

# *Furukawa-Sky Review*

No.6  
April 2010



あなたの、そばに。

[www.furukawa-sky.co.jp](http://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6号  
2010年4月  
目次

**巻頭言**

技術研究所における新しい技術への挑戦

西辻 孝三 — 1

**市場動向解説**

Lithosheet : View of Market Trends from Bridgnorth Aluminium

Simon MacVicker — 3

**技術解説**

高強度・耐熱性アルミニウム合金  
最近の鋳造技術

小山 克己 — 7  
並河 良徳 — 23

**技術論文**

プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼすポリエチレンワックス添加量および融点の影響

小澤 武廣, 斎藤 正次 — 29

**技術紹介**

熱間圧延機用マルチタイププロフィールメータ — 34

**製品紹介**

超親水性プレコート材	36
新型高性能ヒートシンク「Hiシンク®・VL」	38
産業機械向けアルミニウム合金厚板「ファスプレート®」	40
高強度・高熱伝導アルミニウム合金板「ファスサーモシリーズ」	42
押出形材用ステンレス調アルミニウム光輝合金「ファスブライト®63」	44

**コラム**

アルミニウムの腐食のおはなし その5

大谷 良行, 児島 洋一 — 46

**トピックス**

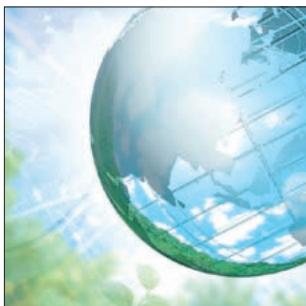
ALUMINIUM CHINA 2009に出展	51
タイ国にコイルセンターを設立	51
第1回国際二次電池展に出展	52
古河(天津)精密鋁業有限公司が南京協衆汽車空調集團有限公司より「2009年優秀サプライヤー」表彰	52
中国のアルミニウム圧延会社へ資本参加	53

**関連会社紹介**

日本製箔株式会社	54
古河スカイ滋賀株式会社	56

**公表資料**

論文・講演・資料	58
----------	----



**表紙デザイン**

当社はこのほど、新たな飛躍を目指すことを目的に、2012年度を最終年度とした新中期経営計画を策定しました。その基本方針は「業容拡大に向けた事業基盤の強化と新たな飛躍への第一歩」ですが、さらにその先の将来の姿として、収益力・財務体質・技術力・人材力のいずれにおいても「アジアNo.1の魅力あるカンパニー」となることを中長期の経営ビジョンとし、経営基盤および事業規模のさらなる強化、拡大に取り組んでまいります。

表紙は、これら当社のグローバルな事業戦略と環境に対応した新製品開発戦略をイメージしたものです。

No.6  
April 2010  
Contents

**Opening Remarks**

Our Challenge to New Technologies at the Technical Research Center

Kozo Nishitsuji —— 1

**View of Market Trend**

Lithosheet : View of Market Trends from Bridgnorth Aluminium

Simon MacVicker —— 3

**Technical Papers**

High-Strength and Heat-Resistant Aluminum Alloys

Katsumi Koyama —— 7

Recent Casting Technologies for Aluminum

Yoshinori Nabika —— 23

Effects of the Content and Melting Point of Polyethylene Wax in Coating Films  
on the Stain Resistance and Formability of Pre-Coated Aluminum Sheets

Takehiro Ozawa and Masatsugu Saito —— 29

**Technology**

Multi-Channel Profile Meter for Hot Rolling

34

**Products**

Superhydrophilic Pre-Coated Aluminum Fin Stock	36
New High-Performance Heat Sink, Hi Sink VL	38
Thick Aluminum Alloy Plate for Industrial Machinery, Fus Plate	40
High Strength Aluminum Alloy Sheets with High Thermal Conductivity, FUSTHERMO Series	42
Stainless Steel-Color Tone Aluminum Alloy for Extruded Profiles, Fus Bright 63	44

**Technical Column**

The Fundamentals of Corrosion of Aluminum V

Yoshiyuki Oya and Yoichi Kojima —— 46

**Topics**

Participating in the ALUMINIUM CHINA 2009	51
Establishment of Coil Center in Thailand	51
Participating in the 1st International Prechargeable Battery Expo BATTERY JAPAN	52
Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corporation was Awarded "Excellent Supplier Award for 2009" by Nanjing Xiezong Auto-Airconditioner (Group) Co., Ltd.	52
Equity Participation in an Aluminum Rolling Company in China	53

**Introduction of factory**

Nippon Foil Mfg. Co., Ltd.	54
Furukawa-Sky Shiga Corp.	56

**Published Papers**

Research Papers, Lectures and Written Materials	58
---	----

## 卷頭言

## 技術研究所における新しい技術への挑戦

Our Challenge to New Technologies at the Technical Research Center

常務取締役 西辻 孝三  
Managing Director Kozo Nishitsuji

これまで福井、日光、小山および深谷の事業所地域毎に設置していた技術研究所の基幹研究所としての機能を集中すべく、2007年深谷地区の技術研究所に必要な資金と人材を投入しました。この技術研究所には各種の分析・解析機器を揃え、技術計算機能を強化し、古河スカイ(株)の全域にソリューションを提供しています。ここでは、現在約120名の研究者が、社外および社内のご要求に応えています。一方、この集約により生み出した余力を、研究者自身の様々な発想に基づく研究の推進に投入しています。

当社の目指すグローバルマーケットでの存在感を高めるためには、長年にわたり培ってきた既存技術の融合を武器として、新しい技術に挑戦することが不可欠であると考えます。私自身、当時世界最大級のアルミニウム合金板を製造した福井工場の稼動立ち上げ、あるいは現在では世界トップシェアを獲得するまでに成長したターボチャージャ用アルミニウム羽根車の開発を最前線で指揮した経験からこのことを実感しております。

今、世界は、地球温暖化問題や地域環境問題の解決、枯渇鉱物資源から容易に入手できる素材による新製造技術の開発、エネルギー供給の安定化と使用の効率化など、様々な課題を抱えています。それらの課題解決に寄与すべく、当社の技術開発目標も多岐に渡っています。これまでにも、「グリーン水素プロジェクト」、「水素用アルミニウム材料開発プロジェクト」などの新しいプロジェクトに参画し、技術開発を進めてきました。

しかしながら、当社のポテンシャルは、単にアルミニウム素材開発に限定されるものではないと考えています。そこで昨年は、他研究機関および大学との連携を密とし、新規分野の情報を得て、イノベーション創出の基盤をつくるため、全部門を網羅的に活かせるように「全社開発委員会」を立ち上げました。全社開発委員会により発掘された新技術、新試作装置などを順次導入してきました。本年は、さらに進めた形で、エネルギー分野に係わる諸問題に、当社としてのソリューションを提供すべく、3つのプロジェクトチームを結成しました。

このプロジェクトチームでは、従来の古典的材料工学あるいは生産技術に捉われず、当社の未踏領域での新技術の萌芽にも注目しています。これら活動のすべてに、当技術研究所が中心的役割を果たすと同時に、当社の世界戦略を睨んだ基幹研究所として、全世界へソリューションを提供していく考えです。



# Lithosheet : View of Market Trends from Bridgnorth Aluminium

Simon MacVicker

**Abstract :** The investment by FSA to purchase 25% of the equity of Bridgnorth Aluminium was completed in late March 2009. This article aims to inform the reader about the trends in litho sheet.

Bridgnorth Aluminium is strongly focused on lithosheet, with approximately 80% of its sales volumes dedicated to this market. The graphic arts market is changing constantly as innovation in digital technology allows Bridgnorth Aluminium's customers to constantly improve their products and processes, all with the ambition to give all of us as consumers, in what we read, ever higher quality, lower cost, and a good environmental performance. Bridgnorth Aluminium's strategy is to be the world leader for quality, and the company is supporting its customers in the way it manages, develops and invests in its business.

## 1. BACKGROUND

Offset lithography is the dominant printing technology and accounts for around 45% of all printing worldwide. The image is transferred to the press by means of the pre-sensitised offset plate, or PS plate. PS plates are manufactured by BAL's customers, the imaging companies, from litho grade aluminium.

Bridgnorth Aluminium has been making litho grade aluminium since the early 1980's when the first coil lines in Europe were built by the PS customers. By the late 1980's it was clear that the technology demands of this sector would be critical, and the company's then owners, Alusuisse, invested in the "Litho Centre", which comprised of an Achenbach cold rolling mill, a BWG tension levelling line with degreasing section supplied by Eisenmann, together with annealing furnaces, and an automated WIP storage and coil handling system supplied by DURR. The design capacity was 25 kt, and the litho centre was commissioned in 1990.

During the 1990's litho sheet sales increased rapidly to around 30 kt per year, but were constrained in terms of volume, product range, and product quality because of the old hot rolling assets.

In the meantime, Alusuisse was seeking partners in



Bridgnorth Aluminium Ltd.

aluminium, and when Alcan and Alusuisse merged in 2000, the European Union competition authorities made the divestment of Bridgnorth's litho facilities including the hot rolling mill and casthouse a condition of acceptance of the merger.

This led to Elval purchasing the business from Alusuisse in July 2001 (Alusuisse by this date was fully merged into Alcan), and establishing the company as Bridgnorth Aluminium Ltd.

Elval was keen to make an immediate impact to the business, and within three months agreed a major investment programme in the hot rolling mill, and casthouse, with the objectives of enabling world best quality and product

range capabilities. A new Achenbach hot reversing mill was purchased along with a new pre-heating pusher furnace. A scalper was transferred from Greece, fully modified, and the tandem cold rolling mill was fully modified.

The hot rolling investment project was completed in June 2003, and since then BAL's litho sales have witnessed a new strong growth curve, achieving sales of just under 55 kt in 2008.

To come fully up to date, the JV was agreed with FSA and concluded in March 2009.



FSA capital participation to BAL.

From the left, Managing Director Lambros D. Varouchas of Elval, Former Vice President Isao Iwabuchi of Furukawa-Sky Aluminum and Managing Director Simon MacVicker of Bridgnorth (2009) .

So, currently, BAL is a focused supplier of surface critical soft alloys. Around 80% of sales volumes are dedicated to the lithosheet customers, with the remainder going to foil rollers mainly in Europe. The company has an integrated supply chain all on the same site, run by one management team, and this allows the company to translate the market needs of the graphic arts sector back into the company in order to make the appropriate product and process developments in order to support the downstream supply chain.

## 2. THE ROLE OF THE LITHOSHEET SUPPLIERS IS TO CONTINUALLY SUPPORT THE PRODUCT AND PROCESS NEEDS OF OUR GRAPHIC ARTS CUSTOMERS

The lithosheet market is a fantastic example of technological progress in action. In the last decade or so the industry has witnessed concentration at the customer level, the full adoption of digital technology, growth in demand for

plates, and constant evolution and some revolution of product and process improvements at the plate makers which in turn demands product and process improvements in the aluminium supply chain. All this can be summed up into 2 main trends: the digitisation of printing plates and the whole pre-press workflow, and secondly industry concentration in graphic arts.

The digital revolution has led to important opportunities for printing and in turn for the lithosheet market. The current trends in print: more colour, "distribute then print", higher quality, shorter run lengths, lower cost, shorter leadtimes, lower environmental impact have all been enabled by technology at different stages of the supply chain. Thanks to this technology, the barriers to entry in publishing have come down, which in turn has led to new market opportunities for the whole supply chain.

The reduced cost has allowed more colour to be offered to publishers, and once this is incorporated into a company's brand positioning, it tends to stay. The newspaper industry in Europe has seen very strong investment in the last few years, mainly to upgrade the facilities for digital workflow, and full colour printing. This is a great opportunity for the lithosheet/PS plate supply chain: monochrome printing only requires one PS plate, colour requires a minimum of 4, and for higher quality publications 7 or even more. For every page changed up to colour, there is a minimum 300% growth opportunity.

Digital technology allows "distribute then print". Gone are the days when, during a business trip abroad, we would buy yesterday's copy of the newspaper at the airport or hotel. Now many newspapers are printed in many locations around the world. The Financial Times is printed in 28 locations around the world, each print centre giving opportunities for regional editions and local advertising which appeals to local readership. The paper is published from London, it is distributed to the regional print centres electronically, and then printed and distributed locally. This not only allows a fresh, targeted edition to be available in time for the reader around the world, but also cuts down on the distribution costs of the paper, and very importantly because the final physical distribution is more local, it cuts the CO<sub>2</sub> emissions. So in just one nice example we see 28 sets of plates required now, compared to one or two before.

The new quality levels which we all experience and demand as consumers is transferred back up the printing supply chain to the aluminium suppliers. As we strive for better quality screens and image on our television, the human eye also wants to enjoy increasingly high quality of print. In terms of printing plates this has led to increased requirements in terms of a

sharper defect free image. This means that the surface of the lithosheet must be blemish free: the tolerance for any type of inverse roll scratch or other physical defect has reduced significantly, to the extent that even a 2.5 micron scratch may now become rejectable. In addition other surface effects are now less tolerated. This surface quality trend places a new responsibility on the aluminium supplier, and BAL is dealing with this new requirement by improving its roll grinding practices in conjunction with FSA, by improving inspection and sampling regimes, including the purchase in 2010 of a new surface inspection system supplied by Parsytec.

Another area of requirement for higher quality is to address both sharpness of image and to avoid any jamming in the various automatic plate handling devices on the plate setter and the printing press itself, and this manifests itself as flatness for the lithosheet producer. As the PS plates are now imaged by laser on drum scanners, any deviation of flatness will create a different focal length for the laser, and a sub optimal development of the coating, leading to loss of focus or a smudge type effect in the print. Secondly, coming back to the needs to increase productivity, automation of the pre-press workflow, and to a certain extent plate loading requires very fine flatness tolerances for the automatic feeding devices on the various machines, as often a cassette of plates is loaded, and the operator leaves the machine to take care of the work, expecting that the plates will not jam as they are fed through tight slots to the next part of the process.

One of the key projections for printing is that run lengths (or number of impressions printed in a single job) will continue to decrease. As the barriers to the technology have decreased, print runs are shorter, and this is the point in the market where offset clashes with both high speed photocopies, and industrial inkjet printing. The ongoing challenge for offset is to be competitive, and with important innovations made by the major press suppliers such as Heidelberger Druckmaschinen, it is claimed that offset is now competitive at 150 copies and above. This in turn requires more from the plates, faster processing in the pre-press area and so on. A direct response to this is for lighter coating weights to be applied to the aluminium substrate which reduced the imaging time on the platesetter. This also reduces coatings cost, and environmental impact. This in turn puts greater quality demands on the aluminium, mainly also for the cosmetic issues cited in the paragraph above.

The quest for a reduced environmental impact leads the plate makers to a change in how the plates are used on press, the so called chemistry free, or low chemistry solution. Not

only do the imaging companies want to achieve a reduced use of chemicals, but also eliminate the use of solvents. As this trend becomes more prevalent, there is a move to aqueous coating technology, which in turn creates a new set of requirements at the micro scale for the aluminium. For example, the influence of micro-structural phase particles, which until now have not adversely affected the material's performance, is now becoming much more important. BAL together with FSA are already active in further understanding this subject. Of course the environmental profile of aluminium is excellent, with its ability to be recycled time after time, with no loss of properties, and saving up to 95% of energy cost of primary aluminium every time. All aluminium PS plates can be recycled. Aside from recyclability, BAL has made, and will continue to make energy savings and invest further in energy saving projects. The UK Government was fast to implement the agreements made in the Kyoto Protocol, and was one of the first jurisdictions in the world to introduce a Climate Change Levy, which is a tax on CO<sub>2</sub> emissions, both at BAL and at the upstream power generator. BAL is a member of the UK Climate Change Agreement, and the UK Aluminium industry has succeeded in reducing its CO<sub>2</sub> emissions by 39% compared to 1990 levels. BAL will not stop there, as the pressures of the forthcoming European Union Emissions Trading Scheme require a constantly reducing carbon footprint.

### 3. INDUSTRY CONCENTRATION IN GRAPHIC ARTS

The other key trend of the last decade or so has been the industry concentration. A little over a decade ago the current "Big 3" global leaders in Graphic Arts: Agfa-Gevaert, Fujifilm, Kodak were not nearly so dominant in PS plates. As the digital revolution has forced the decline of 35 mm colour negative photo film, PS plates have become a major cash generator for the graphic arts leaders.

The story of the concentration of our customer base goes back to 1996 when Agfa acquired the printing plates business of Hoechst, followed the next year by their acquisition of the graphic arts facilities of DuPont. So it was that the Belgian headquartered company created a group of plate products and facilities that took the heritage from the pioneering Hoechst Kalle in Wiesbaden, with the rich history of Howson Algraphy in Leeds, UK, and formed a group with plate plants in Germany, UK, USA, Brazil, Republic of Korea, and since 2002 in China.

In 1997, Kodak and Sun Chemical formed their joint venture Kodak Polychrome Graphics, and subsequently acquired the plate assets of International Paper. This produced a group with plants in USA, UK, Germany, Netherlands, Bulgaria, Japan, and since 2007 in China.

Meanwhile in 2003 Creo acquired the assets of First Graphics in South Africa and Imation in the USA, and then were acquired by Kodak Polychrome Graphics in 2005. Kodak subsequently bought out the interests of Sun Chemical.

Meanwhile the other “Big 3” customer, Fujifilm, preferred organic growth to acquisition, and made investments in its 4 plants in Japan, Netherlands USA and China.

For the aluminium suppliers, 6 customers became 3, but the story did not end there. In 2002 Italian family owned company Lastra acquired Mitsubishi’s Western Lithotec facility to become #4 in the market, and then in 2004 sold to Agfa.

So in summary, what started as the group of 9 customers in 1996 became 3 customers by 2005.

So now in early 2010, after the concentration has taken effect, the world market is dominated by the “Big 3” customers: Agfa, Fujifilm, Kodak. BAL is proud to have very good and well established relationships with these companies.

Besides the “Big 3” global customers, there are another 7 or so smaller companies who operate on a mainly regional scale, most of whom have developed their CTP technology and who offer products which in their respective region may challenge the leadership of the “Big 3”. These customers are also very important for BAL, as we believe they have the capability to succeed in the future, alongside the “Big 3”.

Together, 8-10 customers satisfy approximately 90% of World demand for PS Plates, and these will continue to be the winners in future years.

#### 4. TECHNOLOGY IS THE DRIVER … FOR OPPORTUNITIES AND THREATS

The technology in graphic arts is never standing still, and must not. The sign of a vibrant industry is new technology. As soon as technology becomes mature, substitute technologies will be attracted.

At the PS plate level, it is vital that the needs of printers continue to be addressed: higher quality, lower cost, lower environmental impact, faster change times. The extent to which each PS platemaker can offer innovative solutions in these areas will define their success and the size of their future role in the industry.

And in a very similar way, the successful strategies of PS platemakers will in turn demand new innovative solutions from the lithosheet aluminium suppliers, which only some companies will be able to offer.

Bridgnorth Aluminium, with its very strong and ongoing record of dedication to the graphic arts industry, with its track record of targeted investments to support the sector, and very importantly with its new shareholding by FSA together with the technology assistance agreement , is not only very well placed, but more importantly also fully committed to playing a key role in the future of the industry.



Simon MacVicker

Managing Director,  
Bridgnorth Aluminium Ltd.

# 高強度・耐熱性アルミニウム合金

## High-Strength and Heat-Resistant Aluminum Alloys

小山 克己

Katsumi Koyama

**概要** 軽量素材としてアルミニウムが生まれて間もなく、優れた比強度を求める航空機の勃興と呼応して、高強度アルミニウム合金が開発され、急速な発展を遂げた。そこで、高強度・耐熱性アルミニウム合金の開発および航空機への適用の歴史を紹介する。また、アルミニウム合金の高強度化には時効硬化が不可欠であることから、全般的ならびに合金系固有の時効現象について金属組織学的な解説を加える。さらに、高強度アルミニウム合金材料において特に問題となる遅れ破壊ならびに急激な亀裂進展を抑制するためのこれまでの取り組みを紹介する。

**Abstract:** Soon after aluminum came into existence as a lightweight material, high-strength aluminum alloys were developed in concert with the rapid evolution of aircraft in which superior specific strength is always demanded. In this paper, the history of high-strength and heat-resistant aluminum alloys and their applications to aircraft will be presented. Metallographic comments on the general as well as specific aging phenomena of high-strength aluminum alloys will also be included, since age hardening is essential for strength enhancement in aluminum alloys. Moreover, efforts to prevent delayed fracture and rapid crack propagation, which constitute a problem especially in high-strength aluminum alloy materials, will be presented.

### 1. はじめに

アルミニウム産業は1886年に、ともに22歳の若きC.M.Hall(米)とP.Heroult(仏)がそれぞれアルミニウムの溶融塩電解法を発明<sup>1)</sup>し、工業的精錬の基礎を米国と欧州にそれぞれ固めたことから始まった。比重が鋼材の約1/3の約2.7と軽量であるアルミニウムおよびアルミニウム合金は、差し当たり携帯用品へ適用された。そして、その頃生まれたばかりの飛行船の新素材として注目され、1897年に骨格と外板にアルミニウム材料を用いた、いわゆる硬式飛行船がオーストリアで試作された。一方、1903年にWright兄弟が初飛行に成功したライトフライヤー号は、ガソリンエンジンの一部にAl-8%Cu合金鑄物が使われていたものの骨格はまだ木製であった<sup>1)</sup>。航空機の発達のためには、高い比強度(強度/比重)あるいは比剛性(剛性/比重)を持つ材料が強く求められた。この要請に応えるように、世界大戦を挟む約50年間で、引張強さが100 MPa程度の純アルミニウムか

ら400 MPaを超える“強力”あるいは“高力”アルミニウム合金と呼ばれた各種高強度アルミニウム合金が生まれた。そして、現在では、航空機産業はもとより、ロケットや高速車両、自動車あるいは製造装置部品などに広く利用されるようになっている。

本報では、特に機械的強度が高いことを特長とするAl-Cu-Mg系合金およびAl-Zn-Mg-(Cu)系合金群の高強度アルミニウム合金、ならびに高い温度域での使用においても優れた強度を維持する耐熱性アルミニウム合金について、合金開発の経緯を踏まえて解説する。

### 2. 合金開発の歴史

#### 2.1 高強度アルミニウム合金

高強度アルミニウム合金の開発は、時効硬化現象が見出されたジュラルミンの発明から始まった。ジュラルミンは、もともと商品名であるが、生み出された当初から硬いアルミニウムの代名詞として用いられた。その後の

開発では、このジュラルミンを超えることが1つの目標となり、超ジュラルミンと超々ジュラルミンが続いて開発された。また、ここで得られた高強度アルミニウム合金の強度の秘密を探るために、多くの研究が行われた結果、アルミニウム分野における金属組織学が大きく進展した。

### 2.1.1 ジュラルミン

図1は戦前ドイツアルミニウム協会から石田四郎先生（当時東京大学航空技術研究所所長）に贈られ、現在軽金属学会事務室に飾られているジュラルミンの発明者 Alfred Wilmのレリーフである。Wilmはライト兄弟の初飛行に成功した年にドイツの理化学中央研究所において鉄砲の薬莢に用いる高強度アルミニウム合金の開発を行っていた。当時鋳造合金としては低組成のAl-4%Cu合金に対して、鋼材のような焼入れ処理を施すことで、引張強さが一般的な鋳物では得られない224 MPaに達し、特許（独170085号）を出願している<sup>2)</sup>。本合金においても、Wilmに気づかれずに時効硬化現象は静かに進んでいたものと思われる。世界的大発見である時効硬化現象を本人が認識するのは1906年の9月のある週明けとされている。微量のMgを添加したAl-Cu系合金について同様に焼入れを施すことで、明らかな室温時効硬化現象を確認し、ジュラルミンの特許（独244554号）として1909年に出願した。Wilmの論文<sup>3)</sup>にあるジュラルミンの時効硬化挙動を図2に示すが、高温の熱処理と焼入れ後室温で放置するだけで硬さが上昇することが分かる。焼入れ直後においても、鋳物よりは強度が上昇していたであろうが、週末を挟んで放置（少なくとも2日間）するだけで著しく硬さが増したことは、鋼材の変態をイメージしていたWilmにとっては驚きであったと思われる。ここでの特許の必須要件は、Mg添加、加工と420°C以上の加熱および焼入れと室温放置が挙げられており、標準組成のAl-4%Cu-0.5%Mg合金の時効後の引張強さは363 MPaとされている<sup>4)</sup>。この発明をもとに、関連会社のデューレナー・メタルヴエルケ（DM: Durener Metallwerke）社で製品化が行われ、社名とアルミニウムとを合成した“duralumin”を商品名とした。ジュラルミンの代表組成は、Al-4%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn合金と思われるが、表1<sup>4)</sup>に示すように比較的強度の高いDM社の製品はすべて“duralumin”として当時紹介されていたようである。ジュラルミンは第1次世界大戦が始まる1914年にドイツ海軍のツェッペリン飛行船の骨組み材として認証された。そして、DM社のジュラルミン生産量は1913年の37 tonから1916年には720 tonに増加し<sup>4)</sup>、量産材としてのジュラルミンが確立した。



図1 Alfred Wilm (1869~1937)のレリーフ  
Fig.1 The relief of Alfred Wilm (1869 to 1937).

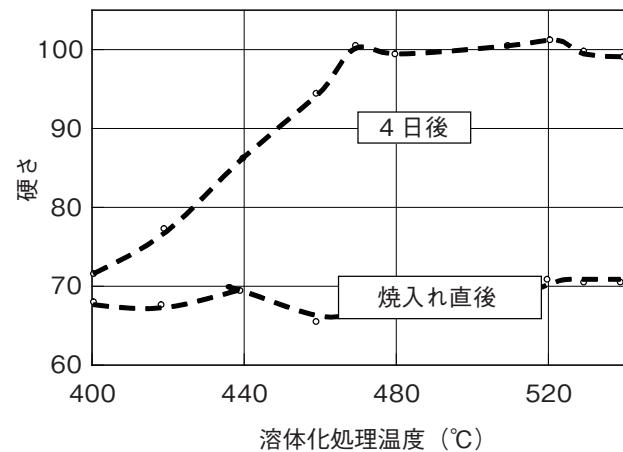
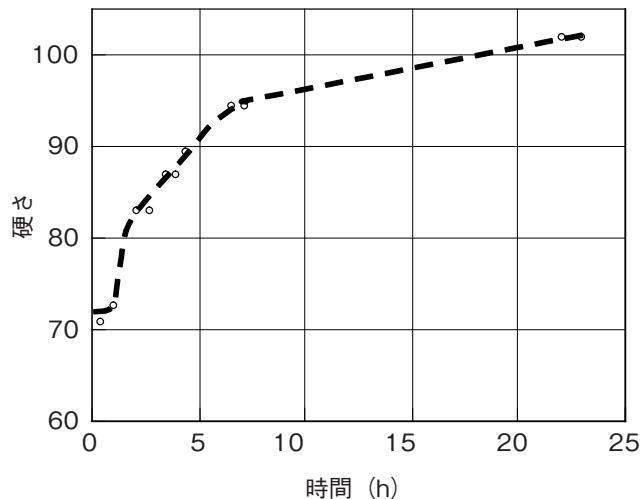


図2 ジュラルミンの室温時効硬化挙動 (Al-3.5%Cu-0.5%Mg)  
Fig.2 Room-temperature age-hardening behavior of duralumin (Al-3.5%Cu-0.5%Mg).

表1 DM社のジュラルミンの製品一覧  
Table 1 Catalog of duralumin products of DM company.  
(mass%)

名称	Cu	Mg	Mn	Si	Ni	Fe
Duralumin	2.5 ～5.5 (4.0)	0.2 ～2.0 (0.5)	— ～1.2 (0.5)	0.2 ～1.0	—	—
Duralumin 681 A, B	4.5	0.5	0.6	—	—	—
Duralumin 681 ZB	4.5	0.5	0.8	0.6	—	—
Duralumin 681 H	2.5	0.5	—	—	—	—
Duralumin 681 K	—	0.2	—	—	—	—
Duralumin DM31	4.0	1.0	0.6	0.6	—	—
Duralumin K	— —	0.5 ～2.0	— ～1.5	0.3 ～1.5	—	—
Duralumin W	3.5 ～4.5	1.0 ～1.8	—	—	1.8 ～2.2	—

ジュラルミンを用いた戦闘機(J-4)が1917年に、旅客機(F13)が1919年にドイツのH. Junkersによって製作された。また、1920年には、飛行機の高速化にともない木製から鍛造用アルミニウム合金を用いたプロペラが開発された<sup>5)</sup>。このように、高強度アルミニウム合金を代表するジュラルミンは、開発が始まった飛行機の機体用材料としてますます重要視され、その需要も増えていった。

たまたま、1917年に英国留学中の早稲田大学旧鋳物研究室初代所長の石川は撃墜されたツェッペリン飛行船の残骸を入手し、帰国後、そのジュラルミンの成分などの調査が行われたと回顧録に記されている<sup>6)</sup>。日本におけるジュラルミンの板材の製造は、1919年に住友金属が最初に始めた。なお、当社(当時古河電気工業)は、1926年にジュラルミンの試作品を納入した後、神戸製鋼所とともに、1928年に板材の量産を開始した<sup>7)</sup>。

## 2.1.2 超ジュラルミン

軽金属飛行機の性能向上競争が進むなか、ジュラルミンを超える強度の高いアルミニウム合金の開発が始まった。当時、表2<sup>4)</sup>に示すようなジュラルミンを凌ぐ優れた強度を有する各国の合金は、いずれも超ジュラルミン(super duralumin)と呼ばれていた。まず、1925年に米国のArcherとJeffriesはジュラルミンのSi添加量を増した合金では、高温時効により高い強度が得られることを見出し、いわゆる含ケイ素超ジュラルミンを発明した<sup>8)</sup>。一方で、1930年頃にアルコアはSiを添加しなくともMg添加量を1.5%に増すことにより室温時効のみでも優れた強度が得られることを見出し、合金名を24Sとした。DM社においても、Mg添加量を増したDM31を開発しているが、含ケイ素超ジュラルミンのようにSi添加

量も増した合金であった<sup>4)</sup>。

1942年、田辺らは、上記24SとDM31の2種類の超ジュラルミンの性能を比較している。強度はほぼ同等であり、24Sが加工性や耐海水腐食性に若干優れると述べているが、大局的には大差ないと評価をしている<sup>4)</sup>。第二次世界大戦中、国内においても24Sに耐食性に優れた皮材をクラッドした材料(Alclad)が最も多く製造されており、今日でも、超ジュラルミンと言えば、代表組成がAl-4%Cu-1.5%Mg合金のアルコアの24Sを示す。一方、戦時下の原料事情が悪化した際、Fe, Si, Znなどの不純物混入による24Sの耐力低下や割れ発生が問題となり、DM31を参考にして開発されたND(Nippon Duralumin)合金が1944年に超ジュラルミンの代替えとして軍需規格にも採用され、24Sとともに当社でも製造していた<sup>9)</sup>。

表2 超ジュラルミン系合金の一覧

Table 2 Super-duralumin and similar aluminum alloys.  
(mass%)

名称	Cu	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Ti
24S (米、アルコア社)	3.6 ～4.7	1.25 ～1.75	— —	0.3 ～0.9	—	—	—
DM31 (独、DM社)	3.5 ～4.5	0.9 ～1.5	0.2 ～0.9	0.9 ～1.5	—	Fe+Ti ～0.5	—
RR56 (英、ロールスロイス社)	1.5 ～2.5	0.4 ～1.0	— ～1.0	— ～1.0	0.5 ～1.5	0.8 ～1.3	～0.12

## 2.1.3 超々ジュラルミン

超ジュラルミンの強度をさらに超える、いわゆる超々ジュラルミンは、まずAl-Zn-Mg三元合金系で検討された。本系三元状態図はEgerによって1913年に作られた<sup>10)</sup>。また、超ジュラルミンの発明前の1920年に、FreinkelらはAl-Zn-Mg系合金の室温時効硬化特性を確認している<sup>11)</sup>。そして、Rosenhainは、これらのいわゆるzinc duraluminの開発を進め、1921年に強度の高いE合金(Al-20%Zn-0.5%Mg-2.5%Cu-0.5%Mn)を発明した<sup>4)</sup>。また、1923年頃、SanderとMeissnerは、室温時効とともに、人工時効によって引張強さが500 MPaを超える合金を生み出した。さらに1927年にSanderは上記をもとにいわゆるSander合金(Al-8%Zn-1.5%Mg)を発明した。Sander合金系の中でもConstructal-8(Al-8%Zn-2%Mg-0.5%～1.0%Mn合金)と名付けた合金は超ジュラルミンを超える強度(60 kgf/mm<sup>2</sup> (588 MPa)級)を得ることができた<sup>2)</sup>。しかし、これら高強度が得られたzinc duraluminは放置するだけで割れが発生するいわゆる“遅れ破壊”が問題となって実用に至っていない<sup>4)</sup>。超々ジュラルミンの開発当時、“時期割れ”(season cracking), あるいは現場では“置き割れ”などと呼ばれていたが、既に応力腐食割れ(SCC: stress corrosion cracking)として理解されていたようである。日本海軍

の強い要請を受けて住友金属の五十嵐らは、強度の高い24S, Sander合金およびE合金の3合金を基に開発を進め、1936年にCrを添加することによって応力腐食割れの問題は回避できることを見出し、特許(日本135036号)を出願した<sup>2)</sup>。ここで出願された特許の合金組成範囲は広いが、標準組成はAl-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.2%Cr合金であり、推奨条件の450°Cの溶体化処理後、水焼入れおよび120°Cの焼戻し(ここでは高温時効処理を表す)を施すことにより、引張強さは60 kgf/mm<sup>2</sup>(588 MPa)近い値が出た。当初は、上記3つの合金名の頭文字をとったようであるが、最終的に“ESD”(extra super-duralumin)を商品名として実用化した<sup>2)</sup>。

当時、同様なアルミニウム合金開発が国内外で進められている。表3<sup>4)</sup>に超ジュラルミンの強度を越えるアルミニウム合金として開発された、いわゆる超々ジュラルミンと呼ばれていた合金群を示す。当社(古河電工)も1938年には、ZrおよびSiを添加することによって時期割れ(応力腐食割れ)を回避した合金の特許(日本147525号)を出願している。後述するが、新しい高強度アルミニウム合金では、Crからむしろ焼入れ感受性を抑えられるZrが添加されるようになったが、当時は十分な組織制御ができなかつたためか、実用化には至らなかつた。また、超ジュラルミン代替のND合金と同様に戦時下の原料事情が悪化した際、Cuを添加しなくても超々ジュラルミン相当の強度が確保できる合金が求められて開発されたHD(Honda's duralumin)合金は、高い押出性を示す生産性に優れた合金<sup>12)</sup>で、現在の7N01に通じるものがある。なお、現在、超々ジュラルミンと呼ばれている7075合金規格は、1943年によく完成し、大規模生産に着手したアルコアの75S合金がもとになっているが、ESDの特許に包含されるものである。

## 2.2 耐熱性アルミニウム合金

従来の耐熱性アルミニウム合金の組成を表4<sup>4)</sup>に示す。1914年から1921年にわたり、耐熱性アルミニウム合金は主に航空機用発動機の部品への適用を想定して英国のRosenhainによって系統的に開発が進められた。ここで得られたY合金(Al-4%Cu-1.5%Mg-2%Ni)は、焼入れ後の人工時効により強度が増し、250°Cぐらいまでは強度低下が見られない耐熱性アルミニウム合金である。ジュラルミンの実用化が進むなかではあったが、もともとAl-Cu系鉄物合金に対して耐熱性を持たせるためにNiが添加された合金で、ここで現れるAl-Cu-Ni系化合物をY相と呼ぶところからこの名が付いた。

Y合金の数年後、英国のRolls-Royce社とHigh Duty Alloys社との共同研究によって耐熱性アルミニウム合金のR.R.系合金が生まれた。鉄物用、ダイカスト用あるいは鍛造用と用途によってCuおよびSi量は多少異なるが、基本的にY合金にTiおよびFeを添加することによって高温強度の向上を図った耐熱性アルミニウム合金である。Ti添加による組織の微細化とFeの微細析出物による耐クリープ性の向上効果と考えられている<sup>13)</sup>。本合金は後に2618-T6として、英仏が開発したマッハ2に達する超音速機コンコルドの空力加熱で127°Cに耐える外板として用いられることになる<sup>13)</sup>。

表4 耐熱性アルミニウム合金の一覧  
Table 4 List of heat-resistant aluminum alloys.  
(mass%)

名称	Cu	Mg	Si	Ni	Fe	Ti	備考
Y合金	4	1.5	—	2	—	—	英 Rosenhain
RR50	1.30	0.10	2.20	1.30	1.00	0.18	砂型、ダイカスト用
RR53	2.25	1.60	1.25	1.30	1.40	0.10	ダイカスト用(ピストン)
RR56	2.00	0.80	0.70	1.30	1.40	0.10	鍛造用
RR59	2.25	1.60	0.50	1.30	1.40	0.10	鍛造用(ピストン)

表3 超々ジュラルミン系合金の一覧  
Table 3 Extra-super-duralumin and the other high-strength aluminum alloys.

(mass%)

名称	Zn	Mg	Cu	Cr	Zr	Mn	Ti	Si	Fe	Sn	備考	発明年
ESD (住友)	3.0 ~20	1 ~10	1 ~3	0.1 ~2	—	0.1 ~2	—	—	—	—	特許 135036号	1936
	(8.0)	(1.5)	(2.0)	(0.2)	—	(0.5)	—	—	—	—		
SSD (航空研究所)	6.0 ~10.0	1.0 ~3.0	1.5 ~4.5	—	—	0.5 ~1.5	—	—	—	0.1 ~1.0	特許 137117号	1938
	(6.0)	(2.0)	(1.5)	—	—	(0.2)	(1.0)	—	—	—		
SSD (古河電工)	4 ~10.0	0.5 ~3.0	0.5 ~4	—	0.05 ~1	0.1 ~1.5	—	0.4 ~1.0	— ~0.7	—	特許 147525号	1938
	(6.0)	(2.0)	(1.5)	—	(0.2)	(1.0)	—	—	—	—		
75S (アルコア)	5.1 ~6.1	2.1 ~2.9	1.2 ~2.0	0.15 ~0.40	—	—	—	—	—	—	—	1943
	(5.6)	(2.5)	(1.6)	(0.3)	—	—	—	—	—	—		
	(5.5) ~5.8	(2.0)	(0.8)	(0.4)	—	—	—	—	—	—		
HD (学術振興会 第18特別委員会)	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	旧航格高力アルミ合金 第7種規格	—
	(5.4)	(2.0)	—	(0.25)	—	(0.6)	—	—	—	—		

いずれも多元系合金であるためか金属組織学的な解明は遅れていた。1939年に本系合金の高い時効硬化性は超ジュラルミンと同様な析出現象によるものであることを西村が指摘した<sup>14)</sup>。NiおよびFe添加による超ジュラルミンの過時効抑制効果は認められないことから、安定なNi系あるいはNi, Fe系化合物の分散によって、高温強度が維持されるものと考えられている<sup>15)</sup>。図3<sup>16)</sup>にAl-Cu-Mg合金の時効挙動に及ぼすNi, Fe複合添加ならびにSi添加の影響を示す。Si添加は鋳造性の観点だけではなく、含ケイ素超ジュラルミンと同様に特に人工時効の硬化性を上げるが、Ni, Fe複合添加はあまり影響しないことが分かる。また、近年、これら合金系におけるNiおよびFeの作用が再検討され、Al-Ni系化合物に対してAl-(Ni, Fe)系化合物はCuを取り込み難いことから、Y合金よりもNiとFeを複合添加されるRR, 2618合金のCu添加量を抑えることができると理解されている<sup>17)</sup>。

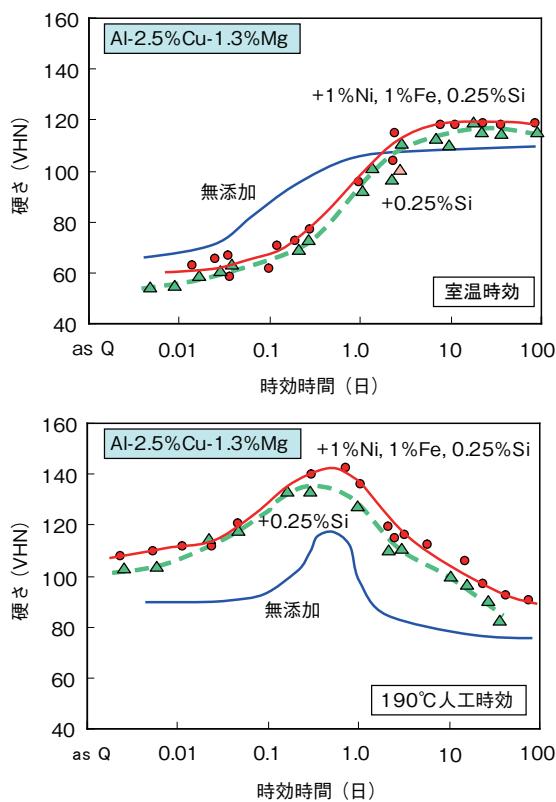


図3 Al-Cu-Mg合金の時効硬化に及ぼすSiおよび(Ni, Fe)添加の影響

Fig.3 Effect of Si and (Ni, Fe) addition on the age hardening behavior of Al-Cu-Mg alloys.

### 2.3 量産化技術

ここまで、図4に示すような合金組成の変遷を概観した。合金組成が決まると材料開発が完了するものでもなかった。特に強度の高いアルミニウム合金の場合、実験室レベルの少量試作から、工業レベルの大型化、大量生

産への移行において、多くの問題が顕在化した。例えば、鋳造時や圧延、押出、鍛造などの加工時の割れの発生、焼入れによる残留応力や後述する焼入れ感受性に起因した材料性能のバラツキによる製品歩留まり低下が、工業化に際し生産能力やコストに大きく影響した。そのため、工業化において先を行く欧米からの技術や設備の導入が進められた。成分が既知となっていたジュラルミンにおいても、十分な性能や品質を安定的に得ることができなかつたことから、実績のあるDM社にジュラルミンの作製を依頼し、1922年に石川らはその立ち会い調査をとおして、国内への技術導入を図った<sup>6)</sup>とされる。当社も第2次世界大戦の始まる1941年にドイツへ3名の現場技術者を派遣し、大量生産技術の導入に努めた<sup>18)</sup>。これらは、高強度アルミニウム合金材料の製造の難しさを示し、合金開発とともに製造技術者の苦労によって、ようやく工業化が図られたことが窺われる。

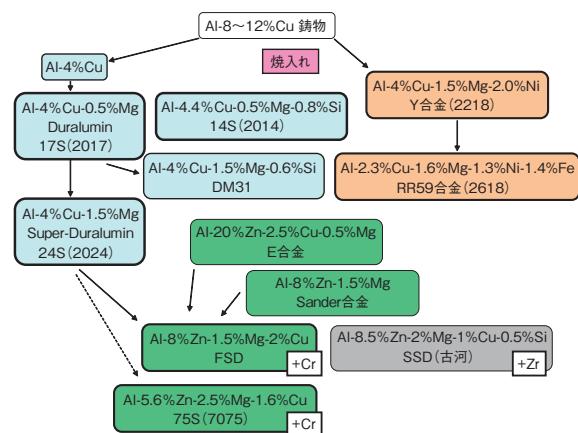


図4 高強度および耐熱性アルミニウム合金組成の歴史的変遷

Fig.4 Historic changes in the chemical composition of high-strength and heat-resistant aluminum alloys.

### 3. 現在の規格合金

第二次世界大戦後、アルミニウム産業および合金開発の中心は、欧州から米国に移る。日本のアルミニウム産業は、敗戦により1950年中頃まで休眠状態となり、その後は、米国の影響を強く受けることになる。現在、広く用いられているアルミニウム合金の成分規格は、米国のアルコア規格名を3, 4桁目の数字に反映させた4桁のAA番号(Aluminum Association Number)が用いられている。表5に現在のAA番号に登録された耐熱性および高強度2000系アルミニウム合金、ならびに表6に高強度7000系アルミニウム合金を示す。既に述べてきたように、ジュラルミン、超ジュラルミンおよび超々ジュラルミンは、広義に取り扱うと多くの種類の合金の総称

ではあるが、歴史的にはDuralumin (DM), 24S (アルコア)およびESD (住友)をそれぞれの代表合金と考えられている。1954年のAAによる規格の統一において、ジュラルミン、超ジュラルミンおよび超々ジュラルミンはアルコア社の17S, 24Sおよび75Sに当てはめられ、現在のAAおよびJIS規格における2017, 2024および7075合金に相当する。また、戦前、代表的な耐熱性アルミニウム合金であるY合金およびRR合金はAAおよびJIS規格の2218と2618合金に引き継がれたものと考えて良い。

終戦により、航空機産業の中心は軍用から民間機へシフトするなか、高強度アルミニウム合金および耐熱性アルミニウム合金に対する航空機用材料としての期待は変わらなかった。そして、その期待に応えるように合金の開発は続き、表5、表6および図5に示すような新たなAA番号が登録されることになる。超ジュラルミンを代表とする2000系合金は、超々ジュラルミン(EDS)の発明により、静的強度の首位の座を譲ることになった。しかし、2000系合金は熱的安定性が良好なこととともに、比較的破壊や疲労特性に優れることから、7000系合金とは異なる部位に使われることを想定して、その後も開発が進められている。戦時中から特に2024-T3は、繰り返し引張荷重のかかる主翼下面の外板やその補強材あるいは胴体部外板として多く用いられた。一方、7075-T6を代表とする7000系合金は、静的強度が高いことから、航空機の主に主翼上面の外板やその補強材、垂直尾翼や水平尾翼の外板および胴体の縦通材として多く使用される。

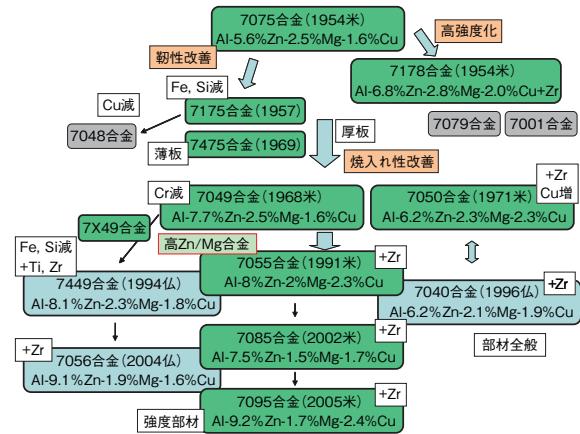


図5 高強度7000系アルミニウム合金の組成の見直し  
Fig.5 Reexamination of the chemical composition of high-strength 7000-series aluminum alloys.

表5 耐熱性および高強度2000系アルミニウム合金の合金規格

Table 5 List of standard chemical compositions of heat-resistant and high-strength 2000-series aluminum alloys.

(mass%)

AA合金	Cu	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	V	Zr	Cr	Zn	Ti	Cu/Mg	AA登録年
2218	3.5 ~4.5	1.2 ~1.8	— ~0.9	— ~0.20	1.7 ~2.3	— ~1.0	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— —	2.67	1954(米) (Y合金)
2618	1.9 ~2.7	1.3 ~1.8	0.10 ~0.25	—	0.9 ~1.2	0.9 ~1.3	— —	— —	— —	— ~0.10	0.04 ~0.10	1.48	1954(米) (RR合金)
2219	5.8 ~6.8	— ~0.02	— ~0.20	0.20 ~0.40	— —	— ~0.30	0.05 ~0.15	0.10 ~0.25	— —	— ~0.10	0.02 ~0.10	—	1954(米)
2014	3.9 ~5.0	0.20 ~0.8	0.50 ~1.2	0.40 ~1.2	— —	— ~0.7	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	8.90	1954(米) (14S)
2017	3.5 ~4.5	0.40 ~0.8	0.20 ~0.8	0.40 ~1.0	— —	— ~0.7	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	6.67	1954(米) (17S)
2024	3.8 ~4.9	1.2 ~1.8	— ~0.50	0.30 ~0.9	— —	— ~0.50	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	2.90	1954(米) (24S)
2124	3.8 ~4.9	1.2 ~1.8	— ~0.20	0.30 ~0.9	— —	— ~0.30	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	2.90	1970(米)
2224	3.8 ~4.4	1.2 ~1.8	— ~0.12	0.30 ~0.9	— —	— ~0.15	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	2.73	1978(米)
2324	3.8 ~4.4	1.2 ~1.8	— ~0.10	0.30 ~0.9	— —	— ~0.12	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	2.73	1978(米)
2424	3.8 ~4.4	1.2 ~1.6	— ~0.10	0.30 ~0.6	— —	— ~0.12	— —	— —	— ~0.20	— ~0.10	— 2.93	1994(米)	
2524 (C188)	4.0 ~4.5	1.2 ~1.6	— ~0.06	0.45 ~0.7	— —	— ~0.12	— —	— —	— ~0.05	— ~0.15	— ~0.10	3.04	1995(米)
2024A	3.7 ~4.5	1.2 ~1.5	— ~0.15	0.15 ~0.8	— —	— ~0.20	— —	— —	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	3.04	1996(仏)
2027	3.9 ~4.9	1.0 ~1.5	— ~0.12	0.50 ~1.2	— —	— ~0.15	— —	0.05 ~0.15	— ~0.05	— ~0.20	— ~0.08	3.52	2001(仏)
2013	1.5 ~2.0	0.8 ~1.2	0.6 ~1.0	— ~0.25	— —	— ~0.4	— —	— —	0.04 ~0.35	— ~0.25	— ~0.15	1.75	2003(日) (住友)

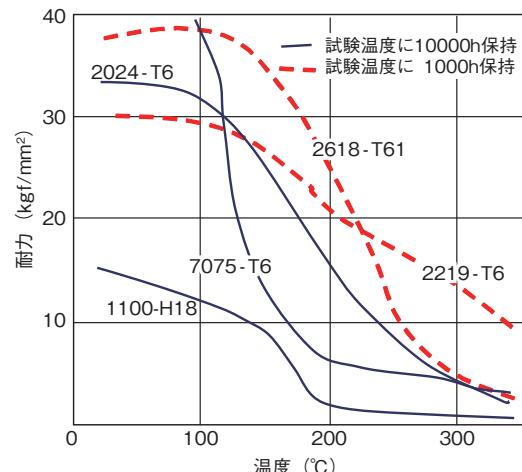
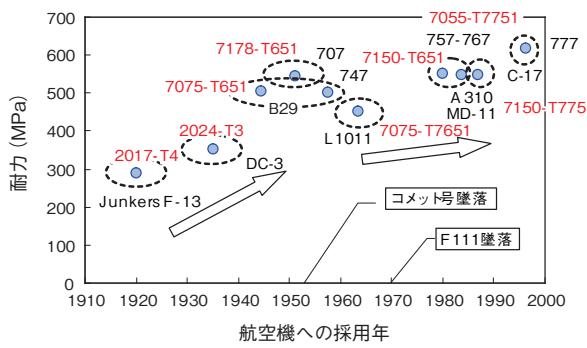
表6 高強度7000系アルミニウム合金の合金規格

Table 6 List of standard chemical compositions of high-strength 7000-series aluminum alloys.

(mass%)

AA合金	Zn	Mg	Cu	Cr	Zr	Mn	Ti	Si	Fe	Zn/Mg	Cu/Mg	Cu+Mg	AA登録年
7075	5.1 ~6.1	2.1 ~2.9	1.2 ~2.0	0.18 ~0.28	—	— ~0.30	— ~0.20	— ~0.40	— ~0.50	2.24	0.64	4.10	1954(米) (75S)
7178	6.3 ~7.3	2.4 ~3.1	1.6 ~2.4	— ~0.04	0.18 ~0.28	— ~0.30	— ~0.20	— ~0.40	— ~0.50	2.47	0.73	4.75	1954(米)
7049	7.2 ~8.2	2.0 ~2.9	1.2 ~1.9	0.10 ~0.22	—	— ~0.20	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.35	3.14	0.63	4.00	1968(米)
7475	5.2 ~6.2	1.9 ~2.6	1.2 ~1.9	0.18 ~0.25	—	— ~0.06	— ~0.06	— ~0.10	— ~0.12	2.76	0.69	3.80	1969(米)
7050	5.7 ~6.7	1.9 ~2.6	2.0 ~2.6	— ~0.04	0.08 ~0.15	— ~0.10	— ~0.06	— ~0.12	— ~0.15	2.76	1.02	4.55	1971(米)
7150	5.9 ~6.9	2.0 ~2.7	1.9 ~2.5	— ~0.04	0.08 ~0.15	— ~0.10	— ~0.06	— ~0.12	— ~0.15	2.72	0.94	4.55	1978(米)
7055	7.6 ~8.4	1.8 ~2.3	2 ~2.6	— ~0.04	0.08 ~0.25	— ~0.05	— ~0.06	— ~0.10	— ~0.15	3.90	1.12	4.35	1991(米)
7449	7.5 ~8.7	1.8 ~2.7	1.4 ~2.1	—	Ti+Zr ~0.25	— ~0.20	Ti+Zr ~0.25	— ~0.12	— ~0.15	3.60	0.78	4.00	1994(仏)
7040	5.7 ~6.7	1.7 ~2.4	1.5 ~2.3	— ~0.04	0.05 ~0.12	— ~0.04	— ~0.06	— ~0.10	— ~0.13	3.02	0.93	3.95	1996(仏)
7085	7.0 ~8.0	1.2 ~1.8	1.3 ~2.0	— ~0.04	0.08 ~0.15	— ~0.04	— ~0.06	— ~0.06	— ~0.08	5.00	1.10	3.15	2002(米)
7056	8.5 ~9.7	1.5 ~2.3	1.2 ~1.9	—	0.05 ~0.15	— ~0.20	— ~0.06	— ~0.10	— ~0.12	4.79	0.82	3.45	2004(仏)
7095	8.6 ~9.8	1.4 ~2.0	2.0 ~2.8	—	0.08 ~0.15	— ~0.05	— ~0.06	— ~0.10	— ~0.12	5.41	1.41	4.10	2005(米)

図6<sup>19)</sup>に航空機の開発年と採用された主な高強度アルミニウム合金および調質を示す。1950年代までは、引き継ぎ高比強度の向上に主眼を置いた開発が進み、静的強度の高い薄板では7178合金がボーイングB707などに実用化された。また、焼入れ感受性が問題となる4インチを超える厚板用として7079合金や7001合金がアルコアで開発されたが、ST方向の耐SCC性不足が指摘されており、現在のAA規格には見当たらない。2000系合金としては、Cu添加量の多い2219合金が1954年に登録されている。この合金は、溶接性を有する高強度合金であるが、図7<sup>20)</sup>に示すように250~300°Cの高温域における強度にも優れる耐熱性アルミニウム合金である。



一方、1954年に世界初のジェット旅客機のコメット号(英国)の度重なる空中分解事故が発生した。これは、高々度への昇降を繰り返すことによる胴体部の疲労破壊が原因であった。この事故を契機に、フェイルセーフの考え方方が生まれ、十分な耐用時間を証明するための疲労試験の見直しがなされた。そして1960年代はじめの機体構造強度規格に活かされることになる<sup>21)</sup>。また、1969年に初めて可変翼を採用した戦闘爆撃機F-111の急降下爆撃訓練中に主翼が外れ、墜落する事故が起こった。これは、破壊部位はアルミニウム材料ではなく、特別に開発されたD6AC鋼の製造中に生じたクラックの伸長による破壊である。この事故からは、製造段階も含めた損傷の存

図6 開発された航空機に採用された高強度アルミニウム合金

Fig.6 High-strength aluminum alloys adopted in the developed airplanes.

在を前提として安全を確保する損傷許容設計 (damage tolerance design) が求められるようになり、優れた韌性を持つ材料が必要になった<sup>22)</sup>。そして韌性の向上を図るため、主に薄板用としてアルコアは不純物成分の Fe, Si の含有量を抑えた 7175 合金や 7475 合金を 1969 年に、2124 合金を 1970 年に開発した。一方、レイノルズでは、Cu 添加量を下げた 2048 合金を 1972 年に開発した。また、焼入れ感受性が問題となる厚板用として、Cr 添加量を抑えた 7049 合金、Cr 添加から Zr 添加に替えた 7050 合金が開発されている。過時効処理による強度の低下を 7049 合金では Zn/Mg 比を、また 7050 合金では Cu/Mg 比を上げることで補っている。1973 年に後述する 3 段時効処理の RRA (retrogression and reaging)<sup>23)</sup> が M. B. Cina によって提案されたことから、さらに高 Zn/Mg 比の合金の強度と耐 SCC 性を高い水準で確保できるようになり、7055-T77 がボーイング B777 の胴体ストリンガおよび主翼上面外板に採用された。

一方、欧州のエアバス社と組んだアルキャン (旧ペシネー) は、図 8<sup>24)</sup> に示すように 7040 合金からさらに高 Zn 比側の 7449 合金、7056 合金を最新鋭の A380 の主翼上面の構造材として、主翼下面に Fe, Si の含有量を抑え、Zr 添加にて結晶粒を微細化した 2027 合金を配し、フランス発の合金で米国のボーイング社に対抗している。また、後述する Al-Li 合金 (2050, 2196) も、ここでは一部採用されるようになった。

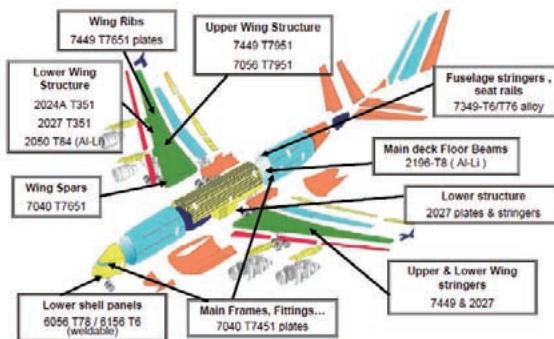


図 8 エアバス A380 に採用された高強度アルミニウム合金  
Fig.8 High-strength aluminum alloys adopted in the Airbus A380.

#### 4. 時効現象の金属学的研究の歴史

これまで記述してきたいずれの高強度アルミニウム合金および耐熱性アルミニウム合金においても、1906 年に Wilm によって発見された時効硬化現象を基礎としている。そこで、時効現象に関する研究の歴史について触ることにする。時効硬化現象を状態図から始めて考察したのは、1919 年の米国の Merica<sup>25)</sup> である。焼入れた

ジュラルミンは、熱分析における昇温途中の 250~275°C 付近で発熱反応が認められることから、Al-Cu 二元系状態図の低温域で確認されている金属間化合物  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) の微細分散による析出硬化の可能性が示唆された。しかし、室温時効硬化は、電気抵抗の増加が見られること、X 線回折による母相の格子定数に変化が見られないことから、150~250°C における高温時効硬化とは異なり、固溶量が減るような析出をともなった現象ではなく、過飽和固溶体内部の特別な構造変化と理解されるようになった。X 線回折を用いた検討により、1935 年に、Al-Cu 合金の高温時効硬化では、安定相とは異なる X 線回折斑点を持つ中間相の析出に起因していることが分かった。室温時効硬化の因子の解明は、Al-Cu 合金の単結晶を用いた X 線の小角散乱によって 1938 年にようやく解明された。フランスの A. Guinier と英国の G. D. Preston がそれぞれ別々に、ラウエ斑点に見られる線状模様から母相の  $\{001\}$  面に集積した置換型溶質原子があると理解し、同時に Nature へ論文<sup>26)</sup> を投稿した。X 線回折にて捕らえることができた一原子層に生じた溶質原子の濃化も、当初、析出の前駆段階の集合体を表すクラスター (cluster) などの言葉で括られていたが、発明者の名に因んで翌年には Guinier-Preston zone として区別されるようになり、今日では G.P. ゾーンと簡略化されて呼ばれている。また、室温よりも少し高い温度 (100~150°C) で長時間保持すると、2 つの硬さのピークが現れる二段硬化 (double ageing peaks) が見られること、室温時効硬化させた後、200°C 程度の高温域で短時間加熱すると焼入れ時に近い状態に戻る復元 (reversion) が確認されたことから、室温付近の低温域の現象と高温域の現象は、単に連続した現象ではなく、区別すべき現象と理解された。また当時は、非整合界面を持つ中間相や安定相とは異なり、図 9<sup>27)</sup> に示すように G.P. ゾーンは Cu 原子が一部 Al 原子と置換した母相と同じ結晶構造なので、規則性を持った固溶体であって析出物ではないとの議論がなされた。透過電子顕微鏡は 1931 年にはドイツで発明されていたが、本格的にアルミニウム合金の観察に用いられたのは、米国の R. B. Nicholson らが 1950 年後半から 1960 年前半にかけて行った一連の研究と思われる。ここでは、G.P. ゾーンの周囲にある格子のひずみ場を観察しているものであるが、形が確認されるようになって、現在では G.P. ゾーンも析出現象として取り扱われることが多い。

いずれにしても、時効硬化を得るために、まず共晶温度直下の最大固溶限の高温域に加熱、保持する溶体化処理と、そこでの固溶状態を極力維持したまま室温近傍まで急冷する焼き入れ処理によって、室温域で本来金属間化合物を形成すべき溶質元素を過飽和に固溶させる必要がある。この過飽和固溶体は、過飽和度が高い低温

域で時間をかけて析出させると、強度上昇に寄与する微細で高密度の析出組織を得ることができる。安定な金属間化合物およびその前段階として形成される準安定な析出物の種類は、その合金系によって異なる。そこで、ここで取り上げた高強度アルミニウム合金に関連した基本的な合金系について順次、次に述べることにする。

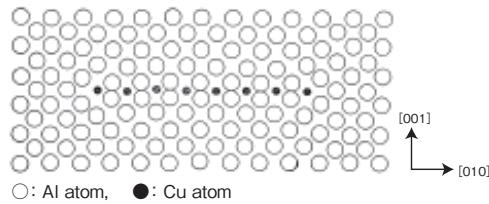


図9 Al-Cu合金のG.P.ゾーンの原子配置の模式図  
Fig.9 Schematic atom placement of a G.P. zone in Al-Cu alloy.

#### 4.1 Al-Cu系合金

時効硬化現象が初めて見出されたジュラルミンの析出挙動を理解するため、単純なAl-Cu二元系合金を用いて多くの研究が進められた。準安定相の溶解曲線を併記した状態図を図10<sup>28</sup>に示す。共晶温度(548°C)では最大5.7 mass%までのCuが固溶状態となり、 $\alpha$ 単相となることが分かる。低温域では急激にその固溶限が狭まり、 $\alpha + \theta$ (CuAl<sub>2</sub>)の2相を形成する。高温域において固溶したCuは水冷などの焼入れにより、冷却途中でほとんど析出することなく、その過飽和固溶体が形成される。過飽和固溶体は、最終的に低温域で安定な $\theta$ 相との2相に分かれるが、この過程で下記のような中間相が生じることが知られている。

過飽和固溶体  $\rightarrow$  G.P.ゾーン  $\rightarrow$  G.P. (II) ゾーン( $\theta''$ )  
 $\rightarrow$   $\theta'$  相  $\rightarrow$   $\theta$  相

時効現象は、このような過程のなかで時間とともに変化する物理的または機械的特性の変化と理解することができる。Cuの原子半径はAlの原子半径に対して11.8%も小さいことから、図9に示すような板状のG.P.ゾーンを形成すると考えられている<sup>29</sup>。周囲の母相に大きな格子ひずみが生じるため、室温時効により得られる5 nm程度の大きさでも、母相の回折斑点にストリークが生じ、透過型電子顕微鏡での観察も可能となる。G.P.ゾーンは、時効温度を上げる、あるいは時効時間を長くするとその直径を増す。さらに時効時間を長く、あるいは時効温度が若干高くするとG.P.ゾーンは、母相の{100}面上の1層のCuの配列が、2層あるいは多層のCu集積面を有する構造に成長する。積層方向の規則的配列が確認される段階からG.P. (II) ゾーン(あるいは $\theta''$ )として区

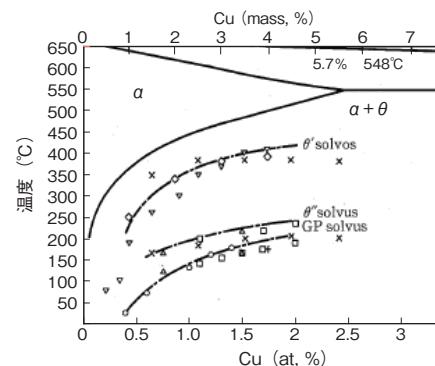


図10 Al-Cu系合金の状態図の一部  
Fig.10 Aluminum corner of the aluminum-copper diagram.

別している。室温よりも高い温度にて保持することで、ここでは安定相 $\theta$ の前段階として、母相の{100}面に対して整合界面を持つ中間相 $\theta'$ が生じる。図11に中間相 $\theta'$ の原子配列を示す。CaF<sub>2</sub>型構造を有し、その格子定数cは0.58 nmであるが、格子定数aは母相とほぼ同じ0.404 nmで、板状析出物の板面が{100}面に位置する<sup>30</sup>。さらに高温あるいは長時間人工時効処理を施すと、格子定数a=0.607 nm, c=0.487 nmの正方晶系で、 $a$ 相に対する整合性が失われた安定相 $\theta$ が主に中間相 $\theta'$ 上に不均一核生成する<sup>31</sup>。また、水焼き入れ後の時効では、ヘリカル転位とともに過剰空孔の2次元集合体である積層欠陥の一種の転位ループが形成される。中間相 $\theta'$ は、この転位ループ上にも不均一核生成することが確認されている。時効温度に直接焼き入れると、転位ループが生じないため、中間相 $\theta'$ はG.P. (II) ゾーンに析出する。一般的にG.P. (II) ゾーンは、G.P. ゾーンから連続変化により生じるが、例外的に転位ループ上に不均一核生成したG.P. (II) ゾーンの例が報告されている。

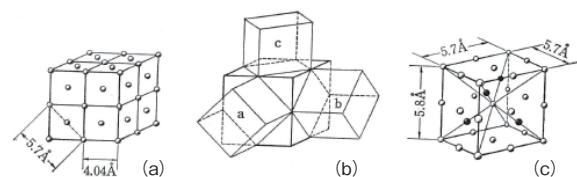


図11 Al-Cu合金における(a) : 母相, (c) : 中間相 $\theta'$ , (b) : 母相と中間相との関係  
Fig.11 An atom arrangement of metastability phase  $\theta'$  in aluminum-copper series alloy.

図12に各温度におけるAl-4%Cu二元合金の等温時効曲線<sup>32</sup>を示す。最大硬さに達する時間は低温程長くなるが、硬さは増加する傾向にある。時効処理温度が100°Cの場合でも、最高硬さを得るためにには500日間もかかることから、Mg添加によっていかにジュラルミンの室温時効が促進されたかが窺える。また、G.P. ゾーンが生成可能な低温域では、既述のように2段硬化現象が認

められる。一段目のピークはG.P.ゾーンの生成によるものであり、2段目のピークはG.P. (II) ゾーン ( $\theta''$ ) または  $\theta'$  の析出に対応する。

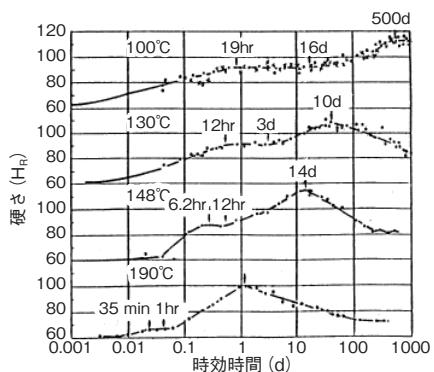


図12 Al-4%Cu合金の時効硬化挙動  
Fig.12 Age hardening behavior of Al-4%Cu alloy.

#### 4.2 Al-Cu-Mg系合金

図13にAl-Cu-Mg系状態図<sup>33)</sup>を示す。Al-Cu合金にMgを添加することによってS相 ( $\text{CuMgAl}_2$ ) が生じる。この状態図から判断するとジュラルミンも、超ジュラルミンも、ともに室温および人工時効温度域では  $\alpha$  -  $\theta$  - S相の3相域に位置することになる。しかし、0.5%Mg添加のジュラルミンでは  $\theta$  相の割合が高いことから、一般にAl-Cu系合金として、また、1.5%Mg添加の超ジュラルミンでは、  $\theta$  相の生成が少ないとS相のみが生成する三元合金系として扱われることが多い。

ジュラルミンで見られる安定相  $\theta$  も Al-Cu二元系合金の場合と同様な中間過程をとるものと想定されるが、微量のMg添加においても室温時効の著しい促進が認められることから、析出の前駆段階のクラスターがMgを含む特殊なものか、次に示す3元系安定相Sの中間過程にみられるG.P.B. (Guinier-Preston-Bagaryatsky) ゾーンの形成が窺われる。

過飽和固溶体  $\rightarrow$  G.P.B. ゾーン  $\rightarrow$  S' 相  $\rightarrow$  S相

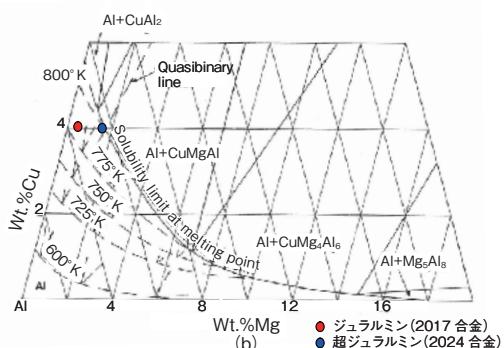


図13 Al-Cu-Mg系合金の状態図の一部  
Fig.13 Aluminum corner of the aluminum-copper-magnesium diagram at various temperatures.

G.P.B. ゾーンは、母相の<100>方向に伸びた針状とされている<sup>28)</sup>。図14に200°Cの人工時効初期の超ジュラルミンの析出組織<sup>34)</sup>を示す。短時間の時効処理により、明視野像では確認が難しいG.P.B. ゾーンの形成を電子線回折像の筋状の回折斑点で確認することができる。また、時効を進めるとG.P.B. ゾーンと比較すると粗大で疎らな析出相が生じることが分かる。これは、安定相Sの前段階として現れる中間相S' で、母相の{210}面上で<001>方向に伸びたラス状の半整合界面を持つ化合物とされ、格子定数  $a=0.40$  nm,  $b=0.92$  nm,  $c=0.71$  nmの斜方晶である<sup>35)</sup>。安定相Sは、中間相S' とほぼ同じ格子定数を持つ斜方晶と報告されている<sup>36)</sup>。G.P.B. ゾーンは、室温における生成速度が高く、室温時効においても十分に硬化を確認できる。高温時効にて生成する中間相S' は、常に転位ループなどから不均一析出により生じ、 $\theta'$  のようなG.P. ゾーンからの生成は観察されない。このことは、本系合金に対して2段時効処理が選択されないと関連するものと思われる。一方、安定相Sは、中間相S' から連続的に生じる。

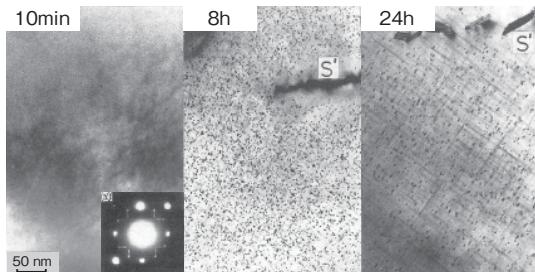


図14 Al-Cu-Mg合金の200°Cで各時間高温時効した時の析出組織  
Fig.14 Precipitates of Al-Cu-Mg alloy artificially aged at 200°C for each of the time.

図15<sup>37)</sup>に2024合金の溶体化処理後および室温時効後の引張特性、ならびに高温時効時の引張特性の変化を示す。T4調質に相当する室温時効では、G.P.B. ゾーンの形成による強度増加と考えられる。また、190°Cの人工時効処理におけるピーク強度においても、図14などの析出組織観察の結果から、G.P.B. ゾーンの寄与が大きいものと考えられる。一方、室温時効が進んだ場合、人工時効処理の初期に一旦強度が低下することから、微細なG.P.B. ゾーンの復元と、その後残存したG.P.B. ゾーンの成長や新たに中間相S' の析出が生じるものと思われる。一般に2024合金では、平坦度矯正と耐力値の向上のため、焼入れ後に冷間加工を施すT3調質も多く適用される。さらに、人工時効と組み合わされたT8調質では、冷間加工を施さないT6調質よりも強度が高くなる。T8調

質にともなう強度増加は、高温時効硬化に寄与する中間相S'が、G.P.B.ゾーンとの関係が薄く、転位ループや転位線上に不均一析出し易いことと関連しているものと思われる。

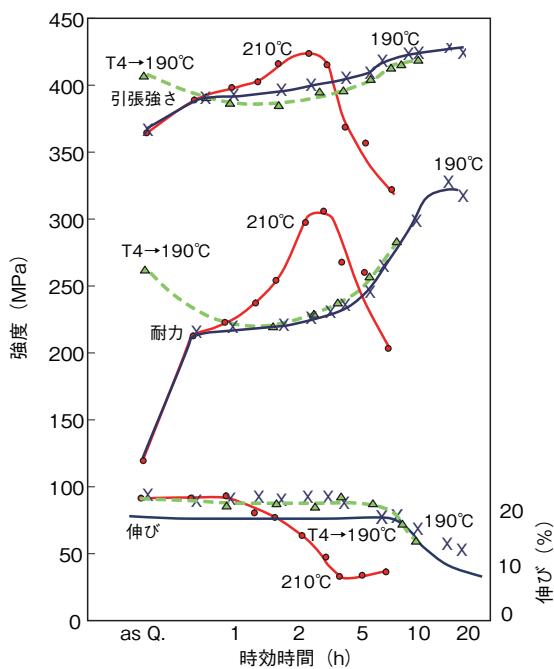


図15 2024合金のT4調質ならびに高温時効挙動  
Fig.15 T4 temper and high-temperature age hardening behavior of 2024 aluminum alloy.

### 4.3 Al-Zn-Mg系合金

図16<sup>33)</sup>に超々ジュラルミンの基本合金系であるAl-Zn-Mg系の等温断面状態図を示す。実用合金の基本組成は、 $\alpha$ 相と $\eta$ 相( $MgZn_2$ )の2相あるいはT相( $Mg_3Zn_3Al_2$ )を加えた3相域に入ることが分かる。ここで析出の過程は以下のように進むと考えられている<sup>38)</sup>。

過飽和固溶体  $\rightarrow$  G.P.ゾーン(or X相)  $\rightarrow$   $\eta'$ 相  $\rightarrow$   $\eta$ 相(T相)

ZnとMgの組成比、あるいはその他添加元素の有無の影響かは分からぬが、本系合金の相の構造に関して異なる報告が見られる。本系合金のG.P.ゾーンは、Al-Zn二元系合金と同様に{100}面に平行にZn濃度の高い面と低い面の積層との報告と、Mg濃度の高い面も積層されるとする報告が見られる<sup>39)</sup>。中間相 $\eta'$ は母相の{111}面に平行に生じる六方晶構造の板状相とされ、母相との方位関係は下記のようになる。

(0001)  $\eta'$   $\parallel$  (111) Al  $\quad$  [1010]  $\eta'$   $\parallel$  [110] Al

格子定数 $a=0.496$  nmとされるが、もう1つの格子定数 $c$ については0.868, 1.403, 0.554 nmなどの報告がある。

T相の中間相として確認されたT'相は、体心立方

構造( $a=1.45$  nm)とする報告と六方構造( $a=1.388$  nm,  $c=2.752$  nm)とする報告がある。

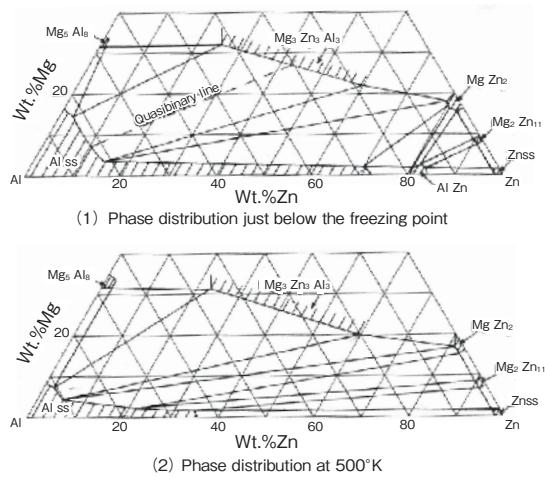


図16 Al-Zn-Mg系合金の状態図の一部  
Fig.16 Aluminum corner of the aluminum-zinc-magnesium diagram at various temperatures.

安定相 $\eta$ は、六方Laves相( $a=0.516\sim0.522$  nm,  $c=0.849\sim0.856$  nm)とされ、T相は立方晶( $a=1.429\sim1.471$  nm)と報告されている<sup>33)</sup>。

G.P.ゾーンが生成する低温域では、中間相 $\eta'$ はG.P.ゾーンから核生成し、安定相 $\eta$ はその中間相 $\eta'$ から不均一析出する。一方、G.P.ゾーンが溶解する高温域では、溶質と過剰空孔との集合体(S+V)クラスターに中間相Xを介して、安定相 $\eta$ が不均一析出すると考えると合理的とされている<sup>40)</sup>。

超々ジュラルミンのような実用7000系合金の多くは、Cuが添加されている。少量のCuは、前記3元系合金の $\eta$ 相やT相中に全率固溶し、その結晶構造は変えないが、時効硬化性を増し、過時効を遅滞させるとともに、耐食性や応力腐食割れに影響すると考えられている。図17<sup>41)</sup>にAl-Zn-Mg-Cu系合金の460°C等温状態図を示す。さらにCu添加量を増すとAl-Cu-Mg合金に生じるS相( $CuMgAl_2$ )が生じる。溶体化処理温度域において、S相が残存しない合金組成に納めることが、靭性低下を防ぐことになる。

Al-Zn-Mg合金では、Al-Cu-Mg合金の中間相S'に異なり、中間相 $\eta'$ はG.P.ゾーンから不均一析出をすることから、G.P.ゾーンが復元しない温度域のなるべく高めの時効温度で、長時間保持することが最も高い強度が得られると考えられている。ちなみに7075-T6の標準的な時効処理条件は、115~125°Cで1段ないし2段の時効処理を24時間以上施すとされており、G.P.ゾーンと $\eta'$ 相の混在した金属組織が得られているものと考えられる。

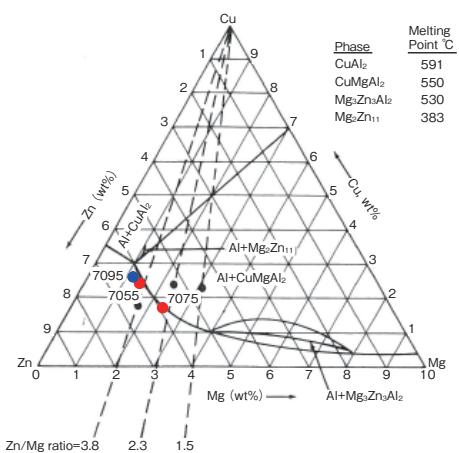


図17 90%Al-Zn-Mg-Cu系合金の460°C等温状態図  
Fig.17 Phase diagram at 460°C of 90% Al-Zn-Mg-Cu series alloy.

## 5. その他の高強度材料

上記のジュラルミン系統の開発とは異なるAl-Li合金と粉末合金の高強度アルミニウム合金の開発について若干触れておく。アルミニウムよりも軽いリチウムは、1%添加すると比重が約3%低下し、ヤング率が約6%増加することから、比剛性が約9%向上する。また、アルミニウムに対する固溶限が比較的大きいことから、低密度、高剛性を特長とする高強度アルミニウム合金の主要添加元素として期待されている。表7に主なAl-Li合金の代表組成を示す。Al-Li合金に関する研究の歴史は古く、ドイツでは1920年代にLi添加の試みがなされている。実用化に向けた取り組みは、現在、第三世代のAl-Li合金開発に入っている。1950年代から始まった第一世代では、高い比強度を求めて超ジュラルミンや超々ジュラルミンの強度を目標として、アルコアが2020合金を開発し、実際に上下主翼外板(RA-5C機)に適用された<sup>42)</sup>。Liを約2~2.5%程度含むことにより、密

度の低下と弾性率の向上が図れることから特に比剛性に優れる。溶解鋳造の難しさと切欠感受性が高く、韌性が低いことから実用化がなかなか進まなかった。第二世代のAl-Li合金として、1980年代にアルコア、アルキヤン、ペシネー各社が2090, 2091, 8090, 8091などを開発し、民間機や戦闘機への適用を積極的に試みた。しかし、異方性やコストメリットなどの問題から一次構造材としてではなく、低密度、高剛性を活かした音響吸収材として8090-T3がボーイングB777に少量採用されるに留まつた<sup>43)</sup>。国内においても軽圧各社が参画した(株)アリシウムを1989年に立ち上げ、2090, 8090などのAl-Li合金の板材の供給体制を確立したが、大幅な適用には至らず、最終的に解散した<sup>42)</sup>。そして2000年代では、Li添加量を抑えて第二世代の弱点の克服を目指した第三世代のAl-Li合金の開発が進められている。図8に示すように、エアバス社のA380航空機では、主翼下面構造材に2050-T84を、および押出材として開発された2196-T8を床面の梁として適用する。さらに、複合材の主翼を持つ次期旅客機A350では、機体構造材の20%を超えるAl-Li合金を主に胴体部に使用する計画が進んでいる<sup>44)</sup>。

一方、粉末合金の原料は、溶湯をジェット(Ar, N<sub>2</sub>などのガス、または水などの液体)と衝突させることで、凝固速度が10<sup>6</sup>°C/secに達する急冷で凝固させた粉末で、過飽和固溶体および微細晶出物を有する。これらの粉末を固めて造る粉末冶金法(P/M)は、通常の溶解・鋳造(I/M)では巨大晶出物となる高濃度組成の合金の製造の可能にする。そのため、高強度、高耐熱性および高耐SCC性が得られるとされている。アルコアのAL-Zn-Mg系のX7090, X7091合金では、鋳造型合金(I/M)では添加が困難なCoを用いて結晶粒を制御している<sup>45)</sup>。これらは既に押出材あるいは鍛造材として一部使われているが、製造コストが高いことや大型部品への対応が困難なため、適用は限定的である。

表7 高強度Al-Li系合金の成分規格の一覧  
Table 7 List of standard chemical compositions of high-strength Al-Li series alloys.

AA合金	Cu	Mg	Li	Ag	Zr	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti	V	(mass%)	AA登録年
2090	2.4 ~3.0	— ~0.25	1.9 ~2.6	— —	0.08 ~0.15	— ~0.10	— ~0.12	— ~0.05	— ~0.05	— ~0.10	— ~0.15	— —	—	1984(米)
8090	1.0 ~1.6	0.6 ~1.3	2.2 ~2.7	— —	0.04 ~0.16	— ~0.20	— ~0.30	— ~0.10	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.10	— —	—	1984(欧)
2091	1.8 ~2.5	1.1 ~1.9	1.0 ~1.6	0.25 ~0.6	0.04 ~0.16	— ~0.20	— ~0.30	— ~0.10	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.15	— —	—	1985(仏)
8091	1.6 ~2.2	0.5 ~1.2	2.4 ~2.8	— —	0.08 ~0.16	— ~0.30	— ~0.50	— ~0.10	— ~0.10	— ~0.25	— ~0.10	— —	—	1985(英)
2196	2.5 ~3.3	0.25 ~0.8	1.4 ~2.1	0.25 ~0.6	0.04 ~0.18	— ~0.12	— ~0.15	— ~0.35	— —	— ~0.35	— ~0.10	— —	—	2000(米)
2098	3.2 ~3.8	0.25 ~0.8	0.8 ~1.3	0.25 ~0.6	0.04 ~0.18	— ~0.12	— ~0.15	— ~0.35	— —	— ~0.35	— ~0.10	— —	—	2000(米)
2050	3.2 ~3.9	0.20 ~0.6	0.7 ~1.3	0.20 ~0.7	0.06 ~0.14	— ~0.08	— ~0.10	0.20 ~0.50	— ~0.05	— ~0.25	— ~0.10	— ~0.05	—	2004(米)

## 6. 高強度アルミニウム合金の課題と対策

高強度アルミニウム合金では、その性格上、荷重を支える構造用部材として使われることが多く、その寿命の予測と検査による破壊の予防が可能であることが求められる。損傷許容設計を可能とするために、多様な環境中で、定応力および繰り返し応力を負荷する試験における亀裂生成とその亀裂の進展速度について検討が進められた。ここでは亀裂進展速度の速い応力腐食割れと材料の破壊靭性について解説する。

### 6.1 応力腐食割れ

既に述べたが、著しく強度の高いアルミニウム合金では、時期割れ(置き割れ)と呼ばれる放置するだけで割れが生じる現象が知られている。図18に一例として応力腐食割れの破面を示す。応力腐食割れは、一般に脆性的な粒界破壊であることから構造部材としては致命的と考えられていた<sup>4)</sup>。静的な引張応力とその割れを助長する腐食環境との組み合わせによってもたらされる時間依存破壊である<sup>46)</sup>。応力腐食割れには多くの関連因子があるが、孔食を生じさせる塩化物イオンが存在するような厳しい条件に置かれても割れない材料を耐SCC性が高い、あるいはSCC感受性が低いと評価される。強度に寄与するZn, Mg, Cu, Liの添加量を増すとSCC感受性が高まることから、一般に強度が高い合金ほど問題となる<sup>46)</sup>。溶体化処理後、急冷する焼入れにおいて、素材形状にもよるが、一般的な冷却速度の遅い材料内部に引張の残留応力が生じる。また大きな材料の場合、単に自重によっても引張応力が発生する。材料が置かれた環境にもよるが、SCC感受性の高い合金の場合、このような残留応力や自重による引張応力でも割れが生じる。

このようなAl-Zn-Mg合金のSCCに対して、Crを添加することにより改善し、超々ジュラルミンの開発に至った

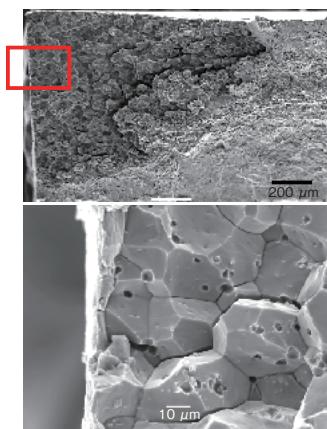


図18 Al-Zn-Mg-Cu合金の応力腐食割れ破面 (RH90%、SSRT)  
Fig.18 Fracture surface of stress corrosion cracking in Al-Zn-Mg-Cu alloy.

とされている。一方、アルコアは1960年に、若干強度を犠牲にはなるが、過時効処理(T7)によって耐SCC性を著しく向上させた。図19<sup>47)</sup>にT6調質の7000系合金のSCC感受性に及ぼす過時効時間の影響を示す。ピーク強度では高いSCC感受性も、過時効処理によって若干強度低下したT76調質や、さらに強度を犠牲にしたT73調質と、過時効が進むと大きく改善されることが分かる。図20<sup>48)</sup>に粒界部および近傍の透過型電子顕微鏡写真を示す。粒内の微細析出物が材料強度に、粒界上に粗大析出物が耐SCC性に、それぞれ関連する。図21<sup>49)</sup>に結晶粒界上析出物サイズとSCC寿命との関係を示す。粒内の析出物がG.P.ゾーン、 $\eta'$ のいずれの析出物が支配的となる時効条件においても、SCC寿命は粒界上の析出物のサイズで整理できる。したがって、結晶粒内の微細析出物の粗大化による強度低下を最小限に抑えつつ、粒界における析出物の粗大化を図ることが、高強度アルミニウム合金における耐SCC向上にとって肝要と考えられている。さらに、1974年には、図22に示すような中間に復元処理が入る3段時効処理の新しい熱処理方法RRA (retrogression and reaging)が発明<sup>23)</sup>され、T77調質として確立した。T77調質では、T6相当の1段目の時効処理により生じた結晶粒内の微細なG.P.ゾーンあるいは中間相 $\eta'$ を、200°Cを超える分単位の短時間加熱で一旦復元し、3段目の再時効処理にて再度、結晶粒内に高密微細に再生されることによりT6同等の強度を確保しながら、時効の進行の速い粒界部ではT73同等の過時効状態とし、高い耐SCC性を得るものである<sup>50)</sup>。図23に耐SCC性を向上するための材料の金属組織と、その金属組織を得るための製造条件<sup>51)</sup>を列挙した。

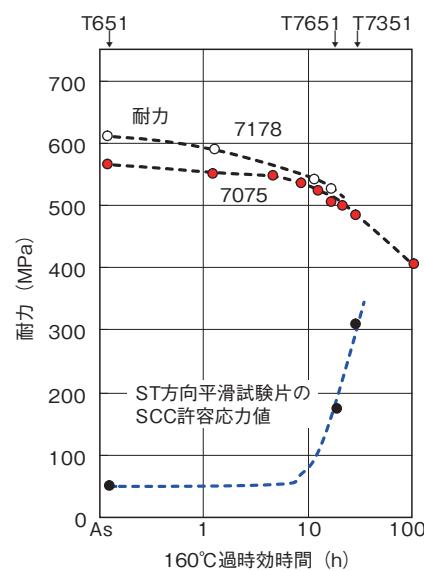


図19 7000系アルミニウム合金の耐力と耐SCC性に及ぼす160°C過時効条件の影響

Fig.19 Effect of over-aging time at 160°C on the yield strength and smooth-specimen SCC threshold of 7075-T651 and 7178-T651.

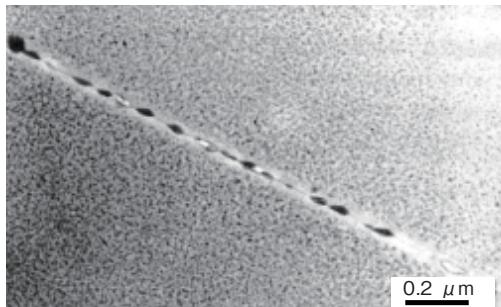


図20 Al-Zn-Mg-Cu合金の粒内および粒界析出物  
Fig.20 Precipitates around the grain boundary of T7 treated Al-Zn-Mg-Cu alloy.

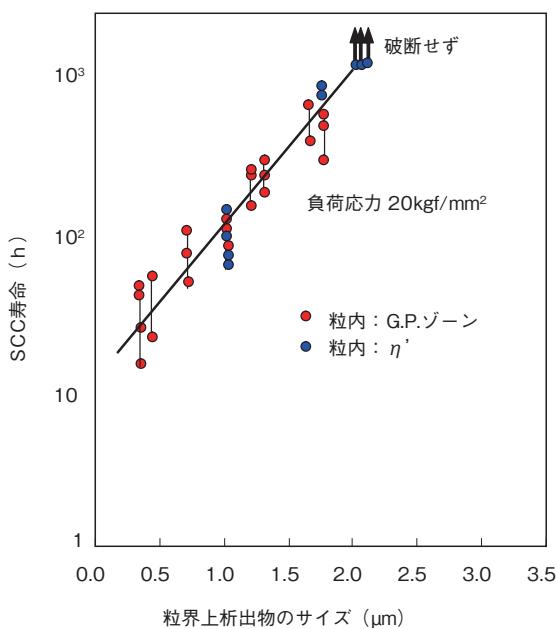


図21 粒界上析出物のサイズとSCC寿命との関係  
(Al-4.3%Zn-1.7%Mg合金)  
Fig.21 Relationship between the size of precipitates in grain boundary and the SCC life of Al-4.3%Zn-1.7%Mg alloy.

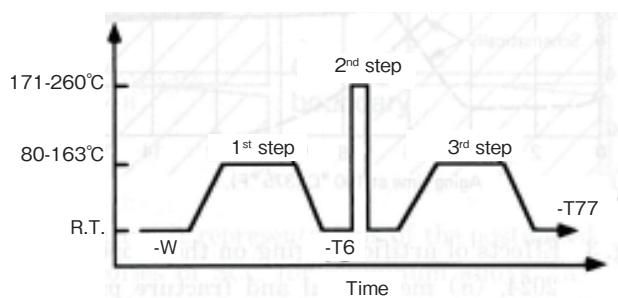


図22 RRA処理の模式図  
Fig.22 Schematic model of RRA treatment.

材料(組織)因子	製造(組成)因子
晶出物の微細均一化	(Zn+Mn)量の減少
非再結晶組織化	Mn,Cr,Zrなどの添加
粒内析出物の粗大均一化	Cu,Agなどの添加
粒界析出物の粗大化	鋳塊健全化(結晶粒微細均一化、粗大晶出物防止、介在物減少)
無析出帯の拡大	高・低温均質化の回避
粒界優先腐食の抑制	低温・低速押出
	徐冷焼入れ
	過時効処理

図23 高強度アルミニウム合金の耐SCC性向上のための因子  
Fig.22 Factors for improvement of the SCC of high-strength aluminum alloys.

これらのSCC対策法の開発とともに、SCC自体についての研究も勢力的に進められた。負荷される高い引張応力とともに、評価材を腐食環境下に置くと著しくSCCが促進することから、1980年代までは、粒界腐食性を有する材料の単なるアノード溶解<sup>52)</sup>が主因と考えられていた<sup>50)</sup>。しかし、SCC感受性が高い合金では、湿度30%少量の水蒸気を含む大気中でも割れが生じること<sup>53)</sup>、腐食部から離れた切欠部においてSCCが生じること<sup>54)</sup>などから、現在では、結晶粒界部における水素脆化現象の一端と考えられている<sup>50)</sup>。腐食あるいは、水蒸気による酸化で生じる水素が、応力集中部の引張応力部に集積することで亀裂発生および進展を促進するのであろうことは共通の認識となっているが、脆化のメカニズムについては諸説ある<sup>50)</sup>。ESDにおけるCr添加の役割、過時効処理(T7)やRRA処理による耐SCC性の改善のメカニズムについても、アノード溶解説を基礎として、粒界腐食に影響する粒界析出物や粒界近傍の溶質原子の欠乏層などの要因について議論されており、水素の供給という観点では正しいが、亀裂進展速度に及ぼす水素の影響との観点からは見直しが必要と思われる。

## 6.2 破壊靭性

損傷許容設計では、内部欠陥や損傷を受けた場合にも、急激な破壊に至らないように余裕を持たせた設計が要求されている。そのため、材料には高い破壊靭性値および遅い亀裂進展速度が求められる。図24に破壊靭性を向上するための材料の金属組織と、その金属組織を得るための製造条件を列挙した<sup>51)</sup>。まず、図25に2000系および7000系合金の破壊靭性値K<sub>IC</sub>に及ぼすFe+Si含有量の影響を示す<sup>55)</sup>。一般に強度の増加とともに破壊靭性値が低下する傾向にある。一方、Fe+Si含有量を抑えることにより、強度低下を伴うことなく高靭性化が図れることが分かる。FeやSiを含む不溶性化合物が破壊時に亀裂の進展の優先経路となるためと考えられている。従来の2024合金や7075合金に対して、主に靭性の改良

合金である2124～2524合金や7175～7475合金の開発に対応する。不可避不純物であるFe, Siの含有量を抑えるためには、価格の高い高純度地金を必要とする。この問題を回避するため、1972年にレイノルズ社では、加工熱処理(TMT: thermomechanical treatment)を考案した。韌性を下げるCu添加量を抑えた2048合金における強度低下をTMTにて補う方法である。既述したように、2000系合金に施される最終加工熱処理法(Final-TMT)は、溶体化処理、焼入れ後、冷間加工によって転位を導入することによって、その後の時効処理における析出相の高密微細化およびPFZ幅の減少が確認されている。特に韌性を向上させる目的では、最終時効処理として自然時効あるいは低温時効を行い、耐SCC性向上が主目的の場合には、比較的高い温度の時効処理が選択される。

また、図26には破壊韌性値に及ぼす結晶組織の影響<sup>56)</sup>を示す。高強度アルミニウム合金では粒界破壊が支配的であることから、粗大等軸の再結晶組織では韌性値が最も低くなる。逆に、圧延方向に纖維状に引き延ばされた加工組織では高い韌性値が得られることが分かる。CrやZrは不溶性化合物を形成するが、結晶粒界の移動を阻止することによって、再結晶組織の微細化あるいは加工組織を維持する<sup>57)</sup>ため、破壊韌性ならびに耐SCCの改善に大きく寄与しているものと思われる。

一方、7000系合金では、温間圧延と再結晶処理を組み合わせた中間加工熱処理(intermediate-TMT)が施される。特に厚板材では、特に板厚方向(ST方向)の韌性が低いことから、I-TMTにより再結晶を促進させることにより、組織の異方性の低減や結晶粒の微細化が図られている。

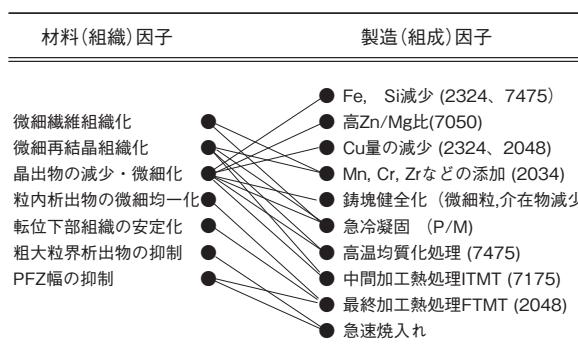


図24 高強度アルミニウム合金の破壊韌性向上のための因子  
Fig.24 Factors for improvement of the fracture toughness of high-strength aluminum alloys.

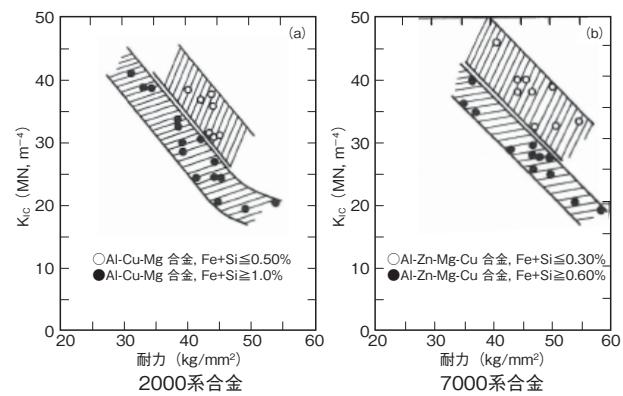


図25 高強度アルミニウム合金の破壊韌性に及ぼす不純物元素(Fe, Si)の影響

Fig.25 Effect of impurities on the fracture toughness of high-strength aluminum alloys.

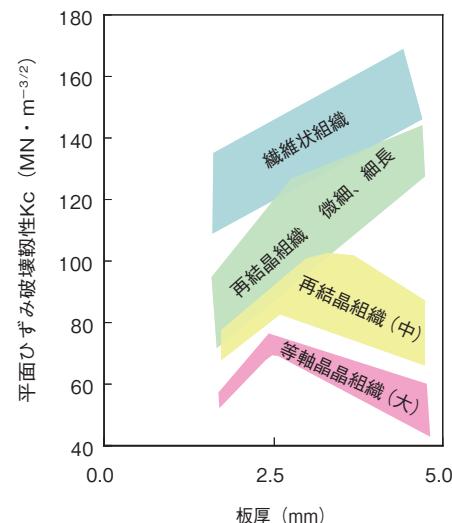


図26 破壊韌性に及ぼす結晶粒組織の影響

Fig.26 Effect of grain structure on the fracture toughness of high-strength aluminum alloys.

## 7. おわりに

ジュラルミンが発明されてから100年あまりの間に、さらなる強度の向上や種々の問題点の克服が進められた。そして、高強度アルミニウム合金および耐熱性アルミニウム合金は、多くの民間旅客機の機体構造材のなかで70%以上を占めるようになった<sup>58)</sup>。さらに、優れた比強度を求める高速車輌やスポーツ用品あるいは機械装置などの別の用途にも広がりを見せていている。

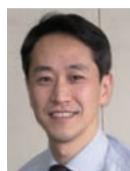
一方、1980年代から航空機にも競合素材であるCFRP(炭素纖維複合材)が使われ始めた。当初、信頼性やコストの制約により限定的範囲に留まっていたCFRPであるが、ボーイングB777の主要構造部材の一部に使われるようになり、エアバスA380では全体の20%を超え、

これから運用されるエアバス A350 で 40%, ポーイング B787 ではついに 50% に達してアルミニウム材料との逆転が生じる厳しい状況にある。またその反面、航空機の製造に用いられる高強度アルミニウム合金材の多くは、輸入材という国内状況もある。

これら現状を受けて、競合素材を超えた性能と高い信頼性を有する高強度アルミニウム合金材の開発とともに、国際的なコスト競争力を確保できる優れた生産性と安定した製造を可能とする技術の確立が、今後さらに求められている。

## 参考文献

- 1) 幸田成康監修：“合金の析出”，丸善，(1972).
- 2) 寺井士郎：住友軽金属技法，29 (1988), 93.
- 3) A.Wilm : Metallurgie, 8 (1911), 225.
- 4) 幸田成康：金属学への招待，アグネ技術センター
- 5) アンドリュー・ナハム：ビジュアル博物館 - 航空機，同朋舎出版。
- 6) 石川登喜治：“ジュラルミン秘話”，日本経済新聞記事1958年3月16日付
- 7) 日光事業所百年史“和楽”，古河電気工業日光事業所，(2007).
- 8) R. S. Archer and Z. Jeffries : Trans. AIME, **71** (1925), 828.
- 9) 川村 司：軽金属, **30** (1980), 299.
- 10) G.Eger : Intern Z.Metallog., **4** (1913), 29.
- 11) W. Fraenkel und R. Seng : Z. Metallk., **12** (1920), 225.
- 12) 小久保定次郎：軽金属, **00-16** (1955), 9.
- 13) 新構造用アルミニウム合金の適用に関する動向調査など航空宇宙技術動向No.23.
- 14) 西村秀雄：日本金属学会誌, **3** (1939), 108.
- 15) R. N. Wilson and J. E. Forsyth : J. Inst. Met., **94** (1966), 8.
- 16) R. N. Wilson D. M. Moore and P. J. E. Forsyth : J. Inst. Metals, **95** (1967), 177.
- 17) 鈴木寿, 菅野幹宏:軽金属, **31** (1882), 277.
- 18) 北島正和：ベルリンからの手紙，中央公論事業出版。
- 19) J. T. Staley: Encyclopedia of Advanced Materials, Pergamon Press, 1994.
- 20) 日本金属学会編，金属データベース改訂3版，丸善(1993).
- 21) 小林英男, 寺田博之：“ジェット旅客機コメットの空中分解”，失敗知識データベース失敗百選 (<http://shippai.jst.go.jp/>.)
- 22) 萩田雄二郎\*・笛嶋幹雄:軽金属, **33** (1983), 748.
- 23) M. B. Cina : 米国特許3856584 (1974).
- 24) Ph. Lequeu, T. Warner, P.S. Harrison and G. Platts : Aeromat Conf., (2007).
- 25) P. D. Merica : Trans. AIME Inst.Metals, **99** (1932), 13.
- 26) A. Guinier and G. D. Preston : Nature, **142** (1938), 569, 570.
- 27) V.Gerold: Z. Metallk., **45** (1954), 599.
- 28) J. M. Silcock : J. Inst. Met., **89** (1960-61), 203.
- 29) A. Kelly and R. B. Nicholson : Prog. Matter. Sci., **10** (1963), 151.
- 30) G. C. Weatherly and R. B. Nicholson : Phil. Mag., **17** (1968), 801.
- 31) 根本, 幸田：日本金属学会誌, **28** (1964), 378.
- 32) 幸田成康：軽金属, **36** (1986), 594.
- 33) L. F. Mondolfo : Aluminum Alloys, Butterworth (1976).
- 34) 高橋, 里：軽金属, **35** (1985), 41.
- 35) R. N. Wilson and P. G. Partridge : Acta. Met., **13** (1965), 1321.
- 36) Y. A. Bagaryatsky : Doklady Akad. Nauk SSSR, **87** (1952), 559.
- 37) J. T. Staley : Encyclopedia of Advanced Materials, Pergamon Press, (1994).
- 38) L. F. Mondolfo, N. A. Gjostein and D.W. Levinson : Trans. AIME, **206** (1956), 1378.
- 39) H. Schmalzried and V. Gerold : Z. Metallk., **49** (1958), 29.
- 40) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 伊藤吾朗, 斎藤洋:軽金属, **32** (1982), 143.
- 41) M. V. Hyatt : Proceedings of “Aluminium Alloys in the aircraft industries”, (1978), 31.
- 42) 航空機などの機械工業動向調査事業のH17年度調査概要“航空機に於けるアルミニウム合金の開発動向”，財団法人航空機国際共同開発促進基金
- 43) 今村次男:軽金属, **49** (1999), 302.
- 44) Airbus 社ホームページ: The all-new A350-Advanced Materials <http://www.airbus.com/en/ aircraftfamilies / a350/advanced materials.html>.
- 45) 例えば, 萩田雄二郎, 笛嶋幹雄:軽金属, **33** (1983), 749.
- 46) 大崎修平:軽金属, **46** (1996), 456.
- 47) J. E. Hatch : Aluminum Properties and physical metallurgy, ASM, (1984), 243.
- 48) アルミニウムの組織と性質:軽金属学会.
- 49) 宮本学, 村上陽太郎:日本金属学会誌, **37** (1973), 394.
- 50) 大西忠一, 塩田秀昭:軽金属, **36** (1986), 647.
- 51) 宮木美光:アルミニウム材料の基礎と工業技術, (1985), 軽金属協会.
- 52) E. M. Dix : Trans AIME, **137** (1940), 11. 16
- 53) M. O. Speidel : Metall. Trans., **6A** (1975), 631.
- 54) L. Ratke and W. Gruhl : Werkstoffe und Korrosion, **31** (1980), 768.
- 55) M. O. Speidel : Proc. Int. Conf. on Light Metals, (1975), 67.
- 56) D. S. Thompson : Met. Trans., **6A** (1975), 671.
- 57) 例えば, 鈴木寿, 菅野幹宏, 斎藤洋:軽金属, **33** (1983), 29.
- 58) 平博仁:軽金属, **56** (2006), 588.



小山 克己 (Katsumi Koyama)  
技術研究所

# 最近の鋳造技術

## Recent Casting Technologies for Aluminum

並河 良徳

Yoshinori Nabika

**概要** アルミニウムの製造工程の1つである鋳造について、展伸材用途における最近の技術を紹介する。溶解した金属を凝固させる際に生ずる問題、例えば湯漏れや鋳塊割れを解決する手法や設備がさまざまに提案されてきたが、近年、そのメカニズムについて、再度解明が試みられている。一方で、従来は展伸材の製造工程の素材の位置付けであった鋳塊に対して、より良好な品質が求められており、表皮近傍の組織改善技術に加えて、内部品質改善の技術開発が求められている。薄板水平連続鋳造法についても、その製品特性向上のために、技術改善の努力がなされている。

**Abstract:** Casting is one of the manufacturing processes for aluminum materials. The author introduces the recent casting technologies concerned with aluminum sheets, plates, pipes and bars. To solve the problems of casting ingots, for example, breaking of shell and cracking of ingot, various ways and equipment have been suggested, and the efforts for analyzing accurately the mechanism of casting troubles have been proposed in recent several years. On the other hand, ingots were no more than the material for rolling in the past, but today, they are required of better quality. So, it is necessary to develop the technologies for improving the quality of not only surface grains but also inner grains. Efforts are also continuing to improve the technologies of horizontal continuous casting of sheets.

### 1. はじめに

アルミニウムは実用に供されてから、100年余りのまだ若い金属であるが、その製造工程の1つである鋳造は、製品品質に与える影響が大きく、各種の技術開発が重ねられてきている。展伸材用途での鋳造工程は、豎型半連続鋳造法 (direct chill casting, DC鋳造法) を基本として、品質向上や製造コスト低減を目指した各種の技術改善が近年も継続して行われている。さらには、熱間圧延工程省略による製造コスト低減を主眼とした薄板水平連続鋳造法 (continuous casting, CC鋳造法) も世界的に普及してきている。一方で、製品に直結する鋳物分野では、砂型、重力鋳造から各種ダイカスト法への転換が行われている。

本稿では、展伸材用途における鋳造工程の重要性と技術課題および最近の鋳造技術の改良技術について解説する。

ここでは製造工程、内部品質に関わる技術、複合鋳塊および薄板連続鋳造の順で紹介する。

なお、本稿では鋳物、ダイカストなどの新技術については触れないが、詳しい解説<sup>1)</sup>があるので、そちらを参照されたい。

### 2. DC鋳造法について

DC鋳造法の概略を図1<sup>2)</sup>に示す。スパウトを通して注がれた溶湯は、ボトムブロックと、水冷されたモールドの壁、およびインゴット(鋳塊)の外周部に直接吐出される冷却水で熱を奪われ、凝固し、鋳塊として下方に引き出される。本方法では、必要長さを製造した時点で鋳造完了とするが、一般的にはいくつかのモールドを並べ、複数本の鋳塊を同時に鋳造する。DC鋳造法は、圧延に供される直方体のスラブや、押出用途の円筒形のビルレットなどの鋳塊の製造に用いるが、昨今の熱間圧延機

の大型化から、スラブにおいては20 ton以上、幅2 m以上、厚さ600 mm以上といった大型鋳塊も製造されるようになってきた。一方で、製品要求に応じたさまざまなサイズの鋳型を多数持つ、これらを交換する煩雑さを解消すべく、複数の幅サイズの鋳塊を1台で製造可能とする、図2のような幅可変鋳型が普及している。このように、DC鋳造法は、形状やサイズの選択幅が広く、複数本同時に製造できるメリットから、広く普及している技術である。

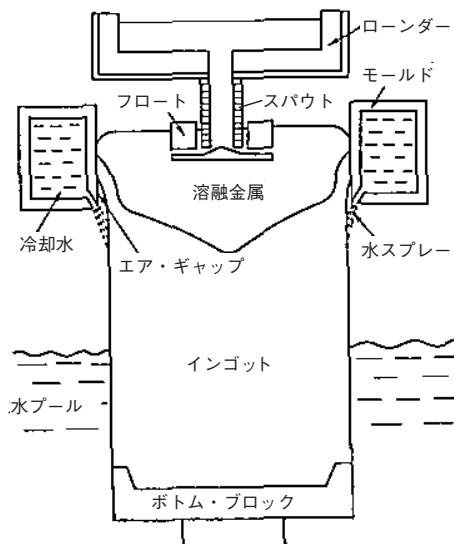


図1 DC鋳造の概略図  
Fig.1 Illustration of direct chill casting process.

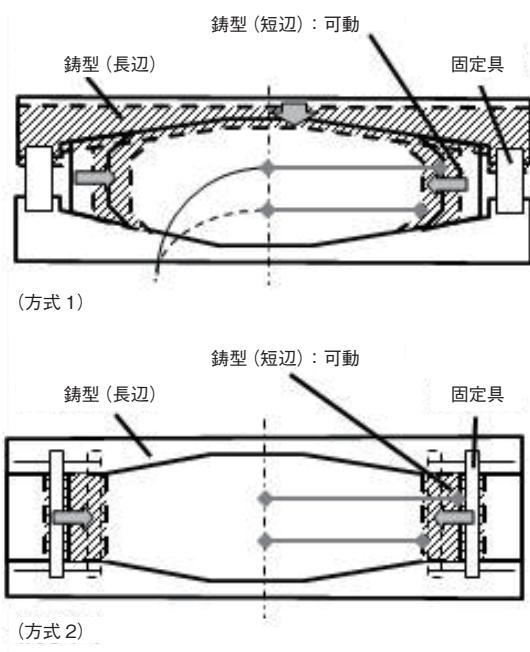


図2 幅可変鋳型模式図  
Fig.2 Illustration of variable width mold.

しかし、DC鋳造法にも、製造時の凝固に伴う湯漏れ、凝固時の割れといった工程上の課題があり、完全な解決には至っていない。また、製造された鋳塊の内部品質についても、過去の単純な鋳込み法に比べれば、介在物の巻込みや巣穴の生成の点で優れるものの、表層付近の不均一組織、鋳塊内外部凝固速度差による若干の組織差、晶出物サイズのなど課題がある。しかし、これら課題への対策努力は現在も継続されており、次にその内容を解説する。

### 3. 鋳塊製造時の課題解決技術

#### 3.1 湯漏れ対策

湯漏れは鋳造の初期に、溶湯を凝固させ、徐々に鋳造速度を上げていく中で、特にボトムブロックが鋳型を抜ける際に生じやすい。湯漏れは、凝固に必要な冷却能力が単純に不足している場合は、それを補えばよいが、スラブのような縦横同一寸法でない場合には、熱応力で変形が生じ、短辺側が反り上がって、該当部から溶湯が漏れ、対応が難しい。本現象は鋳塊サイズにも当然関連する。各種鋳造条件改善で基本対応するが、鋳型構造が設計で決められたサイズのホールやスリットを通して、冷却水を吐出する構造である以上、極端な冷却水量減少による熱応力緩和で、この反り上がりおよび湯漏れを防止することは困難である。そこで、初期の冷却のみを緩和できる各種の設備改善が実用化されてきた。

具体的な技術としては、図3<sup>3)</sup>に示すような、冷却水を間欠的に吐出するパルス冷却、CO<sub>2</sub>を冷却水に混在させるCO<sub>2</sub>プロセス、空気を混在させるエアーボンボン法などが挙げられる。また、ボトムブロックの形状も重要であり、各社での経験的改善に加え、鋳塊底部の凝固殻を十分に発達させる検討もなされている<sup>4)</sup>。

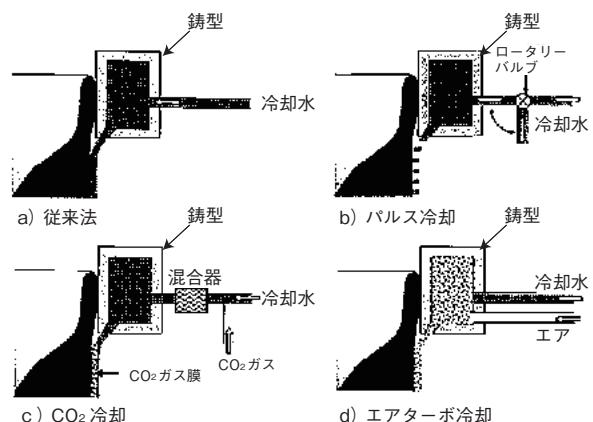


図3 各種冷却システム  
Fig.3 Various systems cooling.

### 3.2 鋳塊割れ発生防止

鋳塊割れは、材料特性を満足させるために添加される合金元素による凝固温度範囲拡大が、鋳塊内外の温度勾配と絡み、熱応力によって割れが生じるものとされている。2000系や7000系合金の冷間割れが著名であるが、3000系や6000系合金鋳塊で生ずる熱間割れも問題である。鋳塊割れ防止技術として、各種鋳造条件適正化や結晶粒微細化材添加による母相強度向上が適用されるが、制御因子が多いこともあり、割れはかならずしも皆無にならない。割れは一旦生じると鋳造途中で停止することはまずなく、大型鋳塊1本全量の損失となるため、製造費用増加やエネルギー損失はもとより、昨今重視される必要量のみの生産計画に与える影響が大きい。一般的な対策検討はかなり過去の事項となるが、直近でもその重要性から、基礎的な各種合金の固液共存域での割れ感受性評価<sup>5)</sup>や破断挙動調査<sup>6)</sup>が行われるとともに、スラブのDC鋳造における温度域や破面形態を具体的に踏まえつつ、表面割れ感受性を指標で示す研究が報告されている<sup>7)</sup>。また、表面割れ発生の要因の1つとして、鋳型と凝固時の鋳塊表面の潤滑性悪化による表面欠陥も挙げられる。こちらについても経験則に基づくだけでなく、最近理論的解明がなされている<sup>8)</sup>。

## 4. 鋳塊の内部品質改善技術

### 4.1 鋳塊表層付近の組織の改善

鋳塊製造工程での課題に引き続き、鋳塊の内部品質のうち、表層付近の不均一組織について言及する。もともと熱間加工時の表面が製品表面になるために、DC鋳造時の鋳型からの冷却で生ずる表層付近の偏析層や粗大セル層などの部分を削除し除去することが、展伸材では基本工程となっている。上記層は、凝固殻が収縮で鋳型から離れることにより生ずるエアーギャップに影響されて発生している。そのため、エアーギャップの低減や、一次冷却の緩和に種々改善の取り組みがなされてきた。エアーギャップを低減させるには、一定になるように制御された湯面の位置を下げ、精度良く保持することが、有効である。そのため、湯面位置が精度良く制御できるように、元来の湯面にフロートを浮かべる方式や、フロートの位置検出により注湯ストップ位置を調整する方式から、湯面位置をレーザで検出する方法へと、制御方式が変わりつつある。さらに、安全性や効果の拡大を配慮した各種技術が開発されている。例えばビレット鋳造では、図4に示すようなhot top鋳造法が代表的な技術である<sup>9)</sup>。この方法では、鋳型上部に断熱材を設置し、断熱材の位置まで溶湯を満たすため、鋳型と溶湯の接触位置の一定化および一次冷却域の短縮化を図ることができ、面

削量の低減に寄与する。さらに、鋳型と溶湯の間に潤滑油とともにエアを導入することによりさらなる緩冷却化を実現し、不均質層の生成をほぼ抑制する、気体加圧hot top鋳造法も実用化されている(図5<sup>10)</sup>)。

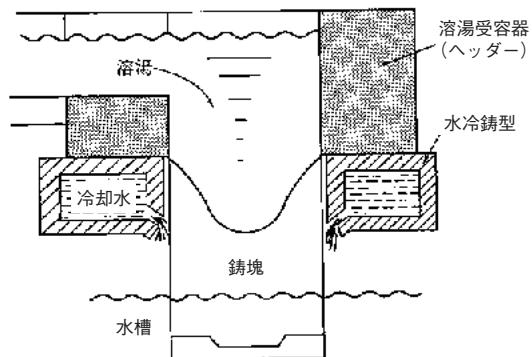


図4 hot top鋳造法の概念図

Fig.4 Illustration of hot top casting process.

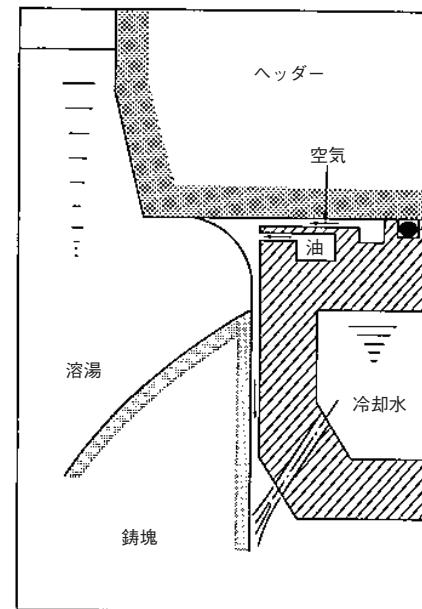


図5 気体加圧hot top鋳造法 (Showa process)

Fig.5 Illustration of gas-pressurized hot top continuous casting process.

一方、スラブ鋳造では、hot top鋳造法は普及していない。理由の1つとして、断面が矩形であるため、溶湯の流れの適正化を阻害している点が挙げられる。一次冷却緩和の手段として、過去には図6<sup>11)</sup>に示す電磁場鋳造(EMC)が開発された。

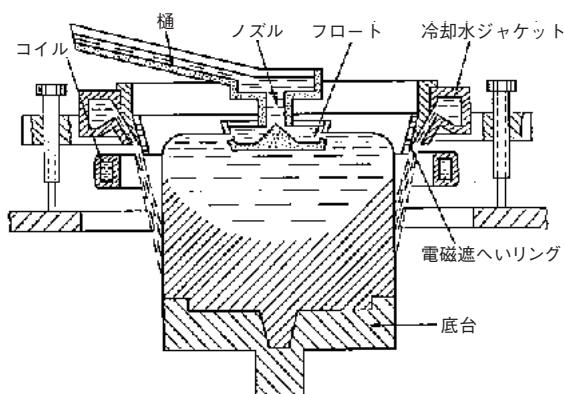


図6 電磁鋳造の概念図  
Fig.6 Illustration of EMC.

これは、従来の鋳型に代わり、電磁力で溶湯を保持するため、一次冷却がなく、表層部の不均質組織がほとんど発生しないものである。しかし、本設備は、湯面変動で鋳塊形状が変化する点や、設備使用時の製造コスト上昇が大きいこと、鋳塊サイズや取得本数への制約が生ずることなどがあり、普及に至らなかった。

海外ではこの点を改善する手段として、新しい鋳型 (low head composite mold: 低ヘッド複合材鋳型) が実用化されている。本鋳型は図7<sup>12)</sup>に示すように、内面に高潤滑で低熱伝導のグラファイトがライニングされており、鋳型-鋳塊間の潤滑油量の削減と、一次冷却の緩和が可能になっており、表層部の品質改善を果している。さらに、本鋳型は、鋳塊直接冷却(二次冷却)が二系統になっており、定常時には二系統の冷却の両方が使用されることから強い冷却が実現されて、高速鋳造に対応することが可能となっているが、初期鋳造で緩慢冷却が必要な場合には、低角度で当たる冷却水のみが少量吐出される構造となっている。本設備は、海外で普及しつつある。

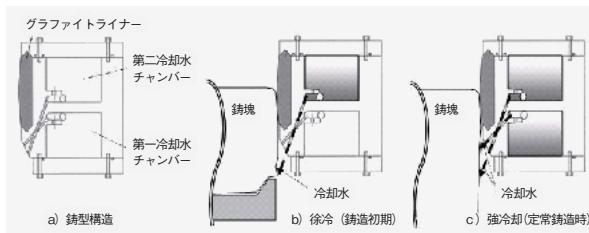


図7 低ヘッド複合材鋳型の概略図<sup>12)</sup>  
Fig.7 Illustration of low head composite mold.

#### 4.2 鋳塊内部・表層部での組織差異の改善

最近では、鋳塊内部・表層部の凝固速度差による若干の組織差も、課題として取上げられるようになっている。

鋳塊内部では、アルミニウムの熱伝導率との関係から、冷却速度が低下しやすく、表層部に比べて粒径の粗大化などが発生しやすい。しかし、これまで各種熱間展伸加工用の素材としての位置づけであった鋳塊が、液晶製造装置の部材や大型導電材料として、展伸加工をすることなく従来の厚板製品を補完する形で用いられるようになってきており、鋳塊組織などへの要求品質レベルの向上および技術改善が求められている。また、鋳塊割れの発生しやすい7000系合金などでも、組織の均一化による割れ防止の実現が求められている。現時点では鋳塊の肉厚、鋳造速度などを主とした製造条件の適正化、微細化材の添加などで、品質の向上が図られているが、具体的な発生機構の解明や凝固過程のシミュレーションによる調査をもとにした根本的な解決策の提案が求められている。

これらの研究の一例として、電磁鋳造法の見直しが行われている。従来の電磁鋳造法は表層部を対象にした高周波帯を用いたものであった。しかし、1980年代に開発された低周波を用いたCREM法<sup>13)</sup>をベースに、内部組織や成分偏析を電磁力による攪拌効果で改善する試みが、現在、成長著しい中国<sup>14)</sup>あるいは日本<sup>15)</sup>で検討されている。電磁鋳造技術は鉄鋼業界において適用がかなり進んでおり<sup>16)</sup>、アルミニウムにおいて本技術適用が今後進む可能性がある。また、詳細技術は公表されていないが、鋳塊内のミクロ組織のばらつきを均一微細化する鋳造技術を開発したとの発表がなされている<sup>17)</sup>。

#### 4.3 晶出物の微細化

鋳造時に生じる晶出物の微細化も要求されている。これはMn, Cr, Zrなどの遷移金属添加時に高融点金属間化合物の生成により生ずる、100 μmを超えるようなサイズの巨大晶出物(成分や鋳造条件規制で対応可能)と異なり、製品要求レベルの向上に伴って、これまでのDC鋳造での冷却速度範囲で生ずる数μmのサイズの晶出物までもが問題視されるようになってきたことによる。例えば、磁気ディスク用アルミニウム合金基板では、製品欠陥抑止に必要として不純物であるSiやFeの規制による晶出物サイズの抑制が実施されている<sup>18)</sup>。また、過共晶Si組成における初晶Siサイズの低減策として、超音波を付与する鋳造法の開発が行われている<sup>19)</sup>。また、工業的には普及の前段階であるが、組織や晶出物の微細化に關し強磁場下での電磁振動力などを用いる方法も開発されている<sup>20)</sup>。

鋳塊の品質レベルを向上させるために、上記のような新技術の実用化が期待される。

## 5. 複合鋳塊の製造法

展伸材の製造工程を大幅に合理化する目的で, Novelis社が複合インゴットのキャスティング方法<sup>21)</sup>を開発している。これは、例えば図8に示すプレージングシートの製造工程<sup>22)</sup>に代表される、従来別々のDC鋳造塊(心材と皮材)を合せ熱間圧延で接合する工程を、1回の鋳造で製造するものである。図9<sup>21)</sup>に示すように、従来の鋳型の中に、冷却水を吐出しない鋳型を設置した形態をとっており、内部と外部に合金組成の異なる溶湯が流し込まれ、2合金の複合鋳造が一挙に実施される。

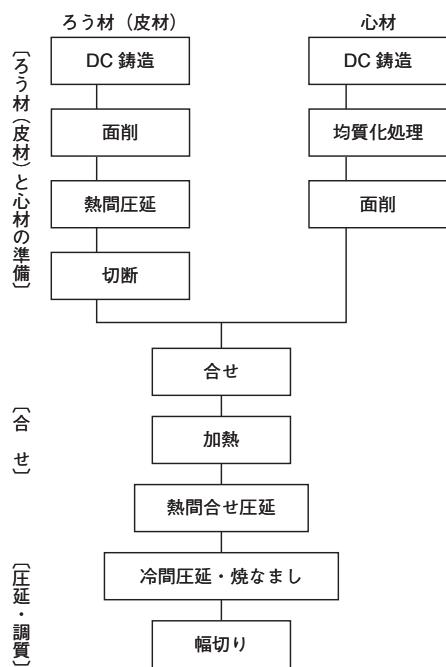


図8 ブレージングシートの製造工程  
Fig.8 Producing process for brazing sheets.

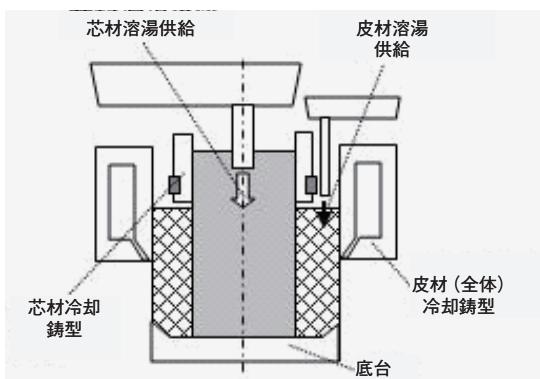


図9 複合インゴットのキャスティング方法<sup>21)</sup>  
Fig.9 Casting method for composite ingots.

本方法は発表されて間もないが、自動車材料への適用が報告されている。今後、各種合金のクラッド材を用いる熱交換器用材料や輸送機器用材料などへの適用が予想され、プロセスの革新として期待される。

## 6. 薄板水平連続鋳造法

鉛直方向へのDC鋳造以外の連続鋳造技術として、薄板水平連続鋳造法(CC鋳造)がある。水平方向へのDC鋳造自体は、鍛造用素材としての細径連鉄棒適用<sup>23)</sup>以外、重力の影響を受けやすく、品質制御の困難さから普及しなかった。しかし、熱間圧延工程が省略できる双ロール、ベルトキャスターなど用いた薄板連続鋳造法は、技術改善を経て、海外で広く実用化されている。双ロール式連続鋳造圧延法の一例を図10<sup>24)</sup>に示すが、一对のロールの間に鋳造ノズルを通して、溶湯を供給し、ロールからの抜熱で薄板を直接鋳造する。最近では、鋳造板厚は数mmのレベルまで達している。本方式の詳しい解説は別稿<sup>25)</sup>に譲るが、鋳塊がロール通過の際に若干の圧下を受け、積極的に潜熱が奪われるため、組織が微細化される。熱間圧延も省略できる本方式は、海外では普及している。国内では、設備投資費用以外に、表面品質が国内基準を満たすことが難しく、中心線偏析が顕著な点など課題があり、あまり普及しているとは言えない。課題の解決や、複合材鋳造法確立を狙う目的で、現在も研究が進められている<sup>26)~28)</sup>。

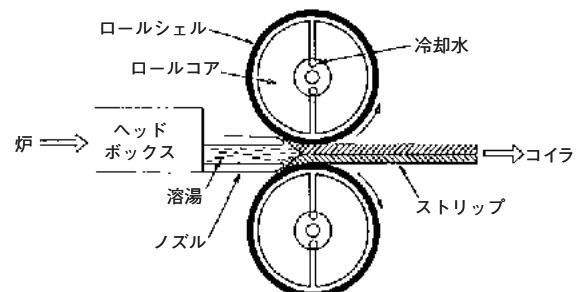


図10 双ロール式連続鋳造圧延法  
Fig.10 Illustration of twin roll casting process.

## 7. おわりに

以上、DC鋳造法を中心に、最近のアルミニウム鋳造技術について、より高度化する技術課題に対して、さまざまな改善がなされてきたことを紹介した。特に、直近の技術動向としては、従来製造工程で発生していた問題のメカニズムを、より明確化しようとする取り組みと、製品品質のさらなる向上に対応した鋳造技術のレベルアップ

プを図る研究の2系統が有ると理解できる。また、CC鋳造法についても、まだ発展の余地があり、改善がなされていくものと思われる。アルミニウム製品自体の適用範囲の広がりに伴い、さらに高い品質要求が予想されるが、それに先行あるいは対応する形で、今後も新しい鋳造技術が生み出されていくと考える。

## 参考文献

- 1) 水野慎也:新しい鋳造凝固プロセス, 軽金属, **47** (1997), 580.
- 2) 松尾守:アルミニウムの連続鋳造, 軽金属, **44** (1994), 510.
- 3) 渡辺良夫:展伸用アルミニウム合金の連続鋳造, 軽金属, **58** (2008.5), 221.
- 4) M.Tsunekawa, N.Hayashi and T.Uno:Effect of casting conditions on the butt shape of DC aluminium slab, 住友軽金属技報, **37** (1996), 50.
- 5) 松原和男, 大瀧光弘, 高橋功一: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, 軽金属学会第115回秋季大会講演概要 (2008), 247.
- 6) 坂口直人, 常川雅功, 渡辺良夫:アルミニウム合金の固液共存域での破断挙動, 軽金属学会第116回春季大会講演概要 (2009), 261.
- 7) 森下誠, 阿部光宏, 徳田健二, 吉田誠:DC鋳造におけるAl-Mn系およびAl-Mg系アルミニウム合金の割れ感受性予測法, 軽金属, **59** (2009), 417.
- 8) 永倉豊, 徳田健二:Al-Mg系合金DC鋳塊の表面性状に及ぼす鋳造用潤滑油の影響, 軽金属学会第117回秋季大会講演概要 (2009), 133.
- 9) 松尾守:アルミニウムの連続鋳造, 軽金属, **44** (1994), 516.
- 10) 松尾守:アルミニウムの連続鋳造, 軽金属, **44** (1994), 517.
- 11) 松尾守:アルミニウムの連続鋳造, 軽金属, **44** (1994), 518.
- 12) A.I.Nasbaum:Alcan Oswego Revolutionizes Ingot Casting, Light Metal Age, **53-1** (1995), 58.
- 13) Ch.Vives:Electromagnetic refining of aluminum alloys by the CREM process, Metallurgical transactions B **20B** (1989), 623.
- 14) Zhang B J, Cui J Z and Lu Z M:Effect of electromagnetics frequency on microstructures of continuous casting aluminum alloys [J], Journal of materials science and technology, **18(5)** (2002), 1.
- 15) 長海博文, 鷺坂栄吉, 吉川勝, 堀雄一:低周波電磁攪拌による7000系合金の組織微細化効果, 軽金属学会第116回春季大会講演概要 (2009), 265.
- 16) 梶谷敏之, 山田亘, 山村英明, 若生昌光:鋼の連続鋳造における鋳型内潤滑と初期凝固制御, 鉄と鋼, **9** (2008), 189.
- 17) 三菱樹脂株式会社新聞発表記事, 2009.8.5
- 18) 加藤良則, 梅田秀俊, 星野晃三:高容量磁気ディスク用アルミニウム合金基板, 神戸製鋼技報, **55** (2005).
- 19) 石渡保生, 織田和宏, コマロフ セルゲイ:DCプロセスにおける超音波処理による組織微細化, 軽金属学会第115回秋季大会講演概要 (2008), 251.
- 20) 三輪謙治, 西尾敏幸:金属組織微細化法, 特許第3007947号, 登録日1999.12.3
- 21) Robert B.Wagstaff, D.J.Lloyd and Todd F.Bishoff:Direct chill casting of clad ingot, Materials science forum vols.519-521 (2006), 1809.
- 22) 川瀬寛:熱交換器用ブレージングシート, アルミニウムの製品と製造技術, (2001), 187.
- 23) 柳本茂:鍛造用細径棒の連続鋳造, 軽金属, **47** (1997), 605.
- 24) 渡辺良夫:展伸用アルミニウム合金の連続鋳造, 軽金属, **58** (2008), 222.
- 25) 芳賀俊雄:アルミニウム合金用双ロールキャスター, 軽金属, **59** (2009), 509.
- 26) 藤原高穂, 堀康治, 新井悦行, 下坂大輔, 熊井真次:縦型高速双ロールキャストしたAl-Si合金の板厚と凝固組織に及ぼすSi組成の影響, 軽金属学会第115回秋季大会講演概要 (2008), 227.
- 27) 芳賀俊雄, 中村亮司:縦型タンデム双ロールキャスターによるアルミニウム合金クラッド材の作製, 軽金属学会第116回春季大会講演概要 (2009), 263.
- 28) 岸野聰一郎, 稲垣雄哉, 渡辺将太, 小川平, 西田進一, 本村貢:メルトドラッグ法を応用した急冷凝固Al-Cuハイブリッド線材の作製とその特性, 軽金属学会第115回秋季大会講演概要 (2008), 235.

並河 良徳 (Yoshinori Nabika)

技術研究所



# プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼす ポリエチレンワックス添加量および融点の影響

Effects of the Content and Melting Point of Polyethylene Wax in Coating Films  
on the Stain Resistance and Formability of Pre-Coated Aluminum Sheets

小澤 武廣  
Takehiro Ozawa

斎藤 正次  
Masatsugu Saito

**概要** プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼすポリエチレンワックス添加量および融点の影響を検討した。耐汚染性は赤マジックインクを用いて評価した。また、加工性は絞り加工を行い、LDRを測定し評価した。ポリエチレンワックス添加量が3%以下では、耐汚染性は良好であるが、5%では、若干劣った。その塗膜表面に認められたポリエチレンワックス粒子中に赤マジックインクが浸透したことが確認された。したがって、耐汚染性はポリエチレンワックス粒子の状態に影響されると考えられる。また、ポリエチレンワックス融点が343K, 373K, 393K, 403Kでは、耐汚染性は良好であった。次に、加工性についてはポリエチレンワックス添加量が増量するにつれて向上した。また、ポリエチレンワックス融点が393K以上では、加工性は劣った。

Abstract: Effects of the content and melting point of polyethylene wax in coating films on the stain resistance and formability of pre-coated aluminum sheets were investigated. In order to estimate stain resistance, stain resistance test using red ink was performed. To estimate formability, drawing test was performed and the limiting drawing ratio (LDR) was measured. Stain resistance was good when the content of polyethylene wax in coating films was 3% or less, but it was slightly poor when the wax content was 5%. It was confirmed that red ink stains were osmosed in the polyethylene wax particles observed in the surface of the coating film. It was considered that stain resistance was influenced by the condition of the wax particles. Stain resistance was good when the melting point of polyethylene wax was 343K, 373K, 393K and 403K. Formability improved, as the content of polyethylene wax increased. But it deteriorated, as the melting point of polyethylene wax was higher than 393K.

## 1. はじめに

アルミニウムは軽量、かつ加工性に優れた金属材料であり、家電分野、建築材料、土木構造物などに用いられている。近年、あらかじめ塗装の施された塗装板を素材として使用し、成形や接合を行うプレコート方式の製造方法が普及している。プレコート方式を採用することにより、ユーザーでは、塗装工程を省略でき、VOC低減、CO<sub>2</sub>削減、コスト低減などを達成することが可能になる。

一方、プレコート材には、成形後に塗装面が製品の外装として用いられる場合、加工性の他に、耐汚染性が要求される<sup>1), 2)</sup>。

筆者らはプレコート材の耐汚染性に関し研究を重ね、ゲル分率が大きい樹脂を用いたプレコート材の耐汚染性

が最も優れることを報告した<sup>3)</sup>。また、加工性を向上させるためには、塗膜中にワックスを添加することが一般的である。そこで、本報では、一般的に用いられるポリエチレンワックスを用い、プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼすポリエチレンワックス添加量および融点の影響について報告する<sup>4), 5)</sup>。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材の作製手順を次に示す。素材には、表1および表2に示す板厚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  $30 \pm 5 \text{ mg/m}^2$  (金属クロム換算量) 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素材の片面に、ポリエステル系樹脂塗料をバーコータで塗布し、熱風乾燥炉で焼付けて下塗り塗膜を作製した。さらに、アクリル系樹脂に対して添加量および融点の異なるポリエチレンワックスを添加した塗料をバーコータで塗布し、熱風乾燥炉で焼き付けて上塗り塗膜を作製し、供試材とした。

評価用供試材に塗布するアクリル系樹脂に添加したポリエチレンワックス添加量と融点の組み合わせ条件を表3に示す。

表1 化学成分  
Table 1 Chemical composition. (mass%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5052	0.09	0.27	0.02	0.03	2.43	0.22	0.00	0.02	bal.

表2 機械的特性  
Table 2 Mechanical properties.

	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
A5052-H34	253	238	4

表3 評価用供試材のアクリル系樹脂に添加したポリエチレンワックス添加量と融点の組み合わせの条件  
Table 3 Combination of the content and melting point of polyethylene waxes added to the acrylic series resin, prepared for application to specimens.

ワックス添加量(%)	343	373	393	403
0		○		
1		○		
3	○	○	○	○
5		○		

## 2.2 評価方法

### 2.2.1 耐汚染性

汚染物はプレコート材の耐汚染性評価で代表的に使用される油性マジックインキを用い<sup>1), 6)</sup>、次に示すとおり、その除去の程度を評価した。

塗装方向に対して垂直方向30 mm、塗装方向50 mmの大きさに供試材の表面に赤マジックインキを塗布した。24時間放置後にエタノールを染み込ませたキムワイプで拭き取り、赤マジックインキの除去の程度を目視で評価した。ほとんど除去されないものを1点、跡残りなしのものを5点とし、5段階で数値化した。図1に耐汚染性評価後の外観と評価点を示す。

また、耐汚染性評価後の塗膜表面を光学顕微鏡で観察した。

Estimation point	1	3	5
Appearance			
Stain resistance	Poor		Good

図1 耐汚染性評価後の外観と評価点

Fig.1 Appearance and estimation point of stain resistance.

### 2.2.2 ゲル分率

沸騰させた2-ブタノン中に下塗り塗装をせずに上塗り塗装のみをした供試材を浸漬し、ゲル分率を次式から算出した。ゲル分率は樹脂の架橋度をあらわす指標で、大きい値ほど赤マジック色素の拡散が少なく耐汚染性に優れていると考えられる。

$$\text{ゲル分率} (\%) = \frac{(\text{浸漬後重量} - \text{脱膜後重量})}{(\text{初期重量} - \text{脱膜後重量})} \times 100$$

### 2.2.3 加工性

供試材の塗装面が円筒成形品の外側になるように絞り加工し、LDR (限界絞り比) を測定した。パンチ径は  $\phi 32.0 \text{ mm}$ 、ダイス径は  $\phi 33.7 \text{ mm}$  とした。潤滑油には、出光AF-3A(動粘度  $2.45 \text{ mm}^2/\text{s}$  (2.45 cst))を用いた。

### 2.2.4 動摩擦係数

バウデンレーベン法(荷重5N、鋼球( $\phi 4.8 \text{ mm}$ ))にて、供試材の動摩擦係数を測定した。

### 2.2.5 塗膜表面観察

SEMにより供試材の塗膜表面を観察した。

### 2.2.6 塗膜断面観察

耐汚染性評価後の表面を光学顕微鏡で観察し、赤マジックインキが残留した箇所をミクロトームで断面切断し、塗膜断面を光学顕微鏡で観察した。

### 2.2.7 赤外吸収スペクトルの測定

ポリエチレンワックスを5%添加した供試材を沸騰させた2-ブタノン中に浸漬したことにより生成した白色生成物とポリエチレンワックスの赤外吸収スペクトルをフーリエ変換赤外分光分析装置で測定した。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 耐汚染性

#### 3.1.1 ポリエチレンワックス添加量の影響

ポリエチレンワックス融点を373Kで一定とし、耐汚染性およびゲル分率に及ぼすポリエチレンワックス添加

量の影響を図2に示す。ポリエチレンワックスが3%までは、耐汚染性は変化せず良好であった。ポリエチレンワックスが5%まで増えると、耐汚染性は若干劣る傾向にあった。一方、ゲル分率はポリエチレンワックス添加量により変化せず、97%以上の大きい値を示した。ポリエチレンワックスを5%添加した条件でもアクリル系樹脂の架橋反応は十分に進んでいると考えられる。ポリエステル系樹脂塗膜<sup>6)</sup>に対するマジックインキ中に含まれる色素の拡散には、塗膜の架橋密度の影響が大きいと考えられている。すなわち、十分に架橋した塗膜では、色素が拡散しにくいのに対し、架橋が不十分な塗膜では、色素が拡散しやすいと考えられる。ポリエチレンワックスを5%添加した塗膜は、十分に架橋した塗膜であり、この考え方方に従えば、色素が拡散しにくく、耐汚染性は良好になるはずである。そこで、耐汚染性が若干劣る傾向にあった原因を明らかにするため、次の分析を行った。

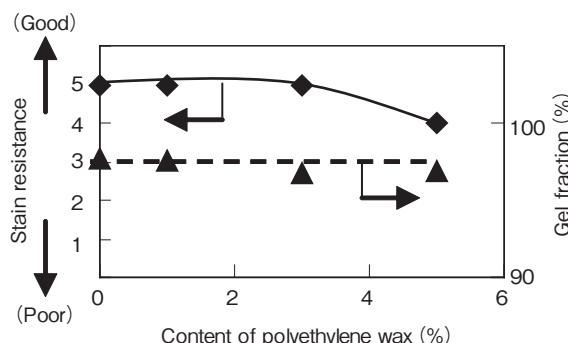


図2 耐汚染性およびゲル分率に及ぼすポリエチレンワックス添加量の影響

Fig.2 Effect of content of polyethylene wax on stain resistance and gel fraction.

ポリエチレンワックスを0%, 1%, 3%, 5%添加した供試材について、耐汚染性評価後の塗膜表面の光学顕微鏡像を図3に示す。ポリエチレンワックス添加量が3%以下では、赤マジックインキが残留しなかった。しかし、5%では、塗膜表面に赤マジックインキが残留した部分(円状粒子)が認められた。

No wax addition	Polyethylene wax 1%	Polyethylene wax 3%	Polyethylene wax 5%
 A micrograph showing a uniform blue-green color with a 10 μm scale bar.	 A micrograph showing a uniform blue-green color with a 10 μm scale bar.	 A micrograph showing a uniform blue-green color with a 10 μm scale bar.	 A micrograph showing a blue-green color with a small brown spot and a 10 μm scale bar.

図3 耐汚染性評価後の塗膜表面光学顕微鏡像  
 Fig.3 Surface photographs of pre-coated film containing polyethylene wax in various concentrations, after stain resistance test.

ポリエチレンワックスを5%添加した供試材について、沸騰させた2-ブタノンに浸漬前後の塗膜表面のSEM像を図4に示す。塗膜表面には、明瞭な円状粒子と不明瞭な粒子が認められ、沸騰させた2-ブタノンに浸漬後の塗膜表面には、円状粒子が脱落した跡が観察された。

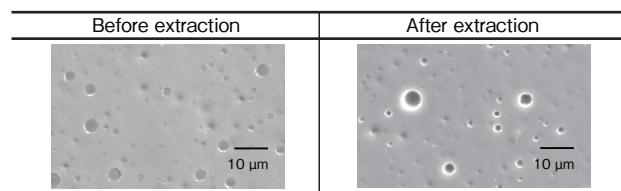


図4 ポリエチレンワックス5%添加塗膜表面の浸漬前後のSEM像

Fig.4 SEM Images of the surface of the coating film containing 5% polyethylene wax, before extraction and after extraction.

沸騰した2-ブタノンを室温まで冷却させると、白色の沈殿物が認められた。濾過し、濾紙に残留した白色の沈殿物とポリエチレンワックスの赤外吸収スペクトルを測定した結果を図5に示す。2916  $\text{cm}^{-1}$ , 2848  $\text{cm}^{-1}$ , 1472  $\text{cm}^{-1}$ , 1463  $\text{cm}^{-1}$ , 730  $\text{cm}^{-1}$ , 719  $\text{cm}^{-1}$ にポリエチレンの特性吸収帯が認められ、原料のポリエチレンワックスとほぼ同じ赤外吸収スペクトルが得られた。よって、塗膜表面に認められる円状粒子はポリエチレンワックス粒子である。

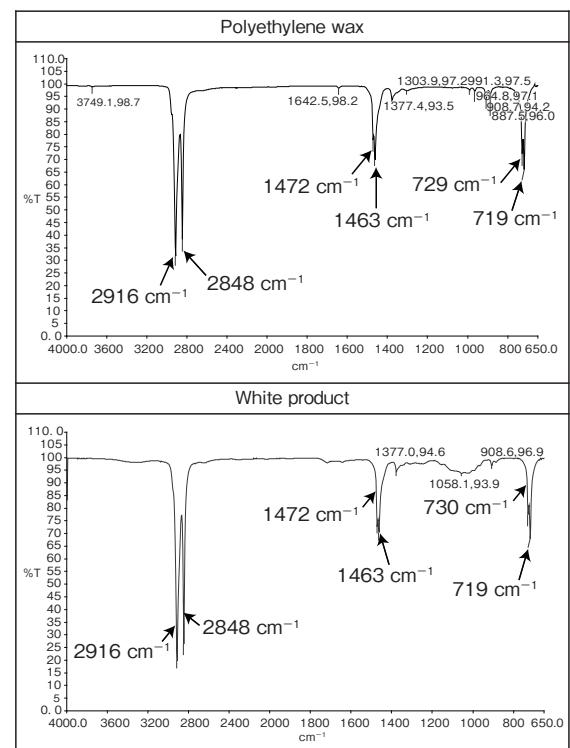


図5 ポリエチレンワックスおよび白色生成物の赤外吸収スペクトル

Fig.5 Infrared spectra of polyethylene wax and the white product.

ポリエチレンワックスを0%, 1%, 3%, 5%添加した供試材について、塗膜表面のSEM像を図6に示す。ポリエチレンワックスが増えるにつれて、塗膜表面に認められるポリエチレンワックス粒子の粒径分布が変化し、粒径が大きくなり、個数も多くなる傾向にあった。したがって、耐汚染性は塗膜表面に析出するポリエチレンワックス粒子の粒径や個数に影響を受けることを示唆している。

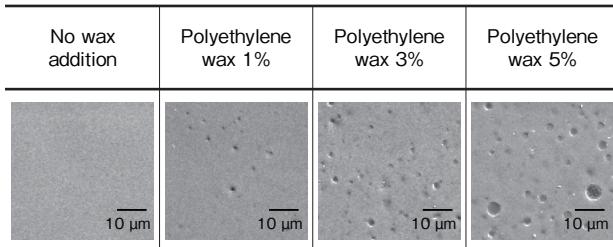


図6 塗膜表面のSEM像(ポリエチレンワックス添加量0%, 1%, 3%および5%)

Fig.6 SEM images of the surface of the coating film (containing polyethylene wax in 0%, 1%, 3% and 5%).

ポリエチレンワックスを5%添加した供試材について、耐汚染性評価後の塗膜断面の光学顕微鏡像を図7に示す。塗膜に赤く呈色した粒子が観察された。これはポリエチレンワックス粒子に赤マジックインキが浸透していることを示している。ポリエチレンワックス粒子が大きいほど、その粒子の深い部分まで赤マジックインキが染み込むので、表面からふき取れず、耐汚染性が劣るものと考えられる。

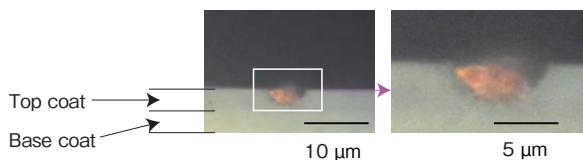


図7 ポリエチレンワックス5%添加塗膜の耐汚染性評価後の断面光学顕微鏡像

Fig.7 Optical microscopic images of the cross-section of the coating film containing 5% polyethylene wax, after stain resistance test.

### 3.1.2 ポリエチレンワックス融点の影響

ポリエチレンワックス添加量を3%で一定とし、耐汚染性およびゲル分率に及ぼすポリエチレンワックス融点の影響を図8に示す。ポリエチレンワックス融点を変化させても、耐汚染性は変化せず良好であった。また、同様にゲル分率も変化せず、97%以上の大きい値を示した。

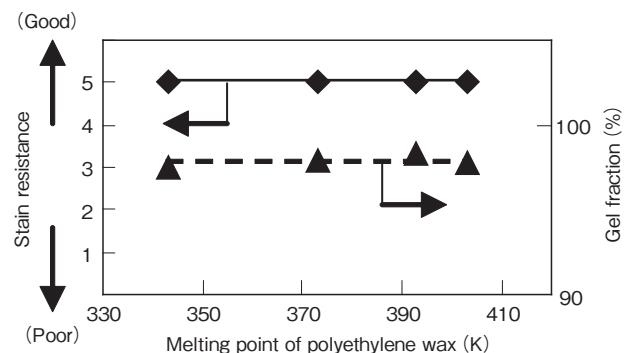


図8 耐汚染性およびゲル分率に及ぼすポリエチレンワックス融点の影響

Fig.8 Effect of melting point of polyethylene wax on stain resistance and gel fraction.

次に、添加したポリエチレンワックス融点が343 K, 373 K, 393 K, 403 Kとした供試材について、塗膜表面のSEM像を図9に示す。図6の赤マジックインキの残留が認められた塗膜表面と比較すると、融点にかかわらず、いずれも大径の円状粒子は認められず、個数も少なかった。したがって、何れも塗膜表面に析出するポリエチレンワックス粒子の粒径が小さく、個数も少ないと、耐汚染性に及ぼすポリエチレンワックス融点の影響が認められなかつたと考えられる。

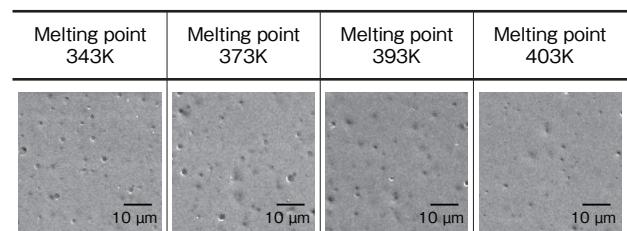


図9 塗膜表面のSEM像(ポリエチレンワックス融点343K, 373K, 393K, 403K)

Fig.9 SEM images of the surface of the coating film (the melting point of polyethylene wax was 343K, 373K, 393K and 403K).

## 3.2 加工性

### 3.2.1 ポリエチレンワックス添加量の影響

加工性(LDR)および動摩擦係数に及ぼすポリエチレンワックス添加量の影響を図10に示す。ポリエチレンワックスが増えるにつれてLDRは大きくなり、加工性は向上する傾向にあった。また、動摩擦係数は小さくなる傾向にあった。

図6に示したとおり、ポリエチレンワックスが増えるにつれて、塗膜表面に析出したポリエチレンワックス粒径が大きくなり、個数も多くなる傾向にあった。これは、塗膜表面の潤滑性が向上し、加工性が向上したためである。

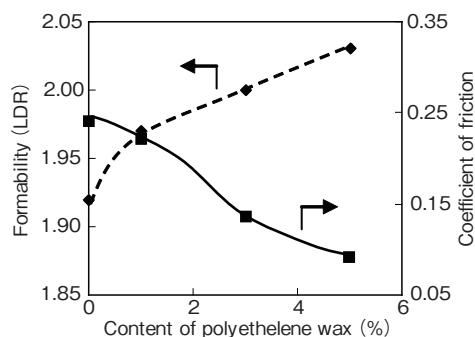


図10 加工性 (LDR) および動摩擦係数に及ぼすポリエチレンワックス添加量の影響

Fig.10 Effect of the content of polyethylene wax on formability (LDR) and friction coefficient.

### 3.2.2 ポリエチレンワックス融点の影響

加工性および動摩擦係数に及ぼすポリエチレンワックス融点の影響を図11に示す。ポリエチレンワックス融点が343K～373Kの範囲では、LDRは殆ど変化しなかった。393Kでやや小さくなり、403Kでは、さらに小さくなる傾向にあった。一方、動摩擦係数は343K～373Kの範囲では殆ど変化せず、393Kでやや大きくなり、403Kではさらに大きくなる傾向にあった。図9において、明瞭な円状粒子と不明瞭な粒子が認められた。前述のとおり、明瞭な円状粒子は塗膜表面に析出したポリエチレンワックスである。一方、不明瞭な粒子は図4に示したとおり、沸騰した2-ブタノン浸漬後にも観察されたことや、図6に示したとおり、ポリエチレンワックスを添加すると認められたことから、ポリエチレンワックス粒子が塗膜に覆われた状態と考えられる。塗膜表面に析出したポリエチレンワックス粒子の粒径は343K～393Kの間ではほぼ同等であるが、403Kでは小さくなる傾向にあった。343Kおよび373Kと比較して、393Kでは、塗膜表面に析出したポリエチレンワックス粒子の個数は少ない傾向にあった。これらのことから、393K以上では、潤滑性が劣り、加工性が低下したものと考えられる。

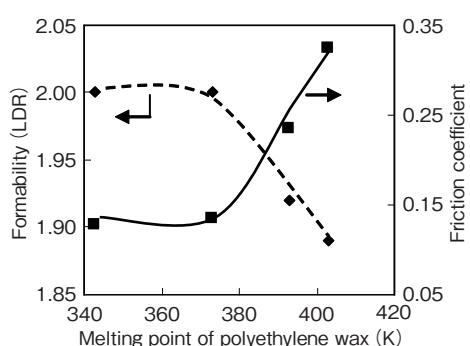


図11 加工性 (LDR) 及び動摩擦係数に及ぼすポリエチレンワックス融点の影響

Fig.11 Effect of the melting point of polyethylene wax on formability (LDR) and friction coefficient.

## 4. おわりに

プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼすポリエチレンワックス添加量および融点の影響について調査した結果、次の知見を得た。

- (1) 耐汚染性は塗膜表面に析出するポリエチレンワックス粒子の粒径と個数に影響されることが分った。
- (2) ゲル分率が97%以上の塗膜に融点が343K～373Kのポリエチレンワックスを3%添加すると、耐汚染性と加工性を両立できることが分った。

なお、本論文は(社)軽金属学会発行の軽金属、59(2009)に掲載されたものに一部修正を加え、転載しています。

## 参考文献

- 1) 金井洋、岡襄二、堤正也：新日鉄技報第353号、(1994), 26.
- 2) 古川博康、金井洋、長瀬孫則、橋本志帆：塗装工学、41 (2006), 310.
- 3) 小澤武廣、斎藤正次：軽金属学会 第110回春期大会講演概要、(2006), 259.
- 4) 小澤武廣、斎藤正次：軽金属学会 第113回秋期大会講演概要、(2007), 215.
- 5) 小澤武廣、斎藤正次：軽金属学会 第114回春期大会講演概要、(2008), 289.
- 6) 老岐島健司、薄木智亮、須藤妙子、八内昭博、塩田俊明：色材、64 (1991), 780.



小澤 武廣 (Takehiro Ozawa)  
技術研究所



斎藤 正次 (Masatsugu Saito)  
営業本部 第二営業部

## 技術紹介

## 熱間圧延機用マルチタイププロフィールメータ

Multi - Channel Profile Meter for Hot Rolling

## 1. はじめに

製板事業部深谷工場(埼玉県深谷市)に、日本のアルミニウム圧延業界では初となる熱間圧延機用マルチタイププロフィールメータを導入し、2009年1月より稼動を開始しました。

次に、マルチタイププロフィールメータの概要および機能について説明します。

## 2. 熱間圧延におけるプロフィール測定の技術課題

熱間仕上圧延機では、幅方向板厚偏差=プロフィール形状を制御するための種々の手段を有していますが、確かなプロフィール制御を実施するには、圧延機出側でプロフィール形状を正確にかつリアルタイムで捉える必要があります。しかしながら、従来の熱間仕上圧延機のプロフィール測定方式には次の問題点が存在していました。

## 2.1 測定回数とスキャン時間

図1にアルミニウムの熱間仕上圧延機で一般的に用いられている板厚測定およびプロフィール測定の模式図を示します。2式の厚み計のうち、固定型厚み計は幅方向中央の板厚を測定し、板厚制御に使用しています。

一方、プロフィール測定は幅方向走査型の厚み計を使用しています。深谷工場の標準的な板幅・コイル長の場合、1コイル当たり数スキャンのプロフィール形状が得られるに留まり、また、1スキャン当たり10~15秒程度の時間が掛かるため、測定結果をプロフィール制御に十分に活用できませんでした。

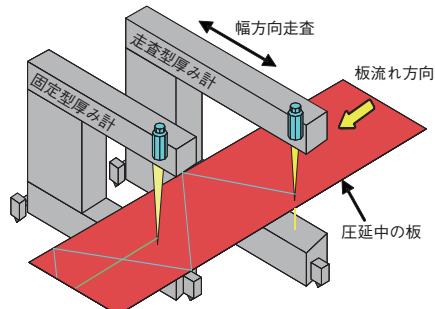


図1 従来の板厚測定方式

Fig.1 Conventional measuring system for sheet thickness.

## 2.2 測定精度

図1のとおり、走査型厚み計を使用してプロフィールを測定する場合、斜め断面形状の測定となり、この結果、長手板厚変動を含んだプロフィール測定となり、実際の幅方向断面の正確なプロフィール形状を表現することができませんでした。

これらの問題点を踏まえ、今回、深谷工場の熱間仕上圧延機の固定型・走査型厚み計が更新の時期であることから、新規にマルチタイププロフィールメータの導入を行い、測定能力の向上を図りました。

## 3. マルチタイププロフィールメータ

## 3.1 概要

導入したIMS社(ドイツ)製マルチタイププロフィールメータは、複数個のX線照射源と、数十~百数十個のX線検出器を装備しており、走査は行わず、固定にて全幅の板厚を同時測定する方式であります。

上部から放射されたX線を下部に配置された検出器にて各幅位置での板厚を測定し、各検出器出力を総合して、プロフィール形状を描いています。

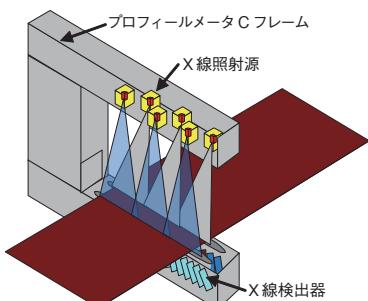


図2 IMS社製マルチタイププロフィールメータ

Fig.2 Multi-channel profile meter manufactured by IMS.

## 3.2 特徴

1つのX線源に対し、複数の検出器へX線を照射しているため、図3に示すとおり圧延中の板を通過するX線は入射角を有しています。この場合、圧延中の板の傾きおよび反りによる板厚測定精度への影響を考慮する必要

があります。角度の異なる隣り合う検出器出力データから、圧延中の板の傾き・反り形状を計算し板厚を補正しております。これにより測定精度を維持しています。

なお、本プロフィールメータでは、圧延中の板厚制御に必要である板幅中央部の板厚測定に、中央付近の検出器出力を用いており、よって、従来は2式の厚み計が必要でしたが、マルチタイプ1式のみで板厚制御とプロフィール測定を兼ねることが可能となっています。

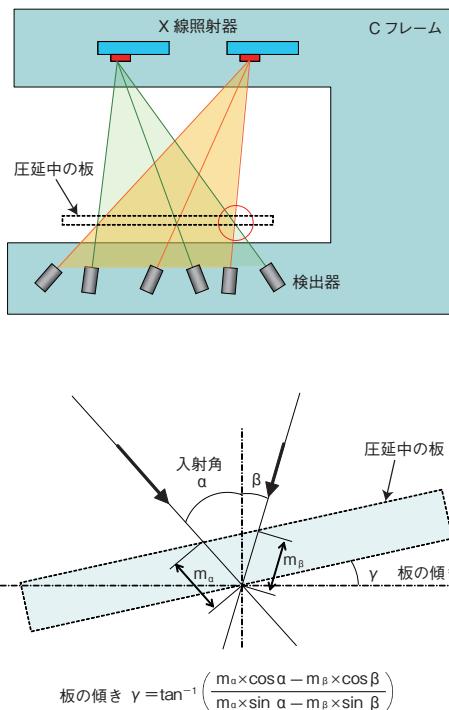


図3 X線放射角と板角度補正計算  
Fig.3 X-ray radiation angle and calculation for contour correction.

### 3.3 仕様

プロフィールメータの仕様は表1に示すとおりで、精細なプロフィール検出を目的として、検出器の個数をIMS社の納入実績に比べて増やしています。

図4にプロフィールメータの外観を示します。

表1 プロフィールメータ主仕様  
Table 1 Main specifications of profile meter.

測定板厚	2~16 mm
測定板幅	~2160 mm
X線源数	6式
X線出力	40 KV
検出器数	128 個
測定精度※	測定対象板厚の±0.18%

※ノイズ・ドリフトを含む精度



図4 プロフィールメータ外観 (設置前)  
Fig.4 Appearance of profile meter. (before installation)

### 4. プロフィール測定結果

図5に実際の測定結果画面を示します。コイル全長全幅の板厚分布がカラーリングマップにて可視的に把握できます。

プロフィール測定出力回数については、1コイルあたり数十回となり、従来比で10倍程度に増加しています。プロフィール形状は、リアルタイムで画面に出力され、形状制御能力が向上しています。

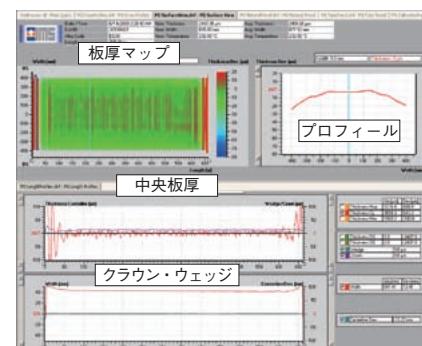


図5 プロフィール測定画面  
Fig.5 Measurement screen of profile meter.

### 5. おわりに

マルチタイププロフィールメータは、日本以外の地域では普及が進んでいますが、国内での導入は、鉄鋼業界を含めて当社が初となります。当社では、本機器の優位性に着目し、いち早く導入を決定しました。

本設備導入で、プロフィール測定能力は飛躍的に向上しており、この能力を熱間圧延のプロフィール制御に活用し、高精度な製品の製造を進めていきます。

### お問い合わせ先

製板事業部 深谷工場 工務部

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

## 製品紹介

### 超親水性プレコートフィン

Superhydrophilic Pre-Coated Aluminum Fin Stock

#### 1. はじめに

アルミニウム材は軽量で熱伝導性がよく、耐食性が優れた材料であるため、熱交換器用フィン材として広く使われています。その中でも、ルームエアコン用フィン材には、環境負荷が少なく、塗膜形成などの製造工程省略が可能なことからプレコートフィンが一般的に使われています。

近年、地球温暖化などの環境問題が深刻化し、世界的に環境負荷を減らすため省エネ化が推進されています。ルームエアコンにもインバータ制御やヒートポンプの高効率化などの省エネ対策がとられていますが、消費電力をさらに低下させる方法として、暖房運転時の室外機に生成する霜を溶かす除霜運転時間の短縮化が検討されています。

当社は除霜時間を20%低減する超親水性プレコートフィンを開発したので、次に紹介します。

#### 2. 特徴

製品の特徴は次のとおりです。

##### 2.1 除霜時間の大幅低減

超親水性を実現したことにより、エアコン暖房時の室外機表面に付着した霜の落下を促進し、除霜時間を短縮することができます。

##### 2.2 超親水性の実現

薄膜の有機・無機複合ハイブリッド皮膜をアルミニウム表面に形成したことにより、プレコートフィンの超親水性を実現しています。

##### 2.3 優れた耐汚染性

超親水性皮膜は大気中に浮遊する油などの汚染物が付着しても親水性が低下せず、優れた耐汚染性を付与しています。

##### 2.4 従来のプレコートフィンの皮膜特性の確保

最表面に潤滑層を構成していることにより、加工性は良好です。また、耐食性皮膜を設けているため、耐食性も優れています。

#### 3. 皮膜構造

超親水性プレコートフィンの皮膜構造を図1に示します。アルミニウム素材の表面上に耐食性皮膜を形成し、その上に超親水性皮膜を設けています。

超親水性皮膜は、加工性を確保するために最表面に潤滑層を設け、その下に超親水性を得るために特殊な『ナノ酸化微粒子』が均一に分散したシリカ微粒子とアクリル樹脂からなるハイブリッド皮膜を設けています。

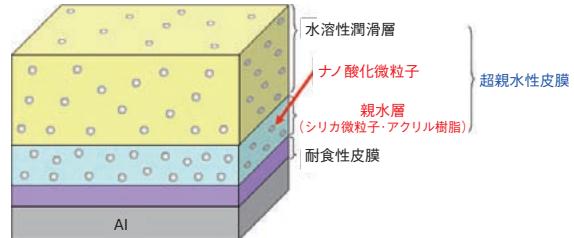


図1 超親水性プレコートフィンの構成

Fig.1 Structure of superhydrophilic pre-coated aluminum fin stock.

#### 4. 性能

次に超親水性プレコートフィンの性能を紹介します。

図2および図3に親水性試験の結果を示します。各試験の前処理として、通常のフィン成形工程を想定し、フィン成形油を塗布・加熱乾燥し、親水性試験を実施しています。

図2は乾湿サイクル試験時の水接触角の経時変化を、図3は純水流流浸漬試験時の水接触角の経時変化を示します。超親水性プレコートフィンは、親水性が従来のプレコートフィンより格段に優れ、長期間に亘って親水性を維持していることが認められます。

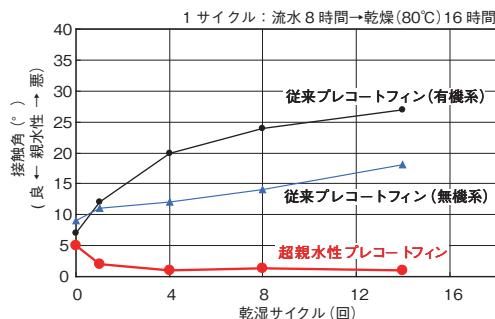


図2 親水性試験結果(乾湿サイクル試験)  
Fig.2 Results of hydrophilic test after wet-dry cycle.

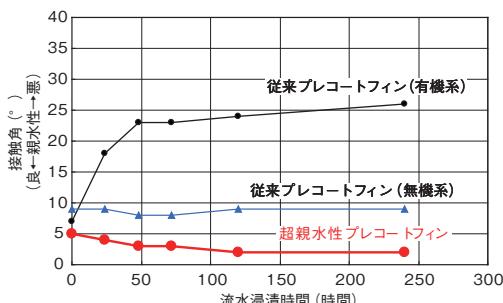


図3 親水性試験結果(純水流水浸漬試験)  
Fig.3 Results of hydrophilic test after soaking in pure water.

次に、除霜性試験として、それぞれのプレコートフィンの表面に氷を付着させ、-20℃に冷却した後、室温に放置し落水した時間を測定しました。その結果を図4に示します。超親水性プレコートフィンは、従来のプレコートフィンに比べて、除霜時間を約20%低減しています。

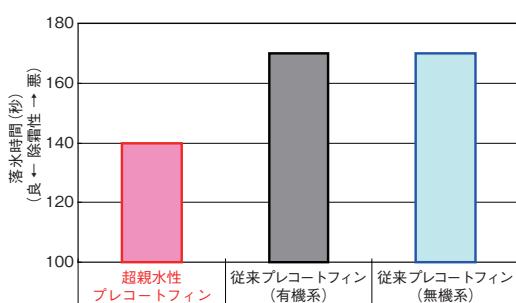


図4 除霜性試験結果  
Fig.4 Results of defrosting test.

また、耐汚染性試験として、プレコートフィン表面にパルミチン酸を付着させ、次に流水に浸漬する交互試験を実施しました。その結果を図5に示します。超親水性プレコートフィンは、パルミチン酸が付着しても親水性の低下が見られず、耐汚染性が優れることが分かります。大気中に浮遊する汚染物が付着しても親水性が低下せず、優れた耐汚染性が期待できます。

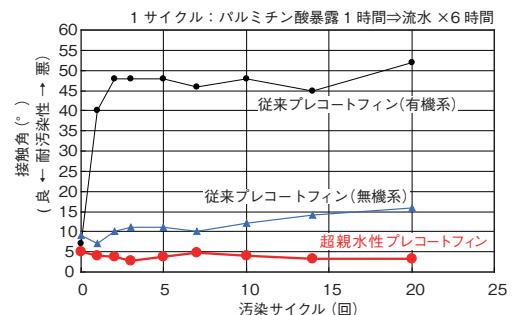


図5 耐汚染性試験結果  
Fig.5 Results of stain resistance test.

表1に超親水性プレコートフィンの加工性(潤滑性)、耐食性および塗膜密着性を示します。超親水性プレコートフィンは従来のプレコートフィンと同様、加工性および耐食性についても良好な特性を示しています。

表1 超親水性プレコートフィンの性能  
Table 1 Performance of superhydrophilic pre-coated aluminum fin stock.

フィン種類	性能 加工性 (潤滑性)	耐食性 (SST 500H) (腐食面積率0.02%以下)	塗膜密着性 (テープ剥離試験)
超親水性 プレコートフィン	$\mu = 0.15$ 以下	R.N 9.8 (腐食面積率0.02%以下)	剥離無
従来プレコートフィン (有機系)	$\mu = 0.15$ 以下	R.N 9.8 (腐食面積率0.02%以下)	剥離無
従来プレコートフィン (無機系)	$\mu = 0.15$ 以下	R.N 9.8 (腐食面積率0.02%以下)	剥離無

## 5. おわりに

ルームエアコンの除霜時間を低減できる超親水性プレコートフィンを開発しました。

- (1) 超親水性プレコートフィンは、有機・無機複合ハイブリット皮膜に『ナノ酸化微粒子』を配合することにより超親水性を達成し、さらに優れた耐汚染性を付与しています。超親水性プレコートフィンは従来品に比べてルームエアコンの除霜時間を大幅に低減することができます。
- (2) 超親水性プレコートフィンは、古河スカイビュー2号および3号で紹介した『環境に優しいノンクロムプレコートフィン』や『臭いを出さないアメニティプレコートフィン』にも適用できます。

## お問い合わせ先

営業本部 第二営業部

〒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) 5295-3480 FAX: (03) 5295-3765

## 製品紹介

## 新型高性能ヒートシンク「Hiシンク®・VL」

New High-Performance Heat Sink, Hi Sink VL

## 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、多くの電子電気製品に使用されています。また、ハイブリッド車には、モータ制御用インバータの冷却用として搭載されています。

これらの電子機器や自動車用ヒートシンクには、放熱性能向上と小型軽量化が強く求められています。

そこで当社は、新たなフィン形状を考案し、流体解析と製品の実測評価により、従来のくし型ヒートシンクよりも大幅に軽量で冷却性能の優れた新型高性能ヒートシンク、「Hiシンク・VL」を開発しました。

## 2. 構造と特徴

「Hiシンク・VL」の概略構造を図1に、また主な特徴を次に示します。

## 2.1 V字型にフィンを配置

従来のくし型ヒートシンクは、冷たい冷却風が流れる風上側では素子温度を低くできますが、風上のフィンで暖められた空気が流れる風下側では、素子温度が高くなってしまいます。

しかし、「Hiシンク・VL」では放熱フィンがV字状に配置されているため、風下側のルーバーにも温度上昇していない冷却風を供給することができ、高い冷却性能を得ることができます。

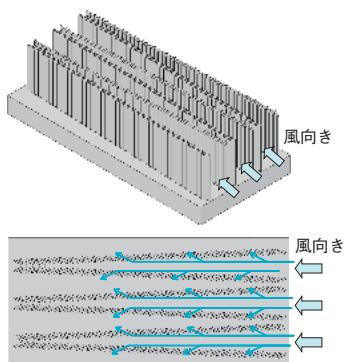


図1 「Hiシンク・VL」の概略構造  
Fig.1 Schematic of "Hi Sink VL".

## 2.2 多数の高性能ルーバーによる高い熱交換効率

流入した冷却風はフィンを構成する多数の高性能ルーバーに分散して流れます。従来のくし型ヒートシンクに比べて、効率良く熱交換することができるので、高い冷却性能を実現できます。

## 2.3 均一な温度分布

上記2.1項、2.2項の特徴から、ヒートシンクのベース面内の風上側から風下側での温度差を小さくかつ最高温度を低く抑えることができます。図2に同一条件で解析したくし型ヒートシンクと「Hiシンク・VL」の、素子取り付け面の温度分布を示します。

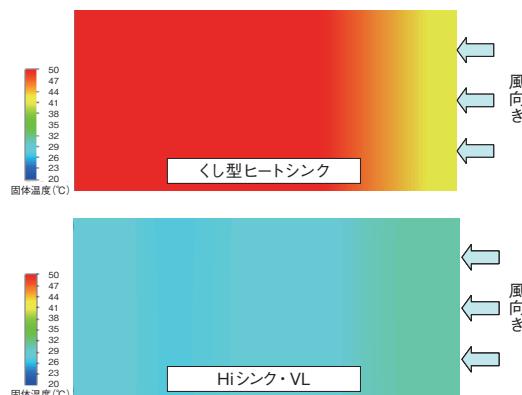


図2 くし型ヒートシンクと「Hiシンク・VL」のベース面温度分布の解析結果

Fig.2 Results of heat distribution simulation of comb shaped heat sink and "Hi Sink VL".

## 3. 性能

## 3.1 热抵抗が1/2

図3に同サイズ（幅140 mm × 長さ200 mm × 高さ30 mm、フィンピッチ6 mm）のくし型ヒートシンクと「Hiシンク・VL」の熱抵抗（発熱量当りの温度上昇量：低い程冷却性能が優れる）の例を示します。

「Hiシンク・VL」は熱抵抗が非常に小さく、くし型ヒートシンクの約1/2に低減することができます。

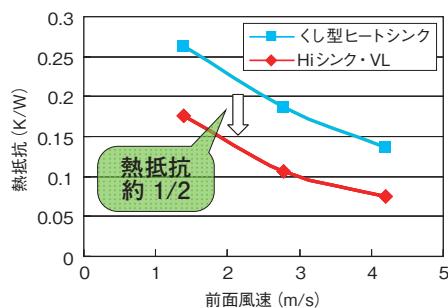


図3 くし型ヒートシンクと「Hi シンク・VL」の熱抵抗  
Fig.3 Thermal resistance of comb-shaped heat sink and "Hi Sink VL".

### 3.2 フィン重量およびサイズが1/2

図4に従来のくし型ヒートシンクと同等の熱抵抗とした「Hi シンク・VL」の重量を示します。「Hi シンク・VL」は、くし型ヒートシンクと比較してフィンを約半分の重量とすることが可能です。

図5に従来のくし型ヒートシンクと同等の熱抵抗とした「Hi シンク・VL」のフィン高さの比を示します。「Hi シンク・VL」は、くし型ヒートシンクの約半分のフィン高さとすることが可能です。

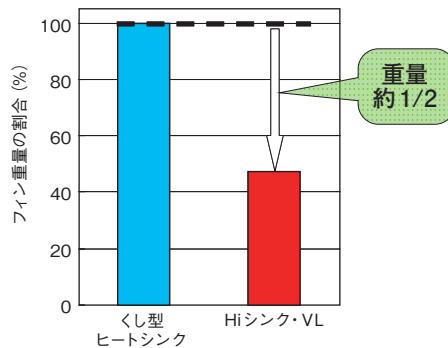


図4 くし型ヒートシンクと「Hi シンク・VL」のフィン重量比  
Fig.4 Weight comparison between comb-shaped heat sink and "Hi Sink VL".

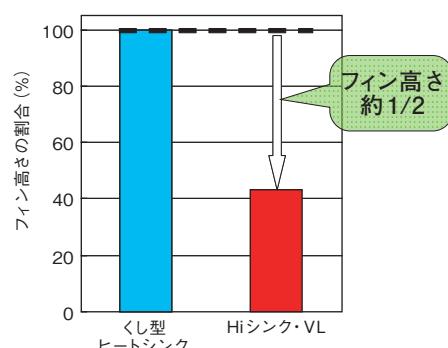


図5 くし型ヒートシンクと「Hi シンク・VL」のフィン高さの比  
Fig.5 Size comparison between comb-shaped heat sink and "Hi Sink VL".

### 3.3 ベース面内温度差の大幅低減

図6に同一条件で解析した従来のくし型ヒートシンクと「Hi シンク・VL」の、ベース面内の熱抵抗を示します。一般的なくし型ヒートシンクでは、熱抵抗の最大値と最小値で20%の差が生じてベース面内の温度差が大きいのに対し、「Hi シンク・VL」では熱抵抗の差はその1/3と、ベース面内の温度差を大幅に小さくすることができます。

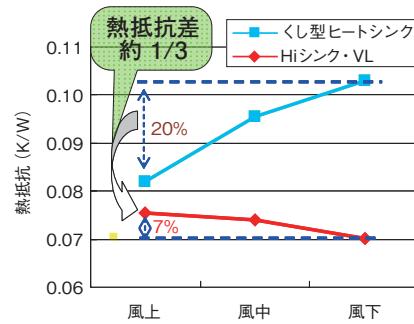


図6 くし型ヒートシンクと「Hi シンク・VL」の熱抵抗分布  
Fig.6 Thermal resistance distribution of comb-shaped heat sink and "Hi Sink VL".

### 4. おわりに

「Hi シンク・VL」は冷却性能に優れるため、製品の小型化や軽量化が可能です。今後ハイブリッド車など環境対応車のインバータやコンバータ用冷却器として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ない、電子電気製品の冷却に関する提案が可能です。また、各種の風洞設備を用いて、より実際に近い環境においての冷却製品の温度評価も可能です。

今後も冷却製品の提案や熱に関係した技術課題の解決に対応していきます。

### 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

## 製品紹介

## 産業機械向けアルミニウム合金厚板「ファスプレート®」

Thick Aluminum Alloy Plate for Industrial Machinery, Fus Plate

## 1. はじめに

当社は航空機やLNG船など大型輸送機用から半導体製造装置をはじめとする産業機器用に至るまで幅広い分野にアルミニウム厚板を製造販売しています。その中で産業機器向けの5052合金厚板製品は、A5052合金一般厚板と板厚精度および平坦度を大幅に向上させ、かつ残留応力を極小化したハイエンド高精度厚板「FP52」(Furukawa-Sky Precision Plate 5052)の2種類があります。5052合金厚板の主な用途は半導体および液晶製造装置、太陽光パネル製造装置、医療および光学機器、各種金型などが挙げられます。

マーケットニーズの多様化に伴い、A5052合金一般厚板よりも高品質で、「FP52」より低価格な製品への期待が高まっており、このほど当社の製造技術力を生かし、板厚や平坦度の精度を向上し、コストを抑えた「ファスプレート」を開発しました。

## 2. 製品の概要

図1にファスプレート切削加工品の外観を、図2にファスプレート表面に貼布する保護フィルムを示します。

製品の概要は次のとおりです。

## (1) 名称：ファスプレート (Fus Plate)

Furukawa-Skyの頭文字を採った当社のアルミニウム厚板の名称であり、新しい厚板のスタンダードにするとの思いをこめています。

## (2) 材質・調質：A5052P-H112

## (3) 製造範囲：板厚 4 mm～50 mm

- 幅×長さ(定尺規格品)
- 1000 mm × 2000 mm
  - 1250 mm × 2500 mm
  - 1525 mm × 3050 mm

## (4) 保護フィルム：両面保護フィルム貼りを標準仕様としています。



図1 ファスプレート切削加工品の外観  
Fig.1 Appearance of Fus Plate after machining.

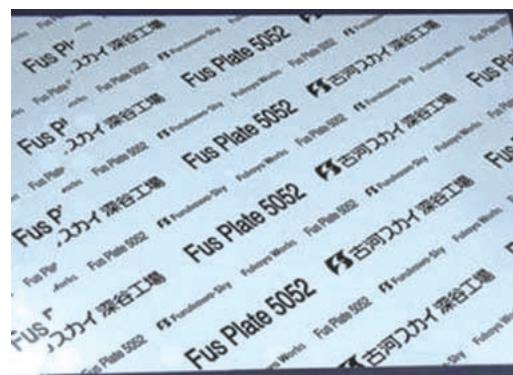


図2 保護フィルム  
Fig.2 Design of masking film.

## 3. 仕様

## 3.1 板厚精度

表1に各種5052厚板製品の板厚精度を示します。ファスプレートの板厚許容差は、JIS規格のA5052合金板厚の許容差の約1/2～1/3以下を保証しています。

表1 各種5052合金厚板製品の板厚精度  
Table 1 Specification of thickness tolerance.

(単位 mm)

代表板厚 厚板種類	4	6	8	12	18	25	30
FP52	± 0.04	± 0.04	± 0.05	± 0.05	± 0.09	± 0.12	± 0.15
Fus Plate	± 0.10	± 0.12	± 0.17	± 0.20	± 0.30	± 0.40	± 0.50
JIS A5052	± 0.35	± 0.45	± 0.50	± 0.70	± 0.80	± 0.90	± 1.0

### 3.2 平坦度

表2に示すとおり、厚板製品の主要サイズである、板厚4 mm～30 mmにおいて、ファスプレートはA5052合金一般厚板の1/2となる0.6 mm以下/m(幅・長さ)の平坦度を保証値としています。ファスプレートはハイエンド高精度厚板「FP52」とA5052合金一般厚板の中間グレードに位置する製品であり、「FP52」に比較して製造条件を厳しく制御することで上記の平坦度を達成することが可能になりました。

表2 各種5052合金厚板製品の平坦度  
Table 2 Specification of flatness tolerance.

		(単位 mm/m(幅・長さ))	
代表板厚(T)	4≤T≤30	30<T≤50	
厚板種類			
FP52	≤0.2	≤0.2	
Fus Plate	≤0.6	≤1.2	
A5052合金一般厚板	≤1.2	≤1.2	

### 3.3 残留応力

表3に示すとおり製造工程における制御技術により、ファスプレートの残留応力はA5052合金一般厚板の約1/2(板厚30 mm以下)となっています。再切断、切削加工時、各種加工時などに発生する加工ひずみを最小限に抑えることを可能としています。

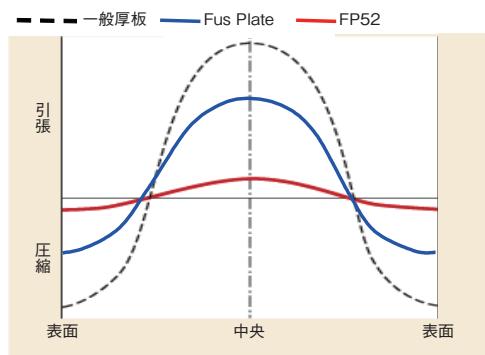


図3 残留応力イメージ  
Fig.3 Simulation results of residual stress.

### 3.4 機械的性質

表3に示すとおり、ファスプレートの機械的性質はA5052合金一般厚板と同じ数値範囲です。

表3 ファスプレートの機械的性質  
Table 3 Specification of mechanical properties for Fus Plate.

板厚 (mm)	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
4.0 ≤ T ≤ 6.5	≥ 195	≥ 9
6.5 < T ≤ 13		≥ 7
13 < T ≤ 50	≥ 175	≥ 12

### 4. 用途

ファスプレートの主な用途は半導体および液晶製造装置、太陽光パネル製造装置、医療および光学機器、各種金型などが挙げられます。板厚精度および平坦度に優れ、再切断、切削加工時などの加工ひずみを最小限に抑えられることにより、お客様の設計および加工時のロスを最小限に抑えることができます。



図4 ファスプレートの切削加工  
Fig.4 Machining of Fus Plate.

### 5. おわりに

ファスプレートの開発により、厚板製品の品揃えが充実し、お客様のご要望に合致した厚板製品の選択が可能となりました。ファスプレートのご使用により、機械加工時の寸法精度の確保や、ひずみ矯正工程の省略および材料調達や加工工程におけるコストダウンを可能とします。

お客様からのご要望に応じてきめ細かく対応できるので、ご用命をよろしくお願いします。

### お問い合わせ先

営業本部 第二営業部

〒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) 5295-3458 FAX: (03) 5295-3764

## Products

### 製品紹介

#### 高強度・高熱伝導アルミニウム合金板「ファスサーモシリーズ」

High Strength Aluminum Alloy Sheets with High Thermal Conductivity, FUSTHERMO Series

### 1 はじめに

発熱する部品を多く用いる電子機器では、内部から効率的に熱を逃がすことが重要な設計課題となっています。アルミニウムは軽量なだけでなく熱伝導性にも優れるため、このような機器の熱対策に有効な素材と言えます。A1100に代表される純アルミニウムは熱伝導度が高いものの、強度が低いため使用範囲が限られます。電子機器の筐体やシャーシなどには、より強度の高いA5052合金の適用が考えられますが、その熱伝導度は純アルミニウムより低いレベルにとどまります。

当社は、ますます高性能化する電子機器などの熱設計に役立つ高い熱伝導率と強度を両立した高強度・高熱伝導アルミニウム合金板「ファスサーモ(FUSTHERMO)シリーズ」を製品化しました。

### 2. 特徴

ファスサーモシリーズは、6000系(Al-Mg-Si系)合金をベースとし、合金組成と板製造プロセスの最適化により、次のような優れた特徴を実現しています。

- ① 純アルミニウム板並みの熱伝導度
- ② A5052合金板に近い強度
- ③ 良好な曲げ性、プレス成形性、機械加工性など

### 3. 性能

ファスサーモシリーズの高強度・高熱伝導アルミニウム合金板の特性を表1に示します。また、図1は引張強さと熱伝導度をA1100およびA5052合金と比較したものです。

ファスサーモシリーズのいずれの合金も熱伝導性および導電性に優れますが、EM01は、熱伝導度と強度向上のための熱処理(溶体化・時効処理)を加えたもので、より強度を必要とする用途に適しています。EM02は、当社の合金設計技術を活かし特殊な熱処理を行なわない汎用的なプロ

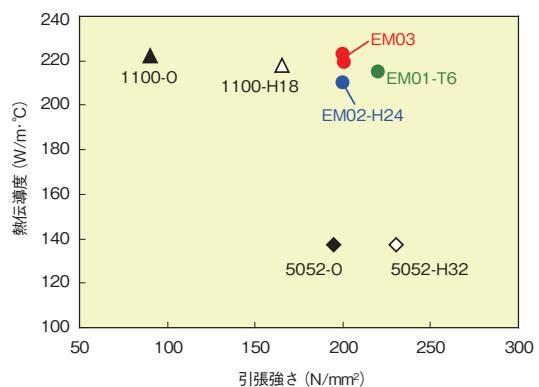


図1 ファスサーモシリーズと他のアルミニウム合金板の引張強さと熱伝導度

Fig.1 Tensile strength and thermal conductivity of FUSTHERMO series alloy and other aluminum alloy sheets.

表1 高強度・高熱伝導アルミニウム合金板「ファスサーモ」シリーズと比較材の諸特性  
Table 1 Typical properties of FUSTHERMO series alloy sheets and other materials.

合金-質別	比重	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)	熱伝導率 (W/m·K)	導電率 (IACS%)
ファスサーモ シリーズ	EM01-T6	2.7	220	195	217	57
	EM02-H24	2.7	200	180	210	56
	新開発EM03	2.7	200	180	219~222	57.5~59
従来 アルミニウム材	A1100-O	2.7	90	35	222	59
	A1100-H18	2.7	165	150	218	57
	A5052-O	2.7	195	90	137	35
	A5052-H32	2.7	230	195	137	35
他金属	軟鋼S15C	7.9	420	255	52	12
	SUS304(軟質)	7.9	960	760	16	2
	マグネシウム(鑄物)	1.8	265	95	70	12
	銅(熱間圧延材)	8.9	233	69	390	100

\*表中の数値は、代表的な値であり、保証値ではありません。

ロセスで優れた特性を実現しており、A5052合金板などの汎用材からスムーズに切り替えることが可能な材料です。その他にも、EM02と同様に汎用的プロセスを用いながら、熱伝導度をさらに向上させた材料EM03を新たに開発しています。これらの板材の通常製造範囲は、板厚0.5～2.5 mm、幅1400 mm以下で、切り板またはコイルでの販売が可能です。その他の寸法のご希望がある場合はご相談ください。

#### 4. 熱拡散性評価例

図2にEM02、EM03とA1100およびA5052合金板の背面にヒータをつけ、加熱中の表面温度分布をサーモビューアで測定した結果を示します。A5052合金では、加熱中に温度が局部的に高くなるヒートスポットが形成されていきます。これに対しファスサーモシリーズの合金ではヒートスポットができにくく、純アルミニウム系のA1100板と比べても遜色ない熱拡散性を有することが分かります。

#### 5. 用途

フラットパネルディスプレイ（液晶およびPDP）のシャーシ、電子機器筐体および放熱部材、自動車制御用電子装置放熱部材などへの適用が可能です。

#### 6. おわりに

当社の高強度・高熱伝導アルミニウム合金板「ファスサーモシリーズ」は、種々の機器の発熱対策に有効な素材です。特に新規開発のEM03は、この種の製品で最も高いレベルの熱伝導性を実現しています。詳細については、ぜひお問い合わせください。

「ファスサーモ」および「FUSTHERMO」については現在商標登録申請中です。

#### お問い合わせ先

技術部

〒101-8970 東京都千代田区外神田4丁目14番1号  
秋葉原UDX12階  
TEL: (03) 5295-3785 FAX: (03) 5295-3761

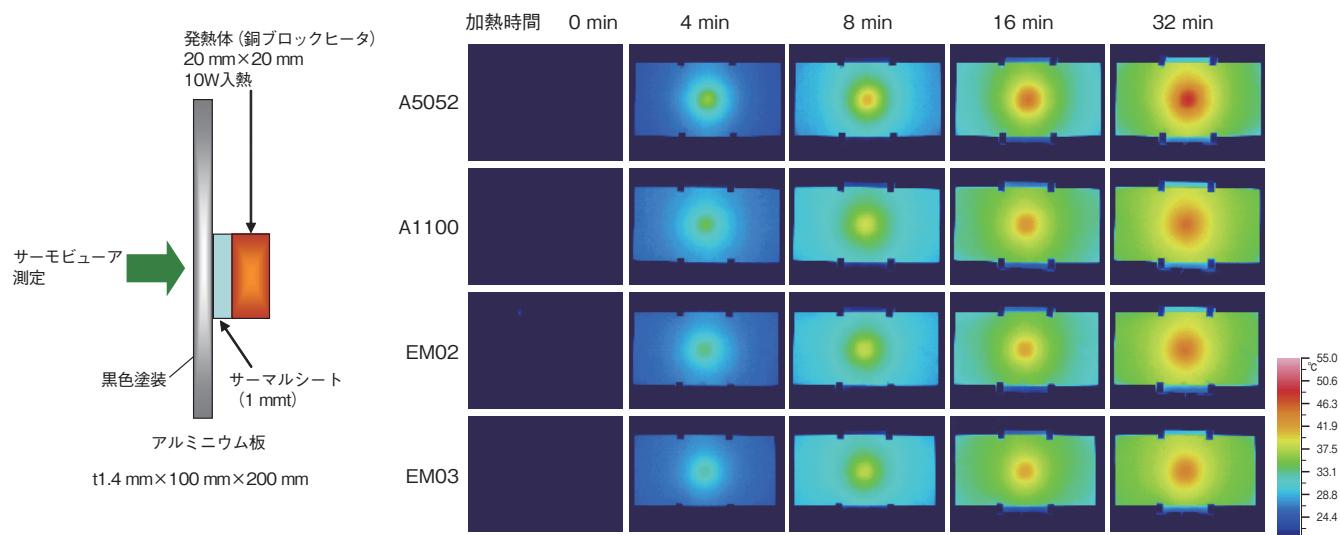


図2 加熱中のEM02、EM03、A1100およびA5052合金板の表面温度分布

Fig.2 Temperature distribution on the surface of EM02, EM03, A1100 and A5052 alloy sheets during heating.

## 製品紹介

押出形材用ステンレス調アルミニウム光輝合金  
「ファスブライト®63」

Stainless Steel-Color Tone Aluminum Alloy for Extruded Profiles, Fus Bright 63

## 1. はじめに

ビル外装にはデザイン上から、ステンレスが使われることが多いが、ステンレスは大気中の鉄粉が付着しこれに雨が付着すると、“もらい錆”が短期間のうちに発生し、美観を損ねることが問題とされています。この問題を解決すべくステンレス代替品として、ステンレスに近い光輝性と、外装用として従来から使用されているアルミニウム合金A6063の強度を兼ね備えた光輝合金「ファスブライト 63 (Fus Bright 63)」を開発しました。

## 2. 開発課題

図1に示すようなステンレスでのもらい錆の除去には物理的に磨き上げることが必要であり、高層ビルなどの高所でのメンテナンスには膨大な費用を要し、錆が発生しない材料が望まれています。さらに、ステンレスは加工が難しく複雑な形状の製品製造ができないので、外装カーテンウォールには不向きと言われています。

ステンレスに比べ、アルミニウムは加工性に優れ、アルマイト処理を行うことにより錆びの発生もないため、ステンレス調アルミニウム光輝合金の開発が要望されていました。従来、当社においては光輝合金押出材として、A6063合金をベースとした「F63」があり額縁などに使用されていました。この合金は電解研磨処理によりステンレスと同等の光輝性を有しますが、A6063合金に比べ機械的強度が低いため外装材には適用することができませんでした。



図1 もらい錆の事例  
Fig.1 Example of contagious rusting.

## 3. ファスブライト 63 の概要と特性

次に開発したファスブライト 63 (社内呼称FB63)の特性を示します。

## 3.1 光沢度および反射率

各種アルミニウム押出形材に電解研磨を行い、その後約25 μmの膜厚の硬質アルマイト処理(色はシルバーとHステンの2種)を施した後、光輝性を測定しました。表1に反射率を示します。開発品FB63はステンレス同等の光輝性を有する従来材F63と同等の光輝性を示しています。図2にFB63の外観を示します。A6063に比べ光輝性が高いことが分かります。

表1 反射率  
Table 1 Reflectivity.

合金名	60° 鏡面反射率 (%)		
	シルバー	Hステン	評価
A6063	16	14	×
F63	38	24	○
FB63	36	22	○

☆反射率測定方法: JISZ8741-1997に準拠



図2 「A6063」と「FB63」との外観比較  
Fig.2 Appearance comparison between "A6063" and "FB63".

## 3.2 機械的性質

表2に機械的性質を示します。開発品FB63の機械的性質はA6063-T5のJIS規格を満足し、A6063材と同等な強度を有しています。

表2 機械的性質  
Table 2 Mechanical properties.

合金名	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	硬さ (HV)	評価
JIS 規格 (A6063-T5)	150以上	110以上	8.0以上	58以上	
A6063	219~232	195~211	10.2~10.8	70~80	○
F63	153~174	121~146	11.0~11.2	57~69	×
FB63	229~242	206~220	10.2~10.4	69~81	○

#### 4. おわりに

開発合金FB63は、添加元素や不純物元素の制御により、ステンレスに近い光輝性を有し、A6063合金の強度を満たしています。

オーディオパネル、OA機器枠などの家電製品から、外装カーテンウォール、手摺りなどのステンレス代替建築部材など、光輝性と強度および耐候性が要求される製品への適用を目指し、用途の拡大を進めています。

#### お問い合わせ先

第三営業部 押出材G

〒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) 5295-3475 FAX : (03) 5295-3764

中部支社 産業材G

〒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) 955-6647 FAX : (052) 955-6683

関西支社 滋賀営業G

〒523-0021 滋賀県近江八幡市長福寺町172番地

TEL : (0748) 38-1378 FAX : (0748) 38-1340

## アルミニウムの腐食のおはなし その5

### The Fundamentals of Corrosion of Aluminum V

大谷 良行  
Yoshiyuki Oya

兒島 洋一  
Yoichi Kojima

#### 1. はじめに

おはなしの4<sup>1)</sup>で促進腐食試験(腐食試験)に触れ、少なからぬ反響を賜った。腐食試験について、論文などには取り上げられる機会が少ないながら、業界各位の関心の高いことが窺えた。腐食試験規格には、日本工業規格(Japanese Industrial Standards: JIS)、国際標準化機構(International Organization for Standardization: ISO)、米国材料試験協会(American Society for Testing and Materials: ASTM)などの規格団体およびその他の学協会によるもの、さらに各製品の製造・使用会社による独自規格がある。試験目的・対象に応じて、浸漬試験、交互浸漬試験、連続噴霧試験、サイクル試験などの実施方式、試験液組成、温湿度条件などはさまざまである。上述の高い関心の背景にある、これら腐食試験の意義・必要性については本稿での繰り返しを避けるとして、連続噴霧試験およびサイクル試験における腐食環境条件について考察することで、おはなしの5を続けさせていただく。

#### 2. 促進腐食試験環境

水溶液を相対湿度(relative humidity: RH)および温度が一定の霧囲気に保持すると、平衡濃度に達するまで水(H<sub>2</sub>O)の吸収もしくは蒸発が起こる<sup>2)</sup>。この平衡濃度とは保持したRH霧囲気と水溶液とのH<sub>2</sub>Oの活量が等しい濃度である。押川ら<sup>3)</sup>はこの平衡濃度を熱力学的データを用いて計算した。塩化ナトリウム(NaCl)および塩化マグネシウム(MgCl<sub>2</sub>)に関するRHと塩化物イオン(Cl<sup>-</sup>)濃度との平衡関係<sup>3)</sup>、さらにこれらに倣って計算した塩化アルミニウム(AlCl<sub>3</sub>)に関する同関係を図1に示す。平衡Cl<sup>-</sup>濃度のこれら塩間の差は大きくないが、海塩に含まれるMgCl<sub>2</sub>やアルミニウム(Al)合金の食孔内に濃縮するAlCl<sub>3</sub>は溶解度が大きく、NaClよりも低RHまで乾燥しないことが分かる。ただしAlCl<sub>3</sub>水溶

液に関する高濃度域の熱力学的データが見当たらず、低濃度域のそれら<sup>4), 5)</sup>の外挿値を用いたため、RH90%以下では破線で示した。実際にMgCl<sub>2</sub>およびAlCl<sub>3</sub>水和物の粉末をRH35%に保持したところ、MgCl<sub>2</sub>は潮解してもAlCl<sub>3</sub>は潮解せず、40%でAlCl<sub>3</sub>も潮解した。AlCl<sub>3</sub>の平衡関係は図中の破線よりもMgCl<sub>2</sub>に近いことになる。

実験によって求めたNaCl水溶液に関するRHとNaCl濃度との50°Cにおける平衡関係<sup>6)</sup>を、図1に示した計算による25°Cにおける同関係<sup>3)</sup>とともに図2に示す。これら関係の温度依存性は大きくなく、このことは海塩においても確認されている<sup>2)</sup>。図1および図2に示した関係から、材料表面に塩が付着したとき、その付着塩量と各RH霧囲気下で塩が吸水してできる水膜の厚さとの関係も計算できる。NaClに関する同計算結果を図3に示す。図中の赤丸については後述する。

JIS H 8502に規格化されている腐食試験を表1に示す。表1中C) 1)の「中性塩水噴霧サイクル試験方法」では、【噴霧】35°C・5%NaCl水溶液噴霧・2 h →【乾燥】60°C・RH 20~30%暴露・4 h →【湿潤】50°C・RH 95%以上暴露・2 h, を繰り返す。この保持条件の温度およびRHに関するものを図4 (a) および(b) にそれぞれ示す。このときの試片付着液のCl<sup>-</sup>濃度および水膜厚さを図1~図3に示した平衡関係を用いて求め、図4 (c) および(d) にそれぞれ示す。ただしここでは、保持条件移行時はすみやかに平衡に達する、平衡関係の温度依存性は無視できる、および噴霧中の水膜厚さの定常値は100 μm<sup>7)</sup>(100 g/m<sup>2</sup>)とした。5%NaCl噴霧液100 g/m<sup>2</sup>は、NaCl付着量5 g/m<sup>2</sup>に相当する。図3中の赤丸はこのNaCl付着量に対する各RHにおける水膜厚さを示し、図4 (d)にはこれらの値を用いた。この試験における試片表面の付着液の状態などは次のとおりである。

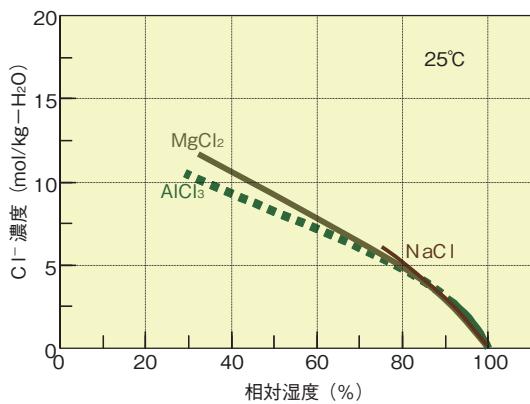


図1 NaCl<sup>3)</sup>, MgCl<sub>2</sub><sup>3)</sup>およびAlCl<sub>3</sub>の各水溶液に関する25°Cにおける相対湿度とCl<sup>-</sup>濃度との熱力学的データに基づく計算による平衡関係

Fig.1 Equilibrium relationships calculated based upon the thermodynamic data between relative humidity and molality of chloride ion for aqueous solutions of NaCl<sup>3)</sup>, MgCl<sub>2</sub><sup>3)</sup> and AlCl<sub>3</sub> at 25°C.

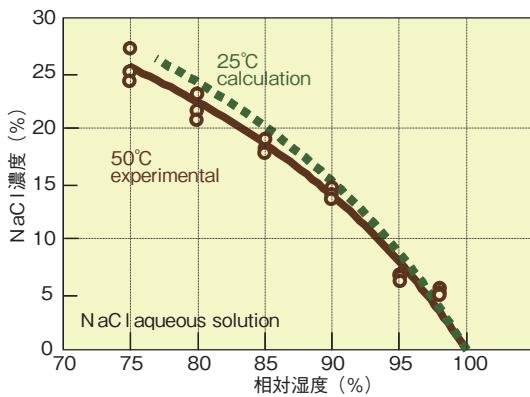


図2 NaCl水溶液に関する相対湿度とNaCl濃度との平衡関係の50°Cにおける実測値<sup>6)</sup>、および25°Cにおける計算値<sup>3)</sup>

Fig.2 Equilibrium relationships between relative humidity and NaCl concentration experimentally determined at 50°C<sup>6)</sup> and calculated for 25°C<sup>3)</sup>.

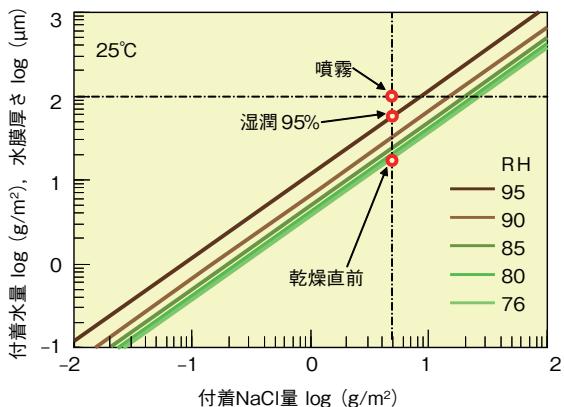


図3 NaCl水溶液に関する25°C、76~95%RHにおけるNaCl付着量と水膜厚さとの関係

Fig.3 Relationships between surface NaCl amount and water film thickness under the atmosphere of 76~95%RH at 25°C.

【噴霧】5%NaCl噴霧液が付着し、水膜は100 µmの定常値となる。→【乾燥】NaCl溶液が濃縮し、RH76%以下でNaCl結晶が析出して乾燥する。→【湿潤】RH76%以上でNaClが吸水し、RH上昇とともにNaCl濃度が低下し、RH95%で平衡濃度8.8% (1.64 mol/kg-H<sub>2</sub>O)、水膜厚さ57 µmとなる。

1%Mn, 1%Mn-1%Cuまたは1%Mn-2%Znを添加した各Al合金に関する孔食電位( $E_{PIT}$ )のNaCl濃度依存性を図5に示す。CuまたはZnの添加は、 $E_{PIT}$ をそれぞれ貴化または卑化させる。自動車熱交換器などで多用される犠牲防食では、このような合金間の $E_{PIT}$ の差を利用する<sup>8)</sup>。すなわち、被防食合金の表面または近傍に $E_{PIT}$ のより卑な犠牲合金を配することで、被防食合金における孔

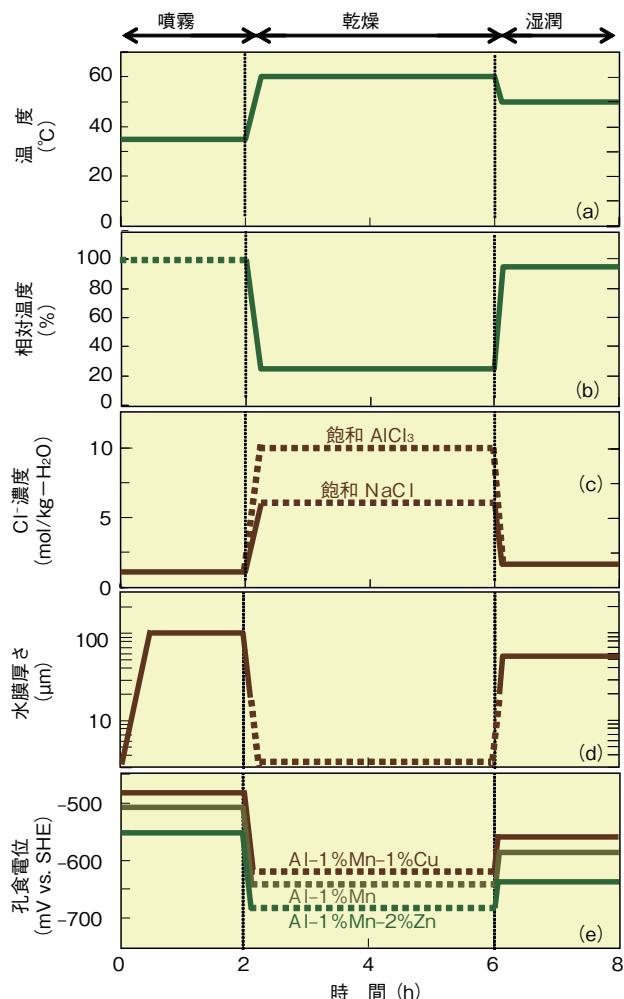


図4 JIS H 8502「中性塩水噴霧サイクル試験方法」の温度(a)・相対湿度(b)に関する試験条件、これらと平衡するNaCl溶液のCl<sup>-</sup>濃度(c)・水膜厚さ(d)、およびこれら濃度のNaCl溶液中の各Al合金の孔食電位(e)

Fig.4 Standardized conditions in terms of temperature (a) and relative humidity (b) for JIS H 8502 neutral salt spray cyclic corrosion test, equilibrium Cl<sup>-</sup> concentration (c) and water film thickness (d) for NaCl solution, and pitting potentials for Al alloys in the NaCl solutions with the concentrations (e).

表1 JIS H 8502で規格化されている促進腐食試験  
Table 1 Accelerated corrosion tests standardized in JIS H 8502.

規格番号	JIS H 8502
規格名称	めっきの耐食性試験方法
a) 屋外曝露試験方法	
1) 直接曝露試験方法	
2) 遮へい曝露試験方法	
b) 連続噴霧試験方法	
1) 中性塩水噴霧試験方法	
2) 酢酸酸性塩水噴霧試験方法	
3) キャス試験方法	
c) サイクル試験方法	
1) 中性塩水噴霧サイクル試験方法	
2) 人工酸性雨サイクル試験方法	
d) コロードコート試験方法	
e) ガス腐食試験方法	
1) 二酸化硫黄ガス試験方法	
2) 硫化水素ガス試験方法	
3) 塩素ガス試験方法	
4) 混合ガス試験方法	

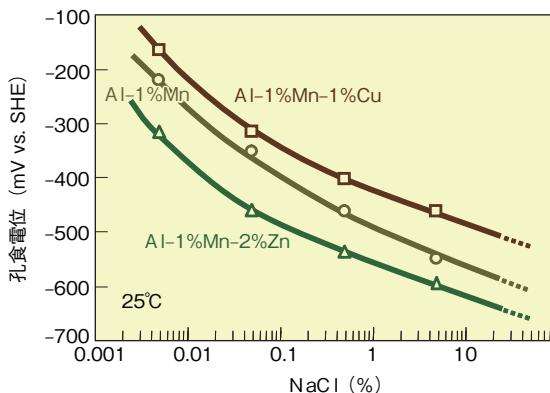


図5 Al-1%Mn-1%Cu、Al-1%Mn および Al-1%Mn-2%Zn 合金の孔食電位の NaCl 濃度依存性  
Fig.5 NaCl concentration dependence of pitting potential for Al-1%Mn-1%Cu, Al-1%Mn and Al-1%Mn-2%Zn alloys.

食の発生・成長を抑制する。図4 (c) の  $Cl^-$  濃度変化に対応したこれら合金の  $E_{PIT}$  変化を図4 (e) に示す。各合金とも噴霧中が最も貴で、乾燥直前の飽和溶液では 100 mV 程度卑化し、湿潤では噴霧より 30 mV 程度卑な値となる。サイクルを通して合金間の序列は入れ替わらず、差の変化も大きくない。ただし、孔食の発生・成長には、表面の付着塩分布の不均一<sup>9), 10)</sup>、孔食の成長による腐食生成物の堆積および表面形状変化も影響を与えるが、ここでは考慮されていない。余談になるが、試験後の試片が RH40% 以上の大気中に保持された場合、試片表面が完全に乾燥していても、食孔内では濃縮した  $AlCl_3$  により高  $Cl^-$  濃度溶液環境が維持され(図1、図4 (c))、自己触媒的<sup>11)</sup>に孔食が成長しうることになる。実際に、表面に乾燥した塩の付着した試験後試片の食孔を光学顕微鏡で観察したところ、食孔底部がゴソゴソと動き続けていたというお話<sup>12)</sup>を伺った。水素 ( $H_2$ ) ガスの発生である。

### 3. 水膜下腐食

腐食速度の水膜厚さ依存性の Tomashov モデル<sup>13)</sup>を図6 (a) に示す。腐食速度は乾燥状態から水膜厚さとともに増加して 1  $\mu m$  で極大値をとったのち、酸素 ( $O_2$ ) の水膜を拡散しての供給が律速となって減少に転じ、1 mm 以上で浸漬状態に相当した一定値となるものである。鉄 (Fe) または炭素鋼、および Al 合金の腐食速度の各種実測値を水膜厚さ依存性としてまとめて整理したものを、溶存  $O_2$  還元の限界電流密度の同依存性とともに図6 (b) に示す。静止溶液の拡散層厚さが 500  $\mu m$  であることから、水膜厚さ 500  $\mu m$  以上については浸漬状態の各値を示した。図6 (a) と図6 (b) との横軸スケールを合わせたため、図6 (a) の横軸は原図<sup>13)</sup>と多少異なっている。

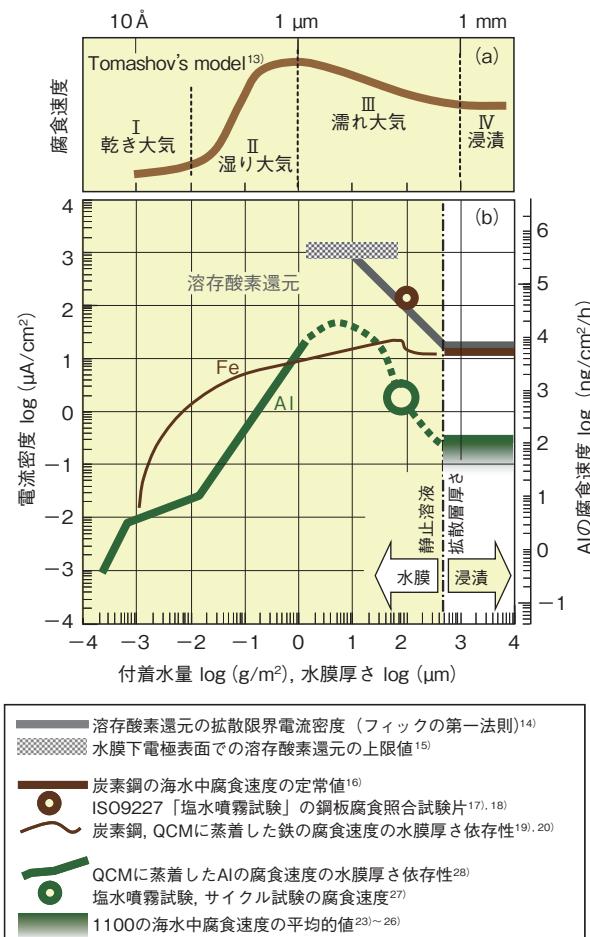


図6 水膜下腐食速度の Tomashov モデル (a)<sup>13)</sup>、溶存酸素還元の限界電流密度<sup>14), 15)</sup>、炭素鋼または鉄の腐食速度<sup>16)~20)</sup> およびアルミニウム合金の腐食速度<sup>23)~28)</sup> の水膜厚さ依存性 (b)

Fig.6 Tomashov's model<sup>13)</sup> for corrosion rate under water film (a), film thickness dependence of limiting current density for dissolved oxygen reduction<sup>14), 15)</sup> and corrosion rates for carbon steel, iron<sup>16)~20)</sup> and aluminum alloys<sup>23)~28)</sup> (b).

溶存O<sub>2</sub>拡散限界電流密度は、フィックの第一法則に基づいた計算値<sup>14)</sup>を示した。このときの拡散層厚さは、水膜厚さ500 μm以上については500 μm、これより薄い場合は水膜厚さとした。このため、500 μm以下では水膜厚さの逆数に比例して電流密度が増大している。水膜厚さの薄い領域について、Nishikataら<sup>15)</sup>は律速段階が水膜中拡散から気相/水膜界面でのO<sub>2</sub>の溶解にかわり、溶液の塩濃度に応じた1 mA/cm<sup>2</sup>前後の一定値になると報告している。

炭素鋼の海水中定常腐食速度は1 mm/y程度<sup>16)</sup>で、溶存O<sub>2</sub>拡散限界電流密度に相当することはよく知られている。ISO 9227「塩水噴霧試験」<sup>17)</sup>では、中性塩水噴霧試験に関して、試験機の腐食性の確認・調整用に鋼板腐食照合試験片が定められ、その腐食速度が70±20 g/m<sup>2</sup>/48 hと規定されている。これを水膜厚さ100 μm<sup>7)</sup>に対してプロットした。この腐食速度は国際ラウンドロビンテストに基づいて決定された実験値<sup>18)</sup>であるが、図中の溶存O<sub>2</sub>の100 μm 水膜中拡散限界電流密度に相当している。炭素鋼が溶存O<sub>2</sub>還元のカソード律速のもと均一腐食することを反映しており、1~2 mL/h/80 cm<sup>2</sup>と規定されている塩水噴霧量をさらに増加することは腐食の加速に繋がらないという事実とも整合する。篠原ら<sup>19), 20)</sup>の測定した炭素鋼あるいはQCMに蒸着したFeの腐食速度は水膜厚さ56 μmで極大値となっている。Nishikataら<sup>15)</sup>、山本ら<sup>21)</sup>およびNaganoら<sup>22)</sup>の各測定でも極大値の得られる水膜厚さは10~100 μmであり、Tomashevモデルの1 μmよりかなり厚い。

1100に関する各地での天然海水中浸漬試験結果<sup>23)~26)</sup>に基づいて、Al合金に関する浸漬状態の腐食速度を~10 g/m<sup>2</sup>/yとして示した。また、塩水噴霧試験およびサイクル試験の腐食速度<sup>27)</sup>を2章で述べた水膜厚さ57~100 μmに対してプロットした。大城戸ら<sup>28)</sup>はQCMに蒸着したAlについて、初期の腐食速度と水膜厚さとの関係を調べた。これらを繋げ、図6中の他のデータと合わせて概観すると、Alに関する腐食試験の環境条件がえてくる。海水中浸漬状態および腐食試験ではいずれもカソード律速で孔食が進行したと考えられるが、鉄鋼材料と異なり、腐食速度は溶存O<sub>2</sub>還元の限界電流密度に及ぶことがない。中性環境のAl合金表面ではカソード反応が不活発なことによる。表1中b) 3)の「キャス試験方法」では、試験液に銅イオン(Cu<sup>2+</sup>)を添加することでAl合金表面に金属銅(Cu)を置換析出させる。こうした析出Cuが溶存O<sub>2</sub>の還元律速を緩和して腐食を促進できるのは、上述のような腐食速度と限界電流密度との大小関係があるからである。このb) 3)およびb) 2)「酢酸酸性塩水噴霧試験方法」では、試験液に酸化剤となる水素イオン(H<sup>+</sup>)の供給種として酢酸(CH<sub>3</sub>COOH)を添加す

ることでもカソード反応を活発にして腐食を促進していることは既報<sup>14), 29), 30)</sup>で述べた。

#### 4. おわりに

連続噴霧試験、サイクル試験などにおける腐食環境条件は、水膜下腐食という点で大気腐食に類似する。大気腐食も浸漬腐食と同じ電気化学反応であり、金属のイオン化であるアノード反応と、溶存O<sub>2</sub>あるいはH<sup>+</sup>の還元を主とするカソード反応とを内容とする。自然大気雰囲気に置かれた金属は、表面の電解質の状態、組成、量などが気象条件の影響を受ける。こうした変動の大きい電解質環境下で進行する大気腐食現象は浸漬腐食に比べ複雑になる。一方腐食試験では、試験条件が厳密に規格化されており、試験機内の人工的に制御された環境で実施される。このため、再現性に優れるのみならず、表面に形成される電解質の物理化学的定量化および現象の電気化学的取り扱いが比較的容易となる。本稿がAl合金に関する腐食試験の環境条件のご理解のお役に立つことを願いつつ、本年も大方のご批判を切に請う次第である。

#### 参考文献

- 1) 児島洋一:Furukawa-Sky Review, 4 (2009), 47.
- 2) 武藤 泉, 杉本克久:材料と環境, 47 (1998), 519.
- 3) 押川 渡, 篠原 正, 元田慎一:材料と環境, 52 (2003), 293.
- 4) 電気化学会編:電気化学便覧第5版, 丸善, (2000), 99.
- 5) 日本化学会編:化学便覧基礎編改訂2版, 丸善, (1975), 1196.
- 6) 大谷良行, 児島洋一:材料と環境 2008 講演集, (2008), 371.
- 7) 喜多勇人, 木本雅也, 工藤赳夫:材料と環境, 56 (2005), 414.
- 8) 池田 洋:住友軽金属技報, 41 (2000), 134.
- 9) 植木光彦, 熊田将隆:HONDA R&D Technical Review, 11 (1999), 159.
- 10) 多田清志, 小堀一博, 植木光彦:軽金属, 52 (2002), 269.
- 11) 児島洋一:Furukawa-Sky Review, 2 (2007), 54.
- 12) 原 信義:社内講演会
- 13) N. D. Tomashov : Corrosion, 20 (1964), 76.
- 14) 児島洋一:Furukawa-Sky Review, 3 (2008), 73.
- 15) A. Nishikata, Y. Ichihara, Y. Hayashi and T. Tsuru : J. Electrochem. Soc., 144 (1977), 1244.
- 16) 腐食防食協会編:材料環境学入門, 丸善, (1993), 273.
- 17) ISO 9227 : 2006 Corrosion tests in artificial atmospheres - Salt spray tests.
- 18) 神戸徳蔵, 須賀 菲:表面技術, 58 (2007), 526.
- 19) 篠原 正:ふえらむ, 11 (2006), 215.
- 20) 細谷雄司, 篠原 正, 押川 渡, 元田慎一:材料と環境, 54 (2005), 391.
- 21) 山本正弘, 片山英樹, 小玉俊明:日本金属学会誌, 65 (2001), 465.
- 22) H. Nagano, T. Doi and M Yamashita : Materials Science Forum, 289 - 292 (1998), 127.
- 23) 花崎昌幸, 吉田幸一, 佐藤健:軽金属学会第68回春期大会講演概要, (1985), 79.

- 24) 日本アルミニウム協会編:アルミニウムハンドブック第7版, (2007), 72.
- 25) H. P. Godard : The Corrosion of Light Metals, John Wiley & Sons, Inc., (1967), 130-139.
- 26) C. R. Southwell, J. D. Bultman and A. L. Alexander : Materials Performance, 7 (1976), 16.
- 27) 軽金属学会技術部会腐食防食分科会:軽金属学会第82回春期大会講演概要, (1992), 251.
- 28) 大城戸忍, 石川雄一:材料と環境, 47 (1998), 476.
- 29) 児島洋一, 大谷良行:軽金属学会第111回秋期大会講演概要, (2006), 279.
- 30) 児島洋一, 大谷良行:第53回材料と環境討論会講演集, (2006), 375.



大谷 良行 (Yoshiyuki Oya)  
技術研究所



児島 洋一 (Yoichi Kojima)  
技術研究所

## Topics

### トピックス

#### ALUMINIUM CHINA 2009に出展

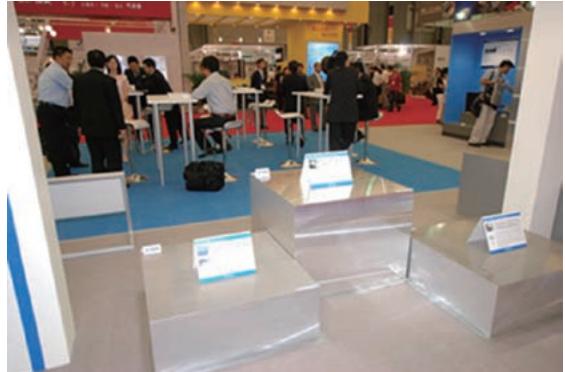
Participating in the ALUMINIUM CHINA 2009

当社は、2009年6月30日から7月2日まで、中国上海市の上海国際博覧センターで行われたALUMINIUM CHINA 2009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、5回目の今回は世界各国から350社が出展し、日本からは5社が参加しました。期間中の展示会入場者数は9,387名でした。

今回が3回目の出展となる当社は、厚板関連製品を中心に入場しました。

なお、2010年6月9日から6月11日まで中国上海市で行われる次回のALUMINIUM CHINA 2010に出展する予定です。



ALUMINIUM CHINA 2009 古河スカイ(株)展示ブース  
Exhibition booth of Furukawa-Sky Aluminum at the ALUMINIUM CHINA 2009.

## Topics

### トピックス

#### タイ国にコイルセンターを設立

Establishment of Coil Center in Thailand

当社は2010年2月4日、タイ国バンコク近郊に、100%出資のコイルセンターを設立しました。自動車熱交換器用アルミニウム製品の加工販売の拡大を主な目的としたもので、当社国内工場および中国の板圧延合弁会社からの素条をスリッタ加工することからはじめ、お客様のご要求に応え、今後機能を充実拡大していく予定です。

東南アジア・インド地域における自動車の需要は、今後大きな伸びが予想されます。当社は当該地域において直接事業化を通じ、自動車熱交換器用をはじめとするアルミニウム圧延品の需要拡大に積極的に対応し、新しいお客様と新需要の開拓を図ります。

また、インドネシアの押出合弁会社であるフルカワ・インダール・アルミナム社(PT Furukawa Indal Aluminum Co., Ltd., 社長:吉田明典, 資本金:400万USドル, 1998年3月設立)の押出製品と併せた販売を強化し、当該地域のお客様のさまざまなアルミニウム材料へのご要求に対応していきます。



完成予想図  
Completion image of the new coil center.

##### 【新会社の概要】

会社名: FURUKAWA-SKY ALUMINUM (THAILAND) CO., LTD

所在地: タイ国アユタヤ県ロジャーナ工業団地内

社長(非常勤): 長南邦年(古河スカイ(株)取締役営業本部副本部長)

資本金: 1億6千万バーツ(約4億8千万円)

出資: 古河スカイ(株)100%

設立: 2010年2月4日

操業開始: 2010年末(予定)

事業内容: アルミニウム圧延品の加工・販売

生産量: 月産約300トン(2013年目標)

売上高: 年約5億5千万バーツ(約17億円)

(2013年目標)

## Topics

### トピックス

#### 第1回国際二次電池展に出展

Participating in the 1st International Rechargeable Battery Expo BATTERY JAPAN

当社は、古河電気工業(株)、日本製箔(株)と共同で、2010年3月3日から5日まで東京ビッグサイトで開催された「第1回国際二次電池展～バッテリージャパン～」に出展しました。

国際二次電池展は、今回が初開催ながら14ヵ国より231社が出展し、約80,000名が来場した世界最大の二次電池専門展示会です。併せて世界最大の燃料電池展「FC EXPO 2010～第6回国際水素・燃料電池展～」、アジア最大の太陽電池展「PV EXPO 2010～第3回国際太陽電池展～」、太陽光発電システム施工に関する技術・製品を集めた「第1回国際太陽光発電システム施工展～PVシステムEXPO～」および新エネルギーに関する量産・試作に特化した「新エネルギー向け 第1回国際量産・試作・加工技術展」が同時に開催されました。

今回、当社は電池ケース「ENシリーズ」、精密押出関連

製品、冷却・放熱部材などを、古河電工が電解銅箔を、日本製箔(株)がアルミニウム箔と圧延銅箔を出展しました。



第1回国際二次電池展 古河スカイ(株)展示ブース  
Exhibition booth of Furukawa-Sky Aluminum at the 1st International Rechargeable Battery Expo BATTERY JAPAN.

## Topics

### トピックス

#### 古河(天津)精密鋁業有限公司が南京協衆汽車空調集團有限公司より「2009年優秀サプライヤー」表彰

Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corporation was Awarded "Excellent Supplier Award for 2009" by Nanjing Xiezhong Auto-Airconditioner (Group) Co.Ltd.

当社のアルミニウム押出材製造子会社で、中国天津に拠点を置く古河(天津)精密鋁業有限公司(Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corporation, 本社:中華人民共和国天津市 加藤和美総經理)が中国の熱交換器メーカーである南京協衆汽車空調集團有限公司殿から「2009年優秀サプライヤー」に表彰されました。

古河(天津)精密鋁業有限公司は、2008年1月より南京協衆汽車空調集團有限公司に熱交換器用アルミニウム押出チューブの納入を開始し、2009年の納入実績において品質、納期、技術協力などの対応が評価されました。

中国のお客様から初めて品質、納期、技術などが評価されたことは、今後、古河(天津)精密鋁業有限公司の中国市場での熱交換器用アルミニウム押出チューブの拡販に弾みをつけるものと期待しています。

なお、南京協衆汽車空調集團有限公司殿は1993年に設立された中国資本企業であり、中国地場自動車メーカー

にエアコンを供給しています。これまでトラック向けが主体でしたが、最近は乗用車向けに力を入れており、中国の自動車用熱交換器市場の熾烈な競争環境のなかで、高品質が評価され販売を伸ばしています。



「2009年優秀サプライヤー」表彰楯  
Excellent Supplier Award for 2009.

### トピックス

## 中国のアルミニウム圧延会社へ資本参加 Equity Participation in an Aluminum Rolling Company in China

当社は、三井物産(株)と共同で、2009年10月8日、中国のアルミニウム事業会社である広東東陽光鋁業股份有限公司傘下のアルミニウム圧延会社2社への資本参加および経営参画に合意する契約書に調印しました。

広東東陽光鋁業股份有限公司傘下のアルミニウム圧延会社2社は、乳源東陽光精箔有限公司と韶關市陽之光鋁箔有限公司で、当社はそれぞれの株式25%を、三井物産は同じく20%を既存株主である広東東陽光鋁業股份有限公司と香港南北兄弟国際投資有限公司から取得しました。

中国のアルミニウム圧延品需要は、電子・電機機器向けのみならず、輸送向けや包装容器向けなど、今後も総じて継続的な伸長が見込まれており、なかでも自動車用途については、需要の拡大と生産拠点の増大を背景として高い伸びが予想されています。

乳源東陽光精箔有限公司と韶關市陽之光鋁箔有限公司は、コンデンサ用アルミニウム箔とエアコン用フィン材において、中国内有数の高いシェアを獲得しており、このほか一般板、条なども生産しています。今後、当社と三井物産(株)が保有する先進的な技術とグローバルネットワークを活用して、自動車熱交換器用材料をはじめとする各種高機能製品を提供する体制を整えます。これにより、中国内外のお客様への拡販と新規需要の開拓を進め、拡大する需要に積極的に対応し競争力を強化して、

乳源東陽光精箔有限公司と韶關市陽之光鋁箔有限公司2社の企業価値を向上させていきたいと考えています。

2010年より、乳源東陽光精箔有限公司と韶關市陽之光鋁箔有限公司において当社から供与する技術に基づく自動車熱交換器用材料の生産に着手しており、年内を目処に中国内外の顧客向けに販売を開始する予定です。



深圳市実業发展有限公司の張中能董事長(左から4番目)と広東東陽光アルミニウム業股份有限公司の郭京平董事長(左から2番目)と当社吉原正照社長(右から4番目)

Zhongneng Zhang, Chairman of the Board of Shenzhen Industrial Development Co., Ltd. (the fourth from the left); Jingping Guo, Chairman of the Board of Guangdon Dongyangguang Aluminum Co., Ltd. (the second from the left); and Masateru Yoshihara, President of Furukawa-Sky Aluminum Corp. (the fourth from the right).

## 関連会社紹介

### 日本製箔株式会社

Nippon Foil Mfg. Co., Ltd.

#### 1. はじめに

日本製箔(株)(ニッパク)は、金属箔総合メーカーとして、アルミニウム箔、銅箔、錫箔など、各種金属箔ならびにその応用製品を開発・製造・販売しています。2008年度の当社の金額ベース事業内訳は、アルミニウム箔事業36%、加工品事業32%、特殊箔(銅箔そのほか)事業17%および日用品事業15%でした。最近注目されているハイブリッド車やEV車などの環境自動車に使用されるリチウムイオン電池用集電体箔のトップメーカーとして期待が高まっています。

#### 2. 沿革

当社はたばこの包装に用いられる錫紙を製造する会社として設立されました。次に当社の沿革を示します。

1933年11月 関西の錫紙会社3社(大阪・吹田市、藤井寺市、京都市)が合併し日本錫紙(株)を設立  
1934年 9月 新たに1社(藤井寺市)を合併  
1937年 1月 日本製箔(株)に社名変更  
アルミニウム箔製造開始  
1954年10月 東京証券取引所市場 第2部上場  
1968年 9月 野木工場完成  
1982年 4月 400万株の第三者割当増資  
古河電気工業(株)が全額引受け筆頭株主に  
1984年10月 滋賀工場完成  
(吹田工場および京都工場を集約)  
2009年10月 古河スカイ(株)の100%子会社化  
第2部上場廃止

#### 3. 当社の技術と主な製品紹介

##### 3.1 アルミニウム箔

食料品・医薬品などの包装材、電解コンデンサなどエレクトロニクス・電気分野向けなどの製品がありますが、近年リチウムイオン電池の正極集電体用製品が増加しています。リチウムイオン電池は、携帯電話およびノートパソコンをはじめハイブリッド車用や電気自動車用として需要が拡大すると予想されています。2007年度重量実績



##### 【会社概要】

設立: 1933年11月17日

資本金: 490,000千円(2010年3月30日)

所在地

本社: 〒101-0021 東京都千代田区外神田4丁目14番1号(秋葉原UDX)

滋賀工場: 〒525-0042 滋賀県草津市山寺町笹谷61-8

野木工場: 〒329-0103 栃木県下都賀郡野木町若林55

従業員: 270名(平成21年9月30日現在)

関連会社: 日本金属箔工業(株)、ニッパク産業(株)

での当社リチウムイオン電池用アルミニウム箔のシェアは25.7% (矢野経済総合研究所調べ)で世界No.1でした。

主なアルミニウム箔の種類を表1にまとめました。合金の種類、製造工程の違いなどにより種々の特性を有する製品があります。

表1 主なアルミニウム箔の種類と用途  
Table 1 Aluminum foils and their applications.

材質名	特徴	用途
A1N30	一般的に使用される材質	食品・薬品・日用品用包材、LIB用箔ほか
A1085	アルミニウム純度99.85%以上	電解コンデンサ・LIB用箔ほか
A1N90	アルミニウム純度99.90%以上	電解コンデンサ用箔ほか
A3003	高強度、耐食性に優れる	化粧板、LIB用箔ほか
A3004	高強度、耐食性に優れる	日用品用成形品ほか
A8079	結晶が細かく均一	食品・薬品・日用品用包材ほか
A8021	高性能アルミニウム箔 (PACAL21)	食品・薬品・日用品用包材ほか

また、アルミニウム箔を次のような方法で製造しています。材料は厚さ0.3 mm程度のアルミニウム板(箔地)で古河スカイ(株)より供給を受けています。これを図1に示すように、粗圧延、中間圧延、重合、仕上圧延および分離と、図にはありませんが、断裁および検査の各工程により、厚さ65~70 μm程度の最終製品にして出荷します。ここで重合とは2枚の中間厚さのアルミニウム箔を重ね合わせる

工程です。この後の工程で2枚を重ね合わせた状態で仕上げ圧延を行います。薄箔を製造する場合に有利な方法で、ツヤ面とケシ面ができることが特徴です。また箔の特性を調整するため、焼鈍工程を入れることもあります。

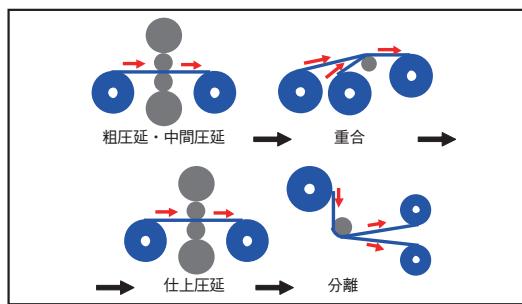


図1 アルミ箔の圧延工程  
Fig.1 Manufacturing process of aluminum foil.

### 3.2 銅箔

FPC用およびワイヤハーネス用製品が主ですが、アルミニウム箔と同様にリチウムイオン電池の需要が拡大するにつれ、リチウムイオン電池負極集電体用銅箔の生産が増大しています。2007年度重量実績での当社リチウムイオン電池用銅箔のシェアは8.3%（矢野経済総合研究所調べ）で世界No.3でした。銅箔には圧延銅箔と電解銅箔がありますが、当社は圧延銅箔を製造しています。

圧延銅箔の製造は基本的にはアルミニウム箔の製造工程と同じですが、重合なしで8  $\mu\text{m}$ の薄箔を圧延することができます。

### 3.3 加工品

医薬品包装材(PTP)、食料品包装材、建材などの製品を製造しています。加工品の多くはアルミニウム箔に印刷、着色および塗工を行った製品、あるいはアルミニウム箔と樹脂フィルムとを貼り合わせた製品でアルミニウム箔単体よりも付加価値を高くしています。製造設備としては図2に示すグラビア方式による印刷、塗工設備、ドライラミネートおよびワックスラミネートのほかに、グルー(ウェット)ラミネート、型付(エンボス)などがあります。

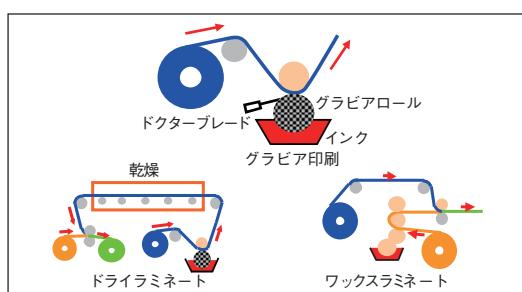


図2 加工品製造設備の例  
Fig.2 Printing, lacquering, coating, and laminating processes.

新製品として、医薬品メーカーで導入が拡大している赤外線検査機用PTPアルミニウム箔<sup>1)</sup>(図3)、医薬品の偽造を防止するためのPTPアルミニウム箔、RFID用ICタグアンテナ<sup>2)</sup>(図4)があります。



図3 赤外線検査機用PTPアルミニウム箔  
Fig.3 Press-through package (PTP) aluminum foil for IR inspection.

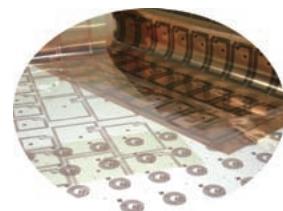


図4 ICタグ用アンテナ  
Fig.4 IC tag antenna for RFID.

### 3.4 日用品

一般家庭でも使用されている日用品用の、アルミニウム箔のプレス成型品、紙やフィルムとの貼り合わせ品などを製造・販売しています。アルミニウムホイル、お弁当のおかず入れ、換気扇カバー、シリコーン製品、IHマット、キャラクター商品など、キッチン周りの消耗品を中心に『ニッパク』のブランド名にて製造・販売を展開しています。そのほか、OEMやプライベートブランド品の受託、また、インターネットによるダイレクトマーケティングなども行っています。

日用品事業については、2010年5月1日をもって三菱アルミニウム(株)および(株)エムエーパッケージングに譲渡します。

## 4. おわりに

当社は、“CS”を原点に、より高品質で付加価値の高い製品をお届けしています。地球環境の保全にも、私たちの製品や企業活動を通じ、積極的に取組んでいきます。

### 参考文献

- 1) 古河スカイレビュー 4 (2008), 60.
- 2) 古河スカイレビュー 3 (2007), 52.

## 関連会社紹介

### 古河スカイ滋賀株式会社

Furukawa-Sky Shiga Corp.

## 1. はじめに

古河スカイ滋賀株式会社は、古河スカイ株式会社100%出資の子会社で、アルミニウム合金の押出形材を製造しています。古河スカイグループの押出工場は栃木県小山市にある小山工場、インドネシアのスラバヤにあるFIA (PT. Furukawa Indal Aluminum)、中国天津にあるFSAT (Furukawa-Sky Aluminum (Tianjin) Corporation)、そして当社の4工場となっています。当社は押出形材製造の関西拠点として設立しましたが、現在では国内外に向けて高精度な押出形材の製造に特化した工場として生まれ変わりました。

## 2. 沿革

当社は1968年に古河アルミニウム工業株式会社滋賀事業所として発足し、電気製品、建材、自動車部品などに使用されるアルミニウムとその合金の押出形材を製造してきました。当社の沿革は次のとおりです。

1968年 古河アルミニウム工業株式会社滋賀事業所発足  
押出機1機設置  
1969年 押出機1機増設  
1973年 押出機1機増設  
1981年 JIS H 4100 取得  
1993年 古河電気工業株式会社滋賀事業所に名称変更  
1997年 ISO 9001認証取得  
1998年 感光ドラムライン増設  
2002年 ISO 14001認証取得  
2003年 古河電気工業株式会社の  
滋賀古河電工株式会社として発足  
コンフォームライン増設  
2004年 古河スカイ株式会社の100%出資会社の  
古河スカイ滋賀株式会社に社名変更  
押出機1機増設  
2005年 AS 9100認証取得  
2009年 JIS H 4040, JIS H 4080取得



#### 【会社概要】

設立: 2003年6月  
資本金: 8千万円 (古河スカイ株式会社100%出資)  
所在地: 〒523-0021 滋賀県近江八幡市長福寺町172番地  
敷地面積: 61,864 m<sup>2</sup>  
売上量: 7,521t (2008年度)  
従業員: 約120名

## 3. 製造工程

押出形材の代表的な製造工程を図1に示します。

当社は鋳造設備を有していないため、国内外から調達したビレットを使用して4台の押出機で製品を製造しています。表1に当社が製造している押出形材用合金および製品の用途を示します。この他、最近ではステンレス調アルミニウム光輝合金FB63や強度の高いA6061合金の押出形材の製造も可能となりました。製品の外接円径約180 mmまでが製造可能範囲です。

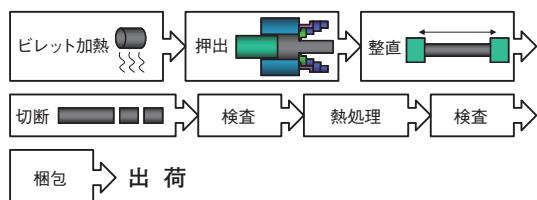


図1 押出形材の製造工程

Fig.1 Manufacturing process of extruded profiles.

表1 製造合金と製品用途

Table 1 Aluminum alloys and their applications.

合金	呼称	用途
1000系(純アルミ系)	A1050, A1060 A1070, A1100	熱交換器、 装飾品など
3000系(Al-Mn系)	A3003	感光ドラム、 一般器物など
6000系(Al-Mg-Si系)	A6061, A6063 A6N01	建築材、車両、 装飾品など

## 4. 製品紹介

当社で製造している押出製品の中から代表的な製品を次に紹介します。

### 4.1 感光ドラム(図2)

複写機の心臓部に使用されている感光ドラム用管は、通常、押出⇒引抜数回⇒切削の工程で製造されますが、当社では押出⇒引抜1回のみで高精度かつ表面光沢のある感光ドラム用管を製造しています。当社で製造された感光ドラム用管は小型高性能なカラーレーザプリンタに搭載されています。



図2 感光ドラム

Fig.2 Photosensitive drum for copying machines.

### 4.2 MFチューブ(図3)

MFチューブは自動車エアコンのコンデンサに使用されるチューブで、内部にエアコン用冷媒が流れる超小型高精密な形状となっています。チューブを並列に並べて冷媒を流すマルチフロー(multi-flow)タイプのコンデンサ用のチューブのためMFチューブと称します。幅16mm、高さ1mmのMFチューブは従来製品に比べ1/10以下の重量となっており、燃費向上が図られ、CO<sub>2</sub>排出量削減に寄与する環境にやさしい製品です。

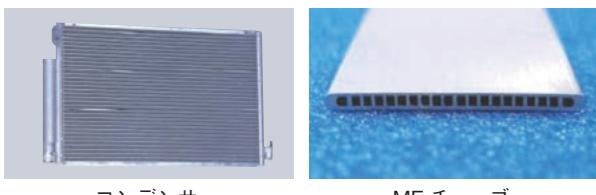


図3 カーエアコンコンデンサとMFチューブ  
Fig.3 Condenser for automotive air-conditioner and the MF tube.

### 4.3 一般形材

当社はノートパソコン用パームレスト(図4)、携帯電話筐体などの薄肉かつ高精度な形状や、ゲーム機、液晶

TVなどで使用される放熱性の高い冷却体(ヒートシンク)(図5)など複雑で高精度な形材を製造しています。またオーディオパネル(図6)や液晶TV枠など外観の美麗さが問われる製品でお客様の満足に応える製品を提供しております。



図4 ノートPC用パームレスト

Fig.4 Palm rest for personal computers.



図5 ヒートシンク

Fig.5 Heat sink.



図6 オーディオパネル

Fig.6 Front panel for audio devices.

## 5. おわりに

アルミニウム製品は軽量、リサイクル性などの特性から今後各方面において環境調和製品として普及することが期待されています。当社は、少量サンプルや試作などのご要望についても承っており、高精度および高品質な製品を短納期で製造し、お客様のご要望にお応えしています。

# Published Papers

## 公表資料

### 論文・講演・資料

Research Papers, Lectures and Written Materials

#### 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	プレコート材の耐汚染性と加工性に及ぼすポリエチレンワックスの添加量および融点の影響	小澤廣次 斎藤正次	軽金属, 59 (2009), 427.	2009.08
2	海外文献調査 ろう付・はんだ付 その他	東海林了	軽金属溶接, 47 (2009), 16.	2009.09
3	自動車へのアルミニウム適用に向けた接合技術	岡田俊哉	軽金属溶接, 47 (2009), 1.	2009.11
4	サーボプレスの特性と加工事例	上野洋一 西村尚 (東京都立大学名誉教授) 玉井良清 (JFEスチール) 菅沼俊治 (アイダエンジニアリング) 松尾勇 (アマダ) 村田力 (株放電精密加工研究所)	塑性と加工, 50 (2009-11), 986.	2009.11

#### 2. 学会および協会講演

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
1	レーザ加工法によって2000系Al合金に形成した微細孔の腐食挙動	兒島洋一 大谷良行 坂入正敏 (北海道大) 梁田健司 (同上) 菊地竜也 (同上)	腐食防食協会・材料と環境2009, 講演集, (2009), 103.	2009.05
2	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	材料と環境2009, 講演集, (2009), 225.	2009.05
3	Formation of micro-pits on Al alloy with PRM and initial stage of localized corrosion in the formed pits	大谷良行 兒島洋一 坂入正敏 (北海道大) 梁田健司 (同上) 菊地竜也 (同上)	Final program and Abstracts V <sup>th</sup> Aluminium surface science and technology symposium, (2009), 27.	2009.05
4	Pitting corrosion of Al alloy under marine environment	大谷良行 兒島洋一	Final program and Abstracts V <sup>th</sup> Aluminium surface science and technology symposium, (2009), 110.	2009.05
5	レーザ加工法による2024Al合金への模擬孔食形成とその腐食挙動	兒島洋一 大谷良行 坂入正敏 (北海道大) 梁田健司 (同上) 菊地竜也 (同上)	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 69.	2009.05

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
6	Al-Si-Zn合金の耐食性	大谷 良行	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 75.	2009.05
7	プレコート材の放熱特性と一般特性に及ぼす塗膜中のグラファイトとニッケルの影響	前園 利樹 斎藤 正次	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 87.	2009.05
8	温間異周速圧延による高r値アルミニウム合金板の開発	野口 修 上野 洋一 鈴木 義和 小山 克己 小松原 俊雄	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 147.	2009.05
9	サーボプレスによるアルミニウム合金板材の成形性向上	上野 洋一 戸次 洋一郎 小山 克己 小松原 俊雄 大高 幹雄 紀藤 航	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 149.	2009.05
10	Al-Mg-Si系合金温間異周速圧延板の再結晶挙動	鈴木 義和 野口 修	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 151.	2009.05
11	6000系アルミニウム合金板の雰囲気湿度制御環境中の疲労特性に及ぼす添加元素の影響	一谷 幸司 小山 克己	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 295.	2009.05
12	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集合組織形成過程	野口 修 小林 哲 (大阪府大) 井上 博史 (同上) 高杉 隆幸 (同上)	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 309.	2009.05
13	Al-Mn系合金のクリープ特性に及ぼすMg添加の影響	安藤 誠 鈴木 義和	軽金属学会・第116回春期大会, 概要集, (2009), 317.	2009.05
14	高温弱アルカリ環境中におけるアルミニウムの腐食挙動に及ぼす添加元素の影響	本川 幸翁 坂井 一成 兒島 洋一	第56回材料と環境討論会, 講演集, (2009), 203.	2009.09
15	PR法を用いた模擬孔食中におけるAl合金の浸漬電位測定	兒島 洋一 大谷 良行 坂入 正敏 (北海道大) 梁田 健司 (同上) 菊地 竜也 (同上)	腐食防食協会・第56回材料と環境討論会, 講演集, (2009), 207.	2009.09
16	アルミニウム合金の酸化剤を含む塩化物環境中における孔食電位および自然電位	大谷 良行 原人 康人 兒島 洋一	腐食防食協会・第56回材料と環境討論会, 講演集, (2009), 209.	2009.09
17	Al-Mn系合金の熱間圧延時の析出挙動	鈴木 義和 戸部 錦世子	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 14.	2009.11
18	様々な製造工程によって結晶粒径を制御した3003アルミニウム合金のクリープ特性評価	安藤 誠 新倉 昭男 鈴木 義和 廣澤 渉一 (横浜国大) 与川 翔児 (同上) 松田 翔平 (同上)	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 106.	2009.11
19	高温弱アルカリ環境における腐食挙動に与える合金添加元素の影響	坂井 一成 本川 幸翁 兒島 洋一	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 123.	2009.11
20	酸化剤を含む塩化物環境における自然電位と孔食電位	原人 康人 大谷 良行 兒島 洋一	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 125.	2009.11
21	サーボプレスによるアルミニウム合金板材の形状凍結性改善	上野 洋一 小山 克己 小松原 俊雄 戸次 洋一郎	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 217.	2009.11

	題名	発表者	掲載誌	掲載年月
22	アルミニウム合金圧縮中の局所ひずみ分布直接計測と水素ミクロポアの消滅挙動	小山克己 一谷幸司 ズルアズリ (豊橋技科大) 戸田裕之 (同上) 小林正和 (同上) 上杉健太郎 (高輝度科学研究所センター)	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 225.	2009.11
23	6022アルミニウム合金複合圧延板における{111}再結晶集合組織形成の支配因子	野口修 小林哲 (大阪府大) 井上博史 (同上) 高杉隆幸 (同上)	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 339.	2009.11
24	高湿度空気中におけるアルミニウム合金のSSRT試験応答に及ぼす温度の影響	一谷幸司 大崎修平 (山口大) 中島優太郎 (同上) 藪田均 (日本アルミニウム協会)	軽金属学会・第117回秋期大会, 概要集, (2009), 353.	2009.11
25	The fracture features of hydrogen-environmental-assisted cracking of aluminum alloys and control of sensitivity to the cracking	一谷幸司 大崎修平 (山口大)	Proceedings of an International Symposium "Processing and Fabrication of Advanced Materials XVIII," 1 (2009), 55.	2009.12
26	アルミニウム合金の防食設計のための自然電位測定	原康人 大谷良行 兒島洋一	表面技術協会・第121回講演大会, 講演要旨集	2010.03

### 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	アルミニウムの腐食のおはなし I	兒島洋一	腐食センターニュース, No.50	2009.05
2	Sn・Bi添加合金のアルコール環境中腐食挙動	原康人 高橋英明 (北海道大)	日本アルミニウム協会・耐食性研究発表交流会	2009.06
3	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	日本アルミニウム協会・耐食性研究発表交流会	2009.06
4	スカルパー故障低減	小田原徹 米澤達也 高島隆之	TPM北陸地区大会2009, 概要集, P.B-6-1	2009.06
5	電子機器用機能性アルミニウム塗装材	前園利樹	軽金属学会関西支部シンポジウム～「アルミニウム材料の電子部品への応用」テキスト, (2009), 39.	2009.08
6	アルミ溶解炉のリジェネバーナー化改造による省エネルギー事業	鹿島敬	平成18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, 365 平成21年8月4日NEDO技術開発機構	2009.08
7	アルミニウムおよびアルミニウム合金の耐食性	兒島洋一	第50回技術セミナー 非鉄金属材料の防食技術と使い方	2009.09
8	プレス成形用アルミニウム板材の諸特性	野口修	第114回塑性加工学講座「板材成形の基礎と応用」, (2009), 89	2009.09
9	アルミニウムの腐食のおはなし II	兒島洋一	腐食センターニュース, No.51	2009.10
10	アルミニウムろう付中のろう流動による侵食への母材組成の影響	村瀬崇裕 柳川裕	軽金属溶接構造協会・低温接合委員会	2010.01
11	自動車用アルミニウム合金板材の技術動向	小山克己	第82回(社)軽金属学会九州支部例会	2010.02
12	異方性降伏関数YLD2000-2dの係数逆算プログラムの開発	石川宣仁	第4回2軸応力試験方法の標準化委員会	2010.02
13	スラブ鋳造の凝固応力モデルの開発	石川宣仁	第4回2軸応力試験方法の標準化委員会	2010.02
14	自動車用アルミニウム材料とその成形性	戸次洋一郎	第2回国際自動車素材・加工展	2010.03

## 編集後記

昨年末の事業仕分けで「2番ではだめなのか」と日本のスーパーコンピュータの開発が話題になりました。日本は2002年の「地球シミュレータ」開発で世界No.1となり、「地球シミュレータ」は地球温暖化、地殻変動など中長期的な地球環境変動のシミュレーションに利用されてきました。しかし、日本国内では2006年に首位の座を明け渡し、2008年に大改造を加えて国内首位に返り咲いたとはいえ、現在では世界31位に甘んじているようです。研究者のモチベーション向上など、世界No.1を目指した研究開発の重要性が認識され、開発予算復活が望れます。同じ世界No.1でも、韓国のサムスン電子は独自の基礎研究開発の仕組みを持たずに、先行する企業のキャッチアップを詳細に行い、販売地域の消費者ニーズに合わせた新商品を提案することで家電の高いシェアを維持しているようです。当社も世界No.1、アジアNo.1を目指して、研究開発、販売・サービスを展開していますが、どのようなNo.1戦略を立てるかが重要であると考えます。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6号をお届け致します。

第6号は巻頭言にNo.1を目指した当社の研究開発に関する取り組みをまとめました。耐熱高強度材の解説や当社の提携先である欧州Bridgnorth Aluminium Ltd社のまとめた印刷用のPS版(リソシート)の欧州動向の解説のほか、昨年完全子会社となった日本製箔(株)の紹介、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。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、ご要望などがございましたら、忌憚なく担当者までお問い合わせください。

『Furukawa-Sky Review』を皆様方にご愛読いただけるように、編集委員一同、魅力的な誌面づくりを心掛けてまいりますので、今後もより一層のご指導、ご助言をお願い致します。

編集委員一同

## Furukawa-Sky Review No.6

(2010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 酒井敬司 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、加工しやすいことから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  
古河大阪ビル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  
日本金属箔工業株式会社  
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  
Bridgnorth Aluminium Ltd.  
AFSEL S.A.  
FURUKAWA-SKY ALUMINUM (THAILAND) CO., LTD.  
Furukawa-Sky Aluminum (Vietnam) Inc.  
PT.Furukawa Indal Aluminum

(50音順)



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