

UACJ Technical Reports

自動車特集
Automotive
Edition





世界のアルミニウムの 話をしよう。

いつも私たちの心のなかにあるのは、世界のアルミニウムのこと。

どうすれば世界の産業に役立てるのか。

どうすれば世界の人々の暮らしに貢献できるのか。

グローバルアルミニウムメジャーグループ・UACJの一員として

私たちは、つねにアルミニウムと世界の未来を見つめています。

UACJ Technical Reports

Vol.2 No.2 (2015)

UACJ Technical Reports

Vol.2 No.2 (2015)

目次

巻頭言			
自動車材特集号の発刊によせて		戸次 洋一郎	
論文			
Al-Mn系合金のクリープ挙動に及ぼす固溶Mn およびFe量の影響	安藤 誠 鈴木 義和 新倉 昭男 伊藤 吾朗		2
Al-Mg-Si合金のクラスタ形成挙動に及ぼす予備時効温度とSi量の影響	澤田 裕也 一谷 幸司 日比 野旭		9
Reaction Behavior of Mixtures of Non-Corrosive Flux and Non-Corrosive Flux Containing Zn during Brazing	Hidetoshi Kumagai Naoki Yamashita		16
内面溝付銅管の再結晶集合組織に及ぼす造管条件の影響	玉川 博一 小平 正明 鈴木 忍 法福 守		27
技術展望・技術解説			
最近の自動車の軽量化動向	新倉 昭男		32
自動車用アルミニウム板材について	浅野 峰生 山本 裕介 竹田 博貴		43
自動車用押出材について	水越 秀雄 伊藤 清文 熊谷 正樹		64
自動車用アルミニウム板材の加工法	上野 洋一 八野 元信 紀藤 航 渡邊 貴道 鳥飼 岳		69
自動車用アルミニウム押出材の加工技術	田中 晃二		82
自動車用アルミニウム合金の接合技術	福田 敏彦		88
自動車用アルミニウム合金材の表面処理	三村 達矢 島田 隆登		97
マルチマテリアルに対応する技術	山田 豊		104
アルミニウム材料の大型溶接構造物	熊谷 正樹		110



Products

抵抗溶接用電極材料C08	志賀 義則	115
アルミニウム製軽量バンパー	田中 晃二	118



Technical Column

軽金属, 「私の一枚」シリーズより Butterfly Fringe ～世界で最も美しい蝶～	岩村 信吾	121
---------------------------------------------------	-------	-----



公表資料一覧

2015年1月から2015年12月までに公表した資料	123
----------------------------	-----

UACJ Technical Reports

Vol.2 No.2 (2015)

Contents

Foreword		
Preface to the Publication of the Automotive Materials Special Issue	Yoichiro Bekki	
Papers		
Effects of Solid Solute Mn and Fe Contents on Creep Behavior of Al-Mn Alloys	Makoto Ando Yoshikazu Suzuki Akio Niikura Goroh Itoh	2
Effect of Si Amount and Pre-aging Temperature for the Cluster Behavior in Al-Mg-Si Alloys	Yuya Sawa Koji Ichitani Akira Hibino	9
Reaction Behavior of Mixtures of Non-Corrosive Flux and Non-Corrosive Flux Containing Zn during Brazing	Hidetoshi Kumagai Naoki Yamashita	16
Effect of the Fabrication Schedules on Recrystallization Texture in Inner Grooved Copper Tube	Hirokazu Tamagawa Masaaki Kodaira Shinobu Suzuki Mamoru Houfuku	27
Reviews		
Recent Trend of Automotive Lightweighting	Akio Niikura	32
Aluminum Alloy Sheets for Automobile	Mineo Asano Yusuke Yamamoto Hiroki Takeda	43
Aluminum Alloy Extrusions for Automotive	Hideo Mizukoshi Kiyohumi Ito Masaki Kumagai	64
Processing Method of Automobile Aluminum Panel	Yoichi Ueno Motonobu Hachino Ko Kito Takamichi Watanabe Gaku Torikai	69
Processing Technologies of Aluminum Alloy Extrusions for Automotive	Koji Tanaka	82
Welding and Joining Technologies on Aluminum for Vehicles	Toshihiko Fukuda	88
The Surface Treatment for Automotive Aluminum Alloy	Tatsuya Mimura Takatoshi Shimada	97
Technology which Corresponds to Multi-material Structures for Automobile	Yutaka Yamada	104
Large Welded Constructions of Aluminum Alloys	Masaki Kumagai	110

 **Products**

Electrode Material C08 for the Resistance Welding	Yoshinori Shiga	115
Light Weight Aluminum Bumper Assembly	Koji Tanaka	118

 **Technical Column**

Ashby -Brown Contrast, the Most Beautiful Butterfly	Shingo Iwamura	121
-----------------------------------------------------	----------------	-----

 **Published Papers**

Papers and Proceedings Published from Jan. 2015 to Dec. 2015		123
--------------------------------------------------------------	--	-----

自動車材特集号の発刊によせて



技術開発研究所 副所長

戸次 洋一郎

「UACJ Technical Reports Vol. 2 No. 2」を自動車材特集号として発刊するにあたり、一言ご挨拶申し上げます。

今回、特集の対象として自動車材を選定したのは、自動車へのアルミニウム材適用が当社の最重要課題の一つであると認識しているためです。ご承知の通り、わが国では1990年代初めから燃費規制に対応するための自動車軽量化を目的としたアルミニウム化の波が何度か訪れており、実際に自動車用アルミニウム材の需要は増えてきています。しかし、当時想定されていたペースと比べるとかなり限定されたものに留まっています。また、世界にも類を見ない量産オールアルミニウム車NSXを世に出して、世界をリードした日本ですが、その後の燃費改善はハイブリッド技術の適用、エンジン効率改善に重点が置かれてきました。そのため、積極的にアルミニウム材料、アルミニウム部品の採用を進めてきた欧州、特にドイツと比べ車体軽量化に遅れを取っていたことは否めません。

しかし近年になってエンジン改良が極限に近づいてきたことや、衝突安全性などへの対応で車体重量が重くなってきたこと、システムが重く、軽量化ニーズがより大きなPHV、EVおよびFCVの実用化が近づいたことなどから、車体軽量化は再び最重要課題となってきました。車体軽量化に対してわが国ではハイテンの活用が主となっていましたが、それも限界に近づいて来ています。その中で、一昨年(2014年) FORD社のベストセラー車種であるピックアップトラックF-150のアップパーボディがほぼアルミニウム化され、大量のアルミニウム材料が使用されました。これは北米の燃費規制であるCAFEに対応することが目的ですが、このCAFE規制は多くの自動車メーカーにとって非常に厳しいものであり、北米における自動車のアルミニウム化はさらに加速されるものと思われます。当社も、この北米での自動車用アルミニウム材需要に対応するためにケンタッキー州に自動車ボディシート専用工場を建設し、今年(2016年)から稼働を開始します。

日本でもいよいよ本格的な自動車へのアルミニウム材適用が始まるものと期待しており、この機会に自動車向けに開発してきたアルミニウム材料、利用技術をまとめて報告させていただきたいと思えます。もちろん自動車の軽量化を目指している素材はアルミニウムだけではなく、樹脂やハイテンも更なる改良を続けており、これらを適材適所に使うことが主流になると予想されます。本特集号ではアルミニウムだけでなく、このマルチマテリアル化に対応する技術についても触れさせていただきます。

本誌を通じて自動車へのアルミニウム材料適用に向け、今後どのような研究開発をすべきか、皆様から一層のご指導とご鞭撻を賜りますようお願い申し上げます。

Preface to the Publication of the Automotive Materials Special Issue

Deputy General Manager, Research & Development Division
Yoichiro Bekki

On the occasion of publishing the “UACJ Technical Reports Vol. 2 No. 2” as a special issue of “The Automotive Materials”, I would like to take this opportunity to make a short presentation. We have selected the automotive material as the subject of the special issue, since we have been recognizing that the aluminum material application to the automobile is one of the most important issues of the company. As known, in Japan since the beginning of 1990s, many times of actions of replacing by aluminum have been initiated in order to cope with the fuel economy regulations, for the purpose of automotive weight reduction. Actually demands for the automotive aluminum materials are increasing.

However, its pace has been very limited in comparison with the one expected in those days. In addition, Japan has put out into the world the unprecedented mass production all aluminum NSX-car, and it has been the world’s leading. Though, the subsequent fuel consumption has been focused on hybrid technology application and on engine efficiency improvement. Therefore, we cannot deny that Japan had been behind in the automotive body weight reduction, in comparison with Europe, especially with Germany, which have been aggressively promoting the adoption of aluminum materials and aluminum parts. However, in recent years, engine improvement have been close to the limit, body has been getting heavier in response to collision safety and commercialization of PHV, EV and FCV, which have higher need for weight reduction due to the heavier system, is approaching. Then, the automotive body weight reduction has been the most important issue, again.

In Japan respect to body weight reduction, the high-tension steel has been mainly used, it also has come close to the limit. In such a circumstance, two years ago (2014) the upper body of the pickup truck F-150, which is a best-selling car model of Ford, was almost replaced by aluminum and a large amount of aluminum material was used. This was purposed to cope with of CAFE regulations, which are the fuel consumption regulations in North America. The CAFE regulations are very tough for many of the automobile manufacturers and replacing by aluminum in automobiles is believed to be further accelerated. The company also built an automotive body sheet dedicated factory in Kentucky, in order to respond the automotive aluminum materials demands in North America, and operation will start from this year (2016). We expect that the fully fledged application of automotive aluminum materials will finally start in Japan. On this occasion, we would like to summarize and report the aluminum materials and its utilization technologies which have been developed for automotive utilization. Of course, not only aluminum but also resin and high-tension steel have been aiming the automotive weight reduction. All of these materials have been continuously improved. We expect that utilization of a right material in a right place will be a mainstream.

In this special issue, we will introduce not only aluminum but also the technology corresponding to this multi-material application. Through this journal, we look forward to more of your guidance and encouragement about future R&D towards the automotive aluminum material application.

Al-Mn系合金のクリープ挙動に及ぼす固溶MnおよびFe量の影響*

安藤 誠 **, 鈴木 義和 ***, 新倉 昭男 ****, 伊藤 吾朗 *****

Effects of Solid Solute Mn and Fe Contents on Creep Behavior of Al-Mn Alloys *

Makoto Ando **, Yoshikazu Suzuki ***, Akio Niikura **** and Goroh Itoh *****

The creep behavior of an Al-0.6%Mn alloy at 200°C was investigated to obtain fundamental knowledge on the metallurgical factors associated with threshold stress generation. Before creep testing, the alloy was subjected to solution treatment at 620°C for 10 h. The creep testing results confirmed the presence of threshold stress. A plausible mechanism for the threshold stress caused Mn atoms in solid solution is as follows: the atmosphere of solute Mn atoms around the moving dislocations significantly restrict the mobility of the dislocations when the loaded stress is small enough that the dislocations remain in the atmosphere of the solute Mn, since the diffusivity of Mn in the Al matrix is far smaller than that of the Al self-diffusion. The effects of Fe content on the creep behavior at 200°C were investigated using Al-0.25%Si-1.0%Mn- (0.04%, 0.6%) Fe alloys from the viewpoint of industrial application. Higher Fe content resulted in a reduction in the threshold stress since the amount of solute Mn decreased with increasing amount of Al-(Fe, Mn)-Si constituent particles.

Keywords: creep, threshold stress, solute Mn, heat exchanger, high temperature deformation

1. 緒言

3003アルミニウム合金に代表されるAl-Mn系合金は、自動車用熱交換器などに広く用いられている。熱交換器を高性能化するに伴い、構成部材が従来よりも高い温度にさらされるようになり、本系合金の高温での耐久性を向上させることが必要となっている。

高温で使用される熱交換器を設計するためには、材料のクリープ特性が重要となる。分散強化型合金は、ある応力以下ではクリープ変形が生じなくなることが一般的に知られており、そのしきい値はしきい応力と呼ばれる¹⁾。Al-Mn系合金を心材とする熱交換器用材

料においてしきい応力が存在すれば、熱交換器の設計において有用な情報となる。本系合金のように分散粒子の体積分率が小さい場合には、しきい応力はOrowan応力とほぼ同等の値が得られることが知られているが¹⁾、実用合金においてそれを実証した例は見当たらなかった。そこで著者らは、3003合金におけるしきい応力の発現と金属組織との関係について過去に検討し、その結果、しきい応力は分散粒子によるOrowan応力よりも大きくなることを見出した²⁾。しきい応力が高まったのは、主要添加元素であるMnの固溶が、しきい応力近辺でのクリープ速度を大幅に低下させたことによるものと考察した。しかし3003合金はMn, Fe, Siお

* 本稿の主要部分は、軽金属, 64 (2014), 451-456に掲載。

The main part of this paper has been published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 64 (2014), 451-456.

** (株)UACJ 技術開発研究所 第四研究部

No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** (株)UACJ 鋳鍛 鋳鍛工場

Foundry & Forging Works, UACJ Foundry & Forging Corporation

**** (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

***** 茨城大学工学部機械工学科

Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, Ibaraki University

よびCuが複合添加されており、個々の元素の影響を分離するのは困難であった。

そこで本研究においては、高純度の二元合金を用いて固溶Mnがクリープ挙動に及ぼす影響について検討し、さらにそれを踏まえ、実用合金成分における固溶Mnや分散粒子の影響を検討した。また、工業的には不純物として必ずFeが含まれ、Mnの固溶、晶出などの組織状態に影響するため、実用上はFe量の影響についても押さえておく必要がある。そこで、固溶Mnの挙動に対するFe量の影響についても検討した。

2. 実験方法

固溶Mnの影響を検討するための供試材として99.99%の高純度アルミニウム（以下4NAI）、およびこれに0.6% (mass%, 以下同様)のMnを添加した合金（以下0.6Mn合金）を用い、また実用合金成分での検討を行うための供試材としてAl-0.25%Si-1.0%Mn合金（以下0Fe合金）、およびこれに0.04%、0.60%のFeを添加した合金（以下それぞれ0.04Fe合金、0.6Fe合金）を用いた。各合金の化学組成をTable 1に示す。各合金はCuモールドによって厚さ20 mmに鋳造した後、面削により厚さ16 mmとし、冷間圧延によって5 mmの板材とした。これら板材を、0.04Fe合金については600℃または620℃、0.60Fe合金については620℃の大気炉へ投げ込み、10時間保持した後、水焼入れ処理を施した。

クリープ試験においては、圧延方向を引張方向としたW10 mm × L50 mmの平行部を有するクリープ用試験片を作製し、200℃においてクリープ試験を行なった。なお、クリープ試験には1本の試験片を用い、荷重を1条件ずつ追加していく方法で、複数応力でのクリープ速度を測定した。試験中に組織変化が起こらない前提であれば、この方法は1条件ずつ異なる試験片を用いる場合と良く一致すると報告されている¹⁾。また、再結晶熱処理後の板材に対し走査型電子顕微鏡付属の後方散乱電子回折測定装置 (SEM-EBSD) を用いて組織観察を行った。ここで、EBSD測定は板厚中心付近における板面に平行な面に対して機械研磨により鏡

Table 1 Chemical composition in mass % of the alloy specimens used in this study.

	Si	Fe	Mn	Al
4NAI	0.00010	0.00010	0.00020	Bal.
0.6Mn	0.0027	0.00010	0.60	Bal.
0.04Fe	0.24	0.04	1.0	Bal.
0.6Fe	0.24	0.62	1.0	Bal.

面に仕上げ、ステップサイズ3 μmで測定した。TEMおよびSTEM観察においては、クリープ試験前のサンプルを用いてFIBにより薄膜化し、加速電圧200 kVにて観察を行なった。薄膜化するときの膜厚は0.1 μmを狙い、実績として0.15 μm程度の膜厚が得られた。なお、クリープ試験後のTEMおよびSTEM観察には、クリープ試験において最大荷重をかけた試験片を用いた。固溶量分析においては、クリープ試験前のサンプルをフェノールに溶解し、クエン酸にて抽出した後ICPにより分析を行った。

3. 実験結果

3.1 クリープ挙動に及ぼす固溶Mnの影響

まず試験前の0.6Mn合金供試材の状態として、導電率は37%IACSであり、Mathiessenn則により固溶Mn量を算出すると約0.6%となる³⁾。また、TEM観察によっても分散粒子は存在していないことが確認できている。これらのことから、0.6Mn合金においては添加したMnの全量が固溶しており、分散粒子は存在しないという前提で以下の実験結果を考察する。

Fig. 1は、温度は200℃、応力は4NAIについて5 MPa, 7.5 MPa, 10 MPa, 12.5 MPa, 0.6Mn合金について15 MPa, 17.5 MPa, 20 MPa, 22.5 MPaの条件にてクリープ試験に供し、その結果から負荷応力 σ の対数と、定常クリープ速度をグラフにしたものである。この結果を考察するにあたり、高温変形の基本式(1)を用いる⁴⁾。

$$\dot{\epsilon} = A (\sigma_s / E)^n \exp(Q_d / RT) \quad (1)$$

ここで、Aは定数、 σ_s はクリープ試験における負荷応力、Eはヤング率、nは応力指数、Rは気体定数、T

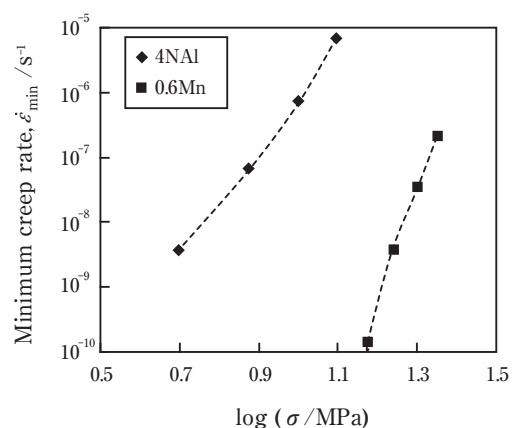


Fig. 1 Minimum creep rate vs. $\log \sigma$ plots obtained through creep testing at 200°C.

は温度、 Q_d は拡散の活性化エネルギーである。Fig. 1の各曲線の傾きが、この式における応力指数 n にあたる。この値をもとに、変形機構およびクリープ中の固溶Mnの挙動について考察する。

4NA1材の傾きはほぼ一定であり、低応力側2点(5 MPa, 7.5 MPa)の応力指数 n 値を求めると、7となっている。この結果をAlの変形機構領域図⁵⁾に照らし合わせて考えると、4NA1の低応力側における変形機構は転位クリープであり、高応力側はこれよりも n 値が大幅に高くなっていることから、PLB (power law breakdown)の領域に入っていると考えられる。一方、0.6Mn合金においては逆に低応力側になるほどクリープ速度の低下が大きくなっており、同様に n 値を低応力側の2点(15 MPa, 17.5 MPa)で求めると、21となっている。Fig. 2には、0.6Mnを22.5 MPa, 150 hのクリープ試験に供した後のTEM写真を示す。写真から、クリープ試験後においても析出物は見られず、添加されたMnは全固溶の状態を保っていることが分かる。以上の結果は、既報²⁾で推察した、固溶Mnが低クリープ速度領域におけるクリープ速度を大きく低下させるという現象を実証するものと考えられる。

固溶Mnがこのような効果を持つのは、既報²⁾でも考察したように、固溶Mnのアルミニウム母相中での拡散が遅いためであると考えられる。例えばMgと比較すると、200°Cでの拡散係数は、Mgは 1.23×10^{-14} m²/sであるのに対し、Mnは 5.41×10^{-22} m²/sである⁶⁾。固溶Mgは、クリープ変形中の運動転位に対してひきずり抵抗として影響することが良く知られているが⁷⁾、これは固溶Mgの拡散速度がある程度大きいので、転位の周囲に形成されたMg雰囲気転位が転位の運動に追従して動くためと考えられている。一方、固溶Mnの拡散速度はこれに比べて非常に小さいため、転位の周辺にMn雰囲気が形成されると、転位の運動速度はMn雰

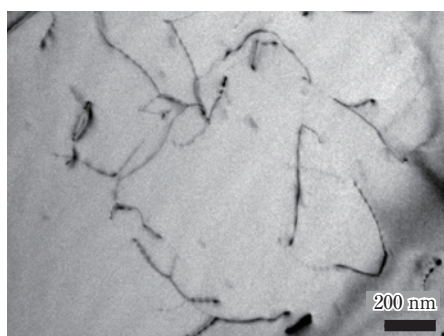


Fig. 2 Transmission electron micrograph of 0.6Mn alloy after creep testing. The applied stress is 22.5 MPa, the testing temperature is 200°C, and the testing time is 150 h.

囲気の運動速度によって大きく制限されることとなる。そのため、固溶Mnは低クリープ速度領域におけるクリープ速度を大きく低下させる効果を持つと考えられる。この考察に基づけば、固溶Mnの影響が顕著に現れるのは、運動転位がMn雰囲気から離脱できないような応力条件下であることが推察される。

3.2 実用合金成分における検討

以上の結果及び考察を踏まえ、実用的な合金成分における固溶Mnおよび分散粒子の影響、また不可避不純物として含有されるFe量の影響について検討した。供試材には、実用的な合金成分を考慮しAl-1.0%Mn-0.25%Siをベースとした0.04Fe合金および0.6Fe合金を用い、0.04Fe合金については分散粒子密度を変化させる目的で、溶体化温度を600°Cと620°Cの2種類とした。

まず、それぞれの供試材における試験前の状態を把握するため、SEMによる反射電子像をFig. 3に、STEMによる明視野像をFig. 4に示す。(*STEM観察はFIBで薄膜化を行った際に金メッシュに乗せて観察サンプルを作製しており、メッシュの穴の部分が丸い模様として撮影されている。) Fig. 3において見られる1 μm以上の粒径を有する白い輝点は、晶出物として生成したAl-(Fe, Mn)-Si化合物であると考えられる。このような粗大な晶出物について、0.04Fe合金における600°C溶体化と620°C溶体化とを比較すると、ほぼ同様の分布が見られる(Fig. 3(a), (b))。すなわち、0.04Fe合金において溶体化温度を変更しても、晶出物の分布は大きく変化していないと考えられる。一方、Fe量の多い0.6Fe合金においては、晶出物はより多く存在していることが分かる(Fig. 3(c))。また、Fig. 4で見られるサブミクロンオーダーの粒径を有する粒子は、析出物として生成したAl-(Fe, Mn)-Si化合物(分散粒子)であると考えられる。このような微細な分散粒子は、620°Cで溶体化した0.04Fe合金および0.6Fe合金においてはほとんど見られませんが、600°Cで溶体化した0.04Fe合金においては数多く存在していることが分かる(Fig. 4(a))。

EBSPによって板厚中央付近におけるL-LT面の結晶方位を分析し、その結果から得られた結晶粒界のマッピング像をFig. 5に示す。なお、ここでは方位差15度以上となっている境界を粒界と識別した。0.04Fe合金においては、溶体化600°Cの場合に平均粒径(円相当径、以下同様)211 μm、溶体化620°Cの場合に平均粒径201 μmとほぼ等しい。一方、0.6Fe合金の平均粒径は82 μmと、0.04Fe合金より小さくなっていることが分かる。また、試験前の固溶Mn量をフェノール溶解法によって分析した結果をTable 2に示す。固溶Mn量は溶体化620°C

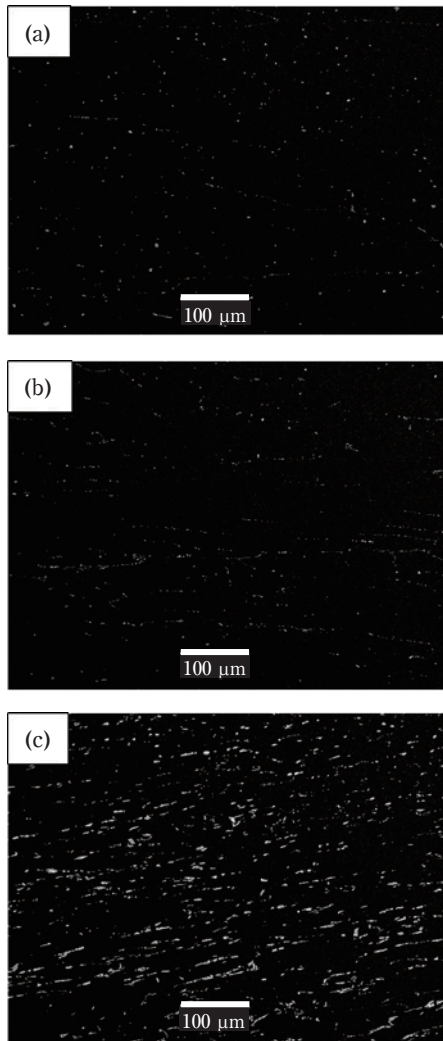


Fig. 3 Backscattered electron images of 0.04Fe alloy heated at 600°C -(a) and 620°C -(b), and 0.6Fe alloy heated at 620°C -(c) before creep testing.

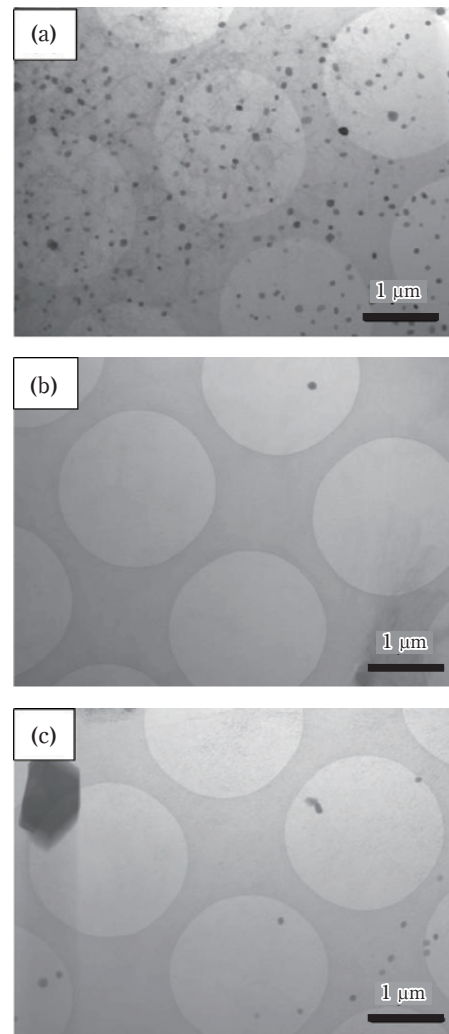


Fig. 4 Transmission electron micrographs of 0.04Fe alloy heated at 600°C -(a) and 620°C -(b), and 0.6Fe alloy heated at 620°C -(c) before creep testing.

の0.04Fe合金において最も多く、溶体化600°Cの0.04Fe合金、溶体化620°Cの0.6Fe合金の順となっている。

以上のような分散粒子、固溶Mnの状態となっている供試材を、温度200°C、負荷応力32.5 MPa、35 MPa、37.5 MPa、40 MPaの条件にてクリープ試験に供した。一例として、負荷応力40 MPaの場合のクリープ曲線およびひずみ速度の経時変化を、**Fig. 6**に示す。いずれの合金、溶体化条件においても、ひずみ速度がほぼ一定となる定常クリープ領域が見られる。クリープ試験の結果から得られた最小ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\min}$ と負荷応力 σ との関係を**Fig. 7**に示す。なお、グラフを見やすくするため横軸には $\log \sigma$ の値をプロットした。また、以降ではここでの最小ひずみ速度を定常クリープ速度とみなして考察する。

以上の結果について、まず分散粒子の影響の検討として、0.04Fe合金における600°C溶体化の場合と620°C

Table 2 Amount of solid solution Mn before creep testing, assayed by the phenol dissolution method.

	(mass%)
	Amount of solid solution Mn
0.04Fe 600°C	0.61
0.04Fe 620°C	0.73
0.6Fe 620°C	0.44

溶体化の場合とにおける比較に関する考察を行う。**Fig. 7**における両者の結果について、まず**Fig. 1**にて明らかとなった固溶Mnの影響に着目し、低応力側のひずみ速度の変化を比較すると、溶体化620°Cの方が、溶体化600°Cの場合よりも、応力低下に伴うクリープ速度低下が大きいことが分かる。**Table 2**において、溶体化620°Cの方が固溶Mn量の多いことを考えると、この結果は**Fig. 1**での固溶Mnの影響についての考察と合致する。すなわち、固溶Mnによる影響は実

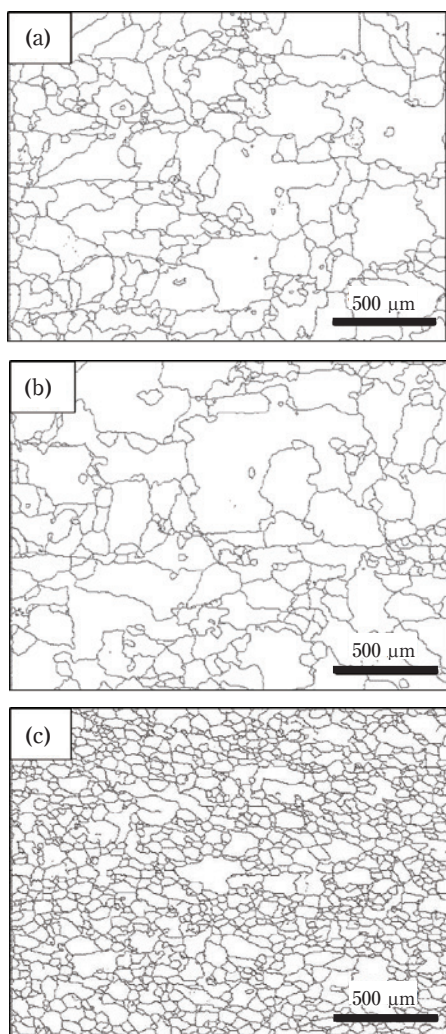


Fig. 5 Mapping of grain boundary obtained by electron backscatter diffraction analysis of 0.04Fe alloy heated at 600°C -(a) and 620°C -(b), and 0.6Fe alloy heated at 620°C -(c) before creep testing.

用合金成分においても現れることを示す結果である。

また、Fig. 7においてそれぞれの応力におけるクリープ速度を比較すると、いずれの応力においても620°C溶体化の場合の方がクリープ速度が大きく、その差は高応力になるほど顕著となっている。Fig. 8は、Fig. 7の中で最も高い40 MPaで150 h試験した後のTEM明視野像である。溶体化600°Cの場合には、転位が分散粒子によってピン止めされている様子が見られる。これらの結果は、高応力域においては分散粒子による寄与が大きいことを示すものである。

以上のように、低応力域と高応力域で固溶Mnと分散粒子との寄与度が異なる理由は、次のように整理することができる。運動転位が固溶Mn雰囲気から離脱できないような低応力の場合には、既に述べたように転位の移動速度がMnの拡散速度によって制限されるため、固溶Mnによるクリープ速度低下の影響が大きく

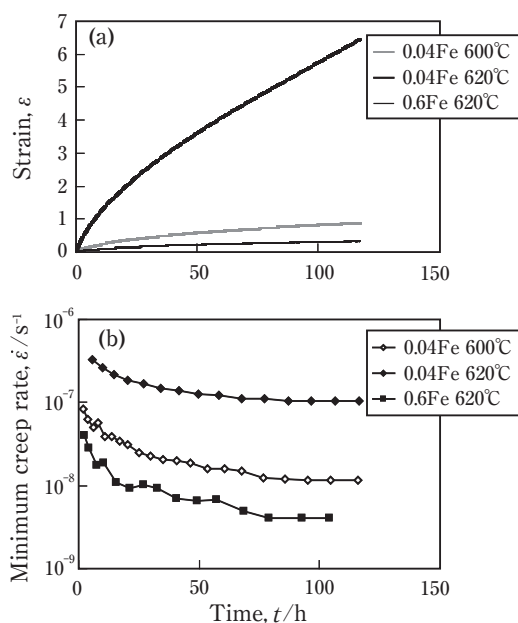


Fig. 6 Creep curves -(a) and the change in strain rate with time -(b) tested at 200°C under a stress of 40 MPa.

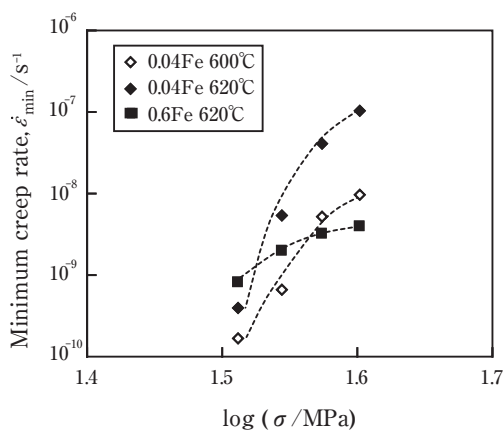


Fig. 7 Minimum creep rate vs. $\log \sigma$ plots obtained through creep testing at 200°C.

現れると推定される。この場合、転位の運動はほぼ分散粒子間の自由行路内に制限されるため、分散粒子による寄与は小さくなると考えられる。一方、高応力域で分散粒子の寄与が大きくなったのは、運動転位が固溶Mn雰囲気から離脱してMnの拡散速度に制限されることなく、分散粒子間の自由行路を越えて移動することで、分散粒子を乗り越える際のピン止め効果が顕著に現れたためと推定される。

次に、不可避不純物として含まれるFeの含有量による影響の検討として、同じ溶体化620°Cの場合における0.04Fe合金と0.6Fe合金の比較について考察する。0.04Fe合金においては、Fig. 1の0.6Mn合金において見られたのと同様に、低応力側になるほどクリープ速度

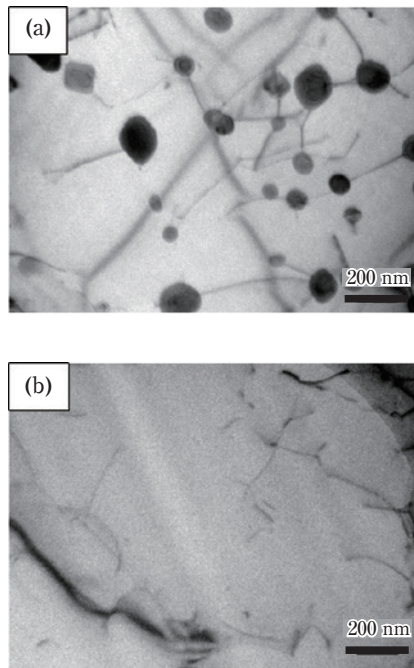


Fig. 8 Transmission electron micrographs of 0.04Fe alloy heated at 600°C-(a) and 620°C-(b) after creep testing. The applied stress is 40 MPa, the testing temperature is 200°C, and the testing time is 150 h.

の低下が大きくなっている。一方0.6Fe合金においても低応力側において同様の傾向は見られるが、クリープ速度の低下度合いは比較的小さいことが分かる。Table 2の固溶Mn量と合わせて考えると、Fe添加量の多い0.6Fe合金ではAl-(Fe, Mn)-Si系晶出物が増加することにより、固溶Mn量が減少し、固溶Mnによる低応力側でのクリープ速度低下の効果が小さくなったものと考えられる。

なお、先ほどと同様に0.6Fe合金について低応力側2点(32.5 MPaと35 MPa)の傾きを求めると11となる。Fig. 7における、応力低下に伴うクリープ速度の低下を、低応力側2点の傾きの大小(傾きが大きいほどクリープ速度の低下が大きい)にて定量的に比較すると、低応力側での傾き、すなわちクリープ速度低下を3つの供試材で比較すると、溶体化620°Cの0.04Fe合金で最も大きく28となっており、次いで溶体化600°Cの0.04Fe合金において18、溶体化620°Cの0.6Fe合金において最も小さく11となっており、Table 2における固溶Mn量の序列と一致する。このことから、低応力側において固溶Mnがクリープ速度を大きく低下させる影響は、分散粒子の分布や結晶粒径とは関係なく現れるものであると考えられる。

最後に、Fig. 7において高応力側における3つの供試材の結果を比較すると、0.6Fe合金のクリープ速度が最も小さくなっていることについて付記しておく。これ

については、0.6Fe合金の結晶粒径が他のものより微細であることが影響している可能性が高い。Fig. 7の高応力側における0.6Fe合金の応力指数 n 値は6となっており、変形機構は転位クリープであると考えられる。転位クリープの場合、一般的には結晶粒径の影響は受けられないと考えられているが、比較的低温のクリープ試験においては、粒界への転位の蓄積や粒界近傍でのサブグレインの微細化により、粒界強化を生じることがある^{8), 9)}。本研究の試験温度である200°Cは、融点 T_m に対して $T_m/2$ 未満であり、そのような粒界強化を生じている可能性が十分考えられる。しかし一方で、Al-Mn系合金のように運動転位に引きずられる元素が少ない場合には、クリープ中にサブグレインが形成されることから、サブグレインの状態についても考慮する必要がある。

そこで、0.6Fe合金を最も高い負荷応力である40 MPaで150 h試験した後にTEM観察(明視野)を行った結果を**Fig. 9**に示す。これによると、晶出物の周辺にサブグレインが形成されていることが分かる。すなわち、固溶Mnに運動転位が固着しないような比較的大きなクリープ速度においては、添加Fe量が多い場合には粗大な晶出物周辺において転位が局在化し、晶出物から離れたマトリクスよりも微細なサブグレイン組織が形成されるため、実質的な可動転位に対する平均自由行路が小さくなるといった影響も考えられる。しかし、Fig. 3の画像解析によって求めた0.6Fe合金の平均粒子間距離が約15 μm であるのに対し、Fig. 4から求めた600°Cで溶体化した0.04Fe合金の平均粒子間距離は約0.3 μm と、両者は二桁ほど異なる。それにも関わらず負荷応力40 MPaの場合のクリープ速度は0.6Fe合金の方が小さいことを考えると、可動転位の平均自由行路のみでは説明がつかないように思われる。いずれにしても、ここで述べた結晶粒径および平均自由行路の影響について厳密な議論するには、それぞれの因子を分

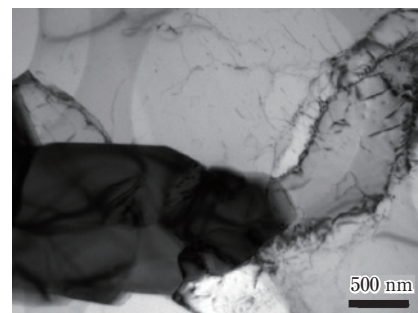


Fig. 9 Transmission electron micrographs of 0.6Fe alloy heated at 620°C crept at 40 MPa at 200°C for 150 h.

離した詳細な検討が必要であると考えられる。

4. 結 言

Al-Mn系合金の200℃におけるクリープ挙動に及ぼす固溶Mnの影響、またそれに関連したFe量の影響について検討し、下記の知見を得た。

1. 分散粒子の存在しないAl-0.6%Mnにおいて、低応力側での大きなクリープ速度低下が見られた。このことから、固溶Mnは低応力域では転位運動を大きく抑制する効果を持つことが示された。このような効果は、実用合金成分 (Al-1.0%Mn-0.04%Fe-0.25%Si) でも見られた。
2. 固溶Mn量の少ない実用合金成分 (Al-1.0%Mn-0.04%Fe-0.25%Si) においては、分散粒子密度は高いほうが定常クリープ速度が小さく、特に高応力側での差が大きかった。このことから、高応力域では分散粒子によるピン止め効果が大きく影響することが示された。
3. 運動転位がMn雰囲気から離脱できない応力条件の場合には固溶Mnの影響が大きく、離脱できる応力条件の場合には分散粒子による影響が大きいと推定された。
4. Fe含有量の多いAl-1.0%Mn-0.60%Fe-0.25%Si合金は、Al-0.04%Fe-0.25%Si-1.0%Mn合金よりも低応力側でのクリープ速度低下は小さかった。Fe含有量が増加すると、Al-(Fe, Mn)-Si晶出物の増加によって固溶Mn量が減少し、固溶Mnが転位運動を抑制する効果が低下することが示された。

参考文献

- 1) 葉 英華, 中島英治, 栗下弘明, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52** (1988), 1255-1262.
- 2) 安藤 誠, 鈴木義和, 伊藤吾朗: 軽金属, **62** (2012), 300-305.
- 3) 小松伸也, 藤川辰一郎: 軽金属, **47** (1997), 170-181.
- 4) 丸山公一, 中島英治: 高温強度の材料科学, 編集 丸山公一, 内田老鶴圃, (1997), 35.
- 5) 北菌幸一: 軽金属, **59** (2009), 458-463.
- 6) 藤川辰一郎: 軽金属, **46** (1996), 202-215.
- 7) H. Sato and H. Oikawa: Scripta Metall., **22** (1988), 87-92.
- 8) R. W. Lund and W. D. Nix: Acta Metall., **24** (1976), 469-481.
- 9) Q. Zhou, G. Itoh and T. Yamashita: Mater. Trans. JIM, **40** (1999), 443-446.



安藤 誠 (Makoto Ando)
(株)UACJ 技術開発研究所 第四研究部



鈴木 義和 (Yoshikazu Suzuki)
(株)UACJ 鑄鍛 鑄鍛工場



新倉 昭男 (Akio Niikura)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



伊藤 吾朗 (Goroh Itoh)
茨城大学工学部機械工学科

Al-Mg-Si合金のクラスタ形成挙動に及ぼす 予備時効温度とSi量の影響*

澤 裕也 **, 一谷 幸司 ***, 日比野 旭 **

Effect of Si Amount and Pre-aging Temperature for the Cluster Behavior in Al-Mg-Si Alloys *

Yuya Sawa **, Koji Ichitani *** and Akira Hibino **

The effects of Si amount and pre-aging on the cluster behavior and the aging behavior in Al-Mg-Si alloys were investigated. In order to examine the each behavior of the cluster (1) and the cluster (2), the samples were subjected to pre-aging at 298 K and 363 K. As the results of the investigation, it was suggested that the process of β'' formation divides into two different ways due to the presence of both the cluster (1) and the cluster (2). And the formation of β'' was restrained by natural aging in the high Si content alloy.

Keywords: Al-Mg-Si alloy, bake hardening, natural aging, pre-aging, clusters

1. 緒言

近年、自動車の軽量化が求められており、自動車ボディパネルについては、鉄鋼材料にかわり、アルミニウム合金の適用が検討されている。中でもAl-Mg-Si合金は、成形時には耐力が低く成形性に優れ、その後の塗装焼付処理時の温度上昇により時効硬化することで高い強度が得られることで注目されている。このように塗装焼付処理時に合金を時効硬化させ、耐力を上昇させることはバークハード (bake hardening : BH) と呼ばれる。しかし、Al-Mg-Si合金では、溶体化処理後からBH処理されるまでの間に自然時効することにより、塗装焼付処理時の強度上昇量 (以下BH量) が低下することが知られている¹⁾。このようなBH量低下は、343 K以上の高温で予備時効を行うことで改善されることが報告されている^{2), 3)}。2段時効によるBH量低下の原因として、室温で形成されるクラスタ (1) はBH処理時に形成される β'' 相の数密度を低下させるためであると里らにより報告されている。また、343 K以上で形成されるクラスタ (2) は β'' 相の形成を助長すること、

クラスタ (1) とクラスタ (2) は競合形成関係にあることも報告されている^{4), 5)}。実用環境を想定した場合、予備時効後、数ヶ月間室温で保持してからプレス成形、焼付け塗装が行われることもある。したがって予備時効中に形成されたクラスタ (1) およびクラスタ (2) がその後の自然時効中に示す挙動を明らかにすることが必要である。また、クラスタの構成要素の一つであるSi組成はクラスタの生成、成長挙動を大きく左右すると考えられる。しかし、予備時効、自然時効およびBH処理の3段時効中におけるSi量の影響に関する研究が幾つかなされているものの⁶⁾、その過程のクラスタ挙動はいまだ明らかとなっていない。

本研究では、予備時効温度を変化させることによりクラスタ (1) 主体とクラスタ (2) 主体のAl-Mg-Si合金を作製し、自然時効中のクラスタ (1) とクラスタ (2) の生成および成長挙動とそれらが強度およびBH性に及ぼす影響を調査した。また、Si量を変化させることによりSi量がクラスタ挙動に及ぼす影響も調査した。

* 本稿は、軽金属, **65** (2015), 229-233.に掲載されたものを改訂。
Revision of Journal of The Japan Institute of Light Metals, **65** (2015), 229-233.

** (株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター 深谷研究室
Fukaya Center, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** Tri-Arrows Aluminum Inc.

2. 実験方法

Table 1に示す組成の合金をDC castingし、均質化処理を施した後、熱間圧延および冷間圧延により板厚を1 mmとした。この圧延板を833 Kのソルトバスにて0.9 ks保持し、溶体化処理を行い、急冷した後、298 Kおよび363 Kで 1.4×10^2 ks予備時効を行った。その後、室温にて $1.7 \times 10^2 \sim 1.6 \times 10^4$ ks保持し、443 Kのオイルバスにて1.8 ksのBH処理を行った。供試材の熱処理フローの模式図をFig. 1に示す。予備時効、自然時効およびBH処理後の各段階で引張試験およびDSC分析を行った。引張試験には、島津製オートグラフAG-50 kNGを用い、試験は室温にて実施し、試験片(JIS 5号試験片)の引張方向は圧延方向と垂直な方向で試験を行った。DSC分析には、SII製X-DSC7000を用い、試験は昇温速度20 K/minで行った。また、BH処理後のサンプルの析出状態を調査するため、透過型電子顕微鏡による観察を行った。透過型電子顕微鏡はJEOL製JEM-2100Fを用い、加速電圧は200kVとした。

3. 結果および考察

3.1 BH処理前後の強度と自然時効時間の関係

引張試験によって得られたBH処理前の耐力をFig. 2に示す。いずれの合金も298 K予備時効材ではBH処理前の耐力が自然時効時間に伴い単調に上昇した。一方、363 K予備時効材では耐力上昇量が、自然時効初期こそ298 K予備時効材より小さかったものの、Al-0.6Mg-0.6Si合金では 1.7×10^2 ks自然時効後から、Al-0.6Mg-1.0Si合金では 8.6×10^2 ks自然時効後から、298 K予備時効材より大きくなった。Fig. 3にBH処理後の耐力と

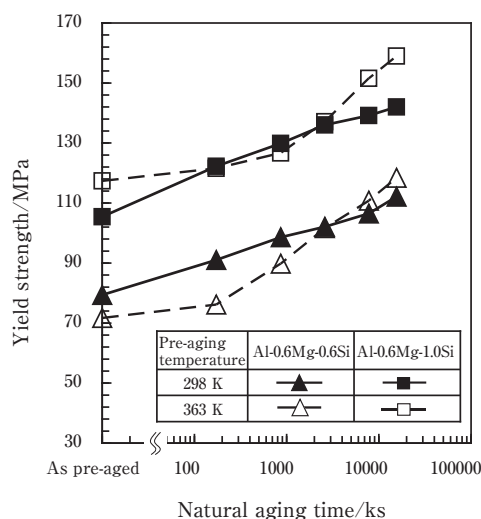


Fig. 2 Effect of natural aging time on the yield strength of the alloys before BH treatment.

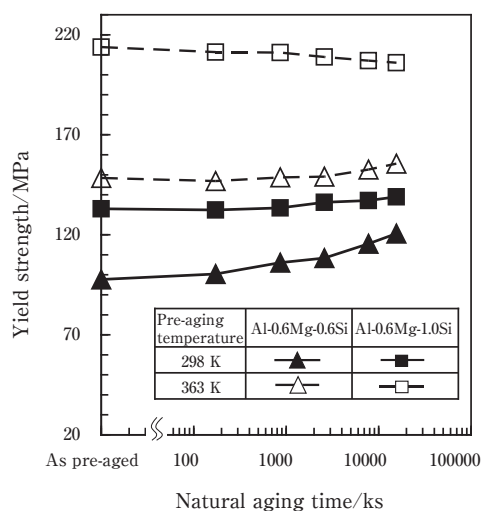


Fig. 3 Effect of natural aging time on the yield strength of the alloys after BH treatment.

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

Alloy	Mg	Si	Fe	Ti	Al	Mg ₂ Si	excess Si
Al-0.6Mg-0.6Si	0.60	0.60	0.18	0.01	Bal.	0.95	0.25
Al-0.6Mg-1.0Si	0.60	1.02	0.18	0.01	Bal.	0.95	0.67

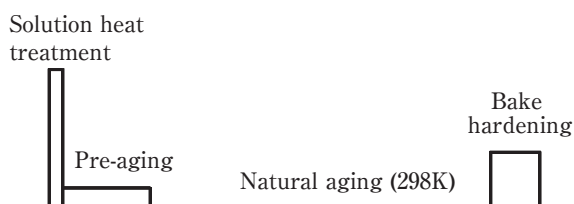


Fig. 1 Schematic diagram of the heat treatment.

自然時効時間の関係を示す。いずれの合金も298 K予備時効材ではBH処理後の耐力が自然時効に伴いわずかに上昇した。一方、363 K予備時効材ではSi量によってBH処理後の耐力変化挙動が異なっていた。Al-0.6Mg-0.6Si合金では298 K予備時効材同様BH処理後の耐力がわずかながらも上昇するのに対し、Al-0.6Mg-1.0Si合金では長時間自然時効によりBH処理後の耐力がやや低下した。BH処理前後の耐力差で表したBH量(Δ BH)はFig. 4に示すように、予備時効温度298 Kでは小さいのに対し、予備時効温度363 Kでは、大きい。しかし、363 K予備時効材においても、自然時効に伴いBH量が低下する。これらの予備時効温度およびSi量による自然時効挙動変化の原因についてはクラスタ挙動との関係と併せて後に考察する。

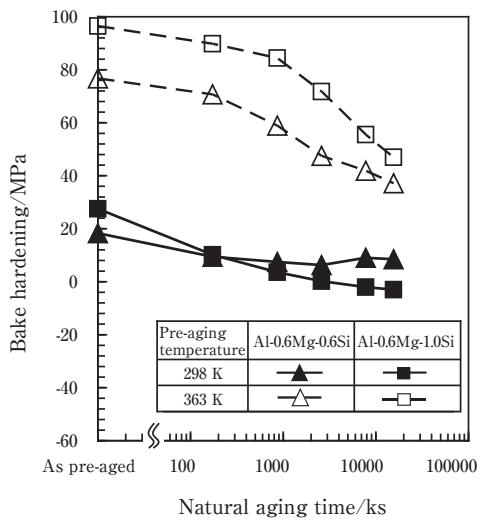


Fig. 4 Effect of natural aging time on Δ BH of the alloys.

3.2 自然時効後の組織変化

自然時効中の析出挙動を調査するために、DSC分析を行った。Fig. 5 (a) と (b) に Al-0.6Mg-0.6Si 合金と Al-0.6Mg-1.0Si 合金の 298 K 予備時効材の分析結果を示す。298 K 予備時効材では、1つの吸熱ピークと3つの発熱ピークが現れた。発熱ピーク A はクラスタの形成、吸熱ピーク B はクラスタ (1) の溶解、発熱ピーク C は β'' 相析出、発熱ピーク D は β' 相の析出に対応することが報告されている⁷⁾。発熱ピーク A に関しては、クラスタ

タ (1) とクラスタ (2) の形成の複合ピークであることが報告されているが⁸⁾、今回の分析結果では、2つのピークを明瞭に区別することができなかった。298 K 予備時効材の分析結果では、自然時効により発熱ピーク A が消失しており、自然時効に伴いクラスタを形成しにくくなっていることが示唆された。吸熱ピーク B は自然時効に伴い増大し、一定の大きさに近づいた。この挙動は、自然時効中の新たなクラスタ (1) 形成および形成されたクラスタ (1) の成長を示していると考えられる。Fig. 5 (b) に示す Al-0.6Mg-1.0Si 合金では、吸熱ピーク B が Fig. 5 (a) に示す Al-0.6Mg-0.6Si 合金より大きく、Al-0.6Mg-0.6Si 合金と比較してクラスタ (1) の形成量が多いこと示している。また、Fig. 5 (b) に示す吸熱ピーク B は2つの吸熱ピークが重なっているように見えるが、今回の研究結果からは明確な見解を得ていない。

Al-0.6Mg-0.6Si 合金の 363 K 予備時効材の DSC 分析結果を Fig. 6 (a) に示す。クラスタ (1) 溶解に対応する吸熱ピーク B は自然時効に伴い増大しており、298 K 予備時効材と同様に自然時効中に新たなクラスタ (1) が形成され成長していることを示していると考えられる。一方で、発熱ピーク A は 298 K 予備時効材のものより小さく、自然時効中のクラスタ (1) の形成量は 298 K 予備時効材より少ないことを示している。 β'' 相形成ピークに着目すると、ピーク高さは 298 K 予備時効材より低くなっていた。これは、363 K での予備時効の際に、

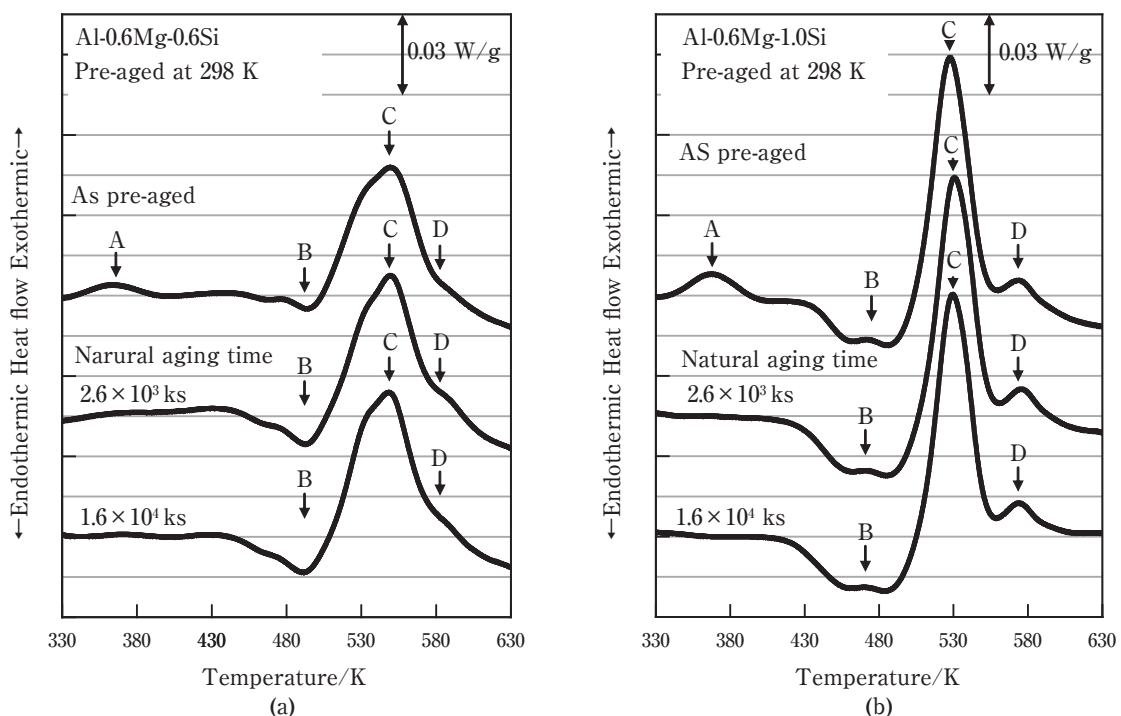


Fig. 5 DSC results of (a) Al-0.6Mg-0.6Si alloy and (b) Al-0.6Mg-1.0Si alloy subjected to natural aging after pre-aged at 298 K.

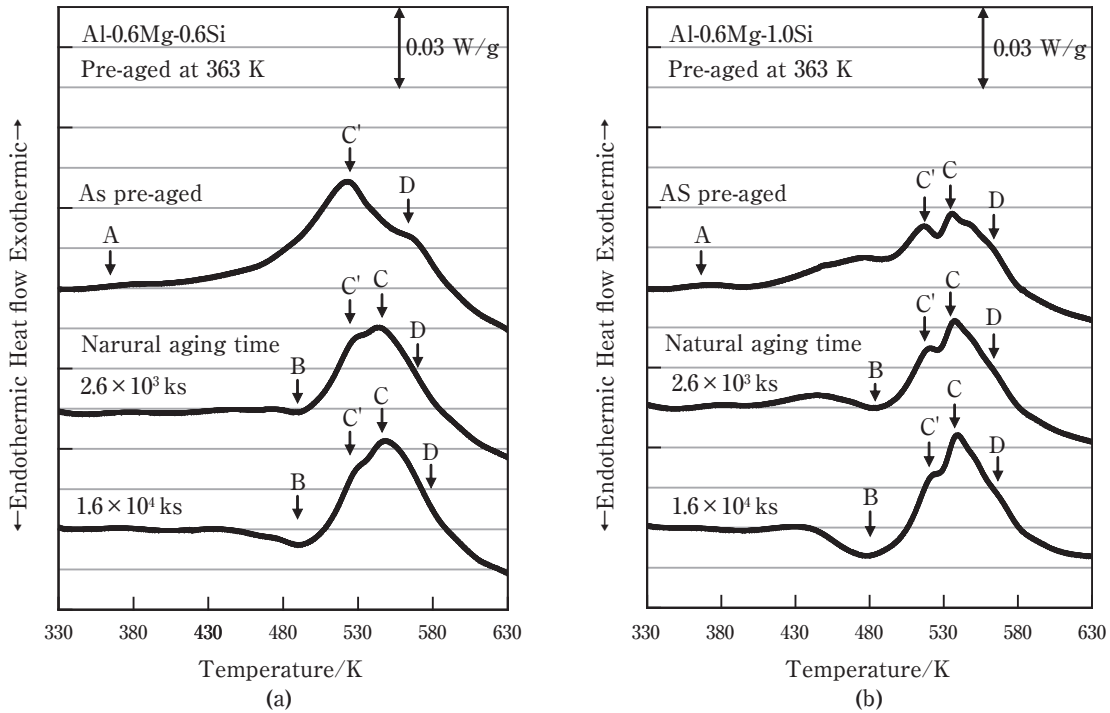


Fig. 6 DSC results of (a) Al-0.6Mg-0.6Si alloy and (b) Al-0.6Mg-1.0Si alloy subjected to natural aging after pre-aged.

β'' 相の前駆段階として形成されていたため、 β'' 相形成時の発熱量が低下したことによると考えられる。

また、 2.6×10^3 ks 自然時効後からは、 β'' 相形成ピークが2つに分離しており、低温側の発熱ピークC'は自然時効に伴いやや低下し、高温側の発熱ピークCは自然時効に伴いわずかに大きくなった。予備時効直後にAl-0.6Mg-0.6Si合金のDSC分析を行ったサンプルにおいて563 Kに β' 相形成ピークDがピークC'とCとは別の温度に存在しており、524 Kと550 Kのピークは β' 相の前段階で形成される相のピークであると考えられる。したがって、発熱ピークC'とCはどちらも β'' 相の形成を示すものと推測される。これらの β'' 相形成ピークのうち低温側を1次 β'' 相形成ピーク、高温側を2次 β'' 相形成ピークとすると、Fig. 5 (a)のAl-0.6Mg-0.6Si合金の298 K予備時効材の β'' 相形成ピーク温度は546～547 Kであり、その温度は、Fig. 6 (a)に示す363 K予備時効材の2次 β'' 相形成ピーク温度540～548 Kに相当していた。298 K予備時効材ではクラスタ(2)が形成されていないことから、2次 β'' 相形成ピークはクラスタ(2)の影響が小さい過程で β'' 相が形成された際の発熱ピークであると考えられる。一方で、クラスタ(2)をもつ363 K予備時効材のみで現れた1次 β'' 相形成ピークは、クラスタ(2)の寄与によって β'' 相が形成された際の発熱ピークであると考えられる。Fig. 6 (a)中のクラスタ(1)溶解ピークBに示されるように、クラスタ(1)はDSC分析中の昇温により溶解しているこ

と、クラスタ(2)は β'' 相の形成を助長するもしくは直接 β'' 相に変化すると報告されていることから⁴⁾、温度の上昇によりクラスタ(1)およびクラスタ(2)から β'' 相が形成されるまでの過程は以下のように説明できる。クラスタ(2)は、 β'' 相の形成を助長もしくは直接 β'' 相に変化したため β'' 相が形成されやすくなり、 β'' 相形成ピークが低温側へシフトして1次 β'' 相形成ピークになったと考えられる。このとき、クラスタ(2)が自然時効に伴い β'' 相に近い形へと成長していたため、1次 β'' 相形成ピークは自然時効に伴い低下していたと考えられる。このような自然時効中のクラスタ(2)成長はFig. 2に示した363 K予備時効材における自然時効中の強度上昇量増大と対応している。一方で、クラスタ(1)は、DSC分析中の昇温により一度溶解し、固溶Mg,Si原子となり、その後、2次 β'' 相形成ピーク温度で固溶Mg,Si原子から直接もしくはクラスタ(2)のような前駆相を介して β'' 相を形成したと考えられる。2次 β'' 相形成ピークとクラスタ(1)溶解ピークはともに自然時効に伴い増大していることから、 β'' 相の形成とクラスタ(1)の溶解量になんらかの関係がある可能性があるが、この点については、さらなる調査が必要である。Al-0.6Mg-1.0Si合金においても、Fig. 6 (b)に示すように、自然時効に伴うDSC分析結果における各ピークの自然時効に伴う変化の傾向は同様であったが、363 K予備時効材の β'' 相形成ピークの分離は予備時効直後から認められた。また、Al-0.6Mg-0.6Si合金と比較

してクラスタ (1) 溶解に対応する吸熱ピークBの増大量が大きく、自然時効中に形成されるクラスタ (1) 量が多いことが示唆された。

3.3 BH処理後の組織変化

BH処理後の代表的なDSC分析結果として、Al-0.6Mg-0.6Si合金の分析結果をFig. 7に示す。Fig. 7 (a)のように、298 K予備時効材においては、吸熱ピークBがBH処理後も存在し、BH処理後もクラスタ (1) が溶解せずに残存していることを示している。また、吸熱ピークBは自然時効時間の増加に伴って増大しており、BH処理後に残存するクラスタ (1) 量は自然時効に伴い増加することが示唆された。363 K予備時効材では、Fig. 7 (b)に示すように、予備時効直後にBH処理した場合、1次 β'' 相形成ピークC'のピーク高さはFig. 6 (a)に示す予備時効直後の分析結果より小さくなっており、BH処理中に一部のクラスタ (2) が β'' 相に変化したことを示していると考えられる。1.6 × 10⁴ ks自然時効材では、1次 β'' 相形成ピークは認められず、2次 β'' 形成ピークCだけがみられた。1次 β'' 相形成ピークが認められなかった原因としては、Fig. 6 (a)に示すように自然時効中に1次 β'' 相形成ピークC'が低下していたため、DSC分析結果ではピークとして明確に確認できなかったと考えられる。吸熱ピークBに関しては、BH処理後も存在しており、298 K予備時効材と同様に、

BH処理後もクラスタ (1) は溶解せずに残存していることを示していた。

BH処理後の析出組織を調査するため、BH処理後のサンプルのTEM観察を行った。Fig. 8に予備時効直後および1.6 × 10⁴ ks自然時効後に443 Kにて1.8 ksのBH処理を行ったAl-0.6Mg-0.6Si合金のTEM明視野像を示す。298 K予備時効材ではほとんど析出物が確認できないのに対し、363 K予備時効材では自然時効時間に関わらず析出物が観察された。Al-0.6Mg-0.6Si合金では、自然時効の有無による析出物のサイズや量に変化は認められなかったが、Fig. 9に示すAl-0.6Mg-1.0Si合金では、363 K予備時効直後にBH処理したサンプルの析出物は明らかに1.6 × 10⁴ ks自然時効後にBH処理したものの析出物よりもサイズが大きかった。

3.4 予備時効温度による時効挙動変化

各予備時効材の時効硬化挙動については、298 K予備時効材と比較して、363 K予備時効材では自然時効中の耐力上昇量およびBH量が大きかった。自然時効硬化に関しては、298 K予備時効材では、Fig. 5 (a), (b)に示すDSC分析結果より自然時効に伴いクラスタ (1) が増量していたことから、自然時効硬化の主な原因はクラスタ (1) の形成と成長であると考えられる。一方で、363 K予備時効材では、予備時効中に形成されたクラスタ (2) と自然時効中に形成されたクラスタ (1) の

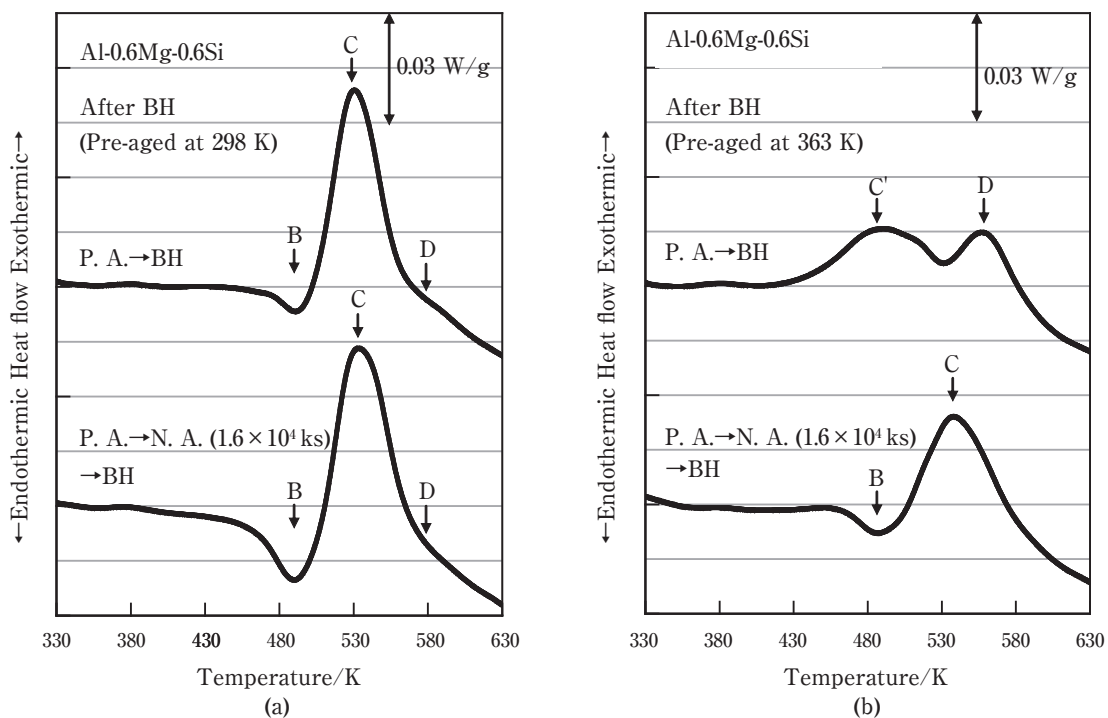


Fig. 7 DSC results of Al-0.6Mg-0.6Si alloy finally aged for 1.8 ks at 443 K after pre-aging (P. A.) (a) at 298 K and (b) at 363 K without natural aging and with natural aging (N. A).

2種が存在し、自然時効中にクラスタ(1)は新たに生成、成長し、クラスタ(2)は成長していたと考えられる。クラスタ(2)をもつ363 K予備時効材がクラスタ(1)のみをもつ298 K予備時効材よりも自然時効中の耐力上昇が大きかったことから、自然時効中のクラスタ(2)の成長はクラスタ(1)の形成および成長と比較して強度上昇に大きく寄与すると考えられる。BH処理時の強度上昇は過去の報告と同じく^{2), 3)}, BH処理時の β'' 相析出によるものであり、Fig. 8およびFig. 9に示すTEM観察結果において298 K予備時効材では析出物が

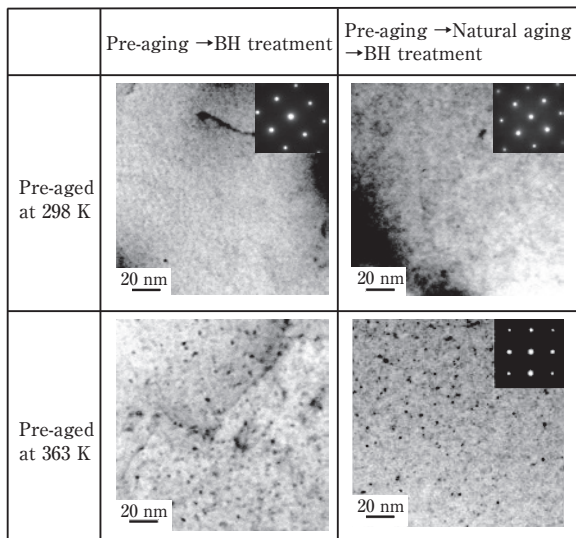


Fig. 8 TEM bright field images of Al-0.6Mg-0.6Si alloy finally aged for 1.8 ks at 443 K after pre-aging at 298 K without natural aging and with natural aging at for 1.6×10^4 ks.

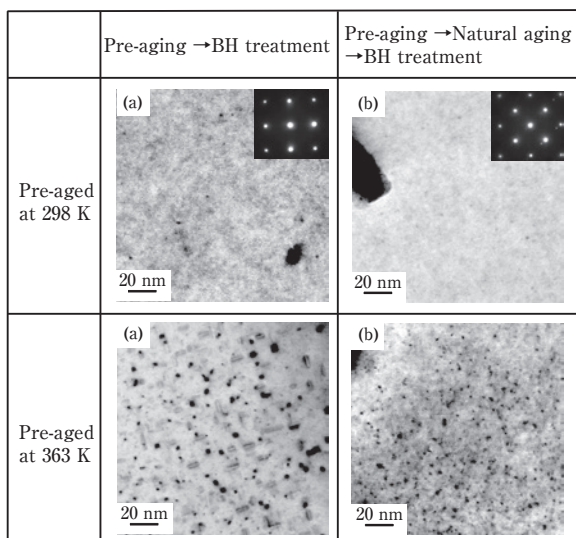


Fig. 9 TEM bright field images of Al-0.6Mg-1.0Si alloy finally aged for 1.8 ks at 443 K after pre-aging at 298 K without natural aging and with natural aging for 1.6×10^4 ks.

認められなかったのに対し、363 K予備時効材では多くの析出物が析出していたことから、363 K予備時効材では予備時効中に形成されたクラスタ(2)が β'' 相の析出を助長したためBH量が大きかったと考えられる。

3.5 Si量による時効挙動変化

Fig. 2に示すように、298 K予備時効材、363 K予備時効材ともに、Si量の増加によりBH処理前の耐力が大きくなっていった。Fig. 5 (a), (b)に示すように、Al-0.6Mg-1.0Si合金ではクラスタ形成ピークAがAl-0.6Mg-0.6Si合金よりも大きいことから、Al-0.6Mg-1.0Si合金ではAl-0.6Mg-0.6Si合金よりもクラスタの形成量が多いと考えられる。そのため、Al-0.6Mg-1.0Si合金はAl-0.6Mg-0.6Si合金より耐力が高くなったと考えられる。

Fig. 3に示すように63 K予備時効材ではSi量によりBH処理後の耐力に変化が生じた。Al-0.6Mg-0.6Si合金では、298 K予備時効材と同様自然時効時間の増加に伴いBH処理後の耐力がやや上昇したが、Al-0.6Mg-1.0Si合金では自然時効により、BH処理後の耐力がやや低下した。Fig. 7 (a)に示すAl-0.6Mg-0.6Si合金のBH処理後のDSC分析結果より、クラスタ(1)溶解に対応する吸熱ピークBが明瞭に存在していることから、BH処理後もクラスタ(1)が溶解せずに残存していることは明らかである。また、自然時効時間の増加によりBH処理後のクラスタ(1)溶解ピークが増大していることから、BH処理後に残存しているクラスタ(1)の量は自然時効より増加していると考えられる。本結果より、298 K予備時効材で、BH処理後耐力がBH処理前の自然時効に伴い増加した原因は、自然時効に伴いクラスタ(1)量が増加し、BH処理後に残存するクラスタ(1)量が増えたためであると考えられる。363 K予備時効材でも同様にBH処理後に残存するクラスタ(1)量はBH処理前の自然時効に伴い増加したと考えられる。Al-0.6Mg-1.0Si合金でBH処理後耐力が低下した原因としては、Fig. 9中の363 K予備時効材のTEM観察結果で自然時効を経てBH処理することで形成される β'' 相サイズが小さくなっていったためだと考えられる。Si量によって β'' 相形成サイズが変化した原因は、クラスタ(1)の形成量がSi量によって異なるためだと考えられる。Fig. 6に示したDSC分析結果より363 K予備時効材の 1.6×10^4 ks自然時効後におけるクラスタ(1)の溶解ピークはAl-0.6Mg-1.0Si合金の方がAl-0.6Mg-0.6Si合金より大きかったことから、自然時効中に形成されたクラスタ(1)はSi量増加により多くなっていったと推定される。S. Pogatscherらは、室温で形成されるクラス

タは焼入れ空孔をトラップするため、このクラスタが形成されると拡散に寄与する空孔量と固溶Mg, Si量が低下するため、 β'' 相の生成速度が低下すると述べている¹⁰⁾。本研究においてもAl-0.6Mg-1.0Si合金では、自然時効中に形成されるクラスタ(1)量が増加したため、拡散に寄与する空孔量および固溶Mg, Si量が低下し、 β'' 相の形成速度が低下したと考えられる。Al-0.6Mg-0.6Si合金でもクラスタ(1)が形成されているが、Al-0.6Mg-1.0Si合金よりも形成量が少なかったため影響が小さかったものと考えられる。298 K予備時効材のBH処理前後の耐力差で表されるBH量(Δ BH)は、Fig. 4に示すように、Si量に関わらず非常に低くなっていた。これはどちらの合金でも298 K予備時効中にクラスタ(1)が多量に生成されたことにより、 β'' 相の形成が抑制されたためであると考えられる。一方で、363 K予備時効材では、クラスタ(2)の形成量が多いAl-0.6Mg-1.0Si合金のほうがBH量が大きい、自然時効中のクラスタ(1)形成量も増加したため、BH処理後強度が低下し、自然時効に伴いBH量が大きく低下したと考えられる。

4. 結 言

Si量を変化させた2種のAl-Mg-Si合金を用いて、298 Kおよび363 Kで予備時効を行うことによりそれぞれクラスタ(1)主体、クラスタ(2)主体とした予備時効材を作製し、その後の自然時効中のクラスタ挙動と強度変化、BH性について調査を行った結果、以下の知見を得た。

- ・自然時効中のクラスタ(2)の成長はクラスタ(1)の形成、成長と比較して強度上昇に大きく寄与する。
- ・363 K予備時効材では予備時効中に形成されたクラスタ(2)から形成される β'' 相とクラスタ(1)溶解後にあらためて β'' 相となるものが存在すると考えられる。
- ・Si量の多い合金では、自然時効によりBH処理中のクラスタ(2)から β'' 相への変化が抑制された。これはSi量の増加に伴い自然時効中に形成されるクラスタ(1)量が増大し、 β'' 相の形成が抑制されたためだと考えられる。

参考文献

- 1) 八太秀周, 松田真一, 田中宏樹, 吉田秀雄: 軽金属, **59** (2009), 248-253.

- 2) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 日比野旭, 松尾 守: 軽金属, **53** (2003), 516-522.
- 3) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱 岩, 松尾 守: 軽金属学会第87回秋期大会講演概要, (1994), 187-188.
- 4) 山田健太郎, 里 達雄, 神尾彰彦: 軽金属, **51** (2001), 215-221.
- 5) 里 達雄: 軽金属, **56** (2006), 592-601.
- 6) 高木康夫, 増田哲也, 里 達雄: 軽金属, **63** (2013), 245-252.
- 7) W. F. Miao and D. E. Laughlin: Scripta Materialia, **40** (1999), 873-878.
- 8) Seong Nyeong Kim, Jae Hwang Kim, Hiroyasu Tezuka, Equo Kobayashi and Tatsuo Sato: Materials Transactions, **54** (2013), 297-303.
- 9) 八太秀周, 田中宏樹, 松田真一: 軽金属, **54** (2004), 412-417.
- 10) S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, T. Ebner and P. J. Uggowitzer: Acta Materialia, **59** (2011), 3352-3363.



澤 裕也 (Yuya Sawa)

(株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター



一谷 幸司 (Koji Ichitani)

Tri-Arrows Aluminum Inc.



日比野 旭 (Akira Hibino)

(株)UACJ 技術開発研究所 深谷センター

Reaction Behavior of Mixtures of Non-Corrosive Flux and Non-Corrosive Flux Containing Zn during Brazing*

Hidetoshi Kumagai** and Naoki Yamashita**

The reaction behaviors of a non-corrosive flux (the NC-flux), non-corrosive flux containing Zn (KZnF₃) and their mixture during brazing were investigated. Regarding the mixture of the NC-flux and KZnF₃, a behavior different from the single-component flux was observed. KZnF₃ in the flux mixture was completely consumed above 500°C, and pure Zn was detected at 500°C. It was considered that this behavior of the flux mixture was due to the reactions of KZnF₃ with Al₂O₃ and the reduction of ZnO by KAlF₄.

Keywords: aluminum brazing, non-corrosive flux, chemical reactions

1. Introduction

Aluminum automotive heat exchangers are generally manufactured by controlled atmosphere brazing (CAB) using a non-corrosive flux (the NC-flux), such as the potassium aluminum fluorides of KAlF₄, K₂AlF₅ and K₃AlF₆. Recently, a non-corrosive flux containing Zn (the Zn-flux), such as the potassium zinc fluoride of KZnF₃ is also being widely used. The significant feature of the Zn-flux is that the Zn diffusion layer into the aluminum multi-port extrusion tube is for protection from the corrosion perforation formed during brazing. Therefore, the application of this flux removes the requirement of the conventional process of Zn arc spraying onto the aluminum multi-port extrusion tube, and also reduces the manufacturing cost. Furthermore, it also allows applying the mixture of both the NC-flux and the Zn-flux.

The reactions of the Zn-flux versus the oxygen concentration and the moisture during brazing are more sensitive than those of the NC-flux. Therefore, it is difficult to make good brazing joints without defects like discoloration by applying the Zn-flux. Since the mechanism of the reactions of the Zn-flux

has not been widely reported, this paper describes the reaction mechanism of the NC-flux, the Zn-flux and their mixture during brazing.

2. Experimental Procedure

2.1 Brazing of single substance and mixture of fluxes

Table 1 shows the specimens, and **Fig. 1** shows the relationship between the oxygen concentration in a furnace and the material temperature during brazing. KZnF₃ was added and mixed with the NC-flux at 0%, 50% and 100% fractions. These fluxes were dispersed in an organic solvent, then brushed on 3003 alloy sheets (25 mm × 25 mm, O temper). After drying, these were brazed at the maximum temperature of 400°C, 500°C and 600°C in the brazing furnace with

Table 1 Specimens for brazing and XRD analysis. (mg)

Sample name	Amount of flux		
	NC-flux (KAlF ₄)	KZnF ₃	Total
Z0	4	0	4
Z100	0	4	4
Z50	2	2	4

* The main part of this paper was published in the proceedings of the 12th Vehicle Thermal Management systems (VTMS12), England, May, 10-13, 2015.

** No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

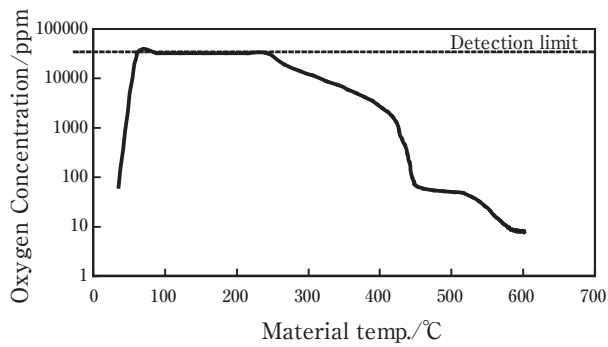


Fig. 1 Relationship between oxygen concentration in furnace and material temperature during brazing.

N_2 atmosphere. The oxygen concentration in the brazing furnace is over 2500 ppm below 400°C, 50-2500 ppm in the range of 400-500°C, and below 50 ppm in the range of 500-600°C. The specimens after brazing were analyzed by X-ray diffraction (XRD). Regarding the Z50 brazed at 500°C, observations by scanning electron microscopy (SEM) and elemental analysis by energy dispersive X-ray spectrometry (EDX) were carried out.

2.2 Additional examinations

2.2.1 Validation of chemical reactions

Table 2 shows the specimens for thermogravimetric and the differential thermal analysis (TG-DTA) and XRD analysis. The after estimated chemical reactions could be validated by TG-DTA. The specimens in the Pt pan were heated at the rate of 20°C/min and the flow rate of the argon gas or the air was 300 ml/min. All of the specimens were analyzed by TG-DTA. P1, P2 and P3 were analyzed by the XRD after the TG-DTA.

2.2.2 Further validation for reduction of ZnO

Regarding the reduction of ZnO, a further validation was determined. The mixture of the

Table 2 Specimens for TG-DTA and XRD analysis.

Sample name	Blend ratio (%)				Flow gas species
	NC-flux (KAlF ₄)	KZnF ₃	Al ₂ O ₃	ZnO	
P1	-	50	50	-	Atmospheric air
P2	-	100	-	-	Ar
P3	50	-	-	50	Ar
KZnF ₃	-	100	-	-	Ar
NC-flux	100	-	-	-	Ar

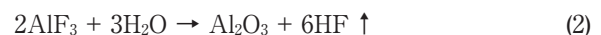
NC-flux and ZnO (75:25) was brazed at the maximum temperature of 600°C. The mixture of approx. 2.7 mg was dispersed in an organic solvent and dropped onto the center of the A3003 alloy sheet (50 mm × 50 mm, O temper). After drying, the specimen was brazed under the same condition as **2.1**. The specimen after brazing was analyzed by the XRD.

3. Results and Discussion

3.1 Brazing of single substance and mixture of flux

3.1.1 Z0 (NC-flux: 100%, KZnF₃: 0%)

Fig. 2 shows the appearance of the specimens after brazing and **Fig. 3** shows the XRD patterns of Z0 after brazing. At the maximum temperature of both 400°C and 500°C, the appearance of the specimen after brazing had a white color and powdery that was the same as the specimen before brazing. In the XRD patterns, KAlF₄ and K₃AlF₆ were detected. At the maximum temperature of 600°C the appearance of the specimen had a transparent color and melt-solidified. It was considered that the flux had normally melted. In the XRD patterns, KAlF₄ and K₃AlF₆ were detected. The intensity of the diffraction peaks for K₃AlF₆ increased with the elevating maximum temperature of brazing. The reason why K₃AlF₆ was detected at such the low temperature of 400°C was considered to be due to the oxygen concentration below 500°C during brazing being high, i. e., 50-2500 ppm or more. It means that the atmosphere in the brazing furnace contained not only O₂, but also H₂O. Therefore, KAlF₄ brazed in a bad atmosphere reacted with H₂O to form K₃AlF₆ following the chemical reaction equations (1)-(3)^{1),2)}.



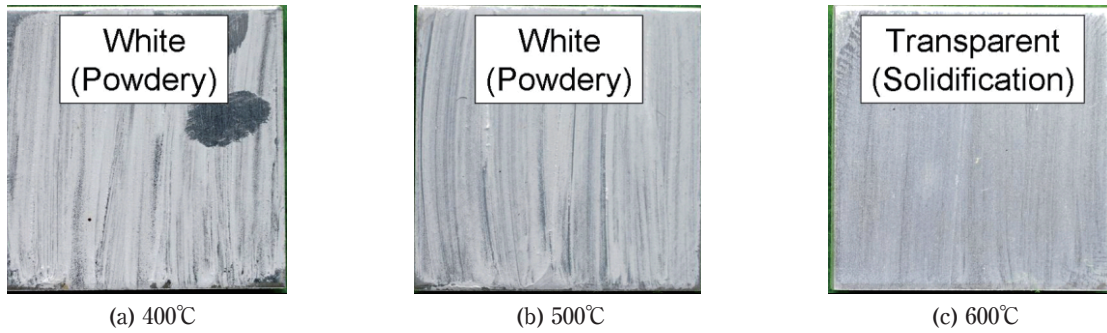


Fig. 2 Appearance of Z0 after brazing at various temperatures.

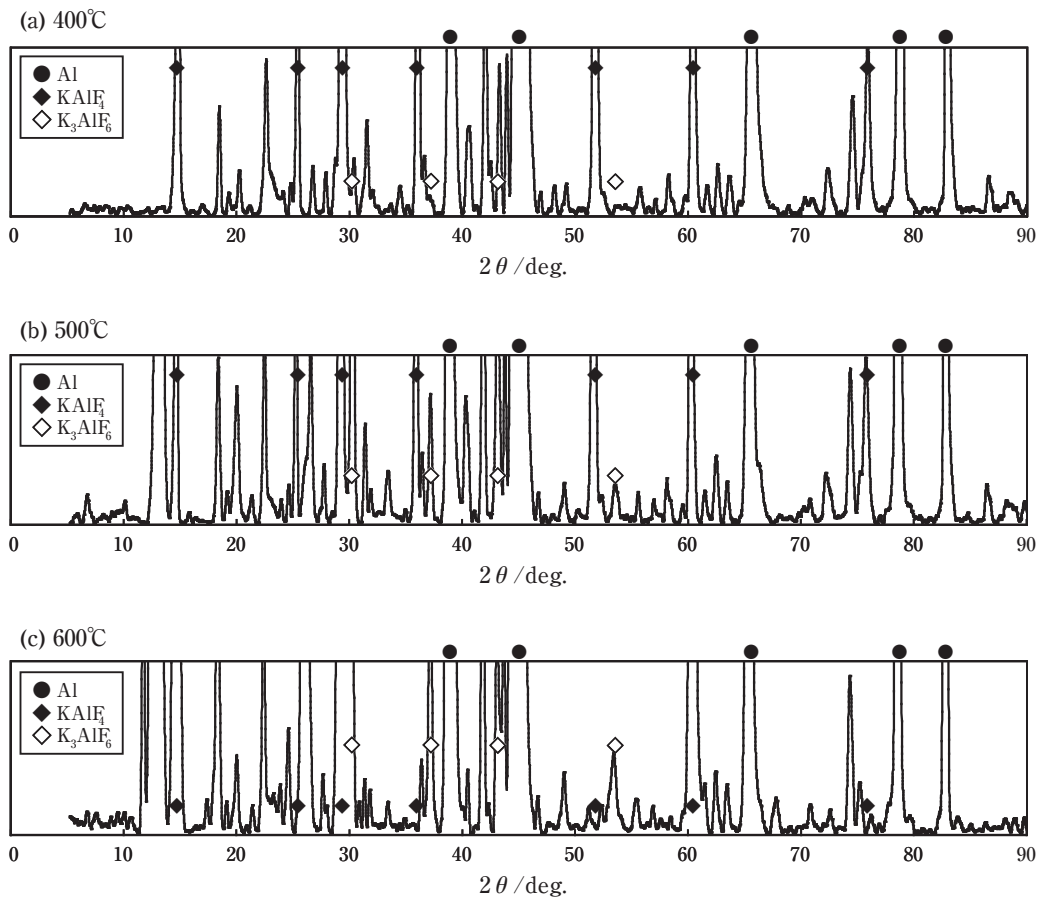


Fig. 3 XRD patterns of Z0 after brazing at various temperatures.

3.1.2 Z100 (NC-flux: 0%, KZnF₃: 100%)

Fig. 4 shows the appearance of the specimens after brazing and Fig. 5 shows the XRD patterns of Z100 after brazing. At the maximum temperature of 400°C, the appearance of the specimen after brazing had a white color and powdery that was the same as the specimen before brazing. In the XRD patterns, KZnF₃ and slight almost of ZnO were detected. At the maximum temperature of 500°C, the appearance of the specimen had a white color and powdery. In the

XRD patterns, KZnF₃, K₃AlF₆ and ZnO were detected. At the maximum temperature of 600°C, the appearance of the specimen had a transparent color and melt-solidified as well as Z0. It was considered that the flux had normally melted. In the XRD patterns, KAlF₄ and K₃AlF₆ were detected, but KZnF₃ and ZnO were not detected. KZnF₃ generally reacts with the aluminum at approx. 555°C following the chemical reaction equation (4) to form KAlF₄, K₃AlF₆ and Zn³.

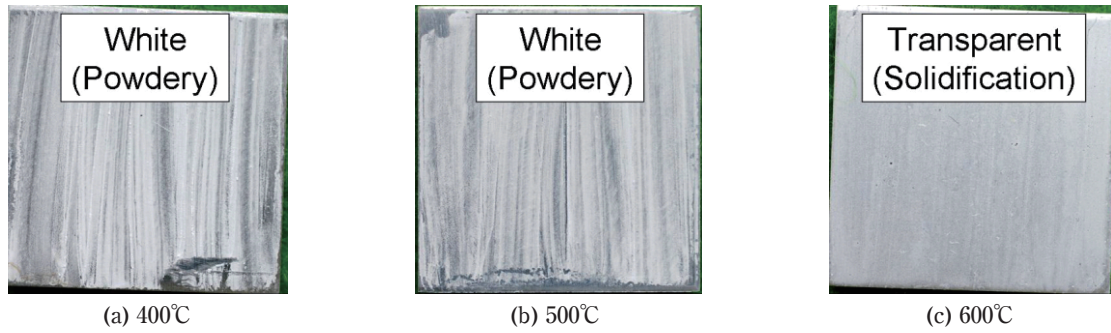


Fig. 4 Appearance of Z100 after brazing at various temperatures.

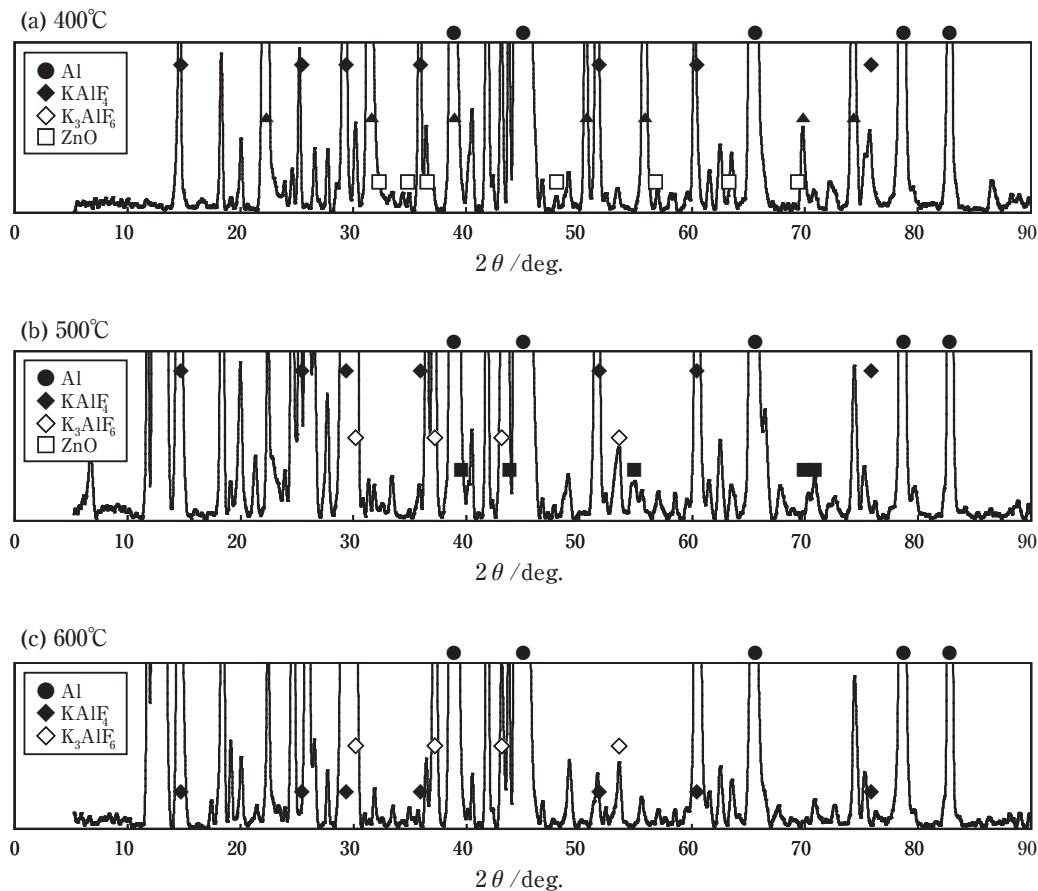
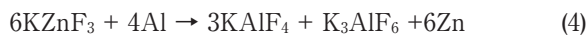
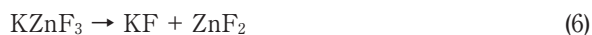


Fig. 5 XRD patterns of Z100 after brazing at various temperatures.

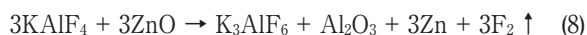


Below 500 °C, however, eq. (4) could not occur. Therefore, it was estimated that chemical reaction equations (5)-(7) could occur.



Eq. (5) is the reaction of KZnF_3 with the oxide film on the aluminum, and eq. (7) is the reaction of KZnF_3 with H_2O in the brazing atmosphere. Although the amount of K_3AlF_6 was too low to detect in the XRD patterns at the maximum temperature of 400°C, it was considered that KAlF_4 formed by eq. (5) reacted with KF formed by eqs. (1) and (6) to form K_3AlF_6 as well as ZnO . It was considered that most of the KZnF_3 not in contact with the surface of the aluminum base

material could not have reacted and therefore remained, because eq. (5) occurred on the surface of the aluminum base material. Furthermore, it was considered that eqs. (6) and (7) also occurred on the $KZnF_3$. However, ZnO was not detected at $600^\circ C$. It was considered that the following chemical reaction equation (8) could occur.



Above $500^\circ C$, eq. (4) occurred at approx. $555^\circ C$, i. e., the formed $KAlF_4$ and K_3AlF_6 were melted at approx. $562^\circ C$. Finally, Zn diffused into the aluminum base material.

3.1.3 Z50 (NC-flux: 50%, $KZnF_3$: 50%)

Fig. 6 shows the appearance of the specimens after brazing, **Fig. 7** shows the XRD patterns of Z50 after brazing and **Fig. 8** shows the SEM image and EDX analysis at the maximum temperature of $500^\circ C$. At the maximum temperature of $400^\circ C$, the appearance

of the specimen after brazing had a white color and powdery that was the same as the specimen before brazing. In the XRD patterns, $KAlF_4$, $KZnF_3$ and a slight ZnO were detected. At the maximum temperature of $500^\circ C$, the appearance of the specimen had a slight gray color and powdery. In the XRD patterns, $KAlF_4$, K_3AlF_6 and Zn were detected, but $KZnF_3$ and ZnO were not detected. At the maximum temperature of $600^\circ C$, the specimen had a transparent color and melt-solidified as well as Z0 and Z100. It was considered that the flux had normally melted. Below $400^\circ C$, it was considered that chemical reactions, eqs. (1)-(3) and (5)-(7), occurred as well as Z100. At the maximum temperature of $500^\circ C$, ZnO was not detected in the XRD patterns and spherical Zn was observed by the SEM and the EDX analysis. The shape of the spherical Zn indicates that there was melted Zn . Therefore, it was considered that eq. (8) occurred. On the other hand, as the reason why $KZnF_3$ was completely consumed at $500^\circ C$, it was considered that eqs. (5)-(8) occurred. First, eqs. (6) and (7) occurred and

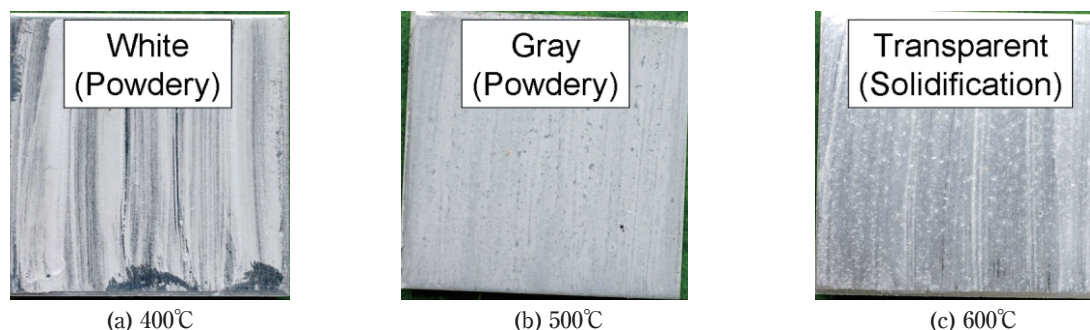


Fig. 6 Appearance of Z50 after brazing at various temperatures.

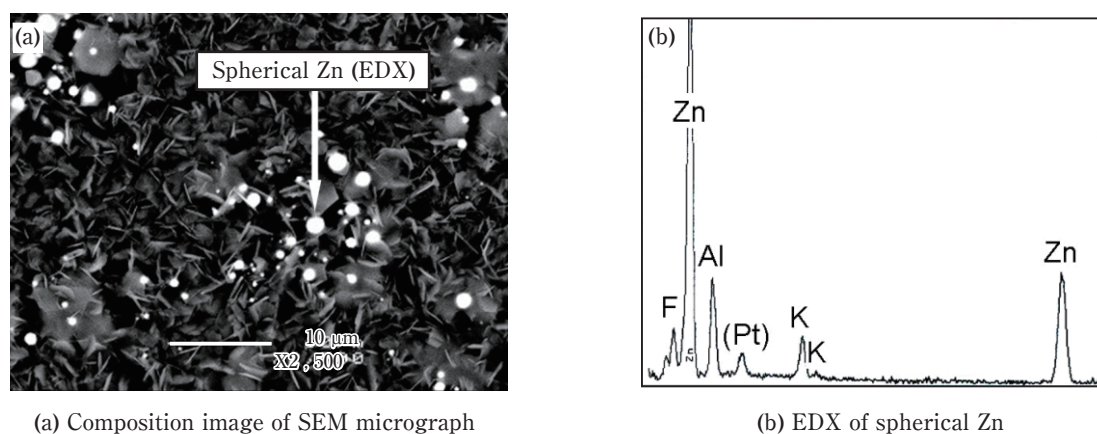


Fig. 7 SEM micrograph and EDX of Z50 after brazing at $500^\circ C$.

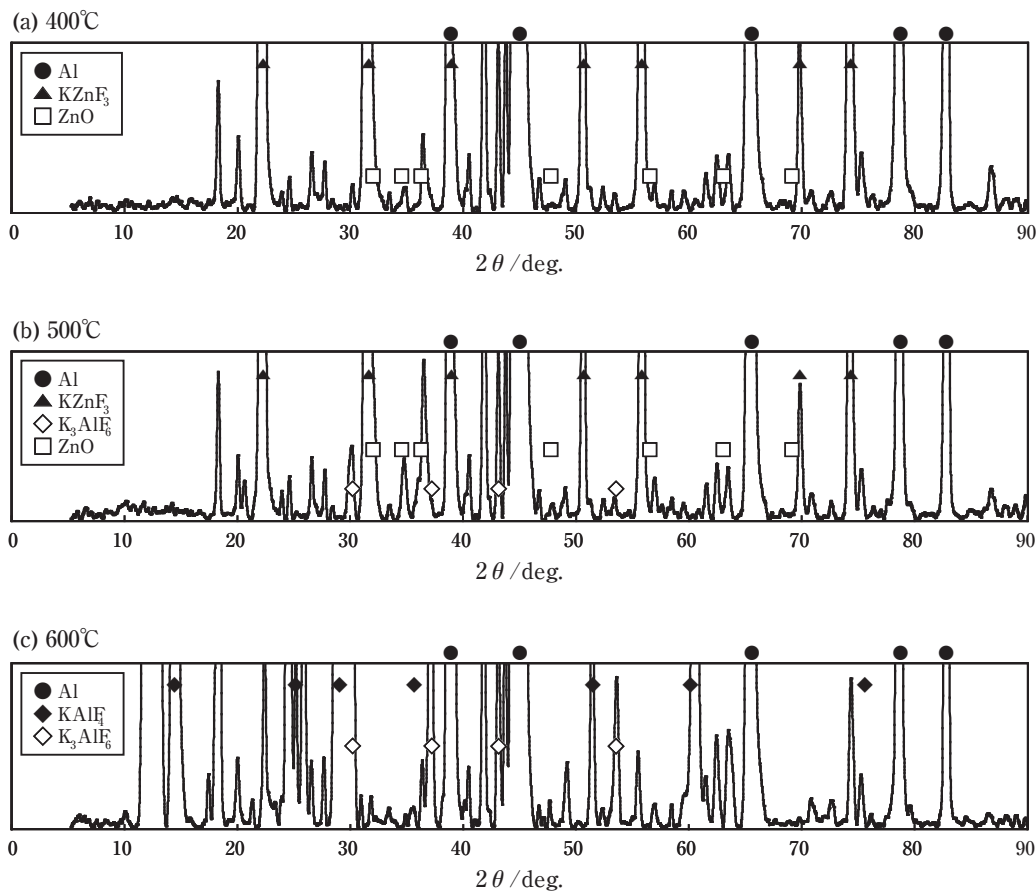


Fig. 8 XRD patterns of Z100 after brazing at various temperatures.

ZnO was formed in all over Z50, then eq. (8) occurred in Z50 as the reaction between ZnO formed by eqs. (6) and (7) and KAlF_4 because KAlF_4 was included in Z50 as one of the components before brazing. Furthermore, eq. (5) occurred as the reaction between KZnF_3 and Al_2O_3 of both the oxide film and the product by eq. (8), then both eqs. (5) and (8) continuously occurred by means of the product of each equation as the reactant of the each equation respectively. Consequently, KZnF_3 had been completely consumed. As the reason why the spherical Zn was observed at 500°C, it was inferred that KAlF_4 and K_3AlF_6 prevented Zn diffused to the base material. Below 562°C, the unmelted KAlF_4 and K_3AlF_6 prevented Zn from diffusing into the aluminum base material, therefore, the melted Zn was spherically agglomerated. At the maximum temperature of 600°C, KAlF_4 and K_3AlF_6 had already melted. Therefore, Zn diffused into the aluminum base material.

3.2 Additional examination – Validation of chemical reactions

3.2.1 P1 (KZnF_3 : 50%, Al_2O_3 : 50%, Flow gas: Ar)

Fig. 9 shows the TG-DTA curves of P1 and KZnF_3 and Fig. 10 shows the XRD patterns of P1 after the TG-DTA. For the validation of eq. (5), KZnF_3 and Al_2O_3 were mixed and heated in the flowing argon gas at the maximum temperatures of 388°C, 492°C, 593°C and 638°C. A clear endothermic peak was observed at around 628°C in the DTA curve of P1, and the weight loss started shortly after the onset of heating in the TG curve of both P1 and KZnF_3 . In the TG curves, the starting temperature of the weight loss of P1 was equal to that of KZnF_3 . Therefore, it was considered that the weight loss of P1 originated in KZnF_3 as a component of P1. However, the cause of the weight loss at such a low temperature was unclear. In the XRD patterns at the maximum temperature of 388°C and 492°C, KZnF_3 , Al_2O_3 and ZnO were detected, and at the maximum temperature or 593°C, KZnF_3 , K_3AlF_6 , Al_2O_3 and ZnO

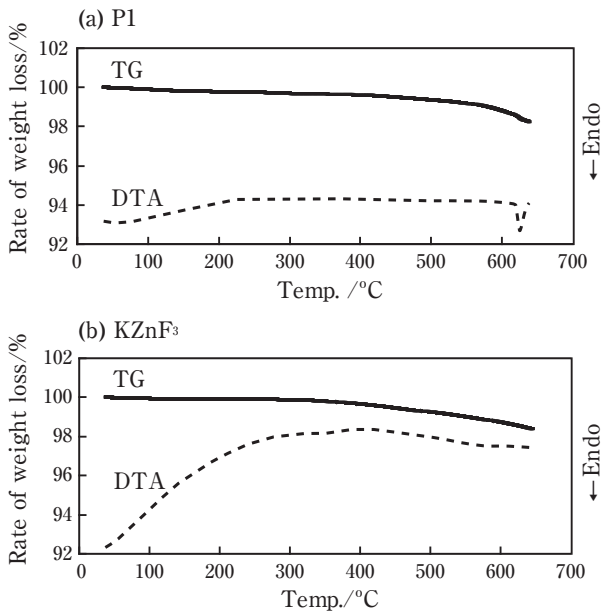


Fig. 9 Results of TG-DTA for P1 and KZnF₃.

were detected. Furthermore, at the maximum temperature of 638°C, KAlF₄, K₃AlF₆, Al₂O₃ and ZnO were detected whereas KZnF₃ was not detected. Based on these results, it was considered that KZnF₃ reacted with Al₂O₃ based on eq. (5) was below 400°C, and it was considered that the reaction of eq. (5) completed at approx. 600°C.

As for the reason why KAlF₄ was not detected after heating, it was considered that eq. (8) occurred in parallel with eq. (5) by KAlF₄ and ZnO being produced by eq. (5), consequently KAlF₄ was consumed. Furthermore, as for the reason why K₃AlF₆ was not detected at 388°C and 492°C, it was considered that the amount of K₃AlF₆ as the product below 500°C was too low to detect. However, the reason why Zn produced by eq. (8) was not detected is still unclear.

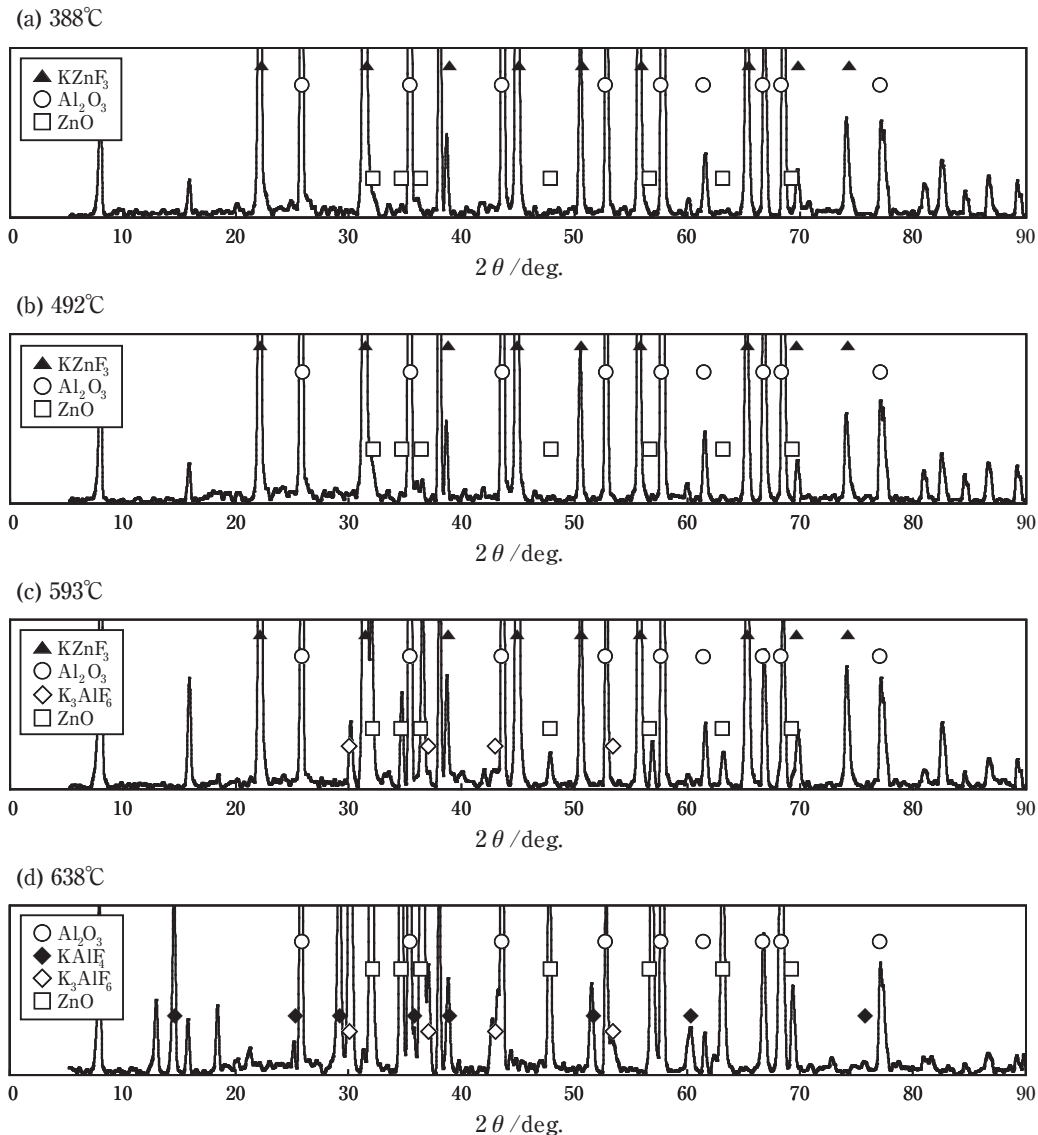


Fig. 10 XRD patterns of P1 after TG-DTA.

3.2.2 P2 (KZnF₃: 100%, Flow gas: Atmospheric air)

Fig. 11 shows the results of the TG-DTA and Fig. 12 shows the XRD patterns of P2 after the TG-DTA. For the validation of eqs. (6) and (7), KZnF₃ was heated in flowing air at the maximum

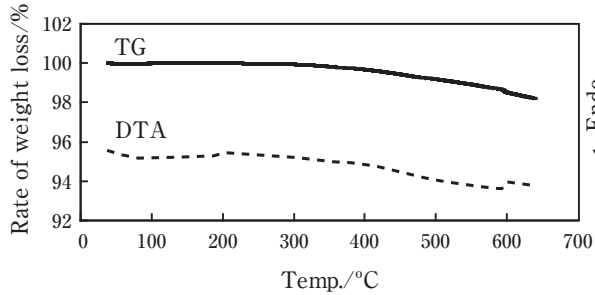
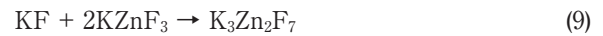


Fig. 11 Results of TG-DTA for P2.

temperatures of 388°C, 492°C, 593°C and 639°C. A slight exothermic peak was observed at approx. 600°C in the DTA curve, and the weight loss started at approx. 280°C in the TG curve. It was similar to the result of Fig. 9. In the XRD patterns, KZnF₃ and ZnO were detected at the maximum temperature of 388°C, 492°C and 593°C. KZnF₃, K₃Zn₂F₇ and ZnO were detected at the maximum temperature of 639°C. Therefore, in the case of heating KZnF₃ in a high concentration of O₂ and H₂O, it was considered that the reaction occurred not only by eqs. (6) and (7) but also by eq. (9). Especially, eq. (9) occurred at approx. 600°C.



Therefore, eq. (6) and (7) were validated.

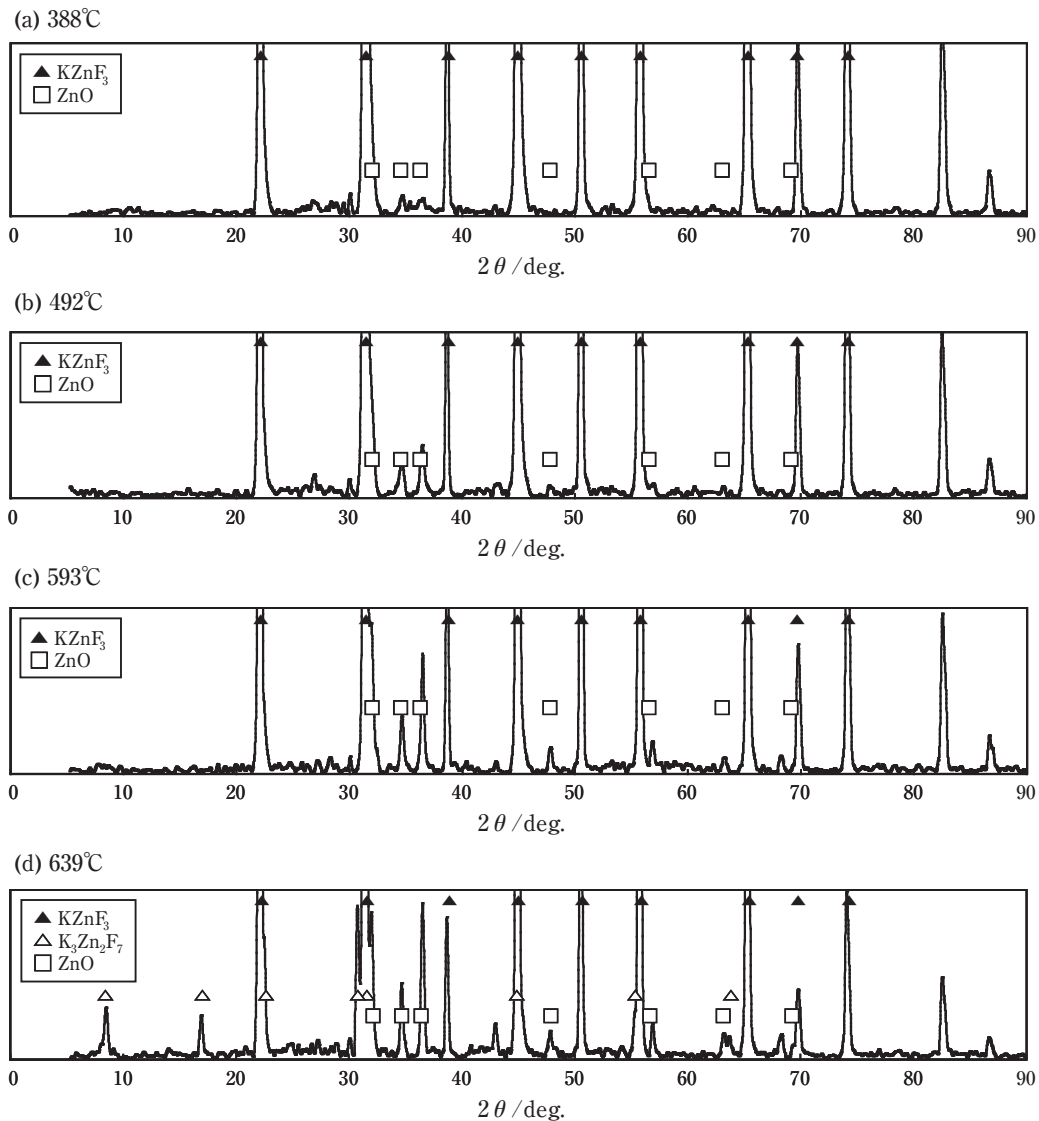


Fig. 12 XRD patterns of P2 after TG-DTA

3.2.3 P3 (NC-flux: 50%, ZnO: 50%, Flow gas: Ar)

Fig. 13 shows the TG-DTA curves of P3 and the NC-flux and Fig. 14 shows the XRD patterns of P3 after the TG-DTA. For the validation of eq. (8), the NC-flux and ZnO were mixed and heated in flowing argon gas at the maximum temperatures of 385°C, 489°C, 589°C and 638°C. Clear endothermic peaks were observed at approx. 100°C and approx. 560°C in the DTA curve of both P3 and the NC-flux. A clear weight loss was observed at approx. 100°C and above approx. 380°C and approx. 550°C in the TG curve of both P3 and the NC-flux. As for the reason why the endothermic peak and the weight loss were observed at approx. 100°C, it was considered to be due to the vaporization of the hydrated water in the NC-flux. As for the reason why the endothermic peak and the

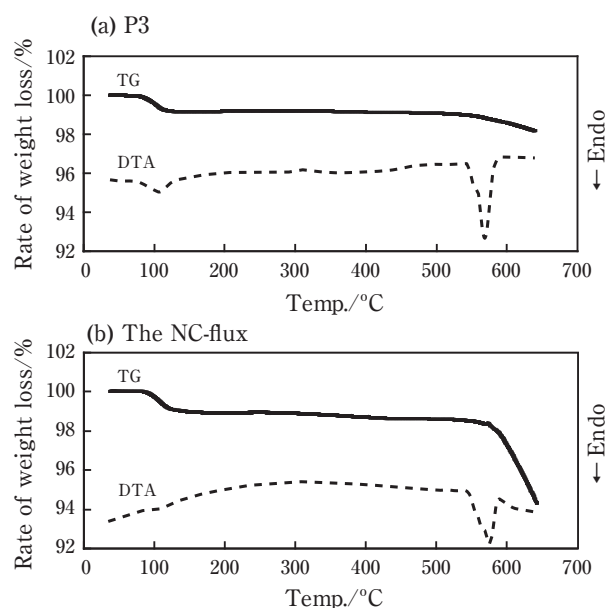


Fig. 13 Results of TG-DTA for P3 and the NC-flux.

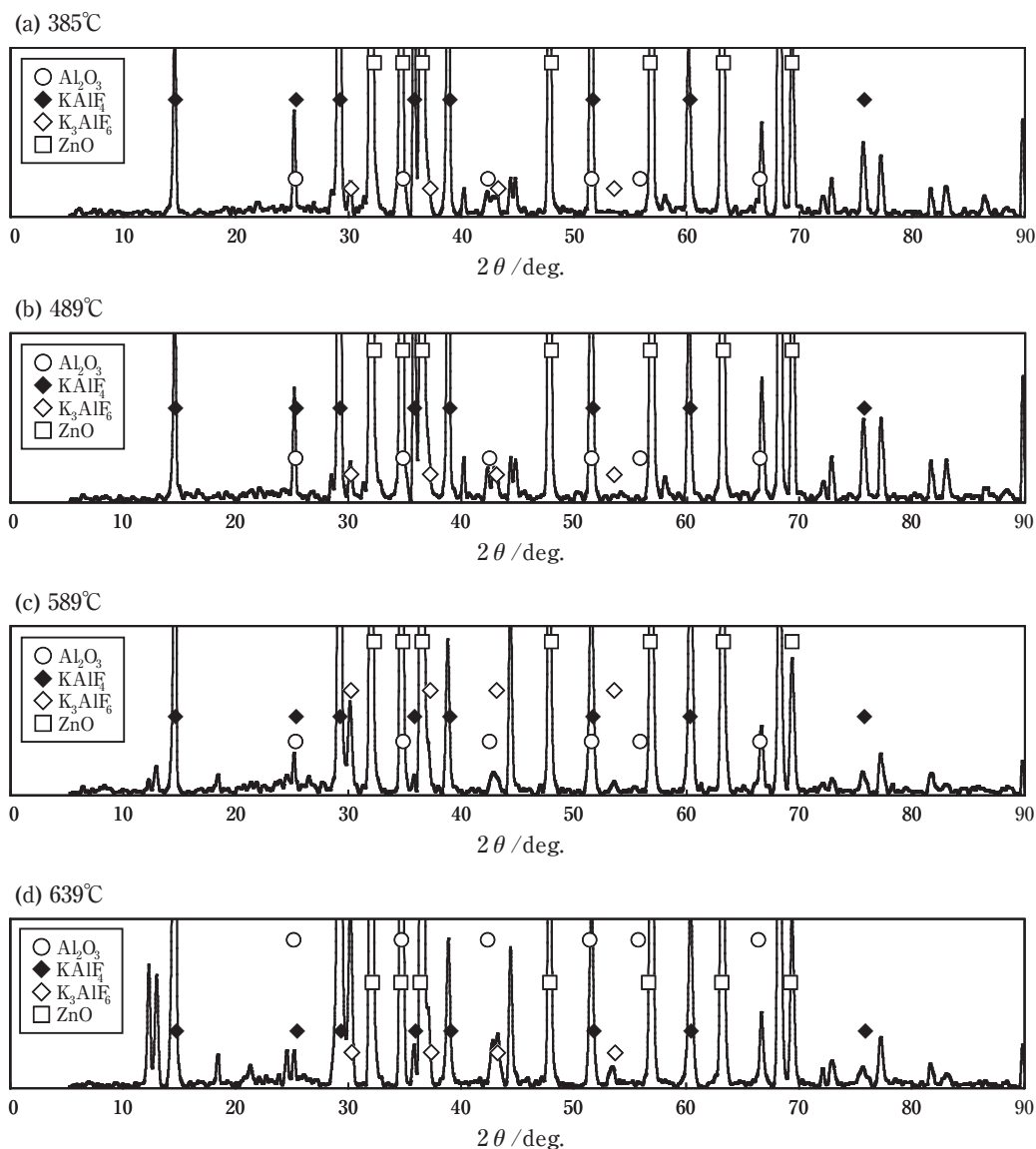


Fig. 14 XRD patterns of P3 after TG-DTA.

weight loss were observed at approx. 560°C, it was considered to be the melting point of KAlF_4 . In addition, for the relatively slight weight loss observed above approx. 380°C, it was considered that this weight loss indicated the emission of F gas and the vaporization of KAlF_4 ²⁾. The weight loss due to the vaporization of KAlF_4 was especially prominent above approx. 550°C, close to the temperature near the melting point of KAlF_4 . In the XRD patterns, KAlF_4 , K_3AlF_6 , Al_2O_3 and ZnO were detected. Therefore, it was considered that eq. (8) occurred at approx. 380°C based on the weight loss at approx. 380°C. However, the reason why Zn produced by eq. (8) was not detected is unclear. For further validation in regard to the formation of Zn, it means the reduction of ZnO , and the additional brazing test shown in the next section.

3.3 Additional examination - Further validation for reduction of ZnO

Fig. 15 shows the appearance of the mixture of the NC-flux and ZnO after brazing and **Fig. 16** shows the XRD patterns of the mixture after brazing. For further validation of eq. (8), the center of the dropped

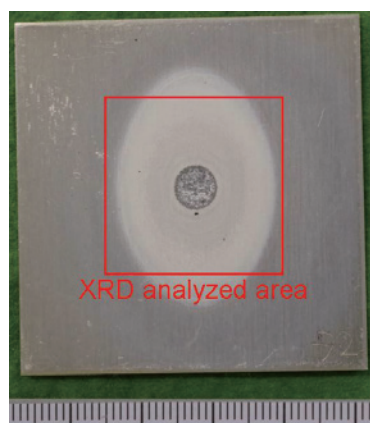


Fig. 15 Appearance of the NC-flux+ ZnO after brazing.

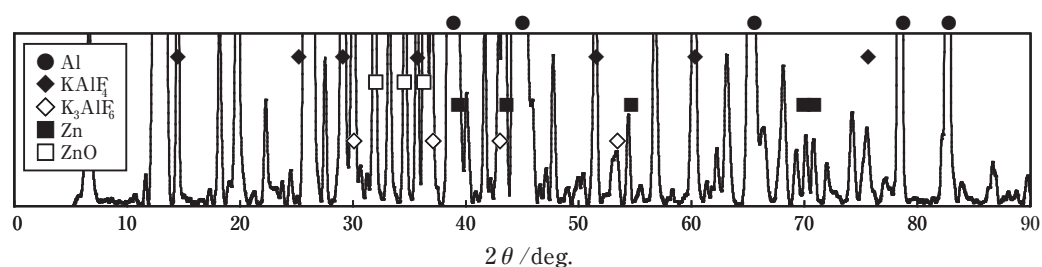


Fig. 16 XRD patterns of the NC-flux+ ZnO after brazing.

flux on the 3003 alloy sheet (25 mm × 25 mm) after brazing was analyzed by XRD. The black residue was observed on the dropped position of the specimens after brazing. In the XRD patterns, KAlF_4 , K_3AlF_6 , Zn and ZnO were detected. It was considered that the black residue was the agglomerated Zn shown in Fig. 7, because K_3AlF_6 prevented the Zn from diffusing into the aluminum base material. Therefore, eq. (8) was validated. However, the reason why Zn was not detected on P3 specimens after the TG-DTA whereas Zn was detected after this brazing test is still unclear. This reason was inferred that a produced Zn could not be detected by the XRD because of very slight, or a produced Zn was vaporized. Therefore, the condition of the TG-DTA is needed to rethink.

4. Conclusion

The reaction behavior of the NC-flux, KZnF_3 and their mixture during brazing were investigated.

- (1) Regarding the NC-flux, K_3AlF_6 increased with the elevating temperature increase during brazing.
- (2) Regarding KZnF_3 , KZnF_3 reacted with the oxide film on the aluminum base material and H_2O in the brazing atmosphere, subsequently ZnO was formed below 500°C. Finally, Zn was formed due to the reduction of ZnO by KAlF_4 .
- (3) Regarding the mixture of the NC-flux and KZnF_3 , KZnF_3 reacted with the oxide film on the aluminum base material and H_2O in the brazing atmosphere, then ZnO was formed below 400°C. In the temperature range of 400-500°C, Zn and Al_2O_3 were formed from the reductive reaction of ZnO by KAlF_4 . These reactions occurred not only at the surface of

the aluminum base material but also all over the specimen. Furthermore, the Al_2O_3 formed by this reaction was used as the source of the reaction with KZnF_3 . Consequently, KZnF_3 was completely consumed in the range of 400-500°C. Finally, Zn was formed due to the reduction of ZnO by KAlF_4 .

References

- 1) W. T. Thompson and D. W. G. Goad: Can. J. Chem., **54** (1976), 3342-3349.
- 2) T. Takemoto, A. Matsunawa and A. Kitagawa: Journal of Materials Science Letters, **15** (1996), 301-303.
- 3) P.G.Juan, H. W. Swidersky, T. Schwarze and J. Eicher: "Functionalized Inorganic Fluorides: Synthesis, Characterization and Properties of Nanostructured Solides (Ed. A. Tressud), Chapter 7. Inorganic Fluoride Materials from Solvay Fluor and their Industrial Applications", (2010), 210-211, Jhon & Sons, Ltd., Chichester, UK., doi: 10.1002/9780470660768.ch7.



Hidetoshi Kumagai

No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation



Naoki Yamashita

No. 4 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

内面溝付銅管の再結晶集合組織に及ぼす造管条件の影響*

玉川 博一**, 小平 正明***, 鈴木 忍**, 法福 守**

Effect of the Fabrication Schedules on Recrystallization Texture in Inner Grooved Copper Tube*

Hirokazu Tamagawa**, Masaaki Kodaira***, Shinobu Suzuki** and Mamoru Houfuku**

Since 2000, because of the rising price of copper metal, the copper tubing used in air conditioner heat exchangers are being made thinner, both in terms of their diameters and their wall thicknesses, in order to reduce the amount of copper used. These reduced thickness tubes make it more difficult to create hairpin bends in the copper tubing when assembling the heat exchangers. The component rolling process creates grooves on the insides of the copper tubes used in air conditioner heat exchangers. Rotational draw-bending is used to create hairpin bends. This method bends the copper tubing by 180° while drawing it in alignment with the rotation of the bending die. In narrow-diameter copper tubing with thin walls, this bending can result in wrinkling, flatness, and, in worst case scenarios, leads to the tubing rupturing. In order to resolve these problems, we investigated methods for increasing the r -value of the copper tubing through texture control. Changes in the copper tubing outer diameter have a larger effect than changes in the wall thickness on the r -values of the copper tubing made by drawing or rolling. The development of Goss orientation, as a result of a high degree of external diameter processing, causes the r -values to drop. Materials with high r -values can be produced by a performing processing with a limited amount of external diameter processing. Tubes with high r -values have more even thicknesses and less flatness in areas which have undergone bending, making it possible to create high quality hairpin bends.

Keywords: Goss orientation, recrystallization texture, r -value, hairpin bending, inner grooved copper tube

1. 緒言

空調機用熱交換器では、近年の銅地金価格の高止まりを背景に伝熱管の薄肉化が求められている。熱交換器組立工程におけるヘアピン曲げ加工では、薄肉銅管を用いると銅管の扁平や曲げ部内周側でのシワ、外周側で局所的な肉厚減少による割れが生じやすくなり、形状を維持することが難しい。これら課題に対し、平滑管の集合組織制御により r 値を高くすることでヘアピン曲げ加工性が改善することが報告されている^{1), 2)}。すなわち、平滑管の再結晶集合組織である $\{011\} \langle 211 \rangle$

方位の発達を抑制することで r 値が上昇し、曲げ加工部の内外周における肉厚変化を抑えて加工性が改善される。一方、伝熱管として多く用いられる内面溝付管では、平滑管の製造工程である熱間押出、冷間圧延および冷間抽伸に加え、中間焼鈍、冷間抽伸および仕上げ焼鈍が行われており (Fig. 1)、この内面溝付管を想定した調査事例はない。

本研究では、内面溝付銅管を想定し、中間焼鈍以後の冷間加工が再結晶集合組織に及ぼす影響を明確にするとともに、内面溝付管の r 値を向上させるための加工条件および組織状態について検討した。

* 本稿の主要部分は、銅と銅合金、54 (2015)、11-14に掲載。同論文は、日本銅学会より第49回論文賞を受賞。

The main part of this paper has been published in Journal of Japan Institute of Copper, 54 (2015), 11-14. It received the 49th technical paper awards from Japan Institute of Copper.

** (株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部

No. 5 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** UACJ Copper Tube (Malaysia) Sdn. Bhd.

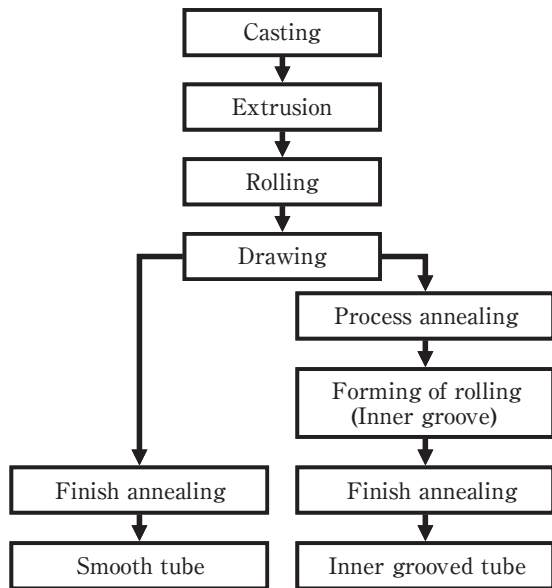


Fig. 1 Schematic of copper tubes production process.

2. 実験方法

試料は、JIS H3300 C1220 (りん脱酸銅) の平滑管 (外径 15.8 mm, 肉厚 0.8 mm) を用いた。加工度の影響を調査するため、種々の外径, 肉厚へ抽伸加工を行い、500 °C で 20 min の中間焼鈍を施した。その後、転造加工を想定した抽伸加工を行い外径 9.50 mm, 肉厚 0.40 mm に仕上げた。中間焼鈍以降の抽伸加工での加工度を Table 1 に示す。最後に 500 °C で 20 min の仕上焼鈍を行い、軟質銅管を得た。

作製した軟質銅管に対し、機械的性質の調査として引張試験による r 値測定およびマイクロビッカース硬さ試験を行った。管材における r 値は、次式の様で定義した。

Table 1 Reduction ratio of drawing.

No.	Cross section reduction, R_c (%)	Diameter reduction, R_D^{*1} (%)	Thickness reduction, R_T^{*2} (%)
1	16.5	12.1	4.8
2	19.4	15.0	4.8
3	26.9	15.0	14.1
4	28.0	23.3	5.3
5	32.4	20.1	15.3
6	35.3	15.3	24.1
7	36.5	24.0	16.1

*1) $R_D = (D_0 - D_1) / D_0 \times 100\%$
 D_0 : Outer diameter before drawing
 D_1 : Outer diameter after drawing

*2) $R_T = (t_0 - t_1) / t_0 \times 100\%$
 t_0 : Wall thickness before drawing
 t_1 : Wall thickness after drawing

$$r = \frac{\ln(D'/D)}{\ln(t'/t)}$$

ここで t, D は引張試験前の銅管の肉厚と直径, t', D' は引張試験後の値である。集合組織の調査には、銅管を切開後に平坦にして外表面から肉厚方向に 1/4 研磨した面を X 線回折法で測定した。この時、Schulz の反射法を用いて (100), (110), (111), (311) の不完全極点図を測定した後、級数展開法により偶数項の展開次数を 22 次、奇数項の展開次数を 19 次として結晶方位分布関数 (ODF) を求めた。また、得られた主要方位の方位密度は、ランダムな集合組織を有する純銅粉末試料の方位密度に対する比として算出した。また、ヘアピン曲げ加工性を調査するため、前述のように加工履歴を変えて r 値の異なる 2 種類の銅管 (外径 7.00 mm × 肉厚 0.25 mm) を作製し、回転引き曲げ法によるヘアピン曲げ加工試験を実施した。

3. 実験結果および考察

3.1 再結晶集合組織に及ぼす転造加工の影響

Fig. 2 に同一の抽伸工程を経て作製した平滑管および内面溝付管の集合組織状態を示す。平滑管では、 $\{011\} \langle 211 \rangle$ 方位, $\{012\} \langle 100 \rangle$ 方位への配向が観察されたことに対して、内面溝付管では、 $\{001\} \langle 100 \rangle$ 方位, $\{011\} \langle 100 \rangle$ 方位, $\{112\} \langle 111 \rangle$ 方位に配向していた。これは、内面溝付管では、転造加工における加工度が中

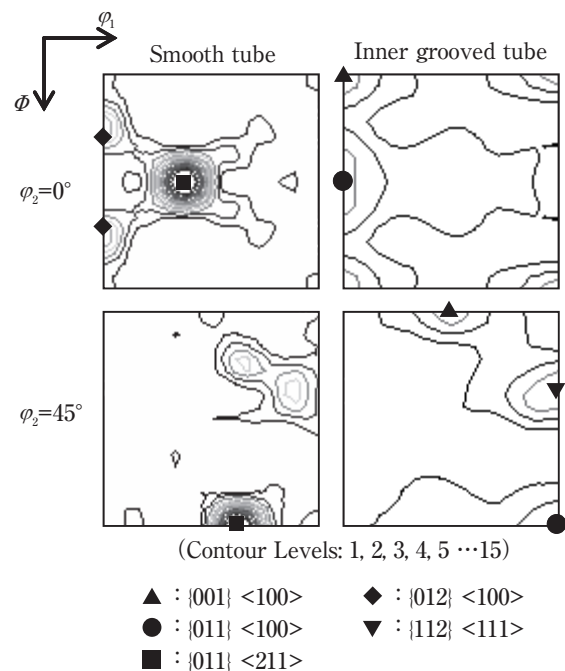


Fig. 2 Recrystallization texture of the copper tubes.

間焼鈍前の圧延や抽伸に対して十分に低いことから、中間焼鈍後の加工では集合組織が十分に発達せず、異なる再結晶集合組織を生じたと推察された。なお、平滑管における再結晶集合組織は、過去の結果²⁾とも一致し、同文献によれば、中間焼鈍後も断面積減少率で70%以上の加工を加えることで、再結晶集合組織において{011}<211>方位が発達すると述べられている。以上より、内面溝付管においては、対象とする結晶方位が平滑管でのそれと異なる。

3.2 内面溝付管における再結晶集合組織

Fig. 3に種々の加工度で抽伸加工を施した銅管の仕上げ焼鈍後の再結晶集合組織における主要方位の方位密度を測定した結果を示す。なお、抽伸加工度との関係を明らかにするため、ここでは、断面積減少率、外径減少率、肉厚減少率に対する方位密度の関係を示した。断面積減少率と方位密度の関係によれば、断面積減少率の増加に伴い{011}<100>方位の発達を確認された。

その他の{001}<100>、{011}<211>、{112}<111>方位においては、方位密度の変化が認められなかった。また、加工度を肉厚減少率と外径減少率とに分解した場合の{011}<100>方位の方位密度は、肉厚減少率との相関関係は認められなかったが、外径減少率に対しては、その増大ともなって集合組織が発達することが確認された。すなわち、外径減少率により集合組織の発達が決まるものと考えられた。

Fig. 4に抽伸加工度と r 値の関係を示す。断面積減少率の増加ともなって r 値は低くなる傾向を示した。外径減少率および肉厚減少率においては、肉厚減少率の変化に対する r 値の増減は認められなかったものの、外径減少率に対しては、その値が増加するにつれて r 値が低下する傾向が確認された。

Fig. 5に主要方位の方位密度と r 値との関係を示す。{001}<100>方位、{011}<211>方位、{112}<111>方位と r 値との相関関係は認められないものの、{011}<100>方位とは、方位密度が増大するにつれて r 値が減少する

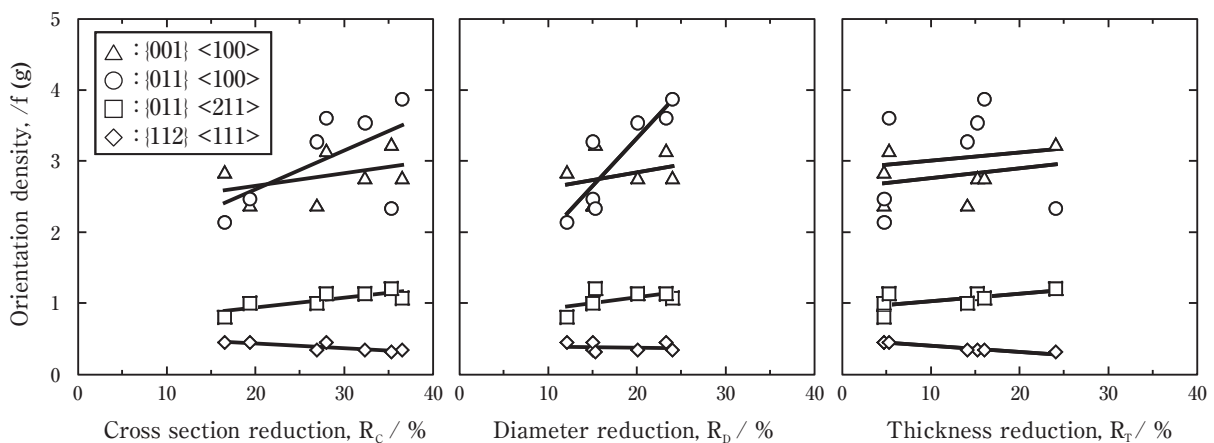


Fig. 3 Change in the orientation density on processing ratio in drawing.

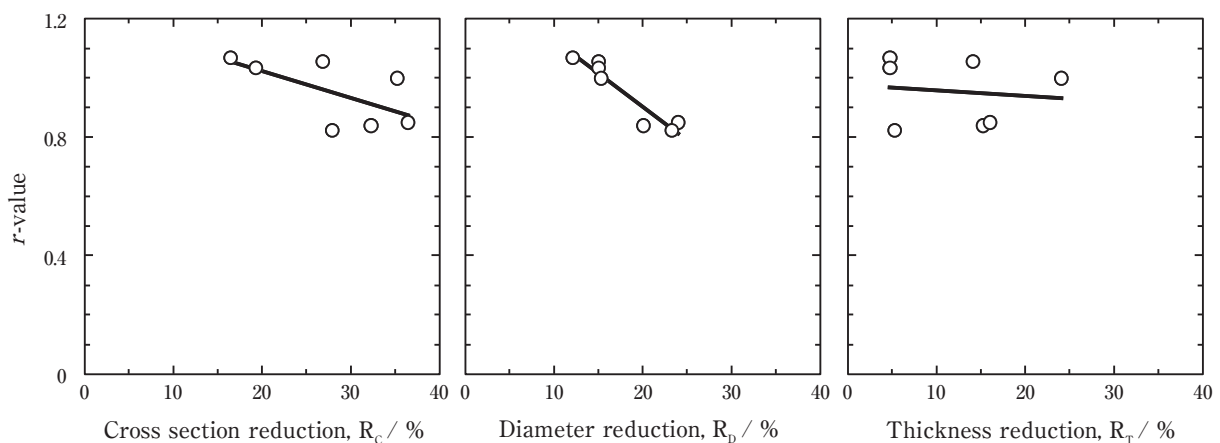


Fig. 4 Change in the r -value depending on processing ratio in drawing.

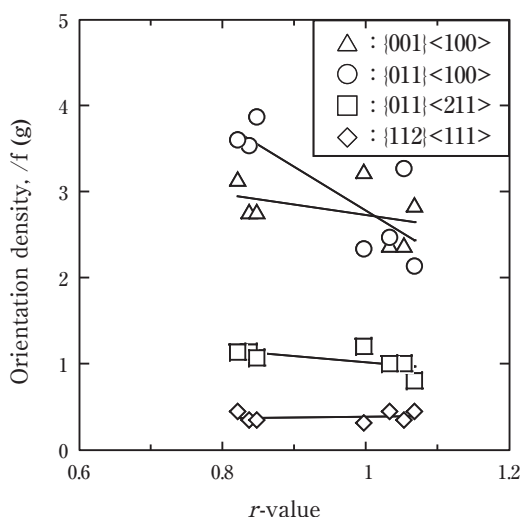


Fig. 5 Relation between r-values and orientation density.

傾向を示した。よって、内面溝付管においては、 $\{011\}\langle 100\rangle$ 方位の発達により、 r 値が低下した。

以上の結果、内面溝付管においては、外径減少率の増大により、 $\{011\}\langle 100\rangle$ 方位が発達することで、 r 値が減少することが明らかとなった。外径減少率の影響に関しては、抽伸の機構に着目する必要がある。板圧延においては、圧下率（肉厚変化）が重要な要因となることが分かっている³⁾。一方、管抽伸においては、肉厚変化のほかに外径変化もあり、断面形状の変化に対して自由度が高い特徴がある。今回用いた抽伸は、フローティングプラグ抽伸 (Fig. 6) であり、外径はダイスにより、内径はダイスとプラグとの寸法差によって決定する。外径変化に着目すると、銅管がダイスに入るとき、さらにはダイスから抜けるときの計2度のせん断加工が加わることとなる。このせん断加工により材料内部も含めて大きな加工が加わることで集合組織が発達すると考えられた。Fig. 7 に断面積減少率が、約

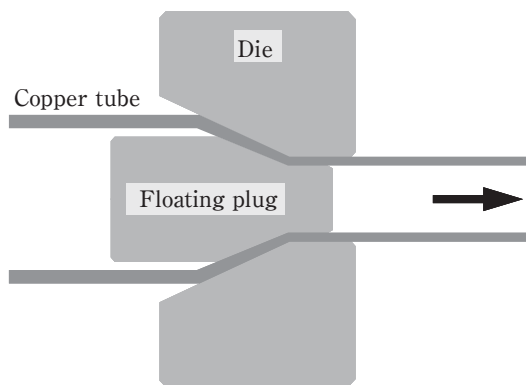


Fig. 6 Schematic of drawing process using a floating plug.

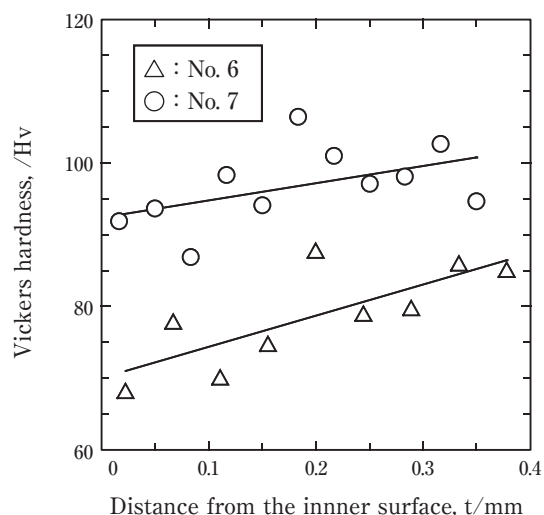
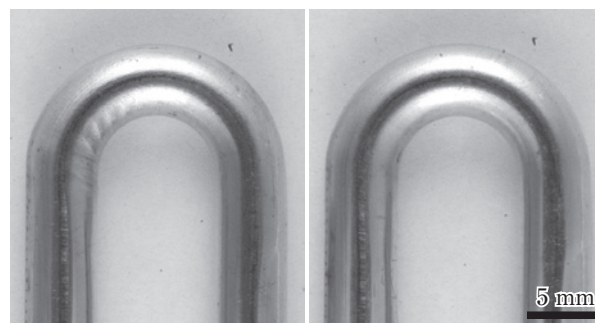


Fig. 7 Relation between r-values and orientation density.

35%と同程度であるが外径減少率が15.3% (No. 6), 24.0% (No. 7) と異なる銅管での肉厚方向における硬さ分布を示す。同程度の断面積減少率でも外径減少率が高い方が、硬さの上昇が大きい。すなわち、抽伸加工において大きなせん断力が加わっており、それに伴い集合組織も発達していると推察された。

3.3 r 値と曲げ加工性の関係

中間焼鈍後の外径減少率を13.6%, 27.1%と変化させることで、 r 値の異なる2種類の銅管（いずれも外径7.00 mm, 肉厚0.25 mm, 平滑管）を作製し、回転引き曲げ法によりヘアピン曲げ加工（曲げ半径9 mm）を行った。Fig. 8 に示した様に、 r 値が1.0（外径減少率27.1%）のものでは、加工部の内周にシワが生じたのに対し、 r 値が1.3（同13.6%）のものでは、シワのない良好な加工性が得られた。 r 値の高い材料において良好な加工性を示した。



(a) r -value: 1.0

(b) r -value: 1.3

Fig. 8 Appearance of hairpin bend copper tubes. The bending pitch was 18 mm.

4. まとめ

- (1) 中間焼鈍工程を含む内面溝付管では、再結晶集合組織状態が平滑管と異なり、 $\{011\}\langle 100\rangle$ が発達していた。
- (2) 曲げ加工性を改善するため、銅管の r 値の向上を検討した結果、中間焼鈍後の外径減少率を小さくすることで、 $\{011\}\langle 100\rangle$ の方位密度を低減させ、 r 値の向上が可能であることが明らかとなった。
- (3) r 値を改善することで良好なヘアピン曲げ加工性が得られた。

参考文献

- 1) 佐藤一雄, 高橋壮治: 塑性と加工, **23** (1982), 17-22.
- 2) 佐藤一雄, 内田史彦, 高橋壮治, 落合和泉, 大泉 清: 塑性と加工, **23** (1982), 57-62.
- 3) 鈴木敬治郎, 上田喜三郎, 辻 正博: 塑性と加工, **19** (1978), 199-203.



玉川 博一 (Hirokazu Tamagawa)
(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部



小平 正明 (Masaaki Kodaira)
UACJ Copper Tube (Malaysia) Sdn. Bhd.



鈴木 忍 (Shinobu Suzuki)
(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部



法福 守 (Mamoru Houfuku)
(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部

最近の自動車の軽量化動向

新倉 昭男*

Recent Trend of Automotive Lightweighting

Akio Niikura*

Keywords: aluminum, automobile, fuel consumption regulation, light-weighting, multi-material

1. はじめに

1880年代にガソリンを燃料としたエンジンを搭載した自動車が生産して約130年がたち、1908年に初の量産自動車である「T型フォード」が発売されてから100年余が経過した。当時は、電気自動車、ハイブリット車などもあったが、長い歴史の中でガソリンエンジンが主流となり、自動車は大きく発展してきた¹⁾。現在の先進国では、自動車普及はほぼ完了したと考えられるが、人々の生活に密接関わる自動車の潜在的な改良ニーズは依然として強く、自動車産業は新たなイノベーションを生み出し続けている。近年では、資源価格の上昇や地球環境問題の対応が必要であり、「燃費」が自動車のイノベーションにおける重要なキーワードになっている²⁾。燃費改善のために、ハイブリッドや燃料電池などパワートレインの技術開発が進められているが、車両重量の軽量化も有効な手段の一つであり、100 kg 軽量化により1 km/Lの燃費向上の効果があるといわれている³⁾。一方、衝突安全基準の強化や搭載電子機器の増加などにより車両重量は年々増加する傾向にあり、車両の軽量化は自動車メーカーの重要なテーマである。自動車の軽量化において最も有効な手法は、アルミニウム、マグネシウム、ハイテン、CFRPなどの軽量化素材を用いることであり、年々軽量化素材の使用比率が増大している。アルミニウムは比重が鉄の約1/3 (2.7) で、実用構造用金属としてはMgに次いで小さく、軽量化に非常に有効な材料である。北米で発売された2015年モデルのFord F-150では、オールアルミニウム製のボディが採用され、アルミニウムボディの本格的な普及に向けた第一歩となった。Ford

F-150は、年間80万台程度を販売する全米トップセールのモデルであり、金属産業に与える影響も大きい²⁾。これまでエンジンなどにアルミニウム鋳物が使用されていたが、フードなどのパネル類、バンパービームなどのアルミニウム押出材、サスペンションなどのアルミニウム鍛造材に加え、構造部材においてもアルミニウム展伸材の適用が進展している^{4)~7)}。

本稿では、自動車の生産動向、軽量化へ駆動力となっている法的規制の概略について触れ、その後それぞれの軽量化素材の開発動向、軽量化素材使用に関する周辺技術動向について解説する。なお、アルミニウム材料の詳細な開発動向、周辺技術動向に関しては、本自動車特集号に個別の解説記事があるので、それを参照されたい。

2. 自動車生産

2.1 世界の自動車生産

乗用車と商用車をあわせた世界の生産台数は、Fig.1に示すように1970年代から1995年頃までは、約3千万台から約5千万台であったが、1995年頃より大きく増加傾向となり、2013年には約8,800万台に達した⁸⁾。2009年以降、世界最大の市場がアメリカから中国へと代わり、中国、インド、ASEANなどの新興国の市場が急速に拡大したためである。長い間、自動車需要の中心を担ってきた北米、西欧、日本などの先進国市場では、既に自動車が広く普及しているため、自動車の保有率は大きく変わらず、自動車販売は買い替え需要が中心である。一方で、新興国市場では自動車の保有率が低く、自動車販売は新規需要が中心となる。自動

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

車生産の伸張により、エネルギー消費の増加や、大気汚染、交通渋滞などの自動車保有台数増加による弊害が顕在化している。各国政府は、燃費規制、排ガス規制、安全規制などの規制強化を行い、このような弊害に対応している^{9),10)}。

2.2 日本の自動車生産

Fig.2に日本国内の自動車生産台数と自動車向けアルミニウムの生産量の推移を示す¹¹⁾。日本の自動車の国内生産数は1990年ごろから漸減傾向にあるが、自動車に用いられるアルミニウム材の需要は順調に伸びてき

ている。自動車用アルミニウム部品の採用は、80年代後半から急速に進み、バブル経済崩壊後にその伸びは鈍化したかのように見えるが、2000年以降アルミニウムの需要量は急速に伸びている。自動車向けアルミニウム生産量を自動車生産台数で除した値を、1台あたりのアルミニウム使用量としてFig.2中に示した。1台あたりのアルミニウム使用量は年々確実に増加しており、今後も自動車向けアルミニウム製品の需要は高まっていくと予想されている。

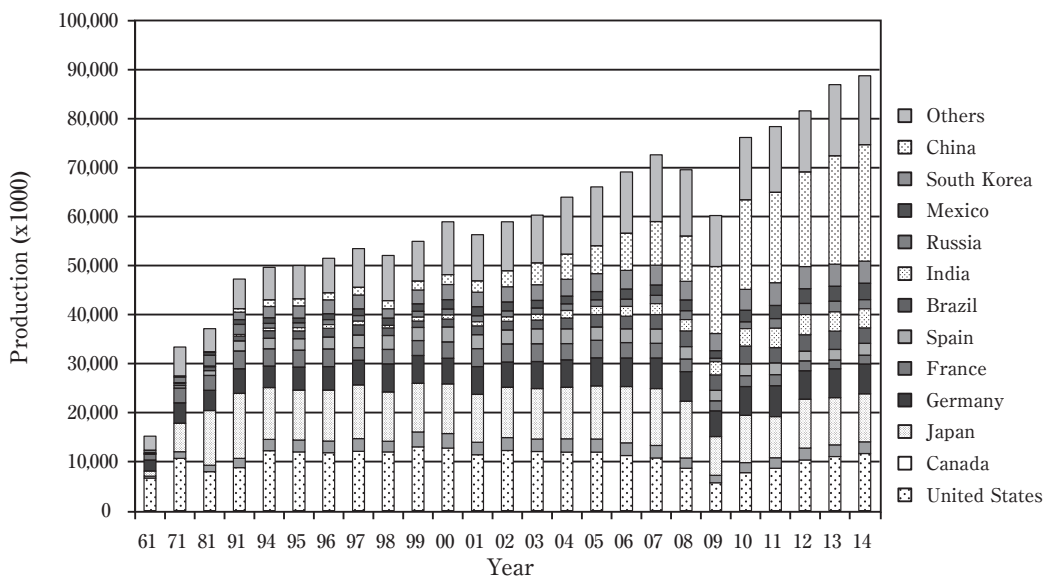


Fig. 1 World production of motor vehicles (passenger cars and commercial vehicles)⁸⁾.

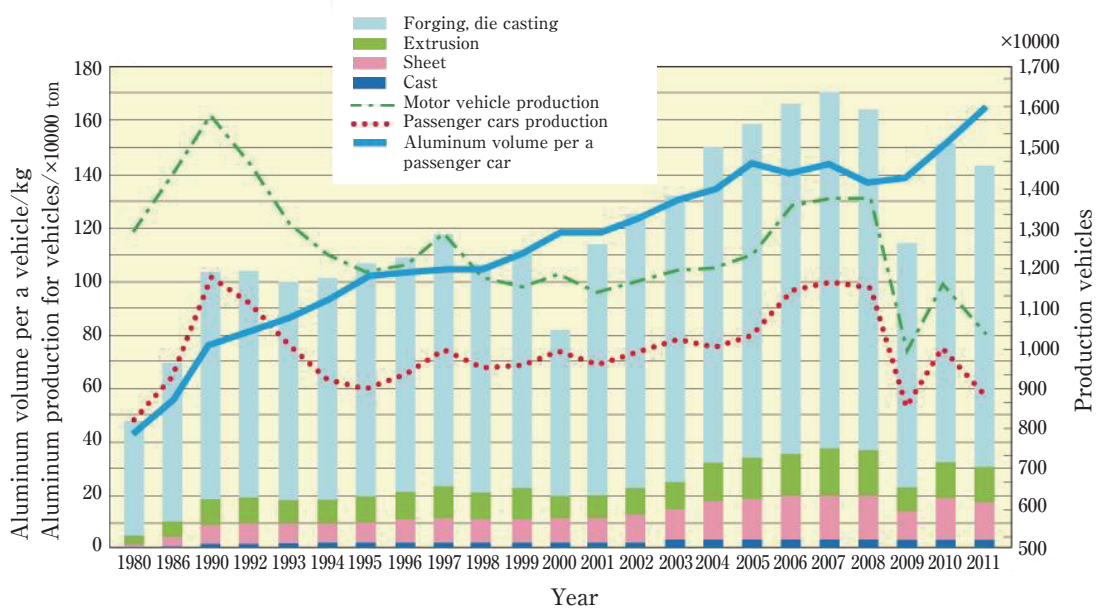


Fig. 2 Japanese production of passenger cars and aluminum production for vehicles¹¹⁾.

3. 自動車の規制

3.1 自動車の燃費規制

日欧米の各地域における燃費基準を、Fig.3に示す¹¹⁾。自動車の燃費規制は、1970年代のオイルショック期に端を発している。日米では、原油を中心とするエネルギー消費削減を目的として燃費規制が行われてきた。米国では1975年にエネルギー政策・保存法 (Energy Policy and Conservation Act) で乗用車と小型トラックは、企業別の平均燃費の改善目標「CAFE規制」が設定された。CAFE (Corporate Average Fuel Economy) 規制は、自動車メーカー別の平均値に規制をかける方式である。米国のCAFE方式では、2007年から車両を投影面積 (footprint: 左右両輪間の距離と前後軸の距離の積) で区分することが導入されている。重量を軽くすれば、車体が大きくても基準燃費が高くて済むため、大型車志向の米国自動車需要を反映した制度である。2025年までに平均燃費が23.2 km/L (乗用車および小型トラック) となる目標を設定している¹²⁾。一方、欧州においては、燃費規制ではなくCO₂排出規制を敷いている。自動車のCO₂排出量は燃費に反比例するため、2つの規制は同じ効果を持つ。EUとACEA (欧州自動車工業会) の間で、乗用車に対し2015年の130 g/km (17.8 km/L) と2020年の95 g/km (24.4 km/L) で2つのCAFE方式による規制を導入し、2015年時点で、世界で最も厳しい規制となっている。日本では改正省エネ法で、その時の最高の性能を持つ車両をベ

ンチマークとする燃費目標が設定され、2015年度16.8 km/L、2020年度20.3 km/Lである。2020年度基準においては、欧米同様のCAFE方式が採用された¹²⁾。中国では、中国で販売される乗用自動車の平均重量は年々増加しているが、重量の大きい車両にはより厳しい体系になっている。自動車の燃費規制の導入および強化で、CAFE方式によって車両群全体に規制の網をかけるようになり、自動車メーカーは電気自動車や燃料電池車などを開発するだけでなく、台数で大部分を占める内燃機関車での燃費底上げが求められている。

3.2 自動車の安全規制

国土交通省と自動車事故対策機構では、1995年度より「自動車アセスメント」を実施している¹³⁾。乗員保護性能評価として、フルラップ前面衝突試験、オフセット前面衝突試験および側面衝突試験の三つの衝突試験の実施があり、感電保護性能試験、後面衝突頸部保護性能試験などもある。また、歩行者保護性能試験として、頭部保護性能試験、脚部保護性能試験およびブレーキ性能試験などがある。これらは、年々試験項目が増えており、歩行者脚部保護性能試験および衝突後の感電保護性能評価は2011年度から採用され、2014年度からは予防安全性能評価も開始されている。衝突安全基準の厳しい北米では、米道路安全保険協会 (Insurance Institute for Highway Safety, IIHS) が、2012年からFig.4に示すような『スモールオーバーラップ』衝突の試験を始めた¹⁴⁾。ベンツCクラス、アウディ

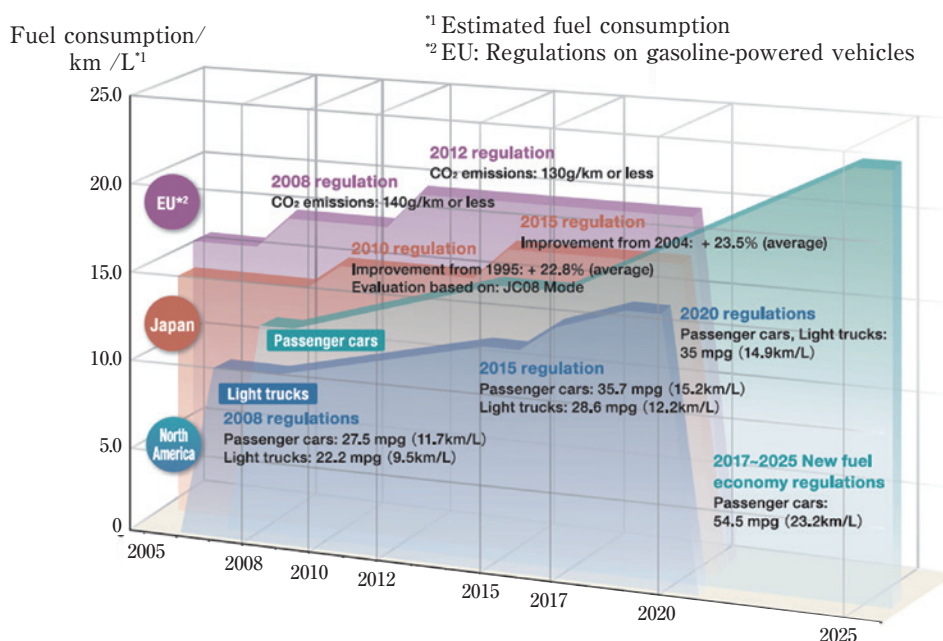


Fig. 3 Fuel consumption regulation of Japan, USA and Europe¹¹⁾.

A4などが低評価になるなど、衝突安全性はほぼ横並びだと思われていたものに差が出ている¹⁵⁾。このような衝突安全基準の強化に伴い、これらの試験に対する高い評価を得るためには、車両重量がさらに重くなる。これらの基準に対応した安全性の高い車両を設計し、かつ、車両重量を増加させないために、さらなる自動車の軽量化が求められている。

3.3 自動制御運転と安全規制

現在、2020年までの自動運転の実用化を目指して日本、米国および欧州において技術開発が進められている¹⁶⁾。自動運転には、緊急時にドライバーの運転を支援する技術と、完全な無人運転をする技術がある。前者は、安全上の問題も少ないのでより高度化しており、後者は、大きく進歩しているが事故時の責任問題などの法整備も課題である。将来、自動運転機能をもつ自動車が市場の多くを占めた場合、多くの自動車が衝突を回避できるようになる可能性がある。仮に自動車の安全基準が変更されるようになれば、自動車の安全設計も変更となるが、まだ将来のことである。安全確保のために追加された部品を減らし、車体の軽量化の可能性を秘めているため、動向には注目が必要である。

3.4 自動車の規制とパワートレインの動向

世界の自動車生産は2025年には1億台に到達する生産になるとみられているが⁸⁾、世界が環境配慮型シナリオを選択し、エンジン車の乗り入れ制限などの環境負荷低減策が強く推進されると、自動車の電動化が急速に進む可能性がある¹⁷⁾。エンジンと電気モーターを組み合わせたハイブリッド(HV)車は、多くのメーカーがその重要性を認識し、将来のプラグイン化によって燃費の大幅な向上を図ることができるという拡張性が魅力である。ハイブリッド車に充電機能を搭載したプラグイン・ハイブリッド(PHV)車は、電池価格の低下などが進めば、燃費の向上には有力な選択肢である。二次電池を搭載し、電気モーターのみを動力とする電気自動(EV)車は、現時点では電池の性能が足りず普

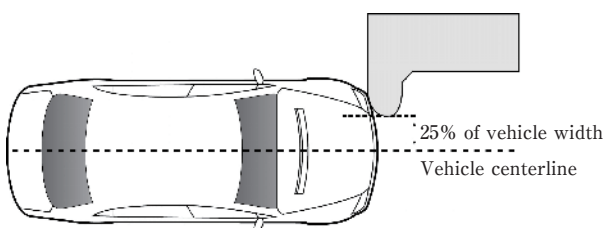


Fig. 4 Vehicle overlap with Flat 150 small overlap barrier (small overlap barrier crash test)¹⁴⁾.

及の妨げとなっている。燃料電池を搭載する電気自動車である燃料電池(FCV)車は価格の引き下げと水素インフラの普及が需要拡大の鍵である。エンジンの小排気量化と同時に、走行性能の低下を過給機で補うダウンサイジング車は、ハイブリッド車と比べると改善幅が少ないが、ディーゼル車などの内燃機関車の中では大部分を占めていく可能性がある。需要拡大の可能性として、2030年には、HV車：1,490万台程度、PHV車：740万台程度、FCV車：990万台程度、ダウンサイジング車：250万台程度の需要が予想されている¹⁸⁾。

4. 各種素材の技術動向

Fig.5に車両重量と燃費の関係を示す¹⁵⁾。車両重量を軽減させると、燃費は向上することがわかる。特にハイブリッド車(HV)は、軽量化による燃費向上効果が大きい。自動車の軽量化には軽量材料への置換が効果的であり、ボディおよび部品の鉄鋼からアルミニウムへの転換、さらに樹脂やCFRP(炭素繊維強化プラスチック)など軽量化素材への置換が検討されている。自動車用材料は、鉄鋼主体から、アルミニウム、マグネシウムや複合材などの軽量化素材の比率を増加させて多様化(マルチマテリアル化)に向かうと考えられる¹⁶⁾。国際自動車工業連合会(OICA: Organisation Internationale des Constructeurs d'Automobiles)は欧州車を例に取り、Fig.6に示すように、マルチマテリアル化を予測している²⁰⁾。現状では鉄鋼が圧倒的に多いが、アルミニウムがその比率を増大させつつ、マグネシウムとCFRPが実用化を目指して開発中、という段階である。今後、各材料において高性能化やコスト低減などの開発が進められるとともに、これら材料の組み合わせによる最適化が図られることになる。まず、これらの材料ごとの個別の技術動向を示す。

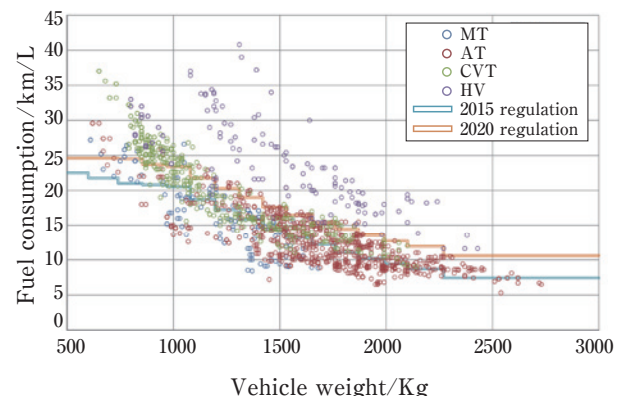


Fig. 5 Weight of passenger cars and fuel consumption¹⁹⁾.

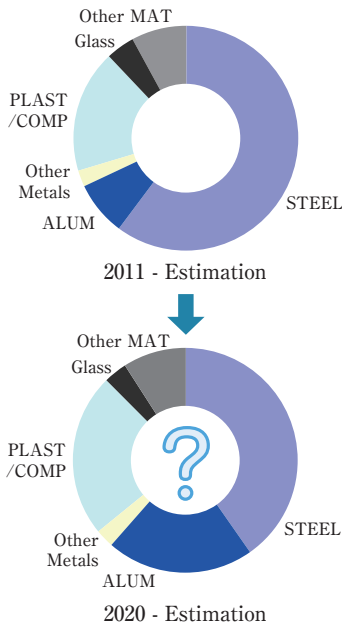


Fig. 6 Average European material weight distribution ²⁰⁾.

4.1 アルミニウム合金

Table 1にアルミニウムと他の素材と特性の比較を示す。アルミニウムは、比重2.7と鉄の7.8より軽く、表面にできる酸化被膜のため耐食性に優れ、熱伝導率が高く、铸造性がよいなどの特性がある。鉄鋼と比較すると、伸びや形状凍結性が悪く、成形性が劣っている面もある。しかし、アルミニウムは、他の軽量化材料と比較では、強度と延性のバランスに優れ、塑性加工用の材料として適している。たとえば、自動車の外板に使われるパネル類では、張り剛性が重要となる。この張り剛性は、ヤング率Eと板厚tの3乗をかけた Et^3 に比例する。したがって、引張強度によらない値であるので、鉄鋼を高強度化しても張り剛性は変化しないため、アルミニウム化による軽量化効果が大きい。これに対して、構造部材においては、部材剛性が重要となる。部材剛性は、 Et に比例するので、比重の小さいアルミニウムを使用しても、張り剛性と比較して軽量化効果は少なくなる。しかし、アルミニウムは押出や鍛造によって製造できるため、断面の形状を

様々に設定できる。リップをつけるなど断面形状を工夫することによって、部材剛性を向上できるメリットがある。耐久性は引張強度に比例するので、航空機に使われている7000系高強度合金などの高強度化の開発も進んでいる。多くの板厚決定要因において、アルミニウムは軟鋼と比較して、1/2～1/3の軽量化が可能と考えられている。

Fig.7にアルミニウム合金の自動車ボディの適用例を示す²¹⁾。アルミニウム板材の特性向上や成形加工方法の進歩により、フード(ボンネット)、トランクリッド、ドアなどのボディパネル類のほとんどにアルミニウム板材が適用されている。Fig.8にドライブトレイン・パワートレインの1例を示す²¹⁾。全体として铸造材が多く、エンジンブロック、サスペンションアーム、サブフレームなどにアルミニウムが使用されている。

自動車へのアルミニウム合金の適用は、エンジン部品、ホイールなどのコストパフォーマンスの大きい鋳物やダイキャスト品から始まった。板材としては、アルミニウムの持つ軽量性、熱伝導性、耐食性などの優れた諸特性により熱交換器(カーエアコン、ラジエーターなど)用途への歴史が長い。軽量化ニーズの高まりと共に、運動性能が向上するサスペンションアームなどの足回り部品に鍛造品が使われ、重心から遠いバンパーレインフォースに押出材が使われた。フード、トランクリッドなどでは板材がスポーツ車および高級車で採用されている。衝突エネルギー吸収性の必要なドアインパクトビームなどには、任意の断面形状を取れる利点のある押出材が多用されている。さらに、軽量化が主な利点のサブフレームやサイドドアのアルミニウム化が行われている。これらアルミニウム部品は、現有設備が活用できる後付け部品であり、鉄鋼用に構築された自動車生産ラインを大幅に変更せずに適用できるメリットがある。車体構造部材をアルミニウム化する場合、生産ラインを変更する設備投資が必要である点が課題である。近年では、構造部材へのアルミニウム板材適用の検討も活発化しており、さらなる用途拡大が期待される。

Table 1 Properties of aluminum alloy and other materials.

Materials		Tensile strength MPa	Yield strength MPa	Elongation %	Young's modulus (E) kN/mm ²	Specific gravity	Specific strength (T.S./p) × 10 ⁶ mm	Specific rigidity (E/p) × 10 ⁶ mm
Aluminum	5182-O	270	130	26	71	2.7	10.0	2600
Magnesium	MDC1A	234	159	3	44	1.7	13.3	2500
Resin	SMC	70	-	1.5	11	1.8	3.9	610
Steel	SPCC	310	180	42	210	7.8	4.2	2700

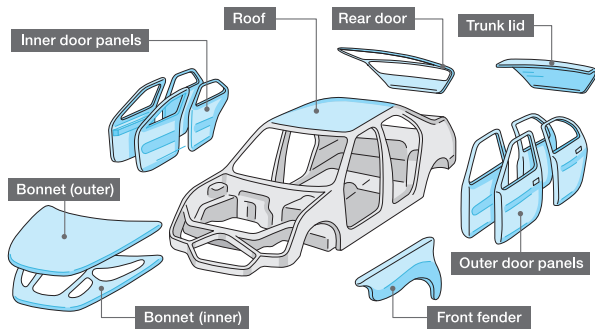


Fig. 7 Examples of aluminum upper body ²¹⁾.



Fig. 8 Examples of aluminum drivetrain and powertrain ²¹⁾.

4.2 鉄鋼

強度、耐食性、成形性、表面処理性など様々な要素が求められる自動車材では、主として鉄鋼が用いられてきた。2000年頃には8割といわれた比率は現在7割程度と推測され、今後も比率低下の傾向と考えられる¹⁷⁾。炭素などの元素を0.0001%単位で添加し、組織の制御などを行って高強度化したハイテンによって薄肉化および軽量化が進み、日本では車に使用される鉄鋼中のハイテン比率は2015年で6割近くまで高まっている²²⁾。欧米がホットスタンプを採用する一方、日本は、鉄鋼メーカーが成分制御と安定した生産を行える技術力により冷間プレスのハイテンを供給し、自動車メーカーもそれに対応する設備投資を行ってきたため、ホットスタンプを採用する方向になかった。ホットスタンプは、ハイテン材の課題である形状凍結性の低下を改善し、アルミニウムめっきによるスケール(酸化皮膜)発生の抑制、加熱炉と冷却方法の工夫などでコスト高も改善されてきて、日本でも採用が始まっている。ホットスタンプの課題は、材料面では、耐水素脆化特性や疲労特性の低下、製造面の課題としては、量ともに十分なホットスタンプ部品を供給できるサプライヤーが日本にないことなどがある。鉄鋼は自動車の主要材料であるが、徐々にその比率を下げている。

4.3 マグネシウム

マグネシウムは比重1.8と実用金属中最も軽く、比強度、比剛性および熱伝導率が高い、振動や衝撃を吸収しやすい、電磁波遮蔽能が高いなどの特徴を有している。実用に際しては、アルミニウムと亜鉛を基本添加元素とし、強度や耐熱性などの特性を高めた合金が用いられている。2005年時点での車1台当たりの使用量は、欧州で6 kg、日本では2 kgと、ごくわずかにとどまっている¹⁷⁾。燃えやすい、耐食性が低い、加工性がアルミニウムよりも劣る、高価であるなどが普及の進まなかった理由である。価格低減も達成すべき課題の一つであり、板材でまずは1 kg当たり2,000円以下、さらには1,000円以下が目標価格となるもようである¹⁷⁾。最近では、マグネシウムの鋳物が、Mercedes-AMG GTのフロントモジュールおよびJaguar XFのフロントモジュールに使用されている²³⁾。開発のハードルは多くまた高いが、マグネシウムの軽さは魅力の一つである。

4.4 CFRP

CFRP (carbon fiber reinforced plastics) は炭素繊維と樹脂を複合した炭素繊維強化プラスチックであり、鉄鋼と比較して比重が1/4、強度が10倍と優れた材料である¹⁷⁾。CFRPは、自動車よりも航空機や圧力タンクなどでの採用が多く、樹脂には熱硬化性樹脂を使用しオートクレープ工法で成形されている。オートクレープという加圧可能な窯を利用し、炭素繊維と樹脂を予め馴染ませてある部材(プリプレグなど)をオートクレープで加熱し硬化し成型する工法である。熱硬化性樹脂によるオートクレープ工法は、コストが高く硬化時間が長いため、大量生産を必要とする自動車には適していない。自動車では、成形時間の短い熱可塑性樹脂を使用して短時間で成形を適用することで、成形コストを下げる開発が進んでいる。CFRPは自動車軽量化に大きく貢献する材料であることから、自動車ボディへの適用において大きなメリットがあり、今後数量が増加していくと考えられるが、コストが課題のため、自動車材料として一定比率を占めるまでにはまだ時間がかかると思われる。最近では、BMW 7シリーズにCFRPが採用されている²³⁾。CFRPをピラーなどのフレーム構造に多用して軽量化したことが特徴である。外板はアルミニウム、骨格は基本的にスチールで、補強材としてCFRPをパッチワーク的に使用して、前モデル比で130 kgの軽量化を実現した。CFRPは、これまでi3のように外板やキャビンフレームに使われたケースはあるが、BMWでは補強材としてCFRPを使い、

剛性確保と軽量化を両立させた。

4.5 接合技術

これまで述べてきたように、自動車材は鉄鋼主体から、アルミニウムをメインとして、マグネシウム、複合材などの軽量化素材の比率を増加させたマルチマテリアル化が検討されている。各材料において高性能化などの開発が進んでいるが、これら材料の組み合わせによる最適化および異種材料を接合する技術が重要な課題となっている。アルミニウムは熱、電気伝導度および線膨張率が高く、溶接はやや難しい面がある。また、同じ素材で特性の異なるものを複層化することや、異種材料を複合化やサンドイッチ化することによりおのおのの長所を兼ね備えさせることも検討されている。アルミニウム合金の接合においては、高速回転の摩擦熱で塑性流動を起こして接合する摩擦攪拌接合(FSW: friction stir welding)などの固相接合やFDS*¹⁾(flow drill screw)に代表される機械的接合などが使われ始めている。また、レーザー溶接、アーク溶接とレーザーを複合したハイブリッドレーザーなどさまざまな接合方法も開発されている。米国Fordが、アルミニウムボディとした、ピックアップトラックの代表的車種であるF-150では、従来7,000あったスポット溶接が4,000のリベット接合になった²³⁾。アルミニウムと鉄鋼、アルミニウムと樹脂の異材接合技術も多種多様である。詳細は、本誌の自動車用アルミニウム合金の接合技術を参照されたい。

5. 自動車におけるアルミニウムの現状と予想

アルミニウムボディの採用は、量産ベースでは1994年のAudi A8がエポックメイキングとなった。2015年モデルのFord F-150にアルミニウムボディが採用され、アルミニウムボディの本格的な普及に向けた第一歩となったと考えられる。ピックアップトラックの代表的車種であるF-150は、アルミニウムボディなどの採用によって320 kgの軽量化を図った^{17), 23)}。塗装・乾燥工程においては、従来のスチールボディ+アルミニウムフードが、新型ではアルミニウムに一本化されるため簡潔化された。Ford F-150は、年間80万台程度を販売する全米トップセールスモデルのため、材料供給面でも課題が出ている。

Table 2は、日本の自動車ボディへのアルミニウム

* 1) EJOT社の商標

化適用事例を示す¹¹⁾。日本の自動車メーカーはいずれも、ボディの一部にアルミニウムを使用している車種をもち、そのほとんどはフードである。国内でのアルミニウムパネルは、1985年にマツダ(株)RX-7のフードに初めて採用されて以降、スポーツカーや高級車を中心に適用が進展した。本田技研工業(株)は1990年、世界で初めてオールアルミニウムボディ車NSXを発表した。その後、トヨタ自動車(株)のレクサスやプリウス、日産自動車(株)のフーガやリーフ、富士重工業(株)のレガシーなど量産車へのアルミニウム採用も本格化している。適用部位もフード以外に、バックドア、トランクリッド、ルーフ、ドアなどにも拡大している。最近では、マツダ(株)の新型ロードスターで、フェンダーにアルミニウムを採用している。

Table 3は、欧州の自動車ボディパネルへのアルミニウム化適用事例を示す¹¹⁾。欧州は、フード以外の部位へ適用拡大しており、オールアルミニウム車も実用化されるなど自動車のアルミニウム化が最も進んでいる。AudiはR8などでスペースフレームを使ったオールアルミニウム車を、Jaguarはモノコック構造のオールアルミニウム車を採用している。欧州車では2割以上がアルミニウムのフードとなっている¹⁷⁾。**Fig.9**に2012年の欧州車の自動車メーカーごとのアルミニウムの平均使用量を示す²⁵⁾。JaguarやPorscheなど高級車にアルミニウムの使用量が多い。また、140 kgのアルミニウムを使う車の部品ごとの内訳を**Fig.10**に示す²⁵⁾。今後、ボディへのアルミニウム適用が増えて、その比率が増加すると考えられる。

Table 4は、米国の自動車ボディパネルへのアルミ

Table 2 Examples of aluminum closure panels in Japan¹¹⁾.

Models	Application parts	Models	Application parts
TOYOTA		NISSAN	
PRIUS	Hood, Back door	FUGA	Hood, Door
SAI	Hood	CIMA	Hood, Door
86	Hood	SKYLINE	Hood
LEXUS LS	Hood	SKYLINE Coupe	Hood
LEXUS GS	Hood	GT-R	Hood, Door, Trunk-lid
LEXUS IS	Hood	Fairlady Z	Hood, Door, Back door
LEXUS HS	Hood	LEAF	Hood, Door
LEXUS CT	Hood, Back door	MITSUBISHI	
LEXUS NX	Hood	LANCER Evo.	Hood, Fender, Roof
SUBARU		AUTORUNDER	Roof
BRZ	Hood	HONDA	
FORESTA	Hood	LEGEND	Hood, Trunk-lid
LEVORG	Hood	ACCORD (HEV-PHV)	Hood
MAZDA			
ROADSTER	Hood, Trunk-lid, Fender		

ニウム化適用事例を示す¹¹⁾。北米は、日本と同様にフード、バックドアなどのアルミニウム化が主であった。Ford F-150のアルミニウムボディ車が発表され、今後は、フード以外の部位へ適用拡大していくものと考えられる。

ボディパネルはアウトパネル（外板）とインナパネル（内板）に大別される。アウトパネル用には、耐デント性確保のための高耐力、デザイン自由度向上のためのプレス成形性、ヘミング加工のための曲げ加工性、良好な表面品質、耐糸錆性などが求められる。インナパ

ネル用には、複雑形状を成形するための高いプレス成形性と良好な接合性が求められる²⁴⁾。アルミニウム合金は添加元素によって分類されるが、ボディパネル用としては、主に5000系（Al-Mg系）合金と6000系（Al-Mg-Si系）合金が使用されている。

構造部材へのアルミニウム材料の適用は、複雑な断面形状を容易に製造できる押出材に限定されてきた。しかし、板材のプレス成形に比べてコストが高くなる場合があることから、板材の検討が進められている。構造部材に求められる主な特性は、高強度、プレス成

Table 3 Examples of aluminum closure panels in Europe¹¹⁾.

Models	Application parts	Models	Application parts
Audi		Renault	
R8	All aluminum (Space frame)	Clio (Lutecia)	Hood
A8	All aluminum (Space frame)	Peugeot	
A5	Fender	3008	Hood, Fender
TT	All aluminum	307	Hood
S5	Hood, Fender	508	Hood
S7	Hood, Door fender, Trunk-lid	Citroen	
A6	Hood, Door fender, Trunk-lid	DS4	Hood
A3	Hood, Fender	DS5	Hood
Q7	Hood, Fender, Roof, Door	Volvo	
Q5	Hood, Back door	S80	Hood
Q3	Hood, Back door	C70 (cabriolet)	Hood, Trunk-lid, Roof
BMW		S70/V70	Hood, Back door
7series	Hood, Door, Fender, Trunk-lid, Roof	S60	Hood
6series	Hood, Door, Fender	V50	Hood
5series	Hood, Door, Fender	Saab	
4series	Hood, Door, Fender	9-5	Hood
3series	Hood	9-3 Station Wagon	Hood, Back door
M3	Hood, Fender	Jaguar	
M5	Hood, Door, Fender	XJ	All aluminum (Mono coque)
Z4	Hood, Fender	XK	All aluminum (Mono coque)
X5	Hood	F type	All aluminum (Mono coque)
Mercedes-Benz		XF	Hood, Fender, Trunk-lid
SLS (AMG)	All aluminum (Space frame)	VW	
SL	All aluminum (Monocoque)	Phaeton Exclusive	Fender, Door trunk-lid
SLK	Hood, Fender	Lamborghini	
CLS	Hood, Door, Fender, Trunk-lid	Aventador	Hood, Door fender
S-Class	Hood, Door, Fender, Trunk-lid	Gallardo	All aluminum (Space frame)
E-Class	Hood, Fender, Trunk-lid		
C-Class	Hood, Door, Fender, Trunk-lid, Roof		
B-Class	Hood		

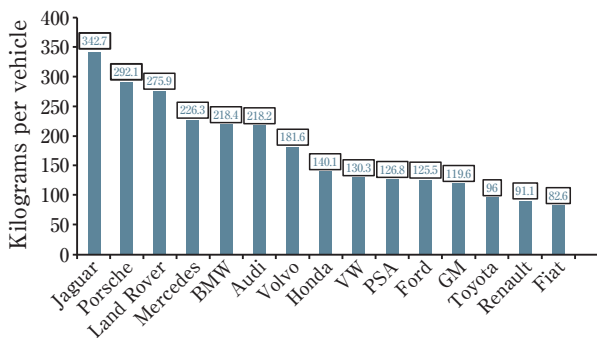


Fig. 9 Average weight of aluminum content for tentative European cars²⁵⁾.

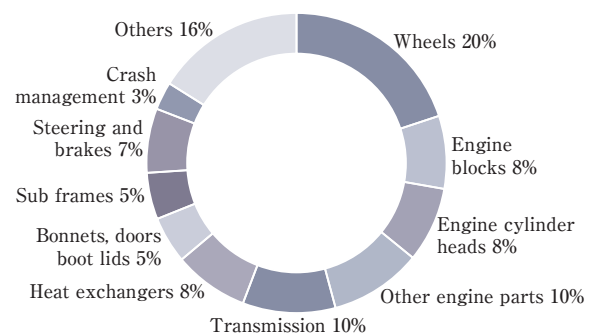


Fig. 10 Distribution of aluminum in European cars²⁵⁾.

Table 4 Examples of aluminum closure panels in USA ¹¹⁾.

Models			Application parts	Models			Application parts
Ford	Ford	F-150 Fusion Mustang Explorer Expedition	All aluminum Hood Hood Hood Hood, Back door	GM	Chevrolet	Tahoe	Hood, Back door
	Lincoln	LS	Hood, Fender, Trunk-lid			Surburban	Hood, Back door
MKZ		Hood	Colorado			Hood	
MKS		Hood, Trunk-lid	Silverado LT			Hood	
Town Car	Hood	Impala	Hood				
Navigator	Hood, Back door	Malibu	Hood				
Chrysler	Chrysler	300	Hood, Trunk-lid		GMC	Yukon XL	Hood, Back door
		RAM	RAM1500 RAM C/V			Acadia	Hood
	JEEP	Cherokee Wrangler	Hood Hood		Siera Denari	Hood	
	Dodge	Dart Durango Journey Charger Challenger Magnum	Hood Hood Hood, Back door Hood Hood Hood		Buick	Lacrosse	Hood
Honda	Acura	RLX	Hood, Door (OTR)	Regal		Hood	
		PILOT	Hood	Enclave		Hood	
	Odyssey	Hood, Fender	Caddilac	ATS	Hood		
Subaru	Subaru	Outback		Hood, Back door	CTS	Hood, Door	
		B9 Tribeca	Hood	SRX	Hood		
				Escalade	Hood, Back door		
				CT6	Hood, Fender, Door		
				Tesla	Tesla	Model S	All aluminum
				Mazda	Mazda	B2000	Hood
				Nissan	INFINITY	FX	Hood, Door
						G37, EX	Hood
				Nissan	Altima	Maxima	Hood

形性、接合性、耐応力腐食割れ性などである²⁴⁾。この中で、6000系合金は応力腐食割れが発生し難く、良好な成形性も兼ねているが強度が低い。2000系(Al-Cu-Mg系)合金は、強度は高いが耐食性の改善が必須である。7000系合金は、超高強度(耐力500 MPa以上)を目指したAl-Zn-Mg-Cu系合金と、溶接性と焼入性に重きを置いたAl-Zn-Mg系合金とに分けることができる。構造部材用としての大きな課題は、高強度と耐応力腐食割れ性の両立であり、研究開発が進められている。今後の開発の軸となっていくのは、最も強度が高い7000系合金の可能性が高く、北米・欧州では各アルミニウムメーカーから自動車用7000系板材が提案されており、車両への適用の検討が行なわれている。一方、2015年モデルの米国Cadillac CT6では、サイドシル(ロッカー)とフロントメンバーに7000系押出材を使用している²³⁾。

現状でのアルミニウム材料の使用比率は車両重量の約1割程度とみられているが、今後大きく伸びることが確実視されている。4.1で述べたように、鋼板をアルミニウムに置き換える場合、比重が鉄鋼の約3分の1と軽いアルミニウムは、剛性を考慮して鋼板の1.4倍の厚さとしても50%の軽量化が図れる。自動車向けアルミニウム需要は年間平均約5%以上の伸び率で増加、2025年には現在の約2倍の使用量になると予測されている¹⁷⁾。エンジンやホイールといった用途はほぼ開拓さ

れており、今後はバンパーやボディへの適用である。米Alcoaでは、Fig.11に示すようにボディを「フロント領域」と位置付け、2025年の自動車用アルミニウム需要2,480万トン、1台当たりのアルミニウム使用量250 kgを見込んでいる²⁶⁾。また欧州でも同様にFig.12に示すように1台当たりのアルミニウム使用量が増加することを見込んでいる²⁵⁾。

このような中、2015年モデルのAudi Q7では、アルミニウムとスチールのハイブリットボディを採用した²³⁾。アルミニウムはホワイトボディの52%、冷間鉄鋼は38%およびホットスタンプは10%である。フロアパンやセンタートンネルのアルミニウム化によって、前世代から300 kgの軽量化を実現した。また、ダイキャスト部品の多様により部品点数削減も成功し、サスペンションモジュールでは、60 kgの軽量化を実現した。米国のCadillacでは製品ラインのトップになるCT6に、ボディフレームにアルミニウムを多用し、38%がアルミニウムとなっている。キャビンのフレームをスチールにして、フロントとリアの主要構造部品をアルミニウムにしている。またダイキャスト部品も多用しており、部品点数削減と軽量化を実現している。構造部品の中では、アルミニウム製サスペンションタワーを採用が目立っている。鉄鋼で製造する場合は複数部品を組み立てていた部品を、アルミニウム鋳物で一体製造して、部品点数を減少する試みがなされてい

る。強度の必要な部位は、リブを立てるなど、形状で工夫している。また、バンパーリーンフォースのアルミニウム化は、プレミアムブランド車に限られるが、マツダ(株)が新ロードスターに7000系押出材を採用するなど²⁸⁾、採用車種が増加してきている。

EV車では、TeslaがModelSでオールアルミニウム車を採用している。アルミニウム製シャシーとして、ホイールベース間の床下にフラットに格納されるバッテリーパッケージを置き、丸型リチウムイオン電池を立てた状態で多数配置している。ボディはBピラー以外にアルミニウム板材・押出材を、フロント・サイドフレームとドアのクロスメンバーにアルミニウム押出材を採用し、軽量化をはかっている。

Table 5に自動車ボディのセグメントごとの2020年のアルミニウム採用率の予想を示す²⁷⁾。これからは、フードは、比較的小型車(セグメントAB)にも採用されるようになり、大型の商用車やライトトラックなどは、オールアルミニウム化していくと考えられる。一般的な乗用車(セグメントCD)は、オールアルミニウ

Table 5 Body in white of the next frontiers by aluminum²⁷⁾.

	2015			2020		
	AB segment	CD segment	EF segment	AB segment	CD segment	EF segment
Hood	48%	48%	73%	73%	73%	73%
Trunk	0%	7%	14%	0%	26%	52%
Door	0%	6%	12%	0%	28%	56%
Roof	0%	4%	8%	0%	24%	48%
Fender	0%	6%	12%	0%	19%	38%

ム化しても軽量化効果が少ないので、外板をアルミニウム化、骨格はマルチマテリアル化すると予想される。

6. おわりに

自動車の生産動向、軽量化へ駆動力となっている法的規制の概略について触れて、それぞれの軽量化素材の開発動向および軽量化素材使用に関する周辺技術動向について述べてきた。今後、アルミニウムの使用量は増加するとともに、特に構造部材では、アルミニウムを中心に、マグネシウム、ハイテン、CFRPなどの軽量化素材を用いることが増え、マルチマテリアル化していくと予想される。それぞれの素材について、さらなる実用レベルの材料が開発され、製品製造の工程においても、材料置換や部材の厚み変更はもちろん、部品の形状そのものの変更や新たな成形加工方法の導入などがなされていくと予想される。Ford F-150の影響を受けて、ピックアップトラックをはじめとする多くの自動車が進化するのか、2020年が楽しみである。

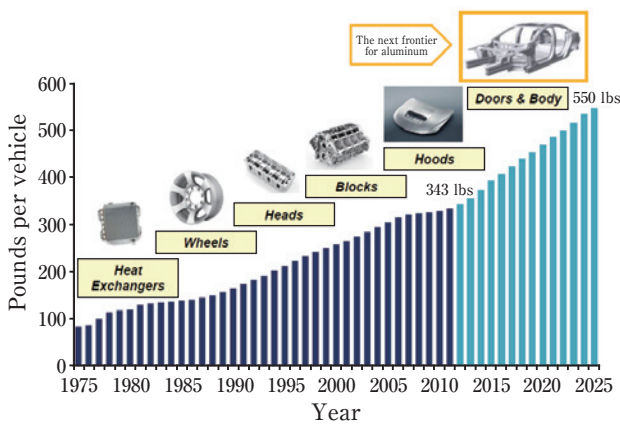


Fig. 11 Body in white of the next frontiers by aluminum²⁶⁾.

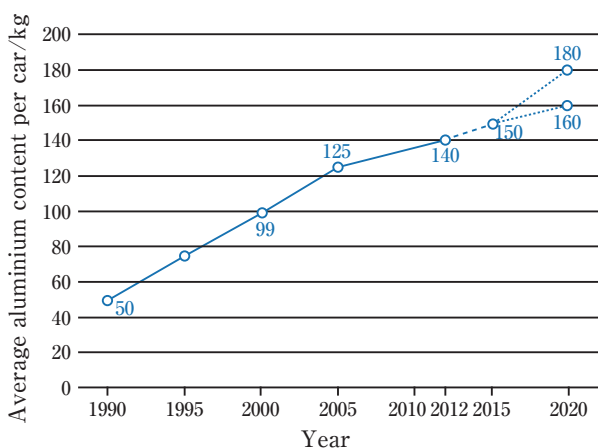


Fig. 12 Evolution of average aluminium content per car produced in Europe²⁵⁾.

参考文献

- 1) たとえば、荒井 久治:中日本自動車短期大学論叢, **36** (2006) 17-41.
- 2) 安藤 裕康: エコカー及び自動車先進技術の開発動向と需要予測, Economic review, 丸紅経済研究所経済調査チーム, (2013)
- 3) 近藤敏弘:自動車技術会, 材料フォーラム, **1** (2000)
- 4) 細見彌重:住友軽金属技報, **32** (1991), 1-19.
- 5) 吉田英雄, 池田 洋, 渋谷和久, 西村嘉彦:住友軽金属技報, **38** (1997), 53-71.
- 6) Y. Baba: Sumitomo Light Metal Technical Report, **38** (1997), 147-160.
- 7) 宇都秀之:住友軽金属技報, **46** (2005), 84-92.
- 8) U.S. Department of Transportation, Bureau of Transportation Statistics: National Transportation Statistics, (2016) P49, table 1-23. http://www.bts.gov/publications/national_transportation_statistics/

- 9) みずほ銀行 産業調査部:みずほ産業調査, **42** (2013), 173-185.
- 10) 日本貿易振興機構海外調査部 海外調査計画課: 主要国の自動車生産・販売動向, (2014), 1-10.
- 11) Report of the automobile committee, the Japan Aluminum Association: 2015 homepage, <http://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese/index.ht>
- 12) 西野浩介: 世界で強化される自動車燃費規制とその影響, 三井物産戦略研究所産業調査第一室, (2015) http://mitsui.mgssi.com/issues/report/list_report16.php
- 13) 独立行政法人 自動車事故対策機構 自動車アセスメント部: 衝突安全性能評価詳細版, (2015), 2-21. http://www.nasva.go.jp/mamoru/car_search
- 14) Insurance institute for highway safety: Small overlap frontal crashworthiness evaluation crash test protocol (Version III), (2014), 3-10.
- 15) 日経テクノロジーオンライン: (2014) <http://techon.nikkeibp.co.jp/article/NEWS/20140731/368301/>
- 16) 須田 義大, 青木 啓二: 情報管理, **57** (2015), 809-817.
- 17) 大榎恵美: 自動車構造材の軽量化と多様化, 三井物産戦略研究所戦略レポート, 自動車構造材の軽量化と多様化, (2014)
- 18) 安藤 裕康: エコカー及び自動車先進技術の開発動向と需要予測, Economic review, 丸紅経済研究所経済調査チーム, (2013)
- 19) 国土交通省: 自動車燃費一覧, 乗用車の燃費・CO₂排出量 (2016) http://www.mlit.go.jp/jidosha/jidosha_fr10_000027.html
- 20) Patrick Blain: Steel perspectives for the automotive industry, OICA (2012)
- 21) UACJ: UACJの自動車材料 (2015), 6-8.
- 22) 富士キメラ総研: 次世代自動車関連マテリアル総調査 (2016)
- 23) Proceeding of Euro Car Body 2015: Automobile circles (2015).
- 24) 稲葉 隆: アルトピア, **31** (2001), 25-31.
- 25) European Aluminum Association: Aluminum in cars, Unlocking the light-weighting potential (2012)
- 26) Mike Murphy: Aluminum Growth in Auto Body Today to 2020, Alcoa, (2012)
- 27) 鈴木諭也: NextStageVol7 デロイトトーマス (2015)
- 28) 内堀 佳, 橋本 学, 池田 敬, 山内 一樹: マツダ技報, **32** (2015), 145-149.



新倉 昭男 (Akio Niikura)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

自動車用アルミニウム板材について

浅野 峰生*, 山本 裕介*, 竹田 博貴*

Aluminum Alloy Sheets for Automobile

Mineo Asano*, Yusuke Yamamoto* and Hiroki Takeda*

Keywords: aluminum alloy sheet, automobile, mechanical property, elongation, bendability

1. 緒言

自動車を取り巻く環境は燃費, 大気汚染, リサイクル, 安全性などの観点から年々厳しくなっている。自動車の燃費や排気ガス規制については, 1997年に京都で開催された京都会議(第3回気候変動枠組条約締約国会議)において京都議定書が締結されたことを契機に国内外で規制が強化されてきた。米国ではガソリン車に対する企業別平均燃費(CAFÉ: Corporate Average Fuel Economy)が規制され, 乗用車においては2015年までに15.1 km/L以上, 2016年から2025年までに年率約5%ずつ規制値が上昇し, 2025年までに23.2 km/L以上とする規制値が設けられている。そのため, 自動車の軽量化を目的とした各種部品のアルミニウム化が進められており, 板材としては, ボディパネル, ヒートインシュレータなどへの適用が進められている^{1)~4)}。本稿では, 自動車用アルミニウム板材に要求される特性をまとめ, 自動車用アルミニウム合金板の基本特性および基本特性に及ぼす材料組織の影響について述べる。

2. 自動車用アルミニウム板材に要求される特性

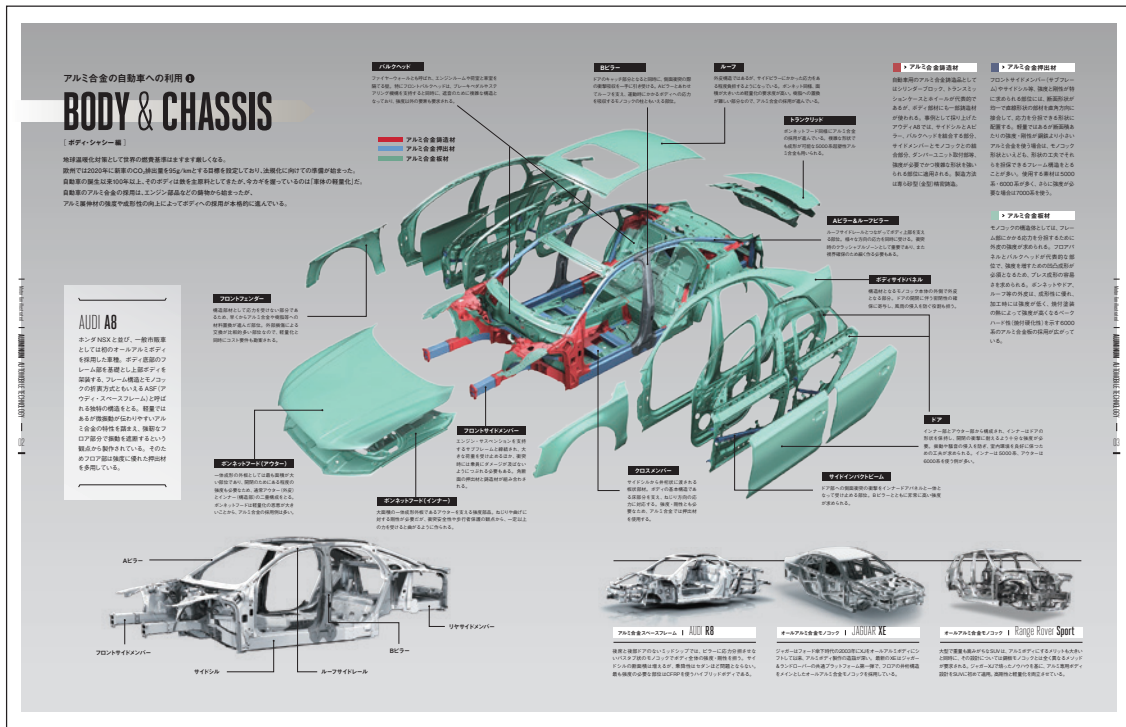
アルミニウム板材が自動車用途に使用される最大の理由はその軽量性であろう。アルミニウムの比重は鉄の約1/3(鉄の比重: 7.87, アルミニウムの比重: 2.70)であり, 面剛性を等価とした場合, 鉄部品に比べ重量を約1/2程度に削減できる。しかしながら, 自動車用アルミニウム板材に求められる特性は多岐に渡り, また使用部位によっても要求特性が異なるため, これらの要求特性をすべて満足する必要がある。すなわち,

各自動車メーカーが定めた厳しい基準を満足した材料のみが, 自動車への適用を許されている。本章では, 近年使用量が増加している「ボディパネル用アルミニウム板材」, および, 今後の適用拡大が見込まれる「構造部品用アルミニウム板材」を中心に, 自動車用アルミニウム板材の適用部位と要求される特性について述べる。

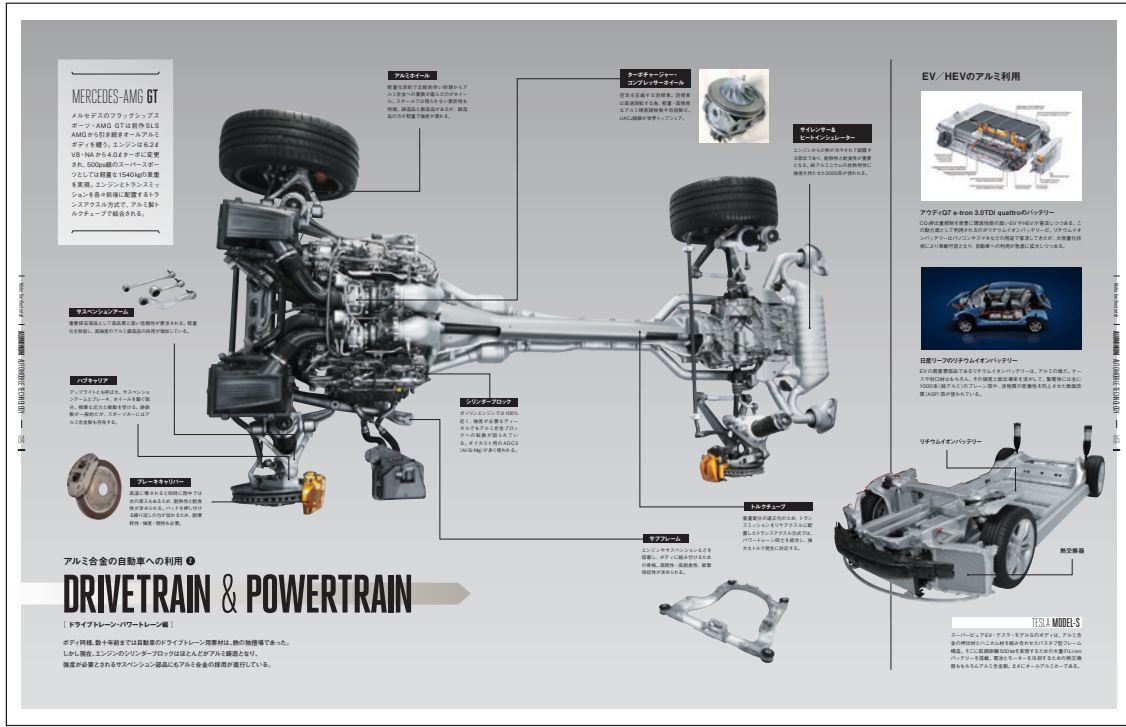
2.1 アルミニウム板材の適用部位

自動車へのアルミニウム合金の適用は, エンジン部品, ホイール, サスペンションなどの鍛造材から始まった。板材としては, アルミニウムの持つ軽量性, 熱伝導性, 耐食性などの優れた諸特性が部品の要求特性と見事に合致する熱交換器用途への歴史が長い。そして, 燃費規制強化が進む今日では, ボディパネルへの適用が急速に拡大している。Fig. 1⁵⁾にアルミニウム合金の主な適用部位を示す。Fig. 1の上図は, ボディ・シャーシ用途を示す。アルミニウム合金の使用率が高いAudi A8での一例ではあるが, アルミニウム板材の特性向上や成形加工方法の進歩により, フード(ボンネット), トランクリッド, ドアなどのボディパネル類のほとんどでアルミニウム板材が適用されている。Fig. 1の下図はドライブトレイン, パワートレインおよびEV/HEV用途を示す。全体として鍛造材が多く, サイレンサ&ヒートインシュレーターおよび熱交換器には板材が使用されている。近年では, 構造部材へのアルミニウム板材の適用検討も活発化しており, さらなる用途拡大が期待される。

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation



出展：Motor Fan illustrated Vol.104 特別付録（株式会社三栄書房刊）



出展：Motor Fan illustrated Vol.104 特別付録（株式会社三栄書房刊）

Fig. 1 Application of aluminum alloys for automotive, upper side: body and chassis, lower side: drivetrain, powertrain and EV/HEV⁵⁾.

2.2 ボディパネル用アルミニウム板材に要求される特性
 ボディパネルはアウトパネル（外板）とインナパネル（内板）に大別される。それぞれに求められる主な特性

を Table 1⁶⁾ に示す。アウトパネルは、永久変形を防ぐ（耐デント性）観点から、高強度が求められる。デザイン性の向上や適用部位の拡大などにより、近年では高いプレス成形性も必要である。また、アウトパネルの

縁部でインナパネルをかしめる厳しい曲げ加工（ヘミング）が施されるが、その時の曲げ割れの発生が問題となる。さらには、可視面であるため良好な表面品質が求められる。後述する5000系ではストレッチャストレインマーク対策が、6000系ではリジニングマーク対策が必要不可欠であり、耐糸錆性も兼備しなくてはならない。次に、インナパネルでは、成形深さが深いドアイナパネルのように厳しい形状を成形する必要から、高いプレス成形性、特に深絞り性が要求される。また、インナパネルと補強部材などを接合し、一つの大きな部品を製造するため良好な接合性、特に溶接性及び接着性が求められる。なお、インナパネルでは耐デント性が不要なため、アウトパネルほどの強度要求はない。

アルミニウム合金は添加元素によって分類されるが、ボディパネル用アルミニウム板材としては、主に5000系（Al-Mg系）合金と6000系（Al-Mg-Si系）合金が使用されている。Table 2に代表的なボディパネル用アルミニウム板材の機械的特性を示す。5000系のO調質材

は適度な強度を有し、プレス成形性、耐食性、接合性などに優れるため、インナパネルに適した合金である。一方で、プレス成形後にストレッチャストレインマークと呼ばれる表面不良が発生する場合があります。アウトパネルへの適用は限定的である。6000系合金は、ベークハード性（塗装焼付硬化性）を有し、塗装焼付時に耐力を大幅に増加できる。6000系のT4調質材は、5000系のO調質材に比べプレス成形性や曲げ加工性が劣るが、ベークハード性を有すること、およびストレッチャストレインマークが発生しないことからアウトパネルの主流となっている。

ボディパネル用アルミニウム板材は、ボディパネル用途としては現状鉄鋼材料に次ぐ地位を確立しており、かつ、今後の需要も当面は堅調に増加する見込みである。一方で、競合材料である樹脂の進化も目覚ましく、先行きは楽観できない。ボディパネル用アルミニウム板材の解決すべき大きな課題を三つ挙げる。一つ目は、コストの削減である。その達成のためには、特にリサイクル技術・体制の確立、および製造プロセス分野での技術革新が必要と考えられる。二つ目は、成形性の改善である。アルミニウム板材は鉄鋼材料に比べ延性やr値が小さく、成形性が劣るのが現状である。組織制御による材料面の改善に加え、後述する超塑性の様なアルミニウムに適した成形方法の開発も平行して行う必要がある。三つ目は、接合技術の進化である。アルミ材同士の接合も、鉄鋼材と比べて困難であるが、さらに今後を見据えると、鉄鋼材料や樹脂などの競合材料との異種材料接合が可能な次世代の接合技術の開発が必要と考えられる。何れも困難な課題ではあるが、課題解決に向けた新規技術の研究開発が行われている。

Table 1 Required properties for automotive body panels⁶⁾.

Parts	Required properties
Outer	High yield strength after baking
	Good press formability (Bulging property)
	Good flat hemming property
	Good surface condition after press forming (SS mark and roping free)
	Good corrosion resistance (Anti-filiform corrosion)
Inner	Good press formability (Deep drawing property)
	Good joining property (Welding and adhesion property)
	Moderate yield strength

Table 2 Mechanical properties of automotive aluminum alloy sheets manufactured by UACJ.

Alloy designation	AA*	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Yield strength after baking (N/mm ²)**	
6000 series	SG112-T4	(6016)	230	120	27	195
	SG712-T4	(6016)	240	130	28	205
	SG712-T4 High formability	(6016)	245	135	30	170
	SG312-T4	(6111)	245	120	30	200
	SG07-T4	(6005)	210	110	27	200
	SG410-T4	(6111)	240	115	29	210
	SG213-T4 High formability	(6111)	255	120	29	215
5000 series	GC45-O	5022	280	140	32	-
	GC55-O	5023	285	130	34	-
	GM145-O	5182	270	120	28	-
	52S -O	5052	205	105	28	-

* AA:The Aluminum Association (U.S.A); bracketed numbers show the equivalent alloys.

** Baking conditions: 2% pre-strain + 170°C×20 min

本章では、ボディパネル用アルミニウム板材に要求される特性について述べたが、技術の詳細は3章に記載するので参照されたい。

2.3 構造部品用アルミニウム板材に要求される特性

構造部品へのアルミニウム合金の適用は、これまで押出材に限定されてきた。アルミニウム押出材は複雑形状を容易に製造できることから、広い用途で使用されている。一方で、押出後に曲げ加工などの後加工が必要な形状では、板材のプレス成形に比べコストが高くなる場合もある。軽量性に加え、コストダウンの観点からも構造用アルミニウム板材の検討が進められている。構造部品に求められる主な特性を **Table 3**⁶⁾ に示す。高強度、プレス成形性、接合性に加え、応力腐食割れへの対策も必要となる。基本的には、高強度アルミニウム板材が適用されると考えられる。**Table 4** に代表的な高強度アルミニウム板材の機械的特性を示す。この中で5000系は強度が低めであり、対抗材料となるハイテンの強度を考えると適用の可能性は低いと考えられる。6000系は、応力腐食割れが発生し難く、良好な成形性も兼備しているが、2000系、7000系に比べ強度で劣る。一方の2000系、7000系は耐応力腐食割れ性の改善が必須であり、また、高強度であるが故に

成形性も低い。この様に、自動車構造部品用アルミニウム板材は、解決すべき課題が多く、今後本格的な研究開発が行われていくものと思われる。なお3.3章で後述するが、最も強度が高い7000系が今後の開発の軸になっていく可能性が高いと考えられる。

3. 自動車用アルミニウム合金板の基本特性および基本特性に及ぼす材料組織の影響

軽量化による燃費向上を目的とした本格的な自動車ボディパネルへのアルミニウム合金板の適用は、石油危機以降の米国で1970年代から始まった。時期を同じくして、国内でも研究開発が始まり、多くの解説が書かれている^{7)~18)}。そして1985年に初のアルミニウムパネルを採用した量産車としてマツダRX-7が発売された¹⁹⁾。その後、自動車は大型化、高級化および高性能化が進み、さらに安全対策も強化されたため、車両重量は年々増加する傾向となった。この車両重量の増加を低減するため、高級車、スポーツカーを中心にアルミニウム化が進展した。アルミニウム合金板材の使用部位は国内外ともにフードが多い。これは、フードのようなパネルでは、面剛性が必要であり、ハイテン化でも軽量化効果が少なく、アルミニウムの優位性が高いためである。その他の部材への適用はまだ少ないが、これは、アルミニウム合金板のプレス成形性やプレス成形後のパネル精度が軟鋼板と比較して劣ることも一因である。本章では、自動車ボディに適用されている5000系、6000系合金板および今後構造部材への適用が期待される7000系アルミニウム合金板の基本特性(引張性質他)とその特性に及ぼす材料組織の影響について述べる。

Table 3 Required properties for automotive structure parts⁶⁾.

Parts	Required properties
Structure	High yield strength
	Good press formability
	Good joining property (Welding and adhesion property)
	Stress corrosion cracking resistance

Table 4 Mechanical properties of high strength aluminum alloy sheets manufactured by UACJ.

Alloy designation	AA*	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Shear strength (N/mm ²)	Fatigue strength 5x10 ⁷ times (N/mm ²)	Stress corrosion cracking performance**	
2000 series	114S-T6	2014	480	410	13	290	120	-
	17S-T4	2017	425	275	22	260	130	-
	24S-T3	2024	480	340	18	275	135	-
5000 series	D54S-O	5454	225	100	27	-	-	++
	A254S-O	5154	240	115	27	-	-	+
	52S-O	5052	205	105	28	120	105	++
6000 series	183S-O	5083	290	145	24	170	-	-
	561S-T6	6061	315	275	17	205	100	++
	SG09-T6	6111	360	315	16	-	-	++
7000 series	75S-T6	7075	570	510	11	330	155	--
	ZK141-T7	7003	360	280	16	190	125	-

* AA: The Aluminum Association (U.S.A); bracketed numbers show the equivalent alloys.

** Stress corrosion cracking performance differs depending on usage environment. ++: Will not crack (even in very severe conditions),

+: May crack (in severe conditions), -: May crack, --: Will crack

3.1 5000系 (Al-Mg系) 合金

3.1.1 引張性質

5000系合金は、非熱処理型合金としては強度が高く、プレス成形性、耐食性、溶接性などに優れていることから、国内外で成形加工用材料として多用されている。自動車ボディパネル用としては、軟鋼板相当の強度を有し、プレス成形性や耐食性に優れる5182合金、5022合金、5023合金などが代表として挙げられる。本系合金の主要添加元素であるマグネシウムは、アルミニウムに対する固溶度が高く、固溶体硬化を示す。5000系合金O材の各マグネシウム添加量ごとの応力-ひずみ線図をFig. 2^{20), 21)}に示す。引張強さおよび耐力はマグネシウム量の増加に伴って増加するが、伸びはマグネシウム量1.5~3mass%で極小値を示す。したがって、自動車ボディパネル用としては、強度および伸びを両立させるために、マグネシウムが4~6mass%添加された5000合金が一般的に用いられる。Fig. 2で示した伸びの変化をひずみの増加に対する加工硬化指数(n値)の変化で説明する試みがなされている。Fig. 3^{20)~22)}に各マグネシウム量におけるひずみ量増大にともなうn値の変化を示す。Fig. 2で示した通り、マグネシウム量が1.5~3mass%において、全伸びだけでなく、一様伸びも低くなる。純アルミニウムのn値は真ひずみ約0.1まで徐々に減少した後、0.26~0.28でほぼ一定の値を示す。一方、マグネシウム添加合金のn値はひずみの増加に伴って、増加し、最大値を示した後、減少する。低ひずみ域におけるn値の増加の割合はいずれのマグネシウム量においても同程度であるが、最大値を示した後の高ひずみ域におけるn値の減少の割合はマグネシウム量の増加に伴って、小さくなる傾向を示す。n値は加工硬化能だけでなく、応力レベルそのものも影響し、応力が低いほど高い値を示すため解釈が難しいが、マグネシウム量と引張変形中に形成される転位組織の関係で、ある程度説明ができる。Fig. 4^{20), 21)}に各マグネシウム量における15%予ひずみ後のTEM像、Fig. 5^{21), 22)}にn値の変化と組織の対応について模式図を示す。アルミニウムの場合、引張変形中に動的回復が生じ、加工硬化能が低下するが、マグネシウム添加量が多いほど転位セルの形成が遅れており、加工硬化能の低下が抑えられていることが判る。前述以外の試みとして、Fig. 2で示した伸びの変化をひずみの増加に対するn値の変化とひずみ速度感受性指数(m値)の変化で説明する試みもなされているが、詳細は参考文献を参照されたい²³⁾。

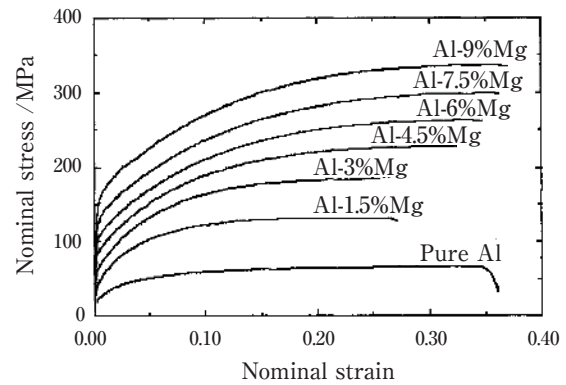


Fig. 2 Effect of Mg content on the stress-strain curves of Al-Mg alloy sheets (L direction)^{20), 21)}.

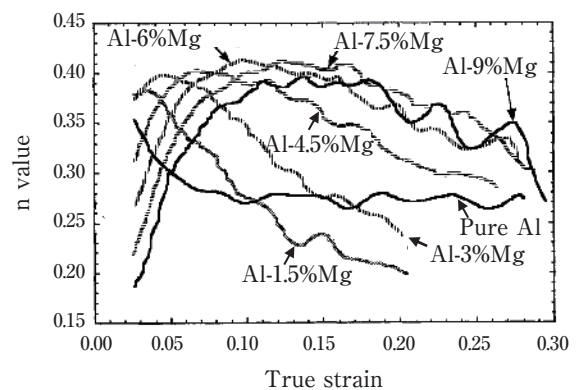


Fig. 3 Effect of Mg content on the change in n value with strain of Al-Mg alloy sheets^{20)~22)}.

3.1.2 降伏現象およびセレーション

Fig. 6²⁴⁾に5000系合金の代表的な応力-ひずみ線図を模式的に示す。応力はひずみの増加に伴って、降伏点まで増加した後、減少あるいは一定となり、いわゆる降伏点伸びを示す。ひずみがさらに増加すると不連続な降伏が繰り返し生じるセレーション (serration) が現れる。このような不均一な応力-ひずみ線図に対応して、板面にはFig. 7²⁵⁾に示すような2種類のタイプのストレッチャストレインマーク (stretcher strain markings) と呼ばれるひずみ模様が発生する。第一のタイプはランダムマークと呼ばれ (foliated markings, flamboyant markingsとも呼ばれる)、数%以下のひずみ量で発生し、降伏点伸びに対応する。Fig. 8²⁶⁾にランダムマークの断面の板厚分布を示す。表面凹凸の形成状態から、これはキンク的一种と考えられている²⁷⁾。第二のタイプはパラレルバンド (parallel bands) と呼ばれ、数%以上のひずみ量で発生し、セレーションに対応する。これは、転位の溶質雰囲気による固着と負荷応力による固着からの解放によって生じると考えられており、降伏点現象が繰り返し起こることから、繰り返し降伏

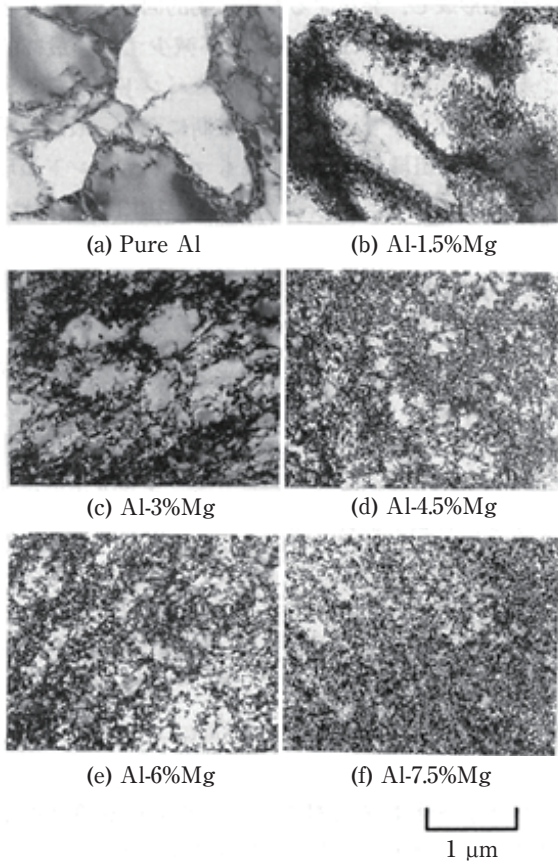


Fig. 4 TEM structures of 15% tensile strained pure Al and Al-Mg alloy sheets ^{20), 21)}.

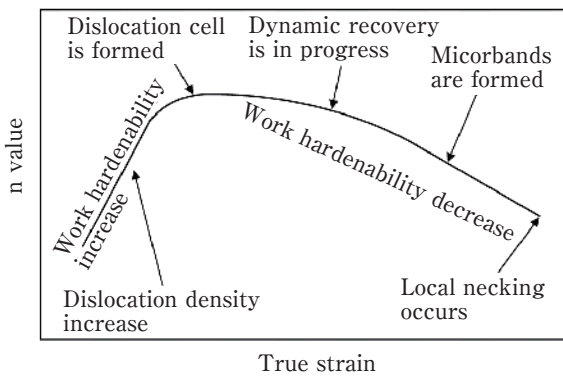


Fig. 5 Schematic diagram of microstructure variation on n value changes with strain ^{21), 22)}.

現象とも呼ばれる ²⁸⁾。いずれの現象も固溶マグネシウムに転位が固着されることが原因であり、マグネシウム添加量が多いほどストレッチャーストレインマークは派生しやすくなる。

自動車ボディパネルのプレス成形では、その形状により、様々なひずみ分布が生じる。そのため、ボディパネルでストレッチャーストレインマークが発生した場合にはFig. 7で示したストレッチャーストレインマークとは異なるひずみ模様が生じる。ランダムマークは、

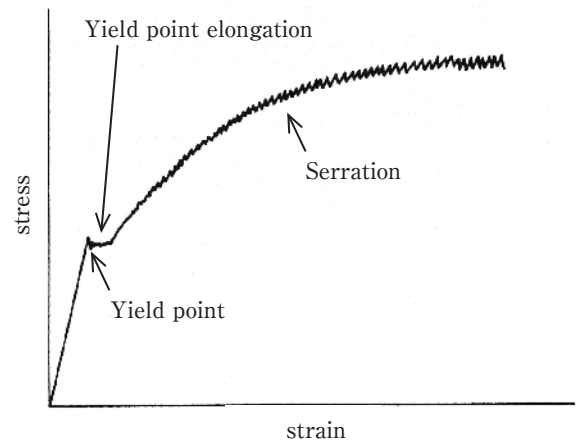


Fig. 6 Schematic diagram of stress-strain curve of Al-Mg alloy ²⁴⁾.

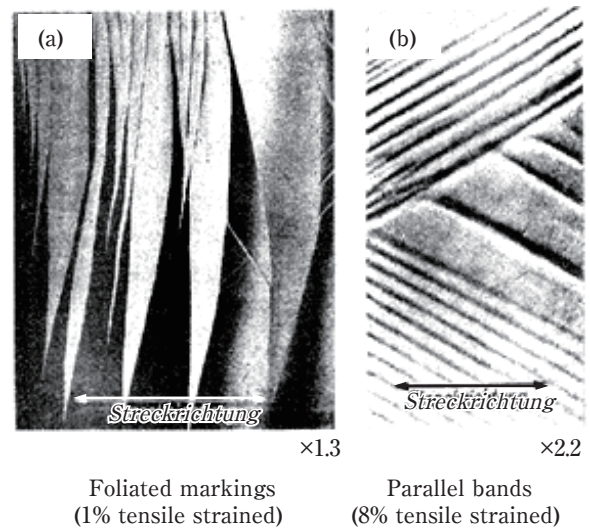


Fig. 7 Stretcher strain markings of Al-Mg alloy, (a) foliated markings (flamboyant markings), (b) parallel bands ²⁵⁾.

ひずみ比により、畳目、火炎状あるいは筋状の模様となり、平行バンドは円弧状の模様になる ²⁹⁾。

ストレッチャーストレインマークの防止法としては、ランダムマークの場合、結晶粒粗大化と焼なまし後のスキンプラスあるいはローラー矯正がよく知られている。平行バンドについては、主に結晶粒粗大化による改善が行われているが、完全に抑制できない場合もあり、加工条件の選択が主な防止法になる。例えば、二軸引張変形の場合、平行バンドは目立たなくなると言われている ²⁹⁾。Table 5 ³⁰⁾ に Al-5.5%Mg-0.3%Cu (mass%) 合金の焼なまし材 (結晶粒径 55 μm) における平行バンドの発生に及ぼす応力比の影響を示す。応力比が等二軸引張変形に近い場合、平行バンドは発生しない。これはFig. 9 ^{30) ~ 32)} に示すように、単軸引張変形では<110>方向に平行なマイクロバンドが

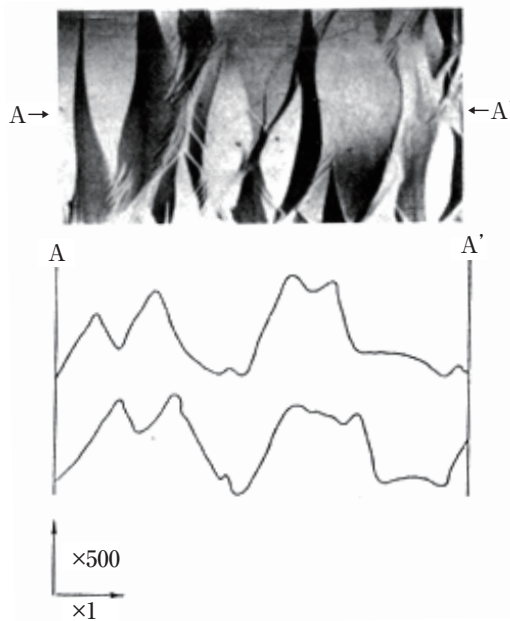


Fig. 8 Stretcher strain markings of Al-3.11mass%Mg alloy annealed at 400°C for 2 h after 0.5% tensile strained ²⁶⁾.

Table 5 Relationship between stress ratio ($\sigma_{RD}:\sigma_{TD}$), strain, stress state and type-B Luders bands (parallel bands) formation ³⁰⁾.

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

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

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

一方向に発達し、不均一変形するが、等二軸引張変形では活動すべり系の増加により、直交するバンドが発達し（不動転位が多く形成し）、不均一変形が抑制されていることが判る。等二軸引張ではこのように変形が均一化されるため、平行バンドのような不均一変形が抑制されると推測される。また、この活動すべり系には変形による集合組織の変化も重要であることが指摘されている^{30)~32)}。さらに引張変形中の温度とひずみ速度を制御することによっても平行バンドの発生を防止することができる²⁷⁾。これは温度が変わるとマグネシウムの拡散速度が変化し、ひずみ速度を変えると転位の速度が変化するため、適切な組み合わせを選べば、両者の相互作用が小さくなるためである。

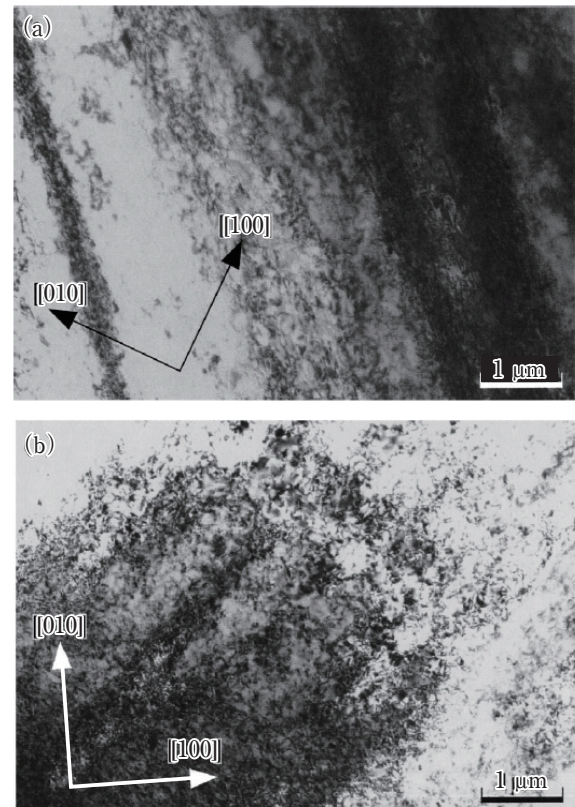


Fig. 9 TEM structures of Al-5.5mass%Mg-0.3mass%Cu alloy sheet after the biaxial tensile test. Stress ratios ($\sigma_{RD}:\sigma_{TD}$) were (a) 8:0 and (b) 8:8 ^{30)~32)}.

ランダムマークと平行バンドのいずれのストレッチャーストレインマークにおいても、その防止には結晶粒を大きくすることが効果的であるが、結晶粒径が50 μmを超える場合、オレンジピール (orange peel) と呼ばれる表面欠陥 (肌荒れ) が生じ易くなる³³⁾。

5000系合金焼きなまし材の応力-ひずみ線図に及ぼすマグネシウム量と引張試験温度の影響をFig. 10³⁴⁾に示す。前述の通り、室温 (25°C) での伸びはマグネシウム量の増加に伴って減少し、添加量1.5~3mass%で極小値を示した後、増加する。また、マグネシウム量の増加に伴って、引張強さおよび耐力は増加する。一方、高温 (250°C) での伸びはマグネシウム量の増加に伴って増加し、セレーションも消滅する。また、引張強さおよび耐力は室温のそれらよりも低くなる。これらの特性、特に高温と室温の材料強度の差を利用し、オイルパンやドアインナなどの難成形部品を温間加工により成形することも試みられている^{35), 36)}。また、結晶粒径を10 μm程度以下に微細化すると、400~500°Cの温度で超塑性特性を示す。

3.1.3 超塑性

結晶粒径を10 μm程度以下まで微細化した超塑性材

料に関する研究は古くから行われており³⁷⁾、5000系合金以外に7000系合金 (Al-Zn-Mg-Cu 合金) や8000系合金 (Al-Li 合金) などの研究も盛んに行われてきた^{38), 39)}。超塑性発現のメカニズムについてM. A. Kulasら⁴⁰⁾は、各社の5083超塑性材 (平均結晶粒径7 μm) の高温変形特性を調査しており、高温でひずみ速度が低い領域では粒界すべりクリープ (grain boundary sliding creep) が支配的であること、低温でひずみ速度が高い領域では溶質原子引きずりクリープ (solute drag creep) が支配的であることを明らかにしている。

超塑性材料の実用化に関して、国内では本田技研工業、海外ではGeneral Motors, Panozなどで5083合金や5182合金の超塑性材をボディパネルへ適用している。本田技研工業ではS2000のハードトップ⁴¹⁾、レジェンドのフェンダおよびトランクリッド⁴²⁾に5083合金および5182合金の超塑性材を適用しており、熱間ブロー成形の懸念事項である生産性を高めるために、従来の成形温度より低温かつ高速でブロー成形を行っている⁴²⁾。General Motorsでは高速超塑性成形の手法として、"quick plastic forming (QPF)" を実用化しており、従来の"superplastic forming (SPF)" と区別している⁴³⁾。

材料の改良として、これまで使用されてきた超塑性材 (UACJ呼称: ALNOVI™-1) の添加元素を調整し、より微細な再結晶組織としたALNOVI-Uを開発した。ALNOVI-Uは低いガス圧でも熱間ブロー成形が可能となるよう熱間での変形抵抗を低減させたとともに、高ひずみ速度においても高い延性を示し、ブロー成形時間の短縮が可能な新しい超塑性材であり、自動車への適用に向けた取組みを進めている。

3.2 6000系 (Al-Mg-Si系) 合金

3.2.1 引張性質

6000系合金は中強度の熱処理型合金であり、押出性・

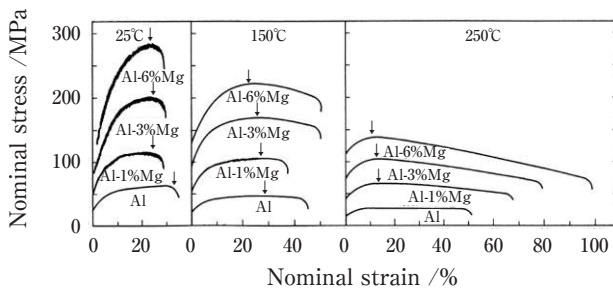


Fig. 10 Stress-strain curves of the uniaxial tensile tests at 25°C, 150°C, 250°C on pure Al and Al-Mg alloys (Initial strain rate: $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$). The arrows indicated the position of uniform elongation was maximized³⁴⁾.

圧延性が良好であるとともに、焼入れ感受性が小さく、生産性に優れていることから、建材、鉄道車両、自動車部品などに多用されている。自動車ボディパネル用としては、優れた成形性、バークハード性 (塗装焼付硬化性: paint bake hardenability) を付与させるため、過剰Si型である6016合金、6022合金、6111合金などが代表として挙げられる。自動車ボディパネルは成形性、形状凍結性の優れた低耐力のT4調質でプレス成形を行い、塗装焼付処理時の時効硬化によって耐力を大幅に増加させ、耐デント性 (へこみ難さ) を向上させる。

Fig. 11¹⁵⁾に6000系合金および5000系合金の塗装焼付による耐力変化の模式図を示す。いずれの合金でもプレス成形時の加工硬化で耐力は増加するが、その後の塗装焼付により、5000系合金は回復が生じて耐力が低下する。一方、6000系合金も回復は生じるものの、時効硬化の方が大きく、結果として耐力は顕著に増加する。ただし、近年の塗装焼付温度は170°C前後と低く、時間も20分程度と短いため、通常の焼入れ処理 (T4処理) では、塗装焼付時の顕著な耐力増加は見込めない。そのため、低温・短時間の塗装焼付処理で高バークハード性を得るための研究開発が進められてきた。例えば、焼入れ処理後に復元処理^{44), 45)}や予備時効^{46)~49)}のような熱処理を追加することで、低温・短時間の塗装焼付処理でも顕著な耐力増加が可能となる。

自動車ボディパネル用として使用される6000系合金のT4調質材は5000系合金のO調質材と比較して、深絞り、張出しなどのプレス成形性が劣るため、実用上問題になることがある。そのため、6000系合金のプレス成形性改

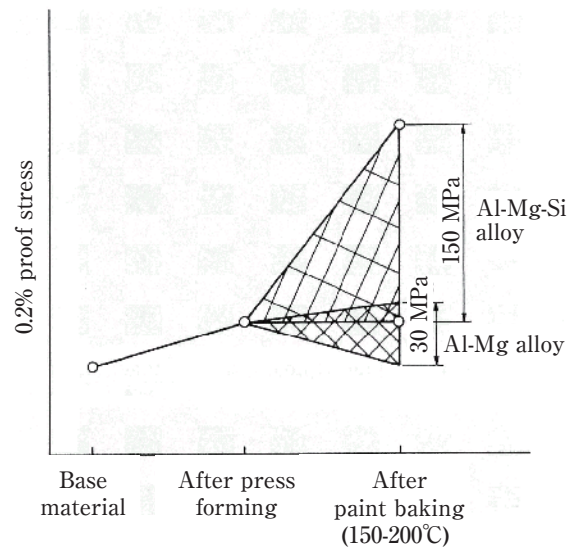


Fig. 11 Change in yield strength of Al-Mg alloy O sheet and Al-Mg-Si alloy T4 sheet with press forming and paint baking¹⁵⁾.

善を目指した研究開発が進められてきた^{2), 12), 15), 18)}。各成形の種類に関する研究事例は第3章で述べることにするが、6000系合金のT4調質材の引張性質は添加元素や集合組織の影響を大きく受ける。

引張性質に及ぼす添加元素の影響に関して、6016-T4を基準にケイ素量を変更した際の引張性質をFig. 12^{50), 51)}に示す。引張強さおよび耐力はケイ素量の増加に伴って増加し、1.1mass%Si以上では緩やかに増加する。伸びはケイ素量の増加に伴って増加し、1.1mass%Si以上では一定の値を示す。6016合金のケイ素量は1.0～1.5mass%の範囲であり、引張強さ、耐力、伸びが急激に増加するケイ素量を超えた範囲となっている。Fig. 12で示した伸びの変化はFig. 3で示した5000系合金と同様に、ひずみの増加に対するn値の変化で説明できる。

Fig. 13^{50)～52)}に各ケイ素量における真ひずみとn値の関係を示す。ケイ素量が多い合金は初期のn値は低いものの、ひずみ量が増大するに従って同等の値を示す

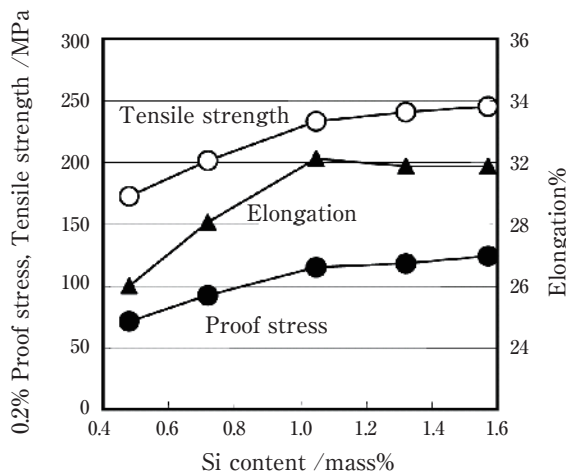


Fig. 12 Effect of Si content on the tensile properties of Al-Mg-Si alloy sheets^{50), 51)}.

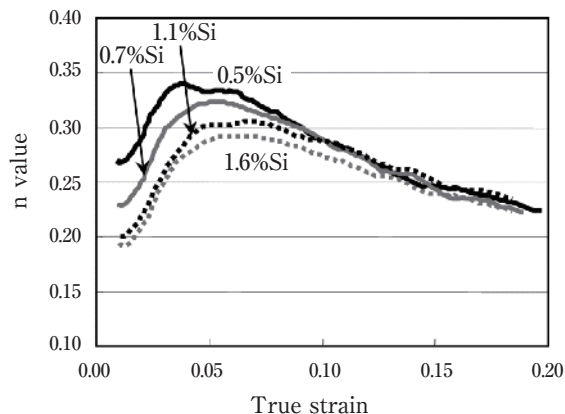


Fig. 13 Effect of Si content on the change in n value with strain of Al-Mg-Si alloy sheets^{50)～52)}.

ようになる。前述のようにn値は応力の影響を受け、同じ加工硬化率の場合でも応力が大きいほど小さな値を示す。従って、ケイ素量が多いほど強度が大きいことを考慮すると、高ケイ素材ほど高い加工硬化能を有していることが判る。Fig. 14^{50), 51)}に各ケイ素量における8%予ひずみ後のTEM像を示す。0.5mass%Siおよび0.7mass%Siでは、すでに変形の局在化を示すマイクロバンドが観察される。一方、1.1mass%Siでは、マイクロバンドが形成し始めている状態であり、1.3mass%Siおよび1.6mass%Siでは、微細な転位組織のままであり、高い加工硬化能を維持していることを示している。

引張性質に及ぼす集合組織の影響に関して、著者ら⁵³⁾は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金のT4調質材において、Cube方位密度の異なる2種類の板材を作製し、圧延方向に対して0°および45°の2方向で引張試験を行っている。いずれの板材もCube方位が主方位であり、方位密度(ランダム比)はそれぞれ20 (LC: Low-Cube), 65 (HC: High-Cube)である。Fig. 15⁵³⁾に応力-ひずみ線図を示す。伸びはHCの45°方向が最も高く、次いでLCの45°方向、LCの0°方向が高く、HCの0°方向が最も低い。すなわち、Cube方位密度が高いほど、伸びの面内異方性が大きくなる。Fig. 16⁵³⁾に真ひずみとn値の関係を示す。いずれの板材および引張方向においても、n値はひずみの増加に伴って増加し、0.06～0.08の真ひずみで最大値を示す。その最大値はいずれも0.27～0.28で大きな差は認められない。最大値を示した後のn値の減少変化が各板材および各引張方向で異なる。HCの45°方向は最大値のまま一定の値を示し、それ以外はひずみの増加に伴って減少する。その減少変化はHCの0°方向が最も大きい。これらのn値の挙動もFig. 14で示した結果と同様に引張変形中に形成される転位組織が異なるためである。Fig. 17⁵³⁾に15%予ひずみ後のTEM像を示す。HCの0°方向では変形の局在化を示すマイクロバンドが観察される。一方、HCの45°方向ではマイクロバンドの形成が不明瞭である。

以上から6000系合金のT4調質材においても、高ひずみ域におけるn値の挙動が延性に影響を与えていることが確認された^{50)～55)}。

3.2.2 リジニングマーク

6000系合金はプレス成形された際、圧延方向に沿って、10～30 μm深さの筋状(带状)の凹凸が発生することがあり、発生した場合には表面欠陥となる。この筋状の凹凸はリジニングマークと呼ばれ (ridging

markings, ropingとも呼ばれる), 似通った結晶方位を有する結晶粒が筋状に集合体として存在し, それぞれの筋の塑性変形挙動が異なることが発生原因と考えられている^{56)~62)}。15%予ひずみ後の6111-T4板材の外観写真をFig. 18⁵⁸⁾に示す。予ひずみは圧延垂直方向(写真の水平方向)に付与しており, 圧延方向(写真の上下方向)に沿って, 1~2 mm間隔で筋模様が観察される。Fig. 19⁵⁷⁾に引張変形後の6111-T4板材で観察されるリジニングマークの概略図を示す。リジニングマークは一般的に板材の表裏面で凹凸が対応しないことが多い(図中の“Irregular”部分)。P. D. Wuら⁵⁸⁾は, SEM/EBSDを用いた結晶方位解析および結晶塑性有限要素

法を用いた数値解析により, 6111-T4のリジニングマーク発生に及ぼす集合組織の影響を調査しており, 筋状に存在する $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒の集合体のリジニングマークの発生に著しい影響を及ぼし, $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒と $\{001\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体もしくは $\{112\}\langle 110\rangle$ 粒と $\{011\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体を共存させないことで, リジニングマークを大幅に改善できると述べている。また, 小関ら⁶²⁾は, SEM/EBSDを用いた結晶方位解析により, $\{001\}\langle 100\rangle$ および $\{011\}\langle 100\rangle$ への集積が異なる6016-T4のリジニングマーク発生に及ぼす集合組織の影響を調査しており, Fig. 20⁶²⁾に示すように, 筋状に存在する $\{001\}\langle 100\rangle$ 粒と $\{011\}\langle 100\rangle$ 粒の集合体が多く存在すると顕著なリジ

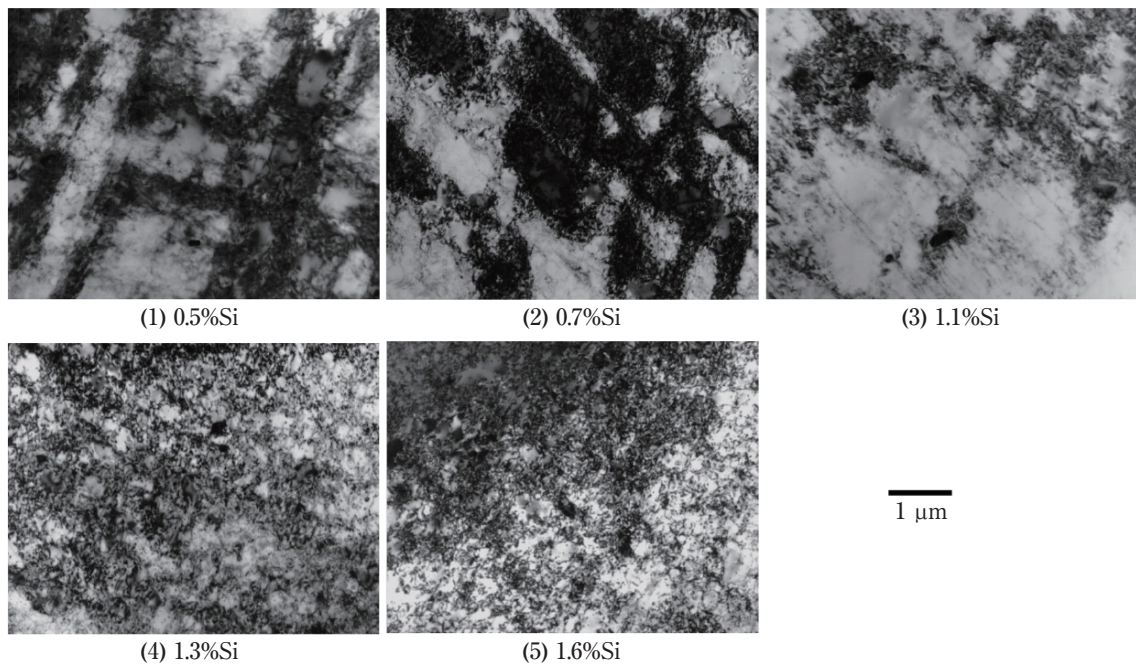


Fig. 14 TEM structures of 8% tensile strained Al-Mg-Si alloy T4 sheets (true strain: 0.08)^{50), 51)}.

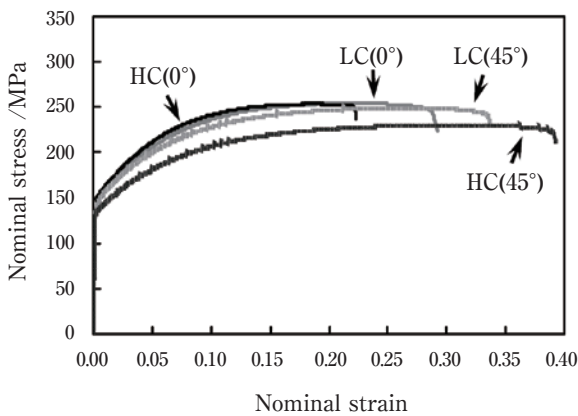


Fig. 15 Stress-Strain curves of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets with the difference Cube orientation density (HC: High-Cube, LC: Low-Cube, tensile directions were 0° and 45°)⁵³⁾.

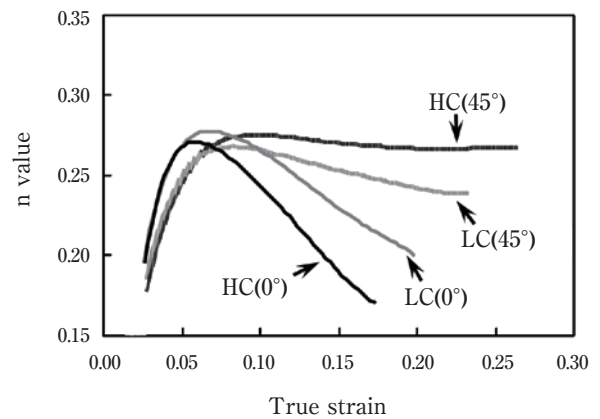


Fig. 16 Effect of Cube orientation density on the change in n value with strain of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets (HC: High-Cube, LC: Low-Cube, tensile directions were 0° and 45°)⁵³⁾.

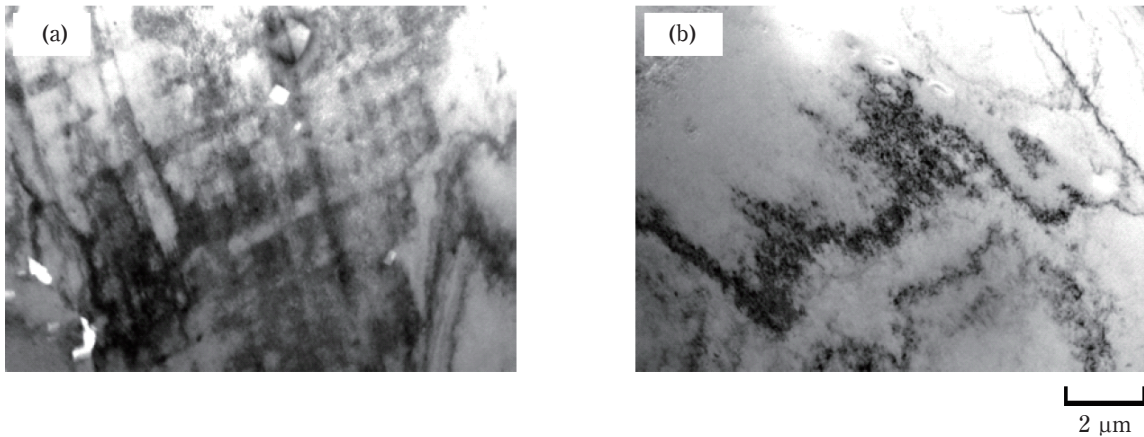


Fig. 17 TEM structures of 15% tensile strained Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets with High-Cube orientation density. Tensile directions were (a) 0° and (b) 45°⁵³⁾.

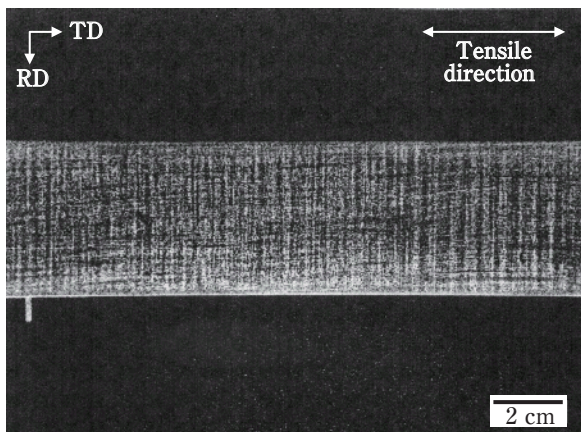


Fig. 18 Ridging marking (roping) topography for 6111-T4 under uniaxial tension in the transverse direction at 15% elongation⁵⁸⁾.

ングマークが発生すること、リジグマークの発生程度には引張方向による相違がみられ、45°方向に引張変形を付与すると顕著に発生することを明らかにしている。

3.2.3 曲げ加工性

6000系合金はストレッチャストレインマークが発生せず、ベークハード性を有することからアウターパネル用材料として適している。フードなどのアウターパネルはその縁部でインナーパネルとかしめるヘミングと呼ばれる曲げ加工（ヘミング）が必要であり、6000系板材はこのヘミング部で割れが発生し易く、実用上問題になることがある。そのため、自動車ボディパネル用アルミニウム合金の曲げ加工性に関する研究が盛んに行われてきた^{63), 64)}。

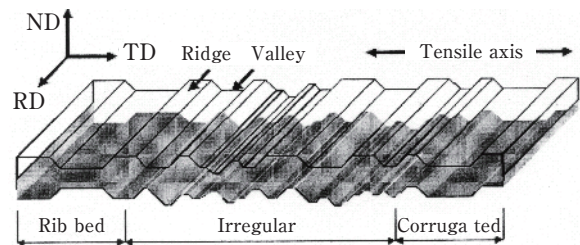


Fig. 19 Schematic representation of ridging marking (roping) observed in 6111-T4 after tensile deformation in the transverse direction⁵⁷⁾.

3.2.3.1 曲げ割れ発生メカニズム

著者ら^{65), 66)}は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金において、溶体化処理条件および焼入れ条件を変更した試験を行い、その試験結果から曲げ割れ発生メカニズムを提案している。Fig. 21^{65), 66)}に550℃に昇温保持した塩浴炉で15～3600 sの溶体化処理を行い、冷却速度を変化させて焼入れを行った板材の曲げ試験結果を示す。溶体化処理時間15 sでは割れは発生しないが、溶体化処理時間の増加に伴って、割れ深さが増加し、最大値を示した後、減少する傾向を示す。また、割れ深さの最大値は焼入れ速度が低いほど、大きくなる。Fig. 22^{65), 66)}に全第2相粒子分布（結晶粒界および結晶粒内すべての第2相粒子分布）に及ぼす溶体化処理時間および焼入れ速度の影響を示す。いずれの焼入れ速度においても、溶体化処理時間の増加に伴って、2 μm以上の全第2相粒子数が減少する。一方、焼入れ速度が低いほど、冷却中にMg-Si系化合物が粒界析出し易くなるため、結晶粒界上の第2相粒子数は増加するが、その平均サイズは約1 μmであり、個数は全第2相粒子数の1/10程度である。よって、減少した2 μm以上の第2相粒子は主に結晶粒内に存在する第2相粒子であ

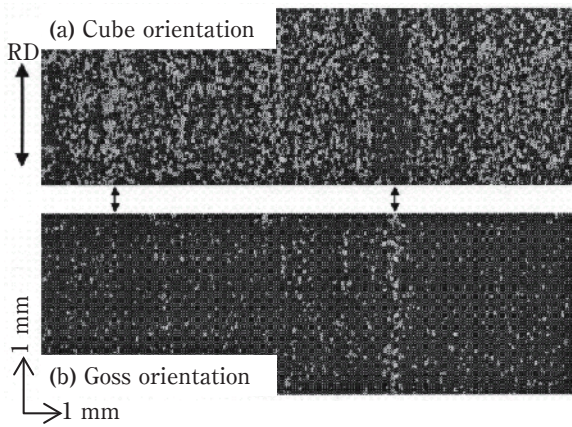


Fig. 20 EBSD map of the surface part on 6016-T4 sheet. (a) Cube orientation, and (b) Goss orientation ⁽⁶²⁾.

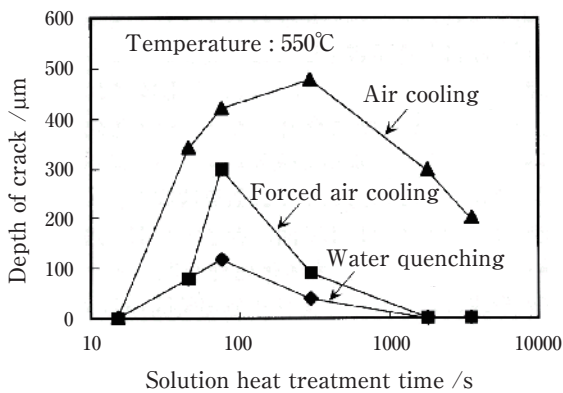


Fig. 21 Effect of solution heat treatment time and quenching rate on the depth of a crack. The samples were solution heat treated at 550°C of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets ^{(65), (66)}.

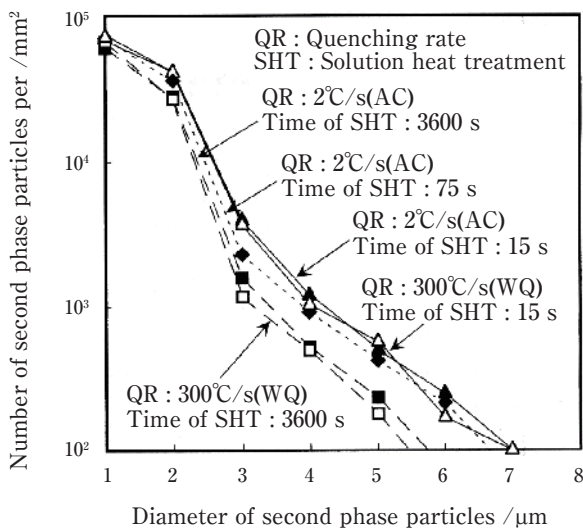
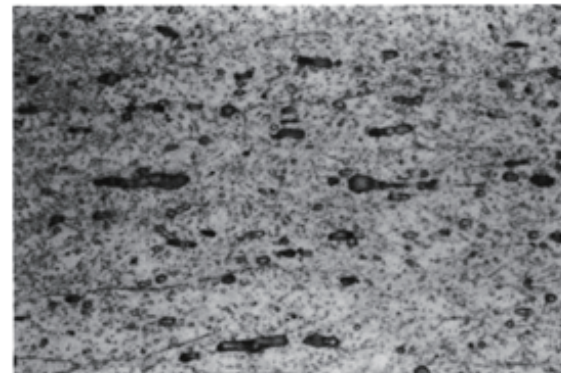


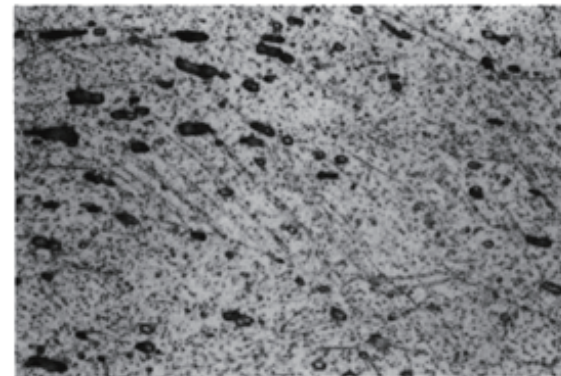
Fig. 22 Effects of quenching rate and solution heat treatment time on the number of second phase particles of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets ^{(65), (66)}.

る。本合金の結晶粒内に存在する第2相粒子は主に Al-Fe-Si系化合物, Al-Mn-Si系化合物, Mg-Si系化合物 (およびSi単相) であり, 溶体化処理で固溶が進む金属間化合物はMg-Si系化合物である。よって, 2 μm以上の減少した第2相粒子はMg-Si系化合物と考えられる。

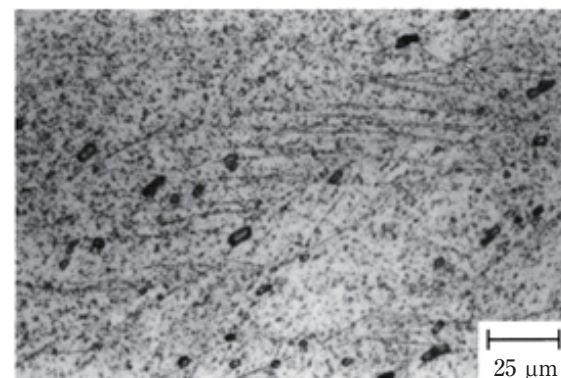
Fig. 23 ^{(65), (66)} に曲げ試験後の断面光学顕微鏡組織を示す。溶体化処理時間 15 s ではせん断帯 (光学顕微鏡で観察されるレベルの結晶粒界をまたぐ変形帯) の形成が観察されないのに対し, 75 s および 3600 s ではせん断帯



(a) Solution heat treatment time : 15 s



(b) Solution heat treatment time : 75 s



(c) Solution heat treatment time : 3600 s

Fig. 23 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C ^{(65), (66)}.

の形成が観察される。以上の結果を基に、提案した曲げ割れ発生メカニズムを Fig. 24^{(65), (66)} に示す。Fig. 25⁽⁶⁷⁾ に示すように、曲げ加工により、表層および表層付近に存在する 2 μm 以上の第 2 相粒子が砕かれた隙間および周りでマイクロボイドが形成される。さらに、せん断帯が形成されると、マイクロボイドおよびせん断帯に沿った割れが発生する。マイクロボイドはせん断帯上で顕著に形成されるため、割れの伝播は主にせん断帯に沿うが、結晶粒界上の第 2 相粒子が多い場合には結晶粒界に沿った伝播も発生する。Fig. 26^{(68) ~ (70)} に曲げ試験後の割れ近傍部の断面光学顕微鏡組織を示す。破断部にはマイクロボイドの痕跡が観察され、破断面と平行にせん断帯が発達している様子も観察される。以上のことから、曲げ割れの発生を抑制するためには、2 μm 以上

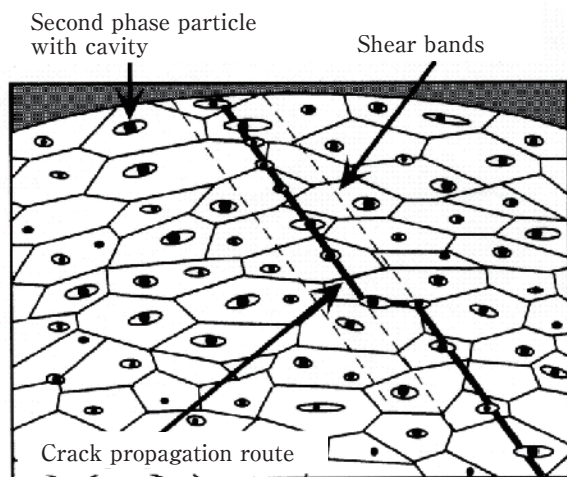


Fig. 24 Schematic diagram of the crack formation by bending process^{(65), (66)}.

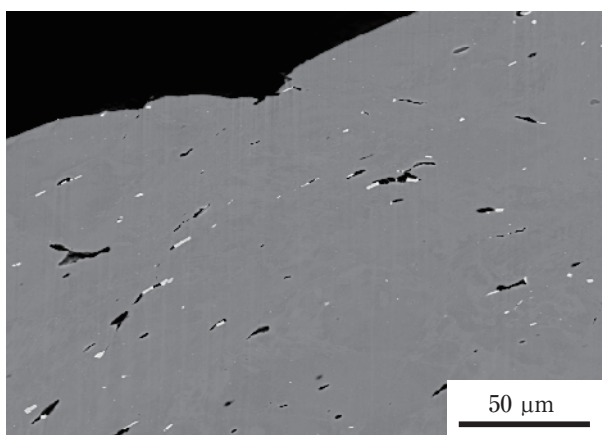


Fig. 25 SEM image of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.2mass%Fe-0.1mass%Mn alloy T4 sheet after bending test. The black points were microvoids and the white points were Al-Fe-Si series particles⁽⁶⁷⁾.

の第 2 相粒子の形成を抑制し、粒界析出を抑制すること、およびせん断帯の形成を抑制することが必要である。

3.2.3.2 化学成分の影響

曲げ加工性に及ぼす化学成分の影響については、ケイ素⁽⁷¹⁾、鉄^{(68) ~ (70)}、銅^{(72), (73)}、マンガン⁽⁷⁴⁾、マグネシウム⁽⁷⁵⁾などに関して報告されている。

ケイ素は 6000 系合金の主要添加元素であり、自動車ボディパネル用としては延性およびバークハード性を向上させるために、過剰にケイ素が添加されている⁽⁷⁶⁾。マグネシウム量を 0.6mass% 一定とし、ケイ素量を 0.7 ~ 1.6mass% まで変化させた際の曲げ割れ発生状況を Fig. 27⁽⁷¹⁾ に示す。ケイ素量の増加に伴って、曲げ加工性は低下する。これは 2 μm 以上の第 2 相粒子数が増加すること、かつ Fig. 28⁽⁷¹⁾ に示すように、せん断帯の形成が顕著になることが原因である。

一般的に、6000 系合金における鉄は不純物元素であ

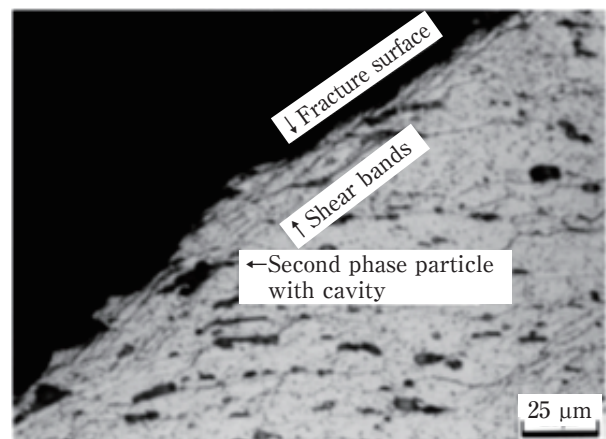


Fig. 26 Optical microstructure near fracture surface of the bent sample at 0.5mass% of iron content of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{(68) ~ (70)}.

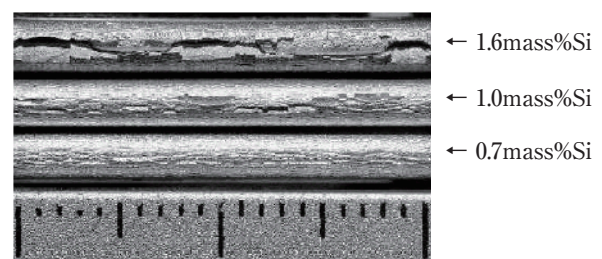


Fig. 27 Appearances of hemming cracks with different silicon content on Al-Mg-Si Alloy T4 sheets. The 0.2% proof stress of the samples before bending test were almost 120 MPa⁽⁷¹⁾.

るが、一方で溶体化処理時の再結晶粒粗大化の抑制にも寄与する。また、自動車ボディパネルをリサイクルする場合、ヒンジやロックなどの鉄部品が混入し、鉄量が増加する可能性がある。Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%) 合金をベースとして、鉄量を0.1～1.0mass%まで変化させた際の限界曲げ半径(割れが発生しない最小の内側曲げ半径)をFig. 29^{68)~70)}に示す。鉄量が0.1～0.5mass%の範囲では、鉄量の増加に伴って、限界曲げ半径が大きくなる(曲げ加工性が低下する)^{68)~71)}。本結果は、化学成分が異なる6111-T4においても、同様の傾向を示すことが明らかにされている^{77), 78)}。鉄量が0.5～1.0mass%の範囲では、0.5mass%Feで限界曲げ半径が最も大きく(最も割れが発生し易く)、0.8mass%Feおよび1.0mass%Feでは0.5mass%Feと同等以下の限界曲げ半径を示す。これは、Table 6^{68)~70)}に示すように、鉄量の増加に伴って、2 μm以上の第2相粒子数は増加するが、せん断帯が形成され難くなるためである。また、鉄量の増加に伴ったせん断帯形成量の減少はAl-Fe-Si系化合物の形成による固溶ケイ素量の減少で説明できると考えられている^{68)~70)}。

以上の結果から、曲げ性に対してはせん断帯の形成

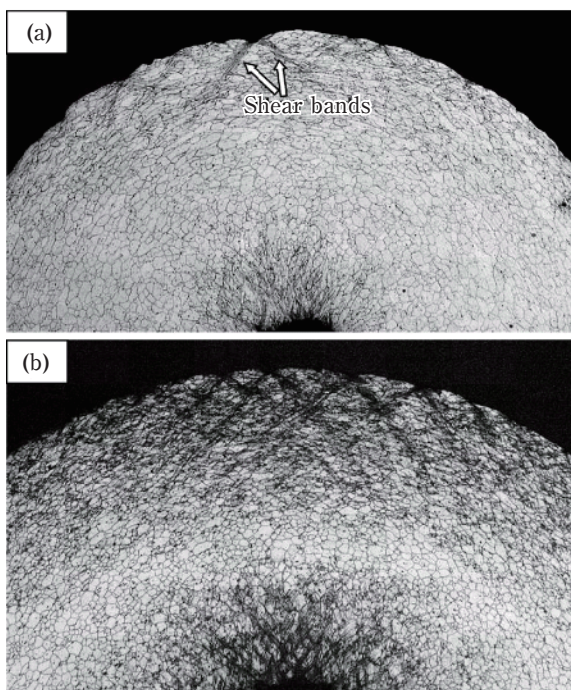


Fig. 28 Shear bands of various bent samples of Al-Mg-Si alloy T4 sheets in transverse section. The bending test was operated until small cracks were visible on the surface with out pre-strain. (a) 0.7mass%Si, bending angle 180° and 0.25 mm bending radius, (b) 1.6mass%Si, bending angle 160° and 0.5 mm bending radius⁷¹⁾.

し易さの影響が非常に大きいことが判る。

銅は強度を向上させ、深絞り成形性を改善する効果を有することから、高い深絞り成形性を必要とする場合に銅を添加した6000系合金が用いられる。著者ら^{72), 73)}はAl-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%) 合金をベースとして、銅量を0.01mass%未満(銅の添加無し)、0.4mass%, 0.8mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており、銅量の増加に伴って、曲げ加工性は低下し、0.8mass%Cuで顕著な割れが発生することを明らかにしている。この銅量増加による曲げ加工性の低下は、銅量の増加に伴って、銅の溶質原子量が増加し、Fig. 30^{72), 73)}に示すように、せん断帯の形成が容易になることが原因であると考えられ、さらに、曲げ加工中にせん断帯へ銅が濃化し、せん断帯に沿った割れが発生し易くなる可能性もあることを述べている。

マンガンは遷移元素であり、溶体化処理時の再結晶粒粗大化を防止する機能を有する。趙⁷⁴⁾はAl-0.8%Si-0.6%Mg-0.2%Fe (mass%) 合金をベースとして、マンガ

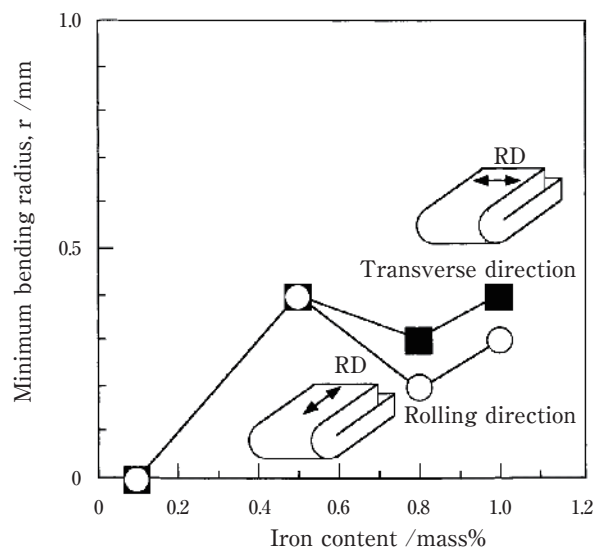


Fig. 29 Effect of iron content on the bendability of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{68)~70)}.

Table 6 Effect of iron content on the number of second phase particles, shear bands and bendability of Al-1.0mass%-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheet^{68)~70)}.

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

ン量を添加無し, 0.1mass%, 0.02mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており, マンガンを添加すると曲げ加工性が向上することを報告している。このマンガ

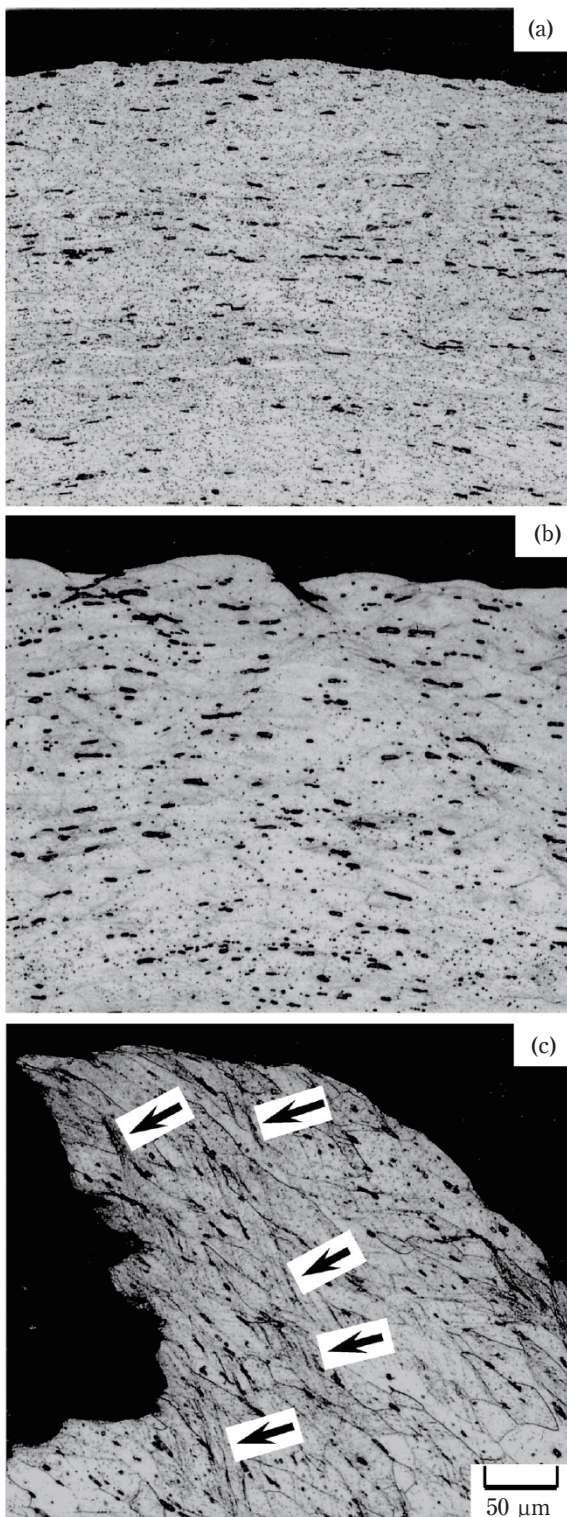


Fig. 30 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The copper content of samples were (a) < 0.01mass%, (b) 0.4mass% and (c) 0.8mass%^{72), 73)}.

ン添加による曲げ加工性の向上は, ①結晶粒の微細化とマンガン系微細分散粒子によるせん断帯形成の抑制, ②Al-Fe-Si系晶出物の形態が針状β相から塊状α相に変化し, 曲げ加工時にマイクロボイドが形成され難いことが原因であると考えられている。

マグネシウムは6000系合金の主要添加元素であり, 自動車ボディパネル用としてはバークハード性を向上させるために, 必要不可欠な元素である。著者ら⁷⁵⁾はAl-1.0%Si-0.4%Mg-0.1%Mn (mass%)合金をベースとして, マグネシウム量を0.4mass%, 0.6mass%, 0.8mass%添加した際の曲げ加工性を調査しており, マグネシウム量の増加に伴って, 曲げ加工性は低下し, 0.8mass%Mgで顕著な割れが発生することを明らかにしている。このマグネシウム量増加による曲げ加工性の低下は, マグネシウム量の増加に伴って, 3 μm以上の第2相粒子(Mg-Si系化合物)が増加し, **Fig. 31**⁷⁵⁾に示すように, せん断帯の形成が著しくなることが原因であると考えている。また, せん断帯の形成にはクラスターの形成

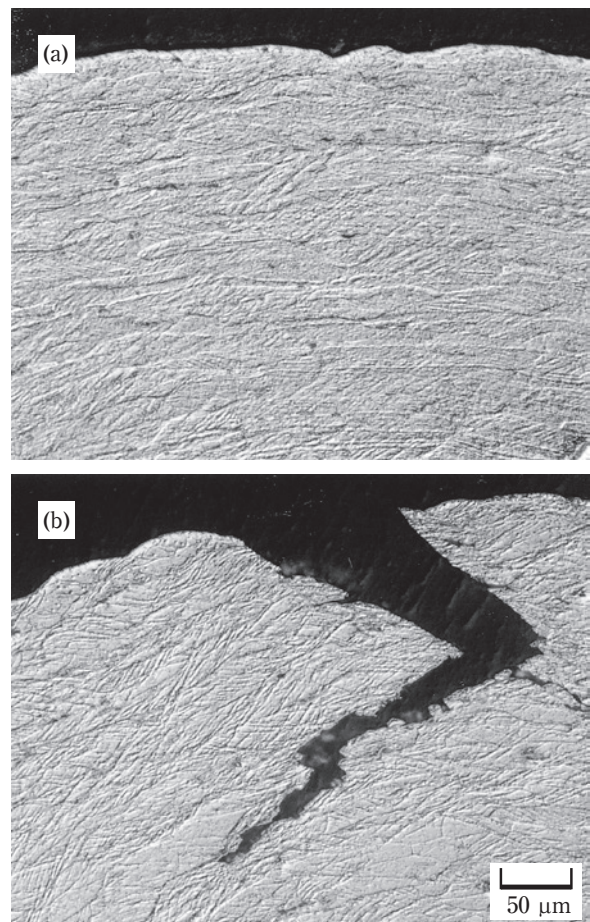


Fig. 31 Optical microstructures of Al-Mg-Si alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The magnesium content of samples were (a) 0.4mass% and (b) 0.8mass%⁷⁵⁾.

量が関与していることも述べている。

以上のように、第2相粒子およびせん断帯の形成状態に及ぼす化学成分の影響は顕著であり、化学成分を変更することで曲げ加工性を大幅に改善することができる。しかしながら、化学成分は自動車ボディパネル用材料として要求されるベークハード性、耐食性、表面処理性、接合性などにも大きな影響を及ぼすため、これらの特性を考慮した上で最適化を図る必要がある。

3.2.3.3 時効の影響

自動車ボディパネル用として使用されている6000系合金のT4調質材は焼入れ後の自然時効日数によって、強度変化が生じ、曲げ加工性も変化する^{75), 79)}。Fig. 32⁷⁹⁾に曲げ割れ深さに及ぼす時効温度および0.2%耐力の影響を示す。いずれの時効温度においても、0.2%耐力が100 MPa以下では割れは発生せず、100 MPa以上で0.2%耐力の増加、すなわち時効時間の増加に伴って、曲げ割れ深さが増加する。また、0.2%耐力が同程度の場合には時効温度の影響はみられない。この時効時間の増加に伴った曲げ加工性の低下は、Fig. 33⁷⁹⁾に示すように、時効時間の増加に伴って、せん断帯の形成が著しくなるためである。また、このせん断帯の形成には、前項で述べた通り、クラスターの形成量に関与していると考えられる⁷⁵⁾。しかしながら、せん断帯の形成に及ぼす時効析出の影響は不明な点が多く、現在も継続した研究が続けられている。最近の研究では、 β'' 相の析出状態がせん断帯の形成状態に大きく影響を及ぼし、微細かつ高密度に析出しているほどせん断帯の

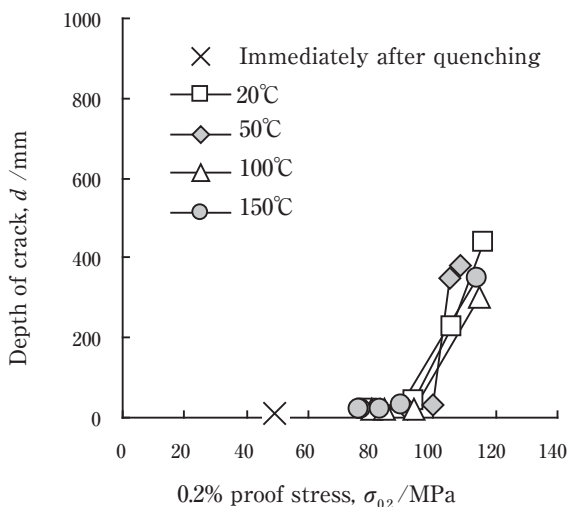


Fig. 32 Effects of aging temperature and 0.2% proof stress on the depth of cracks after bending test of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets⁷⁹⁾.

形成が著しくなり、曲げ加工性が低下することが明らかにされている⁸⁰⁾。

T4調質材のクラスターの形成状態を制御する手法として復元処理が挙げられる⁸¹⁾。米国では、6111-T4の曲げ加工性を改善する手法として、曲げ加工前に局所的な復元処理を行うプロセスが開発されており⁸²⁾、Fig. 34⁸³⁾に示すように、復元処理による曲げ加工性の改善効果が確認されている。

3.2.3.4 集合組織の影響

6000系合金のT4調質材はプロセス条件を変更することで、比較的容易に集合組織を変更できる。そのため、曲げ割れ発生メカニズムが解明された2000年以後、せん断帯の形成に及ぼす結晶方位の影響に関して、活

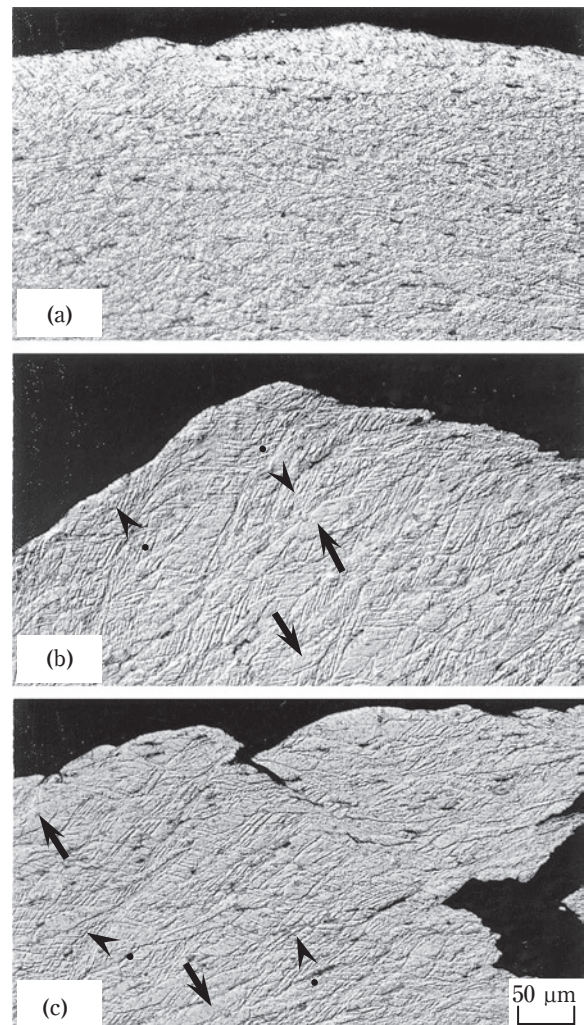


Fig. 33 Optical microstructures of Al-1.0mass%Si-0.5mass%Mg-0.1mass%Mn alloy T4 sheets after bending test. The samples were quenched in water after solution heat treatment at 550°C for 75 s. The aging condition of samples were (a) immediately after quenching, (b) 20°C-7500 min and (c) 150°C-32 min⁷⁹⁾.

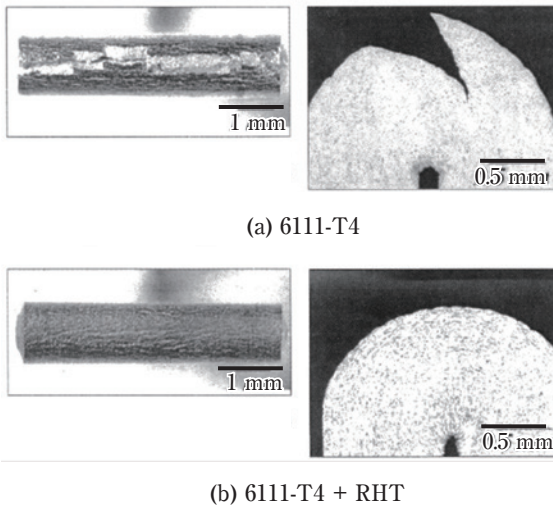


Fig. 34 Improvement of bendability by retrogression heat treatment (RHT)⁸³⁾.

発な研究開発がなされてきた。著者ら⁷⁹⁾は、曲げ加工を行った際、バンド状のせん断帯の形成が少ない結晶粒はTD軸に対して $\{001\}$ 面が直交する方位に配向していることを明らかにしている。また、日比野ら⁸⁴⁾は、同一組成の6022-T4を用い、Cube方位密度をODFの強度レベルでランダム比約6(サンプルA)と約65(サンプルB)の2水準に変化させた場合、**Table 7**⁸⁴⁾に示すように、Cube方位密度の高い方が曲げ加工性に優れることを示している。この理由として、Cube方位が発達すると、圧延平行方向あるいは圧延垂直方向の加工硬化量が小さくなることから、Cube方位粒では加工によるひずみ蓄積が緩和され、せん断帯が発生し難いためと考えられている。これはFig. 15で示した伸びの結果と反対で、加工硬化能が低く、伸びが小さい材料の方が曲げ加工性が良好であることを示している。両者の違いは伸びが塑性不安定(くびれ)の発生が支配的であるのに対して、曲げ加工の場合、板厚方向に大きな応力勾配があり、塑性不安定が生じ難いためと考えられる。

その後、せん断帯の形成に及ぼす結晶方位の影響をより明らかにするため、6000系合金T4調質材の単結晶を用いた研究^{85)~88)}、結晶塑性有限要素法を用いた研究^{85), 87)~91)}が行われている。著者ら^{85), 87), 88)}は、Al-1.0%Si-0.5%Mg-0.1%Mn (mass%)合金において、結晶粒径が数cmのT4調質材を作製し、Cube方位およびGoss方位の単結晶について、曲げ加工性を調査しており、各曲げ方向における割れの発生程度と結晶塑性有限要素法を用いた解析結果の比較を行っている。**Fig. 35**^{87), 88)}に示すように、Cube方位粒において、割れは発生せず、Goss方位粒において、 0° 方向では割れが発生せず、 90°

Table 7 Effect of Cube orientation density on the bendability of 6022-T4 sheet. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the rank 1 is the worst⁸⁴⁾.

Cube orientation density	6		65		
	Angle to the rolling direction ($^\circ$)				
	0	90	0	90	
0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ /MPa	120	3	8	10	10
	135	1	5	10	9
	150	1	4	9	8

方向で著しい割れが発生する。これは、せん断帯の形成状態が結晶方位および曲げ方向によって大きく変化するためであり、**Fig. 36**^{87), 88)}に示すように、結晶塑性有限要素法を用いた解析においても同様の傾向が得られる。すなわち、曲げ加工におけるせん断帯の形成はシュミット則(Schmid's Law)で整理できることを述べている。また、著者ら⁸⁶⁾は、6016-T4の単結晶粒を作製し、曲げ加工性に及ぼす結晶方位の影響を調査しており、 $\langle 001 \rangle // ND$ 方位を有する結晶粒の曲げ加工性が最も良好であり、**Fig. 37**⁸⁶⁾に示すように、曲げ加工性はテラー因子(Taylor factor)の低下、すなわちすべり変形がし易くなるほど向上することを明らかにしている。

以上のように、曲げ割れ発生に大きな影響を及ぼすせん断帯の形成に対して、集合組織(結晶方位)が大きな影響を及ぼすことが明らかにされている。また、曲げ割れは板材の表層部から発生するため、必ずしも全板厚にわたる集合組織を制御する必要はない。例えば、板厚1.0 mmに対して、表層部に厚さ0.1 mmのせん断帯が形成され難い層を存在させることができれば、曲げ加工性を改善できることが明らかにされている^{90), 91)}。なお、著者らは、 $2 \mu\text{m}$ 以上の第2相粒子を低減し、かつ集合組織制御によって、曲げ加工時に形成されるせん断帯の発達を抑制した曲げ加工性に優れた自動車ボディパネル用6000系合金板材を開発している^{92), 93)}。

以上、6000系合金の大きな課題である曲げ加工性に影響を与える各要因についての検討結果を示したが、いずれもせん断帯の発生が曲げ加工性を決定付ける大きな要因となっている。せん断帯の発生メカニズムはまだ解明すべき点が多いが、共通していることは固溶元素、クラスタ、析出物、集合組織の影響で加工時の回復が少なく、大ひずみ領域で転位密度が高くなるほど発生し易くなることである。これらは前述の通り、延性向上と相反する条件でもあるため、両者のバランスに配慮が必要である。

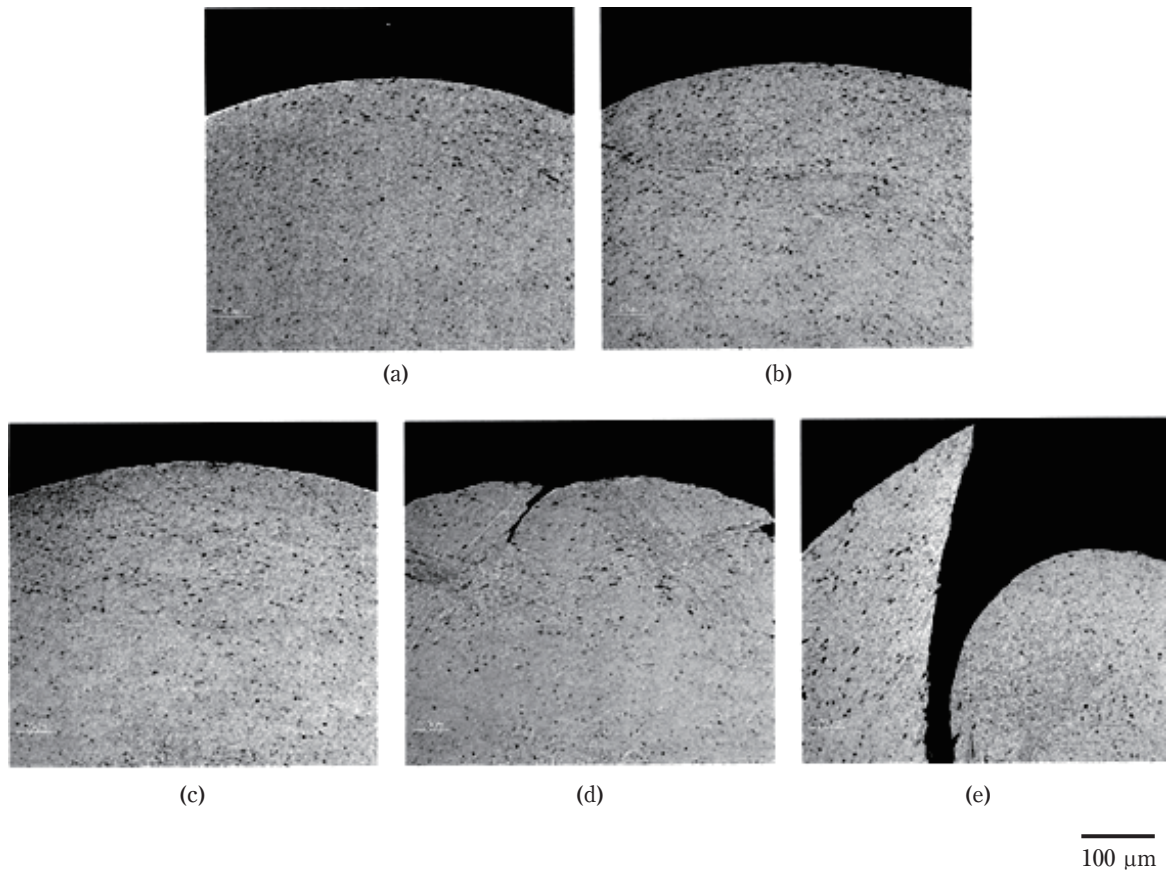


Fig. 35 Optical microstructures of 6016-T4 sheets after bending test. The crystal orientations and the bending directions were (a) Cube, 0°, (b) Cube, 45°, (c) Goss, 0°, (d) Goss, 45° and (e) Goss, 90°^{87), 88)}.

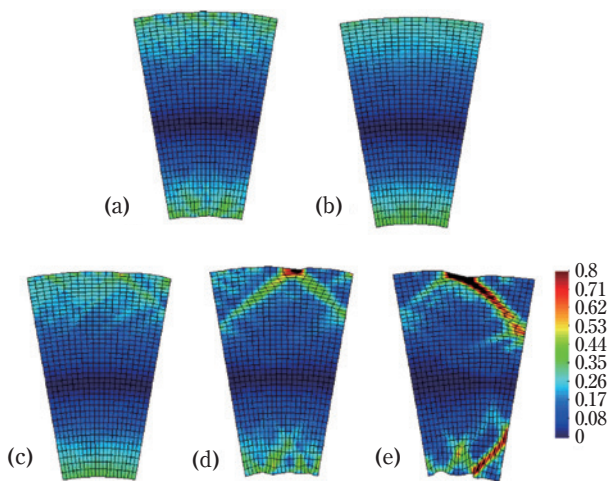


Fig. 36 Deformed meshes and contours of maximum principal logarithmic strain. The crystal orientations and the bending directions were (a) Cube, 0°, (b) Cube, 45°, (c) Goss, 0°, (d) Goss, 45° and (e) Goss, 90°^{87), 88)}.

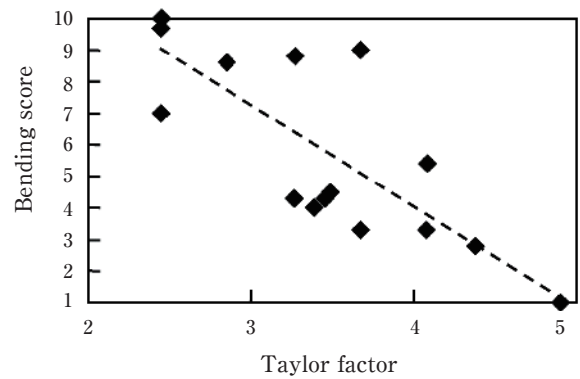


Fig. 37 Effect of Taylor factor on the bendability (bending score) of Al-1.0mass%Si-0.6mass%Mg alloy sheets. The bent surfaces were ranked from 1 to 10, and the bending score 1 is the worst⁸⁶⁾.

3.3 7000系 (Al-Zn-Mg系, Al-Zn-Mg-Cu系) 合金

最近の動きとして、7000系合金の採用が挙げられる。国内では、バンパーなどに7000系押出材が適用されている。北米では、各アルミニウムメーカーから自動車

用7000系板材が提案されており、実用化に向けた検討が開始されている。NovelisはAdvanz^{*1} 7000-seriesを発表しており、ConstelliumはUltralex^{*2}を発表している⁹⁴⁾。両社ともさらに高強度の材料の開発を行っているようである。一方、国内のアルミニウムメーカーでも7000系板材の適用に向けた動きが活発になってきている。

3.3.1 引張性質

Table 8に代表的な7000系合金の機械的特性を示す。7000系合金は超高強度（耐力500 MPa以上）を嗜好したAl-Zn-Mg-Cu系合金、耐力力腐食割れ性に重きを置いたAl-Zn-Mg系合金に分けることができる。自動車用としての大きな課題は高強度と耐力力腐食割れ性の両立であり、各アルミニウムメーカーで研究開発が進められている。

3.3.2 自動車へ適用する際の課題

7000系合金を自動車へ適用する際の課題として、高強度化や耐力力腐食割れ性の向上の他に、成形性の向上なども挙げられる。6000系合金のようにT4調質で成形しようとしても、室温時効で急激に強度が上昇するため、通常のプレス成形や曲げ加工が非常に難しく、ホットスタンプ適用などの利用面での工夫が必要になる。ホットスタンプを使用すると、板製造工程における溶体化、焼き入れが不要となるため、製造設備制約が無くなる利点も大きい。また、最高強度を得るためには、焼き入れ後に人工時効処理（T6処理）を行う必要がある。成形加工後に工程を追加する必要がある。成形性以外にも、溶接性、耐食性など克服すべき課題も多いが、近年、FSWなどの接合技術や表面処理技術が飛躍的に向上してきているため、自動車への適用が可能になってきた。国内では7000系合金板材を連続して製造できる設備が無いと、押出材が主流ではあるものの、ホットスタンプなどの成形方法の改良や材料開発の進捗、適用部品のサイズ次第で、今後適用が急速に広がる可能性もある。

4. まとめと今後の展望

自動車用アルミニウム板材の適用を拡大するために、これまで様々な研究開発が行われ、5000系板材、6000

系板材は10年前よりも一般的な材料として用いられるようになってきた。Fig. 38⁹⁵⁾に自動車用アルミニウム板材の需要予測を示す。Ford社F-150のアルミニウム化が大きな話題になっている様に、世界的に大幅な需要増加が見込まれている。さらに需要を拡大するためには、アルミニウム板材が持つ特性上の課題を克服し、製造プロセスを洗練させることで低コスト化させることが重要である。さらに構造材の需要を喚起するためには高強度材の開発が必要である。高強度構造材は、3.3章で示したように、新しい成形技術の導入などによって、7000系板材が今後の主流となることも考えられる。

* 1 : Novelis社商標

* 2 : Constellium社商標

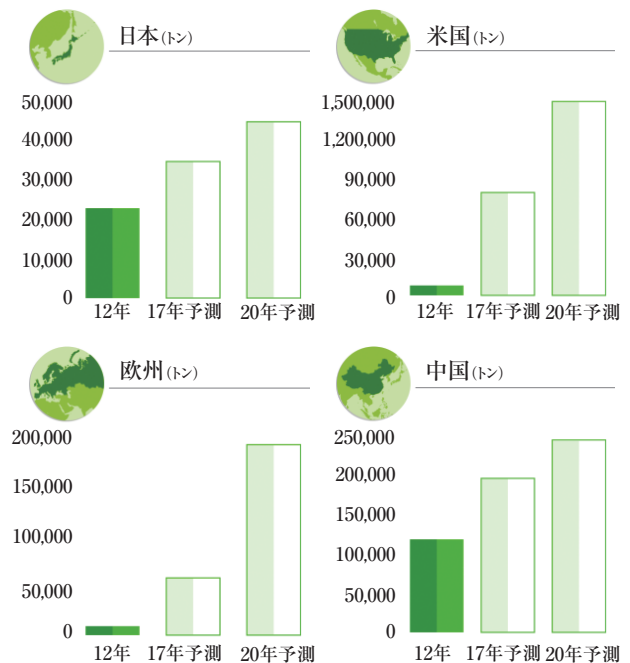


Fig. 38 Demand forecast of automotive aluminum alloy sheets⁹⁵⁾.

Table 8 Mechanical properties of 7000 series aluminum alloy sheets.

Supplier	Alloy series		Alloy designation	Tensile strength (N/mm ²)	Yield strength (N/mm ²)	Elongation (%)
-	JIS7N01	Al-Zn-Mg	-	360	295	15
-	AA7075	Al-Zn-Mg-Cu	-	570	505	11
Novelis	-	-	Advanz 7000-series	-	500	-
Constellium	AA7075	Al-Zn-Mg-Cu	Ultralex v1	580	530	15
UACJ	-	Al-Zn-Mg	ZK80	485	450	15
UACJ	AA7050	Al-Zn-Mg-Cu	ZG62	535	505	12

参考文献

- 1) 細見彌重：住友軽金属技報, **32** (1991), 1-19.
- 2) 吉田英雄, 池田 洋, 洪江和久, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **38** (1997), 53-71.
- 3) Y. Baba: Sumitomo Light Metal Technical Report, **38** (1997), 147-160.
- 4) 宇都秀之：住友軽金属技報, **46** (2005), 84-92.
- 5) Special Edition ALUMINUM AUTOMOBILE TECHNOLOGY : Motor Fan illustrated **104** (2015), 2-5, 三栄書房.
- 6) 稲葉 隆：アルトピア, **31** (2001), 25-31.
- 7) 田中孝一, 藤倉潮三：軽金属, **27** (1977), 145-158.
- 8) 網谷俊男, 福井利安, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **20** (1979), 62-73.
- 9) 宇野照生, 馬場義雄：住友軽金属技報, **21** (1980), 32-38.
- 10) 竹内勝治, 馬場義雄, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **24** (1983), 56-65.
- 11) 宇野照生, 吉田英雄：住友軽金属技報, **27** (1986), 198-205.
- 12) 吉田英雄, 平野清一：住友軽金属技報, **32** (1991), 20-31.
- 13) 宇野照生, 杉江明士：住友軽金属技報, **32** (1991), 32-38.
- 14) 阿部祐二, 吉田正勝, 野口 修, 松尾 守, 小松原俊雄：塑性と加工, **33** (1992), 365-370.
- 15) 宇野照生：住友軽金属技報, **40** (1999), 76-84.
- 16) 宇野照生：住友軽金属技報, **42** (2001), 100-123.
- 17) 宇都秀之, 洪江和久：住友軽金属技報, **44** (2003), 89-110.
- 18) 内田秀俊：住友軽金属技報, **51** (2010), 137-142.
- 19) 宗藤修義, 西村嘉彦：住友軽金属技報, **27** (1986), 191-197.
- 20) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **45** (1995), 193-197.
- 21) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **37** (1996), 1-6.
- 22) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 290-294.
- 23) 東海林了, 戸次洋一郎, 岸野邦彦：古河電工時報, **90** (1992), 70-77.
- 24) 吉田英雄, 平野清一：住友軽金属技報, **32** (1991), 20-31.
- 25) D. Altenpohl, H. Bichsel and E. Macherauch: B. Allgemeine Mwtallkunde und Metallphysik des Aluminiums und seiner Legerungen, 2. Plastische Verformung, Aluminium und Aluminiumlegierungen edited by D. Altenpohl, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, (1965), 257-307, ISBN 978-3-662-30246-0, doi 10.1007/978-3-662-30245-3.
- 26) W. H. L. Hooper: Journal of the Institute of Metals, **81** (1952-53), 563-568.
- 27) E. Pink and A. Grinberg: Aluminium, **60** (1984), E601-E604 and E641-E646.
- 28) 吉永日出男, 栗下裕明：軽金属, **31** (1981), 359-368.
- 29) 宇都秀之, 竹島義雄：住友軽金属技報, **45** (2004), 128-137.
- 30) 箕田 正, 洪江和久, 吉田英雄：住友軽金属技報, **45** (2004), 55-60.
- 31) T. Minoda and H. Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **46** (2005), 72-76.
- 32) 箕田 正, 洪江和久, 吉田英雄：軽金属, **54** (2004), 110-114.
- 33) 軽金属学会編：アルミニウムの組織と性質 (1991), 軽金属学会, 106.
- 34) R. A. Ayres: Metallurgical Transactions A, **10A** (1979), 849-854.
- 35) 山崎 淳：塑性と加工, **33** (1992), 404-410.
- 36) 阿部祐二, 吉田正勝, 田形 勉, 松尾 守, 川並高雄：軽金属, **50** (2000), 7-11.
- 37) K. Matsuki, Y. Uetani, M. Yamada and Y. Murakami: Metal Science, **10** (1976), 235-242.
- 38) H. Yoshida, M. Kumagai and S. Matsuda : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **31** (1990), 203-209.
- 39) 吉田英雄：住友軽金属技報, **37** (1996), 90-98.
- 40) M. A. Kulas, W. P. Green, E. M. Taleff, P. E. Krajewski and T. R. McNelley: Metallurgical and Materials Transactions A, **36A** (2005), 1249-1261.
- 41) 中尾敬一郎, 横山 鎮, 渡辺二郎：アルミニウム, **10** (2003), 103-105.
- 42) 柴田勝弘：アルトピア, **35** (2005), 9-14.
- 43) J. G. Schroth : Advances in Superplasticity and Superplastic Forming edited by E. M. Taleff, P. E. Krajeuski, P. A. Friedman, R. S. Mishra and J. C. Schroth, 133rd Annual Meeting & Exhibition of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), (2004), 9-20.
- 44) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **46** (1996), 427-431.
- 45) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **39** (1998), 1-6.
- 46) 櫻井健夫, 大家正二郎, 岩村 宏, 高木康夫, 竹添 修：軽金属学会第87回秋期大会講演概要, (1994), 185-186.
- 47) 佐賀 誠, 佐々木行雄, 菊池正夫, 朱 岩, 松尾 守：軽金属学会第87回秋期大会講演概要, (1994), 187-188.
- 48) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄：住友軽金属技報, **50** (2009), 25-30.
- 49) 八太秀周, 松田眞一, 田中宏樹, 吉田英雄：住友軽金属技報, **51** (2010), 46-51.
- 50) 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **49** (2008), 35-40.
- 51) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 285-289.
- 52) 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **58** (2008), 290-294.
- 53) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属学会第112回春期大会講演概要, (2007), 179-180.
- 54) 浅野峰生, 吉田英雄：軽金属学会第116回春期大会講演概要, (2009), 159-160.
- 55) 浅野峰生, 吉田英雄：軽金属学会第117回秋期大会講演概要, (2009), 29-30.
- 56) A. J. Beaudoin, J. D. Bryant and D. A. Korzekwa: Metallurgical and Materials Transactions A, **29A,b** (1998), 2323-2332.
- 57) G. J. Baczynski, R. Guzzo, M. D. Ball and D. J. Lloyd: Acta Materialia, **48** (2000), 3361-3376.
- 58) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin and S. R. MacEwen: Acta Materialia, **51** (2003), 1945-1957.
- 59) P. D. Wu, D. J. Lloyd and S. R. MacEwen: Scripta Materialia, **48** (2003), 1243-1248.
- 60) P. D. Wu and D. J. Lloyd: Acta Materialia, **52** (2004), 1785-1798.
- 61) H. Jin and D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, **A403** (2005), 112-119.
- 62) 小関好和, 箕田 正, 田中宏樹, 吉田英雄：軽金属学会第110回春期大会講演概要, (2006), 241-242.
- 63) 箕田 正, 浅野峰生：塑性と加工, **46** (2005), 119-123.
- 64) 箕田 正, 浅野峰生：住友軽金属技報, **46** (2005), 93-98.
- 65) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 66) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄：住友軽金属技報, **43** (2002), 1-6.
- 67) 山本裕介, 浅野峰生, 吉田英雄, 小林正和, 戸田裕之：軽金属学会第123回秋期大会講演概要, (2012), 235-236.
- 68) 箕田 正, 内田秀俊, 洪江和久, 吉田英雄：軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 69) 箕田 正, 内田秀俊, 洪江和久, 吉田英雄：住友軽金属技報, **44** (2003), 6-11.
- 70) T. Minoda, M. Asano and H. Yoshida : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **47** (2006), 47-51.
- 71) 日比野 旭, 村松俊樹, 佐賀 誠, 高田 健：軽金属, **53** (2003), 534-541.
- 72) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 吉田英雄：軽金属, **56** (2006), 371-375.

- 73) M. Asano, T. Minoda, Y. Ozeki and H. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **47** (2006), 41-46.
- 74) 趙 丕植: 軽金属, **55** (2005), 227-232.
- 75) 浅野峰生, 小関好和, 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第109回秋期大会講演概要, (2005), 211-212.
- 76) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属学会第95回秋期大会講演概要, (1998), 135-136.
- 77) W. B. Liewers, A. K. Pilkey and D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, A361 (2003), 312-320.
- 78) J. Sarkar, T. R. G. Kutty and D. S. Wilkinson, J. D. Embury, D. J. Lloyd: Materials Science and Engineering, A369 (2004), 258-266.
- 79) 浅野峰生, 箕田 正, 吉田英雄: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 5-6.
- 80) 中西英貴, 浅野峰生, 吉田英雄: 軽金属学会第124回春期大会講演概要, (2013), 285-286.
- 81) 内田秀俊, 吉田英雄: 軽金属, **46** (1996), 427-431.
- 82) General Motors Corporation, P. E. Krajewski and E. F. Ryntz: Method for improving the hemmability of age-hardenable aluminum sheet, U. S. Patent 5,948,185, 1999.09.07.
- 83) Aluminium forming proves anything but lightweight: Aluminium International Today, 14 November/December (2002), 36, DMG World Media.
- 84) 日比野 旭, 村松俊樹, 小松原俊雄, 佐賀 誠, 高田 健: 軽金属学会第106回春期大会講演概要, (2004), 89-90.
- 85) 浅野峰生, 伊川慎吾, 松田公一, 吉田英雄: 軽金属学会第111回秋期大会講演概要, (2006), 3-4.
- 86) 竹田博貴, 日比野 旭, 高田 健: 軽金属, **60** (2010), 231-236.
- 87) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda and K. Yoshida: Materials Science and Engineering, A528 (2011), 4050-4054.
- 88) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda and K. Yoshida: Sumitomo Light Metal Technical Reports, **52** (2011), 16-22.
- 89) M. Kuroda and V. Tvergaard: International Journal of Plasticity, **23** (2007), 244-272.
- 90) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 軽金属, **61** (2011), 53-59.
- 91) 伊川慎吾, 浅野峰生, 黒田充紀, 吉田健吾: 住友軽金属技報, **52** (2011), 8-15.
- 92) 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 洪江和久: 平成17年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2005), 5-6.
- 93) 箕田 正, 浅野峰生, 洪江和久: 自動車技術会2005年春季大会学術講演会前刷集, No.19-05 (2005), 9-12.
- 94) Automotive Circle, Insight Edition @ Ford USA: Formed extrusions & high strength sheets: latest aluminium innovations to meet passenger", Constellium & UACJ, September 24, (2015) ., <http://www.slideshare.net/Constellium/latest-aluminium-innovations-to-meet-passenger-vehicle-lightweight-needs>
- 95) 株式会社UACJホームページ: http://www.uacj.co.jp/recruit/aluminium/eco_1.htm/



浅野 峰生 (Mineo Asano)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



山本 裕介 (Yusuke Yamamoto)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



竹田 博貴 (Hiroki Takeda)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

自動車用押出材について

水越 秀雄*, 伊藤 清文**, 熊谷 正樹***

Aluminum Alloy Extrusions for Automotive

Hideo Mizukoshi*, Kiyohumi Ito** and Masaki Kumagai***

Keywords: aluminum, extrusion, shape, pipe, rod, automotive

1. はじめに

アルミニウム合金は熱間加工性に優れるため、押出加工により種々の断面の押出材の製造が可能である。用途としては、主に窓用サッシや手すりなど建築関連製品として広く用いられてきた。近年は環境対応からアルミニウム材料を多用する自動車が多くなっており、特に欧州では押出型材を使ったスペースフレーム構造の自動車もある (Fig. 1¹⁾)。本稿では自動車に用いられる押出材の要求特性および特徴を用途別に記載する。

2. 自動車用アルミニウム押出材

Table 1に自動車用アルミニウム合金押出材の一覧を示す。自動車用アルミニウム合金には、その用途お

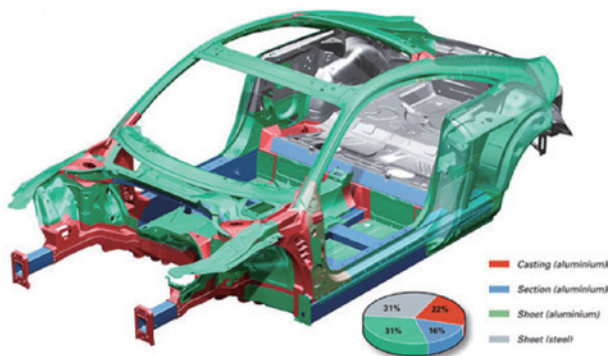


Fig. 1 Space frame structure of Audi TT Coupe¹⁾

よび加工法によってさまざまな特性が要求される。以下、用途別に要求される特性およびその技術的特徴を紹介する。

Table 1 List of typical aluminum alloy extrusions for automobiles.

	Alloy designation		Mechanical properties			Properties
	AA (JIS) alloys	Temper	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Hollow extrusions
2000 series	2014 (2014)	T4	420	285	20	—
		T6	480	410	13	—
	2017 (2017)	T4	440	275	22	—
		T6	400	375	12	○
5000 series	5154 (5154)	O	240	117	27	—
	5083 (5083)	O	290	145	25	—
6000 series	6005C (6N01)	T5	260	220	12	○
	6061 (6061)	T6	315	275	19	○
	High strength 6000 series alloy*	T6	390	365	19	○
7000 series	7003 (7003)	T5	310	260	16	○
	7204 (7N01)	T5	360	320	14	○
	7046	T6	450	420	14	○
	7075 (7075)	T6	590	540	14	—
	7050 (7050)	T6	620	570	13	—
	High strength 7000 series alloy*	T6	650	600	13	—

*: Out of range from AA and JIS alloys.

* (株)UACJ 技術開発研究所 研究企画業務部
Research Planning & General Service Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

** (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** (株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部
No. 5 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

2.1 機能性アルミニウム押出型材・管・棒

2.1.1 押出型材

アルミニウム合金は、複雑な断面形状に押出すことが可能であり、鋼材と比較して大きな特徴となっている。さらにホローダイスを使用して、中空の断面形状を得ることが可能であり、軽量で剛性の高い製品を得ることができる。また、高強度で、優れた曲げ加工性を有するホロー押出用合金も開発されており、押出工具の設計および製造条件の最適化と合わせて自動車構造用部材の軽量化に貢献している。一般に、自動車用途では強度、加工性および形状精度はもちろんのこと、溶接性も要求される場合があり、主に合金組成の設計で対応している。

2.1.2 管・棒

高強度アルミニウム管材および棒材はそのまま構造材や回転軸として使用することが可能で、大幅な軽量化が達成できる。また、熱間・冷間鍛造の素材として使用したり、テーパ加工、段付き加工などにより各種形状の部品への成形を行うことができる。押出管あるいは引抜き管は熱交換器用、燃料配管などにも利用されている。管材は各種機能を有するアルミニウム合金を皮材として貼ったクラッド管を製造することが可能であり、単体では得られない特性を付与することができる。Fig. 2は、従来ステンレス製であったキャニスタ大気開放チューブをアルミニウム化した例である。ここでは耐食性を確保するために、3003合金に犠牲層となる7072合金をクラッドしたクラッド管が採用されている。

2.2 鍛造用アルミニウム合金押出棒

アルミニウム合金押出棒は、前述のように使用用途に応じて鍛造加工することが可能であり、自動車用としては強度、加工性および耐食性の観点から6000系合金が主に用いられている。通常は6061-T6材が用いられることが多いが、これを改良して高強度化した合金が、足周り部品や構造部材用に開発された。さらに耐



Fig. 2 Air vent tube for canister.

摩耗性に優れ、かつ鍛造性が良好な合金の開発も行われている。押出棒からの鍛造は、母材が展伸材となっていることから、鍛造の軽加工領域においても高い信頼性を有する。これらの鍛造用合金の主な用途例と要求特性を次に示す。

- ・ アッパーアーム, ロアアーム: 耐衝撃性
- ・ プロペラシャフト: 強度
- ・ 油圧部品, ブレーキ部品: 耐圧性, 気密性
- ・ パワーステアリング, コンプレッサ部品: 耐摩耗性

Fig. 3に6000系高強度合金を使用した鍛造サスペンションアームの例を示す。この鍛造材は微量添加元素を含む化学成分や押出条件、鍛造条件などを見直してファイバー組織（非再結晶組織）を維持していることが特徴で、従来から使用されている6061-T6材に比べて衝撃値や耐食性を同等に維持しつつ、耐力および引張強さが約40%、疲労強度も約25%向上している²⁾。

2.3 エネルギー吸収型材

アルミニウム合金押出型材は、鉄鋼材料に勝るエネルギー吸収能力を有しており、前面衝突を想定したクラッシュャブルボディ構造に適している。アルミニウム合金押出型材の断面形状自由度の高さを生かし、最適な部品設計が可能であるため、フロントサイドメンバー、バンパーサポートなどのエネルギー吸収部材に採用されている。Fig. 4にクラッシュボックスの断面形状およびその軸圧壊形態の例を示す³⁾。CAE技術の発達によりシミュレーションで衝突時の圧壊荷重の想定が可能となり、精度の高い部材設計ができるようになった。また、材料面でも製造条件の最適化により、圧壊時に割れの発生を抑制することも可能である。

エネルギー吸収を目的とした場合、最低強度の保証だけでなく、所定の荷重で圧壊するために性能のばらつきの低減が求められる。Fig. 5に性能ばらつきを抑



Fig. 3 Examples of forged suspension arm made of high-strength 6000 series alloy²⁾.

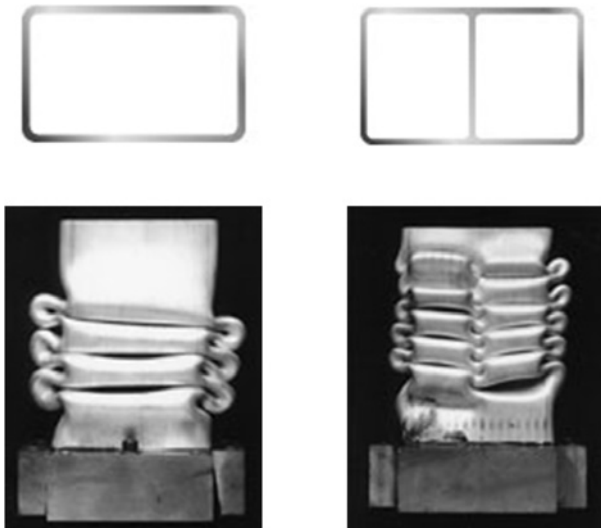


Fig. 4 Examples of section and deformation pattern for crashbox³⁾.

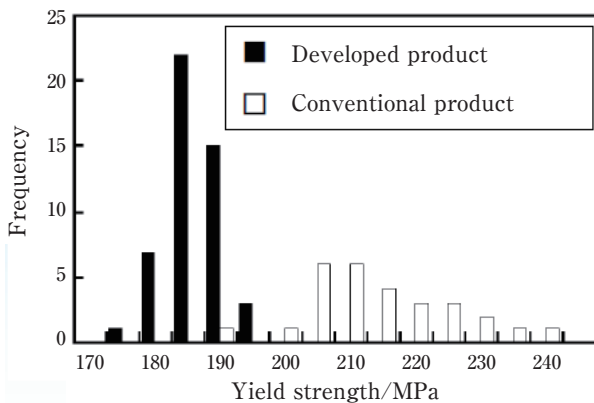


Fig. 5 Yield strength distribution of 6063 extruded products.

えた6063合金型材の耐力分布を示す⁴⁾。組成、押出条件の最適化、予備時効処理などを用いることで、耐力のばらつきを従来の1/3にすることができた。

2.4 鉛フリー快削材

地球環境保護の観点から、世界的に環境汚染物質の使用量削減、あるいは全廃の方針が打ち出され、自動車・電機の部品用材料においても、これに対応することが求められるようになってきた。これらの要請に応えるため、鉛を含まず切りくず処理性を向上させた鉛フリー快削合金が開発されている。切削性に関しては、従来の鉛入りの2011合金の代替材として使用できるレベルにある。また、使用環境が100℃以上になる用途に使用、2017合金の代替としても有効な材料も開発されている⁵⁾。機械的性質については2011合金と同等の強度が得られている⁶⁾。

2.5 耐熱・耐摩耗性アルミニウム合金

耐熱合金としてはニッケルを含む2618合金や4032合金などが知られている。しかしながら、これらの合金よりも高温における機械的性質を向上させた合金が開発されており、この開発合金は150～200℃での使用に適している^{6), 7)}。また、この合金は疲労強度が非常に優れているため、繰返し荷重が作用する用途に使用されている。4032合金は約12 mass%のシリコンを含むため、特に耐摩耗性に優れた合金である。その用途としては、エンジン部品、コンプレッサロータ、スクロールなど耐熱性と耐摩耗性が要求される部品である (Fig. 6³⁾)。また、4032合金をさらに高強度化した合金も開発されている^{6), 8)}。最近ではエンジン排気量を小さくして空気を過給することによって出力低下を補って燃費を改善する、いわゆるダウンサイジングターボが特に欧州で多く採用されている。このターボチャージャのコンプレッサホイールは耐熱アルミニウム合金鋳物製か耐熱アルミニウム合金押出棒あるいは鍛造品からの削り出し品が使用されている。

2.6 精密押出型材

近年、エレクトロニクス、情報機器、家電などの分野を中心に、高実装技術による製品の小型・精密化が進展してきた。これに伴い、使用される素材には高精度で強く薄く、軽量であることが求められ、また徹底した合理化への要望も高まってきている。このようなニーズに応えるために、従来の製造方法では不可能であった中高力合金による高精度の小型薄肉型材が開発された。この精密押出型材は、薄肉化により製品の軽量および小型化を実現するとともに、複雑な断面形状と高い寸法精度を実現し、部品点数の削減、加工工程の省略、性能の向上、新しい用途への応用などを可能にしている。



Fig. 6 Examples of heat resisting and wear resisting alloy products³⁾.

2.7 高強度高靱性アルミニウム合金

自動車などの輸送機器への軽量化が進展する中、高強度アルミニウム合金への要望が高まっている。この要求に対して、7075合金よりも高強度の合金が開発されている。高強度でありながら、衝撃によって破壊しにくい粘り強さを備えた合金であり、世界最高レベルの強度と靱性を兼ね備えたAl-Zn-Mg-Cu系の新合金である⁹⁾。この合金はオートバイのフロントフォークなどに使用されている。ただし、これらの合金ではホロー押出性や溶接性に加えて、耐応力腐食割れ性が課題である。

2.8 バンパー用合金

アルミニウム合金押出材で比較的多く自動車に用いられているものはバンパーであり、その一例をFig. 7に示す。特にフロント側のバンパーに要求される項目は多く、耐衝撃性およびエネルギー吸収性確保のためレインフォースメントには高強度の7000系合金を、エネルギー吸収特性確保のためクラッシュボックスには変形特性が良好な6000系合金が使用されている。特にレインフォースメントには変形時に断面を維持して変形荷重を低下させないよう、複雑なホロー形状を要求されることも多く、コスト面からも良好なホロー押出性が必要である。主要添加元素の亜鉛とマグネシウムの添加量を厳密に管理するとともに、それらの添加比率を最適化することで、強度、ポートホール押出性および溶接性のいずれの特性がともに高いレベルで実現されている。さらにジルコニウムなどの遷移元素の添加により、耐応力腐食割れ性も向上し、既にバンパーレインフォースメントとして量産されている。レインフォースメントには衝撃吸収のために押出材の断面形状や変形形態を制御する工夫もされている。これらの接合には一般的にMIG溶接が用いられるが、溶接の熱影響による強度低下にも注意が必要である。



Fig. 7 An example of bumper reinforcement.



Fig. 8 Suspension arm of Suzuki KIZASHI made of extrusion (2010).

2.9 その他特殊な用途

Fig. 8は、2010年に採用されたスズキキザシの押出型材製サスペンションアームである。このアームは押出型材を打抜き加工およびプレス加工されており、銅製のものに比べて50%軽量化されている。

Fig. 9に2001年に日産スカイラインに採用されたサブフレームの例を示す。サブフレームは板材をプレス成形して溶接したり、管を hidroフォーム成形したり、熱間ブロー成形したものや摩擦攪拌接合(FSW)したものもある。製品形状が複雑になればなるほど、肉厚などの形状精度や加工性が要求され、また接合方法を含めた継手の強度管理が必要となる。

近年のスペースフレーム構造においてはアルミニウム合金押出材や鋳物(ダイカストを含む)などを接合して使用している例が多く、さらに直近では炭素繊維強化樹脂(CFRP)と組合せたものもある。異材との接合には多種多様の機械的接合方法が考案され使用され始めている。

また、ドアサッシュに採用された例(Fig. 10)やサンルーフレールなどにも押出型材が使用されている。この部品では加工後の部品精度が要求されることから、加工前の素材耐力のばらつき管理が重要とされる。

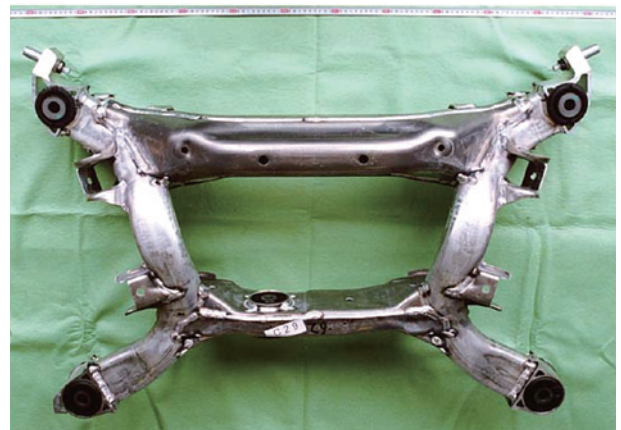


Fig. 9 Suspension sub-frame of Nissan SKYLINE (2001).

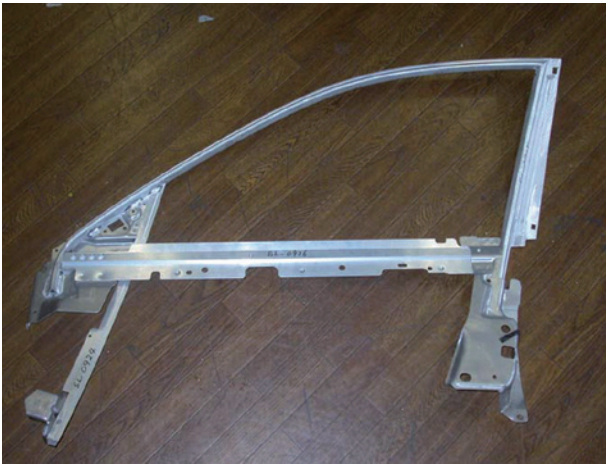


Fig. 10 Door sash frame of Nissan FUGA.



Fig. 11 Absorber outer-tube for BMW5 series (2003).

足周り関係では2003年に採用されたBMW5シリーズ (Fig. 11¹⁰) やポルシェのショックアブソーバに使用された例がある。足周り関係の部品は多くが保安部品に該当するため、強度が要求される。ここでは加工方法にも工夫が施されており、加工後の熱処理などにより強度が確保されている。

その他、2003年にインストルメントパネルメンバ (Fig. 12¹⁰) に利用された例もある。これは押出異形管に必要とされるスティなどの成形品を溶接接合したものであるが、衝突時の荷重入力や固有振動数などの要求事項がある。最近では、アルミニウム合金押出材をハイドロフォーミングし、樹脂部品を直接射出成形して接合したものもある。樹脂との接合のためにはアルミニウム素材側に特殊な加工や表面処理が必要となる場合が多い。



Fig. 12 Instrument panel member for Subaru LEGACY (2003)¹⁰.

3. 結 言

今後、各種規制の強化により、自動車の軽量化へのニーズはさらに高まると予想される。アルミニウム押出材は断面形状の自由度の高さ、信頼性の高さから各種特性と機能を持った部材として自動車の軽量化を支える柱の一つとして大いに期待される。本稿がその一助となれば幸いである。

参考文献

- 1) AUDI社資料
- 2) 松田眞一：住友軽金属技報, **50** (2009), 56-59.
- 3) (株)UACJ：UACJの自動車材料カタログ, No. A-5-003 (2015).
- 4) 古河電気工業(株)：古河電工時報 第107号 (2001), 107-108.
- 5) 住友軽金属工業(株) 研究開発センター：住友軽金属技報, **40** (1999), 164.
- 6) 安藤 誠：住友軽金属技報, **51** (2010), 3-24.
- 7) 住友軽金属工業(株) 研究開発センター：住友軽金属技報, **40** (1999), 168.
- 8) 住友軽金属工業(株) 研究開発センター：住友軽金属技報, **40** (1999), 167.
- 9) 住友軽金属工業(株) 研究開発センター：住友軽金属技報, **40** (1999), 166.
- 10) (社)日本アルミニウム協会 自動車アルミ化委員会：自動車アルミ化委員会ホームページ, 3. アルミ化動向, 3-09 その他アルミ化部品例, 6) インストルメント・パネルR/Fのアルミ化, (社)日本アルミニウム協会 自動車アルミ化委員会, <http://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese>, 2016.03.08.



水越 秀雄 (Hideo Mizukoshi)
(株)UACJ 技術開発研究所 研究企画業務部



伊藤 清文 (Kiyohumi Ito)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



熊谷 正樹 (Masaki Kumagai)
(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部

自動車用アルミニウム板材の加工法

上野 洋一*, 八野 元信**, 紀藤 航*, 渡邊 貴道***, 鳥飼 岳*

Processing Method of Automobile Aluminum Panel

Yoichi Ueno*, Motonobu Hachino**, Ko Kito*, Takamichi Watanabe*** and Gaku Torikai*

Keywords: automobile aluminum panel, press processing, CAE, press oil

1. はじめに

近年、欧州ではCO₂排出量の削減、北米では燃費の低減が強く求められており、規制をクリアできない自動車会社に対して罰則が課せられるという非常に厳しい状況となっている。一方、自動車には、安全性の確保や快適性の向上なども求められ、これらの機能は車両重量を増加させる一因となっている。また、燃費向上のため、自動車を電化すれば、電子部品の車載により車両重量は増加する。最近では、自動運転の実用化も視野に入り、センサー類や制御装置による車両重量の増加も予想される。車両重量の増加は、CO₂排出量の増加と燃費の悪化を招き、厳しい規制をクリアするための障害となる。これらの規制をクリアするには、車両重量の軽量化が必要となる。

車両重量を軽量化するには、従来材料である鋼板の薄肉化や低密度材料への材料置換が挙げられる。鋼板の薄肉化では、非常に高い強度を有する高張力鋼板が開発された。また、鋼板に比べて密度が1/3であるアルミニウム板材が自動車のフードやドア、トランクなど蓋ものの部品に適用されるようになってきている¹⁾。蓋ものの部品は張り剛性などの曲げ変形を受けるものが多く、曲げ変形では板厚が剛性や強度に大きく影響するため、アルミニウム板材は鋼板の1.44倍の板厚で材料置換でき、50%の軽量化が可能となる²⁾。最近発売されたFORDのピックアップトラックF-150を例に挙げても、鋼板からアルミニウム素材に材料置換することで、

先代比でおよそ320 kgもの軽量化を達成している。

ところが、アルミニウム板材は鋼板に比べて延性が低いため、複雑な形状や大きな変形を要するプレス加工をすると、加工中に材料が破断する。また、ヤング率が鋼板の1/3であるため、プレス加工後の形状凍結性が悪いという欠点もある。プレス加工時に発生したアルミ摩耗粉が凝集し、プレス品の外観を損ねる懸念もある。これらの問題を解決するためにも、工法や潤滑油などに注意が必要である。また、試作費を削減するため、精度の高い板成形シミュレーションが必要であるが、材料特性や摩擦特性が鋼板と大きく異なり、鋼板と同程度の精度で解析を行うのは難しい。

本論文では、アルミニウム板材の特性について解説し、アルミニウム板材の加工法やアルミニウムに適した板成形シミュレーションについて紹介する。また、プレス加工時に発生するアルミ摩耗粉を分散させる機能を有した当社独自開発のプレス油を紹介する。

2. アルミニウム合金板材のプレス成形性

2.1 機械的特性

Table 1に代表的な各種アルミニウム合金板材および鋼板(深絞り用冷延鋼板:SPCE)の機械的特性を示す³⁾。アルミニウム合金板材は鋼板と比較して、全伸び(特に局部のび)およびr値が小さく、これらがプレス成形性に劣る理由として挙げられる。加工硬化指数n値については、鋼板よりも高い値を有する合金-調質

* (株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部
No. 3 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

** (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

*** (株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部
No. 5 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

Table 1 Mechanical properties of typical aluminum alloy and steel sheets ³⁾.

Materials	Tensile strength	0.2% Proof stress	Total elongation	Uniform elongation	Local elongation	n-value	r-value
	MPa	MPa	%	%	%		
1100-O	94	32	43.3	33.3	10.0	0.29	0.85
1100-H24	143	140	10.0	-	-	-	-
3004-O	175	62	26.5	22.0	4.5	0.28	0.71
3004-H24	220	181	9.0	7.8	1.3	0.12	0.70
5052-O	210	106	27.5	25.3	2.3	0.32	0.74
5052-H24	263	212	17.5	14.0	3.5	0.13	1.05
5182-O	261	121	29.8	27.0	2.8	0.32	0.61
5182-H24	337	255	13.8	12.5	1.3	0.13	0.75
6061-O	124	44	31.0	25.8	5.3	0.28	0.66
6061-T4	276	190	24.0	20.8	3.3	0.20	0.74
SPCE	306	185	44.8	22.3	22.5	0.21	2.00

もあるが、ひずみ量に対して一定の値をとらず、変化することが知られている。高ひずみ域では転位密度の増大によって動的回復の頻度が増加するので、n値は次第に低下する。また、アルミニウム合金板材のひずみ速度感受性指数m値はほとんどゼロか5000系では負の値であるのに対して、鋼板のm値は0.015程度である⁴⁾。鋼板の場合、塑性不安定以降において、拡散くびれにより変形領域が局在化して、局所的にひずみ速度が増加しても、変形抵抗が大きくなり、周辺領域で変形を受け持つので、局部くびれの発生が遅延し、その結果として、局部伸びが大きいと考えられる。しかし、アルミニウム合金板材では、m値は鋼板と比べて低いことと、高ひずみ域でのn値の低下によって、変形領域が局在化すると、周辺領域で変形を受け持たず、局部くびれの発生が早くなり、局部伸びが低下すると考えられる。

通常の引張試験は、JIS5号(標点距離:50 mm, 平行部長さ:60 mm) 或いはJIS13号B(標点距離:50 mm, 平行部長さ:60 mm) の試験片を用いて、クロスヘッド速度を $(0.83 \sim 3.33) \times 10^4$ m/sとして行われ、板成形シミュレーションではこれらの結果が一般に用いられている。一方、実際のプレス成形では0.1~0.5 m/sの速度で成形が行われている。金型設計から部品取得までのトライコストを低減させるためには、板成形シミュレーションの高精度化が求められており、実際のプレス成形の速度域での機械的特性について把握する必要がある。そこで、サーボプレスを用いた引張試験が実施された⁵⁾。試験片はJIS5号(標点距離:50 mm, 平行部長さ:60 mm)とし、引張速度は0.005~0.5 m/s(初期ひずみ速度は $0.083 \sim 8.333s^{-1}$)とした。Fig. 1に各種アルミニウム合金板材および高張力鋼板(高延性型:JAC590T, 低降伏比型:JAC590Y)の引張強度に

及ぼすひずみ速度の影響を示す⁵⁾。高張力鋼板と比べるとアルミニウム合金板材の引張強度のひずみ速度依存性は小さい。しかしながら、本試験のひずみ速度域においては、5182-Oの引張強度はひずみ速度と負の相関があり、高張力鋼板の傾向とは異なる。ひずみ速度が増大すると、異符号転位の合体消滅による動的回復が抑制されるので、変形抵抗が増加するはずであるが、5182-Oの場合では、固溶Mgによるコトトレル雰囲気形成が抑制される効果の方が大きいと、結果として変形抵抗が低下すると考えられる。また、5182-Oでは引張強度だけでなく、ひずみ分布、極限変形能もひずみ速度の影響を受けていることから、板成形シミュレーションにおけるひずみによる破断判定の際に留意する必要がある。

2.2 深絞り性

深絞り成形はフランジ部をダイ穴内に絞り込んで底付柱状容器に成形する方法で、フランジ部における、円周方向の縮み変形と半径方向の伸び変形が主要な変形である。材料が縮みフランジ変形し、ダイ穴内に流入するのに必要な力が成形力で、この成形力がパンチ肩部近傍での破断力より大きい場合、パンチ肩部近傍で破断が生じ、この時が深絞り限界となる。従って、成形力を低下させるか、破断力を向上させると、深絞り性が改善される。深絞り性は、円筒成形の場合、材料の流入量の度合いで表され、一般には絞り比=素板直径/パンチ直径が用いられる。破断することなく成形できる最大素板直径のときの絞り比を限界絞り比LDR (limiting drawing ratio) という。

各種アルミニウム合金板材のLDRをFig. 2に示す³⁾。アルミニウム合金板材のLDRは2.0前後であり、同じ成形条件の鋼板(SPCE)と比較して0.3~0.4低い値に

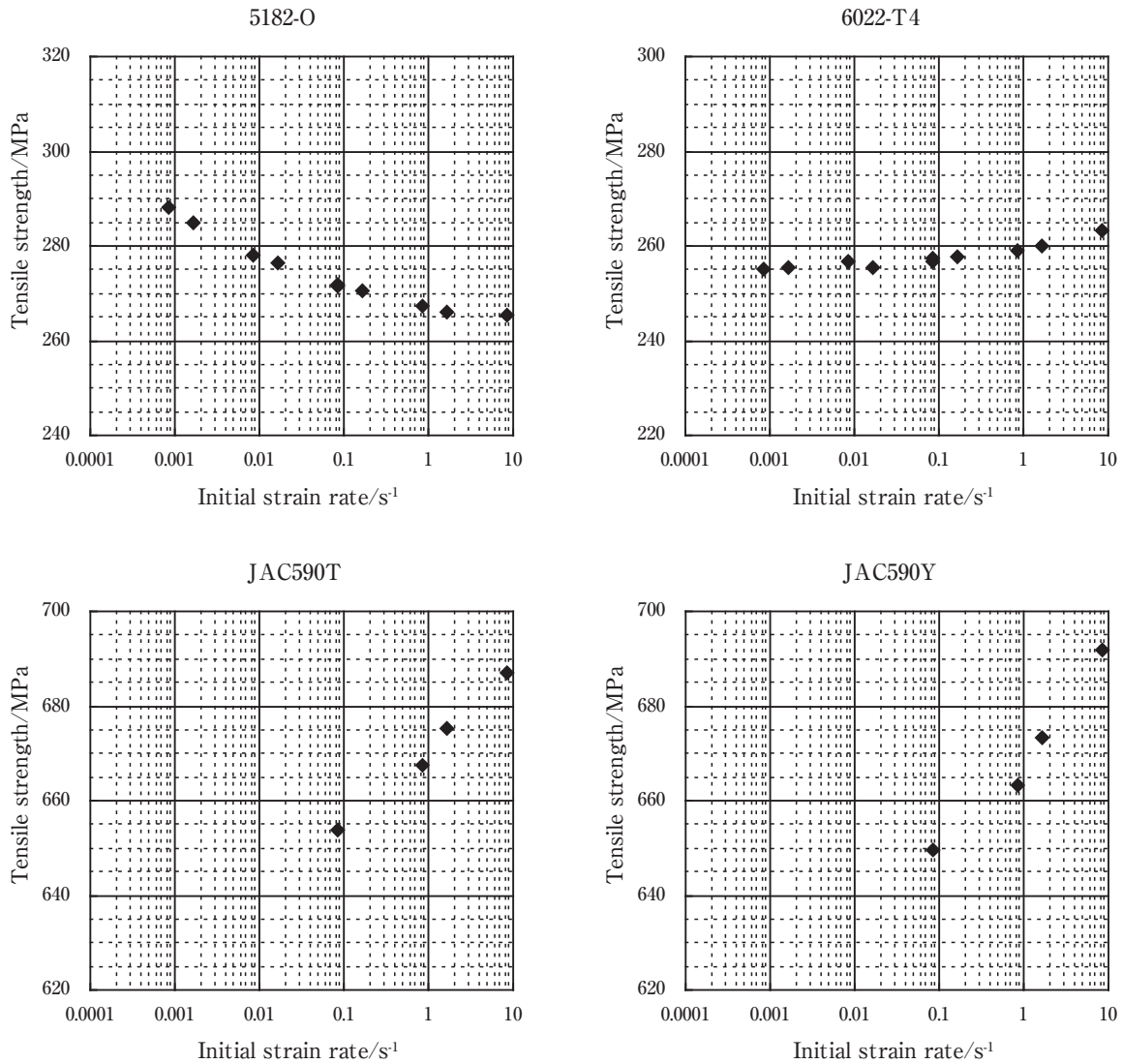


Fig. 1 Effects of initial strain rate on tensile strength of the aluminum alloy and steel sheets⁵⁾.

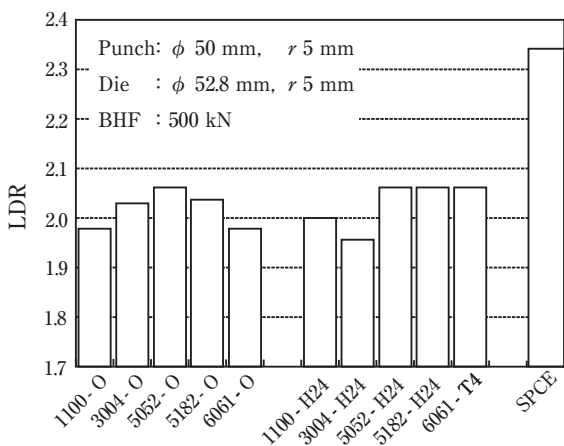


Fig. 2 LDR of typical aluminum alloy and steel sheets³⁾.

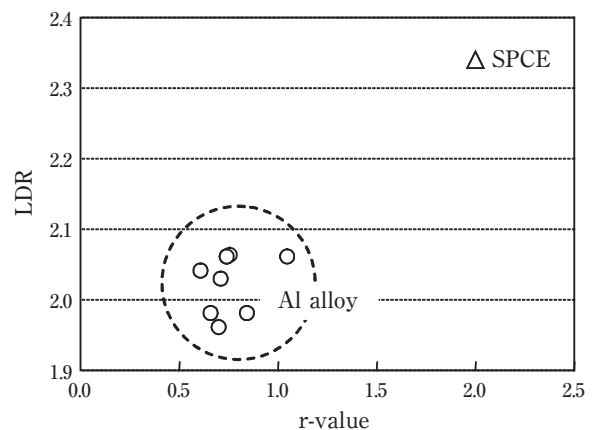


Fig. 3 Correlation between r-value and LDR³⁾.

なる。鋼板ではLDRとr値の相関が高いと言われてい
 ますが、アルミニウム合金板材ではr値自体が大きく変

化しないこともあり、限界絞り比との相関は明確には
 なっていない (Fig. 3)。近年、圧延時の温度やロール

Table 2 Mechanical properties and LDR of asymmetric warm-rolled and conventional cold-rolled sheets ⁶⁾.

Asymmetric ratio warm / cold	Tensile direction	Tensile strength	0.2% Proof stress	Total elongation	n-value	r-value	LDR
		MPa	MPa	%	e:10%-15%	e=15%	
250% warm	0°	236	115	29.0	0.28	0.66	2.18
	45°	230	112	32.1	0.28	1.07	
	90°	234	114	29.2	0.26	0.81	
	Ave.	232	113	30.6	0.27	0.90	
100% cold	0°	231	119	28.9	0.27	0.64	2.06
	45°	225	113	34.6	0.29	0.28	
	90°	224	113	31.2	0.27	0.67	
	Ave.	226	115	32.3	0.28	0.47	

周速などを制御することにより、アルミニウム合金板材のr値を改善する研究が行われている。小山ら⁶⁾は温間異周速圧延を施した6000系アルミニウム合金板の深絞り性を調査し、アルミニウム合金板材においてもr値を高くすることによって、LDRが向上することを報告している (Table 2)。

2.3 張出し性

張出し成形は、パンチ頭部に接した材料に伸び-伸び変形を与える成形方法で、成形の進行とともに材料の表面積は増加し、板厚は必然的に減少する。

各種アルミニウム合金板材の限界張出し高さを Fig. 4 に示す³⁾。すべてのアルミニウム合金板材において、H24材およびT4材よりもO材の方が高い張出し性を示す。1100-Oは軟鋼板と同等の張出し性を有する。限界張出し高さと同様の引張試験の各種パラメータ (耐力、引張強さ、伸び、n値、r値) の相関を調べると、伸びと正の相関が認められると報告されている。

一軸引張試験における機械的特性に及ぼすMg量の影響を Fig. 5 に、成形限界線図 (FLD) に及ぼすMg量

の影響を Fig. 6 に示す^{7), 8)}。一軸引張試験において、Mgをわずかに添加すると伸びは低下するが、さらにMgを添加して2%以上になると伸びは増加する。しかし、二軸変形においては、Mgを2.5%から5.5%に増加させた場合、最大主ひずみが低下することが報告され

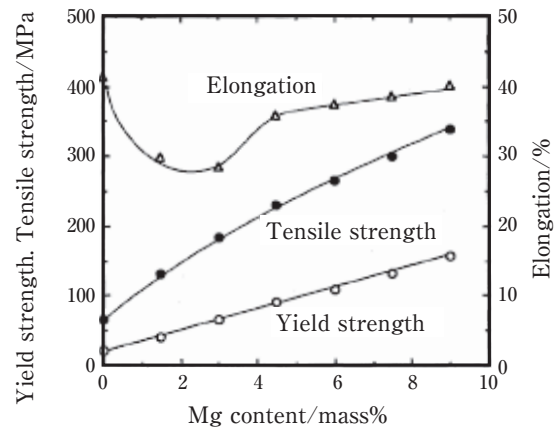


Fig. 5 Effect of Mg content on mechanical properties (L-direction)⁷⁾.

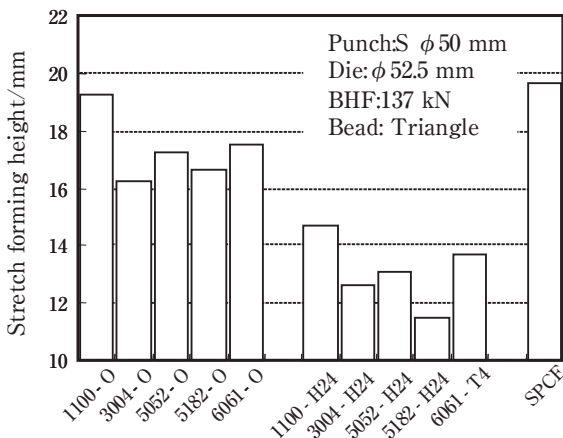


Fig. 4 Spherical stretch height of typical aluminum alloy and steel sheets³⁾.

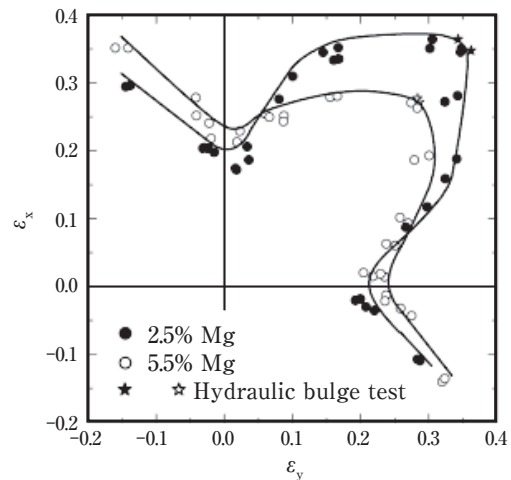


Fig. 6 Forming limit curves (FLCs) of 5000 series aluminum alloys with different magnesium contents⁸⁾.

ており、延性に及ぼすMgの影響が一軸変形と二軸変形で異なることを留意する必要がある。

2.4 伸びフランジ性

伸びフランジ成形は、パンチを用いて素板を曲げると同時に、素板を周方向に伸ばす成形方法である。伸びフランジ成形の代表的な加工例として、素板の穴に穴より大きなパンチを押し込んで、穴縁をパンチに沿わせて広げる穴拡げ加工がある。伸びフランジ性の評価指標として、この穴拡げ加工による穴広がり率が用いられる。また、素板穴径をダイ穴径までに広げて、縦壁を形成する加工をバーリング加工と呼び、これも伸びフランジ加工の代表例とされる。

穴拡げ加工では、パンチ、ダイおよび素板の形状・寸法の組み合わせで多様な変形状態となり、穴縁端部の応力状態は円周方向に引張応力が発生し、半径方向の応力はほとんどゼロであるため、単軸引張変形に近いとされている⁹⁾。Fig. 7に打ち抜きにより穴加工を行った各種アルミニウム合金板材の穴広がり率と全伸びの関係を示す³⁾。穴広がり率は全伸びと概ね正の相関がある。穴広がり率が全伸びよりも大きくなるのは、穴周辺部では半径方向に応力勾配が存在し、穴縁端部で微視的なくびれが発生しても、その外側では応力が低いので、巨視的なくびれには至りづらいからである。アルミニウム合金板材の穴広がり限は0.2～0.8であり、同じ成形条件の軟鋼板(穴広がり限1.5)と比較して、か

なり低い値を示す。

2.5 曲げ性

曲げ成形は外側が引張変形、内側が圧縮変形を受ける成形方法である。曲げ性は90°曲げあるいは180°曲げで、外側で割れを発生することなく曲げることができる最小曲げ半径で評価される。曲げ成形では板厚方向の応力勾配が存在するが、伸びフランジ成形における半径方向の応力勾配よりも大きい。外側での割れは局所的な大変形による破壊と捉えることができ、局所的な延性即ち極限変形能と相関があるとされる⁹⁾。また、曲げ性は金属組織の影響を受け、曲げ割れの発生を抑制するためには、Cube方位の増大、2 μm以上の第2相粒子の形成を抑制させることが有効とされている^{10)~13)}。

Table 3にアルミニウム合金板材の曲げ性の一例を示す³⁾。全てのアルミニウム合金板材において、O材では密着曲げ(内側曲げ半径:0R)が可能である。H24材やT4材では密着曲げが困難な材料が多い。

2.6 形状凍結性

曲げ成形ではスプリングバックによる形状不良が問題となる。スプリングバックは曲げ変形を受けた材料が除荷時に弾性回復して、曲げ角度の変化が生じる現象である。Fig. 8はハット曲げにおけるパンチ肩R部とダイ肩R部のスプリングバックの測定結果である¹⁴⁾。アルミニウム合金板材のヤング率は鋼板と比べて小さいことから、スプリングバックが大きい。

3. 成形技術

3.1 冷間成形

アルミニウム合金板は鋼板に比べて、プレス成形性に係わる伸びや引張強さ、r値などの機械的特性が劣る

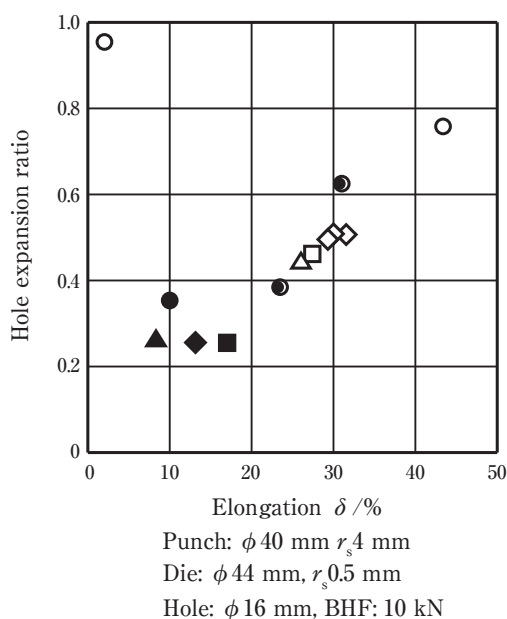


Fig. 7 Correlation between total elongation and hole expansion ratio³⁾.

Table 3 Bendability (thickness=1.0 mm, 180° bending)³⁾.

Materials	0R	0.5R	1R	1.5R	2R
1100-O	○/○				
1100-H24	○/○				
3004-O	○/○				
3004-H24	○/×	-/×	-/○		
5052-O	○/○				
5052-H24	×	×	×	○/-	
5182-O	○/○				
5182-H24	×	×	×	×	○/-
6061-O	○/○				
6061-T4	×	×	×	○/○	
SPCE	○/○				

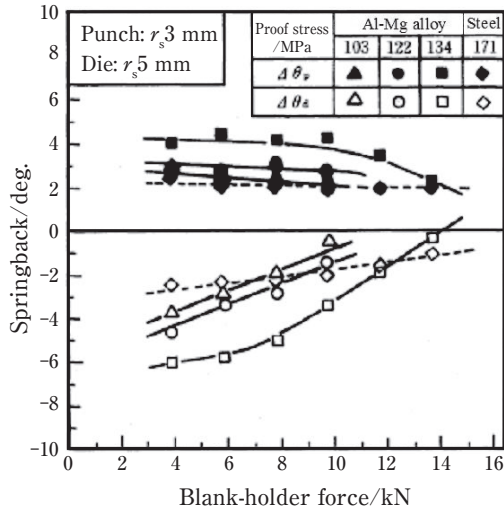


Fig. 8 Springback in hat bending¹⁴⁾.

ため、成形中にしわが発生しやすく、破断もしやすい。冷間プレス成形においては、ダイキャビティ内の材料をいかに均一に変形させるかが重要であり、特に、自動車プレス部品のような複雑な形状の場合は、成形中の材料の変形挙動を制御することが重要である。

しわの発生を抑制するためには、金型の成形面におけるポンチ中央からポンチとしわ押さえ面との境界に至る断面線長が、金型の全周に渡って周囲より極端に減少する部分をつくらないことが重要である。これは、成形後の形状についてのみならず、成形途中についても重要である。そのためには、成形中の材料の型への接触タイミングに注意して、しわ押さえ面および余肉形状を最適化する必要がある¹⁵⁾。

また、しわ押さえ面からの材料流入を制御するためにドロービードを使用する場合、鋼板と同じビード形状では、肩Rが小さすぎてビード自体で破断してしまう恐れがある。アルミニウム合金板においては、ビード肩半径を極力大きくし、かつビード高さを高くする、凹ビード溝幅を小さくするなどして、材料のビードへの巻き付き角を最大限増加させるのがよいとされている¹⁶⁾。

一方、破断の抑制については、アルミニウム合金板は鋼板に比べて、延性や引張強さ、r値が低いことから、金型成形面の張出し成形部と絞り成形部では、次の対策をとるのがよい。前者では、Fig. 9に示すように、金型成形面において、断面線長と材料の元線長の比である断面線長比を小さくする必要があり、そのためには、製品形状のR拡大や高低差を小さくすること、壁を開くなどの対策が有効である。また後者では、流入抵抗が高く、ポンチ肩部などの荷重負担部で破断し

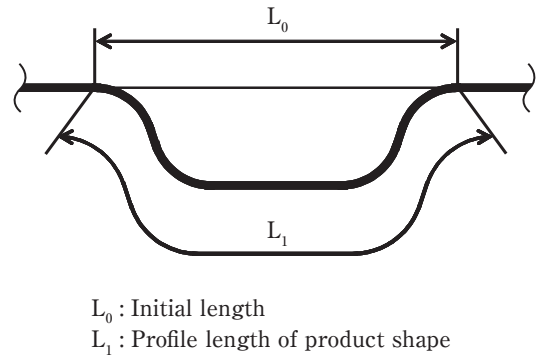


Fig. 9 Schematic illustration of cross-sectional profile length ratio.

やすいため、この荷重負担部を分散することが重要である。荷重負担部の分散の例としては、Fig. 10に示す飲料缶の製造工程における再絞りが挙げられる。平板絞りした容器を、それより小さい径のポンチで再度深絞りすることで、荷重負担部が変わり、平板絞りでは得られないような深い容器を成形することが可能となる¹⁷⁾。

プレス成形品の形状凍結不良は、プレス成形によって生じた応力分布が離型後に解放されて弾性変形することで生じる。アルミニウム合金板は、鋼板に比べて縦弾性係数が小さいため弾性変形量が大きく、形状凍結不良が生じやすい。

対策としては、型見込み、剛性向上、応力制御の3つが用いられる。型見込みとは、残留応力によって弾性変形した状態で正規寸法になるように金型寸法を補

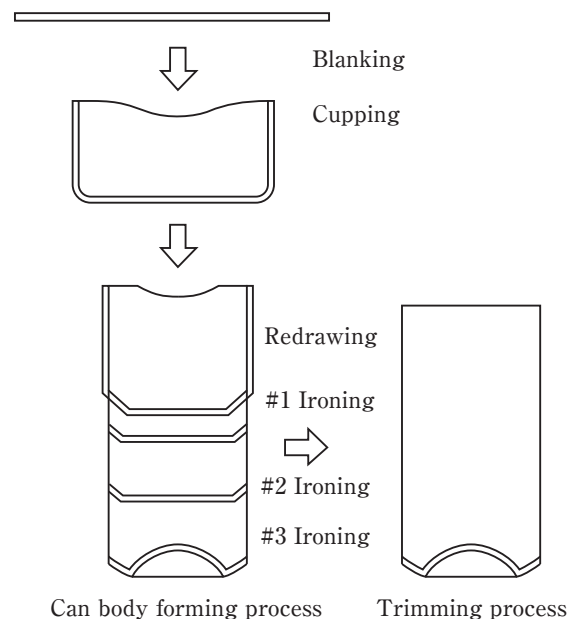


Fig. 10 Can body forming process¹⁷⁾.

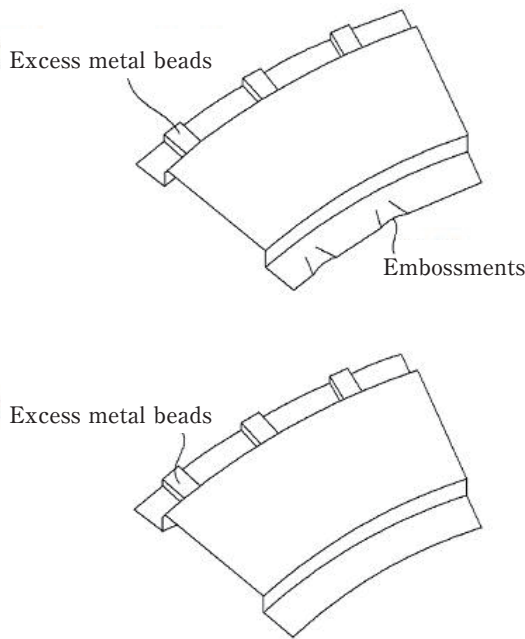


Fig. 11 Example of the stress control technique in a press-forming method¹⁸⁾.

正する技術である。また、剛性向上とは、製品形状にリップ形状などを付与することで断面二次モーメントを高め、形状凍結不良の要因となる残留応力で弾性変形し難くする技術である。これら2つの技術は一般的によく用いられるが、特に前者は、見込み量が大きいと、成形性への影響が大きくなり、新たな問題が発生する懸念がある。一方、応力制御とは、形状凍結不良の要因となる応力が発生している部位を特定し、これを緩和あるいは除去する方法であり、アルミと同様に形状凍結不良が生じやすい高張力鋼板を中心に適用されている。Fig. 11に一例を示す。この例では、ハット形状プレス成形において、縮んで圧縮変形する部位に余肉ビードを付け、引張変形を加えることで圧縮応力を低減させている。さらに、伸びて引張変形する部位にエンボス（潰しビード）を成形の第1工程で形成し、第2

工程でこのエンボスを潰して圧縮変形を加えることで引張応力を低減させている。このようにして、プレス成形品の残留応力をゼロに近づけることで形状凍結不良を生じ難くしている¹⁸⁾。このような、応力制御技術がアルミニウム合金板のプレス成形では必要とされている。

3.2 温間成形

アルミニウム合金はFig. 12のように、温度の上昇とともに変形抵抗が低下する¹⁹⁾。温間成形は、この特性を利用して、フランジ部を200～300℃に加熱する一方で、パンチとの接触部を加熱しない、もしくは冷却してプレス成形する方法である。装置の概略図をFig. 13に示す²⁰⁾。この方法によって、素板のパンチ肩部近傍部では強度を維持したまま、フランジ部での変形抵抗を低下させることによって、深絞り性が向上する。Fig. 12に示すとおり、5000系合金では温度の上昇とともにセレーションが抑制されることから、外観不良となるストレッチャーストレインの抑制に有効である。この方法では加熱設備が必要なこと、潤滑剤の選定などの課題はあるが、汎用のプレス装置でも成形が可能である。

3.3 超塑性成形

5083のようなMg添加量の多い5000系合金の場合、結晶粒が10 μm以下の微細粒組織で、500℃程度の高温において、 10^{-3} 程度のひずみ速度で変形すると超塑性と呼ばれる現象が発現し、300%超の巨大な伸びが得られる²¹⁾。超塑性による成形限界線図²²⁾をFig. 14に示す。一軸から等二軸の全領域で成形限界を大幅に拡大させることができ、製品設計の自由度が高い。この特性を利用して成形を行う例としてブロー成形がある。ブロー成形装置の概略図をFig. 15に示す。超塑性成形はガス圧によって成形するため、金型はオス型もしくは

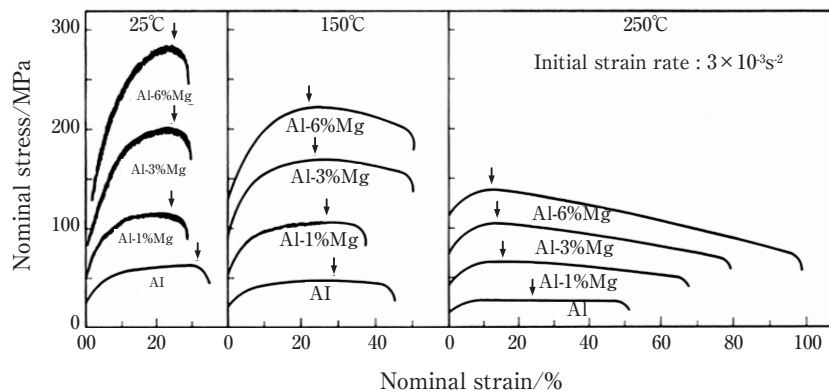


Fig. 12 Effects of temperature on stress-strain curves¹⁹⁾.

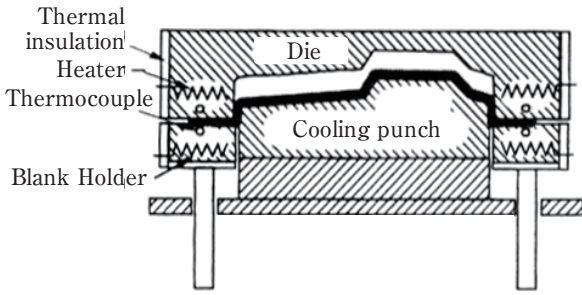


Fig. 13 Schematic diagram of warm forming²⁰⁾.



Fig. 16 High-temperature blow-formed trunk lid inner of the Honda Legend²³⁾.

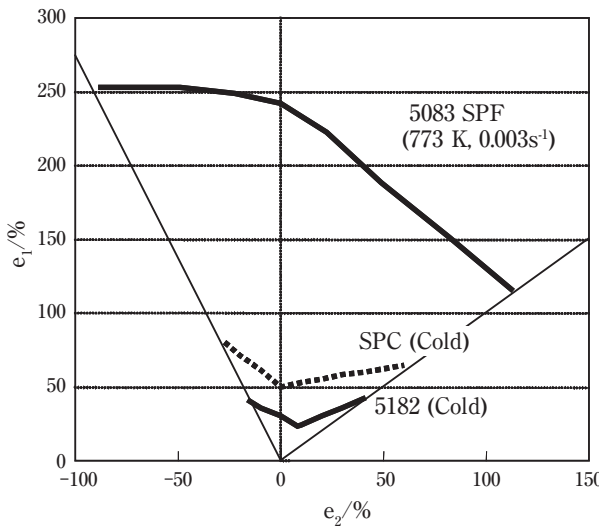


Fig. 14 Forming limit diagram of the superplastic formable 5083 aluminum alloy²²⁾.

4. 板成形シミュレーション

4.1 背景

板材成形品の生産現場においては、生産準備段階の設計、試作を繰り返し量産可能な成形条件を求める。その際に、板成形シミュレーションを行うことで、多大な工数の削減が可能である。

アルミニウム合金板は前章までの解説の通り、成形性、形状凍結性に劣り、成形難易度が高いことから、生産現場における生産準備段階の実工数の増大が避けられない。そのため、板成形シミュレーションによる成形不良現象の予測において、より高い精度が求められる。しかしながら、アルミニウム板材は鋼板などに対し検討例に乏しいのが現状である。

板成形シミュレーションの構成要件は、入力条件、解法、成形不良現象の発生予測である。高精度なシミュレーションを行うためには、板材の変形特性を正確に入力することと、成形不良現象を正確に評価することが求められる。そこで本章では、成形不良現象としてアルミニウム合金板材における大きな課題である割れおよびスプリングバックに着目し、アルミニウム合金板材に適した成形シミュレーションモデルの検討事例について紹介する。

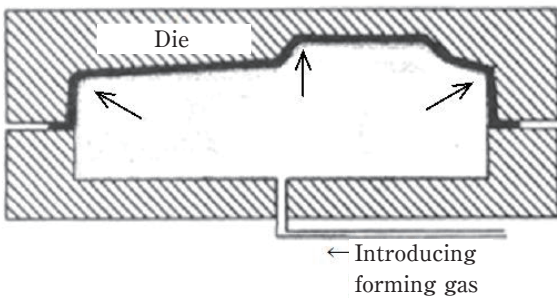


Fig. 15 Schematic diagram of blow forming²⁰⁾.

はメス型のどちらか一方で成形されるため、金型費が節約できる。しかし、超塑性成形は完全張出し成形であるため、製品内の板厚分布を制御するためには、昇圧パターンの精密な設定が必要である。

超塑性成形は生産性が低いことから、生産量が少ない航空機用部品に用いられていたが、近年、タクトタイムを低減させた高温高速ブロー成形技術が開発されており、自動車パネルにも適用例 (Fig. 16) がある²³⁾。

4.2 成形不良現象の発生予測と対策手法

4.2.1 割れ

板成形シミュレーションでは、成形限界を規定し、板材の各要素の値が限界値を超えたときに割れと判定する方法が一般的である。割れ対策については、成形限界を超えないように成形条件を調整する形で実施される。成形限界については、前章で解説したFLDがよく用いられており、シミュレーションで求めた各要素の最大主ひずみ、最小主ひずみ値を、実験で求めた

FLD上にプロットし、成形限界線を越えた要素を割れと判定する。また、近年3次元局所分岐理論に基づいた応力FLDによる割れ予測手法が提案されており²⁴⁾、当手法によれば、従来のFLDでは予測できない角筒絞り成形のコーナーカットによる壁割れを予測することが可能となる (Fig. 17)。

4.2.2 スプリングバック

プレス成形不良のひとつに、スプリングバックによる形状精度不良がある。スプリングバックはプレス成形後の除荷の際に生じる弾性変形であり、プレス成形によって板材に生じる応力を駆動力とする。ヤング率の低いアルミ合金板は、鋼板に比べスプリングバック量が大きくなる。スプリングバック対策としては、除荷前応力分布の適正化、パネル剛性の向上による変形の抑制、形状見込みなどが実施されている。

除荷前応力分布の適正化については、成形シミュレーションで求めた応力分布に対し、部分的に応力を除去した状態でスプリングバックシミュレーションを行うことで、要因となる応力を求め、その部分に対策を施す手法が提案されている²⁵⁾。

4.3 アルミニウム合金板材のモデリング

4.3.1 材料構成式

4.3.1.1 降伏関数

降伏関数とは、単軸引張応力から純粋せん断、平面ひずみ引張、等二軸引張などの多軸応力状態での降伏応力を求めるものである。また、材料の変形特性が方向によって異なることを異方性という。圧延された板材の場合、異方性の主軸は圧延方向とその直角方向となる。降伏関数において異方性を考慮することで、成形中のひずみ分布および応力分布の解析精度が向上し、割れおよびスプリングバックをより正確に予測できる。アルミニウム合金板材の場合、等二軸引張試験か

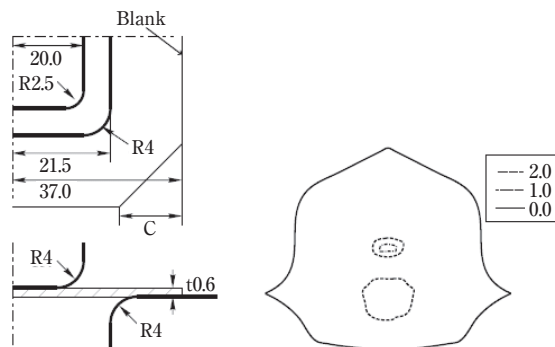


Fig. 17 Evolution of instability factor under square cup forming process²⁴⁾

ら得られる等塑性仕事面の形状が Fig. 18 に示すように二軸引張方向に尖った形状となるため、高次降伏関数である Yld2000-2d 降伏関数の選択による高精度化 (Fig. 19) が提案されている²⁶⁾。

4.3.1.2 流れ則

流れ則とは、塑性ひずみ増分の方を規定するものであり、塑性ポテンシャル関数とは、塑性ひずみ増分の方を法線方向として表現する関数である。板材には降伏応力の異方性の他に変形異方性 (r 値) が存在し、塑性ポテンシャル関数において異方性を考慮すること

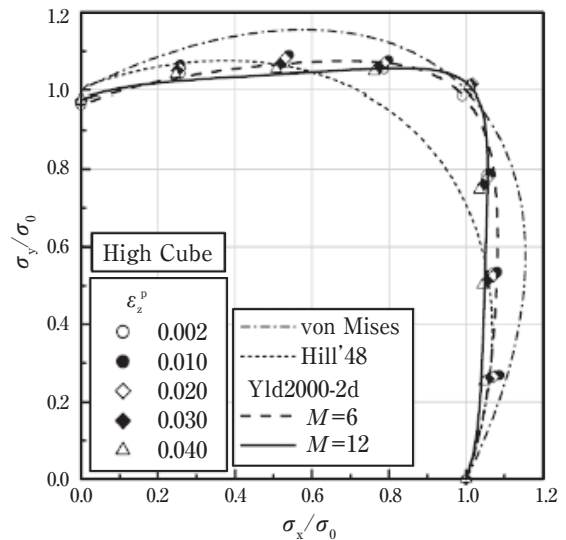


Fig. 18 Measured stress points comprising contours of plastic work, compared with theoretical yield loci. Each symbol corresponds to a contour of plastic work for a particular value of ϵ_z^p . The Yld2000-2d yield functions are determined using the uniaxial and biaxial tensile stress data for $\epsilon_z^p=0.002$ ($M=6$ for HC) and 0.040 ($M=12$ for HC)²⁶⁾.

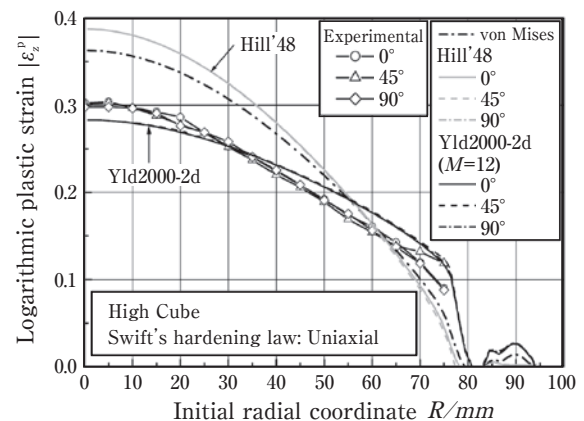


Fig. 19 Measured thicknesses strain along the meridian lines of hydraulic bulge specimens, compared with those calculated using finite element analysis with selected yield functions²⁶⁾.

によって解析精度が向上する。

塑性ポテンシャル関数と降伏関数が一致すると仮定したものが関連流れ則であり、一般的に用いられている。関連流れ則の場合、塑性ポテンシャル関数の役割を降伏関数が担うため、降伏応力および変形の異方性の正確な表現のためには降伏関数の高次化は避けられない。そこで、降伏関数と塑性ポテンシャル関数を個々に規定する非関連流れ則を用いた構成式による高精度化が提案されている²⁷⁾。

4.3.1.3 加工硬化

加工硬化特性においては、バウシinger効果を考慮することによって、スプリングバックの予測精度が向上する。ハット曲げの縦壁部は曲げ曲げ戻しの反転応力が与えられるため、予測が難しいが、吉田・上森モデル (Fig. 20)²⁸⁾ による高精度化 (Fig. 21) が提案されている²⁹⁾。

4.3.2 摩擦特性

板材成形においては金型と板材の間の摩擦状態が板材の流動に影響を与えるため、摩擦係数の正確な入力によって割れ、スプリングバックの予測精度が向上する。板成形シミュレーションにおいては、クーロンの摩擦則に則った摩擦係数を入力するのが一般的である。しかし、鋼板などに比べて硬度の小さいアルミニウム合金板の場合、接触面圧に対する板材表面凹凸の変形が大きく、プレス成形の面圧域でも摩擦係数の変化が大きいと考えられる。そこで、摩擦係数の面圧依存性 (Fig. 22) を考慮することによってシミュレーションを高精度化する (Fig. 23) 手法が提案されている³⁰⁾。

また、特別な表面仕上げを行わないミルフィニッシュ材の場合、圧延方向に伸びた筋状の表面凹凸によって摩擦係数に摺動方向依存性が生じることが報告されており³¹⁾、さらなる高精度化の可能性が示されている。

5. 潤滑油

5.1 アルミニウムのプレス加工におけるトライボロジー

板材のプレス加工では、その加工条件、加工部位に応じて、流体潤滑、境界潤滑、乾燥摩擦のそれぞれの摩擦潤滑状態が考えられる。プレス加工において、潤滑油は冷却作用と共に加工する接触界面に介在して工具、被加工材の直接接触を防ぐために用いられる。加えて、実用上は冷却・潤滑の主要要求特性以外にも、被洗浄性、揮発性、耐劣化性、廃液処理性など、種々の

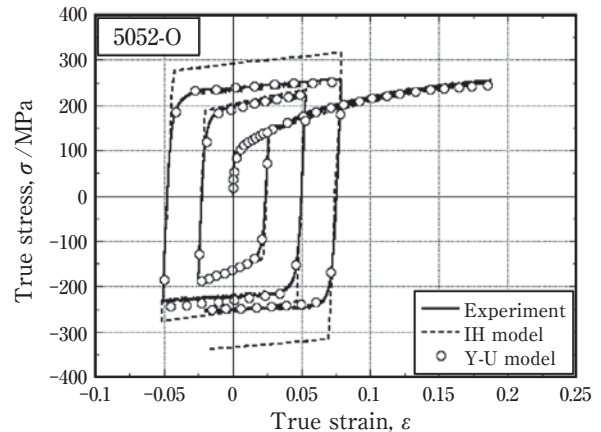


Fig. 20 Cyclic stress-strain curves, experimental results and simulations by IH and Y-U models for 5052-O²⁸⁾.

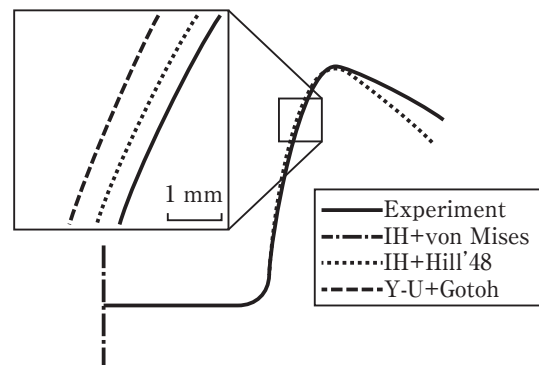


Fig. 21 Comparison of final shapes after springback between experimental and calculated results by several constitutive models for 5052-O²⁹⁾.

要求特性を勘案して使用することが重要となる。

アルミニウムの場合、緻密な酸化被膜を形成するため、美しい金属面をそのまま、あるいは軽度の表面処理を行った状態で製品として使用する 경우가多く、表面の疵や汚れに対する要求水準が高い。一方で鋼材や銅と比較し、軟らかくかつ工具面に凝着しやすいため、加工時に Fig. 24 に示されるような摩耗粉が工具面、材料面に堆積しやすく、それによる摩擦の増大、堆積物の脱落による製品表面欠陥などの懸念もあり、アルミニウムに適した潤滑油の使用が非常に重要である。当社のアルミニウム展伸材の圧延などの製造プロセスでもトライボロジー技術は非常に重要であり、長年研究開発が行われてきている。培われてきた豊富な蓄積技術をプレス加工へ適用し、アルミ摩耗粉の分散性を特徴とした潤滑油を開発し、生産性、製品品質向上へ寄与した事例を紹介する。

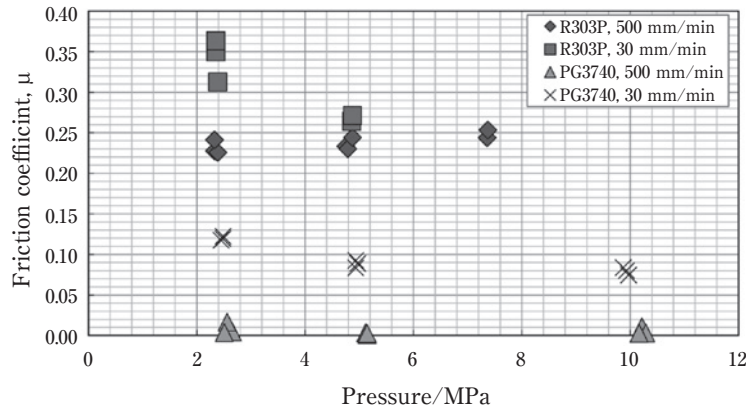


Fig. 22 Sliding test results³⁰⁾.

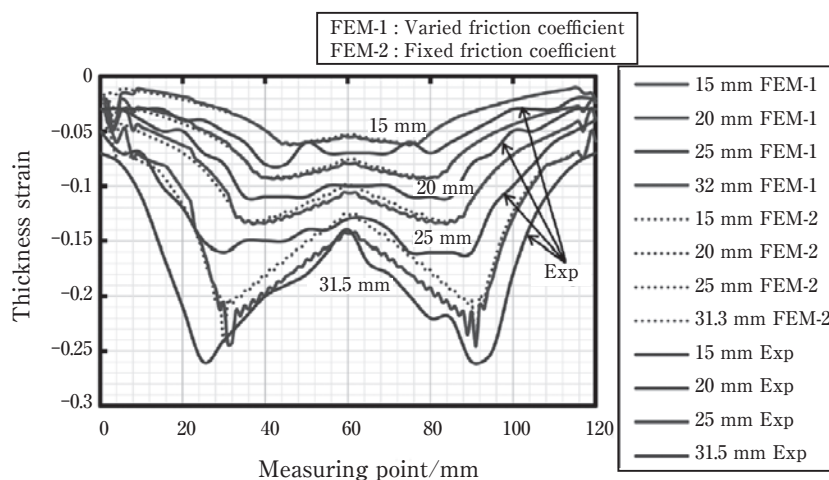


Fig. 23 Thickness strain distribution on each punch stroke, FEM-1; varied friction coefficient, FEM-2; fixed friction coefficient³⁰⁾.

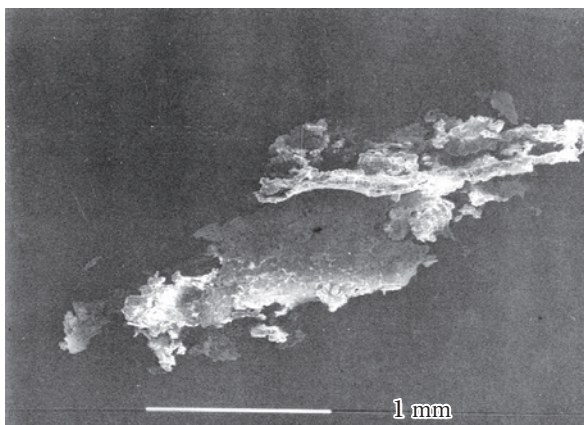


Fig. 24 SEM micrographs of typical wear debris.

5.2 特徴

金型への摩耗粉の凝着および堆積を抑制するためには、通常、潤滑油としては粘度を高め摩擦面へ導入される油膜厚を増すことや金属表面へ吸着する油性剤を用いて金属新生面の直接接触を極力低減することが行

われるが、塑性加工の過酷な摩擦条件では、完全な抑制は不可能である。このため潤滑油の吹き付け法の工夫や金型の定期的な研磨により、摩耗粉を排出する必要がある。近年の加工の複雑化、生産性の向上に伴い、市販潤滑油では、堆積摩耗粉の抑制および排出が困難になり金型の手入れ回数が増加し生産性の低下が問題視される例が増加している。開発潤滑油³²⁾は、対象のプロセスに合わせた潤滑性、被洗浄性を設計し、加えて非常に摩耗粉分散性に優れた添加剤を用いている。このためFig. 25に示すように、摩耗粉が凝集することなく潤滑油中に均一に分散した状態で保つことが可能となる。本潤滑油を用いることでプレス加工時に発生した摩耗粉を金型に堆積させることなく潤滑油と共に排出することができる。Fig. 26に実際の生産に適用した事例を示す。開発油により金型手入れ回数の大幅な低減を実現している。

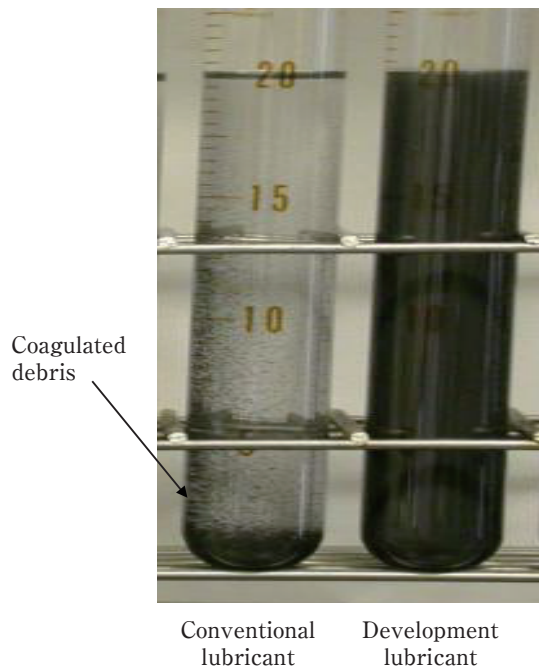


Fig. 25 Effect for dispersion of wear debris in the press lubricant.

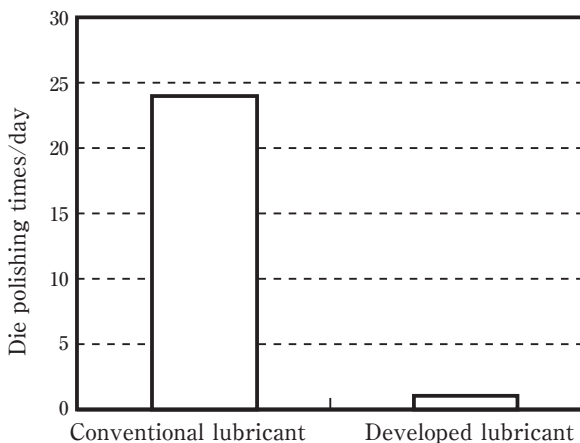


Fig. 26 Effect for die polishing times on sheet forming with the developed press lubricant.

6. おわりに

本論文では、アルミニウム板材の特性およびアルミニウム板材の加工法やアルミニウムに適した板成形シミュレーションについて解説した。また、当社独自で開発したプレス時に発生するアルミ摩耗粉を分散させる機能を有するプレス油について紹介した。車両重量を軽量化するため、今後益々、自動車パネルのアルミ化が必要になると考える。そのため、自動車会社および自動車部品会社とコミュニケーションを深め、アル

ミメーカーならではの視点から適用技術を発展させ、自動車のアルミ化を促進していきたい。

参考文献

- Motor Fan illustrated, **53** (2011), 58-61.
- 八木三哉, 小宮山恭弘, 峯憲一郎:自動車技術, **55** (2001), 29-34.
- 軽金属学会 研究委員会 アルミニウムボディシート成形技術部会編:自動車車体用アルミニウム合金薄板の成形性データブック, 軽金属学会, (1996).
- M, Usuda, K.Hasimoto, T, Amaike, T, Katayama, Y, Abe and M. Yoshida: SAE, No950924, (1995).
- 日本塑性加工学会 サーボプレス利用技術研究委員会編:サーボプレスの利用技術 研究成果報告書, 日本塑性加工学会, (2011).
- 小山克己, 小松原俊雄:塑性と加工, **50** (2009), 211-215.
- 内田秀俊, 吉田英雄:軽金属, **45** (1995), 193-197.
- 桑原利彦, 梅村昌史, 吉田健吾, 黒田充紀, 平野清一, 菊田良成:軽金属, **56** (2006), 323-328.
- 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第3版, 日刊工業新聞社, (2007).
- 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄:軽金属, **52** (2002), 448-452.
- 浅野峰生, 箕田 正, 小関好和, 吉田英雄:軽金属, **56** (2006), 371-375.
- S. Ikawa, M. Asano, M.Kuroda and K. Yoshida: Materials Science and Engineering, **A528** (2011), 4050.
- 竹田博貴, 日比野旭, 高田 健:軽金属, **60** (2010), 231-236.
- 野口 修, 阿部佑二:第84回軽金属学会春期大会講演概要, (1993), 307-308.
- 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第3版, 日刊工業新聞社, (2007).
- 軽金属学会 研究委員会アルミニウムボディシート成形技術部会編:自動車車体用アルミニウム合金薄板の成形性データブック, 軽金属学会, (1996).
- 野口 修:Furukawa-sky Review, **9** (2013), 3-10.
- 新日鐵住金株式会社, 米村 繁, 上西朗弘, 有賀 高:形状凍結性に優れたプレス成形方法およびその装置, 特許第5380890号, 2012. 01. 08.
- Robert A. Ayres: Metallurgical Transactions A, **10A** (1979), 849-854.
- 軽金属製品協会編:アルミニウムの加工法と使い方の基礎知識, 軽金属製品協会試験研究センター, (2004)
- Furukawa-Sky Review, **4** (2008), 66-69.
- 岩崎 源, 田形 勉, 馬淵 守:軽金属第102回春期大会講演概要 (2002), 213-214.
- 東海林 了, 浅見重則:プレス技術, **47** (2009), 18-24.
- 伊藤欣一, 植村 元, 近藤哲也, 森 尚達:日本塑性加工学会平成18年度(第37回)塑性加工春季講演会 講演論文集 (2006), 111-112.
- 平山治郎, 卜部正樹, 石渡亮伸, 占部俊明, 吉田総仁:塑性と加工, **56** (658) (2015), 955-960.
- 彌永大作, 桑原利彦, 上間直幸, 浅野峰雄:軽金属, **62** (2012), 7-13.
- 安富 隆, 白神 聡, 吉田 亨, 伊藤欣一, 植村 元, 森 尚連:第65回塑性加工連合講演会講演論文集, (2014), 323-324.
- 田村翔平, 澄川智史, 上森 武, 濱崎 洋, 吉田総仁:軽金属, **61** (2011), 255-261.

- 29) 上森 武, 澄川智史, 中 哲夫, 麻 寧緒, 吉田総仁: 軽金属, **65** (2015), 582-587.
- 30) 西田進一, 栗原亮典, 奥島綾介, 麻生逸人, 佐藤由貴, 藤田 大: 軽金属, **65** (2015), 573-577.
- 31) 太田英一, 与語康宏, 岩田徳利, 蔦森秀夫: 第66回塑性加工連合講演会講演論文集, (2015), 45-46.
- 32) (株)UACJ, 細見和弘, 渡邊貴道: プレコートアルミニウム合金板用のプレス用潤滑油及びそれを用いたプレコートアルミニウム合金板のプレス方法, 特許第5000905号, 2012.08.15.



上野 洋一 (Yoichi Ueno)
(株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部



八野 元信 (Motonobu Hachino)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



紀藤 航 (Ko Kito)
(株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部



渡邊 貴道 (Takamichi Watanabe)
(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部



鳥飼 岳 (Gaku Torikai)
(株)UACJ 技術開発研究所 第三研究部

自動車用アルミニウム押出材の加工技術

田中 晃二*

Processing Technologies of Aluminum Alloy Extrusions for Automotive

Koji Tanaka*

Keywords: aluminum, extrusion, shape, pipe, processing technology, automotive

1. はじめに

近年、地球環境問題から省エネルギーおよび省資源化の傾向が強くなっており、工業製品、輸送機器分野などでの軽量化が急速に進んでいる。特に自動車分野では1997年12月の地球温暖化防止京都議定書(COP3)に代表されるように、燃費および排気に関する規制も強化されていく方向である¹⁾。さらに北米においては罰則のあるCAFE規制もあり、車両の軽量化は重要な課題となっている。また、車両の衝突安全性の向上は、車両質量を増加させる傾向となり、燃費向上との両立が大きな課題となっている。これまでの軽量化の方策としては、アルミニウムを始めとした比強度・比剛性の高い軽量材料への置換や構造の合理化(一体化、部品点数削減など)であり、今後はさらに材料の中空化および高強度薄肉化へ進行すると予測される。

本稿では、鋼材にはない任意に肉厚配分可能で複雑な閉断面形状が得られるという特徴を有し、自動車の軽量化に向けて今後益々期待されるアルミニウム押出材(アルミニウム形材)の二次加工技術の現状について報告する。

2. 押出材の二次加工方法

押出材の二次加工方法の中には曲げ加工やハイドロフォーム以外の一般の加工方法、例えばスピニング加工、拡管、縮管、管端加工(つぶしおよびフランジ)などがあり、また加工温度も冷間もあれば温間や熱間もあり、幅広い加工技術が存在する。この中から、ここ

では曲げ加工とハイドロフォーム加工を中心に述べる。

3. 曲げ加工技術の現状²⁾

断面自由度の大きい押出材を種々の部品に適用する場合、特に自動車などにおいては、車体形状が流線形・球面形のため、構造上の課題やエネルギー吸収特性の課題に対応しつつ、ボディの意匠にあった形状に加工する必要がある。そのためには複雑な断面形状の押出材の断面精度を確保しつつ、三次元的に曲げることがポイントとなる。以下に、その押出材の曲げ加工技術の現状と製品への適用状況をまとめた。

3.1 押出工程での曲げ加工技術²⁾

押し出し中に曲げ加工を同時に行う技術開発が行われている。この技術は、例えば押し出し後のエンドブラテン部に可動ローラーを設置し、ロール成形によって押し出しと同期化して曲げ加工を行う技術である。これは、押し出し直後はまだ高温であり、時効が進んでいないこともあって、強度が低く成形しやすいという利点がある。しかしながら、押し出し速度を曲げ加工に合わせなければならないため生産性が悪く、冷却時の熱収縮によって曲げ精度が悪化するなどの課題がある。この技術は、現在これらの課題を解決すべく研究開発が行われている段階であり、今後の量産化が期待される。

3.2 二次加工としての曲げ加工技術²⁾

3.2.1 自動車部品用押出材の曲げ加工

自動車部品として適用される押出材は、目的に合わ

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

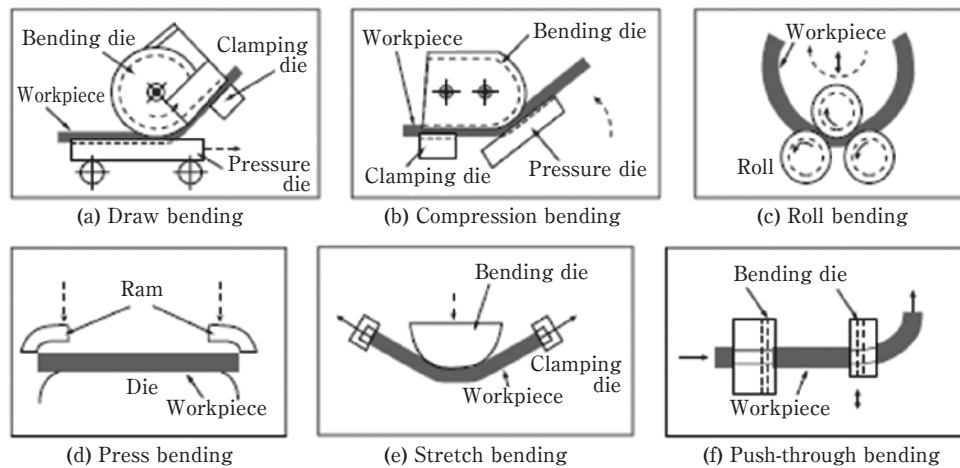


Fig. 1 Comparison of typical bending methods of aluminum extrusion³⁾.

せて曲げ加工されるが、そのアルミニウム型材の代表的な曲げ加工法としては、一般的にFig.1³⁾に示す6種類((a)回転引曲げ、(b)圧縮曲げ、(c)ロール曲げ、(d)プレス曲げ、(e)引張り曲げ、および(f)押し通し曲げ)に大別される。それぞれの特徴をTable 1³⁾に示すが、製品の要求品質に応じてそれぞれ最適な加工法が選定されている。

アルミニウム押出材は素材製造工程で複雑な断面形状とすることができるが、板材などの他の製造法と比べるとロット内およびロット間で強度および寸法にバラツキがある。そのためこれが要因となってスプリングバック量が異なり、量産で曲げ加工を行う時に、曲がり量にバラツキが発生する場合がある。また曲げ加工条件によっても曲がり量にバラツキが生じてくる。そのため素材としての押出材の管理と曲げ加工条件の制御が非常に重要である。

3.2.2 スペースフレーム用押出材の曲げ加工^{2),4)}

スペースフレーム用の押出材の曲げ加工としては、基本的には他の部品と同じ方法で曲げ加工されるが、スペースフレーム構造は最終的には溶接などの接合が

なされて完成することが多いため、接合後の精度がボディ精度となる。そのため、組立時のバラツキ、ひずみなどを考慮すると、自動車用のバンパ・レインフォースメントやグリルガードなどの単体部品に適用される押出材の曲げ加工に比べて、より高精度化が要求されている。このため、Fig.1の曲げ加工方法でも、より曲げ制御を厳密にし、かつ素材となる押出材の強度バラツキも抑えて曲げ精度を確保している。また、曲げ加工後に矯正工程を付加して、加工精度を確保する方法も採られている。例えば、AUDI A8でのスペースフレーム部材はFig.2⁵⁾に示すようであり、曲げ加工は引張曲げと圧縮曲げを採用しており、引張曲げでは押出材中空部に内圧をかけながら成形し、加工精度は ± 0.5 mmと高い精度を確保している。その反面、大きい曲げ半径に限定され金型費も高価である。また、圧縮曲げ加工時は中子を挿入し曲げ加工を実施している。HONDAの初代 Insightでは、ルーフサイドレール、リヤフロアフレームをFig.3⁶⁾のように三次元に曲げている。曲げは押し通し曲げで、Fig.4⁶⁾に示されるように、NC制御で三次元に動くガイドに真っ直ぐな状態の押出材を押し込みながら曲げる方法である。曲げたい方向

Table 1 Comparison of bending methods³⁾.

	Characteristics (good ← A>B>C → poor)					
	Accuracy	Wrinkles	Min. radius	Bending form	Works costs	Equipment costs
(a) Draw bending	B	B	1.5 D*	2 Dimensions	B	A
(b) Compression bending	B	B	3 D	2 Dimensions	B	A
(c) Roll bending	B	B	10 D	2 Dimensions	B	A
(d) Press bending	C	C	10 D	2 Dimensions	A	B
(e) Stretch bending	A	A	5 D	3 Dimensions	C	C
(f) Push-through bending	C	B	1.5 D	3 Dimensions	A	B

*D: Diameter of extrusion mm

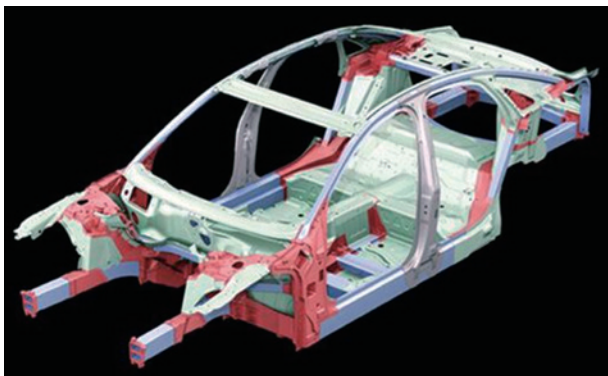


Fig. 2 Aluminum space frames structures of AUDI A8⁵⁾.



Fig. 3 Aluminum space frames structures of HONDA Insight⁶⁾.

に可動ガイドを向けながら押出材をガイドに通すと、ガイドを通過した押出材が三次元形状に曲がる。この方法は、曲げ半径の選択が自由で金型費も安価である反面、張力や圧縮力の負荷ができず、材料特性のバラツキがそのまま加工後の形状バラツキとなるため、寸法精度が低下する弱点がある。その解決のためHONDAでは曲げ限界予想ソフトを開発し、三次元曲げ機に対応できる押出材の断面を予想しながら設計を行うと共に、曲げられた位置をその都度計測しながらフィードバック制御を実施したとのことである。

4. 徐変断面技術の現状⁴⁾

断面自由度が大きいアルミニウム押出材を自動車の骨格部材などに適用する場合、構造上やエネルギー吸収特性上の要求により、部分的に断面形状を変化させなければならない場合がある。そのような場合、従来は機械加工、溶接などで必要な形状を得るのが一般的であったが、現在は強度およびコスト面より押し中に徐変させる方法と、押し後の二次加工として徐変させる方法が採られるようになってきている。一般にパイプ形状の二次加工としての徐変断面化は、エキス



Fig. 4 Push-through bending on HONDA Insight⁶⁾.

バンド加工やスウェーピング加工にて、径を拡大あるいは縮小させたり、引抜き加工で径を調整したりしている。そのため簡易なアルミニウム押出管材の徐変断面化の場合は、チューブフォーミングの各種加工技術が適用されている。しかしアルミニウム押出材の特徴を活かそうとすると断面形状や肉厚が複雑となり、徐変断面の加工方法について制約を受けるのが現状である。

以下に、押し工程での徐変断面化と、二次加工としてのプレスや hidroフォーミング技術の適用状況について述べる。

4.1 押し工程での可変断面押し技術⁴⁾

可変断面押し技術については、樹脂やゴムなどで適用が図られ、自動車のドアに装着される樹脂モールなどが量産化されてきている。この技術は、変形可能な押しダイスを複数組み合わせ、押し圧力を一定に保ちながら押しダイスを変形させる方法で、Fig.5⁷⁾のように長手で断面形状の異なる長尺の押し形材を得る場合に有効である。この技術のアルミニウム押しへの適用は成形時に高温と高圧のためダイスの移動が難しく、まだ研究開発段階である。しかし、この可変断面押し

技術が、一部大型トラック用のアルミニウムフレーム材として開発が進められた事例^{7), 8)}もあり、今後種々の製品に展開が図られることが期待される。

4.2 二次加工での徐変成形技術²⁾

4.2.1 プレス徐変成形技術

近年、プレス成形徐変技術も車両の軽量化および安全性の向上を目的として、多くの部品に利用されてきている。アルミニウム押出製バンパ・レインフォースメントにおいて、車両の安全性能向上およびリペアビリティ向上のために、様々な衝突形態に対応することが求められてきている。例えば、バンパー全面に荷重の掛かるバリヤ衝突では、衝撃の多くはサイドメンバ前のバンパー断面を潰すことによって吸収されるが、そのためには、ボディが変形する荷重より低い荷重でバンパ・レインフォースメント断面が圧潰することに加えて、運動エネルギーを全て吸収する断面の大型化が必要である。一方、中央部に局所的な衝撃が入るポール衝突では、梁となるバンパ・レインフォースメントをたわませることにより衝撃を吸収する。この時のたわみでボディを変形させないために、限られたスペースの中でボディとの間に一定の隙間を確保する必要があるため、断面の小型化が求められる。これらの性能を両立させるためには、従来の押出材の一定断面では限界があり、別部品の追加が必要となるが、この場合質量とコストが増大する。この問題を解決するための方策の一つとして、Fig.6の様にな一定断面ではなく部位ごとに異なる断面形状をもつバンパ・レインフォースメントが必要となってきている。そのため、現在ではFig.7の様にな中子を使用したプレス成形によって断面形状を変えるプレス徐変成形技術が開発されてきている。

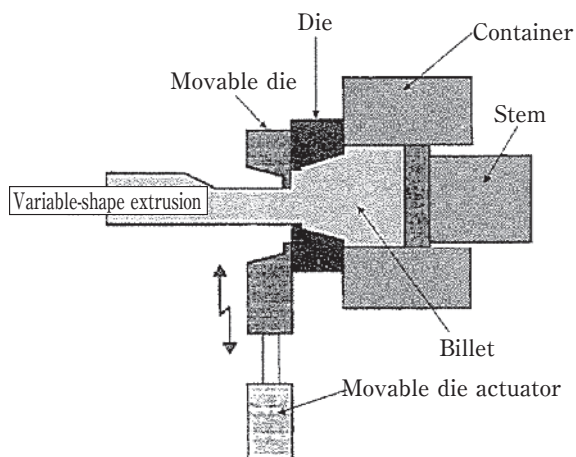


Fig. 5 Variable-shape extrusion process⁷⁾.

4.2.2 ハイドロフォーミング徐変成形技術^{2), 4)}

ハイドロフォーミングは、自動車分野において部品数削減と低コスト化のキーテクノロジーとして検討されてきている。その利点としては、高精度化、強度の向上、スプリングバックの低減、製品寿命の向上、シーム溶接部の減少、重量および剛性の最適化に要約される⁹⁾。

アルミニウムへの適用例としては、日産自動車がアルミニウムスペースフレームのコンセプトカーにおいて、中空押出材の内側に液圧を加えて膨出成形を行うハイドロフォーミングを用いた新工法をリヤサイドメンバに適用した例をFig.8¹⁰⁾に示す。これにより同一部材の断面形状を自由に变化でき、部品の一体化、製造工程の簡素化を図っている。本工法の採用により寸法精度は ± 0.2 mmを確保でき、今まで適用できなかったような寸法精度が必要な重要部位や複雑形状部品にもアルミニウム押出材が適用できるようになったとしている。また日産はFig.9に示す5154合金系マンドレル押出管をハイドロフォーミング成形したスカイライン用のリア・サスペンションメンバを実用化している。この他、Fig.10⁶⁾に示す2004年発売のホンダレジ

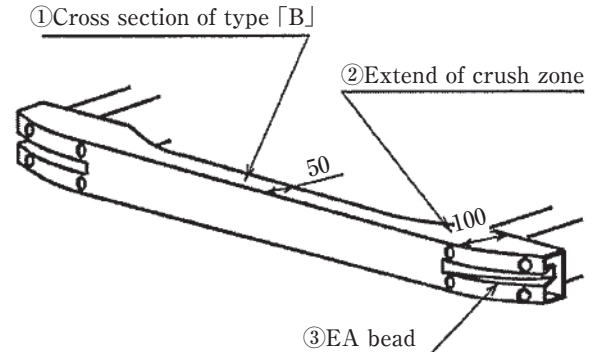


Fig. 6 Aluminum bumper reinforcement with a cross section change.

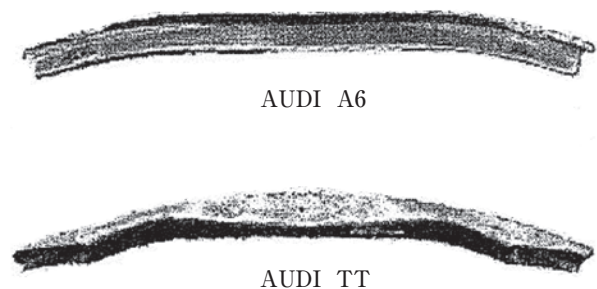


Fig. 7 Audi aluminum bumper reinforcement with a cross section change (Press type).

エンドのフロント／リア・アルミニウム製サブフレームには高温でハイドロフォーミングする熱間バルジ加工技術が適用されており、常温では成形できない複雑な断面形状を持つ製品がつくられている¹¹⁾。

さらに、ハイドロフォーミング技術は、スペースフレーム用の高精度曲げ加工が必要なメンバにおいて、曲げ加工後のキャリブレーションと孔明け加工にも展開されている。また直近では、Fig.11に示すFord

F-150のフロント部分とAピラーーフサイドレインフォース材として、高い生産性を有するハイドロ成形技術が適用されている点は記憶に新しい¹²⁾。

5. おわりに

地球環境問題より、自動車の燃費向上が強く意識されるようになり、自動車の軽量化ニーズは非常に高くなっている。このような状況下では、アルミニウム材の自動車部品への適用は重要なテーマとなっており、これまで自動車のアルミニウム化部品は、主にクロージャー部品（フード、フェンダ、サイドドア、トランクなど）と呼ばれる蓋物部品への適用が多く、アルミニウ

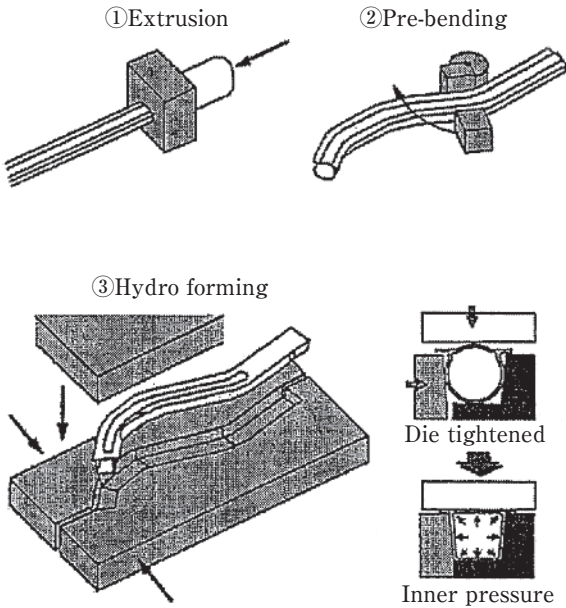


Fig. 8 Process of hydro forming¹⁰⁾.



Fig. 9 Suspension member (Skyline RR).

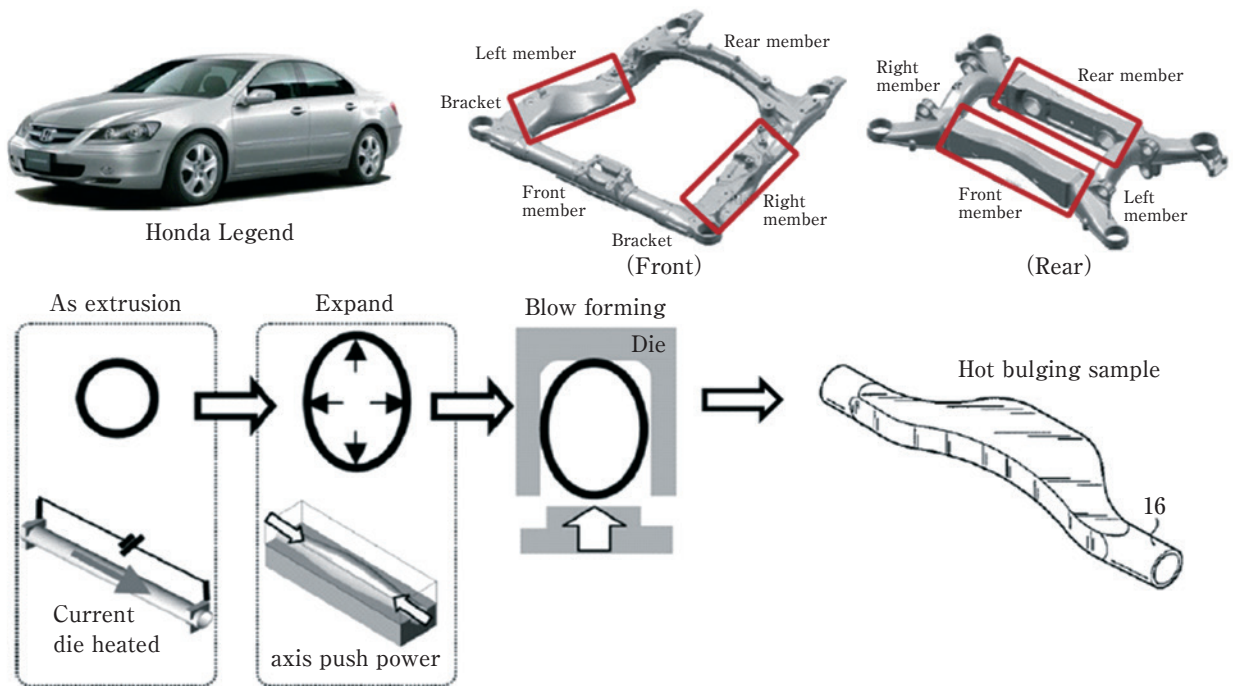


Fig.10 Hydro forming on HONDA Legend⁶⁾.

ム板材を中心とした部品が多かった。しかしアルミニウム押出材は鋼板とは異なり、複雑な閉断面形状が構成できるために、自動車のスペースフレーム構造や骨格構造部材として、比強度および比剛性の点で非常に魅力的な部材である。今後、アルミニウム押出材が自動車骨格部材として本格的に実用化していくためには、最適な断面形状の設計と、曲げなどの加工技術の低コスト化および高精度化が求められると共に、形状最適化に関するトポロジー解析技術の向上も同時に必要と考えられる。



Fig.11 Hydro forming on FORD F-150.

参考文献

- 1) 外務省地球規模問題課気候変動枠組条約室COP5概要
- 2) 村上 哲：塑性と加工, **41** (2000), 38-43.
- 3) 貝田一浩, 平野正和, 藤井孝人, 吉田正敏：神戸製鋼技報, **47** (1997), 17-20.
- 4) 村上 哲：第251回塑性加工シンポジウム, (2006), 53-65.
- 5) AUDI社資料
- 6) HONDA社資料
- 7) 加藤雅嗣：アルミニウム, **25** (1998), 164-168.
- 8) 刈田兼司, 小檜山陽一郎, 小曳敏彦, 大島清司, 橋本 衛：三菱自動車テクニカルレビュー, **15** (2003), 83-86.
- 9) Leitloff, F.-U. & Geisweid, S.: 塑性と加工, **39** (1998), 1045-1049.
- 10) 中川成幸：日本機械学会誌, **102** (1999), 14-15.
- 11) 日本塑性加工学会編：チューブハイドロフォーミング, (2015), 126-127.
- 12) FORD社資料



田中 晃二 (Koji Tanaka)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

自動車用アルミニウム合金の接合技術*

福田 敏彦**

Welding and Joining Technologies on Aluminum for Vehicles*

Toshihiko Fukuda**

Keywords: aluminum, steel, inter metallic compounds, heat input, welding, joining

1. はじめに

近年、地球環境保護とエネルギー危機の観点から、輸送機器の軽量化が重要になっている。中でも自動車の軽量化には軽量材料への置換が効果的であり、ボディおよび部品の鋼からアルミニウムへの転換、さらに樹脂やCFRPへの置換も検討されている。これらの軽量化は単一で使われるケースもあるが、多くは複数の素材を適材適所で用いるマルチマテリアル化が進む中、アルミニウム合金の特長を十分に活かした利用と、他素材との接合が大きな課題となっている。アルミニウム合金の接合に関する新しい技術として、Fig. 1の摩擦攪拌接合(FSW: friction stir welding)¹⁾などの固相接合

やFDS (flow drill screw) に代表される機械的接合などがあるが、アルミニウムと鋼、アルミニウムと樹脂の異材接合技術も多種多様である。また、自動車の駆動システムも進化し、ハイブリッドなども含めた電動化が拡大するにつれて、高電圧の配線や制御機器、それらのヒートマネージメントが重要となってきた。この分野においても軽量で導電性に優れたアルミニウム合金が鋼からの置換で大きな需要となり、今後は鋼との接合が重要な課題となる。

2. アルミニウム合金の溶接性

代表的な接合法として溶接がある。

アルミニウムの溶接法に触れる前に、溶接性に関するアルミニウムの特徴について簡単に述べる。

2.1 アルミニウムの物性と溶接性

アルミニウムは鋼に比べ、比重は約1/3と小さく、輸送機器などの分野で有望な軽量材料の1つである。

一方、溶接に関する物性として、融点は絶対温度で1/2と低く、熱伝導度は約3倍高く、また、線膨張係数は約2倍大きい。従って、溶接に際して鋼材とは異なる作業上の諸注意が要求される。アルミニウム表面の硬く緻密な酸化被膜は融点が高く、健全な溶接を阻害するので、前処理やアルゴンアークの清浄作用によって除去する必要がある。また非常に酸化されやすいため、溶接の際には溶融部を不活性ガス雰囲気にするなど環境に留意する必要がある。

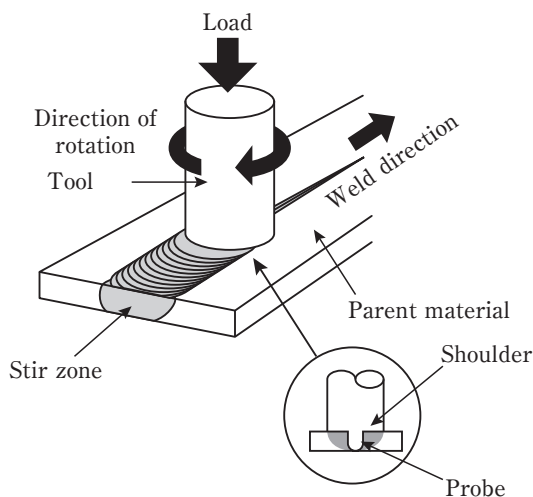


Fig. 1 Friction stir welding method.

* 本稿は、溶接学会誌, 84 (2015), 519-527. に掲載されたものを改訂
Revision of Journal of The Japan Welding Society, 84 (2015), 519-527.

** (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

2.2 アルミニウム合金の分類

アルミニウム合金の分類を Fig. 2²⁾ に示す。

アルミニウム合金は加工法の観点から展伸材と鋳物材とに大別される。また、強化機構の観点から、2000系、6000系、7000系に代表される熱処理合金と1000系、3000系、5000系に代表される非熱処理合金に分類される。

2.3 熱影響による組織変化

溶接でのアークによる入熱は直下の熔融池を沸点近くまで加熱し、母材側では、熔融直前であるボンド部から室温近くまで温度分布が生じる。これが母材の受ける熱影響である。

溶接入熱によって、溶接金属・熱影響部・原質部で複雑な組織変化とそれに伴う機械的性質の変化が生じる。組織変化の例として Fig. 3³⁾ に示す。

熱処理合金の熱影響部では、過時効域で強さが最低となる。溶接後、全体を再加熱処理(焼き入れおよび焼き戻し処理)できる時は元の性質に回復できるが、圧延加工と熱処理の組合せで得られた特別な材質の場合は再熱処理でも完全な回復は難しい。

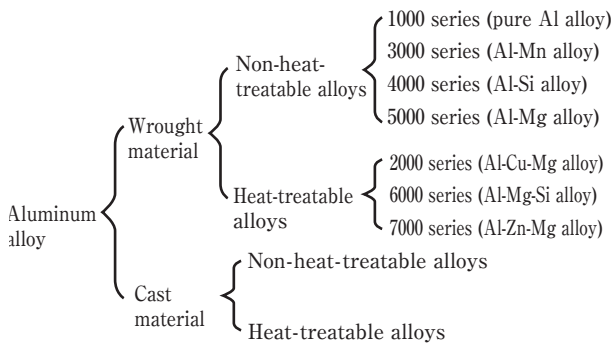


Fig. 2 Series of aluminum alloys.

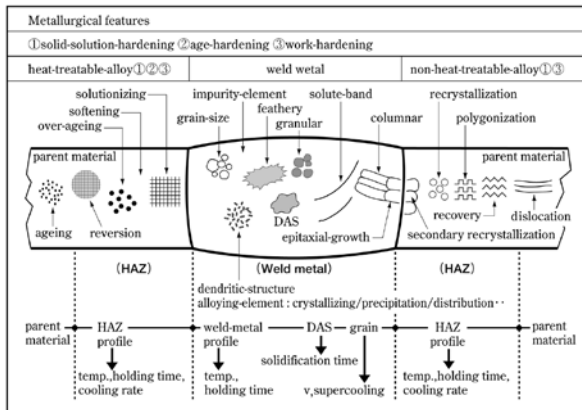


Fig. 3 Cause and effect diagram on arc welding joints.

非熱処理合金では、O材では熱影響を受け難いが、加工硬化したH材では熱影響部の軟化が進み、特に、約300℃以上に加熱された部分は著しく軟化する。高加工度材の方が再結晶温度は下がり、軟化部の幅が広くなり、また、相対的に軟化が著しくなる。

2.4 不完全部の発生原因と対策

2.4.1 溶接割れ

溶接における割れは、本質的には鋳物と同様、合金の組成が大きく影響する。

溶融部は鋳物と同様に凝固組織となっており、粒界や亜粒界は共晶組織や偏析のためマトリックスより融点が低く、凝固時に最後まで液相が残存する。Fig. 4⁴⁾ に示すごとく、この共晶融解部分に、溶接部の熱膨張とその後の収縮に伴う熱応力、あるいは外部からの拘束力が負荷されるとCavityを生じ、微小割れになる。

この過程を図式的に示すと Fig. 5⁴⁾ のごとくである。

割れ発生場所は溶接金属中と熱影響部に分かれる。割れの形態は、凝固割れと融解割れに分かれる。アル

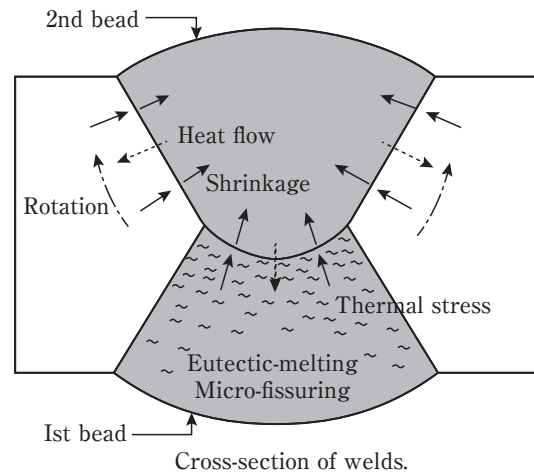


Fig. 4 Schematic models in formation of eutectic-melting and micro-fissuring in 2-pass welds of aluminum alloys.

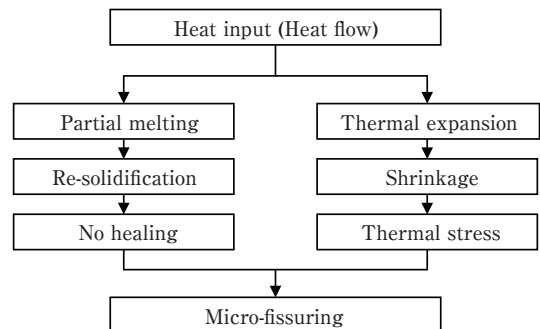


Fig. 5 Process of micro-fissuring.

ミニウム合金継手の割れ抑制策は Table 1⁵⁾ のようにまとめられる。

2.4.2 気泡 (ポロシティ)

気泡 (ポロシティ) 発生の要因については、多くの研究がなされ、その結果報告も多い。また、防止策としても Fig. 6⁶⁾ に示す特性要因図が提唱されている。

しかし、合金元素の影響については系統的にまとめたものは少ない。Table 2⁷⁾ に示すように、純アルミニウムとアルミニウム合金を比較するとポロシティは純アルミニウムの方が発生しやすい。これは Fig. 7⁷⁾ に示すように、アルミニウム合金になるとポロシティ発生の主な原因となる水素の固溶度が大きくなるからと考えられている。

3. 接合方法の特徴の比較

Table 3 に、自動車の車体製造に用いられる代表的な接合方法の特徴を示す⁸⁾。各接合方法に対する適用

Table 1 Type of cracking and countermeasures for weld's cracks.

Place of occurrence	Type of cracking	Elements of parent material	Impurities of parent material	Elements of filler metal
Weld metal	Solidification cracking	Effective	Effective	Effective
	Liquation cracking	Effective	Effective	Effective
HAZ	Liquation cracking	Effective	Effective	Not effective

可能な厚み、設計自由度に影響する継手形状、隙間やギャップに対する接合部の精度、タクトタイムに影響

Table 2 Gas volume of aluminum alloys.

Alloy series	Alloy (evaluated sample)	Total gas amount cc/100 g
1000 (pure Al)	1070 (slab)	0.16~0.20
2000 (Al-Cu alloy)	2017 (extrusion)	0.18~0.30
3000 (Al-Mn alloy)	3003 (can)	0.18~0.25
4000 (Al-Si alloy)	4043 (plate)	0.25~0.35
5000 (Al-Mg alloy)	5052, 5083 (plate)	0.20~0.30
6000 (Al-Mg-Si alloy)	6361 (billet)	0.16~0.38
7000 (Al-Zn-Mg alloy)	7N01 (shapes)	0.15~0.40

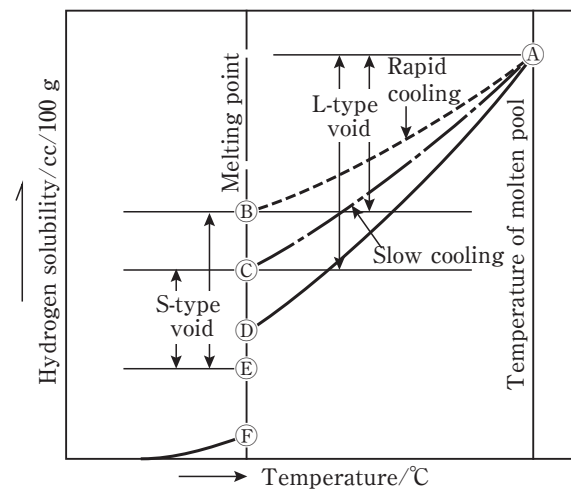


Fig. 7 Schematic diagram of hydrogen solubility curve.

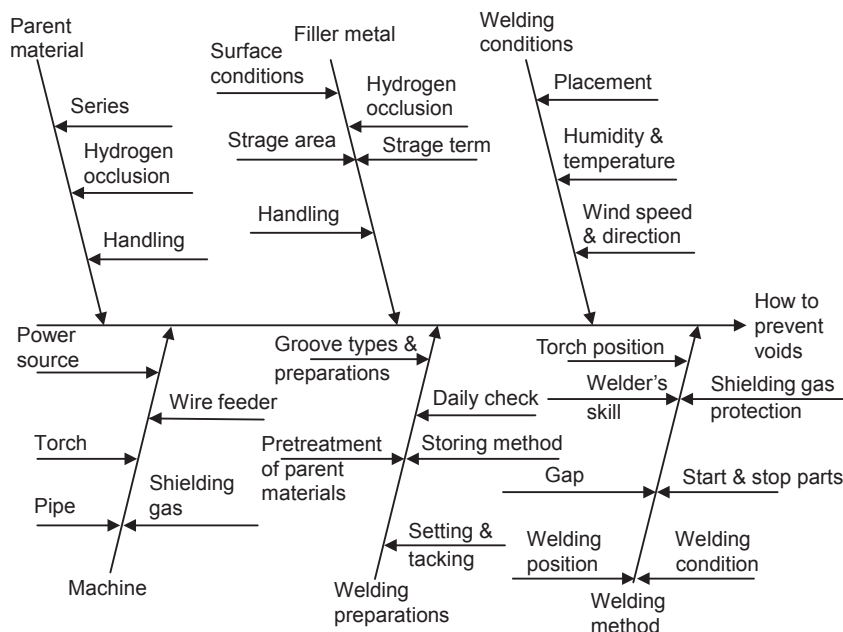


Fig. 6 Cause and effect diagram to prevent voids.

Table 3 Comparison with welding and joining technologies for vehicles.

Technology		Thickness (mm)	Joint type			Joint precision	Welding speed (m/min)	Degree of difficulty on automation	Cost		HAZ area	Controlling Inner imperfection	Work environment	Degree of difficulty on dissimilar joint
			Bat	Fillet	Lap				Initial	Running				
Arc welding	MIG	1.0~	OK	OK	OK	OK	~1.0	OK	Mid	Mid	Large	Care	Care	Care
	TIG	~3.0	OK	OK	OK	OK	~0.5	Care	Small	Mid	Large	OK	Care	Care
Resistance spot welding		Total 10	NG	NG	OK	OK	~1.8	OK	Mid	Large	Small	OK	Care	Care
Adhesion		Total 10	NG	NG	OK	OK	-	Care	Small	Mid	Small	OK	Care	OK
Friction stir welding		~50	OK	Care	Care	NG	~6.0	OK	Mid	Small	Mid	OK	OK	OK
Friction stir spot welding		Total 6.0	NG	NG	OK	OK	~1.8	OK	Mid	Small	Small	OK	OK	Care
Self piercing rivet		Total 6.0	NG	NG	OK	OK	~1.8	OK	Mid	Large	Small	OK	OK	OK
Laser welding		~10	OK	OK	OK	NG	~10	OK	Large	Large	Small	Care	Care	Care
Hybrid laser welding		~10	OK	OK	OK	Care	~5.0	OK	Large	Large	Small	OK	Care	Care

する接合速度，ロボット化やライン化などの自動化への対応，コスト，ひずみや変形の要因である熱影響，内部欠陥および異種金属接合の可能性について比較した。

また，Table 4には，自動車のアルミニウム構成材料の組合せ（適用部位）と採用されている接合方法を整理した⁸⁾。適用部位を構成する素材に応じた最適な接合方法を選定し，軽量化とコストのバランスを保つことが重要である。また，ボディ構造毎に具体的な接合技術を整理するとTable 5となる⁹⁾。

3.1 モノコック構造のアルミニウム車体と接合技術

モノコック構造の代表的なオールアルミニウム車としては1990年発売のホンダNSX (Fig. 8)がある⁸⁾。構成する材料としては，車体成形時には軟らかく，焼付け塗装時の加熱で時効させることにより高い強度が得られる，バークハード性に優れた6000系アルミニウム合金板を採用しており，プレス成形した板材のアセンブリは鋼板と同じ抵抗スポット溶接が多用された。

最近では，アルミニウム合金の板プレス品の接合には，Fig. 9に示す低入熱の摩擦攪拌点接合 (FSW: friction stir spot welding)^{10),11)}が用いられており，マツダ，トヨタで多用されている。さらにマツダでは，

Table 4 Examples of ways to select welding methods.

	Forge	Cast	Extrusion	Plate
Plate	Wheel	Frames, wheel, chassis parts	Frames	Panel
	AW	AW, LW	AW, LW	AW, SW, AD, FSW, R, LW
Extrusion	Frames	Frames, chassis parts	Frames, bumper	
	AW	AW, FSW, R, LW	AW, SW, FSW, LW	
Cast	Frames, chassis parts	Frames		
	AW, FSW, LW	AW, FSW, LW		
Forge	-			

Method

AW: Arc welding

LW: Laser welding

SW: Spot welding

AD: Adhesion

FSW: Friction stir welding

R: Riveting

**Fig. 8** Monocoque structure vehicle (NSX/HONDA).**Table 5** Examples of vehicles made of aluminum.

Structure	Car / maker		Aluminum type ratio/ %			Welding and joining methods						
			Plate	Extrusion	Cast	Arc	Spot	SPR	Clinch	Laser	Adhesion	
Monocoque	Nsx / honda	1990~	88	12	0	○	○					
	XJ / Jaguar	2003~	85	10	5			○				○
Space frame	A8 / Audi	1194~	55	23	22	○	○	○	○			
	Insight / honda	1999~	57	18	25	○	○					
	A2/Audi	1999~	57	30	13	○		○			○	
	360Modena/Ferrari	1999~	18	48	38	○	○	○				
	New A8/Audi	2002~	67	21	12	○		○			○	

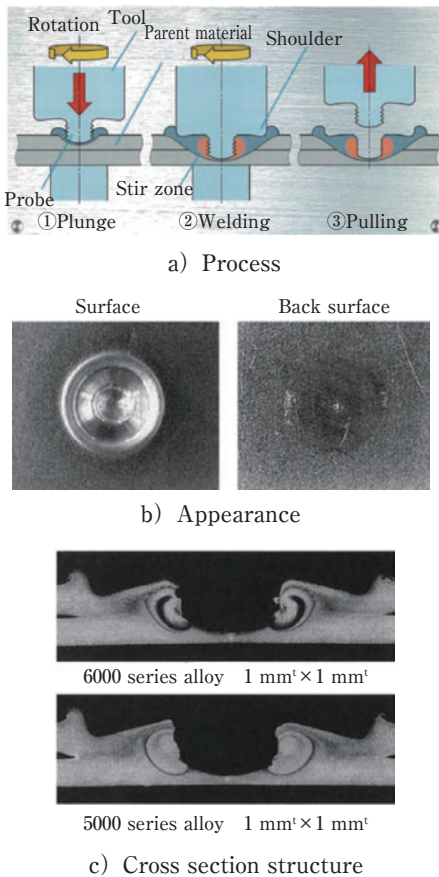


Fig. 9 Friction stir spot welding.

アルミニウム合金製のトランクリッドと鋼板のヒンジの異種金属接合を摩擦攪拌点接合で行っている¹²⁾。

欧州では、先穴が不要で鋼板との接合も可能な継手強度の高いセルフピアシングリベット (SPR: self piercing ribbet) がAudiやBMWで多用され、継手強度は弱い副資材が不要なクリンチングと接着の組合せもジャガー-XJなどで用いられている。一方、継手強度の高いSPRと接着剤の併用で強度および剛性向上を図った事例として、FordのF-150が注目されている。抵抗スポット溶接で7000点必要なところ、4000点で同等の接合強度が得られるとの報告もある¹³⁾。最近では、先端の尖ったねじが高速回転しながら板を突き破り、最後は回転数を緩めて締結するFDS (flow drill screw, Fig. 10) が、Audi TT/R8を初め鋼板との締結部位を含めて多くの車種に用いられている¹⁴⁾。また、直近の事例としては、Fig. 11に示す釘打ちタイプの機械的接合も一部で適用されている¹⁵⁾。

鋼板では、車体構造の各所でレーザー溶接が用いられているが、アルミニウム合金では、Audi A2でピラー部にYAGレーザー溶接が、A6ではドアインナーの分割部に半導体レーザー溶接が用いられた。従来のYAGレーザーではアルミニウムへの吸収率が低いため、高パワー

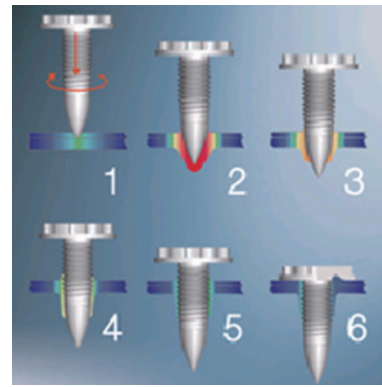


Fig. 10 Flow drill screw; FDS^{*1)} (EJOT).

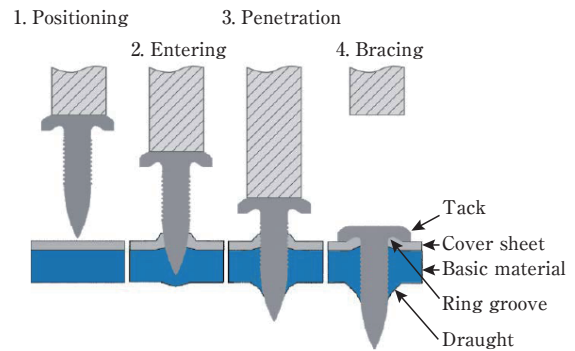


Fig. 11 Rivtac^{*2)} (Boellhoff).

のレーザー溶接機を要したが、半導体レーザーはアルミニウムの吸収率が高い波長光を発信源にするため、エネルギー効率の良い溶接が可能である。また、複数の車種でトランクリッドのナンバーフレームの上下を6000系合金の別プレス品として成形し、それらをへり継手のフィルター入り半導体レーザー溶接で、外観では判らないほど流麗な接合を行っている。

3.2 異材接合技術に関する課題

溶接によるアルミニウムと鋼との異種金属接合においては次のような技術的課題がある。

アルミニウムとの接合で一方の母材が変わると、アルミニウム同士の溶接、溶融亜鉛めっき鋼、裸鋼、合金化亜鉛めっき鋼の順に溶接の難度は高くなる。特に、合金化亜鉛めっき鋼は、低入熱過ぎれば、アルミニウムと鋼の母材を架橋できない。

一方、高入熱過ぎるとFig. 12¹⁶⁾に示すように接合界面に厚く金属間化合物層が形成し、割れおよび剥離が発生してしまう。

* 1) EJOT社の商標

* 2) Boellhoff社の商標

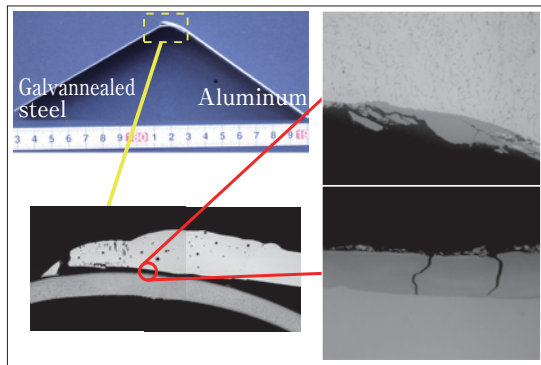


Fig. 12 Formation situation of inter metallic compound layers (heat input : too high).

形成する金属間化合物層は、Fig. 13¹⁷⁾に示す状態図から5種類前後と推定される。また、各相の機械的性質に関してはFig. 14に示す報告例がある。

アルミニウムと鋼とを金属結合させる場合、架橋のための加熱と金属間化合物層成長抑制のための入熱制御とのバランスを図るため、精密な入熱制御が必要である。

金属間化合物層の厚さを制御することで良好な継手の性質が得られるとの報告例 (Fig. 15¹⁸⁾)もある。直接接合のための入熱制御の基本的な考え方は、レーザーレーズングなどに代表される他の熱源であっても、種類に依らず共通である。

近年、車体のマルチマテリアル化が進み、車体の前

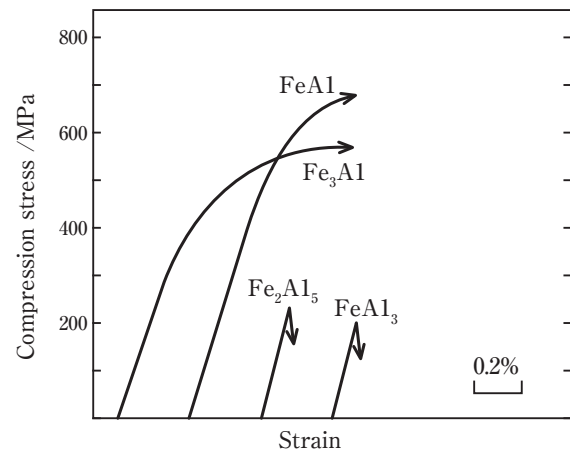


Fig. 14 Compression stress - strain curves of Al-Fe series inter metallic compounds.

部あるいは上部を鋼板からアルミニウム合金板に変えて操縦安定性を向上させる動きがある。2003年発売の先代BMW5シリーズでは、フロントメンバーのアルミニウムと後部の鋼板との接合に鋸を介して締結するSPRと爆着などで結合させたバイメタルを用いたトランジションピースを介した異種金属接合が行われた。なお、アルミニウムと鋼のクラッド材を介して、アルミニウム同士はミグ溶接、鋼同士はプロジェクション溶接で接合した。

また、2011年発売のRange Rover Evoqueのように、アルミニウム合金のルーフと鋼のサイドメンバーの全

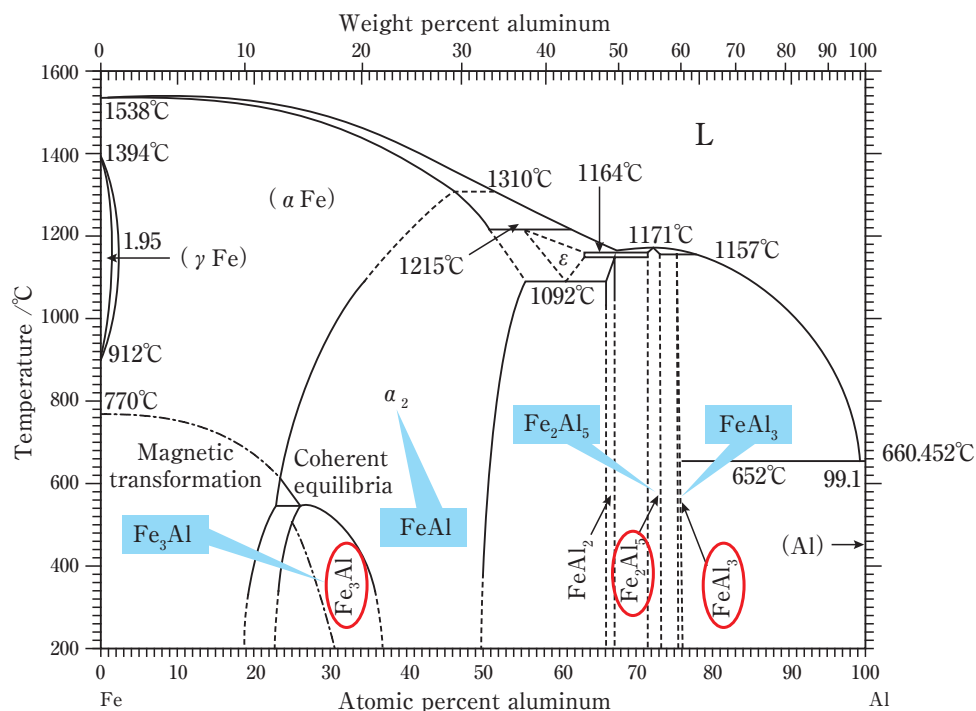


Fig. 13 Al-Fe phase diagram and inter metallic compounds.

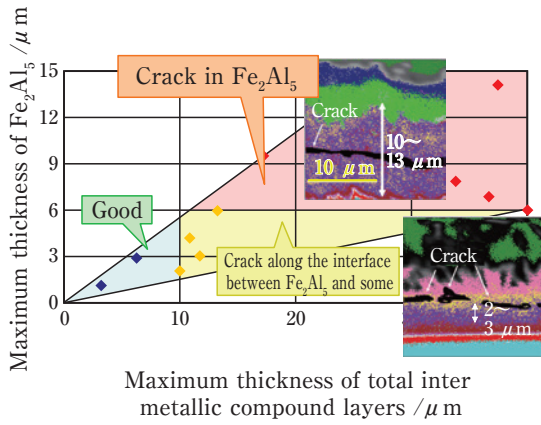


Fig. 15 Relationship between inter metallic compounds and interface properties of aluminum and steel.

長を接着接合している例がある。一部にSPRを併用しているが、殆どを構造用接着剤の強度で持たせている。ただし、アルミニウム材と鋼材の線膨張係数の違いにより生じる熱歪みの抑制と電気化学的性質の違いにより生じる電食の防止のため、接着材の量や性状の選定に多大な解析作業を要している。

3.3 スペースフレーム構造のアルミニウム車体と接合技術

スペースフレーム構造の代表的なオールアルミニウム車としては、1994年発売のAudi A8 (Fig. 16⁸⁾) があり、アルミニウム押出材材が多用されている (Table 4)。初期は、高品質鋳物の継手を介してミグ溶接で組立てていたが、最近では材同士を直接ミグ溶接している。押出材には押出性の良い6000系合金が多用されている。継手の品質については、曲げた材同士のギャップが大きく、溶け落ちやオーバーラップなどの課題がある。

アルミニウム合金の薄板に適する溶接法として、フルデジタル制御をベースとしたFronius社のCMT (cold metal transfer, Fig. 17¹⁹⁾) や交流パルスミグ溶接法が開発されている。CMT法は、溶接ワイヤの先端をプッシュ・プル動作により溶融池へ溶滴を短絡移行させる低入熱溶接法である。交流パルスミグ溶接は、溶け



Fig. 16 Space frame structure vehicle (A8/Audi)⁸⁾.

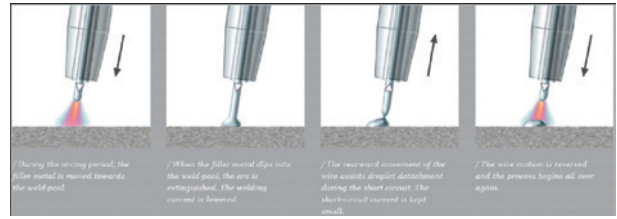


Fig. 17 Cold Metal Transfer (CMT).

落ちが少なく、ギャップ余裕度に優れているため、自動車の骨格に板を溶接するなどの薄板の接合に適している。また、低周波パルスミグ溶接は、数100 Hzのパルス電流に1~10 Hz程度の低周波を重畳し、アーク長を変化させながら溶接することが可能で、溶け込みの制御が容易である。比較的大きな重ね隅肉溶接のギャップに対しても溶け落ちなく溶接ができ、複雑な形状の部材を自動溶接する際、部材の組み付け時にある程度の隙間があっても許容できる。さらに、低周波のサイクルで溶融池が攪、揺動させられることで気泡の排出が促進され、溶接割れ感受性も改善される。

4. 構造部品のアルミニウム化

ミグ溶接は、BMWやBenzの自動車足周り部品であるサブフレームの溶接に多く用いられており、分解調査の結果、健全な溶接状態であることが確認されている。また、Benzのサブフレームは、高周波溶接した5454合金をハイドロフォームにより異形断面のパイプとし、同種の板プレス品とともにミグ溶接により井桁形状にしている。ホンダの燃料電池車のサブフレームは、6000系合金を嵌合しやすい継手形状にして組合せ、ロボットを用いたFSWによりラダー状に組み立てている。最近では、塗装した鋼板プレス品とアルミニウムダイカスト品を重ねてFSWしたACCORDサブフレー

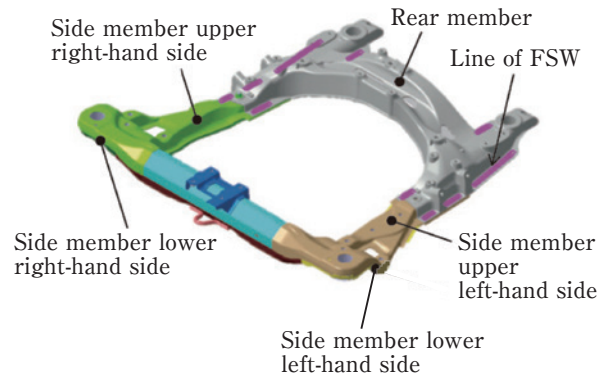


Fig. 18 Subframe hybrid structure made of aluminum and steel.

ムの適用例もある (Fig. 18)²⁰⁾。なお、電食防止のため、アルミニウムと鋼の間にシール材を置いた状態でFSWを行っており、回転工具はアルミニウム側から差し込み、鋼の表面をプローブの先端が擦る程度まで挿入する。

テーラードブランクは厚さまたは材質の異なる板を接合してからプレス成形する方法で、材料の歩留りが良く、別部品として成型を起しプレス成形して接合する手間が省けるため、鋼板ではレーザー溶接にて多用されている。アルミニウム合金では、レーザー溶接するとポロシティが発生し易い。また継手部の成形性を安定させるためには突合せ時の板隙精度を厳しく管理する必要がある。この点からも接合状態の安定したFSWが適する。

その他、FSWを適用した部品例としては、足周り部品であるアーム類にも適用されており²¹⁾、パイプの両側にヨークを嵌合し、ワークを回転させながら2か所同時にFSWしている。複雑な形状の接合を目的とした3次元のロボット接合機も開発されており^{22) 23)}、FSWはこれまでの熔融溶接における種々の欠点を払拭する画期的な方法であり、今後盛んに活用されるであろう。

5. 最近のアルミニウム化技術動向 ECB²⁴⁾

車格も異なり直接比較は乱暴かもしれないが、Fig. 19に示すように、アルミニウムの使用率で整理すると、概ね増加傾向にあることが判る。

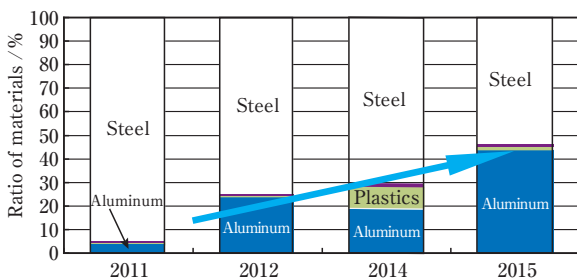


Fig. 19 Aluminum usage rate change (ECB).

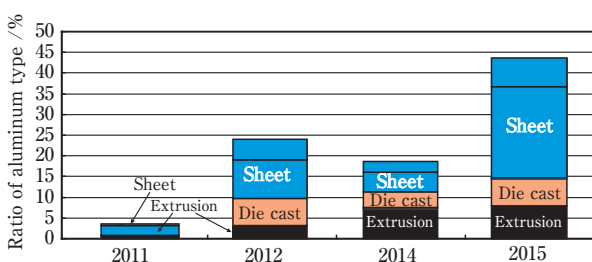


Fig. 20 Usage trends of aluminum types.

Fig. 20にアルミニウムの種類を使用量で整理したものを示す。ボデーシート材に代表される5000系や6000系板材の使用量は概ね増加傾向にある。また、6000系や7000系押出材や鋳物の事例も増えてきた。今後、接合可能な高強材のニーズはさらに高まるだろう。同時にアルミニウム同士の接合技術も更なる進化が求められる。

アルミニウムに対して適用されている接合技術全般で整理した結果をFig. 21に示す。

この図からアルミニウムの接合法では、① SPR, ② 抵抗スポット, ③ FDSの急増が目立つ。これらから継手形状は鋼同士の場合と同様に重ね点継手が主流と言える。

Fig. 22²⁵⁾にChevrolet Corvetteに使用されている接合法を示す。抵抗スポット溶接とレーザー溶接、近年使用例が急増しているFDS、Mercedes-Benz C-Classに採用されているImpAcTが目目される技術だろう。

FDS, ImpAcTやSPRはアルミニウム同士以外に、鋼との異材接合技術としても使用されている。

一方、Table 6示すように、FORD F-150やAudi Q7に使用されている接合法を整理してみると、アーク溶接、抵抗スポット溶接やレーザー溶接はアルミニウム同士の接合に特化されている。

以上から、アルミニウム化はコストや製造面も課題

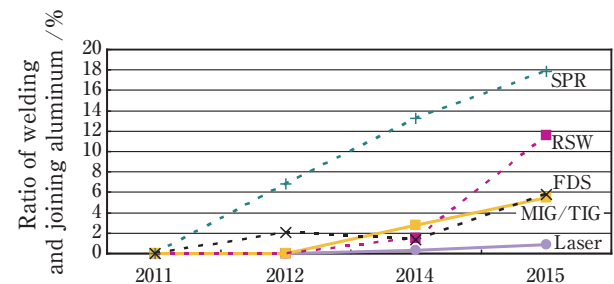


Fig. 21 Usage trends of welding and joining technologies.

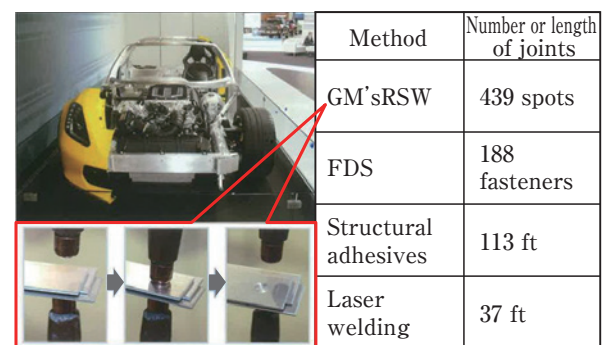


Fig. 22 Welding and joining technologies for fabricating CORVETTE.

Table 6 Welding and joining methods to fabricate FORD F-150 and Audi Q7

Method	Al/Al	Al/Mid steel	Al/High strength steel
Laser	F150/Q7		
MIG	F150/Q7		
RSW	F150		
FEW			Q7:world-first
FDS	F150/Q7	Q7	
SPR	F150/Q7	Q7	Q7:world-first
Clinching	F150/Q7	Q7	

が多く、アルミニウム同士はもちろんのこと、安価で安定したアルミニウムと異種材料との接合技術が求められていることも推察できる。

6. おわりに

高速鉄道車両の構体は、そのほとんどがトラス断面のダブルスキン押出型材の溶接構造であり、最近では不活材の利用のされ方を理解することにより、課題解決の大きなヒントとなることを期待する。昨今の多様化するニーズに応えるために、本稿が一助となれば幸いである。

参考文献

- 1) C. J. Dawes: Welding and metal fabrication, **63** (1995), 13-16.
- 2) 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, 日本アルミニウム協会, (2016), 2.
- 3) 難波圭三: 軽金属溶接, **45** (2007), 141-150.
- 4) 福井利安: 住友軽金属技報, **11** (1970), 139-150.
- 5) 福田敏彦: 溶接学会誌, **81** (2012), 178-183.
- 6) 軽金属溶接構造協会編: IV 溶接施工, アルミニウム合金構造物の溶接施工管理 (第4版), 軽金属溶接構造協会, 2009. 08. 20.
- 7) 軽金属溶接構造協会 気孔防止研究委員会編: アルミニウム及びアルミニウム合金溶接部の気孔発生メカニズム, 軽金属溶接構造協会, 1982. 5. 15.
- 8) 岡田俊哉: Furukawa-Sky Review, **4** (2008), 18-26.
- 9) 軽金属溶接構造協会編: I 材料, アルミニウム合金構造物の溶接施工管理 (第4版), 軽金属溶接構造協会, 2009. 08. 20.
- 10) 古賀信次: 軽金属溶接, **45** (2004), 523-529.
- 11) 川崎重工工業株式会社: フリクションスポット接合システムカタログより
- 12) 玄道俊行, 西口勝也, 麻川元康: 日本金属学会誌, **70** (2006), 870-873.
- 13) L. Brooke: AUTOMOTIVE ENGINEERING, **2** (2014), 19-23.
- 14) EJOT: FDS[®], products, Home Page, www.ejot.lt/industry/, 2016. 03. 07.

- 15) BOLLHOFF: RIVTAC[®] The innovative high-speed joining process, RIVTAC[®] High-Speed joining, www.boellhoff.com/en/de/assembly_systems/rivtac.php, Boellhoff, 2016. 03. 07.
- 16) 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: 「フォーラム 自動車材料の最前線 - 次世代技術への取り組み - 『アルミと鋼の接合の最近の技術動向』」, 自動車技術会 2008年春季大会 in PACIFICO YOKOHAMA, (2008).
- 17) 泰山正則, 小川和博, 高 隆夫: 溶接学会論文集, **14** (1996), 314-320.
- 18) 福田敏彦, 中山英介, 西畑ひとみ: 溶接学会 平成24年度春季全国大会講演概要, (2012), 講演 No. 208.
- 19) Fronius International: The CMT weld process, COLD METAL TRANSFER. /The technology, http://www.fronius.com/cps/rde/xbcr/SID-EEBD8E0B-816922C5/fronius_espana/M_06_0001_EN_CMT_leaflet_Feb_2014_aw19_low_44211_snapshot.pdf, Copyright© 2011 FroniusTM, p. 2, 2016. 03. 07.
- 20) T. Miyahara, M. sayama, T. Yahaba, S. Ohhama, T. Hata and T. Kobayashi: Honda R&D Technical Review, **25** (1) (2013), 71-77.
- 21) M. Enomoto: Mass production of Al suspension parts using friction stir welding for the automotive, Proceedings of The Third International Conference on Friction Stir Welding, TWI, Sept. 27-28 (2001), Port Island, Kobe, Japan.
- 22) R. Sakano, K. Murakami, K. Yamashita, T. Hyoe, M. Fujimoto, M. Inuzuka, Y. nagao, and H. Kashiki: Development of FSW Robot System for Automobile Body Members, Proceedings of The Third International Conference on Friction Stir Welding, TWI, Sept. 27-28 (2001), Port Island, Kobe, Japan.
- 23) 熊谷正樹, 田中晃二: 軽金属学会 第102回春期大会講演概要, (2002), 247-248.
- 24) EuroCarBpdy 資料抜粋.
- 25) LIGHT METAL AGE, JUNE (2014).



福田 敏彦 (Toshihiko Fukuda)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

自動車用アルミニウム合金材の表面処理

三村 達矢*, 島田 隆登志*

The Surface Treatment for Automotive Aluminum Alloy

Tatsuya Mimura* and Takatoshi Shimada*

Keywords: aluminum alloy, surface treatment, conversion coating, SAM, adhesion, bonding technology

1. はじめに

自動車は昼夜を問わず、ありとあらゆる地域を走行するため、使用される材料は、温度、湿度、寒暖差、酸性雨、飛来塩など様々な環境因子の攻撃に曝される。自動車が何時でも何処でも安心・安全に走行するため、自動車材料にはこれらの環境に耐え得る高い信頼性を持っていなければならない。信頼性の一端を担う耐食性に関して、アルミニウム合金材は元来鋼板と比較して優れており、過酷な環境下でも構造体としての機能を著しく損なうような腐食は生じにくい材料である。しかしながら、塗装用の下地処理としての表面処理を施さずにアルミニウム合金材を自動車に適用した場合、塗膜の剥離や塗膜下での腐食は避けられない。そのため、アルミニウム合金材に対しても表面処理は必須である。

一方、自動車材の表面処理は塗装の下地処理のみではない。現在、自動車ボディの接合には接着剤が多用されている。接着剤の性能を十分に発揮させるためには、表面処理が有効である。さらに、自動車の軽量化・マルチマテリアル化の観点から、接着剤などを介さずに難接着性の樹脂を直接接合するという新たな課題が出てきた。本稿では、塗装の下地処理、接着剤接合および樹脂接合の前処理としての自動車用表面処理について紹介する。

2. 自動車用アルミニウム合金材の表面処理

アルミニウム合金材は自動車の様々な部材に使用されており、その箇所や製造方法は多岐にわたる。アル

ミニウム合金を用いた自動車部材の中でも、自動車ボディシート材の製造には、多くの工程がある^{1)~3)}。

Fig. 1に自動車ボディシート用アルミニウム合金材の製造工程の一例を示す。アルミニウム合金材の製造工程において、軟化処理あるいは溶体化処理と呼ばれる熱処理を実施した後、接着剤接合および樹脂接合の前処理として表面処理が施される。

一方、アルミニウム合金材が自動車ボディになるまでも多くの工程がある。**Fig. 2**にアルミニウム合金板材の加工から塗装までの工程を示す⁴⁾。溶接・接着接合などによって接合され、組み立てられたホワイトボディは、塗装工程直前に表面処理が行われる。ここでの表面処理は、塗装の密着性を高める下地処理として行われる。アルミニウム合金材が自動車ボディになるまでには多数の工程を経るため、工程の変更・省略による合理化検討は常に行なわれている。ただし、素材メーカーでの工程の変更・省略が、自動車メーカーでの工程や自動車の性能に悪影響を及ぼさないように

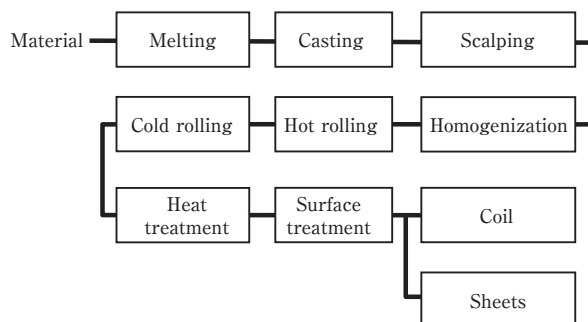


Fig. 1 The manufacturing process used for automotive aluminum products.

* (株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部

No. 2 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

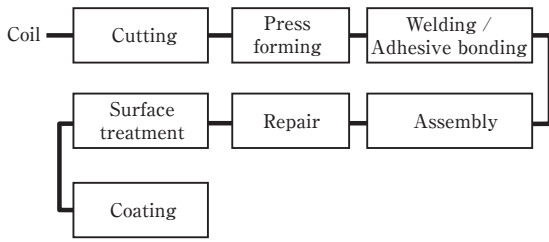


Fig. 2 The general automotive production process steps.

するため、全工程を俯瞰した工程設計が必要である。

素材メーカーにおいて、あらかじめ接着性に加えて塗装との密着性も付与する表面処理を施すことが可能であれば合理的である。しかしながら、鋼材との複合ボディの場合、鋼材用の化成処理を通過する時に剥離する、プレス加工時に剥離し塗膜との密着性が不十分になってしまう、手直しのバフ研磨などで表面処理皮膜が除去されてしまうなどの理由により、素材メーカーによる密着性を向上させる表面処理は実現していない。繰り返しになるが、素材メーカーでの一度の表面処理により自動車に求められる性能全てを付与し、その性能を塗装前まで全て維持することは難しいため、現状では素材メーカーでは主に接着性などを向上させる表面処理を、自動車メーカーでは主に塗装の下地処理としての表面処理をそれぞれ施している。

3. 塗装の下地処理としての表面処理

アルミニウム合金材の代表的な表面処理として、クロム酸クロメート処理やりん酸クロメート処理などの化成処理がある⁵⁾。これらのクロメート処理は塗膜との密着性および皮膜自身の耐食性に優れる。自動車用アルミニウム合金ボディシート材の塗装下地処理においても、かつてクロム酸クロメート処理が使用された⁶⁾。一方、鋼材にはりん酸亜鉛処理が用いられていたため、アルミニウム合金材をフードなど部分的に適用した鋼材/アルミニウム合金材の複合ボディの処理においては、アルミニウム合金材のみに別工程でクロメート処理を行った後、鋼材と組み合わせ再度、鋼板用の表面処理を施していたため高コストであった。さらに、クロメート処理液には六価クロムが含まれるため、環境負荷の観点で問題であった。特に、欧州においては廃自動車 (ELV) 指令によって、2007年7月以降、欧州内へ市場投入される車両部品への六価クロムが原則使用禁止となり⁷⁾、その他の化学物質の使用においてもREACH規制によって化学物質の登録や届出が義務化された⁸⁾。日本国内においても水質汚濁防止法や廃棄

物処理法などで廃水中の六価クロム量が規制されたため、今後自動車ボディシート材用塗装下地としてクロメート処理が使用されることは恐らくないであろう。これらコストおよび環境負荷の観点から、アルミニウム合金材と鋼材とを同時処理する化成処理が望まれ、アルミニウム合金材にもりん酸亜鉛処理が適用されることとなった。

3.1 りん酸亜鉛処理

りん酸亜鉛処理は塗装用金属材料に施す化成処理の一つであり、鋼材用の化成処理としては20世紀初頭から使用されている。自動車用アルミニウム合金材に使用されるりん酸亜鉛処理剤は自動車鋼材用のりん酸亜鉛処理剤をベースに鋼材・アルミニウム合金材の両者に適用するよう改良したものである^{9)~15)}。

Fig. 3にりん酸亜鉛処理における皮膜形成機構の模式図を示す。りん酸亜鉛処理液の主成分はりん酸および可溶性の第一りん酸亜鉛 ($\text{Zn}(\text{H}_2\text{PO}_4)_2$) であり、この処理液にアルミニウム合金材を浸漬させると、アルミニウム合金材表面では以下の反応が起こる。



(1) 式はアルミニウムが溶解するアノード反応であり、(2) 式は水素イオンの還元によるカソード反応である。一方、水溶液中においてりん酸は (3) ~ (5) 式のように三段階で解離し、りん酸亜鉛処理液の弱酸性 (pH2.5 ~ 3.5) の環境下では、第一りん酸イオン (H_2PO_4^-) が安定的に存在する。

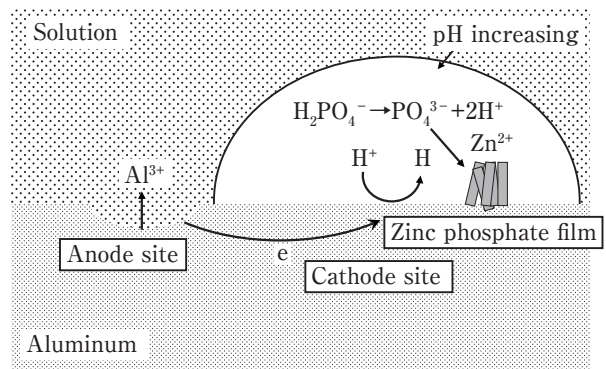
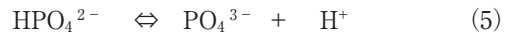
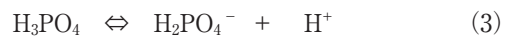


Fig. 3 The formation mechanism of zinc phosphate conversion coating on aluminum alloy surface.

しかしながら、(2) 式の反応に伴い、アルミニウム合金材表面近傍の溶液 pH は上昇するため、第三りん酸イオン (PO_4^{3-}) が生成される。この溶液 pH の上昇により、次式による難溶性ホパイト ($\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2$: hopeite) 皮膜が形成される。



従来の鋼材用のりん酸亜鉛処理液を用いてアルミニウム合金材を処理すると、鋼材に比べりん酸亜鉛皮膜が形成し難いため¹⁶⁾、1980年代から90年代にかけて、アルミニウム合金材に対するりん酸亜鉛処理性を改善する検討が多くなされた。

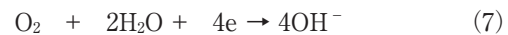
りん酸亜鉛処理性の低さは(1)式の溶解反応速度が小さいことが原因と考え、りん酸亜鉛処理液にふっ素成分を添加し、(1)式の反応を促進させ、皮膜量の増加に大きな効果をもたらした。しかし、過剰なふっ素成分の添加は塗膜との密着性を低下させるため¹⁷⁾、処理性の改善には限界があった。一方、鋼材と同様、アルミニウム合金材表面に亜鉛めっきを施すことでりん酸亜鉛処理性を改善する方法¹⁶⁾、¹⁸⁾も検討され実用化されたが、工程の増加が高コストを招き、より安価にするための改善が強く望まれた。他方、材料側からのアプローチとして、アルミニウム合金へのCu添加により(2)式のカソード反応を促進させ、りん酸亜鉛の核形成を高密度化する手法も検討されたが¹⁹⁾、材料そのものの耐食性を低下させるという問題点があった。これらの改良の中でも革新的な技術は、りん酸亜鉛処理の直前に実施する表面調整の改良²⁰⁾であった。1990年代までは表面調整剤としてりん酸チタン微粒子を分散させたコロイド溶液を使用していたが、粒子同士が凝集しやすく安定性が低かった。1990年代頃からは皮膜成分と同じりん酸亜鉛微粒子を含む表面調整剤を用いることで、アルミニウム合金材表面での安定した核生成が促進され、りん酸亜鉛処理性が飛躍的に向上した。現在では、アルミニウム合金材と鋼材との複合材におけるアルミニウム合金材表面上において、りん酸亜鉛皮膜は安定して形成されている。

3.2 金属酸化膜処理

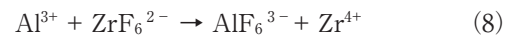
自動車の塗装下地用表面処理として、改良に改良を重ね鋼材からアルミニウム合金材まで適用範囲を広げてきたりん酸亜鉛処理ではあるが、2000年代に入り代替処理の検討も進んでいる。りん酸亜鉛処理においては、皮膜形成反応の副生成物であるスラッジが相当量発生する、また、処理液は皮膜性能の向上のためにニッケル、

マンガンなどの環境負荷の高い金属イオンを含む、というデメリットがあった。これらのデメリットの解決を図ったものが、金属酸化膜処理である²¹⁾、²²⁾。

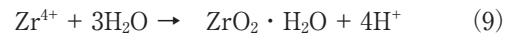
Fig. 4に金属酸化膜処理における皮膜形成機構の模式図を示す。金属酸化膜処理はジルコニウムを用いた化成処理であり、主成分はヘキサフルオロジルコニウム酸とふっ化水素酸である。この処理液にアルミニウム合金材を浸漬させると、アルミニウム合金材表面では、りん酸亜鉛処理液と同様、(1)式によるアルミニウムの溶解反応および(2)式による水素イオンの還元反応に加え次式の溶存酸素の還元反応も起こり得る²³⁾、²⁴⁾。



(1)式で生成した Al^{3+} は、次式によりふっ化物錯体と Zr^{4+} を生成する。



(2)あるいは(7)式の反応に伴う溶液 pH の上昇により、(8)式により生成した Zr^{4+} は析出し、厚さ数十 nm とりん酸亜鉛皮膜 (数 μm) と比べて桁違いに薄い皮膜が形成される。



金属酸化膜処理の注目すべき点は、りん酸亜鉛処理において革新的技術であった核形成のための表面調整工程が必要ないこと、および、皮膜の厚さからも推測されるようにアルミニウムの溶解に伴うスラッジの生成量も大幅に低減したことである。さらに、金属酸化膜処理の耐食性に関しては、鋼材あるいはアルミニウム合金材を問わず、りん酸亜鉛処理と同等以上の性能

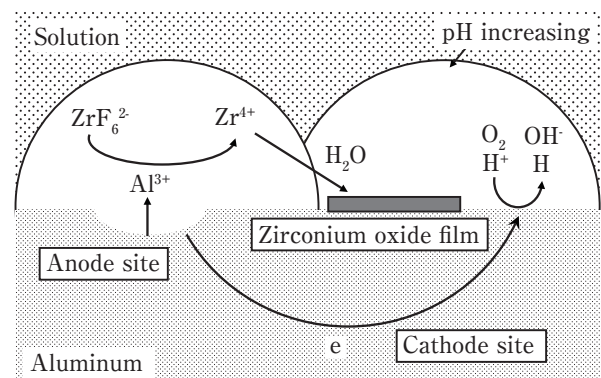


Fig. 4 The formation mechanism of zirconium-based conversion coating on aluminum alloy surface.

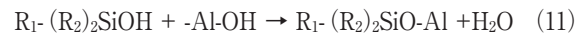
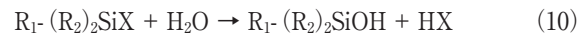
が達成されている。金属酸化膜処理は、従来アルミニウムに対しては実績のある処理である^{25), 26)}。それにも関わらず、自動車用の表面処理として実施されなかった理由は、自動車ボディの主流である冷延鋼板やめっき鋼板などの鋼材に対して、金属酸化膜処理の実績が無かったためである²¹⁾。今後、軽量化などの観点からアルミニウム合金材の使用量が増加すると予測されており、金属酸化膜処理のようにアルミニウム合金材から鋼材に展開される表面処理もまた増加すると考えられる。

3.3 SAM処理

アルミニウム合金材のさらなる塗装耐久性の向上を目的として、種々の表面処理方法の検討が行われている。その一つの手段として近年、SAM (self-assembled monolayer: 自己組織化単分子膜あるいは自己集積化単分子膜) による表面改質が注目されている。SAMは、素材表面に化学吸着する反応性官能基、二次元方向に規則構造をもたらせるスペーサー鎖、および素材表面を機能化させる機能性官能基の三つの部分からなる。SAMは、反応性官能基側がアルミニウム合金材表面に吸着し、吸着後スペーサー鎖同士の分子間力により組織化(集積化)するため、分子がアルミニウム合金材表面に緻密に植えつけられたような構造をとる。

アルミニウム合金材表面に対する反応性官能基として、シラノール基(-SiOH)、ホスホン酸基(-PO(OH)₂)、カルボキシ基(-COOH)などが挙げられる^{27)~32)}。SAMのアルミニウム合金材表面での安定性はこれらの反応性官能基の影響を受ける。**Fig. 5**にアルミニウム合金材表面に対して有機シラン(R₁-Si(R₂)₂X, XはOCH₃, OC₂H₅などの加水分解性官能基)、脂肪酸(R₁-COOH)、および有機ホスホン酸(R₁-PO(OH)₂)に

より形成されるSAMの結合状態の模式図を示す。有機シランの場合、以下の反応により皮膜が形成される(**Fig. 5(a)**)^{27), 28)}。



(10)式は有機シランの加水分解性反応基が加水分解する反応であり、この反応によりシラノールが生成する。このシラノール基がアルミニウム合金材表面に存在する酸化皮膜のOH基(-Al-OH)と(11)式の脱水・縮合反応を起こし、SAMが形成される(**Fig. 5(a)**)。R₂が加水分解性反応基である場合、アルミニウム合金材表面との反応に加え有機シラン同士の反応が起こる。長鎖アルキル基脂肪酸(R-COOH)においても、酸化皮膜のOH基とカルボキシ基との間における脱水反応によりSAMが形成される²⁸⁾。一方、有機ホスホン酸も有機シランや長鎖アルキル基脂肪酸と同様、脱水反応によりSAMが形成される^{27), 28)}。その結合状態に関してはまだ議論が続いているが、**Fig. 5(c)**のように1, 2, あるいは3座配位で結合されていると考えられる。

一方、スペーサー鎖は自己組織化に寄与する。通常、アルキル基が用いられることが多く、アルキル鎖が長いほどvan der Waals力などの分子間相互作用が大きくなるため自己集積化は速まるが、立体障害が大きくなるため初期の吸着は遅くなる³³⁾。したがって、成膜速度、つまり処理速度は薬液の濃度は勿論のこと、スペーサー鎖の長さを考慮する必要がある。

他方、機能性官能基は表面を改質する上で重要な役割を担う。エポキシ塗膜との密着性を高めるために、シラン化合物の一種であるアミノシランSAMを用いた検討がなされている。機能性官能基であるアミノ基は、塗膜中のエポキシ基と化学結合を形成するため、クロメート皮膜を上回る密着性が得られている³²⁾。また2.2で述べた金属酸化膜処理皮膜の上に有機ホスホン酸SAMを形成することで、金属酸化物処理単独よりも糸錆腐食が抑制される³⁴⁾。これは、SAMにより化成処理皮膜と塗膜の密着性が向上したためと考えられる。密着性および耐食性以外の特性として耐摩耗性の向上を目的とした検討もなされている。基板にはアルミニウムではなく金ではあるが、鎖長の長いアルカンチオール分子を用いることで、自己組織化が高まり安定な磨耗特性を潤滑皮膜が得られている。

以上のように、SAMは様々な特性をアルミニウム合金材表面に付与することが可能であり、塗装下地処理以外にも後述する素材メーカーで実施する接着接合の

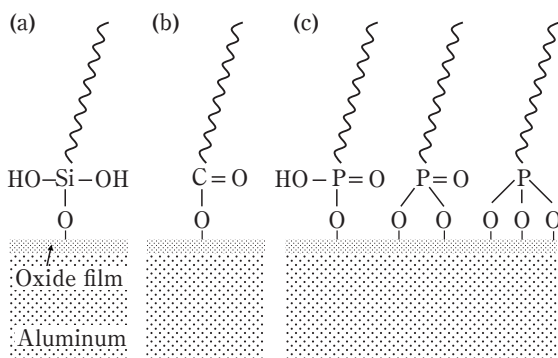


Fig. 5 The schematic diagram of self-assembled monolayer on aluminum alloy surface: (a) organosilane, (b) fatty acid with long-chain alkyl group and (c) phosphonic acid.

前処理としての表面処理にも応用可能である。今後、自動車用アルミニウム合金材への適用拡大が期待される。

4. 接着接合の前処理としての表面処理

自動車ボディにおいて、接着剤は防錆性、対疲労性、車体剛性、振動特性などの向上に寄与する^{3), 35)}。接着剤の性能を十分に発揮させるために、多くの自動車用アルミニウム合金材には酸洗材が用いられる。洗浄を表面処理に分類するには、些かの抵抗をお持ちになるかもしれないが、酸洗によるマグネシウム酸化皮膜の除去工程は接着接合性に強く影響を及ぼすため、ご容赦頂きたい。

自動車用アルミニウム合金材の酸洗の必要性は、Fig. 1に示したように板材製造工程における軟化あるいは溶体化処理（熱処理）などに関連する。5000系および6000系のボディシート用アルミニウム合金板材においては、この熱処理工程で、表面近傍の合金成分であるマグネシウムが酸化・拡散・濃縮し、表面にマグネシウムを含む比較的厚い酸化皮膜を形成する³⁶⁾。

Fig. 6に熱処理工程後、5000系アルミニウム合金材（Al-4.5Mg）をアセトン洗浄、酸洗した後のオージェ電子分光法による深さ方向の分析結果を示す³⁶⁾。熱処理工程後にアセトン洗浄したアルミニウム合金材表面はマグネシウムリッチな酸化皮膜層となっていることが分かる（Fig. 6 (a)）。この酸化皮膜層中のマグネシウム濃度は、合金中のマグネシウム添加量が多いほど濃化し、酸洗によって除去される（Fig. 6 (b)）。マグネシウム酸化皮膜層は脆弱であるため、板材の接着接合部が皮膜層部分で破断しやすくなる。そのため、酸洗によりマグネシウム酸化皮膜層を除去することは接着性の向上に寄与する表面処理となる。Fig. 7にアセトン洗浄および酸洗処理した5000系アルミニウム合金材（Al-4.5Mg）を用いてせん断試験片を作製し、塩水噴霧した際の引張りせん断強度の経時変化を示す³⁶⁾。塩水噴霧時間に依らず、酸洗したアルミニウム合金材のせん断強度はアセトン洗浄したそれよりも大きく、酸洗による接着性の向上は明らかである。

5. 樹脂接合用の前処理

工業的に用いられる合成樹脂は、熱硬化性樹脂と熱可塑性樹脂の大きく二つに分類される³⁷⁾。アルミニウム合金材表面に存在するOH基は、樹脂材料の極性基（酸または塩基）と酸・塩基反応によって結合する³⁸⁾。

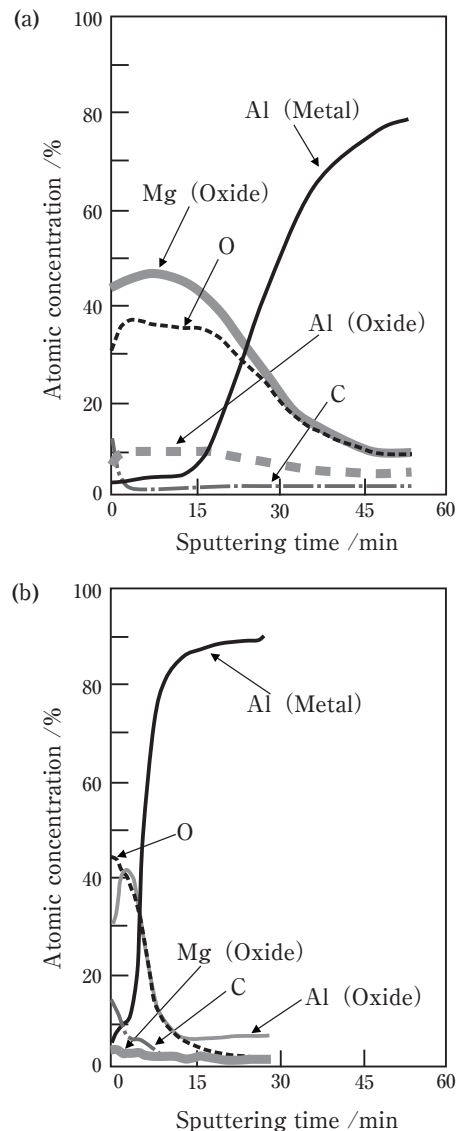


Fig. 6 Depth chemical profiles by Auger electron spectroscopy of 5000 series aluminum alloy (Al-4.5Mg) surface: (a) after rinse with acetone and (b) after acid pickling.

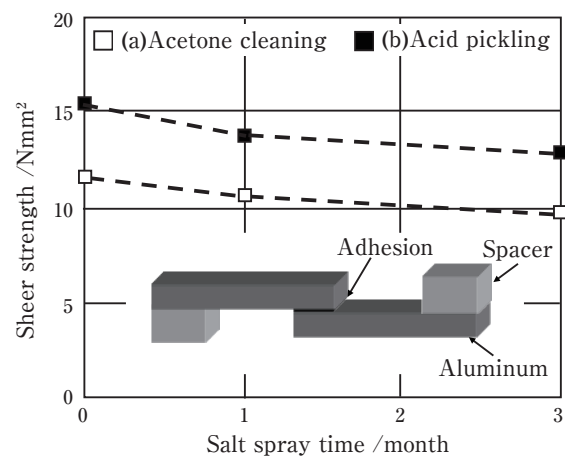


Fig. 7 The time variation of lap shear strength on salt spray test for 5000 series aluminum alloy (Al-4.5Mg): (a) after rinse with acetone and (b) after acid pickling.

アルミニウム合金材表面における樹脂の濡れやすさは、樹脂材料の極性基の影響を強く受ける。熱硬化性樹脂は立体網目状の構造を持つものが多く、硬化前は極性基が多いため、濡れ易い樹脂といえる。一方、自動車の内装や熱交換器の部材には、成形が容易な熱可塑性樹脂が多く用いられる。しかしながら、熱可塑性樹脂は直鎖状の構造を持ち、極性基がないあるいは極性基が少ない分子が多いため、アルミニウム合金材に対して直接接合することは難しい。一般に、表面処理により樹脂との接合性をもたらし、二つの方法が考えられている³⁹⁾。一つは分子間力および化学結合の導入であり、もう一つは機械的な効果の付与である。分子間力および化学結合により接着力を向上させるためには、樹脂に見合った官能基を付与する必要がある。一方、機械的な効果の付与、つまりは、表面の凹凸に樹脂が入り込み発生するアンカー効果は、樹脂が凹凸に入りさえすれば良いため、様々な樹脂に適用可能である。

そこで、様々な樹脂との接合性を向上させるための表面処理として、当社はKO処理[®]を開発した⁴⁰⁾。KO処理は、アルミニウム合金材に対して重金属イオン等を含まない低環境負荷のアルカリ性電解液中で交流電解し、樹脂との接合性を向上させる。Fig. 8にKO処理皮膜の表面SEM像および断面TEM像を示す。この非常に細かな樹枝状の厚さ約200 nmの酸化皮膜に樹脂が入り込むことで、優れたアンカー効果を発揮する。Fig. 9にセロハン粘着テープ、エポキシ系樹脂およびポリプロピレン樹脂との剥離強度あるいはTピール強度を示す。いずれの樹脂に対しても、KO処理材は比較材として用いた無処理材よりも優れた接合性を示し、さらに難接着性のポリプロピレン樹脂でも良好な接合

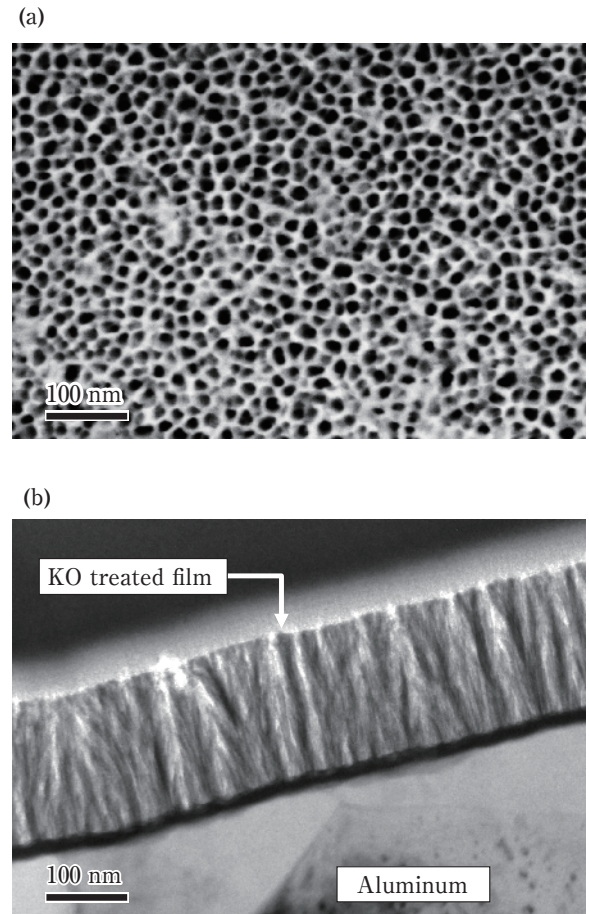


Fig. 8 The image of KO treated aluminum surface: (a) the surface SEM image and (b) cross-sectional TEM image.

体が得られる。今後、アルミニウム合金材との接合が必要とされる新たな樹脂が開発されても、KO処理には樹脂の種類を問わず、十分な接合性が期待できる。

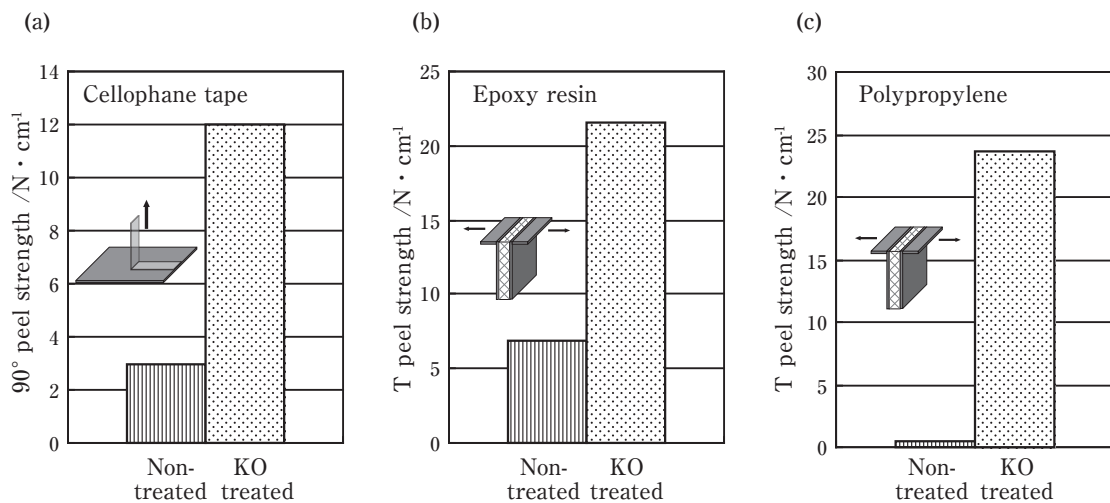


Fig. 9 Comparison of adhesive strength between non-treatment and KO treatment : (a) 90° peel strength with a cellophane tape, (b) T peel test with an epoxy resin and (c) T peel test with a polypropylene.

4. おわりに

自動車用アルミニウム合金材の表面処理として、塗装の下地処理、接着剤接合および樹脂接合の前処理を紹介した。自動車メーカーで実施する塗装下地処理は、長年の技術開発により完成度の高い表面処理となりつつある。一方、素材メーカーで実施する接着剤接合および樹脂接合の前処理は、まだまだ工夫次第で向上できるレベルである。今後、アルミニウム合金材料が異種材料と競争あるいは共存していくためには、これらの前処理としての表面処理をより高い完成度にする必要がある。

参考文献

- 1) 宇野照生, 杉江明士: 住友軽金属技報, **32** (1991), 32-38.
- 2) 井出 正: 溶接学会誌, **60** (1991), 219-226.
- 3) 芦田 正: 溶接学会誌, **70** (2001), 248-252.
- 4) Hans-Joachim Streitberger and Karl-Friedrich Dossel: Automotive Paints and Coatings, 2nd Edition, (2008), 1-11.
- 5) 石井 透: 軽金属, **37** (1987), 460-464.
- 6) 松本 徹, 西野俊哉: 表面技術, **43** (1992), 550-555.
- 7) 國枝直宏: 表面技術, **54** (2003), 512-514.
- 8) 鈴木達也: 木材保存, **34** (2008), 107-111.
- 9) T. S. N Sankara Narayanan: Corrosion Review, **12** (1994), 201-238.
- 10) 金子秀昭: アルミニウムの化成処理, カロス出版, (2003).
- 11) 安原清忠: 軽金属, **40** (1990), 753-760.
- 12) 中山隆臣: 表面技術, **64** (2013), 640-644.
- 13) 松島安信: 実務表面技術, **35** (1988), 2-8.
- 14) Editor of Metal Finishing: Metal Finishing, **56**, No. 4 (1958), 71-74.
- 15) Ervin C. Tinsley: Metal Finishing, **56**, No. 8 (1958), 70-73.
- 16) 池田貢基, 豊瀬喜久郎, 林 壮一, 兼子鉦一, 望月朝夫: まてりあ, **34** (1995), 801-803.
- 17) 石井均: 表面技術, **48** (1997), 961-965.
- 18) 小山高弘, 長谷川義文, 竹田委千央, 林 壮一, 兼子鉦一, 望月朝夫: 軽金属学会 第85回秋期大会講演概要, (1993), 39-40.
- 19) 山口恵太郎, 当摩 建: 軽金属学会 第94回春期大会講演概要, **94** (1998), 153-154.
- 20) 石井 均: 表面技術, **61** (2010), 232-238.
- 21) 中山隆臣, 細野 宏: 色材協会誌, **79** (2006), 382-389.
- 22) 児玉 敏: 色材協会誌, **79** (2006), 442-448.
- 23) O. Lunder, C. Simensen, Y. Yu, and K. Nisancioglu: Surface and Coatings Technology, **184** (2004), 278-290.
- 24) F. Andreatta, A. Turco, I. de Graeve, H. Terryn, J. H. W de Wit and L. Fedrizzi: Surface and Coatings Technology, **201** (2007), 7668-7685.
- 25) 湯浅 真: 表面技術, **22** (2001), 122-127.
- 26) N. J. Newhard Jr.: Conversion coatings-chromate and non-chromate types, Proceedings of Corrosion Control Coatings edited by H. Leidheiser, Science Press, Princeton, (1979), 225-230.
- 27) E. Hoque, J. A. DeRose, P. Hoffmann, B. Bhushan and H. J. Mathieu: Journal of Physical Chemistry C, **111** (2007), 3956-3962.

- 28) J. A. DeRose, E. Hoque, B. Bhushan and H. J. Mathieu: Surface Science, **602** (2008), 1360-1367.
- 29) 穂積 篤, 八木橋信: 防錆管理, **57** (2013), 127-132.
- 30) 杉村博之: 表面技術, **62** (2011), 98-103.
- 31) H. Ozawa and M. Haga: Bulletin of Japan Society of Coordination Chemistry, **60** (2012), 2-23.
- 32) 蓬原正伸, 杉村博之, 高井 治: 表面技術, **52** (2001), 145-146.
- 33) 松浦俊彦, 下山雄平: 表面科学, **23** (2002) 475-482.
- 34) 蓬原正伸: 表面技術, **61** (2010) 251.
- 35) 宮高浩二: 精密工学会誌, **64** (1998), 189-192.
- 36) 宇佐美勉, 長谷川義文: 住友軽金属技報, **34** (1993), 171-178.
- 37) 山尾 忍: エレクトロニクス実装学会誌, **7** (2004), 186-193.
- 38) 前田重義: 色材協会誌, **65** (1992) 565-574.
- 39) 磯山永三, 内山利光: 軽金属, **35** (1985) 176-187.
- 40) 長谷川真一, 三村達矢, 小山高弘, 兒島洋一: 表面技術, **65** (2014), 437-439.



三村 達矢 (Tatsuya Mimura)
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部



島田 隆登志 (Takatoshi Shimada)
(株)UACJ 技術開発研究所 第二研究部

マルチマテリアルに対応する技術

山田 豊*

Technology which Corresponds to Multi-material Structures for Automobile

Yutaka Yamada*

Keywords: automotive body, automotive material, automotive structure

1. 緒言

自動車はその部品総点数が3万点余りと言われており、それぞれの部位において最適な材料=マテリアルの選択がなされてきている。本報では、このうちのボデー構成におけるマルチマテリアル化の現状とトレンドについて解説する。また、各論である個々の分野(材料、成形、接合など)についてすでに詳しい議論がなされていることから、自動車を構成する上での課題トレンドを中心に扱うものとする。

2. マルチマテリアル化の現状と背景

2.1 これまでの軽量化の手法

自動車の起源まで遡れば、そのボデーは木工製品と鋳鉄製品で組み立てられていた。時代の変遷と、材料技術の進歩およびマーケットの拡大による大量生産の要請により、スチール(展伸材)へと置き換わってきた。

この過程においては、さまざまな材料と工法の組合せが試行されてきたが、スチール材に集約することで高品質化と高生産性を獲得してきた。

高品質化においては、より複雑な意匠に対応可能な高成形材と加工方法の開発、塗装品質の向上、耐食性の向上などがはかられてきた。高生産性については、非常に短い生産タクトタイムに対応する冷間プレス工法を基準に、スポット溶接による組立を多用しモノコックボデーとすることで、高い生産性を獲得してきた。また、この高い生産性を武器に低価格化が進み、マーケットを拡大してきた。

上記のように自動車はスチールモノコック構造の車

が標準となり、生産ラインもこれに合わせて発展してきた。従って、燃費改善のための軽量化が望まれるようになってくると、まずはスチールの高強度化、薄肉化が主流となり、従来の軟鋼板からハイテンへの置き換えが始まった。しかし、フード、ドア、トランクなどのパネル類は強度より剛性が重要であり、強度は高いものの、ヤング率は軟鋼板と同等のハイテンでは軽量化効果が十分得られず、アルミニウムなどの軽量素材が部分的に使われる、いわゆるマルチマテリアル化が始まった。しかしながらスチール用に発展してきた製造ラインへの適合が、他の材料へ置換する際の高いハードルとして存在することとなった。

近年における軽量化の為のアルミニウム材の採用事例として、アルミニウム製ボンネットフードおよびドアなどのクロージャー部品が挙げられる。クロージャーとは「蓋物」と言う意味で、モノコック構造を持つボデー本体に後で取り付ける後付け部材である。

これらは、スチール同様の冷間プレス工程での生産が可能であり、アセンブリラインでの組立とし、メインのボデー組み付けラインでのボルト締結(絶縁または犠牲防食措置を実施の上)とすることで、自動車製造メーカーにおける多額の設備投資を必要とせず、またボンネットフードにおいては、歩行者保護性能の確保とフロント軸重の低減に寄与することから、早くから採用が進められてきた。ドアにおいては、アルミニウムの成形性の制約が固定側のドア開口部形状へ影響し、結果として自動車としての商品性に直結する。従って、アルミニウムをドアに採用した場合、各自動車メーカーの苦闘の跡が見て取れる。あるメーカーでは、商品性を優先しドアインナーを分割組み立てとして対応する

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

一方、他方では部品点数の増加を嫌い形状を妥協するなど、商品性とコストのバランスにおいて、各自動車メーカーの対応方針が示される部品となっている。

サブフレームは、ボデー骨格部品ではあるが、サスペンションやエンジンを搭載する部品であるため、シャシー系部品でもある。このサブフレームもアルミニウム用ダイキャスト材が採用され比較的早期にアルミニウム化された部品である。これは、自動車メーカーにおいてエンジンなどで既にアルミニウムダイキャスト部品の製造を行っており、設備投資が抑制できたこと、複雑なサスペンションやエンジンマウントの取り付けに対応した一体化により部品点数の削減と質量低減ができたことなどが原因である。アルミサブフレームは比較的大型の高級車で採用事例が広がり、近年では単純にダイキャストのみの構成から、部位別の特性に合わせたダイキャストとアルミニウム展伸材やスチール部材と組み合わせた構成へ進化している。ここで重要なことは、フードなどのクロージャー部品と同様ボデーへボルトで後付けされる部品として成立していることである。

2.2 マルチマテリアル化の現状

前出のような後付け部品のアルミニウム化手法に対し、近年では本体のモノコック部分において、部分的に異なる材料を用いる軽量化や(いわゆるボデーマルチマテリアル化)、一足飛びにオールアルミニウム車体や樹脂化(CFRP)の事例も出てきている。

興味深いのは、ボデーマルチマテリアル化へ進んだ自動車メーカーは過去にオールアルミニウムやCFRPでの量産実績を有するメーカーであり、それぞれ材料における製造ノウハウを有した上での最適化手法とも取れる点にある。

つまり、経験としてオールアルミニウム化の場合の課題と設備投資およびCFRP化の場合の課題と設備投資がどこにどの程度あるのかを把握するステップを経て、最適な組み合わせと手法を模索した上で、マルチマテリアル技術の採用となっている。

ボデーのマルチマテリアル化へのアプローチは、自動車メーカー毎に異なるが、その素材の組み合わせで発生する課題に対応できるよう製造工程設計がなされている。

スチールを基軸にマルチマテリアル化した事例をFig. 1¹⁾に示す。

ここで、製造工程の中でマルチマテリアル化の課題の解決を図っている事例を考察する。

自動車ボデーの製造工程は概略次の構成となってい

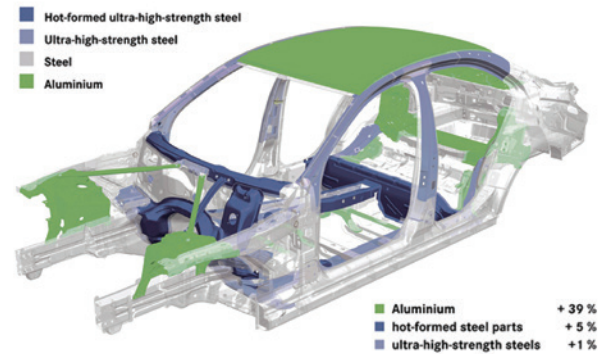


Fig. 1 Multi-material case Mercedes-Benz C-Class¹⁾

る。まず洗浄、塗油、ブランクングなどの素材の準備工程、素材を用いた成形工程、成形品を接合しての組み立て工程、組み立て品(および次の組み付け工程で組み付ける部品)を塗装する工程、そして出来上がったボデーへの各部品(ボデーを構成する部品、および自動車としての走行機能系を含む各部品)の組み付けの工程を経て自動車としての製品となる。

自動車ボデーを構成する各部品を大まかに分類すると以下となると考えられる(Fig. 2)。

- ①ボデー骨格を構成し、ボデー組み立て工程で組み立てられ、塗装工程を経て組み付け工程へ至る部品。
- ②ルーフなどの外板を構成する準ボデー骨格構成の部品であり、①同様の工程を経る部品。
- ③ドアなどのクロージャー系の部品で、骨格系ボデーと同時に塗装処理し、最終の組み付け工程で組み付けられる部品。
- ④ボデー骨格を構成するが、組み付け工程で組み付けられる部品。
- ⑤ボデー骨格とならない、組み付け部品

まず、自動車を構成する部品であることから、上記のいずれの分類の部品においても、各部品ごとに必要とされる性能(強度、剛性、耐食性など)質量、成形性およびその経済性(製造コスト)によって材料選択および製造方法の採否がなされている。

最近のボデーマルチマテリアル化の注目は、①および②に分類されるものである。

①は強度および剛性が必要な部品であることから、各素材における高強度材が使用される傾向にあり、その成形性がポイントとなることが多い。また、これに加えて耐久性、耐食性およびその生産性が課題となり、それらを構造的に解決する手段を、車体設計時に折込むことが求められてくる。例えば、レインフォースメ

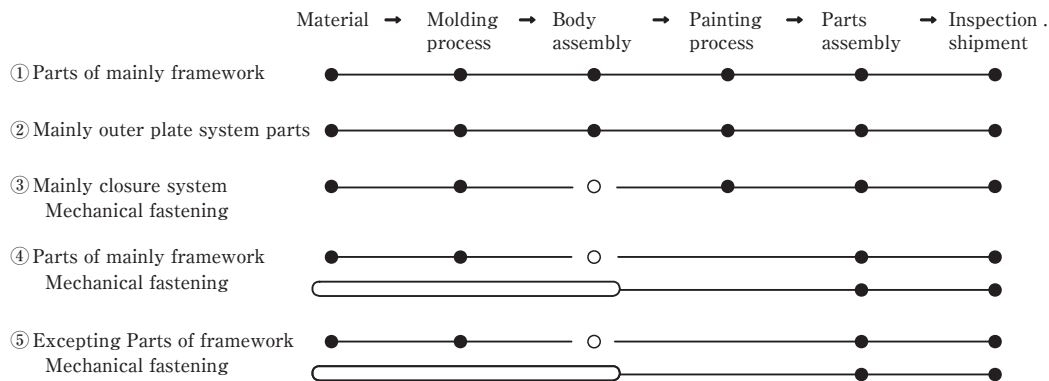


Fig. 2 Automobile classification of the manufacturing process outline and multi-material.

ント系の部品のように、成形性に劣る高強度材の使用に伴って設計空間に制限が発生し、近接する部品とのレイアウト変更を余儀なくされる場合がある。また、衝突荷重対応の部品などでは、低荷重の繰り返し入力と環境因子による疲労、SCCなどの割れの発生を防止する構造を採用する必要が生じ、これも設計空間への制限となる。

またマルチマテリアルの場合、各材料のメリットが最も得られる加工法がそれぞれ異なっており、この異なった加工法の部品を組み合わせることで技術的課題が発生している。例えば、アルミニウムダイキャストで製作されたサスタワー（サスペンション部品であるショックアブソーバーのボデー側取り付けとなる部品）がボデー骨格へ取り付けられる部位がその典型的な例である。アルミニウムダイキャスト製のサスタワーは、剛性確保に最適な肉厚配置を自由に設計することができ、さらに、従来の鋼板製では複数の部品を組み合わせる必要があったものを1部品に集約できるなどのメリットがあるため、採用が広がり始めている。このアルミニウムダイキャストサスタワーと鋼板製骨格との接合に際しては、SPR（セルフピアシングリベット）などの機械的接合が用いられている。この接合部にシーラーを塗工し、次工程である塗装工程で一括塗装することでガルバニック腐食の対策としている。また近年ではこれに加え、接合面にエポキシ系熱硬化型接着剤などの高剛性接着剤を塗布し、塗装後の焼き付け乾燥の工程で硬化させて、機械的接合のみの部品に比べての剛性の向上が図られている。ただしこの工程での接合は、塗装焼き付け時の材質間の線膨張係数差による熱ひずみの影響が大きいため、それを無視できるだけの部品剛性を有する設計が必要とされる。

②は、自動車の外観を構成する部位であり、意匠性や質感に直結することに加えて、薄板で構成されるた

め、ボデーマルチマテリアル化において最も難度の高いものとなる。具体的には自動車としての商品性を左右するデザインとプレス成形性との兼ね合いや、薄板で顕在化する熱ひずみ対策など技術的な課題が多く存在している。(Fig. 3^{2)~4)})

ここで留意すべき点は、熱ひずみが発生する要因は、材料が組み合わせられることで発生する線膨張差だけでなく、この時にさらされる温度域における材料強度（座屈強度）、さらに接着剤の硬化特性など複合的なものになることである。

自動車が置かれる温度環境は、大きく二種類に区分される。一つは実際の使用環境における温度域、もう一つは製造工程における温度域である。一つ目の実際の使用環境では一般に $-30^{\circ}\text{C} \sim +80^{\circ}\text{C}$ となっており、自動車としての商品評価でも再現試験や現地での耐環境試験において当該温度範囲での評価が実施されている。ただし、これは先の温度域全般における変化を想定したものではなく、設定温度下での保温による各部機能が正常に機能するかを評価するものとなっている。他方の製造工程における温度域は、塗装時の焼き付け、乾燥における温度変化が最も大きい。この温度変化は 室温 (RT) \rightarrow 焼き付け乾燥 約 $170 \sim 200^{\circ}\text{C}$ \rightarrow 室温 (RT) となり、室温が 20°C とすれば、 $150 \sim 180^{\circ}\text{C}$ の変化となる。 150°C の温度変化の場合、鋼板であれば、1 mの部品長さが 1.65 mm 、同じくアルミニウム材では 3.45 mm の寸法変化となり、両者の差は 1.8 mm となり、2%近い熱ひずみが発生することになる。この熱ひずみによる変形は接合法にも依存し、例えばリベットなどの機械的接合の場合、室温で接合された時点が基準となり、高温時には線膨張率が大きい材料に圧縮応力が発生し、アルミニウムのように高温強度が低い材料が座屈などの塑性変形が発生しやす。この場合、室温への冷却後もこの座屈部が外観上判別で

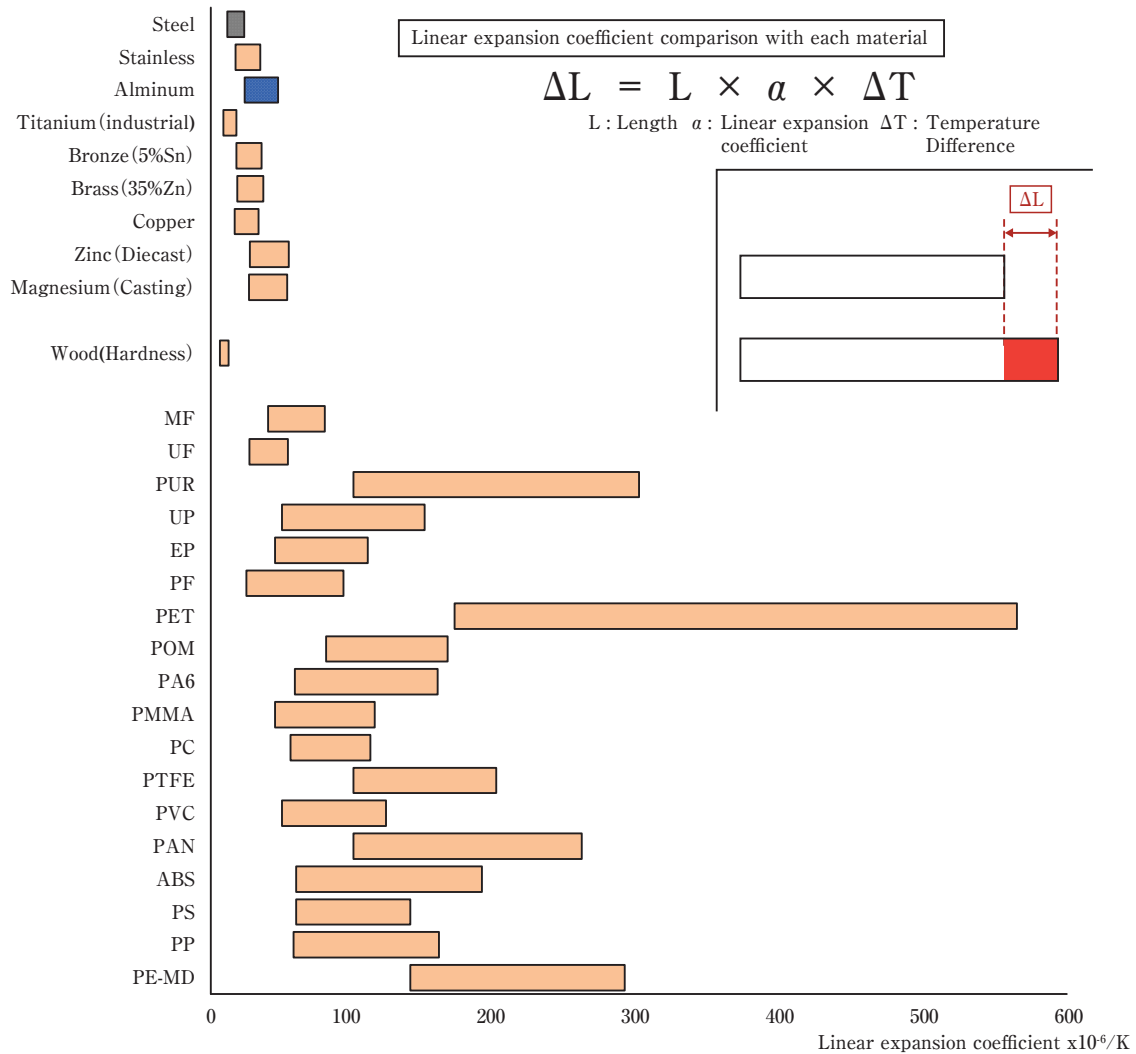


Fig. 3 Influence of linear expansion coefficient.^{2)~4)}

き、面品質として問題となる。一方、熱硬化型接着剤の場合、逆に高温で硬化した時点が基準となり、冷却されると線膨張係数が高い材料が大きく縮むため、引張り応力が発生し、これが面ひずみの原因となる。さらに、当該部位ではアウターパネルとインナーパネルまたはレインフォース材などの内部構造物との間で、部品間の隙間保持や走行中の外部音の減衰・吸音を目的に樹脂充填がなされる場合がある。この樹脂は一般に室温状態で塗布され、焼き付け乾燥時に発泡およびそれに伴う体積膨張することで、部品間を充填し、性能を得ることができるよう設定されている。この反応は高温時に完了し、冷却工程以後も維持されることから、この樹脂の体積膨張に伴うひずみが発生する場合がある。このように塗装焼付け時には様々な原因で熱ひずみが発生するため、これらの現象に対しての対策が必要となる。対策としては、パネルにひずみの伝播を抑制する形状を付加する事例や、組み立て工程そのものを変更する事例がある。アルミニウムルーフにお

ける両者の対策事例を以下に示す。前者の例として、以前三菱自動車のアウトランダーおよびランサーエボリューションのルーフを波板形状として、ハイテンのピラーとの間で発生する熱ひずみを吸収する手法が挙げられる。しかし、現在この手法を使った事例はないことから、意匠上の制約が採用への障害となっていることがうかがえる。後者は、近年欧州で広がり始めている方式で、個別に塗装した後に、常温で接合することを特徴としている。自動車の商品性として、ルーフにはノーマルルーフ、サンルーフ、パノラマルーフなどの様々なバリエーションを持つことが求められており、これらの作りわけのためにルーフを後付けとしている場合がある。これには、常温硬化型の接着剤を使用しており、高強度接着剤の開発に加えてロボット使用による塗布条件の安定化や塗布面状態の管理条件の厳密化など、高度な生産技術面での進歩が支えている。接着剤はウレタン系の接着剤が採用される傾向にあり、適度な弾性により自動車の使用環境下における線膨張

差の吸収、面間隙の確保(による金属間の接触による打音発生の防止)、その絶縁性により材料間の電位差における腐食の抑制と多岐にわたる機能を有している。ただし、接着剤単体では部品の信頼性の全てを担保することはできていないことから、締結などの機械的接合が併用されているが、将来的にはウインドシールドガラスの様に、接着剤単独での成立が見込まれる部位でもある。

もう一つの課題として、組み立て後に塗装工程での脱脂や化成処理のような化学的処理がある。ボデーマルチマテリアルの場合には、異材が近接して存在することとなる。これを化学的処理で薬液中に浸漬することから、この時に局部的に電気回路が形成され、電位的に卑な材料側が優先的に溶解する、いわゆるガルバニック腐食が発生する(Fig. 4⁵⁾)。これは一時的な処理ではあるが、特に微小な隙間においては、侵入した薬液の除去が困難であり、その後の耐食性に悪影響を及ぼす可能性がある。

③はサブラインでの組立ての後、塗装工程を骨格系と同時処理し、次いで組み付け工程で再度組み付けと

なることで成立していることから、製造工程での工程追加が最小限となる。また塗装工程を同時処理することにより、高い外観品質が得られるメリットは大きく、採用の可否は成形性とそれに伴う空間的な制限の改善であることから、成形方法を含めた成形性の改善により、採用の拡大が見込まれる。

④前出の②と同様な課題を有しているが、今後、前出のルーフパネルの様な工程変更で成立することが見込めることから、④に該当する部品は、ボデーマルチマテリアル化において増加してくることが予想される。

⑤は自動車に組み付ける機能部品が増加しており、それぞれの機能部品の特性に応じたブラケットなどの取り付け用の部品が必要である。これらの取り付け用の部品にも軽量化が求められ、様々な軽量素材の適用事例が増加しつつある。性能および経済性の観点から、機能をできるだけ統合して部品点数を減らす努力がなされている。

3. マルチマテリアル化の課題と対応法

前章で述べたマルチマテリアル化の課題である熱ひずみについての対策と、異材間の電位差による腐食(ガルバニック腐食)対策は、構造変更を初め、接合方法、工程変更などを伴うものとなり、様々な技術的革新が図られていくと予想される。

熱ひずみについての対策は、その接合方法や接着剤の物性、緩衝材などの多くの要因があり、その影響予測は難しいものとなっているが、CAE技術の進展により、その予想精度は向上を見せている。CAEの精度を上げるためには個々の材料の実使用時と製造時の温度条件下における物性を明確にすることが重要であり、翻って、このような予測計算を実施する際にどのような物性が必要かの明確化、またその測定手法の確立などが望まれる。これまでそれぞれの素材で分割されていた物性データや測定手段が分野を超えて示され、相互に活用できることになったことが、大きく進歩に至った原因と考えられる。またガルバニック腐食問題に対しては、シール材や接着剤を用いての絶縁や、犠牲材となる材質を部品間に配するなど、構造上や施工上の配慮が進みつつある。また水分などが長期にこのような部品間に存在し電気回路を形成することのない様に配慮がなされており、これらの細かい対策の実績が今後のマルチマテリアルボデー車の開発に欠かせないものになると思われる。

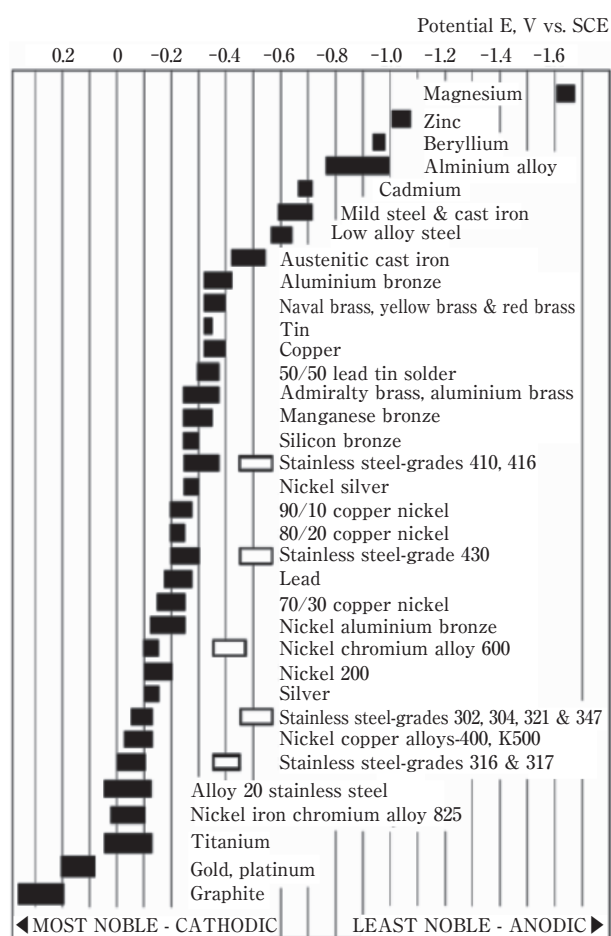


Fig. 4 Corrosion potential of various metals in seawater.⁵⁾

4. 結 言

自動車の軽量化を目的として、従来の蓋物のアルミニウム化に加えてボデー構造の一部をアルミニウム化するボデーマルチ材料化が始まり、材料ミックスは現在大きな転換点を迎えている。各自動車メーカーとも、多大な開発および設備投資を伴う変換点であり、まだその本命と思われる素材および構造が確定するに至っていないことから、今後も紆余曲折があることが予想される。また日本においては、自動車メーカーを頂点とした産業ピラミッド構造が形成されているが、マルチ材料化は、これをも変革しうる可能性がある。EV車の様に、従来とは異なる技術を用いる自動車を手がける新興メーカーは、既存の設備投資がなく、最初からマルチ材料化に対応した製造設備の導入が可能であり、既存メーカーに代わって自動車軽量化のトップランナーとなることも予想される。

当社は、各自動車メーカーおよび部品メーカーの実情に即したアルミニウムによる軽量化の提案を今後も積極的に実施していき、引き続き各社の自動車軽量化促進に貢献していきたい。

参考文献

- 1) Mercedes Benz プレスリリース
- 2) 実用プラスチック事典 材料編 (株)産業調査会 事典出版センター
- 3) アルミニウムハンドブック 一般社団法人 日本アルミニウム協会
- 4) プラスチックス 日本プラスチック工業連盟 vol.51, No.12.
- 5) Specialty Steel Industry of North America (SSINA) HP



山田 豊 (Yutaka Yamada)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部

アルミニウム材料の大型溶接構造物*

熊谷 正樹**

Large Welded Constructions of Aluminum Alloys*

Masaki Kumagai**

Keywords: aluminum alloy, arc welding, friction stir welding, construction

1. はじめに

アルミニウムは軽量で強度と耐食性に優れた材料としてここ半世紀に需要が大きく伸びた材料である。最近では、環境保護のための二酸化炭素排出量削減や省エネルギーのための輸送機器の更なる軽量化ニーズから、自動車をはじめとする輸送機器にますます利用されるようになった。一方、天然ガスやシェールガスへのエネルギー代替によるLNG船やタンク類の増加、インフラ整備と震災復興のための水門や橋梁の増強、2020年開催のオリンピックに向けた土木建築需要やリニアモーターカー開業の計画もあり、アルミニウムの旺盛な需要が期待される。ここでは、アルミニウム合金の有用性を存分に活かした建造物や輸送機器の創生に役立てて頂くため、アルミニウム大型溶接構造物の開発事例を紹介する。

2. 都市景観分野

アルミニウム合金は建築構造物の強度が要求される部位に使用できるようになり、オールアルミ構造の住宅も登場した。

大型建築物の例として、Fig. 1の金沢駅前トラス構造大屋根があげられる。主構造は6061合金押出管の不活性ガスアーク溶接による組立であるが、トラス部は6061合金押出管とエンドプラグを回転摩擦圧接により接合し、ジョイントを介して繋いでいく工法である。風雨を凌ぐため表面はガラスパネルで覆われているが、



Fig. 1 The Motenashi Dome of JR Kanazawa Station, which is the largest space truss structure roof made by aluminum alloys in Japan.

それでも全体が軽量であり、支持部の少ない大空間が得られた。

建築構造物ではサッシや手摺り、照明ポールなどにアルミニウム合金が多用されているが、エントランスの庇や歩道の屋根にも軽量高剛性のハニカムパネルが使われている。

Fig. 2は横浜バイクォーターウォーク連絡デッキで、ろう付ハニカムパネルを屋根に用いている。ろう付ハニカムパネルは、板をコルゲート曲げ加工してコアとして並べ、片面ブレイジングシートを面板としてコアを挟んでろう付したものである。軽量高剛性で、柱の間隔を広げることができるので、広々とした景観が得られる。接着タイプと異なり、オールアルミなので枠

* 本稿は、溶接技術, 62(4)(2014), 55-58に掲載されたものを改訂。

Revision of Welding Technology, 62(4)(2014), 55-58.

** (株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部

No. 5 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

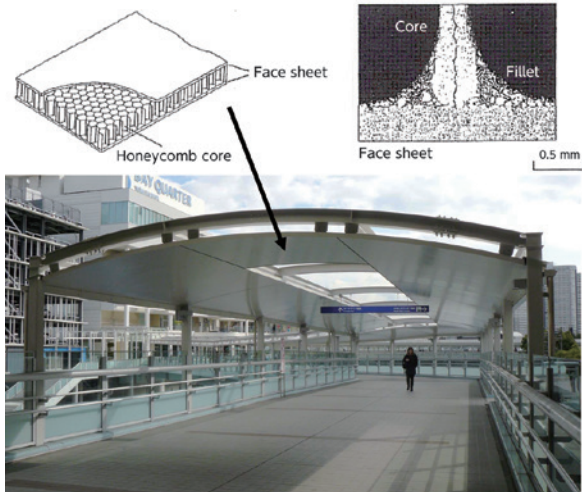


Fig. 2 Honeycomb panel roof on pedestrian deck of the Yokohama Bay Quarter Walk.

を溶接して大型パネルの製作も可能である。

Fig. 3は中部国際空港の地上部の通路で、屋根に接着ハニカムパネルを用いている。接着ハニカムパネルも軽量高剛性で、平坦度に優れ、アルミニウム以外の鋼や樹脂の面板とも接合できるため、意匠性のある建材や内装に適している。最近では、高剛性形状に成形したパネルを面板で挟んだ超高剛性のコアパネル¹⁾が注目されている。

3. インフラ・エネルギー分野

インフラ分野では、防波堤とともに津波の被害を防ぐための水門や、橋梁にもアルミニウム合金が多用されている。

水門は災害が予想された時に迅速に開閉せねばならず、場合によっては人力で動かす必要もあり、軽量で強度と耐久性を確保できるものが要求される。Fig. 4は生実川水門である。5083合金の板の内側にリブを格子状に隅肉溶接した構造となっている。板の片面からの溶接入熱が大きく、“やせ馬”（船体などで生じる面外座屈変形）などの歪みが生じやすいため、溶接施工には熟練を要する。

アルミニウム橋梁床版は、鋼製のように塗装の必要がないため、LCC、LCAの点で有利である。Fig. 5はアルミニウム橋梁床版の代表的な適用例である第二音戸大橋の歩道用橋梁床版である。6N01-T5の押出型材を幅方向にFSW（摩擦攪拌接合）したパネルを並列に敷き詰めていく。FSWは固相接合で母材の融点の8割程度しか温度が上がらないため、歪みが小さいのが特長であり、舗装の手間が掛からず平坦な歩道が得られる²⁾。



Fig. 3 Honeycomb panel eaves of the Chubu Centrair International Airport.



Fig. 4 The Oyumigawa floodgate.

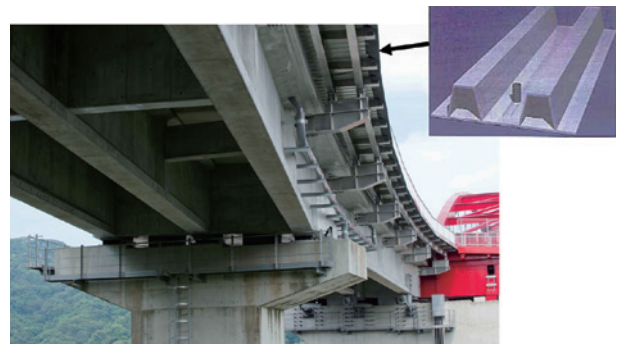


Fig. 5 Slabs for sidewalk of the Daini-Ondo-Ohashi.

アルミニウム合金は、太陽光発電パネル、風力発電システム、資源掘削のデッキや土砂誘導管など、エネルギー分野でも多用されている。また、熱伝導性および電気伝導性にも優れるため、発電システムの熱交換

器やLED道路照明のヒートシンクなどにも、軽さも相まって有効利用されている。

4. 容器類

アルミニウム合金はステンレスとともに容器類にも使用されている。電池ケースや薬包紙などの小さなものから、食品や飼料のサイロやLNGタンクなどの大きなものまで千差万別である。内容物もさまざまであり、アルミニウム合金の中でも合金選定や溶加材の選定に注意が必要である。LNGタンクは厚さ50～200 mmの5083合金を大電流MIGにより溶接して組み立てている。

Fig. 6はアルミニウム合金製過酸化水素タンクである³⁾。耐食性と強度に優れる5254合金が用いられ、不活性ガスアーク溶接によりタンク状に組み立てられる様子が分かる。このような貯蔵タンクは下部に行くほど強度が必要で、板厚を厚くする必要があり、溶接施工法も部位によって異なってくる。石油や液化天然ガスだけでなく、シェールガスなどの新しい燃料への対応も進むであろう。



Fig. 6 The Aluminum Storage Tank for high-pressure hydrogen peroxides.

5. 船舶

輸送機器の中でも規模の違いがあるものの、大型構造物の代表的なものが船舶である。LNG船などの大きな海洋構造物、消防艇や漁船のように高速が要求される船舶にアルミニウム合金が多用されている。北欧では、フィヨルドを渡るフェリーボートなどに6082合金を溶接あるいはFSWした構造が多く使われている。

Fig. 7は隅肉溶接の歪みを抑制して製造される溶接リブ付パネル(プレリブ)である⁴⁾。隅肉MIG溶接部の裏側をTIGトーチを先行させて予熱することにより、両面の入熱を均等に近づけてひずみを抑制する。溶接のままで平坦な5083合金のリブ付パネルが得られ、高速船へ適用されている。板へのバルブプレート押出形材の隅肉溶接であり、リブがどこにでも立てられるのが特長である。

Fig. 8はFSWの広幅形材が多く使われたテクノスーパーライナーである。一隻で10000 m以上の接合をFSWで行っている。主に6N01-T5リブ付押出形材を幅方向に複数枚FSWしたパネルを船舶の上部構造に用いることで、FSWの裏面を意匠面にするにより、平滑で歪みが小さく流麗な船体が得られている。FSWにより広幅化したパネルは、素材工場で接合して広幅材として供給することにより、造船現場での工期が大き

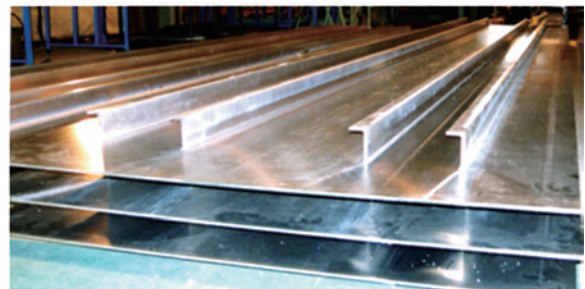
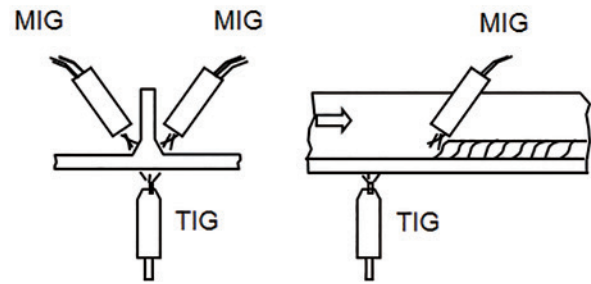


Fig. 7 5083-aluminum alloy panels used in the superstructure of the ship which was stiffened by PRERIB®.

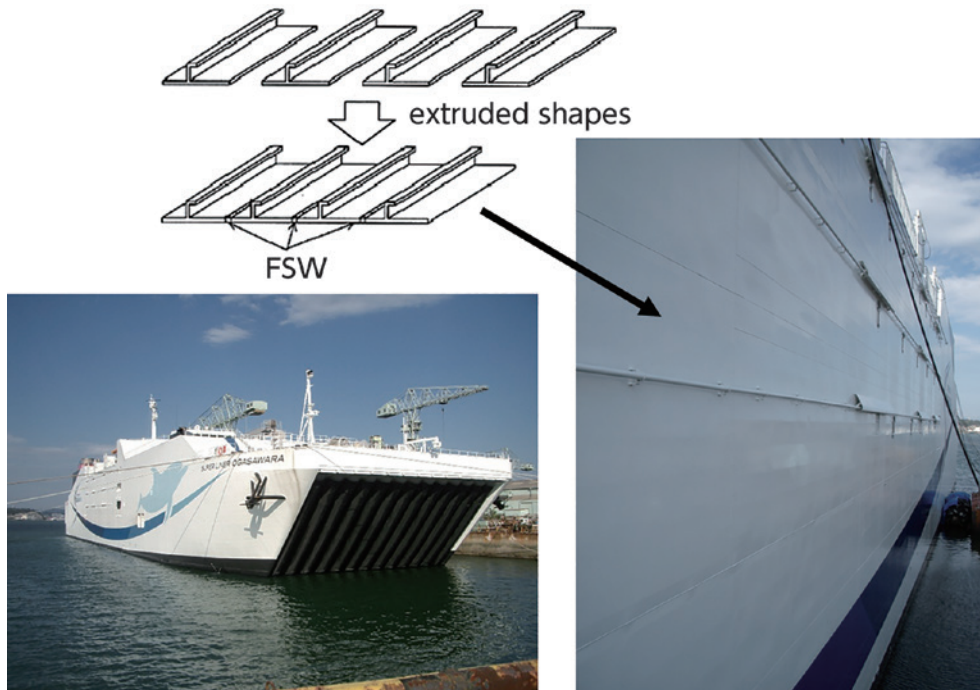


Fig. 8 Techno Super Liner superstructure used aluminum alloy panels prepared by the FSW method.

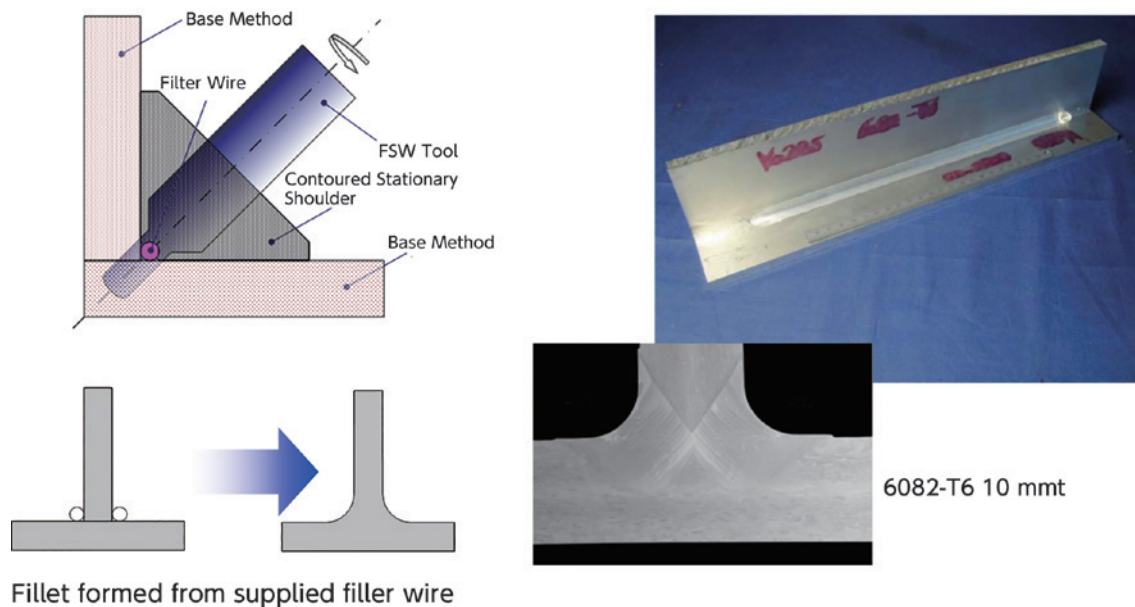


Fig. 9 Corner fillet stationary shoulder FSW method.

く短縮できるメリットもある。

船舶に限らず溶接構造物は、リブ付パネルを中間素材として用いるが、リブを隅肉接合するための応用技術を紹介する。Fig. 9は厚肉の隅肉溶接で更に歪みを少なくした画期的な溶加材添加固定ショルダ隅肉FSW

技術⁵⁾である。プローブのみ回転し、隅肉継手形状に合わせた固定ショルダを、溶加材を置いた継手に押し当てながら接合方向に動かすことでフィレットを有する隅肉接合が可能である。この工法によれば、必要な部位にのみリブを付けたパネルが、少ない歪みで得ら

れるものと考えられ、今後、大型構造物の組立に適用されると思われる。

6. 鉄道車両

高速鉄道車両の構体は、その殆どがトラス断面のダブルスキン押出型材の溶接構造であり、最近では不活性ガスアーク溶接に変えてFSWを適用したものもある。Fig. 10はリニアモーターカー実験車両であり、構体の主要部がリブ付押出型材をFSWおよびMIG溶接で接合した航空機構造のタイプであり、550 km/hの高速走行試験で良い結果が得られている。更なる高速安定走行性を得るため、500系新幹線に用いられたアルミニウム製ろう付ハニカムパネルを進化させたコアパネル構造やFSW応用技術の開発が望まれる。



Fig. 10 The linear motor train made from aluminum alloy panel structure which has been welded by FSW method.

7. おわりに

今回レビューしたものの他にも、アルミニウム合金はロケットや航空機などの大型構造物に有効活用されている。異業種でのアルミニウム材の利用のされ方を理解することにより、課題解決の大きなヒントとなることを期待する。昨今の多様化するニーズに応えるために、本稿が一助となれば幸いである。

謝 辞

金沢駅前大屋根、横浜ベイクォーターウォーク連絡デッキ、中部国際空港庇、第二音戸大橋歩道の写真をご提供頂きました株式会社住軽日軽エンジニアリング殿、過酸化水素タンクの写真をご提供頂きました株式

会社ナルコ岩井殿、溶接リブ付パネル（プレリブ）の写真をご提供頂きました株式会社ニッケイ加工殿、リニアモーターカーの写真をご提供頂きました東海旅客鉄道株式会社殿に、厚く御礼申し上げます。

参考文献

- 1) 日経ものづくり, 2012年5月号, 21.
- 2) 大隅心平, 山口進吾, 熊谷正樹, 田中直, 林典史, 喜田靖: 住友軽金属技報, 44(2003), 147-156.
- 3) 子安秀東, 石田孝将: 軽金属溶接, 48(2010), 373-376.
- 4) 戸田善規, 豊田政男, 竹野親二: 溶接構造シンポジウム'97 講演論文集, (1997), 304-307.
- 5) 福田哲夫, 角張隆男: 溶接技術, 59(2011), 57-60.



熊谷 正樹 (Masaki Kumagai)

(株)UACJ 技術開発研究所 第五研究部



抵抗溶接用電極材料C08

志賀 義則 *

Electrode Material C08 for the Resistance Welding

Yoshinori Shiga*

1. はじめに

自動車製造に使用される抵抗溶接用電極材料には高強度と高電気伝導度が要求される。特に高温での機械的性質により、使用時の性能や寿命を左右する事が多いことから、高温強度の改良が検討されてきた。

当社では、従来のクロム銅にZrを少量添加したジルコニウム入りクロム銅を開発してC08と名付け、主として抵抗溶接用電極 (JIS Z 3234 2種相当) として、使用されている。

本資料はC08と従来からの代表的な高電気伝導度銅合金であるりん脱酸銅、銀入り銅、クロム銅について、高温における機械的性質を比較し、C08の特長をまとめたものである。

なお、りん脱酸銅、銀入り銅は冷間加工後低温焼鈍を行い、C08およびクロム銅は溶体化処理→冷間加工→時効処理を行い各評価試験を行った。

各材料の化学成分を **Table 1** に、室温20℃での機械的性質および電気伝導度を **Table 2** に示す。

2. 特徴

2.1 引張強さ、耐力、伸びおよび絞り

引張試験による評価は、常温～500℃の範囲にわたって行った。用いた試験片は平行部10 mmφ、標点距離35 mmの棒状試験片である。高温試験では試験温度まで昇温後、約20分間保持した後に試験を行った。

評価結果を **Fig. 1**～**Fig. 4**に示す。

りん脱酸銅および銀入り銅の非熱処理型合金は400～450℃以上で著しい強度低下と延性の向上が見られる。クロム銅は温度の上昇につれて、強度と延性がほぼ一様に低下している。C08もクロム銅と類似の傾向であるが、延性の低下が比較的少ない。

特に、C08は400℃以上においても高強度と高延性を維持しており中間温度脆性の兆候が見られない。

Table 1 Chemical composition of various electrode materials. (mass%)

Material	Chemical composition				
	Cu	Cr	Zr	P	Ag
Zr-containing Cu-Cr alloy (C08)	99.20	0.70	0.06	-	-
P deoxidized copper (DHP)	99.96	-	-	0.03	-
Silver bearing copper (Cu-Ag)	99.87	-	-	-	0.13
Cu-Cr alloy (Cu-Cr)	99.15	0.85	-	-	-

Table 2 Mechanical properties and conductivity at R.T.

Material	Heat treatment	Proof stress N/mm ²	Tensile strength N/mm ²	Elongation %	Reduction of cross section %	Hardness HRB	Conductivity IACS%
C08	Solution heat treatment → 50% cold working → aging 475℃×3 hr	498	541	23	66	82	85
DHP	Annealing 500℃×0.5 hr → 50% cold working → annealing 225℃×0.5 hr	356	360	20	79	55	84
Cu-Ag	Annealing 500℃×0.5 hr → 50% cold working → annealing 250℃×0.5 hr	345	352	18	59	55	100
Cu-Cr	Solution heat treatment → 50% cold working → aging 450℃×3 hr	451	504	26	69	80	87

* (株)UACJ銅管 伸銅所 技術管理部
Technology & Quality Assurance Department, Copper Works, UACJ Copper Tube Corporation

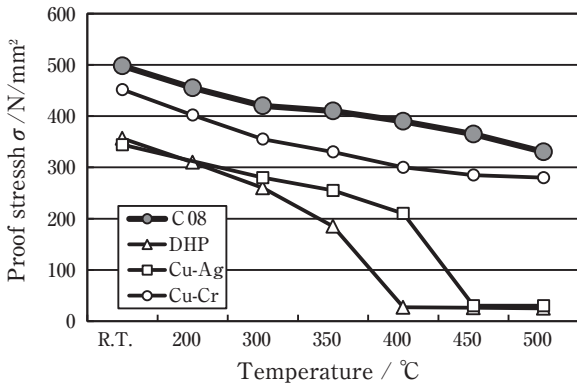


Fig. 1 Comparison of the tensile strength of various materials at each temperature.

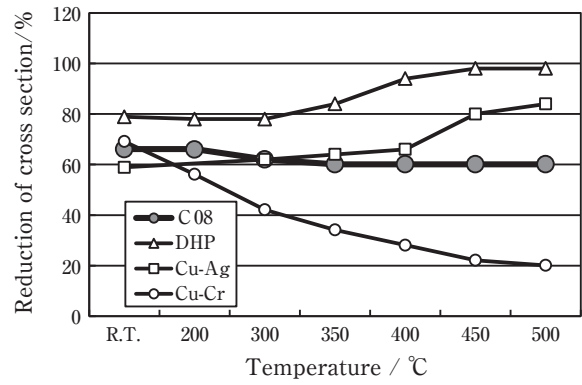


Fig. 4 Comparison of the reduction of cross section at each temperature.

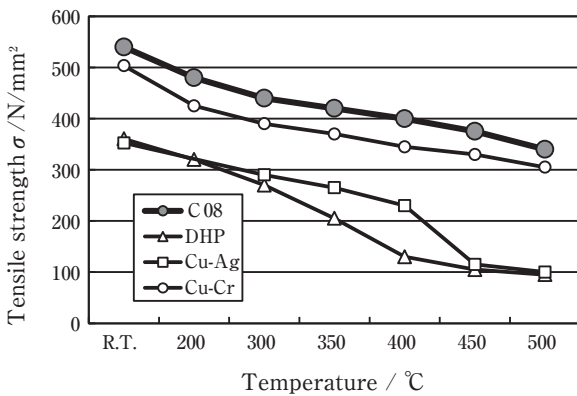


Fig. 2 Comparison of the proof stress of various materials at each temperature.

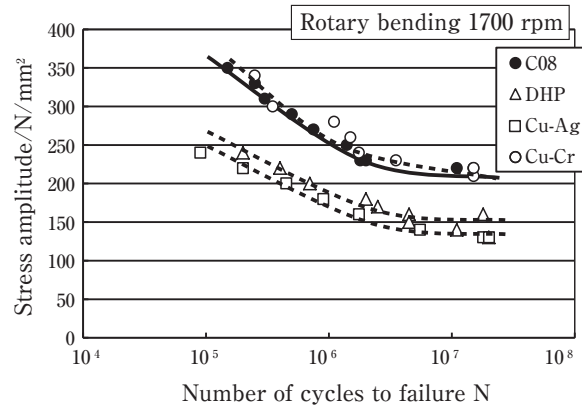


Fig. 5 S-N curves at R.T.

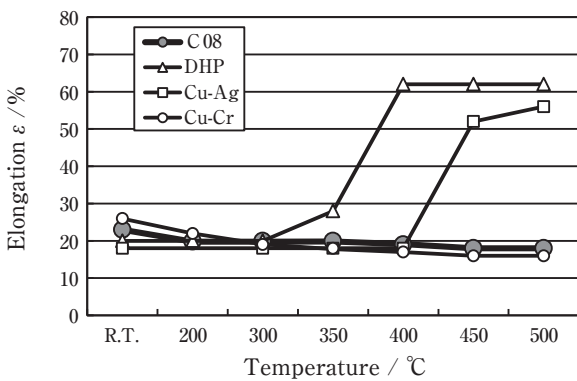


Fig. 3 Comparison of the elongation of various materials at each temperature.

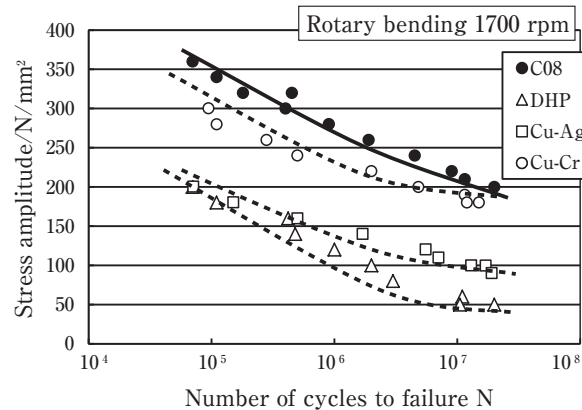


Fig. 6 S-N curves at 300°C.

2.2 疲労強度

疲労試験による評価は、小野式回転曲げ疲労試験機（容量100 N・m、繰返し速度1700 rpm）を用いて、常温と300°Cの2条件で行った。300°Cの試験では昇温中および昇温後約30分間を無負荷で運転した後に、所定の曲げモーメントを負荷した。

評価結果をFig. 5およびFig. 6に示す。

非熱処理型合金およびクロム銅は300°Cにおける疲労強度が常温のそれに比べ低下している。一方、C08は常温と300°Cにおける疲労強度にそれほど大きな差異がみられず、300°Cにおいても高い疲労強度を有している。

2.3 クリープ強度

クリープ試験による評価はレバー形単式引張クリープ試験機（容量30 kN，レバー比1：20）を用いて300℃で行った。昇温後の均熱時間は約20時間とした。得られたデータは応力と一定の全ひずみ，破断までの時間を応力-最小クリープ速度線図に整理した。

評価結果を Fig. 7 に示す。

各材料の300℃におけるクリープ強度の序列は同温度における疲労強度の序列と同じであるが，その優劣は疲労強度の場合よりも一層顕著であり，C08のクリープ強度は他の材料に比べてはるかに高い。

3. おわりに

C08はりん脱酸銅はもちろんのこと，既存の高電気伝導度銅合金である銀入り銅，クロム銅に比べ，優れた引張強度，疲労強度およびクリープ強度を有している。また，中間温度脆性を示さないこともC08の特長の一つである。

したがって，C08を抵抗溶接用電極（Fig. 8）として使用した場合，使用中の変形および割れの危険性が小さくなり，長寿命が期待できる。

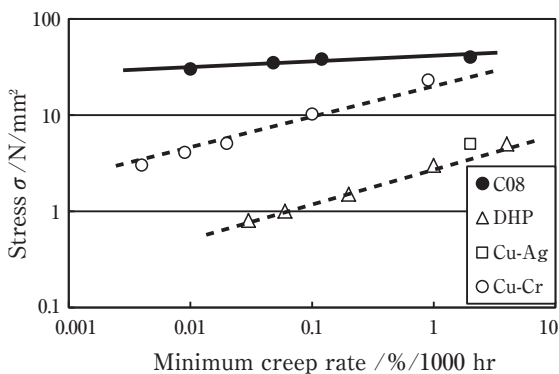


Fig. 7 Creep curves at 300°C.



Fig. 8 Resistance electrode materials made of C08.

(株)UACJ銅管では，抵抗溶接用電極素材として，直棒（丸，矩形，六角），コイル棒，穴あき棒など各種形状寸法に対応可能であり，今後拡販の予定である。

お問い合わせ

(株)UACJ銅管 営業部 東京支店
〒103-0026 東京都中央区日本橋兜町6-5
(KDX日本橋兜町ビル)
TEL：03-5847-2961 FAX：03-5695-0565

UACJ Copper Tube Corporation, Sales Department
Tokyo Office

KDX Nihonbashi Kabutocho Bldg., Nihonbashi
Kabutocho 6-5, Chuo-ku, Tokyo 103-0026, Japan
TEL: +81-3-5847-2961 FAX: +81-3-5695-0565



志賀 義則 (Yoshinori Shiga)
(株)UACJ銅管 伸銅所 技術管理部



アルミニウム製軽量バンパー

田中 晃二*

Light Weight Aluminum Bumper Assembly

Koji Tanaka*

1. はじめに

この度、当社および当社グループがマツダ株式会社殿（以下、「マツダ」）と共同で研究・試作を重ねて開発したアルミニウム合金製軽量バンパーアセンブリーが、2015年5月21日から販売を開始した新型「マツダロードスター[®]」(Fig. 1¹⁾)に採用された。本バンパーアセンブリーは、各部位毎に材料・工法の最適化を図ることで、従来比で約32%の大幅な軽量化を達成し、マツダのフロントバンパーでは初めてのアルミニウム合金

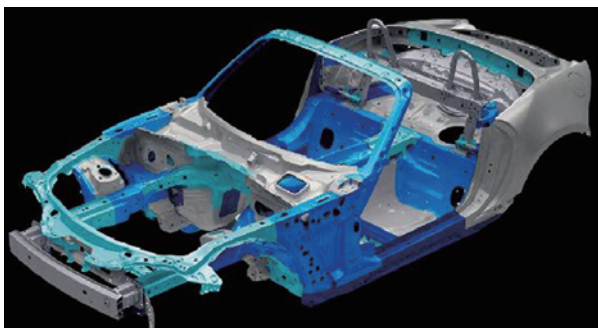
出形材採用となり、新型「マツダロードスター」の軽量化に貢献した (Fig. 2²⁾)。

2. 特徴

本バンパーアセンブリーは、材料組織制御によって優れた特性を高次元で併せ持つ当社が独自開発した最高水準の高強度7000系アルミニウム合金ZK170 (Fig. 3³⁾)をレインフォースに適用し、優れたデザイン性と最



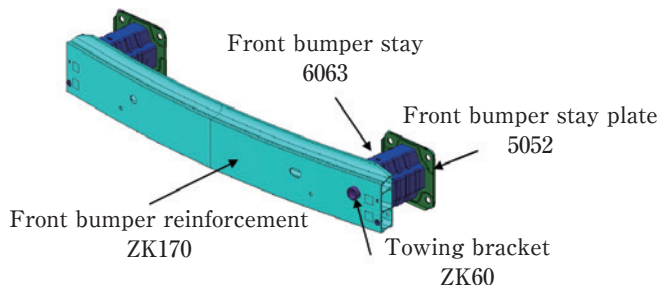
(a) Overview



(b) Body construction



(a) Light weight aluminum bumper assembly



(b) Material composition

Fig. 1 All-New Mazda Roadster¹⁾.

Fig. 2 Developed light weight aluminum bumper assembly²⁾.

* (株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部
No. 6 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

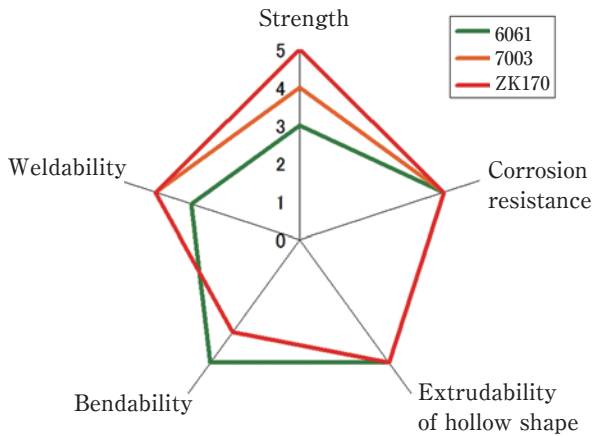


Fig. 3 Characteristics of ZK170³⁾.

軽量を追求した結果、その他の構成部品の全てを溶接構造で作り上げた点が最大の特徴である。また、本バンパーは寸法精度にも優れ、車体への取付を容易にしていると共に、軽量・コストミナムなオールアルミニウム製バンパーである。今回当社では、本バンパーを開発するに当たり、設計・評価・CAE・製造・品質保証までの一連全てをデザインレビューし、当社グループ内で完成させた自動車部品であり、高強度アルミニウム合金押出型材の材料選定から高精度製造加工技術までを新規に開発した軽量高剛性バンパーとなっている。その結果、前モデルの鉄製バンパーに比べて約2.4 kg/本の軽量化を達成した。

3. 性能

本アルミニウム合金製軽量バンパーを開発する上で、いくつかの重要な点がある。特に重要な点として、バンパーは自動車の衝突性能に与える影響が大きいことから、衝突CAE解析技術を実機衝突と精度良く合わせ込む必要がある。開発の各フェイズで、この衝突CAE解析の実施と、試作、評価実験を通じて、CAE精度向上を果たし、また試作において製造工程の各段階での課題検証を合わせて実施することで、より高い商品性を得ることができた (Fig. 4)。

本バンパーは、企画段階より全世界の衝突安全基準を満たすことを目標に掲げ開発を進めてきた。またそれと同時にクラス最軽量とするために、高強度7000系アルミニウム合金ZK170をレインフォースメント材に用いることで、より高い強度を有すると共に、その良好な成形性を有効に用いることで、高剛性断面形状を開発することができた。また、クラッシュカン材には高効率なエネルギー吸収特性が求められ、CAEと評価実験の合わせ込みによりCAE解析の高精度化が図られ、これを用いることで衝突安全基準に求められる各種衝突モードに対応することが可能となり、これらレインフォースメント材とクラッシュカンを強固に溶接組立により一体品とすることで、クラス最軽量且つ全世界衝突基準対応のバンパーを開発することができた。

4. おわりに

今回UACJグループでは、アルミニウム合金製軽量高剛性バンパーを設計・製造するにあたり、製造設備を新規導入するなど、研究開発・製造・販売が一体となり開発を進めている。今後もUACJグループは、新技術・新製品の開発を推進していくと共に、更なる品質向上を追求し、将来見込まれる自動車分野での軽量化について貢献していく予定である。

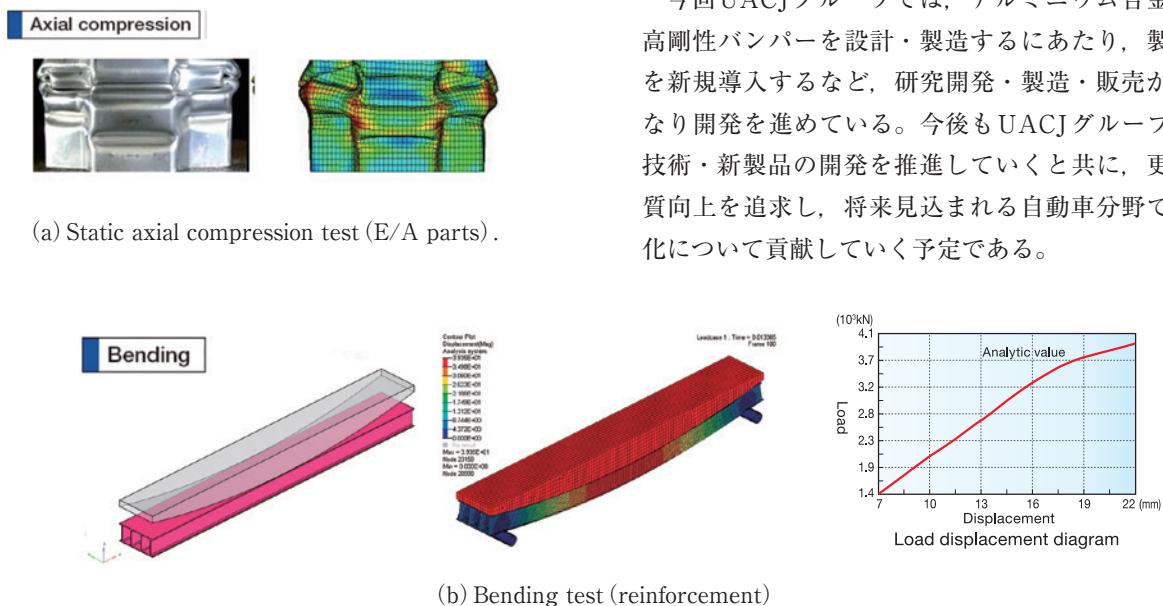


Fig. 4 CAE analysis sample about an energy absorbing components.

謝 辞

今回マツダ殿には、当社が設計提案させて戴いたアルミニウム合金製軽量バンパーを車両搭載して戴くにあたり、アルミニウム合金押出材と製品技術を最大限に活用した車両設計技術を開発して戴き、大変ありがとうございました。この場を借りて厚く御礼申し上げます。

* 新型「マツダロードスター」は、「SKYACTIV (スカイアクティブ) 技術」とデザインテーマ「魂動 (こどう) -Soul of Motion」を採用した、後輪駆動 (FR) の2シーターライトウェイトオープンスポーツカーです。ボディには、アルミニウムや高張力鋼板、超高張力鋼板の使用比率を71%に高め (前モデル58%)、さらに剛性を確保しながら軽量な構造を追求するなどして、先代モデル比100 kg以上となる大幅な軽量化 (車両重量990 kg ~ 1060 kg) を実現しています。【マツダ殿発表資料より抜粋】

参考文献

- 1) マツダホームページ
- 2) UACJホームページ 2015年6月24日プレスリリース
- 3) Euro Car Body 2015 Conference Proceedings, Mazda MX-5 プレゼン資料

お問い合わせ

(株)UACJ 営業本部 自動車材料部
〒460-0022 愛知県名古屋市中区
金山1丁目13番13号 (金山プレイス)
TEL : 052-324-4710 FAX : 052-324-4730

UACJ Corporation, Marketing & Sales Division,
Automotive Materials Marketing & Sales Department
Kanayama Place
1-13-13, Kanayama, Naka-ku, Nagoya 460-0022,
Japan
TEL: +81-52-324-4710 FAX: +81-52-324-4730



田中 晃二 (Koji Tanaka)
(株)UACJ 技術開発研究所 第六研究部



軽金属, 「私の一枚」シリーズより Butterfly Fringe ~世界で最も美しい蝶~*

岩村 信吾**

Ashby -Brown Contrast, the Most Beautiful Butterfly*

Shingo Iwamura**

1. 私の一枚

まず、何も言わずに私が撮影したTEM写真 (Fig. 1) を見て頂きたい。非常に特徴的なTEM像である。この像は、人によって呼び名が異なる。Ashby-Brown contrastあるいはcoffee-bean fringeと呼ぶ人が多いようだが、私はbutterfly fringeという呼び名が美しく好きだ。確かに蝶のようにも見える。

このコントラストは、母相と整合な球状粒子をBragg条件で観察した時に現れるものである。理屈は明快だ。明視野像は透過波による像であるから、母相の歪場の影響を受けて振幅する。このとき、二波励起によるBragg条件下では、励起した面の法線方向のみの歪が像に影響を及ぼすことになる。ここで、粒子が整合で球状である場合、粒子の中心を通る面上では、励起した面の法線方向には歪成分が存在しない。したがって、透過波は歪の影響を受けることなく進み、粒子の中心線上にno contrast lineが現れる。これがbutterfly fringeの正体だ。

定性的には理解し易い。だが、動的回折理論によってこのコントラストを定量的に説明したAshbyとBrownの論文¹⁾は実に見事であった。当時学生だった私はこの論文を徹底的に読み込んだ。文献コピーの1冊目は読みすぎて破れてしまった。2冊目は未だ私の手元にあるが、これもまた読みすぎて、めくる部分が手汗で変色している生々しさである。

2. 蝶の捕獲方法

さて、それではいよいよ、この蝶の捕獲方法を解説

しよう。アルミニウム合金でこのコントラストを観察する場合、Al-Sc系合金におけるAl₃Sc粒子を用いるのがベストな選択であろう。溶体化処理したAl-Sc合金を400℃程度で熱処理すると、20 nm前後の球状整合Al₃Sc粒子が析出する。まさにbutterfly fringeを観察するために生まれてきたような粒子だ。これで状況は整った。

次は試料作製である。観察用サンプルはツイングレット電解研磨法で作る。電解液には、ドライアイスで-10℃まで冷やして硝酸とメタノールの混合溶液を用いる。最近の市販のツイングレット電解研磨装置は、穴が空くと後方のライトの光を検出して自動的に電流が止まるようになっている便利なものだ。だが、私は手製の電解研磨機をお勧めする。後方から懐中電灯でサンプルを照らし、その逆光の中、電解研磨中のサンプルを拡大鏡で覗き続けるのだ。時々、スポイトで試料表面の気泡を除去することを忘れてはならない。じっと待ち続けると、試料に穴が空いて後方のライトの光が見える。気を抜いてはならない。いつ穴が空くかは誰にも分からないのだ。いざ穴が空いて光が見えても、ここで慌てて電流を止めるのは良くない。まず何よりもジェットの水を止めることだ。そして、一呼吸おいて少し穴を広げてから、電流を止める。これが達人の技である。これで、より観察視野が広くひずみがない美しいTEM試料が完成する。既製の装置では、ここまで細やかな試料作製はできない。愛情をこめて作成したサンプルは、必ずや我々の期待に応えてくれるであろう。

いよいよ観察である。このコントラストを写すのにおいて重要なのは高輝度の電子銃でも高加速電圧でも

* 本稿は、「軽金属」(65 (4) (2015), 381)の「私の1枚」シリーズに掲載されたものを改訂。

Revision of "My one shot" series of Journal of The Japan Institute of Light Metals, 65 (2015), 381.

** (株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部

No. 1 Research Department, Research & Development Division, UACJ Corporation

参考文献

- 1) M. F. Ashby and L. M. Brown: Philos. Mag., 8, (1963), 1083-1103.



岩村 信吾 (Shingo Iwamura)
(株)UACJ 技術開発研究所 第一研究部

ない。観察の腕である。軸調整は抜かりなく細心の注意を払って行うことは言うまでもない。Bragg条件で明視野像を撮影すると、スクリーンに蝶が現れる。だが、騙されてはいけない。それは最も美しい姿ではない。もっと慎重に条件を選ぼう。そうだ。励起する面は(220)がいい。(200)だと消衰距離が短いので蝶の羽が短くなる。(220)よりの高次の面だと羽が長くなりすぎて下品だ。やはり(220)が最高だ。励起条件はどうだろう。一般的には、明視野像を撮る際は、励起誤差を若干プラスにすると見やすい写真になると言われている。だが、それは単に二波励起からずらして細部をごまかしているに過ぎない。私は断固、just Bragg条件しか認めない。励起誤差は全身全霊でゼロに合わせたい。次に撮影する視野の選択だ。試料は薄いほうが非弾性散乱が少なくクリアな像になるが、球状の歪場が全て収まりきらない薄さはダメだ。少なくとも粒子サイズの5倍以上の厚さが欲しい。観察箇所の厚さは等厚干渉縞を用いて決定する。もちろん膜厚は消衰距離の整数倍の位置を選ぶ。粒子の位置も重要だ。薄膜の表層近傍にある粒子からは、左右非対称な異常像が現れるので美しくない。薄膜試料のまさに中心にある粒子からは、完璧なbutterfly fringeが得られる。これこそが本命だ。さあ、いよいよ撮影だ。露出を合わせる。ちょっと待って。記録はCCD？、フィルム？、いや、ここはひと手間かけて、画質、黒化度の線形性および広いダイナミックレンジを兼ね備えたイメージングプレートを採用したい。このような工夫を重ねて、ようやく、ようやく、ようやく、このコントラストを完璧に捉えることができるのだ。

もう一度、Fig.1を見て頂きたい。世界で最も美しい蝶はここにいる。これが私の卒業論文であった。

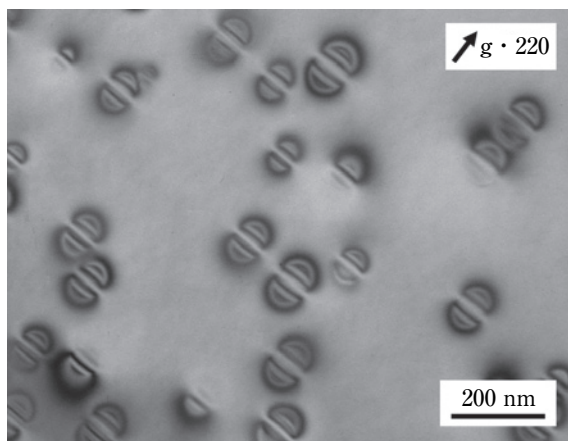


Fig. 1 Butterfly fringe.


 公表資料一覧

2015年1月から2015年12月までに公表した資料

Papers and Proceedings Published from Jan. 2015 to Dec. 2015

■ 論文

No.	題 目	著 者	掲載誌
1	Al-Mg-Si合金のクラスタ形成挙動に及ぼす予備時効温度とSi量の影響	(UACJ) 澤 裕也, 日比野旭 (Tri-Arrows Aluminum Inc.) 一谷幸司	軽金属, 65 (2015), 229-233.
2	時効条件が異なるAl-Mg-Si合金における軟X線XAFS測定	(兵庫県立大学) 足立大樹 (UACJ) 中西英貴, 浅野峰生	軽金属, 65 (2015), 411-415.
3	7000系アルミニウム合金半連続铸造铸塊での凝固割れ	坂口信人	軽金属, 65 (2015), 492-497.
4	りん脱酸銅管の再結晶集合組織に及ぼす造管条件の影響	(UACJ) 玉川博一, 鈴木 忍 法福 守 (UACJ銅管) 小平正明	銅と銅合金, 54 (2015), 11-14.
5	摩擦重ね接合によるアルミニウム合金と樹脂材料の直接接合特性に及ぼすアルマイト皮膜処理の影響	(UACJ) 岡田俊哉 (大阪府立産業技術総合研究所) 内田壮平 (大阪大学) 中田一博	軽金属溶接, 53 (2015), 298-306.
6	Effect of Precipitation of Impurities during Annealing on the Rate of Recovery and Recrystallization in 1050 Aluminum Hot-Rolled Sheets.	Hideo Yoshida, Yoshimasa Ookubo	Materials Transactions, 56 (2015), 1960-1967.

■ 解説

No.	題 目	著 者	掲載誌
1	軽金属学会 小山田記念賞： 二輪車サスペンション用の高強度アルミニウム合金管と加工方法の開発	(KYB) 金兒龍一, 平野克也 (KYBモーターサイクルサスペンション) 越岡悟史 (UACJ) 加藤勝也 (UACJ押出加工名古屋) 箕田 正, 中井康博	軽金属, 65 (2015), 95-100.
2	私の一枚:「見えない」と「無い」の狭間で -ファセット溶解を伴う交流エッチピットの断面観察-	大澤伸夫	軽金属, 65 (2015), 147.
3	巻頭言:「軽金属材料の塑性加工技術と数値シミュレーションの最前線」特集号に寄せて	(徳島工業短大) 中 哲夫 (岡山大学) 上森 武 (UACJ) 鳥飼 岳 (広島大学) 濱崎 洋	軽金属, 65 (2015), 155.
4	効果的なCAEの活用方法	鳥飼 岳	軽金属, 65 (2015), 184-189.
5	軽金属学会賞: 超々ジュラルミン開発の伝統を受け継いで -超塑性材料の組織制御から学んだこと-	吉田英男	軽金属, 65 (2015), 345-355.
6	私の一枚 Butterfly fringe ~世界で最も美しい蝶	岩村信吾	軽金属, 65 (2015), 377.
7	日本における航空機用アルミニウム合金開発の歴史 -零戦からボーイング777まで-	吉田英雄	軽金属, 65 (2015), 432-440.
8	航空機用アルミニウム合金開発の最近の動向	吉田英雄, 林 稔, 則包一成	軽金属, 65 (2015), 441-454.
9	第5回 軽金属学会 東海支部女性の会 報告	上田 薫	軽金属, 65 (2015), 533.
10	ジュラルミンとZeppelin 飛行船	吉田英雄	軽金属, 65 (2015), 508-516.
11	展伸用アルミニウム合金の溶解と溶湯処理	高橋功一	軽金属, 65 (2015), 518-522.
12	人材育成 WG活動について	村松俊樹	軽金属, 65 (2015), 526-529.
13	軽金属の生産技術~アルミニウムの上工程から下工程まで~ アルミニウム合金のDC铸造	高橋功一	軽金属, 65 (2015), 599-603.
14	アルミニウム技術史 超ジュラルミンとDC-3	吉田英雄	軽金属, 65 (2015), 590-598.
15	日本におけるジュラルミンおよび超ジュラルミンの研究 および製造技術の発展	吉田英雄	軽金属, 65 (2015), 627-637.
16	私の一枚: 摩訶不思議なコンビネーションピット	大谷良行	軽金属, 65 (2015), 643.

No.	題目	著者	掲載誌
17	学会便り 平成27年度軽金属基礎技術講座「アルミニウムの製造技術」	大瀧光弘	軽金属, 65 (2015), 653.
18	アルミニウム表面に関する分析技術の紹介	野瀬健二, 富野麻衣	材料と環境, 64 (2015), 285-288.
19	アルミニウム合金押出材の自動車への適用	伊藤清文, 熊谷正樹	塑性と加工, 56 (2015), 520-524.
20	特集「自動車車体の軽量化」: 軽量材料アルミニウム合金を使用した接合技術	福田敏彦	溶接学会誌, 84 (2015), 519-527
21	平成26年度日本アルミニウム協会賞(開発賞): 着除霜性に優れたプレコートフィン材の開発	(UACJ) 笹崎幹根, 木戸 開 富田直隆 (Nalco (Thailand)) 山田哲哉 (UACJ MH (Thailand)) 高橋 南	ALUMINIUM 2015年 秋号, 日本アルミニウム協会, (2015).
22	航空機用アルミニウム合金開発の最近の動向(特集 航空機構造用材料および素形材)	吉田英雄	素形材, 56 (2015), 10-17.
23	リチウム二次電池用多孔質集電体正極の開発(2)	(古河電池) 根元美優, 久保田昌明 (古河電池, 首都大学東京) 阿部英俊 (UACJ) 田中祐一 (首都大学東京) 金村清志	FB テクニカルニュース, 71 (11) (2015), 16-21.

■ 学会・協会の講演大会での口頭・ポスター発表

No.	題目	発表者	講演大会・掲載要旨集
1	Reaction Behavior of Mixtures of Non-Corrosive Flux and Non-Corrosive Flux Containing Zn during Brazing	H. Kumagai, N. Yamashita	12th Vehicle Thermal Management Systems (VTMS12), England, (2015).
2	Effect of the SO_4^{2-} and NO_3^- on the corrosion behavior of 3xxx alloy in anion coexistence environment	T. Murata	VII Aluminium Surface Science & Technology (ASST2015), (2015), ID72.
3	High Capacity Thick Cathode with a Porous Aluminum Current Collector for Various Rechargeable Lithium Batteries	(Tokyo Metropolitan Univ.) H. Abe, H. Munakata K. Kanamura (Furukawa Battery Co., Ltd.) M. Kubota, M. Nemoto (UACJ) Y. Tanaka	Electrochemical Society, 227th ECS Meeting, A02-0554, (2015).
4	超々ジュラルミン開発の伝統を受け継いで -超塑性材料の組織制御から学んだこと-	吉田英雄	軽金属学会 第128回春期大会, (2015), 軽金属学会賞受賞記念講演
5	Al-Mg-Si系合金の集合組織形成に及ぼす中間焼鈍および冷間圧延率の影響	長谷川啓史, 中西英貴, 浅野峰生	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 19-20.
6	アルミニウムクラッドフィン材のろう付加熱中における垂下挙動に及ぼす芯材Si濃度の影響	(UACJ) 中川 渉, 新倉昭男 (乳源東陽光精箔) 田中 哲	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 21-22.
7	二軸応力試験による6000系アルミニウム合金板の材料モデリングと穴広げシミュレーション	(東京農工大学) 森 崇裕 (UACJ) 浅野峰生, 上野洋一 上間直幸 (東京農工大学) 桑原利彦	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 39-40.
8	クラッド圧延における接合界面の評価手法とその検証	藤村 崇, 藤岡和宏	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 87-88.
9	フラックスレスろう付用ブレージングシートにおける酸化皮膜の破壊機構	(UACJ) 山吉知樹, 伊藤泰永 柳川 裕 (名古屋大学) 武藤俊介	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 91-92.
10	Al-Zn-Mg-Cu系合金圧延材の引張性質に及ぼす集合組織の影響	則包一成, 中西英貴, 坂口信人	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 111-112.
11	数値シミュレーションによるアルミニウム合金の腐食挙動における金属イオンの影響評価	寺内 悠, 島田隆登志, 大谷良行 小山高弘, 兒島洋一	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 125-126.
12	アルミニウムのカソード反応に及ぼす酸種の影響	大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 127-128.
13	リン酸クロメート, リン酸ジルコニウム皮膜中のフッ素の熱挙動	野瀬健二, 渡壁尚仁, 大澤伸夫	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 129-130.
14	亜硫酸イオン環境でのアルミニウム合金の腐食挙動に及ぼす添加元素の影響	小路知浩, 田中寿和, 山下尚希	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 133-134.
15	1200合金における不均一変形挙動に及ぼす熱処理条件の影響	中西英貴, 浅野峰生	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 245-246.
16	Al200合金における引張変形中の転位密度変化に及ぼす熱処理条件の影響	(兵庫県立大) 足立大樹, 中謙 大 (UACJ) 中西英貴, 長谷川啓史 浅野峰生	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 247-248.

No.	題 目	発表者	講演大会・掲載要旨集
17	3104合金の熱間加工後の再結晶組織形成に及ぼす均質化処理条件の影響	立山真司, 玉田裕子, 岩村信吾	軽金属学会 第128回春期大会講演概要, (2015), 249-250.
18	着除霜性に優れたプレコートフィン材の開発	笹崎幹根	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, 企業交流会招待講演, (2015).
19	Growth Behavior of Hydrogen Micro Pores in Al-Zn-Mg-Cu Alloys during High Temperature Exposure	(九州大学) 戸田裕之, 蘇 航 (JASRI) 上杉健太郎, 竹内晃久 (UACJ) 坂口信人, 渡辺良夫	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 103-104.
20	Hydrogen Assisted Damage and Fracture Behaviors in High Strength 7XXX Aluminum Alloys	(九州大学) 戸田裕之, 多田雄貴 (JASRI) 上杉健太郎, 竹内晃久 (UACJ) 坂口信人, 渡辺良夫	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 105-106.
21	Al-Mg系合金のレーザ溶接における凝固割れに及ぼす添加元素の影響	(UACJ) 蓬田翔平, 岡田俊哉 (UACJ) 鍛鍛 鈴木義和 (大阪大) 廣瀬明夫, 佐野智一 森 裕章 (JET) 本多啓三	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 167-168.
22	保持炉内溶湯処理における介在物挙動	高橋功一, 常川雅功	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 175-176.
23	Al-Zn-Mg-Cu系合金圧延材の引張性質・集合組織に及ぼすロール温度の影響	則包一成, 坂口信人, 田中宏樹	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 201-202.
24	アルミニウム-樹脂複合材の接着強度に及ぼす酸化皮膜形状の影響	村岡佑樹, 長谷川真一, 前園利樹	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 229-230.
25	A3003合金の耐食性に及ぼすSiの影響	鈴木太一, 八太秀周, 小山高弘 大谷良行	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 241-242.
26	アルミニウム/鉄接触試験片の異種金属接触腐食挙動に及ぼす塩種の影響	大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 245-246.
27	3003アルミニウム合金の再結晶挙動に及ぼすSi含有量の影響	安藤 誠, 福本敦志, 田中宏和	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 253-254.
28	フラックスレスろう付におけるフィレット形成の時間的挙動	山吉知樹, 伊藤泰永	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 261-262.
29	交流電解法によって作製したアルミニウムアノード酸化処理皮膜の評価	(UACJ) 三村達矢, 長谷川真一 本川幸翁, 小山高弘, 兒島洋一 (イズミール工大) Hatice Pehlivan	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 283-284.
30	Al-Mg-Si合金における自然時効中のナノクラスタ変化の軟X線XAFSを用いた測定	(兵庫県立大) 足立大樹 (UACJ) 中西英貴, 長谷川啓史 浅野峰生	軽金属学会 第129回秋期大会講演概要, (2015), 321-322.
31	The reversion process applied to a plastic working for high strength aluminum alloys	加藤勝也	The Japan Society for Technology of Plasticity, 7th JSTP International Seminar on Precision Forging (2015).
32	Topics of Aluminum Sheet Technology in Southeast Asia	A. Niikura	9th Thailand metallurgy conference, Suranaree university of technology, (2015).
33	Al-10%Si-Mg系合金の凝固組織に及ぼすMg含有量の影響	(富山大学) 青島剛士, 才川清二 (北陸職業能力開発大学) 池野 進 (UACJ) 久保貴司, 高橋功一 石川宣仁	日本鑄造工学会 第166回全国講演大会, (2015), No.53.
34	Mg含有量の異なるAl-10%Si-Mg系合金における凝固過程の検討	(富山大学) 加古博紀, 香村祥太 才川清二 (北陸職業能力開発大学) 池野 進 (UACJ) 久保貴司, 大瀧光弘 高橋功一	日本鑄造工学会 第167回全国講演大会, (2015), No.81.
35	多孔質アルミニウム集電体を用いた正極のリチウム二次電池への応用(2)	(首都大学東京) 根本美優 久保田昌明, 金村聖志 (古河電池) 阿部英俊 (UACJ) 田中祐一	電気化学会 第82回大会, (2015), 3I21.
36	集電体/活物質層界面の抵抗が電極反応に及ぼす影響	(UACJ) 八重樫起郭, 齊藤聡平 本川幸翁, 兒島洋一	電気化学会 2015年電気化学秋季大会, (2015), 2C26.
37	正極集電体に多孔質アルミニウムを用いたリチウム二次電池の電気化学特性	(首都大学東京) 久保田昌明 根本美優, 金村聖志 (UACJ) 田中祐一 (古河電池) 阿部英俊	第56回電池討論会, (2015), 3D17.
38	Cu-Ni-P合金の時効析出挙動と機械的性質	玉川博一, 永井健史, 浅野峰生	日本銅学会 第55回講演大会概要集, (2015), 21-22.

No.	題 目	発表者	講演大会・掲載要旨集
39	耐蟻の巣状腐食性に優れた銅管の開発	河野浩三, 鈴木 忍, 法福 守 金森康二, 玉川一博, 京 良彦 大谷良行	日本銅学会 第55回講演大会概要集, (2015), 39-40.
40	押出素管の光学的表面検査方法	(UACJ銅管) 志賀義則	日本銅学会 第55回講演大会概要集, (2015), 161-162.
41	樹脂皮膜特性に及ぼす塗料樹脂及び塗装条件の影響	村岡佑樹, 竹田委千央, 前園利樹	第30回塗料・塗装研究発表会, (2015), 一般講演 4.
42	プレコートアルミニウム材の加工後耐食性に及ぼす下塗り層の架橋密度の影響	小澤武廣, 前園利樹	第30回塗料・塗装研究発表会, (2015), 一般講演 12.
43	リン酸クロメートおよびリン酸ジルコニウム皮膜中におけるフッ素の熱挙動	原 康人, 野瀬健二, 渡壁尚仁 小林美智男, 大澤伸夫	表面技術協会 第132回講演大会, (2015), 09C-10.
44	視認できないコードを施した包装材の開発	(UACJ) 西尾 宏, 北田有希絵 (シンクラボラトリ) 重田 核 高橋永治, 村田智子	第24回日本包装学会年次大会, (2015), d-07.
45	熱交換器用フィン材における塗膜成分が与える親水性への影響	世古佳也, 外山智章, 上田 薫	2015年度日本冷凍空調学会年次大会, (2015), A112.
46	空調用熱交換器の着除霜性に及ぼすフィン表面処理の影響	荻原加奈, 上田 薫, 笹崎幹根	2015年度日本冷凍空調学会年次大会, (2015), A113.
47	空調用熱交換器の性能特性に及ぼす伝熱管形状の影響	(UACJ) 諸井 務, 法福 守 (UACJ銅管) 讃岐則義	2015年度日本冷凍空調学会年次大会, (2015), A335.
48	水熱交換器の管の内部構造についての流体解析を用いたシミュレーション	(UACJ) 木村直樹, 法福 守 (UACJ銅管) 林 弘明	2015年度日本冷凍空調学会年次大会, (2015), E123.

■ その他 (シンポジウム・研究会・講習会での講演, 書籍など)

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
1	UACJ's Global Strategy and Approach to the Automotive Aluminum Market	A. Niikura	N.America Automotive Lightweight Procurement Symposium 2015, Detroit, (2015).
2	アルミニウム合金の熱処理と組織制御	新里喜文	日本アルミニウム協会 名古屋大学 材料工学特別講義, (2015).
3	アルミニウムの製品技術 車両, 航空機, 建築・建材・土木, PS版	新里喜文	日本アルミニウム協会 名古屋大学 材料工学特別講義, (2015).
4	自動車用アルミニウム材料の成形・接合・表面処理	速水宏晃	日本アルミニウム協会 名古屋大学 出張講座, (2015).
5	アルミニウムの溶解鋳造	成島孝宏	日本アルミニウム協会 中核人材 育成プロジェクト (京都大学吉田 キャンパス 吉田研究室), (2015).
6	自動車用アルミニウム材料の表面処理	小山高弘	日本アルミニウム協会 自動車アルミ化委員会 平成27年度「自動車のアルミ化技術 講習会」, (2015).
7	着除霜性に優れたプレコートフィン材の開発	笹崎幹根	日本アルミニウム協会 全国軽金属商協会 第54回「アルミニウム技術研修会」, (2015).
8	形状設計を駆使した板材の高剛性化	速水宏晃	日本アルミニウム協会 アルミニウム・夏の学校 (サマースクール関東), (2015).
9	形状設計を駆使した板材の高剛性化	速水宏晃	日本アルミニウム協会 アルミニウム・夏の学校 (サマースクール関西), (2015).
10	アルミニウムの溶解・溶湯処理・連続鋳造	高橋功一	日本アルミニウム協会 富山大学 特別出張 講座, (2015).
11	接合 (溶接)	岡田俊哉	アルミニウム建築構造協議会 第17回アルミニウム建築構造物製作管理技術者認定のための講習会, (2015).
12	アルミニウム合金の大気腐食におけるカチオンの影響	島田隆登志	日本ウェザリングテストセンター 平成27年度ウェザリング技術研究成果発表会, (2015).
13	摩擦攪拌接合の最前線 (非鉄材料分野)	境 利郎	大阪市立工業研究所 第32回科学技術講演会 (工研シンポジウム2015).

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
14	自動車用アルミニウム合金展伸材の開発動向と適用事例	伊藤清文	型技術協会 型寿命評価研究委員会, (2015).
15	アルミニウム合金用FSW技術の現状と課題	福田敏彦	日本機械学会 M&M2015 材料力学カンファレンス, ワークショップ「摩擦攪拌による軽量構造用材料の接合・組織改質」, 講演番号 SL22, (2015).
16	職業まるわかり：企業における研究開発って？	田中宏和	岐阜県立多治見高等学校 職業まるわかり講座, (2015).
17	アルミニウム材料 -軽量化に挑む-	小山克己	京都大学大学院工学研究科 社会基盤材料特論II, (2015).
18	磁気ディスク用アルミニウム合金基板の開発と現状	北脇高太郎	日本金属学会 関東支部 ヤングメタラジスト研究交流会, (2015).
19	アルミニウムの溶解・溶湯処理と連続鋳造	高橋功一	軽金属学会 平成27年度 軽金属基礎技術講座, (2015).
20	アルミニウムの板圧延	石川宣仁	軽金属学会 平成27年度 軽金属基礎技術講座, (2015).
21	アルミニウムの薄板成形	野口 修	軽金属学会 平成27年度 軽金属基礎技術講座, (2015).
22	オバケ生成挙動に関する考察	高橋功一	軽金属学会 第97回シンポジウム「アルミニウム溶解炉における複合酸化物の異常生成」, 研究成果の報告, (2015).
23	オバケ再現試験と結果	成島孝宏	軽金属学会 第97回シンポジウム「アルミニウム溶解炉における複合酸化物の異常生成」, 研究成果の報告, (2015).
24	1000系アルミニウム合金の延性挙動	中西英貴	軽金属学会, 日本鉄鋼協会, 溶接学会, 若手研究者・技術者講演会 金属材料加工シンポジウム, (2015).
25	Al-Mg-Si系合金の自然時効挙動に及ぼすSi量の影響	澤 裕也	軽金属学会関東支部 H 27年度 若手研究者育成研修会 (講演会), (2015).
26	数値シミュレーションによるアルミニウム合金の腐食と金属イオンの加水分解に伴うpH変化の検討	寺内 悠	軽金属学会関東支部 H 27年度 若手研究者育成研修会 (講演会), (2015).
27	3014合金の熱間加工中における再結晶組織形成に及ぼす均質化処理条件の影響	立山真司	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
28	Al-Mg-Si系合金の再結晶組織形成に及ぼす固溶析出状態の影響	長谷川啓史	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
29	クラッド圧延における接合界面の再評価手法とその検証	藤村 崇	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
30	集電体カーボンコート箔によるリチウムイオン電池の耐久性向上	八重樫起郭	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
31	NaCl水溶液中におけるAlの電気化学的性質に及ぼすMgの影響	京 良彦	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
32	Al塗装材の糸錆腐食試験における相対湿度と促進性の関係	三村達矢	軽金属学会東海支部 ポスター講演会, (2015).
33	アルミニウム合金の特性と板材成形	上野洋一	軽金属学会東海支部 第2回講演会 軽金属イブニングセミナー, (2015).
34	超々ジュラルミン開発の歴史	吉田英雄	軽金属学会 東海支部特別講演会, (2015).
35	アルミニウムならびにアルミニウム合金	大谷良行, 兒島洋一	日本材料学会 腐食防食部門委員会 第304回例会資料 (2015), 1-8.
36	銅ならびに銅合金	(関西テクノカンパニー) 川邊允志 (UACJ) 鈴木 忍	日本材料学会 腐食防食部門委員会 第304回例会資料 (2015), 9-15.
37	アルミニウム合金の諸特性とその成形事例	竹田博貴	日本塑性加工学会 第140回塑性加工学講座, (2015).
38	アメリカ/メキシコのプレス加工会社での勤務経験	水越秀雄	日本塑性加工学会 東海支部新進部会 第36回討論会「若手討論会」, (2015).
39	Improvement of the Bend Ability of Inner Grooved Small Size Copper Tube	玉川博一	日本塑性加工学会 ロールフォーミング分科会 TUBE&PIPE OSAKA 2015.
40	復水器管の検査方法 渦流探傷試験, 抜管検査 分極抵抗測定法, 汚れ測定法	鈴木 忍	電気化学会 海生生物汚損対策懇談会 -腹水器-真空度向上を目指して- 講習会, (2015).
41	多孔質Al集電体(ファスポーラス®)の開発	田中祐一	電子情報技術産業協会 3月度電解蓄電器研究会, (2015).

No.	題 目	講演者・著者	講演会・他
42	エアコン用内面溝付管の変遷	法福 守	日本伝熱学会 東海支部 第22回伝熱コ キウム, (2015).
43	アルミニウム合金土木構造物設計・製作指針 第9.3章 「アルミニウム合金材の摩擦攪拌接合継手」	岡田俊哉	土木学会 鋼構造i委員会・アルミニウム合 金土木構造物設計・製作指針作成検討小 委員会「アルミニウム合金材の鋼橋への活 用技術ならびにアルミニウム合金土木構 造物設計・製作指針(案)に関する講習 会」, (2015).
44	アルミニウム産業の現状と産学協同への期待	戸次洋一郎	富山大学 第一回 先端材料研究フォー ラム, (2015).
45	アルミのFSWの現状と技術的課題	福田敏彦	名古屋国際見本市委員会 第5回次世代 ものづくり基盤技術産業展-TECH Biz EXPO 2015-, (2015).
46	非鉄金属材料 (アルミニウム・アルミニウム合金)	岩村信吾	名古屋産業振興公社 名古屋市工業研究所 名古屋市中小企業技術者研修, (2015).
47	非鉄金属材料 (銅・銅合金)	玉川博一	名古屋産業振興公社 名古屋市工業研究所 名古屋市中小企業技術者研修, (2015).
48	素材概論 (アルミ)	中西英貴	公益財団法人 浜松地域イノベーション推 進機構・浜松市, 平成27年度「製造中核人 材育成講座」, (2015).
49	素材から見た材料加工技術 (非鉄金属材料編)	水越秀雄	日立製作所 第6回実習で学ぶ材料基盤技 術, (2015).
50	非鉄金属材料の最前線	浅野峰生	日立製作所 第9回 機械・材料技術者のた めの金属材料の基礎, (2015).
51	Al-Mg系合金における塩化物溶液中での局部腐食発生 挙動	(東北大) 境沢勇人, 武藤 泉 菅原 優, 原 信義 (UACJ) 大谷良行, 小山高弘	腐食防食学会 第62回材料と環境討論会, B-310, (2015).
52	アルミニウムの孔食挙動に及ぼす種々のアニオンの 影響のpH依存性	大谷良行, 小山高弘, 兒島洋一	腐食防食学会 第62回材料と環境討論会, B-311, (2015).
53	腐食反応に伴う溶出金属の加水分解によるpH変化の 数値シミュレーション	寺内 悠, 島田隆登志, 大谷良行 小山高弘, 兒島洋一	腐食防食学会 第62回材料と環境討論会, D-109S, (2015).
54	アルミニウム合金の腐食挙動概説	兒島洋一	腐食防食学会 第183回腐食防食シンポジ ウム, (2015).
55	アルミニウムの大気腐食における水の還元反応	島田隆登志	腐食防食学会 第183回腐食防食シンポジ ウム, (2015).
56	アルミニウム合金の粒界腐食挙動	大谷良行	腐食防食学会 第183回腐食防食シンポジ ウム, (2015).
57	塗装アルミニウム材の糸錆腐食試験における相対湿度 の影響	三村達矢	腐食防食学会 第183回腐食防食シンポジ ウム, (2015).
58	アルミニウムに関する表面分析技術	野瀬健二	腐食防食学会 第183回腐食防食シンポジ ウム, (2015).
59	アルミニウム合金のリサイクルと腐食挙動	大谷良行	腐食防食学会 第66回技術セミナー 金属 材料のリサイクルと防食技術・リサイクル 金属をいかに利用するか-, (2015).
60	PTP用アルミ箔の最新状況(1)	西尾 宏	創包工学会 第61回講演会, (2015).
61	Aluminium Sheet Technology in Southeast ASIA	K. Nose	The 4th Metallurgy Forum by TCMA (Thai Corrosion of Metals and Materials Association), Metalex 2015, (2015).
62	摩擦重ね接合によるアルミニウム合金と樹脂材料の 直接接合特性に及ぼすアルマイト皮膜処理の影響	岡田俊哉	溶接学会 東海支部第84回溶接研究会, (2015).
63	空調機器用熱交換器の伝熱促進技術	法福 守	日本冷凍空調学会 熱交換器プロジェクト 第5回委員会, (2015).

「日本発のグローバルアルミニウムメジャーグループ」として、 世界市場で存在感を発揮してまいります。

板事業



缶材・クロージャー材



自動車用材料



航空・宇宙機材



LNGタンク材

世界最大級の生産能力を活かして 高品質な板製品を供給

UACJの板事業は、世界最高水準の板厚制御技術や全長400 m、幅4.3 mにおよぶ世界最大級の大型圧延機など、世界でもトップクラスの生産能力を誇ります。これら高度な生産技術と長年にわたり培ってきた独自のノウハウを結集し、万全の品質保証体制のもと、幅広い産業分野に向けて、さまざまな用途・ニーズに最適な製品を供給しています。

- 缶材・クロージャー材
- 自動車用ボディシート材
- 航空・宇宙機材
- エアコン用フィン材
- 印刷板用材
- 自動車熱交換器材
- LNGタンク材
- IT関連材
- 液晶・半導体製造装置用厚板
- 建築用板

押出事業



自動車熱交換器材・配管材



二輪車フレーム材

業界をリードする総合的な技術力を活かして 幅広い分野のニーズに対応

製造、金型設計、さらには各種の成形加工において、各分野の技術者が、豊富な経験に裏付けられた技術力を活かし、高品質な押出製品や押出加工製品を生産。こうした総合力を活かして、自動車、産業機器、航空機、OA製品など、幅広い分野のニーズにお応えします。より高度な品質要求に対応すべく、国内外の生産拠点において、技術と品質のさらなる向上に努めています。

- 自動車熱交換器材・配管材
- 複写機用感光ドラム材
- 二輪車フレーム材
- 機械部品材

箔事業



リチウムイオン電池集電体用箔



医薬品・化学品用箔

リチウムイオン電池など電池分野をはじめ 先端ニーズに応える製品開発に注力

食料品や医薬品などの包装材から、家庭用ホイルなどの日用品、電解コンデンサや電池用の電極材料などの産業用途まで、さまざまな分野に高品質なアルミニウム箔や金属箔を提供しています。環境・エネルギー問題を背景に、燃料電池や蓄電池など電池関連分野のニーズが高まるなか、リチウムイオン電池用の集電体をはじめ、先端ニーズに応える箔製品を開発・供給しています。

- リチウムイオン電池集電体用箔
- コンデンサ箔
- 食品・包装用箔
- 建材用箔
- 医薬品・化学品用箔
- 日用品用箔

鍛造事業



ターボチャージャ用
コンプレッサホイール



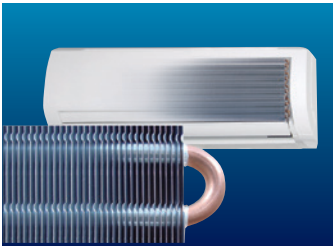
15,000 t大型鍛造プレス機

高度な技術力と生産体制を活かして
高い競争力を持った製品を実現

鋳物分野では、精密鋳造技術を活かした世界シェア1位のターボチャージャ用コンプレッサホイールをグローバルに供給。鍛造分野では、国内最大規模の鍛造プレス機を駆使して、大型鍛造品のニーズに応えています。

- ターボチャージャ用高精度コンプレッサホイール鋳物
- 航空・宇宙機材用鍛造品
- 鉄道車両用鍛造品
- 液晶製造装置用鍛造品

銅管事業



エアコン用内面溝付銅管



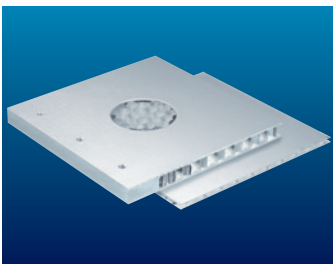
復水器用銅合金管
(コンデンサチューブ)

銅の優れた素材特性を活かして
幅広いニーズに応える銅管を提供

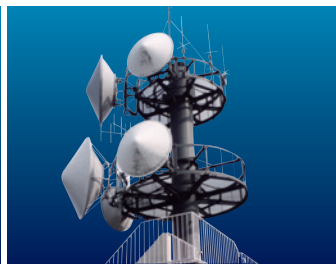
1世紀以上にわたる技術とノウハウの蓄積を活かして、高品質な銅管・銅合金管・チタン管および応用製品を、さまざまな形にしてお届けしています。熱伝導性や耐食性、加工性、抗菌性といった素材特性を活かして、エアコンなどの冷暖房設備向けをはじめ、給水・給湯配管、自動車や医療機器の配管、さらには電子機器冷却用のヒートパイプまで、多様な産業分野のニーズに応える製品を供給しています。

- エアコン用内面溝付銅管
- 給湯器用銅管
- 建築・冷媒用配管
- 各種熱交換器
- 復水器用銅合金管(コンデンサチューブ)
- 復水器用チタン管

加工品事業



ハニカムパネル



パラボラアンテナ

多彩な設備と技術を活かして
あらゆる加工ニーズに対応

成形加工から接合加工、表面処理、塗装まで、あらゆる加工ニーズに対応できる設備と技術を有しています。多様なサイズ、形状、機能を持った加工品を生産し、幅広い産業分野のニーズに応えています。

- 構造製品
- 溶接加工製品
- 放熱・冷却製品
- 機能材製品

技術開発研究所

アルミニウムの豊富な知見を融合し、
新たなイノベーションの創出を目指します

アルミニウムの可能性を追求し、新たな価値を創出するため、UACJは、グループの研究開発拠点である「UACJ技術開発研究所」を軸に、お客様とともに次世代の製品や技術の開発を推進しています。





UACJ (Thailand) Co., Ltd.

ラヨン製造所一貫生産スタート

Start of the fully integrated manufacturing at the Rayong Works

2015年8月に、UACJ (Thailand) Co., Ltd. ラヨン製造所(タイ王国ラヨン県アマタシティ)は、鋳造、熱間・冷間圧延、表面処理・塗装にいたるアルミニウム板製造の一貫生産を開始しました。

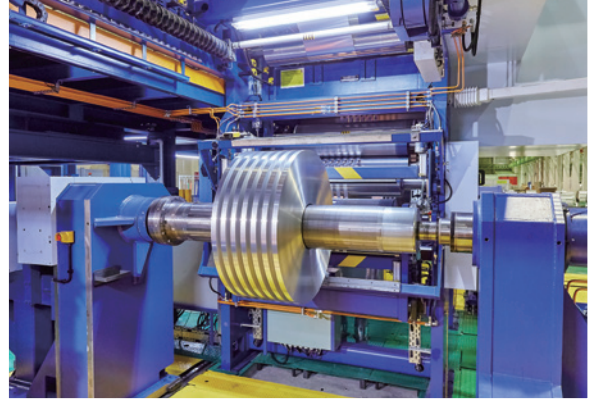
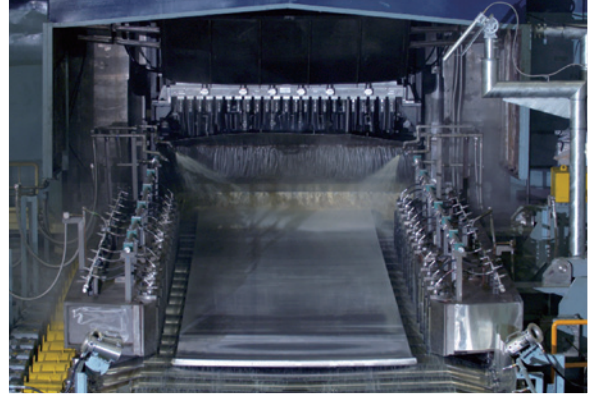
世界最新鋭・最大級の設備に最先端の技術を導入し、アジア市場における缶材、自動車用熱交換器材料など、高品質・高付加価値の製品を供給しています。

In August 2015, Rayong Works of UACJ (Thailand) Co., Ltd. (Amata City, Rayong Province, Thailand) started the fully integrated manufacturing in casting, hot-rolling lines, cold-rolling mill, and surface treatment and coating lines.

Introducing the state-of-the-art technologies in the world state-of-the-art and the largest class equipment, high quality and high value-added products of the can materials, the automotive heat exchanger materials and others are supplied.

Rayong Works

Amata City Industrial Estate 7/352 Moo 6, Tambol Mabyangporn, Amphur Pluakdaeng, Rayong Province 21140, Thailand



UACJ (Thailand) Co., Ltd.
Bangkok Office
バンコク事務所

UACJ (Thailand) Co., Ltd.
Rayong Works
ラヨン製造所

拠点一覧

本社	東京都千代田区大手町1丁目7番2号	中部支社	愛知県名古屋市中区金山1丁目13番13号 金山プレイス
名古屋製造所	愛知県名古屋市港区千年3丁目1番12号	関西支社	大阪府大阪市北区中之島3丁目3番3号 中之島三井ビルディング
福井製造所	福井県坂井市三国町黒目21-1番地	九州支社	福岡県福岡市博多区博多駅前2丁目2番1号 福岡センタービル
深谷製造所	埼玉県深谷市上野台1351番地	北海道支店	北海道札幌市中央区北三条西3丁目1番25号 NREG北三条ビル
日光製造所	栃木県日光市清滝桜ヶ丘町1番地	静岡支店	静岡県静岡市葵区御幸町5番地9 静岡フコク生命ビル
技術開発研究所	愛知県名古屋市中区千年3丁目1番12号		

国内グループ会社

板事業	株式会社UACJカラーアルミ 株式会社UACJ深谷サービス 株式会社UACJ名古屋アルパック 株式会社三泉 株式会社古河UACJメモリーディスク	銅管事業	株式会社UACJ銅管 株式会社UACJ銅管販売 東洋フィットテング株式会社 株式会社UACJ銅管パッケージ
押出事業	株式会社UACJ押出加工 株式会社UACJ押出加工小山 株式会社UACJ押出加工名古屋 株式会社UACJ押出加工群馬 株式会社UACJ押出加工滋賀 軽金属押出開発株式会社 日本クーラー株式会社	加工品事業	株式会社UACJ金属加工 株式会社ナルコ郡山 株式会社住軽日軽エンジニアリング
箔事業	株式会社UACJ製箔 株式会社日金 株式会社UACJ製箔産業 株式会社UACJ製箔サービス	その他	株式会社UACJトレーディング 泉メタル株式会社 株式会社メタルカット 鎌倉産業株式会社 株式会社UACJ Marketing & Processing 株式会社ACE21 株式会社UACJ物流 株式会社UACJシステム 株式会社UACJグリーンネット
鋳鍛事業	株式会社UACJ鋳鍛 東日本鍛造株式会社		

海外グループ会社

板事業	UACJ (Thailand) Co., Ltd. (タイ) Tri-Arrows Aluminum Holding Inc. (米国) Tri-Arrows Aluminum Inc. (米国) Logan Aluminum Inc. (米国) Constellium-UACJ ABS LLC (米国) Bridgnorth Aluminium Ltd. (英国) 乳源東陽光優艾希杰精箔有限公司 (中国) UPIA Co., Ltd. (韓国)	加工品事業	UACJ Metal Components North America, Inc. (米国) Iwai Metal Mexico S.A. de C.V. (メキシコ) Iwai Metal Central Mexico, S.A. de C.V. (メキシコ) Nalco (Thailand) Co., Ltd. (タイ) P. T. Yan Jin Indonesia (インドネシア) 日鋁全綜(無錫)鋁材加工有限公司 (中国)
押出事業	日鋁全綜(天津)精密鋁業有限公司 (中国) PT. UACJ-Indal Aluminum (インドネシア) UACJ Extrusion (Thailand) Co., Ltd. (タイ) UACJ Extrusion Czech s. r. o. (チェコ)	その他	UACJ Automotive Whitehall Industries, Inc. (米国) UACJ North America, Inc. (米国) 優艾希杰東陽光(上海)鋁材銷售有限公司 (中国) UACJ MH (Thailand) Co., Ltd. (タイ) 優艾希杰(上海)鋁材有限公司 (中国) AFSEL S. A. (ギリシャ) UACJ ELVAL HEAT EXCHANGER MATERIALS GmbH (ドイツ) UACJ Trading (Thailand) Co., Ltd. (タイ) 優艾希杰商(上海)貿易有限公司 (中国) 優艾希杰商(昆山)金属制品有限公司 (中国) 優艾希杰商(香港)貿易有限公司 (中国) 優艾希杰商(大連保稅区)貿易有限公司 (中国) UACJ Trading Czech s. r. o. (チェコ) UACJ Trading (America) Co., Ltd. (米国) UACJ Marketing & Processing America, Inc. (米国) UACJ Australia Pty. Ltd. (豪州) Boyne Smelters Ltd. (豪州)
箔事業	UACJ Foil Malaysia Sdn. Bhd. (マレーシア)		
鋳鍛事業	UACJ Foundry & Forging (Vietnam) Co., Ltd. (ベトナム)		
銅管事業	UACJ Copper Tube (Malaysia) Sdn. Bhd. (マレーシア) 日鋁全綜(広州)銅管有限公司 (中国)		

編集後記

オセロゲームや将棋よりも手数が多い囲碁でも、人間のプロ棋士に勝てる人工知能が現れてきました。数千回の囲碁の棋譜を学び、それをさらに3000万回も自分で学習した囲碁ソフト「アルファゴ」は現在、囲碁界最強の一人、韓国のイ・セドル九段に対して4勝1敗で勝利し、世界中に衝撃が広がっています。

これら人工知能は現在いろいろなところで実用化され、自動車においては自動運転やより安全をサポートするシステムとして適用されています。

さて、自動車へのアルミニウム材の適用は軽量化対策として昔から行われ、過去に数度アルミニウム材の時代が来ると予測されましたが、残念ながら大きなマーケットにはなりません。しかし、現在はアメリカでの燃費規制のために北米でのアルミニウム材の適用が拡大しつつあり、今後大きなマーケットになることが確実です。この状況をふまえ、2015年第2巻第2号として、自動車材の特集号としました。本号では論文4編、技術・解説9編、製品・技術紹介2編、コラム1編の計15編の内容となりました。

論文では熱交換器用材料に関するものが3編、自動車用ボディシート材に関するものが1編です。解説では、まず「自動車の動向」に関してが1編、その後「自動車用アルミニウム板材」、「自動車用押出材」と材料関係が2編、「自動車用アルミニウム板材の加工法」、「自動車用アルミニウム押出材の加工法」と加工技術が2編、他に「自動車用アルミニウム合金の接合技術」、「自動車用アルミニウム合金材の表面処理」および「マルチマテリアルに対応する技術」の3編です。

製品紹介ではアルミニウム合金のスポット溶接に使用される「抵抗溶接用電極材料C08」と「アルミニウム合金製軽量バンパー」の2編です。

現在の当社の自動車用アルミニウム材料および各種利用加工技術、要素技術が解説されているので、自動車製造関係者のお役に立てれば幸いです。

なお、本号の発行が諸般の理由により遅れましたことを陳謝いたします。最後に、この『UACJ Technical Reports』の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、ご遠慮なくお問い合わせください(tech-repo@ml.uacj.co.jp)。

編集委員

UACJ Technical Reports, Vol.2, No.2 (2015)

(2016年7月 発行)

禁無断転載

発行所	株式会社UACJ	Publisher Office	UACJ Corporation
	本社		Headquarters
	〒100-0004 東京都千代田区大手町1丁目7番2号		Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2, Otemachi Chiyoda-ku, Tokyo 100-0004, Japan
	東京サンケイビル		TEL: +81-3-6202-2600 FAX: +81-3-6202-2021
	TEL: (03) 6202-2600 (代表) FAX: (03) 6202-2021		Research & Development Division
	技術開発研究所		Chitose 3-1-12, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670, Japan
	〒455-8670 愛知県名古屋市港区千年3丁目1番12号		TEL: +81-52-651-2100 FAX: +81-52-651-8117
	TEL: 052-651-2100 (代表) FAX: 052-651-8117		E-mail: tech-repo@ml.uacj.co.jp
	E-mail: tech-repo@ml.uacj.co.jp		
発行人	渋谷 和久	Publisher	Kazuhiisa Shibue
編集	株式会社UACJ 技術開発研究所	Editorial Board	Research & Development Division, UACJ Corporation
編集委員	委員長: 村松 俊樹	Editor in Chief:	Toshiki Muramatsu
	細見 和弘 戸次 洋一郎 渡辺 良夫 児島 洋一	Technical Editor:	Yasuhiro Hosomi, Yoichiro Betsuki, Yoshio Watanabe, Yoichi Kojima, Yoshihide Okamura, Hirokazu Tanaka, Katsumi Koyama, Atsushi Hibino
	岡村 義英 田中 宏和 小山 克己 日比野 淳		
	幹事: 倉田 正裕		
製作監修	株式会社UACJ 広報IR部 澤地 隆 江原 達広	Editorial Coordinator:	Masahiro Kurata
製作	古河テクノリサーチ株式会社	Production Supervisor	Public and Investor Relations Department, UACJ Corporation
印刷所	株式会社昭栄社印刷所		Ryu Sawachi, Tatsuhiro Ehara
		Production	Furukawa Research, Inc.
		Printing	Shoeshisa Printing Corporation

株式会社UACJ

UACJ Corporation

本社

〒100-0004

東京都千代田区大手町1丁目7番2号 東京サンケイビル

TEL: (03) 6202-2600 (代表) FAX: (03) 6202-2021

Headquarters

Tokyo Sankei Bldg., 1-7-2 Otemachi

Chiyoda-ku, Tokyo 100-0004, Japan

TEL. +81-3-6202-2600 FAX. +81-3-6202-2021

<http://www.uacj.co.jp>

