのかという”プロダクト・イノベーション”“のところで勝負が付くようですし、自動車のように100年以上も基本的な機能が変わっていない成熟した商品ではどう、安く作るかという”プロセス・イノベーション”“のところが重要になってくるでしょう。IT製品や家電製品は所謂”部材の組合せ型”製品で欧米が強いと、また、自動車は素材から製品までの各メーカー間の”摺り合わせ型”製品で日本が強いと解説

表8 我国アルミニウム圧延産業の強み (チャンス)

<p>1. 世界No.1のユーザーとの共同開発 (すり合わせ)</p> <p>自動車: トヨタ、ホンダ 自動車部品: ダンソー 家庭用エアコン: ダイキン、パナソニック</p>
<p>2. 高品質、高機能化による世界シェアNo.1 (造り込み)</p> <p>電解コンデンサー箔 家庭用エアコン用表面処理フィン メモリーディスク用ブランク材 印刷用紙 (CTP用PS版) 自動車用航空コンデンサー用吐出ホース 感光ドラム用管</p>
<p>3. 環境保全、省エネ、省資源、リサイクルの社会的要請</p> <p>自動車軽量化 アルミ各々のリサイクル CO2冷媒使用熱交換器 Pbレス合金</p>
<p>4. 金属資源高機能化に伴うアルミ材への代替 (逆もありうる)</p> <p>自動車電線部品 (ワイヤハーネス、コネクタ) のアルミ化 家庭用エアコンの全アルミ化 (パイプは銅管、フィンがアルミ)</p>

表9 部品、部材、製品等の評価設備 (ユーザーとの摺り合わせ)

<p>1. 部品、部材の成形性、組み立て性の評価設備</p> <p>缶材 (鋼、鋁、タブ用高速プレス) 空調用フィン材 (フィンプレス、熱交換器製作試管機)</p>
<p>2. 組み立て製品の性能評価設備</p> <p>空調用熱交換器の伝熱性能測定装置 自動車熱交換器 (フィン、チューブ)、自動車パネルの耐食性評価設備</p>

表10 アルミ板、押出製品の品質を支える日常的な技術

<p>1. 高機能分析器</p> <p>・作業員による日常業務 EPMA, SEM, GD-OES, ICP, GC-MS ・研究者による基礎研究 (メカニズムの解明、品質不良の原因究明) X-ray (線分析), EDS (元素分析、定性), TEM, AES/EDS</p>
<p>2. シミュレーションソフト</p> <p>・プロセス技術確立への支援 溶解、凝固、圧延材の集合組織と加工・熱処理条件、均一評価、材料の選定 ・製品評価への活用 自動車電線用の線管材形状、自動車板プレス成形性、曲げ性</p>

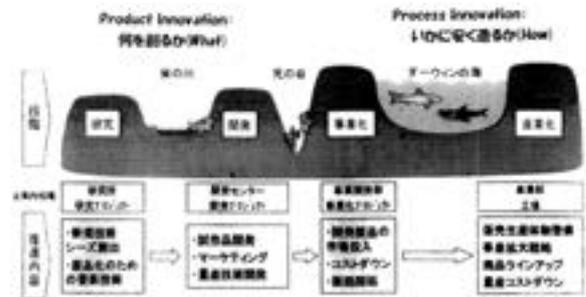


図21 研究から産業化までの4ステージにおける障害とそれを乗り越えるための方策

されています¹¹⁾。我々の素材はどちらにも使ってもらわねばなりません。価格面、機能面、デリバリーの面で常に要求に合うような体勢を整えていなければなりません。

この成熟したなかなか新しい商品を出にくい世の中にあって新しい商品開発手法はないものかと模索している頃に出合った経営書が“ブルーオーシャン戦略”³¹⁾というビジネス本でした。3年程前に日本語訳が出た本です。著者は既存の市場であっても商品に新しい価値、コンセプトを付与できれば新しい顧客、消費者をその市場に呼び込む事ができ、それによって市場は拡大し引き続き大きな利益を上げる事ができると説いています。このような既存商品、市場に於ける”新しい価値の創造”による変革を著者は“バリュー・イノベーション”と呼んでいます。そして、新しく獲得した顧客を相手に競争相手のいない場所でビジネスをするこんな極楽の場所を“ブルー・オーシャン”と呼び、一方、我々が日頃血眼になって戦っている場所を“レッド・オーシャン”，つまり、競争者同士の殺し合いによって真っ赤な血に染まった海というわけです。全ての産業は創業時点ではプロダクト、プロセス・イノベーションの成功によって競争のないブルー・オーシャンで泳いでいたわけですがやがて新規参入者との価格、性能競争に巻き込まれレッド・オーシャンで泳がざるを得なくなるという話です。図22はこれを概念的に描いたものです。

自動車の長い歴史に“バリュー・イノベーション”の例を見る事ができますので紹介しておきます。自動車を大衆のものにしモータリゼーション時代を切り開いたのはフォード社ですが、フォード社の最初のコンセプトは”馬の要らない安くて機能性のいい馬車”でした。従来の豪華な手造り車から色も型式も一種類の低価格なT型車を開発し、それまで車には無縁であった一般大衆を一挙にこの世界に導きました。T型車の生産は1909年に始まり当初は年産わずか1万台であったのが1920年までに累計100万台に、その後3年間で累計200万台に達したといえます。しかし、1920年後半からはGM社が”

乗って楽しい快適でファッショナブルな車”をコンセプトに市場を席卷します。その後GM社が70年近くにわたって市場を支配しますが、オイルショックの起こった1970年代には”燃費のいい車”をコンセプトにした日本車が、1980年代に”家族全員で楽しめる空間”をコンセプトにしたクライスラー社のミニバンがブルー・オーシャンを開きました。ガソリン代の高騰や環境問題といった社会的要請のもとでいよいよ燃費のいい日本車の時代が開けそうですし、あるいは電気自動車や燃料電池車の登場によってガソリン車の終焉が始まるかもしれません。

この本ではソニーのウォークマンもバリュー・イノベーションの成功事例として取上げています。それまでの”音楽は部屋の中でステレオの前で聴くもの”という固定観念を破り、”歩きながら、あるいは電車の中で聴いてもいい”という”新しいコンセプト(価値)”のもとで携帯用小型再生機を売出し顧客の支持を得て世界中で爆発的に売れたわけです。まさに”新しい価値”によって今まで音楽には無縁であった通勤客やランニング中の人までも顧客に取り込み大きな市場を生み出すのに成功しました。この本では取り上げられてはいませんが任天堂のゲーム機DS、Wiiも”新しい価値”を作り出した例でしょう。”ゲームは男の子が座って指先でするもの”という固定観念から”身体運動を伴いながら行うもの”という新しい発想(価値)が従来の若者に加えてゲームに無縁であった若い女性やシルバー層の支持を得て競争のない市場”ブルーオーシャン”を開きました。2004年末から販売を開始し倍々ゲームで売上げを伸ばし、2008年3月期一年間の販売台数は4800万台(累計で1億台)、営業利益4500億円、売上高利益率25%に達したそうです。

幾つかのブルー・オーシャンを開いた例を見て来ましたが、バリュー・イノベーションを起こすには従来から蓄積された高いレベルの技術力が必要である事が分ります。燃費のいい自動車の実現には自動車メーカーの総合的な技術力が必要ですし、ウォークマンやDS、Wiiの実現にはソニーや任天堂のエレクトロニクス技術や微細加工技術が必要不可欠でしょう。つまり、ブルー・オーシャンの開発には既存の市場、商品に対する新しい発想とそれを実現する高い技術とのコラボレーションによって初めて実現するという事です。また、市場には我々に見えていない膨大な顧客(消費者)がいるという認識を持つ必要があります。更に、リーダー(経営層)には部下が広い視野から発想する事や未知な分野に挑戦する事を支持、支援する風土、土壌を常に準備する事が求められるわけです。

今、ご紹介した”バリュー・イノベーション”という市場・商品開発の概念とは別に21世紀の人類の生存に対する危機感から新しい技術の開発、実用化が求められています。即ち、65億人にまで増えた人々が豊かさを



図22 バリューイノベーションの概念図と成功事例

求め工業化を指向し始めた結果、40年前にローマ・クラブが警鐘をならした³²⁾のと良く似た状況になりつつあります。即ち、エネルギー資源の枯渇、金属資源の枯渇、食料の不足、自然環境の悪化等です。しかも、あの当時より人口は2倍に、エネルギー使用量は3倍に膨れ上がり事態はより深刻です。当時と異なるのはエネルギー源が石炭から石油（原子力）、環境汚染の対象が土壌・大気から温暖化、砂漠化に変わったことです。また、この40年間に二度のオイルショックを経験しましたが我々はこれを乗り越えて快適なモータリゼーション社会を構築しました。環境の汚染、食料の不足も科学・技術の力で解決してきました。そして、新たにパソコン、携帯電話の普及を基盤とするネット社会を構築しつつあります。とはいえ、エネルギー資源（化石燃料）、金属資源（希少金属）の枯渇は着実に進んでおりこれからの我国にとって食糧問題の解決と共に脱化石燃料社会の構築が最大の課題と考えます。オイルショック以降世界に先駆けて取り組んできた省エネ型社会の構築のための成果が実を結びかけています。即ち、電力の供給源として太陽光発電、太陽熱発電、風力発電等の自然エネルギーに加え燃料電池が現実のものとなってきました。現在これらの代替エネルギーの比率は設備計画を入れても数パーセントに過ぎませんが、20年先には原子力と天然ガスによるベース電力を補完できる量にまで達しているでしょう。一方、非ガソリン車社会もリチウムイオン電池の開発によって電気自動車社会の実用化が見えてきました³³⁾。三菱自動車、富士重工が2009年には一般車として販売すると発表しています。一般の家屋においては太陽電池や燃料電池が設備され、昼間はその電気で生活し夜間は電気自動車の充電に使用するという脱化石燃料社会、省エネ、省資源型の社会が実現するのも夢ではありません。豊かさは化石エネルギーの消費量に比例する³²⁾というかつての工業化社会におけるパラダイムとは異なり、図23に示すような省エネルギーとエネルギー変換によってエネルギーを減らす中でも豊かさを持続できる新しい社会を

作り上げる事が可能になるのではないのでしょうか。まさに、モータリゼーション社会、ネット社会の後に現れる日本発の新しい社会の姿（パラダイムシフト）が実現する予感がします。このような“電池社会”においてその生命線を握っているのは希少金属という事になります。資源の安定確保のために希少金属の再生技術（都市鉱山）の確立とともに日本の先端技術を資源外交にいかにも有効に使うかという戦略的手腕が問われることになりそうです。このような新しい社会においてもアルミニウムはその優れた諸特性、特に、耐食性、電気的・熱的性質、機械的性質によって部品、部材のベース材料として使用されるでしょう。既に、リチウムイオン電池ではケース、正極の集電体に、太陽電池では支持体、ケースに、電気自動車ではモーター、配線、ワイヤーハーネス、コネクタ、冷却機器への需要も出てくるでしょう。いずれにせよ、ユーザーに密着していち早く彼らの要望に応えるよう、また、先に示した産学連携モデルを活用しながら常に挑戦していく事が望まれます。

“Back to the Future”をご当地高岡市伏木の出身で芥川賞受賞作家堀田善衛氏は“未来からの挨拶”と訳しています¹⁾。先の時代を生きた先人の業績から未来が見えてくるということでしょう。未来を切り拓くのも、また、その未来に住むのもここにおられる若い人達です。われわれ年配者にできることは若い人たちが研究・開発に対する夢、情熱を枯らさないような良い土壌を準備することでしょう。そこに新しい価値（バリュー・イノベーション）という美しい花を次々と咲かせて欲しいものです。冒頭にご紹介しましたように大正の初めに民間企業としていち早く研究部門を作って人材の育成に努めた住友の先輩や戦争賠償として将来の技術立国に役立つ技術の習得を重視した時の政府はすばらしい土壌を作ったわけです。そこに超々ジュラルミン、零戦をはじめとする数々の花が咲いたと云っていいでしょう。長期的視野にたった人材の育成を産学の指導者の方々をお願いし今日のお話を終わりといたします。

長時間のご清聴ありがとうございました。

5. 謝 辞

本稿を纏めるに当たり当社技術部長渡辺吉章氏に有意義なご意見を頂くと共に図表の作成にもご協力を頂きました。この場を借りて感謝申し上げます。

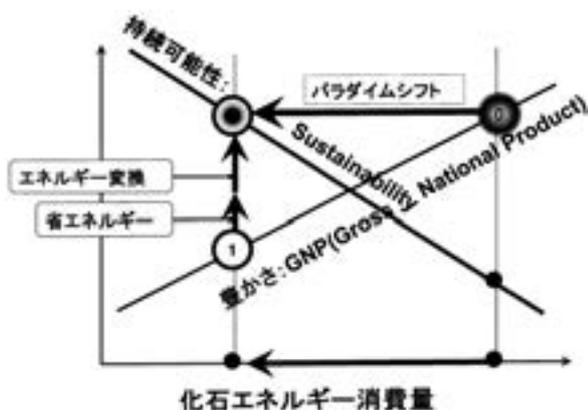


図23 省エネルギーとエネルギー変換による脱化石エネルギー社会の実現（新しいパラダイム）

参 考 文 献

- 1) 堀田善衛：未来からの挨拶，筑摩書房，(1995)，201.
- 2) 本誌に掲載したアルミニウム系スーパーメタルの研究動向：
 - 田中宏樹，吉田英雄：本誌，42 (2001)，164.，同上，43 (2002)，133.
 - 渡辺良夫，渋谷和久，吉田英雄：本誌，42 (2001)，168.
 - 江崎宏樹，田中宏樹，渋谷和久，神鳥基哉，吉田英雄：本誌，42 (2001)，175 & 181.
- 3) 永田公二：軽金属，55 (2005)，515.，本誌，45 (2004)，154.，水曜会誌，23 (2004)，737.
- 4) 本誌に掲載した新材料，新素材に関する技術資料の一例：
 - 真空ダイカスト製品：古郡政一，犬丸 晋，片岡義典，井上敏憲：本誌，34 (1993)，164.
 - 犬丸 晋：本誌，36 (1995)，47.
 - ハニカムパネル製品：宇佐美 勉：本誌，37 (1996)，99.
 - 鈴木敏夫，高田邦夫，宇佐美 勉，久田貞夫：本誌，40 (1999)，93.
 - 急冷凝固アルミ合金製品：佐野秀男，時実直樹，大久保喜正，渋谷和久：本誌，35 (1994)，199.
 - 時実直樹，渋谷和久：本誌，39 (1998)，122.
 - 粒子分散型アルミ合金複合材料：渋谷和久，大久保喜正：本誌，40 (1999)，93.
- 5) 川村知一：軽金属，50 (2000)，227.
- 6) 本誌に掲載した急冷凝固アルミ合金粉末及びその製造技術に関する論文：
 - 渋谷和久，山内重徳：本誌，27 (1986)，148.
 - 渋谷和久，佐野秀男，山内重徳，犬丸 晋：本誌，28 (1987)，185.
 - 時実直樹，佐野秀男，渋谷和久，大久保喜正：本誌，35 (1994)，118.
 - Hideo Sano，Naoki Tokizane，Yoshimasa Ohkubo and Kazuhisa Sibue：Sumitomo Light Metal Technical Reports，35 (1994)，124.
- 7) 竹内勝治：アルミニウム合金展伸材—その誕生からの半世紀，(社) 軽溶構，1986. 1. 住友軽金属，住友軽金属工業技術の歩み (非売品)，1995.
- 8) 清水 啓：アルミニウム外史 (上巻) “戦争とアルミニウム”，カロス出版，2002，196.
- 9) 本誌に掲載したESDに関する解説記事：
 - 佐藤史郎他：本誌 (ESD 発明50周年記念号)，29 (1988)，1.
 - 馬場義雄：本誌，29 (1988)，29.
 - 吉田英雄：本誌，46 (2005)，99.
- 10) 渡辺政嘉：日本機械学会創立110周年記念事業”技術ロードマップを巡るパネル・シンポジウムテキスト (日本機械学会)，(2007. 10).
- 11) 藤本隆宏：日本のもの造り哲学，日本経済新聞社，(2004).
- 12) 仲田 功：軽金属，57 (2007)。
- 13) 高井美樹，足立俊輔，上原敏彦，正木克明，氏家隆之：本誌，34 (1993)，253.
- 14) 上野順一郎，藤本隆行，杉江明士，星野郁弥，橋爪雅紀，今西由幸，岡村義英：本誌，36 (1995)，53.
- 15) 星野郁弥：本誌，39 (1998)，111.
- 16) 岡村義英：本誌，42 (2001)，155.
- 17) 本誌に掲載した市販車の軽量化動向の調査例：
 - 伊藤清文，土田 信：本誌，34 (1993)，258.
 - 菊田良成，水谷博之，横井 洋，花木和宏：本誌，37 (1996)，77.
 - 横井 洋，平野清一：本誌，40 (1999)，99.
 - 平野 清一：本誌，42 (2001)，124.
 - 横井 洋，伊川慎吾，平野清一：本誌，46 (2005) 133.
- 18) 本誌に掲載した自動車ボディパネル材の実用化状況例：
 - 宇野照生，吉田英雄：本誌，27 (1986)，198.
 - 吉田英雄，平野清一：本誌，32 (1991)，20.
 - 宇野照生：本誌，40 (1999)，76.
 - 宇都秀之，渋谷和久：本誌，44 (2003)，89.
 - 吉田英雄：本誌，46 (2005)，99.
 - Hideyuki Uto：本誌，47 (2006)，128.
- 19) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属，45 (1995)，41. 同上，46 (1996)，427.
- 20) 山田健太郎，里 達雄，神尾彰彦：軽金属，51 (2001)，215.
- 21) 箕田 正，吉田英雄：本誌，47 (2006)，110.
- 22) 箕田 正，浅野峰生：本誌，46 (2005)，93.
- 23) European Aluminium Association Report：“Aluminium in Cars” reported at “Sustainability of European Aluminium Industry 2006”
- 24) 疋田達也，佐野秀男，毛利英一，安保満夫：本誌，36 (1995)，60.
- 25) 日経新聞記事：2008年3月28日. 中日新聞記事：2008年3月29日
- 26) 佐野秀男：塑性と加工，46 (2005)，949. 本誌，46 (2005)，117.
- 27) 佐野秀男，加藤勝也：本誌，46 (2005)，126.
- 28) 加藤勝也，佐野秀男：本誌，47 (2006)，105.
- 29) (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 No1102，平成9年3月31日
- 30) 中日新聞記事：2008年4月5日
- 31) W.チャン・キム，レネ・モボルニュ (有賀裕子訳)：ブルー・オーシャン戦略，ランダムハウス講談社，(2005).
- 32) D. H. メドウズら (大来佐武郎訳)：ローマ・クラブ”人類の危機”レポート，成長の限界，ダイヤモンド社，(1972).
- 33) 例えば，大田誠一：日経 Automotive Technology，(2007. 7)，88.

空調機熱交換器用プレコートアルミニウムフィン材

清谷明弘*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 158-171

A Review of the Pre-coated Aluminum Fin Stocks used in the Heat Exchangers for Air-conditioners.

