

ISSN 0039-4963

SKEGA2 44(1) 1-165 (2003)

VOL.44
NO.1
2003

SUMITOMO LIGHT METAL
TECHNICAL REPORTS

住友輕金屬技報



住友軽金属技報

第44巻 第1号 平成15年

目次

論文

P653	Effects of Manganese Contents in Solid Solution and Microstructures on Creep Behavior of 3003 Aluminum Alloy Extrusions	Hidenori Hatta Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	1
P654	Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼす鉄量の影響	箕田正俊 内田秀久 渋谷英雄 吉田英雄	6
P655	電解コンデンサ用アルミニウム箔の直流エッチング特性に及ぼす微量元素の影響	大澤伸夫 日比野淳	12
P656	高压電解コンデンサ用アルミニウム箔のエッチング特性に及ぼす Mg と Cu の影響	日比野淳夫 大澤伸夫 竹井邦夫	19
P657	Grain Refinement of 7475 based Aluminum Alloy Sheets by Warm Rolling with Heated Rolls and Its Effect on Texture and Mechanical Properties	Hiroki Tanaka Tadashi Minoda Hiroki Esaki Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	28
P658	サブグレイン組織制御による 7475 系アルミニウム合金温間圧延板材の機械的性質	田中宏樹 江崎宏樹 山田賢治 渋谷英雄 吉田英雄	34
P659	Mathematical Models and Flatness Control for Aluminum Foil Rolling Mills	Yoshihide Okamura Takashi Ichikawa	41
P660	Anisotropic Yield Function of Sheet Forming Simulation for Aluminium Alloy by using Commercial FEM Software "LS-DYNA V950"	Kenji Yamada Hideo Mizukoshi Koushi Okada Ninshu Ma Nobuhiko Sugitomo	46
P661	7000 系アルミニウム合金押出型材における 3 点曲げ試験シミュレーション	岡田功史 水越秀雄 山田賢治	51
P662	フィンチューブ熱交換器単体性能に及ぼす冷媒および空気側熱伝達特性の影響	柿山史郎 佐々木直 清々谷明 讚岐則義	56
P663	Cu-Zn-Bi 合金における Bi 粒子の微細分散化	安藤哲也 渥美哲郎 吉川善浩	64
P664	Ant's Nest Corrosion and Its Prevention of ACR Copper Tubes based on Experience	Tetsuro Atsumi Kozo Kawano Koji Nagata	69
P665	マウンドレス型孔食事例と対策の検討	山田豊美 世利修 荒川昌伸	76

技 術 資 料

R496	ルームエアコン用熱交換器のこの 10 年間の変遷	佐 藤 好 生 春 日 直 司 佐 々 木 栄	80
R497	自動車ボディのアルミニウム化と新しい技術	宇 都 秀 之 渡 江 和 久	89
R498	アルミニウム合金板の成形性と最近の成形加工技術	竹 島 義 雄	111
R499	Al-Mg-Si 系合金押出材の量産技術の進歩と今後の注目技術	松 田 眞 一 吉 田 英 雄	119
R500	アルミニウム合金管のハイドロ成形解析における破断判定について	山 田 賢 治 水 越 秀 雄 岡 田 英 人	131
R501	アルミニウム缶用帯板材の内部欠陥オンライン探傷における 板波探触子の改良	武 藤 伸 之	135
R502	航空宇宙分野への FSW の適用	熊 谷 正 樹	142
R503	アルミニウム合金製自由通路の設計・製作・施工	大 隅 心 平 山 口 進 吾 熊 田 谷 正 樹 林 喜 典 直 喜 田 史 靖	147

発 明 と 考 案

I 105	摩擦攪拌接合 (FSW) 関連特許と製品・技術	仙 田 繁	157
-------	-------------------------------	-------	-----

公 表 資 料

論文・講演・資料		162
----------------	--	-----

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 44 No. 1, 2003

CONTENTS

Technical Paper

P653	Effects of Manganese Contents in Solid Solution and Microstructures on Creep Behavior of 3003 Aluminum Alloy Extrusions	Hiddenori Hatta Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	1
P654	Influence of Iron Content on Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloy Sheet	Tadashi Minoda Hidetoshi Uchida Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	6
P655	Effects of Trace Elements on DC Etching Behavior of Aluminum Foil for Electrolytic Capacitors	Nobuo Osawa Atsushi Hibino	12
P656	Effects of Mg and Cu on the DC Etching Behavior of Aluminium Foil for Electrolytic Capacitors	Atsushi Hibino Nobuo Osawa Kunio Takei	19
P657	Grain Refinement of 7475 based Aluminum Alloy Sheets by Warm Rolling with Heated Rolls and Its Effect on Texture and Mechanical Properties	Hiroki Tanaka Tadashi Minoda Hiroki Esaki Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	28
P658	Mechanical Properties of 7475 based Aluminum Alloy Sheets with Fine Subgrain Structure	Hiroki Tanaka Hiroki Esaki Kenji Yamada Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	34
P659	Mathematical Models and Flatness Control for Aluminum Foil Rolling Mills	Yoshihide Okamura Takashi Ichikawa	41
P660	Anisotropic Yield Function of Sheet Forming Simulation for Aluminium Alloy by using Commercial FEM Software "LS-DYNA V950"	Kenji Yamada Hideo Mizukoshi Koushi Okada Ninshu Ma Nobuhiko Sugitomo	46
P661	Simulation on 3-Points Bending Test of 7000series Aluminium Alloy Extruded Shapes	Koushi Okada Hideo Mizukoshi Kenji Yamada	51
P662	Influence of Refrigerant Side and Air Side Heat Transfer Characteristic on Fin-and-Tube Heat Exchanger Performance	Shiro Kakiyama Naoe Sasaki Akihiro Kiyotani Noriyoshi Sanuki	56
P663	Refinement of Bismuth Particles in Cu-Zn-Bi Alloy	Tetsuya Ando Tetsuro Atsumi Yoshihiro Yoshikawa	64
P664	Ant's Nest Corrosion and Its Prevention of ACR Copper Tubes based on Experience	Tetsuro Atsumi Kozo Kawano Koji Nagata	69
P665	Study on Moundless Pitting Corrosion of Copper Tubes and Prevention of the Corrosion	Yutaka Yamada Osami Seri Masanobu Arakawa	76

Technical Review

R496	Changes of the Heat Exchanger for Room Air-conditioners during These Ten Years	Yoshio Sato Tsukasa Kasuga Naoe Sasaki	80
R497	Application of Aluminum Alloys to Autobody and Its New Technologies	Hideyuki Uto Kazuhisa Shibue	89
R498	Formability of Aluminum Alloy Sheets and Recent Forming Technologies	Yoshio Takeshima	111
R499	Technical Development in Manufacturing Technology and Recent Topics of Al-Mg-Si Alloy Extrusions	Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	119
R500	Fracture Criterion in Hydroforming Analysis for Aluminium Alloy Tubes	Kenji Yamada Hideo Mizukoshi Hideto Okada	131
R501	Improvement of the Probe for Lamb Wave On-line Ultrasonic Testing to Detect Inclusions in the Strip of Aluminium Can Stocks	Nobuyuki Mutoh	135
R502	Application of Friction Stir Welding for Aerospace	Masaki Kumagai	142
R503	Design, Manufacture and Installation of the Pedestrian Aluminium Overbridge	Shinpei Osumi Shingo Yamaguchi Masaki Kumagai Sunao Tanaka Norifumi Hayashi Yasushi Kita	147

Invention and Device

I 105	Patents on Friction Stir Welding : Their Products and Technologies	Shigeru Senda	157
-------	--	---------------	-----

Distributed Data

	Published Papers and Presentations		162
--	--	--	-----

Effects of Manganese Contents in Solid Solution and Microstructures on Creep Behavior of 3003 Aluminum Alloy Extrusions*

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

The creep behavior of AA3003 alloy extrusions with various manganese contents in solid solution and different microstructures was investigated. Proof stress decreased with annealing time at 400°C in both fibrous and recrystallized structures. These microstructures did not change during annealing. Specimen with high manganese contents in solid solution showed higher creep strength than that with low manganese contents even if proof stress were same at 200°C. Further, in the same manganese contents in solid solution, the specimen with the fibrous structure showed higher creep strength than the recrystallized one due to subgrain structures.

1. Introduction

It is well known that manganese is one of the useful elements for controls of the microstructures on aluminum alloys. There are many aluminum alloys that are added manganese as an additional element. In these alloys, simple Al-Mn alloys like AA3003 are more understandable to study effects of manganese addition than the complex alloys. Some reports with creep behavior on AA3003 alloy at high temperature were published^{1), 2)}. In these investigations, the creep behaviors on common aluminum sheets or extrusions were discussed. However, manufacturing conditions have not been taken into account. On the other hand, it is known that manufacturing conditions such as homogenization, extrusion and annealing change the content of solute atoms in the matrix and the microstructures³⁾⁻⁵⁾. In this study, the creep behavior of AA3003 alloy extrusions with various manganese contents in solid solution and with different microstructures was investigated, and the effects of microstructures and manganese contents in solid solution on creep behavior were discussed.

2. Experimental Procedure

The chemical compositions of AA3003 alloy for this study are shown in **Table 1**. The ingots for extrusion were prepared by DC casting with 90mm diameter. The homogenizing and the extruding conditions are shown in **Table 2**. In this study, the ingots were homogenized at 630°C for 10h followed by water quenching to inhibit the precipitation of manganese solute atoms during cooling process. These ingots were extruded at 450°C and 300°C into the rod with 20mm diameter. The samples extruded at 450°C and 300°C were named the sample A and B respectively. As cast (non homogenized) ingot was also extruded at 450°C to compare with homogenized one. This extrusion derived from as-cast ingot was named

Table 1 Chemical compositions of 3003 alloy (mass%).

alloy	Mn	Fe	Si	Cu	Al
3003	1.19	0.47	0.13	0.17	Bal.

Table 2 Homogenizing and extruding conditions.

Sample	Homogenizing conditions	Extruding conditions	
		Temperature (°C)	Diameter of rod (mm)
A	630°C-10h (WQ)	450	φ 20
B	630°C-10h (WQ)	300	
C	non (as cast)	450	

WQ : water quenching

* The main part of this paper was presented at ICAA8, Materials Science Forum, 396-402 (2002) 1297.

** No.1 Department, Research & Development Center

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

the sample C. These extrusions were annealed at 400°C up to 64h to control contents of solute manganese atom in the matrix. The electrical conductivities were measured at 20°C. Tensile test and creep one were performed at 200°C in the extruding direction. Thermal exposure at 200°C for 100h was performed for specimens prior to each test. In tensile test, the test pieces with 7mm diameter and 25mm gauge length were used. In creep one, the test pieces with 6mm diameter and 30mm gauge length were used.

3. Results

3.1 Electrical conductivity

The change of electrical conductivity during annealing at 400°C is shown in Fig. 1. The electrical conductivity increased with annealing time at 400°C for all extrusions. It is well known that the electrical conductivity increases with the decreasing of the contents of solute atom, that is, solute manganese atoms precipitate in the matrix as the fine particles, e.g. Al₆Mn or AlFeMnSi. The electrical conductivities of sample A, B and C became almost same after annealing at 400°C for 64h.

3.2 The microstructures

Effect of manufacturing conditions on microstructures before and after annealing at 400°C are shown in Fig. 2. Recrystallized structures

are observed in sample A as an extruded condition. The grain diameter of sample A was about 90 μm. Sample B and C showed fibrous structures as an extruded condition. Some investigators showed that the evolutions of these structures were effected by second particles and segregation in the cell boundaries⁵⁾. These structures did not change after annealing at 400°C.

3.3 Creep tests

Creep rupture tests were performed in the sample A-64h, B-64h and C-64h in Fig. 2. The creep curves of specimens annealed at 400°C for 64h, which had same electrical conductivities but different microstructures are shown in Fig. 3. The fibrous structured specimens indicated

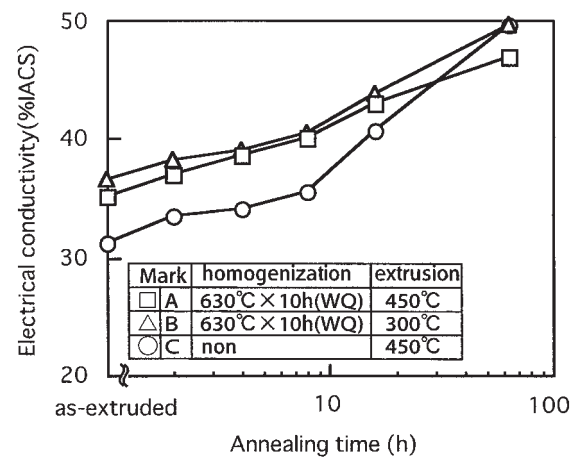


Fig. 1 Change of electrical conductivity during annealing at 400°C.

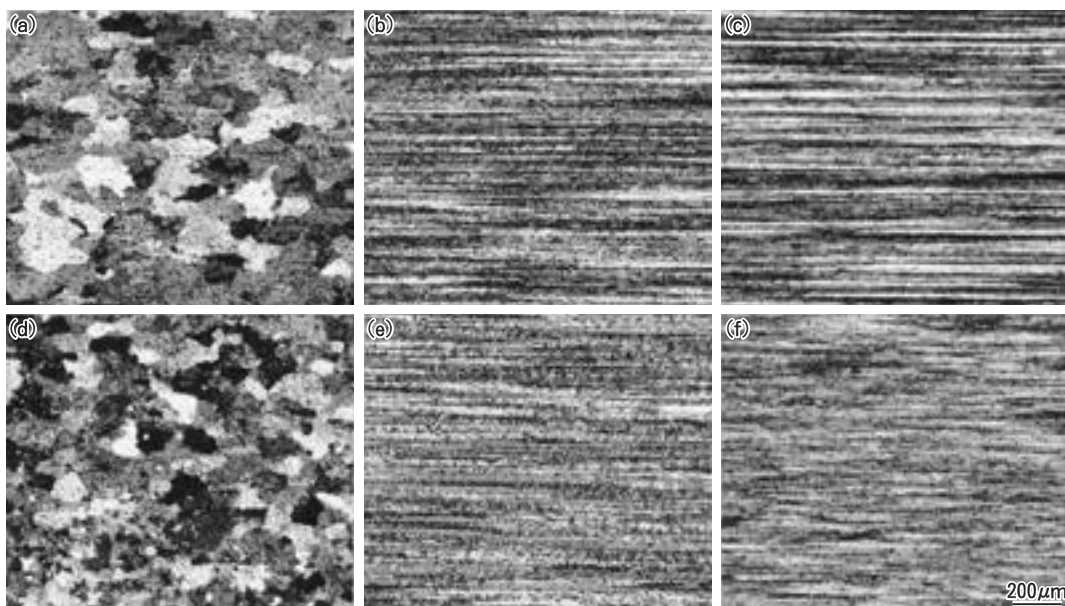


Fig. 2 Effect of manufacturing conditions on microstructures before and after annealing at 400°C. (a) A-0h (b) B-0h (c) C-0h (d) A-64h (e) B-64h (f) C-64h.

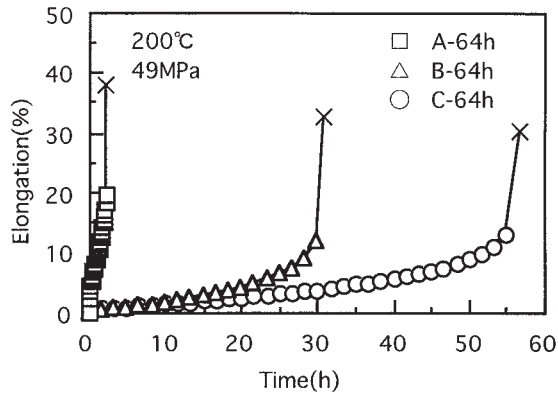


Fig. 3 Creep curves of specimens annealed at 400°C for 64h, which had same electrical conductivities but different microstructures.

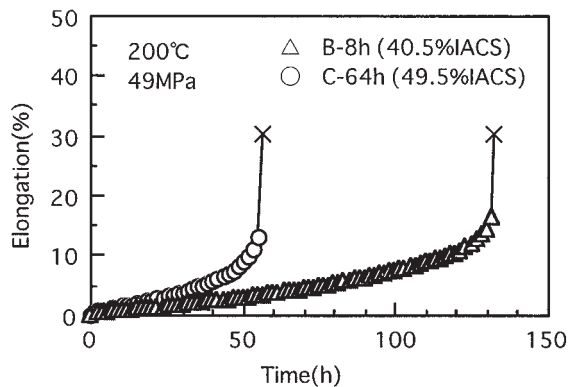


Fig. 4 Creep curves of specimens, which had same proof stress but different electrical conductivities. The microstructures of both specimens were fibrous.

longer times to fracture than that of recrystallized one in spite of having same electrical conductivities which related to manganese contents in solid solution.

Further, creep curves of two fibrous structured specimens that have same proof stress (0.2%P.S.) at 200°C, but different electrical conductivities, are shown in Fig. 4. The specimen with low electrical conductivity showed longer times to fracture than that with low manganese contents in solid solution. It suggests that creep strength is also related to manganese contents in solid solution.

4. Discussion

4.1 The influence of the microstructures

Tensile properties at 200°C are shown in Fig. 5. In specimens annealed at 400°C for 64h, sample C

with fibrous structure indicated higher tensile strength and proof stress than that with recrystallized one. TEM structures of specimens annealed at 400°C for 64h are shown in Fig. 6. Subgrains are observed in the sample B-64h and C-64h. Sample A-64h showed recrystallized one with large grain size. These results show that the tensile strength and the creep strength of sample B-64h and C-64h become higher than sample A-64 because of subgrain structure. Generally, it is well known that large grain size is advantageous for higher creep strength. But Fig. 3 shows that subgrain structure causes in the improvement of tensile properties and creep strength.

4.2 The influence of manganese contents in solid solution

Electron microscope photographs are shown in Fig. 7. Sample B-8h showed higher creep strength and lower electrical conductivity than Sample C-64h. Subgrains are observed in both samples. It suggests that it is difficult to evolve dynamic recovery during the creep tests because

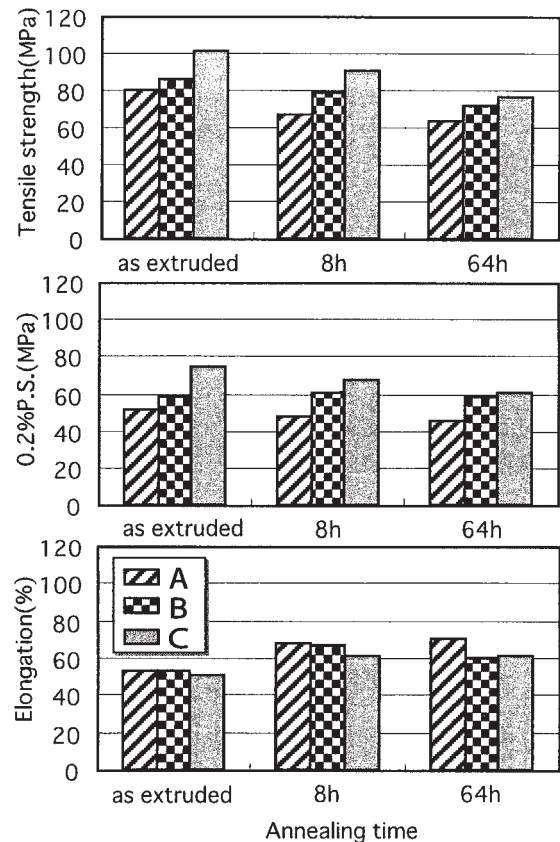


Fig. 5 Tensile properties of specimens at 200°C after exposed at 200°C for 100h. Specimens were annealed at 400°C for 0h, 8h and 64h.

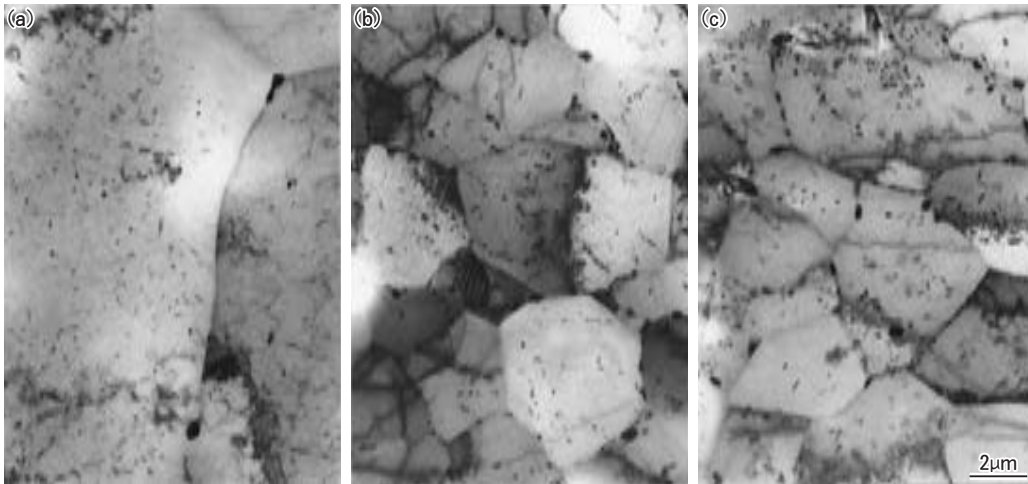


Fig. 6 Transmission electron micrographs of AA3003 extrusion annealed at 400°C for 64h. (a) A-64h (b) B-64h (c) C-64h.

of the manganese solute atoms. It is well known that solute atoms have drag effect for the mobility of dislocation. In the creep behavior of conventional Al-Mg alloys, the dislocation density during creep tests under a constant stress is constant in spite of different magnesium contents in solid solution⁶. It is different from the effect of manganese atoms in solid solution. Minimum creep rate dependence on applied stress at 200°C is shown in Fig. 8. The minimum creep rate of

each samples increased with applied stress. The minimum creep rates of the samples with fibrous structures like B-64 and C-64 were lower than that with recrystallized one like A-64. However, the effects of the amounts of manganese content in solid solution for the minimum creep were small. It is suggests that the microstructures are more effective than manganese content in solid solution for creep behavior.

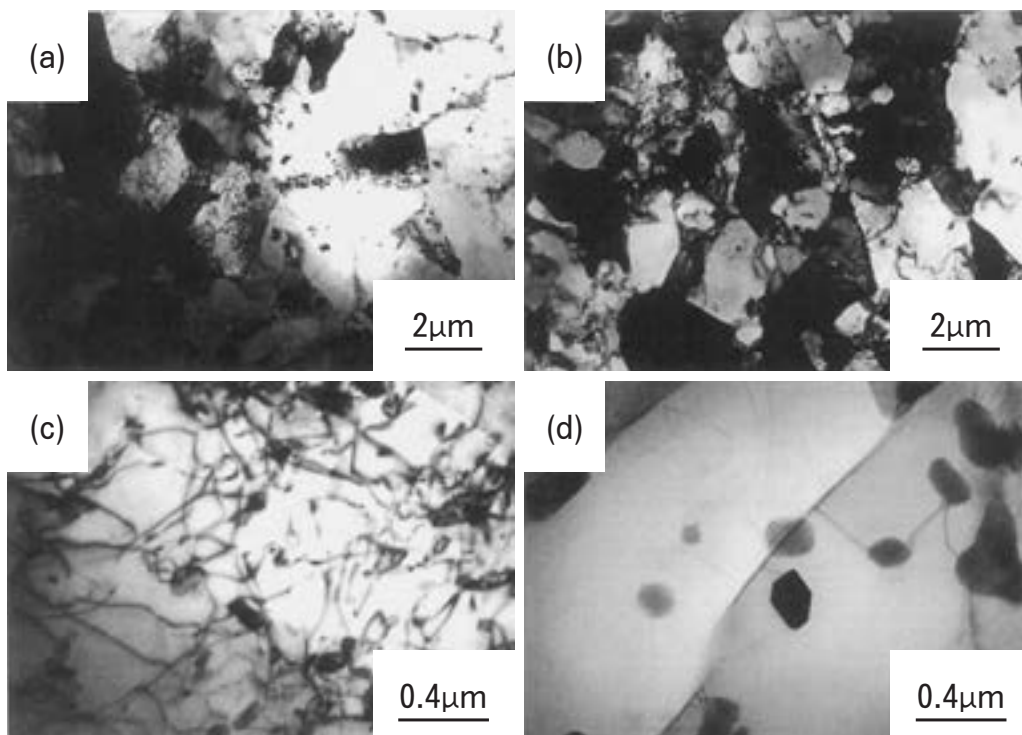


Fig. 7 Transmission electron micrographs of specimens after creep tests. (a)(c) B-8h (b)(d) C-64h.

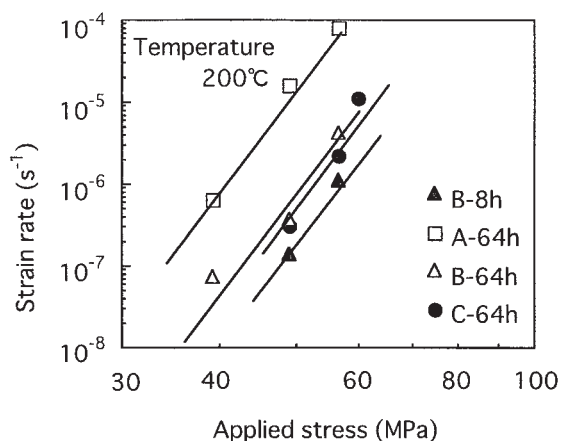


Fig. 8 Minimum creep rate dependence on applied stress at 200°C.

5. Conclusions

- (1) Tensile strength decreased with annealing time at 400°C in spite of fibrous or recrystallized structures.
- (2) The specimen with high manganese contents

in solid solution showed higher creep strength than that with low manganese contents in solid solution even if tensile strengths were same at 200°C.

(3) In the same manganese contents in solid solution, the specimen which had the fibrous structure indicated higher creep strength than the recrystallized one because of subgrain formation.

References

- 1) D.O.Northwood and L.Smith, *Materials Forum*, **13** (1989), 187.
- 2) X.Meng and D.O.Northwood, *Metallography*, **21** (1988), 293.
- 3) P.C.M. de Haan, J.van Rijkom, J.A.H.Sontgerath : *Proc. 5th ICAA*, (1995), 765.
- 4) H.Hatta, S.Komazawa, S.Matsuda, H.Yoshida : *Proc. 95th Japan Inst. of Light Metals*, (1998), 195.
- 5) T.Minoda, H.Yoshida: *Journal of Japan Inst. of Light Metals*, **47** (1997), 691.
- 6) H.Oikawa : *Hot Deformation of Aluminum Alloys*, (Edited by T.G.Langdon et al.), The Minerals, Metals & Materials Society, (1991), 153.

Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼす鉄量の影響*

箕田 正** 内田 秀俊***
 渋谷 和久*** 吉田 英雄**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 6-11

Influence of Iron Content on Mechanical Properties of Al-Mg-Si Alloy Sheet

Tadashi Minoda, Hidetoshi Uchida, Kazuhisa Shibue and Hideo Yoshida

The influence of iron content on mechanical properties of Al- 1.0mass%Si- 0.5mass%Mg- 0.1mass%Mn alloy T4 sheet was investigated. The amount of Al-Fe-Si second phase particles increased with iron content. This causes the consumption of silicon atoms by the formation of Al-Fe-Si particles. Furthermore, tensile strength of the samples in T4 condition was not influenced by iron content, but the paint bake response decreased over 0.5mass%. This was the result of lowering age hardening rate at the early stage of artificial aging because of the loss of silicon atoms. Also, the bendability of the samples became worse with iron content. But, it was the worst at 0.5mass% of iron content, while it became better or the same over 0.5mass%. The reason was considered as follows. Cracking by bending occurred along the second phase particles and the shear bands. The second phase particles increased with iron content, thus the bendability became worse. On the other hand, the solution content of silicon decreased with iron content, thus the formation of shear bands decreased and the bendability became better. The bendability of the samples was determined by the amount of second phase particles and the solution content of silicon, therefore the bendability of the sample was the worst at 0.5mass% of iron content.

1. 緒 言

近年、環境負荷軽減を目的として自動車の軽量化が進んでおり、車体へのアルミニウム合金材の採用が増加している¹⁾。ボディパネル材においてもアルミニウム合金を採用した車種が増加しており、塗装焼付け硬化性を有すること、成形時のストレッチャストレインマークの発生がないことなどから、Al-Mg-Si 系合金の採用が拡がりつつある。特に欧米では、Al-Mg-Si 系合金がボディパネル材の主流になっている²⁾。今後さらにその適用拡大を行うには、素材のコストダウンが重要な課題であり、将来増加が見込まれるスクラップのリサイクルが必要となる。ボディパネルの場合には、ヒンジやロックなどの

鉄部品が取り付けられるため、リサイクルにおける鉄量の増加が予想される。Al-Mg-Si 系ボディパネル材においては、プレス成形性はもちろんのこと、特にアウト材では塗装焼付け硬化性（ベークハード性）および曲げ加工性（ヘム加工性）が必要であり、鉄量の増加がこれらの特性に及ぼす影響を明らかにする必要がある。

そこで本研究では、不純物として含有される鉄量が、Al-Mg-Si 系合金 T4 板材の引張性質、曲げ加工性および成形性に及ぼす影響を調査した。

2. 実験方法

供試材として、Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn 合金をベースとして、鉄量を 0.1mass%、0.5mass%、0.8mass%、1.0mass% の 4 条件で添加したアルミニウム合金鋳塊を半連続鋳造法により作製し、均質化処理、熱間圧延、中間焼鈍、冷間圧延の工程を経て、厚さ 1.0mm の板材を作製した。溶体化処理は 843K に

* 軽金属学会第 103 回秋期大会（平成 14 年 11 月）にて一部発表、軽金属、53（2003）、523 に主要部分を掲載

** 研究開発センター 第一部、工学博士

*** 研究開発センター 第一部

昇温保持した塩浴炉を用い、浴中で 60s の浸せきを行った後、強制空冷による焼入れを行った。その後、大気炉による 373K で 6ks の予備時効処理および 293K で 7 日間の自然時効処理を行い、T4 調質材とした。

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

引張試験は圧延方向に対して 0 度および 90 度方向に JIS 5 号試験片を採取して行い、その 2 本の平均値で評価した。なお、溶体化処理のタイミングを変えて計 3 回評価を行ったが、強度ばらつきは 3MPa 以内であり、再現性は良好であった。また、人工時効特性を調査するため、圧延方向に対して 0 度方向の引張試験片を用い、443K で 0.6ks~172.8ks の人工時効処理を行い、その引張試験も行った。曲げ試験は幅 25mm の試験片を圧延方向に対して 0 度および 90 度方向に採取し、5% の引張ひずみを導入した後、180 度の押曲げを行った。このとき、内側曲げ半径を 0~0.5mm で変化させ、割れの発生しない限界曲げ半径を調査した。さらに、プレス成形性についてはエリクセン試験機を用い、張出し性（球頭パンチを使用）の評価には直径 120.0mm、深絞り性（平頭パンチを使用）の評価には直径 112.5mm の円板状試験片を作製し、Fig. 1 に示す工具を用いて評価を行った。このとき、試験片には低粘度潤滑油を塗布し、パンチ速度 2.0mm/s で限界成形高さを調査した。

また、各試験片のせん断帯の形成されやすさを比較するため、T4 材を用いて加工度 50% の冷間圧延および 473K-7.2ks の析出処理を行った後、L-ST 断面の光学顕微鏡組織観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

T4 材の L-LT 面光学顕微鏡組織を Fig. 2、結晶粒径に及ぼす鉄量の影響を Fig. 3 に示す。鉄量の増加に伴っ

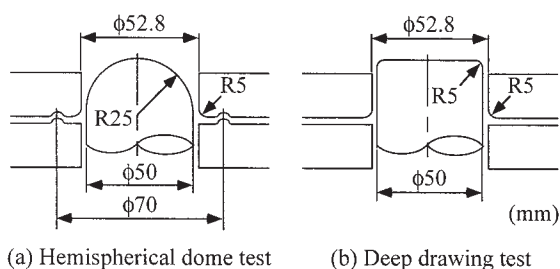


Fig. 1 Schematic models of the cup-drawing test.

て結晶粒は微細になる傾向がみられ、鉄量 0.8mass% および 1.0mass% 材の結晶粒径は 0.1mass% 材の約半分である。また、L-ST 断面光学顕微鏡組織を Fig. 4 に示すが、鉄量の増加に伴って第 2 相粒子が増加している。鉄量の増加に伴い、PSN 機構（Particle Stimulated Nucleation）による結晶粒の微細化が起きていると考え

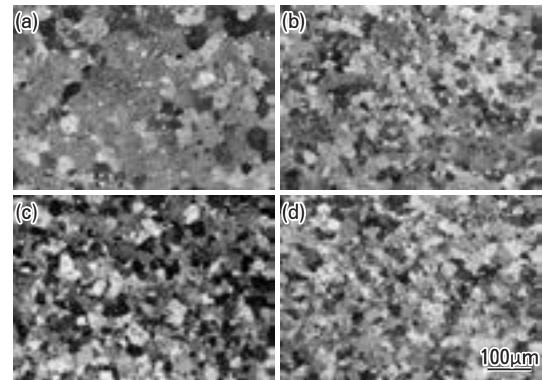


Fig. 2 Optical microstructures of the T4 samples. The iron contents are (a) 0.1mass%, (b) 0.5mass%, (c) 0.8mass% and (d) 1.0mass%.

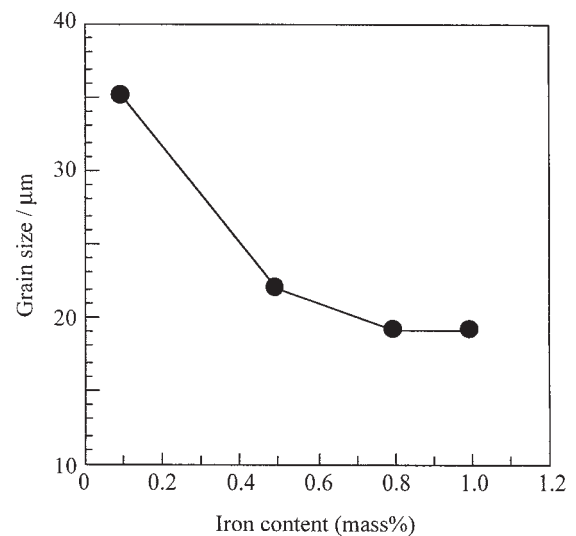


Fig. 3 Effect of iron content on grain size of the T4 samples.

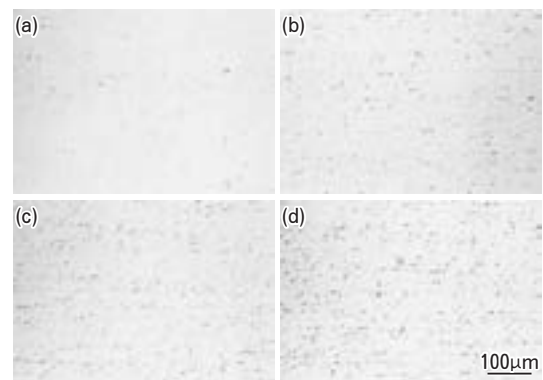


Fig. 4 Distribution of second phase particles in the T4 samples. The iron contents are (a) 0.1mass%, (b) 0.5mass%, (c) 0.8mass% and (d) 1.0mass%.

られる³⁾。また、アルミニウム中の鉄の固溶限は、823K~843K の範囲では 0.013~0.021mass% であることや^{4), 5)}、さらにけい素の存在によって鉄の固溶限が減少することから⁶⁾、添加した鉄量のほとんどが化合物として晶出あるいは析出すると考えられる。鉄量 0.1mass% 材および 1.0mass% 材について、X 線回折結果を Fig. 5 に示す。鉄量 0.1mass% 材では α -AlFeSi 相 (体心立方晶, $a=1.256\text{nm}$)⁷⁾ および α' -AlFeSi 相 (六方晶, $a=1.23\text{nm}$, $c=2.62\text{nm}$) のピークはほとんどみられず、 β -AlFeSi 相 (単斜晶, $a=0.612\text{nm}$, $b=0.612\text{nm}$, $c=4.15\text{nm}$) のピークが若干観察されるのみであるが、鉄量 1.0mass% 材では、 α -、 α' -、 β -AlFeSi 相ともにピークがみられ、特に β -AlFeSi 相の強度が高い。また、Al-Fe 系化合物のピークが観察されないことから、添加した鉄元素のほとんどが Al-Fe-Si 系化合物を形成したと考えられる。形成された化合物の質量比や体積比を X 線回折ピーク強度から計算するには、X 線吸収係数の違いから検量線が必要であるが、これらの化合物の鉄：けい素比は質量比で 4:1~2:1 であることから、鉄量 1.0 mass% の場合には、0.25~0.5mass% 程度のけい素が Al-Fe-Si 相形成のために消費されており、固溶および時効に寄与するけい素量が減少していると考えられる。

3.2 引張性質

T4 材の引張性質を Fig. 6 に示す。引張強さおよび耐力に及ぼす鉄量の影響はほとんどみられないが、伸びは鉄量の増加に伴って低下する傾向がみられる。Al-Fe-Si 系化合物粒子数の増加により、亀裂伝播が起こりやすくなったためと考えられる。また、人工時効特性に及ぼす鉄量の影響を Fig. 7 に示す。自動車ボディの塗装焼付け処理は通常 443K-1.8ks 程度であるが、その場合、鉄量が 0.5mass% を超えると、鉄量の増加に伴って時効硬化量が減少し、時効処理後の耐力が低くなる傾向がみられる (Fig. 7 の破線上)。鉄量 0.1mass% 材と 1.0mass% 材の時効処理後の耐力差は 25MPa であるが、試験タイミングによる耐力差のばらつきは最大 1MPa であったことから、この差は有意差と考えられる。一方、時効時間が 14.4ks 以上になると、鉄量 0.1mass% 材よりもむしろ 0.5mass% 以上の方が耐力が高くなる傾向がみられる。すなわち鉄量が多い場合には、ピーク時効の強度は低下しないが、時効初期の硬化速度が低下するため、443K-1.8ks 程度の塗装焼付け処理では十分な強度が得られず、高強度が要求される製品では問題が発生することが分かる。八太ら⁸⁾によると、焼入れ直後に 443K-1.8ks および 28.8ks の人工時効処理を行った場合、Al-0.98mass%Mg₂Si 合金ではビッカース硬さ上昇量がそれぞれ 22 および 62 であるのに対し、Al-0.98mass%Mg₂Si-0.6mass%Si 合金ではそれぞれ 59 および 74 であることを示しており、過剰けい素によって時効初期の硬化速度が増大する。本研究では、前項で述べたように鉄量の増加に伴って固溶けい素量が減少するため、時効初

期の硬化速度が低下し、塗装焼付け処理を想定した 443K-1.8ks の時効処理後の耐力が低下したと考えられる。従って、鉄量の増加による塗装焼付け硬化性の低下

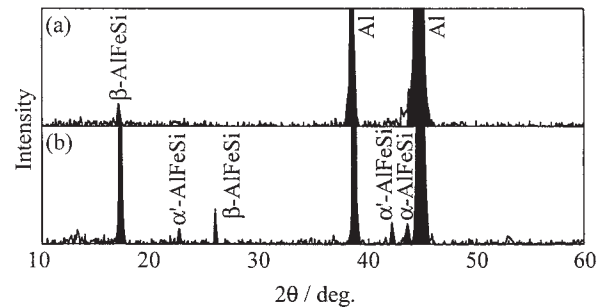


Fig. 5 X-ray diffraction patterns of the T4 samples. The iron contents are (a) 0.1mass% and (b) 1.0mass%.

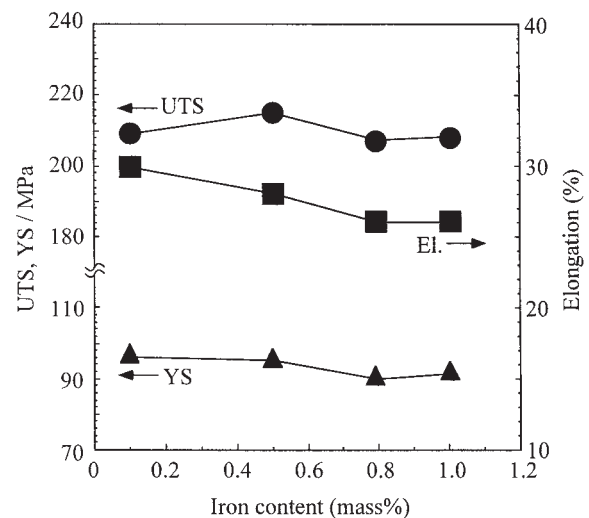


Fig. 6 Effect of iron content on tensile properties of the T4 samples.

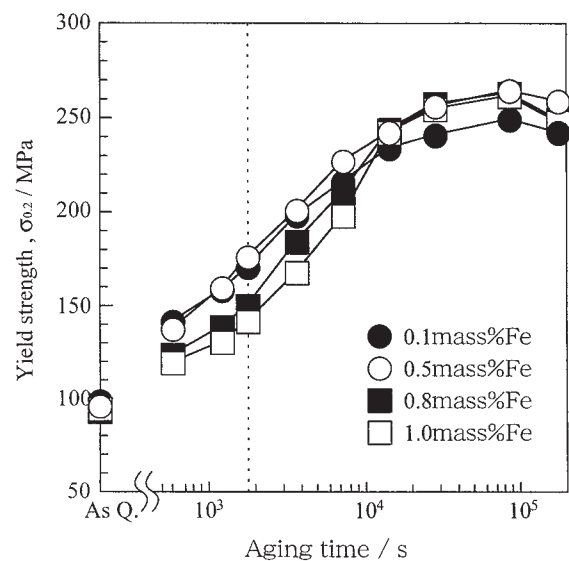


Fig. 7 Effect of iron content on yield strength before and after artificial aging treatments at 443K.

を抑制するには、Al-Fe-Si相の形成に消費されたい素量を増加させるか、あるいは時効速度を増大させるような予備時効処理条件の適正化が必要と考えられる。

3.3 曲げ性

鉄量と限界曲げ半径の関係を Fig. 8, 内曲げ半径 0mm における曲げ試験後の外観を Fig. 9 に示す。鉄量 0.1mass% の場合に曲げ性は最良であるが、鉄量の増加により曲げ性の低下がみられる。ただし、鉄量 0.8mass% 材および 1.0mass% 材での曲げ性は、0.5mass% 材に比べると若干優れる傾向がみられ、鉄量と限界曲げ半径は必ずしも比例関係にはならない。いっぽう、浅野⁹⁾によれば、Al-Mg-Si 系合金 T4 材の曲げ性には、粒界および粒内の第 2 相粒子数、曲げ加工時のせん断帯（およびマイクロバンド）の発達に影響していることが報告されている。鉄量 0.5mass% 材の曲げ加工後における破断部近傍の光学顕微鏡組織を Fig. 10 に示す。破断部近傍において、Al-Fe-Si 相の周囲で最大 20 μ m 程度の大きさのボイドの発生が認められ、また破断面に沿ってせん断帯が形成されている様子が観察される。このことから、本研究においても、第 2 相粒子によるボイドと、せん断帯の形成が亀裂伝播を促進し、破壊が生じたと考えられる。各 T4 材の画像解析による第 2 相粒子のサイズ分布を Fig. 11 に示す。2 μ m 以上の大きさの第 2 相粒子数は、鉄量の増加に伴って多くなる傾向がみられる。また、各 T4 材について冷間圧延（加工度 50%）および 473K-

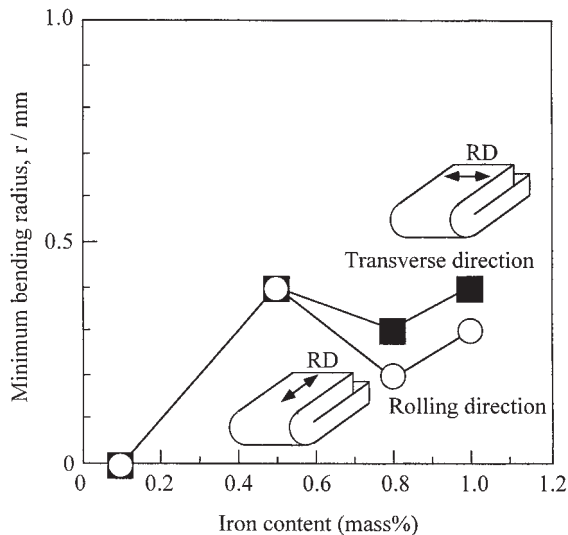


Fig. 8 Effect of iron content on bendability of the T4 samples.



Fig. 9 Appearance of the bent specimens. Bending direction is parallel to the rolling direction and the radius is 0mm.

7.2ks の析出処理後の、L-ST 断面の光学顕微鏡組織を Fig. 12 に示す。せん断帯の形成は、鉄量が 0.8mass% 以上で減少する傾向がみられる。Fig. 11 より求めた 2 μ m 以

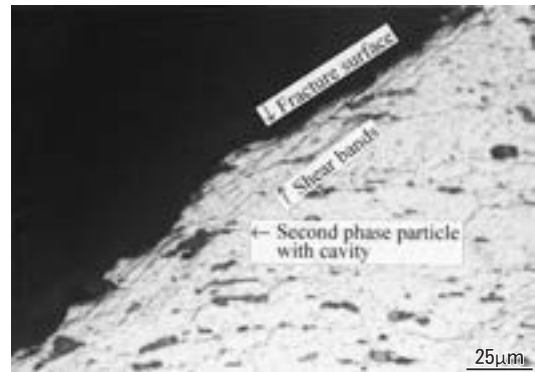


Fig. 10 Optical microstructure near the fracture surface of the bent sample at 0.5mass% of iron content.

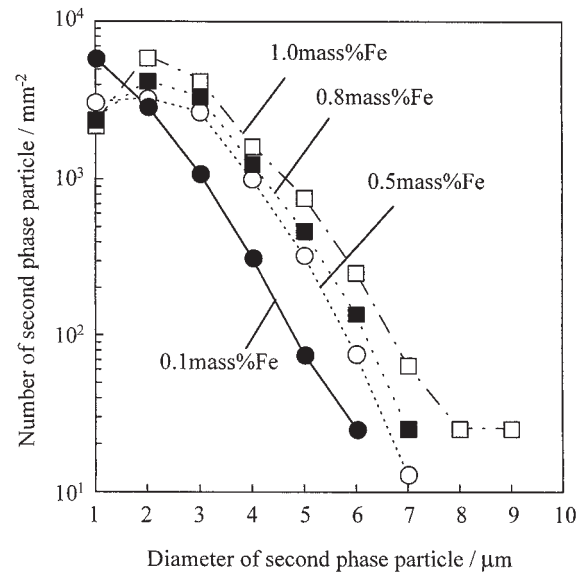


Fig. 11 Effect of iron content on size distribution of second phase particles.

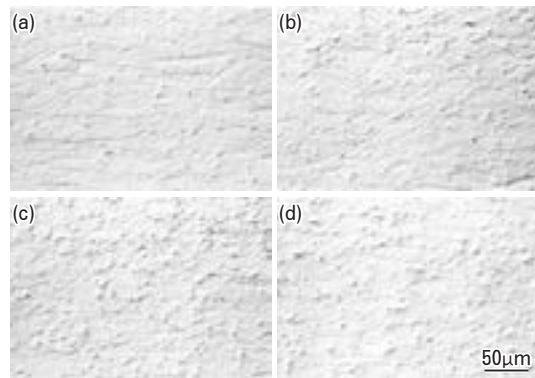


Fig. 12 Effect of iron content on formation of shear bands. The specimens were cold rolled with the reduction of 50% and heat treated at 473K for 7.2ks. The iron contents are (a) 0.1mass%, (b) 0.5mass%, (c) 0.8mass% and (d) 1.0mass%.

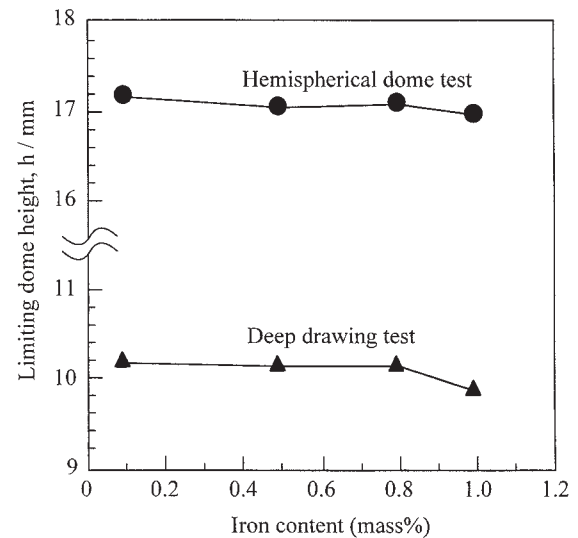
Table 1 Relationship between second phase particles, shear bands and bendability.

Iron content (mass%)	0.1	0.5	0.8	1.0
Number of second phase particles (mm^{-2})	4400	7300	9400	12900
Number of shear bands (mm^{-1})	157	167	122	83
Minimum bending radius (mm)	0	0.4	0.2	0.3

上の第2相粒子数および、Fig. 12のST方向における単位長さあたりのせん断帯の本数をTable 1にまとめる。鉄量0.1mass%材では、せん断帯は比較的形成されやすく、亀裂が伝播しやすいものの、 $2\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子数が少ないため、亀裂の発生が起りにくく、最も曲げ性は良好であったと考えられる。一方、鉄量0.5mass%材では、せん断帯の形成されやすさは0.1mass%材と同等であり、さらに $2\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子数も多いため、亀裂の発生および伝播が比較的容易であり、最も曲げ性が悪い。さらに、鉄量0.8mass%材および1.0mass%材では、 $2\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子数は多いものの、せん断帯が形成されにくいため、亀裂が発生しても伝播しにくくなり、曲げ性は鉄量0.5mass%材と同等以上であったと考えられる。鉄量が増加すると、固溶けい素量が減少するため、変形中に転位が固着されにくくなること、あるいはGPゾーンの形成が低減することから、曲げ加工中に均一変形が起りやすくなり、せん断帯が形成されにくくなると推測される。なお、日比野ら¹⁰⁾によると、Al-Mg-Si系合金のけい素量(0.7~1.6mass%)が少ないほど、曲げ性が良好であることを示しており、本研究と傾向が一致する。また、著者ら¹¹⁾はAl-3mass%Mg合金では5%以上の引張変形で転位の局在化が生じ、マイクロバンドが形成され、それがせん断帯に発達するが、純アルミニウムでは35%の引張変形においても、均一な転位セル組織が形成され、変形が均一に起こることを報告している。固溶けい素が減少した場合にも、転位の局在化が起りにくくなり、せん断帯が発達しにくくなった可能性が考えられる。

3.4 成形性

成形性の評価結果をFig. 13に示す。深絞り性(平頭パンチ)、張出し性(球頭パンチ)ともに鉄量の増加に伴って低下する傾向がみられるが、低下量はわずかである。著者ら¹²⁾は、Al-Mg-Si系合金の成形性において、けい素量が多いほど成形性が向上することを示している。鉄量が増加することで固溶けい素量が減少し、成形性が若干低下したと推測される。

**Fig. 13** Effect of iron content on formability of the T4 samples.

4. 結 言

Al-Mg-Si系合金T4板材について、機械的性質に及ぼす鉄量の影響について検討した結果、以下の知見が得られた。

- (1) 鉄量の増加に伴い、AlFeSi系化合物が増加し、結晶粒は微細になった。
- (2) 人工時効において、鉄量が増加すると人工時効初期の硬化速度が低下するため、443K-1.8ks塗装焼付け硬化性は低下した。ただし、443Kでの時効時間が14.4ks以上の場合には、鉄量が増加しても耐力は低下しなかった。
- (3) 曲げ性は鉄量の増加により低下したが、0.5mass%材が最低であり、1.0mass%材、0.8mass%材は0.5mass%材よりも優れていた。 $2\mu\text{m}$ 以上の第2相粒子によるボイドの形成と、せん断帯の相乗作用によって曲げ性は低下するが、鉄量が0.5mass%を超えると、第2相粒子数は増加するものの、せん断帯が形成されにくくなるため、曲げ性が低下しなかった。
- (4) 成形性は鉄量の増加に伴って低下する傾向がみられたが、低下量はわずかであった。

参 考 文 献

- 1) 例えば、宇野照生：アルミニウムの製品と製造技術、軽金属学会、(2001)、220。
- 2) 西村嘉彦：金属、65 (1995)、1194。
- 3) F. J. Humphreys and M. Hatherly：
Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Pergamon, (1996)、261。
- 4) J. K. Edgar：Trans. AIME., 180 (1948)、225。
- 5) 西尾通卓、那須三郎、村上陽太郎：日本金属学会誌、34 (1970)、1173。

- 6) V. G. Rivlin and G. V. Raynor : *International Metals Reviews*, No. 3 (1981), 133.
- 7) 小菅張弓：アルミニウム材料の基礎と工業技術，軽金属協会，(1985)，33.
- 8) 八太秀周，田中宏樹，松田眞一，吉田英雄：軽金属学会第103回秋期大会講演概要，(2002)，77.
- 9) 浅野峰生，内田秀俊，吉田英雄：軽金属，**52** (2002)，448.
- 10) 日比野旭，村松俊樹，佐賀 誠，高田 健：軽金属学会第103回秋期大会講演概要，(2002)，211.
- 11) 内田秀俊，吉田英雄：住友軽金属技報，**37** (1996)，1.
- 12) 内田秀俊，吉田英雄：軽金属学会第95回秋期大会講演概要 (1998)，135.

電解コンデンサ用アルミニウム箔の直流エッチング特性に及ぼす微量元素の影響*

大澤 伸夫** 日比野 淳**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 12-18

Effects of Trace Elements on DC Etching Behavior of Aluminum Foil for Electrolytic Capacitors

Nobuo Osawa and Atsushi Hibino

Effects of trace elements, lead, bismuth, indium and tin with characteristics of the low melting points and the low solubilities to the aluminum, were studied on DC etching behavior of aluminum foil for electrolytic capacitors. The maximum DC etching capacitance for the foils containing indium, tin and lead were gained by the heat treatment at 793K or so, except for bismuth. Furthermore, enrichments of each element were analyzed by TEM, AES and SIMS, and morphologies of surface enrichments were investigated. Each element existed along the rolling lines of aluminum foil surfaces.

1. 緒 言

電解コンデンサ用高純度アルミニウム箔材において、直流エッチング性を高める元素として、Pb¹⁾、Bi²⁾、In³⁾およびSn⁴⁾等が知られているが、これらの元素はいずれも融点が低く、アルミニウムに対する固溶限が小さいという特徴を有する。本報では、上記元素を単独で添加したラボ箔を試作し、直流エッチング特性に及ぼす影響を調べた。さらに、Pb以外の元素については焼鈍時の表面濃化状態がほとんど知られていないために、各元素についてSIMS分析(二次イオン質量分析)による表面分析を試みた。また、In添加箔についてはTEM観察とAES分析(オージェ電子分光分析)を行い、元素の分布状態とピット発生との関係を調べた。

2. 実験方法

試料には、Si7, Fe15, Cu50ppmとした高純度アルミニウム三層電解地金に、Pb, Bi, In, Snを添加した材料を用いた。各試料の化学成分値をTable 1に示すが、一部の実験では高純度地金にInを98ppm, 1%それぞれ

添加した箔を用いた。また、箔の試作は高圧用箔の一般的な工程で最終的に110 μ m厚さにラボ圧延した後、Arガス雰囲気中で320~560 $^{\circ}$ Cの温度範囲で5h焼鈍した。

直流エッチング試験は、塩酸+硫酸系の電解液中で行い、日本電子機械工業会規格EIAJ RC-2364A(アルミ

Table 1 Trace elements of specimens. (ppm)

Trace element Specimen	Pb	Bi	In	Sn
Base	<0.1	<0.1	0.1	<1
P-1	0.2			
P-2	0.8			
P-3	1.2			
B-1		0.2		
B-2		0.6		
B-3		2.0		
I-1			0.3	
I-2			0.6	
I-3			1.1	
S-1				1
S-2				3

* (社)電子情報技術産業協会 電解蓄電器研究会
(平成14年9月)にて一部発表、
電解蓄電器評論, 54 (2003), 51 に一部掲載

** 研究開発センター 第四部, 工学博士

ニウム電解コンデンサ用電極はくの試験方法)に基づき350Vで化成処理(陽極酸化)を行った。また、TEM観察には原箔表面をポリスチロールで被覆し、片面のみをエレクトロ・ジェット研磨で溶解した試料を用いた。なお、原箔表面から深さ方向への添加元素の組成分布状態はAES分析とSIMS分析により調査した。

3. 結果および考察

3.1 直流エッチング特性

560°Cで焼鈍した箔の添加成分種およびその含有量と直流エッチング後の静電容量との関係を Fig. 1 に示す。また、断面および表面のエッチング形態をそれぞれ Fig. 2, Fig. 3 に示す。

ブランクに対して容量の向上が顕著に認められた成分はPbのみであり、0.8, 1.2ppmのPb添加により約25%の容量増加が確認された。Fig. 3によればこの要因としては、これらPb添加箔のピット発生が他の箔に比べて表面全体に分散して発生していたことによると考えられる。なお、3ppmSn添加箔も比較的ピットの分散性は高かったものの、Fig. 2に見られるようにピットの発生が少ない結晶粒が散在していた。

本試験で用いた各添加元素は、焼鈍温度によって表面濃化状態が変化することが知られている。そこで、焼鈍温度を変化させた箔を作製し、直流エッチング後の静電容量を測定した。結果を Fig. 4 に示す。

Pb添加箔の場合、その添加量にかかわらず静電容量は焼鈍温度の上昇とともに増加し、520~560°Cで最も高い値を示した。中でも、添加量が0.8ppmおよび1.2ppmで高い静電容量が得られた。Bi添加箔では、焼鈍温度に対する静電容量の変化は、比較材であるブランクとほぼ同様の挙動を示し、明確な添加効果は認められ

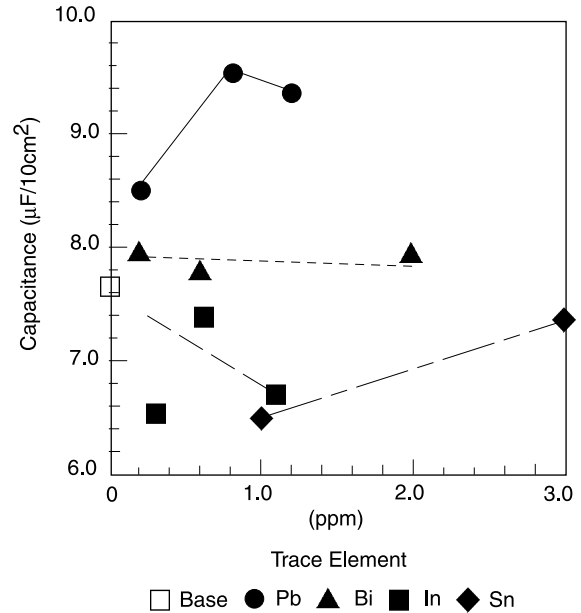


Fig. 1 Effects of trace elements on capacitance after DC etching.

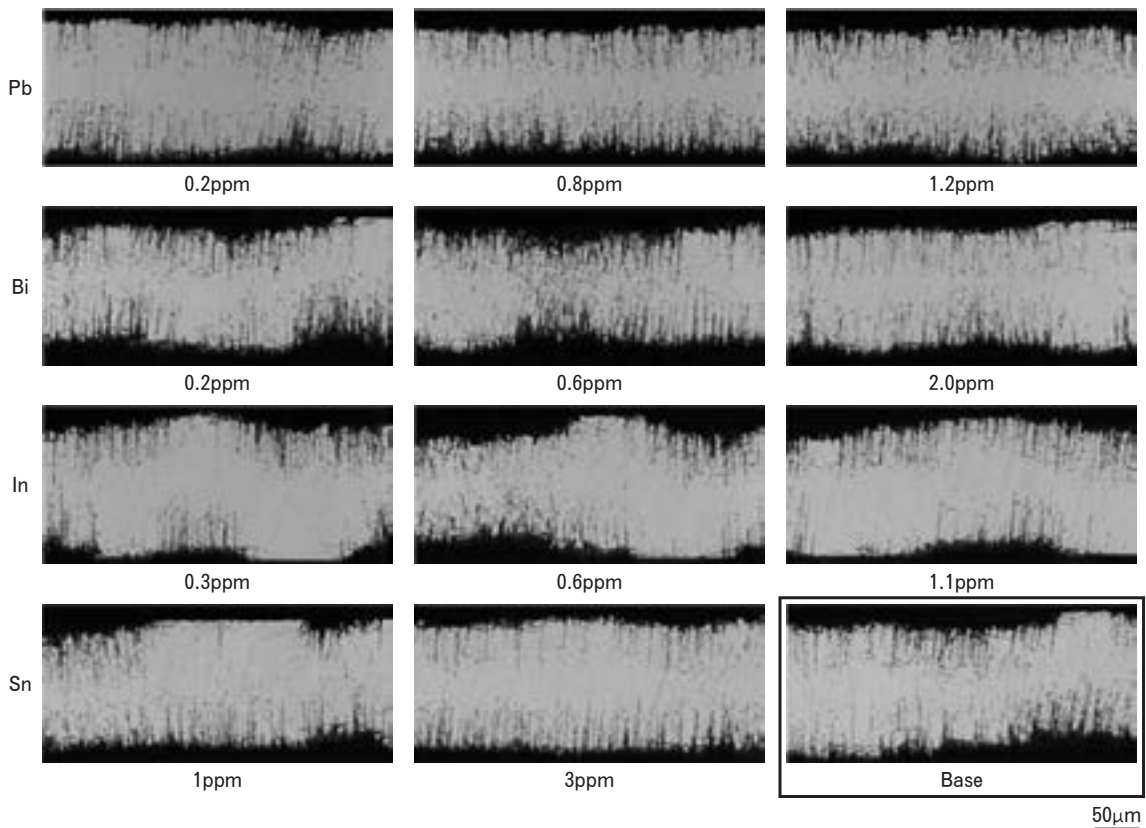


Fig. 2 Cross-sections of specimens after DC etching.

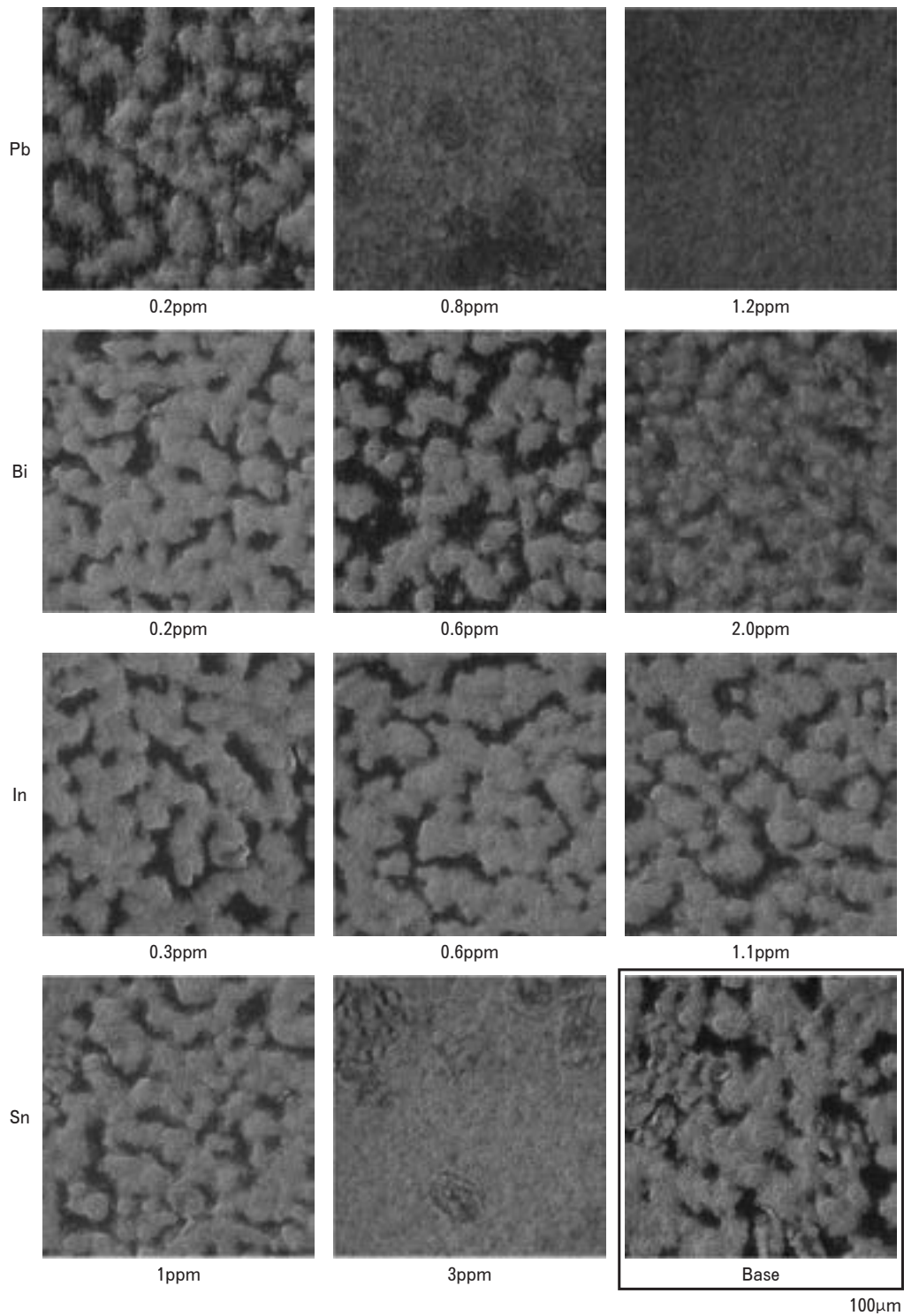


Fig. 3 SEM micrographs of surfaces after DC etching.

なかった。In 添加箔の場合は、0.3ppm、0.6ppmIn 添加材でblankとほぼ同様な挙動を示したが、1.1ppm 添加材では、比較的低温領域でblankよりも高い静電容量が得られた。また、Sn 添加箔については、3ppmSn 添加で全ての温度範囲でblankよりも高い静電容量が得られ、520℃で最高値を示した。

ここで、焼鈍温度による(100)面占有率とエッチン

グ形態の変化(一例)を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。なお、焼鈍時間は5hである。焼鈍温度の上昇とともに(100)面占有率は増加し、450℃以上でほぼ一定となる。一方、各添加元素が最も表面濃化する焼鈍温度はPb: 580℃ (Pb0.8ppm)¹⁾、Bi: 550℃ (Bi2ppm)²⁾、In: 300℃ (In0.01%, In5ppm)³⁾、Sn: 350℃ (Sn0.01%)⁴⁾であることが知られている。上記の結果は、静電容量が焼鈍

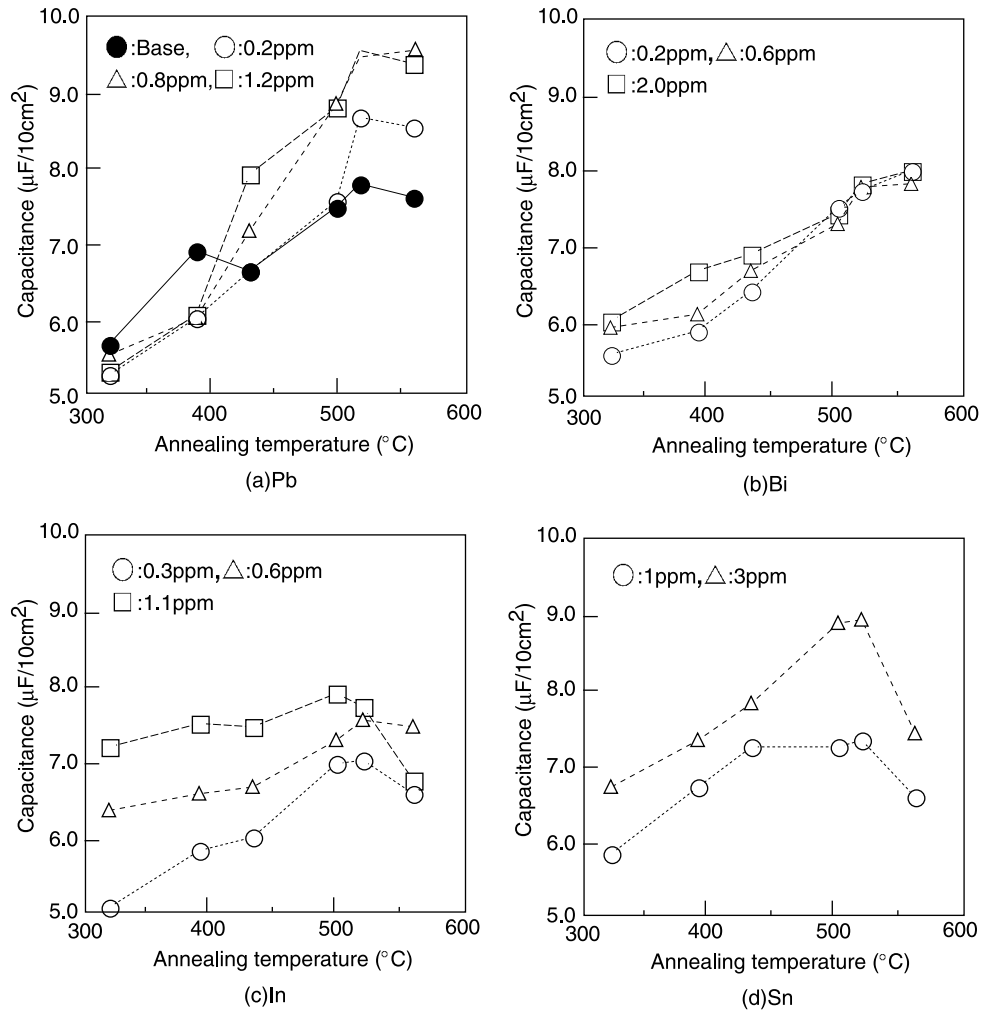


Fig. 4 Effects of annealing temperature on capacitance after DC etching.

後の(100)面占有率のみならず、添加元素の表面濃化状態の影響を強く受けていることを示唆するものである。

そこで、各添加元素が最も表面濃化すると考えられる温度で焼鈍した試料について SIMS 分析を行った。得られた深さ方向元素分析結果(スパッタ速度 $0.4 \text{ \AA}/\text{sec}$)を Fig. 7 に、サイクル数による深さ方向のイオン像の変化 ($25 \text{ \AA}/\text{cycle}$)を Fig. 8 に示す。なお、焼鈍温度は 1.2ppmPb 添加箔: 550°C 、2.0ppmBi 添加箔: 550°C 、1.1ppmIn: 300°C 、3ppmSn 添加箔: 350°C とした。図中には、イオン像測定後の試料から結晶粒界を表出させ、イオン像と同じ倍率で観察した結果と断面方向のイオン像を併記した。いずれの元素も試料表層への明確な濃縮が確認されたが、その領域は表層から $0.05\mu\text{m}$ 程度であった。また、Fig. 8 に示すイオン像からは、粒界あるいは特定の結晶粒内への濃縮は認められず、むしろ図中の RD 方向で示した圧延条痕に沿って濃縮を生じている様子を伺うことができた。

3.2 In の分布状態

数 ppm レベルの添加では、In の表面濃縮状態を十分に確認することができなかつたため、In 添加量を高め

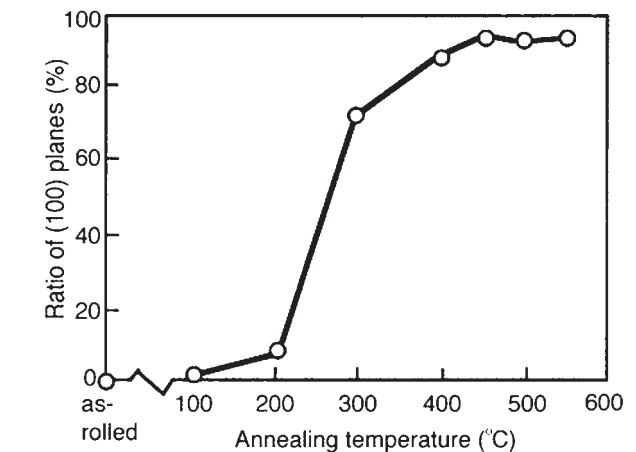


Fig. 5 Relation between annealing temperature and ratio of (100) planes.

た試料を作製し、析出物の電子顕微鏡観察を行った。1%In 添加箔 ($400\sim 560^\circ\text{C}$, 5h 焼鈍)と 98ppmIn 添加箔 (560°C , 5h 焼鈍)の表層部に観察された析出物の TEM 像と EDS 分析結果をそれぞれ Fig. 9, Fig. 10 に示す。さらに、 560°C で 5h 焼鈍した 1%In 合金箔を X

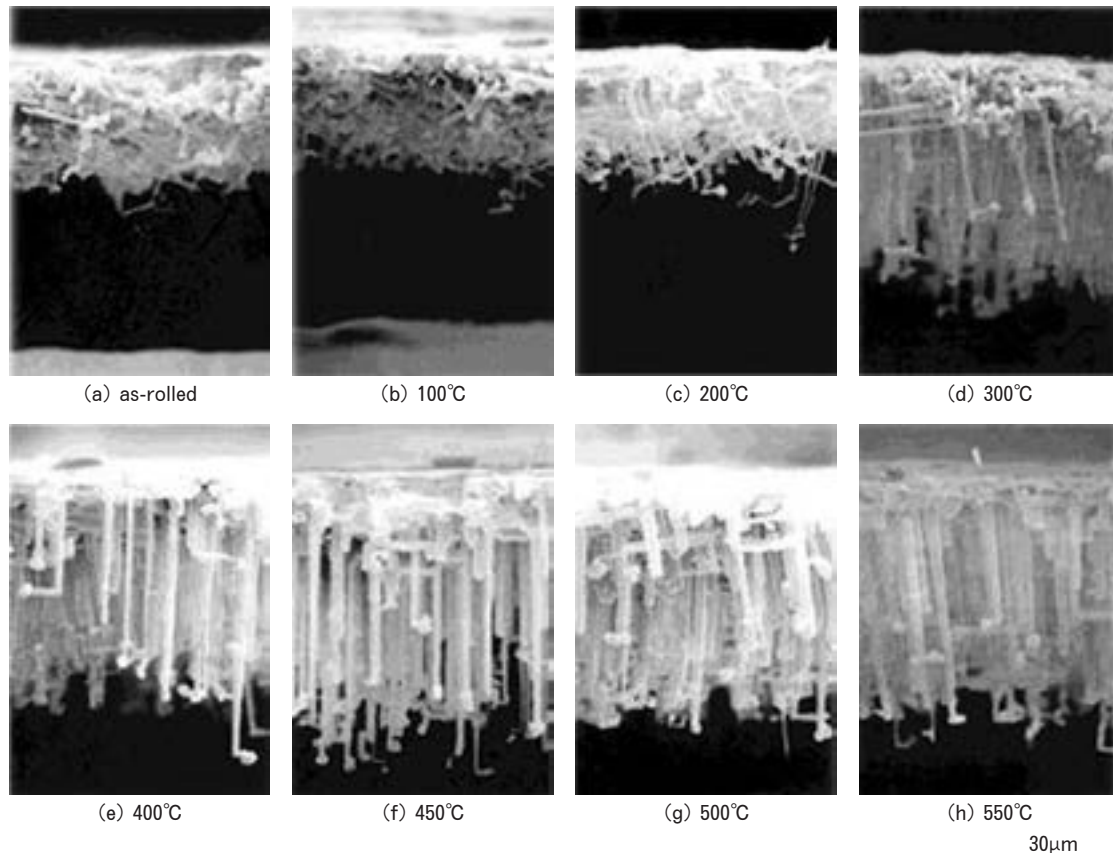


Fig. 6 SEM micrographs of cross-sectional oxide replicas of etched specimens annealed at various temperature.

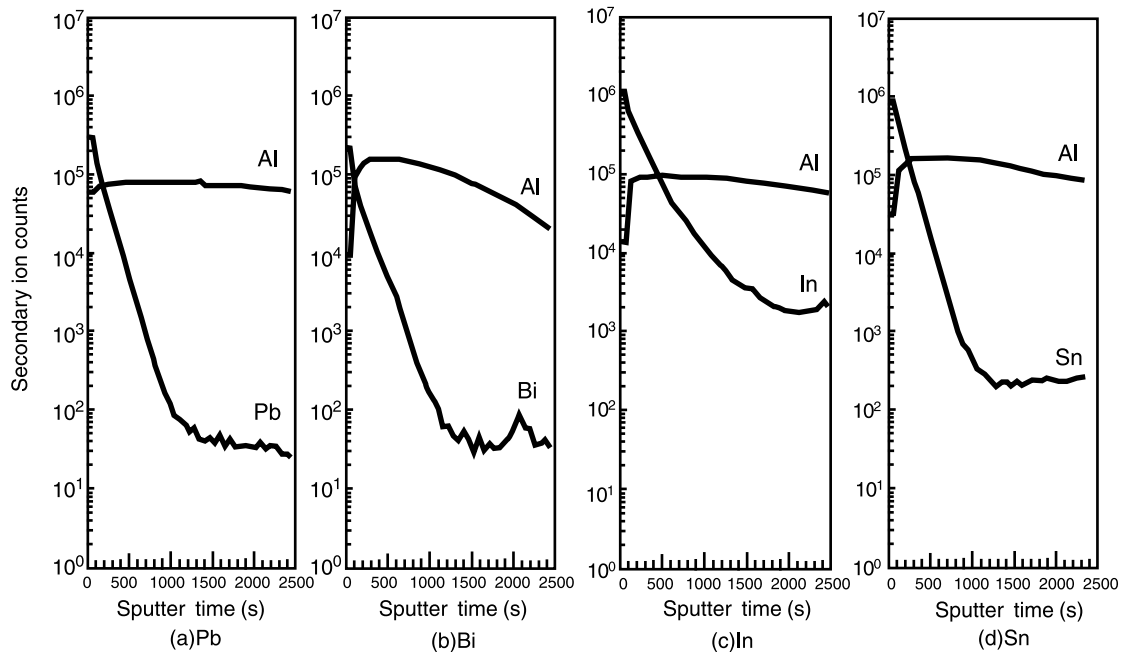


Fig. 7 SIMS depth profile of (a) Pb, (b) Bi, (c) In and (d) Sn.

線回折により調査した結果を Fig. 11 に示す。EDS 分析からは、全ての試料において In の存在を示す強いピークが観察された。また、X 線回折結果からも、In が単体で存在することが確認された。In 粒子は焼鈍温度 400°C

で圧延方向 (Fig. 9 (a) 左上→右下) に沿って分布し、焼鈍温度が高温になるほど、丸みを帯びて凝集する傾向を有することが明らかになった。560°C で焼鈍した試料 (Fig. 9 (c)) には、八角形の形状を有する In 粒子が結

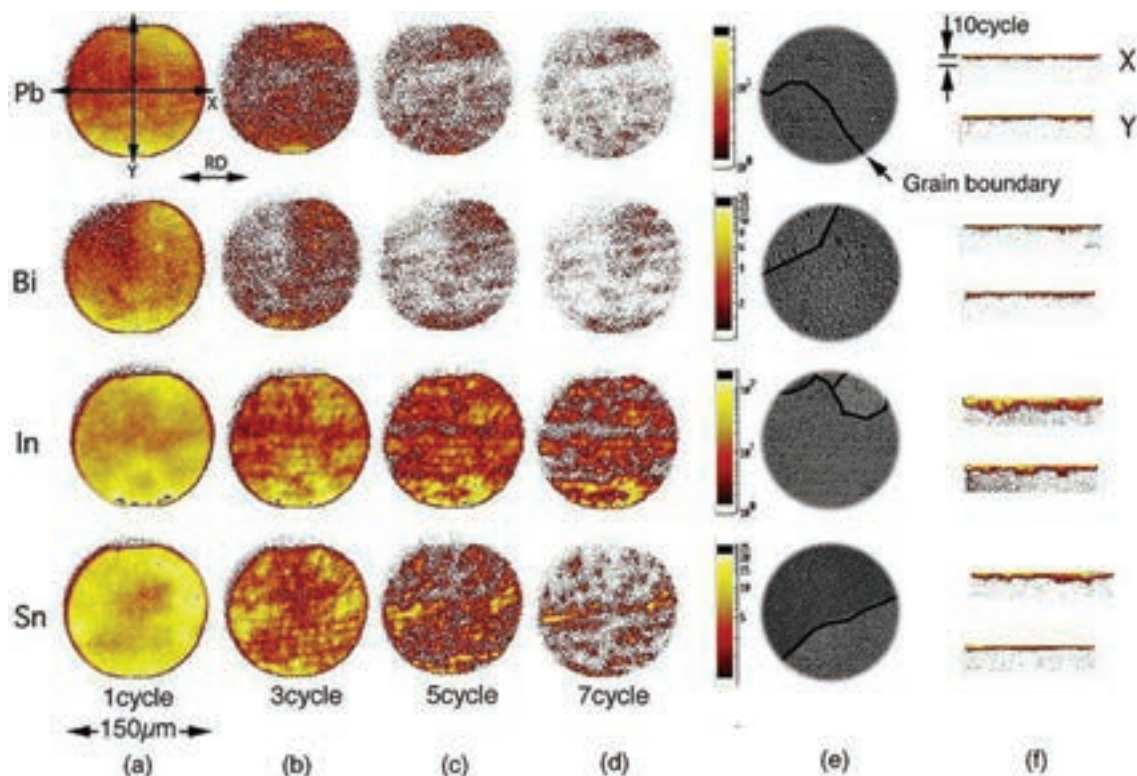


Fig. 8 Changes in SIMS ion images of (a) Pb, (b) Bi, (c) In and (d) Sn at different cycle numbers during sputtering. (e) : Grain boundaries at analyzed areas, (f) : Cross-sectional ion images.

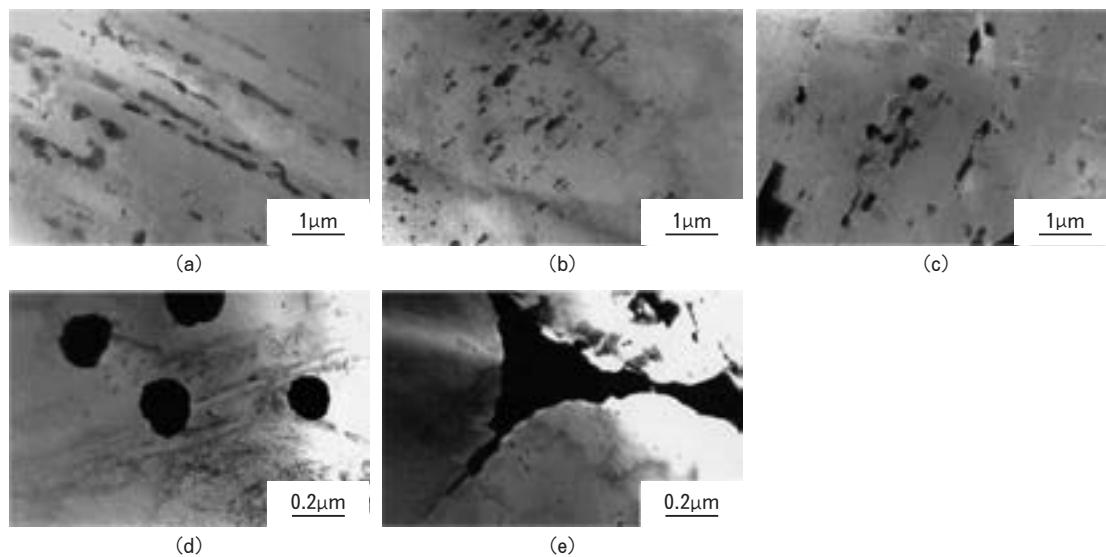


Fig. 9 TEM micrographs of Al-1% In alloy annealed at (a) : 400°C, (b) : 490°C, (c), (d), (e) : 560°C for 5h obtained by jet electropolishing from one side.

晶粒内の所々に分布し (Fig. 9 (d)), 粒界にも In 粒子の析出が観察された (Fig. 9 (e))。Fig. 10 に示したように, In の粒界析出は In 含有量が少ない 98ppm 添加材でも認められた。

98ppmIn 合金箔を 70°C, 1.5mol/l 塩酸中に 30s 浸漬させ, 化学溶解させた後の溶解形態を SEM および TEM 観察した結果を Fig. 12 に示す。箔表面の溶解は粒界で著しく進行し (Fig. 12 (a)), 結晶粒内には円す

い形の先細りピットが多数発生していた (Fig. 12 (b))。ピットが Fig. 9 で示したように In 粒子の多い部分で発生していることと, 表面皮膜の観察では不明瞭であったものの (Fig. 12 (c)), エレクトロ・ジェット研磨で溶解した試料を用いて観察した結果ではピットの一部から In と思われる粒子が観察されることから (Fig. 12 (d)), In 粒子周辺部の溶解によりピットが発生するものと考えられる。また, 560°C で焼鈍した 1%In 合金の

AESによる深さ方向元素分析結果を Fig. 13 に示すが、In は特に、酸化皮膜と金属素地の界面に多く表面濃化していることが明らかである。

4. 結 言

- (1) Pb, Bi, In, Sn 添加箔を用い、直流エッチング特性を調査した結果、In は 500°C 以下の比較的低温域、Sn は 500°C 前後、Pb は 520°C 以上の焼鈍で添加効果が認められたが、Bi については添加効果が確認されなかった。
- (2) Pb 添加材を高温焼鈍した箔で最も高容量が得られたのは、(100) 面占有率の増加と Pb の表面濃化がともに進行したためと考えられる。
- (3) 各添加元素の表面濃化状態を SIMS 面分析した結果、各元素は粒界よりもむしろ圧延目に沿って分布する傾向が認められた。
- (4) 焼鈍温度が高温になるほど、In の析出形態は圧延方向に沿って長細く延びた形状から丸みを帯びた粒子へと変化することを 1%In 添加箔で確認した。

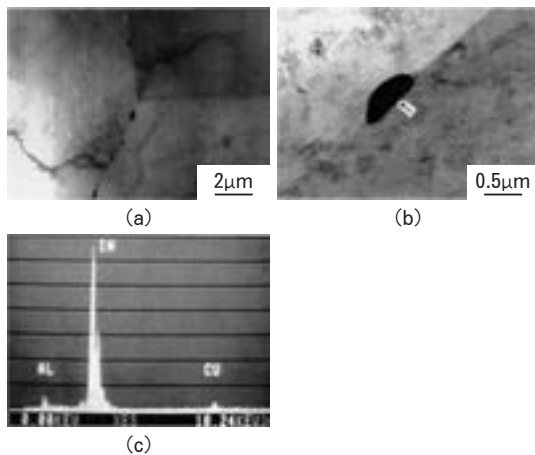


Fig. 10 TEM micrographs and EDX spectra of Al-98ppm In alloy annealed at 560°C for 5h obtained by jet electropolishing from one side. (a), (b) Surface of specimen, (c) EDX spectra.

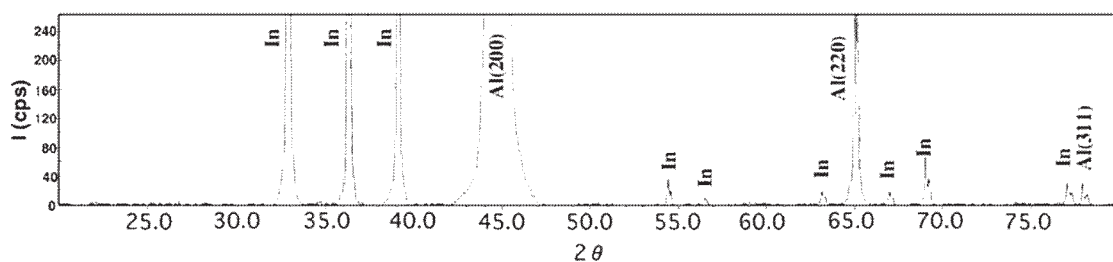


Fig. 11 X-ray diffraction pattern of Al-1% In annealed at 560°C for 5h.

参 考 文 献

- 1) 沖 猛雄, 興戸正純, 市野良一, 竹内宏充: 軽金属学会 第 80 回春期講演大会概要, (1991), 123.
- 2) K.Arai, T.Suzuki, T.Atsumi: J.Electrochem.Soc., **132** (1985), 1667.
- 3) 福岡 潔, 倉橋正晴: 本誌, **34** (1993), 205.
- 4) 後藤博己, 当麻 建: 軽金属学会 第 82 回春期講演大会概要, (1992), 213.

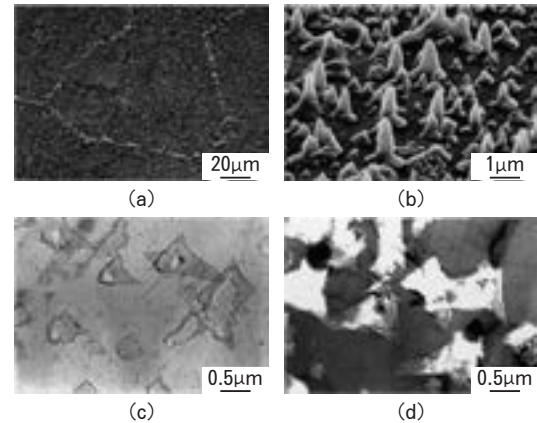


Fig. 12 Morphologies of surfaces of Al-98ppm In alloy annealed at 560°C for 5h after being immersed in hydrochloric acid. SEM micrographs of (a), (b) anodic oxide film replicas formed at 40V and TEM micrograph of (c) surface oxide film, (d) jet electropolished specimen from one side.

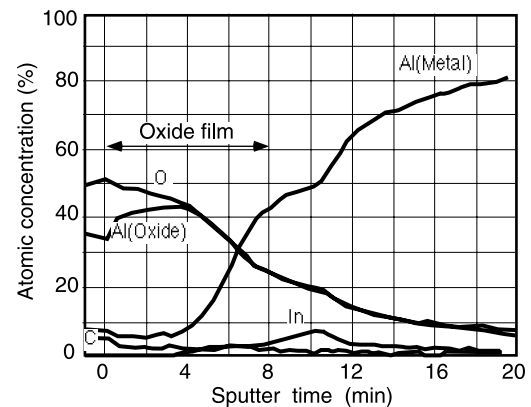


Fig. 13 AES depth profile of Al-1% In alloy annealed at 560°C for 5h.

高圧電解コンデンサ用アルミニウム箔のエッチング特性に及ぼす Mg と Cu の影響*

日比野 淳** 大澤 伸夫**
竹井 邦夫***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 19-27

Effects of Mg and Cu on the DC Etching Behavior of Aluminium Foil for Electrolytic Capacitors

Atsushi Hibino, Nobuo Osawa and Kunio Takei

Effects of magnesium and copper on DC etched morphologies of high purity aluminium foils for electrolytic capacitors were investigated in this study. The amount and the size of $MgAl_2O_4$ spinel were increased with increasing magnesium content, and the dissolution during pre-treatment and early stage of DC etching occurred around these crystalline oxides. Therefore, uniformly distributed vertical tunnel pits were obtained under optimum conditions of magnesium content and the intensity of pre-treatment. The capacitance was improved with increasing copper content because of the increase of the number of pits and the uniformity of pit distribution. In a higher copper content foil, lead and magnesium were distributed uniformly near the surface of foils in addition to copper. It is considered that these behaviors are relative to the distribution of tunnel pits.

