

Furukawa-Sky Review

No.4
April 2008



あなたの、そばに。

www.furukawa-sky.co.jp



「アルミニウム」は、どんな夢を見せてくれるんだろう。

軽量で、リサイクル性に優れたアルミニウム。

私たち古河スカイは日本最大のアルミ圧延メーカーとして、アルミニウムのもつ

無限の可能性を拡大しながら地球時代にふさわしい循環型社会づくりに貢献しています。

 **古河スカイ株式会社**

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階 TEL.03-5295-3800(代) FAX.03-5295-3760

第4号 2008年4月 目次

技術解説

アルミニウムの板圧延技術	菱川 滋, 小林 博幸 — 1
アルミニウム押出材の製造技術	柿木 敏行 — 10
自動車へのアルミニウム適用に向けた接合技術	岡田 俊哉 — 18

技術論文

半導体製造装置・薄型ディスプレイ製造装置用基板ホルダーの製造方法開発	渡邊 克己, 福地 昭, 大内 昌雄, 川田 徹 — 27
Al-3.0%Mg-1.0%Cu合金の時効硬化およびナノ析出組織に及ぼすAg添加の影響	廣澤 渉一, 大村 知也, 里 達雄, 鈴木 義和 — 34
アルミニウムろう付における流動ろうによる侵食現象の挙動観察と定量評価法の開発	村瀬 崇, 柳川 裕 — 43
A High-Strength Aluminum Alloy Fin Stock for CAB Produced Using a Twin-Roll Strip Caster	Go Kimura, Akira Kawahara, Akio Niikura, Takeyoshi Doko, Takahiro Shinoda, Jonggag Kim and Dinos Mantis — 50

製品紹介

ディスクに傷が付にくいアルミニウム塗装材「ファスコートスクラッチガード®」	56
快削アルミニウム合金KSシリーズ	58
赤外線検査機用PTPアルミニウム箔	60
「デジタルペン」による情報入力システム	62

技術紹介

ろう付性評価における可視化技術	64
アルミニウム合金の高温成形技術	66
走査型電気化学顕微鏡を用いたアルミニウム合金の表面反応観察	70

技術コラム

アルミニウムの腐食のおはなし その3	児島洋一 — 73
--------------------	-----------

関連会社紹介

東日本鍛造株式会社	79
-----------	----

トピックス

軽金属学会 第42回 小山田記念賞受賞	81
ALUMINIUM CHINA 2007 に出展	82
古河電工グループ総合技術展「FURUKAWA INNOVATION EXPO '07」に出展	82
平成18年度 日本材料学会技術賞受賞	83

公表資料

論文・講演・資料	84
----------	----



表紙デザイン

当社は国内工場設備や海外工場製造体制の整備を完了し、これから各方面でその成果を出していきます。表紙のイメージは、確かな技術と品質で、お客さまのご要求をひとつずつクリアし、着実に前進するイメージを表しています。

Technical Papers

Rolling Technology for Aluminum Sheet and Plate	Shigeru Hishikawa and Hiroyuki Kobayashi	1
Manufacturing Technology for Aluminum Extrusions	Toshiyuki Kakinoki	10
Aluminum Joining Technology for Automotive Applications	Toshiya Okada	18
Development of Production Method for Substrate Holder Used in the Semiconductor and Flat Panel Display Manufacturing Equipments	Katsumi Watanabe, Akira Fukuchi, Masao Oouchi and Tooru Kawada	27
Effects of Ag Addition on Age-hardening and Nano-scale Precipitate Microstructures of an Al-3.0%Mg-1.0%Cu Alloy	Shoichi Hirose, Tomoya Omura, Tatsuo Sato and Yoshikazu Suzuki	34
In-Situ Behavioral Observation of Erosion Phenomena by Flowing Liquid Filler during Aluminum Brazing and Development of a Quantitative Evaluation Method	Takashi Murase and Yutaka Yanagawa	43
A High-Strength Aluminum Alloy Fin Stock for CAB Produced Using a Twin-Roll Strip Caster	Go Kimura, Akira Kawahara, Akio Niikura, Takeyoshi Doko, Takahiro Shinoda, Jonggag Kim and Dinos Mantis	50

Products

Scratch-Resistant Pre-Coated Aluminum Sheet for Slot-In Drives "FUSCOAT SCRATCH GUARD"	56
Free-Machining Aluminum Alloy "KS Series"	58
PTP Aluminum Foil Application to Infrared Image Inspection	60
Data Entry System Using Digital Pen	62

Technologies

Visualization Technology in Aluminum Brazing Process	64
High-Temperature Forming Technology for Aluminum Alloys	66
Observation of Surface Reaction of Aluminum Alloys Using Scanning Electrochemical Micro Spectroscopy	70

Technical Column

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum Ⅲ	Yoichi Kojima	73
---	---------------	----

Introduction of factory

Higashi Nihon Tanzou Co., Ltd.	79
--------------------------------	----

Topics

Received the 42nd Oyamada Memorial Award from the Japan Institute of Light Metals	81
Exhibiting at ALUMINIUM CHINA 2007	82
Exhibiting at the Comprehensive Technology Exhibition of the Furukawa Group "FURUKAWA INNOVATION EXPO '07"	82
Received a Technology Award for 2006 from the Society of Materials Science, Japan	83

Published Papers

Research Papers, Lectures and Written Materials	84
---	----

アルミニウムの板圧延技術

Rolling Technology for Aluminum Sheet and Plate

菱川 滋
Shigeru Hishikawa

小林 博幸
Hiroyuki Kobayashi

概要 高品質のアルミニウム板材を低コストで大量に生産することができる圧延加工によって各種板材を製造している。溶解・鋳造により作られた各種合金のスラブは、熱間圧延工程および冷間圧延工程により製品板厚まで加工され、金属組織の改質、機械的性質、寸法精度、表面品質などの作り込みが行われる。圧延においては制御技術として自動板厚制御、熱延板クラウン制御、板温度制御、自動平坦度制御などの各種制御を実施している。アルミニウム圧延に特有の課題として熱間圧延でのロールコーティングの生成や冷間圧延での摩耗粉に起因する表面欠陥があり、これを防止するための設備開発や作業条件の設定がなされている。

Abstract: Furukawa Sky Aluminum manufactures a variety of aluminum sheets and plates by means of rolling process, which is capable of volume producing high-quality aluminum rolled products at low costs. In the rolling process, various aluminum alloy slabs prepared by melting and casting are processed into final products of specified thickness through hot rolling and cold rolling, whereby the products undergo various treatments to provide superior performance in terms of metallographic structures, mechanical properties, dimensional accuracy and surface quality. Control technologies applied over the rolling process include automatic thickness control, crown control in hot rolling, plate temperature control and automatic flatness control. Roll coating formation in hot rolling and surface defects caused by abrasion dust in cold rolling present problems specific to aluminum rolling, and efforts are made to prevent these disadvantages through development of new facilities and suitable setting of process parameters.

1. はじめに

アルミニウムは、身近な家庭用品から、電気電子機器、車両・船舶、産業機械などに広く用いられており、鉄に次ぐ第二の金属材料として生産量は増加の一途をたどっている。これら製品の量的・質的要求に応じて、高品質のアルミニウム板材を低コストで大量生産する圧延加工技術が発展してきた。当社では福井、深谷および日光の3つの圧延工場を有し、それぞれ特色のある板材を製造している。本稿では板、条、厚板などのアルミニウム板材がどのように製造されているか、板圧延はどのような設備を用いて品質の作り込みを行っているのかなどについて解説する。

2. 圧延加工の特徴

板圧延とは、回転する2本の円筒ロールの間で板を連続的に圧縮変形させる塑性加工方法を言う。次に圧延加工の特徴を挙げる。

- 1) 圧縮変形により金属組織を鍛錬することができ、結晶粒を細密化して強度や成型性の改善を図ることができる。
- 2) 大量生産が可能であり、製造コストが安価である。(連続加工が可能である。コイルに巻き取ることが可能であるため半連続的な加工が可能である。)
- 3) 加工面が美麗である。工具(ロール)が回転するため、強加工であっても材料との相対すべりが小さい。また工具を効率的に冷却することができる。

- 4) 寸法精度に優れる。板厚制御システムを装備しているため高い生産性と高精度を兼ね備えている。

これらの優れた特徴によりアルミニウム板材の大部分が圧延により製造されている。

3. アルミニウム板材の製造工程

アルミニウム板材の製造工程の概要を図1に示す。溶解・鋳造にて作られた各種合金のスラブは、面削機にて上下および側面を面削され、均熱・加熱炉での均熱処理を経て熱間圧延（粗圧延および仕上げ圧延）で薄板に圧延されコイルに巻き取られる。コイルは中間焼鈍を含む冷間圧延で所定の製品板厚に圧延した後、仕上げ工程に送られ、矯正あるいはスリットされて製品になる。厚板製品は、熱間粗圧延から厚板処理工程に送られ、矯正、熱処理、切断などを経て出荷される。次に各工程の技術的なポイントを示す。

3.1 均熱処理

鋳造後のスラブを500～600℃で4～24時間程度の均熱処理をする。その主な目的は、次のとおりである。

- 1) 凝固によって生じたミクロ偏析の均質化。
- 2) 凝固によって生じた過飽和固溶元素の析出。
- 3) 凝固によって形成された準安定相の平衡相への変化。

この均熱処理は最終製品の機械的性質、結晶粒径、方向性など、材料特性に大きな影響を与えるものであり、均熱処理の温度、時間などの条件設定が重要なポイントとなっている。

3.2 面削

鋳造後のスラブ表層部に存在する凹凸、偏析、酸化皮膜などの製品不適部分を取り除くために、スラブ上下面

の表層10 mm程度を専用の大型ミーリング装置によって面削する。スラブ側端部についても圧延加工時の割れ防止および圧延ラインへの表面酸化物の持ち込み防止が必要な製品についてはスラブ側端部の面削を実施している。これ以後の工程では表面を除去する工程がないため、適切な面削除去量の設定と均質な面削表面の管理が必要である。

3.3 加熱処理

熱間圧延に供給するスラブを400～600℃に加熱する。前出の均熱工程を兼ねることでエネルギーロスを避ける場合が多い。加熱炉は熱風循環方式で、ピット式（図2）、台車式および連続式の3タイプがある。連続式は熱間圧延への加熱スラブ供給と加熱炉へのスラブ供給を併行して行うことが可能であり、エネルギー効率も良く大量生産に適している。

3.4 熱間圧延

熱間圧延では、再結晶温度以上（400～600℃）に加熱し軟化した状態のスラブに圧延加工を加え、板状に加工する工程である。可逆式粗圧延では1パス当たり最大40～50 mmの圧下にて、圧延方向の正転・逆転を繰り返しながら板厚を減じていく。通常9パスから25パス程度でスラブ厚（400～600 mm）から30 mm程度にまで粗圧延し、搬送テーブルにて仕上圧延機に送られる。この間の圧延加工によって鋳塊の鋳造組織を延性に富む加工組織に変化させるほか、微小な鋳巣、ブローホールなどの欠陥を圧着し、消滅させる。

仕上圧延ではさらに1スタンド（1パス）当たり50%程度の高圧下圧延を行い、板厚2～10 mmまで減厚しHOTコイルとして巻き取る。コイルの温度は250～350℃である。

一方厚板製品（プレート材）は粗圧延機にて所定の製品板厚まで圧延され、ライン内のシャーにて切断し、厚板処理ラインへ送られる。

3.5 冷間圧延

熱間圧延工程にて圧延されたコイルを、再結晶温度以下の室温で巻き出し、圧延後再巻き取りする工程が冷間

製造工程概要

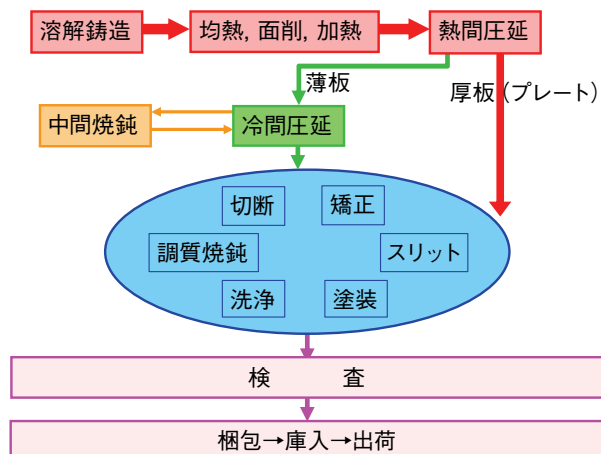


図1 アルミニウム板材の製造工程
Fig.1 Schematic of the manufacturing process for aluminum sheets and plates.



図2 加熱炉（ピット式）
Fig.2 Heating furnace (pit type).

圧延工程である。冷間(室温近傍)とはいえ実際には圧延による加工発熱のために、出側のコイルが150℃を超える例も珍しくない。通常1パス(1スタンド)当たり20～60%の圧下率で1～数パスの冷間圧延を行うことにより製品板厚まで減厚する(平均4パス、最大10パス程度)が、製品の要求特性によりこの間に中間焼鈍を施すものがある。また、一部の硬質材や総圧下率の大きい品種においては、冷間圧延加工により成長するエッジ割れ除去のためのトリミング工程が冷延工程途中に入るものもある。

冷間圧延の主な目的は次のとおりである。

1) 強度・硬さの増大

冷間圧延での加工ひずみ導入による加工硬化により、要求品質を満たす強度を得る。

2) 結晶粒の微細化

冷間圧延による加工ひずみの蓄積は、後工程の熱処理時に生成される新しい結晶粒(再結晶粒)の大きさに影響を及ぼす。一般に、加工度を大きくする程、再結晶粒は微細になる傾向がある。したがって、冷間圧延加工度を適正值以上にすることによって結晶粒を微細化し、様々なトラブルの原因となりやすい粗大結晶粒の生成を避けることができる。

3) 寸法精度の向上

アルミニウム合金は熱膨張率が比較的大きく、熱間圧延のままのプレート、シートあるいはコイルでは、板厚精度や形状精度(平坦度)において高精度のものを得ることは困難であるが、冷間圧延においては高い板厚精度と形状精度を作り込むことが可能である。

4) 表面性状の作り込み

表面品質に対する要求としては、表面外観の均一性、所定の表面粗さ、表面の光沢などがあるが、冷間圧延において、ロールの表面、冷間圧延時の潤滑油、圧延条件などを適正に選択することにより、様々な要求を満たす表面を製造すること

ができる。

3.6 仕上げ処理

圧延が終了した材料をお客様の要求に合わせて最終的な形状および表面に加工する工程が仕上げ工程である。機能別に大別すると、次のようになる。

- 1) 矯正：微小な塑性変形を与え、所定の平坦度(フラットネス)および反りとする。
- 2) 切断：所定の幅、長さおよび形状に切り分ける。
- 3) 洗浄：材料表面に付着している圧延油、摩耗粉などを除去する。
- 4) 表面処理：素材表面の耐食性、塗膜密着性、装飾性などを向上させる。
- 5) 塗装：意匠性および機能性のために塗料を表面に塗る。
- 6) 塗油：素材の成形性向上などのために必要な潤滑油を塗る。

実際の製造においては上記の機能を複数持つ設備や単機能の設備もあり、必要性に応じて最適設備を選択し製造を行っている。

4. 圧延設備

4.1 熱間圧延ライン

図3に熱間圧延ラインの概略を示す。ライン構成として、可逆式粗圧延機1基とタンデム仕上げ圧延機から構成されるタイプ(当社福井工場および日光工場)と可逆式粗圧延機1基と可逆式仕上げ圧延機1基の構成からなるタイプ(深谷工場)とがある。前者では複数スタンドのタンデム仕上げ圧延機により一気に圧下をかけられることから高い生産性に特徴があり、後者は仕上げ圧延において各パスを独立に設定できる自由度に特徴がある。福井工場熱間圧延ラインは全長400 mに達する大型・大量生産の主力工場であり、ここでは福井工場の熱間圧延ラインを中心に紹介する。

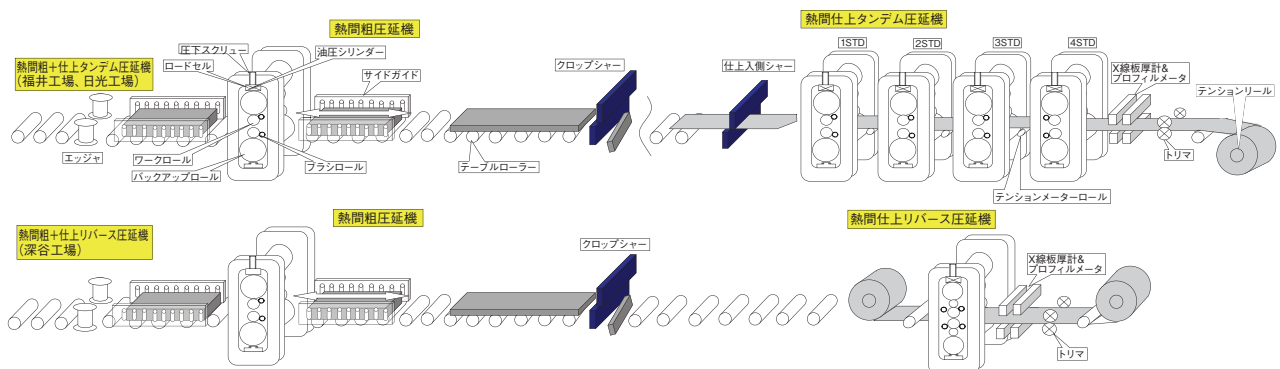


図3 熱間圧延ライン概要
Fig.3 Schematic of hot rolling line.

4.1.1 熱間粗圧延設備

粗圧延設備は、可逆式圧延機とエッジャ、板切断用シャーおよび搬送テーブルから構成されている。福井工場の粗圧延機はプレートミルも兼ねることから粗圧延機～板切断までは4000 mm超の広幅板までを製造できる構成となっている。主な設備の要素について次に示す。

搬送テーブルは圧延機前後に配置され、圧延機の可逆運転に合わせてスラブを搬送するロール群からなる。テーブルロールと圧延材料の接触による傷防止のためロールはテーパ形状または傾斜付きとし、接触部を板端部に限定している(図4、図5)。なお、ミル入側の部分には板幅を広げるクロス圧延(スラブの横方向への圧延)のためスラブを90° 旋回させるターニング機能を持たせている。これを用いることにより鋳造スラブ幅よりも広い幅の製品を製造することができる。

圧延機本体は鍛鋼製の上下2本のワークロールとこれを支える一対のバックアップロールより構成されている。ロール間隙を設定する圧下装置は、約600～10 mmまでの広範な板厚範囲に対応するための高速・大ストローク圧下が可能な電動スクリュウ圧下装置を装備している。これに加え、板厚精度向上のため、高速高精度の



図4 熱延搬送テーブル
Fig.4 Conveyor table in hot rolling line.

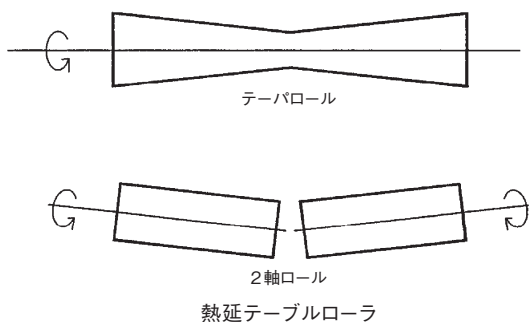


図5 テーパ形状テーブルロール
Fig.5 Conveyor table in hot rolling line.

油圧圧下装置も導入されている。また、アルミニウム熱間圧延の特有としてワークロールにブラシロールが付随して設置されている(後述)。

エッジャはスラブ側面を圧延する設備であり、圧延材側端面の割れ防止や歩留まり向上のための幅調整圧延に使用される。

板切断シャーでは圧延されたプレート材の長さ切断を行う。切断されたプレートは付属の板取り装置にてラインから搬出される。またコイル材においても、粗圧延の大加工に伴いスラブの前後端にラミネーション(ワニ口形状: 図6)が形成されるため板厚100 mm近辺でシャー切断にて該当部を除去する。

熱間圧延においては、圧延ロールと材料の間の潤滑、両者の冷却および圧延機の洗浄を目的としてエマルジョンタイプの圧延油(クーラント)が使用されている。

4.1.2 熱間仕上圧延設備

図7にタンデム仕上圧延設備(福井工場)の外観を示



図6 先端ワニ口形状
Fig.6 Alligator tip.



図7 仕上げタンデム圧延機
Fig.7 Finishing tandem mill.

す。構成は入側シャー、4基の圧延スタンド、サイドトリマ、チョッパ、リールなどからなる。粗圧延を終了した板材は先端形状を整えるため入側シャーで切断された後、圧延機に送られる。圧延機は粗圧延機とほぼ同等の構成であるが、各スタンド間張力はテンションバーにて制御され、出側で両端部をトリミングされ、テンションリールで所定の張力をかけながら巻き取られる。ここでの圧延は製品品質に大きく影響する重要な工程であり、板厚制御、クラウン制御、温度制御など様々な制御が行われる。板厚制御には油圧圧下を採用し、出側にX線厚み計を設置し、X線モニタ AGC (automatic gage control) とゲージメータ AGC とを主に用いている。板クラウンについては熱間圧延でほぼ品質が決まるため、強力ベンダおよびクラウン可変バックアップロールが導入されている。

4.2 冷間圧延設備

図8に冷間圧延機の外観、図9に冷間圧延機の設備構成例を示す。単スタンドの非可逆式6段圧延機(UCミル)である。構成は、パイオフリール、デフレクタロール、ブライドルロール、ワークロール、バックアップロール、



図8 冷延ライン概観
Fig.8 View of cold rolling line.

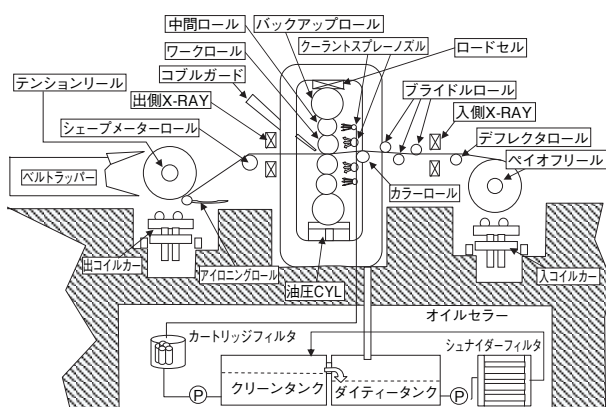


図9 冷間圧延機構成
Fig.9 Configuration of cold rolling mill.

テンションリール、クーラントスプレーノズルなどからなっている。主要な要素について次に示す。

パイオフリール(アンコイラ)はコイルから板を巻き出すと同時に、圧延板に後方張力を与える。後方張力を与えることにより、圧延荷重の低減、圧延ロール入口での板の平坦度の向上、板の横すべりの防止などの効果を得ることができる。

ブライドルロールはパイオフリールからの後方張力を補強すると同時に、板のしわ、振動などを防止する。ブライドルロールのうち、ワークロールに最も近いものをカラーロールと呼び、ワークロールに噛込まれる際の板の進入角度を制御することにより、板の上下面の光沢を調整している。

ワークロール(作業ロール)は板を実際に加工するロールである。ロールの表面粗さを圧延板の表面に転写させるため、ロールの表面は所定の粗さに研削されている。材質としては鍛鋼ロールが使用されている。

バックアップロール(補強ロール)はワークロールの後方より、圧延荷重を支えることでワークロールのたわみやワークロールネック部の変形を防止する。バックアップロールの存在により、ワークロールの破損の危険性が減少し、小径化が可能となり、たわみ防止による形状改善の効果とあいまって、硬質合金の圧延や高圧下率の圧延などが可能となっている。この6段ミルでは、これに加え軸方向にシフト可能な中間ロールを装備しクラウン制御能力を高めている。

クーラントスプレーは圧延油をスプレーするもので、この圧延油は圧延板とワークロール間の塑性加工の際の潤滑剤と加工発熱によるワークロールの熱膨張を防止するための冷却液を兼ねている。

テンションリールは圧延板に前方張力を与え、コイルに巻き取る。前方張力を加えることにより、圧延板の折れ、反りなどを防止するとともに、巻き取りコイル内に張力を付与し、巻きズレを防止する。

5 圧延における品質

5.1 板厚および板形状制御

圧延材に要求される板厚精度は、ますます厳しくなっている。アルミニウム飲料缶向け素材では全長および全幅において許容差 $\pm 5 \mu\text{m}$ の板厚精度を、また、厚板の一部の製品ではJISの厚さ許容差の1/5の精度が必要とされているものもある。

板厚精度向上のためには、圧延長手方向の変動および板幅方向の変動をとともに含めて低減させる必要があり、これらの板厚制御の高精度化が進められている。

5.1.1 板厚制御 (AGC)

圧延機で材料を圧延する場合、材料と圧延ロールとの間には圧延荷重が発生する。圧延機はロール端部がハウジングにより固定されているが、各部位では圧延荷重により弾性変形が発生するため、圧延ロール間隙が変化し、圧延後の板厚に影響を及ぼす。目標の板厚とするためには、圧延荷重による圧延機各部位の弾性変形量を考慮して、圧延ロールの間隙を制御する必要がある。

表1に、長手方向の代表的な板厚変動要因を示す。これらの板厚変動を低減するため、圧延機出側に板厚計を設置し、実測された板厚に応じてロール間隙を自動的に制御する方法 (モニタ AGC) が採用されている。その他の自動板厚制御として、圧延機の弾性変形量を計算し板厚を推定してロール間隙を制御するゲージメータ AGC、実測された圧延前の板厚変動に応じて板厚を修正すべくロール間隙を制御するフィードフォワード AGC などがある。

5.1.2 板クラウン制御

板幅方向の板厚偏差 (板クラウン) は、板厚精度向上に影響を及ぼすだけでなく、製品によっては、板クラウンそのものが重要視される。

図10に、板クラウンの発生要因を示す。板クラウンは、圧延荷重に伴う圧延ロールの弾性変形、ロールの研削クラウン、加工発熱に伴う熱クラウンなどにより発生する。

通常の板クラウンの制御手段として、圧延ロールのたわみ変形量を制御するロールベンディング装置、ロール熱クラウンを制御するロールクーラントスプレー幅方向流量制御などが用いられている。さらに板クラウン制御能の高い圧延機として、より強力なロール曲げ力を与えるダブルチョックベンダ、バックアップロールクラウン可変の VC ロールおよび TP ロール、幅方向にシフ

トする中間ロールを有する HC ミルなどを導入し、板クラウン制御能力の向上を図っている (図11)。

5.1.3 板形状制御

圧延で発生する形状 (平坦度) 不具合には、板幅中央部に対し板端部の伸びが大きく板端部で波が生じる端伸び、その逆である中伸びなど、表2に示すような種類の平坦度不具合がある。それらの平坦度不具合は、板寸法精度の劣化だけでなく、圧延生産性向上の大きな阻害要因になるため、その抑制は重要視されている。

形状制御に用いられる手段は、板クラウン制御と基本的に同じであり、ワークロールベンディング、VC ロール、HC ミル、ロールスプレー幅方向制御などが用いられる。制御方法は、圧延機出側に設置した形状センサの検出信号をそれぞれの制御手段の特性に対応する成分に分解し、フィードバック制御する自動平坦度制御 AFC (auto flatness control) を行っている。冷間圧延においては、ワークロールスプレーの幅方向制御を利用し、板

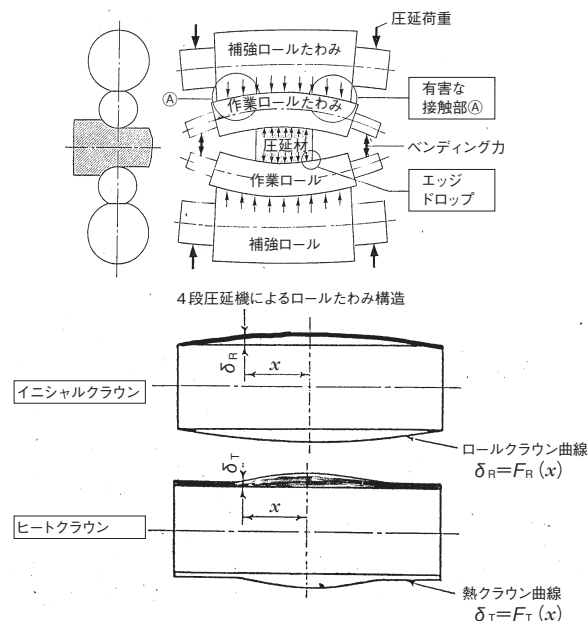


図10 板クラウンの発生要因
Fig.10 Factors of plate crown generation.

表1 板厚変動要因 Table 1 Factors of plate thickness variation.	
変動要因	原因
ロール間隙の変動	(1) ロール偏心 ロール軸受けの偏心、ロール自身の偏心。
	(2) ロールの摩耗 アルミニウムの圧延ではほとんどわずかである。
	(3) ロール熱膨張 材料からの熱伝導、加工発熱によりロールが熱膨張し、ロール間隙が変化する。
素材の変動	(1) 変形抵抗の変動 先後端や中央部でも部分的に温度差が生じると変形抵抗が変化する。
	(2) 入側板厚の変動
圧延条件の変動	(1) 加減速 速度が速くなると材料とロール間に巻き込まれる潤滑油の油膜厚さが増し、摩擦係数が減少し圧延荷重が減り、板厚が薄くなる。
	(2) 張力変動 前方、後方張力が大きくなると板厚は薄くなる。

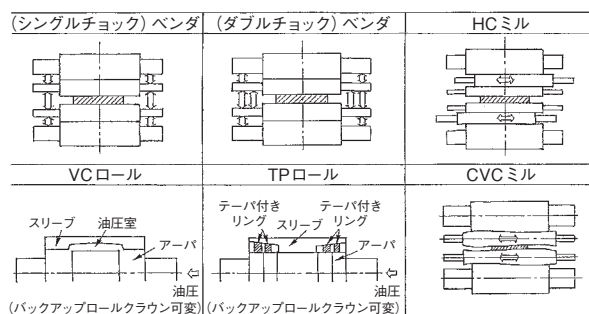







図11 主な板クラウン制御装置
Fig.11 Typical rolling equipment for plate crown control.

表2 板形状の分類
Table 2 Shapes of defective plate.

名称	外観図	外観図の説明
端伸び (耳波)		板幅端部に波が発生し中央部が平坦であるもの
中伸び (中波)		板幅中央部に波が発生し端部が平坦であるもの
複合伸び (クォータ バックル)		板幅端部と中央部との間に波が発生しているもの
片伸び (片波)		板幅の片側端部だけに波が発生しているもの
フラット		全体が平坦であるもの

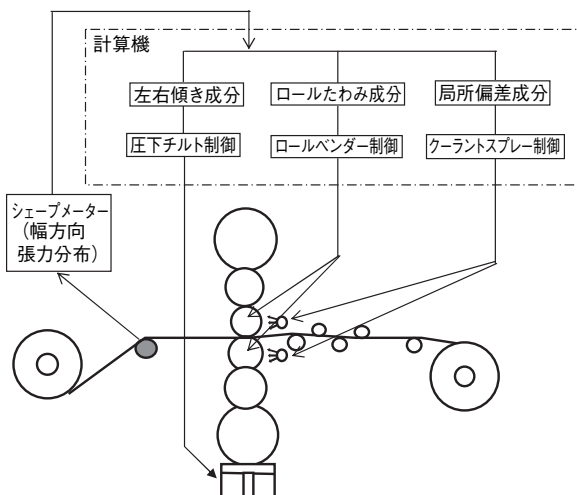


図12 AFC事例
Fig.12 Typical automatic flatness contro (AFC) .

の局所的な形状不良の修正を効果的に行っている。さらにロールスプレーの幅方向制御にファジィ理論を用いた方式を開発し、制御の高精度化を進めている。図12にAFCシステムの例を示す。

5.2 板温度制御

熱間圧延での板温度は、最終製品の機械的性質および板表面品質に大きな影響を与えるため、その制御は特に重要な項目の1つである。製品によっては、材料に添加される合金成分の固溶、析出、結晶粒の再結晶挙動などを制御するため、粗圧延開始から仕上げ圧延終了までの板温度を設計された温度範囲内に制御する必要がある。

図13に、圧延時の板温度の影響因子を示す。圧延パス毎に、空冷、クーラントスプレー冷却、塑性加工変形と摩擦による発熱、ロールとの接触による拔熱などが繰り返され、板温度が変化する。温度制御に用いられる制御手段としては、パススケジュール、圧延速度、クーラント流量制御などがある。また、板温度計測用として、圧延板に傷を付けず、かつ連続測定を可能とするため非接触式の放射温度計が配置されている。

図14に、熱延での板温度制御システムを示す。熱間仕上げ圧延で、圧延機出側に設置された放射温度計の測定値を基にフィードバックにて圧延速度とクーラント流量を操作して板温度を制御している。

5.3 表面品質

アルミニウム板製品は、建材パネル、印刷板などを代表として表面品質を重要特性とする用途が多く、製品品質に占める表面品質の比重が大きい。

圧延において、表面品質を決定付けるのは主として圧延ロール表面および圧延ロールとアルミニウム材料との間の潤滑条件であるが、これ以外にもアルミニウム材料同士の接触、アルミニウム材料と設備との接触、アルミニウム材料表面への異物混入・付着などを管理することが必要である。

次にアルミニウム圧延材表面品質項目とそれに影響する要因および対応状況の代表的な項目について紹介する。

5.3.1 圧延ロールの研削表面

図15に、アルミニウム板の表面プロフィルチャート

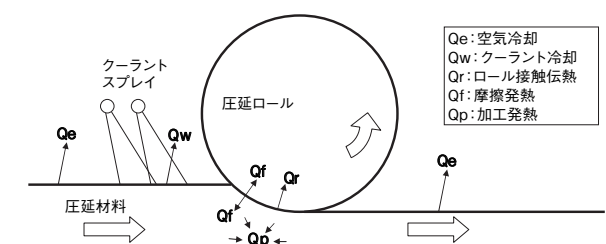


図13 圧延板の熱移動概念
Fig.13 Concept of heat transfer in plate rolling.

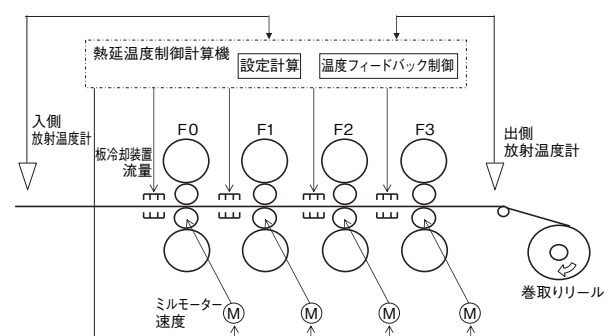


図14 板温度制御事例
Fig.14 Typical plate temperature control.

とその外観拡大写真を示す。板表面の粗さは、主としてワークロール表面の転写により形成されるため、ロールの表面仕上げ加工であるロール研削条件によって大きく変化する。一般的な圧延ロールの粗さは $R_{max}=1\ \mu\text{m}$ 程度であるが、光沢を重視する場合は鏡面仕上げであり、塗装板での塗料の密着性や成形品での潤滑性を考慮した場合は、ある程度大きな粗さが選定される。さらに成形時の潤滑性を重視する一部製品では、ロール表面ブラスト処理などによる無方向性のダルフィニッシュ面が使用されている。

5.3.2 オイルピット

ロールの転写以外に外観・表面粗さに影響するものとして、圧延油の圧延材とロール間への巻き込みによって発生するオイルピットと称する表面の凹凸がある。図16にオイルピット外観写真とその数への影響因子を示す。オイルピット数の多少は、圧延条件、ワークロールの条件などにより変化し、例えばロール径が大きいと噛み込み角度が浅くなるため、圧延油の侵入が多くなり、オイルピットが多く発生する。それ以外には、ワークロール粗度、圧延油粘度、圧延速度、圧下量などの影響を受ける。オイルピットは、一概に有害とは言えないため、製品の品種ごとに発生状況を制御する必要がある。

5.3.3 ロールコーティング

アルミニウム熱間圧延の特徴として、圧延中に生成するロールコーティングがある。図17にワークロールに

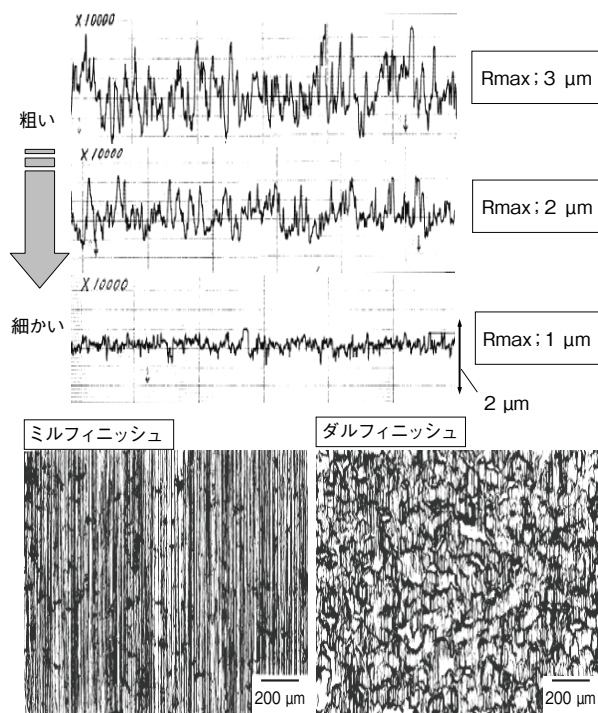


図15 板表面粗さ曲線と表面拡大写真
Fig.15 Roughness curve and enlarged photo of selected rolled plate surfaces.

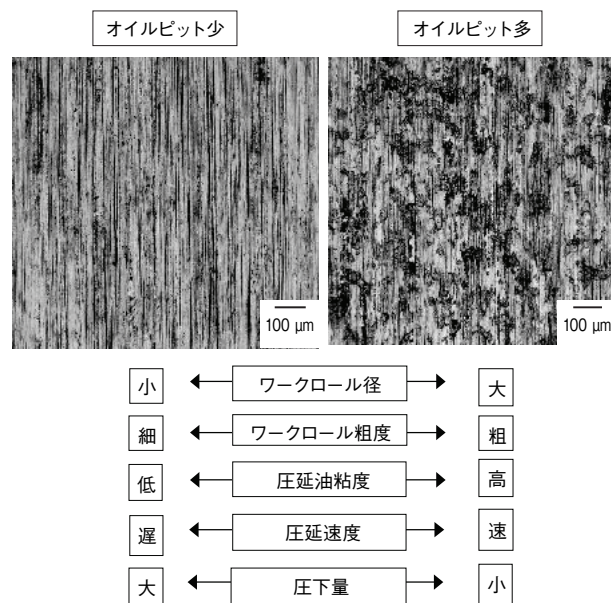


図16 オイルピット概念と影響因子
Fig.16 Appearance of oil pit and influential factors.

付着したコーティングの外観を示す。これは、圧延中にロールとアルミニウムの摩擦により、一部が高温高圧下で凝着し、アルミニウムとその氧化物および圧延油からなる層がロール表面に形成されるものである。

一般的に、ロールコーティングの存在により圧延材との摩擦係数が大きくなり、圧延材料のワークロール間への引き込み、すなわち噛み込み性は改善されるが、不均一にあるいは過剰に厚くロールコーティングが生成すると、図18に示すように生成したロールコーティングが圧延材へ移着し表面欠陥が発生する。逆にロールコーティングが薄すぎると噛み込み失敗やロールと圧延材のスリップ現象が発生しやすく圧延が不安定となる。ロールコーティングの生成は、圧延油潤滑特性、圧延温度、圧下量、圧延速度などの条件によって影響されるため、適正なコーティングとなるよう条件を設定する必要がある。

コーティングを直接的に制御する手段として、アルミニウムの熱間圧延では、ブラシを巻き付けたロールを回転させながらワークロールに押し付けることで凝着したコーティングを除去および均一化するための装置を装着している。ブラシの材質はワイヤ、あるいは砥粒入りのナイロンが選定されており、ブラシロールの押し付け力、回転数あるいはナイロンブラシ中の砥粒の選定などで除去能力を調整している(図19)。

5.3.4 摩耗粉

アルミニウム摩耗粉に関わる表面欠陥について図20にメカニズム例を示す。圧延加工に伴い摩耗粉が発生するのは必然的なものであるが、発生した微小な摩耗粉は、コイル巻き取り後の焼鈍工程でラップ間の圧延油の蒸発

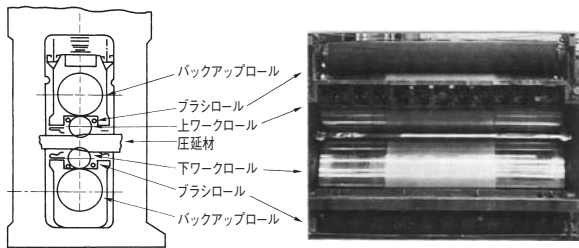


図17 ロールコーティングの生成したワークロール
Fig.17 Work roll having roll coating.

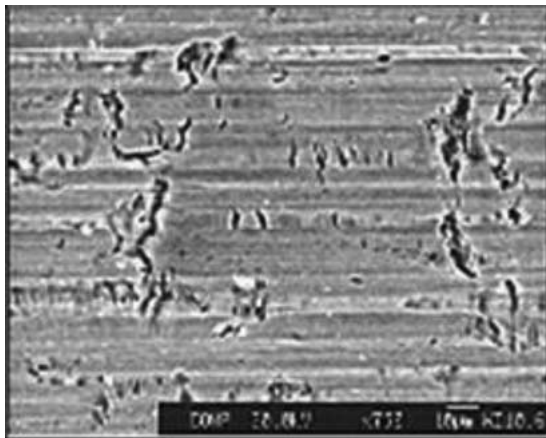


図18 過剰なロールコーティングによる表面欠陥
Fig.18 Surface defect due to excessive roll coating.

に伴い凝集し表面欠陥となる。また、仕上げ工程で補助ロール、レベリングロールなどに移着・堆積し、再び板に転写し欠陥となる場合がある。

この対策としては、次の処理が主として実施されている。

- 1) 圧延条件を制約することで摩耗粉の発生を抑制する。
- 2) 設備の清掃により摩耗粉の堆積を防止する。
- 3) 冷間圧延中、巻き取り前の板表面を洗浄する。
- 4) 圧延油中の摩耗粉を減少するために圧延油を濾過する。
- 5) 仕上げ工程での圧延材の洗浄および洗浄液の清浄化を実施する。

6. おわりに

アルミニウム板圧延の現状について概要を述べた。アルミニウム圧延には鉄鋼圧延と共通する技術のほか、

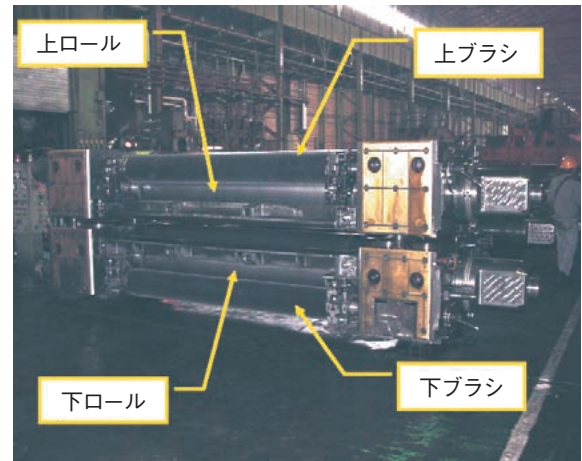


図19 熱延ワークロールとブラシロール
Fig.19 Hot rolling work roll and brush roll.

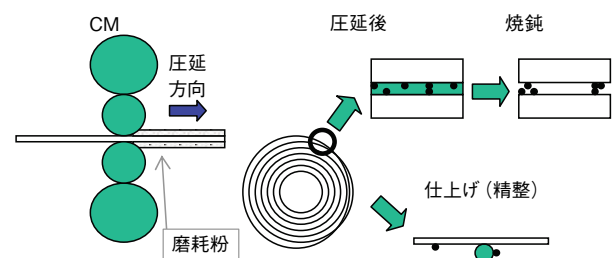


図20 摩耗粉欠陥発生メカニズム
Fig.20 Mechanism of abrasion dust generation.

ロールコーティング、摩耗粉に代表される固有の技術および特有の課題も多くある。その解決には設備、材料、圧延理論、潤滑、制御など、多くの技術分野に係る総合的な技術が必要とされる。今後も集約化、国際化の中で厳しい品質およびコスト競争が進むと予想されるが、さらなる技術開発により対応する必要がある。



菱川 滋 (Shigeru Hishikawa)
製板事業部 日光工場



小林 博幸 (Hiroyuki Kobayashi)
製板事業部 福井工場

アルミニウム押出材の製造技術

Manufacturing Technology for Aluminum Extrusions

柿木 敏行
Toshiyuki Kakinoki

概要 アルミニウムの押出加工は一般に熱間で行われる。その加工方法はビレットを加圧しダイスを介して押出すことにより所定形状の製品を成形するものであり、円柱状のビレットから一気に複雑な二次元断面形状に加工することができる。これはアルミニウムの押出加工独特のものであり、鉄や銅の押出加工とは異質のものと言える。重要な工程としてビレットを造る鋳造工程がまず挙げられる。ここでの不具合は後工程で解消されるものではないため、高品質のビレットを鋳造することが第一条件である。押出加工において特に重要なのがダイス技術であり、ダイスの良し悪しは押出された製品の品質を直接左右する。押出後の熱処理工程は溶体化処理、焼入、時効、焼鈍処理などがあり、材料特性を変える役割を果たす。引抜工程では加工硬化による強度アップを図るとともに、断面寸法精度の向上を図ることができる。当社はこれらの一連の工程において独特な高い製造技術を有しており、高品質で多種多様の押出製品を供給している。

Abstract: In general, extrusion of aluminum is done at elevated temperatures. The extrusion process can form products of prescribed shapes by pressurizing a billet to extrude it through the die, and it is possible to process it directly from a columnar billet to a final product of complex two-dimensional shape in cross section, which constitutes the features of aluminum extrusion totally unique compared to the extrusion of iron or copper. The casting process to make billets for extrusion is an important step first of all. Casting high-quality billets is the first prerequisite, since troubles here can not be eliminated by the post-processing. An especially important technology in extrusion process is die technology, since the quality of dies directly influences the quality of extruded products. Thermal treatments after extrusion such as solution heat treatment, quenching, aging and annealing play a significant role in changing the material properties. Improvement of strength by work hardening and improvement of dimensional accuracy in the sections can be achieved by the drawing process. Furukawa-Sky possesses unique high technologies in these manufacturing processes, and supplies various extruded products of high quality.

1. はじめに

アルミニウム押出材は輸送機器の軽量化などを目的に多種多様な分野に使用され、リサイクル性も良好なことから、その市場は現在も拡大傾向にある。

押出材の品種は、形材、管材および棒材に大別され、それぞれの目的用途に適した合金・調質が選択される。主な製造工程としては、押出に使用するビレットを製造する鋳造工程、ダイス設計・製作工程、押出工程、材料の性能を制御する熱処理工程、そして引抜工程がある。

本報では、各工程における基本的な技術と当社の特色ある技術について概説する。

2. 押出製品の品種

アルミニウムの押出製品は、図1に示すとおり、形材、管材、棒材に分けられる。

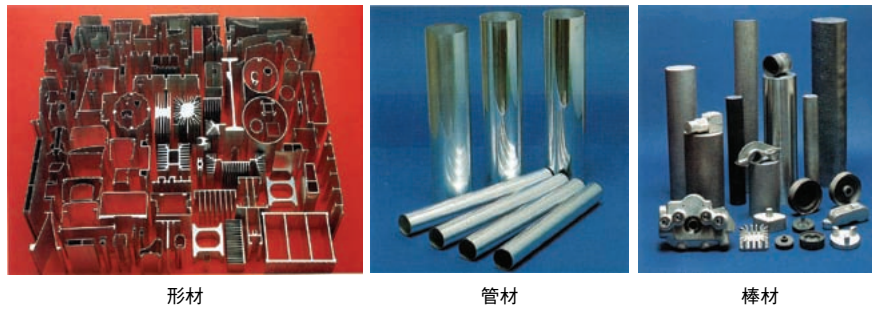


図1 アルミニウム押出材の品種
Fig.1 Various aluminum extruded products.