Akihiro Kiyotani

A lot of pre-coated aluminum fin stocks for air conditioners have been developed and put into practical use over the past 30 years. And they have significantly contributed to heat transfer enhancement, increasing energy efficiency and volume reduction of the heat exchangers using aluminum plate fins and copper tubes. The main functions and properties required for the pre-coated fin stocks are as follows : high and durable hydrophilicity to support the remarkable fin pitch reduction and cope with the condensed water splashing from indoor unit, high corrosion resistance to prevent the scattering of corrosion products, and good friction properties (low friction coefficient) effective for improvements in the press forming using volatile lubricants, the wear problem of tools, “Avec” (disarrangement of fins), and so on. Hydrophilic surface treatments of the pre-coated fin stock are roughly grouped into three types : inorganic coatings, resin coatings and resin-inorganic composite coatings. Inorganic coatings have high hydrophilicity, but they are only used in the outdoor heat exchangers because of the odor due to adsorption/desorption of volatile organic compounds. Resin coatings and resin-inorganic composite coatings are mainly used in the indoor heat exchangers. Efforts are under way to increase the contamination resistance and the durability of fungus and bacterium resistance.

1. はじめに

プレコートアルミニウムフィン材は、材料メーカーで予め、表面処理により必要とされる機能と特性が付与されたアルミニウム条である。空調機メーカーで、フィンに成形された後、銅管と組み合わされて熱交換器となり、ルームエアコンやパッケージエアコンに搭載される。

国内のルームエアコン市場は、国内出荷台数が1970冷凍年度(冷年)の約80万台から1996冷年には800万台を超えるまでに拡大した。その後は約650~750万台の間で推移していて成熟期に入っている。この間、石油危機、それを契機とした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)や地球温暖化防止(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。この環境変化に対して、空調機メーカー

* 研究開発センター 第三部

は空調機の構成部品や制御方式等の技術革新を推し進め、空調機の市場への普及拡大に努めてきた。熱交換器については、高性能化、高効率化、小形化および多機能化を図るため、フィンに対して、フィン形状の改善、フィン間隔の縮小化、空気側伝熱面積の増大等による伝熱促進が行われ、またフィン表面に対する耐食性、親水性等の機能性付与も進められてきた。他方、伝熱管に対しては銅管の細径化、内面溝付管の採用およびその溝形状の高性能化等が進められてきた。これらの熱交換器の技術的進展に対応して、プレコートアルミニウムフィン材についても、アルミニウム材料の薄肉化、高強度化、熱伝導性向上などが進められるとともに、求められる機能と特性を満たす表面処理の開発に力が注がれてきた。フィン材に要求される基本的な機能は親水性と耐食性である。親水性はフィン間隔の縮小化やフィン形状の改善に支障となる凝縮水の滴状付着を抑制するのに不可欠な機能であり、その親水性を付与する多くの表面処理が実用化さ

れてきた。近年親水性に対する要求はますます高度化してきて、汚染物質付着に抵抗性のある親水性処理も開発されている。また、健康志向の高まりから、表面処理塗膜への防カビ・抗菌性の付与も検討されている。プレコートフィン材に対する特有の課題として、熱交換器を製造する一連の工程において、それぞれの工程に関する特性を持つことが求められている。中でもプレス成形性、金型摩耗性および拡管性が重要である。これらの特性を改善するのにフィン表面の摩擦係数を低減させるのが有効であるとして、表面処理塗膜に潤滑性を付与する開発が進められている。

本報告では、ルームエアコンやパッケージエアコンに搭載される熱交換器の技術革新に対応して開発が進められてきたプレコートアルミニウムフィン材について、表面処理の必要性、熱交換器製造プロセス上必要とされる特性および表面処理フィン特有の問題をまとめるとともに、プレコートフィン材の耐食性処理方法および親水性処理方法について述べる。

2. 空調用熱交換器とその性能改善

ルームエアコンやパッケージエアコンに最も一般的に利用されている熱交換器は、空気式のプレートフィンチューブ熱交換器 (Fig. 1¹⁾) である。空気側のアルミニウム製プレートフィンと冷媒側の伝熱管 (銅管) で構成され、空気と冷媒の間で熱交換が行われる。熱交換器を高性能化するには、(1) 式の交換熱量を増大させればよく、 K 、 A 、 ΔT を大きくすればよいことになる。

$$Q = K \cdot A \cdot \Delta T \quad (1)$$

ここで、

Q : 交換熱量

K : 熱通過率

A : 空気側伝熱面積

ΔT : 空気と冷媒の温度差

ΔT は使用条件によって決まる定数とみてよい。そのため $K \cdot A$ を大きくする改善に注力されてきた。 K を増加するために、初期の平板フィンから、渦効果を狙った波形フィン、前縁効果を利用した各種切起しフィンへとフィン形状改善による伝熱促進が図られ、また伝熱管の細径化 (外径 9.52mm から 7mm へ)、内面溝付管の採用およびその溝形状の高性能化などが行われている。 A の拡大も図られており、1990 年代初めを底に増加傾向にある。室内熱交換器については、2003 年時で 1992 年時の約 2 倍に達していた²⁾。コンパクト化に対する強い要求も考慮して、室内機筐体の寸法を大きくすることなく A を拡大するために、フィンピッチの縮小化が進められ、また熱交換器の多段化または円弧化を応用した熱

交換器レイアウトの改善も進められてきた。フィン間隔縮小化や切起しフィンの実現には、支障となる凝縮水 (結露水) や除霜融解水のフィン間等への架橋を防止する必要があり、フィン表面に水切れ性を付与する親水性表面処理が応用されてきた。

3. 表面処理の必要性

空調用熱交換器のアルミニウムフィンに求められる基本的な機能は耐食性と親水性である。また空調機の高効率化、高性能化に加えて、近年における健康志向の高まりから、清浄性・清潔性に対する要求も強くなり、防カビ・抗菌性なども重要視されるようになってきている。これらの要求に対応するためにはフィンへの表面処理による機能性の付与が必要とされ、種々の表面処理方法の開発が進められている。

3.1 耐食性

室内熱交換器のアルミニウムフィンは、冷房運転時 (蒸発器として作動している時) は、結露水 (凝縮水) で濡れた状態にあり、低温に保たれている。運転が止まると、フィンは室温 (20~40℃) まで温度が上昇し、凝縮水の蒸発が終了するまでの間は湿潤状態にある。冷房運転は一般的には断続的に行われるので、フィンは断続的に水に浸漬されたような状態になる。このような条件下では、アルミニウムは水と反応するため、無処理のアルミニウムフィン表面にはバイアライトを主体とする水

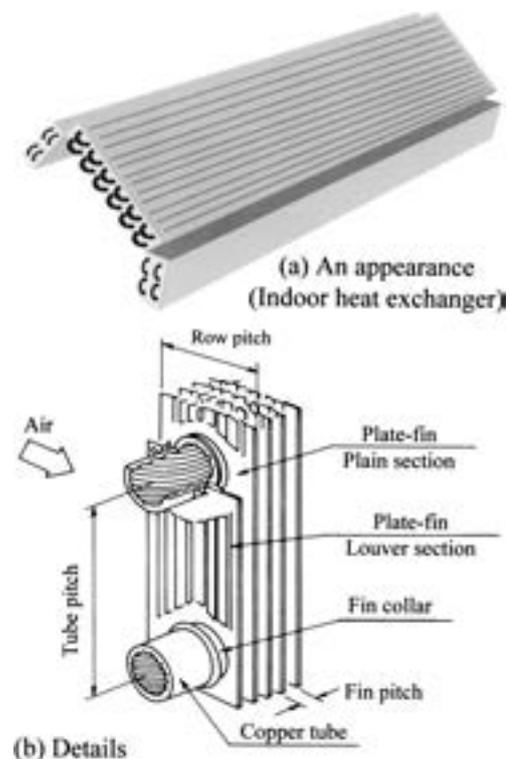


Fig. 1 A plate-fin and tube heat exchanger for air conditioners¹⁾.

和酸化物層（腐食生成物層）が生成される³⁾。腐食の進行に伴い厚膜化した腐食生成物層は、乾燥してマッド・クラック状態となり（Fig. 2³⁾）、剥落して室内機の空気噴出し口から白粉となって飛散するようになる。この白粉飛散の問題は、1973年頃に顕在化した。当時市場への普及が始まった冷暖房兼用型空調機において、暖房用に使い始めた当初に発生するケースが大半であった。白粉飛散を防止するためフィン表面への耐食性の付与が必要とされ、クロメート処理や樹脂塗装により防食処理されたアルミニウムフィン材が実用化された⁴⁾。これがプレコートアルミニウムフィンの始まりであった。

室外熱交換器については、塩害や酸性雨によるアルミニウムフィンの腐食が問題となる場合がある⁵⁾。海岸地帯では、設置された室外熱交換器に海塩粒子が多く付着し、アルミニウムフィンに腐食させる。特に熱帯海洋地域で激しく、銅管周辺部のフィンが堆積した海塩粒子により激しく腐食し、フィンが脱落することがある。他方、1990年頃、室外熱交換器において酸性雨によるアルミニウムフィンの腐食の問題が顕在化した。当時、大気汚染の進行により雨水の酸性化が進み、降水の年平均pHの最低レベルは、日本では4.4と、また、欧米では4.2と低い値になっていた⁶⁾。酸性雨による腐食のためアルミニウムフィンは全体的に薄くなり、ひどい場合はフィンが倒れて熱交換器に風が通らなくなった事例も見られた。塩害や酸性雨のような厳しい腐食環境において、フィンの腐食を防止するには、通常の防食処理では不十分であり、高度な耐食性を有する表面処理フィンが必要とされた。親水性を併せもつ高耐食性プレコートアルミニウムフィン材が実用化されている⁷⁾。

3.2 親水性

(1) 凝縮水の水切れ性と着霜・除霜性

冷房運転時の室内熱交換器においては、フィンは空気露点より温度が下がるため、空気中の水分が凝縮（結露）し、フィン表面に水滴を形成したり、フィンの間や切起し部に架橋したりする。その結果、空気流路がふさがれ、通風抵抗の増加、前縁効果の低下、騒音の増大、場合によっては霧の発生、水の飛散等の問題が生じる⁸⁾。無処理フィンを使用した熱交換器において、湿り時と乾き時の通風抵抗の比（乾湿通風抵抗比、 $\Delta P_w / \Delta P_d$ ）とフィン間隔の関係を Fig. 3⁹⁾に示す。湿り時は、凝縮水の影響により通風抵抗が大きくなり、乾湿通風抵抗比が1より大きくなる。フィン間隔が2mmを下回ると凝縮水の影響が特に顕著になり、乾湿通風抵抗比が急激に増大する。この通風抵抗の急増は熱交換能力の大幅な低下につながることから、無処理フィンでは、2mmを下回るフィン間隔の縮小が困難であることが分かる。このような凝縮水による支障を取り除くため、アルミニウムフィンには水切れ性の付与が強く求められている。

また暖房運転時の室外熱交換器においては、外気条件によっては、フィンの温度が氷点より低下するため着霜

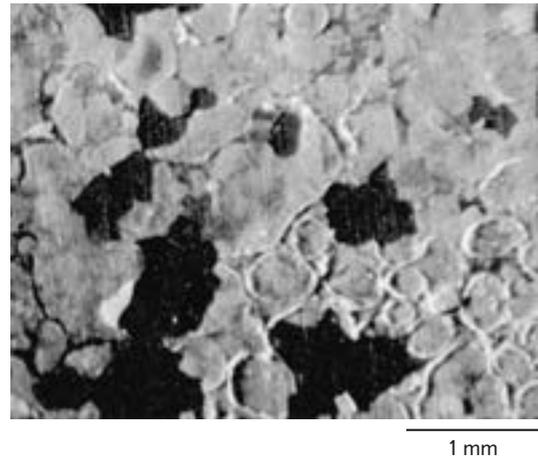


Fig. 2 Corrosion of aluminum fin in air conditioner³⁾. Black parts : corrosion products exfoliated, aluminum metal appeared then.

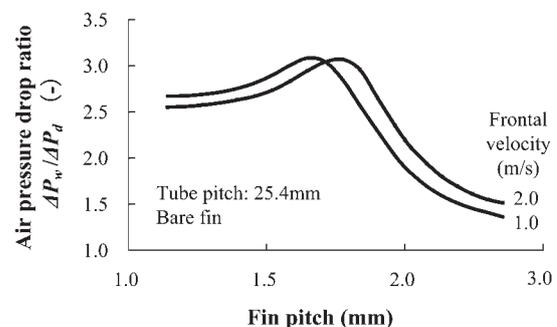


Fig. 3 Changes in the air pressure drop ratio with the fin pitch⁹⁾.

が生じる。この着霜が熱抵抗の増加、更には通風抵抗の増加による風量の低下をまねき、熱交換能力を著しく低下させる。このため霜を融解して除去する運転（除霜運転）が行われるが、除霜運転の間、暖房が一時中断されることが空調機の効率および快適性の観点から問題とされている。Fig. 4⁸⁾は、このような着霜・除霜による暖房能力低下の状況を概念的に示している。空調機の能力向上に対して着霜・除霜のいずれの改善も重要であり、具体的には着霜時間の増加と除霜時間の短縮が主課題である。アルミニウムフィンには、霜が着き難い表面や、除霜融解水の水切れ性に優れる表面が求められている。

「エネルギーの使用の合理化に関する法律（省エネルギー法）」（1979年制定）を契機として加速された、熱交換器の高性能化・軽量化・小型化の動きは、フィン形状の複雑化・フィン間隔の縮小化を進め、凝縮水や除霜融解水による問題を顕在化した。1989年にJIS C9612「ルームエアコンディショナ」の改定により、低温暖房性能の規定が追加された。この低温暖房性能は室外熱交換器に着霜する温度領域で評価されることから、着霜・除霜対策がより強く求められるようになった。

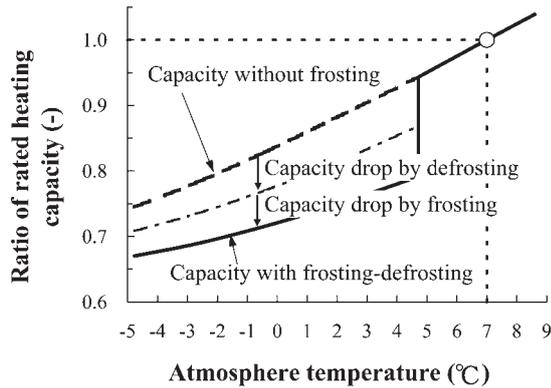


Fig. 4 Heating capacity of the air conditioners under frosting and defrosting operation⁸⁾.

(2) 水切れ性の付与

アルミニウムフィン表面に水切れ性を付与する方法として、フィン表面に親水性（水濡れ性）を付与し、付着した凝縮水や除霜融解水を薄い水膜にして表面を流下させるか、あるいはフィン表面に撥水性を付与し、凝縮水や除霜融解水の付着を防止する二通りが考えられる。

① 親水性処理

親水性処理フィンを使用した熱交換器の、冷房運転時における凝縮水の付着状態を Fig. 5 に示す。無処理フィン（円内）には水滴が見られるが、親水性処理フィンは、水滴がなく凝縮水は除去されていることが分かる。熱交換器のフィン表面性状と通風抵抗の関係を Fig. 6⁹⁾ に示す。フィン表面の親水性は水の接触角 (θ) により評価され、接触角が低いほど親水性が高い。水の接触角が低下するにつれて乾湿通風抵抗比が小さくなる傾向にあり、親水性が高いほど水切れ性が高く、フィン間隔の縮小に有効であることがわかる。フィン表面の親水性が熱交換器の伝熱性能（熱通過率 K ）に及ぼす影響を Table 1¹⁰⁾ に示す。無処理フィンの場合、凝縮水により通風抵抗が大きく増加することから、乾き運転時（前面風速 1 m/s）と同じ圧力損失における湿り運転時の前面風速 (V_{af}) は 0.6m/s と乾き運転時に比して 40%減少する。そのため熱通過率 (K) は前面風速が 1 m/s の時より 17%も低下している。一方、親水性処理フィンの場合、両者とも前面風速は 0.83m/s と低下の割合は小さく、熱通過率の低下も 6%と小さい。親水性処理による水切れ性改善が、凝縮水に起因する熱交性能の低下を抑制することが示されている。フィンに付着している凝縮水が空気流によって運び去られ水滴となって飛散する水飛び現象について、Fig. 7⁸⁾ に水飛び量と前面風速の関係を、Fig. 8⁸⁾ に熱交換器の取り付け角度と水飛びが発生する限界風速の関係を示す。Fig. 7 より、ある前面風速（水飛び限界風速）までは水飛びが発生しないが、その速度を超えると前面風速の増加につれて水飛び量も増加する傾向が見られる。無処理の場合、平板フィン (Plain fin) より切起しフィン (Louver fin) の方が限

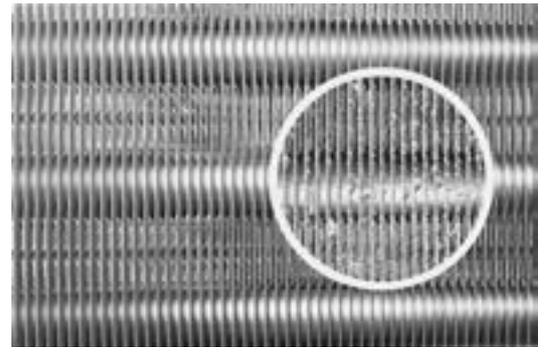


Fig. 5 The condensed water on the fin surface of heat exchanger worked as evaporator. Comparison between hydrophilically coated fins and bare fins (in the circle).

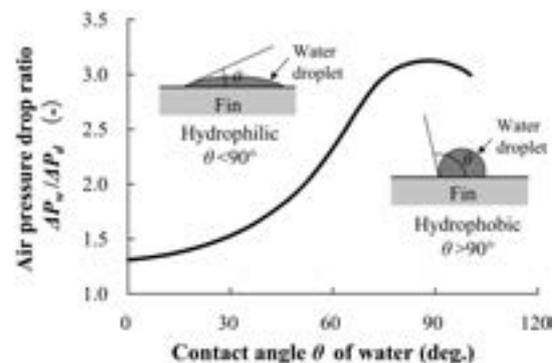


Fig. 6 Changes in the air pressure drop ratio with the hydrophilicity of fin surface⁹⁾.

Table 1 Effect of the hydrophilic coatings on heat exchanger performance under wet operations¹⁰⁾.

Heat exchangers*1		Overall heat transfer coefficients K (W/m ² * K, [%])		V_{af} *2 (m/s)
Fin	Contact angle (°)	At $V_{af} = 1$ m/s	At $\Delta P_w = \Delta P_d$ *3	At $\Delta P_w = \Delta P_d$ *3
Bare	80	72.9 [100]	60.5 [83]	0.60
Hydrophilic A	30	73.3 [100]	68.7 [94]	0.83
Hydrophilic B	20	71.4 [100]	67.2 [94]	0.83

* 1 : Fin type : slit fin, fin pitch = 1.8mm, 2 rows.
 * 2 : V_{af} : Frontal air velocity.
 * 3 : ΔP_w : Air pressure drop under wet operations.
 ΔP_d : Air pressure drop under dry operations at $V_{af} = 1$ m/s

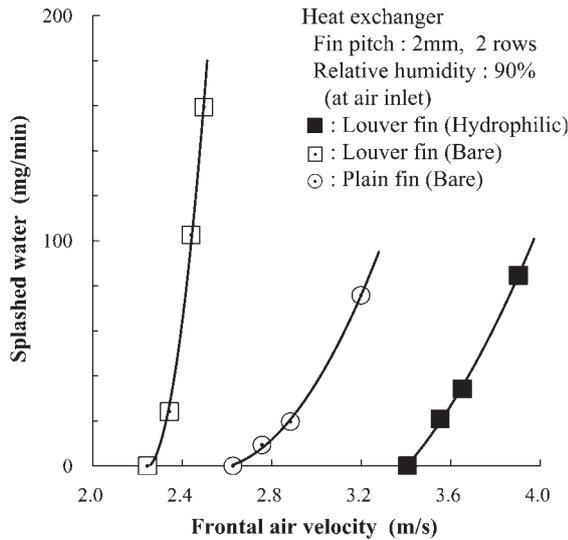


Fig. 7 Relation between the mass of splashed water and the frontal air velocity⁸⁾.

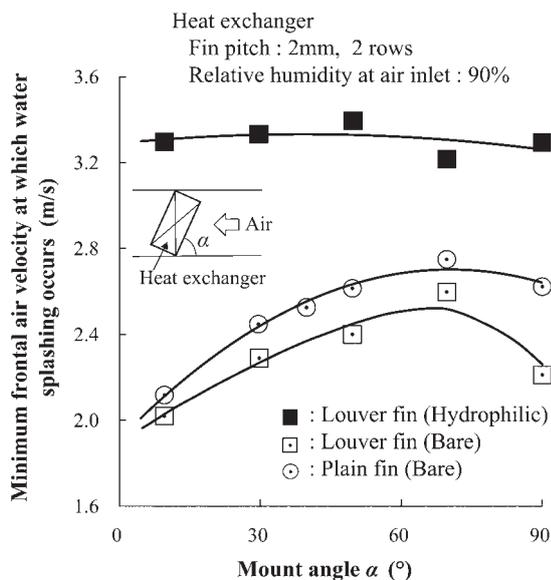


Fig. 8 Relation between the mount angle of the heat exchanger and the minimum air velocity at which water splashing occurs⁸⁾.

界風速は低いが、表面に親水性処理をすることにより、切しフィンの限界風速は約 1.6 倍高くなり、また限界風速以上の風速の増加に伴う水飛び量の増加も緩やかになる。Fig. 8 から、無処理フィンでは、熱交換器を水平状態に近づけるほど熱交換器の凝縮水の滞留量が増加するため、限界風速が低下するが、親水性処理フィンの場合、限界風速は無処理フィンより高く、しかも取付け角度の違いによる差が見られない。

暖房運転時の室外熱交換器の着霜・除霜性に対する親水性表面処理の効果を調査した結果¹¹⁾を Fig. 9 に示す。親水性が高いほど除霜後の熱交換器に残留する除霜融解

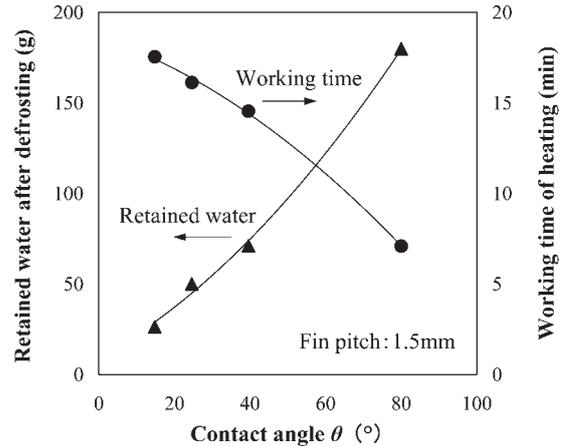


Fig. 9 Effect of the hydrophilicity of fin on the water retention after defrosting and the working time of heating.

水量が少なく、暖房運転（着霜運転）時間が長い傾向にある。Fig. 10¹¹⁾より、除霜後の熱交換器には除霜融解水が、無処理フィンについてはほぼ前面に残留しているのに対し、親水性処理フィンについてはフィンカラーの下部にのみ残留しているだけである。残留した融解水は、次の着霜運転において水となってフィン表面に滞留するため、通風抵抗の増大のみならず、着霜運転時間の短縮や除霜時間の増加をまねく作用をする。親水性が高いフィンを使用した熱交換器ほど、この除霜融解水量の残留が少なく、空調機の暖房性能向上に寄与するものと考えられる。

これまで述べてきた通り、フィンへの親水性処理は、凝縮水や除霜融解水の水切れ性を向上させ、通風抵抗の低減、水飛び問題の抑制、着霜・除霜性の改善等、熱交換器の高性能化・小型化に大きく貢献することから、室内熱交換器には全面的に採用され、また冷暖兼用ルームエアコンの室外熱交換器にもその大半で採用されている。

② 撥水性処理

撥水性表面の場合、フィン表面を撥水性にする方法としてシリコン樹脂やフッ素樹脂等のコーティングがあるがその水の接触角は 100~120°程度であり、Fig. 6 に示されるように、水滴を十分に滴下させることができず、期待する通風抵抗低減効果が得られていない。Fig. 11⁸⁾に撥水性処理した熱交換器を用いて行われた着霜・除霜試験の結果を示す。着霜・除霜時の通風抵抗の経時変化を示したものである。フィン表面が乾いた状態から始まる初回のサイクルは撥水性処理の効果により、着霜時間が親水性処理の 2 倍近く延びるが、2 回目以降では、除霜後の融解水の滞留によって撥水性の効果が減殺され、むしろ着霜時間は短く、除霜時間は長く、そして通風抵抗は大きくなる傾向にあり、着霜・除霜性改善効果が期待できないことが分かる。シリコン系樹脂とシリカ微粒子からなる複合系塗膜¹²⁾等、水の接触角が 160°より大

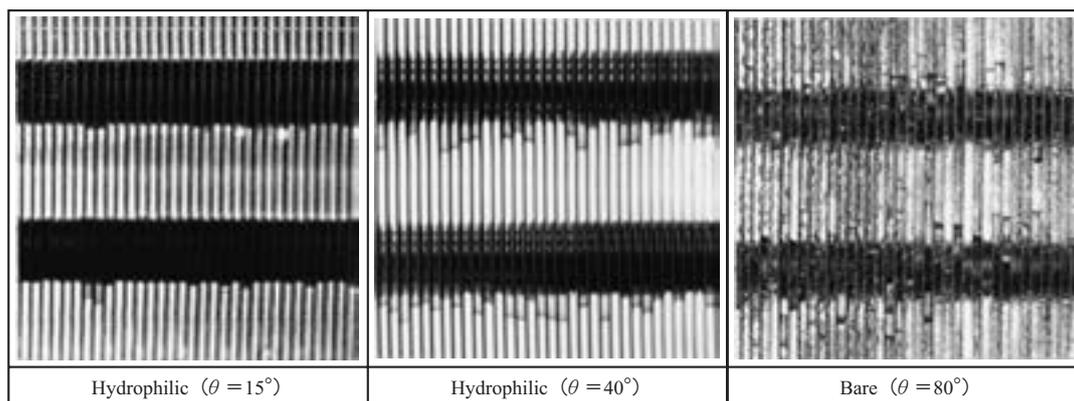


Fig. 10 Appearance of the retained water in the heat exchangers after defrosting¹¹⁾.

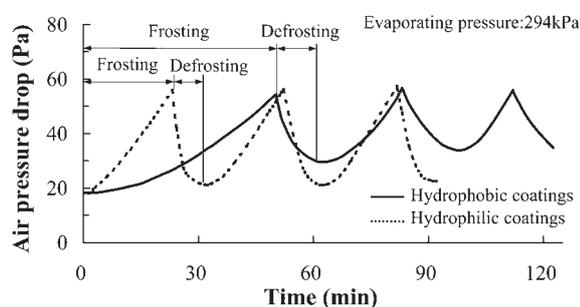


Fig. 11 Effect of surface treatments on frosting and defrosting⁸⁾.

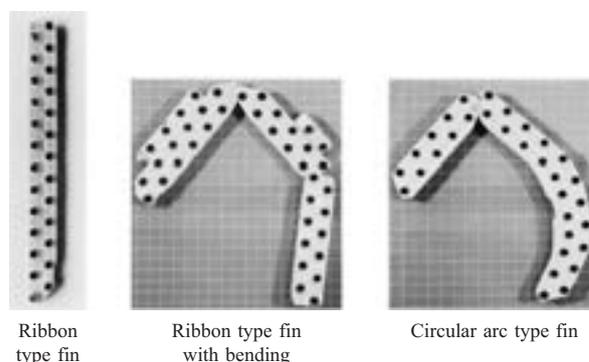


Fig. 12 Changes of the shape of the heat exchanger for indoor unit²⁾.

きい超撥水性を示す表面処理による着霜・除霜性の改善も検討されているが、実用化にはいたっていない。撥水性表面については、着霜・除霜性に対する有効性が必ずしも明確でないとの指摘¹³⁾もあり更なる研究が必要と考える。

(3) 耐汚染性

1990年代中頃にフィンに親水性表面処理した熱交換器を搭載したルームエアコンの室内機から水が飛散する問題が顕在化した。親水性表面処理したフィンは、室内で長年使用していると、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、凝縮水滞留量が過大になった場合に水滴となって飛散する問題を引き起こす。この水飛びが1990年代中頃に顕在化した背景には、室内熱交換器の形態の変化と住宅の高気密度化がある。当時のルームエアコンは高性能化・高効率化へと開発指向が変化していた。性能向上を目的として室内機の熱交換器は、空気側伝熱面積の増加のためフィンピッチの縮小が進むとともに熱交換器の大形化(高さの増加)が進められていた²⁾。Fig. 12²⁾に1例を示すように、熱交換器は、室内機を大きくすることなく筐体に収まるように、平板形からファンの周りを取り囲むように湾曲に折り曲げられた形状に変化していき、フィンピッチの縮小と相まって水飛びが発生しやす

い構造になっていた。折り曲げ部に滞留した凝縮水はファンに直接吸い込まれ、空気噴出口から飛散することになる。空調機が使用される室内では、壁紙等の建材、ワックス、食用油等に含まれる種々の揮発性有機化合物(汚染物質)が浮遊しているが、住宅の高気密度化はこの浮遊濃度が増加する方向に働くため、フィン表面はより苛酷な環境に曝されることになる。水飛びの不具合が生じた熱交換器のフィン表面を、ヘキサン、メタノール、NaOH水溶液の順で抽出し、抽出物を分析するとともに、各段階においてフィン表面の水の接触角を測定した結果をTable 2¹⁴⁾、Table 3¹⁴⁾に示す。フィン表面は、パラフィン(C14~C18)、脂肪酸(パルミチン酸等)等が多く付着していて、接触角が100°と撥水化していた。フィン表面の接触角はヘキサン、次いでメタノールによる抽出後ではそれぞれ100°、90°と高いままであったが、NaOH水溶液抽出後に20°まで低下した。NaOH水溶液抽出で脂肪酸が最も多く検出された結果を合わせると、フィン表面を撥水化した最も可能性が高い物質として脂肪酸が考えられる。このような苛酷な環境においても水飛びを発生させない、脂肪酸等の汚染物質が付着しても親水性が低下しない表面処理の開発が求められている。

空調機室内機のフィルター、熱交換器、送風ファン等

Table 2 Amount of the contaminants on fins¹⁴⁾.

Extracting reagents	mass%			
	Paraffin* ¹	Fatty acid* ²	Ester* ³	Others* ⁴
Hexane	> 80	4	9	—
Methanol	60	6	—	34
NaOH aq.	30	42	—	28

*1: Hexadecane etc. *2: Palmitic acid etc.
 *3: Phthalic acid ester etc. *4: Silicone, alcohol, etc.

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堆積する。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、騒音の増大等の問題が生じることになる。最近では、これらの問題を改善するために、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機能を搭載したルームエアコンが開発されている。熱交換器については、付着した汚れや臭い成分を、冷房や除湿運転中にフィン表面に結露（凝縮）する水とともに流し落とす機能が追求されていて、持続性に優れた高親水性表面処理の開発が求められている。

3.3 防カビ・抗菌性

室内空気の清浄・清潔に対するニーズは年々強くなり、最近の主要ルームエアコンの室内機には、空気中の塵埃、花粉、ダニ、細菌、ウイルス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。室内機内部でのかびや細菌の繁殖を防止するために、防カビ・抗菌処理されたフィルターやファン等の樹脂部品が以前から使用されていたが、熱交換器についても防カビ・抗菌性を付与した表面処理フィンの採用が増加しつつある。フィン表面に防カビ・抗菌性を付与する研究は1980年代後半より行われ、1990年代後半から一部で実用化された。防カビ・抗菌性を付与するために、一般的には表面処理塗膜へ防カビ・抗菌剤が添加されるが、その効果をいかに長期間持続させることができるかが課題であり、薬剤の選定や添加方法の検討が進められている。

4. プレコートフィン材に必要な特性

アルミニウムフィンの表面処理は、空調機メーカーで熱交換器に組み立て後に浸漬処理を行うポストコート方式と、フィン成形前に予め、材料メーカーでアルミニウム条に表面処理するプレコート方式がある。プレコート方式は、ムラのない均一な塗膜が得られることからフィン間隔や形状に制約を課さないこと、空調機メーカーでの浸漬処理設備が不要であることなどの利点があり、近年、フィン表面処理の大半がこのプレコート方式で占められている。

プレコートフィン材を用いた熱交換器の代表的な製造プロセスの概略を Fig. 13 に示す。プレコートフィン材は、プレス油塗布から始まる一連の製造工程を経て熱交

Table 3 Contact angle of the fin extracted with extracting reagents¹⁴⁾.

Extracting reagents	No	Hexane	Methanol	NaOH aq.
Contact angle of fin (°)	100	100	90	20

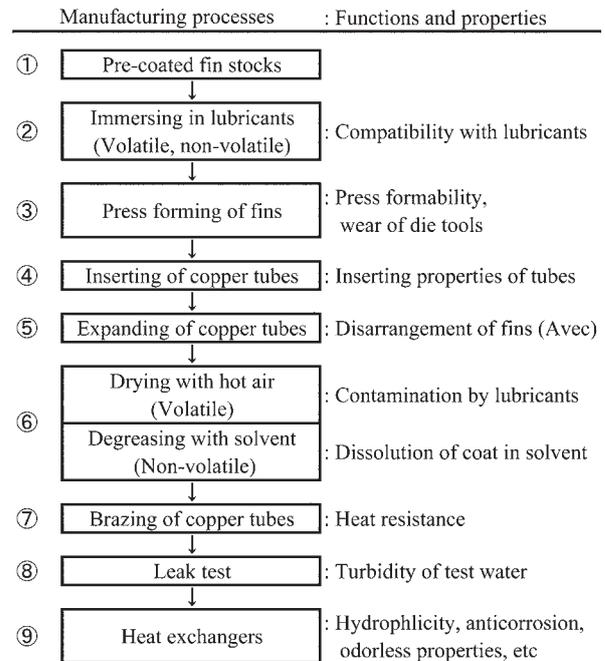


Fig. 13 Manufacturing processes of heat exchangers and functions and properties required for pre-coated fin stock.

換器になる。各工程で支障が生じないように、親水性や耐食性等の機能に加えて、プレス成形性、金型摩耗性、拡張性等の、ポスト方式とは異なる多くの特性を有することが求められている。

また、表面処理したことにより、臭気や空調機の樹脂部品のクラック等、無処理フィンには見られない問題が発生する場合がありますので対応が必要とされている。

4.1 熱交換器製造プロセスで必要とされる特性

(1) プレス成形性

フィンプレス成形には、以前は粘度が比較的高い不揮発性プレス油が使用されていたが、オゾン層保護や地下水の水質保全の観点から、洗浄剤として使用されていたトリクロロエタンやトリクロロエチレン等の有機溶剤の規制が強化されたため、1980年代後半に洗浄を必要としない揮発性プレス油が出現した。この揮発性プレス油は、Table 4⁷⁾に示すように、不揮発性プレス油に比して粘度が低い。また揮発性が高いほど粘度が低い傾向にあり、潤滑性に劣るという欠点を有している。Fig. 14⁷⁾に、しごき成形金型（ドローレス金型）におけるしごきポンチ荷重とプレス油粘度の関係を示す。このドローレ

Table 4 Properties of the volatile lubricants⁷⁾.

Properties	Temp. (°C)	Volatile lubricants			Non-volatile lubricants
		A	B	C	
Viscosity (mm ² /s)	40	1.28	1.84	2.14	5~15
Volatility (mg/(m ² s))	25	12	7	3	< 0.5
	43	320	170	70	-

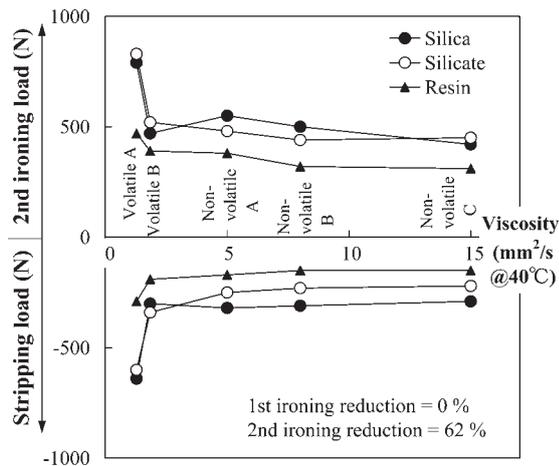


Fig. 14 Effect of the viscosity of fin press lubricants on the ironing load⁷⁾.

