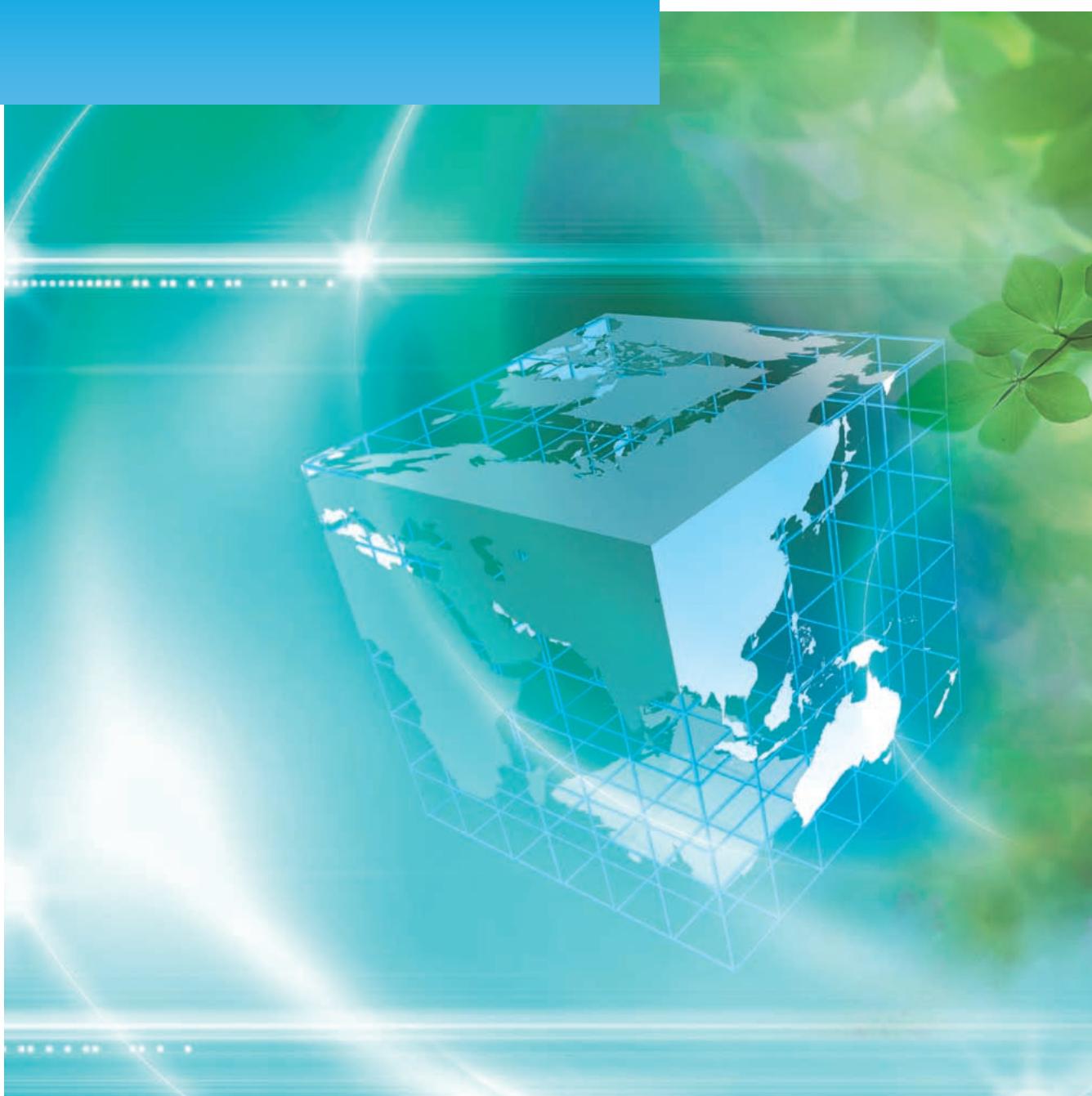


Furukawa-Sky Review

No.5
April 2009



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5号
2009年4月
目次

技術解説

リチウムイオン電池用アルミニウム箔

芦澤 公一, 山本 兼滋 —— 1

一般論文

プレコート材の放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種およびグラファイトの影響

前園 利樹, 斎藤 正次 —— 7

Mgを含む熱交換器用Al-Mn系合金のろう付加熱後の時効挙動

安藤 誠, 鈴木 義和, 新倉 昭男, 戸次 洋一郎 —— 14

湿度制御雰囲気中におけるアルミニウム合金の低ひずみ速度引張り変形特性

一谷 幸司, 小山 克己 —— 20

設備・生産技術開発

プロセスライン制御ソフトの内製開発

浦上 康雄, 西村 浩一, 寺本 伸弘 —— 29

製品紹介

加工性に優れた防汚性アルミ塗装材(非フッ素)「ファスコートクリーン® E202 2X」 —— 32

屋外仕様の光ダクト用反射板 —— 34

環境に優しい鉄道車両用高性能ヒートシンク「Hiシンク・HP」 —— 36

環境対応特集

古河スカイにおける温暖化防止活動(燃料転換および省エネルギー)

山下 陽一 —— 38

深谷工場コンプレッサ電力の削減活動 —— 43

小山工場ジクロロメタン全廃 —— 45

コラム

アルミニウムの腐食のおはなし その4

兒島 洋一 —— 47

関連会社紹介

株式会社ニッケイ加工 —— 49

トピックス

英国のアルミニウム圧延会社へ資本参加 —— 51

韓国アルミニウム圧延メーカーとの業務提携契約に調印 —— 51

ALUMINUM CHINA 2008に出展 —— 52

アルミニウム合金押出材カタログを発行 —— 52

公表資料

論文・講演・資料 —— 53



表紙デザイン

当社は「世界の中での競争力」をキーワードに、英国のアルミニウム圧延会社への資本参加や韓国のアルミニウム圧延会社との業務提携契約など、積極的な海外展開を図っております。一方、社会と地球環境に優しいアルミニウムを通じ、社会の発展に貢献することを経営ビジョンとし、さまざまな取り組みを進捗させております。表紙は、これら当社の姿勢をイメージしたものです。

No.5
April 2009
Contents

Technical Papers

Aluminum Foil for Lithium-Ion Battery	Koichi Ashizawa and Kenji Yamamoto —— 1
Effects of Resin Type and Graphite in Coating Films on the Heat Radiating Properties of Pre-Coated Aluminum Sheets	Toshiki Maezono and Masatsugu Saito —— 7
Aging Phenomena after Brazing of Mg-Containing Al Alloys for Heat Exchangers	Makoto Ando, Yoshikazu Suzuki, Akio Niikura and Yoichiro Bekki —— 14
Slow Strain Rate Tensile Properties of Aluminum Alloys under Controlled Experimental Humidity	Koji Ichitani and Katsumi Koyama —— 20
In-House Development of Process Line Control System	Yasuo Urakami, Kouichi Nishimura and Nobuhiro Teramoto —— 29

Products

Non Fluorine Pre-Coated Aluminum Sheet with Good Stain Resistance and Formability "FUSCOAT CLEAN E202 2X"	— 32
Outdoor-Type Reflector for Mirror Duct	— 34
Eco-Friendly High-Performance Heat Sink for Railway Rolling Stock "Hi Sink HP"	— 36

Technologies

Anti-Global Warming Activities at Furukawa-Sky Aluminum Corp. (Fuel Switching and Energy Saving)	Youichi Yamashita —— 38
Power Consumption Reduction Activities for Air Compressors at the Fukaya Works	— 43
Complete Elimination of Dichloromethane at the Oyama Works	— 45

Technical Column

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum IV	Yoichi Kojima —— 47
--	---------------------

Introduction of factory

Nikkei Kakoh Co., LTD.	— 49
------------------------	------

Topics

Completion with Capital Participation to British Aluminium Rolling Company	— 51
Signing of Business Collaboration Agreement with an Aluminum Rolling Company in Republic of Korea	— 51
Exhibiting at ALUMINUM CHINA 2008	— 52
Publication of a Catalog of Aluminum Alloy Extrusions	— 52

Published Papers

Research Papers, Lectures and Written Materials	— 53
---	------

リチウムイオン電池用アルミニウム箔

Aluminum Foil for Lithium-Ion Battery

芦澤 公一
Koichi Ashizawa

山本 兼滋
Kenji Yamamoto

概要 リチウムイオン電池の正極集電体には正極活物質を保持し、電流を正極活物質に供給する役割があるが、その材料としてはアルミニウム箔が唯一無二であり他に代わる材料は存在しない。アルミニウム箔という身近な材料がリチウムイオン電池の構成材料に使用可能な理由について解説した。第1は、正極集電体としてアルミニウム箔を用いた場合にはリチウムイオンがドープしないことである。リチウムイオンがドープするとアルミニウム箔が脆化して集電体としての機能を果たさなくなる。アルミニウム自体はリチウムイオンがドープしやすい金属であるが、正極集電体として使用される電位領域ではドープしない。第2は耐食性が高いことである。これはアルミニウムの表面は強固な自然酸化皮膜に覆われているが、電池内で第1回目の充電時にアルミニウム箔表面にさらに耐食性が高いフッ化アルミニウムが形成されることにある。第3はアルミニウム箔表面に導電性があることである。導電性がある理由には表面欠陥説とトンネル効果説があるが、大電流が供給可能な特性を有する皮膜がアルミニウム箔表面に存在することにある。

Abstract: Aluminum foil is the one and only, irreplaceable material for the positive electrode collector of lithium-ion batteries, where it serves to retain positive electrode active materials and to supply electric current to the positive electrode materials. This article describes the reasons why this familiar material of aluminum foil can be used as a constituting material of lithium-ion batteries. Firstly, an aluminum foil is never doped with lithium ions when used as a positive electrode collector. If it were doped, it would become too brittle to function as a current collector. Although aluminum itself allows easy doping with lithium ions, it is never doped in the potential range in use as a positive electrode collector. Second, aluminum is corrosion-resistant. While the surface of aluminum is covered with a corrosion-resistant film of natural oxide, an aluminum fluoride of higher corrosion resistance is additionally formed during the time of the first battery charging. Third, the surface of an aluminum foil is electrically conductive. This means that, whether the electric conductivity is attributable to the theory of surface defect or to the theory of tunneling effect, there exists on the surface of an aluminum foil a film having characteristics capable of supplying a large electric current.

1. はじめに

1991年にソニーよりリチウムイオン電池(LIB)が発売されて以来、LIBは携帯電話、ノートパソコンなどの普及と共に需要が拡大している。LIBは多くの構成材料からなるが、その1つは正極集電体であり、正極活物質を保持し、電流を正極活物質に供給する機能を有す

る。実用LIBの正極集電体材料としてはアルミニウム箔が唯一無二であり、他に代わる材料は存在しない。アルミニウム箔をLIB用正極集電体として初めて採用したのはLIBの発明者である吉野彰博士である。同氏は正極にLiCoO₂、負極にカーボンを用いた二次電池というLIBの基本特許¹⁾を出願し、正極集電体材料に対してもリチウムイオン電池の集電体にアルミニウム箔を用いる

特許^{2,3)}を出願している。さらに同氏はアルミニウム箔を採用した経緯について次のように述べている⁴⁾。「正極集電体として必要なことは、LIBの正極および負極の電極の厚みを150~200 μmにするために薄いことと、4V以上の起電力に耐えられることであるが、材料として意外にもアルミニウム箔が使用できることを試行錯誤の上辿り着いた。アルミニウム箔を正極集電体に用いるという技術は重要で、アルミニウム箔が正極集電体に使えなかつたらリチウムイオン二次電池は世の中に出てこられなかつただろう」。アルミニウム箔は日用品としても身近な材料であるが、LIBの構成材料の中でも大きい存在と言える。

しかし、電極構成材の中でアルミニウム箔に対する技術的課題は少ないと従来考えられていた。実用的なLIBが開発されてから、パソコン用途や携帯電話用途などのいわゆる民生用LIBの開発では、電池容量(mAh)をより高めることに集中し、各電池メーカーでは、正極活物質および負極活物質共その容量を増大させるための開発競争がなされていた⁵⁾。正極集電体に対しては、正極電極活物質の支持体としての機能と、放電率0.1~1C程度の比較的小さい出力密度で電極活物質に電流を供給する機能や、安定製造が可能な材料の基本特性が満足できれば良いと考えられ、電池製造上の問題がなければ特別な特性を要求されることはなかった。ところが、最近開発が進んでいる車載用LIBなど出力密度の大きいLIBにおいては従来にない特性が要求されるようになった⁶⁾。電池容量よりも高出力特性、高サイクル特性、低温性向上、安全性の改善など⁷⁾が開発目標として掲げられている。例えば車載用LIBでは放電率20~100C程度の高出力密度が必要とされている。このため、正極集電体に対しては材料の導電率が高く、集電体と活物質の接触抵抗を小さくできるように密着性が良好な表面を有することが重要となっている。

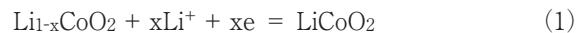
負極集電体には圧延銅箔や電解銅箔などの純銅が用いられるのに対し、正極集電体には通常厚さ15~30 μm程度のアルミニウム合金箔が使用されている。LIB用アルミニウム合金箔は通常97%以上がアルミニウムで、Fe, Si, Mnなどの微量添加元素が含まれているが、この微量添加元素の配合により、材料の電気特性、機械特性、温度特性などが異なるため、電池要求性能に応じたアルミニウム合金箔が必要とされている。

LIB用アルミニウム箔についての解説は単独ではこれまでほとんどされていないので、今回正極集電体用アルミニウム箔に的を絞り、アルミニウム箔がLIB用正極集電体として使用できる理由とLIB用アルミニウム合金箔について解説する。

2. 正極集電体におけるアルミニウム箔の役割

2.1 LIBの構成

図1にLIB構成の一例を示す。汎用LIBでは正極活物質にコバルト酸リチウムが、負極活物質にはカーボン($\text{C}_{\text{Li}_{6-n}}$)が使用される。電解液には LiPF_6 や LiBF_4 などの電解質と、EC, DEC, DMEなどを溶媒とした溶液が用いられ、PEやPPの微多孔膜からなるセパレータに含浸させている。正極集電体にはアルミニウム箔が、負極集電体には銅箔が用いられる。正極活物質は直径5~20 μm程度の粒子であり、微細な導電剤を混合した接着剤で粒子間を固定している。導電剤は正極集電体のアルミニウム箔にも接触していて、これにより電子伝導のネットワークが形成される^{8,9)}。正極活物質自体は導電性が極めて小さいため、式(1)に示す正極反応は、 LiCoO_2 、導電剤および電解液の3相界面でのみ生じていると考えられている。



2.2 アルミニウム箔が正極集電体に使用される理由

アルミニウム箔はコストが安い材料であるが、正極集電体にアルミニウム箔が使用されるのには単にコストだけではなく、次のような理由がある。

- (1) 正極集電体として使用される電位領域ではリチウムイオンがアルミニウム箔にドープしない。
- (2) 導電性が良好である。
- (3) 強固な自然酸化皮膜に覆われている(5~10 nm)。
- (4) 電池内でさらに耐食性の高い皮膜が形成される。
- (5) アルミニウム箔表面に導電性がある。
- (6) 入手しやすく、低コストである。
- (7) 加工性に優れる。

参考のため負極集電体に銅箔が使用される理由も示す。

- (1) リチウムイオンが銅箔にドープしない。
- (2) 導電性が良好である。
- (3) 入手しやすく、低コストである。
- (4) 加工性に優れる。

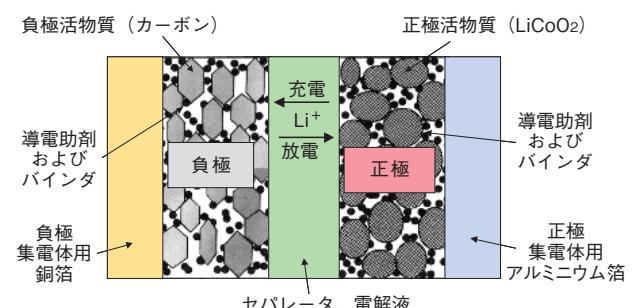


図1 LIBの構成
Fig.1 Structure of LIB.

2.3 リチウムのドープ現象

上述のように正極集電体として使用できる材料の条件で最も重要なことはリチウムイオンがドープしないことである。もしもリチウムイオンが集電体にドープするならば、集電体が脆化して電極活性物質保持材としての機能を果たさなくなる。そこで次にリチウムのドープ現象について説明する。

アルミニウムに対するリチウムイオンのドープは式(2)に従って進行する。



ドープ電位よりも卑であれば、左辺から右辺に進むカソード反応によりリチウムイオンがアルミニウムにドープする。また、ドープ電位よりも貴であれば右辺から左辺に進むアノード反応によりリチウムイオンの脱ドープが生じる。従って、ドープ現象が発生するかしないかについてはドープ電位がポイントとなる。図2にBesenhard¹⁰⁾が行った式(2)におけるリチウムイオンのアルミニウムへのドープ・脱ドープにおけるサイクリックボルタモグラフを示す。これによれば、ドープ電位は約0.1 V vs. Li/Li⁺であることが分かる。このドープ電位については、充電電位0.4 V vs. Li/Li⁺、放電電位0.5 V vs. Li/Li⁺とする記述¹¹⁾もあるがいずれにせよドープ電位は0 V vs. Li/Li⁺よりも少し貴な電位である。これに対し、コバルト酸リチウムを正極活性物質とした場合の正極電位は約4 V vs. Li/Li⁺という高いレベルにあり、正極集電体のアルミニウム箔もこの高い電位に分極されている。この電位はドープ電位よりもかなり貴であるため、

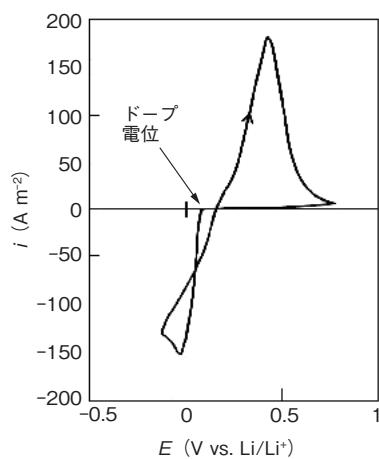


図2 アルミニウムへのリチウムイオンのドーピング反応におけるサイクリックボルタメトリーの結果¹⁰⁾
アルミニウム: 99.9 wt%, 走査速度: 5 mVs⁻¹, 電解液: 0.5 M LiI/PC

Fig.2 Cyclic voltammogram of lithium ion doping reaction on 99.9 wt% Al substrate in 0.5 M LiI / PC, v=5 mV s⁻¹ ¹⁰⁾.

アルミニウム箔へのリチウムイオンのドープは発生することはない。この理由によりアルミニウム箔を正極集電体に使用できるわけである。

ところで、最近開発されたチタン酸リチウムを負極活性物質にした電池^{12), 13)}には負極集電体としてアルミニウム箔が使用されている。チタン酸リチウムの電極電位は約1.5 V vs. Li/Li⁺であるため、上述の原理によりリチウムイオンのドープは発生しない。また、電流密度の高い充電を行ってもアルミニウムへのドープ電位あるいは金属リチウム析出電位までは通常分極することがないため、負極集電体にアルミニウム箔が使用可能である。

筆者らは、0 V vs. Li/Li⁺近傍の電位において種々の金属がリチウムイオンのドープが生じやすいか否かを調べるために、Deyの方法¹⁴⁾を参考にして実験を行った。図3に実験に使用したセルを示す。実験方法は次のようにした。作用極として集電体の候補となる金属、および対極としてリチウム金属を使用した小型セルを作製した。電極面積各4.5 cm²、電解液組成 1 M LiClO₄ - (EC + DMC) (EC : DMC = 1 : 1)、液量35 cm³、液温25°Cとした。両極を1.8 kΩの抵抗を介して接続し、両極間の端子電圧を測定した。回路を閉じてからの端子電圧はドープ電流に比例するため、電圧変化の積算値から一定時間経過後のドープ電気量を求めた。積算電気量がリチウムイオンのドープ量に比例する。

実験結果を図4に示す。232 h後の積算電気量は、アルミニウムが34.0 C·cm⁻²であった。参考のため銅についても調べたが0.07 C·cm⁻²であった。この結果より、0 V vs. Li/Li⁺近傍の電位ではアルミニウムは銅と比較して極めてリチウムイオンとドープしやすい金属であることが確認できた。

このような方法でリチウムイオンとドープしやすい金属を調べると、リチウムイオンがドープしない代表的な金属として、Cu, Fe, Ni, SUSなどがあり、また、リチ

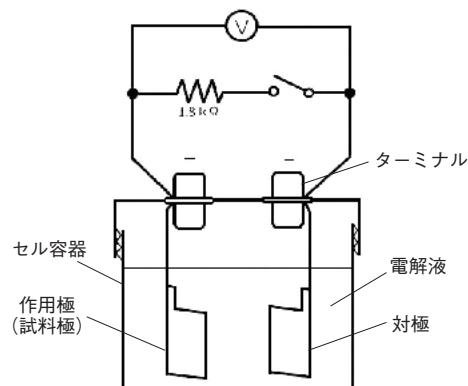


図3 ドーピング試験における実験用セルと回路
Fig.3 Cell and circuit in doping experiment.

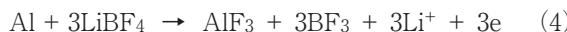
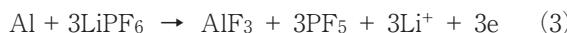
ウムイオンがドープする代表的な金属として、Al, Ag, Zn, Snなど多数あることが判明した。

このようにドープ電位が卑な領域ではアルミニウムはリチウムイオンのドープが非常に起こりやすい金属である。そこで、リチウムイオンのアルミニウムに対するドープ現象を負極活物質として生かすことも以前研究されていた¹⁵⁾。LiAlの容量密度は993 mAh·g⁻¹(アルミニウム重量当たり)であり、黒鉛系活物質LiC₆の372 mAh·g⁻¹の約3倍であるため、LiAlを負極活物質に利用すれば大容量電池を実現できると考えられた。しかし、充放電に伴う微粉化によるサイクル寿命低減により実用には至っていない。

なお、筆者らは種々の金属とドープの有無についてリチウムとの2元系合金の状態図¹⁶⁾を用いて分類した。その結果、リチウムイオンとドープする金属は固溶相や金属間化合物が存在し、リチウムイオンとドープしない金属はリチウムと2相分離することが分かった。図5はAl-Liの状態図であるが、広い領域で金属間化合物が存在し、図6はCu-Liの状態図であるが、2相分離していることをそれぞれ示している。

2.4 アルミニウム箔表面の耐食性皮膜

アルミニウムは弁金属であり、表面に形成する酸化皮膜により耐食性がある。LIB内においては、アルミニウムが有機電解液中でアノード分極され、BF₄⁻やPF₆⁻などのフッ素を含む複アニオンと反応してバリア型の不導態皮膜を生成する¹⁷⁾。この不導態皮膜はAlF₃やこれと類似の化合物であり、水以外のほとんどの溶媒に不溶であり、極めて安定な性質を持つ¹⁸⁾。実際には、第1回目の充電時にアルミニウム箔表面で次の反応が起きていると考えられる。



これにより酸化アルミニウムよりも耐食性の高いフッ化アルミニウムが生成し、もともとある酸化アルミニウムとフッ化アルミニウムの混成物により正極集電体の完

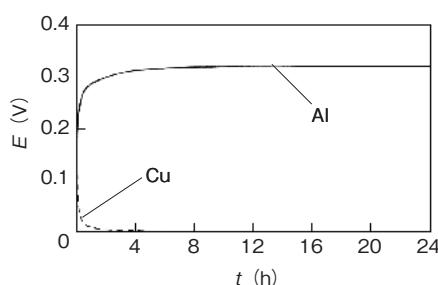


図4 リチウムイオンのドープ量測定結果
Fig.4 Measurement results of doped quantity of lithium ions.

璧な耐食性を形成する。また、ここで形成されるフッ化アルミニウムはTa, Nb, Ti, Zr, Hfなど他の弁金属のフッ化物の中で最も耐食性が大きい。このように、耐食性皮膜が形成するという点もアルミニウム箔が正極集電体として使用される理由である。

2.5 アルミニウム箔皮膜の導電性

高出力放電や高速充電時、正極集電体材料と正極活物質との電気的接触抵抗は極力小さいことが望ましい。しかし、アルミニウム箔表面に存在する酸化物やフッ化物は絶縁性であり、集電体として使用できるのは不思議である。例えばAl₂O₃の比抵抗は287 Kの温度にて 1×10^{14} Ω·m¹⁹⁾であるが、皮膜厚さ5 nm、電流密度10 A·m⁻²で通電した場合の皮膜での電圧ドロップを計算すると、 5×10^6 Vとなり計算上集電体として使用できないはずである。しかし実際にはアルミニウム箔表面には良好な電気伝導性があり集電体として十分に使用できている。なぜアルミニウム箔表面に電気伝導性があるについては諸説あるが、次の2説が有力である。

(1) 表面欠陥説

絶縁性の集電体不導態皮膜に炭素粉末が接触すると集電体不導態皮膜の欠陥が活性化されて通電する。したがって、[集電体 | 導電助材]の接触抵抗(Ω m²)は集電

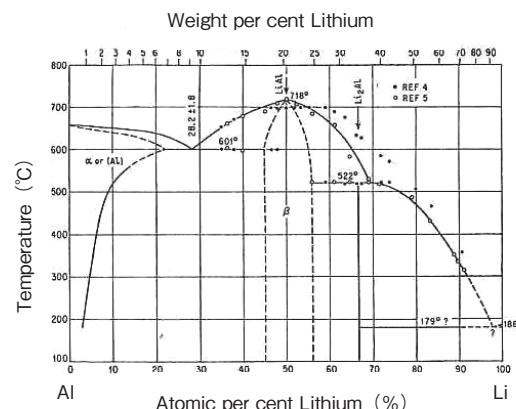


図5 Al-Li合金の状態図¹⁶⁾
Fig.5 Al-Li equilibrium diagram¹⁶⁾.

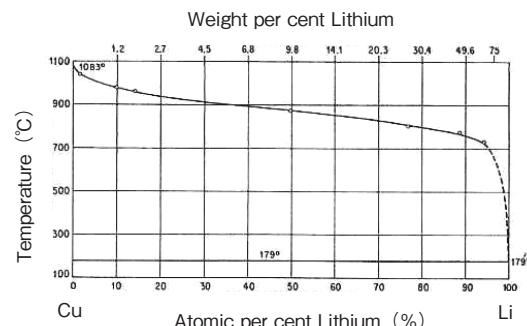


図6 Cu-Li合金の状態図¹⁶⁾
Fig.6 Cu-Li equilibrium diagram¹⁶⁾.

体不導態皮膜の表面欠陥濃度に依存する^{20), 21)}。

(2) トンネル効果説

トンネル効果とは、量子力学の分野で、エネルギー的に通常は超えることのできない領域を粒子が一定の確率で通り抜けてしまう現象のことであり、電気的絶縁体を挟んで電子伝導体が、10 nm程度以下に接近すると良好な電子伝導が生じる²²⁾。アルミニウム箔の自然酸化被膜は5~10 nmであり、良好に電流が流れると説明できる。LIB内で形成されたフッ化アルミニウムも厚さ5~10 nmで絶縁性であり、同様にトンネル効果により導電体になると考えられる。

3. LIB用アルミニウム合金箔

LIB用アルミニウム箔には純アルミニウムだけでなくアルミニウム合金²³⁾が使われ、LIBの製造法や用途に適したアルミニウム箔が選択されている。主なアルミニウム合金の特徴と用途を表1に示す。LIB正極集電体用アルミニウム合金箔の材質(化学成分)として、当初アルミニウム純度の高い1000系(純アルミニウム系)の1085材や1N30材が使用されていた。その後1000系(純アルミニウム系)、3000系(Al-Mn合金系)²⁴⁾、5000系(Al-Mg合金系)、8000系(Al-Fe合金系)が使い分けられていたが、5000系は薄箔化が難しく現在はあまり使われていない。なお、純アルミニウム系のアルミニウム箔にも微量元素が添加されているので、以後全てアルミニウム合金箔と呼ぶこととする。

上記アルミニウム合金箔の主要添加成分を図7に示す。横軸は添加元素第一成分、縦軸は第二成分をそれぞれ表す。この中で汎用材は1000系の1085と1N30、および3000系の3003である。車載用等高出力型LIBには高導電率の1085材が適するなど用途に応じたアルミニウム合金箔が選択されているが、得意先の要求に応じてアルミニウム合金箔の更なる改良が期待されている。

4. アルミニウム合金箔の機械的性質

電池製造の際、活物質塗工後のプレス工程や捲回工程ではアルミニウム合金箔に応力および張力がかかるた

め、アルミニウム合金箔の機械的特性が重要視される。そこで各アルミニウム合金箔の特性を十分に把握しておく必要がある。図8に主なアルミニウム合金箔の引張り強さと伸びを示す。

ここでアルミニウム合金箔の熱軟化特性を一例として述べる。電池出力特性向上させるためにはアルミニウム合金箔の導電率を高めることが重要であり、材質的には純度の高いアルミニウム合金箔が優位である。通常活物質塗工後の乾燥工程においてアルミニウム合金箔は軟化するが、純度の高いアルミニウム合金箔ほど軟化しやすくなる。逆に軟化しにくいアルミニウム合金箔では添加元素の固溶促進により導電率が低下することがある。このように導電率と強度のバランスが良いアルミニウム合金箔を設計することが重要である。

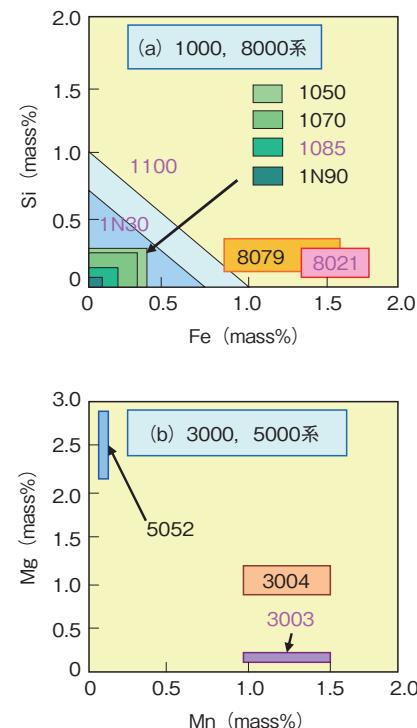


図7 アルミニウム合金箔の化学成分
(a) 1000系, 8000系, (b) 3000系, 5000系
(赤字がLIBに使われるアルミニウム合金)

Fig.7 Chemical compositions of aluminum alloy foils. a: 1000- and 8000-alloys; b: 3000- and 5000-alloys. The red figures show aluminum alloys used for LIB.

表1 リチウムイオン電池用アルミニウム合金箔の特徴と用途

Table 1 Characteristics and uses of aluminum alloy foils for lithium-ion batteries.

合 金	合 金 系	純 度 ま た は 主 要 成 分	導 電 率 (%IACS)	特 徴	用 途
1085	純アルミニウム	99.85 %	61.5	高導電率	車載用
1N30	純アルミニウム	0.2 % Si + 0.5 % Fe	59.8	低コスト	汎用, 民生用
1100	純アルミニウム	0.3 % Si + 0.6 % Fe	59.5	高強度, 高延性	民生用(高生産性)
3003	Al-Mn	1.0 % Mn	48.5	高強度	民生用(高生産性)
8021	Al-Fe	1.5 % Fe	59.0	高強度	民生用(高生産性)

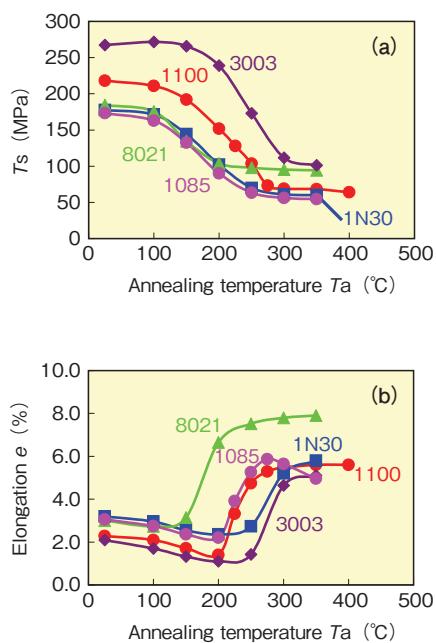


図8 アルミニウム合金箔の引張り強さ(a)と伸び(b)
加熱時間: 各温度 3.6 ks

Fig.8 Tensile strength (a) and elongation (b) of aluminum alloy foil. Annealing time: 3.6 ks.

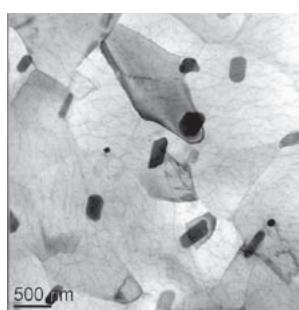


図9 TEM観察による3003アルミニウム合金箔の組織
Fig.9 TEM micrograph of 3003 aluminum alloy foil.

図9にアルミニウム合金箔の金属組織の一例を示す。ここで示したアルミニウム合金箔は3003合金で、サブグレインとAl-Mn化合物の析出が見られるが、Mnの固溶・析出状態は材料の導電率および強度に関与している。

5. おわりに

冒頭に「LIB正極集電体材料としてはアルミニウム箔に代わる材料は存在しない」と述べたが、その理由がお分かりいただけたのではないだろうか。その理由を知ると、アルミニウム箔は長い間LIBの出現を待ち続けていたような錯覚を覚える。現在は産業構造が大きく変換している時期であり、環境に適応したハイブリッド車や電気自動車は今後成長が大きいと見込まれる。搭載されるLIBに使用されるアルミニウム箔の需要も今後ますます増大することが期待されている。

参考文献

- 1) 旭化成, 特許第02668678号, 1986年出願.
- 2) 旭化成, 特許第02128922号, 1984年出願.
- 3) 吉野 彰: リチウムイオン電池物語, シーエムシー, (2004), 131.
- 4) 吉野 彰: 二次電池材料の開発, シーエムシー, (2003), 10.
- 5) 風間智秀: 次世代電池2007/2008, 日経BP社, (2007), 10.
- 6) 小久見善八: リチウム二次電池, オーム社, (2008), 192.
- 7) 日経エレクトロニクス No.966, 日経BP社, (2007), 93.
- 8) 矢田静邦: リチウムイオン電池・キャパシタの実践評価技術, 技術情報協会, (2006), 41.
- 9) K. Tachibana, T. Suzuki, C. Kanno, T. Endo, T. Ogawa, T. Shimizu, S. Kohara and T. Nishina: Electrochemistry, **71** (2003), 1226.
- 10) J. O. Besenhard: J. Electroanal. Chem., **94** (1978), 77.
- 11) 小久見善八, 豊口吉徳: 最新二次電池材料の技術, シーエムシー, (1997), 91.
- 12) 湯本博幸: カーエレクトロニクスのすべて2008, 日経BP社, (2008), 46.
- 13) 高見則雄, 小杉伸一郎, 本多啓三: 東芝レビュー, **63** (2008), 54.
- 14) A. N. Dey, J. Electrochem. Soc., **118** (1971), 1547.
- 15) 吉野 彰: 二次電池材料の開発, シーエムシー, (2003), 124.
- 16) M. Hansen, K. Anderko: Construction of Binary Alloys Second Edition, McGraw-Hill Book Co., (1958), 104, 539.
- 17) リチウム二次電池部材の高容量・高出力化と安全性向上, 技術情報協会, (2008), 261.
- 18) 立花和宏, 佐藤幸裕, 仁科辰夫, 遠藤孝志, 松木健三, 小野幸子: Electrochemistry, **69** (2001), 670.
- 19) 最新酸化物便覧・物理的化学的性質-第2改訂増補版 日本語版, モスクワ<冶金>出版所・日ソ著作権センター, (1978), 208.
- 20) リチウム二次電池部材の高容量・高出力化と安全性向上, 技術情報協会, (2008), 262.
- 21) 仁科辰夫: FBテクニカルニュース No.64, (2008), 3.
- 22) 例えば 阿部正紀: 電子物性概論, 培風館, (1990), 123.
- 23) アルミニウムハンドブック(第7版), 日本アルミニウム協会, (2007), 26, 230.
- 24) アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会編, (1991), 217, 340.



芦澤 公一 (Koichi Ashizawa)

日本製箔(株) 研究開発部



山本 兼滋 (Kenji Yamamoto)

日本製箔(株) 研究開発部

プレコート材の放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種およびグラファイトの影響

Effects of Resin Type and Graphite in Coating Films on the Heat Radiating Properties of Pre-Coated Aluminum Sheets

前園 利樹

Toshiki Maezono

斎藤 正次

Masatsugu Saito

概要 近年電子機器の小型化および高性能化に伴い熱問題が深刻になってきている。この問題を解決する1つの方法として、プレコートアルミニウム材が注目されている。黒色添加物を含有した塗膜が比較的良好な熱放射性を示すことは知られている。しかしながら、塗膜中の樹脂種や黒色添加物の影響に関する報告は少ない。したがって、我々はプレコート材の放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種およびグラファイトの影響について詳細に調査した。塗膜中の樹脂の化学構造と分光放射率とは密接な関係があると考えられ、特に、メラミン架橋タイプ高分子ポリエステルの放射率が良好であった。グラファイトは赤外線の波長4.5~14.2 μmの広い範囲で放射率を向上させることができ、特に、平均粒径7.0 μmの土状グラファイトを添加することが有効であることを見出した。

Abstract: In recent years, as electronic equipment become more compact providing higher performance, the problem of heat is becoming acute. As a way to solve this problem, use of pre-coated aluminum sheets is drawing attention. It is known that a coating film containing black additives has relatively good thermal radiation. However, detailed reports on the effects of resin type and black additives in coating films are few. Therefore, we studied in detail the effects of resin type and graphite in coating films on the heat radiating properties of pre-coated aluminum sheets. In this study, we found that the chemical structure of the resin in coating films is closely related with the spectral emissivity. In particular, the emissivity of polyester cured by melamine is good. It is possible for graphite to improve the emissivity over a wide wavelength range of 4.5-14.2 μm. It was also found that an average particle size of 7.0 μm of amorphous graphite is especially effective.

1. はじめに

アルミニウムの軽量性、高熱伝導性、および高リサイクル性により、ノートパソコンやFPD（フラットパネルディスプレイ）などに代表される電子電機分野へのアルミニウムの適用が拡大している。また、この分野では、放熱性、導電性、光反射性などを付加した機能性プレコート材が注目されている。

近年、高密度実装技術や半導体技術の進展による電子機器の小型化および高性能化がめざましい。このような小型化および高性能化は消費電力密度の増大による局所発熱集中をもたらした。この発熱量の増加は電子部品の正常動作を阻害し、電子機器の信頼性を損なう恐れがあ

るため、大きな問題となっている。

この熱問題の解決方法として、各種の放熱対策が行われている。電子機器の放熱経路としては熱伝導、対流、熱放射などの基本要素で構成されている。そこで、これらの放熱メカニズムを利用して、熱源で発生した熱を速やかに外部へ放散することが重要である。しかし、電子機器の情報家電化が進み、不要輻射(EMI)、騒音、排熱などの環境への配慮も重要な問題となってきた。そのため、通風孔による放熱対策や冷却ファン、ヒートシンクなどの放熱部品による対策は、環境性能の低下やコストの増加などが問題となる。一方、このような熱伝導や対流による放熱対策と比較し、熱放射による放熱対策は低コストで、かつ冷却ファンレスによる静音化が可能なた

め環境性能が高い。また、冷却ファン、ヒートシンクなどの放熱部品が収納できないような小スペースに適用できるなどのメリットがある。このような状況の中で、特に、基材として熱伝導性の高いアルミニウム材料を用い、さらに塗装による熱放射性を付与した放熱性プレコートアルミニウム材への期待が今後ますます高まるものと予想される。

赤外放射材料の放射率はキルヒホッフの法則に従い、赤外不透明材料の放射率 ε と反射率 ρ の関係は $\varepsilon = k(1 - \rho)$ で与えられる。したがって、一般に赤外線の反射が小さい有機物の放射率は大きい傾向にあると言われている¹⁾。また、黒色添加物を含有した塗膜が比較的の良好な熱放射性を示すことは知られているものの、黒色添加物を含有していない場合の樹脂種の影響や黒色添加物の影響などに関する報告は少ない。

本報では、塗膜中の樹脂およびグラファイトそれぞれの放熱特性への影響を明確にすることを目的として、黒色添加物を含有しない場合、塗膜中の樹脂種、膜厚の影響²⁾およびその作用について検討した。また、黒色添加物であるグラファイトを添加した場合、その平均粒径、種類および添加量がプレコート材の放熱特性に及ぼす影響およびその作用について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の作製手順を示す。素材となるアルミニウム板には、板厚0.6 mmのA5052-H34を使用した。塗装前処理として、強アルカリ系脱脂液を用いて脱脂した後、りん酸クロメート液を用いて化成処理を施した。クロメート皮膜量は $30 \pm 5 \text{ mg/m}^2$ (金属クロム換算値)となるように調整した。

次に、りん酸クロメート処理を施したアルミニウム板の片面に、表1に示すカラーアルミ分野で用いられる各種樹脂系の塗料を乾燥塗膜厚さが20 μmとなるようにバーコータで塗布した後、焼付け温度が高分子ポリエステル系樹脂とエポキシ樹脂は508 K、ふつ素系樹脂は533 Kとなるようにそれぞれ焼付けた塗膜を供試材とした。また、高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)

については樹脂 T_g (ガラス転移温度)の影響を検討するため表2に示す樹脂 T_g の異なる塗料を乾燥塗膜厚さが20 μmとなる供試材も作製した。さらに、高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)については塗膜厚の影響について検討するため乾燥塗膜厚さが5 μmと10 μmとなる供試材も作製した。

次に、放熱性黒色添加物であるグラファイトの影響について検討するため、高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)に対して表3に示す平均粒径および種類の異なるグラファイトを0~18 mass%添加した塗料を乾燥塗膜厚さが10 μmとなるようにバーコータで塗布し、焼付けた塗膜を供試材とした。なお、グラファイトの種類については土状黒鉛(amorphous graphite: 黒色の微小結晶で、外観は土状または土塊状)、鱗片状黒鉛(flake graphite: 鱗片状黒鉛の一種。外観が薄い鱗片の黒鉛で、最も一般的な黒鉛)を用いた。また、平均粒径7.0 μmのグラファイトの外観のSEM像を図1に示す。土状グラ

表2 高分子ポリエステルAの樹脂 T_g
Table 2 Resin T_g of Polyester A.

Resin No.	Resin T_g (Glass transition temperature)
6	268 K
7	293 K
1	303 K
8	333 K

表3 グラファイトの種類と平均粒径
Table 3 Type and average particle size of graphite.

Graphite No.	Type	Average particle size
1	Amorphous	2.0 μm
2	Amorphous	3.5 μm
3	Amorphous	7.0 μm
4	Flake	7.0 μm

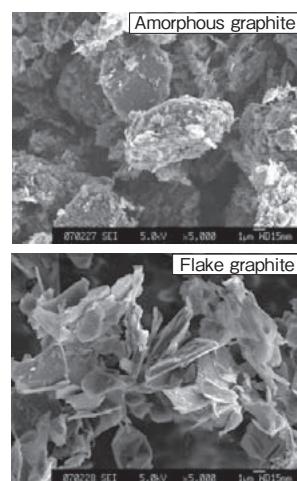


図1 グラファイトの外観SEM像(平均粒径: 7.0 μm)
Fig.1 SEM image of the graphite. (Average particle size: 7.0 μm)

表1 塗料の樹脂種
Table 1 Resin type of the coating material.

Resin No.	Resin type
1	Polyester A (Melamine curing type)
2	Polyester B (Isocyanate curing type)
3	Epoxy
4	70% Polyvinylidene fluoride (the remainder acrylic)
5	10% Polyvinylidene fluoride (the remainder acrylic)

ファイトは塊状のものであった。一方、鱗片状グラファイトは土状グラファイトと比較すると厚みが薄く平面部が平滑な鱗片状であることが認められた。

2.2 評価法

2.2.1 プレコート材の放熱特性

放熱特性は赤外放射測定ユニットを付帯したフーリエ変換赤外分光光度計を用い、323 Kにて赤外線の波長4.5~14.2 μmにおける分光放射率を測定して平均の放射率を求め評価を行なった。

2.2.2 プレコート材の表面粗さ測定

プレコート材の表面粗さを表面粗さ測定器にて測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種と塗膜厚の影響

3.1.1 樹脂種の影響

放射率に及ぼす樹脂種の影響を図2に示す。メラミン架橋タイプやイソシアネート架橋タイプの架橋剤の種類にかかわらず、高分子ポリエステル系樹脂はいずれも比較的放射率が高いことが認められた。特にメラミン架橋タイプの高分子ポリエステルAは5種類の樹脂種のうち、最も放射率が高く、エポキシは最も放射率が低くなることが認められた。また、ふつ素系樹脂ではふつ素樹脂の含有率の小さい樹脂が放射率が低くなることが認められた。

3.1.2 放射率に及ぼす樹脂 T_g の影響

5種類の樹脂種の中で、最も放射率の高いことが認められた高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)について、樹脂 T_g による放射率の違いを評価した。その結果を図3に示す。樹脂 T_g の異なる4種類の高分子ポリエステルの放射率はいずれも0.71~0.72で、ほぼ同様の値となり、樹脂 T_g による放射率への影響は認められなかつた。

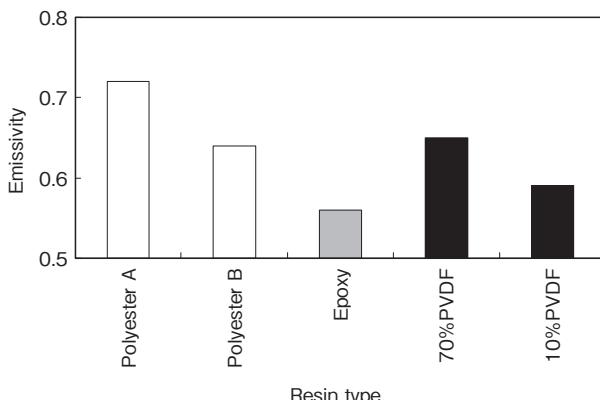


図2 放射率に及ぼす樹脂種の影響
Fig.2 Effect of resin type on emissivity.

た。

3.1.3 塗膜厚の影響

高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)について、放射率に及ぼす塗膜厚の影響を図4に示す。塗膜厚が厚くなるに従って、放射率が高くなる傾向が認められた。高くなる程度は塗膜厚10~20 μmと比較し、塗膜厚5~10 μmでの変化が顕著であった。

3.2 放熱特性に及ぼす塗膜中のグラファイトの影響

3.2.1 土状グラファイトの平均粒径と添加量の影響

図5に放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径と添加量の影響を示す。土状グラファイトの平均粒径にかかわらず、グラファイト添加量6.8~9.1 mass%までは添加量の増加に従って放射率は高くなる傾向が認められた。それ以上添加した場合、放射率はやや低下する傾向が認められた。また、放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響は数μmオーダにおいては小さいことが認められた。

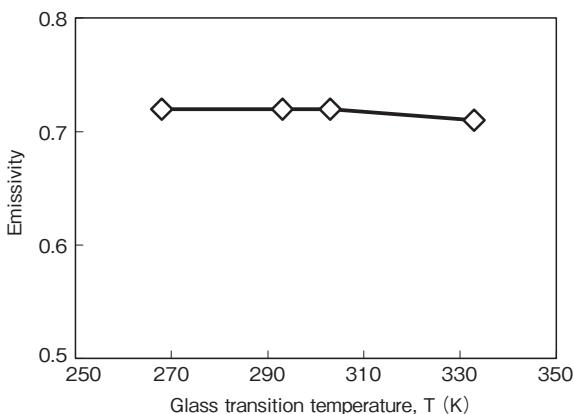


図3 放射率に及ぼす樹脂 T_g の影響(樹脂種:高分子ポリエステルA)

Fig.3 Effect of resin T_g on emissivity. (Resin type: Polyester A)

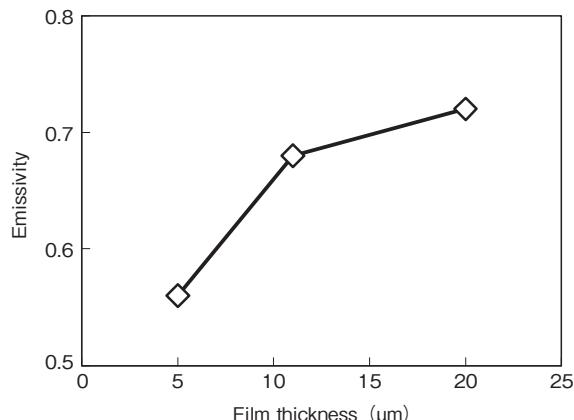


図4 放射率に及ぼす塗膜厚の影響(樹脂種:高分子ポリエステルA)

Fig.4 Effect of film thickness on emissivity. (Resin type: Polyester A)

3.2.2 グラファイトの種類と添加量の影響

図6に放射率に及ぼすグラファイトの種類と添加量の影響を示す。グラファイトの種類にかかわらず、いずれもグラファイト添加量6.8~9.1 mass%までは添加量の増加に従って放射率は高くなる傾向が認められた。それ以上添加した場合、放射率は若干低下する傾向が認められた。また、グラファイトの種類については、土状タイプは鱗片状タイプより放射率が高くなる傾向が認められた。

3.3 考察

グラファイトを添加しない場合、樹脂種、樹脂 T_g および塗膜厚と赤外線の波長4.5~14.2 μmの分光放射率との関係を詳細に検討することで、放射特性に及ぼす樹脂自身の作用について考察した。また、グラファイトを添加した場合、添加量、平均粒径および種類と分光放射率との関係を詳細に検討した。さらに、プレコート材の表面粗さの比較および種類の異なるグラファイトの外観の

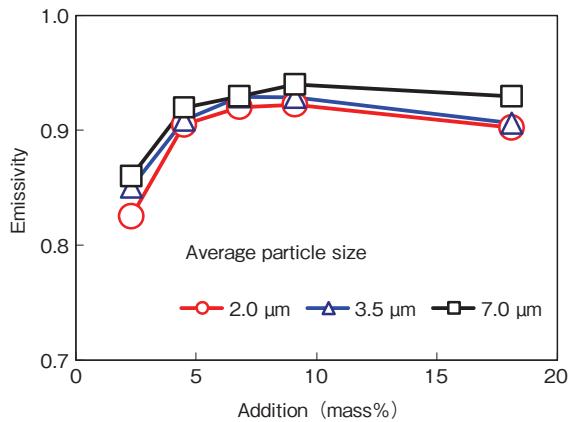


図5 放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径と添加量の影響

Fig.5 Effect of average particle size and addition of the amorphous graphite on emissivity.

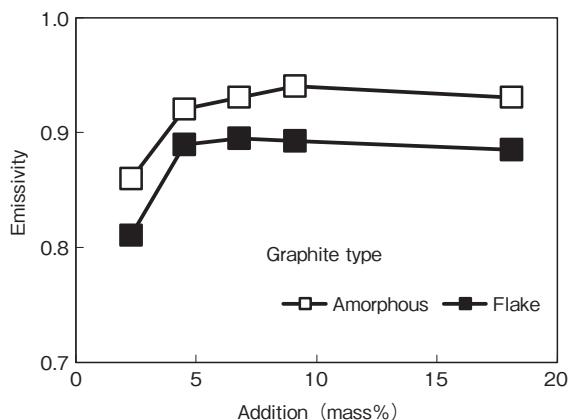


図6 放射率に及ぼすグラファイトの種類と添加量の影響 (平均粒径: 7.0 μm)

Fig.6 Effect of graphite type and addition on emissivity. (Average particle size: 7.0 μm)

比較を行い、グラファイトの作用について考察した。

3.3.1 分光放射率に及ぼす樹脂種の影響

高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)、高分子ポリエステルB(イソシアネート架橋タイプ)、エポキシ、70%ふっ素、10%ふっ素の5種類の樹脂種の中から、放射率の高い樹脂として高分子ポリエステルA、高分子ポリエステルB、また放射率の低い樹脂としてエポキシを選定して、分光放射率に及ぼす樹脂種の影響を図7に示した。いずれの樹脂も波長5.5 μm以上(波数の場合は1820 cm⁻¹以下)から放射率は急激に高くなる傾向が認められたが、分光放射率のプロファイルは樹脂種により大きく異なっていた。これらのサンプルは、グラファイトなどの黒色添加物は含有していないため、この分光放射特性の違いは、樹脂の化学構造の差に起因すると考えられる。例えば、高分子ポリエステルAおよびBの両方に認められる波長5.8 μm(波数の場合は1724 cm⁻¹)付近の放射率のピークはエステル結合のC=O伸縮振動に起因すると推定される。さらに、高分子ポリエステルBの場合、高分子ポリエステルAと異なりイソシアネート架橋タイプのため、C=O伸縮振動(アミドI)に起因すると推定される波長5.9 μm(波数の場合は1694 cm⁻¹)付近に放射率のピークが認められた。また、エポキシの場合、ビスフェノールA型エポキシの芳香族環C=C伸縮振動に起因すると推定される波長6.2および6.6 μm(波数の場合は1515, 1613 cm⁻¹)付近に放射率のピークが認められた。このように分光放射特性と塗膜中の樹脂の化学構造とは密接な関係があり、幅広く強い赤外吸収ピークを多く示す樹脂の放射率が高いと考えられる。したがって、放熱特性の向上には樹脂種の選定が重要であり、黒色添加剤を含有しない場合においても、適切な樹脂種の選定が不可欠と考えられる。

3.3.2 分光放射率に及ぼす樹脂 T_g の影響

高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)につい

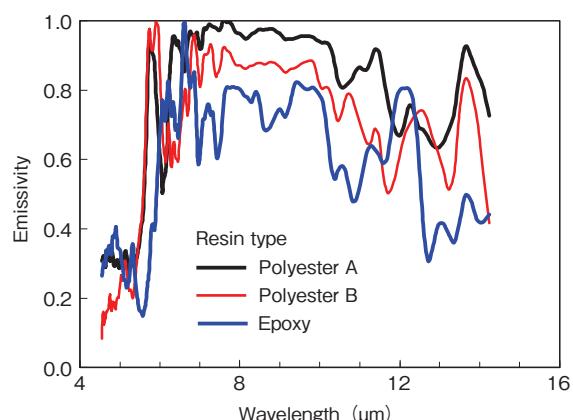


図7 分光放射率に及ぼす樹脂種の影響

Fig.7 Effect of resin type on spectral emissivity.

て、分光放射率に及ぼす樹脂 T_g の影響を図8に示す。樹脂 T_g は樹脂の化学構造や分子量の影響を有すると推定される。しかしながら、樹脂 T_g が268~333 Kまで変化しているにもかかわらず、分光放射特性の顕著な差は認められなかった。したがって、分子量はおおよそ同一であったことから、ポリエステル樹脂の骨格を形成している多塩基酸成分や多価アルコール成分の化学構造は分光放射特性に影響を及ぼさないと考えられる。

3.3.3 分光放射率に及ぼす塗膜厚の影響

高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)について、分光放射率に及ぼす塗膜厚の影響を図9に示す。波長5.5 μm以上(波数の場合は1820 cm⁻¹以下)では、全波長範囲にて塗膜厚が厚くなるに従い、放射率が高くなる傾向が認められた。特に、波長11.0~13.0 μm(波数の場合は770~910 cm⁻¹)の範囲は塗膜厚の影響が顕著であった。また、この波長範囲での単位塗膜厚当たりの放射率の増加は塗膜厚10 μmから20 μmよりも5 μmから10 μmの方が大きい。文献¹⁾より、赤外線の強度は物体

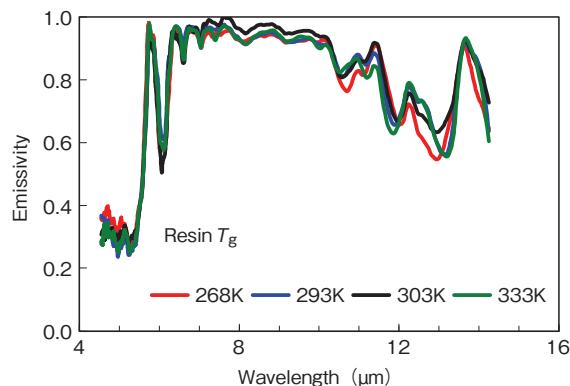


図8 分光放射率に及ぼす樹脂 T_g の影響(樹脂種:高分子ポリエステルA)

Fig.8 Effect of resin T_g on spectral emissivity. (Resin type: Polyester A)

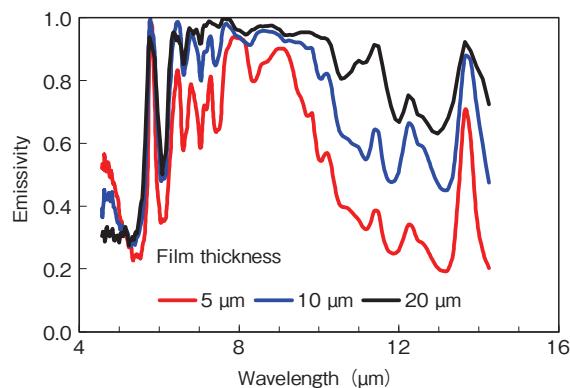


図9 分光放射率に及ぼす塗膜厚の影響(樹脂種:高分子ポリエステルA)

Fig.9 Effect of film thickness on spectral emissivity. (Resin type: Polyester A)

内部で進行距離に対し指数関数的に減衰することが知られている。これより、塗膜表面からより深い内部で発生した赤外線ほど塗膜中で減衰する割合が大きく、塗膜厚が波長の大きさより厚くなると、塗膜中で発生した赤外線の減衰は大きくなり、放射されなくなることが示唆された。また、塗膜厚が5 μmと比較的薄い場合においても、波長5.5~11.0 μm(波数の場合は910~1820 cm⁻¹)および波長13.7 μm(波数の場合は730 cm⁻¹)付近では比較的高い放射率を示した。

ここで、高分子ポリエステルA(メラミン架橋タイプ)の赤外吸収スペクトルを図10に示す。図9と図10を比較すると、放射率のピーク位置と赤外吸収のピーク位置が良く似た傾向であることが認められた。また、文献^{3), 4)}より、ポリエステル樹脂はC=O伸縮振動に起因する波長5.7 μm(波数の場合は1740 cm⁻¹)付近、C-O-C伸縮振動に起因する波長7.8~9.5 μm(波数の場合は1050~1275 cm⁻¹)、CH₂横ゆれ変角振動に起因する波長13.7 μm(波数の場合は730 cm⁻¹)付近に大きな赤外吸収を示すことが知られている。また、架橋剤のメラミン樹脂は波長6.2~7.7 μm(波数の場合は1300~1600 cm⁻¹)付近、波長8.8~10.5 μm(波数の場合は950~1140 cm⁻¹)付近に大きな赤外吸収を示すことが知られている。

したがって、このように比較的薄い塗膜厚においても良好な放射率を示した理由は、メラミン架橋タイプ高分子ポリエステルAが化学構造中に、この波長範囲の赤外線に対して活性な分子振動モードを有していたためと推定される。

3.3.4 分光放射率に及ぼす土状グラファイトの添加量の影響

図5より土状グラファイトの中で最も放射率の高かった平均粒径7.0 μmについて、分光放射率に及ぼすグラファイトの添加量の影響を図11に示す。添加量9.1 mass%までは波長4.5~14.2 μmの全波長において、添加量の増加に従って放射率の高くなる傾向が認められ

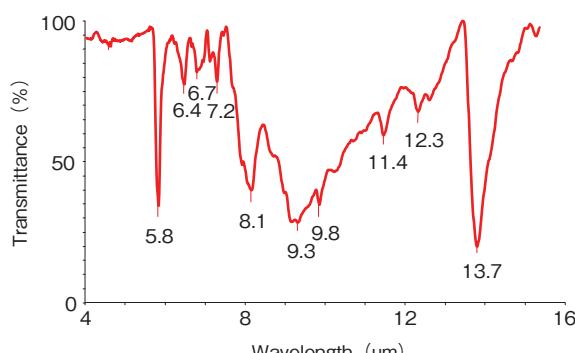


図10 高分子ポリエステルAの赤外吸収スペクトル
Fig.10 Infrared spectrum of polyester A.

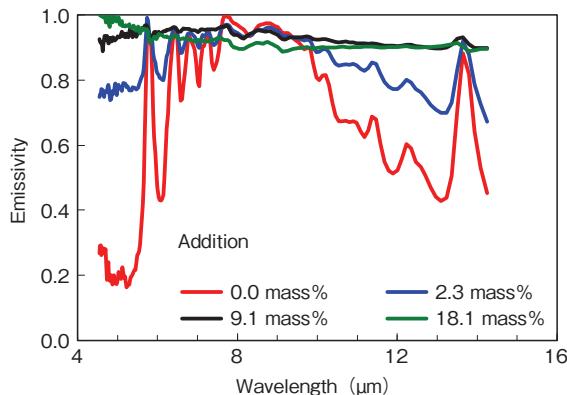


図11 分光放射率に及ぼす土状グラファイトの添加量の影響(平均粒径: 7.0 μm)

Fig.11 Effect of amorphous graphite addition on spectral emissivity. (Average particle size: 7.0 μm)

た。一方、添加量が18.1 mass%まで増加した場合、波長6.0~11.0 μmでの放射率がやや低下した。波長6.0~11.0 μmでは、図9に示したようにグラファイトなどの黒色添加物を含有しない場合においても比較的高い放射率であった。したがって、グラファイトの添加量を18.1 mass%まで増加した場合、塗膜中の高分子ポリエステルAの含有率は逆に低下するため、その結果波長6.0~11.0 μmでの放射率がやや低下したと考えられる。以上のことから、土状グラファイトは波長4.5~14.2 μmの全波長において、放射率を向上させることができる有効な放熱性添加物である。しかしながら、その添加量についてはベース樹脂との最適な配合割合が存在すると考えられる。

3.3.5 分光放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響

図5よりグラファイトの平均粒径にかかわらず、添加量6.8~9.1 mass%で放射率が最大となった。土状グラファイトの添加量9.1 mass%について、分光放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響を図12に示す。波長4.5~14.2 μmの全波長において、平均粒径7.0 μmが2.0 μmより放射率が若干高い傾向が認められた。しかし、その差はわずかで分光放射率のプロフィールはほぼ同一であることから、分光放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響は数μmオーダーにおいては小さいと考えられる。

また、図5から、グラファイトの平均粒径より添加量が放射率に大きく影響を及ぼしている。つまり、同一添加量の場合、全体積は変わらず、全表面積は約3.5倍異なる。したがって、放射率の向上にはグラファイトの表面積よりも体積が大きく影響すると考えられる。このことから、赤外放射または赤外吸収はグラファイトの表面のみではなく、内部まで関与するメカニズムで起こっている。

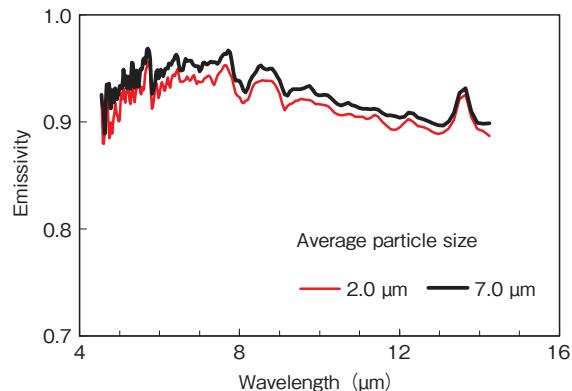


図12 分光放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響(添加量: 9.1 mass%)

Fig.12 Effect of average particle size of the amorphous graphite on spectral emissivity. (Addition: 9.1 mass%)

ると推定される。

3.3.6 分光放射率に及ぼすグラファイトの種類の影響

図6よりグラファイトの種類にかかわらず、添加量6.8~9.1 mass%で放射率が最大となった。グラファイトの添加量9.1 mass%，平均粒径7.0 μmについて、分光放射率に及ぼすグラファイトの種類の影響を図13に示す。上記3.3.5土状グラファイトの平均粒径の影響の項で、放射率の向上にはグラファイトの体積が大きく影響することを述べた。しかしながら、同一添加量、つまり同一体積でありながら、波長4.5~14.2 μmの全波長において、土状タイプが鱗片状タイプより放射率の高い傾向が認められた。特に、塗膜中の高分子ポリエステルA樹脂自体による放射率への寄与が小さい波長5.5 μm以下の短波長側では顕著な差が認められた。添加量9.1 mass%の場合のプレコート材表面の算術平均粗さ(R_a)は土状タイプが1.3 μm、鱗片状タイプが1.4 μmとおおよそ同等であったことから、塗膜の表面粗さの影響は小さいと考えられる。次に、図1より鱗片状グラファイトは土状グラファイトと比較すると厚みが薄く平面部が平滑な鱗片状で形状が大きく異なっている。また、上記3.3.5土状グラファイトの平均粒径の影響の項で、分光放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響は数μmオーダーにおいては小さいと考えされることを述べた。以上のことから、同一体積、同一平均粒径にて、土状タイプが鱗片状タイプより放射率の高い理由は、形状の差が影響していると考えられ、同一体積の場合、グラファイトの最小厚さが数μmオーダーより小さいと放射率が低下することが示唆された。つまり、土状タイプと比較し鱗片状タイプは放射率の向上に重要なグラファイトの厚みが不足し薄いため、放射特性が劣ったと考えられる。

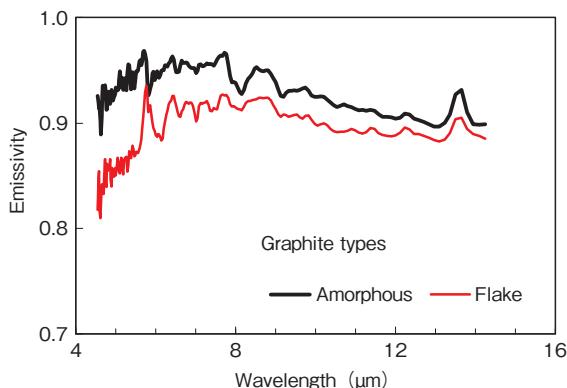


図13 分光放射率に及ぼすグラファイトの種類の影響(平均粒径: 7.0 μm, 添加量: 9.1 mass%)

Fig.13 Effect of graphite type on spectral emissivity.
(Average particle size: 7.0 μm, Addition: 9.1 mass%)

4. おわりに

プレコートアルミニウム材の放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種およびグラファイトの影響について調査した結果、次のような知見を得た。

- (1) 樹脂種の異なる5種類のプレコート材の放熱特性を比較した結果、メラミン架橋タイプ高分子ポリエスチルAの放射率が最も高い結果が得られた。
- (2) 樹脂 T_g の異なる4種類のプレコート材の放熱特性を比較した結果、放射率はいずれも0.71～0.72で、樹脂 T_g の影響は認められなかった。
- (3) 高分子ポリエスチルAについて、塗膜厚の影響を検討した結果、塗膜厚が厚くなるに従って、放射率が高くなる傾向が認められた。
- (4) 土状グラファイトの平均粒径と添加量の影響を検討した結果、平均粒径にかかわらず、添加量6.8～9.1 mass%までは添加量の増加に従って放射率は高くなる。しかし、それ以上添加した場合、放射率はやや低下する傾向が認められた。また、放射率に及ぼす土状グラファイトの平均粒径の影響は数μmオーダにおいては小さいことが認められた。
- (5) グラファイトの種類と添加量の影響を検討した結果、種類にかかわらず、添加量6.8～9.1 mass%までは添加量の増加に従って放射率は高くなる。しかし、それ以上添加した場合、放射率は若干低下

する傾向が認められた。また、土状タイプが鱗片状タイプより放射率が高くなる傾向が認められた。

- (6) グラファイトを添加しない場合、分光放射率に及ぼす塗膜中の樹脂種と塗膜厚の影響を検討し、その作用を考察した。その結果、分光放射特性と塗膜中の樹脂の化学構造とは密接な関係があると考えられる。したがって、放熱特性向上には樹脂種の選定が重要であると考えられる。
- (7) 分光放射率に及ぼす塗膜中のグラファイトの影響を検討し、その作用を考察した。その結果、グラファイトの添加は波長4.5～14.2 μmの全波長での放射率を高くすることに有効である。
- (8) メラミン架橋タイプ高分子ポリエスチルに平均粒径7.0 μmの土状グラファイトをおおよそ9 mass%添加した場合、放熱特性の優れた塗膜となることを見出した。

なお、本論文は(社)軽金属学会発行の軽金属VOL.58 NO.12(2008)に掲載されたものを転載しています。

参考文献

- 1) 日本電熱協会遠赤外線委員会: 遠赤外線加熱の理論と実際, (1991), 11.
- 2) 順宮真柱, 前園利樹, 斎藤正次: 軽金属学会第110回春期大会概要, (2006), 257.
- 3) Sadtler Research Laboratories: The INFRARED SPECTRA ATLAS of MONOMERS and POLYMERS, (1980), 413.
- 4) The Infrared Spectroscopy Committee of the Chicago Society for Coatings Technology: AN INFRARED SPECTROSCOPY ATLAS for the COATINGS INDUSTRY, (1980), 32.



前園 利樹 (Toshiki Maezono)
技術研究所



斎藤 正次 (Masatsugu Saito)
技術研究所 室長

Mgを含む熱交換器用Al-Mn系合金のろう付加熱後の時効挙動

Aging Phenomena after Braze of Mg-Containing Al Alloys for Heat Exchangers

安藤 誠
Makoto Ando

鈴木 義和
Yoshikazu Suzuki

新倉 昭男
Akio Niikura

戸次 洋一郎
Yoichiro Bekki

概要 少量のMgを含む熱交換器用Al-Mn系合金のろう付加熱後の時効挙動を検討した。MgおよびCu添加量の異なるAl-Mn系合金をろう付処理に相当する600°Cの加熱の後、200°C/minの冷却に供し、室温および90°Cにて保持した。その結果、Al-0.5Si-0.2Fe-0.15Cu-1.1Mn-0.3Mg合金は90°Cで90日間保持すると時効硬化によって耐力がろう付加熱後の3倍にまで増加し、MgまたはCuの添加量を0.5%に増加させると時効硬化はさらに増大することが明らかになった。TEMおよびDSCを用いた分析により、時効硬化はMg-SiまたはAl-Mg-Si-Cuクラスタが生成することによるものと推定された。

Abstract: Aging behavior of Al-Mn based alloys containing small amount of Mg was investigated. Al-Mn based alloys containing different amounts of Mg and Cu were heated to 600°C followed by cooling at the rate of 200°C/min, which simulated the heating pattern of brazing. After this, they were kept at room temperature and 90°C for 1 to 90days. As a result, it was revealed that the strength of the Al-0.5Si-0.2Fe-0.15Cu-1.1Mn-0.3Mg (mass %) alloy increased with time. The alloy aged for 90 days showed about three times higher yield strength than the alloy aged for 1day. This means that age hardening at 90°C after brazing is highly effective in strengthening the heat exchanger materials containing Mg. The other alloys which contain higher amounts of Mg or Cu showed larger age hardening. By means of TEM and DSC analysis, it was estimated that the aging precipitates were clusters of Mg-Si or Al-Mg-Si-Cu.

1. はじめに

ラジエータなどの自動車用熱交換器には、A3003アルミニウム合金に代表されるAl-Mn系合金の表層にA4045アルミニウム合金などのAl-Si系合金をクラッドしたブレージングシートが広く用いられている。近年、軽量化を主な目的として、主構成部材であるチューブ材の薄肉化の要求が高まっており、それを達成するために材料の強度向上が不可欠となっている。

ブレージングシートの心材にMgが存在すると、ろう付加熱時に溶体化され、Mg₂Siの析出によって大幅な高強度化が達成できる¹⁾。Mgはろう付中に非腐食性フランクスと反応してろう付性を低下させるが、最近ではMgを添加した材料のフランクスレスろう付け法が提案されている²⁾。しかしこのようなAl-Mn系合金にMgを添

加した合金が、室温および熱交換器の使用温度においてどのような時効挙動を示すかについては明らかになっていない。

そこで本研究においてはA3003合金にMgを添加した材料を作製し、ろう付加熱後の強度変化を調査した。なお、ろう付加熱時におけるクラッド層からの元素拡散の影響を除外するため、供試材には心材のみのペア材を用いた。時効の温度はラジエータの使用環境に相当する90°Cとし、室温時効の結果と比較して示した。

2. 実験方法

表1に実験に用いた合金の化学組成を示す。0.15Cu-0Mg合金はA3003の成分規格範囲の中でSiを高めに、Feを低めに設定したものである。0.15Cu-0.3Mg

合金および0.15Cu-0.5Mg合金はそれぞれ0.3%および0.5%のMgを添加した材料であり、0.5Cu-0.3Mg合金はCuの添加量を0.5%，Mgの添加量を0.3%としたものである。これらの合金を金型鋳造により厚さ50 mm，幅180 mmの鋳塊とし，板厚0.2 mmまで熱間圧延および冷間圧延を施し，圧延方向を引張方向として，W 25 mm×L 60 mmの平行部を有するJIS5号引張試験片を切り出した。上記のごとく作製した試験片を，ろう付加熱相当の熱処理(600°Cに加熱)を施した。ろう付加熱後の冷却速度は約200°C/minまたは約50°C/minとした。冷却後直ちに室温およびラジエータの使用温度である90°Cにおいて保持し，1日後，7日後，14日後，30日後，90日後に引張試験に供した。引張試験は標点距離50 mm，クロスヘッドスピード10 mm/minで行なった。90°Cで90日時効した材料について，昇温速度40°C/minのDSCによる熱分析を行なった。固溶元素量の分析には室温時効材を用い，1.0 gを測りとりフェノール溶液中でアルミニウム母相のみを溶解し，0.1 μmのフィルターでろ過することによりフェノール溶液中に溶解しない金属間化合物を除去し，ベンジルアルコールを添加して300 mlに定溶し，この溶液50 mlから10%クエン酸溶液へ抽出したものを発光分析に供した。TEM観察は，上記冷間圧延板を電解研磨によって薄膜とし，加速電圧200 kVで明視野像を撮影した。

表1 供試材の合金組成

Table 1 Chemical composition of laboratory-made alloys (mass %).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0.15Cu-0Mg	0.52	0.17	0.15	1.2	Tr.	Bal.
0.15Cu-0.3Mg	0.50	0.17	0.15	1.1	0.27	Bal.
0.15Cu-0.5Mg	0.50	0.17	0.15	1.1	0.48	Bal.
0.5Cu-0.3Mg	0.51	0.17	0.52	1.2	0.28	Bal.

3. 実験結果

3.1 時効現象に及ぼすMg, Cu量の影響

図1は0.15Cu-0Mg, 0.15Cu-0.3Mgおよび0.15Cu-0.5Mg合金の時効後の耐力である。Mg無添加の合金は室温および90°Cのどちらの時効においても耐力の増加が見られなかったが，0.3%および0.5%のMgを添加した合金は90°Cの時効によって耐力が増加した。すなわちMg添加合金は，ろう付加熱後にラジエータ使用環境において時効硬化が生じており，顕著に強度が増加することが明らかになった。600°Cのろう付加熱で添加元素が溶体化され，その後の冷却(200°C/min)によって焼入れの効果が得られていると考えられる。Mg添加量を0.5%に増やした0.15Cu-0.5Mg合金は室温時効でも耐力の上昇が見られた。図2には，0.15Cu-0.3Mg合金と，Cu添加量を増やした0.5Cu-0.3Mgの耐力変化を比較して示す。Cu添加量の増加とともに時効硬化性が増加し，0.5%のCuを添加した場合には室温時効でも耐力の増加が見られた。

0.15Cu-0Mg, 0.15Cu-0.3Mg, 0.15Cu-0.5Mgおよび0.5Cu-0.3Mg合金を90°Cで90日時効した後にDSCに供した結果を図3に示す。Mgを添加していない0.15Cu-0Mg合金においては吸熱や発熱のピークが見られないが，それ以外のMgを添加している合金においてはいずれも200°C～300°C程度の温度域で吸熱のピークが見られた。Mg添加合金においては時効によって現れた析出物が再固溶した際に吸熱が起こったものと考えられる。0.15Cu-0.3Mg合金よりも0.15Cu-0.5Mg合金および0.5Cu-0.3Mg合金の方が大きなピークが現れており，MgやCuの添加量の多い方が析出量が多いことが分かる。なお0.5Cu-0.3Mg合金はほかの合金より低温でピークが現れているが，これについては考察の項で述べる。

90°Cの時効によって現れた析出物をTEMで観察することを試みたが，図4に示すようにAl-Mn-Si系の析出物は見られるものの，時効析出相と思われるものは観察さ

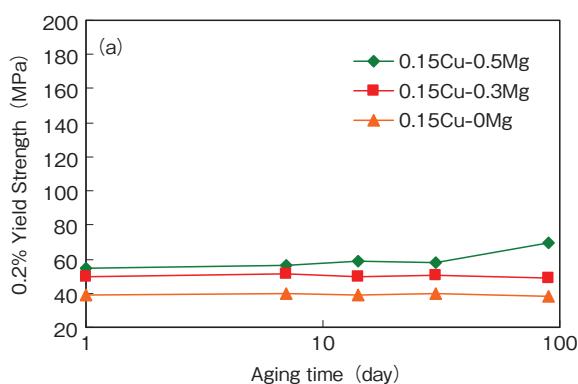
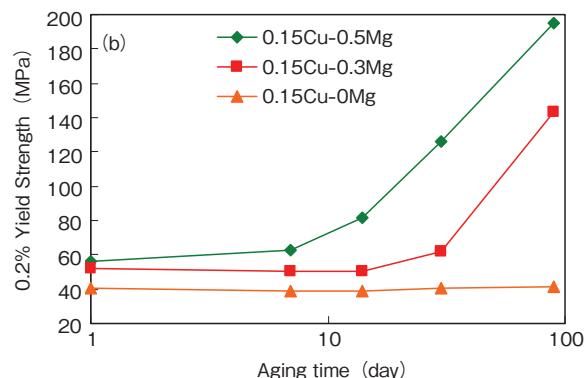


図1 (a) 室温における時効中の耐力変化に及ぼすMg添加量の影響

Fig.1 Yield strength vs. aging time curves of the alloys having varying Mg contents, aged at RT- (a) and 90°C- (b) after brazing.



れなかった。よって90°Cの時効で現れる析出相はTEMで観察可能なG.P.ゾーンのようなものではなく、その前駆段階のクラスタ状のものであると推定される。

室温および90°Cで1日および90日時効した各合金の耐力を比較して図5に示す。3003合金に0.3%のMgを添加した合金は室温時効では耐力の増加が見られないが、90°Cで時効すると90日後には耐力が3倍ほどに増加していることが注目される。MgやCuの添加量を増やすと、90°Cで90日時効した後の耐力はさらに増加している。よって、ラジエータを長期間にわたり使用している間の強度増加を考慮すると、Mgの添加は0.3%程度であっても高強度化に極めて有効であり、Cuの增量によりその効果はさらに増加することが明らかになった。

3.2 時効現象に及ぼすろう付加熱後の冷却速度の影響

既に述べたように、図1や図2で見られた時効現象はろう付加熱後の冷却速度が焼き入れの過程になっていると考えられる。よってこの冷却速度が変化した場合、時効硬化性が変化することが予測される。そこで、一般的なろう付けの条件における冷却速度の下限値を想定し、ろ

う付加熱後の冷却速度を50°C/minとして時効硬化性への影響を検討した。図6は0.15Cu-0.3Mg, 0.15Cu-0.5Mg, 0.5Cu-0.3Mg合金のろう付加熱後の冷却速度を50°C/minまたは200°C/minとして、90°Cで時効したときの耐力の変化を比較したものである。冷却速度が50°C/minの場合、0.15Cu-0.3Mg合金は30日時効してもほとんど耐力が増加せず、90日時効すると耐力の増加が見られるものの、冷却速度が200°C/minの場合よりも40 MPa程度低い。よって冷却速度の低下にともない時効硬化性が低下していることが分かる。0.15Cu-0.3Mg, 0.15Cu-0.5Mg合金においても冷却速度の低下にともなう時効後の強度の低下が見られる。しかしCu添加量を増加させた0.5Cu-0.3Mgについては冷却速度が200°C/minの場合と50°C/minの場合との90日時効後の耐力差は20 MPa程度であり、冷却速度の影響は比較的少ないことが分かる。

この原因を調べるために、ろう付加熱後90日室温時効したサンプルを用いフェノール溶解法にて固溶Si量を分析した結果を図7に示す。いずれの合金においても、冷却速度の低い方がSiの固溶量が少なくなっている傾向

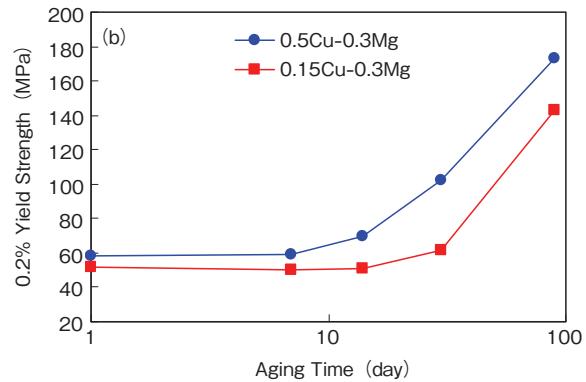
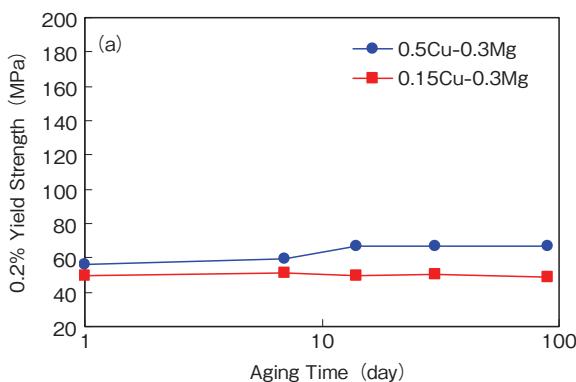


図2 (a) 室温および(b) 90°Cにおける時効中の耐力変化に及ぼすCu添加量の影響

Fig.2 Yield strength vs. aging time curves of the alloys having varying Cu contents, aged at RT- (a) and 90°C- (b) after brazing.

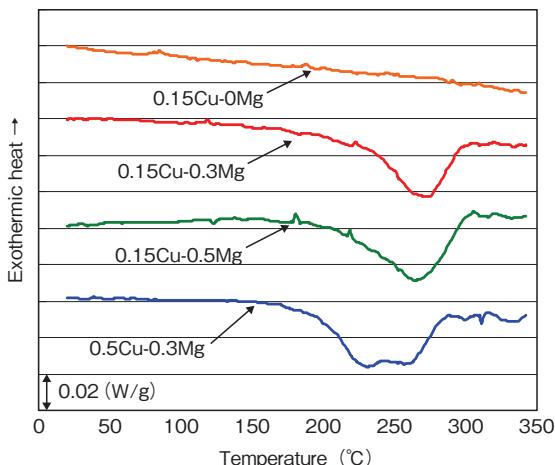


図3 90°Cで90日間時効したサンプルのDSC曲線
Fig.3 DSC curves of the alloys aged for 90 days at 90°C.

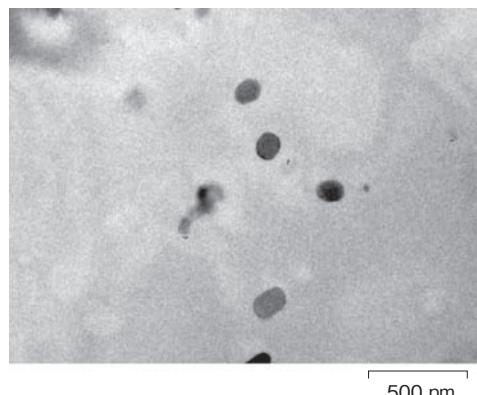


図4 0.15Cu-0.3Mg合金を90°Cで90日間時効したサンプルのTEM写真。

Fig.4 Transmission electron micrographs of the 0.15Cu-0.3Mg alloy aged for 90days at 90°C.

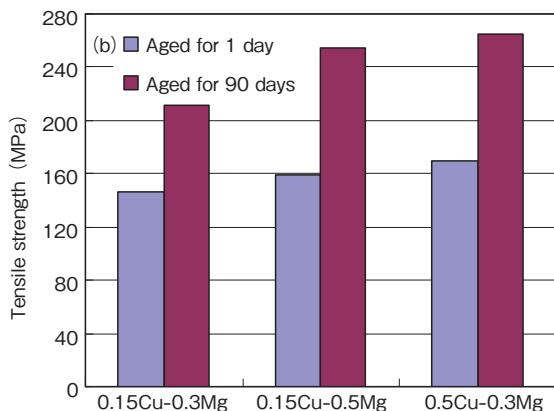
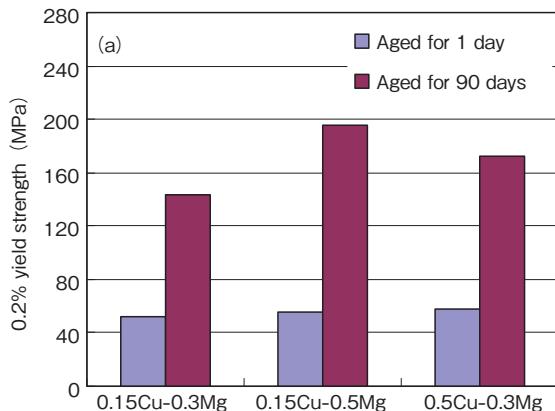


図5 90°Cで90日間時効した後の(a)耐力および(b)引張強さ
Fig.5 Yield strength- (a) and tensile strength- (b) of the alloys aged for 90 days at 90°C.

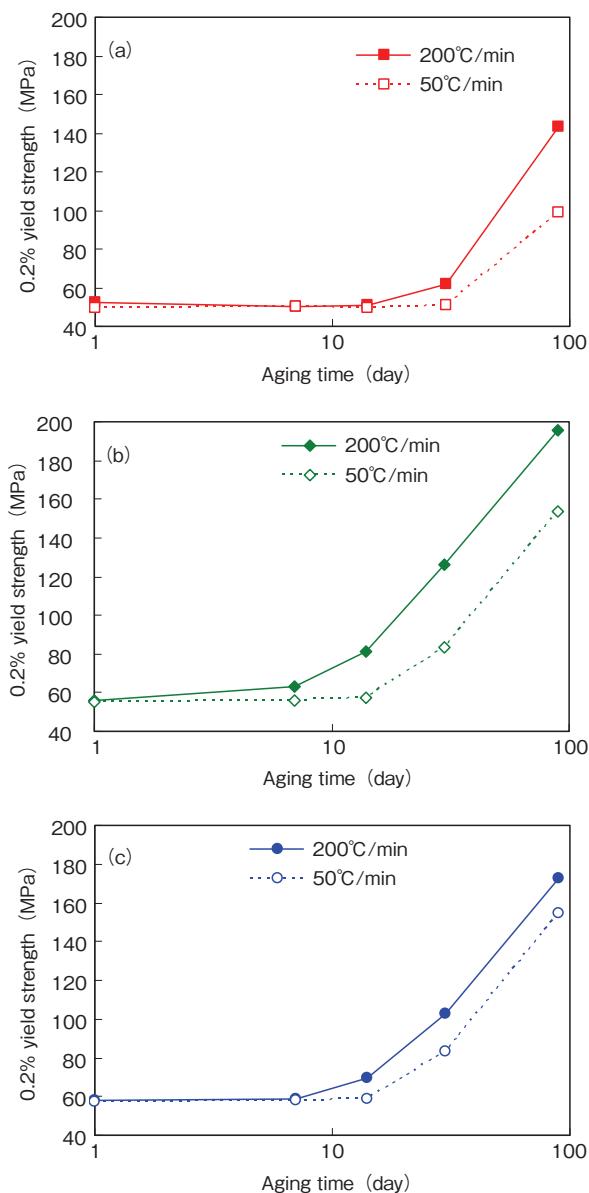


図6 時効中の耐力変化に及ぼすろう付加熱後冷却速度の影響、(a) 0.15Cu-0.3Mg 合金、(b) 0.15Cu-0.5Mg 合金、(c) 0.5Cu-0.3Mg 合金。

Fig.6 Yield strength vs. aging time curves of the 0.15Cu-0.3Mg- (a), 0.15Cu-0.5Mg- (b) and 0.5Cu-0.3Mg- (c) alloys. The cooling rate after brazing is 200°C/min and 50°C/min.

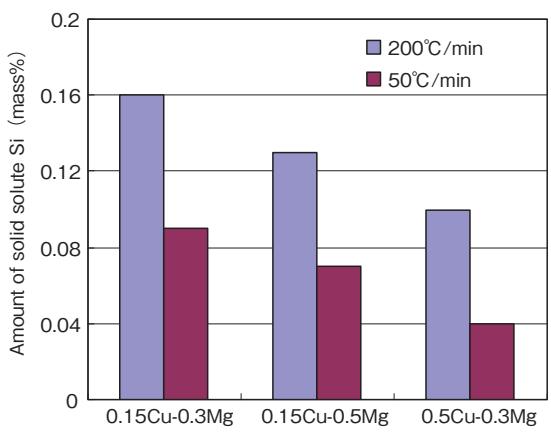


図7 ろう付加熱後の固溶Si量分析結果
Fig.7 Compositions of solid solute Si. The cooling rate after brazing is 200°C/min or 50°C/min.

が見られる。これは、冷却速度の低い方がろう付加熱後の冷却中に析出するAl-Mn-Si系析出物の量が多いことによると考えられる。よって冷却速度が低い場合に時効による強度増加が少なくなったのは、冷却速度が高い場合よりも固溶Si量が少なくなったことが影響していると考えられる。

4. 考察

Mgを含むAl-Mn系合金をろう付加熱後に90°Cで時効すると強度が大幅に増加した。この強度の増加がどのような時効析出物によってもたらされているかについて考察を加える。図4で示したように、時効析出物をTEMで観察することはできなかった。そこで、より高温の180°Cで時効することにより準安定の中間相を析出させ、その分析結果から90°Cで現れるクラスタの組成を推定することを試みた。図8は180°Cで7日間時効した0.15Cu-0.3Mg合金のTEM観察結果および析出物の

EDS分析結果である。TEM写真において、球状の析出物のほかに、矢印で示したような針状の析出物が観察された。球状の析出物は図5で見られたものと同じくAl-Mn-Si系の析出物であり、材料の製造工程で析出したもの、あるいはろう付加熱後の冷却過程で析出したものであると考えられる。一方針状の析出物の分析結果においてはMgとSiのピークが現れており、そのピーク高さの比はおよそ2:1となっている。よって、この析出物はAl-Mg-Si系合金の時効で見られるMg₂Siの針状中間相に相当するものであると考えられる。よって90°Cの時効においても、Al-Mg-Si系合金と類似した時効現象が

起っていたと推定される。山田らによると、Al-Mg-Si系合金を溶体化後に70~100°C程度で時効した場合、G.P.ゾーンの前駆段階となるクラスタが析出するとされている³⁾。このクラスタの存在は、3Dアトムプローブ電界イオン電子顕微鏡法によって確認されている⁴⁾。以上のことを考慮すると、90°Cの時効においてはMg₂Si相の前駆段階であるMg-Si系のクラスタが生成していると推定される。

次に、ろう付加熱後の時効現象に及ぼすCuの影響について考察する。図9は0.5Cu-0.3Mg合金を、図8と同様に180°Cで7日間時効した後のTEM観察結果および

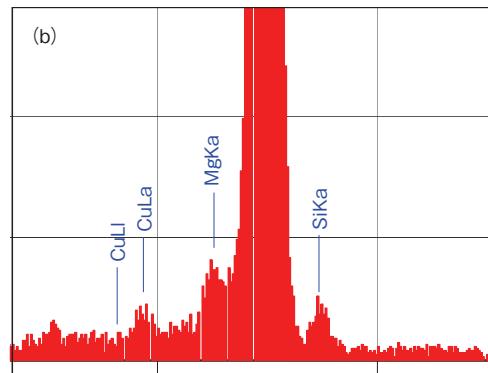
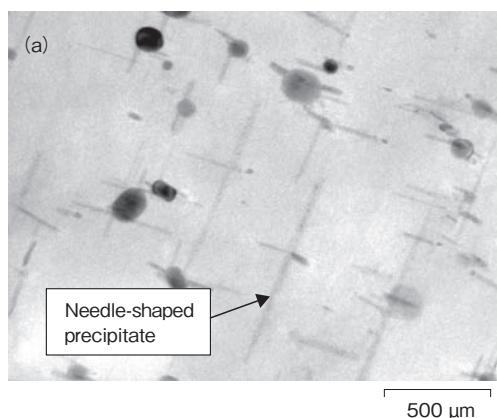


図8 (a) 0.15Cu-0.3Mg合金を180°Cで7日間時効したサンプルのTEM写真 (b) 針状析出物(写真中矢印)のEDS分析
Fig.8 Transmission electron micrographs of the 0.15Cu-0.3Mg alloy aged for 7days at 180°C- (a) and an EDS spectrum obtained from the needle-shaped precipitate indicated by the arrow- (b) .

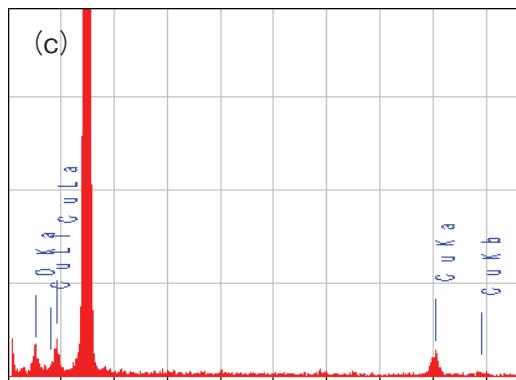
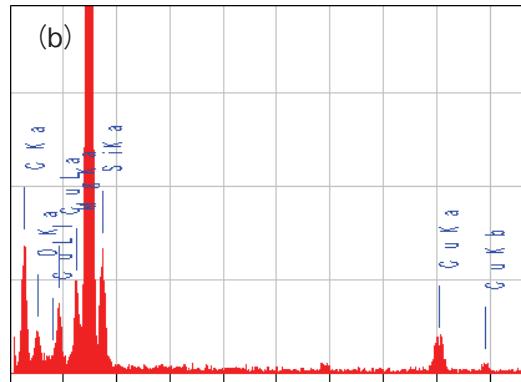
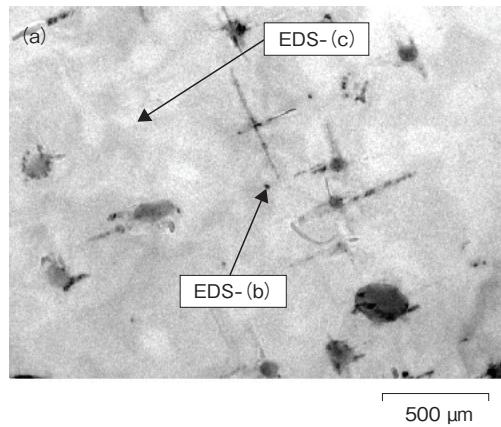


図9 (a) 0.5Cu-0.3Mg合金を180°Cで7日間時効したサンプルのTEM写真
(b) 針状析出物(写真中矢印b)のEDS分析
(c) 母相(写真中矢印c)のEDS分析
Fig.9 (a) Transmission electron micrographs of the 0.5Cu-0.3Mg alloy aged for 7days at 180°C.
(b) An EDS spectra obtained from the needle-shaped precipitate and matrix.
(c) Indicated by the arrow, respectively.

EDS分析結果である。ここでは、Cu添加による析出物の組成変化がより明瞭に分かるように、観察面に対して垂直方向を向いており二次元的には点状に見える析出物を分析した。析出物のEDS分析結果においてMgとSiのピークが認められるのは図8と同様であるが、Cuのピークも高く現れている。マトリクスの分析結果と比較すると析出物のほうがCuのピークが高いことから、0.5Cu-0.3Mg合金を180°Cで時効した場合には、析出物中にCuが濃化して含まれていることが分かる。過去の文献においても、Al-Mg-Si系合金にCuを添加すると、時効の初期にAl-Mg-Si-Cu系のクラスタが現れることが、熱分析によって明らかにされている⁵⁾。さらに図3のDSC曲線において、0.5Cu-0.3Mg合金は吸熱のピークがほかの合金とは異なっていたことも考慮すると、90°Cで長時間時効することにより、MgとSiに加えてCuも含まれる、Al-Mg-Si-Cu系のクラスタが生成していると推定される。

最後に、ろう付加熱後の冷却速度が遅くなると時効硬化性が低下したことについて考察する。Al-Mg-Si系合金に添加するMn量が増えると時効硬化性が低下することが知られており、その原因是Al-Mn-Si系化合物が分散して固溶Siが減少するためであることが報告されている⁶⁾。本研究においてもろう付加熱後の冷却速度が遅くなると固溶Si量が減少したために時効硬化性が低下するという結果が得られており、Al-Mg-Si系合金で検討されている傾向と一致する。しかしCu添加量を増加させた合金においては、ろう付加熱後の冷却速度を遅くすると固溶Si量がほかの合金と同程度に減少するにもかかわらず、時効硬化性の低下は比較的少なかった。これは、90°Cにおける時効硬化に関与するクラスタがこれまでに述べたようなMg-Si系やAl-Mg-Si-Cu系のものだけではなく、Siを含まないAl-Mg-Cu系のクラスタも生成している可能性を示唆する結果である。また、Mn系化合物による時効硬化性の低下については、焼き入れ時の空孔がAl-Mn-Si系化合物の界面に吸収されるために時効硬化性を低下させるという報告⁷⁾もある。ろう付後の時効に関するこれらの現象について、今後詳細に検討する必要があると考えられる。

5. おわりに

Al-Mn系合金にMgを添加した材料のろう付加熱後の強度変化について検討したところ、次の知見を得た。

- (1) ろう付加熱およびその後の冷却(200°C/min)によって溶体化・焼入れの効果が得られ、A3003合金に0.3%のMgを添加した合金の耐力は、90°Cで90日の時効により3倍以上に増加した。

- (2) 90°Cにおける時効硬化は、Mg-Si系またはAl-Mg-Si-Cu系のクラスタが生成することにより生じていると推定された。
- (3) ろう付加熱後の冷却速度の低い方が時効による強度上昇が小さかった。冷却中のAl-Mn-Si系化合物の析出により固溶Si量が少なくなることが影響していると考えられた。
- (4) MgおよびCuの添加量を増やすとさらに時効硬化性が増加した。Cu添加量を増加させた合金は、時効硬化性に対するろう付加熱後の冷却速度の影響が比較的少なかった。

参考文献

- 1) 伊藤章郎, 岩井克夫, 長良敏夫, 宮木美光, 藤本日出夫, 瀧川淳: 軽金属, **44** (1994), 246.
- 2) T. Doko, Y. Yanagawa, Y. Hasegawa and T. Nakamura: ALIMINIUM, **81** (2005), 1143.
- 3) 山田健太郎, 里達雄, 神尾彰彦: 軽金属, **51** (2001), 215.
- 4) A. Serizawa, S. Hirosawa and T. Sato: Mater. Sci. Forum, **519-521** (2006), 245.
- 5) 鈴木寿, 菅野幹宏, 白石泰久, 塙健三: 軽金属, **29** (1979), 575.
- 6) J. M. Dowling and J. W. Martin: Acta. Met., **24** (1976), 1147.
- 7) 池野進, 松田健二, 神谷保裕, 多々静夫: 軽金属, **38** (1988), 22.



安藤 誠 (Makoto Ando)
技術研究所



鈴木 義和 (Yoshikazu Suzuki)
技術研究所



新倉 昭男 (Akio Niikura)
技術研究所



戸次 洋一郎 (Yoichiro Bekki)
技術研究所

湿度制御雰囲気中におけるアルミニウム合金の 低ひずみ速度引張り変形特性

Slow Strain Rate Tensile Properties of Aluminum Alloys under Controlled Experimental Humidity

一谷 幸司

Koji Ichitani

小山 克己

Katsumi Koyama

概要 CO₂排出量削減のため水素エネルギーを利用する燃料電池自動車の開発が進められている。アルミニウム合金はこの自動車に搭載される高圧水素ガスタンク用ライナ材の有力な候補材料であり、今後は他の水素ガス用部材への用途拡大も期待されている。アルミニウム合金は概して鉄鋼材料に比較して耐水素脆性に優れていることが知られているが、高圧水素ガス環境中での安全性を確保するための適切な合金の選択が必要である。本研究では、Al-Mn, Al-Cu, Al-Cu-Mg および Al-Zn-Mg 系合金に固有の水素脆化特性を基礎的に調査するために、各種の二元および三元合金を作製して、湿度制御雰囲気中での低ひずみ速度引張試験に供して、各種合金の水素脆化感受性を定量的に評価した。

Abstract: Development of fuel-cell-powered cars is underway worldwide to reduce the emission of green house gases. Aluminum alloys are strong candidate materials for the liner of high pressure hydrogen gas tanks for fuel-cell-powered cars, and their application is expected to expand to other parts used in a hydrogen atmosphere. Although it is known that aluminum alloys generally have better hydrogen embrittlement (HE) resistance than steel materials, adoption of a proper aluminum alloy is necessary for its safe use under high-pressure hydrogen gas environments. In the present study, with a view to evaluating inherent HE characters of Al-Mn, Al-Cu, Al-Cu-Mg and Al-Zn-Mg alloy systems, several binary and ternary aluminum alloys were subjected to slow strain rate tensile tests under controlled experimental humidity to evaluate their hydrogen embrittlement sensitivity quantitatively.

1. はじめに

CO₂排出量の削減を目的として、従来の化石燃料に替えて水素エネルギーを利用する技術の開発が進められている。燃料電池自動車はこの代表的な例であり、既に公道を走行している。燃料電池自動車への水素エネルギーの搭載方式としては、高圧水素ガス、液体水素、水素吸蔵材料などが挙げられるが、取り扱いの容易さや軽量性などから高圧水素ガスが主に採用され、そのために車載用の高圧水素ガスタンクが開発されている。このタンクは、図1に模式的に示すように、水素ガスを気密保持するためのライナの周囲を炭素繊維強化樹脂で巻きつけて強化した構造となっており、アルミニウム合金は水素ガスに対する気密性や軽量性に優れていることから、このライナの有力な候補材料となっている。また、これ以

外にもタンクに取り付けられるバルブや水素ガス配管など、アルミニウム合金の用途拡大が期待される。しかしながら、ほとんど全ての金属材料が水素によって脆化することが知られており、アルミニウム合金についてもその安全性の確認が必要である。

このためには、アルミニウム合金の水素脆化感受性を評価する必要があるが、簡便な試験方法として湿度制御雰囲気中での低ひずみ速度引張(slow strain rate tensile: SSRT) 試験がある^{1, 2)}。この試験によってアルミニウム合金表面に生じる反応を図2に模式的に示した。低ひずみ速度で変形中に連続的に露出する新生アルミニウム合金表面と雰囲気中の水蒸気との反応により発生する水素を利用することにより、高圧水素ガスに相当する環境³⁾を簡便に模擬することが可能であると考えられる。最近、水素脆化感受性を高めた特殊なアルミニウム合金を供試

材として、高圧水素ガス環境と湿度制御雰囲気の相関が調査され⁴⁾、この簡便試験法の有効性の裏づけが進められている。またこの試験法では、液体の水分が全く関与しないため、水蒸気による表面の酸化以外の、アノード溶解のような腐食の影響を受けることなく、材料固有の水素脆性を評価できるものと考えられる。

燃料電池自動車に搭載される高圧水素タンクのライナ素材として一般的に使用されている6000系(Al-Mg-Si系)合金の水素脆性については、この簡便的な試験方法⁵⁾と実使用環境である高圧水素ガス中のSSRT試験⁶⁾の両方で評価され、その安全性が確認されている。今後水素エネルギーの利用拡大に伴う用途の多様化に応じて使用される合金種の拡大が予想される。そこで本研究では7000系(Al-Zn-Mg系)合金、2000系(Al-Cu系およびAl-Cu-Mg系)合金、3000系(Al-Mn系)合金の使用を想定して、これらの合金系の基本的な構成元素のみからなる各種の二元および三元合金固有の水素脆化感受性を、湿度制御雰囲気中のSSRT試験により評価し、各種の

用途に対する最適合金選択に必要な基礎的知見を得ることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 供試材

表1に示す化学成分の7種の合金を実験室レベルのDC鋳造により作製した。このうちAl-Cu系、Al-Cu-Mg系およびAl-Zn-Mg系合金については、比較的広い成分範囲で実用合金として使用されていることを考慮して、表1中に示したAA規格またはJIS規格合金の成分を参考して、合金成分の濃度が異なる2種の合金をそれぞれ作製した。例えばAl-Cu系合金の場合、Cu量が低い合金をLow-Cuまた高い合金をHigh-Cuとそれぞれの合金名とした。他の合金成分の含有量とその合金名についてもこれと同様に表示した。本研究では、各種の合金固有の水素脆化感受性を相互に比較する目的で、各合金の基本的な構成元素のみからなる二元および三元合金の作製を意図したが、作製した合金は表1に示すように、DC鋳塊の作製に使用した地金に由来する不純物のSiやFe、また微細化剤に由来するTiを微量に含有している。

これらのDC鋳塊を均質化処理後に面削して、熱間圧延(厚さ70 mm→4 mm)および冷間圧延(厚さ4 mm→1 mm)を行った。これらの合金板のうち時効硬化型合金であるAl-Cu系、Al-Cu-Mg系、Al-Zn-Mg系合金については、溶体化処理後にピーク強度が得られるまで時効処理を行った。またAl-Mn合金については高温短時間の焼鈍処理を行った。各合金について行った均質化処理、溶体化処理および時効処理(Al-Mnについては焼鈍処理)の条件を表2にまとめた。

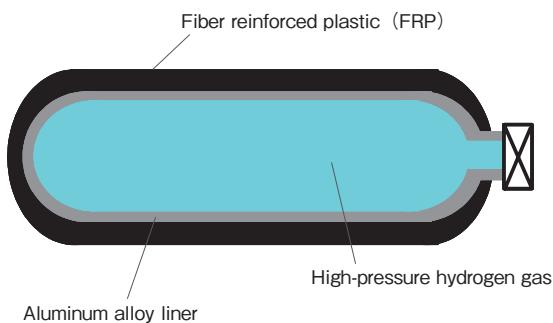


図1 高圧水素ガスタンクの模式図
Fig.1 Schematic illustration of a high-pressure hydrogen gas tank.

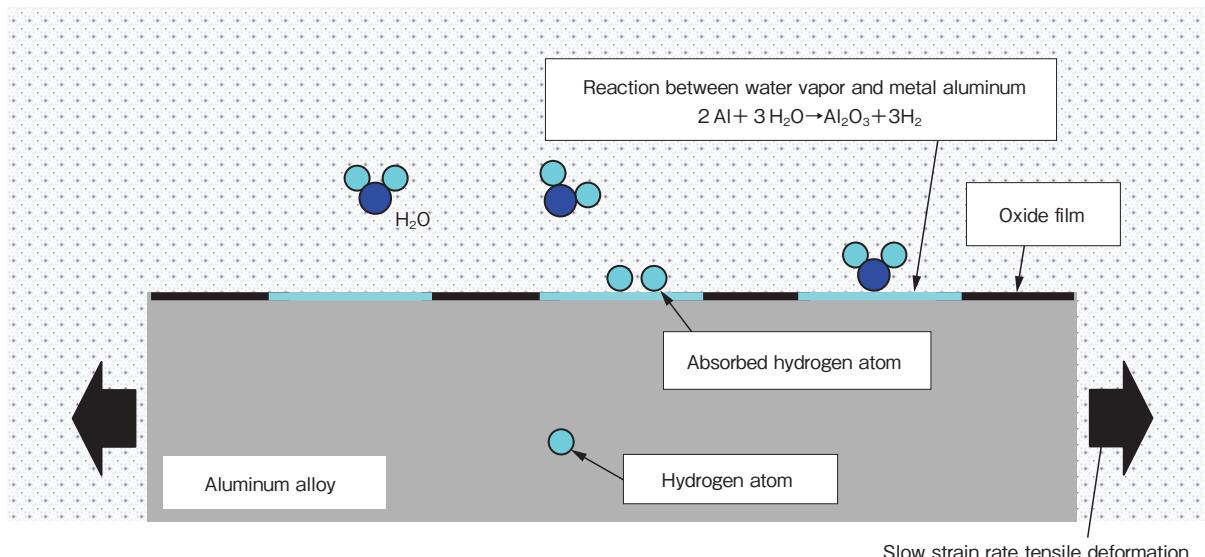


図2 濕度制御環境中のSSRT試験時の試験片表面の模式図
Fig.2 Schematic diagram of a specimen surface during SSRT tests under controlled experimental humidity.

表1 供試材の化学成分 (mass%)
Table 1 Chemical composition (mass%) of the alloys.

Alloy ID	Alloy System	Mn	Cu	Zn	Mg	Fe	Si	Ti	Al	Standard alloy
Al-Mn	Al-Mn	1.20	0.00	0.00	0.00	0.06	0.03	0.01	bal	3003
Low-Cu	Al-Cu	0.00	2.46	0.00	0.00	0.06	0.03	0.01	bal	2090
High-Cu	Al-Cu	0.00	4.53	0.00	0.00	0.07	0.03	0.01	bal	2025
Low-Cu-Mg	Al-Cu-Mg	0.00	4.52	0.00	0.48	0.07	0.03	0.01	bal	2014
High-Cu-Mg	Al-Cu-Mg	0.00	4.50	0.00	1.48	0.06	0.03	0.01	bal	2024
Low-Zn-Mg	Al-Zn-Mg	0.00	0.00	4.19	1.46	0.06	0.02	0.01	bal	7N01
High-Zn-Mg	Al-Zn-Mg	0.00	0.00	5.57	2.48	0.06	0.02	0.01	bal	7075

表2 供試材の熱処理条件
Table 2 Heat treatment conditions for the alloys.

Alloy ID	Homogenization	Solution heat treatment	Aging
Al-Mn	550°C x 10 hour	500°C x 1 min ¹⁾	—
Low-Cu	480°C x 12 hour	500°C x 1 hour	190°C x 36 hour
High-Cu	480°C x 12 hour	500°C x 1 hour	190°C x 36 hour
Low-Cu-Mg	480°C x 12 hour	500°C x 5 min	175°C x 24 hour
High-Cu-Mg	480°C x 12 hour	495°C x 30 min	190°C x 8 hour
Low-Zn-Mg	450°C x 12 hour	480°C x 30 min	120°C x 48 hour
High-Zn-Mg	450°C x 12 hour	480°C x 5 min	120°C x 48 hour

1) An annealing treatment for Al-Mn.

最終的な熱処理を行った供試合金板のL-ST面を鏡面研磨した後、バーカー氏液中にて30 V、2分間の条件で陽極酸化処理して光学顕微鏡により結晶粒組織を観察した。観察結果をもとに、切断法で求めた平均切断長さ (mean-linear-intercept length) によって、供試合金板の結晶粒径を評価した。また、圧延直角方向が引張り方向となるように合金板よりJIS5号試験片を作製して、クロスヘッド速度5 mm/minで引張試験を行い、供試合金板の機械的性質を調べた。

2.2 低ひずみ速度引張 (SSRT) 試験

最終的な熱処理を行った合金板より図3に示す形状の引張試験片を引張り方向が圧延方向に対して直角方向となるように作製してSSRT試験に供した。試験雰囲気は脆化促進環境として相対湿度90% (RH90%) およびその比較のための基準としての不活性環境である乾燥窒素ガス (dry nitrogen gas: DNG) の2条件とした。いずれの試験も試験温度25°Cにて、初期ひずみ速度 $1.39 \times 10^{-6}/\text{s}$ にて2本ずつ行った。SSRT試験により応力変位曲線を採取して、これより引張強さ、0.2%耐力および伸びを求めた。また両試験雰囲気での破壊形態を比較するためにSSRT試験後の破断面を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。

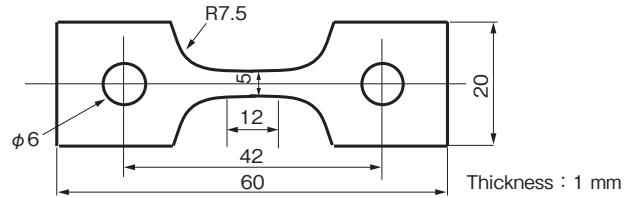


図3 SSRT試験片形状
Fig.3 Specimen for SSRT tests.

3. 結果と考察

3.1 供試材のミクロ組織と機械的性質

図4に供試材のミクロ組織観察の結果を示し、平均切断長さで評価した結晶粒サイズを表3に示した。供試材のうち、Al-Cu系とAl-Cu-Mg系合金はいずれも30 μm 前後で同等レベルであった。これに対してAl-Zn-Mg系合金のLow-Zn-Mgは約1.3倍の39 μm 、High-Zn-Mgは約2倍の62 μm の結晶粒サイズであった。またAl-Mnはこれらの合金に比較して結晶粒サイズが15 μm と微細であり、また結晶粒が圧延方向に伸長した形状であった。これは、この合金が結晶粒微細化元素であるMnを主成分として含有しているためと考えられ、ほかの合金はこのような微細化元素が添加されていない。水素脆化が粒界割れの形態で発現する場合、脆化感受性は結晶粒サイズに依存して増大することが考えられるが、Al-Mn以外の供試材の結晶粒サイズは最大最小比で約2のレンジに

収まっており、結晶粒サイズの影響を受けにくいものと考えられる。

また、JIS5号試験片の引張試験により評価した各合金の機械的性質を表3に示した。変形のひずみ速度がSSRT試験に比べて十分に大きいため、水素の影響を受けない機械的性質を示していると考えられる。析出硬化型合金でないAl-Mnの強度が最も低く、伸びは最も高かった。ほかの析出硬化型合金ではAl-Cu系に比較してAl-Cu-Mg系合金とAl-Zn-Mg系合金の強度レベルが高く、後者の2つの合金系では、それぞれの強度レベルが同程度であった。

3.2 SSRT試験結果

図5に各供試合金について、それぞれの試験雰囲気にて2回ずつSSRT試験を行って得られた結果を示す。同じ合金系に属する供試材について得られた応力変位曲線は、同じグラフに合わせて示した。この図では、RH90%中で得られた結果は赤線で、DNG中で得られた結果は青線で示した。また、表4にはこれらの2つの試験雰囲気下での機械的性質をまとめた。これらの結果から明らかなように、試験雰囲気の違いによる影響は、SSRT試験で得られた機械的性質のうちで伸びにおいて最も顕著に現れている。この試験雰囲気による伸びの大小に着目

すると、これらの供試合金は大きく3つに分類される。つまり、第一にRH90%中の伸びがDNG中に比較して小さい場合、第二にRH90%中の伸びがDNGに比較して大きい場合、第三に両試験雰囲気下での伸びに有意な差が見出されない場合である。次にそれぞれの場合について順次述べる。

まず、RH90%中における伸びがDNG中よりも小さい場合であるが、この傾向はAl-Zn-Mg系合金で非常に明瞭に認められ、Low-Cu-Mgで若干認められる。このうち、Al-Zn-Mg系合金のSSRT試験後の破断面のSEM観察結果を図6と図7に示した。これらのうち、特に図6に示したLow-Zn-Mgの破面形態において試験雰囲気の影響が顕著に認められた。すなわち、この合金のDNG中での破面は、図6(a)に示すように、巨視的には局部伸びして絞れた形状を呈しており、また微視的にはこの破面中に指示した部分の拡大像(図6(c))のような粒内ディンプル破面を呈しており、ほぼ完全に延性的な破壊であったことが確認される。一方、図6(b)に示すRH90%中における破面形態はこれとは対照的であり、巨視的には局部伸びで絞れた形状は認められず、試験片の初期の断面形状をほぼそのまま呈している。またこの絞っていない破面を縁取るように環境と接する表層部でのみ、図

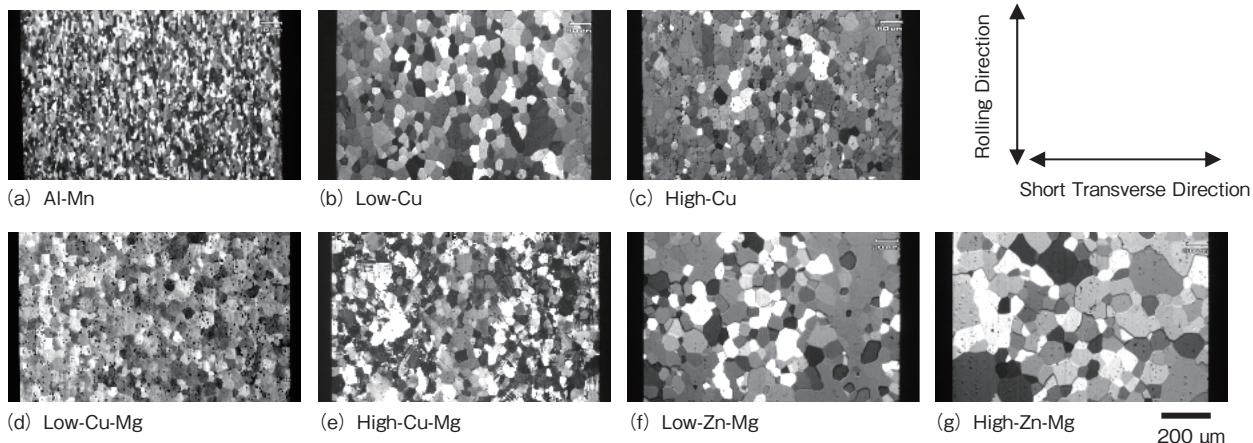


図4 供試材の結晶粒組織
Fig.4 Optical micrographs of the alloys.

表3 供試材の結晶粒径(平均切断長さで評価)と機械的性質

Table 3 Grain sizes evaluated as the mean-linear-intercept lengths of alloys after heat treatment and their mechanical properties.

Alloy ID	Grain Size, μm	Mechanical Properties		
		TS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)
Al-Mn	15	105	43	42
Low-Cu	32	213	118	14
High-Cu	31	307	203	13
Low-Cu-Mg	30	366	306	9.6
High-Cu-Mg	28	479	424	7.2
Low-Zn-Mg	39	362	312	15
High-Zn-Mg	62	479	444	11

6 (d) で示す拡大像のような結晶粒界割れ破面が形成されており、その内側に図6(e)で示すような延性的な粒内ディンプル破面が形成されている。図6 (d) に示した結晶粒界割れの表面に着目すると、ここにはディンプルなどの延性的な痕跡は認められず、非常に脆性的な粒界割れであったのに対し、図6 (e) に示した試験片内側のディンプル破壊はDNG 中で形成された破面(図6 (c))とほぼ同等の形状であった。このような表層部でのみ脆性粒界破壊が存在するような特徴的な破面は、湿度制御雰囲気中でのSSRT 試験中に図2 に模式的に示すように、引張変形中に試験片表面で発生した水素の一部が材料中に侵入した後に内部へ拡散していき、水素濃度が高い試験片

の表層近傍でのみ粒界割れが生じて、相対的に水素濃度が低い材料内部で、DNG 中と同様にディンプルの形成を伴う延性破壊することにより形成されたものと解釈することができる。このことから、Low-Zn-Mg のRH90% 中での伸びの低下の原因については、同種の Al-Zn-Mg 系の合金について行われた湿度制御雰囲気中でのSSRT 試験についての既報⁷⁾の場合と同様に、水素脆化によるものと判断された。これと同様に、High-Zn-Mg は、RH90% 中においては図7 (b) に示すように、破面のほぼ全面において、Low-Zn-Mg 合金の表層部で観察されたものと同じような脆性粒界破壊が観察された。これは高組成合金のほうが低組成合金よりも水素脆化感受性が高

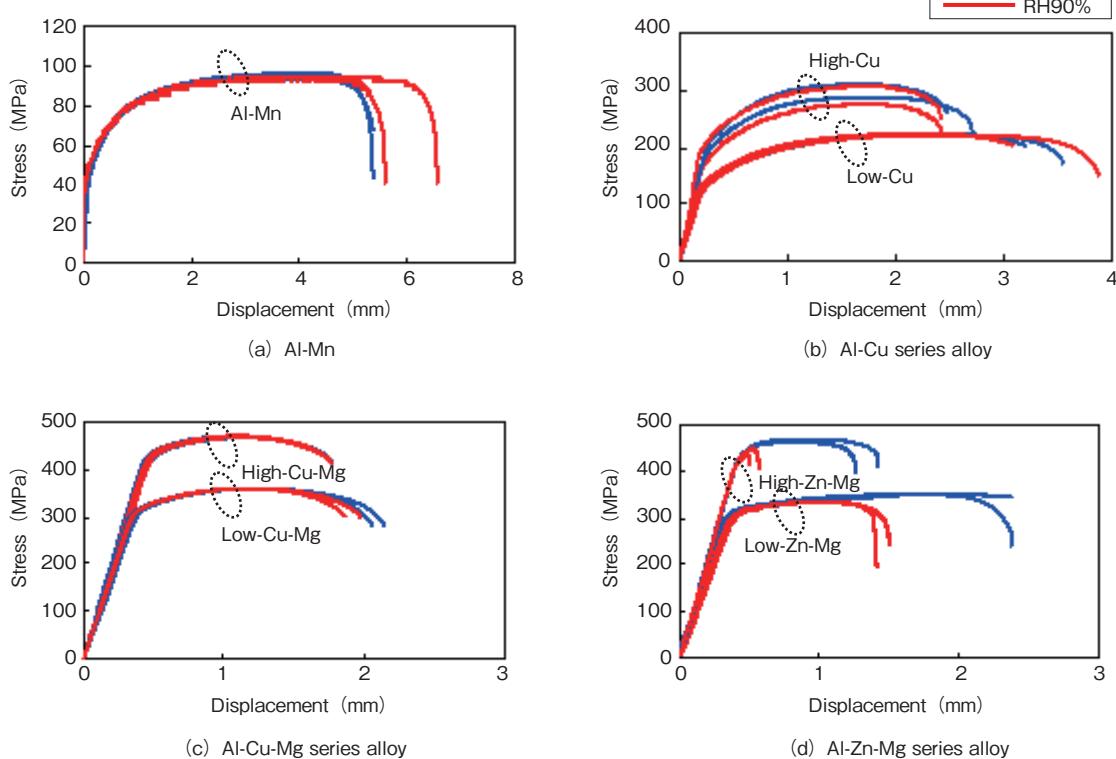


図5 湿度制御雰囲気中のSSRT試験によって得られた応力変位曲線図

Fig.5 Stress-displacement curves for SSRT tests of the alloys under controlled experimental humidity.

表4 SSRT試験から得られた各供試材の機械的性質およびHES指數(各条件について試験数2の平均値)

Table 4 Mechanical properties and HES parameters obtained from the SSRT tests. Each numerical value is an average of two SSRT test results under experimental condition.

Alloy ID	Mechanical Properties						HES Parameter	
	TS (MPa)		YS (MPa)		EL (%)			
	DNG	RH90%	DNG	RH90%	DNG	RH90%		
Al-Mn	95	94	44	61	44.1	49.8	-0.13	
Low-Cu	222	221	127	131	25.4	27.1	-0.06	
High-Cu	298	290	200	190	18.9	17.8	0.06	
Low-Cu-Mg	359	359	310	309	14.5	12.9	0.11	
High-Cu-Mg	468	468	423	426	10.8	10.6	0.02	
Low-Zn-Mg	350	335	308	306	19.4	9.0	0.54	
High-Zn-Mg	465	441	434	420	8.0	1.2	0.85	

く、脆性粒界破壊を引き起こすために必要な水素濃度が低いため、水素の侵入量が比較的少ない材料内部でも脆性破壊を示したものと考えられる。これに対してDNG中では、図7(a)で示すように、延性的な粒内ディンプル破壊部が占める割合が増大している。また観察結果の表示は省略したが、粒界破壊部に関しても、粒界破壊面の表面にはある程度変形した後に破壊したことを示す延性的な痕跡が認められ、全体的にRH90%中に比較して延性的な破壊形態を示していた。

ちなみに、RH90%中において形成されたLow-Zn-Mgの破面においては、図8に示すように水素脆化により形成された表層部の粒界割れと内部のディンプル破面の間には遷移領域が形成されている。この遷移領域における

特徴的な破面形態は擬へき開状粒内割れであると考えられ、このような破面は粒界破壊を引き起こすには不十分な中間的な水素濃度の領域において、水素がすべりを助長することによって形成されたものと考えられる。このような破壊形態の連続的な変化は、前述した試験片表層から内部での水素濃度分布の存在の1つの裏づけといえる。

これらのAl-Zn-Mg系合金と同様にLow-Cu-MgはDNG中に比較してRH90%中において、若干ではあるが伸びの低下が認められている。これがAl-Zn-Mg系合金の場合と同様に水素脆性によるものであるかどうかを調べるために行った破面観察の結果を図9に示す。DNGおよびRH90%中の破面ともに巨視的には、図9

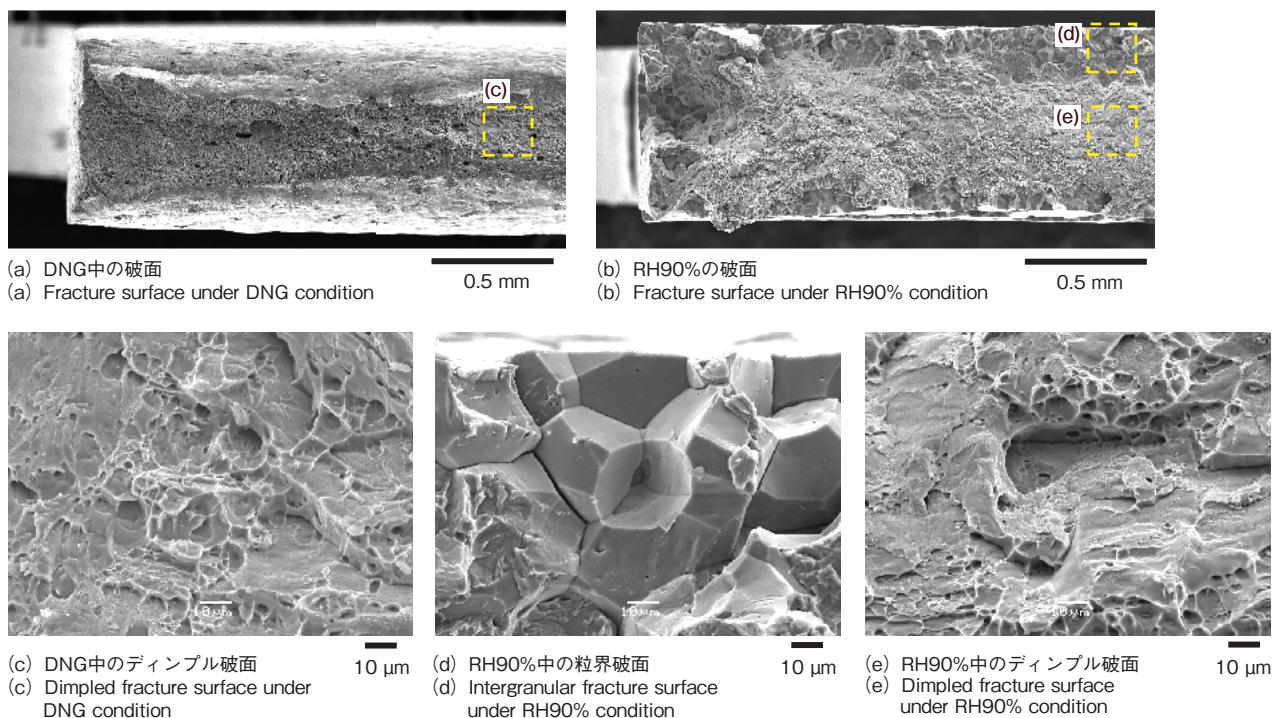


図6 Low-Zn-Mg の SSRT 試験後の破面。サンプル平面の低倍像 ((a) および (b))、およびこれらの図 (a)、(b) 中に示した位置の拡大像 ((c)、(d) および (e))

Fig.6 Fracture surfaces of Low-Zn-Mg after the SSRT tests. Low magnification images of the half planes ((a) and (b)), and enlarged images of the areas indicated in the whole images ((c), (d) and (e)).

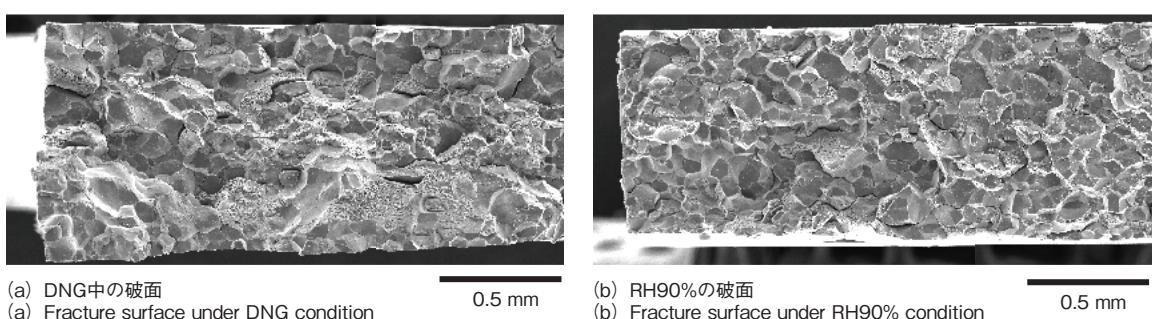


図7 High-Zn-Mg の SSRT 試験後の破面 SEM 像

Fig.7 Fracture surface of High-Zn-Mg after the SSRT tests.

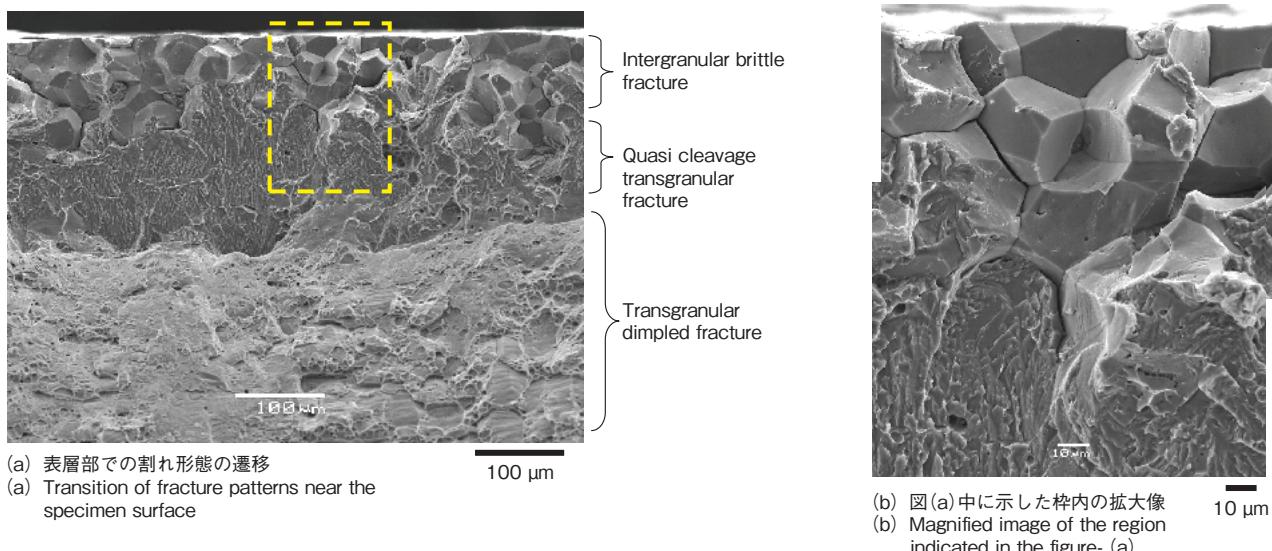


図8 Low-Zn-Mg の RH90% 中 SSRT 試験後の破面の SEM 像
Fig.8 Fracture surfaces of Low-Zn-Mg after the SSRT tests under RH90% condition.

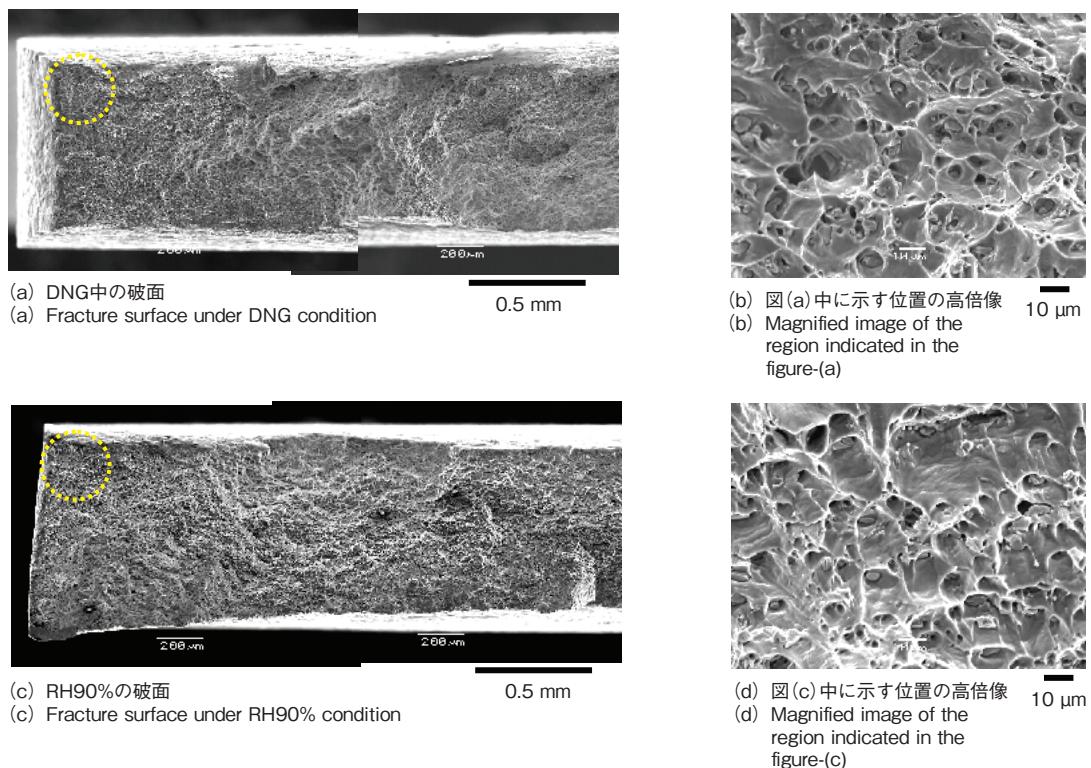


図9 Low-Cu-Mg の SSRT 試験後の破面 SEM 像
Fig.9 Fracture surfaces of Low-Cu-Mg after the SSRT tests.

(a), (c)に示すように局部変形をともなって絞れた破断形状を示している。また、微視的にも図9 (b)および図9 (d)に示すように破面の全面において両試験雰囲気ではほぼ同形態のディンプル破面を呈しており、RH90%中のAl-Zn-Mg系合金で確認されたような脆性粒界破壊は全く認められなかった。またこれ以外に水素に起因して伸びの低下が生じたことを示す破壊形態上の差異も認められなかつたことから、RH90%中での若干の伸びの減少

は、水素脆化によるものではなく、供試材そのものの機械的性質のばらつきによるものである可能性も考えられる。

一方、Al-MnはRH90%中における伸びがDNG中よりも大きいという傾向を示している。このAl-MnのSSRT試験後の破面を図10に示すが、このうちRH90%中の破面は、図5(a)に示した本合金の応力変位曲線のうち高い伸びを示した試験片について観察したものである。こ

の合金は供試合金のなかで最も高い延性を示しており、RH90%中とDNG中の両方の破面ともに局部伸びによって大きく絞れて、ほかの合金に比べてかなり小さい破断面となっている。両試験雰囲気での破面形態の違いとして、破断面の上下端部のラインが、DNG中では直線状で連続している(図10(a))のに対し、RH90%中ではこのラインが部分的に途切れており(図10(c))、この途切れた部分でさらに局部的に絞れた形状を呈している。図5(a)で示した応力変位曲線より、この試験片は最大荷重点に達した後の局部伸びがほかの試験片の場合に比較して大きいことが分かり、破断直前における局部変形に対し水素が影響を及ぼす可能性を示唆している。ちなみに、図10(b)および図10(d)には高倍率で観察したディンプル破面を示したが、両試験雰囲気でディンプルの形態に大きな差異は認められなかった。以上の結果より、水素が合金の種類に応じて、Al-Zn-Mg合金の場合のように脆性粒界破壊を誘起して延性を低下させる脆性の効果と、それとは反対に塑性変形挙動に何らかの影響を与えて延性を助長する効果の両方を示す可能性がある⁷⁾ことが窺われる。しかし、RH90%中での伸びのばらつきが大きく、平均値としての伸びのDNG中に対する増大幅は小さく、この場合も供試材そのものの機械的性質のばらつきに起因する可能性を否むことはできない。

最後に、Al-Cu系合金およびHigh-Cu-Mg合金について

であるが、RH90%中とDNG中で伸びにほとんど差異が認められず、これらの合金が水素によって脆性も延性的助長も明確には示さないものと考えられる。High-Cu合金の応力変位曲線はほかの合金に比較してばらつきが大きい傾向にあるが、これについては試験雰囲気による影響ではなく、材料の機械的性質におけるばらつきに起因するものと解釈される。またこれらの合金のSSRT試験後の破面についてもSEM観察を行ったが、いずれの場合も破面全体が粒内ディンプル破壊の形態を示しており、試験雰囲気によってそのディンプルの形態に明確な差異は認められなかったため観察結果については省略する。

3.3 水素脆化感受性の比較

各合金の伸びに及ぼす水素の影響を定量的に評価して合金間で相互に比較するために、次の式(1)で計算される水素脆化感受性(hydrogen embrittlement sensitivity: HES)指数を求めた。

$$\text{HES指数} = (\delta_{\text{DNG}} - \delta_{\text{RH90\%}}) / \delta_{\text{DNG}} \quad (1)$$

ここで、 δ_{DNG} はDNG中における伸び、 $\delta_{\text{RH90\%}}$ はRH90%中における伸びを示す。この指数は不活性な基準環境であるDNG中における伸びに対する脆化促進環境であるRH90%中での伸びの低下割合を示すものであり、RH90%中で伸びがゼロの場合に最大値1を示す。また、DNG中に比較してRH90%中において大きな伸び

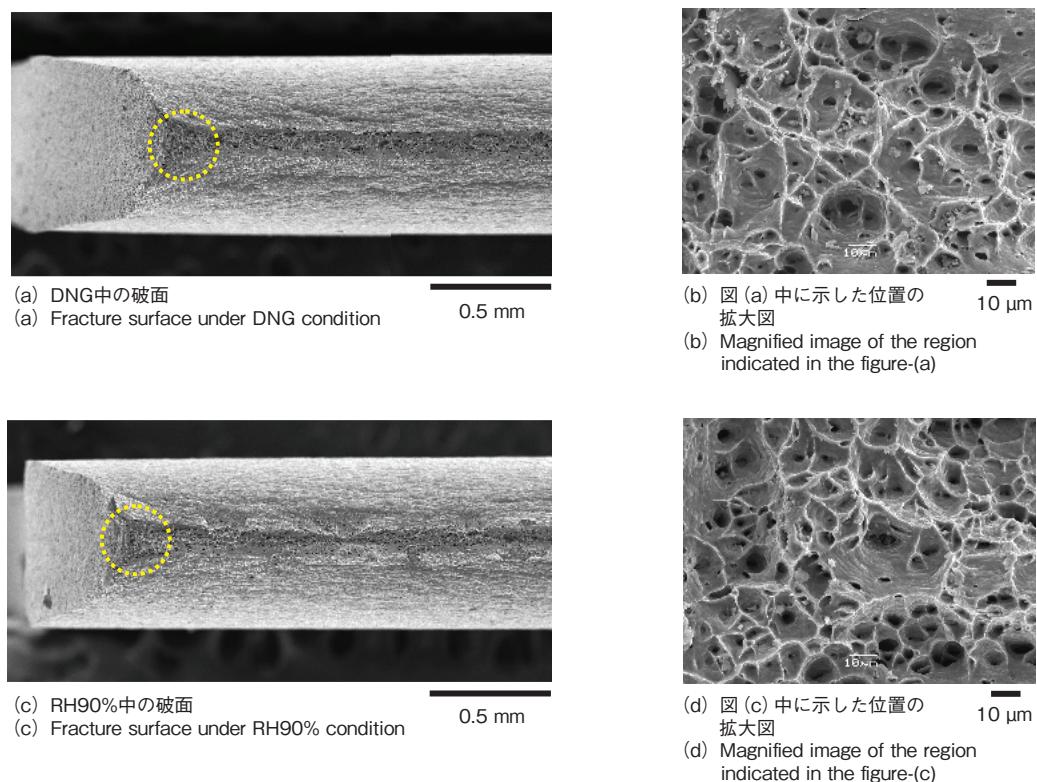


図10 Al-MnのSSRT試験後の破面SEM像
Fig.10 Fracture surfaces of Al-Mn after the SSRT tests.

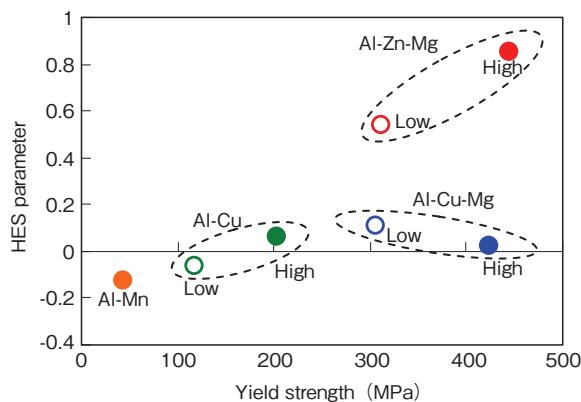


図11 各試材のHES指數と耐力の関係
Fig.11 HES parameters of the alloys plotted as a function of yield strength.

が得られた場合に、HES指數は負の値を示す。SSRT試験の結果より計算した各合金のHES指數を表4に示した。また、図11には各合金のHES指數を縦軸に、通常の引張試験で測定した耐力値を横軸にプロットして示した。本研究での供試材のHES指數はAl-Mnの-0.13からHigh-Zn-Mgの0.85に及ぶまで非常に広い範囲にわたる値を示し、合金種によって水素脆化感受性が大きく異なることが特徴的である。また、Al-Zn-Mg系合金の強度はAl-Cu-Mg系合金と同等レベルであるが、Al-Zn-Mg系合金のHES指數はAl-Cu-Mg系合金に比べて非常に大きいことから、これらのアルミニウム合金のHES指數が合金の強度に依存するのではなく、合金種に大きく依存していることが特徴的であるといえる。この傾向は、一般的に材料の強度が高くなるにつれて水素脆化しやすくなるという傾向が認められている鉄鋼材料⁹⁾とは大きく異なるものである。なぜAl-Zn-Mg系合金が明確な水素脆化を示すのに対して、同じ強度レベルのAl-Cu-Mg系合金が水素脆性を示さないのかの理由については、本研究の範囲で明らかにすることはできなかったが、この傾向はこれら2つの合金系で実用上問題となる応力腐食割れ(stress corrosion cracking)でのき裂進展機構がAl-Zn-Mg系合金の場合に水素脆化により、Al-Cu-Mg系合金の場合には優先的な粒界の溶解によると区別されている¹⁰⁾ことにも関連があるものと考えられる。

4. おわりに

高圧水素ガス中における3000系、2000系および7000系合金の将来的な使用を想定して、これらの合金の本来的な水素脆化感受性を比較し、高圧水素ガス中の使用に適する合金系を見出すことを目的として、各種の二元および三元合金を試作して、湿度制御雰囲気中のSSRT試験に供して次の知見を得た。

- (1) 試験に供したアルミニウム合金の水素脆化感受性(HES)指數は-0.13から0.85の広い範囲にわたった。
- (2) Al-Zn-Mg系合金は0.54～0.85の比較的高いHES指數を示すが、同等の強度レベルにあるAl-Cu-Mg系合金のHESは0.11以下であり、これに比べて非常に小さかった。これよりアルミニウム合金の水素脆化感受性は材料強度よりも合金組成に強く依存するものと考えられる。
- (3) 低いHES指數を示したAl-Mn、Al-CuおよびAl-Cu-Mg系合金は、水素脆性的観点より、高圧水素環境下で使用される部材として適するものと考えられる。

なお、本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の開発項目「水素社会構築共通基盤整備事業／水素インフラ等に係る規制再点検及び標準化のための研究開発／水素用アルミ材料の基礎研究」の一環として、(社)日本アルミニウム協会の協力のもとに実施した研究成果の一部であり、関係各位のご指導とご協力に感謝いたします。

参考文献

- 1) 倉本繁、謝明君、菅野幹宏: 軽金属, **52** (2002), 250.
- 2) NEDO成果報告「水素社会構築共通基盤整備事業－水素インフラ等に係る規制再点検および標準化のための研究開発－水素用アルミ材料の基礎研究」平成17～平成18年度のうち平成17年度中間年報(2005).
- 3) G. A. Young Jr., J. R. Scully: Metal. and Mater. Trans. A, **33A** (2002), 101.
- 4) 一谷幸司、小山克己、伊藤吾朗、大崎修平、薮田均: 軽金属学会第114回春期大会講演概要(2008), 315.
- 5) 大崎修平、池田淳、木下勝之、佐々木侑慥: 軽金属, **56** (2006), 721.
- 6) 田村元紀、柴田浩司: 日本金属学会誌, **69** (2005), 1039.
- 7) 安藤誠、妹尾政臣、菅野幹宏: 軽金属, **57** (2007), 19.
- 8) 大崎修平、池田淳、木下勝之、一谷幸司、竹島義雄、佐々木侑慥: 軽金属, **57** (2007), 74.
- 9) 松山晋作: 遅れ破壊、日刊工業新聞社.
- 10) T. D. Burleigh: Corrosion, **47** (1991), 89.



一谷 幸司 (Koji Ichitani)
技術研究所



小山 克己 (Katsumi Koyama)
技術研究所

プロセスライン制御ソフトの内製開発 In-House Development of Process Line Control System

浦上 康雄
Yasuo Urakami

西村 浩一
Kouichi Nishimura

寺本 伸弘
Nobuhiro Teramoto

概要 福井工場では、アルミニウム飲料缶用材料の生産性向上の一環として、キャン塗装ラインにおいて冷延材からの一貫生産を行うための機器の増設を行った。主な増設機器は、脱脂、テンションレベラ、前処理装置、アキュムレータなどである。これに伴い、ライン駆動制御システムについては、運転方法の変更に伴う既存部の大幅改造も必要であったので、既存ハードの改造および単純増設だけではなく、MMI（マンマシンインターフェイス）を含めて一新することにした。システム更新にあたっては、拡張性、保守性、費用および社内技術レベルの蓄積を考慮し、重電メーカーへの発注は最小限に抑え、エンジニアリング、設計、ソフトの更新などは可能な限り社内で実施した。

Abstract: Several equipment such as a degreaser, tension-leveler, sheet accumulator and chemical preprocessing section were added to the can-stock coating line of the Fukui Works for the purpose of integrated production of as-rolled coils. The line drive control system was fully renewed instead of partial reinforcement including HMI (Human Machine Interface). Engineering, design and software development of the control system renewed were carried out in-house as much as possible, from the viewpoint of enhancing extendability, maintainability, cost-reduction and technology accumulation within the company.

1. はじめに

福井工場では、図1に示すアルミニウム飲料缶用材料の生産比率が高く、生産性向上の一環として、缶用下地塗装ラインに、冷延材からの一貫連続生産を行うための機器の増設を行った。主な増設機器は、脱脂、テンションレベラ、前処理装置、アキュムレータなどである。特に、ライン制御ソフトの開発を自社内で取り組んだので、概要を紹介する。



図1. アルミニウム飲料缶
Fig.1 Aluminum beverage can.

2. 設備開発の概要

図2に缶用下地塗装ラインでの処理プロセスを示す。脱脂（洗浄）、テンションレベラおよび前処理装置の増設に伴い、ライン駆動制御システムについては、連続運転方法への変更に伴う既存部の大幅改造が必要となり、既存ハードの改造および単純増設だけではなく、MMI（マンマシンインターフェイス）を含めて一新することにした。

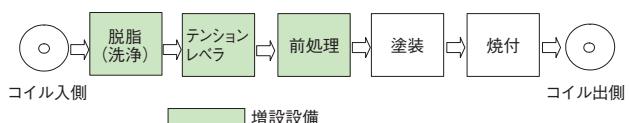


図2 缶用下地塗装ラインでの処理プロセス
Fig.2 Process flow of can-stock coating line.

3. 内製開発

ライン制御システム開発に当たっては、拡張性、保守性、費用および社内技術蓄積を考慮し、重電メーカーへの発注は最小限に抑え、エンジニアリング、設計、ソフトの更新などは可能な限り社内で実施することにした。

内製開発の対象とした主幹制御機能は、次のとおりである。

- ①アルミニウムコイルの継目および製品状態のライン全長に亘る追跡(トラッキング)と、それに基づく各種設定値(張力など)の自動変更
- ②各プロセスセクションでの張力および伸び率の制御と、その結果のモータ駆動装置への指令出力
- ③コイルハンドリング、レベラ压下位置制御、巻取機の自動運転などの機器制御

3.1 ハードウェア

ハードウェア選定に当たっては、機能および性能だけでなく、取扱性、拡張性、入手の容易さ、価格面などから、重電用の特殊機器を避け、汎用電気品を選定した。

- ①制御用コントローラは、処理速度およびアプリケーション作成上の自由度の観点から、富士電機機器制御株式会社の、MICREX-SXを採用した。
- ②インバータ／MMI用タッチパネル操作表示器には、MICREX-SXとの連携を考慮した機種を採用した。
- ③インバータ盤以外の主幹盤、入出力盤、操作盤、ユーザインターフェイス制御盤などは、自家設計および制御機器メーカー製作とした。

コントローラ・ハードの構成は、図3に示すように、a. 内製開発の対象とした主幹制御機能、b. MMI・上位システムとのゲートウェイ、c. 表面処理と機能に応じたコン

トローラを設置し、これらを、制御用LANで連携した。

この中で内製対象とした①の主幹制御機能については、入側、中央、出側およびトラッキングに分割し、それぞれにコントローラを設置する事例が多いが、保守性の観点から1台のコントローラで実現することにした。また、コントローラのIO点数制約に対しては、d. IO専用機を設け制御用LANで連携させることで対応した。

3.2 ソフトウェア

内製対象としたトラッキング、主幹制御および自動化部分は、設計から試運転調整までを社内で実施し、操作表示器およびユーティリティ関係については、社外を活用した。

ソフト構成は

- ①トラッキング
- ②張力および伸び率制御とモータ駆動装置への指令出力
- ③機器制御

の3機能に分割し、各機能間でのインターフェイスを明確にした上で、定期的にソフトを合体させながら開発を進めた。また、同時に、構築ルールおよび共通部品の整備も行った。

ソフトは図4に示すように、高速定周期タスクおよび中速定周期タスクで構成し、各制御機能は、要求される精度と応答速度に応じて、いずれかのタスク内で実行される。

4. 成果

図5に完成した缶用下地塗装プロセスラインの全景を示す。プロセスライン制御ソフトの内製開発により得られた成果を次にまとめた。個々の開発成果にとどまらず、開発を通して数多くのノウハウ蓄積ができ、技術伝承

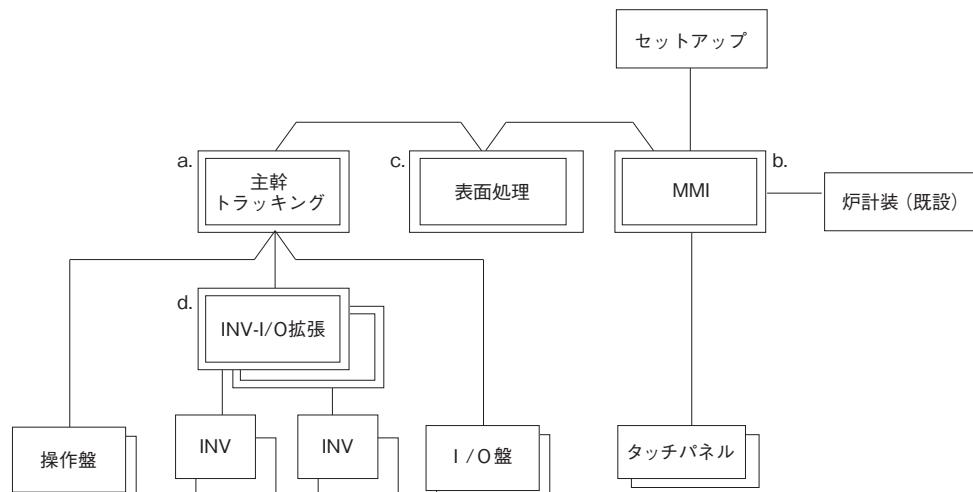


図3 ライン制御システムハード構成
Fig.3 Line control system hardware configuration.

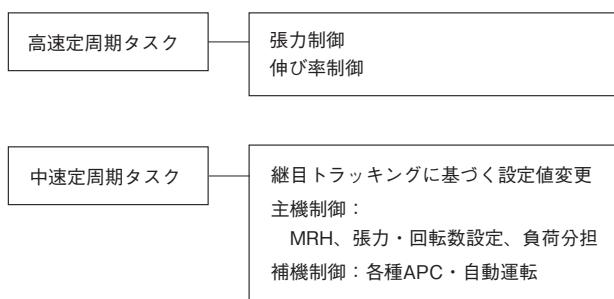


図4 ライン制御システムソフト構成
Fig.4 Line control system software configuration.



図5. プロセスラインの全景
Fig.5 Can-stock coating line.

の観点から大きな成果が得られた。

- ①保守および改造の容易なシステムを構築することができ、他の設備への展開に際して有効な雛型が得られた。
- ②操業開始後の改造に対して、迅速かつ柔軟に対応することができるようになった。
- ③社内の新設あるいは更新に際しての設計ルールおよび共通部品の整備ができた。

5. 課題と今後の展開

今回の内製開発で得られた成果を有効活用し横展開できるように次の課題に取組んでいきたい。

- ①他設備への展開を考慮し、ドキュメントおよび技術資料の整備と充実を図る。
- ②全社的には制御システム更新対象が多数あるため、当社仕様に適合した開発ができる社外パワーの開拓を図る。
- ③駆動制御システムだけでなく、高価な計装制御システムの置換について展開を図る。
- ④内製は社員の技術確認および技術情報の整理には極めて有効であり、他のプロジェクトへの展開を図る。

6. おわりに

本システム開発に際しては、(株)日鉄エレックス殿には、事例紹介や貴重なアドバイスをいただいた。また、富士電機機器制御株および富士電機システムズ株殿には、インバータ適用へのアドバイス、ソフト開発中に生じた各種問題への対応並びにMMI開発、既設調査、試運転調整助勢などをいただいた。ご支援並びにご協力をいただいた関係各位に深謝いたします。



浦上 康雄 (Yasuo Urakami)

設備部



西村 浩一 (Kouichi Nishimura)

製板事業部 福井工場



寺本 伸弘 (Nobuhiro Teramoto)

製板事業部 福井工場

製品紹介

加工性に優れた防汚性アルミニウム塗装材(非フッ素) 「ファスコートクリーン®E202 2X」

Non Fluorine Pre-Coated Aluminum Sheet with Good Stain Resistance and Formability "FUSCOAT CLEAN E202 2X"

1. はじめに

近年、建築材料や土木構造物などにおいて、自動車排ガスなどによる汚れが目立ち、景観・美観を損ねていることが指摘されています。また、建築材料などに図1に示すようなロールフォーミングにより高意匠性を付与される場合には、材料に優れた加工性が要求されます。

このようなニーズに対して、当社は加工性に優れた防汚性アルミニウム塗装材(非フッ素)「ファスコートクリーン E202 2X」を開発しました。

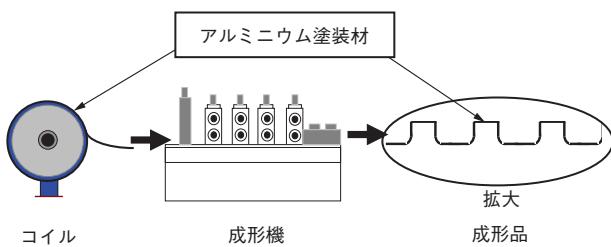


図1 ロールフォーミングの概要(一例)
Fig.1 Outline of typical roll forming line.

2. 特徴

ファスコートクリーンシリーズは(財)土木研究センターが認定する、土木用防汚I種試験にアルミニウムプレコート材として初めて合格した材料です。次に「ファスコートクリーン E202 2X」の特徴を示します。

(1) ロールフォーミングに適したアルミニウム塗装材です

ファスコートクリーンシリーズの標準タイプと比較して塗膜表面の潤滑性が高く、ロールフォーミング後の成形品において、加工部分の塗膜割れが少ないなど、外観が標準タイプと比較して向上しました。

(2) 汚れにくく、また汚れても汚れが落ちやすいアルミニウム塗装材です

塗膜表面が硬く、汚れ物質の侵入が抑制されるため、汚れにくくなっています。大気暴露後の塗膜表面の接触角が低く、雨を利用した自己洗浄作

用で汚れが落ちやすくなっています。

(3) 屋外使用時の変色など外観品質変化が生じにくいアルミニウム塗装材です

特殊な樹脂を用いているので、耐候性に優れています。

3. 塗膜構造

「ファスコートクリーン E202 2X」の塗膜構造を図2に示します。

アルミニウム素材の上に化成皮膜、さらに厚さ20 µmの塗膜を設けています。塗膜は2層構造であり、上塗り層には、特殊な樹脂を用い、潤滑剤を添加させています。なお、防汚性と潤滑性を両立させるために、添加する潤滑剤の種類、融点および添加量を適切に制御しています。

下塗り層は化成皮膜と上塗り層の密着性を向上させるために設けています。

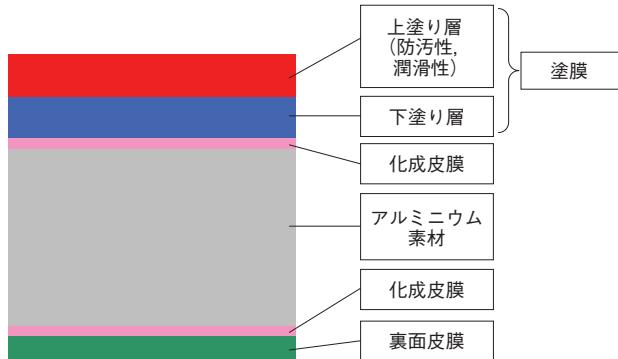


図2 「ファスコートクリーン E202 2X」の塗膜構造
Fig.2 Coating film structure of "FUSCOAT CLEAN E202 2X".

4. 性能

「ファスコートクリーン E202 2X」の性能を表1に示します。「ファスコートクリーン E202 2X」は従来のファスコートクリーン E200シリーズの標準タイプ(E202 X)と比較して動摩擦係数が0.1以上低い値を示し、潤滑性に優れています。実機成形(ロールフォーミング)後の外観は良好です。また、防汚性、鉛筆引っかき硬度、

表1 「ファスコートクリーン E202 2X」の性能
Table.1 Performance of "FUSCOAT CLEAN E202 2X".

試験項目	試験内容	ファスコートクリーン E200 シリーズ ¹⁾	
		ファスコートクリーン E202 2X	ファスコートクリーン E202 X ²⁾
加工性	実機成形(ロールフォーミング)	良好	不良
潤滑性(動摩擦係数)	バウデン式摩擦試験 (Φ 4.8 mm鋼球, 5N)にて測定)	≤0.2	0.3
防汚性(耐マジック汚染性)	(赤・常温) ³⁾	跡残りなし	跡残りなし
鉛筆引っかき硬度	鉛筆引っかき試験	4H	4H
付着性	碁盤目テープ剥離	100/100	100/100
耐曲げ性	180度曲げ加工後テープ剥離	剥離なし	剥離なし
耐塩水噴霧性	塩水噴霧試験 1000時間	異常なし	異常なし
耐酸性	2%硫酸, 20±2°C, 24時間	異常なし	異常なし
耐アルカリ性	飽和石灰水, 20±2°C, 24時間	異常なし	異常なし
耐候性 ⁴⁾	大気暴露試験 (海岸に試験片を設置, 3年間)	光沢保持率 70%以上	光沢保持率 70%以上

1) Furukawa-Sky Review No.2の中でファスコートクリーンシリーズの性能(加工性, 潤滑性, 耐候性を除く)を紹介している。

2) 標準タイプ。

3) 24時間後にエタノール含有キムワイプでふき取る。

4) 一般塗装材(非防汚)の光沢保持率は40%以下。

付着性, 耐曲げ性, 耐塩水噴霧性, 耐酸性, 耐アルカリ性などの性能については標準タイプ(E202 X)と同等であり, JIS H4001(アルミニウムおよびアルミニウム合金の塗装板および条)の規格を満たしています。さらに、海岸に試験片を設置し、大気暴露試験を行った結果、「ファスコートクリーン E202 2X」の3年経過後の光沢保持率は70%以上であり、標準タイプと同等です。

5. おわりに

加工性に優れた防汚性アルミニウム塗装材(非フッ素)を新規開発し、防汚性アルミニウム塗装材「ファスコートクリーンE200シリーズ」にラインナップしました。**図3**に示すような天井材などの用途にご採用いただきたいおり、ぜひその効果をお試しいただきたいと思います。

6. 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



図3 天井材の例

Fig.3 Examples of application to ceiling.

製品紹介

屋外仕様の光ダクト用反射板

Outdoor-Type Reflector for Mirror Duct

1. はじめに

光ダクト用反射板は、可視光反射率の高い鏡面アルミニウム材からなるダクトを通じて、屋内に自然光を取り込み、照明用光源として用いる光ダクトシステムに使用されます。屋外仕様光ダクトの構造を図1に示します。

オフィスビルなどの従来の光ダクトは採光部と放光部が密閉構造となっているのに対し、屋外仕様光ダクトは給排気を可能とするため、外気が入り込む構造となっています。そのため、屋外仕様光ダクトの反射板には屋外環境における耐久性が要求されています。しかしながら、陽極酸化処理タイプや蒸着処理タイプの従来反射板は可視光反射特性の劣化が著しく、屋外仕様光ダクトに用いることができませんでした。

そこで、当社は陽極酸化皮膜を施した鏡面アルミニウム材に透明性および防汚性に優れた特殊樹脂皮膜を被覆することにより、屋外環境にさらされても可視光反射特性を劣化させることの少ない、耐久性に優れた屋外仕様の光ダクト用反射板を国内で初めて開発しました。

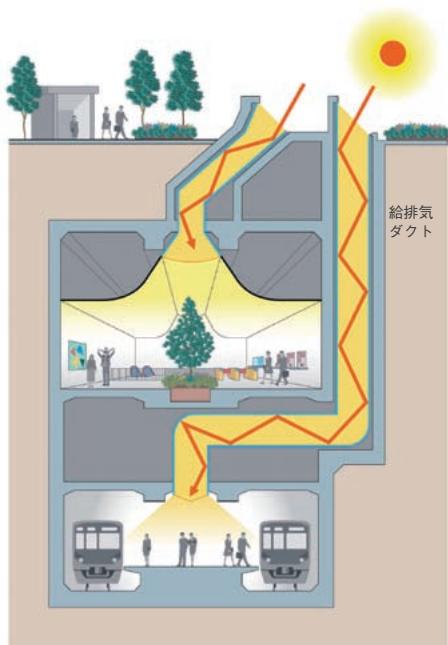


図1 屋外仕様光ダクトの構造

Fig.1 Structure of outdoor-type mirror duct system.

2. 特徴

(1) 可視光反射率の高い鏡面アルミニウム塗装材です
高純度のアルミニウムを用い、特殊表面加工で表面の平滑性を向上することにより、可視光線の正反射性を高くしました。

(2) 反射率の持続性に優れています

耐候性および耐食性に優れた特殊樹脂皮膜を施すことにより、屋外使用時の可視光反射率の持続性を大きく向上しました。

(3) 排ガスや土などの汚れ物質による可視光反射率の低下を生じにくくしました

汚れにくく、また汚れても汚れが落ちやすい特殊樹脂皮膜を表面に施すことにより、防汚性が大きく向上しました。

3. 皮膜構造

屋外仕様の光ダクト用反射板の外観を図2に、皮膜構造を図3に示します。

鏡面加工処理したアルミニウム素材の上に陽極酸化皮膜、さらに透明な防汚性に優れた特殊樹脂皮膜を施しています。

一般に、アルミニウム材の表面に樹脂皮膜を被覆すると、耐候性は向上するものの光の反射率は低下します。この問題を解決するために、当社は永年蓄積した塗装技術から、透明性の高いアクリル系樹脂とナノサイズの無



図2 屋外仕様の光ダクト用反射板の外観

Fig.2 Appearance of outdoor-type reflector for mirror duct.

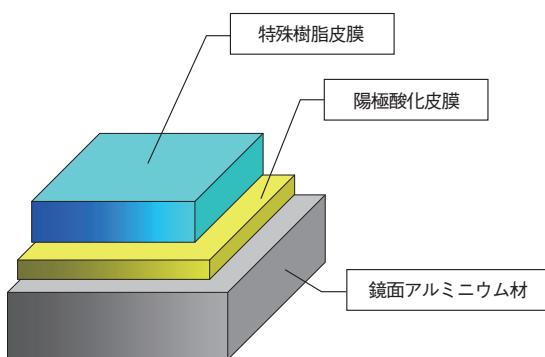


図3 屋外仕様の光ダクト用反射板の皮膜構成
Fig.3 Film structure of outdoor-type reflector for mirror duct.

機物質を複合化することにより、可視光線の反射および吸収を小さくした特殊樹脂皮膜を開発しました。さらに、この複合化による皮膜の高硬度化、高架橋化および表面の親水化により、汚れが皮膜へ付着・浸透しにくく、かつ落ちやすくして、防汚性を発現しています。

4. 性能

各種反射板の屋外曝露試験後光学特性を図4に示します。なお、屋外曝露試験は当社深谷工場敷地内にて1年間曝露した結果です。また、可視光反射特性として波長550 nmにおける正反射率を評価しました。従来の反射板はいずれも、曝露1年経過後正反射率が大きく低下するのに対し、開発された反射板は初期と同程度の正反射率を維持し、可視光反射特性の劣化が認められませんでした。

次に、屋外仕様の光ダクト用反射板の基本的な性能を表1に示します。皮膜の耐剥離性、耐食性、耐候性、防汚性など製品の耐久性に関連する性能も良好です。

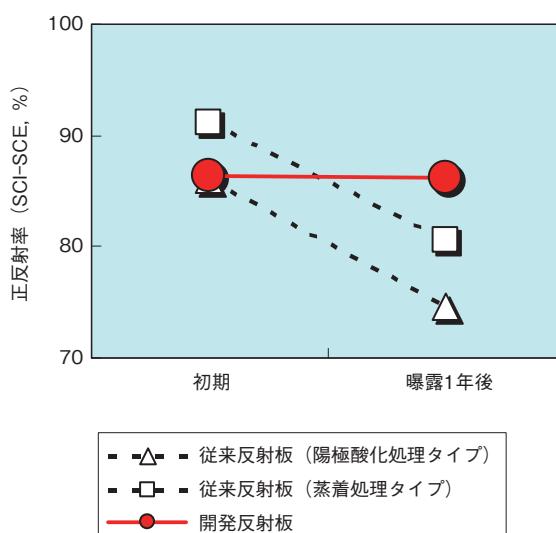


図4 各種反射板の屋外曝露試験後光学特性
Fig.4 Optical property after outdoor-exposure test of various reflectors.

表1 屋外仕様の光ダクト用反射板の性能
Table1 Performance of outdoor-type reflector for mirror duct.

評価項目	評価結果	備考
皮膜の耐剥離性	最高評価点	付着性試験 ¹⁾
耐食性	膨れ、剥がれ、腐食なし	塩水噴霧試験 1000時間 ¹⁾
耐候性	変色、にごりなし	促進耐候試験 500時間 ¹⁾
防汚性	跡残りなし	耐赤マジック 汚染性試験 ²⁾

¹⁾ JIS H4001に準拠。

²⁾ 24時間後にエタノール含有キムワイプでふき取る。

5. おわりに

屋外環境にさらされても可視光反射特性を劣化させることの少ない、耐久性に優れた屋外仕様の光ダクト用反射板を国内で初めて開発しました。

開発反射板は光ダクト以外の光反射特性が求められる様々な分野においても、その適用が期待されることから、ぜひその効果をお試しいただきたいと思います。

なお、光ダクトシステム自体は株マテリアルハウスにて開発された商品です。

また、本研究の一部はNEDOの民生部門など地球温暖化対策実証モデル評価事業である「光ダクトシステムの普及に向けたFS事業(平成16年度)」および「新分野光ダクトシステムフィールドテストおよび量産化開発(平成17年度)」の支援を受けて遂行しました。

6. お問い合わせ先

押出加工品事業部 加工品部

〒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) 5295-3537 FAX : (03) 5295-3766

製品紹介

環境に優しい鉄道車両用高性能ヒートシンク「Hiシンク・HP」 Eco-Friendly High-Performance Heat Sink for Railway Rolling Stock "Hi Sink HP"

1. はじめに

アルミニウム製のヒートシンクは、電子機器の半導体素子やIGBTなどの冷却用として、多くの電子電機製品に使われています。

これまで鉄道車両用主変換装置には、フロン類の相変化を利用した沸騰式のアルミニウム製ヒートシンクが多く用いられてきました。しかし今後は、フロンなどのオゾン層破壊物質や温室効果ガスを使わなくても、高い冷却性能を実現できるヒートシンクが要求されています。

そこで当社は、高い冷却性能を持ちながら、地球環境に与える負荷が少ない環境に優しい鉄道車両用ヒートシンクを開発しました。

開発した大型ヒートシンクは、図1のN700系新幹線の主変換装置で、半導体素子の冷却に使われています。この主変換装置は、東海旅客鉄道(株)が中心となって初めてN700系新幹線で実用化したプロアモータを使わない走行風冷却方式で、大幅に小型軽量化されています。



図1 N700系新幹線
Fig.1 N700 series Shinkansen.

2. 構造

開発したヒートシンクの概略構造を図2に示します。また主な構造上の仕様を次に示します。

- 1) アルミニウム製熱拡散板に銅製ヒートパイプを内蔵
- 2) ヒートパイプを熱拡散板に接合用物質なしで接合
- 3) 高性能放熱フィンを熱拡散板にろう付で接合
- 4) フィンと熱拡散板を塗装処理



サイズ
1 m×1 m
a) 代表的な外観

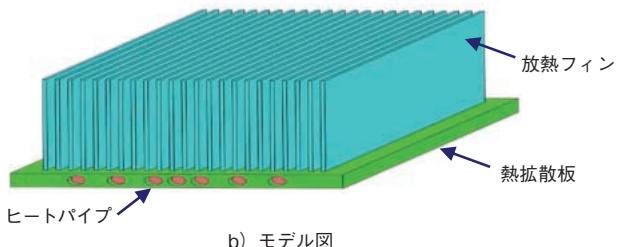


図2 開発したヒートシンクの概略構造
Fig.2 Schematic of developed heat sink.

開発したヒートシンクは、様々な製品の要求仕様に応じ、放熱フィン形状やフィンピッチ、ヒートパイプの配置構造などを最適設計できます。また、ご要求に即した製造方法の提案も可能です。

3. 特徴

3.1 環境に優しい

開発したヒートシンクに使用しているヒートパイプの作動液は純水であり、パーフルオロカーボンなどのオゾン層破壊物質や温室効果ガスは一切使用していません。

またヒートパイプと熱拡散板の接合には、ハンダなどの接合用の物質を全く使わず、特殊な方法でヒートパイプの拡管により接合しています。

3.2 高い冷却性能

開発したヒートシンクは、高い熱輸送能力を持つ銅製のヒートパイプの働きにより、一瞬で発熱素子から熱を熱拡散板に広く均一に分散します。さらに熱拡散板にろう付されたアルミニウム製のフィンで、高効率の放熱を行います。

また、ヒートパイプと熱拡散板の接合には、従来のように熱移動を阻害する接合用の物質を使わないことで、熱拡散板とヒートパイプで高い熱伝達性を得ることができます。

これらの結果、局部的な温度上昇が回避されるとともに、半導体素子の長寿命化に貢献します。

ヒートパイプの最適な配置は、半導体素子の配置や熱損失量などの仕様に応じて、設計することができます。

車両の場合、上り坂や下り坂、加速、減速などがありますが、ヒートパイプの配置を工夫することで、高い冷却性能を持たせることができます。

3.3 高い信頼性

車両用ヒートシンクは、長期間にわたり風雨にさらされ、海岸線などの腐食しやすい環境でも使用されます。また走行中に小石が跳ねてヒートシンクに当たった場合でも、簡単に部品が離れない接合強度が必要です。

開発したヒートシンクのアルミニウム製フィンは、熱拡散板とAl-Si系のろう材を用いてろう付で一体化されているため、高い接合強度が得られるとともに耐食性についても高い信頼性を持っています。

さらにヒートシンクの表面は、ろう付部も含めて防食性の高い塗装処理をすることで、より耐食性を高めています。

4. 冷却性能の代表的な事例

図3にヒートシンクに熱負荷したときの温度分布を示します。これはヒートシンクの熱拡散板に、熱損失量が異なる分散した6個の発熱素子（非表示）を模擬して熱量

を与えたときの、ヒートシンク全体の温度分布をシミュレーションしたものです。

開発したヒートシンク（ヒートパイプ内蔵）はヒートパイプの働きにより、ヒートパイプなし品に比べて熱拡散板の局部的な高温部がなく温度が全体的にほぼ均一になっており、放熱フィンに効率よく熱伝達されています。

開発したヒートシンクは、水平および傾斜した場合でも、ヒートパイプなし品と比べて冷却性能（熱抵抗値）が20%程度向上しています。

5. おわりに

開発したヒートシンクは冷却性能が高くて環境に優しいため、製品の小型化や軽量化が期待でき、今後は鉄道車両のほかハイブリッド車など環境対応車の冷却部品への展開が期待されます。

当社では、熱流体解析を活用して冷却製品の最適設計を行い、電子電機製品へ冷却に関する提案ができます。また各種の風洞設備を用いて、より実際に近い環境で冷却製品の温度評価が可能です。

今後も冷却製品の提案や熱的な技術的課題の解決に対応していきます。

6. お問い合わせ先

押出加工品事業部 加工品部

〒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) 5295-3554 FAX : (03) 5295-3766

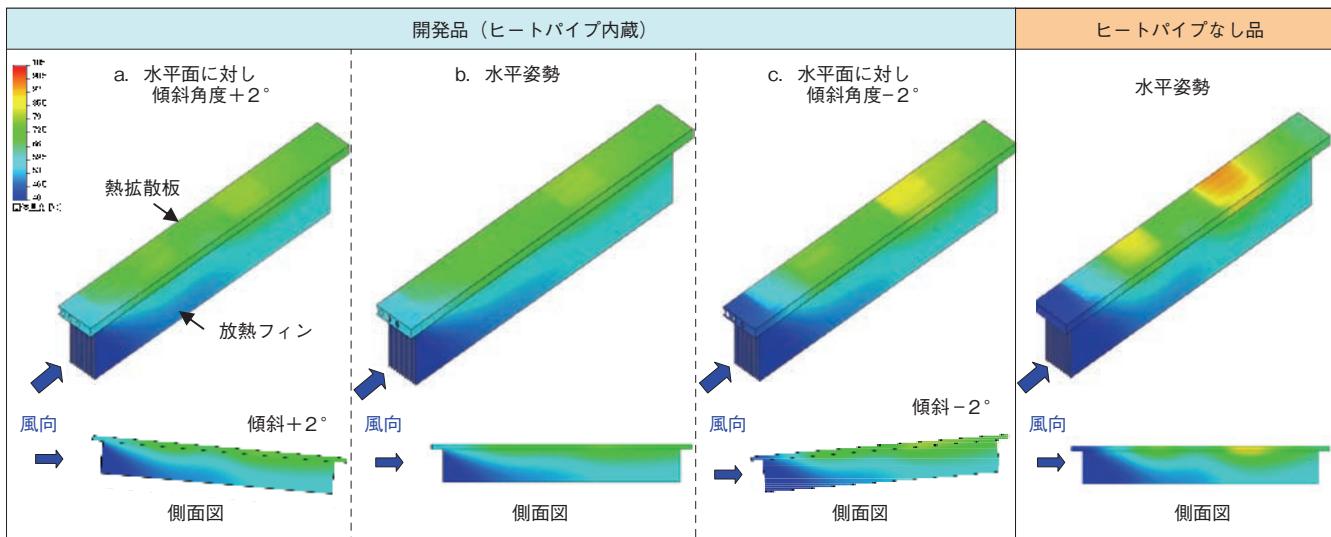


図3 ヒートシンクに熱負荷したときの温度分布
Fig.3 Simulation results of temperature distribution in selected heat sinks.

古河スカイにおける温暖化防止活動(燃料転換および省エネルギー)

Anti-Global Warming Activities at Furukawa-Sky Aluminum Corp.
(Fuel Switching and Energy Saving)

山下 陽一

Youichi Yamashita

概要 当社グループでは、生産活動に伴うエネルギーの使用量が多く、エネルギー起源のCO₂排出は、環境負荷の中でも最大のものである。このため温室効果ガスの削減に向けて燃料転換と省エネルギーに取り組んでいる。重油などに比べCO₂排出割合が小さいLNGの導入経過および省エネルギー活動について、当社各工場の事例を紹介する。

Abstract: The Furukawa-Sky Aluminum Group consumes a large quantity of energy through its production activities, in which CO₂ emission originated from fuels accounts for the largest percentage of the environmental impact. Accordingly, we are engaged in the fuel switching and energy saving activities aimed at reduction of green house gases. In this paper, examples at individual works will be presented describing the introduction process of LNG having smaller CO₂ emission than fuel oil, together with energy saving activities.

1. はじめに

当社は2009年中期連結経営計画において、地球温暖化対策に積極的に取り組むことを明言し、その対策を具体的に示した。これに伴い、当社グループの環境活動に関する2009年度までの中期目標を策定した(表1)。

※当社グループ:福井工場、深谷工場、日光工場、小山工場、古河スカイ滋賀、古河カラーアルミ

図1に当社のCO₂排出量の推移を示す。2004年度から約7%の低減が図れている。その中で電気は主に圧延機などの運転に使用しており、CO₂排出割合の40%弱を占める。また、溶解鋳造、熱処理などの熱源としては主に

重油、灯油、LPGおよびLNG(都市ガスを含む)を使用しているが、年々CO₂排出量は削減されてきている。表2に示すようにLNGは、重油に比べて発熱量あたりのCO₂排出係数が小さく、LNGへの燃料転換によりCO₂排出量を約3割削減することができる。図2に示すように当社では2003年以来、LNGへの燃料転換を進めてきた。今後さらに燃料転換を促進し、2009年度には、全エネルギー中のLNG比率を32%(電力を除いた燃料中のLNG

表1 2009年度地球温暖化防止活動
Table.1 Anti-global warming action plan for 2009.

	活動項目	2009年度目標
地球温暖化 防止活動	温室効果ガス 削減活動	CO ₂ 排出量を2004年度比で 20%以上削減 (2004年度並の操業として)
	省エネルギー活動	エネルギー原単位を2004年 度比で10%以上改善

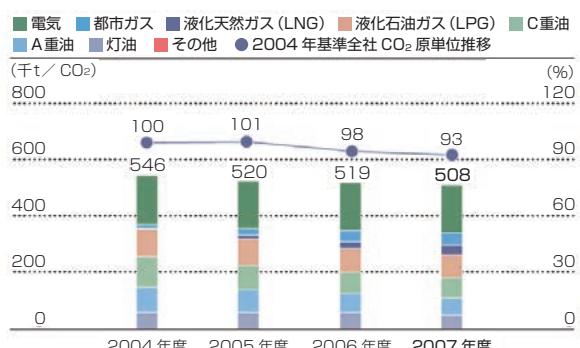


図1 当社CO₂の排出量推移
Fig.1 Trends in CO₂ emission.

比率を62.8%)まで高める予定である。

省エネルギー活動については、溶解炉や屑溶解炉のバーナを燃焼効率が良いリジェネバーナへの切り替えを主に活動している。リジェネバーナは高温で効率的な廃熱回収を行なうので、約30%の燃料節減が図れる。

2. LNGへの燃料転換によるCO₂削減、省エネルギー

(福井工場、深谷工場、日光工場、小山工場、古河カラーアルミ)

板、条などの製造工程の上流工程である鋳造工程では、アルミニウム地金を溶解する際に使用される燃料が、全製造工程のエネルギー使用量全体の約3割を占めている。このためまず溶解炉、屑溶解炉などの燃料転換を優先して行っている。

日光工場は当社工場の中でいち早くLNGへの燃料転換を実施した。背景として日光工場が鋳造燃料として使用していたC重油が、排ガス中に環境負荷物質(SO_x、NO_xおよび煤塵)を多く含み、また異臭や黒煙などの原因となることが挙げられる。この環境負荷物質を除去するための処理により廃水や汚泥が発生するため、脱硫設備や廃水処理設備の保全および老朽化部の更新のための費用が発生していた。そこで環境負荷物質の排出が少なく、CO₂の排出係数が小さいLNGを導入した。図3に燃料転換実施前後の日光工場の風景を示す。導入結果は期

表2 燃料別CO₂排出係数(発熱量比較)

Table.2 CO₂ emission coefficient by fuel. (calorific value comparison)

	CO ₂ 排出係数	発熱量
LNG	0.0135 kg-C/MJ	54.5 MJ/kg
LPG	0.0163 kg-C/MJ	50.2 MJ/l
A重油	0.0189 kg-C/MJ	39.1 MJ/l
C重油	0.0195 kg-C/MJ	41.7 MJ/l
灯油	0.0185 kg-C/MJ	36.7 MJ/l

出典:「地球温暖化対策の推進に関する法律」施行令第三条(環境省)

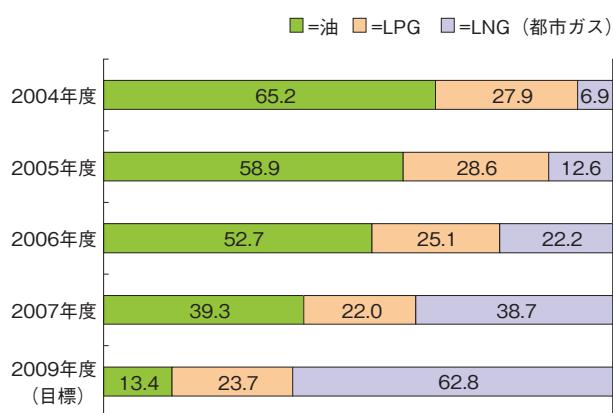


図2 燃料別エネルギー比率の推移 (電力を除く)
Fig.2 Trends in energy ratio by fuel. (excluding electricity)

待通りで異臭や黒煙の発生が大きく抑制され、燃料原単位の改善およびCO₂削減に非常に有効であることが分かった。日光工場で実績ができたことから他工場への展開を図った。

深谷工場および小山工場では、都市ガスパイプラインからLNG(都市ガス)の供給を受けており、パイプラインのない福井工場と日光工場では、LNGタンク基地を新設してタンクローリーで輸送している。図4に福井工場のLNGタンク基地を示す。



燃料転換前 (Before fuel switching)



燃料転換後 (After fuel switching)

図3 燃料転換実施前後の日光工場
Fig.3 Nikko Works, before and after fuel switching.



図4 LNGタンク基地(福井工場)
Fig.4 LNG station. (Fukui Works)

現在LNGを使用する設備の割合は、燃料使用量の大きい鋳造炉関係で約81%（溶解炉および屑溶解炉数の燃料転換割合）となっている。

3. 省エネルギー・リジェネバーナ導入

(福井工場, 深谷工場, 日光工場, 小山工場)

省エネルギー化を推進する上で、バーナのエネルギー効率改善が有効な手段となるため、2台のバーナを1対として、燃焼と蓄熱(炉内ガス吸引)を交互に繰り返して廃熱回収を行うことにより、燃焼効率を格段に向上させる「リジェネバーナ」への切り替えを推進している。リジェネバーナへの切り替えによりおよそ20%前後の燃料削減が図れる。図5に福井工場に導入したリジェネバーナを示す。表3に示すように2008年12月現在の溶解炉および屑溶解炉数のリジェネバーナ採用率は約89%となっている。

4. 鋳造新工場建設時の環境配慮(福井工場)

2007年6月に鋳造新工場が完成し、操業に入った。新工場建設に当たり、高品質で高生産性の設備導入に加え、地球温暖化対策や作業環境においても国内外のトップレベルを目指し、設計、検討および施工を行なった。具体



図5 リジェネバーナ
Fig.5 Regenerative burner.

表3 溶解炉および屑溶解炉などでのLNG使用率、リジェネバーナ採用率(2008年12月現在)

Table.3 Use rate for LNG and adoption rate for regenerative burners at melting furnaces and waste melting furnaces. (as of December, 2008)

	溶解炉および 屑溶解炉数	LNG 使用	リジェネバーナ 使用
合計 (率)	27	22 (81%)	24 (89%)

的には、従来の溶解燃料であったC重油を環境負荷の少ないLNGに変更したほか、図6に示すリジェネバーナを採用した高性能工業炉により省エネルギーを図った。

さらには工場内で働く人の作業環境改善にも力を入れ、高効率型の局所排気装置の設置並びに今回初めて快適作業空間を確保できる建屋給排気システムを取り入れた。地球環境にやさしい設備の導入および働く人に対する快適作業空間を実現することで、高品質および高生産性のものづくりを目指している。

5. LNG気化器への鋳造廃熱の有効活用(日光工場)

日光工場では図7のLNGタンク基地の新設に当たり、LNGの気化器の熱源としてアルミニウム鋳造冷却水の廃熱の有効活用を検討し、採用した。

鋳造の冷却水はアルミニウム鋳造時に鋳塊の冷却用に大量に使用されており、プールに溜めた水を循環させて使用している。戻り水の温度は約40°Cで、循環使用する



図6 リジェネバーナ採用の高性能溶解炉
Fig.6 High-efficiency melting furnace using regenerative burners.



図7 LNGタンク基地(日光工場)
Fig.7 LNG station. (Nikko Works)

ためクーリングタワーにて冷却している。

LNGタンク基地の新設にあたりLNG気化の熱源を検討したが、空温気化の場合は、気化器設置スペースが非常に大きくなり空きスペースがない、連続使用により霜が堆積し気化能力が落ちる、定期的に霜の除去が必要などの理由により採用を見送った。次に、温水ボイラを設置して温水による気化を検討したが燃料が必要なためランニングコストが高額になる問題があった。そこでタンク基地設置予定場所の近くにある図8に示す铸造冷却水プールの温水利用を検討した結果、量が十分あり、温度も40°Cと高いことから、気化熱源として活用できることが分かった。

図9に示す気化器は温水容器の内部にLNGを通すコイルがあり、そこで熱交換をする構造になっており、プールに設置した循環ポンプで温水を容器に送り、熱交換の終わった温水を再びプールに戻す構成になっている。ポンプは2台設置しており、故障などにより流量が低下した場合は自動で予備のポンプに切り替わる。

長期連休明けの铸造開始前および炉の予熱や1炉目の溶解時は、铸造を行っていないため廃熱がなくプールは冷えている。このような場合でもLNGの気化ができる



図8 鑄造冷却水プール
Fig.8 Pool for casting cooling water.



図9 気化器
Fig.9 Vaporizer.

ようにバックアップ用の蒸気ラインを併設している。蒸気にて気化を行い、铸造廃熱が発生したときに温水に切り替えることを自動で行っている。冬季に蒸気バックアップを行ったとき、バックアップ中の数日間で温水配管ラインが凍結する恐れがある。これを防止するため温水ラインはポンプを常時運転とし、気化器手前にバイパスラインを設け、蒸気気化中でも配管内に常にプールの水を流し凍結防止を図っている。

日光工場では2004年2月からLNGの使用を開始し、積算で約18,500 t使用してきている。温水による気化は90%であると考えると、もしも全てを蒸気で気化させた場合約9,700 tの蒸気を使用したことになり、効果金額を計算すると、蒸気単価を4円/kgとした場合、660千円/月(7,920千円/年)となる。

6. 燃料転換および省エネルギー設備の導入(福井工場)

福井工場では2台の16 tボイラの内1台をLPGからLNGに燃料転換した。また図10に示す小型LNG貫流ボイラ(2 t)を4台導入した。

LPGからLNGへ燃料転換することで、福井工場のCO₂排出量を年間1.6%削減することができた。また複数台の小型ボイラを蒸気使用量に応じて必要台数のみ稼動することで運転効率が向上し、省エネルギーにもつながった。

7. 新ソーキング炉設置(日光工場)

図11に日光工場に設置した新ソーキング炉を示す。ソーキング炉の更新に当たり、環境に配慮した設計を検討した。炉の構造は直火焚きの加熱炉とその両側に排ガスを利用した予熱室を設けた台車式のタイプとし、燃料はCO₂排出量の少ないLNGを採用した。この炉は、加熱室で加熱している間に隣の予熱室に材料を装入し、熱



図10 ボイラ室全景
Fig.10 Full view of boiler room.

交換器にて燃焼空気の予熱を行った後の排ガスを直接予熱室に吹込み材料を予熱するもので、廃熱の有効利用を実現した省エネルギー設計となっている。

従来の炉と比較して、エネルギー原単位が30%改善(原油換算 260 kJ／年削減)し、CO₂排出量も1,400 t／年の削減が可能となった。



図11 新ソーキング炉
Fig.11 New soaking furnace.

8. おわりに

今後はさらに加熱炉などにもLNGへの燃料転換を展開する計画である。LNGの供給見通しに合わせLNG化の設備改造を進めており、今後の安定供給に期待したい。

また、LNG化に併せ、燃焼調整による空気比の改善や、操業方法の改善および見直しなどを行うことにより、無駄を省きエネルギー原単位の改善をさらに進める必要があると考えている。

本報は、月刊 クリーンエネルギー誌(日本工業出版)
2008年3月号、13～16に掲載したものを一部加筆・修正
したものである。



山下 陽一 (Youichi Yamashita)
設備部

深谷工場コンプレッサ電力の削減活動

Power Consumption Reduction Activities for Air Compressors at the Fukaya Works

1. はじめに

製板事業部深谷工場の2007年度エネルギー使用量は原油換算実績で75,433 kJであり、その構成比率は図1に示すように、燃料56%および電力44%である。電力エネルギーの93%は圧延機などの製造設備に使用され、7%がコンプレッサ設備に使用されている。

大型コンプレッサで0.5 MPaに昇圧された圧縮エア(工場エア)はエアシリンダの駆動のほかに、製品の水切り異物除去、電気品の保護などを目的に多くの箇所のエアブローなどに使用される。圧縮エアによるエアブローは高価であることから、エアの無駄の排除や効率化などのコンプレッサ電力削減活動に取り組んだ。

2. 取組内容

表1にコンプレッサ電力削減取組み状況を示す。

高圧エア使用量の削減や効率的供給、プロワへの転換などの取り組みについてその概要を次に示す。

(1) 高圧エア使用量の削減

無駄の排除からスタートし、各設備の点検強化を行った。集音機能付漏れ検出器およびデータロガーを活用し、工場エア系統における圧力変化のデータ解析などから経年変化を早期発見し、漏れの撲滅を図った。

また、従来、アルミニウム溶解工程では工場エアで重油を溶解炉内に噴霧し燃焼させていたが、燃料を重油から都市ガスに転換することにより、高圧エアの使用をゼロにしている。

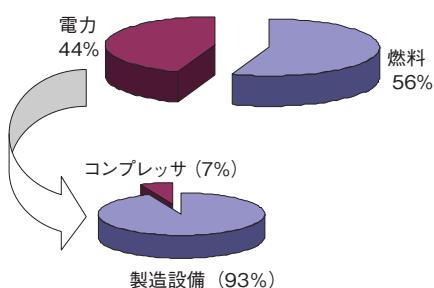


図1 2007年エネルギー構成比率
Fig.1 Energy composition in 2007.

(2) 高圧エアの効率的供給

供給圧力の低減は省エネルギー効果があるものの、局部では、0.5 MPaまたはそれ以上の圧力を要求する機器が存在しているため、一律に圧力を低減できない。そこで、使用しているエア機器、エアノズル、供給圧力、流量などの仕様調査を行い、適正な圧力を確保するため、ブースタなど増圧器やベビコンなどを約20ヶ所に導入した。これにより、供給圧力の低圧化($0.52 \text{ MPa} \Rightarrow 0.49 \text{ MPa}$)ができた。

(3) プロワへの転換

高圧のコンプレッサエアブローを使用している圧延設備は、0.03 MPaの低圧プロワエアブローへの転換を実施し、電力削減を図った。

次にプロワへの転換事例を紹介する。

3. 圧延油エアブローのプロワへの転換

圧延機は、自動板厚制御の運転をしているが、板厚測定センサ部のアルミニウム製品表面に圧延油が入ると板厚制御が困難となるため、圧延油流入を防止する目的で大量の高圧(0.4 MPa)のコンプレッサエアによるブローを実施している。

表1 コンプレッサ電力削減取組み状況

Fig.1 Power consumption reduction activities for air compressors.

コンプレッサ 電力削減項目	具体的策	済／未 区分
1. 高圧エア使用量の削減	(1) 現場での使用削減	済
	(2) 漏れ箇所の修理	済
	(3) 燃料転換による高圧エア削減	済
2. 高圧エアの効率的供給	(1) 高圧エア圧力の最適化(低い圧力供給する)	済
	(2) 大型レシプロからターボ、スクリュー化	未
	(3) 最適台数制御	実施中
	(4) コンプレッサの分散配置	実施中
3. プロワへの転換	(1) 圧延機プロワによるエアブロー化	済
	(2) 溶解炉出湯口冷却エアのプロワ化	済
	(3) 純水装置廃液中和バブリングのプロワ化	済

プロワにより圧延油流入を防止するためにはアルミニウム製品上にコンプレッサエアの場合と同様の衝突力を与える必要がある。図2にエア衝突力の測定装置を示す。ノズル口径、エア流速、ノズル位置などを変化させ、荷重計にて衝突力を測定した。

衝突力は、口径と流速を大きくし、ノズル距離が近いほどプロワ効果があることが分かり、図3に示すようにより小さなモータでプロワ化するために、従来と同様な衝突力となる条件を実験で求めた。

プロワ設置場所から噴射場所までの距離が20 mあり、同じ衝突力が得られるように、ノズルの圧損を考慮して図4のような形状変更ノズルによる噴射実験を実施した。従来のノズルは、高圧のコンプレッサエアのため微小口径であったが、プロワエアにするため、低圧エアが通り

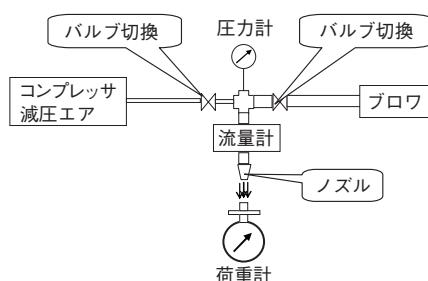


図2 エア衝突力測定装置
Fig.2 Measuring equipment for air impact force.

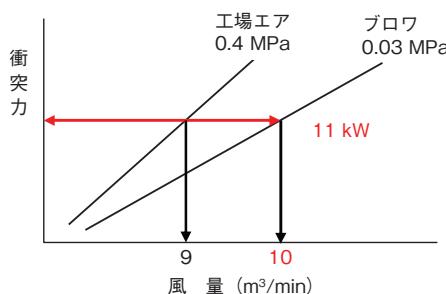


図3 11 kW デモ機による衝突力実験結果
Fig.3 Experimental results of air impact force on the 11-kW demonstration machine.

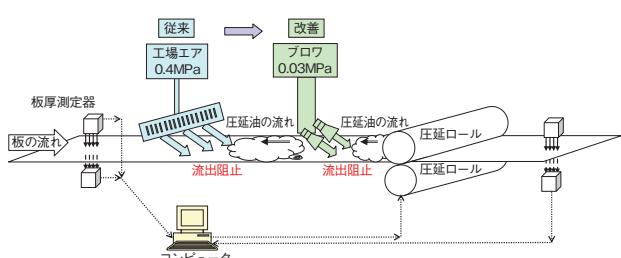


図4 ノズル変更による噴射実験結果
Fig.4 Setup for blowing experiments using different nozzles.

やすい吹き出し口が大きい構造のノズルに変更した。その結果、表2に示す条件で従来同様のプロワ機能が発揮できることが確認された。これにより、55 kWの動力を必要としたコンプレッサエアを11 kWのプロワエアで代替することが可能となり、電力は1/5に削減された。

表2 エアプローシステムの比較

Fig.2 Results of power consumption reduction for air compressors.

	圧力 (MPa)	流量 (Nm³/min)	電力 (kW)
従来	0.4	9	55
新規	0.03	10	11

4. コンプレッサ電力量削減のまとめ

コンプレッサの電力削減は2006年より進めているが、表1の取り組みにより図5に示すとおり3,200 kWh/日の削減ができた。これはコンプレッサ電力の12%削減に当たる。

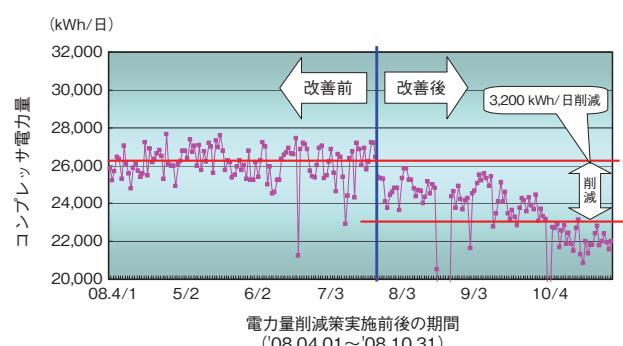


図5 コンプレッサ電力量推移
Fig.5 Trends in power consumption for air compressors.

5. おわりに

エアプロワによるコンプレッサのプロワ化は、全40ヶ所あるうちの10%を完了した。大量使用機器を優先に実施したが、今後は少量使用のバージエア機器にも採用していく。

今後も省エネルギー活動を一層推進するために、残された課題であるコンプレッサ本体の高効率化、最適な台数制御方法の改善、必要な箇所に必要な量を送る分散配方式検討などを実施していく予定である。

お問い合わせ先

製板事業部 深谷工場 工務部

〒366-8511 埼玉県深谷市上野台1351番地

TEL : (048) 572-1317 FAX : (048) 571-9715

小山工場ジクロロメタン全廃

Complete Elimination of Dichloromethane at the Oyama Works

1. はじめに

近年、顧客のグリーン調達方針など、環境管理の見地から有害化学物質不使用の社会的要請が強くなってくる中で、当社の環境方針においては、塩素系有機化合物ジクロロメタンの全廃およびVOC規制対象物質の排出量半減が定められた。これらを背景として当社小山工場の洗浄工程で使用されていたジクロロメタンの全廃を目的として環境に優しい洗浄技術開発に関する取り組みを開始した(図1)。

ジクロロメタンは、1993年頃から、金属の脱脂洗浄剤として世の中に広く普及したもので、常温では液体であり、沸点は約40℃である。労働安全衛生法では第二種有機溶剤に指定されている。環境管理上は、PRTR法第一種指定物質であり、水質、土壤および大気に対して環境基準が設定されており、大気汚染防止法のVOC規制対象物質で、栃木県条例では特定有害物質である。小山工場には、2000年の時点で、小径感光体ドラム、中大径ドラムおよび長尺管の3箇所の生産ラインでジクロロメタンを使用していた。いずれも抽伸加工時に使用する高粘度の潤滑油(ポリブテン)を脱脂洗浄する工程で使用されていた。

なお、小径感光体ドラムは小型複写機の感光体ドラムに使用され、中大径ドラムは主に大型複写機の感光体ドラム、または自動車の構造用素材として使用される。長

尺管は自動車の熱交換器を始めとして幅広い用途がある。いずれの生産ラインも小山工場を代表する製品を扱っていることから、ジクロロメタンの全廃は工場の将来に関わる重要テーマとして取り組みを開始した。

2. 代替洗浄剤の選定

洗浄剤として優れた性質を持つジクロロメタンを転換するに当たって、まず、代替洗浄剤の選定が必要である。表1に示すように、各種の洗浄剤には使用条件によって一長一短があり、検討の結果、アルカリイオン水と炭化水素系が有力な候補として挙げられた。まず、環境にやさしいアルカリイオン水洗浄技術を自社開発し、浸漬式超音波洗浄を採用して、2002年に小径感光体ドラム生産製造ラインの操業を開始した。次に、中大径ドラム生産ラインに高圧スプレー洗浄方式を採用して2003年に操業開始した。残る長尺管生産ラインでは、当初アルカリイオン水の適用を検討したが、アルカリイオン水は剥離式洗浄のため、細長い管の内面を洗浄することが困難であった。それに対して炭化水素系は溶解式洗浄のため、洗浄力の問題がなく、炭化水素系へ転換することに決定した。次にこの長尺管生産ラインの洗浄機について詳細に述べる。

3. 長尺管ライン洗浄機の炭化水素系への転換

長尺管生産ラインの洗浄の対象材は、長さ4000 mm以下の幅広い製品サイズの管である。この生産ラインでは、生産能力、ランニングコストの低減、メンテナンスフリーなどの生産サイドからの要請を満たす必要があった。

洗浄剤については各種洗浄剤を比較し、n-パラフィン系炭化水素系洗浄剤に決定した。これは、消防法では危険物第二石油類に分類され、大気汚染防止法ではVOC(揮発性有機化合物)の1つであるが、労働安全衛生法の有機溶剤に該当せず、PRTR法の指定物質にも該当しない。採用に当たっては、洗浄工程の全面的な見直しの必要性から、従来のジクロロメタンによる洗浄設備を流用することはできず、全く新しい洗浄機を製作して置き換

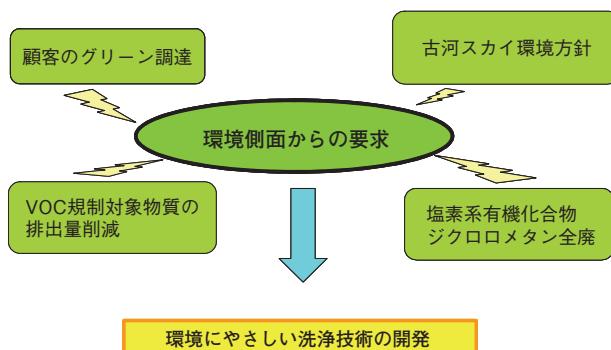


図1 環境にやさしい洗浄技術開発の背景

Fig.1 Developmental background of environment-friendly cleansing technology.

える必要があった。洗浄機を設計する段階では、ラボ実験および実機実験を行って検討した結果、浸漬洗浄、ベーパー洗浄および真空乾燥の各工程を決定した。この新洗浄機は小山工場内に設置され、2008年8月より試運転を開始した。

洗浄品質については、外観、残留油分などで評価を行い、従来に比べて良好であることが確認され、主要な得意先から承認をいただいた。特に、残留油分の調査結果は、図2に示すように、非常に低減されており、洗浄工程の見直しによる改善が顕著であった。新洗浄機は、2008年12月より本格操業開始した。今後は、操業の中でこの洗浄力を維持管理していく。

なお、新洗浄機の真空ポンプなどからの排出ガス中には炭化水素系洗浄剤の成分が含まれるので、回収装置を組み込み、その排出濃度を抑制し大気汚染の防止に努めている。

表1 各種洗浄剤の比較
Table 1 Comparison of various detergents.

洗浄剤	特性				採用ライン、製品など		
	洗浄力	環境	安全	ランニングコスト	従来	ジクロロメタン全廃後	
ジクロロメタン	○	×	古河スカイ 全廃方針	×	人体に有害	○	旧小山 小型感光体ドラム 旧小山 中太径ドラム 旧小山 長尺管
フッ素系 (HCFC, HFC, HFEなど)	○	×	オゾン層破壊 物質	×	人体に有害	×	精密部品全般
水系 (界面活性剤)	○	△	PRTR物質	△	環境ホルモン	×	滋賀 小型感光体ドラム #1
水	×	○		○			
アルカリイオン水	△	超音波、高圧など と組合せ要	○	○	○	○	新小山 小型感光体ドラム 新小山 中太径ドラム 滋賀 小型感光体ドラム #2
炭化水素系	○	△	VOC規制物質	△	可燃性	○	小山全般(灯油)
							新小山 長尺管 (n-パラフィン系)

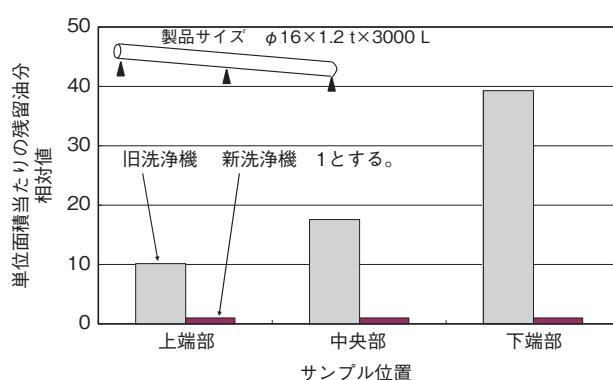


図2 新小山 長尺管洗浄機の洗浄力

Fig.2 Residual oil contents with the new cleansing machine for long tubes at the Oyama Works.

4. ジクロロメタンの大気排出量の推移

小山工場のジクロロメタン排出量を図3に示す。本テーマの取り組みを始めた2000年には、年間約73トンを大気に排出していたが、小径感光体ドラム生産ラインおよび中大径ドラム生産ラインの洗浄方式の転換により順次排出量を削減した。2007年度は、生産量が増加したために増加し排出量は62トンであったが、2008年度の途中で長尺管生産ラインの洗浄方式の転換によりジクロロメタンの全廃を達成した。

お問い合わせ先

押出加工品事業部 小山工場 工務課
〒323-0812 栃木県小山市土塔560
TEL : (0285) 23-2100 FAX : (0285) 24-4360

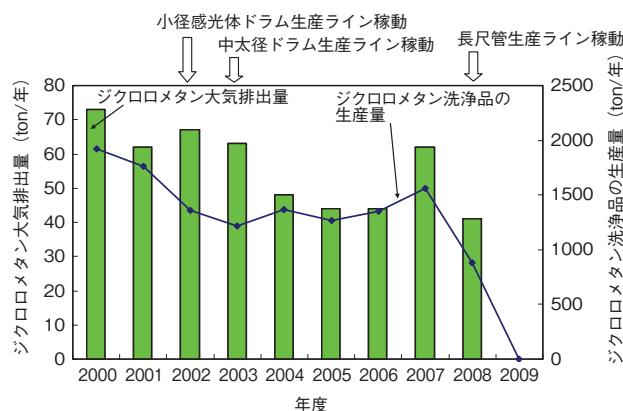


図3 小山工場ジクロロメタンの大気排出量推移

Fig.3 Trends in atmospheric emission of dichloromethane at the Oyama Works.

アルミニウムの腐食のおはなし その4

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum IV

兒島 洋一

Yoichi Kojima

1. はじめに

「あついぞ！熊谷」とは、ヒートアイランド現象下の都心からの南風とフェーン現象による秩父山地からの北西風との交差による夏の酷暑を、熊谷市が“貴重な地域資源”として逆手にとらえ、まちづくり事業のキャッチコピーとしたフレーズである。また、「かか天下とからつ風」は上州名物といわれる。かか天下はともかくとして、冬の群馬県赤城山以南は山岳地帯を越えてきた非常に乾いた冷たい風に吹き降ろされる。当社技術研究所は、熊谷市で国内最高気温40.9℃を記録した2007年にこれら地域にはさまれた深谷市に集約された。シリーズその4では、このような年間気温差による影響の一例として、促進腐食試験¹⁾に関する“経験”をご紹介する。

2. “温度”依存性

Hornらによる硝酸水溶液中のアルミニウム(Al)の腐食速度の温度依存性を図1(a)²⁾に示す。これらがアレニウスの関係に従うのは、塩化物イオン(Cl⁻)などを含まないこの環境におけるAlの腐食形態³⁾が均一腐食であり、さらにこれら温度域ではAl表面の水和酸化物皮膜の構造変化が小さく、より高温で安定なベーマイトの生成がないことなどによる。図1(b)⁴⁾には筆者らが水晶振動子微量天秤法(QCM)を用いて精密に測定した白ぶどう酒中の腐食速度を示す。白ぶどう酒には僅かにCl⁻が含まれるが、同環境中では孔食電位に比べ自然電位域が卑なことから、水晶上に蒸着したAl薄膜には均一腐食のみが進行した。こうして図1(a)と近い傾き、即ち活性化エネルギーをもつアレニウスの関係に従う。

次に、Cl⁻環境における孔食挙動の温度依存性として、GodardらおよびMearsらによる食孔の深さと数について図2(a)⁵⁾および図2(b)⁶⁾にそれぞれ示す。いずれも定量的には捉えがたいが、温度とともに孔食は起点を増やし、この起点増と試験片全体としてのカソード律速と

により個々の成長速度は抑制される。孔食の発生・成長は、その要因が上述の均一腐食の進行より複合的であることの一端をみることができる。

深谷での“経験”はさらに複雑であった。腐食促進試験¹⁾の1つであるSWAAT (Sea Water Acetic Acid Test, ASTM G85-A3)を各季節に実施した。このときの質量減少(試験数n=2平均値)および最大食孔深さ(試験数n=2最大値)を、腐食試験機を設置している棟内の温度(試験実施中の平均値)への依存性として図3(a)および図3(b)にそれぞれ示す。また、個々の試片に関する最大食孔深さと質量減少との関係を図4に示す。SWAATでは試験槽内を49℃の恒温とし、試験液噴霧30 minと相対湿度98%の湿潤90 minとを交互に繰り返す。鋼板の照合試験片⁷⁾により試験槽内環境の腐食性が検証された試験機によって、SWAAT実施中は槽内が

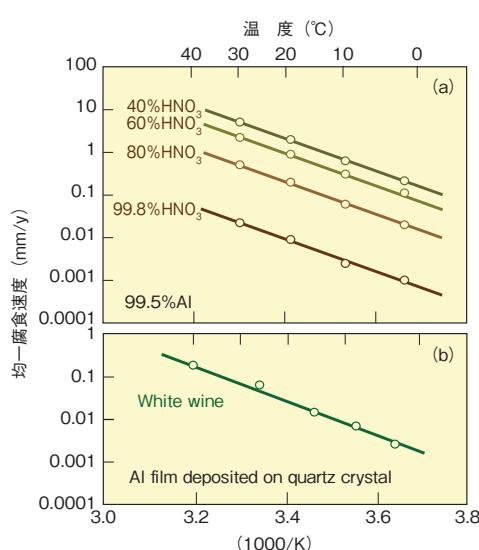


図1 99.5%Alの各濃度の硝酸水溶液中(a)²⁾、および水晶振動子微量天秤上のAl蒸着膜の白ぶどう酒中(b)⁴⁾の均一腐食速度のアーレニウスプロット

Fig.1 Arrhenius plots of uniform corrosion rate for 99.5% aluminum immersed in static nitric acid solutions of various concentrations (a)²⁾, and for aluminum film deposited on quartz crystal microbalance immersed in white wine (b)⁴⁾.

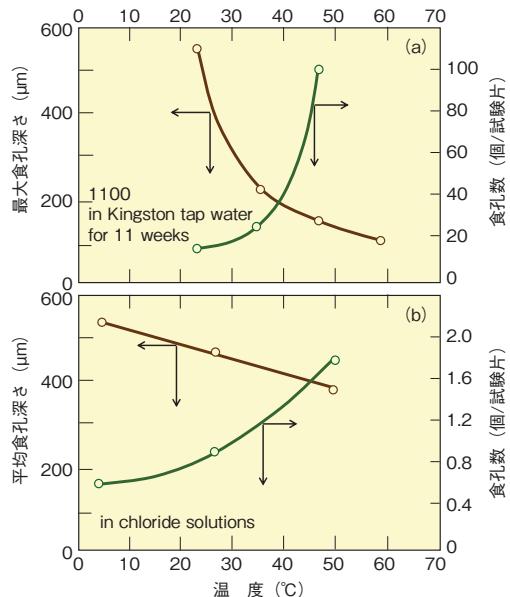


図2 水道水中11週間浸漬1100合金(a)⁵⁾および塩化物水溶液中(b)⁶⁾に発生した食孔の深さと数の温度依存性

Fig.2 Temperature dependence of depth and number of corrosion pits generated on AA1100 immersed in Kingston tap water for 11 weeks (a)⁵⁾ and on Al in chloride solutions (b)⁶⁾.

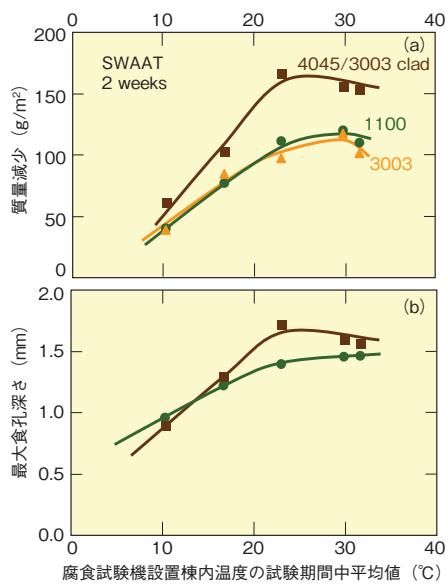


図3 1100合金、3003合金および4045/3003クラッド板に関するSWAAT・2週間での質量減少(a)と最大食孔深さ(b)の腐食試験機を設置した棟内温度の試験期間中ににおける平均値依存性

Fig.3 Influence of the ambient temperature around the cyclic corrosion test cabinet on the mass loss (a) and on the maximum pit depth (b) for AA1100, AA3003 and AA4045/AA3003 clad sheets after 2 weeks of SWAAT.

ほぼ49°Cに保持されていながら、試験結果としてはAlの腐食挙動は槽外の温度に敏感に反応したことになる。人工海水ベースの試験液がCl⁻を含むためAlには孔食が起こるが、図2(a)および図2(b)に示した腐食環境溶液そのものの温度への依存性とは異なり、個々の食孔は温

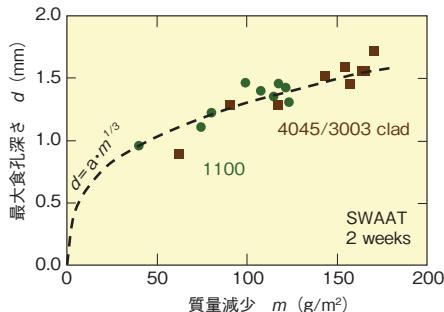


図4 1100合金および4045/3003クラッド板に関するSWAAT・2週間での質量減少と最大食孔深さとの関係
Fig.4 Relationships between mass loss and the maximum pit depth after 2 weeks of SWAAT conducted under various ambient temperature conditions for AA1100 and AA4045/AA3003 clad sheets.

度とともに成長速度が大きくなり、質量減少もこの成長を反映している。即刻、試験機をまるごと収める“内箱”を棟内に設け、中を空調管理することとなった。

3. おわりに

Al合金は、各種合金がそのおかけた環境条件を繊細に反映した結果として、とりうる腐食形態³⁾が他金属基合金に比べて非常に多様となり、技術者泣かせでもある。一方、彩り豊かな陽極酸化皮膜のお化粧が得意で、見た目に変幻自在に映ることはその大きな特色である。これらに加え、実際の強度・硬度の比較ではないが、鉄基合金の“剛”に照らした印象として“柔”的”あてがわれるAl合金には、どちらかというと女性的なイメージを重ねやすい。腐食試験まで“箱入り”とした“経験”にその感を強めつつ、本年も大方のご批判を切に請うしたいである。

参考文献

- 1) 正路美房:住友軽金属技報, **38** (1997), 169.
- 2) Ralf Feser : Corrosion and Oxide Films, ed. by M. Stratmann and G. S. Frankel, Wiley-VCH, Weinheim, (2003), 93. E. M. Horn : Werkst. Korros., **47** (1996), 323.
- 3) 児島洋一: Furukawa-Sky Review, **2** (2006), 62-69.
- 4) 児島洋一, 岸元 努, 辻川茂男: 材料と環境, **45** (1996), 305.
- 5) H. P. Godard : The Corrosion of Light Metals, John Wiley & Sons, Inc., (1967), 66.
- 6) R. B. Mears and R. H. Brown : Ind. Eng. Chem., **29** (1937), 1087.
- 7) 神戸徳蔵, 須賀 蔚: 表面技術, **58** (2007), 526.



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

株式会社ニッケイ加工

Nikkei Kakoh Co., LTD.

1. はじめに

株ニッケイ加工は、アルミニウム合金の金属接合製品の総合製造会社で、素材調達から加工、表面処理および組立まで一貫した製造を行っています。

2. 株ニッケイ加工の沿革

当社は1937年に日本軽金属化工機(株)として設立され、自動車部品、熱移送部品、二輪車部品、船舶・車両部品などを幅広く手がけています。次に当社の沿革を示します。

1937年 日本軽金属化工機(株)設立

1980年 広島工場設立

1988年 米国子会社P.T.Q (Penn TecQ Inc.) 設立

1997年 広島工場 ISO9001認証取得

2001年 (株)ニッケイ加工に社名変更

東北古河軽金属加工(株)吸収合併

2002年 小山工場設立

本社工場 ISO9001認証取得

2003年 仙台工場、小山工場 ISO9001認証取得

広島工場 ISO14001認証取得

当社の創業当時は、アルマイト処理で外観が美しく耐久性に優れたアルミニウム器物の「弁当箱」や「アルミニウム鍋」を主力製品として製造していました。その後、トラック積載用アルミニウムタンクローリーやビール貯蔵タンクなどの大型タンクの製造を経て、当時はアルミニウム製であった車のフロントグリルなどのアルミニウム製外装部品で自動車部品業界に参入し、アルミニウムホイールの600万個生産を経て今日に至っています。

各工場の主要製品を表1に示します。



【会社概要】

設立: 2001年12月

資本金: 1億9500万円

所在地: 〒532-0027 大阪市淀川区田川3丁目8番39号

売上高: 50億円 (2007年度)

従業員: 約265名 (2007年度)

3. 当社の技術と製品紹介

当社は表2に示す加工設備を保有しています。接合技術、プレス成形技術、表面処理技術などをを利用してアル

表2 当社の保有設備
Table 2 Holding facilities.

加工技術	保有設備
接合	TIG溶接機、MIG溶接機、ブレージング炉、半田付け設備、抵抗スポット溶接機、その他カシメなど機械的接合機器
プレス成形	小型～大型(500トン)順送およびタンデムプレス機
ロール成形加工	ロールフォーミング機、樹脂押出機
曲げ加工 (二次元、三次元)	ストレッチベンダー、プレスベンダー、CNCベンダー、パイプベンダー
機械加工・切削	縦型・横型マシニングセンタ、Φ380フルバック面削機
表面処理	アルマイト処理、塗装ライン

表1 各工場の主要製品
Table 1 Main products of each plant.

工場	所在地	主要製品
本社・本社工場	大阪市淀川区田川3丁目8番39号	二輪車、自動車、農機具等の部品、AI溶接構造物
広島工場	広島県安芸高田市高宮町佐々郡1368番地の1	自動車部品、船舶精密機器組立
仙台工場	宮城県柴田郡柴田町上名生明神堂11-1	ろう付アルミニウムヒートシンク
小山工場	栃木県小山市犬塚字台山54-19	自動車部品(ルーフモールほか)
Penn TecQ Inc.	米国ペンシルバニア州	自動車部品(ロアサッシュ、ルーフモールほか)

ミニウムの軽量性、高機能性を生かした自動車関連部品中心の製品を製造しています。次にいくつかの製品事例を紹介します。

3.1 自動車部品(図1)

外装部品をはじめとして、内装部品、機能部品、強度部材などの幅広い製品を生産しています。アルミニウムの加工組立を主とし、プレス、ストレッチなどの3次元曲げ加工については独自の技術を有しています。

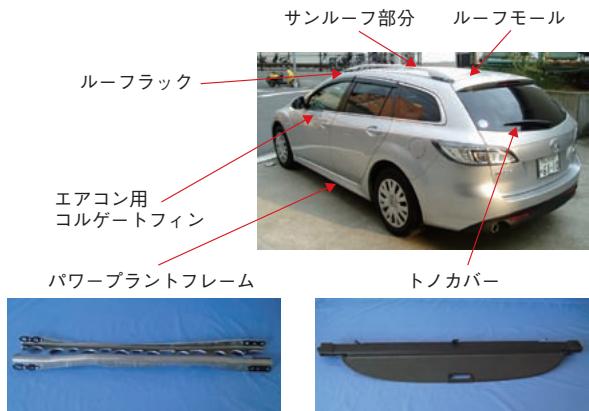


図1 自動車部品
Fig.1 Auto mobile parts.

3.2 船舶部品(図2)

アッセンブリ治具製作から精密品の組立て生産を行っています。船舶レーダーアンテナ筐体部品は機械加工から塗装、組立、出荷までの一貫生産ラインにて1個流しの物作り体制を構築しています。



図2 レーダーアンテナ
Fig.2 Radar antenna.

3.3 二輪車部品(図3)

MIG溶接とTIG溶接を用いたロボットセル化ラインを構築し、各種部品の製造を行っています。



図3 二輪車部品
Fig.3 Motorcycle parts.

ロボット溶接では、精度の高い治具により最適なワーク姿勢を保ちながら高い品質レベルを実現しています。

3.4 車両部品(図4, 5)

車両用大型アルミニウムヒートシンクは窒素ガス雰囲気炉を使用した非腐食性フラックスろう付法により製造しています。また、独自のろう付け技術により欠陥のない大きな製品に対する完全なろう付けを実現し、高度な切削加工と塗装技術をも組合せて、高品質で高性能なアルミニウムヒートシンクを生産しています。また、ろう付けと溶接という得意な接合技術を組合せた製品を製造することができます(図4)。

シートフレームはレーザ切断とブレーキ曲げにより部品作りを行い、多品種小ロット生産に対応して、溶接技術および治具の工夫によりひずみを最小限にしています(図5)。

ろう付け+溶接部品

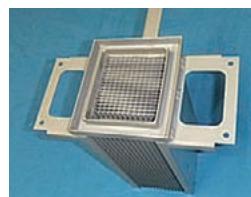


図4 車両用部品
Fig.4 Aluminum heat-sink for train vehicles.



図5 シートフレーム
Fig.5 Seat frame.

3.5 農機具部品(図6)

田植え機用の苗載せ台は約600点の部材からなり、部品の員数供給から組立までのセル生産で多品種対応を実現しています。

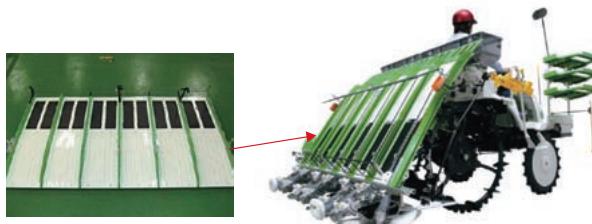


図6 苗載せ台
Fig.6 Tray assy seading.

4. おわりに

古河スカイ材を中心とした材料調達から、プレス加工、形材の3次元曲げ加工、アルミニウム接合(溶接、ブレーキングなど)、表面処理、アッセンブリなどを駆使した各種製品の製造を行い、これからも幅広く各業界へ製品を供給していきます。

Topics

トピックス

英国のアルミニウム圧延会社へ資本参加

Completion with Capital Participation to British Aluminium Rolling Company

当社は、ギリシアのアルミニウム圧延会社エルバル社の100%子会社である英国のアルミニウム圧延会社ブリッジノース社へ資本参加しました。

2008年9月15日に調印した資本参加意向書(Memorandum of Understanding)に沿って銳意交渉を重ねた結果、2009年1月19日に株主間協定書(Joint Venture and Shareholders' Agreement)を締結し、その後、欧州をはじめとする関係国の当局へ許認可申請を行ってきましたが、全ての要件が整ったことを受け、2009年3月18日に正式に資本参加しました。

当社として、海外でのアルミニウム板圧延事業への直接投資は初めての事例となります。

ブリッジノース社は、アルミニウム印刷板用板材と箔用材を主体に、欧州および北米向けを中心として2007年には5万8千トンを生産販売しており、特に印刷板用板材市場では世界第三位の生産量となっています。今般、印刷板用板材製造用の最新設備導入増強の決定により、完成後には当社能力と合わせ、世界トップレベルの印刷板用板材の製造能力を保有することになります。

欧州地域はアルミニウム印刷板の一大市場であり、多言語対応や多色刷りカラー化による印刷製版工程のデジタル化の進展によって、今後、高品質アルミニウム材へ

の需要が一層拡大することが期待されています。当社は、ブリッジノース社への資本参加を通じ、これまで培ってきた製品技術と併せ、日本やアジアのみならず、欧州地域をはじめとする世界各地へのアルミニウム印刷板用板材の供給体制を強化し、高度化するお客様のニーズに積極的に対応していきます。

なお、当社はブリッジノース社との間で技術援助契約を締結し、開発と品質向上に向けた継続的な技術支援を行っていきます。



左からエルバル社ランプロス.D.バルーハス社長、当社岩淵勲副社長、ブリッジノース社サイモン・マックビッカー社長
From the left, Managing Director Lambros D. Varouchas of Elval, Vice President Isao Iwabuchi of Furukawa-Sky Aluminum and Managing Director Simon MacVicker of Bridgnorth.

Topics

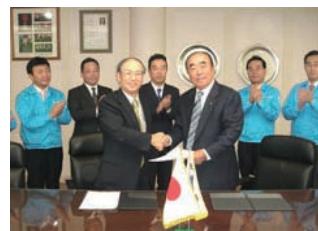
トピックス

韓国アルミニウム圧延メーカーとの業務提携契約に調印

Signing of Business Collaboration Agreement with an Aluminum Rolling Company in Republic of Korea

当社は、韓国のアルミニウム圧延会社チョイル社と、連続鋳造法を利用したアルミニウム板材の生産および開発に関する業務提携契約に2008年10月20日調印しました。

当社はこの連続鋳造法を利用し、自動車熱交換器用材料における日本国内マーケットへの対応力を強化するとともに、自動車をはじめとする各種マーケットにおける新製品の開発を促進することを目的として、この分野に秀でたチョイル社との業務提携を推進していきます。



当社岩淵勲副社長(左)とチョイル社の李在燮(Jae Sup Lee)会長(右)
Vice President Isao Iwabuchi of Furukawa-Sky Aluminum (left) and Chairman Jae Sup Lee of Choi Aluminum (right).

Topics

トピックス

ALUMINIUM CHINA 2008 に出展

Exhibiting at ALUMINUM CHINA 2008

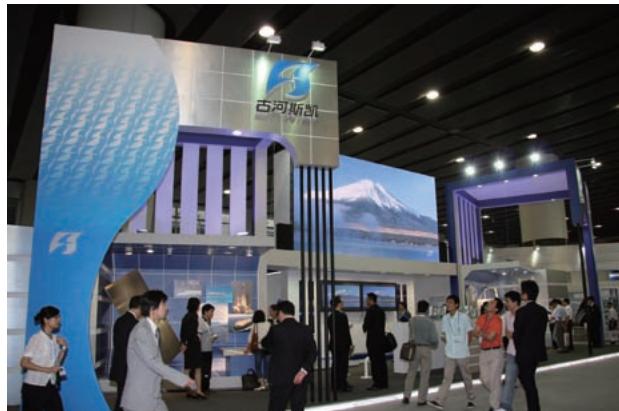
当社は、2008年5月28日から30日まで中国広州市で行われたALUMINIUM CHINA 2008に出展しました。

ALUMINIUM CHINAはアジア最大規模のアルミニウム産業展で、4回目の2008年度は世界各国から300社が参加し、日本からは5社の企業が参加しました。

当社は、展示スペースを2007年度より大幅に増やし、ボディシート、サブフレーム、コンデンサなどの自動車関連製品と厚板関連製品を中心とした展示と、大型ディスプレーによるプレゼンテーションを行いました。

期間中の展示会入場者数は約7,000名でした。

なお、当社は、2009年6月30日から7月2日まで中国上海で行われるALUMINIUM CHINA 2009に出展する予定です。



ALUMINIUM CHINA 2008 古河スカイ展示ブース
Exhibiting booth of Furukawa-Sky Aluminum at ALUMINUM CHINA 2008.

Topics

トピックス

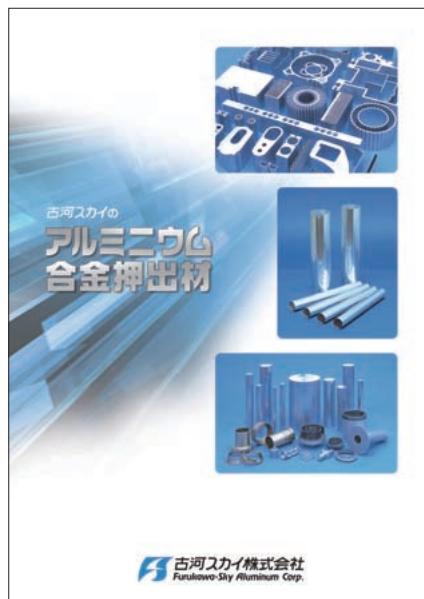
アルミニウム合金押出材カタログを発行

Publication of a Catalog of Aluminum Alloy Extrusions

当社はアルミニウム合金押出材に関する新しいカタログを発行しました。

当社は、優れた溶解鋳造技術と押出技術を保有し、純アルミニウムから高強度材である超々ジュラルミンなどのアルミニウム合金押出材を提供しています。

当カタログは、押出材の種類と製造方法、調質別製造工程、主要合金およびその特徴と用途、押出形材の形状の分類と製造範囲、管棒材の種類と製造範囲、引抜管棒材の種類と製造範囲、製品例、用途例など、様々な情報を紹介しているので、ご利用ください。



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	温間異周速圧延によるアルミニウム合金の集合組織制御	小山克己 小松原俊雄	金属, 78(2008), 347.	2008.04
2	6061アルミニウム合金の水素脆化特性に及ぼす結晶粒サイズの影響	一谷幸司 大崎修平 (山口大) 原野徹 (同上) 池田淳 (同上) 趙丕植 (日本軽金属) 竹島義雄 (住友軽金属工業)	軽金属, 58(2008), 139. 軽金属論文賞受賞	2008.04
3	アルミニウムの溶解と溶湯処理	大瀧光弘	軽金属, 58(2008), 167.	2008.05
4	アルミニウム産業のメタル循環の現状と課題	大瀧光弘	アルミニウム, 15(2008), 41.	2008.05
5	自動車用アルミニウム合金展伸材と成形加工技術	一谷幸司 田尻彰	自動車技術, 62(2008), 19.	2008.06
6	軽金属基礎技術講座「アルミニウムの圧延」	小林博幸 渡辺昌英	軽金属, 58(2008), 473.	2008.09
7	海外文献調査 抵抗溶接、ろう付・はんだ付	東海林了	軽金属溶接, 46(2008), 398.	2008.09
8	企業における防火管理業務について	福井工場	財団法人 日本防火協会 「防火」, 第156号, 19.	2008.11
9	プレコート材の放熱特性に及ぼす塗膜中の樹脂種およびグラファイトの影響	前園利樹 斎藤正次	軽金属, 58(2008), 668.	2008.12
10	アルミニウムろう付における流動ろうによる侵食への母材の組成の影響	村瀬崇裕 柳川裕	軽金属溶接, 47(2009), 18.	2009.01
11	Al-Mg-Si系合金の水素脆化に及ぼす組成の影響	安藤誠 菅野幹宏 (千葉工業大) 一谷幸司 茂木徹一 (千葉工業大)	軽金属, 59(2009), 81.	2009.02

2. 学会および協会講演

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	Al-Mg-Si合金における予備熱処理後の室温時効挙動	日比野 旭 高田 健 (新日本製鐵) 佐賀誠 (同上) 高橋淳 (同上) 潮田浩作 (同上) 菊池正夫 (九州大)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 79.	2008.05
2	アルミニウム合金展伸材の製造プロセスにおけるミクロポロシティの変化	小山克己 一谷幸司 南恵介 (豊橋技術科学大学) 戸田裕之 (同上) 小林正和 (同上) 小林俊郎 (同上) 鈴木芳生 (JASRI) 上杉健太郎 (同上)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 99.	2008.05
3	アルカリ熱サイクル中のアルミニウムの腐食挙動に及ぼすNi・Fe添加の影響	恩田時伯 兒島洋一	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 111.	2008.05
4	各種二元および三元アルミニウム合金の試験湿度制御雰囲気中での低ひずみ速度引張特性	一谷幸司 小山克己 大崎修平 (山口大) 原野徹 (同上)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 259.	2008.05
5	高压水素ガス中における7075および6061アルミニウム合金のSSRT特性	一谷幸司 大崎修平 (山口大) 前田悦宏 (同上) 伊藤吾朗 (茨城大) 薮田均 (日本アルミニウム協会)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 265.	2008.05
6	6061合金押出材の疲労挙動に及ぼす合金成分と試験環境の影響	一谷幸司 中西茂紀 (三菱アルミニウム) 崔祺 (同上)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 288.	2008.05
7	プレコートアルミニウム材の耐汚染特性と加工特性に及ぼす塗膜中の含有成分の影響	小澤武廣 斎藤正次	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 289.	2008.05
8	Al-Zn-Mg合金の低ひずみ速度引張特性に及ぼす試験雰囲気の影響: 湿度制御大気と高压水素ガス	一谷幸司 小山克己 伊藤吾朗 (茨城大) 大崎修平 (山口大) 薮田均 (日本アルミニウム協会)	軽金属学会・第114回春期大会, 概要集, (2008), 351.	2008.05
9	Characterization of Alkaline Dissolution of Anodic Oxide Films Formed on Aluminum by EIS	本川幸翁 小林時彦 興戸正純 (名古屋大) 水谷高大 (同上)	International Symposium on Anodizing Science and Technology (AST2008), Poster Session, 28.	2008.07
10	アルカリ熱サイクル中のアルミニウムの腐食挙動に及ぼす添加元素の影響	恩田時伯 兒島洋一	第55回材料と環境討論会, 講演集, (2008), 163.	2008.09

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
11	Slow Strain Rate Tensile Properties of Aluminum Alloys under Controlled Experimental Humidity	一 谷 幸 司 小 山 克 己 大 崎 修 平 (山口大) 原 野 徹 (同上)	ICAA11 Proceedings 'Aluminium Alloys Their Physical and Mechanical Properties', WILEY-VCH, (2008), 1417.	2008.09
12	Aging Behavior after Brazing of Aluminum Alloys Containing Mg Used for Heat Exchangers	安 藤 誠 一 谷 幸 司 菅 野 幹 宏 (千葉工業大) 茂 木 徹 一 (千葉工業大)	ICAA11 Proceedings 'Aluminium Alloys Their Physical and Mechanical Properties', WILEY-VCH, (2008), 1480.	2008.09
13	Quantitative Estimation of Microstructural Dependence of Creep Characteristics for 3003 Aluminum Alloy Sheets	鈴 木 義 和 安 藤 誠 新 倉 昭 男 廣 澤 渉 一 (横浜国大)	ICAA11 Proceedings 'Aluminium Alloys Their Physical and Mechanical Properties', WILEY-VCH, (2008), 1532.	2008.09
14	Aging Behavior after Brazing of Aluminum Alloys Containing Mg Used for Heat Exchangers	安 藤 誠 新 倉 昭 男 鈴 木 義 和 日 比 野 旭 戸 次 洋 一 郎	ICAA11 Proceedings 'Aluminium Alloys Their Physical and Mechanical Properties', WILEY-VCH, (2008), 1613.	2008.09
15	Characterization of Alkaline Dissolution of Anodic Oxide Films Formed on Aluminum by EIS	本 川 幸 翁 小 林 時 彦 兒 島 洋 一 興 戸 正 純 (名古屋大) 水 谷 高 大 (同上)	Pacific Rim Meeting on Electrochemical and Solid-state Science (PRIME 2008), D1-Corrosion General Poster Session, 1561.	2008.10
16	脱イオン水へのアルミニウム合金の溶出挙動	本 川 幸 翁 兒 島 洋 一	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 91.	2008.11
17	Al-Mg-Si合金の曲げ性に及ぼす結晶方位の影響	竹 田 博 貴 日 比 野 旭 高 田 健 (新日本製鐵)	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 159.	2008.11
18	塗布型ノンクロム処理剤を用いて下地処理したアルミニウム塗装材の性能	加 藤 治 斎 藤 正 次	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 205.	2008.11
19	紫外線照射によるプレコート材の特性に及ぼす樹脂種の影響	佐 藤 隆 宏 斎 藤 正 次	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 209.	2008.11
20	Al-Mg-X多元系合金の鋳造割れ性に及ぼす添加元素の影響	松 原 和 男 大 灑 光 弘 高 橋 功 一	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 247.	2008.11
21	Al-Mg-Si系合金の自然時効およびBH性に及ぼす直接焼入れ条件の影響	鈴 木 義 和 日 比 野 旭 布 川 啓 太 (東京工業大) 芹 沢 愛 (同上) 里 達 雄 (同上)	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 329.	2008.11
22	3003アルミニウム合金のクリープ特性向上のためのミクロ組織制御	鈴 木 義 和 安 藤 誠 新 倉 昭 男 小 柿 祐 介 (横浜国大) 与 川 翔 児 (同上) 廣 澤 渉 一 (同上)	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 339.	2008.11

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
23	3003アルミニウム合金のミクロ組織とクリープ強度の定量的関係	鈴木義和 安藤誠 新倉昭男 与川翔児 (横浜国大) 小柿祐介 (同上) 廣澤涉一 (同上)	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 341.	2008.11
24	Al-0.5%Si-0.3%Mg合金の時効現象に及ぼすCu添加の影響	安藤誠 鈴木義和 新倉昭男 日比野旭 戸次洋一郎	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 363.	2008.11
25	温間異周速圧延材の再結晶挙動	鈴木義和 野口修	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 383.	2008.11
26	等速・異周速複合圧延した6022アルミニウム合金板の再結晶中的方位変化	小松原俊雄 小林哲 (大阪府立大) 井上博史 (同上) 高杉隆幸 (同上)	軽金属学会・第115回秋期大会, 概要集, (2008), 391.	2008.11
27	アルミニウム圧延の変遷と展望	小林博幸	日本塑性加工学会: 第270回塑性加工シンポジウム(圧延工学分科会第100回記念研究会)テキスト, (2008), 39.	2008.11
28	構造用アルミニウム合金の摩擦攪拌接合部の硬さと組織	岡田俊哉 (軽金属溶接構造協会) FSW委員会として	日本機械学会 第17回 交通・物流部門大会 TRANSLOG2008 講演論文集, 403.	2008.12

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	アルミ溶解炉のリジェンバーナー化改造による省エネルギー事業	鹿島敬	平成17年度エネルギー使用合理化事業者支援事業成果発表会予稿集, 433.	2008.05
2	デジタルペン ソリューション	末永隆夫 小屋野貢	日立製作所情報誌「はいたつく」2008年6月号, 9.	2008.06
3	アルミニウムの溶解と溶湯処理	大瀧光弘	平成20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.	2008.09
4	軽金属基礎技術講座「アルミニウムの圧延」	小林博幸	平成20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.	2008.09
5	自動車のアルミ化状況	東海林了	日本アルミニウム協会自動車アルミ化技術講習会予稿集, 1.	2008.12
6	先端技術／光ダクト	前園利樹	日本アルミニウム協会2008年度富山大学特別出張講座	2009.01

編集後記

早いもので『Furukawa-Sky Review』も5号の発行を迎えました。古河スカイも会社設立以来順調に事業拡大を進めてきましたが、昨年の米国のサブプライムローン破綻以降の景気低迷の影響を受けて厳しい局面を向かえています。こういうときこそ、高付加価値製品の開発や将来成長が期待される環境・省エネルギー製品などの開発を精力的に進める必要があると思います。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5号をお届け致します。

第5号はハイブリッド車やEV車に利用されるリチウムイオン電池用アルミニウム箔の解説、機能製品紹介や展示会のトピックスなどをまとめています。また、当社の環境対応についての取り組みも特集として紹介しています。誌面の制約で、当社の技術・製品の一端をご紹介するに止まりましたが、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、ご助言をお願い致します。

編集委員一同

Furukawa-Sky Review No.5

(2009年4月1日 発行)

Furukawa-Sky Review 編集委員会

委員長	渡辺幸博	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 渡辺幸博

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

禁無断転載

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。

自動車・輸送分野



特性を活かして環境・快適性に貢献

自動車の排ガスや燃費に対する規制が世界的に強化されるなか、「軽い」「強度が高い」といった特性が評価され、アルミニウム材料はハイブリッド車などのボディパネルやフレームに採用されています。またアルミニウム材料は、鉄道車両、船舶のエネルギー効率や加速度性能の向上にも貢献しています。

- 自動車用ボディシート材、フレーム材
- 船舶材、LNGタンク材
- 航空・宇宙機材
- 自動車熱交換器材
- 鋳造製品(ターボチャージャ用コンプレッサーホイール)

電機・電子分野



電子機器・OA機器で幅広く活躍

高い信頼性や耐久性が求められる高機能な電子機器・OA機器にも、アルミニウムが使われています。HDDの心臓部として機能する記憶メディア「メモリーディスク」に、記憶密度を高める高純度のアルミ合金が使われているほか、複写機やプリンタでは、数多くの機能部品にアルミニウム材料が利用されています。

- メモリーディスク基板
- 電子機器ケース・反射板用カラーアルミ材
- 複写機用感光ドラム材
- ルームエアコン用フィン材

飲料缶・包装容器分野



飲料缶のリサイクル促進や安全な包装材の製作に

「再生しやすい」「鋳造しやすい」という特性のためリサイクル率が高く、省エネにも大きく寄与するアルミ缶は、飲料缶として広く使われています。また、アルミニウムは毒性がなく無害・無臭であるため、食品や医薬品の包装材・医療機器、家庭容器物にも広く使われています。

- 缶材(ボディ材、エンド材)
- クロージャ材、キャップ材
- 食品・医薬品用箔

機械・工業製品分野



最先端技術の進化や複雑な形状の工業製品の製作に

「真空特性がよい」「熱をよく伝える」「耐食性に優れる」といった特性をもつアルミニウムは、半導体や大型ディスプレイの製造現場になくてはならない存在です。また、加工しやすいため複雑な断面形状を容易に作り出すことができ、光学精密機器や油圧機器の部品としても使われています。

- 油圧機器用材
- 液晶・半導体製造装置用厚板
- 金型用厚板
- 機械部品用耐磨耗材、快削材
- 配管材

古河スカイ株式会社

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 A C E 21
株式会社 エルコンポ
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.
Bridgnorth Aluminium Ltd.
Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc.
PT.Furukawa Indal Aluminum

(50音順)



<http://www.furukawa-sky.co.jp/>