2.1 型材

型材は、最終製品形状に近い二次元断面形状を有する素材であり、寸法精度が重要視される品種である。熱間押出加工では、押出される製品温度が 500°C を超える温度にまで達するため、押出中に変形しやすく寸法精度も機械加工に比べて低いレベルにある。そのため、従来は切削加工などを追加することにより、最終製品の部材として使用される場合が多かった。しかし、近年では押出上りの素材に、切断、穴あけなどの単純加工だけで使用される製品が増加している。つまり、機械加工に匹敵する高精度の品質要求が、年々高まる傾向にある。

2.2 管材

管材は、切削加工や絞り加工など、用途に合わせ様々な形状に加工されて使用される。

管材には、断面に溶着線を有するポートホール管(PH管)と溶着線を持たないマンドレル管(M管)がある(図2)。PH管は、オス型とメス型の二重構造ダイスを用いて成形される。ピレットは、オス型のブリッジ部にて分断され、メス型で再溶着されるため、素材の断面にブリッジの数や位置に応じて溶着線が現れる。PH管は、偏肉精度には優れるが、溶着部の割れや優先腐食が問題になる場合があり、使用上の注意が必要である。また、硬質合金には適用できない。

一方、M管は、外径部を押出機の受け側にセットされたダイスによって成形し、内径部を押側のステムと呼ばれる加圧ロッドにセットされたマンドレルで成形する。この方式は、あらゆる合金に対応可能であるが、製品サイズに制限が多く、偏肉精度もPH管に比べて劣る。この弱点を補うために、押出後引抜加工を用いる場合が多い。M管の優位点としては、断面に溶着線を持たないことから、割れや優先腐食を嫌う重要構造部品や配管材としての信頼度が高いことが挙げられる。

2.3 棒材

JIS規格の棒材には、円形、正方形、長方形あるいは正六角形も含んでいる。型材と重複する部分もあるが、図面なしでもサイズを特定できる単純形状のものが棒材に

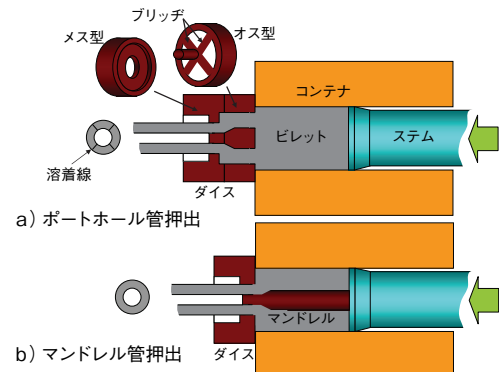


図2 管材押出方法
Fig.2 Pipe extrusion method.

分類される。

棒材は、切削加工や鍛造加工などの素材として使用される場合が多く、様々な形に加工され使用される。装飾目的よりも機能を要求される部品に使用される場合が多く、寸法精度は勿論、内部品質が特に重要視される。

棒材は、用途に応じた多彩な合金・調質がラインナップされており、製造条件も複雑な組合せになることから、高いレベルの総合技術力が要求される品種である。

3. 製造工程の概要

押出材製造における主な工程として、押出に使用するピレットを造る鑄造工程、押出加工ツールであるダイスを設計・製作する工程、押出工程、熱処理工程などがあり、そして引抜加工も押出材に付加価値を加える工程として挙げられる。

これらの工程は、要求される製品仕様により様々な組合せになる。同じ合金・調質の製品であっても、その大きさ、肉厚などによりピレットサイズや熱処理の方法を変える場合もある。また各工程での加工条件は、前後の工程との関係も加味されて細分化されており、組合せは膨大なものになる。これは、アルミニウムの押出加工の特徴とも言える。

4. 鋳造工程

4.1 工程の概要

鋳造工程は、アルミニウム地金またはリサイクル材を溶解し、必要な添加元素を加え、アルミニウム合金の押出用ビレットを製造する工程である。主に、溶解、溶湯処理および鋳造の3つの工程に分けられる。

この工程で最も重要になるのが、鋳造の部分であり、溶解されたアルミニウム合金を速い冷却速度で凝固させる必要がある。冷却速度が遅い場合には、添加元素の内、融点の高いものから先に凝固が始まり、粗大な晶出物が形成される。この粗大晶出物は、押出された製品内部に混入して、機械的性質の不具合などにつながる¹⁾。鋳造段階での不具合は、押出以降の工程で解消されないため、製品の内部品質を左右する最も重要な工程である。

4.2 鋳造方法

図3に鋳造方法の模式図を示す。押出材に使用するビレットの製造方法は、鋳物のように鋳型に溶湯を流し込んで固める方式ではなく、リング状の短尺の鋳型の中で、水冷により連続的に凝固させながら降下させるものであり、半連続鋳造法と呼ばれている。

一般的な鋳造方法は、図3aに示すDC (direct chill) 鋳造法であり、溶湯をスパウトと呼ばれる筒を通して鋳型に供給する方法で、フロートなどで湯面を制御する方法である。図3aの朱色のエリアが液相部、灰色部が固相部であり、この境界部分で凝固が始まる。

一方、小山工場では、図3bに示すホットトップ鋳造法を用いている。この鋳造方法は、溶湯を直接鋳型に流し込み、高い溶湯温度からの急冷凝固を容易にする鋳造法である。溶湯は、上表面に酸化膜を生成し、この膜に保護された状態で鋳型に供給されるため、酸化物が溶湯中に巻き込むことがない。またホットトップ鋳造法は、DC鋳造方に比べ鋳造スタート時の作業が容易であることから、同時に数十本の鋳造を行うことが多い押出ビ

レットの製造においては有効な鋳造法である。

図3cに示す気体加圧式ホットトップ鋳造法では、さらに急冷効果を得ることができる。この鋳造法は、鋳型と溶湯との間にエアを供給することにより、鋳型との接触により生じる一次冷却を緩和し、冷却水による凝固(二次冷却)が始まるまでの凝固を最小限に抑えることができるため、合金成分の偏析防止や凝固組織を改善することができる。小山工場では、外径14インチ以下のビレットを気体加圧式ホットトップ鋳造法で製造している。

5. ダイス設計・製造工程

ダイスは、円柱状のビレットを製品形状に成形する押出加工において、最も重要な役割を果たすツールである。

ダイスの設計は、アルミニウムの熱収縮量の補正に加え、押出時のダイスのたわみの影響を補正する設計と、メタルフローのバランスを図るための設計を両立させることが必要である。しかし、これらの設計には担当者の判断を要する因子が多く含まれ、最適な設計値を得ることは難しく、標準化も困難とされてきた。当社では、1990年代より数値解析を用いたダイス設計技術の開発に取り組み、既に実用化が進んでいる²⁾。この開発により、従来では押出不可能とされてきた難易度の高い種々の製品の量産化を実現させてきた⁴⁾。

5.1 たわみ補正設計

押出加工時には、ダイスに数ton/cm²もの非常に高い圧力が掛かるため、ダイスが皿状にたわむ。この結果、ダイスのオープニング(押出製品出口)形状に変形が生じる。たわみ補正の一例として、図4に平角棒材の押出ダイスのオープニング形状を示した。図4aに示すオープニング形状は、押出時にはダイス全体のたわみにより、図4bに示す形状に変形する。つまり、押出された製品は、中央部の肉厚が薄くなる。これを防止するために、予想される押出時のダイスのたわみ量を元に、図4cに示す

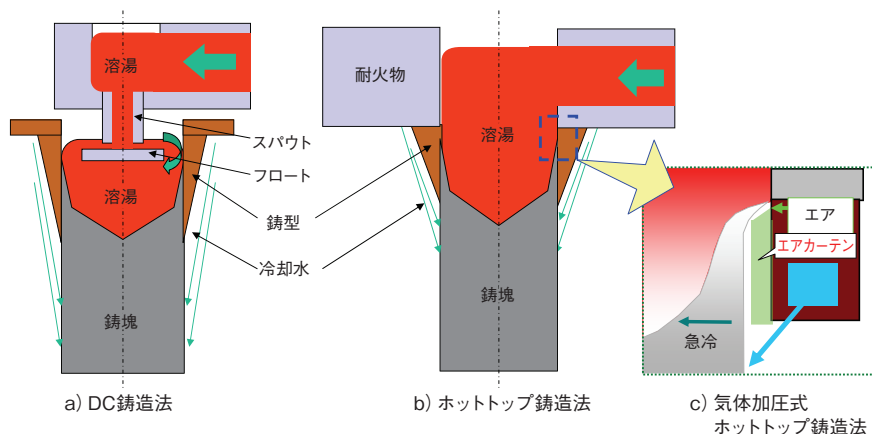


図3 ビレットの鋳造方法
Fig.3 Casting methods of billets.

オープニング形状とし製品の肉厚精度を確保する。

5.2 メタルフロー制御設計

アルミニウムの熱間押出におけるメタルの変形挙動は、塑性加工の分野ではあるものの、メタルフローと言う表現でも分かるように、流体に似た挙動を示す。この変形挙動により、円形断面のビレットを一気に複雑な断面形状に成形することを可能にしている。

ダイスの設計因子において、メタルフローを制御するために最も有効で直接的な因子が、ベアリングと呼ばれるダイスの製品出口部を形成する通路の部分である。図5aに示す形状の場合、メタルは広い出口部から優先的に流れ出るため、このアンバランスを制御するのが、ベアリング部とメタル間に生じる摩擦であり、オープニングの広い部分のベアリングを長くすることによりメタルフローにブレーキを掛け、狭い出口部分とのメタルフローの整合を図る。

図5bに示ような中空部を持つ形状では、中空部を成形するオス型と外形状を成形するメス型の二重構造になるため、ベアリング長さに加えポート形状やチャンバ形状も制御因子となる。つまり、ダイス構造が複雑になると、メタルフロー制御因子は増えることになり、制御の自由度が増す。しかし、逆に因子が増えたことにより、個々の製品に対する最適な設計値を決定することが難しくなる。

一般に、上下左右が非対称で、肉厚差が大きい製品ほど、難易度が高くなる。

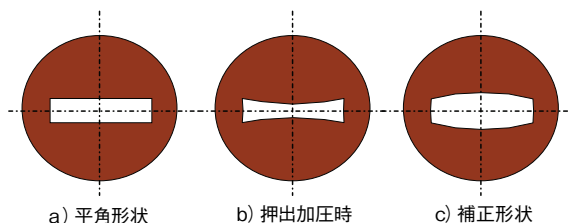


図4 平角形状押出ダイス模式図
Fig.4 Extrusion die for flat bar.

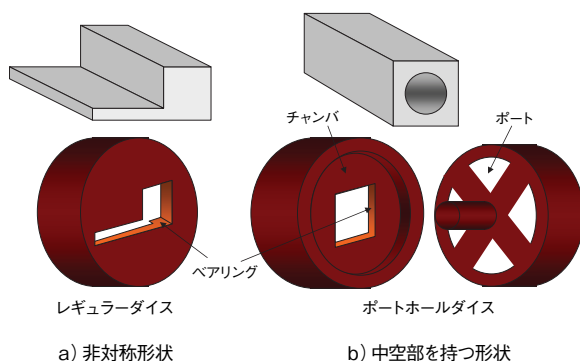


図5 非対称および中空部を持つ形材用の押出ダイス
Fig.5 Characteristics extrusion dies.

5.3 数値解析を用いたダイス設計の成果

数値解析を用いることにより、押出加工状態をシミュレーションする技術を構築し、従来技術では成しえなかったダイスの設計が可能になった。次にその事例を示す。

5.3.1 異形マンドレル形材

図6に示す中空部が偏った位置にある形状では、ポートホール押出により、容易に製造可能である。しかし、先に述べたように、ポートホール押出では製品断面に溶着線が発生するためこれを回避するためにはマンドレル押出方式を用いるが、押出された製品は、図6の押出結果に示すように、中空部が厚肉方向に寄った形状になる。これは、マンドレル周りに発生する圧力差によるもので、低圧側にマンドレルがたわむことにより生じる。これに対し、数値解析を用いて、マンドレル形状を調整してメタルフローの最適化を図ったダイス設計により偏肉精度が大幅に向上し、量産化を実現させている。

5.3.2 熱交換器用扁平多穴チューブ材

図7に示す熱交換器用扁平多穴チューブ材は、主に自動車用熱交換器に用いられるもので、市場のニーズは拡大傾向にある。この品種は、1 m当りの重量が30 g程度の非常に軽量なものであるため、図7に示すように一度に複数の押出、いわゆる多穴押出を行うのが一般的である。また微細形状であるため、ダイスのたわみの影響を受けやすいことから、その状態を正確に把握することが必要である。この製品の中空部は、0.5 mm程度の非常に微細なものであるため、これを成形するダイスのマンドレルと呼ばれる部分の破損頻度が高く、一般に量産安定性に欠ける。これを回避するためには、マンドレル周りのメタルの流速と圧力分布を均一にする必要がある。当社はこのミクロレベルとも言える変形挙動を忠実に数値化することにより、安定した量産が可能なダイスの開発を進めている。

6. 押出工程

鋳造されたビレットは、合金成分のミクロ偏析を均質化するため500～600℃に加熱する均質化処理（ソーキン

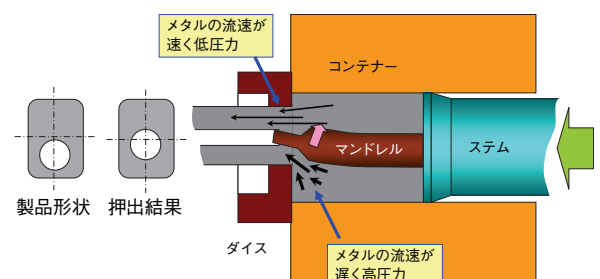


図6 異形マンドレル形材押出模式図
Fig.6 Mandrel extrusion for asymmetrical shape.

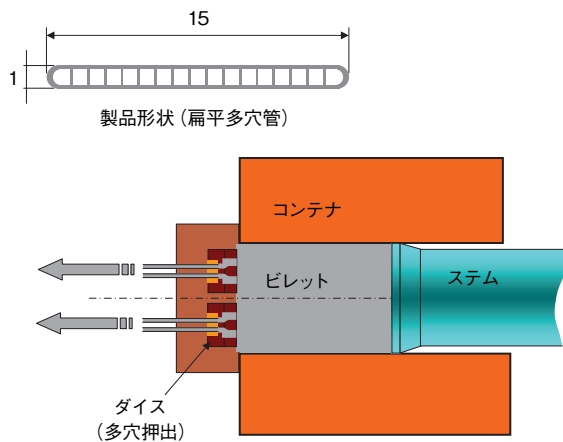


図7 扁平多孔管の押出模式図
Fig.7 Extrusion of multi-hole flat tube.

グ)を経た後、必要長さに切断され、押出の直前に350～550℃程に加熱され押出機に挿入される。

押出工程は、文字どおりビレットをダイス出口から押出すことにより製品形状に成形する工程である。押出された製品は、冷却ゾーンで常温まで冷却後、整直し、定尺長さに切断される。

6.1 押出方式

アルミニウムの熱間押出に用いられている押出方式には、直接押出法と間接押出法がある。図8にその模式図を示すが、図8aの直接押出方式が一般的な押出方式であり、国内にあるアルミニウムの押出機の9割以上がこの押出方式のものである。図8bに示す間接押出方式との違いは、ビレットとコンテナの壁面に発生する摩擦の有無であり、直接押出の場合には、押出加圧力の30%以上がこの摩擦でロスする。一方の間接押出方式では、コンテナとビレットがともに移動するため、ビレットとコンテナ壁面に摩擦が発生しないことから、押出力の殆どが製品を成形する力として使われる。この特性により、押出力が同じ設備の場合、間接押出機は直接押出機の2倍近い加工力が得られることから、より大口径で長尺のビレットを使用することが可能になる。つまり、同じ押出力の設備では、間接押出機の方が圧倒的に、生産性が高い。また、加工域がダイス出口近傍でのみ発生するため、押出長手方向での加工状態が一樣になることから、製品長手方向で均一な品質を得ることができる。デメリットとして、間接押出機ではダイスがコンテナ内に入っていく構造であるため、ダイス外径に制限があり、ポートホールダイスの使用が困難である。加えて、設備そのものが高価であることも、間接押出機の比率が低いことの一因となっている。

当社では、小山工場に7基の直接押出機と3基の間接押出機を保有し、様々な合金品種に対応可能な体制を整えている。

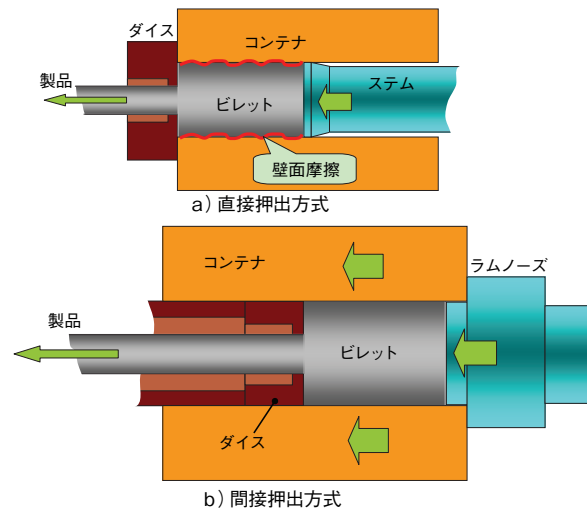


図8 直接押出方式と間接押出方式の比較
Fig8. Direct and indirect extrusion methods.

6.2 設備選択

使用される押出機は、要求される製品仕様に対し、より適した設備が選択される。押出機を選択する基準は、最初に押出比(ビレット断面積／製品断面積)が考慮され、次いで製品外接円が考慮される。

押出比は、型材：約20～80、管材：20～60、棒材：10～40程度が目安となる。押出比が低い場合には、製品寸法のバラツキが大きくなる傾向にあり、逆に押出比が高過ぎる場合には、割れや肌荒れなどの欠陥が発生しやすくなる。

各押出機で使用されるビレットは、面圧(押出機の最大加圧力／ビレット断面積)が4～6 ton/cm²になるサイズが使用される。

6.3 押出条件

押出条件の主な因子として、温度と速度が挙げられる。

ビレットは、350℃～550℃ほどに加熱され押出機に挿入される。一般に、このビレット加熱温度を押出温度と呼び、押出される製品には、加工発熱による温度上昇が生じる。ビレットの加熱温度は、合金品種はもとより、押出設備、ダイスの仕様、溶体化処理方法などにより、細分化されており、製品の機械的性質を大きく左右する。

押出速度は、製品仕様などによって最適値が決まるものではなく、合金とその押出条件下での加工状態を加味し設定される。通常、低速押出により製品の表面性状は改質され、形状バランスも安定する傾向を示す。しかし、工業製品の量産工程では、時間当りの生産性が製造コストに直結することから、品質を維持できる最高の押出速度で押出すことが求められる。

6.4 クラッド押出材

熱交換器の配管材など、耐食性やろう付作業性向上を目的としたクラッド管材の市場ニーズがある。図9に示

のように、3層管材を造る場合には、芯材となるビレットの内外に異なる合金材を装着し、熱間で押出すことにより圧着させる。押出された製品の断面に、図9に示す3層構造が確認できる。

クラッド材の押出には、間接押出機を用いる必要がある。先述のとおり、直接押出方式ではビレットとコンテナ壁面に摩擦が生じるため、アウター材のメタルフローにブレーキが掛かり、押出長手方向で一様なクラッド層が得られない。当社では間接押出技術力に基づく固有の製造技術を確立し、安定したクラッド層を持つ製品を量産している。また、この技術は目的に応じた合金を組み合せることにより、様々な用途に活用できる可能性があり、市場の拡大が期待される。

なお、クラッド押出材の品種については、本誌No. 2³⁾に紹介されている。

7. 引抜工程

引抜加工の目的は、押出素材に対し冷間加工を付加することによる寸法精度の向上、加工硬化による強度アップなどが挙げられる。

7.1 引抜加工方法

図10に引抜加工の模式図を示す。引抜加工はドローベンチに引抜ダイスをセットし、そのダイスに材料を通し引抜くことで製品を成形するもので、抽伸加工とも呼ばれる。引抜加工は、一般に常温での冷間加工であり、潤滑油を用いて行われる。

棒材を引抜加工する場合、図10aに示すように、押出素棒の先端部を引抜ダイスより小さく絞っておき、ダイスを通して引抜くことにより、外径をダイスの寸法に成形する。

管材の場合には、図10bに示すように、肉厚も加工するため、プラグと呼ばれる内径を成形するツールが必要になる。このプラグは、後方からロッドで固定され、加工中はダイスの位置に停滞させる。押出素管は、ダイス

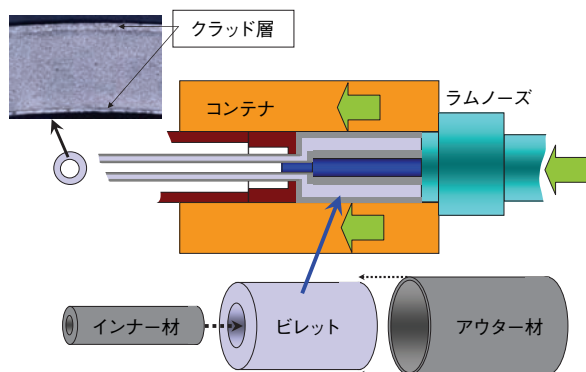


図9 三層管の押出加工模式図
Fig.9 Extrusion of 3-layer clad pipe.

のアプローチ部で徐々に絞り込まれ、ベアリング部通過時に所定の外径に成形され、内径部はプラグ側で成形される。

7.2 引抜加工技術

7.2.1 加工工具

引抜加工に用いるダイス構造は、要求される出口形状を形成するベアリング部と加工領域のアプローチ部からなる。ベアリング部およびアプローチ部には一般に焼入鋼や超硬工具が使われる。

ダイスに求められる必要条件是、加工面であるベアリング部およびアプローチ部がラッピングされた平滑な表面であることとベアリング部が対面同士で平行であり、対称であることなどである。

ダイスのアプローチ部は、合金あるいはサイズにより異なるが、片側5～10°程度のテーパ角度を持たせており、素材の導入をスムーズにする。ベアリング部は3～10 mm程度の長さであり、合金サイズにより最適な長さが選択される。

7.2.2 寸法精度

引抜加工は、冷間で行われることから、機械加工並みの寸法精度が可能になる。しかし、その引抜上りでの精度は、使用される押出素材の精度に左右される。

押出素材の寸法のばらつきが大きい場合、同じダイスで加工しても引抜上りの寸法にばらつきが生じる。偏肉が大きな押出素管を引抜いた場合には、曲りが発生する。また、断面組織が不均一な押出素材や真円度の悪い押出素材を引抜いた場合にも、曲りやクビレなどの問題が発生する可能性がある。

曲りの修正手段としては、レベラ加工と呼ばれる複数のロールを用いた矯正装置が用いられる。しかし、この矯正加工により、製品内部に残留応力が蓄積する。お客様における加工の段階で、残留応力の開放による変形が

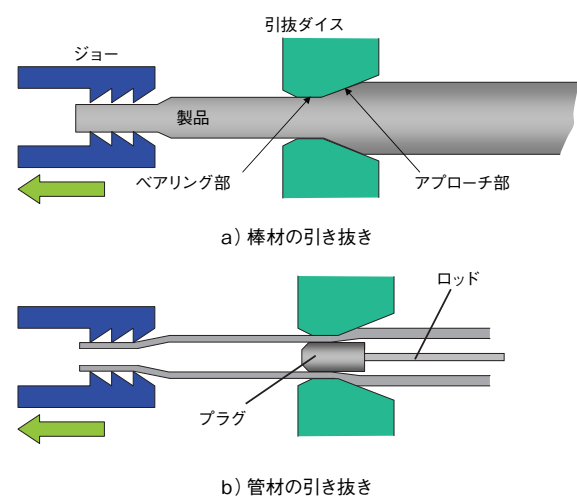


図10 引抜加工模式図
Fig.10 Drawing methods of rod and pipe.

生じる可能性もあり、この残留応力の最小化を図る必要がある。つまり、引拔材の品質向上を図るには、先ず押出上り素材の品質向上が、重要なポイントになる。

7.2.3 機械的性質

押出素材に対し、冷間での加工を加えることにより材料強度は増大する。材料強度を上げる方法として、加工によるリダクション(断面積の減少率)が重要な要素となる。リダクションは、合金、調質、サイズなどを考慮して最適値が設定されるものであり、一般的にリダクションが高くなるほど加工硬化により材料強度は増す。しかし、押出上りでの結晶組織の状態が、最終工程での機械的性質に少なからず影響を与えることになる。

7.3 連続引拔加工技術

一般的な引拔設備は、長さ十数メートルの直材を加工する装置であるが、コイル状の素材を半連続的に引拔加工する場合、ブルブロック(またはドロブブロック)と呼ばれる設備が使用される。押出された素管を円柱状の回転ドラムに巻きつけ、その回転力によって引拔加工を行う(図11)。コイル材を引拔加工する場合には、直材のようにプラグを後方からロッドで固定することができないため、プラグは管内に投入されフリーな状態になる。このフローティングプラグの形状は、変形領域で発生するバック圧と抽伸力によって平衡が保たれ、所定の位置に停滞するように設計される。

この方法により長さ数千mにまで達するコイル状の管材を、連続的に引拔加工することができる。コイル材として納入することにより、お客様における取り扱い性および作業性のメリットも大きい。主に自動車用熱交換器に用いられているが、家庭用エアコン用としての需要も高まっている。

8. 熱処理工程

押出の後工程で行われる熱処理は、溶体化処理・焼入処理、時効処理および焼鈍処理の3つに大別される。要

求される用途と目的に応じた特性を得るために、熱処理が有効に活用される。

熱処理型合金においては、これらの熱処理によりその特性を変えることが可能であり、必要不可欠な工程である。非熱処理合金においても、ひずみ除去や焼鈍などの工程が適用され、安定した品質が確保される。

8.1 溶体化処理・焼入処理

溶体化処理は、押出工程において形成された析出相を分解させ、溶質原子がアルミニウム中に均一に拡散した固溶体状態をつくるために行う処理である。そのためには、適正な溶体化処理温度と保持時間を選択する必要がある。溶体化処理温度は、合金系と添加元素の添加量によっても変わる²⁾。

溶体化処理によって得られた固溶体状態を常温まで凍結することにより、過飽和固溶体を得る処理を焼入処理という。所定の温度に加熱した材料を急速冷却する必要があるが、合金によっては急冷をしなくても十分な強度を得られるものもある。これは、固溶元素が冷却の過程で析出し難い合金であり、冷却速度が遅くても十分な強度が得られる。これを、焼入性が良い、または焼入感受性が鈍い合金と称している。

溶体化処理・焼入処理では、500℃ほどに製品が加熱されているため、冷却時の入水の際の変形が懸念される。この変形の最小化を図るため、当社では図12に示す特殊な型型炉を航空機用などの特定の製品に対し使用している。この炉は、製品を炉内に縦に吊るし、加熱後に垂直に冷却槽に降下させることで、入水時の抵抗による製品の変形を軽減し、急速冷却効果も高い。

8.2 時効処理

溶体化処理・焼入処理により、過飽和固溶体になると添加元素は集合して析出しようとする。この変化は温度と時間に支配され、それと共に機械的性質などが変化する。温度と時間により析出状態をコントロールして、所定の強度を得る処理を時効処理または析出処理と言う。温度により室温時効(自然時効)と高温時効(人工時効)

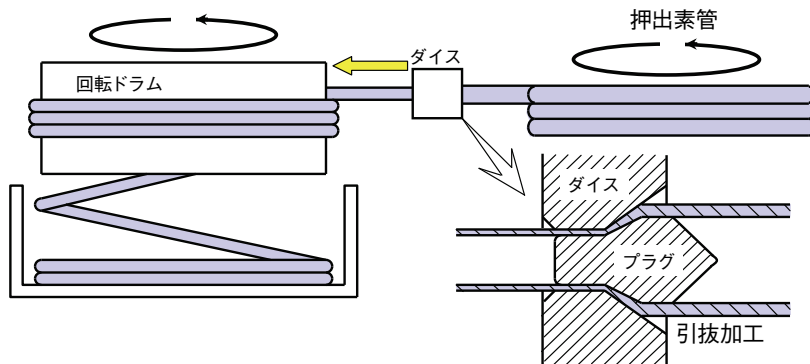


図11 連続引拔加工模式図
Fig.11 Continuous drawing method of pipe.

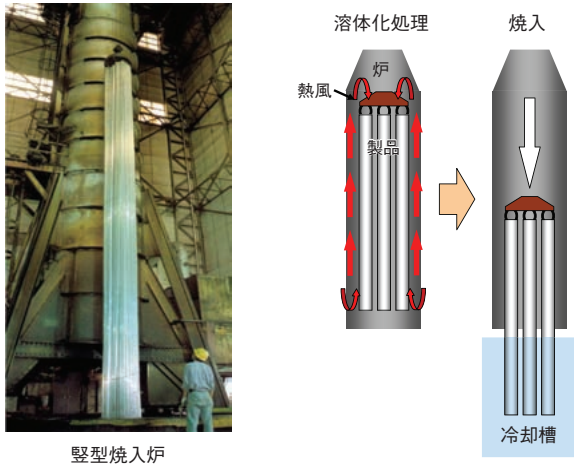


図12 溶体化処理・焼入炉

図12 溶体化処理・焼入炉
Fig.12 Solution heat treatment and quenching furnace.

に分けられる。室温時効は、主にAl-Cu (2xxx)系合金に適用される。この系の合金は約4～5日でほぼ最高強度に達して安定化するが、6061, 7N01などの合金は長期にわたって上昇するために、高温の時効処理により短時間で強度を高める処理が適用される。

8.3 焼鈍処理

一般的には冷間加工の前、途中、または後に加えられる加熱処理である。この処理は、熱間加工あるいは冷間加工によって導入された加工硬化分を部分的に除去すること(部分焼鈍)、あるいは再結晶を起こさせ完全に除去すること(完全焼鈍)により、強度レベルをコントロールすることを本来の目的としている。

冷間加工での前、あるいは途中での焼鈍は中間焼鈍と呼ばれ、通常は完全焼鈍処理により、その材料の最も軟らかい状態に調整する。中間焼鈍の目的は、次の3点である⁵⁾。

- 1)引き続き冷間加工を容易にするために、変形抵抗を減少させる、あるいは展伸性を向上させる。
- 2)最終の調質がH1X, H3Xの場合に最終加工上に必要な強度を調整する。
- 3)最終製品に要求される金属組織的特性に適合するように中間工程での組織状態をコントロールする。

最終加工後に加えられる焼鈍処理は、上り鈍し処理(最終焼鈍)と呼ばれている。製品の調質内容、すなわち軟質(O)、焼鈍調質(H2X)、安定化(歪除去)処理(H3X)などの仕様に応じて、強度レベルがコントロールされる。調質Oは全合金に、調質H2Xは1000および3000系合金に、H3Xは5000系合金に主に適用される。鈍し処理を行う製品は、曲げ加工などを行う製品が多く、強度レベル以外に、再結晶粒度などの金属組織も重要視される。これらは中間焼鈍を含め、鋳造、押出など上流工程での製造条件の影響を受ける。

9. おわりに

アルミニウム素材の製造方法として、圧延、鋳物、鍛造なども挙げられるが、押出はその多彩な用途と汎用性を有する優れた加工方法である。

押出加工は、量産設備においても、合金変更、ダイスの段換えが容易であることから、少量多品種の要求に対し柔軟に対応できる。また、ダイスの製作期間が短く比較的安価であることも、優位性として挙げられる。

これらの特徴を生かすことにより、用途に応じた製品開発や試作対応も容易であることから、アルミニウム製品の市場拡大において、押出加工は今後も需要増の期待が持てる製造方法である。

参考文献

- 1) Furukawa-Sky Review 2 (2006), 60.
- 2) 木内学, 柿木敏行: 塑性加工春季公演 (1993), 423.
- 3) E.F.Emley : Met. Technol., 3 (1976), 118.
- 4) Furukawa-Sky Review 2 (2006), 58.
- 5) 藤倉潮三: アルミニウム材料の基礎と工業技術, (1985), 124.



柿木 敏行 (Toshiyuki Kakinoki)
押出加工品事業部 小山工場

自動車へのアルミニウム適用に向けた接合技術

Aluminum Joining Technology for Automotive Applications

岡田 俊哉

Toshiya Okada

概要 世界的に二酸化炭素排出抑制が求められるなか、自動車業界に対しては燃費効率に対する規制が強化されつつある。燃費効率改善に大きく貢献するのが車体の軽量化であり、アルミニウムの採用の効果が多大である。既にエンジンやホイールなどの鋳物へのアルミニウムの適用は多く見られるが、近年、ドアやトランクリッドなど、各種フード類への適用も広がりつつある。しかし、成形加工や接合などの製造技術に対して、アルミニウム特有の課題も明らかになってきた。そこで、本稿では現在、自動車に用いられているアルミニウムの接合方法およびFSWやハイブリッドレーザなど、近年開発された接合技術を紹介し、さらに今後考えられるアルミニウム適用部位の接合方法やテーラードブランク技術などについて解説を行う。

Abstract: With the growing requirement for suppressing the carbon dioxide emission throughout the world, regulations for fuel efficiency improvement are strengthening in the automotive industry. Car weight reduction through aluminum use makes a significant contribution to fuel efficiency improvement. Aluminum use in castings for engines and wheels is commonly found by now, recently spreading to the hood materials such as doors and trunk lids. In parallel with this, it has been found that the manufacturing technologies such as forming and joining pose a technological problem that is specific to aluminum. This paper presents an explanatory overview of aluminum joining technologies for automobiles including those in current use together with the recently developed ones such as friction stir welding (FSW) and hybrid laser welding, followed by their possible aluminum applications.

1. はじめに

世界的な環境対応、特に地球温暖化防止への動きが産業界から個人レベルまでその範囲を広げつつある。日本国内においては全体の二酸化炭素排出量の内訳の約20%は自動車からと言われている。この排出量を削減することが自動車業界全体の重要な課題となっており、省エネ法により自動車の2015年度燃費基準が策定され、2015年度には2004年度の実績と比べて平均23.5%の燃費改善が必須となった¹⁾。

燃費向上の手法にはエンジン性能の向上を始めとする各種の方法が挙げられるが、車体の軽量化、特に鉄鋼からアルミニウムへの材料置換が有効な手段の1つである。現在、既に、エンジン、ホイール、ボディーパネルな

どを中心に100 kg/台程度のアルミニウム材料が使用されているが、上記のような厳しい燃費基準を達成するためには車体へのアルミニウム材料の適用拡大が今後必要になると思われる。

本稿では、上記のような背景を踏まえ、アルミニウムを多用する自動車に求められる接合技術の現状と課題について解説する。

2. アルミニウムの接合方法

2.1 アルミニウムの接合の特徴（溶融溶接における鉄鋼材との比較）

アルミニウムの接合、特に溶融溶接（溶接）を行う場合、自動車で多用される鉄鋼材料と大きく異なるアルミニウ

ムの材料物性値が溶接に対して影響を及ぼす因子となる。代表的なアルミニウムと鉄鋼の物性値の比較と溶接への影響を表1^{2), 3)}に示す。

鉄鋼に比べ溶融温度が低いため、一見溶融しやすいように考えられるが、溶融潜熱および比熱は高く、熱伝導率の高さと相俟って、熱が逃げやすく局部加熱が難しくなり、溶融させるには多量の熱を急速に供給する必要がある。また、熱伝導率と同様に電気伝導率も高いため、抵抗スポット溶接（スポット溶接）を行う際、瞬時に大きなエネルギーが必要となる。さらに、線膨張係数も高いため溶接ひずみの発生にも注意が必要である。

鉄鋼に比べ耐食性が良いとされている理由の1つは、材料表面に生成される強固な酸化皮膜の存在がある。しかし、この酸化皮膜は一種のセラミックスであり、融点は2000℃以上と非常に高く、溶接時に除去を怠ると欠陥や不完全部の要因となる。また、スポット溶接時には絶縁皮膜となり、電極材料の消耗の原因にもなるため、除去が必要である。

溶融したアルミニウムは水素を非常に吸収しやすく、水素の最大溶解量と融点における溶融量の比は鉄鋼に比べて非常に高い。そのため冷却時に水素ガスの逸出しやすい条件が得られない場合は、凝固後ポアやポロシティなどとして残留するため注意が必要である。

さらにアルミニウムはSi、Mg、Cuなど種々の元素を添加した合金として使用されるため、その添加元素の特性が溶接時の割れなどに影響を及ぼす場合がある。したがって、溶接を含めた接合方法の選定には、アルミニウムの特性を十分考慮する必要がある。

2.2 接合方法の分類

アルミニウムに適用されている代表的な接合方法を接合時に投入する主要なエネルギー源別に分類すると表2⁴⁾のようになる。

現在、工業的に制御可能なエネルギー源はすべて接合

のためのエネルギー源に活用できると言える。

特に電気的エネルギーは他のものに比べ格段に接合熱源としての制御が容易で、またエネルギーの集中化が図りやすい長所を備えている。広い範囲で用いられているアーク溶接や自動車の製造に多く用いられているスポット溶接はこの分類に含まれる。

化学的エネルギーは、主に化学反応を利用した接合方法となる。ろう付に関しては諸説あるが、本稿ではこの分類とした。なお、接着接合およびろう付の詳細な説明はここでは行わない。

機械的エネルギーの場合は、溶融を伴わない接合法が主体となる。ねじ、リベット、ボルトなどを用いる締結による接合とかしめやクリンチングもこの分類に入る。

超音波エネルギーは超音波の振動を利用し、接合界面での局所的摺動摩擦熱にて接合している。

光エネルギーは集束制御特性が優れているため電気的エネルギー以上に高エネルギー密度の接合熱源を得ることが可能である。

一般的に溶接は接合熱源を有する工法が対象となる。材料を加熱・溶融させるため、熱源エネルギー密度がその特性に大きな影響を与える。

図1^{4), 5)}に各種溶接熱源による溶込みおよびエネルギー密度の比較を示す。用いた素材は鋼材であるがアルミニウムの場合も同様の溶込み形態をとる。電子ビームおよびレーザは深い溶込みを得ることができ、高密度の溶接を高速で行うことが可能である。

3. 接合方法の概要

自動車の車体製造に用いられる代表的な接合方法の特性を表3に示す。それぞれの接合方法に対して適用可能な厚み、設計の自由度に影響する継手の形状、隙間やギャップなどの接合部の精度、タクトタイムに影響する

表1 アルミニウムと鉄鋼の物性値の比較と接合（溶接）性への影響
Table 1 Comparison of physical properties of aluminum and steel, and their effect for weldability.

項目	アルミニウム材		冷延鋼板 (SPCC)	アルミニウム接合（溶接）性への影響
	5083-O	6061-T4		
溶融温度 (°C)	574~638	582~652	約1530	・入熱不足 ・溶融不足
溶融潜熱 ($\times 10^2$ J/g)	3.89		2.70	
比熱 (J/kg・°C)	917		456	
熱伝導率 (20°C) (kW/(m・°C))	0.12	0.15	0.08	
電気伝導率 (20°C) (IACS, %)	29	40	16	・溶接ひずみの発生
線膨張係数 (20°C) ($\times 10^{-6}$)	24.2	23.6	11.7	
酸化性 (酸化皮膜)	・酸化しやすい ・強固な高融点の酸化皮膜 (Al_2O_3) が形成		(Fe_3O_4)	・融合不良、介在物の発生・酸化皮膜によるスポット溶接時の電極の消耗
泡立ちを起こすに必要なアーク雰囲気中の水素の最低分圧 (H_2 %)	0.03		23 (Fe)	・ポア、ポロシティの発生
割れ感受性	合金組成に依存		—	・凝固割れ、HAZ割れの発生

表2 アルミニウムに適用される代表的なエネルギー源と接合方法の分類

Table 2 Typical aluminum joining methods categorized by their energy source.

エネルギー源	接合方法		
電氣的 エネルギー	アーク溶接	溶極式	ミグ溶接 (MIG)
			エレクトロガスアーク溶接
			ミグスポット溶接
			スタッド溶接
		非溶極式	ティグ溶接 (TIG)
			プラズマ溶接
	電子ビーム溶接		
	抵抗溶接	スポット溶接	
		シーム溶接	
		プロジェクション溶接	
バット溶接			
化学的 エネルギー	爆発溶接		
	ろう付	ガスろう付, 炉内ろう付	
		はんだ付	
	接着接合		
機械的 エネルギー	摩擦接合	摩擦圧接	
		摩擦攪拌接合 (FSW)	
		摩擦攪拌点接合	
	圧接	加熱圧接	
		冷間圧接	
		拡散接合	
	機械的接合	ねじ締結	
		リベット, ボルト	
		かしめ, クリンチング	
超音波 エネルギー	超音波溶接		
光エネルギー	レーザ溶接	気体	炭酸ガスレーザ (CO ₂)
			エキシマレーザ
		固体	Nd : YAG レーザ
			ディスクレーザ
			ファイバレーザ
	半導体	半導体レーザ	

接合速度, ロボット化やライン化などの自動化への対応, コスト, ひずみや変形の要因である熱影響, 内部欠陥, 作業環境および異種金属接合の可否についての比較を行った。

次に各接合方法についてその概略を説明する。

3.1 アーク溶接

アルミニウムに適用されるアーク溶接は, アルゴンやヘリウムなどの不活性ガスによるシールドを用いたミグ (MIG: metal inert gas arc) 溶接およびティグ (TIG: tungsten inert gas arc) 溶接の2種類であり, とともに被溶接材に溶接機器類が非接触の溶融接合である。

3.1.1 ミグ溶接

ミグ溶接は, コイル状に巻かれた電極ワイヤを連続的に溶接部に送り込みながら, 図2aのようにワイヤ先端と被溶接材との間にアークを発生させ, 電極ワイヤを溶融しながら溶接を行う溶接法である。

片側から施工できる接合方法の中でも比較的簡単な設備であり, 部品の寸法精度, 隙間・ギャップの管理もある程度許容できるなど, 多くの利点から広く用いられている。一方, 熱影響部が広く, ひずみが発生しやすいため1.0 mm以下の薄板の溶接には不向きで, 内部欠陥に対する注意が必要であることなど, 継手形状や設計の自由度には制約がでてくる。

ただし, 近年, 溶接機の電源特性や制御機器類の技術進歩により2.0 m/minとさらなる溶接速度の向上や入熱量を抑えつつ溶込みも維持でき, 熱ひずみが少なく, 薄板へも適用可能になるなど, 従来の問題点も改善しつつある。

3.1.2 ティグ溶接

ティグ溶接は外観, 内部品質が良好, 小回りが利くな

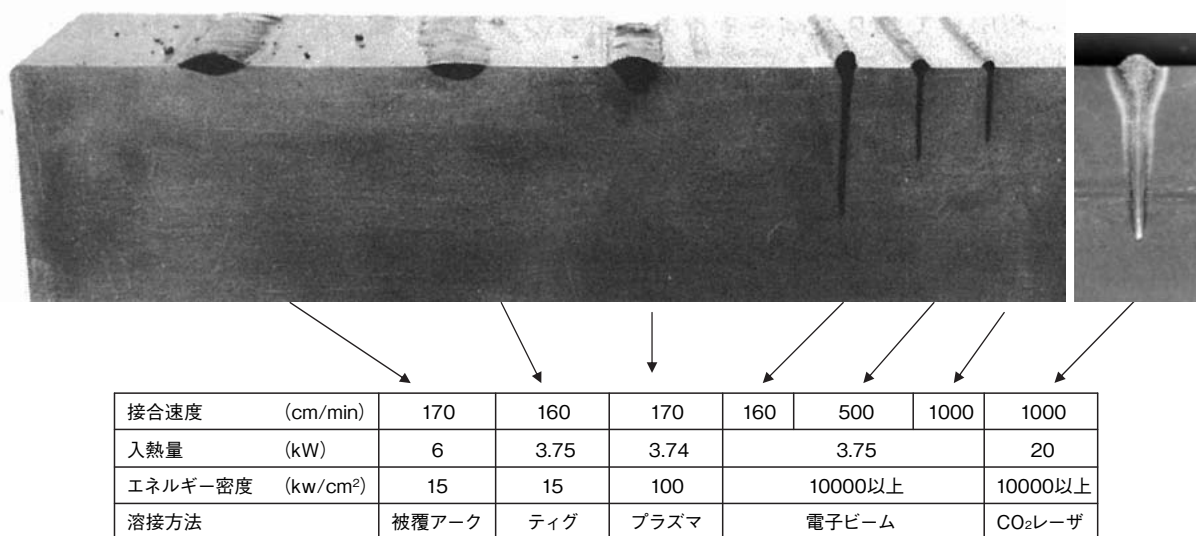


図1 各種溶接熱源による溶込みおよびエネルギー密度の比較 (鋼材)

Fig.1 Comparison of melting depth and energy density for various welding heat sources (in case of steel).

表3 自動車に適用される代表的な接合方法の特性比較(接着およびろう付を除く)
Table 3 Characteristics comparison of typical joining methods applied to automobiles (excluding brazing).

接合方法	適用材料厚み (mm)	適用継手形状※1)			接合部の 精度※2)	接合速度 (m/min)	自動化 ※4)	コスト		熱影響 (熱ひずみ, 軟化)	内部欠陥 ※5)	作業環境 ※6)	異種金属 ※7)
		突合せ	隅肉	重ね				設備費	施工費				
アーク溶接	ミグ溶接	1.0~	○	○	○	~1.0	○	中	中	大	△	△	△
	ティグ溶接	~3.0	○	○	○	~0.5	△	小	中	大	○	△	△
抵抗溶接	スポット溶接	合計10程度	×	×	○	~1.8※3)	○	中	大	小	○	△	△
接着接合		合計10程度	×	×	○	-	△	小	中	小	○	△	○
摩擦接合	摩擦攪拌接合(FSW)	~50	○	△	△	×	~6.0	中	小	中	○	○	○
	摩擦攪拌点接合	合計6.0程度	×	×	○	○	~1.8※3)	中	小	小	○	○	△
リベット	セルフピアシングリベット	合計6.0程度	×	×	○	○	~1.8※3)	中	大	小	○	○	○
レーザ溶接	レーザ単独	~10	○	○	○	×	~10	大	大	小	△	△	△
	ハイブリッドレーザ	~10	○	○	○	△	~5.0?	大	大	小	○	△	△

※1): ○; 適用可 △; 一部可 ×; 適用不可

※2): ○; 余裕度高い △; やや注意が必要 ×; 余裕度低い

※3): 1打点/secとして30mmピッチの接合を行った場合

※4): ○; 容易 △; 可能だが難しい ×; 不適当

※5): ○; 良好 △; 施工時注意を要する

※6): ○; 良好 △; 施工時注意を要する

※7): ○; 適用可 △; 限定的に可

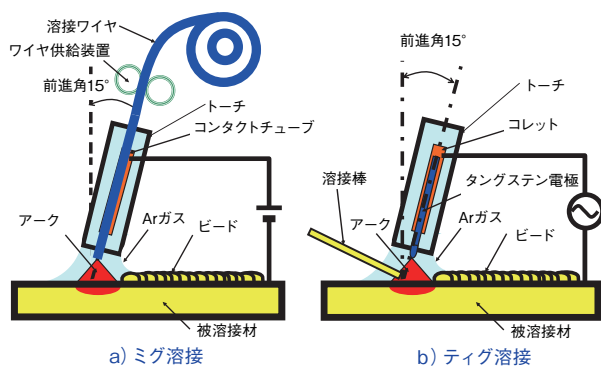


図2 ミグ溶接およびティグ溶接の原理
Fig.2 Principle of MIG welding and TIG welding.

ど、様々な点で万能的に用いられている。図2bに示すようにタングステン電極と被溶接材の間にアークを発生させ、そのアーク熱により被溶接材および溶接棒を溶融して接合するものである。

その機構上、自動化やロボット化ではなく手動溶接での適用が大半になるため溶接速度が上げられず熱影響部が広い、熱変形が大きい、さらには溶接技量を必要とする、などの問題がある。ミグ溶接同様に機器類の進歩はあるが、今後も主要な部位ではなく小物部品や補修などがその適用範囲になるとと思われる。

3.2 抵抗溶接

抵抗溶接は抵抗発熱を利用する接合方法で、一般的にスポット溶接が最も広く利用されている。2枚以上の被溶接材を上下から電極ではさみ、加圧しながら大電流を瞬間的に流し、被溶接材料間の電気抵抗による発熱を利用してナゲット(溶融金属部)を形成させる工法である。短時間での接合が可能であり、自動化およびロボット化が容易であるため、大半の鋼材車体の製造に用いられている。

アルミニウムに適用する場合、熱伝導率および電気伝

導率が高いことがデメリットとなり、構造部材に必要な継手強度およびナゲット径を得るには鋼材の2倍程度の加圧力と2~3倍の電流が必要となる。また、アルミニウム表面部に形成されている強固な酸化皮膜の影響、電極材料(クロム銅合金が一般的)とアルミニウムの合金化が原因の電極損耗が生じ、通電障害により継手強度のバラツキの発生やナゲットの不均一生成、鋼材に比べて連続打点性が劣る、などの問題がある。

さらに、1999年以降から自動車に用いられる板材は成形性や焼付塗装処理時の強度向上などの利点から6000系合金が主流になりつつある。それ以前に用いられていた5000系合金に比べ、6000系合金は電気伝導率が高いため、抵抗発熱を得るには溶接時の電流をより高くする必要がある。図3に6000系合金(Al-0.6%Mg-1.0%Si)および5000系合金(A5182)を用いた場合1000打点までの連続打点結果を示したが、所定の表面処理と適正な溶接条件の選定により1000打点以上の連続打点は可能である(図中には原理図を示した)。今後も材料表面の開発や溶接機器類の改善により連続打点性も向上すると思われる。

近年、スポット溶接の採用が減りつつあるが、補助材料を必要とせず、また、鋼材を用いた車体の製造で長年培ってきた施工技術や品質管理のノウハウが応用できるなど、多くの利点があり重要な接合方法の1つであることには変わりはない。

3.3 摩擦接合

3.3.1 摩擦攪拌接合(FSW)

摩擦攪拌接合(FSW: friction stir welding)は、1991年に英国のTWI(The Welding Institute)にて開発された比較的新しい接合技術である⁶⁾。国内では鉄道車両や船舶を始めアルミニウムの各種構造物に用いられ、一般的な接合技術になりつつあり、また、2009年7月を目標に国際規格承認(ISO標準化)も進められている。

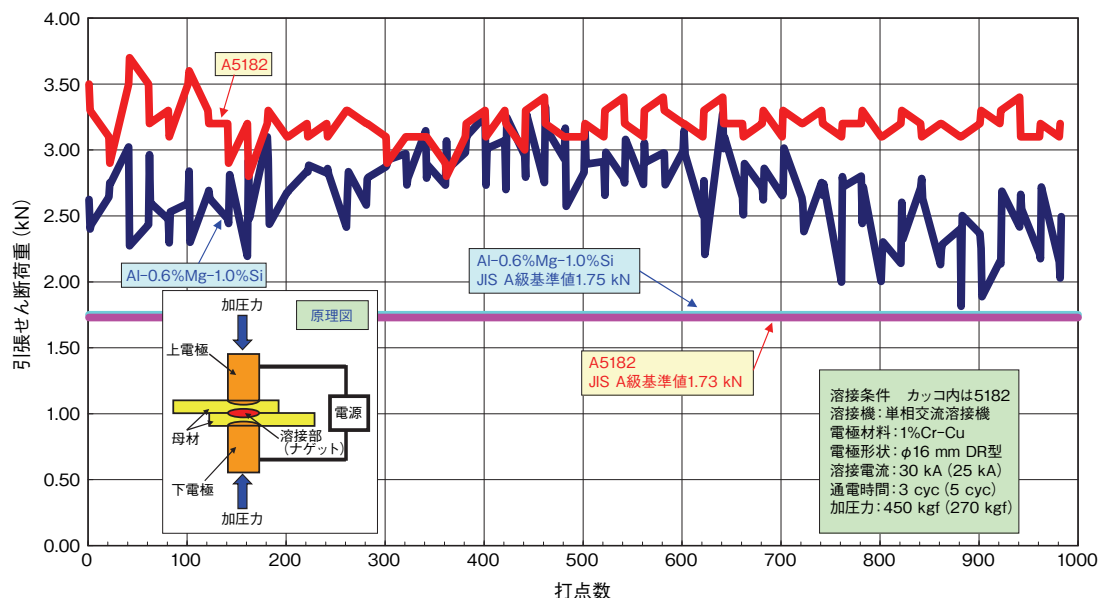


図3 A5182 (素板塗油あり)とAl-0.6%Mg-1.0%Si (酸洗塗油あり)の連続打点結果 (引張)

Fig.3 Tensile strength of continuous spot welding for A5182 (with oil on the sheet) and Al-0.6%Mg-1.0%Si (with oil after pickling on the sheet).

基本的には摩擦圧接を応用したもののだが、図4 7)に示すように被接合材の突合せ面に回転ツールを回転させながら挿入し、突合せ面に沿って移動させることにより接合する工法で、従来の回転摩擦圧接とはその機構が異なる。本接合方法は接触式の線接合のため、自動車車体へ適用する場合、一部の車種の足回り部品⁸⁾での採用例はあるが、その部位は限定される。

3.3.2 摩擦攪拌点接合

上記、摩擦攪拌接合を応用したものであり、重ね継手に用いる点接合である。従来のスポット溶接の代替として一部の量産車へも適用もされている。図5 9), 10)に原理、外観および断面の状態例を示す。摩擦攪拌接合同様の回転工具を、重ね合わせた被接合材に挿入し、移動させずに一定時間保持した後、そのまま引き抜くことにより接合する工法である。

スポット溶接と同等の継手強度特性 (引張せん断強度や疲労強度など)が得られ、接合時に有する消費電力は少ない。チリやヒュームの発生はなく作業環境は良好で裏面側は平滑が維持されるなどの利点がある。しかし、摩擦攪拌接合同様に接合表面 (回転工具挿入面) 部には穴と円形状突起 (バリ)が残るため、板厚減少による強度低下や耐食性が懸念される場合もある。

3.4 リベット

現在、自動車車体に用いられているリベット接合は、セルフリピアシングリベット (SPR)と呼ばれるタイプである。図6に概略を示すが、本接合方法もスポット溶接同様に重ね継手に用いる点接合である。被接合材に円筒形のリベットを打ち込み、リベットの脚が広がることに

より締結力を得ている。被接合材を選ばないため、異種金属材料との接合も可能であり、量産車への適用事例も見られる¹¹⁾。

リベットは結合補助材料である。アルミニウム製も一部にあるが、一般的には鋼材が用いられているため電食対策には注意を必要とする。また、打点数はそのままりベット数となるため適用時には重量増加など、接合強度以外にも考慮すべき点がある。さらに、将来、リサイクルの観点からはアルミニウムと鋼材の混在が問題となる可能性も考えられる。

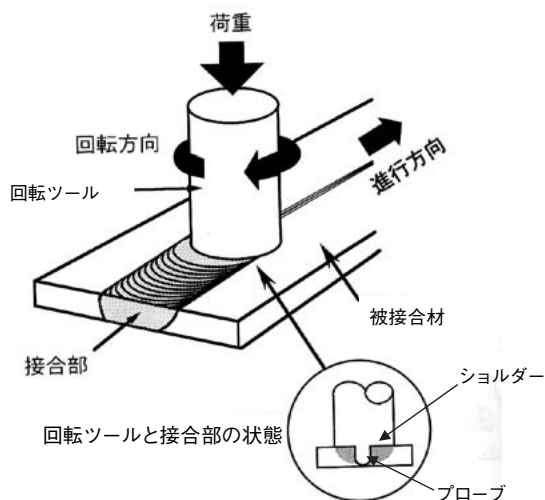
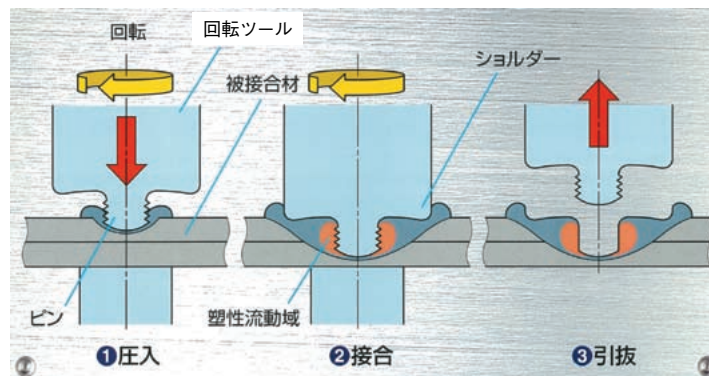
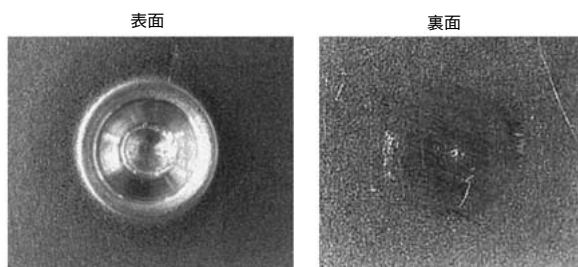


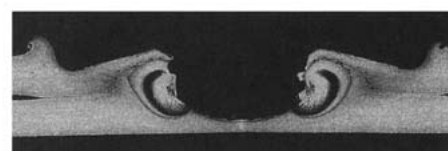
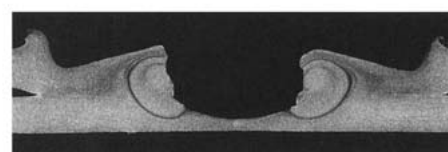
図4 摩擦攪拌接合 (FSW)の原理
Fig.4 Principle of friction stir welding (FSW).



a) 接合の原理



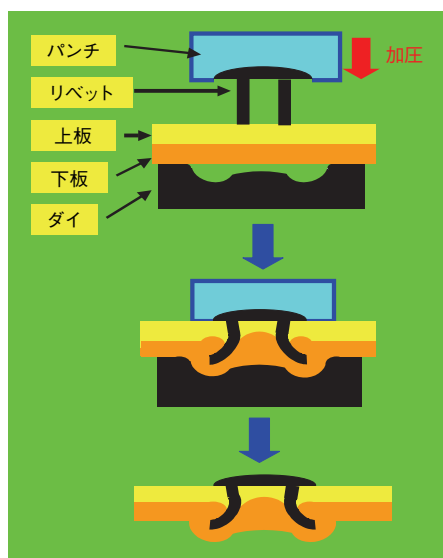
b) 外観

6000系合金 1 mm×1 mm¹5000系合金 1 mm×1 mm¹

c) 断面組織

図5 摩擦攪拌点接合

Fig.5 Jointed portion by friction stir spot welding.

図6 セルフピアシングリベット接合の原理
Fig.6 Principle of self-piercing rivet joining.

3.5 レーザ溶接

3.5.1 従来のレーザ溶接

レーザ溶接はアーク溶接と同様に非接触の溶融接合である。図1に示したように高エネルギー密度を有しているため非常に深い溶込みを得ることが可能であり、アー

ク溶接に比べ約2倍以上の高速溶接が可能で、熱影響部、熱変形が少ないなどの利点がある。一方、溶融部分が小さいため寸法精度の管理が重要、設備費、メンテナンス費がやや高額などが問題点として挙げられている。

従来のレーザ溶接は炭酸ガスレーザとYAG (yttrium aluminum garnet) レーザがある。1990年の後半に4 kwクラスのYAGレーザが実用化となってからAudi A2を始め欧州を中心にアルミニウムの自動車車体への適用がなされた。

3.5.2 新しいレーザ溶接¹²⁾

近年、固体媒体であるファイバレーザやディスクレーザ、半導体を媒体とする半導体レーザなどが開発および実用化され始めてきている。

ファイバレーザは光ファイバを媒体としているレーザである。ビーム品質や効率が良い、装置がコンパクトであるなどの利点と、近年20 kwや40 kwなどの高出力の装置が開発され注目されている。

ディスクレーザはYAGロッドを薄いディスク(径8 mm×厚さ0.2 mm程度)状に加工した媒体を用いる方法であり、高出力化レーザとして注目されている。

半導体レーザは半導体素子(主にGaAlAs)に電流を流すことによりレーザを励起させている。レーザポインタ、バーコードリーダなどの光関連分野で幅広く用いられて

いるが、単体の半導体素子では出力が小さいため、効率的に多数積層配列することにより高出力化を図っている。

3.5.3 ハイブリッドレーザ

ハイブリッドレーザはレーザ溶接とアーク溶接を複合させた溶接工法であり、ハイブリッド溶接とも呼ばれる。その一例としてYAGレーザとミグ溶接のハイブリッド工法を図7に示す。

従来のレーザ溶接の利点であった高速溶接と深溶け込みに、アーク溶接の利点である接合部の寸法精度、隙間・ギャップに対する管理許容度の拡大が加わったことにより溶接部およびその近傍に発生する凝固割れの防止や、良好な溶接部の外観が得られるなどの利点が得られている。複合型であるがゆえに従来のレーザおよびミグ溶接機に比べ装置が複雑になる、2つの溶接機を同時に制御するための管理が必要で、設備費およびメンテナンス費が高額となるなどの課題がある。

レーザ溶接機およびその発振機に関する装置の開発速度は、近年、目を見張るものがある。高出力化やビームの高品質化に加え、ハイブリッドレーザ化を含め今後もさらなる開発が進められことが予想され、注目すべき接

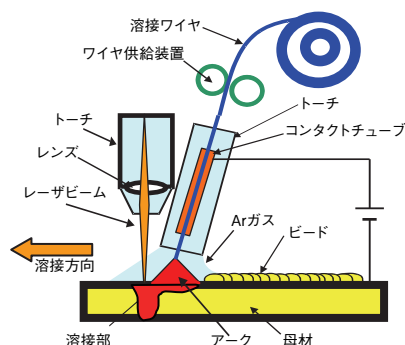


図7 ハイブリッド溶接の一例（ミグ溶接＋YAGレーザ溶接）
Fig.7 Principle of hybrid welding (MIG welding plus YAG laser welding) .

合方法である。

4. 自動車へのアルミニウム接合技術の適用

4.1 オールアルミニウム車体への適用事例

これまで述べた各種接合方法を用いて最軽量化を図ったオールアルミニウム車体の例を表4¹³⁾に示す。オールアルミニウム車体は主に板材を多く用いた従来の鋼板の製造方法であるモノコック構造(図8a¹⁴⁾)と、アルミニウムの特徴である押出型材を骨格部材に用いたスペースフレーム構造(図8b¹⁵⁾)の2種類がある。

これらの車体において、アーク溶接は主にサスペンション、サブフレームなどの足回り部品や骨格部材などに、スポット溶接、セルフピアシングリベット (SPR)、クリンチ、レーザ溶接および接着接合は主にフードやドアなどのパネル製品にそれぞれ適用されている。



a) モノコック構造 (NSX/ホンダ)



b) スペースフレーム構造 (A8/Audi)

図8 オールアルミニウム車体の外観
Fig.8 Appearance of all-aluminum car body.

表4 代表的なオールアルミニウム車体採用事例
Table 4 Representative all-aluminum car bodies.

構造	車名/メーカー	アルミニウムの構成材の比率 (%)			接合方法					
		板材	押出材	鋳物	アーク	スポット	SPR	クリンチ	レーザ	接着剤
モノコック	NSX/ホンダ 1990～	88	12	0	○	○				
	XJ/Jaguar 2003～	85	10	5			○			○
スペースフレーム	A8/Audi 1994～	55	23	22	○	○	○	○		
	インサイト/ホンダ 1999～	57	18	25	○	○				
	A2/Audi 1999～	57	30	13	○		○		○	
	360Modena/Ferrari 1999～	18	48	38	○	○	○			
	New A8/Audi 2002～	67	21	12	○		○		○	

その他

R8, S8, TT など/Audi

Audiは自社スペースフレームを採用

612Scaglietti, F430 など/Ferrari

Ferrariはアルコアスペースフレームを多数採用

SPR: リベット (セルフピアシングリベット)

特にスペースフレーム構造は構成部材に押出材、鋳物材を適材適所に取り入れ、部品点数の低減を図り、接合方法もスポット溶接を低減させて熱影響の少ないレーザ溶接、セルフピアシングリベットなどを採用していることも特徴である。

4.2 自動車構成材料の組合せと接合方法

オールアルミニウム車体の接合方法適用例を見ても、使用するアルミニウム構成材料の種類・形態に応じて複数の接合方法を採用していることが分かり、各社最適な工法や生産形態を模索している状況であると思われる。**表5**に自動車のアルミニウム構成材料の組合せ(適用部位)と採用されている接合方法を整理してまとめたが、やはり適用部位を構成する素材に応じた接合方法が採用されている。

今後は部品点数の削減やモジュール化などが進み、ダイカストを含む鋳物材の適用の増加、およびそれらを組合せた接合品も増加すると思われる。また、現状とは異なる適用部位の出現もあり得るため、接合方法も適宜検討する必要がある。

4.3 テーラードブランク技術

今後、さらにアルミニウムを自動車へ適用するためにはテーラードブランク技術を応用する必要がある。この技術は部品点数の削減、それによる金型コストの低減、材料歩留まりの向上などの利点から、鉄鋼材料では既にドアなどに用いられている工法である。

一般的に鉄鋼材料の場合、板厚や強度の異なる銅板を

表5 アルミニウム構成材料の組合せ(適用部位)と採用接合方法

Table 5 Combination of aluminum materials to suit the portion of application, and joining methods employed.

	鍛造材	鋳物材	押出材	板材
	ホイール	フレーム類, ホイール, 足回り品	フレーム類	パネル類
板材	アーク溶接	アーク溶接, レーザ溶接	アーク溶接, レーザ溶接	アーク溶接, スポット溶接, 接着接合, 摩擦攪拌接合, リベット接合, レーザ溶接
	フレーム類	フレーム類, 足回り品	フレーム類, バンパー	
押出材	アーク溶接	アーク溶接, 摩擦攪拌接合, リベット接合, レーザ溶接	アーク溶接, スポット溶接, 摩擦攪拌接合, レーザ溶接	
	フレーム類, 足回り品	フレーム類		
鋳物材	アーク溶接, 摩擦攪拌接合, レーザ溶接	アーク溶接, 摩擦攪拌接合, レーザ溶接		
鍛造材	—			

上段: 適用部位
下段: 接合方法

レーザ溶接やプラズマ溶接にて1枚の素材とした後に、プレス成形を行い、所定の形状や部材を得る。アルミニウムの場合は素材の強度に大きな差がないため部分的に厚板化することで断面積を増加させ強度に差をつける差厚継手をテーラードブランクと呼んでいる。

したがって、接合方法として求められる特性はプレス成形に影響を少なくするため、継手部の形状はなだらかで局部変形や破断が発生しないためにも熱影響部が極力少ないことが必要である。

米国での官民共同の次世代自動車プロジェクトとして取り組みが行われたPNGV車 (Partnership for new generation vehicle)で提案された一例を**図9**¹⁶⁾に示す。板厚の異なる3枚の板を接合してドアを作製している。ここでは摩擦攪拌接合とレーザ溶接が有力候補として検討されている。いずれも熱影響部小さい接合方法である。なお、一部の車種にてアルミニウムのドアも採用されているが、これは分割成形後に接合を行っており、若干ニュアンスが異なる。

5. おわりに

以上、自動車の車体に適用される接合技術の概要を説明した。板材、押出材、鋳鍛材など様々な形状を有するアルミニウム材料の持つ特性を適材適所に活かし、かつ、最適な接合方法を選定し、軽量化とコストをバランスさせることが重要となる。

今後はアルミニウムの他に高強度の鉄鋼材料(ハイテン)やマグネシウム、樹脂などの複数の材料を用いた車体も考えられるため、異種材料の組合せが可能な接合方法の開発が必要である。その一方で容易に分解や解体が可能であることも求められるため、次世代の接合技術の

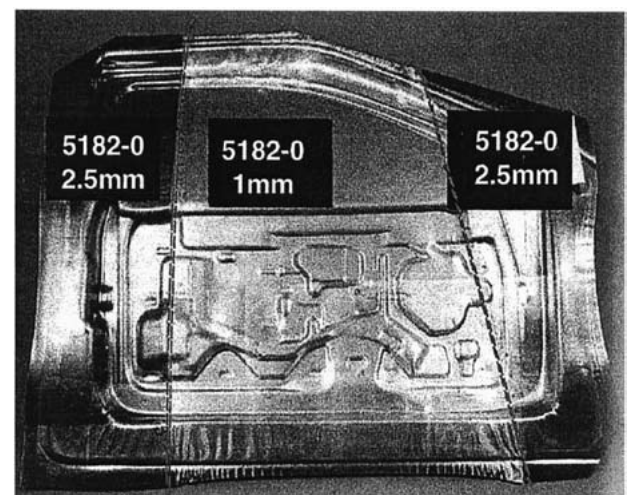


図9 アルミテーラードブランク接合材
Fig.9 An example of aluminum tailored blank joining.

研究開発が必要であると思われる。

今後、さらなる接合技術の開発や材料開発およびそれらの組合せにより、ここに挙げた方法あるいは適用部位以外の部位の出現の可能性もある。いずれの場合においても我々材料供給メーカーとお客様との間に綿密な話し合いを持ち、アルミニウム材と溶接法が適材適所に活用されることが望まれる。

参考文献

- 1) 2007.7 発行 経済産業省資料
- 2) アルミニウムハンドブック第7版：社団法人 日本アルミニウム協会, (2007), 32.
- 3) 水野政夫, 蓑田和之, 坂口章：現代溶接技術大系第13巻 アルミニウムとその合金の溶接, 産報出版株式会社, (1980), 10, 35, 60.
- 4) 荒田吉明, 西口公之：現代溶接技術大系第2巻 溶接法の基礎, 産報出版株式会社, (1980), 16, 17.
- 5) 深溶込みレーザー溶接の実用化に新しい道：独立法人物質・材料研究機構, (2001).
- 6) C.J.Dawes : Welding & Metal Fabrication, No1 (1995),13.
- 7) 軽金属溶接 **45** (2006), 29.
- 8) 軽金属溶接 **40** (2002), グラビア
- 9) 古賀信次：軽金属溶接 **42** (2004), 4.
- 10) 川崎重工株式会社 フリクションスポット接合システムカタログより
- 11) 松村吉修ら：自動車技術会2006年春季大会前刷集No18-06, 5
- 12) 荒谷 雄：2006国際ウエルディングショーにみるキーワード 高出力ファイバーレーザーとその加工特性 (2006.8).
- 13) 自動車軽量化のための生産技術：(社)軽金属学会 (2003), 114.
- 14) 本田技研工業(株) 提供
- 15) Audi 社 ホームページより
- 16) Light Metal Age, Oct.1998.



岡田 俊哉 (Toshiya Okada)
技術研究所



半導体製造装置・薄型ディスプレイ製造装置用 基板ホルダーの製造方法開発

Development of Production Method for Substrate Holder Used in the
Semiconductor and Flat Panel Display Manufacturing Equipments

渡邊 克己
Katsumi Watanabe

福地 昭
Akira Fukuchi

大内 昌雄
Masao Oouchi

川田 徹
Tooru Kawada

概要 従来から、半導体や液晶TFTディスプレイの製造装置には、基板ガラスを処理する部材としてアルミニウム合金板にヒータを組み込んだヒーティングプレート(基板ホルダー)が使用されてきた。ヒータの組み込みは溶接または鋳造(鋳込み)によって行われてきたが、基板ホルダーの大型化に伴い、ヒータ組み込み作業時間増大の問題やアルミニウム板とヒータとの熱膨張差の問題を初めとして、基板ホルダーとして要求される高真空シール性、平面均一性、熱均一性などの高品質要求に対応するのが困難な状況となった。開発した熱間鍛造接合基板ホルダーは2枚のアルミニウム合金プレート界面に形成された嵌合空隙にヒータ回路を埋め込む際に大型鍛造プレスを使用し、ワンショット加圧で大面積のアルミニウム合金プレート同士を金属接合し、同時にヒータとアルミニウム合金プレートの密着を行うことを特徴としている。これらの基板ホルダー大型化の問題を解決し、第3世代(600×700 mmのサイズ)から採用されている。2004年10月に稼動した大型15,000 ton鍛造プレス装置は4×3 mサイズの大型テーブルを有し、約2 m角を越える第6世代から現在、最大の第8.5世代(2200×2500 mmのサイズ)に至る大型基板ホルダーの製造を可能にしました。現在、第6世代以降の基板ホルダーの世界シェアを独占している。

Abstract: A heating plate of aluminum alloy with built-in heaters called “substrate holder” is used for processing glass substrates in the manufacturing equipment for semiconductors and liquid crystal TFT displays. In the past the built-in heaters have been installed either by welding or by casting (cast-in insertion). But the current situation is that, as the substrate holder grows in size, it has become difficult to cope with the upgraded quality requirements such as high vacuum sealing, planar uniformity and thermal uniformity, as well as with the issues of increased work time for heater installation and the difference in thermal expansions between the aluminum plate and the heater. The hot forging-bonded substrate holder developed here is characterized by its new manufacturing method in which a large forging press is used to embed the heater circuit into the limited space between the two engaging aluminum alloy plates, whereby the aluminum plates of large area are metal bonded together, and simultaneously, the heater and the aluminum plates are brought into close contact. This manufacturing method has solved the manufacturing problems involved with the large-sized substrate holders, and has been employed since the third-generation substrate holders measuring 600 mm×700 mm. A jumbo-size 15,000-ton forging press with a large work table of 4 m×3 m in size has come into operation since October 2004, enabling manufacturing of large-sized substrate holders ranging from the sixth generation measuring in excess of approximately 2 m square to the current eight-and-half generation measuring 2,200 mm×2,500 mm. We keep the entire world market of substrate holders since the sixth generation to ourselves.

1. はじめに

ガラス基板に薄膜半導体(thin film transistor: TFT)を成膜して作られるTFT液晶ディスプレイは携帯電話

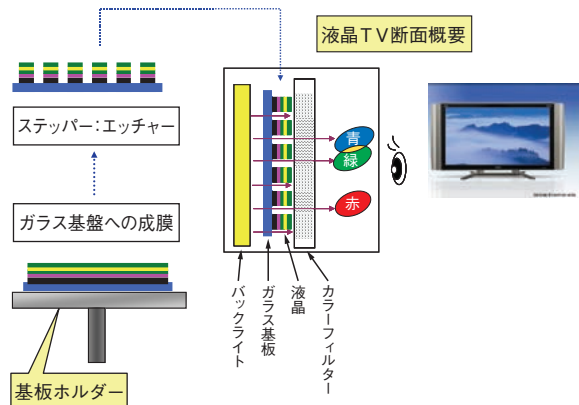
やノート型パソコン、液晶テレビなどに幅広く利用されている。なかでも液晶テレビは2001年に発売以来、薄型、省スペース、高画質などの特徴に加え、大画面液晶の採用により販売台数の著しい伸びを示し、現在、最大サイ

ズ108インチ型が開発され、液晶ディスプレイの普及に大きく寄与している。液晶ディスプレイの飛躍的な発展を支えてきたのはディスプレイ構成部材の大型化であり、なかでも液晶パネルの大型化が鍵となる技術であった。

本稿では、TFT液晶ディスプレイ用パネルを製造する一連の装置のなかで最も重要なTFT成膜装置に使用され、その心臓部ともいえる部品である「基板ホルダー」に関して、その大型化を可能にした鍛造接合（鍛接）技術について紹介する。

2. 半導体成膜装置と基板ホルダー

まず、基板ホルダーが使用される薄膜半導体（TFT）成膜装置（CVD装置）について概要を述べる。図1に液



(a) 基板ホルダーとガラス基板 (b) 液晶TV断面

図1 液晶ディスプレイの基本構造と基板ホルダー
Fig.1 Basic structure of liquid crystal display and substrate holder.

晶ディスプレイの基本構造と、基板ホルダーの位置付けを模式的に示す。図1 (b)は液晶テレビの断面を示し、バックライトの光がガラス基板→液晶→カラーフィルタを透過し我々の眼に映像が映る。ガラス基板にはTFTが成膜されており、これが電氣的に液晶をコントロールし、光の3原色（赤・青・緑）の通過度合を変化させることにより映像が得られる^{1), 2)}。基板ホルダーは図1 (a)に示すように、TFTを成膜する際にガラス基板を支える部材である。

図2にガラス基板の製造工程を示す³⁾。ガラス基板にはPVD装置で金属膜が形成され、その上にCVD装置でTFTが成膜され、さらにコータデベロッパ・ステッパ・エッチャ・アッシング装置を通してTFTのドットが形成されてTFTガラス基板が完成する。基板ホルダーはCVD装置(TFT成膜装置)において使用される。図3 (b)に基板ホルダーの構造と、それがTFT成膜装置の高真空チャンバ内に組込まれた状態を模式的に示す⁴⁾。基板ホルダーの内部にはシースヒータが配置され、ヒータは中心部の棒状の部分から大気中へと導出される。基板ホ

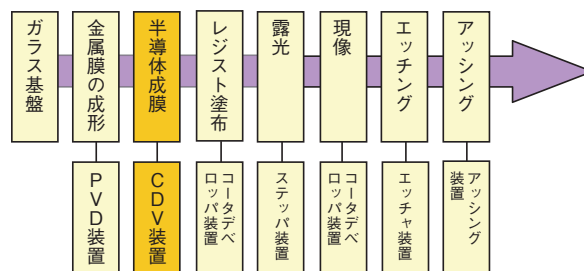


図2 TFTガラス基板の製造工程
Fig.2 Manufacturing process for TFT glass substrate.

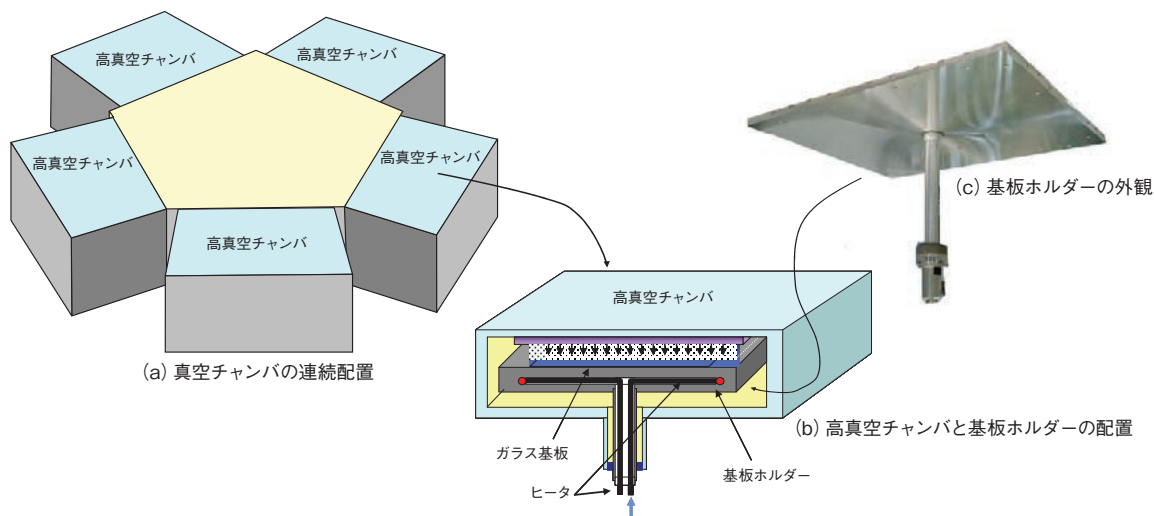


図3 半導体成膜製造装置と基板ホルダー
Fig.3 Semiconductor film deposition system and substrate holder.
(a) Series configuration of vacuum chamber.
(b) High-vacuum chamber and substrate holder.
(c) Appearance of substrate holder.

ルダー上にはガラス基板が載せられ、高温・高真空中で TFT 成膜処理が行われる。図3 (c)は基板ホルダーの外観である。また、成膜装置の高真空チャンバは同時に数個が配置され(図3 (a)), ガラス基板はそれを順次移動することによって種類別に何層かの TFT が成膜される。TFT 層の厚さは数 μm オーダの均一性が必要なので、ガラス基板を支える基板ホルダーにも高度な精度と特性が要求される。

3. 製造装置大型化の要求

パソコン用液晶ディスプレイは次第に大型化されてきたが、液晶テレビ画面の大型化の進展はそれ以上のものであった。製造各社がブラウン管テレビから液晶テレビにシフトすると同時に画面の大型化競争が始まり、それに従って大型液晶ガラス基板を製造する装置の開発要求が強まった。図4 (a)に液晶テレビ画面のサイズ別販売台数の推移と予想、図4 (b)にそれにより必要となる液晶パネルのトータル面積の推移をサイズ別に示す³⁾。販売台数は全体として大きな伸びを示し、特に37インチ以上の大型液晶テレビの伸びが大きくなると予測される。それにより液晶パネル面積の伸び率はさらに大きくなり、37インチ以上が全パネル面積の半分以上を占めるこ

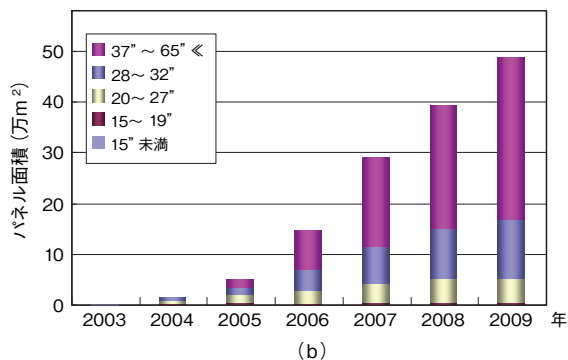
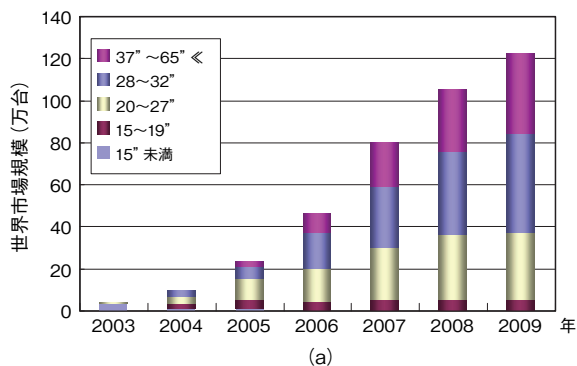


図4 液晶TVのサイズ別販売台数 (a) 及び液晶パネルのトータル面積 (b) の推移

Fig.4 Trends in the sales of liquid crystal TVs according to size (a), and total areas of liquid crystal displays (b).

とになる。

テレビサイズの大型化に連動したパネルの大型化とともに、ガラス基板1枚からより多くのパネル枚数を取ることで、生産効率を高め液晶パネルのコストダウンを図る努力がなされてきた。そのため、液晶パネルの製造装置はほぼ毎年のように大型のものが開発されてきた。図5には各開発年度でのガラス基板サイズの変遷と、区切りを示す“呼び世代”を示す⁵⁾。液晶ディスプレイがスタートした1990年代後期の第1・2世代の面積 ($0.5 \times 0.4 \text{ m}$) を1とすると、2007年の第8世代 ($2.4 \times 2.2 \text{ m}$) のガラス基板面積は26.4倍であり、年間平均約3倍で拡大されてきたことになる。

1枚の大型ガラス基板から多数枚のテレビ用液晶パネルを採取する具体例を図6に示す。第6世代では37インチのガラス基板が6枚採取されるのに対し第8世代では45インチが8枚採取でき、液晶テレビのサイズアップと採取枚数の増加が見える。2008年には、第8世代に対し

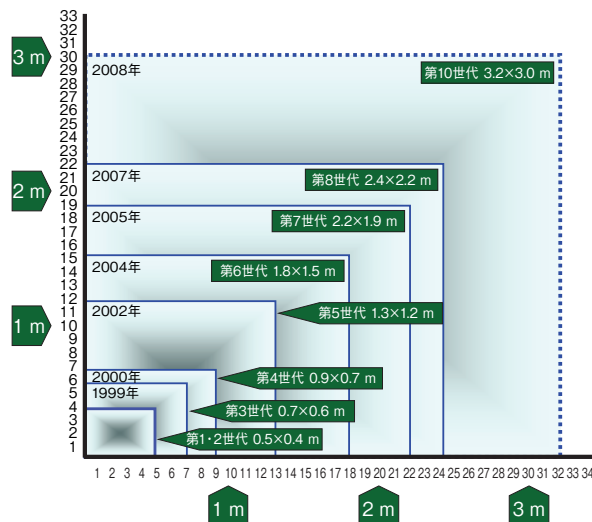


図5 ガラス基板のサイズと“呼び世代”の推移

Fig.5 Trends in glass substrate size and the name of generation.

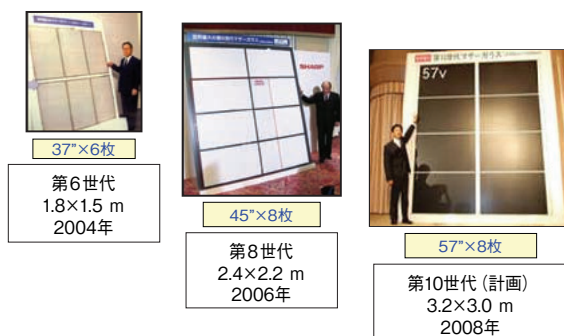


図6 ガラス基板サイズとTV用液晶パネルの多数取り

Fig.6 Size of glass substrates and multi-panel substrate for liquid crystal display TV.

面積が約2倍となる第10世代の超大型パネルが計画されている。

4. 基板ホルダーの使用環境と要求される性能

TFT成膜装置に組込まれ心臓部となって重要な役割を果たす基板ホルダーについて、使用される環境および要求される性能を表1に示す。使用される環境は、①高真空(Heリークレート $10^{-9} \sim 10^{-10} \text{Pa} \cdot \text{m}^3/\text{s}$)、②高温($350 \sim 450^\circ\text{C}$)、③プラズマ発生中、④高腐食性ガス中、と過酷なものである。

②の高温を得るために基板ホルダーにはヒータを内蔵し、一般にはそれを埋込んだ後の接合部が存在する。①は通常の機械的接合では到底保つことができないスペックであり、高真空に耐えるために接合部は完璧なシール性を有することが必要となる。また③のプラズマ発生時、電位差を一定に保つため基板ホルダー上面は高温で高精度の平面性を維持する必要がある。しかしヒータのシース材はステンレス(または耐熱鋼)であり、アルミニウム母材との熱膨張差によって基板に応力とひずみを発生させ平面性を悪化させるので、これを抑止する必要がある。なお、④の高腐食性ガス中での使用は、鉄・ステンレス系材料では耐食性が不足して対応できないが、アルミニウムでは耐えられることが確認されている。

5. 基板ホルダー製造における従来技術の問題点

基板ホルダー製造における従来技術(鑄込み工法と溶接工法)の対応可否と問題点をまとめ、表2に示す。1990年代には、シリコンウエハ($\phi 300 \text{ mm}$ 程度)上に半導体を成膜するための丸型基板ホルダーと第1・2世代ガラス基板($0.5 \times 0.4 \text{ m}$)用の小型基板ホルダーが製造され、これらには主としてシースヒータをアルミニウム合金で鑄込む方法が採用されていた。しかしながら全体として信頼性にやや劣るものであった。1997年頃からガラス基板サイズが $700 \times 600 \text{ mm}$ の第3世代の開発が行われ、まずこの鑄込み工法が採用された。しかしこのサイズになるとヒータを厚さ方向の中心部に均一に配置することが困難で、熱分布が不均一になる問題が顕在化した。そのため、鑄込み型内部にヒータを中心部に固定するための支え枠を配置する試みがなされたが、支え部材とアルミニウム部材との密着が不完全で高真空シール性を保つことはできなかった。また、重力鑄造法からの技術改善として高圧鑄造法が採用され開発が進められたが、熱均一性と高真空性の信頼度を高めることができず、製造歩留りも低いものであった。

鑄込み工法に代わり第3世代の基板ホルダーの要求仕

様をクリアしたのは溶接工法であった。溶接工法は、アルミニウム合金厚板の厚さ中心位置にシースヒータが納まるように機械加工により表面から溝を掘り、そこにヒータを配置した後、ヒータを押さえながら溝を埋めるためのアルミニウム合金部材を上から挿入し、それを溶接で母材と接合する工法である。しかし一辺が 1 m を超える第5世代になると、全溶接長が 10 m を超えることになり、溶接部の不均一などにより高真空シール性に対する信頼性が低下するとともに、ヒータとアルミニウム母材との線膨張量の差によって隙間が生じる問題が顕在化した。隙間が生じるとアルミニウム母材への熱移動が不十分となり、温度不均一のため基板ホルダーの平面度が保たれなくなり、またヒータが異常昇温して破断に至ることもあった。

6. 鍛接工法の開発

当社は第3世代の開発期であった1997年頃、基板ホルダーの開発をスタートした。最初は鑄込み工法をトライしたが、真空シール性の問題から早い段階で中止した。次にヒータを展伸材で挟み込む方法、金属パッキンによるボルト締結法、更には溶接工法を検討したが、いずれも真空シール性の問題を解決できず早々に断念した。

結局、要求仕様であるHeリークレート $10^{-9} \sim 10^{-10} \text{Pa} \cdot \text{m}^3/\text{s}$ をクリアするには金属接合しかないとの結論に至り、金属接合法の検討を開始した。検討過程でまず参考にしたのは圧延クラッド材の接合(図7)である。

表1 基板ホルダーの使用環境と要求される性能
Table 1 Process environment and requirements for substrate holder.

使用環境	要求性能
① 高真空	耐Heリーク性 ($10^{-9} \sim 10^{-10} \text{Pa} \cdot \text{m}^3/\text{sec}$)
② 高温($350 \sim 450^\circ\text{C}$)	ヒータの耐久性 温度分布の均一性
③ プラズマ	高精度平面度 (電極間距離の維持)
④ 高腐食性ガス	アルミニウム合金 (5052合金/6061合金)

表2 基板ホルダーの大型化に伴う従来技術の問題点
Table 2 Problems with conventional technologies against substrate holders' size growth.

基板ホルダー要求性能	従来技術		
	鑄込み工法	溶接工法	
	0.5 m角以下	1 m角以下	1 m角超え
1. 高真空(耐Heリーク性)	△	○	△
2. ヒータの耐久性 温度分布の均一性	△	○	× 破断
3. 高温での平面度維持	△	△	× ひずみ

○: 対応可能 △: 対応可だが不十分 ×: 対応不可

クラッド圧延においては異種材料が金属接合されるが、ロール直下では集中荷重状態にあり塑性変形が生じている。この集中荷重と塑性変形を2枚のアルミニウム合金板の間で生じさせればよいが、ヒータを挟み込んだまま圧延することは不可能である。圧延を行わずに金属接合させるヒントは、木組みに見られるほぞとほぞ溝(図8)であった。このほぞとほぞ溝の組合せと、両部分の体積差を考慮し、垂直方向に加圧を行って荷重の集中と塑性変形を生じさせればヒータにはほとんど影響を与えずに接合ができるのではないかと考えた。

このアイデアを基に開発した鍛接工法を図9に示す⁴⁾。鍛接工法は、(a) 真空シールを行うべき部位に環状に凹凸を設け、(b) それを組込み後、(c) 高温に加熱し熱間で高加圧を行ってその部分に集中荷重を発生させ、(d) 塑性変形させて金属接合するものである。すな

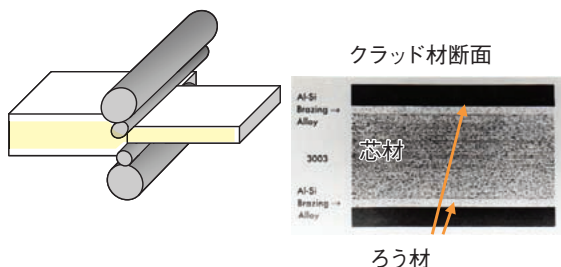


図7 金属接合の例(アルミニウムクラッド材)
Fig.7 Example of metal bonding (aluminum clad material).

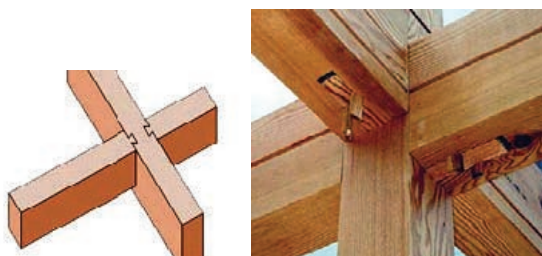


図8 木組み(ほぞとほぞ溝)
Fig.8 Timberwork (tenon and mortise).

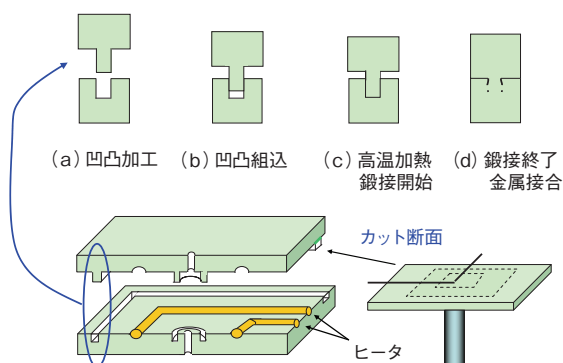


図9 鍛接工法
Fig.9 Forge bonding process.

わち、基板ホルダーの最外周部に、貫通孔が必要な部分にはその孔の周囲に、さらにはシースヒータの形状に応じて必要な部位に凹凸を配置する。そして、凹凸加工が施された上下の板を高温状態で全面均一に加圧し、全凹凸部を同時に変形させて1ショットで短時間のうちに接合を行う。この凹凸部分は、凸部体積が凹溝部より大きくなるようにするが、安定した接合を得るためにその体積差と凹凸形状について種々検討を行い、最良形状の追及を行った。また、シースヒータをアルミニウム母材と完全に密着させるようにヒータ設置溝の寸法を調節している。熱間での加圧は鍛造プレスによって行うが、第6世代以降の大型基板ホルダーの製造には、当社が2004年に導入した日本最大の15,000 ton鍛造用プレス(図10)を使用している。ちなみに、鍛接部分の全長は第8世代の基板ホルダーでは約40 mを超えるものとなっている。なお、基板ホルダー用アルミニウム合金板材には通常6061合金を用いる。

7. 鍛接工法による基板ホルダーの健全性の確認

上記のとおり鍛接工法により基板ホルダーの製造が可能となったが、次にその健全性と特性について述べる。図11は鍛接部の断面マイクロ組織である。鍛接部はエッチング後に薄い筋が認められるが、金属的に接合しているように見える。この筋は肉眼でも確認できるので、筋部の両端にノッチを入れ鍛接部から破断させた。破面のSEM像を図12に示す。典型的なディンプル組織を呈し、鍛接面は完全に金属接合していることが確認できる。さらに念のため、鍛接面が引張方向と直角になるように試



図10 15,000 ton鍛造用プレス機の外観
Fig.10 Appearance of 15,000-ton forging press.

験片を採取し、引張試験を行った。その結果、図13に示すように鍛接部以外の部分から破断が生じ、やはり鍛接部は完全に金属接合していることが確認された。これにより、基板ホルダーの完全な高真空シール性が確保されることが証明された。

鍛接工法による基板ホルダーは、長期間使用してもヒータの破断はもちろん熱による変形もほとんど生じず、極めて安定的に良好な特性を持続できることが確認されている。その理由について次に記す。まず、図14に鍛接基板ホルダーのシースヒータ部の切断面と透過X線写真を示す。ヒータとアルミニウム母材との間に隙間はなく、両者は完全に密着していることが確認できる。

図15は、従来の溶接工法と鍛接工法における高温加熱時のヒータおよび母材の膨張を模式的に示したものである。アルミニウム母材の線膨張係数は 24.0×10^{-6} 、ヒータシースのSUS304は 17.5×10^{-6} と小さい。よって、もしヒータと母材とが完全に分離されていると、室温からTFT成膜温度である約400℃に加熱された場合、長さ1 mに対し2.5 mm、3 mでは7.5 mmもの大きな寸法差が生じることになる。溶接工法(a)においてはヒータとアルミニウム母材との密着が十分でないので、400℃程度に加熱されるとヒータは母材に引張られ、上記寸法差

または密着度に応じて所定の寸法分だけ伸ばされる。一方、母材はヒータ近傍では熱膨張差の影響で圧縮応力を受けることになるが、高温のため耐力が低いので局部的にひずみが発生し、繰返し加熱により基板が変形していく。さらには、ヒータと母材の隙間が大きくなって熱の不均一が助長される、ヒータが破断に至るなどの不具合が生じる。

一方、鍛接工法(b)においては、鍛接をTFT成膜温度と同等の400℃近辺にて行うので、その時点ではヒータと母材との間に線膨張差は生じていない。これを室温に戻した段階では、ヒータは母材に拘束されて圧縮応力を受ける。母材は逆にヒータ近傍で部分的に引張応力を受けるが、室温であるため耐力が高く、ひずみ発生に至らない。高温の使用温度では鍛接加工時の状態に戻るので、ヒータと母材とはバランス状態を保つことになる。よって高温で繰返し使用しても、この圧縮⇄バランスの繰返しによってヒータに無理がかからず、当然ヒータと母材との隙間も発生しないため熱の均一性が保たれ、母材のひずみ変形も生じない。

以上より、表1に示す要求性能をすべて満たすことのできる鍛接工法による大型基板ホルダーの製造が可能と

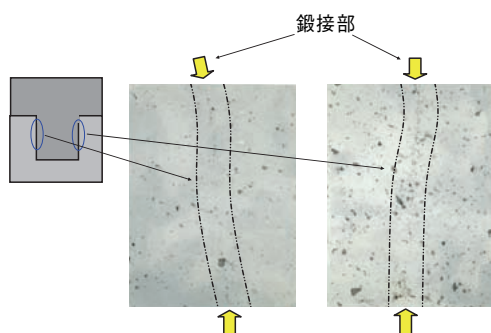


図11 鍛接部断面のミクロ組織
Fig.11 Cross-sectional microstructures of forge bonding.

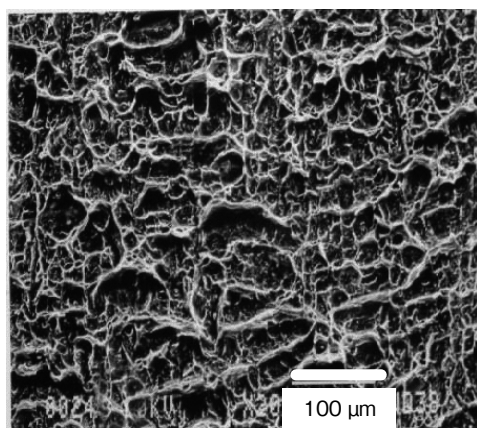


図12 鍛接部破面のSEM像
Fig.12 SEM image of fractured forge-bonded area.

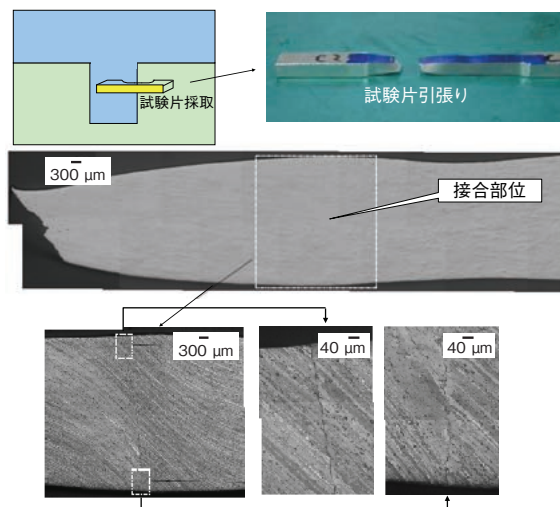


図13 鍛接部の引張試験結果と鍛接部断面組織
Fig.13 Tensile test results and cross-sectional microstructures of forge bonding.



図14 ヒータ部断面と透過X線写真
Fig.14 Cross section and transmission X-ray photograph of heater.

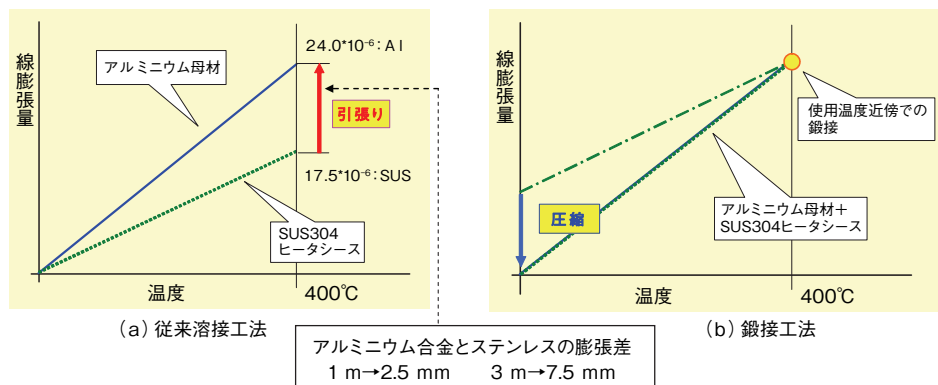


図15 基板ホルダーの室温及び高温加熱によるアルミニウム母材とヒータシースとの線膨張状態変化

Fig.15 Changes in the linear expansion of aluminum base material and sheath heater during high-temperature heating of substrate holder.

なった。すなわち、①高真空シール性は鍛接による完全な金属接合により確保され、②高温使用時の温度分布の均一性とヒータの耐久性、および③高精度平面度の維持は、いずれも使用温度と同等の高温で鍛接によってシースヒータを母材に強固に拘束することで達成された。

8. おわりに

- 1) TFTガラス基板用半導体成膜装置に使用される基板ホルダーの製造において、アルミニウム合金板材に凹凸部を付しその部分を組合せ、熱間で金属接合させる鍛接工法を開発した。
- 2) 基板の大型化要求に対して従来の溶接工法などでは対応不可能であったが、鍛接工法による大型基板ホルダーは、耐高真空リーク性、高温での温度分布均一性、ヒータの耐久性および基板面の高精度平面度維持などの要求特性をすべて満たした。
- 3) 鍛接基板ホルダーは、ガラス基板第5世代(1.3×1.2 m)から第8世代(2.4×2.2 m)に至る世界中のすべての製造装置に採用されている。さらに第10世代(3.2×3.0 m)の装置にも対応予定である。
- 4) 鍛接技術は接合部の信頼性が高く、高温、高真空など過酷な環境においても対応可能な技術である。今後、本技術を応用した様々な部材の開発を目指していきたい。

最後に、小山田記念賞受賞にあたり、本開発にご協力いただいた方々に改めてお礼を申し上げます。また、本解説を始めとして有益な機会を与えて頂いた(社)軽金属学会関係の方々に深く感謝の意を表します。

なお、本論文は(社)軽金属学会発行の軽金属 VOL.58 NO.3 (2008)に掲載されたものを転載しております。

参考文献

- 1) シャープ株式会社 ホームページ 技術情報
- 2) キヤノンアネルバ株式会社 ホームページ フクタロウの部屋
- 3) 岩井善弘, 越石健司: ディスプレイ部品・材料 最前線, (2004), 8.
- 4) TFT液晶ディスプレイCVD装置ヒーティングプレート, 古河電工時報, 110 (2002), 117.
- 5) 堀口青史: FPD製造装置 (第45回アルミニウム研修会テキスト), 1.



渡邊 克己 (Katsumi Watanabe)
鑄鍛事業部鑄鍛工場



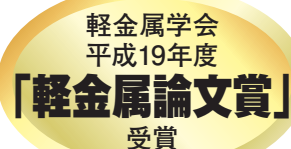
福地 昭 (Akira Fukuchi)
鑄鍛事業部鑄鍛工場



大内 昌雄 (Masao Oouchi)
鑄鍛事業部鑄鍛工場



川田 徹 (Tooru Kawada)
古河スカイ(株) (現在: 古河産業(株))



Al-3.0%Mg-1.0%Cu 合金の時効硬化および ナノ析出組織に及ぼすAg添加の影響

Effects of Ag Addition on Age-hardening and Nano-scale Precipitate Microstructures of an Al-3.0%Mg-1.0%Cu Alloy

廣澤 渉一
Shoichi Hirose

大村 知也
Tomoya Omura

里 達雄
Tatsuo Sato

鈴木 義和
Yoshikazu Suzuki

概要 本研究では、Al-3.0%Mg-1.0%Cu合金およびそれにAgを添加した合金の時効硬化挙動を硬さ測定によって調べ、さらに高分解能透過電顕(HRTEM)や3次元アトムプローブ(3DAP)によって検出したナノ析出組織との関連を調べた。Agの添加はベークハード条件(433 Kで1.2 ks)における硬さを増加させ、これはMg, AgおよびCuを含むクラスタの急速な形成によることが分かった。粒状Z相の形成もこのMg/Cu/Agクラスタによって顕著に促進され、第二硬化段階における硬化量を増加させる。これは、Mg/Cu/AgクラスタがZ相の有効な核生成サイトを提供するためであり、三元合金で形成するMg/Cuクラスタにはそのような効果が少ないことが分かった。

Abstract: In this work, the bake-hardening (BH) response of Al-3.0%Mg-1.0%Cu alloys with and without Ag has been investigated by a hardness test, and related to the nano-scale precipitate microstructures observed by high resolution transmission electron microscopy (HRTEM) and a three-dimensional atom probe (3DAP). The small addition of Ag increased hardness under a BH condition (e.g. 443 K for 1.2 ks) due to the rapidly formed nanoclusters containing Mg, Ag and/or Cu. The formation of the equiaxed Z phase was also accelerated by the Mg/Cu/Ag clusters, resulting in the more increased second-stage hardening. This strongly suggests that Mg/Cu/Ag clusters provide effective nucleation sites for the Z phase, whereas Mg/Cu clusters formed in the ternary alloy do less.

1. はじめに

Al-Mg系合金は、機械的強度と延性のバランスが良く、かつ加工性、耐食性、溶接性などにも優れるため、展伸用アルミニウム合金の中では最も広い用途に利用されている。しかしながら、自動車用外板(ボディパネル)への適用に関しては、プレス成形後の塗装焼付時に強度が低下する¹⁾という欠点があり、Al-Mg-Si系合金のような塗装焼付硬化性(ベークハード性: BH性)を付与する試みがなされてきた。宇野ら^{2), 3)}は、Al-4.5%Mg合金にZnやCuを添加した合金を開発し、この合金は国内で初めて自動車ボディパネル材料として採用された。また、MgおよびCu量をさまざまに変化させた合金、例えば5182 (Al-4.5%Mg-0.15%Cu)、5022 (Al-4.2%Mg-0.35%Cu)、5023 (Al-5.6%Mg-0.35%Cu)合金などは、現在国内外における標準的な自動車ボディパネル材料として使

用されている。しかしながら、単純にBH性を向上させるだけであればMgやCu量の増加は有効であるが、同時に加工性の低下や耐食性の悪化などが生じるため、別の方策としてマイクロアロイング元素の添加が注目されている^{4)~7)}。著者ら⁸⁾は、Al-3.0%Mg-1.0%Cu合金にAgを微量添加すると、①ピーク強度だけでなくBH条件(例えば443 Kで1.2 ks)においても硬さや耐力が増加すること、②粒界や転位上に不均一に析出するラス状S'相に代わって、粒状析出相が粒内に均一微細に分散すること、③時効初期の硬化の原因は、透過型電子顕微鏡(TEM)でも観察が困難な微細な組織変化によること(例えば、ナノクラスタの形成など。ここでナノクラスタとは、GPゾーンや準安定相などとは異なり、決まった構造や組成を持たずに、数十個から数百個程度の溶質原子、Al原子ならびに空孔から構成される集合体を指す)、などを報告している。しかしながら、強度を担う粒状析出相の詳

細な構造や初期硬化のメカニズム、Ag添加の有効性の原因などは未だ十分には解明されていないのが現状である。

そこで本研究では、高分解能透過型電子顕微鏡(HRTEM)観察および3次元アトムプローブ(3DAP)分析によって、Al-Mg-Cu(-Ag)合金のナノ析出組織を詳細に調べ、時効初期に形成するナノクラスタと析出強化相との関係を明らかにすることを目的とした。さらに、硬さ測定によって得られた時効硬化曲線や示差走査熱量(DSC)測定による各相の熱的安定性との対応付けを行い、本系合金のBH性向上のために添加されたAgの有効性のメカニズムを検討した。

2. 実験方法

本研究で用いた試料は、Al-3.0%Mg-1.0%Cuベース合金、およびこれに0.2%Ag、0.4%Agを添加した合金の計3種類である。各合金の組成分析値を表1に示す。金型鑄造材(厚さ30 mm)を773 Kで36 ks均質化処理後、面削し、683 Kで予備加熱してから厚さ3 mmまで熱間圧延した。さらに、冷間圧延によって厚さ1 mmの板材を作製し、硬さ試験、DSC測定およびTEM観察用には板材を切り出した小片を、3DAP分析用には板材をさらに線引加工して作製したφ0.6 mmの線材を用いた。溶体化処理は、塩浴中において793 Kで25 s行い、その後273 Kの氷水中に焼入れて60 s保持した(本研究では保持直後の状態を焼入れまま(as-quenched: A.Q.)と定義する)。時効熱処理は、BH温度としてよく用いられる443 Kのオイルバス中で行い、一度時効処理を施した試験片は再度熱処理を継続することなく、すなわち、積算時効することなく破棄した。

硬さ試験は、試料表面の脱マグネシウム層を機械研磨およびバフ研磨によって除去した後に、マイクロビッカース硬度計を用いて行った。DSC測定は、重量を50 mgにそろえた円柱形試料をアセトン中で超音波洗浄し、Ar雰囲気下で室温から773 Kまで0.167 K/sの昇温速度にて行った。測定にはTAS200 DSC8230D装置を用い、標準試料には99.99%の純アルミニウムを用いた。

TEM観察用薄膜は、液温を243 Kにした20 vol%硝酸メタノール溶液を用いて、ツイングジェット法による電解研磨によって作製した。観察は、JEM3010型高分解能電

顕を用いて加速電圧300 Vにて行い、付属のEDS分析装置により析出相の溶質濃度分析を行った。電子線のプローブ径は15 nmである。HRTEM観察は、[001]_a方向を電子線の入射方向とする軸上照射法を用いて行い、結晶構造像および任意の視野からの高速フーリエ変換(FFT)像をCCDカメラにより撮影した。

3DAP分析用試料には、φ0.6 mmの線材に二段階の電解研磨を施し、先端の曲率半径を50 nm程度とした針状試料を用いた。一段階目の電解研磨は、double layer法⁹⁾の上層部に過塩素酸と酢酸を1:3で混合した電解研磨液を浮かべ、氷水で冷却しながら直流電圧15 Vを印加して行った。さらに二段階目の電解研磨では、過塩素酸と2-ブタキシエタノールを1:49で混合した溶液を陰極の金細線環に薄く張り、直流電圧15 V下で試料を往復させながら、先端を極細に仕上げた。3DAP分析は、遅延線型検出器およびリフレクトロンを装着したアトムプローブ装置PoSAPを用いて、試料温度20 K、パルスフラクション20%の条件で行った。

3. 実験結果

3.1 硬さ変化

図1に443 Kにおける各合金の時効硬化曲線を示す。いずれの合金においても、時効初期に大きく硬化し(初期硬化段階)、その後ほぼ一定の硬さを示した後に(plateau段階)、ピーク硬さに達している(第二硬化段階)。ベース合金と比較してAg添加合金(0.2%Ag添加合金ならびに0.4%Ag添加合金)では初期硬化段階の硬化量が大きく、また、plateau領域にある時間も短縮されるため、ピーク硬さに到達するまでの時間が短くなっている。第二硬化段階を比較すると、0.4%Ag添加合金で最も硬化量が大きいものに対して、0.2%Ag添加合金の硬化量はベース合金のそれと同程度となっている。しかしながら、443 Kで1.2 ksというBH条件においては、0.2%Ag添加合金も0.4%Ag添加合金とほぼ変わらないレベルにまで硬化しており、微量のAg添加が本系合金の時効硬化挙動を大きく変化させていることが分かる。

3.2 DSC測定結果

次に、時効硬化挙動に対応する析出現象を調べるためにDSC測定を行った。図2(a)は、各合金のA.Q.材のDSC曲線である。いずれの合金においても370~420 K

表1 供試合金の化学組成 (mass%)
Table 1 Chemical compositions of the investigated alloys (mass%).

Alloy	Mg	Cu	Ag	Zn	Si	Fe	Ti	Al
Base	3.04	0.97	Tr.	Tr.	0.09	0.07	0.01	Bal.
0.2%Ag-added	3.08	0.97	0.21	Tr.	0.10	0.07	0.01	Bal.
0.4%Ag-added	3.07	0.98	0.41	Tr.	0.09	0.07	0.01	Bal.

付近に大きな発熱ピークPが見られ、さらにベース合金では540～650 K付近において、またAg添加合金では530～580 Kおよび600～670 K付近において発熱ピークSおよびTが観察される。過去の報告¹⁰⁾との比較から、発熱ピークTに関しては後述するS'相の析出によるものと解釈できるが、発熱ピークSの存在は本研究で初めて明らかになった知見であり、Ag添加合金でより顕著に見られることから、後述する粒状析出相の析出と関係しているものと考えられる。

一方、BH条件である443 Kで1.2 ks時効した試料のDSC曲線(図2 (b))では、発熱ピークPは完全に消滅しており、このことからA.Q.材のDSC曲線に現れた発熱ピークPを生じさせる析出物が、443 K時効における初

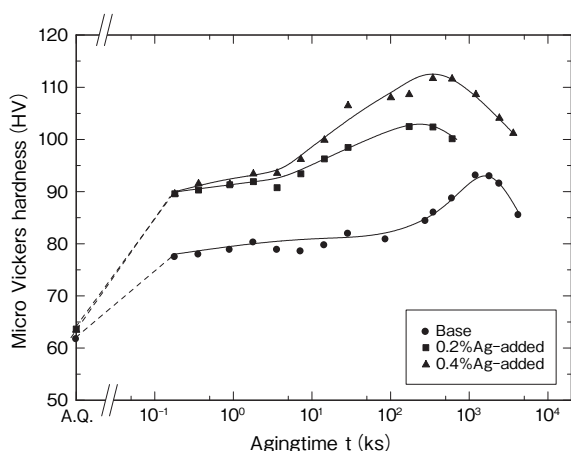


図1 ベース合金および0.2%Ag, 0.4%Ag添加合金の443 Kでの時効硬化性⁷⁾

Fig.1 Age-hardening response of the Base, 0.2%Ag-added and 0.4%Ag-added alloys during aging at 443 K⁷⁾.

期硬化(図1)を引き起こしているものと推察される。なお、ベース合金で見られる520～540 K付近の吸熱ピークRはAg添加合金では全く観察されず、Ag添加によって発熱ピークPを生じる析出相の熱的安定性が向上したことが分かる。

3.3 TEM組織

ベース合金および0.4%Ag添加合金を443 Kで各時間時効した際のTEM明視野像および回折パターンを図3に示す。時効硬化曲線で同じplateau段階に位置する3.6 ks時効材(図3 (a), (d))では、Agの有無に関わらずいかなる析出物のコントラストも観察されず、対応する回折パターンにも明瞭なストリークやスポットは現れなかった。そのため、初期硬化の原因となる組織変化をTEM観察によって同定することは非常に困難であった。

一方、第二硬化段階の初期に当たるベース合金345.6 ks時効材(図3 (b))では、転位上に不均一析出したラス状S'相に加えて、母相中には $\langle 100 \rangle_\alpha$ 方向に伸びた針状Guinier-Preston-Bagaryatsky (GPB)ゾーン(本研究ではGPB (1)ゾーンおよびGPB (2)ゾーンをまとめてGPBゾーンと呼ぶ)および矢印で示すような20 nm程度の粒状析出相が観察された。この粒状析出相の数密度は、同じ345.6 ks時効を施した0.4%Ag添加合金(図3 (e))と比べると著しく少なく、両合金で見られた時効硬化量の違い(図1)は、このような析出組織形態の劇的な変化によることが明らかとなった。

さらに、ピーク硬さを示すベース合金1209.6 ks時効材(図3 (c))では、長さ200～300 nmに成長したS'相および針状GPBゾーンが観察され、これが第二硬化段階を引き起こしたものと考えられる。一方、すでに過時効段

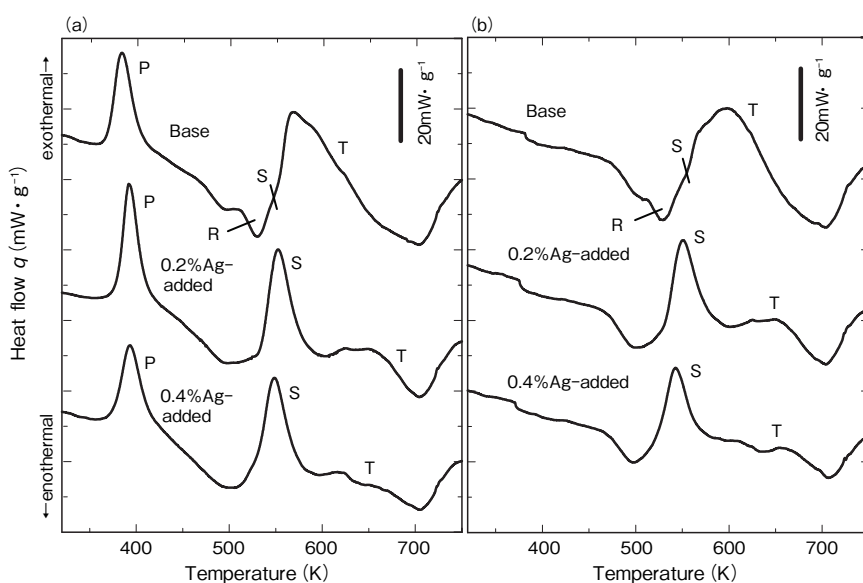


図2 ベース合金および0.2%Ag, 0.4%Ag添加合金のDSC曲線

(a) 焼入れ後および (b) 443 K, 1.2 ks時効処理後。DSC昇温速度: 0.167 K/s

Fig.2 DSC curves of the Base, 0.2%Ag-added and 0.4%Ag-added alloys after

(a) quenching and (b) aging at 443 K for 1.2 ks. Heating rate is 0.167 K/s.

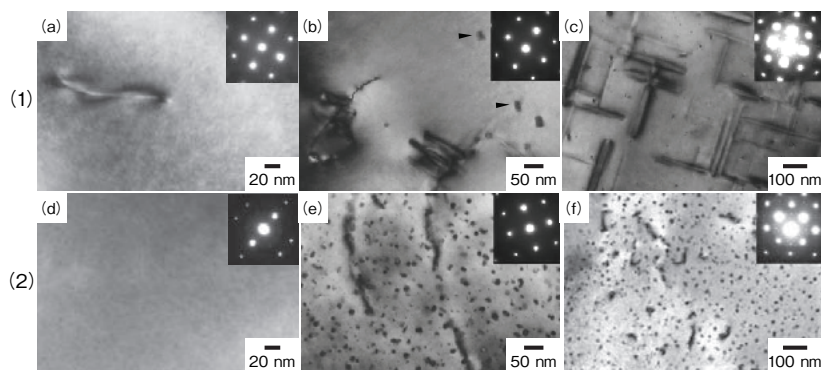


図3 ベース合金および0.4%Ag添加合金の443 K時効後のTEM明視野像および電子回折パターン⁷⁾
 ベース合金 : 時効時間 (a) 3.6 ks, (b) 345.6 ksおよび(c) 1210 ks
 0.4%Ag添加合金 : 時効時間 (d) 3.6 ks, (e) 345.6 ksおよび(f) 1210 ks
 Fig.3 TEM bright field images with diffraction patterns of the Base ((a) - (c)) and 0.4%Ag-added ((d) - (f)) alloys aged at 443 K for (a) (d) 3.6 ks, (b) (e) 345.6 ks and (c) (f) 1210 ks⁷⁾.

階にある0.4%Ag添加合金(図3(f))では、依然として粒状析出相が高密度に観察され、わずかに転位上にラス状S'相が析出するようになるものの、ベース合金のような $\langle 100 \rangle_\alpha$ 方向に伸びる成長は見られなかった。すなわち、本系合金にAgを微量添加すると、粒状析出相の形成速度や体積率が著しく増大し、競合するGPBゾーンやS'相の析出が効果的に抑制されることが明らかとなった。なお、0.2%Ag添加合金では部分的に粗大なラス状S'相が観察され、また粒状析出相のサイズも0.4%Ag添加合金よりも大きくなった。これは、Ag添加量が増えるにつれて粒状析出相の核生成サイトが多く形成されることを示唆している。

3.4 HRTEM組織

TEM明視野像や回折パターンに認められた析出相の詳細な構造を調べるためにHRTEM観察を行った。図4に、ベース合金および0.4%Ag添加合金で観察された粒状析出相のHRTEM像ならびに粒状析出相からのFFT

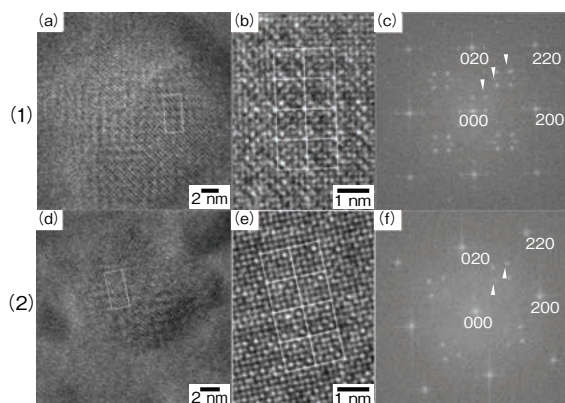


図4 443 Kで345.6 ks時効したベース合金(1)および0.4%Ag添加合金(2)に存在する粒状析出相のHRTEM像およびFFT像⁷⁾
 Fig.4 HRTEM micrographs and FFT spectra obtained from individual equiaxed precipitates in the Base (1) and 0.4%Ag-added alloys (2) aged at 443 K for 345.6 ks⁷⁾.

像を示す。HRTEM像(図4(a), (d))には、ベース合金で ~ 20 nm, 0.4%Ag添加合金で ~ 10 nmのサイズをもつ粒状析出相が確認され、母相との界面は $[100]_\alpha$, $[010]_\alpha$ 方向ともに整合であった。さらに、粒状析出相の輝点配列には白線で示すような周期性が認められ(図4(b), (e)), 対応するFFT像(図4(c), (f))にも $1/5$, $2/5$, $3/5$ 220, $1/5$ 200, $1/5$ 020などの位置に強い回折スポットが観察された(矢印にて一例を示す)。この析出相は、Chopraら¹¹⁾が収束電子回折(CBED)法によって同定したAl-Mg-Cu-Ag系のZ相(空間群 $Fm\bar{3}m$, 格子定数1.999 nm)と考えられ、母相の影響によってFFT像に現れるスポット数は減少するものの、彼らの報告したCBEDパターンのスポット位置および強度の特徴とよく一致したものとなっている。なお、Agが添加されていないAl-Mg-Cu合金(本研究におけるベース合金)においてもZ相が析出することは、本研究によって初めて明らかとなった知見である。

3.5 3DAP組織

ベース合金およびAg添加合金で形成される微細な析出組織を解析するために3DAP分析を行った。図5に、A.Q.および443 Kで3.6 ks, 86.4 ks時効したベース合金の3DAPマップを示す。Mg原子を青色, Cu原子を緑色の点として示しており、見やすさのためにAl原子は表示していない。A.Q.材(図5(a)上段)だけでなく、BH条件よりも長時間の3.6 ks時効材(図5(b)上段)でも目視で確認できるような析出物は存在せず、初期硬化が非常にわずかな組織変化によって生じることが分かる。そこで本研究では、maximum separation法⁹⁾を用いたクラスタ解析を行うことで、3DAPマップ内のナノクラスタを検出することにした。図5(a), (b)の下段は、クラスタ解析によって得られたナノクラスタの空間分布を示したものである。A.Q.材と比較すると3.6 ks時効材でよりナノクラスタが多く検出され、その内部にはMgとCuが濃

縮していることが分かる。一方、86.4 ks時効材の3DAPマップ(図5(c))には、矢印で示すような一方向に伸びたラス状S'相が観察され、析出物サイズが大きくなるとクラスタ解析を行わなくとも、析出物の形状やサイズ、組成などを直接評価することができるようになる。

図6は、0.4%Ag添加合金のA.Q.および443 Kで各時間時効した際の3DAPマップである。ベース合金の場合とは異なり、1.8 ksまたは3.6 ks時効材(図6(b), (c))においても3~4 nm程度のナノクラスタが明瞭に観察

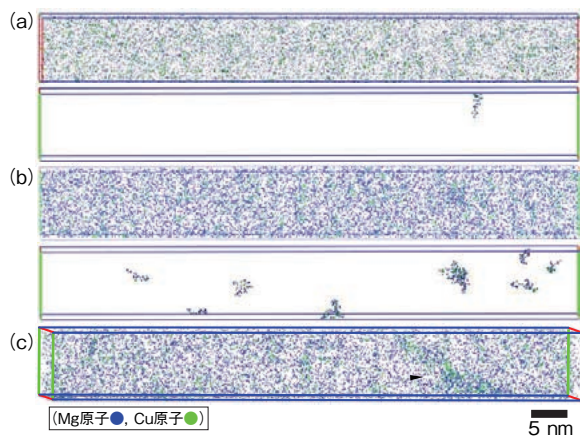


図5 ベース合金中のMgおよびCuの3次元分布を示す3DAPマップ
(a) 焼入れまま(A.Q.), (b) 443 K, 3.6 ks時効後, (c) 443 K, 86.4 ks時効後
(a)および(b)の下段は、maximum separation法を用いたクラスタ解析によるマップ⁹⁾
Fig.5 3DAP maps showing spatial distributions of Mg (blue) and Cu (green) atoms in the Base alloy. (a) as-quenched (A.Q.) and aged at 443 K for (b) 3.6 ks and (c) 86.4 ks. Only nanoclusters detected by a cluster analysis based on a maximum separation method⁹⁾ are depicted in the bottom maps of (a) and (b).

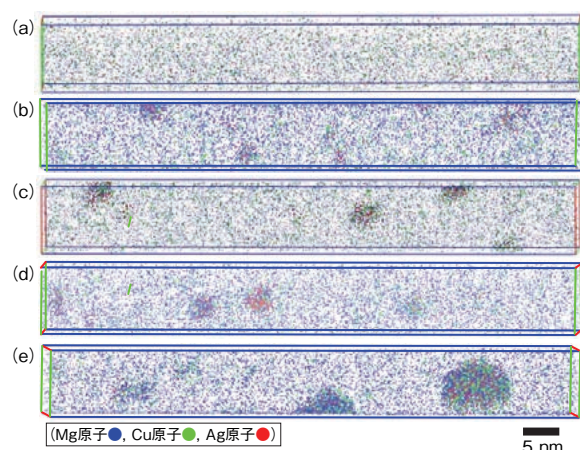


図6 0.4%Ag添加合金中のMg, CuおよびAgの3次元分布を示す3DAPマップ
(a) 焼入れまま(A.Q.)および443 K時効 (b) 1.8 ks, (c) 3.6 ks, (d) 14.4 ksおよび (e) 345.6 ks後
Fig.6 3DAP maps showing spatial distributions of Mg (blue), Cu (green) and Ag (red) atoms in the 0.4%Ag-added alloy. (a) as-quenched (A.Q.) and aged at 443 K for (b) 1.8 ks, (c) 3.6 ks, (d) 14.4 ks and (e) 345.6 ks.

され、明らかにAg添加によってクラスタの形成が促進されていることが分かる。また、この時効段階におけるナノクラスタには、赤色の点で示したAgが多く凝集している傾向が見られ、その後時効が進展するにつれて、周りのMgおよびCu原子を取り込みながらクラスタは成長していく(図6(d), (e))。このようなナノクラスタ内部の組成変化は、クラスタを形成するMg, CuおよびAg原子の相対濃度比の時間変化によって定量的に示すことができる。図7に、0.4%Ag添加合金において形成するナノクラスタ(図6(b), (e))の各溶質濃度をAl濃度に対してCliff-Lorimerプロットしたグラフを示す。各直線の傾きの比、あるいはAl濃度を0に外挿して得られるMg, CuおよびAg濃度の比より、時効初期段階ではCuよりもMgやAg濃度の方が高く、主としてMg/Agクラスタが形成しているのに対して(図7(a)), 時効が進展すると次第にCu原子が取り込まれてMg/Cu/Agクラスタとなることが分かる(図7(b))。図8に、0.4%Ag添加合金で形成するナノクラスタあるいは粒状Z相の溶質濃度比の時効時間依存性を示す。1210 ks時効材のMg, CuおよびAg濃度比は、TEM-EDS分析で得られた同時効条件のZ相(図3(f))の組成比(Mg:Cu:Si=6:3:1)とよく一致しており、3DAPによる析出強化相の組成分析

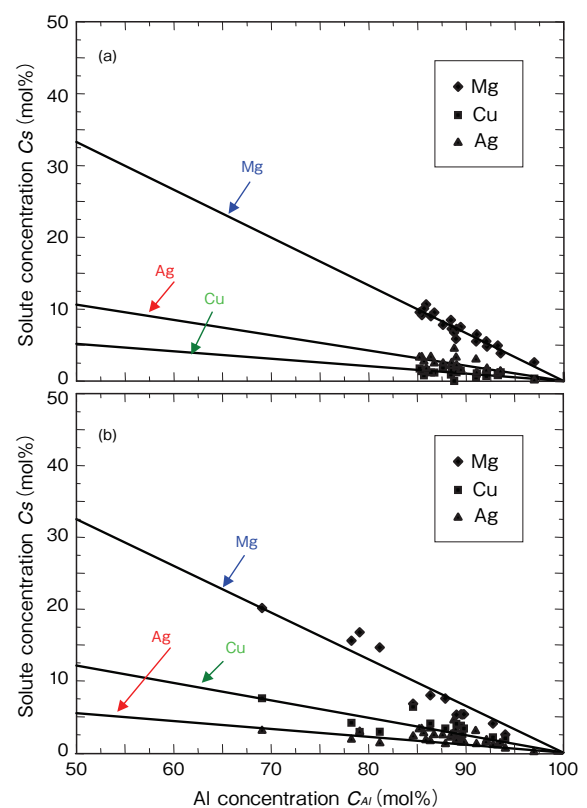


図7 443 Kで(a) 1.8 ksおよび(b) 345.6 ks時効した0.4%Ag添加合金中のナノクラスタ内の溶質濃度比を示すCliff-Lorimerプロット図
Fig.7 Cliff-Lorimer plots showing relative ratios of solute concentrations within nanoclusters in the 0.4%Ag-added alloy aged at 443 K for (a) 1.8 ks and (b) 345.6 ks.

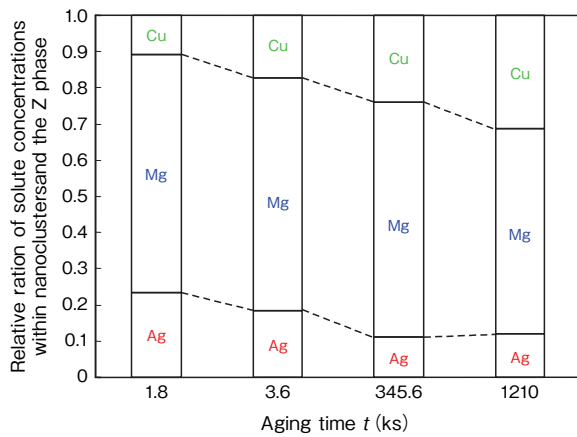


図8 0.4%Ag添加合金中で形成されるナノクラスタあるいはZ相中の溶質濃度比の443 K時効時間依存性
Fig.8 Aging time dependence of relative ratio of solute concentrations within nanoclusters and the Z phase in the 0.4%Ag-added alloy aged at 443 K.

が精度よく行われたことを示している。

4. 考察

4.1 本系合金で現れる析出相

Vietzら¹²⁾が報告した463 KにおけるAl-Cu-Mg系合金の状態図によると、本研究で用いたベース合金の組成は α +S+T相領域内に位置しており、

過飽和固溶体 → GPB (1) ゾーン → GPB (2) ゾーン (またはS''相) → S'相 → S-Al₂CuMg相
ならびに

過飽和固溶体 → T'相 → T-Mg₃₂(Al, Cu)₄₉相
の析出過程が同時に起こることが予想される。しかしながら、得られたTEM観察結果(図3)からは、GPBゾーンやS'相の析出は確認されたものの、bcc構造をもつT相(空間群 $Im\bar{3}$, 格子定数1.435 nm)¹³⁾は見られず、代わりにZ相¹¹⁾として同定される粒状析出相が局所的に観察された。このように、T相が析出するはずの合金組成において、実際にはT相が観察されないという報告はAl-4.2%Mg-0.6%Cu合金でもなされており¹⁴⁾、本系合金の析出過程が未だ完全には明らかとはなっていないことを示している。

一方、0.4%Ag添加合金における析出組織形態の著しい変化(図3)については、Ag添加によって球状Z相の形成速度や体積率が著しく増加し、競合するGPBゾーンやS'相の析出が効果的に抑制されたことが原因であることが分かった。このような析出強化相の変化は、Vietzら¹²⁾によってすでに報告されているが、彼らはX線回折(XRD)法により粒状析出相をT相と同定していた。しかしながら、本研究やChopraら¹¹⁾による析出相単体からの回折パターン(図4のFFT像および参考文献¹¹⁾のCBEDパター

ン)から、これらはT相ではなくZ相とすべき相であることが明らかとなり、Al-Mg-Cu-Ag系合金についてもより詳細な析出過程の解明が必要であると思われる。

一般に、競合する析出相の中でどの相が優先的に析出するかはキネティクスの問題であり、相分解初期に生じる溶質原子のクラスタリング挙動、すなわちナノクラスタの形成挙動や析出相の核生成挙動と密接に関係している。そこで次節では、DSC測定および3DAP分析によって検出したナノクラスタについて、さらに詳細にその特徴を検討することにする。

4.2 本系合金で形成するナノクラスタ

アルミニウム合金で形成するナノクラスタは、その後の相分解過程で析出するGPゾーンや準安定相の形成速度や分散状態、体積率などに影響を与えるため^{4)~7)}、その詳細を明らかにすることは不可欠である。本系合金で形成するナノクラスタに関しては、本研究のDSC測定およびTEM観察結果(図2および図3)より、①1.2 ks時効材のDSC曲線に発熱ピークPが現れないことから、Ag添加の有無に関わらずBH処理によってTEMでは捉えられないようなナノクラスタが形成すること、②A.Q.材のDSC曲線で現れる発熱ピークPの温度域やピーク面積にほとんど違いがないことから、各合金におけるナノクラスタの形成温度や形成量はほぼ同程度であること、③ナノクラスタの溶解を示す吸熱ピークRがAg添加合金では全く見られないことから、Agがナノクラスタの熱的安定性を高めていること、などが明らかとなった。

一方、3DAP分析結果(図5~図8)からは、①BH処理を施すことで、0.4%Ag添加合金では目視で確認できるようなMg/Agクラスタが高密度に形成するのに対して(図6(b))、ベース合金ではクラスタ解析によって初めて検出できる程度の大きさしかないMg/Cuクラスタしか形成されず(図5(b))、Agが本系合金のクラスタ形成を促進していること、②0.4%Ag添加合金の相分解初期に形成するMg/Agクラスタは、時効の進展に伴ってMg/Cu/Agクラスタとなり、その後Z相のMg:Cu:Ag比とほぼ一致するようになること(図8)、などが明らかとなった。これらの知見は、組織変化をナノスケールで3次的に捉えることのできる3DAP分析によってのみ得ることができ、本系合金の初期硬化のメカニズムを考える上で重要な情報を与えるものとなっている。

4.3 本系合金の初期硬化

Al-Cu-Mg系合金の初期硬化の原因に関しては、研究者の間で様々な議論がなされており、Ringerら^{15), 16)}は、3DAP分析結果をもとにCuおよびMg原子のクラスタリングによって硬化が生じるというCluster hardening説を提案している。一方、Ratchevら¹⁴⁾は、このような母相内におけるクラスタ形成よりも、転位上に不均一

核生成するS'相の寄与の方が大きいとし、Reichら¹⁷⁾やNagaiら¹⁸⁾も、溶質原子と転位との相互作用が初期硬化の主因であると主張している。Al-Mg-Cu系合金を取り扱った本研究でも、BH条件においてすでにナノクラスタが形成していることを確認しており(図5)、母相内のクラスタ形成が初期硬化の一因となっていることが明らかとなった。しかしながら、ナノクラスタがどの程度転位運動の障害になるかや、転位近傍でどのような組織変化が起こっているかについては検討しておらず、現段階ではRingerら^{15), 16)}の主張に近いメカニズムを考えてはいるものの、他の研究者^{14), 17), 18)}が主張する説の是非を議論できる段階には至っていない。今後、3DAP分析で得られたクラスタ(例えば、図5(b)下段)の組織パラメータ(サイズ、数密度、体積率など)を、合金の機械的強度と定量的に結びつける試みを行っていくつもりである。

一方、微量のAg添加によってAl-Mg-Cu系合金のBH性が向上する理由に関しては、Agがナノクラスタの形成を促進し(図6)、かつ熱的安定性を向上させる(図2)ことから、クラスタ1つあたりの硬さへの寄与の増大、および核生成の促進、競合成長時の再固溶の抑制によるクラスタ密度の増加などによって説明できるものと考えられる。なお、このAgを含むナノクラスタは、第二硬

化段階の初期にZ相の優先核生成サイトとしても働き、その後の著しい組織形態変化(図3)を引き起こす原因となっている。

4.4 Ag添加の有効性のメカニズム

本系合金のBH性を向上させるためには、Agのように微量の添加でも強度増加を図ることができるマイクロアロイングの手法が有効である。Al-Mg-Cu-Ag系合金は、著者らが提案しているナノクラスタ・アシスト・プロセッシング(nanocluster assist processing: NCAP)^{5)~7)}の好例であり、ナノクラスタの形成をうまく制御することで、その後の析出強化相の分布状態を変化させ、ひいては合金特性の改善を図ることに成功している。これは、ナノクラスタが析出強化相の有効な異質核生成サイトとして働くためであり、著者らは様々なマイクロアロイング元素のなかから有効に働くマイクロアロイング元素を予測する試みも行っている^{5)~7), 19)}。

最後に、本研究で得られたAl-Mg-Cu(-Ag)系合金におけるナノクラスタならびに析出強化相に関する知見をもとに、両合金の相分解過程の詳細なメカニズムを図9にまとめた。過飽和固溶体から形成されるナノクラスタは、その組成または構造的な適合性によって、その後に析出する準安定相の核生成サイトとして働き、各相の形

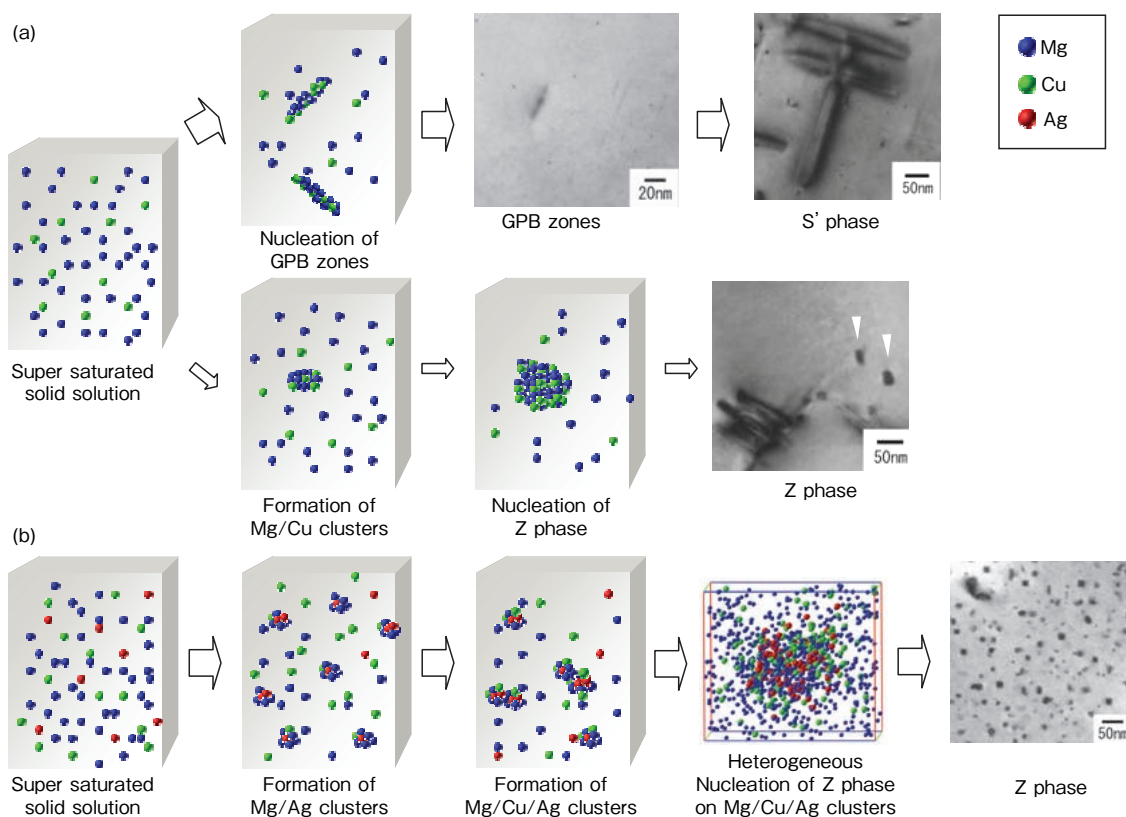


図9 ベース合金(a)およびAg添加合金(b)中の相分解過程を示す模式図

ナノクラスタ(Mg/Cu, Mg/Ag, Mg/Cu/Ag)の形成状態が、その後の析出の核生成に影響し、強化に寄与する析出相の違いの原因となる

Fig.9 Schematic illustration of phase transformations in the (a) Base and (b) Ag-added alloys. Formation of nanoclusters; i.e. Mg/Cu, Mg/Ag and Mg/Cu/Ag clusters, determines the subsequent strengthening phases through the heterogeneous nucleation effects.

成速度、体積率、サイズ、数密度などを変化させるものと考えられる。

5. おわりに

自動車ボディパネル材料としての利用が期待されるAl-3.0%Mg-1.0%Cu合金の時効硬化ならびにナノ析出組織に及ぼすAg微量添加の影響を調べるために、硬さ測定、DSC測定、HRTEM観察および3DAP分析を行い、ナノクラスタならびに析出強化相に関する以下のような知見を得た。

- 1) 本系合金の時効硬化挙動は、初期硬化段階、plateau段階および第二硬化段階の三つの段階に区分でき、Agを微量に添加すると、その添加量に伴って初期硬化ならびに第二硬化段階の硬化量が増加する。
- 2) 3DAP分析により、本系合金の初期硬化の原因は微細なナノクラスタの形成によることが明らかとなった。ただし、Ag添加によってMg/Agクラスタの形成が顕著に促進されるのに対し、Al-Mg-Cu系合金ではわずかにMg/Cuクラスタが形成されるのみであり、これが両合金のBH性の違いを説明するものとなっている。
- 3) HRTEM観察より、本系合金ではAgの有無に関わらず球状Z相が析出することが分かった。これは、本研究で初めて明らかとなった知見である。
- 4) Ag添加合金の相分解初期に形成されるMg/Agクラスタは、その後の時効でMg/Cu/Agクラスタとなり、さらにZ相の有効な異質核生成サイトとして働くために、析出組織形態の劇的な変化が生じる。

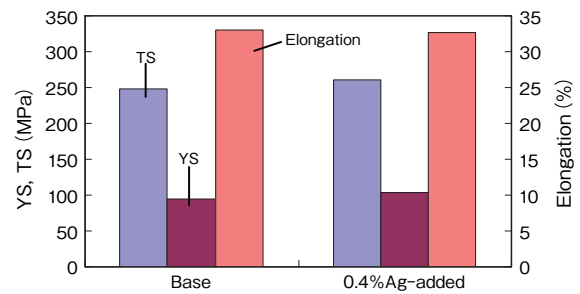
本稿は、軽金属,第56巻11号(2006),673-679の論文(軽金属学会H19年度軽金属論文賞受賞)の内容を転載したものです。

また、本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の共同研究事業(実用金属材料分野ナノ金属材料開発プロジェクトおよび自動車軽量化のためのアルミニウム合金高度加工・形成技術プロジェクト)の一環として実施されました。ご支援、ご協力いただいた関係諸団体および関係者に深謝致します。

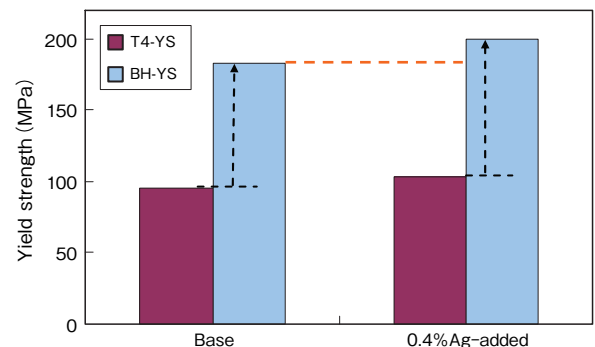
追補

参考として、補足図1にAl-3.0%Mg-1.0%Cuベース合金と0.4%Ag添加合金T4材の引張特性の例を示す。両合金ともT4状態で30%以上の引張伸びを示しており、実際にプレス成形素材として良好な特性を有している。

また、補足図2に示すように、バークハード処理によ



補足図1 Al-3.0%Mg-1.0%Cuベース合金と0.4%Ag添加合金T4材の引張特性
TS: 引張強さ, YS: 0.2%耐力
Supplemental Fig.1 Tensile properties of base alloy (Al-3.0% Mg-1.0% Cu alloy) and 0.4% Ag-added alloy in T4 condition.



補足図2 Al-3.0%Mg-1.0%Cuベース合金および0.4%Ag添加合金のバークハード性
T4-YS: T4材の耐力
BH-YS: バークハード処理(ストレッチ2%-バーク443 K, 1.2 ks)後の耐力。
Supplemental Fig.2 Bake-hardenability of base alloy (Al-3.0% Mg-1.0% Cu alloy) and 0.4% Ag-added alloy.
T4-YS: Yield strength of T4 sheets.
BH-YS: Yield strength after a bake-hardening treatment (2% stretching and baking at 443 K for 1.2 ks).

り高耐力が得られる。T4材からの耐力上昇には成形相当のストレッチングによる加工硬化分と析出硬化分が含まれるが、特にAg添加材で高耐力が実現されており、ベース材との析出硬化性の差に対応した結果となっている。

このように、Al-Mg-Cu-(Ag)系合金はバークハード可能な成形用素材として魅力ある特性を備えている。今回の詳細な組織解析により、本系合金の析出硬化メカニズムの理解が進んだことは非常に意義深く、共同研究の成果としても特筆すべきものと考えられる。

参考文献

- 1) 宇野照生: アルミニウムの製品と製造技術, 軽金属学会(2001), 220.
- 2) 宇野照生, 馬場義雄: 住友軽金属技報, **21** (1980), 32.
- 3) 宗藤修義, 西村嘉彦: 住友軽金属技報, **27** (1986), 191.

- 4) I.J.Polmear and S.P.Ringer: 軽金属, **50** (2000), 633.
- 5) 廣澤渉一, 里達雄: 金属, **73** (2003), 19.
- 6) T.Sato, S.Hirosawa, K.Hirose and T.Maeguchi: Metall. Mater. Trans. **34A** (2003), 2745.
- 7) S.Hirosawa, T.Omura, Y.Suzuki and T.Sato: Materials Science Forum, **519-521** (2006), 215.
- 8) Y. Suzuki, A. Hibino, T. Muramatsu, S. Hirosawa and T. Sato: Proc. of 9th Int. Conf. of Aluminum Alloys, (2004), 258.
- 9) M.K.Miller: Atom probe tomography - Analysis at the atomic level -, Kulwer Academic / Plenum Publishers, (2000), 28および157.
- 10) P.Ratchev, B.Verlinden and P.van Houtte: Scripta Metallurgica et Materialia, **30** (1994), 599.
- 11) H.D.Chopra, B.C.Muddle and I.J.Polmear: Phil. Mag. Lett., **73** (1996), 351.
- 12) J.T.Vietz and I.J.Polmear: J. of Inst. Metals, **94** (1966), 410.
- 13) J.H.Auld and B.E.Williams: Acta Cryst., **21** (1966), 830.
- 14) P.Ratchev, B.Verlinden, P.de Smet and P.van Houtte: Acta mater., **46** (1998), 3523.
- 15) S.P.Ringer, T.Sakurai and I.J.Polmear: Acta mater., **45** (1997), 3731.
- 16) S.P.Ringer, S.K.Caraher and I.J.Polmear: Scripta Materiala, **39** (1998), 1559.
- 17) L.Reich, S.P.Ringer and K.Hono: Phil. Mag. Lett., **79** (1999), 639.
- 18) Y.Nagai, M.Murayama, Z.Tang, T.Nonaka, K.Hono and M.Hasegawa: Acta mater., **49** (2001), 913.
- 19) 廣澤渉一, 中村文滋, 里達雄, 星野敏春: 軽金属, **56** (2006), 621.



廣澤 渉一 (Shoichi Hirosawa)
東京工業大学 (現 横浜国立大学 准教授) 工学博士



大村 知也 (Tomoya Omura)
東京工業大学 (現 リコー)



里 達雄 (Tatsuo Sato)
東京工業大学 教授 工学博士



鈴木 義和 (Yoshikazu Suzuki)
技術研究所

アルミニウムろう付における 流動ろうによる侵食現象の挙動観察と定量評価法の開発

In-Situ Behavioral Observation of Erosion Phenomena by Flowing Liquid Filler during Aluminum Brazing
and Development of a Quantitative Evaluation Method

村瀬 崇
Takashi Murase

柳川 裕
Yutaka Yanagawa

概要 ラジエータやコンデンサなどの自動車用熱交換器の製造では、ろう付工程中にチューブが局所的に激しく侵食されることがある。この侵食は、チューブのろう接合部をヘッドからのろうが流動したために発生したものと推定されている。しかし、ろう付中の実際のろう流れ挙動を観察したり、侵食量とろう付条件との関係を定量的に把握するためには、従来の熱交換器ろう付後の調査や既存のろう付試験では困難であった。そこで、規定された量のろうを供給する上板、ろうの流路となる溝を持つ下板、およびろうを流動させ続けるろう吸引部からなる試験片を用いた評価方法を開発した。本評価法により、流動ろう侵食現象の要因パラメータについてその影響度を明確にできた。

Abstract: In the manufacturing process of automotive heat exchangers involving radiators and condensers, severe erosion is occasionally seen to occur locally on the tube during brazing. It is generally presumed that this erosion is caused by the molten filler from the header that flows into the brazing portion on the tube. However, for both the conventional method of studying brazed heat exchangers and the existing brazing test, it is difficult to observe actual behaviors of molten filler during brazing, as well as to quantitatively understand the relationship between the extent of erosion and the brazing conditions. Accordingly, we have developed a new evaluation method using a test piece that consists of a filler plate to supply a specified volume of filler, a base plate with gutters that serves as a fluid channel for the filler and capillary sheets which makes the filler keep flowing. It has been found that this evaluation method can clarify the effects of physical parameters in the erosion phenomenon due to molten filler.

1. はじめに

ラジエータ、コンデンサなどの自動車用熱交換器は、表層にAl-Siろう材層を有するアルミニウムクラッド材（ブレイジングシート）を成形加工した部品（チューブ、フィン、ヘッド、タンクなど）をろう付により接合し製造される。

代表的なろう付法である、非腐食性フラックスろう付では、図1に示すように、成形加工した部品を熱交換器の形状に組み、フッ化物系フラックスを塗布した後、窒素置換炉で600℃程度に加熱する。ブレイジングシートは、心材の融点が630～645℃程度なのに対し、ろう材は577℃～600℃程度で溶融するため、ろう付中はろう材のみが液相となる。フラックスの作用により材料表面の酸

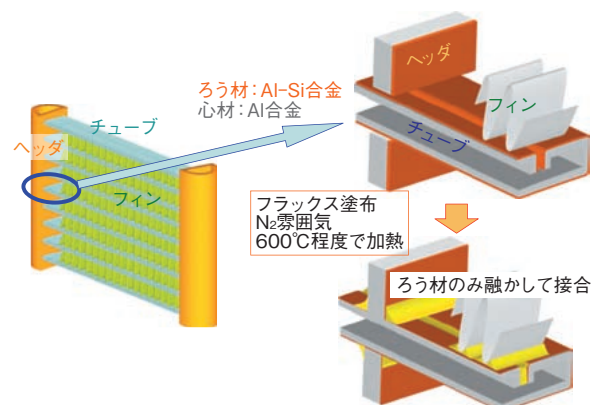


図1 自動車用熱交換器の模式図とろう付の模式図
Fig.1 Schematic of brazing of automotive heat exchanger.

化皮膜が破壊されているので、液相となったろうは、部材の間の隙間を充填し、部材を接合する。

ろう付過程で、溶融したろうと接触する心材に、図2に示すような軽微の侵食(溶解)が発生する¹⁾。

しかし、実際の熱交換器のろう付では、部材が局所的に激しくろう侵食される現象が見られることがある。これは、部材間を流動するろうによる侵食であると考えられている。

本報では、流動ろうによる侵食のメカニズムを解明するために、流動ろうによる侵食を再現し、ろうが流動する様子の直接観察、および侵食量と流動したろうの量の関係の定量を行う評価方法を開発したので、方法や定量例を報告する。

2. 従来の評価方法

ろうによる侵食を模式的に評価する方法として、従来は、図2に示すようにブレイジングシートを1枚の板で加熱して断面観察によってろうに侵食された深さを評価する方法や、図3に示す逆T字型継手試験片としたものを加熱してろうによる侵食深さを測定する方法があった²⁾。

1枚の板の加熱による評価では、チューブ、フィンなどの部材にクラッドされているろうが近傍の心材を侵食

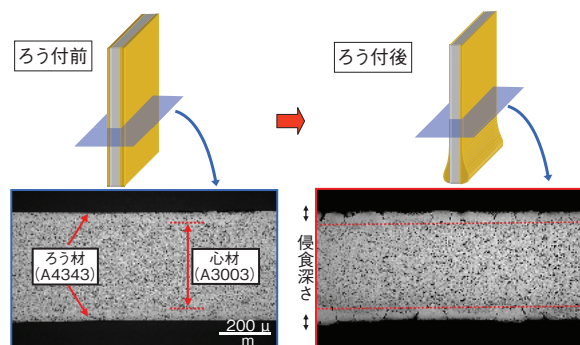


図2 ブレイジングシート心材のろうによる侵食
Fig.2 Erosion in brazing sheet :Core alloy penetrated by molten filler alloy.

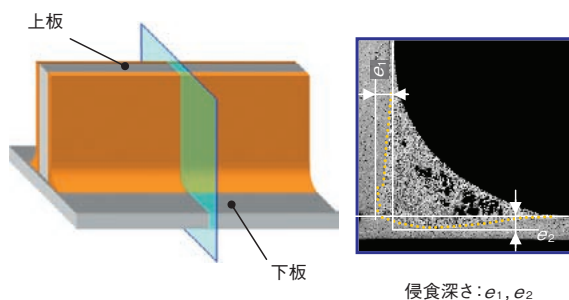


図3 逆T字型継手試験
Fig.3 T-shape model.

する量を評価するものである。また、逆T字型継手試験ではチューブとタンクの接合部などにフィレットとして溜まったろうによる母材の侵食を評価するものである。これらの評価で、ろうは溶融直後、重力や継手間の毛細管力で所定の位置に流動した後は、評価中大きく動くことはない。

図4は、チューブの折り曲げ部で発生したろう侵食を示している。ブレイジングシートを折り曲げ成形し、ろう付によって造管するチューブを用いた熱交換器では、このようにヘッダとの接合部近傍においてチューブの折り曲げ部の合わせ目が局所的にえぐられたように侵食されることがある。

このような現象は、前述の静止したろうによる従来評価方法では再現されなかった。そこで、筆者らは、図5に示す熱交換器を模擬したテストピースを用いて再現実験を行った。このテストピースはヘッダ、折り曲げ部を持つチューブおよびフィンを模擬した部分からなっており、ヘッダ部分にのみろう材をクラッドしている。このテストピースのヘッダとチューブにフッ化物系フラックスを10 g/m²塗布した後、窒素ガス雰囲気中で600℃×3 minのろう付加熱を行った。ろう付加熱後サンプルの観察を行った結果、ヘッダのろうがチューブ折り曲げ部の端とチューブとフィンに充填されていた。そして、ヘッダ近傍のチューブ折り曲げ部で長手方向に直交する断面を観察したところ、前述の侵食が再現されていた。

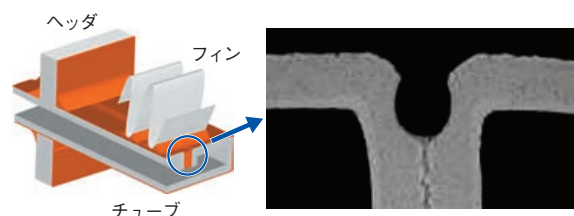


図4 自動車用熱交換器のチューブ折り曲げ付近での侵食の発生

Fig.4 Erosion at brazing line on automotive heat exchanger tube.

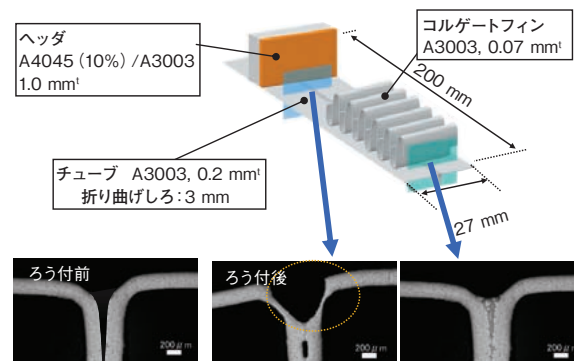


図5 侵食の再現実験方法と結果
Fig.5 Method and result of erosion model test.

この侵食は、毛管力によるヘッダ溶融ろうのチューブ折り曲げ部への流動に原因があると考えられていた。

これらの結果より、この侵食は、チューブ折り曲げ部の隙間を流動するヘッダのろう材に起因すると推定した。

しかし、上記の方法は、ろう侵食現象を再現できるが、次の問題点があり、ろう侵食の定量評価や機構解明ができなかった。

- ①流動したろう材の定量が不可能。
- ②隙間やフィンとチューブの接合部の形状が加熱中に変化する。
- ③隙間を流れる溶融ろうの挙動が見えない。

3. 開発した評価方法

3.1 本開発の特徴

開発したろう侵食の定量評価に用いた試験片形状を、図6に示す。この試験片は、上板、下板およびろう吸引部から構成されている。ろうは、上板の片面のみにクラッドされている。下板には、機械加工による溝があり、この溝の片端には上板が点接触で固定され、逆側の端にはろう吸引部が配置される。

この試験片を加熱した場合、溶解した上板表面のろう材は、溝と溶融ろうの間に発生する毛管力により流動する。このろうがろう吸引部（アルミニウム繊維焼結体）に達すると、ろう吸引部に発生する毛管力により、溝内部のろうはろう吸引部内に向かって流動し続ける。

この評価方法の特長を図5の試験片と比較して次に示す。

- ①溝を流動したろう材の量は、実験前後の上板の質量変化で定量が可能である。
- ②ろうが流れる部分を切削加工溝にしたため、チューブ折り曲げ部の隙間とは異なり、形状を定量できる。また、溝を加工する下板の厚さを2 mmにしたため、実験中の異常変形がなく、ろうが流動する部分の条件を一定にすることが可能である。
- ③ろう吸引部にアルミニウム繊維焼結体を使うためろう吸引力が大きく、ろうの吸引力の変動を抑制できる。
- ④可視炉を用いてろうが流動する様子を観察および記録することが可能である。

3.2 試験片の構成

上板はA3003合金にAl-12%Si合金が片面10%クラッドされた40×40×3.6 mmのブレージングシート、下板は60×40×2 mmのA1100板、ろう吸引部は20×20×0.3 mmのアルミニウム繊維焼結体³⁾5枚で構成されている。表1に、上板のろう材と心材、および下板の組成を示した。下板の溝は、幅0.5 mm、深さ0.5 mm、長さ40 mmで、エンドミルで加工した。

上板のろう材は、温度によるろうの液相のSi濃度変化を防ぐため、共晶に近いAl-12%Siを用いた。下板は、硬質材（H26）に溝加工を施した後、380℃×2時間の焼鈍を行い、O材として試験片に供した。下板の溝の形状は、エンドミルで容易に加工可能な四角断面とした。幅は、ろうの流動の様子が見やすく、かつ毛管力が十分働くサイズである0.5 mmとした。ろう吸引部には、上板から供給されるろうを、最後まで十分吸引可能な量のアルミニウム繊維焼結体を配した。

流したろうの量による侵食量の影響を観察するために、上板のサイズを20×20、28×28、56×56 mmとした試験片も用意した。

比較としてろう吸引部を設置しない試験片も実験に供した。

3.3 評価手順

評価は、直径40 mmの円形の覗き窓が付いた窒素雰囲気ろう付炉で行った（装置については、本号「ろう付性評価における可視化技術」を参照）。図7に示すように、上板とろう吸引部の間の溝と、上板の溝との接触部

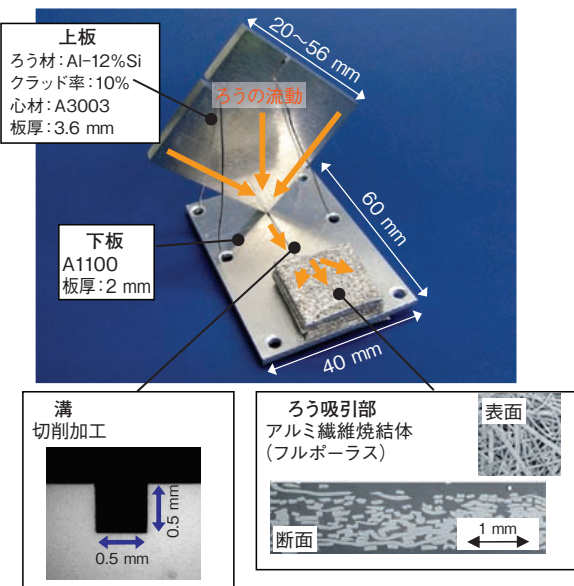


図6 開発した試験片
Fig.6 Developed test piece.

表1 構成材料の組成
Table 1 Composition of constituent materials.
(mass%)

		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn
上板	ろう材	11.75	0.60	0.15	0.1	0.01	—	0.1
	心材	0.25	0.60	0.15	1.15	0.01	0.05	0.0
下板	心材	0.05	0.56	0.12	0.01	0.02	0.01	0.0

付近が視野に入るよう試験片をこの炉内にセットし、ろうの流動状況を観察した。下板の溝とろう吸引部にのみフッ化物系フラックスを10 g/m²以上塗布した試験片を加熱・昇温し、500℃から590℃まで20℃/minで昇温後、590℃で5 min保持し、保持後100℃/minで急冷した。なお、温度制御は下板の実測温度で行った。

実験後、図8に示すように、上板と下板の溝の接点を折って上板を分離し、上板のろう付前後の質量変化を測定した。

ろう侵食状況を観察するため、下板の溝の長手方向の断面と長手方向に直交する断面の観察を行った。観察は、上板と下板の接点から0 mm、5 mm、12 mm、20 mm、28 mmの位置で行った。

図9に示すように、ろう付後の溝の長手方向に直交する断面より下板母材の侵食された部分の断面積を侵食面積として定義した。実際の測定では、図9で示した部分の面積を画像解析により測定した後、溝のろう付前の断面積(0.25 mm²)を引いて侵食面積を求めた。

4. 評価結果と考察

4.1 溝を流動するろうの観察

まず、ろう吸引部がある試験片の加熱の様子を観察した。

加熱を開始して、570℃付近で最初に下板の溝部分に塗布したフラックスが溶融して、下板の表面を拡がる様子が観察された。この時点で、フラックスが上板表面に拡がる様子は見られなかった。

図10にろうが溶融した直後の観察結果を示す。図10の①に示すように、本実験では下板が590℃に到達した後に、上板の溝との接点付近のろうが溶融し始めた。次に、②融けたろうが上板と溝の間を埋めた直後に、③溝

の底面をろうが流れだし、④ろうがろう吸引部の下に到達した後も、⑤-⑥溝から溢れることなくろうが流動し続けた。このことより、ろう吸引部がろうに接した後、速やかにろうを吸収し始めたと言える。

ろうが流動を開始してすぐに、上板と下板との接点付近の表面に凹みができる。この凹みは、上板の上方に向かって扇状に拡がっていった。この凹みが発生した原因は、ろうが酸化皮膜の下を通って下板の溝に向かって吸われたためであると考えられる。また、この凹みを追うようにして、フラックスが上板の表面にゆっくりと拡がる様子が観察された。

ろうが流動している間、上板と下板の接点にろうがフィレットとして溜まることはなかった。また、ろうの流動中、溝からろうが溢れ出ることはなく、途中で流動が途切れるようなこともなかった。

そして、ろうが流動するにつれて図11に示すように、⑦-⑪溝の間口の幅が1.5倍程度まで拡がっていく様子が観察された。これより、ろうの流動により母材が段々と侵食されていくことが分かった。

比較として用意したろう吸引部がない試験片のろう付中の観察結果を、図12に示す。フラックスが溶融した後に①ろうが溶融し、②流動を開始するまではろう吸引部がある試験片と同じ挙動を示した。しかし、③ろうが溝を満たした後は、ろうは溝に向かっては流れず、④-⑥に示すように上板と下板の接点に大きなフィレット

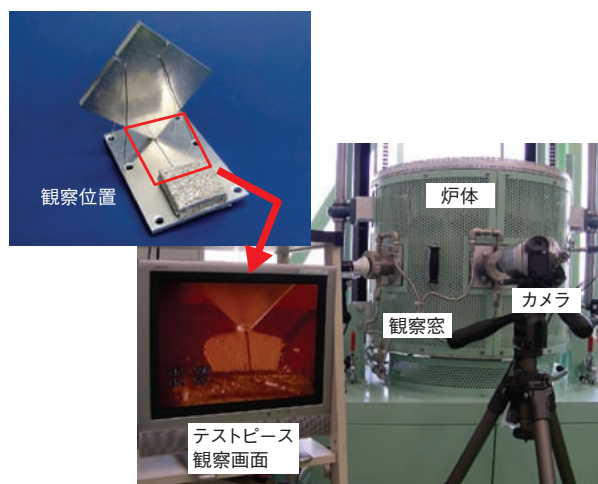


図7 ろう付中の試験片の観察
Fig.7 In-situ observation of test piece in furnace during brazing.

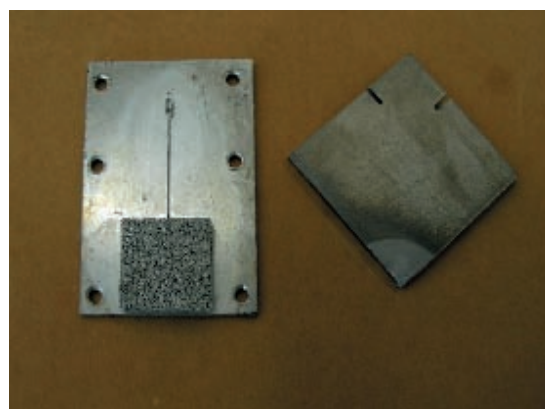


図8 ろう付後の上板の分離
Fig.8 Separation of filler-clad plate from base plate.

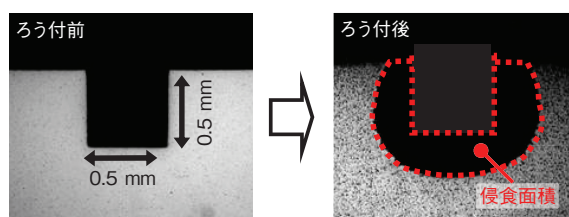


図9 侵食量の定量
Fig.9 Definition of erosion area.

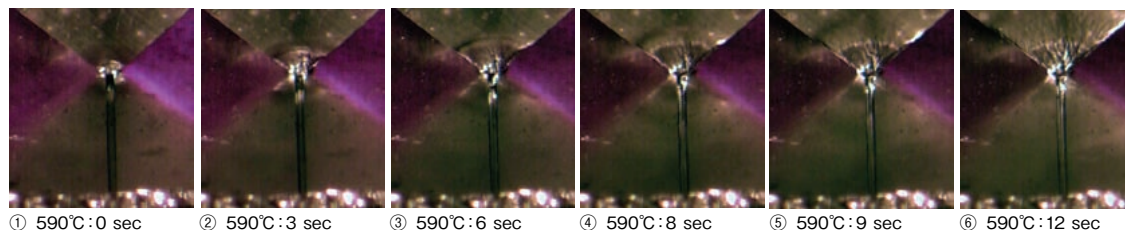


図10 試験片のろう付中の観察結果(ろう溶融直後)

Fig.10 Continuous in-situ observations of molten filler flowing from the filler plate to gutter on the base plate during brazing (just after filler melting).

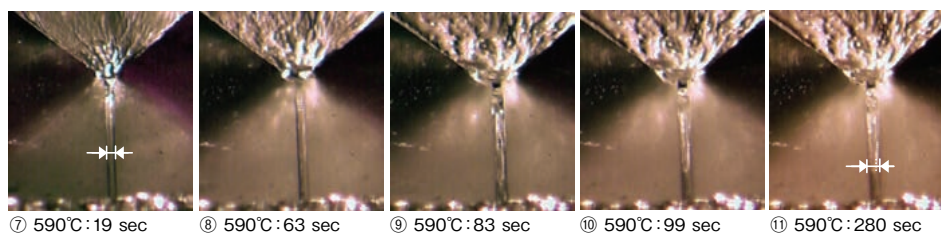


図11 試験片のろう付中の観察結果(ろう流動の進行)

Fig.11 Continuous in-situ observations of molten filler flowing from the filler plate to gutter on the base plate during brazing.

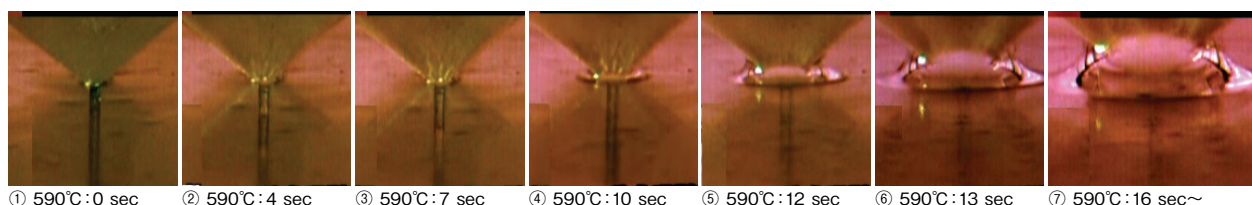


図12 ろう吸引部がない試験片のろう付中の観察結果

Fig.12 Continuous in-situ observations of molten filler moving on the test piece without capillary sheets during brazing.

を形成した後、⑦流動が止まった。流動が停止した後も590°Cで4 min程度保持していたが、この間、溝がろう吸引部がある試験片のように広がっていくような様子は観察されなかった。

図13にろう付終了後、炉から取り出したサンプルを示す。ろう吸引部がある試験片a)では上板と下板の間に大きなフィレットは形成しておらず、接点付近の溝が幅広にえぐられていた。接点から3 mm程度までの間に溝幅が狭まっていき、そこからろう吸引部のおよそ1 mm手前までの22 mm程度の間では、溝の幅が一定となっていた。そして、ろう吸引部の手前で再び溝の幅が広がっている様子が観察された。この間の溝の中では、ろうが溝を完全に埋めているようなことはなく、ほとんど残っていない場所も多かった。また、上板の重量変化から求めた流動したろうの量は1 gであった。

それに対し、ろう吸引部がない試験片b)では、上板と下板の間に大きなフィレットが形成されていた。また、溝は全長にわたってろうが満たされていた。フィレットで覆われていない部分の溝の幅は、ろう付前からの変

化が外観上認められなかった。なお、この試験片での流動したろうの量の測定は、上板と下板の間に大きなフィレットが形成されたため、不可能であった。

4.2 ろう付後の断面観察とろう侵食の定量

1 gのろうを流動させた試験片(上板の大きさ40×40 mm)の溝の所定の位置の長手断面を図14に示す。ろう吸引部のある試験片a)では、上板との接点がある0 mm付近と、ろう吸引部の下の28 mm付近で、急激に

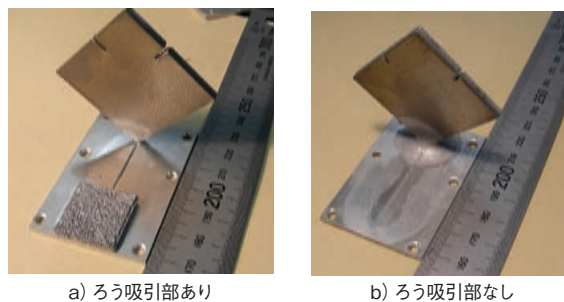


図13 ろう付後の試験片の外観

Fig.13 Appearance of test pieces after brazing.

深くなっており、侵食が安定していなかった。それに対し、両者の間の5 mmから20 mmにかけては、溝の侵食深さがほぼ一定であった。

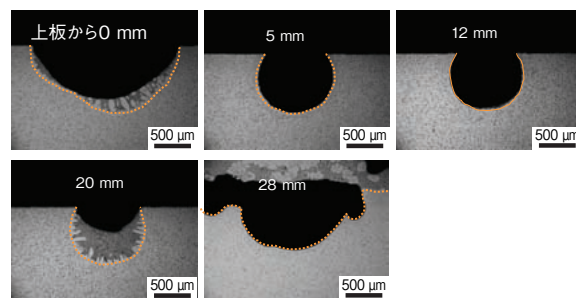
同様な位置の長手方向に直交する断面を図15a)に示す。いずれの位置でもろう付前と比較して大きく侵食していた。位置によって侵食形態に特徴が見られた。5～20 mmでは、侵食の形・大きさが一定であった。この位置での侵食の形態は円状であり、表面の間口以上に奥に侵食が広がっていた。一方、0 mmでは、大きく間口が開いたような半円の侵食形態であった。また、28 mmでは、複雑な形態をしており、侵食の深さや母材の侵食量が5～20 mmと比べてさらに顕著に大きくなっていた。

これに対し、ろうが流動しなかったろう吸引部のない試験片b)の長手方向に直交する断面では、図15b)に示すように、上板から0～28 mmのいずれの位置においても、ろうが溝を完全に埋めているものの、ろう侵食がほとんど観察されなかった。

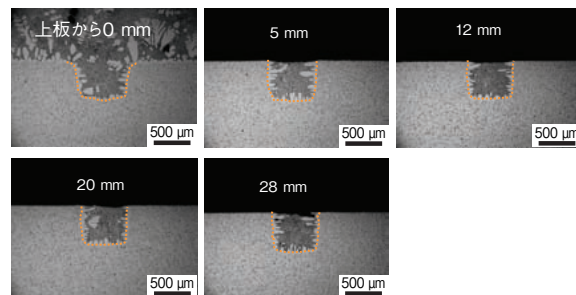
図15の各断面より侵食面積を測定した。その結果を図16に示す。ろう吸引部がある試験片a)では、上板から5～20 mmでの侵食面積が 0.4 mm^2 ではほぼ一定していた。また、0 mm, 28 mmでは 1 mm^2 を超えていた。それに対し、ろう吸引部がない試験片b)では、0 mm～28 mmにおいて 0.1 mm^2 以下であり、ろう吸引部がある試験片a)と比較して侵食量が極めて軽微であった。

4.3 流動ろう材量と侵食面積の関係

上板のサイズを変え、流動ろうの量を変化させた実験結果を図17に示す。侵食面積は、侵食量が安定している12 mmの位置で測定した。その結果、浸食される母材の断面積は、ろうの流動量に比例して増加することが



a) ろう吸引部のある試験片



b) ろう吸引部のない試験片

図15 ろう付後の試験片の溝の横断面観察結果
Fig.15 Optical microstructures of sections across the gutter after brazing.

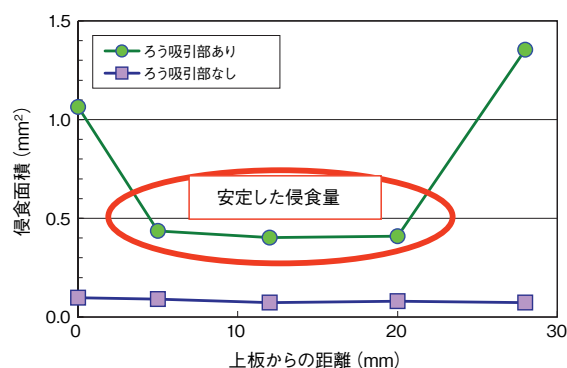


図16 上板からの距離と溝の侵食面積の関係
Fig.16 Relationship between erosion area and gutter distance from filler plate.

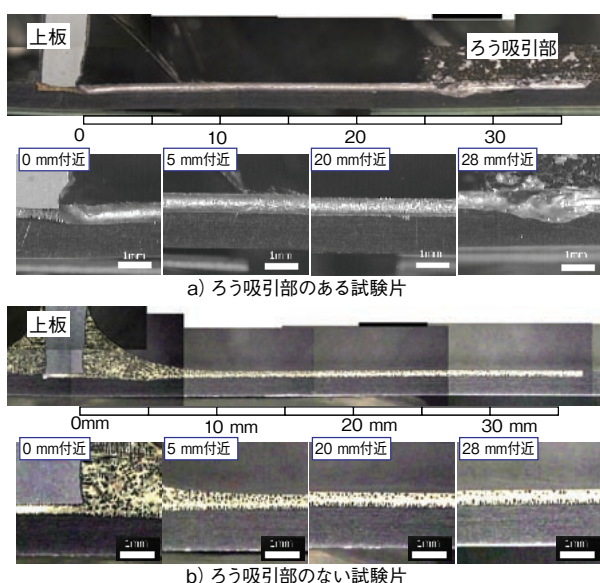


図14 ろう付後の試験片の溝の長手方向断面観察結果
Fig.14 Optical microstructures of sections along the gutter after brazing.

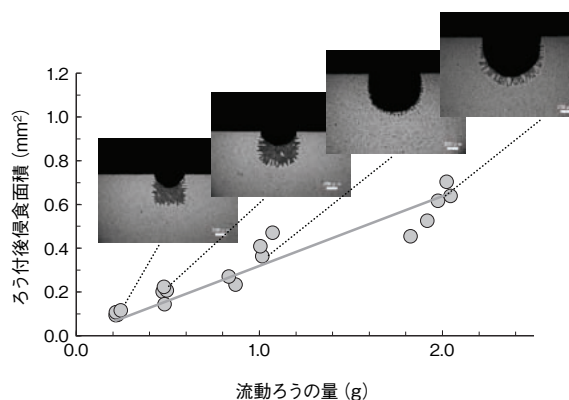


図17 流動したろうの量と侵食面積の関係 (上板から12 mm)
Fig.17 Relationship between the volume of molten filler and the erosion area (gutter distance: 12mm).

分かった。また、断面観察より、流動したろうが増加するにつれて、もとの溝の形状の正方形から円形状に侵食の形態が変化しながら侵食量が増加していくことが分かった。

4.4 実際の熱交換器での侵食現象との対応

図18に、開発した試験片形状と実際の熱交換器でそれぞれ発生するろう流動と母材の侵食の進行状況を比較推定した。まず、開発した試験片形状で、侵食の形態が一定であった上板接点から5～20 mmの位置での溝の中のろうの流動状況を考察する。

ろう付中、溝からろうが溢れたり、逆流する様子は観察されなかった。よって、この間では、ろうが上板接点からろう吸引部接点に向かって一方向に流れていると推定する。また、流動中の溝内のろうは、濡れ性が十分あることや、図15a)と図17の断面観察で見られる溝に残ったろうの状態から、図18a)に示すように液面の中央が凹んで溝の内壁上部まで接している状態であると推定する。これらのことから、この試験片では、流動ろうと下板の溝の内壁との界面に沿って下板が侵食された結果、円弧状の侵食断面になったと考える。

次に、実際の自動車用熱交換器のチューブで起きたろう侵食でのろうの流動状況と侵食形態を考える。

この場合のチューブ折り曲げ部を流れるろうは、濡れ性が十分あることを考慮すると、図18b)に示すように液面の中央が凹んでチューブの折り曲げ部上部まで接している状態であると推定する。この形状と、図4と図5を

照らし合わせると、この実機のチューブの場合も流動ろう材とチューブ心材の界面に沿って円弧状に侵食が進んだと考える。

以上より、本研究の試験片の上板接点から5～20 mmの位置での溝の内部と、実際の熱交換器チューブの折り曲げ部で起きている侵食は、侵食の量に違いはあるものの、同じようにろうが流動して発生したものであると言える。

したがって、開発した試験片を用いて、実際の熱交換器での流動ろうによる侵食を評価することができると考える。

5. おわりに

自動車用熱交換器のヘッドプレート近傍のチューブ折り曲げ部で発生する流動ろうによる侵食の定量評価法を開発し、流動ろうの量と侵食量の関係を明らかにした。

また評価の過程で、ろうが流路を流れて母材を侵食する様子を直接観察し、侵食に至るまでのろうの流動現象を確認した。

侵食の形態から、この評価法が実際の熱交換器の製造で発生する侵食現象をよく再現していることが確認された。

今後、この評価法を使って、流動ろうによる侵食メカニズムの解明、特に下板アルミニウム中の成分、金属組織の影響、実験温度、ろうの成分の影響などについて実験する予定である。

参考文献

- 1) 福元敦志, 土公武宜: Furukawa-Sky Review, **1** (2005), 21.
- 2) アルミニウムブレージングハンドブック編集委員会 編: アルミニウムブレージングハンドブック (改訂版), (社) 軽金属溶接構造協会 (2003), 127.
- 3) アルミニウム繊維燃結不織布「フルポーラス」の紹介: 古河スカイ <http://www.furukawa-sky.co.jp/products/fullporous.htm>

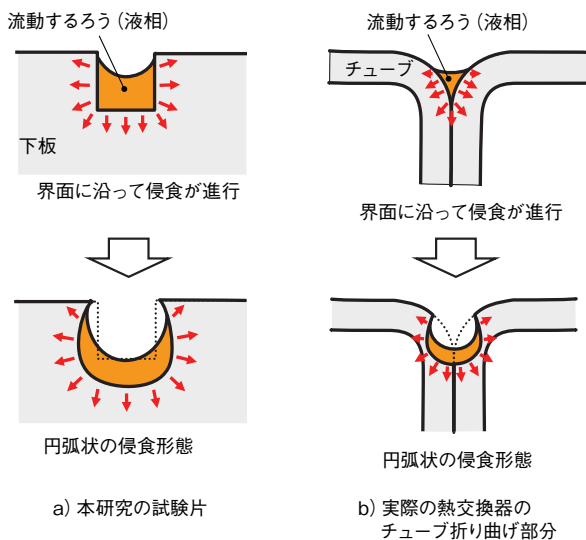


図18 断面から見た流動中のろうの形態と侵食の進行の推定図

Fig.18 Presumed models of erosion process in the gutter of developed test piece, occurring on the brazing line on an automotive heat exchanger tube.



村瀬 崇 (Takashi Murase)
技術研究所



柳川 裕 (Yutaka Yanagawa)
技術研究所

A High-Strength Aluminum Alloy Fin Stock for CAB Produced Using a Twin-Roll Strip Caster

Go Kimura

Akira Kawahara

Akio Niikura

Takeyoshi Doko

Takahiro Shinoda

Jonggag Kim

Dinos Mantis

Abstract: We developed a new fin stock of an Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy for automotive heat exchangers. The new stock has good properties suitable for making thinner fins than the ones used at present. It shows an ultimate tensile strength of about 130 MPa at a thickness of 0.05 mm after brazing and electrical conductivity of about 50% IACS. In contrast, conventional Al-Mn (3000-series) alloy fin stocks show the strength of about 110 MPa and electrical conductivity below 40% IACS. Therefore, the strength of the new alloy fin stock is much higher than that of typical 3000-series alloy fin stocks, while the thermal conductivity of the former is comparable to that of commercial pure aluminum stocks. In addition, corrosion resistance of the new alloy fin stock is the same as that of the 3000-series alloy fin stocks. These properties are attributable to constituent particles dispersed finely and densely in the new alloy fin stocks. This alloy is manufactured by using a twin-roll continuous caster.

1. INTRODUCTION

Since aluminum alloys have high specific strength and good thermal conductivity, they are used extensively in heat exchangers for automobiles. Recently, the demand for making aluminum alloy heat exchangers small and light has been strong because it will improve the fuel efficiency and performance of automobiles. To meet the demand, it is essential to make components of heat exchangers thinner.

To make thinner fins which are the main component of heat exchangers, several properties of fins must be improved. The first is mechanical strength. When heat exchangers are used, tubes expand as a result of internal pressure. If the fin stocks have insufficient mechanical strength, the fin will buckle and break, leading to breaking of tubes. The second is thermal conductivity. To maintain enough performance of smaller and lighter heat exchangers, it is necessary to increase the cooling efficiency per unit of volume of the exchangers. Thus, the thermal conductivity of the fin stock must be increased. The third is the corrosion resistance. When tubes are corroded to the point that

holes occur, the heat exchanger breaks down. Thus, the fin stock is designed to have a sacrificial effect so that the fins corrode first. However, corroded fins lower the cooling efficiency of the heat exchanger and excessively corroded fins lead to the break down of heat exchangers, because excessive corrosion lower the mechanical strength of the fins. Therefore, fin stocks themselves must have good corrosion resistance. The fourth is brazeability. The majority of heat exchangers are manufactured using the controlled atmosphere brazing (CAB) process. The above-mentioned are related to post-brazing properties. But in-process properties, such as sag resistance and erosion resistance against molten filler metals, are important too. Because parts of heat exchangers are tied strongly by wires during the brazing process, poor sag resistance leads to the buckle of fins. Poor erosion resistance causes diffusion of the filler metals inside the fins, and the diffusion degrades the mechanical strength of the fin stock. Generally, these in-process properties are degraded clearly when fin stocks are made thinner.

This paper explains the development concept and properties of the new fin stock of which above

properties are good.

2. GENERAL FIN STOCKS

Generally, commercial pure aluminum and 3000-series alloys are used in the bare fins of automotive heat exchangers. In thinner fin stocks, however, commercial pure aluminum is not mechanically strong enough, and a 3000-series alloy show insufficient thermal conductivity (Table 1).

Alloys that have both high mechanical strength and high thermal conductivity are not extensively used as fin stocks. This is because many heat exchangers are produced using CAB process. In this brazing process, heat exchangers are heated up to about 600 degrees C and materials with a melting temperature lower than 600 degrees C are unusable. Materials with high magnesium contents are also unusable, because magnesium decreases the effect of the non-corrosive flux which plays an important role in CAB. Therefore, materials for fin stocks are limited. Since the brazing temperature is high as above, properties of fin stocks are affected during brazing process in several ways. First, the dissolution of alloy elements such as manganese in the aluminum matrix takes place and it lower thermal conductivity. Second, the strength of work-hardened fins is decreased by recovery and recrystallization during the brazing process. Third, penetration of the molten filler alloy along grain boundaries decreases the brazeability of fine grained fin stocks. Thus, it is rather difficult to obtain fin stocks having high mechanical strength together with high thermal conductivity.

3. FIN STOCK PRODUCTION USING A CONTINUOUS CASTER

We deduced that dispersion strengthening using constituent particles and precipitates is the most

effective method for giving both high mechanical strength and high thermal conductivity to the fin stocks. Moreover, adding alloy elements of which maximum solid solubility in the aluminum matrix at 600 degrees C is small may contribute to alleviate the lowering of thermal conductivity during the brazing process: it is because thermal conductivity of 3000-series alloys decrease during the brazing process due to dissolution of manganese of which the maximum solid solubility is rather high. We noted that the maximum solubility of iron in binary Al-Fe alloys is less than 0.05%¹⁾ and the solubility of nickel in binary Al-Ni alloys is also small²⁾. Therefore, we first selected an Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy and investigated its properties^{3), 4)}.

However, when we used conventional direct chill (DC) casting, addition of a certain amount of alloying elements such as iron and nickel brought about a sparse distribution of coarse constituent particles unexpectedly. These coarse dispersoids hardly contribute to dispersion strengthening, but they deteriorate the workability and sometimes cause breaking of fin stocks, and this problem becomes more serious as fin stocks become thinner.

For this reason, we adopted a twin-roll continuous (TRC) casting. The cooling rate of DC casting is from 0.5 to 10 degrees C/sec, and that of TRC casting, from 100 to 700 degrees C/sec. Since the cooling rate of TRC casting is higher than that of DC casting, constituent particles becomes much finer and denser when used TRC casting. Fig.1 shows schematic views of the direct chill casting machine- (a) and twin-roll continuous casting machine- (b), respectively. Using TRC casting, we developed an Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock that has both high mechanical strength and high thermal conductivity⁵⁾. The mechanical strength of this fin stock is much higher than that of conventional 3000-series alloy fin stocks, while the thermal conductivity of the former is comparable to that of

Table 1 Comparison of chemical compositions and properties of fin stocks. Here, Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy was previously developed and the new alloy was developed later.

Alloy	Chemical composition (wt.%)						Properties		
	Si	Fe	Cu	Mn	Ni	Zn	Mechanical strength	Thermal conductivity	Corrosion resistance
AA1050	< 0.25	< 0.4	< 0.05	< 0.05	—	< 0.05	Not good	Good	Good
AA3003 + Zn	< 0.6	< 0.7	0.05 — 0.2	1.0 — 1.5	—	1.0 — 2.5	Good	Not good	Good
Al-Si-Fe-Ni-Zn	0.5	1.7	—	—	1.2	0.55	Good	Good	Not good
The new alloy	0.9	1.5	—	0.8	—	0.55	Good	Good	Good

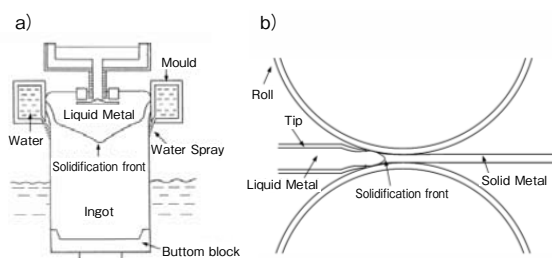


Fig.1 Schematic view of
(a) the direct chill casting machine and
(b) the twin-roll continuous casting machine.

commercial pure Al fin stocks. The Al-Si-Fe-Ni-Zn fin stock with a thickness of 0.06 mm, has been used in radiators since 1999 in Japan. As far as we know, this fin stock is the first one manufactured by using TRC casting and applied for radiators in the world.

Unfortunately, the corrosion resistance of the Al-Si-Fe-Ni alloy is inferior to that of Al-Mn alloys. This lowered corrosion resistance is due to the constituent particles which are dispersed densely and finely in the Al-Si-Fe-Ni alloy. Based upon the noble corrosion potentials of Al-Fe, Al-Ni and Si compounds⁶⁾, the particles in Al-Si-Fe-Ni alloy are supposed to have much nobler corrosion potential than the aluminum matrix. The surfaces of the noble compounds should act as strong cathode for the matrix surface around them and the anodic dissolution of the matrix should be accelerated. Thinning of this fin stock further degrades the reliability of radiator cores. In addition, nickel is hardly recyclable. Therefore, a new alloy which does not contain nickel is desirable, though Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock has high mechanical strength and high thermal conductivity.

4. DESIGN OF A NEW ALLOY FIN STOCK

We investigated the effects of alloying elements having small maximum solubility on the corrosion resistance. In contrast to the compounds of Al-Si-Fe-Ni alloy, the compounds of Al-Mn alloys have less noble corrosion potentials than the aluminum matrix⁷⁾ and don't accelerate the corrosion. Moreover, manganese addition is reported to suppress the corrosion acceleration by the iron content⁸⁾. Therefore, we focused on the simultaneous addition of iron and manganese. The maximum solubility of manganese in the binary Al-Mn alloy is nearly 1.0 % at 600 degrees C, but the maximum solubility of manganese in ternary

Al-Fe-Mn alloys is reduced when the iron content is increased⁹⁾. We therefore investigated Al-Si-Fe-Mn-Zn alloys with high iron contents. As a result, we successfully developed a new alloy fin stock in 2000¹⁰⁾. Other fin stock manufactured by using TRC casting has been reported in 2001¹¹⁾. Constituent particles are dispersed finely and densely in the new alloy when manufactured by using TRC casting, and they improved both the mechanical strength and the thermal conductivity. Furthermore, the fin stock showed good corrosion resistance.

5. PROPERTIES OF THE NEW ALLOY FIN STOCK

We developed this new alloy fin stock by investigating the effect of the chemical composition, casting and process conditions on properties of the alloy fin stocks. Since the developed fin stock manufactured by using TRC casting has good properties, we used it to make a thinner fin stock. An example of chemical composition of the new alloy fin stock is shown in Table 2. We will describe the properties of this fin stock in the following sections.

5.1 Mechanical Strength and Thermal Conductivity

Fig.2 shows an ultimate tensile strength (UTS) and electrical conductivity of the new alloy fin stock after brazing process in comparison with those of fin stocks of 3000-series alloy (AA3003+1.5Zn), commercial pure aluminum (AA1050) and Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy manufactured by using DC casting, of which chemical

Table 2 Example of chemical composition of the new alloy fin stock (wt.%) .

Si	Fe	Mn	Zn	Al
0.9	1.5	0.8	0.55	Rem.

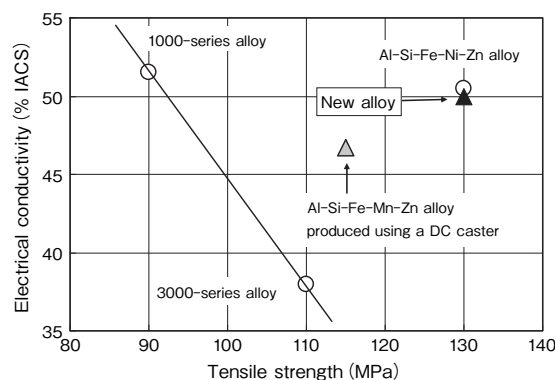


Fig.2 Relationship between ultimate tensile strength and electrical conductivity after brazing.

composition is the same as the new alloy. In this figure, we used electrical conductivity as an index of thermal conductivity, because the two values are proportional. The thickness of the new alloy fin stock is 0.05 mm and that of the other fin stock is 0.06 mm.

UTS of the new alloy fin stock manufactured by using TRC casting is about 130 MPa, and is superior to that of 3000-series alloy fin stock and Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy fin stock manufactured by using DC casting. In addition, the electrical conductivity of the new alloy fin stock is about 50 % IACS and nearly equivalent to that of the commercial pure aluminum fin stock. The new alloy fin stock has equivalent properties to the Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock that we developed previously.

The reason why the new alloy fin stock has both high tensile strength and high electrical conductivity is shown in the SEM images (Fig.3) and TEM images (Fig.4) of fin stocks after brazing. Fine and dense constituent particles are observed in the new alloy fin stock and Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock. Dispersion strengthening is increased as constituent particles

become finer and denser. Thus, the level of dispersion strengthening in these fin stocks is higher than those of 3000-series alloy fin stock and of the same alloy produced by DC casting. In addition, the degradation of electrical conductivity is smaller, because the majority of the alloy elements are contained in constituent particles and the amount of elements dissolved in the aluminum matrix is rather small.

In the 3000-series alloy fin stock, smaller amounts of constituent particles are observed in Fig.3 (d) and Fig.4 (c): this means that the effect of dispersion strengthening is small and manganese atoms which are not contained in constituent particles are dissolved in aluminum matrix, leading to reduction of electrical conductivity of the alloy. In the Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy fin stock manufactured by using DC casting, coarse and sparse constituent particles are observed because the cooling rate of DC casting is slower than that of TRC casting. When the effect of dispersion strengthening is smaller and dissolved amounts of manganese and silicon increase, both UTS and electrical conductivity decrease.

5.2 Corrosion Resistance

Fig.5 shows the results of a copper accelerated acetic acid salt spray (CASS) test for aluminum sheet specimens after 3 days or 7 days. In the CASS test, high weight loss means low corrosion resistance of fin stocks. Corrosion resistance of the new alloy fin stock is approximately the same as that of the 3000-series alloy fin stock. On the other hand, corrosion resistance of Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock, whose tensile strength and electrical conductivity is the same as that of the new alloy fin stock, is much less than other fin stocks. Only the new alloy fin stock can be used in the mass-production of fin stocks with a thickness of 0.05

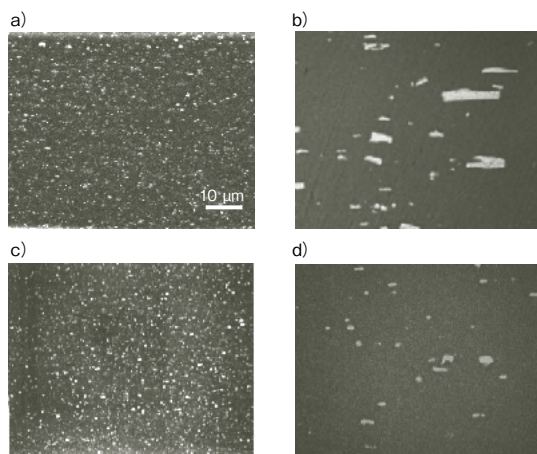


Fig.3 SEM images of fin stocks after brazing.
a) the new alloy fin stock.
b) the Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy fin stock made using DC casting.
c) the Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock.
d) the 3000-series alloy fin stock.

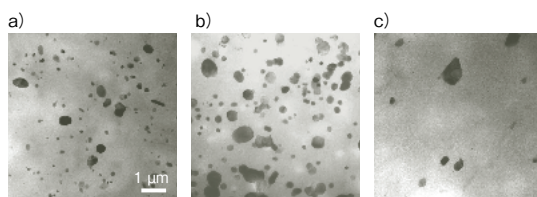


Fig.4 TEM images of fin stocks after brazing.
a) the new alloy fin stock.
b) the Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock.
c) the 3000-series alloy fin stock.

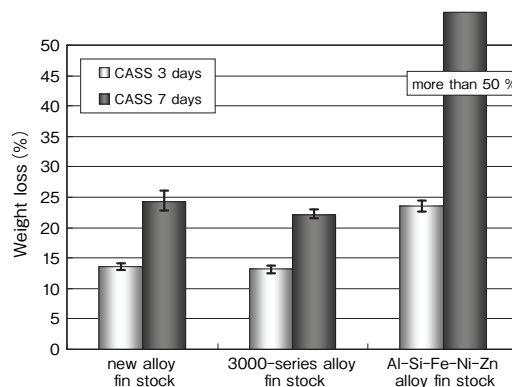


Fig.5 Weight loss of fin stocks after CASS test.

mm and still maintain the reliability of radiator cores.

Zinc has been added to the new alloy fin stock to create a sacrificial anode effect. The additional amount of zinc was determined by the corrosion potential of the tubes and plates that were brazed with the fin stock. The corrosion resistance of heat exchangers is thought to be high based on the result of the CASS test.

5.3 Brazeability

Fig.6 shows macro structures of fin stocks of the new alloy- (a) , the Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy- (b) , and of the 3000-series alloy- (c) after brazing. The new alloy fin stock has recrystallized grains of which size ranges from 0.3 to 2 mm in diameter. **Fig.7** shows the cross section of a fin-tube joint after brazing at 610 degrees C for three minutes. The condition of the fin-tube joints remained good in every fin stock. During the brazing process of aluminum alloy fin stocks, filler metal erodes the fin stock along the grain boundaries and the fin stocks are segmented at the fin-tube joints. This phenomenon is explained by the diffusion of molten filler alloys along grain boundaries, and this degrades the strength of heat exchangers. If the recrystallized

grains are too small, area fraction of grain boundary increases: as a result grain boundaries act as diffusion paths of the filler alloys and erosion occurs easily. If a fin stock is thin, molten filler alloy may penetrate the fin stock easily. Though the thickness of the new alloy fin stock is only 0.05 mm, the erosion of the fin stock was not observed. This means the recrystallized grains of the new alloy fin stock are sufficiently larger for preventing the erosion of molten metal.

We then evaluated the sag resistance of the fin stocks by measuring sag distance. To perform such measurements, fin stocks were overhung by 50 mm as shown in **Fig.8** (a) , heated to 600 degrees C and held at that temperature for 5 minutes. A small sag distance of a fin stock means that the fin stock has a favorable sag resistance. Evaluated sag distances of every fin stock are shown in Fig.8 (b) . Generally, sag resistance degrades as the thickness decreases and the recrystallized grain becomes smaller¹²⁾ . However, sag resistance of the new alloy fin stock is comparable to that of the other fin stocks, though the new alloy fin stock is thinner than the other fin stocks.

In conclusion, the brazeability of the new alloy fin stock is good, though the thickness of the fin stock is only 0.05 mm.

6. CONCLUSIONS

We developed a new fin stock of an Al-Si-Fe-Mn-Zn alloy for automotive heat exchangers. The new alloy is manufactured by using a twin-roll continuous caster. This produced alloys having fine and dense constituent particles. Using this caster enabled us to produce a new alloy fin stock that has both high tensile strength and high electrical conductivity. The new alloy fin stock shows an ultimate tensile strength of about 130 MPa at a thickness of 0.05 mm after the brazing process , and its electrical conductivity is about 50% IACS. The strength of the new alloy fin stock is much higher than that of conventional 3000-series alloy fin stocks, while the thermal conductivity of the new alloy fin stock is comparable to that of commercial pure Al fin stocks. Corrosion resistance of the new alloy fin stock is approximately the same as that of 3000-series alloy fin stocks. The new alloy fin stock also exhibits good in-process properties such as sag resistance and erosion resistance against molten filler metals.

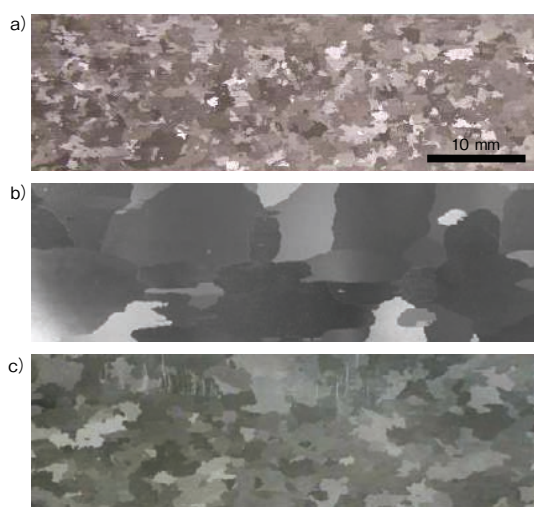


Fig.6 Macro structure of fin stocks after brazing.

- a) new alloy fin stock.
- b) Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock.
- c) 3000-series alloy fin stock.

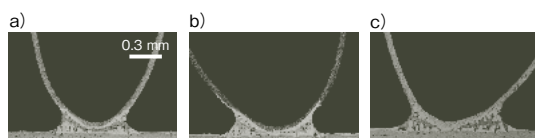


Fig.7 Cross section of a fin-tube joint.

- a) the new alloy fin stock.
- b) the Al-Si-Fe-Ni-Zn alloy fin stock.
- c) the 3000-series alloy fin stock.

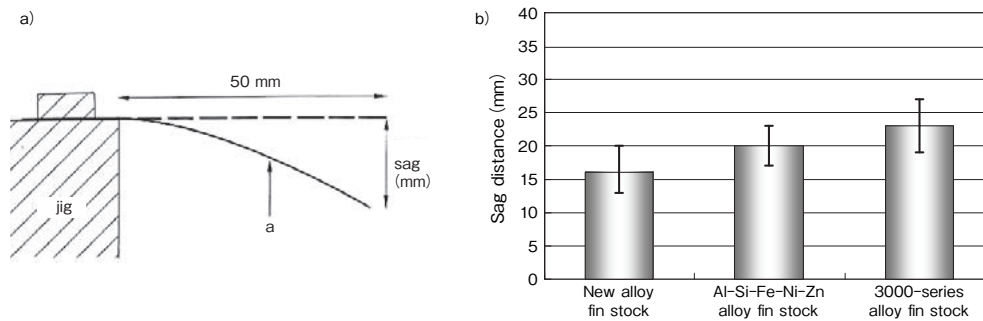


Fig.8 a) Sag test apparatus (arrow a indicates a specimen)
b) Sag distance of the fin stocks.

The above properties make it very suitable for manufacturing thinner fin stocks than the one used at present. The new alloy fin stock with a thickness of 0.05 mm has been used for fins of radiators. The fin stock can be used to produce lighter and smaller aluminum heat exchangers. The casting of the new alloy is performed by Choil Aluminum Co., LTD and ELVAL S. A. (Hellenic Aluminium Industry S. A.).

This paper was made by adding a postscript to the paper published at international conference VTMS 8 (Vehicle Thermal Management Systems, 20-24 May 2007). Copyright was given to the Institution of Mechanical Engineers.

REFERENCES

- 1) J. K. Edger: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., **180** (1949), 225.
- 2) R. Krsnik et al: Solid State Commun., **12** (1973), 891.
- 3) A. Niikura, T. Doko, K. Ishikawa: Furukawa Review, **17** (1998), 101 (published by The Furukawa Electric Co., Ltd. in English).
- 4) K. Takeuchi, J. Fukuda, T. Shinpo, T. Doko, A. Niikura: Materia Japan, **39** (2000), 81 (in Japanese).
- 5) A. Kawahawa, A. Niikura, T. Doko, J. Kim, K. Negura: Vehicle Thermal Management System Conference Proceedings, 2003, 415.
- 6) J. R. Davis: "Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys", ASM, 1999, 29.
- 7) K. Tohma: J. Japan Inst. Metals, **46** (1982), 973.
- 8) M. Zamin: Corrosion, **37** (1981), 627.
- 9) H.W.L. PHILLIPS, M.A., F.R.I. .C., F.Inst.P., F.I.M.: "Annotated equilibrium diagrams of some aluminum alloy system"; The institute of metals, 1959, 10, 49.
- 10) Furukawa Electric Co., Ltd.: Patent, JP 02/241910, 2002.
- 11) Alcan International Limited: Patent, WO 01/53553, 2001.
- 12) T. Doko, H. Takeuchi, K. Ishikawa and S. Asami: Furukawa Review, **8** (1991), 47, (published by The Furukawa Electric Co., Ltd. in English).



Go Kimura

Technical Research Division.



Akira Kawahara

Technical Research Division.



Akio Niikura

Technical Research Division.



Takeyoshi Doko

Technical Research Division.



Takahiro Shinoda

DENSO Corporation, Japan



Jonggag Kim

Choil Aluminum Co., LTD., Korea



Dinos Mantis

ELVAL S. A. (Hellenic Aluminium Industry S. A.), Greece

ディスクに傷が付きにくいアルミニウム塗装材 「ファスコートスクラッチガード®」

Scratch-Resistant Pre-Coated Aluminum Sheet for Slot-In Drives “FUSCOAT SCRATCH GUARD”

1. はじめに

アルミニウム材は軽量であるため、携帯用電子機器やノートパソコンなどに装着されるドライブ用材料として、トップカバーやボトムカバーなどに広く用いられています。

従来、ドライブに内蔵されているトレイを引き出してディスクを直接置くトレイローディング方式が主流でしたが、小型化、利便性などからドライブに直接ディスクを押し込むスロットローディング方式を用いるスロットインドライブが増えつつあります。スロットインドライブの外観を図1に示します。ドライブのトップカバー内面がディスクと接触しやすい構造になっており、ディスク挿入時および取り出し時にディスク表面に傷が付きやすくなる問題となっていました。

当社はこのような問題に対応するため、スロットインドライブ用材料として、ディスクと接触してもディスクに傷が付きにくいアルミニウム塗装材「ファスコートスクラッチガード」を開発しました。



図1 スロットインドライブの外観
Fig.1 Appearance of a slot-in drive.

2. 特徴

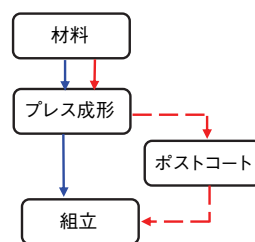
- (1) ディスクに傷が付きにくいアルミニウム塗装材

です。

「ファスコートスクラッチガード」はディスクとの接触面積を低減する表面塗装を施すことにより、ディスク表面に傷が付きにくくしました。

- (2) コストの低減と品質の安定化を達成できます。

図2に示すように、従来はポストコート後に組み立てていましたが、「ファスコートスクラッチガード」はプレコート材ですので、工程短縮によるトータルコスト低減および一括塗装による品質の安定化を達成できます。



実線(青): 「ファスコートスクラッチガード」を使用した工程
破線(赤): 従来の工程

図2 製造工程
Fig.2 Manufacturing process.

- (3) その他一般性能も要求品質を十分満たしています。ドライブ用材料として使用していただく場合、ディスクに対する傷付き性だけでなく、潤滑性、取り扱い性、耐食性、耐溶剤性などの性能についても考慮する必要があります。本製品はこのような一般性能についてもお客様の要求品質を十分満たしています。

3. 塗膜構造

「ファスコートスクラッチガード」の塗膜構造を図3に示します。

アルミニウム素材の上に化成皮膜、さらに塗膜を5 μm以上設けています。塗膜には、粒子を添加しており、ディスクと接触する際の接触面積を低減させるために、塗膜上に粒子を突出させる構造をとっています。なお、

添加する粒子は材質、粒径および添加量を適切にコントロールしています。

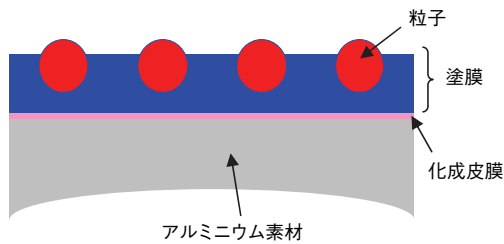


図3 「ファスコートスクラッチガード」の塗膜構造
Fig.3 Coating film structure of "FUSCOAT SCRATCH GUARD".

4. 性能

「ファスコートスクラッチガード」の性能一覧を表1に示します。その中で、ディスクに対する傷付き性について図4に示します。

ディスクに対する傷付き性については、一般塗装材では、170 N/m²以上の荷重で、ディスクに傷が付きまします。しかし、「ファスコートスクラッチガード」では、520 N/m²の荷重でも、ディスクに傷が付きにくいことが分かります。

また、潤滑性・取り扱い時の耐指紋性や材料自身の耐傷付き性ならびに製品としての耐食性、耐溶剤性などの製品についても、「ファスコートスクラッチガード」はお客様の要求品質を十分満たしています。

5. おわりに

スロットインドライブ用アルミニウム塗装材として、ディスクと接触してもディスクに傷が付きにくい「ファスコートスクラッチガード」を開発しました。

通常、本用途で用いる場合には、「ファスコートスクラッチガード」の反対面に導電潤滑塗膜「ファスコートルバース」(ドウジュン007)を設けた製品を推奨しています。

是非その効果をお試しいただきたいと思います。

表1 「ファスコートスクラッチガード」の性能一覧
Table.1 Performance of "FUSCOAT SCRATCH GUARD".

試験項目	試験結果
ディスクに対する傷付き性*1	○*6
潤滑性*2	≤0.1
取り扱い性*3	○*6
耐食性*4	○*6
耐溶剤性*5	○*6

*1 図4参照。

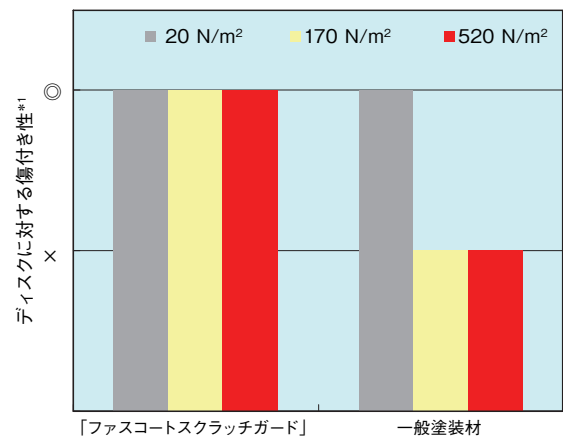
*2 パウデン式摩擦試験(φ4.8 mm銅球, 5 N)にて動摩擦係数を測定。

*3 耐指紋性/材料自身の耐傷付き性

*4 塩水噴霧試験(JIS Z 2371) 500時間

*5 エタノール含浸ガーゼを50,000 N/m²の荷重にて50回往復摺動後の塗膜状況を観察。

*6 ○:ドライブ用材料として使用可



*1 <評価方法>

塗装材とディスクを面接触させ、荷重20～520 N/m²にてディスクを往復摺動させた後のディスク表面を観察。

<評価基準>

○:目視で傷が確認できない。

×:目視で傷が確認できる。

図4 「ファスコートスクラッチガード」のディスクに対する傷付き性

Fig.4 Scratch-resisting property of "FUSCOAT SCRATCH GUARD".

お問い合わせ先

営業本部 第四営業部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX12階

TEL:(03) 5295-3512 FAX:(03) 5295-3765

快削アルミニウム合金 KS シリーズ

Free-Machining Aluminum Alloy "KS Series"

1. はじめに

快削アルミニウム合金(快削合金という)は、機械加工時に切粉が繋がらず、ツールへの切粉の巻き付きがなく作業性が向上するほか、製品への切粉による傷防止など品質向上にも有効なことから、自動加工機が使用される今日ではご好評を頂いています。

快削合金は、これまでPb+Biを添加した2011および6262快削合金(当社KS21およびKS62合金)が多くのお客様に使用されてきましたが、EUのRoHS指令¹⁾、ELV指令²⁾などに見られるように、世界的な環境問題への取り組みから、Pbなどの環境負荷物質の規制が始まりました。

このような背景から、環境対応快削アルミニウム合金を開発し、「KSシリーズ」をラインナップしました。

- 1) 電気・電子機器に含まれる特定有害物質の使用制限EU指令
- 2) 使用済み自動車のリサイクルや処分に関するEU指令

2. 特徴

快削合金「KSシリーズ」の特徴を次に示します。

2.1 2000系快削合金シリーズ

Al-Cuを主成分とし、KS21LはRoHS指令およびELV指令を満たすよう鉛含有量を0.4%未満とした合金です。KS26およびKS28Sは鉛フリー合金であり、特にKS26は120℃を超える温度での耐高温脆性を改善した合金です。

2.2 6000系快削合金シリーズ

Al-Mg-Siを主成分として、KS62LはRoHS指令およびELV指令を満たすよう鉛含有量を0.4%未満とした合金です。KS69Sは鉛フリー合金です。

上記「KSシリーズ」の特徴を表1に示し、切削後の切粉の例を図1に示します。

3. 性能

3.1 機械的特性

2000系および6000系快削合金T8材の機械的性質および硬度を表2に示します。2000系、6000系ともに開発合金の引張特性は、従来合金KS21およびKS62とほぼ同等

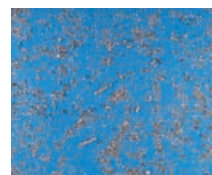
表1 快削合金(調質:T8)の特徴一覧

Table 1 Features of free-machining aluminum alloys (temper: T8).
○(優) ~ ×(劣)

合金	添加元素	切粉分断性 ¹⁾	耐高温脆性	耐溶解性 ²⁾
KS21 従来材	Pb+Bi	○	△	○
KS21L Pb<0.4%	Pb+Bi	○	△	○
KS26 Pbフリー	Bi	○~△	○	○
KS28S (Pb≤0.05%)	Sn+Bi	○	△	△
KS62 従来材	Pb+Bi	○	○	○
KS67	Sn+Pb	○	△	×
KS62L Pb<0.4%	Pb+Bi	○	○	○
KS69S Pbフリー (Pb≤0.05%)	Sn+Bi	○~△	△	○

¹⁾ 切粉分断性: 切削条件により切粉形状が異なります

²⁾ 耐溶解性: プレーキ液などのアルコール含有液との接触時の溶解性



従来合金 KS21-T8



開発合金 KS28S-T8

切削条件・丸棒: φ35 mm, 刃物: 三菱スローアウェイチップ Hti10 DNMA431, 送り: 0.04 mm/rev, 切り込み深さ: 1 mm, 回転数: 2000 rpm, 潤滑油: 無潤滑

図1 切削後の切粉例
fig.1 Chips after machining.

の引張特性を示しています。

シャルピー衝撃試験結果を図2および図3に示します。KS21, KS21LおよびKS28Sは120℃以上の高温下で急激な低下を示します。これに対しKS26は、120℃以上の高温下では徐々に値は低下するものの急激な低下はなく、KS21, KS21LおよびKS28Sに比べ、耐高温脆性に優れています。一方、6000系合金は、2000系合金と異なり、急激な低下がなく、Sn添加合金であるKS67およびKS69SはPb添加合金であるKS62またはKS62Lと比べ全体的に低い値を示すとともに、高温になるにつれ徐々に低下する傾向が見られます。

3.2 耐食性

図4および図5に塩水噴霧試験(JIS Z2371) 200 hrの腐食試験結果を示します。

2000系および6000系開発合金は、従来合金(KS21お

よびKS62)とほぼ同等です。

4. 用途

快削合金は、切削加工されて精密機械、電機・電子機器、産業機械などの部品に使用されています。例えば、自動車部品ではミッションバルブ、家電ではボリュウムの回転部品、産業機械ではシリンダーなど、そして身近なところでは携帯電話のヒンジ部品のような比較的小さな部品など、多種にわたり使用されています。

5. 製品仕様

図6に快削合金を使用した押出製品を示します。快削合金は、丸棒(製品サイズ ϕ 4~ ϕ 95 mm)のほか、六角棒など、製品形状に合わせた押出も可能です。ご要望の

表2 引張特性(調質:T8)
Table 2 Mechanical properties (temper: T8).

合金		機械的性質(代表値)			
		TS (MPa)	YS (MPa)	El. (%)	Hv
KS21	従来材	425	355	17	130
KS21L	Pb<0.4%	425	325	28	125
KS26	Pbフリー	430	340	25	125
KS28S	($\leq 0.05\%$)	420	330	23	128
KS62	従来材	325	305	19	118
KS67		305	280	13	105
KS62L	Pb<0.4%	325	305	17	113
KS69S	Pbフリー ($\leq 0.05\%$)	345	330	18	119

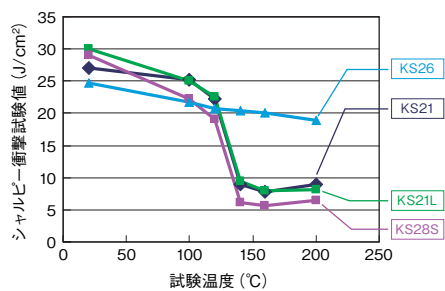


図2 2000系快削合金T8材のシャルピー衝撃試験結果
fig.2 Test results of Charpy impact test (KS2X-T8).

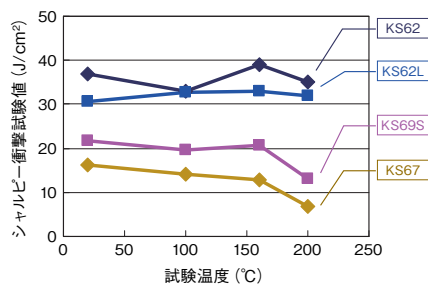


図3 6000系快削合金T8材のシャルピー衝撃試験結果
fig.3 Test results of Charpy impact test (KS6X-T8).

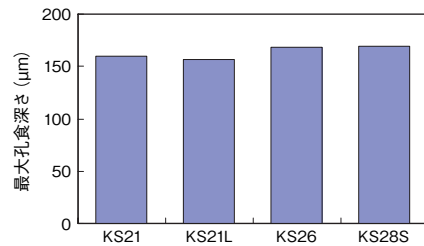


図4 2000系快削合金の耐食試験結果
fig.4 Results of corrosion test (KS2X-T8).

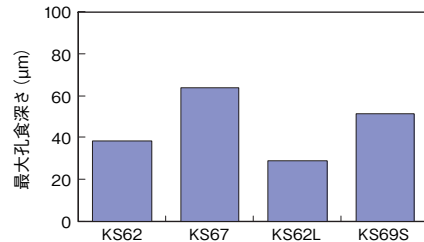


図5 6000系快削合金の耐食試験結果
fig.5 Results of corrosion test (KS6X-T8).

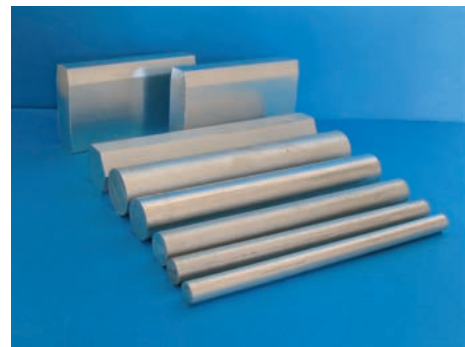


図6 快削押出製品の概観
fig.6 Appearance of free-machining alloy products.

製品形状あるいはサイズなどの製造可否については、別途お問い合わせ願います。

6. おわりに

快削合金KSシリーズは、環境問題へ配慮しつつ、切粉分断性の優れた合金です。KSシリーズのラインナップ化により、各種の特性をもつ合金の選択が可能となりました。

お問い合わせ先

技術部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番地1号
秋葉原UDX12階

TEL: (03) 5295-3785 FAX: (03) 5295-3761

赤外線検査機用 PTP アルミニウム箔

PTP Aluminum Foil Application to Infrared Image Inspection

1. はじめに

医薬品の包装形態の中で特に固形剤（錠剤、カプセルなど）の大半は、PTP (press through pack) として流通しています。日本製箔㈱では40年以上にわたって、PTPに使用するアルミニウム箔を生産しています。今回、新製品として医薬品メーカーで導入が拡大している赤外線検査機に対応したPTPアルミニウム箔を紹介します。

2. 赤外線検査機とその問題点

図1に医薬品のPTP包装の例を示します。医薬品は高い清浄度を要求される製品であることから医薬品メーカーでは多種多様な異物混入防止策を行っています。包装工程では医薬品そのものの外観検査と並行して包装後の異物検査も全数行われています。従前は、検査員が目視検査を行っていましたが、その後画像検査機の発達により自動化が進められました。検査機は表1のように進化し、現在は赤外線を光源とした自動検査が主流になっています。

現在市販されている大半の有色顔料は、可視光領域で



図1 医薬品のPTP包装
Fig.1 Appearance of PTPs.

表1 異物画像検査機の変遷

Table 1 History of imaging-based foreign matter inspection systems.

検査方法	従来法	赤外法
光源	可視光	赤外線
印刷部マスキング	あり	なし
異物検知	印刷 ^{*)} のない部分	可
	印刷 ^{*)} 部分	不可

^{*)} PTPアルミニウム箔に施している表示印刷（薬剤名、含有量、コード番号など）や誤投薬防止のための識別用のライン印刷など

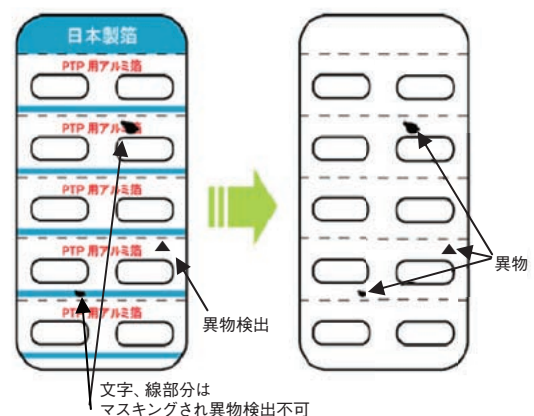
は各々の色調に応じた波長で吸収、反射あるいは透過を行い、赤外領域では透過するため、赤外線検査機で異物を検出できます。しかし、黒色顔料として多く使用されているカーボンブラックは可視から赤外領域まで広く吸収して赤外領域でも顕在化（画像に現れる）するため赤外線検査機には使用できませんでした。

一方、白色顔料として使用される酸化チタンは、可視から赤外領域まで広く反射し、カーボンブラックと同様に赤外領域でも顕在化するためやはり赤外線検査機には使用できませんでした。したがって、これらの黒色・白色顔料を配合した色調は多くのPTPアルミニウム箔に使用されているにもかかわらず、赤外線検査機には適用できませんでした。

3. 特徴

今回商品化したPTPアルミニウム箔はこの問題をインキ側で解決をしたもので、新たに開発した顔料を含むインキを用いています。

開発した顔料は、可視領域では従来の顔料と同様に色調に応じた挙動を示し赤外領域では透過するという優れた性質を有しているため、赤外光下ではインキが顕在化



(a) 通常の可視光検査装置での画像 (b) 今回開発したインキ使用

図2 赤外線検査での異物検査状況

Fig.2 Inspection results of foreign matter using connective visible light-based imaging (a) and infrared light-based imaging with new ink (b).




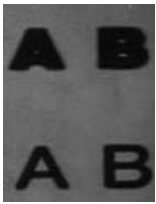
印刷	黒色系	
	今回開発した 赤外線検査仕様インキ	従来仕様インキ
可視光画像		
検出	×	×
赤外光画像		
検出	○	×

図3 黒色印刷における異物検出結果
Fig.3 Inspection results of foreign matter with black color printing.

しません。図2に従来法と比較して開発インキを使用した赤外線異物検査の状況を示します。印刷部分のマスキングを必要とせず、白色から黒色の顔料を自由に使用することが可能となりました。

4. 実施例

図3は黒色で印刷した事例で、赤外線検査仕様インキ（今回開発）および従来仕様インキで印刷し、その文字上に異物を付着させた際の可視光画像および赤外光画像を示します。前者の赤外光画像では異物のみが顕在化していることが分かります。図4は白色顔料が多く含まれる薄紫色インキの事例で異物を文字上に付着させたものです。黒色系インキと同様に赤外光画像では異物のみが顕在化していることが分かります。また、これらと同様に黒色および白色顔料を配合したインキの印刷部も赤外領域で顕在化することなく異物のみを検出することが確認されました。




印刷	白色系（薄紫）	
	今回開発した 赤外線検査仕様インキ	従来仕様インキ
可視光画像		
検出	×	×
赤外光画像		
検出	○	×

図4 白色系（薄紫）印刷の異物検出結果
Fig.4 Inspection results of foreign matter with pale purple color printing.

5. おわりに

このPTPアルミニウム箔の開発により、従来からある黒や白色顔料を含んだ色調のPTPアルミニウム箔製品においても印刷色を変更することなく赤外線検査を導入することができるようになり、この赤外線検査機との組合せで品質保証の向上を図ることが可能になりました。この技術は、顔料を色材としている印刷インキに広く横展開ができるものと考えています。また、機能性印刷として偽造防止などの用途展開が期待できます。

なお、この技術では次の2件の特許を取得済みです。
特許第3732504号、特許第3771922号

お問い合わせ先

日本製箔株式会社
第一営業部
〒102-0076 東京都千代田区五番町6番地2
（ホームッ トホライゾ ンビル）
TEL：（03）5212-1751 FAX：（03）5212-1845

「デジタルペン」による情報入力システム

Data Entry System Using Digital Pen

1. はじめに

「デジタルペン」とは、キーボード入力の代わりに手書きした文字を、そのまま電子データとして取り込むことができるペン型入力デバイスです。手書きした図形も、別の画像入力装置を使わずに、画像データとして取り込むことができます。

(株)システムスカイは、古河スカイ(株)製板事業部深谷工場の生産管理システムを再構築するに当たり、生産・品質実績入力の入力手段の1つとして、このデジタルペンを導入しました。導入に際しては、(株)日立製作所殿、日立SC(株)殿のご支援を得ながら、手書き情報のデジタル化によって、手書き作業や入力作業の合理化に寄与することができました。このシステム開発に当たり、A3版用紙による大量データの一括入力を可能にしたり、手書き入力データの帳票設計において、汎用データ伝送やエラー修正などを独自開発するなど、共通化や統合化のための様々な仕組みを実用化しました。

2. 特徴

2.1 生産現場での利用を考えたときの特徴

- (1) デジタルペン単体で手書き入力可能なため、持ち運びが容易で、どこでも使用できます。
- (2) 手袋を着用していても使用できます。
- (3) キーボード入力が苦手な方でも使用できます。
- (4) デジタルペンだけで、文字情報、図形情報およびチェックマークによる選択情報が入力可能なため、機器構成がシンプルです。
- (5) データを追記することができます。

2.2 得られるデータとしての特徴と応用例

- (1) 人間にとって認識が容易な図形データと組合せて、情報を入力することができます。(検査対象と検査結果)
- (2) 用紙の種類およびデジタルペンのシリアルNo.の情報が得られます。(対応アプリケーションの自動起動およびセキュリティ)
- (3) 特定データとしての時刻データが得られます。(セキュリティ、現品認識およびデータ取得時刻の保証)

3. システム構成

3.1 デジタルペン対応用紙(図1)

カーボンインクにより特殊なドットパターンを印刷した専用紙です。このドットの位置により、ペン側は「どの位置に記入しているか」、また、用紙ごとにこのドットを利用してIDが振られているため、「今どの帳票に記入しているか」が、識別可能になります。

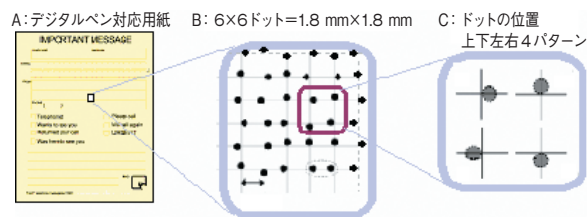


図1 デジタルペン対応用紙の説明図
Fig.1 Paper printed with Anoto pattern.

3.2 デジタルペン本体(図2)

デジタルペン対応用紙に書き込んだ情報を取得する本体としては、カメラ、画像処理装置、メモリ、インクカートリッジ、筆圧センサおよびバッテリーが内蔵されています。記述時に筆圧センサが作動し、カメラが用紙のドットパターンを読み込み、画像処理装置により、ペン軌跡、書き順などがメモリに蓄積(A5用紙換算で約40ページ)されます。

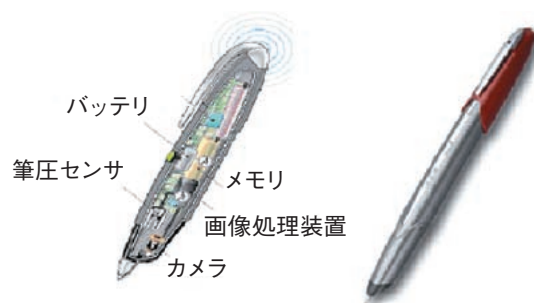


図2 デジタルペンの外観と内部構成図
Fig.2 Appearance and inner structure of digital pen.

3.3 基本機能の構成(図3)

特殊なドットパターンが印刷されたデジタルペン対応

用紙に、カメラを内蔵したデジタルペンで記入します。記入した後で、ペンはUSB接続やBluetooth無線通信にて、筆跡情報をペンアクセスポイントへ送信します。送信されたデータは、データ振分けソフトウェア (EPLS: enterprise paper lock-up service) が管理する帳票とアプリケーションの対応関係に従ってデータ処理ソフトウェア (ASH基盤: application service handler) に振り分けられ、ビルトインされた日本語手書き文字認識サービスによって文字コード化処理されます。その後に、データ処理ソフトウェアは業務システムにデータを引き継ぎます。

3.4 当社の開発機能

1種類の印刷帳票に対し、複数の派生パターンを持ち、ライセンス料や用紙代のコスト削減を実現するために、共通化や統合化のための仕組みを実用化しました。

(1) 汎用データ伝送

帳票IDに対応したパラメータ処理により、入力データを振り分ける仕組みを実装し、新規帳票を追加する場合の改造も容易にしました。

(2) エラー修正

データ認識不明文字が発生した場合、修正入力画面を取り込んだ手書き文字画像と対比表示し、作業者が入力しやすい仕組みをつくりました。



図4 用紙入力例
Fig.4 Entry paper.

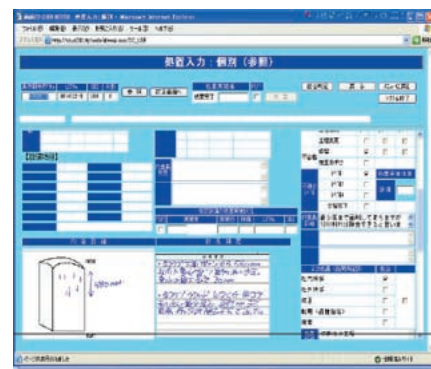


図5 入力結果例
Fig.5 Entry data.

4. 導入例

4.1 帳票種別と派生パターン

帳簿種別とその派生パターンの数は次のとおりです。

- | | |
|-------------------------|--------|
| (1) 板(製品)検査結果書 | 5パターン |
| (2) 寸法測定結果書 (上記(1)補助用紙) | 1パターン |
| (3) 条(製品)検査結果書 | 15パターン |
| (4) コイル明細 (上記(3)補助用紙) | 3パターン |
| (5) 厚板仕上げ設備作業日報 | 3パターン |
| (6) 条・板仕上げ設備作業日報 | 15パターン |
| (7) 塗装ライン作業日報 | 1パターン |
| (8) 品質情報カード | 11パターン |

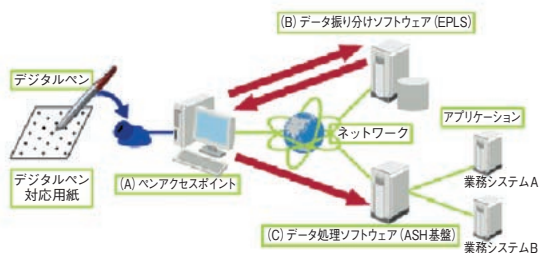


図3 基本機能構成
Fig.3 Communication infrastructure.

5. おわりに

進展するコンピュータ化の中で求められる入力作業の合理化に対して、このデジタルペンは、有効なデータ入力デバイスとしてお役に立てることと思います。当社は、生産現場での実用化の経験を元に、お客様の業務課題解決のためのデジタルペン活用や運用方法、帳票設計などのコンサルティングサービスを提供します。

- ・ デジタルペンとデジタルペン対応用紙は、アノト社 (Anoto Group AB, Sweden) が開発した技術です。
- ・ マクセルデジタルペンは、日立マクセル(株)の製品です。
- ・ データ振分けソフトウェア (EPLS: Enterprise Paper Look-up Service) およびデータ処理ソフトウェア (ASH: Application Service Handler) は、アノト社の提唱するコンセプトに基づき(株)日立製作所が開発したソフトウェア製品です。
- ・ Bluetoothは、米国Bluetooth SIG, Inc.の登録商標です。
- ・ 資料提供: (株)日立製作所および日立マクセル(株) (図1~3)

お問い合わせ先

(株)システムスカイ 開発第二部

〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351番地

TEL: (048) 572-1319 FAX: (048) 574-1618

ろう付性評価における可視化技術

Visualization Technology in Aluminum Brazing Process

1. はじめに

ラジエータなどの自動車用熱交換器にはアルミニウム材料が使用され、フィン・チューブ・タンクなどの構成部材の組立て接合にはろう付工法が用いられています。ろう付工程ではアルミニウム合金よりも溶融温度が低いAl-Si合金をろう材として用い、ろう材が溶融する温度に加熱処理することにより各部材の隙間や接触部位をろう材で充填して接合します。

これまでろう付性評価はろう付後の部材の接合状態の観察を主としていましたが、複雑なろう付現象を把握するために、ろう付中のフラックス溶融、ろう溶融、ろう流動、接合フィレット形成に至る一連のろう付過程の可視化に取り組みました。

2. ろう付性評価手法の課題

図1にラジエータの製造工程を示します。実機ラジエータでは各部材の接合部分のフィレットサイズの測定や圧漏検査などによりろう付性評価を行います。一方、

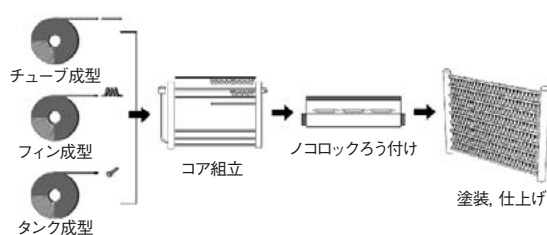


図1 ラジエータの製造工程
Fig.1 Manufacturing process for radiator.

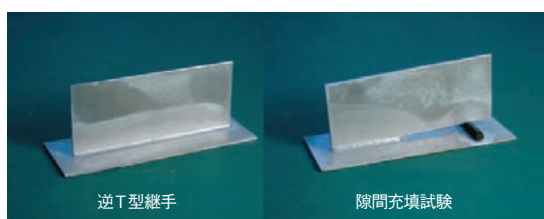


図2 ろう付性試験片
Fig.2 Test piece for evaluation for brazeability.

実験室レベルの簡易的なアルミニウム材のろう付性評価は図2に示すような逆T型継手や隙間充填試験を用い、フィレットサイズやろう材の流動量、組織の健全性などを評価します。実機コアで起こるろう付現象の解明や材料開発のために、加熱温度や昇温速度、加熱雰囲気、フラックス濃度などのろう付条件を変化させて、ろう付性への影響の評価が行われてきました。

しかし、実際の熱交換器のろう付ではろう付炉内の温度分布や材料板厚に起因した部材の昇温速度の違いによりろう溶融が局部的に進行し、小さなテストピースで起こるろう付現象からは推定できない結果となる場合があります。また、熱交換器の軽量化のためにアルミニウム材料の板厚は極限まで薄くなり、ろう材の溶融・流動現象をミクロレベルで評価して、材料開発およびろう付性の改善をする必要があります。

3. 可視化によるろう付加熱時の挙動観察

ろう付性評価の可視化については、観察の目的によりサイズの異なる実験設備を使用しています。可視化の事例を次に紹介します。

3.1 大型ろう付炉 (図3)

大型ろう付炉は実機サイズの熱交換器コアを加熱することが可能で、炉内に耐熱カメラを挿入することにより、実機コアのろう付時の挙動を再現して観察することができます。図3はチューブとフィンのろう付接合を観察したのですが、チューブに過剰なろう材が存在するため、板厚が薄いフィン材が溶けてしまう瞬間を捉えたものです。可視化により、昇温中のどの温度域でフィンの溶解

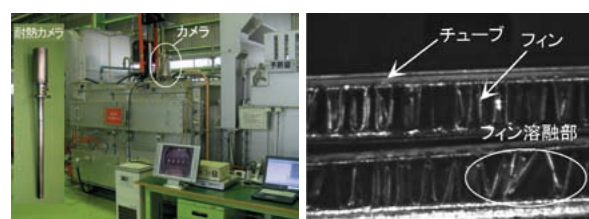


図3 大型ろう付炉とろう付炉内の熱交換器
Fig.3 Large size brazing furnace and heat exchanger in the brazing furnace.

が発生するのかを観察することができます。得られた情報はフィンの溶解を防ぐための材料成分の検討や、ろう付加熱条件の最適化に有効な手段となっています。

3.2 小型ろう付炉 (図4)

小型ろう付炉はろう付時の諸現象を小型のテストピースによりモデル化して機構解明および定量化することに適しています。大型炉よりも微細な部分まで観察することが可能になるため、熱交換器から切り出した小型サンプルや熱交換器を模擬したテストピースにより、フラックスが濡れ広がる様子や、ろう材が流動する様子を詳細に観察することができます。

図5は熱交換器のタンクとチューブの組み合わせを模擬したテストピースを炉内観察したものです。タンクはブレージングシートであり、タンクの熔融したろう材はチューブの溝に沿って流動し、さらに流動するろう材によりチューブは侵食され、溝の部分が溶解して広がっていく様子が観察されます。実際の熱交換器を量産する際に発生するチューブの侵食現象もこの可視化評価によりよく再現され、ろう材流動量を抑制する材料およびろう付方法の開発により、侵食の制御が可能となりました。

3.3 高温顕微鏡 (図6)

顕微鏡に超小型炉を組み合わせたもので、金属組織レベルの現象を観察することができます。図7はAl-Si合金のろう材の熔融過程を表面および断面から観察したものです。ろう材合金はAlマトリックスの中にSi粒子が

分散しています。Al-Siろう材の加熱過程を可視化することにより、Si粒子の周囲から溶解が進行し、熔融したろう材が生成する様子が観察されます。昇温中に、小さなSi粒子は短時間で溶解してしましますが、大きなSi粒子は完全に溶け切るまで時間がかかります。このことから、Si粒子のサイズによりろう材の熔融速度が変化し、この影響によりろう材が流動してフィレットが形成するタイミングも変化することが推定されます。

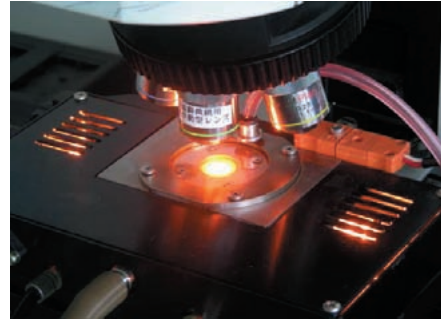


図6 高温顕微鏡

Fig.6 Microscope with an ultra-compact furnace.

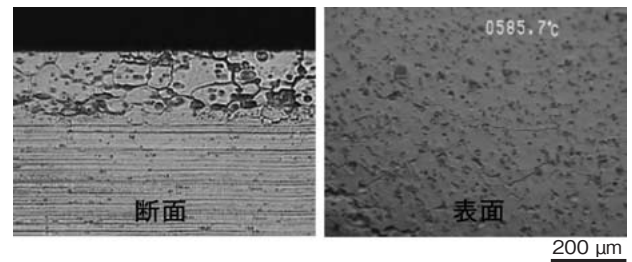


図7 熔融時のAl-Siろう材

Fig.7 Melting of Al-Si filler alloy.

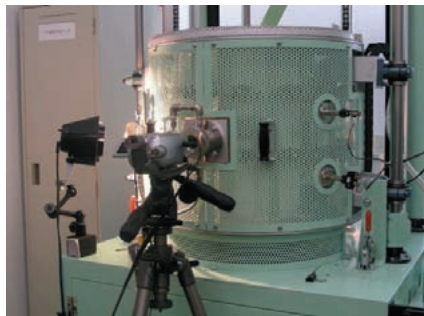


図4 小型ろう付炉

Fig.4 Small-size brazing furnace for brazing test.

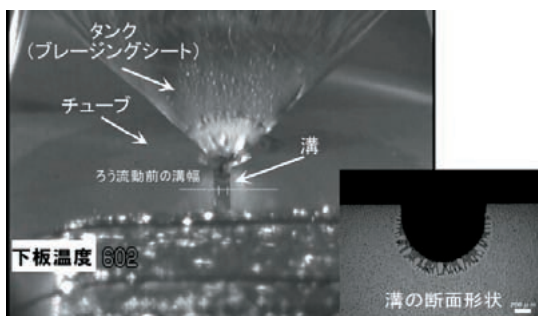


図5 炉内のろう付テストピース

Fig.5 Brazing test piece in the brazing furnace.

4. おわりに

以上のように、ろう付性の評価において実機コアのマクロなレベルから、金属組織などのミクロなレベルにわたって可視化することにより、従来から明確になっていないろう付の諸現象に関して、メカニズムの解明および定量評価が可能となりました。当社はこの技術を有効に活用して、ろう付性に優れた材料の開発および新しいろう付方法の開発に取り組んでいきます。

お問い合わせ先

技術研究所

〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351番地

TEL: (048) 572-1318 FAX: (048) 573-4418

アルミニウム合金の高温成形技術

High-Temperature Forming Technology for Aluminum Alloys

1. はじめに

自動車の軽量化を目的として、ボディパネルへのアルミニウム合金の適用が拡がりつつあります。しかし一般にアルミニウム合金のプレス成形性は鉄鋼材料に比べて劣ることから、その改善が大きな課題となっています。これを改善する方法の1つに高温成形があります。結晶粒が10 μm以下の微細粒組織の合金を高温で変形すると超塑性と呼ばれる現象が発現して、室温での伸びの10倍以上に相当する300%超の巨大な伸びが得られます¹⁾。当社ではこの現象を利用した超塑性成形方法と超塑性合金について以前から研究を行い、超塑性5083アルミニウム合金アルノービ®・1を開発しました²⁾。この合金は優れた超塑性特性に加えて、強度、溶接性、表面処理性などの優れた実用特性も併せ持つことから、自動車・航空機・建材などの分野において国内外で幅広く使用されています。

最近、当社と新日本製鐵(株)は本田技研工業(株)殿と共同で、この成形技術を応用して、新たに高温高速ブロー成形技術を開発しました³⁾。この高温高速ブロー成形技術は、Al-Mg合金の一つである5182合金を素材として、複雑形状の短時間成形を可能としたものであり、従来の超塑性成形に比較して、大幅なコストダウンおよび生産性の向上が達成されました。これら2つの成形技術は一見似ていますが、素材のマイクロ組織、最適成形条件、成形品の形状など種々の点で大きく異なります。この違いは主に成形中に働く高温変形メカニズムの違いに起因します。ここでは、これら2つの高温成形技術の特徴について、主に変形メカニズムの相違に着目して紹介します。

2. 超塑性と高温高速ブローの成形技術の比較

超塑性成形と高温高速ブロー成形の特徴を通常のプレス成形と比較して表1にまとめました。超塑性成形では、結晶粒径が10 μm以下の微細粒組織を有するアルミニウム合金を、500℃程度の高温において $10^{-3}/s$ 程度のひずみ速度で、20分程度の時間をかけてゆっくりと成形します。これにより300%超の巨大な伸びが得られます。図1に示したアルノービ・1を超塑性成形した製品

例のように、複雑形状の難加工部材の成形が可能となります。しかしながら、この成形方法は一般に材料コストが高く、また生産性が低いという欠点がありました。これに対して、最近開発された高温高速ブロー成形⁴⁾では、通常の結晶粒サイズのAl-Mg合金を素材として、400～500℃の高温において $10^{-2}/s$ のひずみ速度で、3分程度の短時間で成形します。この高温高速ブロー成形で得られる伸びは、超塑性成形で得られる伸びに比較して小さいですが、それでも150%以上の伸びが得られます。この程度の伸びがあれば、通常のプレス成形では到底不可能な形状のパネルの成形に対しても、有効となります。この高温高速ブロー成形技術の適用例を図2に示します。本技術により、従来は二分割にせざるを得ないような非常に成形が難しい形状の製品でも一体成形が可能とな

表1 通常のプレス成形と比較した超塑性成形と高温高速ブロー成形の特徴(表中の数値は典型値)

Table 1 Comparison among normal press forming, superplastic forming and high-temperature high-speed blow forming.

	通常のプレス成形	超塑性成形	高温高速ブロー成形
合金	各種合金	各種合金 (例えば5083合金)	Al-Mg合金 (例えば5182合金)
マイクロ組織	微細粒組織を要しない	結晶粒径10 μm以下	微細粒組織を要しない
成形温度	室温	500℃程度	400～500℃程度
ひずみ速度	1/s オーダー	$10^{-3}/s$ オーダー	$10^{-2}/s$ オーダー
成形時間	1 sec程度	約20 min	約3 min
単軸引張伸び	20～40%程度	300%以上	150%以上



(a) ホビー用飛行機メタルモデルのパーツ



(b) メタルモデルの組み立て完成品



(c) ドアアウターとインナー
(右図(d)の自動車)



(d) 超塑性成形が適用された自動車
(FORD GT-40)

図1 超塑性成形の適用例

Fig.1 Application examples of superplastic forming.



図2 高温高速ブロー成形の適用例

Fig.2 An application example of high-temperature high-speed blow forming.

り、トータルの部品製造コストの削減がなされています。ちなみに、これと同時期に開発された熱間バルジ成形技術⁵⁾は、拡張成形法の一つですが、高温高速ブロー成形と同種の技術と言えます。

3. 超塑性と高温高速ブローの変形メカニズムの比較

高温高速ブロー成形は、成形品の生産効率を高めるために、ある程度の伸びを犠牲にして変形速度を高めた技術とも言えますが、実はここで用いられているAl-Mg合金では、他の合金系にはない特殊な高温変形メカニズムが働いて、150%以上の比較的大きな伸びが発現しています。表2に各成形技術において働く変形メカニズムとこれに関連する特徴をまとめました。また、図3にこれらの変形メカニズムを模式的に示しました。超塑性では結晶粒界でのすべりが主な変形機構として働きます。このため、微細な結晶粒組織を有する材料の方が、変形に寄与する粒界面積が多く、より大きな伸びが得られます。一方、高温高速ブロー成形では溶質ドラッグが変形機構として働きます⁶⁾。ここでは、基本的には室温と同じ転位の運動による粒内変形ですが、図3 (b)に示すように主溶質元素であるMgが運動転位に動的に偏析して引きずられることが特徴です。粒界すべりを変形機構とする超塑性成形では、高温高速ブロー成形よりも大きな伸びが得られ、また成形後の板厚分布がより均一であるという特徴がある反面、粒界すべりにより粒界三重点でひずみが蓄積して、キャビティと呼ばれる微小空洞欠陥が発生しやすいという傾向があります。

さて、これらの変形機構が働くことにより150%以上の高い伸びが得られる理由についてもう少し詳しく説明します。そもそも材料の変形は、材料全体が変形する均一変形と、その後のくびれ発生に伴い開始する局部変形に分けることができます。全変形量に占める局部変形量の割合は通常小さいため、材料の伸びは均一変形量の大小によって決まります。したがって、均一変形の継続を妨げるくびれが発生しにくい材料ほど、大きな伸びを示します。くびれの発生しにくさをあらわす指標にひずみ速

表2 超塑性成形と高温高速ブロー成形の変形メカニズムと関連する特徴の比較

Table 2 Comparison of deformation mechanism and related characteristics between superplastic forming and high-temperature high-speed blow forming.

	超塑性成形	高温高速ブロー成形
変形機構	粒界すべり	溶質ドラッグ
m 値	約0.5	約0.33
成形後板厚分布	優れる	超塑性に比べて若干不均一
キャビテーション	生成しやすい	生成しにくい

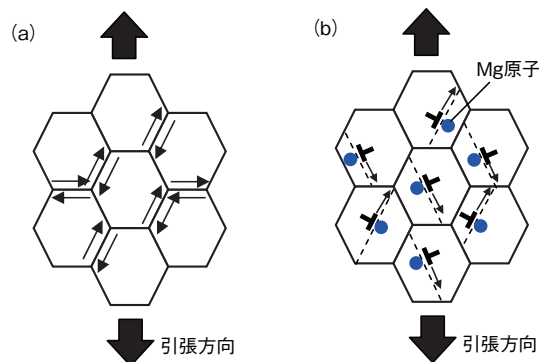


図3 超塑性成形および高温高速ブロー成形における変形機構の模式図。

(a) 超塑性成形における粒界すべり、(b) 高温高速ブロー成形における溶質ドラッグ。

Fig.3 Schematic diagrams of deformation mechanisms in (a) superplastic forming and (b) high-temperature high-speed blow forming.

度感受性指数 (m 値)があり、次の(1)式で定義されます。

$$m = d(\ln \sigma) / d(\ln \dot{\epsilon}) \quad (1) \text{ 式}$$

ここで、 σ は変形応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度です。

この式は、 m 値が正の値の場合にひずみ速度の増大に伴い、変形応力が増大することを意味します。 m 値が正の材料について、変形中に発生した微小くびれの挙動を図4に模式的に示します。この微小くびれ部において変形が集中することにより、他の部分に比較して局所的にひずみ速度が増大します。このとき、 m 値が正であるためくびれ部の局所的な変形応力は高まり、微小くびれ部での局部変形の進行がストップします(図4 (a))。その後、変形は硬化した微小くびれ部以外で進行し(図4 (b))、やがて微小くびれが消滅して、再び均一変形が継続することになります(図4 (c))。 m 値が大きいくほど、ひずみ速度の変化に伴う変形応力の増分が大きいためくびれ発生が効果的に抑制され、大きな伸びが得られます。

粒界すべりおよび溶質ドラッグの変形機構が働かずの場合でも、ひずみ速度の増加に対して変形応力が増大する(正の m 値を示す)ために、大きな伸びが得られるのです。 m 値は粒界すべりの場合に約0.5、溶質ドラッ

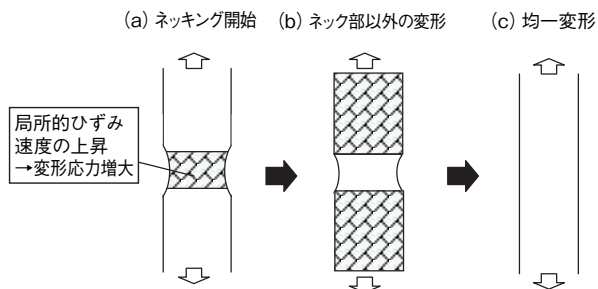


図4 正の m 値を有する材料変形時のくびれ発生抑制の模式図。(a) 微小くびれが発生すると、その領域において局所的にひずみ速度が上昇し、変形応力が増大する。(b) 微小くびれ部での変形がストップし、これ以外の領域が変形する。(c) 微小くびれが消滅して、再度均一変形が継続する。

Fig.4 Inhibition of necking during deformation in a material with a positive m value is schematically shown. (a) On necking, flow stress increases with increasing strain rate in a deformation concentrated region. (b) No more deformation proceeds in the region because of increased flow stress, and then deformation progresses in the other region. (c) Uniform deformation proceeds again after small necking disappears.

グの場合に約0.33の値を示します。これらの値は、いずれの機構も働かない通常材料の高温変形で測定される0.2以下の m 値に比較して高い値であり、これらの成形技術において高い成形性が得られる学術的な裏づけとされています。ちなみに、粒界すべりによる変形機構は $10^{-3}/s$ オーダーの非常に小さいひずみ速度でのみ働くため、超塑性成形において変形ひずみ速度を高めると m 値が低下して、伸びが大幅に減少してしまいます。

4. 高温高速ブロー成形中のマイクロ組織変化

前述のように高温高速ブロー成形技術では、Al-Mg合金を超塑性よりも高いひずみ速度で成形して、溶質ドラッグ機構による変形が生じることにより、比較的高い伸びが得られます。超塑性成形中のマイクロ組織変化についてはこれまでに多くの研究が行われ、基本的には変形中も等軸微細粒組織が維持されることが知られています。一方、Al-Mg合金の高温高速ブロー成形中の結晶粒組織の変化についての研究は少なく、これまでほとんど明らかにされていません。例えば、5182合金を高温高速ブロー成形中に結晶粒が異常に粗大化し、成形品の強度低下および外観不良を引き起こすという実用化上の問題がありました。その発生機構は明らかにされていませんでした。ここではAl-Mg合金の高温高速ブロー成形において重要となるマイクロ組織の変化について説明します。

図5に、粗大粒が発生した高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)のマクロエッチング後の外観写真を示しました。写真上部で粗大粒が発生しており、下部は

正常なマイクロ組織となっています。この成形品の正常組織領域について、マイクロ組織観察と透過電子顕微鏡(TEM)観察した結果を図6に示します。変形が転位の移動による粒内変形であることから、板厚方向に扁平した結晶粒組織となることが予想されますが、実際には、変形前と同じくほぼ等軸の結晶粒組織となっており、結晶粒サイズについても、変形前とほぼ同等であることが特徴的です。なぜ変形後にこのような結晶粒組織が形成されるのかについては不明ですが、変形中に形成されるサブバウンダリの大角粒界化とその粒界移動が生じているためではないかと推定されます。また図6(b)に示すTEM観察結果に見られるように、結晶粒の内部にはサブグレイン組織が発達しており、さらにサブグレイン内部には転位が存在しており、比較的大きなひずみエネルギーが蓄積していると考えられます。これに対して、結晶粒の粗大化が生じた部位のマイクロ組織観察とTEM観察の結果を図7に示します。粗大化した結晶粒内部には、サブグレインおよび転位が観察されず、再結晶粒の特徴を示しています。

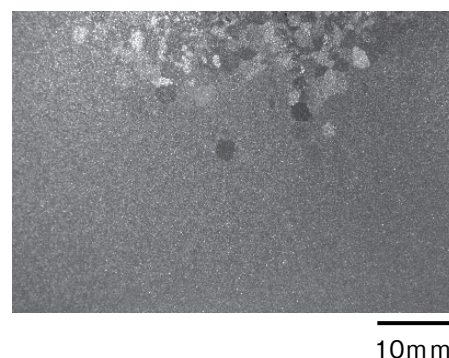


図5 高温高速ブロー成形品外観の観察例。写真上部に成形中に粗大化した結晶粒が見られる。

Fig.5 Appearance of a high-temperature high-speed blow formed part. Coarse grains are observed at the top of the picture.

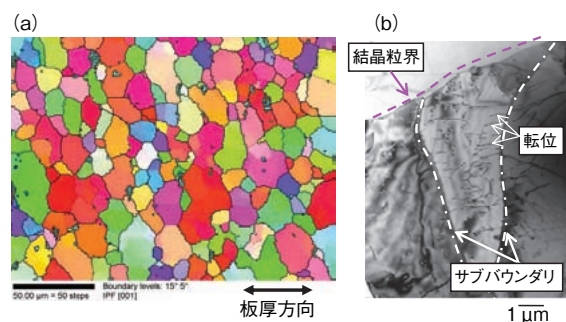


図6 高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)の(a)正常組織部のマイクロ組織観察結果および(b)TEM観察結果。

Fig.6 Observation results of normal grains in Al-4.5% Mg alloy after high-temperature high-speed blow forming: (a) electron backscattered diffraction (EBSD) map and (b) transmission electron microscope (TEM) image.

このような粗大粒がどのようなタイミングで発生するのかを明らかにするために、高温高速ブロー成形に相当する温度・ひずみ速度条件でAl-4.5%Mg合金を変形した後、同じ温度で所定時間保持してから急冷することにより、各時点で凍結したマイクロ組織を図8に示します。変形終了直後(保持時間0 sec)では、等軸で微細な正常組織が観察されますが、変形終了後に5 sec経過後には、微細粒と粗大粒が混在した組織となっており、この短時間の高温保持中に急速に再結晶および粒成長が生じたことを示しています。この再結晶は変形終了後10 secでは完了して、その後の高温保持中は安定しています。

以上の検討結果は、高温高速ブロー成形を実用化する上で問題となった結晶粒の粗大化は、変形後の高温保持中における急速な再結晶および粒成長によるものであることを示しています。高温高速ブロー成形ではひずみ速度が大きいために、変形中にサブバウンダリや粒内転位のかたちでひずみエネルギーが蓄積され、粒成長の駆動力となったことが粗大粒発生の一因であると考えられます。なお当社開発の高温高速ブロー成形用5182合金では、MnおよびCr添加量を調整して分散粒子の分布密度を最適化し、高温高速での変形組織を安定することにより粗大粒発生が抑制され、本成形技術の実用化が図られました⁷⁾。

5. おわりに

アルミニウム合金の代表的な高温成形技術である超塑性成形と高温高速ブロー成形について、それぞれの特徴を比較して説明しました。これら2つの技術は一見似ていますが、変形のメカニズムが異なるために、成形条件・最大伸び・板厚分布・キャビティ生成挙動などが大きく異なります。当社では、これまでの研究開発で蓄積した知見をもとに、お客様の用途や目的に応じて最適な合金および成形方法などを提案させていただきます。難加工部材

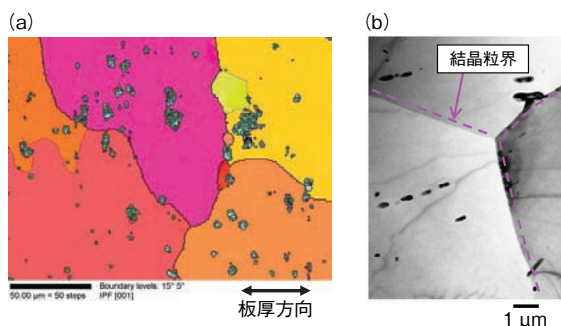


図7 高温高速ブロー成形品(Al-4.5%Mg合金)の(a)粗大粒発生部のマイクロ組織観察結果および(b)TEM観察結果。
Fig.7 Observation results of coarse grains in Al-4.5% Mg alloy after high-temperature high-speed blow forming: (a) EBSD map and (b) TEM image.

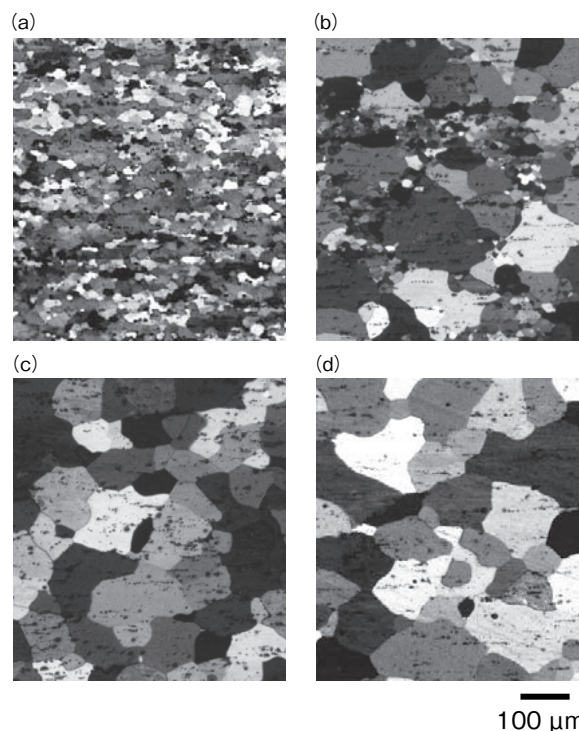


図8 Al-4.5%Mg合金を高温高速ブロー成形と同等の温度・ひずみ速度条件で変形後に、高温で所定時間保持して急冷したマイクロ組織。高温での保持時間(a)0 sec, (b)5 sec, (c)10 sec, (d)60 sec。

Fig.8 Microstructures of Al-4.5%Mg alloy deformed at the temperature and strain rate equivalent to those of high-temperature high-speed blow forming, and then held at the same temperature for prescribed durations: (a) microstructure for a holding time of 0 sec, (b) 5 sec, (c) 10 sec and (d) 60 sec.

の成形などでお困りの事案やご要望がございましたら、問い合わせ先に是非ご連絡下さい。

参考文献

- 1) 超塑性研究会編：超塑性と金属加工技術，日刊工業新聞社，(1980)。
- 2) 田形勉：金属，**73** (2003)，324。
- 3) Furukawa-Sky Review: **1** (2005)，41。
- 4) 福地文亮，林登，小川努，横山鎮，堀出：軽金属，**55** (2005)，147。
- 5) 木山啓：塑性と加工，**47** (2006)，1178。
- 6) E.M.Taleff and P.J.Nevland: JOM, **51** (1999)，34。
- 7) 風間仁，中尾敬一郎，高田健，野口修，鈴木義和：軽金属学会第108回春期大会講演概要(2005)，61。

お問い合わせ先

自動車材推進室

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号

秋葉原UDX12階

TEL：(03) 5295-3784 FAX：(03) 5295-3761

走査型電気化学顕微鏡を用いたアルミニウム合金の表面反応観察

Observation of Surface Reaction of Aluminum Alloys Using Scanning Electrochemical Micro Spectroscopy

1. はじめに

腐食反応は、水と接する金属表面において、金属の酸化反応（アノード反応）と水中溶存物質の還元反応（カソード反応）とが平衡する速度で進行します。アルミニウム合金の腐食事例の多くは、孔食などの局部腐食です^{1), 2)}。局部腐食は、アノードサイトとカソードサイトとの分離が特徴であり、これら場所ごとの電気化学的情報を得ることができれば腐食事例の解析および防食設計の信頼性は飛躍的に高まると期待されます。通常の電気化学測定では試料表面全体の平均的な情報しか得られないのに対し、走査型電気化学顕微鏡 (scanning electrochemical microscopy : SECM) は試料表面の局所的反応をその場測定できることから、上記の期待に応える極めて有効なアルミニウム合金の腐食反応測定ツールであると考えられます。

SECMのアルミニウム合金に関する測定はいくつか報告されていますが^{3)~5)}、本稿ではSECMの概要とAl-Si合金の測定例について紹介します。

2. SECMの概要

SECMの装置の構成を図1に示します。測定は溶液中

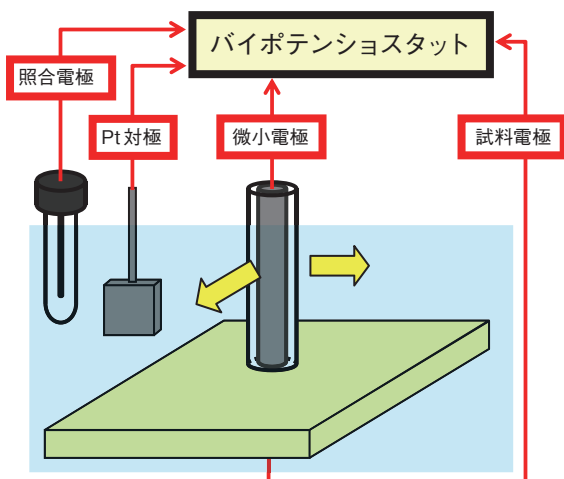


図1 SECMの装置構成
Fig.1 Schematic diagram of SECM system.

で行い、微小プローブ電極、試料電極、Pt対極および照合電極の4電極がバイポテンシostatに接続されます。微小プローブ電極は、側面を被覆した微小径のPtワイヤの円形端面です。微小プローブ電極と試料電極の電位はそれぞれ独立に制御でき、試料電極を種々の電位に保持した場合の表面反応の変化を観察することもできます。測定中には、微小プローブ電極を試料電極表面との距離を一定に保ちながら水平に走査させます。溶液にはメディエータと呼ばれる試料電極表面と微小プローブ電極間の電子のやり取りを仲立ちする物質を添加するのが一般的です。

SECMの測定原理^{6), 7)}を図2に示します。微小プローブ電極をメディエータの酸化体が還元される電位に保持し、微小プローブ電極が試料電極から十分に離れており、酸化体が十分に存在している場合 (A) には、微小プローブ近傍に半球状の酸化体の拡散層が形成されます。このとき微小プローブ電極に流れる定常電流 i は、次式となります。

$$i = 4 n F D C a$$

ここで、 n : 反応電子数、 F : ファラデー定数、 D : 酸化

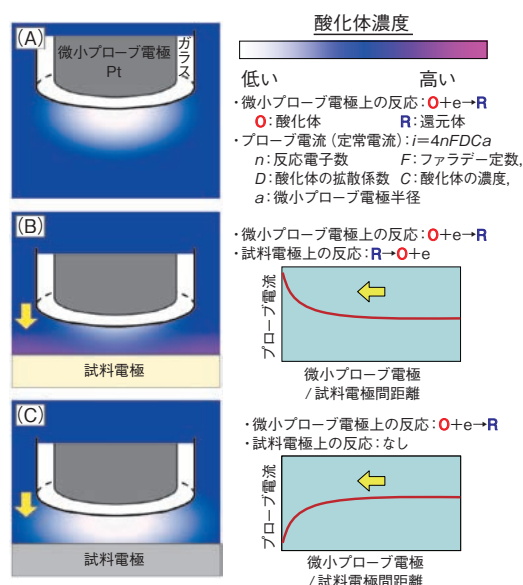


図2 SECMの測定原理
Fig.2 Schematic illustration of the mechanism of SECM observation.

体の拡散係数, C : 酸化体の濃度, a : 微小プローブ電極半径です。

微小プローブ電極を還元体が酸化体に酸化される反応の起きる試料電極表面に近づけた場合 (B) には, 微小プローブ電極上で消費された酸化体が試料電極上で再生するポジティブフィードバックという現象が起こるため, 微小プローブ電極と試料電極間の距離が近づくほど微小プローブに流れる電流は増大します。微小プローブ電極を還元体が酸化体に酸化される反応の起らない試料電極表面に近づけた場合 (C) には, 微小プローブ電極と試料電極間の距離が近づくほど酸化体の拡散が抑制されるために, 微小プローブに流れる電流は減少します。SECMでは, 試料電極表面の反応活性の違いを (B) と (C) のようにプローブ電流として検出できます。つまり, メディエータの酸化体が還元体に還元される電位に保持した微小プローブ電極を試料電極近傍で走査させます。試料電極上において還元体の酸化反応の起こる場所ではより大きなプローブ電流が検出され, 酸化反応の起らない場所ではプローブ電流はほとんど検出されません。

なお, メディエータとして還元体を用いることもでき, その場合には上記とは逆の現象となります。すなわち, 微小電極を還元体が酸化体に酸化される電位に保持し, 試料電極上で酸化体の還元反応の起こる場合にはより大きなプローブ電流が検出されます。

3. 測定例

次に, Al-Si合金についてSECM測定を行い, 母相とSi相の電気化学的性質の違いを高分解能で観察した結果について紹介します。

供試材は, 共晶相内の組織を模擬した Al-16 mass%Si合金鑄塊としました。試料電極は, 供試材を樹脂埋めし, SiC研磨紙で #2400 まで湿式研磨し, $0.05\ \mu\text{m}$ のアルミナにより仕上げました。前処理として 60°C の 5%NaOH 水溶液中に 30 s 浸漬, 室温の 30% HNO_3 水溶液中に 60 s 浸漬し, 試験に供しました。SECMの微小プローブ電極には, 直径 $10\ \mu\text{m}$ の Pt ディスク電極を用い, 装置は北斗電工 (株) 製 HV-402 を用いました。微小電極は, XYZ ステージに固定され, ステッピングモータによって各軸方向の動きが制御されます。高分解能の測定を行うためには, 測定中に微小プローブ電極と試料電極間距離を高精度に保持する必要があります。試料電極の水平方向の傾きは $1\ \mu\text{m}$ 以下としました。微小プローブ電極と試料電極間距離の保持には, 動作中のモータ発熱への対策も必要になります。溶液中には 0.5%NaCl にメディエータとして 10 mM の $\text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]$ を添加しました。このメディエータには, Fe^{2+} が還元体として含まれており, 微

小プローブ電極を Fe^{2+} が Fe^{3+} に酸化される電位に保持し, 試料電極上で Fe^{3+} の還元反応が起こる場合には, より大きなプローブ電流が検出されます。測定は, 試料電極の電位を自然電位, 微小プローブ電極電位を $0.6\ \text{V}$ vs. $\text{Ag}/\text{AgCl}(\text{sat. KCl})$ に保持しました。

これらの条件下における Al-Si合金表面のSECM観察過程の模式図を図3に示します。微小プローブ電極の保持電位では, 微小プローブ電極上で $\text{Fe}^{2+} \rightarrow \text{Fe}^{3+} + e$ の酸化反応が起こります。試料電極上で $\text{Fe}^{3+} + e \rightarrow \text{Fe}^{2+}$ の還元反応が起こる場合にはポジティブフィードバックによりプローブ電流が増加し, アルミニウム合金表面の $\text{Fe}^{3+} + e \rightarrow \text{Fe}^{2+}$ の還元反応活性を検出できます。

Al-16 mass%Si合金のSECM像と同じ箇所の光学顕微鏡写真を図4に示します。光学顕微鏡写真において針状の黒色の部分がSi相です。SECM像では, Si相の分布に対応したプローブ電流の増大が観察でき, 水平方向の分解能は約 $10\ \mu\text{m}$ でした。SECM像から, 母相上に比べ, Si相上において $\text{Fe}^{3+} + e \rightarrow \text{Fe}^{2+}$ の還元反応がより活性に起こることが分かります。酸性溶液中において, Si相上の水素電極反応も確認されており⁴⁾, $2\text{H}^+ + 2e \rightarrow \text{H}_2$ の還元反応もSi相上において活性に起こると考えられ

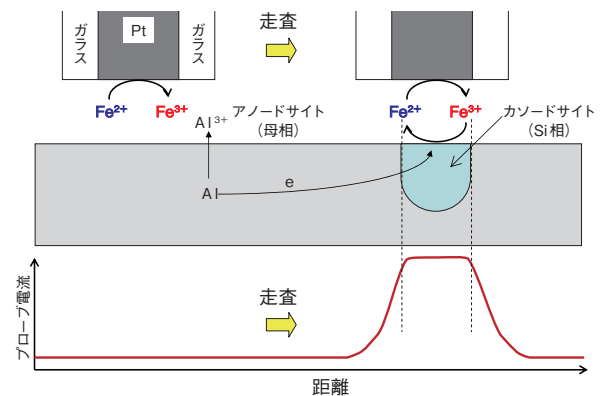


図3 Al-Si合金表面とSECMの微小プローブ電極表面の電気化学反応

Fig.3 Electrochemical reactions on the surface of Al-Si alloy specimen and micro probe disk electrode.

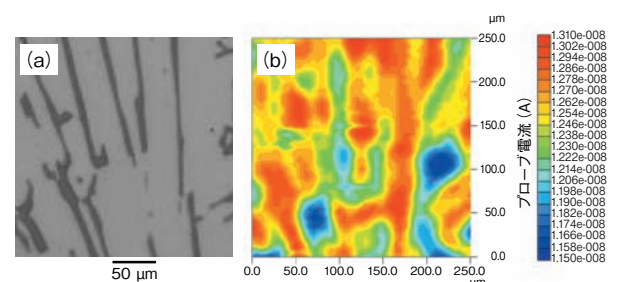


図4 Al-16 mass%Siの光学顕微鏡写真 (a) およびSECM像 (b)

Fig.4 Optical micrograph (a) and SECM image (b) of Al-16 mass%Si.

ます。これらの結果から、実際の Al-16mass%Si 合金の腐食反応においても Si 相上で還元反応が起こりやすいと推察され、Si 量とともに母相上の溶解反応である Al の酸化反応速度が増大すると考えられます。

4. おわりに

SECM を用いたアルミニウム合金の腐食反応解析の一例として、Al-16 mass%Si 合金表面の電気学的性質の測定に SECM を適用した結果を示しました。測定中の微小プローブ電極と試料電極間の距離を高精度に保つことで、高分解能の SECM 像を得ることができました。SECM はミクロな領域の電気化学反応活性を可視化することができるため、極めて有効なアルミニウム合金の腐食反応測定ツールであり、様々な応用が期待されます。

参考文献

- 1) H. H. Uhlig, R. W. Revie : "Corrosion and Corrosion Control Third Edition", John Wiley & Sons Inc, (1985), 342.
- 2) 児島洋一 : Furukawa-Sky Review, **2** (2006), 62.
- 3) J. C. Seegmiller, D. A. Buttry, J. Electrochem. Soc., **150** (2003), B413.
- 4) 伏見公志, 幅崎浩樹, 児島洋一, 大谷良行 : 材料と環境講演集 (2007), 455.
- 5) 大谷良行, 児島洋一 : 材料と環境講演集 (2007), B-209.
- 6) A. J. Bard, F. R. F. Fan, J. Kwak and O. Lev : Anal. Chem., **61** (1989), 132.
- 7) 珠玖仁, 大屋博昭, 末永智一 : 表面技術, **51** (2000), 46.

お問い合わせ先

技術研究所

〒366-8511 深谷市上野台1351番地

TEL : (048) 572-1318 FAX : (048) 573-4418

アルミニウムの腐食のおはなし その3

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum Ⅲ

児島 洋一

Yoichi Kojima

1. はじめに

おはなしその1¹⁾で、地上水-大気の飽和した中性の水-環境に関する項にご好評をいただいた。そこで今回は、これより少し広い意味での水環境について、その中にアルミニウム (Al) を漬けたときに表面で進行するカソード反応-水環境中物質の還元反応-に着目した。諸先達の解説などのお世話になりながら、シリーズその3を続けさせていただくこととする。

2. 自然電位

2.1 標準電極電位と自然電位

代表的金属について、各金属材料の流動海水中自然電位²⁾、各金属元素の一般的なイオン化反応に関する標準電極電位 (E°) および各金属試験片の塩酸 (HCl)・塩化ナトリウム (NaCl)・硫酸ナトリウム (Na_2SO_4)・水酸化ナトリウム (NaOH) 水溶液中自然電位³⁾を図1中に左から順に示す。流動海水中に長期間浸漬して測定された値は、各種金属材料の自然電位の代表的値として異種金属接触腐食の指標に用いられ、実環境中活性度序列として扱われている。 E° は、金属元素 (X) のイオン化反応 (例えば $\text{X} = \text{X}^{n+} + n\text{e}$) に関与する、電子 (e) を除くすべての化学種が標準状態にあるときの平衡電極電位に相当する。平衡電極電位では、上の電気化学反応は、見かけ上どちら向きにも進行しない。このような E° は熱力学的活性度を示し、大きいほど貴金属元素であり、小さいほど卑金属元素である。4種の水溶液中自然電位は、大気中におかれた0.1 M水溶液に $10 \times 10 \text{ mm}^2$ の測定面をもつ試験片を24 h浸漬したときの値である。

銅 (Cu)・鉄 (Fe)・亜鉛 (Zn) などでは、 E° と流動海水中自然電位におけるそれぞれの序列が対応している。これに対し、耐食金属材料¹⁾に属すAl・チタン (Ti)・ニッケル (Ni)などは、 E° は下方に、流動海水中自然電位は上方にある。すなわちこれらは熱力学的活性度が極めて高

く、それゆえ水 (H_2O) と速やかに反応し、その反応生成物として下地金属保護性の高い酸化皮膜 (不動態皮膜) が形成される。こうして耐食金属材料の実環境中活性度の低さ (高耐食性) が維持されている⁴⁾。各種金属材料の各々の使用環境における耐食・腐食挙動は、例えば上述の不動態皮膜形成のように、さらにその動的平衡による維持、または局部的破壊のように、すべて材料と環境との相互作用そのものである。このときの自然電位 (腐食電位) には、進行中の相互作用、場合によってはその履歴までもが反映されることとなる。図1に示した E° および

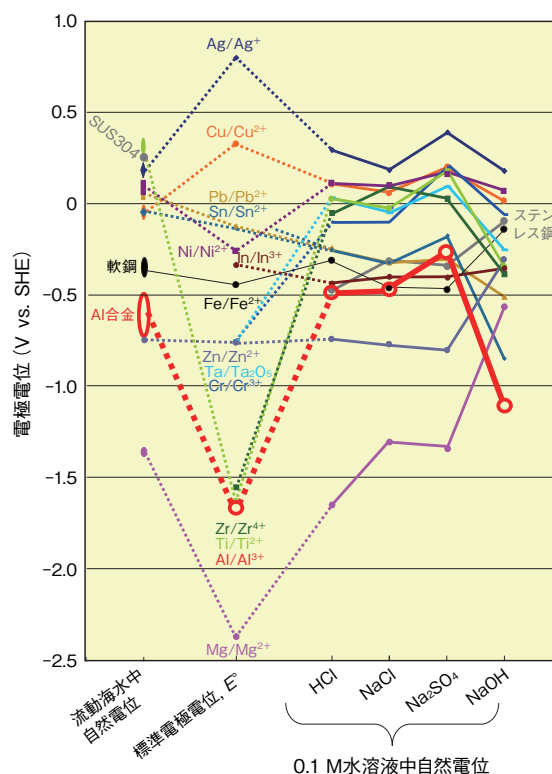


図1 代表的金属に関する流動海水中自然電位²⁾、標準電極電位、およびHCl・NaCl・ Na_2SO_4 ・NaOHの各0.1 M水溶液中自然電位³⁾。

Fig.1 Galvanic series in sea water²⁾, standard electrode potentials, and open circuit potentials in the aqueous solutions of 0.1 M-HCl, NaCl, Na_2SO_4 , NaOH³⁾ for metals.

各環境中の自然電位の値1つ1つを、またいくつかを比較して眺めながらこれら相互作用について考察をめぐらすことは興味深く、腐食防食技術者を目指す方々には好適な座学演習課題とも思われる。

2.2 Alの自然電位

図1に示した4種の水溶液中自然電位のうちAlに関するものを電極電位-pH平衡図(E -pH図)⁵⁾中に赤丸でプロットしたものを図2に示す。HCl, NaCl, Na₂SO₄およびNaOHの0.1 M水溶液のpHは、便宜的にそれぞれ1, 7, 7および13とした。同図にはTurcotteによる、脱イオン水およびNaClの0.56 M水溶液を基本とした液中での自然電位のpH依存性⁶⁾も併せて記入した。自然電位が、pHおよびCl⁻の影響を受けていることが分かる。pHの影響はアルカリ側で大きく、高pH域では中性域よりおおよそ1 V卑化している。一方で、酸性側でのpH依存性は小さい。 E -pH図において、アルミニウムイオン(Al³⁺)活量が1に達する平衡pH ≈ 2 ⁷⁾以下においても、アルカリ側のようには卑化せず、中性域とほぼ同様の値域にある。これら4つの自然電位を、孔食電位(E_{PIT})の塩化物イオン(Cl⁻)濃度依存性⁴⁾と比較して図3にプロットした。同図には、HClの0.3 M水溶液中に0.5 h浸

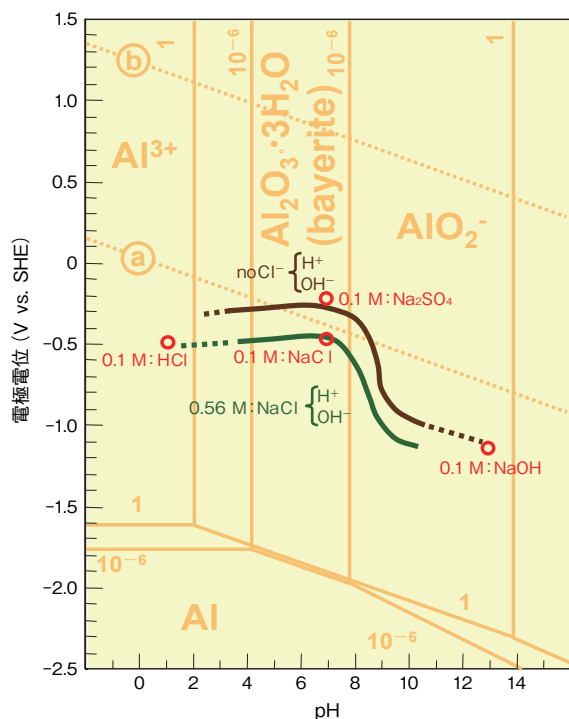


図2 HCl・NaCl・Na₂SO₄・NaOHの各0.1 M水溶液中自然電位³⁾、および脱イオン水・NaClの0.56M水溶液を基本とした液中での自然電位のpH依存性⁶⁾の電極電位-pH平衡図⁵⁾へのプロット。

Fig.2 Open circuit potentials in the aqueous solutions of 0.1 M- HCl, NaCl, Na₂SO₄ and NaOH³⁾ plotted in the electrode potential vs. pH - diagram⁵⁾, compared with the pH dependence of the open circuit potential in de-ionized water and 0.56 M-NaCl solution⁶⁾.

漬して測定した自然電位も併せてプロットした。Cl⁻が含まれる各溶液中の自然電位は、孔食が発生しうろ場合には E_{PIT} で頭打ちになり、孔食の成長とともに徐々に卑化する。こうして、これら環境の自然電位はCl⁻濃度に依存する。Cl⁻の作用が、不動態皮膜攻撃による孔食誘発というアノード反応への影響が主であるのに対して、pHは、均一溶解速度などのアノード特性への影響⁵⁾のみならず、カソード反応への影響も大きい。これについて次章に述べる。

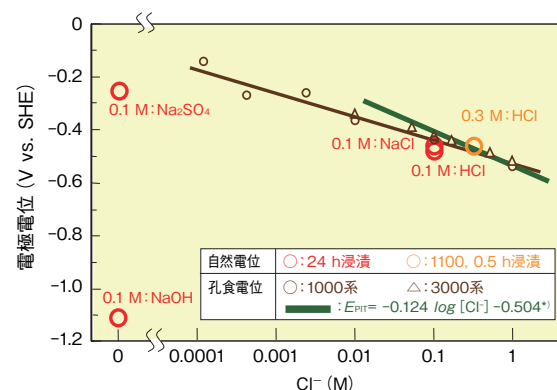
3. 水環境のカソード反応

3.1 溶存酸素消費と水素発生

金属腐食におけるカソード反応は、当該金属に対して酸化剤¹⁾として働きうる環境中物質の還元反応である。H₂O環境におけるAl合金腐食の一般的なカソード反応である溶存酸素(O₂)消費反応および水素(H₂)発生反応を次項よりとりあげる。水溶液に含まれる溶存O₂濃度は、気相中O₂分圧(P_{O_2})・水溶液温度、および水溶液の塩濃度に依存する。これら依存性を図4aおよび4b⁸⁾にそれぞれ示す。溶存O₂濃度は、 P_{O_2} にほぼ比例し、また温度および塩濃度が高くなると減少する。地上水の溶存O₂濃度8 mass ppm¹⁾は、図4a中に破線で示した $P_{\text{O}_2} = 0.2 \text{ atm} \cdot 25^\circ\text{C}$ の場合に相当する。また電気化学測定において試験液に純窒素(N₂)などを吹き込む脱気は、大気中におかれていたために $P_{\text{O}_2} \approx 0.2$ の気相と平衡状態にある液相に対して、 $P_{\text{O}_2} \approx 0$ として溶存O₂濃度を下げる作業である。

3.2 カソード反応の平衡電極電位

溶存O₂消費反応は、O₂のH₂Oへの還元に関する電気



⁸⁾ H. Bohni and H. H. Uhlig: J. Electrochem. Soc., **116**, (1969), 906.

図3 HCl・NaCl・Na₂SO₄・NaOHの各0.1 M水溶液中³⁾およびHClの0.3 M水溶液中自然電位と孔食電位のCl⁻濃度依存性⁴⁾との比較。

Fig.3 Open circuit potentials in the aqueous solutions of 0.1M-HCl, NaCl, Na₂SO₄³⁾ and 0.3 M-HCl, compared with the Cl⁻ concentration dependence of the pitting potential⁴⁾.

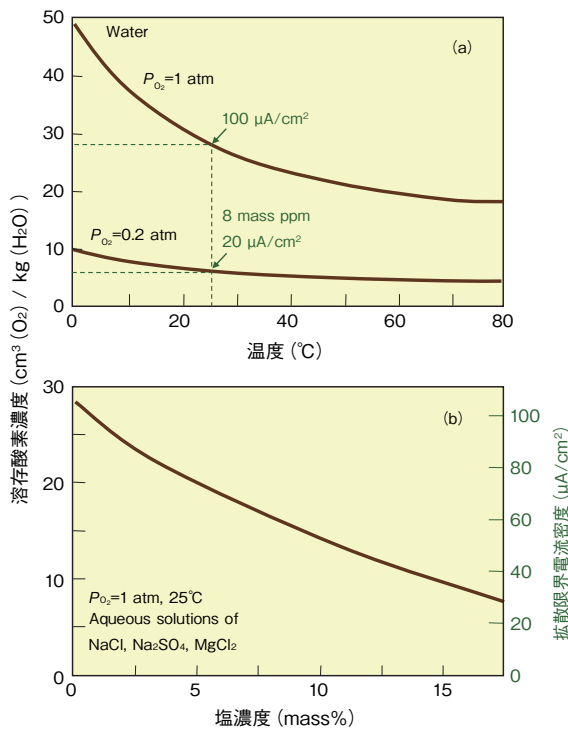


図4 溶存酸素濃度の酸素分圧0.2 atmおよび1 atmの場合の温度依存性(a), および25°C・酸素分圧1 atmの場合の水溶液の塩濃度依存性(b) 8)。

Fig.4 Solubility of oxygen in water at an oxygen pressure of 1 and 0.2 atm (a), and in salt solutions at 25 °C and 1 atm oxygen pressure (b) 8).

化学反応式として,



と書くことができ, この反応の平衡電極電位 (E_{eq}) は25°Cでは,

$$E_{\text{eq}} = 1.23 - 0.059 \text{ pH} + 0.015 \log P_{\text{O}_2} \quad (2)$$

である。一方 H_2 発生反応は, 水素イオン (H^+) の H_2 への還元に関する電気化学反応式およびその E_{eq} として,



$$E_{\text{eq}} = -0.059 \text{ pH} - 0.0295 \log P_{\text{H}_2} \quad (4)$$

と書ける。これらの E_{eq} の計算は, Walther Nernst (1864 ~ 1941) 25歳の業績であるネルンストの式による。式(1)では, 溶存 O_2 還元反応における酸化体/還元体対 ($\text{O}_2/\text{H}_2\text{O}$) を, pHの低い酸性溶液における酸/塩基対 ($\text{H}^+/\text{H}_2\text{O}$) と組み合わせて書いている。これを, pHの高いアルカリ溶液における酸/塩基対 ($\text{H}_2\text{O}/\text{OH}^-$) と組み合わせた場合の電気化学反応式および E_{eq} は,



$$E_{\text{eq}} = 0.40 - 0.059 \log [\text{OH}^-] + 0.015 \log P_{\text{O}_2} \quad (6)$$

である。水のイオン積 ($[\text{H}^+] \cdot [\text{OH}^-] = 10^{-14}$) から,

$$-\text{pH} + \log [\text{OH}^-] = -14 \quad (7)$$

であり, 式(2)と式(6)とが同じであることが分かる。同様に, H_2 発生反応における酸化体/還元体対 (H^+/H_2) を, アルカリ溶液における酸/塩基対 ($\text{H}_2\text{O}/\text{OH}^-$) と組み

合わせた場合の電気化学反応式および E_{eq} は,



$$E_{\text{eq}} = -0.83 - 0.059 \log [\text{OH}^-] - 0.0295 \log P_{\text{H}_2} \quad (9)$$

である。これも, 水のイオン積より(4)と同じ式になる。以上のように, 式(1)と式(5)および式(3)と式(8)はそれぞれ, 対応する E_{eq} が同値で, E -pH図中では同一直線④および⑥で表されており, 電気化学的平衡論からみると同義と言える⁹⁾。

平衡論からみると同義と言えたこれらの電気化学反応式は, 量論・速度論・移動論からみると全く異なる意義を持つことを示している。式(1)は, 溶存 O_2 と H^+ とが反応して H_2O を生じる反応を意味しており, H^+ が存在する酸性溶液中での電気化学反応式として適当である。いま, 酸性溶液中でこのカソード反応が進行しており, この溶液のpHを徐々に上昇させて中性~アルカリ性化させた場合のことを考える。カソード反応が進行する金属表面では式(1)に従って, 溶存 O_2 とともに H^+ と電子 (e) が消費される。 e は金属内から, 溶存 O_2 と H^+ は溶液の沖合いからそれぞれ金属表面に供給される。ここで, 沖合い溶液のpHが上昇して H^+ 濃度が下がることで, H^+ の供給速度が反応によって H^+ の消費される速度に追いつかなくなると, 反応は式(5)に従って H_2O との反応で溶存 O_2 を還元するようになる。このように式(5)は, 中性~アルカリ性溶液中での式として適当である。これと同様に, 式(3)は酸性溶液中での H_2 発生を示す電気化学反応式として適当である。溶液のpH上昇または反応速度上昇により, H^+ の金属表面への供給が追いつかなくなると, 式(8)に従って H_2O の直接還元によって H_2 が発生するように変化する。

3.3 Ptのカソード分極曲線

前項で述べた各電気化学反応式の意義の違いは, 分極曲線上に, より具体的に現れる。pHを各値に調整した溶液中で, 白金 (Pt) 電極を用いて測定した, カソード分極曲線を図5¹⁰⁾に示す。Pt電極は, 電極材料であるPt自身がイオン化せず, 環境中物質の酸化還元反応に関する電流のみを検出できるため, 腐食環境の酸化特性を考察するのに便利である。同図中のカソード電流は, 溶存 O_2 還元反応と H_2 発生反応を内容としている。

まず, 図中の左上部分にみられる溶存 O_2 還元反応についてみてみる。pH = 1.4 ~ 3.05の酸性溶液では, 最も貴電位域で溶存 O_2 と H^+ とが関与する反応が式(1)に従って進行し, 卑方向への電位掃引とともに反応速度は増加し, 60 ~ 120 mV/decadeの勾配で電流密度は増加する。このような電流密度の対数と電極電位との勾配をターフェル勾配という。この勾配の見られた後, 電流密度は増加せず一定となる。ここでは, 式(1)における反応物質のうちの溶存 O_2 の供給が頭打ちとなっている。

この供給速度が律速となって、卑方向への電位掃引を続けても、カソード反応はより活発にはならない。溶存 O_2 は、沖合い溶液から Pt 表面へ拡散によって供給されており、ここでは溶存 O_2 拡散律速にあるといい、このときの電流密度を溶存 O_2 拡散限界電流密度 (i_{L,O_2}) という。pH が4以上になって沖合い溶液の H^+ 濃度が低くなると、溶存 O_2 の拡散律速域に入る前に、 H^+ の供給速度のほうが先に律速となり、 H^+ の拡散限界電流密度 (i_{L,H^+}) が現れる。この後、 H_2O 分子が直接関与する反応が式(5)に従って進む領域を経て、 $pH \leq 3.05$ と同様の溶存 O_2 の拡散律速域に入る。

次に、図中の右下部分にみられる H_2 発生反応について見てみる。低 pH 域ではまず、式(3)に従って H^+ の還元反応が進行し、ターフェル勾配 $30 \sim 40$ mV/decade となる。卑方向への掃引を続けると、 i_{L,H^+} が現れた後、 H_2O 分子の直接還元反応が式(8)に従って進行するターフェル勾配約 120 mV/decade へと移る。 H^+ 還元反応のカソード分極曲線は pH に依存して、反応物質である H^+ の濃度減少とともに、 $30 \sim 40$ mV/decade のターフェル勾配は卑側にはほぼ平行に移動し、 i_{L,H^+} は減少する。反応物質が H^+ を含まない式(8)を内容とする部分のカソード分極曲線は pH には依存しない。反応物質の H_2O は溶媒で、純水では 55.6 M もあり、ガス発生がよほど活発にならない限り、その供給が律速になることはない。 E -pH

図中には平衡論的に同一直線で示された各反応であるが、分極曲線には量論・速度論・移動論の差異が明瞭に現れるのが面白い。

3.4 拡散限界電流密度

i_{L,O_2} はフィックの第一法則に基づいて次式で計算することができる。

$$i_{L,O_2} = n \cdot F \cdot D_{O_2} \cdot C_{O_2} / \delta \quad (10)$$

この式に、式(1)・式(5)の e の係数 $n = 4$ 、ファラデー定数 $F \approx 10^5$ C/mol、 25°C における拡散定数 $D_{O_2} \approx 10^{-5}$ cm²/s、溶存 O_2 濃度 $C_{O_2} = 2.5 \times 10^{-7}$ mol/cm³ (図4a中の 0.2 atm、 25°C の値)、静止溶液における拡散層厚さ $\delta = 0.05$ cm、の各値⁴⁾を代入すると、 $i_{L,O_2} \approx 20$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ が得られる。図4a中、および図4b右側には、溶存 O_2 濃度に対応した i_{L,O_2} の値を示した。 P_{O_2} は、 C_{O_2} を介して i_{L,O_2} とは比例関係にあってこれには大きく影響するが、 E_{eq} への影響は小さく、 $P_{O_2} = 0.2 \sim 1.0$ atm で生じるちがいは、式(2)と(6)より 12 mV で、通常スケールの E -pH 図では⑥線に差異は生じない。 i_{L,O_2} と同様に i_{L,H^+} は次式、

$$i_{L,H^+} = n \cdot F \cdot D_{H^+} \cdot C_{H^+} / \delta \quad (11)$$

に、 H^+ の価数 $n = 1$ 、拡散定数 $D_{H^+} \approx 10^{-4}$ cm²/s¹¹⁾、 H^+ 濃度 $C_{H^+} = 10^{-pH-3}$ mol/cm³、の各値を代入すると、 $i_{L,H^+} \approx 2 \times 10^{-pH+5}$ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ が得られる。図5中の分極曲線に現れる i_{L,O_2} および i_{L,H^+} が、上述の計算値よりも大きいのは、この測定では回転ディスク電極¹²⁾を用いているため電極表面近傍の δ が静止溶液中よりも小さいことによる。

純 Fe を用いて測定したカソード分極曲線を図6⁸⁾、¹⁶⁾、¹⁷⁾に示す。溶液は4%NaClにHClが添加されたもので、脱気により溶存 O_2 濃度は低くなっている。同液中では式(1)と式(5)の反応はほとんど起こらず、斜線を施した右側で、まず式(3)次いで式(8)に従った H_2 発生の反応電流がみられる。静止した各 pH の溶液で現れた i_{L,H^+} は、上述の計算値の約半分⁸⁾でだまかに対応した値と言える。

3.5 Alのカソード分極曲線

大気飽和の NaCl の 1 M 水溶液中 99.99% Al・ 99% Al・Pt¹³⁾、および自然海水中 SUS316 鋼¹⁴⁾について測定したカソード分極曲線を図7に示す。いずれの測定液も静止状態である。Pt 電極および浸漬1ヵ月後の SUS316 鋼で前項の計算値と同程度の i_{L,O_2} が観察されたのに対して、各 Al ではこれより小さい値域に溶存 O_2 還元反応を示す電流がみられる。Pt 電極について、それ自身が溶解しないことの利点は先に述べた。その逆に Al 電極は、カソード分極曲線測定中も自身の溶解によるアノード反応速度はゼロではなく、溶存 O_2 還元電流の真値は図中の測定値より大きい。しかし、これを考慮しても Al は溶存 O_2 を還元しにくい表面を持ち、この傾向は Al の純度とともに高まると言える。このようなカソード特性は、浸漬直後のステンレス鋼も同様である⁴⁾。Pt および各 Al 電

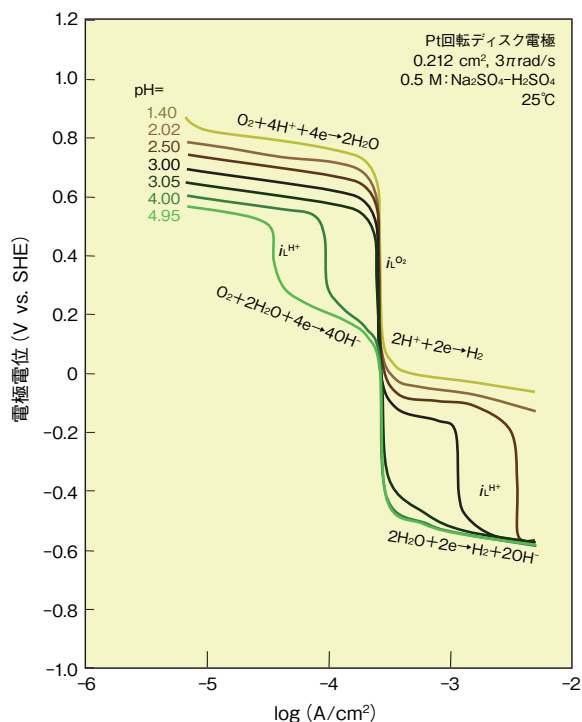


図5 Pt回転円盤電極を用いて pH が1.40～4.95の[0.5 M-Na₂SO₄ + H₂SO₄]水溶液中で測定したカソード分極曲線¹⁰⁾。

Fig.5 Cathodic polarization curves obtained with platinum rotating disk electrode in [0.5 M-Na₂SO₄ + Na₂SO₄] solutions of pH values from 1.40 to 4.95¹⁰⁾.

極では、溶存 O_2 還元域のさらに卑側で、式(8)に相当する電流がみられる。この H_2 発生反応も、Al上ではPt上より起こりにくく、Pt上よりかなり卑な電位で起こり始め、この傾向も純度とともに大きくなる。

5%NaCl水溶液に酢酸を加えpHを3程度にした溶液中で、1000系Al合金およびPtを用いて測定したカソード分極曲線を図8に示す¹⁵⁾。Ptでは、貴電位域より式(1)、式(3)および式(8)を内容とした反応電流が順次現れる。 i_{LH^+} に相当する電流密度が、図6のそれより大き

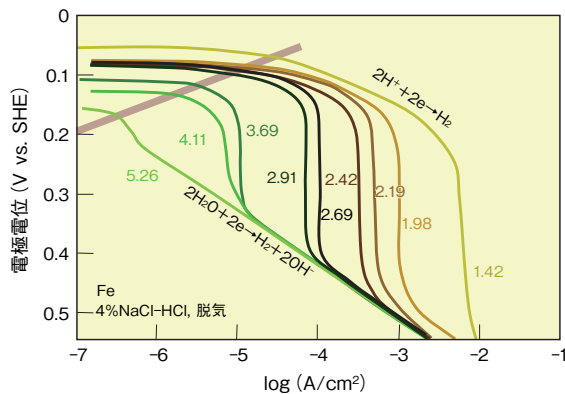


図6 pHが1.42～5.26の脱気した[4%NaCl + HCl]水溶液中で測定した純Feのカソード分極曲線¹³⁾。
Fig.6 Cathodic polarization curves obtained with iron in [4% NaCl + HCl] solution, O_2 -free, of pH = 1.42 - 5.26¹³⁾.

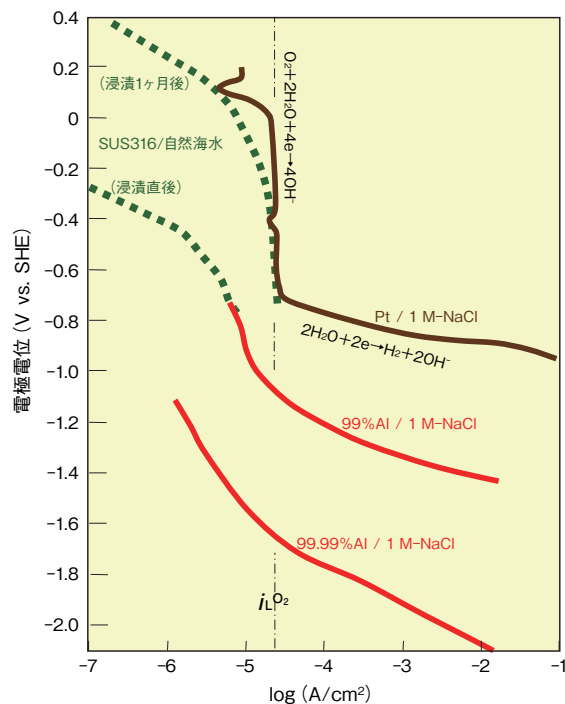


図7 空気飽和1 M-NaCl水溶液中の99.99%Al・99%Al・Pt¹⁵⁾、および自然海水中SUS316鋼の浸漬直後・浸漬1ヶ月後¹⁶⁾のカソード分極曲線
Fig.7 Cathodic polarization curves obtained with 99.99% Al・99%Al・Pt in air saturated 1 M-NaCl solution¹⁵⁾, and obtained with Type 316 stainless steel in natural sea water, right after immersion and one month after immersion¹⁶⁾.

いのは、酢酸が解離定数の小さい弱酸であることによる。 H^+ のPt表面への供給が、液中に H^+ よりも圧倒的高濃度に存在する酢酸分子(CH_3COOH)の拡散によって賄われている⁹⁾、¹⁵⁾、¹⁷⁾。Alでは、式(1)の電流はより大きな式(3)のそれに隠れてみえない。式(3)と式(8)の電流がみられる電位域は、Ptおよび図6に示したFeよりはるかに卑で、カソード分極を開始した自然電位(腐食電位)直下から、 H_2 発生反応が活発になり始めている。Alのこのような自然電位における H_2 発生反応は、pHが下がるほど、酢酸溶液では酢酸添加量が多いほど¹⁵⁾、温度が高いほど¹⁸⁾、自然電位が卑なほど、 H_2 発生が起こりやすい表面(より貴な電位から H_2 発生がおこる)ほど活発になることになる。

4. 腐食速度とカソード反応

Alの腐食速度のpH依存性を図9に示す。Pourbaixが掲載した⁵⁾ことで諸解説に頻出する酸性およびアルカリ性域の各種緩衝溶液中のデータは、原著¹⁹⁾の測定詳細には遡及しにくい。孔食は対象とされておらず、均一腐食に関するものである。これらにHasselらが、中性域において精密に測定した値を加えた²⁰⁾、²¹⁾。同図には溶存 O_2 消費および H_2 発生の最大反応速度として i_{LO_2} および i_{LH^+} の計算値も示した。さらに同図の右側には、各種金属材料の腐食速度を比較のために示した⁴⁾。ただし、電

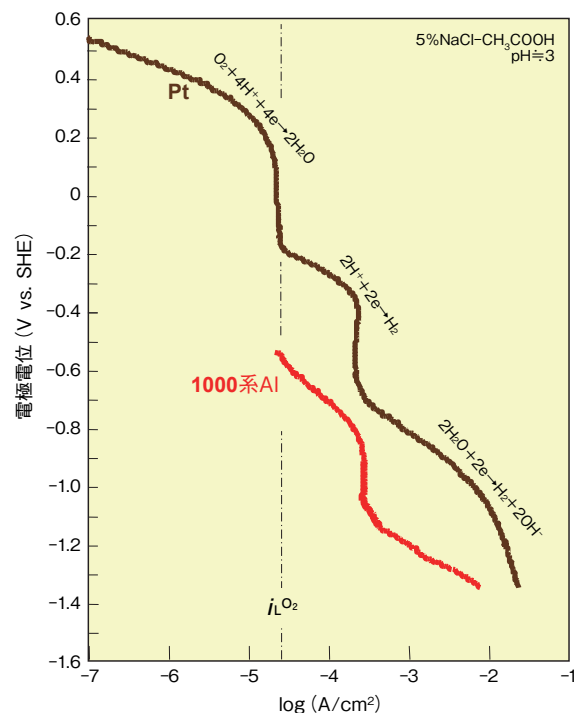


図8 PtおよびAlに関する[5%NaCl + CH_3COOH]水溶液中カソード分極曲線¹⁷⁾
Fig.8 Cathodic polarization curves obtained with Pt and Al in [5%NaCl + CH_3COOH] solution¹⁷⁾.

流密度と腐食速度との対応はAlを基準とした値である。

いま、溶液のpHを中性から徐々に上げた場合を考える。Alの腐食速度は、中性域では $i_{L O_2}$ よりかなり小さいが、アルカリ側でpHの上昇に伴って腐食速度が増大すると、 $i_{L O_2}$ を上回る。このとき、カソード反応が溶存 O_2 消費で賄いきれなくなると、カソード反応が式(5)から式(8)に変わり、これと同時に式(8)の起こりうる電位域へと自然電位が大きく卑化することになる。Alとは逆にアルカリ域で腐食速度の小さくなるFeでは、pH上昇に伴い不動態化して自然電位は大きく貴化する。

次に、溶液のpHを中性から徐々に下げた場合を考える。酸性側でも、Alの腐食速度はpH低下に伴って増大する。カソード反応は、 $i_{L H^+}$ がpH低下とともに大きくなり、 $pH < 4$ で $i_{L O_2} < i_{L H^+}$ となる。これに伴いカソード反応のメインは、自然電位が H_2 発生域にある場合、式(1)から式(3)へと移っていく。Al合金の E_{PIT} は比較的卑なほうで、また表面での溶存 O_2 還元反応も活発でないことから、中性での自然電位はそれほど貴化していない。このような自然電位域と酸性溶液中における式(3)の反応電位域とは、さほど離れていないことから、このようなpH推移に伴う自然電位変化は小さいことになる。図中には、SUS304鋼の活性態のピーク電流密度⁴⁾も示した。SUS304鋼は、このピークが $i_{L O_2}$ を超える $pH \approx 2$ で、不動態を維持できなくなり、カソード反応の式(1)から式(3)への変化とともに、Alの挙動とは対照的に自然電位は大きく卑化する。

少々長くなったが、以上が図2に示した自然電位のpH依存性の周辺事情である。中性～酸性域におけるAl合金の自然電位は、腐食形態²²⁾と明瞭には対応していないので注意が必要である。

5. おわりに

Al合金構造物の防食設計において、自然電位のみが一

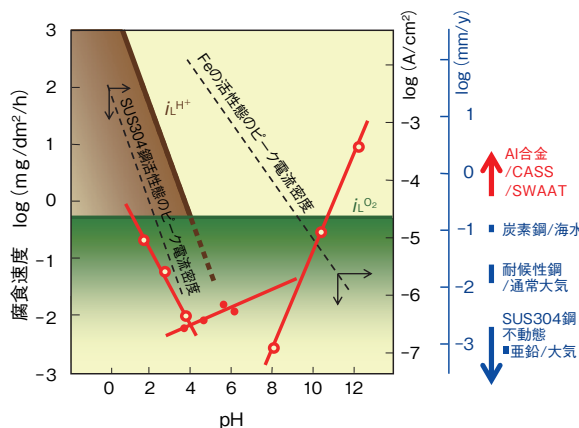


図9 アルミニウムの溶解速度のpH依存性^{4), 5), 19), 20), 21)}
Fig.9 pH-dependence of the corrosion rate for aluminum in buffer solutions^{4), 5), 19), 20), 21)}.

人歩きしがちである。昨今の各種金属地金の急騰から、Al合金にはCu合金・ステンレス鋼などの代替材料としての要請が強まっている。Al合金に期待される使用環境が中性塩化物環境に限られず多様化するなかで、これら環境中の自然電位におけるアノード反応およびこれと対をなすカソード反応の内容を看過すると、設計の根本を誤りかねないと危惧される。本稿がアルミニウムと水環境との関係のご理解の一助となることを願いつつ、本年も大方のご批判を切に請う次第である。

参考文献

- 1) 児島洋一: Furukawa-Sky Review, **2** (2006), 62.
- 2) F. L. LaQue: Marine Corrosion Causes and Prevention, John Wiley & Sons, (1975), 197.
- 3) R. Winston Revie: Uhlig's Corrosion Handbook 2nd edition, Wiley-Interscience, New Jersey, (2000), 145.
- 4) 腐食防食協会編: 材料環境学入門, 丸善, (1993), 18, 27, 100, 257, 269, 273.
- 5) M. Pourbaix: Atlas of Electrochemical Equilibrium in Aqueous Solutions, NACE, Houston, (1966), 168, 173.
- 6) 伊藤伍郎: 軽金属, **31** (1981), 683.
- 7) 腐食防食協会編: 金属の腐食・防食Q&A コロージョン110番, 丸善, (1988), 154.
- 8) H. Kaesche: Metallic Corrosion, NACE, Houston, (1985), 115, 111, 112.
- 9) 増子 昇, 高橋正雄: 電気化学—問題とその解き方—, アグネ技術センター, (1993), 29, 102.
- 10) 佐藤教男: 電極化学(下), 日鉄技術情報センター, (1994), 356. 日本金属学会会報, **20** (1981), 935.
- 11) 腐食防食協会編: 金属の腐食・防食Q&A 電気化学入門編, 丸善, (2002), 313.
- 12) 電気化学会編: 電気化学便覧第5版, 丸善, (2000), 203.
- 13) 杉本克久: 防食技術, **20** (1971), 443.
- 14) 明石正恒: 防食技術, **32** (1980), 239.
- 15) 児島洋一, 大谷良行: 軽金属学会第111回秋期大会概要集, (2006), 279. : 第53回材料と環境討論会講演集, (2006), 375.
- 16) M. Stern: J. Electrochem. Soc., **102** (1955), 609.
- 17) Ralf Feser: Corrosion and Oxide Films, ed. by M. Stratmann and G. S. Frankel, Wiley-VCH, Weinheim, (2003), 72.
- 18) 大谷良行, 児島洋一: 軽金属学会第113回秋期大会概要集, (2007), 205.
- 19) A.Y. Chatalov: Effet du pH sur le comportement électrochimique des métaux et leur résistance à la corrosion, Dokl. Akad. Nauk S.S.S.R., **86** (1952), 775.
- 20) A. W. Hassel and M. M. Lohrengel, Mater. Sci. Forum, **185-188** (1995), 581.
- 21) J. W. Schultze and A. W. Hassel: Corrosion and Oxide Films, ed. by M. Stratmann and G. S. Frankel, Wiley-VCH, Weinheim, (2003), 255.
- 22) M. G. Fontana and N. D. Greene: Corrosion Engineering, McGraw-Hill, (1967), 28.



児島洋一 (Yoichi Kojima, Ph. D)
博士(工学) 技術研究所

Introduction of factory

関連会社紹介

東日本鍛造株式会社 Higashi Nihon Tanzou Co., Ltd.

1. はじめに

東日本鍛造(株)は、古河スカイ(株)100%出資のアルミニウム合金鍛造品製造の専門会社で、自動車部品、電機部品などのアルミニウム合金鍛造品の製造を行っています。

当社は1968年古河電気工業(株)により設立され、以来冷間鍛造技術の改良に努め、1991年には温間鍛造技術を、1999年には熱間鍛造技術を確立し、あらゆる温度領域での鍛造品の生産体制が整いました。

当社の特徴は、古河スカイ(株)の鋳鍛造技術と材料技術(主に管棒材)を活用した高品質な鍛造品を低いコストで製造できることにあります。

この特徴を生かし、当社のアルミニウム合金鍛造品は、自動車部品、電機部品などの量産鍛造品の分野で図1に示すように年々売上高を伸ばしています。古河スカイ(株)の材料開発技術と併せて鍛造品の新用途への適用が期待されています。

2. アルミニウム合金鍛造品の利点

- (1) 材料が節約できます。
完成品に近い形状にすることにより、材料歩留りが向上します。
- (2) 機械加工コストが削減できます。
部分的に鍛造肌のまま使用すれば、機械加工コストが軽減できます。
- (3) 良好な寸法精度と表面品質が得られます。
寸法精度が良いので、鍛造面をそのまま使用できる用途も多くあります。また、切削やアルマイト処理後の表面は清潔で、装飾的用途にも適します。
- (4) 強さ、耐食性など適切な材質が選べます。
各種アルミニウム合金の特性は多様で、必要機能に合った合金を選択することにより、他の材料や製造方法では得がたい特性を組み合わせることが出来ます。
- (5) リサイクル性に優れています。



【会社概要】

設立：1968年9月
資本金：5千万円
所在地：〒323-0807 栃木県小山市城東4-5-11
売上量：871 t/年(2006年度・鍛造品のみ)
従業員：約70名

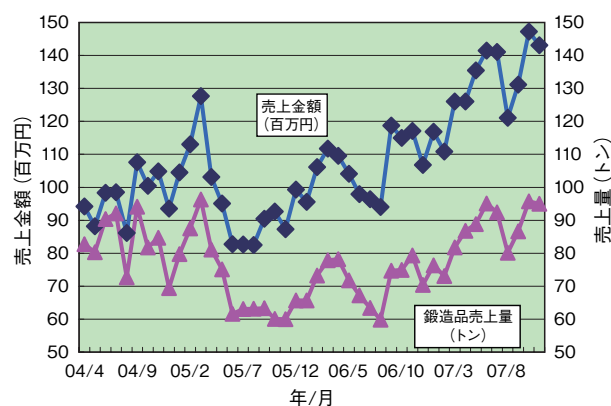
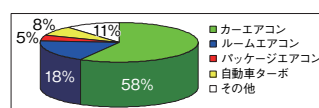


図1 鍛造品の売上推移と用途比率
fig.1 Sales amount and sales weight of forged products and breakdown of production according to application.

多くのアルミニウムスクラップは回収され再利用されています。アルミニウムはリサイクル性の最も高い材料の1つで当社のスクラップは100%古河スカイ(株)小山工場で再利用されます。

3. 製造工程

図2に鍛造品の代表的な製造工程を示します。

- (1) 温間および熱間鍛造の場合は、材料と金型を加熱します。
- (2) 熱処理型合金の場合は、溶体化処理、冷却および時効処理などの熱処理により高い強度を得ます。

4. アルミニウム合金鍛造品の成形方法

鍛造は材料を下型の上に置き、上型で圧縮することにより材料を金型形状に変形させる加工方法で、加工時の温度により、冷間鍛造、温間鍛造あるいは熱間鍛造に分類されます。

常温で加工できる材質（例えば5052合金、6061合金）や形状には、寸法精度が良く、平滑な表面状態が得られる冷間鍛造法を適用し、加工性の劣る硬質の材料（例えば4032合金、7075合金）や複雑な形状の場合は、材料の加工性を高める必要があり、温間鍛造法や熱間鍛造法を適用します。

図3にアルミニウム合金鍛造品の成形方法を示します。

材料を変形させる形態では、押出法（後方押出、前方押出）と据込法があります。

前者は加重の後方または前方に材料を移動させます。後者は、横方向にも材料を張り出させ成形します。

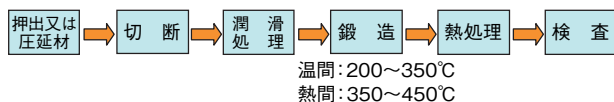


図2 鍛造品の製造工程
fig.2 Manufacturing process for forged products.

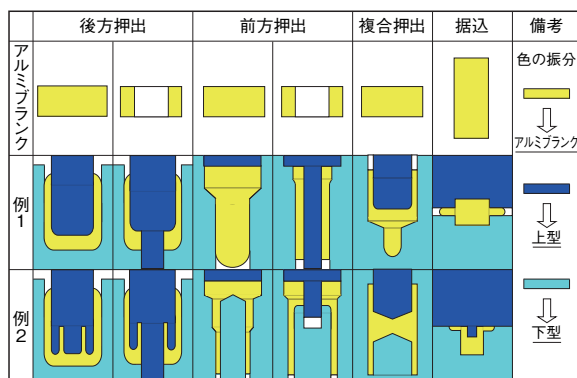


図3 アルミニウム合金鍛造品の成形方法
fig.3 Forming methods for aluminum alloy forged products.

5. 製品紹介

カーエアコン部品が58%を占めます。このほかルームエアコン、業務用エアコン用コンプレッサスクロールなどエアコン関係製品の比率が高くなっています。

図4に主要製品の写真を示します。

エアコン部品以外にも自動車、二輪車、航空機関係などの部品を生産しています。

自動車ターボチャージャー用鍛造コンプレッサホイールも量産品に仲間入りしました。

当社の「カーエアコン・コンプレッサ用ピストン」は平成13年度日本アルミニウム協会技術賞をカルソニックハリソン(株)殿、埼玉プレス(株)殿と共同受賞しました。

この製品は古河スカイ(株)の高Si耐摩耗性TF合金の材料開発と、当社の顧客要求品質を満足し、かつ低コストで製造可能な熱間鍛造技術の確立がバランス良く噛合った製品です。

今後もアルミニウム合金鍛造品による軽量化は環境対策面からも増大すると予想されています。自動車部品、カーエアコン部品、エコ給湯を含めた空調機部品などでの新製品の増加が期待されており、当社はこれらの開発に取り組んでいます。



図4 主要製品紹介
fig.4 Main products.

Topics

トピックス



(社)軽金属学会 第42回 小山田記念賞受賞
Received the 42nd Oyamada Memorial Award from the
Japan Institute of Light Metals

当社は、(社)軽金属学会の第42回小山田記念賞を受賞しました。受賞件名は「半導体製造装置・薄型ディスプレイ製造装置用基板ホルダーの製造方法開発」で、2007年11月10日、千葉大学西千葉キャンパスにて開催された(社)軽金属学会第113回秋期大会において表彰式がとりおこなわれ、(社)軽金属学会および(財)軽金属奨学会より表彰を受け、受賞記念講演でその概要を発表しました。

小山田記念賞は、(財)軽金属奨学会元理事長、故小山田裕吉氏の功績を記念するもので、我国における軽金属の生産ならびに製品の製作に関係した優れた技術を対象とし、その技術を確立した発明、考案あるいは研究の功績者に贈られます。

今回の受賞技術は、当社の鋳鍛事業部で2001年1月から工業化している液晶TFTディスプレイ製造装置用の基板ホルダー製造に利用されている熱間鍛造接合技術です。その原理は2枚のアルミニウム合金プレート界面に形成された嵌合空隙にヒータ回路を埋め込む際、大型鍛造プレスを使用してワンショット加圧で大面積のアルミニウム合金プレート同士を金属接合し、同時にヒータとアルミニウム合金プレートの密着を行うことを特徴としています。

従来半導体や液晶TFTディスプレイの製造装置には、基板ガラスを処理する部材としてアルミニウム合金板にヒータを組み込んだヒータリングプレート(基板ホルダー)が使用されていました。ヒータの組込みは溶接または鋳造(鋳包み)によって行われてきましたが、基板ホルダーの大型化に伴い、ヒータ組込み作業時間増大の問題やアルミニウム板とヒータとの熱膨張差の問題を初めとして、基板ホルダーとして要求される高真空シール性、平面均一性、熱均一性などの高品質要求に対応するのが困難な状況となりました。当社が開発した熱間鍛造接合基板ホルダーはこれらの基板ホルダー大型化の問題を解決し、第3世代(600×700 mmのサイズ)から採用されています。

2004年10月に稼動した大型15,000 ton鍛造プレス装置は4,000×3,000 mmサイズ的大型テーブルを有し、約2,000 mm角を越える第6世代から現在、最大の第8.5世代(2,200×2,500 mmサイズ)に至る大型基板ホルダーの製造を可能にし、現在、第6世代以降の基板ホルダーの

世界シェアを独占しています。

当社の鍛造事業は航空・宇宙、鉄道車両、船舶などの大型部品や半導体製造装置用の真空チャンバなどの分野に展開してきましたが、今回受賞した鍛造接合技術は薄膜ソーラーパネルにも応用可能であり、鍛造事業の業容拡大を期待しています。

なお、本技術に関連した国内特許5件、海外特許10件を取得済みです。



第42回 小山田記念賞盾
Prize shield of the 42nd Oyamada Memorial Award.



軽金属学会吉原会長から表彰状を受ける渡邊(右)
Mr. Watanabe (the right) receives the testimonial from Mr. Yoshihara, Chairman of the Japan Institute of Light Metals.



受賞者 左から福地 昭, 渡邊 克己, 大内 昌雄, 川田 徹
Awardees: Messrs. Akira Fukuchi, Katsumi Watanabe, Masao Oouchi and Toru Kawada (from the left).

Topics

トピックス

ALUMINIUM CHINA 2007 に出展

Exhibiting at ALUMINIUM CHINA 2007

当社は、2007年8月28日から30日まで中国上海市で行われたALUMINIUM CHINA 2007に出展しました。

ALUMINIUM CHINA 2007はアジア最大規模のアルミニウム産業展で、今回が3回目です。世界各国から279社が参加し、日本からは8社の企業が参加しましたが、日本の圧延メーカーの出展は今回が初めてです。

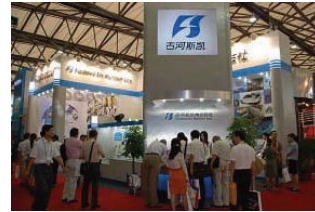
当社は、自動車フレーム材、バイクフレーム材、コンデンサなどの自動車関連製品を中心に、厚板、機能材、電気・電子関連製品など、幅広い製品を展示しました。また、当社グループ全体の紹介とともに、古河(天津)精密鋁業有限公司のコーナーも設けました。

さらに、西辻取締役技術部長によるセミナーも行い、

当社の概況、事業および技術を紹介しました。

期間中の展示会入場者数は約8,500名でした。

なお、2008年5月28日から30日まで中国広州で行われるALUMINIUM CHINA 2008に出展する予定です。



ALUMINIUM CHINA 2007 古河スカイ展示ブース
Exhibition booth of Furukawa-Sky Aluminum at
ALUMINIUM CHINA 2007

Topics

トピックス

古河電工グループ総合技術展

「FURUKAWA INNOVATION EXPO '07」に出展

Exhibiting at the Comprehensive Technology Exhibition of the Furukawa Group "FURUKAWA INNOVATION EXPO '07"

「価値創造の種が、ここにある。」をテーマに、古河電工グループ総合技術展「FURUKAWA INNOVATION EXPO '07」が2007年10月3日および4日に東京国際フォーラムで開催されました。

当社は自動車分野を中心に、輸送分野、エレクトロニクス分野などの製品を出展しました。

2日間で6,309名の皆様にご来場いただき、併設の技術セミナーでは「高成形性自動車用アルミニウム合金板材の開発」の講演を行いました。



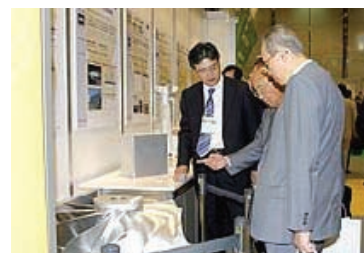
ウェルカムロビー・古河DNAコーナー風景
A view of Furukawa DNA corner at the welcome lobby.



テーマシアタ風景(アルミニウムビレットを展示)
A view of theme theater, where aluminum billet is exhibited.



トランスポーテーションブースの自動車モックアップ展示(アルミニウム製熱交換器やボディシートを搭載)
Exhibition of an automobile mock-up at the transportation booth, including aluminum heat exchanger and body sheet.



展示ブース風景(手前からアルミニウム製鍛造ファン、厚板、航空機用鍛造部品)
A view of exhibition booth showing, from the near side, aluminum forged fan, thick slab and forging for aircraft.

Topics

トピックス

平成18年度
**日本材料学会
技術賞**
受賞

平成18年度 日本材料学会技術賞受賞

Received a Technology Award for 2006 from the Society of Materials Science, Japan

当社は平成18年度日本材料学会技術賞を受賞しました。

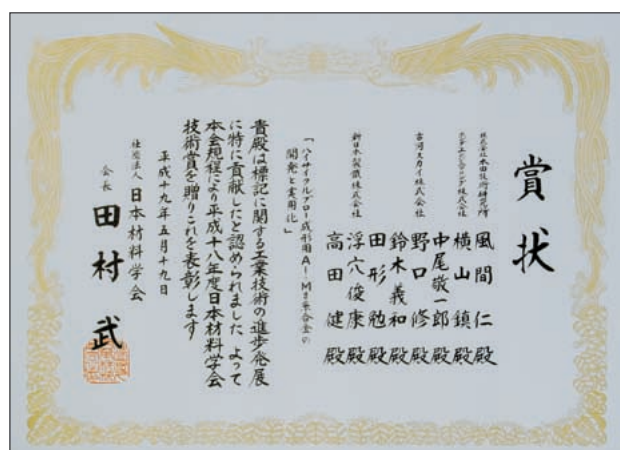
日本材料学会技術賞とは、材料に関する工業技術の進歩発展に特に貢献した会社へ贈られるものです。

今回の受賞技術は次のとおりです。

題 名： ハイサイクルブロー成形用 Al-Mg系合金の開発と実用化

受賞者： ㈱本田技術研究所, ホンダエンジニアリング㈱, 新日本製鐵㈱, 古河スカイ㈱ (個人名は省略)

本技術はJIS 5182合金の規格範囲内でMn, Cr添加量を最適化し、ハイサイクルブロー成形可能な温度-ひずみ速度範囲を拡大した材料開発およびハイサイクルブロー成形技術の実用化に関するもので、2004年からホンダレジェンドに量産適用されています。



平成18年度日本材料学会技術賞の賞状
Testimonial of Technology Award for 2006 from the Society of Materials Science, Japan.

1. 学会および協会誌投稿論文

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	摩擦撹拌接合部の形態と組織 – 構造用アルミニウム合金の摩擦撹拌接合継手の諸性質に関する研究 (第2報) –	岡 田 俊 哉	軽金属溶接, 45 (2007), 23.	2007.04
2	関東支部地域の軽金属メーカーの紹介	石 川 和 徳	軽金属, 57 (2007), 319.	2007.07
3	溶接冶金および材料	東 海 林 了	軽金属溶接, 45 (2007), 510.	2007.11
4	展伸材メーカーの現状	石 川 和 徳	アルミニウム, 14 (2007), 130.	2007.11
5	自動車用アルミニウムボディシートの成形性	野 口 修 健 高 田 健 (新日本製鐵)	塑性と加工, 48 (2007), 967.	2007.11
6	温間異周速圧延によるAl-Si-Mg系合金の成形性向上	小 松 原 俊 雄 小 山 克 己 野 口 修 健 上 野 洋 一 三 木 善 揮	アルミニウム, 15 (2008), 7.	2008.01
7	半導体製造装置・薄型ディスプレイ製造装置用基板ホルダーの製造法開発	渡 辺 克 己 福 地 昭 雄 大 内 昌 雄 川 田 徹	軽金属, 58 (2008), 117.	2008.03
8	古河スカイ(株)における温暖化対策(燃料転換及び省エネ)	山 下 陽 一	クリーンエネルギー, 17 (2008), 13.	2008.03

2. 学会および協会講演

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	塩化物イオンを含む酸性溶液中、Si含有合金表面から発生する水素のSECM観察	大 谷 良 行 兒 島 洋 一 伏 見 公 志 (北大) 幅 崎 浩 樹 (同上)	腐食防食協会・材料と環境2007, 講演集, (2007), 455.	2007.05
2	Al-Mg-Si合金の室温時効挙動に及ぼす予備熱処理の影響	日 比 野 旭 健 高 田 健 (新日本製鐵) 佐 賀 誠 (同上) 潮 田 浩 作 (同上) 高 橋 淳 (同上) 菊 池 正 夫 (九州大)	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 55.	2007.05
3	プレコート材の放熱特性と一般特性に及ぼす塗膜中の黒色微粒子の影響	前 園 利 樹 斉 藤 正 次	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 153.	2007.05
4	アルカリ熱サイクル中のアルミニウム合金の腐食挙動に及ぼすpH・温度依存性	恩 田 時 伯 兒 島 洋 一	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 159.	2007.05

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
5	Al-Si合金の粒界腐食感受性に及ぼすろう付け加熱後の熱処理条件の影響	二 宮 淳 司 大 谷 良 行 田 中 哲 一 兒 島 洋 一	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2006), 163.	2007.05
6	ろう付部の電気化学顕微鏡観察	大 谷 良 行 兒 島 洋 一	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 165.	2007.05
7	6000系アルミニウム合金板の雰囲気湿度制御環境中での疲労破面形態	一 谷 幸 司 小 山 克 己	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 191.	2007.05
8	6061アルミニウム合金の低ひずみ速度変形挙動に及ぼす湿潤空気環境の影響	一 谷 幸 司 大 崎 修 平 (山口大) 池 田 淳 (同上) 原 野 徹 (同上) 趙 丕 植 (日本軽金属) 竹 島 義 雄 (住友軽金属工業)	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 193.	2007.05
9	水蒸気環境中での6061系アルミニウム合金押出材の疲労挙動	一 谷 幸 司 中 西 茂 紀	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 285.	2007.05
10	Al-Mg-Si系合金の低歪速度試験	一 谷 幸 司 菅 野 幹 宏 安 藤 誠 臣 妹 尾 政 臣 (東京大学) 茂 木 徹 一 (千葉工大) 田 辺 郁 (同上)	軽金属学会・第112回春期大会, 概要集, (2007), 293.	2007.05
11	アルミ繊維焼結吸音材フルポーラスの開発	細 川 俊 之	軽金属学会・第112回春期大会, 北陸支部企画 「技術フォーラム」, テキスト, (2007), 31.	2007.05
12	A high-strength aluminum alloy fin stock for CAB produced using a twin-roll strip caster	木 村 剛 新 倉 昭 男	VTMS 8 Vehicle Thermal Management Systems, 113.	2007.05
13	温間異周速圧延によるAl-Mg-Si合金の集合組織制御	小 松 原 俊 雄	自動車技術会2007年春季大会・材料フォーラム, (2007), 30.	2007.05
14	温間異周速圧延による6000系アルミニウム合金の成形性改善	小 松 原 俊 雄	軽金属学会第82回シンポジウム, (2007), 26.	2007.06
15	Recrystallization Textures of Al-Mg-Si Alloy Sheets Produced by Symmetric and Asymmetric Combination Rolling	小 松 原 俊 雄 井 上 博 史 (大阪府立大) 堀 雅 是 (同上) 高 杉 隆 幸 (同上) 田 中 宏 樹 (住友軽金属工業)	Materials Science Forum, 558-559 (2007), 207.	2007.06
16	アルミニウム合金の局部腐食に及ぼす微細孔形状の影響	兒 島 洋 一 蔭 山 明 宏 (北大) 坂 入 正 敏 (同上)	日本鉄鋼協会・日本金属学会両北海道支部合同 平成19年度夏期講演大会, (2007), 22.	2007.07
17	形状を制御した微細孔中におけるアルミニウムの腐食挙動	兒 島 洋 一 蔭 山 明 宏 (北大) 坂 入 正 敏 (同上) 高 橋 英 明 (同上)	腐食防食協会・第54回材料と環境討論会, 講演 集, (2007), 219.	2007.08
18	アルミニウム合金に形成される酸化皮膜構造に及ぼす雰囲気中の水蒸気の影響	大 原 伸 昭 山 内 啓 (北大) 高 橋 幸 太 郎 (同上) 黒 川 一 哉 (同上)	日本金属学会・第114回秋期大会, 概要集, (2007), 202.	2007.09

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
19	Scanning Electrochemical Micro Spectroscopy Investigation for Brazed Area of Al-Si Alloy	大 谷 良 行 兒 島 洋 一	Electrochemical Society・212th Meeting, D2-High Resolution Characterization of Corrosion Processes, #888.	2007.10
20	Effects of Acetic Acid on the Corrosion Behavior under the Cabinet Accelerated Corrosion Test Conditions	兒 島 洋 一 大 谷 良 行	Electrochemical Society・212th Meeting, D3-Light Alloys 3, #940.	2007.10
21	Metallurgical Features of Friction Stir Welded Zone Studies on Characteristics of Friction Stir Welded Joints in Structural Aluminum Alloys (Report 2)	岡 田 俊 哉	The 10th International Conference on Joints in Aluminium (INALCO2007) Proceedings, 76.	2007.10
22	Fatigue Properties of Aluminum Brazing Sheet after Brazing	柳 川 裕 (軽金属溶接構造協会 低温接合委員会として)	The 10th International Conference on Joints in Aluminium (INALCO2007) Proceedings, 119.	2007.10
23	アルミニウム板材の円錐台成形における破断限界予測	野 口 修 上 野 洋 一 三 木 善 揮 高 田 健 (新日本製鐵) 植 村 元 (エムアンドエムリサーチ) 伊 藤 耿 一 (同上)	第58回塑性加工連合講演会, 講演論文集, (2007), 111	2007.10
24	アルカリ熱サイクル試験中のアルミニウム合金の腐食挙動に及ぼすpH・温度依存性	恩 田 時 伯 兒 島 洋 一	腐食防食協会・第54回材料と環境討論会, 講演集, (2007), 223.	2007.11
25	Al-Si合金表面反応の走査型電気化学顕微鏡観察	大 谷 良 行 兒 島 洋 一	腐食防食協会・第54回材料と環境討論会, 講演集, (2007), 227.	2007.11
26	Mgを含む熱交換器用Al-Mn系合金のろう付加熱後の時効現象	安 藤 誠 新 倉 昭 男 鈴 木 義 和 戸 次 洋 一 郎	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 35.	2007.11
27	超塑性変形したAl-Mg系合金の結晶方位分布、粒界性格のEBSD解析	小 松 原 俊 雄 稲 垣 裕 輔 (INATEX)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 49.	2007.11
28	温間異周速圧延によるアルミニウム合金のr値向上	小 松 原 俊 雄 上 野 洋 一 三 木 善 揮 竹 田 博 貴	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 51.	2007.11
29	水素容器ライナー用6061と7075合金板の疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響	一 谷 幸 司 趙 丕 植 (日本軽金属) 小 林 達 由 樹 (同上) 土 田 孝 之 (同上) 竹 島 義 雄 (住友軽金属工業)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 127.	2007.11
30	6022温間異周速圧延材の成形性評価	上 野 洋 一 小 松 原 俊 雄 田 尻 彰 彰 小 山 克 己 三 木 善 揮 竹 田 博 貴	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 175.	2007.11
31	快削アルミニウム合金の動向とプレーキ液溶解事例について	東 海 林 了 介 森 謙 介 (耐食性委員会・錫添加合 金特性調査WGとして)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 197.	2007.11
32	アルミニウムの腐食促進試験における酢酸の影響の温度依存性	大 谷 良 行 兒 島 洋 一	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 205.	2007.11
33	プレコート材の耐汚染特性と一般特性に及ぼす塗膜中の添加物の影響	小 澤 武 廣 斎 藤 正 次	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 215.	2007.11
34	塗布型ノンクロム処理のアルミニウム塗装材への適用	加 藤 治 小 澤 武 廣 斎 藤 正 次 太 田 優 (古河カラーアルミ)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 219.	2007.11

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
35	アルミニウム材の各種陽極酸化皮膜の耐アルカリ性比較	本 川 幸 翁 小 林 時 彦 水 谷 高 大 (名古屋大) 興 戸 正 純 (同上)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 221.	2007.11
36	バリア型陽極酸化皮膜のアルカリ中の劣化挙動	本 川 幸 翁 小 林 時 彦 水 谷 高 大 (名古屋大) 興 戸 正 純 (同上)	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 223.	2007.11
37	アルミニウム表面の酸化物と水酸化物の脱脂性の検討	田 中 祐 一 倉 田 正 裕 小 林 敏 明	軽金属学会・第113回秋期大会, 概要集, (2007), 225.	2007.11
38	温間異周速圧延によるAl-Mg-Si系合金の成形性改善	小 山 克 己	第262回塑性加工シンポジウム, 圧延工学分科 会, 第97回研究会, 「圧延による材料創製技術 の現状と展望」, 35.	2007.12
39	アルミニウム産業のメタル循環の現状と課題	大 瀧 光 弘	第83回シンポジウム予稿集, 地球環境に優しい 自動車を目指して, ～自動車におけるアルミニウ ムの利用と再資源化～, 25.	2008.02

3. その他 報告, 講演, 発表など

	題 名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	船舶・LNG船	東 海 林 了	「現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム」, 初版1刷, 75.	2007.05
2	航空機・ロケット	村 松 俊 樹	「現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム」, 初版1刷, 82.	2007.05
3	鋳造	大 瀧 光 弘	「現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム」, 初版1刷, 185.	2007.05
4	板の製造について	小 林 博 幸	「現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム」, 初版1刷, 195.	2007.05
5	塑性加工・接合	戸 次 洋 一 郎	「現場で生かす金属材料シリーズアルミニウム」, 初版1刷, 244.	2007.05
6	アルミニウムの溶解と溶湯処理	大 瀧 光 弘	平成19年度軽金属学会基礎技術講座, 「軽金属 基礎講座」, 第5版, (2006), 1.	2007.08
7	アルミニウムの圧延	小 林 博 幸	平成19年度軽金属学会基礎技術講座, 「軽金属 基礎講座」, 第5版, (2006), 56.	2007.08
8	アルミニウム合金板材の集合組織制御による成形性の向上	上 野 洋 一 田 中 宏 樹 (住友軽金属工業)	日本学術振興会 材料の微細組織と機能性第133委員会, 第 194回研究会資料, 8.	2007.08
9	半導体製造装置・薄型ディスプレイ製造装置用基板 ホルダーの製造法開発	渡 辺 克 己 福 地 昭 大 内 昌 雄	軽金属学会・第113回秋期大会・ 小山田記念 賞, 受賞講演	2007.11
10	アルミニウムの腐食のおはなし I & II	兒 島 洋 一	腐食センターニュース, No.045	2008.03

編集後記

古河スカイ(株)の社名を多くの皆様に知っていただけるよう日々努力を続けております。2007年は古河電工グループ総合技術展(東京国際フォーラム)やALUMINIUM CHINA 2007(上海)など国内外の展示会で当社の特徴あるアルミニウム製品や技術を紹介致しました。ご来場いただいた皆様には厚く御礼申し上げます。今後も全社一丸となり、皆様のご期待に添えますよう努力を続ける所存です。

『Furukawa-Sky Review』第4号をお届け致します。

第4号はアルミニウム材の製造技術についての解説や接合、成形など利用技術の解説および技術紹介を集めました。また、昨年、社団法人軽金属学会から小山田記念賞や論文賞を受賞した内容についての論文および展示会のトピックスを掲載しています。誌面の制約で、当社の技術・製品の一端をご紹介しますに止まりましたが、内容についてのご質問、ご意見、ご要望などがございましたら、忌憚なく担当者までお問い合わせください。

『Furukawa-Sky Review』を皆様方にご愛読いただけるように、編集委員一同、魅力的な誌面づくりを心掛けてまいりますので、今後もより一層のご指導とご助言をお願い致します。

編集委員一同

Furukawa-Sky Review No.4

(2008年4月1日 発行)

Furukawa-Sky Review 編集委員会

委員長	西辻孝三			
委員	亀井信哉	難波江元広	倉田正裕	岸野邦彦
	東海林了	山下陽一	仁木和寿	
幹事	石川和徳	澤地 隆		

発 行 所 古河スカイ株式会社

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号 秋葉原UDX12階

TEL: (03) 5295-3800 (代表) FAX: (03) 5295-3760

編集発行人 西辻孝三

編 集 Furukawa-Sky Review 編集委員会

製 作 古河テクノリサーチ株式会社

Always With You

私たち古河スカイは、日本最大のアルミ圧延メーカーとして、幅広い産業分野のお客様とともにアルミニウムがもつ無限の可能性を追究し、“新たな価値”を創造し続けていきます。

輸送分野



軽量で、強度・剛性に優れたアルミニウム材料は、鉄道車両や船舶の加速度性能の向上やエネルギー効率の向上に貢献してきたほか、近年では、ハイブリッド自動車の駆動モータのパワーアップや省エネ化のキーパーツとなるアルミ電解コンデンサにも広く使われています。

- 自動車熱交換器
- 自動車ボディ
- ターボチャージャー用インペラ
- 鉄道車両
- 船舶
- 航空機

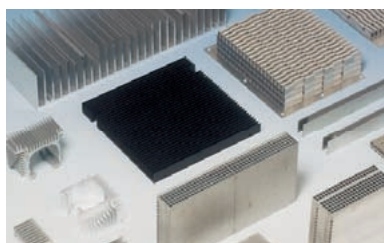
生活関連分野



リサイクル率に優れ、省エネにも大きく寄与するアルミ缶は、ビールや清涼飲料水などに広く使われています。また、鉄の約3.1倍という熱伝導率の高さをもつことから、高性能化、省エネ化が求められるエアコンの熱交換機としての需要も高まっています。

- アルミ缶
- 食品用箔
- 医薬用箔
- 家電
- スポーツ・レジャー

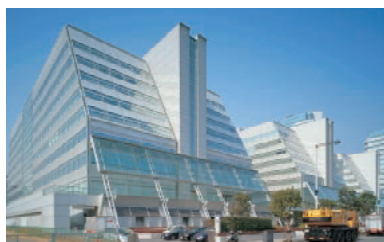
産業分野



品質安定性やコストパフォーマンスに優れた小型・大容量のコンデンサ(蓄電器)として、また、軽量で、放熱性や加工性、意匠性に優れた筐体として、アルミニウムはパソコンや携帯電話、デジタルカメラなどのエレクトロニクス機器に幅広く用いられています。

- PS版(オフセット印刷用刷版)
- 複写機ドラム
- 電解コンデンサ
- ヒートシンク
- メモリーディスク基板
- 真空容器

建築分野



アルミニウム材料は、表面処理を施すことでさまざまな色や質感を表現できるほか、建築物に求められる気密性、遮音性、断熱性、耐火性などにも優れることから、高層ビルのカーテンウォールやガラスドームの骨材、住宅の建材やエクステリア製品などに活用されています。

- カーテンウォール
- 内外装
- 屋根
- サッシ
- 高欄
- 標識



本 社 〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号
秋葉原UDX12階
TEL:(03)5295-3800 FAX:(03)5295-3760

工 場
福 井 〒913-8588 福井県坂井市三国町黒目21-1番地
TEL:(0776)82-5840 FAX:(0776)81-6022

深 谷 〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351番地
TEL:(048)572-1311 FAX:(048)573-4162

日 光 〒321-1443 栃木県日光市清滝桜ヶ丘町1番地
TEL:(0288)54-0567 FAX:(0288)53-3329

小 山 〒323-0812 栃木県小山市大字土塔560番地
TEL:(0285)23-2111 FAX:(0285)22-1668

滋 賀 〒523-0021 滋賀県近江八幡市長福寺町172番地
TEL:(0748)38-1300 FAX:(0748)37-8423

営 業 拠 点
関 西 〒530-0004 大阪府大阪市北区堂島浜2丁目1番29号
古河ビル6階
TEL:(06)4797-7300 FAX:(06)4797-7327

中 部 〒461-0005 愛知県名古屋市東区東桜1丁目14番25号
テレビアビル8階
TEL:(052)955-6680 FAX:(052)955-6683

九 州 〒812-0011 福岡県福岡市博多区博多駅前3丁目2番1号
日本生命博多駅前ビル3階
TEL:(092)436-3341 FAX:(092)436-3349

関 連 会 社 株式会社ACE21
株式会社エルコンボ
株式会社システムスカイ
スカイサービス株式会社
株式会社ニッケイ加工
日本製箔株式会社
東日本鍛造株式会社
古河カラーアルミ株式会社
古河スカイ滋賀株式会社
古河スカイテクノ株式会社
古河（天津）精密鋁業有限公司
AFSEL S.A.
Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc.
PT.Furukawa Indal Aluminum

(50音順)



<http://www.furukawa-sky.co.jp/>