ス金型は、硬質で伸びの小さいフィン材でもフィンカラー成形が可能であることからフィン材の薄肉化に有利である⁷⁾。しかし、しごき成形方式であることから、そのプレス成形性に対して、他のドロウ成形金型やドロウ・しごき併用金型より、プレス油潤滑性の影響が表れやすいといえる。Fig. 14 から、揮発性プレス油の低粘度域では、ポンチ荷重(しごき加工力、ストリッピング力)が急に大きくなっていて、フィンカラーの座屈・欠け・内面(しごき加工面)塗膜剥離等の成形異常が発生する危険性が高いことを示唆している。しごき加工性には塗膜の可撓性や密着性も影響するが、表面の摩擦特性の寄与が大きい。有機樹脂系プレコートフィン材について、フィン材表面の摩擦係数としごき加工力の関係を Fig. 15¹⁵⁾ に、しごき加工後のカラー内面(しごき加工面)の状態を Fig. 16¹⁵⁾ に示す。しごき加工力はフィン材表面の摩擦係数が小さくなるに伴い、明らかに減少している。表面の摩擦係数が小さい場合、カラー内面の塗膜は損傷がない平滑な面であるが、摩擦係数が大きい場合は、塗膜が損傷を受けていて、多くの擦過傷が見られる。また、Fig. 17¹⁶⁾ に示すように、表面の摩擦係数が低い方が高い限界しごき率が得られる。フィン材表面の摩擦係数を低くすることで、揮発性プレス油の潤滑性を不足を補え、しごき加工不良の抑制が十分に可能であるこ

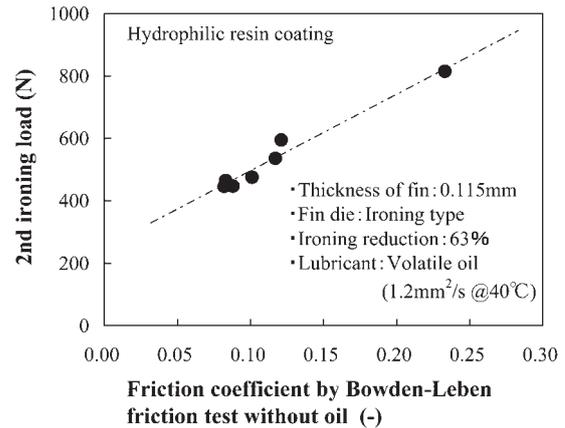


Fig. 15 Effect of friction coefficient of fin stock on ironing load¹⁵⁾.

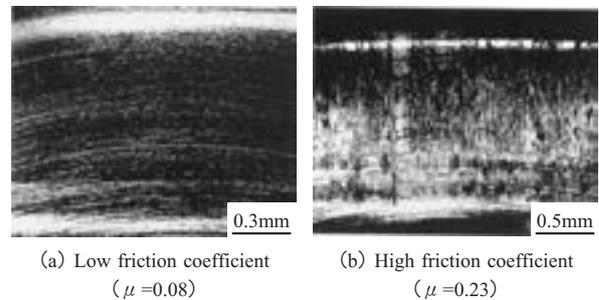


Fig. 16 Appearance of the inside surface of fin collars formed with ironing type die¹⁵⁾.

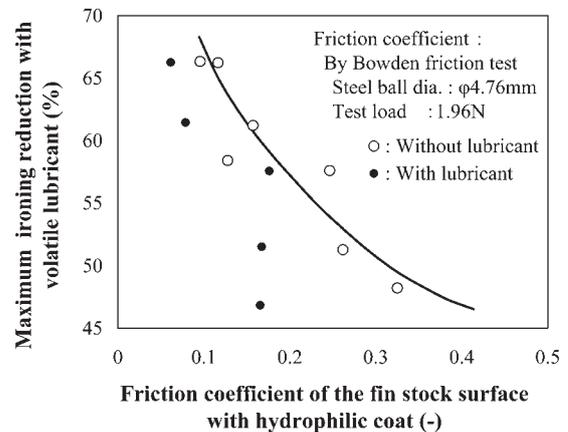


Fig. 17 Effect of the friction coefficient of fin stock on the maximum ironing reduction¹⁶⁾.

とがわかる。

(2) 金型摩耗性

フィン成形金型の切刃やピラスポンチ等の摩耗は、フィン端面のかえりやだれの増加原因となり、通風量の減少、風切り音の増大、フィンカラー先端の割れ等を引き起こし、熱交換器の性能低下を招くことから、摩耗した工具の補修は不可避とされる。表面処理塗膜中にシリカ(SiO₂)等の硬い無機物を含むプレコートフィン材は金

型を摩耗させ、金型の補修間隔を短縮するため、その抑制方法の検討も課題の一つとされている。水ガラス処理やシリカ処理について、金型の切刃摩耗量とフィン材表面の摩擦係数の関係を Fig. 18¹⁵⁾ に示す。フィン材表面の摩擦係数が低いほど切刃の摩耗量が低い関係にあり、表面の摩擦係数が 0.1 程度であれば、金型摩耗は実用上問題のない程度に抑制できることがわかる。

(3) 拡管時のアベック現象

銅管とアルミニウムフィンを機械的に固着する拡管工程で、アルミニウムフィンのフィンピッチが乱れる“アベック現象 (Avec)” (Fig. 19(a)¹⁷⁾ 参照) が生じる時がある。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、熱交換性能の低下にもつながるため大きな問題とされる。このアベック現象は、発生

形態別に二種類に分けることができる。第一は、Fig. 19(b) のようにフィンのカラーと銅管との間に別のフィンのカラーがはまり込む形態で、カラーのフレアの量が少ないために発生するものである。第二は、Fig. 19(c) のようにフィンのプレート部とカラー側壁部のなす角度 (以後、カラー根元角度という) が鈍角なフィンと鋭角なフィンが混在する形態である。発生頻度が高く問題とされている第二のアベック現象について、プレコートフィン材の機械的性質、肉厚および表面処理との関係が調査され、フィン材の表面摩擦特性がアベック現象に強く影響していることが把握されている。Fig. 20¹⁷⁾ にアベック現象とフィン材表面の摩擦係数の関係を示す。縦軸はアベック現象の発生強度を表しており、0 点はアベック現象が起きてなく、数値が大きくなるにつれてアベック現象が激しくなることを示している。表面の摩擦係数が小さいフィン材はアベック現象が発生し難く、摩擦係数が 0.1 程度であれば発生しないことがわかる。この理由として、フィンには拡管時に圧縮荷重がかかりこの荷重がある値を超えるとアベック現象の発生に至るが、表面の摩擦係数が低いフィン材の場合は、フィン同士の、接触部での滑りが生じやすくなり拡管時のフィン圧縮荷重が軽減されることから、アベック現象が抑制されると考えられている¹⁷⁾。なお、アルミニウムフィン材の強度および板厚の影響については、強度は影響がなく、板厚は、影響が小さいものの、厚い方がアベック現象は発生しにくい傾向にある¹⁷⁾。

4.2 表面処理フィン特有の問題

無処理フィンには無くて、表面処理フィンを使用した熱交換器のみに生じる問題として、冷房運転開始時の臭気およびプラスチック成型部品の環境応力割れがある。

(1) 冷房運転開始時の臭気

無機系の表面処理フィンを使用した室内熱交換器において、冷房運転開始直後に、カビ臭やほこり臭に例えられる異臭が発生する場合がある。無機系 (水ガラス系、ペーマイト系) の処理は、一般に表面に強い極性基 (Si-OH, Al-OH) が存在するため、空気中のホルムアルデ

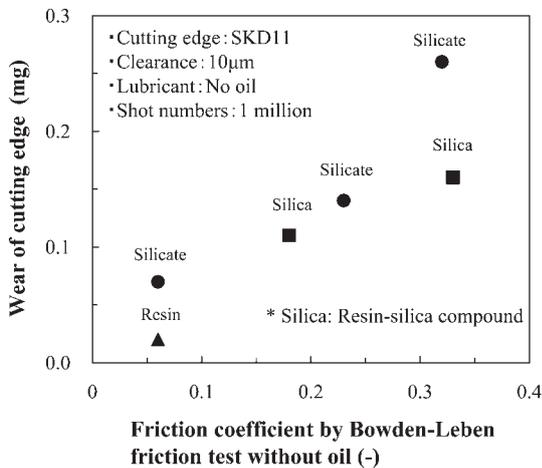


Fig. 18 Relation between the wear of cutting edge and the friction coefficient of fin stock surface¹⁵⁾.

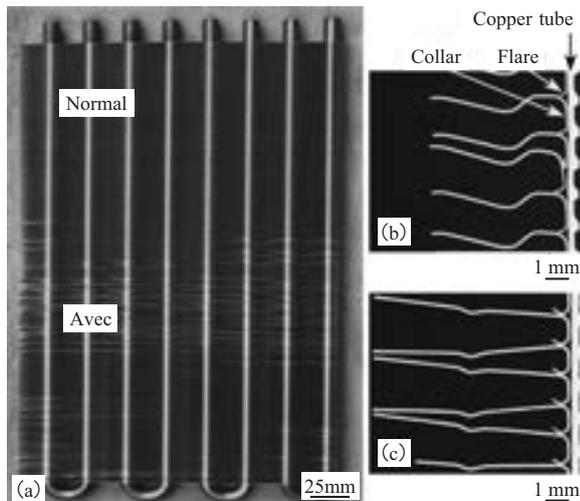


Fig. 19 Appearance and cross section of the heat exchanger with avec¹⁷⁾.
(a) : appearance
(b), (c) : cross section of 2 types of avec

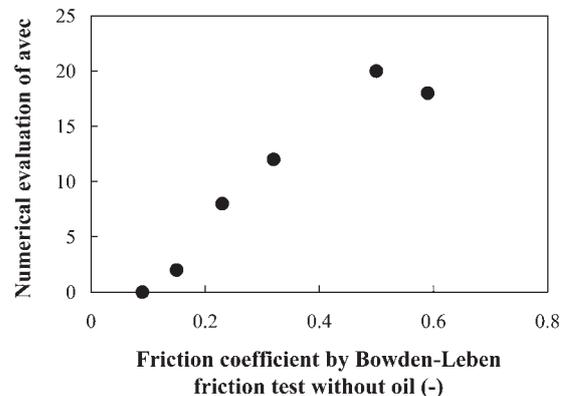


Fig. 20 Relation between the numerical evaluation of avec and the friction coefficient¹⁷⁾.

ヒド等の極性を有する臭い分子を吸着しやすい。この吸着された臭い分子は、冷房運転時初期に一齐にフィン表面より脱着する¹⁸⁾ため、異臭として感じるようになる。異臭を抑制する方法が検討されたが効果が十分ではなく、無機系処理は室内熱交換器には採用されなくなった。

(2) プラスチック成型部品の環境応力割れ

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塗膜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¹⁹⁾。この亀裂は一般に環境応力割れ (ESC) といわれ²⁰⁾、界面活性剤、溶剤、可塑剤等の環境剤が応力の加わったプラスチックの結晶間に浸透し、結晶を結合しているタイ分子を破壊するために、プラスチックに割れが生じる現象である。プラスチックの種類やその特性によって亀裂が生じる環境剤の種類やその濃度が異なる。ABS (アクリロニトリル・ブタジエン・スチレン) ポリマーや PS (ポリスチレン) ポリマー等のポリスチレン系プラスチックはノニオン系界面活性剤によって ESC が生じ易いとされている¹⁹⁾。この ESC の発生を防ぐため、塗膜に ESC 性が高い界面活性剤や樹脂成分等を配合しない注意が必要である。プラスチック側での耐 ESC 性の改善も課題となっている。

5. プレコートフィン材の表面処理方法

プレコートフィン材に必要とされる機能と特性を付与するために種々の表面処理方法が提案されている。一般に親水性に優れた表面処理皮膜ほど耐食性が低い傾向にある。このためプレコートフィン材の表面処理は、耐食性処理皮膜 (下地) の上に親水性処理皮膜が形成された二層構造が基本となっている。しかしながら、近年、市場からの要求の高度化・多様化に対応して機能や特性の改善が図られ、中間層や上塗り層が形成された多層構造の表面処理も増加している。

5.1 耐食性処理

プレコートフィン材に適用される耐食性処理を Table 5 に示す。反応型化成処理であるリン酸クロメート処理が大半を占め、次いで塗布型のクロメート処理である。

クロム酸クロメート処理は、白粉防止処理として 1970 年代後半に使用された。耐食性は優れたものの、皮膜に 6 価クロムを含むため現在では環境問題上使用されていない。リン酸クロメート処理は、3 価クロムの化合物を主成分とする皮膜を形成する処理である。特殊な環境での使用を除いてフィン用として十分な耐食性を有し、また上塗りの親水性塗膜との適合性も高いことから、幅広く活用されている。

有機樹脂塗装は、アクリル樹脂、エポキシ樹脂、ウレタン樹脂等の水性塗料を塗布・乾燥して耐食性塗膜を形成する処理である。下地にリン酸クロメート処理することにより耐食性・密着性が改善され、塗膜の信頼性が向上することから、リン酸クロメート処理と組み合わせて使用される場合が多い。この耐食性有機樹脂塗膜は、親水性処理の下塗り塗膜としてだけでなく、耐食性のみを必要とする防食処理用途には単独で適用されている。塗膜の耐食性は塗膜厚さが厚くなるにつれて向上し、ある程度の厚さで飽和する傾向にある (Fig. 21²¹⁾ に 1 例を示す)。この耐食性の変化は塗膜のピンホールと関係があり、塗膜厚さが厚いほどピンホール数が減少し、耐食性が高くなるとされている。必要とする耐食性の程度に応じて樹脂塗膜厚さは制御される。通常の場合、塗膜厚さは 1 μm 程度である。塩害や酸性雨等の苛酷な環境に置かれる室外熱交換器の場合にはフィンに高い耐食性が必要とされ、下地リン酸クロメート皮膜層の上に、厚めの耐食性樹脂塗膜層を形成したプレコートフィン材が実用化されている⁷⁾。有機樹脂塗膜は上塗りの親水性塗膜に対して選択性を有するため、場合によっては層間密着不良や、親水性塗膜の親水性低下等の問題が生じることがある。適用に際しては、上塗りの親水性塗膜との適合

Table 5 Anticorrosion treatments of pre-coated fin stock.

		Treatments
Rinse type	Chromium	Chromate-phosphate
		Chromic chromate
	Non-chromium	Zirconium type
		Titan type
Non-rinse type	Chromium	Chromate
	Non-chromium	Zirconium type
		Titan type
		Resin coatings

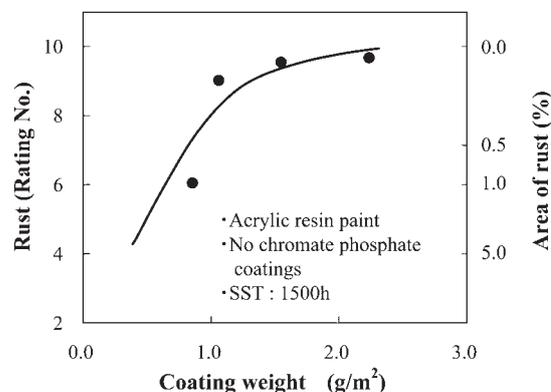


Fig. 21 Effect of coating weight on rust of acrylic paint coated aluminum strip exposed for 1500h in SST²¹⁾.

性を十分に検討する必要がある。

ノンクロム処理は、環境保全重視の観点から近年その必要性が見直され、リン酸クロメート皮膜と同等以上の皮膜特性を有する処理を求めて開発が進められている。反応型 (Rinse type) のジルコニウム系処理について、水ガラス系親水塗膜およびアクリル樹脂系親水塗膜の塗膜性能に対する、処理皮膜の成分および皮膜付着量の影響が研究され²²⁾、また、連続処理における浴管理方法の検討がされている²³⁾。塗布型 (Non rinse type) のノンクロメート処理について、皮膜の組成、付着量、皮膜の焼付条件を適正に選択することによって塗布型クロメート処理と同等の特性が得られている²⁴⁾。

5.2 親水性処理

代表的な親水性プレコートフィン材の種類と特徴を Table 6 に示す。無機系 (水ガラス系、ペーマイト系)、有機樹脂系および有機・無機複合系に大別される。

(1) 無機系 (水ガラス系、ペーマイト系) 処理

水ガラス系処理は、主成分のアルカリケイ酸塩とバインダーとしての水性樹脂からなる塗膜が形成されていて、通常下地に耐食性処理される。親水性の初期および持続性は最も良好であるが、空気中に浮遊する有機化合物の付着による汚染に対しての抵抗性は高くない²⁵⁾。無機物が塗膜の主成分であることから、ろう付け時の熱による塗膜の変色はない。反面、金型の摩耗性は高い。また表面の摩擦係数が高いことから、無処理材に比して、しごき加工性が低い、拡張時にアベック現象の問題を生じさせやすいなどの負の特性を持っている。このため耐摩耗性が高い超硬合金および粉末ハイス (粉末高速度鋼) 製工具を使用した金型を必要とする。また、プレス成形性改善、金型摩耗抑制およびアベック現象発生防止のため、上層に潤滑層を塗布して表面の摩擦係数を低くし

た¹⁵⁾ 処理が主流を占めている。水ガラスは一般に空気中のホルムアルデヒド等の極性を有する臭い分子を吸着しやすい。この吸着された臭い分子は、冷房運転時初期にフィン表面より脱着し¹⁸⁾、異臭を感じさせることがある。この異臭のため 1990 年代後半から室内熱交換器には使われなくなった²⁾。水ガラス系処理塗膜の親水性は主成分のアルカリケイ酸塩と水性樹脂の配合比の影響を受ける (Fig. 22²⁶⁾)。樹脂量の割合が多くなるに伴い接触角が低下しているのは、樹脂量の増加に伴い塗膜表面が粗面化し、親水性が高くなるためと考えられている²⁷⁾。一方、塗膜表面の摩擦係数に対しては配合比の影響はほとんど表れていないといえる。水ガラス系処理塗膜表面の摩擦特性を改善するために上塗りする潤滑剤としては、塗膜の親水性を阻害しない水溶性潤滑剤が採用されている。Fig. 23¹⁵⁾ に示すように、水溶性潤滑剤を上塗りすることによって摩擦係数の大きな低下がみられ、摩擦特性が著しく改善されていることが分かる。

ペーマイト系処理は、フィン材をアミン等の促進剤が添加された熱水中で処理することによって、その表面にアルミニウムの水和酸化物皮膜 (ペーマイト皮膜) を形成する処理である。有機洗浄剤のトリクロロエチレンによる親水性の低下を防止するためペーマイト皮膜形成後にアルカリケイ酸塩処理されている²⁸⁾。またその上に、洗浄性・耐食性・しごき成形性の向上を目的として更に表面改質剤が塗布された処理も実用化されている。この処理の親水性は、水ガラス系処理に劣らず良好である。主成分がペーマイトであり、皮膜の硬度が硬いことから、金型摩耗性が高く、超硬合金および粉末ハイス製工具の使用が望ましいとされている。この処理も水ガラス系処理と同じく臭い分子の吸・脱着性があり、冷房運転時に異臭を生じさせる場合があることから、臭気を問わない

Table 6 Hydrophilic pre-coated fin stocks and their characteristics.

Coatings		Inorganic coatings		Resin coatings	Resin-inorganic composite coatings
		Silicate	Boehmite		
Hydrophilicity	Start (As coated)	◎*3	◎	○~◎	○~◎
	Durability	◎	◎	○~◎	○~◎
	Contamination resistance	×*3~△*3	—	△~◎	△~◎
Corrosion resistance		○*3	○	△~◎	○~◎
Press formability (With volatile lubricants)	Drawing	○	○	○~◎	○~◎
	Ironing	△~○	△	○~◎	○~◎
Prevention of tools wear		△~○	△~○	◎	△~○
Heat resistance*1		◎	◎	△~○	△~○
Odor of indoor heat exchanger*2		×~△	×~△	◎	◎

*1 : Tarnishing of coated films during the brazing of copper tubes.

*2 : At the early stages in cooling operation.

*3 : Ratings ◎ through × are relative ratings in decreasing order, (Excellent) ◎, ○, △ and × (poor).

Rating ○ : no problems in practical use, rating △ : some limitations on practical use.

室外熱交換器に限定して使用されるようになった。

(2) 有機樹脂系処理

有機樹脂系処理は親水性樹脂を主成分とする塗料を塗布・乾燥して、親水性塗膜を形成する処理であり、加熱により親水性樹脂が相互にあるいは架橋剤と反応して網目構造を形成する。この塗膜の親水性は親水性樹脂が持つ親水官能基により発現する。親水官能基として、-OH, -COOH, -SO₃H, -PO₃H, -NH₂等があり、親水性樹脂にはこれらが1種類から数種類含まれていて塗膜の親水性を決める。親水補助剤としての界面活性剤や、摩擦特性改善のための潤滑成分が添加される場合が多い。親水性樹脂としてセルロース系樹脂²¹⁾、ポリビニルアルコール系樹脂²⁹⁾、アクリル系樹脂等を使用した有機樹脂系処理が開発されている。-COOH基を含む親水性樹脂の場合、そのイオン交換性が塗膜の親水性に影響を与え、反応する陽イオンの種類によって接触角が変化することが認められている³⁰⁾。この有機樹脂系処理の塗膜は、親水性樹脂の性質上、透水性が高いため耐食性が低く、通常下地にリン酸クロメート処理等の耐食性処理を施す。この塗膜は、無機物を含まないため金型摩耗の問題は全く無い。また臭い分子の吸・脱着性が無いので冷房運転時の臭気は無い。一方、有機樹脂塗膜であるため

に、ろう付け時の熱による塗膜の黄変が見られる。

耐食性下地処理層と親水性樹脂層（トップ層）の間にワックス系潤滑剤を添加した耐食性樹脂層（プライマー層）を設けた、揮発性プレス油に対応する高いしごき成形性と優れた耐食性を有する親水性プレコートフィン材が実用化されている³¹⁾。ワックスの配合は親水性を低下させる作用をするが、耐食性樹脂プライマー層を設けてその層にワックスを添加することにより、親水性が低下することなく、摩擦係数を低下させることが可能となっている（Fig. 24¹⁵⁾、Fig. 25¹⁵⁾）。親水性樹脂層に水溶性潤滑剤を添加することにより高い親水性と揮発性プレス油に対応可能な潤滑性を有する処理も開発されている。この処理は塗装の乾燥過程で起こる相分離を利用したものであり、表層に潤滑剤成分が分離している³²⁾。

有機樹脂系処理は冷房運転初期における臭気の問題がないため、主として室内熱交換器フィンの表面処理に使用されている。そのため室内熱交換器特有の課題である水飛び発生の防止が求められ、耐汚染性の改善が進めら

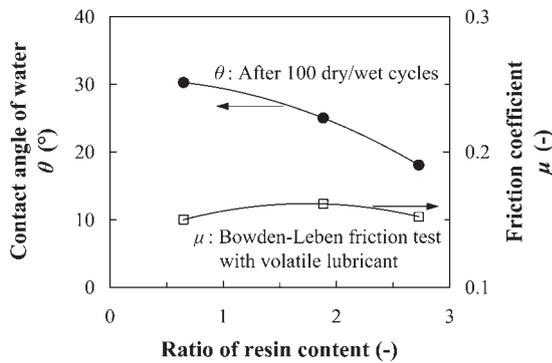


Fig. 22 Effect of the resin content on the properties of silicate coatings²⁶⁾.

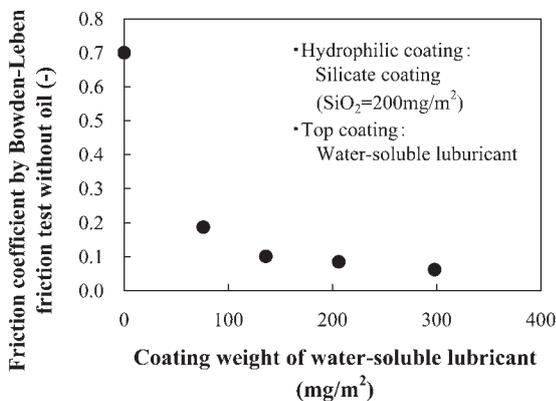


Fig. 23 Effect of the top coating with water-soluble lubricant on the friction properties of coated fin stock¹⁵⁾.

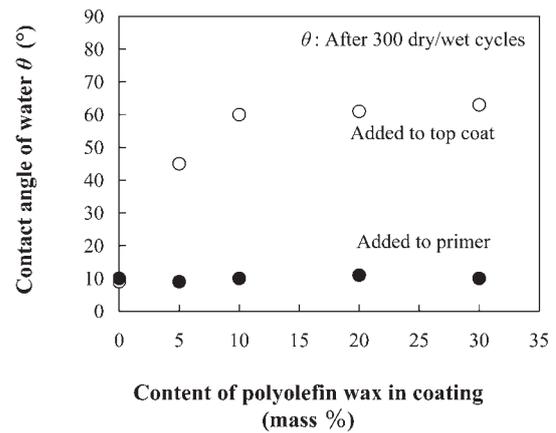


Fig. 24 Effect of the polyolefin wax content on the hydrophilicity of fin stock with two layers resin coating¹⁵⁾.

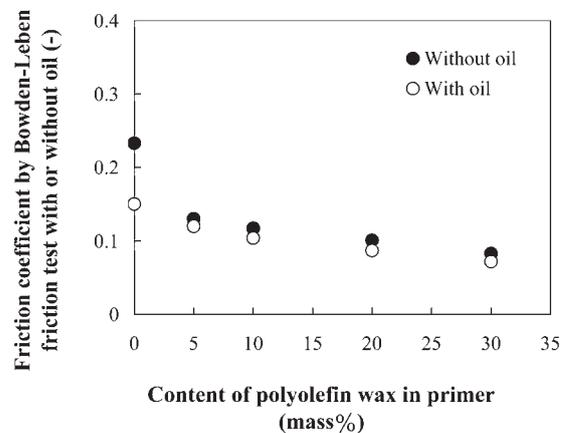


Fig. 25 Effect of the polyolefin wax content on the friction properties of fin stock having two layers resin coating¹⁵⁾.

れている¹⁴⁾。また、近年の空気の清浄化・清潔化に対する要求の高まりから、防カビ・抗菌性を付与した表面処理の適用が増加しつつある。防カビ・抗菌性をいかに長期間持続させるかが課題であり、薬剤および塗料の両面から研究が進められている。塗料樹脂のガラス転移点および塗料の焼付温度が持続性に影響することが報告されている³³⁾。

(3) 有機・無機複合系処理

有機・無機複合系処理は、親水性樹脂とコロイダルシリカからなる塗膜が形成されていて、通常下地に耐食性処理されている。塗膜の親水性はシリカの親水性と保水性による。親水性向上のため界面活性剤が少量併用されることが多い。この塗膜には親水性樹脂とシリカが単に混合された系と親水性樹脂とシリカが化学的に結合された系の2種類がある³⁴⁾。混合系、結合系共に親水性、耐食性、プレス成形性が良好であるが、後者の方が優れている。しごき成形性は良好であり、揮発性プレス油にも対応可能である⁷⁾。この塗膜は、シリカが含まれているために金型摩耗性があり、超硬合金製工具および粉末ハイス製工具を必要とする。近年、上層に水溶性潤滑剤を塗布することにより、金型摩耗性を軽減した処理も実用化されている。塗膜の主成分の一つが有機樹脂であることから、ろう付け時の熱による塗膜の黄変は避けられない。一方、臭い分子の吸・脱着性が無いので、冷房運転時初期の臭いは全くなく、室内熱交換器に多く使用されている。近年室内機の水飛び発生を防止する、耐汚染性に優れた処理が開発され¹⁴⁾多く実用されている。

6. 今後の動向

空調用熱交換器の将来的動向を示すキーワードとして、室内熱交換器についてはコンパクト化、高性能化、低コスト化、水飛び対応および臭気対応が挙げられ、室外熱交換器については高性能化、デフロスト性能向上、コンパクト化、低コスト化および高耐食性が挙げられている³⁵⁾。プレコートフィン材にはこれらの空調用熱交換器の技術開発に対応していくことが必要である。室内熱交換器用フィン表面処理には、親水持続性の向上、耐汚染性の改善、および防カビ・抗菌性の持続性向上が求められる。また、室外熱交換器用として、着霜・除霜性に優れた表面処理の開発が必要になると思われる。

7. ま と め

ルームエアコンやパッケージエアコンに搭載される空調用熱交換器にフィンとして使用されるプレコートアルミニウムフィン材について、表面処理の必要性、熱交換器製造プロセス上必要とされる特性および表面処理フィン特有の問題をまとめるとともに、プレコートフィン材の耐食性処理方法および親水性表面処理方法について述

べた。

(1) 空調用交換器のフィンに必要とされる機能は耐食性、親水性、防カビ・抗菌性等である。中でも親水性は重要であり、要求はますます高度化している。凝縮水や除霜融解水の水切れ性、耐汚染性に優れた親水性表面処理の開発が求められている。

(2) 熱交換器を製造する一連のプロセスにおいて、プレコートフィン材には多くの特性が求められている。中でもプレス成形性、金型摩耗性、および拡管性（アベック現象）が重要である。フィン表面の摩擦特性の改善（摩擦係数の低下）がこれらの特性の改善に対して最も有効な方法である。

(3) 表面処理フィン特有な問題として注意が必要なのは、冷房運転開始時の臭気とプラスチック成型部品の環境応力割れである。

(4) プレコートフィン材は、一般に耐食性処理した下地の上に各種の親水性処理が行われている。耐食性処理は現時点ではリン酸クロメート処理が主流である。

(5) 親水性処理は、無機系処理、有機樹脂系処理および有機・無機複合系処理に大別される。

①無機系処理(水ガラス系、ベーマイト系)は、親水性に優れるものの、主に冷房運転開始時の臭気が問題とされ、現時点では室外熱交換器用に限定されている。

②有機樹脂系処理は親水性樹脂を主成分とする処理であり、補助剤として界面活性剤や潤滑剤が添加される場合が多い。冷房運転開始時の臭気がないことから主として室内熱交換器に使用されていて、そのため、耐汚染性の改善や防カビ・抗菌性の付与に力が注がれている。

③有機・無機複合系処理は親水性樹脂とシリカを複合した処理であり、親水性、耐食性共に高い。主として室内熱交換器に採用され、耐汚染性に優れる処理が実用化されている。

参 考 文 献

- 1) 青木美昭, 吉越 明, 渡辺吉典, 牧 裕二: 三菱重工技報, **26** (1989), 212.
- 2) 佐藤好生, 春日 司, 佐々木直栄: 本誌, **44** (2003), 80.
- 3) 鈴木敏夫: 本誌, **17** (1976), 88.
- 4) 斉藤莞爾, 土田 信, 関谷仁司, 前田利徳: 本誌, **23** (1982), 42.
- 5) 清谷明弘, 春日 司, 野世溪精, 佐藤好生: 本誌, **32** (1991), 255.
- 6) 指宿堯嗣: 日本機械学会誌, **94** (1991), 276.
- 7) 清谷明弘, 春日 司, 佐藤好生, 玉置充宏: 本誌, **35** (1994), 1.
- 8) 鳥越邦和, 川端克宏, 中田春男, 山本博康: 冷凍, **63-734** (1988), 1369.
- 9) 山崎起助, 丸山和弘, 加峯茂行, 湯山 莖: 冷凍, **56-648** (1981), 823.
- 10) 清谷明弘, 堀田泰志: 伝熱研究, **28-109** (1989), 68.
- 11) 春日 司, 清谷明弘, 佐藤好生, 野世溪 精: 本誌, **34**

- (1993), 20.
- 12) 津田善之, 岩本明子: National Technical Report, 38-1 (1992), 108.
- 13) 青木和夫: 平成 14 年度日本冷凍空調学会学術講演会講演論文集, (2002), 285.
- 14) 磯村紀寿, 春日 司: 軽金属学会第 101 回秋期大会講演概要, (2001), 269.
- 15) 清谷明弘, 春日 司, 佐藤好生, 成田 緑, 磯村紀寿, 城戸孝聡: 本誌, 42 (2001), 143.
- 16) 畑中孝一, 福井正信, 向井良和: 神戸製鋼技報, 41-1 (1991), 119.
- 17) 城戸孝聡, 佐藤好生, 竹島義雄: 軽金属, 50 (2000), 54.
- 18) 長谷川義文, 今井正也, 西野正男: 本誌, 28 (1987), 62.
- 19) 軽金属学会編: アルミニウムの製品と製造技術, (2001), 163.
- 20) 奥田 理: プラスチックの耐食性とその評価, 日刊工業新聞社, (1996), 28.
- 21) 広前義孝, 倉田正裕, 小林美智男, 斎藤正次: 表面技術, 41 (1990), 1187.
- 22) 清水高宏, 太田陽介: 軽金属学会第 109 回秋期大会講演概要, (2005), 129.
- 23) 宇佐見 勉: 軽金属学会第 114 回春期大会講演概要, (2008), 377.
- 24) 佐藤隆宏, 小林美智男, 倉田正裕: 軽金属学会第 109 回秋期大会講演概要, (2005), 275.
- 25) 畑中孝一, 福井正信, 神谷憲一, 太田陽介, 清水高宏: 神戸製鋼技報, 50-2 (2000), 19.
- 26) 清谷明弘: 本誌, 48 (2007), 101.
- 27) 神谷憲一, 太田陽介, 向井良和, 畑中孝一: 軽金属, 50 (2000), 147.
- 28) 岩間哲治, 勝又 堅, 三田村康二, 竹内 庸: 軽金属学会第 64 回春期大会講演概要, (1983), 111.
- 29) 迫 良輔: 日本パーカラライジング技報, No.3 (1990), 12.
- 30) 清谷明弘, 今井正也, 春日 司: 本誌, 30 (1989), 31.
- 31) 磯村紀寿, 春日 司, 清谷明弘: 軽金属学会第 92 回春季大会講演概要, (1997), 129.
- 32) 山添勝芳: TECHNO・COSMOS, 8 (1995), 58.
- 33) 富田直隆, 磯村紀寿, 佐々木直栄: 第 45 回日本伝熱シンポジウム講演論文集, (2008), 479.
- 34) 三代沢良明: 実務表面技術, 34 (1987), 199.
- 35) 平良繁治: 2006 年度日本冷凍空調学会年次大会講演論文集, (2006), 65.

最近のブレイジングシートおよびフラックス*

久 富 裕 二**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 49 No. 1 (2008), pp. 172-178

Recent Advance of Brazing Sheet and Flux
for Aluminum Brazing

Yuji Hisatomi

The brazing technique has been widely applied, especially for automotive heat exchangers, since it is possible to join the remarkable many points metallurgically in a furnace at once. Through the years, aluminum automotive heat exchangers have been developed in order to have a high performance and a light weight. In those developments, the thickness of the aluminum brazing sheets has been reduced continuously. Though the thickness of the brazing sheets was reduced, the heat exchangers have to obtain the higher performance than the current types. So the reduced brazing sheets were required to have the high strength and the high corrosion resistance. The thinner the thickness of sheets became, the higher performance, such as strength and corrosion resistance, were required. So the brazing sheets and methods were improved with the various steps. In this report, some improvements of the brazing sheets contributed to the reduction in thickness for recent decade were introduced. In addition, the improvements of the flux for removing the oxide film, especially reaction type flux were introduced.

1. はじめに

自動車用熱交換器は効率よく熱伝達を行う必要があり、ろう付は一度に膨大かつ抵抗の少ない金属接合点を得ることができることから幅広く利用されている。自動車の高性能化、軽量化に伴い熱交換器の多くにはアルミニウム材料が採用され、そのろう付には、一般にブレイジングシートが適用されてきた。ここ十数年間の自動車熱交換器用アルミニウム材料の動向を一言でいえば、薄肉化の追求といっても過言ではないであろう。

薄肉化しても従来と同等以上の性能を確保することが品質向上のためには不可欠であり、従来よりも高強度、高耐食性が要求され、そのためにブレイジングシートおよびろう付方法も改善されてきた。本報では、ここ十数年間で薄肉軽量化に寄与したブレイジングシートの改良事例およびろう付加熱時に健全なろうの濡れを生じさせるために不可欠なフラックスの改良事例を紹介する。

2. 最近のブレイジングシートの進化

現在のアルミニウム材料のろう付法は、Al-Si-Mg系ろう材を用いて真空中でMgを蒸発することにより酸化皮膜を破壊して接合を行う真空ろう付法と、ふっ化物系のフラックスを用いて窒素雰囲気中でろう付を行うノコロックろう付法に大別される。熱交換器は、エンジンを冷却するラジエータ、車内空調用のエバポレータ、コンデンサ、ヒータなどがあり、用途によりろう付方法が異なる。室内に冷気を送風するエバポレータは、冷風を作る過程で凝縮水が発生するので、排水性を向上するために外表面の親水性を確保する表面処理が施されている。その表面処理層の密着性をフラックスが阻害するため真空ろう付法が適している¹⁾。その他の熱交換器は大凡、設備コストおよびろう付許容クリアランス等で有利なノコロックろう付法にて製造されている。これらの熱交換器に用いられるブレイジングシートの板厚は、1980年代から近年にかけて半分以下に減肉されている²⁾。

* 軽金属溶接, 45 (2007), 413 に主要部を掲載

** 研究開発センター 第四部

2.1 エバポレータ用四層クラッドプレート材³⁾

エバポレータは主に真空ろう付が用いられ、両面にろうが配置されたブレイジングシートを成形して積層した、いわゆるドロンカップ型の熱交換器が主流である。この熱交換器の薄肉化を行う際のネックは2つある。ひとつは成形時に導入された低ひずみがろう付加熱温度までに回復せずに溶融したろうが心材に著しく侵食する現象(エロージョン)である⁴⁾。他ひとつは加熱の際に減圧されるのでアルミニウム中に添加されたZnが蒸発してしまい、十分な犠牲陽極効果が発揮できない点である。これまでドロンカップ型エバポレータはTi添加による腐食の層状化等でその寿命向上が計られてきた⁵⁾が、更なる薄肉化として四層材が考案された³⁾。

Fig. 1に四層材の構成および薄肉化の目標値を示す。四層化によって25%の薄肉化が当初の目標値とされ、ろう材と心材との間に犠牲層を付与し、その部分で腐食の進行を停滞させ寿命を延長させる考えである。初期には犠牲層の選定が行われ、Al-Mn系の犠牲層ではネックの一つであったろう付時のエロージョンが抑制されず、Al-Mg系の犠牲層が選定された。独自のCCT試験を行った結果をFig. 2およびFig. 3に示す。犠牲層にZnを添加しない材料Cは、犠牲陽極効果に乏しいため寿

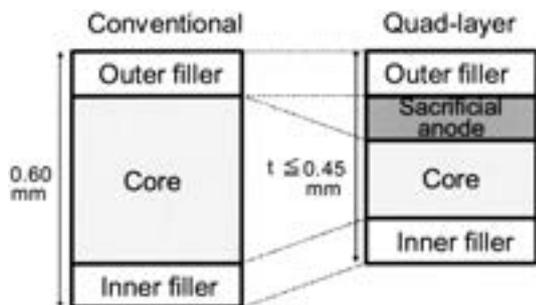


Fig. 1 Target of reduction in thickness of quad-layer brazing sheets³⁾.