1. 緒 言

高圧電解コンデンサ用アルミニウム箔の直流エッチング特性に及ぼす微量成分の影響については、最近多くの報告が行われるようになってきた¹⁾。Mg については $Pb^{2-4)}$ と同様に表層近傍に濃縮してエッチング特性に影響を及ぼすことが一部で報告^{5)~6)}されているが、ピット発生との関係については不明な点が多い。一方、Cu は高圧用箔の主要な添加元素であるにも拘らず、エッチング特性への影響に関する報告例⁷⁾はほとんど見かけられない。そこで本研究では、この両元素の影響について、その存在状態とエッチング時のピット発生形態との関係を中心に検討した結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

Mg の影響を調査するために、Si : 8ppm, Fe : 10ppm, Cu : 50ppm の高純度アルミニウムをベースとし、Mg

を 1~123ppm の範囲で添加した材料を半連続铸造した後、熱間圧延、冷間圧延、中間焼鈍、付加圧延を経て 104 μm 厚さの箔に仕上げた。最終焼鈍はアルゴンガス雰囲気中において 560°C × 5h 保持で行った。

また、Cu の影響を調査するための供試材は、Si : 10ppm, Fe : 11ppm, Mg : 10ppm の高純度アルミニウムをベースとし、Cu を 26~106ppm の範囲で添加した材料を使用した以外は、上記と同じである。

2.2 調査方法

トンネル形成電解エッチングは、83°C の 1.0mol/dm³ 塩酸-3.0mol/dm³ 硫酸系溶液中で所定の時間実施した。拡径電解エッチングは、85°C の 1.8mol/dm³ 硫酸溶液で行った。なお、Mg 添加箔では、エッチング前処理としてトンネル形成エッチング液中へ 30s 浸漬を施したものと施さないものを比較検討した。また Cu 添加箔ではエッチング前処理を施さずに電解を行った。

アルミニウム箔の酸化皮膜形態および初期エッチング後のピット形態については、箔表面にカーボン蒸着した後、アルミニウム素地のみをヨウ素-メタノール溶液中で溶解し、透過電子顕微鏡 (以下、TEM) で観察した。

* 電解蓄電器評論, 53 (2002), 23 に一部掲載

** 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

その際、確認された析出物については、電子線回折および EDX 分析をあわせて実施した。原箔のアノード分極測定（ハンターホール法）は、対極に白金板を用い、30°C、3%酒石酸アンモニウム溶液中（掃引速度 50mV/s）で飽和カロメル電極（SCE）を基準として測定した。また、短時間エッチング後のピット分布状態は、40V まで陽極酸化処理（化成処理）した後、アルミニウム素地を前述の方法で溶解させた化成皮膜レプリカを用いて SEM 観察した。Cu 添加箔については、アルミニウム箔表層部の微量元素の深さ方向分布分析と面分析を SIMS を用いて実施した。

3. 結果および考察

3.1 Mg 添加の影響

3.1.1 箔特性

Fig. 1 に最終焼鈍後の Mg 添加箔の酸化皮膜 TEM 像を示す。酸化皮膜には、0.1~0.2 μm の粒子が多数観察され、Mg 添加量とともに粒子数および大きさは増加した。これらの粒子を電子線回折および EDX 分析した結果、1ppmMg 材では $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ であることが、10ppm および 123ppmMg 材ではスピネル MgAl_2O_4 が主体であることが判明した。

Fig. 2 に原箔のアノード分極曲線を示す。Mg 含有量が少ない試料では 1000~1200mV vs. SCE で電流の立ち上がりが認められたのに対し、Mg 含有量が多くなると 300~700mV の領域に第1の電流ピークと 2000mV 付近に第2の電流ピークが観測された。そこで、1ppmMg 材と 123ppmMg 材を用い、分極途中（500, 2000mV）段階での表面皮膜を TEM 観察した結果を Fig. 3 に示す。500mV 時点（a）で結晶性粒子の周辺部の溶解が確認された。さらに、2000mV（b）では 1ppmMg 材に比べて 123ppmMg 材で溶解した領域が拡大していた。

このことから、第1の電流ピークは結晶性粒子周辺部の破壊と修復に起因するものと考えられ、電流の大きさは粒子周辺部の欠陥量を反映したものと考えられる。第2の電流ピークについては、無定形のバリアー皮膜の破壊

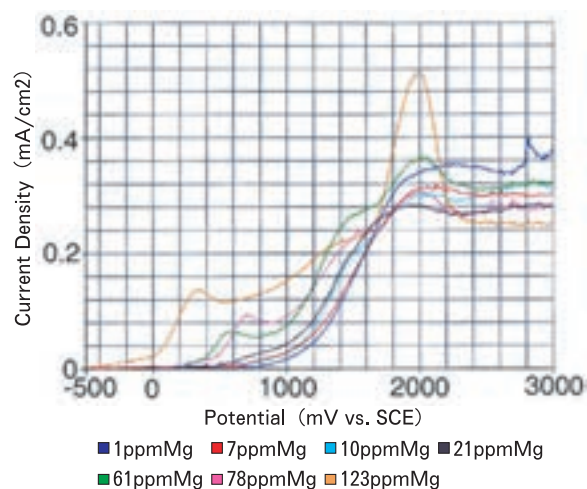


Fig. 2 Anodic polarization curves of aluminium foils containing 1~123ppm Mg in 30°C, 3% ammonium tartrate solution.

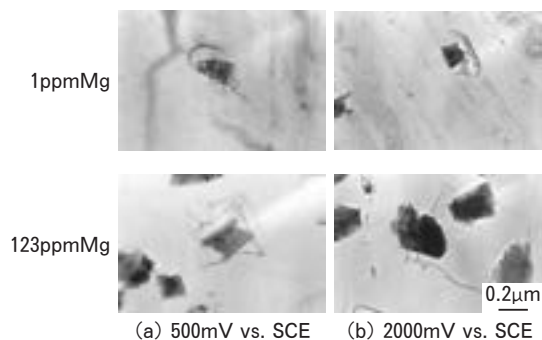


Fig. 3 TEM micrographs of oxide film on aluminium foils containing 1~123ppm Mg after anodic polarization measurement.

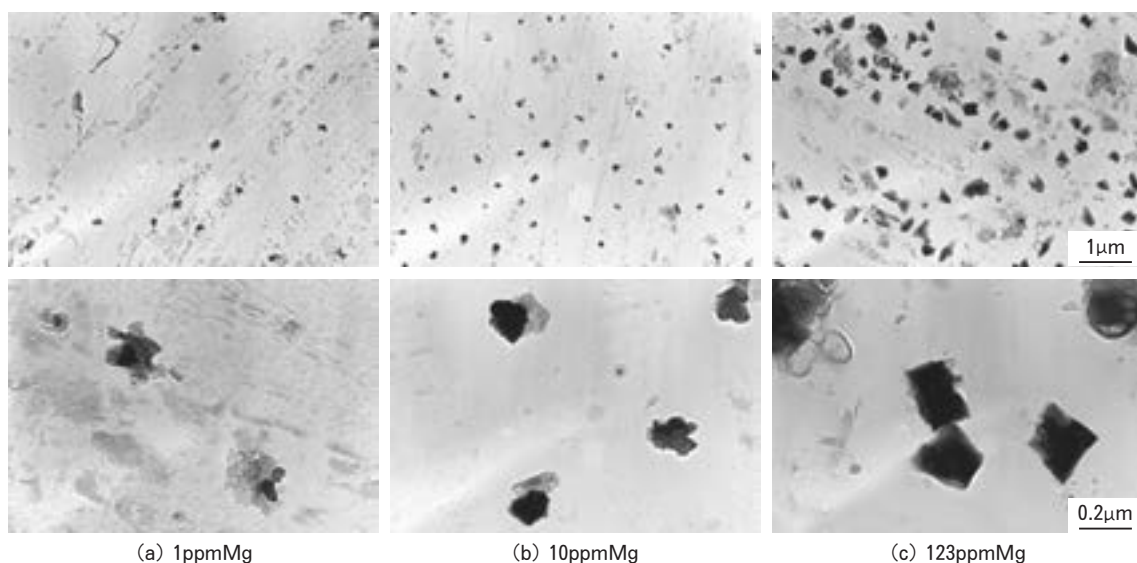


Fig. 1 TEM micrographs of oxide film on aluminium foils containing 1~123ppm Mg.

と修復に対応すると考えられるが、Mg 含有量の増加によりピークが高くなることから、作用機構は未だ解明されていないものの結晶性酸化粒子が関係していることが予想される。

3.1.2 エッチング特性

電解液浸漬時間を 0, 30s とし、1.5s 電解エッチング後のピット分布状態を調査した。酸化皮膜レプリカの SEM 像を Fig. 4 に示す。浸漬時間 0s (前処理なし) の場合、1 および 10ppmMg 材ではトンネルピットが集中して発生していたが、123ppmMg 材では集中部はほとんど見られなかった。また、30s の浸漬処理を行うことで Mg 含有量の少ない材料でもピットの集中は低減され、均一なトンネルピット分布へと変化した (特に 10ppmMg 材)。なお、高 Mg 材では前処理の有無に拘わらずトンネルピットの発生数は減少し、その発生領域も抑制され、表層近傍での水平方向の溶解が進行していた。

Fig. 5 には極短時間電解エッチングした時の電位変化を示す。電解液浸漬 0, 30s 材いずれも Mg 含有量が増加するほど、半球状～立方状ピットの形成され易さの尺度⁹⁾である高電位ピーク期間は短くなった。この現象は、先に示した初期ピット形態 (Fig. 4) から考えると、Mg 含有量の増加によって表層近傍での溶解が促進されたことを示すものである。また、電解液浸漬によりピーク電位はやや卑へとシフトしたが、これは前処理による表面皮膜の溶解による影響であると考えられる。

次に 1s 電解エッチング後の皮膜 TEM 像を Fig. 6 に示す。前処理なしの試料では、独立したトンネル状ピットが結晶性粒子の周辺部から発生し易い傾向にあることが認められた。Mg 含有量が多い場合には、結晶性粒子周辺部に発生したピット同士が互いに合体し、一旦表層近傍で溶解部を形成した後に、トンネル状に成長することが予想された。一方、電解液中に 30s 浸漬した試料では、Mg 含有量の少ない試料でも結晶性酸化物を起点と

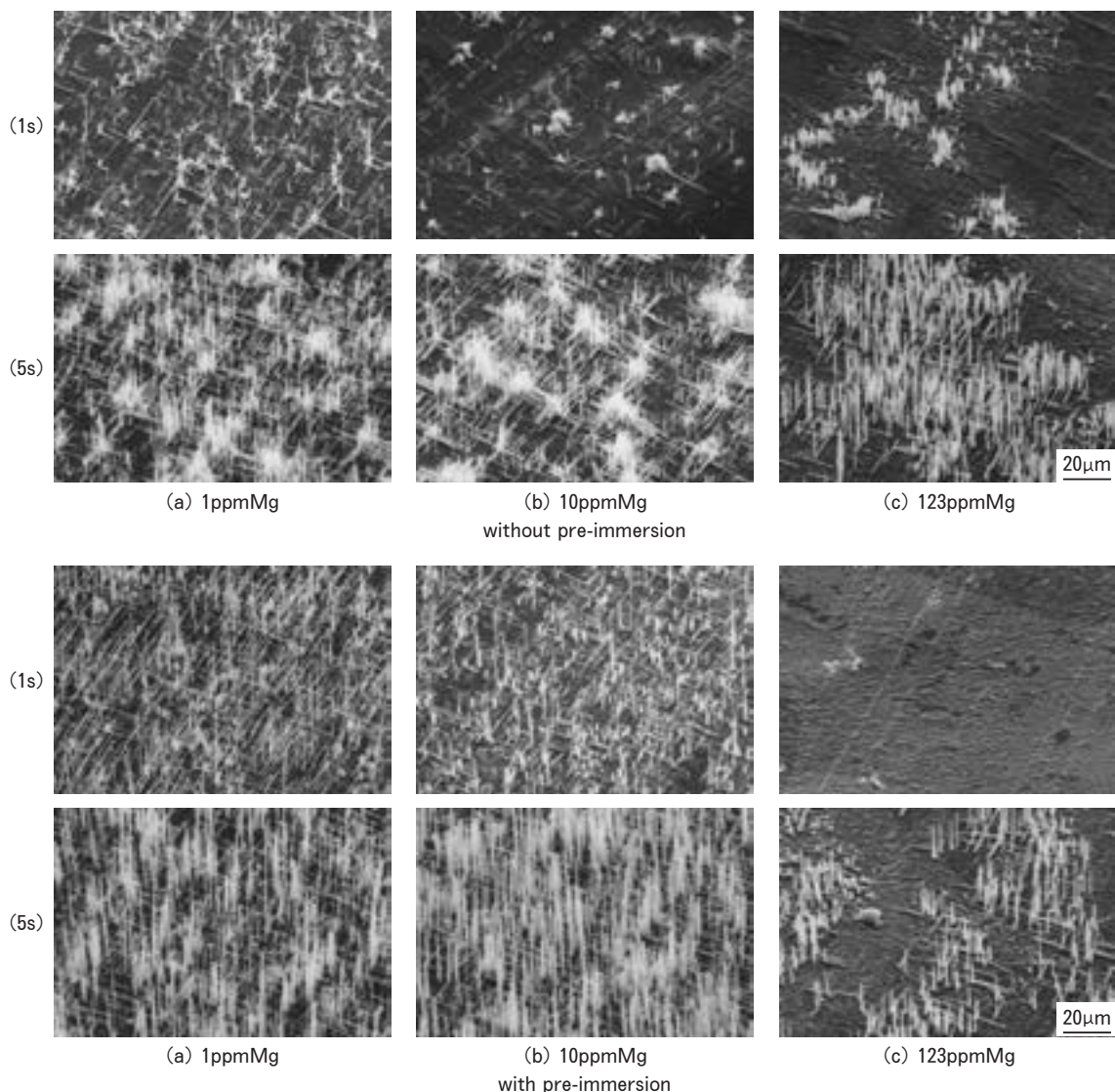


Fig. 4 SEM micrographs of oxide film replicas on aluminium foils containing 1~123ppm Mg after 1s and 5s 1st DC etching.

する表層を横走る方位溶解が進み、この途中からトンネル状ピットの成長が始まっていた。

そこで電解液浸漬 30s 後の表面皮膜状態を TEM 観察した。結果を Fig. 7 に示すが、電解液中への浸漬により結晶性粒子周辺部が溶解されていた。この傾向は Mg 含有量が多いほど顕著であり、123ppmMg 材では結晶

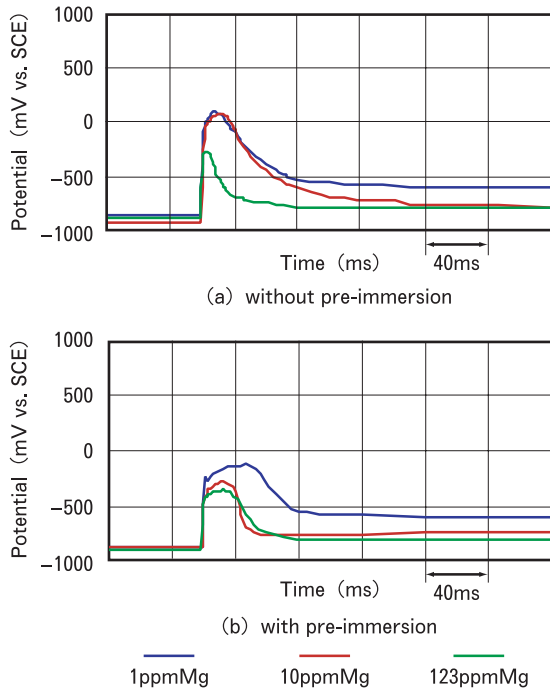


Fig. 5 Potential transients during early stage of 1st DC etching on aluminium foils containing 1~123ppm Mg.

性粒子の分布数が多いため表面のほぼ全域が溶解していた。これらのことから、前処理なしの場合には Mg 含有量が少ないと、表面の溶解が結晶性粒子の周辺部に限定されるためトンネル状ピットの発生と成長がこの近傍に集中するが、電解液浸漬により適度な表面溶解を生じさせることでトンネルピットの起点が増加し、その分散性が向上すると考えられる。一方、123ppmMg 材のように結晶性粒子数が多すぎる場合には、試料表面全体に溶解が進み、活性な表面状態となり、電解エッチング初期に一層表面溶解が促進されるため、トンネル状ピットの成長が遅れると考えられる。

Fig. 8 には拡径電解エッチング後に 300Vf まで化成処理を行ったエッチ箔の容量ならびに EIAJ RC2364A に基づいて実施した折曲強度を示す。さらに断面および電解研磨後の表面ピット分布形態を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。電解液浸漬による前処理を行うことで静電容量が高くなること、また、最高容量を示す Mg 量が前処理なしでは Mg21ppm、浸漬 30s 処理では 10ppm とその最適値が異なることが明らかになった。中でも、浸漬 30s、Mg10ppm 材は他に比べて表面溶解も少なく多くのピットが均一に発生していた。これらのことから、Mg 含有量のコントロールにより結晶性粒子を酸化皮膜に分散させ、さらに適度な前処理によりその周辺部を溶解させることにより、トンネルピットの分布状態を均一にすることが可能になると考えられる。

3.2 Cu 添加の影響

3.2.1 箔特性

箔特性に及ぼす Cu 添加量の影響を調査するためハン

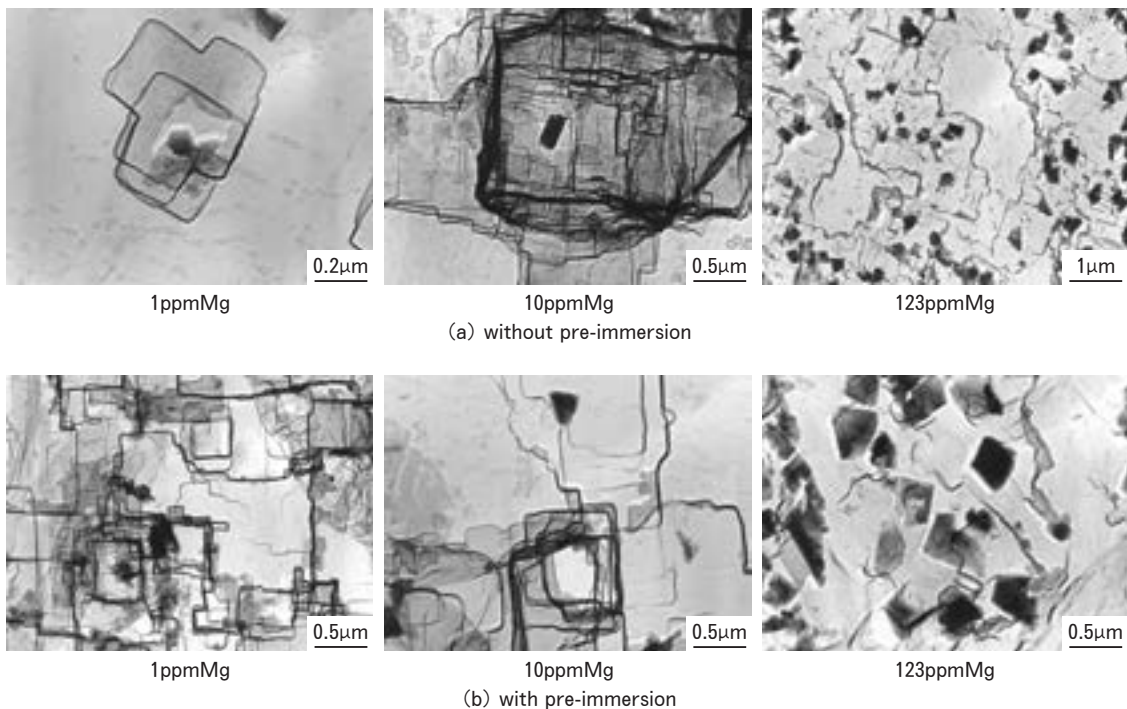


Fig. 6 TEM micrographs of oxide film on aluminium foils containing 1~123ppm Mg after 1s 1st DC etching.

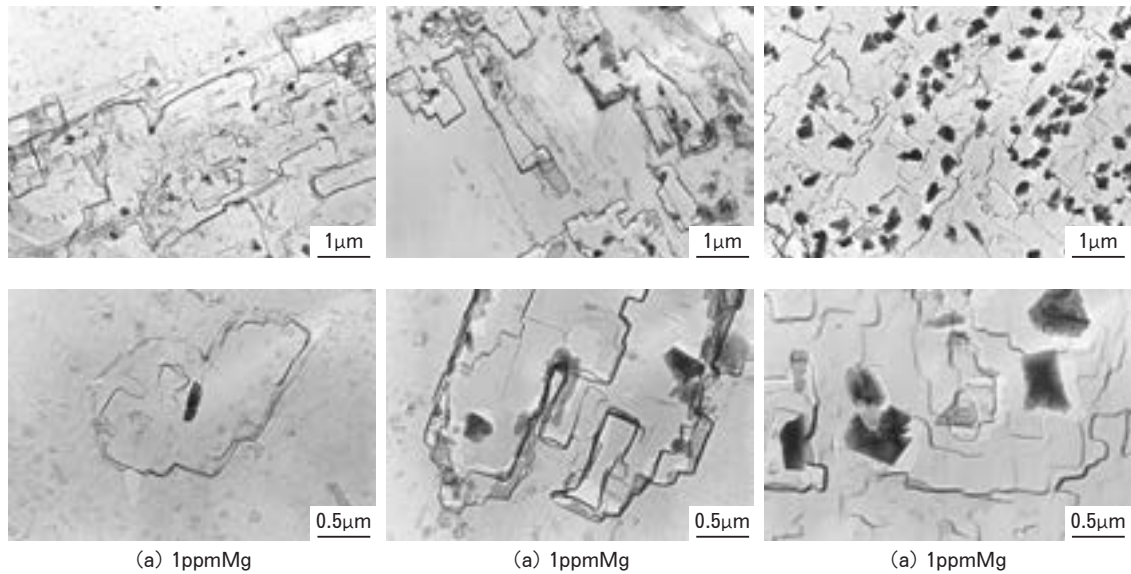


Fig. 7 TEM micrographs of oxide film on aluminium foils containing 1~123ppm Mg pre-immersion in electrolyte during 30s.

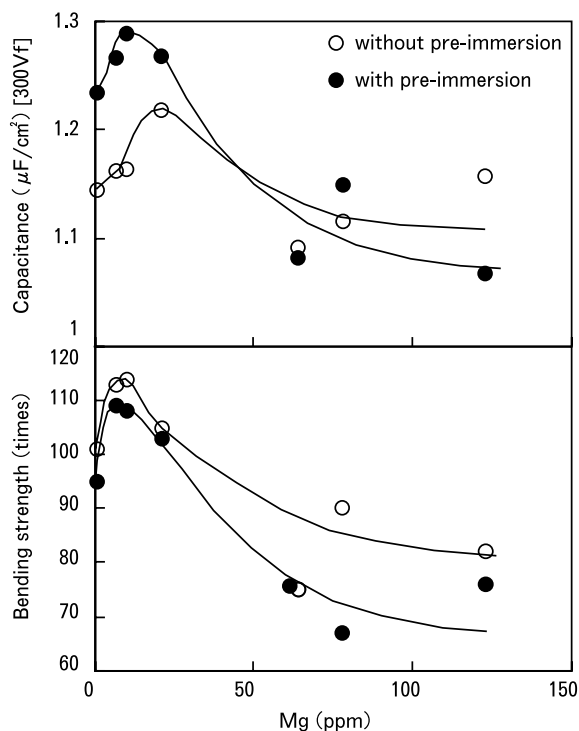


Fig. 8 Effects of Mg content and pre-immersion on capacitance and bending strength after 2nd DC etching.

ターホール法により表面酸化皮膜厚さを測定した結果および立方体方位占有率測定結果を Fig. 11 および Fig. 12 に示す。酸化皮膜厚さは、Cu 含有量 26~106ppm の材料でいずれも 21~24 Å で、立方体方位占有率も 95%前後と Cu 含有量による大きな違いは認められなかった。

次に、最終焼鈍による試料表層への Cu の濃縮の有無を確認するため、Cu26ppm および 106ppm 添加箔について SIMS による深さ方向分布を測定した結果を Fig. 13

に示す (スパッタ速度: 0.8 Å/s)。Cu は表層から深さ約 600 Å の範囲で濃縮する傾向を示し、最表層部分ではバルクの 3~5 倍の濃縮が認められたが、Pb や Mg と比較するとその濃縮割合は小さかった。また、Cu 含有量による濃縮割合に顕著な違いは認められなかった。

3.2.2 エッチング特性

Fig. 14 および Fig. 15 には拡径電解エッチング後の 300Vf 容量および折曲強度を示す。静電容量は Cu 含有量と共にほぼ直線的に増加した。また、折曲強度も Cu 含有量が多い場合に高くなった。

Fig. 16 には、静電容量の差が最も大きかった Cu26ppm 材と Cu106ppm 材の断面エッチング形態を示す。また、Fig. 17 にはトンネル形成電解エッチング後の供試材について電解研磨により表層数 μm を除去した後の表面ピット発生形態を SEM にて観察した結果を示す。断面形態からは Cu 含有量による明確な違いは認められないものの、表面形態からは Cu106ppm 材でピット発生数が多く、その分散性も高いことがわかる。そこで、Fig. 17 に示す表面 SEM 像を用いてピット発生数およびピット径を画像解析した結果を Table 1 に示す。高 Cu 材ではピット発生数が多く平均ピット径はやや小さいことが確認された。また、Fig. 18 にはピット径が 1.0 μm を超えるピットの発生数を示すが、ピット径が大きなトンネルの発生比率は Cu 含有量が少ない材料で多かった。

また、Fig. 19 には 1s ならびに 5s 電解エッチング後のピット発生形態を酸化皮膜レプリカを用いて観察した結果を示す。Cu 含有量の少ない材料の方がトンネル成長が早くてその分散性も高いが、Cu106ppm 材では特定領域にピットが多く発生している様子が伺える。Fig. 20 には表面からピット発生形態を観察した結果を示すが、ここからも同様なことが言える。先に示した拡径電解エ

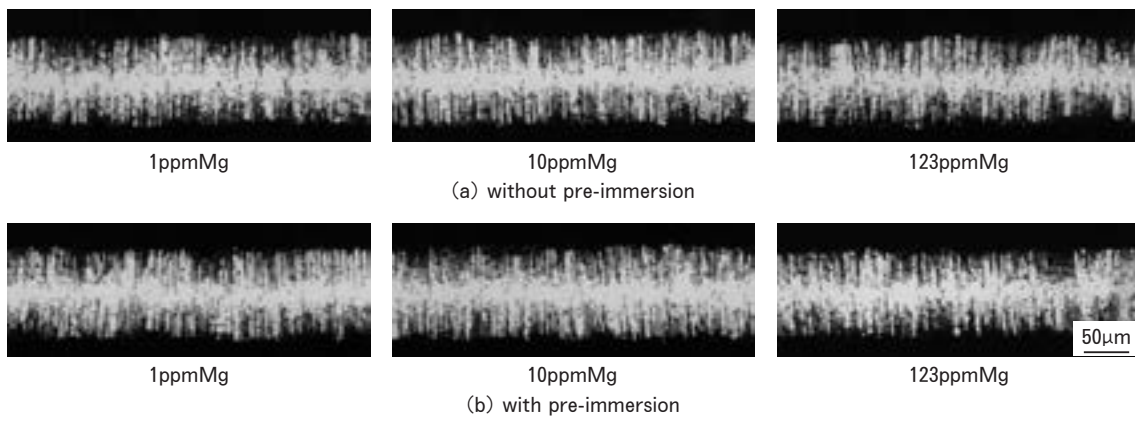


Fig. 9 Cross-section of aluminium foils containing 1~123ppm Mg after 2nd DC etching.

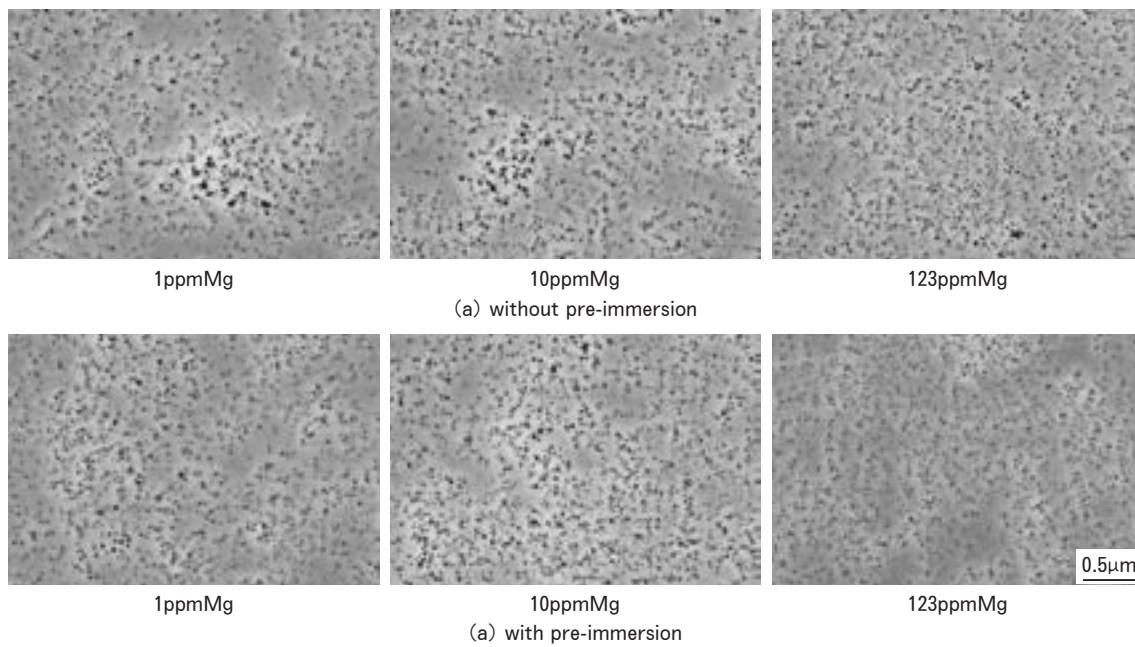


Fig. 10 Surface pit morphologies of aluminium foils containing 1~123ppm Mg after 2nd DC etching.

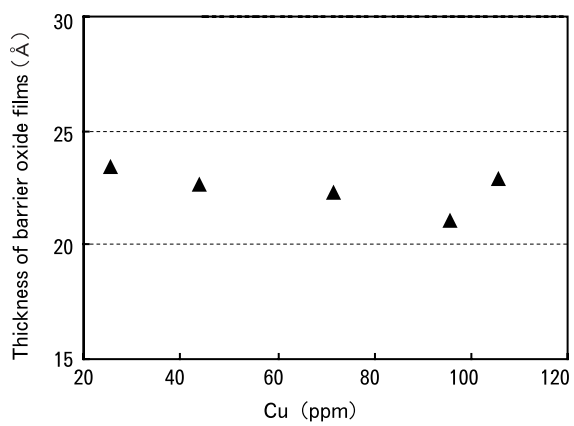


Fig. 11 Effects of Cu content on the thickness of barrier oxide film estimated by Hunter-Fowle method.

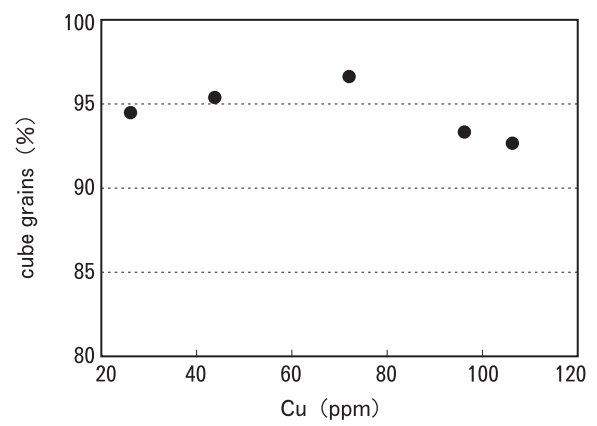


Fig. 12 Effects of Cu content on the cube grains ratio.

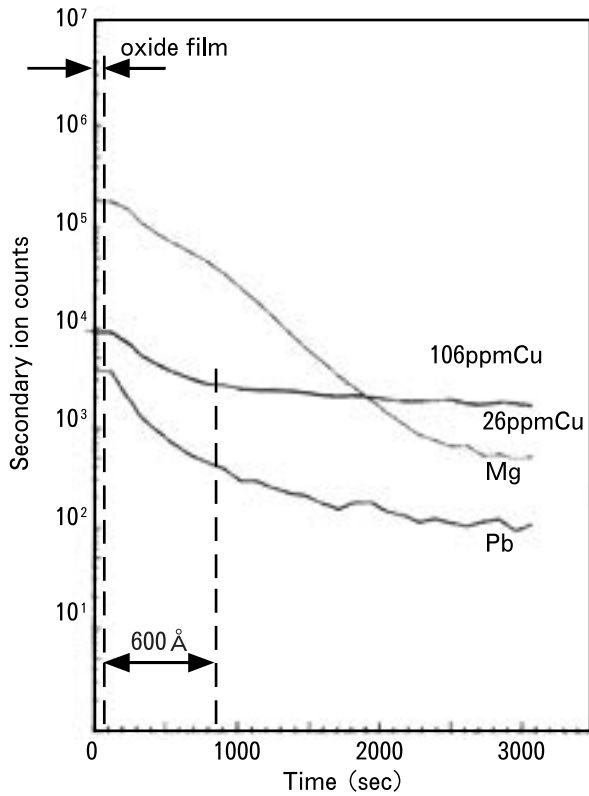


Fig. 13 SIMS depth profiles of Mg, Fe, Cu and Pb on aluminium foils containing 26 and 106ppm Cu.

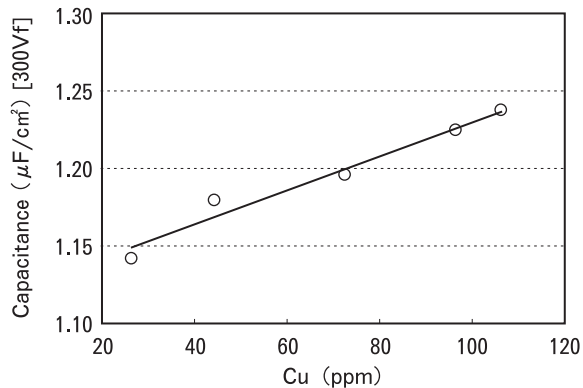


Fig. 14 Effects of Cu content on capacitance after 2nd DC etching.

チング後のピット分布状態と考えあわせると、Cu 含有量の増加により、トンネル形成電解エッチング初期においてはピット発生領域が限定されるものの、次第にその領域が拡大され、最終的にはトンネルピットが高密度に分布するようになるため高い静電容量が得られるものと考えられる。

次に、Cu 含有量 26ppm と 106ppm 材について箔表面を SIMS により面分析した結果を Fig. 21 に示す。Cu26ppm 材では Cu の分布にムラがあることが認められた。同時に分析した Mg, Pb および Fe についても同様な傾向が伺えた。一方、Cu106ppm 材では、Cu, Mg,

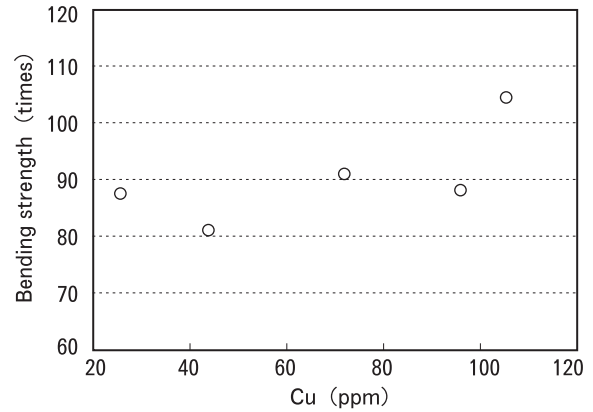
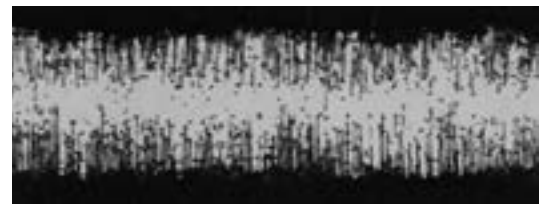


Fig. 15 Effects of Cu content on bending strength after 2nd DC etching.

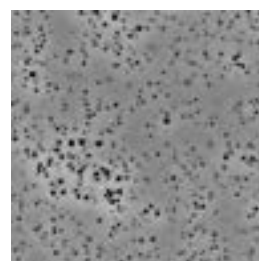


(a) 26ppmCu

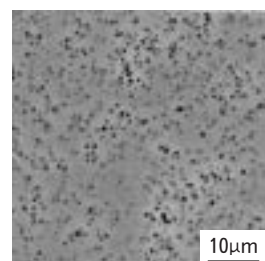


(b) 106ppmCu

Fig. 16 Cross-section of aluminium foils containing 26 and 106ppm Cu after 2nd DC etching.



(a) 26ppmCu



(b) 106ppmCu

Fig. 17 Surface pit morphologies of electro polished aluminium foils containing 26 and 106ppm Cu after 1st DC etching.

Table 1 Relationship between Cu content and number of pits, and pit size after 1st DC etching.

Cu (ppm)	N (10 ⁷ /cm ²)	av. pit size (μm)
26	2.5	0.47
106	2.8	0.43

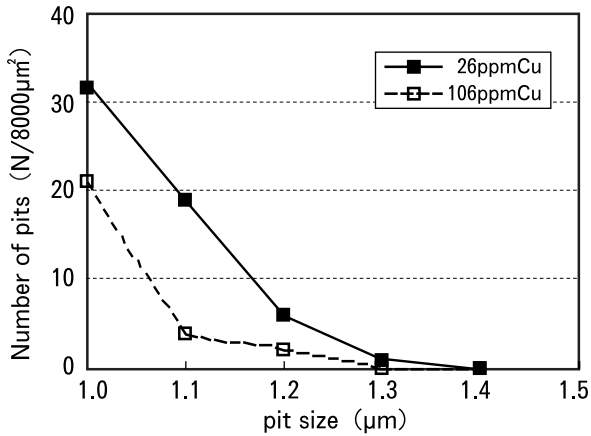


Fig. 18 Relationship between pit size and number of pits of aluminium foils containing 26 and 106ppm Cu after 2nd DC etching.

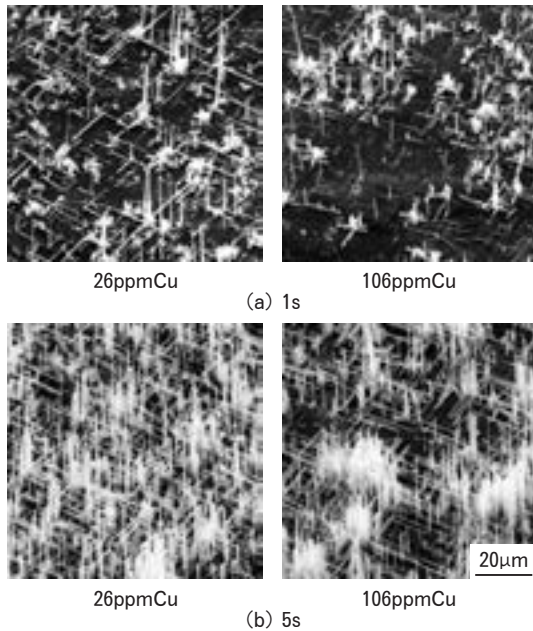


Fig. 19 SEM micrographs of oxide film replicas after 1s and 5s 1st DC etching.

Pb および Fe のいずれも比較的均一な分布状態を示し、先に示した拡径電解エッチング後のピット発生状態 (Fig. 17) と考え合わせると、Cu 含有量の増加によりピット発生の起点となる Pb 等の表面濃縮成分の分布が均一となり、その結果としてピットの分散性が向上したことが予想される。ただし、この点についてはさらなる確認が必要である。

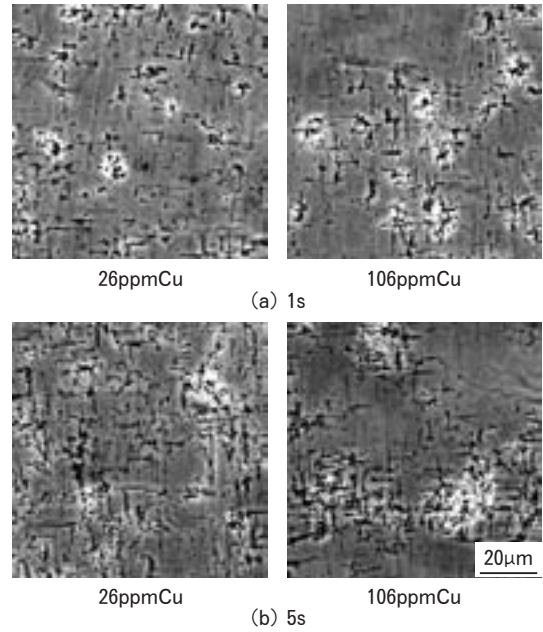


Fig. 20 SEM micrographs of surface pit distribution after 1s and 5s 1st DC etching.

4. ま と め

- (1) Mg 含有量の増加に伴い、 $MgAl_2O_4$ を主体とする結晶性粒子の数が増加した。また、前処理中あるいは電解エッチング初期段階での溶解はこれら結晶性粒子の周辺部から生じていた。
- (2) これらの結晶性粒子はトンネルピットの分散状態に影響し、Mg 含有量のコントロールと適度な前処理の組み合わせによりトンネルピットの分布状態を均一にすることが可能になると考えられる。
- (3) Cu 含有量の増加とともにピット数は増加しその分散性も向上した。この結果、高い静電容量が得られたものと考えられる。
- (4) Cu 含有量により、表面皮膜厚さや立方体方位占有率に違いは認められなかった。また、最終焼鈍後の極表面層ではバルクに対して 3~5 倍程度の Cu の濃縮が確認されたが、Pb や Mg と比較するとその濃縮度合いは小さかった。
- (5) SIMS 面分析からは高 Cu 材でピットの起点となりうる表面濃縮成分微量元素の分布状態が比較的均一であることが確認され、この現象がピット分布状態に関係している可能性がある。

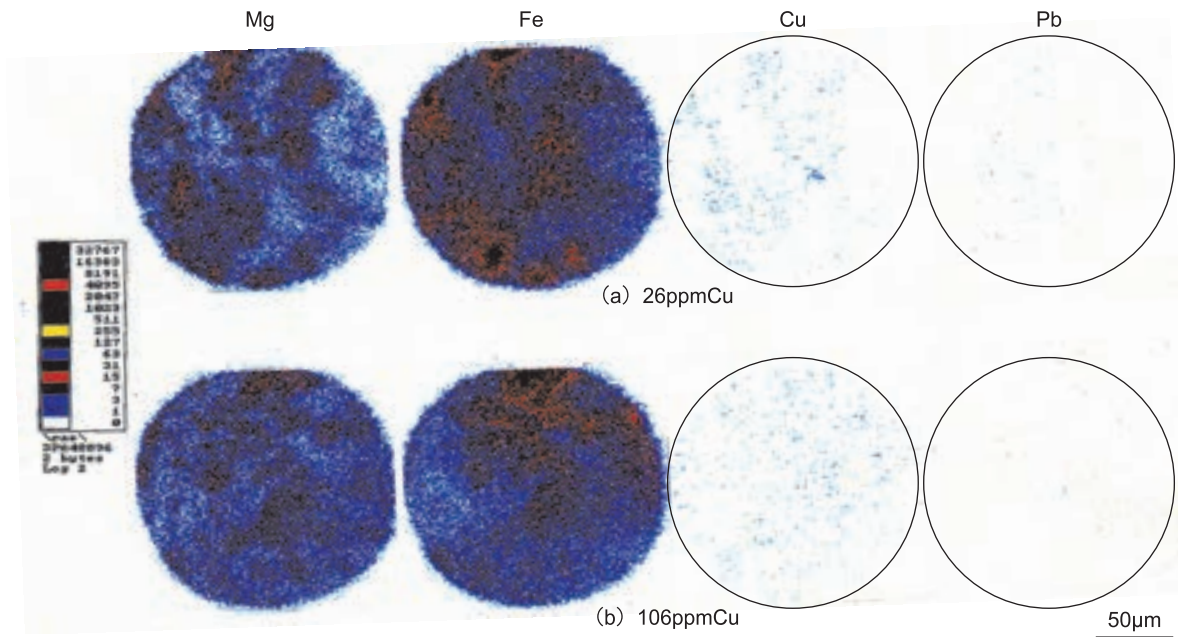


Fig. 21 SIMS mapping analysis of Mg, Fe, Cu and Pb on surface of aluminum foils containing 26 and 106ppm Cu.

参 考 文 献

- 1) K.Arai, T.Suzuki and Atsumi : J.Electrochem.Soc., **132** (1985), 1667.
- 2) 名取敏雄, 細田昌孝, 石井由美子 : 電解蓄電器評論, **47** (1997), 48.
- 3) 川井正彦 : 表面技術協会 第17回 ARS 松島コンファレンス予稿集, (1997), 7.
- 4) 野上敦司, 椿野晴繁, 寺澤倫孝, 三田村徹, 小林賢起, 木野村淳 : 軽金属学会第100回春期大会講演概要, (2001), 63.
- 5) 大澤伸夫, 福岡潔 : 表面技術, **50** (1999), 643.
- 6) 山ノ井智明, 橋本 明 : 電解蓄電器研究会 2000-6月例会資料, (2000).
- 7) Z.Ashitaka, G.E.Thompson, P.Skeldon, G.C.Wood and K.Shimizu : J.Electrochem.Soc., **146** (1999), 1380.
- 8) 大澤伸夫, 福岡 潔, 田部善一 : 本誌, **33** (1992), 166.

Grain Refinement of 7475 based Aluminum Alloy Sheets by Warm Rolling with Heated Rolls and Its Effect on Texture and Mechanical Properties*

Hiroki Tanaka**, Tadashi Minoda***, Hiroki Esaki***,
Kazuhisa Shibue** and Hideo Yoshida***

The effect of temperature of the rolls in the range from 2°C to 110°C in the warm rolling process was investigated in order to refine the structure of the 7475 based aluminum alloy sheets including Zr. It was found that lower temperature of the rolls led the alloy sheets to coarser grain structure after solution heat treatment. The {100} <011> Diagonal Cube component appeared in the surface layer, which suggested that strong shear bands had been formed during the warm rolling in the layer. It was thought that these shear bands acted as nucleation sites for the recrystallized grains in solution heat treatment and contributed to the development of the coarse grain structure in the surface layer. Regarding the center region, low temperature condition on the rolls did not cause sufficient plastic deformation because of the cyclic occurrence of hardening and softening at the surface layer in the warm rolling process. Consequently, the center region also became coarse grain structure after solution heat treatment. On the contrary, in the case of a higher temperature of the rolls, the subgrain structure less than 3µm was formed uniformly through the thickness of the plates after solution heat treatment with the strong Brass texture component. The warm-rolled sheets consisting of fine grain structure had a high Lankford value in 45° to the rolling direction.

1. Introduction

7000 series of aluminum alloys have been used widely as structural materials for transports because of their high strength property. It is an important subject to increase the strength further for the total weight reduction of the transports. To achieve this subject, it would be a proper approach to consider a general relationship between yield stress and grain size proposed by Hall¹⁾ and Petch²⁾. Some studies^{3)~5)} were carried out to reduce grain size of the alloys, which showed the possibility to make fine grains about 10µm after solution heat treatment. It is also important from a viewpoint of practical use to check other mechanical proper-

ties, corrosion resistance and formability, according to the refinement of microstructure. In the previous study⁶⁾, it was found that AA7475 based aluminum alloy sheets containing Zr instead of Cr rolled at 350°C were possible to be fine subgrain structure after solution heat treatment. But it has been still requested to steady the subgrain structure without formation of coarser grains after solution heat treatment. Though the temperature of specimens before rolling has been noticed to make sheets in many studies, the effect of roll temperature has not been considered well regarding its influence to the microstructure and mechanical properties.

In the present study, the effect of roll temperature in the warm rolling process was investigated in relation to the formation of steady subgrain structure.

* The main part of this paper was presented at the 8th International Conference on Aluminium Alloys, ICAA-8, Cambridge, UK, July 2-5, 2002.

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

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

2. Experimental procedure

Two Al-Zn-Mg-Cu alloys were investigated with their chemical composition given in **Table 1**. The mark M means AA7475 based alloy containing Zr instead of Cr. The mark S means a conventional AA7475 alloy. The alloy M was cast into billets of 90 mm in diameter by a standard semi-continuous direct chill technique. The process on alloy M is shown in **Table 2**. The homogenization was carried out at 470°C for 10 h followed by the pre-heating at 350°C for 10 h prior to the forging process at 350°C. The forged sample was machined as shown in **Table 2**. This block was rolled at 350°C with re-heating at 350°C for 30 min after every rolling pass. 14 rolling passes were carried out in total and the sheets were finally prepared with dimension of 1mm thick.

The specimens were rolled in the range of the roll temperature as shown in **Table 3**. In C and D processes, the roll temperature was raised in the last 7 rolling passes (from 8mm to 1mm thick). The rolls were heated by cylindrical heaters. The solution heat treatment was carried out at 480°C for 5 min followed by quenching into water immediately. Regarding alloy S, a commercial hot rolled plate of the alloy was used. The plate was heated at 480°C for 2 h followed by furnace cooling as an intermediate annealing,

Table 1 Chemical composition of specimens. (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
M	0.02	0.03	1.64	<0.01	2.40	<0.01	5.55	0.03	0.17	Bal.
S	0.04	0.03	1.51	<0.01	2.26	0.21	5.38	0.04	<0.01	Bal.

Table 2 Experimental procedures.

Stage	Condition
Casting	Semicontinuous direct chill techniques into billets of 90mm in diameter
Homogenization	470°C-10h
Pre-heating	350°C-10h
Forging	350°C, 100mm→40mm
Machining	30mm×100mm×100mm
Warm rolling	350°C, re-heating/pass, 14passes
Annealing	350°C-30min
Solution heat treatment	480°C-5min W.Q.

then rolled to 1 mm thick at the ambient temperature. The above solution heat treatment was carried out to the cold rolled sheets. Microstructure conditions were investigated by optical microscope and TEM. The X-ray diffraction method was used to describe pole figures and the orientation distribution functions (ODFs) were calculated from the pole figures using the harmonic method⁷. The mechanical properties of samples aged at 120°C for 24 h after the solution heat treatment (T6 condition) were investigated.

3. Results and Discussion

Fig. 1 shows the sample temperatures measured after each rolling pass. The temperatures keep 300°C and above up to 8mm thick, then they come down with the decreasing of sample thickness because of the consequence of heat transfer from a sample to the rolls. There is no significant difference on the sample temperatures among four warm rolling processes.

Table 3 Roll temperature of each experimental process.

Process	Thickness of plate		
	30mm	→ 8mm	→ 1mm
A	2~10°C		2~10°C
B	20~30°C		20~30°C
C	↑		60~80°C
D	↑		90~110°C

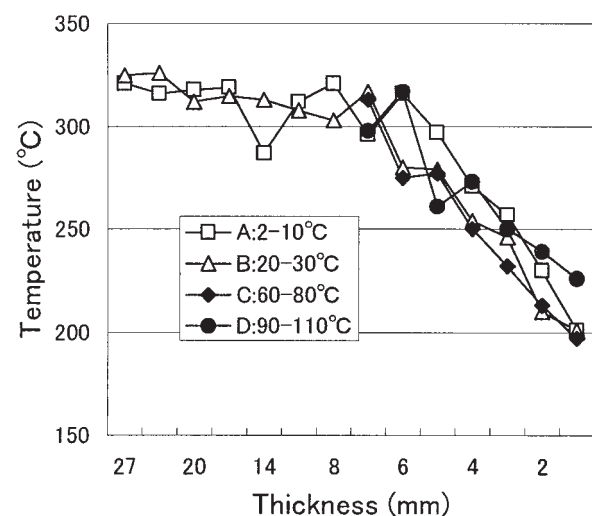


Fig. 1 Temperature changes of the warm rolled sheets with different thickness after each pass.
Roll temperature : (A) 2-10°C, (B) 20-30°C, (C) 60-80°C and (D) 90-110°C.

Fig. 2 shows the optical micrographs after solution heat treatment. In the cases of roll temperature above 60°C (C and D processes), fibrous structures are kept without a coarse grain. In B process, coarse grains are formed in the surface layer though the center layer shows a fibrous structure. The sheet of process A had a different state from other specimens. There is almost no fibrous structure after solution heat treatment, and coarser grains are formed in the center layer than in the surface layer. TEM images of each center layer position are shown in

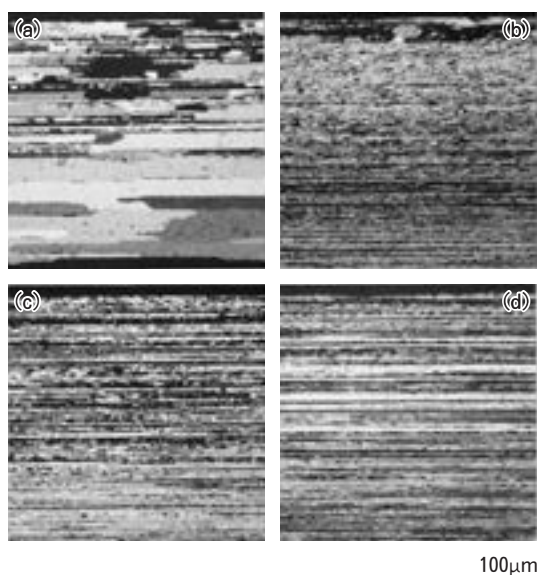


Fig. 2 Optical micrographs after solution heat treatment.
Roll temperature : (a) 2-10°C, (b) 20-30°C,
(c) 60-80°C and (d) 90-110°C.

Fig. 3. In B, C and D processes, fine grains less than 3 μm are formed uniformly. In the previous study⁷⁾, it was found that these structures were recognized by EBSD measurement as a subgrain structure with a high proportion of low-angle boundary less than 15°. On the contrary, in process A, large grains were formed in almost all regions.

Fig. 4 shows (111) pole figures of warm rolled sheets on the surface layer and at the center layer in a thickness of 1mm. In Fig. 5, $\varphi_2=0^\circ$ sections of the corresponding ODFs are shown. At the center position, the {011} <211> Brass orientation evolves as a main element of the rolling texture in all specimens. The higher the roll

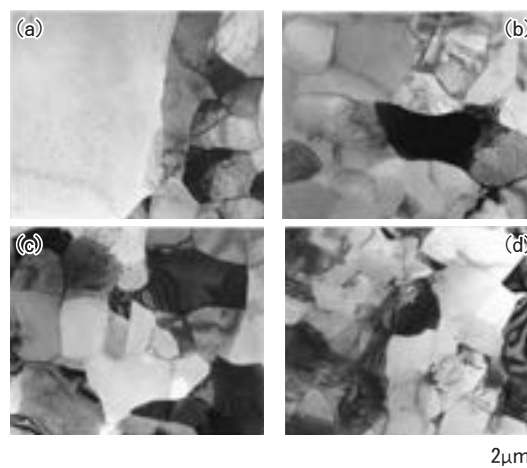


Fig. 3 TEM images after solution heat treatment.
Roll temperature : (a) 2-10°C, (b) 20-30°C,
(c) 60-80°C and (d) 90-110°C.

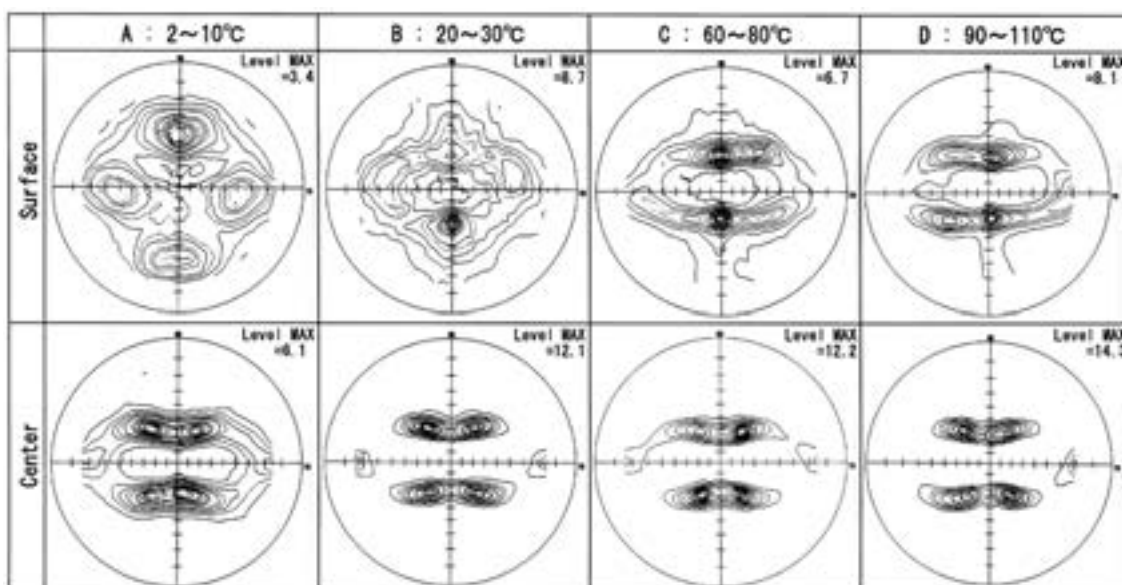


Fig. 4 (111) pole figures showing the texture on the surface layer and at the center layer in the thickness of 1mm.

temperature is, the stronger the Brass component develops. On the surface layers of A and B processes, the $\{100\} \langle 011 \rangle$ Diagonal Cube orientation⁸⁾ develops well though the Brass component is the main element in the sheets of C and D processes. Fig. 6 shows (111) pole figures of the specimens after solution heat treatment. In the sheet of process A, it is hard to specify a strong component on the surface layer, and there are some strong components at the center layer due to the coarse grain formation shown

in Fig. 2. In the other sheets, the Brass component is still main orientation at the center layer. It is suggested from the formation of the Diagonal Cube component in the surface layer that strong shear bands had been formed⁸⁾ during the warm rolling in the layer. It is thought that these shear bands acted as nucleation sites for the recrystallized grains in the solution heat treatment and contributed to the development of the coarse grain structure in the surface layer.

Fig. 7 shows the variation of Vickers hardness

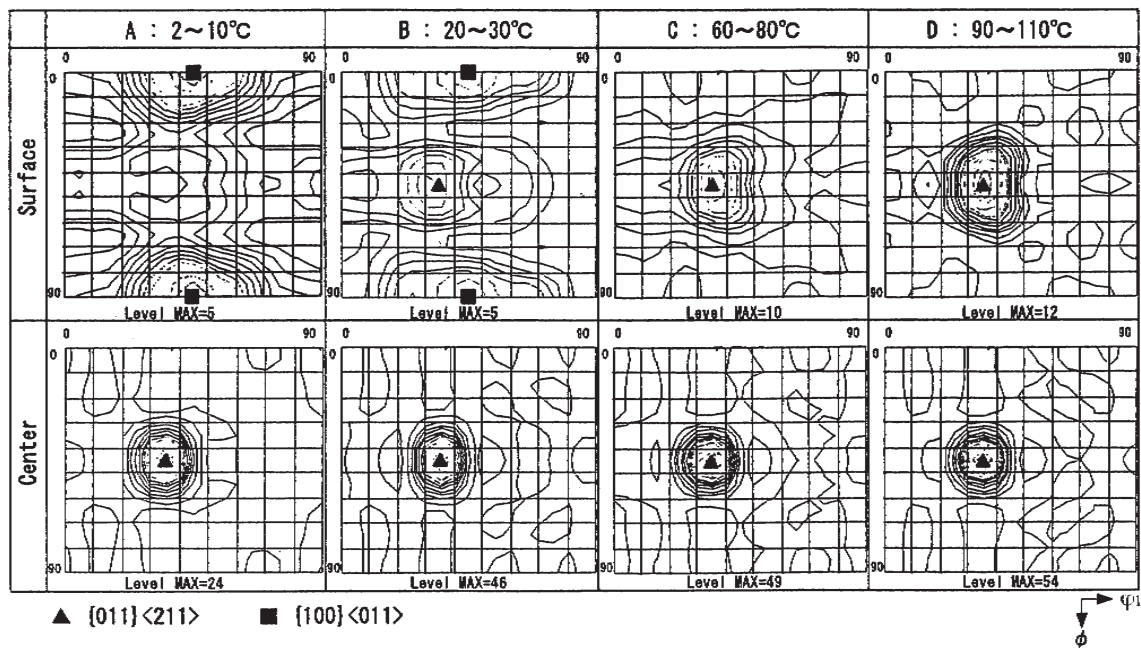


Fig. 5 ODFs of the warm-rolled sheets before solution heat treatment. $\varphi_2 = 0^\circ$

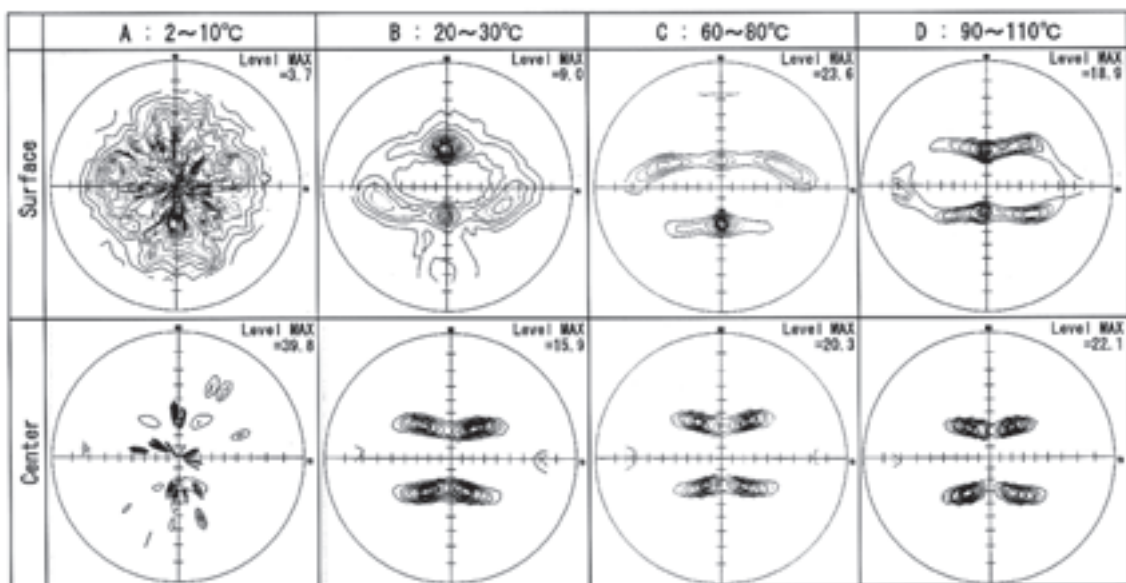


Fig. 6 (111) pole figures showing the texture on the surface layer and at the center layer after solution heat treatment.

through the thickness of the sheets in as-rolled and annealed conditions prepared by A and D process. The annealing condition was intended to imitate the reheating condition in the warm rolling process. In the as-rolled condition of process A, the surface region is harder than the center region. But, after the annealing at 350°C, the hardness situation through the thickness is reversed. From this results, it is indicated that a low temperature condition of the rolls did not cause sufficient plastic deformation in the center layer because of the cyclic occurrence of hardening and softening at the surface layer in the warm rolling process. Consequently, the center region also became the coarse grain structure after solution heat treatment. On the contrary, in the case of higher temperature of the rolls,

the variation of hardness between the surface and center region is small in as-rolled and annealed conditions. This means that an effective deformation for the formation of steady subgrain structure tended to be carried out uniformly through the thickness in process D. From the above results, the coarsening mechanism on process A is illustrated as shown in Fig. 8. At the surface layer, strong shear bands promote recrystallization during the solution heat treatment. In the center region, coarser grains are formed because the cyclic occurrence of hardening and softening at the surface layer in the warm rolling process leads the center region to insufficient plastic deformation.

Table 4 shows the mechanical properties of the warm rolled sheet by process D and the cold

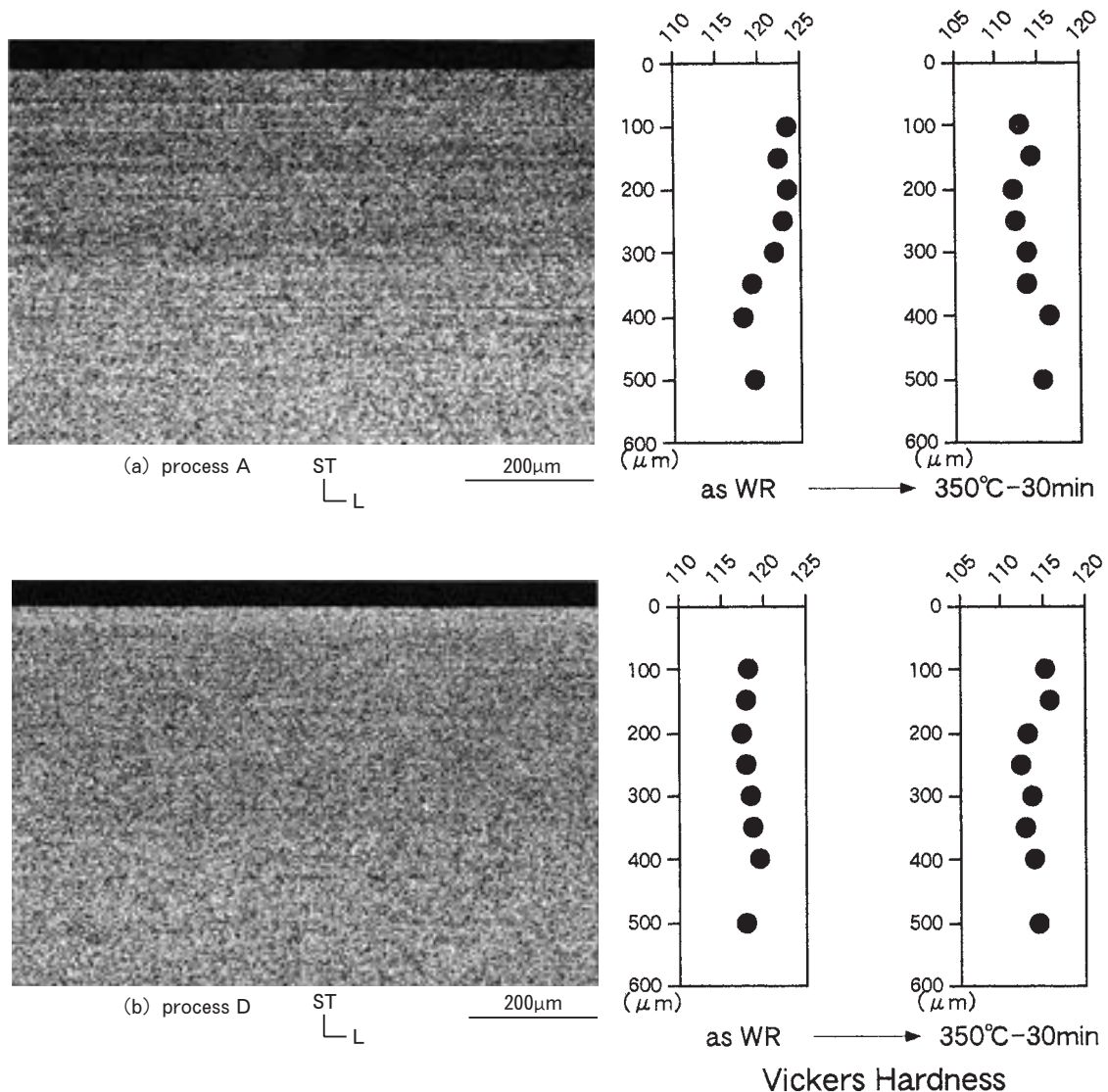


Fig. 7 Microstructures of A and D process sheets before solution heat treatment and microhardness data as a distance from surface to center region in as-rolled and annealed conditions.

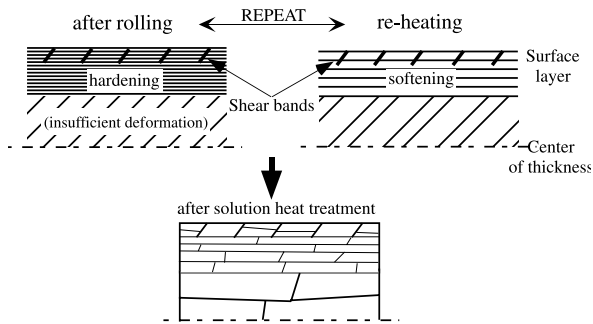


Fig. 8 Schematic illustration of the coarsening mechanism in process A.

rolled sheet in T6 condition. The strength of the warm rolled sheet is higher than that of the cold rolled sheet. The most noticeable property is Lankford value (r-value) of the warm rolled sheet. The r-value of 45° to rolling direction in the warm rolled sheet is above 3. This property should be brought by the existence of the strong Brass component⁹⁾.

4. Conclusions

It has been found in the present investigation that the roll temperature in the warm rolling process has strong influence to formation of a steady subgrain structure on AA7475 based aluminum alloy containing Zr instead of Cr. In the lower temperature of the rolls, coarse grains tend to be formed after solution heat treatment. In the cases of the roll temperature at 60°C and above, fine grains less than $3\mu\text{m}$ are formed uniformly through the thickness after solution heat treatment. These sheets containing the fine structure have the strong Brass component that raises Lankford value of 45° to rolling direction significantly.

Table 4 Mechanical properties of the warm rolled sheet (WR) of M alloy by D process and the cold rolled sheet (CR) of S alloy in T6 condition.

Condition	Angle to RD	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	r-value
Alloy M WR-T6	0°	592	496	13	0.44
	45°	522	461	19	3.66
	90°	601	455	13	0.85
Alloy S CR-T6	0°	522	461	16	0.53
	45°	521	457	17	0.76
	90°	526	468	16	0.68

Acknowledgements

This work was supported in part by a research fund of the Super Aluminum Project provided by the Japan Research and Development Center for Metals (JRCM) in the New Energy and Industrial Technology Development Organization (NEDO). We thank JRCM and NEDO for the permission of publication of this report.

References

- 1) E.O.Hall : Proc. Phys. Soc., **64** (1951), 747.
- 2) N.J.Petch : Iron Steel Inst., **25** (1953), 197.
- 3) E.di Russo, M.Conserva, M.Buratti and F.Gatto : Mater. Sci. Eng., **14** (1974), 23.
- 4) J.Waldman, H.Sulinski and H.Markus : Met. Trans., **5** (1974), 573 .
- 5) J.A.Wert, N.E.Paton, C.H.Hamilton and M.W.Mahoney : Met. Trans., **12A** (1981), 1267.
- 6) T.Minoda, H.Tanaka, K.Shibue and H.Yoshida : J. Jpn. Inst. Light Metals, **51** (2001), 651.
- 7) H.Tanaka, T.Minoda, H.Ezaki, K.Shibue and H.Yoshida : J. Jpn. Inst. Light Metals, **52** (2002), 29.
- 8) P.J.Regenet and H.P.Stüwe : Z.Metallkde., **54** (1963), 273.
- 9) H.Inoue and N.Inakazu : J. Jpn. Inst. Light Metals, **44** (1994), 97.

サブグレイン組織制御による 7475 系アルミニウム合金 温間圧延板材の機械的性質*

田 中 宏 樹** 江 崎 宏 樹***
山 田 賢 治** 渋 江 和 久**
吉 田 英 雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 34-40

Mechanical Properties of 7475 based Aluminum Alloy Sheets with Fine Subgrain Structure

Hiroki Tanaka, Hiroki Esaki, Kenji Yamada,
Kazuhisa Shibue and Hideo Yoshida

In an attempt to refine the grain structure of 200mm wide sheets of 7475 based aluminum alloy containing Zr, a new warm rolling method under the control of both roll temperature and material temperature was used. The warm rolled sheets as solution-heat treated had subgrain structure through the thickness with a high proportion of low angle boundary less than 15°. The average subgrain diameter was approximately 3 μ m. The strength of the warm rolled sheet in T6 condition was about 10% higher than that of a conventional 7475 alloy sheet produced by cold rolling. As the most remarkable point, a high Lankford value (plastic strain ratio of width to thickness) of 3.5 was observed in the orientation of 45° to the rolling direction, with the average Lankford value of 2.2. It was thought that the high Lankford value should be derived from well developed β -fiber, especially the strong {011} <211> brass component. The warm rolled sheet also had good resistance to SCC. From Kikuchi lines analysis and TEM images, it was found that PFZ was hardly formed along the low angle boundaries of the warm rolled sheet in T6 condition. This should be a factor to lead good resistance to SCC because of reducing the difference in electrochemical property between the grain boundary area and the grain matrix.

1. 緒 言

構造用アルミニウム合金展伸材において、高強度化とともに耐食性や成形性といった特性も同時に向上させることは、構造体の軽量化、高信頼化および高い意匠性を図る上で重要な課題である。鋼板において結晶粒微細化による材料強度の向上はよく知られた現象であり^{1), 2)}、アルミニウム合金展伸材においてもこの関係は成立する。一方、結晶粒微細化と耐応力腐食割れ (SCC) 性の関係では、7075 合金の場合、微細粒化に伴い耐 SCC 性が劣

化するという報告³⁾がある。上述の特性をすべて同時に向上させることについては困難が予想されるが、用途に応じて各特性のバランスを考慮しつつ素材のトータル性能を高めることは実用上重要である。

筆者らは Zr を添加した 7475 ベース合金を用い、温間域での析出挙動と加工組織の回復を利用することで熱的安定な下部組織を形成させ、溶体化処理後も 3 μ m 以下のサブグレイン組織が維持されることを見出した^{4), 5)}。Zr を含む 7475 ベース合金を冷間圧延工程で作成してもこのような微細サブグレイン組織は得られない⁶⁾。また温間圧延中のロール温度が下部組織形成に及ぼす影響を調査し、溶体化処理後のサブグレイン組織がより安定的に維持される方法を確認した⁷⁾。この温間圧延板材は冷

* 軽金属, 52 (2002), 553 に主要部掲載

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

間圧延工程で製造された 7475 板材に比べ T6 調質時の強度が高く、耐 SCC 性が大きく向上することがわかった⁵⁾。成形性といった観点からは、試作した板幅が 100mm 程度と狭いため十分な検討が行えていなかった。そこで本研究ではこれまでの知見に基づき 200mm 幅の温間圧延板材を作成し、成形性や疲労強度も含め、改めて 7475 合金冷間圧延板材と比較して材料特性を調査した。

2. 実験方法

供試材として Table 1 に示す合金 M を溶製し、半連続鋳造法によって 175×175mm のスラブを得た。スラブを 100mm 厚さに切断後、Table 2 に示す工程で板を作成した。まず大気炉で 470°C-10h の均質化処理を行い、350°C-10h の予備加熱後 350°C で鍛造を開始して厚さ 30mm に仕上げた。さらに機械加工によって 30×200×100mm に仕上げ、200mm を幅方向にして 350°C で圧延を行った。この際 350°C に昇温保持した大気炉を用い、厚さ 4mm までは 2 パス毎、その後 1 パス毎に 30 分間の再加熱を行って 1mm まで圧延した。トータルパス数は 27 パスであった。温間圧延時のロールはカートリッジ型ヒーターをロール中心軸に差し込み、ロール表面温度を 100°C±10°C に制御した。圧延ロールの直径は 160mm、ロール回転数は 120rpm で圧延を行った。圧延時の潤滑剤として、市販のマシン油を用いた。最終圧延後に 350°C-30min の熱処理を大気炉で行い、さらに溶体化処理として塩浴炉で 480°C-5min の熱処理後、水焼入れを施した。時効処理はオイルバスを用い、120°C-24h の T6 処理を行った。比較材として、Table 1 に示す化

学組成を有し、量産規模で製造された合金 S (7475 標準組成) の熱間圧延板 (8mm) を用いた。まず大気炉で 480°C-2h (炉冷) の熱処理を行い、その後冷間圧延で 1mm に仕上げた。溶体化処理および時効処理は上述の温間圧延材と同じ条件で行った。

金属組織の状態を調べるため、光学顕微鏡組織および TEM 組織を観察した。また結晶粒方位解析を SEM-EBSP 装置 (Oxford Instruments 製 OPAL system) を用いて行った。正極点図は反射法を用いて測定した。また、Bunge が提唱した級数展開法⁸⁾を用いて結晶粒方位分布関数 (Crystallite Orientation Distribution Function, 略して ODF) を求め、集合組織の三次元方位解析を行った。ODF 解析は {111}, {110}, {100} 不完全極点図を測定し、偶数項の展開次数を 22, 奇数項の展開次数を 19 として計算した。圧延方向に対して 0°, 45°, 90° 方向からサンプルを採取し、JIS5 号試験片を作成して引張試験を行った。ランクフォード値 (r 値) は JIS Z 2254 に準じ、10% 変形前後の試験片幅および標点間の長さから算出した。限界絞り比 (LDR) の測定は φ33mm の平頭ポンチを用い、しわ押さえ力を 3900N に設定して実施した。潤滑剤にジョンソンワックスを用いた。なお本系合金で絞り加工を実施するには O 材化処理⁹⁾が必要で、溶体化処理後に 360°C-2h (炉冷) の熱処理を行ったサンプルでブランク成形した。耐 SCC 性評価試験は JIS H8711 に準じ、T6 処理材を用いて行った。圧延方向に対して 90° 方向に試験片を採取し、前処理として過塩素酸：エタノール=1：9 溶液中で 10V-3 分 (室温) の電解研磨後水洗を行って試料表面を調整した。試験片への荷重負荷は JIS K 6859 に準じたスプリング式応力負荷装置を用い、初期設定応力を耐力の 85% に調整し、3.5%NaCl 溶液中に 10 分浸漬した後 25°C 雰囲気中で 50 分乾燥させる乾湿交互試験を行い、破断するまでの時間を測定した。耐 SCC 性は 3 本の試験片の平均破断時間で評価した。剥離腐食試験は ASTM G34 (EXCO test) に準じ、T6 処理材を 4M-NaCl, 0.5M-KNO₃, 0.1M-HNO₃ 溶液中に 9h 浸せき後、外観および断面観察を行った。疲労試験に用いた試験片を Fig. 1 に示す。T6 処理材の L 方向 (圧延方向に対して 0° 方向) からサンプルを採取し、試験片を作成した。軸力疲労試験方式を利用し、応力比 R=0.1 (片振り引張り)、試験温度は常温で、試験速度は 1800cpm で行った。

Table 1 Chemical composition of specimens. (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
M	0.02	0.03	1.64	<0.01	2.40	<0.01	5.55	0.03	0.17	Bal.
S	0.04	0.03	1.51	<0.01	2.26	0.21	5.38	0.04	<0.01	Bal.

Table 2 Experimental procedure on Alloy M.

Stage	Condition
Casting	Semicontinuous direct chill techniques into slab 100mm×175mm×175mm
Homogenization	470°C-10h
Pre-heating	350°C-10h
Forging	350°C, 100mm→30mm
Machining	30mm×200mm×100mm
Warm rolling	350°C, 27passes
Annealing	350°C-30min
Solution heat treatment	480°C-5min W.Q.

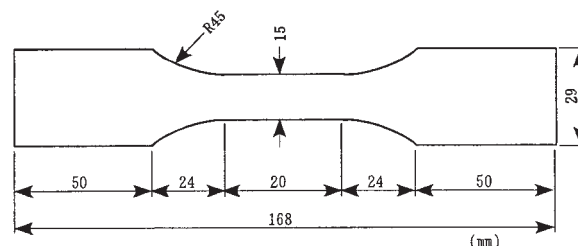


Fig. 1 Shape and dimensions of fatigue test specimen.

3. 実験結果

3.1 溶体化処理後の結晶粒組織

200mm 幅温間圧延材の両端 30mm 付近および板幅中央部の、溶体化処理後の L-ST (ST: 板厚方向) 面における偏光顕微鏡組織写真を Fig. 2 に示す。全域に渡って繊維状組織を呈し、粗大な再結晶粒の形成は認められない。温間圧延時の材料温度とロール温度を制御することにより、板全体に一様な組織が得られている。温間圧延材 (合金 M) と冷間圧延材 (合金 S) の溶体化処理後の組織を Fig. 3 に比較する。結晶粒組織上の違いは、温間圧延材が繊維状組織であるのに対し、冷間圧延材は等軸粒に近い再結晶粒組織になっている点である。TEM 組織では結晶粒径の違いがよくわかる。温間圧延材の組織は平均粒径が約 $3\mu\text{m}$ であるのに対し、冷間圧延材は $20\mu\text{m}$ 程度の結晶粒組織である。温間圧延材に見られる微細な点状化合物は Al_3Zr で、冷間圧延材に見られるそれらは $\text{Al}_{18}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ と考えられる⁴⁾。

3.2 溶体化処理後の結晶粒方位差分布

Fig. 4 に EBSD 法で求めた結晶粒方位差分布を示す。測定装置の誤差等を考慮して、 2° 以下のデータを無視し

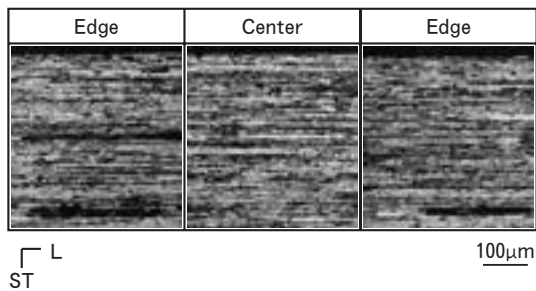


Fig. 2 Optical micrographs of warm rolled sheet after solution heat treatment.

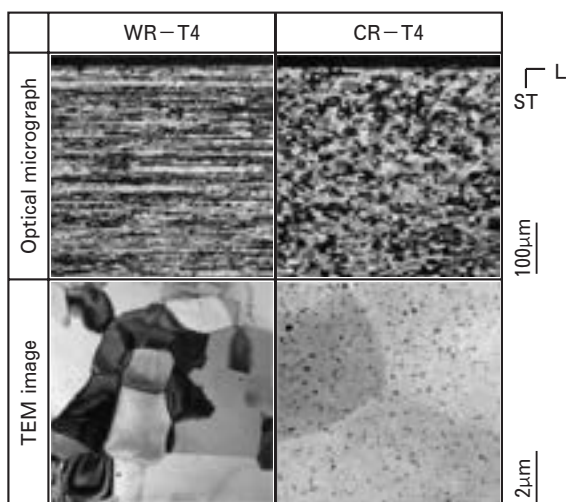


Fig. 3 Optical and TEM micrographs after solution heat treatment. WR : warm rolled sheet (Alloy M), CR : cold rolled sheet (Alloy S).

た。測定範囲は $100 \times 200\mu\text{m}$ の領域である。温間圧延材は 15° 以下の小角粒界の比率が高く、サブグレイン組織であることがわかる。一方、冷間圧延材は 15° 以上の大角粒界の比率が高くなっており、温間圧延材とは明確な差異が認められる。

3.3 引張特性および LDR

Table 3 に T6 処理後の引張特性を示す。 0° および 90° 方向の引張強さは温間圧延材の方が冷間圧延材よりも 10% 以上高く、 45° 方向ではほぼ同等である。温間圧延材の伸びは 45° 方向が高く、冷間圧延材の伸びは等方的である。Fig. 5 に T6 処理材の r 値を示す。温間圧延材の 45° 方向の r 値は 3.5 を越える極めて高い値を示し、 0° 方向および 90° 方向は冷間圧延材の値とあまり変わらない。伸びおよび r 値について、温間圧延材では異方性が強く、冷間圧延材では等方的であり、その傾向は一致

Table 3 Mechanical properties of warm rolled sheet and cold rolled sheet in T6 condition.

Condition	Angle to RD	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
Alloy M WR-T6	0°	592	496	13
	45°	522	461	19
	90°	601	455	13
Alloy S CR-T6	0°	522	461	16
	45°	521	457	17
	90°	526	468	16

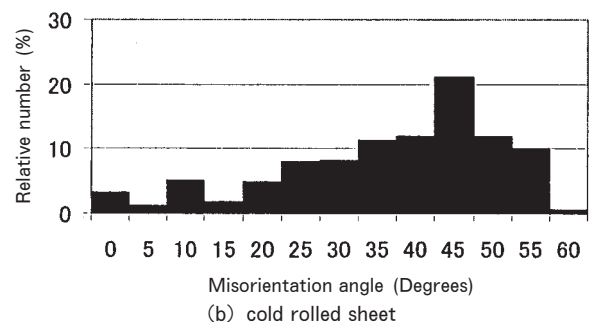
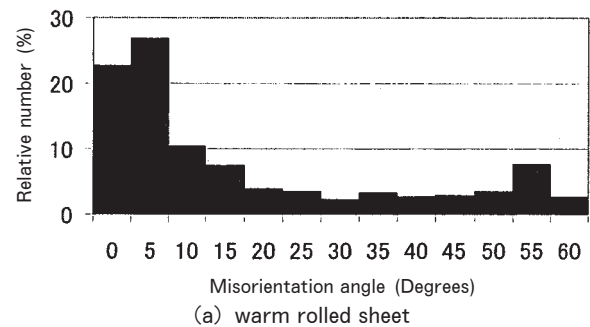


Fig. 4 Misorientation angle histograms of (a) warm rolled sheet and (b) cold rolled sheet after solution heat treatment.

している。

LDR の測定結果を Table 4 に示す。高い平均 r 値を示した温間圧延材の方が冷間圧延材よりも高い値を示す。カップ状に成形できたサンプルは、いずれの場合もしわの発生は目立たなかった。

3.4 耐食性

耐 SCC 性の評価結果を Fig. 6 に示す。従来の知見⁵⁾と同様で、本研究で作成した温間圧延材は冷間圧延材よりも優れた耐 SCC 性を示す。

Fig. 7 に剥離腐食試験後の板表面の外観および L-ST 断面のミクロ写真を示す。温間圧延材と冷間圧延材の浸

Table 4 Limiting drawing ratio of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR).

	WR	CR
LDR	2.06	2.00

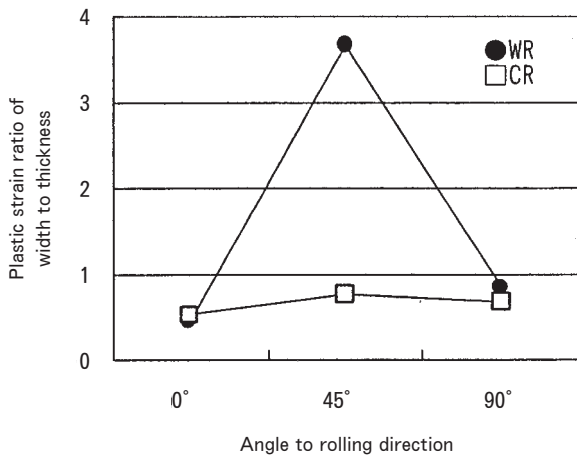


Fig. 5 Plastic strain ratio of width to thickness in T6 condition. WR : warm rolled sheet, CR : cold rolled sheet.

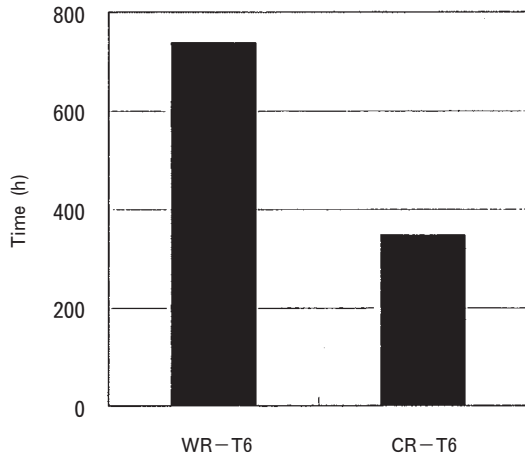


Fig. 6 Life of SCC in T6 condition. WR : warm rolled sheet, CR : cold rolled sheet.

食深さに有意差は認められず、目視による腐食評価コードは EA と判定される。

3.5 疲労特性

Fig. 8 に L 方向試験片について得られた S-N 曲線を示す。温間圧延材の疲労強度は、冷間圧延材より約 10% 高い値を示す。一般に引張強さの増大とともに疲労強度も上昇する¹⁰⁾ことが知られているが、Fig. 3 に示したように組織の状態が大きく異なる材料間の比較においては、強度以外の要因も検討する必要がある。

4. 考 察

7475 系合金は熱処理型合金であり、T6 処理後の強度は析出硬化の寄与が大きく、結晶粒微細化による強度向上はさほど顕著に現れなかった。温間圧延材の特筆すべき特性変化に r 値の向上がある。Taylor 理論¹¹⁾を基に優先方位と r 値の面内異方性を検討した研究事例¹²⁾を参

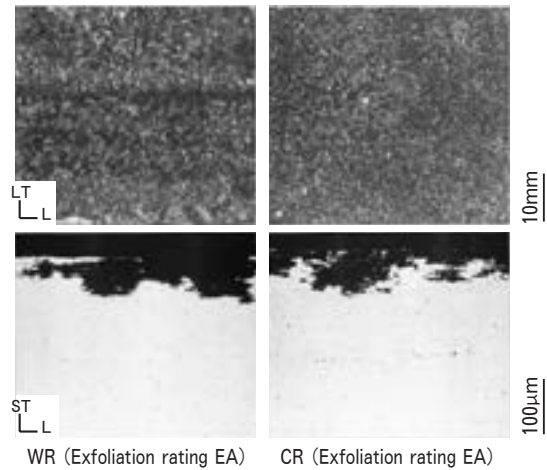


Fig. 7 Appearance and photomicrographs showing cross sections of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) exposed to the standard EXCO solution for 9h.

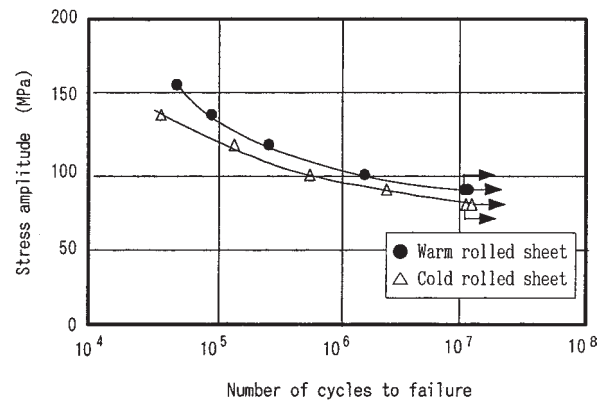


Fig. 8 Stress-number of cycle curves for the specimens aged at 120°C for 24h.

考にすると, Brass 方位 $\{011\} \langle 211 \rangle$ が優先方位の場合, 45° 方向の r 値が高くなることが予測されている。Fig. 9 に溶体化処理後の板表面と板厚中心部の ODF 解析結果を示す。温間圧延材は板厚全体に渡って Brass 方位が先鋭に発達しており, 方位密度が極めて高いことがわかる。また S 方位 $\{123\} \langle 634 \rangle$ に近い方位の集積

は認められるが, その方位密度は Brass 方位ほど高くない。C 方位 $\{112\} \langle 111 \rangle$ については, その集積がほとんど認められない。人工时效処理温度は 120°C と低いため溶体化処理後の集合組織は維持されるものと考えられ, T6 処理材の 45° 方向の r 値上昇は主に Brass 方位の集積に起因するものと考えられる。上述の予測と本研究に

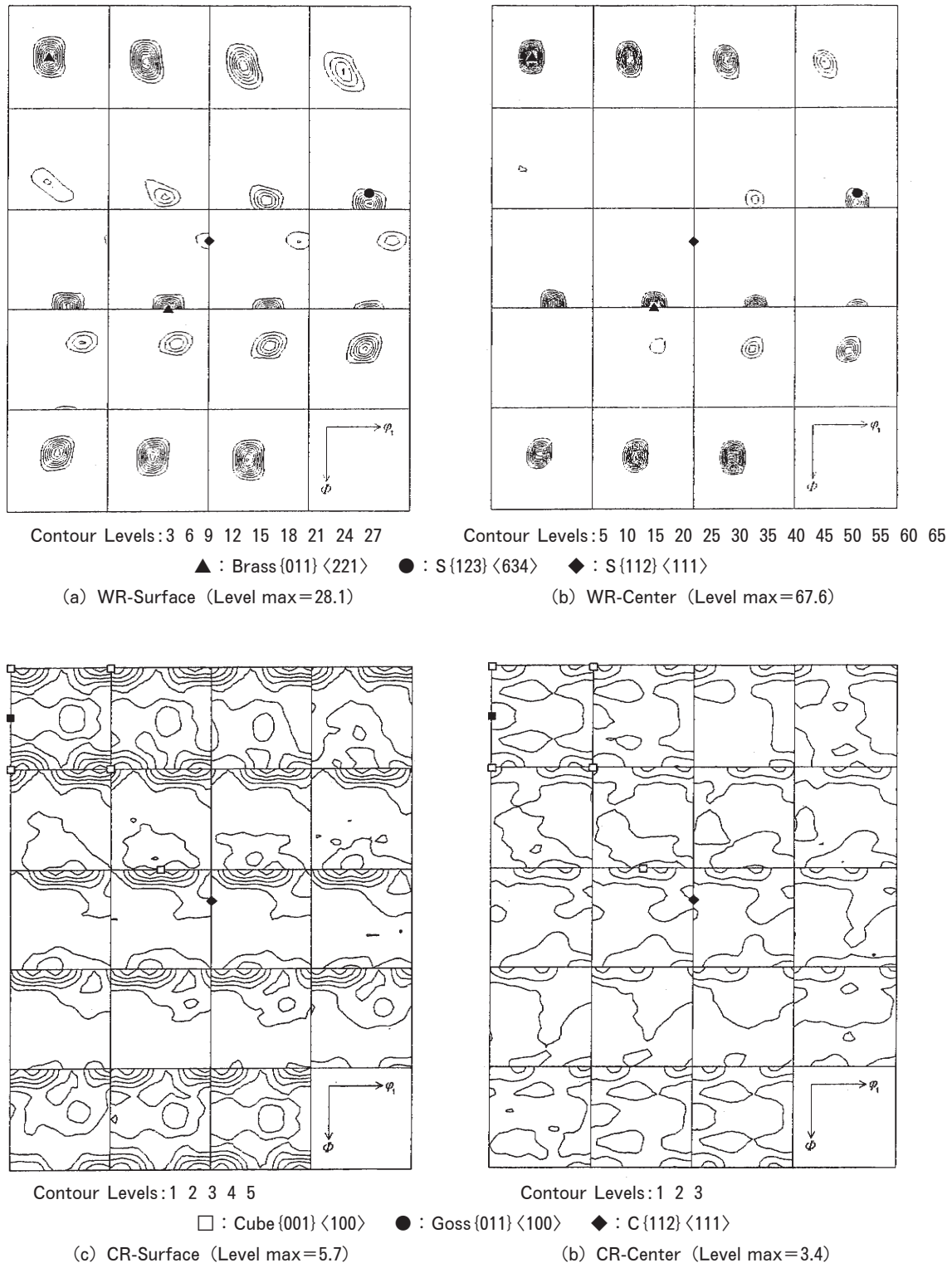


Fig. 9 ODFs of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) after solution heat treatment. $\varphi_2=0^\circ, 5^\circ, \dots, 90^\circ$

おける温間圧延材の特性は良い一致を示す。冷間圧延材は、Fig. 9 に示すように、Cube 方位 $\{001\} \langle 100 \rangle$ と Goss 方位 $\{011\} \langle 100 \rangle$ に集積が認められるが、全体に方位密度が低いランダムな方位に再結晶しているものと判断できる。このため r 値の面内異方性が小さくなったものと考えられる。冷間圧延材も溶体化処理前では Brass 方位が優先方位であるが、その方位密度は温間圧延材よりもかなり低くなる傾向にある⁹⁾。これらのことから、温間圧延材の Brass 方位における高い方位密度は、熱的安定なサブグレイン組織形成によってもたらされたものと考えられる。冷間圧延材に見られる Goss 方位は熱間圧延材ですでに形成されており⁹⁾、冷間圧延および溶体化処理を施しても幾分残存することがわかる。

7475 系合金の場合、T6 調質では絞り成形が困難なためサンプルに析出を伴う熱処理 (O 材処理) を行って LDR 試験に供した。O 材処理を施した供試材の集合組織は、溶体化処理後の集合組織とほとんど変わっていないかった。平均 r 値の高い温間圧延材の方が、冷間圧延材よりも高い LDR を示した。絞り性は集合組織の影響以外にも析出状態の影響等も考慮する必要があると考えられるため、O 材熱処理条件についてはさらに検討の余地がある。

粒界腐食性向上と小角粒界との相関は 6061 合金押出材で検討¹³⁾されており、小角粒界では無析出帯 (PFZ) が形成されにくいことが示唆されている。本研究で試作した温間圧延材も Fig. 4 に示した通り、溶体化処理後の小角粒界の比率が高い。Fig. 10 に T6 処理後の TEM

組織と菊池パターン解析結果を示す。温間圧延材での観察領域は菊池パターン解析結果から小角粒界であり、冷間圧延材は大角粒界であることがわかる。温間圧延材の小角粒界では PFZ が極めて狭く、冷間圧延材の PFZ は明瞭に観察されない。それぞれ他の粒界付近も観察したが同じ傾向であった。上述の 6061 合金押出材の結果と同様に、7475 系温間圧延材でも小角粒界では PFZ が形成されにくく、このため粒界近傍と粒内の電気化学的特性差が小さくなって、局所的なアノード溶解が抑制されたことが耐 SCC 性を向上させた要因の一つと考えられる^{14), 15)}。また粒界析出の状態にも差が認められる。冷間圧延材の粒界析出物は連続して存在する傾向が認められるが、温間圧延材の場合は不連続で個々の析出物が粒内へ成長しているように観察される。このように温間圧延材は PFZ の形成が抑制され、粒界析出物が不連続に存在することから、冷間圧延材よりも良好な耐 SCC 性を示したものと考えられる。

5. 結 言

材料温度とロール温度の双方を制御して作成した Zr を添加した 7475 ベース合金温間圧延材の特徴は次のように要約できる。

(1) 溶体化処理後の集合組織は β -方位群、特に Brass 方位 $\{011\} \langle 211 \rangle$ の方位密度が極めて高く、圧延方向と 45° 方向の r 値が 3 を越える値を示す。

(2) 温間圧延材は冷間圧延材に比べて平均ランクフォー

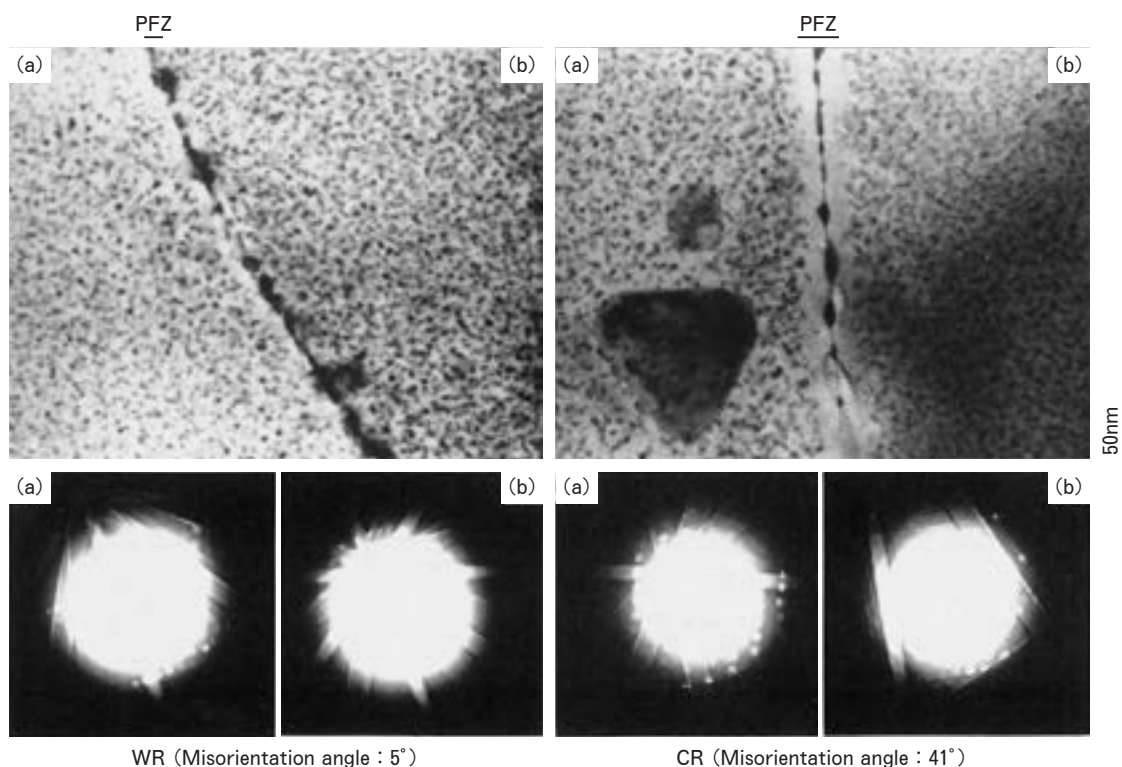


Fig. 10 TEM images and Kikuchi patterns of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) in T6 condition.

ド値が高く、LDR が向上する傾向が認められる。

(3) 温間圧延材に多く存在する小角粒界では、T6 処理時に PFZ の形成が抑制される。このため粒界近傍と粒内の電気化学的特性差が小さくなることで耐 SCC 性を向上させる要因の一つと考えられる。また、温間圧延 T6 処理材の小角粒界における粒界析出物は不連続に存在することも、耐 SCC 性の向上に寄与すると考えられる。

(4) 温間圧延材の L 方向疲労試験の疲労強度は、冷間圧延材より約 10% 高い値を示す。

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) から (財) 金属系材料研究開発センター (JRCM) への委託研究「スーパーメタルの技術開発」の一環として行ったものである。

本研究の遂行に当たり、菊池パターン撮影およびその解析についてご協力をいただきました九州大学工学部 堀田教授に深く感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) E.O.Hall : Proc. Phys. Soc., **64** (1951), 747.
- 2) N.J.Petch : Iron Steel Inst., **25** (1953), 197.
- 3) 日本航空宇宙工業会編 : 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No. 807, (1994).
- 4) 箕田 正, 田中宏樹, 渋谷和久, 吉田英雄 : 軽金属, **51** (2001), 651.
- 5) 田中宏樹, 箕田 正, 江崎宏樹, 渋谷和久, 吉田英雄 : 軽金属, **52** (2002), 29.
- 6) 日本航空宇宙工業会編 : 航空機部品・素材産業振興に関する調査研究 No. 904, (1995).
- 7) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田 正, 渋谷和久, 吉田英雄 : 軽金属学会第 100 回春期大会講演概要, (2001), 147.
- 8) H.J.Bunge : *Texture analysis in materials science*, Butterworths, (1982).
- 9) 平野清一, 吉田英雄 : 本誌, **38** (1997), 95.
- 10) 竹内勝治 : 軽金属溶接, **4** (1966), 184.
- 11) G.I.Taylor : J.Inst.Metals, **62** (1938), 307.
- 12) 井上博史, 稲数直次 : 軽金属, **44** (1994), 97.
- 13) 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属, **49** (1999), 548.
- 14) E.N.Pough and W.R.D.Jones:Metallurgia, **63** (1961), 3.
- 15) 村上陽太郎 : 軽金属, **31** (1981), 748.

Mathematical Models and Flatness Control for Aluminum Foil Rolling Mills*

Yoshihide Okamura** and Takashi Ichikawa***

Flatness control in aluminum foil rolling is an important technical subject for quality and productivity. Poor flatness leads to foil wrinkling or the foil tearing easily ; moreover, it significantly reduces productivity. Many flatness control algorithms for aluminum foil rolling have been proposed, but these approaches could not sufficiently cope with the actuator dynamics and the detection time delay. Moreover, it is necessary to cope with the rolling load variation, which influences the flatness variation during the mill acceleration and deceleration in thick foil rolling. Therefore, flatness control models are desired to be able to represent the plant characteristics sufficiently. In this paper, we propose the mathematical models for flatness control of aluminum foil rolling. The models are based on results from the experimental study in an actual plant and make it possible to use the differences between the characteristics of the mechanical actuators positively. A new flatness control based on the above mathematical models has been developed to cope with the detection time delay and the mutual interaction between the actuators. The maximum flatness error has been improved more than 50% in comparison with the conventional flatness control in an actual plant.

1. Introduction

Flatness control in aluminum foil rolling is an important technical subject for quality and productivity. Poor flatness leads to foil wrinkling or the foil tearing easily ; moreover, it significantly reduces productivity. Various actuators have been developed for the flatness control in aluminum foil rolling, for instance, the variable crown roll (VC roll), the work roll bender (WR bender), the roll coolant and so on^{1), 2)}.

One of the most significant features in foil rolling is the work roll kiss rolling. The effect of the work roll bender on flatness is restricted near the foil edges under the kiss rolling condition. Further, under the condition of low heat generation by plastic deformation, the flatness control by the roll coolant becomes difficult. For these reasons, it is important to use the flatness control characteristics of the actuators.

Many flatness control algorithms for aluminum foil rolling have been proposed^{2)~5)}, but these approaches could not sufficiently cope with the actuator dynamics and the detection time delay. It is important to have high control performance even at a low rolling speed in which the detection time delay is significant. Moreover, it is necessary to cope with the rolling load variation, which influences the flatness variation during the mill acceleration and deceleration in thick foil rolling. Therefore, flatness control models are desired that could represent the plant characteristics sufficiently.

In this paper, we propose mathematical models for flatness control of aluminum foil rolling. The models are based on results from an experimental study in an actual plant and make it possible to use the differences between the characteristics of the mechanical actuators positively. A new flatness control for aluminum foil rolling has been developed to cope with the detection time delay and the mutual interaction between the actuators. The new flatness control has been successfully applied to an actual plant.

* The main part of this paper was presented at SICE Annual Conference in Osaka, August 5-7 (2002).

** No.2 Department, Research and Development Center, Dr. of Eng.

*** Production Department, Sumikei Aluminum Foil Co., Ltd.

2. Mathematical models

2.1 Calculation of the strain component

Fig. 1 shows an example of the flatness sensor output, that is, the strain distribution of the foil elongation calculated from the measured foil tension distribution. The aim of flatness control is to obtain a uniform distribution of the foil elongation strain. Flatness error means a lack of distribution uniformity. Here, I-unit means a unit of strain, and one I-unit is equal to 10^{-5} .

Fig. 2 shows the foil rolling mill equipment and the flatness control actuators. The mechanical actuators, VC roll, WR bending force, the WR bending force difference between the operator-side and the drive-side and roll gap tilting between the operator-side and the drive-side, have a high response to the flatness control, but these actuators could not cope with the local foil elongation. The roll coolant copes with the local elongation strain, but the response of flatness control is lower than that of the mechanical actuators. Many approaches to express the flatness numerically have been proposed. In this paper, foil strain components Λ_i are defined as follows⁶⁾.

$$\varepsilon(x) = \Lambda_1 P_1(x) + \dots + \Lambda_i P_i(x) + \dots \quad (1)$$

where $\varepsilon(x)$ is the strain distribution of the foil elongation in the width direction, and x is the normalized position in the width direction. $P_i(x)$ is the Legendre orthogonal function series as follows.

$$P_i(x) = \frac{1}{2^i i!} \cdot \frac{d^i}{dx^i} (x^2 - 1)^i \quad (2)$$

Fig. 3 shows an example of the foil strain distributions of Λ_i . Here, Λ_1 means the strain distribution of tilting, Λ_2 means the strain distribution of the symmetrical center buckle or edge wave, and Λ_4 means the strain distribution of the symmetrical quarter buckle or center and edge waves.

2.2 Plant models for control of the mechanical actuators

In general, the variation in the strain component order when the mechanical actuators are manipulated depends on the ratio of the work roll barrel length by the work roll radius. This ratio is more than 7 in this foil rolling mill; therefore, a higher order of the strain

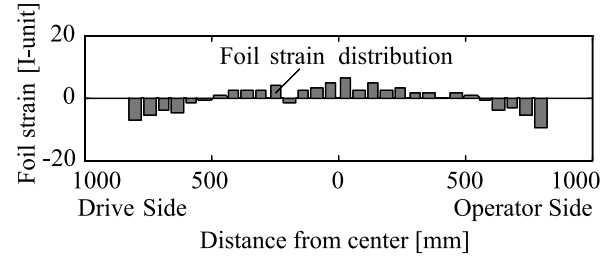


Fig. 1 Flatness sensor output.

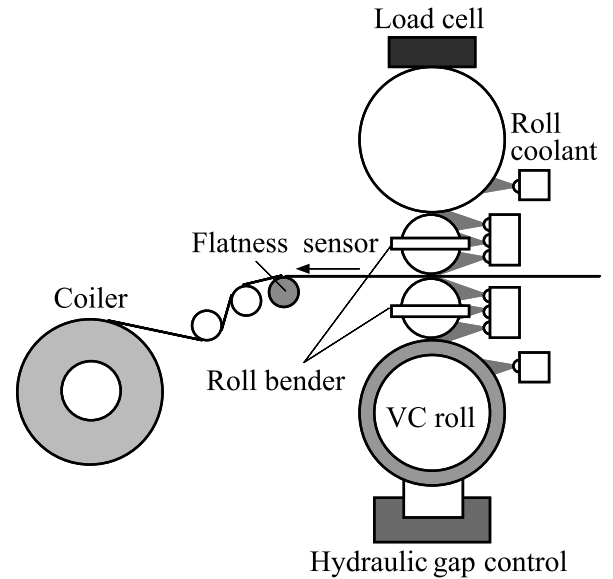


Fig. 2 Foil rolling mill equipment and the flatness control actuators.

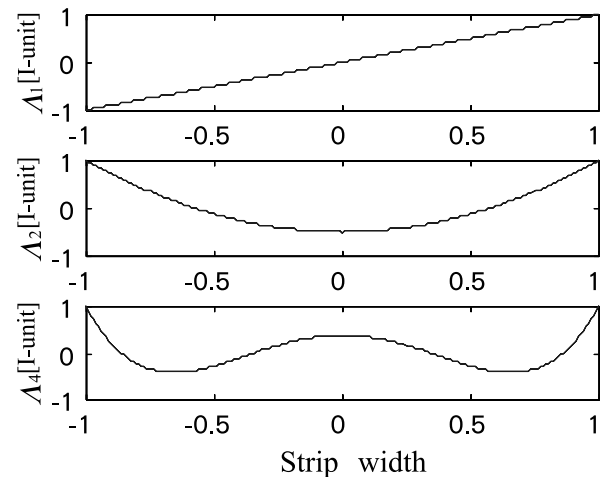


Fig. 3 Example of foil strain distribution.

component is variable in foil rolling.

It is known that the combined usage of the VC roll and the WR bender makes it possible to control the complicated flatness error of the symmetrical part²⁾, and the combined usage of the WR bending force difference and the roll gap

tilting makes it possible to control the complicated flatness error of the asymmetrical part^{7,8)}. Therefore, we studied the variation in the strain component based on an experimental result.

Fig. 4 and Fig. 5 show the experimental results in which the variation in the strain component when the VC roll pressure or the WR bending force is manipulated under several rolling conditions. For a wide foil width, the VC roll pressure and the WR bending force variations mainly influence the 2nd and 4th order of the strain components. For a narrow foil width, the VC roll pressure variation mainly influences the 2nd, 4th and 8th order of the strain components. Moreover, it is clarified that the rolling load variation influences the flatness variation. From these results, the mathematical models of the plant are given as follows.

$$\begin{bmatrix} \Delta\Lambda_i \\ \Delta\Lambda_j \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{iV} & K_{iB} \\ K_{jV} & K_{jB} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta P_V \\ \Delta P_B \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} K_{iP} \\ K_{jP} \end{bmatrix} \Delta P \quad (3)$$

where $\Delta\Lambda_i$ and $\Delta\Lambda_j$ are the 2nd order strain component variation and 4th or 8th order strain component variation, respectively, ΔP_V is the VC roll pressure variation, ΔP_B is the WR bending force variation, ΔP is the rolling load variation. K_{iV} , K_{iB} , K_{jV} , K_{jB} , K_{iP} and K_{jP} are the parameters that depend on rolling conditions. Here, the WR bending force variation under the work roll kiss rolling condition shown in Fig. 5 (b) makes the strain components change complexly. In the case of such condition, the parameter K_{iV} and K_{iP} are considered and the other parameters are ignored. These parameters could be calculated using a physical model, but this model is too complicated to use in actual application. Therefore, an experimental model has been utilized for the flatness controller. This model consists of simple polynomial functions in which the variations are the foil thickness and width. The models of the actuators, VC roll and WR bender are given as follows.

$$T_V \frac{d}{dt} \Delta P_V = -\Delta P_V + \Delta P_V^{ref} \quad (4)$$

$$T_B \frac{d}{dt} \Delta P_B = -\Delta P_B + \Delta P_B^{ref} \quad (5)$$

where ΔP_V^{ref} and ΔP_B^{ref} are the VC roll pressure reference and the WR bending force reference, T_V and T_B are the time constants of the VC roll

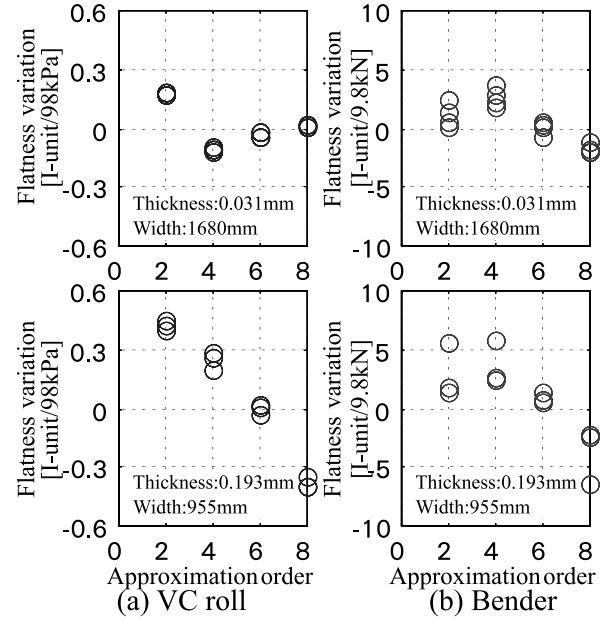


Fig. 4 Effect of foil thickness on flatness variation.

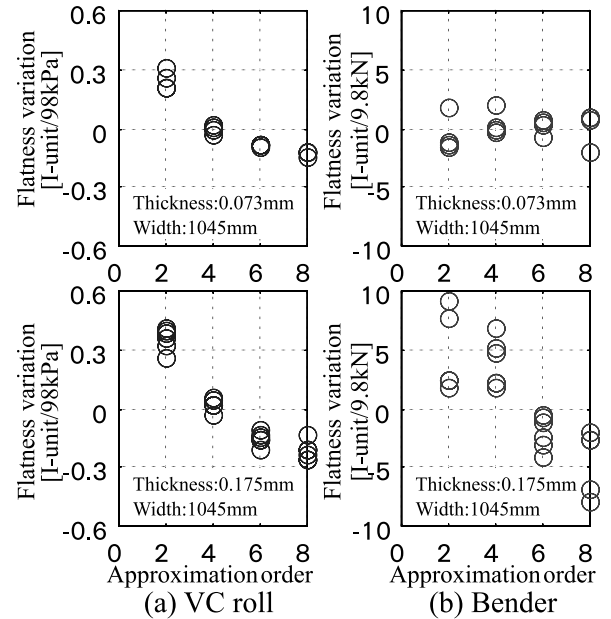


Fig. 5 Effect of foil thickness on flatness variation.

and WR bender, respectively. The other order strain components can be controlled by using the WR bending force difference, the roll gap tilting and the roll coolant in this plant. However, the details are omitted in this paper.

3. Design of the controller

3.1 Design method

To obtain high performance of the flatness control, it is important to cope with the

detection time delay and the mutual interaction between the actuators. In this section, the design method for a controller of only two actuators, the VC roll and the WR bender, is described. To simplify the controller, a precompensator which considers the steady state is designed as follows.

$$\begin{aligned} \begin{bmatrix} \Delta P_V^{ref} \\ \Delta P_B^{ref} \end{bmatrix} &= \begin{bmatrix} K_{iV} & K_{iB} \\ K_{jV} & K_{jB} \end{bmatrix}^{-1} \begin{bmatrix} \Delta P_V^C \\ \Delta P_B^C \end{bmatrix} \\ &= \begin{bmatrix} K'_{iV} & K'_{iB} \\ K'_{jV} & K'_{jB} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Delta P_V^C \\ \Delta P_B^C \end{bmatrix} \end{aligned} \quad (6)$$

where ΔP_V^C and ΔP_B^C are the control signals of the VC roll pressure and the WR bending force, respectively.

To cope with the detection time delay, a PI controller using Smith's method is designed. Here, the proportional gain, K_{pV} , K_{pB} , and the integral time, T_{iV} , T_{iB} , are designed as follows.

$$K_{pV} = T_V / T'_V, \quad T_{iV} = T_V \quad (7)$$

$$K_{pB} = T_B / T'_B, \quad T_{iB} = T_B \quad (8)$$

If T_V is assumed to be equal to T_B , each closed loop transfer function can be approximated as follows.

$$G_V(s) = \frac{1}{T'_V s + 1} \quad (9)$$

$$G_B(s) = \frac{1}{T'_B s + 1} \quad (10)$$

where T'_V and T'_B are the tuning parameters,

$G_V(s)$ and $G_B(s)$ mean the approximated closed loop transfer function of the VC roll control system and the WR bender control system, respectively.

A predictive compensator to cope with the rolling load variation is then represented as follows.

$$\Delta P_V^C = \Delta u_V - K_{iP} \Delta P \quad (11)$$

$$\Delta P_B^C = \Delta u_B - K_{jP} \Delta P \quad (12)$$

where Δu_V and Δu_B are the references for the above PI controller. Fig. 6 shows the block diagram of the proposed flatness control system using the VC roll and the WR bender. Here, L is the detection time delay of the flatness sensor.

3.2 Tuning method of the parameters

Considering the balance between the actuator response and the stability of the system, the parameters T'_V and T'_B are selected referring to the design result using the H -infinity control theory. The weight functions $W_T(s)$ and $W_s(s)$ to design the H -infinity controller are selected as follows.

$$W_T(s) = c_1(c_2 s + 1) \quad (13)$$

$$W_s(s) = 1/s \quad (14)$$

where c_1 and c_2 are constants. Fig. 7 shows the gain characteristics of $W_T(s)$ and $\Delta(s)$ of the VC roll control system. $\Delta(s)$ means the multiplicative plant uncertainty. The parameter T'_V is selected to obtain the similar gain charac-

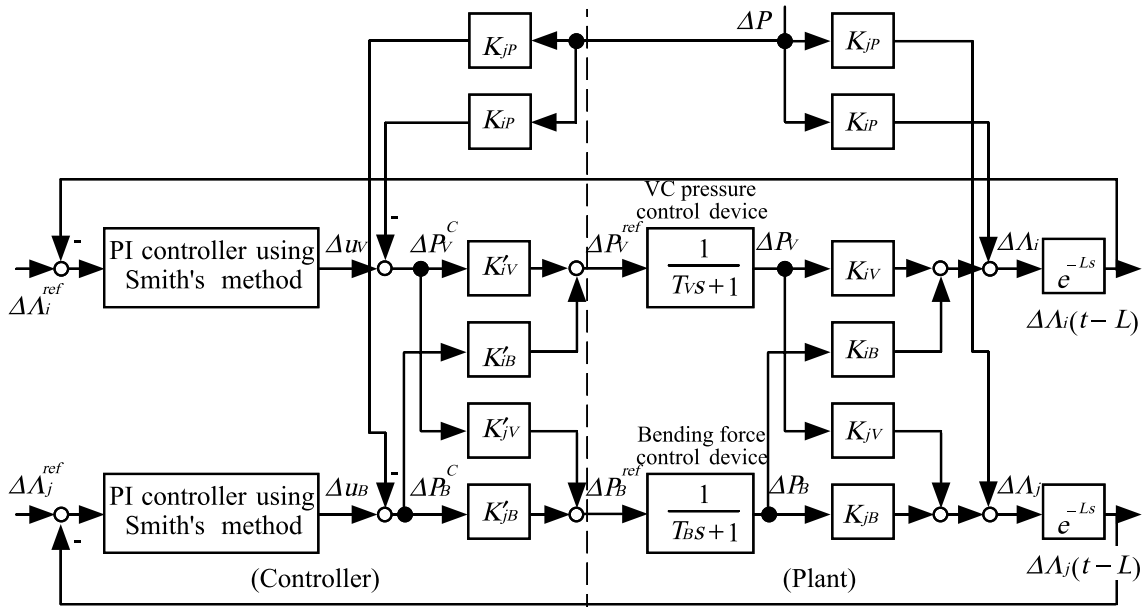


Fig. 6 Block diagram of the flatness control system.

teristics of the H -infinity controller. The parameter T_B^* can also be set in a similar way.

4. Practical results

Fig. 8 shows an example of the practical results. The flatness components ΔA_2 and ΔA_4 are quickly regulated by the simultaneous manipulation of the VC roll and the WR bender. The other order strain components are controlled by the roll gap tilting, the WR bending force difference and the roll coolant successfully. The maximum flatness error has been improved more than 50% in comparison with the conventional flatness control in this plant.

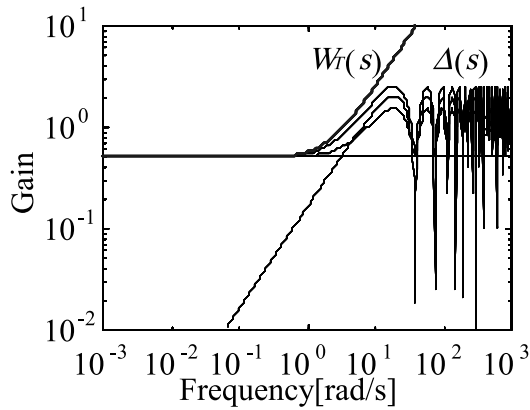


Fig. 7 The gain characteristics of $W_T(s)$ and $\Delta(s)$ of the VC roll control system.

5. Conclusions

This paper describes the mathematical models and a new flatness control for an aluminum foil rolling mill. The mathematical models are based on results from an experimental study in an actual plant and make it possible to use the differences between the characteristics of the mechanical actuators positively. The effectiveness of the new system has been shown by application in an actual plant.

References

- 1) K.Matsumiya, H.Ohshima and W.Shimotsuchibashi : Kobe Steel Engineering Reports, **33-2** (1983), 3.
- 2) T.Masui, A.Tomizawa, Y.Takemoto and N.Chida : Journal of the JSTP, **32** (1991), 464.
- 3) H.Narazaki, T.Iwatani, K.Nose, M.Konishi and S.Kitagawa : Trans. of the ISCIE, **3** (1990), 358.
- 4) K.Matsumiya, H.Ohshima, S.Kitagawa, M.Shimomura and N.Tomimoto : Kobe Steel Engineering Reports, **35-3** (1985), 115.
- 5) H.Masuda and Y.Kira : Proc. of the 7th Int. Conf. on Steel Rolling, (1998), 800.
- 6) A.Fukuhara, T.Kaji, G.Fukuyama and S.Terado : Iron and Steel Engineer, **10** (1991), 34.
- 7) K.Yasuda, K.Narita and S.Shida : Journal of the JSTP, **24** (1983), 1151.
- 8) I.Hoshino, M.Kawai, M.Kokubo, T.Matsuura, Hiroshi Kimura and Hidenori Kimura : Control Eng. Practice, **1** (1993), 917.

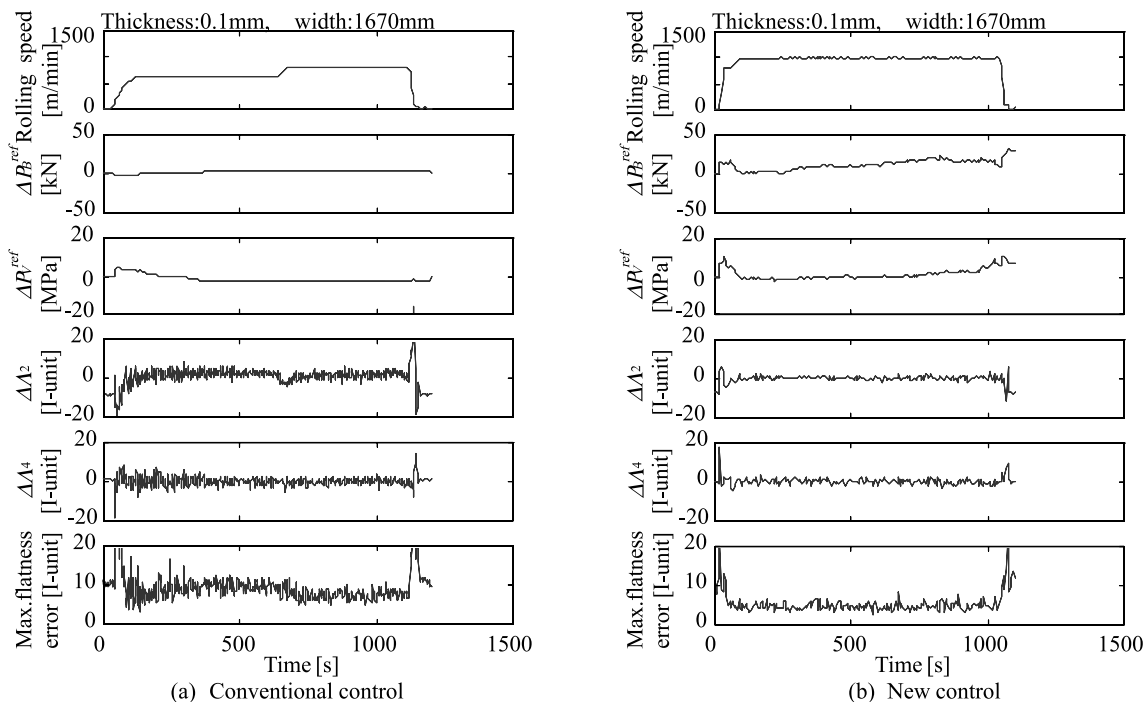


Fig. 8 Practical results with the new flatness control.

Anisotropic Yield Function of Sheet Forming Simulation for Aluminium Alloy by using Commercial FEM Software “LS-DYNA V950” *

Kenji Yamada **, Hideo Mizukoshi **, Koushi Okada **,
Ninshu Ma *** and Nobuhiko Sugitomo ***

Generally, commercial finite element method (FEM) software was used for sheet forming simulation. In this study, anisotropic yield function for aluminium alloy sheets was investigated by using commercial FEM software “LS-DYNA V950”. Cup deep drawing and punch stretching test simulation have been carried out using 5000 series aluminium alloy (4.5%Mg, 1.0mmt) sheet. There was a little difference among the forming limits of cup test simulation by using various yield functions. The forming limit and the principle strain near the fracture zone measured by experiment (using scribed circle method) were in good agreement with the results calculated by using Barlat model (1989). Barlat model would be suitable to sheet forming simulation for aluminium alloy.

1. Introduction

It is important to select anisotropic yield function for sheet forming simulation. Sheet forming materials have initial anisotropy based on each rolling texture. Therefore, selecting anisotropic yield function was one of the main factor to determine its calculation accuracy.

Most of previous investigations about anisotropic yield function for sheet metals have been carried out, e.g. Hill's quadratic¹⁾, Gotoh's biquadratic²⁾, Logan&Hosford³⁾ and Barlat⁴⁾. In these studies, calculated yield loci were compared with experimental results.

Generally, commercial finite element method (FEM) software was used for sheet forming simulation. The commercial FEM software has a lot of yield function, but it was a few paper that investigates the effect of yield functions, which are adopted by commercial FEM software, on sheet formability⁵⁾. Therefore, users of commercial FEM software have selected the yield function for each analysis problems depend on required calculation accuracy.

The objective of this study is to investigate the effect of anisotropic yield function on the forming limit of cup test simulation, and to select the suitable yield function of sheet forming simulation for aluminium alloy. The effects of various yield functions on the forming limit of cup test simulations were investigated using commercial FEM software “LS-DYNA V950”. Cup deep drawing and punch stretching test simulation have been carried out using 5000 series aluminium alloy sheet (4.5%Mg, 1.0mmt).

2. Simulation

2.1 FEM software

Cup test simulations were carried out using various yield functions which were adopted by commercial FEM software “LS-DYNA V950”.

“LS-DYNA” is one of the famous FEM software using dynamic explicit code.

2.2 Test material

Test material is Al-Mg alloy sheet (Al-4.5%Mg, 1.0mmt). **Table 1** shows the mechanical properties of test material.

2.3 Formability test model

As the basic formability test for sheet metal, cup deep drawing and punch stretching test have been used.

* The main part of this paper was presented at 6th European Mechanics of Materials Conference (EMMC6), Liège-Belgium, September 9-12, 2002.

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

*** The Japan Research Institute Ltd.

2.3.1 Cup deep drawing test

Fig. 1 (a) shows the equipment of cup deep drawing test. Cup deep drawing test have been carried out using flat head punch (punch diameter : ϕ 50mm), ϕ 112.5mm diameter blank and 34kN blank holding force.

2.3.2 Punch stretching test

Fig. 1 (b) shows the equipment of punch stretching test. Punch stretching test have been carried out using hemisphere punch (punch diameter : ϕ 50mm), ϕ 120.0mm diameter blank and 40kN blank holding force.

2.4 Estimated yield function

Table 2 shows evaluated yield functions. The evaluated yield functions are i) von Mises (isotropic), ii) Hill (isotropic in plane), iii) Barlat (1989), iv) Hill's quadratic (1948). These yield

functions were selected from FEM software "LS-DYNA V950", and have been mainly used for sheet forming simulation. Generally, Hill's quadratic yield function was used for steel sheet forming simulation.

2.5 Analysis model

Simulations were performed on the 1/4 symmetric area. The blank and the tools were modeled by using 4node-shell element (Belytschko-Tsay shell), and the tools were assumed as rigid bodies. The coulomb friction coefficient between the blank and the tools was 0.17. The forming speed of simulation was 1000mm/s. Table 3 shows the number of total elements and nodes of this analysis models.

The stress-strain curve was converted to the true stress-logarithmic plastic strain, and ap-

Table 1 Mechanical properties of the aluminum alloy sheet (Al-4.5%Mg).

Tensile Direction	Yield Stress (MPa)	Tensile Stress (MPa)	Elongation	n-value	r-value
0°	145	290	0.31	0.30	0.80
45°	144	291	0.33	0.31	0.76
90°	147	293	0.31	0.30	0.96
Average	145	291	0.32	0.31	0.82

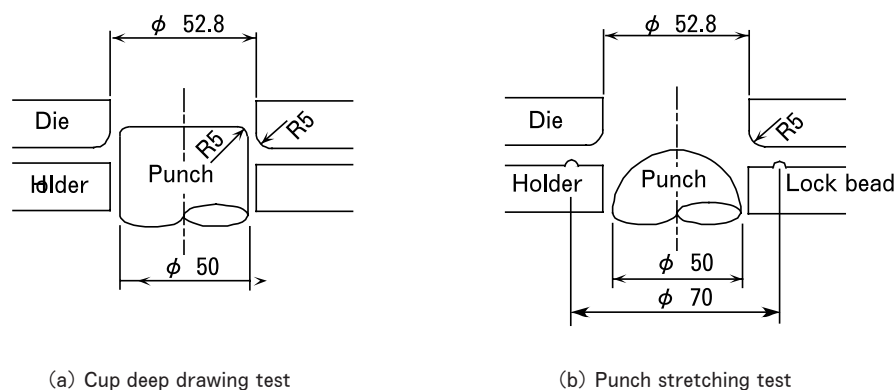


Fig. 1 Cup test model.

Table 2 Evaluated yield function.

Mat No.	Yield function
24	von Mises (isotropic)
37	Hill (isotropic in plane)
36	Barlat (1989)
42	Hill's quadratic (1948)

Table 3 Number of total elements and nodes each simulation model.

Simulation model	Number of total elements	Number of total nodes
Punch stretching test	2224	2363
Cup deep drawing test	3549	3775

proximated as the multi line. As material constant, Young's modulus was 68.6GPa, and Poisson's ratio was 0.33. And the exponent index of Barlat model M was 8.0. The number 8.0 was the typical number for Face-Centered Cubic materials (e.g. Aluminium, Copper).

2.6 Fracture criterion

The principle strain of each element during plastic deformation was compared with the forming limit diagram (FLD) measured by experiment. The forming limit was defined as the punch stroke where its principle strain crossed by an FLD line.

3. Results and discussion

Fig. 2 shows the example of sheet forming simulation, Fig. 3 shows the comparison between the forming limit calculated by using each yield functions and the experimental results. There was a little difference between the forming limit of cup drawing and punch stretching test simulation using various yield functions. The forming limit of Barlat model was in good agreement with the experimental results.

Fig. 4 shows the principle strain near the fracture zone using each yield function of punch stretching test simulations. The principle strain calculated with Barlat model was close to the plane strain in comparison with those of the other models. Therefore, the forming limit calculated by using Barlat model was lower than the other models. Fig. 5 shows the photograph of specimen after punch stretching test, and Fig. 6 shows the comparison between the principle strain calculated by using Barlat model near the fracture zone and the experimental results on punch stretching test. The principle strain near the fracture zone measured by experiment

(using scribed circle method) was in good agreement with the calculated result by using Barlat model.

Fig. 7 shows the comparison between the yield loci calculated by using each yield functions. The yield locus of Barlat model was similar to the hexagonal shape (Tresca type), but those of the other models were the elliptical shapes. The yield locus of Hill model (isotropic in plane) was

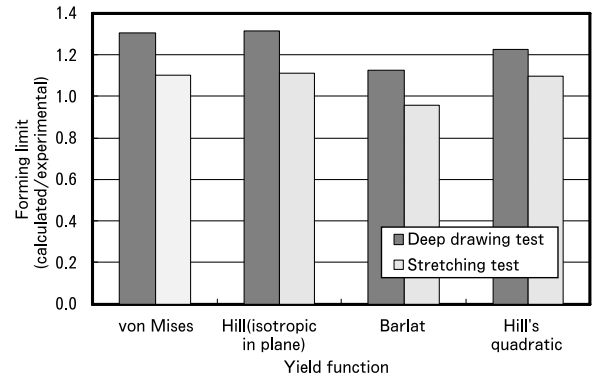


Fig. 3 Comparison of the forming limit between calculated by using each yield functions and the experimental results.

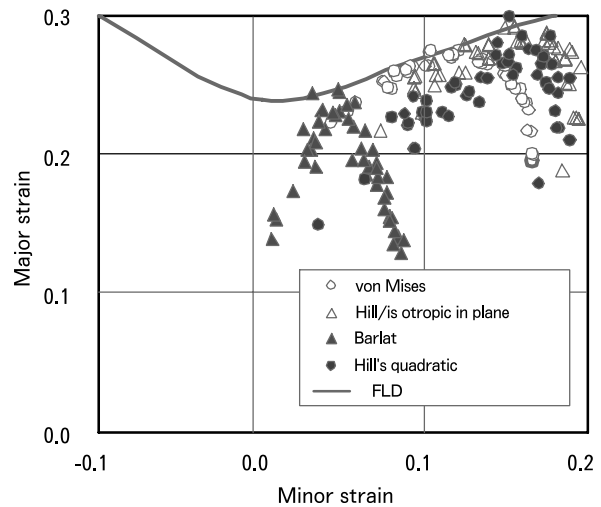


Fig. 4 The principle strain near the fracture zone in punch stretching test simulation.

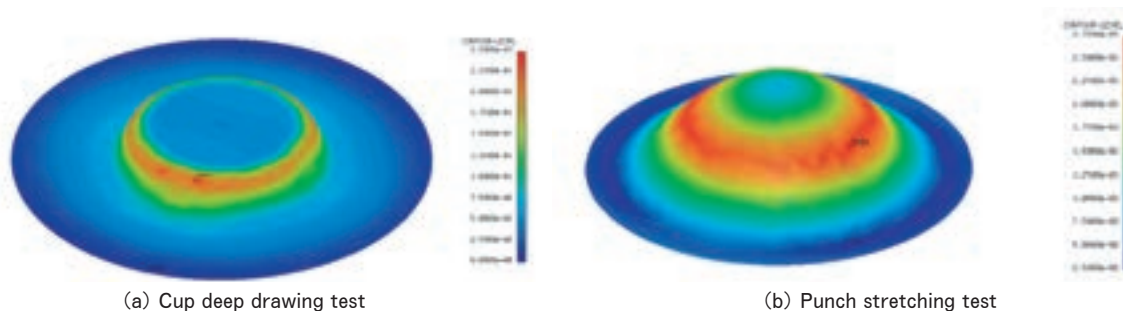


Fig. 2 Maximum principle strain distribution.

smaller than those of other models at the near biaxial tension. The expansion of yield locus calculated by using Barlat model (M=8) from plane strain to biaxial tension was smaller than those of other models. If the element trace this stress path, Barlat model yields earlier than the others. And the direction of the incremental plastic strain according to the outward normals to the yield locus was close to the plane strain. Therefore, the plastic strain were growth to the direction of plane strain by using Balrat model. **Fig. 8** shows the comparison of the equivalent plastic strain distribution between punch stretching test calculated by using Barlat model and Hill's quadratic. The equivalent plastic strain calculated by using Barlat model was higher than Hill's quadratic at the punch shoulder that the principle strain was similar to the plane strain.

After all, the difference between the forming limits of cup drawing and punch stretching test simulation using various yield functions was due to the difference of the plastic strain and the

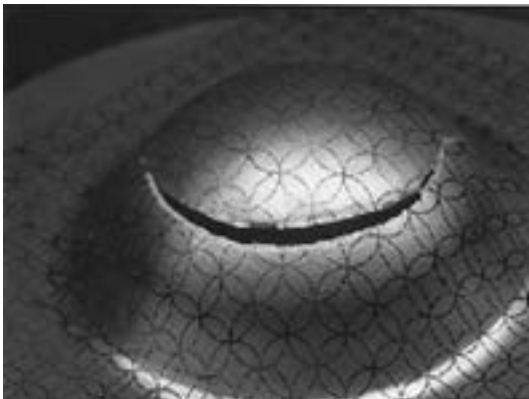


Fig. 5 Photograph of specimen after the punch stretching test. (using scribed circle method; ϕ 6.35mm)

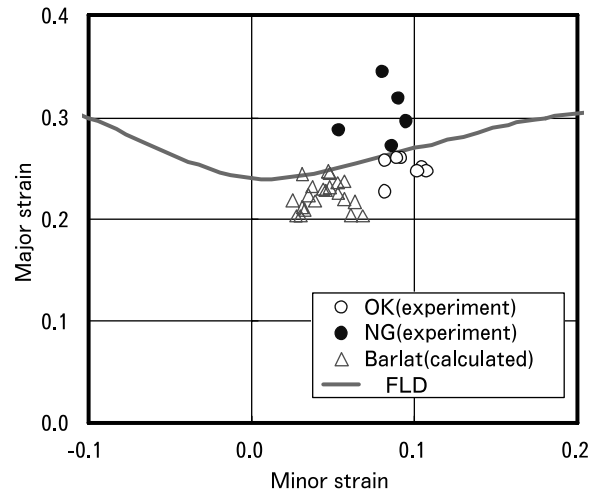


Fig. 6 Comparison of the of principle strain near the fracture zone between punch stretching test simulation and experiment.

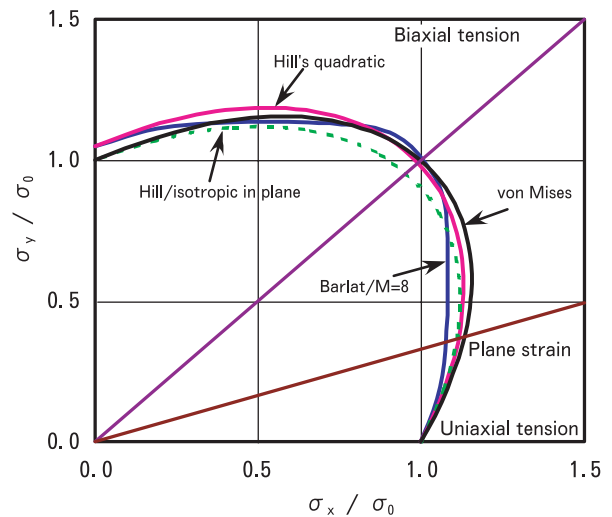


Fig. 7 Comparison of yield locus.

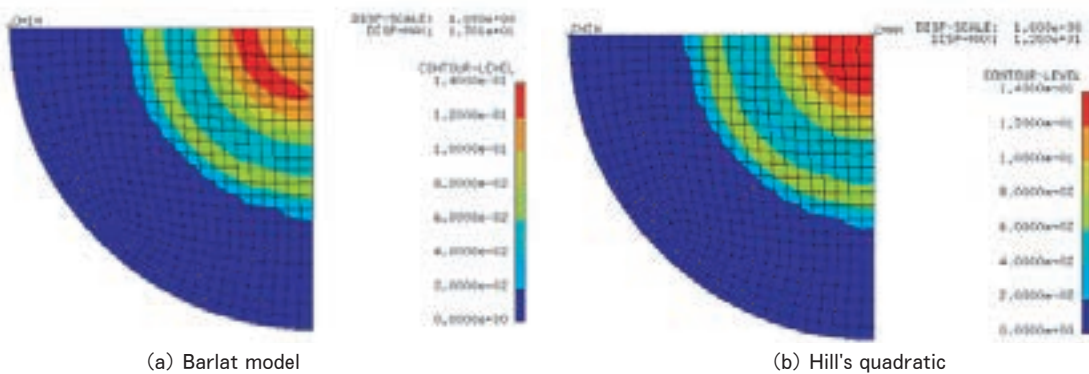


Fig. 8 Comparison of equivalent plastic strain distribution.

principle strain because of its yield locus shape. The calculation results of Barlat model were in good agreement with the experimental results, because its yield locus was similar to that of aluminium alloys.

4. Conclusions

Influence of anisotropic yield functions on sheet forming simulation was investigated using commercial FEM software "LS-DYNA V950" to select the suitable anisotropic yield function for aluminium alloy.

The main results as follows,

1. There was a little difference between the forming limits of cup drawing and punch stretching test simulation using various yield functions. The forming limit calculated by using Barlat model (1989) was in good agreement with experimental results.
2. The forming limit calculated by using Barlat model was lower than those of other models because of its difference on the principle strain near the fracture zone. The principle strain near the fracture zone calculated by

using Barlat model was close to the plane strain. The principle strain near the fracture zone measured by experiment (using scribed circle method) was in good agreement with the results calculated by using Barlat model.

3. As the yield locus of Barlat model ($M=8$) was similar to Tresca type, the expansion of yield locus from plane strain to biaxial tension was smaller than the other model. Therefore, the forming limit calculated by using Barlat model was lower than those of other models.
4. Barlat model would be suitable for aluminium alloy sheet forming simulation because of its yield locus similar to aluminium alloys.

References

- 1) R.Hill : Proc. Roy. Soc., **A193** (1948), 281.
- 2) M.Goto : Journal of the JSTP, **18** (1978), 377 (in Japanese).
- 3) R.W.Logan and W.F.Hosford : Int. J. Mech. Sci., **22** (1980), 419.
- 4) F.Barlat and J.Lian : Int. J. of Plasticity, **5** (1989), 51.
- 5) Y.Hayashida, Y.Maeda et al. : Theory, Methods and Applications, Shen & Dawson ed. (1995), 717.

7000系アルミニウム合金押出型材における 3点曲げ試験シミュレーション*

岡田 功史** 水越 秀雄**
山田 賢治**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 51-55

Simulation on 3-Points Bending Test of 7000series Aluminium Alloy Extruded Shapes

Koushi Okada, Hideo Mizukoshi and Kenji Yamada

Recently, aluminium use for automobiles is growing steadily to reduce fuel consumption. For example, aluminium alloy extruded shapes are used for sidedoor beams, which is installed in vehicle doors to protect crews in the event of side crash. To maintain the safety requirement, sidedoor beams need good characteristics for 3-points bending test. On the other hand, the cross section of aluminium extruded shapes influence 3-points bending properties (maximum load, mean load and deformation). In this paper, the relation between cross section and characteristics of 3-points bending test have been investigated by using a finite element method.

1. はじめに

自動車会社では、車体重量の低減による燃費の向上や車両構成部品リサイクルを目的として、各種自動車部品のアルミ化を積極的に進めている¹⁾。近年、乗員保護に関する基準は厳しくなる傾向にあり、アルミニウム合金を自動車部品として採用するためには、要求される安全性能を満足する必要がある。例えば、側面衝突時のエネルギーを吸収するためにサイドドア内部に装着されるドアビームには、優れた曲げ特性が要求される。アルミニウム合金押出型材の特徴の一つとして、断面形状設計の自由度が高いことが挙げられ、ドアビームにアルミニウム合金押出型材を採用する場合、優れた曲げ特性を得ることのできる適切な材質及び断面形状を選択する必要がある。

ここで、初等解法等を用いた断面形状検討では、断面が変形した場合や材料の塑性域における曲げ特性を正確に予測することは困難である。FEM解析を用いたシミュレーションにより3点曲げ試験を再現することで、正確

な曲げ特性を予測可能である。シミュレーションによりドアビームの断面形状を検討した事例²⁾はあるものの、基本的な断面形状因子と曲げ特性の関係は明確になっていない。

ここでは、7000系(Al-Zn-Mg系)開発合金の使用を前提とし、基本的な断面形状因子と曲げ特性の関係をシミュレーションにより調査した。また、検討した断面形状について試作、実体試験を実施した。

2. 解析内容

2.1 曲げ試験条件

自動車側面衝突の規格の一つとして、米国規格FMVSS No.214³⁾が挙げられる。この規格はサイドドア全体の強度規格であり、半径6インチの負荷治具を用いてサイドドアに荷重を加えたときの初期抵抗値(変位0~6インチの平均荷重)、中間抵抗値(変位0~12インチの平均荷重)及び最大荷重が定められている。一方、ビーム単体の強度規格は存在しないが、各自動車メーカー及び自動車部品メーカーでは、両端自由支持の3点曲げ試験を実施することでドアビーム単体の評価を行うことが多い。

* 軽金属学会第100回春期大会(平成13年5月)にて一部発表

** 研究開発センター 第一部

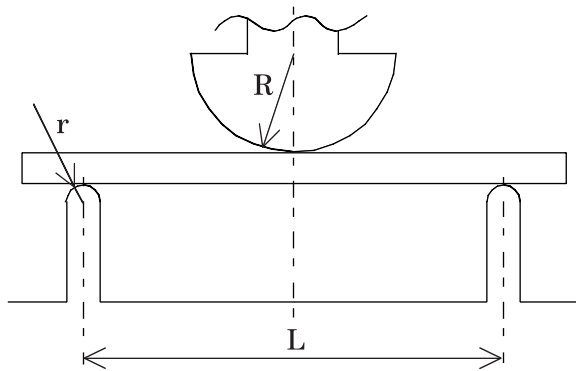
本報では、Fig. 1 に示す支持スパン 800mm、両端自由支持の 3 点曲げ試験を対象とした。ドアビームは比較の変形初期のサイドドアの強度に大きな影響を及ぼすため、変位 200mm までの曲げ特性を評価することとした。前述の FMVSS No.214 では平均荷重のみを評価項目としているが、ここでは曲げ変形時の断面変形形態、最大荷重、平均荷重の 3 項目について評価した。

2.2 検討した断面形状

検討した基本形状を Fig. 2 に示す。角パイプ、I 型チャンネル及び II 型チャンネルを基本形状とした。各基本形状について、ウェブ肉厚を 1.5mm~3.5mm、フランジ肉厚を 2.5mm~4.5mm、フランジ幅を 25mm~45mm の範囲で変更した解析を実施した。その際、型材の高さを 32mm、II 型チャンネルでのウェブ間隔を 20mm 一定とした。

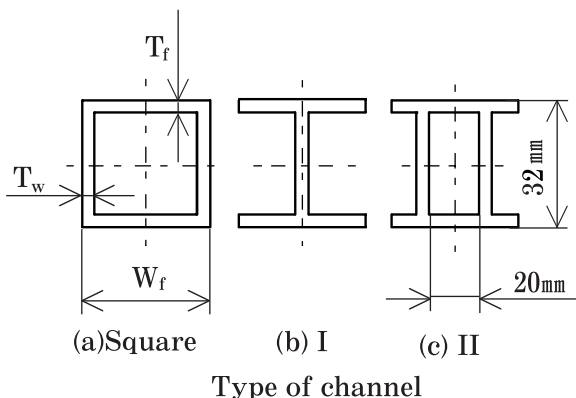
2.3 解析モデル

非線形汎用解析ソフト MARC を用いて 3 点曲げ試験



Bending span: $L = 800\text{mm}$
 Radius of bending jig: $R = 6\text{inch}(152.4\text{mm})$
 Radius of support jig: $r = 25\text{mm}$

Fig. 1 3-points bending test condition.



Flange width: $W_f = 25 \sim 45\text{mm}$
 Flange thickness: $T_f = 2.5 \sim 4.5\text{mm}$
 Web thickness: $T_w = 1.5 \sim 3.5\text{mm}$

Fig. 2 Cross section type.

シミュレーションを実施した。Table 1 に解析条件を、Fig. 3 に解析モデルを示す。

対象とした材質は 7000 系 (AL-Zn-Mg 系) 開発合金であり、その引張性質を Table 2 に示す。この合金はホロー形状での押出が可能である。解析モデルには応力-ひずみ特性を多直線に近似して入力した。

3. 解析結果及び考察

3.1 基本形状と曲げ特性の関係

フランジ幅 40mm、フランジ肉厚 3.5mm、ウェブ肉厚 2.5mm とした場合の各基本形状における断面変形形態を Fig. 4 に示す。角パイプ、I 型チャンネル及び II 型チャンネルで断面変形形態が大幅に異なった。角パイプでは

Table 1 Analysis condition.

Analysis software	Marc
Analysis type	3dimension elastic-plastic
Elemnt	4-node shell
Yield condition	von Mises
Friction coefficient	0.2 (Coulmb model)

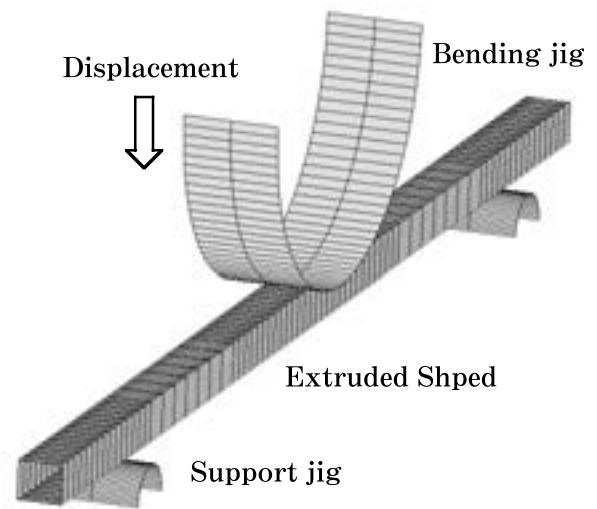


Fig. 3 FEM model.

Table 2 Tensile properties.

0.2% proof stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Total elongation (%)
530	570	15

フランジ中央が曲げの中立軸側に、ウェブが外側に変形し、I型チャンネル及びII型チャンネルではフランジ両端が曲げの中立軸側に変形した。Fig. 5に各形状の荷重-変位線図を示す。曲げ変形初期においては各形状での荷重に差は認められないが、曲げ変形が進行し断面変形量が大きくなる領域では、荷重低下の程度が各形状で異なった。フランジ幅40mm、フランジ肉厚3.5mm、ウェブ肉厚2.5mmの場合、角パイプの断面変形量が最も大きく、II型チャンネルの断面変形量が最も小さかった。断面変形量が大きいほど、荷重低下は顕著であった。なお、フランジ幅、フランジ肉厚、ウェブ肉厚の違いにより断面変形量、荷重低下の程度は異なった。

3.2 断面形状因子と曲げ特性の関係

基本形状毎にフランジ幅、フランジ肉厚及びウェブ肉厚が最大荷重、平均荷重に及ぼす影響を検討した。軽量且つ曲げ特性に優れた断面形状を検討する目的から最大荷重、平均荷重を断面積で除した単位断面積当たりの値にて評価した。

Fig. 6にフランジ肉厚3.5mm、ウェブ肉厚2.5mmの場合のフランジ幅と曲げ特性の関係を示す。角パイプにおいては、フランジ幅35mmで最大荷重/断面積が最大となり、フランジ幅が増大するにつれて平均荷重/断面積は低下した。I型チャンネルではフランジ幅35mmで最大荷重/断面積、平均荷重/断面積が最大となり、II型チャンネルではフランジ幅が増大するにつれて最大荷重/断面積、平均荷重/断面積が増大した。フランジが変形しにくいII型チャンネルでは、フランジ幅が大きい方が単位断面積当たりの曲げ特性は向上した。一方、フランジが変形しやすい角パイプでは、フランジ幅を極端に大きくするとフランジの変形量が大きくなり、単位断面積当たりの曲げ特性が低下すると考えられた。

Fig. 7にフランジ幅40mm、ウェブ肉厚2.5mmの場合のフランジ肉厚と曲げ特性の関係を示す。角パイプ、I型チャンネル、II型チャンネルともにフランジ肉厚が大きいほど最大荷重/断面積、平均荷重/断面積が大きくなった。フランジ肉厚が厚いほど曲げ変形時のフランジ

の変形量が少なくなり、単位断面積当たりの曲げ特性が向上すると考えられた。フランジが変形しにくいII型チャンネルでは、フランジ肉厚が曲げ特性に及ぼす影響は小さく、フランジが変形しやすい角パイプでは、フランジ肉厚が曲げ特性に及ぼす影響は大きかった。

Fig. 8にフランジ幅40mm、フランジ肉厚3.5mmの場合のウェブ肉厚と曲げ特性の関係を示す。I型チャンネル、II型チャンネルにおいては、ウェブ肉厚を厚くすると最大荷重/断面積、平均荷重/断面積が小さくなった。ウェブ肉厚を厚くした場合、断面積の増加分に対して断面係数の増加が少なく、単位断面積当たりの曲げ特性が低下したと考えられた。一方、角パイプでは、ウェブ肉厚2.5mmで最大荷重/断面積、平均荷重/断面積が最大となった。角パイプの場合、ウェブ肉厚が薄いと曲げ変形が進むにつれ、ウェブが開くように変形し、荷重が低下するためである。

4. 実体試験の実施

単位断面積当たりの曲げ特性が最も優れていたII型形状の試作、実体試験を実施した。Table 3に供試材の概

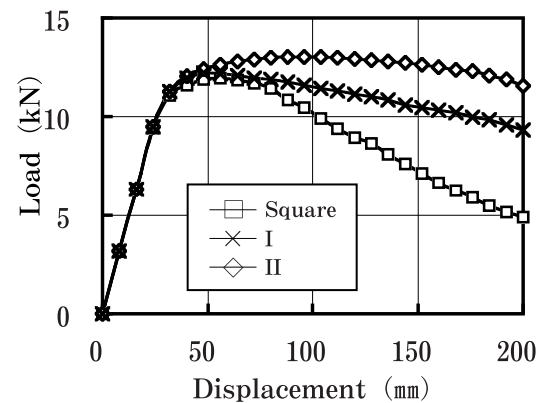


Fig. 5 Comparison of load-displacement curve between square, I and II channel.
($W_f=40\text{mm}$, $T_f=3.5\text{mm}$, $T_w=2.5\text{mm}$)

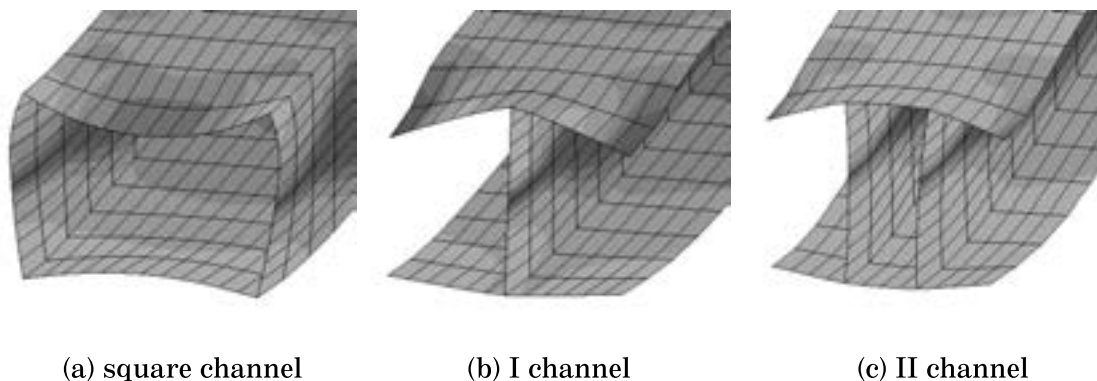


Fig. 4 Comparison of cross section deformation.
($W_f=40\text{mm}$, $T_f=3.5\text{mm}$, $T_w=2.5\text{mm}$)

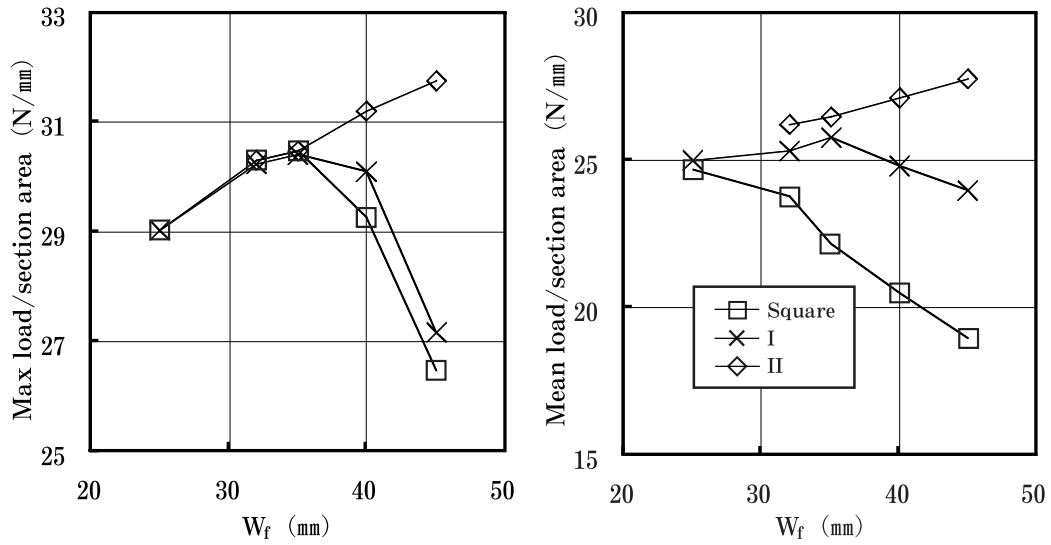


Fig. 6 Relation between flange width and characteristics of 3-points bending test.
(T_f=3.5mm, T_w=2.5mm)

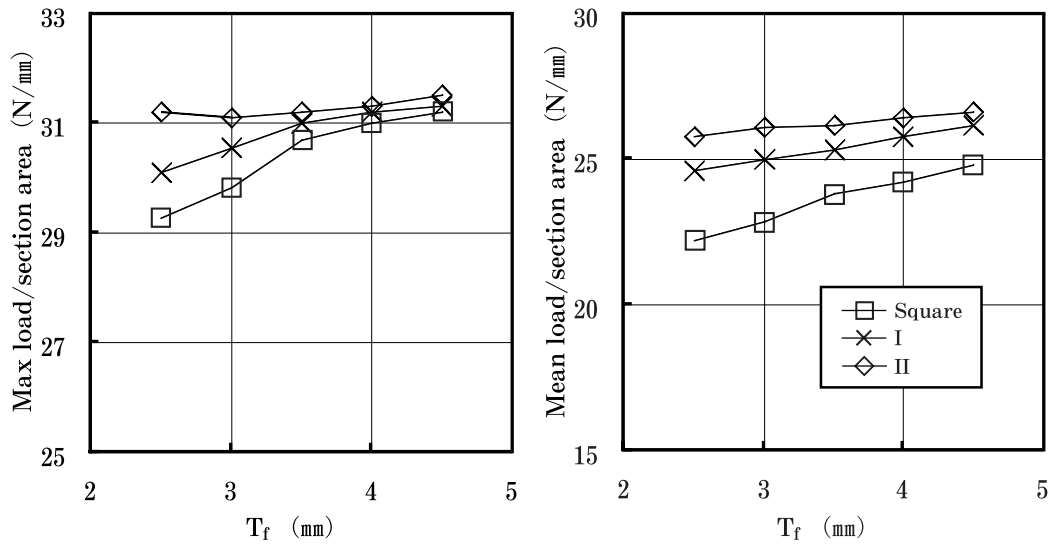


Fig. 7 Relation between flange thickness and characteristics of 3-points bending test.
(W_f=40mm, T_w=2.5mm)

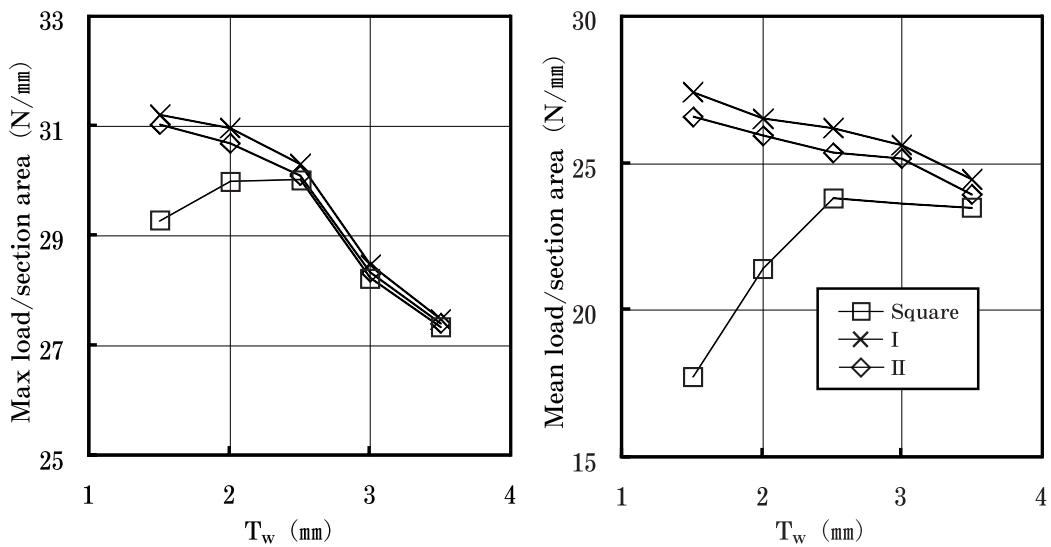


Fig. 8 Relation between web thickness and characteristics of 3-points bending test.
(W_f=40mm, T_f=3.5mm)

Table 3 Schematic of test piece.

Alloy-Temper	Cross section	Tensile properties		
		0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Total elongation (%)
ZK80-T6	II channel	536	572	15

Table 4 Characteristics of 3-points bending test.

Maximum load (kN)		Mean load (kN)	
Analysis	Experiment	Analysis	Experiment
11.34	11.19	9.45	9.40



Fig. 9 3-points bending test.

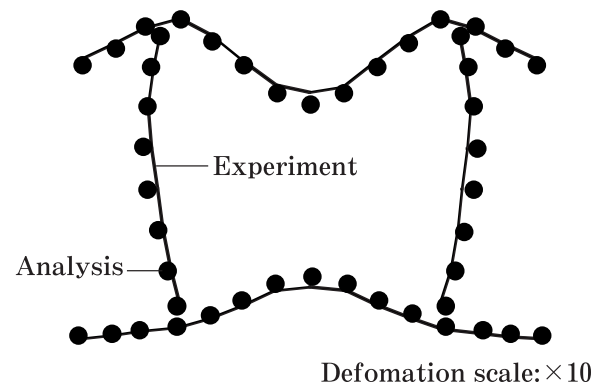


Fig. 11 Cross section deformation after 3-points bending test.

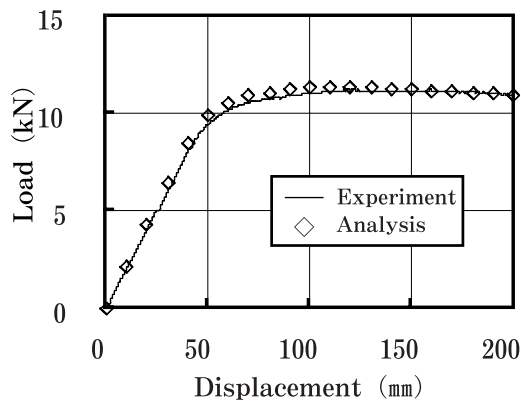


Fig. 10 Comparison of load-displacement curve between analysis and experiment.

略を、Fig. 9 に3点曲げ試験状況を示す。ZK80-T6（当社の7000系開発合金）の引張性質は、解析時に使用した値とほぼ同等であった。実体試験とシミュレーションの比較として、Table 4 に曲げ特性を、Fig. 10 に荷重変位線図を、Fig. 11 に断面変形形態（除荷後）を示す。曲げ特性、断面変形形態ともに実体試験とシミュレーションはよく一致しており、解析により得られた結果は有効と考えられた。

5. まとめ

ドアビームを対象として、7000系アルミニウム合金押出型材の3点曲げ試験シミュレーションを実施した。押出型材の基本形状について断面形状因子と曲げ特性の関係を検討した結果、基本形状毎に断面形状因子が曲げ特性に及ぼす影響は異なった。実体試験により上記のような検討を行うことは開発期間、コストの点から困難であり、シミュレーション技術を有効に活用する必要がある。

ここでは、ドアビームを例として取り上げたが、試験条件、使用する材料特性等の違いにより、断面形状因子が曲げ特性に与える影響は異なると考えられる。今後も迅速な自動車部品の開発にシミュレーション技術を活かしたい。

参考文献

- 1) 軽金属学会：アルミニウムの製品と製造技術，(1991)。
- 2) 山田賢治，水越秀雄：本誌，36 (1995)，92。
- 3) Federal Motor Vehicle Safety Standard and Regulations No. 214, "Side Door Strength".

フィンチューブ熱交換器単体性能に及ぼす冷媒および
空気側熱伝達特性の影響*柿山 史郎** 佐々木 直栄***
清谷 明弘** 讃岐 則義****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 56-63

Influence of Refrigerant Side
and Air Side Heat Transfer Characteristic
on Fin-and-Tube Heat Exchanger Performance

Shiro Kakiyama, Naoe Sasaki, Akihiro Kiyotani and Noriyoshi Sanuki

The purpose of this study was to clarify the performance difference factor between two sets of fin-and-tube heat exchangers, heat exchanger A and heat exchanger B, with the same specifications. The air-side and the refrigerant-side performance was experimentally investigated using R-410A and hot water to study the influence on the heat exchanger performance. The inner groove deformation of heat exchanger B in the mechanical tube-expanding process using bullets was greater than that of heat exchanger A. The capacity during condensation of heat exchanger B was 7% lower than that of heat exchanger A at a 1.0m/s frontal velocity. The air-side heat transfer coefficient of heat exchanger B evaluated using hot water was 8% lower than that of heat exchanger A at a 1.0m/s frontal velocity. Moreover, the condensation heat transfer coefficient in tube B removed from heat exchanger B was 20% higher than that in tube A removed from heat exchanger A at a 140kg/(m²·s) refrigerant mass velocity. It was considered that the capacity during condensation of the heat exchanger decreased with a reduction in the contact conductance between the aluminum fin collars and the tubes. On the other hand, the capacity during evaporation of heat exchanger B was 1% lower than that of heat exchanger A at a 1.0m/s frontal velocity. Also, the evaporation heat transfer coefficient in tube B was 20% lower than that in tube A at a 200kg/(m²·s) refrigerant mass velocity. It was considered that the condensed water existing between the aluminum fin collars and the tube lead to the smaller performance difference between the two heat exchangers during evaporation than that during condensation.

1. 目 的

国内におけるルームエアコンの普及率は90%に迫りつつあり、我々の生活には欠かせないものとなっている。また、地球温暖化防止の観点から、その高性能化および

省エネルギー化は急務である。ルームエアコンの主要構成要素の一つである熱交換器は、アルミニウム製スリットフィンと銅製内面溝付管により構成されているものが一般的である。熱交換器の性能を向上させるためには、伝熱管内面形状の最適化による冷媒側熱伝達率の向上やアルミニウムフィンの切り起こしスリット形状および枚数の最適化などによる空気側熱伝達率の向上などがあげられる。しかしその一方で、熱交換器の性能を向上させるための技術は複雑であり、未解明な点が多い^{1), 2)}。本研究では、同一諸元の伝熱管およびアルミニウムフィン

* 銅及び銅合金技術研究会第42回講演会(平成14年11月)にて発表、銅と銅合金, 42(2003), 34に主要部を掲載
** 研究開発センター 第四部
*** 研究開発センター 第四部, 工学博士
**** 伸銅所 技術部

を用いて製作した2台の熱交換器の単体性能に明らかな有意差を生じた要因を解明するために、熱交換器単体性能に及ぼす冷媒側および空気側の影響を調査した結果について報告する。

2. 実 験

2.1 供試熱交換器

供試熱交換器の寸法を Fig. 1 に示す。供試熱交換器は高さ 105mm、幅 610mm、厚さ 21mm、フィンピッチ 1.2mm のフィンチューブ熱交換器である。供試熱交換器の構成要素である伝熱銅管は、短尺切断した直管をヘアピン曲げし、2列5段の配列でアルミニウムフィンストックに挿入後、機械拡管したものである。アルミニウムフィンには、親水性表面処理を施した板厚 108 μ m のスリットフィンを使用した。測定した2台の供試熱交換器は、製造時期が異なるものであったが、同一仕様として製造されたものであり、外観上の差異は認められなかった。2台の供試熱交換器をそれぞれ、熱交換器 A および B、それらの構成要素である伝熱管を、伝熱管 A および B と称す。

2.2 供試伝熱管

供試熱交換器を構成する伝熱管は、伝熱管外径 7mm の標準的な仕様の内面螺旋溝付管であり、伝熱管 A および B ともに同一諸元である。拡管前および拡管後の伝熱管 A および B の断面拡大像を Fig. 2 (a), (b) および (c) に、拡管前後の伝熱管寸法諸元を Table 1 に示す。Table 1 より、伝熱管 B においては、伝熱管 A の場合より溝変形が大きく、伝熱管としての拡管率 $\{=(\text{拡管後外径}-\text{拡管前外径})/\text{拡管前外径}\}$ が 0.43% 低いことが確認された。

2.3 装置および方法

2.3.1 熱交換器単体性能測定 (冷媒試験)

熱交換器単体性能測定装置系統概略図を Fig. 3 に、測定条件を Table 2 に示す。測定装置は、基本的な蒸気圧縮式冷凍サイクルから成る冷媒供給装置、風洞装置、および恒温恒湿環境試験室から構成される¹⁾。冷媒供給装置のバイパス回路に接続した供試熱交換器を恒温恒湿環境試験室内に設けた風洞装置に設置し、所定の空気側

条件で凝縮および蒸発試験を行った。冷媒には R-410A を使用し、凝縮試験時には空気の流れ方向に対して擬似的に対向流を、蒸発試験時には並行流を形成するように、1パス逆 U 字型の冷媒流路を適用した。冷媒のパス取りと空気の流れ方向との関係を Fig. 4 に示す。凝縮試験の場合は供試熱交換器出入口において、蒸発試験の場合は供試熱交換器出入口および膨張弁前において、Pt 測温抵抗体およびダイヤフラム圧力計により、それぞれ管内冷媒温度および冷媒圧力を測定した。また、凝縮試験時は供試熱交換器出口において、蒸発試験時は膨張弁前において、マイクロモーション質量流量計により冷媒

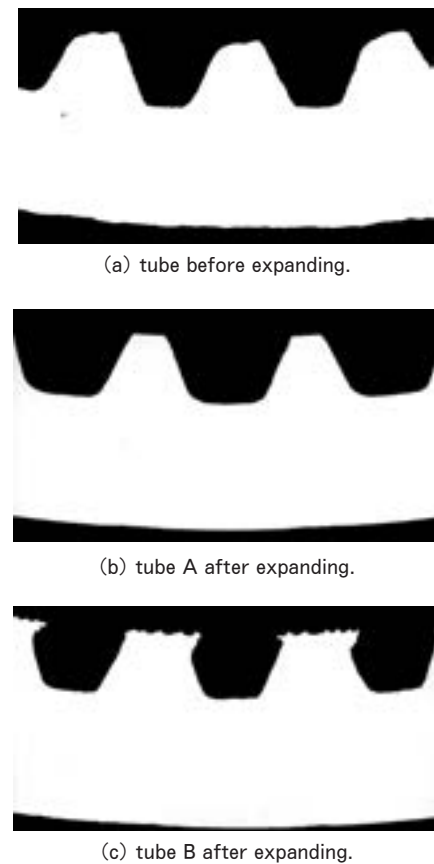


Fig. 2 Cross section of test tube.

Table 1 Dimensions of the test tubes.

Type of tube	before expanding	after expanding	
		A	B
Outside diameter [mm]	7.00	7.43	7.40
Wall thickness [mm]	0.285	0.281	0.280
Groove depth [mm]	0.150	0.140	0.139
Fin included angle [°]	53.0	47.6	46.1
Helix angle [°]	18	15	16
Number of grooves	60	60	60
Tube-expanding rate		6.11	5.77

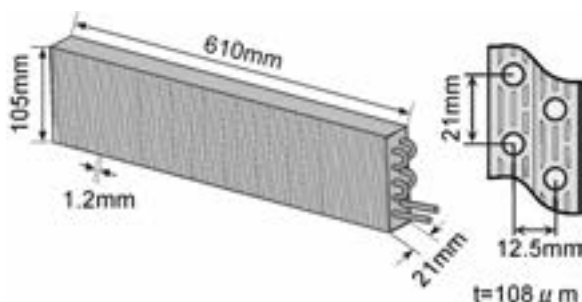


Fig. 1 Dimensions of test heat exchanger.

質量流量を測定した。空気側の温度に関しては、風洞装置出入口において Pt 測温抵抗体により乾球温度および湿球温度を測定した。

2.3.2 熱交換器単体性能測定（温水試験）

接触コンダクタンスを含む空気側熱伝達率を測定するために、冷媒試験に使用した試験室および風洞装置を用いて、温水試験を行った。温水試験の測定条件を Table 3 に示す。

2.3.3 単管性能測定

供試熱交換器より抜管した伝熱管の冷媒側熱伝達率を測定するために、ごく一般的な水冷二重管式熱交換器テストセクションを用いて、単管性能試験を行った³⁾。単管性能試験の測定条件を Table 4 に示す。ただし、テストセクションの有効長は 4m であるため、抜管した短尺供試伝熱管を 4m の長さになるように接続して供試した。

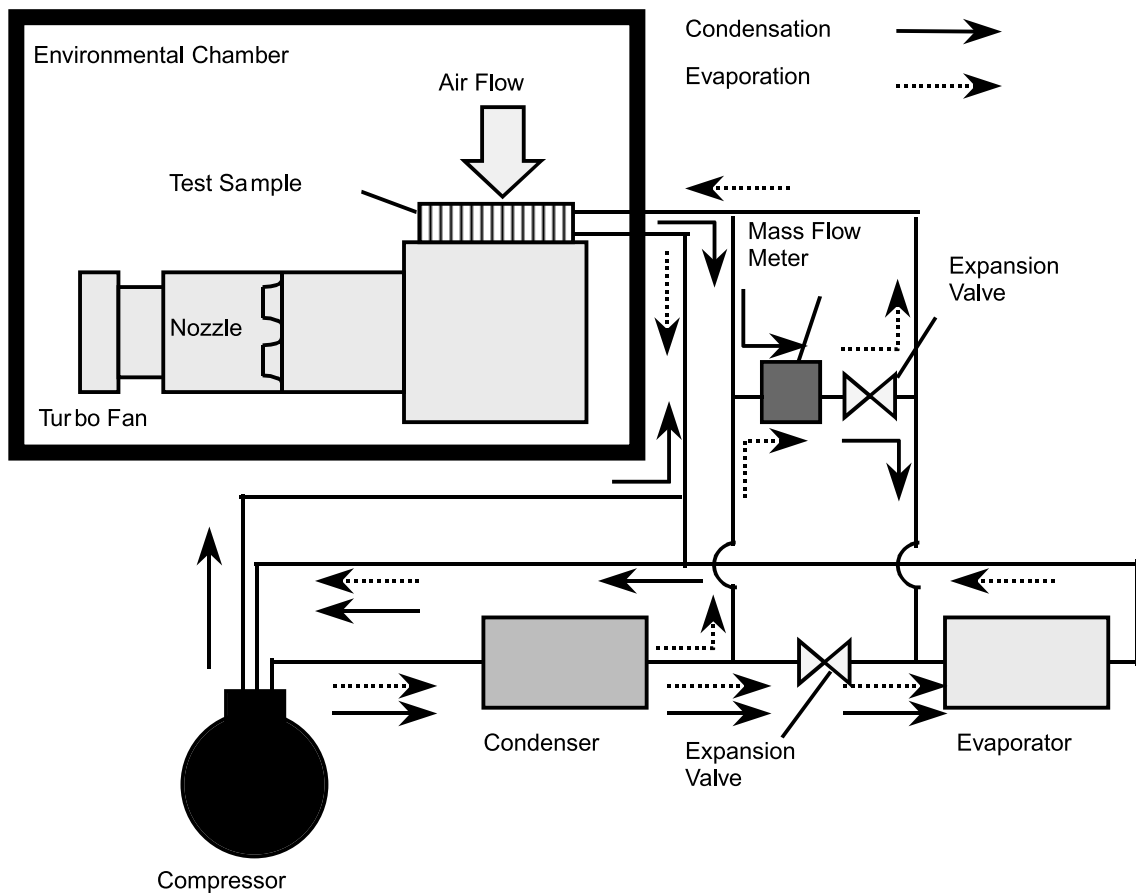


Fig. 3 Schematic diagram of experimental apparatus.

Table 2 Experimental conditions for heat exchanger using R-410A.

Type of test		Condensation	Evaporation
Air side	Dry bulb temp.	293 [K]	300 [K]
	Wet bulb temp.	288 [K]	292 [K]
	Frontal velocity	0.8, 1.0, 1.2 [m/s]	0.6, 0.8, 1.0 [m/s]
Ref. side	Saturation temp.	315.2 [K]	283.5 [K]
	SH/x at Inlet	SH=20 [K]	x=0.25
	SC/SH at Outlet	SC=17 [K]	SH=2 [K]

x : Vapor quality, SH : Degree of superheat, SC : Degree of subcooling

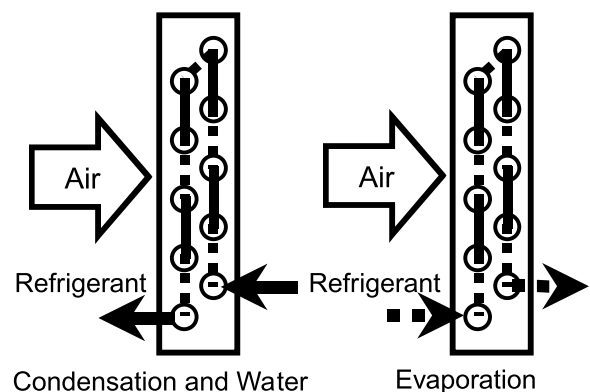


Fig. 4 Tube and flow arrangement of test heat exchanger.

2.4 計算方法

2.4.1 熱交換器単体性能測定（冷媒試験）

(1) 熱交換量

冷媒試験における熱交換器単体性能は、冷媒側熱交換量 Q_r を用いて評価した。冷媒側熱交換量 Q_r は、供試熱交換器出入口において測定した冷媒の圧力および温度から各エンタルピを冷媒熱物性値表⁹⁾より算出し、そのエンタルピ差 Δh_r と冷媒質量流量 W_r の積より次式 (1) で計算される。

$$Q_r = W_r \times \Delta h_r \quad (1)$$

また、予め Q_r と空気側熱交換量 Q_a が $\pm 5\%$ の誤差内で一致することを確認した。 Q_a は、風洞装置出入口において測定した乾球温度および湿球温度から各エンタルピを算出し、そのエンタルピ差 Δh_a と空気の質量流量 W_a の積より次式 (2) で計算される。

$$Q_a = W_a \times \Delta h_a \quad (2)$$

(2) 通風抵抗

供試熱交換器の通風抵抗（空気側圧力損失） ΔP_a は、熱交換器入口の空気側圧力 P_{a1} および熱交換器出口の空気側圧力 P_{a2} を用いて次式 (3) で示される。

$$\Delta P_a = P_{a1} - P_{a2} \quad (3)$$

(3) 冷媒側圧力損失

供試熱交換器の冷媒側圧力損失 ΔP_r は、供試熱交換器入口の冷媒側圧力 P_{r1} および供試熱交換器出口の冷媒側圧力 P_{r2} を用いて次式 (4) で示される。

$$\Delta P_r = P_{r1} - P_{r2} \quad (4)$$

(4) 前面風速

供試熱交換器の前面風速 v は、風量測定用ノズルのノズル前後の差圧より算出した風量 V を熱交換器の前面積 A で除したものであり、次式 (5) で計算される。

$$v = V / A \quad (5)$$

2.4.2 熱交換器単体性能測定（温水試験）

Wilson-Plot 法⁵⁾を用いて、接触コンダクタンスを含む空気側の熱伝達率 α_{air} を算出した。

2.4.3 単管性能測定

(1) 冷媒側熱伝達率

単管性能測定した供試伝熱管の冷媒側熱伝達率 α_r は、水側交換熱量 Q_w 、伝熱管外表面積 A_o 、および温度差 ΔT を用いて次式 (6) で計算される。

Table 3 Experimental conditions for heat exchanger using hot water.

Type of test		Hot water
Air side	Dry bulb temp.	293 [K]
	Wet bulb temp.	288 [K]
	Frontal velocity	0.8, 1.0, 1.2 [m/s]
Water side	Inlet temp.	313 [K]
	Mass flow	3, 4, 6 [ℓ/min]

Table 4 Experimental conditions for horizontal tube using R-410A.

Type of test	Condensation	Evaporation
Saturation temp.	323 [K]	275 [K]
Inlet	SH=40 [K]	$x=0.2$
Outlet	SC= 5 [K]	SH= 5 [K]
refrigerant mass velocity	100~300 [kg/(m ² ·s)]	

x : Vapor quality, SH : Degree of superheat,

SC : Degree of subcooling

$$\alpha_r = Q_w / (A_o \cdot \Delta T) \quad (6)$$

ここで、 Q_w は、水の比熱 C_p 、熱源水出入口温度差 $|T_{w1} - T_{w2}|$ 、および熱源水流量 W_w から次式 (7) で計算される。

$$Q_w = C_p \cdot W_w \cdot |T_{w1} - T_{w2}| \quad (7)$$

さらに、冷媒と管壁温度との温度差 ΔT は、冷媒の入口および出口圧力相当飽和温度 T_{s1} および T_{s2} と管壁温度 T_w を用いて次式 (8) で計算される。

$$\Delta T = |(T_{s1} + T_{s2}) / 2 - T_w| \quad (8)$$

ここで、伝熱管の管壁温度 T_w は電気抵抗法により測定した値を用いた。

(2) 管内圧力損失

管内圧力損失 ΔP_{rm} は入口冷媒圧力 P_{r1} 、出口冷媒圧力 P_{r2} 、および供試伝熱管有効長さ L を用いて次式 (9) で計算される。

$$\Delta P_{rm} = (P_{r1} - P_{r2}) / L \quad (9)$$

3. 結果および考察

3.1 凝縮性能

3.1.1 熱交換器単体性能

熱交換量 Q_r と前面風速 v との関係を図 5 に、通風抵抗 ΔP_{air} と前面風速 v との関係を図 6 に、管内冷媒圧力損失 ΔP_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図 7 に示す。

前面風速 1.0m/s における熱交換器 B の熱交換量は、熱交換器 A の場合を 7% 下回ることが確認された。熱交換器 B においては、拡管時における溝変形がアルミニウムフィンと銅管との密着性低下を招き、その結果、接触コンダクタンスが、熱交換器 A の場合よりも低下したためと考えられる⁶⁾。また、前面風速 1.0m/s にお

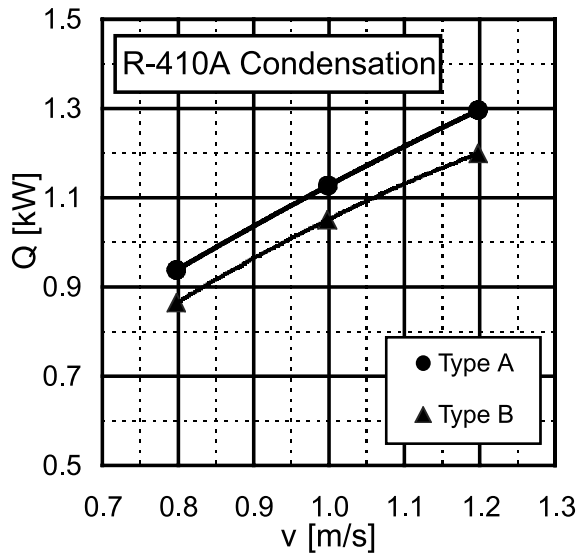


Fig. 5 Capacity variation with frontal air velocity for condensation of heat exchanger.

ける熱交換器 B の通風抵抗は、熱交換器 A の場合を 6.6% 下回ることが確認された。これは、溝変形による外径の拡管量の減少が影響している可能性が考えられる。熱交換器 B の冷媒側圧力損失は、熱交換器 A の場合を下回ることが確認された。これは、溝変形の影響によるものと考えられる。

3.1.2 単管性能

管内凝縮熱伝達率 α_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図 8 に、管内冷媒圧力損失 ΔP_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図 9 に示す。

前面風速 1.0m/s 付近に相当する冷媒質量速度 $140\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ における伝熱管 B の管内凝縮熱伝達率は、伝熱管 A の場合を 20% 上回ることが確認された。これは、拡管による溝変形が予想以上に凝縮伝熱に好影

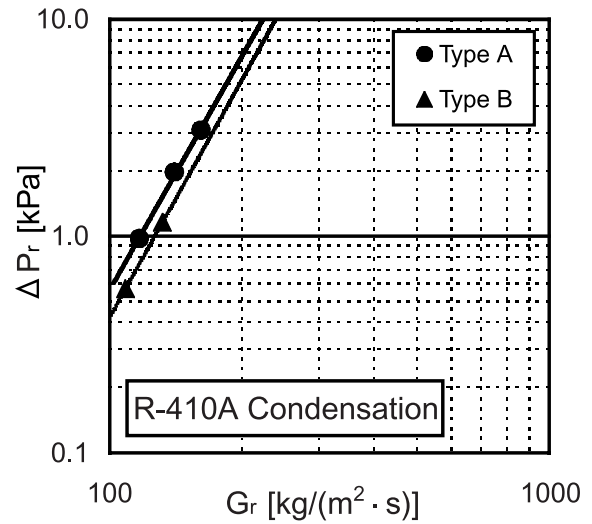


Fig. 7 Refrigerant pressure drop variation with refrigerant mass velocity for condensation of heat exchanger.

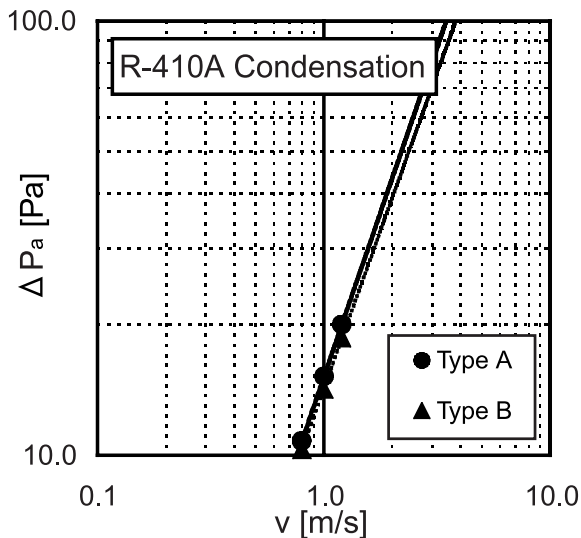


Fig. 6 Air pressure drop variation with frontal air velocity for condensation of heat exchanger.

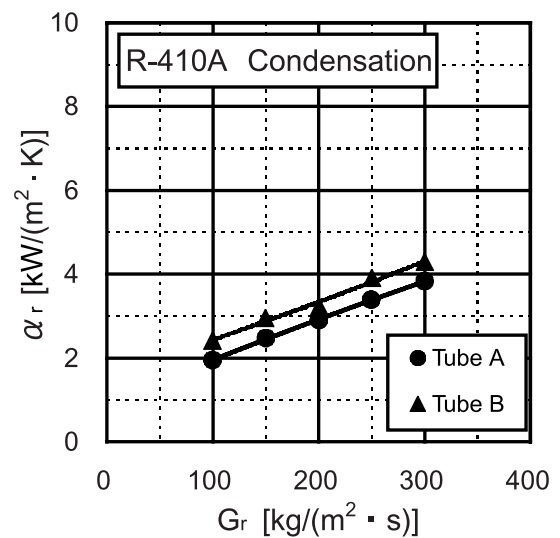


Fig. 8 Refrigerant heat transfer coefficient with refrigerant mass velocity for condensation of horizontal tube.

響を及ぼした可能性が考えられる。冷媒側圧力損失においては、ほぼ同等であることが確認された。

3.2 蒸発性能

3.2.1 熱交換器単体性能

熱交換量 Q_r と前面風速 v との関係を図. 10 に、通風抵抗 ΔP_a と前面風速 v との関係を図. 11 に、管内冷媒圧力損失 ΔP_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図. 12 に示す。

前面風速 1.0m/s における熱交換器 B の熱交換量は、熱交換器 A の場合を 1% 下回ることが確認された。これは、拡管時における溝変形による伝熱面積の低減が、熱交換器単体性能に悪影響を及ぼしたものと考えられる。また、前面風速 1.0m/s における熱交換器 B の通風抵抗は、熱交換器 A の場合を 15% 下回ることが確認され

た。凝縮試験時の場合に比べて、熱交換器の通風抵抗値の差が大きい理由として、熱交換器の製造時期が異なることからアルミニウムフィン表面処理の親水性に差が生じ、アルミニウムフィン表面に凝縮する結露水の液膜厚さに影響を及ぼしたことが考えられる。熱交換器 B の冷媒側圧力損失は、熱交換器 A の場合を下回ることが確認された。これは、溝変形の影響によるものと考えられる。

3.2.2 単管性能

管内蒸発熱伝達率 α_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図. 13 に、管内冷媒圧力損失 ΔP_r と冷媒質量速度 G_r との関係を図. 14 に示す。

前面風速 1.0m/s 付近に相当する冷媒質量速度 $200\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ における伝熱管 B の管内凝縮熱伝達率

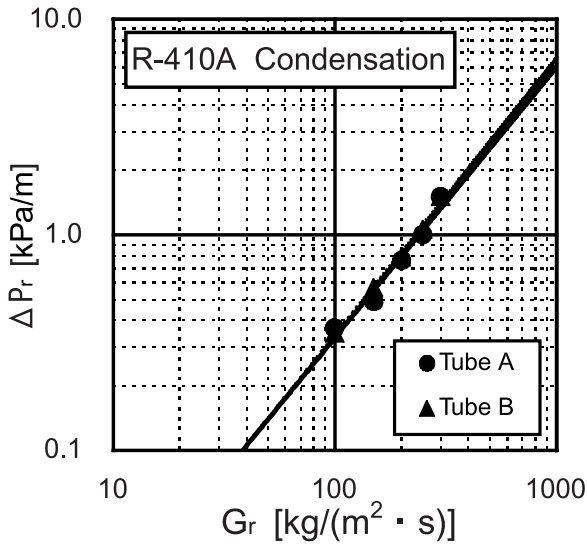


Fig. 9 Refrigerant pressure drop variation with refrigerant mass velocity for condensation of horizontal tube.

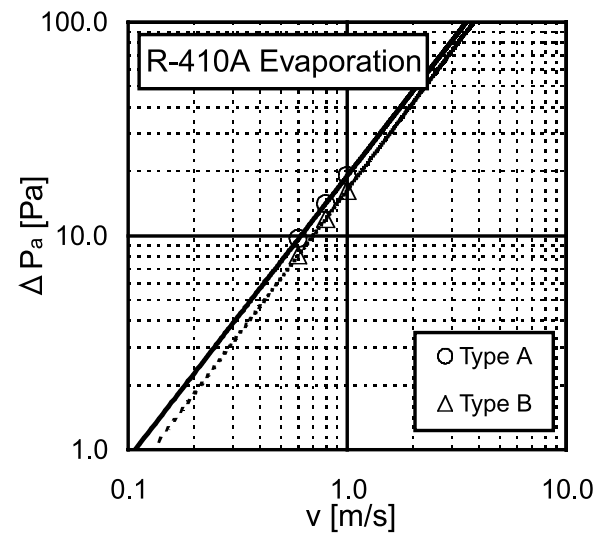


Fig. 11 Air pressure drop variation with frontal air velocity for evaporation of heat exchanger.

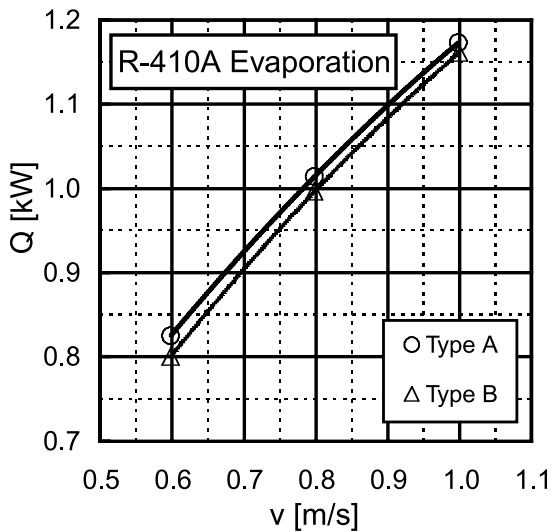


Fig. 10 Capacity variation with frontal air velocity for evaporation of heat exchanger.

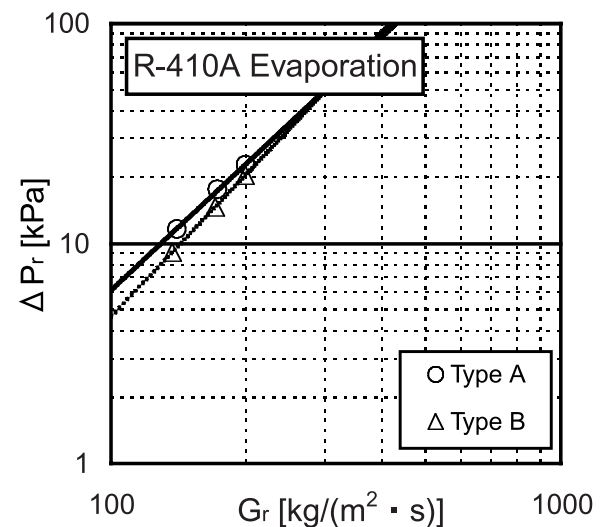


Fig. 12 Refrigerant pressure drop variation with refrigerant mass velocity for evaporation of heat exchanger.

は、伝熱管 A の場合を 23% 下回ることが確認された。これは、拡管による伝熱管内面の溝変形による伝熱面積の低減が悪影響を及ぼしたものと考えられる。冷媒側圧力損失においては、ほぼ同等であることが確認された。

3.3 温水試験

空気側熱伝達率 α_a と前面風速 v との関係を Fig. 15 に示す。

前面風速 1.0m/s における熱交換器 B の接触コンダクタンスを含む空気側熱伝達率は、熱交換器 A の場合を 8% 下回ることが確認された。これは、拡管時における溝変形が伝熱管とアルミニウムフィンカラーとの密着性を低減させ、その結果、接触コンダクタンスが減少したためと考えられる。よって、凝縮試験において、伝熱管 B の単管性能が伝熱管 A の場合を上回ったにもかかわらず

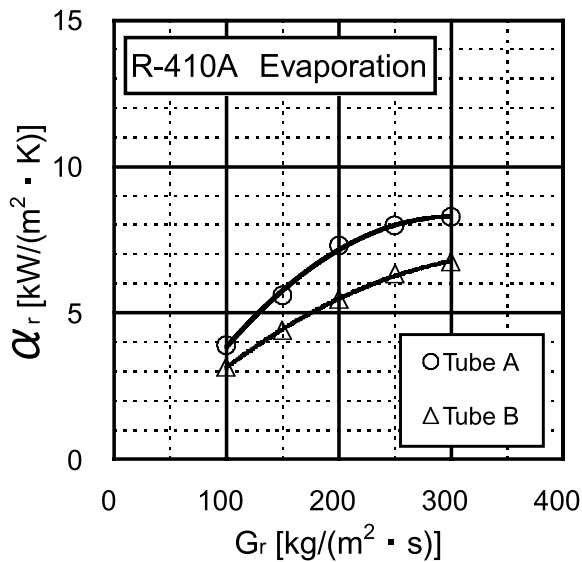


Fig. 13 Refrigerant heat transfer coefficient with refrigerant mass velocity for evaporation of horizontal tube.

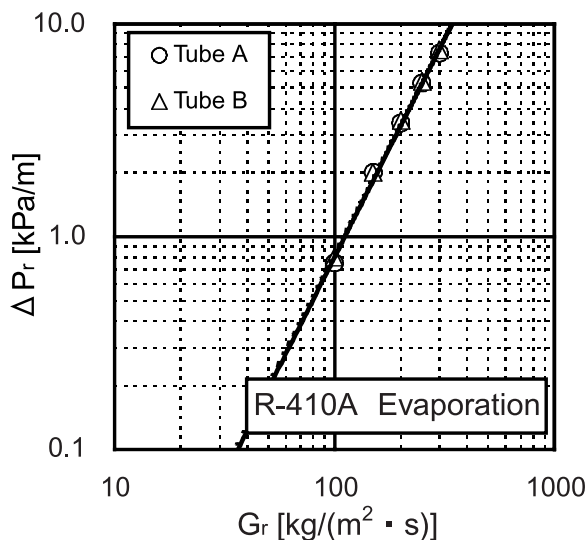


Fig. 14 Refrigerant pressure drop variation with refrigerant mass velocity for evaporation of horizontal tube.

らず、熱交換器 B の単体性能が熱交換器 A の場合を下回ったのは、接触コンダクタンスの減少によるものと考えられる。一方、蒸発試験においては、アルミニウムフィンカラーと伝熱管との間に凝縮した結露水が介在し、接触コンダクタンスが増大したため、熱交換器 B の単体性能低下が抑制されたものと考えられる。

4. ま と め

同一仕様のフィンチューブ熱交換器 A および B の単体性能、温水試験、および熱交換器から抜管した伝熱管の単管性能を測定した結果、以下の結論を得た。

(1) 拡管時に溝変形が顕著であった熱交換器 B の凝縮性能は溝変形が少なかった熱交換器 A の場合を下回すが、各熱交換器より抜管した伝熱管 B の管内凝縮熱伝達率は伝熱管 A の場合を上回ることが確認された。

(2) 凝縮の場合には、管内熱伝達率が高い伝熱管を熱交換器に適用した場合でも、機械拡管時の溝変形が大きい場合にはアルミニウムフィンと伝熱管との密着性の低下の影響が顕著にあらわれ、熱交換器単体性能に悪影響を及ぼしたものと考えられた。

(3) 熱交換器 B の蒸発性能は、熱交換器 A の場合を下回り、各熱交換器より抜管した伝熱管 B の管内蒸発熱伝達率は伝熱管 A の場合を下回ることが確認された。

(4) 蒸発の場合には、機械拡管時の溝変形が大きい場合でもアルミニウムフィンと伝熱管との間に凝縮水が介在するために、アルミニウムフィンと伝熱管との密着性低下の影響は顕著にあらわれにくくなり、熱交換器単体性能の低下が抑制されたものと考えられた。

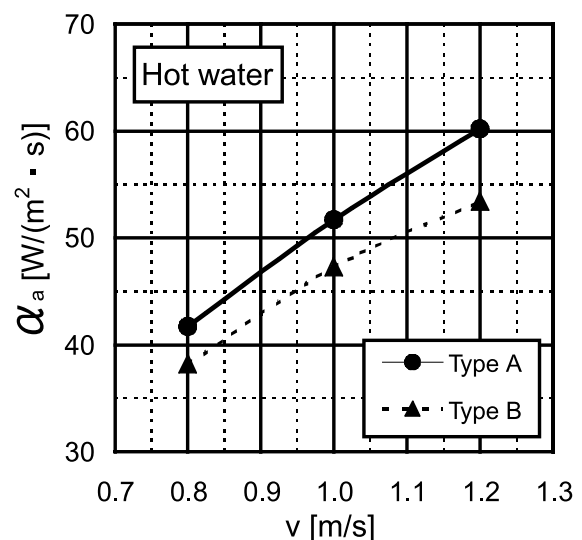


Fig. 15 Air heat transfer coefficient with air frontal velocity for hot water of heat exchanger.

記号

A	: 面積	$[m^2]$
A_o	: 伝熱管外表面積	$[m^2]$
C_p	: 比熱	$[J/(kg \cdot K)]$
G	: 質量速度	$[kg/(m^2 \cdot s)]$
h	: 比エンタルピ	$[kJ/kg]$
Δh	: エンタルピ差	$[kJ/kg]$
L	: 供試伝熱管有効長さ	$[m]$
P	: 圧力	$[Pa]$
ΔP	: 圧力差	$[Pa]$
Q	: 熱交換量	$[kW]$
SC	: 過冷却度	$[K]$
SH	: 過熱度	$[K]$
T	: 温度	$[K]$
T_w	: 伝熱管壁温度	$[K]$
T_s	: 冷媒圧力相当飽和温度	$[K]$
ΔT	: 対数平均温度差	$[K]$
V	: 風量	$[m^3/s]$
v	: 前面風速	$[m/s]$
W	: 質量流量	$[kg/h]$
x	: 乾き度	$[-]$
α	: 熱伝達率	$[kW/(m^2 \cdot K)]$

添字

1	: 入口
2	: 出口
a	: 空気
r	: 冷媒
w	: 水

参考文献

- 1) 柿山史郎, 佐々木直栄, 森田浩之: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 244.
- 2) Chi-Chuan Wang, Jiin-Yuh Jang, Chien-Chiang Lai and Yu-Juei Chang: International Journal of Refrigerant, **22** (1999), 275.
- 3) 佐藤好生, 野世溪 精, 目時 寛, 森田浩之, 鬼頭幸秀: 本誌, **33** (1992), 9.
- 4) R.Tillner-Roth, J.Li, A.Yokozeki, H.Sato and K.Watanabe: *Thermodynamic Properties of Pure and Blended Hydrofluorocarbon (HFC) Refrigerants*, Japan Society of Refrigerating and Air Conditioning Engineering, **26** (May 1998), 631.
- 5) 化学工学協会, 化学工学の進歩第9集・熱プロセス工学, 槇書店, (1975), 157.
- 6) Jinghong Deng, Giorgio Pagliarini and Sandro Salvigni: ASHRAE Transaction, **2** (1997), 316.

Cu-Zn-Bi 合金における Bi 粒子の微細分散化*

安藤 哲也** 渥美 哲郎**
吉川 善浩***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 64-68

Refinement of Bismuth Particles in Cu-Zn-Bi Alloy

Tetsuya Ando, Tetsuro Atsumi and Yoshihiro Yoshikawa

Bismuth appears to have significant potential as a nontoxic alternative to lead for enhancing the machinability of alpha + beta brass because of similarity of features between lead and bismuth, e.g. low solubility for copper alloy and low melting point. It is reported that dispersing bismuth particles finely and uniformly, which means decreasing an average spacing of them, is effective on improvement in machinability of bismuth substituted lead free free-cutting brass. However bismuth particles in this alloy grow following to grain growth of alpha matrix because of the high wettability of bismuth at grain boundaries of alpha copper and so this alloy is inferior to leaded free-cutting brass in machinability. In this paper, the refinement of bismuth particles in Cu-Zn-Bi alloy was investigated. A refinement of matrix of this alloy by means of decreasing extrusion temperature made little effect on refinement of bismuth particles at low extrusion ratio. In consideration of spheroidized of bismuth particles in beta phase which decrease difference of surface energy against bismuth, this alloy has been extruded at high temperature during which matrix is only beta phase. As a result, refinement of bismuth particles in this alloy was achieved independent on extrusion ratio. And cutting chips of this alloy with fine bismuth particles were cut apart finer than of one with coarsened bismuth particles. Furthermore refinement of bismuth particles could not reduce the cutting resistance of this alloy as the same level of leaded free-cutting brass. It was deduced the difference of lubricity between bismuth and lead was involved in this case.

Key words : lead free free-cutting brass, bismuth, machinability, refinement, wettability, surface energy, extrusion, control of microstructure

1. はじめに

鉛を使用しない鉛フリー快削黄銅として、融点が低い、銅合金中への固溶度が極めて低い等、鉛とよく似た性質を有しているとの理由から、鉛入り快削黄銅の鉛をビスマスに置き換えることにより同等の特性が得られると期待される。しかしながら、鉛と比較しビスマスは、表面張力が小さいため鉛入り快削黄銅中の鉛粒子のように球状化せず、結晶粒界に層状化し、矩形化する¹⁾。また、マトリックス粒子の成長抑制効果²⁾が得られないため、マ

トリックス粒子の成長が生じ、それにともないビスマスが凝集し、ビスマス粒子の粗大化が生じる³⁾。一方、ビスマス置換型黄銅の被削性向上には、ビスマス粒子を微細かつ均一に分散させ、平均分散粒子間距離を短縮することが有効である³⁾。ビスマスを含有した青銅においても、ビスマス粒子を均一に分散させることにより、切りくず分断効果が得られることが報告されている⁴⁾。すなわち、ビスマス置換型黄銅の被削性を良好とするためには、粗大化、層状化傾向にあるビスマス粒子を微細均一化することが必要である。

本稿では、ビスマス置換型黄銅中のビスマス粒子を微細均一に分散させる方法について検討、検証をおこなうとともに、ビスマス粒子が微細分散された材料の被削性

* 銅と銅合金, 42 (2003), 17 に主要部掲載

** 研究開発センター 第四部

*** 新日東金属㈱

について評価した結果を報告する。

2. 実験方法

60%Cu-Zn-3%Bi の鋳塊を、押出し温度 873~1073K、押出し比 6.6~300 で熱間押出しをおこなった。押出し材のビスマス粒子存在形態の調査には、走査電子顕微鏡 (SEM) を用いた反射電子線観察によりおこなった。各種押出し材を用い、Table 1 に示す条件により乾式で外周切削をおこない、切りくず形状による被削性評価ならびに切削抵抗測定をおこなった。切削抵抗測定には KISTLER 製 9257B 三成分動力計を用いた。切削試験には、押出し温度 873K にて押出した JIS C3602 相当品 (組成 60%Cu-Zn-3%Pb) を比較材として用いた。

3. 実験結果

3.1 ビスマス粒子存在形態

SEM 観察結果の一例として、押出し比 20 ならびに 100 の場合におけるビスマス粒子分散状態を Fig. 1 に示す。白い部分がビスマス粒子を表す。

押出し温度が 973K 以下において、押出し比が 100 と大きい場合には押出し温度が低温ほどマトリックスの α

粒子ならびに β 粒子は微細化し、これにともない、ビスマス粒子も矩形ではあったが微細化された。しかしながら、押出し比が 20 と小さい場合にはマトリックス粒子の微細化にともなうビスマス粒子の微細化効果は十分ではなかった。これに対し、1073K で押出した場合のビスマス粒子は、押出し比に関係なくほぼ均一に分散し、また微細となった。

機械的性質を調査した結果、引張強さはいずれの材料においても約 400MPa と同等であった。一方伸びは、ビスマス粒子が微細かつ均一となった 1073K 押出し材では約 40% であり C3602 と同等であったが、ビスマス粒子が粗大かつ矩形となった 973K 押出し材では約 25% と低下した。

3.2 切削性評価

切削試験結果の一例として、送り量 0.05mm/rev. および 0.10mm/rev. とした場合の、押出し比 100 における 973K 押出し材、1073K 押出し材ならびに C3602 の切りくず外観を Fig. 2 に示す。押出し温度が 973K のビスマス粒子が不均一に分布した材料については、切りくず形状はすべて流れ型で長く連なっていた。これに対し 1073K で押出しし、ビスマス粒子が比較的均一に分散した材料については、C3602 と比較するとやや長くは連なっていたが、その切りくずは分断化された。すなわち、ビスマス粒子が微細かつ均一に分散しているほど切りくずは分断される傾向を示していた。

切削抵抗と送り量との関係を Fig. 3 に示す。Fig. 3 より、送り量が 0.05mm/rev. の場合には、切削主分力、送り分力ともに供試材種に関係なくほぼ同等の値を示していた。これに対し送り量が 0.10, 0.15mm/rev. と大きくなるにつれて、切削主分力の値は、材料の押出温度にかかわらず、ビスマス置換型黄銅と C3602 の 2 つに区分され、前者は後者の値を上回った。すなわち、ビスマスの分散形態は切削抵抗に影響を及ぼさなかった。

Table 1 Cutting conditions.

Cutting mode	Cylindrical turning
Tool type	TPGN160304
Holder type	CTGPR2525H3
Tool geometry	(0, 5, 11, 6, 30, 0, 0.4)
Tool material	K10
Cutting speed	100m/min.
Feed rate	0.05, 0.10, 0.15mm/rev.
Depth of cut	1.5mm
Lubricant	none

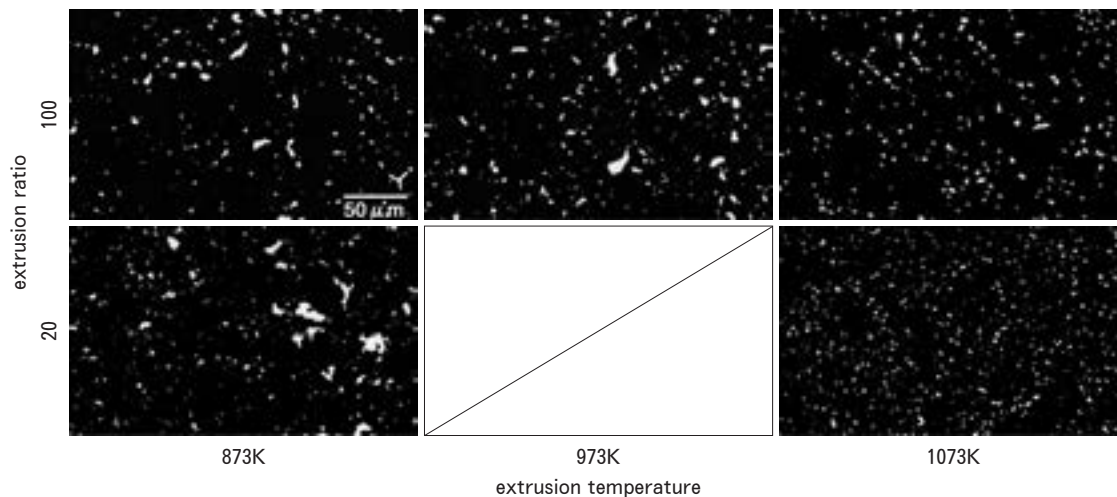


Fig. 1 Backscattered electron images of extruded 60%Cu-Zn-3%Bi alloys at 873, 973 and 1073 K. White particles represent bismuth.

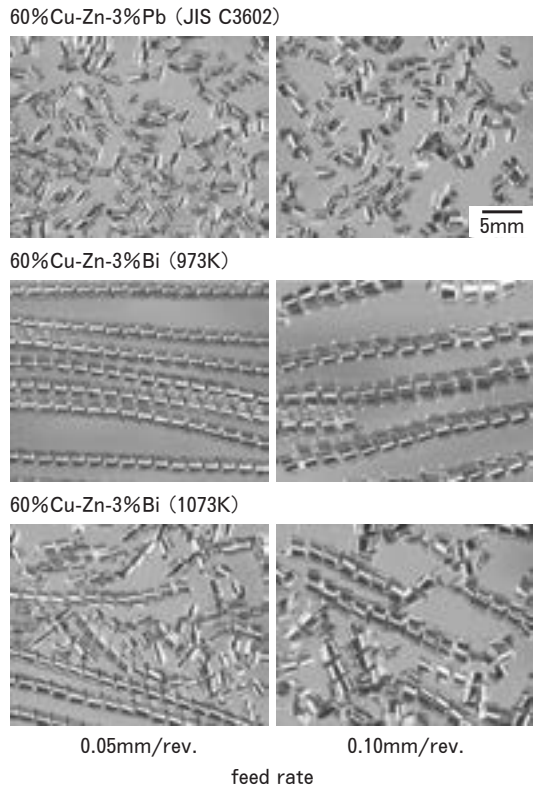


Fig. 2 Appearance of chips of extruded 60%Cu-Zn-3%Bi alloys at 973 and 1073 K in comparison with JIS C3602 by Cylindrical turning in the case of 0.05mm/rev. and 0.10mm/rev. in feeds.

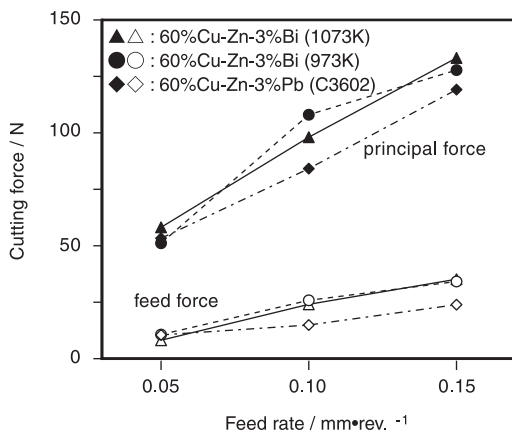


Fig. 3 Influence of feed rate on cutting forces of extruded 60%Cu-Zn-3%Bi alloys at 973 and 1073 K in comparison with JIS C3602.

4. 考 察

4.1 ビスマス粒子微細均一化

ビスマス置換型黄銅の被削性を向上させるため、ビスマス粒子の微細均一化について検討した。その第一の手法が押し出し温度の低下によるマトリックス粒子の微細化であった。すなわち、マトリックス粒子を微細化することによりビスマスの凝集、粗大化が抑制され、ビスマス

粒子の微細化が期待された³⁾。本手法については、押し出し比が100と大きい場合には、押し出し温度を873Kまで低下させることにより、ビスマス粒子の微細化が達成されたが、押し出し比が20と小さい場合には、ビスマス粒子の微細化は不十分であった。これは押し出し比が小さい、すなわち熱間押し出し時の加工度が低い場合には、鑄造組織中に存在していた粗大ビスマス粒子が十分粉碎されなかったためと推測された。従って、本手法は有効ではあったが、その適用には限界があると考えられた。

一方、PlewesとLoiaconoによるCu-Zn-Bi合金の延性改善効果についての考察¹⁾に基づき、ビスマス粒子の微細化を検討した。すなわち、Cu-Zn-Bi合金における亜鉛濃度の増加にともなう延性改善効果は、表面張力の小さな亜鉛が銅に置き変わるにより、マトリックス-ビスマス間の表面張力差が減少し、ビスマス粒子が球状化することが理由とされている。これに従えば、一般的に $\alpha + \beta$ 二相組織の快削黄銅においては、亜鉛固溶限が約35%の α 相よりも、亜鉛含有量が約50%の β 相と接する方がマトリックス-ビスマス粒子間の表面張力差が低減され、ビスマス粒子の球状化がまず期待される。試みに $\alpha + \beta$ 混在温度域である973Kで熱間押し出しされた60%Cu-Zn-3%Bi合金を、 β 単相温度である1073Kに一旦保持後、空冷した結果、当初矩形であったビスマス粒子が球状化することを確認した。ただし、熱間押し出し時に不均一であったビスマス粒子の分散状態は改善されず、またマトリックス粒子の成長にともないビスマス粒子の粗大化も生じた。従って、ビスマス粒子を球状化しつつ、これを微細に分散させるには、熱間押し出し段階において β 単相温度域とすること、すなわち β 単相温度域での押し出しが有効と判断された。本手法の適用として1073Kの高温押し出しとしたが、押し出し比に関係なく、ビスマス粒子はほぼ均一に分散し、かつ微細となることが検証された。

4.2 ビスマス置換型黄銅の被削性

ビスマス置換型黄銅のビスマス粒子を微細かつ均一に分散させることにより、C3602の被削性には及ばなかったものの、切りくずは微細に分断された。送り量が0.10mm/rev.の場合におけるC3602、1073K押し出し材、973K押し出し材の切りくず断面のSEMによる二次電子線像ならびに反射電子線像をFig.4に示す。切りくずの断面にはせん断亀裂が観察されたが、そのせん断亀裂の間隔はC3602、1073K押し出し材、973K押し出しの順に大きくなった。ビスマス置換型黄銅における切りくずのせん断亀裂の伝播が、切削加工熱により溶融したビスマスによって進展されることを考慮すると、ビスマス粒子の微細均一分散と切りくずの分断化とが大きく関係していることがわかる。すなわち、1073K押し出し材の分散ビスマス粒子径が、分散鉛粒子径と比較しわずかに大きかったことから、ビスマス粒子のさらなる微細化により、C3602と同等の被削性が期待される。

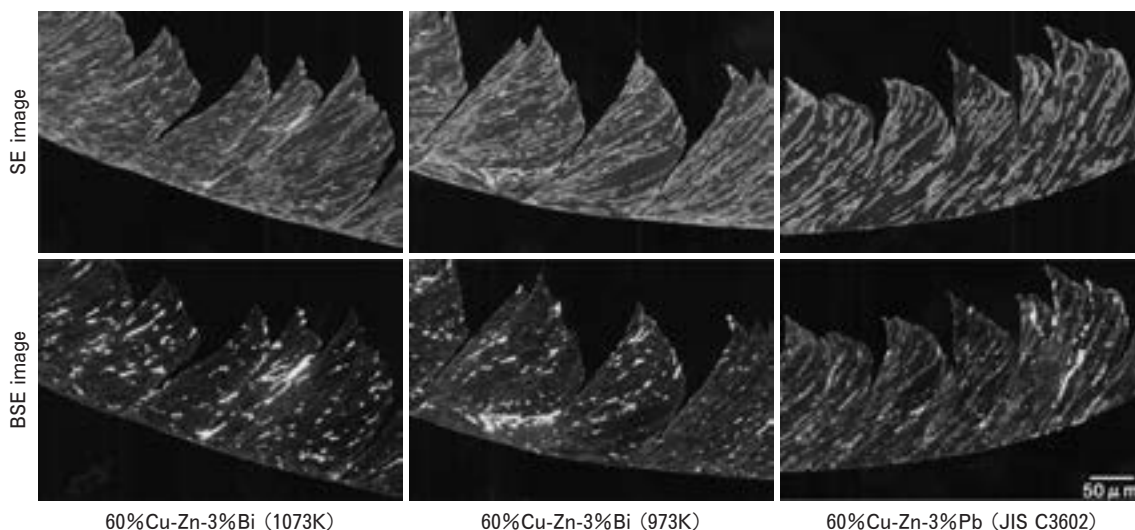


Fig. 4 Secondary electron images and backscattered electron images of cross section of cutting chips of extruded 60%Cu-Zn-3%Bi alloys at 973 and 1073 K in comparison with JIS C3602. White particles represent bismuth or lead.

4.3 ビスマスの潤滑性

ビスマス置換型黄銅とC3602の切削抵抗を比較した場合、送り量が小さなきには、切削主分力、送り分力ともにほぼ同等の値を示していたが、送り量が大きくなるにつれて、切削主分力の値はビスマス置換型黄銅とC3602の2つに区分された。すなわち、ビスマス置換型黄銅のビスマス粒子を微細均一化しても、切削抵抗は鉛入り黄銅ほど小さくすることができなかつた。これは、鉛とビスマスとの潤滑性の違いによるものと推測された。

ビスマス含有による潤滑性を調査するため、60%Cu-Znをベースとし、Biを1から3%添加した鋳塊を押し比20、押し温度873Kおよび1073Kで熱間押し出した材料を用い、Table 1の条件により切削抵抗測定を実施した。ビスマス含有量と切削抵抗との関係をFig. 5に示す。鉛添加の場合と同様⁵⁾、Biを1%含有することにより、切削抵抗、とくに送り分力は大幅に低減されたが、それ以上のBi含有量の増加によっても大きく減少することはなかつた。また、この減少傾向は押し温度、すなわちビスマスの分散状態とは無関係であった。

鉛入り快削黄銅の場合には、すべり面摩擦が大きくなると切りくずの分断化は生じやすくなると言われている⁵⁾。調査した切削条件は準二次元切削のため、すべり面摩擦は送り分力と主分力との比で表される。ビスマス置換型黄銅の場合には、前述したように切りくずの分断はビスマスの分散状態に影響を受けたが、切削抵抗には影響を受けなかつた。すなわち、すべり面摩擦と切りくずの分断化との間に相関関係は得られなかつた。すべり面摩擦は塑性学的挙動と潤滑とにわけられるが、鉛入り黄銅の場合にはすべり面摩擦の大きさが塑性学的挙動に支配されているのに対し、ビスマス置換型黄銅の場合には、鉛と比較しビスマスの潤滑性が悪いため、すべり面摩擦の値はビスマスの潤滑が支配的となり、切りくずの分断に

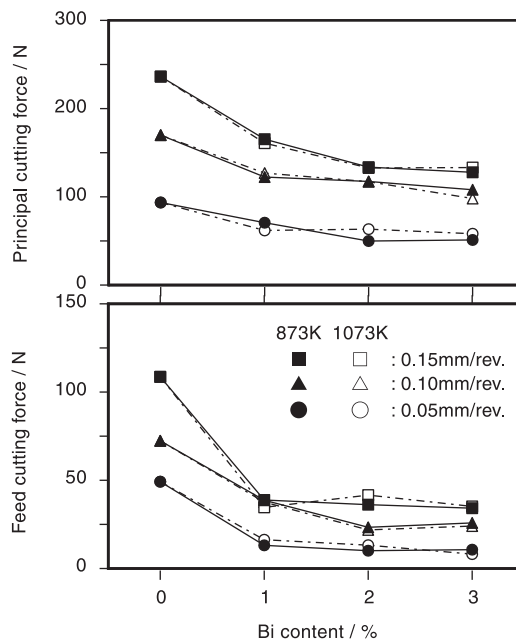


Fig. 5 Influence of extrusion temperature and bismuth content on cutting forces of extruded 60%Cu-Zn-Bi alloys at 873 and 1073 K.

影響を及ぼす塑性学的挙動の変化が隠れてしまったことが、切削抵抗に有意差を及ぼさなかつた原因と推測された。

5. ま と め

$\alpha + \beta$ 混在温度域で熱間押し出した場合に粗大化、層状化傾向にあるCu-Zn-Bi合金中のビスマス粒子について、ビスマスとの表面張力差の小さな β 单相温度域で熱間押し出すことにより、その微細化、均一分散化を達成した。ビスマス粒子を微細均一化することにより、層状ビスマスの場合と比較し被削性が著しく改善された。

切削抵抗測定は神奈川大学工学部赤澤正久教授ならびに研究室各位の協力を得ておこなわれたことを記し、謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) J. T. Plewes and D. N. Loiacono : *Advanced Materials and Processes*, **140** (1991), 23.
- 2) 室町繁雄, 多々静夫 : *伸銅技術研究会誌*, **1** (1962), 58.
- 3) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩 : 同上, **40** (2001), 253.
- 4) 佐武 晃, 山田 茂, 高野 登, 大山達雄, 矢後 亘, 市田 賢一, 竹内和夫 : *銅と銅合金*, **41** (2002), 92.
- 5) 財満鎮雄 : *伸銅技術研究会誌*, **9** (1970), 60.

Ant's Nest Corrosion and Its Prevention of ACR Copper Tubes based on Experience*

Tetsuro Atsumi** , Koza Kawano** and Koji Nagata***

Ant's nest corrosion has frequently been observed in ACR copper tubes from the late 1970s. Results of case studies and simulation tests have suggested that the corrosion medium is carboxylic acid or chemical substances that have decomposed into such acids. The occurrence of ant's nest corrosion in copper tubes has become widely recognized, and premature failures caused by this type of corrosion have been reduced. The factors that play a role in this type of corrosion, the corrosion mechanism and preventive measures are reviewed here with discussion of recently reported cases of ant's nest corrosion.

1. Introduction

From the late 1970s, a peculiar type of local μ sized corrosion in copper tubes, which leads to the premature failures, has frequently been observed in heat exchanger tubes of air-conditioners and refrigerators and in pipes in buildings. Optical microscopic examination of cross sections of the thin walls of tubes has revealed corroded parts with an underlying labyrinth of interconnecting channels containing copper oxide in random micro paths. This type of corrosion has been termed "ant's nest corrosion" or "formicary corrosion" because the morphology of this type of corrosion is similar to an ant's nest when viewed in cross section.

The occurrence of this type of corrosion first came to light in the early 1970s following a report by Edwards et al.¹⁾ on corrosion in copper tubes used for cooling water in an air-conditioning system that had been discovered after detection of numerous pinholes in the tubes during pressure tests after installation. However, the mechanism of the corrosion was not clarified.

In the early 1980s, Yamauchi et al.²⁾ reported 25 cases of this type of corrosion and suggested on the basis of results of simulation tests that

decomposition products from chlorinated organic solvents used to degrease the tubes caused this type of corrosion.

In 1986, Notoya³⁾ called attention to a similar type of corrosion, so-called bronze disease, caused by acetic acid and reported that the occurrence of ant's nest corrosion in copper tubes may be due to acetic acid. A joint study was later carried out by Notoya and our research group on this type of corrosion, and ant's nest corrosion in copper tubes was successfully reproduced in a humid oxygen atmosphere with a small amount of formic acid and a series of *n*-alkylcarboxylic acids and different types of aldehydes⁴⁾. The results of that study led to the establishment of a method for reproducing ant's nest corrosion in copper tubes. Since then, considerable progress has been made in research on ant's nest corrosion^{5)~8)}. For instance, it has been shown that acetic acid can be produced by hydrolysis of chlorinated organic solvents and that ant's nest corrosion in copper tubes can be reproduced in the presence of this organic solvent in a humid atmosphere⁹⁾.

In 1988, the Corrosion Committee of the Japan Copper Development Association (JCDA) began research to elucidate the factors affecting this type of corrosion, and results of research have been reported by some committee members^{10)~13)}.

Adhesive used in synthetic building materials, cosmetics and perfumes, various types of wood and insecticides have also recently been proposed

* The main part of this paper was presented at the IWCC Technical Seminar Korea 2002 held in Seoul, Oct. 28-31, (2002).

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

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

as corrosive agents^{14), 15)}. These decomposition products and volatile organic substances include carboxylic acids, aldehydes and alcohol.

The phenomenon of ant's nest corrosion of copper tubes widely recognized,^{16)~21)} and premature failure of copper tubes caused by ant's nest corrosion has been reduced due to the results of extensive studies and recommendations. However, ant's nest corrosion in copper tubes is still found in approximately 10% of total failures of copper tubes in statistical surveys. In this paper, affecting ant's nest corrosion factors, recently reported cases of ant's nest corrosion in copper tubes, the corrosion mechanism and preventive measures are reviewed.

2. Factors that play a role in the occurrence of ant's nest corrosion

Factors causing ant's nest corrosion were systematically investigated by the Corrosion Committee of the JCDA using simulation tests under conditions in which localized corrosion develops in copper tubes^{10)~13)}. For the experiment, thin-walled copper tubes of 9.52 mm in outside diameter and 100 mm in length were placed in an atmosphere over 100 ml water containing a small amount of a volatile corrosive in an airtight one-liter glass vessel under the condition of temperature control. The copper tube was kept in the glass tube so as to not to come into direct contact with the corrosive solution. The experiment was conducted over a period of three months, after which a cross-section of each copper tube was examined under an optical microscope.

2.1 Types of Corrosive

Ant's nest corrosion in copper tubes was successfully reproduced in a humid oxygen atmosphere with small amounts of formic acid, acetic acid, and various types of aldehydes. It was found that the morphological features of localized corrosion depend on the type of corrosive. Irregular-shaped pits were produced with formic acid and with aldehydes. Round-shaped pits were predominant with acetic acid. The penetration depth increased with decreases in the length of the alkyl chain in carboxylic acids in the order of the dissociation constant of these acids, which reflects acid strength. Because of the

relative acid strength, the rate of corrosion caused by formic acid is more rapid than that caused by the other acids.

2.2 Concentration of corrosive

Increasing the bulk concentration of carboxylic acid caused more severe corrosion. Localized corrosion was found in a humid atmosphere with a bulk concentration of formic acid ranging from 0.01 to 1.0 vol. %, while general corrosion was found in the same atmosphere with a bulk concentration of formic acid of 10 vol. %. However, there doesn't seem to be a threshold concentration of any corrosive to initiate ant's nest corrosion.

2.3 Temperature

Increasing the ambient temperature caused corrosion, especially in the temperature range of 15 to 40 degrees C. The localized corrosion rate was accelerated under thermocyclic conditions. Corrosion under thermocyclic conditions in which the temperature was intermittently changed between 25 and 40 degrees C every 12 hours was more severe than that at a constant temperature of 40 degrees C. Changing the temperature in a humid atmosphere caused an increase or decrease in the thickness of the water layer on the copper surface. This promotes diffusion of corrosive species and copper ions at tips of micro-tunnels. Furthermore, oxygen and water (humidity) were considered to be essential for the corrosion process.

2.4 Oxygen

The main cathodic reaction for this corrosion is an oxygen reduction reaction on the copper surface. The higher the oxygen concentration is in the humid atmosphere, the more severe is the corrosion. However, this corrosion occurred even in an atmosphere with a low oxygen concentration, such as in a nitrogen-replaced atmosphere. It was thought that a trace amount of oxygen remained in the nitrogen atmosphere.

2.5 Other possible factors that play a role in the occurrence of localized corrosion

Other possible factors that play a role in the occurrence of localized corrosion, such as impurity in copper tubes (particularly phosphorus concentration), crystal grain size⁸⁾, bacteria, and local stress in copper tubes, were also investigated. However, none of those factors showed a significant effect on ant's nest corrosion.

3. Cases of ant's nest corrosion

3.1 Corrosion caused by lubricant oil

Case 1 : Self-evaporating oil

Takahashi et al.²²⁾ reported the occurrence of ant's nest corrosion in copper tubes of a heat exchanger coil assembled in the United States. A self-evaporating oil had been used as a lubricant for the tube bending process. They succeeded in experimentally producing ant's nest corrosion in copper tubes exposed to a humid atmosphere with these lubricant oils. It was proved that ant's nest corrosion was reproduced by decomposition products generated from the oil by hydrolysis. Our research group confirmed these results, and we have recommended methods for evaluating these lubricant oils in order to prevent corrosion²³⁾. One method is analysis of carboxylic acids in the decomposition products generated from these oils by hydrolysis and the other method is corrosion test on copper tubes with these oils. The procedure used for the corrosion test is as follows. Three ml of water containing a small amount of test oil was injected into a U-bended copper tube, and the copper tube was sealed both ends and heated at 150 and/or 400 degrees C for 5 minutes for simulation of brazing. Then the same copper tube in which oxygen gas had been charged and which had been re-sealed at both ends was kept for 2 to 4 weeks, after which the inner surface and cross sections of the tube were examined. **Fig. 1** shows the inner surface and a cross section of the U-bended copper tube tested. Some types of self-evaporating oils that had been evaluated according to above-described methods have been used in bending processes of copper tubes in which ant's nest corrosion did not subsequently occur.

Case 2 : Compressor oil

Ant's nest corrosion was found in copper tubes in air-conditioning units after the tubes had been subjected to leakage test following storage for 6 months after assembly. There had been no problems in the manufacturing process using a self-evaporating oil. Gas leaks were found near the brazing portions, in which re-brazing had been applied off-line in air. After the re-brazing, the heat exchangers had been stored without replacing air in the copper tubes with nitrogen gas. Compressor oil was detected

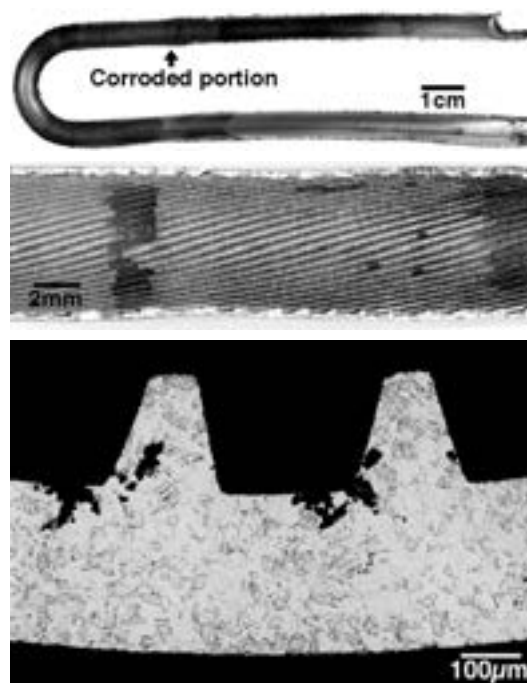


Fig. 1 Inner surfaces (upper, middle) and a cross section (bottom) of a U-bended tube tested with self-evaporating oil.

in the residual oil of the copper tubes, and formic and acetic acids were detected in the decomposition products generated from compressor oil by hydrolysis.

It was thought that carboxylic acids that had decomposed from compressor oil at the time of re-brazing had caused the ant's nest corrosion in the copper tubes. Prevention measures, including prevention of compressor oil from entering the copper tubes, re-brazing under a non-oxidizing environment and storage of the heat exchangers with tube ends sealed after nitrogen gas purging have since been established, and there has been no further occurrence of ant's nest corrosion in the copper tubes.

3.2 Corrosion caused by anti-oxidation agents for brazing

Case 3 : Leaks were detected in heat exchangers in air-conditioning units in a hotel at Osaka one month after installation. There was reddish-brown tarnishing in the inner surfaces of copper tubes near the brazing portions, and the ant's nest corrosion was found in these areas as shown in **Fig. 2**. The brazing portion of the inner surface had been sprayed with an anti-oxidation agents¹⁴⁾ containing 20% methanol, 64% ethanol, 4% glycerin and 12% boric acid.

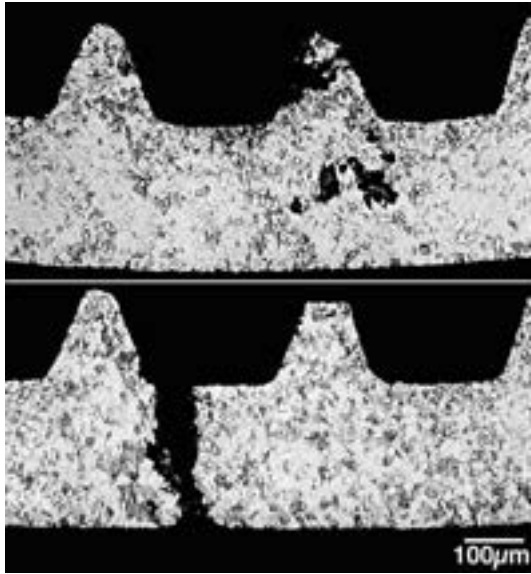


Fig. 2 Cross sections of leaking copper tubes in a heat exchanger. Anti-oxidation agents had been sprayed on the brazing parts of the tubes.

Fifty ml of distilled water with 6 ml of this anti-oxidation agent in the presence or absence of copper powder was kept at 90 degrees C for 48 hours, and then the water was analyzed by ion chromatography. In the presence of copper powder, 22 mg/l of formic acid and 16.9 mg/l of acetic acid were produced, while the amounts of both acids produced in the absence of copper powder were less than 0.2 mg/l.

It was thought that formic and acetic acids decomposed from the anti-oxidation agent had caused the ant's nest corrosion in the copper tubes. There has been no further occurrence of ant's nest corrosion in the copper tubes since termination of the use of the anti-oxidation agent.

3.3 Corrosion caused by volatile organic substances in the environment

Case 4: Ant's nest corrosion was found in copper tubes in air-conditioning units that had been used for 2.5 years in the wooden-walled rooms at a resort hotel¹⁵⁾. **Fig. 3** shows the air-conditioning unit installed in the wooden-walled room and the cross section of a corroded tube. Gas chromatograph analysis of air contaminants in the rooms showed trace amounts of volatile organic substances such as formaldehyde ($11\sim 13\mu\text{g}/\text{m}^3$ as air), nonylaldehyde (nonanal), methylbutylketone, alpha-pinene, 3-carene, limonene, and hydrocarbons ($\text{C}_{14}\sim\text{C}_{26}$). Among these substances, the aldehydes and

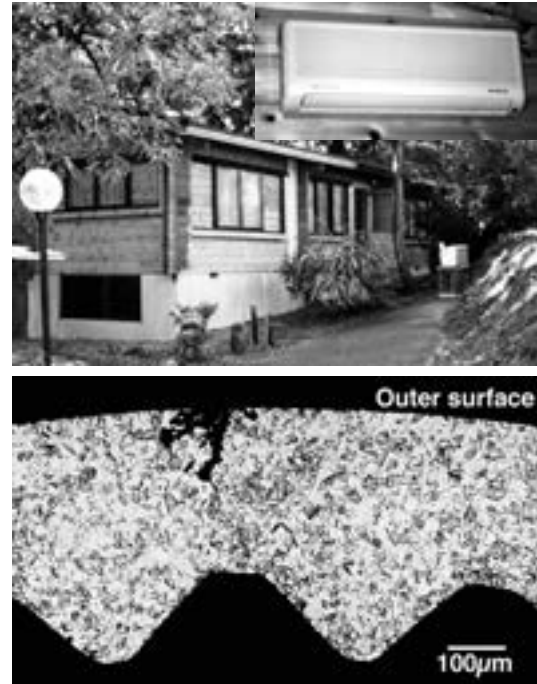


Fig. 3 Air-conditioning unit that had been in service for 2.5 years in a wooden-walled room at a resort hotel and a cross section of a leaking copper tube.

ketone were suspected to be the substances causing the ant's nest corrosion of the copper tubes. A simulation test was conducted in a humid atmosphere with 9 different types of aldehydes, 6 ketones, and alpha-pinene, and also formic acid and methylformate for comparison. It was found that formic acid, methylformate, formaldehyde and propionaldehyde caused severe localized corrosion in copper tubes, whereas only fine and directional pits were formed in the presence of ketones and alpha pinene. It was thought that formaldehyde, which was probably exuded from adhesives in synthetic building material, had caused the ant's nest corrosion on the outer surfaces of the copper tubes in this case.

Case 5: Gas leaks were found in the copper tubes of heat exchangers for air-conditioning units in Jakarta, Indonesia within 1 year of service. Pinholes were detected at bends and hairpin sections. **Fig. 4** shows the cross section of a failed tube. X-ray diffraction analysis showed that the corrosion products that had formed on the outer surfaces of the copper tubes were mainly basic copper carbonate [$\text{Cu}_2\text{CO}_3\text{Cu}(\text{OH})_2$: Malachite] with a small amount of cuprous sulfide [Cu_2S]. Hydrogen sulfide was detected in the atmosphere of a room in which a

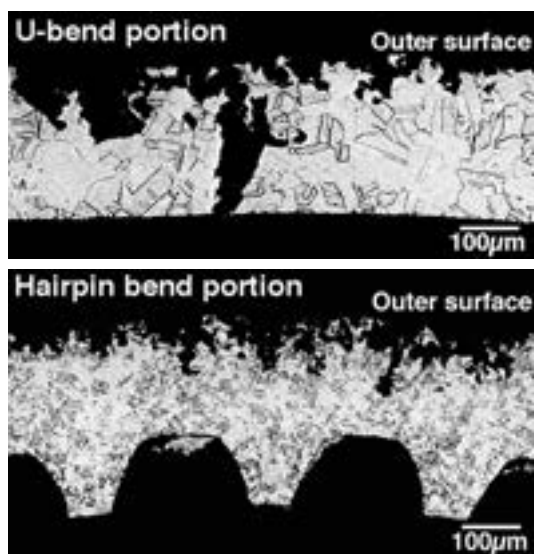


Fig. 4 Cross sections of a leaking copper tube at the U-bend portion and the hairpin bend portion in an air-conditioning unit that had been in service.

heat exchanger had been installed. The presence of hydrogen sulfide in the atmosphere was thought to be abnormal. Although the origin of the corrosive media could not be determined, chemicals, such as insecticide and perfume, which decompose into carboxylic acids, were suspected to have caused the ant's nest corrosion in the copper tubes.

3.4 Corrosion caused by adhesives and polyethylene foam insulator

Case 6 : Ant's nest corrosion was detected in the copper tubes of a cooling storage tank. The copper tubes were attached to a resin-coated 3000-liter steel tank by aluminum adhesive tape and polyethylene foam insulator. The surfaces of the copper tubes near the area of contact with the steel tank were covered with red-tarnished oxide with green patina scales. Other parts of the surfaces of the copper tube had retained their copper luster. Leaks were found in a narrow belt of the red-tarnished area under the green patina scales of the copper tubes. **Fig. 5** shows the cross section of a failed tube. Ion chromatographic analysis of the aluminum adhesive tape showed the presence of HCOO^- ($0.10\sim 0.22\mu\text{g}/\text{cm}^2$) and CH_3COO^- ($2.6\sim 4.2\mu\text{g}/\text{cm}^2$). It was thought that the ant's nest corrosion had been caused by these aggressive ions from the aluminum tape in dew water that had accumulated in crevices between the copper

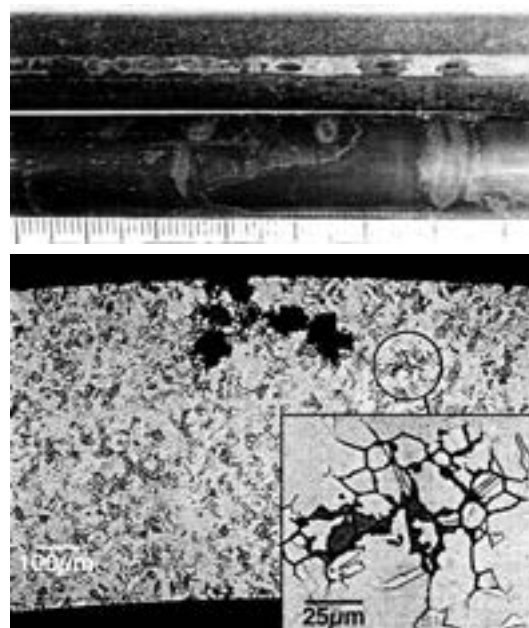


Fig. 5 Outer surfaces and cross sections of a leaking copper tube that attached to a storage tank by aluminum adhesive tape. High concentration acetic acid had been exuded from the aluminum adhesive tape.

tubes and the steel tank.

Case 7 : Ant's nest corrosion was found in copper tubes in air-conditioning units that had been in service for 4 years. Pinhole leaks were found in straight portions of the copper tube under aluminum fins. The corroded areas on outer surface of the copper tubes were covered with reddish-brown oxide, while the inner surfaces of the tubes had retained their copper luster. **Fig. 6** shows the cross section of a corroded tube. Several analyses were carried out to detect the corrosive agents. Twenty ml of distilled water containing 2g polyethylene foam insulator that had been used to cover the aluminum-finned heat exchanger was kept at 90 degrees C for 48 hours, and then the water was analyzed by ion chromatography. The results of analysis showed that $100\sim 200\mu\text{g}/\text{g}$ of formic acid and $40\sim 60\mu\text{g}/\text{g}$ of acetic acid had been produced. It was thought that the carboxylic acids exuded from the polyethylene foam insulator under the condition of condensation of water had caused the ant's nest corrosion in this case.

4. Corrosion mechanism

A possible mechanism of ant's nest corrosion

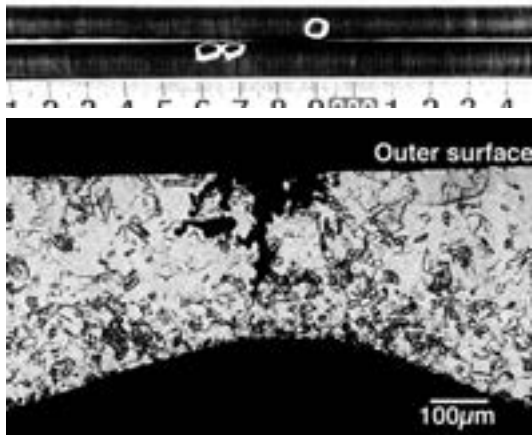
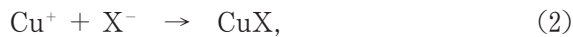


Fig. 6 Outer surfaces and a cross section of a leaking copper tube in an air-conditioning unit that had been in service for 4 years. Formic and acetic acids had been exuded from polyethylene foam insulator.

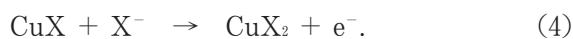
is as follows^(4),24). In a humid atmosphere, carboxylic acid acidifies the surface water on the copper and penetrates through defects in the air-formed copper oxide films. Copper then dissolves in the surface water.



At the same time, a cuprous complex forms between carboxylic acid and cuprous ions in the water layer.



where X is HCOO^- , RCOO^- (R : alkyl group). The complex in water migrates from dissolution sites by local changes in complex concentration, temperature and humidity. The complex is oxidized to give Cu_2O and cupric complex.



The cupric complex in the micro-tunnel reacts with copper at active sites within the pit to give a cuprous complex.



CuX is oxidized again as in equation (3) or (4). This catalytic reaction occurs continuously and results in perforation.

The cathodic reaction is mainly an oxygen reduction reaction.



The OH^- ions formed at the cathodic area migrate and diffuse toward the anode to form Cu_2O . The Cu_2O could produce cracks at weaker points in the pits. Oxygen may penetrate because of pumping in heating and cooling cycles. The oxygen that has penetrated is consumed by oxidizing CuX and produces Cu_2O on the pit wall. This cyclic reaction promotes corrosion. This proposed mechanism of ant's nest corrosion through cuprous and cupric complex formation is supported by the results of thermodynamic study⁽²⁵⁾.

5. Preventive measures

Ant's nest corrosion is initiated on the surface of a copper tube under a humid atmosphere in the presence of corrosive agents. Corrosive agents are organic species left or produced on the copper surface or deposited on the surface from the atmosphere. Therefore, to reduce the occurrence of this corrosion, it is essential to remove all trace amounts of any corrosive agents and to maintain the corrosive agent level as low as possible.

To prevent corrosion in copper tubes, selected self-evaporating oil and/or thermal insulator of polyethylene foam from which no or very small amounts of carboxylic acids would be decomposed or exuded should be used for assembling heat exchangers. Adhesive tape and anti-oxidation agents from which carboxylic acids would be decomposed or exuded should not be used. Fortunately, the use of synthetic building materials containing a large amount of adhesives from which formaldehyde would be exuded is restricted because of the harmful effects of the formaldehyde on human body, so called the sick house syndrome.

Organic detergents in copper tubes should be removed by, for instance, steam cleaning and drying with hot air. Following this, the tubes should be filled with dry inert gas, and the ends of the copper tube should be sealed. In addition, it is important to design heat transfer units

without any crevices in which condensing water containing corrosive agents can accumulate.

Corrosion on the outer surfaces of copper tubes can be prevented by correct humidity control of the immediate environment and by surface treatment of the copper tubes with inhibitors or coating. Nevertheless, the uniform formation of a protective film and/or coating is important because corrosion can occur at sites of poor formation such as edge portions or pinholes in coating.

6. Conclusions

(1) Many cases of ant's nest corrosion had been caused by volatile organic substances that have decomposed from oils, anti-oxidation agents and/or been exuded from adhesives, polyethylene foam and so on.

(2) Ant's nest corrosion has successfully been reproduced in copper tubes exposed to a humid oxygen atmosphere in the presence of corrosives such as carboxylic acids and various types of aldehydes. The corrosion media of ant's nest corrosion was considered to be carboxylic acids and other substances that are decomposed into such acids.

(3) The mechanism of ant's nest corrosion is thought to be a catalytic reaction through the formation of a cuprous and cupric complex and cuprous oxide production in micro-tunnels.

(4) Ant's nest corrosion in copper tubes can be prevented by removing all trace amounts of any corrosive agents and by maintaining the dry and non-oxidation conditions.

Acknowledgments

The authors wish to express their appreciation to Dr. Notoya of Hokkaido University for his helpful suggestion and advice in researching ant's nest corrosion.

References

- 1) J. O. Edwards, R. I. Hamilton and J. B. Gilmour : *Material Performance*, **16-9** (1977), 18.
- 2) S. Yamauchi, K. Nagata, S. Sato and M. Shimono : *J. Japan Copper & Brass Research Association*, **22** (1983), 132.
- 3) T. Notoya : *Boshoku Gijutsu (Corrosion Engineering)*, **35** (1986), 742.
- 4) T. Notoya, T. Hamamoto and K. Kawano : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, **30** (1989), 123.
- 5) T. Notoya, T. Hamamoto and K. Kawano : *Proc. Step into the 90's Conference* (1989), 565.
- 6) T. Notoya : *Boshoku Gijutsu (Corrosion Engineering)*, **39** (1990), 315.
- 7) T. Notoya : *Material Performance*, **32** (1993), 53.
- 8) T. Notoya : *J. Mat. Sci. Letters*, **16** (1997), 1406.
- 9) T. Hamamoto and M. Imai : *J. Japan Copper & Brass Research Association*, **30** (1991), 92.
- 10) K. Nagata et al. : *ibid.* **31** (1992), 135.
- 11) T. Notoya et al. : *Proc. Int. Symp. Contl. Copper & Copper Alloy Oxidation* (1992), 77.
- 12) Go. Isobe et al. : *NACE Corrosion Asia*, Singapore (1992), Paper No. 106.
- 13) T. Notoya : *Zairyo-to-Kankyo (Corrosion Engineering)*, **46** (1997), 731.
- 14) T. Notoya : *Proc. Corrosion & Protection 97*, Brisbane (1997), Paper 002.
- 15) T. Notoya, K. Kawano and T. Ando : *J. Japan Copper & Brass Research Association*, **38** (1999), 30.
- 16) T. Chou, Y. Takizawa, Y. Shiraishi and M. Watanabe : *ibid.* **34** (1995), 47.
- 17) T. Notoya and K. Kawano : *ibid.* **37** (1998), 27.
- 18) P. Elliot and R. A. Corbett : *NACE Corrosion 99*, (1999), Paper No. 342.
- 19) J. M. Bastidas, A. Lopez-Delgado, E. Cano, J. L. Polo and F. A. Lopez : *J. Electrochem. Soc.*, **147-3** (2000), 999.
- 20) G. Tetly, M. Heidenreich and K. Smith : *Air Conditioning & Refrigeration News*, **30** March (1998).
- 21) Carrier Corporation Industry Research Report "Indoor Coil Corrosion" (2000).
- 22) T. Takahashi, Y. Shiraishi, Y. Saito, H. Ogawa and M. Watanabe : *J. Japan Copper & Brass Research Association*, **31** (1992), 31.
- 23) K. Nagata and K. Kawano : *Sumitomo Light Metal Technical Reports*, **30** (1994), 28.
- 24) T. Notoya : *Zairyo-to-Kankyo (Corrosion Engineering)*, **51** (2002), 123.
- 25) H. Baba and T. Kodama : *ibid.* **44** (1995), 233.

マウンドレス型孔食事例と対策の検討*

山田 豊** 世利 修美***
荒川 昌伸****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 76-79

Study on Moundless Pitting Corrosion of
Copper Tubes and Prevention of the Corrosion

Yutaka Yamada, Osami Seri and Masanobu Arakawa

In recent years, numerous leak incidents caused by moundless pitting corrosion were experienced for once-through type cold or hot water supply system in houses all over Japan. The moundless pitting corrosion and its protection for copper tubes are summarized. The "moundless" corrosion is different from the Type II pitting corrosion, and it is characterized by absence of the mound of corrosion product such as $\text{Cu}_4\text{SO}_4(\text{OH})_6$, $\text{Cu}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$ around the pits. When the moundless pitting corrosion is developed, the rest of the surface is covered with a glass-like amorphous scale containing Cu_2O . Silicon was detected in the glass-like amorphous scale. The moundless pitting corrosion has been found in the case of $\text{SiO}_2 >= 20\text{ppm}$ and Mattoson ratio ($\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^- > 0.5$). Experimentally, the moundless pitting corrosion is prevented when small amount of ferrous or ferric ions from steel pipe line have leached. A new copper tube in which tin is coated on the inner side have been developed. The new tube has shown excellent corrosion resistance performance for more than ten years.

1. 緒 言

一過式給水・給湯用銅配管で生じるマウンドレス型孔食は約10年前に北海道の道南地方西胆振地区で初めて確認され^{1)~3)}、その後、東北地方、九州地方など全国で多く経験するようになった。この孔食は従来言われていた孔食のタイプとは異なっており、給水・給湯用銅配管をはじめ給湯器など、水道水が流れるほぼ全ての経路の銅管で発生し、早いものでは約3年で漏水に至ることもある。

著者らは孔食発生状況などに関する実態調査および発生要因と対策についての検討をおこない、顕著な腐食生成物の盛り上がりが見られないこと、水質はある特定の

河川を水源として配水された水道水であること、同一地域の同一水系で使用された銅管でも発生状況が異なること、対策材として内面 Sn 被覆銅管が有効であることなどを明らかにしてきた^{1)~12)}。

本報では、マウンドレス型孔食に関し、これまでの事例調査および研究報告をまとめた。

2. 事 例 調 査

2.1 孔食形態

マウンドレス型孔食の一例を Fig. 1 に示す。マウンドレス型孔食はその名の通り、II型孔食のような顕著な腐食生成物の盛り上がり、いわゆる塩基性硫酸銅 ($\text{Cu}_4\text{SO}_4(\text{OH})_6$) あるいは塩基性炭酸銅 ($\text{Cu}_2(\text{OH})_2\text{CO}_3$) のマウンドがほとんど見られない。そして、孔食部を除く表面はII型孔食では亜酸化銅 (Cu_2O)、酸化銅 (CuO)、オルトケイ酸銅 ($\text{Cu}_2\text{SiO}_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$) などの皮膜が生成するのに対し、マウンドレス型孔食では水ガラス状の非晶質スケールと亜酸化銅が生成している。また、水ガラス状の非晶質スケールからは Si が検出される³⁾。

* 第48回材料と環境討論会(札幌, 2001年), 第42回銅および銅合金研究会(京都, 2002年)で主要部を発表。銅および銅合金研究会誌, 42(2003)に主要部掲載。

** 研究開発センター 第四部, 工学博士

*** 室蘭工業大学, 工学博士

**** (株)荒川設備

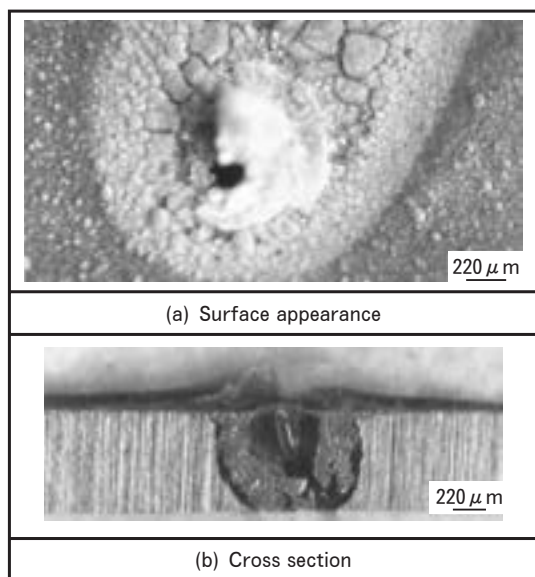


Fig. 1 Typical example of moundless pitting corrosion.

2.2 配管システム

給湯配管システムには、湯水の使用とは無関係に配管内を常時湯水が循環している中央給湯方式と、給湯使用時のみ湯水が流れ、使用しない時間帯は管内の湯水が冷めて常温になるような給湯器、石油ボイラーなどを使用した個別給湯方式がある。前者の配管の場合は湯水の循環系統部と一過式部があるのに対し、後者の配管の場合は一過式部のみからなっている。従来から経験されるII型孔食は中央給湯方式の循環系統部で経験するのに対し、マウンドレス型孔食は個別給湯方式の一過式配管部や、給水配管で発生する⁵⁾。

2.3 漏洩事故調査

マウンドレス型孔食による漏洩事故はこれまでに北海道から鹿児島県まで1道11県で確認されているが¹⁰⁾、この漏洩事故に関し、年度別、建物の施工時期や施工から漏洩発生までの使用期間との関係で調査した報告はない。今回、日本で最初にマウンドレス型孔食が確認され、他の地域に先駆けて対策の検討を実施してきた北海道登別市で調査をおこなった。Fig. 2に年度別漏洩事故件数、Fig. 3に施工年別の漏洩事故件数、Fig. 4に施工から漏洩発生までの使用期間別漏洩事故件数を示す。年度別の漏洩事故件数は1989年頃から増え始め、1998年に最多となって、その後は減る傾向にあった。施工年別との関係では1976年から1992年に施工された建物での漏洩件数が多く、1975年以前或いは1993年以降での漏洩事故件数は少なかった。年度別では1998年以降、施工年別では1993年以降、漏洩事故件数が減少している。これは当該市で1993年頃より孔食対策として内面Sn被覆銅管が使用されるようになったことによる効果と考えられた。使用期間別でみると、漏洩発生までの使用期間は4~15年と広い範囲にわたっており、一定の使用期間で漏洩事

故が発生するという特徴はなかった。

2.4 孔食発生有・無銅管の比較調査

マウンドレス型孔食発生地域である北海道北広島市の同一水系で、給湯配管に使用開始後7年で孔食による漏洩が発生した銅管（以後、孔食発生有銅管と記す）と使用開始後23年が経過しても孔食による漏洩の発生が認められなかった銅管（以後、孔食発生無銅管と記す）の

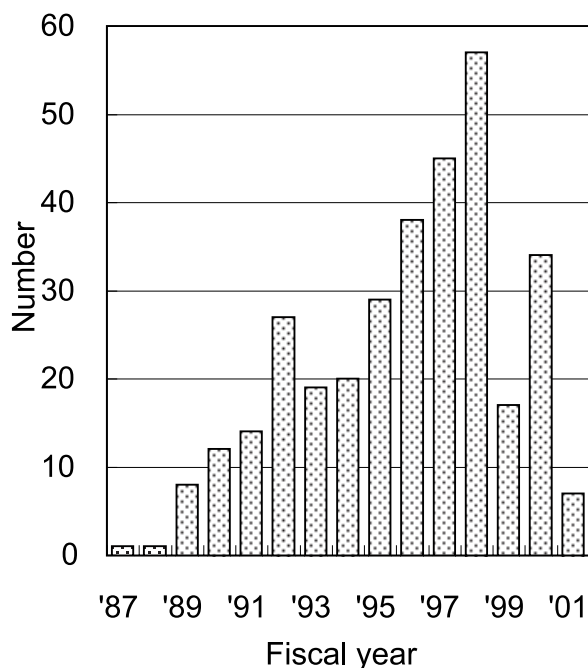


Fig. 2 Variation of occurrence of moundless type pitting corrosion with time.

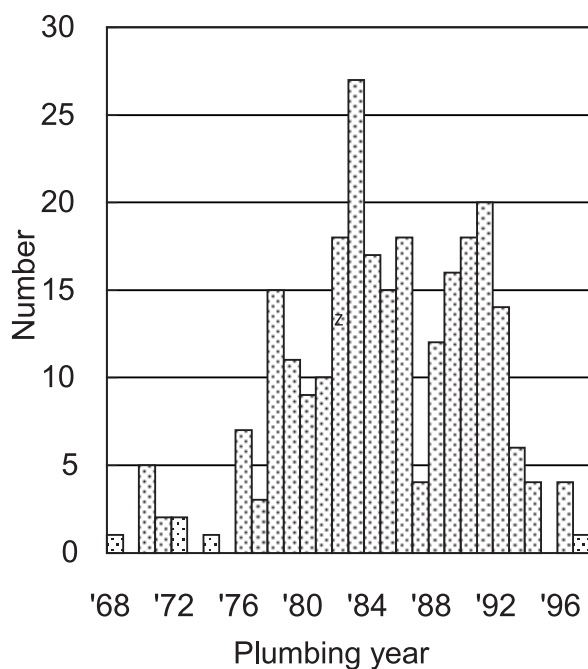


Fig. 3 Variation of occurrence of moundless type pitting corrosion with plumbing year.

比較調査をおこなった^{8)~10)}。孔食発生有銅管の内面および断面状況は上述(2.1)した孔食形態であった。孔食発生無銅管の内面は黄土色スケールで覆われ、断面状況では使用開始初期に発生したと思われる浅い孔食がみられた。この孔食部は黄土色スケールで覆われており、孔食の進行は現在停止しているものとみなされた。これら調査管について、管断面のEPMA面分析をおこない、分析で顕著な差が見られたFeの結果をFig.5に示す。孔食発生無の銅管の表面スケールからは、Feが強く検出された他、Caも見られ、管表面を覆っている黄土色スケールはFeを主体とするものとみなされた。一方、孔食発生有の銅管ではFeは検出されなかった。これら銅管が使用されていた系統の給水配管は孔食発生無の銅管では亜鉛めっき鋼管、孔食発生有の銅管では塩ビライニング鋼管が使用されていた。これらのことから、亜鉛めっき鋼管からの赤水発生(鉄錆)が孔食の進行を抑制していたものと推測され、孔食発生に給水配管種が関係していることが考えられた。特に、マウンドレス型孔食は新興住宅街での発生が多く、給水配管に塩ビライニング鋼管、水道用ポリエチレン二層管等の赤水の発生しない配管材が使用されていることが多い。更に、Fig.3において、登別市で給水配管に亜鉛めっき鋼管が使用されていた1975年以前では孔食の漏洩事故が少なく、塩ビライニング鋼管が使用されるようになった1975年以降では孔食の漏洩事故が多くなっていることから、孔食発生に給水配管種が関係していることが示唆された。

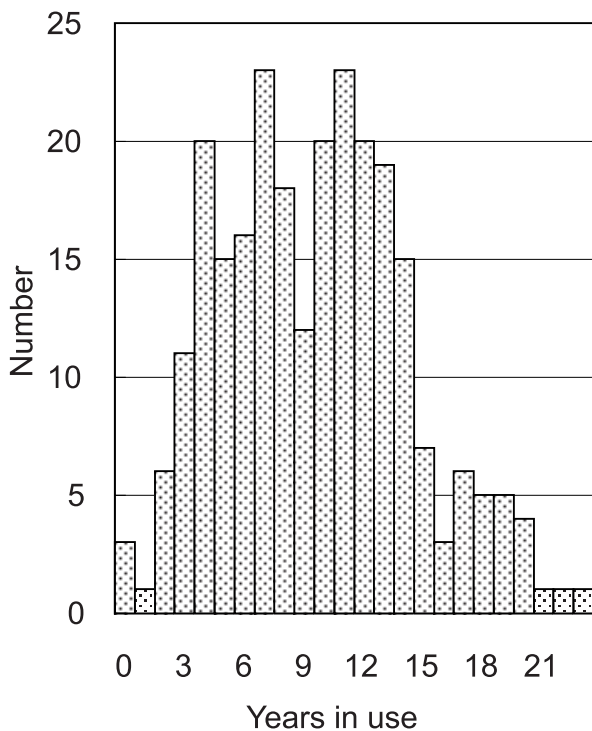


Fig. 4 Variation of occurrence of moundless type pitting corrosion with time (plotted by actually employing year).

2.5 水質

全国で経験したマウンドレス型孔食の水質について $\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^-$ 比(マットソン比)と溶解性 SiO_2 の関係で整理した結果を Fig. 6 に示す。従来の報告では、溶解性 SiO_2 濃度が20ppm以上、 $\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^-$ 比(マットソン比)が大きい場合に発生し易いとされていた^{3)~5)}。しかし、最近の全国の事例の追加により、マットソン比が0.5と小さくとも、溶解性 SiO_2 濃度が高濃度の場合にはマウンドレス型孔食が発生することがわかった¹²⁾。更に、登別市を例に、上水の取水源である河川水、浄水場別、

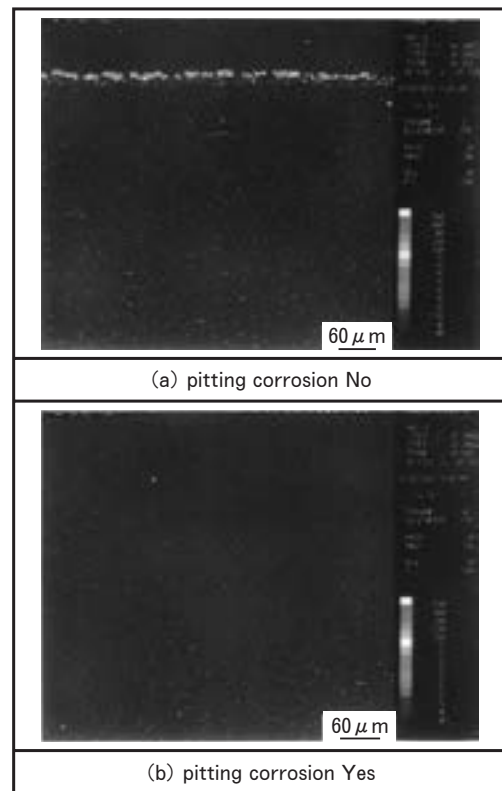


Fig. 5 Fe distribution analysis by EPMA on cross section. (a) pitting corrosion No, (b) pitting corrosion Yes

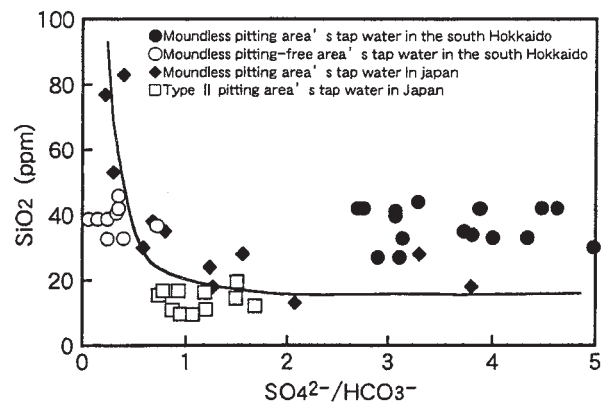


Fig. 6 Relationship among occurrence of moundless type pitting corrosion, SiO_2 and Matoson ratio ($\text{SO}_4^{2-}/\text{HCO}_3^-$) in tap water.

配水系統および戸建住宅の水分析結果と採水した地域の孔食発生状況の比較調査をおこない、孔食発生地域の水質と孔食の発生していない地域の水質とは明瞭に区分されることがわかった³⁾。すなわち、同一地域（都市）であってもある特定の河川を水源として配水された水道水で孔食が発生することが明らかとなった。

3. 孔食発生要因の推定と対策の検討

上述したように、マウンドレス型孔食が発生した銅管表面にはSiを主体とした水ガラス状の非晶質スケールが生成している。詳細なメカニズムの解明は今後の課題であるが、このようなスケールの生成を抑制することで、孔食を防止することができるものと考えた。Siを主体とするスケールの生成は水中の溶解性SiO₂と2価の金属イオンが反応して生じることから、Cuイオン溶出の抑制を考慮して内面Sn被覆銅管を選択し、耐マウンドレス型孔食性を実配管にて評価してきた¹¹⁾。調査結果の一例をFig. 7に示す。通常の銅管には試験開始3カ年でマウンドレス型孔食が発生し、一部は管肉厚を貫通していた。一方、内面Sn被覆銅管は、試験開始7年後においても管内面は灰白色を呈し、銅管に見られるような水ガラス状のスケールの生成および孔食の発生は見られなかった。また、内面Sn被覆銅管の表面スケールはSnを主体とする酸化物(SnO₂)であり、Siの検出量は銅管のそれよりも少なかった。対策材として、内面Sn被覆銅管が使用されて10年が経過し、良好な使用成績をおさめている。そして、その効果はFig. 1～Fig. 3に示す調査結果でも確認された。

一方、環境側の対策として、給水配管に使用されていた亜鉛めっき鋼管からの赤水発生（鉄錆）が孔食を抑制していたとの調査結果から、銅管等を利用した鉄錆による防食方法の研究を進めている¹⁰⁾。

4. ま と め

(1) マウンドレス型孔食は、銅管表面にSiを主体とする水ガラス状の非晶質スケールが生成し、従来のものと異なり、間口の小さな孔食である。

(2) マウンドレス型孔食の発生は給水配管に使用される配管種によっても影響されることがわかった。

(3) マウンドレス型孔食の対策材として内面Sn被覆銅管が有効であることが明らかとなった。

参 考 文 献

- 1) 世利修美, 古俣和直, 山田 豊: 第39回腐食防食討論会講演集, 腐食防食協会(1992), 79.
- 2) 荒川昌伸, 谷 正一, 鈴木弘明, 山田 豊: 第29回学術講演論文集, 空気調和衛生工学会北海道支部(1995), 129.
- 3) 荒川昌伸, 鈴木弘明, 山田 豊, 谷 正一, 世利修美: 北海道応用地学合同研究会論文集, No.7(1996), 95.
- 4) 鈴木弘明, 荒川昌伸, 山田 豊, 谷 正一, 世利修美:

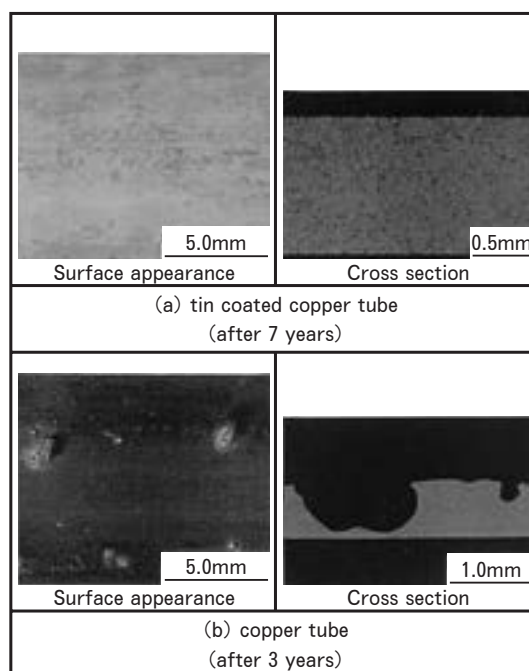


Fig. 7 Surface appearances and cross sections of (a) tin-coated copper tube, which has been corroded in tap water in Noboribetsu city for 7 years, (b) non-treated copper tube, which has been attacked after 3 years.

平成9年度研究発表会講演論文集, 日本応用地質学会(1997), 233.

- 5) 山田 豊, 渥美哲郎: 材料と環境, 134(1997), 46.
- 6) 荒川昌伸, 谷 正一, 鈴木弘明, 山田 豊: 第32回学術講演論文集, 空気調和衛生工学会北海道支部(1998), 177.
- 7) 世利修美, 岩本 匠: 伸銅技術研究会誌, 116(1998), 37.
- 8) 室蘭工業大学地域共同研究開発センター: 第2回技術開発講演会資料(1999), 17.
- 9) 山田 豊, 境 昌宏, 世利修美: 第51回全国水道研究発表会講演集, 日本水道協会(2000), 426.
- 10) 新聞掲載記事: 北海道建設新聞, 4月25日, (2000), 北海道住宅新聞, 11月5日, (2000).
- 11) 鈴木 忍, 山田 豊, 渥美哲郎, 鳥山 治: 伸銅技術研究会誌, 261(2000), 39.
- 12) 山田 豊: 材料と環境, 88(2001), 50.

ルームエアコン用熱交換器のこの10年間の変遷

佐藤好生* 春日 司**
佐々木 直 栄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 80-88

Changes of the Heat Exchanger for Room Air-conditioners during These Ten Years

Yoshio Sato, Tsukasa Kasuga and Naoe Sasaki

As for the room air conditioner, the energy saving, the change of refrigerants and the improvement of recycling efficiency have been remarkably advanced in these ten years to reply to environmental sustainable society. Especially, the improvement of the technology of energy saving in the last several years is remarkable. The energy saving was achieved by the improvement of components such as heat exchanger, compressor and fan, and also by the inverter control technology. Then, in this paper, the role of the aluminum fin stock and the inner grooved copper tube were investigated paying attention to the performance of heat exchanger which played a major role in this improvement. As a result, the improvement of the performance in the heat exchanger has been mainly accomplished by increasing the air side surface area. On the other hand, the conditions of the contact part between the fin collar and the copper tube seem to be not suitable. The higher performance of the heat exchanger is expected to be achieved by the improvement of this contact part.

1. はじめに

日本でのルームエアコン産業は1980年頃から伸び始め、1990年代はじめに700万台に達した。それ以降現在まで、年間600~800万台を推移しており、成熟期を迎えた状況にある。1980年代後半から1990年代はじめに提起されたオゾン層破壊や地球温暖化をはじめとした環境問題は、1990年後半には広く一般にも知られる様になり、地球環境保護に対する関心が高まった時期である。国際的な環境規格であるISO14001が制定されるなど、21世紀に向けての環境保護の促進策が施行された。国内でも、1998と2002年の二回の大幅改正による省エネルギー法の強化や、リサイクル法の制定等、環境保全に対処した法律が整備されている。

ルームエアコンにおいては、家電製品の中では最も消費電力が高く、また冷媒としてフロン系冷媒が使用されていたことから、省エネルギー化の推進、代替冷媒化、

リサイクル化を主軸に開発が進められた¹⁾。この中で、省エネルギー化は、熱交換器、圧縮機、ファン等の構成機器性能の向上と、インバータ制御をはじめとした制御技術の向上により達成される。2002年改正の省エネルギー法で規制された2004年ルームエアコンのCOP(エネルギー消費効率)目標値は非常に高かったが、2003年時点でほぼクリアされているなど、特にこの数年のルームエアコンの性能向上には目を見張るものがある²⁾。

本報では、最近10年間強のルームエアコン用熱交換器の仕様調査を行い、この数年間の高性能化の方法、並びに当社主力製品であるルームエアコン用フィン材及び伝熱銅管の果たした役割を明確にした上で、熱交換器、フィン材及び銅管の今後の開発方向について考えた。

2. 調査方法

2.1 調査対象

当社では、過去からルームエアコン市販品を購入し、これらに搭載された熱交換器を調査してきた。本報では、この中での最近の10年間の市販ルームエアコンを対象

* 研究開発センター 第三部

** 研究開発センター 第四部

*** 研究開発センター 第四部, 工学博士

として、その変遷をまとめた。対象としたルームエアコンの一覧を **Table 1** に示した。いずれのルームエアコンも、その冷凍年度の各エアコンメーカーの訴求機種である。これらの機種では各メーカーの先端技術が搭載されているため、技術動向の調査には最適である。主として 2.8kW 機種 (10 畳用) を選定しているが、一部に 2.5kW 機種 (8 畳用) が含まれる。両機種の能力差は搭載された熱交換器のサイズの差によるところが大きく、技術的には大差が無いと考えられるので、一括りで調査した。

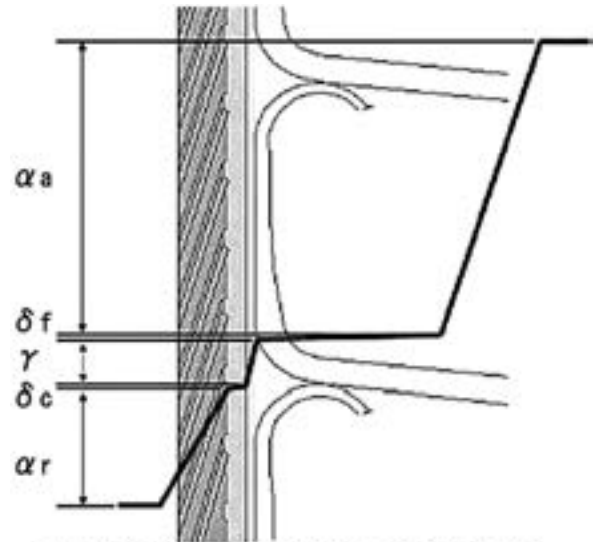
2.2 調査項目

熱交換器の性能は、熱通過率と交換熱量で示される。熱通過率については、**Fig. 1** に示す様に、空気側熱伝達率、冷媒側熱伝達率、接触熱抵抗及び素材熱伝導率からなる。空気側の熱抵抗は熱交換器全熱抵抗の 65% 程度であり、フィン表面のスリット加工やフィンピッチの最適化によって低減される。冷媒側の熱抵抗は全熱抵抗の 25% 程度であり、伝熱管仕様や拡管方法の最適化によって低減される。また接触部熱抵抗は全熱抵抗の 10% 程度であり、フィンカラー形状や拡管状態の最適化によって低減される。交換熱量については、**Fig. 2** に示した空気流量、熱交換器表面積及び熱通過率の三つの要素で決まる。交換熱量と熱通過率の関係は式 (1) で示され、

また、交換熱量は式 (2) で示される。従って、これら式から、ルームエアコン用熱交換器の交換熱量を向上させるには、熱交換器表面積、空気流量及び熱通過率を大きくすることが必要と判る。

$$Q = K \cdot A \cdot \Delta (T_a - T_r) \quad (1)$$

$$Q = W \cdot C_p \cdot \Delta (T_{ai} - T_{ao}) \quad (2)$$



- α_a ; Outside heat transfer coefficient
- δ_f ; Thermal conductivity of the aluminum fin
- γ ; Contact thermal resistance
- δ_c ; Thermal conductivity of the copper tube
- α_r ; Inside heat transfer coefficient

Fig. 1 The thermal resistances of the heat exchanger for the room air conditioner.

Table 1 List of investigated room air conditioners.

A.D.	Maker					Cooling capacity (kW) of investigation model
	A	B	C	D	E	
1990	○ (3.00)	○ (2.44)	○ (2.83)	○ (2.57)	○ (2.83)	2.8
1991	○ (3.00)	○ (2.81)	○ (2.81)	○ (2.62)	○ (2.83)	2.8
1992	○	○	○	○	—	2.8
1993	○	○	○	○	○	2.8
1995	—	○ (3.70)	○ (3.97)	○ (3.57)	○ (3.68)	2.5
1996	○ (4.39)	○ (4.20)	○	—	○ (4.31)	2.5
1999	○ (4.79)	○ (4.48)	○ (4.24)	○ (4.48)	—	2.8
2002	○ (5.71)	○ (5.77)	○ (5.60)	○ (5.71)	○	2.8
2003	○ (5.66)	○ (5.89)	—	○ (6.09)	○ (5.83)	2.8

() ; COP

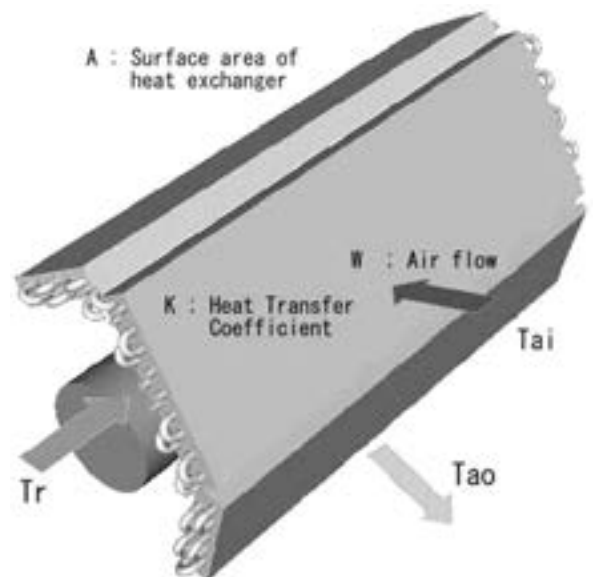


Fig. 2 Elements which decided the performance of the heat exchanger.

ここで、

- Q ; 交換熱量
- K ; 熱通過率
- A ; 熱交換器表面積
- W ; 空気流量
- C_p ; 空気の比熱
- $\Delta(T_a - T_r)$; 空気と冷媒の温度差
- $\Delta(T_{ai} - T_{ao})$; 空気入出口温度差

以上のことから、本調査では現状のルームエアコン熱交換器がいかに性能向上を図っているかを明確にする目的で、以下の項目について調査した。

- a) 熱交換器仕様 (形態, 表面積, フィンピッチ)
- b) フィン材仕様 (板厚, 材質)
- c) 銅管仕様
- d) 拡管状態

3. 調査結果及び考察

3.1 空気側フィンの仕様の変遷

3.1.1 熱交換器の寸法仕様の変化

(1) 室内熱交換器

室内及び室外熱交換器の幅方向100mm当たりの空気側表面積、熱交換器高さ及びフィンピッチの変化をFig.3に示す。

室内熱交換器の空気側表面積は1992年頃が最小であった。これは、1990年代初頭まで家電製品全般にコンパクト化が要求されており、ルームエアコンもその流れを踏襲していたことを示す³⁾。しかしながら、その後は増加傾向にあり、2003年時のそれは1992年時の約2倍に達していた。これより、この数年は、空気側表面積を増大させて室内熱交換器の性能向上を図ったと思われる。

空気側表面積を増加させる方法としては、二つの方法

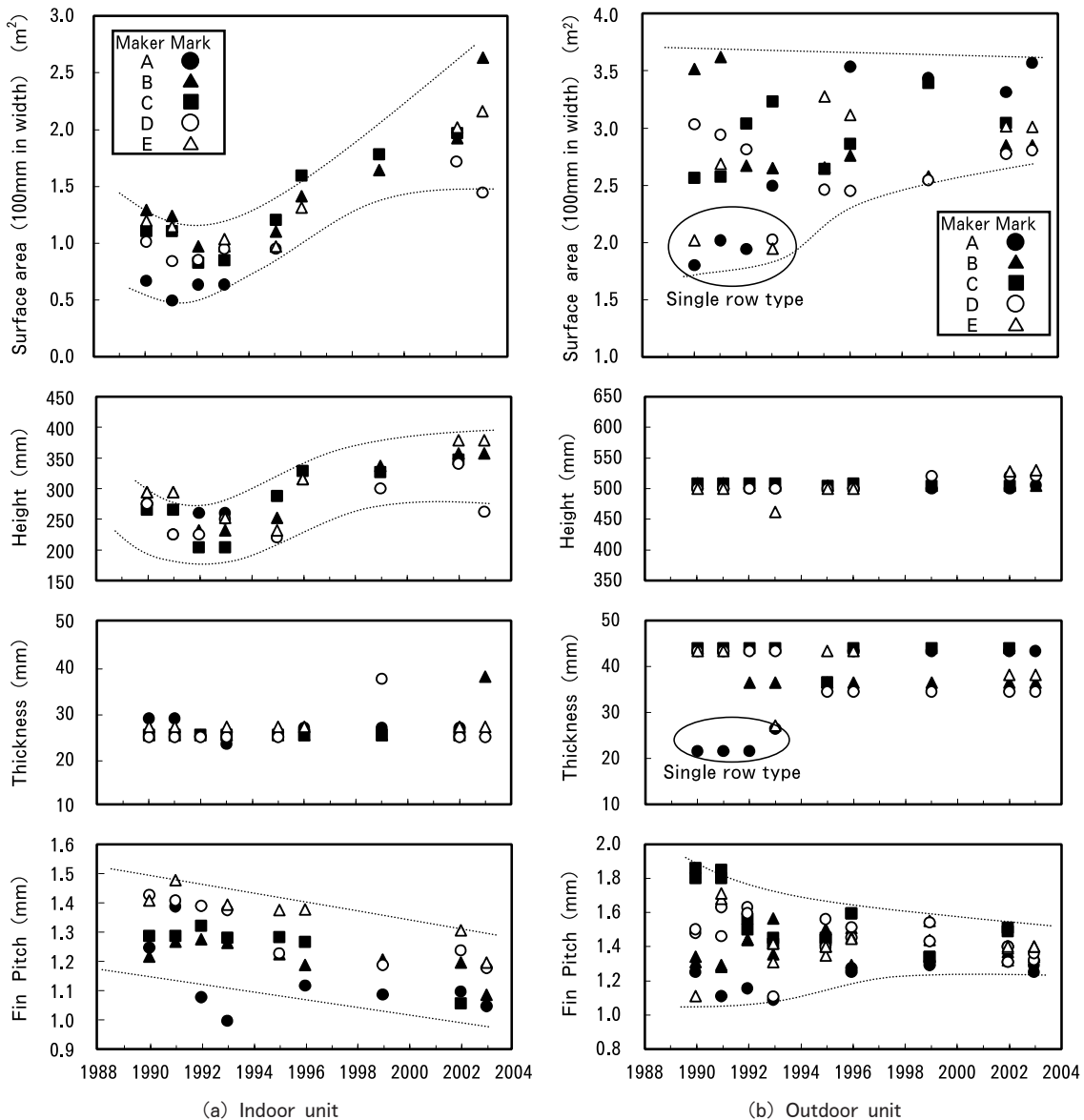


Fig. 3 Changes of the main sizes of the heat exchangers.

が採られていた。一つは、Fig. 4 に示す様に熱交換器の数カ所に曲げ加工を加えて、室内機筐体の中でファンを取り囲む様に配置する方法であった。これには、従来のリボンタイプフィンを廃止し、曲げ加工の不要な円弧状フィンを採用したメーカーもあった⁴⁾。なお、Fig. 3 に示す熱交換器高さは、曲げ加工前の高さを示している。これらの形態の熱交換器は、ファンを取り囲んでいることから、空気側表面積の増大に加えて、より効率的に風量を確保できるとしている。1990年初め頃の熱交換器高さは約225mmであったが、2003年時のそれは約325mmと約4割増大している。また、1996年からは主熱交換器に加えて、Fig. 4 の図中央に示す熱交換器の様に、小型の補助熱交換器を搭載することが一般的となっている。

もう一つの方法としては、フィンピッチを狭くする方法が採られていた。1990年代初めの頃のフィンピッチは1.2~1.5mmの範囲であるのに対して、2003年時のそれは1.1~1.3mmとなっていた。なお、フィンピッチを狭くした場合、室内熱交換器では結露水がフィン間に滞留し易くなるため、風量低下による性能低下が懸念される。場合によっては、滞留していた結露水が風に乗って室内に飛び散ることも懸念される。そのため、現在のルームエアコンでは、プレコート処理によって親水性を付与されたフィンが一般に使用されている。より優れた親水性を有したプレコートフィン材の開発が、フィンピッチの狭小化を可能にしたと言えよう。

(2) 室外熱交換器

室外熱交換器については、1990年初め頃には熱交換

器一枚だけで構成された機種が存在したが、2003年時には二枚一組の熱交換器で構成された機種に占められており、空気側表面積の点では底上げがなされたようである。しかしながら、二枚一組の熱交換器で構成された機種においては、この10年間で空気側表面積には大きな変化は見られなかった。フィンピッチについては、1990年初めには1.1~1.9mmの範囲で各メーカー様々であったが、この数年で約1.4mm前後に収束していた。このフィンピッチは、暖房運転時における室外熱交換器への着霜現象に起因する性能低下を最小限にするフィンピッチと思われる。以上のことから、室外熱交換器の性能向上については、空気側表面積を増大させる方法は用いられなかったようで、フィン材或いは伝熱管の性能向上によってなされていたと思われる。

3.1.2 フィン材仕様の変化

(1) 板厚

室内及び室外熱交換器に使用されたフィン材の板厚変化をFig. 5に示す。

室内熱交換器では、1990年代には100~110 μm の材料が使用されていた。しかし、この二年で115 μm 級への厚肉化を図った機種と、90 μm 級への薄肉化を図った機種があった。前者はフィン効率向上による熱交換器性能向上を目的に、後者は熱交換器製造コスト削減を目的にしていると思われる。

一方、室外熱交換器では、1990年代初めには100~120 μm の材料が使用されていたが、1990年代後半では95~105 μm 程度まで薄肉化が進行した。この目的は、熱交換器の性能向上ではなく、使用量削減によるコスト

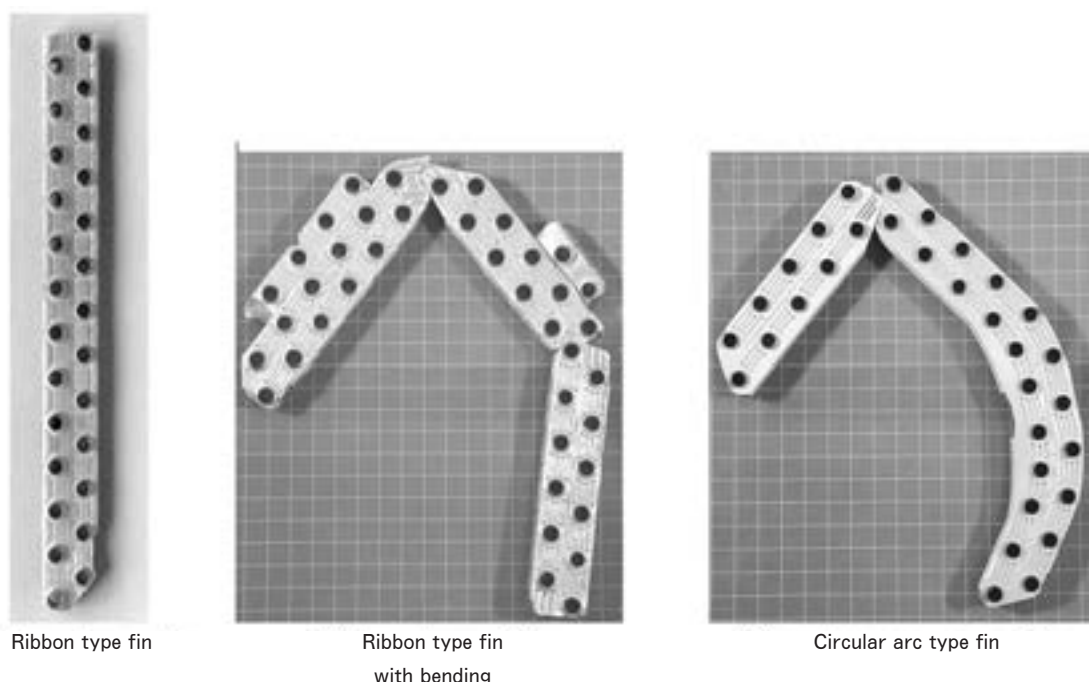


Fig. 4 Changes of the shape of the heat exchanger for indoor unit.

ダウンであろう。しかしながら、最近の2年間では100~110 μm の材料が使用されており、やや厚肉化の傾向が見られた。室外熱交換器においても、フィン効率向上による熱交換器性能改善を狙ったと見られる。

(2) 材質

室内及び室外熱交換器に使用されたフィン材の材質を

Table 2 に示す。なお、参考として当社のルームエアコン用フィン材の材質及びその化学成分を Table 3 に示した。1990年代は、鉄 (Fe) 及びマンガン (Mn) が僅かに添加された材質 (当社フィン材の MF03 に相当) を使用する熱交換器が殆どであった。しかしながら、この数年では純アルミ系の材質 (A1050 や A1200) の使用

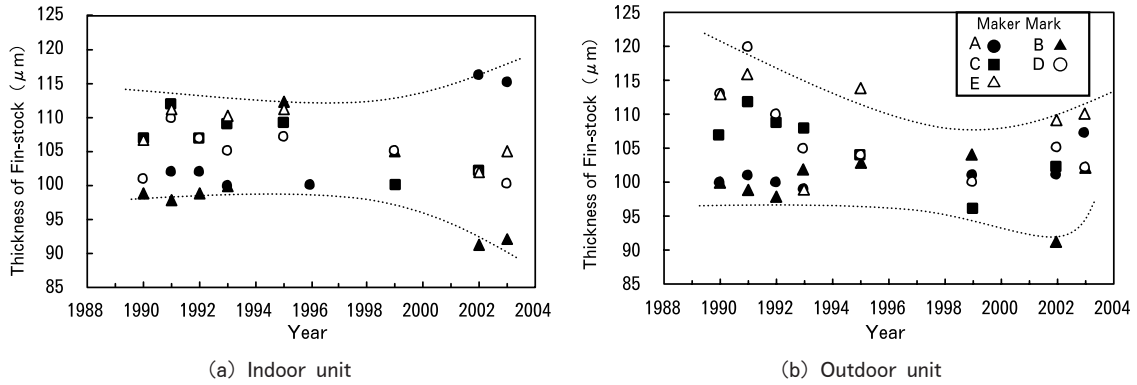


Fig. 5 Changes of the thickness of the aluminum fin stock used for the heat exchangers.

Table 2 Changes of the material of the aluminum fin stock.

Maker Unit		A.D.								
		1990	1991	1992	1993	1995	1996	1999	2002	2003
A	Indoor	Fe-Mn	→	→	→	/	Fe-Mn	→	A1050	→
	Outdoor	Fe-Mn	→	→	→	/	Fe-Mn	→		A1050
B	Indoor	Fe-Mn-Mg	→	→	→	→	→	Fe-Mn	→	→
	Outdoor	Fe-Mn	→	→	→	→	→	→	A1200	→
C	Indoor	Fe-Mn	→	→	→	→	→	Fe-Mn	Fe-Mn A1200	/
	Outdoor	Fe-Mn	→	→	→	→	→	→	→	
D	Indoor	Fe-Mn	→	→	→	→	→	Fe-Mn	→	→
	Outdoor	Fe-Mn Fe-Mn-Mg	Fe-Mn A1050	Fe-Mn Fe-Mn-Mg	Fe-Mn	→	→	→	→	→
E	Indoor	Fe-Mn	→	/	Fe-Mn	→	→	/	Fe-Mn	Fe-Mn A1050
	Outdoor	Fe-Mn	→		Fe-Mn	→	→	/	Fe-Mn	/

Table 3 SLM's aluminum fin stocks and chemical compositions of that.

SLM's fin stock materials	Mark used in Table 2	Chemical composition (mass%)								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
MF03	Fe-Mn	0.15	0.10~0.30	0.05	0.15~0.40	0.05	0.05	0.05	0.1	99.00
A50	A1050	0.25	0.40	0.05	0.05	0.05		0.05	0.03	99.50
A100	A1200	Si+Fe 1.0		0.05	0.05			0.10	0.050	99.00

が見られた。一般に、アルミニウムは純度が高いほど熱伝導率が高くなる。純アルミ材はFe-Mnが添加された材質と比較して熱伝導率が2割程高く、熱交換器性能を約1~2%程度向上させる効果が期待できる。

なお、当社では1990年代前半より、従来のFe-Mnが添加された材質から純アルミ材への変更を提案してきた。2002年時点では、フィン材生産量の内の半数以上が純アルミ系の材質で占められる様になり、僅かでも熱交換器の性能向上に寄与できたと考えられる。

(3) 表面処理

室内及び室外熱交換器に使用された表面処理フィンの塗膜種及び親水性の指標となる接触角について **Table 4** 及び **Table 5** にまとめた。

1990年前半では室内及び室外熱交換器用フィン材ともに水ガラス系の塗膜が主流であった。しかし、1990代中頃から、室内熱交換器用フィン材ではシリカと樹脂の混合系の塗膜、あるいは樹脂系の塗膜が採用されており、水ガラス系の塗膜は採用されなくなった。これは、水ガラス系塗膜では生活臭等を吸脱着し易く、冷房運転時に熱交換器から異臭が生じさせる場合があるが、この臭気が問題視されるようになったことが最大の原因である⁵⁾。なお、室外熱交換器用フィン材では継続して水ガラス系の塗膜が使用されているが、一部でシリカと樹脂の混合系の塗膜や樹脂系塗膜が採用されていた。

以降、接触角について述べるが、ここに示した接触角は、調査に供した一熱交換器における測定値であり、こ

Table 4 Changes of the surface treatment type of the aluminum fin stocks.

Maker Unit		A.D.								
		1990	1991	1992	1993	1995	1996	1999	2002	2003
A	Indoor	S-R	→	→	→		S-R	→	→	→
	Outdoor	S-R	→	→	→		S-R	WG	→	→
B	Indoor	WG	→	→	→	→	→	R	→	→
	Outdoor	WG	→	→	→	→	→	→	→	→
C	Indoor	Bo	→	WG	→	→	→	R	S-R	
	Outdoor	Bo	→	WG	→	→	→	→	→	
D	Indoor	No	→	→	S-R	R		R	→	→
	Outdoor	No	→	→	→	R	→	→	→	→
E	Indoor	WG	→		WG	→	R		S-R	→
	Outdoor	WG	S-R		WG	→	→		R	→

S-R ; Combined Silica and Resin type

R ; All Resin type

No ; No coating

WG ; Water glass type

Bo ; Boehmite type

Table 5 Changes of the water contact angle of the aluminum fin stocks.

Maker Unit		A.D.								
		1990	1991	1992	1993	1995	1996	1999	2002	2003
A	Indoor	—	—	—	10	—	54	40	5	5
	Outdoor	—	54	30	6	—	33	7	5	11
B	Indoor	—	—	—	24	48	25	25	35	16
	Outdoor	—	22	24	7	5	14	25	5	15
C	Indoor	—	—	—	11	13	20	20	58	—
	Outdoor	—	35	15	18	10	14	7	13	—
D	Indoor	—	—	—	27	10	—	45	10	5
	Outdoor	—	45	48	53	15	47	55	5	5
E	Indoor	—	—	—	11	5	32	—	5	20
	Outdoor	—	48	—	12	9	5	—	5	20

れが各メーカーの熱交換器を代表するわけではないことを予め記しておく。ルームエアコン用熱交換器では、例えば冷房運転時の室内熱交換器は蒸発器となるために、フィン表面に結露が生じる。これによって空気流路が閉塞されるために空気流量が減少し、熱交換器性能が低下する。これを抑制する目的で、フィン表面には親水性を有した塗膜が付与されている。フィン表面塗膜の親水性能を示す一指標として水接触角があり、その値が小さいほど親水性能に優れている。この接触角については、メーカー毎または各年毎に上下はあるが、概ね徐々に小さくなっている。この傾向は特に室外熱交換器において明確であった。前項でも記したが、熱交換器の性能改善方法の一つとして、フィンピッチの狭小化が進んでいるが、これには親水性に優れたフィン材の開発が大きく寄与したと考えられる。

3.2 冷媒側伝熱管の仕様の変遷

現在のルームエアコン用熱交換器では伝熱管には内面溝付き管が一般的に使用されており、熱交換器の冷媒側の性能については、冷媒分流の状態と、内面溝付き管の性能の影響を大きく受けることが判っている。内面溝付き管では、Fig. 6 に示す溝深さ、フィン頂角、溝ねじれ角を変化させることで、管内熱伝達率の向上が期待できる⁹⁾。従って、ここでは内面溝の仕様の変遷を主として調査した。調査結果を Fig. 7 に示す。

室内熱交換器では、外径細径化 ($\phi 9.52\text{mm} \rightarrow \phi 8\text{mm}$, $\phi 7\text{mm}$ 化) は 1980 年代後半にほぼ完了しており、本調査を開始した 1990 年以降では、外径 $\phi 7\text{mm}$ の管が主流であった。溝仕様については、1990 年代初め頃には溝深さは約 0.15mm、フィン頂角は約 60 度であったが、2002 年時には溝深さは 0.20~0.24mm、フィン頂角は約 15 度と、より細かいフィンをもった管へと変化していた。2002、2003 年で、ねじれ角が大きくなっていたが、これは代替冷媒使用時の性能向上を狙ったものと推察される。なお、外径基準の拡管率については、D 社製熱交換器を除き、いずれも 5.5% 前後であった。D 社製熱交換器では拡管率の上昇が 1995 年以降で見られ、2003 年時には約 8% に至っていた。この拡管率の上昇は、後述する空気側フィンと銅管との接触部の熱抵抗低減を狙ったものと推察される。今後この様な検討が進むと思われる。

一方、室外熱交換器では、1992 年から細径化が始まり、2003 年時では外径 $\phi 7\text{mm}$ の管が大半を占めるようになった。外径 $\phi 7\text{mm}$ に限れば、溝仕様に関しては、室内熱交換器用伝熱管のそれとほぼ同等となっていた。外径基準の拡管率については、室内熱交換器と同様に、D 社製熱交換器を除き、いずれも 5% 前後であった。D 社製熱交換器では拡管率の上昇が 1995 年以降で見られ、2003 年時には約 8% に至っていた。

3.3 接触部の仕様の変遷

フィンカラーと銅管の接触部は、空気側と冷媒側の熱

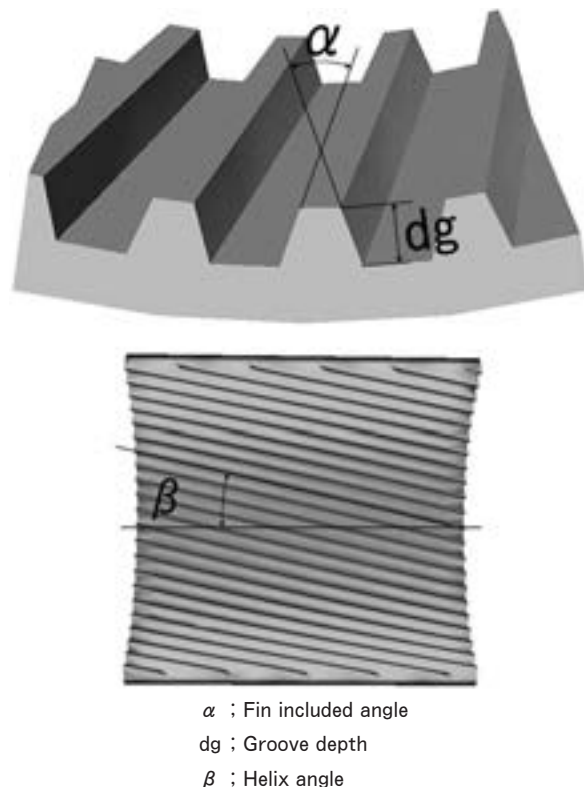


Fig. 6 Changes of the shape of the inner grooved copper tubes.

を交換する部分である。従って、フィンカラー形状等は、熱交換器の性能向上を考える上で重要と思われる。1995、1999 及び 2003 年の室内熱交換器の断面例を Fig. 8 に示す。これによれば、各年毎に接触状態が変化しているメーカーも有り、空気側や冷媒側性能向上策の検討状況に比較すると、未だ検討が充分ではないように思われる。

拡管率を積極的に上昇させている D 社製熱交換器では、フィンカラーの根元角度が他メーカー製熱交換器に比較して大きいようである。D 社製熱交換器のフィンカラー根元角度と拡管率の関係を Fig. 9 に示した。これより判るように、概ね拡管率の上昇に伴って、フィンカラー根元角度の増加が見られた。この現象は、拡管による穴上げによってフィンカラー周辺に歪みが生じ、フィン平面部がその応力対応した量の面外変形を起こすためである⁷⁾。この形状の変化から考えられることとして、拡管率の上昇は接触部の熱抵抗低減に有効と思われるが、一方でフィン間の通風抵抗を上昇させて、空気流量を低減させてしまうことが懸念される。よって、この部分の検討に際しては、空気側フィン変形等の性能阻害要因を明確にしなが、熱交換器性能が最大となる最適拡管率を見出す必要があり、これにより空気側フィン及び冷媒側銅管のそれぞれの性能を引き出すことができると思われる。

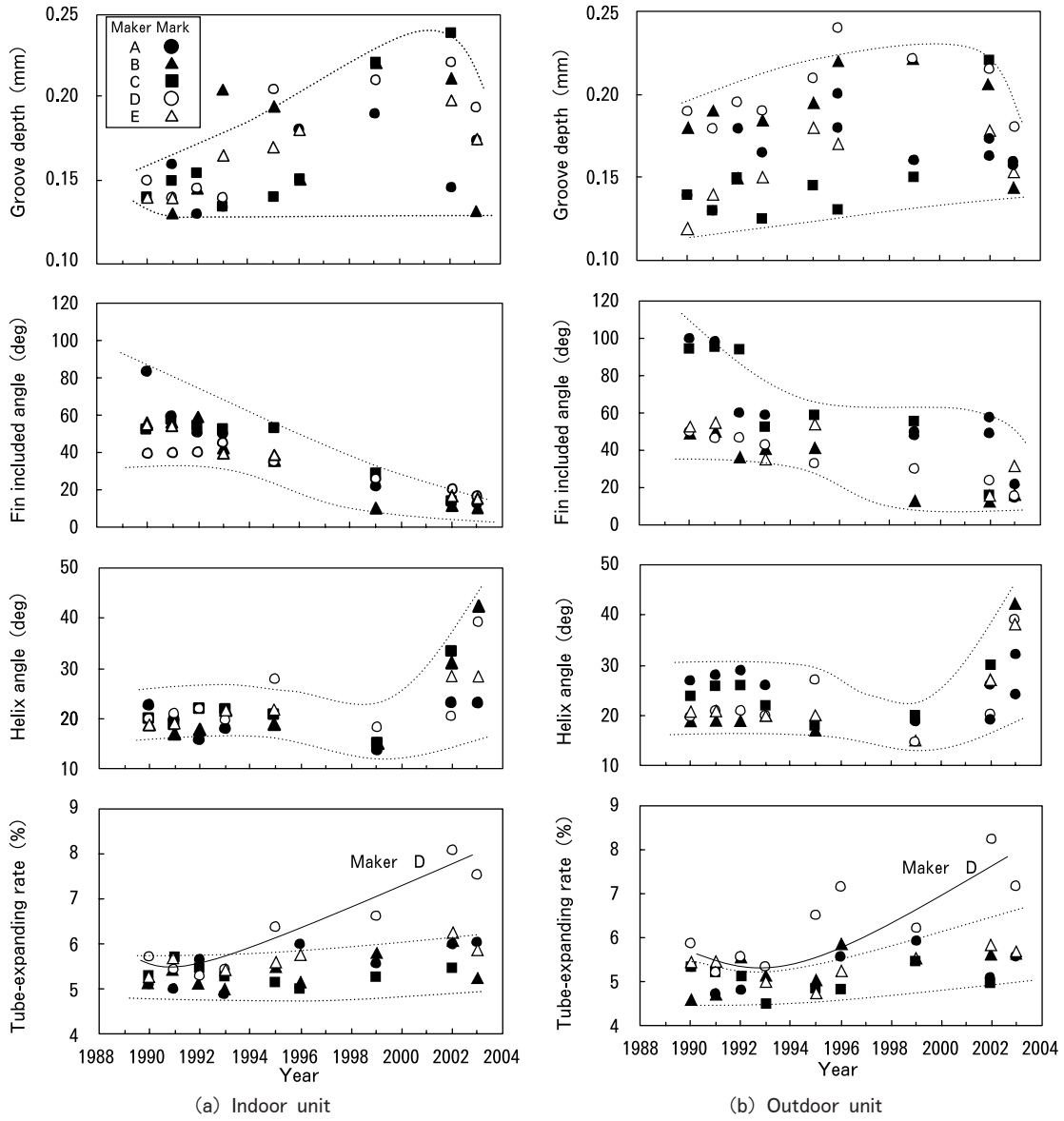


Fig. 7 Specifications of the inner grooved copper tube.

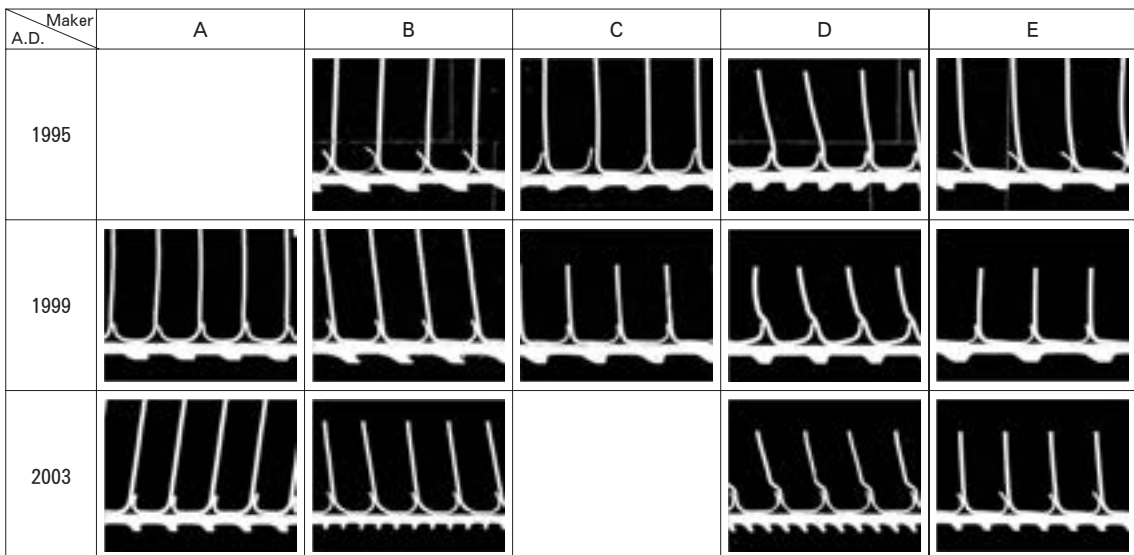


Fig. 8 Changes of shape at contact part of the fin collar and copper tube.

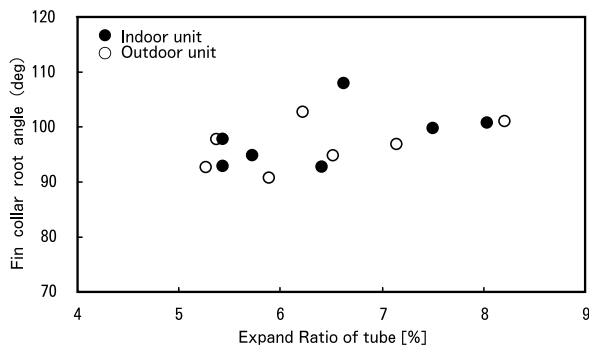


Fig. 9 Relation between the tube expand ratio and the fin collar root angle.

4. ま と め

最近のルームエアコンの性能向上方法について概観したところ、室内熱交換器の空気側表面積の増大（熱交換器の高さ方向の増大及びフィンピッチの縮小）による性能向上の割合が大きいと見受けられた。しかしながら、さらなる高性能化を狙う場合において、いま以上に熱交換器サイズを大きくすることは、同時に筐体スペースを大きくする必要が生じるため、日本の住宅環境を考慮すると難しいと思われる。

従って、これからの熱交換器の性能向上検討においては、性能低下を引き起こす要因を排除することも取り上げるべき課題と思われる。例えば、フィンカラーと銅管の接触部の仕様改善が挙げられる。これは、製造工程上で発生するバラツキを低減することであり、“設計形状を実現する製造技術の確立”を進めることである。

フィン材については、フィンピッチの縮小化に対応すべく、親水性及びその持続性に優れた処理の継続的な開発は必要であろう。加えて、前述のフィンカラーと銅管の接触部の仕様改善を狙った、強度・板厚等の材料特性の最適化が必要になるとと思われる。

伝熱管については、その性能が冷媒側性能向上に大きく影響するため、常に熱交換器の性能向上に寄与してきたと言える。参考として、当社における伝熱管の溝形状の変遷と、これに伴う伝熱率の変化について Fig. 10 に示した。これによれば、1990年代当初の伝熱管の性能に比較すると、現在の伝熱管のそれは約2倍に達しているが、加工技術の開発による更なる高性能化が依然期待されるとと思われる。

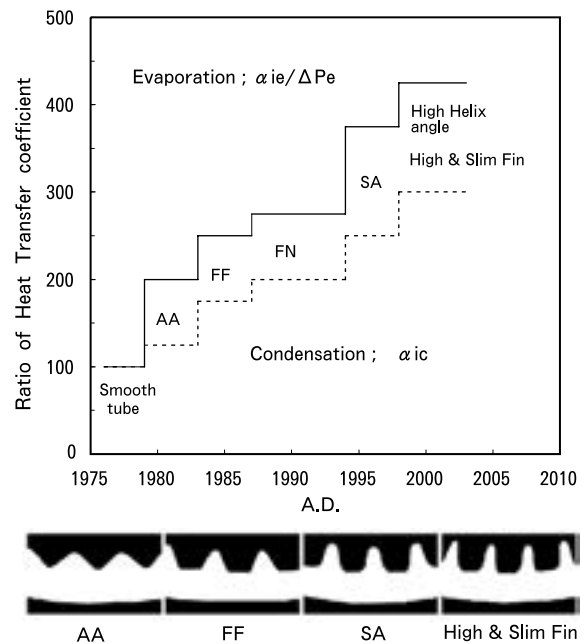


Fig. 10 Changes of the heat transfer performance of the inner grooved copper tube.

参 考 文 献

- 1) 古橋, 大島, 鹿嶋, 青嶋, 望月: 三菱電機技報, 70-8 (1996), 17.
- 2) 竹谷, 田井, 神戸, 佐藤, 東地: 第35回空気調和・冷凍連合講演会講演論文集, (2001), 25.
- 3) 小井戸, 田中, 長岡, 横野, 佐々木: 第26回空気調和・冷凍連合講演会講演論文集, (1992), 165.
- 4) 和田, 鈴木, 中村, 仁木: 平成7年度日本冷凍境界学術講演会講演論文集, (1995), 161.
- 5) 清谷, 春日, 佐藤, 玉置: 本誌, 35-2 (1994), 1.
- 6) 飯島, 森田, 石黒, 鬼頭, 目時, 清谷, 佐藤: 本誌, 35-2 (1994), 17.
- 7) 城戸, 佐藤, 竹島: 本誌, 41-1 (2000), 38.

自動車ボディのアルミニウム化と新しい技術

宇都秀之* 渋江和久*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 89-110

Application of Aluminum Alloys to Autobody and Its New Technologies

Hideyuki Uto and Kazuhisa Shibue

The fuel saving is recently required because the gas emission must be reduced concerning the issue of global warming. On the other hand, the requirements of safety and comfort functions cause automobile weight to be increased. The use of aluminum alloys for automobile parts has increased since COP3 (adoption of Kyoto Protocol) in 1997, especially in Europe. Aluminum alloys have already been put into practice for automobile parts in power trains and heat exchangers considerably. Nowadays they are much applied for body panels and chassis parts because of exact weight saving of automobile. In addition the aluminum parts are made of sheets, extrusion profiles and castings. The forming and joining technologies of aluminum alloy are also improved in order to put into practice for aluminum automobile body. In this paper, the latest application of aluminum alloys for autobodies in Japan and abroad, and recent technologies; new alloy sheets, superplastic forming, joining, finite element analysis, are reviewed.

1. はじめに

地球温暖化問題がここ数年、以前にも増して注目され、自動車の燃費向上への要求がますます高まっている。一方、安全性や運転性能向上の要求から自動車の重量は増加する傾向にあり、燃費を悪化させる要因となっている。自動車の軽量化は燃費改善の重要な手段であることから、各自動車メーカーで様々な取り組みがなされ、部品のアルミニウム化も積極的に検討されている。

部品毎のアルミニウム化状況を見てみると、パワートレイン系の部品（ダイカスト等の鋳物）および熱交換器については、既にアルミニウム化がかなり進んでいる。ここ数年では、車体部品もふた物（Add on parts もしくは Hang on parts と呼ばれる）を主としてのアルミニウム化が進められており、また、足回り部品についてもアルミニウム鍛造品の採用が広がっている。

地球環境問題への対応から自動車の軽量化は今後も確実に進んでいくと考えられる。この報告では、自動車の排出ガスもしくは燃費にかかわる法規制と車体のアルミニウム化について最近の動向を述べ、合わせて車体のア

ルミニウム化を促進するために導入されている新しい技術についても述べる。

2. 燃費あるいは排出ガスに関する法規制

自動車の燃費や排出ガスに関する法的規制は1997年の地球温暖化防止京都会議（国連気候変動枠組み条約第3回締約国会議、通称 COP3）で各国の温暖化ガスの排出量が決められた後に、強化されてきた¹⁾。

一方、燃費規制は、米国でガソリン乗用車に対する企業別平均燃費（CAFE）規制値が規定されている。CAFE（Corporate Average Fuel Economy）とはある企業が販売した乗用車の燃費を販売台数で加重平均した値である。Bush 政権になってややトーンダウンしているものの、長期的には規制が強化される方向にある²⁾。

COP3 では、欧州での CO₂ の排出量が 2008~2012 年平均で 1990 年比の 8% 減と割り当てられており、これを受けて欧州自動車工業会は自主協定として、2000 年までに CO₂ 排出量 120g/km（CO₂ 排出量は炭素換算）以下のモデルを投入すること、2008 年までに各社の平均排出量を 140g/km に削減（1995 年比マイナス 25%）とすることを決めた³⁾。日本自動車工業会でも欧州で販

* 研究開発センター 第一部

売する日本車（新車）について2009年までに平均排出量を140g/kmに自主的に達成することを決めた⁴⁾。Volkswagen Lupo 3LTDI（1999年、CO₂排出量：90g/km、燃費：2.99 liter/100km）やAudi A2（1999年、1.2l TDIでCO₂排出量：81g/km、燃費：2.99 liter/100km）は、この自主協定を考慮して発売された車両である。

日本に対してはCOP3でCO₂の排出量を2008～2012年の平均で1990年比の6%減とすることが決められている。1996年のCO₂の排出量は6800万トンで、現状を放置した場合、2010年には8100万トンに増えると予想されている。COP3の目標に整合させるためには1995年並の排出に抑制する必要がある、1300万トンを削減しなければならない。国内の運輸部門のCO₂排出量は国内の総排出量の約20%を占めているので、政府の方策として自動車の燃費向上により350万トン、クリーンエネルギー車等の開発・普及によって90万トンを削減することが掲げられている。ガソリン車全体で2010年に1995年比の21.4%燃費改善、ディーゼル車で2005年に1995年比の13.1%燃費改善、を政府は決定している⁵⁾。

米国に対しては、COP3でCO₂の排出量を2008～2012年の平均で1990年比の7%減とすることが決められた。しかし、2001年、Bush政権下でCOP3の目標からの離脱が表明され、独自の政策を採ることとなった。なお、COP3への対応だけでなく、米国には1994年に制定された大気浄化法によってLEV（Low Emission Vehicle）規制が設けられている。ただし、カルフォルニア大気資源局（CARB）により1998年からZEV（Zero Emission Vehicle）の販売が義務づけられたものの、実際には、やや規制が緩和される方向で進んでいる。1996年には規制の実施が2003年からとなり、さらに、1998

年にはPZEV（部分的ZEV）が容認され、SULEV（超々低公害車）、HEV（ハイブリッド車）、改質型FECVなども対象となっている²⁾。

3. 自動車の軽量化と燃費の向上

自動車の燃費を向上させるには、以下の4つの手段がある⁶⁾。

- ①軽量化
- ②ころがり摩擦の軽減
- ③空力抵抗の軽減
- ④車軸効率（エンジン・駆動系のエネルギー損失）改善

Volkswagen Audi GroupはFig. 1に示すように、10%の軽量化で4～5%の燃費を改善させることが可能であるとしている。車軸効率を10%改善すると7%の燃費改善が見込まれるものの、エンジンの摩擦損失の軽減など技術的に難しい課題がある。また、転がり摩擦の軽減にはタイヤ技術の向上、空力抵抗の軽減には車のデザインとの両立といった課題があり、しかも、燃費改善への効果も小さい。よって、軽量化は他の燃費改善策に比較して容易に実施できる手段であるとして、軽量化を燃費向上の最も有効な手段と考えている。

Fig. 2は現行の車両について10・15モード燃費と車両重量の関係をまとめたものである。車両重量を100kg減少させると、燃費が約1km/l向上することが分かる⁷⁾。

以上のように、自動車の軽量化は燃費の改善に対して効果的で、しかも、容易に実行できることから、各自動車メーカーで積極的に進められている。

4. 車体のアルミニウム化状況

4.1 自動車部品へのアルミニウムの適用状況

自動車部品へのアルミニウムの適用は鋳物と熱交換器

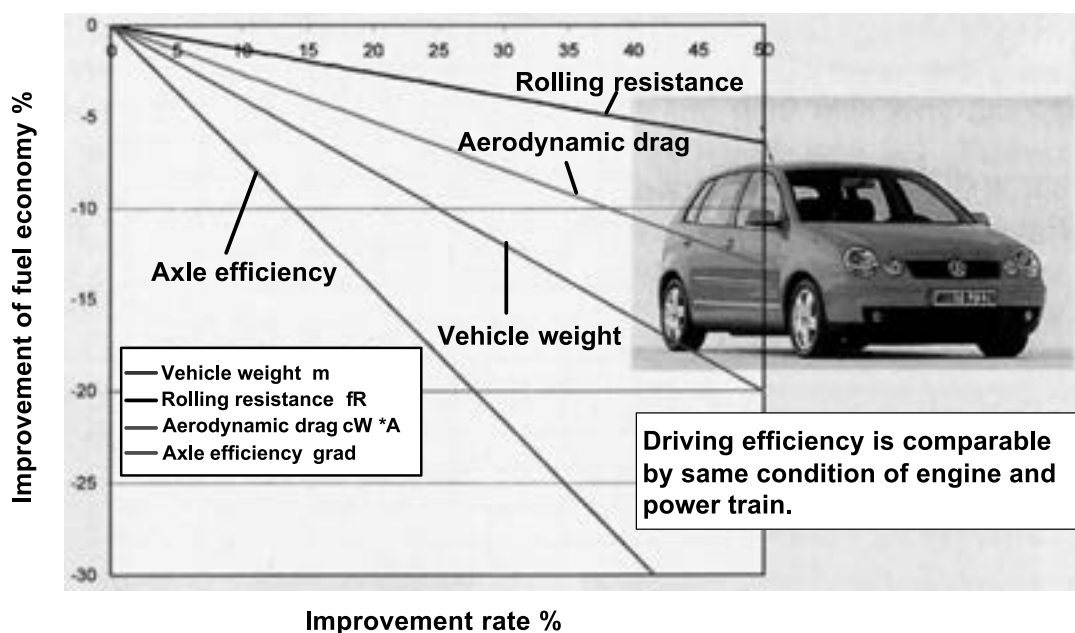


Fig. 1 Parameters influencing fuel consumption⁶⁾.

を中心に進められてきた。軽金属協会（現在のアルミニウム協会）自動車委員会が各自動車メーカーの協力を実施した部品のアルミニウム化状況に関するアンケート結

果をまとめたものを Fig. 3 に示す⁸⁾。1996年に販売された26車種（一般車16車種、10車種）を対象としている。当時は、バブル経済崩壊後でボディパネルへのアル

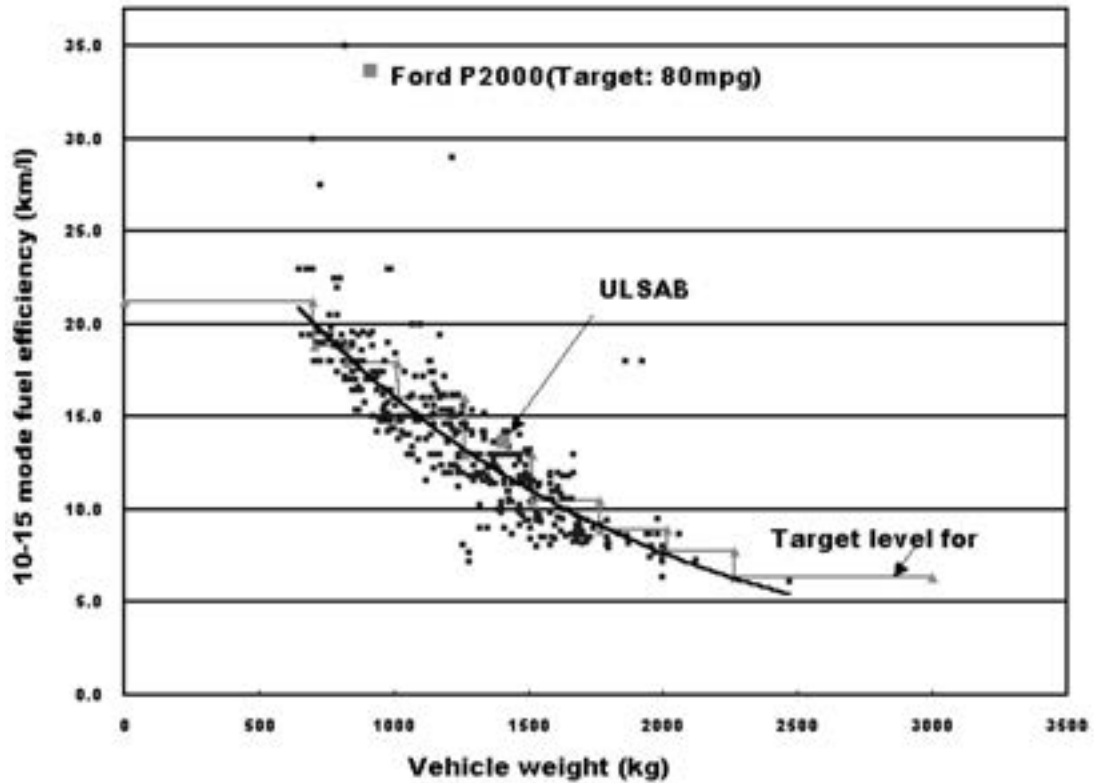
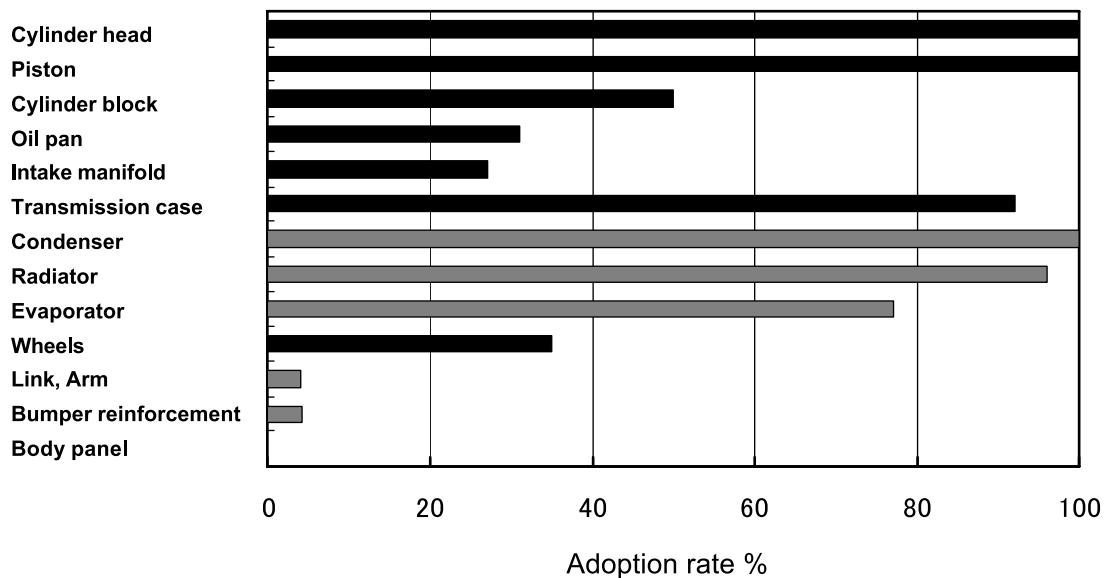


Fig. 2 Relationship of fuel efficiency and vehicle weight⁷⁾.



By the survey of The Japan Light Metal Association Automotive Committee in 1996
 360cc: 4 cars, 1500~1600cc: 5 cars, 1800~2000cc: 4 cars, 3000~3500cc: 3 cars,
 1600~2000cc (RV): 5 cars, 2200~3500cc (RV): 5 cars.

Fig. 3 Adoption rate of aluminum to automobile parts⁸⁾.

ミニウムの採用が減った時期であった。このことを考慮してボディパネルにアルミニウムを採用した車両はアンケートの対象車に含まれていない。この後、1990年代後半から各自動車メーカーはCOP3への対応ために車体軽量化の検討を再び強化した。

シリンダーヘッド、ピストン、ミッションケース等のパワートレイン系の部品はダイカストや金型鋳造（低圧鋳造、重力鋳造）鋳物によりアルミニウム化が図られ、日本では90%以上に達している。また、ラジエーターおよびカーエアコン部品といった自動車用の熱交換器も1990年代にアルミニウム化が推進され、国産乗用車ではほぼ100%がアルミニウム化されている。一方、車体部品はエンジンフード（以下、フードとする、ボンネットともいう）を主としたふた物が徐々にアルミニウム化されている程度にとどまっている。

国内での自動車ボディパネルへのアルミニウムの採用状況をFig. 4に示す。また、欧州と北米での主にふた物へのアルミニウムの採用状況をそれぞれTable 1および2に示す。

国内では、1990年代前半に米国のCAFE規制に対応するためスポーツカーや高級車のフードにアルミニウムが採用されていった。しかし、バブル経済の崩壊と共に急速に採用が減少していった。1990年代後半になり、COP3への対応から自動車の軽量化が再び要求されるようになり、車体部品のアルミニウム化が改めて検討されるようになった。

日本でも車体部品としてアルミニウム板材の採用が増大する傾向にあるものの、欧州や北米に比較すると、まだまだ少ない状態である。日本では高張力鋼板の開発が進んでおり、欧米よりもスチールによる自動車の軽量化が進めやすいこと、アルミニウムを車体部品に使う場合に必要な設備の改造（ブランキング後の端材の処理や溶接、表面処理等の設備の改造）に対してバブル経済の崩壊により投資が難しかったことなどが要因と考えられる。

欧州では、COP3後の自主規制でふた物を主として車体部品にアルミニウムを積極的に採用している。車体部品としてプレス加工した板材を使用するだけでなく、プレス成形の難しい部品には高品質で薄肉の真空ダイカスト品を採用する、といった技術も開発されている。

北米ではCAFE規制への対応からフードのアルミニウム化が高級車を主に急速に進められた。また、ピックアップトラックの多い北米では、リフトゲートにアルミニウムを採用している例も多い。近年は燃費規制が緩和される傾向にあるものの、従来のアルミニウム部品の採用実績から、北米では現在でもなお、自動車部品にアルミニウムが多く使用されている。2000年の時点では、北米での自動車1台当たりのアルミニウムの使用量は117kgで欧州の78kgよりも多い⁹⁾。北米では、エンジンやホイールのアルミニウム化が進んでいることおよびピックアップトラックのような大きな車両にアルミニウ

ム部品が採用されていることによる。

バンパー・レインフォースメントへの押出型材の適用も確実に増加している。押出型材では、断面の形状の自由度が高いため、鋼板を用いてプレス加工で作製するよりも複雑な断面形状を得ることができる。有限要素法等を活用して衝撃エネルギーの吸収に有効で、しかも軽い断面形状が開発されている。

リンクやアーム、ナックルといった足回り（シャシー）部品にはアルミニウム鍛造品あるいはアルミニウム鋳物の採用が増えている。日本でも、スポーツカーや高級車にアルミニウム鍛造品の足回り部品が使用され、採用車種も確実に増加している。足回り部品の軽量化は車両としての軽量化の他、バネ下重量の低減による燃費向上効果も有るため、今後も積極的にアルミニウム部品が採用されると考えられる。

4.2 フードへのアルミニウムの適用状況

国産乗用車の車体部品へのアルミニウムの適用状況を見てみると、1985年にマツダRX-7のフードにアルミニウム合金板材が採用され、その後、アメリカ合衆国のCAFE規制に対応するため、スポーツカーや高級車のフードに採用されていった。しかし、アルミニウムは高価であるという印象が有ったため、バブル経済の崩壊と共に急速に採用が減少し、国産乗用車では車体部品のアルミニウム化は一時なくなってしまいうように見えた。

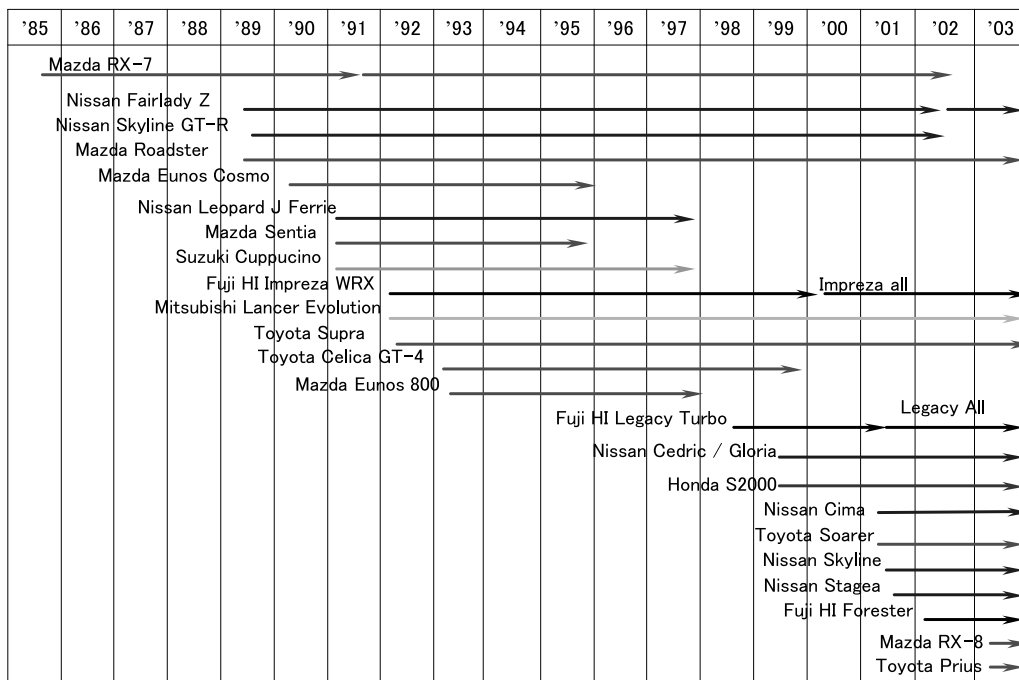
1990年代後半になり、地球温暖化現象が強く問題とされるようになると、車体部品として改めてアルミニウム材料が注目されるようになった。現在、フードを主としたふた物でアルミニウム化が再度進展しつつある。なお、1990年代前半までの車体のアルミニウム化と1990年代後半のアルミニウム化では、異なる合金系の材質が採用される傾向にある。1990年代前半までのアルミニウム化では、鋼板並の成形性が目標とされ、5022系（Al-4.5%Mg-Cu）の板材が採用される傾向が強かった。しかし、1990年代後半では塗装焼付硬化による板厚減を目的として6000系（Al-Si-Mg）の板材が採用される場合が多い。

一方、欧州では2008年までに各社のCO₂の平均排出量を140g/kmに削減するという目標を達成するため、最近数年、ふた物を主として車体部品にアルミニウムが積極的に採用されている。欧州のAlcan（旧Alusuisse）は、欧州で生産台数100千台/年クラスの車両にアルミニウム製のフードが採用されていることから、今後の目標として生産台数200~400千台/年の車両に対してもフードのアルミニウム化を目指す、としている¹⁰⁾。実際、約250千台/年生産されているMercedes Benz E class（W211, 2002年）の車体には、フード、フロント・フェンダー、トランクリッド、リア・ウォールにアルミニウム板材が採用されている。同車の車体でアルミニウムを使用している部位をFig. 5に示す¹¹⁾。また、Opel Vectra（2002年）やPeugeot 307（2001年）にも、ア

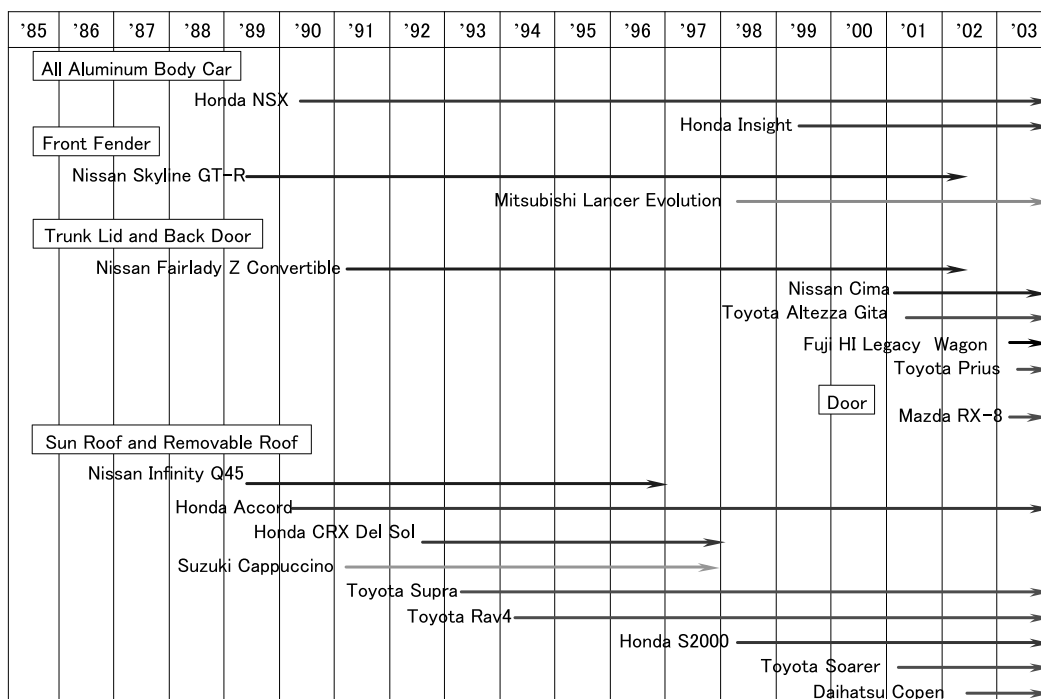
ルミニウム製のフードが採用されており、欧州では比較的安価な車両のフードにもアルミニウムが採用され始めていることがうかがえる。

北米でも車体部品としてアルミニウムが採用されている箇所は、フードが大部分である。北米でのフードへのアルミニウムの適用は CAFE 規制への対応から高級車を主に急速に進められた。また、ピックアップトラック

の多い北米では、リフトゲートにアルミニウムを採用している例も多い。北米での自動車のアルミニウム化は一般的にスチールからの単純な材料置換が多い。とは言え、Multi cone の開発といった工夫も見られる。Multi cone はインナーパネルに円すい形のくぼみをつけたもので、パネルの剛性を保持したままインナー用の板材の薄肉化を図ることができる、プレス成形時のトリミング



(a) Adoption of aluminum engine hoods in Japan except All aluminum body car



(b) Adoption of aluminum autobody panels in Japan except engine hood

Fig. 4 Adoption of aluminum autobody panels in Japan.

Table 1 Aluminum add on parts of cars in Europe.

Maker (Group)	Brand	Model	Hood	Others	
Daimler Chrysler	Mercedes Benz	E class	○	Trunk Lid, Front Fender, Upper Back, Room Partition	
		S class	○		
		CL class	○	Roof, Door Outer, B-pillar etc (Door Inner : Mg die castings)	
		SL class	○	Trunk Lid, Front Fender, Roof, Door Outer (Inner : Mg die castings)	
	Maybach	Maybach	○	Door (Inner etc : Superplastic forming)	
Volkswagen Audi	Volkswagen	Phaeton	○	Door	
		Lupo (3LTDI)	○	Door, Front Fender, Back Door (Back Door Inner : Mg die castings)	
	Audi	A6	○		
		All Road Quattro	○		
		TT	○		
BMW		7 series	○	Front Fender	
		5 series (July 2003)	○	Front Fender, Front Structure	
		6 series (March 2004)	○	Front Structure, Door	
		Z4	○		
Renault		Laguna	○		
		Laguna Nevada	○		
		Vel Satis	○	Front Fender, Door	
PSA	Peugeot	307	○		
		607	○		
	Citroen	C5	○		
Alfa Romeo		156 GTA	○		
General Motors	Opel	Vectra	○		
		Signum	○		
	SAAB	9-3	○		
Ford	Volvo	S40	○		
		S60	○	Trunk Lid	
		S80	○	Trunk Lid	
		V70	○	(Back Door: Plastics)	
	Land Rover	Range Rover			Door, Front, Fender
		Discovery			Back Door (outer), Roof, Front Fender, Rear Fender
		Defender	○		Door, Roof, Front Fender, Rear Fender

A3, A4, A6, All Road Quattro, TT: Aluminum Door Frame

(抜き) 工程を省略することができるという利点がある。

4.3 フード以外のふた物のアルミニウム化

フード以外にアルミニウム製のパネルが採用されている部品は、フロント・フェンダー、トランクリッド、ド

アである。いずれの部品もフードより成形が難しいため、フードに比較して採用例は少ない。国内での最近の採用例では、マツダ RX-8 (2003年) のリア・ドア、トヨタ自動車 プリウス (2003年) のバックドア等がある。

Table 2 Aluminum add on parts of cars in North America.

Maker (Group)	Brand	Model	Hood	Trunk lid	Lift Gate	Front Fender	Others
General Motors	Chevrolet	Tahoe, Suburban			○		
		Venture	○				
	Buick	Park Avenue	○				
		Le Sabre	○				
		Rendezvous			○		
	Cadillac	Seville	○				
		De Ville	○				
		Escalade			○		
		CTS	○				
		XLR	○				
	GMC	Yukon,			○		
		Yukon XL			○		
	Oldsmobile	Aurora	○	○			
		Silhouette	○				
Pontiac	Bonneville	○					
	Montana	○					
Ford	Ford	Taurus	○				
		Ranger	○				
		F150	○				
		Explorer	○			○	
		Expedition	○		○		
	Lincoln	Town Car	○				
		LS	○	○		○	
Mercury	Mountaineer	○			○		
Daimler Chrysler	Chrysler	Concorde	○				
		LHS	○				
	Plymouth	Prowler	○	○			Door

RX-8のリア・ドアをFig. 6に、プリウスのバックドアをFig. 7に示す^{12), 13)}。

欧州では、トランクリッドについては成形の難しい箇所に樹脂を用いる (Volvo S60, S80), 部品を分ける (Mercedes Benz E class) といった工夫を行っている。また、ドアおよびバックドアについてはインナーの成形が難しいことから、アウターをアルミニウム板材、インナーをマグネシウムダイキャストとした例も見られる。ドアではMercedes BenzのCL class (2000年) およびSL class (2001年), バックドアではLupo 3LTDI (1999年) がこのような構造を取っている^{14), 15)}。

4.4 構造部品のアルミニウム化

オールアルミニウムボディ車では押出型材を車体の構

造部品に採用している。また、押出型材がドアフレームに採用される例も見られる。AudiではA2 (1999年) やA8 (1994年に初代, 2002年にフルモデルチェンジ) のようなオールアルミニウムボディ車だけではなく、スチールを主体としたA3 (1996年), A4 (2000年) やA6 (1994年) でもドアフレームに押出型材を適用している¹⁶⁾。ドアフレームへの押出型材の適用は、ドアメーカーであるWagon Automotiveによって多くの車種に展開されつつある。Mercedes Benz A class (W168, 1997年) のように押出型材をステアリングビームへ適用する例も見られる¹⁷⁾。また、Audi A4では、アルミニウム押出型材がサイドシル・レインフォースメントとして使用され、側面衝突に対して有効に作用することが示された¹⁶⁾。

Fig. 8 に Audi A4 のサイドシルの断面を示す。ただし、スチールを主体とした車両で同様のアルミニウム製部品を A4 以外に適用した例はまだ報告されていない。

Mercedes Benz CL class では B ピラーに真空ダイカスト品を採用している。なお、Audi のオールアルミニウムボディ車である A2 (1999 年) や A8 (1994 年) には多くの構造部品に薄肉で大型の真空ダイカスト部品が使われており、スペースフレーム構造を取る際に真空ダイカストが有効な部品となっている^{18)~20)}。

以上のように、欧州では車体部品としてアルミニウムを使用する場合に、ただ単にスチールからアルミニウムへ材料置換を行うのではなく、アルミニウムの特徴をうまく利用する工夫が行われている。

車体の構造部品へのアルミニウムの採用状況を見たときに、最近、自動車メーカーの興味を大きく引いたのは、BMW の 5 series (E60, 2003 年) と 6 series (2004 年) であろう。両者とも、A ピラーよりも前の部分をアルミニウム化 (Lightweight Aluminium Front End と呼ぶ、接合の最適化を図った) している^{21), 22)}。フロントを軽量化することによって、単に車体重量を抑えるだけでなく、操縦の安定性向上を図っているとのことである。5 series は構造部品にアルミニウムを使用してスチール・アルミニウム・ハイブリッドボディを構成した世界で初めての量産車として発表された。5 series での車体へのアルミニウムの使用箇所を Fig. 9 に示す。また、車体の特徴を以下にまとめる。主な欧州のアルミニウムボディパネル採用車両と同様に、接合にはリベットや

MIG 溶接、レーザー溶接が用いられており、抵抗スポット溶接は使われていない。

①Lightweight Aluminium Front End の構成

i) フランジの接着部分…15.2m



Fig. 6 Mazda RX-8 (Rear Door made of aluminum alloy sheets)¹²⁾.



Fig. 7 Toyota Prius (Back Door made of aluminum alloy sheets)¹³⁾.

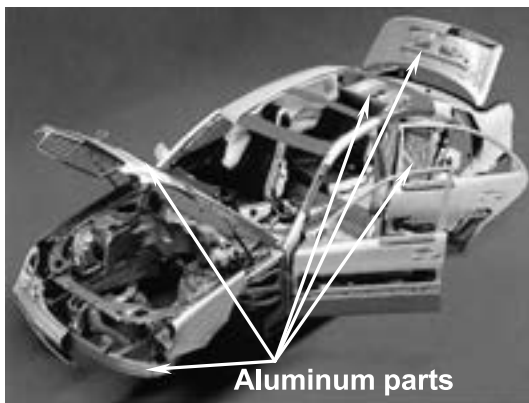


Fig. 5 Aluminum body parts on Mercedes Benz E class (W211)¹¹⁾.

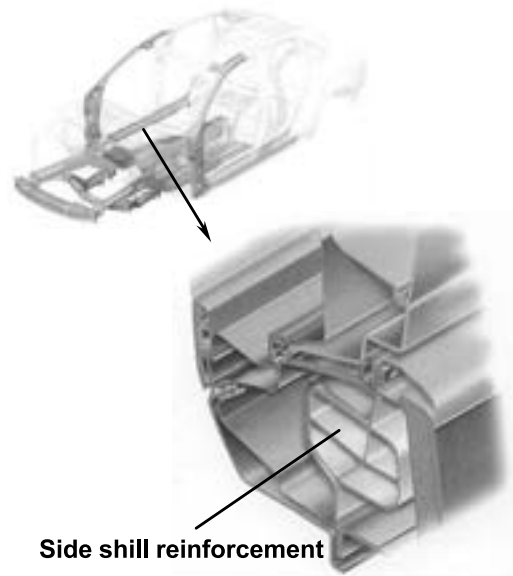
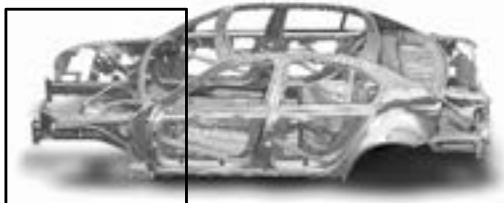


Fig. 8 Side sill reinforcement of Audi A4¹⁶⁾.

- ii) アルミニウムボルト…48ヶ所
 - iii) アルミニウム MIG 溶接箇所…2.94m
 - iv) パンチリベット…599ヶ所
 - v) アルミニウムレーザー溶接箇所…1.74m
 - vi) 構成材料…6000 系合金, Magsimal 59, 5754, TRIP700, 複合材パネル→計:約 45kg
- ②フード, フロント・フェンダー:アルミニウム製
- ③スプリング・サポート:高圧鋳物製
- ④BIW 全体:接着箇所…約 60m (絶縁, 高強度型)
 スポット溶接…4000ヶ所
 ボルト締め…70ヶ所
 その他の接合…MIG 溶接, MIG ろう付け,
 レーザ溶接, リベット,
 クリンチ等
- ⑤ボディシエル全体:約 500 部品 (スチールおよびアルミニウム), 350kg 弱 (含むた物)

4.5 バンパー等のアルミニウム化

バンパー・レインフォースメントへの押出型材の使用も確実に増加している。バンパー・レインフォースメントには、ロ、日、目、田の字等の断面を持つ押出型材が使用されている。富士重工業のフォレスター (2002 年) では衝突エネルギーの吸収を考慮して Fig. 10 に示すような凸字型の断面を持つバンパー・レインフォースメントを搭載した^{23), 24)}。



Lightweight Aluminium Front End

Fig. 9 Lightweight Aluminium Front End on new BMW 5 series²¹⁾.



Fig. 10 Bumper reinforcement of Fuji Heavy Industries Forester²⁴⁾.

また、バンパーと車体の間に衝突時のエネルギーを吸収するための部品 (クラッシュボックス, 変形エレメント等と呼ばれる) を設ける車両が増えており、この部品にもアルミニウムが多く採用されている。Audi A4 (2001 年) の変形エレメントを Fig. 11 に示す¹⁶⁾。

4.6 アルミニウム多用車

オールアルミニウムボディ車を Table 3 に、車体部品の多くにアルミニウムを採用している車両を Table 4 に示す。

4.6.1 日本のオールアルミニウムボディ車

日本で初めてのオールアルミニウムボディの量産車として、本田技研工業が 1990 年に NSX を発表した。NSX はモノコック構造を取っており、基本的には従来のスチールを主体とした車体を材料置換した構造である。本田技研工業は、その後、スペースフレーム構造によるオールアルミニウムボディの量産車 "Insight" を 1999 年に発表した。オールアルミニウムボディの量産車は日本ではこの 2 車種のみである^{25), 26)}。

今日、大部分の乗用車はモノコック構造を採用している。モノコック構造は車体全体で剛性を確保しようとする構造で、プレスで成形したパネルを接合して車体を構成する。重く頑丈なフレームを持たないことから、軽量化に有利な構造である。また、プレス加工によって同じ形のパネルを大量に得ることができるので、大量生産に向けた構造である。

一方、スペースフレーム構造は、押出型材を接合して構成した骨格に外板パネルを貼り付ける手法で、少量生産に適した構造といわれている。アルミニウムのように成形の難しい材料を用いる場合には、押出型材や薄肉鋳物によって部品点数を減らすことができるので、車体を軽量化しやすい。

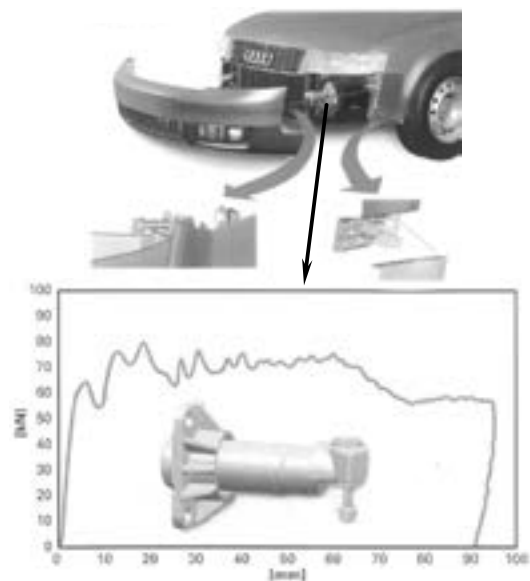


Fig. 11 Deformation element of Audi A4¹⁶⁾.

4.6.2 欧州のオールアルミニウムボディ車

海外の状況を見ると、Audi が 1994 年に A8 (D2) を発表した。A8 は世界で初めてのスペースフレーム構造によるオールアルミニウムボディの量産車 (80 台/日) で、車体の構造部品に高品質の真空ダイカスト鋳物を採用する等、新しい技術が使われている。さらに、Audi は 1999 年に A2 を発表して、これまで高級車あるいはスポーツカーのみであったオールアルミニウムボディ車を大衆車としても生産できる (300 台/日) ことを示した^{18), 19)}。A2 では、部品、特に鋳物部品を大型化および多機能化する工夫が図られ、部品数の削減に開発の重点が置かれた。部品点数の削減によって、コストの低減と接合部の精度向上を図ることができたということである。その後、2002 年に A8 がフルモデルチェンジ (D3) され、さらに新しい接合技術や材料の改良等が加えられた²⁰⁾。

新旧 A8 と A2 の比較を Table 5 および Fig. 12 に示す。新旧の A8 を比較すると部品点数が 80 点以上削減されている。

一方、Jaguar は 2003 年に新型の XJ を発表した。スペースフレーム構造が多く採用されるオールアルミニウムボディ車の中で XJ にはモノコック構造が採用されている。リベット接合 (3180 本) とエポキシ接着剤 (120m

以上) を併用しており、熱による部品の変形を抑制したとのことである。アルミニウム製のボディ構造のうち 85% に板材 (アウターパネル: 6111, インナーパネル: 5182, 構造パネル: 5754), 10% に押出型材 (バンパー: 7108-T6, ドアビーム: 6082-T6, その他 6060-T4 および 6063-T6), サスペンションマウント部など 5% には真空ダイカスト鋳物と砂型鋳物を採用した^{27), 28)}。

4.6.3 北米でのアルミニウム多用車への取り組み

北米では自動車メーカー各社の自動車軽量化取り組みに加えて、1994 年より PNGV (Partnership for Next Generation Vehicle) プロジェクトととして政府、自動車メーカー、大学などの参加によって合衆国全体による自動車の軽量化技術開発を行ってきた。Ford P2000 などアルミニウムを多用した試作車が発表された。しかし、量産車の発表には至っていない。

4.7 サスペンションメンバーのアルミニウム化

サスペンションメンバー (サブフレームとも呼ばれる、また、フロントの場合にはエンジンクレードルとも呼ばれる) についてもアルミニウム化によって軽量化を図ろうとする動きが見られる。アルミニウム製サスペンションメンバーを搭載した車両を Table 6 に示す。

アルミニウム製のサスペンションメンバーには、アル

Table 3 All aluminum body cars.

Maker (Group)	Brand	Model	Structure
Europe			
Volkswagen Audi	Audi	A2	Space Frame
		A8	Space Frame
	Lamborghini	Gallardo	Space Frame
Ford	Jaguar	XJ	Monocoque
BMW		Z8	Space Frame
Ferrari		360 Modena	Space Frame
Morgan		Aero 8	Frame
Japan			
Honda		NSX	Monocoque
		Insight	Space Frame

Table 4 Aluminum intensive cars.

Maker (Group)	Brand	Model
Europe		
Lotus		Elise (Outer panel : Plastics)
General Motors	Opel	Speedster (Outer panel : Plastics)
Ford	Aston Martin	Vanquish (Space Frame Structure, Many outer panels made by superplastic forming)
		DB9 (Space Frame Structure, Rear Quarter Panel : Superplastic forming)
BMW	Rolls Royce	Phantom (Space Frame Structure, Many outer panels made of Aluminum)

Table 5 Difference between new A8 (D3), predecessor A8 (D2) and A2.
(a) Space frame structure

Semi-finished article	New A8 (D3) Number of Parts : 250			A2 Number of Parts : 238	Predecessor A8 (D2) Number of Parts : 334
	Number of Parts	Proportion of number of parts%	Proportion of mass %	Proportion of mass %	Proportion of mass %
Sheets	168	67.2	37	60	56
Profiles	53	21.2	29	18	22
Castings	29	11.6	34	22	22

(b) Material

New A8 (D3)				A2			
Alloy and Temper	σ_B MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Alloy and Temper	σ_B MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %
Sheets				Sheets			
AA6016-T4	≤ 235	≤ 130	≥ 24	AA6016-T4	≤ 235	≤ 130	≥ 24
AA6016-T6	≥ 240	≥ 200	≥ 12	AA6016-T6	≥ 240	≥ 200	≥ 12
AA6016-T4 Rapid hardening	≤ 235	≤ 130	≥ 24	—————			
AA6016-T6 Rapid hardening	≥ 240	≥ 200	≥ 12				
AA6181-T4	≤ 240	≤ 140	≥ 23	AA6181-T4	≤ 240	≤ 140	≥ 23
AA6181-T6	≥ 280	≥ 210	≥ 10	AA6181-T6	≥ 280	≥ 210	≥ 10
—————				AA5182	≥ 240	100~135	≥ 22
Profiles				Profiles			
AA6060-T6	215~265	200~245	≥ 11	AA6060-T6	227~265	210~245	≥ 11
Castings				Castings			
GD-AlSi10Mg	≥ 180	120~155	≥ 15	GD-AlSi10Mg	≥ 180	120~155	≥ 15
GD-AlMg3Mn	≥ 180	120~155	≥ 15	AlSi7Mg Thixo	≥ 250	≥ 200	≥ 3
AlSi7Mg (Sand Castings)	≥ 200	≥ 160	≥ 7	—————			

T6 condition of sheets : new A8...185°C×20min, A2...204°C×30min

(c) Joining

Joining Method	New A8 (D3)	A2	Predecessor A8 (D2)
Self piercing rivet	2400	1800	1100
MIG welding	64 m	20 m	70 m
Laser welding	20 m	30 m	—————
Laser hybrid welding	5 m	—————	—————
Resistance spot welding	—————	—————	500
Mechanical clinching	—————	—————	178

ミニウム展伸材の溶接構造によるもの、鋳物によるもの、展伸材と鋳物のハイブリッド構造によるものの3通りがある。さらに、鋳物によるサスペンションメンバーの場

合には、重力鋳造等金型鋳物による場合と高品質の真空ダイカスト品による場合の2通りがある。

4.7.1 展伸材の溶接構造

アルミニウム展伸材を用いた溶接構造によるサスペンションメンバーはBMW 5 series (E39, 1996年)のリア・サスペンションで初めて量産車に採用され^{29), 30)}, 続いて, Mercedes Benz S class (W220, 1999年)のリア・サスペンションに採用された。それぞれの自動車メーカーで独特のコンセプトで設計され, 異なる構造を採っている。BMW 5 seriesの場合には電縫管を hidroforming で成形した部品を主構造体に用いている。一方, Mercedes Benz S classの場合には板材をプレス成形後, もなか構造に溶接した部品を主構造体に用いている³¹⁾。

その後, BMWはZ8(2000年)に5 seriesと同様のサスペンションを搭載し, 7 series(2001年)のリア・サスペンションでは展伸材と鋳物のハイブリッド構造を採用した^{30), 32)}。ブラケットと主構造体を鋳物として一体で作製し, 溶接箇所を削減しようとしたものと考えられる。この傾向は2003年にフルモデルチェンジした5 series (E60)に踏襲されており, 四隅のカラー部分とその近傍のブラケットが鋳物で構成されている²¹⁾。新しい5 seriesのリア・サスペンションをFig. 13に示す。

一方, Mercedes BenzはS classと同様のリア・サスペンションメンバーをCL class(2000年)に搭載した。また, SLのリア・サスペンションメンバーではフロン

トクロスメンバーを薄肉鋳物で作製してこれをボルトで組み付ける構造とした¹⁵⁾。同様の形式が2002年にフルモデルチェンジされたE class (W211)にも採用されている¹¹⁾。現行のE classのリア・サスペンションをFig. 14に示す。なお, SL classについてSL55 AMGにも同様のサスペンションメンバーの搭載を検討したところ, 強度解析の結果によって, アルミニウムの採用をやめ, 高張力鋼板の溶接構造としたと報告されている³³⁾。

Audiは2002年のA8 (D3)からアルミニウム展伸材の溶接構造によるリア・サスペンションメンバーを採用した¹⁸⁾。

サイドメンバーはプレスにより成形した板材をもなか構造に溶接しており, 前後のクロスメンバーは hidroforming で成形した管を用いている。同様の素材構成はA3 quattro(2003年)のリア・サスペンションメンバーにも採用され, この場合には押出材材がデフレレンシャルを下から支える構造になっている³⁴⁾。

4.7.2 鋳物

鋳物は形状の自由度が高いことから形状の複雑なサスペンションメンバーを作製するには有利な工法である。Volvo S60, V70, S80のリア・サスペンションやPorsche 911(996型)のフロントおよびリア・サスペンションにはアルミニウム鋳物製のサスペンションメンバーが

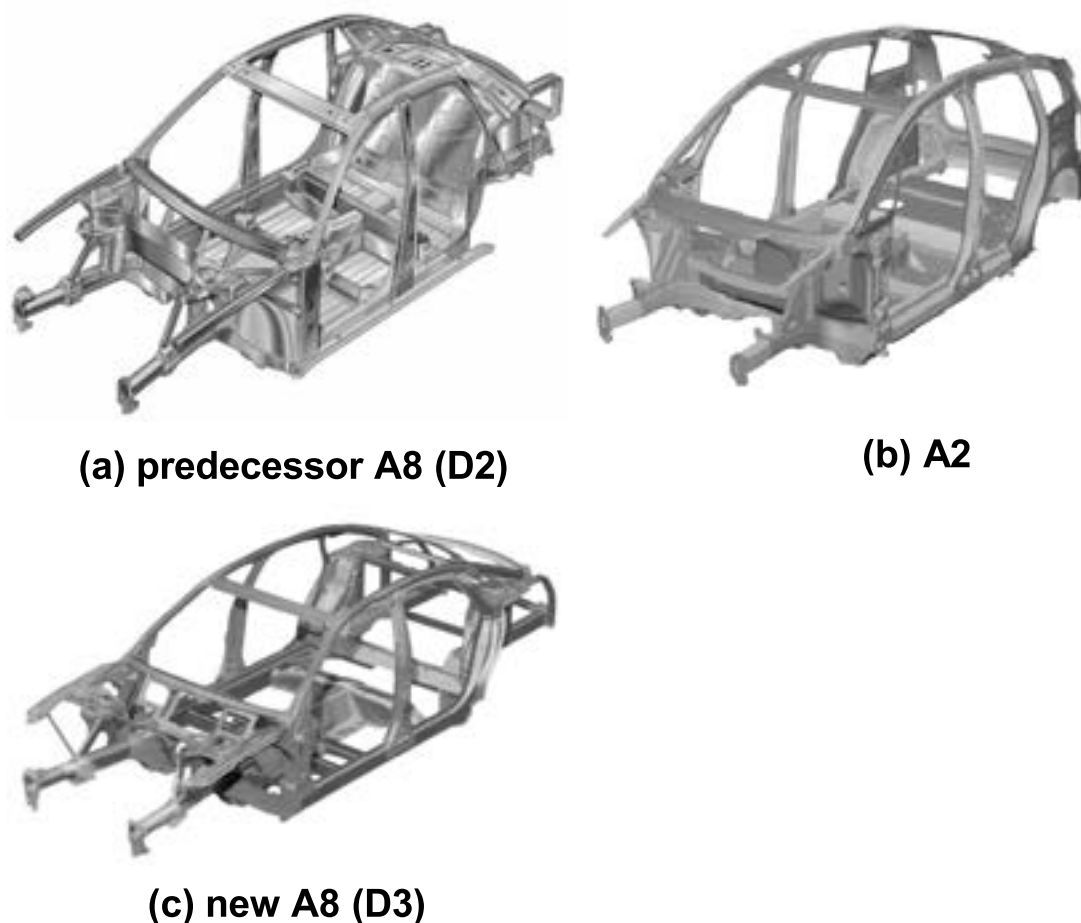


Fig. 12 Difference of body structure between new A8 (D3), predecessor A8 (D2) and A2^{18), 20)}.

Table 6 Suspension members made of aluminum.

Maker (Group)	Brand	Model	Front	Rear
Europe				
Volkswagen Audi	Volkswagen	Lupo (3LTDI)	Sheet	—
		Touran	Casting	—
		Golf V	Casting	—
	Audi	A3	Casting	—
		A3 quattro	Casting	Sheet + Pipe + Profile
		A6 quattro	—	Casting + Pipe + Profile
BMW		A8	—	Sheet + Pipe
		5 series (E39)	Casting + Profile	Sheet + Pipe
		5 series (E60, from July 2003)	Casting + Profile	Casting + Sheet + Pipe
		7 series	Casting + Profile	Casting + Sheet + Pipe
Daimler Chrysler	Mercedes Benz	Z8	Casting + Profile	Sheet + Pipe
		C class	Vacuum die casting	—
		E class	—	Sheet + Casting
		S class	Vacuum die casting	Sheet
		CL class	Vacuum die casting	Sheet
General Motors	SAAB	SL class	Vacuum die casting	Sheet + Casting
		9-5	○*	—
Ford	Volvo	S60, S80, V70	—	Casting
Alfa Romeo		Spider	—	Casting + Profile
		156	—	Vacuum die casting
		166	—	Vacuum die casting
Porsche		911	Casting	Casting
		Boxter	Vacuum die casting	—
North America				
General Motors	Chevrolet	Impara	Casting + Profile	?
Japan				
Toyota		Supra	Casting	—
Honda		NSX	Casting + Sheet	Casting + Sheet
Nissan		Skyline, Stagea, Fairlady Z	—	Sheet + Pipe + Profile
		Altima (North America)	—	Sheet + Pipe + Profile
Mazda		Millennia (Eunos 800)	—	Casting
Mitsubishi		Lancer Evolution	—	Casting
		Diamante	Casting	—

* No information of production method

採用されている。しかし、通常の金型鋳造では鋳物の肉厚を薄くするのに限界があり、アルミニウム製のサスペンションメンバーとしては比較的重たいものになってしまう。

Daimler Chryslerでは真空ダイカストを用いることで、薄肉で一体物の鋳物製サスペンションメンバーを開発した。Vacural等の特殊な真空ダイカスト法によって高品質で熱処理が可能なダイカスト品が得られるように

なった。この技術を採用することによってダイカストをサスペンションメンバーへ適用することも可能となった³⁵⁾。真空ダイカストによるサスペンションメンバーはMercedes BenzのS class (W220, 1999年), C class (W203, 2000年), CL class (2000年), SL class (2001年)のそれぞれフロントに採用されている^{15), 31), 36)}。なお、真空ダイカスト製のサスペンションメンバーは他の自動車メーカーではまだ採用されていない。また、リアへの採用も報告されていない。Mercedes BenzのS classのフロント・サスペンションをFig. 15に示す。

鋳物製のサスペンションメンバーは2003年にフルモデルチェンジされたAudi A3のフロントにも採用されている³⁴⁾。AudiがA3にもアルミニウム製のサスペンションメンバーを採用したことから、欧州では、今後、高級車以外にもサスペンションのアルミニウム化が広がるものとする。VolkswagenのTouran (2003年)やGolf (第5世代, 2003年)が上記のA3と共通のシャシー部品を多く採用しており、これらの車種にもアルミニウム製のサスペンションメンバーが搭載されている³⁷⁾。

4.7.3 展伸材と鋳物のハイブリッド構造

サスペンションメンバーにはカラーおよびブラケットが取り付けられるため、展伸材の溶接構造では部品点数が多くなり、溶接長が長くなってしまふ。一方、鋳物では薄肉化に限界があり、大きな軽量化を期待することが難しい。そこで、ブラケットやカラーとサイドメンバーとを鋳物で一体化して作製し、他の部分を展伸材で作製して、それらの部品を接合するハイブリッド構造のサスペンションメンバーが開発されている。

BMWは1996年に発表した5 series (E39)でフロントに押出型材と鋳物のハイブリッド構造のサスペンションメンバーを採用した^{29), 30)}。7 series (2001年)のフロントでも同様の構造を採用した後^{30), 32)}、5 seriesがフルモデルチェンジされた際(E60, 2003年)に鋳物と管のハイブリッド構造となった²¹⁾。新しい5 seriesのフロント・サスペンションをFig. 16に示す。なお、前述したように、7 series (2001年)や新しい5 series (E60, 2003年)のリア・サスペンションメンバーも展伸材と鋳物のハイブリッド構造である。

AudiはA6 quattroでリアに展伸材と鋳物のハイブリッド構造によるサスペンションメンバーを採用した。しかし、その後、発売されたA8 (D3, 2002年)やA3 (2003年)のリア・サスペンションメンバーでは、前述のように展伸材の溶接構造を採用している。

ハイブリッド構造のサスペンションメンバーでは、接合箇所の品質は鋳物の品質でほぼ決まってしまう。すなわち、ガスの吸収量が多いなど、鋳物の品質が低い場合には、溶接した場合にブローホールが発生しやすく、サスペンションメンバーの品質も不安定なものになってしまう。鋳物の品質が向上し、安定すれば、展伸材と鋳物のハイブリッド構造によるサスペンションメンバーは今

後多く採用されていくと予想する。

4.7.4 日本車のアルミニウムサスペンションメンバー

バブル期に車体のアルミニウム化が検討された際、日本でもいくつかの車両でサスペンションメンバーのアルミニウム化が実施された。三菱自動車ディアマンテや本田技研工業NSX等には、現在でもアルミニウム製のサスペンションメンバーが使われている。これらバブル期に採用されたアルミニウム製サスペンションメンバーの基本構造は鋳物によるものであった^{38), 39)}。

2001年に発表されたスカイライン (V35)のリア・サスペンションで日産自動車は日本で初めて展伸材の溶接構造によるサスペンションメンバーを採用した^{40), 41)}。プラットフォームを共通としているステージャ、フェアレディZにも採用され、さらに北米で生産、発売しているアルティマ (2001年)にもアルミニウム製リア・サスペンションメンバーを採用した⁴²⁾。Fig. 17にスカイラインのリア・サスペンションメンバーを示す。

日産自動車のスカイライン系車両 (ステージャ、フェアレディZ)以降、サスペンションメンバーのアルミニウム化は日本では進んでいない。しかし、リンクやアームを含むサスペンション全体のアルミニウム化が欧州で積極的に進められていることから、今後、日本でもアルミニウム製サスペンションの採用が増えるものとする。

5. 車体のアルミニウム化のための新しい技術

5.1 製造工程

自動車ボディ用アルミニウム合金板の標準的な製造工程をFig. 18に示す⁴³⁾。製造工程そのものは一般のアルミニウム板材の場合とほぼ同じである。ただし、成形性や塗装焼付硬化性など自動車ボディ材として要求される性能を満たすため、製造条件を適切に制御している。

鋳造には半連続鋳造が用いられ、圧延用の大型スラブが造塊される。熱間圧延工程により、数ミリの厚さに圧延された後、冷間圧延工程と中間熱処理を経て、所定の板厚に仕上げられる。その後、最終熱処理を経て、5000系板材の場合にはO材、6000系板材の場合にはT4材となる。6000系板材の熱処理には通常、連続熱処理炉が用いられる。Fig. 19に連続熱処理炉の概略を示す⁴⁴⁾。コイルより巻戻された板に予熱帯で高温の熱風が吹き付けられ、所定の溶体化処理温度まで急速加熱される。保持帯では所定の温度で一定時間保持され、冷却帯で水冷もしくは空冷により焼入れされる。その後、再びコイルに巻取られるまで、板は炉内を一定の速度で通過する。焼入れ後の時効速度は合金により異なるものの、1週間から1ヶ月程度で室温時効によりT4材としての安定した特性が得られる。板はコイルのまま、もしくはシートに切断されて客先に納入される。シートの場合にはプレス成形時の歩留を考慮して台形やFig. 20に示すような円弧形状に切断される場合もある。

Fig. 13 Rear suspension on new BMW 5 series (E60)²¹⁾.Fig. 15 Front suspension on Mercedes Benz S class (W220)³¹⁾.Fig. 14 Rear suspension on Mercedes Benz E class (W211)¹¹⁾.Fig. 16 Front suspension on new BMW 5 series (E60)²¹⁾.

5.2 使用部位を考慮した材料の開発

5.2.1 塗装焼付硬化性の向上

6000系合金は時効硬化型の材料なので、車体組立後の塗装焼付工程で耐力を上げることができれば、耐デント性の向上やアウター材の薄肉化を図ることができる。北米で多く使われている6111合金は塗装焼付工程での耐力の向上（塗装焼付硬化性あるいはバークハード性と呼ぶ、BH性と略す）をねらった合金である。しかし、銅添加量の多い合金であるため、耐食性（塗装後の耐糸錆腐食性）が銅を添加しない合金に比べて劣る傾向がある。このため、国内で6000系の板材がアウターに採用される際には、銅を添加しない合金で、しかも塗装焼付工程（鉄鋼のJISに準じると、予ひずみ：2%、温度：170℃、時間：20分間）で所定の耐力が得られるFig. 21のような材料が求められた。現在、国内で採用されている6000系自動車ボディ材では、溶体化処理後に予備時効や復元処理といった熱処理を追加することによって、170℃の塗装焼付工程で所定の耐力が得られる材料が開発されている^{45)~48)}。

一方、欧州の状況を見ると、Audiでは旧型A8（D2、1994年）およびA2（1999年）で所定の機械的性質を得るために車体の組立工程後、205℃で30分間の熱処理を必要としていた¹⁹⁾。新型A8（D3、2002年）では、自

Fig. 17 Rear suspension member on Nissan Skyline (V35)⁴⁰⁾.

動車ボディ材の開発により塗装焼付工程で所定の機械的性質が得られるようになったので、上記の工程を廃止できたと報告している²⁰⁾。欧州のAlcan（旧Alusuisse）は熱処理の適性化（preaging）によって塗装焼付工程で自動車ボディ材の機械的性質が確保できるような材料を開発した⁹⁾。他の自動車ボディ材メーカー（Corus、Pechiney）からも同様の材料の開発が報告されている^{49)~51)}。

5.2.2 成形性、ヘム加工性の向上

自動車ボディ材として国内で5000系合金が多く採用

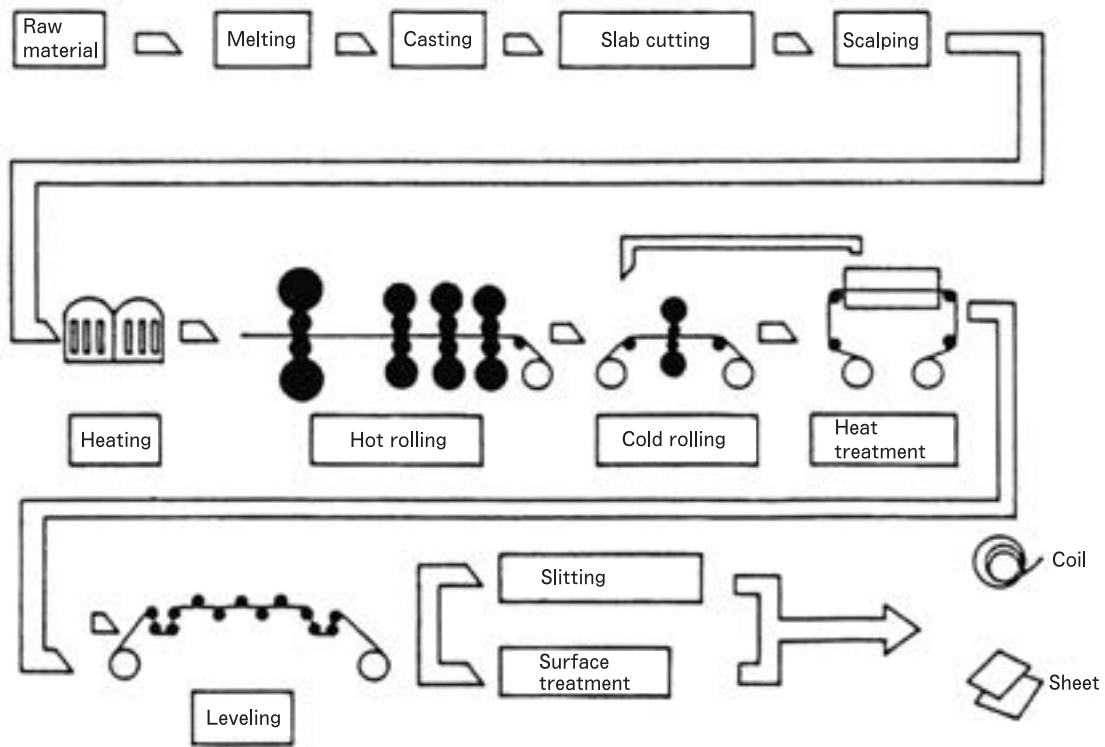


Fig. 18 Fabrication process of aluminum alloy sheet for autobody panel⁴³⁾.

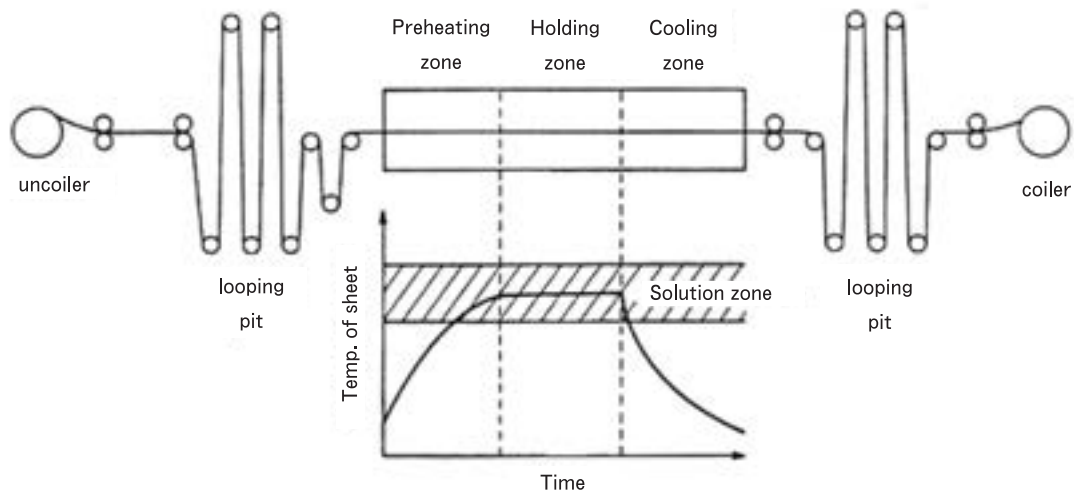


Fig. 19 Outline of continuous heat treatment line of aluminum alloys for autobody panel⁴⁴⁾.

されていた時期には、マグネシウム量の増加によって成形性が向上するため、5022 (Al-4.5%Mg-Cu) の板材が主流で、さらにマグネシウム量の多い 5023 (Al-5.5%Mg-Cu) 等も自動車ボディ材として使用されることがあった。これらの 5000 系合金と 6000 系の板材 (6016 等) を比較すると、張出し性はほぼ同等であるものの、6000 系の板材は深絞り性が低い。成分や加工工程の変更によって若干の成形性向上が見られるものの、ドア・インナーやトランクリッドへの適用は困難である。

深絞り性の向上には銅の添加が有効であることから、日産自動車では銅添加の 6000 系合金を積極的に採用し、シーマ (2001 年) でトランクリッドをアルミニウム化した⁵²⁾。

また、アルミニウム自動車ボディ材ではヘミングが難しく、特に 6000 系の板材ではフラットヘムは不可能とされてきた。しかし、ヘミング時の割れの発生と伝播について Al-Fe 系および Al-Fe-Si 系の化合物の大きさと分布状況および加工時のせん断帯の形成が大きく影響す

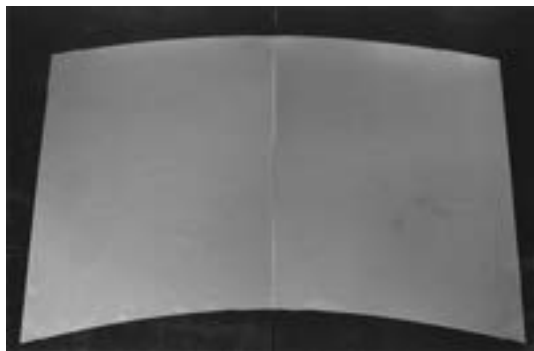
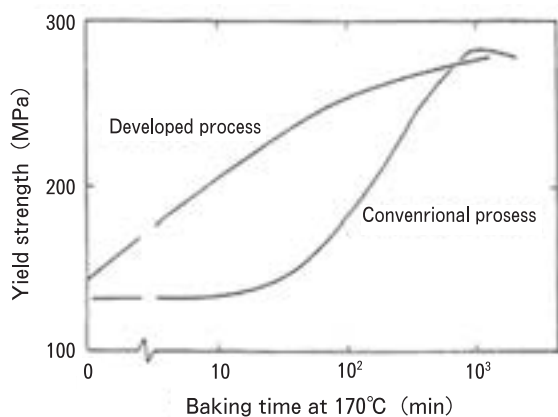


Fig. 20 Round shape sheet cutting.

Fig. 21 New process with high paint bake hardenability at 170°C⁴⁵⁾.

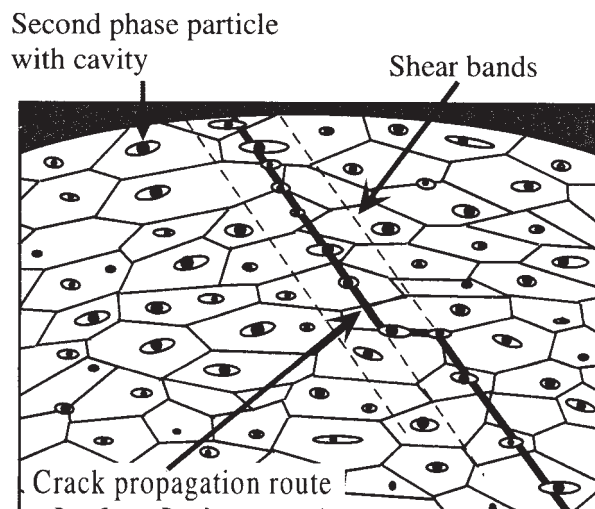
ることが分かった。曲げ割れの発生機構を Fig. 22 に示す⁵³⁾。最近では、組織制御を行ってヘム加工を容易にした 6000 系板材も開発されている。

ダウンランジが主流であった欧州でもヘム加工性改善の検討が進められている^{10), 49)}。また、北米では、ヘム加工箇所への部分加熱によって復元処理 (Retrogression Heat Treatment) を行い、6111 合金の板材でのフラットヘムを可能にした。General Motors は Chevrolet Suburban のリフトゲートにこの加工方法を適用している⁵⁴⁾。

5.2.3 材料の開発と製造ライン

欧州のアルミニウムメーカーについて最近の材料の開発動向を見ると、自動車メーカーからの要請に応じて材料を改良することが欧州でも日本と同様に実施されていることがわかる。同じ材質でも、使用される部位に応じて合金の成分を若干変えていることも報告されている^{9), 10)}。

さらに、新しく開発 (改良) した自動車ボディ材を供給し、また、伸びてきたアルミニウム自動車ボディ材の需要に対応するため、欧州の圧延メーカー各社では熱処理ラインの強化を行っている。Alcan の Nachterstedt や Corus の Duffel には自動車ボディ材の熱処理と表面処理等を連続して行うことができるコンビネーションラインが設置されている^{9), 49)}。

Fig. 22 Schematic diagram of crack formation by bending process⁵⁰⁾.

5.3 超塑性成形

超塑性成形の自動車ボディパネルへの適用例も徐々に増えている。欧州では、Aston Martin Lagonda (1976 年) に超塑性成形パネルが採用された後、Morgan Aero 8 (2001 年)、Aston Martin Vanquish (2001 年) 等に使用されている^{55), 56)}。一方、米国では、Panoz Roadster (1992 年) に超塑性成形パネルが採用され、その後、Panoz Esperante (1996 年) にも採用された。超塑性成形はスポーツカーのボディパネルだけではなく、Rolls Royce Phantom (2002 年) の A ピラー、B ピラー、また、Daimler Chrysler Maybach (2002 年) のドア・インナーにも使われている^{56), 57)}。

海外での自動車ボディパネルへの超塑性成形の適用例はいずれもかなり高額な自動車に限られている。一方、国内では、本田技研工業が S2000 のハードトップに 5000 系合金の超塑性成形によるパネルを採用して、超塑性成形の適用が可能な自動車の範囲を拡大した^{43), 58)}。Fig. 23 に S2000 のハードトップを示す。S2000 では超塑性成形によって部品点数が削減され、さらに複数の部品の一体成形も行われている。加えて、成形時間の短縮も図られたので低コスト化が可能となった。

超塑性成形では雄・雌、一方の金型で成形が可能である。また、材料と加工方法の両面から成形時間の短縮が検討されているので、今後、適用範囲はさらに広がるものと考えられる。

5.4 接合

アルミニウムボディパネルを接合する際、日本では鋼板と同様に抵抗スポット溶接が用いられる。一方、欧州ではこれに代わる接合方法として機械的接合方法 (クリンチングやセルフピアシングリベット) が多く用いられている。抵抗スポット溶接をアルミニウム合金に適用する場合、材料の表面状態、電源、電極などの条件を整えなくては安定した接合強度が得られない、また、電極の



Fig. 23 Hardtop of Honda S2000.

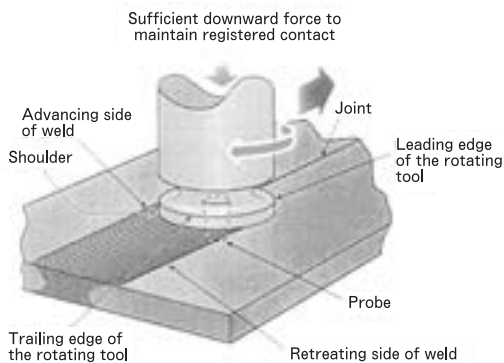


Fig. 24 Schematic illustration of Friction Stir Welding⁵⁶⁾.

損耗が激しい、等の問題が有り、これらへの対応が難しいためである

5.4.1 レーザ溶接

レーザー溶接はアーク溶接に比べてエネルギー密度が高いため、溶融部の幅が狭い、溶接速度が速い等の特徴がある。このため、熱影響部の強度低下が小さく、熱ひずみが少ない、また、片側からの溶接が可能といった、利点がある。一方、設備が高価である、接合部に精度が必要といった問題点もあることから、アルミニウムボディパネルへの使用は進んでいなかった⁵⁹⁾。

Audi では抵抗スポット溶接に代わる接合方法として、A2 (1999年) の開発時にレーザー溶接を取り入れた。この時、車体部品の大型化と部品点数の削減を行うことで接合部分の精度を向上させ、レーザー溶接の実用化に成功した¹⁸⁾。2002年に発表した新型のA8 (D3) では、レーザー溶接とMIG溶接を組み合わせたレーザーハイブリッド

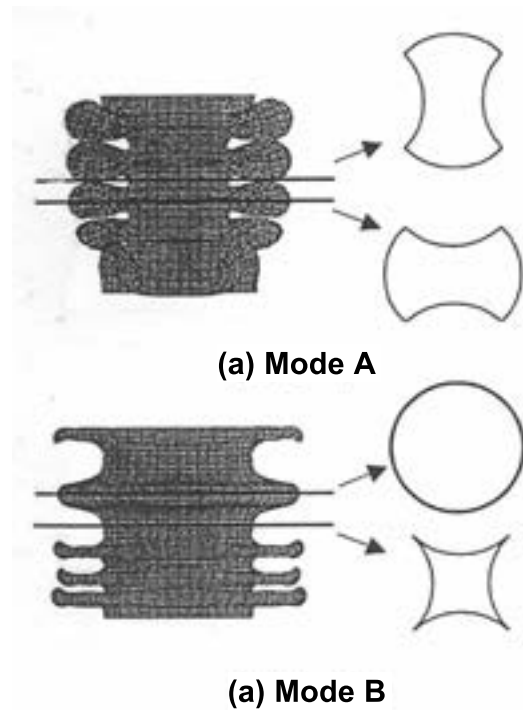


Fig. 26 Deformation patterns of Energy Absorber⁶⁵⁾.

溶接も採用した。レーザーハイブリッド溶接はレーザー溶接よりも深い溶け込みが得られる。Audi では、新型A8のボディの接合について、材料の種類、肉厚により以下のように各種の接合方法の使い分けを行っている²⁰⁾。
 ①セルフピアシングリベット…2.0~6.0mmの厚さのもの
 ②MIG溶接…主構造部分(押出型材どうし、ダイカストどうし、押出型材とダイカスト)

③レーザー溶接…主構造部分（押出型材）への板材の接合

④レーザーハイブリッド溶接…押出型材への板の接合，
板厚 2.0~4.0mm

さらに，レーザー溶接やレーザーハイブリッド溶接は Volkswagen Phaeton（2002年）のアルミニウム製ドアにも使われている⁶⁰⁾。

炭酸ガスレーザーやNd:YAGレーザーに加えて，半導体レーザー（ダイレクトダイオードレーザー）を自動車ボディ材へ適用することも検討されている。半導体レーザーはアルミニウムへの吸収率が高いことおよび溶け込みが熱伝導型であることから，アルミニウムの接合に適したレーザー溶接法であると考えられている。半導体レーザー加工機は電気から光への変換が従来のレーザー加工機と比較して高効率である。そのため装置は小型で軽量である。また，電力使用量の低減が可能であり，エネルギーコストの点で有利である。ただし，現状ではレーザー発振の特性からレーザービームが発散するために十分にビームを絞ることができない。今後，ビームを絞り込む技術が開発され，また，半導体自体のコストが下がって大出力の装置が得られるようになれば，自動車ボディ材での実用は可能であると考え⁶¹⁾。

5.4.2 摩擦攪拌接合（FSW）

摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding，略してFSW）は英国のTWI（The Welding Institute）で基本技術が開発された接合方法で，欧州では主に船舶，北米では航空機，日本では鉄道車両や建築物（橋梁）でその利用技術開発が進んでいる。この方法では，Fig. 24に示すようにアルミニウム合金板材の突合せ面に先端に突起のついた鋼製工具を回転させながら差込み，突合せ面に沿って移動させることにより接合を行う。母材を溶融させないので，溶融溶接特有のブローホールや高温割れといった欠陥を生じない。また，入熱量が小さいため熱影響部の強度低下が小さく，溶接ひずみも小さい。さらに，溶加材や不活性ガスが不要といった特徴がある⁵⁹⁾。

FSWは，これまではある程度の肉厚を有する押出型材への適用が多かった。しかし，最近では薄板への適用も検討されており，また，抵抗スポット溶接に代わる点接合方法としても利用されている⁶²⁾。マツダではRX-8のアルミニウム製フードとリア・ドアにFSWによる点接合を採用した。抵抗スポット溶接のように大きな電源を必要としないので投資を抑制することができ，しかも，ランニングコストも削減できたと報告している^{63), 64)}。

5.4.3 接着

自動車構造部材の接合について，接着は長期間の信頼性確認の問題が有ることから，他の接合方法との併用で使用される。最近発表された車両ではJaguar XJ（2002年），BMW 5 series（E60，2003年）でセルフピアシングリベットと併用して使われている。BMW 5 seriesでは鋼板との異材接合箇所にも使われており，この場合には接着剤に絶縁性を持たせて電食を防止している²¹⁾。

5.5 表面処理技術

アルミニウム製の自動車ボディ材を採用した場合にも，塗装前処理には鉄部品と同時にリン酸亜鉛による化成処理が行われる。リン酸亜鉛処理液中の珪フッ化水素濃度や遊離フッ素濃度を調整することによって鉄部品との同時処理が可能となった。板材の表面についても微細なリン酸亜鉛の結晶が析出するよう酸化皮膜の除去を行っている。

欧州では酸化皮膜の経時変化を抑制するためにTi系，Zr系，Ti-Zr系の表面処理（Conversion Coating）を行った板材も供給されている^{9), 20), 65)}。Audiは新型A8（D3，2002年）で安定した溶接品質を得るために材料にTi系の表面処理を採用したと報告している²⁰⁾。また，欧州では固形潤滑剤を塗布した板材も自動車ボディパネル用に供給されており，将来的には電着塗装あるいはこれに代わる表面層を持つ板材の供給も検討されている⁹⁾。

なお，5.2で述べたように，欧州では熱処理と表面処理および固形潤滑剤の塗布を一つの装置で連続して実施できるよう自動車ボディ材の仕上げラインを強化している^{9), 49)}。

5.6 シミュレーション技術

現在の自動車産業にとってコンピューター解析によるシミュレーション技術は欠かせないものになっている。設計段階での応力解析，衝突解析，走行時の空気抵抗の解析等，また，試作段階での鋳物の鋳造凝固解析やプレス部品の板材成形解析，鍛造部品の加工解析等，新車の構想から完成まで多くの過程でコンピューター解析によるシミュレーションが行われている。シミュレーションによって試作や実験の回数を少なくし，開発期間を短縮することのできるため，新車の開発に掛かるコストを抑制することができる。究極の目標は試作ゼロによる新車の開発と言われている。

当社のような素材メーカーでは実際に自動車部品を生産することはほとんど無いものの，ユーザーにとって使いやすい材料特性の板材の検討，ユーザーの要求性能を満たす押出型材の断面形状（強度，変形特性，生産性等）の検討，アルミニウム材料の加工に適した製造条件（板成形や鍛造の金型形状）の検討，等のためコンピューターによる解析を行っている。

たとえば，板材の成形シミュレーションは，鋼板ではかなり実態に合う解析が可能となった。ところが，材料定数を変えるだけでアルミニウム板材の成形に適用しようとすると，実態と異なる場合が多い。材料の異方性を考慮した構成式の導入等，材料特性のどういった因子を解析に導入すれば実態に合うようになるのか，成形シミュレーションの精度を向上させるための研究が素材メーカーで進められている⁶⁶⁾。また，材料特性のどのような因子が成形性向上に寄与するのか，といったことも研究されている。さらに，板材の成形シミュレーションで行われている破断判定をアルミニウム合金管のハイドロ成形の

解析に適用することも試みられている⁶⁷⁾。

一方、押出型材については断面形状の設計する際に有限要素法が利用されている。衝撃吸収材の断面形状の検討はその一例である。最近の自動車では、正面衝突時のエネルギーを緩和するため、車体の前後にクラッシュアブソルブションを設けることが多い。押出型材は断面設計上の自由度が高いため、軽量でエネルギー吸収特性に優れた断面の形状を得ることが期待される。有限要素法によってエネルギー吸収特性に優れた断面形状の押出型材を検討し、素材メーカーから部品形状の提案も行われている。Fig. 25 に示すように型材の断面形状の違いによる変形形態の違いもシミュレーションで表されている⁶⁸⁾。

5.7 車体部品への鋳物の採用

車体部品へのアルミニウム鋳物の適用は、高品質で高じん性な薄肉鋳物であるチクソキャスティングや真空ダイカストによって可能となった。

Audi は旧型の A8 (D2, 1994 年) でスペースフレーム構造を採用した際、車体構造を形成する継手 (Audi では node と呼ぶ) に真空ダイカストによる鋳物を採用した。その後、A2 (1999 年) や新型の A8 (D3, 2002) では、A ピラー、B ピラーといった大型の構造部品にも鋳物の適用範囲を広げている^{18)~20)}。また、真空ダイカストは Ferrari 360 Modena にも同様の車体構造部品として採用されている¹⁹⁾。

チクソキャスティングは本田技研工業の Insight (1999 年) のリアアウトリガーに採用されている⁶⁹⁾。

真空ダイカスト、チクソキャスティング、いずれの場合も熱処理や溶接が可能であり、また、薄肉であることから、車体部品へ適用が可能である。薄肉鋳物はスペースフレーム構造を構成する重要な部品となっている。

真空ダイカストは、オールアルミニウム車以外でも Mercedes Benz CL class (1999 年) の B ピラーに採用されており、最近ではサスペンションマウントにも採用されている¹⁴⁾。また、Audi A4 (2000 年) や Volkswagen Phaeton ではドアミラー・サポート等のドアの部品に使われている¹⁶⁾。

鋳物は表面の品質からアウターへの適用が難しいものの、高品質の薄肉鋳物が得られるようになったことで、車体部品へ採用がさらに増えるものと予想する。

5.8 リサイクル技術

自動車の大量生産、普及に伴って廃棄される自動車も問題とされるようになった。2002 年 7 月、使用済み自動車 (End of Life Vehicle, 略して ELV) の再資源化等に関する法律 (通称、自動車リサイクル法) が成立し、自動車の製造、流通・販売、廃棄・リサイクルの各段階を通じて、循環型社会を考慮した体制を取ることが義務づけられている。現在はリサイクルの考慮なしには、自動車向けの材料を考えることができない状況である。ELV の廃棄および処分には、以下の3点が問題となる。

①シュレッダーダスト等の廃棄場所が限られている

②有害物質を含む環境負荷物質が使用されている

③再生された材料の品質は元の材料の品質よりも低い (カスケードリサイクルに使用)

アルミニウムはリサイクル性に優れた材料であることから、現在のところ自動車の廃棄に関する問題は生じていない。しかし、自動車の車体部品にアルミニウム展伸材が多く採用されるようになると、上記の③が問題となると予想する。アルミニウム展伸材が車体部品として使用される場合、鉄部品や鋳物部品との分離が難しい。自動車ボディ用のアルミニウム板材にとって、鉄は不純物となる。6000 系自動車ボディ材で鉄量の増加によって T4 材の伸びが低下し、塗装焼付硬化性 (ベークハード性) が低下することが報告されている⁷⁰⁾。その一方で、アルミニウムは鋳物用合金あるいはダイカスト用合金としての需要が十分にあるため、自動車ボディ用のアルミニウム材料では展伸材 to 展伸材のリサイクルは全く実施されていないのが現状である。このため、今後、自動車の車体部品としてアルミニウム展伸材の需要が伸びてくると、リサイクルの用途としての鋳物用合金は飽和状態に達してしまうと予想される。

以上のような状況から欧州アルミニウム協会では、2015 年には展伸材 to 展伸材のリサイクルで 30 万 ton/年が再利用されると予想している⁷¹⁾。

一方、北米の状況を見ると、Ford と Alcan との間でプレス工場から出るブランキング後のスクラップを Alcan が引き取り、自動車ボディ材のリサイクルを行うことが 2002 年 10 月に合意されている⁷²⁾。また、2003 年 2 月に合衆国エネルギー省より提示された "Aluminum Industry Technology Roadmap" にはスクラップの使用を許容したリサイクル性高い合金の開発が示されている⁷³⁾。

国内でも新エネルギー産業技術総合開発機構 (NEDO) からの補助金研究として、金属系材料研究開発センター (JRCCM) および当社を含む軽圧7社が、アルミニウム再生材中の鉄の許容量拡大、アルミニウムリサイクルのビジネスモデルの構築、自動車アルミ化に関するライフサイクルアセスメント (LCA) の3つのテーマで自動車ボディ材のリサイクル技術の研究開発を行っている⁷⁴⁾。

飲料缶用の板材やアルミニウムサッシのように自動車ボディ用板材が自動車ボディ用板材に再生されるようになれば、二次合金市場での飽和を回避できるだけでなく、精錬に要するエネルギーの節約にも貢献することができるであろう。

6. おわりに

自動車ボディのアルミニウム化とその背景となる技術について最近の動向をまとめた。環境問題あるいは法規制により、近年、欧州では車体へのアルミニウム部品の採用が急速に増加している。また、アルミニウムメーカー

でも、自動車向けの材料の供給体制を整えている。日本でも自動車へのアルミニウム部品の採用は増えており、今後も着実に伸びていくものと考えられる。

国内の車体部品へのアルミニウム材料の需要は、欧米に比べてまだ少なく、今後、需要が伸びた際には、材料についても加工についても新たな技術が必要となると予想する。この報告で紹介した海外の技術が自動車軽量化の多少なりとも参考になれば幸いである。

自動車の軽量化に関する技術を欧州と比較した場合、材料については大きな差はないと見られる。一方、その利用の仕方については、欧州で新しい自動車が発表されるたびに驚かされることが多い。アルミニウムという材料を良く知り、その特性を活かした使い方をすることがアルミニウム製部品の採用を拡大する重要なポイントであろう。

車体部品へのアルミニウムの採用を妨げている最大の要因は、材料の価格と共に加工コストである、といわれている。アルミニウムメーカーは自動車のことを良く知り、どのような材料ならばコストを下げるができるのか、また、安く加工することができるのか、を考へることも必要であろう。自動車の軽量化には、いずれにしても自動車メーカーとアルミニウムメーカーの連携が不可欠である。一方、アルミニウム合金の基礎的な特性を知り、塗装焼付硬化性や成形性の向上を図った将来的な材料の開発には、大学や公的な研究機関での基礎研究が重要な位置を占めるであろう。基礎研究の振興には行政からのバックアップも大切である。産学官の連携なくしては、将来を見据えた自動車向けの材料の開発は難しいであろう。

謝 辞

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

参 考 文 献

- 1) 湊 清之：日本アルミニウム協会 自動車シンポジウム No.13「自動車へのアルミニウム材適用の現状と今後の展望」テキスト，(2003)，1.
- 2) 朝日弘美，中川恒彦，久保周夫，島田 実，後藤富雄，鈴木俊之：自動車技術，56-8 (2002)，7. 他
- 3) Official Journal of the European Communities, 13.2.1999, L40/49.
- 4) ibid., 20.4.2000, L100/57.
- 5) 香川 勉：第42・43回 白石記念講座「地球環境問題を視野に入れた最先端の自動車技術」テキスト，日本鉄鋼協会，(2000)，1.
- 6) Horst E.Friedrich : Automobiltechnische Zeitschrift, 104-3 (2002), 258.
- 7) 日本アルミニウム協会 homepage より自動車アルミ化委員会，(2003).
- 8) 軽金属協会 自動車委員会：自動車部品のアルミ化調査報告 (第6回)，(1997).
- 9) Roland Harings : 4. Euroforum-Fachtagung "Aluminium im Automobilbau", (2002).
- 10) C.Bassi, J.Timm : 6th European Car Body Conference "Aluminium-Steel-Hybrid Structures," (2003), 41.
- 11) Sonderausgabe ATZ/MTZ Die neue Mercedes-Benz E-Klasse, Mai (2002).
- 12) 守山幸宏，伊藤 敦，石井文雄，二関 隆：マツダ技報，21 (2003)，63.
- 13) Car@nifty よりトヨタ 次期プリウス 新車発表会，(2003).
- 14) 中西栄三郎，藤原東彦：第42・43回 白石記念講座「地球環境問題を視野に入れた最先端の自動車技術」テキスト，日本鉄鋼協会，(2000)，15.
- 15) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Mercedes SL, Oktober (2002).
- 16) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A4, November (2000).
- 17) Mercedes-Benz EGO Vol.1, NEKO MOOK 30 (ネコ・パブリッシング)，(1999).
- 18) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A2, Marz (2000).
- 19) 日本アルミニウム協会 自動車委員会：平成12年度 欧州における自動車のアルミ化調査報告，(2000).
- 20) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A8, August (2002).
- 21) BMW 英文広報資料 The BMW 5 series saloon, (2003).
- 22) BMW 英文広報資料 The BMW 6 Series, (2003).
- 23) 新型フォレスターのすべて モーターファン別冊ニューモデル速報第298弾 (三栄書房)，(2003)，30.
- 24) 人と車のテクノロジー展2002より スバル フォレスターバンパー展示.
- 25) 小松泰典，伴 恵介，村岡康雄，矢羽々隆憲，安永晋拓，塩川 誠：HONDA R&D Technical Review, 3(1991)，27.
- 26) 福尾幸一，藤村 章，斉藤政昭，角田和彦，瀧口士郎：同上，11-2 (1999)，1.
- 27) CAR GRAPHIC (二玄社) No.506, 5 (2003)，96.
- 28) 同上 No.508, 7 (2003)，57.
- 29) Werner Kosak : 軽金属学会 第53回シンポジウム「どこまで進む自動車のアルミ化」テキスト，軽金属学会，(1998)，48.
- 30) Alois Lang : 4. Euroforum-Fachtagung "Aluminium im Automobilbau", (2002).
- 31) Mercedes-Benz EGO Vol.2, NEKO MOOK 47 (ネコ・パブリッシング)，(2000).
- 32) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue BMW 7er, November (2001).
- 33) Ulrich Bruhnke, Wolf Zimmermann, Ralf Worner, Hartmut Buchfink, Tobias Moers, Bernd M. Baumann : Automobiltechnische Zeitschrift, 104-2 (2002)，316.
- 34) Sonderausgabe ATZ/MTZ Der neue Audi A3, April (2003).

- 35) Werner Vogel : 日本アルミニウム協会 自動車シンポジウム No.11 「21 世紀に本格化する自動車技術」テキスト, (2001), 21.
- 36) Mercedes-Benz EGO Vol.4, NEKO MOOK 166 (ネコ・パブリッシング), (2001).
- 37) Stuart Birch : Automotive Engineering inter-national, 111-7 (2003), 28.
- 38) 山田 徹 : 軽金属学会 第 56 回シンポジウム「自動車へのアルミニウムの適用事例と課題」テキスト, 軽金属学会, (2001), 8.
- 39) 小松泰典, 新井彪雄, 阿部春樹, 佐藤正和, 中沢 靖, 入江卓志 : HONDA R&D Technical Review, 3 (1991), 50.
- 40) 中村篤史, 原田宏丈, 林 裕之, 折出光宏, 川辺喜裕, 原 利行, 桜木秀偉, 高木正臣, 今野喜裕 : 日産技報, 48 (2001-2), 24.
- 41) 高木 潔, 桜木秀偉, 高木正臣, 今野喜裕, 永見郁夫, 後藤康雄, 田代政己, 浜田裕喜 : 同上, 50 (2002-2), 43.
- 42) 眞田裕一, 吉岡心一, 間宮 清, 石川 尚 : 同上, 51 (2002-8), 78.
- 43) 宇野照生 : アルミニウム製品と製造技術, 軽金属学会編, (2001), 220.
- 44) 宇野照生, 杉江明士 : 本誌, 32 (1991), 32.
- 45) 吉田英雄, 平野清一 : 同上, 32 (1991), 20.
- 46) 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属, 46-9 (1996), 427.
- 47) 櫻井健夫, 大家正二郎, 岩村 宏, 高木康夫, 竹添 修 : 軽金属第 87 回秋期大会講演概要, (1994), 185.
- 48) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱 岩, 松尾 守 : 同上, (1994), 187.
- 49) C.T.W.Lahaye : 6th European Car Body Conference "Aluminium-Steel-Hybrid Structures," (2003), 139.
- 50) Corus Superlite パンフレット.
- 51) D.Daniel, J.L.Hoffmann, G.Plassart, J.Prunier : 2002 IBEC/ATT Conference Proceedings, (2002), 2002-01-2012.
- 52) 勝倉誠人, 三ツ橋保行, 服部 努, 岡本辰也, 武村伸介, 松田慎二 : 日産技報, 50 (2002-2), 38.
- 53) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄 : 軽金属, 52-10 (2002), 448.
- 54) Richard L.Klimisch, Joseph C.Benedyk : Light Metal Age, 68-February (2003), 64.
- 55) Superform Aluminium 社パンフレットおよび homepage.
- 56) Ph. Taylor : 6th European Car Body Conference "Aluminium-Steel-Hybrid Structures," (2003), 205.
- 57) B.Dunwoody : ibid., (2003), 227.
- 58) 横山 鎮, 木山 啓, 宮岡博也 : 日本アルミニウム協会 自動車シンポジウム No.11 「21 世紀に本格化する自動車技術」テキスト, (2001), 7.
- 59) 熊谷正樹 : 本誌, 43 (2002), 139.
- 60) T.Graf, H Staufer : Welding J., 82-1 (2003), 42.
- 61) 前田興一, 阿部信行 : 自動車技術会 2003 年春季大会材料フォーラム「環境と安全の追求, 新たな自動車材料テクノロジー」テキスト, (2003), 29 (20034202).
- 62) S.Sakano, M.Fujimoto et. al. : 3rd International Symposium on FSW, Kobe (2001), CD-ROM.
- 63) 熊谷正樹, 田中晃二 : 軽金属学会第 102 回春期大会講演概要集, (2002), 247.
- 64) 村上土嘉, 山下浩二郎, 妹尾安郎, 橋 昭男 : マツダ技報, 21 (2003), 86.
- 65) B.Mayer : 6th European Car Body Conference "Aluminium-Steel-Hybrid Structures," (2003), 123.
- 66) Kenji Yamada, Hideo Mizukoshi, Koushi Okada : 本誌, 43 (2002), 50.
- 67) 山田賢治, 水越秀雄, 岡田英人 : 平成 14 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2002), 251.
- 68) 岡田功史, 水越秀雄, 山田賢治 : 軽金属学会第 104 回春期大会講演概要集, (2002), 117.
- 69) 齊藤信広, 中村武義, 大谷輝幸, 黒木盛男, 増田栄二, 井手籠隆 : HONDA R&D Technical Review, 11-2 (1999), 149.
- 70) 箕田 正, 内田秀俊, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属, 53-11 (2003), 523.
- 71) D.H.Mangold : Aluminium 2000 Conference Papers, (2000), CD-ROM.
- 72) Aluminum Now, 5-1 January/February (2003), 12
- 73) Aluminum Industry Technology Roadmap (The Aluminum Association), February (2003) 4.
- 74) 大久保正男 : 自動車研究 : 23-12 (2003), 649.

アルミニウム合金板の成形性と最近の成形加工技術

竹島 義雄*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 111-118

Formability of Aluminum Alloy Sheets
and Recent Forming Technologies

Yoshio Takeshima

Aluminum alloy sheets are applied to various kinds of products by press forming. In recent years, environmental problems are grown up and aluminum alloy sheets for autobody panel are attracting the attention to reduce the weight of automobile for fuel saving and reducing CO₂ in exhaust gas. In this report, firstly, the formability of typical aluminum alloy sheets is reviewed according to the types of forming. Then aluminum alloy sheets for autobody panel are explained in the history of alloy development, the characteristics of alloys and the formability. Finally, superplastic forming and incremental forming are described as the examples of recent forming technologies.

1. はじめに

アルミニウムは工業的に生産されるようになってからわずか100年あまりしか経過していない若い金属である。国内のアルミニウム製品の総需要は約400万トン/年であり、その内訳は、約70%が板、押出型材などの展伸材、残りの約30%が鋳物、ダイカストなどとなっている。

アルミニウムは軽量で加工性や耐食性に優れた材料であるため、その板材は家庭用器物、各種キャップ類、飲料缶、空調機用フィン等多くのプレス成形品に用いられている。また、近年地球環境保護のニーズが高まっており、自動車ボディパネル用アルミニウム合金板は自動車の燃費向上やCO₂排出量低減を実現するための軽量化材料として大いに注目を集めている。国内における自動車へのアルミニウム使用量は現在のところ平均100kg強/台であるが、そのうちの約80%はエンジンおよびトランスミッションを中心とした鋳物が占めており、展伸材の使用量は少ない。ボディパネル用アルミニウム合金板などの本格的な採用はまだこれからである。

ここでは、まずアルミニウム板材全体の成形性を成形の区分に従って概観し、次に自動車ボディパネル用アルミニウム合金板に焦点を絞って、合金開発の経緯、特徴および成形性について述べる。最後に、最近の成形加工

技術の代表例として、超塑性成形およびインクリメンタルフォーミングについて述べる。

2. アルミニウム合金板の成形性

2.1 材料特性

アルミニウム材料は材質によって引張強さが70~700N/mm²の広範囲にわたっている。Fig. 1¹⁾に代表的なアルミニウム及びアルミニウム合金板の引張強さと伸びの関係を示す。強度的には非熱処理型合金より熱処理型合金の方が優れており、非熱処理型合金では加工硬化が加わっても熱処理型合金ほどの強度は得られない。

非熱処理型合金の場合、O材は強度は低い伸びは大きい。冷間加工が加わると強度は向上するが、伸びは急激に低下する。1000系純アルミニウムのO材はアルミニウム材料の中で最大の伸びを有している。熱処理型合金の場合、O材は最終製品としての本来の調質ではないため、合金の種類と用途に応じて熱処理が施され、所定の強度が付与される。伸びはO材とT4材はそれほど変わらないが、焼もどし処理や冷間加工が加わると低下する。プレス成形には一般に伸びのある材料が適しているが、成形品にはそれぞれ要求される強度等の必要性があるため、それらを総合的に考慮して材質選定がなされる。

加工硬化指数n値および塑性ひずみ比r値に関しては、

* 研究開発センター 第一部

アルミニウム合金板については成形性との関係が不明確であるとされている。しかしながら、類似の材質間であれば n 値, r 値とも大きい方が成形性が良好であると考えてよい。アルミニウム合金板の n 値は非熱処理型合金の場合, O 材が 0.25~0.35 でもっとも大きく, 冷間加工が加わるにつれて小さくなる。熱処理型合金の場合は O 材および T4 材が 0.20~0.30 である。いっぽう, アルミニウム合金板の r 値は合金の種類や調質が異なっても面内平均値はあまり大きく変化せず, ほとんどの場合 0.5~0.9 の間にある。アルミニウム合金板の n 値および r 値を冷延鋼板と比較すると, n 値はほぼ同等であるが, r 値は小さい。

2.2 深絞り性

深絞り成形はアルミニウム板材の成形として, 家庭用器物, 各種キャップ類, 飲料缶等においてもっとも広く行われている。Fig. 2²⁾ に 1100 純アルミニウム板の LDR (Limiting drawing ratio, 限界絞り比) に及ぼす軟化度とパンチ肩半径の影響を示す。パンチ肩半径が 4.5mm および 8mm の場合, すなわち, 一般に平頭パンチと呼ばれる肩半径の場合の LDR は軟化度 80% 前後で最大となる。球頭パンチの場合およびパンチ肩半径が 1mm と小さい場合の LDR は軟質材ほど大きい。特に, 球頭パンチの場合はその傾向が顕著である。各軟化度におけるパンチ肩半径の影響をみると, O 材の LDR は平頭パンチと球頭パンチでそれほど変わらないが, H 材の LDR は平頭パンチの場合に比べて球頭パンチの場合の方がかなり小さい。

Fig. 3³⁾ に 1100 純アルミニウム板の LDR に及ぼすダイ肩半径の影響を示す。O 材の場合も H24 材の場合も, またパンチ形状が平頭の場合も球頭の場合も, いずれもダイ肩半径が 3mm 以上あれば LDR に及ぼすダイ肩半径の影響はそれほど大きくない。

Fig. 4⁴⁾ に 1100 純アルミニウム板の LDR に及ぼす潤

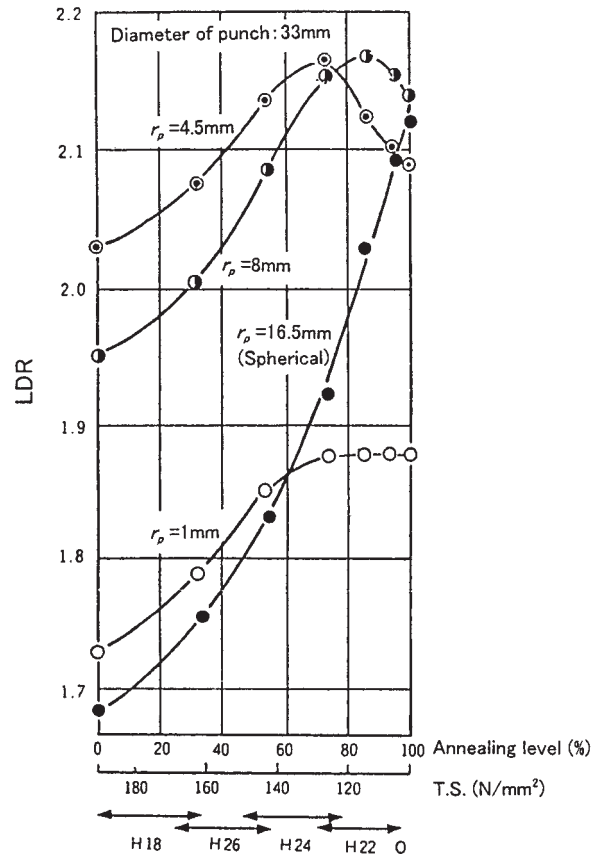


Fig. 2 Effects of annealing level and punch shoulder radius (r_p) on LDR of 1100 aluminum sheets²⁾.

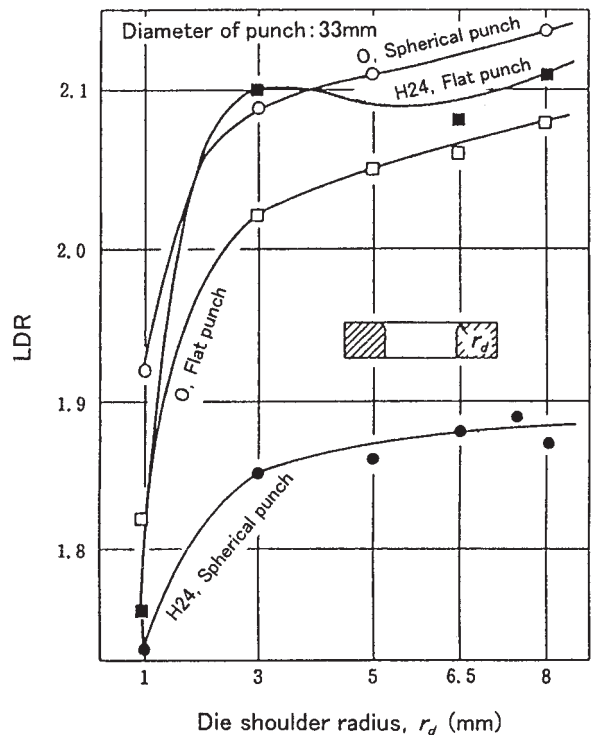


Fig. 3 Effect of die shoulder radius on LDR of 1100 aluminum sheets³⁾.

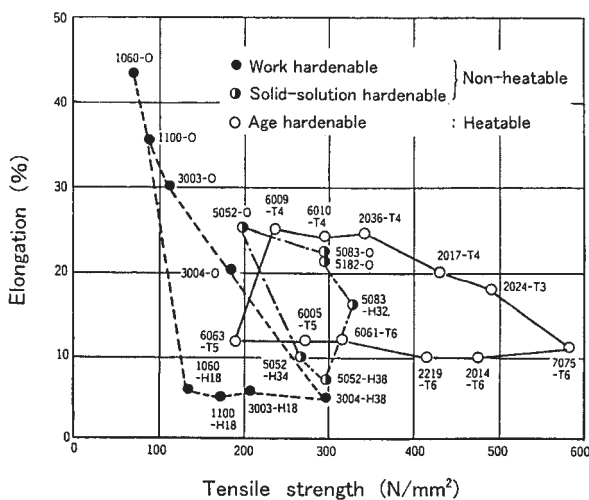


Fig. 1 Relation between tensile strength and elongation of aluminum alloy sheets¹⁾.

滑油粘度と絞り速度の影響を示す。高粘度鉱物油 VG380 を用いた場合には LDR に及ぼす絞り速度の影響は小さいが、中粘度鉱物油 VG32 を用いた場合には絞り速度が遅いと LDR が低下する。しかしながら、Fig. 5⁵⁾ に示すように、中粘度鉱物油 VG32 に油性向上剤をわずか 1% 添加することによって、絞り速度が遅い場合にも LDR の低下を防止することができる。

3000 系 (Al-Mn 系) および 5000 系 (Al-Mg 系) 合金板の深絞り性も純アルミニウム板と同様の傾向を有している。熱処理型合金の場合は非熱処理型合金に比べて調質による LDR の変化が少ない。アルミニウム板材の小型成形性試験における LDR は成形条件が不適当でなければ 2.0~2.2 の間にあることが多く、円筒深絞り性は比較的良好である。平頭パンチによる円筒深絞り加工は材料の伸びを必要とする加工ではないため、適正な絞り比を設定することにより、飲料缶のようにフルハード材でも安定した円筒深絞り加工が行われている。

2.3 張出し性および伸びフランジ性

張出し性および伸びフランジ性は材料の伸びを必要とする特性である。したがって、伸びの大きい純アルミニウムの O 材がもっとも優れており、3000 系および 5000 系合金の O 材がそれに続く。加工硬化材や熱処理材は

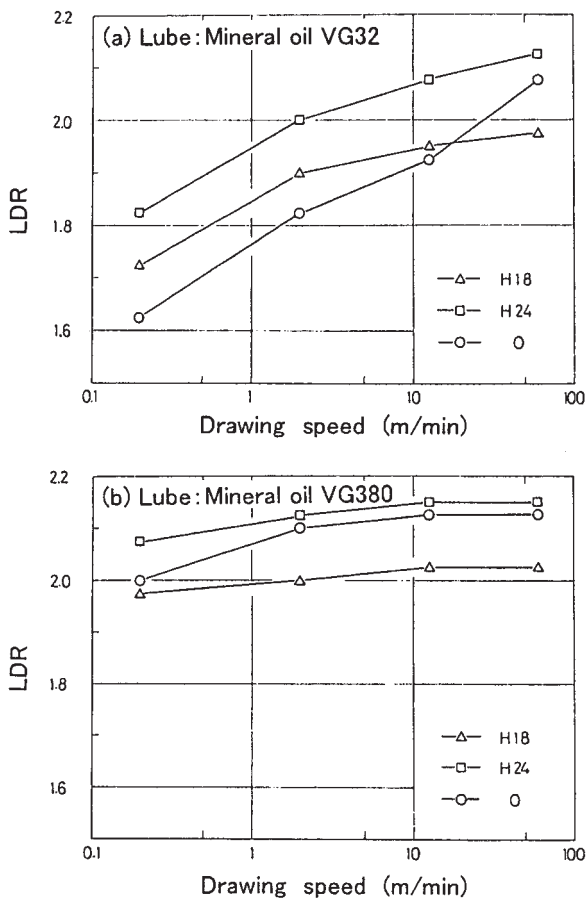


Fig. 4 Effects of lube viscosity and drawing speed on LDR of 1100 aluminum sheets⁴⁾. (VG32 : 31mm²/s at 40°C, VG380 : 383mm²/s at 40°C)

各合金系とも O 材より劣る。

Fig. 6²⁾ に圧延または焼なましによる 1100 純アルミニウム各種調質材の引張強さと、伸び、エリクセン値および限界穴広げ率の関係を示す。伸び、エリクセン値および限界穴広げ率は、いずれも引張強さが高くなるにつれて低下している。圧延調質材 (H1n) と焼なまし調質材

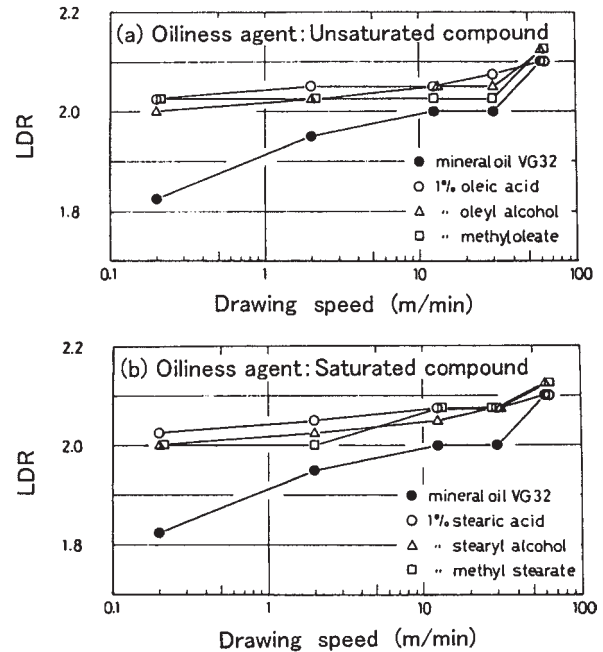


Fig. 5 Effects of oiliness agents in lube and drawing speed on LDR of 1200-O aluminum sheet⁵⁾.

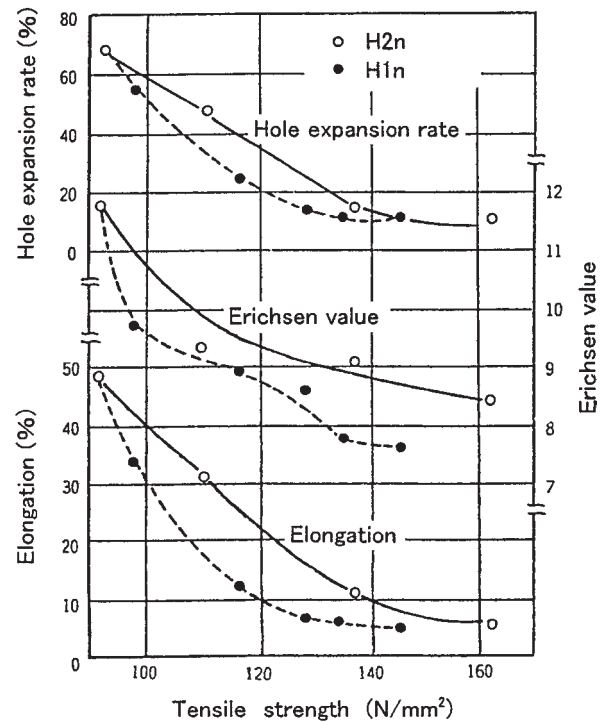


Fig. 6 Effects of tensile strength on elongation, Erichsen value and hole expansion rate of 1100 aluminum sheets²⁾.

(H2n)を同じ引張強さで比較すると、いずれも焼なまし調質材の方が優れている。

Fig. 7⁶⁾に各種アルミニウム合金O材の成形限界線図を示す。すべてのひずみ比において、純アルミニウムのO材がもっとも大きい成形限界を有している。

2.4 曲げ性

曲げ性の評価値としては外側に割れを生じない最小の内側半径が用いられ、通常は板厚に対する倍数で表される。ただし、板厚が厚いほど、曲げ角度が大きいほど、その値は大きくなる。また、曲げの稜線が板の圧延方向に一致する場合より幅方向に一致する場合の方が、曲げ性は一般に良好である。

曲げ性も材料の伸びに関連する特性であるため、材質についての優劣は張出し性や伸びフランジ性と類似である。Table 1⁷⁾に各種アルミニウム合金板についての、180°密着曲げが可能な板厚を示す。各合金系とも、板厚1mm以下のO材は180°密着曲げがほぼ可能である。

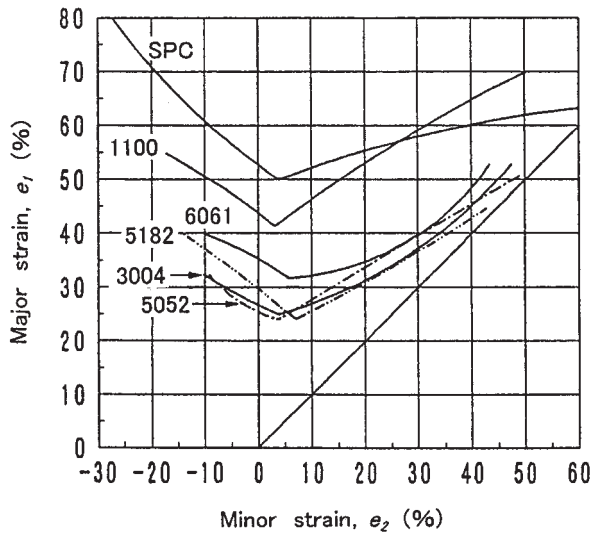


Fig. 7 Forming limit diagram for annealed aluminum alloy sheets⁶⁾.

3. 自動車ボディパネル用アルミニウム合金板

3.1 合金の種類と開発経緯

米国アルミニウム協会に国際合金として登録されている主要な自動車ボディパネル用アルミニウム合金の化学成分規格をTable 2⁸⁾に示す。合金系としては非熱処理型の5000系(Al-Mg系)と熱処理型の2000系(Al-Cu系)および6000系(Al-Mg-Si系)に分類できる。

自動車ボディパネルへのアルミニウムの適用は、1973年の第一次オイルショックを契機として、軽量化による燃費改善の観点から欧米において積極的に検討され始めた。自動車ボディパネル用合金として本格的に開発され

Table 1 Relation between thickness and 180° folding bendability of aluminum alloy sheets⁷⁾.

Alloy and temper	Thickness (mm)	Thickness (mm)			
		0.4	0.8	1.6	3.2
1100	O	○	○	○	○
	H14	○	○	○	—
2024	O	○	○	○	—
3003	O	○	○	○	○
	H14	○	○	○	—
3004	O	○	○	○	○
	H34	○	—	—	—
5052	O	○	○	○	○
	H34	○	—	—	—
5086	O	○	○	○	—
6061	O	○	○	○	—
	T4	○	○	—	—
7075	O	○	○	—	—
7N01	O	○	○	○	—
	T4	○	—	—	—

Table 2 Chemical composition limits of aluminum alloys for autobody panel (mass%)⁸⁾.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
2002	0.35-0.8	0.30	1.5-2.5	0.20	0.50-1.0	0.20	0.20	0.20	Rem.
2036	0.50	0.50	2.2-3.0	0.10-0.40	0.30-0.6	0.10	0.25	0.15	Rem.
2037	0.50	0.50	1.4-2.2	0.10-0.40	0.30-0.8	0.10	0.25	0.15	Rem.
2038	0.50-1.3	0.6	0.8-1.8	0.10-0.40	0.40-1.0	0.20	0.50	0.15	Rem.
5022	0.25	0.40	0.20-0.50	0.20	3.5-4.9	0.10	0.25	0.10	Rem.
5023	0.25	0.40	0.20-0.50	0.20	5.0-6.2	0.10	0.25	0.10	Rem.
5182	0.20	0.35	0.15	0.20-0.50	4.0-5.0	0.10	0.25	0.10	Rem.
6009	0.6-1.0	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.40-0.8	0.10	0.25	0.10	Rem.
6010	0.8-1.2	0.50	0.15-0.6	0.20-0.8	0.6-1.0	0.10	0.25	0.10	Rem.
6111	0.6-1.1	0.40	0.50-0.9	0.10-0.45	0.50-1.0	0.10	0.15	0.10	Rem.
6016	1.0-1.5	0.50	0.20	0.20	0.25-0.6	0.10	0.20	0.15	Rem.
6022	0.8-1.5	0.05-0.20	0.01-0.11	0.02-0.10	0.45-0.7	0.10	0.25	0.15	Rem.

たのは 2036 および 5182 が最初である。米国では自動車ボディパネルに特に耐デント性が要求されることから、強度の高い 2036 がアウターパネルに採用され、成形性に優れる 5182 がインナーパネルに採用された。しかし、2000 系合金は成形性や耐食性が劣るため、欧米では開発の重点が次第に 6000 系合金へ移行していった。まず 6009 および 6010 が焼付け硬化性（ベークハード性）合金として開発され、その後、特性改善が進められて、現在は 6111, 6016, 6022 などが実用化されている。

国内でも、オイルショック後に自動車ボディパネルへのアルミニウムの適用が検討され始めた。国内では要求特性として成形性がもっとも重要視されたため、5182 を上回る高成形性 5000 系合金の開発が進められ、新開発の Al-Mg-Zn-Cu 合金が 1985 年に初めて実車に採用された。次にこの合金の室温時効性を無くした Al-Mg-Cu 合金 (5022) が開発され、国内における標準的な自動車ボディパネル用合金として多くの車種に採用された。さらに、成形性をより向上させるためマグネシウム量を増量した Al-Mg-Cu 合金 (5023) も開発された。Table 2 の 5022 および 5023 は我が国での実績によって米国アルミニウム協会に登録されたものである。その後、国内でもベークハード性を有する 6000 系合金が目されるようになり、特性改善と相まって最近では 6000 系合金の採用例が多くなっている。

Table 3⁸⁾, Table 4⁸⁾ に当社の 5000 系および 6000 系自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の材料特性を冷延鋼板と比較して示す。また、Table 5⁸⁾ にはそれらの塗装焼付け処理後の材料特性を示す。

3.2 合金系による特徴

5000 系合金焼なまし材の応力-ひずみ曲線には一般

Table 3 Mechanical properties of 5000 series aluminum alloy sheets for autobody panel⁸⁾.

Alloy and temper	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)	n	r
GZ45-T4	300	150	30	0.29	0.68
GC45-O	275	140	30	0.3	0.75
GC55-O	280	120	35	0.35	0.72
5182-O	270	130	28	0.3	0.8
SPCC	305	160	46	0.24	2.0

Table 4 Mechanical properties of 6000 series aluminum alloy sheets for autobody panel⁸⁾.

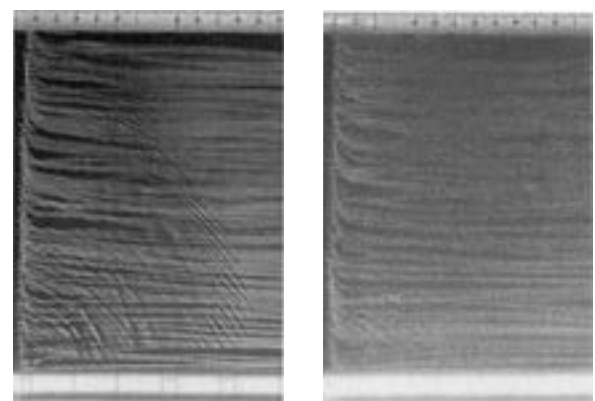
Alloy and temper	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)	n	r
SG112-T4	230	120	30	0.27	0.55
SG212-T4	230	120	30	0.27	0.55
SG312-T4	255	125	31	0.3	0.65
SPCC	305	160	46	0.24	2.0

に降伏現象とセレーションが現れ、それらに対応して、板表面にはストレッチャストレインマークと呼ばれるひずみ模様が発生し、表面欠陥となる。降伏現象で発生するストレッチャストレインマークはランダムマークと呼ばれ、セレーションで発生するものはパラレルバンドと呼ばれる。ランダムマークの防止には焼なまし後にスキンプラス圧延やレベラー矯正などの軽い冷間加工を加えることが効果的である。冷間加工によるストレッチャストレインマーク防止効果の例を Fig. 8⁹⁾ に示す。また、結晶粒を大きくすることはいずれのストレッチャストレインマークに対しても軽減効果を有しているが、あまり大きくしすぎると肌荒れが生じやすくなる。パラレルバンドに対しては材料面からの防止に限度があるため、プレス成形において発生するひずみ量を制限するなど、成形面からの配慮が必要である。これに対して、6000 系合金では降伏現象やセレーションは見られず、ストレッチャストレインマークは発生しない。

6000 系合金の T4 材は高温時効で硬化するため、塗装焼付け時の加熱によって強度が増加するベークハード性

Table 5 Mechanical properties of aluminum alloy sheets for autobody panel after paint bake cycles⁸⁾.

Alloy and temper	170°C-30min.			2%strain+170°C-30min.		
	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)	T.S. (N/mm ²)	Y.S. (N/mm ²)	E. (%)
SG112-T4	260	165	27	260	195	25
SG312-T4	285	170	28	285	200	26
5182-O	285	135	27	290	160	25
GC45-O	290	145	27	300	170	25



(a) As-annealed sheet

(b) Slightly cold-worked sheet

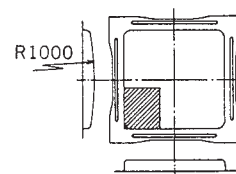


Fig. 8 Appearances of 5022 aluminum alloy panel surfaces polished with a whetstone⁹⁾.

を有している。5000系合金と6000系合金の塗装焼付けによる耐力の変化を Fig. 9¹⁰⁾に模式的に示す。5000系合金の耐力は塗装焼付け後もほとんど増加しないか、むしろプレス成形後より低下する場合もあるのに対し、6000系合金では、焼付け温度や時間によってはプレス成形後に比べて耐力が大幅に増加する。自動車ボディパネルの塗装焼付け温度は欧米では200℃前後と比較的高く、時間も長めであるためベークハードしやすいが、国内では170℃前後と比較的低く、時間も20分程度と短いため、そのような条件のもとでも高ベークハード性を得るための研究が行われた。焼入れ後に還元処理¹¹⁾や予備時効^{12),13)}のような熱処理を追加することにより、低温短時間加熱でも高ベークハード性が得られるようになっている。

3.3 成形性

国内では自動車ボディパネル用アルミニウム合金の開発は成形性に重点を置いて行われたが、鋼板と比較すると、深絞り性、張出し性、伸びフランジ性、曲げ性のい

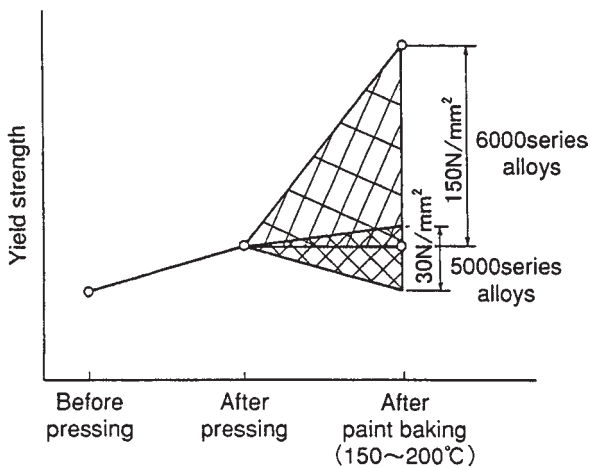


Fig. 9 Schematic illustration on change of yield strength by paint bake cycle¹⁰⁾.

ずれにおいても劣っている¹⁴⁾。5000系合金はマグネシウム添加量が増えるほど引張強さと伸びが増加して成形性が向上するが、熱間圧延性が悪くなるため、製造コストの点からは5023程度が限界と考えられる。6000系合金は銅を添加するかどうかの一つのポイントである。銅を添加すると引張強さが増加して成形性が向上するが、耐食性が低下するため、その採否は自動車メーカーの考え方に依存している。6000系合金の成形性は5000系合金とほぼ同等レベルにまで改善されてきているが、アウトーパーネルのヘム加工に関する曲げ性にはまだ問題が残っており、フラットヘムを可能にするため6000系合金の曲げ性に関する研究^{15)~17)}が盛んに行われている。

自動車ボディパネルは大寸法かつ複雑形状であるため、そのプレス成形においては、割れだけでなく、しわや面ひずみ等の面形状不良、スプリングバックやねじれ等の寸法精度不良等種々の不良現象が発生する。したがって、小型成形性試験だけでは自動車ボディパネル用材料としての評価は不十分であり、アルミニウム合金板についても実パネル成形試験又はモデル成形試験が必要となる。しかし、鋼板用の実パネル金型ではアルミニウム合金板は大割れしてしまうこともあり、そのような場合には金型形状から検討しなければならない。アルミニウム合金板の実パネル成形試験では、概して鋼板との成形性の差を痛感させられることが多い。

鋼板と比較した自動車ボディパネル用アルミニウム合金板の成形特性値と、それらに起因する成形上の問題点を Fig. 10¹⁸⁾に示す。アルミニウム合金板のプレス成形はこれらの問題点を考慮して行う必要がある。アルミニウム合金板は伸び、特に局部伸びが小さいため、ドロウ成形においては割れを防止するためひずみの集中を避け、材料をできるだけ流入させることが望ましい。パンチ肩半径、ダイ肩半径などは鋼板の場合より大きめに設定するのがよい。材料を流入させるとしわが発生しやすくなるが、しわの発生を防止するためには絞りビード形状の

Formability indexes			Problems in press forming	
1. Total elongation	25~30%	60~70% of spcc	1. Inferior deep drawability	60~70% of spcc
2. r-value	0.6~0.8	50% of spcc	2. Easy to form wrinkling and surface deflection	Prevention of wrinkling is necessary
3. Hole expansion rate	40~50%	50~60% of spcc	3. Inferior stretch flange formability	50~60% of spcc
4. 180° minimum bend radius	0.5~1.0t	Flat hemming is applicable for spcc	4. Difficulty for flat hemming	Roped hemming is recommended
5. Young's modulus	70kN/mm²	1/3 of spcc	5. Increase of spring back	2~3 times of spcc
6. Hardness (Hv)	70	60% of spcc	6. Easy to bruise	

Fig. 10 Formability indexes and problems in press forming of aluminum alloy sheets for autobody panel in comparison with those of steel sheet¹⁸⁾.

調整などにより、流入量をバランスよくコントロールする必要がある。穴あきブランクの穴広がりを利用する成形方法は、伸びフランジ性が劣るアルミニウム合金板には適していない。スプリングバックはヤング率が小さい分大きくなるので正確に予測して金型形状に反映させることが重要になる。

4. 最近の成形加工技術

4.1 超塑性成形

超塑性とは、金属材料をある条件のもとで変形させた場合に低応力で非常に大きな伸びを示す現象であり、アルミニウム合金の超塑性温度域はほぼ450~550°Cである。超塑性板材の成形にはブロー成形と呼ばれるガス圧による張出し成形が多く用いられている。

超塑性成形の長所は次のとおりである。

- (1) 通常のプレス成形では不可能な複雑な形状を一体成形できる。
- (2) ブロー成形に要するガス圧は数気圧以下でよいいため、金型強度は低くても差し支えない。
- (3) 金型は雌型または雄型のいずれか一方のみでよいので、金型費が安くなる。

我が国における自動車ボディパネルへの超塑性成形適用事例としては、ホンダS2000の着脱式ルーフ¹⁹⁾がある。この着脱式ルーフの場合、リサイクル性が高く軽量化効果の大きいアルミニウム合金(5000系)を用いて継目のないスタイリッシュな外観で商品化することができ、一体化による接合工程の廃止、金型数の削減、インナー部品の同時成形による材料歩留りの向上などコスト低減も達成できたと報告されている。

超塑性成形は通常のプレス成形に比べて成形時間が長い大量生産には適さないと言われていたが、当社では、超塑性成形速度を高めた5000系新合金SX01²⁰⁾が開発されている。Fig. 11²⁰⁾にSX01の高温引張試験における温度と伸びの関係を示す。この結果から、SX01の超塑性成形における最適ひずみ速度は 10^{-2} ~ 10^{-1} s⁻¹(温度450~500°C)であり、従来の5083合金に比べて1桁大きいため、成形時間を大幅に短縮することができる。Fig. 12²⁰⁾にSX01の伸びと空隙率の関係を示す。SX01は伸び200%でも空隙率は0.3%未満の低いレベルにある。

4.2 インクリメンタルフォーミング

インクリメンタルフォーミングとは、小型の棒状工具を数値制御で動かすことによって金属材料に局所的な変形を逐次付与していく成形方法のことである。移動工具で製品の凹面側を成形する「張出し成形法」と、固定工具で製品の凹面側を支持し、移動工具で製品の凸面側を成形する「逆張出し成形法²¹⁾」に分類することができる。後者は工具を等高線に沿って移動させていく方法であり、自動車ボディパネル成形への適用も検討されている²²⁾。

インクリメンタルフォーミングにおける成形限界は通常のプレス成形におけるそれよりもかなり高い。インクリメンタルフォーミングの成形限界線図の例をFig. 13²³⁾、Fig. 14²³⁾に示す。インクリメンタルフォーミングの成形限界線はほぼ板厚ひずみ一定の線であり、板厚ひずみが限界値に達すると割れを生じる。そして、その限界値は張出しピッチの影響を受け、張出しピッチが小さくなるほど限界ひずみが大きくなる。また、インクリメンタルフォーミングの成形限界は板厚が厚いほど大きく、調質による差は比較的小さい²⁴⁾。

インクリメンタルフォーミングは移動工具によって局

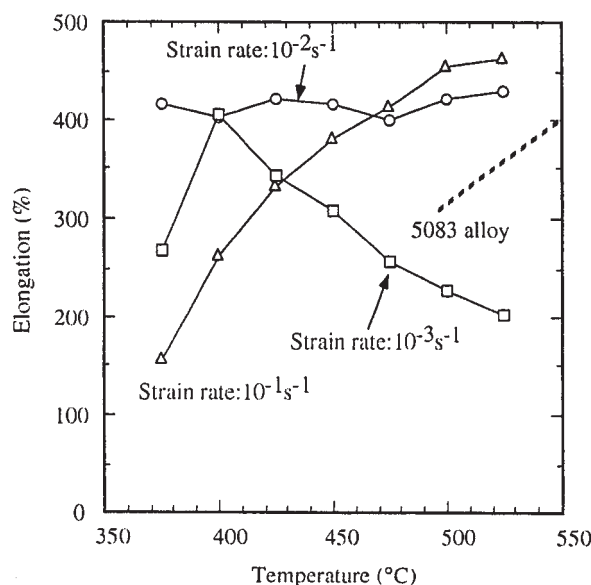


Fig. 11 Relation between temperature and elongation of SX01 aluminum alloy sheet²⁰⁾.

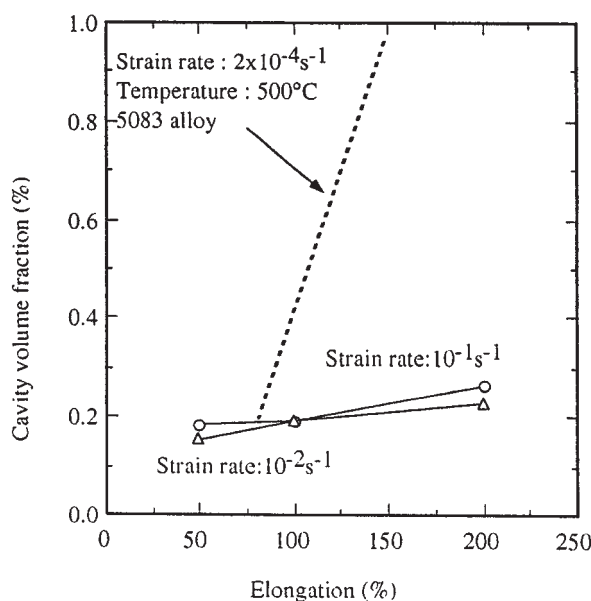


Fig. 12 Relation between elongation and cavity volume fraction of SX01 aluminum alloy sheet²⁰⁾.

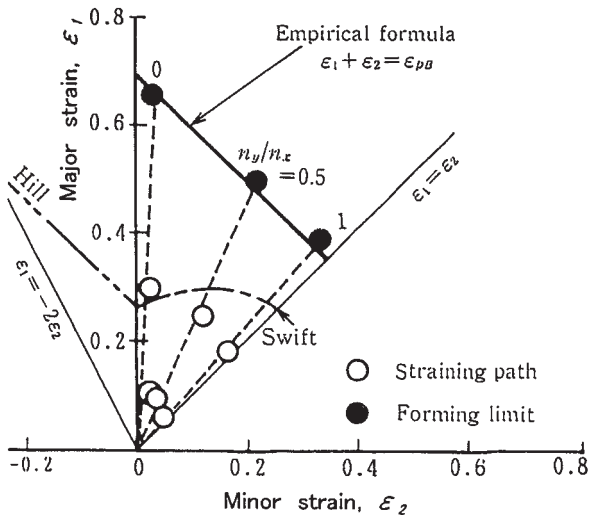


Fig. 13 Forming limit diagram for incremental forming of annealed aluminum sheet²³⁾.
(Thickness : 0.3mm, Forming pitch : 0.5mm)

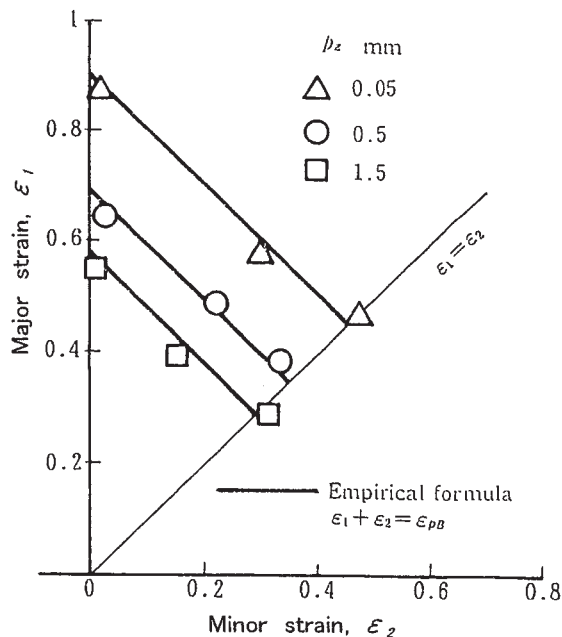


Fig. 14 Effect of incremental forming pitch (p_z) on forming limit strains²³⁾.

部的な変形を逐次付与していく成形方法であるため、成形に要する時間は通常のプレス成形よりはるかに長いですが、プレス成形には不可欠な金型を省略することができるので、他品種少量生産に適している。前述の自動車ボディパネル成形への適用検討²²⁾においては、応用例として試作車用パネル、モーターショー用パネル、補給パーツ等が挙げられている。

5. おわりに

アルミニウムは鉄に次ぐ第2の金属材料であり、多く

の板材が各種のプレス成形品に用いられている。自動車ボディパネルに関しては、アルミニウム合金板の成形性が冷延鋼板に比べて劣っているため、現在のところ限られた車種の限られたパネルにしか採用されていないが、自動車の軽量化は地球環境保護の観点から社会的な要請となっており、ぜひとも推進すべき課題である。軽量化材料の使用はそのもっとも有効な手段であるため、自動車におけるアルミニウム合金の役割は今後ますます大きくなると考えられる。成形方法については、通常のプレス成形に加えて、ここで紹介した超塑性成形やインクリメンタルフォーミングなど新しい成形加工技術が活躍する場も広がってくるであろう。

素材製造時の環境負荷を考慮した自動車アルミ化による環境負荷低減の試算結果²⁵⁾によると、アルミニウム全量に新地金を使用した場合には走行距離数万 km 以上において環境負荷低減効果が得られるが、全量再生地金を使用した場合には走行距離0から効果が得られる。したがって、自動車に限らずアルミニウム合金の適用を進める上では、常にリサイクルの促進が重要な課題であることを忘れてはならない。

参考文献

- 1) 宇野照生, 吉田英雄: 本誌, 27 (1986), 198.
- 2) 藤倉潮三: 軽金属, 30 (1980), 664.
- 3) 西村嘉彦: 本誌, 11 (1970), 82.
- 4) 村田裕滋, 高橋恒夫: 軽金属, 31 (1981), 761.
- 5) 村田裕滋, 高橋恒夫: 同上, 32 (1982), 413.
- 6) 軽金属学会: 研究部会報告書 No.30, (1996), 50.
- 7) 軽金属協会: 自動車のアルミ化技術ガイド・成形編, (1981), 5.
- 8) 宇野照生: 本誌, 42 (2001), 100.
- 9) 竹島義雄, 疋田達也, 宇都秀之: 同上, 34 (1993), 59.
- 10) 吉田英雄, 平野清一: 同上, 32 (1991), 20.
- 11) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 46 (1996), 427.
- 12) 櫻井健夫, 大家正二郎, 岩村 宏, 高木康夫, 竹添 修: 軽金属学会第 87 回秋期大会講演概要, (1994), 185.
- 13) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱 岩, 松尾 守: 同上, (1994), 187.
- 14) 竹島義雄, 疋田達也, 宇都秀之: 本誌, 32 (1991), 39.
- 15) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, 52 (2002), 448.
- 16) 伊藤吾朗, 飯村友明, 伊藤伸英: 軽金属学会第 103 回秋期大会講演概要, (2002), 207.
- 17) 日比野旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田 健: 同上, (2002), 211.
- 18) 宮岡博也, 藤川澄夫: プレス技術, 29-4 (1991), 54.
- 19) 渡邊二郎, 奥中啓之, 横山 鎮, 宮岡博也: 素材材, 41-11 (2000), 13.
- 20) H.Uchida, M.Asano and H.Yoshida: 本誌, 40 (1999), 12.
- 21) 松原茂夫: 塑性と加工, 35 (1994), 1311.
- 22) 松居正夫, 松田文憲: 同上, 42 (2001), 1046.
- 23) 井関日出男, 久門 統: 同上, 35 (1994), 1336.
- 24) 北澤君義, 西林 保, 藤野博文: 軽金属, 51 (2001), 103.
- 25) 東海林了: アルミニウム, 8 (2001), 127.

Al-Mg-Si 系合金押出材の量産技術の進歩と 今後の注目技術*

松田 真一** 吉田 英雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 43 No. 1 (2002), pp. 119-130

Technical Development in Manufacturing Technology and Recent Topics of Al-Mg-Si Alloy Extrusions

Shinichi Matsuda and Hideo Yoshida

The development of extrusion technologies in wrought aluminum alloys, especially Al-Mg-Si alloys, was reviewed and discussed. The Al-Mg-Si alloys have good mechanical properties and corrosion resistance compared with other aluminum alloys. So the extrusions of these alloys have many applications, for example, window frame, curtains rails, lighting poles, tubes for automobile heat exchangers, movable side walls on truck and air cylinders. Many investigations about homogenization, extrusion process, die, heat treatment and surface finishing of Al-Mg-Si alloy extrusion were made to obtain high productivity and quality for many years. From both industrial and metallurgical point of view, some important technologies have been developed through these studies. Due to global movement on reduction of green house gas and environmental protection, it is predicted that the use of aluminum material for transportation application, especially for automotive, will be much increasing in near future. Recently, some new technologies to minimize the fluctuation of mechanical properties, to vary the sectional shape during extrusion and to recycle the scraps that were mixed with wrought and cast material were developed.

1. はじめに

押出加工は18世紀末に溶湯の鉛をプレスで成形する発明がその起源とされている。アルミニウムで本格的に検討され出したのは19世紀終わり頃からのようである。我が国では戦前の航空機用押出材の生産で本格的な運用が始まったが、終戦とともにいわゆる「空白の時代」を迎えた。1950年代後半から再び活発になり始めたが、その牽引役を勤めたのが住宅用建材を中心としたAl-Mg-Si系合金材材である。優れた加工性、耐食性および表面処理性などを生かして、構造部材や装飾材など身近な工業製品へも用途が拡大し、大量生産され始めた。また、大量生産は、プレスのみならずいわゆる後面設備を含めた押出設備の効率化をはじめ、ダイスなどの工具、

切断や曲げなどの後加工や塗装、アルマイトなどの表面処理をはじめとする製造上重要な技術の進歩ももたらした。

今後、社会的には「環境」がキーワードとなってくる。リサイクル性に優れかつ比強度に優れるアルミニウムは、材料置換により軽量化ができ、省エネルギーが達成できるため、輸送機器分野、特に自動車分野での需要が期待されている。中でもAl-Mg-Si系合金は強度と耐食性がバランスしており、自動車用材料の主流となることが考えられる。特に押出材は、構造用材料として強度要件に応じて断面を自由に設計できる点に特徴がある。自動車をはじめとした新たな用途への適用に応えるためには、押出技術もさらなる進歩が必要となると予想される。

本稿では、Al-Mg-Si系合金の生産量拡大とともに確立されてきた押出における重要な量産化技術についてふれ、上記をふまえた上で、今後の注目される押出技術動

* 軽金属, 53 (2003), 11月号に一部掲載

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第一部, 工学博士

向について概説する。

2. 用 途

2.1 需要

日本アルミニウム協会がまとめた2001年の軽圧品の統計資料¹⁾をもとに、品種・合金別の生産実績を集計したものがFig. 1である。完成品ベースで、板・押出全体では約231万トンが生産され、そのうち約半分弱が押出品である。

押出品の中では、A6063の形材が生産量全体の約80%、82万トン占める。これは、板類を含めた全体の生産実績からみても、単一の合金として36%と突出しており、これに匹敵する合金は他に見あたらない。その他のAl-Mg-Si系を含めれば、国内のアルミニウム押出品の約87%が6000系合金で生産されている。

2.2 用途

現在用いられている主な6000系アルミニウム合金は、Table 1のとおりである。

2.2.1 建材

アルミニウム押出品の出荷約100万トンのうち、過半

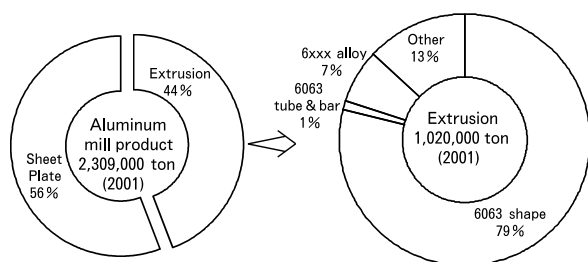


Fig. 1 Production of aluminum extrusion in Japan.
(Data was re-totaled from 2001 statistics annual report of aluminum¹⁾.)

数の約53万トンがサッシ・ドア用途であり、これに外・内装材などの建設向けを含めれば約68万トンで他の用途から頭抜けている。そのほとんどが形材で多くは6063合金である²⁾。

6063合金は、純アルミの押出加工性の良さをほとんど損なわず、加工後の熱処理によって適度な強度を付与することができる。従って、6063合金を採用することによって、デザイン性や強度を満たすために複雑に設計された断面形状の中空形材を多量に安価に供給することがはじめて可能になる。またアルマイト性にも優れており、耐食性・耐候性を付与するほかに着色などによって付加価値を与えることも可能である。

欧米では6063よりも若干Mg添加量を少なくして押出性を向上させた6060合金が開発されており³⁾、近年、国外を中心に採用例が増えてきている。

2.2.2 輸送機器（自動車、二輪車、車両）

アルミニウム合金は鉄に比べて軽く、比強度に優れるため、輸送機器用の構造材に適した素材である。6061合金や6082合金などは適度な強度を有しながら耐食性に優れており、また、6005合金や6N01合金は溶接性が比較的優れているので、二輪・四輪自動車や鉄道車両用途の材料に向いている (Fig. 2⁴⁾, 3)。二輪ではリムやフロントフォーク、四輪ではスペースフレーム、バンパービーム等の構造材やABSのハウジング、エアコン配管材などに用いられ、今後の需要拡大が期待されている。また、トラックのアオリ材、枠材やリアバンパー材などにも用いられている。

鉄道分野においても省エネ高速化に対応するためアルミニウム製車両の採用が増えている。初期のアルミニウム車両については、5083合金や7N01合金の採用が主流であったが、最近では、いわゆるダブルスキン構造といわれる大型パネルを採用した軽量かつ高剛性を確保する車両設計が進み、素材としても押出性や溶接性が重視さ

Table 1 Chemical composition of 6000 series alloys for extrusion.

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6N01	0.40~0.9	≤0.35	≤0.35	≤0.50 ⁽¹⁾	0.40~0.8	≤0.30 ⁽¹⁾	≤0.25	≤0.10
6005	0.6~0.9	≤0.35	≤0.10	≤0.10	0.40~0.6	≤0.10	≤0.10	≤0.10
6005A	0.50~0.9	≤0.35	≤0.30	≤0.50 ⁽²⁾	0.40~0.7	≤0.30 ⁽²⁾	≤0.20	≤0.10
6013	0.6~1.0	≤0.50	0.6~1.1	0.20~0.8	0.8~1.2	≤0.10	≤0.25	≤0.25
6151	0.6~1.2	≤1.0	≤0.35	≤0.20	0.45~0.8	0.15~0.35	≤0.25	≤0.15
6351	0.7~1.3	≤0.50	≤0.10	0.40~0.8	0.40~0.8	—	≤0.20	≤0.20
6060	0.30~0.6	0.10~0.30	≤0.10	≤0.10	0.35~0.6	≤0.05	≤0.15	≤0.10
6061	0.40~0.8	≤0.7	0.15~0.40	≤0.15	0.8~1.2	0.04~0.35	≤0.25	≤0.10
6063	0.20~0.6	≤0.35	≤0.10	≤0.10	0.45~0.9	≤0.10	≤0.10	≤0.10
6082	0.7~1.3	≤0.50	≤0.10	0.4~1.0	0.6~1.2	≤0.25	≤0.20	≤0.10

(1) Mn+Cr≤0.50 (2) 0.12≤Mn+Cr≤0.50

れ 6N01 合金大型型材の採用が増えてきている^{5), 6)}。

また最近では、航空機用として強度をさらに高めた 6013 合金なども開発されている。6013 合金は、代表的な航空機用材料である 2024 合金の代替を視野に入れて開発された合金である⁷⁾。Al-Cu 系合金である 2024 合金は自己耐食性がアルミニウム合金中で劣る。6000 系合金は熱処理型合金中では比較的耐食性の良い合金であるために、メンテナンスコストの低減が期待できる。また、2024 合金は冷間加工性が劣っているため、曲げなどの加工が必要な部材では、O 材処理してから加工され、溶体化処理・焼入れ後、時効処理される。ただ、この製造方法の場合、焼入れ歪みが生じるために、焼入れと時効処理の間に矯正工程が必要となる場合が多い。Al-Mg-Si 系合金は、T4 調質での加工性が比較的良好なため、O 材処理工程および矯正工程が省略できるので、製造コスト面でもメリットがある。6013 合金は T6 調質でも強度でやや 2024-T3 を下回るとされるが、上記のように航空機用途としての利用拡大が期待される。

2.2.3 電子機器

6000 系合金は、機能用材料としてもそのユニークな特徴を生かした用途に用いられている。

複写機やレーザープリンタなどの光学ドラム用として、

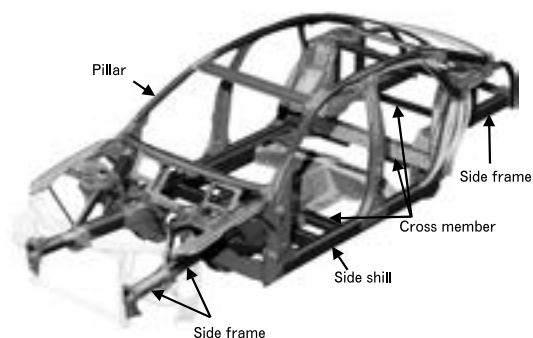


Fig. 2 Space frame structure of new Audi A8⁴⁾. (Aluminum shapes were used for side frames, side sills, cross members and pillar.)



Fig. 3 The 700 Series Shinkansen express.

6063 合金が用いられる (Fig. 4)。光学部品としては機械精度が要求される。押出および抽伸加工性の良さを生かして高精度な素管を製造できることや、機械加工性の良いことが利点となる。また、同様な理由でヒートロール用の素管などとしても用いられる。また、アルミニウム合金としては熱伝導性が高いため、ヒートシンクなどへも応用されている。

3. 製造技術

3.1 均質化処理

生産性や最終製品の特性を向上させるために、鑄造したままのビレットは均質化処理と呼ばれる熱処理が行われる。この処理の特徴は大きく3つあげられる⁸⁾。

まず、マイクロ偏析の均質化である。鑄造のままでは、デンドライトセル境界に共晶成分の溶質原子が濃化しているが、高温での均質化処理によりマトリクス中へ拡散して成分の均質化が進む。デンドライト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。鑄造時の凝固速度を大きくし、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可能となる。

次に、過飽和固溶元素の析出である。Fe, Mn, Cr および Zr 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。これらの元素の拡散速度は小さく、均質化温度では非常に微細な金属間化合物として析出してくる。分散状態や析出速度は、加工後の金属組織を変化させ、結果的に機械的性質に大きな影響を与える。このため、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。

三つ目は、準安定相の相変化を促進させることである。凝固時に生じた準安定相は、均質化処理時に相変化する。後に取り上げるが、型材ではピックアップという表面欠陥が問題になる。これは、 β -AlFeSi 相がその原因の一つと考えられており、均質化処理によって α -AlFeSi に変化させることが防止に役立つとされている。Fig. 5⁹⁾ に均質化処理中のマイクロ組織の変化を示す。鑄造のままでは片状の殆どが β 相であるが、均質化処理を施すこと



Fig. 4 Drums in a color laser printer.

で α 化されて粒状・分断化が進んでいる。

ビレットの均質化処理そのもの意義は以上のように集約されるが、その後の冷却中に析出する Mg_2Si により押出性や人工時効後の強度は影響を受けるとされ^{10~12}、冷却速度のコントロールも重要である。押出性に影響を与える要素の一つとして、変形抵抗があげられる。同一条件下でビレットが変形を受けた場合、添加元素の固溶量が多いと変形抵抗は上昇する。従って、溶質成分を Mg_2Si として析出させたビレットを使用すれば変形抵抗は低下する。このようなビレットは、均質化処理後の冷却速度を小さくしたりすることで得られる。しかし、溶質成分の固溶量を下げ過ぎれば、 Mg_2Si をその後の押出工程で十分に再固溶させることができず、人工時効後の強度が低くなる。従って、押出中のコンテナ内では溶質成分を Mg_2Si として析出させて変形抵抗を下げおき、オリフィスに近くにおける加工発熱によってそれ

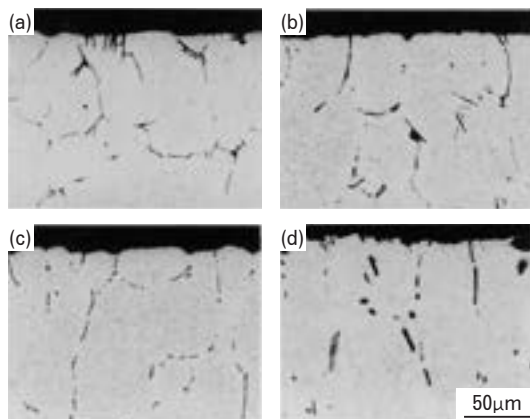


Fig. 5 Optical microstructures of 6063 aluminum alloy billets before and after homogenization⁹⁾.

(a) a S cast, (b) 570°C for 4h,
(c) 20h, (d) 100h.

らを再固溶させ、時効後の強度を確保するのが、冶金的には最も理想的である。これはビレット中の Mg_2Si の析出量・サイズに適正範囲にコントロールすることで達成できる。そのために、ソーキング後の冷却速度を適正範囲にする方法や、中間温度領域で一旦定温保持をとるステップ冷却などが考案された。

3.2 押出

3.2.1 直接押出と間接押出

押出加工方法は大きく分けて直接押出と間接押出に分けられる¹³⁾。その特徴をFig. 6に示す¹⁴⁾。

直接押出は、現在アルミニウム合金押出では最も基本的な押出方法であるが、押出材の金属組織や寸法精度の均一性の観点からは若干不利な方法とされている。理由は、ステムで押し出す際に、ビレットとコンテナとの間の摩擦発熱を受けて材料温度が上昇すること、また、ビレット内のメタルフローが押出中に変化することが理由である。但し、押出プレスの機構が単純であることや、押出サイクルが短いため、アルミニウム押出型材の生産は直接押出によるものが一般的である。最近の直接押出機では、デッドサイクル時のラムの動きを最小限にするためにビレットの供給方式に工夫を施した、いわゆる「ショートストロークプレス」が注目される¹⁵⁾。ラムの移動する距離はデッドサイクル時間と比例するからであり、その他の改良もあわせ最近では10秒強のデッドサイクルを達成するプレスも開発されている。

これに対して間接押出は、ビレットとコンテナが一体となって移動するため上記のような摩擦がない。従って、押出力が少なく済み、摩擦発熱が発生しない。また、ダイスのオリフィス近傍の領域で逐次的に材料が流動するため、押出ビレット全長で均一なメタルフローになる。反面、押出機の動きがやや複雑になることや、ダイスを押し込むダイステムの関係で、製品の外径円半径を大きく取り辛い点が直接押出との違いである。また、メタル

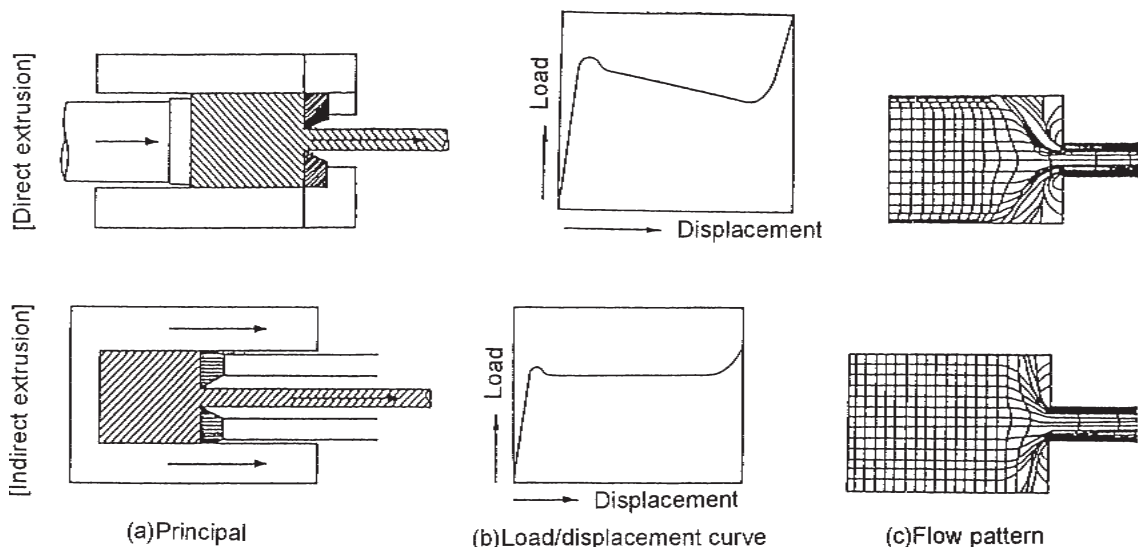


Fig. 6 Method of extrusion¹⁴⁾.

フローの関係でビレット表面の組織が製品に流れ込みやすいため、外削ビレットの使用が望ましい。間接押出は、寸法精度が要求される精密部品や高力アルミニウム合金の押出に向いているとされている。

3.2.2 ポートホール押出とマンドレル押出

押出材はその断面に中空部を含むか否かによって大きく2種類に分類され、中空部の無い形材をソリッド形材、中空部を有する形材をホロー形材と区別する。

ホロー形材の押出については、2つの押出形式がある。一つは Fig. 7¹⁶⁾ に示すマンドレル押出で、中空のビレットにマンドレルを挿入した状態で押し出す方法である。いわゆるシームレスパイプはこの方法で生産される。

もう一つは、ポートホール押出に代表される中実ビレットから中空押出材を得る方法である。ポートホール押出ダイスの例を Fig. 8 に示す。この押出方法は複雑な形状の押出も可能で、単純なパイプ形状のみに限定されない。6000 系合金の中実形材のほとんどはこの押出方法によって製造される。

3.2.3 押出条件

押出材の製造上の代表的なパラメータとして、ビレットの加熱温度と押出速度が挙げられる。これらの二つを使って製造可能な範囲を、押出の限界線図 (Limit diagram) として表す場合があり^{17), 18)}、その例を Fig. 9 に示す。通常は2本の曲線で構成され、ビレット温度が低い場合には押出圧力が不足する速度限界を表す曲線と、ビレット温度が高い場合に熱間割れやスポーリングと呼ばれる表面欠陥が発生することを表す速度限界曲線が存在する。従って、最適製造条件はこれらの曲線で囲まれた領域の内での生産性の良い条件すなわち最も高い速度が達成されるところが最適製造条件である。

熱間割れは、冶金的な要因によって発生するものと解釈されており、ベアリングでの材料温度が加工発熱によって固相線温度を超え、部分的な溶解が発生することが原因であると理解されている。ただし、ビレット中に、不十分な均質化処理で分解されなかったり冷却中に形成された Mg_2Si などの粗大な共晶化合物が粒界に存在すると、固相線温度よりも低い温度で共晶融解が発生するので、割れ限界曲線が低くなる。このようなビレットは、高温加熱して共晶化合物を溶入化することにより、割れ

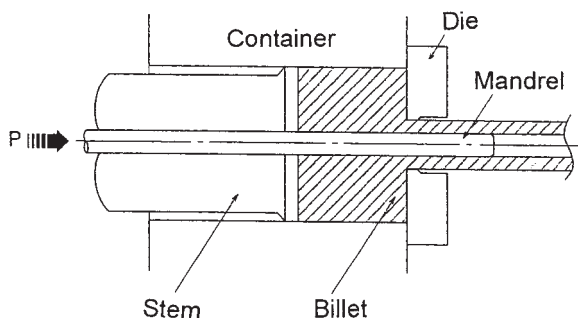


Fig. 7 Mandrel extrusion¹⁶⁾.

限界曲線は本来の固相線温度要因による曲線になるので製造可能領域が広がる。また、一旦高温で溶入化したビレットを、共晶化合物が再析出して凝集粗大化しない程度のやや低い温度で押出すれば、さらに割れ限界の押出速度は高くなる (Fig. 10¹⁸⁾)。

3.3 熱処理

熱処理型合金の調質記号とその製造フローの関係を Fig. 11 に示す。このうち、Al-Mg-Si 系合金で一般的なものは、T4, T5, T6 および O である。

3.3.1 焼入れ

Al-Mg-Si 系合金は析出強化によって優れた機械的性質を得ることができる。したがって、溶体化・焼入れ処理と時効処理 (焼戻し処理) が必要となる。

溶体化処理は、固溶体を得るための熱処理で、溶質原子を最大限に固溶させるために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熔融温度範囲を Table 2 に示す¹⁹⁾。

焼入れ処理で、溶体化処理によって固溶した状態を急冷によって過飽和固溶体を得る。焼入れ遅れや冷却が不十分であると粒界析出が起こり、強度、延性および粒界腐食性を低下させることがある。Fig. 12 に代表的な熱処理合金の T-T-P 曲線を示す²⁰⁾。Al-Mg-Si 系合金の焼入れ感受性は高力材に比較して鈍い。また、熱間加

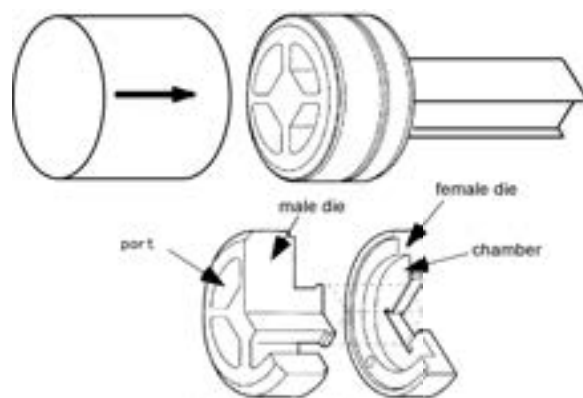


Fig. 8 Construction of porthole die.

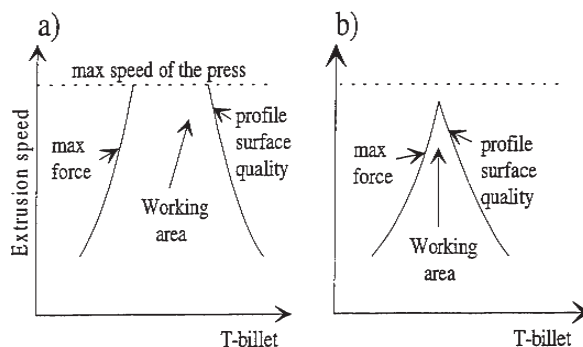


Fig. 9 Typical working ranges of extrusion for a) an easy extrudable alloy and b) for heavy alloys¹⁸⁾.

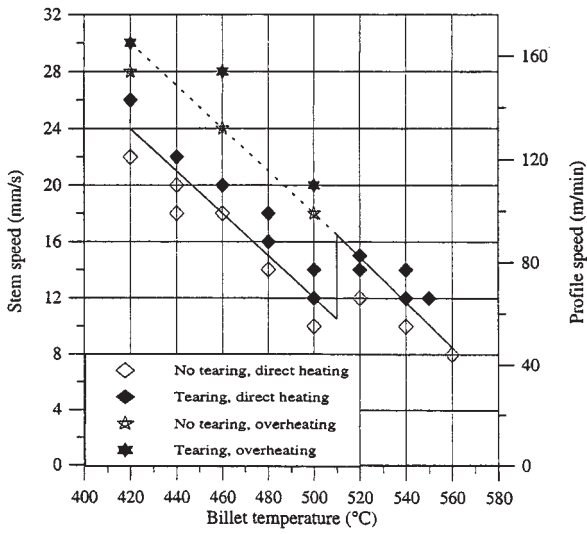


Fig. 10 The speed limiting lines of 6082 alloy concerning tearing, as function of the billet temperature¹⁸⁾.
 ◇◆ Directly heating, ☆★ overheating above 510°C followed by cooling to the extrusion temperature.

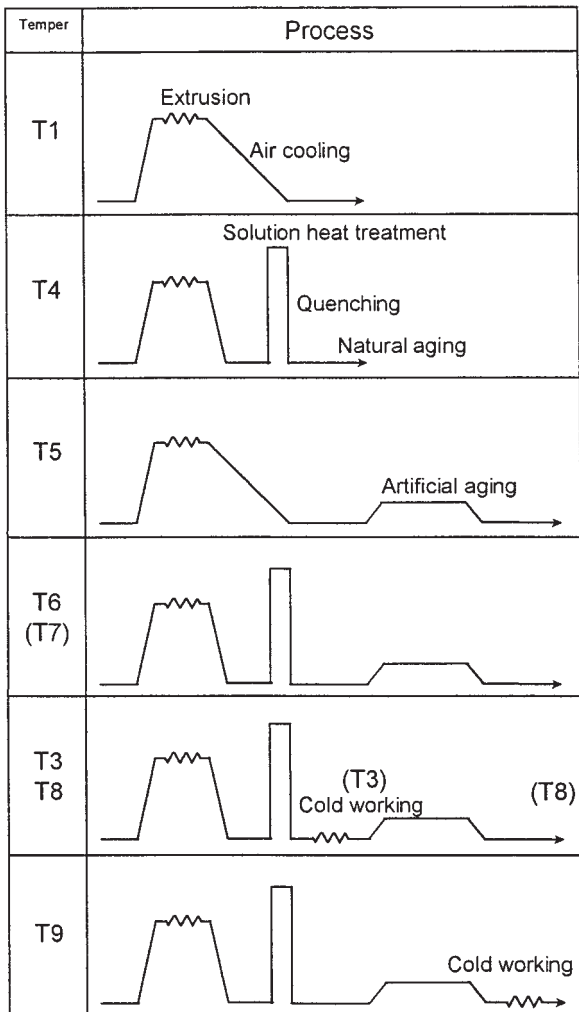


Fig. 11 Schematic diagram of various tempers.

工組織を微細化するために、Mn, Cr および Zr などの遷移元素を添加するが、これらは焼き入れ感受性を敏感にする (Fig. 13)²¹⁾。

焼き入れ感受性の鈍い材料は、熱間加工後の冷却を空冷程度の速度で行っても十分な強度が得られる。特に Al-Mg-Si 系合金の押出においては、加工発熱によって材料が溶体化処理温度域に達するため析出物の固溶が起こる。Fig. 14 に 6063 合金の押出加工時の熱処理サイクルを示す²²⁾。押出の加熱により十分な固溶体を得られるような均質化処理条件、押出加熱条件を選び、押出し後の冷却を C 曲線のノーズに影響されない速度で行えば、焼戻し後で十分な強度が得られる。6061 合金の場合、6063 合金より焼き入れ感受性が高いため押出材がダイスを出た直後に水冷する、いわゆるプレスクエンチを行う。焼入後の状態で繊維状組織を保持させることができれば、焼戻し後の強度、靱性および後述の耐粒界腐食性面で有

Table 2 Solution and solidus temperature of aluminum alloys¹⁹⁾.

Alloy	Solution temperature (°C)	Temp.range of mushy state* (°C)
2011	525	535-641
2014	500	507-638
2017	500	513-641
2024	495	502-638
2219	535	543-643
6N01	530	615-652
6061	530	582-652
6063	520	616-654
6262	540	582-652
7003	450	615-650
7N01	450	604-643
7050	475	488-635
7075	480	532-635
7475	515	538-635

* For homogenized wrought material

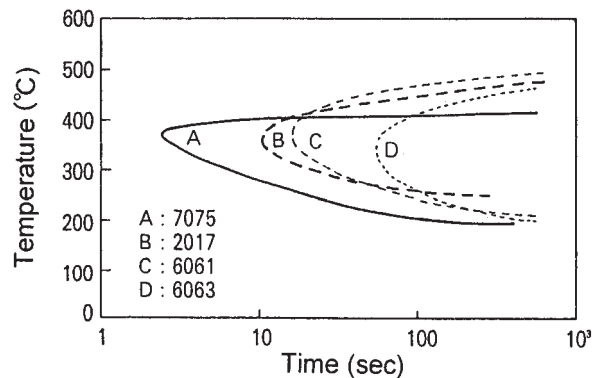


Fig. 12 Time-temperature-property curves at 95% of maximum tensile stress for various alloys²⁰⁾.

利である。合金設計上は Mn, Cr および Zr の添加でコントロールするが、プレス焼入れによる製品は、繊維状組織に制御しやすい。

3.3.2 焼戻し

T4 調質は焼入れ後、自然時効により硬化させたものである。6061 合金の場合、ほぼ 10 日前後までの変化が比較的大きく、その後の変化は緩やかになる^{23), 24)}。

6000 系合金では室温時効だけでは十分な強度が得られないため高温時効処理を行う T5, T6 調質で使用する事が多い。一般に低温で長時間の高温時効処理の方が強度に優れる¹⁹⁾が、工業的には 6000 系合金は約 175°C で 8 時間前後処理される。時効温度が高温になるほど析出物が粗大化して強度は低くなるが、短時間で処理できるため (Fig. 15²⁴⁾), 6063-T5 では 200°C 前後で 1~2 時間程度の処理が一般的である。

6000 系合金では Mg, Si の量により、高温時効後の機械的性質は焼入れ後の室温時効の影響を受けることが知られている (Fig. 16²⁵⁾)。Mg₂Si が約 1mass% 以下では、室温時効によって高温時効後の引張強さが改善される正の効果があり、6063 合金等がこの合金成分に相当する。これに対して 6061 合金の室温時効は負の効果に作用し、焼入れ直後に高温時効を行った方が強度的に優れる¹⁶⁾とされている。これは、室温での予備時効によって形成されたクラスタあるいは GP ゾーンが二段目の時効における析出過程に影響するためだが、Al-Mg-Si 系の時効析出挙動はかなり複雑で、その二段時効メカニズムについては諸説が提案されている²⁶⁾。実用分野では、ベークハード型自動車ボディパネル材 (板材) や後述の均一押出技術でこういった二段時効特性への予備時効の影響を十分考慮する必要があり、特性を把握することの重要性が見直されている。

3.4 表面問題

6063 合金の形材は建材用途が多く、意匠性の面から良好な外観品質が求められる。表面欠陥の代表としては、

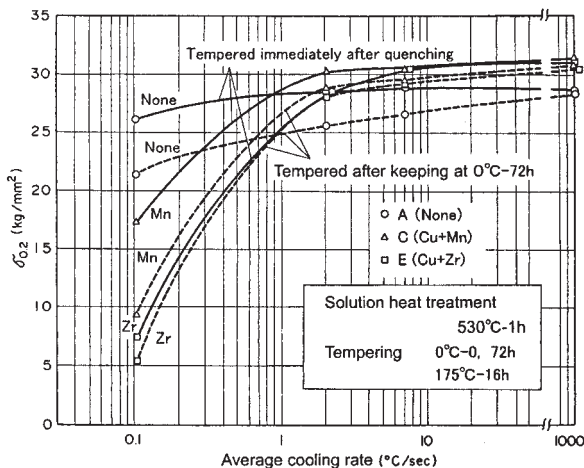


Fig. 13 Effect of the Mn or Zr addition on the quench sensitivity in Al-0.55% Mg-0.75% Si alloy²¹⁾.

ピックアップ、ダイライン、ストラクチャストリークや溶着線があげられる。

Fig. 17²⁷⁾に示すようなピックアップは铸造時に発生する β -AlFeSi 相が原因とされており、高温長時間の均質化処理で α -AlFeSi 相に相変態させることで防止できることが知られている²⁸⁾。また、微量の Mn 添加が α 化を促進してピックアップの抑制に効果があること²⁹⁾や、Fe/Si 比と α 化率に相関がありピックアップの発生率も変化すること、 β -AlFeSi 相と共存する Mg₂Si がピックアップの生成に関与していること²⁷⁾などの報告がある。

ダイラインは、ダイスのベアリングに凝着するアルミや金属間化合物によって発生する押出方向の筋欠陥 (Fig. 18) で、これらが堆積剥離を繰り返して顕在化するとされている。防止策としては、ベアリング面に均一なコーティングを形成、維持するような押出条件を選定すること^{30), 31)}があげられる。

ストラクチャストリーク³²⁾は、ビレットのマクロ組織の不均一や、形状に由来する部分的な加工度・加工発熱の差によって生じるミクロ組織の差などが原因と考えられている。前者は Al-Ti-B 添加などで微細均一化を、後者は押出条件の適正化が対策となる。

ポートホール押出は必然的に溶着部を有しており、組

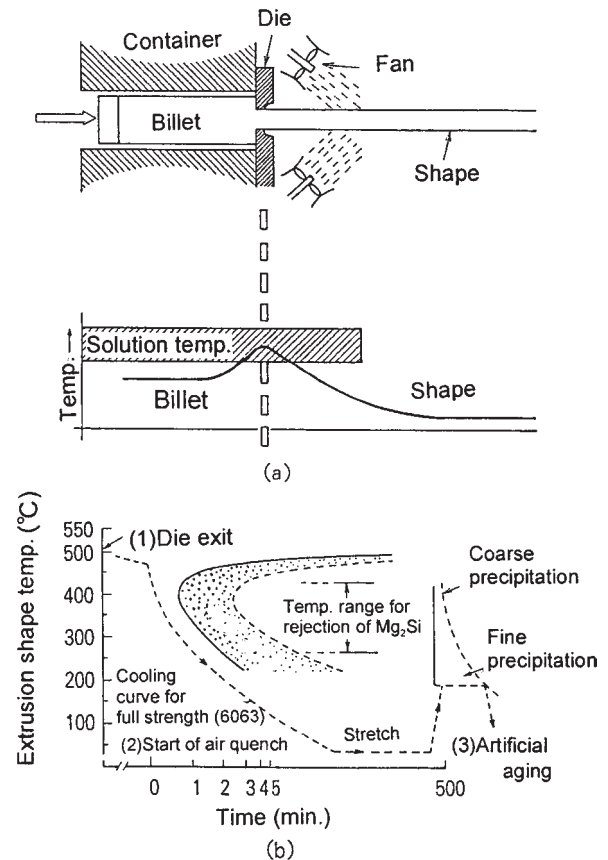


Fig. 14 Diagram of press heat treatment. (a) Temperature curve of metal from reheating to quenching. (b) Press heat treatment cycle²²⁾.

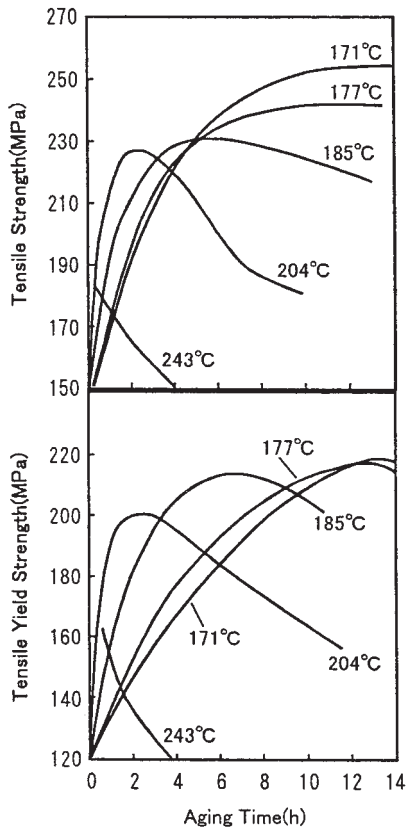


Fig. 15 Aging characteristics of alloy 6063 extrusion²⁴⁾.

織が定常部と異なることからエッチングで明瞭になるため材形全長で筋に見える³²⁾。これはダイス構造などを変えることで軽減できることがある。また、継ぎ押しした際のピレット頭部端面も溶着部付近へと流れ込むため、端面の清浄度も溶着部近傍の表面品質に関わってくる。

ピレット尾部端面もしくはピレット表層の偏析層は、直接押出の押出終了時近くに特有の、逆転フローとか後方巻き込みと呼ばれるメタルフローでピレット内部に進入してくる。これが押し残り内とどまらずに、工具内部へ流れてしまった場合に、表面欠陥となる²⁾。フィックスダミー或いはダミーブロックの潤滑条件にも影響を与えるが、押し残り厚さの最適化すなわち厚くする必要がある。

3.5 腐食と表面処理

Al-Mg-Si 合金は、熱処理型アルミニウム合金中では耐食性をもっとも良い。

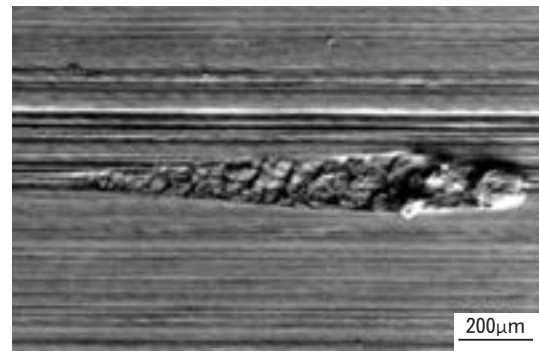


Fig. 17 Appearance of a pick-up defect²⁷⁾.

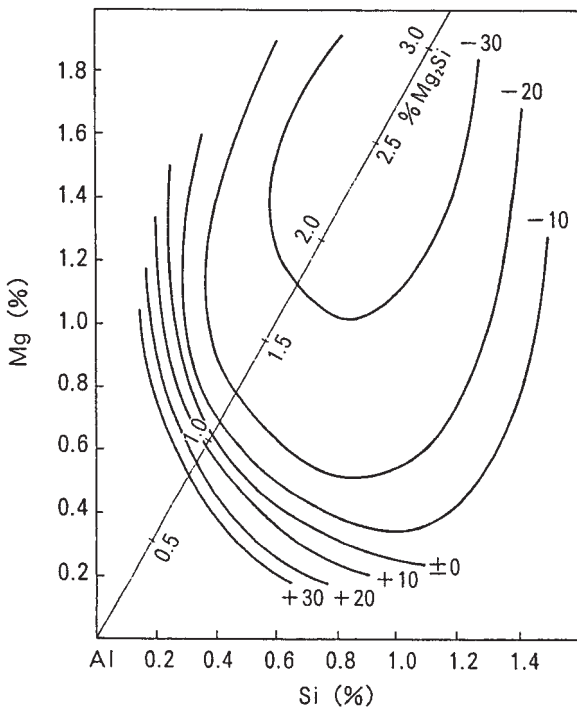


Fig. 16 Loss or improvement of tensile strength values caused by 24h intermediate storage time of Al-Mg-Si alloys²⁵⁾.

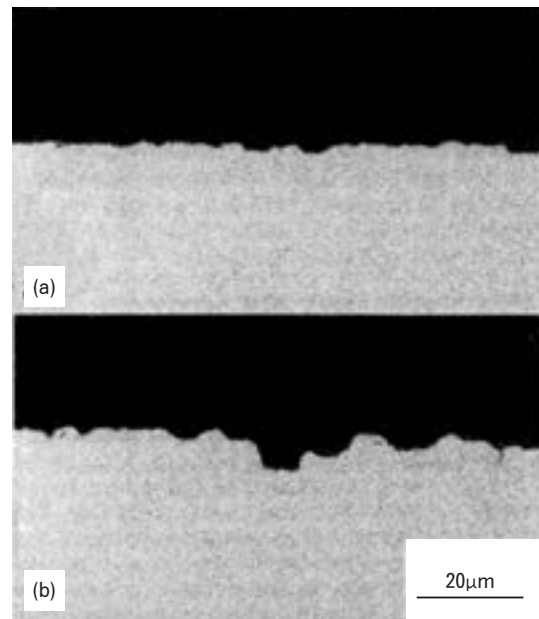


Fig. 18 Transverse sections through (a) smooth extruded surface, and (b) a die line area³⁰⁾.

しかし、上述したように、焼入速度が不十分でかつ Cu が添加されている場合には耐粒界腐食性が悪くなる。また、耐粒界腐食性はマイクロ組織の影響も受ける³³⁾。PFZ は母相や粒界との電位差をもたらして選択溶解の原因となる。大傾角粒界は PFZ が発達しやすいので耐粒界腐食性が比較的悪く、小傾角粒界は逆に PFZ が発達しにくく比較的粒界腐食を受けにくい。押出材表層に発生する粗大粒は大傾角粒界による構成比率が高く、耐粒界腐食性は比較的悪い。逆に、サブグレイン組織の材料は耐粒界腐食性に優れる。Fig. 19 に、6061 合金とそれに Mn を添加した合金の例を示す。この合金は、Mn を添加することでマイクロ組織を図のようにサブグレインで構成される繊維状組織に制御することが出来る。Mn を添加しない通常材料では、再結晶組織を示し大傾角粒界の構成割合が多く、Mn を添加した材料では繊維状組織となって小傾角粒界の構成割合が大きくなる。両者について CASS 試験を行った例では、再結晶組織の材料は粒界腐食の傾向を示しその深さも数百 μm となったが、繊維状組織の材料ではそのような傾向は認められず、腐食深さも通常材と比較して小さかった。

また、6000 系合金では応力腐食割れは発生しないとされているが、最近行われた SSRT 試験を用いた評価では、過剰 Si 合金や結晶粒粗大化が生じた材料など、特定の条件の下ではまれに環境脆化が生じることが報告されている^{34), 35)}。

アルミニウムの素材としての耐食性の良さは、表面に形成される緻密な薄い酸化被膜によるものである。これをさらに高めるために、陽極酸化や塗装などの表面処理が施される²⁾。陽極酸化はアルミニウムの表面処理の基本となる技術で、硫酸やシュウ酸中で電気分解すると表面に酸化皮膜が形成される。塗装は、化成皮膜や陽極酸化皮膜を下地処理として行われる。建材などの着色塗装などは、アクリル樹脂やポリウレタン樹脂系塗料が用いられその耐用年数は約 10 年前後とされている。

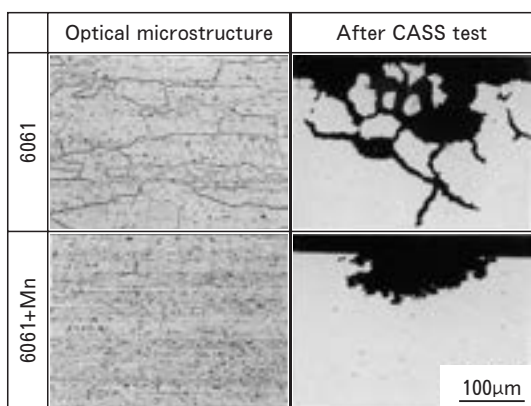


Fig. 19 The effect of microstructure on intergranular corrosion.

4. 最近の新技术

4.1 均一押出

アルミ自動車ボディーの一つに、型材を用いるスペースフレーム構造がある。型材は三次元曲げも多用され、加工精度の管理が必要である。素材では耐力および寸法のロット内・ロット間バラツキを抑える必要がある。また、エネルギー吸収部材用型材もバラツキは少ない方が望ましい。こういったニーズを背景に、耐力バラツキを従来の A6063-T5 の半分以下の $\pm 10 \sim 15\text{MPa}$ に制御した、特性安定化押出型材³⁶⁾いわゆる均一押出型材が量産されはじめた (Fig. 20)。

素材の耐力バラツキ抑制には Mg_2Si の析出を制御する必要がある。組成、均質化処理、押出、押出後の冷却、引張矯正、時効など各因子が寄与する³⁷⁾とされるが、これらを定量化して量産条件を適正管理するのが均一押出材の本質である。

従来から、押出機の出側の材料温度が一定になるようにする “Isothermal extrusion” という概念があり、これを達成するため、材料温度をモニターして、押出速度やピレットの加熱温度等の製造パラメーターへフィードバックするという制御パッケージが数々提唱されている。従って、押出での影響因子を管理する技術の開発は比較的進んでいる。しかし、上でも述べたが、ピレットの均質化処理後の冷却パターンや、二段時効後の強度に及ぼす予備時効の影響は^{38), 39)}定性的には知られていても、設備や生産管理上の都合が優先され、量産条件決定時に重視されにくい要因である。それらを定量化し、きめ細かな管理をすることで均一押出材は成立したと言ってもよい。

4.2 可変断面押出

輸送機器用の構造材の観点からすれば、型材は設計者が断面を比較的自由に設定できる利点がある。ただし、単一の断面形状で要件を満たせぬ場合もあり、中空材をハイドロフォーミングで断面を変化させる技術が開発された⁴⁰⁾。しかし、冷間加工のため断面形状の変化は制限

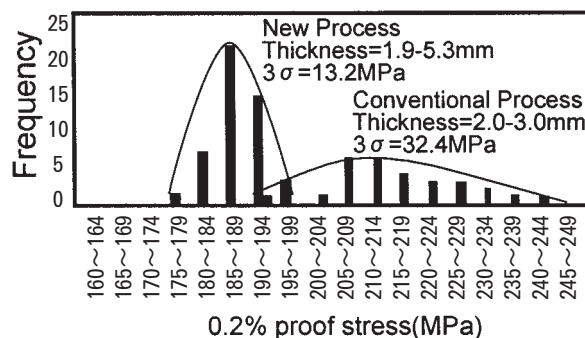


Fig. 20 Distribution of 0.2% proof stress of the shape derived from the mechanical property stabilizing extrusion process compared with conventional one³⁶⁾.

がある。そこで、押出の長手方向で連続的に断面形状を変化させる可変断面押出技術の検討が進められ、今後の発展が期待されている。

可変断面押出の一例を Fig. 21⁴¹⁾ に示す。装置の概略は Fig. 22 で、押出加工中に組み合わせダイスを横スライドさせる駆動機構を取り付け、6000 系合金で押出可能とした例がある。

そのほかにも、押出間の内径を変化させる押出方法⁴²⁾ や、角パイプの外寸と内寸を独立して変化させる押出方法⁴³⁾ などが開発されている。

4.3 リサイクル材の押出

地球環境問題では、資源リサイクルは重要課題である。アルミニウムは再生使用する場合のエネルギーは、新地金生産時の 3% ですむ⁴⁴⁾ というメリットがある。

缶材の場合、リサイクルシステムの構築が進んでいる⁴⁵⁾。しかし、市中では一般的には鋳物材も同時に発生・

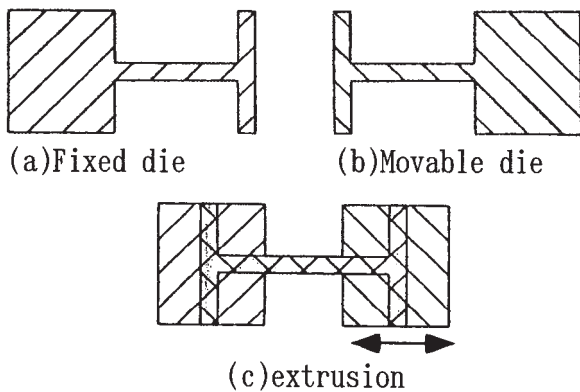


Fig. 21 The principle to change the cross-section continuously during extrusion⁴¹⁾.

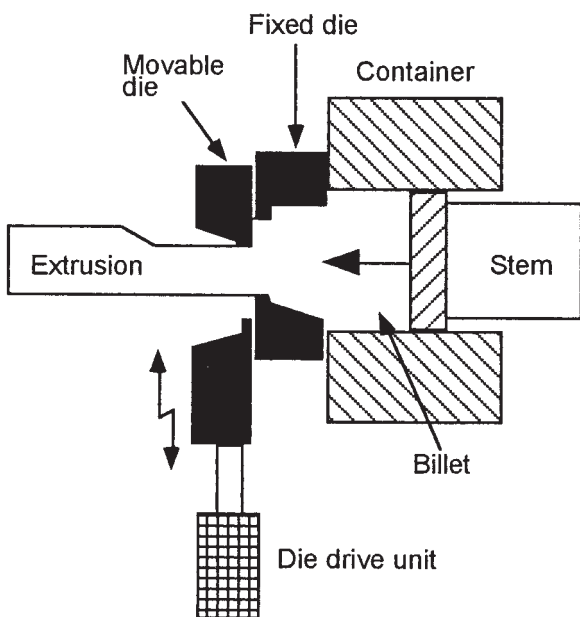


Fig. 22 The method for extrusion for changing the cross-section continuously⁴¹⁾.

回収されて混在したスクラップとなる場合が多い。鋳物材には展伸材と比較して高 Si 添加材が多いので、混在したスクラップは鋳物用の地金として成分調整してリサイクルするほうが容易である。展伸材としてリサイクルするには、例えば多量の純アルミ地金を用いて溶質 Si を希釈しなければならず、技術的には可能なもののリサイクル本来の意義からはややかけ離れる。

鋳物合金をソリッド型を用いて押出した際の加工性とその T6 強度は Fig. 23 のようになる。図中の 0.4%Mg 材が AC4C 相当である。7%Si 合金の押出性は比較材の 6063 と同様に、押出機の限界速度近くで押出しても割れの発生は認められないが、強度はかなり低い。これに対して AC4C は限界押出速度は上記の 2 つに比較して半分程度であるが、強度は 6061 並を示すことが分かる。押出加工においては、Mg は添加量が多くなると押出力を上昇させ⁴⁶⁾、限界押出速度を低下させる作用⁴⁷⁾があり、何れもアルミニウム合金の添加元素の中では影響が大きいとされている。また、Mn, Cr および Cu などのような元素も、微量の添加が押出性に影響を与える⁴⁸⁾とされている。上記の AC4C の例では、対 6063 比では限界押出速度は低いが、絶対的な押出速度はなお実用域にあり、適度な強度が期待されるので、押出用合金として利用できる可能性は十分ある。しかし、Mg 等の微量の成分バラツキが押出性や強度を大きく変化させてしまう点が問題点として指摘できる。より高度な循環型社会へと転換して段階で、鋳物と展伸材が混合したスクラップの有効利用も課題として取り上げられる可能性が考えられるが、その際には安定化した成分のインゴットをいかにして得るかを考える必要がある。

最近のトピックスとしては、アップグレードリサイクルと呼ばれる環境対応技術への取り組みが上げられる³⁶⁾。これは、自動車から出る展伸材と鋳物が混在した廃材を一旦再溶解し、比較的純度の高い型材用合金のみを取り出す試みである。

原理としては、いわゆる状態図上の「てこの法則」⁴⁹⁾を応用し、凝固過程の固液共存領域で保持・濾過回収し

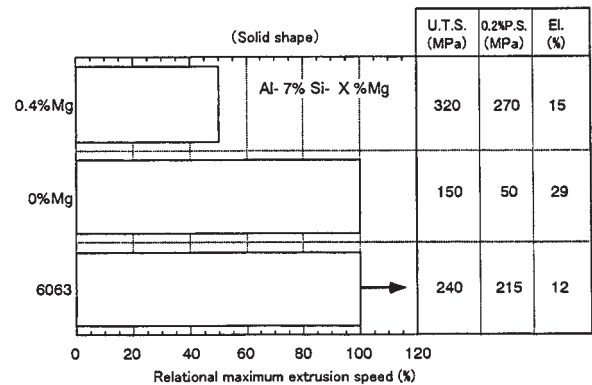


Fig. 23 Extrudability and mechanical properties of aluminum cast alloy.

て、純度の高い α 相のみを取り出すものである。リサイクル材の特性を **Table 3** および 4 に示す。リサイクル材の成分調整の取り組みとして注目される。

5. おわりに

以上、押出材の用途とそれに関わる量産技術、今後の注目される技術動向について簡単に触れた。

ここで取り上げた生産技術のほかに、今後はシミュレーション技術も注目される。材料の組織変化、製造パラメータおよび客先での加工など、個々にシミュレートする技術は現在も発達しつつある。ヨーロッパでは、産官学を巻き込んだ大規模な研究プロジェクトとして取り組まれており⁵⁰⁾、 casting, 素材製造, 加工分野の各段階において、アルミニウムの組織変化とそれに基づく諸物性の変化を数値モデル化することを目標としている。目指すのは、開発期間を短くすることや競合材料に対して競争力を付けることなどが挙げられるが、最大の目的は開発期間・コストおよび品質で顧客満足度をさらに高める事である。ここに取り上げてきた技術も、多くは良い物を安く大量に作ることで、顧客の満足を得ようと確立し発展してきたものである。上記のようなシミュレーションの試みは、適用範囲や確度の上でまだまだ未完成で荒削りとも言えるが、技術的にもビジネス的にも興味深い。現代の顧客の志向に適った技術であり、今後、確実に発展していく分野と見られ、国内外での研究動向が注目される。

Table 3 Nominal chemical composition of the upgraded material which was recycled from scrap³⁶⁾.

	(mass%)		
	Si	Mg	Cu
Recycled material	3.2	0.3	0.7
AA6063	0.4	0.5	0.01

Table 4 Mechanical properties of the upgraded material³⁶⁾.

	Tensile properties			Fatigue strength (MPa)	Notch Sensitivity	Crash load (N)	Crash absorption energy (J/cm ²)
	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)				
Recycled materiel (T5)	190	280	15	128	0.49	1940	19
6063-T5	180	210	13	70	0.28	1740	37

参 考 文 献

- 1) 日本アルミニウム協会：平成 13 年度（2001 年）アルミニウム統計年報，（2002）。
- 2) 軽金属学会：アルミニウムの製品と製造技術，（2001）。
- 3) I.Musulini and D.Dietz：Proceedings of 5th International Aluminium Extrusion Technology Seminar Vol.II, (1992), 25.
- 4) H.Mayer et al.：ATZ/MTZ, (2002-8), 94.
- 5) 浜口喜博：アルミニウム, 2-4 (1995), 122.
- 6) 高辻則夫：塑性と加工, 41-472, (2000), 447.
- 7) R.S.Kaneko, B.Bakow, E.W.Lee：JOM, 42-5 (1990), 16.
- 8) 土田 信, 吉田英雄：軽金属, 39 (1989), 587.
- 9) 箕田 正, 早川秀哉, 吉田英雄：軽金属, 49 (1999), 253.
- 10) W.Gruhl and G.Scharf：Z.Metallkunde, 57 (1966), 597.
- 11) R.A.Ricks et al.：Proceedings of 5th International Aluminium Extrusion Technology Seminar Vol.2, (1992), 57.
- 12) O.Reiso et al.：Proceedings of 6th International Aluminium Extrusion Technology Seminar, vol.1 (1996), 1.
- 13) 日本塑性加工学会：押出加工, コロナ社, (1992), 4.
- 14) 大出雅章：アルトピア, 27-2, (1997), 15
- 15) J.N.Pennington：Modern Metals, Mar. (1995), 46B
- 16) 日本塑性加工学会：最新塑性加工要覧, (1986).
- 17) O.Reiso：Proceedings of 4th International Aluminium Extrusion Technology Seminar, vol.2 (1996), 287.
- 18) M.Lefstad and O.Reiso：Proc. of 1st International Conference-Exhibition Aluminium Extruded Products (Edimet), (1995).
- 19) 吉田英雄, 内田秀俊：軽金属, 45 (1995), 41.
- 20) ASM International：ASM Handbook, Vol.4 (1990), 841.
- 21) 馬場義雄, 吉田英雄：軽金属, 31 (1981), 195.
- 22) C.V.Lynch：Z.Metallkunde, 62 (1971), 710.
- 23) アルミニウムの基礎と工業技術, 軽金属協会, (1985), 166.
- 24) F.O.Traenkner：Proceedings of 2nd Extrusion Technology Seminar, (1977), 339.
- 25) J.Langerweger：Aluminium Technology '86, ed. T.Sheppard, The Institute of Metals, (1986), 216.
- 26) 松田健二, 池野 進：軽金属, 50 (2000), 23.
- 27) 箕田 正, 早川秀哉, 吉田英雄：本誌, 41 (2000), 17.
- 28) E.C.Beatty：Proceedings of 2nd Extrusion Technology Seminar, (1977), 225.
- 29) H.Bischel, A.Reid and J.Langerweger：Aluminium, 57 (1981), E281.
- 30) N.C.Parson, et al.：Proceedings of 6th International

- Aluminium Extrusion Technology Seminar, vol.1 (1996), 57.
- 31) T.Sheppard : *Extrusion of Aluminium Alloys*, Kluwer Academic Publishers, (1999), 253.
- 32) 軽金属学会研究委員会 : アルミニウムおよびアルミニウム合金の表面欠陥分類 (研究部会報告書 No.5), 軽金属学会, (1980).
- 33) 箕田 正, 吉田英雄 : 軽金属, **49** (1999), 548.
- 34) 長沼大介, 大崎修平, 木下勝之 : 軽金属学会 100 回春期大会講演概要, (2001), 345.
- 35) スキューパー用アルミニウム合金製容器調査委員会 (高圧ガス保安協会) : スキューパー用アルミニウム合金製容器調査報告書, (2001) .
- 36) 佐藤正和, 齊藤政昭, 安永晋拓, 木山 啓, 井出籠隆 : 軽金属, **50** (2000), 121.
- 37) 岡庭 茂 : アルトピア, (2000-2), 9.
- 38) 穂積 敏, 村田 等, 坂口雅司 : 軽金属学会第 98 回春期大会講演概要, (2000), 189.
- 39) 寺木武志, 梶川浩司, 深川一幸 : 軽金属学会第 98 回春期大会講演概要, (2000), 191.
- 40) 中山成幸 : 日本機械学会誌, **102-964** (1999), 14.
- 41) 加藤雅継 : アルミニウム, **25** (1998), 164.
- 42) 長谷川幸嗣, 村田 信, 秋山高大 : 第 50 回塑性加工連合講演会講演論文集, (1999), 137.
- 43) 大竹尚登, 滝口裕之, 安原鋭幸, 加藤和典 : 第 50 回塑性加工連合講演会講演論文集, (1999), 135.
- 44) 軽金属協会 : アルミニウムとは, (1997).
- 45) 三井啓五, 島崎禮次 : アルミニウム, **9-49** (2002), 135.
- 46) A.F.Castle and G.Lang : Aluminium, **53** (1977), 535.
- 47) Y.I.Kukushkin : Light metal Age, Feb. (1982), 22.
- 48) G.Lang and A.F.Castle : Proceedings of 2nd Extrusion Technology Seminar, (1977), 94.
- 49) 渡邊慈朗, 齋藤安俊 : 基礎金属材料, 共立出版, (1979), 59.
- 50) M.R.van der Winden et al. : Aluminium, **78** (2002), 816.

アルミニウム合金管の hidro 成形解析における 破断判定について*

山田 賢治** 水越 秀雄**
岡田 英人**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 131-134

Fracture Criterion in Hydroforming Analysis for Aluminium Alloy Tubes

Kenji Yamada, Hideo Mizukoshi and Hideto Okada

Tube hydroforming has been noticed as a new forming method, and has many advantages compared with the conventional forming methods. On the other hand, there were many studies to investigate sheet metal formabilities by using FE simulation because of the rapid development of FE simulation technique. It is necessary to reduce the cost of trial tools and the developing time that we can get the forming limit of tube material by using hydroforming simulation. Though there were many of works about hydroforming simulation, a few papers have been related with the fracture criterion in hydroforming simulation. In this study, we selected Forming Limit Diagram (FLD) as the fracture criterion in hydroforming simulation, and have tried to measure FLD for tube material similar to sheet metals. The measured FLD was used as the fracture criterion for hydroforming simulation. When the thickness distribution of test tube was considered, the limiting expansion rate calculated by using FE simulation was in good agreement with the experimental results.

1. 緒 言

最近、注目されている塑性加工技術のひとつに hidro 成形技術がある¹⁾。また、近年の計算機の能力や解析ソフトの飛躍的な進歩を背景に、成形解析技術が実用域に達している。このため、 hidro 成形解析の適用が種々検討されている^{2), 3)}。 hidro 成形解析により材料の成形限界が把握できれば、試作型費削減、開発期間短縮の観点から有用であると考えられる。しかし、 hidro 成形解析における材料の破断判定は、判断危険個所の予測や、負荷経路の判定等に留まっており^{2), 3)}、十分に検討されているとは言い難い。一方、板成形解析では一般的に FLD (Forming Limit Diagram, 成形限界線図) を使用した破断判定が行われているが、 hidro 成形の

場合素材が管材であることから FLD の測定が難しくなっている。

ここでは、管材を半割にして平板に加工した材料を供試材として、板材と同様の方法で FLD を測定することを試みた。また、測定した FLD を用いて、 hidro 成形解析の破断判定を試みた結果を報告する。

2. FLD の測定方法および結果

2.1 供試材

供試材には代表的な 6000 系アルミニウム合金管である A6063-O 材を用いた。供試材の公称寸法は $\phi 65.5\text{mm} \times t1.3\text{mm}$ である。FLD の測定には、平板加工した材料に再度焼鈍処理を行った材料を使用した。Table 1 に最終的に使用した対象材の引張性質を示す。また、Fig. 1 に供試材の断面マイクロ組織を示す。供試材の金属組織は全面再結晶組織となっていた。

* 平成 14 年度塑性加工春季講演会 (平成 14 年 5 月) にて主要部分を発表

** 研究開発センター 第一部

2.2 FLDの測定方法

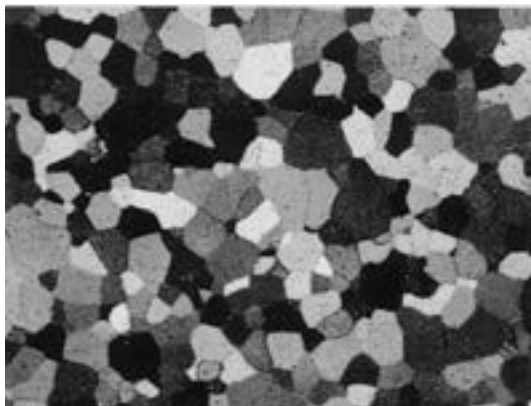
成形限界線図の測定において、等二軸張出し-平面ひずみ範囲については修正中島法に準拠し、単軸引張域についてはJIS 5号引張試験片を用いた引張試験でデータを採取した。Fig. 2 に試験方法の概略と試験片形状を示す。

2.2 FLDの測定結果

Fig. 3 に管材 (A6063-O) のFLDの測定結果を示す。

Table 1 Tensile properties of test material.

Material	Yield stress (MPa)	Tensile stress (MPa)	Elongation (%)
A6063-O	36	93	38



0.1mm

Fig. 1 Microstructure of test material (A6063-O).

また、Fig. 4 に管材と板材のFLDの比較結果を示す⁴⁾。管材 (A6063-O) のFLDはA1100-O (板材) とA6061-O (板材) の中間に位置していた。

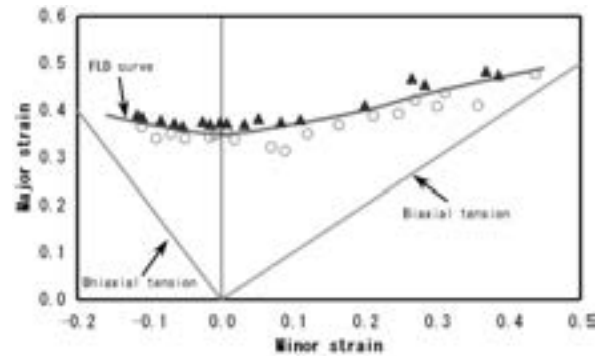


Fig. 3 FLD curve of A6063-O tube.

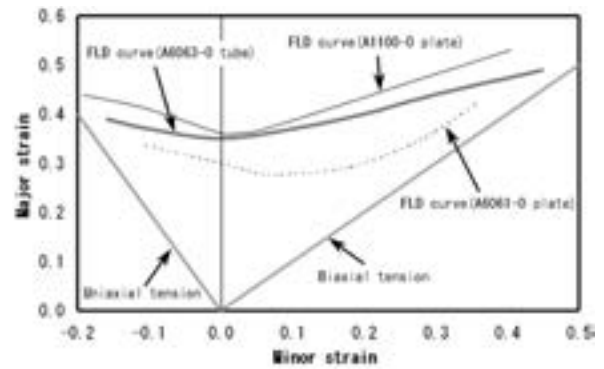
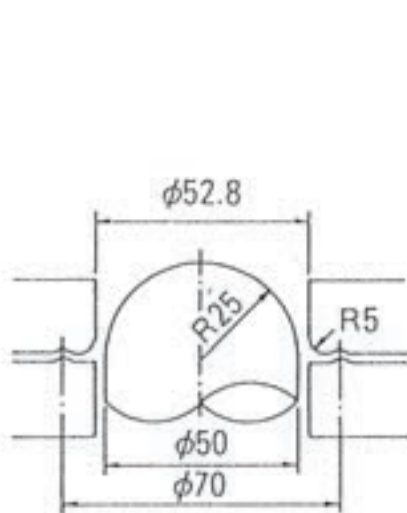
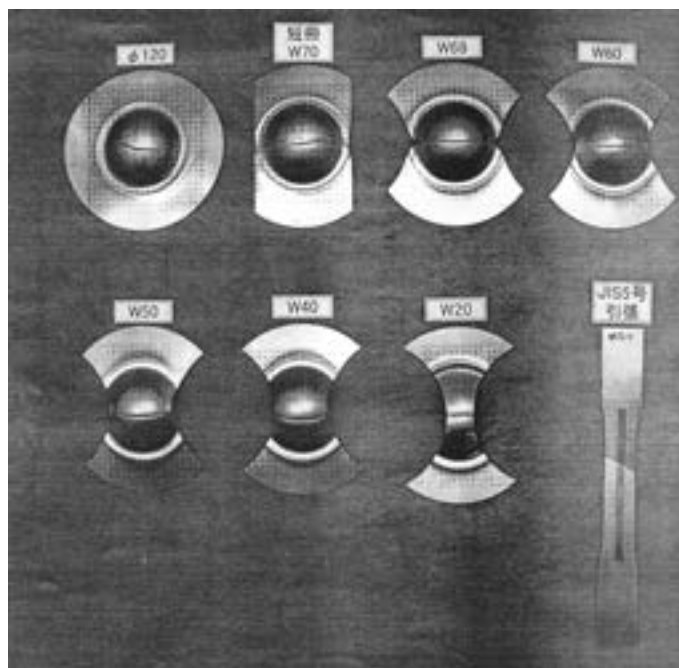


Fig. 4 Comparison of FLD curves.



(a) Test method



(b) Specimens after testing

Fig. 2 Test method and test specimens for FLD curves.

3. hidro 成形解析

hidro 成形解析には、動的陽解法を採用した汎用 FEM 解析ソフト、LS-DYNA V950 (日本総合研究所) を用いた。著者等が以前に行った hidro 成形実験⁹⁾を対象とし、軸押し込みなしで端部を固定した自由張出し成形を考えた。成形実験に使用した供試材の公称寸法は $\phi 23\text{mm} \times t1.2\text{mm}$ である。

形状の対称性から解析領域として 1/2 形状モデルを考えた。また、管材、金型ともに 4 節点シェル要素 (Belytschko-Tsay シェル) を用いた。金型は剛体と仮定し、素管には異方性を有する弾塑性モデル (Barlat, YLD89)⁶⁾ を用いた。工具と素管の間の摩擦に関しては、クーロン摩擦モデルを用い、摩擦係数を 0.16 とした。また、マススケーリングを使用して、成形速度を 100MPa/s とした。Fig. 5 に解析モデルの一例を示す。

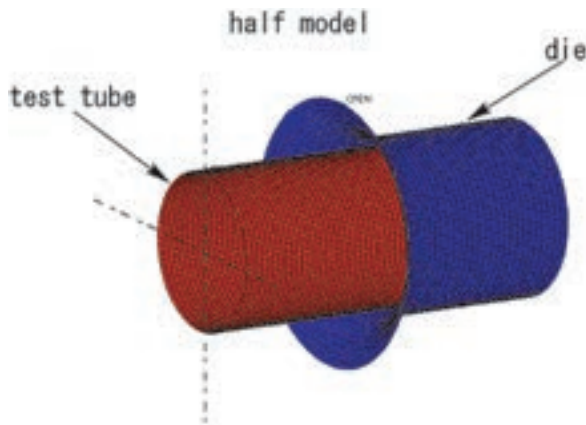


Fig. 5 FE model.

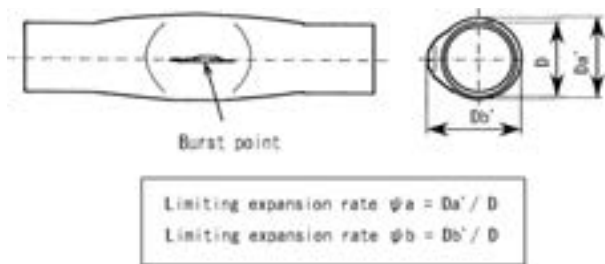


Fig. 6 Limiting expansion rate of hydroforming.

材料の破断判定としては、前述の FLD と要素の主ひずみ状態を比較して、FLD を越える主ひずみ状態となったとき破断が生じると考えた。

4. 解析結果および考察

まず、供試管の肉厚を公称肉厚一定とした場合について解析を行った。hidro 成形実験と解析結果の比較には Fig. 6 に示す限界拡管率を用いた。Table 2 に解析と実験から得られた限界拡管率の比較を示す。公称肉厚で一定肉厚を仮定した場合に計算される限界拡管率は、実験結果より大きな数値となった。実験に使用した供試管には少なからず肉厚分布が存在する。そこで、素管肉厚測定結果から実体を模擬した肉厚分布をモデル化した場合について成形解析を行った。Fig. 7 に供試材の肉厚測定結果と測定結果を基にモデル化した肉厚分布を示す。モデル化した肉厚分布では、最小肉厚、平均肉厚が測定

Table 2 Comparison of limiting expansion rate between calculated and experimental results.

	Experimental		Calculated	
	Ψ_a	Ψ_b	Without thickness distribution	With thickness distribution
Limiting expansion rate	1.14	1.08	1.26	1.11

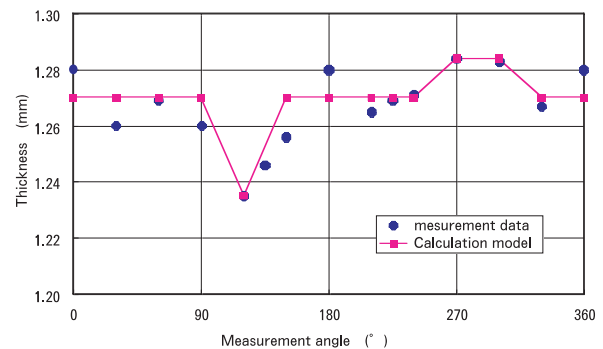


Fig. 7 Measurement results of test tube thickness and thickness distribution of calculation model.

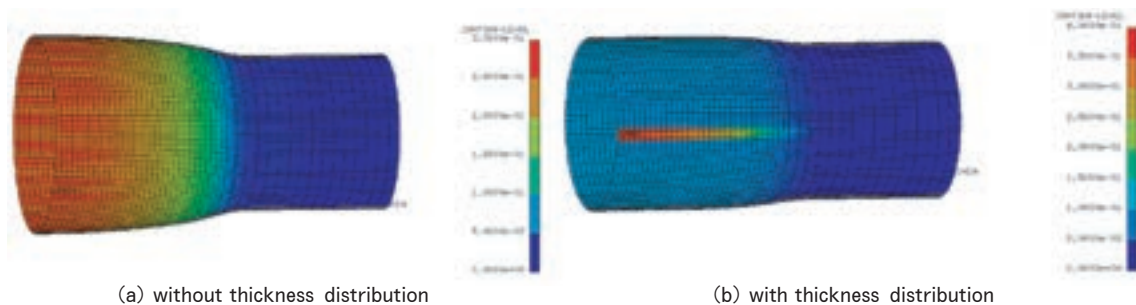


Fig. 8 Maximum principle strain distribution by using tube hydroforming simulation.

結果と一致するような分布とした。Table 2, Fig. 8 に解析結果を示す。肉厚分布の考慮の有無により、限界拡管率は大きく異なった。素管の肉厚分布を考慮した解析結果は実験結果に近いものであった。肉厚分布を考慮した解析結果では、最小肉厚部分でひずみが集中している様子が観察された。自由張り出しタイプで管内の円周上に均一に圧力が負荷される場合には、供試管の肉厚分布(素管の扁肉)は限界拡管率に大きな影響を与えるものと考えられた。

5. 結 言

ハイドロ成形解析における破断判定方法のひとつとしてFLDを考え、管材を半割にして平板に加工した材料を供試材として、板材と同様の方法でFLDを測定することを試みた。また、測定したFLDを用いて、ハイドロ成形解析の破断判定を試みた。素管の肉厚分布を考慮した場合の限界拡管率の計算結果は実験結果とほぼ一致した。

参 考 文 献

- 1) 水越秀雄：本誌, 42 (2001), 151.
- 2) 小川孝行：塑性加工学会東海支部第205回シンポジウムテキスト (2001), 17.
- 3) 吉田 亨 他：平成12年度塑性加工春季講演会論文集 (2000), 425.
- 4) 「自動車車体用アルミニウム合金薄板の成形性データブック」, 軽金属学会研究部会報告書 No. 30 (1996).
- 5) 水越秀雄 他：第50回塑性加工連合講演会論文集 (1999), 455.
- 6) F.Barlat and J.Lian : Int. J. of Plasticity, 5 (1989), 51.

アルミニウム缶用帯板材の内部欠陥オンライン探傷における板波探触子の改良*

武藤伸之**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 135-141

Improvement of the Probe for Lamb Wave On-line Ultrasonic Testing to Detect Inclusions in the Strip of Aluminium Can Stocks

Nobuyuki Mutoh

The remarkable improvement of Lamb wave ultrasonic wheel probe which provides good performance of inspection of nonmetallic inclusions in aluminium can stocks is described. Lamb wave ultrasonic testing by only line scan has excellent capability to be suitable for on-line testing. Fundamental Lamb wave properties obtained from basic experiments using wheel probe have given us technical improvement points like an increase of Lamb wave frequency, a choice of optimal transducer material, an increase of amplifier gain, setting of optimal Lamb wave beam direction and dynamic stabilization of wheel probe motion. The equipment which incorporated above technologies was made as an experiment. This equipment is able to detect 50-80 μ m diameter nonmetallic inclusions in the aluminium thin strip.

1. はじめに

アルミニウムの需要拡大とリサイクル率増加に伴い、原材料のスクラップ使用率がますます増加し、不純物や酸化物、耐火物等の非金属介在物の混入率増加が予測される。これら非金属介在物は鋳造前にろ過フィルタなどでほとんどが除去されるが、特に容器材用の薄板製品ではこれらによる欠陥発生率を ppm 以下に抑えることが要求されるため、圧延・精整加工後の帯状板材の全量検査も重要な課題である。非金属介在物は、アルミニウムバルクとの結合が弱く、また、その延性差により薄板成形加工時に孔あきやフランジクラックのような重大な欠陥を誘発する。圧延前の鋳造工程で混入する非金属介在物で製品板厚より小さい大きさのものは、板内部に埋没し、表面から存在を観測することができない場合がある。現在、アルミニウム帯板製品において、このような内部欠陥を全量検査する実用的な方法はない。

そこで、超音波探傷法、透過 X 線探傷法および渦流探

傷法を検討し^{1), 2)}、探触子を走査することなく被検査材を広範囲に、かつ効率的に検査できるオンライン非破壊検査法として知られる、板波超音波探傷法に着目し、その改良を行なった。本稿では、アルミニウム缶用帯板材(板厚 0.25~0.35mm)の内部介在物検査^{1), 3)}を対象とした、微小欠陥のオンライン板波探傷技術の改良事例を紹介する。なお、板波探傷用探触子のひとつであるタイヤ型探触子の検出分解能向上および動的検出安定化を中心に解説した。

板波探傷技術の板材への応用は、1960年から1970年代前半にかけて、薄板鋼板探傷の実用化など活発に研究開発および実用化がなされたが⁴⁾、その後現在に至るまで、探傷モードの最適化⁵⁾や探触子の改良^{6), 7)}に関する報告などなされた程度で著しい進展はなかった。また、アルミニウム帯板材への適用例および研究開発の報告はほとんどない。

2. 板波探傷原理および探触子改良のコンセプト

板波は一般に Lamb 波と呼ばれ、板にそって低減衰で伝播する超音波の一種である。その振動形態は板厚中心

* 非破壊検査, 52 (2003), 20 に主要部を掲載

** 研究開発センター 第三部

面に対し対称に変位する対称モード（Sモード）と非対称に変位する斜め対称モード（Aモード）が存在し、振動節数に対応した高次のモードも複数存在する。また、板波は周波数 f により位相速度 C が変化する分散性の波で、群速度 C_g で伝播する。 C_g は $C_g=d\omega/dk$ で与えられる（ $k=\omega/C$, $\omega=2\pi f$ ）。板波の位相速度 C （=板波波長 $\lambda \times$ 周波数 f ）はSモードにおいて式（1）およびAモードにおいて式（2）の解として求められる⁸⁾。

$$4pq \cdot \tan\left(\frac{\pi fd}{C} \cdot q\right) + (p^2 - 1)^2 \cdot \tan\left(\frac{\pi fd}{C} \cdot p\right) = 0 \quad (1)$$

$$(p^2 - 1)^2 \cdot \tan\left(\frac{\pi fd}{C} \cdot q\right) + 4pq \cdot \tan\left(\frac{\pi fd}{C} \cdot p\right) = 0 \quad (2)$$

ここで、 p , q は $p^2 = (C/C_s)^2 - 1$, $q^2 = (C/C_D)^2 - 1$ であり、 C_s : 材料の横波音速, C_D : 縦波音速, d : 板厚である。

板振動における共振モードに一致した変位を板面に与えることで板波を発生させることができ、その方法は種々ある^{9), 10), 11), 12)}が、改良を行なったタイヤ探触子を用いる場合について説明する。なお、現状、この方法が最も圧電変換効率が高いと考えられる。

Fig. 1 に示したように、圧電変換器から発生した超音波は充填液及びタイヤゴムの介して板面に入射する。上述の式（1）または式（2）の解である位相速度 C に対して、Snellの法則から式（3）を満たす入射角 θ が与えられたとき、共振して板波が発生する。

$$C = C_0 / \sin \theta \quad (3)$$

ここで、 C_0 は充填液の縦波音速である。

Fig. 2 にアルミニウム合金板（板厚0.35mm）における S_0 および A_0 モードの位相速度 C 、群速度 C_g および入射角 θ の周波数依存性（計算例）を示した。 A_0 モードの位相速度 C は S_0 モードや高次モードの C より小さく、板波波長が短くなるが、10MHz以上では、その差はほとんどなくなる。また、パルスエコー法による超音波探傷では、一般に時間ゲートを設けて欠陥検出を行なうため、 C_g の変化が少ない条件が望ましく、 A_0 モード、 $f > 2\text{MHz}$ の条件が適すると考えられた。また、周波数が高い程度のモードにおいても位相速度の変化が小さくなり、 θ による周波数選択性が低下するため、実効の送受信周波数の帯域を狭くする必要がある。

本例では、従来のタイヤ探触子（市販）の検出限界 $\phi 200\mu\text{m}$ （断面積 0.031mm^2 ）¹⁾に対し、アルミニウム合金板における非金属介在物の検出目標 $\phi 50\mu\text{m}$ （断面積 0.0002mm^2 ）を目指した。なお、上述の理由から、 A_0 モードで動作する条件を前提に改良を行なった。

検出対象の微小化に伴う反射エネルギーの低下（S/N

比の低下）や高周波数化に伴う伝播経路でのエネルギー損失増加など基本特性の問題に加え、タイヤ探触子のタイヤ回転に伴う動的挙動に基づく不安定要素の問題を抽出し、総合的に検出分解能を改善する要素技術・課題を整理し、Table 1¹³⁾に示した。

3. 検出分解能改良要素と結果

3.1 欠陥反射特性および動作周波数

微小欠陥を検出するには板波の短波長化、すなわち動作周波数の増加が必要と考えられる。一方、タイヤ充填液、タイヤゴムおよび板-タイヤゴム間音響カップリングでの音圧ロスや板内部雑音（材料組織や表面粗さ）お

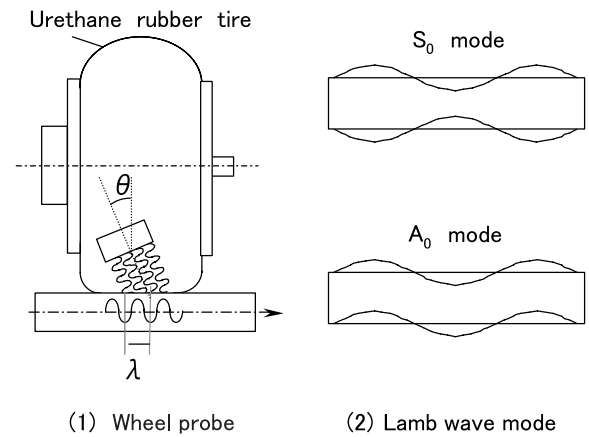


Fig. 1 Lamb wave excitation with wheel probe and Lamb wave basic mode.

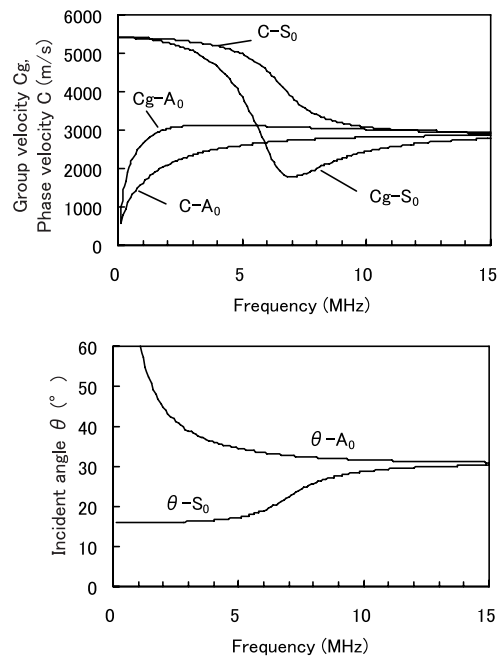


Fig. 2 Phase and group velocity dispersion diagrams for A_0 and S_0 mode Lamb waves in 0.35mm thick aluminium strip and incident angle conditions.

Table 1 Fundamental improvement technology to increase sensitivity of wheel probe.

Improvement factor		Technical point
Wave length reducing	High frequency	Optimal frequency : 8~10MHz
	Optimum mode	A ₀ mode
	Narrow band width (Wave length control)	PT type (PbTiO ₃) transducer Tone burst exciting wave (n=10 waves)
Power increasing	Amplifier gain increasing	Addition of pre-amplifier (30dB)
	Exciting method	Tone burst exciting wave (n=10 waves)
	Tire attenuation reducing	Special urethane rubber tire
Noise reducing and S/N ratio increasing	Effective Lamb wave transducing	PT type (PbTiO ₃) transducer
	Noise reflection reducing inside of tire	Line-focusing
	Exciting method	Amplitude modulation exciting (sine envelope curve)
	Reducing of circuit noise	Addition of pre-amplifier (30dB)
	Reducing of grass in aluminium strip	Inclining of Lamb wave beam
Stabilization	Stabilizing of wheel probe motion	Supporting by double side wheels to stabilize incident angle of ultrasonic wave inside of the tire
	Optimal beam incident position	Fine adjusting of rubber tire diameter
	Stabilizing of coupling	Optimizing couplant thickness and stable coating of couplant

よび電気雑音などの雑音成分は、一般に周波数増加に伴い増加し、検出性能の低下要因となる。そこで、検出目標の欠陥反射特性を調査し、最適な動作周波数を求めた。Fig. 3は10MHz広帯域探触子(φ9.5mm)を用いたドリル孔(φ0.1mm×深さ0.1mm, φ0.1~0.2mm貫通孔)の板波エコー特性を測定した結果である。各欠陥に対してエコー高さが最大となる入射角度条件を求め、エコー高さおよび周波数を測定した。この周波数をピーク周波数とした。試験材には0.35mm厚のアルミニウム合金板(材質A3004)を用いた。欠陥が微小化するとエコー高さは低下するが、欠陥エコーのピーク周波数は増加した。目標欠陥では、その周波数は8~9MHzと推定され、最適な動作周波数とした。

3.2 高周波数化に伴う伝播経路損失と高増幅化

超音波伝播経路で損失が大きいと考えられるタイヤゴムおよび充填液(水相当)の損失特性を調査した。50mmの間隙をあけて水浸探触子およびステンレス塊を配置し、途中経路のゴム膜有無によるエコー高さ比から損失を求めた。また、充填液での通過損失はタイヤ探触子内往復経路の35mmに換算して求めた。Fig. 4に各種タイヤゴムの損失例を示した。ゴム厚みまたは周波数の増加により損失が増加する。ゴム材質ではシリコンゴムが最も損失が小さいが、ゴム強度が低く、形状復元性が劣るため不适当であった。次に損失が少なく、適当な強度を有す改良型のウレタンゴム(1mm厚)をタイヤゴムに選定した。10MHzでは充填液の損失も合わせて-20dB程度の損失が生じ、従来タイヤ探触子(5MHz)での-16

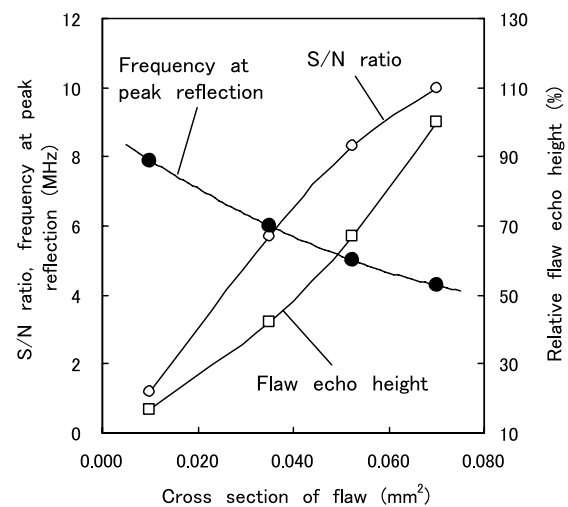


Fig. 3 Flaw reflection characteristics of drill hole for A₀ mode Lamb wave.

dB程度に比較して4dBの損失増加となった。前項で示したように、欠陥微小化によるエコー高さ-20dB程度の減少を考慮すると24dBほどのエコー高さ低下となる。このため、増幅度の増加が必要となり、本例では探触子近くにプリアンプを設け、回路雑音の増加を抑制し総合増幅度を増加させた。後掲のFig. 11に回路構成の一例を示したので参照されたい。

3.3 圧電変換器材質と狭帯域化および不要振動低減板波探傷では波長制御が重要であり、圧電変換器であ

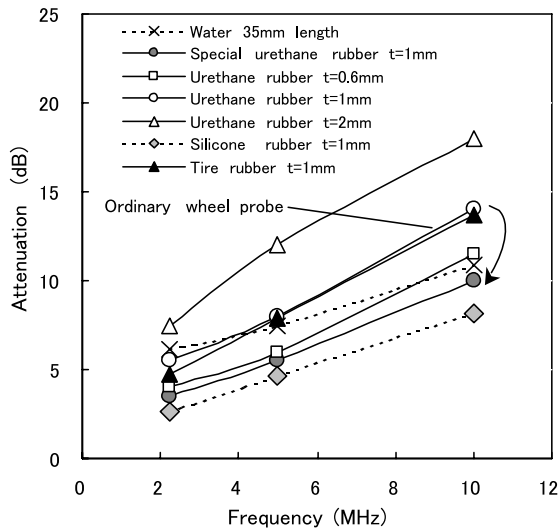


Fig. 4 Attenuation of some rubber materials for wheel probe.

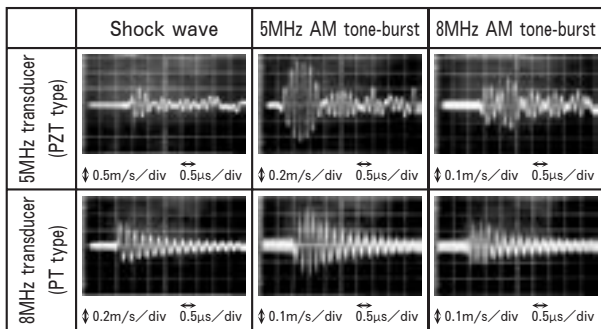


Fig. 5 Front surface vibration of the transducer.

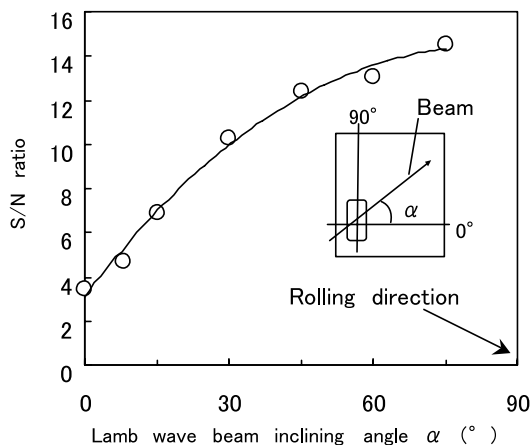


Fig. 6 Influence of the direction of Lamb wave beam on flaw signal to noise ratio.

る振動子の狭帯域化を実現する必要がある。一般に超音波探傷には PZT 系 (Pb (ZrTi) O₃) が振動子に用いられているが、異方性が大きい PT 系 (PbTiO₃)¹⁴⁾ を選択することで、振動子前面方向以外の振動を抑制でき、振動子のハウジング材等との連成振動を抑え、高い効率で

前面方向の振動を誘起することが可能となる。また、これにより比較的広い面での高周波数振動を得ることができると考えられた。しかし、PZT 系より PT 系振動子の方が誘電率は低く¹⁴⁾、発振する音圧の低下がデメリットとなるが、前項で示したように増幅度の増加でそれを補う設計とした。

ショック波およびバースト波で振動子を励起したときの振動子前面振動をレーザードップラー式加速度計で測定した例 (速度波形の観測) を Fig. 5 に示した。8MHz-PT 系振動子は 8MHz バースト波励起でねらいの周波数で動作したが、5MHz-PZT 系振動子 (従来タイヤ探触子) では動作しなかった。この振動子はある程度広帯域の特性を持つが、4~5MHz の固有振動が強く現れ、8MHz 成分が得られなかったと考えられた。一方、8MHz-PT 系振動子は 5MHz バースト波励起でも動作したが、ハウジングやバックングとの連成による共振振動の 5MHz 近傍成分を有していたためと考えられた。なお、一般に超音波探触子の励起に用いられるショック波では有効な振動が得られていない。従って、不要方向の振動を抑制し、設計目標の 8MHz で効率よく振動する 8MHz-PT 系振動子を採用した。

3.4 その他の雑音低減要素技術

前項に示したように振動子の不要方向成分を低減することによりタイヤ内部での雑音エコーを低減した。また、振動子が発生する超音波の広がりを音響レンズで集束させることで、板への入射界面近傍でタイヤ内に反射する雑エコーを抑制する方法を検討した。焦点を近くにとるような極端な集束を行なうと、板波に変換されてからのビーム広がりが生じ、感度低下や測定不能をもたらす。焦点距離は測定範囲程度が設計の目安となり、本例では 300~500mm が適当であった。

また、振動子励起は高い効率を得られるバースト波を用い、さらにバースト波の立ち上がりまたは立下りに生じる広帯域成分を抑制するため、包絡線を正弦波状に振幅変調したバースト波を用いた。一例では、バースト波に比べ、振幅変調したバースト波の方が、SN 比で約 1.5 倍の性能が得られた。

材料に起因する雑音は圧延組織からの反射成分である。Fig. 6 に雑音の板波伝播方向による SN 比変化の一例を示した。本例ではこの特性を利用し、探傷方向を 45° 傾けることにより、雑音を低減し、検出感度の増加を図った。この方法では、タイヤ探触子の反対面にバックロールを設置できるため、後述する方法でタイヤ接触の安定化を図れる利点がある。さらに、板端エコーが無くなり、端部不感帯が最小化できる。

3.5 タイヤ探触子の動的安定化

微小欠陥を探傷する場合、エコー高さが非常に小さくなり、感度の動的安定化が重要になる。Fig. 7 に示したようにタイヤ探触子は回転運動に伴い、自重や摩擦力によって、軸方向や回転方向に傾く。さらに、回転速度増

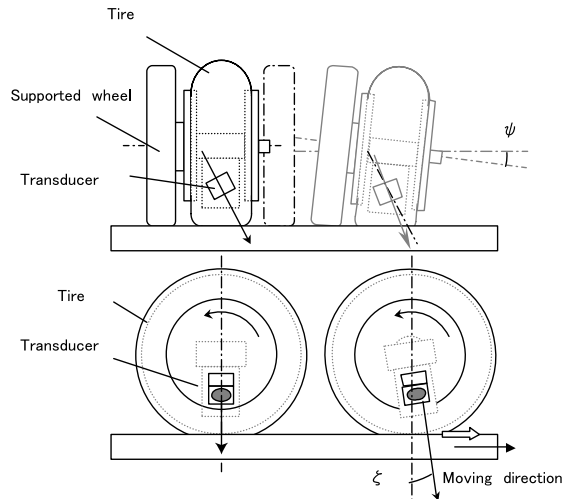


Fig. 7 Wheel probe inclining with rotation.

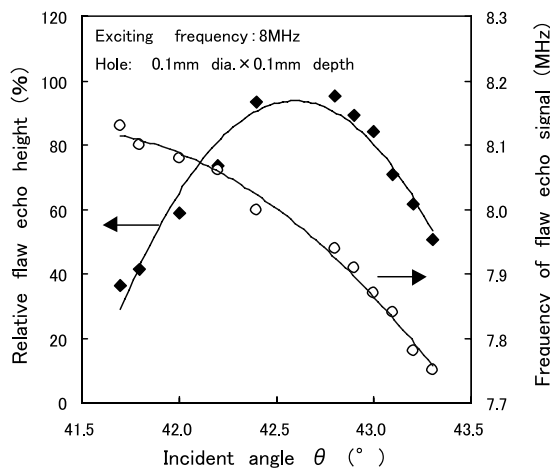


Fig. 8 Influence of incident angle on flaw echo signal.

加によってその変動はさらに増加する。これらの変動は、タイヤ内部の振動子から発生した超音波が板に入射するときの入射角や入射点を変動させる。振動子から発振する超音波の周波数は単一でなく分布をもつため、入射角が変化すると、前掲の式(3)に従って板波の周波数が変化する。Fig. 8に、入射角が変化したときの欠陥エコー高さおよび欠陥エコー周波数(受信した板波周波数)の変化を示した。また、Fig. 9に、励起周波数を変化させたときの同指標の測定例を示した。基準とした条件は励起周波数8MHz、入射角 42.8° で、アルミニウム合金板(0.35mm厚)の $\phi 0.1\text{mm} \times$ 深さ0.1mm放電加工孔を対象欠陥とした。

発生した板波を示す欠陥エコー周波数は、入射角および励起周波数により変化するが、同じ欠陥エコー周波数での欠陥エコー高さは、励起周波数を変化させた場合に比べ、入射角を変化させた場合の方が著しく変化した。入射角 $\pm 0.4^\circ$ の変化で、50%減程度の欠陥エコー高さ変化があった。これは、入射角変化により入射点が変わり、

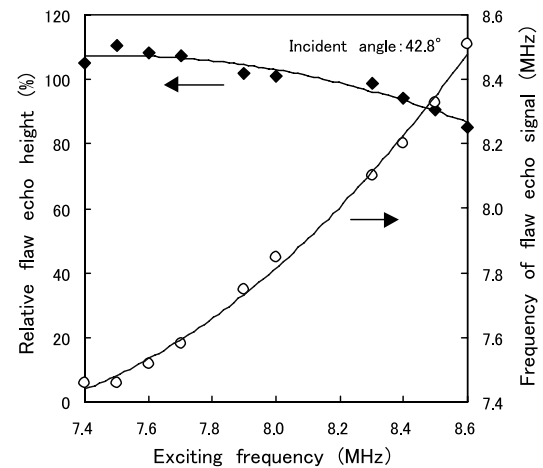


Fig. 9 Influence of frequency of exciting wave on flaw echo signal.

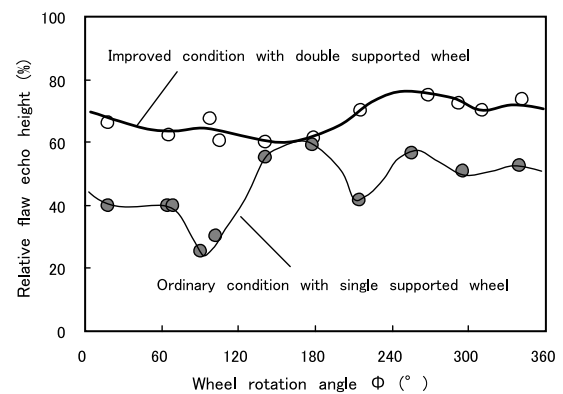


Fig. 10 Stabilizing flaw echo signal by double supported wheel.

タイヤと板との接触面において、超音波ビームが板波に変換される有効領域が変わったためと考えられ、板波の周波数変化による影響は比較的少なかったことを示していた。従って、欠陥エコー高さの安定化には、入射角の安定化が非常に重要である。

そこで、軸方向の傾きを防ぐために、タイヤの両側に補助輪を設ける方法¹⁵⁾を採用した(前掲Fig. 7の点線部分)。Fig. 10はこの効果を評価した一例である。また、この評価に用いた実験装置のブロック図をFig. 11に示した。実験では、回転ドラムに供試材を巻きつけ、繰り返し同一欠陥を複数回測定し、予め定めたタイヤ周方向の絶対角度位置に対応した検出エコー高さを求めた。タイヤゴム形状や組込み状態のばらつきによるタイヤ偏芯により、入射点が多少変化し、十数%の欠陥エコー高さ(欠陥信号高さ)変動が見られるものの、片側補助輪の場合に比較して、両側補助輪では、欠陥エコー高さ変動が著しく減少し、安定化した。

回転方向の傾きを抑制するには、リニアガイド等によ

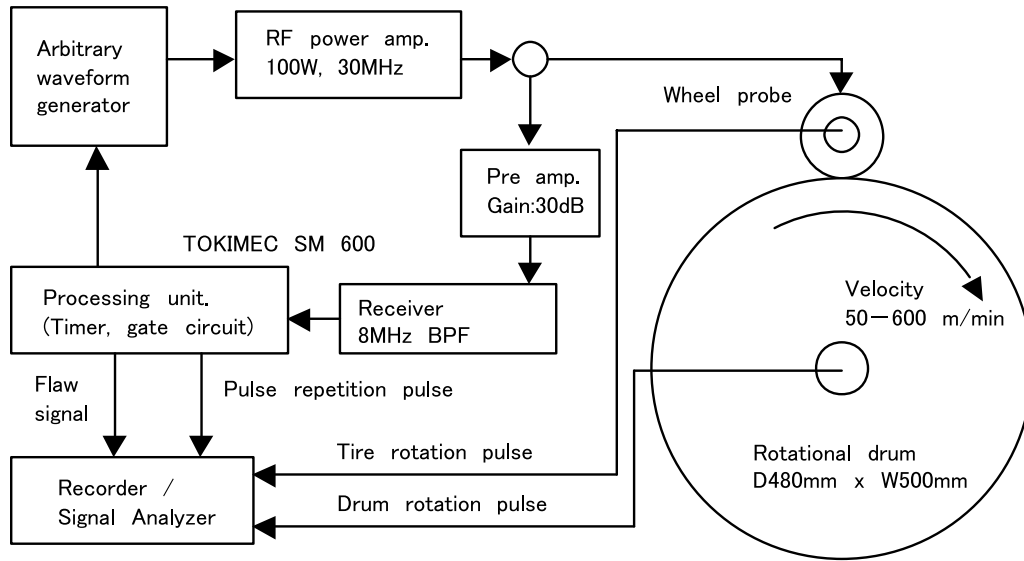


Fig. 11 Block diagram of experiment equipment for stability testing with the wheel probe.

りタイヤ位置変動の自由度を垂直方向のみに拘束するなどの方法を処す。また、垂直方向の変動において、サスペンションを固くするなど、上下変動の追従性を強化し、機械的振動の影響を軽減することが望ましい。なお、本例ではライン速度約 500m/min までの欠陥検出を実験的に確認した。

3.6 最適タイヤ径

前項に示したように、タイヤ探触子内において、超音波ビームの入射角および入射点の安定化が重要である。タイヤ内には不凍液が充填されているが、その注入量に応じてタイヤ径が変化する。タイヤ接地部の変形は、タイヤ径と硬質ゴムの補助輪径（基準φ108mm）との相対関係に依存し、接地状態に応じて超音波ビームの入射点が変わり、欠陥検出感度が変化する。Fig. 12 はタイ

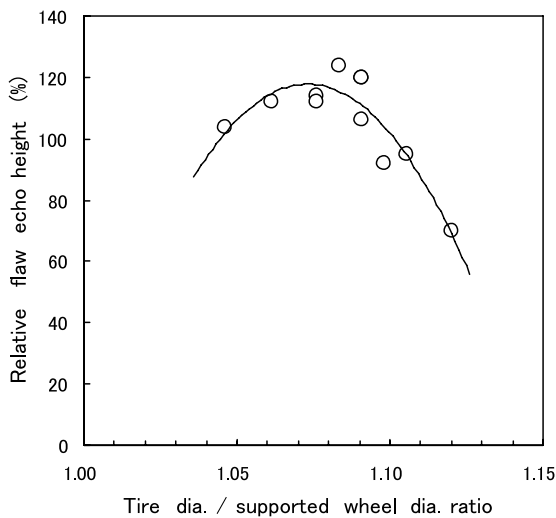


Fig. 12 Optimizing tire diameter to supported wheel diameter ratio.

ヤ径が欠陥検出感度に及ぼす影響を示した例である。補助輪径に対する比で 1.08 程度のタイヤ径が最高感度を得る最適値であった。

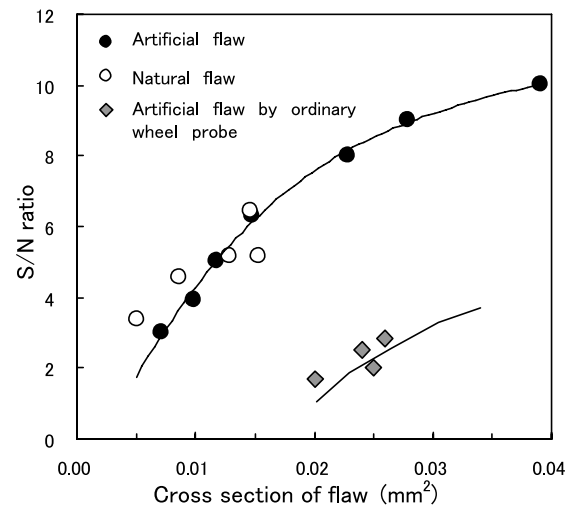


Fig. 13 Flaw detection capability of improved wheel probe in off-line condition.

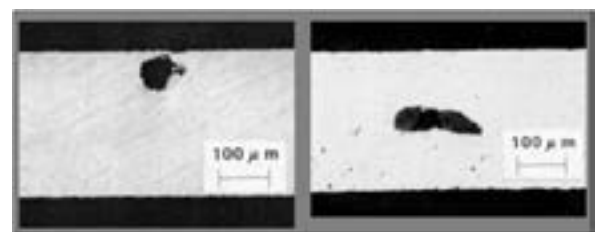


Fig. 14 Example of cross sectional view of detected nonmetallic inclusions in thin aluminium strip.

4. 欠陥検出性能

上述した各種の改良を行なった改良型タイヤ探触子を製作し、人口欠陥（放電加工，ドリル孔）および自然欠陥を対象に検出性能を評価した結果を Fig. 13 に示した。測定限界はオンラインでの感度低下を考慮して， $\phi 50\sim 80\mu\text{m}$ 程度と考えられた。また，試験ラインにおけるオンライン評価にて検出された自然欠陥例（断面）を Fig. 14 に示した。検出された欠陥は板表面から確認できない非金属介在物であった。

5. おわりに

本稿では，板波探傷用探触子の欠陥検出性能を向上させる，種々の技術検討を行なった改良事例を紹介した。アルミニウム合金薄板の欠陥に対して，試験ラインにおけるオンライン検査で $\phi 50\sim 80\mu\text{m}$ 程度の目標に近い欠陥検出性能を得ることができた。

しかし，以下に示す実用化への問題点を抱え，実機への適用に至っていないのが現状である。(1) 装置がコンパクトでなく既設生産機械への設置が容易でない，(2) 要求される欠陥検出性能が年々厳しくなり（ $\phi 20\mu\text{m}$ と言われる場合もある），検出性能の余裕がなく，コストパフォーマンスの点で魅力が薄らいでいる，(3) タイヤ探触子を被検材に接触させ，接触液体を塗布する必要がある（接触及び汚染が嫌われる）および(4) 内部欠陥と表面欠陥の区別がつかないなどの問題が挙げられる。

これらの問題をブレイクスルーするには，ドライカップリング^{16), 17)}が可能でかつ，高周波数での透過減衰が少ないタイヤゴム材の開発および縮径せずに高周波動作可能な高出力の振動子素子の開発が必要と思われる。これらは，変換器数を極力少なくできる板波等のガイドウェーブ探傷法の利点を活かす上でも期待される技術である。

参考文献

- 1) 武藤伸之：JRCMニュース，No.148（1999），2.
- 2) 金属系材料開発センター，資源環境センター：非鉄金属系素材リサイクル促進技術研究開発研究成果報告書，（1995），253.
- 3) N. Mutoh and S. Yoshida：本誌，37（1996），57.
- 4) 井元鑑ニ：非破壊検査，22（1973），207.
- 5) 市川文彦，栗田邦夫，丸山英雄，高橋 暁：川崎製鉄技報，18（1986），192.
- 6) 高橋昭夫，熊坂 清，中西章人，村山理一，松原紀之，松本重明：日本非破壊検査協会春期講演概要，（1988），144.
- 7) 渡邊克巳，平沢浩一，中西章人，村山理一：日本非破壊検査協会春期講演概要，（1992），39.
- 8) R.W.Morse：Journal of Acoustical Society of America，20（1948），833.
- 9) Akio Jitsumori, Satoru Inoue, Takaaki Maekawa and Takahiko Inari：Journal of Applied Physics，25（1986），200.
- 10) F.L.Degertekin and B.T.Khuri-Yakub：Applied Physics Letter，69（1996），146.
- 11) 村山理一：非破壊検査，51（2002），62.
- 12) 永田康昭：非破壊検査，49（2000），369.
- 13) 武藤伸之：特許第 2971361 号，（1999）.
- 14) 柳田博明，永井正幸：セラミックスの科学，技報堂出版，（1993），163.
- 15) 武藤伸之：特開平 9-304355，（1997）.
- 16) B.Drinkwater and P.Cawley：INSIGHT，36（1994），430.
- 17) B.Drinkwater and P.Cawley：Material Evaluation，55（1997），401.

航空宇宙分野への FSW の適用*

熊谷正樹**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 44 No. 1 (2003), pp. 142-146

Application of Friction Stir Welding for Aerospace

Masaki Kumagai

Friction stir welding has stable joint quality with low residual stress and advantage of manufacturing cost. This technology has been used for fuel tanks of rockets. Recently, a business jet that was produced by FSW in the fuselage and wing skin panel had taken off. As a result of investigation of friction stir welded joints of the high strength aluminum alloy 7050 for airplane, the joint produced by SHT (solution heat treatment)-FSW-aging process had high resistance to stress corrosion as well as base metal and high joint efficiency of more than 80%. Friction stir welded large panels from alloy 7050 extruded shapes was enough to use as integral wing panels practically.

1. はじめに

摩擦攪拌接合 (FSW : Friction Stir Welding) は 1991 年に The Welding Institute によって考案¹⁾されてから、鉄道車両、船舶、自動車に広く適用されてきた。航空機分野では大型国家プロジェクトでの研究開発が盛んで、最近ついにベンチャービジネスで航空機構造にリベット接合に代えて FSW が適用され始めた。

2. 宇宙ロケットへの FSW の適用

Fig. 1-a に FSW が衛星打ち上げ用の Delta II ロケットの燃料タンクに適用された例を示す。八つ橋型に曲げた 2000 系合金板数枚を FSW にて直線接合し、円筒を製造した²⁾。装置は ESAB 社が提供したもので、接合部における裏当て治具への板の拘束には数十トンの荷重が付与できる。最近では最大径 5m、長さ 15m の接合ができる GTC 社の縦型 FSW 装置により Delta IV ロケットの燃料タンクやスペースシャトルの外部タンクが製作されている (Fig. 1-b)³⁾。特長としてプローブとショルダーが別駆動する Retractable Head なる回転工具を用いて板厚が徐々に変化する母材の接合が可能である。

3. 小型ジェット機への FSW の適用

Fig. 2 にビジネスジェットの機体に使用された Eclipse 500 の例を示す⁴⁾。スキンパネルとストリンガー

を図中に示すような重ね継手にて MTS 社の装置にて FSW した胴体及び翼を作製し、飛行に成功した⁵⁾。開発

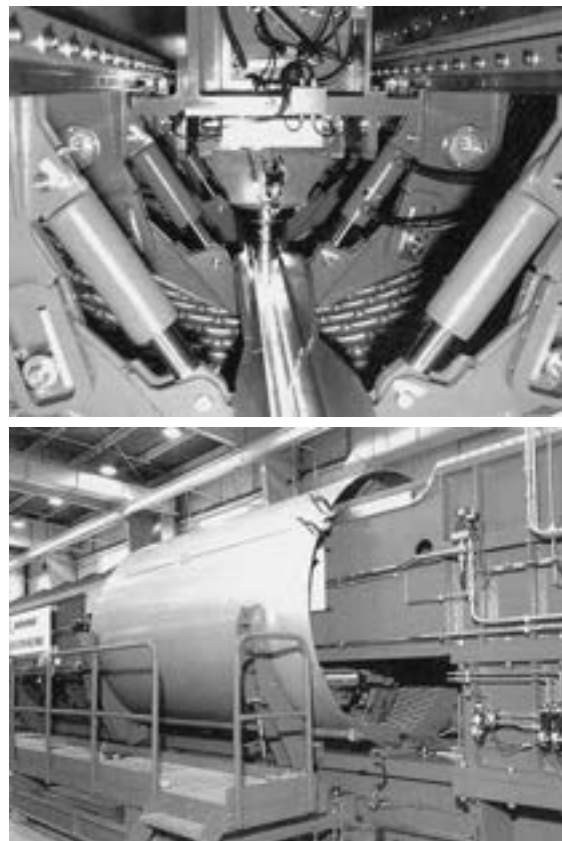


Fig. 1-a Application of FSW for a fuel tank of a rocket.

* 溶接技術 2003年5月号に一部掲載

** 研究開発センター 第一部, 工学博士

した Eclipse Aviation 社は既に FAA の承認を得ている。リベット接合から FSW に変えることにより、大幅な機体製造コストの低減が実現し、2004 年 1 月の販売を前に数千機の受注が来ている。Fig. 3 は Airbus 380 胴体の前後および外周方向を FSW により接合するもので

WAFS および TANGO 計画として進められている⁶⁾。

4. 航空機翼パネルへの適用検討

航空機に用いられる高強度の 2000 系及び銅を含む 7000 系合金は、溶接割れ感受性が高いことから熔融溶接が困難であり、機体はリベット接合によるスキン/ストリンガー構造が主であった。最近では接合箇所を減らすため、厚板から切削加工によりリブ付き部材を削り出すインテグラル構造が翼に用いられているが、厚板からかなりの量の切削屑を生じる加工であり改善が望まれていた。リブ付きのアルミニウム合金押出型材を FSW により幅方向に並列に接合した広幅材は、各分野でうまく利用されており⁷⁾、非熔融溶接である FSW は 2000 系や 7000 系合金にも適用が可能で、航空機においてはリベットを使わない線接合が可能になるので軽量化や製造コストの面で意義は大きい。

ここでは、代表的な航空機部材である 2024, 7475 および 7050 合金について、Fig. 4 のような FSW による大型押出部材の航空機への適用の可能性を調査した結果⁸⁾⁻¹⁰⁾から、高い圧縮強度が要求される翼上側スキンとして期待される、強度の高い 7050 合金の結果について紹介する。開発した接合/熱処理プロセスによって FSW 継手を作製し、その静的、動的強度および耐食性を調査することを目的とし、目標は継手効率 80%以上とした。また、実際の翼パネルを想定し、7050 合金押出型材を並列接合した FSW 広幅パネルを作製し、翼への適用を想定した後加工を試みた。

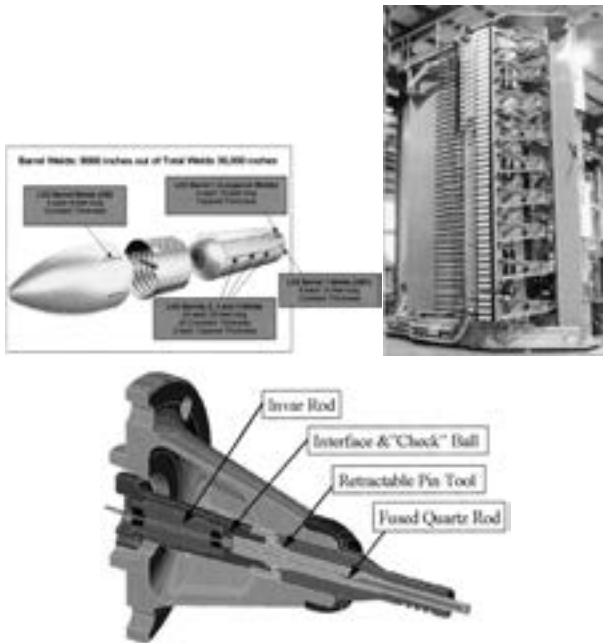


Fig. 1-b Application of FSW for a fuel tank of a rocket.

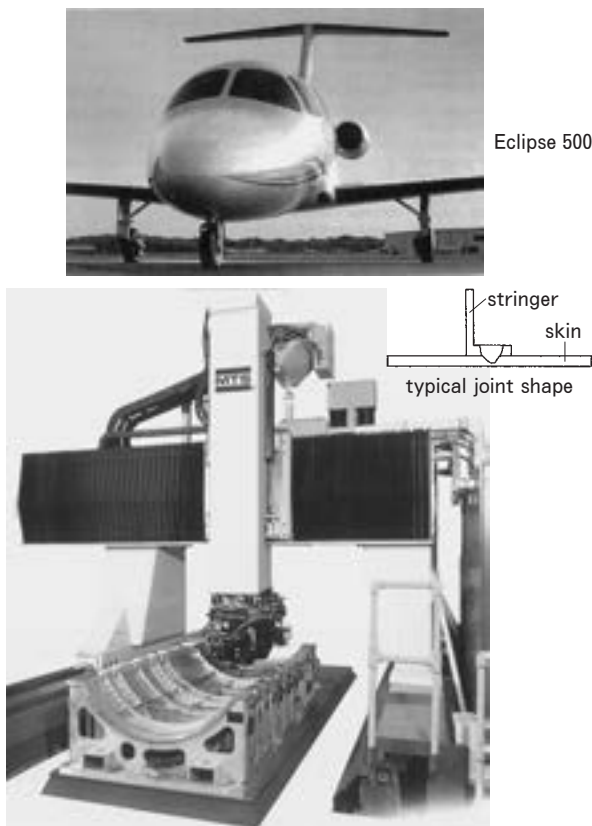


Fig. 2 Application of FSW for a business jet.

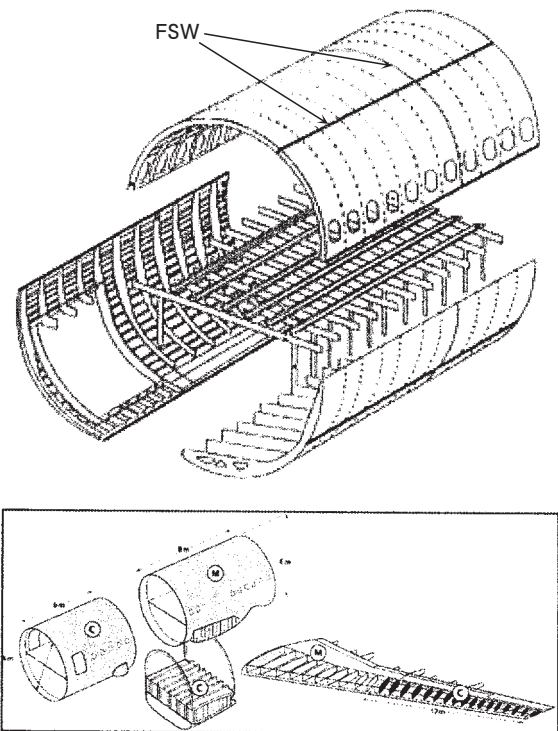


Fig. 3 Research of manufacturing fuselage of an air liner by FSW.

5. 航空機翼パネルの製造プロセス

FSW と熱処理のタイミングを考慮した各接合熱処理プロセスを **Table 1** に示す。プロセス A は通常の熱処理合金が溶接構造物に使われる際のプロセスで、時効処理後に FSW を行う。プロセス B は開発プロセスで、FSW 後に時効処理を行うことにより接合部の継手強度の回復をねらう。比較のプロセス C は FSW 後に溶体化処理および時効処理を行う完全強度回復プロセスであるが、溶体化処理温度が高いために接合材に歪みによる変形が生じるという欠点がある。

基礎試験に用いた押出材は、7050 合金の厚さ 4mm、幅 50mm のフラットバーである。供試材は硬質裏当て治具上に強固に拘束し、先端に突起のある円柱形の鋼製回転工具を突合せ面に回転させながら差込み、突合せ面に沿って移動させることにより接合した。接合可能条件範囲を調査し、最適接合条件として回転数 800rpm、接合速度 125mm/min を選定した。継手の評価は組織観

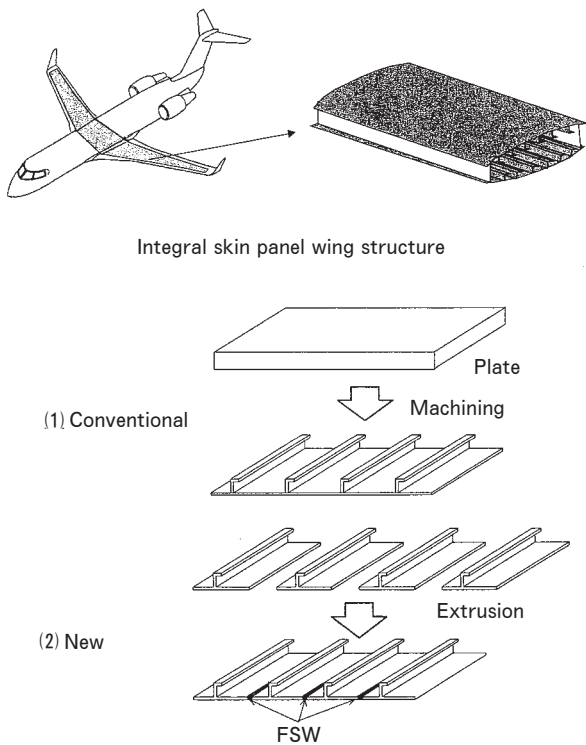


Fig. 4 Concept of a large integral wing panel for an airplane.

Table 1 Welding heat treatment processes.

Process	Joint strength	Distortion
A : Extrusion→SHT→Aging→FSW	△	○
B : Extrusion→SHT→FSW→Aging	○	○
C : Extrusion→FSW→SHT→Aging	◎	×

Solution Heat Treatment (SHT) : 477°C×55min,
Aging : 120°C×6h→163°C×17h.

察、引張試験、硬さ分布、軸疲労試験および応力腐食割れ試験により行った。疲労試験用の試料は FSW ビードの表面および表面/裏面を面削した。

所定の接合条件で FSW した 7050 合金の突合せ継手は、外観および裏面の浸透探傷で欠陥は認められなかった。**Fig. 5** に示す継手断面マクロ組織においてもトンネルポア等の欠陥は見られなかった。**Fig. 6** の引張試験結果によると、継手効率（継手の引張強さ/母材の引張強さ）は、プロセスAおよびBでそれぞれ 88%と 79%であり、いずれも継手効率 80%以上をほぼ満足していた。7050 合金の継手の疲労強度は母材と同等であった。疲労破壊は最も硬さの低い母材熱影響部で生じていた。

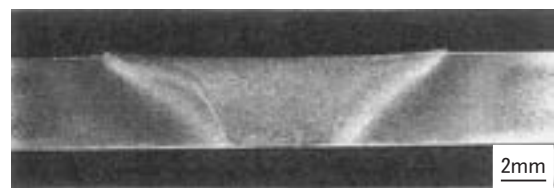


Fig. 5 Macrostructure of the FSW joint.

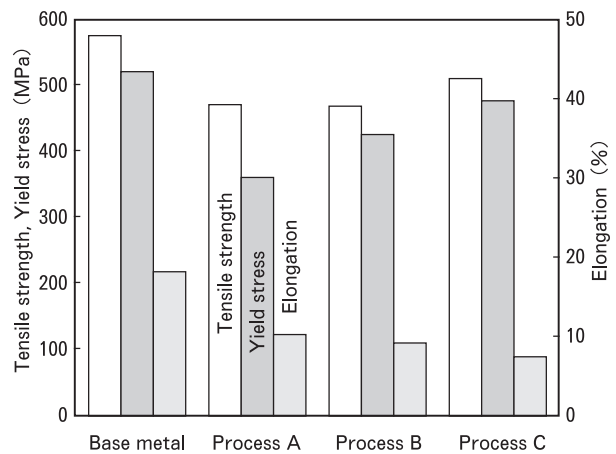


Fig. 6 Tensile properties of FSW joints.

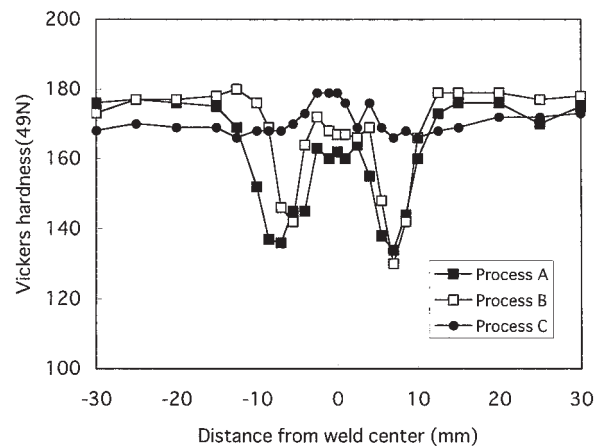


Fig. 7 Hardness distribution in the cross section of 7050 FSW joints.

FSW 継手は翼下側スキンとして十分な疲労強度を有していた。

Fig. 7 に示す 7050 合金の継手の硬さ分布では、プロセスA、Bともに母材熱影響部が軟化したW型の硬さ分布であり、プロセスCは接合後の溶体化処理と時効処理によって硬さが回復し、比較的均一な硬さ分布となっていた。7050 合金継手の断面マイクロ組織では、母材が結晶粒径約 100 ミクロンの加工組織であるのに対し、攪拌部は 5~10 ミクロンの微細な再結晶粒からなっており、プロセス間で大差はなかった。

Fig. 8 は 7050 継手の電子顕微鏡組織である。プロセスAでは、攪拌部は FSW 時に温度が融点の 8 割近くまで上がるため溶体化組織になっており、母材は多くの η' (MgZn₂) 相が析出した時効組織であった。熱影響部は強度に寄与しないくらい粗い析出物と微細な析出物が混在していた。これは、熱影響部の導電率が母材より低いことから、析出物の凝集化と部分再固溶が起こっているためと考えられる。プロセスBでは、攪拌部は母材と同様に時効組織であった。熱影響部では母材より導電率が高いことから、過時効が生じているものと考えられる。

Fig. 9 はプロセスAおよびBの 7050 合金継手の応力腐食割れ試験の結果である。プロセスAの継手では、低

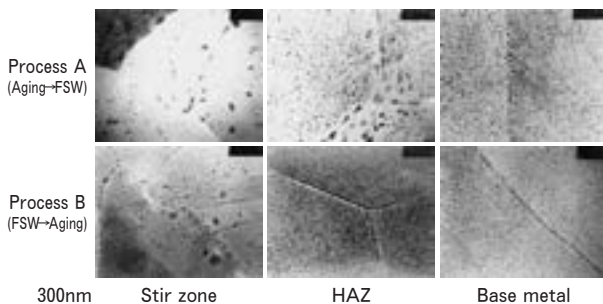


Fig. 8 TEM structures of 7050 FSW joints.

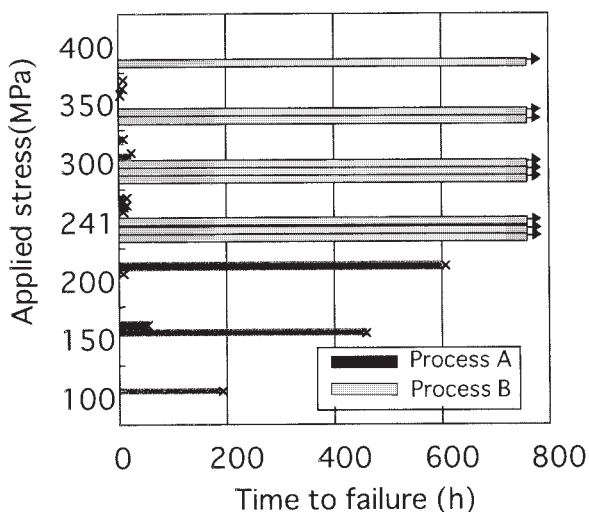


Fig. 9 Results of stress corrosion cracking tests of 7050 FSW joints.

い応力で短時間で攪拌部に割れが生じた。一方、プロセスBでは 400MPa という高い応力下でも 800 時間以上割れが生じなかった。応力腐食割れ試験後のプロセスAの試料の断面組織では、割れは攪拌部の中の母材と攪拌部の境界近くで生じていた。これは、溶体化された結晶粒界に沿って割れる典型的な応力腐食割れである。

6. 大型押出部材

大型押出部材用に、幅 150mm の L 型リブ付きの 7050-T451 形材を外径 153mm のピレットより押出した。10 本の形材を並列に FSW し、歪みを測定した。作製した大型パネルのスキンとリブを面削して所定の形状にした後、ブレーキ曲げプレスにて曲率半径 5000mm を有するパネルに加工した。

Fig. 10 は厚さ 5mm、幅 153.3mm のリブ付きの 7050 合金の押出形材である。この押出形材を前処理を行わず FSW した。Fig. 11 は FSW 後の全幅 1531mm、長さ 2700mm の大型パネルであり、1 接合線当たり 0.3mm 収縮していた。パネルの角に糸を張り、幅および長さ方向の歪みを測定した結果、パネルの幅および長さ方向の平らさは 3mm 以下であり、後のベース内面およびリブの面削時に真空吸引定盤に固定できる範囲の歪みであった。面削後のパネルを曲率半径 5000mm に曲げて曲率を測定したところ、航空機部材として十分な精度を有していた。



Fig. 10 Parent 7050 extruded shapes for a FSW wide panel.

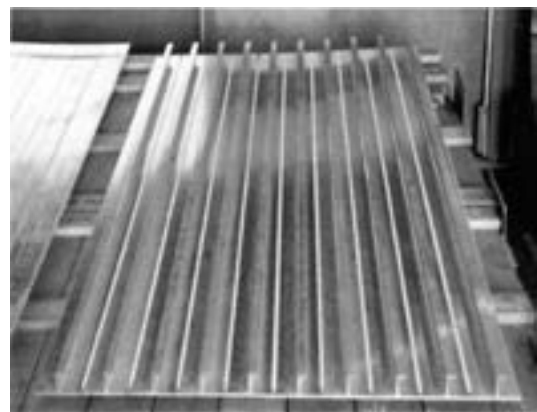


Fig. 11 Friction stir welded large extrusion panel. (W : 1531mm, L : 2700mm)

7. ま と め

品質の安定したFSWは宇宙ロケットや航空機に実用化され始めた。7050合金のFSW継手の特性を調査した結果、それぞれ継手効率はほぼ80%以上であり、翼構造として使用できるレベルである。接合熱処理プロセスの検討を行ったところ、溶体化処理→時効→FSWプロセスは高い継手効率であるが、耐力力腐食割れ性に劣るため適用が困難である。一方、溶体化処理→FSW→時効プロセスは高い継手効率と同時に母材並みの耐力力腐食割れ性を有している。7050合金の押出型材からFSWにより作製した大型パネルは、インテグラル翼パネルとして使用できる。

本研究成果に続いてFSWの航空機への適用の有効性を示す多くの報告がなされている。FSWは従来のリベット接合に比べて大幅なコスト削減が期待でき、今後航空機の製造が大きく変化するであろう。

8. 謝 辞

本編の主要部は日本航空宇宙工業会の委託研究によるものであり、三菱重工業株式会社殿との共同研究成果である。ここに報告するにあたり快く許諾いただいたことに深く感謝する。

参 考 文 献

- 1) W.M.Thomas et al. : International Patent Application No. PCT/GB92/0220 and GB Patent Application No. 9125978.8 (1991).
- 2) M.R.Johnsen : Welding Journal, Feb.(1999), 35.
- 3) J.Thompson : "Space Shuttle ET Friction Stir Weld Machines", Proc. 4th International Symposium on Friction Stir Welding, Parkcity, Utah, (2003), CD-ROM.
- 4) "A New Paradigm for Air Travel", Aluminum Now, Sep./Oct. (2002), 20.
- 5) B.Christner, J.McCounry and S.Higgins : "Development and Testing of Friction Stir Welding as a joining Method for Primary Aircraft Structure", Proc. 4th International Symposium on Friction Stir Welding, Parkcity, Utah, (2003), CD-ROM.
- 6) D.Lohwasser : "Application of Friction Stir Welding for Aircraft Industry", Proc. 2nd International Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, (2000), CD-ROM.
- 7) M.Kumagai and S.Tanaka, : "Properties of Aluminium Wide Panels by Friction Stir Welding" Proc. 1st International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, California (2001), CD-ROM.
- 8) 都筑隆之, 佐藤広明, 清谷明弘, 熊谷正樹, 田中 直, 吉田英雄, 時実直樹, 八太秀周 : 平成 11 年度先端航空機部品・素材技術に関する調査研究成果報告書 No.1405 "摩擦接合を用いたアルミ合金製大型押出部材の航空機への適用化研究", 日本航空宇宙工業会, Mar. (2000).
- 9) 都筑隆之, 佐藤広明, 吉田英雄, 熊谷正樹, 大久保喜正, 八太秀周, 田中 直 : 平成 12 年度先端航空機部品・素材技術に関する調査研究成果報告書 No.1502 "摩擦接合を用いたアルミ合金製大型押出部材の航空機への適用化研究", 日本航空宇宙工業会, Mar. (2001).
- 10) M.Kumagai, S.Tanaka, H.Hatta, H.Yoshida and H.Sato: "Integral Wing Panel for Airplane Produced by Friction Stir Welded Extrusion", Proc. 3rd International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, (2001), CD-ROM.

技術資料

アルミニウム合金製自由通路の設計・製作・施工*

大隅心平** 山口進吾***
熊谷正樹**** 田中直*****
林典史***** 喜田靖*****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 43 No. 1 (2002), pp. 147-156

Design, Manufacture and Installation of the Pedestrian Aluminium Overbridge

Shinpei Osumi, Shingo Yamaguchi, Masaki Kumagai, Sunao Tanaka, Norifumi Hayashi and Yasushi Kita

From 1950s to 1960s, many aluminum bridges were constructed in North America, Europe and Japan. However, the application of aluminum alloy to bridges has decreased after that period because the cost of material was expensive. In recent years, aluminum is reviewed to be suitable for bridges and decks from the viewpoints of reducing the Life Cycle Cost (LCC) and satisfying the requirement of Life Cycle Assessment (LCA) because of excellent corrosion resistance, recyclability and lightweight. In this paper, the new all aluminum overbridge for pedestrian is introduced, in which main parts have been joined by FSW method and has been constructed at Nishikaratsu station of JR-Kyushu in 2002.

1. はじめに

アルミニウム合金材料の橋梁, 床版への適用例は北米や欧州および国内において 1950 年代から 1960 年代に見られる。しかし, その後は水門や特殊な構造物を除いては土木構造物へのアルミニウム合金の利用度は低く, 跨線橋についてはその実績例が見られない。

しかしながら, アルミニウム合金が軽量で耐食性に優れておりリサイクルが可能なことなどの特性を有しているため, 社会資本維持や循環型社会の形成といった観点から L.C.C (ライフサイクルコスト) の低減や L.C.A (ライフサイクルアセスメント) の条件に適合した材料として着目されるようになってきた。

今回, 市道西唐津駅二太子線自由通路にアルミニウム

合金製跨線橋が採用され, 摩擦攪拌接合を用いた土木構造物としては 2 例目となった。以下にこの施設の設計・製作・施工について紹介する。

2. 設計

2.1 材料

アルミニウム合金が採用されたのは以下の理由による。(1) アルミニウム合金は, 他の材料と比較して耐食性に優れている (Fig. 1 参照¹⁾)。このため, 維持管理が容易で再塗装等のランニングコストを低減できる。また, 補修時の粉塵の飛散を防止することが出来, 環境保全に適している。

(2) 鉄道軌道上に設置される跨線橋であり, 点検のためのキ電停止を避けることができる。

(3) 構造物が軽量となり架設が容易で施工時間が短縮できる。これら横断施設については架設施工時の交通遮断時間の短縮, 特に鉄道軌道上の跨線橋は列車運転停止時間帯を利用しての施工工事となる。

(4) 構造物が軽量となるため下部構造への負荷が軽減できる。

* 軽金属溶接, 41 No.2 (2003), 47 に一部掲載
** (株)住軽日軽エンジニアリング 設計技術部
*** (株)住軽日軽エンジニアリング
**** 研究開発センター 第一部 工学博士
***** 研究開発センター 第一部
***** 研究開発センター 第二部
***** 名古屋製造所 押出技術部

- (5) アルミニウム合金材料はリサイクルが可能で再生エネルギー量も少なく、LCA に適合した材料である。
- (6) アルミニウム合金は溶接構造用鋼材と同様な製作加工が可能であり、適正な形状の押出形材が製作できるため溶接線を削減でき、有効な構造物を製作できる。

Table 1 は本跨線橋を対象に、橋梁に一般的に使用される溶接構造用鋼材 (SM400) とアルミニウム合金材料との製品重量および比強度を比較したものである。また、Fig. 2 は再塗装費を考慮したライフサイクルコストの比較である。

2.2 設計仕様

市道西唐津駅二太子線自由通路 (以下西唐津駅跨線橋) の数量と設計荷重を Table 2, Table 3 に示す。また、全体寸法概要と上部工断面寸法形状を Fig. 2, Fig. 4, Fig. 5 に示す。

2.3 構造

本跨線橋は基礎下部工、鋼製支柱、橋梁、階段、上屋 (シェルター・側壁) とで構成されている。階段、支柱は容易に補修が可能のため鋼製とし、その他の部分は軌道内に架設されるためアルミニウム合金製とした。橋梁主桁は軌道内に支柱を設置することが困難なため単純支持とした。

また、駅前周辺設備の意匠性と景観を保持することおよび軌道上の空間を確保したうえで桁高を大きくしないで剛性を確保するために箱桁形状とした。なお、主桁は輸送上の制限寸法から二箱桁構造とした。橋梁主桁と階段部の接続部には二方向の変位が可能な伸縮継手を設け、温度伸縮、地震に対してそれぞれ独立に移動できるものとした。

支承は鋼支柱とアルミニウム合金製橋梁の異種金属接触を防止するためゴム沓を使用した。ゴム沓は死荷重 (153.58kN)、活荷重 (173.98kN) を十分に支持できる

Table 1 Comparison of weight, cost and specific strength.

		Steel bridge (SM400) No covered	Steel bridge (SM400) Covered girder	Aluminium bridge (6N01-T5)
Weight (Bridge)		73 t	73 t	35 t
Initial cost		1.00	1.66	1.19
Running cost		0.24	—	—
Specific strength	Tension	E/ρ	1.00	1.00
		σ_B/ρ	1.00	1.64
	Bend	$\sqrt[3]{E}/\rho$	1.00	1.00
		$\sqrt{\sigma_B}/\rho$	1.00	1.00

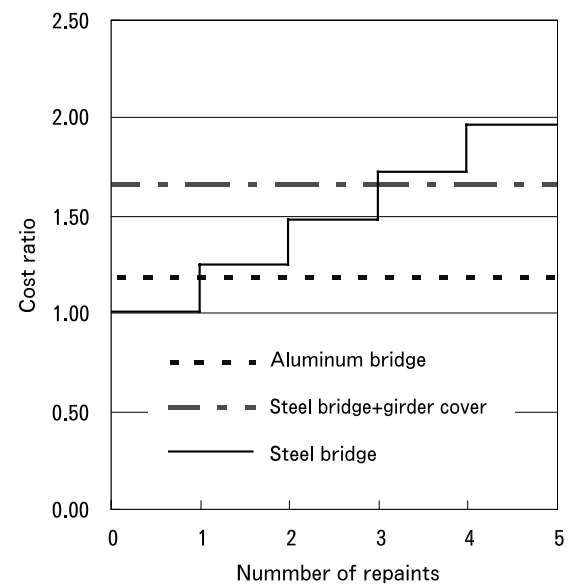
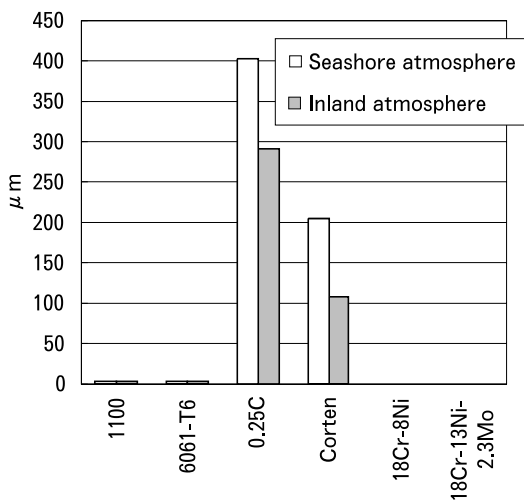


Fig. 2 Life cycle cost.

Mean corrosion depth



Stationary corrosion speed

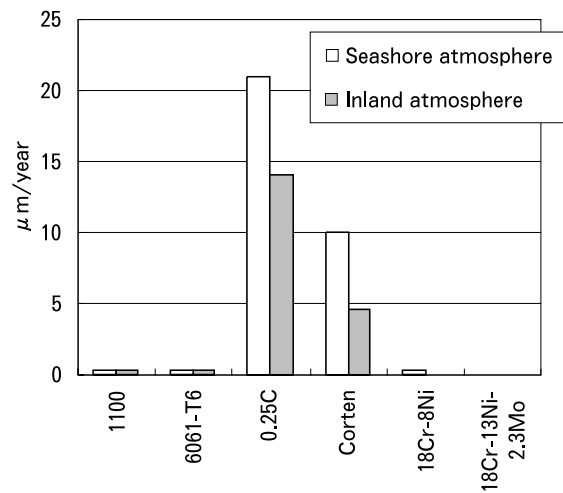


Fig. 1 Comparison of corrosion resistance.

許容荷重を有すると共に、変位（温度伸縮 57mm）を吸収できるものとした。

なお、地震、風荷重に対しては転倒防止装置および落橋防止装置を設けた。

2.4 材料強度

橋梁本体（アルミニウム合金製）の箱桁の外板および床版部分には補剛材と一体となった押出型材を、箱桁のコーナー部、ダイヤフラムには板材を使用した。

強度計算は、アルミニウム合金製土木構造物設計・施工指針（一次案）に規定されている Table 4 に示す基準強度²⁾および許容応力を使用し、鋼材の強度は道路橋示方書に準拠した。なお、実際に使用した材料の機械的性質は後述の Table 5 に示すとおりである。



Fig. 3 Nishikaratsu Station overbridge.

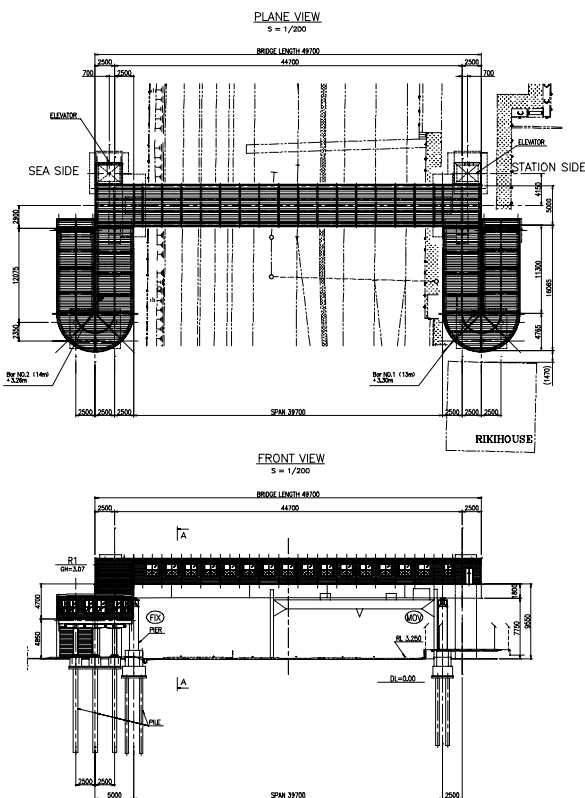


Fig. 4 Design of Nishikaratsu Station over bridge.

2.5 準拠基準

佐賀県土木共通仕様書，建設工事共通仕様書，建設工事施工管理基準および下記の基準に準拠した。

アルミニウム合金製土木構造物設計・製作指針案 平成 10 年 12 月（日本アルミニウム協会）

立体横断施設技術基準・同解説 昭和 54 年 1 月（日本道路協会）

道路橋示方書・同解説 平成 8 年 12 月（日本道路協会）

建築基準法（国土交通省）

鋼道路橋塗装便覧 平成 2 年 6 月（日本道路協会）

乗換こ線橋設計指針 昭和 62 年 4 月（九州旅客鉄道（株））

Table 2 Design specification of Nishikaratsu Station over bridge.

Type	Simple beam box girder
Bridge	
Quantity	1
Bridge length	49.7 m
Span	39.7 m
Effective width	4.0 m
Steps	
Quantity	2
Span	Sea side : 4.2 m (steps) +1.2 m (landing) +4.8 m (steps) +4.765 m (landing) +4.5 m (steps) +1.2 m (landing) +4.5 m (steps) Station side : 4.2 m (steps) +1.2 m (landing) +4.8 m (steps) +4.765 m (landing) +4.5 m (steps) +1.2 m (landing) +4.5 m (steps)
Effective width	4.0 m
Shelter	Aluminium panel

Table 3 Load condition.

Live load	Deck, floor system	5.00 kN/m ²
	Main girder (normal)	3.50 kN/m ²
	Main girder (seismic)	1.00 kN/m ²
Wind load	Windward side	2.00 kN/m ²
	Lee side	1.00 kN/m ²
Effective temperature change	Pier	1.50 kN/m ²
		-10°C ~ +50°C
Snow load		no consideration
Horizontal seismic coefficient		$\kappa h = 0.175$ (Live load 1.0kN/m ²)

Table 4 Mechanical properties for bridge design (minimum value).

Parts	Material	Base metal		Welded part	
		Tensile strength (N/mm ²)	Yield stress (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Yield stress (N/mm ²)
Bridge					
Deck, Side panel, Bottom panel	6N01S-T5	225	176	167	98
Side panel, Diaphragm	5083P-O	274	118	274	118
Roof, Shelter	6063S-T5	157	108	118	59
Step	SM400A	400	235	400	235
Pier	STK400	400	235	400	235

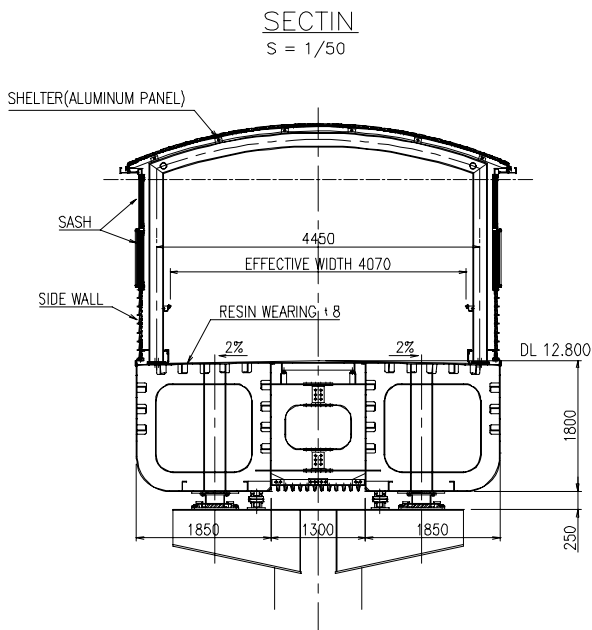


Fig. 5 Design of bridge section.

3. 製作

3.1 製作順序

本橋部箱桁の製作工程を Fig. 6 に示す。

箱桁の床版、外板は補剛材の接合工数を低減することと接合部強度低下を防止するために、アルミニウム合金の優れた押出性を利用して補剛材と一体となった押出型材 (Fig. 6a) を製造した。これらの型材を摩擦攪拌接合 (以下 FSW) (Fig. 6b) によって接合してパネル (Fig. 6c) とした。

この後、これらのパネルをシールドガス溶接 (MIG, TIG) を使用して 18 個のユニット箱体 (Fig. 6d) に組立てた。

さらに、工場ではこれらのユニットを輸送可能な最大寸法ブロックに組立て (Fig. 6e)、工場仮組検査を実施して現場へ搬入した。

現地地組ヤードでは一対の箱桁に溶接接合した後、横桁を高力ボルトで締結し一体の桁 (Fig. 6f) とした。

本橋梁は一体の状態ではりこみ架設された。

Table 5 Mechanical properties of the joint for 6N01-T5 shape.

Material		Tensile strength (N/mm ²)	Yield stress (N/mm ²)	Elongation (%)
6N01-T5	Base metal	306	281	18
	FSW	210	127	8.4
	MIG	201	123	12.8

3.2 接合

3.2.1 摩擦攪拌接合 (FSW)

箱桁外板の製作に採用した FSW は、溶接棒、ワイヤー等の溶加材やシールドガスを必要としない。このため、溶接環境に影響されないこと、機械的に施工されるため溶接技術者の技量に左右されず接合部品質の確保が容易であること、および施工性が向上する等の利点がある。また、FSW は MIG, TIG などの熔融溶接に比較して優れた接合性能を発揮する³⁾。

Table 5 に接合部の機械的性質を、Fig. 7, Fig. 8 に FSW 接合部のマクロ試験結果と硬度分布を示す。Fig. 9 は疲労試験結果を図示したものである。

3.2.2 熔融溶接

パネルの接合、ユニットあるいはブロックの接合に使用する不活性ガスアーク溶接の適正施工条件や補修溶接の適正条件を選定するために溶接施工試験を実施した。この時の入熱量と強度の関係⁴⁾を求めたものが Fig. 10 である。

この結果により設計基準強度 (耐力 $\sigma_{ty}=98\text{N/mm}^2$) が確保できる溶接入熱量 ($Q \leq 11000\text{J/cm}$) となるよう溶接施工方法を求めた。

なお、この時の入熱量の計算は式 (1) に基づいた。

$$Q = \frac{60EI}{v} \quad (1)$$

Q : 溶接時の入熱 (J/cm)

E : アーク電圧 (V)

I : 溶接電流 (A)

v : 溶接速度 (cm/min)

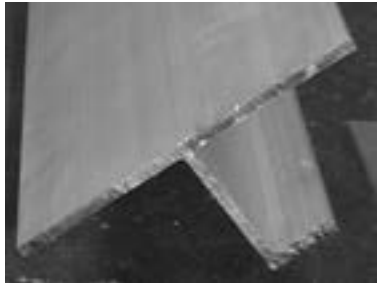


Fig. 6a Deck extrusion.



Fig. 6b Friction stir welding (FSW).



Fig. 6c Jointed panels by FSW.



Fig. 6d Fabrication of girder units.



Fig. 6e Fabrication of girder block.



Fig. 6f Field assembly near the site.

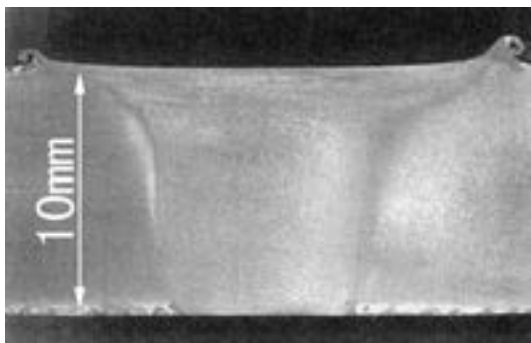


Fig. 7 Cross section of FSW line.

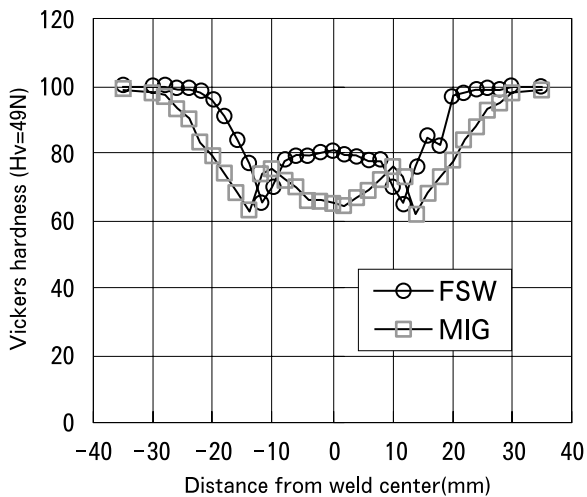


Fig. 8 Hardness distribution across the welding line.

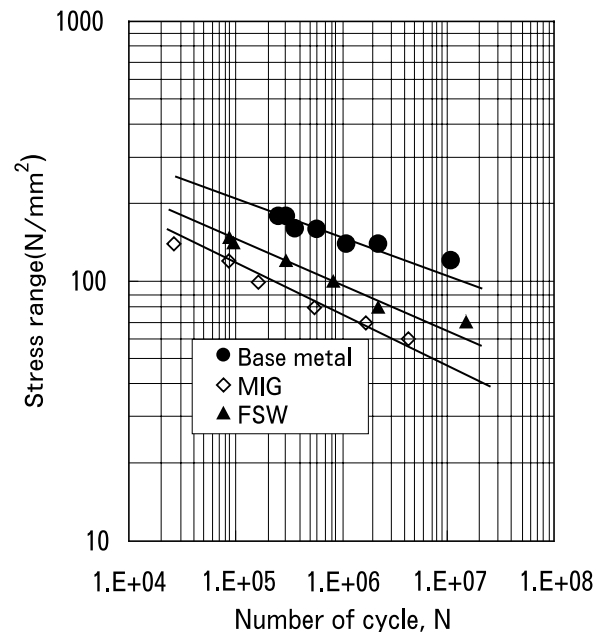


Fig. 9 Fatigue strength of welded parts.

3.3 接合部検査

FSW 接合部の品質管理については基準が整備段階にあるため、本製品の製作に当っては初回品検査と量産品検査とに区分して品質確保を管理した。

初回品検査とは事前の施行試験によって決定された接合条件（装置，材質，板厚，接合速度，回転数）と同一の条件で接合された最初のパネルについて実施するもので，量産品検査とは以降の量産パネルに対して実施したものである。

FSW，溶融溶接に適用した検査内容を Table 6，Table 7 に示す。

4. 工場仮組立て

Fig. 11 に示すように左右それぞれ9個(18個)の組立てられたユニットは3個づつ接合してブロックとした。これらのブロックを仮組立てして、接合後の製作キャンバーが確保できるように事前に計算で求めた無負荷状態でのキャンバー (Fig. 17) を測定した。工場仮組立ての状況を Fig. 12 に示す。

5. 輸送

本橋部ブロックはそれぞれ単独で30トントレーラに積み込まれ製作工場から現地へ輸送された。Fig. 13 に輸送荷姿を示す。また、上屋の屋根、壁は現地での組立ての効率化をはかるため、工場にて Fig. 14, Fig. 15 に示すユニットに組立てたものを現地へ搬入した。

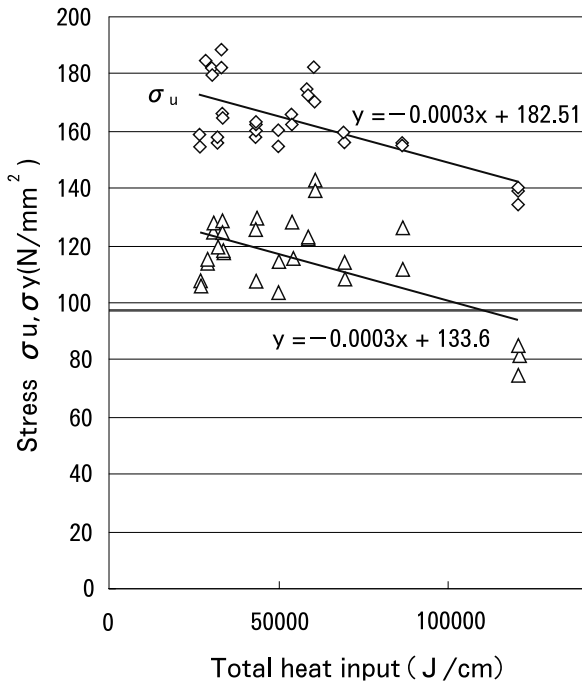


Fig. 10 Relation between total heat input and mechanical properties in fusion welded 6N01-T5 shapes.

6. 現場地組立て

現地に搬入された本橋部のブロックはあらかじめ準備された架台に設置し、工場仮組と同様のキャンバーに調整の後溶接接合した。

接合された橋梁は中間支持を取外し規定のキャンバーが確保されているか計測した。地組立ての状況を Fig. 16 に示す。

7. 製作キャンバー

死荷重、活荷重によるたわみを考慮して製作キャンバーを設けた。

工場仮組立て時、現場地組場での最終接合完了後、架設状態と同じ支持条件でのキャンバー値を測定した。この測定結果を Fig. 17 に示す。

この結果、いずれのキャンバー値も計算結果と良く一致し、必要断面性能を満足していることがわかった。

8. 架設

本橋部は支柱、主桁、上屋の順で架設された。また、階段本体は上屋シェルターの架設開始と時期を同じくして架設され、この後上屋シェルターが架設された。

左右の桁が一体に結合された主桁に計8個の吊金具を取付け、全体を一挙に吊上げた (Fig. 18)。この架設には本体重量が41.7トンであり、作業半径25mが必要となるため360トン油圧式トラッククレーンを使用した。

上屋シェルターの架設には移動架台を利用した。本橋部端部にステージを設けるとともに、仮設レールを敷設して上屋シェルターの組立て、架台の移動が可能なものとした。

昼間の列車運行時間に、先に示した屋根、壁のユニットおよび柱はステージ上の架台を利用してシェルターに組立てられ、夜間のキ電停止時間に本橋部へ送り出された。

一日に約3ユニットが組立てられ、全体の組立て完了後ジャッキを下ろし桁本体に固定された。この工法によ

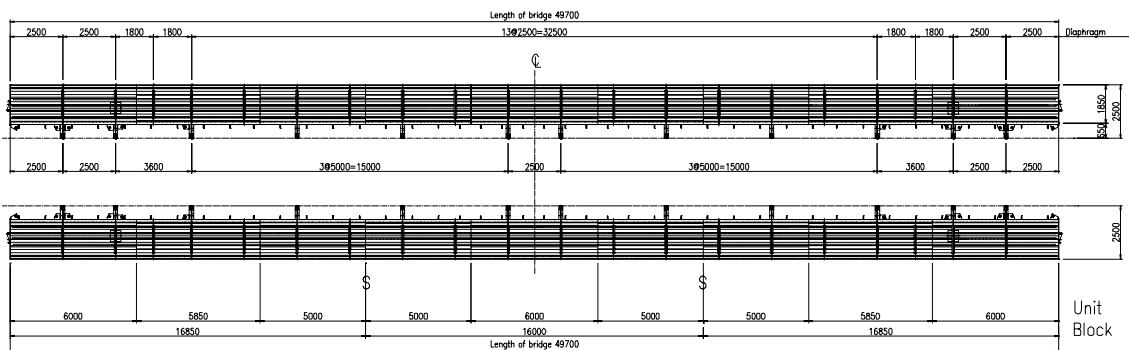


Fig. 11 Assembling of units and blocks for the girder.

り列車運行に支障をきたすことなく施工ができた。

Fig. 19 にシェルター移動状況を示す。

9 振 動

9.1 固有振動数

歩道橋は歩行者の周期性の高い外力を受ける構造物であり、この外力による共振でより大きく振動する事が考えられる。そして、この振動は歩行者へ不快感や不安感を与えるのみならず構造物の寿命にも影響をおよぼす。

歩行者の歩調は2Hzを中心に正規分布⁵⁾している。このことから立体横断施設技術規準・同解説⁶⁾においては固有振動数の予測誤差を考慮して、歩道橋の固有振動数が1.5Hz~2.3Hzにならないようにすることが必要であるとしている。

本跨線橋は単純支持構造であるため式(2)^{5), 6)}から固有振動数を求めるとTable 8に示す通りとなる。

$$f = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{n\pi}{\ell} \right) \sqrt{\frac{EIg}{m}} \quad (2)$$

n : 1.0 (1次モード)

ℓ : 支間長

E : ヤング係数

m : 死荷重

g : 重力加速度

I : 断面2次モーメント

現場地組完了時に人為的に加振して測定した測定結果をFig. 25に示す。この測定結果から求めた一次固有振動数はTable 8に示すとおりであり、計算値と良く一致していると同時に基準値を満足している。

Fig. 26は既存の歩道橋(主に鋼構造、鋼コンクリート合成構造)の一次固有振動数の測定値(式(3)^{6), 7)}とアルミニウム合金製跨線橋(箱桁構造)の固有振動数を対比したものである。

この結果、アルミニウム合金製歩道橋も鋼構造、鋼コンクリート合成構造と同等の固有振動数を有している事がわかる。

Table 6 Testing for FSW parts.

Item		Tensile	Macroscope	Ultrasonic	Radiograph	Dye penetrant
Initial product	All welds	—	—	Every 100mm	—	All welds
	Start point of welds	1piece	1piece	—	1piece	—
	Center point of welds	—	—	—	1piece	—
	End point of welds	1piece	1piece	—	1piece	—
Current products	All welds	—	—	—	—	All welds
	Start point of welds	—	—	Every 100mm	—	—
	Center point of welds	—	—	—	—	—
	End point of welds	—	—	Every 100mm	—	—

Table 7 Testing for fusion welding.

Part	Testing	Sampling	Judgment
Longitudinal direction Butt welding	Radiograph	Tension : 1 piece/1 weld line Compression : 1 piece/5 weld lines	JIS Z3105 1st class or 2nd class
	Dye penetrant	All weld line	
Fillet welding	Dye penetrant	All weld line	
Transverse direction Butt welding (Shop welding) (Site welding)	Radiography	Tension : 1 piece/1 weld line Compression : 1 piece/5 weld line	JIS Z3105 1st class or 2nd class
	Radiography	Tension : All weld line Compression : All weld line	
	Dye penetrant	All weld line	
	Dye penetrant	All weld line	



Fig. 12 Trial shop assembly.



Fig. 15 Units of the wall.



Fig. 13 Transportation of the girder.



Fig. 16 Field assembly near the site.



Fig. 14 Units of the roof.

$$f = 100/L \tag{3}$$

f : 一次固有振動数 (Hz)

L : 支間 (m)

9.2 減衰定数

Fig. 12 に示す測定結果から以下のように減衰定数⁷⁾を求めると、西唐津駅自由通路では 1.60%となる。

Table 8 Natural frequency of Nishikaratsu Station overbridge.

Primary natural frequency	
Designed	Measured
2.56Hz	2.915Hz

$$\Delta = \ln\left(\frac{y_n}{y_{n+1}}\right) = \frac{2\pi h}{\sqrt{1-h^2}}$$

$\sqrt{1-2h} \approx 1$ として、

$$h = \frac{1}{2\pi} \ln\left(\frac{y_n}{y_{n+1}}\right) \tag{4}$$

Δ : 対数減衰率

$\frac{y_n}{y_{n+1}}$: 減衰比

h : 減衰定数

既存歩道橋の減衰定数の測定結果では、鋼構造 0.5%、鋼・コンクリート合成構造 0.6%となっている⁶⁾。本跨線橋は屋根、壁等の上部構造物を設置するため桁の剛性

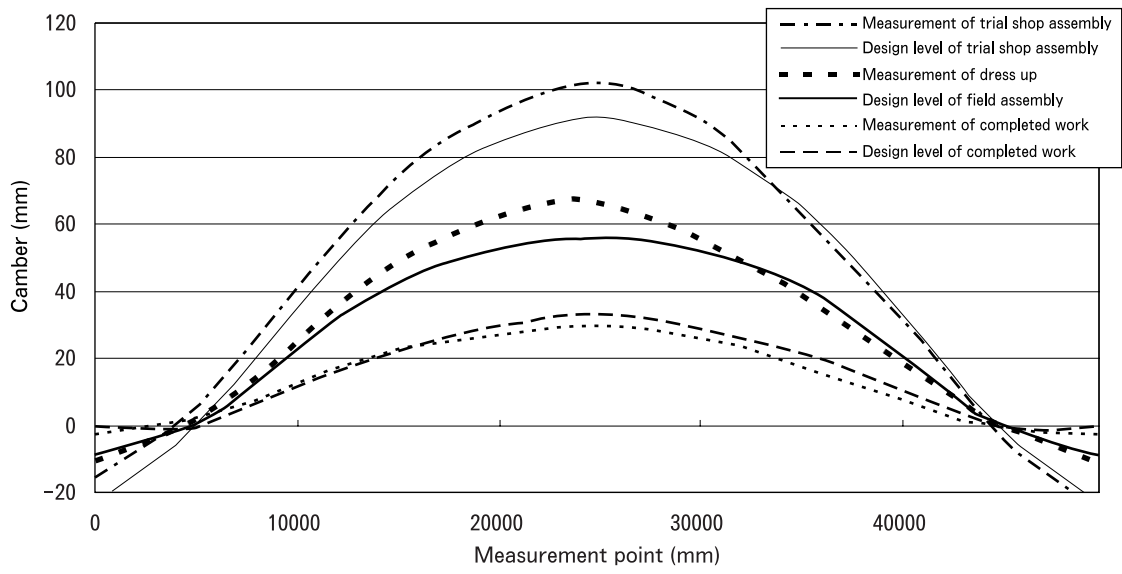


Fig. 17 Camber on the bridge.



Fig. 18 Lifting by 360tons truck crane.



Fig. 19 Sliding the shelter on the bridge.

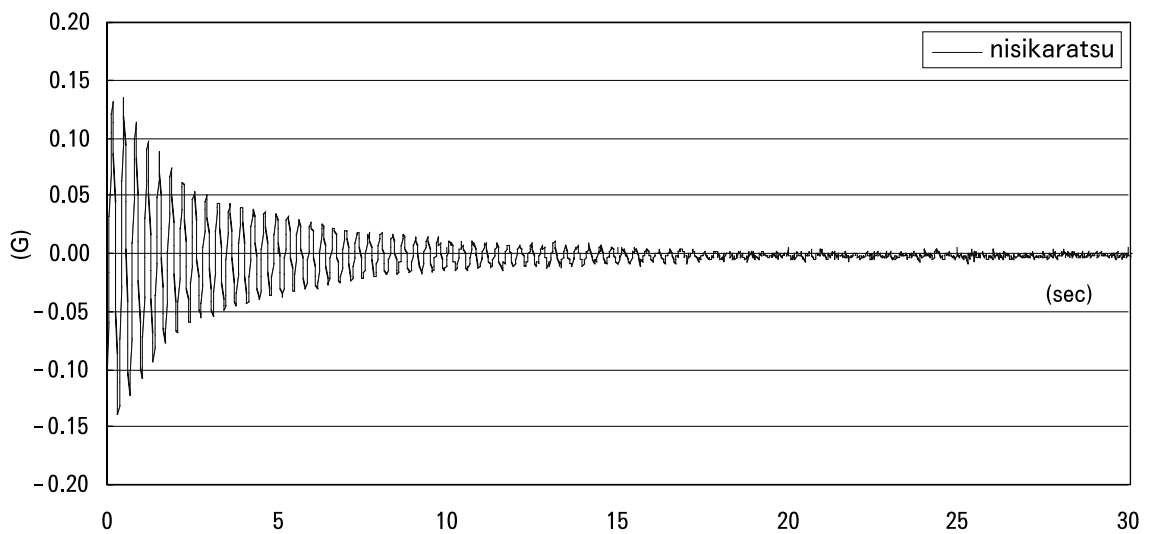


Fig. 20 Oscillation damping of Nisikaratsu Station overbridge.

が大きくなっていることもあるが、鋼製、鋼コンクリート合成構造と同等以上の減衰定数を有している。

10. 疲 勞

AA (Aluminium Association)⁹⁾ のアルミニウム構造物設計規準に示す、突合せ溶接継手の軸方向変動応力に対する疲労線図は Fig. 22 の通りとなっている。

また、溶接継手の疲労試験結果は Fig. 9 に示すとおりである。

本跨線橋の活荷重による変動応力は 20.4N/mm² であり、これらを対比したものが Table 9 である。以上の結果から疲労強度を十分に満足していると考えられる。

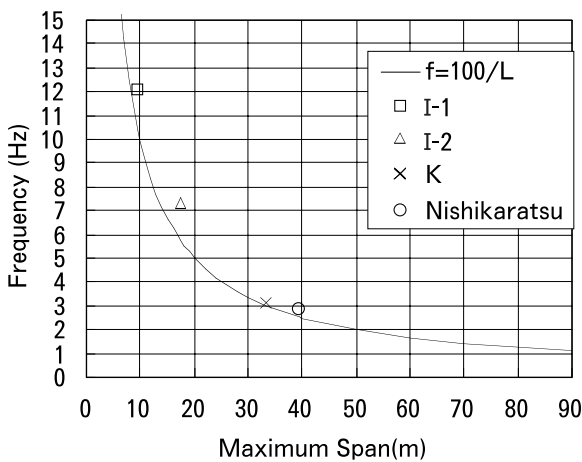


Fig. 21 Primary natural frequency.

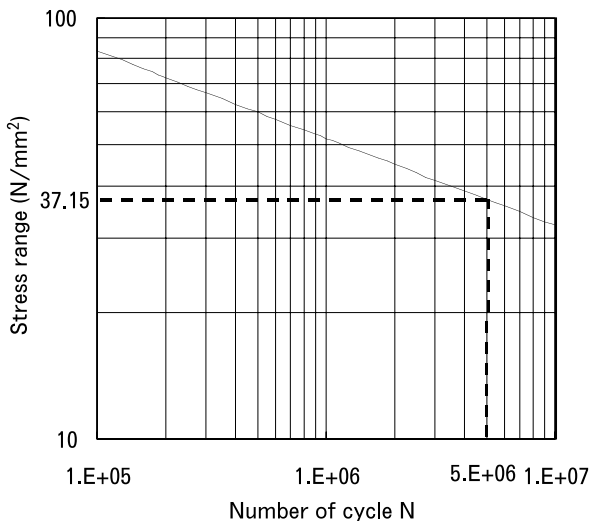


Fig. 22 Fatigue strength diagram (AA).

Table 9 Fatigue properties of Nishikaratsu Station overbridge.

Stress amplitude by live load			Critical stress N=5×106	
Bending moment M (kN·m)	Section modulus Z (mm ⁴)	Stress range Δσ (N/mm ²)	Measured stress of weld (N/mm ²)	AA Allowable stress (N/mm ²)
1180.02	57900×10 ⁴	20.4	63	37.15

11. 結 言

本西唐津駅二タ子線自由通路の跨線橋にアルミニウム合金を使用した。他材質に比較して非常に軽量化できたことにより施工が容易となった。

また、箱桁構造とすることにより景観性を向上させるとともに、規定の振動数を満足すると同時に十分な減衰率を確保することが出来た。

製作においては、新技術である摩擦攪拌接合 (FSW) を採用し、接合部品質と強度の確保と施工性を向上した。なお、溶融溶接 (MIG, TIG) については事前の施工試験により強度要求値を満足する適正施工条件を選定した。またこれにより、疲労強度を満足することができた。

以上の結果から、本施設のアルミニウム合金製構造物は十分に要求仕様を満足できるものとなった。

今後、土木分野においても LCC, LCA の観点からより一層アルミニウム合金製土木構造物が採用されることを期待する。

参 考 文 献

- 1) (社) 日本アルミニウム協会：アルミニウムハンドブック (第 6 版), (2001), 63.
- 2) (社) 日本アルミニウム協会：アルミニウム合金土木構造物 設計・製作指針案 (第 1 次改訂試案), (1998), 3.
- 3) (社) 軽金属溶接構造協会：軽金属溶接, 39-1 (2001), 22.
- 4) (社) 軽金属溶接構造協会：アルミニウム合金構造物の溶接施工管理 I (第 3 版), (1999), 44.
- 5) (社) 日本道路橋会：立体横断施設技術基準・同解説, (1979), 35.
- 6) (社) 日本鋼構造協会：これからの歩道橋, (1998), 187.
- 7) 土木学会：土木技術者のための振動便覧, (1985), 108.
- 8) 岡本舜三：建設技術者のための振動学 (第 2 版), オーム社, (1976), 15.
- 9) The Aluminium Association : Aluminium Design Manual, (1994), I B-45.

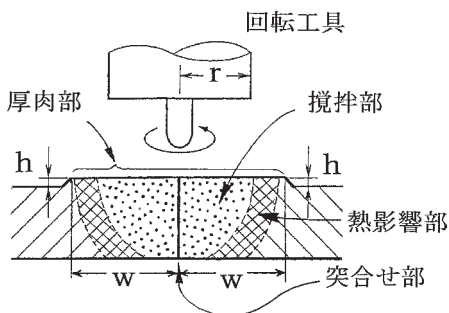
発明と考案

摩擦攪拌接合 (FSW) 関連特許と製品・技術

Patents on Friction Stir Welding : Their Products and Technologies

FSW の特徴

- 溶融部がなく熱処理合金でも継手強度が大きい。
- 歪みが小さく残留応力が少ない。
- 溶加材が不要で、また余盛除去の必要がありません。
- 完全溶け込みでも、裏面は平坦になります。
- 溶接割れを起こしやすい材質や、鋳物、複合材料、異種金属の接合が出来ます。
- スパッタ、スマットなどによる汚れがありません。
- 熟練を要せず接合でき、接合部の品質が安定します。



FSW による接合部断面 (6N01-T5)

アーク溶接による接合部断面

摩擦攪拌接合の原理

FSW の用途

- | | |
|------|--------|
| 輸送機器 | 鉄道車両 |
| | 船舶 |
| | 航空機 |
| | ロケット |
| | 自動車 |
| | トラック架装 |
| | 自動車部品 |
| 土木建築 | 橋梁 |
| | 庇 |
| 電気電子 | ヒートシンク |
| | 熱交換器 |
| | 導波管 |



以下に、FSWに関する当社の登録特許をご紹介します。

お問い合わせやライセンスご希望の際は、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 担当 仙田

研究開発センター 第一部 TEL.052(651)2107 FAX.052(651)8117 担当 熊谷

なお、これら以外にも多数の出願・公開中の特許があります。

1. 発明の名称 アルミニウム広幅材の製造方法 登録番号 特許第 3283433 号

《特徴》

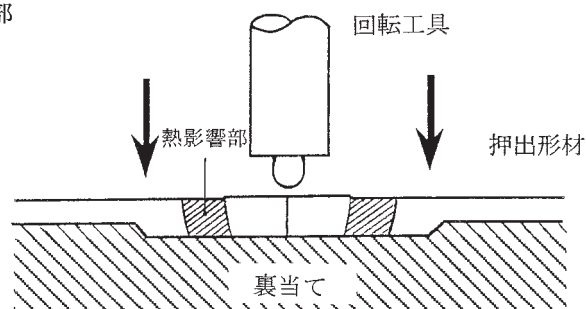
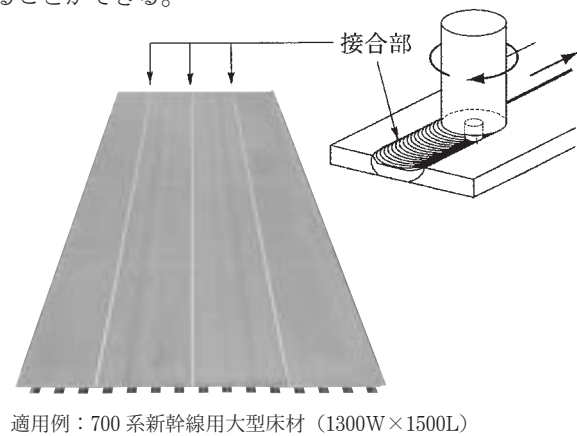
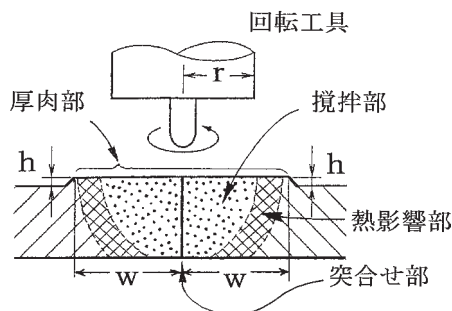
- ①複数のアルミニウム材を突き合わせ、摩擦攪拌接合して広幅材を製造する方法において、
- ②材材の接合部に突出する厚肉部を、突出高さ h ：0.05～2mmで形成し、
- ③厚肉部の上面の幅 w が、回転工具の半径 r に対し、 $r+1 \leq w \leq r+30$ （単位：mm）とし、
- ④接合部の窪みが母材の板厚部にまで至らないようにした。

《効果》

- ①継手部だけの厚肉化により、熱影響部の強度低下を防止し、軽量化を可能とする。
- ②歪みのない、継手強度に優れた広幅材を容易に得ることができる。

《用途》

- ①車両、航空機、船舶等の各種輸送機材の構造体。
- ②建築、橋梁等の各種建築構造体。
- ③その他、軽量化を必要とする接合部材全般。



2. 発明の名称 摩擦接合用部材とその接合方法及び接合パネル 登録番号 特許第 3297847 号

《特徴》

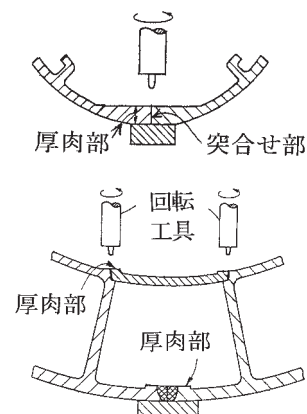
- ①曲面を含む部材の摩擦攪拌接合において、摩擦端面をほぼ水平に形成し、かつ厚みを厚くした。

《効果》

- ①曲面を含んだ部材であっても接合面をきれいに仕上げることができる。

《用途》

- ①各種輸送機材、各種建築構造体等、軽量化を必要とする接合部材全般。



3. 発明の名称 アルミニウム合金の接合方法
登録番号 特許第 3291252 号

《特徴》

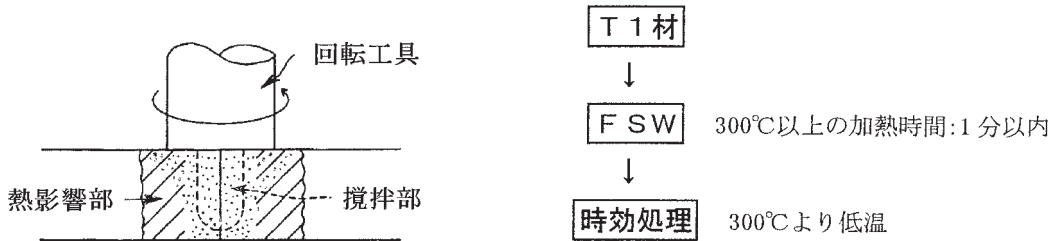
- ①熱処理型アルミニウム合金の摩擦攪拌接合方法において、
- ②攪拌部外側の熱影響部が 300℃以上に加熱される時間を 1 分以内として、
- ③接合部材に 300℃より低温での時効処理を施して、95%以上の継手強度を確保する。

《効果》

- ①温度制御により、熱影響部の強度低下を防止でき、95%以上の継手強度を有する接合部材を得ることができる。

《用途》

- ①自動車用スペースフレーム、自動車用足回り部品等、各種車両用部材。
- ②熱処理型アルミニウム合金が適用される各種構造部材。



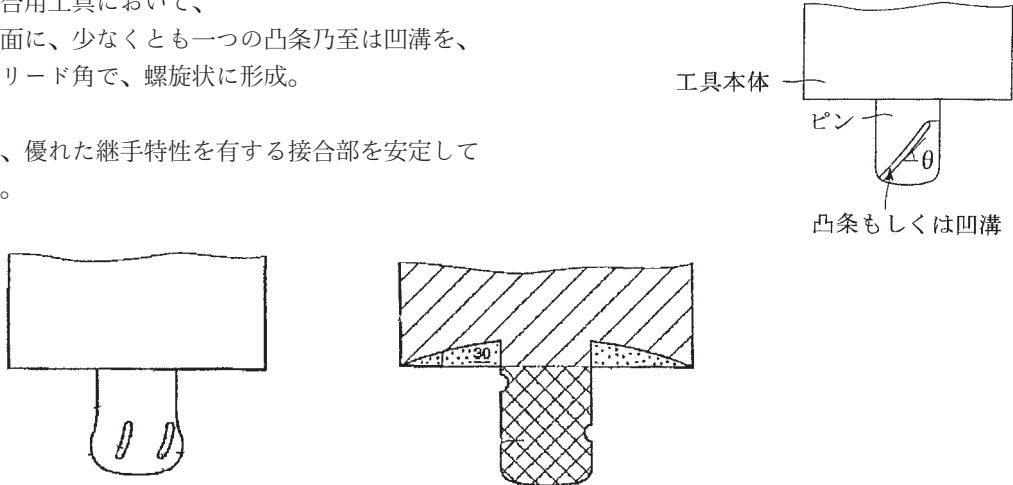
4. 発明の名称 摩擦攪拌接合用治具及びそれを用いた摩擦攪拌接合方法
登録番号 特許第 3283434 号

《特徴》

- ①摩擦攪拌接合用工具において、
- ②ピンの外周面に、少なくとも一つの凸条乃至は凹溝を、
15°～75°のリード角で、螺旋状に形成。

《効果》

- ①欠陥のない、優れた継手特性を有する接合部を安定して形成できる。



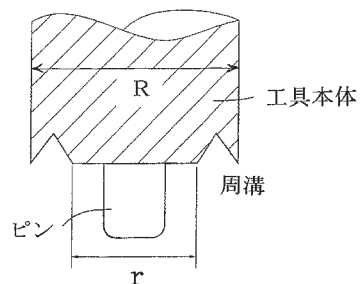
5. 発明の名称 摩擦攪拌接合用治具
登録番号 特許第 3283439 号

《特徴》

- ①摩擦攪拌接合用工具において、
- ②工具本体の先端面に、ピンの周りに位置するように、
 $0.5R \leq r \leq 0.95R$ を満足する周溝を設ける。
(R：工具本体の直径、r：周溝内側直径)

《効果》

- ①欠陥のない、優れた継手特性を有する接合部を安定して形成できる。



6. 発明の名称 アルミニウム合金の接合材
登録番号 特許第 3262533 号

《特徴》

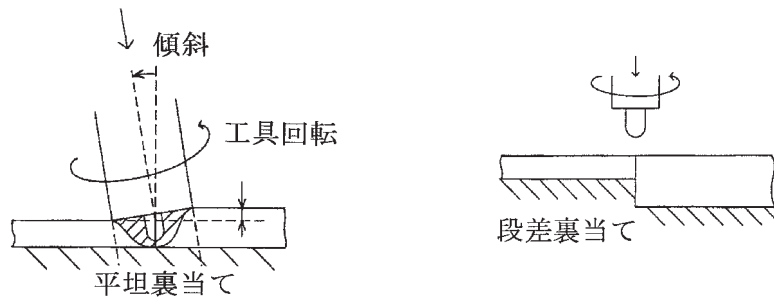
- ①厚さの異なるアルミニウム合金板を摩擦攪拌接合してなる接合材であって、
- ②厚さの相違に応じて段差または傾斜を設けた裏当てを使用する、若しくは回転治具を突き合わせ面に対して斜めに挿入する。

《効果》

- ①差厚接合による優れたテーラードブランク材が得られる。
- ②接合部の強度や外観をより一層良好に確保できる。

《用途》

- ①車両、船舶等の輸送用構造体におけるテーラードブランク材。



7. 発明の名称 アルミニウム製放熱装置及びその製造方法
登録番号 特許第 3314028 号

《特徴》

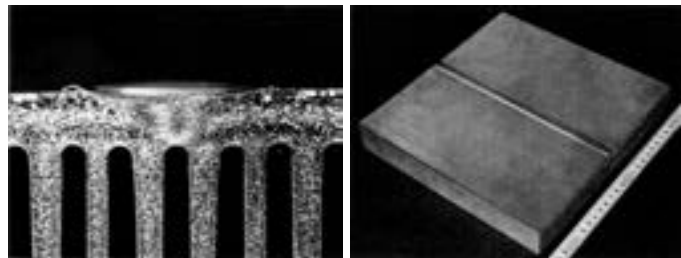
- ①放熱フィンを有するアルミニウム製放熱装置同士を、複数組み合わせ、
- ②放熱フィンの面と反対側の面から摩擦攪拌接合する。

《効果》

- ①大型金型を使用することなく、いかなるサイズに対しても即応可能。
- ②高トング比（小ピッチ高フィン）のヒートシンクを得ることができる。

《用途》

- ①電子部品関連用放熱装置。



2mm

8. 発明の名称 ヒートシンク及びその製造方法
登録番号 特許第 3336277 号

《特徴》

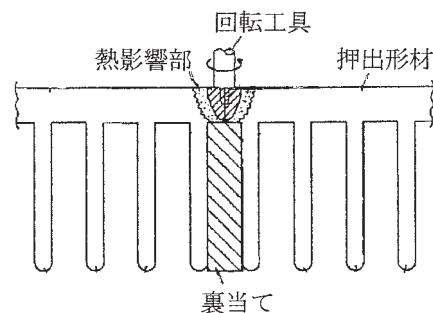
- ①複数の金属製くし型押出形材を接合してなるヒートシンクであって、
- ②摩擦攪拌接合による金属組織の変化が、ベースの付け根の一部に及び、かつ全幅には及ばない。

《効果》

- ①大型ヒートシンクを得ることができる。
- ②フィンの変形を良好に防止することができる。

《用途》

- ①軽くて熱伝導性のよいアルミニウム製ヒートシンク。



9. 発明の名称 接合用パネル構造体及びパネル 登録番号 特許第 3442660 号

《特徴》

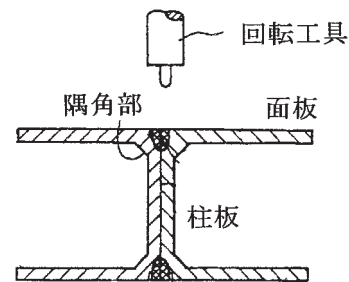
- ①中空材を摩擦攪拌接合してなるパネル構造体であって、
- ②柱板の両端と面板との隅角部に厚肉部を形成し、
- ③面板の厚さ (t) と柱板の厚さ (γ) との関係が、
 $t/2 \leq \gamma < t$ であり、柱板の厚さが 0.5mm 以上、
面板の厚さが 1mm 以上である。

《効果》

- ①厚肉部が接合時の圧力を吸収することにより、
薄い面板、柱板であっても変形、欠陥等の防止が可能。

《用途》

- ①軽量化を要する大型の輸送機材用構造体。



10. 発明の名称 金属製容器及びその製造方法 登録番号 特許第 3449944 号

《特徴》

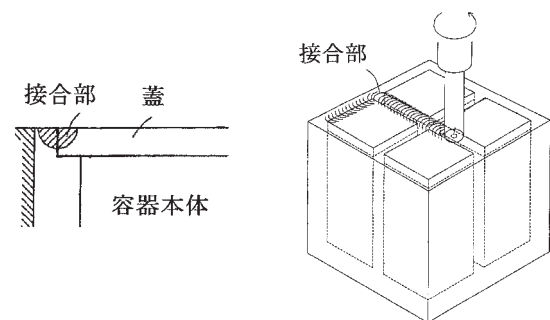
- ①金属製の容器本体と蓋とを摩擦攪拌接合してなる
金属製容器であって、
- ②容器本体の開口部が蓋を内部側から支持する段差を
有し、
- ③接合部が容器本体または蓋の内側面に達しないよう
容器本体と蓋の突合せ部に沿って接合する。

《効果》

- ①内容物への熱影響および歪みが少ない。

《用途》

- ①ボンベ、タンク、真空容器、電池ケース等の金属製容器等。



11. 発明の名称 金属基複合材の製造方法 (Friction Stir Alloying) 登録番号 特許第 3442692 号

《特徴》

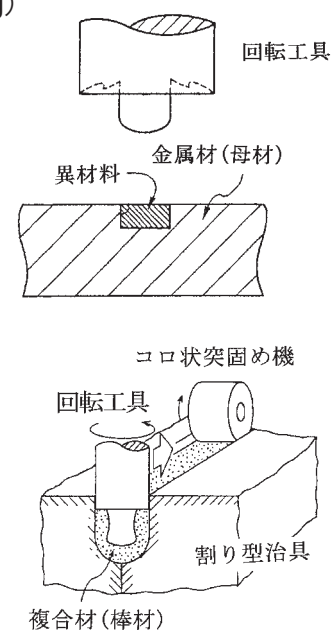
- ①金属材に設けた空間に異材料を配置して拘束状態とし、
- ②該金属材と異材料を摩擦攪拌により攪拌し、
- ③少なくとも金属材の一部を異材料との複合材とする。

《効果》

- ①異材料の種類に応じて種々の特性を有する複合材が
容易かつ安価に得ることができる。
- ②硬質回転工具の摩擦攪拌条件設定により、金属材の
一部または全部を複合材に変換することができる。

《実施例》

アルミニウム母材に Si 粒子を含んだ粉末成形体を埋め込んで摩擦攪拌を行うことにより、耐摩耗性の良好な改質層を形成させる。あるいは、アルミニウム母材に Fe 材を埋め込んで摩擦攪拌接合を行うことにより、耐熱合金を得ることができる。



2. 学・協会講演

No.	題 目	発 表 者	講 演 概 要 集	講 演 日
1	Weldability of Aluminum Alloys with Direct Diode Laser	阿 部 信 行 (大 阪 大) 前 田 興 一 難 波 圭 三 森 篤 篤 人 (大阪大院)	Proc. of the Intn. Society for Optical Eng. (SPIE), 4973 (2003.1), 83	2003.01.27
2	突合せ重ね溶接現象の解明—半導体レーザーのアルミニウム合金溶接への適用性検討 (第3報)	阿 部 信 行 (大 阪 大) 塚 本 雅 裕 森 川 篤 上 人 (大阪大院) 前 田 興 一 難 波 圭 三 森 篤 篤 人 (近 畿 大)	溶接学会・春期全国大会講演概要, 72 (2003.4), 6	2003.04.23
3	アルミニウム合金溶接における半導体レーザービーム伝送の影響	前 田 興 一 難 波 圭 三 塚 本 雅 裕 森 川 篤 上 人 (大阪大院)	溶接学会・春期全国大会講演概要, 72 (2003.4), 8	2003.04.23
4	Al-Mg 合金板のストレッチャーストレインマークとパネル面のひずみの分布状況	宇 都 秀 之 竹 島 義 雄	軽金属学会・第 104 回春期大会講演概要, (2003.5), 115	2003.05.17
5	アルミニウム合金押出型材の軸圧縮シミュレーション	岡 田 功 史 水 越 秀 賢 山 田 賢 治	軽金属学会・第 104 回春期大会講演概要, (2003.5), 117	2003.05.17
6	Al-Mg 合金板のリューダース帯形成に及ぼす 2 軸引張り荷重比の影響	箕 田 正 俊 内 田 秀 英 吉 田 英 雄	軽金属学会・第 104 回春期大会講演概要, (2003.5), 125	2003.05.17
7	ブレージングシートの耐食性に及ぼすろう材厚さの影響	山 下 尚 希 正 路 美 房	軽金属学会・第 104 回春期大会講演概要, (2003.5), 97	2003.05.18
8	Al-Zn-Mg 系合金の 2 段時効に及ぼす Zn/Mg 比の影響	神 田 知 一 松 田 眞 一 吉 田 英 雄	軽金属学会・第 104 回春期大会講演概要, (2003.5), 291	2003.05.18
9	The Behaviour of Etching and Dielectric Film Formation of Aluminium Foil for Electrolytic Capacitors	大 澤 伸 夫	Proc. of the Aluminium Surface Science and Technology (ASST-2003), (2003.5)	2003.05.18
10	急冷凝固アルミニウム合金の材料評価技術	大 福 根 康 夫 川 節 望 (三菱重工業) 重 富 利 和 (同 上)	金属学会・平成 15 年度九州支部講演会, (2003.5)	2003.05.23
11	半導体レーザーの自動車ボディ用アルミニウム合金溶接への適用性	前 田 興 一 阿 部 信 行 (大 阪 大)	自動車技術会・2003 年春季大会材料フォーラム, 28 (2003.5), 29	2003.05.23
12	アルミニウム合金の等温・等圧押し出し	高 橋 昌 也 米 山 猛 (金 沢 大)	日本塑性加工学会・第 34 回春季講演会論文集, (2003.5), 115	2003.05.24
13	押し出しコンテナ面の圧力・摩擦応力測定	高 橋 昌 也 米 山 猛 (金 沢 大)	日本塑性加工学会・第 34 回春季講演会論文集, (2003.5), 113	2003.05.24
14	Properties of Hollow Extrusion of High Strength Al-Mg-Si-Cu Alloy for Aircraft	佐 野 秀 男 吉 野 保 明 (川崎重工業)	Final Prog. of the 14th Advanced Aerospace Materials & Processes Conf. and Expo. by the ASM-ADIS, (2003.6), 31	2003.06.09
15	Welding of Aluminum Alloys with 4kW Direct Diode Laser	阿 部 信 行 (大 阪 大) 塚 本 雅 裕 森 川 篤 上 人 (大阪大院) 前 田 興 一 難 波 圭 三 森 篤 篤 人 (近 畿 大)	Proc. of the 2nd Intn. WLT Conf. on Lasers in Manufacturing, (2003.6), 67	2003.06.23
16	Al-Zn-Mg-Cu 系合金の冷間加工性に及ぼす復元処理の効果	中 井 康 博 神 田 知 一 松 田 眞 一 吉 田 英 雄	軽金属学会・東海支部若手研究者ポスター講演会概要集, (2003.9), 2	2003.09.16

No.	題 目	発 表 者	講 演 概 要 集	講 演 日
17	温間圧延法による 5083 系アルミニウム合金板材の結晶粒微細化	長 井 康 礼 田 中 宏 樹 吉 田 英 雄	軽金属学会・東海支部若手研究者ポスター講演会概要集, (2003.9), 2	2003.09.16
18	FSW によ 5083 合金と 6NO1 合金との異材質接合	田 中 直 熊 谷 正 樹	軽金属学会・東海支部若手研究者ポスター講演会概要集, (2003.9), 8	2003.09.16
19	電解コンデンサ用アルミニウム箔のエッチング特性に及ぼす Cu の影響	竹 井 邦 夫	軽金属学会・東海支部若手研究者ポスター講演会概要集, (2003.9), 8	2003.09.16
20	アルミニウム合金押出型材の軸圧縮シミュレーション	岡 功 史 水 越 秀 雄 山 田 賢 治	軽金属学会・東海支部若手研究者ポスター講演会概要集, (2003.9), 9	2003.09.16
21	溶接特性に対するパワー密度の影響-半導体レーザーのアルミニウム合金への適用性検討 (第 4 報)	阿 部 信 行 (大 阪 大) 塚 本 雅 裕 (同 上) 森 川 篤 人 (大 阪 大 院) 前 田 興 圭 難 波 本 純 森 (近 畿 大)	溶接学会・秋期全国大会講演概要, 73 (2003.10), 22	2003.10.08
22	アルミナ分散強化銅の摩擦攪拌接合組織	熊 谷 正 樹 柴 柳 俊 哉 (大 阪 大 接 合 科 学 研 究 所) 前 田 将 克 (同 上)	溶接学会・秋季全国大会講演概要, 73 (2003.10), 56	2003.10.08
23	高出力半導体レーザーによるアルミニウム合金の溶接	前 田 興 一	溶接学会・秋期全国大会フォーラム講演概要, 73 (2003.10), F18	2003.10.08
24	空調機用クロスフィンチューブ型熱交換器の単体性能特性	柿 山 史 郎 佐 々 木 直 栄 讚 岐 則 義 (伸銅所技術部)	日本冷凍空調学会・平成 15 年度学術講演会講演論文集, (2003.10), B112-1	2003.10.27
25	A Study of Car Body Structure to Reduce Environmental Burdens	難 波 圭 三 (自動車技術会)	Proc. of the IBEC2003, (2003.10), No.20037112	2003.10.28
26	密閉型システム式冷温水下における空調用銅管の腐食挙動	山 田 豊 宏 境 昌 宏 (室 蘭 工 大) 世 利 修 美 (同 上) 戸 田 岩 男 (東 京 電 力) 佐 藤 健 健 (同 上)	腐食防食協会・第 50 回材料と環境討論会講演集, (2003.11), 287	2003.11.05
27	アルミニウム熱間押しにおけるピレット-コンテナ間の圧力・摩擦応力	高 橋 昌 也 米 山 也 猛 (金 沢 大)	日本塑性加工学会・第 54 回塑性加工連合講演会論文集, (2003.11), 367	2003.11.06
28	アルミニウム合金の押し温度解析	高 橋 昌 也 米 山 也 猛 (金 沢 大)	日本塑性加工学会・第 54 回塑性加工連合講演会論文集, (2003.11), 365	2003.11.06
29	空調機用空冷凝縮器の伝熱性能計算	水 田 貴 彦 佐 々 木 直 栄 讚 岐 則 義 (伸銅所技術部)	伸銅協会・第 43 回銅及び銅合金技術研究会講演会概要集, (2003.11), 19	2003.11.07
30	クロス溝付管の伝熱性能 (螺旋溝付管との比較)	近 藤 隆 司 佐 々 木 直 栄	伸銅協会・第 43 回銅及び銅合金技術研究会講演会概要集, (2003.11), 21	2003.11.07
31	プレコートアルミニウム合金板における樹脂皮膜特性に及ぼすインナーワックスの影響	竹 田 委 央 細 見 和 弘	トライボロジー会議 (新潟) 予稿集, (2003.11), 261	2003.11.12
32	直流エッチング時のピット形成に及ぼす Pb の影響と電気化学的考察	本 居 徹 也 日 比 野 淳	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 63	2003.11.21
33	DC エッチング特性に及ぼす表面凹凸と結晶性酸化物の影響	滝 口 浩 一 日 比 野 淳	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 65	2003.11.21
34	アルミニウム合金製ラジエータ内面の腐食挙動におよぼす塩化物イオンと pH の影響	田 中 宏 和 正 路 美 房	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 71	2003.11.21
35	Al-Mg-Cu 系合金における FSW の攪拌部組織に及ぼす工具回転数の影響	田 中 直 熊 谷 正 樹	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 107	2003.11.21

No.	題 目	発 表 者	講 演 概 要 集	講 演 日
36	Al-Mg-Si 合金の二段時効特性に及ぼす自然時効条件の影響	八 太 秀 周 吉 田 英 雄 松 田 中 宏 真 樹	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 123	2003.11.21
37	アルミニウム合金板材の張り剛性に及ぼす曲率半径の影響	宇 都 秀 之 広 瀬 洋 三 (住友金属工業)	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 219	2003.11.21
38	6000 系アルミニウム合金の成形性に及ぼす Cu 添加の影響	浅 野 峰 生 吉 田 英 雄	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 223	2003.11.21
39	プレコートアルミニウム板の耐傷つき性に及ぼす添加剤の影響	道 木 隆 徳 伊 藤 秀 孝 城 戸 見 和 聡 細 見 和 弘	軽金属学会・第 105 回秋期大会講演概要, (2003.11), 237	2003.11.22

3. その他

No.	題 目	発 表 者	発 表 先 あるいは 配布資料	発 表 日
1	超微細粒アルミニウム合金の創製プロセスと材料特性	吉 田 英 雄 田 中 宏 樹	日本鉄鋼協会・異業種交流セミナー, (2003.1)	2003.01.24
2	ロール表面温度・熱流束測定による冷却性能評価	小 久 保 操 米 山 猛 (金 沢 大) 堀 隆 司 (同 上) 木 村 紘 嶋 星 野 郁 弥	日本塑性加工学会・圧延分科会第 83 回研究会, (2003.3)	2003.03.13
3	アルミニウムプレコート材の動向	宇 佐 見 勉	軽金属学会・第 69 回シンポジウム「アルミニウムプレコート材の現状と将来」, (2003.4), 1	2003.04.14
4	非鉄金属材料(銅・銅合金)	安 藤 哲 也	中小企業技術者研修・設計技術研修会(名古屋市工業技術振興協会), (2003.7)	2003.07.03
5	非鉄金属材料(アルミ・アルミ合金)	箕 田 正	中小企業技術者研修・設計技術研修会(名古屋市工業技術振興協会), (2003.7)	2003.07.10
6	温間圧延法による7475系合金の高機能化	田 中 宏 樹	日本塑性加工学会・圧延分科会第 84 回研究会, (2003.7)	2003.07.18
7	アルミニウム合金の高強度化技術	松 田 真 一	日本塑性加工学会・第 222 回塑性加工シンポジウム「軽量化技術の最新情報」-軽金属の役割や最善活用について考える-, (2003.7)	2003.07.25
8	グラスクロスとセラミックファイバによる溶湯の汚染挙動	谷 真 一 軽金属学会・アルミニウム溶湯と耐火物の反応研究部会	軽金属学会・第 70 回シンポジウム「耐火物によるアルミニウム溶湯の汚染挙動と評価法」, (2003.7)	2003.07.29
9	アルミニウム合金の半導体レーザー溶接	前 田 興 一 阿 部 信 行 (大 阪 大)	溶接学会・第 151 回溶接アーク物理研究委員会と第 183 回溶接研究委員会の合同委員会, (2003.8), 資料No.ア物-03-1203	2003.08.06
10	アルミニウム合金の半導体レーザー溶接	前 田 興 一 阿 部 信 行 (大 阪 大)	溶接学会・東海支部第 51 回溶接研究会資料, (2003.08), 27	2003.08.27
11	アルミニウム合金の材料開発と実用化研究	内 田 秀 俊	軽金属学会・若手の会第 5 回会合, (2003.11)	2003.11.23
12	Heat Treatment of Aluminum Alloys	箕 田 正	JICA・海外技術者研修会, (2003.10)	2003.10.23
13	自動車のアルミ化を支える技術とアルミ化の動向	内 田 秀 俊	日本アルミニウム協会・自動車アルミ化委員会, 自動車のアルミ化技術講習会前刷集, (2003.11)	2003.11.26
14	航空機へのFSWの適用	熊 谷 正 樹 田 中 直	溶接学会・摩擦攪拌接合技術の高度化委員会, (2003.11)	2003.11.28

主 要 製 品

●アルミ圧延品

板 製 品 缶用, キャップ用, 箔用, 熱交換器用, 印刷用, 建築用, 自動車用, 車両・船舶用, 航空機用, ほか。

形管棒製品 光学機器用, 事務機器用, 熱交換器用, 化学工業用, 自動車用, 二輪車用, 車両・船舶用, 宇宙・航空機用, 建築用, 電気機械用, ほか。

●伸 銅 品

銅 管 空調・冷凍機器用, 冷媒配管用, 医療ガス配管用, 建築配管用, 水道用, スプリンクラー用, プロパン用, 内面スズコーティング銅管, ほか。

銅合金管他 復水器等大型熱交換器用, 建築用, ほか。

当社製品に関する情報は、インターネットでもご覧いただけます。

<http://www.sumitomo-LM.co.jp>

複写される方へ

本誌に記載された著作物を複写したい方は、(株)日本複写権センターと包括複写許諾契約を締結されている企業の従業員以外は、著作権者から複写権等の行使の委託を受けている次の団体から許諾を受けて下さい。著作物の転載・翻訳のような複写以外の許諾は、直接当社発行所へご連絡下さい。

〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル 学術著作権協会

TEL : 03-3475-5618 FAX : 03-3475-5619

E-mail : naka-atsu@muj.biglobe.ne.jp

URL : <http://www.soc.nii.ac.jp/jaacc>

アメリカ合衆国における複写については、次に連絡して下さい。

Copyright Clearance Center, Inc.

222 Rosewood Drive, Danvers, MA01923 USA

TEL : (978) 750-8400

FAX : (978) 750-4744

URL : <http://www.copyright.com>

(年刊) 住友軽金属技報 第44巻 第1号 (年1回発行)

平成16年1月30日 印刷 (非売品)

平成16年1月30日 発行 [無断転載お断り]

編 集 兼 安 藤 誠
発 行 者

発 行 所 住友軽金属工業株式会社研究開発センター

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
名古屋市市中川区十番町3丁目1番地

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

VOL. 44 NO.1

Issued January 30, 2004, (annually)
SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.

Research & Development Center

3-1-12, Chitose, TEL : +81-52-651-2100

Minato-ku, Nagoya, FAX : +81-52-651-8117

455-8670 JAPAN E-mail : RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp



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4-7-28 (住友ビル2号館) ☎(06)6220-8407 FAX(06)6220-8404
名 古 屋 支 店 ☎455-8670 名古屋市港区千年3-1-12 ☎(052)654-1430 FAX(052)654-1443
北 海 道 支 店 ☎060-0001 札幌市中央区北一条西3-3 (時計台スクエアビル9F) ☎(011)241-4651 FAX(011)221-3254
北 陸 支 店 ☎933-0912 高岡市丸の内1-40 (高岡商工ビル911号室) ☎(0766)26-4036 FAX(0766)26-4037
静 岡 支 店 ☎420-0857 静岡市御幸町5-9 (静岡フコク生命ビル5F) ☎(054)255-2471 FAX(054)255-6210
九 州 支 店 ☎812-0016 福岡市博多区博多駅南1-2-3 (住友博多駅前ビル) ☎(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 千葉県柏市新十路2-13 ☎(0471)31-6161 FAX(0471)31-6165
伸 銅 所 ☎441-1295 愛知県宝飯郡一宮町大木新道100 ☎(0533)93-2311 FAX(0533)93-5119
研 究 開 発 セ ン タ ー ☎455-8670 名古屋市港区千年3-1-12 ☎(052)654-2100 FAX(052)651-8117

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER