

ISSN 0039-4963

SKEGA2 45(1) 1-192 (2004)

VOL.45
2004

SUMITOMO LIGHT METAL
TECHNICAL REPORTS

住友輕金屬技報



住友軽金属技報

第45巻 第1号 平成16年

目次

論文

P666	均一加熱ビレットを用いた等温押し出し	高橋昌也 米山 猛	1
P667	Isothermal Extrusion of Aluminum Alloys	Masaya Takahashi Takeshi Yoneyama	7
P668	Study on the Metal Flow in Extruded Billet	Hideo Sano Takashi Ishikawa Yoshinori Yoshida	17
P669	アルミニウム合金押し出し材の軸圧縮試験シミュレーション	岡田功史 水越秀雄 山田賢治	24
P670	Al-Mg-Si合金のベークハード性に及ぼすMgとSi添加量および自然時効の影響	八田秀周 太中宏樹 松田真一 吉田英雄	29
P671	Al-Cu-Mg-Si系合金の摩擦攪拌接合部組織に及ぼす工具回転数の影響	田中直樹 熊谷正英 吉田英雄	36
P672	Improvement of Mechanical Properties of 7475 Based Aluminum Alloy Sheets by Controlled Warm Rolling	Hiroki Tanaka Hiroki Esaki Kenji Yamada Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	41
P673	温間圧延による5083系アルミニウム合金板材の結晶粒微細化	田中宏樹 長井康礼 吉田英雄	49
P674	Al-Mg系合金板材のリーダーズ帯形成に及ぼす2軸引張荷重比の影響	箕田正久 渡江和英 吉田雄	55
P675	アルミニウム合金パネルの張り剛性に及ぼす曲率半径の影響	宇都秀之 広瀬洋三	61
P676	アルミニウム合金板のプレス成形潤滑性に及ぼす油性剤の影響	竹田委千 細見和央 弘	68
P677	結晶性酸化皮膜と陽極酸化皮膜の形成挙動	大澤伸夫 日比野淳	73
P678	空調機用空冷凝縮器の伝熱性能予測 —第1報：代表的実験データとの比較—	佐々木直栄 水田貴彦 讚岐則義	79
P679	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 —第1報：機械拡張による伝熱阻害を抑制する 高性能内面螺旋溝付管の適用による効果—	佐々木直栄 柿山史郎 讚岐則義	87
P680	クロス溝付管の伝熱性能	近藤隆司 佐々木直栄	96
P681	フィールド試験用銅配管に発生したマウンドレス型孔食に対する形態学的見地からのアプローチ	山田豊 境利昌 世川修 荒川美伸	101

技 術 資 料

R504	鉛フリー快削黄銅の被削性	安 渥 藤 美 哲 也 郎	108
R505	精練用フラックスによるアルミニウム溶湯処理技術	常 川 雅 功	113
R506	衝撃変形シミュレーションの基礎と応用例	水 越 秀 雄	122
R507	Al-Mg 合金板材のストレッチャーストレインマークと パネル面のひずみ分布状況	宇 都 秀 之 雄 竹 島 義 雄	128
R508	アルミニウム合金の半導体レーザー溶接の現状と動向	前 田 興 一	138
R509	ドイツにおける摩擦攪拌接合及びアーク溶接施工技術の動向 —— 研究所及び会社訪問報告	難 波 圭 三	144

講 演

R510	アルミニウム産業の成長を支える材料技術 — 現状と課題 —	永 田 公 二	154
------	-------------------------------------	---------	-----

新製品・新技術

R511	薄肉で複雑形状が押出可能な高強度 Al-Cu-Mg-Si 合金 2013	佐 野 秀 男 松 田 真 一 吉 田 英 雄	168
R512	アルミニウム合金製「ドームトラス」.....	村 上 正 至 久 田 真 夫 戸 田 和 夫 松 山 裕 二 郎	174
R513	住友の銅管ヘッダー工法 —水・湯・P—		179

発 明 と 考 案

I 106	自動車ボディパネル用アルミニウム合金関連特許		181
-------	------------------------------	--	-----

公 表 資 料

論文・講演・資料		187
----------------	--	-----

SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 45 No. 1, 2004

CONTENTS

Technical Paper

P666	Isothermal Extrusion Using a Uniform Temperature Billet	Masaya Takahashi Takeshi Yoneyama	1
P667	Isothermal Extrusion of Aluminum Alloys	Masaya Takahashi Takeshi Yoneyama	7
P668	Study on the Metal Flow in Extruded Billet	Hideo Sano Takashi Ishikawa Yoshinori Yoshida	17
P669	Axial Compression Simulation of Aluminum Alloy Shapes	Koushi Okada Hideo Mizukoshi Kenji Yamada	24
P670	Effects of Mg, Si Contents and Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys	Hidenori Hatta Hiroki Tanaka Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	29
P671	Effect of Tool Rotation Speed on the Microstructure of the Friction Stir Weld of an Al-Cu-Mg-Si Alloy	Sunao Tanaka Masaki Kumagai Hideo Yoshida	36
P672	Improvement of Mechanical Properties of 7475 Based Aluminum Alloy Sheets by Controlled Warm Rolling	Hiroki Tanaka Hiroki Esaki Kenji Yamada Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	41
P673	Grain Refinement of 5083 Based Aluminum Alloy Sheets by Warm Rolling	Hiroki Tanaka Yasunori Nagai Hideo Yoshida	49
P674	Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Lüders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheet	Tadashi Minoda Kazuhisa Shibue Hideo Yoshida	55
P675	Effect of Curvature Radius on Stiffness of Square Panel Made of Aluminum Alloy Sheet	Hideyuki Uto Yozo Hirose	61
P676	Effect of Oiliness Agent on Press Forming Lubricity of Aluminium Sheet	Ichio Takeda Yasuhiro Hosomi	68
P677	Effects of Crystalline Oxide on Anodic Film Formation	Nobuo Osawa Atsushi Hibino	73
P678	Prediction of Heat Transfer Performance of Air-Cooled Condenser for Air Conditioner	Naoe Sasaki Yoshihiko Mizuta Noriyoshi Sanuki	79
P679	Performance Characteristics of Cross-Fin-Tube-Type Heat Exchanger for Air Conditioner - 1st Report : Effects of Enhanced Heat Transfer Spirally Grooved Tube with Ability to Control the Heat Transfer Disturbance by Mechanical Tube Expanding -	Naoe Sasaki Shiro Kakiyama Noriyoshi Sanuki	87
P680	Heat Transfer Characteristics of the Cross-Grooved Tube	Takashi Kondo Naoe Sasaki	96
P681	Morphological Approach to Moundless Type Pitting Corrosion Occurred on Copper Tubes for Field Test	Yutaka Yamada Masahiro Sakai Osami Seri Masanobu Arakawa	101

Technical Review

R504	Machinability on Lead Free Free-Cutting Brass	Tetsuya Ando Tetsuro Atsumi	108
R505	Molten Aluminium Refining Processes using Solid Flux	Masanori Tsunekawa	113
R506	Fundamental Research on Impact Simulation and Its Applications	Hideo Mizukoshi	122
R507	Stretcher Strain Markings of Al-Mg Alloy Sheets and Strain Distribution on Square Panel	Hideyuki Uto Yoshio Takeshima	128
R508	Trends of Aluminum Alloy Welding by Diode Laser	Koichi Maeda	138
R509	Research on Friction-stir-welding and Arc-welding Procedures in Germany — Report on Visiting Research Institutes and Companies	Keizo Namba	144

Lecture

R510	Material Technology Supporting the Growth of Aluminium Rolling Mill Industries — Current Status and Measures for Future —	Koji Nagata	154
------	---	-------------	-----

New Manufactured Goods and New Technique

R511	Development of High Strength Al-Cu-Mg-Si Alloy 2013 for Thin Hollow Shape Extrusion	Hideo Sano Shinichi Matsuda Hideo Yoshida	168
R512	“Dome-Truss” made by Aluminum Alloys	Tadashi Murakami Sadao Hisada Kazunori Toda Yujiro Hiyama	174
R513	Cold & Hot water piping System – SUI • TOH • P –		179

Invention and Device

I 106	Patents on Aluminum Alloy Sheet for Automotive Body		181
-------	---	--	-----

Distributed Data

	Published Papers and Presentations		187
--	--	--	-----

均一加熱ビレットを用いた等温押し*

高橋昌也** 米山 猛***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 1-6

Isothermal Extrusion Using a Uniform Temperature Billet

Masaya Takahashi and Takeshi Yoneyama

Isothermal extrusion is a method of maintaining constant temperature of an extruded section in the bearing zone of the die in order to get stable mechanical properties. Isopressure extrusion is a method of maintaining the load on the die constant throughout the ram stroke in order to get stable dimensions of extruded sections. In this study, an equation for calculating the initial billet temperature that performs isothermal and isopressure extrusion is proposed and confirmed. The idea is derived from the concept that the heat flow from the billet to the container is made to be equal to the heat generation by the shearing deformation of metal close to the container wall. Applying an adequate initial billet temperature obtained from the simple equation, constant temperature and constant die load have been achieved and excellent steady dimensions and mechanical properties have been obtained with the isothermal and isopressure extrusion.

1. 緒 言

近年押し材は均一な機械的性質と高い寸法精度が要求されてきており、合金成分の調整や押し工程の管理により対応しているが^{1),2)}、今後押し材の品質と生産性を更に向上するためには、数十年前から提唱されている等温押し制御技術の確立が必要である。

一般にダイ出側の押し材温度を製品温度と呼び、製品温度は押し中に変化することがよく知られている³⁾。アルミニウム合金の熱間押しの際、コンテナ壁面にはビレットが一面に付着していることから、ビレット表層とコンテナ壁面は固着状態である。したがって押し時のコンテナ壁面付近のビレットには非常に大きなせん断変形が生じることから、押し中の進行中に加工発熱が生じる。また、ダイ付近においてもビレットの変形による加工発熱が生じ、この結果、ビレットにはこれらの加工発熱が蓄熱されてビレット温度が上昇し、ダイ出側の製品温度も上昇する。

そこで従来から誘導加熱炉等を用いて、ビレットの押し方向における後部側の温度を前部側の温度よりも予

め低く加熱するテーパ加熱を採用し、押し中の製品温度の上昇を抑制するという手法が一般的に実施されている⁴⁾。しかしながらビレットの前部と後部の温度差(テーパ量)は例えばビレット長さ100mmあたり10Kといったように一律に決められていることが多く、各押し条件に応じたテーパ量が与えられていないために、実際には押し材の長手方向の温度が一定となる等温押しになることはまれであった。

もっとも各押し条件に応じて、最適なテーパ量を計算することも可能であるが、そのテーパ量を自在にビレットに与えることは技術的に難しく、またビレットを最適なテーパ量に加熱したとしても、加熱炉での保持時間や、搬送時間などのばらつきにより、ビレット内の熱伝導によってテーパ量が変化してしまうため、テーパ量の制御による等温押しは非常に困難である。

一方、ガス炉などで均一に加熱されたビレットを用いる場合は、押し速度を制御する方法が古くから提唱されている⁵⁾。これは一定速度で押しを行うと製品温度が上昇するため、押しが進むにつれて押し速度を下げ加工発熱量を減少させ、等温押しを実現しようとする手法である。また放射温度計を用いて製品温度を測定し実測値に応じて押し速度を制御する手法もある⁶⁾。しかしながら、押し速度が一定でない場合は、押し

* 軽金属, 54 (2004), 105 に主要部掲載

** 研究開発センター 第二部, 工学博士

*** 金沢大学工学部 人間・機械工学科, 工学博士

製品の表面性状、例えば光沢等が変化したり、ダイ面圧が変化して、押し出し材断面寸法の長手方向にわたる変動が大きくなる等の問題がある。

このように従来から多くの等温押し出し理論が提唱されており⁷⁾、等温押し出し制御システム^{8),9)}が実用化されているが、押し出し条件を決定するための具体的な計算式が明示されたことはない。

そこで本報では、等温押し出しを実施するための一つの手段として基本的な理論を提案し、等温押し出し条件を決定するための計算式を導いた。さらに、実機プレスによる押し出し実験により、等温押し出しを実現できること、および、高い品質の押し出し材を製造できることを確認したので報告する。

2. 押し出し加工時の熱変化

均一に加熱されたビレットを用いた直接押し出し加工において、初期ビレット温度とコンテナ温度が同じ場合には Fig. 1 に示すようにコンテナ内のビレット温度は押し出しの進行に伴って上昇し、その結果ダイ出側の製品温度も上昇する。

従来の等温押し出し理論では、ビレット内部の発熱と熱伝導を考慮して熱計算をしており、ビレットのテーバ加熱量や、押し出し速度の増減により、製品温度を一定に制御しようとしていた。一方ビレットからコンテナへの熱伝達についてはほとんど無視されており、コンテナ温度を考慮した等温押し出し方法の報告例はごくわずかである^{10,11)}。しかしながら実際はコンテナ温度が製品温度に及ぼす影響は非常に大きく、コンテナ温度とビレット温度の差を利用することにより、出側製品温度を制御することができると考えられる。

例えば Fig. 2 に示すようにビレット初期温度と比較してコンテナ温度が著しく低い場合には、コンテナ壁面付近のビレットのせん断変形による発生熱量よりもビレットからコンテナへの流出熱量が多くなる。その結果押し出し中にコンテナ内のビレット温度は低下し、製品温度は低下する。

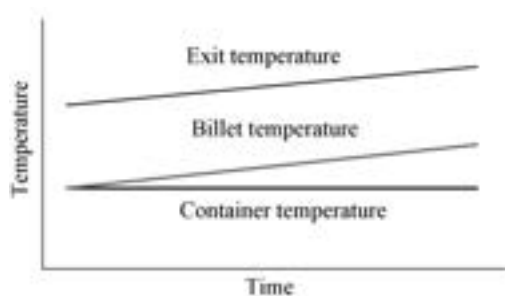


Fig. 1 Exit temperature increase in the case that the initial billet temperature is uniform and equal to the container temperature.

したがって、コンテナ加熱温度、初期ビレット温度、ラム速度を適切な値に設定すれば、コンテナ壁面付近のビレットのせん断変形の発熱量とビレットからコンテナへの流出熱量を等しくすることができる。その結果、Fig. 3 に示すように押し出し中のコンテナ内のビレット温度が一定となり、製品温度も一定にすることができると考えられる。

押し出し加工時の熱の流れを Fig. 4 に示す。ビレットの熱量を Q_1 、ダイ付近のビレットの変形による発生熱

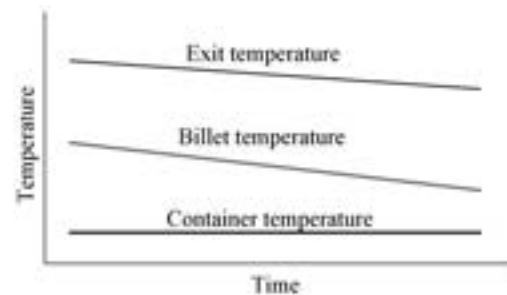


Fig. 2 Exit temperature decrease in the case that the container temperature is much lower than the billet temperature.

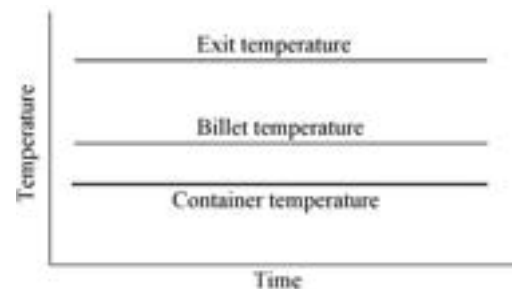


Fig. 3 Isothermal extrusion in case of optimal extrusion condition.

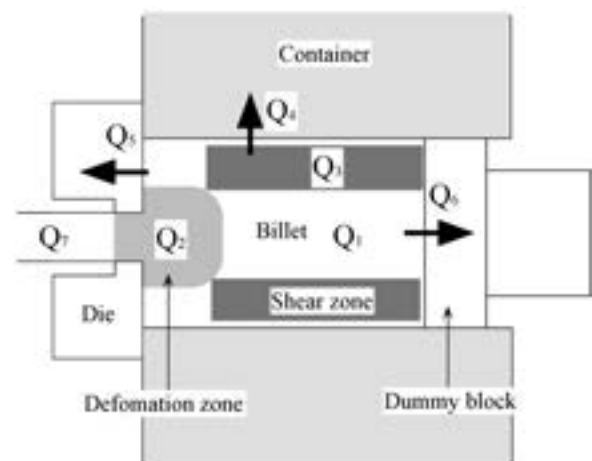


Fig. 4 Heat flows during extrusion.

量を Q_2 、コンテナ壁面付近のビレットの変形による発生熱量を Q_3 、ビレットからコンテナへの流出熱量を Q_4 、ビレットからダイへの流出熱量を Q_5 、ビレットからダミーブロックへの流出熱量を Q_6 とするとダイ出側の製品の熱量 Q_7 は次式で表される。

$$Q_7 = Q_1 + Q_2 + Q_3 - Q_4 - Q_5 - Q_6 \quad (1)$$

ダイやダミーブロックはコンテナと比較すると体積が小さく熱容量も小さいため、ビレットからこれらへの伝熱量は、コンテナへの伝熱量と比べて極めて小さい。そこでビレットから工具へ流出する熱量のうち Q_5 と Q_6 を (1) 式から除くと次式となる。

$$Q_7 = Q_1 + Q_2 + Q_3 - Q_4 \quad (2)$$

(2) 式は、 Q_3 と Q_4 が等しく、ビレット温度が一定に保たれば、ダイ付近の塑性変形による発熱量も一定となり、製品温度が一定となることを示している。したがって等温押し出しを実現するには、 Q_3 と Q_4 が等しくなる条件を求めればよい。アルミニウム合金ビレットの熱伝導率は、熱間工具鋼製コンテナの熱伝導率の5倍以上であるが、コンテナ温度をビレット温度よりも適切な温度差をつけて低く設定しておけば、コンテナ壁面付近のビレットで発生した熱量は、ビレット中心方向に伝熱せずにコンテナ側へ抜熱される。また、ダイ付近の発熱量が後方のビレットに伝熱し、ビレット熱量が増加することも考えられるが、熱伝導速度よりもビレットの移動速度の方が速ければ、後方への熱伝導は無視することができる。アルミニウム合金の熱伝導率は $200\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 程度であるから、ラム速度が 1mm/s 以上となる通常の押し出し条件では、後方への熱伝達は無視しなくても問題はない。

3. 等温押し出し条件計算式

ビレット中に Fig. 5 に示すように微小長さ dx で輪切り状に区切った要素を考える。コンテナ壁面付近のビレ

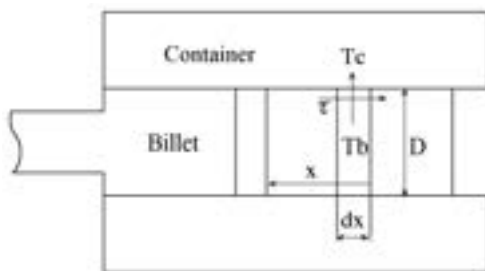


Fig. 5 Schematic diagram during extrusion.

ットのせん断変形抵抗を τ 、コンテナ径を D とし、ビレットの微小要素が x だけ進む間にコンテナ壁面付近のビレットに発生する熱量 ΔQ_3 は下式で示される。

$$\Delta Q_3 = \tau \cdot \pi \cdot D \cdot x \cdot dx \quad (3)$$

その時にビレットの微小要素からコンテナへの伝熱量 ΔQ_4 はビレット要素の温度を T_b 、コンテナ温度を T_c 、ビレットとコンテナ間の熱通過率を U 、ラム速度を V とすると下式で示される。

$$\Delta Q_4 = \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \cdot dx \cdot \frac{x}{V} \quad (4)$$

ΔQ_3 と ΔQ_4 が等しくなり、ビレット温度 T_b が一定に保たれる場合には下式が成り立つ。

$$\begin{aligned} \tau \cdot \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \cdot dx \\ = \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \cdot dx \cdot \frac{x}{V} \end{aligned} \quad (5)$$

上式を解いて次式を得る。

$$T_b = \frac{\tau}{U} \cdot V + T_c \quad (6)$$

この式は、ビレットの初期温度をコンテナ温度よりも適切に高い温度に設定しておけば、ビレット温度が一定に保たれることを意味している。ラム速度 V が大きいほど単位時間あたりの発熱量が大きくなるので、ビレット温度とコンテナ温度との差を大きくして、ビレットからコンテナへの伝熱量を大きくしてやればよい。等温押し出しを実現する初期ビレット温度とラム速度の概略図を Fig. 6 に示す。コンテナ壁面付近のビレットのせん断変形抵抗 τ は、ひずみ速度の関数であり、ひずみ速度はラム速度の関数である。したがって、実際には傾き τ/U は一定にはならず、ひずみ速度と応力との関係のように

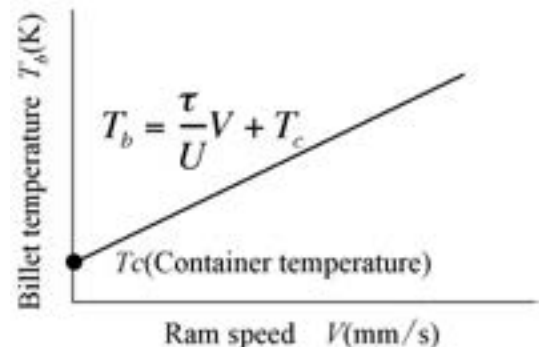


Fig. 6 Initial billet temperature as a function of a ram speed and a container temperature in isothermal extrusion.

指数関数になり、Fig. 6の横軸は対数尺となると考えられる。

また、等温押しとなるビレット温度を決定する場合、押し機とビレットの合金種が決まっていれば、コンテナ温度とラム速度だけを考慮して等温条件を求めることが可能なことが(6)式からわかる。つまり τ/U が未知であったとしても、数種類のラム速度において等温押しとなるビレット温度を見出すことにより、 τ/U を算出することができる。ただし、製品温度の絶対値まで制御する場合は、押し材の形状や押し比、製品速度、ダイ形状等の項目を考慮する必要がある。

なお、ビレット全体がコンテナ内を通過する際に発生する総摩擦発熱量 Q_3 は、ビレット全長を L とすると、次式で表される。

$$Q_3 = \int_0^L \tau \cdot \pi \cdot D \cdot x \cdot dx = \tau \cdot x \cdot D \cdot \frac{L^2}{2} \quad (7)$$

またビレット全体がコンテナを通過する際のビレットからコンテナへの伝熱量 Q_4 は次式で表される。

$$Q_4 = \int_0^L \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \cdot dx \cdot \frac{x}{V} \\ = \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \frac{L^2}{2V} \quad (8)$$

4. 等温押し実験

均一加熱ビレットによる等温・等圧押しの実現性を確認するために、熱間押し中のダイ荷重とコンテナ荷重と製品温度を測定する装置^{12), 13)}を製作した (Fig. 7)。ダイロードセルとコンテナロードセルには、920Kまで

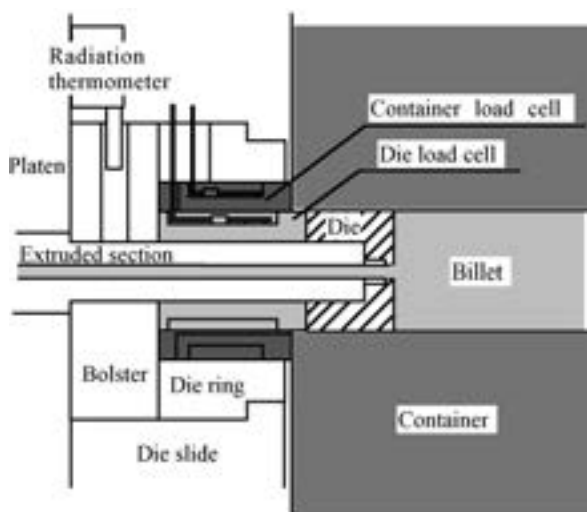


Fig. 7 Measurement of the die and container load in extrusion.

使用可能なひずみゲージを使用し、実操業条件の熱間押し加工の荷重が検出できる。ダイロードセルはコンテナ内に10mm程度突き出し、コンテナ内に装填したダイに加わる荷重を検出する。一方コンテナ内面に働くビレットの変形抵抗はコンテナロードセルによって検出する。またダイ出側の製品温度はボルスタの開口部から放射温度計により測定する。

実験は6063アルミニウム合金ビレットを用いて500トン押し機にておこなった。実験条件をTable 1に示す。文献¹⁾を参考にしてせん断応力 $\tau = 25\text{MPa}$ 、アルミニウム合金と熱間工具鋼の熱伝導率を考慮して熱通過率 $U = 5.6\text{kW}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ とし、(6)式に代入して均一加熱ビレットによる等温押し条件を求めた。

等温押し条件における測定結果をFig. 8に示す。前ビレットの押し残りが押し出される押し初期を除けば、製品温度は押し出し中ほぼ一定である。ダイ荷重についても押し初期を除けば約1.3MNの一定値で推移している。この間ラム速度は10mm/sの一定値であることから、等温・等圧・等速押しが実現しているといえる。したがって、テーパ加熱ビレットや、押し速度制御を行わなくとも、初期ビレット温度、コンテナ温度、ラム速度を適切な値に設定すれば、均一加熱ビレットを用いて等温・等圧押しを実施することができることが明らかになった。

等温・等圧とならない押しでは、押し材の強度が不均一になったり、押し材の断面形状が変化するといわれている。そこで極端なテーパ加熱を施したビレットを用いた条件で実験をおこない、製品温度とダイ荷重の変動が、押し材の強度と寸法に及ぼす影響を調べた。テーパ加熱ビレットは795Kの150mm長さのビレットと600Kの150mm長さのビレットをコンテナ内で結合させ、熱伝導によりテーパ加熱と同じ状態になるようにした。テーパ量は195Kとしているが、ビレットの全長が300mmと短く、直径が94mmと小さいため、テーパ加熱終了後約30秒でテーパ量は半減する。したがって、ビレットのアップセット後に押し出しを開始する時のテーパ量は80~100K程度と推測される。実験条件はビレ

Table 1 Exit temperature increase in the case that the initial billet temperature is uniform and equal to the container temperature.

Billet heating type	uniform	taper
Billet temperature (K)	765	795-600
Billet length (mm)	300	300
Container diameter (mm)	94	94
Shape of extrudate (mm)	30×4	30×4
Extrusion ratio	58	58
Ram speed (mm/s)	10	10
Container temperature (K)	720	720

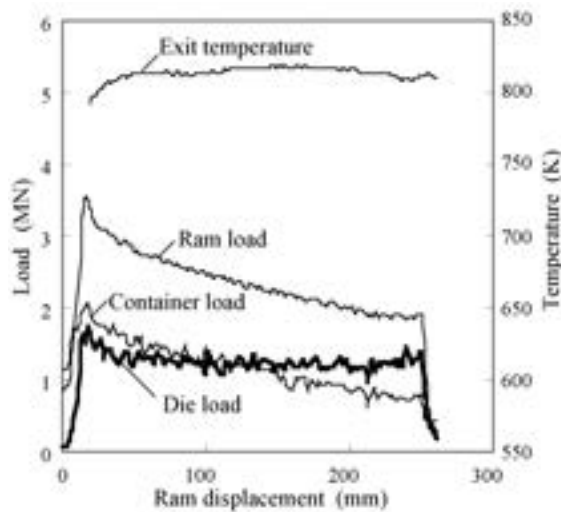


Fig. 8 Isothermal extrusion using a uniform temperature billet.

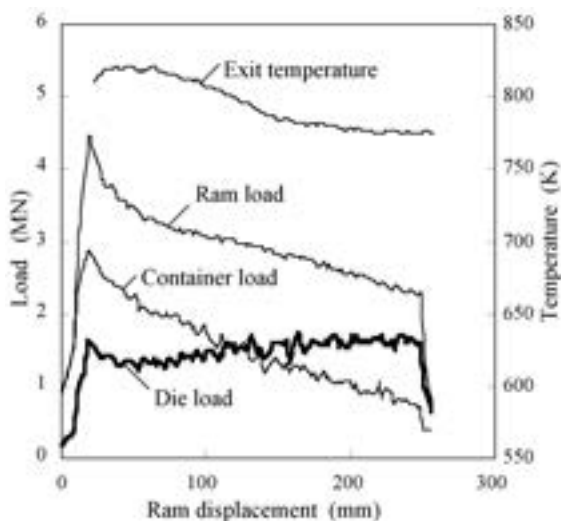


Fig. 9 Extrusion using a taper temperature billet.

ト温度以外は均一加熱ビレットの実験と同じである (Table 1)。

テーパ加熱ビレットを使用した押し結果を Fig. 9 に示す。製品温度は押し中に約 40K 低下しており、ダイ荷重は押し前半から後半にかけて 0.3MN 程度増加している。これはビレットに強いテーパ加熱が施されているため、押しが進むにつれてダイに到達する際のビレット温度が低下し、ダイ直近のビレットの変形抵抗が増加していることを示している。ビレットの変形抵抗が増加した分だけダイ近傍での変形エネルギーが増加し、製品温度を上昇させる温度変化量は大きくなるが、元々のビレットのテーパ量が大きいため、製品温度は低下している。

また Fig. 8 と Fig. 9 の押し初期の最大ラム荷重を比較するとテーパ加熱ビレットを使用した条件のラム荷

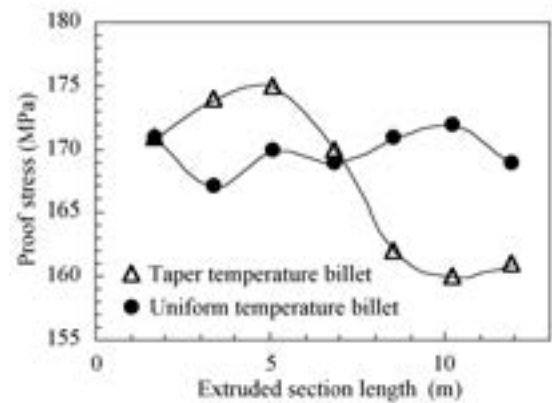


Fig. 10 Comparison of proof stress between the taper and uniform temperature billets.

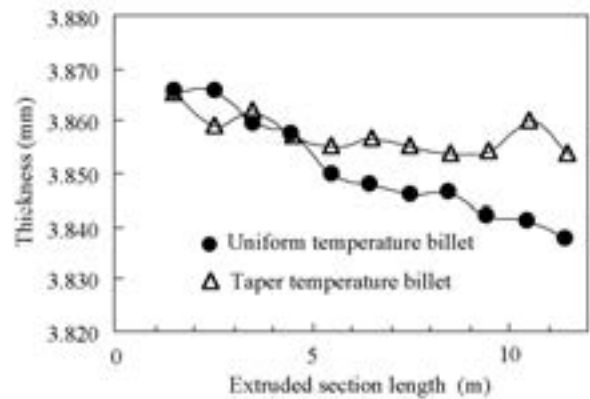


Fig. 11 Comparison of thickness of extruded section between the taper and uniform temperature billets.

重の方が 0.9MN 程度高くなっている。

押し初期のダイ荷重についてはテーパ加熱ビレットの押しも、均一加熱ビレットの押しもほぼ同じであるが、最大コンテナ荷重については、テーパ加熱ビレットを用いた押しの方が均一加熱ビレットを用いた押しよりも 0.9MN 程度高い。

つまり、テーパ加熱ビレットを使用した場合、ビレット前部の温度は高くダイ荷重は低く抑えられるが、ビレット後部の温度が低いため、コンテナ壁面付近のビレットのせん断変形抵抗が増加し、その総和となるラム荷重が増加する。また、均一加熱ビレットを用いた等温押しを行えば、低いラム荷重で押し出すことが可能になるので、ビレットとコンテナの設定温度をさらに下げて、押し速度をさらに増加させることができると考えられる。

つぎに人工時効処理 (調質 T5) を施した押し材の長手方向にわたる耐力を Fig. 10 に示す。テーパ加熱ビレットを使用した押し材では製品温度に対応して耐力が大きく変動しており、そのばらつきは 15MPa に達している。一方均一加熱ビレットを使用した等温押し材

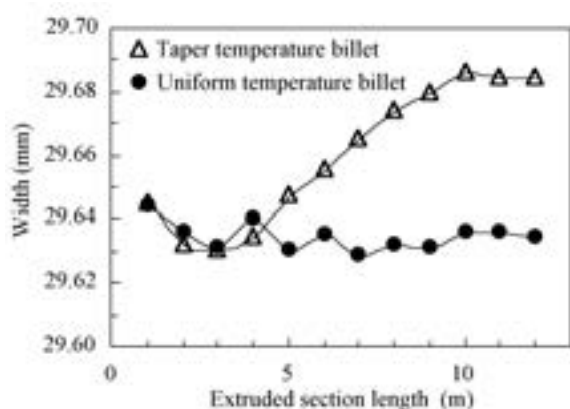


Fig. 12 Comparison of width of extruded section between the taper and uniform temperature billets.

では5MPa程度のばらつきとなっている。このことから出側製品温度が一定とならない押し材では、等温押し材と比較して耐力のばらつきが大きくなることが確認された。

つぎに押し材の長手方向の板厚変動を測定した結果を Fig. 11 に示す。テーパ加熱ビレットを用いた押し材の板厚の変動量は0.012mmであり、等温・等圧押し条件となる均一加熱ビレットを用いた押し材の板厚変動量0.028mmよりも少ない。これはテーパ加熱ビレットを用いた押し材では、ダイのベアリング部の温度上昇量が少ないことが原因だと考えられる。均一加熱ビレットを使用した押し材では、押し材中にダイ温度が上昇しつづけるが、強いテーパ加熱ビレットを用いた押し材では、押し材中のダイ直近に流入するビレットの温度は低下する。その結果、押し材長手方向の板厚変動の主要因¹⁵⁾であるダイの温度上昇が抑制され、板厚の変動量が減少すると考えられる。

つぎに押し材の長手方向の板幅変動を測定した結果を Fig. 12 に示す。均一加熱ビレットを用いた等温・等圧押し材では、押し材中の板幅は約29.63mmで一定となっており、均一な寸法が得られていることがわかる。一方、テーパ加熱ビレットを用いた変温・変圧押し材では、押し材の進行に伴って板幅が29.63mmから29.68mm程度まで増加している。板厚については、テーパ加熱ビレットの方が寸法変化が少ないが、板幅については、均一加熱ビレットの方が寸法変化が少ない。これは、アスペクト比の大きいダイ開口部の場合、ダイの熱膨張により開口部が大きく収縮するのは、剛性の弱くなる板厚方向のみであり、板幅方向の開口部の収縮はほとんどない為だと考えられる。テーパ加熱ビレットを用いた押し材で板幅が変化したのは、ダイ直近に流入するビレットの温度が低下し、メタルフローが変化したためだと考えられる。

5. 結 言

(1) 均一加熱ビレットを用いて等温・等圧押しを行うための条件式を提案し、実際の押し実験により、等温押しが実現できることを確認した。

(2) 実操業時の温度条件で使用可能な、ダイ荷重・コンテナ荷重測定装置を開発した。

(3) 等温押し条件により製造された押し材は、均一な耐力と板幅が得られることを確認した。

参 考 文 献

- 1) 深川一幸, 梶川浩司, 寺木武志, 木山 啓, 北野泰彦, 丸山 学: 60回軽金属シンポジウム, (2000), 27.
- 2) 岡庭 茂: アルトピア, **30** (2000), 9.
- 3) 日本塑性加工学会編: 押し加工, コロナ社, (1992), 34.
- 4) 竹内寛司: 軽金属, **35** (1985), 289.
- 5) D. Rupp and W. Strehmel: Aluminium, **59** (1983), E285.
- 6) J. Ingvorsen: Proc. 7th Int. Al. Extr. Tech. Semi. Vol.1, (2000), 549.
- 7) A. J. Bryant, W. Dixon, Roger A. P. Fielding and George Macey: Light Metal Age, **57-3 & 4** (1999), 8.
- 8) A. K. Biswas and B. Reppen: Proc. 6th Int. Al. Extr. Tech. Semi. Vol.1, (1996), 37.
- 9) 高橋昌也, 星野郁弥, 早川秀哉, 安田昌生: 49回塑加連講論, (1998), 269.
- 10) R. Akeret: The Institute of Metals, **95** (1967), 204.
- 11) I. Venas, J. Herberg and I. Skauvik: Proc. 5th Int. Al. Extr. Tech. Semi. Vol.1, (1992), 229.
- 12) 米山 猛, 高塚和彦, 北川正義, 畑村洋太郎: 塑性と加工, **36** (1995), 1397.
- 13) 高橋昌也, 米山 猛: 軽金属学会第103回講演概要, (2002), 217.
- 14) 米山 猛, 高橋昌也: 平成15年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2003), 113.
- 15) 小松 健: 軽金属学会第92回講演概要, (1996), 317.

Isothermal Extrusion of Aluminum Alloys*

Masaya Takahashi** and Takeshi Yoneyama***

Isothermal extrusion of aluminum alloys is a method of maintaining a constant temperature of an extruded section in the bearing zone of the die in order to obtain a high stable dimensions and mechanical properties. In this study, an equation for calculating the initial billet temperature to perform isothermal extrusion is proposed and confirmed. The concept of the equation for isothermal extrusion is to assign an adequate initial billet temperature, container temperature and ram speed to equalize the heat flow from the billet to the container and the heat generation by the shearing deformation of metal close to the container wall. Under the consideration of the parameters in the heat generation in the FEM analysis, adequate extrusion conditions are obtained. Using the results by the FEM analysis, isothermal extrusion has been realized in the extrusion of aluminum alloy 6063.

1. Introduction

High productivity has been demanded for the extrusion process with excellent quality such as more constant dimension and more stable mechanical properties. The mechanical properties of the extruded sections depend on solidification and precipitation of the aluminum alloy 6063. In order to keep them constant throughout the entire length of the extruded section, it is necessary to keep the exit temperature of the billets constant during extrusion because the microstructure changes according to the temperature history in the plastic deformation. On the other hand, shape distortions of the extruded sections are caused by the deflection of the die due to the pressure applied on the surface and the thermal expansion of the die. In order to keep the dimensions of the cross shape constant throughout the whole length of the extruded section, it is necessary to maintain the load on the die constant. Isothermal extrusion is a method of maintaining a constant temperature of an extruded section in the bearing zone of the die throughout its entire length. Isopressure extrusion is a method of maintaining the load on the die con-

stant throughout the ram stroke. Usually, the exit temperature increases during the direct extrusion process using a uniform temperature billet due to the heat generation by the plastic deformation in the billet.

Over the past few decades, a considerable number of studies have been conducted on isothermal extrusion¹⁾. Using a taper temperature billet has been proposed for the method of reducing temperature variation at die exit. The temperature gradient along the billet compensates the increase in the billet temperature by the heat generation with shearing against the container wall. As a result, the exit temperature remains constant throughout the ram stroke by the proper temperature gradient in the billet. Another conventional way of isothermal extrusion is to control the extrusion speed. The increase in the exit temperature is prevented by a decrease in the extrusion speed, because the temperature in the deformation zone depends on the extrusion speed. However, there are some problems in the conventional isothermal extrusion methods. First, an equation for determining the condition of isothermal extrusion has not been clarified. Second, it is difficult to provide taper heating on a billet with correct temperature distribution, even if an accurate temperature gradient is calculated. Third, the temperature of the back part of the taper temperature billet is so cold that the extrusion load increases due to the higher deformation resistance. Therefore, the power of the

* This paper was awarded as the Best Paper of ET'04 (Proceedings of the Eighth International Aluminum Extrusion Technology Seminar Vol.1, (2004), 1).

** No.2 Dept., Research & Development Center, Dr. of Eng.

*** Kanazawa University, Dr. of Eng.

extrusion press is insufficient to extrude the aluminum alloy at high speed. Fourth, even if isothermal extrusion is achieved by controlling the extrusion speed, the surface finish of the extruded section sometimes varies. In order to solve these problems, we propose a basic equation for calculating the isothermal extrusion conditions using uniform temperature billet. Applying the concept of this equation, isothermal extrusion has been realized in the extrusion of AA6063.

2. Temperature change

Exit temperature increases during extrusion as shown in Fig. 1 in the case that the initial billet temperature is uniform and equal to the container temperature, because the billet temperature increases due to the heat generation by the shearing deformation close to the container wall. It has been considered that billet temperature distribution and ram speed should be controlled in order to achieve isothermal extrusion in the conventional isothermal extrusion theory. On the other hand, little attention has been given to the heat flow between the billet and the container in spite that container temperature has a large influence on the exit temperature. It has been reported that isothermal extrusion can be realized using a uniform temperature billet^{2),3)}, but a concrete method of determining the conditions for isothermal extrusion is unknown. Some examples are shown to explain that the exit temperature is controlled by the container temperature. Exit temperature and billet temperature decrease during extrusion in the case that the container temperature is much

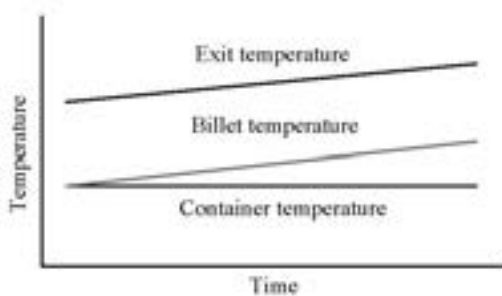


Fig. 1 Exit temperature increase in the case that the initial billet temperature is uniform and equal to the container temperature.

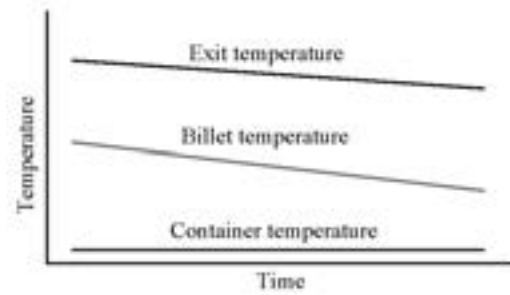


Fig. 2 Exit temperature decrease in the case that the container temperature is much lower than the billet temperature.

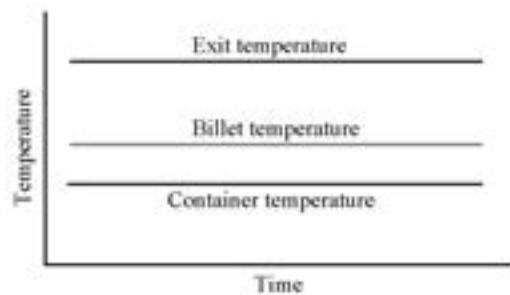


Fig. 3 Isothermal extrusion in case of optimal extrusion condition.

lower than the billet temperature as shown in Fig. 2, because the heat loss from the billet to the container is more than the heat generation by the shearing deformation. Hence, the exit temperature can be kept constant to assign an adequate initial billet temperature, container temperature and ram speed to equalize the heat flow from the billet to the container and the heat generation due to the shearing deformation as shown in Fig. 3.

3. Heat flows

Fig. 4 shows the heat flows between the billet and the tools. Following factors are the components concerning the heat flows.

- Q_1 : Heat transfer from the deformation zone to the billet.
- Q_2 : Heat transfer from the billet to the dummy block.
- Q_3 : Heat generation in shear zone close to the container wall.
- Q_4 : Heat transfer from the billet to the container.

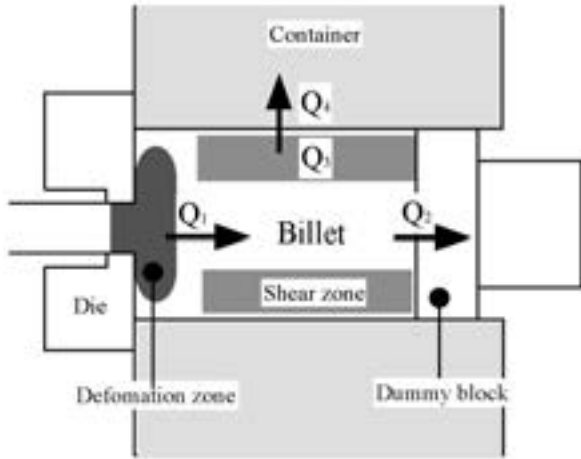


Fig. 4 Heat flows from the billet during extrusion.

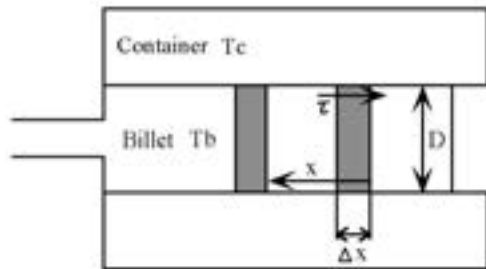


Fig. 5 Schematic diagram during extrusion.

Most of the heat generation in the die deformation zone does not move to the rear part of the billet, because the forward metal flow speed is faster than the backward heat conduction in the aluminum alloy billet. Hence, heat transfer from the deformation zone to the rear side Q_1 is neglected. Heat transfer from the billet to the dummy block Q_2 is much smaller than the heat transfer from the billet to the container Q_4 , because the area of the contacting surface with the dummy block is much smaller than that with the container and heat capacity of the dummy block is small. Hence, it is assumed that heat transfer from the billet to the dummy block Q_2 does not occur. If the heat generation Q_3 by shearing deformation of the billet close to the container wall and the heat transfer Q_4 from billet to the container are equal, the billet temperature in the container can be kept constant during extrusion. Consequently the billet temperature and the exit temperature remains constant during extrusion.

4. Isothermal extrusion equation

The element of the billet in Δx thickness moves in the container as illustrated in Fig. 5. Heat generation Q_3 by the shearing deformation in the unit billet close to the container wall is expressed as following :

$$\Delta Q_3 = \tau \cdot \pi \cdot D \cdot \Delta x \cdot x \quad (1)$$

where D , x and τ are the billet diameter, the stroke of the element and the frictional stress in the shear zone close to the container wall. At the same time, heat transfer from the billet element to the container wall Q_4 is written as following :

$$\Delta Q_4 = \pi \cdot D \cdot U \cdot (T_b - T_c) \cdot \Delta x \cdot x / V \quad (2)$$

where U , T_b , T_c and V are the overall heat transfer coefficient between the billet and the container, the billet temperature, the container temperature and the ram speed respectively. If Q_3 is equal to Q_4 , T_b is constant during extrusion.

$$Q_3 = Q_4 \quad (3)$$

Hence,

$$T_b = \tau / U \cdot V + T_c \quad (4)$$

If the billet is extruded satisfying equation (4), the billet temperature in the container will be constant during extrusion. Isothermal extrusion will be achieved because the material enters into the deformation zone at a constant temperature. The equation (4) indicates that if the billet temperature is uniformly set adequately higher than the container temperature, isothermal extrusion will be performed under the certain ram speed. However, it is difficult to obtain concrete value of the adequate billet temperature directly from equation (4) because τ is a function of temperature, strain rate and mechanical properties of the billet material. We recommend a method to find the adequate temperature difference between the billet and the container for the performing ram speed from some examples of an actual extrusion experiment or from numerical analysis described as the following.

5. Finite element method

5.1 Analysis of uniform temperature billet

In order to confirm the validity of the concept of the equation (4), temperature analysis has been made using the FEM code DEFORM-2D. Temperature changes during extrusion has been calculated to determine isothermal extrusion conditions in the range of initial billet temperatures from 730K to 760K under constant container temperature 720K. Material properties⁴⁾ and extrusion conditions used for FEM are shown in **Table 1** and **Table 2**. The initial die temperature is assigned equal to the initial billet temperature and the friction condition is fully sticking. **Fig. 6** shows the extrusion model for FEM.

The change of exit temperature calculated by FEM is shown in **Fig. 7** as a function of ram displacement during extrusion at various initial billet temperatures and constant ram speed 10mm/s. The exit temperature increases gradually with the ram stroke in case that the initial billet temperature is in the range from 730K to 750K, because the billet temperature increases due to the heat generated by the shearing defor-

mation close to the container wall. As the initial billet temperature increases, the rise of the exit temperature decreases during extrusion, because the heat flow from the billet to the container increases according to the temperature difference between the initial billet and the container. The exit temperature becomes constant in case of the initial billet temperature 760K, because the heat flow from the billet to the container is equal to the heat generated by the shearing deformation close to the container wall.

Fig. 8 and **Fig. 9** show the analysis results of isothermal extrusion at a ram speed 10mm/s, an initial billet temperature 760K and a container temperature 720K. Isothermal extrusion and isopressure extrusion are realized at the same time as shown in **Fig. 8**. **Fig. 9** shows that the exit temperature and the billet temperature are kept almost constant during extrusion, because the heat flow from the billet to the container is

Table 1 Material properties for FEM.

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

Table 2 Extrusion conditions for FEM.

Billet heating type	Uniform			
	730	740	750	760
Billet temperature (K)	730	740	750	760
Die temperature (K)	730	740	750	760
Billet length (mm)	200			
Container diameter (mm)	94			
Extruded rod diameter (mm)	32			
Extrusion ratio	8.6			
Ram speed (mm/s)	1	2	6	10
Container temperature (K)	720			
Dummy block temperature (K)	720			
Billet/Tooling friction condition	Fully sticking			

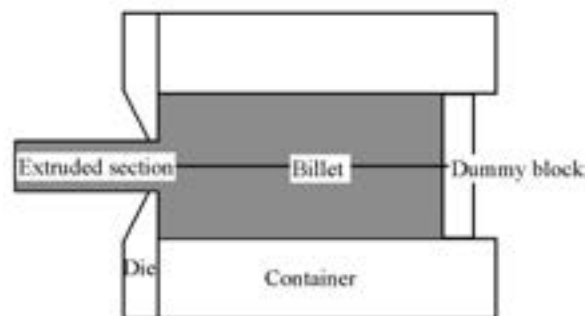


Fig. 6 Extrusion model used for FEM.

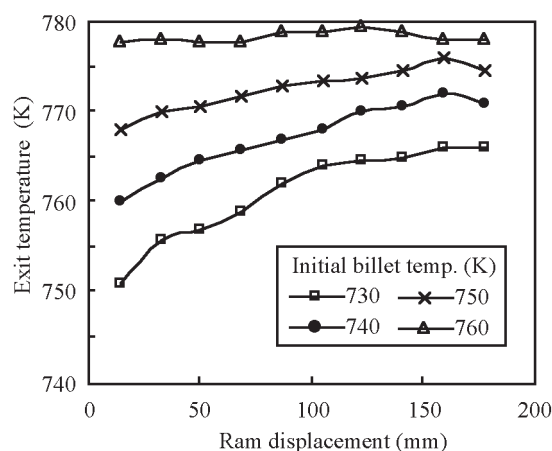


Fig. 7 Diagram of the exit temperature calculated by FEM.

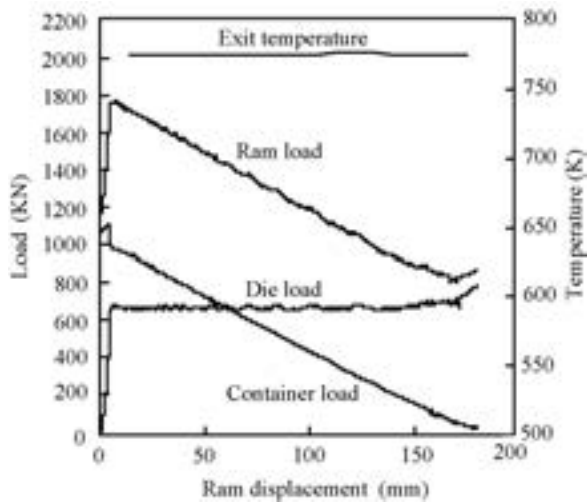


Fig. 8 Extrusion loads and exit temperature vs. ram displacement diagram under isothermal extrusion conditions using a uniform temperature billet calculated by FEM.

almost equal to the heat generated by the shearing deformation.

The variations in the exit temperature increase are shown in Fig. 10 as a function of ram speed at different billet temperatures from 730K to 760K. We can find the extrusion condition that makes no exit temperature rise from this figure. The relation between the initial billet temperature and the ram speed to achieve isothermal extrusion of AA6063 is shown in Fig. 11 in case of container temperature at 720K and container inner diameter of 94mm.

5.2 Analysis of taper temperature billet

The conventional method of keeping the exit temperature constant during extrusion involves using a taper temperature billet. The heat generation by the shearing deformation close to the container wall will compensate the temperature decrease along the billet in which the rear metal is colder than front. Fig. 12 and Fig. 13 show the analysis results of isothermal extrusion using the taper temperature billet with 760K at front and 690K at back. An isothermal extrusion condition is found by changing the amount of the taper gradient of the billet temperature. By comparing Fig. 12 with Fig. 8, we can see that the maximum container load and ram load using the taper temperature billet at 760–690K, are larger than those in the extrusion using the uniform temperature billet at 760K. It is because

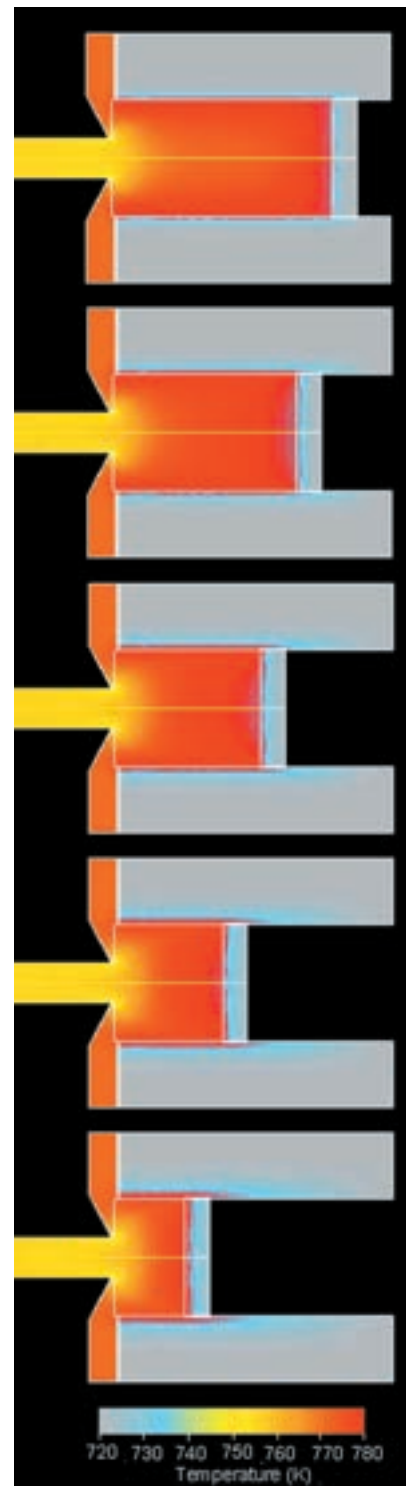


Fig. 9 Temperature distribution during isothermal extrusion using a uniform temperature billet.

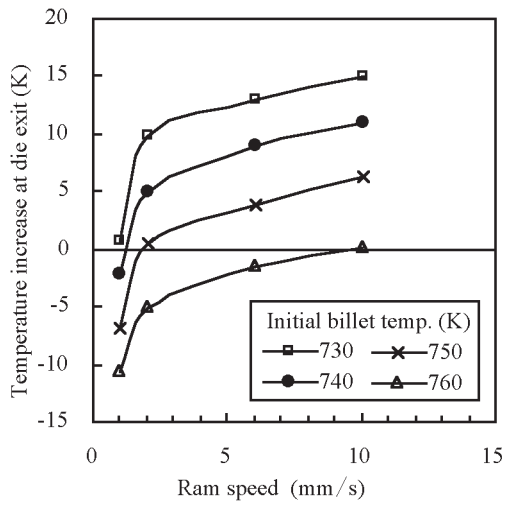


Fig. 10 The variations in the exit temperature increase as a function of ram speed at different billet temperatures.

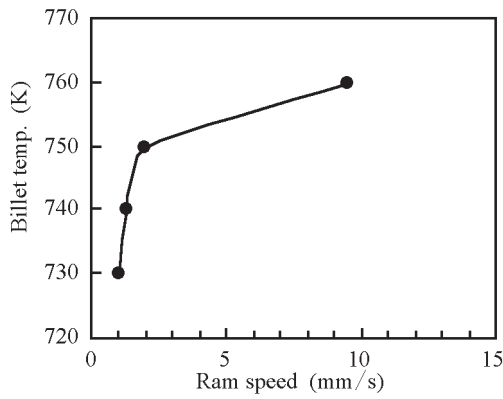


Fig. 11 Billet temperature for isothermal extrusion as a function of ram speed.

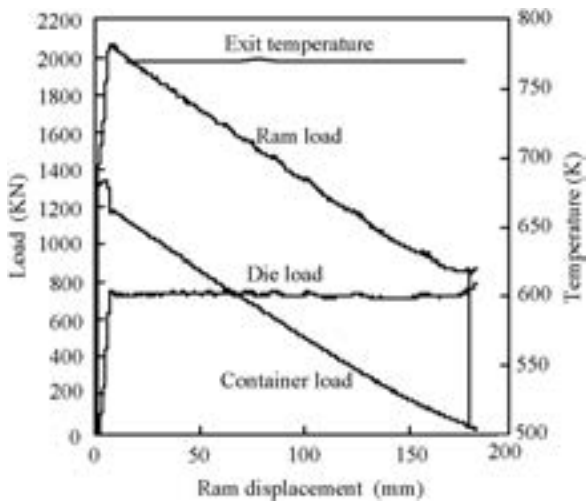


Fig. 12 Extrusion loads and exit temperature vs. ram displacement diagram under isothermal extrusion conditions with a taper temperature billet calculated by FEM.

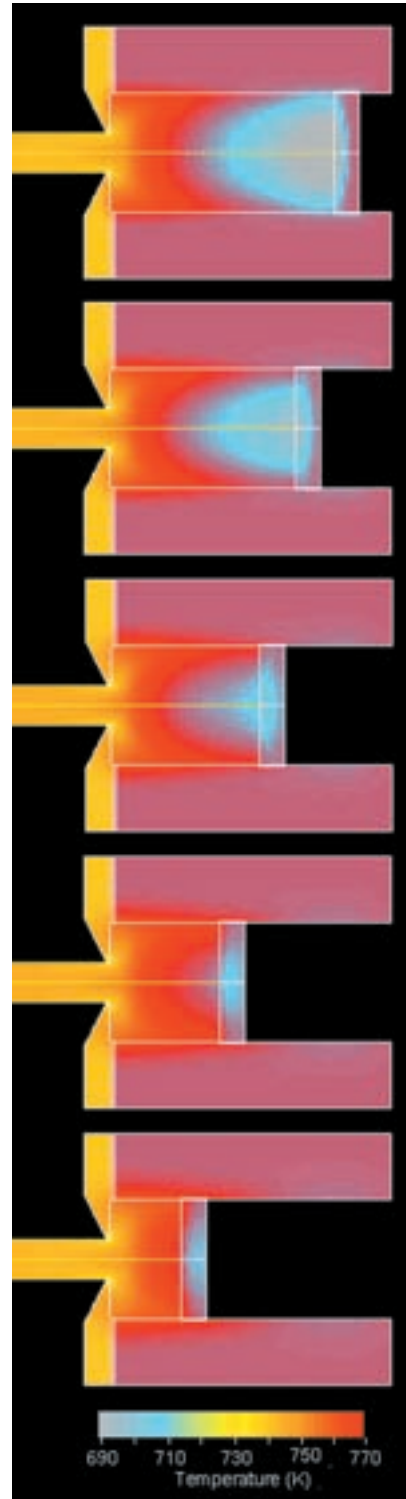


Fig. 13 Temperature distribution during the isothermal extrusion using a taper temperature billet.

the high deformation resistance of the colder metal in the rear of the billet.

6. Experiments and discussion

6.1 Measurement system

The isothermal extrusion condition calculated by FEM analysis using uniform and taper temperature billets have been evaluated for the possibility of isothermal extrusion in the actual hot extrusion using a 500ton press. The extrusion experiment was implemented using measuring equipment that detects the die load and container load separately from the ram load as shown in Fig. 14. In this measurement system, a container load cell is inserted between the container and the bolster to detect the total friction force applied on the container wall. The die is inserted in the container to detect the load on the die surface by the die load cell. The ram load is equal to the sum of the container load and the die load. Furthermore, the exit temperature is measured by a radiation thermometer located 200mm from the die exit.

6.2 Experiment of a round bar extrusion

The extrusion conditions in Table 3 for isothermal extrusion calculated by FEM have been applied in the actual extrusion experiment. Experimental results using uniform and taper temperature billets are shown in Fig. 15 and Fig. 16. Both of them achieved isothermal, isopressure and isospeed extrusion. There is no difference among die load, container load and ram load between the uniform billet and the taper billet, even though they were different in the FEM analysis. The reason must be considered as follows. Although the taper temperature billet is constructed by attaching a high temperature billet in a half length and a low temperature billet in the same length in the preheated container just before the extrusion, the temperature difference decreases half only within 20 seconds in such a short billet of 200mm length. The taper temperature billet was quickly changed to the uniform temperature billet in the time from inserting the billet to the start of extrusion. Fig. 17 shows a comparison of the proof stress of the extruded section at T1 temper between the taper and uniform temperature billets. The difference in proof stress of the extruded material using

Table 3 Experimental conditions of round bar extrusion.

Billet heating type	uniform	taper
Billet temperature (K)	760	760-690
Billet length (mm)	200	
Container diameter (mm)	94	
Extruded diameter (mm)	32	
Extrusion ratio	8.6	
Ram speed (mm/s)	10	
Container temperature (K)	450	

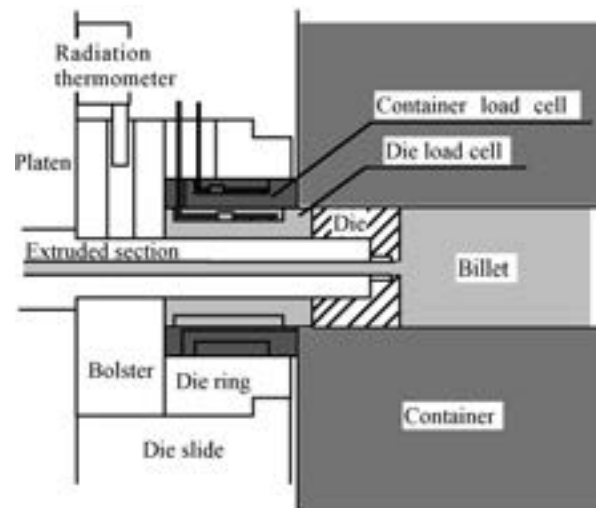


Fig. 14 Measurement system for detecting extrusion loads and exit temperature.

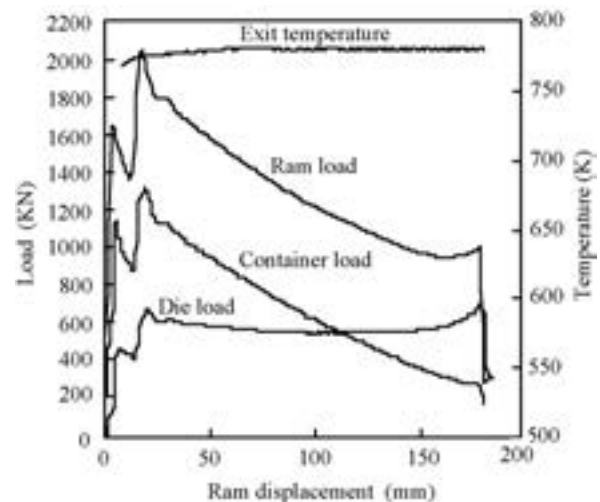


Fig. 15 Isothermal extrusion of a round bar using a uniform temperature billet.

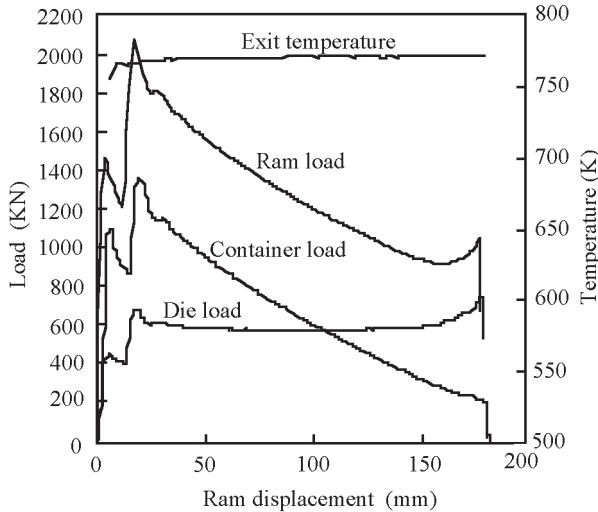


Fig. 16 Isothermal extrusion of a round bar using a taper temperature billet.

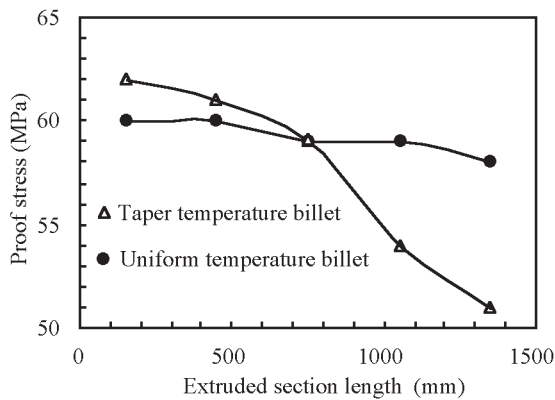


Fig. 17 Comparison of proof stress of the extruded section between the taper and uniform temperature billets.

the taper temperature billet is 11MPa whereas that of using the uniform temperature billet is 2MPa. The difference in the taper temperature billet is 5 times larger than that of the uniform temperature billet, even though both they are extruded at a constant exit temperature. This indicates that the proof stress of the extruded section may be influenced by the heat history rather than by only the exit temperature. Therefore, it is considered that a uniform temperature billet is required to keep the mechanical properties of the extruded section constant throughout its entire length.

6.3 Experiment of a rectangular bar extrusion

There was no difference in the extrusion load between the uniform temperature billet and the

taper temperature billet in which the temperature difference was 70K with the billet length 200mm.

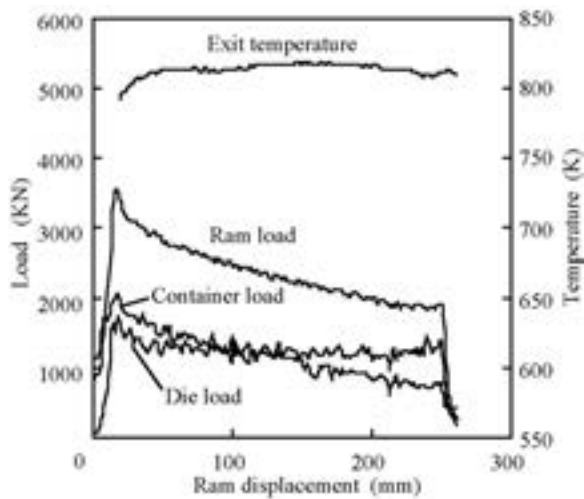
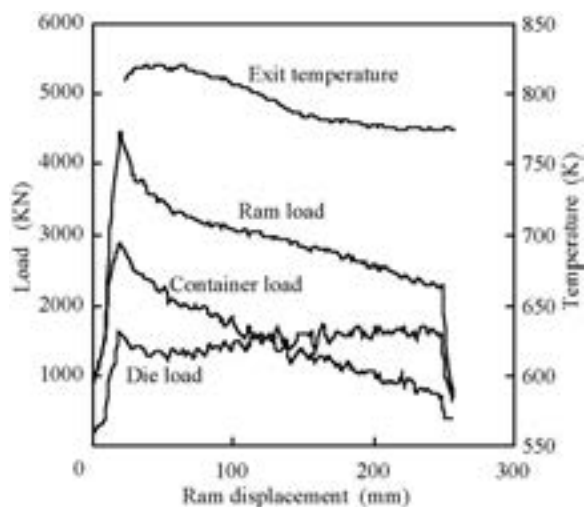
Next, a billet in 300mm length with taper temperature difference 190K is examined in order to compare with isothermal extrusion using a uniform temperature billet. The reason why the rather large temperature difference is assigned is to examine the real influence of the taper temperature during the extrusion process because the temperature difference reduces by half within 30 seconds in case of short billet in 300mm length. The extrusion conditions are shown in **Table 4**. A rectangular bar in 30mm width and in 4mm thickness is extruded from the billet in 94mm diameter. The experimental result of the isothermal extrusion using a uniform temperature billet is shown in **Fig. 18**. The exit temperature and the die load are almost constant throughout the ram stroke. The experimental result of the extrusion using a taper temperature billet is shown in **Fig. 19**. The exit temperature decreases about 40K and the die load increases about 300kN during extrusion due to the temperature decrease of the material that enter into the deformation zone. The maximum container load 2900kN in the extrusion using the taper temperature billet is higher than that of 2000kN in the isothermal extrusion using the uniform temperature billet because of the large deformation resistance caused by the colder metal at the rear of the billet. Accordingly, the maximum ram load 4400kN of the taper temperature billet is also larger than the 3500kN of the uniform temperature billet. The uniform temperature billet is superior to the taper temperature billet for the reduction of extrusion force and the increase of extrusion speed.

A comparison of proof stress of the extruded section at T5 temper between the taper and uniform temperature billets is shown in **Fig. 20**. The variation in proof stress of the taper temperature billet along its entire length is 15MPa, on the other hand that of the uniform temperature billet is only 5MPa.

Fig. 21 shows a comparison of the width of the extruded section between the taper and uniform temperature billets. The width of the extruded section using the uniform temperature billet

Table 4 Experimental conditions for a rectangular bar extrusion

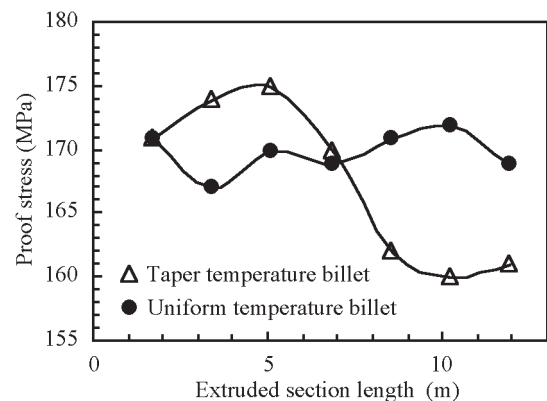
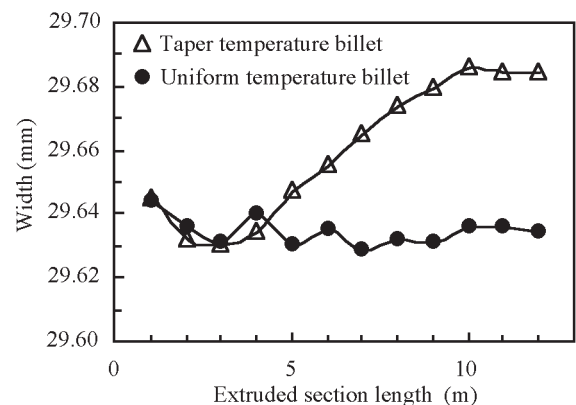
Billet heating type	uniform	taper
Billet temperature (K)	765	795-600
Billet length (mm)	300	300
Container diameter (mm)	94	94
Shape of extrusion (mm)	30×4	30×4
Extrusion ratio	58	58
Ram speed (mm/s)	10	10
Container temperature (K)	720	720

**Fig. 18** Isothermal extrusion of a rectangular bar using a uniform temperature billet.**Fig. 19** Extrusion of a rectangular bar using a taper temperature billet.

remains constant throughout its entire length. In contrast, the width of the extruded section of the taper temperature billet increases during extrusion due to the decrease in billet temperature at the die exit. The width of the extruded section is plotted as a function of die load as shown in **Fig. 22**. There is a strong correlation between them. Therefore, in order to keep the dimension of the extruded section constant, it is important to maintain the die load constant during extrusion.

6.4 Experiment of C-channel extrusion

Finally we show an example of the effect in the industrial extrusion using isothermal extrusion at optimal uniform temperature billet. **Fig. 23** shows a comparison of the distance of a C-channel-shaped section between isothermal extrusion using a uniform temperature billet and conventional extrusion using a taper tempera-

**Fig. 20** Comparison of proof stress between the taper and uniform temperature billets.**Fig. 21** Comparison of width of extruded section between the taper and uniform temperature billets.

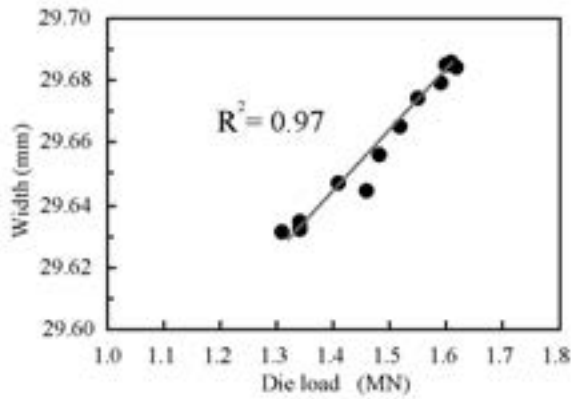


Fig. 22 Width of extruded section as a function of die load.

ture billet in 700mm length with temperature difference 70K on a 2600ton press in which the container inner diameter 264mm. The variation of C-channel distance decreases from 1.5mm to 0.3mm by assigning an adequate initial uniform billet temperature, the container temperature and the ram speed to keep the exit temperature constant.

7. Conclusion

(1) An equation for achieving isothermal and isopressure extrusion using a uniform temperature billet has been presented.

(2) A method for finding isothermal extrusion condition by FEM analysis has been proposed.

(3) Isothermal extrusion has been achieved using a uniform temperature billet on an industrial press.

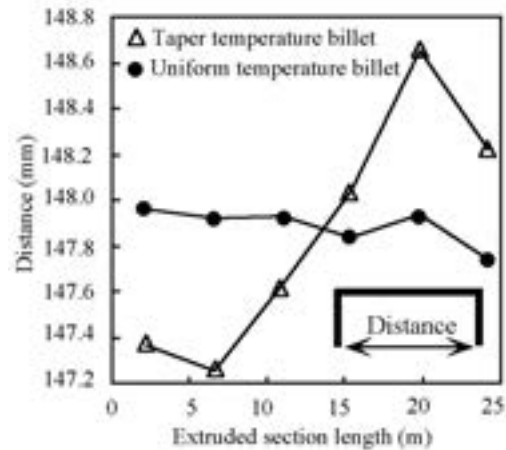


Fig. 23 Comparison of the distance of C-channel-shaped section between isothermal and conventional extrusion.

(4) Isothermal extrusion using a uniform temperature billet is superior to the use of a taper temperature billet for stable mechanical properties and dimensions of the extruded materials.

References

- 1) A. J. Bryant, W. Dixon, Roger A. P. Fielding and George Macey : *Light Metal Age*, **57-3, 4** (1999), 8.
- 2) R. Akeret : *The Institute of Metals*, **95** (1967), 204.
- 3) I. Venas, J. Herberg and I. Skauvik : *Proceedings of the Fifth International Aluminium Extrusion Technology Seminar Vol.1*, (1992), 229.
- 4) T. Yoneyama, H. Asaoka, H. Kimura, I. Hoshino and M. Kokubo : *ASME Journal of Tribology*, **121** (1999), 753.

Study on the Metal Flow in Extruded Billet*

Hideo Sano**, Takashi Ishikawa*** and Yoshinori Yoshida****

Study on metal flow in extrusion billet is fundamental and useful to understand extrusion technology. In particular, knowing the behavior of skin of extrusion billet is indispensable to maintain qualities of extrusions. In order to investigate its behavior, extrusion experiments of clad billet and the FE analysis by DEFORM-2D™ were performed. Deformed shapes of billet skin were traced during extrusion by experiments and FE analysis. The calculated behavior of billet skin was similar to that in experiment. It was considered that the results of FE analysis were acceptable to estimate the actual metal flow in extrusion. The billet skin penetrated the core in indirect extrusion and it was piled up at the back end of billet in direct extrusion. Dead metal zone appeared on the outer part of die face in indirect extrusion, but shear zone appeared between dead metal zone and flow zone in direct extrusion. Moreover, in direct extrusion friction between back end of billet and stem affected the behavior of billet skin and the penetration of skin in low friction coefficient was faster than that in high friction coefficient.

1. Introduction

Extrusion methods can be classified by relative movement between billet and container. Fig. 1 shows metal flow of billet in indirect extrusion¹⁾. In indirect extrusion, container goes forward along with billet, and there is no shear friction between them. Extrusion load in indirect extrusion is stable during one run and lower than that in direct extrusion. Therefore hard alloys can be extruded easily in indirect extrusion. In indirect extrusion, metal flow of billet is relatively uniform, so structure and properties of extrudates are uniform in cross section of billet, and also billet skin enters extrudate during run. If oxides and segregation at surface of cast billet enter extrudates, they must be defects which ruin qualities of products. For that reason, billet has to be scalped to eliminate oxides and segregation.

Fig. 2 shows metal flow of billet in direct extrusion¹⁾. In direct extrusion, billet goes forward in the standstill container. Shear friction

generates at the outer surface of billet. Metal flow in the center of billet is faster than that in outer part of billet. Consequently, shear deformation zone appears between dead metal zone and flow zone. Oxide layer and segregation on the surface of cast billets accumulate in the back

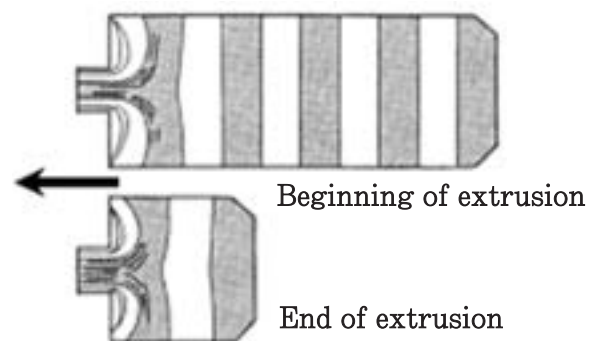


Fig. 1 Metal flow of billet in indirect extrusion¹⁾.

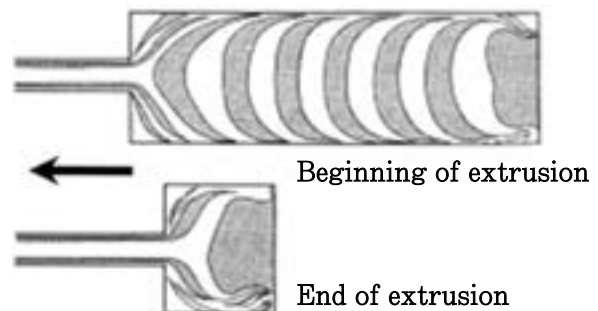


Fig. 2 Metal flow of billet in direct extrusion¹⁾.

* This paper was presented at the 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Orlando, USA, May 18-21, 2004

** No.2 department, Research & Development Center

*** Nagoya University, Professor, Doctor of Engineering

**** Nagoya University, Research Associate

end of billet with the progression of extrusion. At the end of extrusion, billet skin begins to flow from back end of billet to the extrudate. Therefore, butt thickness has to be set at the proper value to prevent billet skin from entering extrudates. Otherwise, defects in the extrudates will ruin qualities of products.

In indirect and direct extrusion, metal flow of billet effects on qualities of extrudates. It is important to make an accurate estimate of skin movement and metal flow of billet. In general, the methods to observe the metal flow during extrusion are as follows :

(1) Grid lines method shown in **Fig. 3** is to estimate the deformation by observing curve of grid line²⁾.

(2) Lamination layer method shown in **Fig. 1** and **Fig. 2** is to estimate the deformation by observing curve of layers^{1,3)}.

(3) Utilization of radioactive isotope is to estimate the deformation by tracing isotope in billet⁴⁾.

These methods are useful to estimate the generous deformation in billet but it is difficult to estimate deformation of billet skin that plays an important role of extrudates' qualities.

In this paper, we turned our attention to the deformation of billet surface. Experimentally we extruded two layer clad billet and then observed the deformation of surface material. And also, we estimate the deformation of surface material of clad billet in FE code DEFORM-2D™. We compared the results of the FE code with experimental results. After it was confirmed that the analytical results were appropriate, the effects of several conditions on the deformation of billet skin were investigated.

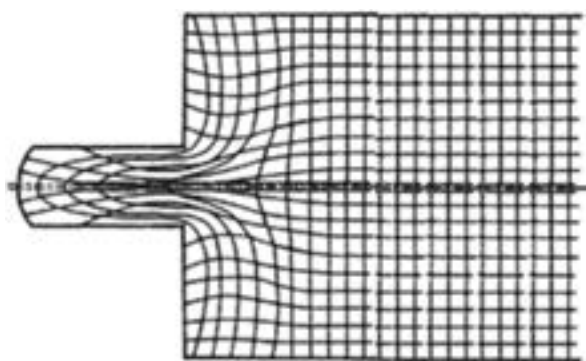


Fig. 3 Grid lines method²⁾.

2. Experimental extrusion of clad billets

2.1 Experimental procedure of clad billet extrusion

Fig. 4 shows two layer clad billet. It consists of surface material and core material. A6063 was selected as core material and A3003 was selected as surface material because their flow stresses were similar in high temperature and they could be distinguished easily by different structures after etching. **Table 1** shows chemical composition of A6063 and A3003. Diameter of core material was 87mm. Outer diameter was 91mm and inner diameter 87mm of surface material. Its thickness was 2mm. Clad billet was 91mm long. After clad billet and die were heated at 723K in furnace before extrusion. And then clad billet was extruded by experimental extrusion press shown in **Fig. 5**. Container diameter was 94mm and maximum extrusion load was

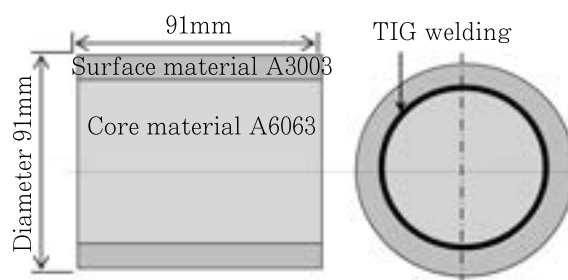


Fig. 4 Two layer clad billet.

Table 1 The chemical composition of A6063 and A3003 (mass%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
A6063	0.44	0.20	0.06	0.04	0.50	0.02	R
A3003	0.07	0.44	0.15	1.11	0.01	0.01	R



Fig. 5 Experimental extrusion press.

4.9MN. Billet became 85mm long after upsetting. Clad billets were extruded to round bar of 30mm diameter. The extrusion ratio was 10. Ram speed was set at 3.8mm/sec. Extrusion speed was 2.2m/min. Extrusion was performed in indirect mode and direct mode. At first, clad billet was extruded until its length became 34mm. Extrusion pressure and ram speed were recorded during extrusion. Macrostructures in cross section of the extrudates were observed at several lengths from its top end. The length of extrudate in which surface layer entered extrudate was measured as shown in Fig. 6. The length of billet remainder was estimated by means of this measurement. After that, another clad billet was extruded until surface layer entered extrudate. After container was cooled, billets were pushed out. Billet remainder was cut in axial direction and macrostructures in section were observed after polished and etched. Deformation of surface material could be estimated clearly by means of the different macrostructures of A6063 and A3003.

2.2 Experimental results

2.2.1 Indirect extrusion

Fig. 7 shows extrusion pressure and Fig. 8 shows extrusion speed during one run in indirect extrusion. In 13sec to 15sec when extrusion became stable, extrusion pressure was about 180MPa. Fig. 9 shows macrostructure in cross section of the extrudates at 500mm from its top end. Surface material was not in the extrudate at 375mm, but circumferentially in the extrudate at 500mm. The length of extrudate where surface material entered was estimated to be 460mm. The length of extruded billet was estimated to be 47mm, which was 55% of billet

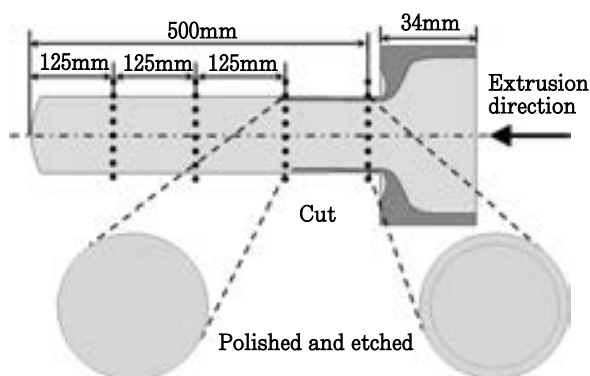


Fig. 6 Procedure of cross section observation.

length after upsetting. The length of billet remainder was estimated to be 38mm, which was 45% of billet length after upsetting. Clad billet was extruded until its remainder was 38mm

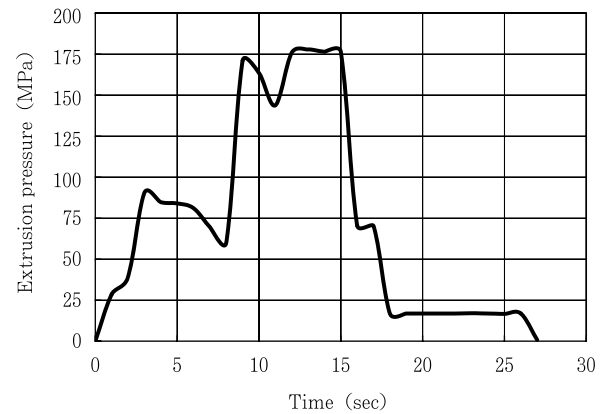


Fig. 7 Extrusion pressure in indirect extrusion.

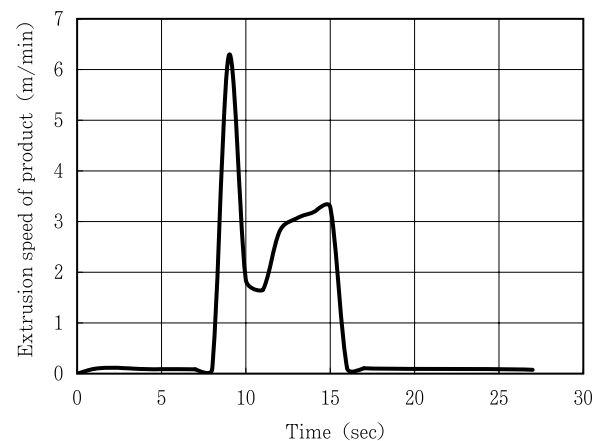


Fig. 8 Extrusion speed in indirect extrusion.

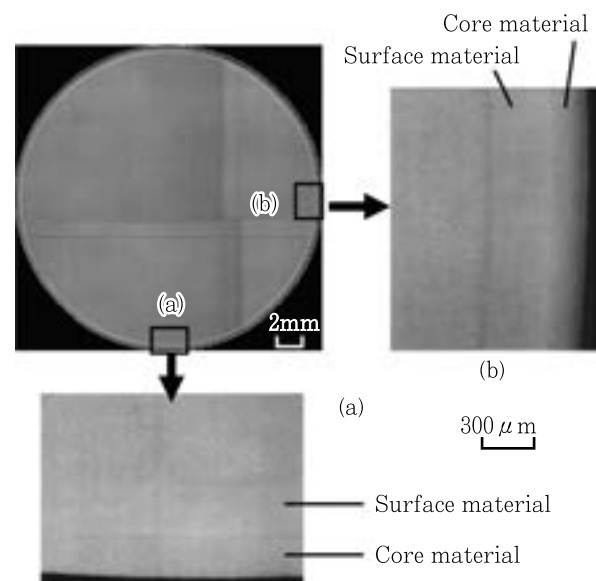


Fig. 9 Macrostructure in cross section of extrudate at 500mm from the top end in indirect extrusion.

long. Fig. 10 shows the macrostructure in axial section of billet remainder in 38mm long. In indirect extrusion, it was confirmed that metal on the die face hardly flew and only metal near die flew to die exit, and it was confirmed that other part did not deform yet.

2.2.2 Direct extrusion

Clad billet was extruded until its length of remainder was 38mm. Fig. 11 shows macrostructure in axial section of billet remainder in 38mm long in direct extrusion. In direct extrusion, it was confirmed that surface material did not flow to die exit but flew to back end of billet extrusion, and also large dead metal zone existed near die and container and large flow zone existed in the center of billet in direct extrusion. Shear deformation zone was confirmed to exist

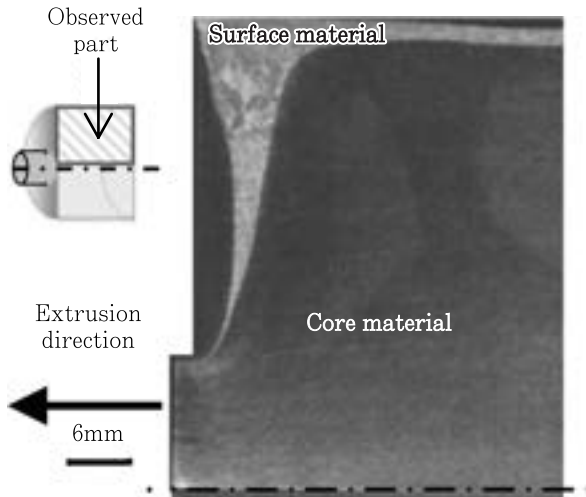


Fig. 10 Macrostructure in axial section of billet remainder in 38mm long in indirect extrusion.

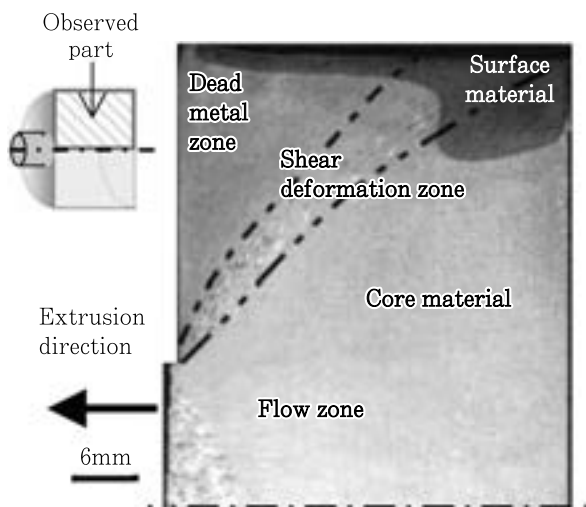


Fig. 11 Macrostructure in axial section of billet remainder in 38mm long in direct extrusion.

between dead metal zone and flow zone.

3. FE analytical extrusion of clad billets

3.1 FE analytical condition of clad billet extrusion

Fig. 12 shows the analytical model for two layer clad billet extrusion. In this modeling, surface material and core material were defined as different objects but flow stresses of two objects were defined as that of A6063 in high temperature. Billet was defined as plastic body and tools were defined as rigid body. Analysis was performed under the condition that there was no gap between billet and container after billet upsetting. Outer diameter, inner diameter and thickness of surface material were 94mm, 90mm and 2mm each. Length of billet was 85mm. Table 2 shows the friction conditions between tools and billet. Friction coefficient was defined as coulomb friction μ . Friction between stem and back end of billet was set at $\mu=0.2$ and friction between container, die and billet was set at $\mu=0.5$. There was sticking between surface material and core material. Number of mesh was 1300 in surface material and it was 8000 in core material. Temperature of tools and billet was set at 723K. Database in DEFORM-2D™ shown in Fig. 13 were selected as flow stress of A6063. Extrusion pressure was calculated by FE analysis to compare with the experimental one.

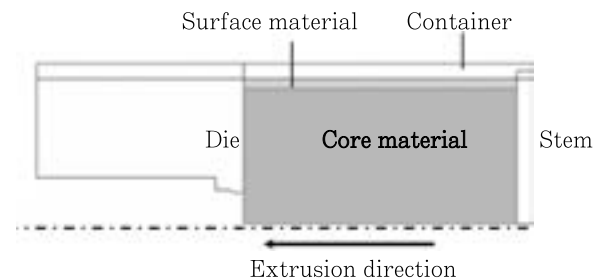


Fig. 12 The analytical model for two layer clad billet extrusion.

Table 2 The friction conditions between tools and billet.

Stem to Billet	$\mu = 0.2$
Die to Billet	$\mu = 0.5$
Container to Billet	$\mu = 0.5$
Surface Material to Core Material	sticking

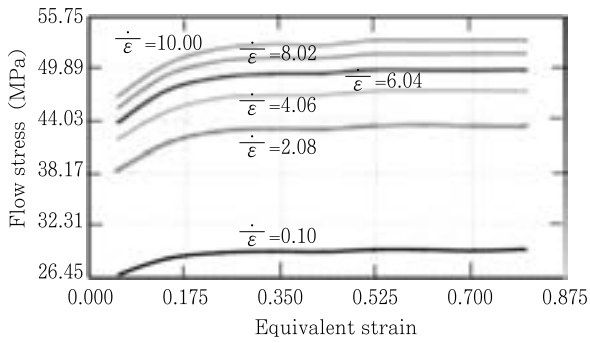


Fig. 13 Flow stress of A6063 in database of DEFORM-2D™.

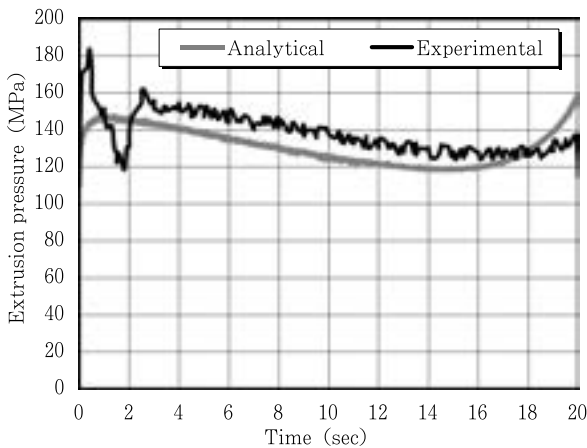


Fig. 14 Extrusion pressure calculated by FE analysis compared with that of experiment in direct extrusion.

3.2 Results of FE analysis

Fig. 14 shows extrusion pressure calculated by FE analysis compared with that of experiment in direct extrusion. Extrusion pressure calculated by FE analysis was a little lower than that in experiment, but they were almost equal. So, database in DEFORM-2D™ shown in Fig. 13 could be considered as flow stress of A6063 in extrusion.

3.2.1 Indirect extrusion

Fig. 15 shows the calculated deformation of billet remainder 38mm long in indirect extrusion. It could be confirmed that metal on the die face hardly flew and only metal near die flew to die exit. And it could be confirmed that other part did not deform yet. These results were same as experimental results. Fig. 16 shows the calculated flow speed distribution of billet remainder 38mm long in indirect extrusion. It was found that flow speed on the outer region of die face was slower than that flow on the inner region side of die face.

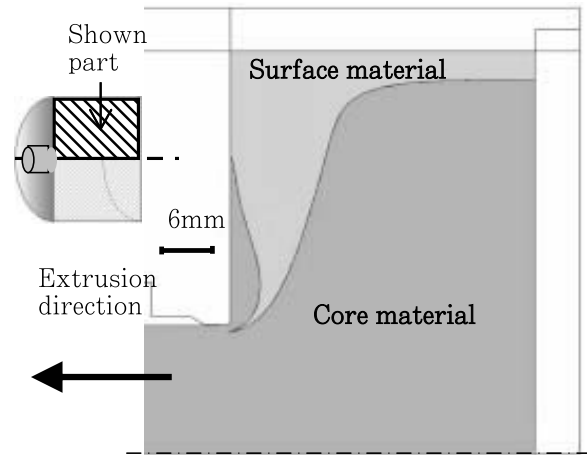


Fig. 15 The calculated deformation of surface material in billet remainder 38mm long in indirect extrusion.

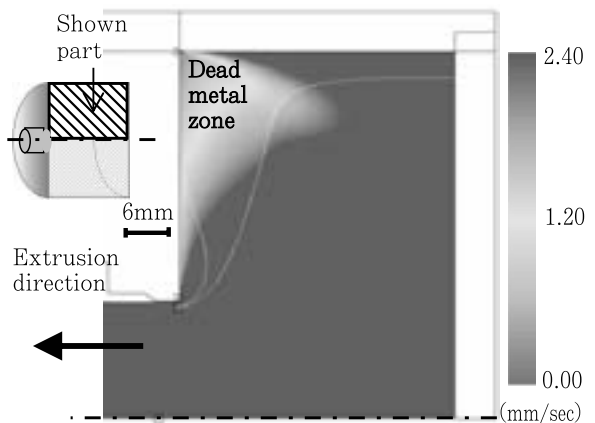


Fig. 16 The calculated flow speed distribution of billet remainder 38mm long in indirect extrusion.

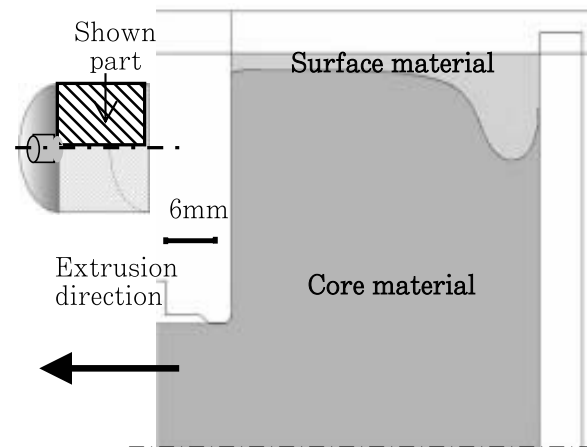


Fig. 17 The calculated deformation of surface material in billet remainder 38mm long in direct extrusion.

3.2.2 Direct extrusion

Fig. 17 shows the calculated deformation of billet remainder 38mm long in direct extrusion. It could be confirmed that surface material did not flow to die exit but flew to back end of billet.

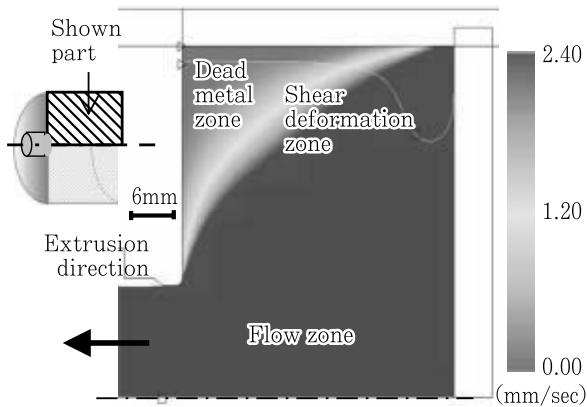


Fig. 18 The calculated flow speed distribution of billet remainder 38mm long in direct extrusion.

This result was same as experimental result. Fig. 18 shows the calculated flow speed distribution of billet remainder 38mm long in direct extrusion. Large zone of slow speed existed near die and container, on the other hand large zone of high speed existed in center of billet. If the zone at about 1mm/sec was regarded as shear deformation zone between dead metal zone and flow zone, large zone of slow speed near die was considered as dead metal zone and large zone of high speed in the center of billet was considered as flow zone. In this case metal flow in billet was similar to that in experiment shown in Fig. 11.

3. 2. 3 Effect of friction condition between stem and back end of billet on deformation of surface material in direct extrusion

(1) Thicker surface material of billets

FE analysis in direct extrusion showed that surface material did not flow to die exit but flew to back end of billet. It was assumed that friction condition between stem and back end of billet effected on deformation of surface material. This effect was investigated by FE analysis. Two friction conditions between stem and back end of billet were set. One was the shear friction $m=1.00$ which meant sticking. Other was coulomb friction $\mu=0.05$ which meant lubricative. Analytical conditions were almost same as those shown in 3.1. In order to shorten calculation time, extrusion ratio was set at 5. And also inner diameter of surface material was set at 82mm and its thickness was set at 6mm. And then 75% length of clad billet was extruded. Fig. 19 shows deformation of surface material in billet in sticking and lubricative condition. Ratio

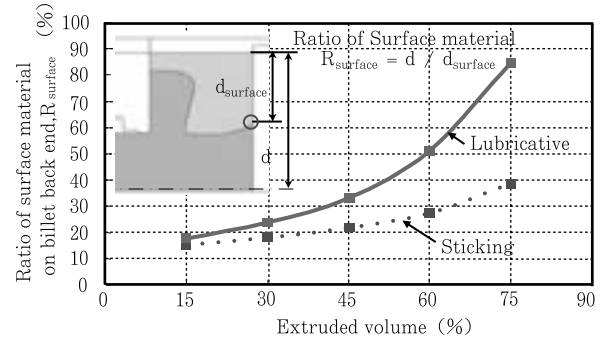


Fig. 19 Effect of friction condition between stem and back end of billet on deformation of surface material in direct extrusion. (Surface material 6mm thick)

of surface material at billet end surface R_{surface} was defined as percent of billet radius d divided by distance of surface material d_{surface} . As the billet was extruded, R_{surface} increased in both conditions. But the increasing extent depended on friction condition at billet end. R_{surface} in lubricative condition increased more than in sticking condition. When 75% length of billet was extruded, R_{surface} in lubricative condition was twice as much as R_{surface} in sticking condition.

(2) Thinner surface material of billets

In results of FE analysis, it became clear that billet skin moved in lubricative condition more than in sticking between stem and back end of billet. Moreover, it is necessary and useful to know the deformation of thinner surface material of billet which corresponds to oxide and segregation layer, but it is difficult to investigate it experimentally. Accordingly, FE analysis was performed. Inner diameter of surface material was set at 90mm or 93mm. Surface material was 2mm or 0.5mm thick. Friction conditions were same as the above-mentioned analysis condition. And then 75% length of clad billet was extruded. Fig. 20 shows deformation of thin surface material of billet in sticking and in lubricative condition. Each surface material entered the extrudate in lubricative condition more easily than in sticking condition. It was confirmed that friction condition between stem and back end of billet effected much on the deformation of billet skin in direct extrusion.

4. Conclusion

Study on metal flow in extrusion billet is fundamental and useful to understand extrusion

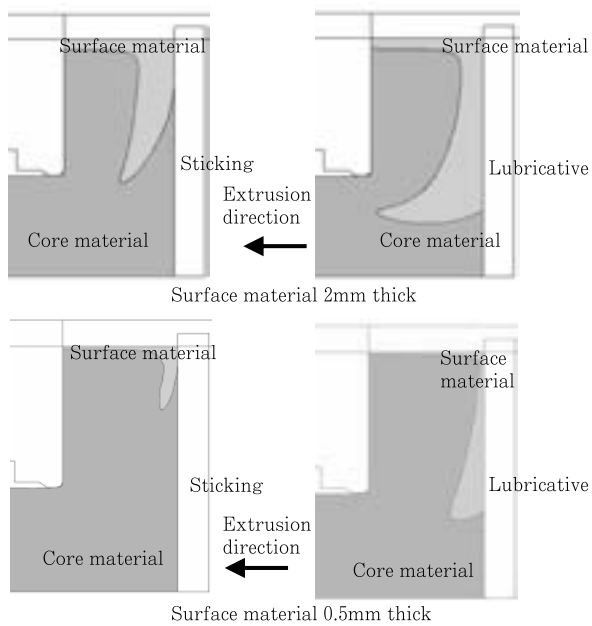


Fig. 20 Effect of friction condition between stem and back end of billet on deformation of thin surface material in direct extrusion.

technology. In particular, knowing the behavior of billet skin is indispensable to maintain qualities of extrusions. In order to examine the deformation of billet skin, experimentally two layer clad billet was extruded and then the deformation of surface material was observed. And also, we estimate the deformation of surface material

of clad billet in FE code DEFORM-2D™. The results were similar to experimental results. FE analysis could make an accurate estimate of billet skin movement. After that, FE analysis showed the effects of extrusion conditions on the deformation of billet skin. In direct extrusion, billet skin accumulated and then entered in the axial direction of billet at the back end of billet. It became clear that billet skin moved in lubricative condition more than in sticking condition between stem and back end of billet. After metal flow of billet during extrusion is assumed by FE analysis, metal flow of billet should be confirmed by experiments. The proper extrusion conditions can be achieved efficiently by FE analysis. On the other hand, clad products have characteristics which single materials can not have. The results in this paper showed that FE analysis is useful to estimate deformation of clad material during extrusion.

References

- 1) Shohei Kawasima, Furukawa Technical Report, **70** (1980), 85.
- 2) Mitsugu Tokizawa, Norio Takatuji, Kazuo Murotani, Takashi Nakamura and Yoshihiro Goto, Journal of the JSTP, **30** (1989), 1675 (in Japanese).
- 3) Shigeru Okaniwa, Journal of JILM, **36** (1986), 507.
- 4) JSTP : *Extrusion*, (1990), 15.

アルミニウム合金押出型材の 軸圧縮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. 45 No. 1 (2004), pp. 24-28

Axial Compression Simulation of Alminum Alloy Shapes

Koushi Okada, Hideo Mizukoshi and Kenji Yamada

Recently, aluminum use for automobile is growing steadily to reduce fuel consumption. For example, aluminum alloy extruded shapes are used for energy absorbing structure, such as Mercedes Benz E class. To maintain the safety requirement, aluminum alloy extruded shapes must have good energy absorbing characteristics. In this paper, the relationship between cross section factor and energy absorbing characteristics have been investigated by using a finite element analysis and experiment. In the results of analysis and experiment, the deformation mode changed depend on thickness of shapes. Therefore, the energy absorbing characteristics were greatly influenced by cross section factor of shapes.

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^{1,2)}。なかでも A ピラーより前の部分の構造をアルミニウム化した場合、操縦安定性の向上効果も期待できることから、アルミニウム合金押出型材を構造部材として採用することが多くなっている。車両前面部には、前面衝突における安全性能を確保するため、クラッシュブルゾーンが設けられる。クラッシュブルゾーンとは、安定して衝突エネルギーを吸収し、キャビンを保護することを目的とした部分である。したがって、アルミニウム合金押出型材を構造部材として採用するには、軸方向の圧縮試験により評価されるエネルギー吸収特性に優れていることが必要となる。これまで、量産性（押出性）、リサイクル性を考慮した 6000 系（AL-Mg-Si 系）合金を対象として、機械的性質、ミク

ロ組織がエネルギー吸収特性に及ぼす影響を調査した^{3,4)}。また、エネルギー吸収特性に優れた断面形状についても報告されている⁵⁾。ただし、矩形の押出型材について、基本的な断面形状因子とエネルギー吸収特性の関係を調査した例は少ない。

ここでは、FEM 解析を用いたシミュレーションにより軸圧縮試験を再現することで、矩形断面の押出型材における肉厚及びコーナー R がエネルギー吸収特性に及ぼす影響を検討した。また、検討した一部の断面形状について試作、実体評価試験を実施した。

2. 解析内容

2.1 解析モデル

Table 1 に解析条件を、Fig. 1 に解析モデルの概略を示す。汎用解析ソフト LS-DYNA を用いて軸圧縮シミュレーションを実施した。長さ 300mm の押出型材を対象とし、押出型材端部の変形を固定した状態（押出型材の端部を加圧盤、台座に固着させた状態）にて解析を実施した。対象とした材質は 6063-T6 であり、Table 2 に引張性質を示す。解析モデルには、応力-ひずみ曲線を多

* 軽金属学会第 104 回春期大会（平成 15 年 5 月）にて一部発表

** 研究開発センター 第一部

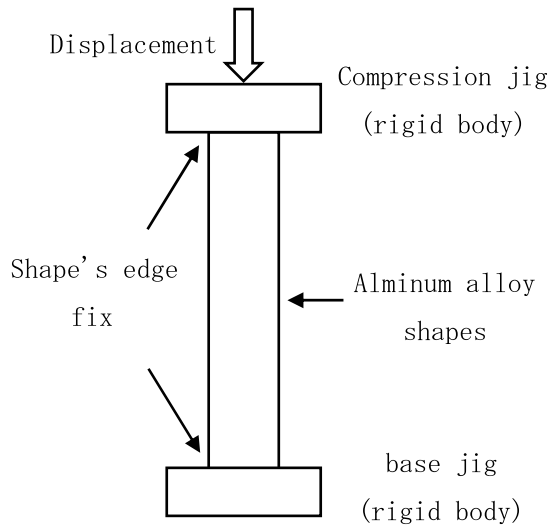


Fig. 1 FEM model.

Table. 1 Analysis condition.

Analysis software	LS-DYNA
Analysis type	3dimension elastic-plastic
Element	4-node shell
Yield condition	von Mises
Friction coefficient	0.2 (Coulomb model)

Table. 2 Tensile properties.

0.2 % proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Total elongation (%)
200	230	15

直線に近似して入力した。

2.2 検討した断面形状

Fig. 2 に検討した基本断面形状を示す。断面の中立線を□47mm 一定とし、肉厚及びコーナー R がエネルギー吸収特性に及ぼす影響を検討した。具体的には、肉厚を 1~7mm, コーナー R を 0, 2.5, 5, 10mm の範囲で変更した。

2.3 エネルギー吸収特性の評価

Fig. 3 に荷重-変位線図の一例を示す。解析結果においては、荷重-変位線図より得られる最大荷重、平均荷重、平均荷重/最大荷重及び変形形態を出力した。最大荷重、平均荷重を初期断面積で除した値（以降、最大応力、平均応力と表現する）を評価に用いた。自動車フレームに必要とされるエネルギー吸収特性として、安定して蛇腹変形すること、エネルギー吸収量が多いこと（平均荷重が高いこと）が挙げられる。また、最大荷重と平均

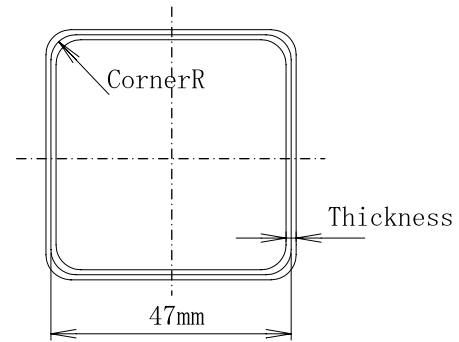


Fig. 2 Basic cross section.

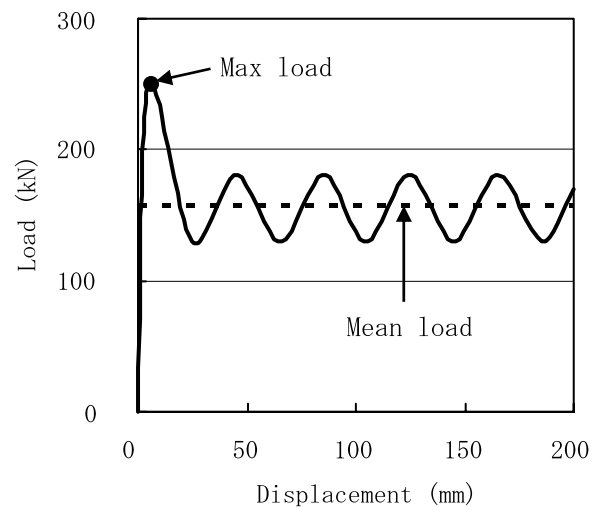


Fig. 3 Example of load-displacement curve.

荷重の差が小さいこと（平均荷重/最大荷重の値が大きいこと）も求められる。ただし、具体的な目標値は、各自動車会社や車両重量の違いにより異なる。

3. 解析結果及び考察

3.1 変形形態

Fig. 4 に代表的な変形形態を示す。いずれの断面形状においても供試材は蛇腹変形したが、その変形モードは以下の 3 種類となった。1) モード A: 同一断面の隣り合った辺が異なる方向に変形し（向かい合う辺が同一断面内の外側、隣接した辺が断面内の内側に座屈する）、交互に折りたたまれながら蛇腹変形する、2) モード B: 同一断面内の隣り合った辺が同一方向に変形し（全ての辺が外側、あるいは内側に座屈し、全ての辺が外側に変形した断面は軸対称に近い）、折りたたまれながら蛇腹変形する、3) モード C: モード A とモード B が混合された状態（軸圧縮変形が進むにつれ、変形形態がモード B からモード A に変化する）で蛇腹変形する。Fig. 5 に断面形状因子と変形形態の関係を示す。供試材の肉厚が 2mm 以下の場合、コーナー R に関わらず変形形態はモード A となり、肉厚が 5mm 以上の場合、コーナー R に

関わらず変形形態はモード B となった。肉厚が 3, 4mm の場合, コーナー R が 0, 2.5mm ではモード B, コーナー R が 5, 10mm ではモード C となった。全体的に肉厚が厚く, コーナー R が小さくなるほどモード B のような変形形態が顕著となった。モード A では, 供試材のコーナー部が非常に複雑な変形形態 (ねじれながら折りたたまれる) をとる⁶⁾。一方, 肉厚が厚く, コーナー R が小さい場合, コーナー部の剛性が高くなり, モード A のような変形形態をとりにくいと考えられた。

3.2 断面形状因子と最大応力の関係

Fig. 6 に代表的な応力-変位線図を, Fig. 7 に断面形状因子と最大応力の関係を示す。肉厚が 1mm と薄い場

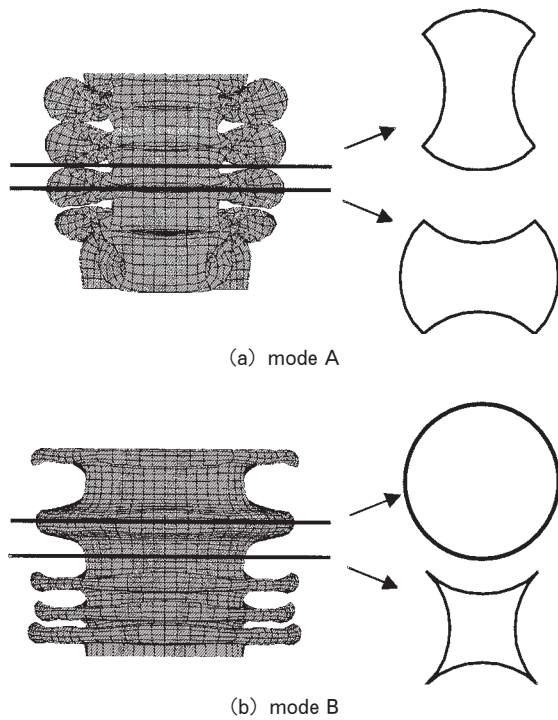


Fig. 4 Deformation mode (analysis).

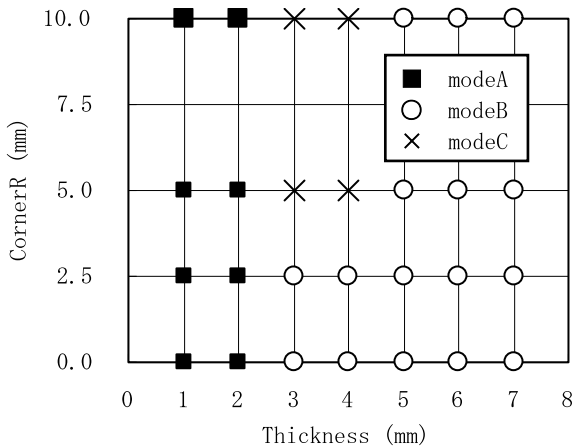


Fig. 5 Relationship between cross section factor and deformation mode.

合, 最大応力の値は 200MPa 以下であり, 素材の耐力未満であった。これは, 供試材の肉厚が薄い場合, 初期の座屈が弾性域で発生することを示している。肉厚が厚くなるほど, 最大応力は素材の耐力を超えて上昇した。特に肉厚が 7mm の場合, 最大応力は素材の引張強さ近傍まで上昇した。これらのことから, 肉厚が厚くなるほど供試材は弾性座屈しにくくなり, 最大応力が高くなると考えられた。なお, コーナー R と最大応力の値に明確な相関性は認められない。

3.3 断面形状因子と平均応力の関係

Fig. 8 に断面形状因子と平均応力の関係を示す。肉厚が厚くなるほど, 平均応力の値が高くなった。特に肉厚が 1, 2mm の場合と比較して, 肉厚を 3mm 以上とした場合の平均応力が高かった。肉厚が薄い場合, 供試材は交互に折りたたまれながら蛇腹変形し (モード A), 肉厚が厚い場合, 同一断面内で軸対称に近い状態で蛇腹変形する (モード B)。軸対象に近い状態で蛇腹変形す

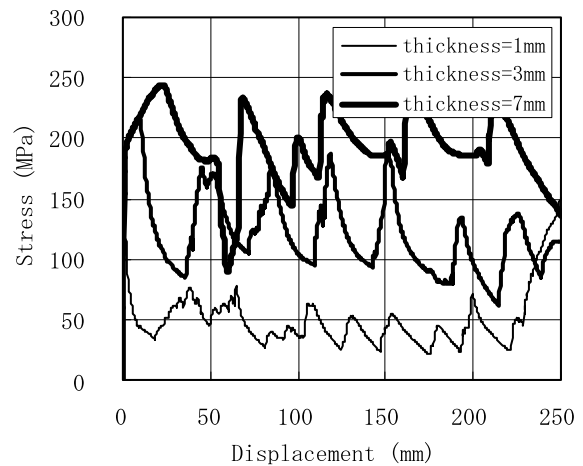


Fig. 6 Stress-displacement curve (analysis).

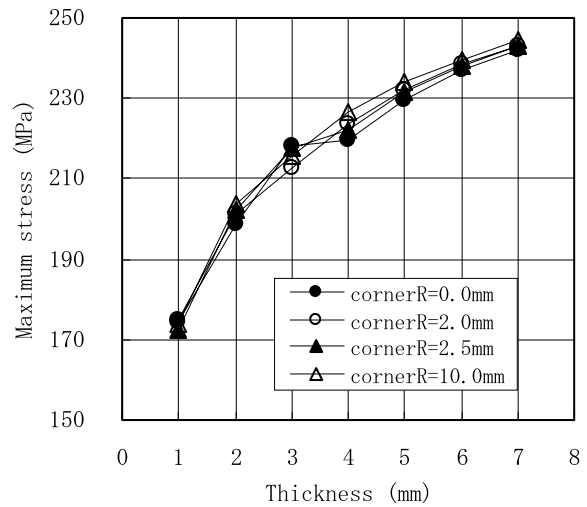


Fig. 7 Relationship between cross section factor and maximum stress.

るためには、全周を押し広げるための荷重が必要であり、平均応力が高くなると考えられた。なお、コーナー R と平均応力の値に明確な相関性は認められない。

3.4 断面形状因子と平均荷重/最大荷重の関係

Fig. 9 に断面形状因子と平均荷重/最大荷重の関係を示す。肉厚が厚くなるほど、平均荷重/最大荷重の値は大きくなった。肉厚が厚くなるほど、最大荷重、平均荷重ともに大きくなるが、最大荷重の上昇量と比較して、平均荷重の上昇量が顕著であることが原因である。以上のことから、肉厚が厚くなるほど平均荷重と最大荷重の差が小さくなり、エネルギー吸収部材として優れた性質を持つと考えられた。

4. 実体試験の実施

4.1 供試材

Table 3 に供試材の概略を示す。断面形状が正方形で肉厚の薄い供試材（薄肉形状）、肉厚の厚い供試材（厚肉形状）について実体試験を実施した。薄肉形状の中立線は□35mm、肉厚は 2mm である。薄肉形状の中立線 □35mm を □47mm（解析において検討した寸法）に置き換えた場合、肉厚は約 1.56mm に相当（肉厚と外寸の比により算出）する。厚肉材の中立線は □40mm、肉厚は 4.7mm である。厚肉形状の中立線 □40mm を

□47mm に置き換えた場合、肉厚は約 5.52mm に相当する。供試材の材質は 6063-T6 であり、その引張性質は解析時に使用した値とほぼ同等であった。

4.2 試験結果

Table 4 に試験結果のまとめを、Fig. 10 に応力-変位線図を、Fig. 11 に試験後の供試材を示す。薄肉材（肉厚 2mm）の変形形態はモード A、厚肉材（肉厚 4.7mm）の変形形態はモード B であった。最大応力、平均応力及び平均荷重/最大荷重の値は、厚肉材の方が大きかった。すなわち、モード A と比較して、モード B の方がエネルギー吸収効率に優れていると考えられた。これらの傾向は、解析により得られた結果と同様であった。ただし、実際に押出型材を自動車フレーム材として採用する場合、強度仕様、寸法制約を考慮した断面形状の設計が必要であり、一概にモード B の形態をとる断面形状とはならない。

5. ま と め

軸圧縮シミュレーションにより、アルミ合金押出型材の断面形状因子とエネルギー吸収特性の関係を調査した。

1) 肉厚を厚く、コーナー R を小さくすることにより、同一断面で軸対称に近い状態で変形しながら、蛇腹変形するモードをとりやすくなった。

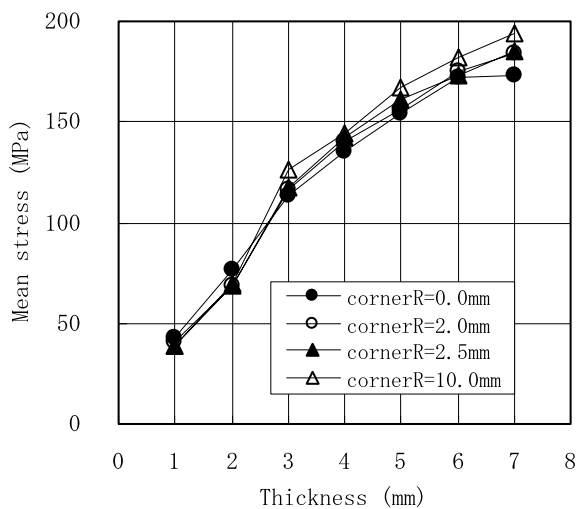


Fig. 8 Relationship between cross section factor and mean stress.

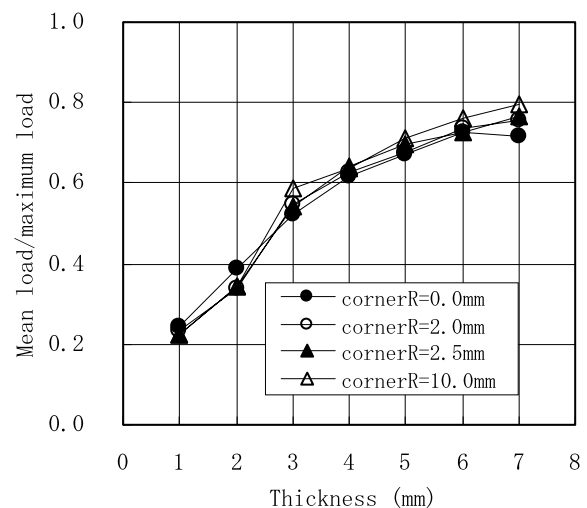


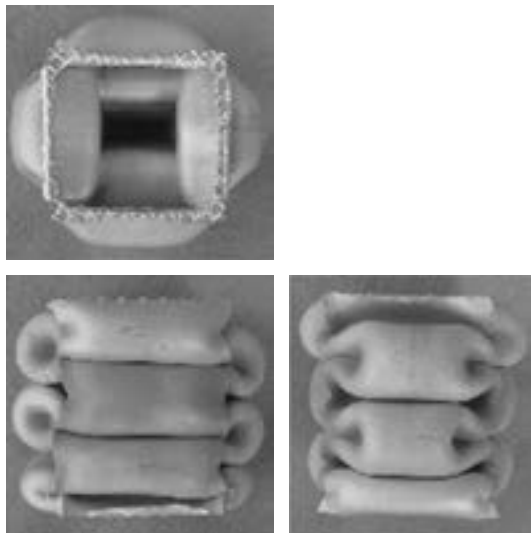
Fig. 9 Relationship between cross section factor and mean load/maximum load.

Table 3 Summary of test piece.

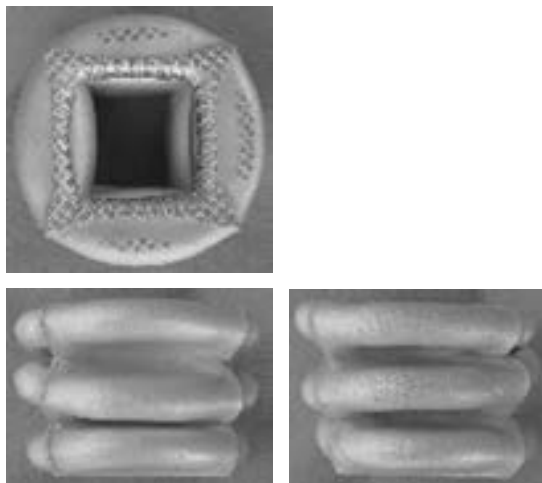
Alloy-Temper	Cross section	Tensile properties		
		0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Total elongation (%)
6063-T6	□37×2.0mm	195	229	14
	□40×4.7mm	206	238	16

Table. 4 Energy absorbing characteristics.

test piece	maximum stress (MPa)	mean stress (MPa)	mean load/maximum load
thinner thickness (□37×2.0mm)	194	129	0.66
thicker thickness (□40×4.7mm)	267	224	0.84



(a) thinner thickness (modeA)



(b) thicker thickness (modeB)

Fig. 11 Appearance after axial compression test (experiment).

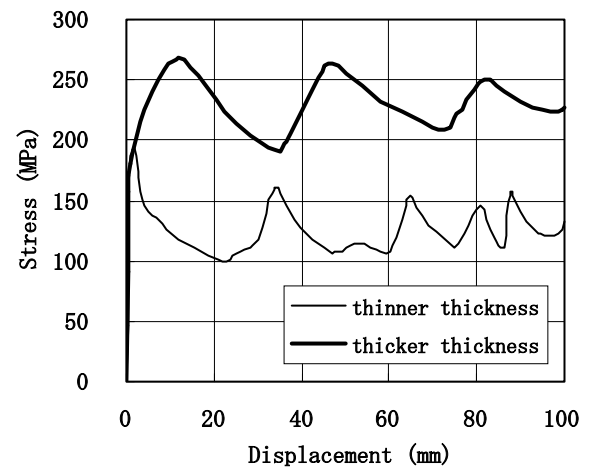


Fig. 10 Stress-displacement curve (experiment).

2) 肉厚がエネルギー吸収特性に及ぼす影響は大きく、肉厚が厚いほど最大応力、平均応力及び平均荷重/最大荷重の値は大きくなった。

3) 実体試験結果は、シミュレーションにより得られた傾向を再現していた。

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) 宇都秀之，渋谷和久：本誌，44 (2003)，89。
- 3) 水越秀雄，岡田英人，前原利彦：本誌，37 (1996)，190。
- 4) 松田眞一，岡田英人，水越秀雄，吉田英雄：軽金属学会第97回秋期大会講演概要，(1999)，49。
- 5) 佐藤正和，齊藤正昭，安永晋拓，木山啓，井手籠隆：軽金属，50 (2000)，121。
- 6) 宮崎忠，根岸秀明，軽金属，52 (2002)，308。

Al-Mg-Si 合金のバークハード性に及ぼす Mg と Si 添加量および自然時効の影響*

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

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 29-35

Effects of Mg, Si Contents and Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys

Hidenori Hatta, Hiroki Tanaka, Shinichi Matsuda and Hideo Yoshida

The effect of natural aging conditions on split aging, especially bake hardenability at 170°C for 1.2ks and 86.4ks on Al-1mass%Mg₂Si, Al-1.5mass%Mg₂Si and Al-1mass%Mg₂Si-0.6mass%Si alloys have been studied by measuring hardness, electrical resistance and DSC curve. The increase of hardness of the Al-Mg-Si alloy with excess Si during baking at 170°C for 1.2ks without natural aging is higher than that of the Al-Mg-Si alloys without excess Si. However, the hardness of the high Si content alloy after baking at 170°C for 1.2ks decreased clearly with increase of natural aging time before baking. It could be considered that the cluster which did not transfer to β" phase formed joining with quenched vacancy during natural aging on the high Si content alloy. The peak of β" phase in the high bake hardenability sample on DSC analysis appeared at lower temperature compared with the low bake hardenability one. The β" phase which was located at lower temperature on DSC analysis precipitates quickly during bake at 170°C, and the hardness increased during baking at 170°C for 1.2ks.

1. 緒 言

最近、自動車の軽量化を目的として、自動車ボディへのアルミニウム合金の適用が始まっている¹⁾。これらの中で自動車ボディ用 6000 系アルミ板は、アルミメーカーより T4 材で出荷され、自動車メーカーでプレス成形された後、塗装焼付けの工程が採られている。これは耐力の低い T4 材をプレス成形することで成形時の割れ限界を高くでき、さらにスプリングバックを小さくできるためである。一方で自動車の製品としては、耐デント性の観点から高い耐力が望まれている。そのため T4 材を塗装焼付け時に耐力上昇させる (Bake Hardening, 以下

バークハードと称する) が必要である。

このような背景から、Al-Mg-Si 合金の時効特性およびバークハード性に関する多くの研究が行われ、最近では溶体化処理後に 70°C 以下で保持する予備時効(以下、自然時効と称する)を行うと、バークハード性が低下することが明らかになってきている^{2)~4)}。しかし、自然時効を含めた二段時効特性は、多くの Al-Mg-Si 合金において古くから調査されているものの、短時間の人工時効であるバークハード性と自然時効に関する報告では、過剰シリコン型 Al-Mg-Si 合金に関するものが多い^{3)~6)}。過剰シリコンの役割を理解する上でバランス合金と過剰シリコン合金の比較は重要であることから、本研究ではマグネシウムおよびシリコン添加量を変化させた Al-Mg-Si 合金のバークハード性に及ぼす自然時効の影響を調査した。

* 軽金属学会第 105 回秋期大会 (平成 15 年 11 月) にて一部発表。軽金属, 54 (2004), 412 に主要部分掲載

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 工学博士

2. 実験方法

まず、Table 1 に示す化学組成の合金を DC 鋳造し、560°C で 10h の均質化処理を行った。その後、熱間圧延、冷間圧延を行い、板厚 1mm の冷間圧延板とした。Fig. 1 に熱処理条件を示す。得られた冷間圧延板を 550°C に加熱した塩浴中に 60s 保持の条件で溶体化処理後、氷水中に焼入れした。その氷水中で 10s 保持した後、直ちに塗装焼付けに相当する 170°C で 1.2ks のベーク処理または 86.4ks のピーク時効処理、あるいは 20°C の自然時効した後同様のベーク処理またはピーク時効処理を行った。自然時効は精密な温度管理を行う目的で恒温水槽を用い、5°C、20°C、40°C の条件で行った。また、ベークおよびピーク時効処理は恒温油槽を用いて行った。なお、溶体化処理以降の各工程間はサンプルを液体窒素中で保管し、実験条件以外の自然条件の影響を最小限に抑えた。

ベークハード性の調査は、ビッカース硬さ試験機を用いて荷重 49N にて行った。時効挙動の調査は示差走査熱量計 (DSC) 分析および電気抵抗測定を行った。Fig. 2 に入力補償型 DSC と一般的な熱流束型 DSC の装置の概略を示す。入力補償型 DSC はサンプルと参照試料がそれぞれ独立した熱量計の中に密閉されているため、温度差の測定にたよる熱流束型 DSC のような換算のための方程式が不要である。そのため高速昇温が可能で入力感度が高い。本研究では DSC 測定中の自然時効の影響を最小限に抑えるために昇温速度 40°C/min で入力補償型 DSC を用いて測定した。電気抵抗測定は、1 × 2 × 200mm の試験片を自然時効中および 170°C での時効中

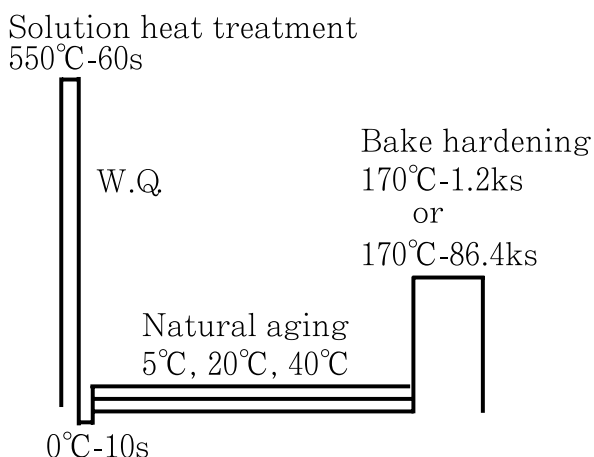


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment process.

に、1A の電流を通电し、四端子法により時効温度で電圧を連続的に測定し比抵抗に換算した。さらに同試験片を時効前および時効後に、ダブルブリッジを用いて液体窒素中で電気抵抗測定を行い、時効温度で測定した結果を液体窒素中における電気比抵抗値に補正した。

3. 結果および考察

3.1 マグネシウムおよびシリコン添加量の影響

3.1.1 ベークハード性

焼入れ後に 20°C で 0~604.8ks の自然時効を行ったサンプルを 170°C で 1.2ks のベーク処理および 86.4ks のピーク時効処理したときの処理前後の硬さを Fig. 3 に示す。Al-1Mg₂Si 合金では自然時効時間に伴いベーク前の硬さが緩やかに上昇し、170°C で 1.2ks のベーク処理後の硬さも緩やかに上昇するが、ベーク前後の硬さの差で表されるベークハード量は小さい。また、170°C で 86.4ks のピーク時効処理後では、自然時効時間に伴わずに硬さが低下する。それに対し、Mg₂Si 添加量の多い Al-1.5Mg₂Si 合金のベーク後の硬さは、自然時効時間の増加に伴い低下し、ピーク時効処理の場合にはさらに低下が顕著となる。一方、過剰シリコン型の Al-1Mg₂Si-0.6Si 合金では、ピーク時効処理後の硬さは Al-1Mg₂Si 合金と同様に自然時効に伴い緩やかに低下する程度であるのに対し、焼入れ直後に 170°C で 1.2ks のベーク処理を行う場合には大きなベークハードが得られるが、自然時効時間に伴い急激に低下する傾向がみられる。

Al-1Mg₂Si 合金と Al-1.5Mg₂Si 合金との比較で、170°C で 86.4ks のピーク時効処理の場合には、Mg₂Si 添加量の少ない合金では自然時効に伴う強度低下がわずかであるのに対し、Mg₂Si 添加量の多い合金では自然時効とともに強度が低下する傾向がみられる。これは従来の自然時効による負の効果の報告⁷⁾と一致する。しかし、170°C で 1.2ks のベーク処理の場合には、Al-1Mg₂Si 合金と Al-1Mg₂Si-0.6Si 合金の比較のように、Mg₂Si 添加量が少ない合金でも、過剰シリコンの存在により急激な自然時効に伴う強度低下がみられる。これらのことから 170°C で 1.2ks のベーク処理のような短時間時効とピーク時効では、自然時効の影響が異なることがわかる。

3.1.2 電気比抵抗

20°C の自然時効における電気比抵抗の変化を Fig. 4 に示す。いずれの合金とも自然時効に伴い電気比抵抗が上昇するが、この傾向はバランス合金では Mg₂Si 量の多い合金の変化が大きく、さらに同一 Mg₂Si 量であっ

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

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

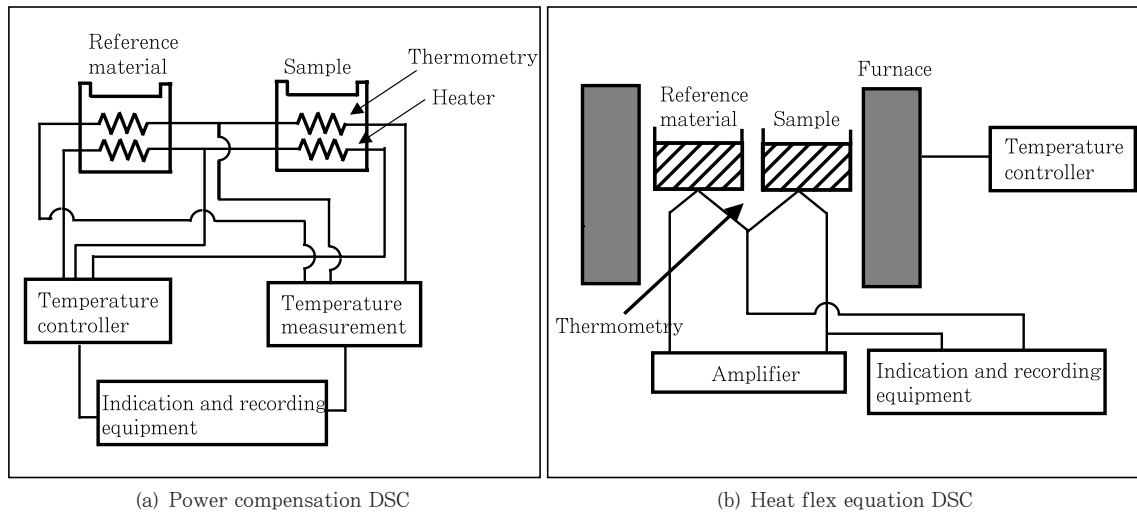
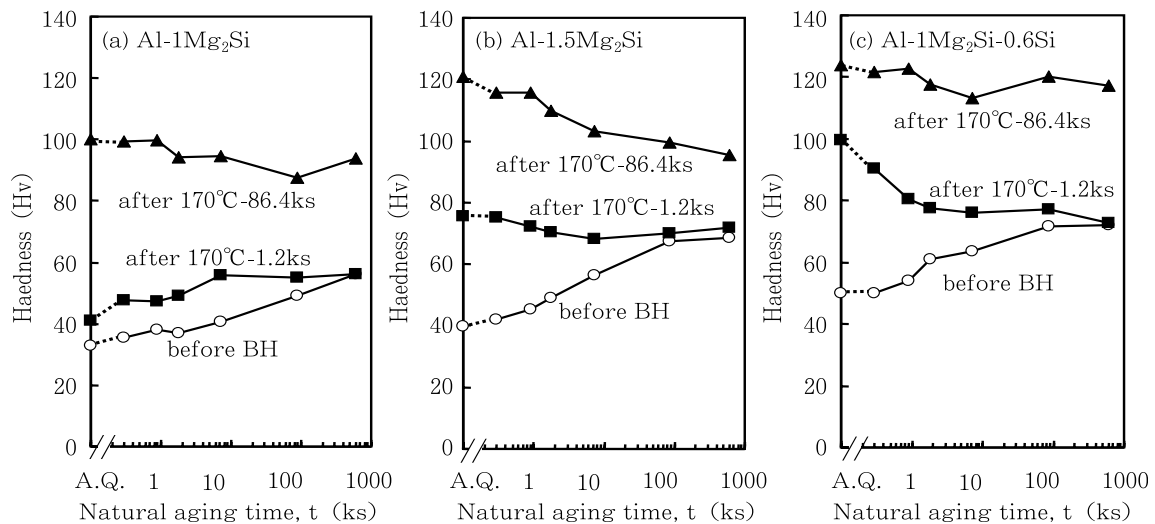


Fig. 2 Schematic illustrations of two kinds of DSC methods.

Fig. 3 Changes in the hardness with natural aging time at 20°C before and after bake hardening at 170°C for 1.2ks and 86.4ks for the alloys (a)Al-1Mg₂Si, (b)Al-1.5Mg₂Si and (c) Al-1Mg₂Si-0.6Si.

ても、バランス合金より過剰シリコン合金の方が顕著である。このことから、電気比抵抗の変化は Mg₂Si 量よりも、むしろシリコン添加量に伴って大きな変化を示すと考えられる。すなわち、シリコン添加量に伴い、自然時効中における何らかの初期構造の形成が多くなることを示唆している。山田ら²⁾は DSC 分析などの結果より 70°C 以下の自然時効において Si-rich クラスタ(以下、クラスタと称す)が形成し、そのクラスタは β 相の前駆段階の GP ゾーンの形成を阻害し、β 相の析出密度を小さくすると提案している。これを本結果に採り入れると、今回の電気比抵抗変化においてシリコン添加量が多い合金ほど電気比抵抗の変化が速く大きいことから、クラスタと考えられる初期構造の形成は、シリコン含有量が多い合金ほど速くて多くなると考えられる。バランス合金においては、Mg₂Si 量の多い方が電気比抵抗の増加が大きいことから、高 Mg₂Si 合金ではクラスタの形

成が多いと推測される。このことから、析出強化に寄与する β 相の生成に本来必要とされるシリコンが、安定なクラスタを形成して消費され、その結果、見かけ上、マグネシウムと結合できるシリコンが不足した状態になり、β 相の析出量が減少するためピーク時効(170°C-86.4ks)における強度が低下すると考えられる。

Al-1Mg₂Si-0.6Si 合金と Al-1Mg₂Si 合金の自然時効中の電気比抵抗変化の差およびバークハード量 ΔHv(時効条件: 170°C-1.2ks)の差を Fig. 5 に示す。これは過剰シリコン合金の電気比抵抗の変化量およびバークハード量からバランス合金のそれらを差し引いた値であり、すなわち過剰シリコンによる効果である。バークハード量の差は自然時効とともに急激に低下し 7.2ks でほぼゼロになる。また、電気比抵抗も自然時効の初期段階で急激に上昇し、2ks を超えるとごくわずかの上昇量となる。このことから、過剰シリコンは大きなバークハード性をもた

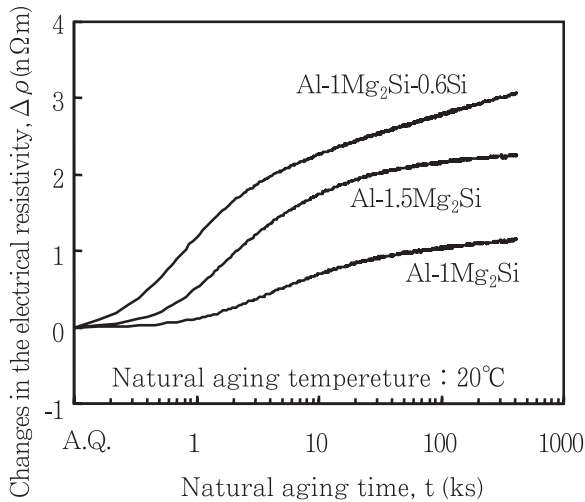


Fig. 4 Changes in the electrical resistivity at -196°C after quenching.

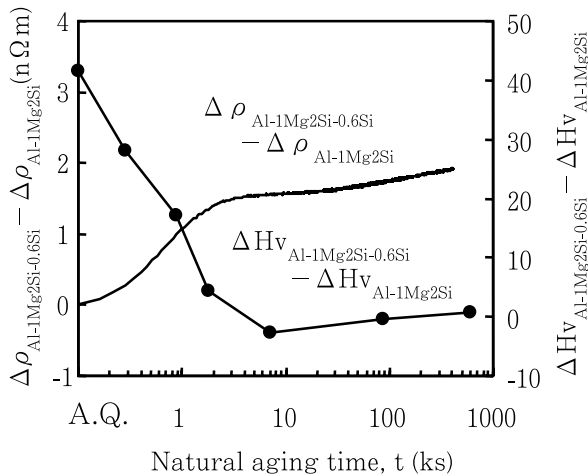


Fig. 5 Changes in the difference between the increase of the electrical resistivity of the $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ and that of the $\text{Al-1Mg}_2\text{Si}$ alloy, and the difference between the bake hardenability of $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ and that of $\text{Al-1Mg}_2\text{Si}$ with natural aging time at 20°C .

$\Delta\rho$: Increase of the electrical resistivity at -196°C

ΔH_v : Changes in Vickers hardness from before bake hardening to after bake hardening

らすが、自然時効によりごく短時間で安定なクラスタを形成し、バークハード性に寄与しなくなると考えられる。

溶体化処理後自然時効なしに 170°C でバーク処理した場合の電気比抵抗変化を Fig. 6 に示す。自然時効なしでバーク処理した場合には Fig. 3 に示すように各合金のバークハード性に大きな差がみられるが、 170°C で 1.2ks までの時間のバーク処理ではいずれの合金とも電気比抵抗の変化はほとんどみられない。このことから、バークハードに寄与する相の析出および固溶量の減少で

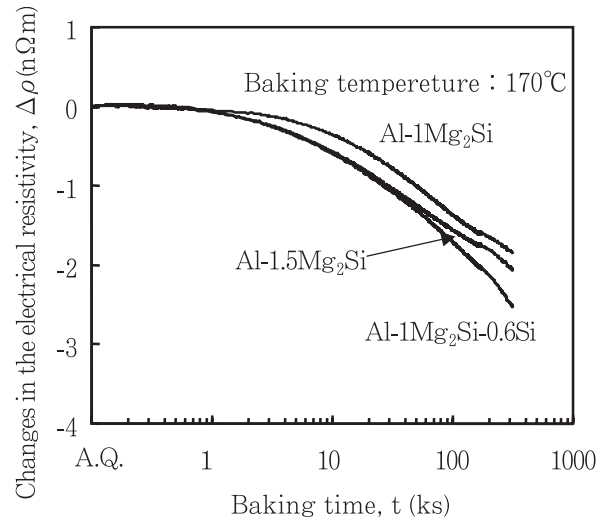


Fig. 6 Changes in the electrical resistivity at -196°C during baking at 170°C after quenching without natural aging.

は電気比抵抗変化にほとんど表れないことがわかる。

3.1.3 DSC 分析

焼入れ直後および焼入れ直後材を自然時効なしに 170°C で 1.2ks のバーク処理した後の DSC 分析結果を Fig. 7 に示す。 $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金の焼入れ直後材において、A, B, C, D の発熱ピークおよび E の吸熱ピークがみられる。従来の報告⁸⁻¹⁰⁾において A と B はクラスタの形成、C は β'' 相、D は β' 相の析出、E は GP ゾーンの再固溶に対応するとされている。 $\text{Al-1.5Mg}_2\text{Si}$ 合金ではピーク A はみられず、また β'' 相のピーク C が $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金より高温側に位置する。 $\text{Al-1Mg}_2\text{Si}$ 合金では β'' 相のピークがさらに高温側に存在し、 β' 相のピークと重なりあっている。これらの合金を 170°C で 1.2ks のバーク処理を行うと、 $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金では β'' 相のピークが完全に消滅するのに対し、 $\text{Al-1.5Mg}_2\text{Si}$ 合金では小さくみられ、さらに $\text{Al-1Mg}_2\text{Si}$ 合金ではそれより大きく認められる。このことは $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金では DSC において低温側に位置する β'' 相が、 170°C で 1.2ks のバーク処理により完全に析出するのに対し、 $\text{Al-1Mg}_2\text{Si}$ 合金や $\text{Al-1.5Mg}_2\text{Si}$ 合金では β'' 相が完全に析出しきれていないことを示唆している。しかし、上述の電気比抵抗の変化では明確な差異がみられないことから、DSC 分析結果と電気比抵抗変化の対応付けについては今後の課題である。

3.2 自然時効温度の影響

3.2.1 バークハード性

次にバークハード性におよぼす過剰シリコンの役割を明確にするため、 $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金における自然時効の影響をさらに調査した。

焼入れ後に 5°C および 40°C で 0~604.8ks の自然時効を行った $\text{Al-1Mg}_2\text{Si-0.6Si}$ 合金を 170°C で 1.2ks および

170°Cで86.4ksの条件でバークあるいはピーク時効処理したときの処理前後の硬さを Fig. 8 に示す。バーク処理前の硬さ変化では、40°Cは5°Cに比較してわずかに傾きが大きい程度である。しかし170°Cで1.2ksのバーク処理後の硬さは、5°Cの場合には1.2ks以降に硬さの低下がみられ、40°Cの場合には0.3ksですでに硬さが低下している。このことから、バークハード性に寄与する因子は自然時効温度の上昇に伴い急速に変化することがわかる。室温でごく短時間に変化が生じることから、バークハード性には凍結空孔が関与しているものと推測される。

3.2.2 電気比抵抗

Fig. 9 に Al-1Mg₂Si-0.6Si 合金の5°C, 20°Cおよび40°Cでの自然時効による電気比抵抗変化を示す。5°Cの場合には1ksまではほとんど電気比抵抗の変化がなく、そ

の後大きく上昇し始めるが、40°Cの場合には焼入れ直後より電気比抵抗が上昇し始める。この電気比抵抗が上昇し始めるまでの時間は、バークハード性が低下するまでの時間にほぼ一致する。このことから、電気比抵抗が示す初期構造の形成は、バークハード性の低下と関係していることがわかる。これはクラスタなどの初期構造の形成により、焼入れ凍結空孔が消費され空孔濃度が低下し、β相の析出速度の低下が生じるため、バークハード性の低下につながると考えられる。

3.2.3 DSC 分析

焼入れ直後および20°C自然時効した後にDSC分析した結果を Fig. 10 に示す。自然時効により二点の変化がみられる。一点目は焼入れ直後では60°CのピークAと90°CのピークBが連続してみられるが、自然時効にと

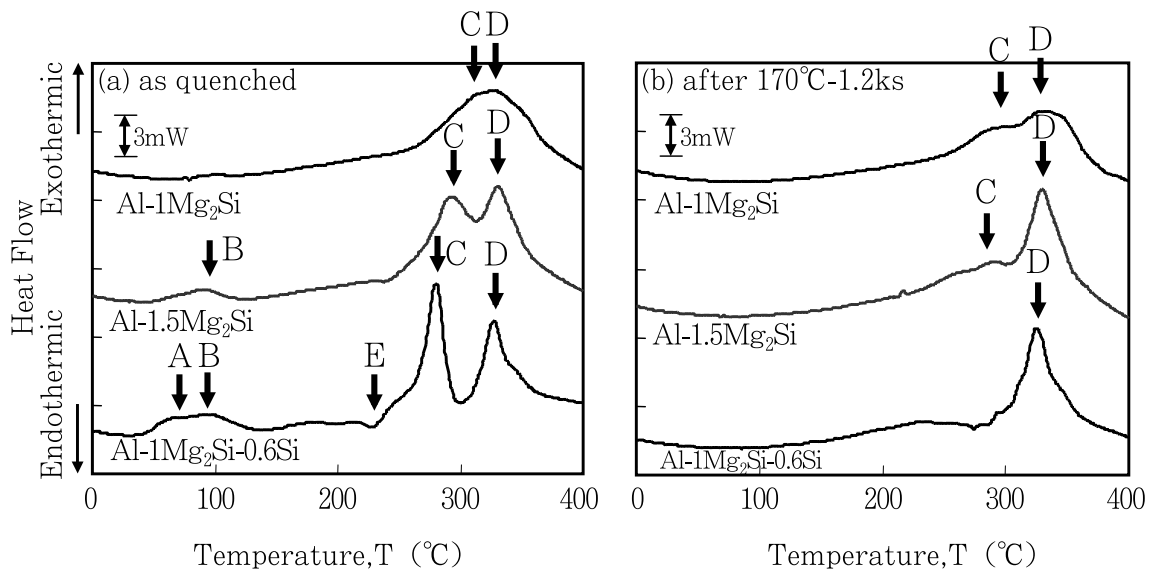


Fig. 7 DSC curves for Al-Mg-Si alloys (a) as quenched and (b) after baking at 170°C for 1.2ks.

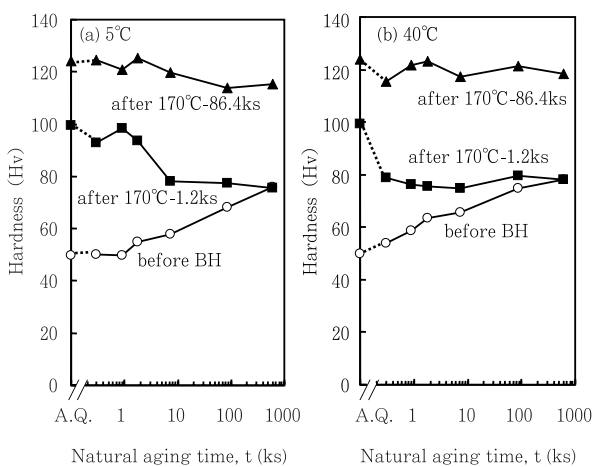


Fig. 8 Changes in the hardness with natural aging time at (a) 5°C and (b) 40°C before and after bake hardening at 170°C for 1.2ks and 86.4ks for the Al-1Mg₂Si-0.6Si alloy.

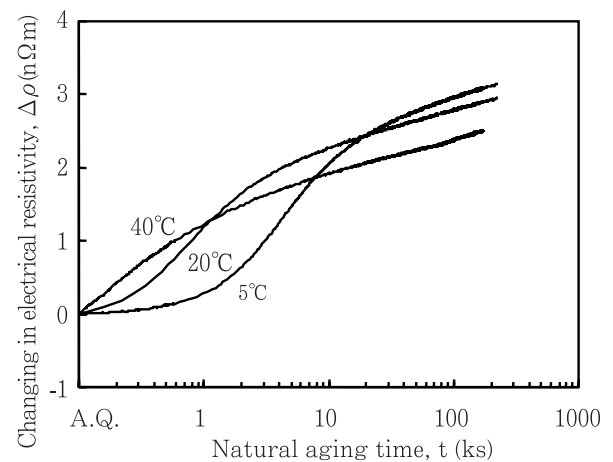


Fig. 9 Changes in the electrical resistivity at -196°C during natural aging at 5°C, 20°C and 40°C after quenching for the Al-1Mg₂Si-0.6Si alloy.

もない 60°C ピーク A が消滅しピーク B のみとなることである。二点目は β 相のピークといわれているピーク C の低温側に小さなブロードの発熱 C' がみられることおよびピーク C の出現温度が自然時効に伴い高温側へシフトすることである。これらはいずれも 20°C の自然時効により短時間で変化する。この室温での速い変化から凍結空孔が関与していると考え、ピーク A は空孔の存在によってピーク B のクラスタの形成速度が大きく一部が低温側からみられるようになったものと考えられ、また、ピーク C の低温側に小さなブロードの発熱も同様にピーク C の一部が空孔の存在により析出速度が大きくなったと考えられる。Fig. 11 に DSC 分析における β 相のピークの温度と自然時効時間の関係を、ベークハード量の変化とともに示す。 β 相であるピーク C は自然時効にともない出現温度が高温側へシフトし、同時にベークハード性は自然時効に伴い低下する相関がみられる。これは、自然時効に伴う初期構造の形成により凍結空孔の減少が生じ β 相の析出が遅くなるか、あるいは β 相の組成、構造が変化し析出が遅くなるために 170°C で短時間の時効であるベークハード性が低下するものと推測される。今後、凍結空孔とベークハードの関連を検証する必要がある。

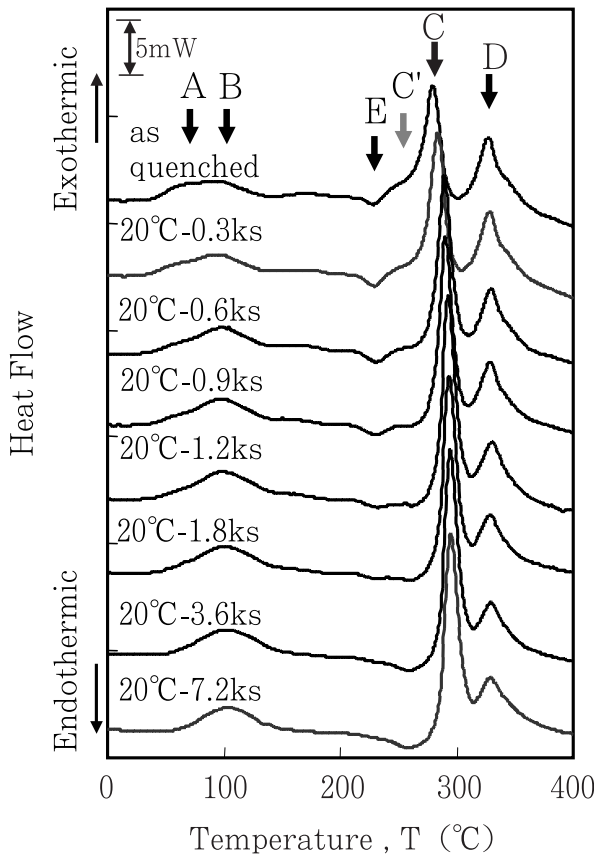


Fig. 10 DSC curves for the Al-1Mg₂Si-0.6Si alloy naturally aged at 20°C for various times after quenching.

Fig. 12 に焼入れ直後および 20°C で 1.8ks 自然時効したサンプルおよびそれらを 170°C で 1.2ks のベーク処理を行った後の DSC 分析結果を示す。強度に寄与すると言われている β 相のピーク C は、焼入れ直度にベーク処理した場合には完全に消滅するが、自然時効した場合にはベーク後も存在する。これは焼入れ後に自然時効すると β 相の析出が遅くなることを示唆している。Fig. 7 および Fig. 12 に示す DSC 分析結果より、ベークハード性には β 相の析出の影響が大きいと考えられ、DSC 分析の β 相の出現温度が低く存在するような、すなわち析出速度の大きい材料において、高ベークハードが得られると推測される。

4. 結 言

マグネシウムおよびシリコン添加量を変化させた Al-Mg-Si 合金のベークハード性に関して、自然時効の影響を含めて調査した結果、以下の結論を得た。

(1) 焼入れ直後に 170°C で 1.2ks のベーク処理をする場合には、過剰シリコン合金のベークハード性がバランス合金よりも大きい。しかし過剰シリコン合金のベークハード性は 20°C の自然時効に伴い急激に低下する。一方、86.4ks のピーク時効処理する場合には、過剰シリコンの量よりも Mg₂Si 量の多い合金の方が、自然時効による強度低下が大きく、ベーク処理とピーク時効処理とでは、自然時効に伴う強度低下の傾向が異なる。

(2) 過剰シリコン合金のベークハード性は、自然時効時間に伴い急激に低下する。これは自然時効中に β 相に遷移しない安定なクラスタが凍結空孔を消費して形成

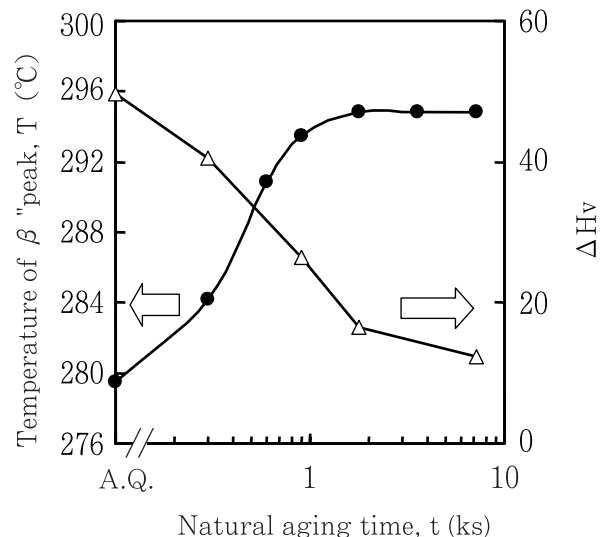


Fig. 11 Changes in the temperature of β peak and the ΔH_v with natural aging time at 20°C for the Al-1Mg₂Si-0.6Si alloy.

ΔH_v : Changes in Vickers hardness from before bake hardening to after bake hardening at 170°C for 1.2ks.

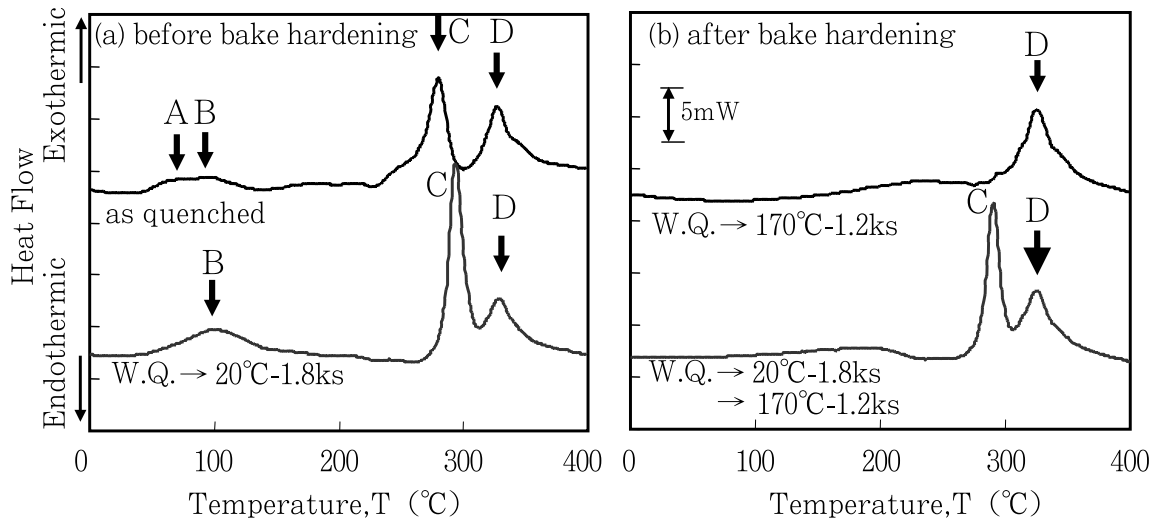


Fig. 12 DSC curves for Al-1Mg₂Si-0.6Si alloy without natural aging or with natural aging at 20°C for 1.8ks (a) before bake hardening and (b) after bake hardening at 170°C for 1.2ks.

され、強度に寄与する β 相の析出速度を小さくするためと考えられる。

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

参考文献

- 1) アルミニウムの製品と製造技術：社団法人軽金属学会，(2001)。
- 2) 山田健太郎，里 達雄，神尾彰彦：軽金属，**51** (2001)，215。
- 3) 柳川政洋，安部 睦，大家正二郎：軽金属，**46** (1996)，27。
- 4) 佐賀 誠，佐々木行雄，菊池正夫，日比野旭，松尾 守：軽金属，**53** (2003)，516。
- 5) S. Kleiner, C. Henkel, P. Schulz and P. J. Uggowitzer : *Light Metals 2001 MÉTAUX LÉGET*, (2001), 349.
- 6) 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。
- 7) J. Langerweger : *Proc. of Aluminium Technology '86*, (1986), 216.
- 8) A. K. Gupta and D. J. Lloyd : *Proc. of the 3rd Int. Conf. on Aluminum Alloys*, vol.2 (1994), 21.
- 9) S. P. Chen, K. M. Mussert and S. van der Zwaag : *J. Mater. Sci.*, **35** (1998), 4483.
- 10) L. Zhen, S. B. Kang and H. W. Kim : *Mater. Sci. Tech.*, **13** (1997), 905.

Al-Cu-Mg-Si 系合金の摩擦攪拌接合部組織に及ぼす 工具回転数の影響*

田 中 直** 熊 谷 正 樹***
吉 田 英 雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 36-40

Effect of Tool Rotation Speed on the Microstructure of the Friction Stir Weld of an Al-Cu-Mg-Si Alloy

Sunao Tanaka, Masaki Kumagai and Hideo Yoshida

The effect of tool rotation speed on the structure of the friction stir weld of Al-1.7mass%Cu-1.0mass%Mg-0.8mass%Si alloy T4511 extrusions has been investigated. The increase of a rotation speed enlarged the grain size in the stir zone. A postweld heat treatment at 195°C for 8 hours hardly increased the hardness in the stir zone welded at the rotation speed of 1000rpm and raised the density of the coarse precipitates, $Al_5Cu_6Mg_2$ phase. At the rotation speed of 1500rpm, however, the postweld heat treatment produced the fine precipitates which had been already dissolved during the friction stir welding, and increased the hardness of the stir zone to the hardness of the base metal T6511.

1. 緒 言

1991年にTWIにより摩擦攪拌接合法（以下、FSWと略す）が開発¹⁾されて以来、画期的な接合法であるため多くの報告がなされ、5000系合金や6000系合金で鉄道車両²⁾、船舶³⁾、橋梁床版⁴⁾に実用化され始めている。さらに本技術の利用範囲として溶融溶接が困難であった航空機用高強度アルミニウム合金の接合が検討されている。

近年、欧米にて航空機用高強度アルミニウムに関するFSWの報告が盛んに行われている。FSW継手の疲労強度⁵⁾、耐食性⁶⁾、残留応力⁷⁾等の接合部の特性についての調査が進み、航空機部材への実用化に目処がつき、小型ジェット機Eclipse 500⁸⁾やDeltaロケットの燃料タンク^{9),10)}にFSWが適用され始めている。しかしながら、工具の回転数等の接合条件に関する報告は依然として少ない。そこで、本研究では航空機合金用に開発したAl-Cu-Mg-Si系(AA2013)¹¹⁾合金におけるFSWの工具回

転数が接合部の組織および硬さに及ぼす影響を調査した。アルコア社が1983年に開発したAA6013はAA2024-T3より引張強さが2割低かったため、AA2013は引張強さをAA2024-T3の同等レベルまで向上させ、耐食性を維持した合金である。

2. 実験方法

供試材は、Al-1.7mass%Cu-1.0mass%Mg-0.8mass%Si-0.14mass%Cr系合金ピレットを用い、板厚4mm、幅100mmの形状に押出した後、545°Cで1時間保持の溶体化処理および2%の引張加工を行い、T4511の調質とした。FSWの条件は、工具の回転数500rpm、750rpm、1000rpm、1500rpm、2000rpm、3000rpmと変化させ、接合速度は4.17mm/sとした。FSW後、強度向上を狙い190°Cで28.8ks保持しT6511の調質とした。FSWを含むプロセスの最適化については、以前に著者ら¹²⁾はAA7050合金およびAA7475合金について調査した。溶体化処理後1.5%以上3%以下の引張加工後に過時効処理したT7451およびT7351をFSWするプロセスより、T451をFSWした後に時効処理するプロセスが継手強度の向上が期待できることを確認しており、本合金

* 軽金属学会第105回秋期大会(平成15年11月)にて一部発表

** 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

においても T4511 材を FSW し、時効処理するプロセスを選択した。

FSW における温度測定は K 型熱電対を使用し、接合中央から 2mm, 6mm, 11mm, 16mm, 21mm, 26mm の位置に熱電対を埋め込み FSW 中の熱履歴を 0.2s ピッチで測定した。その結果を Fig. 1 に示す。その他の位置においては、近傍の温度勾配から接合到達温度を推定した。攪拌部の到達温度は、接合中央から 2mm 離れた位置における接合時に到達した測定温度(以下、接合到達温度と略す)とした。結晶粒径は攪拌部のマイクロ組織から切断法にて測定した。硬さはビッカース硬度計にて 49N の荷重で、板厚中央部を測定し、接合中央を起点として、10mm 以内は 1mm ピッチ、20mm 以内は 2mm ピッチで測定した。測定位置の+側は FSW の Retreating side, -側は Advancing side とした。

TEM 観察用サンプル採取位置は、硬さ分布より各領域の位置を判断し、攪拌部はその中央、過時効部は工具回転数 1500rpm においては、接合中央から 5mm 離れた位置を観察した。採取方法は Fig. 2 のように、接合断面から縦方向に厚さ 1mm の板を切り出し、電解研磨して TEM 用サンプルとした。導電率の測定は FSW を裏面側から板厚中央まで面削した表面に 2mm 間隔で日本クリンゲルンベルク(株)製の SIGMATEST2.067 を接触させて実施した。測定原理は、交流電流がプローブ内のコイルに流れて、プローブを非磁性の金属に当てると、金属内部に渦電流が生じる。この渦電流は金属の電気伝導率に比例し、渦電流は逆起電力によりコイルに電気変

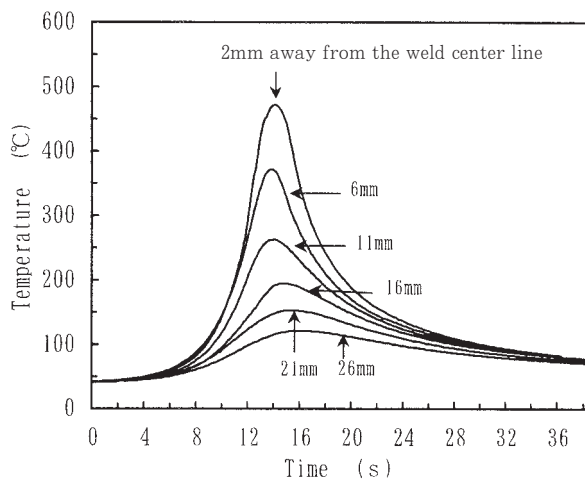


Fig. 1 Thermal cycles in FSW of AA2013-T4511.

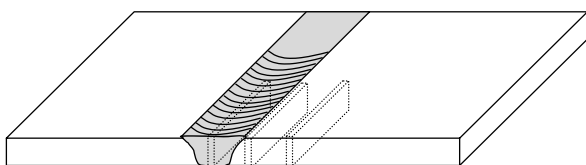


Fig. 2 Location for cutting TEM specimens from the 2013 FSW weld.

化をもたらし、この電気変化が金属の導電率として読み取られる。

3. 実験結果および考察

3.1 工具回転数が攪拌部の結晶粒径に及ぼす影響

工具回転数を 500rpm から 3000rpm と変化させ攪拌部の接合到達温度を測定した Fig. 3 の結果から、工具回転数 500rpm が 403°C で最も低く、工具回転数 2000rpm が 523°C で最も高く、工具回転数 3000rpm では 502°C と減少した。工具回転数を 2000rpm まで増加させることにより攪拌部の到達温度は上昇することが分かった。

工具回転数と攪拌部の結晶粒径の関係を測定した Fig. 4 および Fig. 5 の結果から、工具回転数 500rpm が攪拌部の結晶粒径は 4.1 μ m で最も小さく、工具回転数

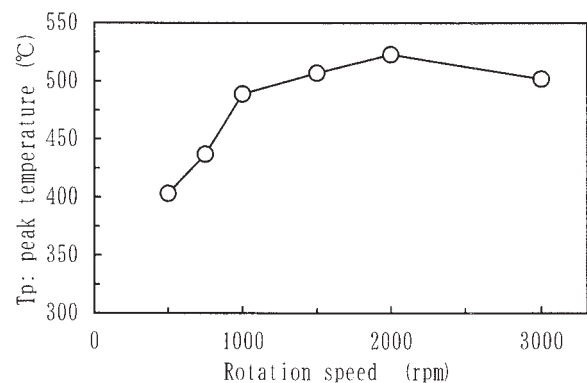


Fig. 3 Effect of a rotation speed on peak temperature at a distance of 2mm from the weld center line.

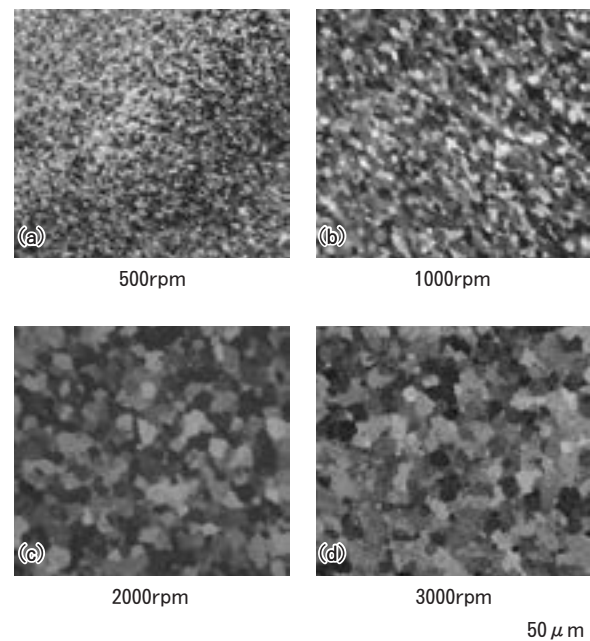


Fig. 4 Optical microstructures of the stir zone. Rotation speed : (a)500rpm, (b)1000rpm, (c)2000rpm, (d)3000rpm.

2000rpm が $11.6\mu\text{m}$ で最も大きく、工具回転数 3000rpm では $8.8\mu\text{m}$ と減少した。工具回転数 2000rpm まで、工具回転数を増加させることにより攪拌部の結晶粒径は増加することが分かった。

Fig. 3 および Fig. 5 の結果から、攪拌部の温度と結晶粒径の関係を求めると Fig. 6 となる。接合到達温度が 403°C と最も低い接合条件では結晶粒は最も細かい $4.1\mu\text{m}$ であり、接合到達温度が 532°C と最も高い条件では最も大きい $11.6\mu\text{m}$ であった。攪拌部の温度上昇に伴い、攪拌部の結晶粒径が増加することが分かった。

攪拌部の結晶粒径 D の対数 $\ln D$ と接合到達温度 $1/T_p$ の関係を示す Fig. 7 の結果から、 $\ln D$ と $1/T_p$ が比例関係にあり、佐藤ら¹³⁾の得た結果と同様に静的再結晶の可能性があることが分かった。これは攪拌中に生成した微細な再結晶粒の核が工具通過後の冷却過程で静的粒成長した可能性が高いことを示唆している。FSW の攪拌部の再結晶粒は、FSW 中の動的再結晶¹⁴⁾によって

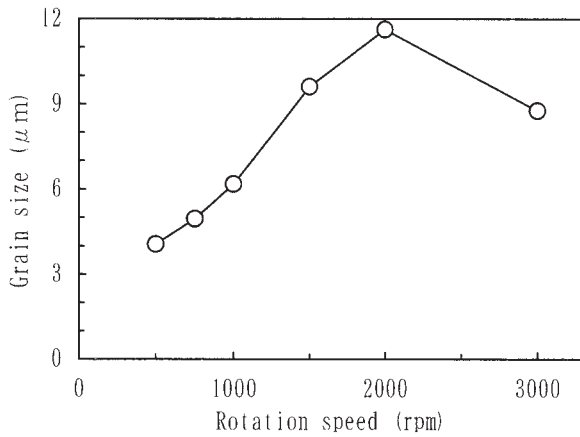


Fig. 5 Effect of a rotation speed on grain size in the stir zone.

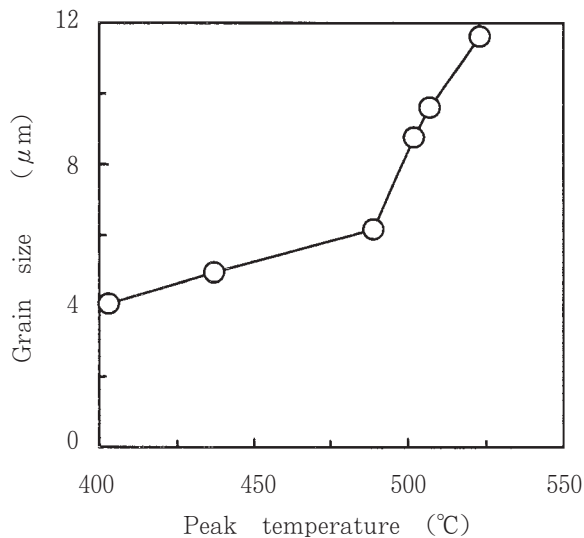


Fig. 6 Effect of temperature on grain size in the stir zone of AA2013.

生成することが示唆されているが、攪拌後の余熱による静的再結晶の可能性もあり、今後のさらなる検討が必要と考えられる。

3.2 工具回転数が接合部の硬さに及ぼす影響

工具回転数が接合部の硬さに及ぼす影響を調査するため、FSW ままと FSW 後に 190°C で 28.8ks 施した接合部の硬さ分布を調査した。

3.2.1 FSW まま

T4511 材の FSW 部の硬さを測定した Fig. 8 の結果から、工具回転数 750rpm および 1000rpm において軟化部は攪拌部と接合中央から $4\text{mm}\sim 7\text{mm}$ 離れた領域と $10\text{mm}\sim 14\text{mm}$ 離れた領域であった。一方、工具回転数 1500rpm においては、軟化部は接合中央から $4\text{mm}\sim 7\text{mm}$ 離れた領域と $12\text{mm}\sim 14\text{mm}$ 離れた領域の 2 箇所であり、攪拌部は母材と同等の硬さであり、W 型の硬さ分布であった。

3.2.2 FSW 後の時効処理の影響

T4511 材を FSW した後、継手強度向上を狙い 190°C で 28.8ks 保持した継手について硬さ測定を実施した。

Fig. 9 の結果から、工具回転数 750rpm および 1000rpm

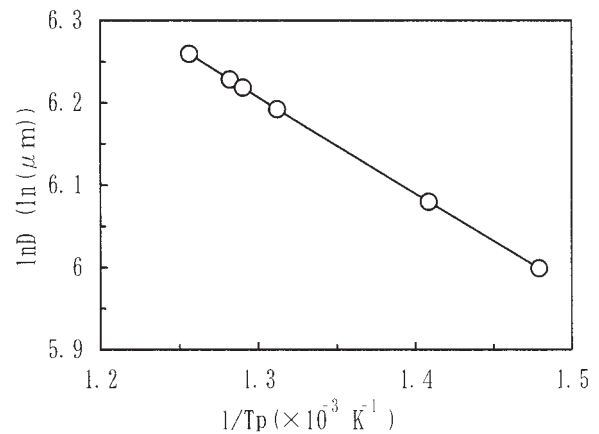


Fig. 7 Effect of $1/T_p$ on $\ln D$ in the stir zone of AA2013.

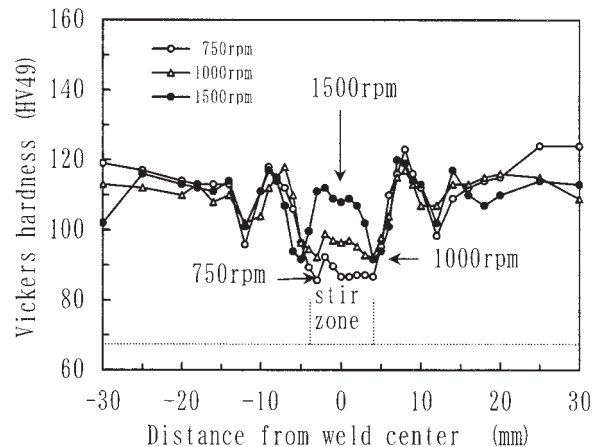


Fig. 8 Effect of a rotation speed on hardness in the stir zone before postweld heat treatment.

の攪拌部は時効処理によっても母材と同等まで硬化しなかったが、工具回転数 1500rpm の攪拌部は時効処理により Hv(49N) : 150 に硬化し、母材と同等になった。工具回転数によって攪拌部の硬化量に差があることが分かった。熱影響部である接合中央部から 4mm~7mm 離れた領域はいずれの回転数でも硬化しなかったが、接合中央部から 10mm~14mm 離れた領域はいずれの回転数でも硬化し、母材と同等になった。このことから接合中央部から 4mm~7mm 離れた領域は過時効域、接合中央部から 10mm~14mm 離れた領域は復元域であると考えられる。

継手の引張試験の結果、引張強さは工具回転数 1000rpm では 340MPa (継手効率 82.7%)、工具回転数 1500rpm では 338MPa (継手効率 82.2%) であり、回転数による差はなく同等であった。破断位置はいずれの工具回転数 1000rpm および 1500rpm とともに接合中央部から 4mm~7mm 離れた熱影響部であった。継手効率は最軟化部の強度に依存しており¹⁵⁾、最軟化部の強度が同等であったため継手効率も同等であったと考えられる。したがって継手効率を上げるためには最軟化部を硬化させる

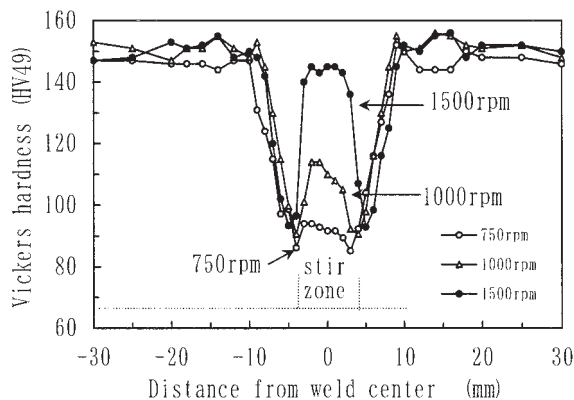


Fig. 9 Effect of a rotation speed on hardness in the stir zone after postweld heat treatment.

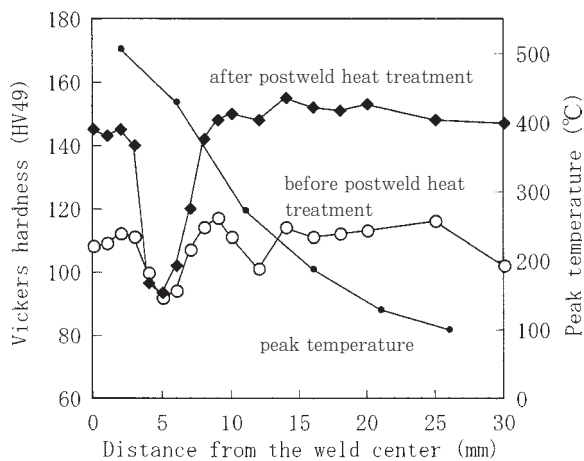


Fig. 10 Relation between peak temperature and hardness distribution at a rotation speed of 1500rpm.

必要がある。その最軟化部の硬化方法については次報で述べる予定である。

3.3 各領域の接合到達温度

接合到達温度と時効処理前後の硬さの関係を示した Fig. 10 の結果から、時効処理による攪拌部の硬化量の差は接合到達温度の差に起因すると考えられる。工具回転数 1500rpm では接合到達温度が 507°C と高いため固溶が進行したものと考えられた。工具回転数 750rpm では攪拌部の接合到達温度が 437°C と低いため硬化に寄与する微細な析出物が固溶せず、むしろ凝集化および析出が進んだものと考えられた。このことから本合金の固溶の温度域は 500°C 近傍と考えられた。その他、時効処理を施しても硬さ上昇が見られない過時効温度域は 300°C~470°C の範囲、FSW 後の時効処理によって母材並み硬さに戻る復元温度域は 260°C 近傍であるものと考えられる。

3.4 FSW 各領域の組織観察

Fig. 11 の TEM 観察結果に示されるように、T6511 の母材に多く観察された 100nm 以下の微細な析出物が時効処理後の工具回転数 1500rpm の攪拌部に観察された。一方、工具回転数 1000rpm の攪拌部においては、微細な析出物は検出されず 300nm の粗大な析出物が多く観察され、Fig. 12 の電子線回折により $Al_3Cu_6Mg_2$ (σ 相)¹⁶⁾ と同定した。工具回転数 1500rpm の場合に観察された硬化に寄与すると考えられる微細な析出物の同定は困難であった。なお、凝集化した 300nm 程度の粗大な析出物の同定から、微細な析出物は Cu を含む化合物 (S' 相あるいは Q' 相) である可能性が高いと考えられ

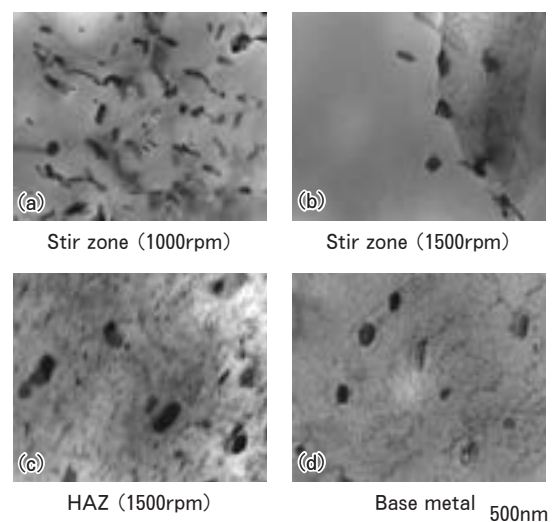


Fig. 11 TEM micrographics of the stir zone and HAZ after postweld heat treatment.

- (a) the stir zone formed at rotation speed of 1000rpm
 (b) the stir zone formed at rotation speed of 1500rpm
 (c) HAZ formed at rotation speed of 1500rpm
 (d) base metal, AA2013-T6511".

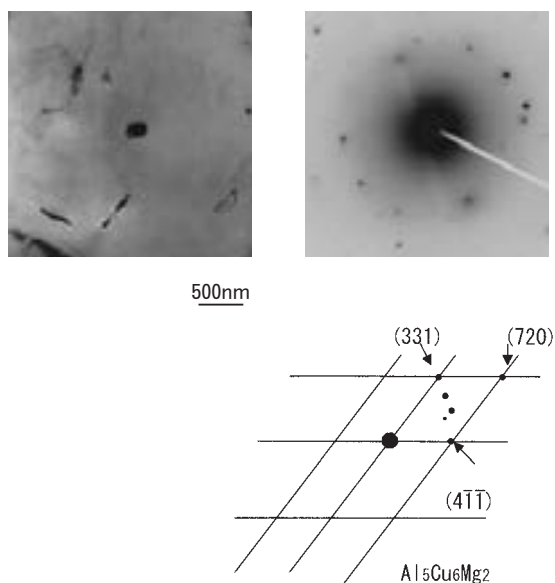


Fig. 12 TEM micrographics of the stir zone at a rotation speed 1000rpm after postweld heat treatment.

る。熱影響部に存在する 300nm の粗大な析出物の数は母材と同等であったが、他の領域であまり観察されなかった 100nm 程度の析出物が多く観察され、微細な析出物の粗大化が進行しているものと考えられる。

FSW 後の攪拌部の固溶状態を確認するため、FSW 後の攪拌部の導電率を測定した Fig. 13 の結果から、いずれの回転数においても接合中央から 4mm の熱影響部においては導電率は増加しており、析出物の凝集化が進んだものと考えられる。工具回転数 1500rpm の攪拌部の導電率は T4511 の母材近くに低下しており、析出物が再固溶したのと考えられる。

4. 結 言

AA2013(Al-Cu-Mg-Si)-T4511 を FSW した後に 190°C の 8 時間保持の人工時効処理することにより、以下の知見が得られた。

(1) 工具回転数 1500rpm の場合、攪拌部は FSW 後の時効処理によって母材並に硬化した。しかし、回転数 750rpm および 1000rpm の場合、攪拌部は FSW 後の時効処理によってほとんど硬化しないことが分かった。接合到達温度と時効処理による硬化量の関係を調査した結果、接合到達温度が 500°C 近傍になると固溶し、FSW 後の時効処理により再析出するため母材並みに硬化することが考えられる。

(2) 全ての回転数において熱影響部は FSW 後に時効処理を施しても硬化しなかった。このことから、熱影響部は FSW 中に過時効となり、時効処理を施しても硬化しなかったものと考えられる。

(3) 工具の回転数を 2000rpm まで増加させることにより攪拌部の接合到達温度は増加し、攪拌部の結晶粒径は

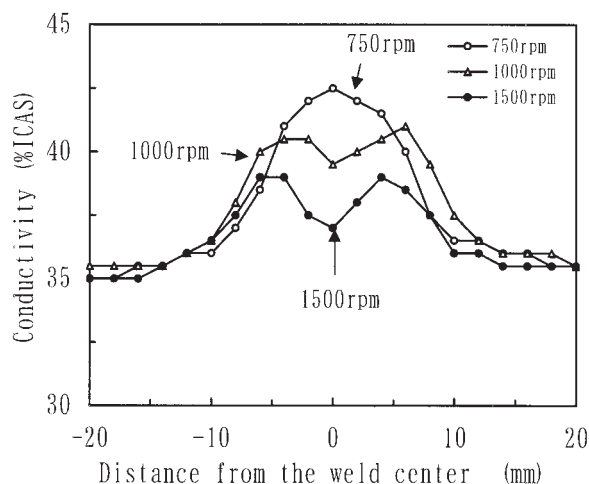


Fig. 13 Effect of a rotation speed on conductivity.

大きくなることが分かった。

参 考 文 献

- 1) C.Dawes : Welding & Metal Fabrication, 1 (1995), 13.
- 2) 高井英夫, 戸取征二郎, 福寄一成ほか : 軽金属溶接, 39 (2001) 29.
- 3) O.T.Midling, J.S.Kavale and S.Oma : 軽金属溶接, 39 (2001) 32.
- 4) 熊谷正樹, 田中 直 : 軽金属溶接, 39 (2001) 22.
- 5) K.V.Jata, K.K.Sankaran and J.J.Ruschau : Metallurgical and materials transaction, 31A (2000), 2181.
- 6) J.Lumsden, M.Mahoney and G.Pollock : 1st International FSW Symposium, Thousand Oaks, June. (1999), CD-ROM.
- 7) M.A.Sutton and A.P.Reynolds : Journal of Engineering Materials and Technology, 124 (2002), 215.
- 8) B.Chirstner and M.Hansen : 4th International FSW Symposium, Park city, May. (2003), CD-ROM.
- 9) M.R.Jhonsen : Welding Journal, 78 (1999), 35.
- 10) 佐藤広明, 平塚信介 : 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 122.
- 11) 佐野秀男, 松田真一, 吉田英雄 : 軽金属 53 (2003), 513.
- 12) M.Kumagai and S.Tanaka : 3rd International FSW Symposium, Kobe, Sep. (2001), CD-ROM.
- 13) Y.Sato, M.Urata and H.Kokawa : Metallurgical and materials transactions, 33A (2002), 625.
- 14) K.V.Jata and S.L.Semiatin : Scripta materialia, 43 (2000), 743.
- 15) 高強度アルミニウム合金研究委員会 : 軽金属溶接, 23 (1985), 14.
- 16) B.M.Gable, G.J.Shiflet and E.A.Starke Jr : Scripta materialia, 50 (2004), 149.

Improvement of Mechanical Properties of 7475 Based Aluminum Alloy Sheets by Controlled Warm Rolling*

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

An attempt was made to refine the grain structure of 200mm wide sheets of 7475 based aluminum alloys containing zirconium by employing a new warm rolling method under the control of both roll temperature and material temperature. The warm rolled sheets as solution heat treated had subgrain structures 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 sheets in T6 condition was about 10% higher than that of conventional 7475 alloy sheets produced by cold rolling. As the most remarkable point in the warm rolled sheets, the high Lankford (r) value of 3.5 was measured in the orientation of 45° to rolling direction, with the average r-value of 2.2. The high r-value would be derived from well developed β -fiber textures, especially with the strong {011} <211> Brass component. The warm rolled sheets also had high resistance to SCC. From Kikuchi lines analysis and TEM images, it was found that PFZs were hardly formed along the low angle boundaries of the warm rolled sheets in T6 condition. This would be a factor to lead to the improvement of resistance to SCC because of reducing the difference in electrochemical property between the grain boundary area and the grain interior.

1. Introduction

In order to use wrought aluminum alloys for structural components, it is important to improve their mechanical properties on resistance to corrosion and formability as well as strength for high reliability, good design and weight saving. It is well known in low-carbon steels that yield stress has a relationship with grain size^{1),2)}, and the relationship can be applied to aluminum alloy sheets. Due to the fact, the grain refinement of aluminum alloy sheets is one useful method to achieve high strength. On the other hand, it was reported that the grain refinement of 7075 alloy sheets has a disadvantage on resistance to stress corrosion cracking (SCC)³⁾. It would be difficult to establish a process that can achieve the improvement of all

properties mentioned above at the same time. Therefore, in practical use, some of the mechanical properties should be improved moderately according to circumstances where materials are used.

In prior studies^{4),5),7)}, it was revealed that control of roll temperature and addition of zirconium are important to refine microstructures of 7475 based aluminum alloy sheets after a solution heat treatment. In the studies, a new type of roll embedded cylindrical heaters was used and prevented reduction of sample temperature in the warm rolling process. Hereafter, this type of rolling is called controlled warm rolling. By making use of the controlled warm rolling, the average subgrain diameter less than 3 μ m can maintain after a solution heat treatment in 7475 based aluminum alloy sheets containing zirconium. These warm rolled sheets had no large recrystallized grain and a very high proportion of low angle boundary less than 15°. Consequently, the microstructures of the warm rolled sheets can be called subgrain structure. It was

* The main part of this paper was presented at Materials Transactions, 45 (2004), 69.

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

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

also known that such subgrain structures can't be formed in 7475 aluminum alloy sheets by the controlled warm rolling⁴⁾ nor in the same kind of aluminum alloys containing zirconium by a conventional cold rolling process⁶⁾.

The objective of the present work was to clarify mechanical properties of the warm rolled sheets of 7475 based aluminum alloys containing zirconium with the subgrain structure comparing with conventional 7475 aluminum alloy sheets produced by cold rolling.

2. Experimental procedures

Table 1 shows the chemical compositions of Al-Zn-Mg-Cu alloys used in this experiment. The mark M means a 7475 based aluminum alloy containing zirconium instead of chromium. The mark S means a conventional 7475 aluminum alloy. The alloy M was cast into slabs as shown in **Table 2** by a standard semi-continuous direct chill technique. The slab was homogenized at 470°C for 10 h followed by pre-heating at 350°C for 10 h before forging at 350°C. In the forging stage, a sample was compressed from 100mm high to 30mm high. The forged sample was machined with dimensions of 30mm high, 200mm

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.
Artificial aging	120°C-24h

wide and 100mm long. This block was rolled at 350°C with re-heating at 350°C for 1800s after every two passes up to 4mm thick followed by every pass up to 1mm thick. 27 rolling passes (one pass reduction; 2mm per pass up to 10mm thick, 1mm per pass up to 9mm thick and 0.5mm per pass up to 1mm thick) were carried out in total and the sheets were finally prepared with dimensions of 1mm thick and 200mm wide.

The surface temperatures of the rolls were controlled at approximately 100°C by cylindrical heaters. The roll was 160mm in diameter and rotated 120 revolutions a minute. Commercial machine oil was used in the warm rolling process.

Regarding the alloy S, hot rolled plates used in this study were produced commercially by making use of a large slab by semi-continuous direct chill technique. The plates were heated as an intermediate annealing at 480°C for 2 h followed by furnace cooling, then rolled to 1mm thick at an ambient temperature.

Solution heat treatment was carried out at 480°C for 300s followed by quenching into water immediately (T4 condition). After the quenching, artificial aging was carried out at 120°C for 24h (T6 condition).

Microstructure was observed using an optical microscope and a transmission electron microscope (TEM). Misorientation angles between grains were measured using electron backscattered diffraction (EBSD) equipment with a scanning electron microscope (SEM). X-ray diffraction method was used to describe incomplete pole figures, and orientation distribution functions (ODFs) were calculated from three incomplete pole figures of {111}, {110} and {100} by the harmonic method⁸⁾. The ODFs were displayed using Bunge's system⁸⁾. The mechanical properties of the samples in T6 condition were investigated. Tensile test specimens were got from the orientations of 0°, 45° and 90° to the rolling direction. The specimens for limiting draw ratio (LDR) measurement were annealed at 360°C for 2h followed by furnace cooling⁹⁾ (O temper) to ensure deep drawing property. LDR measurement was carried out with a punch of 33mm in diameter in hold-down force of 3,900N. The test method of resistance to stress corrosion cracking (SCC) in T6 condition was based on Japanese industrial standard, JIS H8711. The

specimens for this test were got from the orientation of 90° to the rolling direction, and were immersed in a solution containing 3.5mass% sodium chloride for 10 minutes followed by drying at 25°C for 50 minutes with addition of stress controlled at 85% of yield strength. The above cycle was repeated until the specimens were failed. The resistance to SCC was estimated by a time to failure of the specimens. Exfoliation corrosion susceptibility was examined based on ASTM G34, EXCO test. Specimens in T6 condition were immersed for 9h in a solution containing 4M sodium chloride, 0.5M potassium nitrate, and 0.1M nitric acid at 25°C . The susceptibility to exfoliation was determined by visual examination according to the standard photographs in the designation. Specimens of fatigue test were got from parallel to the rolling direction and machined with dimensions shown in Fig. 1. In this work, the axial loading fatigue test was conducted at a room temperature with the stress ratio of 0.1 and the cyclic of 30Hz.

3. Results

3.1 Microstructure in T4 condition

Fig. 2 shows optical micrographs in L-ST section at the center and 30mm position from the edge of the warm rolled sheet in T4 condition.

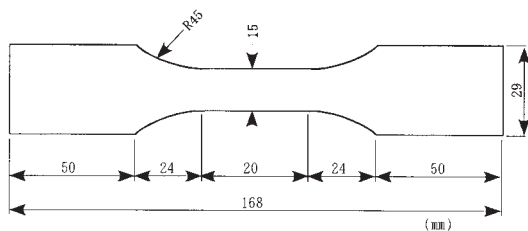


Fig. 1 Shape and dimensions of fatigue test specimen.

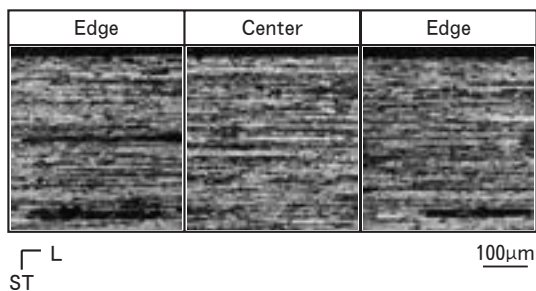


Fig. 2 Optical micrographs of warm rolled sheet in T4 condition.

Fibrous structure is maintained and no recrystallized grain is observed. Fig. 3 compares microstructures between the warm rolled and cold rolled sheets in T4 condition. In optical micrographs, it is found the cold rolled sheet (CR) consists of equiaxed grains about $20\mu\text{m}$ in diameter, whereas the warm rolled sheet (WR) maintains fibrous structure as mentioned above. In TEM, it is revealed the warm rolled sheet consists of fine grains whose average diameter is approximately $3\mu\text{m}$. According to the previous work⁴⁾, fine particles are judged as Al_3Zr in alloy M (warm rolled sheet) and $\text{Al}_{13}\text{Cr}_2\text{Mg}_3$ in alloy S (cold rolled sheet).

3.2 Distribution of misorientation angle in T4 condition

Fig. 4 shows misorientation angle histograms taken from SEM-EBSD measurements. The measured area in this work was $100 \times 200\mu\text{m}$. The warm rolled sheets have a high proportion of low angle boundary less than 15° , whereas the cold rolled sheet has a high proportion of high angle boundary. According to this measurement, it is clear the warm rolled sheet consists of subgrain structure.

3.3 Tensile properties and LDR measurements

Table. 3 summarizes tensile test results in T6 condition. The tensile strength of the warm rolled sheet is about 10% higher in orientations of 0° and 90° to rolling direction than that of the cold rolled sheet, and the tensile strength in 45° direction is almost same level in the both

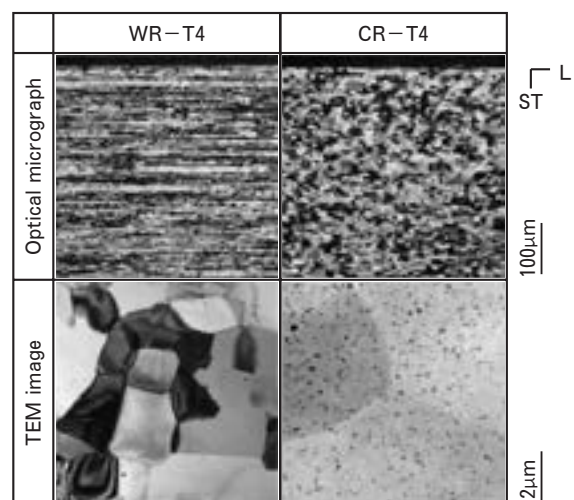


Fig. 3 Optical and TEM micrographs in T4 condition. WR : warm rolled sheet (Alloy M), CR : cold rolled sheet (Alloy S).

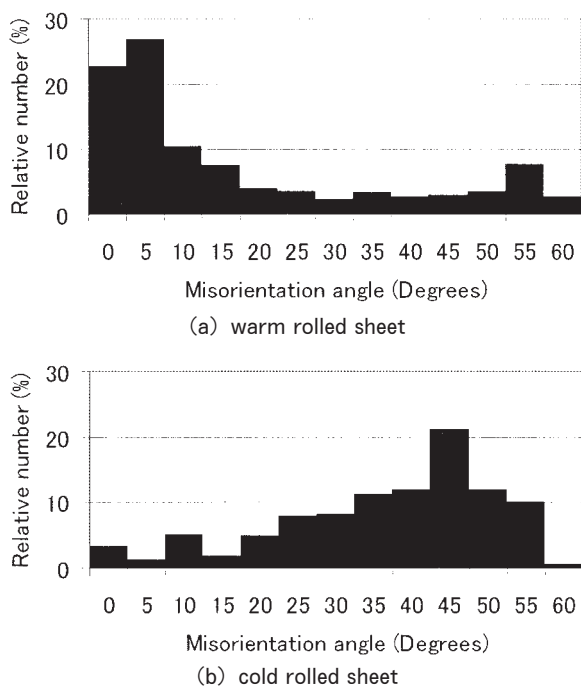


Fig. 4 Misorientation angle histograms of (a) warm rolled sheet and (b) cold rolled sheet in T4 condition.

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

sheets. The warm rolled sheet has an anisotropy on ductility, whereas the cold rolled sheet tends to be isotropic on it as well as tensile and yield strengths.

Fig. 5 shows the plastic strain ratio of width to thickness (Lankford value : r-value) measured at 10% elongation. It is remarkable point that the warm rolled sheet has a quite high value over 3.5 in the orientation of 45° to the rolling direction. The warm rolled sheet also shows anisotropy on r-value. The average r-value of the warm rolled sheet is 2.2, meanwhile that of the cold rolled sheet is 0.6.

The results of LDR measurements are shown

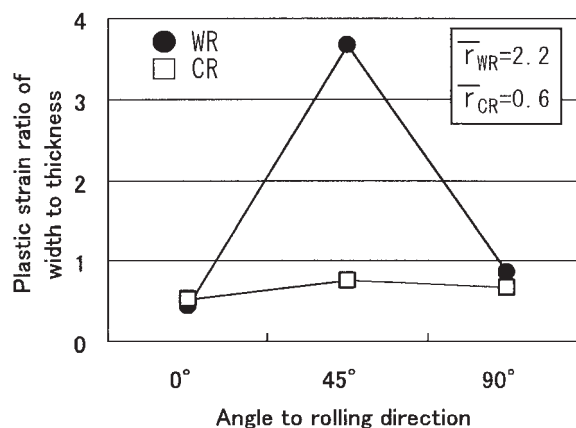


Fig. 5 Plastic strain ratio of width to thickness in T6 condition. WR : warm rolled sheet, CR : cold rolled sheet. \bar{r} : average r-value.

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

	WR	CR
LDR	2.06	2.00

in Table 4. The warm rolled sheet tends to have a higher value than the cold rolled sheet, and it is found that the LDR values have correlation with the average r-values shown in Fig. 5.

3.4 Corrosion resistance

Fig. 6 shows the life of SCC in T6 condition. The warm rolled sheets have better resistance to SCC than the cold rolled sheets. Fig. 7 shows the appearances and photomicrographs of the L-ST section after EXCO test. The both sheets have the same classification and are estimated of EA.

3.5 Fatigue strength

Fig. 8 gives S-N curves of the samples in T6 condition. The fatigue strength of the warm rolled sheets is about 10% higher than that of the cold rolled sheets. It is well known that fatigue strength increases with increasing tensile strength¹⁰. Furthermore, the effect of the fibrous structure in the warm rolled sheets on the fatigue strength should be examined in future.

4. Discussions

One of remarkable properties on the warm rolled sheets is high r-value shown in Fig. 5. According to the previous work¹¹ based on Taylor theory¹², it was predicted that the r-value of 45

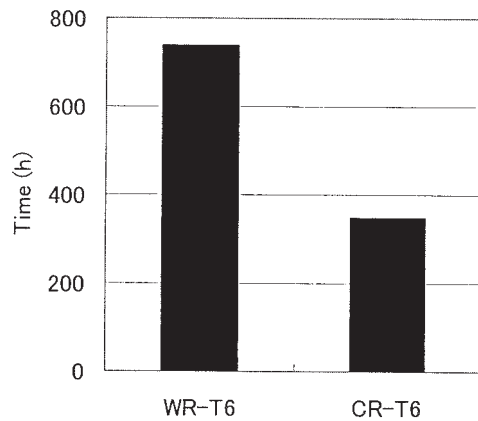


Fig. 6 Life of SCC in T6 condition. WR : warm rolled sheet, CR : cold rolled sheet.

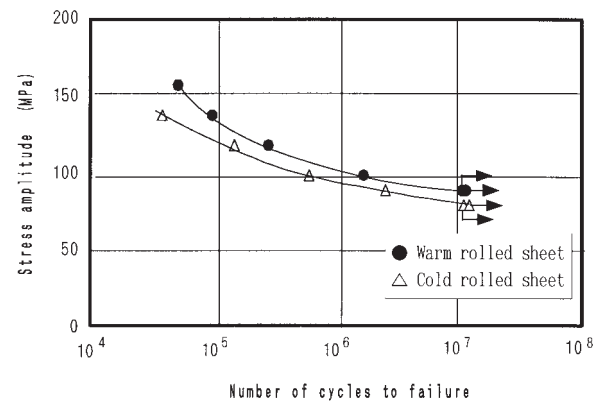


Fig. 8 Stress-number of cycle curves for the specimens in T6 condition.

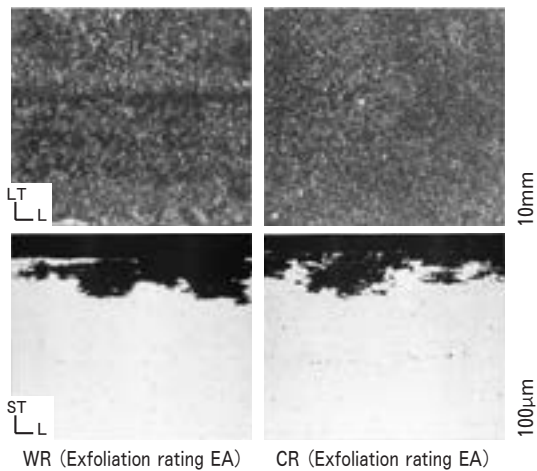


Fig. 7 Appearance and photomicrographs showing cross sections of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) exposed to the standard EXCO solution for 9h.

orientation would be increased by a $\{011\} \langle 211 \rangle$ Brass component. Fig. 9 shows the ODFs at the surface layer and center layer of the samples used in this work. The $\{011\} \langle 211 \rangle$ Brass component is formed strongly through the thickness of the warm rolled sheet. Another orientation near a $\{123\} \langle 634 \rangle$ S component is perceived but its orientation density is lower than the Brass component. It is well known that β -fiber orientations involve Brass, S and C components. However, a $\{112\} \langle 111 \rangle$ C component was not perceived through the thickness of the warm rolled sheet. According to the above texture analysis, the high r-value of the orientation of 45° in the warm rolled sheet will be derived

from the high orientation density of the Brass component. The present results are in agreement with the previous work¹¹⁾ mentioned above. Regarding to the cold rolled sheets, as shown in Fig. 9, ND- and RD- rotated Cube components as well as a $\{011\} \langle 100 \rangle$ Goss component are perceived. Their orientation densities are much lower than the Brass component in the warm rolled sheets. Besides of these quite well defined recrystallization texture components, the ODFs comprise the random component. Accordingly, the very weak recrystallization textures with the random component will lead to isotropic tensile properties of the cold rolled sheets. The cold rolled sheets consisted of β -fiber components in as rolled condition, but the orientation density of the Brass component before solution heat treatment was much lower than that of the warm rolled sheets⁵⁾. It would be thought that the strong Brass component in the warm rolled sheets is due to the formation of fine subgrain structure that is quite stable thermally.

In the present work, specimens in O-temper were used for LDR measurements. This O-temper treatment was carried out at 360°C after the solution heat treatment at 480°C , so that it was confirmed the textures of specimens didn't change by the O-temper treatment. Based on this confirmation, it would be found that the average r-values have correlation with the LDR values. It would be another subject that precipitation condition may affect drawing properties, but this consideration is beyond the scope of the present work.

In the previous work⁶⁾, influence of alloy

elements in 7075 was investigated. It was found in the work that addition of zirconium brought about reduction of SCC life in T6 condition. The reason why the warm rolled sheets containing zirconium have good resistance to SCC may be derived from its microstructure. In the previous

study on 6061 alloy extrusions¹³⁾, it was suggested the formation of a precipitate free zone (PFZ) is restrained at a low angle boundary, which leads to high resistance to intergranular corrosion. Fig. 10 shows TEM images of the samples in T6 condition and Kikuchi patterns

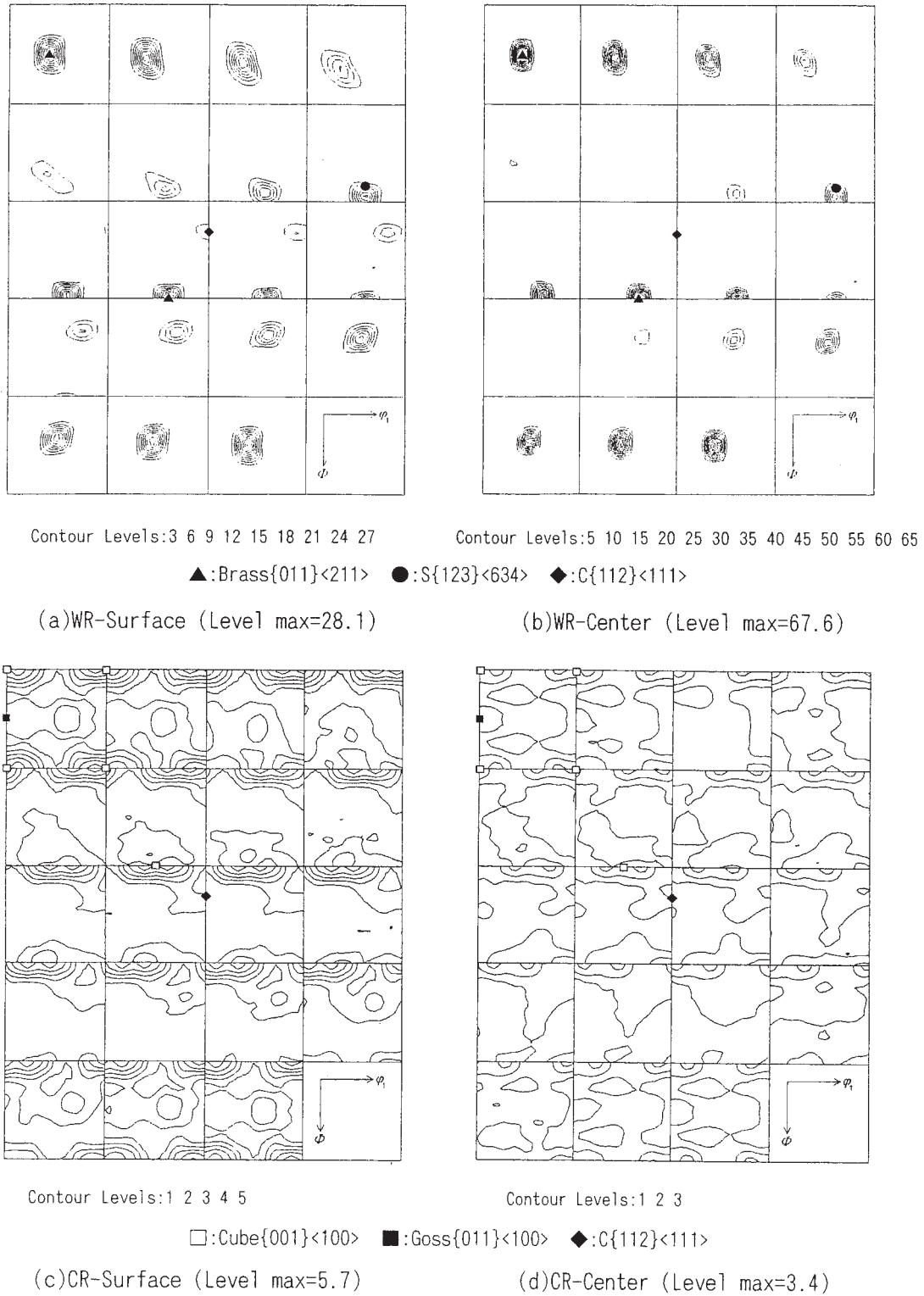


Fig. 9 ODFs of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) in T4 condition. $\phi_2=0^\circ, 5^\circ, \dots, 90^\circ$

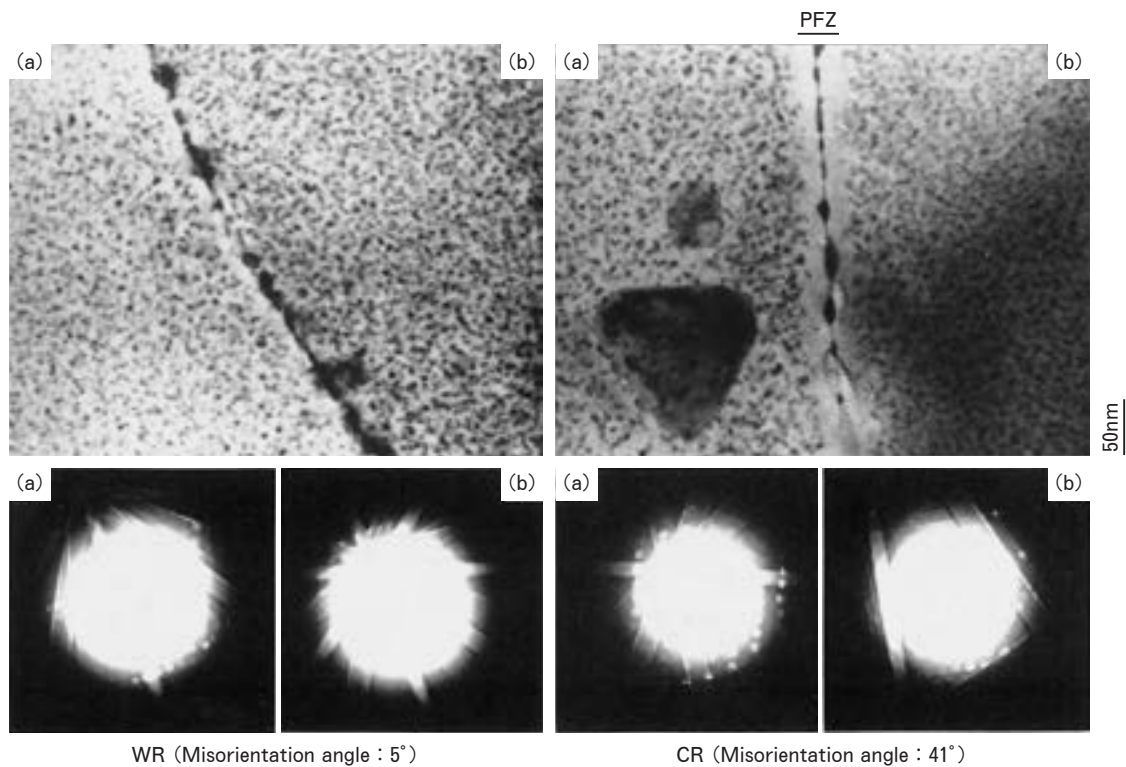


Fig. 10 TEM images and Kikuchi patterns in T6 condition. WR : warm rolled sheet (Alloy M), CR : cold rolled sheet (Alloy S).

derived from two grains facing each other across a grain boundary. From Kikuchi pattern analysis, it was confirmed that a low angle boundary is observed in the warm rolled sheet and a high angle boundary is observed in the cold rolled sheet. It is clearly found that a PFZ is restrained at the low angle boundary, whereas a PFZ is formed distinctly at the high angle boundary. Other grain boundary areas of the both sheets showed the same characteristic on the PFZ formation. In the case of narrow PFZ formation, the difference of electrochemical property between the grain boundary area and the grain interior tends to reduce, which would prevent a partial anodic reaction and lead to the improvement of resistance to SCC^{14), 15)}.

5. Conclusions

The mechanical properties on the warm rolled sheets of 7475 based aluminum alloy containing zirconium with fine subgrain structure were investigated comparing with conventional 7475 aluminum alloy sheets produced by cold rolling. The following points can be made :

- (1) The warm rolled sheets show the high r-value of 3.5 in the orientation of 45° to rolling direction due to well developed β -fiber components, especially with the strong $\{011\} \langle 211 \rangle$ Brass component after solution heat treatment.
- (2) The average r-value of the warm rolled sheets is higher than that of the cold rolled sheets, so that the warm rolled sheets have better deep drawing properties in O-temper.
- (3) PFZ is hardly formed along the low angle boundaries of the warm rolled sheets in T6 condition, which would lead to the improvement of resistance to SCC because of the uniformity of electrochemical property between the grain boundary area and the grain interior.
- (4) The fatigue strength of the warm rolled sheets in the orientation of 0° to rolling direction is about 10% higher than that of the cold rolled sheets.

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). The authors thank JRCM and NEDO for the permission of publication of this report.

The authors also acknowledge Professor Z. Horita, Kyushu University in Japan, for the measurements of the grain boundary misorientations by Kikuchi lines of TEM images.

References

- 1) E. O. Hall : Proc. Phys.Soc., **64** (1951), 747.
- 2) N. J. Petch : Iron Steel Inst., **25** (1953), 197.
- 3) The Society of Japan Aerospace Companies : Investigation for the promotion of aero parts and materials industries No.807, (1994).
- 4) T.Minoda, H.Tanaka, K.Shibue and H.Yoshida : Journal of Japan Institute of Light Metals, **51** (2001), 651.
- 5) H.Tanaka, T.Minoda, H.Esaki, K.Shibue and H. Yoshida : Journal of Japan Institute of Light Metals, **52** (2002), 29.
- 6) The Society of Japan Aerospace Companies : Investigation for the promotion of aero parts and materials industries No.904, (1995).
- 7) H.Tanaka, T.Minoda, H.Esaki, K.Shibue and H. Yoshida : Proceedings of 8th International Conference ICAA8, Cambridge, UK, (2002), 499.
- 8) H.J.Bunge : *Texture analysis in materials science*, Butterworths, (1982).
- 9) S.Hirano and H.Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **38** (1997), 95.
- 10) K.Takeuchi : Journal of Light Metal Welding and Construction, **4** (1966), 184.
- 11) H.Inoue and N.Inakazu : Journal of Japan Institute of Light Metals, **44** (1994), 97.
- 12) G.I.Taylor : J.Inst.Metals, **62** (1938), 307.
- 13) T.Minoda and H.Yoshida : Metallurgical and Material Transactions A, **33A** (2002), 2891.
- 14) E.N.Pough and W.R.D.Jones : Metallurgia, **63** (1961), 3.
- 15) Y.Murakami : Journal of Japan Institute of Light Metals, **31** (1981), 748.

温間圧延による 5083 系アルミニウム合金 板材の結晶粒微細化*

田 中 宏 樹** 長 井 康 礼**
吉 田 英 雄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 49-54

Grain Refinement of 5083 Based Aluminum Alloy Sheets by Warm Rolling

Hiroki Tanaka, Yasunori Nagai and Hideo Yoshida

An attempt was made to refine the grain structure of the 5083 based aluminum alloy containing Zn, Cu and Zr, by employing a new warm rolling method under the control of both roll temperature and material one. Samples were rolled at temperature ranging from 200°C to 400°C with reheating after each rolling pass in order to keep sample temperature. As rolling temperature gets higher, the subgrain structure becomes more stable. In the case of rolling at 400°C, fine grains with diameter less than 3μm were observed after final annealing. It is also found that the sheet rolled at 400°C has a high ratio of low angle boundaries, less than 15°, after final annealing. On the other hand, the sheets rolled at below 250°C show a fully recrystallized structure. The warm rolled sheets have strong β-fiber orientations. There is no apparent change caused by the subsequent annealing in the orientation density of the β-fiber in the sheet rolled at 400°C. The yield strength of a sheet in O-temper rolled at 400°C is 40% higher than that of a cold rolled sheet.

1. 緒 言

材料の高強度化を図ることは、それをを用いた構造体の軽量化に直結する重要な課題である。Hall-Petch の経験則^{1), 2)}で知られるように材料の強度と結晶粒径とは密接な相関があり、微細粒化は材料強度を向上させるために有効な手段である。これまで筆者らは、7475 ベース合金に Zr 添加 (Cr 無添加) した合金の微細粒化を検討し、圧延加工温度とロール温度制御が熱的安定な下部組織形成にとって重要な要素であることを明らかにした^{3), 4)}。この結果、ロールを 100°C 前後に加熱して上述の合金を 350°C の温間域で圧延した場合、その後の溶体化処理後も 3μm 以下の微細なサブグレイン組織が維持された。この材料特性を調査したところ、時効処理後の

強度は従来工程材に比べ約 10% 上回る程度であったが、先鋭な Brass {011}<211> 方位形成に伴い圧延方向に対して 45° 方向のランクフォード (r) 値の向上や耐応力腐食割れ (SCC) 性の向上などの高機能化がみられた⁵⁾。構造用材料の実用化を考える場合、強度と併せて成形性や耐食性も良好であることが重要である。

5083 合金は高強度で良好な耐食性を有することから、船殻材等に広く用いられている。さらなる高強度化や耐食性向上を図る目的で、5083 ベースに Zn, Cu, Zr を添加した合金が検討されている^{6)~8)}。これらの添加元素は上述の筆者らが検討した 7475 系合金に含まれる元素であり、温間圧延時における転位の移動を抑制して熱的安定な下部組織形成に有効に作用するものと考えられ、微細粒化による強度向上が期待される。そこで本研究では Zn, Cu, Zr を添加した 5083 ベース合金を用い、ロール温度を制御した温間圧延法を適用して熱的安定なサブグレイン組織形成の可能性を調査した。

* 軽金属, 53 (2003), 570 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

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。Mg と Mn は 5083 合金の成分規格内である。Sampath らの研究例⁶⁾を参考にして、このベース合金に Zn を約 1mass%、Cu を約 0.3mass% 添加し、Cr を無添加として Zr を約 0.15 mass% 添加した。Table 2 に製造工程を示す。造塊は半連続铸造法を用いて行い、機械加工で 30×80×80mm の形状に調製した。その後均質化処理 (475°C-12h) を施した後、熱間圧延は 420°C で開始し、途中再加熱せずに 8mm 厚さまで仕上げた。この際、ロール温度は 20~30°C で行った。その後塩浴炉で 450°C-30s の熱処理を行い、温間圧延に供した。温間圧延開始時の材料温度を 200~400°C の範囲において 50°C ピッチで変化させ、1 パス毎に 30 分間の加熱を繰り返した。温間圧延時のトータルパスは 7~9 パスで仕上げ厚さ 1mm を狙った。圧延機のロール径は $\phi 160$ mm、ロール温度は 100±10°C、ロール回転数を 60rpm として温間圧延を実施した。ロール温度はカートリッジ型ヒーターをロール中心軸に差し込む方式で制御した。圧延時の潤滑油として、市販のマシン油を用いた。得られた温間圧延材に塩浴炉で 400°C-20s、空冷の最終熱処理 (FA) を施した。また、ひずみ除去のための熱処理を大気炉で 350°C-1h (昇温 80°C/h、炉冷) 行った後に塩浴炉で 400°C-20s、空冷の処理を行う二段 FA も実施した。FA 後の組織を光学顕微鏡および TEM を用いて調べた。また結晶粒方位解析を SEM-EBSP 装置 (Oxford Instruments 製 Link OPAL system) を用いて行った。集合組織測定においては Bunge が提唱した級数展開法⁹⁾を用いて結晶方位分布関数 (Crystallite Orientation Distribution Function,

Table 1 Chemical composition of specimens. (mass%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	Al
0.03	0.05	0.29	0.69	4.9	<0.01	0.99	0.16	0.01	Bal.

Table 2 Experimental procedure.

Stage	Condition
Casting	Semicontinuous direct chill techniques into slab 100mm×175mm×175mm
Machining	30mm×80mm×80mm
Homogenization	475°C-12h
Hot rolling	420°C, 30mm → 8mm
Intermediate annealing	450°C-30s
Warm rolling	200~400°C, 8mm → 1mm (8passes)
Final annealing	one-step: 400°C-20s
	two-step: 350°C-1h → 400°C-20s

ODF) を求めた。{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。

3. 実験結果

3.1 温間圧延時の試料温度

Fig. 1 に各パス終了後の試料温度測定結果を示す。所定の板厚に上げるためのパス数は、圧延開始温度が高い方が少なくなった。400°C 開始では 7 パス、300~350°C 開始では 8 パス、200~250°C 開始では 9 パスであった。板厚が減少するにつれてロールへの抜熱の影響が大きくなり、圧延前後の温度低下が増大する。

3.2 温間圧延材のミクロ組織

Fig. 2 に温間圧延終了後の L-ST 断面偏光顕微鏡組織を示す。200°C および 250°C での圧延材は析出物が多いためか、明瞭な組織が得られていないが、繊維状組織になっていることがわかる。また 200°C 圧延材にはせん断帯形成の影響と思われる斜め方向のラインが目立つ。300°C から 400°C における圧延材も繊維状組織を示し、明瞭な再結晶粒は認められない。

Fig. 3 に 400°C-20s 処理後の 200°C、300°C および 400°C 温間圧延材の L-ST 断面組織を示す。塩浴炉で 400°C-20s の処理を行うと、いずれの温間圧延条件でも再結晶粒が形成されるが、300°C 以上で温間圧延した板では繊維状組織が残存しやすい。200°C 圧延材では再結晶粒が全域に形成されており、250°C 圧延材も同様な状態であった。圧延温度が 300°C 以上になると、繊維状組織の部分が認められる。大気炉で 350°C-1h 処理を行った後に塩浴炉で 400°C-20s 処理した二段 FA 材の L-ST 断面組織を Fig. 4 に示す。200°C および 250°C 圧延材は再結晶粒が全域に形成されるが、300°C および 350°C 圧延材は再結晶粒と繊維状組織の混在組織となり、400°C 圧延材では再結晶粒の形成が認められない。さらに 400°C 圧延材の FA における二段目の熱処理を 400°C-1h 行っても、

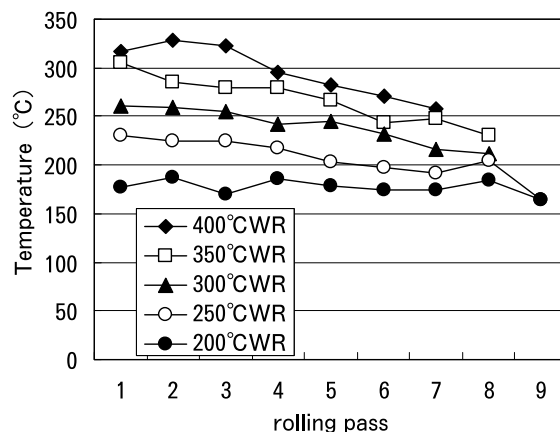


Fig. 1 Temperature changes of the warm rolled sheets with different thickness after each pass.

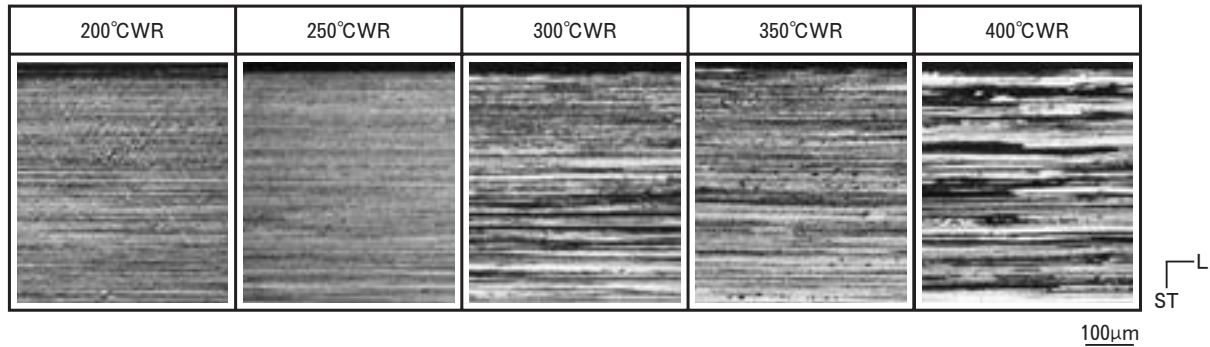


Fig. 2 Optical micrographs of the alloy sheet as warm rolled.

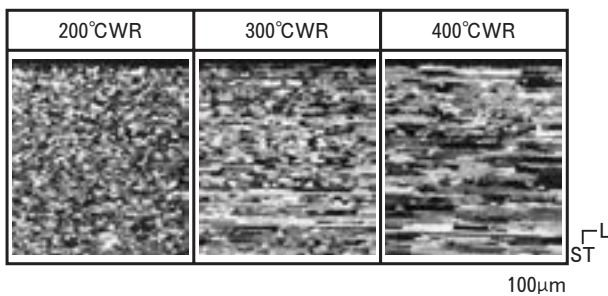


Fig. 3 Optical micrographs of the alloy sheet warm rolled, taken after final annealing at 400°C for 20s.

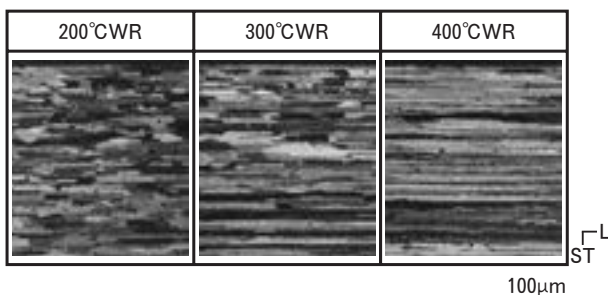


Fig. 4 Optical micrographs of warm rolled sheet, taken after final two-step annealing, at 400°C for 20s and at 350°C for 1h.

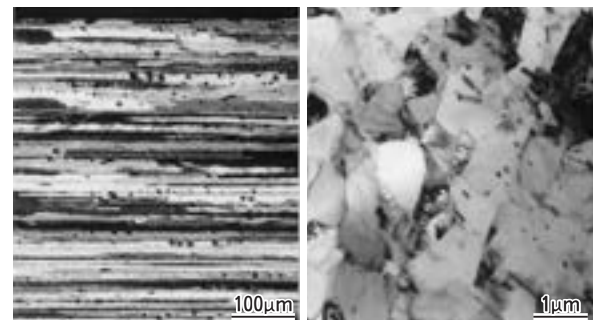


Fig. 5 Optical and TEM micrographs of the alloy sheet warm rolled at 400°C, taken after final two-step annealing, at 400°C for 1h and at 350°C for 1h.

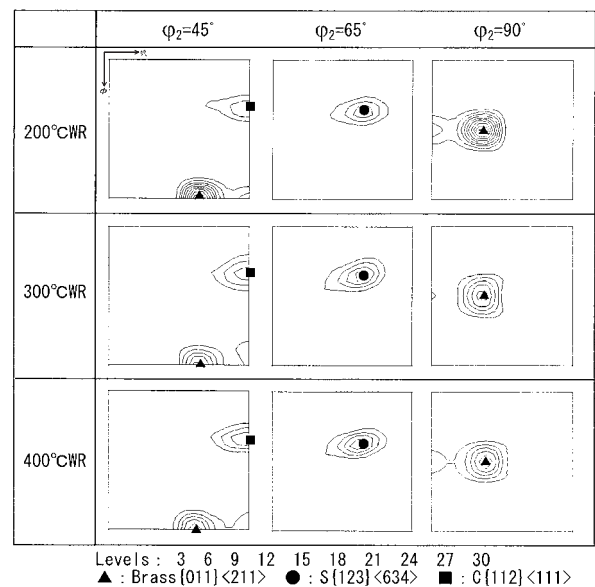
Fig. 6 ODFs of warm rolled sheets measured before final annealing. $\phi_2 = 45^\circ, 65^\circ, 90^\circ$

Fig. 5 に示す通り、繊維状組織が維持され、若干加工組織が残存する 1~2µm 程度の微細粒組織になっていることが TEM 組織からわかる。

3.3 温間圧延材の集合組織

Fig. 6 に 200°C, 300°C および 400°C 圧延材の最終パス後 (as WR) の ODF 解析結果を示す。いずれの材料も Brass {011} <211> 方位が主方位となり、その方位密度は 200°C 圧延材, 400°C 圧延材, 300°C 圧延材の順に高くなっている。また S{123} <634> 方位, C{112} <111> 方位などの β -方位群 10) の集積も認められる。

Fig. 7 に 350°C-1h 処理後とさらに 400°C-20s 処理した後の ODF 解析結果を示す。200°C 圧延材では 350°C-1h 処理によって Cube{001} <100> 方位の ϕ_1 方向への広がりが認められ、また Goss{011} <100> 方位近傍

の集積も認められる。Cube 方位や Goss 方位は再結晶集合組織として知られているが、さらに再結晶集合組織の一つである P{011} <122> 方位¹¹⁾ の集積も認められる。いずれの優先方位も方位密度はさほど高くない。200°C 圧延材をさらに 400°C-20s 処理しても、集合組織上の変化はほとんど認められない。300°C 圧延材を 350°C-1h 処

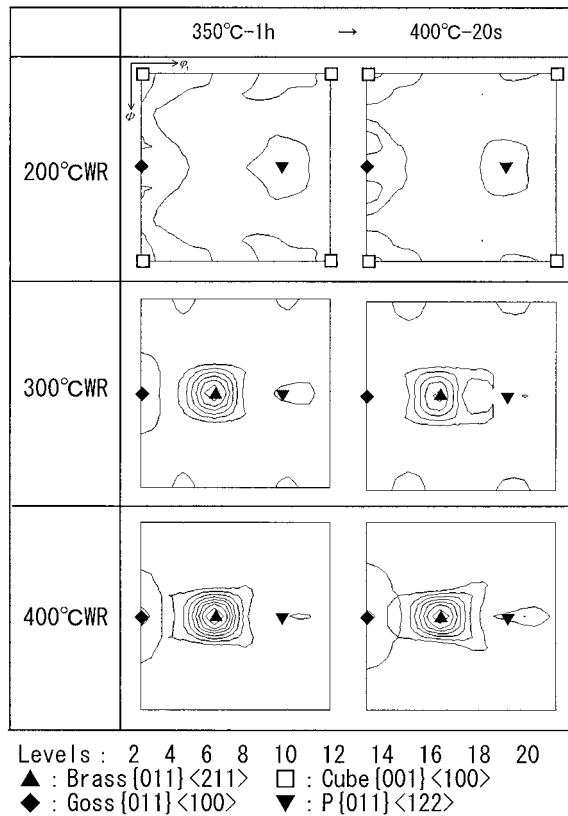


Fig. 7 ODFs of warm rolled sheets measured after final annealing. $\varphi_2 = 90^\circ$

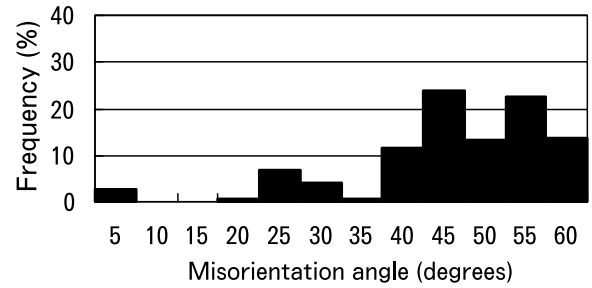
理すると、Brass 方位をはじめとする β -方位群の方位密度はやや低下し、Goss 方位や $\{001\}\langle 310 \rangle$ 方位が若干認められる。さらに 400°C-20s 処理を行うと、 β -方位群の方位密度は低下する。 $\{001\}\langle 310 \rangle$ 方位は Cube 方位が板面法線まわりに回転した方位で、Fig. 4 で示した再結晶粒形成と相関しているものと考えられる。400°C 圧延材は 400°C-20s 処理後も as WR 時とほとんど同じ集合組織状態を示す。Brass 方位の方位密度低下も小さく、高いレベルを保つ。

3.4 結晶粒方位差分布

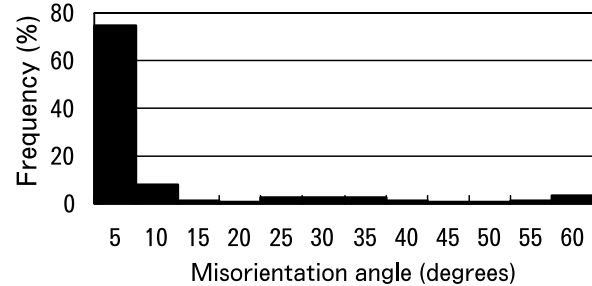
Fig. 8 に EBSP 法で求めた 200°C 圧延材および 400°C 圧延材の 350°C-1h 処理後の結晶方位差分布を示す。測定装置の誤差等を考慮し、 2° 未満のデータを無視した。測定範囲は $90 \times 116 \mu\text{m}$ の領域である。200°C 圧延材は再結晶に伴い 15° 以上の大角粒界の比率が高くなっている。400°C 圧延材では 15° 以下の小角粒界の比率が極めて高く、サブグレイン組織であることがわかる。400°C 圧延材の二段 FA 後も小角粒界の比率は高かった。

4. 考 察

Zn, Cu, Zr を添加した 5083 ベース合金を 400°C で繰り返し圧延することで、熱的に安定な微細サブグレイン組織を形成させることができた。この際、上述した通り、



(a)200°CWR



(b)400°CWR

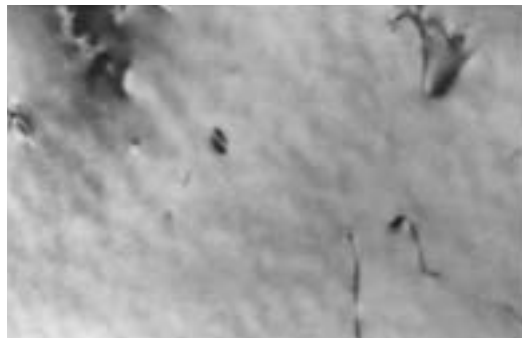
Fig. 8 Grain boundary misorientation for the specimens rolled at (a)200°C and (b)400°C. (measured after final annealing at 350°C for 1h)

ロール温度制御も重要な要素である。ロール温度が 20°C 前後である場合、本合金を 400°C で繰り返し圧延を行っても、再加熱時に再結晶が生じサブグレイン組織を形成させることができなかった。これは 7475 系合金の場合と同様にロールへの抜熱が大きくなることで、板表層部にせん断帯が形成されやすくなり、せん断帯に沿った再結晶が再加熱時に発生したためと考えられる⁴⁾。また圧延によって表層部が硬化して再加熱時に軟化することを繰り返すことで表層軟化部のみが主に圧延によって加工を受け、中心部の弱加工状態が引き起こされるために中心部では熱的に安定な下部組織が形成されにくい状態になったことも原因と考えられる⁴⁾。

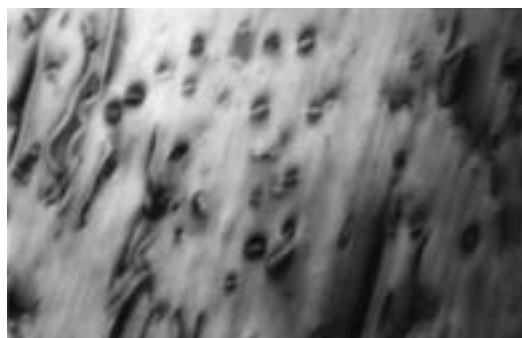
本合金の場合、比較的高温である 400°C での繰り返し圧延で熱的に安定なサブグレイン組織を形成することができた。熱的に安定なサブグレイン組織形成のメカニズムに関しては未だ不明瞭な点が多いが、圧延で導入される転位と圧延時の析出挙動との相互作用に起因しているものと推察される。本実験の圧延温度である $200^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ において、種々の第二相化合物が圧延時に析出することが予想される。比較的高温で析出し、容易には粗大化しない第二相化合物として Al_3Zr が考えられる。 L1_2 構造を持つ Al_3Zr 準安定相はアルミニウム母相と整合性を有し、転位の移動を妨げる効果のあることが知られている¹²⁾。また鈴木らによれば、Al-Zn-Mg-Cu 合金に Zr を添加した場合、溶体化処理後に再結晶が抑制される領域があり、TEM 観察からその領域は L1_2 構造の Al_3Zr 準安定相によって微細なサブグレイン組織となることが

報告されている¹³⁾。200°C圧延よりも400°C圧延において、母相と整合性を持つ Al_3Zr が多く析出することで転位の移動が抑制され、さらに別なすべり面を移動してきた転位と反応して不動転位が形成されることで熱的安定な下部組織が作られるものと考えられる。圧延時の動的な Al_3Zr 析出を確認することは困難であるため、鋳塊組織を200°Cと400°Cでそれぞれ24h加熱して、静的な析出状態の比較を行った。Fig. 9 にそのTEM組織を示す。400°C-24h処理材には Al_3Zr のまわりの整合ひずみによって生じる特有のコントラスト^{14),15)}が多く認められる。200°C-24h処理材は同様なコントラストの発生が明らかに少ない。本実験において、温間圧延開始前の状態はいずれのサンプルも同様な析出状態であると判断され、温間圧延中の析出挙動が熱的安定な下部組織形成に大きな影響を及ぼしたと考えることが妥当である。Fig. 9 から、 Al_3Zr の析出が400°C圧延材の熱的安定なサブグレイン組織形成理由の主因と推定される。他の第二相粒子も副次的に寄与することが考えられるが、詳細なメカニズム解明にはさらなる検討が必要である。

5083合金は標準組成としてCr,Mnといった遷移元素を含み、適当な温間圧延を施すことで熱的安定な下部組織形成が期待できる。標準的な5083合金を本実験条件と同様に200°C~400°Cで繰り返し圧延を施し、350°C-1hと400°C-20sの二段FA処理を行い、その組織状態を調査した。一例として、Fig. 10 に400°C圧延材のL-ST



(a)200°C-24h



(b)400°C-24h

0.1 μm

Fig. 9 TEM micrographs of 5083 based alloy cast containing Zr, taken after heat treatment at (a) 200°C for 24h and (b) 400°C for 24h.

断面組織を示す。5083合金ではいずれの圧延条件でも再結晶粒発生が認められた。この理由はまだ明確ではないが、仮説としてCr系およびMn系化合物は Al_3Zr よりも粗大化しやすく、かつ母相と非整合なため³⁾にサブグレイン組織が安定しなかったことが考えられる。あるいはCr添加量(0.16mass%)が十分ではなく、Cr系化合物の析出が不十分であった可能性も否定できない。Fig. 10 に示すとおり繊維状組織が部分的に残存している(矢印部)ことから、第二相化合物の析出を最適に制御できれば、5083標準合金で熱的安定なサブグレインが形成される可能性があり、今後検討する余地がある。

Fig. 5 で示したように、400°C圧延材は微細サブグレイン組織を呈するため、Hall-Petchの経験則から材料強度の上昇が予想される。そこで400°C圧延材(WR)と8mmから1mmまで冷間圧延で仕上げた供試材(CR)との引張特性を比較した。最終熱処理は350°C-1h(昇温80°C/h, 炉冷)とした。Fig. 11 にCR材の組織

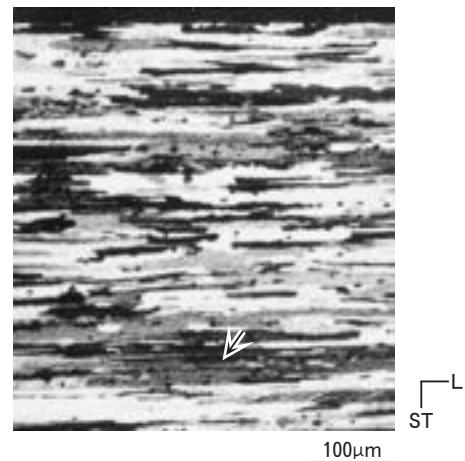


Fig. 10 Optical micrograph of 5083 alloy sheet rolled at 400°C, taken after final two-step annealing at 350°C for 1h and at 400°C for 20s.

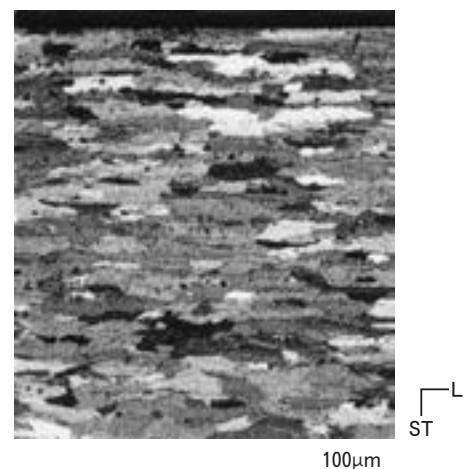


Fig. 11 Optical micrograph of cold rolled sheet of 5083 based alloy containing Zr, taken after final annealing at 350°C for 1h.

Table 3 Mechanical properties of warm rolled sheet (WR) and cold rolled sheet (CR) of 5083 based alloy measured after final annealing at 350°C for 1h.

Process	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
WR	336	202	16
CR	338	141	23

を示す。圧延方向の粒径が50~100 μm 程度のパンケーキ状の再結晶粒組織となっている。本合金系では塩浴炉で熱処理後急冷した場合、室温保持中に強度上昇が認められる。従って結晶粒径の引張り強度への影響を明確にするため、炉冷処理によって室温時効の影響を抑えた。その結果をTable 3に示す。400°C圧延材は冷間圧延材よりも約40%程度耐力が高い。伸びは400°C圧延材の方が小さい。Fig. 5で示した通り、まだ加工組織が残存してサブグレイン内が十分回復していないことが原因と考えられる。実用的な観点からは強度とともに延性も重要な特性であり、さらなるプロセスの改善が望まれる。その他の特徴として、400°C圧延材は二段FA後もBrass方位の集積が先鋭で、高い方位密度を示す。通常の冷間圧延工程でもBrass方位をはじめとする β -方位群が発達するが、この温間圧延材のような高い方位密度はあまり見られない。400°C温間圧延材における高いBrass方位密度は微細なサブグレイン組織形成に由来するものと思われる。さらにこの集合組織上の特徴から圧延方向に対して45°方向のr値の向上が期待される^{5), 16)}。また、耐食性の観点から検討することも実用材として重要である。

5. 結 言

Zn, Cu, Zrを添加した5083ベース合金を用いて、ロール温度を制御した温間圧延でのサブグレイン組織形成による結晶粒微細化プロセスを検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 200°C~400°Cの範囲で途中再加熱を実施する繰返し圧延を行った場合、高温ほど熱的安定な下部組織が形成される。

(2) 400°C繰返し圧延材は二段FA処理(350°C-1h処理後400°C-20~3600s処理)後も1~2 μm のサブグレイン組織を呈し、15°以下の小角粒界の比率が高い。圧延温度が低くなるほどFA処理後の再結晶粒発生が顕著となり、250°C以下では全域が再結晶粒組織となる。

(3) 400°C繰返し圧延材はFA処理前後において β -方位群の方位密度に大きな変化は認められない。

(4) 400°C繰返し圧延材の耐力は冷間圧延工程材よりも約40%高い値を示す。

なお、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(JR-CM)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。

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) 箕田正, 田中宏樹, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **51** (2001), 651.
- 4) 田中宏樹, 江崎宏樹, 箕田正, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **52** (2002), 231.
- 5) 田中宏樹, 江崎宏樹, 山田賢治, 渋江和久, 吉田英雄 : 軽金属, **52** (2002), 553.
- 6) D. Sampath, S. Moldenhauer, H. R. Schipper, A. J. Schrijvers, A. Haszler, G. Weber, K. Mechsner and L. Tack : Proceedings of ICAA-6, (1998), 2009.
- 7) M. C. Carroll, P. I. Gouma, M. J. Mills, G. S. Daehn and B. R. Dunbar : Scripta Mat. **42**(1999), 335.
- 8) M. C. Carroll, R. G. Buchheit, G. S. Daehn and M. J. Mills : Proceedings of ICAA-8, (2002), 1443.
- 9) H. J. Bunge : *Texture analysis in materials science*, Butterworths, (1982).
- 10) 伊藤邦夫 : 軽金属, **43** (1993), 285.
- 11) J. Hirsch : Proceedings of Materials Solutions Conference, Indianapolis, (2001), 276.
- 12) L. F. Mondolfo : *Aluminum Alloys, Structures and Properties*, Butterworths, (1976), 413.
- 13) 鈴木寿, 菅野幹宏, 齊藤洋 : 軽金属, **33** (1983), 399.
- 14) 諸住正太郎 : *透過電子顕微鏡法*, コロナ社, (1974), 212.
- 15) S. Amelinckx, R. Gevers, G. Remaut and J. Van Landuyt : *Modern Diffraction and Imaging Techniques in Material Science*, North-Holland Publishing co., (1970), 138.
- 16) 井上博史, 稲数直次 : 軽金属, **44** (1994), 97.

Al-Mg 系合金板材のリュース帯形成に及ぼす 2軸引張荷重比の影響*

箕田 正** 渋江 和久***
吉田 英雄**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 55-60

Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Lüders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheet

Tadashi Minoda, Kazuhisa Shibue and Hideo Yoshida

It is well known that Lüders bands form in Al-Mg alloy sheets by tensile deformation. The Lüders bands are classified in two types; type-A and type-B. In this study, the influence of stress ratio of biaxial tensile test on the type-B Lüders band formation in an Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet was investigated. The type-B Lüders bands formed at uniaxial and plane strain tension, while they did not form at balanced biaxial tension. The mechanism of Lüders bands formation was considered as below. In the case of uniaxial tension, the slip planes were limited easily because of pinning of dislocations by magnesium atoms. The deformation did not occur uniformly, then the type-B Lüders bands occurred. On the other hand, multiple slip occurred easily in the case of balanced biaxial tension. Then, the sessile dislocations formed easily and the deformation occurred uniformly. Moreover, the type-B Lüders bands formed at an angle of 57 degrees to the applied load in the case of uniaxial tension, while 90 degrees in the case of plane strain tension. It was considered that the deformation occurred at maximum shear stress planes by uniaxial tension, while it occurred preferentially at {110} plane components by plane strain tension.

1. 緒 言

Al-Mg 合金板材のプレス加工では、加工条件や部位によってリュース帯が発生することがあるが、外観品質の低下につながることから、その抑制が重要である。リュース帯は大別すると、ランダムマーク（タイプA）とパラレルバンド（タイプB）の2種類に分けられる。ランダムマークは降伏点伸びに関連しており、変形量が数%以下の比較的小さい条件で発生する。一方、パラレルバンドは変形量が数%以上の比較的大きい条件で発生し、ひずみ時効による繰返し降伏（セレーション）

に起因した不均一変形の結果として表面に模様が発生するといわれている^{1~3)}。セレーションについては、結晶粒径や時効処理の影響等の検討が行われているが^{4~6)}、引張試験によるパラレルバンドの研究は、そのほとんどが単軸引張で行われており、2軸引張を行った場合の挙動については、不明な点が多い。しかし、実際のプレス加工では、ほとんどの部位が2軸引張モードであるため、2軸引張におけるリュース帯の発生挙動を解明することは重要な課題である。

そこで本研究では、2軸引張試験機を用いて荷重比を変化させ、パラレルバンドの発生に及ぼす影響を調査した。

* 軽金属学会第104回春期大会（平成15年5月）にて一部発表、軽金属、54（2004）、110に主要部分掲載

** 研究開発センター 第一部、工学博士

*** 研究開発センター 第一部

2. 実験方法

供試材として、厚さ 1.0 mm の Al-5.5 mass%Mg-0.3 mass%Cu 合金の O 材を用いた。圧延面の光学顕微鏡組織を Fig. 1 に示す。ASTM E 91 比較法による結晶粒径の測定では、供試材の結晶粒径は約 55 μm である。また、単軸引張による機械的性質を Table 1 に示すが、0, 45, 90° 方向における引張性質の差はほとんどみられず、またランダムマークと相関のある降伏点伸びは、0.1% 以下であり、ランダムマークがほとんど発生しない材料である。ただし、圧延方向での真応力-真ひずみ曲線を Fig. 2 に示すが、単軸引張ではセレーションが発生しており、ひずみ量 0.01 程度でも軽度のパラレルバンドが観察されている。

2 軸引張試験片の形状を Fig. 3 に示す。試験片はレーザ加工により、腕部に長さ 60 mm、幅 0.2 mm のスリットを 7.5 mm 間隔に入れ、60 mm \times 60 mm の中心領域の変形拘束を極力小さくしているのが特徴である。2 軸引張試験機の模式図を Fig. 4 に示す⁷⁾。試験機は対向する一対の油圧シリンダに同一の油圧が作用し、パンタグラフ型の等変位機構により対向する油圧シリンダの変位が等しく保たれ、試験片の中心は常に試験機中心に保たれる構造になっている。また、試験機は荷重制御であり、ひずみの測定は試験片中心部に 2 方向に貼付けたひずみゲージにより行った。2 軸引張試験の最大荷重方向は、圧延方向に一致するようにし、荷重比は 8:0 (単軸) \sim 8:8 (等 2 軸) まで変化させた。また、荷重速

度は主ひずみ方向が 71.5 N/s になるようにし、腕部が破断する直前 (15.5 kN) で試験を終了した。なお、von Mises の降伏条件式から算出した相当ひずみは 0.059 \sim 0.093 の範囲であった。また、供試材は Table 1 に示したようにほぼ等方的な材料であるため、レービー・ミーゼスの式より、荷重比 8:4 で平面ひずみ状態になることが分かる。

2 軸引張試験後のサンプルについて外観を観察するとともに、最大荷重方向での表面粗さ測定を行った。また、試験片中心部について、透過電子顕微鏡 (TEM) によ

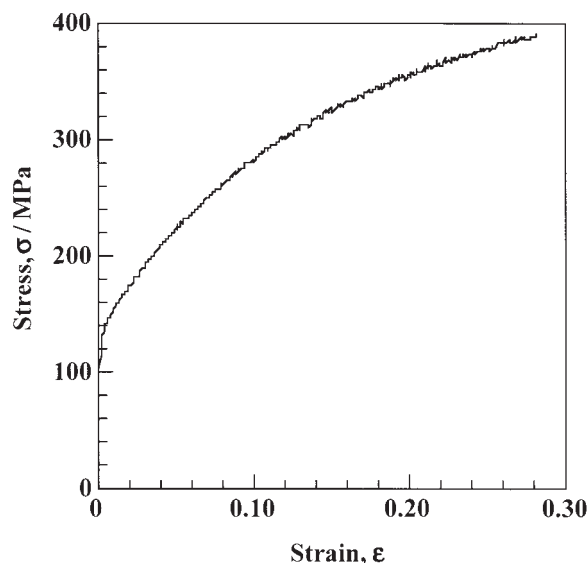


Fig. 2 Stress-strain curve of uniaxial tensile test by JIS No.5 specimen.

Table 1 Mechanical properties of the specimen in uniaxial tensile mode.

Direction	Tensile strength σ_B (MPa)	0.2% proof strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Elongation (%)	Yield elongation (%)
0°	286	134	33	0
45°	285	134	33	0
90°	287	134	35	0.1

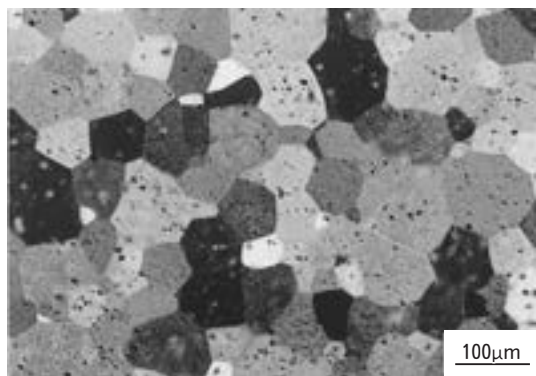


Fig. 1 Optical microstructure of the specimen.

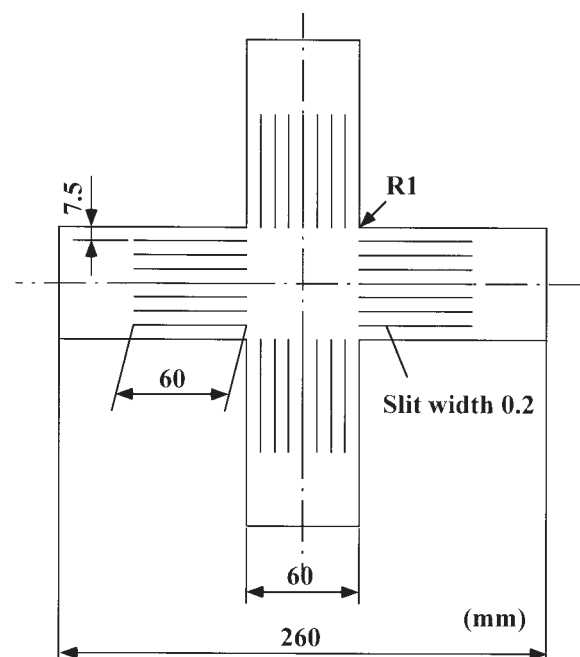


Fig. 3 Geometry of the cruciform specimen.

る組織観察を行い、引張試験により形成されたマイクロバンドと結晶方位の関係を調査した。さらに、X 線反射法により、2 軸引張試験前後における、試験片表面での結晶方位密度関数 (ODF) を測定し、2 軸引張試験における変形様式について考察を行った。

3. 実験結果

2 軸引張試験後の外観を Fig. 5 に示す。また、荷重比、ひずみ量、パラレルバンドの発生有無、発生方向の関係を Table 2 にまとめる。荷重比 8 : 0 ~ 8 : 6 の範囲でパラレルバンドの発生が目視で確認できたが、8 : 7 および 8 : 8 (等 2 軸) では発生が確認できなかった。ひずみ状態とパラレルバンド発生の有無との関係を Fig. 6 に示すが、パラレルバンドの観察されなかったひ

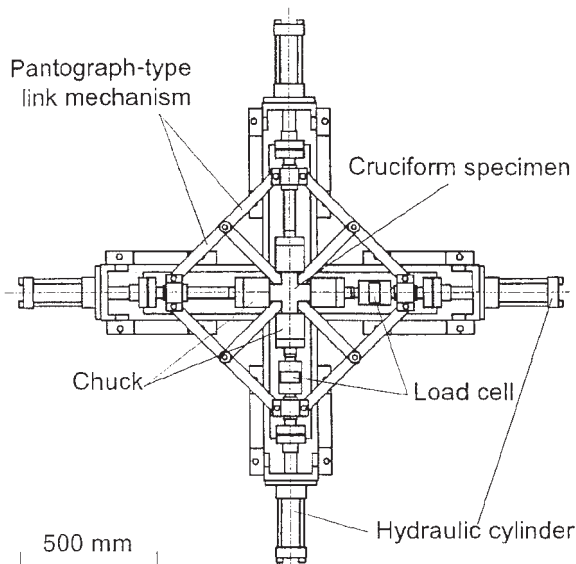


Fig. 4 Experimental apparatus for biaxial tensile test⁷⁾.

ずみ領域は $\varepsilon_2 \geq 0.4 \varepsilon_1$ の範囲である。また、パラレルバンドの発生方向も、荷重比 8 : 0 (単軸) では最大荷重方向に対して約 57° であるが、荷重比 8 : 2 では約 66° 、荷重比 8 : 4 (平面ひずみ) ~ 8 : 6 では約 90° に変化した。

パラレルバンドの発生が確認されなかった等 2 軸引張におけるセレーションの有無を確認するため、単軸引張および等 2 軸引張における真応力-真ひずみ曲線を Fig. 7 に示す (等 2 軸は代表的に単軸引張の引張軸方向に一致する、圧延方向成分について図示する)。等 2 軸の場合においても、単軸と同様のセレーションが観察される。Fig. 7 には図示していないが、板幅方向の引張成分でも、その応力-ひずみ曲線は圧延方向と同様の傾向を示しており、セレーションが観察されている。一般に、セレーションとパラレルバンドの発生には相関があるといわれている¹⁾。本実験では、荷重比にかかわらず、十字形試験片の腕部が単軸引張状態であるため、ロードセルで測定した荷重は腕部で発生したセレーションの影響を受けている。このため、本実験ではセレーションとパ

Table 2 Relationship between stress ratio ($\sigma_{RD} : \sigma_{TD}$), strain, stress state and type-B Lüders bands formation.

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

* Tensile tests were stopped when the tensile load became 15.5 kN in major strain direction.

** The angles show the direction of Lüders bands to the major strain.

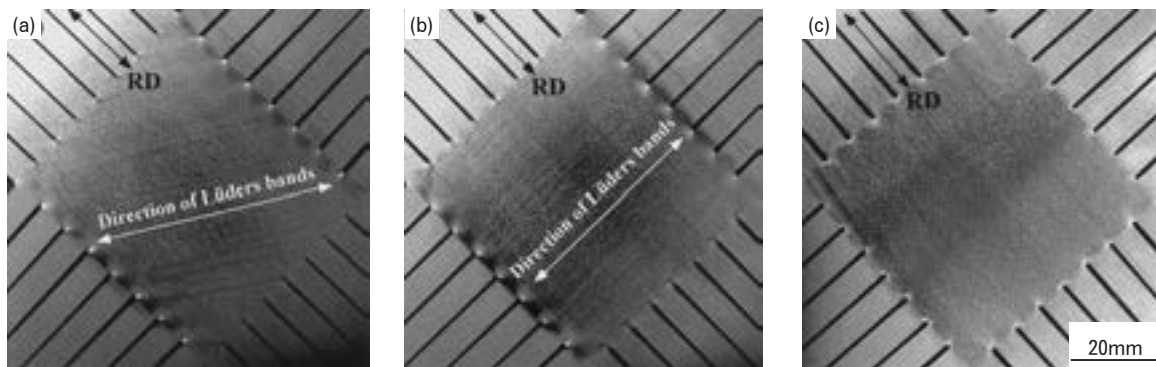


Fig. 5 Appearance of the specimens after biaxial tensile tests. The stress ratios ($\sigma_{RD} : \sigma_{TD}$) were (a) 8 : 0, (b) 8 : 4 and (c) 8 : 8.

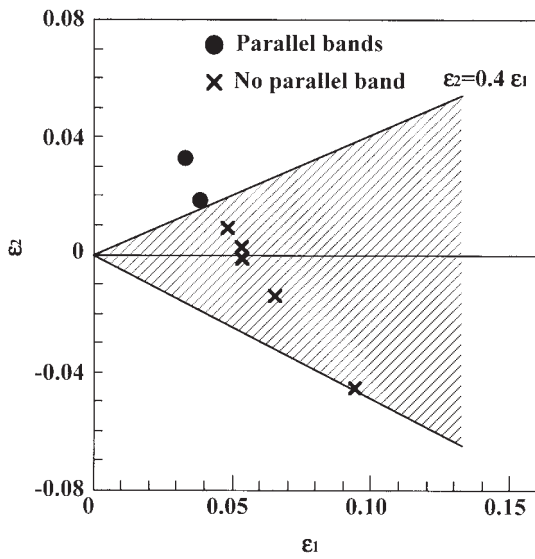


Fig. 6 Strain condition of the type-B Lüders bands formation.

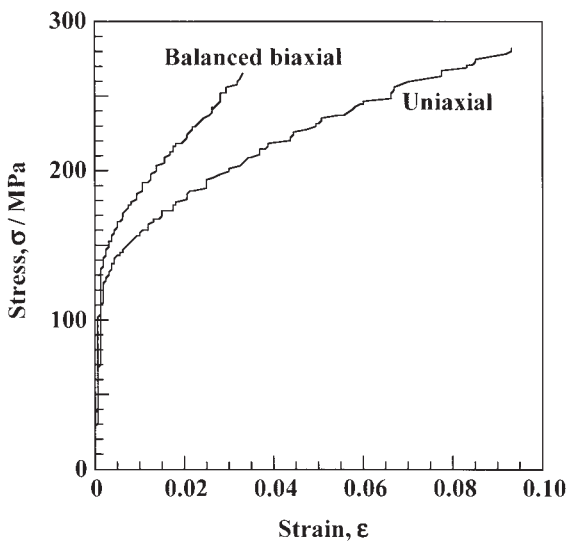


Fig. 7 Stress-strain curves of uniaxial and balanced biaxial tensile tests in rolling direction. The stress-strain curve of balanced biaxial tension in transverse direction was almost the same as rolling direction.

ラレルバンドの関係については議論できない。

試験片中央部において表面粗さ R_a を測定し、von Mises の降伏条件式より算出した各試験片の相当ひずみとの相関を調査した結果を Fig. 8 に示す。なお、本 2 軸引張試験では、相当ひずみの計算値が等しい場合でも、平面ひずみでは相当応力が単軸引張に比べて 6% 低く、等 2 軸では 4% 高い。平面ひずみでの相当ひずみは高め、等 2 軸では低めに見積もられている可能性はあるが、それを考慮しても結果の傾向が変わらないことや、さらに荷重比 8:4 と 8:6 で相当応力の計算値は 3% 程度異なる

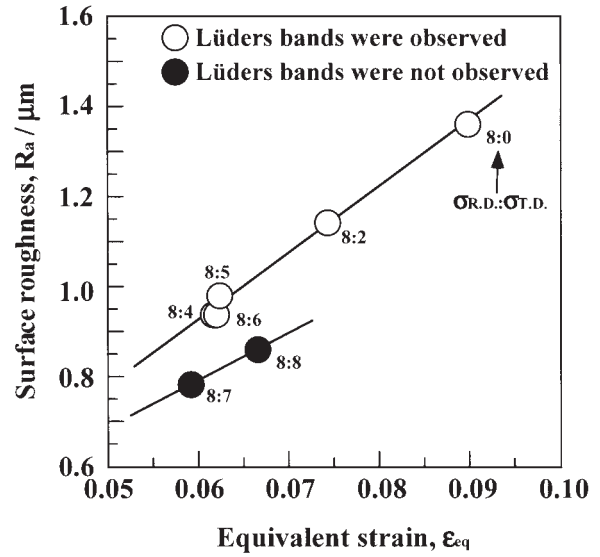


Fig. 8 Relationship between surface roughness and equivalent strain after biaxial tensile tests.

るが、相当ひずみの計算値と粗さ測定値がほぼ一致していることから、相当ひずみの計算値のずれは小さいと考えられ、便宜的に Mises の降伏条件式から求めた相当ひずみで整理した。Fig. 8 より、荷重比 8:0 (単軸引張) から 8:4 (平面ひずみ) の範囲では、相当ひずみの減少に伴い、表面粗さが低下し、両者には比例関係が認められる。さらに、荷重比 8:5 から 8:8 の範囲では、相当ひずみには大きな変化はみられないが、パラレルバンド発生の有無により、相当ひずみ-表面粗さの相関に違いが認められる。すなわち、パラレルバンドの発生が目視で確認された荷重比 8:0 から 8:6 では、パラレルバンドの発生が確認されなかった荷重比 8:7 および 8:8 よりも、表面粗さが大きい傾向がみられる。パラレルバンドが発生すると、試験片の表面に凹凸を生じることから、その発生の有無により、表面粗さに差が生じたと推測される。

4. 考 察

荷重比 8:0 (単軸) ではパラレルバンドの発生が確認されたが、荷重比 8:8 (等 2 軸) では確認されなかった。各試験後の試験片中心部における TEM 組織を Fig. 9 に示す。荷重比 8:0 ではマイクロバンドは $\langle 110 \rangle$ 方向に平行であり、 $\{111\}$ 面のすべりによって発達している様子が窺える。一方、荷重比 8:8 でもマイクロバンドは $\langle 110 \rangle$ 方向に平行であるが、直交する 2 方向に発達しており、それは単軸引張よりも観察されやすかった。単軸引張と等 2 軸引張における変形の違いを Fig. 10 に模式的に示す。単軸引張では、最もシュミット因子の大きなすべり系が主として作用するが、マグネシウム原子による転位の固着が起ると、すべり系が限定されている

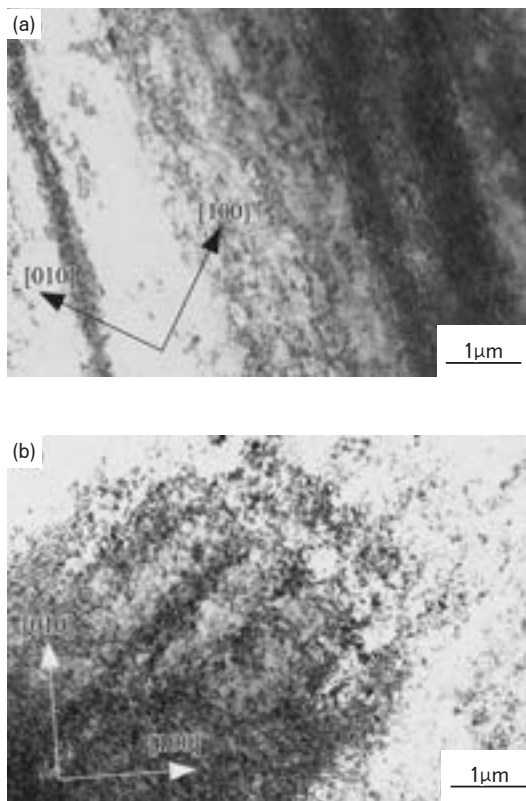


Fig. 9 TEM structures after biaxial tensile tests. Stress ratios ($\sigma_{RD} : \sigma_{TD}$) are (a) 8:0 and (b) 8:8.

ため、不均一変形を生じやすいと推測される。転位の固着、開放を繰り返すことで、セレーションが発生し、パラレルバンドが伝播していく²⁾。一方、等2軸引張では、マイクロバンドが直交する2方向に発達している様子が単軸よりも観察されやすかったことから、単軸引張よりも活動すべり系が多い可能性が示唆される。そのため不動転位を生じやすく単軸引張に比べると均一に変形が進みやすく、マグネシウム原子による転位の固着が生じて、異なるすべり系が容易に活動でき、パラレルバンドの発生が抑制されたと推測される。ただし、等2軸で活動すべり系が多くなることは、定量的には証明できておらず、現時点では仮説の域を出ないことから、今後の検討課題としたい。

さらに、パラレルバンドの方向は、荷重比に応じて変化した。2軸引張前後における試験片表面の結晶方位の変化を Fig. 11 に示す。荷重比 8:0 (単軸) の場合、 $\{100\}\langle 014 \rangle$ ($\phi=0^\circ, \phi_1=14^\circ$) から $\{100\}\langle 011 \rangle$ ($\phi=0^\circ, \phi_1=45^\circ$) にかけての ND 軸回転立方体の方位密度は減少し、立方体方位を主とした $\{100\}\langle 001 \rangle$ ($\phi=0^\circ, \phi_1=0^\circ$) から $\{100\}\langle 014 \rangle$ にかけての方位が増加している。さらに、Goss 方位や Brass 方位に代表される $\{110\}\langle 001 \rangle$ ($\phi=45^\circ, \phi_1=0^\circ$) から $\{110\}\langle 223 \rangle$ ($\phi=45^\circ, \phi_1=43^\circ$) にかけての方位密度も減少している。単軸引張の場合には板幅方向への収縮が可能であることから、最大せん断応力面

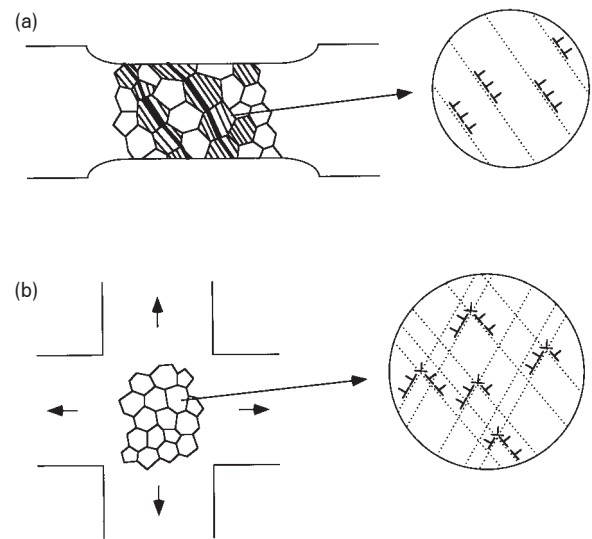


Fig. 10 Schematic model of the difference of deformation between (a) uniaxial tension and (b) balanced biaxial tension.

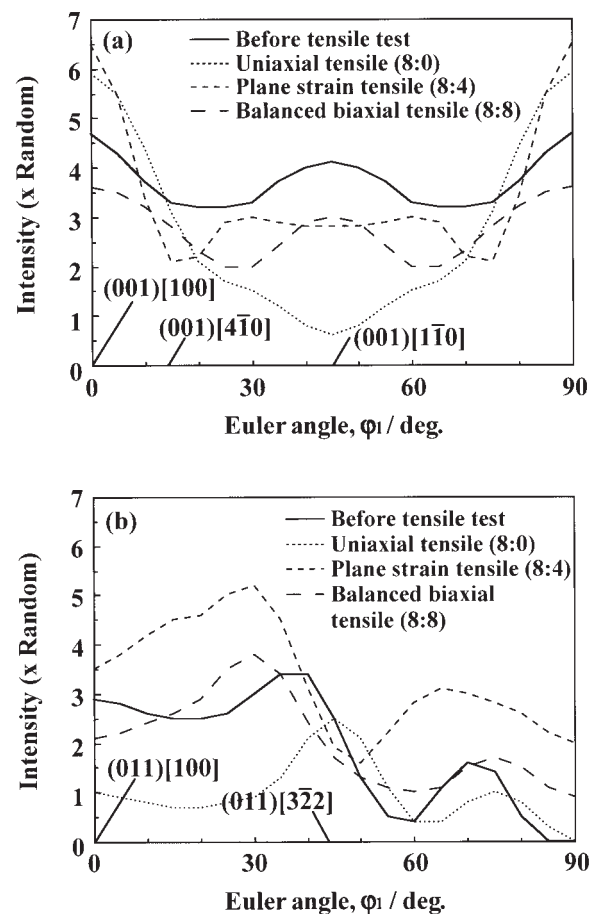


Fig. 11 Orientation distribution functions before and after biaxial tensile tests. Euler angles are (a) $\phi=0^\circ, \phi_2=0^\circ$ and (b) $\phi=45^\circ, \phi_2=0^\circ$.

での変形が起こり、結果的にパラレルバンドが引張軸に対して 57° の角度になったと考えられる。一方、荷重比8:4(平面ひずみ)の場合、立方体方位を主とした{100}<001>から{100}<610>($\phi=0^\circ, \phi_1=9^\circ$)にかけての方位密度は単軸引張と同様に増加がみられるが、{100}<310>($\phi=0^\circ, \phi_1=18^\circ$)から{100}<011>にかけてのND軸回転立方体方位の減少は単軸引張よりも小さく、さらにGoss, Brass, P方位に代表される{110}面方位の密度が著しく増加している。これは、板幅方向に拘束を受けていることから、せん断が厚さ方向に進み、{110}面方位で優先的に変形が起こった結果とみられ、このことにより、圧延面から観察した場合に、パラレルバンドは最大荷重方向に対して 90° 方向に観察されたと考えられる。さらに、荷重比8:8(等2軸)の場合には、{100}面方位(立方体方位およびND軸回転立方体方位)は全体的に減少傾向にあるが、{110}面方位はほとんど変化がみられなかった。すべり系が多く作用し、均一変形が起こったために特定方位への結晶粒の集積が起こりにくく、結晶方位がわずかにランダム化した可能性が示唆される。

5. 結 言

Al-Mg合金板材のパラレルバンド形成に及ぼす2軸引張荷重比の影響について、得られた結果は以下のとおりである。

(1) 荷重比8:0(単軸引張)ではパラレルバンドは引張軸方向に対して 57° の方向に発生した。単軸引張の場合には、溶質による転位の固着が起こると、活動すべり系が限定されやすく、不均一変形が起こりやすいと考えられた。

(2) 荷重比8:4(平面ひずみ)でも、単軸引張と同様にパラレルバンドの発生は認められたが、発生方向は最大荷重方向に対して 90° 方向に観察された。発生方向の変化は、主として{110}面方位のすべり系が活動した結果と考えられた。

(3) 荷重比8:8(等2軸)ではパラレルバンドの発生は目視で観察されなかった。単軸引張に比べて活動すべり系が多いことが推測され、不動転位の形成によって変形が比較的均一に進んだ結果であると推測された。

なお、本研究の遂行にあたり、2軸引張試験についてご協力いただきました、東京農工大学工学部の桑原利彦助教授ならびに修士2年次学生(現:キャノン株式会社)の森田智和氏に深く感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) V. A. Phillips: Sheet Metal Ind., **30** (1953), 977.
- 2) 吉永日出男, 栗下裕明: 軽金属, **31** (1981), 359.
- 3) 周藤悦郎: ストレッチャ・ストレイン, 日本金属学会, (1970), 60.
- 4) 池野 進, 上谷保裕, 多々静夫: 日本金属学会誌, **48** (1984), 1163.
- 5) 池野 進, 浦野寛幸, 上谷保裕, 多々静夫: 軽金属, **38** (1988), 473.
- 6) 金大洲, 中山栄浩, 鷹合徹也, 小野田義富: 軽金属, **48** (1998), 148.
- 7) 桑原利彦, 栗田圭一: 軽金属, **50** (2000), 2.

アルミニウム合金パネルの張り剛性に 及ぼす曲率半径の影響*

宇 都 秀 之** 広 瀬 洋 三***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 61-67

Effect of Curvature Radius on Stiffness of Square Panel Made of Aluminum Alloy Sheet

Hideyuki Uto and Yozo Hirose

The weight saving of automobiles by using aluminum is recently increased concerning the issue of global warming. Aluminum alloy sheets have been already applied for automobile body panels for almost two decades in Japan. The stiffness of panels made of aluminum alloy sheets, however, isn't much investigated. In this paper, the stiffness of aluminum alloy sheet panels is measured by using square panels with curvature on top of them. The yield strength of the same alloy sheets has no effect on the stiffness of the panel. The stiffness varies according to the curvature radius of the panel. The relationship between curvature radius r , deformed depth δ and load F is approximated by the following expression.

$$F = Cr^m \delta^n \quad (C, m, n : \text{const}, m < 0)$$

Additionally the stiffness of panels made of cold rolled steel sheets is also approximated by the same expression.

1. はじめに

地球温暖化問題への関心の高まりから自動車の軽量化による燃費向上が図られている。自動車部品へのアルミニウム材料の採用は軽量化の有効な手段の一つとして認識されており、パワートレイン、熱交換器、ボディ、シャーシと現在では様々な部品にアルミニウム材料が使われている。このような動きの中で、自動車ボディパネルとして国内でアルミニウム合金板が採用されてから、10数年が経過した。これまでに自動車ボディパネルとしてのアルミニウム板材の特性がかなり把握されてきたにもかかわらず、アルミニウム合金板の張り剛性に関する報告は少ない^{1),2)}。そこで、パネルの面に曲率を持つ角形パネルを用いてアルミニウム合金板の張り剛性を調査した。張り剛性とは、比較的ゆるやかな曲面をもち、板厚

に対して表面積が非常に大きなプレス部品に外部から力が作用したときの部品の剛性である。パネルを手で押したときの抵抗感やベコベコした感じに対応する³⁾。この報告では、張り剛性とパネルの曲率半径の関係について検討し、さらに、冷延鋼板の張り剛性との比較も行った。

2. 試験方法

2.1 供試材

供試材には当社の5000系自動車ボディ用アルミニウム合金板材GC45(Al-4.5%Mg-Cu)-O、板厚：1.0mmを用いた。また、比較のため深絞り用冷延鋼板(SPCD)、板厚：0.8mmを用いて同様の試験を行った。供試材の機械的性質をTable 1に示す。

この試験では、さらに、GC45-Oについて同様の引張強度で耐力の異なる板材を用いて、張り剛性に及ぼす耐力の影響についても調査した。耐力の影響を調査した際の供試材の機械的性質をTable 2に示す。

* 軽金属学会第105回秋期大会(平成15年11月)にて一部発表

** 研究開発センター 第一部

*** 住友金属工業株式会社 総合技術研究所利用技術開発部

2.2 試験金型およびパネルの成形条件

パネルの成形に用いた金型の概略を Fig. 1 に示す。
□400 の角形でパンチ面が円弧(1 方向の曲率)になっている。パンチ面の曲率半径は 400, 800, 1150, 1500, 1800 の 5 種類とした。

□700 の供試材に防錆潤滑油を塗布し, しわ押え力 198kN でパネルを成形した。パネルを成形する際, 金型の曲率の方向と板の圧延方向が一致するようにした。

2.3 曲率半径の測定

成形されたパネル面の曲率半径はスプリングバックを生じているため金型の曲率半径と異なっていた。そこで, 実際のパネルについて面の形状を測定し, その測定結果から曲率半径を求めた。Fig. 2 にパネル面の曲率半径を計算した際の計算の概略を示す。中央部分の高さを h_0 ,

中央から距離 x の位置の高さを h とする。曲率半径が r のとき, パネル上の各測定点は半径 r の弧の上にあることから,

$$x^2 + (h - h_0 + r)^2 = r^2 \quad (1)$$

より

$$h = \sqrt{r^2 - x^2} + h_0 - r \quad (2)$$

−180 ≤ x ≤ 180 の範囲で h を測定し, 曲率半径 r を求

Table 1 Mechanical properties of test sheets.

Alloy	Thickness mm	Direction	Mechanical properties		
			$\sigma_{0.2}$ N/mm ²	σ_B N/mm ²	δ %
GC45-O	1.0	0°	132	277	30
		45°	129	277	33
		90°	130	279	31
SPCD	0.8	0°	168	307	47
		45°	178	315	43
		90°	175	303	45

Table 2 Mechanical properties of test sheets (GC45-O, 1.0mm^T).

No.	Direction	Mechanical properties		
		$\sigma_{0.2}$ N/mm ²	σ_B N/mm ²	δ %
A	0°	110	261	34
	45°	109	259	33
	90°	110	259	32
B	0°	116	262	34
	45°	115	258	32
	90°	115	260	32
C	0°	131	263	32
	45°	131	262	32
	90°	130	261	32

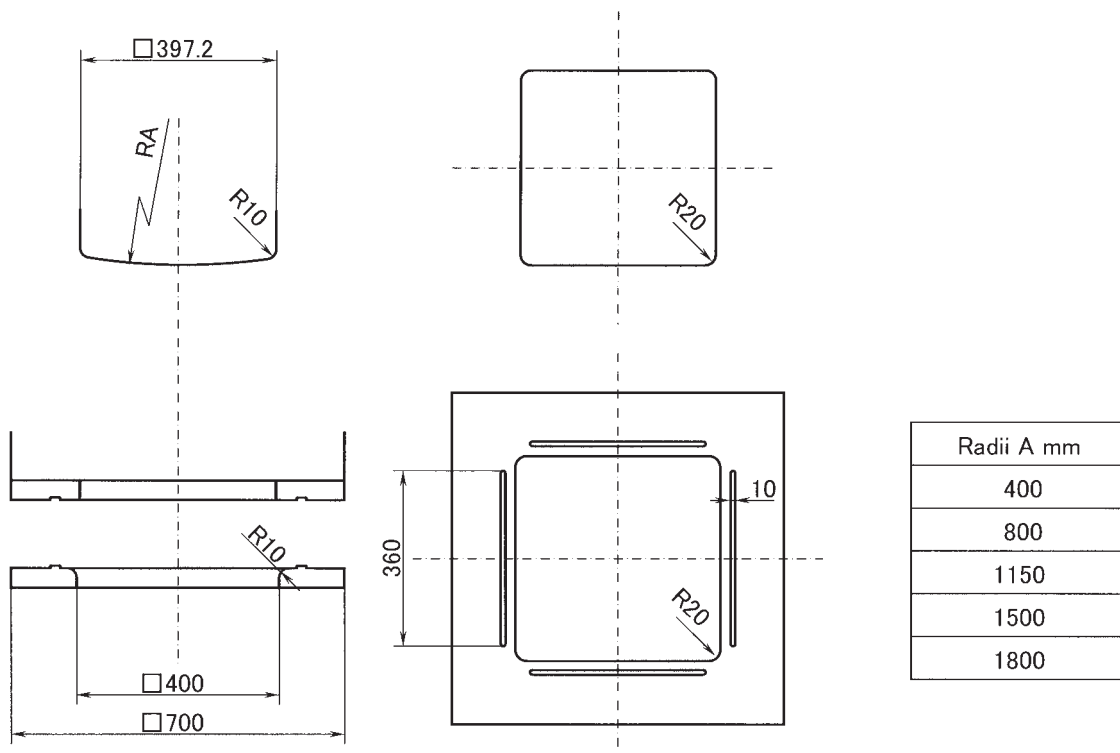


Fig. 1 Schematic illustration of die for square panel.

Table 3 Curvature radii of square panels.

Alloy	Curvature radii mm				
	R400	R800	R1150	R1500	R1800
GC45-O	429	800	1232	2116	2868
SPCD	412	855	1310	1980	2676

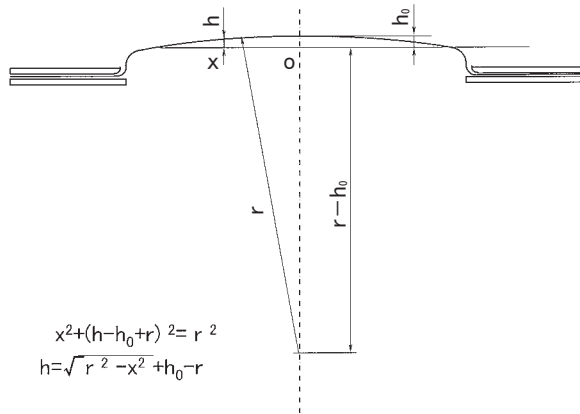


Fig. 2 Calculation of curvature radius.

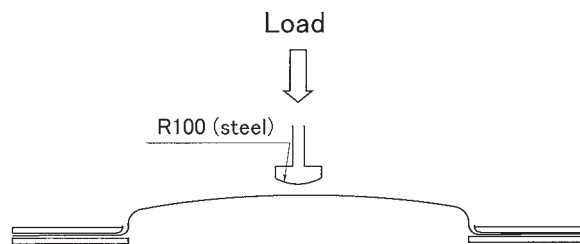


Fig. 3 Schematic illustration of stiffness measurement.

めた。パネル面の曲率半径を Table 3 に示す。

2.4 張り剛性の測定

張り剛性測定の概略を Fig. 3 に示す。角形パネルのフランジ部分を固定し、パネルの中央部に R100 の球面を持つ圧子を用いて荷重を負荷した。負荷荷重 $F(N)$ とたわみ量 δ (mm) の関係から張り剛性を検討した。また、負荷荷重やたわみ量とパネル面の曲率半径との関係について検討した。

なお、張り剛性に及ぼす耐力の影響についてはパンチ面の曲率半径は 800, 1500 の 2 種類で試験を行った。

3. 試験結果および考察

3.1 たわみ量と負荷荷重

GC45-O の張り剛性の測定結果(たわみと負荷荷重の関係)を Fig. 4(a) に示す。いずれの曲率半径でも負荷荷重が増えるとたわみ量も増えるものの、必ずしも負荷荷重に比例してたわみ量が増えるものではなかった。曲率

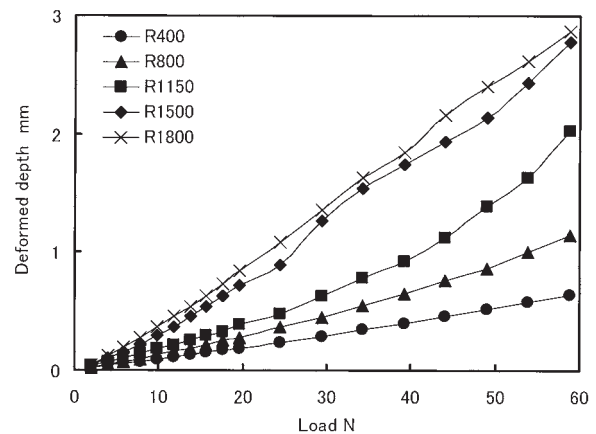
半径によっては、負荷荷重が増えるにしたがってたわみ量の増え方も大きくなるものがあった。Fig. 4(b) に SPCD の張り剛性の測定結果を示す。SPCD の場合にも、GC45-O と同様にたわみ量は負荷荷重に対して必ずしも比例して増えるものではなかった。

3.2 耐力の影響

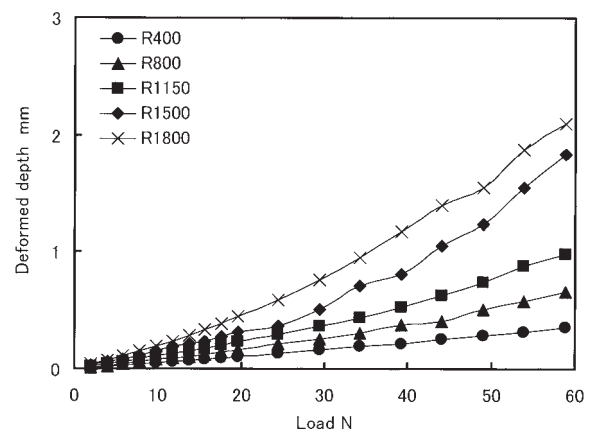
耐力の異なる GC45-O で測定した張り剛性(たわみ量と負荷荷重の関係)を Fig. 5 に示す。(a) はパンチの曲率半径が 800mm の場合、(b) はパンチの曲率半径が 1500mm の場合である。いずれの曲率半径の場合も同じ負荷荷重に対するたわみ量は耐力によらずほぼ同じであった。また、たわみ量と負荷荷重の関係は Fig. 4(a) の曲線と同様であった。よって、材質が同じ場合には、張り剛性は耐力の影響を受けないことを確認した。

3.3 たわみ量と負荷荷重の関係の近似

たわみ量と負荷荷重の関係が必ずしも比例関係にならないことから、Fig. 6 に負荷荷重 $F(N)$ 、たわみ量 δ (mm) 共に対数軸とした結果を示す。Fig. 6 より、パネルの中央に負荷した荷重 F とたわみ量 δ は両対数軸でほぼ直線関係にあることから、



(a) GC45-O 1.0mm^T



(b) SPCD 0.8mm^T

Fig. 4 Relationship between deformed depth and load.

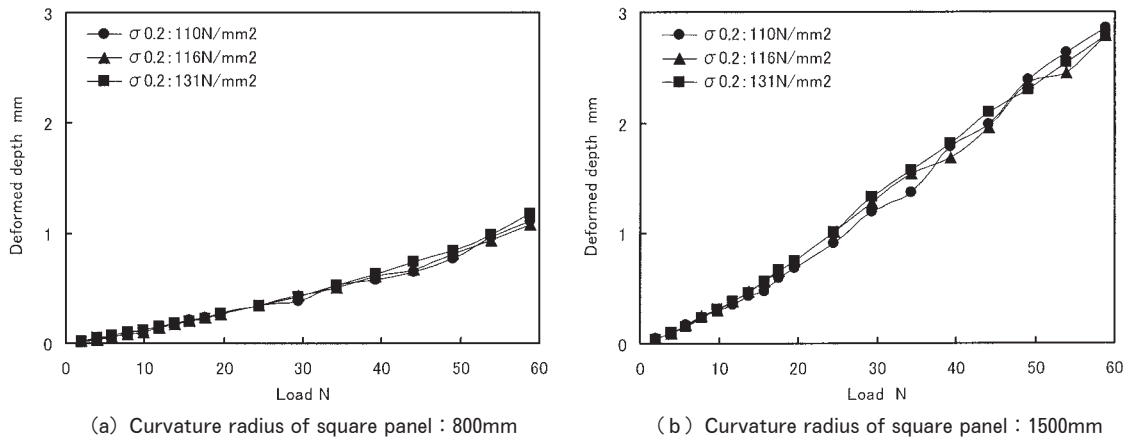


Fig. 5 Effect of yield strength on stiffness (GC45-O 1.0mm^T).

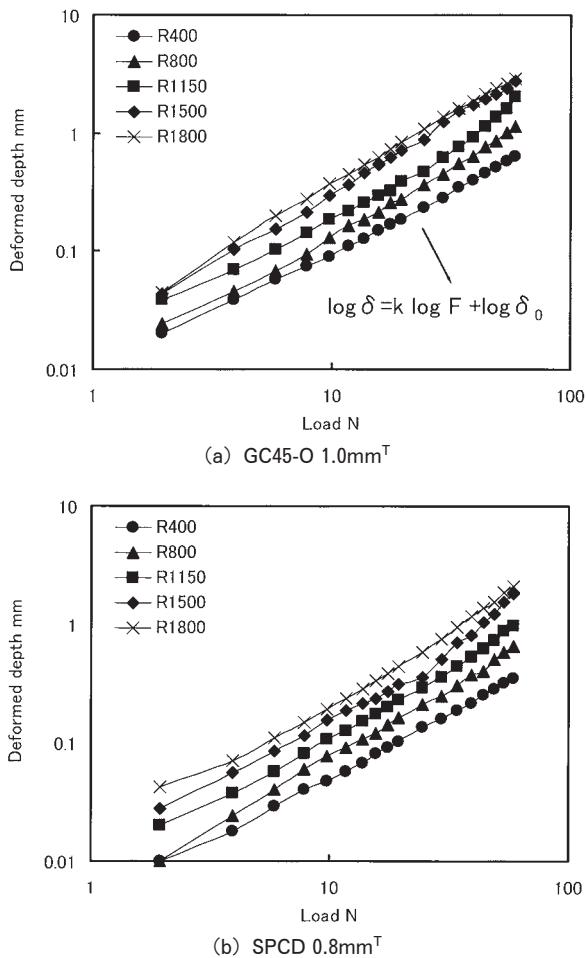


Fig. 6 Relationship between deformed depth and load.

$$\delta = \delta_0 F^k \quad (\delta_0, k: \text{定数}) \quad (3)$$

または,

$$F = F_0 \delta^n \quad (F_0, n: \text{定数}) \quad (4)$$

で近似される。以下、実験によって測定した値を超える範囲についても検討を行う場合には、上記の近似式を用いて求めた値を使うこととする。なお、式③で $F=1$ の時、 $\delta = \delta_0$ より、 δ_0 は負荷荷重 1N の時のたわみ量である。一方、式④で $\delta=1$ の時、 $F=F_0$ より、 F_0 はたわみ量 1mm の時の負荷荷重である。

3.4 張り剛性とパネルの曲率半径

3.4.1 たわみ量とパネルの曲率半径

Fig. 7 に一定の荷重を負荷した際のたわみ量と曲率半径の関係を示す。小さい負荷荷重では、たわみ量は曲率半径が大きくなるにしたがって比較的直線的に増加するものの、大きな負荷荷重では、たわみ量の増え方は直線的ではなかった。負荷荷重が大きい場合には、たわみ量が急激に大きくなる曲率半径が有り、その曲率半径を超えるとたわみ量の増加は再び小さくなった。

たわみ量と曲率半径の関係が必ずしも直線関係にならないことから、Fig. 8 に曲率半径 r (mm)、たわみ量 δ (mm) 共に対数軸とした結果を示す。Fig. 8 より、たわみ量 δ と曲率半径 r は両対数軸ではほぼ直線関係にあることが分かった。

3.4.2 負荷荷重とパネルの曲率半径

Fig. 9 に一定のたわみ量を与える負荷荷重と曲率半径の関係を示す。一定のたわみ量を与える負荷荷重は、求めようとするたわみ量に近い大小 2 つのたわみ量についてこれらを与える負荷荷重を加重平均して求めた。また、曲率半径が小さい場合には、大きなたわみ量を与える負荷荷重は実験で測定した範囲を超えていることから、プロットの一部(破線の部分)には式④を用いて近似した値を使った。曲率半径が大きくなるにしたがって、一定のたわみ量を与える負荷荷重は小さくなった。ただし、曲率半径が大きいほど曲率半径の影響は小さく、曲率半径が大きくなってても一定のたわみ量を与える負荷荷重の変化は小さかった。

一定のたわみ量を与える負荷荷重と曲率半径の関係は右下がりの曲線で、しかも曲率半径が大きくなるほど負

荷重の変化が小さいことから、Fig. 10 に曲率半径 r (mm), 負荷荷重 F (N) 共に対数軸とした結果を示す。Fig. 10 より負荷荷重 F と曲率半径 r は両対数軸で右下がりの直線関係にあることが分かった。

ここで負荷荷重 F を式④の F_0 (たわみ量 1mm の時の負荷荷重) で代表させて、負荷荷重と曲率半径の関係についてさらに検討する。 F_0 とパネルの曲率半径の関係を Fig. 11 に示す。パネル面の曲率半径を r mm とすると、 F_0 とパネルの曲率半径 r は Fig. 10 と同様に両対数軸で直線関係にあることから、

$$F_0 = Cr^m \quad (C, m : \text{定数}, m < 0) \quad \text{⑤}$$

で近似される。GC45-O と SPCD の C と m を Table 4 に示す。 C, m 共に供試材によって異なる値であった。

式④の n とパネルの曲率半径の関係を Fig. 12 に示す。 n は材料によらず、曲率半径によって決まる量であった。

さらに、式⑤を式④に代入すると、

$$F = Cr^m \delta^n \quad (C, m, n : \text{定数}, m < 0) \quad \text{⑥}$$

となる。式⑥は GC45-O, すなわちアルミニウム合金板にも冷延鋼板にも適用できる負荷荷重と曲率半径およびたわみ量を示す関係式で、 C および m は供試材によって決まる量であり、 n は供試材によらず曲率半径によって決まる量である。

Table 4 C and m of GC45-O and SPCD.

Alloy	C	m
GC45-O	8600	-0.75
SPCD	24600	-0.85

$$F_0 = Cr^m \quad (C, m : \text{const}, m < 0)$$

F_0 : Load of 1mm deformed depth (N)

r : Curvature radius of square panel (mm)

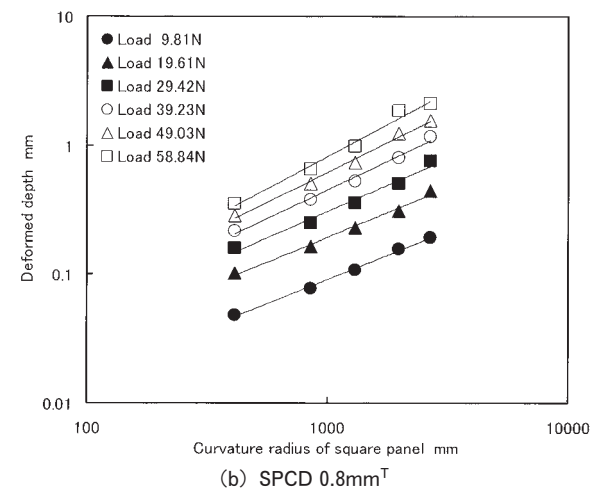
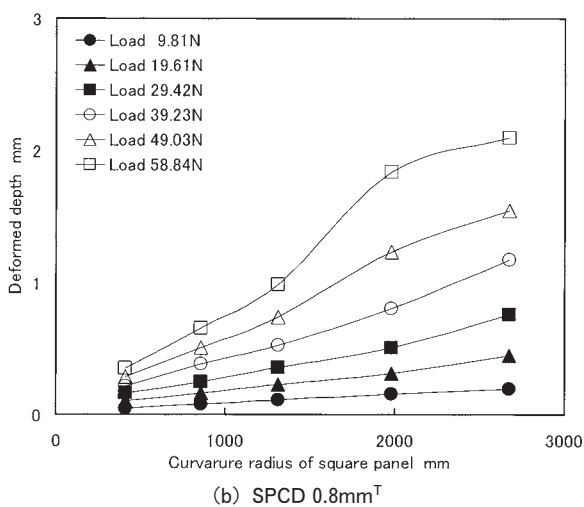
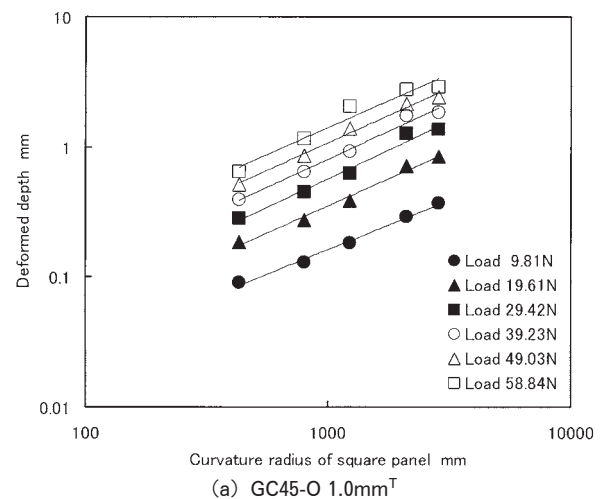
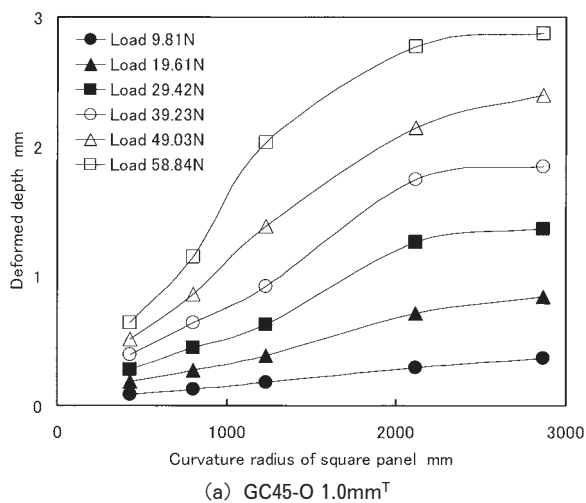


Fig. 7 Relationship between deformed depth and curvature radius.

Fig. 8 Relationship between deformed depth and curvature radius.

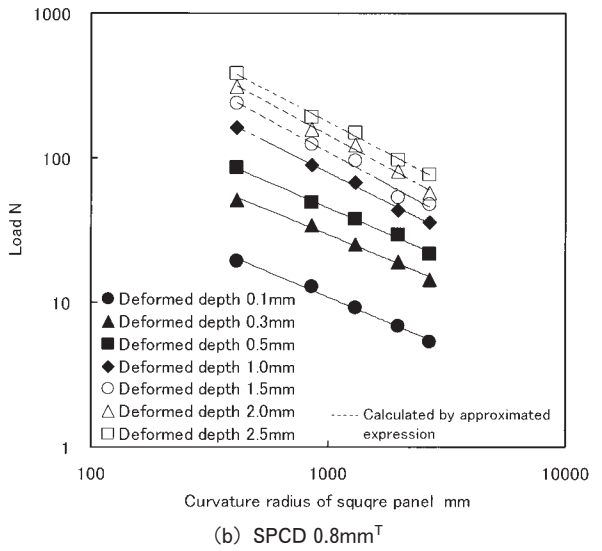
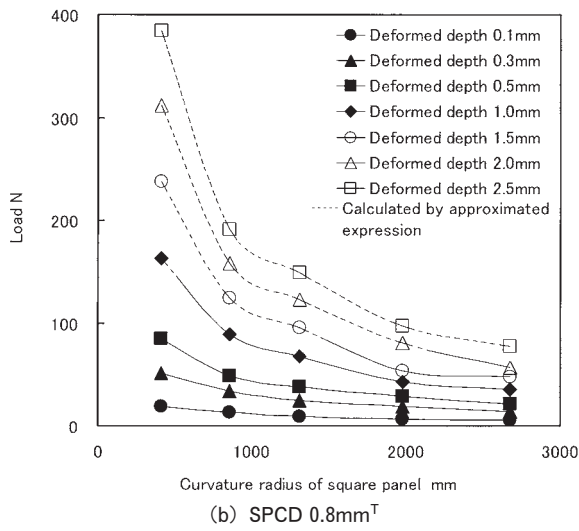
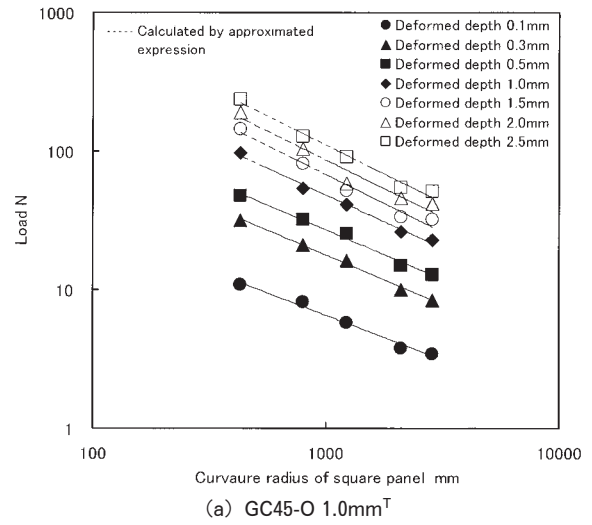
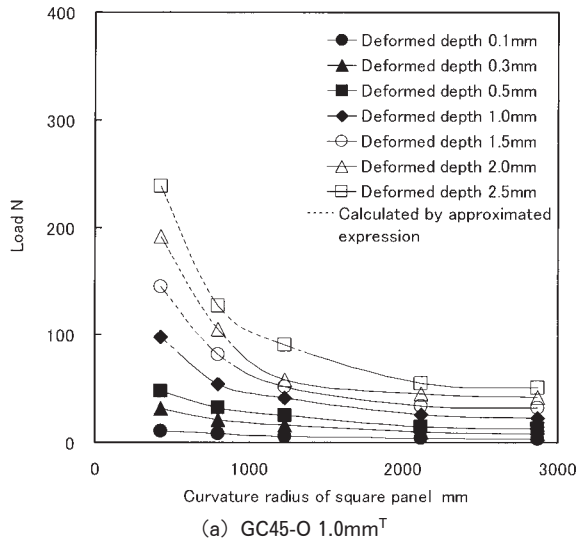


Fig. 9 Relationship between load and curvature radius.

Fig. 10 Relationship between load and curvature radius.

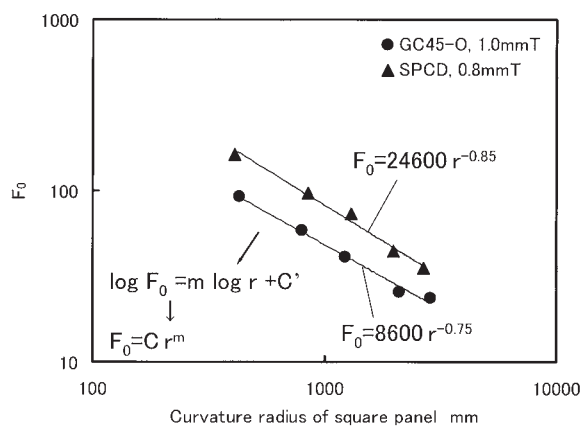


Fig. 11 Relationship between F_0 and Curvature radius.

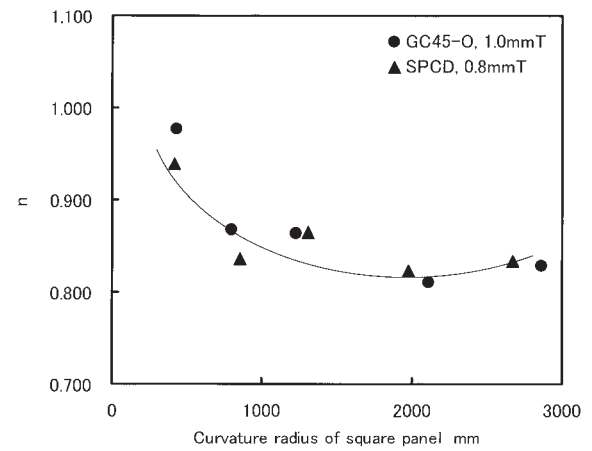


Fig. 12 Relationship between n and curvature radius.

4. 結 言

パネル面に曲率を持つ角形パネルを用いて張り剛性とパネルの曲率半径の関係を調査した結果、以下のことが分かった。

(1) パネル中央部に負荷した荷重が大きいほどたわみ量は大きかった。曲率半径によっては、負荷荷重が増えるにしたがってたわみ量の増え方も大きくなるものがあった。

(2) 張り剛性は供試材の耐力の影響を受けない。

(3) 一定の荷重を負荷した際のたわみ量は曲率半径が大きいほど大きかった。ただし、負荷荷重によりたわみ量が急激に大きくなる曲率半径があった。

(4) 一定のたわみを与える負荷荷重は曲率半径が大きいほど小さかった。ただし、曲率半径が大きくなると、一定のたわみ量を与える負荷荷重の変化は小さくなった。

(5) アルミニウム合金板と冷延鋼板の違いによらず、

負荷荷重 F とたわみ量 δ および曲率半径 r の関係は、

$$F = Cr^m\delta^n \quad (C, m, n: \text{定数}, m < 0)$$

で近似することができる。ここで、 C および m は供試材によって決まり、 n は供試材によらず曲率半径によって決まる量である。

参 考 文 献

- 1) 例えば, M. Miyahara, Y. Yutori, S. Nomura and I. Kokubo : Application of Aluminum Alloy Sheet Autobody parts, 12th Bienn. Cong. Int. Deep Drawing Res. Group, (1982), 388.
- 2) 例えば, D. Daniel, J. L. Hoffmann, G. Plassart and J. Prunier : Proc. of IBEC2002, 2002-01-2012.
- 3) 薄鋼板成形技術研究会編：プレス成形難易ハンドブック，日刊工業新聞社，(1987)，287.

論 文

アルミニウム合金板のプレス成形潤滑性に 及ぼす油性剤の影響*

竹田 委千央** 細見 和弘**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 68-72

Effect of Oiliness Agent on Press Forming Lubricity of Aluminium Sheet

Ichio Takeda and Yasuhiro Hosomi

The important subject of the aluminium body sheet for automobile is an improvement of press forming property. And therefore high performance lubricating oil is required to get the high quality shape by using the aluminium body sheet. The press forming lubricating oil needs not only higher lubricity, but also rust preventability and removability in washing process after automobile press. There is a relationship that the removability become worth if the boundary lubricity of the oiliness agent is better, because it is an adhesion mechanism of oiliness agent. To get the high quality shape of the aluminium body sheet from now on, we have to take the total manufacturing process into consideration in the design of the lubricating oil component.

1. はじめに

わが国の自動車は、ユーザーニーズの多様化や差別化志向に対応して車両や装備の高性能化、高品質化が進展しており、それに伴い車体重量が増加する傾向にある。一方、自動車を取り巻く社会環境においては資源の有効利用や地球環境保護、燃料節減につながる軽量化のニーズが高まっており、これに対応する材料としてアルミニウム合金の採用が進められている。

アルミニウム合金板が自動車用ボディに広く用いられるためには、鋼板と同様にプレス成形性、防錆性、被洗浄性、スポット溶接性、接着性などの性能が必要とされる。一般にアルミニウム合金板は、プレス成形性の面で冷延鋼板に比べて劣っているのが実情であり、材料面からプレス成形性の向上が検討されているが、アルミニウム合金板のプレス成形性を冷延鋼板と同程度に到達させることは、大きな課題となっている。

2. プレス成形における潤滑油の役割

従来からアルミニウム合金板には、防錆及び擦り傷防止のため、潤滑油があらかじめ塗油されている。この潤滑油には、鉱油に防錆剤及び油性剤を添加した低粘度油が用いられてきた。しかしながら近年では、Fig. 1に示すように、潤滑性、防錆性、被洗浄性等の特性を維持し、成形性を向上させるさらなる高潤滑性油が要求されている。

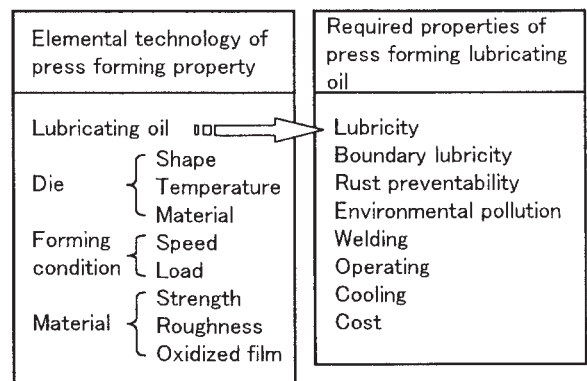


Fig. 1 Required properties of press forming lubricating oil on aluminium body sheet.

* トライボロジー会議 2002 秋 (平成 14 年 11 月) にて一部発表

** 研究開発センター 第三部

ここでは、アルミニウム合金板のプレス成形性を向上させる潤滑油を開発するにあたり、一般的な油性剤である有機酸、高級アルコールを用い、成形性、潤滑性、防錆性、被洗浄性に及ぼす影響について調査し、その作用機構について考察した。

3. 実験方法

3.1 供試材

供試材には、5000系アルミニウム合金 (Al-4.5mass%Mg-0.3mass%Cu) を使用した。板厚 1.0mm, 調質 O, 耐力 140MPa, 引張強さ 280MPa, 表面程度はダル仕上げ (表面粗さ Ra 0.3 μ m Rmax 2.0 μ m) とし、板の前処理として、あらかじめ酸洗浄を施したものを試験に使用した。

3.2 供試油

供試油には、油性剤として脂肪酸 (炭素数 8~18)、不飽和脂肪酸 (炭素数 18)、ソルビタン脂肪酸 (炭素数 18~24)、ソルビタン不飽和脂肪酸 (炭素数 24) 及び高級アルコール (炭素数 12~18) をそれぞれ 5mass% になるように、鉱油 (4.0mm²/s@40 $^{\circ}$ C) に添加した潤滑油を試験に供した。供試油性剤の一覧を Table 1 に示す。板面への塗油量は、600mg/m² とした。

3.3 成形性評価方法

成形性は、エリクセン試験機により深絞り性を評価した。試験条件を Fig. 2 に示す。 ϕ 112.5mm の円板状試験片を作製し、試験工具は平頭パンチ及びしわ押さえにビード無し金具を用い、深絞りによる最大成形高さを評価した。

3.4 潤滑性評価方法

潤滑性は、バウデン-レーベン試験により摩擦係数を評価した。試験条件は、荷重 1kgf, 接触鋼球 SUJ-2, 摺動速度 4.0mm/s, 摺動距離 10mm とし、板面温度 50 $^{\circ}$ C にて測定した。

3.5 防錆性評価方法

防錆性は、アルミ板材が塗油後、プレスに供されるまでの搬送状態、並びに保管状態を想定し、板重ね試験により評価した。供試油を供試材板面に 600mg/m² 塗油した後、100mg/l の食塩水を板面に滴下し板を重ね合わせ、40 $^{\circ}$ C, 50RH% の状態で 7 日間保持した。評価は、経時後の板面腐食物の生成有無を目視にて判定した。判定例を Fig. 3 に示す。

Table 1 Summary of oiliness agent.

Oiliness agent	Carbon number
Fatty acid	8~18
Unsaturated fatty acid	18
Sorbitan fatty acid	18~24
Unsaturated sorbitan fatty acid	24
Higher alcohol	12~18

3.6 被洗浄性評価方法

被洗浄性は、プレス後の塗装下地として化成処理されるリン酸亜鉛処理性に大きく関わる重要な性能のひとつである。この特性が不十分でリン酸亜鉛処理不良が発生した場合、その後の塗膜密着性、塗装耐食性を著しく悪化させる可能性がある。試験は、弱アルカリ性の脱脂液に 30 秒間浸漬後、水洗した際の板面水濡れ面積を目視判定した。その作業を繰り返し、100% 水濡れした時間を脱脂完了時間として評価した。

3.7 油性剤の吸着性評価方法

油性剤の作用を実証するため、その吸着性について実験を行った。ここで吸着油について、下記の如く作業を行って検出された炭素化合物を吸着油と定義する。

- (1) アルミ板面へ塗油後、24 時間保持する
- (2) ヘキサンで洗浄後、板面を酸で僅かに溶解する
- (3) 溶解液から抽出された炭化物を吸着油と定義する炭化物は、ガスクロマトグラム分析法にて定量した。

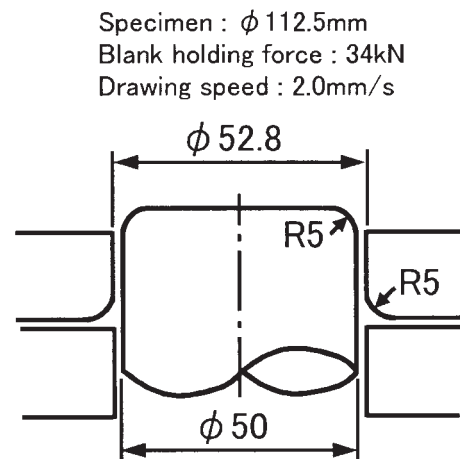


Fig. 2 Condition of deep drawing type friction tester.

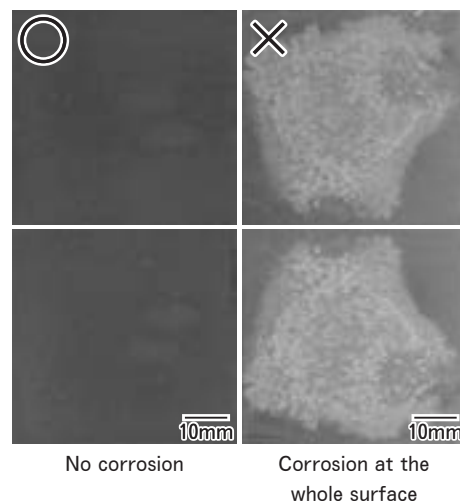


Fig. 3 Appearance of panels after corrosion resistance test.

4. 結果および考察

4.1 成形性

油性剤の炭素数と成形性の関係について Fig. 4 に示す。油性剤の添加により、成形性の向上が認められた。脂肪酸、ソルビタン脂肪酸及び高級アルコールにおいては、炭素数の増加とともに、成形性が向上した。炭素数が同数の場合、高級アルコール>脂肪酸>不飽和脂肪酸≒ソルビタン脂肪酸の順で成形性に優れた。炭素数が同数の場合、直鎖飽和構造の分子構造の方が、不飽和構造よりも成形性に優れており、アルミ用冷間圧延油の検討で得られた油性剤の境界潤滑性能に関する知見¹⁾²⁾と一致した。

4.2 潤滑性

油性剤の炭素数と摩擦係数の関係について Fig. 5 に示す。油性剤の添加により摩擦係数が低下し、潤滑性の向上が認められた。各供試油性剤の潤滑性に対する傾向は、前述の成形性の傾向とほぼ一致した。

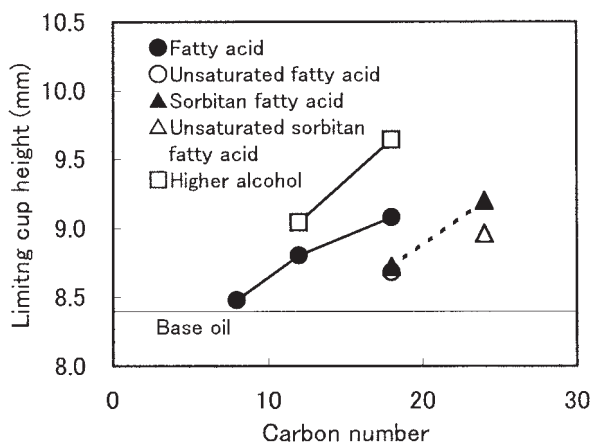


Fig. 4 Effect of carbon number of oiliness agent on formability of aluminium sheet.

4.3 防錆性

防錆性試験結果について Table 2 に示す。脂肪酸、不飽和脂肪酸、ソルビタン脂肪酸及びソルビタン不飽和脂肪酸の添加により、鋳油の防錆性が向上した。脂肪酸及びソルビタン脂肪酸の防錆性は、ともに炭素数が多いほど良好であった。不飽和脂肪酸は防錆性が劣り、これらは前述の成形性の結果と同様の傾向であった。また高級アルコールは、鋳油に添加しても防錆性が向上しなかった。

4.4 被洗浄性

被洗浄性と成形性の関係について Fig. 6 に示す。ここでは、左上にプロットされるものほど成形性、被洗浄性が良好であることを示す。Fig. 6 より、高級アルコールは成形性及び被洗浄性が良好であった。高級アルコールを除く油性剤において、成形性の良好な油性剤は被洗浄性が悪くなる場合があった。

ここで、各油性剤の特性についてまとめたものを Table 3 に示す。脂肪酸、不飽和脂肪酸、ソルビタン脂

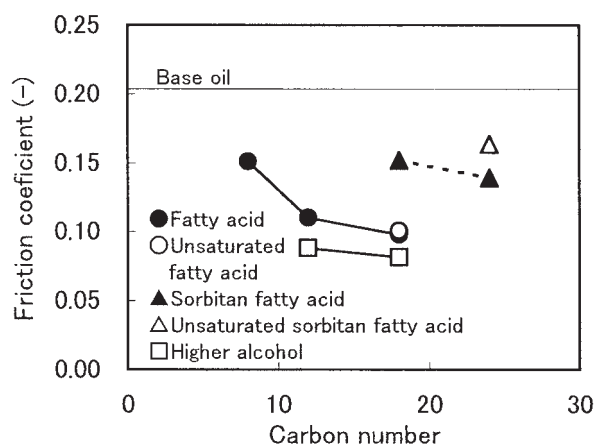


Fig. 5 Effect of carbon number of oiliness agent on friction coefficient of aluminium sheet.

Table 2 Results of the corrosion resistance test.

Oiliness agent	Carbon number	3days	7days	Judgment
(Base oil)		×	×	×
Fatty acid	8	○	×	×
	12	○	○	○
	18	○	○	○
Unsaturated fatty acid	18	△	△	△
Sorbitan fatty acid	18	○	○	○
	24	○	○	○
Unsaturated sorbitan fatty acid	24	○	○	○
Higher alcohol	12	×	×	×
	18	×	×	×

○No corrosion △Corrosion at a part ×Corrosion at the whole surface

脂肪酸及びソルビタン不飽和脂肪酸は、炭素数の増加により成形性及び防錆性が向上するが、反面、被洗浄性が低下してくる。また高級アルコールは、炭素数の増加と共に成形性が向上する点は他の油性剤と同じであるが、被洗浄性は良好な状態を維持し、一方で防錆性はほとんど向上しない。これは、高級アルコールの官能基が強力な吸着性を有しているが、他の油性剤に比べ水との親和性が強いと考えられる。

4.5 吸着性

吸着油の種類及び炭素数における吸着量の関係について、Fig. 7 に示す。Fig. 7 より、ヘキササンで洗浄したにも関わらず、アルミ板表面から油性剤が検出され、また同じ炭素数では不飽和脂肪酸よりも飽和脂肪酸の方が、吸着量が多かった。このことから脂肪酸類において、成形性、防錆性の向上に相反し被洗浄性が悪くなる理由として、Fig. 8 に示すように、油性剤のアルミ板面への化学吸着あるいは物理吸着に起因するものと考えた。

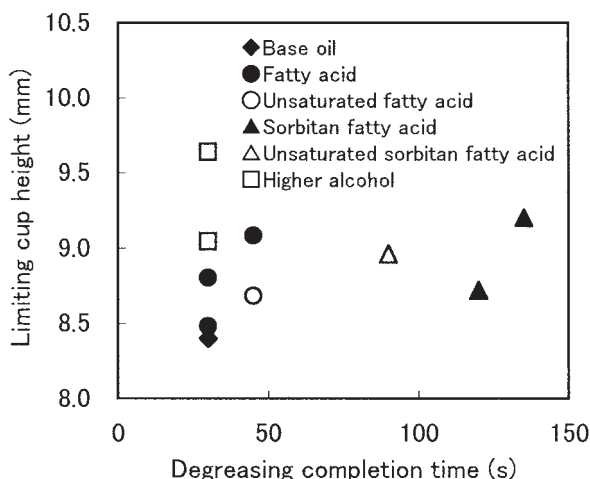


Fig. 6 Relation between degreasing property and press forming property on oiliness agent.

4.6 被洗浄性の適正化による成形性の向上

油性剤の種類における洗浄液の pH と脱脂完了時間の関係について、Fig. 9 に示す。

Fig. 9 より、油性剤の種類により、脱脂完了時間が脱脂液の pH に大きく依存していることが判る。これは、高成形性、防錆性を有しており、被洗浄性に劣る油性剤であっても、脱脂条件の適正化により、さらなる高成形性、防錆性を有する潤滑油の設計が可能となることを示唆している。今後は、要求性能、環境への配慮、コストなど製造プロセス全体を考慮した、潤滑油のトータル設計が必要であり、また重要である。

5. ま と め

自動車用アルミニウム合金板材に対するプレス成形性を向上させる潤滑油を検討するため、基油中に油性剤を添加し、各種の試験評価を行い、以下の知見を得た。

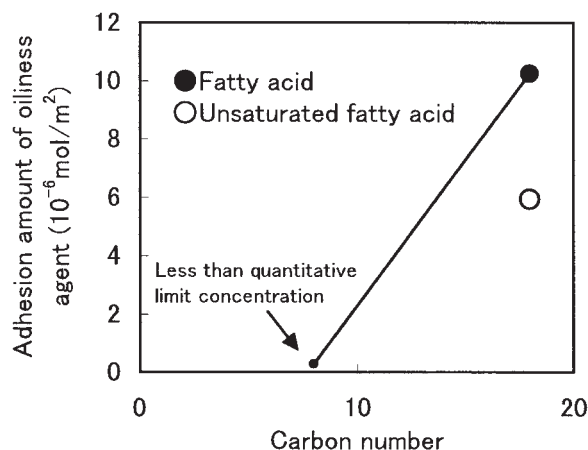


Fig. 7 Effect of oiliness agent on adhesion amount.

Table 3 Summary of evaluation results.

Oiliness agent	Carbon number	Press forming lubricity	Rust preventability	Removability
Base oil		×	×	○
	8	×	×	○
Fatty acid	12	△	○	○
	18	○	○	△
Unsaturated fatty acid	18	△	△	△
Sorbitan fatty acid	18	△	○	×
	24	○	○	×
Unsaturated sorbitan fatty acid	24	△	○	×
Higher alcohol	12	○	×	○
	18	◎	×	○

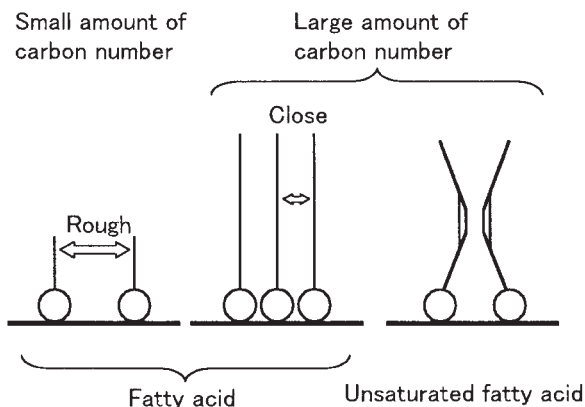


Fig. 8 Adhesive orientation of oiliness agent³⁾.

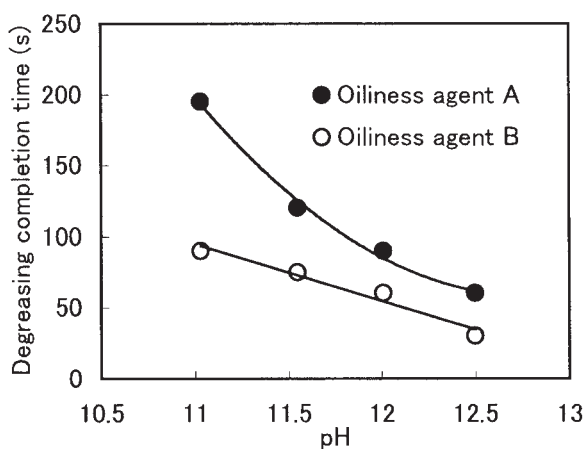


Fig. 9 Effect of pH on degreasing property of oiliness agent.

(1) 油性剤の添加により、成形性が向上した。脂肪酸、ソルビタン脂肪酸及び高級アルコールの成形性は、炭素数の増加とともに向上する傾向が認められた。

(2) 脂肪酸及びソルビタン脂肪酸については、成形性および防錆性を向上させる油性剤は、被洗浄性を悪化させる場合があった。その現象は、油性剤の化学吸着あるいは物理吸着に起因すると考えた。

(3) 高級アルコールの添加においては、良好な被洗浄性を維持しつつ成形性を向上させるが、防錆性は向上しなかった。これは官能基の特性に起因していることが考えられた。

(4) 洗浄条件の適正化により、強固な吸着力を有する油性剤の選択及び適用が可能となり、成形性、防錆性、被洗浄性に優れた潤滑油を開発することができる。製造プロセス全体を考慮した潤滑油の設計が重要である。

参考文献

- 1) 細見和弘, 間瀬俊朗: 日本トライボロジー会議予稿集, (1996), 408.
- 2) 細見和弘, 間瀬俊朗: 日本トライボロジー会議予稿集, (1997), 423.
- 3) 広中清一郎: 塑性と加工, 36 (1995), 579.

結晶性酸化物と陽極酸化皮膜の形成挙動*

大澤 伸夫** 日比野 淳**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 73-78

Effects of Crystalline Oxide on Anodic Film Formation

Nobuo Osawa and Atsushi Hibino

The behavior of magnesium in the anodic films formed on the surfaces of aluminum foils containing 1~78wt-ppm magnesium was studied based on TEM observations and EDX analyses. Specimens were annealed at 575°C for 5h in an Ar gas atmosphere (O_2 concentration <10ppm). Particles with $MgAl_2O_4$ spinel particles of 0.1 to 0.2 μm were distributed over the surfaces of the specimens. The ratio of the thickness of crystalline oxide layer in the anodic film layers formed up to 600V was increased with increasing magnesium content. The crystalline oxide γ' - Al_2O_3 with round shapes were formed around $MgAl_2O_4$ particles and grew over the surface with an increasing forming voltage up to 60V. Magnesium disappeared in γ' - Al_2O_3 above 100V, and cracks were observed in the crystalline oxide particles in the anodic films formed at 150V. The crystalline oxide developed at 300V was directly separated by a crack. It appears that the formations of the voids and cracks are associated with the greater migration rate of Mg^{2+} than that of Al^{3+} under the high electric field.

1. 緒 言

エッチング処理を施した電解コンデンサ用アルミニウム箔を中性の腐食し難い水溶液中で陽極酸化することを化成処理ともいう。この処理によって、エッチピットの表面にはバリアー型陽極酸化皮膜が形成される。電解浴にはホウ酸塩、アジピン酸塩、リン酸塩、クエン酸塩、酒石酸塩、シュウ酸塩等の水溶液が一般的に用いられ、陽極酸化時の皮膜の溶解が非常に少ないため、酸性浴中での陽極酸化、いわゆるアルマイトとは異なり、酸化皮膜には多孔質層（ポラス層）がない。電解浴中で形成されるバリアー型酸化皮膜の印加電圧 1V 当たりのおおよその皮膜厚さと密度は、それぞれ無定形酸化皮膜で 1.4nm, 3.1g/cm³, 結晶性酸化皮膜で 1.0nm, 3.8g/cm³ であり、緻密な酸化皮膜が形成される¹⁾。

結晶性酸化皮膜を形成させるには、予めアルミニウムを沸騰蒸留水に浸漬して水和酸化皮膜を形成させてから陽極酸化する方法や 450°C 以上で熱処理し、微細な

γ - Al_2O_3 の結晶を存在させてから陽極酸化する方法^{2),3)}がある。

熱酸化皮膜の結晶化の促進には、Mg の存在が関与することが示唆されている⁴⁾。このことに関して、アルミニウムを 575°C でアルゴンガス雰囲気で焼鈍した場合、Mg 含有量が 1ppm を越えると酸化皮膜中にスピネル $MgAl_2O_4$ の結晶粒子が形成し、粒子の数とサイズはこの Mg 含有量の増加につれ増大することが知られている⁵⁾。

本報では、 $MgAl_2O_4$ が存在するアルミニウム箔を陽極酸化し、皮膜形成における Mg の挙動を主に TEM 観察により調べた。併せて、大気中の熱処理によりトンネルピットに形成される結晶性酸化物の発生形態を調べた。

2. 実験方法

2.1 試料

試料には、Si8ppm, Fe10ppm の三層電解法による 99.99% アルミニウムをベースとした Mg 含有量 1~78ppm のアルミニウム箔（厚み 104 μm , サイズ 20mm

* 表面技術, 51 (2000), 710 および(社)電子情報技術産業協会 電解蓄電器評論誌 (平成 16 年 9 月) に一部掲載

** 研究開発センター 第四部, 工学博士

×100mm) を用いた。これを -8°C の過塩素酸 90%/エチルアルコール 10%浴中で 10V, 10min 電解研磨し, エチルアルコールによる洗浄後, アルゴンガス(酸素濃度 $<10\text{ppm}$)雰囲気中, 575°C で 5h 焼鈍してから陽極酸化を行った。この方法により, 陽極酸化前のアルミニウム箔の表面にスピネル MgAl_2O_4 の結晶粒子を多数分布させることができる⁵⁾。

トンネルピットに形成する結晶性酸化物の観察には, 70°C , 塩酸 $1.5\text{mol}/\text{dm}^3$ 中, $0.2\text{A}/\text{cm}^2 \times 80\text{s}$ 直流エッチングした箔 (Mg 含有量 44ppm) を $500^{\circ}\text{C} \times 15\text{min}$, 1h, 5h の各時間大気中で熱処理したものを用いた。

2.2 陽極酸化条件

陽極酸化は液温 90°C , 1dm^3 の純水にホウ酸 100g を溶解させた溶液中で, 定電流 $50\text{mA}/\text{cm}^2$ (投影面積) にて所定の電圧まで昇圧後, 保持した。

2.2.1 陽極酸化皮膜の特性に及ぼす Mg 含有量の影響

試料には Mg 含有量 1, 23, 44, 61, 78ppm のアルミニウム箔を使用し, 定電圧 600V で 20min 保持した。その後, 液温 85°C , 1dm^3 の超純水にホウ酸 70g を溶解した溶液中で, 定電流 $0.4\text{mA}/\text{cm}^2$ (投影) にて電圧上昇曲線を測定した。

2.2.2 陽極酸化皮膜の形成に及ぼす MgAl_2O_4 スピネルの影響

Mg 含有量 78ppm のアルミニウム箔を定電圧 40, 60, 100, 150 および 300V で 2min 保持し, TEM 観察に供した。

2.3 TEM 観察

2.3.1 断面

超マイクロトーム (LKB 製-2088 型, ダイヤモンドナイフ: Du Pont 製) を用いて作製した超薄切片の断面を TEM (日本電子製, JEM-200CX) により観察した。

2.3.2 表面

陽極酸化した試料をヨウ素-メタノール溶液に浸漬させ, 酸化皮膜のみを残し, これを銅メッシュで挟み込むことにより, 皮膜の表面を TEM 観察した。さらに, 抽出カーボンレプリカ法⁶⁾により 85°C , 5%リン酸/2%クロム酸混液中で無定形酸化皮膜の上層部を溶解し, カーボン蒸着後, ヨウ素-メタノール溶液でアルミニウム素地を溶解させた。次いで, 残った無定形酸化皮膜を 20°C , 0.2%フッ酸水溶液中で溶解させ, これを銅メッシュで挟み込み, TEM で観察した。リン酸-クロム酸ならびにフッ酸水溶液による溶解時間は 40V の陽極酸化皮膜でそれぞれ 1min, 12s とし, 陽極酸化電圧に応じた溶解時間を設定した。試料中の Mg の存在は EDX により分析した。

なお, 大気中で熱処理を施したエッチド箔のアルミニウム素地をヨウ素-メタノール溶液で溶解させることにより, トンネルピットに形成する結晶性酸化物を TEM 観察した。

3. 結果および考察

3.1 陽極酸化皮膜の特性に及ぼす Mg 含有量の影響

陽極酸化時の電圧・電流挙動を Fig. 1 に示す。定電圧 600V にて 20min 保持後の残余電流 (LC) は Mg 含有量によらずほぼ同等であった。

次に, 600V まで陽極酸化した箔の電圧上昇特性を Fig. 2 に示す。電圧上昇曲線では, Mg 含有量の増加に伴い, 立ち上がり時間は短くなる傾向が見られた。

600V まで陽極酸化した箔の断面 TEM 像を Fig. 3 に, 皮膜断面構造の模式図を Fig. 4 に示す。酸化皮膜は結晶性酸化皮膜層と無定形酸化皮膜層から成る三層構造⁷⁾であることが確認された。

Mg 含有量と各酸化皮膜層の厚みの関係を Fig. 5 に示す。結晶性酸化皮膜層 (d_2) の厚みは Mg 1ppm の試料が最も小さく, 所々にはボイドが観察され, Mg 含有量の増加により酸化皮膜の結晶化は促進された。一方, 無定形酸化皮膜層の厚みは Mg 1ppm で $d_1 > d_3$ であったのに対し Mg 78ppm では $d_1 < d_3$ と逆転し, 酸化皮膜全体の厚み ($d_1 + d_2 + d_3$) は Mg 含有量の増加とともに減少した。また, 1V 当たりの皮膜厚さは結晶性皮膜が $1.0 \sim 1.1\text{nm}/\text{V}$, 無定形皮膜が $1.4\text{nm}/\text{V}$ であることが確認された¹⁾。

3.2 陽極酸化皮膜の形成に及ぼす MgAl_2O_4 スピネルの影響

40, 150 および 300V の各電圧まで陽極酸化して得られた皮膜の TEM 像を Fig. 6 に示す。40V で生じた陽極酸化皮膜中に大きさ $0.1 \sim 0.2\mu\text{m}$ の粒子が存在し, そ

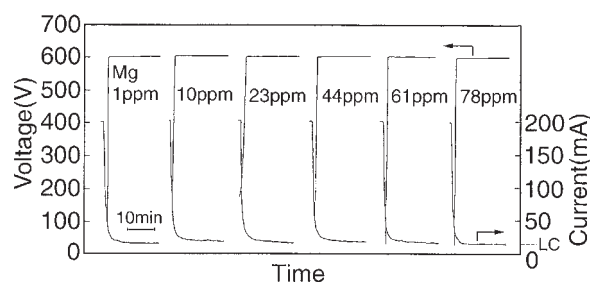


Fig. 1 Changes in voltage and current during anodizing process of constant current region ($50\text{mA}/\text{cm}^2$) and constant voltage region (600V) in boric acid.

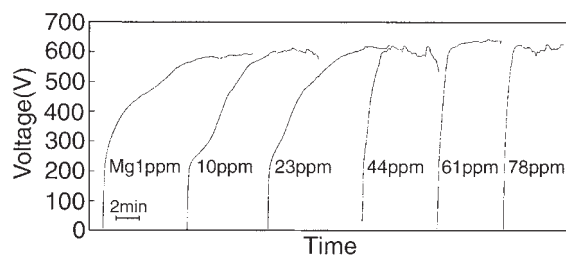


Fig. 2 V-t curves of the anodic films after anodization up to 600V.

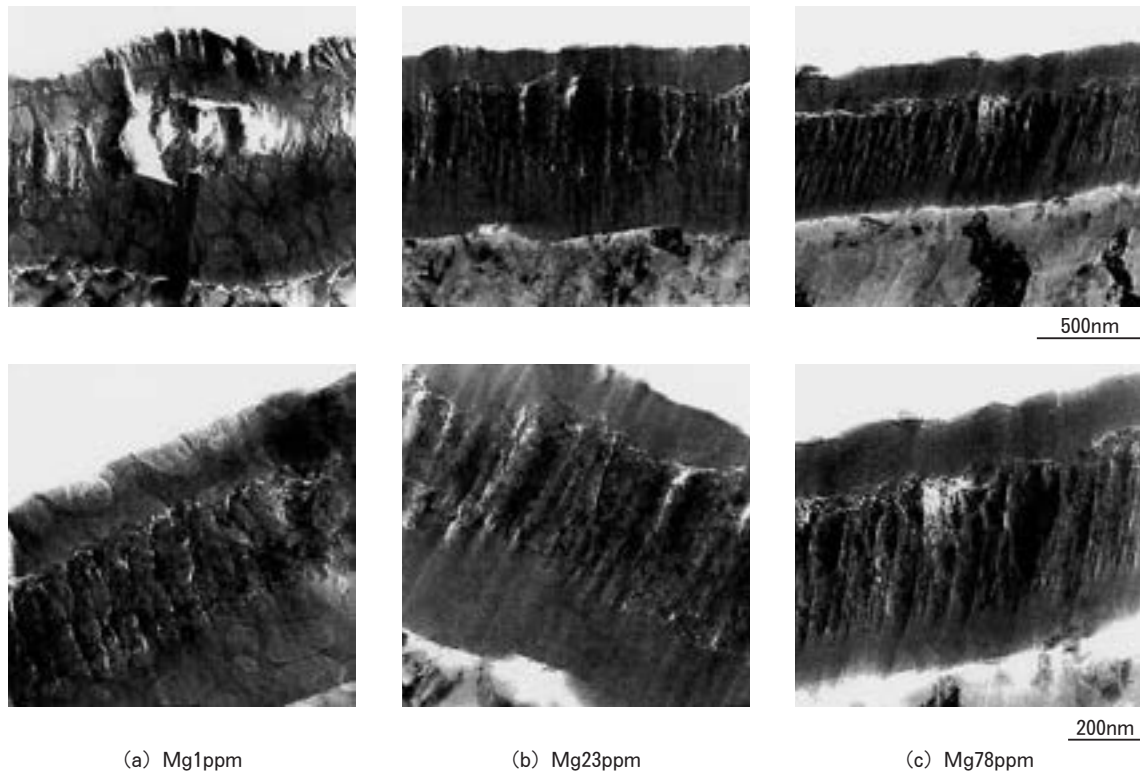


Fig. 3 TEM micrographs of ultramicrotomed cross sections of surfaces on aluminum foils with 1, 23 and 78ppm Mg additions.

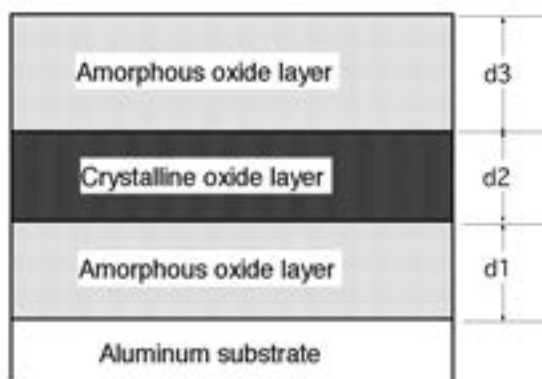


Fig. 4 Schematic illustration for the anodic oxide film layers formed on aluminum foil.

の外周部に明るい円形状の形態が観察された。円形状の形態は電圧の上昇とともに次第に拡大し、300Vの陽極酸化皮膜では円形同士が合体を生じた。

陽極酸化皮膜の内部構造を調べるため、抽出カーボンレプリカ法によるTEM観察とEDX分析を行った。その結果をFig. 7に示す。

40~100Vの陽極酸化皮膜内には、 $MgAl_2O_4$ 粒子を中心とする円形状の物質が観察された。この物質は、リン酸-クロム酸溶液中で難溶性を示したことから、結晶性酸化物 γ - Al_2O_3 であると判断される。

EDX分析の結果、40~60Vの酸化電圧では、結晶性酸化皮膜の中心部(①, ②)にMgが検出されるが、高い電圧で生じた皮膜ほど、検出強度が低下する。60V

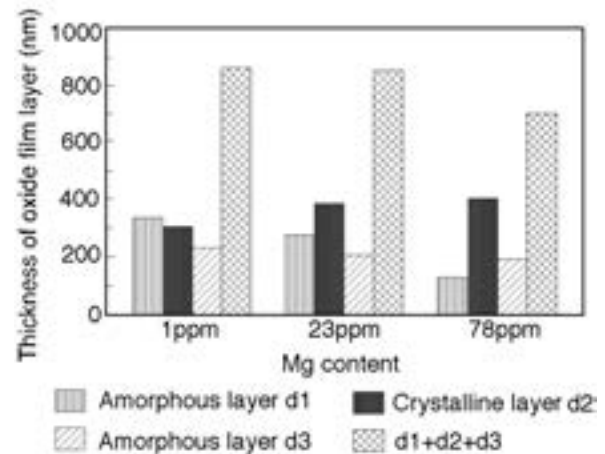


Fig. 5 A result of measurements for the the thickness of anodic oxide film layers d1, d2 and d3 as shown in Fig. 4.

で生じた結晶性酸化皮膜の内部においては、中心部から離れるほどMgの強度が低下し(③), 外周部近傍(④)ではMgが検出されない。100V以上(⑤, ⑥)になると、Mgは中心部からも検出されない。

Mg-OおよびAl-Oの結合エネルギーはそれぞれ166kJ/molおよび280kJ/molであり、 Mg^{2+} イオンの輸率は Al^{3+} イオンの約1.5倍であることが知られている⁹⁾。このため、高い電圧で生じた酸化物皮膜ほどMgの移動が容易になる。 $MgAl_2O_4$ 粒子周辺部の結晶性酸化物におけるMgの分布状態は、 $MgAl_2O_4$ 中のMgが周辺へ Mg^{2+} イオンとして移動したことを示すものである

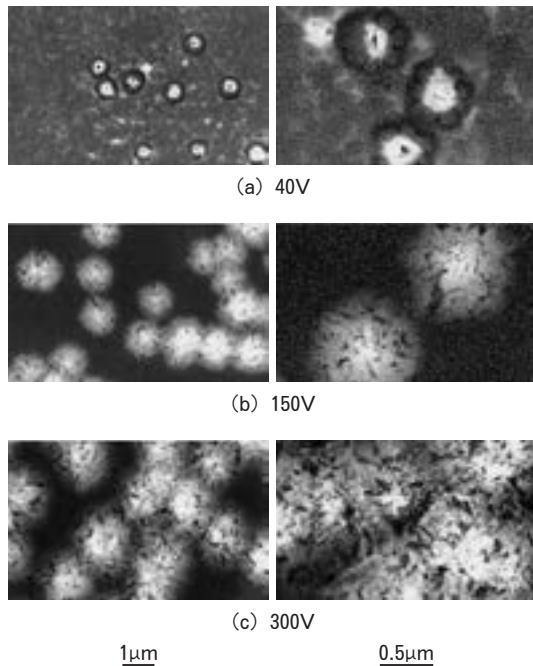


Fig. 6 TEM micrographs of anodic films formed in boric acid solutions at $50\text{mA}/\text{cm}^2$ up to (a) 40V, (b) 150V and (c) 300V for 2min.

$(3\text{MgAl}_2\text{O}_4 + 2\text{Al}^{3+} \rightarrow 4\text{Al}_2\text{O}_3 \text{ (crystalline)} + 3\text{Mg}^{2+})$ 。

円形状の結晶性酸化物の大きさは、Fig. 8 に示すように、60V で $0.5\mu\text{m}$ 前後であった。150V になると、結晶性酸化物の中心部の形状はそれ以下の電圧で得られたものと異なり、約 $0.5\mu\text{m}$ の明るい扁平形 (矢印) を呈する。これは、ボイドの発生に関連するものと考えられる。 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ の上方 (電解液側) では、無定形酸化物から $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ への相転移に伴う体積収縮により、酸素ガスが詰まったボイドが形成されることが知られている⁶⁾。

次に、粒子の中心部から Mg が失われた 100V および粒子の上部が十分に陽極酸化皮膜で覆われた 300V の皮膜について、超薄切片の TEM 観察および EDX 分析を行った。その結果、Fig. 9 に示すように、100V の皮膜断面には、 $0.2\mu\text{m}$ 前後の粒子 (矢印) が存在し、その EDX 分析では、Mg は検出されなかった。粒子周辺部には亀裂 (矢印) が存在した。これは、ボイド (矢印) の発生¹⁰⁾ によるものと思われる。すなわち、100V の印加により MgAl_2O_4 粒子にイオン電導が生じるようになり、輸率の違いから Mg^{2+} イオンが Al^{3+} イオンよりも速く電解液側へ移動することにより、ボイドがえられるものと考えられる。

300V の酸化物皮膜には、さらに大きな亀裂 (矢印) が生じていた。これは、おそらく高電場の下で結晶に電流が集中し、局部的に酸素ガス⁷⁾が発生したことにより、

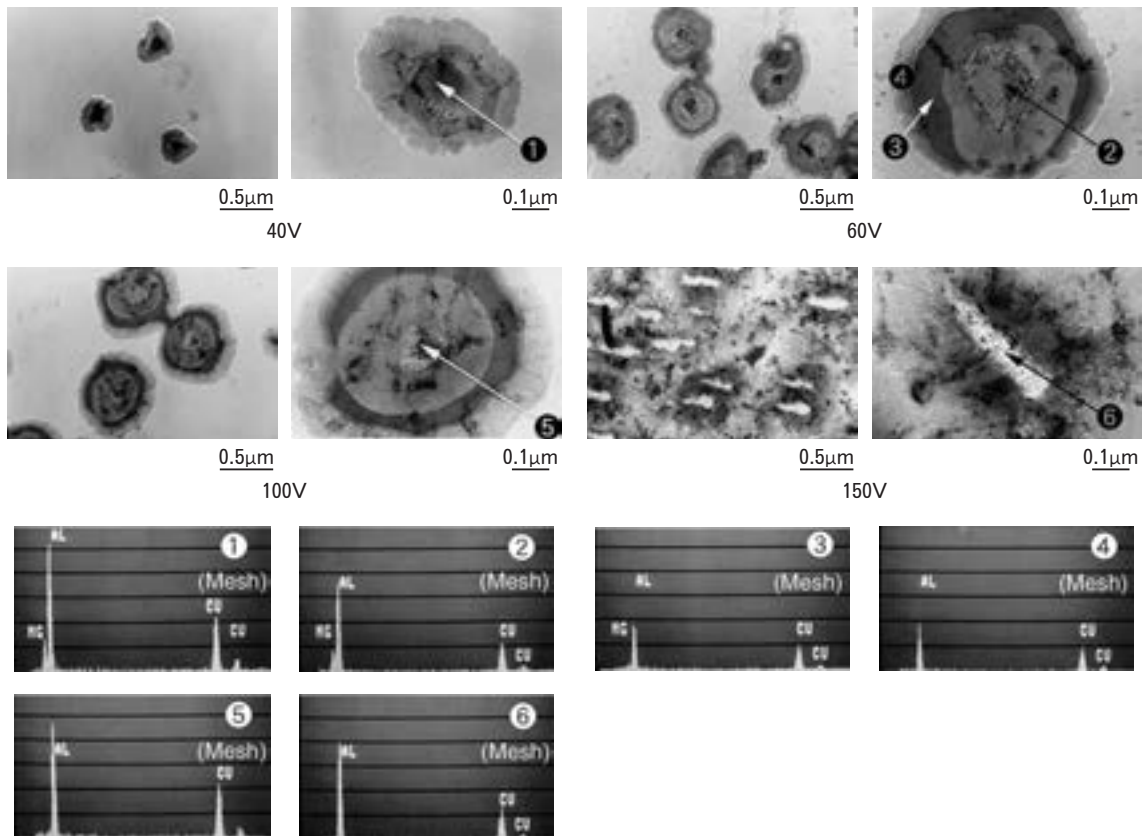
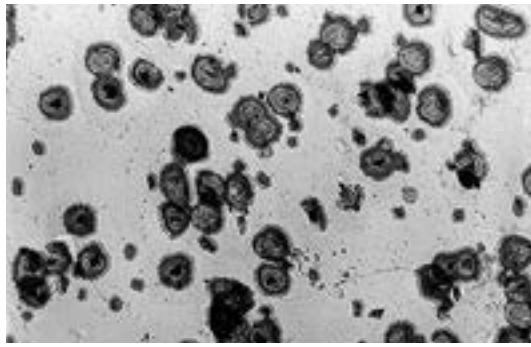
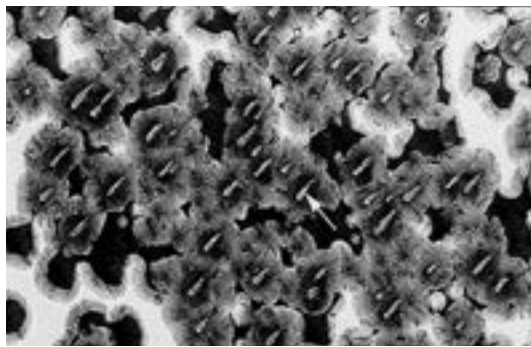


Fig. 7 TEM micrographs of extractive carbon replicas and EDX spectra of crystalline anodic films formed in boric acid solutions at $50\text{mA}/\text{cm}^2$ up to 40V, 60V, 100V and 150V for 2min.



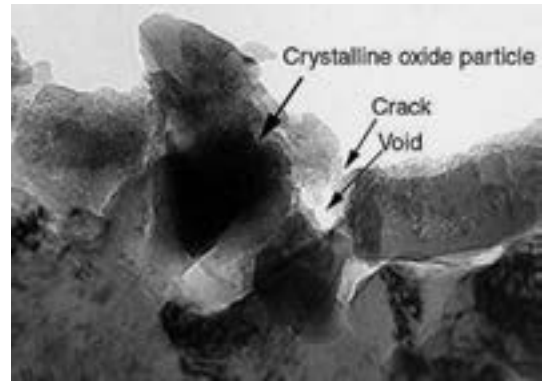
(a) 60V



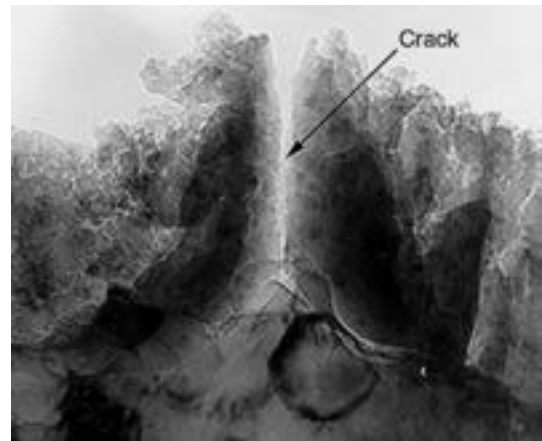
(b) 150V

1 μ m

Fig. 8 TEM micrographs of extractive carbon replicas of crystalline anodic films formed in boric acid solutions at 50mA/cm² up to (a) 60V and (b) 150V for 2min.



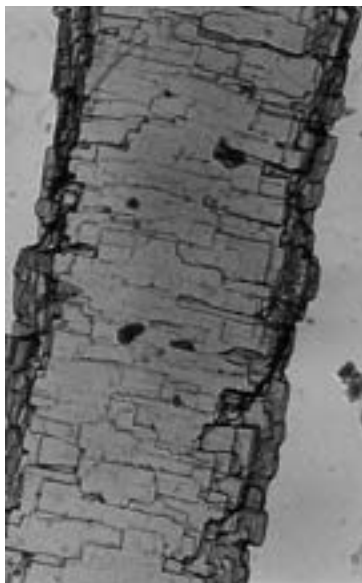
(a) 100V



(b) 300V

0.2 μ m

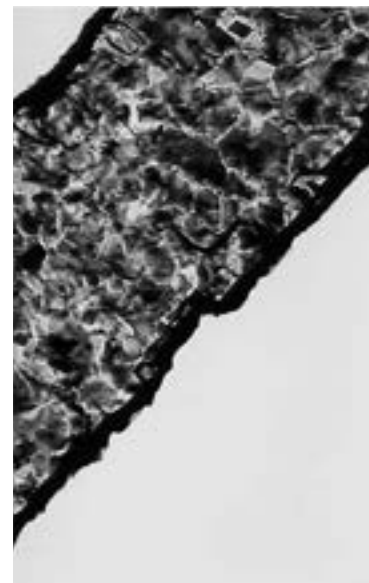
Fig. 9 TEM micrographs of ultramicrotomed cross sections of anodic films formed in boric acid solutions at 50mA/cm² up to (a) 100V and (b) 300V for 2min.



(a) 500°CX15min



(b) 500°CX1h



(c) 500°CX5h

0.5 μ m

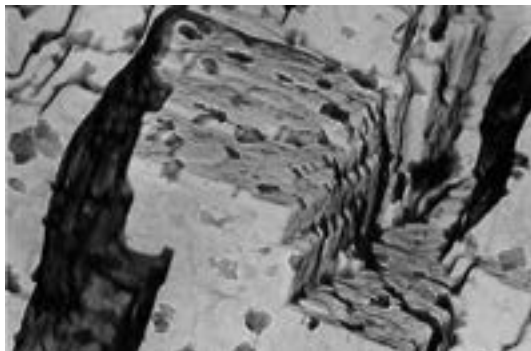
Fig. 10 TEM micrographs of crystalline oxide particles on the surfaces of the tunnel pits grown in air at 500°C for 15min, 1h and 5h.

結晶性酸化物が分断されたものと考えられる。

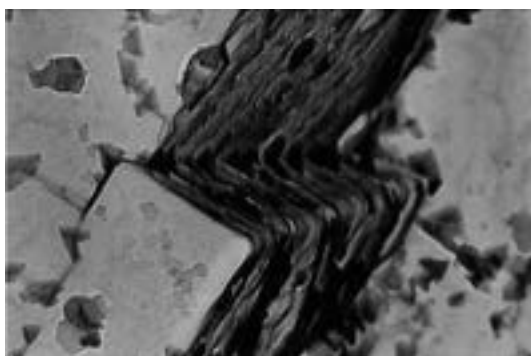
3.3 大気中の熱処理によりトンネルピットに形成する結晶性酸化物の観察

大気中での熱処理 (500°C×15min, 1h, 5h) によりトンネルピットに形成された結晶性酸化物の TEM 像を Fig. 10 に示す。大気中の熱処理時間が 15min と 1h の場合には、結晶性酸化物はトンネル壁のうねり (リップル) が強い部分に多く分布し、Fig. 11 に示すようにトンネル内のエッジ部にも多く分布していた¹¹⁾。このような部分には、酸化皮膜とアルミニウムの膨張係数の差による圧縮応力でクラックが発生し、酸素分子とアルミニウム素地が直接、反応することにより酸化皮膜の結晶化が生じ易くなるものと考えられる¹¹⁾。さらに熱処理時間が 5h になると、トンネル内部は全体が結晶性酸化物で覆われるようになった。

電解コンデンサ用アルミニウムエッチド箔に誘電体皮



0.5μm



0.2μm

Fig. 11 TEM micrographs of crystalline oxide particles developed at the edges of tunnel pits after thermal oxidation in air at 500°C for 1h.

膜を付与させる陽極酸化の過程において熱処理が施されることがある¹²⁾。上記の結果はトンネルピット内部の形状が熱処理時の結晶性酸化物の分布状態に大きな影響を及ぼすことを示唆するものである。

4. 結 言

(1) 600V まで陽極酸化した箔の電圧上昇特性は Mg 含有量の増加により、電圧の立ち上がり時間が短くなる。

(2) Mg 含有量の増加により、陽極酸化皮膜に占める結晶性酸化皮膜層の割合が増加する。

(3) スピネル $MgAl_2O_4$ 結晶粒子の周辺部に円形状の $\gamma'-Al_2O_3$ が形成される。

(4) 100V 以上の陽極酸化では、 $MgAl_2O_4$ 結晶粒子から Mg が失われる。100V 以上では、結晶粒子の周辺部にポイドによる亀裂が、300V では結晶粒子にも亀裂が生じるようになる。

(5) トンネルピット内部の形状 (うねりやエッジ) は熱処理によって生ずる結晶性酸化物の分布状態に影響を及ぼす。

参 考 文 献

- 1) ロバート・エス・オルヴィット：金属表面技術, **32** (1981), 226.
- 2) T. Kudo and R. S. Alwitt: *Electrochim. Acta*, **23** (1978), 341.
- 3) 高橋英明, 梅原康敏, 永山政一：金属表面技術, **38** (1987), 138.
- 4) M. J. Dignam: *J. Electrochem. Soc.*, **109** (1962), 184.
- 5) 大澤伸夫, 福岡 潔：表面技術, **50** (1999), 643.
- 6) 小林賢三, 清水健一, 来間泰則：軽金属, **37** (1987), 595.
- 7) C. Crevecoeur and H. J. de Wit: *J. Electrochem. Soc.*, **134** (1987), 808.
- 8) 日本化学会編：化学総説, **7** (1975), 231.
- 9) X. Zhou, G. E. Thompson, P. Skeldon, G. C. Wood, K. Shimizu and H. Habazaki: *Corros. Sci.*, **41** (1999), 1599.
- 10) K. Kobayashi and K. Shimizu: *J. Electrochem. Soc.*, **135** (1988), 908.
- 11) K. Shimizu, R. C. Furneaux, G. E. Thompson, G. C. Wood, A. Gotoh and K. Kobayashi: *Oxide. Met.*, **35** (1991), 427.
- 12) 日本電子機械工業会規格 EIAJ RC-2364A (アルミニウム電解コンデンサ用電極はくの試験方法).

空調機用空冷凝縮器の伝熱性能予測 — 第1報：代表的実験データとの比較 — *

佐々木 直 栄** 水田 貴 彦***
讃 岐 則 義****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 79-86

Prediction of Heat Transfer Performance of Air-Cooled Condenser for Air Conditioner — 1st Report : Comparison with Typical Experimental Values —

Naoe Sasaki, Yoshihiko Mizuta and Noriyoshi Sanuki

Average heat transfer coefficients during R-410A condensation in three kinds of spirally grooved tubes were theoretically predicted using the calculating tool developed by a R&D project of Japan Society of Refrigeration and Air Conditioning Engineers carried out during 1999 to 2001. The results were compared with their experimental values obtained by the authors. The predicted values almost agreed with the experimental values at operating refrigerant mass velocity of actual air conditioner. In the lower refrigerant mass velocity range, the predicted values were higher than the experimental values because the single phase flow regions existing at both inlet and outlet of actual condenser were not considered in theoretical analysis. On the other hand, the predicted values in the higher refrigerant mass velocity range were lower than the experimental values because the stratified flow model was applied to the whole range of condenser.

1. 緒 言

地球温暖化防止の観点から、空調機のエネルギー消費効率向上が求められ、その重要な構成要素の一つである空冷熱交換器の高性能化は依然として重要な技術課題である。空冷熱交換器の問題点として、空気側と冷媒側の伝熱抵抗の不均衡が挙げられる。空気側伝熱促進技術開発がほぼ飽和状態にある¹⁾現状を考えると、冷媒側の伝熱促進技術開発への期待が年々高まる一方で、冷媒側伝

熱促進が進むほど熱交換器性能向上への冷媒側伝熱促進の貢献度が小さくなるという矛盾を抱えながら試作・実験による高性能伝熱管の研究開発^{2,3)}を進めている。

一方、近年のコンピュータの高性能化に伴って、空調機においても各種解析プログラムが開発され、比較的容易にシミュレーションが行なわれるようになった。冷媒の相変化を扱うため解析が困難とされてきた空冷熱交換器用伝熱管に関しても、近年、蒸発および凝縮時の管内熱伝達特性の予測プログラムが開発され、実験工数の削減や迅速な形状最適化に寄与するものと期待されている⁴⁾。

空冷熱交換器用伝熱管の管内凝縮に関する代表的な予測プログラムとしては、本田らの研究グループにより1999年から2年間にわたって取り組まれた日本冷凍空調学会研究開発・調査研究プロジェクト“冷媒の新形状溝付き管内凝縮に関するデータベースの構築と伝熱計算

* 第43回銅及び銅合金技術研究会講演大会(2003年11月、於・京都市)にて発表、日本冷凍空調学会論文集、21-2(2004)、63および銅と銅合金、43(2004)、136に掲載

** 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

**** 伸銅所技術部

法の開発”の研究成果⁵⁾が知られている。本田らの研究グループは、この予測プログラムの開発過程において、環状流モデルと成層流モデルの比較⁶⁾、管径の影響⁷⁾、本予測プログラムに適用された修正理論モデルおよび従来の相関式による予測値と実験データとの比較⁸⁾、および管径および溝形状パラメータの影響⁹⁾などを明らかにしている。

本研究では、本田らの研究グループにより開発された予測プログラムを用いた予測計算を実施し、従来の空冷熱交換器用内面螺旋溝付管の溝形状開発過程において広く利用されている管内平均凝縮熱伝達係数-冷媒質量速度線図を作成し、予め収集した実験データとの比較を行った結果について考察する。

記号

A	管断面積	[m ²]
A_{T_0}	管外径基準伝熱面積	[m ²]
Bo	ボンド数	[-]
c_p	比熱	[J/(kg・K)]
D_e	環状流路相当直径	[m]
d	フィン根元径	[m]
d_i	液部の等価直径	[m]
d_o	管外径	[m]
e	エネルギー	[J/m]
F_{ac}	外内面積比	[-]
f	摩擦係数	[-]
g	重力加速度	[m/s ²]
G	冷媒質量流束	[kg/(m ² ・s)]
h	フィン高さ	[m]
h_{fg}	凝縮潜熱	[J/kg]
K	総括熱伝達係数	[W/(m ² ・K)]
L	管長	[m]
M	質量流量	[kg/s]
n	フィン数	[-]
p	フィンピッチ	[m]
Pr	プラントル数	[-]
Q	熱交換量	[W]
q	熱流束	[W/m ²]
R_f	接触熱抵抗	[m ² K/W]
r	液膜表面曲率半径	[m]
r_o	フィン先端角部の曲率半径	[m]
r_b	厚液膜部の曲率半径	[m]
r_r	フィン根元径	[m]
Re	レイノルズ数	[-]
S	周長	[m]
SC	過冷却度	[K]
SH	過熱度	[K]
T	温度	[K]
x, y	座標軸	
x_b	薄液膜部と厚液膜部の接続位置	[m]

x_o, x_t	フィンの直線部と円弧部の接続位置	[m]
x_r	隣接フィンの中点	[m]
z	成層界面からの鉛直高さ	[m]

ギリシャ文字

α	熱伝達係数	[W/(m ² ・K)]
β	角度	[°]
γ	リード角	[°]
ΔT	温度差	[K]
δ	凝縮液膜厚さ	[m]
ε	角度	[°]
ε_a	平滑管に対する表面積拡大率	[-]
S	濡れ角度	[°]
η_f	フィン効率	[-]
θ	フィン半頂角	[°]
λ	熱伝導係数	[W/(m・K)]
ν	動粘性係数	[m ² /s]
ρ	密度	[kg/m ³]
σ	表面張力	[N/m]
φ	管長からの角度	[°]
χ	質量クオリティ	[-]
ψ	角度	[°]
ω	角度	[°]

下付文字

a	空気側
b	薄液膜部と厚液膜部の境界
c	凝縮側
cal	予測値
exp	実験値
f	液充滿位置
H	高温側
i	気液界面, 入口
L	低温側
LM	対数平均
m	液凝縮部の平均値
$m\chi$	周平均値
o	出口
R	冷媒側
r	フィン根元の中点
s	飽和
v	蒸気
W	熱源水側
w	壁
x	局所値
φ	フィン断面平均値
1,2	領域1および2

2. 予測方法

空冷凝縮器を構成する内面螺旋溝付管の管内凝縮熱伝達に関して先に提案された本田らの成層流モデル¹⁰⁾を適用した熱設計プログラム⁵⁾を用いて、凝縮器における管内平均凝縮熱伝達係数を予測した。予測方法の詳細を以下に示す。

2.1 空冷凝縮器モデルおよび計算条件

空冷凝縮器モデルを Fig. 1 に、計算条件を Table 1 に示す。このモデルにおける管内冷媒は、飽和温度 $T_s = 50^\circ\text{C}$ 、冷媒質量速度 $G = 100 \sim 400 \text{ kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$ 、凝縮器入口では飽和蒸気 ($\chi = 1$)、出口では飽和液 ($\chi = 0$) の状態にあるものと仮定する。また、管内の流動様式は常に成層流であり、気液界面は曲面になるものと仮定する。

本凝縮器モデルは、実際の空冷凝縮器出入口にそれぞれ存在する過冷却液域および過熱蒸気域などの单相域が存在しないという冷媒側の条件や、凝縮器全域に成層流モデルを適用する流動様式など、実際の空調機用凝縮器とは異なる仮定が適用されているが、熱伝達係数の予測に関する限り問題は無いことが既に示されているため⁵⁾、このまま適用する。また、Table 1 中に示した主な計算条件は、空調機メーカーの実績を参考にして設定された本予測プログラム中のデフォルト値である。

2.2 成層流モデル

水平内面螺旋溝付管の管内凝縮の成層流モデルを

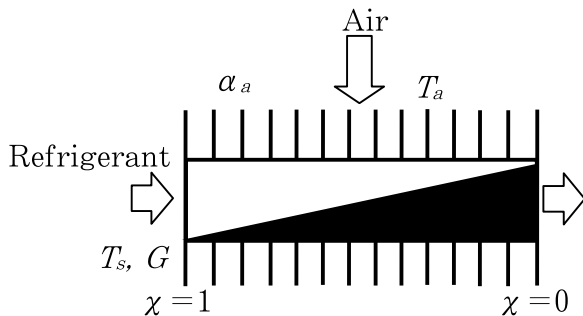


Fig. 1 Schematic diagram of the air-cooled condenser.

Table 1 Conditions of numerical calculation.

	T_s	$^\circ\text{C}$	50
Refrigerant	G	$\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})$	100~400
	$1-\chi$	—	0.025~0.975
	Air	T_a	$^\circ\text{C}$
	α_a	$\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$	135
Contact	R_f	$\text{m}^2 \cdot \text{K}/\text{W}$	6×10^{-5}
Others	η_f	—	0.8
	F_{ac}	—	17.5

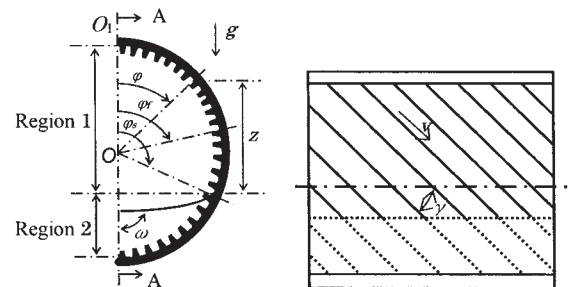
Fig. 2 に示す。管断面内の気液界面形状は Fig. 2 (a) に示す O_1 を中心とする円弧で近似する。管頂から管壁に沿った角度を φ とし、 φ_s より下部は成層液中にあるものと仮定する。 $\varphi = \varphi_s$ の成層流表面から鉛直上向きに座標 z をとる。角度領域 $0 \leq \varphi \leq \varphi_s$ および $\varphi_s \leq \varphi \leq \pi$ の管表面をそれぞれ領域 1 および 2 とする。

成層流気液界面角度 φ_s のすぐ上の領域では、毛細管力によってフィン間の溝部に凝縮液が保持され、比較的厚い液膜が形成される。凝縮液が溝に保持される部分の最小角度 φ_f を液充満角度と呼ぶ。

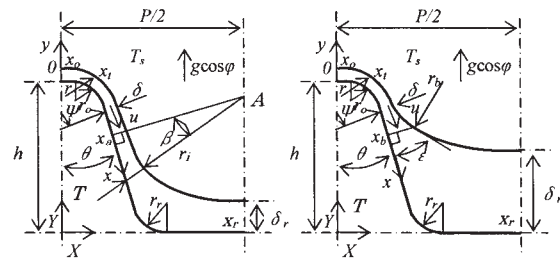
内面螺旋溝付管のフィン形状はフィン先端部および根元部に円弧部を有する台形状とし、フィン高さ、ピッチ、および半頂角をそれぞれ h , p , θ とする。座標 x はフィン先端中点からフィン断面に沿った向きに、座標 y はフィン表面から鉛直外向きにとる。フィン表面の凝縮液は重力と表面張力の複合作用によってフィン根元に向かって流下し、次いで重力の影響によって溝に沿って流れる。したがって、液膜厚さ δ はフィン先端部では非常に薄く、溝部では厚い。フィン上の凝縮流れに及ぼす蒸気流のせん断力は無視できるものとする。

2.3 気液界面形状

成層流の気液界面形状は平滑管内成層流のボイド率に関する Taitel-Dukler¹¹⁾ のモデルを内面螺旋溝付管に拡張した本田ら¹⁰⁾ のモデルと、気液界面形状に関する Brauner ら¹²⁾ のモデルの組み合わせによって推測する。水平内面螺旋溝付管内成層流のボイド率に関する基礎式を次式 (1) に示す。



(a) Tube Cross Section (b) A-A Cross Section



(c) Fin Cross Section (d) Fin Cross Section

$(0 \leq \varphi \leq \varphi_f)$ $(\varphi_f \leq \varphi \leq \varphi_s)$

Fig. 2 Physical model and coordinates.

$$f_v \frac{\rho_v U_v^2}{2} \frac{S_v}{A_v} - f_l \frac{\rho_l U_l^2}{2} \frac{S_l}{A_l} + f_i \frac{\rho_v U_v^2}{2} \left(\frac{S_i}{A_v} + \frac{S_i}{A_l} \right) = 0 \quad (1)$$

ここで、 f_v , f_l , および f_i はそれぞれ領域 1, 領域 2, および気液界面の摩擦係数, ρ_v および ρ_l はそれぞれ蒸気および液の密度, U_v および U_l はそれぞれ蒸気および液の速度, A_v および A_l はそれぞれ蒸気空間および液空間の断面積, S_v , S_l , および S_i はそれぞれ領域 1, 領域 2, および気液界面の周長である。 f_v , f_l , および f_i の値は本田ら¹³⁾の式によって推定する。

気液界面の曲率は, Brauner ら¹²⁾ にならって, 重力ポテンシャルと表面エネルギーの和 Δe が極小になる条件によって決定されると仮定する。 Δe は次式 (2) により与えられる。

$$\Delta e = \frac{1}{8}(\rho_l - \rho_v)gd^3 \left[\sin^3 \varphi_s (\cot(2\omega) + \cot \varphi_s) \frac{\pi - 2\omega + \sin(4\omega)/2}{\sin^2(2\omega)} + \frac{2}{3} \sin^3 \varphi_s^p + \frac{8}{Bo} \left\{ \sin \varphi_s \frac{\pi - 2\omega}{\sin(2\omega)} - \sin \varphi_s^p + \cos \varphi_s (\varphi_s - \varphi_s^p) \right\} \right] \quad (2)$$

ここで, $Bo = (\rho_l - \rho_v)gd^2/\sigma$ はボンド数, φ_s^p は平滑気液界面 ($\omega = \pi/2$) に対する φ_s の値, s は濡れ角度 (凝縮の場合 $s = 0$) である。 φ_s と ω の値は上式 (1) および (2) を反復的に解くことによって求められる。

2.4 厚液膜部形状

領域 $\varphi_f \leq \varphi \leq \varphi_s$ の厚液膜内の液速度は非常に小さいと考えられるため, そのプロファイルをフィン側面に接する静止メニスカスで近似する。厚液膜の曲率半径 r_b は重力と表面張力とのバランスより次式 (3) で与えられる。

$$\frac{\sigma}{r_b} = (\rho_l - \rho_v)gz = \frac{(\rho_l - \rho_v)gd}{2} (\cos \varphi - \cos \varphi_s) \quad (3)$$

ここで, z は成層液面からの鉛直高さである。

2.5 薄液膜部形状

薄液膜領域 $0 \leq \varphi \leq \varphi_f$ では, 液膜厚さ δ はフィン高さ h およびフィンピッチ p に比べて十分小さいものと仮定する。フィン上の凝縮液は表面張力と重力の複合力によって x 方向に流れ, 同時に重力によって溝に沿って流下する。凝縮液の流れは層流であるものと仮定する。 x および φ 方向の速度解を連続の式に代入すると次式 (4) が得られる。

$$-\frac{(\rho_l - \rho_v)g \cos \varphi}{3\nu_l} \frac{\partial}{\partial x} (\sin \varphi \delta^3) - \frac{\sigma}{3\nu_l} \frac{\partial}{\partial x} \left\{ \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{1}{r} \right) \delta^3 \right\} + \frac{2(\rho_l - \rho_v)g \sin^2 \gamma}{3\nu_l d} \frac{\partial}{\partial \varphi} (\sin \varphi \delta^3) = \frac{\lambda_l (T_s - T_w)}{h_{fg} \delta} \quad (4)$$

ここで, r はフィン断面における凝縮液表面の曲率半径, ν_l は液の動粘性係数, λ_l は液の熱伝導係数である。 r は本田ら¹³⁾の式により計算される。境界条件を次式 (5) および (6) に示す。

$$\begin{aligned} \varphi = 0 \quad & \text{において} \quad \partial \delta / \partial \varphi = 0 \\ x = 0, x, \quad & \text{において} \quad \partial \delta / \partial x = \partial^3 \delta / \partial x^3 = 0 \end{aligned} \quad (5) \text{ および } (6)$$

領域 $\varphi_f \leq \varphi \leq \varphi_s$ では, 凝縮液膜はフィン先端付近の薄液膜部とフィン根元付近の厚液膜部で構成されている。薄液膜部と厚液膜部の接続位置の境界条件を次式 (7) に示す。

$$x = x_b \quad \text{において} \quad \partial \delta / \partial x = \tan \varepsilon, \quad r = -r_b(\varphi) \quad (7)$$

ここで, ε は Fig. 2 中に示す角度である。領域 $0 \leq \varphi \leq \varphi_f$ については境界条件 (5) および (6) に, 領域 $\varphi_f \leq \varphi \leq \varphi_s$ については境界条件 (5) および (7) に従う式 (4) の解を差分法により求めた。数値解法の詳細は本田ら¹³⁾に述べられている。

2.6 壁面温度および熱伝達係数

領域 1 については, 熱伝達係数 α_φ を次式 (8) で定義する。

$$\alpha_\varphi = \frac{2}{p} \int_0^{x_r} \alpha_x dx = \frac{2}{p} \int_0^{x_r} \frac{\lambda_l}{\delta} dx \quad (8)$$

$\alpha_x = \lambda_l / \delta$ で定義される局所熱伝達係数は δ の増大につれて不正確になる。しかし, 厚液膜部の伝熱量は小さいので, α_φ の値はあまり影響を受けないものと考えられる。領域 1 の平均熱伝達係数 α_1 を次式 (9) で定義する。

$$\alpha_1 = \frac{1}{\varphi_s} \int_0^{\varphi_s} \alpha_\varphi d\varphi = \frac{2\lambda_l}{p\varphi_s} \int_0^{\varphi_s} \int_0^{x_s} \frac{1}{\delta} dx d\varphi \quad (9)$$

領域 2 の熱伝達係数 α_2 は管周方向に一様であると仮定する。 α_2 の値は次式 (10) に示す内面螺旋溝付管の管内強制対流熱伝達に関する Carnavos¹⁴⁾ の実験式によって見積る。

$$\alpha_2 = 0.023 \frac{\lambda_l}{d_l} \left(\frac{\rho_l d_l U_l}{\mu_l} \right)^{0.8} \text{Pr}^{0.4} \left(\frac{A}{A_c} \right)^{0.1} \varepsilon_a^{0.5} (\text{secr})^3 \quad (10)$$

ここで, A_c は $A_c = \pi (d-2h)^2/4$ で定義されるコア部流路断面積である。

α_1 と α_2 とを比較すると, 一般的に α_1 が α_2 よりも明らかに大きいという関係がある。したがって, 管壁温度は周方向に一様ではないと考えられる。そこで, 領域

k ($k=1, 2$) の凝縮温度差 ($T_s - T_{wk}$) と熱流束 q_k を次式 (11) によって求める。

$$q_k = \left\{ \frac{1}{\alpha_k} + \frac{d}{2\lambda_w} \ln\left(\frac{d_o}{d}\right) + R_f \frac{d}{d_o} + \frac{d}{\alpha_a \eta_f F_{ac} d_c} \right\}^{-1} (T_s - T_a) = \alpha_k (T_s - T_{wk}) \quad (11)$$

さらに、管内側の周平均熱伝達係数 α_{mx} および凝縮器の平均熱伝達係数 α_m をそれぞれ次式 (12) および (13) によって定義する。

$$\alpha_{mx} = \frac{q_{mx}}{(T_s - T_{wmx})} \quad (12)$$

$$\alpha_m = \frac{1}{4} d G h_{fg} / \int_0^L (T_s - T_{wmx}) dL \quad (13)$$

ここで、

$$q_{mx} = \frac{\{\varphi_s q_1 + (\pi - \varphi_s) q_2\}}{\pi} \quad (14)$$

$$T_s - T_{wmx} = \frac{\{\varphi_s (T_s - T_{w1}) + (\pi - \varphi_s) (T_s - T_{w2})\}}{\pi} \quad (15)$$

ただし、 q_{mx} は管周平均熱流束、 T_{wmx} は管周平均壁温、 L は完全凝縮に要する管長である。

ここで、凝縮器の平均熱伝達係数 α_m は、一般に伝熱管の形状開発において評価指標として広く用いられている管内平均熱伝達係数に相当するものであり、本論文において後述する実験データとの比較対象となる性能パラメータである。一方、管周平均熱伝達係数 α_{mx} は、従来研究^{15~19)}において伝熱管の伝熱促進メカニズムを管長手方向において詳細に分析する目的で用いられることの多い管内局所熱伝達係数に相当する。

2.7 計算手順

家庭用ルームエアコンに広く用いられている擬似共沸二成分混合冷媒 R-410A を供試冷媒と仮定して、冷媒質量速度 G 、管外径 d_o 、および各種溝形状パラメータを入力して数値計算を実施した。計算対象とした伝熱管の寸法諸元を Table 2 に示す。Table 1 に示した冷媒側熱伝達特性以外の諸特性値は、空調機メーカーの実績値を参考にした値である。Fig. 1 に示したように、凝縮器は入口において飽和蒸気 ($\chi=1$)、出口において飽和液 ($\chi=0$) と仮定したが、実際の計算においては、蒸気の質量クオリティ χ の値は 0.975 から 0.025 まで $\Delta\chi=0.05$ ごとに変化させ、各 $\Delta\chi$ に対応する管長 ΔL を熱バランスから算出した。

したがって、完全凝縮に要する管長 L は次式 (16)

により求められる。

$$L = \sum_{i=1}^{20} \Delta L_i \quad (16)$$

各クオリティ χ において、成層気液界面形状は式 (1) および (2) から求められる。次いで、領域 k ($=1, 2$) の壁温 T_{wk} および熱流束 q_k は式 (11) により求められる。ここで、式 (4) 中の T_{wk} は未知量であるが、この値は式 (4), (9), および (11) を反復的に解いて求められる。冷媒の熱物性値は REFROP Version 6.0²⁰⁾ によって求めた。

3. 実験方法

3.1 供試伝熱管

Table 2 に示した予測計算対象伝熱管と同一の寸法諸元を有する内面螺旋溝付管を実験に供試した。供試伝熱管 No. 3 は主に室外熱交換器用に用いられる外径 $d_o=9.52\text{mm}$ の内面螺旋溝付管であり、No. 2 は室外または室内熱交換器に用いられる $d_o=8.00\text{mm}$ の内面螺旋溝付管であり、No. 1 は主に室内熱交換器に用いられる $d_o=7.00\text{mm}$ の内面螺旋溝付管である。これらの供試伝熱管の特徴は、本予測プログラムの精度確認のために本田ら⁸⁾により選定された従来の内面螺旋溝付管に比べて、フィン数、溝捻り角が大きく、フィン半頂角が小さいという点である。これらの相違点は近年の内面螺旋溝付管の開発トレンドの特徴を示すものである。

3.2 実験装置および条件

供試伝熱管の管内熱伝達特性を測定するために用いた実験装置の系統概略図を Fig. 3 に、実験条件を Table 3 に示す。

実験装置は、膨張弁、蒸発器、圧縮機、および凝縮器から構成された一般的な冷凍サイクルのバイパス回路に

Table 2 Dimensions of tested tubes.

Tube		No.1	No.2	No.3
d_o	mm	7.00	8.00	9.52
d	mm	6.52	7.46	8.98
d_e	mm	6.34	7.28	8.81
n	—	60	60	80
γ	deg	24	25	15
p	mm	0.34	0.39	0.35
h	mm	0.18	0.18	0.17
θ	deg	9	15	15
r_o	mm	0.038	0.033	0.027
x_o	mm	0.01	0.01	0.01
ε_a	—	1.78	1.61	1.54

試験セクションを配置した構成となっている。試験セクションは、内管に供試伝熱管を、外管に内径 20mm の塩化ビニール管を配した二重管式熱交換器で構成され、内管と外管の間の環状部に熱源水を一定流量 (=0.28kg/s) で供給し、熱源水入口温度を調整することにより内管内を流れる冷媒の諸条件を所定の条件に制御するものである。熱源水は冷媒と対向流を形成する方向に供給する。供試伝熱管の有効長さは 4m 一定とした。

実験条件は空調機メーカー推奨の一般的な条件であり、実際の空調機用熱交換器の凝縮運転における冷媒側条件を再現したものである。冷媒としては R-410A を用いた。前章で示した予測計算モデルとの相違点は、凝縮入口および出口にそれぞれ過熱蒸気域および過冷却液域 (蒸気および液单相域) が存在すること、伝熱管長さを固定して管内外の温度差を変化させていること、などである。

3.3 データ整理方法

各供試伝熱管の管内凝縮熱伝達特性として、伝熱管全長における平均熱伝達係数 α_m を評価した。管内平均熱伝達係数 α_m は総括熱伝達係数 K と熱源水側熱伝達係数 α_w から次式 (17) で算出した。伝熱管壁の熱伝導抵抗は無視した。

$$\alpha_m = [(1/K) - (1/\alpha_w)]^{-1} \quad (17)$$

また、上式 (17) 中の総括熱伝達係数 K は次式 (18) で与えられる。

$$K = Q_w / (A_{To} \cdot \Delta T_{LMW}) \quad (18)$$

ここで、 Q_w は熱源水出入口温度差と流量から求めた熱交換量、 A_{To} は伝熱管外径基準伝熱面積、 ΔT_{LMW} は冷媒と熱源水との対数平均温度差である。熱源水側熱交換量 Q_w は、熱源水質量流量 M_w 、熱源水比熱 c_{pw} 、熱源水入口温度 T_{wi} 、および熱源水出口温度 T_{wo} を用い、次式 (19) で算出した。

$$Q_w = M_w \cdot c_{pw} \cdot |T_{wi} - T_{wo}| \quad (19)$$

さらに、対数平均温度差 ΔT_{LMW} は次式 (20) を用いて算出した。

$$\Delta T_{LMW} = (\Delta T_H - \Delta T_L) / \ln(\Delta T_H / \Delta T_L) \quad (20)$$

ここで、 ΔT_H および ΔT_L はそれぞれ以下に示す式 (21) および (22) で表される。

$$\Delta T_H = T_{Ris} - T_{Wo} \quad (21)$$

$$\Delta T_L = T_{Ros} - T_{Wi} \quad (22)$$

ここで、 T_{Ris} は冷媒入口圧力における飽和蒸気温度であり、 T_{Ros} は冷媒出口圧力における飽和蒸気温度である。式 (17) 中の熱源水側熱伝達係数 α_w は次式 (23) により算出した。

$$\alpha_w = 0.023(\lambda_w / D_e) \text{Re}^{0.8} \text{Pr}^{1/3} \quad (23)$$

ここで、 λ_w は水の熱伝導係数を、 D_e は環状熱源水流路の相当直径を、 Re はレイノルズ数を、 Pr はプラントル数を示す。

4. 結果および考察

4.1 平均熱伝達係数 α_m の比較

供試した 3 種類の内面螺旋溝付管 No.1~3 の管内平均熱伝達係数の実験値 α_{mexp} と予測プログラムによる予測値 α_{mcal} との比較結果を Fig. 4 に示す。図中のプロットが実験値 α_{mexp} を、曲線が計算値 α_{mcal} を示す。実験データの誤差分析の結果、冷媒質量速度 G の相対誤差は $\pm 1\%$ であり、管内平均熱伝達係数 α_{mexp} の相対誤差

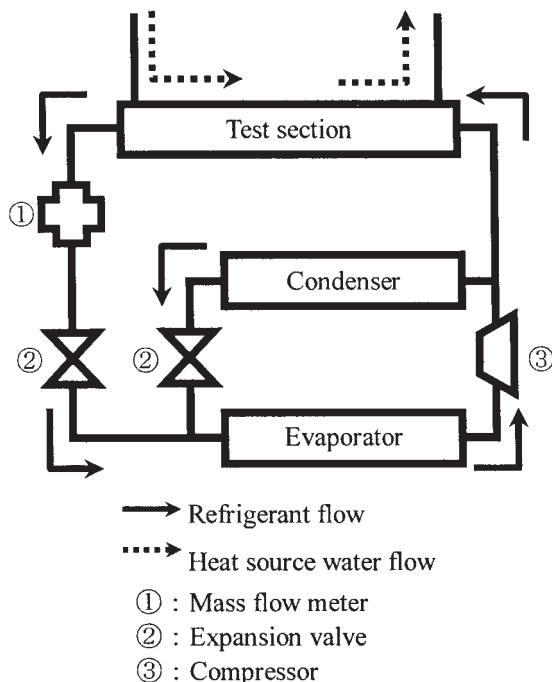


Fig. 3 Schematic diagram of experimental apparatus.

Table 3 Experimental conditions.

T_s	°C	50
SH	K	35
SC	K	5
G	kg/(m ² ·s)	100~400
Refrigerant		R-410A

は±2%であった。

実験値、予測値ともに、管外径 d_o が小さい内面螺旋溝付管ほど高い平均熱伝達係数を示した。また、何れの内面螺旋溝付管の場合も、低冷媒質量速度域では予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも高めの値を、高冷媒質量速度域では予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも低めの値を示し、実用冷媒質量速度にはほぼ等しい $G=200\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ 前後の中間冷媒質量速度域では予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} と概ね一致した。

低冷媒質量速度域において予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも高めの値を示すのは、実験では凝縮入口および出口にそれぞれ存在する過熱蒸気域および過冷却液域が本予測計算モデルには含まれていないためと考えられる。過熱蒸気域や過冷却液域などの単相域の熱伝達特性は二相域の場合に比べて低いため、二相域のみという特殊な条件で予測計算した予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} を上回ったものと推測される。

高冷媒質量速度域において予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも低めの値を示すのは、本予測計算プログラムでは環状流モデルではなく成層流モデルを適用しているためと考えられる。高冷媒質量速度域ほど全体に占める環状流領域の割合が増加するため、成層流モデルで計算した予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} を下回ったものと推測される。

4.2 冷却条件の影響

実験データおよびそれらから概算した予測結果を基にした実験条件下の冷媒と冷却水の温度分布の概念図を Fig. 5 に示す。予測モデルでは冷媒質量速度が増加しても冷却空気温度は一定で所要伝熱面積が増加するのに対して、実験では伝熱面積一定条件により冷媒質量速度の増加に伴って冷却水温度 T_w が低下する。つまり、実験では冷媒質量速度の増加と共に冷媒と冷却水との温度差

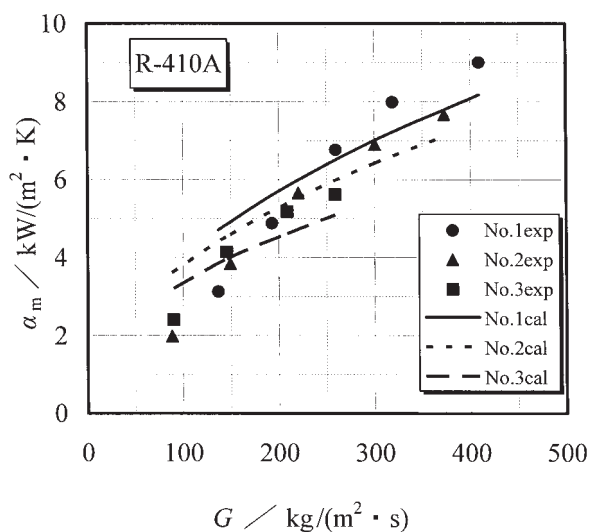


Fig. 4 Comparison of measured and predicted average heat transfer coefficients of the condenser.

が増加するため、凝縮出入口に存在する単相域（特に出口の過冷却液域）の占める伝熱面積が減少し、二相域が支配的になるものと考えられる。

前節で予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも高めの値を示した低冷媒質量速度域における実験では、冷却水温度 T_w が比較的高いため、冷媒と冷却水との温度差が減少し、単相域が占める伝熱面積が増加する。したがって、前節で示した予測値 α_{mcal} と実験値 α_{mexp} との相違要因に関する推測は妥当であるものと考えられる。

一方、前節で予測値 α_{mcal} が実験値 α_{mexp} よりも低めの値を示した高冷媒質量速度域における実験では、冷却水温度 T_w が比較的低いため、冷媒と冷却水との温度差が増大し、単相域が占める伝熱面積が減少する。したがって、二相域が支配的な高冷媒質量速度域においては、上述した低冷媒質量速度域で顕著に現れる単相域の影響はほとんどなくなり、予測計算モデルの影響が顕著に現れたものと考えられる。

4.3 管周平均熱伝達係数 α_{mx} の予測

実際の空調機用熱交換器の凝縮モード運転条件にほぼ等しく、平均熱伝達係数 α_m の実験値と予測値が概ね一致した冷媒質量速度 $G=200\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ における管周平均熱伝達係数 α_{mx} と湿度 $1-\chi$ との関係を Fig. 6 に示す。平均熱伝達係数 α_m の場合と同様に、管周平均熱伝達係数 α_{mx} も管外径が小さいほど高い値を示した。管周平均熱伝達係数 α_{mx} に及ぼす管外径 d_o の影響を見ると、湿度 $1-\chi$ によってその影響度が異なることがわかる。管周平均熱伝達係数 α_{mx} に及ぼす管外径 d_o の影響は高湿度域ほど大きいことがわかる。また、管外径 $d_o=8\text{mm}$ の内面螺旋溝付管 No.2 の管周平均熱伝達係数 α_{mx} は低湿度域では管外径 $d_o=7\text{mm}$ の No.1 に比べて明らかに低いが、高湿度域ではその差がほとんど無くなっている。湿度域によって適した管外径やフィ

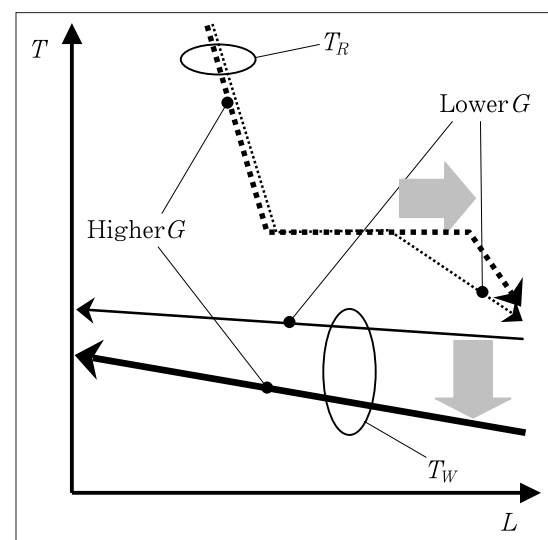


Fig. 5 Schematic description of experimental cooling condition.

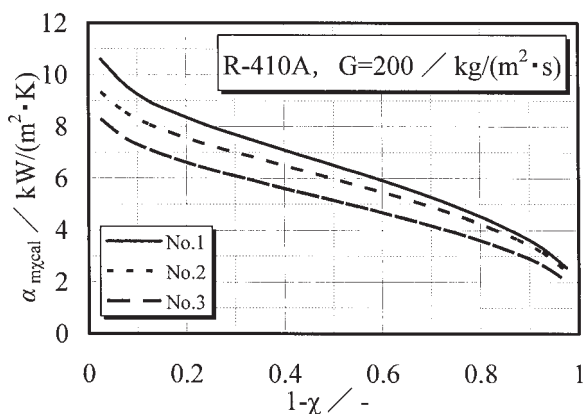


Fig. 6 Variation of circumferential average heat transfer coefficient with wetness fraction.

ン形状が存在する可能性を示すものと考えられる。

本予測計算プログラムで得られる管周平均熱伝達係数 α_{mx} は従来研究における管内局所熱伝達係数に相当する性能パラメータであり、これらのデータを実験で得るには前項で示した平均熱伝達係数 α_m の場合に比べて数十倍の実験工数を要することを考慮すると、比較的少ない実験工数で得られる平均熱伝達係数の実験値と本予測プログラムによる予測値が一致する冷媒質量速度域においては、この管周平均熱伝達係数を内面螺旋溝付管形状開発や熱交換器設計の指標として利用できるものと考えられる。

5. 結 論

本田らの研究グループによる日本冷凍空調学会研究開発・調査研究プロジェクト“冷媒の新形状溝付管内凝縮に関するDBの構築と伝熱計算法の開発”の研究開発プログラムを利用して、管外径の異なる3種類の内面螺旋溝付管の管内平均凝縮熱伝達係数の予測値を求め、実験値との比較を行なった結果、以下に示す結論を得た。

(1) 本研究で供試した管外径7mm, 8mm, および9.52mmの標準的な内面螺旋溝付管の管内平均熱伝達係数に関しては、200kg/(m²·s)前後の実用的な冷媒質量速度域において、予測値は実験値と概ね良い一致を示した。250kg/(m²·s)以上の高冷媒質量速度域においては内面螺旋溝付管の凝縮性能の優劣が予測計算によっても可能になるものと考えられた。

(2) 比較的低冷媒質量速度における管内平均熱伝達係数に関する予測値が実験値を上回ったのは、本予測プログラムの計算モデルが二相域のみを対象としたものであり、実験に含まれる凝縮入口の過熱蒸気域および凝縮出口の過冷却液域が含まれていないためと考えられた。

(3) 比較的高冷媒質量速度における管内平均熱伝達係数に関する予測値が実験値を下回ったのは、本予測プログラムの計算モデルが成層流モデルであり、高冷媒質量

速度域においてその影響が著しいと予想される環状流を考慮していないためと考えられた。

(4) 本研究で供試した3種類の内面螺旋溝付管のように、比較的少ない実験工数で得られる管内平均熱伝達係数の実験値と本計算プログラムによる予測値が概ね良く一致する場合には、比較的多くの実験工数を要する管内局所熱伝達係数の予測値として管周平均熱伝達係数を代用可能と考えられた。

(5) より多くの内面螺旋溝付管の管内平均熱伝達係数に関する予測値と実験値との比較、および管内平均熱伝達係数に及ぼす管外径、フィン高さ、フィン頂角、溝ねじれ角、フィン数などの影響を明らかにすることが今後の課題である。

参 考 文 献

- 1) 鹿園直毅：冷凍，75-875 (2000)，2.
- 2) 佐々木直栄，鬼頭幸秀，森田浩之：伸銅技術研究会誌，37 (1998)，279.
- 3) N. Sasaki, S. Kakiyama and H. Morita：Proc. the 3rd Int. Conf. on Compact Heat Exchangers and Enhancement Technology for the Process Industries, Davos, Switzerland, (2001)，467.
- 4) 笠井一成，大西正：冷凍，78-909 (2003)，3.
- 5) 社団法人日本冷凍空調学会：研究開発・調査研究プロジェクト研究成果報告書 冷媒の新形状溝付き管内凝縮に関するデータベースの構築と伝熱計算法の開発，(2001).
- 6) 王華生，本田博司，野津 滋：日本機械学会熱工学講演会講演論文集，(1999)，209.
- 7) 王華生，本田博司：第37回日本伝熱シンポジウム講演論文集，(2000)，675.
- 8) H. S. Wang and H. Honda：Int. J. of Refrigeration, 26 (2003)，452.
- 9) H. S. Wang and H. Honda：Proc. 3rd Int. Conf. on Compact Heat Exchangers and Enhancement Tech. for the Process Ind., Davos, Switzerland, (2001)，457.
- 10) 本田博司，王華生，野津 滋：機論 (B)，66-650 (2000)，2697.
- 11) Y. Taitel and A. E. Dukler：AIChE Journal, 22 (1976)，47.
- 12) N. Braunaer, J. Rovinsky, and D. M. Maron：Int. J. Multiphase Flow, 22 (1996)，1167.
- 13) H. Honda, H. S. Wang and S. Nozu：Proc. 34th Nat. Heat Transfer Conf., Pittsburgh, NHTC-12213, (2000).
- 14) T. C. Carnavos：Heat Transfer Engineering, 4 (1980)，32.
- 15) 野津 滋，本田博司：機論 (B)，64-623 (1998)，196.
- 16) 内田麻里，伊藤正昭，鹿園直毅，畑田敏夫，大谷忠男：第3回空調和・冷凍連合講演会講演，(1997)，81.
- 17) 林 貴之：九州大学修士論文，(1997).
- 18) 原口英剛：九州大学学位論文，(1994).
- 19) A. Miyara, K. Nonaka and M. Taniguchi：Int. J. of Refrigeration, 23 (2000)，141.
- 20) M. O. McLinden, S. A. Klein, E. W. Lemmon and A. P. P eskin：NIST Thermodynamic and Transport Properties and Refrigerant Mixtures-REFPROP Ver. 6, (1998).

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 —第1報：機械拡管による伝熱阻害を抑制する 高性能内面螺旋溝付管の適用による効果—*

佐々木 直 栄** 柿 山 史 郎***
讃 岐 則 義****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 87-95

Performance Characteristics of Cross-Fin-Tube-Type Heat Exchanger for Air Conditioner —1st Report : Effects of Enhanced Heat Transfer Spirally Grooved Tube with Ability to Control the Heat Transfer Disturbance by Mechanical Tube Expanding—

Naoe Sasaki, Shiro Kakiyama and Noriyoshi Sanuki

The effects of enhanced heat transfer tube with ability to control the heat transfer disturbance by mechanical tube expanding were experimentally investigated on the performance characteristics of air-cooled cross-fin-tube-type heat exchanger for air conditioner. Three kinds of the enhanced heat transfer tube were developed and used in the experiment. The enhanced heat transfer tube was a kind of spirally grooved tube and composed with the fins smaller than those of the conventional spirally grooved tube excepting four fins located in orthogonal position on the tube circumference. The optimum groove number to enhance the performance of heat exchanger was also shown.

1. 緒 言

地球温暖化をはじめとする地球環境問題への世界的な関心の高まりとともに、ルームエアコンやパッケージエアコンに代表される空調機の省エネルギー化要求が年々高まっている。これに伴って、空調機の主要構成要素の一つであるクロスフィンチューブ型熱交換器の高性能化技術開発が機器メーカーを中心として絶間なく続けられ

ている^{1)~3)}。こうした中で、内面溝付管の形状開発や製造技術の進展に伴って冷媒側の伝熱促進技術開発が年々ある程度の成果を上げているのに対して、冷媒側に比べて1/100のオーダーにある空気側熱伝達率の促進技術の開発傾向はほぼ飽和状態にあり⁴⁾、冷媒側と空気側との熱抵抗のアンバランスが助長され、冷媒側の伝熱促進を進めても、期待されるほど熱交換器としての性能向上が得られないという悪循環に陥っている。さらに、熱交換器の製造工程において何らかの影響により内面溝付管が元来有する冷媒側熱伝達率が低下するようなことがあれば、空気側と冷媒側の熱抵抗が接近するため、熱交換器単体性能に及ぼす影響度は冷媒側に伝熱促進を図った場合よりも大きくなることは明らかである。したがって、従来から取り組まれてきた管内側の伝熱促進技術開発と

* 平成15年度日本冷凍空調学会学術講演会(2003年10月、於・東京)にて発表、日本冷凍空調学会論文集、21-2(2004)、45に掲載

** 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

**** 伸銅所技術部

並行して、熱交換器製造工程における伝熱阻害要因の抽出およびその抑制技術開発がより重要な課題と考えられる。

著者らは、これまでの研究において、内面螺旋溝付管の管内熱伝達特性に及ぼす機械拡管による溝変形の影響¹⁾や内面螺旋溝付管により構成されたクロスフィンチューブ型熱交換器の単体性能特性に及ぼす拡管による溝変形の影響²⁾を調査し、熱交換器製造工程の拡管時の溝変形により内面螺旋溝付管および空調機用クロスフィンチューブ型熱交換器の伝熱性能が低下することを明らかにした。これらの結果に基づいて、本研究では、冷媒側の伝熱阻害要因として熱交換器製造工程の機械拡管による溝変形に着目し、拡管による冷媒側熱伝達特性低下を効果的に抑制できる新形状内面螺旋溝付管を提案し、その拡管前の素管が有する単管性能と熱交換器に組み込んだ場合の単体性能を従来仕様内面螺旋溝付管の場合と比較することにより、伝熱阻害抑制効果を明らかにする。

記号

A	: 面積	[m ²]
G _R	: 冷媒質量速度	[kg/(m ² ・s)]
h	: 熱伝達率	[kW/(m ² ・K)]
i	: 比エンタルピー	[kJ/kg]
K	: 熱通過率	[kW/(m ² ・K)]
L	: 伝熱管有効長さ	[m]
M _R	: 冷媒質量流量	[kg/s]
P	: 圧力	[kPa]
Q	: 熱交換量	[kW]
q	: 熱流束	[kW/m ²]
R	: 性能比	[-]
T	: 温度	[K]
η	: フィン効率	[-]

2. 実験装置および実験方法

2.1 管内熱伝達特性評価

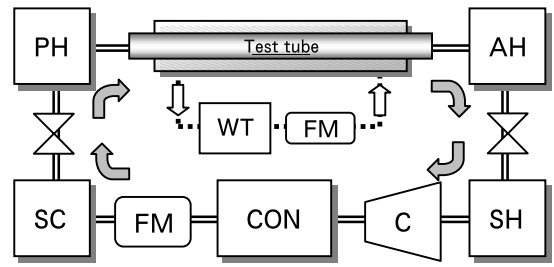
熱交換器に組み込む前の素管の管内熱伝達特性、つまり、伝熱管が本来有する管内熱伝達特性を評価するために用いた実験装置および実験方法の詳細について以下に説明する。

2.1.1 実験装置

管内熱伝達特性評価に用いた装置の系統概略を Fig. 1 に示す。試験セクションは供試伝熱管を内管とし、内径 20mm の塩化ビニール管を外管とする有効長 L = 4 m の二重管式熱交換器であり、冷媒が供給される供試伝熱管と外管との間の環状部には冷媒と対向流を形成する方向に熱源水が一定流量 (600kg/h) で供給され、熱源水入口温度を制御することにより所定の実験条件に調節する。

2.1.2 供試伝熱管

供試伝熱管の形状概略を Fig. 2 に、寸法諸元を Table 1 に示す。供試伝熱管 No.1~3 は機械拡管による



PH:Pre-heat exchanger CON:Condenser
 AH:After-heat exchanger C: Compressor
 SH:Superheat heat exchanger FM:Mass flow meter
 SC:Subcool heat exchanger WT:Water tank

Fig. 1 Experimental apparatus for heat transfer tube.

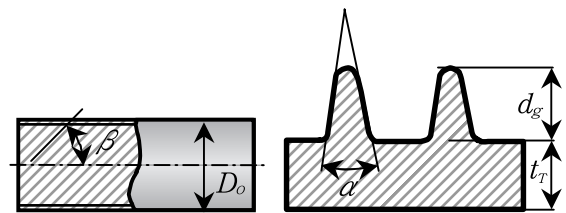


Fig. 2 Configuration of test tube.

伝熱阻害を抑制するために考案した新形状内面螺旋溝付管であり、管周を 4 等分する位置に従来仕様内面螺旋溝付管と同様の断面形状を有するフィンを設置し、それ以外の大部分の領域は溝深さおよびフィン頂角が比較的小さなフィンで構成されていることを特徴としている。供試伝熱管 No. 4 は比較管として供試した従来仕様内面螺旋溝付管である。新形状内面螺旋溝付管 No. 1~3 の代表的な断面拡大像を従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 の場合と比較して Fig. 3 に示す。

供試伝熱管 No. 1 は従来仕様内面螺旋溝付管と同等の溝条数を有するものの、大部分のフィンが供試伝熱管 No. 4 の場合よりも低いため、伝熱面積が減少しており、伝熱促進効果は期待できないが、拡管による伝熱阻害抑制効果の有無を確認するために供試した。供試伝熱管 No. 2 および No. 3 は溝条数を増加した仕様であり、拡管による伝熱阻害抑制効果に加えて、伝熱面積増大による伝熱促進効果を確認するために供試した。

2.1.3 実験方法

実験条件を Table 2 に示す。実験条件は空調機メーカーが推奨する一般的な条件である。冷媒としては R410A を用いた。

管内熱伝達率 h_R は次式(1)により算出した。

$$h_R = \frac{q_w}{|T_{Tw} - T_{sm}|} \tag{1}$$

ここで、q_w は熱源水の出入口における温度差から算出

Table 1 Dimensions of test tubes.

Test tube	No.1	No.2	No.3	No.4
D_o [mm]	7.00	7.00	7.00	7.00
t_r [mm]	0.25	0.25	0.25	0.25
d_g [mm]	0.16 (0.18)	0.16 (0.18)	0.16 (0.18)	0.18
α [deg]	12 (39)	12 (39)	12 (39)	39
β [deg]	18	18	18	18
N_f [-]	52 (4)	72 (4)	82 (4)	50
R_{AT} [-]	0.96	1.07	1.12	1.00

N_f : Number of fins, R_{AT} : Area ratio

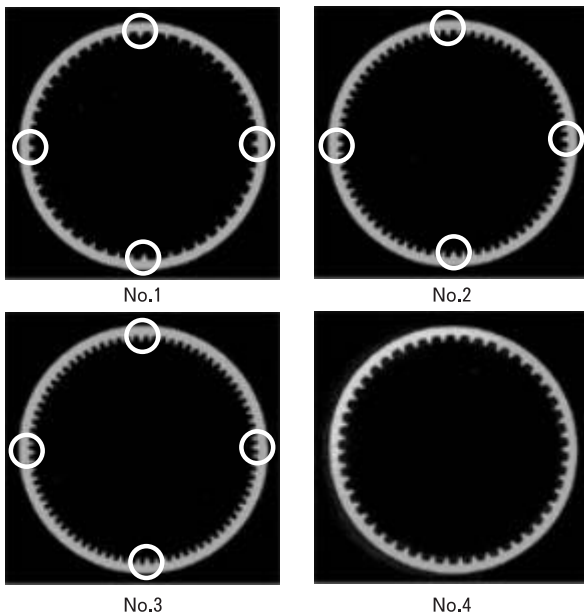


Fig. 3 Cross sectional shape of test tubes; circles indicate the position of fins with ability to control the heat transfer disturbance by mechanical tube expanding.

Table 2 Experimental conditions for heat transfer tubes.

Type of test		Evaporation	Condensation
T_s [K]		275	323
Inlet	x [-]	0.26	-
	SH [K]	-	40
Outlet	SH [K]	5	-
	SC [K]	-	5
G_R [kg/(m ² ·s)]		100 ~ 300	
Refrigerant		R410A	

x : Quality, SH : Degree of superheat SC : Degree of subcool

した最大内径 ($=D_o - 2t_r$) 基準の熱流束, T_{tw} は電気抵抗法により測定した管壁温度, T_{sm} は冷媒の出入口平均飽和温度である。

管内圧力損失 ΔP_{Rm} は次式(2)により算出した。

$$\Delta P_{Rm} = \frac{P_{Ri} - P_{Ro}}{L} \quad (2)$$

ここで, P_{Ri} は入口冷媒圧力, P_{Ro} は出口冷媒圧力であり, L は供試伝熱管の有効長さである。

2.2 熱交換器単体性能予測

上述した供試伝熱管 No. 1~4 の管内熱伝達特性の測定結果から, 熱交換器の空気側熱伝達特性および接触熱抵抗が一定である前提条件に基づいて, それらの伝熱管により構成された熱交換器の単体性能を予測する方法について以下に説明する。

2.2.1 蒸発性能予測方法

蒸発の場合に特有の現象として, 管内圧力損失の増加と共に冷媒入口付近での冷媒温度が上昇し, 空気と冷媒との温度差が減少することにより熱交換器性能が低下することが知られている。したがって, 熱交換器単体での蒸発性能を予測する際には, 管内蒸発熱伝達率だけでなく, 管内蒸発圧力損失の影響も考慮しなければならない。本研究では, 式(3)~(4)に示すように, 比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 を基準にした各供試伝熱管 No. 1~3 の管内蒸発熱伝達率比 R_{hRe} および管内蒸発圧力損失比 $R_{\Delta PRme}$ のバランスを比較することにより, 比較管 No. 4 により構成された熱交換器に対して性能が向上するかどうかを定性的に予測する。つまり, 管内蒸発熱伝達率比 R_{hRe} が高く, 管内蒸発圧力損失比 $R_{\Delta PRme}$ が低いほど熱交換器単体蒸発性能が向上すると予測する。

$$R_{hRe} = \frac{h_{Re}}{h_{ReS}} \quad (3)$$

$$R_{\Delta PRme} = \frac{\Delta P_{Rme}}{\Delta P_{RmeS}} \quad (4)$$

ここで, h_{Re} は供試伝熱管 No. 1~3 の管内蒸発熱伝達率を, h_{ReS} は比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 の管内蒸発熱伝達率を示す。また, ΔP_{Rme} は供試伝熱管 No. 1~3 の管内蒸発圧力損失を, ΔP_{RmeS} は比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 の管内蒸発圧力損失を示す。

2.2.2 凝縮性能予測方法

熱交換器単体での凝縮性能を予測する際には, 管内凝縮熱伝達率のみを考慮すればよい。式(5)に示すような, 比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 を基準にした各供試伝熱管 No. 1~3 の管内凝縮熱伝達率比 R_{hRe} により, 比較管 No. 4 により構成された熱交換器に対して性能が向上するかどうかを定性的に予測する。

$$R_{h_{Rc}} = \frac{h_{Rc}}{h_{RcS}} \quad (5)$$

ここで、 h_{Rc} は供試伝熱管 No. 1~3 の管内凝縮熱伝達率を、 h_{RcS} は比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 の管内凝縮熱伝達率を示す。

さらに、空気側熱伝達率および接触相当熱伝達率が一定であるという条件の基に、式(6)に示すような、熱交換器の熱抵抗の合成式に、各供試伝熱管の管内凝縮熱伝達率 h_{Rc} を代入することにより K を算出し、式(7)に示すような、比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 により構成された熱交換器の熱通過率を基準にした各供試伝熱管 No. 1~3 により構成された熱交換器の熱通過率比 R_K により、比較管 No. 4 により構成された熱交換器に対してどの程度性能が向上するかを定量的に予測する。

$$\frac{1}{K} = \frac{A_o}{(A_T + \eta A_F) h_o} + \frac{A_o}{A_{Ti} h_{Rc}} + \frac{A_o}{A_c h_c} \quad (6)$$

ここで、 K は熱交換器の熱通過率、 A_o は熱交換器の空気側総伝熱面積、 A_T は熱交換器の伝熱管部分の外表面積、 η はフィン効率、 A_F は熱交換器のフィン表面積、 h_o は空気側熱伝達率、 A_{Ti} は伝熱管最大内径基準の内表面積、 h_{Rc} は供試伝熱管 No. 1~4 の管内凝縮熱伝達率、 A_c は熱交換器の接触部面積、 h_c は接触相当熱伝達率である。フィン効率 η は等価環状フィンを仮定した式⁵⁾により計算した値 (=0.9806) を、接触相当熱伝達率 h_c は瀬下らの相関式⁶⁾により算出した値 [=6.9kW/(m²・K)] を用いた。空気側熱伝達率 h_o は、供試熱交換器とほぼ同様の仕様の熱交換器について予め温水通水試験を実施して、ウィルソンプロット法を用いて得られた実用前面風速 1m/s 時の実測値 [=0.06kW/(m²・K)] を用いた。

$$R_K = \frac{K}{K_S} \quad (7)$$

ここで、 K は供試伝熱管 No. 1~3 により構成された熱交換器の熱通過率の予測値、 K_S は比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 により構成された熱交換器の熱通過率の予測値を示す。

2.3 熱交換器単体性能特性評価

上述した供試伝熱管 No. 1~4 を用いて、機械拡管により組み立てられたクロスフィンチューブ型熱交換器の単体性能特性を評価するために用いた実験装置および実験方法の詳細について以下に説明する。

2.3.1 実験装置

熱交換器の単体性能特性を評価するために用いた実験装置の系統概略を Fig. 4 に示す。恒温恒湿に保たれた試験室に設置された吸い込み式風洞装置を用いて所定の条件に制御された空気が供試熱交換器に供給される。冷媒

は冷媒供給装置において所定の条件を満たすように制御され、伝熱管内に供給される。冷媒流量を制御することにより所定の空気側および冷媒側の実験条件に調節する。

2.3.2 供試熱交換器

クロスフィンチューブ型熱交換器の形状概略および寸法諸元を Fig. 5 に示す。供試熱交換器は 2 列 14 段の構成であり、空気側フィン厚さ 100 μ m の親水性プレコートアルミニウムフィンのスリット加工したものである。

2.3.3 実験方法

実験条件を Table 3 に示す。供試冷媒は R410A であり、Fig. 6 に示すように、蒸発時には空気の流れ方向に対して並行流を、凝縮時には対向流を形成する方向に逆 U 字型に供給する。

熱交換器単体能力は冷媒側熱交換量 Q_R として定義し、次式(8)により算出した。

$$Q_R = M_R | i_{R0} - i_{Ri} | \quad (8)$$

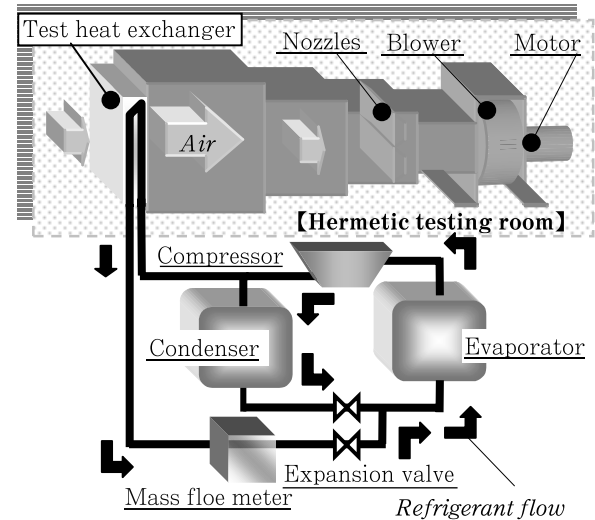


Fig. 4 Experimental apparatus for heat exchanger.

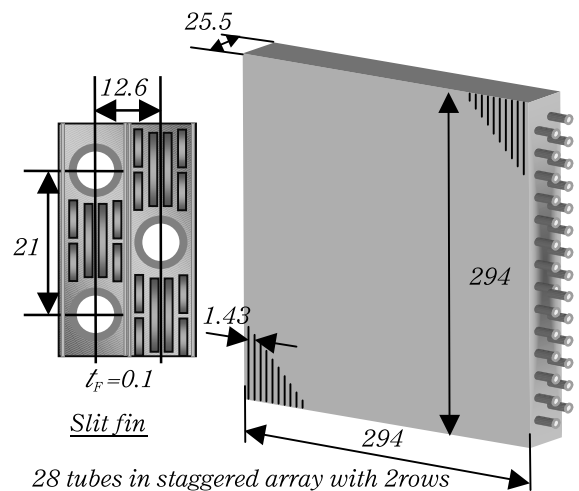


Fig. 5 Dimensions of test heat exchangers.

Table 3 Experimental conditions for heat exchanger.

Type of test		Evap.	Cond.	
Air	T_{DB} [K]	300	293	
	T_{WB} [K]	292	288	
	u_A [m/s]	0.5 ~ 1.5		
Ref	T_s [K]		283	313
	Inlet	x [-]	0.24	-
		SH [K]	-	25
	Outlet	SH [K]	2	-
		SC [K]	-	5

u_A : Frontal air velocity

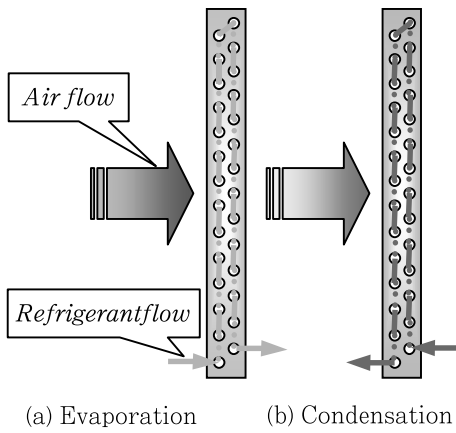


Fig. 6 Tube arrangement of test heat exchangers.

ここで、 M_R は冷媒質量流量、 i_{ri} は冷媒入口エンタルピ、 i_{ro} は冷媒出口エンタルピである。

3. 結果および考察

3.1 管内熱伝達特性

3.1.1 蒸発熱伝達特性

各供試伝熱管の管内蒸発熱伝達率 h_R と冷媒質量速度 G_R との関係を Fig. 7 に示す。後述する熱交換器単体性能評価時の実用前面風速 $u_A=1.0\text{m/s}$ にほぼ相当する $G_R=300\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ において各供試伝熱管の管内蒸発熱伝達率を比較すると、供試伝熱管 No. 2 および No. 3 がほぼ同等で最も高い値を示し、No. 4、No. 1 の順に高い値を示した。従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 に対する新形状内面螺旋溝付管の管内蒸発熱伝達率の向上率は、No. 2 および No. 3 の場合には 1~2% であったが、溝条数が従来仕様並みの No. 1 の場合には No. 4 の場合よりも 6% 低い値を示した。

管内蒸発圧力損失 ΔP_{Rm} と冷媒質量速度 G_R との関係を Fig. 8 に示す。 $G_R=300\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ において各供試伝熱

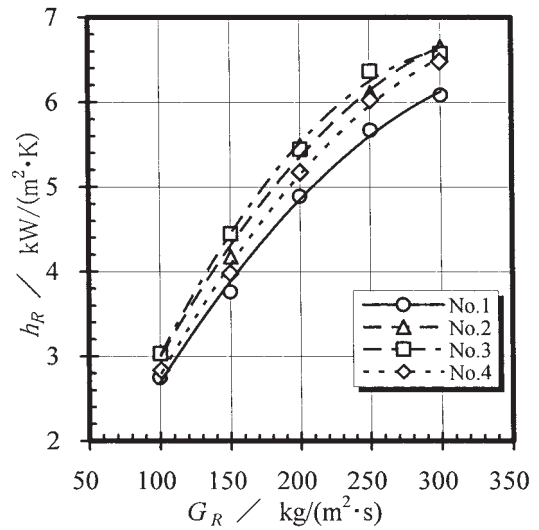


Fig. 7 Variation of average heat transfer coefficient in tube with refrigerant mass velocity during evaporation.

管の管内蒸発圧力損失を比較すると、No. 3 が最も高い値を示し、No. 2、No. 1、No. 4 の順に高い値を示した。比較管 No. 4 に対する管内蒸発熱伝達率の増大率は、No. 3 の場合が 5%、No. 2 の場合が 3%、No. 1 の場合が 2% であった。

以上の結果から、新形状内面螺旋溝付管のうちで従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 に対して管内蒸発熱伝達率の向上効果が認められる No. 2 および No. 3 の場合でも、圧力損失が熱伝達率と同等以上に増大することがわかる。したがって、素管の有する管内蒸発熱伝達特性から判断する限り、新形状伝熱管を適用することによって熱交換器単体蒸発能力を向上することは難しいものと予測される。

3.1.2 凝縮熱伝達特性

管内凝縮熱伝達率 h_R と冷媒質量速度 G_R との関係を Fig. 9 に示す。後述する熱交換器単体性能評価時の実用前面風速 $u_A=1.0\text{m/s}$ にほぼ相当する $G_R=200\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ において各供試伝熱管の管内凝縮熱伝達率を比較すると、No. 3 が最も高い値を示し、No. 2、No. 4、No. 1 の順に高い値を示した。比較管 No. 4 に対する管内凝縮熱伝達率の向上率は、No. 3 の場合が 10%、No. 2 の場合が 6% であり、No. 1 の場合は比較管よりも 5% 低い値を示した。

管内凝縮圧力損失 ΔP_{Rm} と冷媒質量速度 G_R との関係を Fig. 10 に示す。 $G_R=200\text{kg}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$ において各供試伝熱管の管内凝縮圧力損失を比較すると、No. 3 が最も高い値を示し、No. 4、No. 2、No. 1 の順に高い値を示した。

以上の結果から、素管の有する管内凝縮熱伝達特性から判断する限り、新形状伝熱管のうちで従来仕様内面溝

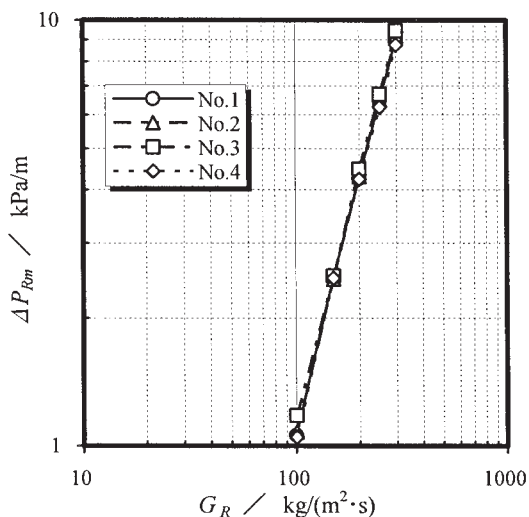


Fig. 8 Variation of pressure drop in tube with refrigerant mass velocity during evaporation.

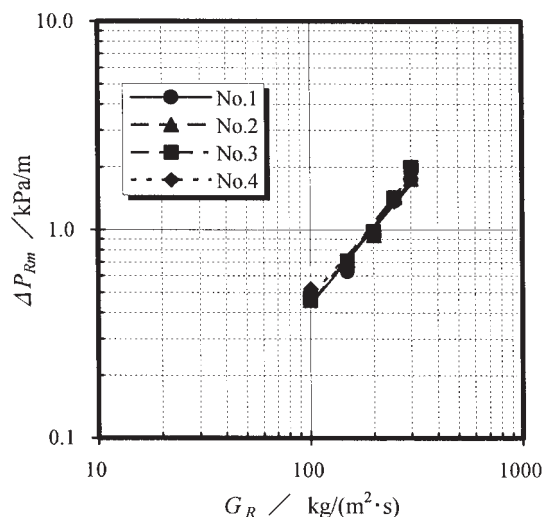


Fig. 10 Variation of pressure drop in tube with refrigerant mass velocity during condensation.

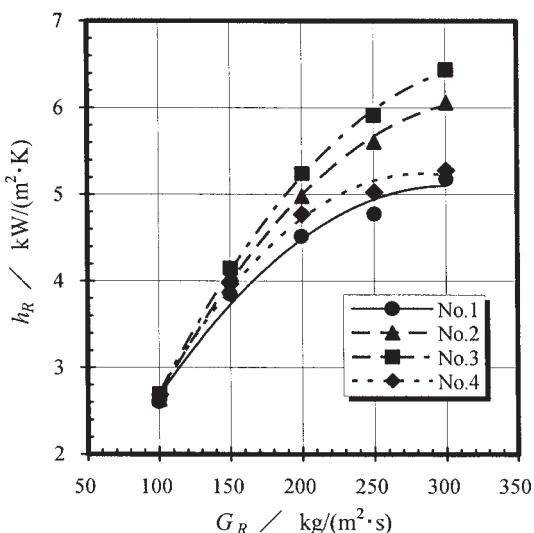


Fig. 9 Variation of average heat transfer coefficient with refrigerant mass velocity during condensation.

付管に対して管内凝縮熱伝達率の向上効果が認められる新形状伝熱管 No. 2 および No. 3 を適用することによって熱交換器単体凝縮能力を向上することが可能であるが、No. 1 を適用することによる能力向上は期待できないものと考えられる。

3.2 熱交換器単体性能予測

3.2.1 管内熱伝達特性比による定性的予測

熱交換器単体における蒸発性能の主な影響因子として管内蒸発熱伝達率および管内蒸発圧力損失に、凝縮性能の主な影響因子として管内凝縮熱伝達率に着目し、比較管として用いた供試伝熱管 No. 4 に対する管内蒸発熱伝達率比 R_{hRe} および管内凝縮熱伝達率比 R_{hRc} と管内蒸発圧力損失比 $R_{\Delta PRme}$ との関係を図 11 に示す。プロット

の大きさは冷媒質量速度 G_R の大きさ [100, 150, 200, 250, 300 kg/(m²·s)] を示す。また、白抜きのプロットが蒸発データであり、黒抜きのプロットが凝縮データである。

(1) 熱交換器単体蒸発能力の予測

熱交換器単体蒸発性能は管内蒸発熱伝達率が高く、管内蒸発圧力損失が低いほど向上すると考えられるため、図中の点線よりも上 ($R_{hRe}/R_{\Delta PRme} > 1$) の領域にプロットされた供試伝熱管で構成された熱交換器は比較管として用いた従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 で構成された熱交換器に対して性能向上が期待できるものと考えられる。

供試伝熱管 No. 1 の場合は全冷媒質量速度域において、No. 2 および No. 3 の場合は 250 kg/(m²·s) 以上の実用冷媒質量速度域において点線の下にデータが存在することから、実用前面風速 $u_A = 1.0$ m/s 時の熱交換器単体蒸発能力の向上は期待できないものと予測された。

(2) 熱交換器単体凝縮性能の予測

熱交換器単体凝縮性能は管内凝縮熱伝達率が高いほど向上すると考えられるため、図中の一点鎖線よりも上 ($R_{hRc} > 1$) の領域にプロットされた伝熱管で構成された熱交換器は比較管として用いた従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 で構成された熱交換器に対して性能向上が期待できるものと考えられる。

供試伝熱管 No. 2 および No. 3 の場合は少なくとも冷媒質量速度 150 kg/(m²·s) 以上の領域では一点鎖線よりも上の領域にデータが存在することから、実用前面風速 $u_A = 1.0$ m/s 時の熱交換器単体凝縮能力の向上が期待できるものと予測された。

3.2.2 諸熱抵抗バランスによる定量的予測

熱交換器単体凝縮性能に関しては、後述する熱交換器単体性能評価結果との比較を厳密に行なうために、それぞれの供試伝熱管で構成された熱交換器の実用前面風速

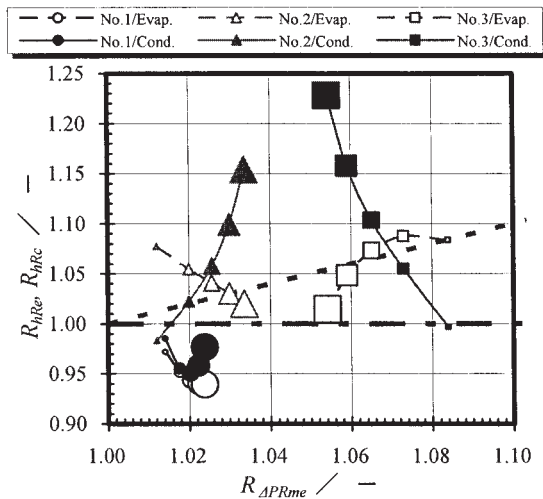


Fig. 11 Comparison between average heat transfer coefficient ratio and pressure drop ratio.

$u_A=1.0\text{m/s}$ 時の冷媒質量速度の実測値を用いてそれぞれの冷媒質量速度における各供試伝熱管の管内凝縮熱伝達率の測定結果から熱交換器単体凝縮性能を定量的に予測した。

比較管として用いた従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 で構成された熱交換器に対する各供試伝熱管 No. 1~3 で構成された熱交換器の凝縮性能比 R_K の予測結果と管内凝縮熱伝達率比 R_{hRc} との関係を図 12 に示す。図から、素管の管内凝縮熱伝達率が従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 に比較して向上した新形状内面螺旋溝付管 No. 2 および No. 3 で構成された熱交換器単体での凝縮性能は、前面風速 $u_A=1.0\text{m/s}$ において、従来仕様内面螺旋溝付管 No. 4 で構成された熱交換器の場合よりもそれぞれ 1.2% および 1.7% 程度向上するものと予測された。一方、素管の管内凝縮熱伝達率が従来仕様螺旋溝付管 No. 4 に比べて下回った新形状内面螺旋溝付管 No. 1 で構成された熱交換器単体凝縮性能は No. 4 の場合に比べて 0.5% 程度低下するものと予測された。

3.3 熱交換器単体性能特性

3.3.1 蒸発性能特性

各供試伝熱管で構成された熱交換器単体蒸発能力 Q_R と前面風速 u_A との関係を Fig. 13 に、管内圧力損失 ΔP_R と前面風速 u_A との関係を Fig. 14 に示す。本研究対象である家庭用ルームエアコンの室内熱交換器における実用前面風速条件とほぼ等しい $u_A=1.0\text{m/s}$ において各供試熱交換器の蒸発能力を比較すると、No. 2 が最も高い値を示し、No. 3, No. 4, No. 1 の順に高い値を示した。比較管 No. 4 で構成された熱交換器に対する単体蒸発能力の向上率は、No. 2 の場合には 1% であるが、No. 3 および No. 1 の場合には No. 4 とほぼ同等であった。一方、各供試熱交換器の管内圧力損失を比較すると、No. 3 が最も高い値を示し、No. 2, No. 4, No. 1 の順に高い値を示した。比較管 No. 4 で構成された熱交換器

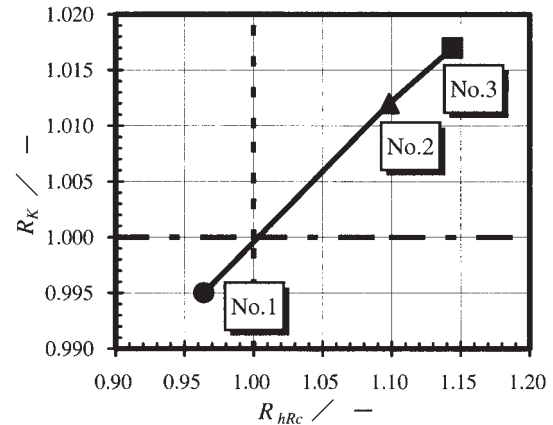


Fig. 12 Comparison between predicted capacity of heat exchanger and average heat transfer coefficient in tube during condensation.

に対する管内圧力損失の増大率は、No. 3 の場合が 5%, No. 2 の場合が 4% であり、No. 1 の場合は比較管よりも 7% 低い値を示した。

これらの結果から、新形状内面螺旋溝付管により構成された熱交換器の単体蒸発能力は従来仕様内面螺旋溝付管で構成された場合と比較してほぼ同等かそれ以上の値を示すことを確認した。前節における素管の管内蒸発熱伝達特性からの予測結果に反して新形状内面螺旋溝付管で構成された熱交換器の蒸発能力が従来仕様の場合に比べて同等以上の値を示したのは、新形状内面螺旋溝付管の拡管時の溝変形による伝熱阻害抑制効果によるものと考えられる。

3.3.2 凝縮性能特性

各供試伝熱管で構成された熱交換器単体凝縮能力と前面風速 u_A との関係を Fig. 15 に示す。前面風速 $u_A=1.0\text{m/s}$ において各供試熱交換器の凝縮能力を比較すると、No. 2 が最も高い値を示し、No. 3, No. 4, No. 1 の順に高い値を示した。比較管 No. 4 で構成された熱交換器に対する単体凝縮能力の向上率は、No. 2 の場合が 2%, No. 3 の場合が 1% であり、No. 1 の場合は No. 4 とほぼ同等であった。

以上の結果から、新形状内面螺旋溝付管により構成された熱交換器の単体凝縮能力は従来仕様内面螺旋溝付管で構成された場合と比較してほぼ同等かそれ以上の値を示すことを確認した。

新形状内面螺旋溝付管 No. 1 および No. 2 により構成された熱交換器単体凝縮能力は、空気側熱伝達率およびフィン-伝熱管間の接触熱抵抗が一定という仮定に基づいて諸熱抵抗バランスを考慮して素管の管内凝縮熱伝達率から予測した前節の結果よりも高い値を示した。これは、管内熱伝達特性や接触熱抵抗に及ぼす溝変形の影響が比較的現われやすい凝縮時にも、新形状内面螺旋溝付管を適用することにより、拡管時の溝変形による伝熱阻

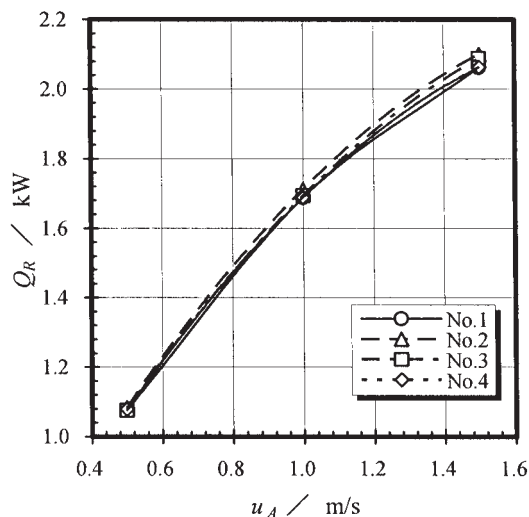


Fig. 13 Variation of capacity of heat exchanger with frontal air velocity during evaporation.

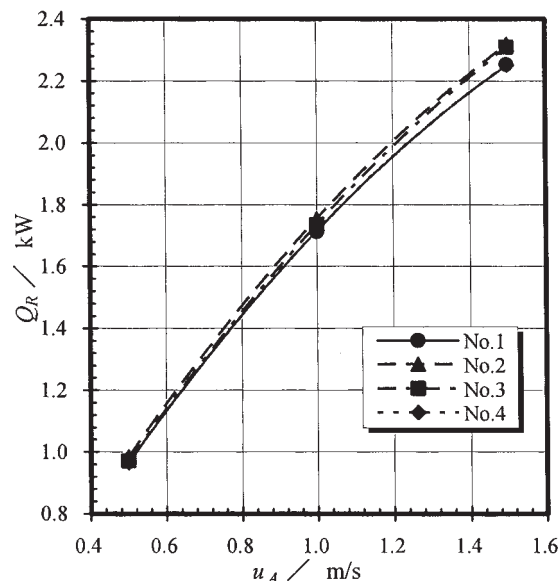


Fig. 15 Variation of capacity of heat exchanger with frontal air velocity during condensation.

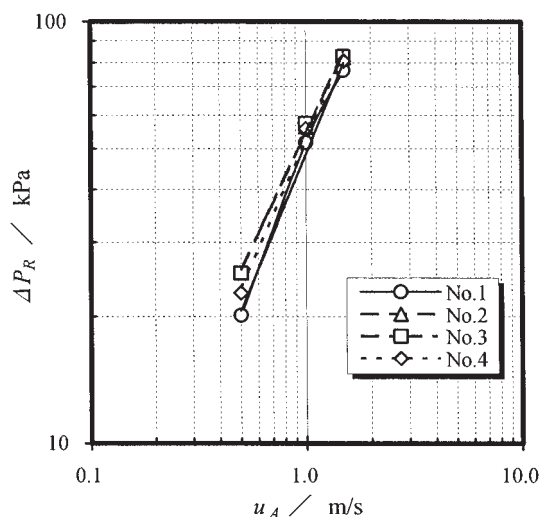


Fig. 14 Variation of pressure drop in tube of heat exchanger with frontal air velocity during evaporation.

害抑制効果が得られることを示すものと考えられる。

一方、溝条数の大幅増加による伝熱促進を期待した新形状内面螺旋溝付管 No. 3 により構成された熱交換器単体凝縮能力は、同様の諸熱抵抗バランスを考慮した前節の予測結果よりもやや低い値を示した。これは、No. 3 の場合には、熱交換器の凝縮能力に及ぼす拡管時の溝変形の影響が従来仕様内面螺旋溝付管の場合よりも大きかったこと、すなわち、管内熱伝達特性や接触熱抵抗に及ぼす溝変形の影響が比較的現われやすい凝縮時には拡管時の溝変形による伝熱阻害抑制効果が得られなかったことを示すものである。新形状内面螺旋溝付管 No. 3 のように、伝熱促進のために全体の溝条数を大幅に増加した場合には、拡管時の溝変形による伝熱阻害を抑制するため

に管周を 4 等分する位置に設けた従来仕様内面螺旋溝付管と同様の断面形状を有するフィンだけでは拡管力を十分に保持しきれず、その他の大多数の溝にも従来仕様内面螺旋溝付管と比べて同等以上の溝変形が生じたものと考えられる。

蒸発、凝縮共にバランス良く熱交換器単体性能を向上することを目的として新形状内面螺旋溝付管の溝条数を大幅に増加させる場合には、平均肉厚増大による伝熱管の剛性増大を考慮して、拡管による伝熱阻害を抑制するために管周を等分する位置に設ける従来仕様内面螺旋溝付管と同等の断面形状を有するフィンの数を適宜増加していくことが必要と考えられる。

4. 結 言

空調機用クロスフィンチューブ型熱交換器の機械拡管時の溝変形による伝熱阻害を抑制する目的で開発した新形状内面螺旋溝付管の素管での管内熱伝達特性および熱交換器での単体性能特性を調査し、以下の結論を得た。

(1) 従来仕様内面螺旋溝付管と溝条数がほぼ同等の新形状内面螺旋溝付管 No. 1、および従来仕様と比べて 40% 程度溝条数を増加した新形状内面螺旋溝付管 No. 2 は機械拡管時の伝熱阻害抑制効果を有する。

(2) 機械拡管時の伝熱阻害抑制効果と伝熱促進効果を兼ね備えた新形状内面螺旋溝付管の最適な溝条数は 70 条/周程度である。

更なる熱交換器単体性能向上を目的として溝条数を増加する際には溝構成の最適化が必要であり、今後の課題である。

参 考 文 献

- 1) 佐々木直栄, 鬼頭幸秀, 森田浩之: 本誌, 40-1 (2000), 67.
- 2) N. Sasaki, S. Kakiyama, H. Morita: Proc. the Third International Conference on Compact Heat Exchangers and Enhancement Technology for the Process Industries, (2001), 467.
- 3) 柿山史郎, 佐々木直栄, 讃岐則義: 本誌, 42-1 (2002), 89.
- 4) 鹿園直毅: 冷凍, 75-875 (2000), 748.
- 5) 新津 靖, 内藤和夫: 空気調和・衛生工学, 44-5 (1970), 345.
- 6) 瀬下 裕, 藤井雅雄: コンパクト熱交換器, 日刊工業新聞社, (1992), 34.

クロス溝付管の伝熱性能*

近 藤 隆 司** 佐々木 直 栄***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 96-100

Heat Transfer Characteristics of
the Cross-Grooved Tube

Takashi Kondo and Naoe Sasaki

The purpose of this study is a comparative evaluation of the heat transfer performance of a cross-grooved copper tube and a spiral-grooved copper tube using R410A as a refrigerant, and to clarify the heat transfer characteristics of the cross-grooved tube. The heat transfer coefficient of the cross-grooved tube in the low refrigerant mass velocity region was about 6% higher for condensation and about 10% higher for evaporation than that of the spiral-grooved tube. But the heat transfer coefficients in the high refrigerant mass velocity region were much the same between these tubes. The pressure drop of the cross-grooved tube in the low refrigerant mass velocity region was about 10 to 20% lower for condensation and 10% lower for evaporation than that of the spiral-grooved tube. The cross-grooved tube showed excellent condensation and evaporation heat transfer characteristics in the low refrigerant mass velocity region.

1. 緒 言

エアコンに組み込まれている熱交換器の大半はアルミニウム製フィンの管穴に銅製伝熱管が拡管固定されたプレートフィンチューブタイプである。伝熱管には管内を流れる冷媒の蒸発および凝縮の伝熱促進を図るために、内面に螺旋状の連続した溝が多数形成された螺旋溝付管が多用されている。1970年代より普及され始めた螺旋溝付管においては、これまでに多くの研究がなされており、とりわけフィン高さ、リード角および条数などの内面溝形状の最適化が進められてきた。その成果として、単管での伝熱性能は平滑管に比べて蒸発および凝縮いずれも3~4倍程度と大幅に向上した¹⁾。現状では、地球環境対策の観点から、エアコンの省エネルギー化がより一層強く求められており、その一助として更なる伝熱管の高性能化が期待されている。これに対応するためには、螺旋溝付管の形状最適化のみならず新たな溝形状検討も

必要である。その一つとしてクロス溝付管があり、少数ではあるが報告されている^{2)~4)}。これは管内にリード角が異なる二種類の溝が形成された伝熱管で、乱流促進による伝熱性能の向上を狙ったものである。しかしながら、これまでに報告されたクロス溝付管はいずれも管内熱伝達率は向上するものの、その一方で管内圧力損失が増大するといった問題点を抱えている。

本研究では、その解消を目的として、螺旋溝付管のフィンの先端部に比較的浅い切り欠きを管軸方向に対して平行に多数付与したクロス溝付管の管内熱伝達特性を調査した結果を報告する。

2. 試 験 方 法

2.1 供試管

供試管として、クロス溝付管と螺旋溝付管の二種類を用いた。供試管の内面SEM像および断面拡大像をFig. 1に、寸法諸元をTable 1に示す。Table 1のクロス溝付管の寸法諸元では、上段に螺旋状のベース溝(一次溝)寸法を、下段に管軸方向に平行なクロス溝(二次溝)寸法を示す。クロス溝付管の一次溝深さが螺旋溝付管の場合に比べてやや小さいことを除けば両者はほぼ同一の諸

* 第43回銅及び銅合金技術研究会講演大会(平成15年11月)にて発表、銅と銅合金, 43(2004), 142に主要部分を掲載

** 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

Table 1 Specifications of the test tubes.

Tube	D (mm)	T (mm)	H (mm)	α ($^{\circ}$)	β ($^{\circ}$)	N (-)
Cross-grooved	7.0	0.26	0.24	14	12	55
			0.03	30	0	100
Spiral-grooved	7.0	0.26	0.25	14	12	55

D : Outside diameter, T : Wall thickness, H : Groove depth, α : Fin apex angle
 β : Helix angle, N : Number of grooves

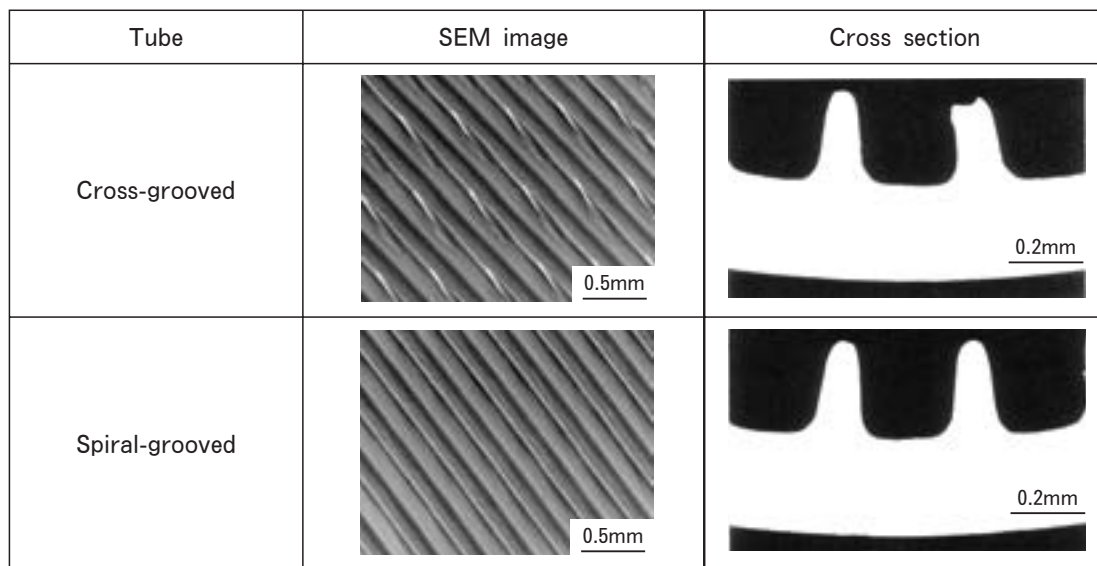


Fig. 1 SEM image of inside and cross section of test tubes.

元を有する。

クロス溝付管の狙いは、螺旋溝付管のフィンの先端部に切り欠きを多数設けることで乱流促進効果の局所的な増大を図り、一方、それらクロス溝を管軸方向に対して平行に付与することで圧力損失の増大を効果的に抑制することにある。

2.2 試験装置

試験装置の系統概略図を Fig. 2 に、試験条件を Table 2 に示す。

テストセクションは、内管に供試管を、外管に内径 20mm の塩化ビニール管を配し、環状部を熱源水が流れる二重管式熱交換器である。環状部の熱源水は供試管内の冷媒 R410A の流れに対して対向流となるように流して熱交換させた。この際、外部との熱交換を遮断するためにテストセクションを厚さ 35mm の断熱材で覆った。熱源水流量は 600kg/h 一定とした。Table 2 に示す試験条件で定常状態に達したところで各データを測定した。テストセクションの有効長は 4m である。

2.3 評価方法

管内熱伝達率、管内圧力損失および蒸発性能比は以下

の式より算出した。

2.3.1 管内熱伝達率

供試管の管内熱伝達率 α は次式(1)より求めた。

$$\alpha = Q / (A \cdot \Delta T) \quad (1)$$

ここで、 Q は熱源水の出入口における温度差と流量から求めた交換熱量、 A は管周方向に四点測定した管外径を算術平均して求めた直径から計算した管外表面積、 ΔT は冷媒温度と管壁温度との算術平均温度差である。

式(1)の ΔT は次式(2)より求めた。

$$\Delta T = |T_{sm} - T_w| \quad (2)$$

ここで、 T_{sm} は冷媒の入口および出口圧力相当の平均飽和温度、 T_w は管壁温度である。なお、 T_w は伝熱管自体を抵抗温度計とみたら管壁平均温度を求める電気抵抗法により測定した値である。この方法は、銅等の金属の電気抵抗が温度によって変化する性質を利用したもので、伝熱管に発熱を無視しうる定電流 (0.5A) を通電して

電気抵抗を測定し、予め求めておいた管壁温度と管電気抵抗との関係より熱交換時の管壁温度を算出する。

2.3.2 管内圧力損失

供試管の管内圧力損失 ΔP は次式(3)より求めた。

$$\Delta P = (P_1 - P_2) / L \tag{3}$$

ここで、 P_1 は冷媒入口圧力、 P_2 は冷媒出口圧力、 L は伝熱管有効長である。

2.3.3 蒸発性能比

熱交換器の蒸発性能には、伝熱管の圧力損失が大きく影響し、仮に単管伝熱性能において熱伝達率が低くても、圧力損失を低減させることで、熱交換器性能の向上が図れることは一般的に知られている⁵⁾。従って、熱交換器の蒸発性能を向上させるためには、熱伝達率と圧力損失のバランスの優れた伝熱管を開発することが重要である。その評価指標として蒸発性能比

を用いた。クロス溝付管の蒸発性能比 R は次式(4)のように定義した。

$$R = R_\alpha / R_{\Delta P} \tag{4}$$

ここで、 R_α は螺旋溝付管に対するクロス溝付管の熱伝達率比、 $R_{\Delta P}$ はそれらの圧力損失比である。

式(4)の R_α は次式(5)より求めた。

$$R_\alpha = \alpha_{cr} / \alpha_{sp} \tag{5}$$

ここで、 α_{cr} はクロス溝付管の熱伝達率、 α_{sp} は螺旋溝付管の熱伝達率である。

式(4)の $R_{\Delta P}$ は次式(6)より求めた。

$$R_{\Delta P} = \Delta P_{cr} / \Delta P_{sp} \tag{6}$$

ここで、 ΔP_{cr} はクロス溝付管の圧力損失、 ΔP_{sp} は螺旋溝付管の圧力損失である。

Table 2 Experimental conditions.

Type of test	Cond.	Evap.
Saturation temperature	50°C	2°C
Inlet Condition	SH=40°C	x=0.2
Outlet condition	SC=5°C	SH=5°C
Refrigerant	R410A	
Refrigerant mass velocity	100~300kg/m ² s	

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

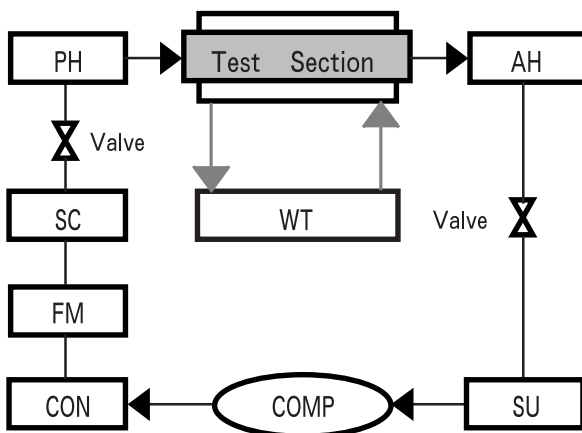
3. 試験結果および考察

3.1 凝縮熱伝達特性

3.1.1 凝縮熱伝達率

冷媒質量速度と凝縮熱伝達率との関係を Fig. 3 に示す。

低冷媒質量速度域におけるクロス溝付管の凝縮熱伝達率は、螺旋溝付管の場合に比べて最大6%程度上回った。この要因としては、一次溝と二次溝を流れる冷媒液同士の衝突エネルギーが増大し局所的に乱流促進効果が向上したことおよびフィン先端部で液膜が薄くなったことな



PH : Pre-heat exchanger CON : Condenser
AH : After-heat exchanger COMP : Compressor
SU : Superheat heat exchanger FM : Mass flow meter
SC : Subcool heat exchanger WT : Water tank

Fig. 2 Experimental apparatus.

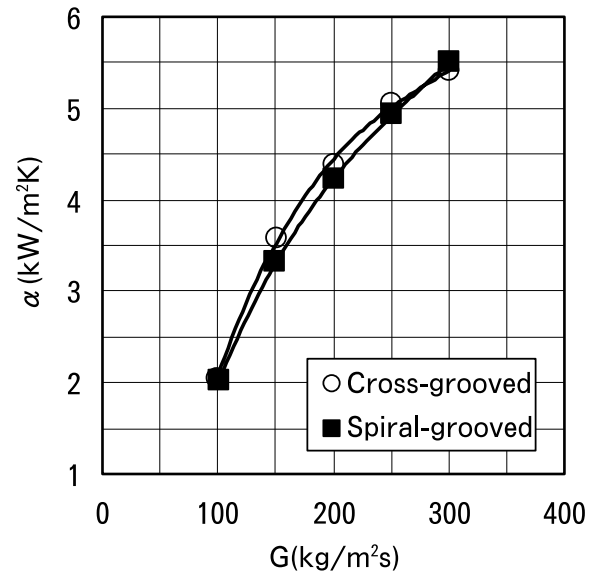


Fig. 3 Heat transfer coefficient for condensation.

どが考えられる。

一方、高冷媒質量速度域においては、両者の凝縮熱伝達率は概ね同等であった。この領域では比較的液膜が薄くなるため、フィン先端部の切り欠きの効果が現れなかったものと考えられる。

3.1.2 凝縮圧力損失

冷媒質量速度と凝縮圧力損失との関係を Fig. 4 に示す。

クロス溝付管の凝縮圧力損失は、全冷媒質量速度域において螺旋溝付管の場合に比べて下回っており、なかでも低冷媒質量速度域では10~20%程度と大幅に低下した。クロス溝が管軸と平行に多数形成されたことおよびクロス溝付管の一次溝深さが螺旋溝付管の場合に比べてやや小さかったことで、冷媒の流動抵抗が減少したことが要因として考えられる。

3.2 蒸発熱伝達特性

3.2.1 蒸発熱伝達率

冷媒質量速度と蒸発熱伝達率との関係を Fig. 5 に示す。

低冷媒質量速度域におけるクロス溝付管の蒸発熱伝達率は、螺旋溝付管の場合に比べて最大10%程度上回った。この要因としては、一次溝と二次溝を流れる冷媒液同士の間隙エネルギーが増大し局所的に乱流促進効果が向上したことが考えられる。

一方、高冷媒質量速度域においては、両者の蒸発熱伝達率は概ね同等であった。前述したように、この領域では比較的液膜が薄くなるため、フィン先端部の切り欠きの効果が現れなかったものと考えられる。

3.2.2 蒸発圧力損失

冷媒質量速度と蒸発圧力損失との関係を Fig. 6 に示す。

クロス溝付管の蒸発圧力損失は、全冷媒質量速度域に

おいて螺旋溝付管の場合に比べて下回っており、なかでも低冷媒質量速度域では10%程度と大幅に低下した。熱交換器に組み込んだ場合には、顕著な好影響を及ぼすものと考えられる。

3.2.3 蒸発性能比

クロス溝付管の蒸発性能比を Fig. 7 に示す。

クロス溝付管の蒸発性能比は、全冷媒質量速度域において1.0を上回っており、低冷媒質量速度域では1.2~1.3程度、高冷媒質量速度域では1.1程度であった。伝熱管の高性能化を図るには管内面のクロス溝化が有効で、とりわけ低冷媒質量速度域においてその効果が大きいことを示唆している。冷媒質量速度の増大にともない蒸発性能比は低下するが、これは液膜が薄くなることでフィン先端部の切り欠きの効果が現れ難くなったためと推測される。

4. まとめ

クロス溝付管と螺旋溝付管との単管伝熱性能を比較調査した結果、以下の結論を得た。

(1) 低冷媒質量速度域におけるクロス溝付管の熱伝達率は、螺旋溝付管の場合に比べて、凝縮につき最大6%程度、蒸発につき最大10%程度上回った。一方、高冷媒質量速度域においては両者の熱伝達率は概ね同等であった。

(2) クロス溝付管の圧力損失は、全冷媒質量速度域において螺旋溝付管の場合に比べて下回っており、なかでも低冷媒質量速度域では凝縮につき10~20%程度、蒸発につき10%程度と大幅に低下した。

(3) 低冷媒質量速度域における伝熱管の高性能化を図るには、管内面のクロス溝化が有効な一手法であることが確認された。

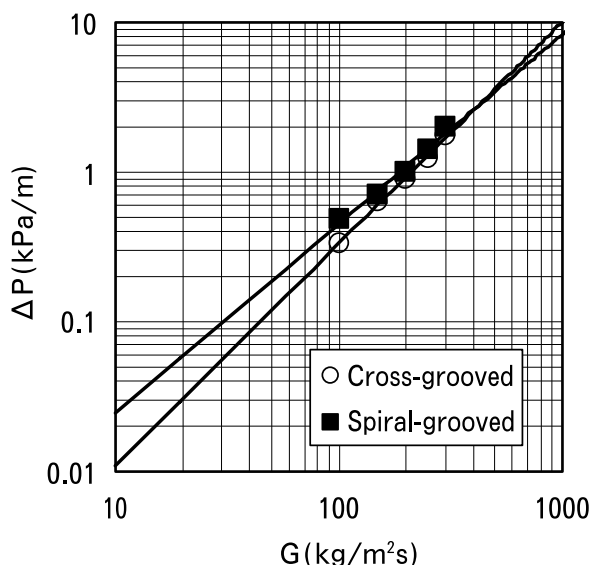


Fig. 4 Pressure drop for condensation.

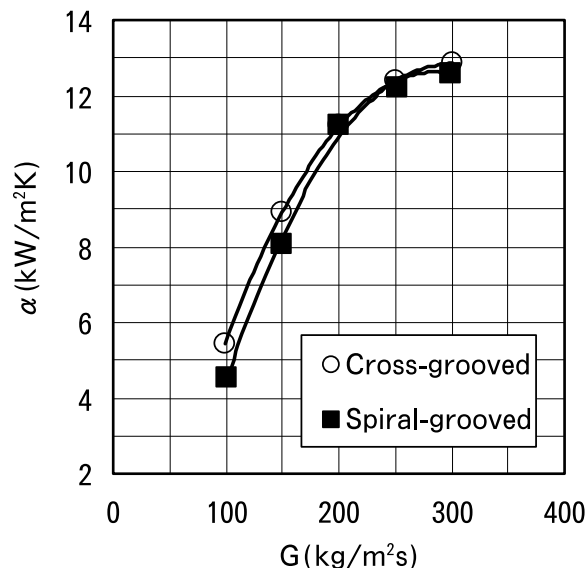


Fig. 5 Heat transfer coefficient for evaporation.

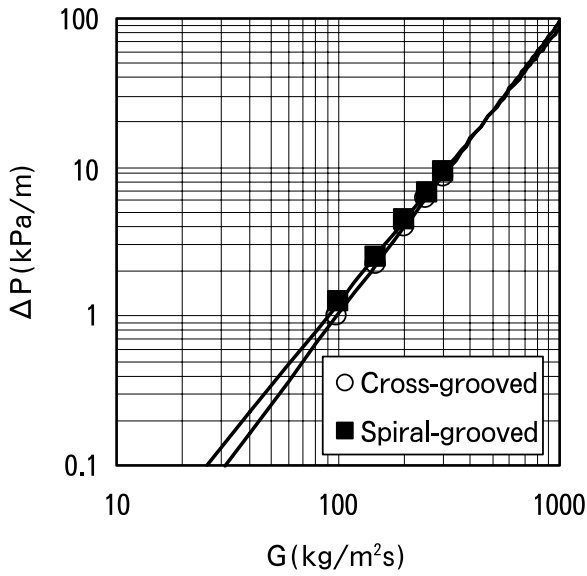


Fig. 6 Pressure drop for evaporation.

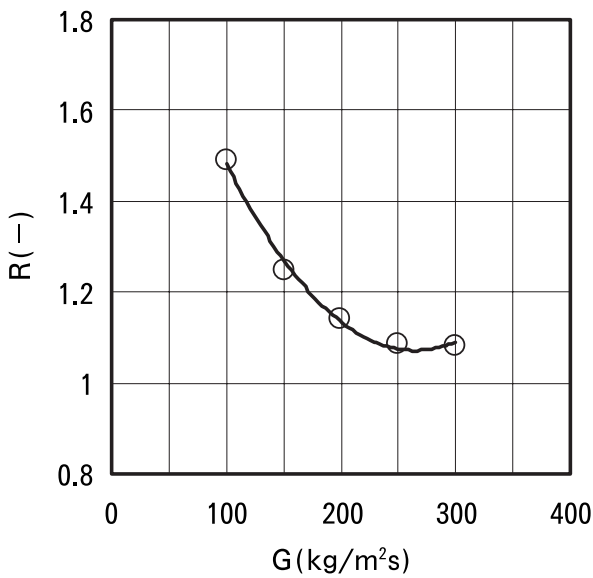


Fig. 7 Evaporation characteristics ratio of cross-grooved tube.

記号

- α : 管内熱伝達率 (kW/m²K)
- A : 管外表面積 (m²)
- Q : 交換熱量 (kW)
- ΔT : 算術平均温度差 (K)
- T_{sm} : 冷媒出入口圧力相当平均飽和温度 (K)
- T_w : 管壁温度 (K)
- ΔP : 管内圧力損失 (Pa)
- P_1 : 冷媒入口圧力 (Pa)
- P_2 : 冷媒出口圧力 (Pa)
- L : 伝熱管有効長 (m)
- R : クロス溝付管の蒸発性能比 (-)
- R_α : クロス溝付管の管内蒸発熱伝達率比 (-)
- $R_{\Delta P}$: クロス溝付管の管内蒸発圧力損失比 (-)
- α_{cr} : クロス溝付管の管内蒸発熱伝達率 (kW/m²K)
- α_{sp} : 螺旋溝付管の管内蒸発熱伝達率 (kW/m²K)
- ΔP_{cr} : クロス溝付管の管内蒸発圧力損失 (Pa)
- ΔP_{sp} : 螺旋溝付管の管内蒸発圧力損失 (Pa)
- G : 冷媒質量速度 (kg/m²s)
- SH : 過熱度 (K)
- SC : 過冷却度 (K)
- x : 乾き度 (-)

参考文献

- 1) 飯島茂男, 森田浩之, 石黒則充, 鬼頭幸秀, 日時 寛, 清谷明弘, 佐藤好生: 本誌, **35** (1994), 17.
- 2) 佐藤好生, 清谷明弘, 野世溪精, 難波圭三: 本誌, **36** (1995), 84.
- 3) 内田麻理, 伊藤正昭, 鹿園直毅, 畑田敏夫, 工藤光夫, 大谷忠男: 日本冷凍空調学会論文集, **16** (1999), 85.
- 4) 内田麻理, 伊藤正昭, 鹿園直毅: 日本冷凍空調学会論文集, **19** (2002), 83.
- 5) 柿山史郎, 佐々木直栄, 讃岐則義: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 244.

フィールド試験用銅配管に発生したマウンドレス型孔食に対する形態学的見地からのアプローチ*

山田 豊** 境 昌宏***
世利 修美*** 荒川 昌伸****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 101-107

Morphological Approach to Moundless Type Pitting Corrosion Occurred on Copper Tubes for Field Test*

Yutaka Yamada**, Masahiro Sakai***,
Osami Seri*** and Masanobu Arakawa****

The inner surfaces of the copper tubes after the four-year field test for moundless type pitting corrosion have been investigated by the optical microscope, SEM, EDS and EPMA. The upper side of the inner surface of tube has many greenish-blue corrosion products. Optical micrographs revealed that there are many moundless pits in the centers of these corrosion products. These moundless pits were classified into two types. One type is “open type” which has an open entrance of the pit, another is “closed type” which is totally covered with a thin film on the entrance of the pit. The thin film on the closed type pit is fragile, so cracks are found on the films of some closed type pits. This observation suggests that the open type pit is formed as a result of breaking the thin film of closed type pit. EPMA analysis revealed that the film was mostly composed of Si. On the contrary, the lower side of the inner surface of tube was totally covered with greenish-yellow corrosion products. EDS analysis revealed the presence of iron in these corrosion products. Pitting corrosion has not been observed on the inner surface of the lower side covered with the greenish-yellow corrosion products. These facts indicate that the corrosion products film containing iron contributes to the prevention of the moundless type pitting corrosion of the copper tube.

1. 緒 言

近年、日本各地において、従来型の銅管孔食とは異なる「マウンドレス型」と呼ばれる新しいタイプの孔食による漏洩事故が報告されている^{1)~5)}。従来の銅のI型やII型孔食では、孔食上部を覆う腐食生成物のマウンド、いわゆる緑青が存在するのに対し、マウンドレス型孔食では、孔食上部を覆う緑青が存在せず、その間口が直接観察されるのが特徴である。また、この孔食は、従来型の孔食に比べ、その大きさが非常に小さく、直径1mm以下のものも多い。径が小さい割に、深さ方向への進行

は比較的早く、施工後2年以内で漏洩に至ったケースも報告されている⁶⁾。

マウンドレス型孔食の発生原因、その進展のメカニズムについては未だ不明な点が多い。マウンドレス型孔食が発生する水系の水質調査の結果、水中のシリカ濃度が20ppm以上と比較的高い地域で発生するといわれている⁷⁾、シリカとマウンドレス型孔食との関連性については調査すべき点が数多く残されている。

著者らは、マウンドレス型孔食メカニズム解明のため、マウンドレス型孔食が多発している北海道南地区にフィールド試験用銅配管を設置し、実際にマウンドレス型孔食を再現することに成功した⁸⁾。本研究では、フィールド試験用銅配管に発生したマウンドレス型孔食に関して、顕微鏡観察、ならびに表面分析を行い、形態学的見地からその発生・進展のメカニズムを推定した。

* 材料と環境, 52 (2004) 504 に主要部掲載

** 研究開発センター 第四部 工学博士

*** 室蘭工業大学 機械システム工学 工学博士

**** 榎荒川設備

2. 実験方法

2.1 フィールド試験用銅配管物

フィールド試験用銅配管に用いた銅管は JIS H3300 C1220 のリン脱酸銅継目無し硬質管で、管寸法が外径 15.88mm×肉厚 0.71mm の Mタイプである。フィールド試験用銅配管は、マウンドレス型孔食が多発する北海道登別市内 A 邸地下室内に設置した。通常の屋内配管からバイパス配管を設け、そこに 4m の直管を 6 本、エルボ継手を用いて地面と水平に設置した。往管と戻管には手動弁、ならびにエア弁を取り付けて、管内の水が満水保管できるようにした。また、管の途中に塩ビ管を入れて、そこに電気伝導度セルを設置し、管内の水の電気伝導度および温度が測定できるようにした。管内の水は通常は満水で静止状態であるが、1 週間に一度、手動弁を開けて排水交換を行った。フィールド配管は、1998 年 4 月から 2001 年 3 月までの約 4 年間設置後、抜管を行った。電気伝導度および水温の測定は 1999 年 1 月から 10 月までの約 10 ヶ月間、連続して行った。フィールド試験用銅配管の概観を Fig. 1 に示す。

2.2 試験水

フィールド試験用銅配管内を流れる水は、北海道登別市の千歳浄水場から配水された水道水である。千歳浄水場系列の水はマウンドレス型孔食を引き起こしやすい水として知られている⁹⁾。Table 1 に千歳浄水場の上水水質分析結果を示す。なお、Table 1 は 1998 年 1 月から 1999 年 9 月までの月別データの平均値である。水質分

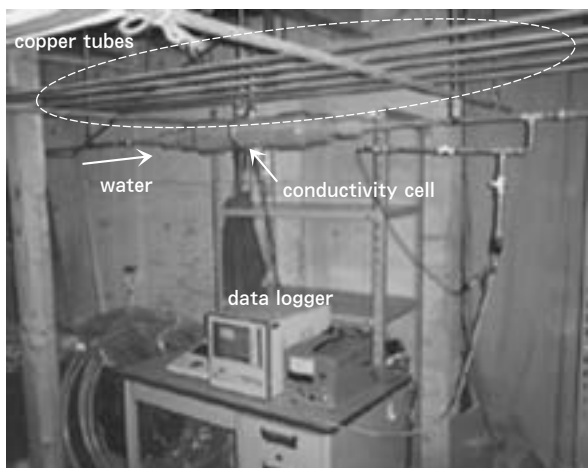


Fig. 1 Copper tubes for the field test set up in the area in which many moundless pits have been experienced in the copper tubes occurred.

析は JIS K0101 工業用水試験法に準拠し、一部、イオンクロマトグラフ法も用いた。

3. 実験結果

3.1 管内水の電気伝導度および水温の経時変化

管内水の電気伝導度および水温の経時変化を Fig. 2 に示す。電気伝導度は測定開始から 100 日間までは約 19mS/m を推移した。100 日以降、電気伝導度は減少し、10~15mS/m を変動しながら推移した。測定開始から約 100 日間の電気伝導度が高い期間は、1 月初旬から 4 月中旬の冬期から春期に相当し、それ以降の電気伝導度の低い期間は夏期から秋期に相当する。このような電気伝導度の推移は、以前著者らが調査した千歳水系の電気伝導度の季節変動⁹⁾とよく一致した。水温は冬期から夏期になるに従い上昇し、最低で約 2°C を最高で約 25°C を示した。

3.2 管内面観察結果

フィールド試験終了後の管内面の様子を Fig. 3 に示す。抜管した管を地面と水平な方向に半割したものを Fig. 3 (a) に示す。Fig. 3 (a) 中、upper(上側)とは、抜管前の状態において天井側を、lower(下側)とは、地面側を示している。上側と下側とは全く異なる様相を呈した。下側の管内面は全体が黄緑色の堅固なスケールで覆われていた。一方、上側の管内面は、その大部分は金属光沢を失っているものの、初期の銅色が残っており、管の所々に茶褐色に変色している箇所が観察された。この茶褐色に変色している箇所の上に、Fig. 3 (b) に示すように青緑色の腐食生成物が多数存在していた。青緑色の腐食生成物を光学顕微鏡で観察した結果が Fig. 3 (c) である。孔食部中心が盛り上がっていないタイプの

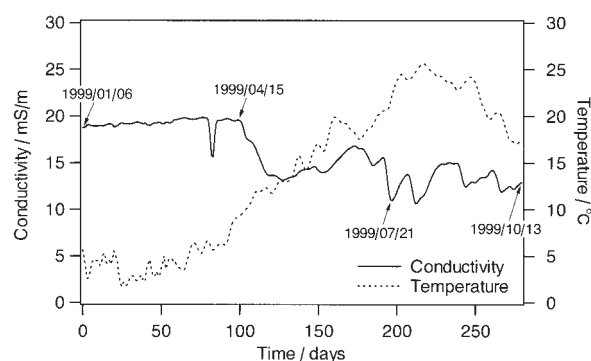


Fig. 2 Changes of the electric conductivity and temperature of tap water inside copper tubes for field test.

Table 1 Chemical composition of tap water supplied by Chitose waterworks.

pH	Electric conductivity	M-alkalinity	Total hardness	Ca hardness	HCO ₃ ⁻	SO ₄ ²⁻	SiO ₂	Cl ⁻	Fe	Residuals
	mS/m	CaCO ₃ ppm			ppm					
7.0	14.8	9.6	45.0	38.2	11.7	42.3	31.1	8.0	<0.1	115.0

孔食が密集して存在していた。また、孔食部を中心として、その周囲を囲むようにガラス状の腐食生成物が存在していた。これらは実際のマウンドレス型孔食でも観察される特徴である。発生した孔食を観察した結果、Fig. 3 (c) に示すように孔食の中心部に穴が開いているもの（以下、開口型と呼ぶ）と穴が開いていないもの（以下、閉口型と呼ぶ）の2種類が混在していた。

開口型、閉口型の孔食をそれぞれ希硫酸中で超音波洗浄した結果を Fig. 4 に示す。超音波洗浄により酸化皮膜や緑青を取り除いたところ、環状に存在した緑青の中心部に、直径0.1mmほどの孔食が現れた。光学顕微鏡の被写体深度差を用いてこれら孔食の深さを測定すると約0.25mmであった。

開口型孔食中心部を電子顕微鏡で観察した結果を Fig. 5 に示す。Fig. 5 より孔食内部には粗い粒子状の腐食生成物が詰まっており (Fig. 5 (b) 参照)、その上に薄い皮膜が存在していることが分かった。

3.3 表面分析結果

3.3.1 管表面のEDS分析

抜管した銅管表面に対して、EDS分析を行った。抜管して半割にした管内面は Fig. 3 (a) に示すように、上側と下側でその表面の状態が全く異なっていた。そこで、上側と下側の管に対してそれぞれEDS分析を行った。上側の管にはマウンドレス型孔食が発生しているため、分析点を Fig. 6 に示すように3カ所選んだ。すなわち、(a) 孔食から十分離れた健全部、(b) 孔食周囲に存在する緑青部、(c) マウンドレス型孔食中心部に存在する皮

膜部の3カ所である。分析結果を Fig. 7 (a)~(c) に示す。下側の管については、全面がほぼ様な様相を呈していたので、数カ所分析したうち、代表的な結果について Fig. 7 (d) に示した。まず上側管表面の(a)の健全部では、CuとSiが検出された。(b)の緑青部では、Cu、Siに加えてSが検出された。(c)の皮膜部では、Cu、Siの他にわずかながらPが検出された。一方、下側の管では、Cu、Siに加えてFeが検出された。

3.3.2 孔食部のEPMA分析

フィールド試験で発生した孔食部周辺をEPMAで面分析した結果を Fig. 8 に示す。孔食内部からはCuが強く検出された。孔食周囲に環状に存在する緑青部からはOとSが僅かに検出された。また、孔食中心部の皮膜に相当する箇所からは、Siが強く検出された。Clはほとんど検出されなかった。Fig. 9 には、孔食部断面をEPMAで面分析した結果を示す。孔食内部からはCu、O、Sが検出され、管表面からはO、Siが検出された。特にSiは最外表面に分布していた。

4. 考 察

4.1 マウンドレス型孔食部の構成

顕微鏡観察、ならびに表面分析結果より、本フィールド配管に発生したマウンドレス型孔食断面を Fig. 10 のように推定した。孔食内部の腐食生成物を亜酸化銅(Cu_2O)と推定したのは、EPMAの断面分析からCuとOが強く検出されること、腐食生成物の色が亜酸化銅特有の赤褐色であることによる。孔食上部には薄い皮

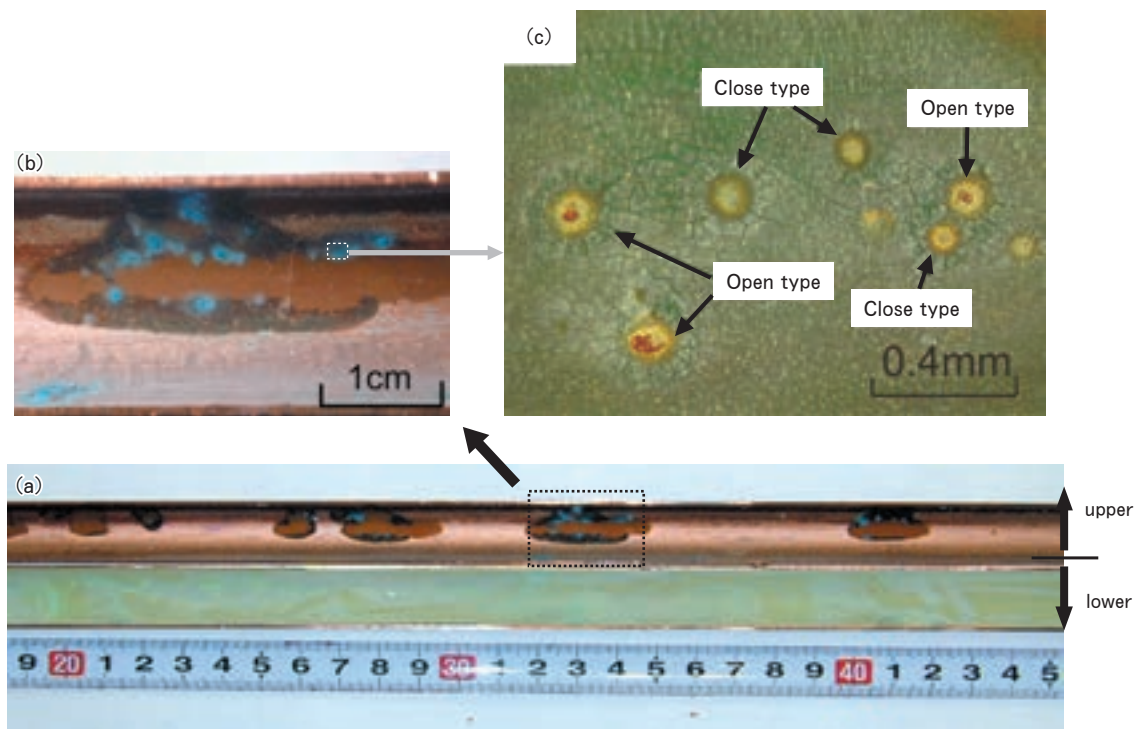


Fig. 3 Appearance of the inner surface of copper tube after the four-year field test.
(b) : magnified dotted square shown in (a), (c) : magnified dotted square shown in (b).

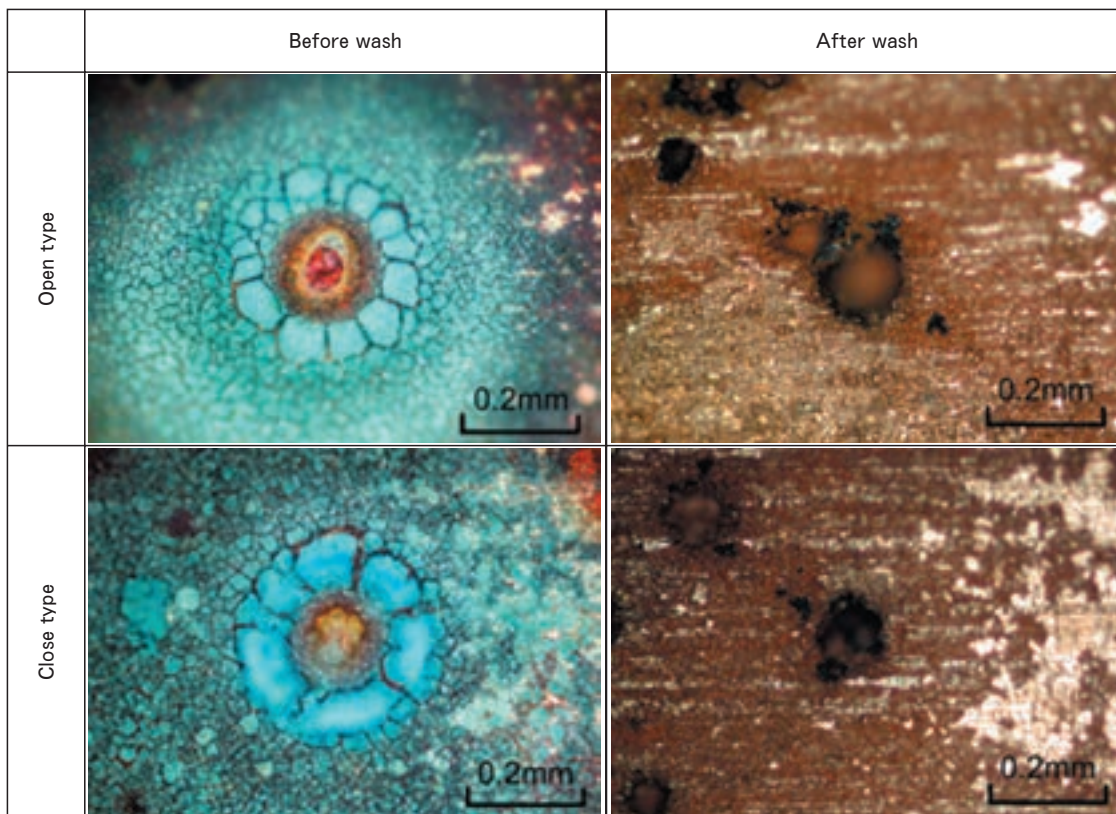


Fig. 4 Optical micrographs of the moundless pits observed on the inner surface of copper tube after the four-year field test.

膜が存在し、表面分析の結果よりその主成分はSi, Oであると推測できる。この皮膜は薄く壊れやすいため、Fig. 10に示すように中心部にクラックが入っているものが多い。孔食周囲にはガラス状の腐食生成物が存在するが、この主成分は表面分析の結果から、Cu, Si, O, Sの化合物であることが推定できる。Fig. 10に示すような孔食部の構成は、従来の銅のI型やII型孔食とは大きく異なる。I型やII型孔食では、孔食上部に塩基性炭酸銅や塩基性硫酸銅の緑青の盛り上がりが存在するが、マウンドレス型孔食ではそれが存在しない。マウンドレス型孔食でも緑青は存在するが、それは孔食上部を覆うようにではなく、孔食を中心としてその周囲を囲むように存在するのが特徴である。また、I型やII型孔食では孔食の底部に塩化第一銅(CuCl)の白色の腐食生成物が存在するのに対し、今回断面観察を行ったマウンドレス型孔食では、この白色の腐食生成物は観察されなかった。

4.2 マウンドレス型孔食進展メカニズムの推定

通常の銅の孔食進展には、孔食上部を覆う腐食生成物、いわゆる緑青の存在が必須である。この緑青が孔食内部の溶液と周囲の水との往来を遮蔽する役割を果たし、孔食内部の溶液が低pHに維持される。このため、孔食内部でアノード反応が活性化し、孔食が進展していく。ところが、マウンドレス型孔食では孔食上部に緑青が存在

しないため、従来のI型やII型孔食とは全く異なる説明が必要であると考えてきた。しかし、今回のフィールド試験用配管に発生したマウンドレス型孔食には、Fig. 3(c)に示すようにその入口が口を開けていない閉口型も存在した。このことから、マウンドレス型孔食の発生初期段階では、必ずしもその入口が口を開けているわけではなく、孔食上部は薄い皮膜で覆われているものと思われる。この皮膜が従来型の銅の孔食における緑青の代替物として機能し、孔食内部と周囲の水環境との障壁となり、孔食を進展させるものと考えた。この皮膜は薄く脆いため、孔食進展の中途段階、あるいは抜管後に管が乾燥する段階で破損し、孔食中心部が口を開けた、いわゆるマウンドレス型孔食の形状を呈するものと推測された。以上より、マウンドレス型孔食には、孔食上部に存在する皮膜が重要な役割を果たすものと思われる。Fig. 8に示すEPMA面分析の結果から、この皮膜は主としてSiから成ることが分かるが、この皮膜が形成される具体的なメカニズムについては、現在、研究・調査を行っているところである。

4.3 マウンドレス型孔食に及ぼす鉄の影響

フィールド試験終了後の銅管は、半割にしたとき、Fig. 3(a)に示すように上側と下側とで全く異なる様相を呈した。孔食が発生したのは上側管のみであり、下側管では孔食は発生していない。下側管は黄緑色の堅固な

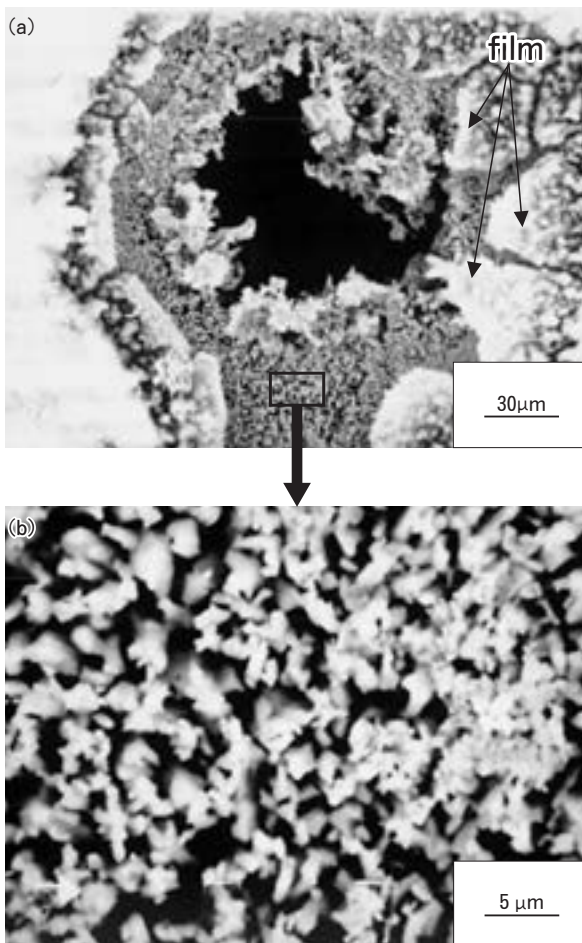


Fig. 5 SEM micrographs of the center of moundless pit.
(b) : magnified square shown in (a).

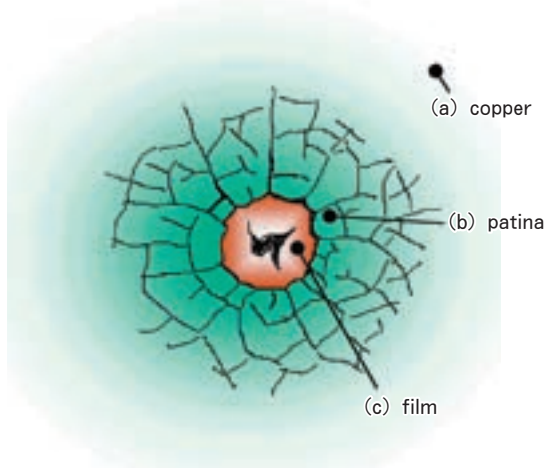


Fig. 6 Analysis points for EDS on the surface around the moundless pit.

皮膜で全面が覆われており、これが防食に寄与したものである。Fig. 7 に示す EDS 分析結果より、下側管

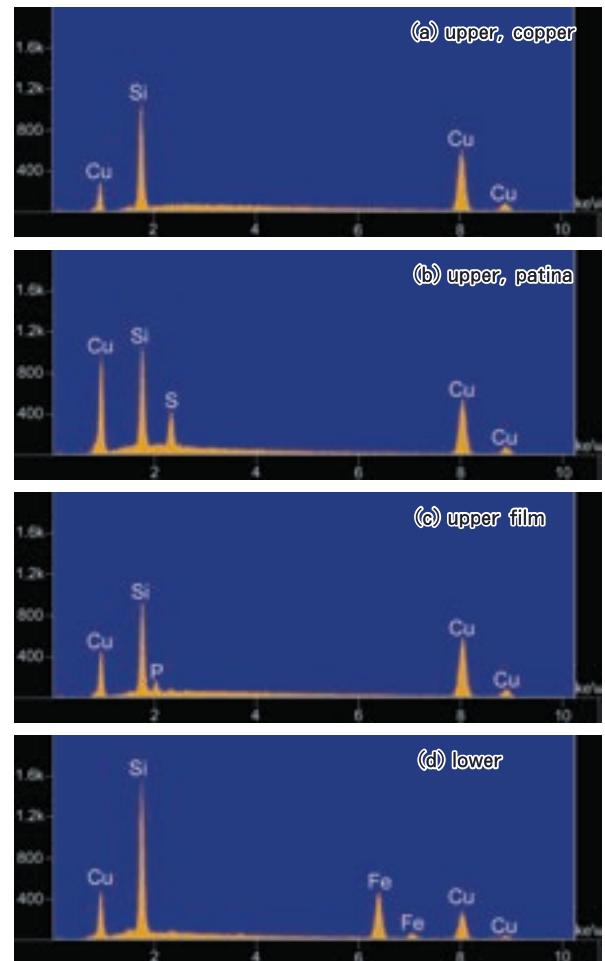


Fig. 7 EDS analyses of the upper and lower surface of copper tube after the four-year field test.
(a), (b) and (c) correspond to the point (a), (b) and (c) in Fig.6 respectively. (d):the representative result of the lower surface.

表面のみから Fe が検出され、マウンドレス型孔食が発生した上側管表面では Fe は検出されなかった。このことから、鉄がマウンドレス型孔食の防食に何らかの寄与をしているものと推測できる。実際にマウンドレス型孔食が多発する地域において、孔食が発生した管と孔食が発生しなかった管を表面分析した結果、孔食が発生しなかった管表面のみから Fe が検出され、その途中の配管に垂鉛めっき鋼管が使用されていた事例が報告されている⁶⁾。水中のイオン状シリカは、ある種の金属イオンと結びつきやすい性質を持っており、鉄イオンもその例に入る^{10),11)}。よって、銅管へシリカが沈着する前に、鉄イオンが水中のシリカを捕捉することで、マウンドレス型孔食の発生を抑制したものと考えられる。ただし、Table 1 に示す水質分析結果では Fe はほとんど検出されていないものの、下側管表面に存在した Fe は浄水場から各住宅まで使用された鉄系の配水管或いは給水管から溶出した鉄イオンや鉄錆が関係しているものと推測された。

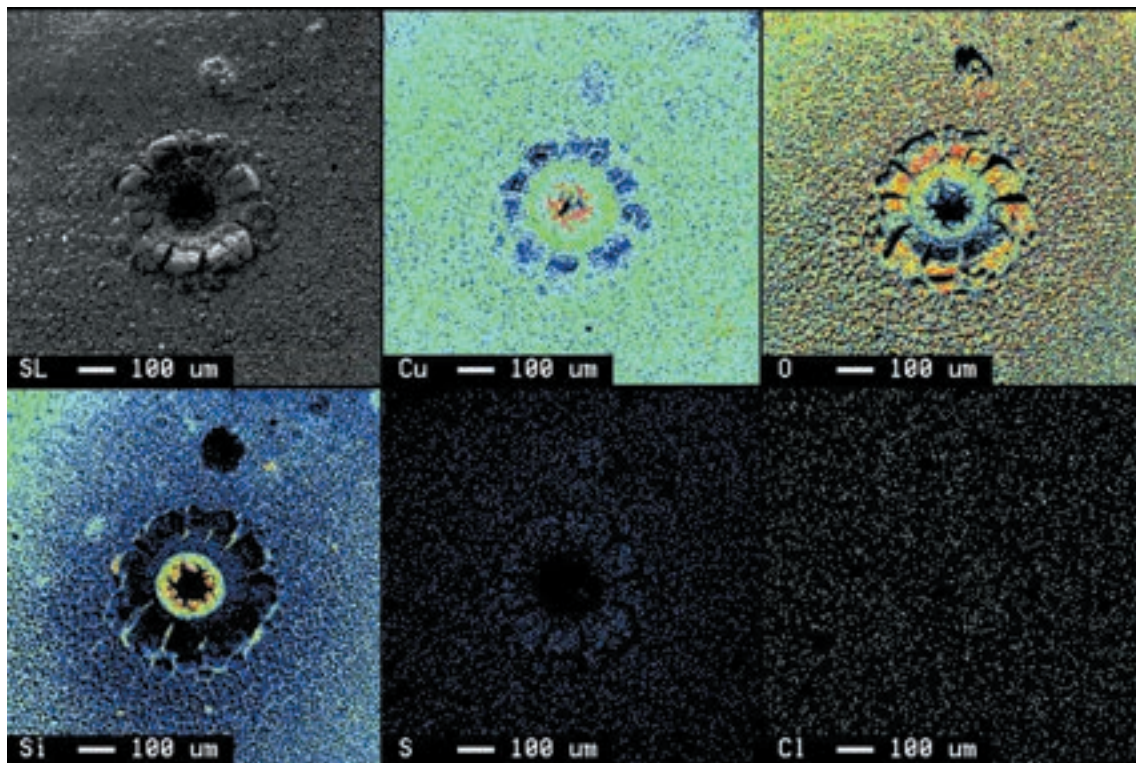


Fig. 8 EPMA analysis of the surface around moundless pit observed on the inside of copper tube.

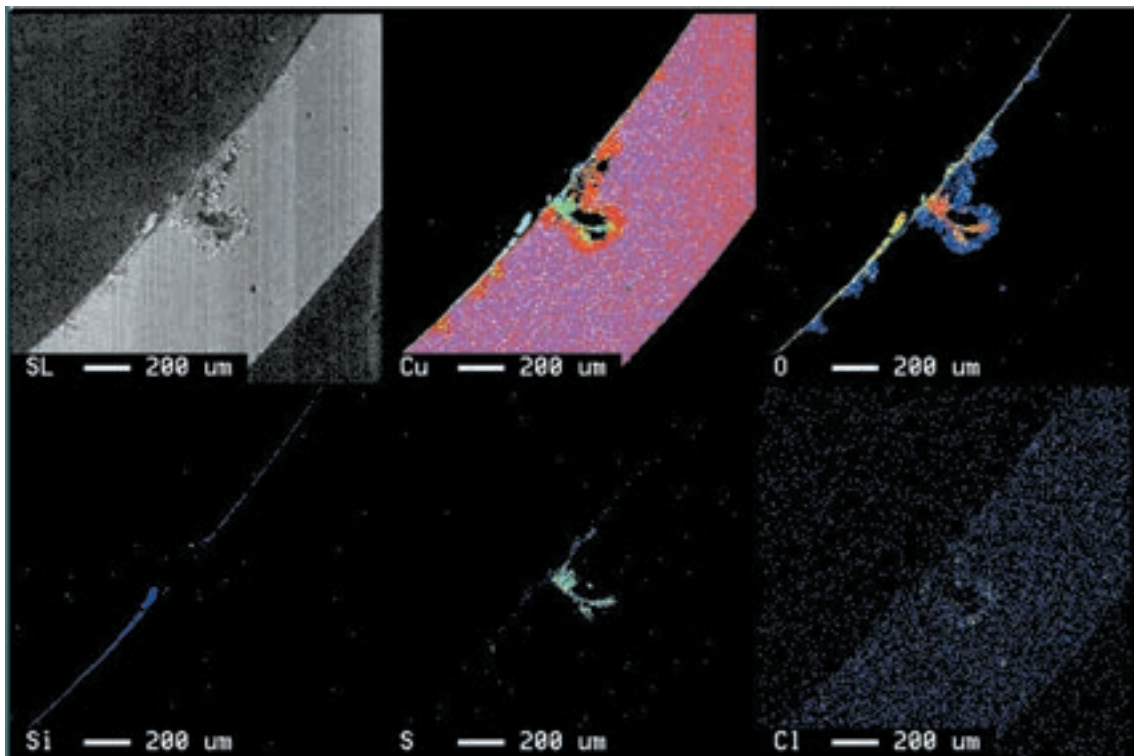


Fig. 9 EPMA analysis of the cross- section of moundless pit observed on the inside of copper tube.

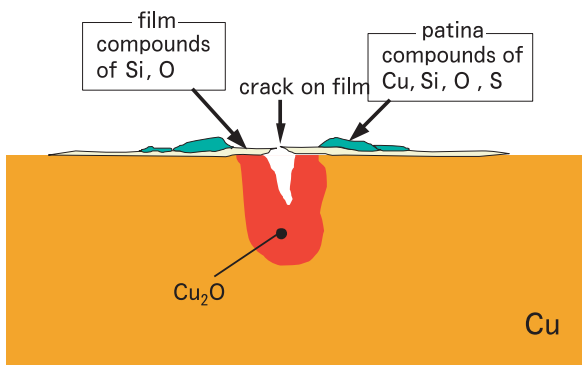


Fig. 10 Schematic drawing of presumptive cross-sectional view of the moundless pit.

nn

5. 結 論

フィールド試験用銅配管に発生したマウンドレス型孔食の顕微鏡観察、EDS、EPMAによる表面分析を行いその形態的特徴から、孔食発生・進展のメカニズムについて考察した。今回発生したマウンドレス型孔食には、開口型と閉口型があり、いずれの場合も孔食上部を覆う皮膜と孔食周囲にガラス状の緑青が存在した。閉口型の皮膜にクラックが存在するものがあることから、開口型は閉口型の皮膜が破損して生じたものと推測した。表面分析の結果より、この皮膜は主としてケイ素を含むことが分かった。また、今回の実験では、孔食は管の上側に生じ、下側は全面が黄緑色の皮膜で覆われており孔食は観察されなかった。表面分析の結果、下側からのみFeが検出されることから、鉄がマウンドレス型孔食の抑制に何からの寄与をしているものと推測した。

参 考 文 献

- 1) 境 昌宏, 梶川博史, 世利修美: 伸銅技術研究会誌, **41** (2001), 58.
- 2) 荒川昌伸, 境 昌宏, 山田 豊, 世利修美: 平成13年度空気調和衛生工学会学術講演会論文集, (2001), 477.
- 3) 境 昌宏, 世利修美: 第12回環太平洋腐食防食会議論文集 (2001), 471.
- 4) 境 昌宏, 岩本 匠, 世利修美: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 52.
- 5) 鈴木 忍, 山田 豊, 渥美哲郎, 鳥山 治: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 261.
- 6) 山田 豊, 世利修美, 荒川昌伸: 銅および銅合金研究会誌, **42** (2003), 271.
- 7) 山田 豊: 材料と環境, **50** (2001), 88
- 8) 境 昌宏, 世利修美: 銅および銅合金研究会誌, **41** (2002), 136.
- 9) 境 昌宏, 世利修美, 荒川昌伸, 山田 豊: 材料と環境, **51**, (2002), 227.
- 10) L. Lerhman and H.L. Shuldener: Ind. Eng. Chem., **44** (1966), 1765.
- 11) L. Dubin, R. L. Dammeier and R. A. Hart: Mat. Perf., No.10 (1985), 27.

鉛フリー快削黄銅の被削性*

安藤 哲也** 渥美 哲郎***

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 108-112

Machinability on Lead Free Free-Cutting Brass

Tetsuya Ando and Tetsuro Atsumi

There are two kinds of lead free free-cutting brass developed. One is bismuth substituted free-cutting brass, and the other is hard phase dispersed one. In the former case, machinability of bismuth substituted one is inferior to leaded free-cutting brass because of the difference of wettability between bismuth and lead. So these developed alloys are improved by the addition of a few components such as tin and/or rare earth metals, and by the control of dispersing bismuth particle by productive conditions. However total machinery index of these alloys are inferior to leaded free-cutting brass because of the difference of lubricant between bismuth and lead. Furthermore there exists the significant problem that bismuth is rare on mine. In the latter case, intermetallic compounds which are formed by addition of silicon, tin and aluminum play roll as tip breaker. These additive materials are comparatively easy to gain. However these alloys make cutting force higher than leaded free-cutting brass, so it is suggested to select the suitable cutting tool.

1. はじめに

$\alpha + \beta$ 二相合金である 60/40 黄銅に鉛を添加した合金は、被削性に優れる快削黄銅として知られている。この材料はスクラップを主原料とするため安価であり、また被削性だけでなく、熱間加工性等、多くの優れた性能を有しているため、水栓金具、バルブ部品、軸受けや歯車などの機械部品等に多数利用されており、日本国内における素材の年間生産量は 20 数万トンと、伸銅品総生産量の約 30% を占めている。しかしながら、近年の世界的な健康および環境への関心の高まりから、人体に有害とされる鉛については、例えば飲料水中の溶出濃度は、2003 年には現行の 1/5 (配管途中材の場合、0.05mg/L から 0.01mg/L) へと厳しく規制されるなど、鉛添加黄銅を使用することによる鉛の溶出が懸念されている。このような規制強化の流れの中、飲料水への直接的な鉛溶出が問題となる水洗金具のみならず、スクラップからの鉛溶出が懸念される家電・自動車部品にも、被削性を損

なわない鉛レスあるいは鉛フリーの黄銅材料が求められている。

2. ビスマス置換型快削黄銅

2.1 ビスマスの特性

周期律表で鉛の隣に位置するビスマスは、融点が低い、銅合金への固溶度が極めて低い等、鉛に類似した特性の多くを備えている (Table 1)。よって、同等性能を有する、鉛レス、鉛フリーの銅合金材料として、鉛をビスマスに代替することが最も容易と考えられ、1980 年代より Cu-Sn 合金鑄造材への適用が検討されてきた。

Table 1 Features of bismuth and lead.

	Bi	Pb
Melting point	271°C	327°C
Solubility in Cu alloy	negligible	negligible
Gravity (solidus)	9.8 kg/m ³	11.3 kg/m ³
Gravity (liquidus)	10.1 kg/m ³	10.7 kg/m ³
Surface tension	0.35 N/m	0.45 N/m

* 平成 14 年 7 月精密工学会切削加工専門委員会シンポジウム講演にて主要部発表

** 研究開発センター 第一部

*** 研究開発センター 第四部

Cu-Zn 合金への適用に関しては、例えば鄭ら¹⁾は、ビスマス添加された $\alpha + \beta$ 黄銅鑄造材の被削性の評価をおこない、ビスマス濃度の増加に伴い、切り屑が微細となり、切削抵抗が著しく低下することを報告した。また、CDA (Copper Development Association) には C89550 として、ビスマス添加された Cu-Zn 系鑄造材が登録されている。

2.2 ビスマス入り黄銅の被削性

半連続鑄造により作製した 60%Cu-Zn-3%Bi (以下、Cu-Zn-Bi) および JIS C3602 (以下、Cu-Zn-Pb) 鑄塊を、押出し温度約 640°C、押出し比約 500 で熱間押出しをおこなった後、約 15%の冷間加工をおこない、外径寸法 12mm の棒を製造し、Table 2 に示す条件により切削試験をおこない、切りくず観察ならびに切削力測定をおこなった。ビスマスおよび鉛の存在形態は、走査電子顕微鏡 (SEM) を用いた反射電子線観察において重金属が白く結像されることを利用し、分散粒子が球状との仮定のもとに、画像解析により平均分散粒子径の測定および平均分散粒子間距離の算出をおこなった。供試材の成分分析結果を Table 3 に、機械的性質を Table 4 に示す。供試材に含有されるスズおよび鉄は、スクラップから混入する不可避不純物である。

供試材の SEM 反射電子線像を Fig. 1 に示す。白く結像している部分がビスマスならびに鉛を表している。鉛粒子は粒状に微細かつ均一に存在しているのに対し、ビスマス粒子は粗大で複雑な形状となり、不均一に分散していた。画像解析から算出された平均分散粒子径および平均分散粒子間距離は、Cu-Zn-Pb 材の 2.06 μ m および 5.33 μ m に対し、Cu-Zn-Bi 材は 2.67 μ m および 6.93 μ m

Table 2 Cutting test conditions.

	Cu	Pb	Bi	Sn	Fe	Zn
Cu-Zn-Bi	59.5	—	3.0	0.25	0.15	R
Cu-Zn-Pb (JIS C3602)	59.5	3.0	—	0.25	0.15	R

Table 3 Chemical compositions of test materials (mass%).

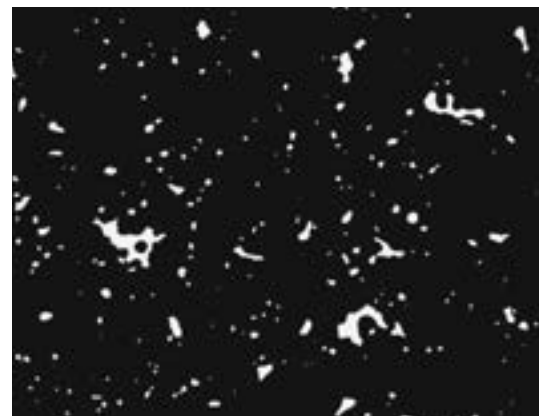
Cutting mode	Cylindrical turning
Tool type	TPGN160304
Holder type	CTGPR2525H3
Tool geometry	(0, 5, 11, 6, 30, 0, 0.4)
Tool material	K10
Cutting speed	102m/min.
Feed rate	0.05, 0.10, 0.20mm/rev.
Depth of cut	1.5mm
Lubricant	none

であった。

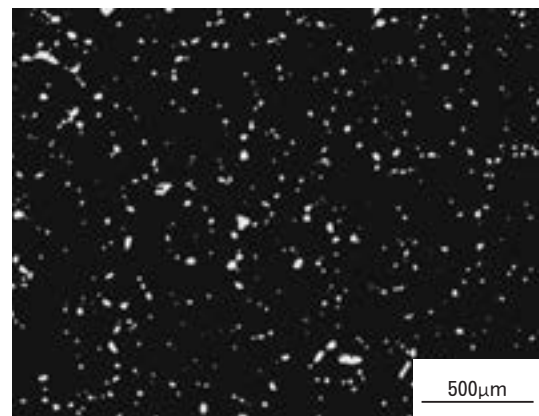
鉛およびビスマスは融点がそれぞれ 327°C、271°C と低温であり、黄銅の押出時には溶融している。溶融鉛は粒状化し、 α 粒子の成長を阻害する効果がある^{2, 3)} のに対し、溶融ビスマスの銅合金に対する表面張力は溶融鉛のそれと比較的小さいため、溶融状態のビスマスは粒状化せず層状となる⁴⁾。そのため、 α 粒子の粒成長が生じることにより、溶融ビスマスが凝集し、その結果ビスマス粒子が粗大化したものと推測された⁵⁾。切削試験後の切りくずの外観を Fig. 2 に、切削力測定結果の一例を Fig. 3 に示す。Cu-Zn-Bi 材の切りくずは、Cu-Zn-Pb

Table 4 Mechanical properties of test materials.

	Cu-Zn-Bi	Cu-Zn-Pb
0.2% proof stress / MPa	300	300
Tensile strength / MPa	400	400
Elongation / %	20	25
Vickers hardness	135	135



Cu-Zn-Bi



Cu-Zn-Pb

Fig. 1 SEM images of a Cu-Zn-Bi alloy and a Cu-Zn-Pb alloy. White points represent bismuth and lead particles.

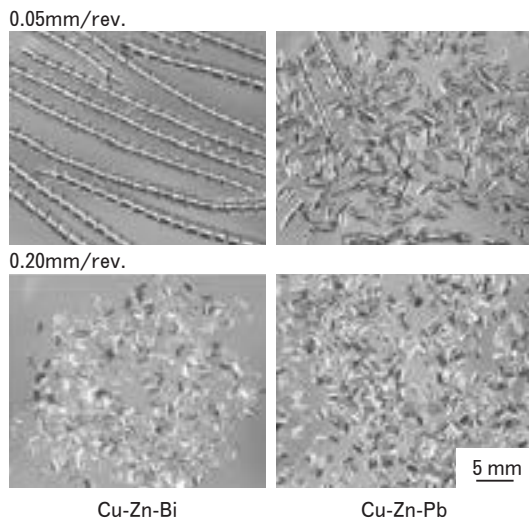


Fig. 2 Appearances of cutting chips.

材の切りくずと比較し長く連なる傾向がみられた。切りくずの厚さを比較した場合には、Cu-Zn-Bi材とCu-Zn-Pb材との間に有意差はみられなかった。切削力は送り量に関係なく、主分力、送り分力、背分力のいずれもCu-Zn-Bi材が大きな値となった。これは、分散粒子が均一となる鉛入り黄銅において、鉛濃度の増加につれて切削力が低下したとの実験データ^{6,7)}から、ビスマスの分散が不均一であることが原因と推測される。

快削黄銅の切りくずを微細に分断するための鉛の役割は、鉛がマトリックスに不連続面を生成することにより、切り屑に伝播された剪断力とその不連続面に沿って亀裂となって進展し、切り屑を微細に分断する。鉛とビスマスが同等の特性を有していることを考慮すると、ビスマスの役割もまた鉛と同様であり、鉛入り快削黄銅と同等の被削性を得るためには、ビスマスの分散状態を鉛と同程度に微細かつ均一とする必要がある。

2.3 ビスマス入り快削黄銅開発材

前述のように、鉛入り快削黄銅の鉛を単にビスマスに代替するのみでは十分な被削性が得られないため、種々の工夫がなされた合金が開発されている。

2.3.1 Cu-Zn-Bi-RE系

被削特性の改善のため、ビスマスと微細かつ熱的に安定した金属間化合物の分散相を形成する希土類元素(RE)が添加されている。鉛入り快削黄銅に準じた被削性を有しており、機械的性質等の特性は鉛入り快削黄銅と同等であると報告されている⁸⁾。

2.3.2 Cu-Zn-Bi-Sn系

鉛入り快削黄銅と比較するとやや高濃度(0.7~1.1%)のスズを含有しているが、同等の機械的性質を有しており、切削性指数も90以上を示すと報告されている⁹⁾。

2.3.3 Cu-Zn-Bi-Sn-RE系

低融点金属であるセレンをビスマスとともに含有し、併せて鉛の代替としての役割を果たしている。また、耐

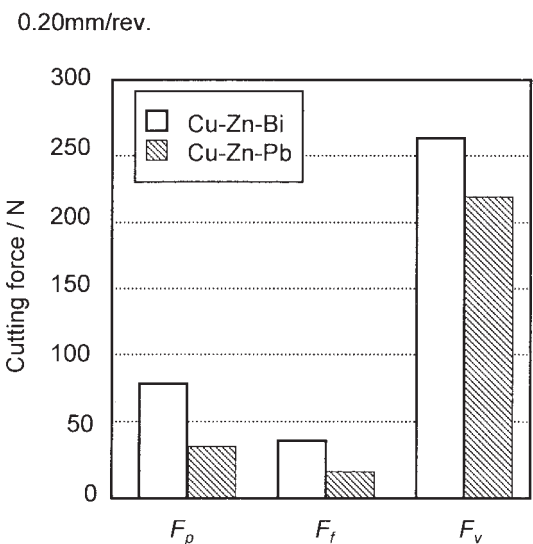
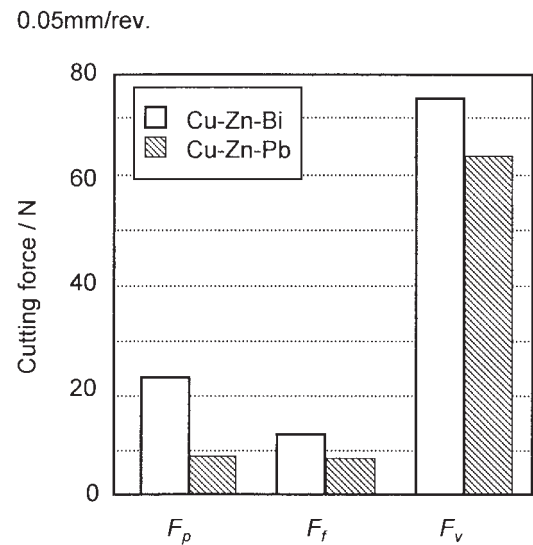


Fig. 3 Cutting forces of a Cu-Zn-Bi alloy and a Cu-Zn-Pb alloy in the case of 0.05mm/rev. and 0.20mm/rev. on feed rate.

脱亜鉛腐食性や耐応力腐食割れ性などの特性を向上させるため、1.0%と比較的高濃度のスズを含有している。そのため、マトリックスの構成は、鉛入り快削黄銅にみられる α 相と β 相に加え、硬くて脆い γ 相が存在しているため、強度はやや高い。この合金の切削性指数は、鉛入り快削黄銅と比較し約10%低下するものの、総合的な被削性は比較的良好であると報告されている¹⁰⁾。

2.3.4 Cu-Zn-Bi系組織制御

熱間押し出し条件ならびに押し出し後の冷却条件を制御することによりビスマス粒子を粒状化させ、分散ビスマス粒子を微細かつ均一にすることが可能である。この結果として、他の添加元素なしで鉛入り快削黄銅とほぼ同等の被削性が得られ、またビスマス以外の成分が同じであるため、機械的性質等の材料特性は、相当組成の鉛入り快削黄銅と同等であると報告されている^{11,12)}。

3. 硬質化合物分散型

3.1 硬質化合物分散型の切削機構

上述の鉛やビスマスによる切りくずの破碎とは全く異なる発想で合金開発がおこなわれている。Cu-Zn 二元系合金に第三元素を添加することにより現れる、硬くて脆い金属間化合物にチップブレーカの役目を果たさせようとする発想である。

3.2 硬質化合物分散型快削黄銅開発材

第三添加元素として、いわゆる亜鉛等量の高い金属元素が有効である。亜鉛等量が高くかつ比較的入手が容易な金属元素として、シリコン、アルミおよびスズがあり（亜鉛等量は順に 10, 6, 2）、これらの元素を添加した鉛フリー快削黄銅が開発されている。

3.2.1 Cu-Zn-Si 系

3%のシリコンを含有することにより、 α マトリックス中に硬質な γ 相および κ 相が分散し、これらの硬質相がチップブレーカの役割を果たす。この合金は、2%の鉛を含有した黄銅と同等の被削性を有し、鉛入り快削黄銅よりもきれいで滑らかな被削面を示すことが報告されている。また、引張強さが 60/40 黄銅をベースとした快削黄銅の約 1.5 倍（600MPa）であること、優れた耐脱亜鉛性、耐 SCC 性、熱間鍛造性を示すことが報告されている^{13,14)}。

3.2.2 Cu-Zn-Al 系

日本伸銅協会では、平成 10 年度から“新快削黄銅棒調査開発委員会（委員長：村上陽太郎京都大学名誉教授）”を発足させ、関西大学およびメーカー 12 社で共同開発をおこなっている。この研究では、 $\alpha+\gamma$ 二相域の合金組成を選定し、 γ 相をチップブレーカとする合金の開発をおこなっている。また、三元系金属間化合物分散合金や黒鉛分散合金の研究もおこなわれている¹⁵⁾。

3.2.3 Cu-Zn-Sn 系

Cu-Zn 合金に 2~3%のスズを含有することにより、 α マトリックス中に硬質 γ 相が分散しチップブレーカとして作用する。またこの合金を、 $\alpha+\beta$ 二相共存温度域にから焼入れをおこない γ 相を消失させることにより強加工が可能となる。強加工された 3%スズ合金は、引張強さで 700MPa、ピッカース硬度で 200 と非常に高い値を示すことが報告されている。また本合金系は、優れた耐脱亜鉛性、耐 SCC 性、耐摩耗性、熱間鍛造性を示すことが報告されている^{16,17)}。とくに熱間鍛造性については、最適加工温度域が 500°C 近傍と JIS C3771と比較し著しく低いため、恒温鍛造によるニアネットシェイプ加工が可能となり、切削レス鍛造材として実用化されている。

4. 鉛フリー黄銅の課題

現在公表されている鉛フリー黄銅開発合金の総合切削性指数は 80~93%と報告されており、鉛入り快削黄銅には及ばない。また、ビスマス置換型の場合には、ビスマスは稀少金属であるため資源上の問題も指摘されている。硬質化合物分散型の場合には、添加元素自体は安価で入手が容易ではあるが、鉛入り快削黄銅と比較しマトリックス硬度が上昇するなど機械的性質、材料特性の変化のため、鉛入り快削黄銅が十分切削可能な条件であっても工具に損傷が生じることがある¹⁸⁾。さらに共通の問題点として、鉛入り快削黄銅のスクラップが使用できないため、現状では新地金あるいは鉛を含まないスクラップを原料とすること、さらに鉛に汚染されていない溶解炉の使用が必要となる。このため、大幅なコストアップが避けられない。鉛含有スクラップが使用可能となるスクラップからの鉛除去技術等の開発が期待される。

5. ま と め

以上まとめるとつぎのようになる。

(1) 鉛を含有しない鉛フリー快削黄銅として、鉛をビスマスに代替したビスマス置換型と、硬質化合物相にチップブレーカの役目を果たさせる硬質化合物分散型とが開発されている。

(2) ビスマス置換型快削黄銅では、濡れ特性の差により、ビスマスを鉛に置換するのみでは十分な被削性は得られない。そのため、第 2、第 3 の添加元素により被削性を向上させる手法、あるいは製造条件の制御により分散ビスマス粒子を微細かつ均一とし、被削性を向上させる方法が提案されている。しかしながら、被削性は鉛入り快削黄銅にわずかに及ばず、またビスマスは稀少金属であるため資源上の問題も指摘されている。

(3) 硬質化合物を分散させた合金の場合には、添加元素自体は安価で入手が容易なものもあるが、被削性は鉛入り快削黄銅に及ばず、マトリックス硬度等機械的性質の変化のため、刃物選定等の切削条件の変更が提案されている。

(4) さらに共通の問題点としては、鉛入り快削黄銅のスクラップが使用できないため、新地金等、鉛を含まない原料を使用しなければならず、また鉛に汚染されていない溶解炉を使用しなければならないため、大幅なコストアップは避けられない。

謝 辞

ビスマス入り黄銅の被削性評価にあたり、実験のご協力ならびにご助言頂いた、神奈川大学工学部赤澤教授ならびに赤澤研究室の各位に深く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 鄭承富, 森博太郎, 松本勝彦, 丹寿志: 伸銅技術研究会誌, **33** (1994), 132-139.
- 2) 室町繁雄, 多々静夫: 伸銅技術研究会誌, **1** (1962), 58.
- 3) 多々静夫, 穴田 博, 池野進: 伸銅技術研究会誌, **23** (1984), 14.
- 4) J. T. Plewes and D. N. Loiacono: *Advanced Materials and Processes*, **140** (1991), 23.
- 5) 安藤哲也, 渥美哲郎, 吉川善浩: 伸銅技術研究会誌, **40** (2001), 253.
- 6) 財満鎮雄: 伸銅技術研究会誌, **9** (1970), 60.
- 7) 村田良司, 竹山秀彦: 伸銅技術研究会誌, **11** (1972), 70.
- 8) 山路賢吉, 川西六郎: 特開平 5-255778, (1993).
- 9) サンエツ金属(株), Bz3 技術資料.
- 10) 萩原光一, 山崎 勝: 伸銅技術研究会誌, **39** (2000), 1.
- 11) 安藤哲也, 吉川善浩: 特開 2001-268423.
- 12) 新日東金属(株), NB10 技術資料.
- 13) 三宝伸銅工業(株), エコプラス技術資料.
- 14) 大石恵一郎, 松本敏一, 大久保崇: までりあ, **39** (2000), 90.
- 15) 村上陽太郎: 伸銅月報, No. 2, (2001), 16.
- 16) 新日東金属(株), NB70 技術資料.
- 17) エトー(株), ET シリーズ技術資料.
- 18) 平尾桂一, 森山重信, 花崎伸作, 高橋知司, 山根壽巳, 白井泰治: 伸銅技術研究会誌, **40** (2001), 161.

精練用フラックスによるアルミニウム溶湯処理技術*

常川雅功**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 113-121

Molten Aluminium Refining Processes
using Solid Flux

Masanori Tsunekawa

Molten aluminium refining have performed for alkali, hydrogen and inclusion removal in the holding furnace. The chlorine gas used for molten aluminium refining makes the environment worse, therefore, the use of it tends to reduce globally. Recently solid fluxes have been applied in a cast house as the chlorine gas free technique. This report has described the physical and chemical properties of various solid fluxes and these components, also has explained for the removal mechanism of alkali, hydrogen and inclusion. The refining performance of solid fluxes was compared with the conventional chlorine gas injection. By using of solid fluxes, the high refining performance and the reduction of emissions by one order of magnitude are accomplished.

1. はじめに

アルミニウム合金の半連続鋳造ラインでは、保持炉内で脱アルカリ金属、脱水素ガス及び脱介在物を目的とした溶湯処理が行われる。一般には黒鉛製のランスパイプを多数本用いて、Ar や N₂ の不活性ガスと Cl₂ ガスを混合して溶湯中に吹込む方法が広く採用されている。しかし、この方法ではガス気泡サイズが大きいため処理効率は低く、吹込まれた Cl₂ ガスの殆どがそのまま湯面から排出されて、その一部は炉内の水蒸気と反応して HCl ガスとなる。これらの塩素系ガスは周辺環境を著しく悪化させる要因となり、特にダイオキシン類発生の原因物質と考えられている。このため、米国では大気清浄化法 (Clean Air Act) のもと、2000年3月に第2次 MACT 基準 (Secondary Aluminum Maximum Achievable Control Technology Standards) が制定され、鋳造ラインで発生する HCl ガスや粒子状放出物に関する規制が強化された^{1),2)}。また、日本国内でも日本アルミニウム協会の主導により Cl₂ ガス使用量の低減が業界目標に取り上げられている。

このような Cl₂ ガス使用量低減の世界的な傾向により、溶湯処理に用いる塩素の反応効率向上が不可避となり、また、フラックスへの切り替えの検討も始まっている。

そのため、ここでは Cl₂ ガス代替としての溶湯精練用フラックスによる保持炉内の溶湯処理技術に関して、フラックス成分やその特徴、精練メカニズム及び精練性能を整理してまとめた。

2. 溶湯精練用フラックスの成分と特徴

スラブやビレットの半連続鋳造において、通常、新地金と中間合金、スクラップ等が合わせて溶解される。このアルミニウム溶湯の清浄化を目的として、保持炉で溶湯精練用フラックス (以下、フラックスとする) が添加される。このフラックスに要求される性能は溶湯品質の観点から、①脱アルカリ金属、②脱水素ガス、③脱介在物の3点に集約される。これらの機能のために、フラックスは Cl や F を含むハロゲン化物や硫酸塩等を組み合わせた組成となっている。Table 1 にフラックスの代表的な組成を示す。また、フラックスに含まれる個々の化合物単体の特性を以下に記述すると共に、一覧表として Table 2 に示す^{3)~6)}。

2.1 塩化物

塩化物として、主に配合されるのは NaCl, KCl, MgCl₂, C₂Cl₆ などであり、特に工業的に安価な NaCl や KCl は多量に配合される場合が多い。しかし、一般に塩化物は融点が高いために1種類の化合物ではなく、塩化物同士やフッ化物と組み合わせ、使用温度において

* 軽金属, 54 (2004), 75 に一部掲載

** 研究開発センター 第二部

Table 1 Chemical composition of typical fluxes (mass%).

Flux	KCl	MgCl ₂	NH ₄ Cl	AlF ₃	KAlF ₄	K ₃ AlF ₆	K ₂ SO ₄	K ₂ CO ₃
A	30~40	—	25~35	—	30~40	—	—	—
B	40~60	40~60	—	—	—	—	—	—
C	35~55	—	—	5~15	—	5~20	20~30	5~15

Table 2 Characteristics of chemical compound^{3)~6)}.

	Chemical compound	Melting point (°C)	Boiling point (°C)	Specific gravity		Note
				Solid	Liquid	
Chloride	NaCl	800	1413	2.16	1.74	Form Na and AlCl ₃ gas with aluminium above 750°C
	KCl	776	1500	1.99	1.60	Melt at 660°C with NaCl
	LiCl	614	1360	2.07	1.50	Melt at 360°C with KCl
	AlCl ₃	193	183	2.44	1.33	Sublimation
	NH ₄ Cl	338	520	1.53	—	Sublimation
	MgCl ₂	712	1412	2.33	1.68	High deliquescence, melt at 450°C with NaCl
	CaCl ₂	772	>1600	2.15	2.06	Melt at 501°C with NaCl
	ZnCl ₂	283	732	2.91	2.54	High deliquescence
	C ₂ Cl ₆	—	187	2.09	—	Low deliquescence
Fluoride	NaF	992	1704	2.79	1.95	—
	KF	880	1500	2.48	1.91	High deliquescence
	CaF ₂	1360	2451	3.18	—	—
	AlF ₃	1040	1260	3.07	—	—
	Na ₂ SiF ₆	485	—	2.68	—	Decomposition to active SiF ₄ gas at high temperature
	K ₂ SiF ₆	750	—	2.75	—	Decomposition to active SiF ₄ gas at high temperature
	Na ₃ AlF ₆	1000	—	2.90	2.20	—
	K ₃ AlF ₆	1010	—	2.97	2.14	—
	K ₂ TiF ₆	780	—	2.99	—	Melt at 550°C with NaCl–KCl
Carbonate	Na ₂ CO ₃	851	—	2.53	—	—
	K ₂ CO ₃	891	—	2.29	—	—
	CaCO ₃	1339	825	2.93	—	—
Sulfate	Na ₂ SO ₄	884	—	2.70	—	—
	K ₂ SO ₄	1069	588	2.66	—	—
	KAl(SO ₄) ₂	92	—	2.80	—	Decomposition to SO ₃ gas above 700°C
Nitrate	NaNO ₃	308	380	2.26	—	—
	KNO ₃	333	400	2.11	—	—

溶融するように配合される。例えば、NaClとKClの融点それぞれ、800°Cと776°Cであるが、両者を50mol%ずつ混合することで融点は660°Cにまで低下する。また、MgCl₂の融点も712°Cと高いが、60mol%のNaClと混合することで、融点は450°Cにまで低下する。

Fig. 1にはNaCl–MgCl₂系の状態図を示す³⁾。このような配合により塩化物は使用温度で容易に液相となるため、高い流動性が得られ、溶湯中で均一に分散し易い特性がある。

さらに、塩化物は液相での表面張力が小さい特性も有

するので、 Al_2O_3 等の介在物と濡れ易く、介在物の周囲を取り囲んで上浮分離させる介在物除去作用がある。しかし、塩化物の殆どは吸湿性が強く、 MgCl_2 、 CaCl_2 、 ZnCl_2 は特に著しいため、保管に十分な注意が必要である。また、主に小規模工場において、アルミニウム溶湯の脱水素ガスに使用されていた ZnCl_2 や C_2Cl_6 は、アルミニウム溶湯と反応して白色の AlCl_3 ガスを発生し、作業環境の悪化を引き起こす。

2.2 フッ化物

フッ化物として、主に配合されるのは NaF 、 KF 、 AlF_3 、 CaF_2 、 Na_2SiF_6 、 K_2SiF_6 、 K_3AlF_6 である。これらのフッ化物は融点が高いため、塩化物と混合することで低融点化して使用される。フッ化物は分解時に発熱反応を生じることで、混合した塩化物を迅速に溶融させる作用と、ドロス中に捕捉されたアルミニウム粒子を再溶解して溶湯中に戻す作用がある。そのため、フッ化物はウェットドロスからアルミニウムを回収するのに一番有効な化合物とされている。さらに、 KF 等のフッ化物はアルミニウム溶湯と塩化物間の界面張力を低下させると共に、介在物と塩化物間の界面張力も低下させる。つまり、フッ化物には塩化物による介在物除去を促進する作用がある。これは KF 等のフッ化物から界面活性化元素である K が溶湯中にわずかに溶け込むためである。塩化物も同様な特性を有するが、その程度はフッ化物に比べて非常に低い。フッ化物は塩化物に比べて環境規制の厳しいことが、適用に大きなマイナス因子となっている⁷⁾。

2.3 炭酸塩、硫酸塩及び硝酸塩

炭酸塩として配合されるのは、主に Na_2CO_3 、 K_2CO_3 、 CaCO_3 である。これらの炭酸塩は、高温で分解して CO_2 ガスを放出する。この CO_2 ガスがアルミニウム溶湯を酸化させるため、フラックスを継続して発熱させる発熱剤としての効果がある。硫酸塩や硝酸塩としては、 Na_2SO_4 、 K_2SO_4 、 NaNO_3 、 KNO_3 が配合される。いずれも強力な発熱剤であるが、配合量が増加すると、上述

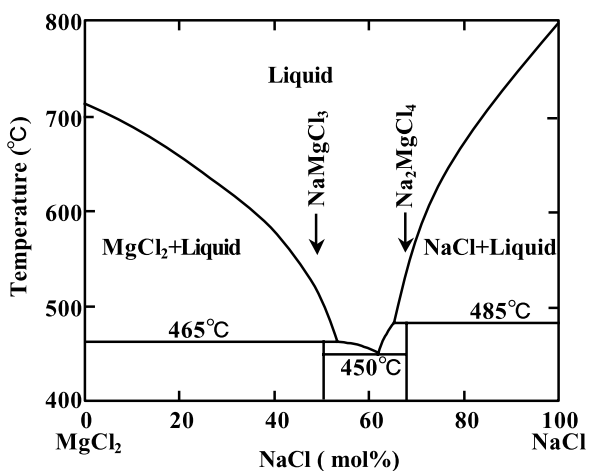


Fig. 1 Phase diagram of $\text{NaCl}-\text{MgCl}_2$ ³⁾.

のようにアルミニウム溶湯の酸化量が増大し、酸化ロスを引き起こす。溶湯精練用フラックスの成分は塩化物やフッ化物が主であるが、硫酸塩をベースとした環境への負荷が小さいフラックスも開発されている⁸⁾。

3. 市販溶湯精練用フラックスの粒子性状

通常、フラックスは数 $100\mu\text{m}$ サイズの塩化物やフッ化物などの粒子を混合して製品化される（混合型フラックス）。これに対し、最近では、混合された個々の粒子を加熱溶解し、成分が均一な状態で固化、粉碎して数 mm 程度の粗粒子にしたフラックス（溶解型フラックス）が製造されている⁹⁾。これらのフラックスの外観写真をFig. 2に示す^{10), 11)}。粗粒子からなる溶解型フラックスは、混合型フラックスに比べて環境への放出量が50%低減されることや、発煙とにおいが軽減されるためドロス処理時にも作業者が炉近くで作業できる利点がある。また、アルミニウム溶湯面への散布の場合にも、混合型フラックスを作業者が投げ入れると、直ぐに発煙が生じるが、溶解型フラックスでは煙を発生せずに溶湯中に沈むため散布のし易さの点でも有利である。さらに、個々の粒子の成分が同一なので、輸送やハンドリングによるパッケージ内の成分の不均一が生じない利点もある。

4. 溶湯精練用フラックスによる溶湯処理

4.1 フラックス添加方法

従来、アルミニウム溶湯へのフラックスの添加は、投入と攪拌により行われてきたが、反応効率が低いことや発煙等の問題があった。そこで、不活性ガスをキャリアーとしてフラックスをアルミニウム溶湯中に吹込むFI法（Flux Injection Process）と呼ばれる技術の適用が検討された¹²⁾。この技術は、元来、鉄鋼の脱リン、脱硫、加炭、あるいは合金元素の添加を目的として行われていた。しかし、アルミニウムでは鉄鋼に比べて送入ガス圧を低くする必要があったことや、フラックスの融点が高いために詰りトラブルが発生し易く、実用化は容易

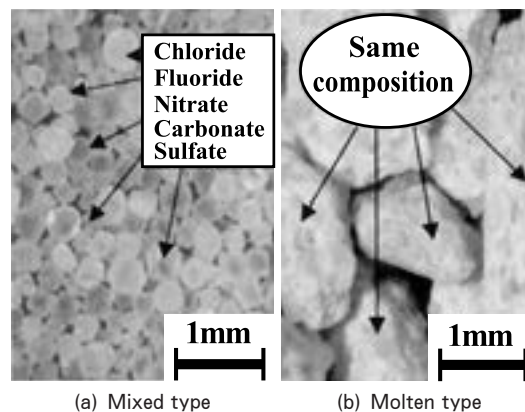


Fig. 2 Typical grains of solid fluxes^{10), 11)}.

には進まず、本格的な適用はわずか10年程前からである。さらに、最近では溶湯中に浸漬した回転ロータの下端から不活性ガスと共にフラックスを吹込む装置も採用され始めている^{13)~15)}。この回転式フラックス添加装置ではロータの回転により溶湯中でフラックス粒子を溶湯と十分に混合、攪拌してフラックスの反応性を高めると共に、炉内全体にわたる溶湯流動を形成して、フラックスを広く分散させる効果がある。回転式フラックス添加装置の外観をFig. 3に示す¹⁵⁾。

4.2 フラックスによる脱アルカリ金属

アルミニウム溶湯中に添加されたフラックスは、溶湯熱やフッ化物等の分解熱により溶融する。溶融したフラックス粒子は、キャリアーガス気泡表面にソルト膜を形成するか、あるいは溶湯中に溶融粒子(ソルト)として存在する。溶融したフラックス成分のうちClやFは、溶湯中のNaやCa等のアルカリ金属と反応して、ハロゲン化物(例えば、NaCl, CaF₂など)を生成する^{7), 15)~25)}。これらは溶湯比重よりも軽いので浮上分離される。一方、気泡表面のソルト膜と反応して生成されたハロゲン化物は、気泡とともにそのまま浮上して湯面でドロスに捕捉され、溶湯中からアルカリ金属が除去される。Fig. 4にこれらの模式図を示す。



Fig. 3 Rotary fluxing unit¹⁵⁾.

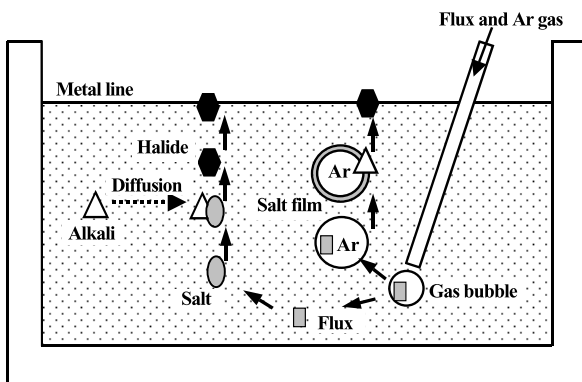


Fig. 4 Schematic drawing of alkali removal mechanism.

また、Fig. 5には回転式フラックス添加装置を用いたMgCl₂系フラックスとアルカリ金属Aとの反応の模式図を示す¹⁵⁾。第1ステップではロータ回転によりアルカリ金属を多く含む未処理溶湯がフラックスの反応領域に供給される。第2ステップでは、それらのアルカリ金属がガス気泡表面に拡散し、一方、ガス気泡内のMgCl₂粒子は溶融して気泡表面に拡散する。最終的に第4ステップで両者の反応が生じる。このアルカリ除去反応はガス気泡の表面積に依存し、表面積が大きいほど促進される。FI法では、溶湯中におけるアルカリ金属の拡散も精練性能の支配因子の一つであるが、回転式フラックス添加装置では循環により溶湯が逐次、ロータ下部の反応領域に供給されるので拡散は重要な因子とはならない。溶湯中に浮遊した微細なフラックスの溶融粒子や反応生成物であるハロゲン化物は浮上速度が小さいので、溶湯中に残存する可能性が高い。これらは保持炉から溶湯と共に運ばれ、フィルター寿命の低下や製品の品質不良を引き起こす懸念がある。そのため、フラックス添加後には、これら粒子の浮上分離のために鎮静処理が必要とされ、通常、50ton炉では1~2時間の鎮静を要する。なお、米国のSELEE社では、微細な溶融粒子のみを除去する専用フィルターも開発されている^{26)~28)}。

4.3 アルカリ金属とフラックスとの反応

次に、アルカリ除去反応をエネルギーの観点から考察する。AlF₃及びAlCl₃と溶湯中の不純物金属との反応は式(1)及び式(2)によるもので、この反応の平衡定数をFig. 6に示す⁷⁾。

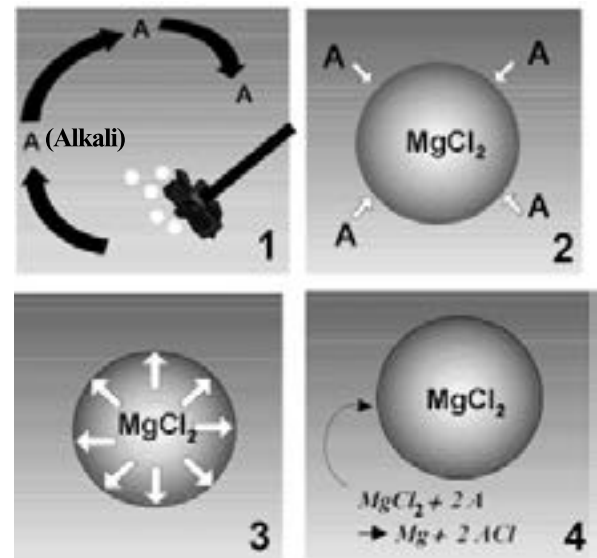
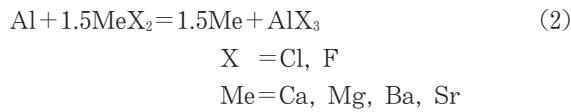
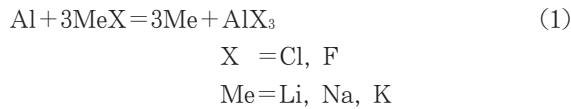


Fig. 5 Steps of alkali removal by fluxing with MgCl₂¹⁵⁾.

- 1 : Transport of alkali element to the reaction zone.
- 2 : Diffusion of alkali element in the external bubble/droplet boundary layer.
- 3 : Diffusion of MgCl₂ to droplet surface.
- 4 : Reaction of MgCl₂ with alkali to form alkali chloride.



平衡定数が1よりも大きい場合には反応は右へ進行し、逆に1よりも小さい場合には左へ進行して溶湯中の不純物金属がフッ化物や塩化物になることを意味する。例えば、 AlF_3 を溶湯中に添加するとNa, LiやCa等のアルカリ金属と反応して NaF , LiF や CaF_2 を生成することで溶湯中より除去できる。電解精練後のアルミニウム溶湯の粗処理に AlF_3 を添加してアルカリ除去を行う技術としてTACプロセス^{24), 29)~31)}が広く知られている。

また、Fig. 7に各種化合物の標準生成ギブス自由エネルギーを示す⁷⁾。このエネルギーが小さいほど、化合物は安定なことを意味する。したがって、溶湯中にフラックス成分として MgCl_2 を添加すると、溶湯中のNaやCaと反応して、さらにエネルギー的に安定な NaCl や

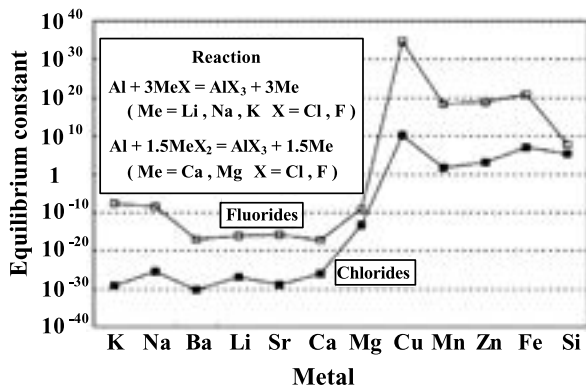


Fig. 6 Exchange equilibrium between aluminium and chlorides, fluorides at 723°C⁷⁾.

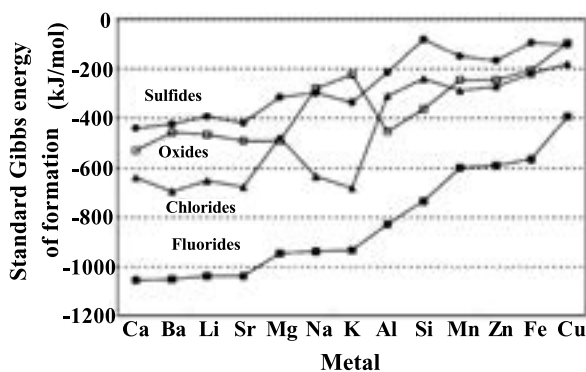


Fig. 7 Standard Gibbs energy of formation of several sulfides, oxides, chlorides, and fluorides. The data are given at 723°C per mole of S, O, Cl_2 , and F_2 respectively⁷⁾.

CaCl_2 を生成し、アルカリ除去が行われることが示唆される。

最近では、Fig. 8に示すようにフラックスによるアルカリ除去反応を熱力学計算ソフトCHEMSAGEにより解析した例³²⁾や、Fig. 9に示すように回転式フラックス添加装置を用いた溶湯処理における炉内のアルカリ濃度分布を流動解析ソフトCFXにより計算した例¹⁵⁾もあり、アルカリ除去プロセスの理論解析も進んでいる。

次にマグネシウム除去に関する技術情報をまとめる。実用アルミニウム合金は0.1~10%のマグネシウムを含み、活発にリサイクルがなされている。その場合に低マグネシウム合金への適用もあり得ることから、再溶解されたアルミニウム溶湯からのマグネシウム除去も重要な溶湯処理技術の一つである。通常、マグネシウム除去には Cl_2 ガス処理²¹⁾、塩化物フラックス添加、 AlF_3 や NaAlF_4 、 Na_2SiF_6 のフッ化物フラックス添加³³⁾が行われる。 Cl_2 ガス処理では、溶湯中のマグネシウム濃度の低下により Cl_2 ガスの反応効率が低下し、湯面から

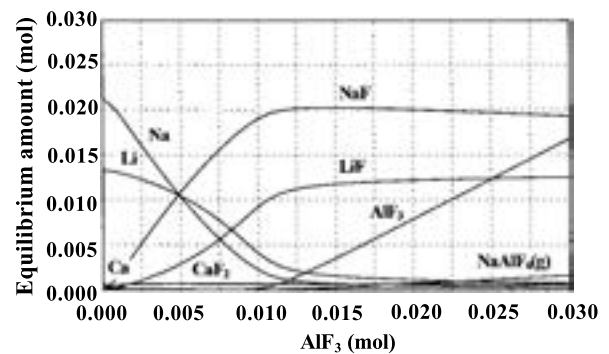


Fig. 8 Equilibrium calculation, refining of aluminium with respect to sodium, calcium, and lithium from aluminium with AlF_3 at 750°C³²⁾.

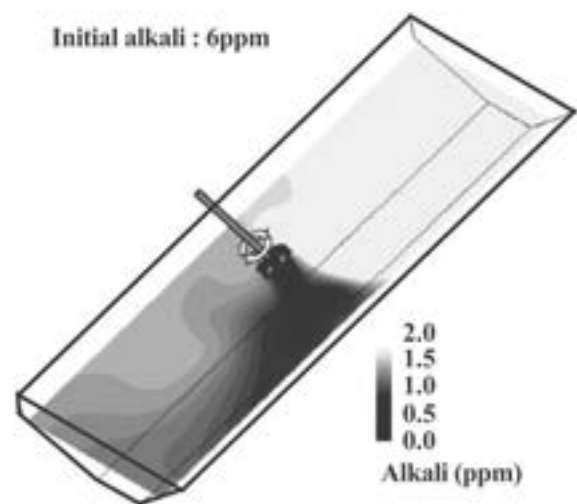


Fig. 9 Simulated alkali concentration after five minutes of refining process¹⁵⁾.

AlCl₃が放出され大気中の湿気と反応してHClガスを生成する不具合がある。

Fig. 10にはハロゲン化マグネシウムの生成反応における平衡定数を示す⁷⁾。NaCl添加では平衡定数Eが1よりも小さいため式(3)によるマグネシウム除去は難しい。これに対し、平衡定数の大きなAlF₃等によりマグネシウム除去が可能であることがわかる。

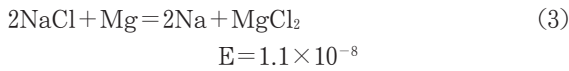


Table 3にはCl₂ガスとKCl-MgCl₂系フラックスを用いた溶湯処理時のアルカリ除去性能を比較して示す^{16), 18)}。アルカリ除去性能は式(4)により定義されるアルカリ金属の除去速度である。ここで、kは除去速度(s⁻¹)、C₀は処理前のアルカリ濃度(ppm)、C_tは処理t時間後のアルカリ濃度(ppm)、tは処理時間(s)である。

$$\frac{C_t}{C_0} = e^{-kt} \quad (4)$$

一般に普及しているランスパイプによるCl₂ガス吹込みに比べて、回転式フラックス添加では脱アルカリ性能が向上している。

4.4 フラックスによる脱水素ガス

フラックスによる脱水素ガス処理に関する最近の情報は多くない。これはごく一部の小規模工場ではしかフラッ

クスによる脱水素ガスが行われておらず、大手のアルミニウムメーカー等ではCl₂ガスの吹込みによる溶湯処理が適用され、脱水素ガスフラックスが使用されていないためである。また、Cl₂ガス代替としてのフラックスは、いずれも脱アルカリ金属、脱介在物を主なターゲットにしており、脱水素ガスメカニズムや性能に関する報告は殆ど無い。

アルミニウム溶湯への水素ガス混入は溶解工程が主であり、水分(地金表面に付着、炉内雰囲気中や燃焼ガス中の水蒸気、工具に付着)がアルミニウム溶湯と反応して生じた水素原子が溶湯中に溶解することによる。このようなアルミニウム溶湯中の水素を除去するには、溶湯中にガス気泡を吹込むことが最も有効とされている^{3)~6), 12), 15), 17), 34)~36)}。

溶湯中に吹込まれたガス気泡中の吸収ガス分圧は最初0であるため、浮上する途中で水素がガス気泡へ拡散する。脱水素ガスメカニズムは、この分圧差によるガス気泡内への水素ガスの拡散が主であるが、他にも化学的な反応、化学的吸着があると言われている^{3)~5), 12)}。ガス組成やフラックス成分の影響を示唆した研究¹²⁾もあるが、逆に、ガス平衡のみに依存するので、例えば、不活性ガスにCl₂ガスを添加しても効果は小さいという報告もある³⁶⁾。脱水素ガス性能に関しては、同量のガスを吹込んだ場合には、ガス気泡サイズが小さいほど、溶湯との接触面積が大きくなり、また、浮上速度は遅くなるため、脱水素ガス効率向上する。

脱水素ガス用フラックスは、溶湯温度で分解し易いハロゲン化物が主成分で、更に反応速度を調節するために異なる塩化物やフッ化物を配合する場合もある。これらの化合物は、通常、融点が低く反応速度も速いので脱水素ガス効率では優れるものの、反応時に発煙と刺激臭を生じる問題がある。そのため、現在は製造が中止されているが、古くは使用されていたC₂Cl₆は溶湯中で分解し、AlCl₃とCl₂ガス気泡を生成する。このような揮発性フラックスを使用した場合には、発生した微細なガス気泡が完全に浮上分離するのに多少の鎮静時間が必要である。

4.5 フラックスによる脱介在物

アルミニウム溶湯中における一般的な介在物は、①Al₄C₃等の耐火物と溶湯の反応物、②Al₂O₃、MgO、MgAl₂O₄のような溶湯酸化物、③MgCl₂、NaCl、CaCl₂等の浮上分離されなかったハロゲン化物である。介在物の除去には、Cl₂ガスの適用が非常に有効であるが、

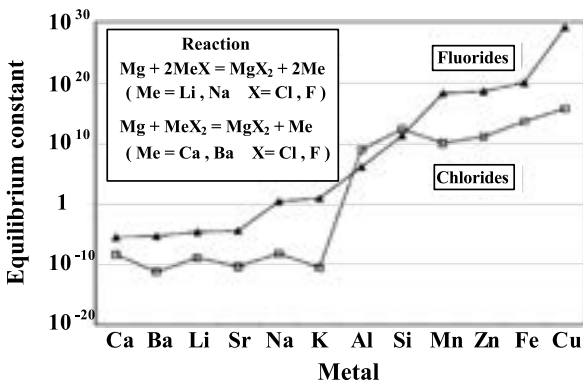


Fig. 10 Exchange equilibrium between magnesium impurity in aluminium and chlorides, fluorides at 723°C⁷⁾.

Table 3 Alkali removal rates for various refining processes^{16), 18)}.

Metal refining method		Removal rate k (s ⁻¹)		
		Al-Imass%Mg	5xxx series	
			Ca	Na
Ar (N ₂) -20%Cl ₂	Lance pipe	5.3×10 ⁻⁴	3.7×10 ⁻⁴	4.3×10 ⁻⁴
Flux (KCl-MgCl ₂)	Rotary flux injection	14×10 ⁻⁴	4.0×10 ⁻⁴	7.2×10 ⁻⁴

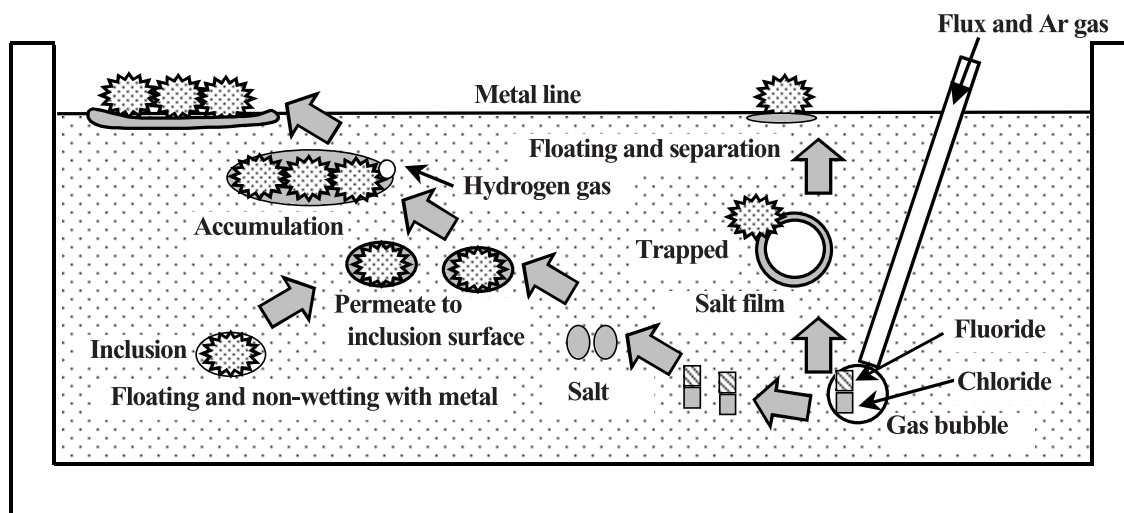
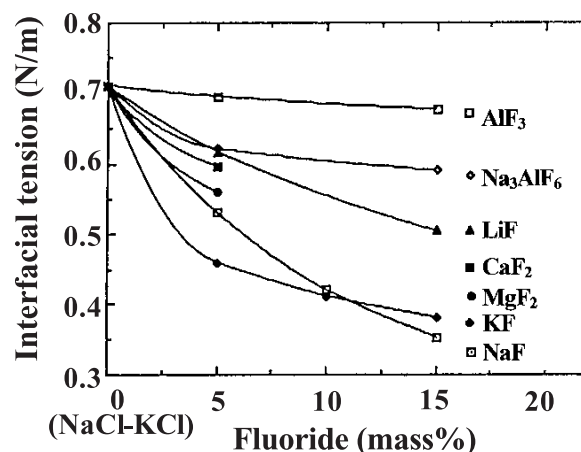
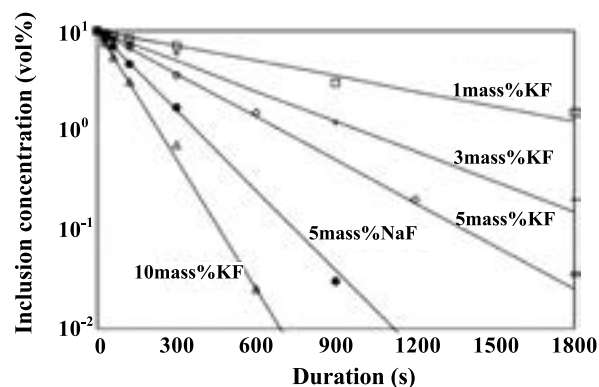


Fig. 11 Schematic drawing of inclusion removal mechanism.

ここ数年の研究調査では、その代替としてフラックスの適用が可能とされている^{5)~7)}。介在物除去用のフラックスには塩化物、フッ化物および、炭酸塩、硫酸塩などの成分が含まれている。これらの成分のうち、KCl, NaCl等の塩化物は濡れ性促進に作用し、NaF, KF, K_3AlF_6 等のフッ化物は発熱剤、 K_2SO_4 , Na_2CO_3 , KNO_3 , $NaNO_3$ 等の硫酸塩や炭酸塩は酸素を供給する発熱補助剤として作用する。フラックスによる介在物除去メカニズム^{5)~7), 16), 34), 35), 37)~41)}を模式的に Fig. 11 に示す。

アルミニウム溶湯中に添加されたフラックスは、まず、フッ化物が溶湯との接触により発熱反応を起し、この発熱と溶湯熱により塩化物が溶融して流動性のよいソルト(溶融したフラックス)となる。このソルトが酸化物の表面を濡らし^{37)~39)}、溶湯との分離をはかるとともに、バインダの役割を果たして酸化物相互の吸着、凝集巨大化を促進する。凝集巨大化した酸化物は多孔質であり、水素ガス等も捕捉するため、かさ比重が溶湯よりも小さくなって浮上分離される³⁷⁾。また、フラックスがガス気泡内に捕捉されている場合でも同様に、塩化物は溶融してガス気泡表面にソルト膜を形成する。ガス気泡表面のソルト膜も介在物と濡れ易く、介在物を捕捉して浮上分離させる。これらの機能を果たすため、フラックスには低温域でも化学的活性度の高いことが要求され、強い反応性をもつ塩化物、フッ化物が使用されている。

Fig. 12 にアルミニウム溶湯と NaCl-KCl 系フラックス間の界面張力に及ぼすフッ化物の影響を示す³⁷⁾。塩化物フラックスにフッ化物を添加することで、界面張力が低下することが明らかであり、このことはアルミニウム溶湯と塩化物ソルトが非常に濡れ易くなることを意味する。また、Fig. 13 には 740℃ の 6061 合金溶湯に 12 μ m サイズの Al_2O_3 粒子を混入させて、NaCl-KCl 系フラックスにより介在物除去試験を行った結果を示す⁷⁾。フッ化物を含有しない塩化物のみのフラックスでは介在

Fig. 12 Variation of interfacial tension as a function of fluoride addition³⁷⁾.Fig. 13 Effect of fluorides addition to NaCl-KCl flux on inclusion removal rate⁷⁾.

物除去はできなかったが、KF量が多いほど介在物除去速度は増加した。これはフッ化物の添加によってソルトが介在物と濡れ易くなり、その結果、介在物除去が促進されたためである。

Table 4にはCl₂ガスとKCl-MgCl₂系フラックスを用いた溶湯処理における介在物除去性能を示す^{9), 16), 18)}。回転式フラックス添加装置を用いることで、Cl₂ガス吹込みと同等以上の溶湯清浄度が達成されている。

4.6 有害放出物

溶湯処理時に湯面から排出されるHClガスや粒子状放出物に関しては、米国では厳しい基準が設定されており、文献等でも報告されている^{1), 2), 10), 16), 18), 25), 42)}。アルミニウム溶湯中にランスパイプを用いてCl₂ガスを吹込んだ場合に湯面から排出されるガスの調査結果をTable 5に示す⁴²⁾。純アルミニウム溶湯では、式(5)の反応により溶湯中にAlCl₃ガスが生成される。これが湯面付近において式(6)の反応によりHClガスとなる。また、Al-Mg合金溶湯では、吹込んだCl₂ガスの一部が式(7)による反応でMgCl₂を生成するため、湯面からの塩素系ガスの排出は抑制されるが、吹込んだCl₂ガスのうち26%は排出される。このようにCl₂ガスの吹込みでは、多くの塩素系ガスが湯面より排出される。



Table 6には65ton保持炉で、ランスパイプによりAr-20%Cl₂ガスを吹込んだ場合と、回転式フラックス添加装置を用いてMgCl₂系フラックスを添加した際の排出ガス量、粒子状放出物量の測定結果を示す^{16), 18)}。Cl₂ガス吹込みに比べて、回転式フラックス添加装置を用いることでHClガス、粒子状放出物(ダスト)が大幅に低減されている。Cl₂ガスを吹込んだ場合には、ガス気泡サイズが大きいため、Cl₂ガスの反応効率が低く、上述のようにその殆どが湯面から排出される。そして、ガス気泡の浮上速度が速いため、浮上時に湯面付近のアルミニウム溶湯を飛散させることから、粒子状放出物の発生も多くなる。これに対して、回転式フラックス添加装置を用いた場合には、塩化物がソルトの状態で微細なガス気泡表面や溶湯中に分散しており、これらは湯面から殆ど排出されない。また、ロータ回転によりガス気泡は微細となり、浮上速度が遅いため粒子状放出物の発生も抑制される。なお、粒子状放出物の調査の一例では、Table 7のように殆どが金属アルミニウム(Free Al)であることが示されている¹⁾。

Table 4 Metal cleanliness performances for various refining processes^{9), 16), 18)}.

Metal refining method		PoDFA (mm ² /kg)			
		1xxx series	3xxx series	5xxx series	6xxx series
Ar-20%Cl ₂	Lance pipe	0.091	0.034	0.045	0.05
Flux (KCl-MgCl ₂)	Rotary flux injection	0.081	0.027	0.024	0.03
	Surface addition	0.262	—	—	—

Table 5 Relative emissions as a function of metal composition⁴²⁾.

Alloy	Metal refining method	Free Cl ₂ (%)	Cl ⁻ (%)	Fraction emitted (%)	MgCl ₂ estimated (%)
Pure Al	Lance pipe	1	99	100	—
Al-1mass%Mg	Lance pipe	7	41	48	52
Al-5mass%Mg	Lance pipe	4	22	26	74

Table 6 Reduction of emissions (Arbitrary units)^{16), 18)}.

All values relative to HCl level for chlorine gas injection using lance=100.

Metal refining method	1xxx series			3xxx series		
	HCl	Cl ₂	Dust	HCl	Cl ₂	Dust
Lance pipe	100	5.4	63.1	29.1	11.9	17.1
Rotary flux injection	8.9	0.2	4.4	18.1	0.1	1.3

Table 7 Chemical composition of typical dust (mass%)¹⁾.

Al	Free Al	Mg	Si	Na	Ca
89	82	3.4	0.27	0.21	0.16

5. おわりに

溶湯精練用フラックスによるアルミニウム溶湯の処理技術について解説した。ダイオキシン対策の一環として、Cl₂ ガス使用量低減はアルミニウム業界全体の目標であり、各分野で精力的な活動がなされている。そのうち、Cl や F を含む溶湯精練用フラックスの適用は技術オプションの一つに過ぎないものの、フラックスを用いることによる Cl₂ ガス低減技術が、環境面からの要求により非ハロゲン処理技術開発へと発展することを期待したい。

最後に、本稿作成にあたり種々の文献からデータを引用させて頂いたので、著者の方々には心から謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) K.Kitzman : Light Metals, (2002), 849.
- 2) P.Flisaowski, J.McCollum and R.Frank : *ibid.*, (2001), 1041.
- 3) 津村善重 : アルトピア, **1**-10 (1971), 61.
- 4) 伊藤鍾一 : Al-ある, No.8 (1986), 28.
- 5) 大山幸士 : アルトピア, **17**-11 (1986), 26.
- 6) 仁科皓一郎 : 軽金属, **41** (1991), 373.
- 7) T.Utigard : Molten Aluminum Processing 6th AFS Conference, (2001), 38.
- 8) 正田良治, 柳川政洋, 中島 計, 大隅研治 : 軽金属学会第 104 回春期大会講演概要, (2003), 31.
- 9) R.Bridi, S.Ray and T.Takami : アルトピア, **30**-4 (1999), 21.
- 10) R.Gallo : Molten Aluminum Processing 6th AFS Conference, (2001), 55.
- 11) R.Gallo : MODERN CASTING, **92**-10 (2002), 30.
- 12) 村中恵一, 木下 真 : 金属, **50**-4 (1980), 9.
- 13) 大野嘉一 : 軽金属, **51** (2001), 134.
- 14) M.Taylor : Light Metals, (2002), 877.
- 15) J.Bilodeau, C.Lakroni and Y.Kocaeffe : *ibid.*, (2001), 1009.
- 16) G.Beland, C.Dupuis and J.Martin : *ibid.*, (1995), 1189.
- 17) C.Simensen and M.Nilmani : *ibid.*, (1996), 995.
- 18) G.Beland, C.Dupuis and G.Riverin : *ibid.*, (1998), 843.
- 19) B.Rasch, E.Myrbostad and K.Hafsas : *ibid.*, (1998), 851.
- 20) P.Strand : ALUMINIUM TODAY, **12**-3 (2000), 30.
- 21) G.Sigworth : Light Metals, (2000), 773.
- 22) E.Williams and R.McCarthy : *ibid.*, (2000), 785.
- 23) T.Pedersen : *ibid.*, (1991), 1063.
- 24) P.Flisaowski, J.McCollum and R.Frank : *ibid.*, (2001), 1041.
- 25) E.Williams : *ibid.*, (2001), 1053.
- 26) D.Smith, K.Butcher and L.Aubrey : ALUMINIUM TODAY, **12**-3 (2000), 24.
- 27) D.Smith, K.Butcher and L.Aubrey : Light Metals, (2000), 795.
- 28) K.Butcher, D.Smith and L.Aubrey : *ibid.*, (2000), 803.
- 29) G.Dube : *ibid.*, (1983), 991.
- 30) B.Gariepy and G.Dube : *ibid.*, (1984), 1267.
- 31) A.Dubreuil and A.Pelton : *ibid.*, (1985), 1197.
- 32) A.Waernes, S.Hansen and J.Tuset : *ibid.*, (1999), 861.
- 33) E.Castillo, A.Valdes and F.Gonzales : *ibid.*, (1995), 809.
- 34) 神尾彰彦 : 日本金属学会会報, **20** (1981), 505.
- 35) 大塚良達 : 軽金属, **39** (1989), 466.
- 36) 大塚良達 : 同上, **44** (1994), 461.
- 37) Y.Sahai : Aluminum Cast House Technology, (1993), 265.
- 38) R.Guthrie and M.Nilmani : Aluminum Metal Treatment & Casting, (1993), 85.
- 39) F.Ho and Y.Sahai : Light Metals, (1990), 717.
- 40) R.Roy, T.Utigard and C.Dupuis : *ibid.*, (1998), 871.
- 41) R.Roy, T.Utigard and C.Dupuis : *ibid.*, (2001), 991.
- 42) C.Celik and D.Doutre : *ibid.*, (1989), 793.

衝撃変形シミュレーションの基礎と応用例*

水越 秀雄**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 122-127

Fundamental Research on Impact Simulation and Its Applications

Hideo Mizukoshi

Aluminium alloy has been used for automotive parts, from enginehood to structural components. Impact performance of automobile has been evaluated by various impact program, such as 64km/h offset deformable barrier impact test. So, it is important to evaluate impact behavior of these aluminium automotive parts. On the other hand, computer-aided finite element analysis has been widely used for automotive applications. In this paper, fundamental research on impact simulation was introduced by using its applications.

1. はじめに

近年、地球温暖化に端を発する環境問題から、自動車のCO₂排出規制及び燃費向上が叫ばれ、自動車の軽量化が必須の状況となってきた。一方、衝突時の乗員保護を目的とした衝突安全のために車体の剛性向上等で車体の質量は増加傾向にある。また、快適性を追求するために装着部品も増加傾向にあり、これも質量増の一因となっている。そこで、軽量材料の代表であるアルミニウム合金はエンジンフードをはじめとする外板部材にとどまらず、足周り部品や構造部材にまでその適用範囲を拡大しつつある¹⁾。

従来、土木建築分野や、鉄道車両、船舶などの輸送機分野、及び外板部品までの自動車分野では、素材あるいは部品の静的強度、疲労強度の評価を実施してきた。ところが、自動車の構造部材に使用される場合には、車両衝突時の衝突エネルギー吸収の一役を担うこととなり、衝突時の変形挙動評価が必要となる。また、地下鉄車両の衝突事故を受けて、鉄道車両分野においても車両構体の衝突性能評価が必要となってきた²⁾。

バンパー補強材においては時速5マイル(8km/h)での評価、クラッシュボックスまでを含めたフロントモジュールにおいては16km/hの軽衝突での評価、サイドメン

バー等においては64km/hでの衝突性能評価が必要となり、落錘型試験機等を用いた単体評価や自動車メーカーでの衝突試験で評価される。また、エンジンフードやフェンダーパネルについては歩行者頭部保護試験において40km/hの衝突試験が実施される。しかし、衝突試験に必要な工数と費用は膨大であり、衝突試験を如何に減らして開発期間を短縮するかが命題となる。

ところで、コンピュータを用いた有限要素解析は一般の構造解析から板成形解析、鋳造凝固解析、熱伝導解析、流体解析にまで普及しており、衝突時の変形挙動をシミュレートする技術も一般的となりつつある。ここでは、適用例を紹介しながら衝撃変形シミュレーションについて述べることにする。

2. 衝撃変形シミュレーションとは

2.1 衝突現象

自動車には前面衝突を始めとして種々の衝突形態があり、それぞれ保安基準に盛り込まれて評価が行われている。また、自動車アセスメント事業(JNCAP)として車種ごとの安全評価を行い、ユーザーへ情報提供されている。このJNCAPでは年々評価項目が増加しており、現在以下の評価試験が行われている³⁾。

- 1) フルラップ前面衝突試験
- 2) 高速ブレーキ試験

* 軽金属, 54-7 (2004), 302 に主要部を掲載

** 研究開発センター 第一部

- 3) 側面衝突試験
- 4) オフセット前面衝突試験
- 5) チャイルドシートの安全性評価試験
- 6) 歩行者頭部保護試験

JNCAP 評価試験内容の一部を Fig. 1 に示す³⁾。これらの試験は保安基準よりも高速（およそ1割増）の試験を実施するとともに、新たな評価試験方法や評価項目を追加することにより、多角的に車両の安全性を評価するものである。これまで前面衝突試験に対応した車両構造として、乗車スペースを強固にして車両前部で効率的にエネルギーを吸収する方法が採られてきたが、オフセット前面衝突試験が加わったことで車両前部の一部に荷重が加わった時にも荷重を車両全体に分散する構造が必要となってきた。さらに最近ではクラッシュボックスなどの予め衝突時に潰れる箇所を設定することにより、効率よくエネルギーを吸収するといった方法も採られつつある。

2.2 衝撃変形解析ツール

前述のように、自動車衝突時のエネルギー吸収性能を評価するためには、衝突時の部材の変形形態をシミュレートし、圧壊時のエネルギー吸収状況を精度良く推定するツールが必要となる。衝撃問題専用の非線形動的構造解析コード（PAM-CRASH, LS-DYNA）が開発され、広く用いられている。これらは陽解法のプログラムであり、衝撃・衝突現象だけでなく、幾何学的非線形、材料非線形、接触などの強い非線形性を伴う現象に有効なツールである。Fig. 2 に本解析ツールの衝撃問題への適用例

を示す⁴⁾。これらのツールには特に自動車の衝突シミュレーションに有効な特化した機能が多く含まれており、高精度な車体モデルの作成とシミュレーションが可能となっている。さらには衝突試験用の高精度ダミーモデルやバリアモデル、タイヤモデルも提供されている。

2.3 解析条件

解析時間の関係から、一般に板厚方向に数個の積分点を持つシェル要素が用いられることが多く、これに材料定数（応力-ひずみ関係、ヤング率、ポアソン比など）と境界条件（接点拘束、負荷速度、接触など）が与えられて解析がスタートする。衝撃・衝突問題では変形速度が重要であることから、対象となる材料の準静的な応力-ひずみ関係のみではなく、ひずみ速度依存性のデータが必要となる。要素の大きさによるが、自動車の衝突では 10^3 [1/s]程度のひずみ速度まで発生することから、通常は準静的（ 10^{-4} [1/s]）から 10^3 [1/s]までの範囲で7条件ほどのひずみ速度で引張試験を実施して、データを採取する。一例として、Fig. 3 に A6063-T6 材を用いて実施した引張試験結果を示す⁵⁾。アルミニウム合金では一般にひずみ速度依存性がほとんどなく、静動比が1に近いといわれているが、合金によらずひずみ速度が 10^2 [1/s]を超えた辺りから強度が増大する傾向がみられる。当然ながら、温度が与えられるような問題では対象となる温度までの材料の応力-ひずみ関係データも必要となる。

また、衝突問題では接触が大きな要因となり、対象物間での表面の摩擦を考慮する必要がある。しかし、実際

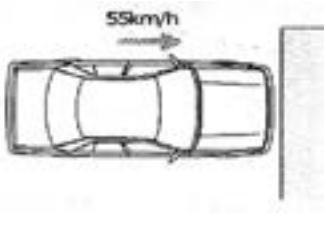
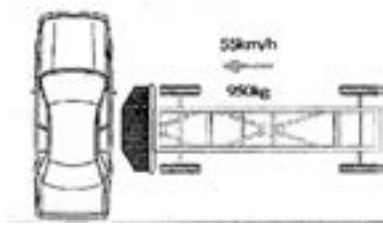
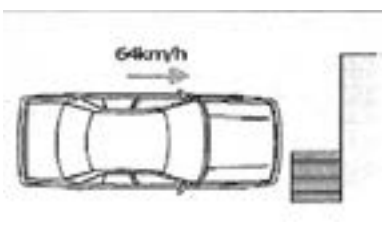
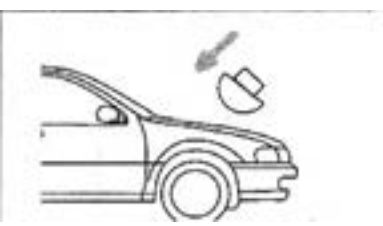
	Full rap barrier impact	Side impact
Impact form		
Impact velocity	54 km/h	55 km/h
	Offset deformable barrier	Pedestrian head impact
Impact form		
Impact velocity	64 km/h	50 km/h

Fig. 1 Examination subject of JNCAP assessment³⁾.

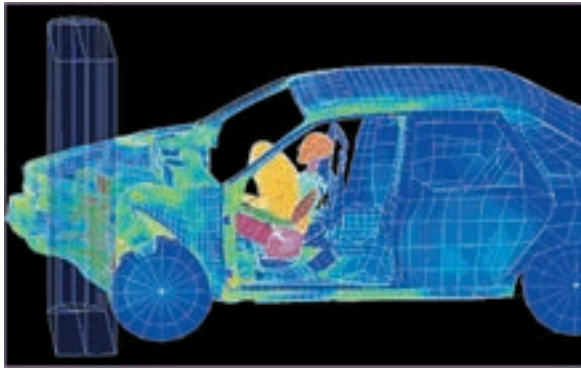


Fig. 2 An example of crush simulation with LS-DYNA⁴⁾.

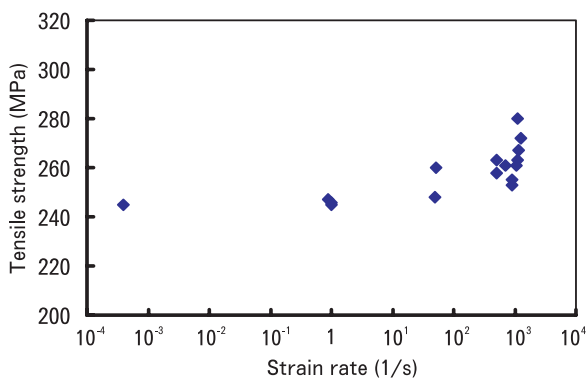


Fig. 3 An example of tensile test results for various strain rate⁵⁾.

(A6063-T6)

の対象物間の摩擦状態を詳細に検討することは難しく、材料の破壊のクライテリアなども含めて実験結果への併せ込みが重要となってくる。

3. アルミニウム合金材料への応用例

以下、衝突・衝撃解析をアルミニウム合金部材に適用した事例を紹介する。

3.1 軸圧壊エネルギー吸収部材

自動車衝突時のエネルギーを吸収する部材の代表例がフロントサイドメンバーであり、アルミニウム合金押出材を多用したスペースフレーム構造車両では押出材を軸方向に変形させる形態を採る。押出材の軸圧壊特性を解析した事例は多く⁶⁾、断面形状(外形、肉厚)によって変形形態が異なる。組織制御しない6000系合金材料を除き、アルミニウム合金押出材は概ね蛇腹状に折り畳まれながら変形して、効率よくエネルギーを吸収できる様子がシミュレートされている。Fig. 4に解析結果の一例を示す⁶⁾。アルミニウム合金押出材を初期不整なしに圧壊させる場合では、静的な変形の起点は特定できないが、動的(衝突解析)にはほぼ衝突端から変形してい

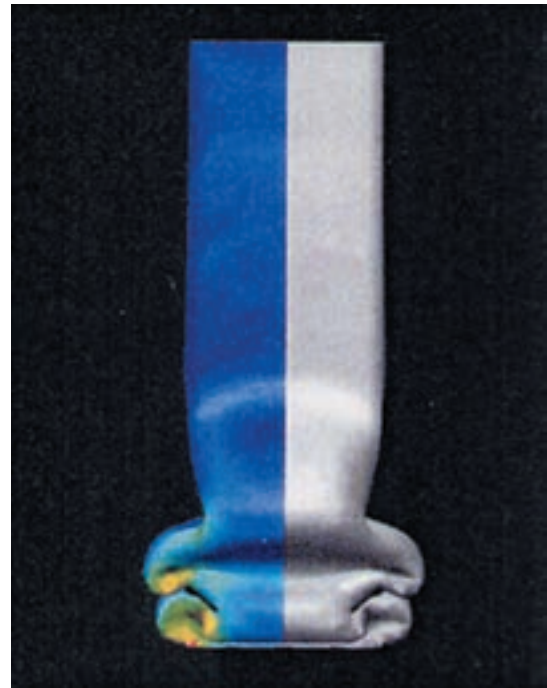


Fig. 4 An example of collapsed box-beam with PAM-STAMP⁴⁾.

く。シミュレーションでは、蛇腹状に変形しているプラト領域の荷重振幅位置が若干実験結果と異なるものの、初期ピークの立ち上がりから平均荷重までほぼ精度良く解析が可能である。また、初期ピーク荷重の低減と変形の起点を制御する目的のクラッシュビードの効果も明瞭に表現でき、要求に合わせた押出材断面形状の検討が可能である。

また、同一外形形状でも肉厚の変化により変形形態が異なることが報告されている⁷⁾が、これに関してもシミュレーションで再現が可能である(Fig. 5)。

矩形断面押出材を静的および動的に軸圧縮させる場合の解析例を以下に示す。解析条件をFig. 6に、解析結果(荷重-変位線図)をFig. 7に、変形形態をFig. 8に示す。動的の場合に荷重振幅の小刻みな振動が若干みられるものの、静的と動的(64km/h)で荷重値に大きな差異はなく、変形形態もほぼ同様である。ただし、静的といえども試験結果に影響しない範囲で荷重速度を増すマススケーリングという技法を用いることが多い。肉厚の影響としては断面積の差による荷重値の大小以外に荷重振幅のピッチが異なっており、これより変形形態の差が明白である。すなわち、肉厚2.0mmの場合には隣り合う辺が異なる方向に変形し、交互に折りたたまれる変形をするのに対し、肉厚6.0mmの場合には断面内ではほぼ軸対称に変形するといった差異であり、本結果については静的試験により確認済である⁸⁾。

一般に、得られる荷重-変位線図には高速変形時に特有の小刻みな荷重振動が生じやすく、場合によってはフィ

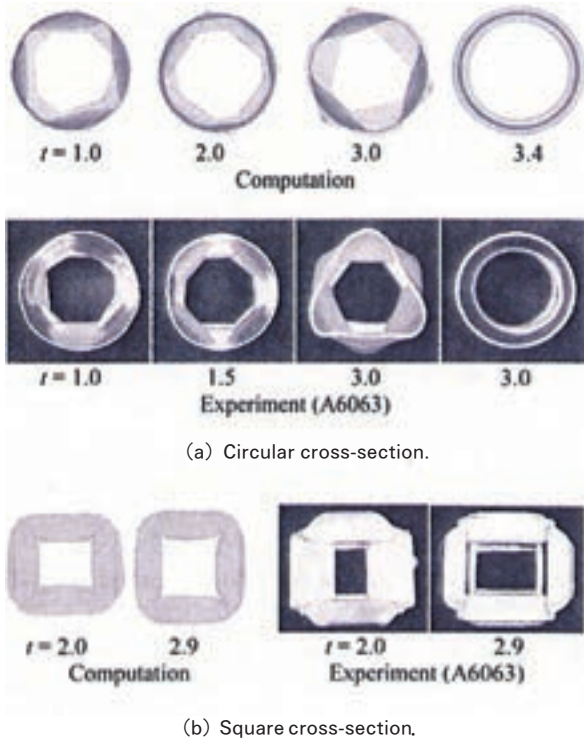


Fig. 5 Deformed pattern for various tubular structures obtained by computation and experiment⁷⁾.

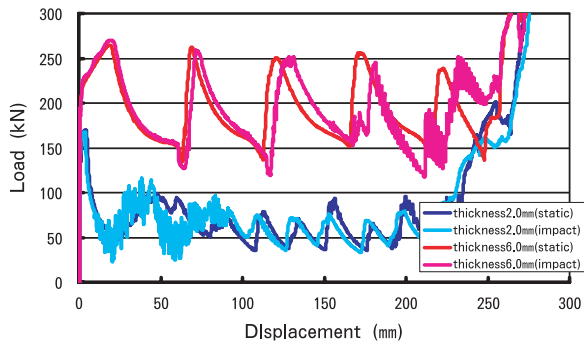
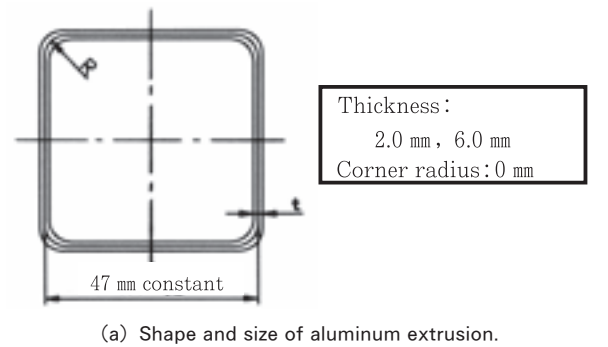


Fig. 7 Simulation results for various conditions (Load-Displacement curve).

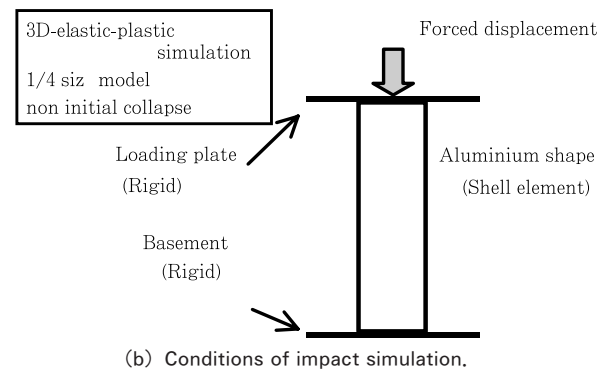
ルターを使用することもある。特に、弾性体を複合させた構造物の衝突解析では衝突時の荷重振動が大きく、一般的にフィルター（たとえば、SAE フィルター 100Hz）をかけて整理されることが多い。

3.2 歩行者保護エンジンフード

国土交通省の発表によれば、2005年9月以降発売される新車には自動車との衝突事故時の歩行者傷害軽減を目的として、自動車のエンジンフードに歩行者保護の規制が採り入れられようとしている⁹⁾。規格試験の概略を Fig. 9 に示す。時速 40km/h で自動車のエンジンフードに頭部インパクトを衝突させるテストで、頭部インパクト内部に装着された加速度計により出力される加速度-



(a) Shape and size of aluminum extrusion.



(b) Conditions of impact simulation.

Fig. 6 Conditions of impact simulation for aluminium extrusion.

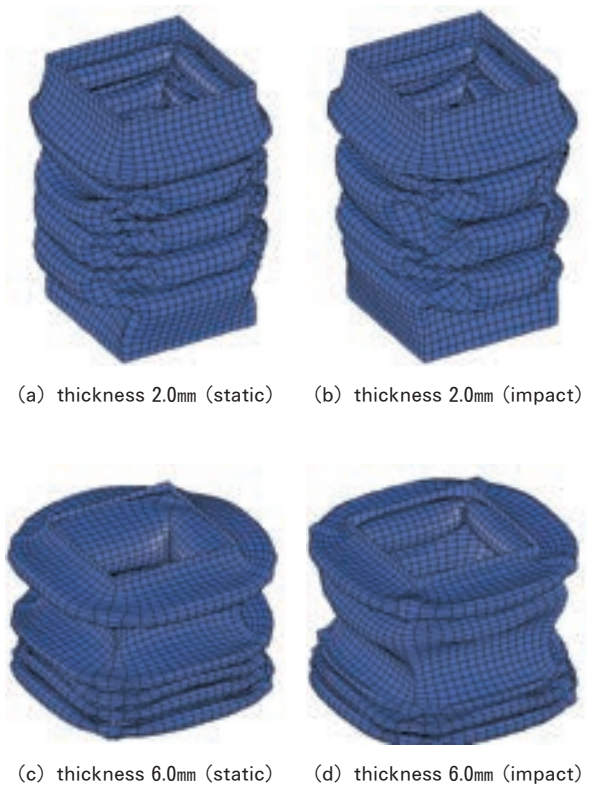


Fig. 8 Deformed patterns for various simulation conditions.

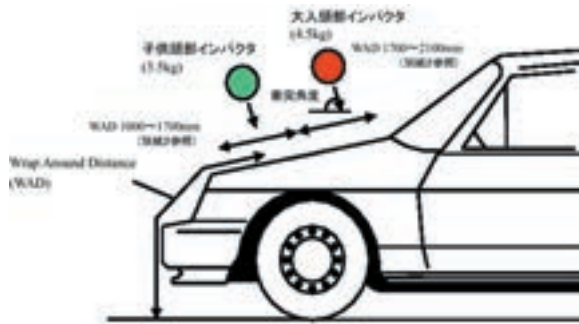
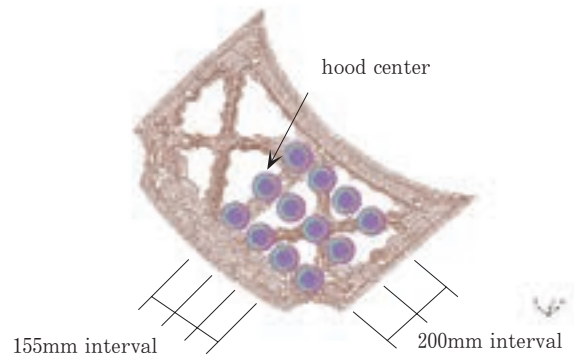
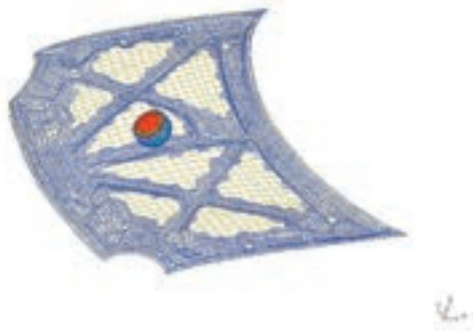


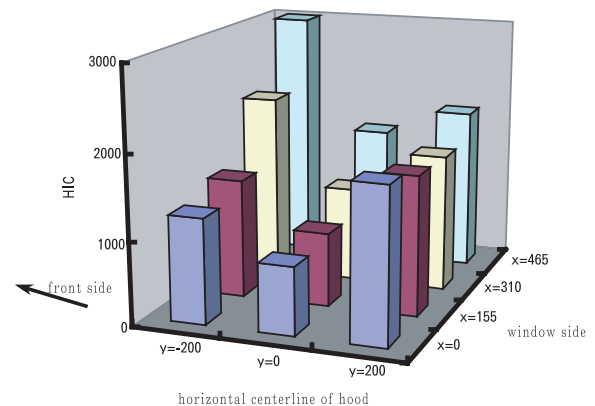
Fig. 9 Regulation plan for pedestrian head impact⁹⁾.



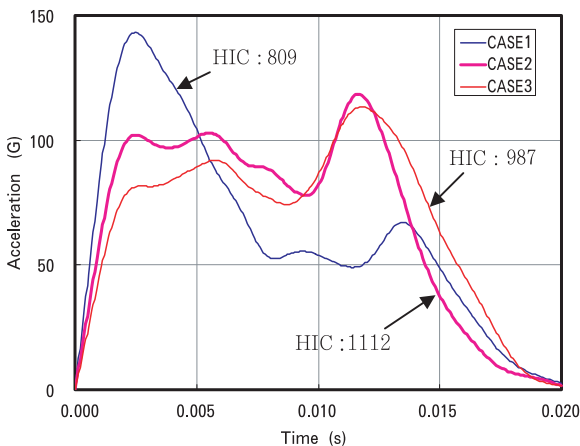
(a) head impact position.



(a) Condition of pedestrian head impact test.



(b) ditribution of HIC value



(b) Simulation results (Acceleration-Time curves).

Fig. 10 An example of pedestrian head impact simulation.

Fig. 11 Simulation results (HIC value) for various impact position.

このようなプレス部品では試作試験工数および費用の観点から特にシミュレーションにより形状検討されており、シミュレーションの精度向上が課題とされている。IBEC2003では自動車メーカーより衝突シミュレーション精度に関する講演^{10,11)}及び衝突シミュレーションによるフードのインナー形状開発事例¹²⁾が紹介された。

4. 今後の課題

コンピュータ技術の目ざましい進化と解析ツールの発達によりシミュレーション技術が進歩して、特に自動車等輸送機材の開発に必要な衝突問題でシミュレーションが活用されている。ここでは適用例を紹介したに過ぎず、アルミニウム合金材料を衝突が絡む部材に適用するためには必要不可欠な技術であり、各社の解析ノウハウによるところも大きく、今後も各社なりに実験結果との併せ込みにより解析精度向上に向けた努力がなされるものと思われる。

時間線図から頭部傷害値 (HIC : Head Injury Criterion) を判定する方法である。解析結果の一例を Fig. 10, 11 に示す。エンジンフード上の衝突位置によって算出される HIC 値が異なり、端部の比較的剛性の高い部分の HIC 値が高めに評価される。一般的にはフードと内部構造 (エンジンコンポーネント) との間隙確保が命題である。ただし、車のデザインから隙間の取れない車種では構造でカバーするしかなく、剛性とエネルギー吸収の両立が大きな課題となっている。

参 考 文 献

- 1) たとえば, 平川良夫: (社)日本アルミニウム協会自動車委員会第10回シンポジウム講演概要(2000), 7.
- 2) 木村敏宣: アルミニウム車両委員会講演会講演概要(2003), 4.
- 3) 鮭川佳弘: 第224回塑性加工シンポジウム講演概要(2003), 15.
- 4) 日本総研: LS-DYNA カタログ.
- 5) (財)日本規格協会, (社)日本アルミニウム協会: 平成10年度新エネルギー・産業技術総合開発機構研究受託成果報告書(2000), 188.
- 6) ESI Group: PAM-CRASH カタログ.
- 7) 山下 実, 澤入安彦, 後藤 学: 平成14年度塑性加工春季講演会講演概要(2003), 461.
- 8) 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(2003), 117.
- 9) 国土交通省: 歩行者保護規格
- 10) Nobuhiro Iwai and Toshihiro Araki: The Proceedings of IBEC2003(2003), 653.
- 11) Hiroshi Suganuma, Emi Kawamura and Hiroshi Nagasawa: The Proceedings of IBEC2003(2003), 659.
- 12) Koki Ikeda and Hideki Ishitobi: The Proceedings of IBEC2003(2003), 537.

Al-Mg 合金板材のストレッチャーストレインマークと パネル面のひずみ分布状況*

宇都秀之** 竹島義雄**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 128-137

Stretcher Strain Markings of Al-Mg Alloy Sheets and Strain Distribution on Square Panel

Hideyuki Uto and Yoshio Takeshima

Good combination of strength and formability of aluminum alloy is offered by Al-Mg alloys containing 4 to 5% magnesium, e.g. 5182 (Al-4.5%Mg-0.35%Mn alloy). In annealed state (-O temper), however, this alloy often suffers from the formation of stretcher strain markings. This phenomenon was previously studied by using uniaxially stressed strip, and two types of them, random markings and parallel bands, are well known. In the conventional press shop another form of stretcher strain markings, called "tatami-me," appears, but it cannot be observed in uniaxial stress tests. In this paper, stretcher strain markings in biaxially stressed condition are investigated by using square panels with curvature on the top. "Tatami-me" is successfully observed, and it is identified to be a kind of random markings which appears on the condition of coarse grain (30 μm) and small amount of deformation (< 1%).

1. はじめに

Al-Mg 系合金板材の焼鈍材(以下, O 材)をプレス加工する際には, ストレッチャーストレインマーク(以下, SS マーク)と呼ばれる模様が板の表面に発生して製品の外観品質を損ねることがある。

SS マークについては, これまでにも引張試験片を用いて(単軸引張によって)行われた研究があり, ランダムマークとパラレルバンドと言われる形態の異なる 2 種類の SS マークが知られている¹⁾。ところが, 実際のプレス加工の現場では「畳目」と呼ばれる, 間隔が小さく, 凹凸の少ない SS マークが発生することがあり, 単軸引張ではこれを再現することができない。

そこで, 各辺に絞りビードを持つ正方形のパネルを成形し, その際に発生する SS マークを観察した。2 軸でひずみを与えることによって, 実際のプレス成形品に見られるような「畳目」を再現することができた。さらに, 絞りビードの条件を変えることによってパネルの面で 2

軸のひずみの分布状況を変化させ, その際に発生した SS マークの形態を比較した。

2. 試験方法

2.1 試験金型およびパネルの成形条件

角形パネルの成形に用いた金型の概略を Fig. 1 に示す。パネルの面が円弧(1 方向の曲率)を描いており, 成形の際にこの面で 2 軸方向の小さなひずみを生じる。このため, パネル面に SS マークが発生しやすい形状となっている。パネルの外観を Fig. 2 に示す。

パネルの成形条件を Table 1 に示す。板の圧延方向を金型の円弧方向に一致させて成形を行った。成形条件, すなわち, 絞りビードの条件(絞りビードの形状や高さ)や潤滑条件(防錆潤滑油あるいはパンチ頭部と供試材の接触部分へのビニールシート貼付)を変えることによってパネル面のひずみの分布状況を変化させることができる。

2.2 供試材

供試材には 5182(Al-4.5%Mg-0.35%Mn)-O の板材を用いた。板厚は 1.0mm, 表面程度は MF である。ま

* 軽金属学会第 104 回春期大会(平成 15 年 5 月)にて一部発表

** 研究開発センター 第一部

た、結晶粒径は $16\mu\text{m}$ と $30\mu\text{m}$ の 2 種類とした。Table 2 に供試材の機械的性質を示す。また、供試材の組織の状況を Fig. 3 に示す。

2.3 ひずみの測定と SS マークの観察

ひずみは板材に予め $\phi 100$ のスクライブサークルをケガいておき、成形後にその変形状況を測定することによって求めた。ひずみは 1% 以下の小さなものもあり、最大および最小主ひずみの方向を求めるのが困難であった。そこで、

①パネルの円弧方向(板の圧延方向)とその直角方向(パネルの縦横方向, x - y 方向とする),

②パネルの対角線の方向(u - v 方向とする),
の 2 通りの方向で測定した。成形したパネルの写真にひずみの分布状況を重ねた図を Fig. 4 に示す。スクライブサークルの位置と変形の状況から、パンチ面のひずみの分布状況と SS マークの発生位置とを比較した。なお、SS マークの観察はパネルの面を砥石で研削した後、目視で行った。

3. 試験結果および考察

3.1 ひずみの分布状況

成形条件(絞りビードと潤滑条件)を変えた際にひずみの分布状況がどのように変化するかを示した例を Fig. 5 に示す。パネル面の中心 O について回転対称の位置にあるスクライブサークル(例えば A と A', C と C', I と I') は同様な加工量を加えられている箇所なので両者を平均して評価することとした。絞りビードによる板材の拘束条件を厳しくし、フランジ部分が流れにくい状態、あるいは、パンチ面の潤滑を良好にし、パンチ面で材料がより変形しやすい状態にすると、パンチ面のひずみは全体的に大きい傾向があった。Figs. 6, 7, 8, 9 に各成形条件でのパネル面のひずみの分布状況を示す。それぞれの図で、(a)は角ビード 2mm^{H} 、(b)は丸ビード 5mm^{H} 、(c)は丸ビード 7mm^{H} 、(d)は角ビード 5mm^{H} の絞りビード条件で成形したパネルのひずみの分布状況である。

Figs. 6, 7, 8, 9 のうち、Figs. 6, 7 は潤滑条件として防錆潤滑油を用いたときのひずみの分布状況である。Fig. 6 にはパネルの円弧方向(板の圧延方向)とその直角方向で(x - y 方向で)測定したひずみの分布状況を示した。一方、Fig. 7 にはパネルの対角線の方向で(u - v 方向で)測定したひずみの分布状況を示した。

Figs. 8, 9 は潤滑条件としてビニールシートを貼付たときのひずみの分布状況である。Figs. 6, 7 と同様に、Fig. 8 にはパネルの円弧方向(板の圧延方向)とその直角方向(x - y 方向で)で測定したひずみの分布状況を示した。一方、Fig. 9 にはパネルの対角線の方向で(u - v 方向で)測定したひずみの分布状況を示した。

同一の方向で測定したひずみを比較して、成形条件の違いによるひずみの分布状況を比較すると、すなわち、Figs. 6, 8 あるいは Figs. 7, 9 を比較すると、潤滑条

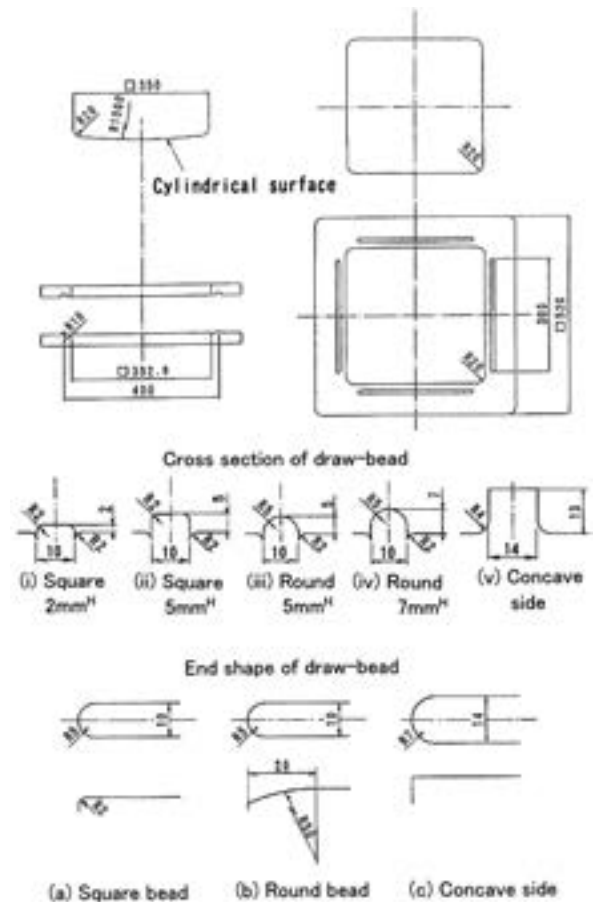


Fig. 1 Dies for square panel.

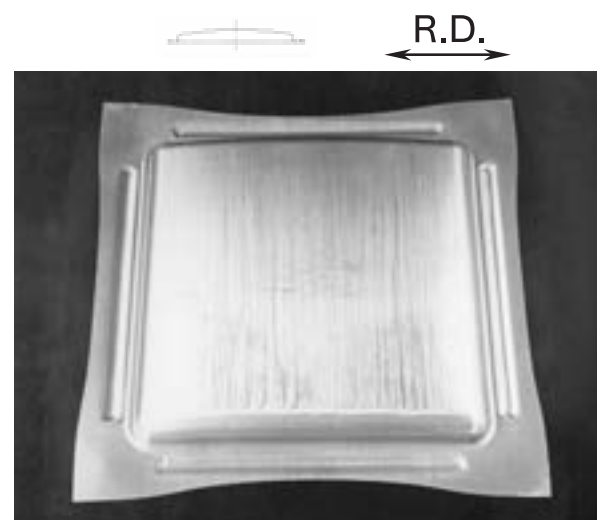


Fig. 2 Square panel for investigation of stretcher strain markings.

件が同じ場合には、ひずみは角ビード $2\text{mm}^{\text{H}} < \text{丸ビード } 5\text{mm}^{\text{H}} < \text{丸ビード } 7\text{mm}^{\text{H}} < \text{角ビード } 5\text{mm}^{\text{H}}$ の順で大きかっ

た。一つのパネルの中ではコーナー部分あるいはポンチ肩近傍のひずみが大きく、パネルの中央部に向かうにしたがってひずみが小さかった。

3.2 成形条件および結晶粒径とSSマーク

Figs. 10, 11, 12, 13 に各成形条件でプレスしたパネルの面の外観(SSマークの発生状況)を示す。Figs. 10, 11, 12, 13 に示したパネルの面は上下方向を円弧の方向にした際の左下1/4の部分である。また、それぞれの図で、(a)は角ビード2mm^H、(b)は丸ビード5mm^H、(c)は丸ビード7mm^H、(d)は角ビード5mm^Hの絞りビード条件で成形したパネルである。

Figs. 10, 11, 12, 13のうち、Figs. 10, 11は結晶粒径が16 μ mの供試材を成形したパネルであり、Figs. 12, 13は結晶粒径が30 μ mの供試材を成形したパネルである。潤滑条件はFigs. 10, 12が防錆潤滑油、Figs. 11, 13がビニールシート貼付である。

3.2.1 結晶粒径：16 μ m

供試材の結晶粒径が16 μ mの場合、潤滑条件によらず、角ビード2mm^Hと丸ビード5mm^Hでランダムマークが発生した。絞りビードを角ビード2mm^Hから丸ビード5mm^Hに変更する、あるいは、潤滑条件をビニールシート貼付としてパネルの面のひずみを大きくするとランダムマークが発生する領域はパネルの中央部よりになった。

また、潤滑条件をビニールシート貼付とした場合の丸ビード5mm^Hのパネルには通常見られる火炎状の模様

とは異なる筋状のランダムマークも観察された。ビニールシート貼付の場合、丸ビード7mm^Hと角ビード5mm^Hのパネルには火炎状のランダムマークは発生せず、筋状のランダムマークだけが発生した。

上記の他にパネルのコーナー部分には円弧状の平行バンドが観察された。円弧状の平行バンドは潤滑条件によらず、すべてのパネルに発生した。

3.2.2 結晶粒径：30 μ m

潤滑条件を防錆潤滑油とした場合の角ビード2mm^Hと丸ビード5mm^Hおよび潤滑条件をビニールシート貼付とした場合、角ビード2mm^Hのパネルで曇目が発生した。曇目は供試材の結晶粒径が16 μ mのパネルで火炎状のランダムマークが発生した位置とほぼ同じ位置に発生していることから、軽度のランダムマークと考えられる。なお、供試材の結晶粒径が30 μ mのパネルでは火炎状のランダムマークも筋状のランダムマークも見られなかった。

コーナー部分に見られる円弧状の平行バンドは成形条件によらず、すべてのパネルに発生した。ただし、丸ビード7mm^Hと角ビード5mm^Hで成形したパネルでは防錆潤滑油、ビニールシート貼付、いずれの潤滑条件共に円弧状の平行バンドは非常に薄く、かすかに見える程度であった。

3.3 ひずみ分布とSSマークの発生状況

結晶粒径が30 μ mの供試材についてFigs. 14, 15に

Table 1 Stamping condition for square panel.

Size of test sheet	□480mm
Blank holding force	196kN
Condition of draw-bead	Square bead : 2 mm ^H , 5 mm ^H Round bead : 5 mm ^H , 7 mm ^H
Lubrication	Conventional rust preventive oil Vinyl sheet
Forming height	40mm

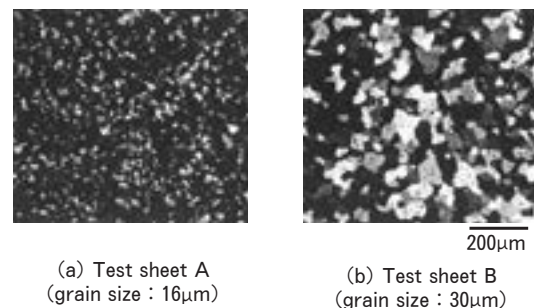


Fig. 3 Micro structures of test sheets (polarized light).

Table 2 Mechanical properties of test sheets. 5182-O, 1.0mm^T

No.	Dir.	Mechanical properties			r value		Grain size
		$\sigma_{0.2}$ N/mm ²	σ_B N/mm ²	δ %	\bar{r}		
A	0°	148	298	28	0.73	16 μ m	
	45°	143	290	32	0.66		
	90°	147	292	30	0.71		
B	0°	131	286	27	0.55	30 μ m	
	45°	123	276	32	0.96		
	90°	132	285	29	0.71		

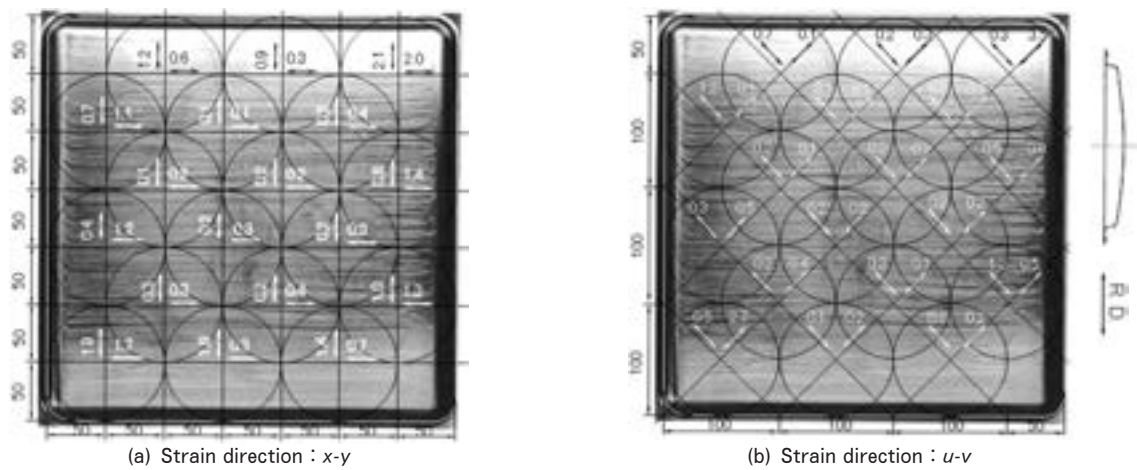


Fig. 4 Stretcher strain markings and strain distribution on square panel.

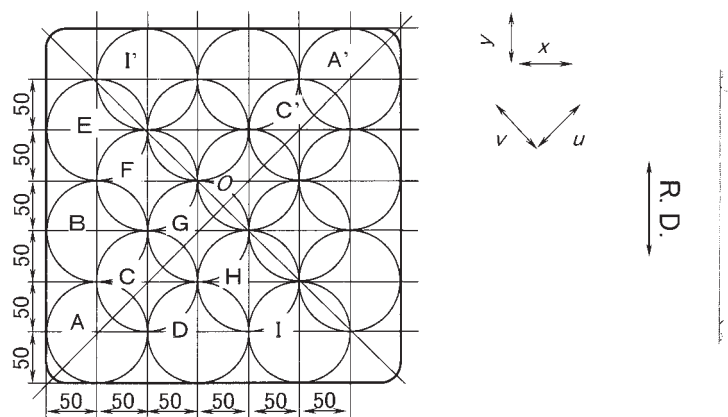
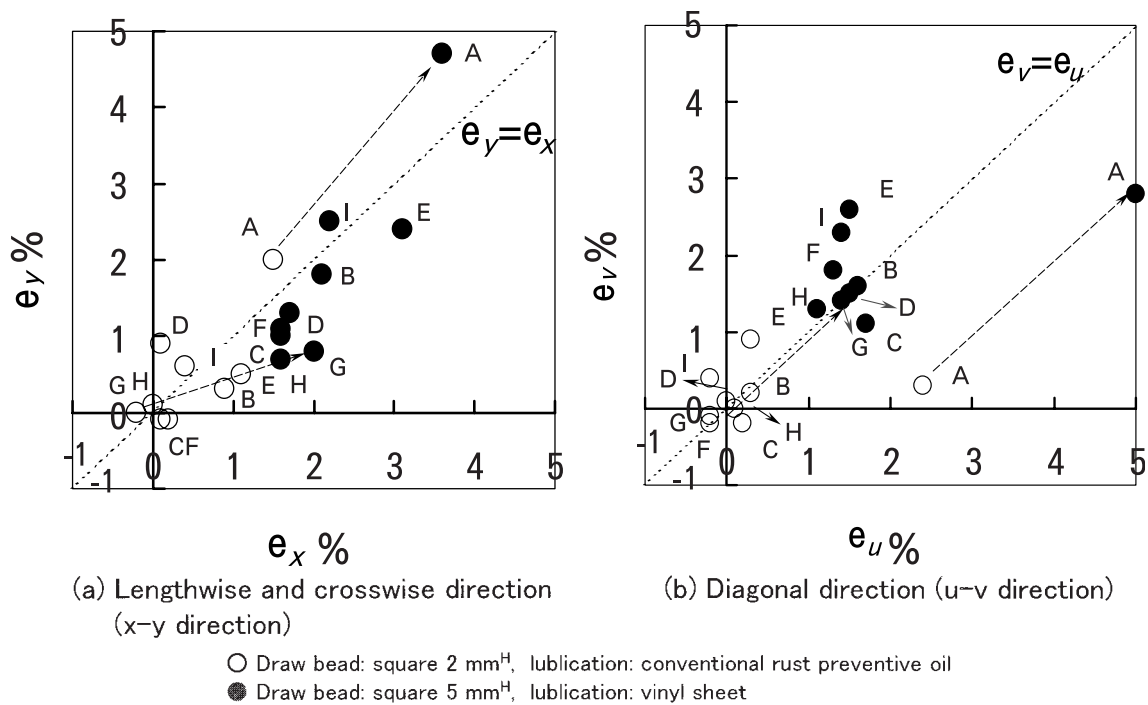


Fig. 5 Stamping condition (draw-bead and lubrication) and strain distribution on the square panel.

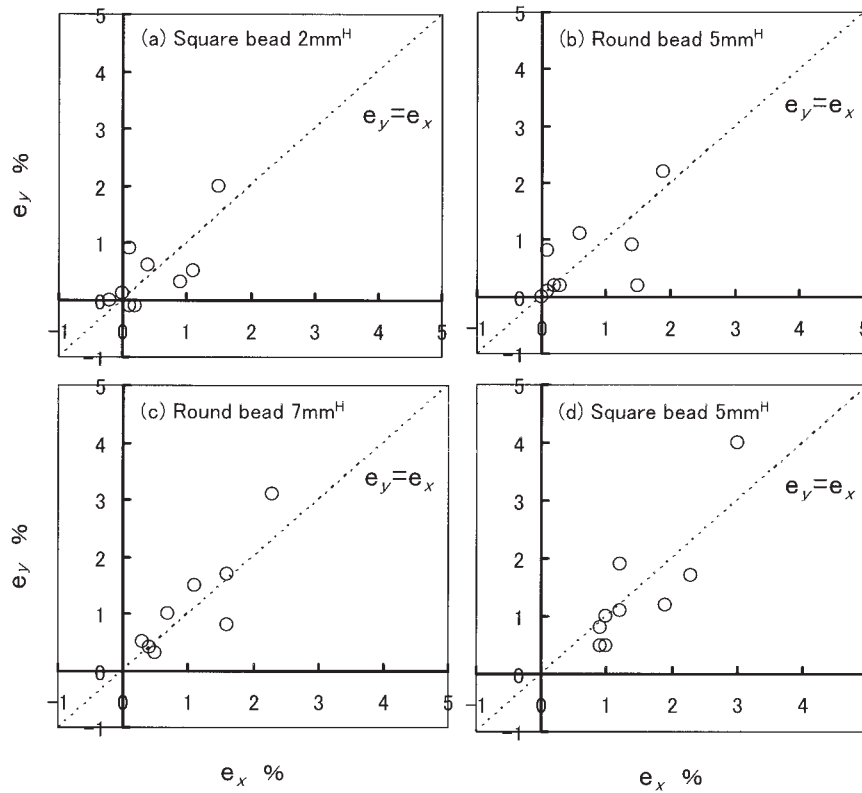


Fig. 6 Strain distribution on square panel (lengthwise and crosswise direction).
Lubrication : conventional rust preventive oil

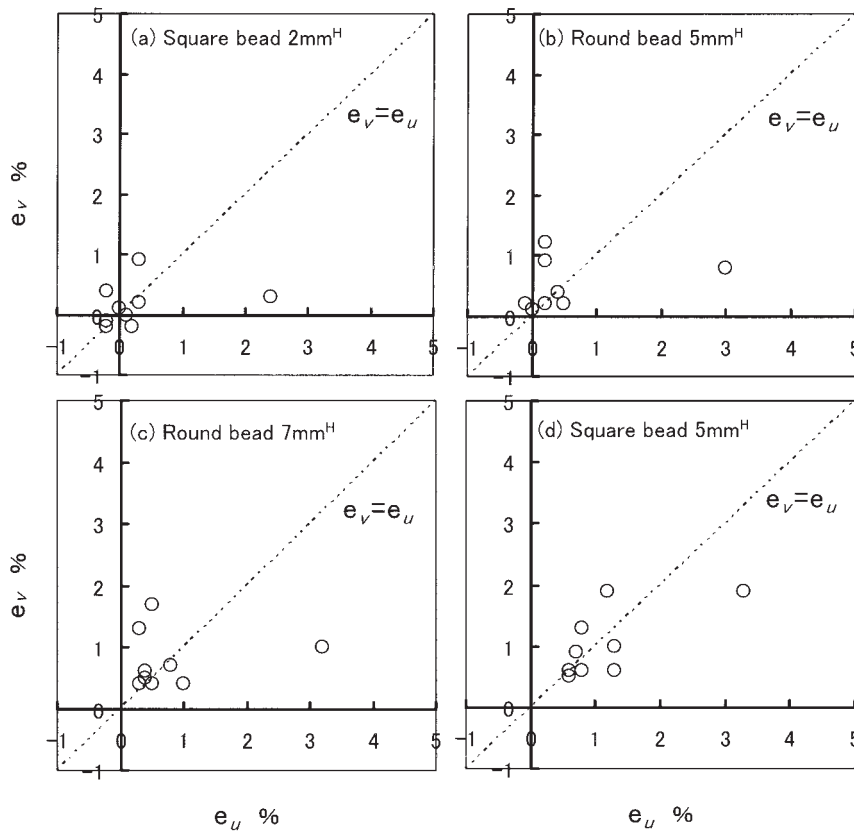


Fig. 7 Strain distribution on square panel (diagonal direction).
Lubrication : conventional rust preventive oil

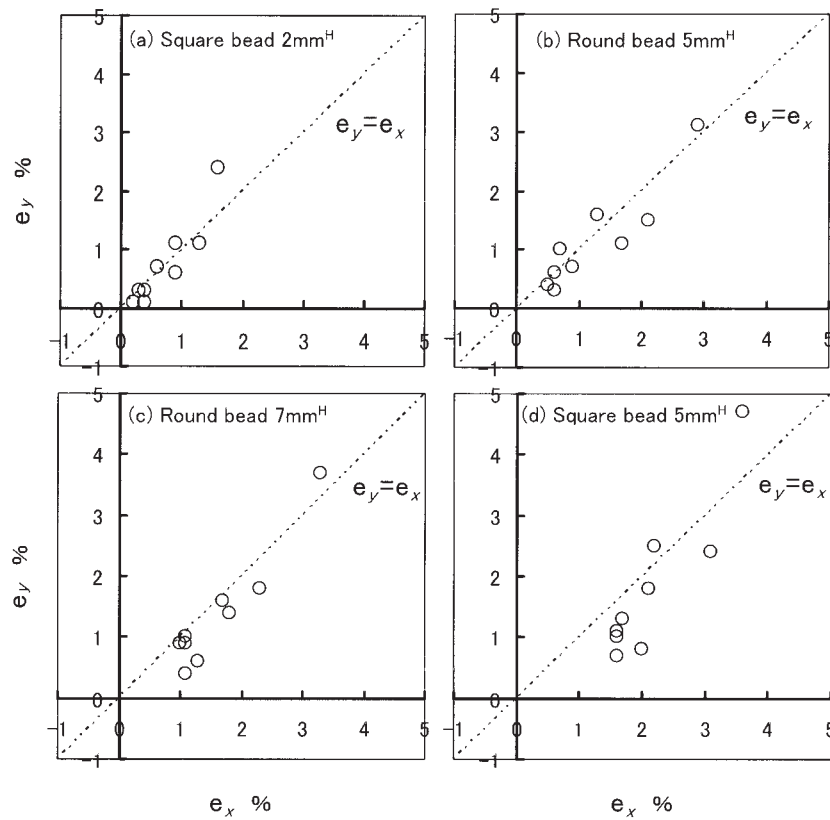


Fig. 8 Strain distribution on square panel (lengthwise and crosswise direction).
Lubrication : vinyl sheet

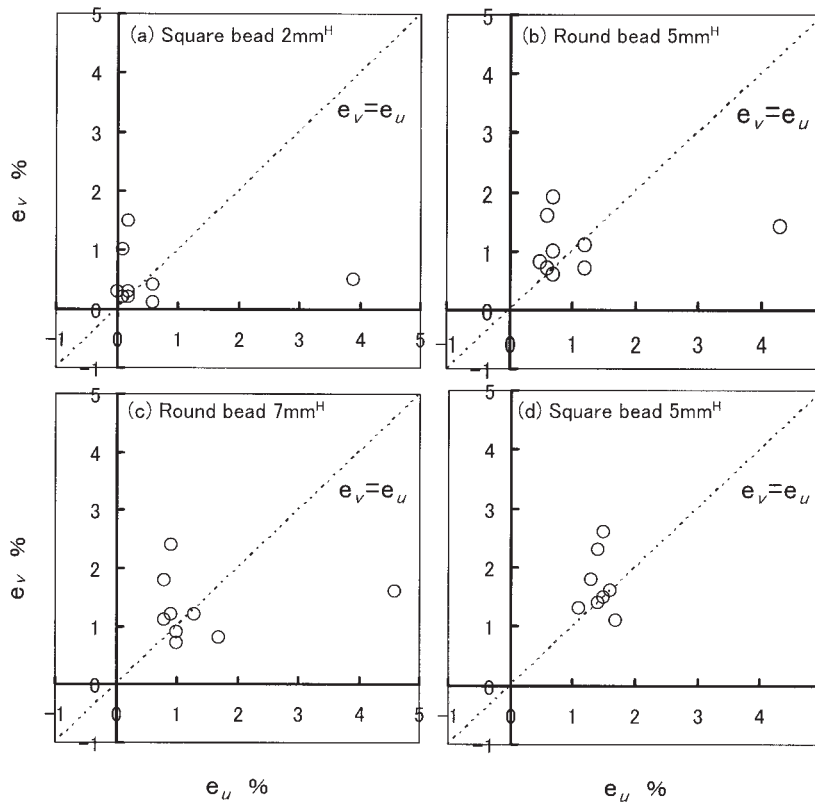


Fig. 9 Strain distribution on square panel (diagonal direction).
Lubrication : vinyl sheet

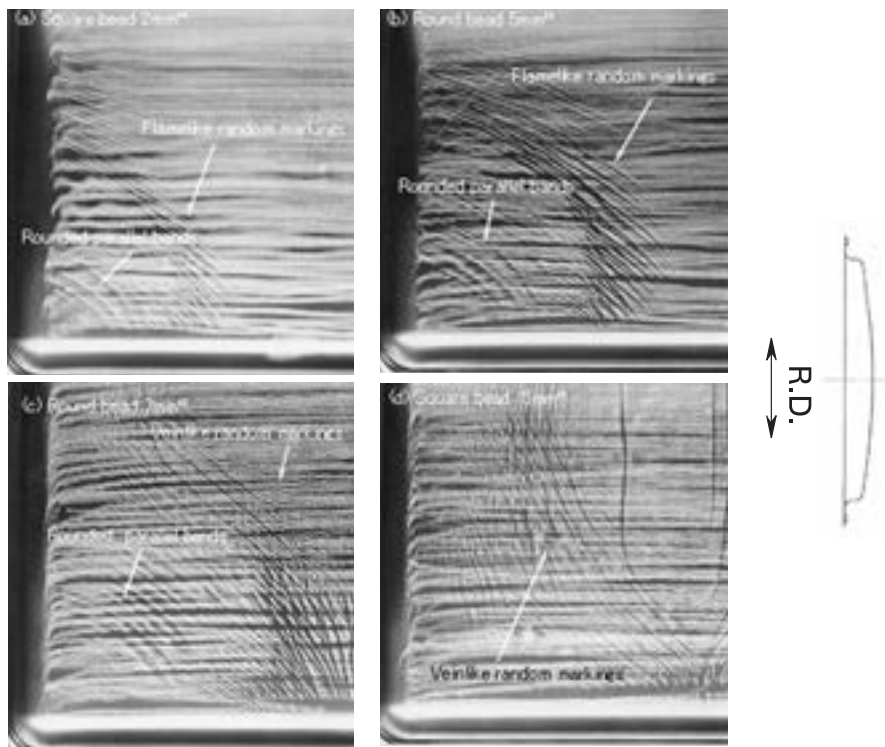


Fig. 10 Condition of stretcher strain markings (test sheet A).
Lubrication : conventional rust preventive oil

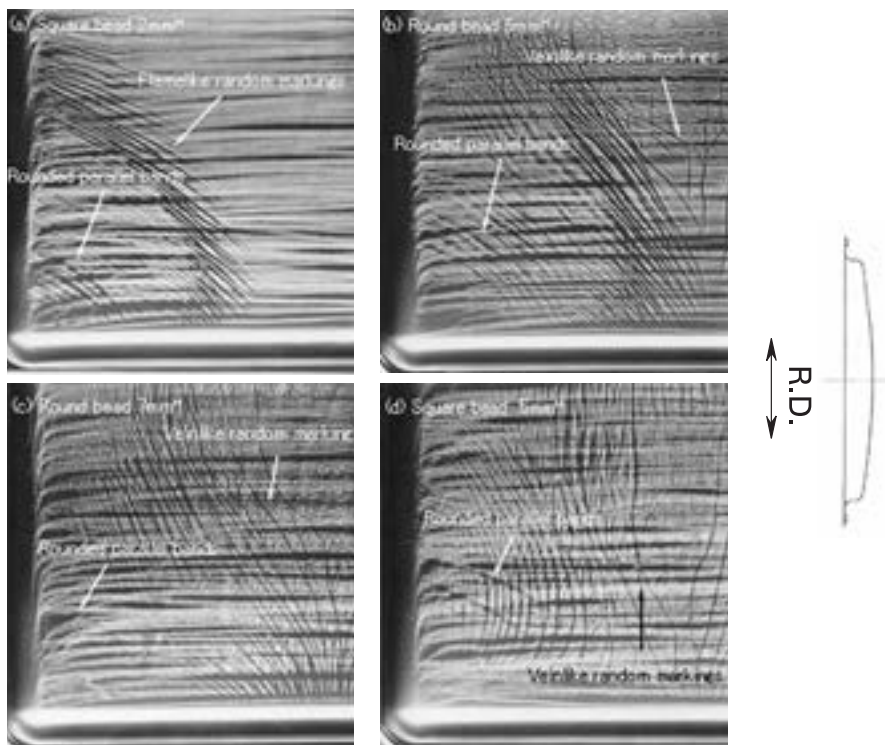


Fig. 11 Condition of stretcher strain markings (test sheet A).
Lubrication : vinyl sheet

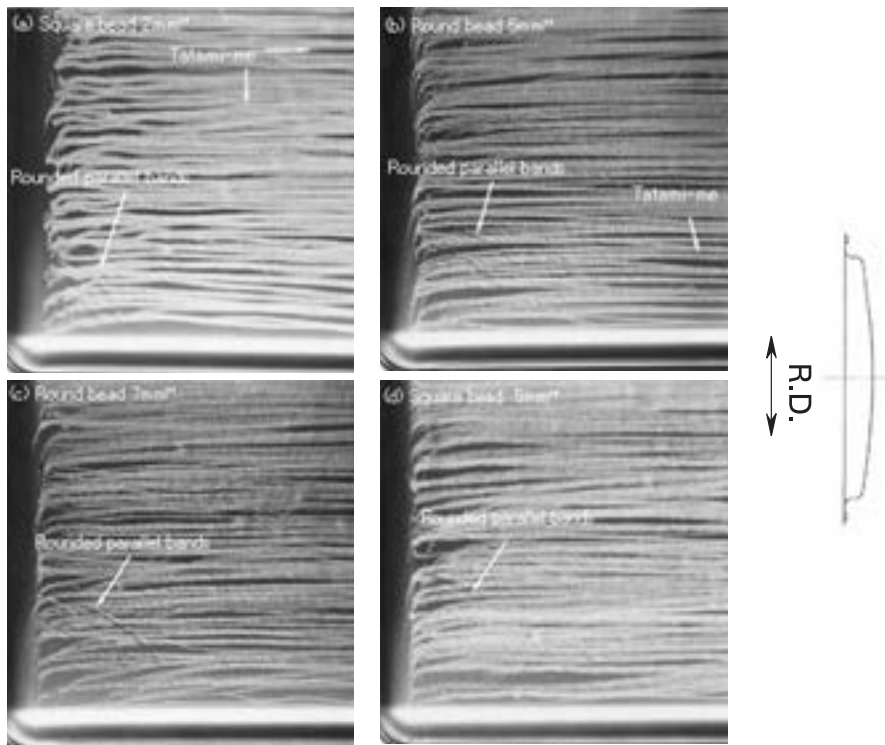


Fig. 12 Condition of stretcher strain markings (test sheet B).
Lubrication : conventional rust preventive oil

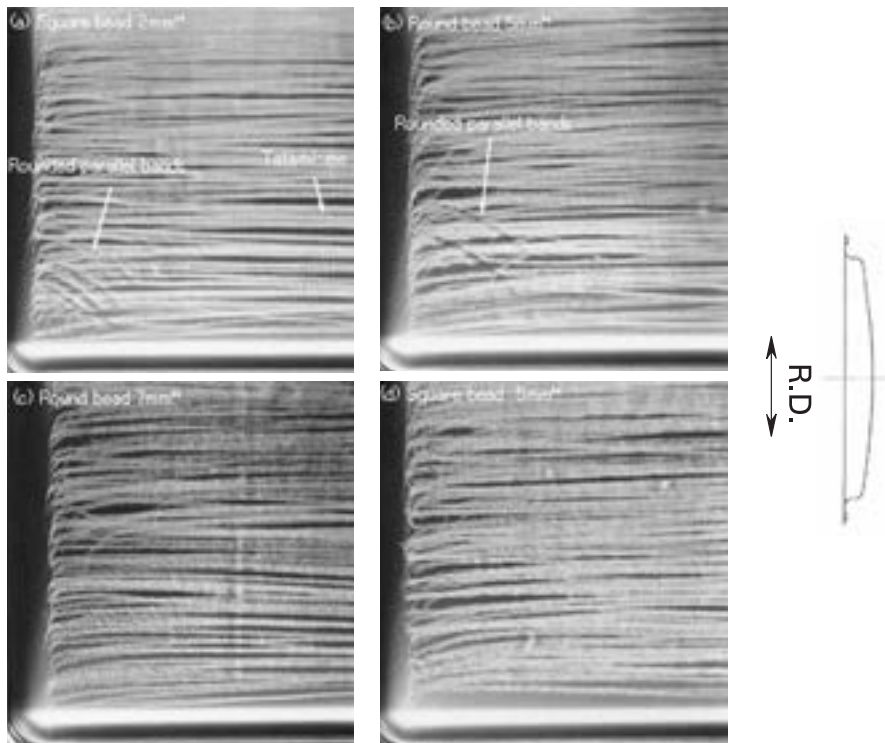


Fig. 13 Condition of stretcher strain markings (test sheet B).
Lubrication : vinyl sheet.

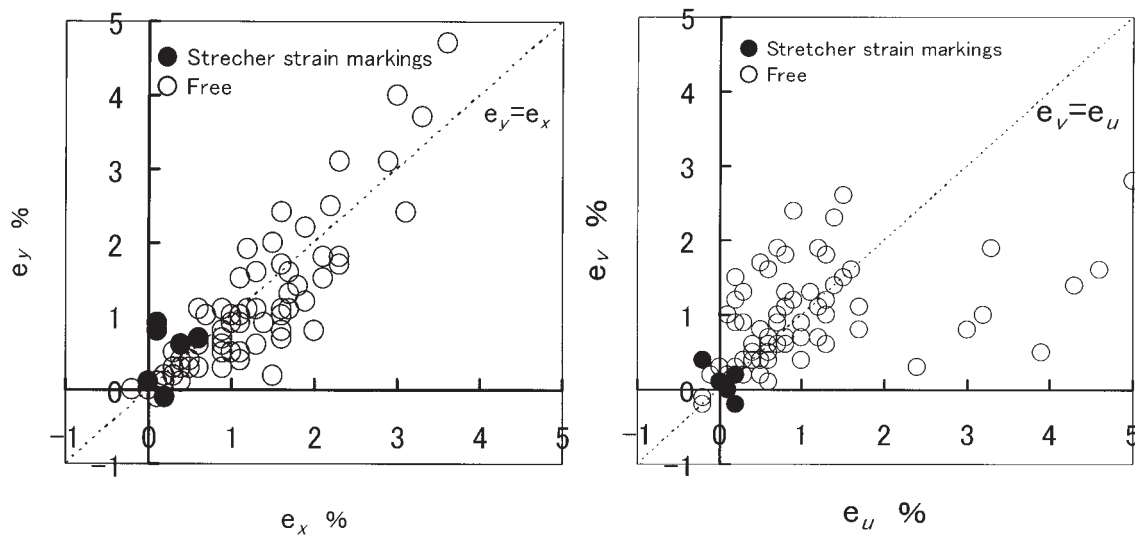


Fig. 14 Strain distribution on panels and stretcher strain markings (tatami-me).
Test sheet B ($\phi 100$ scribed circle)

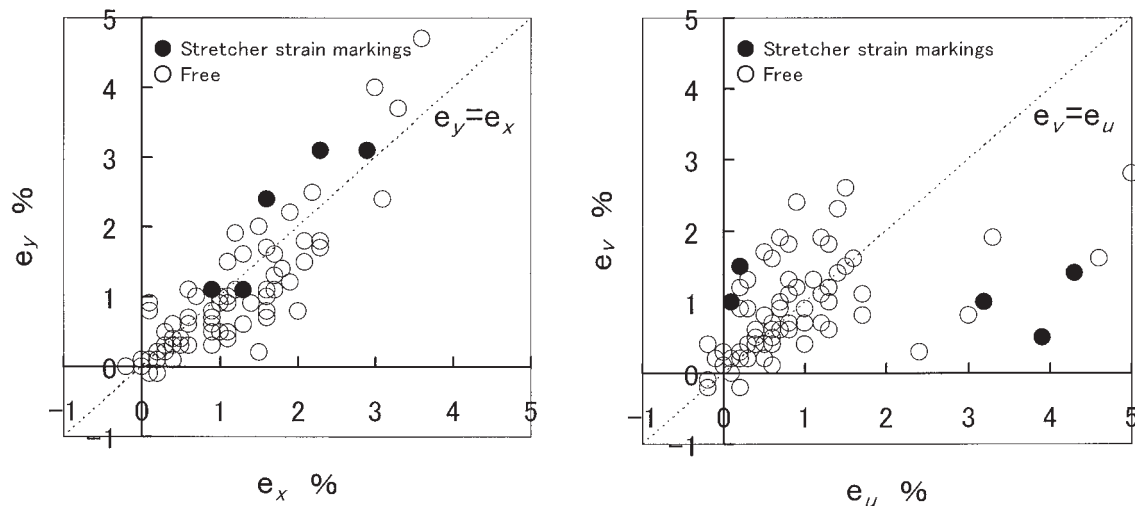


Fig. 15 Strain distribution on panels and stretcher strain markings (rounded parallel bands).
Test sheet B ($\phi 100$ scribed circle)

ひずみとSSマークの発生の有無の関係を示す。結晶粒径が $16\mu\text{m}$ の供試材は成形条件によってはパネルの全面にSSマークが発生しているのでここでは検討に入れないこととした。Fig. 14は畳目, Fig. 15は円弧状のパラレルバンドについて示しており, SSマークの発生したスクライブドサークルのひずみは黒, SSマークの発生していないスクライブドサークルのひずみは白でプロットしてある。

3.3.1 畳目

畳目はスクライブドサークルC, D, G, H, Iの位置で発生した。これらの位置では, 最大主ひずみ, 最小主ひずみの方向は x - y 方向に近い(C, Iは x - y 方向と u - v 方向の混合状態)ことから, x - y 方向で測定したひずみ

の分布状況を用いて畳目発生のひずみを検討する。畳目の発生したひずみは $0\% \leq e_x \leq 0.6\%$, $-0.1\% \leq e_y \leq 0.9\%$ であった。よって, 1%以上のひずみを与えれば, 畳目の発生を防止することができる。

3.3.2 円弧状のパラレルバンド

円弧状のパラレルバンドはスクライブドサークルA, C, Iの位置で発生した。これらの位置では, 最大主ひずみ, 最小主ひずみの方向は u - v 方向に近い(C, Iは x - y 方向と u - v 方向の混合状態)ことから, u - v 方向で測定したひずみの分布状況を用いて円弧状のパラレルバンドが発生するひずみを検討する。円弧状のパラレルバンドが発生したひずみは $1.0\% \leq e_u$ または $1.0\% \leq e_v$ であり, しかも等2軸引張($e_v = e_u$)領域よりも平面ひずみ($e_v = 0$)

または $e_{\theta}=0$)に近い領域であった。よって、1%以下のひずみもしくは等2軸に近いひずみを与えれば、円弧状の平行バンドは防止することができる。

3.3.3 微小領域の微小なひずみについて

この報告で採用したひずみ分布の測定方法では、SSマークが発生するひずみをSSマークが発生しなかったひずみと明確に分けることはできなかった。SSマークは微小なひずみ領域(畳目の場合には1%以下)で発生するため、ひずみ量を測定するためには $\phi 100$ のスクライブドサークルが必要であった。また、ひずみが微小なため、2軸のひずみを最大主ひずみと最小主ひずみとして測定することができなかった。一方、 $\phi 100$ のスクライブドサークルの中にはSSマークの発生している部分と発生していない部分の両方が含まれており、SSマークが発生した部分のみのひずみを測定するには大きすぎる領域であった。微小なひずみが発生している面について微小な領域に分けてひずみの分布状況を正確に把握する手法が確立されれば、SSマークの発生する2軸のひずみ量を明確に区分できると考える。

4. 結 言

パネル面が円弧になっている角形のパネルを成形条件(潤滑条件と絞りビード条件)を変えて成形し、5182-O(1.0mm²)材のひずみの分布状況とSSマークの発生状況を比較した結果、以下のことがわかった。

(1) 2方向のひずみを与えることによって「畳目」と呼ばれるSSマークを再現することができた。

(2) 今回の実験で観察されたSSマークは畳目、火炎状のランダムマーク、筋状のランダムマーク、円弧状の平行バンドであった。

(3) 畳目は結晶粒径が30 μm の板材を成形した際に2

軸それぞれのひずみが1.0%以下の領域で発生した。結晶粒径が16 μm の板材で同様の箇所には火炎状のランダムマークが発生したことから、畳目は2軸ひずみ状態で発生する軽度のランダムマークと考えられる。

(4) 火炎状のランダムマークは結晶粒径が16 μm の板材で発生し、結晶粒径が30 μm の板材には発生しなかった。

(5) 筋状のランダムマークも結晶粒径が16 μm の板材で発生し、結晶粒径が30 μm の板材には発生しなかった。筋状のランダムマークと火炎状のランダムマークについてこれらの発生するひずみ状況を比較すると、筋状のランダムマークの方が大きなひずみで発生した。

(6) 円弧状の平行バンドは1%を超えるひずみの領域で発生した。ただし、等2軸に近いひずみの領域には見られなかった。

追 記

この報告ではSSマークの発生の有無についてひずみを明確に分けることができなかった。面内の微小な部分について微小なひずみを測定することができるようになれば、SSマークの発生するひずみを2軸で把握することができると考える。板成形シミュレーションにより、パネルのひずみ分布を計算によって求めることも一つの手段であろう。微小なひずみが発生している面についてひずみの分布状況を測定する手段をご教示願えれば幸いである。

参 考 文 献

- 1) 例えば D. Altenpohl: *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, Springer - Verlag, (1965), 286

アルミニウム合金の半導体レーザー溶接の現状と動向

前田 興一*

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 138-143

Trends of Aluminum Alloy Welding by Diode Laser

Koichi Maeda

Diode laser has characteristics such as light weight, high efficiency, small, longevity life. So, it is widely used with for communication device. But there was hardly the used example as the heat source for processing. Processing machine of the high power diode laser has been developed recently, and it begins to be used by surface hardening, cladding, brazing and so on. There is not so many literatures in diode laser welding about aluminum alloy. On the other hand, aluminum and its alloys are used broadly in various fields, a prospective use is car material in future. Therefore, it was investigated about aluminum alloy welding of diode laser for car body material.

As a result, in case of direct irradiation, welding bead was a heat conduction type. The speed of penetration welding was possible to 7m/min with AA5022-0 (thickness 1mm) and to 5m/min with AA6016-T4 (thickness 1mm) in melt run. A good lap-fillet joint was obtained. Laser beam shape became rectangular in direct irradiation, lens exchange had the different result of the upper limit speed of penetration welding. A simulation was done about the influence of beam shapes. The simulation shows that a full penetrate weld is possible to be obtain by selecting a laser beam shape adapted to base metal properties, for example thickness, heat conductivity and so on, in spite of using by a heat source of low energy density. The diode laser welding should be studied about substitution of TIG welding with a thin sheet and a joining of thinner foil in future. In addition, it is hoped that the use range spreads by examination about reduction of equipment cost and beam shape control.

1. 緒言

レーザーの発振に成功してから40年以上経過し、その発明は20世紀の代表的なものとも言われている。現在ではその用途は多岐に渡っており、切断や溶接などの金属加工から、計測機器、医療用装置、レーザープリンタ、光通信、CDやDVDなど、身近な所でも幅広く使用されている。レーザー発振媒体の中でも、半導体レーザーは幅広く、大量に使用されているが、高出力が得にくかったことや集光性が劣ることから金属加工用として使用される例は少なかった。本報ではその半導体レーザーに関して、アルミニウム合金溶接の検討例を示した上で、今後の展開について述べる。

2. レーザ加工

1960年に初めてMaimanによってルビーレーザーの発振に成功した。その後、気体、固体等の各種発振媒体の発明があった。その例について特徴とあわせてTable 1に示す。

電子部品や半導体製造に関してはNd:YAGレーザーやエキシマレーザー等を使用したレーザー加工が必要不可欠となっている。現状では金属のレーザー加工用として主に使用されているのは炭酸ガスレーザーとNd:YAGレーザーである。炭酸ガスレーザーは高出力化が比較的容易なことや集光性が良いことから、切断用として広く使用されている。また、Nd:YAGレーザーはその波長から光ファイバによる伝送が可能であるため、ロボットと組み合わせて溶接などに使用されている。

レーザー溶接は鉄鋼材料では既に多くの量産品で使用さ

* 研究開発センター 第一部

Table 1 Various kinds of laser.

Medium form	Laser medium	Wavelength/ μm	Usage examples
Gas	He-Ne	0.63	Measuring
	CO ₂	10.6	Processing, Medical
	Ar ⁺	0.51, 0.488	Medical, Display
	ArF (Excimer)	0.193	Processing for semiconductor
	XeCl (Excimer)	0.308	Processing for semiconductor, polymer processing
Solid	Ruby	0.694	Measuring
	Nd : YAG	1.06	Processing
	Semiconductor	0.6~1.05	Communication
Metal steam	Copper steam	511, 578	An electronic flash source of light

れている。鉄鋼材製造時の板のつなぎや溶接管、自動車の各種部品、ボデーの組立やテールランプ用として実績が多数ある。ドイツの自動車メーカーでは溶接用として700台近く稼働しているという報告も見られる¹⁾。

一方、アルミのレーザー溶接については研究例が多いものの量産として報告されている例はあまり多くはない。量産品への適用例としては、携帯電話等に使用されているリチウムイオン電池ケース蓋の接合²⁾や、量産自動車ボンネットでのヘム部の接合³⁾や車体の接合に用いられている例⁴⁾等で報告がある。

3. 半導体レーザー

半導体レーザーは高効率、小型、軽量、長寿命等の特徴を持っており、通信分野での利用はもとよりレーザープリンタやバーコードリーダー、レーザーポインタ、レーザー顕微鏡、CD、DVDなどの光ディスク用光源等で幅広く用いられ、その応用製品は我々の生活に無くてはならないものとなってきた。

従来は低出力やビーム品質の問題から、加工分野への適用はほとんど無かった。現在では、半導体素子の高輝度化、ダイオードバーやダイオードスタック技術の向上が図られ、その結果、加工用に出力6kWを越える高出力半導体レーザー発振機が開発されている⁵⁾。

半導体レーザー加工の特徴としては電気-光の変換効率が40%程度と高いことが挙げられる。炭酸ガスレーザーのそれが約10%、Nd : YAGレーザー(ランプ励起)のそれが約3%と比較して、4~10倍程度効率がよい。

また、半導体レーザーの波長は0.8~0.95 μm 程度であり、Fig. 1⁶⁾に示すように金属表面への吸収率が従来レーザーよりも高くなっており、特にアルミでは顕著である。

ただし、現状ではその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、従来レーザーのように十分にビームを絞ることができていない。そのため、直接照射の場合にはそのビーム形状は一般的には矩形の細長いビームと

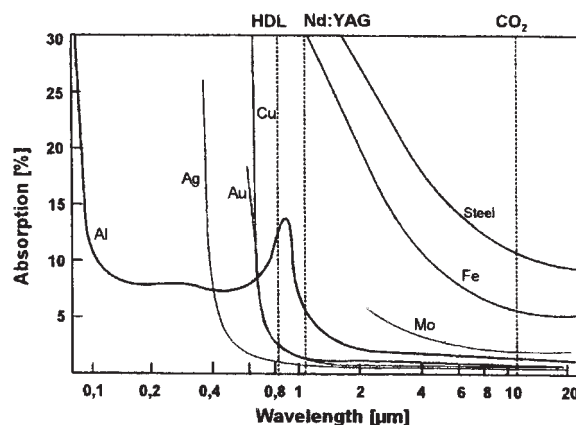


Fig. 1 Relationship between absorption rate and wavelength⁶⁾.

なっている。光ファイバレーザービームを導入する場合についても、直径1mm程度が現状では最小のようである。従って、高出力化されてきたとはいえ、一般的にはビーム品質が劣るためにパワー密度としては従来レーザーほど高くない。半導体レーザーと従来レーザーとの比較をTable 2に示す⁷⁾。

3.1 半導体レーザー加工

半導体レーザーは上述の通り、出力や集光性の問題があった。従って、従来レーザーのように深溶込み溶接や切断よりも低出力で可能なはんだ付、ろう付や樹脂溶着に関しては量産例がある。加工適用事例としては表面硬化やキッチンシンク用ステンレスの溶接⁸⁾や自動車部品の樹脂溶着⁹⁾等で一部見られる。しかし、アルミニウム合金の溶接に関しての実用例はプラズマディスプレイテレビのフレーム部分の溶接に使用された例¹⁰⁾が報告されているが、それ以外の報告例はほとんど見られない。

Table 2 Comparison of laser for processing⁷⁾.

Item	CO ₂ laser	Lump-pumped Nd : YAG laser	Diode-pumped Nd : YAG laser	Diode laser
Wavelength	10600nm	1060nm	1060,530,353nm	940,808nm
Maximum power	60kW	10kW	6 kW	4 kW
Machine size	Big	Middle	Middle (Small)	Small
Efficiency	~10%	~3%	~10%	~40% (50%)

4. 4kW級半導体レーザ加工機による 直接溶接

4.1 ビームプロファイル

各種半導体レーザ加工機の中で、最大出力4kW級半導体レーザのレーザビームプロファイルについて測定した例をFig. 2に示す¹¹⁾。従来レーザでは円状のビームであるが、実測した半導体レーザビームは楕円もしくは矩形で、その寸法は約10×2(mm)となっている。これはエネルギー密度としては20kW/cm²程度である。このエネルギー密度は炭酸ガスレーザやNd:YAGレーザ(出力4kW、スポット径1mmφの場合510kW/cm²)の数%(数十分の一)であるが、従来のアークと比べると数十倍のエネルギー密度である。溶接用熱源としては両者の中間的なものと言えよう。

4.2 溶融特性

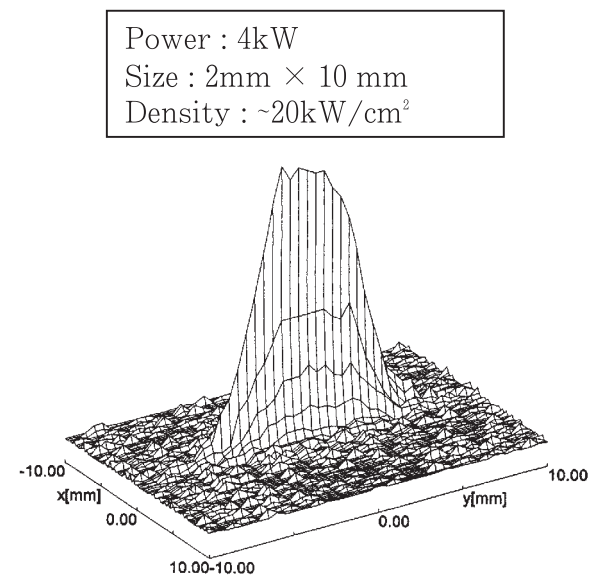
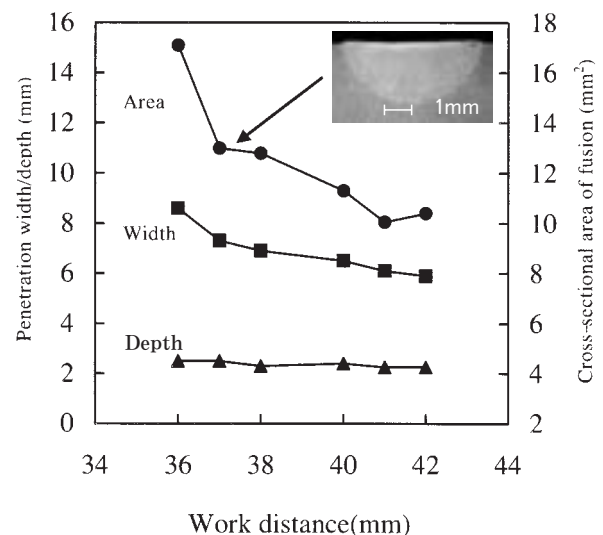
半導体レーザの熱源としての溶融特性を調査するためにA5083合金(Al-4.5Mg-Mn)、板厚8mmを4kW級半導体レーザの直接照射によって、焦点位置を変更してメルトラン溶接した結果をFig. 3に示す¹¹⁾。溶込み形態としては熱伝導型であり、従来レーザの溶込み形態である深溶込み型とは異なっている。本結果では溶込み深さは2mm程度で、焦点位置を変化させた場合でも、溶融断面積の変化はほとんど見られなかった。これは組み付け時のワークの上下方向の寸法精度に裕度がある可能性を示唆するものと考えられるが、今後は実ワークでの検討が待たれる。

4.3 自動車ボディシート用アルミニウム合金の溶接

アルミニウム合金溶接で期待される用途としては自動車軽量化に対応するものが挙げられる。代表的な物として、フードやフェンダーなどのボディシートなどである。ここでは母材として自動車ボディシート用アルミニウム合金の代表として5000系ではAA5022-O(Al-4.5Mg-Cu)を、6000系についてはAA6016-T4(Al-1.0Si-Mg)を用いた結果を示す。板厚は自動車ボディ用として一般的に使用されている1mmである。

4.3.1 メルトラン溶接

AA5022合金のメルトラン溶接のビード外観及び断面をFig. 4に示す^{12), 13)}。ビード表面は表裏とも従来の炭酸ガスレーザやNd:YAGレーザに比べると非常に滑

Fig. 2 Diode laser beam profile¹¹⁾.Fig. 3 Effects of work distance to penetration¹¹⁾.

らかなリップであった。断面観察では従来レーザで発生しやすいアンダーカット等は認められず、共晶融解や割れなどの欠陥も認められない健全な状態であった。溶接速度が溶込みビード幅に及ぼす影響をFig. 5及び

Fig. 6 に示す¹¹⁾。AA5022 合金については溶接速度 7m/min 程度まで貫通溶込みが可能で、また、AA6016 合金では 5m/min 程度まで貫通溶込みとなり、いずれも比較的高速での溶接が可能であった。各合金での貫通溶込み可能な溶接速度の上限が異なった要因は、各合金の温度伝導率の差であると考えられる。AA6016 合金では温度伝導率が大きいために、所定の溶込みを得るためには、AA5022 合金よりも入熱量を増加させる（溶接速度を低下させる）必要がある。

4.3.2 重ね隅肉溶接

重ね隅肉溶接で良好な溶接ビード断面を Fig. 7 に示す¹¹⁾。共晶融解などの欠陥等は見られず健全な溶接部が得られている。ただし、アーク溶接の場合と同様に、上下板の境界部に融合不良及びそれに起因する割れが認められる場合もあり注意が必要である。焦点の狙い位置を（オフセット量+方向：重ね側、及びワークディスタンス）を変化させて隅肉継手の溶接を行った結果を Fig. 8 に示す¹¹⁾。上下板の重ね界面付近に焦点を合わせた場合には、貫通

溶接が可能な条件がもっとも広くなり、オフセット量が 1 mm 程度の裕度を得られている。従来の炭酸ガスレーザーや Nd:YAG レーザにおいてはその裕度は 0.5mm 程度といわれており、溶接施工時のワーク側組立寸法精度を従来レーザーの場合よりも緩和できる可能性がある。

4.4 溶接継手の特性

半導体レーザー溶接継手の機械的性質を Nd:YAG レーザ溶接の継手と比較して示す。引張性質 (Fig. 9) 及び硬さ分布 (Fig. 10) とも Nd:YAG レーザと同等レベルであった¹³⁾。AA6016 合金は熱処理型合金であり、各レーザー溶接継手も熱影響によって軟化した部分で破断している。AA5022 合金についても、各レーザー溶接継手に関して機械的性質の差はないと報告されている¹³⁾。熱源のエネルギー密度や溶融形態などの差によって継手の機械的性質には影響は見られていない。

5. 光学系を変更した半導体レーザーによる溶接

現在では高出力半導体レーザーでは直接照射及びファイ

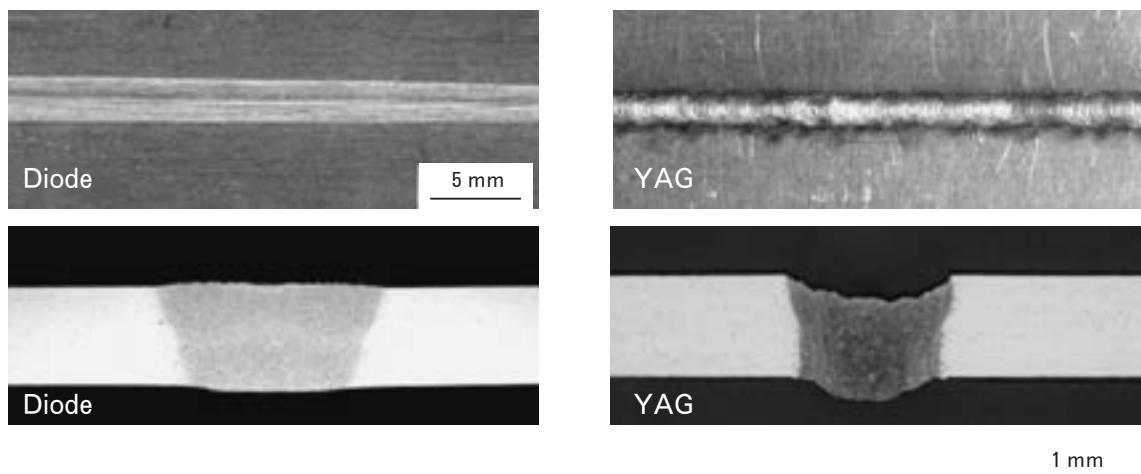


Fig. 4 Top bead outlooks and cross-sectional views of laser welding (AA5022)^{12,13)}.

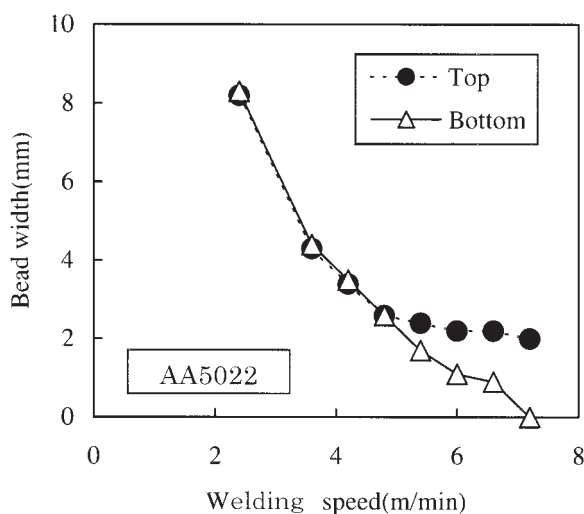


Fig. 5 Effect of welding speed on bead width (AA5022)¹¹⁾.

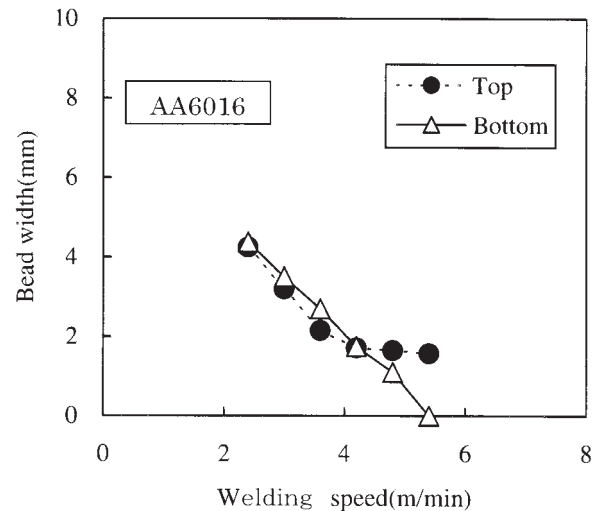


Fig. 6 Effect of welding speed on bead width (AA6016)¹¹⁾.



Fig. 7 Cross-sectional view of lap-fillet weld by diode laser (AA5022)¹¹⁾.

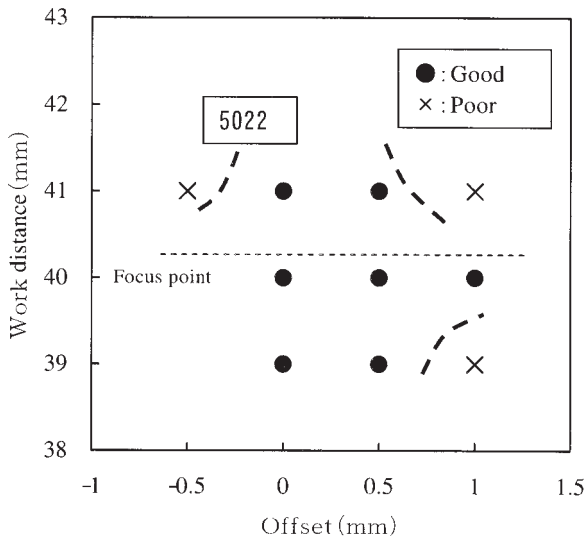


Fig. 8 Effect of work distance and offset on lap-fillet weld (AA5022)¹¹⁾.

バによるレーザ光伝送が可能である。機種によっては光学系を簡便に変更が出来る。ここではそのレーザ加工機を使用して光学系の差が溶接性に及ぼす影響について示す。

母材としては同様に自動車ボディシート用合金を使用して、メルトラン溶接を行った。使用した光学系をTable 3に示す¹⁴⁾。これら光学系を用いたメルトラン溶接の断面をFig. 11に示す¹⁴⁾。いずれも熱伝導型溶込みであった。各光学系で貫通溶接が可能で各光学系のエネルギー密度との関係をFig. 12に示す¹⁴⁾。直接照射と光ファイバでは貫通可能な限界速度に差があり、直接照射で貫通限界速度が最も高い光学系があった。

その要因はビーム形状が異なることによって、溶込みに影響を及ぼすと考えられる。その影響についてシミュレーションを行った例が報告されている¹⁵⁾。ビーム長さが長い場合には試験片単位長さ当たりの加熱時間が長くなるため、適切なエネルギー密度であれば、貫通溶接が可能となる。従って、母材の板厚及び熱伝導率に応じて、適切なビーム形状(長さ)を選ぶことで深溶込み溶接が出来ない低エネルギー密度であっても、十分に貫通溶接が可能であることが示された。

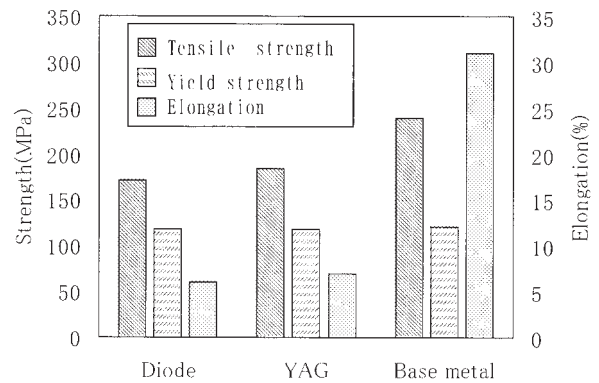


Fig. 9 Mechanical properties of laser welding joints (AA6016)¹³⁾.

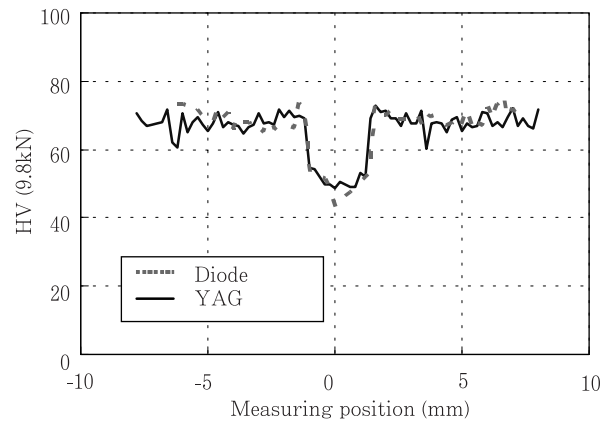


Fig. 10 Hardness profile of cross-section (AA6016)¹³⁾.

6. まとめ及び今後の動向

高出力半導体レーザは熱源として、従来レーザとアークの中間と位置づけられよう。アークに比べて、入熱量の制御性は良く、かつ入熱量も低く抑えられる。その結果、非常に滑らかなビードが得られ、溶接時のスパッタやブルームの発生がほとんど無い穏やかな溶接が高速で可能となっている。その点が、従来の炭酸ガスレーザやNd:YAGレーザと大きな違いである。1mm程度の薄板への適用は可能と見られる。50~100 μ m SUS箔材についての検討例¹⁶⁾があり、薄板の接合にはより適しているものと考えられる。直接照射の場合にはその特徴である矩形ビームを制御して、それを活かす施工や工夫が肝要となる。

また、出力、エネルギー密度を上げる事によってさらに厚板溶接の可能性も考えられ、機器側での出力向上や光学系の改良が望まれるが、ここ数年はより高出力の装置は販売されていないようである。

従来レーザの代替としては、むしろ新規に開発されているディスクレーザやファイバレーザの方が集光性は良好であるため、それらの使用が広がると考えられる。

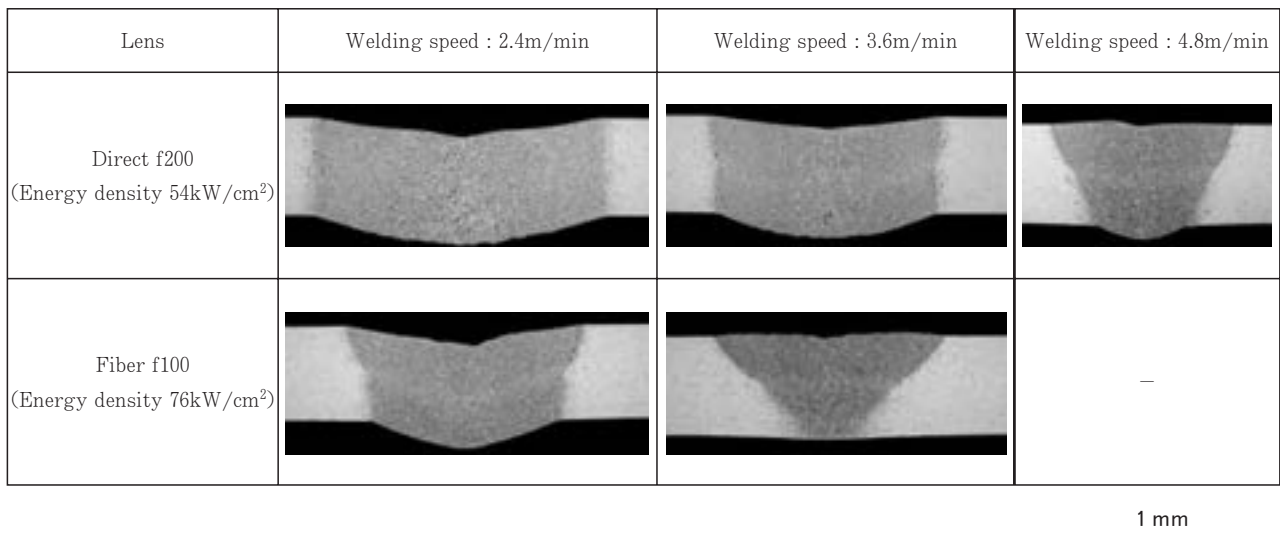


Fig. 11 Cross-sectional views of various conditions with other lens (AA5022)¹⁴.

Table 3 Beam size and energy density (nominal)¹⁴.

Lens	Beam size	Energy density
Direct	f53	1.0×0.2mm
	f100	2.1×0.3mm
	f200	4.6×0.6mm
Fiber	f53	φ 0.9mm
	f100	φ 1.6mm

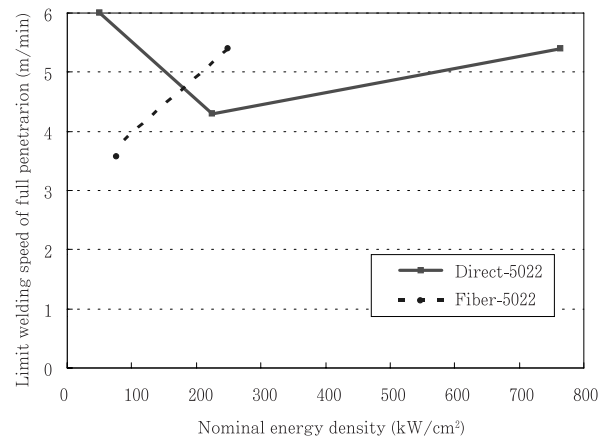


Fig. 12 Relationship between limit welding speed of full penetration and energy density¹⁴.

半導体レーザー溶接は薄物の組み立てや外観重視品への適用がより適していると考えられる。薄板での TIG 溶接の置き換えやさらに薄い箔の接合をも考慮に入れて検討すべきであろう。設備費の低減やビーム形状制御の技術開発を進めていくことで、その利用範囲は広がることが期待される。

参考文献

- 1) 門屋輝慶：溶接学会誌，**72** (2003)，611.
- 2) 窪田恵一，鷺尾邦彦：レーザー熱加工研究会誌，**23** (1999)，23.
- 3) 加藤喜久生，坂野律男，猪 一郎：自動車用アルミニウム合金接合技術の現状と将来動向（軽金属溶接構造協会），(2001)，111.
- 4) C. Schinzel, B. Hohenberger, F. Dausinger, H. Hugel : ICALEO (1998), Section F, 57.
- 4) Stephan Werberger : Sonderausgabe ATZ und MTZ Der neue BMW 5er (2003), 54.
- 5) 武田晋：レーザー協会誌，**26** (2001)，36.
- 6) E. Schbert, I. Zerner, G. Sepold : ICALEO 1998, Section G, 112.
- 7) 阿部信行：2001年度精密工学会秋季大会シンポジウム資料，(2001)，72.
- 8) R. Diehl : *High-Power Diode Lasers*, Springer, (2000)，330.
- 9) 中村秀生，寺田真樹：溶接学会誌，**72** (2003)，189.
- 10) 村上喜作：軽金属溶接，**40** (2002)，610.
- 11) 前田興一，阿部信行：レーザー協会誌，**27** (2001)，25.
- 12) 前田興一，宇都秀之：軽金属学会第 88 回春期大会講演概要，(1995)，285.
- 13) 前田興一，熊谷正樹，難波圭三，阿部信行：軽金属学会第 102 回春期大会講演概要，(2002)，249.
- 14) 前田興一，熊谷正樹，難波圭三：溶接学会全国大会講演概要第 72 集，(2003)，8.
- 15) 阿部信行，塚本雅裕，森川篤人，前田興一，難波圭三，森本純司：溶接学会全国大会講演概要第 74 集，(2004)，48.
- 16) 舟田義則，阿部信行：溶接学会全国大会講演概要第 73 集，(2003)，F-41.

ドイツにおける摩擦攪拌接合及び アーク溶接施工技術の動向* —— 研究所及び会社訪問報告

難波圭三**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 144-153

Research on Friction-stir-welding and Arc-welding Procedures in Germany —— Report on Visiting Research Institutes and Companies

Keizo Namba

Results obtained through observation in research institutes, companies and discussion on both friction stir welding(FSW) and arc welding procedures are summarized as follows. These institutes and company have been studying on a wide range of FSW procedures such as processes, welding mechanism, joint properties and applications. Tools that they used have been originally developed by their own technologies and were equipped with measuring instruments of essential variables during FSW. The firm belief of putting to practical use for assembly of fuselage(high quality of welded structures) was considered to be shared and QUALISTIR project seemed to be thus operated actively. Concerning arc welding procedure, this company has developed an innovative arc welding process like a full-digital of precision-controlled welding machine and also promoted joint studies and researches positively with customers. LaserHybrid, twin pulsed arc welding processes and MIG arc brazing process, where this machine is effectively utilized, are cited as recent technologies developed.

1. はじめに

2002年に引き続き、ISO本部から、“ISO/CD10042：Welding-Arc-welded joints in aluminium and its weldable alloys-Quality levels for Imperfections”を審議・検討する会議がフランクフルトで開催されるので出席されたい、との要請を受けて、一昨年と同様にAluminium expertの日本委員として派遣された。

この機会に、摩擦攪拌接合（以下、FSW）施工技術に関する研究機関として2002年に発足の(社)軽金属溶接構造協会の施工法委員会・FSW小委員会及びそのISO標準化への審議・検討機関として2003年に設立の

FSW・ISO化委員会(WG-B1日本委員会)、等の活動への参考とするため、又、当協会会員各位に資すべく、FSW技術に関して検討されている研究所や会社を訪問して、その研究・開発動向の調査等を行った。

一方、2002年の派遣の際、オールアルミ製ホワイトボディのアセンブリーの工場見学で、汎用されていることので分かったアーク溶接機のメーカーも訪問し、その溶接技術調査等も実施した。

なお、本報での主要な部分は、既に幾つかの関係委員会に報告済みである。

FSW技術に関しての訪問先では、まず、そこの概説があり、続いて、文献やパワーポイントによって、今までの研究・開発の成果や現在の検討状況等の紹介や説明を受け、その後、研究室や実験室を見学し、適宜、討議

* 軽金属溶接, 42, No.7 (2004) 338 に一部掲載

** 研究開発センター 第一部, 工学博士

を交え、その中で、ISO 標準化への姿勢や考え方等に関しても議論した。なお、この見学では、FSW 設備でのショルダーやプループ等、肝心の治工具は外され、勿論、実際の施工も無く、上記の紹介や説明内容は、確認出来ず仕舞いで、高々、その実験設備全体や試作の継手試験片等から僅かに追認できた程度であった。

一方、アーク溶接メーカーへの訪問では、その性格上、具に、溶接設備や施工の実演等が見学できたのは、言うまでも無い。

これらの訪問等では、単独行の見聞であったことを前もってお断りしておくとともに、やはり、応接頂いた方々に思わぬ迷惑をお掛けするかも知れないので、省略名とした。

以下の結果においては、得た内容を恣意的な項目に分類して示した。(ここでは、アルミニウム及びアルミニウム合金をアルミと通称する。)

本報は、上記のような背景のもとで訪問した幾つかの研究所や会社、工場での見学及び討議を通しての調査結果報告であって、ISO 会議に関しては、参考資料として後述した。なお、上記委員会委員長は何れも筆者に委嘱されている。

2. GKSS

2.1 訪問月日・場所等

- (1) 訪問月日：2003年11月11日(火)
- (2) 訪問場所：GKSS — Institute for Materials Research (Hamburg 郊外)
- (3) 応接頂いた方々：S氏、他

2.2 結果

公的研究機関で、FSW 等の研究開発に携わっているのは30名程度である。

(1) ISO 標準化に関して

ISO 標準化は、大いに興味ありで、むしろ、業務内容そのものの一部で、ドイツでの標準化の審議・検討の中心的役割機関の様相であった。従って、かなり突っ込んだ議論が出来そうに思え、当方から準備した資料の、アーク溶接施工法の ISO 関連規格群、そこに至るまでの技術的背景となる文献類及びこれらの概括結果に関して説明した(付録参照)。FSW 施工法においても、このような経緯を経て案出する必要があるが、当 ISO 規格群はその格好の見本になるのでは、等、私見を述べておいた。先方も、その旨十分承知の様子で、既に pWPS (後述)に似せた資料類も作成しており、その事例を垣間見せてくれた。ただ、どの時点の技術レベルを考慮するのかについては、現在の技術のもとで進めざるを得ない、との考えであった。しかし、下記に示すように、bobbin 式治具や self reacting tool、さらには真空式拘束治具等の適用下では、接合機構が異なってくる可能性があり、それに伴って規格内容自体も追従せざるを得ず、従って、

その技術動向は十分注視しておく必要があると考える。又、この pWPS に盛られる essential variables に関しては、あくまで、顧客と製造事業者間での開示事項で第三者には漏出しないのが大原則であり、知りえるのはその検査員や検査機関のみで、彼らはその主旨を熟知ししかもその守秘義務を負う、という事項を規格内に明示しておく必要がある、等は同感を得た。

後日、案の定、FSW の ISO 標準化の審議・検討機関として、IIW 内に新設された国際委員会：WG-B1 においてドイツ代表委員になって登録されていることが分かった。こうして知己を得ておれば、その委員会の場においても、何らかのプラスになるかと期待している。

ここで、参考までに上記の用語に関して付記しておく。pWPS とは、ISO156xx “Specification and qualification of welding procedures for metallic materials” にて規定の preliminary welding procedure specification を指し、その相当 JIS “金属材料の溶接施工要領及びその承認” 中の、アルミ向けの JIS Z 3422-2 では、承認前の溶接施工要領書、と定義されている。essential variables とはその承認に必要な溶接条件を指し、その内容は、この pWPS に記載しなければならない事項の一つである。本 JIS 規格では、必須確認項目と定義されている。何れも詳細は本 JIS 規格を参照されたい。

(2) 施工方法に関して

① スポット式 FSW (FSSW) 技術については既に開発完了で特許を申請済みの模様である。Fig. 1 のように、従来のスポット溶接に比べてその継手せん断荷重は高くなった。なお、日本の某社での自動車への適用の実施例は知っていたが、その動きには関心は無いとのことであった。

この FSSW とは Friction Stir Spot Welding の略称である。

② bobbin 式治具による母材両面からの FSW 施工技術の開発も完了しており、やはり特許申請済みであるが (Fig. 2 参照)、MTS 社方式とは異なるらしい。

③ self reacting tool を含め、三次元のロボット FSW 技術開発も完了した (Fig. 3)。

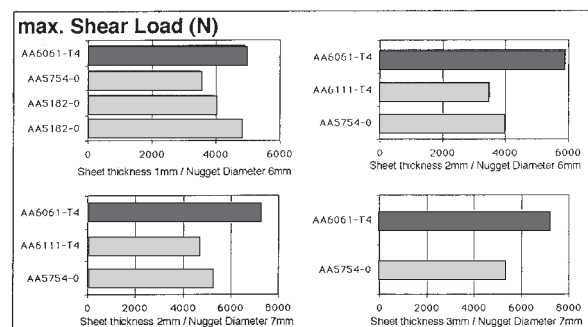


Fig. 1 Maximum shear load for single spot specimen/the top of each figure Friction Stir Spot Welds/others resistance spot welds.

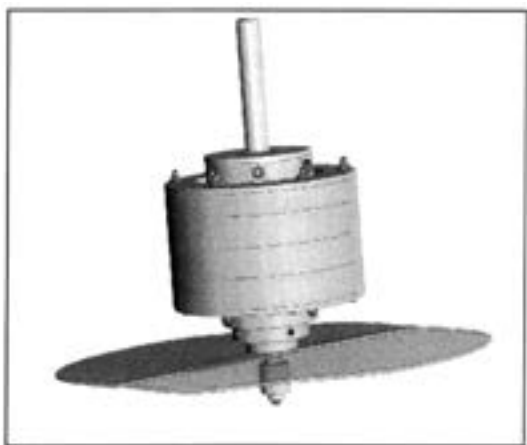


Fig. 2 FSW Bobbin Tool



Fig. 3 Robotic FSW of three dimensional curvatures.

この self reacting tool とはショルダーとプローブとが互いに独立して自動的に上下動し相互間隔調整可能な治具を指す。

④何れも、荷重・回転速度・トルク等は常時測定可能で、かつ、それらをフィードバックできる設備である。基礎的なパラメーターの測定用の計測治具を具備した FSW 設備が、原則とのことであった。

(3) 継手性能等に関して

①FSW 継手での破壊靱性等を詳細に検討中である。

②モデル欠陥の非破壊検査や FSW 過程でのメタルフロー、接合メカニズム等も検討中である。この議論の中で、KB (Kissing Bond の略称) の定義は、ウエルドナゲット又は攪拌部内での接合不良であるとし、後述の AIRBUS 社での定義とは異なっていた。一方、攪拌部外での接合不良は LOP として Lack Of Penetration の略称を用いていた。

なお、この KB とは接合部裏側に生じやすい一種の微細な接合不良であり、現段階では衝合面での酸化皮膜の残渣らしい、とされている。但し、最近、KB と称せられることが少なくなってきた。因みに、ここでは、それを root flaw と称していた。

(4) 応用その他

① FSW によるテーラードブランク材の試作は完了した。高成形の性能を有し、現在、2社の自動車メーカーで実用化に向けて検討中である。ただし、品質保証をどうするかは課題である。ここでは、bobbin 式治具の適用は難しい。母材は、6181 合金や 5754 合金で、接合速度 10m/分以上の高速化で施工可能らしい。高速化可能な要因は、ロボット施工だからとのことであったが、その

回答にはなっておらず、本音は、専門が金属組織学で機械技術者で無いから、不明らしい。

②受領資料の内の5)は、QUALISTIR の成果発表として、Development of Novel Non Destructive Testing Techniques and Integrated In-line Process Monitoring for Robotic and Flexible Friction Stir Welding Systems なる名を打って、この 10 月に開催されたばかりの seminar での資料一式である。その詳細な説明は別の機会としたいが、中には、探傷画像と実欠陥との照合や両者の関連性等についての報告例が見られ、前述の FSW 小委員会と同様な事項を検討中であることが窺われた。参考までに、講演者の会社は、RD/Tech (英)、Vernon (仏)、smt-tricept (スウェーデン)、Gatwick Fusion (英)、Isotest Engineering (伊)、Technical University of Sofia (ブルガリア)、TWI (英)及び当 GKSS (独)である。

なお、この QUALISTIR とは、ヨーロッパにて展開中の FSW 継手の非破壊検査技術開発に関するプロジェクトの略称である。

(受領資料)

- 1) A. V. Strombeck, C. Schilling and J. F. dos Santos : Robotic Friction Stir Welding-Tool Technology and Applications, GKSS 2000/39.
- 2) C. Schilling, A. V. Strombeck, J. F. dos Santos and N. V. Heesen : A Preliminary Investigation on the Static Properties of Friction Stir Spot Welds, GKSS 2000/40.
- 3) S. Brinckmann, A. V. Strombeck, C. Schilling, J. F. dos Santos, D. Lohwasser and M. Kocak : Mechanical and Toughness Properties of Robotic-FSW Repair Welds in 6061-T6 Aluminium Alloys, GKSS 2000/41.
- 4) A. V. Strombeck, J. F. dos Santos, F. Torster, P. Laureano and M. Kocak : Fracture Toughness Behaviour of FSW Joints on Aluminium Alloys, GKSS 2000/42
- 5) QUALISTIR Seminar and Final Demonstration, GKSS Forschungszentrum 16 and 17 October 2003.

3. DLR

3.1 訪問月日・場所等

- (1) 訪問月日：2003年11月19日(水)
- (2) 訪問場所：DLR-German Aerospace Center : Institute of Materials Research (Köln 郊外)
- (3) 応接頂いた方々：D氏、他

3.2 結果

主に航空機や軍向けの公的研究機関で、FSW 等の研究開発に携わっているのは 7 名程度である。

- (1) ISO 標準化に関して
研究機関だから殆ど興味無し、とのこと。
- (2) 施工方法に関して

①ミールマシン改良のFSW設備で、ヘッド部分のみ当所で開発した。

②荷重・回転速度・トルク等は常時測定可能で、かつそれらをフィードバックできる設備である。

③FSW施工中に母材やショルダー部分での温度を測定して、接合メカニズムのモデリング等を検討中である。

(3) 継手性能等に関して

①FSW継手での破壊靱性、特に切欠靱性や亀裂伝播特性等のFEM解析のモデリングを検討中である。総じて、FSW継手部の靱性は高いが、それは継手部の圧縮残留応力によるからとしており、ピーニングの場合と同様な効果が認められるらしい。この残留応力の測定例はFig. 4の通りである。FSW継手部は残留圧縮塑性歪発生部ではないのか、従って、引張残留応力域ではと議論したが、噛み合わなかった。その測定には、cut compliance methodと称される、最近開発された方法が用いられており、一般的な応力弛緩法である、分割法ではない。果たして、母材の板厚を変えても同様な結果となるか。早晚、前述のFSW小委員会でも残留応力の測定は進める予定であるが、その中に本方法の適用性の検討も必要であろう。

②超音波探傷試験による継手部の欠陥検査方法や継手部での耐食性向上等に関して検討中である。

(4) 応用その他

①航空機機体用として、スキンあるいはカバープレート(6013合金)にストリングあるいはスティフナ(6013や2024合金)をFSWして部材とする方法を開発した(Fig. 5参照)。

②2024合金に純アルミをクラッドした母材のFSW方法は開発済で実用化試験中である。母材端面では異種合金同士が剥き出しになるのでは、に対しては、対策を講じているとのことであった。

③鋳物とマグネシウム、アルミニウムと鋼等の異種金属のFSWも検討中である。

④受領資料の内、11)はFSW継手の非破壊検査に関する講演会への招待状である。その内容は、題名からでしか推定できないが、上記の資料“QUALISTIR Seminar”に酷似している模様である。参考までに、講演者の会社名は、VTT, TWI, GKSS, R/D Tech, JENTEK, Eclipse Aviation, Uni Stuttgart及び当DLRで、一部の講演題名にはthe European Project QUALISITR (QUALISTIRの間違いか)も見受けられた。前述の資料、5)と考え合わせると、ヨーロッパ全体で、このプロジェクトの下に大々的な研究活動が展開されていることが類推できる。

(受領資料)

- 6) C. Dalle Donne and G. Raimbeaux : Residual Stress Effects on Fatigue Crack Propagation in Friction Stir Welds, ICF 10, December 2001.

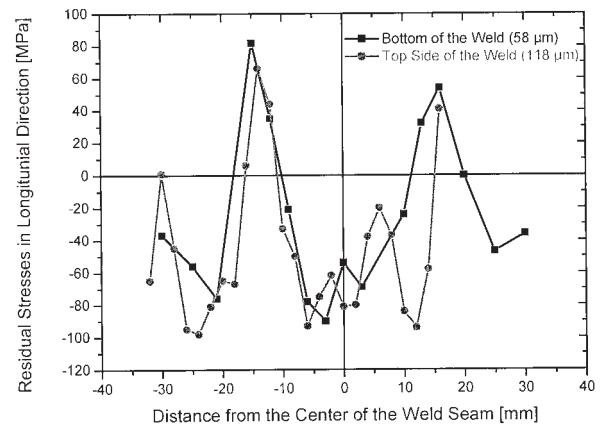
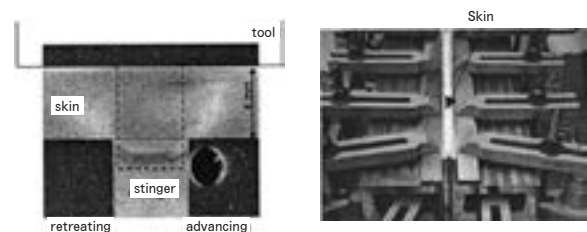


Fig. 4 Residual stress distribution at FS-Welded joints.



Section of a joint with sharp fillet radius (left) and T-joint clamping method (right).

Fig. 5 T joint welding method.

- 7) C. Dalle Donne, E. Lima, J. Wegener, A. Pyzalla and T. Buslaps : Investigations on Residual Stresses in Friction Stir Welds, 3th International on Friction Stir Welding, September 2001.
- 8) K. Erbsloh, C. Dalle Donne and D. Lohwasser : Friction Stir Welding of T-Joints, Materials Science Forum, 2003, 2965-2970.
- 9) C. Dalle Donne, G. Raimbeaux, G. Biallas, D. Allehaux, F. Palm and T. Ghidini : Fatigue Properties of Friction Stir Welded Aluminum Butt Joints, ICAF 2003.
- 10) G. Staniek, W. Hillger and C. Dalle Donne : Ultrasonic Testing on FSW Aluminium Alloys, WELDING AND CUTTING, 6/2002, 313-318.
- 11) INVITATION "Workshop on Non-Destructive Inspection of Friction Stir Welds" DLR Cologne, December 3rd 2003.

4. AIRBUS 社

4.1 訪問月日・場所等

- (1) 訪問月日：2003年11月20日(木)
- (2) 訪問場所：AIRBUS社—AIRBUS DEUTSCHLAND GMBH (Bremen 郊外)
- (3) 応接頂いた方々：L氏、他

4.2 結果

FSW等に関しては、それに適した素材開発からそれを活用した製品製造までの範囲に及び、社内全体として、

40名程度が技術及び研究開発に携わっている。

(1) ISO標準化に関して

ISO標準化は、製造企業だから、興味はあるが、業種が航空機製造分野であるので、品質仕様等は高度となり、一般構造物の場合とは相容れない。従って、独自の規格づくりを目指しているとして、AIPS (AIRBUS Process Specification) 等を紹介され、当標準化には積極的には参加しない模様であった。

(2) 施工方法に関して

①設備はMTS社製で、ヘッダーは共同開発である。

②荷重/位置制御・荷重測定・多軸調整等可能で、衝合面の做いセンサー等も付属している。

③self reacting tool や bobbin 式治具等も開発済みである。例えば、母材板厚が1.6から4mmへ漸増したFSW継手や表裏対象形状の断面を有した一層継手の試料を見せて頂いた。実用化はどうかに対しては、まだ、とのことである。

④母材の拘束治具として、真空式治具、長尺板の接合中に生じやすい衝合面の変形防止用治具等、開発済である。

⑤最新式で量産用の大型設備も設置済みらしいが、見学はできなかった。

(3) 継手性能等に関して

①欠陥発生防止策は既に講じている模様である。しかし、品質保証はどうかに対しては確答無しで、現在開発中らしい。前述のQUALISTIRでも検討中なのであろう。議論の中で、KBの定義に触れた。ここでは、それを浸透探傷試験では顕示されず検定できない欠陥としてroot flawと称している。一方、浸透探傷試験で顕示され検定できる欠陥をLOPと略称され、前述のようにGKSSでの定義とは異なっていた。

②万一、欠陥を有した継手でも、継手部近傍の母材を厚肉化することによって、その肉厚変化部での応力集中から破断させるようにして、その欠陥の影響を結果的には無視できる構造としている。所謂、fool proofか。それでも、欠陥の大きさや形状、位置にも依存し万全ではないのではと考えるが、必ず破断場所を特定できる、推定できるような継手構造としておこなうなら、強度が予測され、設計可能である、という考え方なのであろう。

(4) 応用その他

①航空機の機体用として、スキンにストリングをFSWして部材とする方法(前述のFig.5参照)、CO₂レーザー溶接して同様に部材とする方法(Fig.6参照)、それに、機体自体をFSWによってアセンブリーする方法等の技術開発は完了し(Fig.7参照)、既に、実体モデルを試作して各種の性能試験中である。その機体のスケッチを見せて頂いたところ、FSWの交差継手で構成されていたので、構造上どうかと質問したが、問題無いとのことであった。常識的には問題だろう。例えば、製造中には交差継手部分で母材厚さが変わって、アーク溶接で

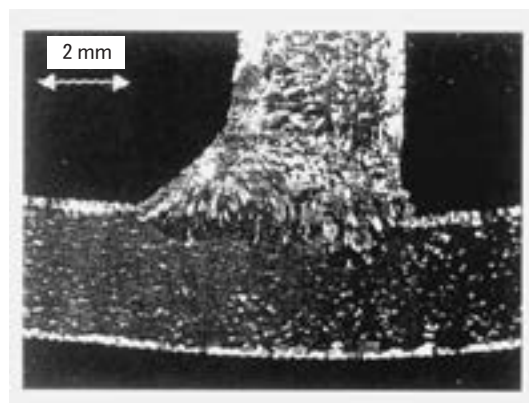


Fig. 6 Skin-stringer joint by CO₂ Laser welding.



Fig. 7 Airbus A380 with 8 welded panels of up to 10m in lower fuselage (arrows) and set-up of fuselage and single welded panel (right side).

言う溶込み不良が生じたり、亀裂伝播での側面からも如何か、と考える。

②その他、アルミとグラスファイバのサンドイッチ材(厚さ、0.3mm)のFSW技術やAlMgSc合金開発等も検討中である。

③この度応接頂いた方は、2や3項での(受領資料)の報文において著者名として散見され、かつ、前述の研究所でも当エアバス社と同様な研究開発が実施中であること、等から、今回訪問した、これら少なくとも三社は共同で、航空機部材のアセンブリーにFSW施工法を応用すべく検討していることが窺われた。

5. FRONIUS 社

5.1 訪問月日・場所等

(1) 訪問月日: 2003年11月17日(月)

(2) 訪問場所: FRONIUS INTERNATIONAL GMBH (Wels)

(3) 応接頂いた方々: K氏, 他

5.2 結果

(1) 工場見学

①製作や開発内容には、溶接設備全般と顧客の要請に応じた施工法や量産治具類が含まれ、溶接機に関しては、ロボットを除き、そのIC基板から筐体までの設備一切であった。施工法や量産治具関係は、年間3,000名以上

に上る世界中からの顧客の訪問にも合わせて、主に、共同研究として展開されている。

②最新の顕著な技術開発としては、レーザハイブリッド溶接、ツインパルス溶接、異種金属へのアルミのミグアークろう付、等である。

(2) 顕著な技術開発事項

①レーザハイブリッド溶接は、Fig. 8のような構成で、レーザを先行させその直後にフルデジタル精密制御溶接機によるミグパルスアークが続く。既に、VW-Phaetonのアルミドアのアセンブリーに活用され高速溶接が達成されている。本技術は、2002年のAudi社の見学記に記した通り¹⁾、A8のアセンブリーにも実績がある。工場見学中に、共同実験している光景を見掛けたが、B社らしく、自動車のアルミ部材のアセンブリーで、裏当て無しで、4.5m/分程度の高速溶接施工法が完成できそう、とのことであった。

②ツインパルス溶接はTime Twin Digitalと称せられ、Fig. 9に示した。前記のミグパルスアークをタンデムにして施工するもので、やはり、高速溶接が達成できる。この場合、アークブロー発生防止策として、Fig. 9のようにパルスアーク電流（スプレー型溶滴移行形態とするに必要な臨界電流以上の高電流）の通電を両アーク交互となるように精密制御する。現在、鉄道車両のアセンブリーに実用され、単独ミグアーク溶接に比べ数倍の高速溶接の実績がある。レーザハイブリッドとの使い分けに関しては、本法の方が、設備コストとして安価で、かつ、ハイブリッド並みの高速化が図れ、有利らしい。同社としてレーザ設備を製造していない一面を、差し引く必要があるだろう。

このような高速溶接では、畢竟、高電流アーク下となりアーク力等が強化され、溶融池での溶融金属はより一層急速に後方へ引かれるようになり、他方、溶滴移行の追従不足にもなりがちとなる。これらの結果、クレーター先端側には溶融金属が枯渇し、その先端壁が剥き出しになる。一方、溶接方向と直角の溶込み幅方向ではアーク熱源による温度勾配が急峻となる。定性的ではあるが、以上のような要因から、不均一リップルや不連続ビード、アンダカット等が生じやすい。従って、高速化には限界があるだろう、と考えていた。ところが、その実演では、このような欠陥は全く見当たらず健全な外観を有することが確認できた。この点に関して議論したが、先行のレーザやアークの予熱で溶融金属量が増しクレーター先端部での溶融金属の枯渇（乾き）や急峻な温度勾配を緩和すると共に、フルデジタル制御によって正確に移行する溶滴が溶融金属にもなって溶融池を充足し乾き防止が図られ、良好な溶接部が得られているのであろう。

何れにおいても、本ミグ溶接機の精密制御機能が極めて有効となっていると考えられ、ヨーロッパのアルミ自動車のアセンブリー分野を席捲している現状は理解できそうである。ただし、厚板母材となるとどうかの疑念は

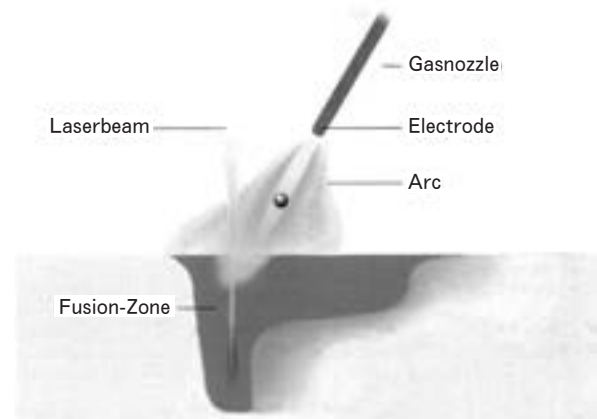


Fig. 8 Schematic representation : LaserHybrid welding.

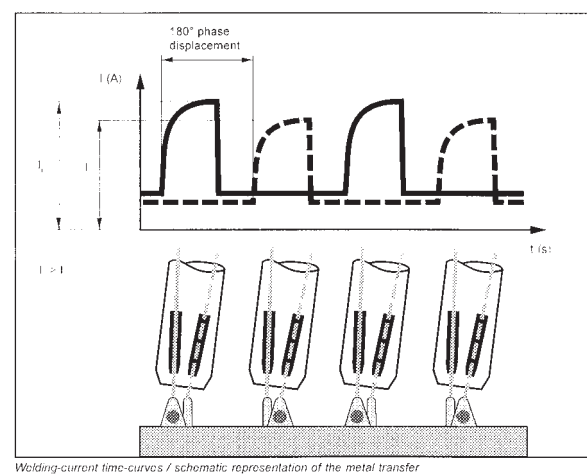


Fig. 9 Time Twin Digital welding system.

残った。

全く異なった観点であるが、このような高速溶接での量産の場合、一卷きのワイヤの質量（長さ）も無視できず、その質量40kgの超長尺コイルの使用は、今や当たり前となっているらしい。

③異種金属へのアルミのミグアークろう付も積極的に展開中である。本件に関しても、以前から、極めて高い関心を持っていたので、その議論のために、予め準備した資料を説明しその中で情報を得ようと試みた。参考までにその資料をFig. 10に掲げておく。ミグアークろう付の可能性は、本溶接機の性能・機能の説明や文献、その実験に立ち会ったりして、ある程度予測していた。即ち、それは、概ね、Fig. 10の通りであって、以下のように概説しておいた。本溶接機の最大の特徴の一つは、ワイヤの溶滴移行現象と母材の溶込み現象とを全く独立して正確に制御できる点である。従って、Fig. 10に示した、①太径ワイヤで極薄板の溶接、②より高裕度な衝合面間隙を有する突合せ継手や広間隙の重ね継手の溶接、③極薄層の肉盛溶接（surfacing）、④それをさらに徹底して母材側を溶融させずに肉盛ることとなるミグアークろう付、までのポテンシャルを計っていた。④での課題

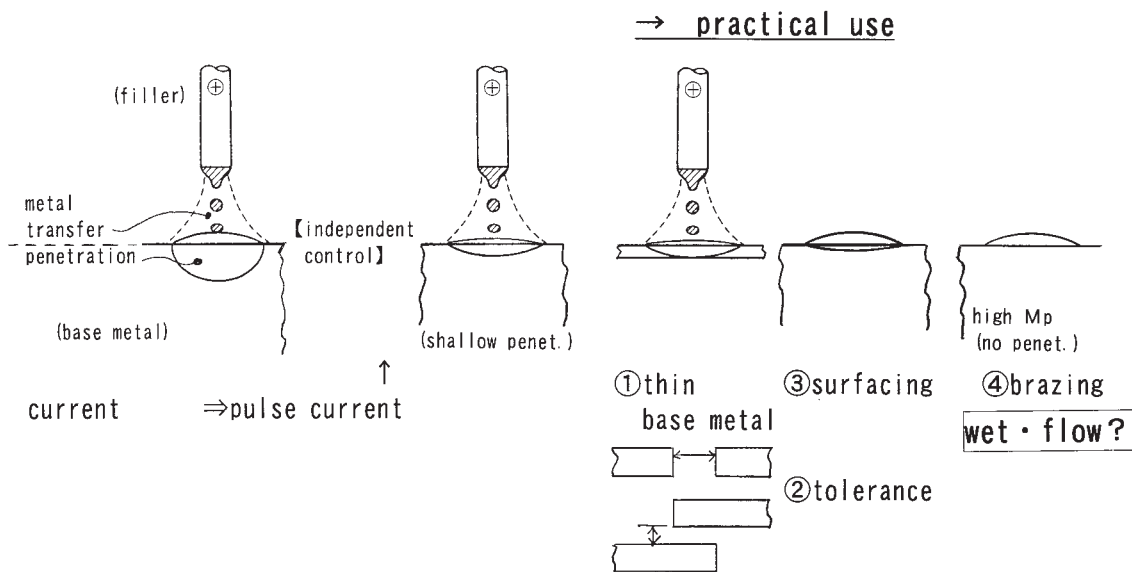


Fig. 10 Characteristics of pulsed arc welding and its practical use.

の一つは、異種金属へのアルミの濡れ性である。

適切な固相接合温度の異なる、異種金属との接合では、このようなら付方式にならざるを得ないだろうが、一方、緻密な組織制御で、例えば、脆弱な合金層の形成軽減を図る、それも面状より線状さらには点状とする、等の点からのアプローチも必要であると考えられる。それでも、構造物への適用を前提として信頼性の高い継手構造とするには、やはり、fool proof への思考が必要であろう。

④以下は、本項から少し離れた内容であるが、ここに記しておく。見学途中で、アルミのサブフレームの展示に出会えた。Fig. 11 のような構造で、一見して、BMW とベンツのそれとの合体で、夫々の特徴をうまく採り入れた折衷型かと考えられた。外寸はおおよそ 700×1,200mm 程度で、すべての構成材は展伸材製で、クロスメンバーは高周波誘導溶接管、フレームは弁当箱方式の重ね継手、構造は、クロスメンバーをフレームに突き当ててその周縁溶接、スカラップやスニッフの多用、ガセットの使用はない、等であった。溶接前処理は、ワイヤブラシ掛けの跡が認められなかったので、特殊処理のようであった。

(受領資料)

- 12) H. Staufer, M. Ruhrnosl and G. Miessbacher (Fronius International GmbH, Wels-Austria) : LaserHybrid Welding and LaserBrazing, State of the Art in Technology and Practice by the Examples of the Audi A8 and VW-Phaeton
- 13) Fronius 2003, Totally R & D : High-performance welding on the up-and-up.
- 14) Fronius 2003, Case study : The "Phaeton" has the safest doors of any vehicle anywhere.



Fig. 11 Appearance of subframe.

6. まとめ

6.1 FSW 施工技術関係

- (1) 検討内容は、施工方法、接合メカニズム、継手性能、応用等とかなり広範囲に亘っていた。
- (2) ヘッダー部分は自主開発で、施工中の基本的なパラメーターは常時測定可能な設備であった。
- (3) 航空機機体（高品質溶接構造物）のアセンブリーに活用する確固たる信念が感じられた。
- (4) それだからか、QUALISTIR プロジェクトの積極的な活動状況が窺われた。

6.2 アーク溶接技術関係

- (1) 当訪問先は、アーク溶接で、画期的な技術開発を進め、ワールドワイドに展開されていた。フルデジタル精密制御溶接機のような独自の技術開発の外に顧客との共同研究や実験を活発に実施されていた。

(2) 最新の技術開発例としては、本溶接機の特長や機能を効果的に活用し、レーザと結び付けたレーザハイブリッドやツインパルスの実用化、ミグアークろう付の開発等が挙げられた。

(付 録)

2.2項に記した、持参資料は以下の通りである。この内、5)及び6)のみ、この訪問に臨んで討議用に新たに作成したので、それぞれ、Fig. 12 及び Table 1として、ここに添付した。

- 1) D. Rosenthal : Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting, W.J., 20 (1941), 220s.
- 2) N. Christensen, V. de L. Davies and K.Gjermundsen : Distribution of Temperatures in Arc Welding, B.W.J., 44 (1965), 54.
- 3) T. Fukui and K. Namba : Rapidly Solidified Structures and Their Mechanical Properties in Aluminum Alloys, Trans. JIM, 12 (1971), 355.
- 4) T. Fukui and K.Namba : Study on Metallurgical Factors Affecting the Mechanical Properties of Weld-Solidified Metal in Aluminum Alloys, Trans. JWS, 4 (1973), 49.
- 5) Outline of ISO 156xx and the background : Arc welding procedure of aluminium.
- 6) Details of the standards dealing with specification and qualification of welding procedures (Arc welding process).

参 考 文 献

- 1) 難波圭三 : 軽金属溶接, 41 (2003), 278.

参考資料 : ISO 会議 出席報告

本会議の経緯に関しては前述の通りで、以下にその結果を報告する。

なお、参考までにこの経緯に関して少し付記しておく。2003年7月に突然ISO本部からそのホームページ添付のメールが直接舞い込み、指定の箇所にメールアドレスと提示されたパスワードとを入れて見開くよう、指示が副えられていた。それに従って進めると、今回の招請資料類及びそこでの審議・検討関連資料が順次入手できる仕組みになっていた。このような次第は当協会を始めその他の関係機関には通達されていない由であった。以前からも、ISO本部からのこの種の連絡は無かった様子で、2002年に当委員会に出席した効用か、漸く認知された結果だったかもしれない。

ISOからの公式議事録及び審議検討用資料は以下の通りである。

N50 : Draft agenda for the meeting on 2003-11-13/14 in Frankfurt — これに従っての議事進行となり、これらの結果が、以下の資料や議事録である。

— Circular letter to the member bodies of ISO/TC 44/SC 10/WG 1 “Revision of ISO 5817/ISO 10042”
「Results of the last meeting of ISO/TC 10/WG 1」

N52 ISO/DIS 10042 Welding — Arc-welded

joints in aluminium and its weldable alloys — Quality levels for imperfections — これが今回の成果で、下記N54⑥のCDからDISへ進展した。

N53 Observation of comments on ISO/CD 10042 (2003-11-13)

N54 Brief minutes of the 7th ISO/TC 44/SC 10/WG 1 meeting : 議事録

- ① Opening of the meeting.
- ② Roll call of delegates.
- ③ Adoption of the draft agenda N50.
- ④ Adoption of the brief minutes of the meeting on 2002-09-11/12 (N48)
- ⑤ Report of the secretariat.
- ⑥ Discussion of comments on ISO/CD 10042 — これが今回の課題の中心であり、これにはほぼ集中しての討議した。ここでの結果が下記の決議事項1及び2/2003であり、この内、決議事項1のDISが上記の**N52**である。
- ⑦ Future work — 下記決議事項2を実施する。
- ⑧ Requirements concerning a subsequent meeting — 下記決議事項1を実施し、各国からの結果を2004-12に審議・検討の予定である。
- ⑨ Any other business — 特に無し。
- ⑩ Approval of resolutions and statement of results

決議事項 1/2003

本会議での討議結果をもって、ISO/CD10042の技術的内容の審議・検討は完了し、ISO/CD10042はISO/TC 44/SC10へISO/DIS 10042として提出し、その後、ISO/DIS 10042は各国関係機関へ回付して投票とコメントとを求める。

決議事項 2/2003

当規格と同様な鋼材用規格のISO 5817 : 2003との比較対照表を作成する。

なお、ここで、参考までに、国際規格の出版までを概説しておく。先ず、CDとはCommittee Draft「委員会原案」の略でその段階はCommittee stage「委員会段階」と定義され、その内容の技術的・実質的な審議・検討の段階である。そこで合意に達したら、それは略称DISのDraft International Standard「国際規格案」として提出されEnquiry stage「照会段階」に進む。それを各国ISO会員団体に回付してその承認を得ると、次の略称FDISのFinal Draft International Standard「最終国際規格案」となりそのApproval stage「承認段階」を経て承認を受けると、最終の略称ISのInternational Standard「国際規格」としてPublication stage「出版段階」即ち、出版となる。

N52が本委員会の成果詳細で、当協会では、既に、

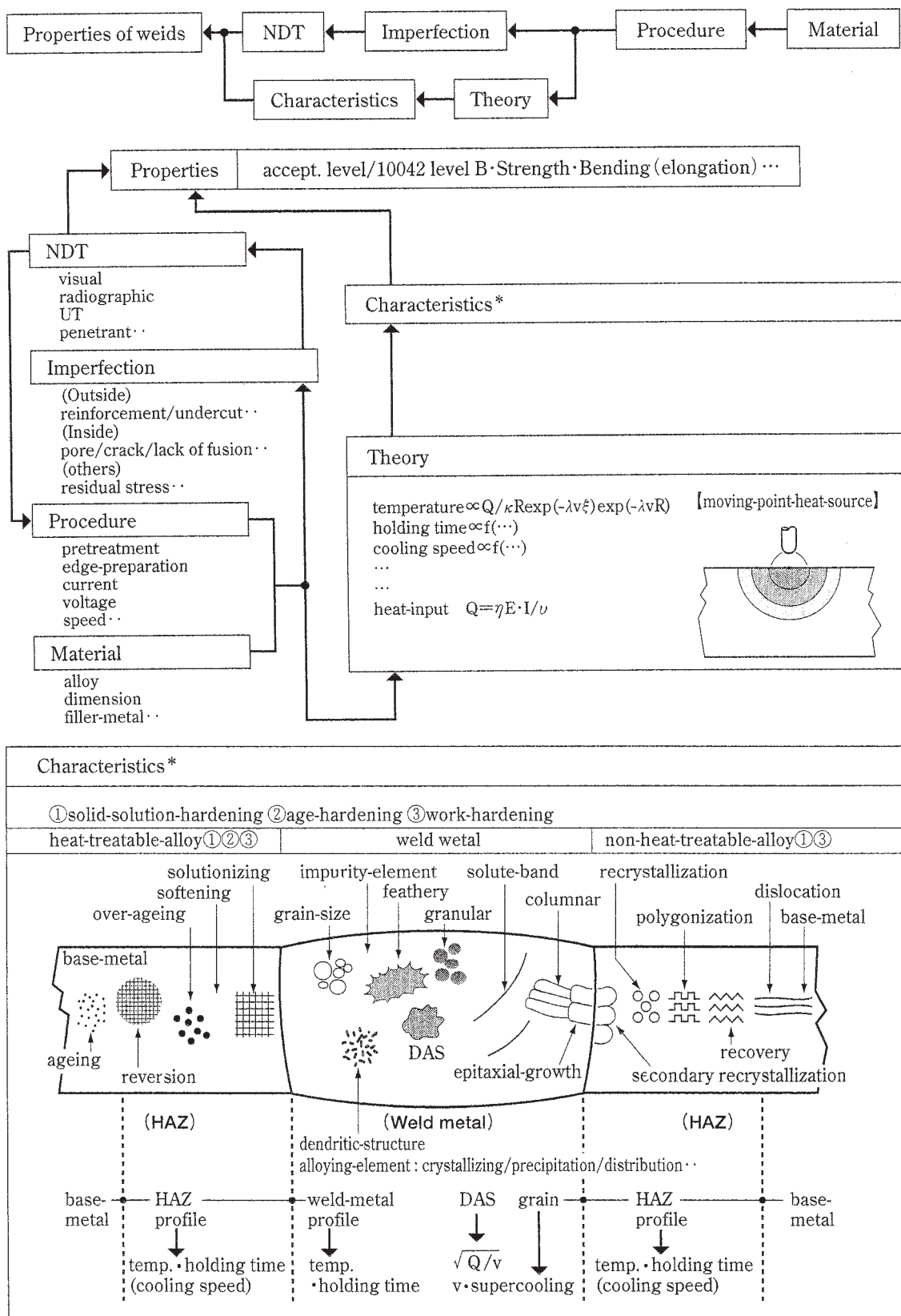


Fig. 12 Outline of ISO 156xx and the background : Arc welding procedure of aluminium.

Table 1 Details of the standards dealing with specification and qualification of welding procedures (Arc welding process).

General rules	EN ISO 15607
Guidelines for a grouping system	CR ISO/TR 15608
WPS	EN ISO
Tested consumables	EN ISO 15610
Previous welding experience	EN ISO 15611
Standard procedure	prEN ISO 15612
Pre-production test	EN ISO 15613
Welding procedure test	prEN ISO Part 1 : Steel/Nickel Part 2 : * (note) Part 3 : Cast iron Part 4 : Finishing welding of aluminium castings Part 5 : Titanium/zirconium Part 6 : Copper Part 7 : Overlay welding Part 8 : Tube to tube sheet Part 9 : Wet hyperbaric Part 10 : Dry hyperbaric

* JIS Z 3422-2

その審議機関の施工法委員会にて上記の資料類が配布・説明され、N52の審議・検討も完了しており、承認としてその旨ISOへ回答の予定である。

以下は、上記内容の追記や補記である。

1. 開催月日・場所等

- (1) 開催月日：2003年11月13日（木）、14日（金）
- (2) 開催場所：Frankfurt DIN支社
- (3) 出席者

Rainer Zwatz(Germany : GSI/SLV), Dr Rainer F

Mittelstadt (Germany : GSI/SLV), Georg Wimmer (Germany : Linde AG), Carl-Gustaf Linderwald (Finland : Metalliteollisuuden Keskuslitto), Phil Bygate (England : GEO Manufacturing Europe), Michel Bramat(France CNS), Tim Hofmann (Germany : DIN German Institute for Standardization, 事務局か), 他2名(途中まで), 及び難波, 計10名程度。

2. 議事及び結果概括

Zwatz氏が委員長のように進行役となり、事務局はHofmann氏で、概ねスムーズで手慣れたように見受けられた。出席の方々は、2002年の場合とほぼ変わらずであった(従って、専断的に本業務を担っているのかもしれない。)。

議事内容は、前回での討議結果のN43 ISO/CD 10042に対する、各国からの審議・検討結果を踏まえて、本規格の再審議・検討をし、修正や補正、追加又は削除等の実施である。当方は、上記施工法委員会での結果を携えて出席した。諸外国としては、米国、ドイツ、フランス、スウェーデン及び韓国からであって、一覧表にして準備されていた。具体的な要領としては、本表に沿って討議が進められたが、それらの結果が羅列されているだけの整理不十分の為、議論があちらこちらへ飛び、非効率の上無かった。せめて、事務局でcompile程度しておいてくれれば良いものを、と恨めしく思ったが、出席者からは特に不満や反応は無かった。

パワーポインターでこれらを映し出して逐条審議・検討した。前年での討議で完成度はかなり高く出来たと評価していたが、こうして見直すと、幾つかの不整合や不合理部分も見出され、適宜、訂正や修正を加えて成案へ進めた。なお、不全部の分類標準のレベルダウンへの要請は、出席者の合意できる技術的、具体的なバックデータや根拠が提示されない限り、受け入れられず、その点からの変更は全く無かった。これらの成果であるN52は、前述通りの段階に沿って進められる。

以上

アルミニウム産業の成長を支える材料技術 — 現状と課題* —

永田 公二**

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 154-167

Material Technology Supporting the Growth of Aluminium Rolling Mill Industries — Current Status and Measures for Future —

Koji Nagata

1. はじめに

ただ今ご紹介いただきました住友軽金属の永田です。伝統のあるこの水曜会でお話させていただくのは大変名誉なことですので、牧先生、村上正紀先生からの講演依頼をありがたくお受けした次第です。本日の話の内容は演題にございますようなアルミ業界の現状と材料技術の課題を紹介させていただくもので、学術的な話ではございませんので、どうか気楽に一時間ほどお付き合いをお願いします。

つい先日 2003 年度の我国のアルミの総需要が発表されました。これによりますと 2 年連続で 400 万トン台を維持し、過去最高を記録しました。とりわけ私どもが関係しておりますアルミ圧延品は、自動車向け板・押出材、飲料缶用板等の内需製品が好調であるのに加えまして、船舶、半導体・液晶装置向け厚板が新たな需要として加わったことにより設備能力一杯の生産が続いています。なお、輸出は板材を主に 24 万トン程度でありまして、専ら国内を市場とする産業構造になっております。

国内のアルミの総需要は、Fig. 1 に示しますように戦後一貫して増え続けてきました。これは年々ともこの図に付記しておりますような用途が開発されたことによりますが、特に、本日ご紹介します飲料缶、自動車熱交換器などの輸送機械部材に加えまして窓用サッシをはじめとする建築・建設部材、ルームエアコン用フィン材、印刷板、電解コンデンサー用アルミ箔等がアルミの需要を引張ってきたわけです。将来の更なる需要増大の期待を自動車のエンジンフード、フェンダー、ドア等の板材

— これらを総称してボディシートと言っておりますが — の実用化に寄せており、最近の研究開発の重点も専らこの分野に集中しています。これを実現するには大変高いハードルが待ち構えておりますが、これを乗り越えない限りアルミの明るい前途はないと考えております。この辺りの事情は後ほどご紹介させていただきます。

2. アルミニウム産業の現状

最初にわが国のアルミニウム産業の構造をご紹介いたしますが、平成 9 年の本大会で佐藤史郎先輩が“アルミニウム工業の最近の話題について”と題しご講演され (平成 9 年度 水曜会大会 特別講演, 本誌第 22 巻第 9 号 (1997), 560), 続いて“日本のアルミニウム産業の現状と動向”を総説記事として書いておられます (本誌第 23 巻第 5 号 (2002), 461) ので、ここでは直近の統計数字をご紹介するにとどめておきます。Fig. 2 に原料から加工、製品までの流れを、Fig. 3 に 2002 年の原料、製品数量の内訳を示しております。原料として約 370 万トンが投入されていますが、その半分は新地金、残りの半分が二次再生地金であります。わが国のアルミ地金の生産拠点はオイルショック後の電力料金の高騰を受け国内から海外に移りました。そこで生産された地金は開発地金と称して輸入され、新地金全体の 46% を占めております。製品は約 380 万トンで、本日のお話に関係します板、押出、箔よりなる圧延品が全体の 65% を占め、その他はダイカスト 22%、鋳物 11% となっております。

圧延品の 2002 年の需要分野別数量を Fig. 4 に示します。板製品は約 130 万トンで、このうち飲料缶向けの出荷が最も多く 33%、次で箔用の 12%、自動車向けの

* 平成 16 年度水曜会大会 特別講演 (平成 16 年 6 月 12 日, 京大会館)

** 副社長, 研究開発センター所長, 工学博士

9%と続いております。輸出が17%を占めておりますが缶材が主であり、これを加えますと国内で生産しているアルミ板のおおよそ半分が缶用ということになります。また、ここでいう自動車向けは主として自動車用熱交換器用でありまして、ボディシートはわずかです。一方、押出品は約100万トンで、65%がサッシを含む建築用部材であります。自動車用が13%と大きな数量を

記録しておりますが、ここには自動車用熱交換器以外に二輪車、車両用の部材も含まれております。

Fig. 5 にこの25年間の圧延品の国内分野別需要量推移を示しています。板類は順調に数量を伸ばし、2000年には1975年の約3.5倍の約110万トンを記録しております。なお、直近の2003年は輸出も含めると約140万トンになっております。このような板類需要の伸

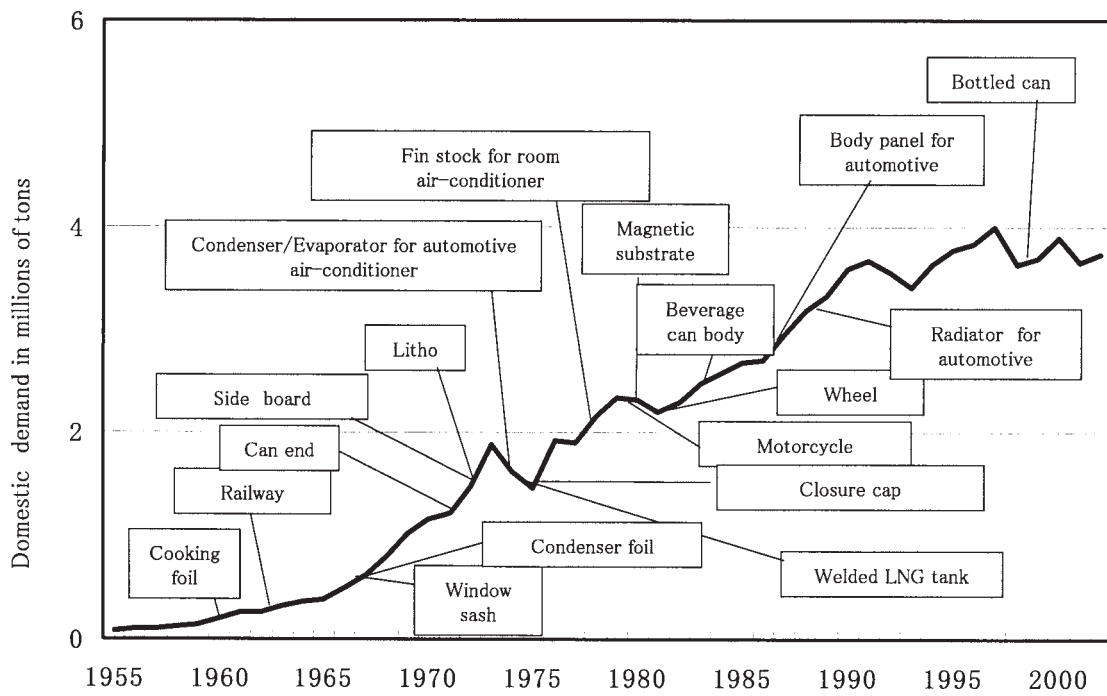


Fig. 1 Trend of domestic demands for aluminum products.

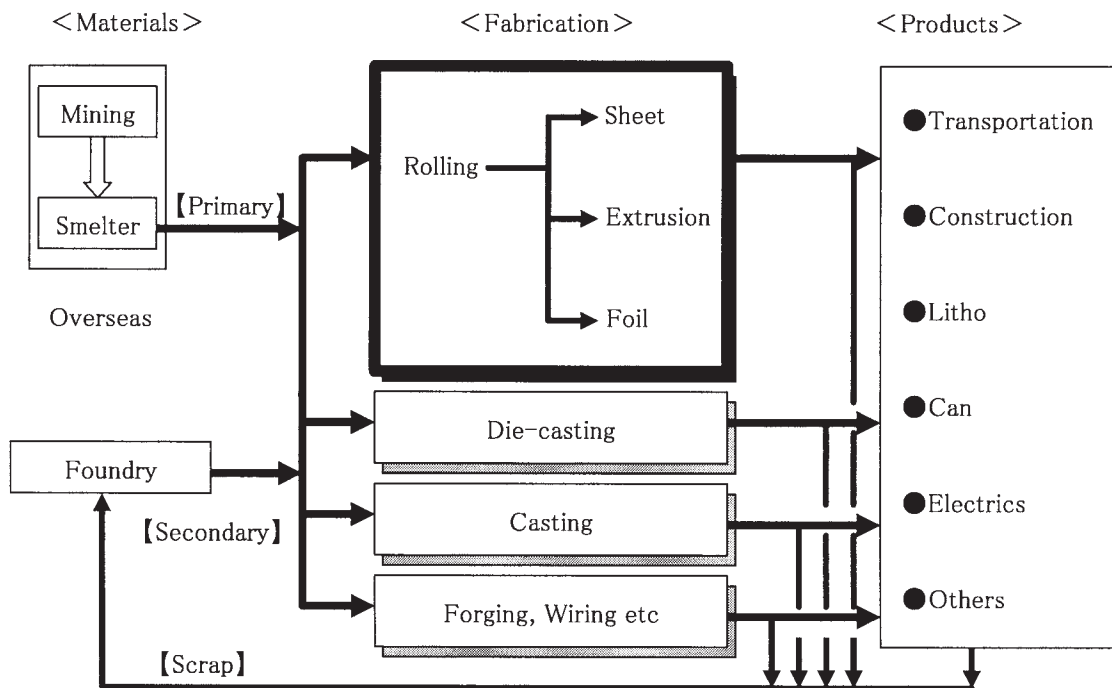


Fig. 2 The structure of Japanese aluminum industries.

びは、缶用材料として1965年に缶蓋へ、1971年に缶胴へ適用が始まったことによっています。その結果、1990年以降缶材の占める比率が急速に高くなっています。自動車用は主として自動車熱交換器用であり、これも1990年以降の数量の増加が顕著です。1972年にカーエアコンへの適用が始まり、1989年から銅製のラジエーターに変わってアルミ製品が登場したことによります。一方、押出類は1990年まではほぼ順調に量を伸ばして

きましたが、オイルショック後は建設・建築業界の低迷により押出材需要の約6割を占めるサッシ等が減ったため漸減傾向となり、ここ2~3年は約100万トン水準にとどまっております。この結果、1995年以降、板類の需要（輸出も含む）が押出類を上回るようになりました。このような押出類の需要不振の中でも自動車向けは順調に量を伸ばし、2003年には過去最高の14万トン記録しました。

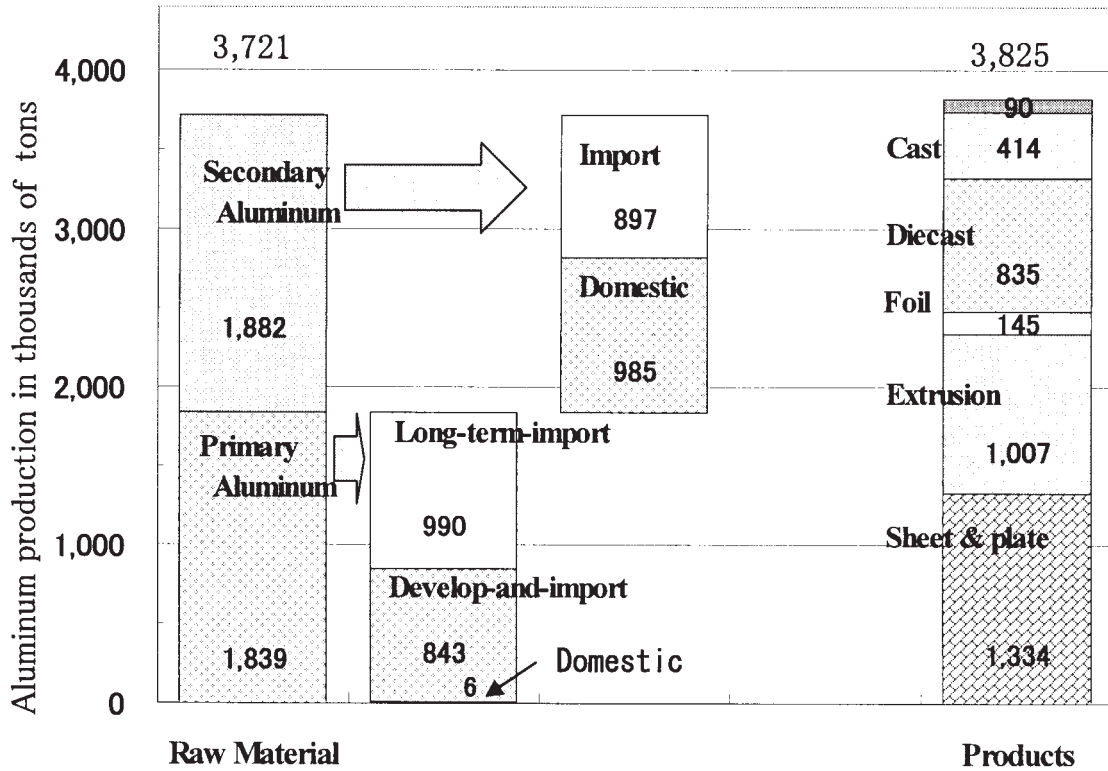


Fig. 3 Raw material situation and departmentalization of aluminum products in Japan (2002).

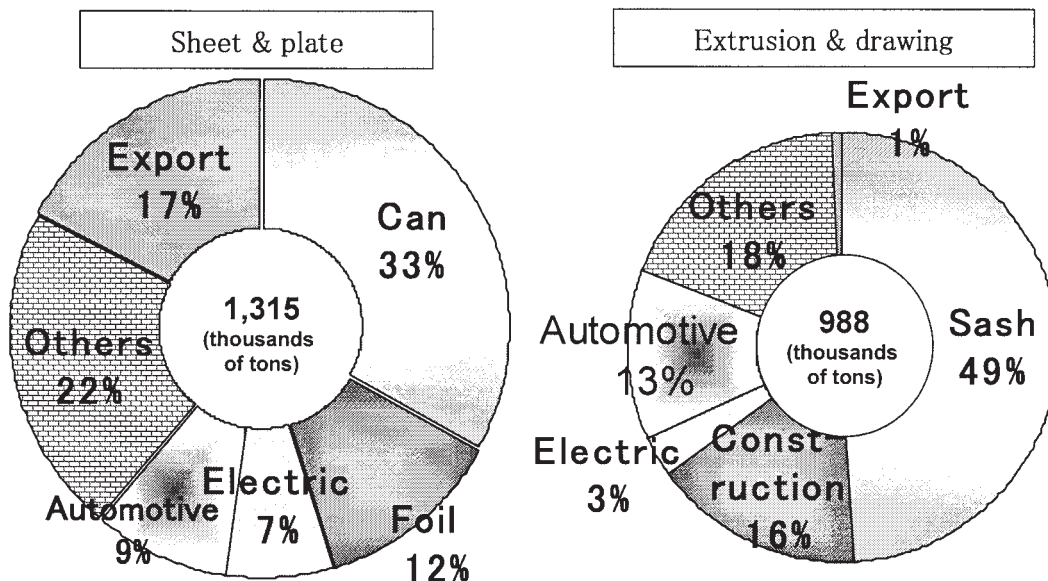


Fig. 4 Present demand profile of aluminum product in Japan (2002).

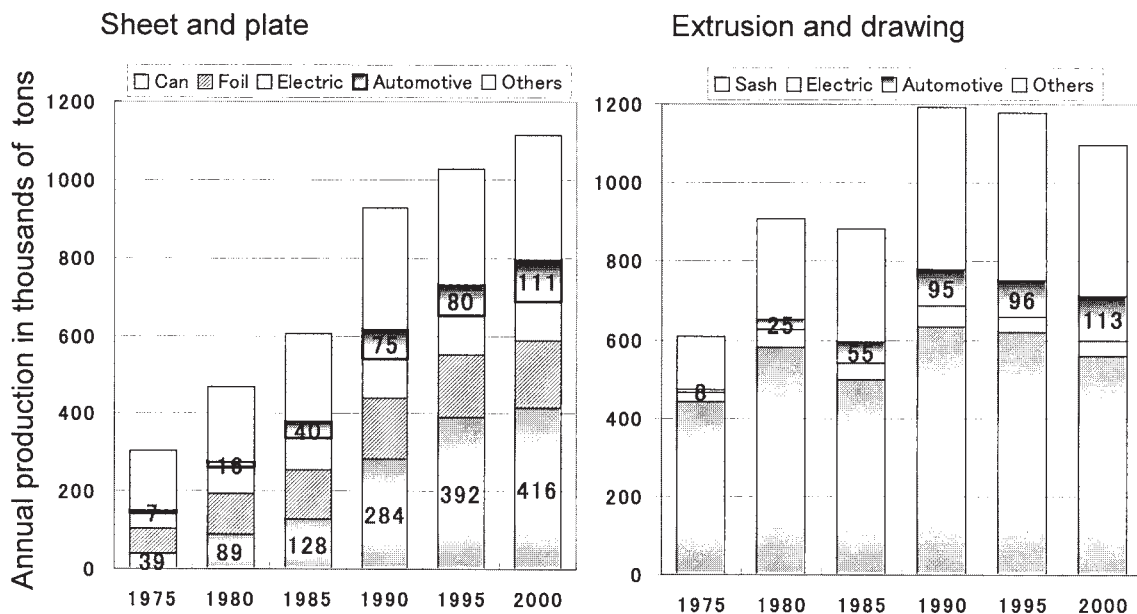


Fig. 5 Demand trend of aluminum products during these 25 years in Japan.

さて、主要先進諸国のアルミ圧延品生産量（2000年）を Fig. 6 に示します。米国が圧倒的に大きな生産量を誇り約 700 万トン、この 10 年間の年平均成長率は 2.8% を記録しています。日本は第 2 位ですが、10 年間の年平均成長率は 0.9% と低迷しています。なお、ロシア、中国についての正確な記録はありませんが、板類の生産量は、ロシアが 20~30 万トン、中国は 100~120 万トンと推定されます。

3. 主要アルミニウム圧延製品の開発動向

この 30 年間のアルミの成長を支えてきた代表的な圧延製品として飲料缶と自動車熱交換器の開発事例と、今後の成長の期待を一身に担っている自動車ボディパネルの研究開発状況をご紹介します。

3.1 飲料缶

Fig. 7 に 2003 年に市販された日本、北米、欧州のビール缶の外観を示します。我々は毎年その年に市販されます缶について、材質、缶の重量、板の厚み等を記録し、その傾向をウォッチしております。国内缶が 6 個並んでおりますのは国内に缶を作るメーカーが 6 社あるためです。製缶メーカー、ボトラーと呼ばれる飲料メーカーとも少しでも安い容器を求めており、そのためにより少ない重量でより品質の良い軽い缶を求めています。アルミ飲料缶は胴の部分と蓋の部分の 2 ピースよりなっており、DI 缶と呼ばれています。これは胴の部分の作り方が絞り加工 (DRAWING) としごき加工 (IRONING) の組み合わせによるためです。よくご覧になるとお分かりになりますが、缶の形状は必ずしも同じではありません。蓋の部分を見ていただきますと口径が海外缶の方が小さいですし、飲み口となるスコアー開口部の形状も異なっ

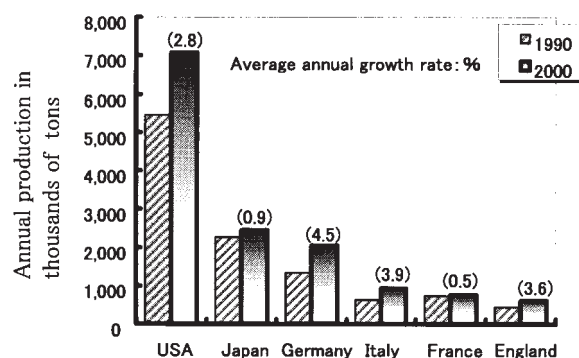


Fig. 6 Annual output of aluminum rolled products in the main developed countries.

ています。胴のほうを見ていただくと、肩の部分がストレートのもので段付のものがありますし、缶底の形状も若干異なります。このような違いは缶メーカーや飲料メーカーの考え方が反映されたものですが、缶用の板を供給する材料メーカー側においては製缶上の不具合の無い板を供給するという意味で、客先である製缶メーカー毎に製造工程や品質仕様を微調整し納入しています。

缶の材質は世界中ほとんど同じで、胴は Al-Mg-Mn 系の A3004 か、不純物 Si 量の若干高い A3104 合金、蓋は Al-Mg 系の A5182 合金です。Fig. 8 に缶の重量を比較しています。日本の缶は 15g と欧米に比べ 2g ほど重くなっています。なお、胴の重量が全体の約 8 割を占めています。Fig. 9 は胴の底の部分と壁の部分の板厚です。缶底部の板厚は、先に説明しました胴の製造方法から、製缶する前の元板厚にほぼ近いとみなされます。日本の缶は、底部が 0.28mm、壁部は 108 μ m と欧米のものに比べいづれも少し厚いことがわかります。北米の缶と欧州の缶を比べますと両者はほぼ同じ重量であります

が、北米の缶は壁部が97 μm と薄く、一方、欧州の缶の壁部は105 μm と日本の缶に近い厚さになっており、その分缶底部は薄くなっています。このような缶底と缶壁における板厚の配分の違いはそれらの国の事情を反映しているもので興味深いものです。日本の缶は底部、壁部とも厚いわけですが、その背景には薄肉化により生じる次のような不具合を避けるためです。すなわち、消費者が取り扱い時の不注意で何かに当てたり落としたりした場合に生じる傷、へこみであったり、成形時に缶底に生じるしわや表面の筋状模様等の外観上の見栄えであります。日本は飲料缶に限らずあらゆる製品分野で消費者の要求を大事にした物造りをしていると思いますが、消費者の声に少し過敏に反応している感が無きにもあらずと思います。これが過剰品質の高コスト商品になっているケースもありますが、信頼性の高い商品につながっているこ

とも事実だと思います。一方、北米ではとにかくコスト最優先で材料費を最小限に抑えた容器造りがすすんでいます。その結果として、Fig. 10に示しますように我国ではこの15年近く軽量化がストップしたままになっているのに対し、米国ではこの20年間で缶胴部の軽量化が着実に進んでいます。なお、米国の1年間のアルミ缶需要量は約1千億缶で我国の約6倍、アルミ板使用量は約200万トンと膨大なものです。しかし、最近5年間のアルミ缶の需要はPETボトルに押され気味であり、アルミ缶の分野はもはや成長性が見込めない製品市場とみなされているようです。

最近の缶の話題を2, 3紹介します。一つはダイヤカットされた新しい形状の缶が登場し話題を集めていることです(キリンの水結)。内容物が美味しいことは勿論ですが缶のデザインの斬新さもあってベストセラー商品になっています。缶の形状というアルミボトル缶の登場を上げることが出来ます。PETボトルに対抗してリシール



Fig. 7 Aluminum D&I cans in the current market in 2003.

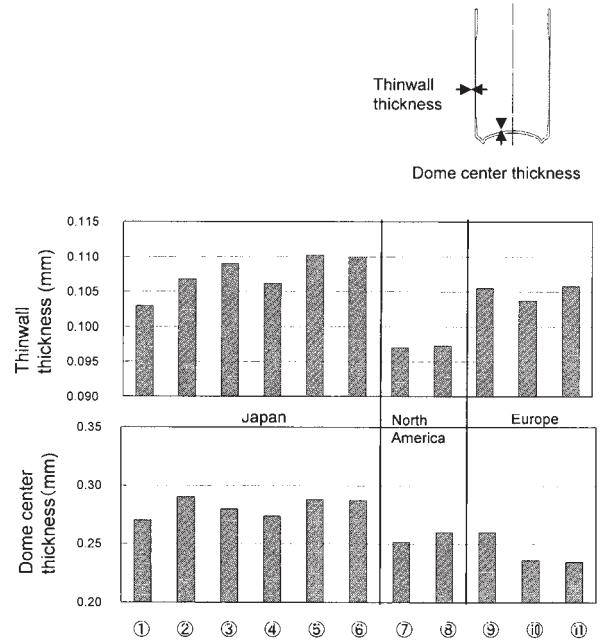


Fig. 9 Can body thicknesses at thinwall and dome center.

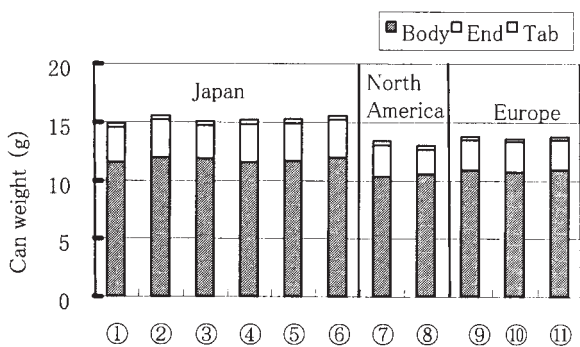


Fig. 8 Comparison of beverage aluminum can weight, showing 15g in Japan and 13g in North America & Europe.

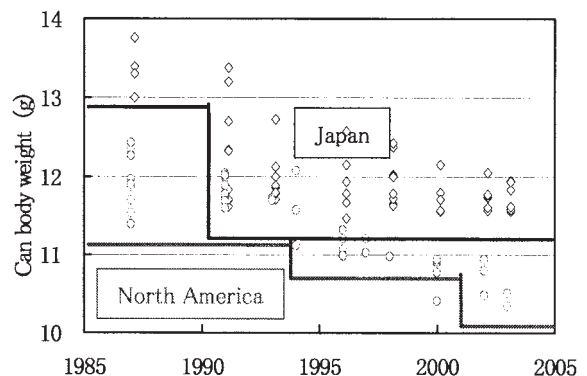


Fig. 10 History of can body weight.

性を売り物に3年前に登場しあつという間にその量を伸ばしました。Fig. 11は2002年の容器の数とボトル缶の伸びを示しています。アルミ缶、スチール缶、PETボトルと合わせた飲料容器の総数は430億缶で、そのうちアルミ缶が40%の173億缶で最も多く、スチール缶が155億缶、PETボトルが103億本と続いています。新たに登場したアルミボトル缶は現在10億缶程度ですが2005年には30億缶に迫るものと期待されます。

アルミ缶といえばリサイクル性に優れているのが特徴で、“Can To Can”，即ち、使用済み飲料缶から新しい缶への再利用が一般的です。工場での缶胴（A3104，Al-Mg-Mn）用のスラブの原料配合例として、市中の缶くず（蓋，タブ付）を溶解鋳造した二次合金（分析例：Al-1.5%Mg-1.3%Mn）が43%，工場で製造した缶材コイルのスクラップが42%，ユーザーから戻ってくる加工くずが10%，成分の調整のために新地金が5%，というのがあります。このように新地金をほとんど使用することなく胴材の成分を調整することが出来ますので、資源の有効活用という点ではアルミ缶は理想的な状況にあるといえます。技術課題として溶解時のドロスの生成が大きいこと、ドロス中のアルミ分が多いことがあげられます。ドロス生成量の増大は、上記の原料に大量に含まれる塗装した缶胴および缶蓋を溶解した場合にアルミおよびマグネの酸化物が生成する事やアルミの窒化物が生成する事によります。溶解前に原料となる塗装した缶胴および缶蓋を400~450℃で予熱しますと酸化物を増やすことなく塗料を飛ばすことになり、ドロス生成量の削減に有効です。

3.2 自動車用熱交換器

エバポレーターやコンデンサー等よりなるカーエアコンの部品には1982年という早い時期からアルミニウムが用いられてきました。一方、ラジエーターやヒーターといった管内面に冷却水が流れる熱交換器には、耐食性の問題もあって、伸銅品が専ら使用されてきましたが、

クラッド材の使用による耐食性の確保、軽量化の要請、半田の有害性を掲げるマスコミのキャンペーン等があった1989年以降アルミ化が始まり、今では乗用車の熱交換器の全てがアルミ製になっています。Fig. 12は1990年以降の自動車熱交換器向けアルミ圧延品の生産量の推移です。ほぼ右上がり推移し、2003年度で板材8万トン、押出材5万トンになっています。板材はフィン、プレート式熱交換部材に、押出材は以下に述べる多穴管や配管に使用されています。

Fig. 13にコンデンサーの軽量化と熱交換器管として用いられる押出多穴管の断面形状の推移を示します。コンデンサーは、ヘッダー、押出多穴管、フィンより構成され、炉中ろう付けにて熱交換器になります。この図に見られますように20年間で50%を超える軽量化が図られたわけですが、これは効率の良い機器のデザインの開発とこれを支えた材料技術（合金開発、押出技術、防食技術、ろう付け技術など）により達成されたものです。現在実用化されている押出多穴管の断面をFig. 14に示しています。バックに写っている一円玉と比較していただくと冷媒の流れる流路（上段が19穴、下段が21穴）

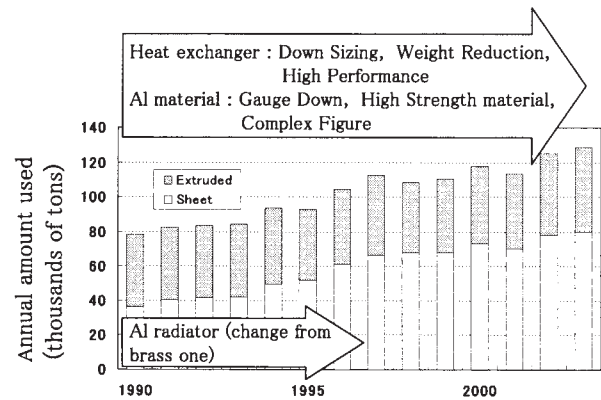


Fig. 12 Application of automotive heat exchanger of aluminum materials in Japan.

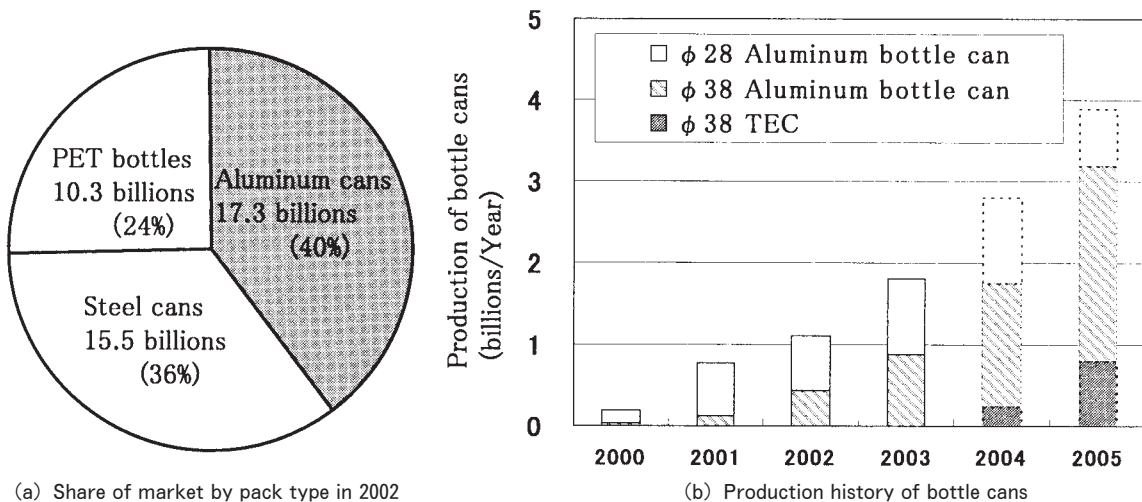


Fig. 11 Share of market by pack type and production history of bottle cans.

がいかに微小なものかお分かりになると思います。

次に、ラジエーターのお話をします。ラジエーターの構造には Fig. 15 に示すような溶接管型とロウ付け型があり、当初は専ら前者が採用されてきました。溶接管型の場合、三層よりなるクラッド板をロールフォーミング法で扁平状に加工し、その突合せ部を高周波溶接にて接合します。三層クラッド板は、内皮材と称する犠牲陽極効果を有する Al-Zn 系合金板、心材と称する強度の高い Al-Mn (Si) 系合金板、ろう材と称する Al-Si 系合金板より構成されています。薄肉化は主として材料の強度向上によりなされてきました。この状況を板厚との関連で Fig. 16 に示します。溶接型材料の合金設計では、内皮材に添加した微量の Mg がロウ付け時に心材に拡散し、その後の室温時効により Mg_2Si として析出硬化する現象を利用しています。しかし、薄肉化に伴いロールフォーミング加工部の突合せ精度が低下し、溶接不良を招きま

す。現在、溶接型における板厚の限界は約 0.2mm となっています。ロウ付け型は、Fig. 15 に見られるとおり、中柱を有することから同じ材料強度であっても製品としての疲労強度に優れ、より薄い板を使用できると考えられ、1997 年以降実用化されてきました。しかし、より薄肉化のためには高強度が必要ですが、この構造の場合、前述の溶接管型で採用された内皮に Mg を添加して Mg_2Si の析出によって強度アップを図るといった方法が採られません。それは、ロウ付け法が“ノコロック法”といってフッ化物のフラックスを使用する事によります。ロウ付け型構造の場合、中柱の部分の材料から蒸発する Mg がフラックスと反応して MgF_2 を生成し、ロウ付け不良を生じるためです。このため材料の強度アップの手段として、心材に AlMnSi を分散させる方法がとられていますがその効果は Mg_2Si には及ばず、板厚は 0.20mm に留まっています。ユーザの目標値は 0.15mm で、このための材料強度は 200MPa 以上となっています。心材に Cu を添加するのは強度向上の有力な手段ですがロウ付け中の内皮への拡散による内皮の犠牲陽極効果の低下という新たな問題が生じます。これを解消する手段としてロウ付け時の昇温速度を従来の数倍まで高め

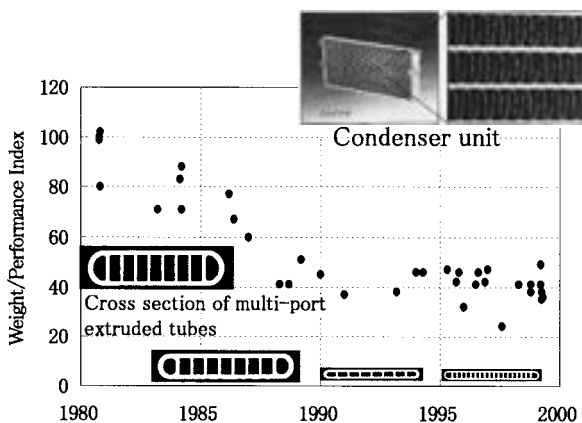


Fig. 13 Trend of weight reduction in condenser unit.

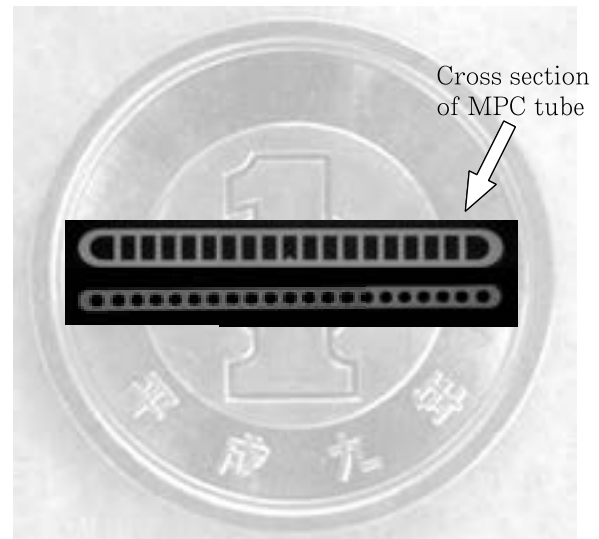


Fig. 14 Down sized multi-port extruded tube for condenser.

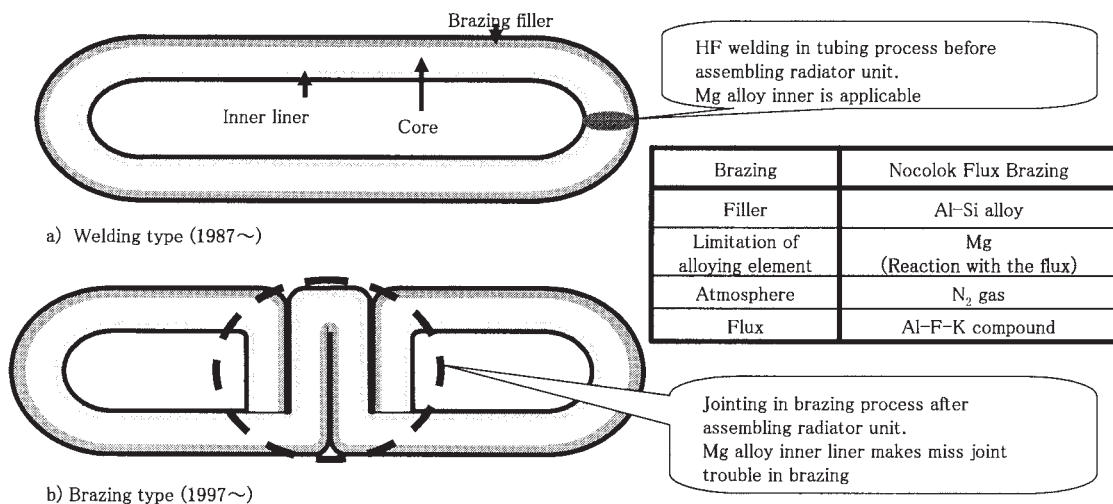


Fig. 15 Structure of radiator water tube.

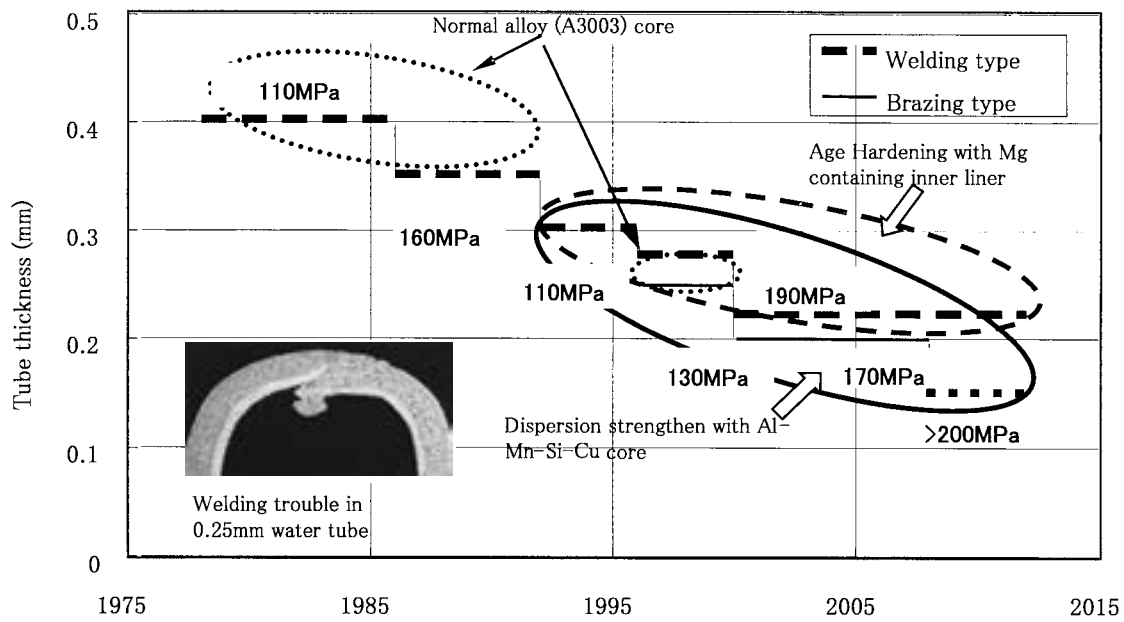


Fig. 16 Development of radiator water tube material.

Cu の内皮への拡散を抑制することが提案され、これを実現するための製造技術が開発され、実用化に至っております。

このような薄肉材料の実用化は、我々材料メーカーと機器を製作するユーザが、製品設計、材料設計、生産技術そして設備技術までを共同で開発して始めて実現できるもので、今後のグローバルな競争の中での日本のもの造りが勝ち残れる一つのモデルケースと考えています。

3.3 自動車ボディパネル

1986年にマツダのRX-7に我国で初めてアルミ板のエンジンフードが採用されました。以来20年近くにわたって自動車メーカーと材料メーカーが共同してアルミ板の実用化に向けた研究を重ね、約30車種の乗用車の主としてフードにアルミ板が採用されてきました。特に、2000年以降、各自動車会社とも中大型車を中心にアルミ板を積極的に採用する動きが見られます。この背景には、環境に対する各種規制の実施が真近に迫ってきたことが上げられます。最近の日経新聞の一面トップ記事に、“日産自動車、最大10%の軽量化、今後5年で”という見出しが載り話題を集めました。ガソリン乗用車の燃費改善が強く求められる中でこれを軽量化によって達成しようという動きが現実味を帯びてきたわけです。

Fig. 17は2001年現在市販されている乗用車の車両重量に対する10・15モード燃費を示したもので、“2010年目標標準値”を併記しています。多くの車はこの基準を下回っており、車両重量1500kg以上の大型高級車両で顕著です。このため各社ともこの基準値をクリアすべく、中大型車の軽量化に積極的に取り組み始めています。この規制に加え“2008年欧州規制”があります。ここでは車両メーカー毎に、全車種のCO₂排出量の平均値を

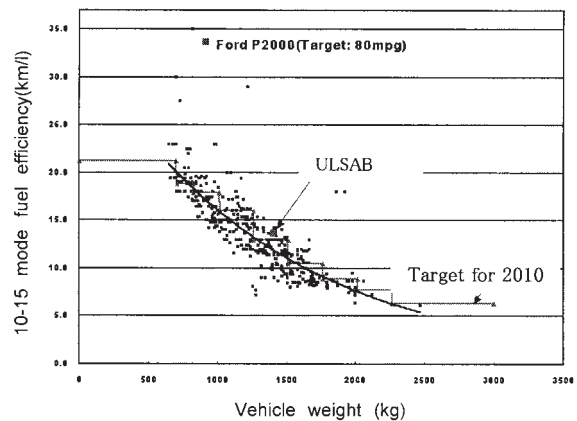


Fig. 17 Relationship vehicle weight with fuel efficiency (Japan Aluminum Association).

140g/km以下にすることが求められています。このため各社とも低燃費で効率の良い小型車の投入を含め車体の軽量化を検討しているわけです。欧州ではアルミの採用が活発で、例えば最近発売されたBMW5シリーズはアルミ・スチールハイブリッドボディ構造を採用し、フロントエンド部分が主にアルミの展延材で出来ております。車体の18%をアルミが占め、残りは深絞り用鋼板や高張力鋼板です。また、アウディA8にはアルミボディ構造(スペースフレーム構造)が採用されております。車体重量は220kgと軽量で、アルミ材の内訳は、板が37%、型材が29%、鋳物が34%です。この他のアウディ社のA6、A4、A2(アルミボディー構造)にも大量のアルミ材が使用されています。一方、わが国の乗用車には1台当たり約100kgのアルミが使用されているに過ぎません。しかも、その大半はエンジンブロック等の鋳物品で、圧延品は先に紹介したラジエター等の熱交部品、

バンパー、ヒートインシュレータ、足回りの一部、そして今から紹介します少数の車種のエンジンフード等に限られており、自動車向け出荷量はアルミ板製品の全出荷量の1%にも満たない量です。しかし、各種の規制強化という追い風を受けアルミ合金板の大量使用を何とか実現したいものと研究開発を行なっている次第です。

次に、合金開発の経緯と技術課題を簡単に紹介します。最初に実用化されたアルミボディパネル材料は、成形性と強度を兼ね備えた Al-Mg 系の 5000 系合金で、当社の開発合金“30-30 合金 (Al-4.5%Mg-Zn) がマツダの RX-7 採用されました。成形性を高めるため Mg を 5.5%まで増やした合金も開発されました。高強度、低価格の観点から、板製造時の熱間加工性に優れ、また、ユーザでの塗装焼付け時に硬化する Al-Mg-Si 系の 6000 系合金が研究され、1990 年に発売された本田の NSX に採用されました。ここで採用された 6000 系合金は Al-1%Si-1%Mg の組成を有する過剰 Si タイプ型で、その後さらに高強度の得られる Al-1%Si-0.5%Mg が開発され現在の標準材になっています。強度アップにより薄肉化が図られるとともに耐デント性が向上しました。この合金系は、当初、鋼板と同一条件 (170°C, 30 分) で塗装焼付けした場合十分な硬さが得られないという問題点がありました。欧州では、塗装焼付け温度を 200°Cまで上げて強度を確保し実用化していました。鋼板とアルミ板を同じラインで流す日本ではこのようなことは許されず、この問題を解決することが緊急の課題となり基礎研究が行なわれ、その結果、Fig. 18 に示す新プロセスが開発されました。すなわち、溶体化処理後予備時効 (80~120°C) を行なうか、復元処理 (200~250°C) を行うものです。その結果、Fig. 19 に示すように、製造ラインの塗装焼付け温度である 170°C で短時間に硬化させることに成功しました。硬化の詳細な機構は、産学協同で研究中であり完全に解明されたわけではありませんが、一応次のように考えられております。従来の熱処理プロ

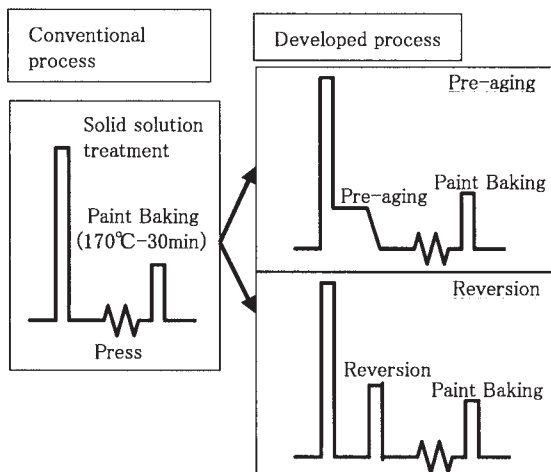


Fig. 18 Developed process of enhanced bake-hardening property for 6000 alloy sheet.

セスでは、溶体化処理後室温保持中に Si リッチクラスターが生成し、これが 170°C 焼付け時に析出し硬化をもたらす β “相の析出を阻害し十分な硬化が得られないのに対し、新プロセスでは、予備時効あるいは復元処理中に Mg-Si リッチクラスターが生成し、これが β ” の析出核となり 170°C 焼付け時の析出硬化をもたらすというものです。

次に、アルミ板の自動車への実用化を加速する画期的な二つの新しい技術を紹介しておきます。一つは超塑性成形であり、他の一つは FSW (摩擦攪拌接合) の点接合です。超塑性成形は複雑なデザインや溶接線のない一体成形が可能のため近年大変注目されています。また、金型費用や小物部品の同時成形によるコストダウンが可能であることなど、プレス成形に比べ生産性はかなり落ちますが少量生産の車種には十分適用可能であり、素材費の点で不利なアルミにとってまことに好都合な加工法と考えられます。我国では 2000 年に発売されたホンダのスポーツカー—S2000 の脱着ルーフに初めて実用化されました。用いられた合金は 5083 合金 (Al-4.5%Mg-0.8%Mn) で、500°C, 10 気圧のもとでブロー成形されました。500°C での変形前後の材料のマイクロ組織を Fig. 20 に示します。変形後の組織には 5 μ m 程度の微細な再結晶粒が多数生成しており、超塑性成形中に動的再結晶が生じたことを示しています。今秋、本田から発売予定の新型レジェンドのフェンダーおよびトランクに、量産車種としては初めて超塑性成形品が採用されます。また、米国においても、すでに、大量生産の車種の主要部分に超塑性成形が適用されたとの報告が、2004 年春の米国 TMS 年次大会でありました。50 気圧という超高圧を用い数分で成形を終えることが報告され、従来の低生産性をも解消しています。

もうひとつの注目すべき新技術は FSW (摩擦攪拌接合) です。この技術は英国溶接協会 (TWI) により開発され、すでに我国ではアルミ製幹線車両の床や側板

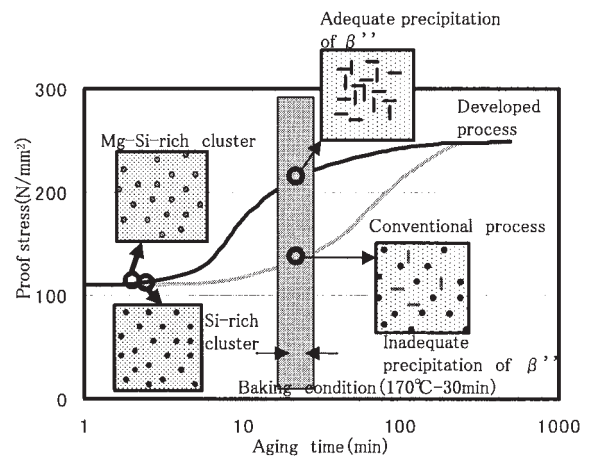
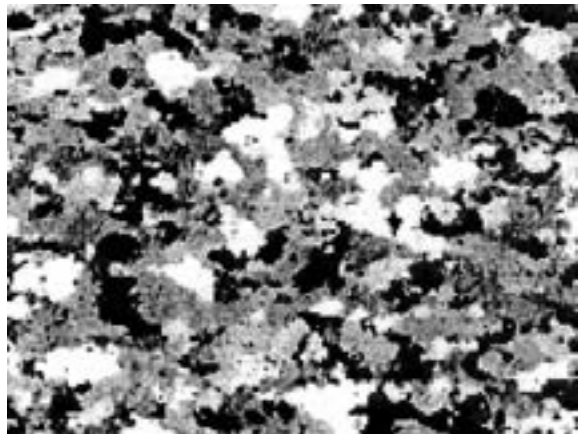


Fig. 19 Bake hardening mechanism for developed Al-Si-Mg alloy sheet.



(a) Before forming

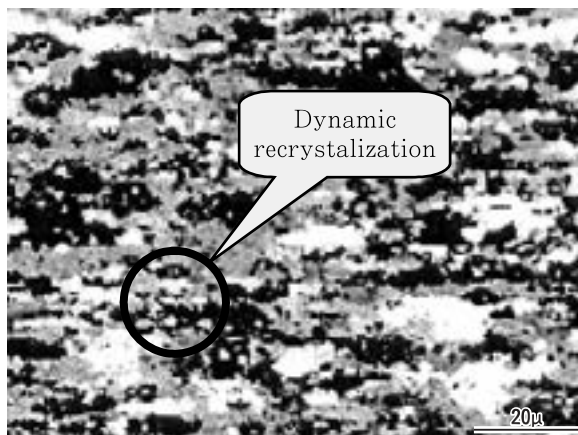
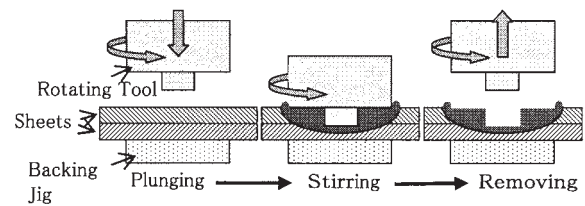
(b) After forming (500°C, 10⁻¹/s)

Fig. 20 Microstructures of blow-formed A5083 sheet.

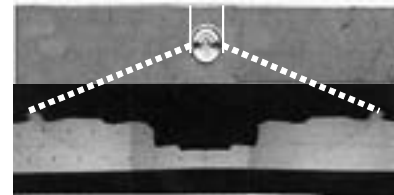
の線接合に MIG に代わって実用化されて来ました。自動車ボディシートのインナーとアウターの組み立て工程では抵抗溶接による点接合が使用されていますが、アルミ合金では電気抵抗が小さいことや銅電極材への溶着が生じやすいことから既存の生産ラインでは生産性を犠牲にしなが抵抗溶接による点接合が行われてきました。この抵抗溶接に代えて、マツダでは溶接機メーカーと共同して FSW 点接合装置、技術を開発し、2003 年に発売されたマツダの RX-8 のドアの接合に実用化しました。Fig. 21 は、6000 系ボディシート材について当社で行なった FSW 点接合実験例です。回転工具を“差し込み、抜く”といった単純作業により従来の抵抗溶接より静的強度および疲労強度の高い継ぎ手が得られます。接合時間もわずか 1 秒です。なお、アルミ合金板の適用が進んでいる欧州のメーカーではアルミ専用の組み立てラインでセルフピアシングリベットやレーザ溶接法による接合が実施されています。

4. 課題：グローバルな競争に勝ち残るために

現在、アルミ圧延品の国内生産・需要は何十年に一度と言われるぐらいの好調さが続いており、設備稼働率は



(a) Principle of spot welding by friction stir



(b) Appearance and cross section of joint of 6000 series alloy for automotive body.

Fig. 21 Application of spot welding by FSW to 6000 series alloy body sheets.

100%に近い状態です。景気の回復による自動車向け等の全般的な需要増加に加え、猛暑による飲料缶やエアコンの高水準な販売、IT 関連機器の好調な販売による半導体や液晶製造装置用厚板の特需、中国や米国の好景気による LNG 船建造に伴う厚板の特需等が集中したためです。従来は低調であった厚板の需要は、今年度に限れば 8 万トン前後と大量に見込まれ、あと数年は続くものとみなされます。しかし、将来にわたってアルミ圧延品の成長、需要を安定的に支える分野は自動車においては考えにくいのであります。押出製品の自動車部材への需要拡大は 1990 年以降から始まり、2000 年には需要の 10%以上を占めるに至っており、建築・建材部門の停滞もあって今後ますます自動車分野への依存度は高くなるでしょう。一方、板製品の自動車部材への依存度は熱交換器の分野を除けば 1%前後とまだまだ低調であり、大きな需要が期待されるボディーパネルへの採用の可否は今後の研究開発の結果次第といっても過言ではありません。如何にコスト対効果のいい、ユーザにとって魅力的な材料が提供できるかにかかっています。

自動車分野への参入は、すなわち“グローバル”な競争に参入することを意味します。今までのアルミ圧延品のユーザは、主として日本国内で製品を生産し販売していますので、我々は国内の同業他社の動向にさえ気をつけておれば事は済みました。しかし、自動車の場合、国内と海外が競争の舞台ですから、我々の事業もこの観点から構築しなければなりません。自動車メーカーの急速なグローバル展開はご承知のとおりですが、例えば、国内主要乗用車メーカー 5 社の今年 5 月度の生産、販売実績を見ますと、生産台数は 126 万台、国内、海外の比率はおおよそ半々ですが、国内の販売台数は 21%に過ぎません。日本メーカーが製造した車の 4 分の 3 以上は海外で使用されているわけです。また、トヨタグループは 4 極体

制を標榜し、日本、北米、欧州、アジアで新しい車を同時に生産・販売することを目指しています。このうち、アジア、特に中国での生産拡大が緊急の課題です。最近の新聞にも、トヨタ系部品15社が中国広州に一斉に工場を建設する事が報じられています。さて、このようなグローバル展開を図っている自動車メーカーや部品メーカーにアルミ材料を安定供給し、事業として収益を上げていくというのが我々の課題になってきます。そのためには競争相手となる欧米、中国のアルミメーカーの現状を知った上で我々の特徴(強み)を十分認識し生き残りの戦略を練らねばなりません。

4.1 欧米のアルミ圧延業の現状

この数年、欧米アルミ圧延会社では再編成が相次ぎ現在も一部で進行中です。古くからあるアルスイス、VAW、ペシネー、レイノルズ、アルマックス等の名門企業が一部を残して相次ぎ買収され、アルコア、アルキャン、ハイドロの三社にはほぼ集約されました。この様子をFig. 22に示します。この三社による2002年のアルミ板出荷量はFig. 23に示す通りです。アルキャン、アルコアの出荷量は日本5社の合計量を大きく上回っています。また、この再編を通じ競争力を強化し、利益の極大化を図れる部門への事業の集中化を図っております。例えば、アルキャンは川上のアルミナ、地金部門と川下の自動車用部品へ、アルコアは自動車材に加え航空機材が事業の中核になるようです。即ち、現在最大の需要を誇る缶などの容器市場には今後の成長が期待できないとして投資を控え、自動車や航空機市場で優位に立つことを狙いに行っています。アルコアの自動車開発センターの設立、ア

ルキャンの旧アルスイスの自動車研究の拠点ノイハウゼン研究所の強化、同じくハイドロによる旧VAW自動車材料開発拠点であるボン研究所の活用等に彼らの考えを伺うことが出来ます。このように欧米アルミ会社は、川上のアルミナ、地金精錬から川中の圧延、川下の加工部門まで手がける一貫体制を敷いておりダイナミックな事業選択が可能です。また、産官学の連携も戦略的に行われており成果を挙げています。米国においてはロードマップに基づく研究開発テーマの抽出と実行が、欧州においてはEU全体の協同研究体制のもとでアルミの製造プロセスをシミュレーションするソフトの開発(バスター:VIR*と呼ばれています。)が活動しています。

4.2 中国のアルミ圧延業の現状

現時点では中国には近代式圧延設備が整っておらず、200社以上のメーカーのほとんどが旧式(粗圧延・仕上圧延兼用、420基)の熱間圧延機あるいはハンター式連続

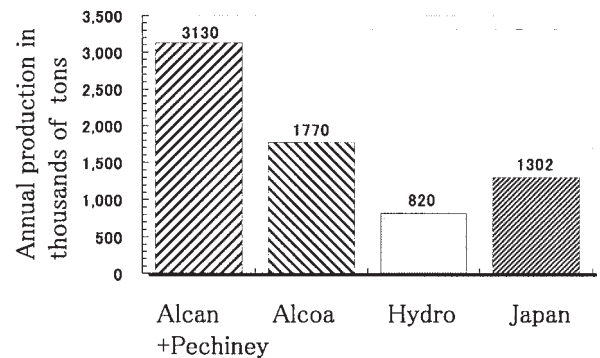


Fig. 23 Comparison of aluminium rolled mill products (2002).

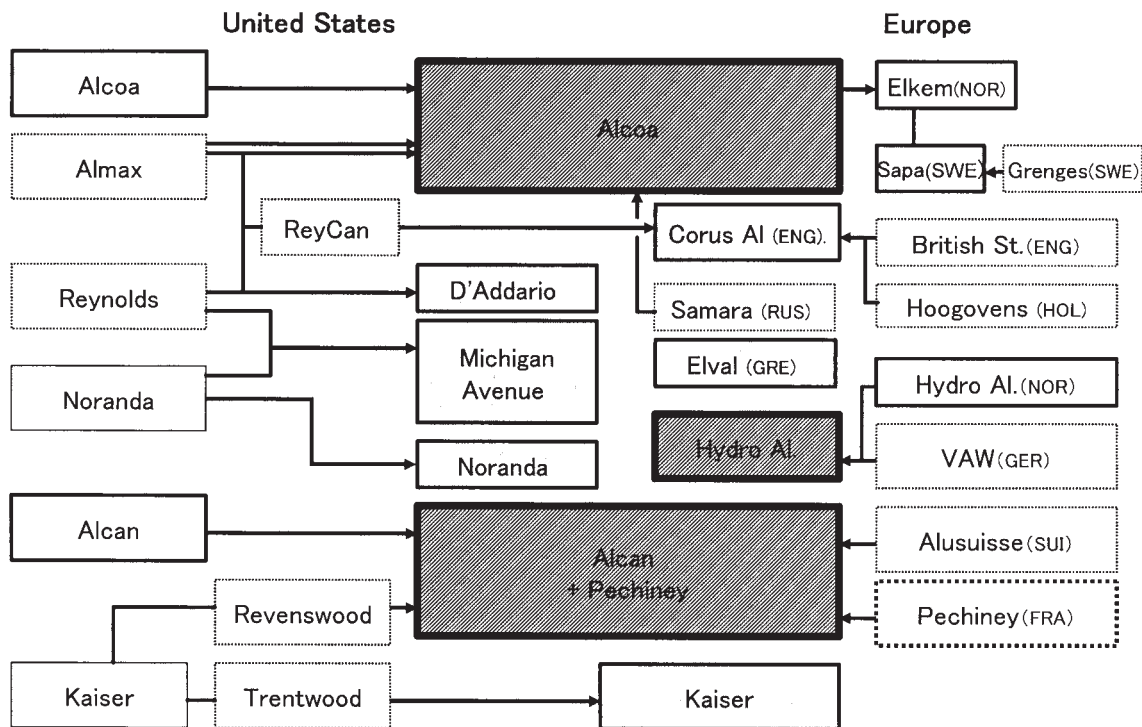


Fig. 22 Alliance of world aluminum flat rolled products manufacturers in US and EU.

鋳造機（110基）で熱延板を製造している状況です。高度な面質、性能や加工性が要求される缶、印刷板、電解コンデンサー箔などは日本等から輸入しています（2003年度の板輸入総量は30万トン）。アルミ板の消費量は近年著しい伸びを示しており、2002年度は177万トンを記録し、日本を追い越し世界第二となりました。また、板の生産量も2002年には我国を追い越し150万トンを記録しました。このような旺盛な需要に応えるべく圧延設備の近代化も急ピッチで進んでおり、タンデム式熱間圧延機よりなる新規プロジェクトが5ヶ所で進行しています（Fig. 24）。すなわち、西南アルミ（四川省重慶市）、南山アルミ（山東省龍口市）、河南ミンタイアルミ（河南省鞏義市）、南海亜州アルミ（広東省海口市）、渤海アルミ（河北省秦皇島市）です。生産能力は現在の我国の総量を上回る200万トン程度と推定され、現有設備の能力と合わせると400万トンとなります。完成予定の2005年以降は世界的にみても需給のアンバランスが懸念され、我国にとっては大変な脅威となります。ただし、アルミ板圧延の経験のある会社はプロジェクト中2社に過ぎず、しかもタンデム式熱間圧延機の操業経験のあるのは西南アルミのみですので世界に通用する板が市場に出るには少し時間がかかるでしょう。押出材についてはメーカーが1000社以上、押出機は2500基もあるといわれ、旺盛な建設・建築需要を受けて2003年度の生産量は

230万トンと我国の2倍量に達しています。

4.3 我国のアルミ圧延事業の特徴

我国のアルミ圧延メーカーの強みは、他の素材同様徹底したユーザ志向にあります。ユーザと一体になって製品の設計段階から参画し、部品として最良の性能が確保されるように材料の作りこみを繰り返し行ないます。先に紹介しました自動車熱交部材の軽量化の達成は典型的な事例ですが、各需要分野において同様な共同開発体制がとられています。また、板の生産能力、品質は、長年にわたって培った高度な圧延技術、設備保全・保守技術に支えられ高品質で多品種の注文に応えられます。しかし、我国のアルミ圧延業界の長年にわたる低収益体質のため設備の更新が全般的に遅れている点—大半の設備は20年から30年を経過した償却済みですのでコスト競争力はあるのですが—が気懸りです。自動車向け板生産のための新規設備への投資が必要になった場合、これに対応できるか否かも懸念材料の一つです。また、地金は現在の商習慣では缶、印刷板等の大手ユーザからの支給によっていますが、自動車メーカー相手の場合にはどうか、地金のリスクは誰が負うのかといった問題もあります。こういった環境の中で自動車メーカーのグローバル化（グローバルな材料調達）にどう対応できるか、技術の優位性をどこまで維持できるのか、メーカーのR/Dの拠点はどうか、ユーザはどの国の誰とパートナーを組

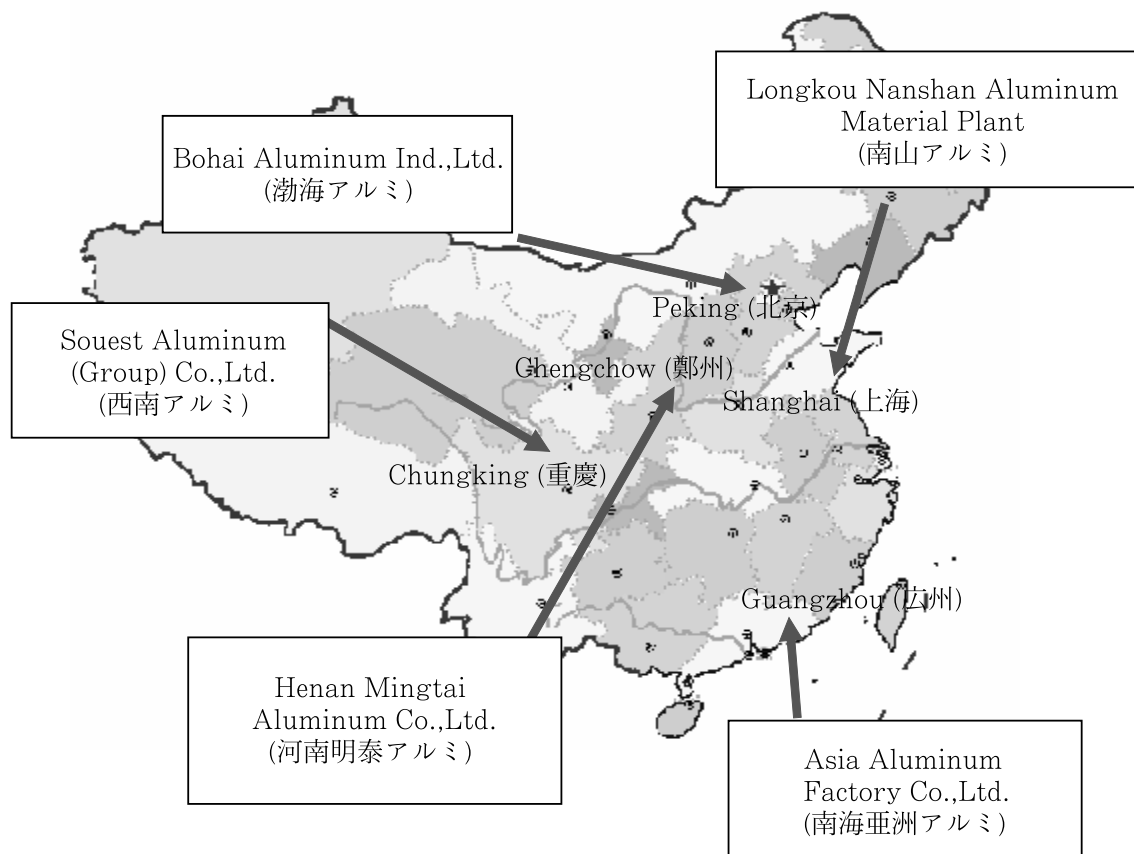


Fig. 24 New projects of aluminum rolling mills in China (plate and sheet).

むのか等、材料メーカーだけではなんともならない問題が沢山あります。現在、すでに欧米に進出し現地生産を行っている自動車熱交換器メーカーへの材料供給は、状況に応じて次のような対応がとられています。すなわち、現地への工場建設（投資額はさほど大きくない場合）、国内あるいは既存の東南アジアプラントからの輸出、現地のアルミメーカーとの技術提携（トランスプラント）、などです。

5. おわりに：産学連携への期待

日本の素材産業がグローバルな競争条理の中で勝ち残るためには、大学や各種の研究機関等との産学連携が益々重要になってきます。私が期待する産学連携の形を申し上げ本日の講演のまとめにさせていただきます。一般にイメージされています産学連携は、学の基礎研究から生まれたシーズを産にて企業化していく“オンリーワン”を目指した、いわゆる“大学発のベンチャー”です。ハイリスク・ハイリターンはこの形の連携には“市場の創成”という大きな壁が横たわっており、実用化して収益を上げ雇用を創生するといった実利にまではなかなか到達できません。ましてや、アルミニウム圧延業のような成熟した、規模も大きな素材産業においては、シーズから始まるこのような形の産学連携では我々が期待する大

きな効果を産業界にもたらすのは難しく、かつ、大学ではアルミをテーマにした先進的、野心的な材料開発研究はすでに行なわれておりません。ではどういう形で学の力を産に提供していただけるか、どのような産学連携が現実的であり、期待しているのか、ローリスク・ハイリターンの連携とはどんなものなのかを考えてみました。

4項で申し上げましたように日本の素材産業の強みは、いろいろな需要の場で我々素材メーカーとユーザが直接結びつき情報を共有化しながら高性能で低価格な商品を開発していることです。この輪の中に学も参加していただくことです。Fig. 25 に産学連携のイメージ図を示します。自動車会社等のユーザから素材メーカーに寄せられたニーズをメーカー側で十分咀嚼した上で大学・研究機関側に提供し、現象の本質的な解明、解析・評価やシミュレーションといった基礎研究をお願いし、その成果をより高度な材料の創生に生かし、製品としてユーザに戻す、といった一連のサイクルを繰り返すやり方です。いわば、オール日本として、ユーザ、素材メーカー、大学・研究機関の三者が一体となってニーズを共有化しながら役割を分担し、目的のはっきりした、無駄のない研究開発を行なうことです。Fig. 26 は、現在、NEDO/JRCM がスポンサーになって進めているプロジェクト“自動車ボディシート用 6000 系合金の高性能化”の例です。大学側での基礎研究により本合金系の時効初期の原子の挙動が明

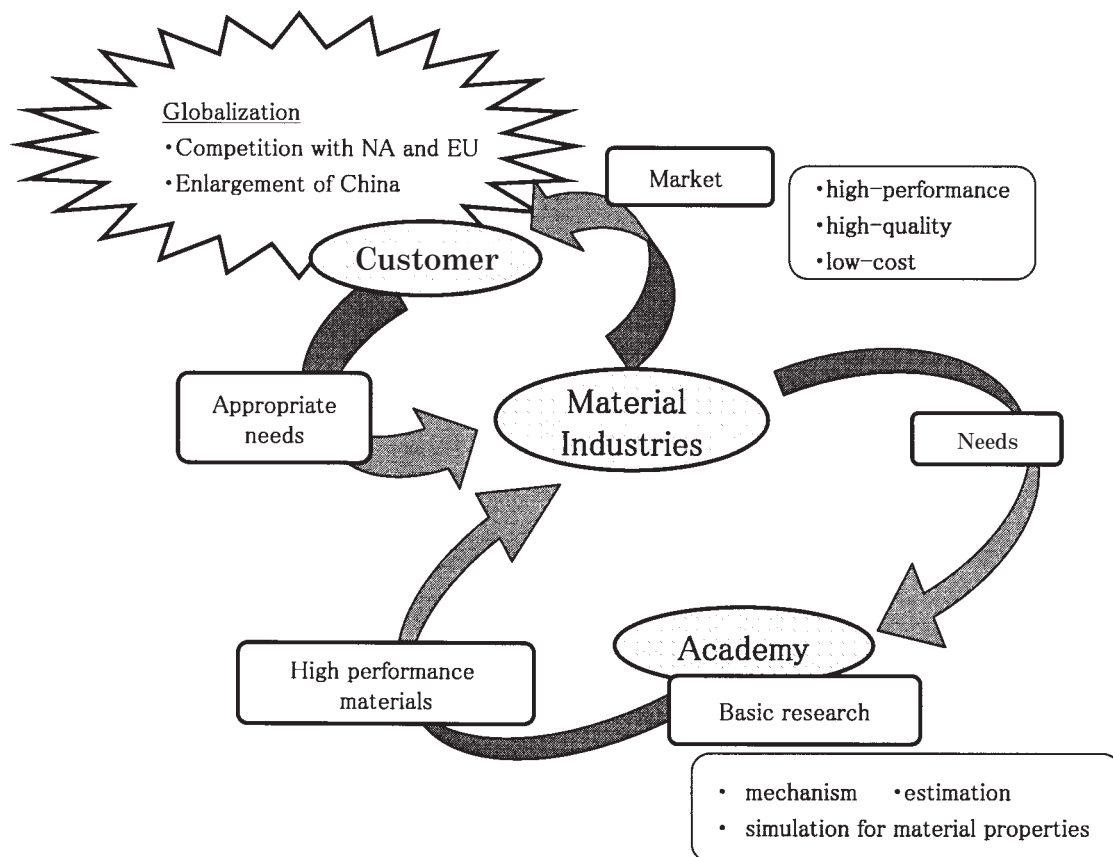


Fig. 25 Collaboration scheme among customer, material industries, academy for material development.

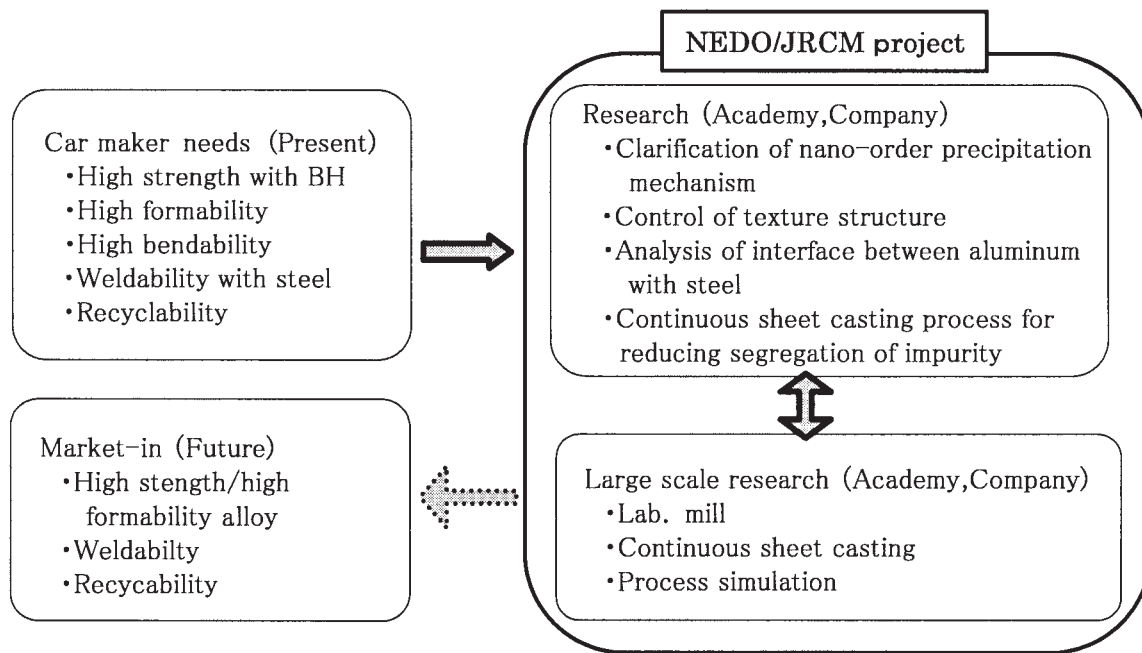


Fig. 26 Scheme of development of high-performance 6000 alloy sheet for automotive body panel conducted NEDO project.

らかになり、ナノオーダーレベルでの硬化機構が解明されつつあります。これにより本合金特有の複雑な熱処理工程 (Fig. 18 および 19) のブラックボックスが解明され、高性能、高品質な製品の安定供給が期待できます。また、産側での新圧延プロセスの研究において、温間圧延により通常では考えられない高い r 値のアルミ合金板ができました。しかし、この板は異方性が大きくすぐに実用化というわけにはいきません。現在、圧延集合組織の点から基礎的解明を学側をお願いしているところです。この異方性が解決できれば画期的なアルミ合金板が出現することになり、鋼板に対し大幅に劣っていたアルミ板のプレス成形性を高めることが出来ます。また、アルミ材を使用する際、問題となる鉄との接合に関し、FSW による接合界面はアモルファス状であるとの新しい知見を高分解電子顕微鏡観察から得ました。このような基礎的な観察、解析を積み上げることから実機に適用できる日本固有の異材料との接合技術が生まれることが期待できます。

以上、現在行なっている産学連携の成果の一例をご紹介いたしました。これを実機レベルで実現して高性能なアルミ板を量産し収益に結びつけるのが我々産業界の課題です。産学連携による実質的な成果が次々にあがってくるようになれば、ユーザの素材メーカーに対する信頼性はさらに高まり、R/Dの拠点は無論のこと生産拠点の海外移転、海外製品の流入も避けることができ、日本の製造業は将来にわたって確固たるものになると考えます。御静聴ありがとうございました。

(謝辞) 本稿を執筆するに当たり下記の諸氏のご協力・ご助言を賜ったことを明記し感謝いたします。
吉田英雄, 渋谷和久, 渡辺吉章, 池田 洋,
平野清一, 正路美房, 宇都秀之, 熊谷正樹

薄肉で複雑形状が押出可能な高強度 Al-Cu-Mg-Si 合金 2013*

佐野 秀男** 松田 眞一***
吉田 英雄****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 168-173

Development of High Strength Al-Mg-Si-Cu Alloy 2013 for Thin Hollow Shape Extrusion

Hideo Sano, Shinichi Matsuda and Hideo Yoshida

Aluminum alloy 2024 has high static strength and fatigue strength, so it has been applied to the primary structures of aircrafts, however, it has disadvantages of corrosion resistance and formability. Alcoa developed 6013 as the alternative alloy to 2024, but 6013-T6511 has 20% lower strength than 2024-T3511. New alloy 2013, which has been developed to be alternated to 6013, can be extruded to thin complex shape. 2013-T6511 extrusion has higher strength and much higher corrosion-resistance than 2024-T3511. Therefore, 2013 can reduce the assembly cost by means of integrated structure and it can reduce maintenance cost by re-coating postponement. From this perspective, 2013-T6511 extrusion can be the only alternative alloy to 2024-T3511. For the application of new alloy to aircraft, alloy and temper "2013-T6511" has been designated by The Aluminum Association in 2003 and its specification has been published as AMS4326 by AMS of SAE. And the registration to Metallic Material Properties Development and Standardization (old MIL specification) is in progress.

1. はじめに

アルミニウム合金 2024 は、高強度で疲労強度が優れるため、半世紀の間航空機の一次構造体用材料として用いられているが、耐食性や成形性の点で問題がある。一方、6000 系合金は、その耐食性や成形性が良好であり、主に航空機の二次構造体として用いられている。但し、これらは 2024 よりも強度が低く、アルコア社が 1983 年に開発した改良合金 6013 でも、6013-T6 材の引張強さは 2024-T3 材の引張強さより 2 割低かった。

そこでさらに 6013 を改良し、2024-T3 レベル以上のアルミニウム合金を開発した。新合金は、6000 系合金の特徴を生かし、耐食性が 2024 より格段に優れ、薄肉

で複雑形状が押出可能である。ここでは、新合金押出材の特徴を紹介する。なお、新合金は 2003 年 8 月 7 日 The Aluminum Association にて 2013 と登録されたので、以後 2013 と称する。

2. 2013 の開発経緯

本研究開発は、社団法人日本航空宇宙工業会殿の委託研究により、川崎重工業株式会社殿と共同で実施したものであり、1993~1994 年度に圧延薄板材を開発し、2024 と同等の強度と良好な耐食性を有し、かつ T4 で板成形の可能性を確認した^{1,2)}。さらに 1995~1996 年度には良好な成形性を活用した押出材を開発した^{3,4)}。Fig. 1 に開発のコンセプトを示す。Table 1 に 2013 の化学成分を他合金とともに示す。2013 では 6013 よりも強度を向上させるため Cu を増量した。Mg₂Si を形成する比率は Mg 1% に対し Si 0.58% であり、Mg₂Si は 1.58% と

* 軽金属, 53(2003), 513 に主要部分を掲載。

** 第二部

*** 第一部

**** 第一部, 工学博士

なる。2013 の Mg および Si の中間値から Mg₂Si は 1.58% となり、これよりも Cu が 1.75% と多いため 2000 系合金として登録されたが、開発の原点は 6013 の高強度化である。また、押出性を向上させるため再結晶組織とし、その結晶粒を微細化するため Mn の代わりに Cr を添加している。なお、Cr 化合物は Mn 化合物よりも耐食性が優れる。

3. 2013 押出材の特徴

3.1 2013 の良好な押出性

2013 は押出性が良好なため、2024 では工業的に不可能なポートホールダイスを用いたホロー形状押出が可能である。Fig. 2 にラボ試験にて求めたホローパイプの押出限界線図を示す。2024 や 7075 では押出可能な温度・速度の範囲が殆ど無いが、2013 ではその範囲は十分広い。

2013 押出材の開発では、Fig. 3 に示すように、この特徴を活用した部品設計を試みた。航空機には部品のファスナー締結が多用されているが、一体化すれば大幅に組立費が低減できる。部品としてプレッシャーデッキビームおよび操縦席の窓枠を選定した。ビームは 2024 や 7075 の押出 T 形および 2024 の圧延板 3 部品を締結する組立構造体であるが、2013 では一体化した形状への押出が可能となる。従って、ファスナーによる締結箇所が大幅に削減され、組立費の低減が期待できる。ビームのコスト低減額は約 30% と見積もられた。また、ビームは劣悪な腐食環境で使用されるので、2013 の良好な耐食性により腐食寿命の延長が可能となる。窓枠は 2024 押出 L 形・Y 形および 7075 圧延板の 6 部品を締結する組立構造体であるが、2013 のホロー形材を窓枠に適用

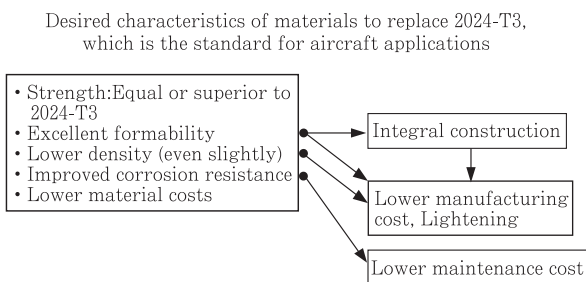


Fig. 1 Development concept of alternative alloy to 2024-T3.

すると、1 部品にでき組立が不要となりコスト低減効果はビームよりもさらに大きい。ホロー形材は、中実のピレットをポートホールダイスによって押出した。このダイスではピレットをポートで分流し、さらにチャンバーで接合する。この接合の健全性が重要となる。2013 の比重は 2.73 であり 2024 の 2.764 より小さい。また、構造一体化により部品締結部の肉厚を部品肉厚と同じにする薄肉化の可能性がある。これらの構造一体化により軽量化が図れる。Fig. 4 に一体化押出材の外観を示す。割れ等の無い良好な押出材が得られた。

3.2 2013 押出材の強度

Table 2 に、n=30 のデータを統計処理し S 値を求めた 2013-T6511 押出材の強度を示す。引張試験は ASTM B557 に従い、圧縮試験は ASTM E9 に従い実施した。せん断試験は ASTM B831 に従い Fig. 5 に示す試験片を用いて実施した。ベアリング試験は ASTM E238 に従い Fig. 6 に示す試験片を用いて実施した。設計に使用する最低値として S 値を計算するには、3heats(casting) から最低 30 個の試験結果が必要とされ、次式により求められる。ここで、 k_{99} は、n=30 の場合 3.064 となる。

$$S_{est} = X - k_{99} \cdot S$$

S_{est} : 概数にする前の S 値,

X : 平均値,

S : 標準偏差,

k_{99} : 0.99 の正規分布と 0.95 の信頼係数に相当する

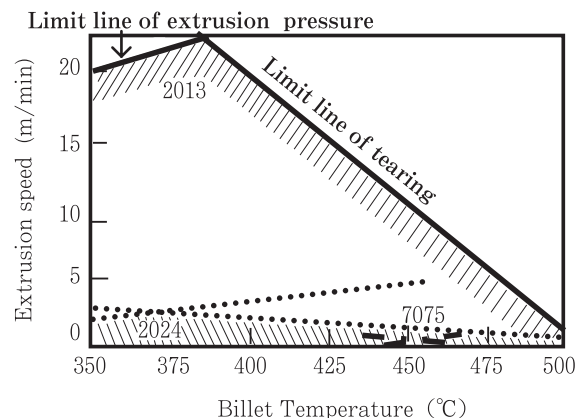


Fig. 2 Extrusion diagram of hollow pipes in experiments.

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

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
2013	0.6–1.0	0.4	1.5–2.0	0.25	0.8–1.2	0.04–0.35	0.25	Bal
6013	0.6–1.0	0.5	0.6–1.1	0.20–0.8	0.8–1.2	0.1	0.25	Bal
6061	0.40–0.8	0.7	0.15–0.40	0.15	0.8–1.2	0.04–0.35	0.25	Bal
2024	0.5	0.4	3.8–4.9	0.30–0.9	1.2–1.8	0.01	0.25	Bal

*1) Single figure shows the maximum of each additional element.

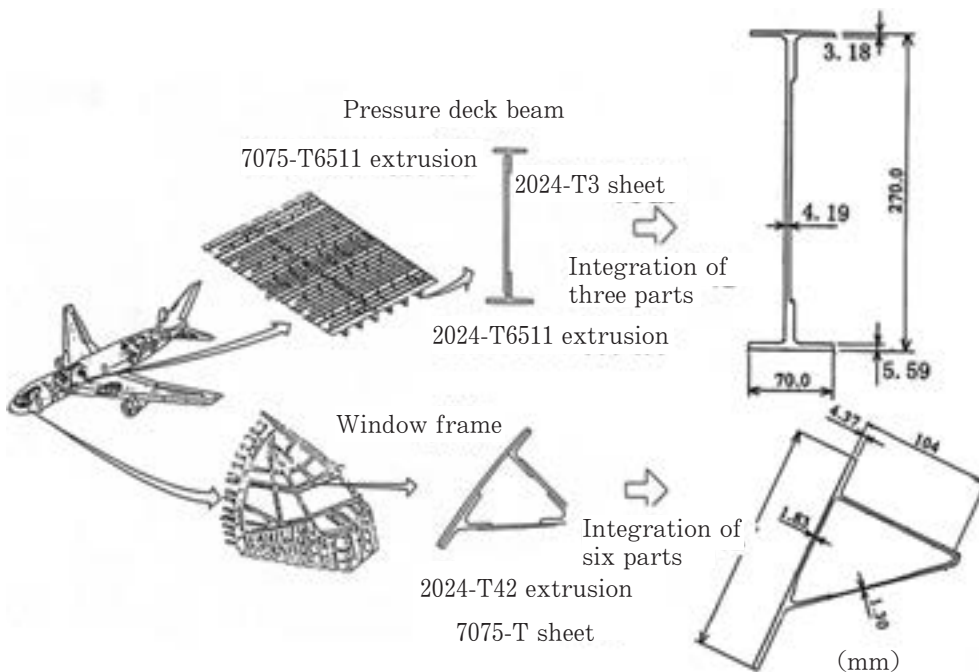
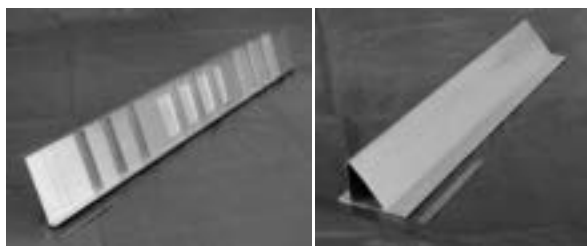


Fig. 3 Parts design of 2013-T6511 extrusions.

Table 2 Static strengthes of 2013-T6511 extrusion.

			Fcy	Fsu		
	Fty	Ftu			Fbry	Fbru
Average (MPa)	386	411	389	293	711	950
S-basis minimum (MPa)	372	400	372	283	641	896
A-basis minimum of 2024-T3511 (MPa)	290	393	234	200	490	745
Average (ksi)	56	59.6	56.4	42.5	103.1	137.8
S-basis minimum (ksi)	54	58	54	41	93	130
A-basis minimum of 2024-T3511 (ksi)	42	57	34	29	71	108



Pressure deck beam Window frame

Fig. 4 Integrated 2013 extrusions.

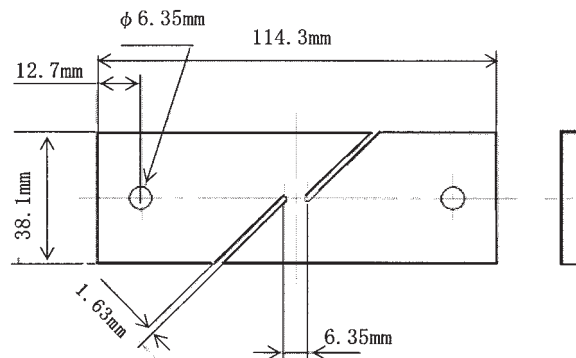


Fig. 5 Specimen for shear test.

公差限界係数

一方、A 値では、10 heats からの 100 個の試験結果が統計処理され、その分布が Pearson あるいは Weibull 分布に乗らなければならない。乗らなければ 299 個の試験結果が必要になる。2013 の引張強度、圧縮強度、ベアリング強度、せん断強度いずれも、2024-

T3511 押出材の規格値の A 値よりも高く、耐力は大幅に高かった。

ポートホール押出材の品質としては接合部の健全性が重要である。Fig. 7 に、2013-T6511 ホロー押出材の引張性質を示す。接合部の引張性質はソリッド部の値と同

等であり、接合部でメタルが強固に結合したと考えられた。Fig. 8 に 2013 窓枠押出材のマイクロ組織を示す。接合線の検出が困難であり、接合が良好であったことを証明している。

Fig. 9 に、試作したビームの 4 点曲げの構造試験結果を示す。組立構造体及び一体化構造体いずれにも、圧縮側フランジ部にてクリッピング破壊が発生し、その荷重はそれぞれ 102.8kN, 113.2kN であった。一体化構造

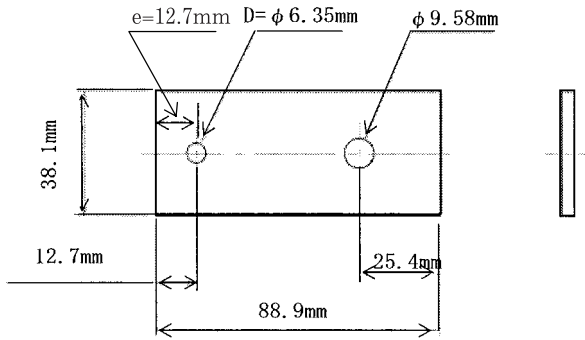


Fig. 6 Specimen for bearing test.

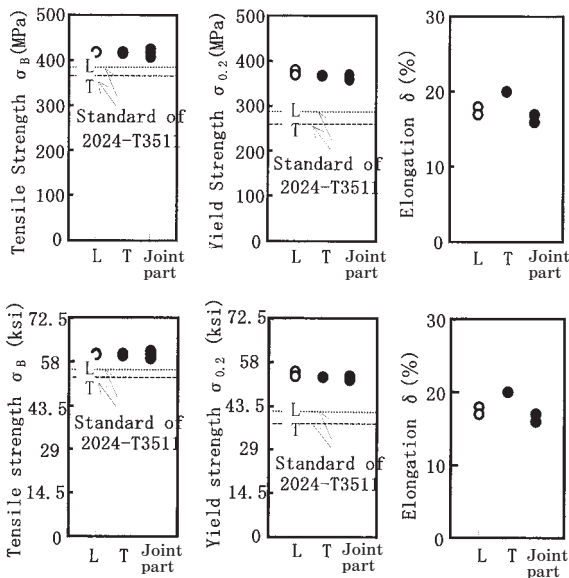


Fig. 7 Tensile properties of 2013-T6511 hollow extrusion.

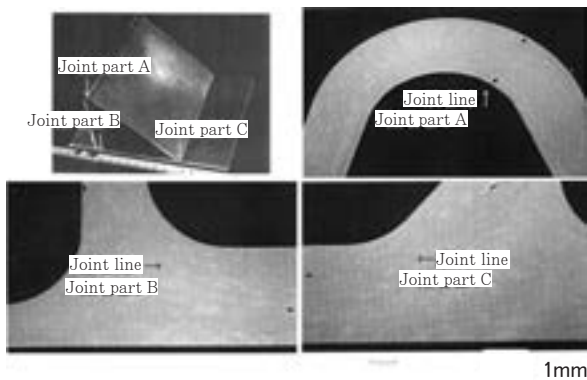


Fig. 8 Microstructures of 2013 extrusion for window frame.

体は組立構造体と同等の強度を示し、構造体として問題無いと評価された。

3.3 2013 押出材の耐食性

Fig. 10 に各押出材の剥離腐食試験結果を示す。2013-T6511 の表面にて 168h 後に全面ピットが観察され、336h 後に軽微な剥離 (ASTM G34 の EA : Superficial Exfoliation) が観察された。一方、2024-T3511 の表面には 336h 後に激しい剥離 (ASTM G34 の ED : Very Severe Exfoliation) が観察された。また、粒界腐食試験、塩水噴霧試験においても、2013-T6511 押出材は 2024-T3511 押出材よりも格段に優れるなど、2013-T6511 押出材の耐食性は 2024-T3511 押出材の耐食性よりも大幅に優れることが確認された。

4. AA 及び AMS の規格登録

新合金が航空機用材料として採用されるには、米国での規格登録が必要である。AA にて 2013 の合金登録後、さらに T6511 の熱処理登録を完了した。航空機の二次構造体 (内装品) への採用には、米国 Society of Automotive Engineering 内 Aerospace Material Specification (AMS) への登録が必要である。Table 3 および

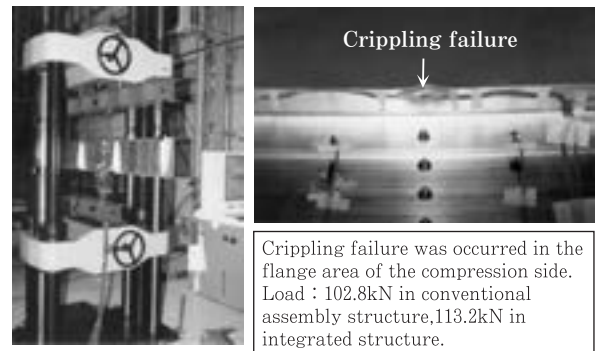


Fig. 9 4 point bending test result of beam.

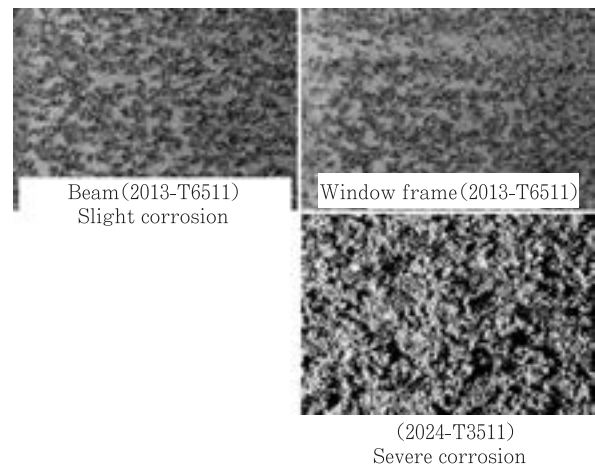


Fig. 10 Exfoliation test results of aluminum alloy extrusion (after 336h exposure).

Table 3 Longitudinal tensile properties of 2013-T6511 extrusion, <0.200 inches.

Count	UTS				TYS				Elong. %
	100				100				
Units	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	
Average	415.9	60.32	390.49	56.63					11.12
Std.Dev.	6.79		7.79						0.76
Skewness	0.52		0.32						-0.07
Minimum	404	58.59	374	54.24					9.6
	T99	T90	T99	T90	T99	T90	T99	T90	T99
Weibull	401.43	406.44	58.22	58.95	366.76* ¹	378.19* ¹	53.19* ¹	54.85* ¹	9.47
Pearson	399.83* ¹	406.32* ¹	57.99	58.93	370.35	378.99	53.71	54.97	8.6
Rounded			58	59			53	55	9

*1) Best fit to data

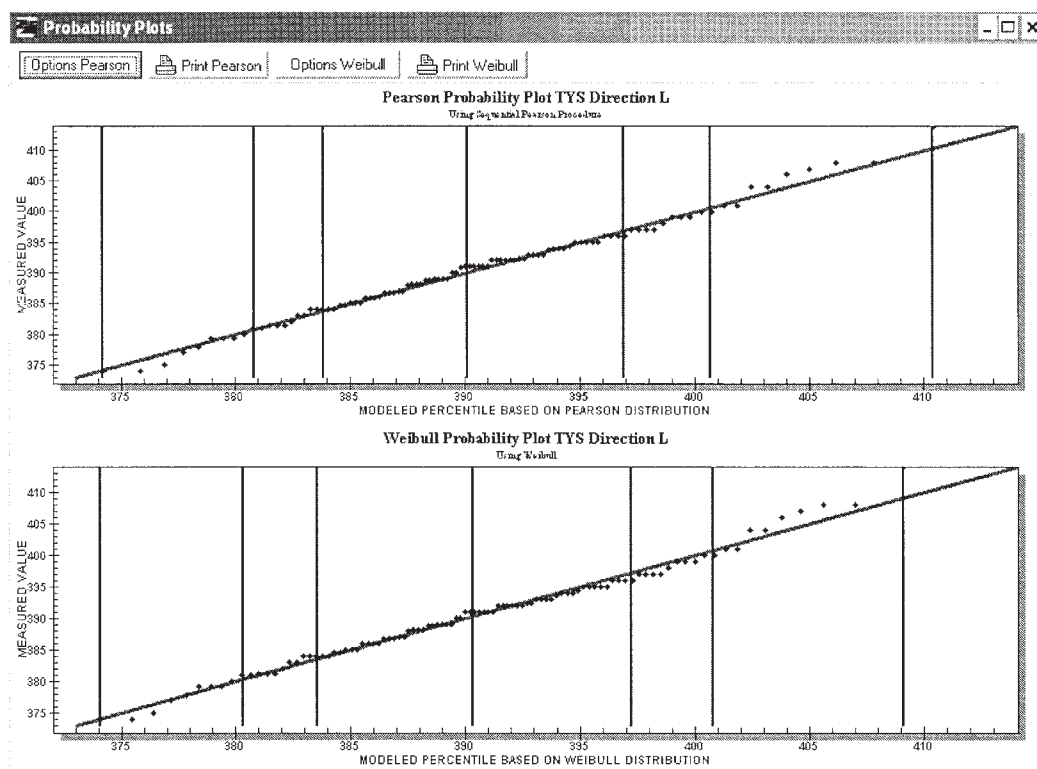


Fig. 11 Probability plots for TYS analyzed by Battelle Memorial Institute.

Fig. 11 に、Batelle 研究所にて統計処理された静的強度のデータを示す。この結果から得られた肉厚 5mm までの 2013-T6511 押出材の規格値は引張強さが 400MPa (58ksi)、耐力が 365MPa (53ksi)、伸びが 8% である。規格登録の提案書は 2004 年 3 月 30 日に承認され、AMS4326 の番号が付いた。同年 11 月 11 日に規格が印刷発行された。

さらに、航空機の一次構造体まで広範囲に適用するためには、Military-Handbook (今後 Metallic Material

Properties Development and Standardization に変更される) への登録が必要であり、現在登録作業中である。

5. おわりに

2013 では、薄肉のホロー形材が押出でき、その T6511 材の強度は 2024-T3511 よりも優れ、その耐食性は格段に優れる。これらの良好な特性により、航空機部品では、組立費の削減、メンテナンス費の低減が可能で

ある。また、軽量化も図れる。現在、航空機部品にもコスト低減が求められており、2013 押出材は半世紀間使用されてきた 2024 の代替材料として期待できる。航空機用材料として採用されるには SAE の Aerospace Material Specification での登録が必須であるが、既に印刷発行された。さらに広範囲に採用されるには、Metallic Material Properties Development and Standardization への登録が必要であり、現在その作業中である。

また、2013 押出材は、その良好な押出性に加えて、プレス焼入れが可能であり、熱処理費用を大幅に削減できる。そのため、航空機部品以外にも、機械部品や輸送機器部品として、2000 系合金の耐食性向上あるいは

6000 系合金の高強度化に寄与できると考える。

2013 押出材の特性を紹介するに当たり、共同研究並びに掲載の許可を頂いた社団法人日本航空宇宙工業会殿、川崎重工業株式会社殿に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 日本航空宇宙工業会；航空機部品・素材産業振興に関する調査研究報告書, No.806, (1994)
- 2) 同上, No.903, (1995)
- 3) 同上, No.1004, (1996)
- 4) 同上, No.1102, (1997)

アルミニウム合金製「ドームトラス」

村上正至* 久田貞夫**
戸田和憲*** 桧山裕二郎****

Sumitomo Light Metal Technical Reports, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 174-178

“Dome-Truss” made by Aluminum Alloys

Tadashi Murakami, Sadao Hisada,
Kazunori Toda and Yujiro Hiyama

1. はじめに

「ドームトラス」は、1991年に住友軽金属工業(株)が米国 STARNET 社から技術導入した3種類のアルミニウム合金製システムトラス(ボルトトラス・グリッドトラス・ドームトラス)のうちのひとつである(Fig. 1)。「ボルトトラス」は複層または単層立体トラスに、「グリッドトラス」は複層立体トラスに、「ドームトラス」は単層立体トラスに、それぞれ適用される。

これまでは構造モデルの自由度が大きく、また、意匠性の良い「ボルトトラス」が先行して採用され、JR金沢駅東口広場大屋根など多くの実績をあげてきた。「グリッドトラス」は形状が複層平板立体トラスに限定されるが価格の優位性から数件の実績が出来つつある。しかし「ドームトラス」はこれまで国内において製品化される機会がなかった。

上水用のタンク、農水用のファームポンドなど塔槽類の屋根には、従来、鉄筋コンクリート造(RC造)のドーム構造が用いられてきた。しかし、近年、軽量かつ高剛性に耐食性やリサイクル性に優れた「アルミニウム合金製屋根工法」が、在来工法の「RCドーム屋根」の代替として関心を集めている。とくに、コスト競争力のあるアルミニウム合金製単層ラチスドーム構造の「ドームトラス」がにわかに注目されることとなり、2004年、国内向けに仕様を変更した新製品が日光市安良沢で国内第1号として建造され、今後も引き続き数件の採用が決定されている。

塔槽類屋根分野への「アルミニウム合金製屋根工法」

* 住軽エンジニアリング(株) 業務管理部課長
** 住軽エンジニアリング(株) 製造部長
*** (株)住軽日軽エンジニアリング 取締役
**** (株)住軽日軽エンジニアリング 工学博士

の開発・普及は2000年頃より三井住友建設(株)(旧三井建設)と(株)住軽日軽エンジニアリング(当初は日本軽金属(株)が対応)が共同開発として進めてきた。その後2002年8月に三井住友建設(株)の呼び掛けで「アルミニウム合金製屋根工法協会」(2004年10月時点で、正会員は大手ゼネコンほか16社、賛助会員は(株)住軽日軽エンジニアリングほか5社)が設立され、「アルミニウム合金製屋根工法」の本分野を中心として、用途開発と拡販が着実に進められている。

「アルミニウム合金製屋根工法」は、ドームを構成するラチス構造材にH型押出形材を用いるタイプと管材(チューブ)を用いるタイプがあり、これに屋根面材としてアルミニウム合金製のパネルを貼り付ける構造となっている。「ドームトラス」は前者のH型押出形材を用いるタイプであり、本分野で先行している輸入品の「ウルトラドーム」と同様な構造形式である。国産品である「ドームトラス」は、設計変更に対する柔軟な対応、短納期への対応などの利点があり、また、三井住友建設(株)の指導を受けて(株)住軽日軽エンジニアリングと住軽エンジニアリング(株)が共同で開発した「ドームトラスの雨仕舞いシステム」(特許出願中)が国内の気象に適合した仕様として高く評価されるなど、施主、工事設計者からも好評を得ている。さらに、「ドームトラス」には製造サイドからのコストダウンの可能性もあるので、今後大いに採用の増えることが期待される。

ここでは、住軽エンジニアリング(株)(郡山工場)が製作している「ドームトラス」について、その概略仕様を紹介する。なお、アルミニウム合金製システムトラスは、2000年8月に住友軽金属工業(株)から商権の全面移管を受けた(株)住軽日軽エンジニアリングが設計・販売をしている。

2. 「ドームトラス」の構造と特徴

2.1 「ドームトラス」の構造

「ドームトラス」は、Fig. 2 に示すように、三角形の多面体にて構成された単層ラチスドーム（単層ラチスシェル構造）に使用される。「ドームトラス」を構成する主要部材をTable 1 に示す。ドーム径(D)と高さ(H)によってトラスのラチス割が決まり、必要強度に応じたH型押出形材（ストラット）の形状が選定される。トラス接合部では、ラチス構造材のストラットを浅い円錐台状に絞り加工した添接円板（ハブ）で両側からはさみ、高力ボルトまたはステンレスボルトで接合する。これは簡易であるとともに合理的な構造である。

屋根の面材は板厚1.5mmのA3004合金板である。ラチス構造に合わせて三角形パネルに加工された面材は、ストラットに取り付けられた溝付き形材（ガッター）にはめ込まれ、押縁形材（ジョイナー）によって固定される。(Fig. 3)

支承部（ドーム支持部）には、温度変化によるアルミニウム形材の伸縮を吸収するために、テフロンシートを

利用したスライド可能な支承構造を採用している。(Fig. 4)

2.2 「ドームトラス」の特徴

(1) 耐久性に優れる

アルミニウム合金製のドーム屋根は、RCドームの屋根（RC屋根）に比べて約1.5~2倍の耐久性があり、メンテナンスが容易である。このため、トータルライフサイクルコストが低減される。

(2) 軽量である

ボルトやビス類を除けば、構成する部材はすべてアルミニウム合金であるため、非常に軽量である。円筒形タンクの場合、RC屋根に比べておよそ1/25の質量となる（約15kg/m²）。このため、基礎コンクリートへの負荷が軽減できる。また、軽量であるため、全ての組立を地上で行い、クレーンやウインチを用いて容易に上空架設工事ができる。さらに、ユニット構造であるため取り外しや部分補修も可能である。

(3) 組み立てやすい

工場にて部材を製作し、工事現場ではボルトやビス接合で組み立てる構造なので、熟練工の必要がなく、一般



Fig. 1 Various types of System-Truss.

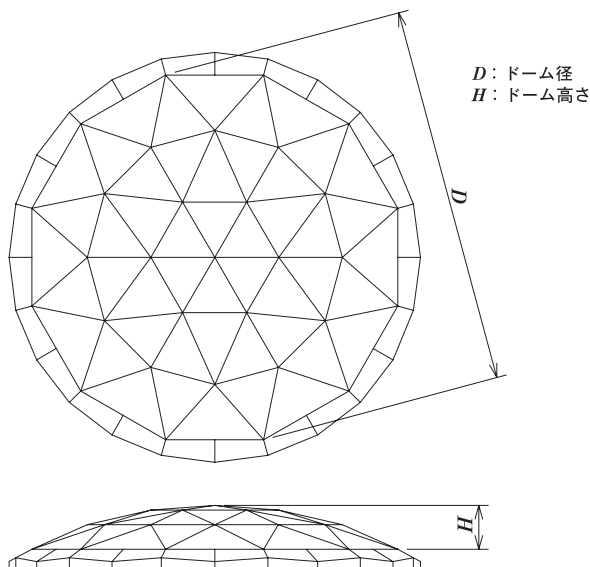


Fig. 2 Configuration of a Dome-Truss.

Table 1 Materials for a typical aluminum Dome-Truss.

Parts	Size (mm)	Material
Strut 1	H-150×110×4/5	A6N61SS-T6
Strut 2	H-150×110×6/8	A6N61SS-T6
Strut 3	H-150×110×14/18	A6N61SS-T6
Hub	PL 10	A5083P-O
Skin Plate	PL 1.5	A3004P-H32
Gutter	63×71×2	A6063S-T5
Joiner	20×60×2	A6063S-T5
Cover Plate	PL 1.5	A3004P-H32
Bolts	M16・M20	SUS (Surface Treated)
Anchor Bolts	M20	SUS (Surface Treated)

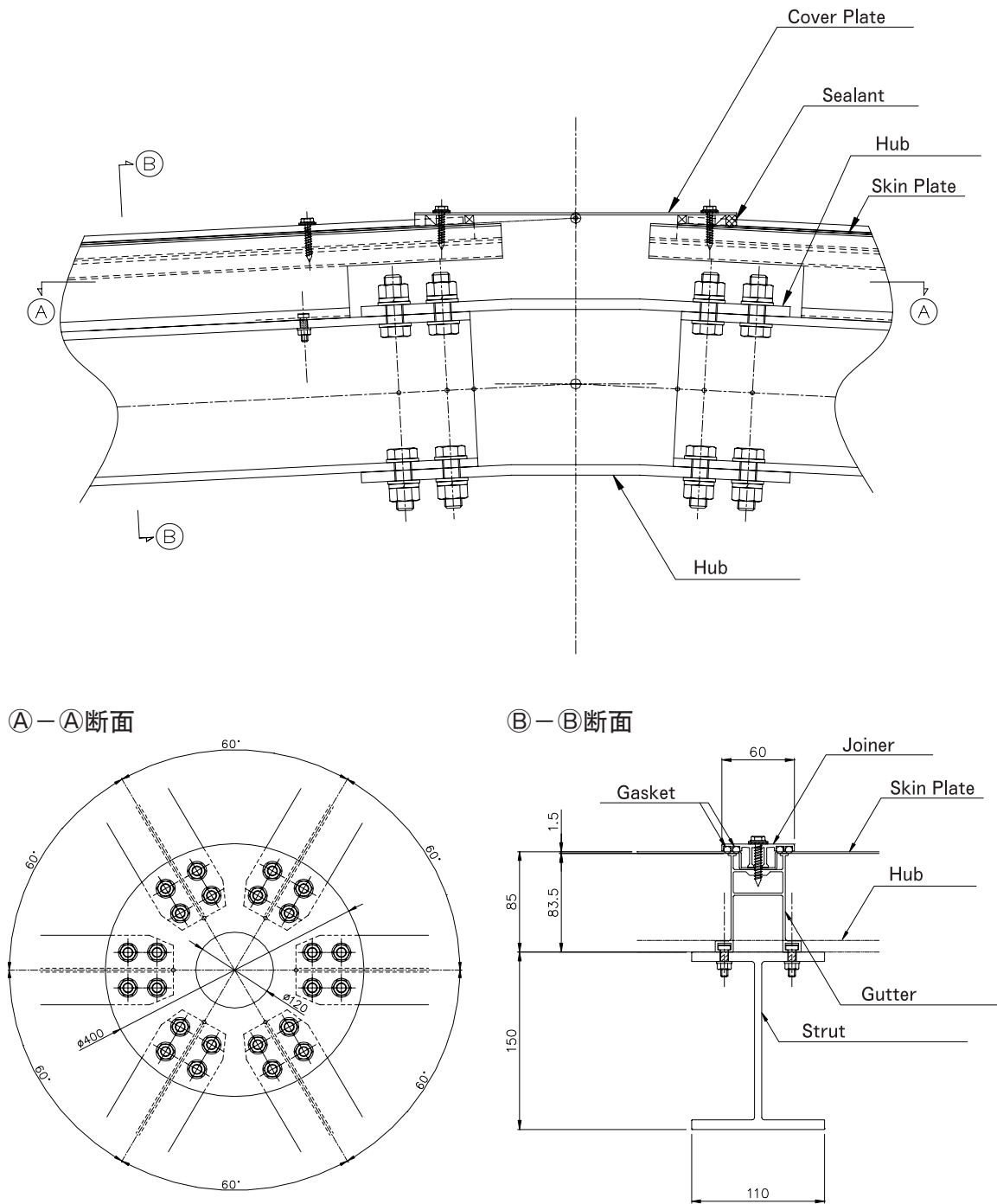


Fig. 3 Structure of the water proof connecting part of Dome-Truss.

の作業でもスパナやドライバーを用いて容易に組み立てることができる。

(4) 工期が短い

RC屋根は、コンクリート打設のためにタンク外部に仮設足場、内部に支保工が必要となるが、「ドームトラス」ではそれらは一切必要なく、短期間に組み立てができるので、トータル工期が短縮される。

(5) オールアルミニウム製である

使用するアルミニウム合金は、上水道に含まれる塩素

に対してステンレス鋼よりも耐食性が優れている。このため、基本的にはドーム屋根内側への防食塗装が不要である。また、アルミニウム合金は生物への毒性が無く安全で、かつ、リサイクル容易で環境にやさしい金属である。「ドームトラス」の塔槽類屋根分野への適用は、アルミニウム合金の持つ利点がすべて活かされたといってもよい事例である。

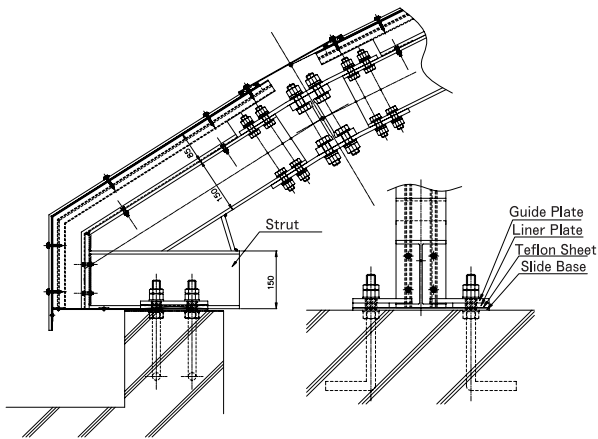


Fig. 4 Structure of the free slide supporting part of Dome-Truss.



Fig. 5 Appearance of the service water tank with aluminum Dome-Truss cover built in Nikko.

3. 上水道タンクへの施工例

【工事名称】

H15年度 日光上水道施設改修事業
安良沢浄水場配水池増設工事

【工事概要】

タンク本体：プレキャストコンクリート（PC）製
タンク内径：19.5m
有効水深：6.0m
有効容量：1,750m³
屋根形状：アルミニウム合金製「ドームトラス」
ドーム内径：16.5m
ドーム高さ：1.3m
ドーム面積：206.1m²
ドーム質量：約3t

本工事は、Fig. 5 に示すような円筒状のPC製タンクの上部をアルミニウム合金製「ドームトラス」で覆ったものである。Fig. 6 に見られるように、タンクの蓋すべてを地上にて組み立てた後、全体を一括してクレーンで吊り上げてPC製タンク上部に設置した。Fig. 7 はその上空架設工事の状況である。



Fig. 6 Assembling of the Dome-Truss cover on the ground level beside the tank.

4. 今後の展望

「ドームトラス」は、上水道施設タンク屋根に H15 年度 2 件、H16 年度 7 件（予定）採用決定されている。農業用タンクおよび工業用タンクなどにも適用可能であることから、今後その採用が増加していくことが予想され、コストダウンや納期短縮、品質の安定などへの要求がこれまで以上に高まるものと思われる。

「ドームトラス」の単位面積（m²）当たりの部材原価は、三角形のラチス割（グリッド）を大きくして部材数を減らせば低減される。例えば、ドーム径 35m（1000m²）以上の「大型ドームトラス」に対しては、グリッド長を 3m 以上にするのが適当であるが、現在はその大き



Fig. 7 Lifting up of the Dome-Truss cover over the tank.

さをカバーする面材の入手が困難である。製造を担当する住軽エンジニアリング(株)では、FSW 接合技術を活用して、トラック輸送の限界である幅 3.2m までの大型の薄板三角形パネルを製作する取り組みを進めている。

また、部材の製作設計では、3次元 CAD を有効活用して面材やストラットなどの製作図（加工図）を作成す

ると同時に、ドームのラチス骨組および面材の組立てをシミュレートすることによって、この段階で部材の数量と寸法形状などをチェックして、製作ミスや納期遅れを発生させない体制を確立している。

参 考 資 料

- 1) 大久保昌司, 松山裕次郎, 石川浩一郎, 藤本 功: アルミニウム合金製単層ラチスドームの接合部に関する実験的研究, 日本建築学会大会学術講演梗概集, (2004. 8, 北海道), 819-820.
- 2) 日本建築学会シェル空間構造運営委員会: **空間骨組構造—形成・性能・生産**, 日本建築学会, (1995. 12).
- 3) アルミニウム合金製屋根工法協会: **アルミニウム合金製ドーム屋根工法**, 同協会 (東京都中央区).
- 4) 杉崎健一, 河村 繁, 半谷裕彦: アルミニウム単層トラスの構造挙動に関する実験的研究, 日本建築学会構造系論文集, 第 480 号, (1996. 2), 113-122.
- 5) 松山裕二郎, 高島英幸, 飯島俊比古: アルミ合金ボールジョイントを用いた単層ラチスドームの載荷実験及び弾塑性解析, 日本建築学会構造系論文集, 第 518 号, (1999. 4), 34-44.
- 6) A. Lopez, : Recent Advances in Aluminum Clear Span Structural Systems, Proceedings of IASS International Symposium, (1997. 11, Singapore), 517-525.
- 7) Y. Hiyama, H. Takashima, T. Iijima and S. Kato : Buckling Behavior of Aluminum Ball Jointed Single Layered Reticular Domes, Space Structures, 15-2 (2000), 81-94.

会社概要(1)

社 名/住軽エンジニアリング株式会社
 社 長/吉田 務
 設 立/平成 3 年 9 月
 開 業/平成 4 年 10 月
 資本金/1 億円
 本 店/〒105-8601 東京都港区新橋 5-11-3
 (新橋住友ビル)
 工 場/〒963-0215 福島県郡山市待池台 1-22
 (郡山西部第二工業団地内)
 従業員/約 80 名
 ホームページ/http://www.sumikei-eng.co.jp

会社概要(2)

社 名/株式会社住軽日軽エンジニアリング
 社 長/弘永 真人
 設 立/平成 12 年 8 月
 資本金/4 億 8 千万円
 本 社/〒136-0071 東京都江東区亀戸 2-35-13
 (新永ビル)
 従業員/約 240 名
 ホームページ/http://www.sne.co.jp

本記事の内容に関するお問合せ先

住軽エンジニアリング(株) 業務管理部
 担当 村上
 TEL : 024-959-3802 FAX : 024-959-3233

「ドームトラス」の販売に関するお問合せ先

(株)住軽日軽エンジニアリング 建築営業部
 担当 尾北, 清水
 TEL : 03-5628-8500 FAX : 03-5628-8505

新製品・新技術

住友の銅管ヘッダー工法 - 水・湯・P -

Sumitomo Light Metal Copper Piping System, Vol. 45 No. 1 (2004), pp. 179-180

Cold & Hot water piping System - SUI・TOH・P -

Sumitomo Light Metal has developed innovative cold and hot water piping system of inner surface Tin-coated copper tube (high anti-cuprosolvency), which is named "SUI・TOH・P". It is individual feed pipe system whose each draw-off point is connected separately. The jointing of copper tube only has to insert into a one-touch push-fit fittings without the need for solder.

1. はじめに

従来、給水・給湯配管材として銅管が多く使われてきましたが、最近では施工性や経済性などの点から樹脂管が多く使われるようになりました。一方、欧米ではリサイクル性、衛生性や地球環境保護等を重視しており、現在でも銅管が配管材として多く使用されています。日本においても欧米と同様、銅管の長所を生かし、かつ施工性や経済性に優れた配管システムが求められていました。

そこで、当社ではこれら要望に応えた高品質な銅管ヘッダー工法による給水・給湯用配管システム『水・湯・P (スイトピー)』を開発し、商品化しました。

2. 特 長

(1) 配管施工は図1に示すようにワンタッチ継手とヘッダーの採用により、銅管を差し込むだけの簡単作業です。更に、接続に火も電気も使用しないため、火災等の心配もなく安心です。

(2) 管内面にスズ被覆処理を施した10Aプリゾール・チューブ採用しているため「青い水」が発生せず、手曲げ加工が簡単で、湯待ち時間を短縮し節水も図れます。

(3) ワンタッチ継手、ヘッダーおよび10Aプリゾール・チューブはいずれも(社)日本水道協会、第3者認証品を使用しています。

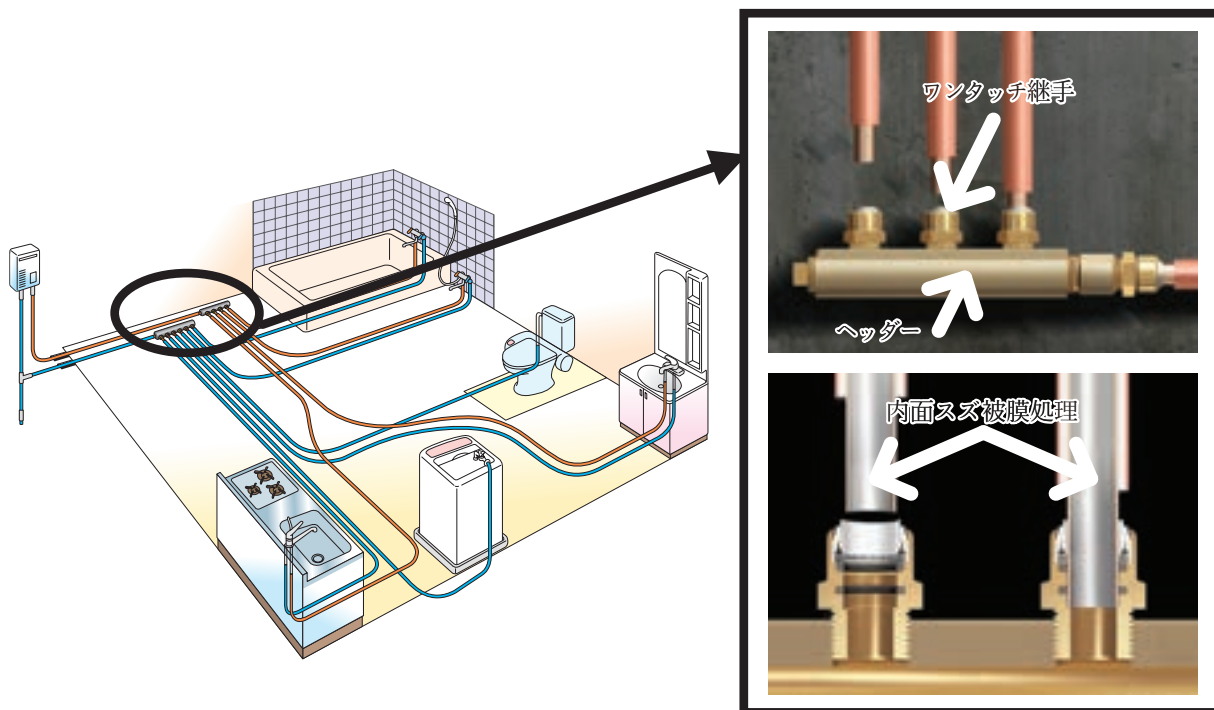


図1 配管施工概要図

(4) この銅管ヘッダー工法は(財)日本建材試験センターにおいて「優良住宅部品性能試験/配管システム(ベターリビング BLT PI:2000)」に準拠した各試験を実施し、十分な性能を有していることが証明されています。
 (5) 銅管は極めて衛生的で、環境ホルモンとは無縁の配管材です。

3. 施工性・経済性比較

樹脂管との施工性と経済性とを比較した結果を図2に示します。水・湯・Pはいずれの配管工法よりも施工性に優れ、材工コストが最も安価な配管システムです。

4. 主な構成部材

水・湯・Pの主な部材としてはアダプター付ヘッダー、給湯用プリゾールチューブP-SHおよび給水用プリゾールチューブP-SCの他、ヘッダーカバー、座付水栓両メネジェルボ、床取出し金具、ヘッダー架台です(図3)。

5. セット品の型番と部材明細表

水・湯・Pは給水・給湯ヘッダーの分岐数によってその配管長さ、それに伴う必要部材数も決まるため、セット品での販売を基本としています。セット品の型番と部材明細につきましては各支店にお問い合わせください。

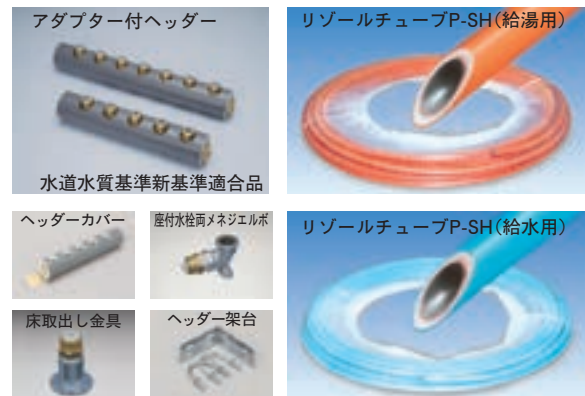
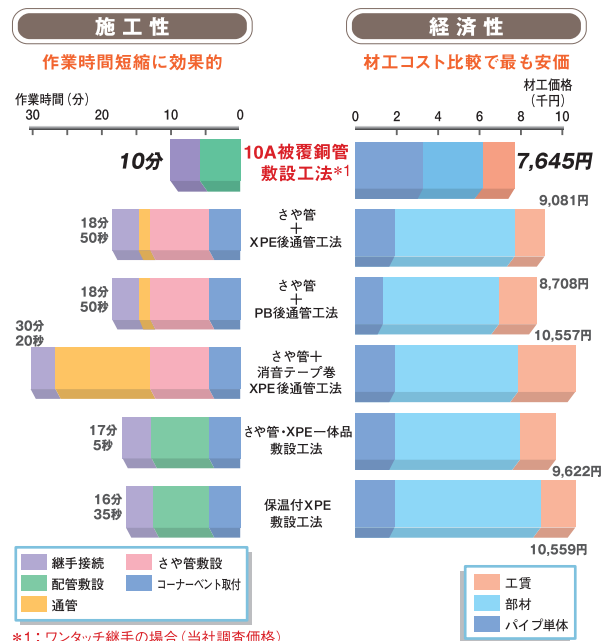


図3 水・湯・Pの主な配管構成部材

お問い合わせ先

- 本社：〒105-8601
 東京都港区新橋5-11-3(新橋住友ビル)
 ☎(03)3436-9855
- 大阪支店：〒541-0041
 大阪市中央区北浜4-5-33(住友ビル)
 ☎(06)6220-8446
- 名古屋支店：〒455-8670
 名古屋市港区千年3-1-12
 ☎(052)654-1218
- 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)
 ☎(011)241-4651
- 北陸支店：〒933-0912
 富山県高岡市丸の内1-40(高岡商工ビル)
 ☎(0766)26-4036
- 静岡支店：〒420-0857
 静岡市御幸町5-9(静岡フコク生命ビル)
 ☎(054)255-2471
- 九州支店：〒812-0016
 福岡市博多区博多駅南1-2-3(博多駅前ビル)
 ☎(092)472-6301

- Head Office
 Phone: Tokyo(+81-3)3436-9855
- Osaka Sales Office
 Phone: Osaka(+81-6)6220-8446
- Nagoya Sales Office
 Phone: Nagoya(+81-52)654-1218
- Hokkaido Sales Office
 Phone: Sapporo(+81-11)241-4651
- Hokuriku Sales Office
 Phone: Takaoka(+81-766)26-4036
- Shizuoka Sales Office
 Phone: Shizuoka(+81-54)255-2471
- Kyushu Sales Office
 Phone: Fukuoka(+84-92)472-6301



❖ 前提条件 ❖ モデル配管パターンにおける材工コスト比較

- 材料費 日本銅センター管材店購入価格に基づく。
 - 工事費 計測した作業時間に標準配管工単価を掛けて算出した値を用いた。
 - 配管モデル 全長12.5m、配管支持は、床面にて樹脂管、銅管とも7ヶ所、壁面で1ヶ所とした。(ヘッダー等部材含む)
- ※資料提供 (社)日本銅センター

図2 各配管方式との施工性・経済性比較

発明と考案

自動車ボディパネル用アルミニウム合金関連特許 Patents on Aluminum Alloy Sheet for Automotive Body

自動車ボディパネル用アルミニウム合金の特徴

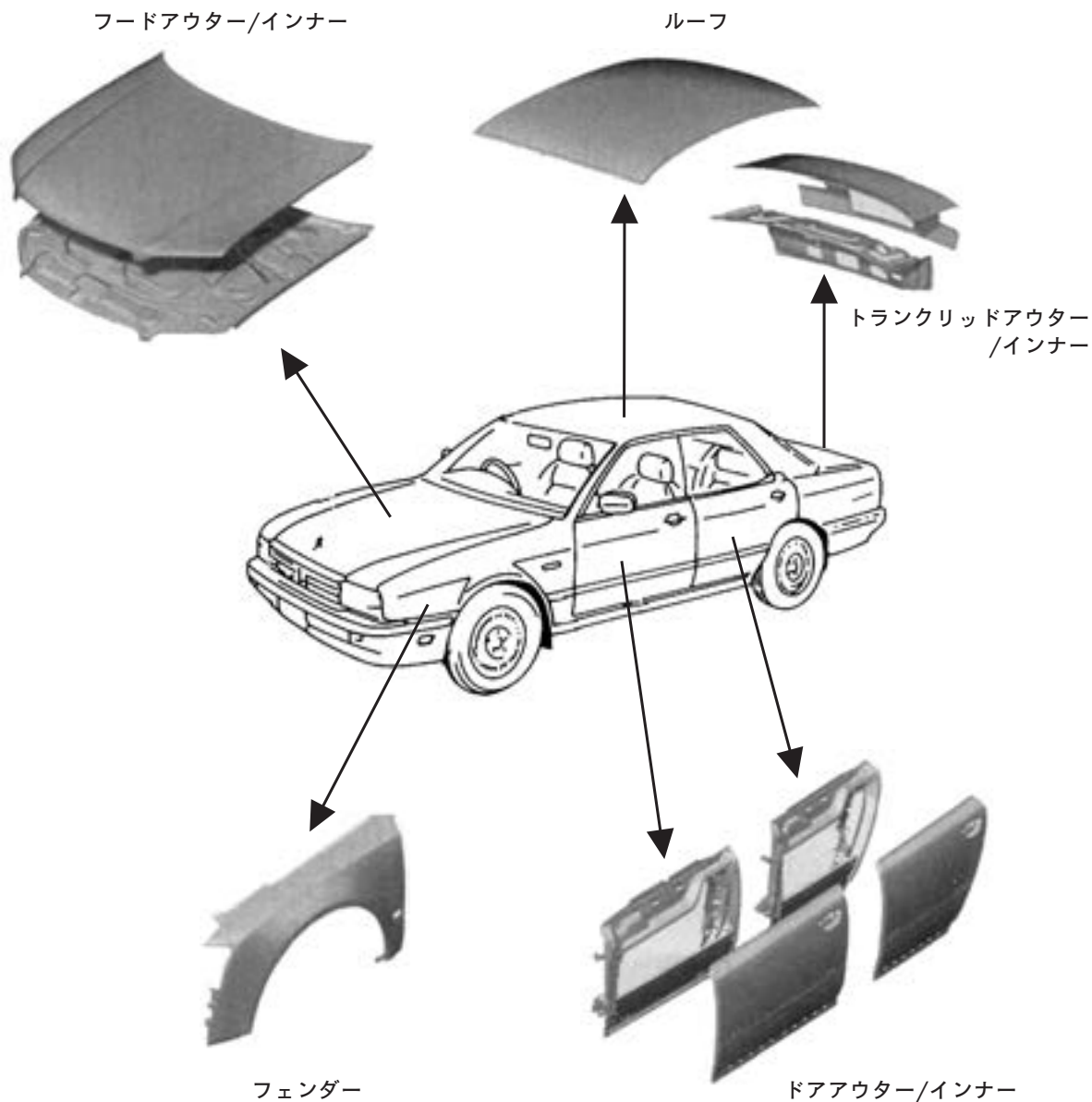
<6000系アルミニウム合金>

- 成形性に優れ、塗装焼付後には高強度のボディパネルを得ることができます。
- 成形時に、ストレッチャーストレインマークが発生せず、耐糸錆等の耐食性も良好で、リサイクル性にも優れます。

<5000系アルミニウム合金>

- 6000系より優れた成形性を有するため、特に複雑な形状のプレス成形に好適に採用されます。

自動車ボディパネルへの適用



I. 6000系アルミニウム合金関係

1. 成形性、形状凍結性及び塗装焼付硬化性に優れた異方性の少ないアルミニウム合金材の製造法 (特許第 2133208 号)

発明者：内田秀俊，平野清一，吉田英雄

出願：特願平3-77099（平成3年3月18日）

《特徴》

Si：0.4%以上1.5%未満，Mg：0.3%以上0.5%未満，V：0.02%以上0.2%以下を含有。

最終圧延後の溶体化処理（100°C/min以上の昇温速度で450°C以上580°C未満に加熱し，10s以上10min未満の保持）
⇒ 焼入（150°C以下まで100°C/min以上の速度で室温まで）⇒ 60min未満の室温放置 ⇒ 50°C以上150°C以下に
10min以上500min以下保持。

《効果》

- ・成形性，形状凍結性，高強度，耐デント性，耐食性の要求性能に満足できる。
- ・薄板成形材の製造可能であり，より一層の軽量化を促進することが可能となる。
- ・押出材等の他の製造方法にも適用可能である。

2. 塗装焼付硬化性，成形性，形状凍結性に優れた成形加工用アルミニウム合金材の製造法 (特許第 2599861 号)

発明者：内田秀俊，吉田英雄，高橋 博

出願：特願平4-79657（平成4年4月1日）

《特徴》

Si：0.4%以上1.5%以下，Mg：0.3%以上1.5%以下を含有。

圧延 ⇒ 溶体化処理 ⇒ 焼入 ⇒ 室温放置（1日以内）⇒ 前熱処理（35°C以上120°C以下で1時間以上）⇒
最終熱処理（200°C以上300°C以下で1分未満）。

《効果》

- ・成形性，形状凍結性，高強度，耐デント性，耐食性などの要求性能に満足できる。
- ・薄板成形材が短時間で製造可能であり，より一層の軽量化を促進できる。
- ・押出材等の他の製造方法にも適用可能である。

3. 形状凍結性及び塗装焼付硬化性に優れた成形加工用アルミニウム合金の製造方法 (特許第 2614666 号。米国特許第 5266130 号)

発明者：内田秀俊，吉田英雄

出願：特願平4-172780（平成4年6月30日）

《特徴》

Si：0.4%以上1.7%以下，Mg：0.2%以上1.4%以下を含有。

冷間圧延 ⇒ 溶体化処理（450~580°Cで10分間以下保持）⇒ 1段階冷却（60~250°Cの温度範囲まで200°C/分以上
の冷却速度）⇒ 最終冷却（前記温度範囲と冷却速度の関係において，200°C・30°C/min，60°C・0.3°C/min，
60°C・0.01°C/min，250°C・30°C/minで囲まれる範囲から選び冷却）。

《効果》

- ・成形加工時は成形性に優れ，成形加工後の塗装焼付で強度を高めることができ，ユーザーニーズに対応可能。
- ・後半の冷却速度を前半よりも低くすることで，GPゾーンの生成を抑制する。その結果，溶体化処理後の耐力を低く抑え，成形性，形状凍結性を向上，成形後の塗装焼付時の加熱で強度を向上できる。

4. 成形加工用アルミニウム合金板の製造方法 (特許第 2823797 号。欧州特許 0786535 号)

発明者：内田秀俊，吉田英雄

出 願：特願平 6-41850 (平成 6 年 2 月 16 日)

《特徴》

Si : 0.4%以上 1.7%未満, Mg : 0.2%以上 1.2%未満を含有。

均質化処理 (500°C以上融点未満) ⇒ 熱間圧延 (開始 : 500°C以上の温度から 350~450°Cまで冷却, 終了 : 200~300°C) ⇒ 溶体化処理直前に加工度 50%以上の冷間圧延 ⇒ 溶体化処理 (2°C/min 以上の昇温速度で 500~580°Cに加熱し, 10 分以下の保持) ⇒ 焼入 (5°C/s 以上の冷却速度で 100°C以下まで冷却)。

《効果》

- ・高強度と良好な成形性, 特に良好なプレス加工性を有し, 且つ成形加工後のリジグマークを抑制でき, 表面外観に優れる。

5. 成形性, 形状凍結性及び塗装焼付硬化性に優れた成形加工用アルミニウム合金材の製造法 (特許第 3207413 号)

発明者：平野清一, 内田秀俊, 吉田英雄

出 願：特願平 2-269508 (平成 2 年 10 月 9 日)

《特徴》

Si : 0.4%以上 1.5%未満, Mg : 0.3%以上 0.5%未満, Cu : 0.15%以下, Mn : 0.20%以下, Cr : 0.20%以下。

圧延 ⇒ 溶体化処理 (100°C/min 以上の昇温速度で 450°C以上 580°C未満の保持温度に加熱, 450°Cから保持温度に達し保持完了するまでの時間を 10s 以上 10min 未満) ⇒ 焼入 (150°C以下まで 100°C/min以上の速度で室温まで) ⇒ 室温放置 (60min 以内) ⇒ 最終熱処理 (50°C以上 150°C以下で 10min 以上 300min 以下)。

《効果》

- ・成形性, 形状凍結性, 高強度, 耐デント性, 耐食性などの要求性能に満足できる。
- ・より一層の薄肉軽量化が可能。
- ・押出材等の他の製造方法にも適用可能である。

6. 耐糸錆び性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法 (日産自動車殿と共有。特許第 3563323 号。米国特許 6464805 号)

発明者：松田慎二, 服部 努, 勝倉誠人, 箕田 正, 吉田英雄, 松田眞一, 浅野峰生, 古山 努

出 願：特願 2000-111665 (平成 12 年 4 月 13 日)

《特徴》

Mg : 0.25%以上 0.6%以下, Si : 0.9%以上 1.1%以下, Cu : 0.6%以上 1.0%以下を含有し, Mn : 0.20%以下, Cr : 0.10%以下のうちの 1 種または 2 種を含有。

マトリックス中に粒径 2 μ m 以上の Q 相 (Cu-Mg-Si-Al 相) が 150 個/mm² 以上存在。

《効果》

- ・強度, 成形性, 塗装後の耐糸錆び性に優れる。

7. 自動車外板用アルミニウム合金板の製造方法

(本田技研工業殿と共有。特許第 3590685 号。米国特許 5944923 号, 6110297 号)

発明者：林 登, 安永晋拓, 内田秀俊, 吉田英雄

出 願：特願平 7-352107 (平成 7 年 12 月 27 日), 国内優先日 (平成 6 年 12 月 27 日)

《特徴》

Si : 0.9%以上 1.3%以下, Mg : 0.4%以上 0.6%以下, Mn : 0.05%以上 0.15%以下, Ti : 0.01%以上 0.1%以下を含有し, 不純物としての Fe : 0.2%以下, Cu : 0.1%以下。

均質化处理 (500°C以上で 6h 以上) ⇒ 熱間圧延 (開始温度 : 450°C以下, 終了温度 : 200~350°C) ⇒ 中間焼鈍があってもよい ⇒ 加工度 70%以上の冷間圧延 ⇒ 溶体化処理 (530°C以上で 60s 以内) ⇒ 焼入 ⇒ 室温放置 (24h 以上) ⇒ 最終熱処理 (200~250°Cで 60s 以内)。

《効果》

- 成形性に優れ, 塗装焼付処理工程での硬化性が大きく, 耐食性やリジグマーク等の製品面質も良好。

8. 化成処理性に優れた成形加工用アルミニウム合金およびその製造方法ならびに輸送機器用部材 (特開 2000-34534)

発明者：古山 努, 内田秀俊, 上田 薫

出 願：特願平 10-198406 (平成 10 年 7 月 14 日)

《特徴》

Si : 0.5%以上 1.5%以下, Mg : 0.2%以上 1.0%以下, Zn : 0.05%以上 0.3%未満を含有し, 不純物としての Fe : 0.5%以下, Cu : 0.05%以下。

《効果》

- Zn 添加により, リン酸亜鉛処理による化成処理性を改善し, 糸錆を防止する。
- ベークハード性に優れ, 成形加工性にも優れている。

9. 成形性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法 (特開 2002-356730。米・欧・カナダ・韓国・中国に出願中)

発明者：内田秀俊, 浅野峰生, 小関好和, 古山 努

出 願：特願 2002-63118 (平成 14 年 3 月 8 日), 国内優先日 (平成 13 年 3 月 28 日)

《特徴》

Si : 0.5%以上 1.5%以下, Mg : 0.2%以上 1.0%以下を含有。

溶体化処理, 焼入後の室温時効により, 耐力が 140MPa を超えた場合においても, 10%引張変形後の 180° 曲げ加工における内側限界曲げ半径が 0.5mm 以下。

さらに Zn : 0.1%以上 0.3%以下, Cu : 1.0%以下, Mn : 0.3%以下, Cr : 0.3%以下, V : 0.2%以下, Zr : 0.15%以下の 1 種以上含有しても良い。

《効果》

- フラットヘム加工が可能な優れた成形性と, 成形後に肌荒れやリジグマークを生じることがない優れた表面性状を有し, 形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し, さらに耐食性, 特に耐糸錆性にも優れる。

10. 曲げ加工性および耐食性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法 (特開 2003-171726。米・欧・カナダ・韓国・中国に出願中)

発明者：箕田 正，小関好和，内田秀俊

出 願：特願 2002-63119 (平成 14 年 3 月 8 日)，国内優先日 (平成 13 年 9 月 27 日)

《特徴》

Si：0.4%以上 1.5%以下，Mg：0.2%以上 1.2%以下，Mn：0.05%以上 0.3%以下を含有。

隣接する結晶粒の方位差が 15°以下である結晶粒界の，結晶粒界全体に占める割合が 20%以上。

さらに Zn：0.5%以下，Cu：1.0%以下，Cr：0.3%以下，V：0.2%以下，Zr：0.15%以下，Ti：0.1%以下，B：50ppm 以下の 1 種以上を含有しても良い。

《効果》

- ・フラットヘム加工が可能な優れた成形性と，成形後に肌荒れやリジングマークを生じることがない優れた表面性状を有し，形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し，さらに耐食性，特に耐糸錆性にも優れる。

11. 曲げ加工性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板および製造方法 (特開 2003-277869。米・欧・カナダ・韓国・中国に出願中)

発明者：内田秀俊，小関好和，箕田 正，浅野峰生

出 願：特願 2002-77794 (平成 14 年 3 月 20 日)

《特徴》

Si：0.5%以上 2.0%以下，Mg：0.2%以上 1.5%以下， $0.7\text{Si}\% + \text{Mg}\% \leq 2.2\%$ ， $\text{Si}\% - 0.58\text{Mg}\% \geq 0.1\%$ 。

{(圧延方向に対する 0°と 90°の r 値の平均) - 圧延方向に対する 45°の r 値} > 0.4。

さらに Zn：0.5%以下，Cu：1.0%以下，Mn：1.0%以下，Cr：0.3%以下，V：0.2%以下，Zr：0.2%以下，Ti：0.1%以下，B：50ppm 以下の 1 種以上を含有しても良い。

《効果》

- ・フラットヘム加工が可能な優れた成形性と，成形後に肌荒れやリジングマークを生じることがない優れた表面性状を有し，形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し，さらに耐食性，特に耐糸錆性にも優れる。

12. 曲げ加工性および塗装焼付硬化性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法 (特開 2003-277870。米・欧・カナダ・韓国・中国に出願中)

発明者：内田秀俊，小関好和，箕田 正，浅野峰生

出 願：特願 2002-77795 (平成 14 年 3 月 20 日)

《特徴》

Si：0.5%以上 2.0%以下，Mg：0.2%以上 1.5%以下， $0.7\text{Si}\% + \text{Mg}\% \leq 2.2\%$ 。

形成された集合組織でのランダム方位に対する Cube 方位の強度比が 20 以上。

さらに Zn：0.5%以下，Cu：1.0%以下，Mn：1.0%以下，Cr：0.3%以下，V：0.2%以下，Zr：0.2%以下，Ti：0.1%以下，B：50ppm 以下の 1 種以上を含有しても良い。

《効果》

- ・フラットヘム加工が可能な優れた成形性と，成形後に肌荒れやリジングマークを生じることがない優れた表面性状を有し，形状凍結性と耐デント性とを両立させる優れた塗装焼付硬化性を有し，さらに耐食性，特に耐糸錆性にも優れる。

II. 5000系アルミニウム合金関係

13. 深絞り性に優れた成形加工用アルミニウム合金板の製造法 (特許第 3062274 号)

発明者：平野清一，吉田英雄

出願：特願平 3-87413 (平成 3 年 3 月 28 日)

《特徴》

Mg : 3.5%以上 6.5%以下, Cu : 0.05%以上 0.6%以下, Si : 0.01%以上 0.15%未満, Fe : 0.01%以上 0.20%未満を含有。

熱間圧延 ⇒ 加工度 50%以上の冷間圧延 ⇒ 中間焼鈍 (280°C以上 440°C未満で 30 分以上 12 時間未満) ⇒ 加工度 10%以上 50%未満の冷間圧延 ⇒ 溶体化処理 (100°C/分以上の昇温速度で 450°C以上 560°C未満に加熱, 10 秒以上 300 秒未満に保持) ⇒ 冷却 (150°C以下まで 100°C/分以上の冷却速度)。

《効果》

- ・成形性, 形状凍結性, 高強度, 耐デント性, 耐食性の要求性能に満足できる。
- ・伸びが 28%以上, r 値が 0.70 以上の深絞り特性に優れ, 従来プレス成形できなかった厳しい形状にも対応可能となる。

14. 高成形性の得られる成形加工用アルミニウム合金板及びその製造方法 (特許第 3103122 号)

発明者：平野清一，吉田英雄

出願：特願平 3-25114 (平成 3 年 1 月 28 日)

《特徴》

Mg : 3.5%以上 6.0%以下, Cu : 0.05%以上 0.5%以下, Si : 0.01%以上 0.05%未満, Fe : 0.01%以上 0.08%未満, Ti : 0.005%以上 0.5%未満, B : 0.0005%以上 0.05%未満, Be : 0.5ppm 以上 100ppm 未満を含有。

結晶粒径 : 20 μ m 以上 100 μ m 以下。

《効果》

- ・成形性, 形状凍結性, 高強度, 耐デント性, 耐食性の要求性能に満足できる。
- ・特にプレス加工時の成形性に優れており, 従来プレス成形できなかった厳しい形状にも対応可能。

これら以外にも出願・公開中の特許が多数あります。

お問い合わせの際は, 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

研究開発センター 自動車板材料開発グループ

TEL.052(651)2115 FAX.052(651)8117

No.	題 名	発 表 者	掲 載 誌, 論 文 集	発 行 日
23	The Effect of Anisotropic Yield Function on the Forming Limit of Cup Test Simulation for Aluminium Alloy Sheets	山 田 賢 治 水 越 秀 雄 岡 田 攻 史 桑 原 利 彦 (東京農工大) 梅 村 昌 史 (東京農工大)	The 7th Esaform Conference on Material Forming (ESAFORM 2004)	2004.04.28
24	Measurement of Pressure and Frictional Stress in Aluminum Hot Extrusion	米 山 猛 (金沢大工学部) 高 橋 昌 也	The 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar (ET'04)	2004.05.18
25	Study on Metal Flow in Extruded Bilet	佐 野 秀 男 石 川 孝 司 (名古屋大工学部)	The 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar (ET'04)	2004.05.18
26	Isothrmal Extrusion of Aluminum Alloys	高 橋 昌 也 米 山 猛 (金沢大工学部)	The 8th International Aluminum Extrusion Technology Seminar (ET'04)	2004.05.18
27	Effects of Natural Aging Conditions on the Bake Hardenability of Al-Mg-Si Alloys	八 太 秀 周 吉 田 英 雄 松 田 真 一 田 中 宏 樹	The 9th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-9)	2004.08.02
28	Influence of Stress Ratio of Biaxial Tensile Test on the Luders Band Formation in Al-Mg Alloy Sheets	箕 田 正 久 渡 江 和 久 吉 田 英 雄	The 9th International Conference on Aluminum Alloys (ICAA-9)	2004.08.02
29	Experimental Study of Pure CO2 Heat Transfer During Flow Boiling Inside Horizontal Tubes.	清 谷 明 弘 橋 本 克 己 (電力中央研)	The 6th IIR Gustav Lorentzen Natural Working Fluids Conference	2004.08.29
30	Effect of Hydrogen Gas on the Thermal Behavior of Lubricant Oil Remaining in Copper Tubes During Annealing	渥 美 哲 郎 森 田 浩 之 (伸銅所技術部) 三 好 静 夫	IWCC Technical Seminar : Basel 2004	2004.10.19

2. 学・協会研究発表大会講演

No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
1	サブクール領域における水平内面溝付管内熱伝達	清 谷 明 弘 五 島 正 雄 (東京海洋大) 井 上 順 広 (東京海洋大) 佐 藤 全 秋 (東芝社)	日本機械学会・第 38 回空調和冷凍連合講演会	2004.04.14
2	熱伝導溶融溶接特性の検討ー半導体レーザーのアルミニウム合金への適用性検討 (第 5 報)ー	前 田 興 一 難 波 圭 三 阿 部 信 行 (大阪大工学部)	溶接学会・第 74 回春季全国大会	2004.04.21
3	アルミニウム合金板材のカップ試験シミュレーションにおける成形限界に及ぼす異方性降伏関数の影響	山 田 賢 治 水 越 秀 雄 岡 田 攻 史 桑 原 利 彦 (東京農工大) 梅 村 昌 史 (東京農工大)	日本塑性加工学会・第 35 回春季講演会	2004.05.21
4	アルミニウム合金板のスプリングバック変形について	山 田 賢 治 水 越 秀 雄 岡 田 攻 史	日本塑性加工学会・第 35 回春季講演会	2004.05.21
5	5000 系アルミニウム合金板における Mg 添加量が成形限界に及ぼす影響	菊 田 良 成 平 野 清 一 梅 村 昌 史 (東京農工大) 桑 原 利 彦 (東京農工大)	日本塑性加工学会・第 35 回春季講演会	2004.05.21
6	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性	難 波 圭 三 軽金属溶接構造協会 FSW 小委員会	軽金属溶接構造協会・第 34 回研究発表会	2004.05.25
7	アルミニウム合金の加工熱処理における第二相析出粒子の役割	吉 田 英 雄	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29

No.	題 目	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
8	双ロール式鋳造圧延した Al-Mg-Si 合金板の表面品質に及ぼす鋳造条件の影響	江 崎 宏 樹 渡 辺 良 夫 宇 都 江 秀 和 洪 和 久	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
9	双ロール法による Al 合金板における表面欠陥の特性	上 田 薫 江 崎 宏 樹 初 野 圭 一 洪 和 久	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
10	Al-Mg-Si 系合金の曲げ加工性に及ぼす時効の影響	浅 野 峰 生 箕 田 田 英 正 吉 田 雄	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
11	プレコートアルミニウム合金板における皮膜特性に及ぼすインナーワックスの影響	竹 田 委 千 央 細 見 和 弘	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
12	平面ひずみ圧縮加工した Al-Mg-Si 合金の再結晶挙動	田 中 宏 樹 長 井 康 礼 大 久 保 喜 吉 田 英 正	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
13	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 pH と温度の影響	田 中 宏 和 正 路 美 房	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
14	アルミニウム合金板と鋼板の摩擦攪拌点接合	田 中 晃 二 熊 谷 正 樹 吉 田 英 雄	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
15	プレコートアルミニウム板の耐傷つき性に及ぼす添加ビーズの影響 (第 2 報)	道 木 隆 徳 城 戸 孝 聡 細 見 和 弘	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
16	Al-Mg-Si 合金のベークハード性に及ぼす予備時効時間の影響	八 太 秀 周 吉 田 中 英 雄 田 中 田 宏 樹 松 中 田 真 一	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
17	鉄量の多い Al-Mg-Si 系合金板材の機械的性質に及ぼすマンガンおよびケイ素量の影響	箕 田 正 浅 野 峰 生 吉 田 英 正	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.29
18	酸素がない水中でのアルミニウムの腐食機構の解明と防食技術の開発 (1)	小 山 高 弘 石 井 勝 也 (ND) 乙 部 潤 二 (ND) 井 上 哲 (ND) 永 島 久 夫 (ND) 橋 本 浩 和 (ND)	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.30
19	酸素がない水中でのアルミニウムの腐食機構の解明と防食技術の開発 (2)	尾 崎 良 太 石 井 勝 也 (ND) 乙 部 潤 二 (ND) 井 上 哲 (ND) 三 枝 弘 (ND) 橋 本 浩 和 (ND)	軽金属学会・第 106 回春期大会	2004.05.30
20	Bending Properties of FSW Joints	難 波 圭 三 橋 本 武 典 武 田 治 男 (昭和電工) (エバ-物造船)	The 9th International conference on Aluminum Connections (INALCO 2004)	2004.06.02
21	Tensile Properties of FSW Joints	難 波 圭 三 堀 久 司 (日軽金) 谷 川 久 男 (三菱アルミ) 宮 道 知 典 (日本車輛)	The 9th International conference on Aluminum Connections (INALCO 2004)	2004.06.02

No.	題 名	発 表 者	講演大会, 研究発表会	講 演 日
22	Metallurgical Features of FSW Zone	難波圭三 田中直貴 大岩直貴 (IHD) 岩木俊一 (東急車両) 岡田俊哉 (古河ア) 江口法孝 (神鋼)	The 9th International conference on Aluminum Connections (INALCO 2004)	2004.06.02
23	Imperfections in FSW Zone and NDT	難波圭三 田中直貴 大岩直貴 (IHD) 岩木俊一 (東急車両) 岡田俊哉 (古河ア) 江口法孝 (神鋼)	The 9th International conference on Aluminum Connections (INALCO 2004)	2004.06.02
24	Various Applicaton of Friction Stir Welding for Aluminum Alloys	熊谷正樹	International Institute of Welding (IIW) : Pre-Assembly Meeting on FSW	2004.07.09
25	The Effect of Heat Input on the Stir Zone of an Al-Mg-Si-Cu alloy	田中直	International Institute of Welding (IIW) : Pre-Assembly Meeting on FSW	2004.07.09
26	Studies on Characteristics of FSW Joints	難波圭三 軽金属溶接構造協会 FSW 小委員会	International Institute of Welding (IIW) : Pre-Assembly Meeting on FSW	2004.07.09
27	水酸化カルシウム炭酸ガス併用注入による水道管腐食抑制対策	山田賢一 若林賢一 (室蘭市水道部) 久保伸一 (呉羽テクノ)	日本水道協会・第54回全国水道研究発表会	2004.06.17
28	給水・給湯用銅管の浄水処理による腐食抑制効果	山田賢一 若林賢一 (室蘭市水道部) 久保伸一 (呉羽テクノ)	腐食防食協会・第51回材料と環境討論会	2004.09.08
29	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 第2報 管内熱伝達特性に及ぼす拡管の影響	柿山史郎 佐々木直栄 讀岐則義 (伸銅所技術部)	日本冷凍空調学会・2004年度年次大会	2004.10.26
30	溝付管内の单相流圧力損失	清谷明弘 五島正雄 (東京海洋大) 井上順広 (東京海洋大) 江本幸泰 (東京海洋大) 李宇 (東京海洋大) 佐藤全秋 (東芝キアリ)	日本冷凍空調学会・2004年度年次大会	2004.10.26
31	鉛直管内流下液膜によるガス吸収	佐々木直栄 福永慎哉 (佐賀大学 院) 宮良明男 (佐賀大学) 岩永健吾 (佐賀大学 院)	日本冷凍空調学会・2004年度年次大会	2004.10.27
32	圧延潤滑性に及ぼすアルミニウム純度の影響 (その1)	野村正治 細身和弘	日本トライボロジー学会・2004トライボロジー会議	2004.11.10
33	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 讀岐則義 (伸銅所技術部)	日本伸銅協会・銅及び銅合金技術研究会第44回講演大会	2004.11.12

No.	題名	発表者	講演大会, 研究発表会	講演日
34	Cu-Zn-Sn-Bi 系快削合金	安藤吉 藤美川 哲也 也 望月敏晴 望月敏晴 中村克昭 (新日東金属) (トヨタ) (九州大)	日本伸銅協会・銅及び銅合金技術研究会第 44 回講演大会	2004.11.12
35	ブレージングシートの耐食性に及ぼすフラックスの影響	尾崎良太郎	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
36	プレコートアルミニウム板の耐傷つき性に及ぼす添加ビーズの影響 (第 3 報)	道木隆徳	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
37	Al-Mg-Si 系合金における FSW 接合速度が継手強度に及ぼす影響	田中直樹 熊谷正英	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
38	Cu を添加した Al-Mg-Si 系合金のベークハード性におよぼす自然時効の影響	八木秀雄 太田英	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
39	Al-Mg-Si 系合金双ロール鋳造板の耐糸錆性に及ぼす濃化層の影響	上田宏樹 江崎久	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
40	双ロール式鋳造圧延した Al-Mg-Si 合金板の中心線偏析に及ぼす鋳造条件の影響	江崎宏樹 渡辺秀和 箕田正之	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
41	立方体方位に集積した純アルミニウムの面内異方性	箕田正雄 田英	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
42	制御圧延による Al-Mg-Si 系板材の高 r 値化	田中宏樹 長吉英	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
43	溶湯圧延を利用したアルミニウム再生材中の鉄の許容量拡大技術の開発	洪江和久 宇都秀清 伊藤 (技術部)	軽金属学会・第 107 回秋期大会	2004.11.20
44	アルミニウム合金塗装板の潤滑特性に及ぼす測定条件の影響	菊田良成	日本塑性加工学会・第 55 回塑性加工連合講演会	2004.11.25
45	アルミニウム合金のスプリングバック変形について 第二報 実験結果と計算結果の比較	山水賢治 岡越秀功 田雄史	日本塑性加工学会・第 55 回塑性加工連合講演会	2004.11.25
46	フェンダーモデル型の成形シミュレーション結果に及ぼす異方性降伏関数の影響	山田賢治 浅野秀功 水越男 岡雄史	日本塑性加工学会・第 55 回塑性加工連合講演会	2004.11.25

3. 研究会, 委員会, その他 (抜粋)

No.	題名	発表者	研究会, 委員会, 他	発表日
1	実用アルミニウム合金におけるエネルギー吸収特性について	松田真一	第 29 回軽金属セミナー「アルミニウム合金の高速・衝撃変形と破壊」	2003.12.11
2	自動車のアルミニウム化を進める最近の技術	宇都秀之	自動車技術会 2004 年春季大会材料フォーラム「軽量化の追求と自動車材料の新たな挑戦」	2004.05.21
3	環境を考慮した車体設計及びドアアセンブリ設計への適用	難波圭三 自動車技術会	自動車技術会シンポジウム「コンクリート技術車設計」	2004.07.20
4	摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding) したアルミニウム	熊谷正樹 田中直平 大隈心平 (住軽日軽エンジニアリング)	溶接学会平成 16 年度秋期全国大会技術セッション	2004.09.17
5	各種アルミニウム合金の電磁シーム圧接	熊谷正樹 相沢友勝 (都立高専)	機械学会第 12 回機械材料材料加工技術講演会	2004.11.06
6	急冷凝固耐熱アルミニウム合金の開発と実用化	大福根康夫 川節夫 (三菱重工長崎研)	機械学会第 12 回機械材料材料加工技術講演会	2004.11.06

No.	題 名	発 表 者	研究会, 委員会, 他	発 表 日
7	Al-Mg-Si 系合金の曲げ加工性に及ぼす時効の影響	浅野峰生 箕田英正 吉田雄	第4回材料集合組織研究会	2004.09.06
8	アルミニウム合金押出材の粒界腐食に及ぼす方位差分布の影響	箕田英正 吉田雄	第4回材料集合組織研究会	2004.09.06
9	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: FSW・ISO標準化の進捗状況	難波圭三	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
10	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第1報 研究活動状況	難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
11	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第2報 摩擦攪拌接合部における不完全部とその精密非破壊試験	田中直他 難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
12	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第3報 摩擦攪拌接合部の形態と組織	田中直他 難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
13	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第4報 摩擦攪拌接合継手の引張性質	難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
14	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第5報 摩擦攪拌継手の曲げ性	難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
15	アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性: 第6報 摩擦攪拌継手の疲れ	難波圭三, 他	軽金属溶接構造協会シンポジウム	2004.09.30
16	アルミ合金板と鋼板の摩擦攪拌点接合	熊谷正樹 田中晃二	溶接学会特別研究会FSW 高度化委員会	2004.09.03
17	アルミニウム合金への半導体レーザー溶接適用の検討	前田興一	溶接学会第67回軽構造接合加工委員会	2004.11.05
18	材料メーカーにおけるシミュレーション技術の現状と課題	山田賢治	日本塑性加工学会シミュレーション統合システム分科会 構成式の開発と汎用有限要素法プログラムへの組み込み班	2004.03.22
19	アルミニウム産業の成長を支える材料技術-現状と課題-	永田公二	京都大学 水曜会大会	2004.06.12
20	非鉄材料の防食技術: 銅および銅合金の耐食性	山田豊	腐食防食協会第35回技術セミナー「非鉄金属材料の防食技術の現状」	2004.02.20
21	銅および銅合金の腐食現象とその防止技術	山田豊	日本材料学会腐食防食部門委員会第239回例会	2004.08.06
22	海水熱交換器用チタン管の耐食性	渥美哲郎	腐食防食協会中部支部講演会	2004.12.01
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性の検討	前田興一 難波圭三 熊谷正樹 阿部信行 (大阪大接合科学研)	軽金属溶接構造協会自動車用アルミニウム接合委員会 (2ndAAW)	2003.12.11
24	自動車用アルミニウム合金板の現状と課題	浅野峰生	軽金属学会中強度アルミニウム合金の材料物性部会	2003.12.09
25	復水器管の腐食と防食技術ならびに検査方法	渥美哲郎	電気化学会海生生物汚損対策懇談会 復水器-理論と実際-講習会	2004.01.20
26	摩擦攪拌接合 (FSW) の自動車・電気機器分野への応用	熊谷正樹	鉄鋼協会異業種交流セミナー	2004.02.13
27	アルミニウム系スーパーメタルの開発	田中宏樹	高岡アルミニウム懇話会第12回シンポジウム	2004.04.15
28	新しい温間圧延法によるアルミニウム合金板の高機能化	田中宏樹	日本学術振興会材料の微細組織と機能性第133委員会	2004.07.30
29	新しい温間圧延法によるアルミニウム合金板の高機能化	田中宏樹	日本材料学会東海支部第41期第2回講演会	2004.10.08
30	自動車ボディのアルミ化に関する動向	宇都秀之	日本塑性加工学会板金プレス成形分科会第66回セミナー	2004.10.19

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、直接発行人へご連絡下さい。

〒107-0052 東京都港区赤坂9-6-41 乃木坂ビル 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45巻 第1号 (年1回発行)

平成16年12月25日 印刷 (非売品)

平成16年12月25日 発行 [無断転載お断り]

発行所 住友軽金属工業株式会社研究開発センター
編集兼 池 田 洋
発行人

名古屋市港区千年3丁目1番12号

郵便番号 455-8670

電話(案内) (052) 651-2100

ファックス (052) 651-8117

E-mail : RDC_GYOMU@mail.Sumitomo-LM.co.jp

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. 45 NO.1

Issued December 25, 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4-5-33 (住友ビル)	☎(06)6220-8407	FAX (06)6220-8404
名 古 屋 支 店	☎455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎(052)654-1430	FAX (052)654-1443
北 海 道 支 店	☎060-0001	札幌市中央区北一条西3-3 (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 (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 余 二 13	☎(04)7131-6161	FAX (04)7131-6165
伸 銅 所	☎441-1295	愛知県宝飯郡一宮町大木新道100	☎(0533)93-2311	FAX (0533)93-5119
研究開発センター	☎455-8670	名古屋市港区千年3-1-12	☎(052)654-2100	FAX (052)651-8117

SUMITOMO LIGHT METAL INDUSTRIES, LTD.
RESEARCH & DEVELOPMENT CENTER