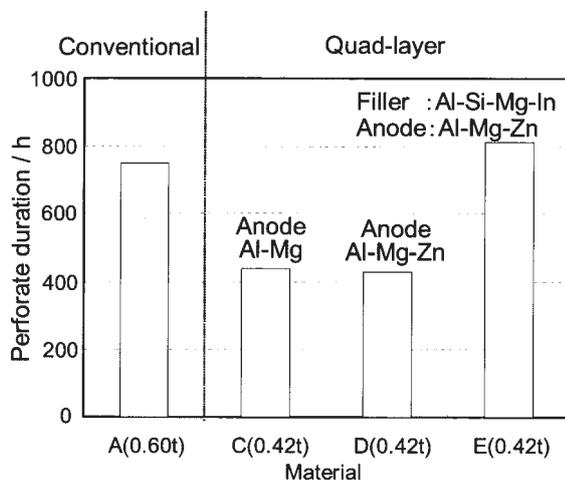


Fig. 2 Perforate duration in CCT³⁾.

命が満足せず、犠牲層にZnを添加しても表面のろう材がAl-Si-Mg系である材料Dは、表面のろう材が貴なために犠牲層の消耗が早くなり、この材料も寿命を満足できなかった。それらの不具合を解消したものが材料Eであり、D材の外表面のろう材にInを添加し、ろう材および犠牲陽極材ともに自然電位を心材よりも卑にしたブレイジングシートの寿命が最も長くなった。

しかし、最近ではZnの効果的な防食を施さなければ更なる薄肉化が困難な場合が多く、Znの蒸発がネックな真空ろう付法からノコロックろう付法への移行が進んでいるようである⁶⁾。

2.2 ラジエータ用高強度チューブ材^{7,8)}

ラジエータおよびヒータは主にノコロックろう付が用いられる。チューブの内面にはクーラントが流れることから、防食が必要なため犠牲層がクラッドされ、外面にはフィンあるいはコアプレートとの接合を行うためのろう材がクラッドされている。このチューブ材の高強度薄肉化の例を紹介する。当初の目標値は、ろう付性および耐食性は従来と同等性能のままとし、1.5倍の強度および25%以上の薄肉化を行うことであった。その目標に対するコンセプトをFig. 4に示す。ろう付性を害さずに強度を確保するため、内皮の犠牲層側に高濃度のMgを、心材に高濃度のSiを添加してろう付加熱の際に内皮のMgおよび心材のSiを相互に拡散させてMg₂Siを析出させ、高強度化を図った。Fig. 5に心材へのMg拡散深さおよび引張り強さに及ぼす犠牲層中のMg濃度の計算結果を示す。このように内皮材にMgを含有することにより、クラッドチューブの強度は著しく高くなる。本手法の適用により、従来の材料と比べろう付性、耐食性を損なわずに1.5倍以上の強度を確保した材料が開発され、実用化された。

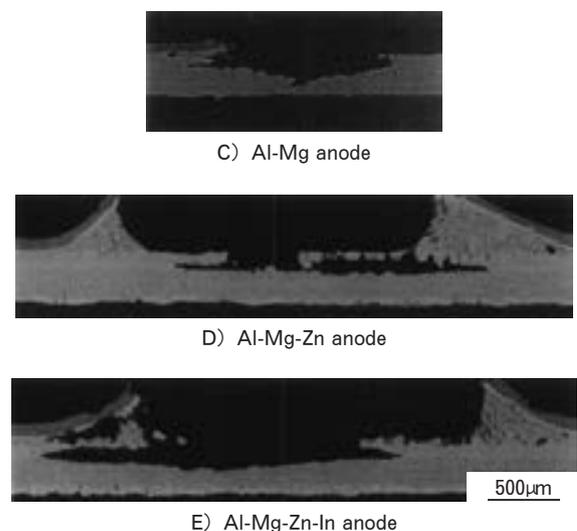


Fig. 3 Main corrosion form of quad-layer sheets after perforate duration in CCT³⁾.

2.3 ブレージングフィン材の薄肉化⁹⁾

押出多穴管等を用いたコンデンサのようにろう材を用いないチューブの相手材には、両面にろう材を配したブレージングフィン材がコルゲート成形されて使用されるが、この薄肉化も進んでいる。

板厚が薄いと心材へのろうの浸透による座屈の発生やフィレットの枯渇が生じる等、ろう付性が極めて不安定になる。厚さ 70 μm の薄肉フィン材のろうの流動特性を Fig. 6 に示す。極めて薄いフィン材の場合、ろう付加熱中にろうから心材へ Si が拡散する割合が大きくなるため、心材の Si 濃度もフィレットの大きさに寄与することが分かった。また Fig. 7 に示すように、板厚の減少によってフィレット面積が減少するほか、座屈やろうの枯渇が生じやすくなり健全なフィレットが形成できる範囲も狭くなることが分かる。したがって安定したろう付性を得るためには、心とろうを平均した Si 濃度が適切な値になるようクラッド構成を選定することが重要である。

2.4 耐食性に及ぼすろう材厚さ、成分の影響¹⁰⁾

ブレージングシートの耐食性向上に関するアプローチとして、犠牲層および心材添加元素の検討についてはこれまで数多くの報告がなされている。しかし、ろう材および心材の成分、ならびにろう材厚さと耐食性の関係についてはそれほど多くないのでその耐食性を調査した例

を紹介する。4045 系のろう材の Zn 濃度および 3203 系の心材の Cu 濃度並びにクラッドしたろう材の厚さを変化させた場合の SWAAT 試験における貫通寿命を

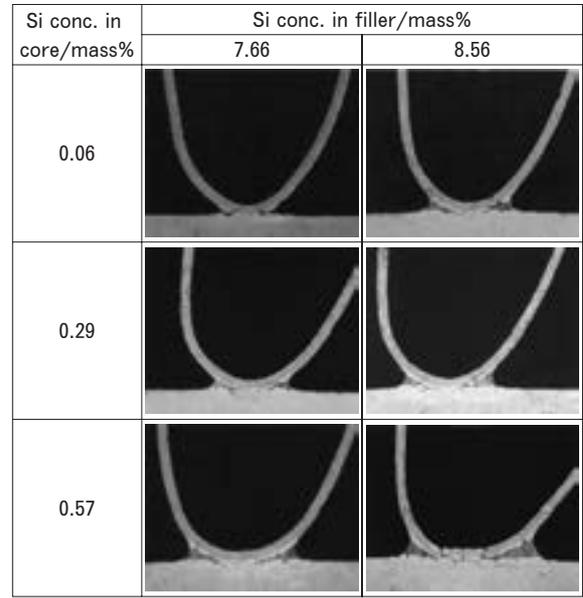


Fig. 6 Relationship between Si concentration of filler and core, and fillet area⁹⁾. (Thickness of fin : 70 μm)

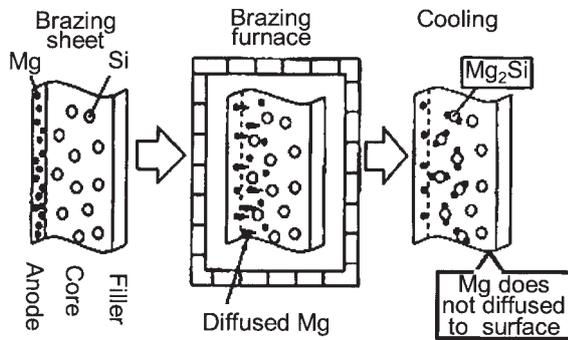


Fig. 4 Concept for achievement of high strength in radiator tube⁸⁾.

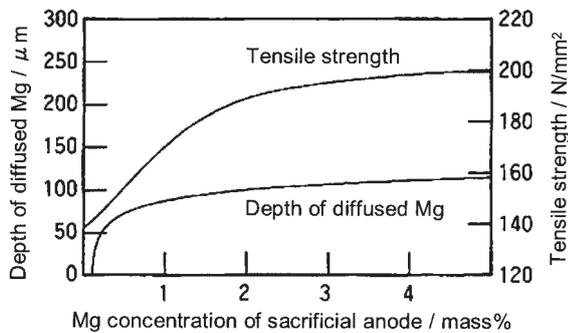


Fig. 5 Calculation result of depth of diffused Mg, tensile strength and Mg concentration of sacrificial anode⁸⁾.

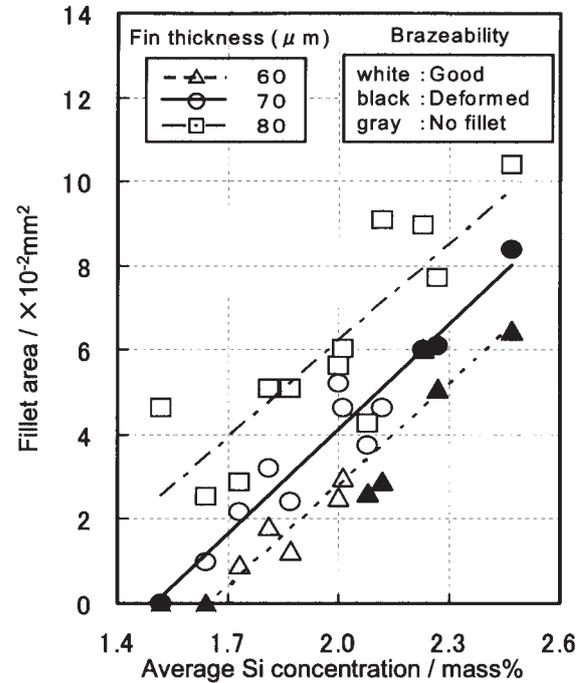


Fig. 7 Relationship between the fillet area and "Average-Si-Concentration" of clad fin in several thickness⁹⁾.

Average-Si-Concentration :

$$Sa = \{2 \times Sf \times Cf + Sc \times (100 - 2 \times Cf)\} / 100$$

}

Sf : Si concentration in filler alloy/mass%

Sc : Si concentration in core alloy/mass%

Cf : Clad ratio of filler/%

Fig. 8 に示す。これによると、ろう材の厚さが厚いほど貫通寿命が延びることが示唆されており、特に心材に Cu を添加せずにろう材に Zn を添加したブレージングシートにおいて貫通寿命が最も長くなった。また一例として心材に Cu を添加し、ろう材に Zn を添加したブレージングシートについてのろう材表面から深さ方向への自然電位分布を Fig. 9 示す。これによると、ろう材が厚いほどろう材表面の電位は卑化し、加えて表層部での電位が卑な部位の厚さも増加する。これらは、ろう材が厚いほど心材に対する表層部の犠牲陽極効果が十分に得られることを示唆しており、その結果、Fig. 8 に示すようにろう材が厚いほど耐食性が向上することになる。

3. 最近のフラックスの進化

元来、アルミニウムの表面には強固で緻密な酸化皮膜が自然に生成しており、これが濡れ性を阻害するため接合は非常に困難なものとなってきた。ろう付法の変遷を年代別に概括すると、1960 年代当初は塩化物系のフ

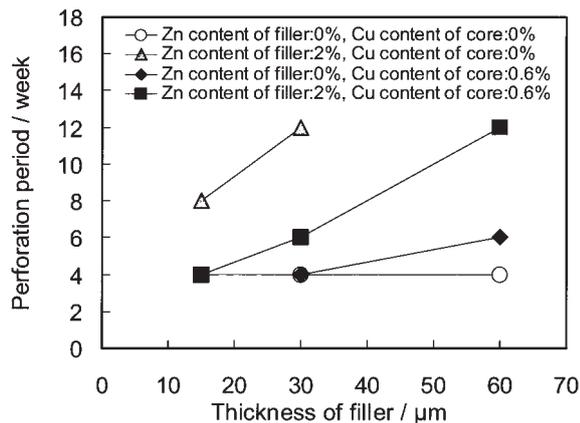


Fig. 8 Relationship between the thickness of filler and the perforate duration in SWAAT¹⁰⁾.

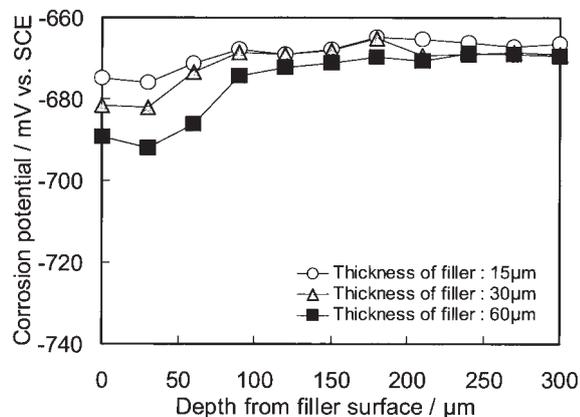


Fig. 9 Distribution of corrosion potential across the thickness of specimen¹⁰⁾.
(Specimen: Filler 2% Zn, Core 0.6% Cu)

ラックスに浸漬したろう付が行われていたが、塩素イオンがアルミニウムを腐食させるためその除去が非常に困難であった。このため、1970 年代にフラックスを使用しない真空ろう付が米国 GE 社によって発明され、1980 年代に非腐食性のフラックスを用いたノコロックろう付がアルキランにより発明され、これが最近の一般的なろう付法となっている¹¹⁾。現在はふっ化物系の非腐食性フラックスを用いたろう付であることに違いはないが、近年、その他の機能を付与したフラックスも考案されているのでその事例を紹介する。

3.1 ノコロックフラックス

フラックスの酸化皮膜除去機構について定説は無いが、フラックスメーカーでは皮膜溶解説を採用しており、以下の反応が生じていると推定している¹²⁾。



ノコロックフラックスは、Fig. 10 に示す KF-AlF₃ 系状態図の KAIF₄ と K₃AlF₆ の共晶点近傍のフルオロアルミン酸カリウム錯塩であり固層線温度 562°C で溶融を開始して活性を示す。このフラックスは水やアルコールで混合してスラリーとして塗布することができ、ろう付凝固後の残渣は塩化物を含んでいないのでアルミニウムを腐食させず、吸湿性も無いので幅広く利用されている。

3.2 ノコロック Sil フラックス¹³⁾

ノコロック Sil フラックスもアルキランから開発された技術であり、前述のノコロックフラックスと Si 粉末

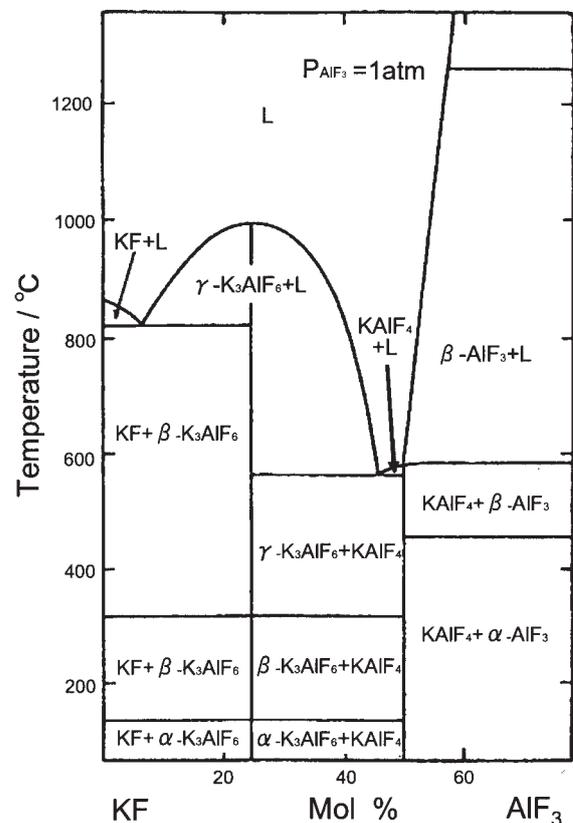


Fig. 10 Phase diagram of KF-AlF₃ system¹¹⁾.

を2～3：1に混合したフラックスであり、ろう材の機能が付与される。Fig. 11 に示すように、Si 粉末を混合することによって、溶融したフラックスを介して、アルミニウムの酸化皮膜が除去された後、Si 粉末とアルミニウム新生面とが反応して拡散を生じ、Al-Si の共晶温度 577℃ 以上の加熱温度にてろうとして溶融を開始する。各温度における実際の断面を Fig. 12 に示す¹³⁾。このろう付法は、ブレージングシートが使用できないアルミニウム部材、例えば押出多穴チューブ等へろう材を付与できるので画期的な方法である。ただし、Si 粉末がアルミニウム母材を溶融させろう材を形成するので、予め溶融する母材の厚さの確保およびノコロック Sil フラックスの均一な塗布が重要である。

3.3 ノコロック Cs フラックス¹²⁾

ノコロックろう付の欠点は、Mg が添加されたアルミニウム合金のろう付性が悪化する点である。これはアルミニウム合金中に含有した Mg が加熱中に材料表面に拡散して濃縮し、それがフラックスと反応して $KMgF_3$ 等の高融点の化合物を生成し、フラックスの効果が欠乏

してしまうためである。ノコロック Cs フラックスは、 Cs_xKyAlF_z 系の化合物であり Mg 含有アルミニウム材のろう付性を向上させる。これは、このフラックスが Mg と化合物を生成しても融点が著しく高くない錯化合物を生成するためである。高価な金属 Cs を、ろう付を損なわない程度に減少して安定な単独の化合物粉末とすることによって、比較的安価で操作性のよい粉末にしたことが画期的である。

3.4 反応型フラックス

反応型フラックスとは、単独のふっ化物系の錯化合物をろう付加熱中に母材のアルミニウムと反応させてノコロックフラックスとその他の機能を有した金属粉末とを析出させるフラックスをいう。Fig. 13 に反応の概略図を示す。反応型フラックスの利点は、2 種以上の混合粉末に比べて塗布工程の操作性が良く、析出した金属の均一性がより高まるので、少量で十分な効果を引き出すことができる。ここでは反応型フラックスの具体例を紹介する。

3.4.1 K_2SiF_6 (ヘキサフルオロ珪酸カリウム)

K_2SiF_6 は、アルミニウムに接触させて加熱することによって、約 550℃ 付近でノコロックフラックスと金属 Si とに分離し、その後ろう付の融点を超えると Si がアルミニウムに拡散してろうとなる。化合物自体の融点はろう付温度より高いため K_2SiF_6 粉末のみでは反応が生じないがアルミニウムと接触することで反応が生じる。

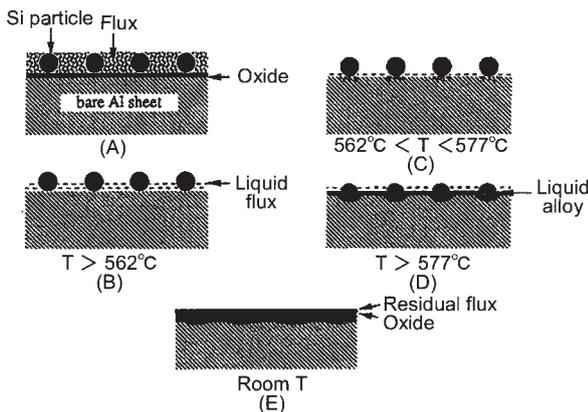


Fig. 11 Reaction mechanism of Nocelok-Sil-Flux¹³⁾.

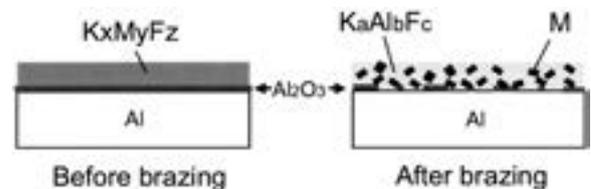


Fig. 13 Schematic drawing of reaction type flux.

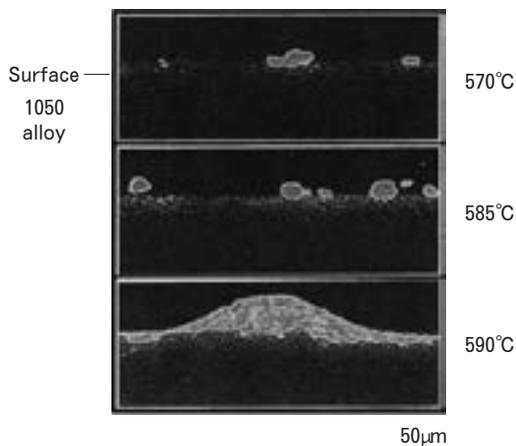


Fig. 12 Diffusion condition of Si in the Nocelok Sil flux at each temperature¹³⁾. (Heating rate : 50°C /min)

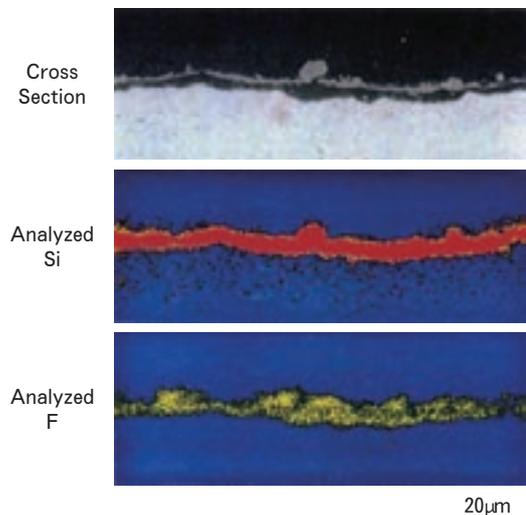


Fig. 14 Condition of K_2SiF_6 flux at 575°C .

Fig. 14 に 575°C 加熱後の断面および EPMA 分析結果を, Fig. 15 にろう付後の接合部を示す。575°C では Si が薄く膜状に析出してその周囲がフラックスで覆われていることが分かる。このように Si が薄く均一に析出するので, ノコロック Sil のように粗大な Si 粉末が存在する部分で局部的に溶融が深くなる現象が著しく少ないことがわかる。

3. 4. 2 KZnF₃ (トリフルオロ亜鉛酸カリウム)

KZnF₃ は, アルミニウムに接触させて加熱することにより, 前述の K₂SiF₆ とほぼ同じ温度の約 550°C 付近でノコロックフラックスと金属 Zn とに分離し, 分離した Zn がアルミニウム中に拡散して Al-Zn の犠牲陽極材となる。このフラックスも単独の KZnF₃ 粉末のみではアルミニウムのろう付温度よりも融点が高いので反応は生じない。

一般に, 押出多穴チューブなどへの防食処理には Zn 溶射処理が施されているが, Zn 溶射量を制御して付着量を低減することは製造上難しく, Zn 付着量が多い場合にはろう付後のフィンとチューブの接合部(フィレット)に Zn が濃縮し, フィンおよびチューブよりも自然電位が著しく卑になり, フィレットの耐食性が低下する可能性がある。

Zn を化合物中に含有させた KZnF₃ を均一に塗布することにより, 少量の Zn を表面全体に均一に付着させることを可能とし, 前述の諸問題を克服できるフラックスである。Fig. 16 にろう付後のフィンおよびチューブ接合部の EPMA 分析結果を示す。Zn 溶射したチューブに比べて KZnF₃ を付着させたチューブはフィレットの Zn の濃縮が少なく, チューブ表面は均一に低濃度の Zn が分布していることが分かる。これらのチューブをフィンと組み合わせてろう付し, SWAAT 試験した結果を Fig. 17 に示す。Zn 溶射チューブに比べて KZnF₃ を付着させたチューブのフィン接合率の向上が確認された。

これらの反応型フラックスは種々の課題を克服することができる一方で欠点もある。一つは, その化合物組成によってフラックスと金属との比率が限定されることである。例えば, K₂SiF₆ 中の Si の原子量比は約 13% であり, 不変である。したがってノコロック Sil フラックスのように自由にフラックスと Si の比率を変更することができない。また, アルミニウム表面との反応によってフラックスと置換されるので極端に多くの Zn や Si 等の金属が必要な部位では, アルミニウムと接していない部分のフラックスは反応しないまま粉末として残る場合がある。従って, これらのフラックスは適した用途に限定することで効果を発揮することになる。

4. あとがき

技術者であれば, "これ以上の薄肉化は困難" あるいは "ついに限界に到達した" と開発材料が実用化された瞬間, 一度は思い込むのではないだろうか。それでも数

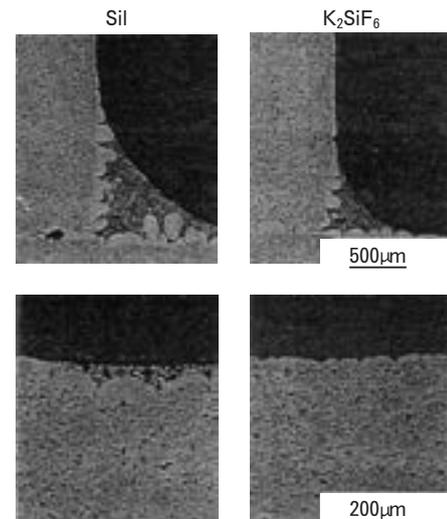


Fig. 15 Comparison in brazeability between Sil-flux and K₂SiF₆ flux.

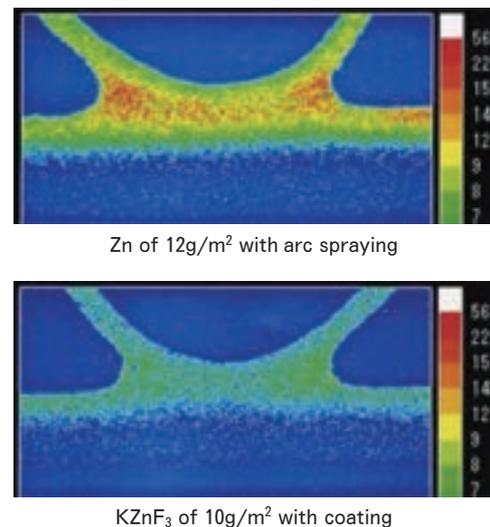


Fig. 16 EPMA mapping of zinc at contact point of fin and tube after brazing.

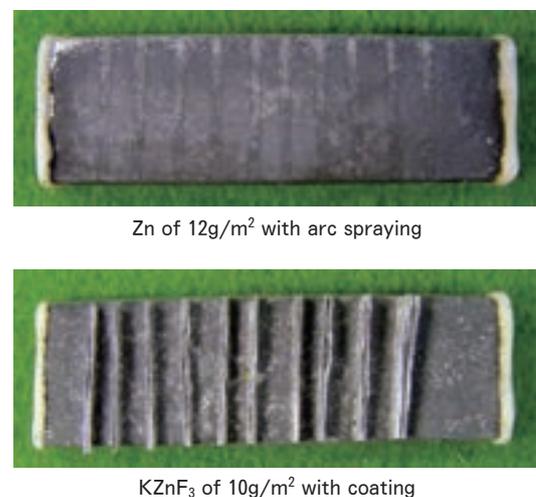


Fig. 17 Appearance of small cores of which fins were cut off after SWAAT for 480h.

年が経過すると更なる薄肉材料が世に出回り、この傾向は十数年間、続いている。この現状を振り返ると果てしない限界材料の追求、新技術の創出は今後も継続すると予想される。10年後、20年後に自動車熱交用材料がどのように変化しているかが楽しみであり、その一躍を担えることができるよう努力していきたいと思う。

参考文献

- 1) 長谷川義治：軽金属, 55 (2005), 301-304.
- 2) 磯部保明：(社)軽金属学会東海支部平成18年度第1回講演会, (2006), 3.
- 3) T. Fukuda, H. Ikeda, Y. Hasegawa, T. Nagasawa : SAE Technical Paper 2001-01-1253 (2001).
- 4) 当摩 建, 麻野雅三, 竹内 庸：軽金属, 34 (1987), 119-126.
- 5) S. Yamauchi, Y. Shoji, K. Kato, Y. Suzuki, K. Takeuchi, Y. Isobe : SAE Technical Paper 930148 (1993).
- 6) 外山猛敏：軽金属溶接構造協会アルミニウムブレージングセミナー, (2003), 48.
- 7) 神戸製鋼グループホームページ.
- 8) 伊藤章郎, 岩井克夫, 長良敏夫, 宮本美光, 藤本日出夫, 瀧川 淳：軽金属, 44 (1994), 248-249.
- 9) Y. Hisatomi, Y. Shoji, T. Toyama, Y. Hasegawa : SAE Technical Paper 2005-01-1390 (2005).
- 10) 山下尚希, 正路美房：軽金属学会第104回春季大会講演概要集, (2003), 97-98.
- 11) アルミニウムブレージングハンドブック (改訂版) : (社)軽金属溶接構造協会, (2003), 23.
- 12) 江部陽一：軽金属溶接構造協会アルミニウムブレージングセミナー, (2003), 5.
- 13) 沖 義人：軽金属, 48 (1998), 432-433.

イベント報告

子供達に教える

“ものづくり”のおもしろさ

田中宏樹*

毎年桜の花が咲く頃、名古屋製造所の稲荷祭が開催される。これは会社の発展と従業員の安全を祈願する工場祭であるが、従業員家族や周辺住民の方々も招き、工場見学ツアーや芸能人によるイベントを楽しんでもらい、当社に親しみを持っていただくお祭りでもある。本年は4月6日(日)に開催された。研究開発センターも一昨年から子供達を対象としたイベントを企画・実行している**)。将来をなう子供達に、ものづくりの楽しさを味わって素材メーカーに関心を持ってもらうことが目的で、“遊び心”をくすぐる出し物を捻出している。今回は名古屋市立向陽高校・科学部の学生さんや、缶アートのボランティア活動をされている方々にもご協力いただき、活気あるイベントを開催することができた。以下に内容の一部を紹介する。

(1) 実験・工作・ゲームコーナー

① バランスゲーム

まず会場に入ると、優しいお姉さんと対決。6005合金を各種形状に押し出して作製した小ブロックを交互に積み上げ、先に崩した方が負け(写真1)。

② エア砲遊び

四角い段ボール箱の前面に穴をあけ、側面を両手でたたいて空気の流れをつくり、並べた空き缶を倒す。

③ 万華鏡作り

1050光輝板を三角柱形状に折り曲げ、ガラス玉と三角柱を立方体ボックスの対角線上にセットして、三角柱内を覗けるようにすると完成。

④ ビーズ細工

カラフルな糸とアルミ製ビーズを使って、人型に糸を編む。携帯電話用ストラップにも使えるため、親子で熱心で作っておられた。

⑤ 向陽高校・科学部実験コーナー(部員8名)

- ・アルミ棒を使った楽器：アルミのパイプを切ってドレミ…の音階を作る。長さを半分にすると2オクターブ高い音が出る不思議なアルミパイプの楽器。
- ・フランクリンモーター：静電気を利用したモーターで、短冊状のアルミテープを貼ったブラコップがアルミ缶にためられた電気によって回転する(写真2)。

その他、アルミ缶3D立体鏡、振り子ベルやビーチパラソ

ルを使ったパラボラアンテナの実験を用意していただき、子供達が興味深く実験に取り組んでいた。

⑥ 缶アート体験

アルミ飲料缶の内側をキャンバスとして下絵に色を塗り、さらに先端を細くした鉄棒治具とハンマーでたたいて凹凸をつけると、立体感と輝きのあるアートが完成する(写真3)。詳しくは当グループのホームページ(<http://homepage3.nifty.com/ruann/>)を参照されたし。

(2) 見学ツアー

⑦ 走査電子顕微鏡観察

花粉や小さな虫などの身近なものを拡大して見ると、肉眼では味わえないミクロな芸術が眼前に広がり、多くの瞳が輝いていた。

⑧ 製缶ライン見学

アルミ缶成形ラインを説明した後、用意した缶ボディのなかにパズルや消しゴムなどを入れて、蓋と巻き締め加工して子供達に配った。みんな缶を振って、カラカラ楽しい音をたてて喜んでた。家に帰った後、中のものを巧みに取り出せただろうか?向陽高校科学部のみなさんや缶アートの方々にも見学していただき、その技術の奥深さを感じていただいた。

その他、お祭り気分を盛り上げるために綿菓子装置も会場に設置した(筆者は綿菓子屋のおじさんとして多忙を極めた)。来場者数は06年=217(18歳以下105)、07年=267(129)、08年=265(117)であるが、子供達のリピーターが多くなってきていることは大変喜ばしいことである。戦隊物のステージショーが始まる時間になっても工作やゲームに興じる子供達を見て、大きな達成感を得たのは7名の幹事(平野、大久保、横井、高柳、服部、長崎、筆者)と約20名の有志達であった。将来、我々の仲間になってもらえれば、うれしい限りである。最後に、イベントを盛り上げていただいた向陽高校・科学部の生徒さん達と顧問の各務先生、伊藤先生および缶アートグループの方々にお礼申し上げる。



写真1 バランスゲーム



写真2 フランクリンモーター実験



写真3 アルミ缶アート体験

* 研究開発センター 第一部, 工学博士

** 軽金属, 56 (2006), 575, 同, 57 (2007), 487

発明と考案

平成 19 年に登録された当社の主な特許

Main Patents Registered in 2007

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 重合圧延面粗さに優れたアルミニウム箔 登録番号 特許第 3982773 号

発明者：本居徹也，福岡 潔

出 願：特願平 9-190578 (平成 9 年 7 月 1 日)

《特徴》

Fe : 0.1 ~ 0.6%，Si : 0.05 ~ 0.15%，Cu : 0.2%以下を含有し，Fe%/Si%比を 3.8 ~ 5.5 とした組成を有し，平均直径 3 μ m 以上の球状晶出物が 10 個/cm² 以下であることを特徴とする。

《効果》

重ね圧延 (ダブルリング圧延) 時の艶消し面 (マット面) のうねりが小さく，粗さが微細かつ均一となるため，マット面のうねりと，箔圧延面に生じるオイルピットとが連結するピンホールが発生しにくい。

《用途》

艶消し面の光沢が失われることなく，強度特性や色調などの品質の優れ，ピンホールの少ない厚さ 10 μ m 以下のアルミニウム箔を提供することができる。特に食品や薬剤の包装用材料として適している。

2. 発明の名称 耐食性に優れた Al-Fe 合金箔 登録番号 特許第 3942140 号

発明者：本居徹也，日比野淳

出 願：特願 2000-316216 (平成 12 年 10 月 17 日)

《特徴》

Fe : 1.25 ~ 2.0% を含み，Si を 0.2% 未満に制限したアルミニウム合金箔であって，X線回折パターンにおける Al₃Fe のピーク強度に対する Al₆Fe のピーク強度比を 100% 未満としたことを特徴とする。

《効果》

材料中の Al-Fe 系金属間化合物のうち，Al₃Fe を Al₆Fe より多くすることで，純アルミニウム系箔材に匹敵する優れた耐食性を備え，高強度でピンホールの少ない Al-Fe 系合金箔を提供することができる。

《用途》

食品等の包装材として適しており，医薬品やレトルト食品の包材等に用いられる。また，より薄箔でもバリアー性を保証できる。さらに，厳しいガゼット加工やラミネーション成形の容器にも用いることができる。

3. 発明の名称 内面溝付伝熱管及びその製造方法
登録番号 特許第 4020678 号

発明者：近藤隆司，佐々木直栄
 出 願：特願 2002-99695（平成 14 年 4 月 2 日）

《特徴》

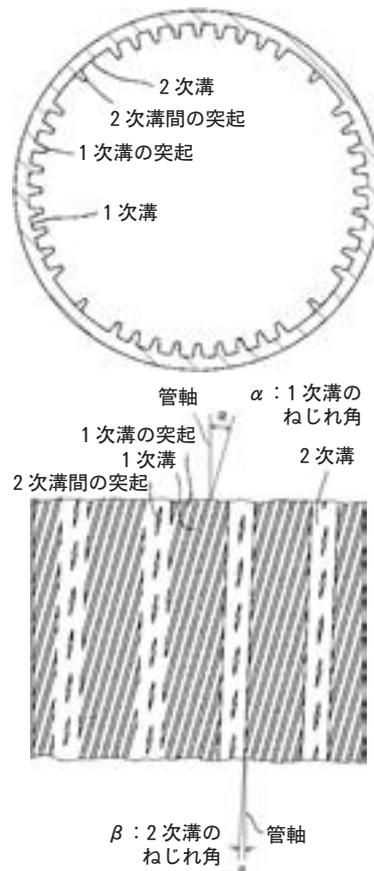
管軸に対して螺旋状に連続して延びる多数の1次溝と、この1次溝に対して交差しつつ管軸方向に連続して延びる、2～6条／管周の割合で形成される2次溝とを有し、これら溝の交差部分において冷媒が衝突せしめられるようにした内面溝付伝熱管であって、2次溝内に、不連続な独立した多数の突起を、管軸方向に1列若しくは2列に配列されていることを特徴とする。

《効果》

溝の交差部分で冷媒が衝突し、乱流効果が高まる。また、2次溝の間の突起により、機械拡張時にフィンとの密着性が高まる。

《用途》

エアコン等の空調機器や冷凍機器における熱交換器の伝熱管。



4. 発明の名称 パイプ状部材の接合方法
登録番号 特許第 3963215 号

発明者：熊谷正樹，田中 直
 出 願：特願 2002-38045（平成 14 年 2 月 15 日）

《特徴》

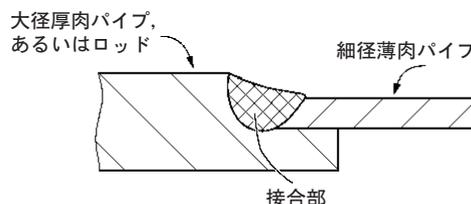
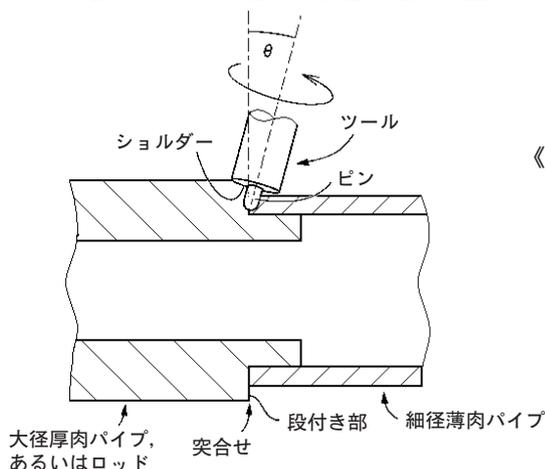
パイプ材あるいはロッド材の段付き部に、外径が小さく薄肉のパイプ材を突合せて嵌合した後、その突合せ部にツールの先端に設けたピンを差し込み、小径薄肉パイプの外表面よりもツールのショルダーが内側に入り込まないようにツールを突合せ部に沿って一周させて摩擦攪拌接合することを特徴とする。

《効果》

摩擦攪拌における接合部外表面の窪みが生じても、細径薄肉パイプ材の外径より低くなることはないので、異径のパイプ材同士あるいはロッド材とパイプ材を優れた強度で接合することができる。ツールを細径薄肉パイプ側に傾斜することにより、接合部表面がより滑らかに形成される。

《用途》

肉厚の異なるパイプ材同士、ロッド材とパイプ材との接合品。アームやサブフレーム等の自動車部品。



No.	題 目	著 者	掲 載 誌・論 文 集	発 行 日
15	Improvement of Ductility of Friction Stir Welded Al-Mg-Si alloy T4 Sheet	箕田 正生 浅野 峰二 田中 晃正 熊谷 正樹	DGM (Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V.): Proc. of ICAA-11	2008.09
16	Measurement of solute concentration in alpha solid solution of ternary aluminum alloys and its application	岡田 峰 光	DGM (Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V.): Proc. of ICAA-11	2008.09
17	3004 アルミニウム合金冷間圧延板の塑性特性に及ぼす低温熱処理の影響	土田 信文 伊藤 清文 (現: 日本アルミ 技術部)	軽金属学会: 軽金属 第58巻第10号	2008.10
18	水平平滑管内 CO ₂ 蒸発熱伝達率の実験的研究	佐々木 直栄 清谷 明弘 (電力中研) 橋本 克巳	日本伝熱学会: THERMAL SCIENCE AND ENGINEERING (日本伝熱学会論文集)	2008.10

2. 講演発表 (学会, 協会, 研究会)

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 日
1	給湯用銅配管における潰食現象に及ぼす微細気泡の影響	鈴木 忍 (名大工) 坂東 芳行 安田 啓司 松岡 亮	化学工学会: 第73回年会	2008.03
2	アルミニウム材料の最近の固相接合技術 - 摩擦攪拌接合 (FSW) -	熊谷 正 樹	日本溶接学会: 第112回春期大会	2008.04
3	アルミニウム合金と鋼の MIG 溶接に関する研究	福田 敏彦 熊谷 正樹 難波 圭三	日本溶接学会: 第112回春期大会	2008.04
4	水平内面溝付細管内の单相流圧力損失	佐々木 直栄 (東京海洋大) 青野 亜良 井上 順広 五島 正雄	空気調和・衛生工学会: 第42回空気調和・冷凍連合講演会	2008.04
5	ルームエアコンフィン材成形用金型へのアルミ凝着に及ぼす揮発性加工油の影響	佐藤 好生 細見 和弘 竹田 委千	空気調和・衛生工学会: 第42回空気調和・冷凍連合講演会	2008.04
6	アルミニウム合金薄板の疲労特性	尾崎 良太 (デンソー) 宮川 進	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
7	電解コンデンサ用箔の交流エッチング特性に及ぼす Cu の影響	竹井 邦夫 日比野 淳	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
8	EPMA を用いたアルミニウムの皮膜厚さ分析の検討	高柳 麻衣 米光 誠	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
9	Al-Mg-Si 合金の集合組織形成過程に及ぼす第二相粒子の影響	岡田 峰 光	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
10	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	渡邊 貴道 細見 和弘 軽金属学会 アルミニウム板の圧延トライボロジー研究部会員	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
11	水系塗料の付着性に及ぼす濡れ性の影響	上田 薫 春日 和弘 細見 和弘	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
12	アルミニウムの表面性状が化成皮膜の耐食性に及ぼす影響	加藤 健志 細見 和弘 平野 清一	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
13	プレコートアルミニウムフィンのジルコニウム化成処理	宇佐見 勉	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05
14	Al-Zn-Mg-Cu 合金の再結晶挙動におよぼす中間焼鈍条件の影響	岩村 信吾 箕田 正雄 吉田 英雄	軽金属学会: 第114回春期大会	2008.05

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 日
15	6061 アルミニウム合金押出板材の集合組織に及ぼす微量 Cr 添加の影響	加藤 勝 也 箕田 英 雄 吉 田 英 雄	軽金属学会： 第 114 回春期大会	2008.05
16	A6061-T6 板材の曲げ加工性に及ぼす集合組織の影響	小箕 好 和 吉 田 英 雄 田 田 英 雄	軽金属学会： 第 114 回春期大会	2008.05
17	機能性プレコート塗膜の諸特性に及ぼすアルミ材質の影響	道木 隆 徳 細 見 和 弘	軽金属学会： 第 114 回春期大会	2008.05
18	固体潤滑被膜(DLC)の潤滑における各種油性剤の影響	初野 圭 一 細 見 和 弘	日本トライボロジー学会： トライボロジー会議 2008 春東京 (代々木)	2008.05
19	摩擦面への導入油膜厚に及ぼす潤滑油分子構造の影響	渡邊 貴 道 細 見 和 弘	日本トライボロジー学会： トライボロジー会議 2008 春東京 (代々木)	2008.05
20	エアコン用熱交換器フィン表面処理の抗菌に関する研究	富田 直 隆 磯 村 紀 寿 佐 々 木 直 栄	日本伝熱学会： 日本伝熱シンポジウム	2008.05
21	エアコン用熱交換器フィンの滑り性向上に関する研究	久保 康 二 富田 直 隆 磯 村 紀 寿 佐 々 木 直 栄	日本伝熱学会： 日本伝熱シンポジウム	2008.05
22	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 佐 々 木 直 栄 讚 岐 則 義	日本伝熱学会： 日本伝熱シンポジウム	2008.05
23	アルミ/鉄接合技術の動向と現状	福田 敏 彦 熊谷 正 樹 難 波 圭 三	自動車技術会： 春期大会材料フォーラム	2008.05
24	高圧箔のピット発生状態に及ぼす最終焼鈍前表面改質処理の影響	滝口 浩 一 日 比 野 淳	電解蓄電器研究会： 平成 20 年 7 月度電解蓄電器研究会	2008.07
25	給湯配管システムにおける溶存気体の挙動と銅管の潰食に関する研究	山田 豊 三 河野 浩 三 (竹中工務店) 山手 利 博 大久保 泰 和 表 幸 雄 (SDH) 木 村 隆 則	空気調和・衛生工学会： 平成 20 年度空気調和・衛生工学会大会	2008.08
26	アルミと鋼の接合の最近の技術動向	福田 敏 彦 熊谷 正 樹 難 波 圭 三	日本溶接学会： 第 83 回秋季大会フォーラム	2008.09
27	ロールコーターにおけるロール/材料界面の潤滑挙動	武藤 伸 之 細 見 和 弘 (名工大) 中 村 隆 広 糸 魚 川 文 広	日本トライボロジー学会： トライボロジー会議 2008 秋名古屋	2008.09
28	プレコートアルミニウム材の成形性に及ぼす塗膜成分の影響	江澤 勲 渡邊 貴 道 細 見 和 弘	日本トライボロジー学会： トライボロジー会議 2008 秋名古屋	2008.09
29	自動車用アルミニウム合金板材の開発と実用化	水 越 秀 雄	日本塑性加工学会東海支部： 第 268 回塑性加工シンポジウム	2008.09
30	水平内面溝付細管内の圧力損失および凝縮熱伝達係数の予測と検証	佐々木 直 栄 清 谷 明 弘 (東京海洋大) 井上 順 広 青野 重 良 五 島 正 雄 (東芝キャリア) 佐 藤 全 秋	日本冷凍空調学会： 2008 年度日本冷凍空調学会年次大会	2008.10
31	水平内面溝付細管内の単相乱流熱伝達	佐々木 直 栄 (東京海洋大) 青野 重 良 井上 順 広 五 島 正 雄	日本冷凍空調学会： 2008 年度日本冷凍空調学会年次大会	2008.10
32	結晶塑性モデルを用いた実用的円筒深絞り加工解析	伊川 慎 吾 (山形大工) 小泉 隆 行 黒 田 充 紀	日本機械学会： 計算力学講演会	2008.11

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 日
33	Al-Mg-Si 系合金の曲げ加工性に及ぼす副方位の影響	浅野峰生 伊川関田 小吉	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
34	アルミと鋼の MIG 継手の耐食性に及ぼす設置角度の影響	福田敏彦 熊谷正樹 難波圭三	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
35	2013 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 小吉関田 吉好英和	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
36	低温の水によるアルミニウム合金の変色に関する研究	米光誠 高柳麻衣	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
37	RMF (リジッド・メディア・フィルター) による介在物除去特性	谷渡真一 辺良夫	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
38	流体シミュレーションによる炉内溶湯処理プロセスの最適化	常川雅功 鶴飼百一 (鋳技部)	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
39	ブレージングシートの耐食性に及ぼすろう付加熱保持時間及び冷却速度の影響	山下尚希	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
40	深絞り加工時の 0-180° 耳形成に及ぼす集合組織の影響	田中宏樹 伊川慎吾	軽金属学会： 第 115 回秋期大会	2008.11
41	アルミと鋼の MIG 溶接に関する研究	福田敏彦 熊谷正樹 難波圭三	日本溶接学会： 第 8 回国際シンポジウム	2008.11
42	給湯用銅管の潰食現象に及ぼす気泡挙動の影響	鈴木忍 山河野 浩三	日本伸銅協会： 銅及び銅合金技術研究会第 48 回講演大会	2008.11
43	給湯配管システムにおける溶存気体の挙動と銅管の潰食に関する研究	河野浩三 山田(竹中工務店) 山手利博 大久保泰和 表幸雄	日本伸銅協会： 銅及び銅合金技術研究会第 48 回講演大会	2008.11
44	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表面性状の影響	水田貴彦 佐々木直栄 柿山史郎	日本伸銅協会： 銅及び銅合金技術研究会第 48 回講演大会	2008.11
45	水平内面溝付細管内の单相乱流熱伝達及び圧力損失	佐々木直栄 (東京海洋大) 青野亜良 井上順広 五島正雄	日本伸銅協会： 銅及び銅合金技術研究会第 48 回講演大会	2008.11
46	板形状予測モデルに基づく形状制御システムの開発	堂前宏 岡村義英	計測自動制御学会： 第 51 回自動制御連合講演会	2008.11
47	特別セッション： アルミ合金の摩擦攪拌接合部の硬さ分布	難波圭三 木田啓一 (古河スカイ) 岡田(東急車輛) 岩木・石川 (神鋼) 江口 (IHI) 大岩	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12
48	特別セッション： アルミ合金の摩擦攪拌接合継手の疲れと残留応力	難波圭三 (川崎重工) 神岡・大久保	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12
49	特別セッション： アルミ合金の摩擦攪拌接合継手の曲げ性	難波圭三 (昭和電工) 長野・橋本 (ユニバーサル造船) 武田 (日本車輛) 宮道	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12
50	特別セッション： アルミ合金の摩擦攪拌接合継手の引張性質	難波圭三 (日軽金) 堀・瀬尾 (三菱アルミ) 谷川	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	発 表 日
51	特別セッション： アルミ合金の摩擦攪拌接合継手の後熱処理性	難 波 圭 三 木 田 啓 一 (東急車輛) 石 川 ・ 岩 木 (古河スカイ) 岡 田 (神鋼) 江 口 (IHI) 大 岩	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12
52	特別セッション： 軽量化対応接合技術－アルミ合金の摩擦攪拌接合施工法に関する研究	難 波 圭 三	日本機械学会： 第 17 回交通・物流部門大会	2008.12

3. 講演・解説・寄稿（抜粋）（学術・技術団体などの講演会・委員会，他）

No.	題 目	発 表 者	講演会・委員会・他	実 施 日
1	アルミニウム合金の加工熱処理法による組織制御	吉 田 英 雄	軽金属学会東海支部： 平成 20 年度支部講演会	2008.01.17
2	快削アルミニウム合金の動向	八 太 秀 周	日本学術振興会： 第 141 委員会例会	2008.02.25
3	ポートホール押出しにおける溶着性の検討	永 尾 誠 一 (富山大工) 徳川，高辻，他	日本塑性加工学会北陸支部： 第 17 回北陸支部講演会	2008.03.04
4	アルミニウム合金の恒温圧延による集合組織制御	田 中 宏 樹	(株) アグネ技術センター： 金属 第 78 巻第 4 号	2008.04.01
5	展望「溶接接合をめぐる最近の動向」アルミニウム合金	田 中 直	日本溶接学会： 溶接学会誌 第 77 巻第 5 号	2008.04.21
6	低コスト一体構造が可能な 2013 アルミニウム合金	佐 野 秀 男 (川崎重工) 上 向 賢 一 山 田 悦 子	川崎重工業(株)： 川崎重工技報 第 167 号	2008.05.01
7	構造用アルミ合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性に関する研究	難 波 圭 三 (川崎重工) 神 岡 FSW 委員会委員	軽金属溶接構造協会： 軽金属溶接構造協会総会	2008.05.26
8	最新「腐食事例解析と腐食診断法」： 腐食基礎；非鉄材料 銅および銅合金	山 田 豊	(株) テクノシステム： 最新「腐食事例解析と腐食診断法」	2008.06.01
9	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 箕 田 正 寧 船 戸 信 吾 岩 村 信 吾 (川崎重工) 上 向 賢 一 山 田 悦 子	日本航空宇宙工業会： 委託研究成果発表会	2008.06.13
10	電解コンデンサ用箔の交流エッチング特性に及ぼす Cu の影響	竹 井 邦 夫	日本アルミニウム協会： 耐食性評価試験委員会 H20 年度 研究 発表交流会	2008.06.20
11	給湯設備のリニューアル方法	河 野 浩 三 (三機工業) 松 本 建 一	(株) オーム社： 設備と管理 第 42 巻第 7 号	2008.07.01
12	航空機用 2013 合金の開発について（MMPDS への登録を含め）	佐 野 秀 男	軽金属学会： 参与会	2008.07.11
13	プレコートアルミニウム材の現状	成 田 緑	住友一水会： 第 156 回環境管理研究会	2008.07.18
14	展伸用アルミニウム合金とその熱処理	箕 田 正	軽金属学会： 軽金属 第 58 巻第 7 号	2008.07.31
15	プレコートアルミニウム材の現状	成 田 緑	軽金属学会関西支部： シンポジウム「アルミニウム表面処理 の最新」	2008.08.29
16	アルミニウム材料の最近の固相接合技術－摩擦攪拌接合（FSW）－	熊 谷 正 樹	軽金属溶接構造協会： 軽金属溶接 第 46 巻第 8 号	2008.08.30
17	アルミニウム合金の FSW 継手の諸特性	難 波 圭 三	日本アルミニウム協会： アルミニウム車両委員会	2008.10.10

No.	題 目	発 表 者	講演大会・研究発表会	実 施 日
18	給配水管の腐食の実例	山 田 豊	日本水道協会北海道地方支部： 常設水質委員会	2008.10.16
19	恒温圧延によるアルミニウム板材の高機能化	田 中 宏 樹	軽金属学会北陸支部： 平成 20 年度秋期講演会	2008.10.22
20	アルミニウム合金製高強度鍛造サスペンションアームの開発	水 越 秀 雄	日本アルミニウム協会： アルミニウム技術研修会	2008.11.06
21	摩擦攪拌接合（FSW）に関する研究活動について：F SW 及び FSW・ISO 化委員会活動	難 波 圭 三	高岡アルミニウム懇話会： 第 14 回アルミニウム建築構造講演会	2008.11.07
22	E P M A におけるアルミニウムの酸化皮膜厚さ分析の検討	高 柳 麻 衣 誠 米 光	(株)島津製作所 分析計測事業部、島津総合分析試験センター： 第 26 回マイクロアナリシス研究懇談会	2008.11.20
23	アルミニウムにおける F S W の適用と新たな展開	熊 谷 正 樹	日本溶接協会： 第 4 回 FSW 情報交換会	2008.12.05
24	海外のアルミ合金製鉄道車両の動向に関する調査研究	難 波 圭 三 アルミ車両委員会、 動向調査委員会委員	日本アルミニウム協会： 協会調査報告書	2008.04
25	ろう付に関する Q&A 「アルミニウムのブレージングシートの種類および製造方法について」	久 富 裕 二	軽金属溶接構造協会： 軽金属溶接 第 46 巻第 8 号	2008.09.08
26	アルミニウムろう付の現況	久 富 裕 二	日本溶接協会： ぶれいず 第 113 号	2008.12.01
27	国際会議便り「第 9 回国際アルミニウム押出技術セミナー ET'08 に参加して」	佐 野 秀 男 (富山大) 高 辻 則 夫	軽金属学会： 軽金属 第 58 巻第 11 号	2008.11.30

(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49巻 第1号 (非売品)

平成20年12月10日 印刷 (無断転載お断り)

平成20年12月10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 池田洋
発行人

名古屋市港区千年3丁目1番12号
郵便番号 455-8670
電話(案内) (052) 651-2100
ファックス (052) 651-8117
E-mail: RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp

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 10, 2008, (annually)

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS VOL. 49 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
北 陸 支 店	〒933-0912	高岡市丸の内1-40(高岡商工ビル911号室)	☎ (0766)26-4036	FAX (0766)26-4037
静 岡 支 店	〒420-0857	静岡市葵区御幸町5-9 (静岡フコク生命ビル5F)	☎ (054)255-2471	FAX (054)255-6210
九 州 支 店	〒812-0011	福岡市博多区博多駅前1-2-5 (紙与博多ビル10F)	☎ (092)472-6301	FAX (092)472-6257
名 古 屋 製 造 所	〒455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎ (052)654-1111	FAX (052)654-0498
千 葉 製 作 所	〒277-0804	千葉県柏市新十余二13	☎ (04)7131-6161	FAX (04)7131-6165
伸 銅 所	〒441-1295	愛知県豊川市大木新道100	☎ (0533)93-2311	FAX (0533)93-5119
研究開発センター	〒455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎ (052)651-2100	FAX (052)651-8117

<http://www.Sumitomo-LM.co.jp>

主な関連会社

株式会社日本アルミ
住軽アルミ箔株式会社
住軽エンジニアリング株式会社
(株)住軽日軽エンジニアリング
岩井金属工業株式会社
ティネン工業株式会社
群馬アルミニウム株式会社
東洋フィットテング株式会社

住軽商事株式会社
泉メタル株式会社
新泉アルミニウム株式会社
スミケイ銅管販売株式会社
スミケイ運輸株式会社
Sumikei (Malaysia) SDN BHD
住軽(広州)金属製品有限公司
Sumikei Czech S. R. O.

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER