

お詫びと訂正

2019年7月31日に発行いたしました本誌「Vol.69, No.1 特集：自動車軽量化」におきまして、記載に誤りがございましたので以下のように訂正いたします。

ご愛読いただいている皆さま、ならびに関係各位にご迷惑をお掛けしましたこととお詫び申し上げます。

目次(和文・英文)ページ：

- 誤：** 71 (論文) 超ハイテン鋼板で発生するレーザー溶接割れの動的観察および防止手段
71 In-situ Observation of Weld Cracks Occurring in Ultra-high Tensile Strength Steel Sheet and Preventative Measures
- 正：** 71 (論文) 超ハイテン鋼板のレーザー溶接における割れ発生機構および防止手段
71 Crack Generation Mechanism and Prevention Means in Laser Welding of Ultra high-Strength Steel Sheets

44ページ：

『参考文献 6)』

- 誤：** 霊感工具鋼
- 正：** 冷間工具鋼

71ページ：

『表題』

- 誤：** 超ハイテン鋼板で発生するレーザー溶接割れの動的観察および防止手段
In-situ Observation of Weld Cracks Occurring in Ultra-high Tensile Strength Steel Sheet and Preventative Measures
- 正：** 超ハイテン鋼板のレーザー溶接における割れ発生機構および防止手段
Crack Generation Mechanism and Prevention Means in Laser Welding of Ultra high-Strength Steel Sheets

71ページ：

『英文シノプシス』

- 誤：** Laser welding is capable of highly efficient and high-quality welding and is being widely used in the field of automobiles in recent years. It is well known, however, that the laser welding of high strength steel sheets often results in weld cracking. High strength steel sheets play a significant role in improving fuel efficiency and collision safety. Hence, it is crucial to elucidate the weld-cracking phenomenon in detail. In order to clarify the behavior of weld cracking, Kobe Steel has established a new technique for observing the cracking during laser welding in-situ using an X-ray transmission imaging system. The weld cracking occurring during laser welding was clearly observed, and these cracks were revealed to be delayed cracks initiated from weld end craters. The delayed cracking behavior varied depending on the carbon content in the steel and welding length. A crater treatment method has been newly developed and found to effectively prevent delayed cracking from occurring.
- 正：** Laser welding enables high-efficiency and high-quality welding and has been widely used in the automotive industry in recent years. However, it is well known that weld cracking may occur in the laser welds of high-strength steel sheets. The application of high-strength steel sheets is important for improving the fuel efficiency and collision safety of automobiles. Therefore, it is extremely important to elucidate this weld cracking phenomenon in detail. It was found that delayed cracking in laser welds of high-strength steel sheets was initiated from the solidification cracks at the weld end. The delayed cracking was found to occur when four factors coexist: namely, solidification cracking, diffusible hydrogen, brittle microstructure and residual stress, and eliminating at least one of these factors prevented the delayed cracking. Hence, Kobe Steel established a new laser welding method to prevent solidification cracking at the weld end. By applying this method, no solidification cracking occurred in high-strength steel sheets, and as a result, delayed cracking was successfully prevented.
-

特集：自動車軽量化

ページ

- 1 (巻頭言) 自動車分野における当社の成長戦略 水口 誠
- 2 (解説) 線材および薄鋼板分野での海外展開 南田高明・荒賀邦康
- 6 (解説) 自動車用アルミ板、押出材、鍛造サスペンション事業のグローバル展開
高木康夫・阪本正悟・岡 貴志・橋本成一
- 11 (解説) 車載端子・コネクタ用銅板圧延事業のグローバル展開 三輪洋介
- 15 (解説) 自動車パネル用アルミニウム合金板材の開発動向 太田陽介・増田哲也・木村申平
- 19 (解説) 車載端子用銅合金およびめっきの開発動向 坂本 浩
- 25 (技術資料) 軸圧壊時の変形能に優れるGA980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板
中屋道治・金只真次郎・経澤道高
- 29 (論文) 自動車用高強度鋼板の延性に及ぼす残留オーステナイト存在状態の影響 村上俊夫
- 33 (論文) 加工硬化を考慮した終局曲げ耐荷力の簡便算定法 吉岡典恭・濱田和幸・橋 美枝
- 39 (技術資料) ハイテン成形用金型向け高耐久性表面処理 山本兼司・久次米 進・殿村剛志・西部敦史
- 45 (解説) 切削シミュレーションを活用した棒鋼材料の切削条件設計技術 山本雄也・赤澤浩一・松ヶ迫亮廣
- 50 (解説) 自動車車体へのアルミ合金板適用に向けたソリューション技術 赤崎圭輔
- 55 (論文) 自動車部材の剛性設計指針に関する考察 細井寛哲・杉野弘樹
- 60 (解説) 自動車車体のマルチマテリアル化とそれを支える異材接合技術 内藤純也・鈴木励一
- 65 (論文) 曲げ負荷を受けるマルチマテリアル (MM) 車体ビームの多目的最適化設計
史 棟勇・渡辺憲一
- 71 (論文) 超ハイテン鋼板で発生するレーザー溶接割れの動的観察および防止手段 前田恭兵・鈴木励一
- 76 (論文) バンパシシステムへのゴムバルジ接合技術の適用 山川大貴・橋村 徹・前田康裕・岩谷二郎
- 82 (技術資料) 接着接合部のCAEモデリングの基礎検討と精度検証 伊原涼平・巽 明彦・内藤純也
- 88 (技術資料) 自動車構造部材向けアルミニウム合金パネル材の抵抗スポット溶接 青木拓朗・松本 剛
- 92 (技術資料) ワイヤ送給制御アーク溶接専用ソリッドワイヤ「Fシリーズ」 井海和也・喩 ジン・横田泰之
- 98 (論文) 自動車薄鋼板用溶接スラグ低減技術 山崎亮太・井海和也・横田泰之
- 105 神戸製鋼技報掲載 自動車軽量化関連文献一覧表 (Vol.59, No. 1 ~ Vol.68, No. 2)

《FEATURE》 Automotive weight reduction

- 1 Kobe Steel's Growth Strategy in Automobile Field
Makoto MIZUGUCHI
- 2 Overseas Expansion of Wire Rod and Sheet Business
Takaaki MINAMIDA · Kuniyasu ARAGA
- 6 Global Marketing Strategies for Automotive Aluminum Sheet, Extrusion and Forged Suspension Businesses
Dr. Yasuo TAKAKI · Shogo SAKAMOTO · Takashi OKA · Narikazu HASHIMOTO
- 11 Global Business Expansion of Copper Rolled Products for Automotive Terminal and Connectors
Yosuke MIWA
- 15 Technical Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels
Yosuke OTA · Dr. Tetsuya MASUDA · Shinpei KIMURA
- 19 Technical Trends in Copper Alloys and Plating for Automobile Terminals
Hiroshi SAKAMOTO
- 25 Hot-dip Galvanized Steel Sheet of 980MPa Grade Having Excellent Deformability in Axial Crush
Michiharu NAKAYA · Shinjiro KANETADA · Michitaka TSUNEZAWA
- 29 Effects of Retained Austenite Conditions on Ductility of Advanced High Strength Steels for Automobiles
Dr. Toshio MURAKAMI
- 33 Simply Prediction Method of Ultimate Moment for Pure Bending in Consideration of Work-hardening Effect
Noriyasu YOSHIOKA · Kazuyuki HAMADA · Mie TACHIBANA
- 39 High Durability Surface Treatment of Dies for Forming High Tensile Strength Steels
Dr. Kenji YAMAMOTO · Susumu KUJIME · Tsuyoshi TONOMURA · Atsushi NISHIBU
- 45 Cutting Condition Designing Technique Based on Cutting Simulation for Wires and Rods
Yuya YAMAMOTO · Dr. Koichi AKAZAWA · Akihiro MATSUGASAKO
- 50 Solution Technology for Applying Aluminum Alloy Sheet to Automobile Bodies
Keisuke AKASAKI
- 55 Study on Rigidity Design Guideline for Automotive Parts
Hiroaki HOSOI · Koki SUGINO
- 60 Multi-materialization of Automotive Body and Dissimilar Joining Technology to Realize the use of Multi-material
Dr. Junya NAITO · Dr. Reiichi SUZUKI
- 65 Multi-objective Optimization Design of Multi-material (MM) Vehicle Beam under Bending Load
Dongyong SHI · Kenichi WATANABE
- 71 In-situ Observation of Weld Cracks Occurring in Ultra-high Tensile Strength Steel Sheet and Preventative Measures
Kyohei MAEDA · Dr. Reiichi SUZUKI
- 76 Application of "Rubber Bulge Joining Method" to Bumper System
Taiki YAMAKAWA · Dr. Toru HASHIMURA · Yasuhiro MAEDA · Jiro IWAYA
- 82 CAE Modeling of Adhesive Bonding and Accuracy Validation
Dr. Ryohei IHARA · Akihiko TATSUMI · Dr. Junya NAITO
- 88 Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy Sheets for Automotive Structural Members
Takuro AOKI · Tsuyoshi MATSUMOTO
- 92 Solid Welding Wire "F series" Suitable for Wire-Feed Controlled Arc Welding
Kazuya IKAI · Jing YU · Yasuyuki YOKOTA
- 98 Low-Slag Welding Process for Automotive Steel Sheets
Ryota YAMASAKI · Kazuya IKAI · Yasuyuki YOKOTA
- 105 Papers on Advanced Technologies for Automotive weight reduction in R&D Kobe Steel Engineering Reports
(Vol.59, No. 1 ~Vol.68, No. 2)

(巻頭言)

自動車分野における当社の成長戦略

水口 誠

専務執行役員 全社自動車プロジェクト担当

Kobe Steel's Growth Strategy in Automobile Field

Makoto MIZUGUCHI



2017年5月に「自動車材料・技術」特集号を刊行してから2年余りが経過するが、その間にも自動車産業には様々な変化が起きている。従来課題となっている地球環境保護のためのCO₂削減については、地域ごとに方針が大きく異なっている。欧州では2018年12月に欧州議会とEU加盟国でつくる閣僚理事会において、2030年の排出削減目標を2021年時点の目標値からさらに37.5%削減する内容で合意するなど、より一層の強化に進んでいる。いっぽう、米国ではトランプ政権下でEPA（アメリカ合衆国環境保護庁）がNHTSA（国家道路交通安全局）と共同で、自動車およびライトトラック向けの新たな燃費規制案を2018年8月2日に発表し、2021～2026年の平均燃費を2021年水準に凍結するなど実質的な規制緩和の方向に進んでいる。

また、環境対応としての電動化が一段と加速の動きを見せており、世界の主要OEMから次々に将来の電動化戦略が表明されている。とくに電気自動車についてはメディアなどでも多く取り上げられるようになり、世の中の認知度も上がっている。規制面でも中国で電気自動車やプラグインハイブリッド車などの新エネルギー車（New Energy Vehicle）の生産を義務化するNEV規制の導入が決定し、2019年度から規制が開始されるなど、今後はますます電動化が加速する流れとなっている。

衝突安全については、欧州や米国を中心に乗員を保護するための側面衝突試験条件の厳格化などといったより一層の安全対策が求められる一方で、ADAS（先進運転支援システム）と呼ばれる運転を支援する様々な予防安全装備の搭載が進み、自動車の電装化が加速している。

前回の特集号では、年々規制強化されている「CO₂排出削減」と「衝突安全性向上」という二つの性能にフォーカスし、自動車の軽量化に寄与するためのわれわれの最新の開発商品と最新の技術を紹介させていただいた。それについては現在も変わらないものの、上述のような様々な環境変化により、自動車メーカーの材料に対する要望にも変化が生じている。そのような要望の変化に対応するには、自動車部材に適用される高強度の鉄鋼材料やアルミ材料をどのような構造のどの部位に適用するのが重要になってくる。当社は鉄とアルミの両素材に加えて、溶接事業で培った多様な溶接技術も有している。このような総合的な技術を組み合わせることで、自動車の軽量化に貢献できるように取り組んでいる。

今回の特集号では、そのような環境変化に対応した自動車の軽量化、高機能化に資する材料技術・設計技術についてご紹介するとともに、それらの自動車材事業の海外展開を紹介させていただく内容とした。

高強度ハイテンやアルミ材を有効活用するためには、最適な構造と材料を組み合わせる必要がある。

そのためにはそれぞれの部材に対する最適化設計が必要となる。当社では、自動車用パネル部品やサスペンション部材へのアルミ材の適用やシート部品の軽量化に適した高強度ハイテンなどの鉄、アルミそれぞれでの材料提案、構造提案を行ってきた。加えて、鉄とアルミを組み合わせるマルチマテリアル構造についても最適設計となるような提案に取り組んでいる。また、それを実現するために生産現場で必要となる加工技術や接合技術についても合わせて提案できるように心掛けてきた。とくに接合に関しては従来の接合方法だけでなく、接着接合に対する検討や新たな接合方法の提案にも取り組んでいる。

いっぽう、自動車の軽量化以外にも、電装化の加速に対応して自動車端子用の銅合金の使用も増加しており、自動車用端子に最適な銅合金やめっき技術の開発にも取り組んでいる。

また、自動車メーカーのグローバル化が進展する中で、国内と同等の品質・特性の材料をグローバルに供給することがますます重要になってきていることから、グローバルでの供給体制についても構築を進めている。2017～2018年度にかけて、鉄鋼では線条分野における中国の線材二次加工拠点の能力増強、薄鋼板分野における北米での自動車用溶融亜鉛めっき超ハイテンの生産設備増強および当社加古川製鉄所の自動車用ハイテン鋼板生産設備新設、アルミでは米国自動車サスペンション用アルミ鍛造工場の生産設備増強、米国自動車向けのアルミ押出し・加工品生産設備の増強、当社真岡製造所における自動車用アルミパネル材製造設備増強など、国内外で供給体制強化を決定した。

現在、自動車産業は百年に一度の変革期と言われており、今後も様々な変化が起きると言われている。自動車産業の大きな変革を表すものとしてCASEと呼ばれるキーワードがある。CASEは2016年にダイムラー社が示した中長期ビジョンであり、自動車産業の4つの重要なトレンドである「C = Connected」, 「A = Autonomous」, 「S = Shared & Service」, 「E = Electric」の頭文字をとったものである。このキーワードは広く世界に浸透しており、それぞれの技術が相互に作用することで自動車の構造や役割が大きく変化していくと考えられている。

当社は、自動車産業に対して、鉄鋼製品、アルミ製品、銅製品に加えて溶接ソリューションなどの様々な形で関わっており、当社の技術を総合することによって、自動車産業が迎えるそうした大変革に対しても引き続き貢献していきたいと考えている。

自動車産業のさらなる発展に貢献できる新製品と新技術を提案し続けることが、当社グループの果たすべき使命と認識し、今後とも特徴ある新製品・新技術の創出を目指して鋭意研究開発に取り組む所存である。皆様より忌憚のないご意見、ご指導ご鞭撻賜れば幸甚である。

(解説)

線材および薄鋼板分野での海外展開

Overseas Expansion of Wire Rod and Sheet Business



南田高明*1
Takaaki MINAMIDA

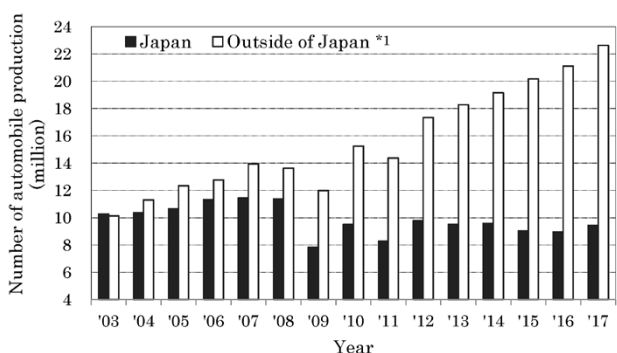


荒賀邦康*2
Kuniyasu ARAGA

Japanese automotive makers and parts manufacturers are expanding their overseas production, increasing the need for local procurement. To respond to this need, Kobe Steel's wire rod and sheet business has established production plants for steel and intermediate products overseas to enable the supplying of products of a quality equivalent to that of products supplied in Japan. This paper describes Kobe Steel's approach to expanding its overseas business focusing on special-steel wire rods and high-tensile sheet products.

ま え が き = 我が国の自動車メーカーは、国内での自動車生産台数が頭打ちとなる一方で、海外での生産台数は拡大の一途をたどっている¹⁾(図1)。古くから多くの日系企業が海外に進出していることもあり、それらのお客様からは鋼材や半製品に対する現地調達化(以下、現調化という)ニーズが高まっている。とくに、日系自動車メーカー向けの部品には、高機能でばらつきの少ない品質が求められ、海外の生産拠点においても国内と同様の品質が要望される。

これに応えるべく当社では、1990年以降、日系自動車メーカーや部品メーカーの海外進出に伴って、鉄鋼他社に先駆けて米国およびタイに進出した。2000年代には中国に進出し、2010年代にはメキシコに進出するとともに、拠点ごとに生産能力を拡大し、グローバルでの供給体制の確立を進めてきた。



*1 : Production of outside of Japan may not be fully covered all over the world.

図1 日系自動車メーカーの国内と海外での自動車生産台数推移(本図は、Marklines社のデータベース¹⁾に基づいて当社が作成)

Fig. 1 Trend of automobile production in domestic and overseas by Japanese auto maker (Kobe Steel originally made this figure based on database¹⁾ of Marklines Co., Ltd.)

本稿では、当社の線材および薄鋼板分野での海外事業展開について報告する。

1. グローバル供給体制への取組

1.1 線材

自動車用部品の製造用素材として用いられる線材や棒鋼には、合金元素が少量添加された高機能鋼(特殊鋼)が主に使用されている。線材・棒鋼製品は、その形状からコイル状に巻かれた線材製品と一定の長さの棒状に切断された棒鋼に大別される。当社の場合、海外では特殊鋼の線材が多く使用されている。線材の場合、最終部品形状に加工される前に、加工に適した金属組織やワイヤ径に加工する、いわゆる二次加工が施される。

そこで当社では、1990年代半ば以降に二次加工拠点を海外に設置し、現調化要望に対応してきた。加えて、母材となる線材に関しても、2016年にタイに圧延工場を設立し、特殊鋼線材の現地生産を開始した。

1.2 薄鋼板

薄鋼板は、自動車部品の中でも外板(ドアやフードなど)やボデー骨格(ピラーやメンバなど)に主に使用される。外板は非常に厳格な表面品質が要求され、ボデー骨格は乗員を保護する目的から極めて高い強度が要求されている。とくに後者は近年、高強度のHigh Tensile Strength Steel Sheet(以下、ハイテンという)が多用されており、引張強さが780 MPa以上の超ハイテン(UHSS)^{2)~5)}についても採用が大きく拡大している(図2)。さらに近年、ホットスタンプ鋼板(PHS)^{6),7)}も多用されてきている。

当社はかねてより、とくにハイテン開発^{8)~10)}に注力した結果、「ハイテンの神戸」と呼ばれるなど高い評価を得ている。当社加古川製鉄所をマザー工場とし、米国

*1 鉄鋼事業部門 線材条鋼商品技術部 *2 鉄鋼事業部門 薄板商品技術部

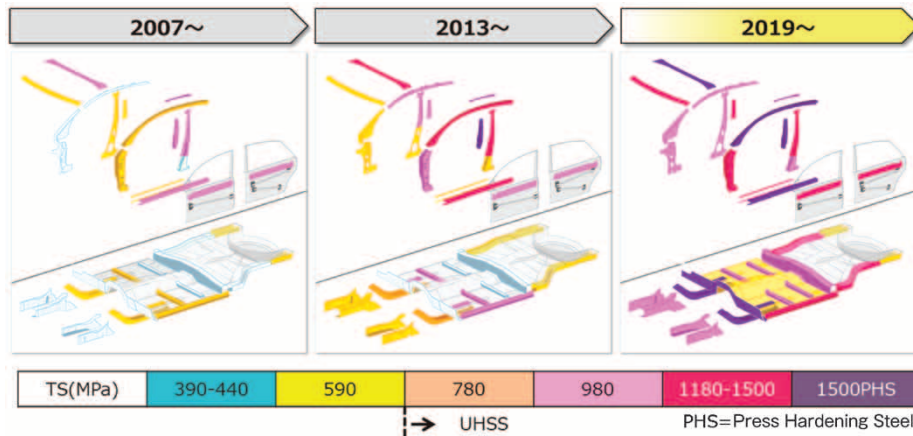


図2 高強度鋼板の自動車部品への適用

Fig. 2 Application of high tensile strength steel sheet to automotive parts

および中国では現地鉄鋼メーカーとの合弁会社を設立し、欧州においては現地技術提携先から日本と同等品質の製品を供給している。

2. 海外地域別生産拠点の展開

当社の線材および薄板分野では、北米・中南米・欧州・タイ・中国といった自動車産業の主要地域において、鋼材および半製品の生産拠点を構え（図3、表1、表2、表3）、お客様からの現調化要望に応じている。本章では各地域における市場動向と当社の展開状況を述べる。

2.1 北米

日米自動車貿易摩擦を解消するため、1980年代に入り多くの日系自動車メーカーが米国に進出して現地生産を開始した。自動車メーカーに伴って部品メーカーも米国に工場を立上げたことから、材料の現調化を求める声が強くなった。

当社の線材分野における生産拠点の展開としては、1990年代半ばに米国ミシガン州デトロイト近郊にGrand Blanc Processing L.L.C.（以下、GBPという）の設立がある。線材の二次加工拠点であるGBPでは、冷間圧造用ワイヤ（以下、CHワイヤという）や軸受転動体用ワイヤ（以下、軸受ワイヤという）を製造している。

薄鋼板分野では、北米最大の鉄鋼メーカーであるUnited Steel Corporationと当社の50：50の出資により、1990年に米国オハイオ州リープシックにPRO-TEC Coating Companyを設立した（図4）。1993年に溶融亜鉛めっきライン（以下、CGLという）が生産開始し、続く1998年に2基目のCGLが稼働して年産100万ショートトンの生産能力を有するに至った。生産量の95%以上が自動車向けであり、590 MPa以上のハイテンに加えて外板などの高付加価値製品を主に生産している。さらに2013年には、冷延ハイテンの供給を目的として連続焼鈍ライン（以下、CALという）が稼働し、めっき・冷延の両製品の供給が可能となった。現在、冷延は1500MPa級、めっきは980MPa級までの超ハイテンを量産しており、日系自動車メーカーおよび米国3大自動車メーカー（デトロイト3）を中心に高品質の超ハイテンを納入している。

また、ハイテンのさらなる高強度化、高加工性に向け

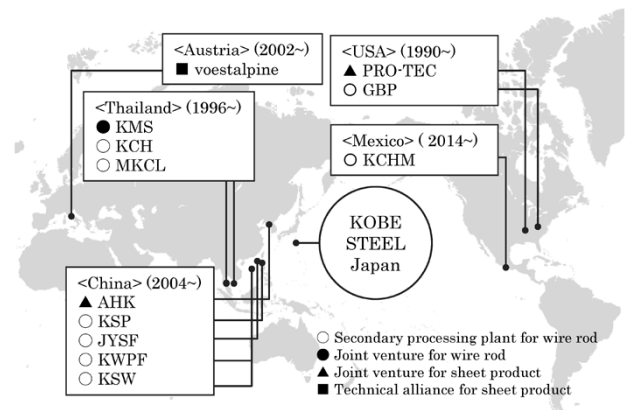


図3 海外の提携ミルと線材二次加工拠点

Fig. 3 Locations of overseas steel mills and secondary processing plants for wire rod

表1 海外の提携ミルとその概要

Table 1 Overseas steel production mills and their outline

Company name	Kobelco Millcon Steel Co., Ltd.	Kobelco Angang Auto Steel Co., Ltd.	Pro-Tec Coating Company
Main Product	Wire rod	Cold-rolled High Strength Steel Sheet	Cold-rolled, Galvanized and Galvannealed High Strength Steel Sheet
Place	Rayong, Thailand	Liaoning, China	Leipsic, USA
Tie-up year	2016	2014	1990
Equity participation	50%	49%	50%
Main facilities	Wire rod rolling	CAL	CGL, CAL

た自動車メーカーの要求に応えるべく、2017年9月に最新鋭の熱処理・冷却機能を備えた3基目のCGLの建設を発表した。2019年7月の生産開始に向けて建設が進んでおり、完成後は、総生産能力200万ショートトン／年の薄鋼板工場となる。

2.2 中南米

ここ数年で自動車産業の一大集積地となったメキシコでは日系企業の進出も急増した。この動きを受けて当社も、メキシコ中央部に位置するグアナフアト州に線材の二次加工拠点であるKobelco CH Wire Mexicana, S.A. de C.V.を設立し、2016年からCHワイヤを製造している。

2.3 欧州

自動車発祥の国であるドイツを中心に、欧州は今も多くの最新・最先端技術を発信している。日系自動車メーカーは、1980年代後半から欧州への進出を本格化している。

表2 アメリカ・メキシコ・タイの線材二次加工拠点

Table 2 Secondary processing companies for wire rod in USA, Mexico and Thailand

Company name	Grand Blanc Processing L.L.C. GBP	Kobelco CH Wire Mexicana, S.A DE. C.V. KCHM	Kobe CH Wire (Thailand) Co., Ltd. KCH	Mahajak Kyodo Co., Ltd. MKCL
Place	Michigan, USA	Guanajuato, Mexico	Bangkok, Thailand	Bangkok, Thailand
Production	CH & Bearing wire	CH wire	CH wire	Cold drawn bar
Establishment	1995	2014	1997	1996
Equity participation	20%	10%	30%	27.5%

表3 中国の線材二次加工拠点

Table 3 Secondary processing companies for wire rod in China

Company name	Kobelco Spring Wire (Foshan) Co., Ltd. KSW	Kobe Special Steel Wire Products (Pinghu) Co., Ltd. KSP	Jiangyin Sugita Fasten Spring Wire Co., Ltd. JYSF	Kobe Wire Products (Foshan) Co., Ltd. KWPF
Place	Foshan, Thailand	Pinghu, Thailand	Jiangyin, China	Jiangyin, China
Production	Valve spring wire	CH & Bearing wire	Suspension spring wire	Cold drawn bar & CH wire
Establishment	2012	2007	2005	2004
Equity participation	50%	47%	60%	60%

当社の薄鋼板分野では、オーストリアの鉄鋼メーカー voestalpine Stahl社（以下、voestという）と2002年1月に「自動車用鋼板に関する包括提携契約」を締結した。この契約により、ハイテンに関する技術やノウハウの相互移転、共同研究を通じて日系自動車メーカー向けハイテン材のグローバル供給体制を確立してきた。また2008年9月には、voestグループのロールフォーム部門である voestalpine Krems社と超ハイテンのロールフォーム技術に関する包括提携を結び、素材だけでなく自動車部品の製造技術に関する取り組みも行うことによって自動車メーカーの幅広いニーズに答えている。

2.4 タイ

タイの自動車産業は、1960年代に日系自動車メーカーが進出したのを機に発展を続け、東南アジアにおける自動車産業の基盤を構築した。

当社の線材分野では、1990年代後半に、CHワイヤの製造拠点である Kobe CH Wire (Thailand) Co., Ltd.、および熱間巻き懸架ばね用途をはじめとする各種磨（みがき）棒を製造する Mahajak Kyodo Co., Ltd. を設立し、同国における自動車産業の拡大に貢献してきた。

また当社は、2015年6月にタイの Millcon Steel Public Company Limitedとの間で、タイにおける線材の圧延および販売を目的とする合弁会社の設立に関する基本合意書を締結した。これを基に両社共同で検討を進め、2016年2月に当社にとっては9番目の線材圧延工場となる Kobelco Millcon Steel Co., Ltd. を設立した（図5）。2017年5月末から特殊鋼線材圧延を開始し、現在主要な向け先である日系自動車関連のお客様に線材の供給を開始した。

2.5 中国

中国における自動車生産は、1990年代には約50万台で



図4 PRO-TEC Coating Company
Fig. 4 PRO-TEC Coating Company



図5 Kobelco Millcon Steel
Fig. 5 Kobelco Millcon Steel

あったが、2000年以降急速に拡大して2016年には3,000万台に迫る生産台数を記録している。1980年代から1990年代半ばにかけて主に欧米自動車メーカーが進出し、続いて日系自動車メーカーが進出、2000年以降に生産を本格化している。

当社の線材分野では、2004年以降に4つの線材二次加工拠点を設立した。日系自動車メーカーの一大拠点となっ

た広州地区には、神鋼線材加工（佛山）有限公司（Kobe Wire Products (Foshan) Co., Ltd.）と神鋼新確弹簧鋼線（佛山）有限公司（Kobelco Spring Wire (Foshan) Co., Ltd.）を設立した。また、多くの部品メーカーが集積する上海近郊には江陰法爾勝杉田弹簧製線有限公司（Jiangyin Sugita Fasten Spring Wire Co., Ltd.）および神鋼特殊鋼線（平湖）有限公司（Kobe Special Steel Wire Products (Pinghu) Co., Ltd.）を設立した。これらの拠点の設立により、中国の主要な自動車生産地に対してCHワイヤ、軸受ワイヤ、懸架ばね用磨棒およびワイヤ、そして、エンジンバルブスプリング用ワイヤなど、重要保安部品に加工される材料を製造・供給できる体制を築いた。

薄鋼板分野では、自動車用冷延ハイテンの製造・販売を目的とする鞍鋼神鋼冷延高張力自動車鋼板有限公司を鞍山鋼鐵集团公司の子会社である鞍鋼股份有限公司との合弁で2014年8月に設立した。2016年4月には年産60万トンのCALが稼働したことにより、高付加価値の冷延超ハイテン製品の現地生産が可能となり、980MPa級までの超ハイテンの量産を行っている。今後、さらなる高強度、高加工性超ハイテンの製造を行い、日系自動車メーカーだけでなく欧米系および中国自動車メーカーへの供給を拡大していく。

むすび = 日系自動車メーカーの海外展開に伴う高級鋼材の現調化ニーズに対応すべく、線材分野、薄鋼板分野ともに海外展開を順次進めてきた。これらの取り組みによって、線材においては日・米・墨・泰・中での特殊鋼製品、薄鋼板においては日・米・欧・中でのハイテンのグローバル供給体制を整えた。

今後は、自動車生産の拡大だけでなく環境問題や衝突安全問題への対応にも日本品質のニーズがますます高まるものと考えている。当社は、これら高い要求に応え続けることによって、海外でも自動車メーカーにとってのベストパートナーとしての地位を確保していく所存である。

参 考 文 献

- 1) マークラインズ(株). 自動車産業ポータルMARKLINES. https://www.marklines.com/ja/vehicle_production/search. (参照2018-10-30).
- 2) 二村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.41-44.
- 3) 内海幸博ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p. 3-7.
- 4) 池田宗朗ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p. 8-11.
- 5) 村田忠夫ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.17-20.
- 6) 濱本紗江ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.45-48.
- 7) 濱本紗江ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.12-16.
- 8) 鹿島高弘ほか. R&D神戸製鋼技報. 1992, Vol.42, No.1, p.16-19.
- 9) 田中福輝ほか. R&D神戸製鋼技報. 1992, Vol.42, No.1, p.20-23.
- 10) 岩谷二郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 1997, Vol.47, No.2, p.42-45.

(解説)

自動車用アルミ板、押出材、鍛造サスペンション事業のグローバル展開

Global Marketing Strategies for Automotive Aluminum Sheet, Extrusion and Forged Suspension Businesses



高木康夫*¹ (博士(工学))
Dr. Yasuo TAKAKI



阪本正悟*²
Shogo SAKAMOTO



岡 貴志*³
Takashi OKA



橋本成一*³
Narikazu HASHIMOTO

The need to reduce the weight of automobiles has been increasing year by year due to fuel efficiency regulations responding to environmental issues. Since the 1980s, there has been a gradual increase in the use of aluminum sheets for automotive body panels, aluminum extrusions for bumper reinforcements and door beams, and aluminum forgings for suspension parts. Aluminum has now become indispensable as an automotive material. Kobe Steel has been developing overseas business by utilizing the material technology, production technology, and application technology for automotive parts; these technologies have been cultivated in response to the requirements of Japanese automobile manufacturers. This article outlines the technological developments in each type of business, the development of overseas production plants, and the company's efforts to globally supply products of the same quality as those in Japan.

ま え が き = 自動車の安全性向上のため法規やアセスメントが強化され、安全部材の重量増加が進むとともに電装部品の増加も進んでいる。いっぽうで、自動車の燃費規制は年々厳しくなっている。日本、欧州、中国および北米の2015年～2030年の燃費規制の現状と将来の目標値を図1に示す¹⁾。

このような背景から、自動車の軽量化や電動化は避けられない課題であり、鉄鋼材料に比べて比重が1/3と小さいアルミ合金にとっての新たな適用分野として先ず国内での採用を拡大し、海外へとグローバル展開を進めている。

本稿では、現在当社が進めているアルミ板、押出材、および鍛造サスペンション事業におけるグローバル展開の概要を述べる。

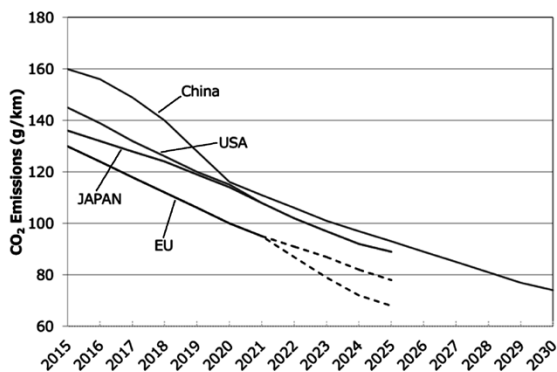


図1 日米欧中の乗用車における燃費・CO₂基準の強化の動き¹⁾
(燃費基準はCO₂量に換算)

Fig. 1 Movement of fuel consumption and CO₂ criteria stricter in passenger car¹⁾

1. 自動車用アルミ板材の海外展開

1.1 自動車用アルミ板材の開発と自動車ボデーへの適用

自動車ボデーパネルへのアルミ板材の適用は、日本国内では1985年に始まり、1990年代の前半にかけて自動車メーカ各社での採用が広まった(図2²⁾)。この時期には、日本国内で独自の合金開発が活発に行われ、成形性に優れ、SSマークの発生を抑制した5000系合金が先ず実用化された。1990年代中頃には日本経済の低迷に伴ってアルミパネルの採用はいったん減少したが、この間にも自動車ボデー用のアルミ合金の開発は精力的に続けられた。とくに6000系合金は、自動車ボデーの塗装焼付け時の熱によって時効硬化するバークハード性に優れることから開発が進められた^{3), 4)}。この6000系合金はその後、量産車への本格的なアルミ化が進展した2000年代に入って改めて主流となり、現在に至っている。

いっぽう欧米においては同時期に、燃費やCO₂の排出規制が一段と強まり、自動車ボデーへのアルミ板材の適用が日本国内でのそれを凌(しの)ぐ速さで進んでいる。これに伴い、北米では6111合金および6022合金、欧州では6016合金および6014合金といった自動車ボデー用アルミ合金の規格化も進められた。また、自動車ボデーにアルミ板材を適用する上での成形や接合、塗装などの適用技術の開発も精力的に進められている。

1.2 自動車向けアルミ板材の技術開発における当社の海外展開

前節のとおり、欧米での自動車ボデーへのアルミ板材の適用および技術開発が日本国内に比べて急速に進む状

*¹ アルミ・銅事業部門 アルミ板自動車材営業部 *² アルミ・銅事業部門 大安製造所 *³ アルミ・銅事業部門 長府製造所 アルミ押出工場

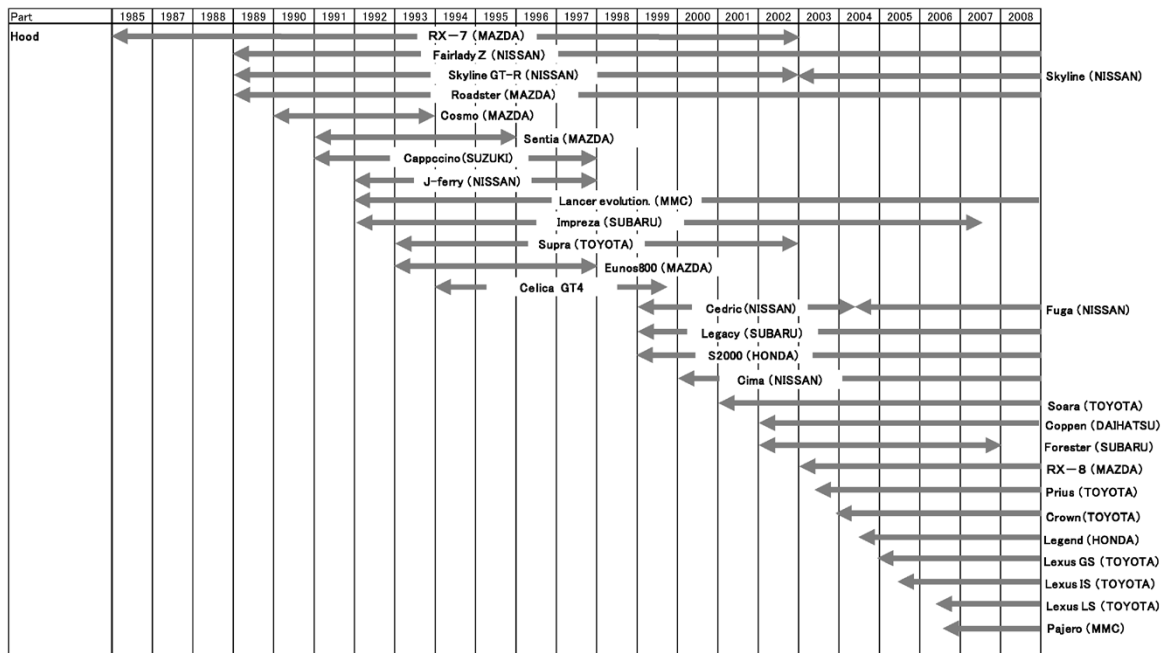


図2 日本国内での自動車ボディパネル（フード）のアルミ化²⁾
 Fig. 2 Application of aluminum sheet for automotive body (hood) panels in Japan²⁾

況にあった。そこで当社は、日米共同での技術開発を進めるべく、Alcoa社と合弁で「神鋼アルコア輸送機材(株)」および「Alcoa Kobe Transportation Products, INC.」をそれぞれ日本および米国に設立した。これらの合弁会社においては自動車用アルミ板材の研究開発および販売を行っている。

この合弁事業では、日米の自動車メーカーに対して、自動車ボディパネル材の仕様を双方で共通化し、供給できる体制を整えたことで高い評価をいただいた。また、種々の適用技術についても双方で培った開発技術を融合させ、提案力を高めることによって両社のパネル材の採用拡大に結びついた。

その後、日米での自動車用アルミ板材市場規模がさらに拡大したことなどを背景に2007年に合弁事業を解消し、日本国内での自動車用アルミ板材の研究開発は当社単独で行う形となった。

ついで当社は、2013年にHydro Aluminium Rolled Products GmbH（以下、Hydro社という）と自動車用アルミパネル材に関する技術協力契約を締結した。これは、技術情報や知的財産、製造ノウハウの使用許諾およびそれらの技術サポートについての包括的なものである。とくに欧州系自動車メーカー向けにグローバルに同等品質の材料を提供することを目的としている。この技術協力は現在も継続しており、当初の目的どおり欧州系メーカーのアルミ板材仕様や将来ニーズの把握に加え、それに沿った材料開発および供給体制の構築につながっている。

欧州系メーカーでは自動車用アルミ板材に求められる表面処理や潤滑剤などに代表される欧州エリア独自の技術が多い。これらに対応する生産技術を短期間で確立できたことは、Hydro社との技術協力が有効に活用されたものと考えられる。Hydro社との連携はさらに、当社の3次元アトムプローブ（3DAP）による金属組織解析技術

を活用することによって6000系合金の時効析出挙動を解明しようとする最先端の学術研究にも発展している^{5), 6)}。

1.3 当社の自動車用アルミ板材供給の海外展開

当社における自動車用アルミ板材の海外供給は、2003年の韓国への輸出に始まる。ついで2008年に中国、2013年には北米、豪州への輸出を開始している。最も多い時期には6箇国に供給し、当社自動車用アルミ板材生産量に占める海外ユーザの比率が過半を占めるに至った。この海外供給の実現には、前述のAlcoa社およびHydro社とのパートナーシップによる早期需要の把握と各ユーザ仕様への対応が効果的であった。さらに、日本国内での量産対応実績およびアルミ板材料のみではない自動車ボディへのアルミ板材適用技術も重要なポイントとなっている。

自動車用アルミ板材の需要は現在も世界的に拡大し続けている。とくに世界最大の自動車生産国となった中国では、環境問題から自動車の排ガス規制や燃費規制が一層強化される見通しであり、車体の軽量化ニーズに伴うアルミ材の需要拡大が見込まれている。

こうした背景のもと、当社は2014年に中国天津市に神鋼汽車鋁材（天津）有限公司（以下、神鋼汽車鋁材という）を設立し、中国での自動車用アルミ板材の製造を開始した。神鋼汽車鋁材は冷間圧延後のコイルを連続熱処理する工程のほか、この後に表面処理を施す工程およびスリッタ、シヤーなどの精整工程の各設備を有しており、日本国内と同様の高品質なアルミパネル材を現地供給できる。当社真岡製造所から神鋼汽車鋁材へ冷間圧延コイルを供給するスキームにて、真岡製造所から輸出していた中国ユーザへの供給切り替えをスタートし、並行して進めた新規顧客の開拓とが相まって順調に生産を伸ばしている。また、2017年には韓国Novelis Korea Limitedとの合弁会社「Ulsan Aluminum, Ltd.」（以下、Ulsan Aluminumという）を設立して韓国において冷間

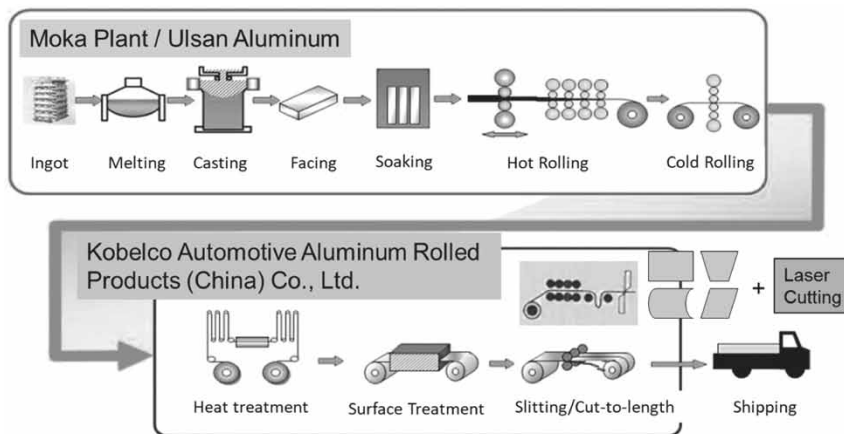


図3 当社の中国向け自動車用アルミ板材の供給スキーム
Fig. 3 Supply scheme of automotive aluminum sheet to China by Kobe steel group

圧延コイルを製造し、中国の神鋼汽車鋁材および日本の真岡製造所へ供給する体制を構築した（図3）。

今後は、さらに拡大が見込まれる中国および日本国内での自動車アルミ板需要に対しても、上工程は真岡およびUlsan Aluminumの2拠点、下工程は真岡製造所および神鋼汽車鋁材の2拠点と拡大した供給能力にて高品質なアルミ板材を安定的に供給していく。

2. 自動車部品へのアルミ押出材の適用動向と海外展開

2.1 自動車部品へのアルミ押出材適用動向

アルミ押出材は、エンジンの熱交換機用押出管や多穴形材などの小型断面の押出素材として1960年代より適用が拡大してきた。1980年代には車体構造材にもアルミ合金が適用され、板材や中空押出材などが使用されるようになってきた。さらに1990年代以降にはABSハウジング材や衝突安全部材に適用されてきた。アルミ押出材は、軽量性に加えて、鉄では困難な任意の肉厚配分を持つ複雑な断面形状を得ることが可能であるため、自動車軽量化の有効な手段である。

当社がこれまで注力してきた衝突安全部材であるバンパ/R/F材およびドアビーム材へのアルミ押出材の採用は、着実に拡大している。今後は自動車の骨格材や、電動化に伴って軽量化ニーズが高まっている部品など、新たなアルミ化への需要の拡大が期待される。

2.2 自動車用アルミ押出合金の開発状況

軽量化のためには、アルミ押出合金自体にも高強度化が求められる。国内のバンパ材におけるアルミ化は1990年代に耐力230MPa級の6000系合金から始まり、その後耐力300MPaを超える7000系合金の採用が進んでいる。さらなる軽量化のため、近年ではより高強度な7000系合金が求められている。

しかし、高強度な7000系合金では、応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking, 以下SCCという）に対する感受性が高くなるという問題がある。そのため当社では、強度と耐SCC性の相反する特性をバランスさせた7000系合金“7K55”の開発を行なった⁷⁾。本合金は国内メーカ向けバンパ材として生産をスタートし、今後、海外工場での生産も検討している。

アルミ押出材の軽量化要求は現在も続いており、それに伴う7000系合金の高強度化のニーズは依然として強い。当社では現在でも、さらなる高強度化と耐SCC性のバランスを目指した開発を進めている。

2.3 自動車用アルミ押出材の今後の展開、グローバル供給能力

当社アルミ押出材はこれまで、国内自動車メーカへの供給をメインとして事業展開を行ってきた。しかし、近年の同一モデルの海外展開や生産の多拠点化、貿易関税の問題から現地生産化を求められるケースが増えてきた。主には、北米での供給能力が問われるケースが多く、ケンタッキー州ボーリンググリーン市において溶解から加工までの一貫生産拠点としてKobelco Aluminum Products & Extrusions Inc.を資本金24百万ドルで設立した。第一期工事では生産能力約500t/月の計画で加工ラインから順次立ち上げ中である。

まずは日系自動車メーカへの参入を計画しており、将来的には北米自動車メーカへの参入を目指して活動している。

2.4 北米での事業展開

北米での自動車素材は、小・中型車から大型車に至るまでハイテンが主流となっている。しかしながら、前述した世界各国で燃費規制が高まっていることを受けて、アルミ材の採用が増加するとの予測がある。北米でのアルミ押出材は6000系合金が中心となっているため、高強度化の要求が強い衝突安全部材をメインターゲットとしている。

これまで国内でノウハウを蓄積したバンパおよびドアビームを中心とし、当社の得意とする7000系合金押出材を使用した提案を北米で展開していく。将来的なターゲットとしては、自動車の骨格部分となる構造用部材のロッカ材やサイドシルなどへも需要が拡大していくものと想定している。

3. アルミ鍛造サスペンション事業

3.1 アルミ鍛造サスペンション事業展開の概要

サスペンション部品のアルミ鍛造化は1980年代後半より始まった。当初は自動車の運動性能向上を目的に、主にスポーツ車に採用されていた。近年は、地球温暖化問

題を背景とする燃費・排ガス規制強化への対応、および安全装備の追加などによる車両質量増加の抑制を目的に、幅広い車種に採用が拡大している。

当社は1988年より国内でアルミ鍛造サスペンションの生産を開始した。その後も設備の増強と生産性の改善を図りながら拡大する需要に対応してきた。いっぽうで日本の自動車メーカー各社は生産拠点を海外に移管しており、同一品質での素材の現地供給を求めている。この要求に対応するため当社は、2005年に北米、2012年に中国にそれぞれ生産拠点を設立してきた。

3.2 アルミ鍛造サスペンションの特徴

サスペンション部材の一例を図4⁸⁾に示す。サスペンションは自動車本体とタイヤとをつなぐ、人体における脚にあたる重要保安部品である。高強度・高信頼性が求められ、運動性能や乗り心地にも大きく影響を与える部品である。また乗り心地の観点から、ボデーやフレームといった「バネ上」と呼ばれる部位の質量と、タイヤやサスペンションアームといった「バネ下」との質量バランスが重要である。軽量化だけを考えると、自動車の大部分を占めるボデー部の軽量化が最も効果は大きい。ボデー部のみを軽量化しても質量バランスの不適切による乗り心地の悪化を招くことが懸念される。このため、製品性能を維持するためにもバネ下であるサスペンション部も合わせて軽量化することが、自動車の軽量化では必要といえる。

そのような背景から、従来のサスペンション部材である鋳鉄品あるいは鋼板プレス成型品からのアルミ化が進展している。アルミ化にあたってはアルミ鍛造品やアルミ鋳造品、アルミ板プレス成型品、アルミ押出成型品の適用が考えられる。アルミ鍛造品はアルミ鋳造品に対して材料強度が高いため、より大きな軽量化効果が得られる。また、アルミ板プレス成型品やアルミ押出成型品に比べて高い形状自由度を有することから、当社はアルミ鍛造品がサスペンション部材に最適であると考えている。

3.3 当社技術の特徴

当社はアルミ鍛造サスペンションの採用拡大を予測して1988年に国内で生産を開始し、1990年代初頭に専用設備を導入した後も改善を進めてきた。当社生産ラインは、アルミ鍛造ラインに隣接して鍛造用素材であるビレットを製造する鋳造ラインを配置しており、鍛造素材から鍛造完成品に至るまでのアルミ足回り鍛造品の一貫生産体制を確立していることが最大の特長である。この一貫生産体制の模式図を図5⁹⁾に示す。一貫生産体制の確立により、鍛造バリの完全リサイクルによる低コスト化、素材輸送短縮によるリードタイム短縮、さらに品質・生産などの一元管理が実現し、高効率な生産が可能となった。

また、より軽量となる形状を提案できる設計技術や、より高強度な材料を提供できる合金開発技術を有することも当社の大きな特長である。

3.4 海外事業展開

国内での自動車販売台数の頭打ちにより、日本の自動

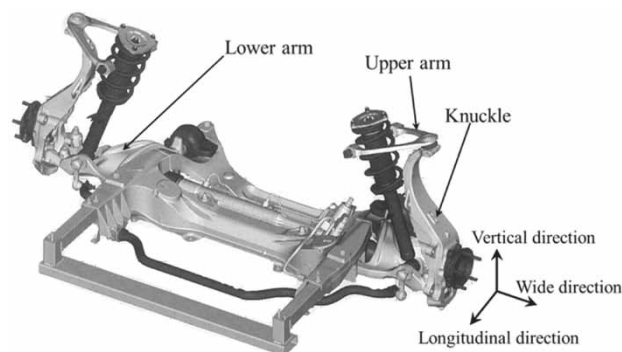


図4 サスペンション部材の例
(ダブル・ウィッシュボーン方式フロントサスペンション)⁸⁾

Fig. 4 Example of suspension members
(front suspension structure of double wishbone type)⁸⁾

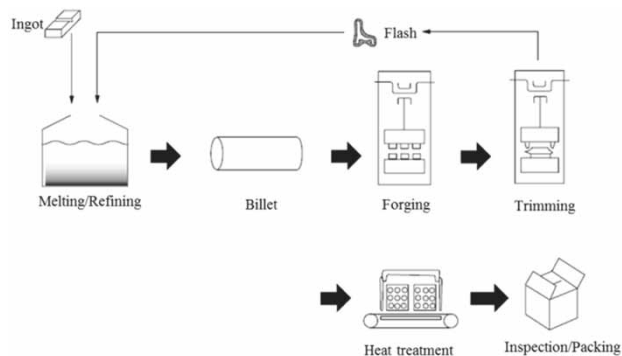


図5 当社におけるアルミサスペンション部材の一貫生産体制⁹⁾
Fig. 5 Integrated production system for forged suspension of aluminum alloy in Kobe Steel⁹⁾

車メーカー各社が生産拠点を海外に移管している。また、複数の国・地域で生産販売するグローバルプラットフォーム車へのアルミ鍛造品の採用が加速するのに伴い、アルミ鍛造サスペンション部材の海外での現地調達化も望まれるようになった。

これに対して当社は、全世界で求められるアルミ鍛造品の需要に応えるべく、さらなる拡販のための技術開発とともに、2005年以降は北米・中国での生産も開始し、同一品質のサスペンション部材を世界レベルで供給できる体制を構築した。技術開発と海外進出の歴史を図6¹⁰⁾に示す。当社のこれまでの事業展開は次の3期に分けられる。

I. 国内での技術確立 (1988年～)

一貫生産体制によるアルミ鍛造サスペンション部材の高効率生産の確立、および軽量化形状提案による拡販体制の構築。

II. 技術の進化と北米進出 (2005年～)

海外での受注拡大を目的に、さらなる軽量化設計技術の開発、高強度合金の開発、および海外拠点でも日本と同一品質を生産するための品質安定生産技術の構築。

III. 中国進出とグローバル車への対応 (2012年～)

北米工場で得られた海外工場設立の知見を生かした、安定生産による中国での拡販とグローバル生産車種への拡販を展開。

とくに、初の海外進出を経験したII期では、海外の経験の浅い作業者でも安定した生産が可能となるように自

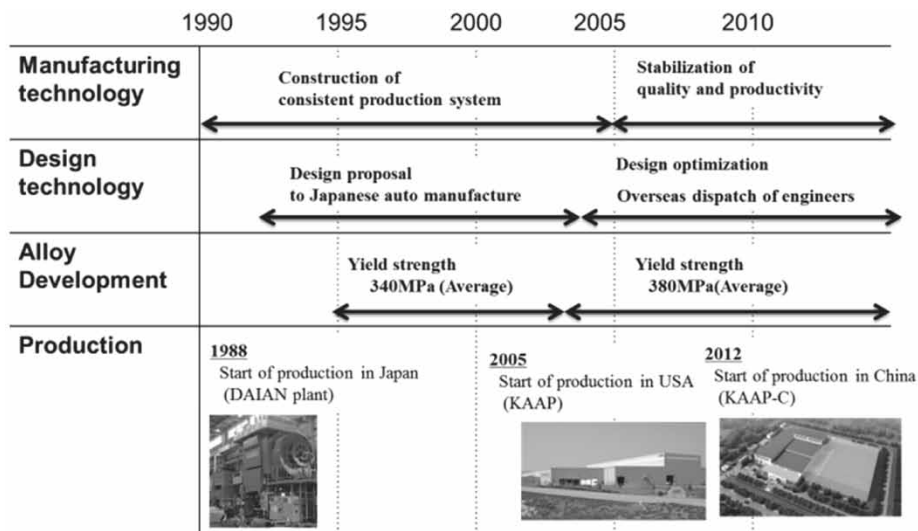


図6 当社におけるアルミ鍛造サスペンションの技術開発および海外進出の歴史¹⁰⁾
 Fig. 6 History of technology development and overseas expansion of forged suspension of aluminum alloy in Kobe Steel¹⁰⁾

表1 各拠点の年間生産能力

Table 1 Annual production capacity of each plant

Plant	Annual production capacity (pcs/y)
Daian (Japan)	4,000,000
KAAP (USA)	7,000,000
KAAP-C (China)	2,000,000
Ttotal	13,000,000

動化技術を開発した。その結果、国内と同一品質の製品を安定的に生産できるようになった。この技術はⅢ期の中国進出時にも生かすことができた。

その後も需要の拡大に応じて設備増強を行ってきた。表1に現在の各拠点の年間生産能力を示す。日米中3極で年間13百万本の生産能力を有する。比較的大型車の販売比率が高い北米では軽量化への要求が強く、アルミ鍛造の進展も早い。そのため重点的に設備増強を行なった結果、全体の53%の能力を占める7百万本の能力を持つに至った。今後も需要の拡大に応じて能力増強を検討していきたい。

むすび=今後、大きな拡大が期待される自動車分野のグローバル市場に対する当社のアルミ板、押出材、鍛造サスペンション事業の展開について解説した。自動車用アルミ材の中でも、3分野ではそれぞれ異なる技術動向やマーケット特性があり、状況に合わせた事業展開を進めていく。なおこれらの事業では、品質の確保をなにより重視し、顧客の信頼に依って行く。

参考文献

- 1) 富岡恒憲ほか. 日経 Automotive. 2016. 3, p.43.
- 2) (社)日本アルミニウム協会 自動車アルミ化委員会. “国内の主なアルミボディパネル(フード)採用車” 2009-03-11, <https://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese/03/03-020304/03-02Localindex.htm>. (参照2018-12-15)
- 3) 櫻井健夫ほか. 軽金属学会第87回講演概要集. 1994, p.185.
- 4) 高木康夫ほか. R&D神戸製鋼技報. 1997, Vol.47, No.2, p.6-8.
- 5) O. Engler et al. Materials Science Forum 877. 2016, p.231-236.
- 6) C.D. Marioara et al. Proceedings of the 16th International Conference on Aluminum Alloys. 2018.
- 7) 志鎌隆広ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.90-93.
- 8) 稲垣佳也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.2, p.22-26.
- 9) 福田篤実ほか. R&D神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.61-64.
- 10) 中村 元ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.99-102.

(解説)

車載端子・コネクタ用銅板圧延事業のグローバル展開

Global Business Expansion of Copper Rolled Products for Automotive Terminal and Connectors



三輪洋介
Yosuke MIWA

It has been 40 years since Kobe Steel's copper rolling business specialized in copper rolled products for electrical and electronics applications, and a quarter century has passed since the company started actively developing business outside Japan. Five years ago, it established three bases for supplying copper rolled products: one in Asia, another in North America and the yet another in Europe. This paper reviews the history of the company's overseas business development up to date, analyzes the current issues based on comparison with competing overseas manufacturers of copper rolled products, and describes the global business strategies, demand, and technical trends for the future. In developing copper rolled products for electrical and electronics products, including copper alloys for automotive terminals, it is believed to be important to follow the trends in automobiles, which are being designed with new mobility, and to acquire a high level of ability in responding quickly to rapidly changing user needs.

まえがき = 当社の銅板事業は、車載端子用銅合金を含め電気電子機器用銅板条製品に特化してからおよそ40年を迎えようとしている。また、国内市場向けだけでなく海外への展開を積極的に開始してからも四半世紀を迎えようとしている。この区切りの年に際し、本稿では、当社の車載端子用銅合金や半導体リードフレーム用銅合金などの電気電子機器用途を中心とする銅板条製品に関する海外展開の歴史を振り返り、今後の海外事業展開における事業戦略についてその概要を述べる。

1. 海外事業展開の概要

1.1 アジア圏での海外展開

アルミ銅事業部門の銅板事業では、最も古い海外拠点であるSingapore Kobe PTE. LTD.社を1976年にシンガポールに設立した。設立当初は給湯用および空調用の銅管工場であったが、1990年代に入って車載端子需要の増大や半導体の需要増を見越し、いち早く端子コネクタ用銅合金の供給および半導体用リードフレームの製造へ転換し、電子部品用銅合金の供給を開始した。

その後、アジア圏において急激に増大した車載端子や半導体用リードフレームの需要に対応するため、タイおよび中国にスリットセンタを設け、より顧客に近いエリアでの素材供給体制を確立した。本センタは、単に製品幅へのスリットを行う生産拠点としての機能だけでなく、技術サービス拠点としての機能をも備え、顧客に密着した営業拠点として機能させたことが特徴である。

タイでのスリット事業の開始は、Kobe Electronics Material (Thailand) Co., Ltd.を設立した2001年であり、

中国では蘇州神鋼電子材料有限公司を設立した2005年である。双方とも現在では合わせて約2,000 t/月の処理量にまで拡大しており、その規模は当社長府製造所銅板工場の約4割を担っている。

1.2 欧米での海外展開

いっぽう、欧州および北米に対する銅板条製品の供給は、当社からの直接輸出による対応ではコストおよびデリバリー面で非常に不利である。このため、開発したオリジナル合金の生産を欧米伸銅メーカーにライセンス委託することによって現地での供給体制を整えている。

当初は、1986年にフランスの伸銅メーカーであるTrefimetaux社へKFC[®]注1) およびKLF[®]注2) 5をライセンスすることから始まった。なお、Trefimetaux社はその後KME社へ吸収合併されたため、現在ではこのライセンスは解消している。

1990年代に入り、とくに米国との貿易戦争が激化してBuy American主義が台頭してきた。この動きを受けて日本の自動車メーカー各社は、日本国内からの輸出から米国内での生産に切り替えていった。この時、自動車用ハーネスおよび端子・コネクタメーカーも、自動車メーカーに追随する形で北米での生産にシフトした。このため、銅板条製品も現地供給を強く要求された。

そこで、銅板ユニットの北米でのライセンス供給体制の構築に向けて、1992年よりライセンス先の探索を開始した。しかしながら、米国の大手伸銅メーカーからは協業

脚注1) KFCは当社の登録商標である。

脚注2) KLFは当社の登録商標である。

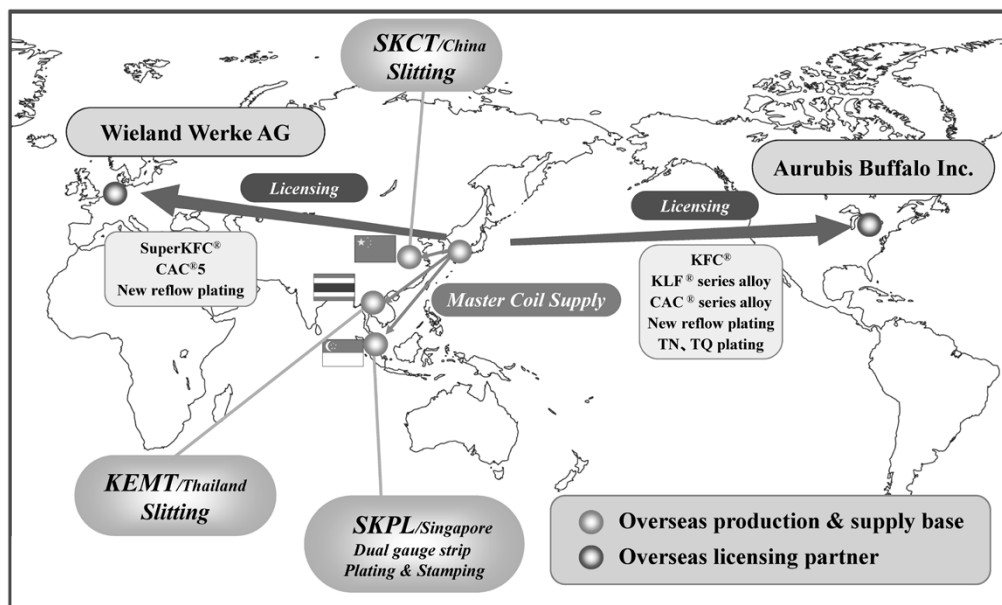


図1 銅板条製品の海外供給体制
Fig. 1 Overseas supply system of copper rolled products

することに合意が得られず、一方で中小メーカーではKFC®やKLF®-5などの当社製品を製造するのに十分な技術や設備がないことなどが障害となっていた。

北米でのライセンスが進展したのは、Outokumpu American Brass社（以下、OAB社という）との間に日系ビッグ顧客が仲立ちに入った1995年からである。このライセンスも1998年にOAB社のケノーシャ工場閉鎖に伴うバッファロー工場への製品移管があったことや、移管に伴っての変更認定が難航した。このため、ライセンス契約締結後、顧客の認定取得が長期遅延した。

その解消のために日系駐在員を派遣して推進するなど紆余曲折があり、ベア材だけでなくすずめっき製品までが整ったのは2001年である。その後、OAB社はLuvata社へ、次いでAurubis社へと資本が移ったものの、当社とは良好な関係が継続できている。

ライセンス製品のメニューも増加し、新リフローめっきなどの新しいめっき技術も供与するなど、その生産量は当社銅板工場の1割に相当する500t/月を超えるまでに成長している。今後も複数の日系、米系の大手顧客へ供給することが決まっております、ますますの規模拡大が予測される。

1.3 三極供給体制の構築

前項でアジア圏および北米圏での供給体制が確立できたことを述べた。いっぽう欧州での供給は、Trefimetaux社が吸収合併されたことによって滞っていた。しかし、大手ハーネスメーカーや端子・コネクタメーカーからは欧州・アジア・北米の三極での素材供給を熱望されていたため、欧州でのライセンス供給を継続して模索した。

銅板条製品ではないものの、2000年代にはWieland社と当社の銅管事業分野には合弁事業の関係があった。

銅管事業の提携からの延長線的な関係性を構築することを目指した結果、戦略商品であるSuperKFC®^{注3)}、CAC®^{注4)}5、および新リフローめっきのライセンス契約がWieland社との間で締結でき、欧州へ供給する道筋をつけた。

2009年より順次供給体制を整え、2014年には最終目標である三極供給体制の構築が完了した。図1はこの時に構築できた当社銅板条製品の海外供給体制を示している。車載端子・コネクタ用銅板条製品の海外供給体制はこの時に結実し、顧客の要望に応えることができた。

2. 世界の伸銅メーカーとの比較

2.1 欧米伸銅メーカーの特徴

車載端子・コネクタ用に使用される高性能の銅板条製品は、世界の主な近代的伸銅メーカーによって生産されてきた。欧州や米国、日本にその多くがあるが、欧米伸銅メーカーは当社を含む日本の伸銅メーカーとは異なる変遷をたどってきた。とくにEU統合後は、域内貿易自由化に対応した各企業の体質強化、企業統合による効率的な稼働とスケールメリットを追求した量で稼く設備体系を追求してきている。そのため、1990年代の欧州には1~2万t/年の生産量をもつ伸銅メーカーが40社以上存在していたが、EU統合後の2010年には10万t/年以上の生産量をもつ巨大企業に集約された。代表的な伸銅メーカーとしては、ドイツを中心としてフランス、イタリア、イギリス、スペインなどに拠点を置くKMEグループ、同じくドイツを中心にイギリスやオーストリアに拠点を置くWieland社、フィンランドを中心にオランダやスウェーデン、ベルギーなどに拠点を置くAurubis社などである。米国も同じく、Olin社を中心として統合された。

これらの巨大企業はアジア圏へも進出してきており、車載端子・コネクタ用銅板条製品や半導体リードフレーム用銅板条製品で当社と競合している¹⁾。

脚注3) SuperKFCは当社の登録商標である。

脚注4) CACは当社の登録商標である。

2.2 中国伸銅メーカーの特徴

2000年代後半以降、中国の伸銅メーカーは急速に規模の拡大を進めてきている。欧米伸銅メーカーと同じ大規模でスケールメリットを追求する形であり、その技術および設備は欧州メーカーから導入している。中国アルミの銅事業部門である中国銅業を含めて複数社が急速に成長してきている²⁾。

3. 当社の海外戦略

当社には、顧客ニーズに対応した高性能銅合金を多数、独自に開発してきた歴史がある。図2に当社における銅板条製品開発の歴史を示す。車載端子用銅合金をはじめ、すずめっき技術、半導体リードフレーム用銅合金など、自動車やエレクトロニクス分野に特化した開発を行ってきた。1980年代に開発したKFC[®]を皮切りにKLF[®]シリーズ、CAC[®]シリーズ、低挿入すずめっきなど、1990年代、2000年代と両手に余るほどの新合金・新製品を世に送り出してきた。開発合金の生産比率は2000年以降、75%以上と大部分を占めている。日系を含め欧米、中国、韓国などほかの伸銅メーカーでは新合金比率は4割を超えないことと比較しても、当社は非常に稀有な存在である。このため、ニッチな製品を世界規模で供給するため、前項でも述べたとおり、巨大企業の2社であるAurubis社およびWieland社とライセンス契約し、開発したオリジナル銅合金を生産委託することによって技術連合ともいべき世界規模でのアライアンスを形成している。

いっぽう、上述したとおり当社は自動車やエレクトロニクス分野の顧客要求に答えてきた。すなわち、より優れた機能を有する特殊機能材ともいえる銅合金やすずめっき、あるいは高いレベルの表面品質を有する銅板条製

品を市場に供給することにより、国内外で高い評価を得てきた。顧客と一体になり、海外伸銅メーカーでは開発や供給ができない高機能銅板条製品を供給する当社の戦略は、とくに日系の自動車メーカーや半導体メーカーの海外展開に呼応し、海外においてもその優位性を発揮してきた。

とくに自動車分野において当社の優位性は形成されてきたが、自動車メーカー自身が国境を越えた技術提携やM&Aによる企業統合を行っている昨今では、これまでのビジネスモデルからの見直しが必要となりつつあると考えている。

これまで当社は、日系部品メーカーとの技術交流により市場に新製品や改良品を供給してきた。こうした日系の部品メーカーや自動車メーカーの市場が拡大することによって、結果として当社の銅板条製品が世界展開されるというビジネススタイルを採ってきた。

しかし、自動車が生まれて100年来の変革が起きようとしている現在、新たなモビリティ社会が世界的に広がるとの予測に即したやり方とはいえないと考えている。しかしながらその一方で、欧米や中国の伸銅メーカーが求めたような「スケールメリットの追求」に当社が舵を切めることは適切でないとする。毎年のように自動車メーカーの合従連衡やアライアンスが行われている状況への対応は、規模が巨大化した海外の伸銅メーカーでは困難である。巨大伸銅メーカーには、自動車メーカーや部品メーカーなどの顧客が求める速度で技術交流や開発に対応できるネットワークの良さはない。

自動車メーカーが以下の三つの点で世界規模での変革に対応していくことが求められるなか、当社が今後求める道は、そうした自動車メーカーと対等に会話ができる高い技術力・提案力を身に付けることである。

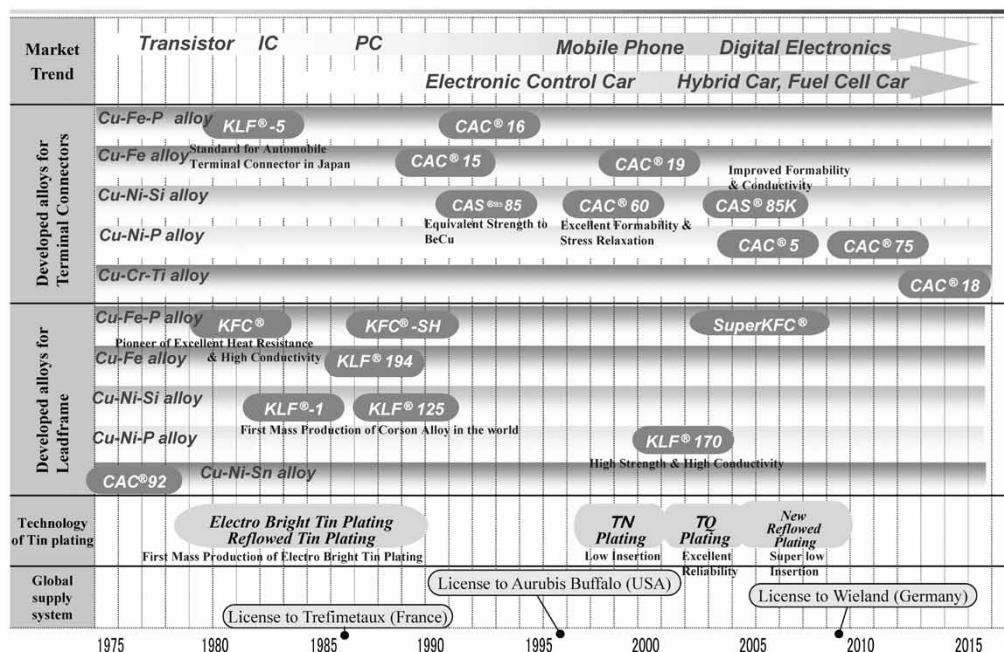


図2 銅板製品の開発の歴史
Fig. 2 History of development in copper rolled products

脚注5) CASは当社の登録商標である。

- ①環境問題への対策として進められているパワートレインの多様化への対応
- ②自動車の知能化やIoT化, 自動運転化への対応
- ③消費者ニーズが自動車を所有することから借りることへ変化することへの対応

KFC[®]やKLF[®]-5を開発した30年前当社は、銅板条製品の最終顧客である自動車メーカーから探り出した要求特性をもつ銅合金を開発することによって直接的な提案ができていた。しかし、バブル崩壊以降、自動車メーカーとのパイプは細くなってしまい、直接の顧客である日系の端子・コネクタやハーネスメーカーとだけの技術交流が主になってしまっている。したがって当社にとっては、自動車メーカーとより太く強く交流することが可能な高い技術力を確立し、提案型の改善を行うことが今後採るべき戦略であると考えている。

また、日系の部品メーカーや自動車メーカーとの交流だけでは不足であり、海外の部品メーカーや自動車メーカーとも会話を行える環境を構築することも重要である。その場合、当社のCAC[®]シリーズ合金のように、業界標準となっていない製品群は障害となる可能性がある。海外では銅合金であってさえもコモディティ化されていることも

多く、当社の銅板条製品メニューにない標準合金をメニュー化することも準備しておくべきと考える。

むすび=当社の推定では、日本国内の車載端子・コネクタ用銅合金の当社シェアは3割を超えている。今後、販売量を増やせるのは海外市場である。上述した高い技術力、提案力を身に付けると同時に、世界供給体制を成長させることが重要と考えている。また、当社の直接的な市場であるアジア圏での需要増に応じたアジア圏拠点の拡大とシェアアップを図る必要がある。そのため、大きな伸びが期待できる中国やベトナム、インドネシアなどの新興需要国での販売量拡大に向けた体制の構築を行うことによってKOBELCOブランドの銅板条製品を広めてゆきたい。

参 考 文 献

- 1) 日本伸銅協会. 伸銅品技術戦略ロードマップ2016. p.12-13.
- 2) 大山好正. 中国の銅産業の現状と展望(第2部). メタル総合研究所, 2017, p.72-116.

(解説)

自動車パネル用アルミニウム合金板材の開発動向

Technical Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels



太田陽介*¹
Yosuke OTA



増田哲也*¹ (博士(工学))
Dr. Tetsuya MASUDA



木村申平*¹
Shinpei KIMURA

Aluminum alloy sheets are increasingly being used for automotive bodies to reduce their weights and are required to have excellent mechanical properties, joining surface and corrosion resistance. For outer panels, Kobe Steel has been working to improve the performance of 6000 series (Al-Mg-Si) alloys in bake hardenability, stamping formability, and post-forming surface quality. For inner panels and structural members, the application of Ti/Zr surface treatment is being promoted to meet the requirements for the durability of adhesive bonding, which are mainly used by overseas manufacturers. This paper introduces developments in the application of aluminum alloy sheets to automotive bodies and developments in overcoming technological issues.

まえがき = アルミニウム合金 (以下、アルミ合金という) の代表的な特性として、比重が小さいことに加えて、耐食性が良いことや、再生しやすい、電気伝導率が高い、熱伝導性が良い、非磁性である、などが挙げられる。アルミは、このような特長を生かして工業製品や部品としてさまざまな用途に使われている。

いっぽう、自動車の車体に対しては、CO₂排出量低減、電気自動車の航続距離増加、および安全装備追加による重量増加への対応を目的とした軽量化が課題となっており¹⁾、これまで主に用いられてきた鋼板から軽量素材への置換が検討されている。そうしたなか、とくにアルミ合金板は1980年代から車両外板パネルや構造部材、各種部品にいたるまで、国内外メーカーの車両の多くの部位に適用されており、輸送機分野でのアルミ合金需要は今後も増加するものと予想されている²⁾。

アルミ合金適用による車体軽量化メリットを最大化するためには、単なる材料置換にとどまらず、部品構造設計とそれを実現するための材料を組み合わせた総合的な技術提案が必要と考えられる。

本稿では、自動車車体へのアルミ合金板材の適用状況

や技術課題を克服するための当社における開発状況について紹介する。

1. 自動車車体へのアルミ合金板材の適用状況

北米や欧州では、2000~2002年にかけてアルミ合金板材の採用が急激に進み、現在では量産車種にも適用されている。また軽量化と衝突安全規制強化への対応のため、車体骨格では高強度鋼板とアルミ合金板材とを適材適所に配置したマルチマテリアル化の検討が進んでいる³⁾。

日本国内では1985年、マツダ株式会社によるRX-7に初めてアルミ合金製フードが適用されたのを皮切りに、1990年代前半にかけてスポーツ車や高級車を中心に外板パネルのアルミ化が進展した。近年は量産車種への採用も進み、トランクリッド、バックドア、ルーフなど適用部品も拡大してきている。また、自動車の生産台数世界第一位を誇る中国においても、燃費規制の強化を背景として車両の軽量化ニーズが高まっている。

当社グループでは、日本や中国をはじめとするアジアにおいて、引き続き大きく伸長する輸送機分野における

表1 代表的な自動車パネル用アルミ合金の化学成分
Table 1 Chemical compositions of aluminum alloys for automotive body panel

Alloy	(mass%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
AA6014	0.30-0.6	<0.35	<0.25	0.05-0.20	0.40-0.8	<0.20	Bal.
AA6016	1.0-1.5	<0.50	<0.20	<0.20	0.25-0.60	<0.10	Bal.
AA6022	0.8-1.5	0.05-0.20	0.01-0.11	0.02-0.10	0.45-0.70	<0.10	Bal.
AA6111	0.6-1.1	<0.40	0.50-0.9	0.10-0.45	0.50-1.0	<0.10	Bal.
AA5022	<0.25	<0.40	0.20-0.50	<0.20	3.5-4.9	<0.10	Bal.
AA5052	<0.25	<0.40	<0.10	<0.10	2.2-2.8	0.15-0.35	Bal.
AA5754	<0.40	<0.40	<0.10	<0.50	2.6-3.6	<0.30	Bal.
AA5182	<0.20	<0.35	<0.15	0.20-0.50	4.0-5.0	<0.10	Bal.

*¹ アルミ・銅事業部門 真岡製造所 アルミ板研究部

表2 自動車パネル用アルミ合金に要求される特性
Table 2 Properties required as automotive aluminum body panel

Applications	Properties
Outer	Yield strength after paint bake
	Surface qualities after stamping (Roping/S-S mark free)
	Formability
	Hemming property
	Anti-filiform corrosion property
Inner	Deep drawing performance
	Joining property
	Adhesion property

アルミ合金材需要にお応えできる生産体制の構築を進めている（詳細は本号p.6の記事参照）。

自動車パネル用材料には機械的性質をはじめとして、接合性や耐食性などさまざまな材料性能が求められる。このため、適用部品に応じて化学成分および製造条件を適正化した材料が開発されてきている。代表的な自動車パネル用アルミ合金板材の化学成分および求められる特性をそれぞれ表1、表2に示す。高濃度にMgを添加した5000系合金は成形性に優れることから、インナパネルを中心としたさまざまな部位に適用されている。アウトパネルには優れたベークハード性^{注1)}、プレス成形性および成形後の表面品質が求められ、これらの要求特性のバランスを考慮して、化学量論組成よりもSiを過剰に含む6000系（Al-Mg-Si系）合金が主に用いられている。またインナパネルや構造部材に対しては、海外メカを中心として接着剤を適用したときの耐久性が求められる。

2. 自動車車体用アルミ合金の要求特性と当社における開発状況

2.1 ベークハード性

アウトパネル材に対しては、プレス時の形状精度確保の観点からスプリングバックが小さいことが望ましく、低強度であることが求められる。そのいっぽうで最終製品に対しては、耐デント性^{注2)}を維持したまま薄肉化を可能にするために高強度であることが求められる。そこで、自動車の製造工程における塗装焼き付け熱処理時に強度向上が図れることから、6000系合金板材が主に用いられている。比較的低温・短時間の熱処理における時効硬化性をベークハード性と呼ぶが、その向上策として予備時効処理⁴⁾や復元処理⁵⁾などが提案されている。これらの熱処理プロセスは、6000系合金の主要添加元素であるMg、Siにより形成されるナノスケールの材料組織を制御する目的で行われる。

当社では6000系合金のさらなるベークハード性向上のための新プロセスの開発⁶⁾に加えて、化学成分や製造条件の適正化⁷⁾のほか、メカニズム解明のための材料組織分析技術の確立に取り組んでいる。6000系合金中のMg原子とSi原子の集合体の3次元分布図と硬さ測定結果を図1に示す⁸⁾。図の3次元分布は、材料内部の原子

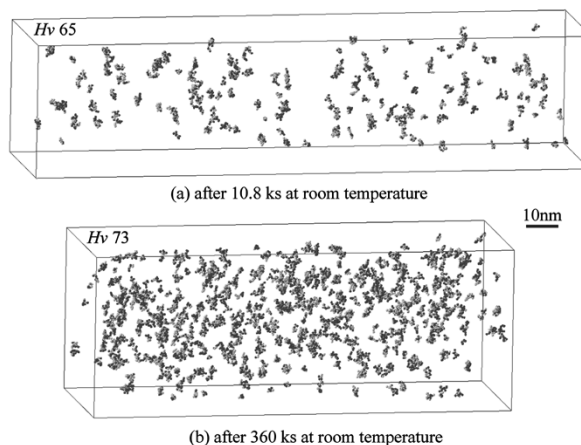


図1 6000系合金中のMg原子とSi原子の集合体の3次元分布図と硬さ測定結果⁸⁾

Fig. 1 3D distribution maps of aggregated Mg and Si atoms in Al-Mg-Si alloy and Vickers hardness⁸⁾

配置を3次元的にイメージングできる微細領域分析装置により得られた。図1を見ると、室温での保持時間の増加とともに硬さ、およびMg、Siを含む直径数nm程度の原子集合体の個数が増加していることが分かる。すなわち、この極めて微小な組織変化が室温保持中の硬さ変化の原因であることが明らかになった。

2.2 プレス成形性

一般的に、6000系合金板材の室温におけるプレス成形性は軟鋼板と比較して劣るとされる。その改善のため当社では、アルミ合金板に適したプレス技術開発による成形限界の向上とともに、プレス成形性に優れる材料開発を進めている。そうした取り組みにおいて、Mg、Si、Cuなどの主要元素添加量および製造条件を適正化した開発材が優れた伸びや加工硬化特性を示すことに加えて、そのメカニズムとして引張変形中の転位の増殖および動的回復挙動などの転位組織形態との関係を明らかにした⁹⁾。

このようなアルミ合金板材の成形性向上に向けた取り組みは、複雑形状部品のアルミ化、車両デザインニーズの実現による商品性向上のほか、部品点数削減によるトータルコスト低減に寄与できるものと考えている。

2.3 プレス成形後の表面品質の向上

6000系合金板材では、プレス後の材料表面にリジニングマークあるいはローピング（Roping）と呼ばれる圧延方向に平行な筋状の凹凸模様が現れることがある（図2）。車両外観品質の観点からその抑制を図っているが、近年のプレス部品形状の複雑化に伴って高ひずみ領域に

脚注1) 比較的低温・短時間の熱処理における時効硬化性

脚注2) 小石などがパネルに当たった際のへこみの生じにくさ

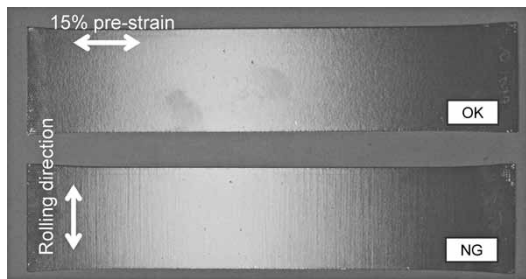


図2 リジングマーク評価試験片の外観写真(15%予ひずみ、スプレー塗装後)

Fig. 2 Roping test samples with 15% pre-strain and spray paint

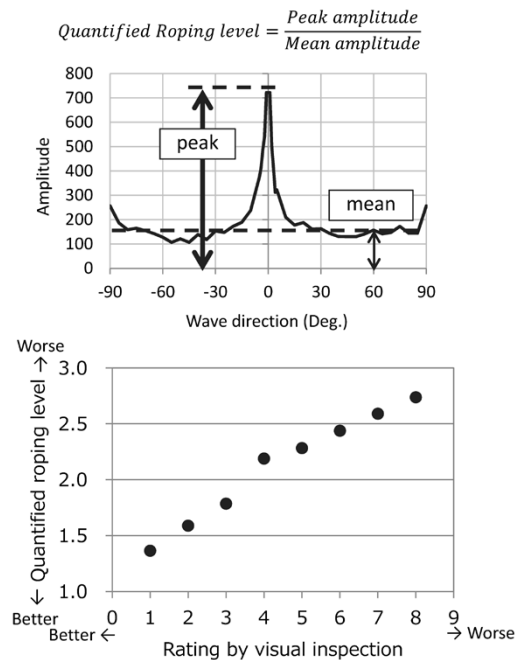


図3 リジングマーク指標値と目視評価結果との関係

Fig. 3 Relationship between quantified roping level and rating by visual inspection

においてもその抑制効果を維持することが求められている。当社では、6000系板材の実際の集合組織情報に基づいて結晶塑性理論を用いた変形解析を行い、引張変形に伴う板断面形状の変形挙動を詳細に調査した。その結果、板断面内に存在するGoss方位やCube方位などの特定の結晶方位の偏在により、断面内の応力分布が不均一となって湾曲変形が起きたことがリジングマークが生じた一因と考えられた¹⁰⁾。これらの解析結果を踏まえ、結晶方位分布の均一性をさらに向上させるための製造プロセスを確立し、難成形部品においてもリジングマークの抑制が可能な材料を開発している。

また、従来のリジングマーク評価法は、所定の引張変形を加えた後に砥石による研削や塗装を施すことによって現れる凹凸の程度を目視で評価するものであり、作業者の技能に依存することに問題があった。そこで当社では、変形後の板表面の3次元形状測定結果に周波数解析を行い、面内方向の波長を分離、解析することによってリジングマークの発生程度として定量化する手法を開発した¹¹⁾。圧延方向の波長成分の強度と全方向の波長成分の平均強度の比であるリジングマーク指標値と、従来の目視評価結果との関係を図3に示す。両者には良好な相関関係が認められており、従来法に代わる新たなリジン

グマーク定量評価手法として材料開発の効率化に活用できるものと考えている。

2.4 接着耐久性

日本国内においては、自動車パネル用のアルミ合金板材は、塗装、接着、溶接性の向上のため、一般に酸洗などを施して熱処理工程で生成する酸化皮膜を除去した素材として出荷される¹²⁾。いっぽう、海外では、接着剤を適用したときの耐久性向上を目的とした表面処理が施される場合がある。これは、接着接合部が想定される過酷な市場環境の影響を受けて接着剤が界面で剥がれるのを抑制し、接着特性の信頼性を確保するためとされている¹³⁾。なお、接着剤を積極的に活用することで剛性・衝突時の安全性・制音・振動特性(NVH性)などが向上することが知られており、欧州ではそのような目的で接着剤が多用されている¹³⁾。

具体的な表面処理として、欧州系ではTi/Zr処理が、また北米系ではAlcoa951処理が素材段階で適用されている¹³⁾。このうち、Ti/Zr処理はドイツ系を中心に海外自動車メカで広く採用されている技術である。図4に示すような工程において、酸化皮膜を除去したアルミ合金の表面にTiおよびZrの氧化物皮膜を形成させることを特徴とする¹⁴⁾。

接着耐久性評価(エポキシ系接着剤使用、塩水噴霧3,000時間)の後、せん断引張試験を行った接着破断面

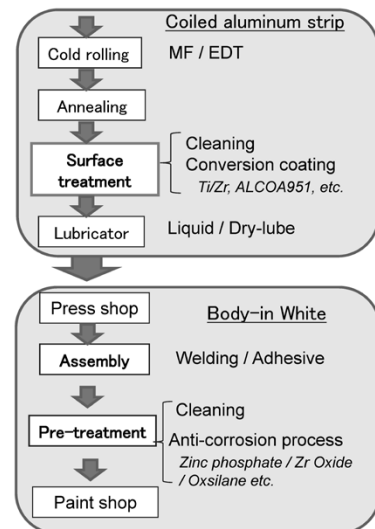


図4 自動車用アルミ板の製造・加工工程

Fig. 4 Manufacturing process of aluminum sheet for automotive (surface related technology)

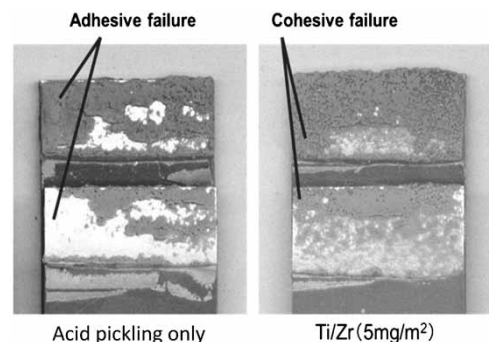


図5 接着試験片の耐久試験後の外観(せん断試験)

Fig. 5 Appearance of adhesive durability test (Lap shear test)

の外観例を図5に示す¹⁵⁾。酸洗のみの表面は界面破壊による金属光沢が認められるのに対し、Ti/Zr処理材は金属光沢がなく、凝集破壊となっている。Ti/Zr処理材表面のTiとZrの金属成分の合計値をTi/Zr皮膜量としたとき、Ti/Zr皮膜量に対する凝集破壊率の影響について調査した結果を図6に示す¹⁵⁾。凝集破壊率は酸洗材で約30%であったが、Ti/Zr皮膜量が増えると凝集破壊率は向上し、5~10 mg/m²で最大となった。さらにTi/Zr皮膜量が増加すると凝集破壊率は低下した。この原因として、皮膜量が増加するとTi/Zr皮膜内部でも破壊が発生しやすくなるためと考えられる¹³⁾。

接着剤適用時の界面破壊は、素材表面の水和(hydration)に起因するとされている¹³⁾。そこで、酸洗材の水和量を1としたときの酸洗材およびTi/Zr処理材の皮膜量による水和量への影響を図7に示す。なお、酸

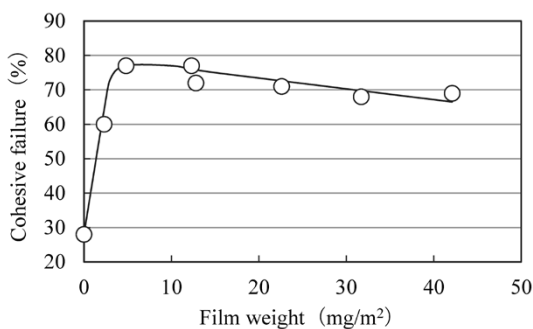


図6 皮膜量と凝集破壊率の関係

Fig. 6 Relationship between cohesive failure ratio and film weight

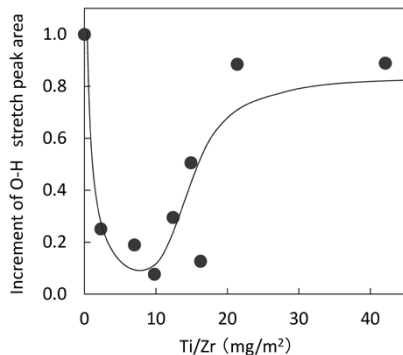


図7 Ti/Zr皮膜量による水和量の変化

Fig. 7 Hydration variation with Ti/Zr film weight

洗材およびTi/Zr処理材それぞれの水和量は、湿潤環境(50℃, 95%RH, 24時間)保持前後の表面をフーリエ変換赤外分光分析計(FT-IR)により分析し、3,400 cm⁻¹付近に見られるO-H伸縮振動のピークの面積増加量から算出した。本結果より、水和量は皮膜量の増加により抑制されることが確認された。ただし、皮膜量が増加すると水和量も再び増加する傾向となっている¹⁵⁾。こうした挙動は、接着耐久性の評価結果と対応している。

なお、Ti/Zr処理材は、化成処理性や溶接性について、酸洗材と同等の特性を示すことが確認されている^{14),15)}。

むすび = 近年、自動車を取り巻く事業環境は大きく変わっている。技術革新に伴って新しい車両構造、部品が開発されると考えられ、軽量構造材料としてのアルミ合金板の役割の重要性もますます高まっていくものと考えられる。当社ではこれらのニーズにお応えすべくアルミ板材の研究開発を進めているが、そのためには顧客との強力なパートナーシップが従来以上に重要である。材料開発、材料の特性を生かした部品構造提案、アルミ同士および高強度鋼板との異種材料接合技術とを組み合わせた総合的な研究開発を推進し、自動車の軽量化および地球環境保護に大きな役割を果たしていきたい。

参考文献

- 1) 坂上 弘ほか. 自動車技術. 2016, Vol.70, No.8, p.42.
- 2) 稲葉 隆. R&D神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.79.
- 3) 内藤純也ほか. 自動車技術. 2018, Vol.72, No.11, p.17.
- 4) 櫻井健夫ほか. 第87回軽金属学会秋期大会講演概要. 1994, p.185.
- 5) 櫻井健夫ほか. 第91回軽金属学会秋期大会講演概要. 1996, p.175.
- 6) 増田哲也ほか. 軽金属. 2010, Vol.60, No.4, p.183.
- 7) 高木康夫ほか. 軽金属. 2013, Vol.63, No.7, p.245.
- 8) 有賀康博ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.42.
- 9) 越能悠貴ほか. 軽金属. 2018, Vol.68, No.4, p.201.
- 10) 小西晴之ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.39.
- 11) 市川武志. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.86.
- 12) 石井 均. 表面技術. 1997, Vol.48, No.10, p.691.
- 13) EAA Aluminium Automotive Manual-Joining 9. Adhesive bonding. http://c.ymcdn.com/sites/www.aec.org/resource/resmgr/PDFs/9-Adhesive-Bonding_2015.pdf, (参照2018-11-21).
- 14) 太田陽介ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.82.
- 15) 小島徹也ほか. 軽金属溶接. 2016, Vol.54, No.8, p.293.

(解説)

車載端子用銅合金およびめっきの開発動向

Technical Trends in Copper Alloys and Plating for Automobile Terminals



坂本 浩*1
Hiroshi SAKAMOTO

Copper alloys and tin-plated strips are widely used for automobile terminals. These terminals are being downsized, requiring their copper alloy materials to have higher strength and improved stress relaxation characteristics. The tin plating is now required to have high fretting corrosion resistance, in addition to a low friction coefficient and low contact resistance. This paper describes the technical trends in automobile terminals and the properties of newly developed copper alloys and plating, as well as future trends in technical development.

まえがき = 自動車においては近年、より高レベルの自動運転技術を搭載した自動車や、外部通信ネットワークと接続を可能とするコネクティッドカーに加えて、環境面から電動自動車の普及が急速に進んでいる。そのような動きを受け、自動車に搭載される電子部品数の増加は著しく、電気配線とそれを接続するコネクタも増加の一途をたどっている。また、これに伴って電気配線は細線化し、コネクタを構成する端子は小型化が進化した。使用される材料は薄肉化され、高強度化が求められてきた。

また、エンジンルームなどの高温環境下に搭載される電子部品も増え、熱に強い耐応力緩和特性に優れた銅合金が求められてきた。

一般に、すずめっきなどの表面処理がなされている車載端子は、小型化によって接触信頼性を確保することが難しくなり、振動や衝撃などによる微摺動(しゅうどう)摩耗現象への対応が大きな課題となっている。

当社は、このような車載端子用材料の技術的な要求に対応するため、高性能な銅合金と表面処理の開発を進めてきた。そこで本稿では、車載端子用銅合金、表面処理

に求められる技術とその開発状況、さらに将来に求められる性能について解説する。

1. 車載端子用銅合金

図1に代表的な車載端子の断面模式図および材料への要求特性を示す。端子はめす端子とおす端子で構成される。端子の最も重要な機能は、めす端子が持つばね部の接触圧力(以下、接圧という)を長期間にわたって維持し、接点の接触抵抗を安定して低く維持することである。

そのため銅合金に対しては、端子を嵌合(かんごう)したときにばね部が大きいたわんで高い応力を受けても弾性限界を超えない高い耐力が求められる。また、電流を流すため、十分な導電率が必要である。さらに、エンジンルームなどの高温環境下においても、ばね機能が損なわれることなく、おすタブを押し付ける接圧を維持するためには耐応力緩和特性が重要である。さらに加えて、端子を箱型に成形するためには優れた曲げ加工性も兼備しなければならない。

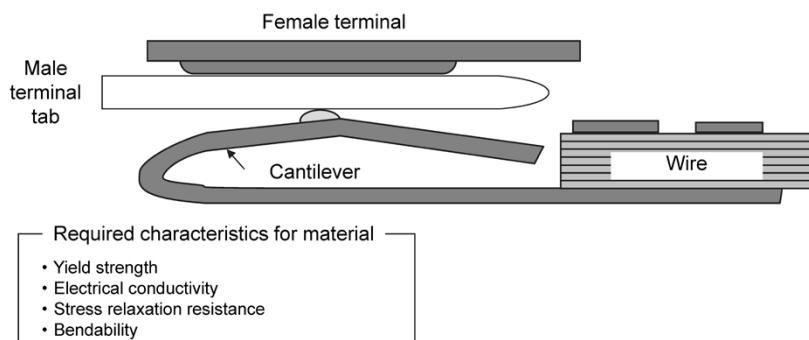


図1 端子の断面模式図と材料への要求特性
Fig. 1 Cross section of terminal and required characteristics for material

*1 アルミ・銅事業部門 長府製造所 銅板工場

図2に当社の車載端子用銅合金の耐力^{注1)}と導電率の関係を示す。一般に、耐力と導電率はトレードオフの関係にあり、銅に添加元素を加えて、強度(耐力)を上げると導電率は低くなる。大きく分類すると、導電率を重視した銅合金は大きな電流を通電するジャンクションブロック(JB)などのパワー系部品に使用される。また、強度を重視した銅合金は小型めす端子に多く使用されている。

導電率が30%IACS未満の汎用銅合金である黄銅やりん青銅も要求性能に応じて広く使用されている。

1.1 車載小型端子用銅合金

表1に車載小型端子用銅合金の機械的特性と導電率を示す。これらの銅合金の160℃における応力緩和特性を図3に示す¹⁾。一般に小型端子は使用される電流が小

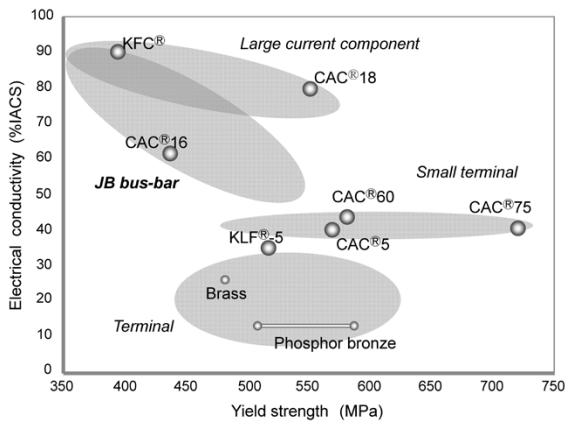


図2 端子用銅合金の耐力-導電率の関係

Fig. 2 Relationship between yield strength and electrical conductivity of copper alloys for terminal

表1 小型端子用銅合金の機械的特性と導電率の代表値

Table 1 Typical mechanical properties and electrical conductivity of copper alloys for small terminal

Alloy	Nominal composition (mass%)	Temper	0.2% Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Electrical conductivity (%IACS)
KLF®5	Cu-0.1Fe-0.03P-2Sn	H	530	12	35
CAC®5	Cu-0.8Ni-0.07P-1.2Sn	EH/SP	570	12	40
CAC®60	Cu-1.8Ni-0.4Si-1.1Zn-0.1Sn-0.01Mg	H	580	16	44
CAC®75	Cu-2.5Ni-0.55Si-0.2Sn-1.0Zn	H	730	10	40

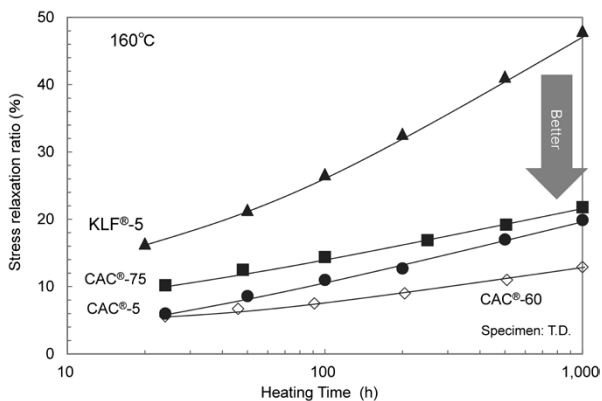


図3 160℃加熱における応力緩和率の変化

Fig. 3 Change of stress relaxation ratio at 160℃ heating (initial load: 0.2%yield strength × 80%)

さいことから、導電率は30~50%IACSが使用され、高温環境下では応力緩和率の低い銅合金が使用されている。

自動車用小型端子として古くから使用されているKLF^{®注2)}-5は、KFC^{®注3)}(Cu-0.1Fe-0.03P)をベースに2%のすずを固溶させた銅合金で、強度を重視している。このKLF-5の後継合金がCAC^{®注4)}5である。CAC5はKLF-5よりもすず添加量を減らし、ニッケルとりんを添加してこれら固溶元素の転位固着作用を発揮させた銅合金である。Cu-Ni-Si系合金に匹敵するレベルまで耐力緩和特性が向上している²⁾。Cu-Ni-Si系合金に比べて製造工程も非常にシンプルであり、製造しやすい合金であることから採用が拡大している。

これに対してCAC60およびCAC75は、NiとSiの時効析出現象を利用して強度を確保し、導電率と優れた耐力緩和特性を兼ね備えた銅合金である。

CAC60は、Good way(曲げ軸が圧延方向に直角)およびBad way(曲げ軸が圧延方向に平行)の両方向ともに、 $R/t=0.0$ のW曲げ(板厚 t に対する曲げ半径 R の比を限界曲げ比と呼んでいる)が可能であり、端子を設計する際の自由度が高いのが特長である。曲げ加工性が優れている理由の一つは、Cu-Ni-Si系合金において曲げ加工性を阻害するSnあるいはMg添加量を、耐力緩和特性を向上させるのに必要な最少量にまで抑えているためである。これによって優れた曲げ加工性と耐力緩和特性を両立することに成功した³⁾。

CAC75は、CAC60よりもNi, Siを増量することでさらに耐力を向上させている。Good way およびBad wayにおける $R/t=0.5$ のW曲げは可能なことから、箱型成形の加工にも対応している。

車載端子は今後さらに小型化が進展し、材料の薄板化が進んでいくことが予測される。そこで、重要なばね信頼性を確保するためには、将来は1,000 MPaを超える耐力が必要となる。あわせて、微細な加工に求められるプレス打ち抜き性や曲げ加工性も重要である。このため、材料開発のハードルは高い。ただし、使用される電流は微弱であることから、材料の導電率は30%IACS未満の黄銅レベルでも使用できる可能性が高いと考える。

1.2 パワー系部品用銅合金

表2にパワー系部品用銅合金の機械的特性と導電率を示す。また、180℃における応力緩和特性を図4に示

表2 パワー系部品用銅合金の機械的特性と導電率の代表値

Table 2 Typical mechanical properties and electrical conductivity of copper alloys for power line

Alloy	Nominal composition (mass%)	Temper	0.2% yield strength (MPa)	Elongation (%)	Electrical conductivity (%IACS)
KFC®	Cu-0.1Fe-0.03P	H	390	7	90
CAC®16	Cu-0.1Fe-0.03P-0.4Zn-0.2Mg-0.2Sn	H	430	10	61
CAC®18	Cu-0.3Cr-0.05Ti-0.02Si	H	550	12	80

脚注2) KLFは当社の登録商標である。

脚注3) KFCは当社の登録商標である。

脚注4) CACは当社の登録商標である。

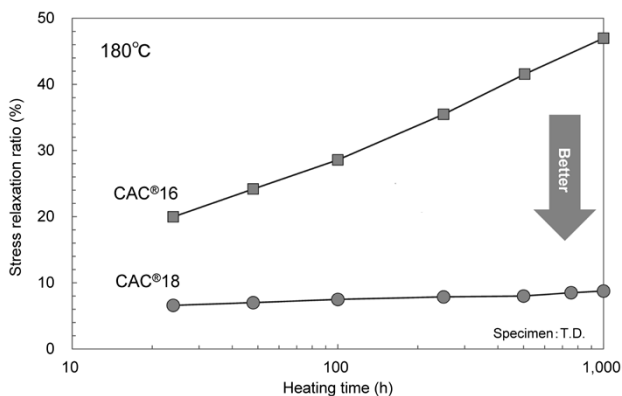


図4 180°C加熱における応力緩和率の変化
Fig. 4 Change of stress relaxation ratio at 180°C heating
(initial load: 0.2%yield strength × 80%)

す。KFCは90%IACSの導電率を有し、中・大電流用途に広く使用されている。しかし、耐応力緩和特性が低いため、ばね接続を利用した嵌合型の端子には不向きである。

これに対してCAC16は、KFCに微量のSnとMgを添加して耐応力緩和特性を兼備させて開発した。音叉型端子を持つジャンクションブロックで広く採用されている。ただし、導電率が60%IACSとKFCに比べて低くなっている。

そこで、CAC16よりも導電率と耐応力緩和特性を向上させたCAC18を開発した。CAC18は、Cu-Cr-Ti系合金であり、Cr系析出物の析出強化とTiの固溶強化による高い強度と導電率を確保している。大電流回路では、瞬間的な過電流によって接点部温度が180°C程度まで上昇することがある。図4から、CAC18は180°Cで1,000時間経過後も応力緩和率の変化が小さいことが分かる。応力緩和は転位が熱活性化過程によって移動する現象であることから、微量の活性金属元素を添加することによって転位の移動を抑制することにより、優れた耐応力緩和特性を実現している⁴⁾。なお、CAC18は、欧州および米国で実績のあるCDA18070の組成範囲であり、複数社から入手が可能なグローバルな合金である。このことも後押しして今後の成長が見込まれる。

将来は電気自動車の市場拡大と高出力化が進み、さらに高電圧・大電流に対応可能な材料が必要になることが予測される。したがって、さらに導電率および強度を高めた領域の新たな材料が必要であると考えられる。

2. 車載端子用すずめっき

2.1 当社すずめっきの種類

当社で量産しているすずめっき付き銅合金の断面構造の概略を図5に示す⁵⁾。リフローすずめっきのリフローとは再溶融の意味で、電着めっき後に加熱して電着すずを再溶融させためっきのことをいう。再溶融の際にCu母材とすず層の間に相互拡散によるすずと銅の金属間化合物層 (intermetallic compound) とすず層の2層で構成される (図5 (A))。ニッケル下地リフロー3層めっきは、ニッケル層、すずと銅の金属間化合物層、すず層の3層で構成される (図5 (B))。新リフローめっき層は、

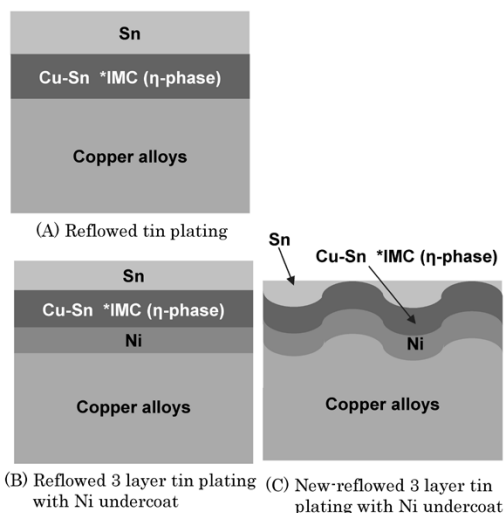


図5 すずめっき付銅合金の断面構造の概略
Fig. 5 Schematic image of cross-section of tin plated copper alloys
*IMC: intermetallic compound layer of Sn and Cu

銅合金素材表面に凹凸形状を制御することにより、ニッケル層、すずと銅の金属間化合物層、めっき表面にはすずと金属間化合物層を混合させた3層で構成される (図5 (C))。

2.2 摩擦係数

車載部品の電装化、高性能化が進展しており、1台あたりの回路数が増加してコネクタ数も増加している。また、コネクタ1個あたりの極数が増加していることから、コネクタ嵌合時の挿入力も増加している。

挿入力が増加すると組み立て作業性が低下することから、挿入力の低減が求められている。端子の挿入力は、材料表面の摩擦係数と端子の接圧によって決まる。すずめっき同士の摩擦の場合、凝着摩擦が主成分となり、摩擦係数 μ は式(1)で表される⁶⁾。

$$\mu = F/W = As/Ap = s/p \dots\dots\dots (1)$$

F: 摩擦力, W: 板厚法線方向荷重, A: 接触面積,
s: 凝着部のせん断強さ,
p: 塑性流動圧力=材料の硬さ

式(1)より、塑性流動圧力を上げることによって摩擦係数を低下させることが可能である。塑性流動圧力とは、接触荷重を増大させたときに接触部付近の表面に近い内部がすべて塑性変形するときの圧力のことであり、材料の硬さに相当する。そのため、摩擦係数を低減するにはめっきを硬くするか、めっきを薄くして硬い母材の影響を受けやすくし、見かけの上の硬さを高めればよい。

図6に摩擦係数測定装置の概略図を、図7にすずめっき材の摩擦係数を示す。ニッケル下地リフロー3層めっきは、すず層を薄くすることで、硬い母材の影響を受けやすくなり見かけの硬さが増加して、摩擦係数が低減している。さらに、新リフローめっきは、表面にすず層と硬い金属間化合物層を混在させているが、すずと銅の金属間化合物では、すず同士に比べて凝着が起りにくいため、すずの凝着摩擦が抑制される。その結果、摩擦係数がリフローすずめっきの半分程度まで、大きく低減している。

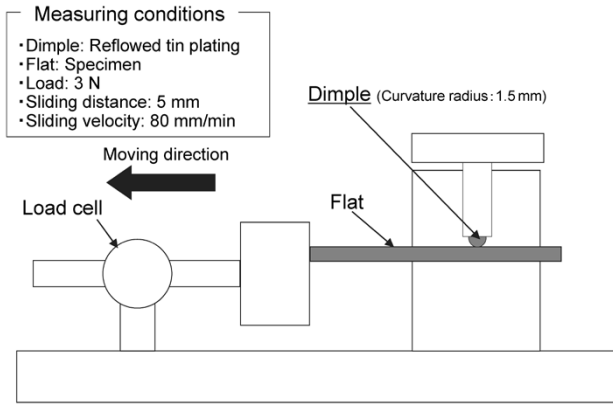


図6 摩擦係数測定装置の概略図

Fig. 6 Schematic diagram of apparatus for measuring friction coefficient

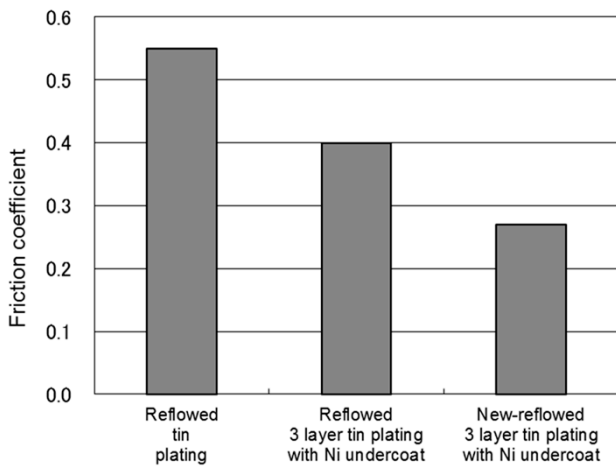


図7 摩擦係数の比較

Fig. 7 Comparison of friction coefficient

2.3 接触抵抗特性

自動車内スペースの確保からエンジンルームにも電装品が多く搭載されるようになり、最高150~160℃の高温での接触抵抗特性が要求される。図8に、160℃で保持したときの接触抵抗の変化の様子を調べた。図9には160℃で120時間加熱後の断面観察結果を示す。また、母材、めっき材、および酸化被膜の電気比抵抗を表3に示す^{7)・9)}。

リフローすずめっきは、先に述べたように表面にすず層、その下に銅とすずのCu₆Sn₅層(η相)の2層である。加熱120時間後の断面観察から、すず層が消滅してCu₃Sn層(ε相)が形成しており、わずかにCu₆Sn₅層(η相)が残っている。これは、高温保持により素材の銅が拡散してすず層はCu₆Sn₅層(η相)を生成、さらに拡散が進み銅リッチなCu₃Sn層(ε相)が生成したためである。

定性分析の結果、表面および深さ15 nmの位置においてもCu₂Oが検出される。Cu₂Oは電気比抵抗が大きいいため、接触抵抗が増加すると考えられる。いっぽう、すずの氧化物であるSnO₂は、Cu₂Oに比べて電気比抵抗が非常に小さく、接触抵抗への影響は小さい。

ニッケル下地を持つニッケル下地3層めっき、新リフローめっきは加熱後も接触抵抗の増加が小さい。これらにおいては、ニッケル下地めっきがすず層に対する銅の

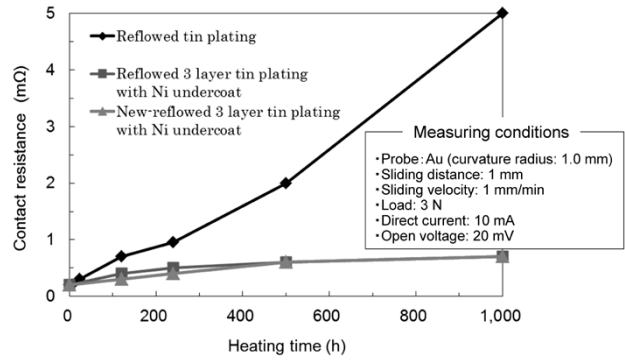


図8 160℃での加熱時間と接触抵抗の変化

Fig. 8 Change of contact resistance and heating time at 160℃

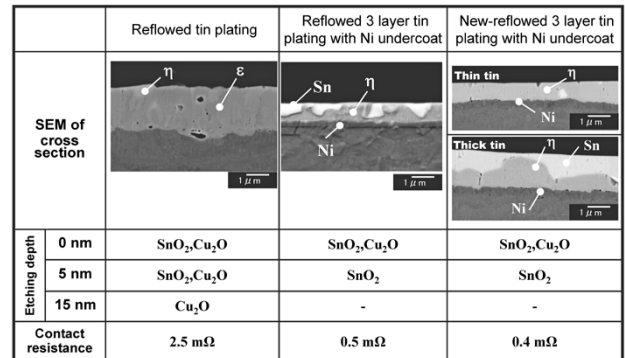


図9 160℃×120時間後のめっき断面および酸化被膜構成と接触抵抗の関係

Fig. 9 SEM of cross section after 160℃×120h, and relationship between composition of oxide film and contact resistance

表3 電気比抵抗

Table 3 Electrical resistivity

	Ω·m		Ω·m
Cu	1.7×10 ⁻⁸	Cu ₂ O	10 ⁶ ~10 ⁷
Sn	12.6×10 ⁻⁸	CuO	1~10
Cu ₆ Sn ₅	12.5×10 ⁻⁸	SnO ₂	4×10 ⁻⁴
Cu ₃ Sn	20.5×10 ⁻⁸	NiO	10 ¹¹

拡散バリアとして作用しており、銅リッチなCu₃Sn層(ε相)の生成が認められずすず層およびCu₆Sn₅層(η相)が存在している。新リフローめっきは、すずの薄い部分と厚い部分を観察しているが、Cu₃Sn層(ε相)は同様に認められなかった。いずれのめっきにおいても、Cu₂Oは最表面のみで深さ方向には存在しておらず、かつ非常に薄い膜であることから、低い接触抵抗を維持しているものと考えられる¹⁰⁾。

2.4 微摺動摩耗特性

微摺動摩耗とは、電気接点が振動や熱サイクルによって摺動すると、摩耗が生じて摩耗粉が酸化し、接触抵抗が増加する現象である。

端子の小型化が進むなか、接点部の接圧低下や多極化によって挿入力低減のニーズが高まっており、微摺動摩耗への感受性が高くなってきている。そのため、これまで問題にならなかった程度の振動や衝撃、通電時の発熱による熱伸縮によって接点部にずれが生じやすくなり、微摺動摩耗特性はさらに重要となってきている。

図10に微摺動摩耗試験の概略を示す。また図11には、

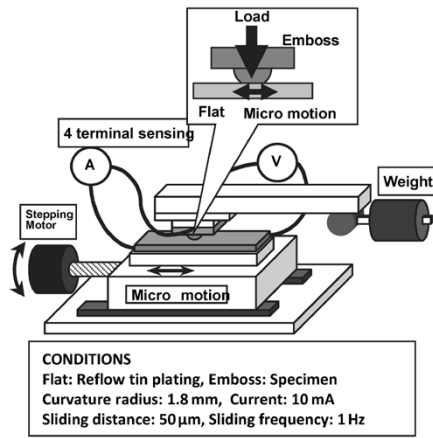


図10 微摺動摩耗試験の概略図
Fig.10 Schematic diagram of fretting corrosion test

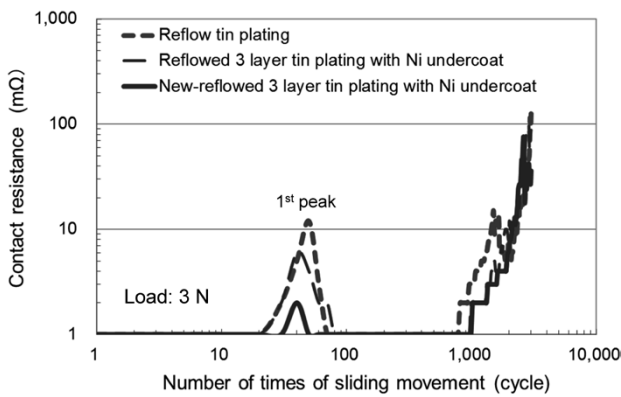


図11 荷重 3 N における摺動回数と接触抵抗の変化
Fig.11 Relationship between contact resistance and number of times of sliding movement at 3 N of load

摺動回数と接触抵抗の変化を示す。微摺動摩耗では一般に、摺動によって摩耗粉が発生し、摩耗粉の一部は外部へ排出され、残りの大部分は接点部へ堆積する。摩耗粉が堆積して酸化することによって接触抵抗が増加する(図11中に記した1stピーク)。その後、金属間化合物層まで摩耗すると摩耗粉の発生よりも排出が多くなり、接点部に堆積した摩耗粉が減少して接触抵抗が低下する。さらに摺動を重ねると摩耗が進行して銅合金母材が露出し、最終的には母材の摩耗・酸化によって接触抵抗が増加する¹¹⁾。

図11から分かるように1stピークの高さは、リフローすずめっき、ニッケル下地リフロー3層めっき、新リフローめっきの順に低下する。1stピーク高さは、すずの摩耗粉の堆積・酸化によるものであるため、接触抵抗の増大を小さくするには摩耗粉の発生と堆積を抑制すればよい。そのためには、すずめっきの摩耗を抑制するか、接触荷重を大きくして排出を促進すればよい。

ニッケル下地リフロー3層めっきは、リフローすずめっきに比べてすずが薄く、割れにくい。このため、摩耗粉の発生が少なく、ピーク値が小さいと考えられる。いっぽう新リフローめっきは、表面にすず層と硬い金属間化合物層を混在させているため、めっきが割れにくくなる上に、異なる(すず層と金属間化合物)もの同士の組み合わせから、接点部の凝着が起こりにくい。このため、摩耗粉の発生が少なくなり、ピーク値がさらに小さくな

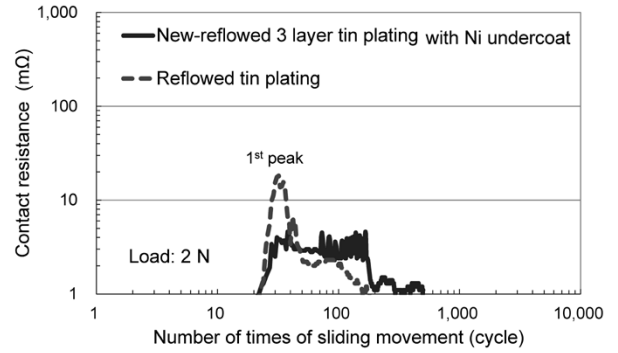


図12 荷重 2 N における摺動回数と接触抵抗の変化
Fig.12 Relationship between contact resistance and number of times of sliding movement at 2 N of load

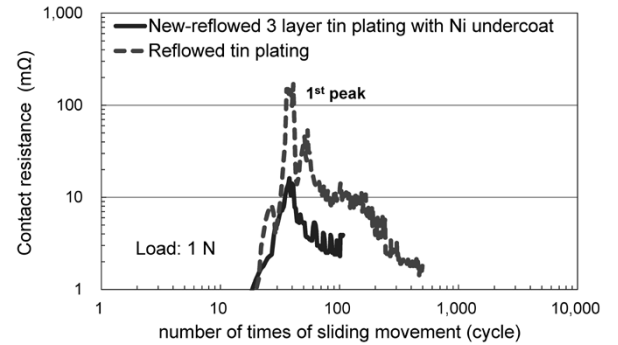


図13 荷重 1 N における摺動回数と接触抵抗の変化
Fig.13 Relationship between contact resistance and number of times of sliding movement at 1 N of load

ったと考えられる。

将来は端子のさらなる小型化、多極化が進むと考えられることから、接触圧力が3 Nから低下していき2 Nや1 Nでの微摺動摩耗特性が要求される。一般に、低い接圧になるとすずめっきの使用は困難となる。金めっきを使うことも可能であるが、金めっきは高価であることから車載端子に広く適用することは難しい。

接圧が2 N、1 Nの場合の微摺動摩耗特性をそれぞれ図12および図13に示す。リフローすずめっきは、3 Nに比べて接触圧力が低下すると顕著に1stピークが増大し、1 Nでは100 mΩを超えている。いっぽう新リフローめっきは、2 Nでは10 mΩ以下、1 Nではわずかに10 mΩを超えているものの、リフローめっきに比べて小さい。これは、先に述べたように、めっきが割れにくいことと、接点部の凝着が起こりにくいことの影響が大きいものと考えられる。

今後、本めっきにさらに改良を加えることにより、低い接圧においても接触信頼性を確保できるすずめっきの開発を進める考えである。

むすび=今後、自動車の高機能化や高度電装化、電動化がますます進むなか、車載端子用銅合金材料の高強度化、耐応力緩和特性、導電性、および接点の電気信頼性など多数の課題がある。将来に向けてさらに厳しいニーズを想定しながら材料開発を進め、さらなる高性能高信頼性を目指していく考えである。また、材料技術のみならず、表面処理技術と組み合わせたベストマッチングの提案を強化していきたい。

参 考 文 献

- 1) 野村幸矢. R&D神戸製鋼技報. 2015, Vol.65, No.2, p.33-42.
- 2) 野村幸矢. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.53-58.
- 3) 小倉哲造. R&D神戸製鋼技報. 1998, Vol.48, No. , p.13-16.
- 4) 隅野裕也. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.103-106.
- 5) 原 利久ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.1, p. 9 -12.
- 6) 村木正芳. 図解トライボロジー. 日刊工業新聞社, 2007, p.39-41.
- 7) W. J. Reicheneker. Tin and its Uses. 1981, No.130, p.14-16.
- 8) W. J. Reicheneker. Welding Journal. 1980, Vol.59, No.10, p.308-310.
- 9) サムソフ. 最新酸化物便覧－物理的・化学的性質－. 第2改訂増補版, 日・ソ通信社, 1979, p.209.
- 10) 鶴 将嘉. 表面技術. 2016, Vol.67, 第12号, p.59-63.
- 11) 鶴 将嘉ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.59-62.

(技術資料)

軸圧壊時の変形能に優れる GA980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板

Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 980MPa Grade Having Excellent Deformability in Axial Crush



中屋道治*1
Michiharu NAKAYA



金只真次郎*1
Shinjiro KANETADA



経澤道高*2
Michitaka TSUNEZAWA

Automotive parts that play the roles of energy absorbers must not fracture upon collision. It has been reported that the cracking behavior of a hat-shaped column during an axial crush test correlates with the bending properties of its material and that the conventional hot-dip galvanized (GA) dual-phase (DP) steel sheets of 980MPa grade have insufficient performance. The newly developed GA 980MPa grade steel sheet with a homogeneous microstructure shows no cracking at a bending angle that would have caused cracking in conventional DP steel sheets, preventing crack propagation in the thickness direction. In order to evaluate the axial crush performance of a part made of the newly developed steel sheet, hat-shaped columns with two different cross-sectional geometries were examined by drop weight impact testing. For both geometries, the newly developed steel exhibited cracks with smaller lengths and higher energy absorption compared with conventional steel.

まえがき = 燃費向上を目的とした自動車軽量化と衝突時の安全性向上のため、高強度鋼板の適用が加速している¹⁾。耐食性が重要なアンダボデー部品に適用される合金化溶融亜鉛めっき (GA) 鋼板についても同様であり、高強度で成形性に優れた鋼板が開発されている^{2), 3)}。高強度化の対象となる部品も多岐にわたっており、キャビン周りの部品に対しては、衝突時の乗員保護の観点から変形をできる限り小さく抑えられる材料の検討が進められている。その一方で、車両前後の部品向けなどのように変形させることによって衝突エネルギーを吸収する部材に適した材料の検討も進んでいる⁴⁾。エネルギー吸収部材に適用される鋼板には、プレス成形性や溶接性に加え、圧壊変形時に大きな割れが発生しないことが必要とされ、検討がなされている。それらによると、圧壊変形時の割れは曲げ性や穴広げ性 (指標: λ 値) などの局所変形に関連した指標との相関が高いとされている^{4)~7)}。

980MPa 級 GA 鋼板においては現在、フェライトとマルテンサイト組織からなる Dual Phase (以下、DP という) 鋼板⁷⁾ が主流である。このタイプの鋼板は、組織境界にひずみが集中してき裂が発生しやすく、曲げ性や穴広げ性の向上には限界があると考えられており、必ずしもエネルギー吸収部材に適しているとはいえない。いっぽうで、DP 鋼板とは異なり、フェライトを含まない複合組織を用いることによって穴広げ性や曲げ性を向上させた冷延鋼板が開発されている^{9), 10)}。エネルギー吸収部材は耐食性を必要とする場合が多く、GA 鋼板での実用化が望まれている。

そこで当社では、エネルギー吸収部材に適した性能を有する 980MPa 級 GA 鋼板を開発した。本稿では、開発鋼板の機械的特性、曲げ性および軸圧壊特性を評価した結果を報告する。

1. 供試材の特性

1.1 引張特性および穴広げ性

供試材はいずれも、板厚 1.6 mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板であり、めっき付着量は片面あたり 45~65 g/mm² の範囲、めっき層中の鉄濃度は 7~15% の範囲内である。機械的特性を表 1 に、マイクロ組織を図 1 に示す。

表 1 供試材の機械的特性
Table 1 Mechanical properties of sample steels

Sample	Thickness (mm)	YP/YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)
A	1.6	659	1,059	15	17
B	1.6	882	1,004	14	86

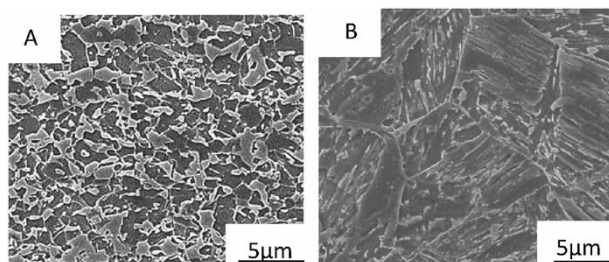


図 1 代表的組織写真 A) Dual phase 鋼, B) 開発鋼
Fig. 1 Typical microstructures of A) Dual phase steel B) Developed steel

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 鋼板開発部 *2 鉄鋼事業部門 薄板商品技術部

供試材Aは、フェライトとマルテンサイト組織からなるDP鋼である。低YS特性を有しており、 λ は20%弱である。化学成分は、CおよびMnに加え、Cr、Mo等を添加したものである。

供試材Bは、割れの起点となる過度に硬質な組織や軟質なフェライトをほとんど含まない均一な組織からなる。供試材Aに比べてYSが高く、高い穴広げ値を有していることが特徴である。化学成分には、硬質な組織を抑制するためにC量を抑制し、フェライトの生成を抑制する焼入れ性向上元素を添加している。

1.2 曲げ性

1.2.1 曲げ試験方法

軸圧壊試験における割れ挙動と曲げ性との間には相関関係があることが報告されている^{5), 6)}。また、ドイツ自動車工業会規格では、部材圧壊時の割れ挙動を評価することを目的にVDA2380-100（以下、VDA曲げ試験という）が規定されている。

VDA曲げ試験は、2本の支持ロール上に設置した試験片を鋭利なポンチで曲げるもので（図2）、試験中に測定したポンチ荷重とストロークから、荷重-曲げ角度線図（図3）を作成する。最大荷重到達後の荷重低下は

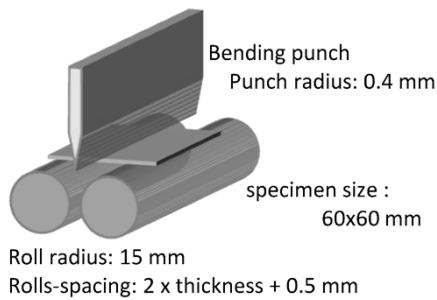


図2 VDA曲げ試験方法
Fig. 2 Set-up for VDA bending test

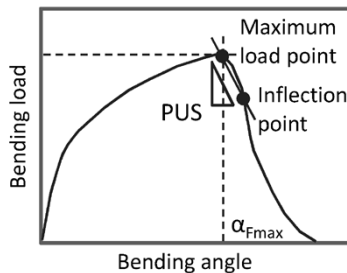


図3 荷重-角度線図
Fig. 3 Bending load - Angle curve

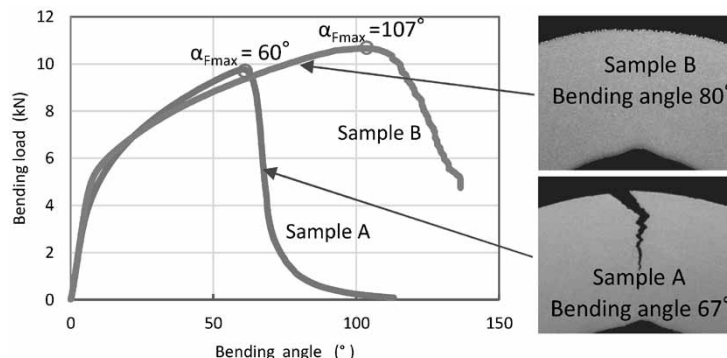


図4 VDA曲げ試験による荷重曲げ角度線図および矢印で示した角度における試験片の断面観察
Fig. 4 Bending load-angle curve and cross-sectional observations of samples in bending angles pointed by arrows

割れの発生と対応することから、最大荷重到達時の曲げ角度 (α_{Fmax}) が曲げ割れ限界の指標となる。また、最大荷重と荷重低下中の変曲点とを直線で結んだときの傾きPUS (Post uniform slope)⁶⁾ も合わせて取得した。この傾きは、割れの板厚方向への進展挙動と関係があり、傾きが小さいと割れが進展し難いことを示す。

一般的な曲げ性評価方法である90°V曲げ試験も実施した。試験では、Vブロック上に試験片を置き、先端Rが0~2.5 mm (0.5 mmピッチ) の90°ポンチで曲げ、クラックを生じない最小曲げ半径を板厚で除した値R/tを指標とした。VDA曲げおよび90°V曲げいずれの場合も曲げ稜線を圧延方向に対して平行とした。

1.2.2 曲げ試験結果

VDA曲げ試験による荷重-曲げ角度線図、および一部の曲げ角度における試験片の断面観察結果を図4に示す。供試材Aは曲げ角度60°で最大荷重に到達しており、曲げ角度67°の断面観察では割れが板厚の半分まで進展していた。いっぽうで供試材Bは、曲げ角度80°でも割れは発生せず、107°で最大荷重に到達した。その後の荷重が低下する過程における傾き (PUS) も供試材Aと比較して小さく、板厚方向への割れの進展も認められない。

90°V曲げ試験後の曲げ稜線の外観観察結果を図5に示す。供試材AはポンチR=2 mmでも割れが発生しているのに対し、供試材BはポンチR=0 mmでも割れの発生は認められなかった。

以上のVDA曲げ試験および90°V曲げ試験の結果を表2に示す。供試材Bは、供試材Aに比べていずれの指標でも良好な値を示している。

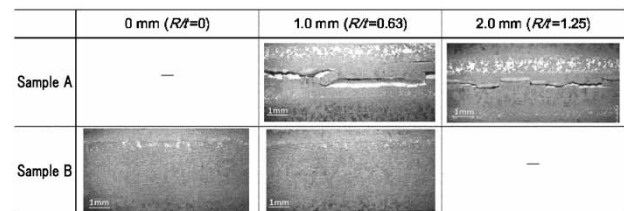


図5 V曲げ試験後の稜線部外観
Fig. 5 Appearance of ridge surface after V-bending test

表2 曲げ試験結果
Table 2 Results of bending test

	VDA bending angle (°)	Post uniform slope (MPa)	R/t
Sample A	107	138	1.56
Sample B	60	34	0

2. ハット部材の軸圧壊特性

2.1 試験方法

前述の供試材を用い、2種 (type1, type2) のハット形状断面の試験体を曲げ加工により作製した (図6)。試験体の長さ (紙面垂直方向) はいずれも200 mmとし、背板は590MPa級の冷延ハイテン (板厚: 1.4 mm) を用い、打点間隔30 mm で試験体にスポット溶接した。試験体の上下には、厚さ10 mmの鋼材 (SS400) を全周アーク溶接で接合した。

軸圧壊変形には落錘試験機を用いた。試験体をロードセル上の台座に固定し、衝突速度60 km/hになるように質量190 kgの重りを落下させた。重りは、試験体上部に接触後80 mmで停止するようにした。試験は各供試材、各断面形状につき2体ずつ実施した。

各試験体における割れの発生程度を定量的に評価するため、割れ長さを測定した。測定対象とした割れは板厚を貫通した割れとした。試験体外側、および試験体を半分に切断した後で内部を目視観察することにより、軸圧壊変形によって発生した破面を特定した。つぎに、破面を直線で近似できる程度に分割してそれぞれの長さを測定し、それらを合計した値を破面の長さとした (図7)。なお、一つの割れについて破面は二つあるが、重複を避

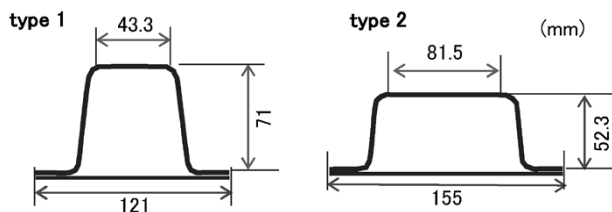


図6 圧壊試験体の断面形状
Fig. 6 Cross section geometries of hat-shaped columns

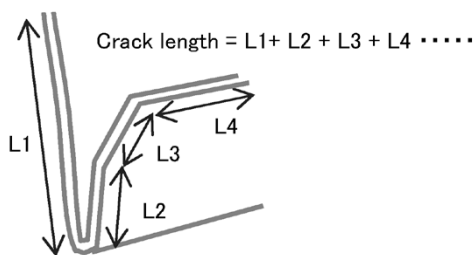


図7 割れ長さの測定方法
Fig. 7 Measurement method of crack length

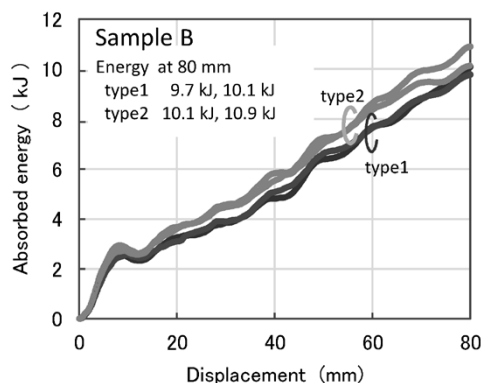
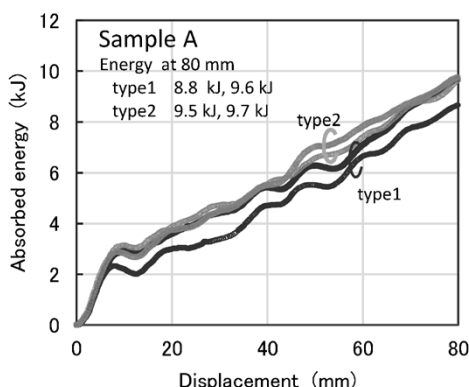


図8 吸収エネルギー—変位曲線
Fig. 8 Absorbed energy-displacement curves

けるためにここでは、いずれか一方の破面のみを対象とし、割れの長さを破面の長さで代替した。

2.2 試験結果

図8に落錘試験における吸収エネルギー—変位曲線を示す。変形量80 mmにおける吸収エネルギーは、type1の形状の場合、供試材Aが8.8 kJおよび9.6 kJであったのに対して、供試材Bは9.7 kJおよび10.1 kJであった。またtype2では、供試材Aの9.5 kJ、9.7 kJに対して、供試材Bは10.1 kJ、10.9 kJであった。いずれの形状でも供試材Bの方が高い値を示した。

図9に軸圧壊後の試験体の外観写真を示す。供試材Aの試験体では、圧縮初期に稜線部に曲げられて割れが発生し、そのまま稜線に沿って割れが進展する場合 (図9 a) や、座屈後の曲げ部で発生したと考えられる割れ (図9 b) が観察された。いっぽうで、供試材B (図9 c, d) にはこれらのような大きな割れは認められない。落錘試験で発生した割れの長さを試験体ごとに合計した値を図10に示す。供試材Aは合計割れ長さが大きく、最大で450 mmを超える場合がある。これに対して供試材Bでは、最大でも127 mmであり、曲げ試験や穴広げ試験と同様に軸圧壊変形においても割れが抑制されることが分かった。

図4 (曲げ角度—荷重線図) で示したように、曲げ変形では割れが発生すると曲げ荷重は低下した。軸圧壊においても、割れが発生した場合には部品全体の変形荷重

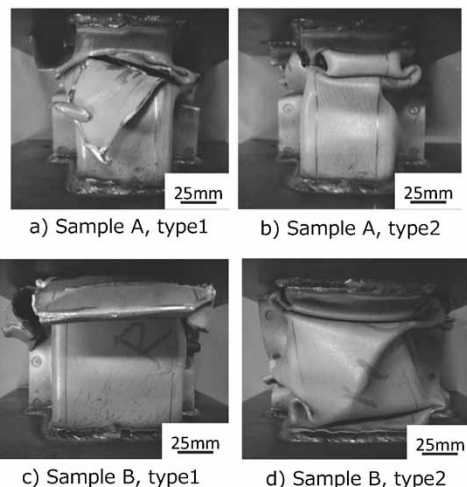


図9 軸圧壊後の外観例
Fig. 9 Appearances of hat-shaped columns after axial crush

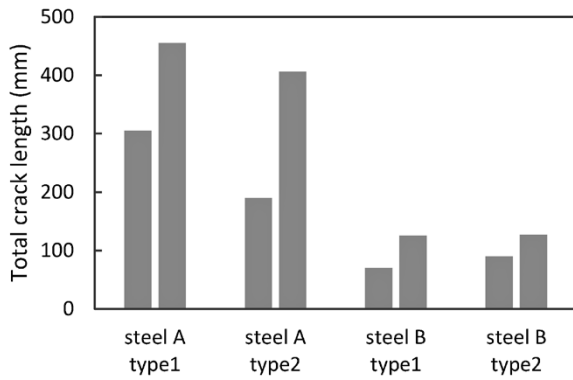


図10 軸圧壊試験体の合計割れ長さ

Fig.10 Total crack length of crushed hat-shaped columns

も低下する可能性があると考えられる。供試材Bの吸収エネルギーが供試材Aに比べて高い値を示した理由として、供試材BのYSが高いことに加えてこのような割れによる変形荷重の低下が抑制されたことが考えられる。

むすび = 均一組織を適用したGA980MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、機械的特性、曲げ性および軸圧壊特性の評価結果を報告した。従来のDP鋼板に比べて、曲げ性や穴広げ性に優れる本鋼板は、軸圧壊変形においても割れの発生が抑制されることが確認された。曲げ加工や伸びフランジ加工性に優れていることに加えて、衝突時の圧壊変形にも有利であることから、今後の適用拡大が期待される。

参考文献

- 1) WorldAutoSteel of World Steel Association日本委員会. スーパー鉄鋼「先進ハイテン」. 株式会社文芸春秋, 2009, p.10.
- 2) 二村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.41.
- 3) 池田宗朗ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.8.
- 4) 真木秀朗ほか. 自動車技術会論文集. 2017, Vol.48, No.66, p.1347.
- 5) P.Larour et al. International Deep Drawing Group, IDDRG International Conference 2010. Graz, Austria, 2010, 0531/06-02.
- 6) 内藤純也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.69.
- 7) 鎮西将太ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.76.
- 8) WorldAutoSteel of World Steel Association日本委員会. スーパー鉄鋼「先進ハイテン」. 株式会社文芸春秋, 2009, p.18.
- 9) 三浦正明ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.57, No.2, p.15.
- 10) 中屋道治ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.49.

(論文)

自動車用高強度鋼板の延性に及ぼす残留オーステナイト存在状態の影響

Effects of Retained Austenite Conditions on Ductility of Advanced High Strength Steels for Automobiles



村上俊夫*¹ (博士(工学))
Dr. Toshio MURAKAMI

The effects of the condition of retained austenite (γ_R) on the elongation of advanced high-strength steel for automobiles were investigated. The condition of γ_R was controlled by varying the austempering heat-treatment conditions of 0.4%C steel. It has been confirmed that there are conditions which result in different elongations even when the matrix structure, volume fraction, and carbon content of retained austenite are almost the same. The state of γ_R and work hardening behavior were investigated in detail. The results show that leaving a region with high C concentration and high stability in some part of the γ_R , and thus promoting processing-induced transformation at the high strain region, increase the elongation.

まえがき = 自動車のCO₂排出量低減と衝突安全性とを両立させるため、車体軽量化に資する材料への要望が高まっている。アルミやCFRPをはじめとする樹脂などの車体への適用が進みつつあるなか、コストと軽量化のバランスを考慮すると超ハイテンの重要性は依然として高い。このため、超ハイテンの特性向上に対する強いニーズが存在する。

自動車用超ハイテンに対して要求される特性として代表的なものは強度と伸びとのバランスである。一般に強度と伸びはトレードオフの関係にある。しかしながら、高強度鋼でも従来鋼と同等の伸びを実現できれば、従来鋼との置換が可能と考えられる。そのため、高強度鋼でも高い伸びの実現(高伸び化)が求められている。

高伸び化を実現した高強度鋼には、古くはフェライト-マルテンサイトを組み合わせた複相組織(Dual Phase)鋼や、残留オーステナイト(γ_R)のTRIP(Transformation Induced Plasticity: 変態誘起塑性)効果¹⁾を活用したTRIP鋼^{2), 3)}がある。またTRIP鋼の派生として、 γ_R と母相組織の形態や性質を制御したTAM鋼⁴⁾、TBF鋼⁵⁾、Q&P鋼⁶⁾、中Mn鋼^{7), 8)}などがあり、それらの研究開発が活発化してきている。とくに、強度-伸びバランスが30,000 MPa%程度である第3世代超ハイテンをターゲットとした開発が世界各国で進められている。このような特性を達成させるためには γ_R の活用は不可避であり、その制御技術の高度化が必須となっている。

TRIP効果を支配するのは一般に γ_R 量や γ_R 中のC濃

度(C_γ)であると考えられている。そのため、TRIP効果を高めるにはCやMnに代表される γ 安定化元素の増量が必須となるが、増量すると溶接性などに悪影響を与える。そのため、このような元素の添加量は同等であっても特性の改善が可能な制御技術が求められている。

そこで本検討では、 γ_R を活用したTBF鋼をベースに、これまで検討されてこなかった特性に及ぼす因子について調べた。またその結果に基づき、同等成分でもさらなる特性改善を図ることができる組織制御指針について検討した。

1. 実験方法

γ_R の状態を制御した際の効果を把握するためには γ_R を多量に含む方が効果を確認しやすいと考えられる。そこで、C量を通常より高めた0.4C鋼(0.40 wt% C - 1.50 wt% Si - 2.0 wt% Mn)を真空溶製した後、熱間圧延および冷間圧延によって1.5 mm厚として供試材とした。

この冷延板を800℃のソルトバス中で180秒間保持して γ 化した後、400℃で300秒から2,400秒の種々の時間でオーステンパを施した。なお、オーステンパ後の組織は、ベイナイトと γ_R が混在したTBF組織であった。それぞれの熱処理を施した鋼板からJIS 5号試験片を作製した。それぞれの試験片に対して引張試験を行うとともに、走査型電子顕微鏡(SEM)にて組織観察を行った。また、X線回折にて γ_R 量および C_γ の測定に加えて回折波形の解析を行った。

*¹ 技術開発本部 材料研究所

2. 実験結果および考察

2.1 機械的特性評価および組織観察結果

各熱処理材の引張試験結果を図1に示す。オーステンパ時間が300秒から600秒に伸びると引張強度は低下し、伸びは増加した。600秒以上では引張強度は2,400秒までほぼ一定であったが、伸びは1,200秒まではあまり変化することなく、1,800秒以上で低下した。

各オーステンパ時間におけるオーステンパ材のSEM組織観察結果を図2に示す。600秒から2,400秒まで、オーステンパ時間によらず全てベイナイト (BF) 主体で γ_R とマルテンサイトが混在したMA (Martensite-Austenite Constituent) 組織となっており、組織的には大きな差異は見られなかった。また、X線回折により測定した各オーステンパ時間に対する γ_R 量および C_γ の変化を図3に示す。 γ_R 量 (V_γ) は300秒から1,800秒にかけてはやや増加し C_γ は300秒から1,800秒まではほぼ一定であった。その後、2,400秒になると γ_R 量、 C_γ ともに低下した。

いっぽうで組織と特性の関係を考えて場合、一般に γ_R 量および γ_R 中のC濃度は強度-伸びバランスの向上に寄与すると考えられる。それは、 γ_R 量および γ_R 中のC濃度がそれぞれ、加工誘起変態による加工硬化量の増大、および加工誘起変態が起こるひずみ域が高ひずみ側にシフトするからである。

600秒オーステンパ材をベースに考えると、900秒オー

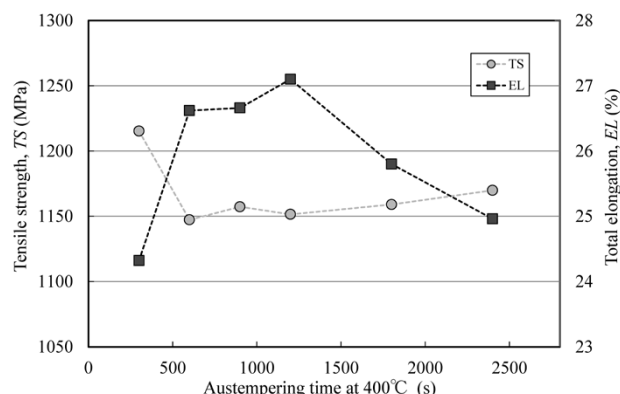


図1 0.4C鋼の強度および伸びに及ぼすオーステンパ時間の影響
Fig. 1 Influence of austempering time on tensile properties and elongation of 0.4C steel

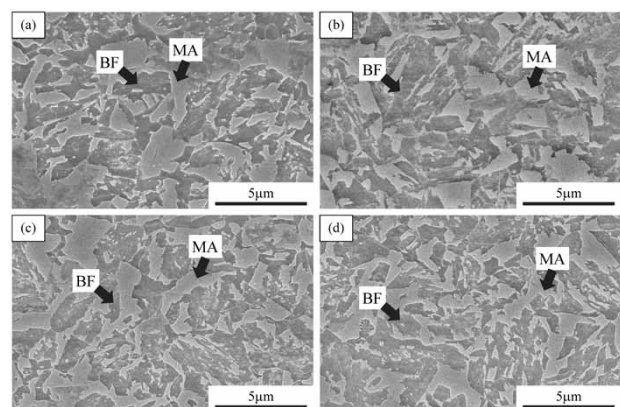


図2 0.4C鋼の各オーステンパ時間におけるオーステンパ材のSEM組織写真 (a) 300 s, (b) 900 s, (c) 1,800 s, (d) 2,400 s
Fig. 2 SEM micrographs of 0.4C steels heat-treated for each austempering time (a) 300 s, (b) 900 s, (c) 1,800 s, (d) 2,400 s

ステンパ材および1,200秒オーステンパ材は γ_R 量、 C_γ ともに同等以上の値を示した。強度・伸びも同等以上の値を示しており (図1), これらの結果は過去の知見に合致した。また、2,400秒オーステンパ材でも γ_R 量、 C_γ 量がともに低下したことが伸びの大幅な低下を招いた (図1) 要因になったといえる。しかし、1,800秒オーステンパ材は、600秒オーステンパ材とくらべて γ_R 量がやや多く、かつ C_γ が同等にもかかわらず、伸びが大きく低下していた。

この特性の変化は顕著な差ではないものの、従来知られていた γ_R 量や C_γ 以外の支配因子が存在することを明示する結果となった。換言すれば、伸び改善のための新しい知見につながる結果が得られたと考えることができる。そこで、ミクロ組織、 γ_R 量、 C_γ が同等でありながら伸びの異なる600秒オーステンパ材と1,800秒オーステンパ材を対象に詳細な解析を行った。

2.2 TRIP鋼の加工硬化挙動に及ぼす γ_R の組織因子

前節で抽出した600秒オーステンパ材 (以下、A材という)、1,800秒オーステンパ材 (以下、B材という) の伸びの違いの要因を考察するにあたり、加工硬化挙動の違いを比較した。A材、B材の真応力 (σ) - 真ひずみ (ϵ) 線図および加工硬化率 ($\delta\sigma/\delta\epsilon$) - 真ひずみ (ϵ) 線図を図4に示す。ひずみ量が0.16程度まではA材とB材に大きな差異はない。しかし、0.16を超えるとB材では加工硬化率が急激に低下し始め、0.19付近で塑性不安

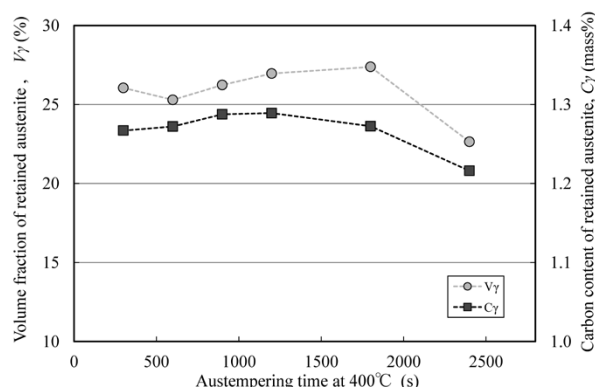


図3 γ_R 量および γ_R 中のC量に及ぼすオーステンパ時間の影響
Fig. 3 Influence of austempering time on volume fraction and carbon content of retained austenite

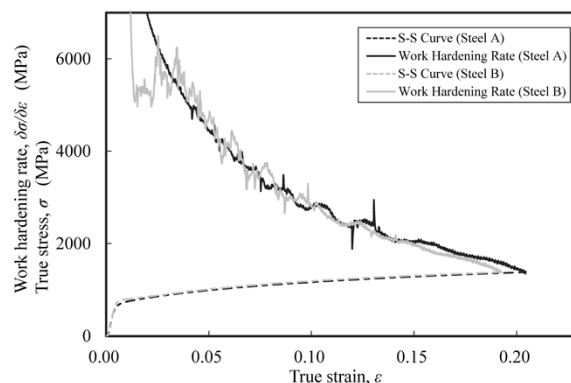


図4 A材 (AT時間: 600 s) およびB材 (AT時間: 1,800 s) の応力-ひずみ曲線と加工硬化率
Fig. 4 Strain-stress curve and work hardening rate of Steel A (austempering time: 600 s) and Steel B (austempering time: 1,800 s)

定条件 ($\sigma = \delta \sigma / \delta \varepsilon$) に至る。いっぽう、A材は加工硬化率の低下幅が小さく、塑性不安定条件はひずみ量が0.20を超える高ひずみ側となった。

この結果は、0.20付近のひずみ域において加工誘起変態する γ_R 量が、B材に比べてA材の方が増加したことを示唆している。しかしながら前節で示したように、A材とB材は一般的なX線回折法では γ_R 量も C_γ も同等であった。以上の結果からA材とB材では、高ひずみ域における加工誘起変態挙動に影響を及ぼす通常の解析方法では捕えられない因子が存在すると考えられる。

γ_R が加工誘起変態するひずみ域は一般に、 γ_R の安定度（無拡散変態の駆動力の大小）で決まることが知られている。TRIP鋼の場合は、 γ_R の安定度は γ 安定化元素であるCやMnなどの元素量が主たる支配因子となる。今回検討している鋼では、オーステンパ条件により γ_R の安定度が変化している。このため、拡散速度の小さな置換型元素は変化せず、オーステンパ時の γ 中のC濃度の何らかの変化が要因になっていると推定される。

γ 中のC濃度を解析するにはいくつか方法がある。最も汎用（はんよう）的に用いられているのはX線回折法である。この方法は、 γ 中にCが存在することによって格子定数が変化する現象を活用しており、その格子定数を算出してC濃度を求める。

一つの鋼の中にC濃度の異なる領域が存在すると、格子定数の異なる γ が同時に存在する。これにより、X線回折での γ 回折ピークの形状が変化し、 γ_R の詳細な変化を捕えることができると考えられる。そこで本検討では、 γ_R 中のCの存在状態を詳細に解析することを狙ってA材とB材の (002) γ 回折ピークの形状を比較した。その結果を図5に示す。なお、通常のラボX線(図5(a))での解析に加え、同じサンプルを対象にSPring-8を用いて回折プロファイルと比較した結果を併記する(図5(b))。SPring-8は回折ピーク幅が狭いためピーク形状解析を高精度に実施可能であり、回折ピークの形状を詳細に比較できる。

A材はB材に比べてやや面間隔が広く、しかも低角側に広がっている傾向を示した。ラボX線(図5(a))ではその差は小さいが、SPring-8を用いた解析(図5(b))

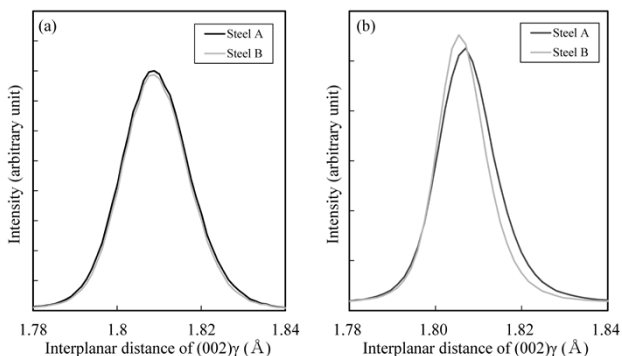


図5 A材(AT時間:600s)、B材(AT時間:1,800s)の(002) γ 面の回折ピーク
(a) ラボX線回折 (CoK α), (b) SPring-8 (BL19B2)
Fig. 5 Diffraction peak of (002) γ plane of Steel A (austempering time: 600 s) and Steel B (austempering time: 1,800 s)
(a) Lab X-ray diffraction (Co K α), (b) SPring-8 (BL19B2)

では回折ピークが幅方向に広がり、格子定数が大きい側、すなわち炭素濃度の高い側にシフトしていた。X線の回折ピークは、応力や転位密度などの炭素濃度以外の影響因子でも変化し得る。しかし図2に示すように、対象材の母相組織がほぼ同等であることから、図5に示した回折ピークの形状変化は炭素濃度に起因したといえる。

以上の結果から、A材とB材では平均的には γ_R 量やC濃度は同等であるが、 γ_R 中のC濃度の分布状態に差異があり、とくにC濃度の高い γ_R の量が異なることによって高ひずみ域の加工硬化挙動に差異が生じたといえる。

このような γ_R を有する鋼を変形させた際の加工誘起変態挙動を確認した。すなわち、それぞれの鋼に5%、15%、20%uEL(均一伸び)相当のひずみを付与したサンプルを作製し、X線回折により測定した。ひずみを付与したサンプルの γ_R の測定結果を図6に示す。A材、B材ともにひずみの付与により γ_R が減少した。その減少挙動をA材とB材で比較したところ、均一伸びに対応する20%を超えたひずみ領域での γ_R の変態量はA材の方が多かった。これは、A材が高ひずみ域での加工誘起変態が起りやすい傾向があることを示している。

このような加工誘起変態のタイミングが異なる原因を検討するため、(002) γ の回折ピークのひずみ量による変化を確認した(図7)。ひずみ量が増加するに従って回折ピークの高さは低下することが分かった。これは、

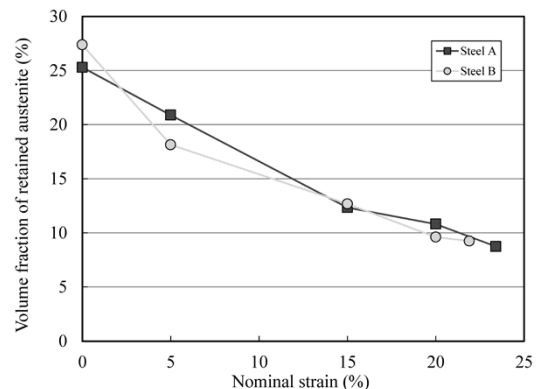


図6 引張変形中の γ_R 量の減少挙動
Fig. 6 Decrease behavior of volume fraction of retained austenite during tensile deformation

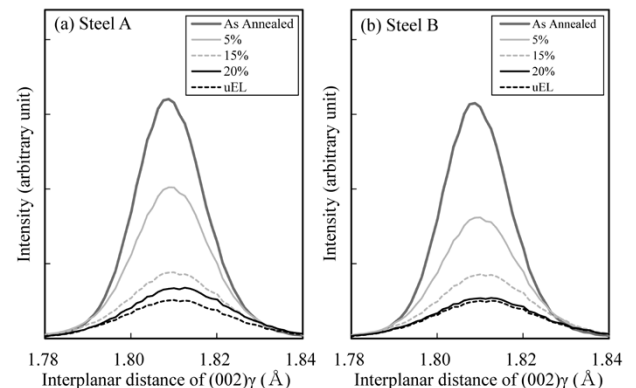


図7 鋼に付与したひずみの大きさと(200) γ 回折ピーク形状の関係
Fig. 7 Relationship between shapes of (200) γ diffraction peak and strains applied to steels

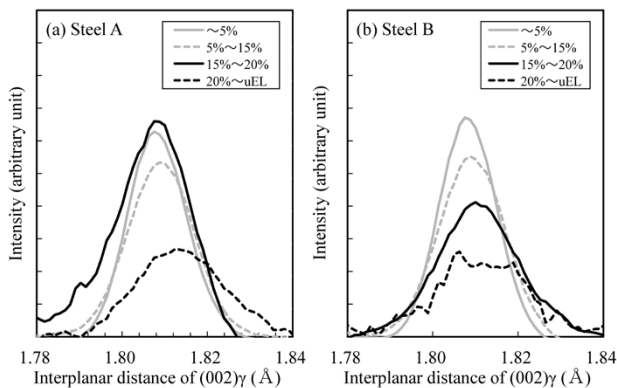


図8 変態した γ_R の(200) γ 回折ピーク形状とひずみ範囲の関係
 Fig. 8 Relationship between shapes of (200) γ diffraction peak of transformed retained austenite and strain ranges

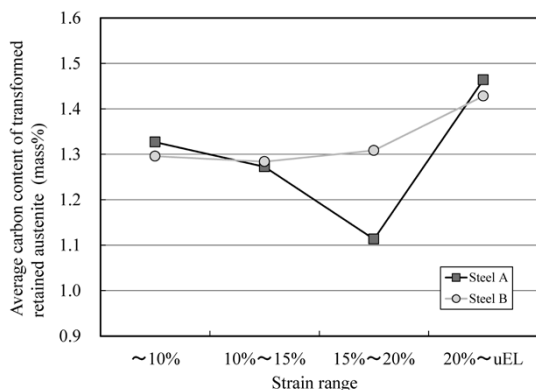


図9 ひずみ範囲と変態した γ_R の平均C濃度との関係
 Fig. 9 Relationship between strain range and average carbon content of transformed retained austenite

加工によって γ_R がマルテンサイトに加工誘起変態した結果、 γ_R が減少したことを示している。また、ひずみを付与した際に加工誘起変態した γ_R の性質は、各ひずみの γ_R の回折ピークの強度差から求めることができる。各ひずみの(002) γ 回折ピークの差分の変化を図8に示す。A材、B材ともに、ひずみ量が20%までは回折ピークが面間隔1.808 Å付近で大きく変わらなかった。いっぽうで20%~uELではやや面間隔が広い側に移行した。

この回折ピークの変化を γ_R 中のC濃度に換算した結果を図9に示す。各ひずみ間に変態した γ_R は量が少なく、(002) γ 回折ピークが理想的なガウス形の形状をしていない。このため、ピーク面積を測定して、その面積が等分される角度を求めてピークの回折角として格子定数を算出し、Dysonの式⁹⁾を用いてC濃度に換算した。

A材、B材ともに、ひずみ量が15%程度まではC濃度が1.3 mass%程度を示した。A材は、ひずみ量が15~20%でいったん1.1 mass%程度に落ちるものの、ひずみ量が20%を超えると、再度加工誘起変態した γ_R のC濃

度が1.4 mass%を超えた。B材でもひずみ量が20%を超える領域では、加工誘起変態した γ_R のC濃度が1.4%程度であった。

この結果より、高加工性を示すには、

- (1) ひずみが15%以下の領域では、C濃度が平均的な γ_R の変態による加工硬化が必要であり、そこで大半の γ_R が消費されること、
- (2) ひずみが20%を超える高ひずみ領域での加工誘起変態にはC濃度が平均より一回り高く安定な γ_R が必要である。また、このような γ_R を数%でも多く存在させられれば、A材のように高ひずみ域における加工硬化率を高められること

を示唆している。すなわち、高加工性を実現するには各ひずみ域において加工誘起変態可能なC濃度の γ_R を混在させればよいといえる。したがって、 C_γ を全体的に高める必要はなく、C濃度の分散状態を制御して部分的にC濃度の高い γ_R を作り込めば良い。

むすび = TRIP効果を活用した超ハイテンの強度-伸びバランスを改善するため、一般的に重要と考えられている γ_R 量および平均のC量以外の影響因子について検討した。

γ_R を作り込むためのオーステンパの条件を変化させた結果、 γ_R 量および γ_R 中のC濃度がほぼ同等であるにもかかわらず、強度が同等で伸びに差異が生じる条件があった。その原因について検討したところ、回折ピークの形状から γ_R 中にC濃度の高い領域が一部に存在することによって加工硬化特性が改善し、伸びが高まったことがわかった。

今後、このような観点を活用しながら超ハイテンのさらなる高強度化・高延性化に取り組んでいく。

なお本稿で述べた成果は、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託事業未来開拓プログラムの結果得られたものである。

参考文献

- 1) V. F. Zackay et al. Trans. ASM. 1967, Vol.60, p.252.
- 2) O. Matsumura et al. Trans. ISIJ. 1987, Vol.27, p.570-579.
- 3) O. Matsumura et al. Scr. Metall. 1987, Vol.21, p.1301-1306.
- 4) K. Sugimoto et al. ISIJ Int. 2002, Vol.42, p.910-915.
- 5) K. Sugimoto et al. ISIJ Int. 2004, Vol.44, No.9, p.1608-1614.
- 6) J. G. Speer et al. Acta Mater. 2003, Vol.51, p.2611-2622.
- 7) T. Furukawa et al. Mater. Sci. Technol. 1994, Vol.10, p.964-970.
- 8) S. Lee et al. Metall. Mater. Trans. A. 2014, Vol.45, p.5009-5016.
- 9) D. J. Dyson et al. J. Iron Steel Inst. 1970, Vol.208, p.469-474.

(論文)

加工硬化を考慮した終局曲げ耐荷力の簡便算定法

Simply Prediction Method of Ultimate Moment for Pure Bending in Consideration of Work-hardening Effect



吉岡典恭*¹
Noriyasu YOSHIOKA



濱田和幸*¹
Kazuyuki HAMADA



橘 美枝*¹
Mie TACHIBANA

A study was conducted on a simple method for calculating the ultimate moment capacity of a rectangular tube assuming a body frame part of a car, while taking into account the effect of work hardening. The calculation, based on full plastic moment and yield moment, is simple and easy to handle; however, there is the problem that the effect of work hardening cannot be considered because the derivation assumes an elastic-perfectly plastic material. The present authors have found that the strain intensity at the time of ultimate load has a linear correlation with the width-to-thickness ratio parameter of a general steel sheet regardless of its work hardening characteristics and have created a simple formula for calculating the ultimate load capacity by expressing the flow stress as the function of width-to-thickness ratio parameter. It has been verified that this formula allows an accurate calculation of the ultimate moment even for the area affected by work hardening.

まえがき = 自動車の衝突安全性向上と環境負荷低減の両立に向け、車体の高強度化と軽量化を実現する手段として高強度鋼板の適用が拡大している。その使用比率は今後もさらに高まることが予想される¹⁾。それに呼応して、部品ごとに要求される多様な性能に合わせた鋼板が開発され^{2)~8)}、様々な加工硬化挙動を有する高強度鋼板が製品化されている。

部品設計においては、機械的特性が異なる多種の鋼板のなかから適切な材料を選択するために、部品耐力を迅速かつ高精度に見積もることが不可欠となる。設計初期段階では、断面形状諸元と降伏応力度^{註)}から算出される断面力のほか、それに有効幅の概念⁹⁾によって幾何学的非線形の影響を考慮して部品耐力が試算されることが多い。このような試算は安全側の評価として弾完全塑性(そ)性を仮定して定式化されるため、降伏応力に比例した結果が導かれる。そのため例えば、降伏応力は同等であっても加工硬化挙動の異なる材料の終局限界を比較する場合には、その違いを評価できないという問題点がある。

そこで、自動車の車体骨格部品を想定した中空矩形(くけい)断面を有するはりを対象に、加工硬化の影響を考慮した曲げ耐荷力を簡便に算定する方法を検討した。

1. 解析方法

外寸48×48 mmの中空の矩形断面を有する長さ200 mm、

脚注) ここでは、応力-ひずみ関係に明確な降伏棚を持たないラウンドハウス形の応力-ひずみ特性を示すものについては0.2%オフセット値を降伏応力として扱う。

板厚0.6 mm, 1.0 mm, 1.4 mm, 2.0 mmの角筒を対象に汎用(はんよう)有限要素法コードを用いて弾塑性大変形数値解析を行った。角筒を2×2 mmの要素に分割したモデルを作成し、モデルの一端を並進拘束、他端を移動支持して両端に逆方向の回転変位を与えた。材料は均質な等方弾塑性体と仮定し、縦弾性係数は $E=205,000$ MPa, ポアソン比は $\nu=0.3$ とした。ミーゼスの降伏条件を用い、塑性降伏後の塑性ひずみ増分の絶対値と流動応力を関係付ける材料構成則として次の三つを用いた。

(1) バイリニア型区分線形硬化則

降伏応力 $\sigma_Y = 3E/1,000, 4E/1,000, 5E/1,000$
二次勾配 $E_1 = 0, E/30, E/10, E/5$

(2) トリリニア型区分線形硬化則

降伏応力 $\sigma_Y = 3E/1,000$
二次勾配 $E_1 = E/10,$
三次勾配 $E_2 = 0,$ 三番目の区分
 $\varepsilon_p \geq 0.02, 0.04, 0.06$

(3) Swift型べき乗硬化則(表1)

線形硬化則の例として $\sigma_Y = 3E/1,000$ のものを図1に示す。これらをMAT1n (n=1, 2, 3, 4) と表記し、同じ二次勾配や三次勾配をもつ $\sigma_Y = 4E/1,000, 5E/1,000$ のものを同様にMAT2n (n=1, 2, 3), MAT3n (n=1, 2, 3) と表記する。

2. 解析結果および考察

中空部材の終局曲げ耐荷力に及ぼす材料非線形性や幾何学的非線形性の影響は材料の降伏応力や形状諸元によ

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 鋼板開発部

表1 鋼板の機械的特性値とSwift式パラメータ

Table 1 Mechanical properties and Swift parameters of each steel plates

Material	Type	Coating	YS (MPa)	TS (MPa)	UEL (%)	Swift parameter $\sigma = F(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n$		
						F	ϵ_0	n
Material_A	DP	CR	418	653	14.1	1,052.7	0.00153	0.167
Material_B	HSLA	CR	450	642	10.5	939.6	0.00049	0.120
Material_C	DP	CR	663	1,048	9.9	1,612.6	0.00042	0.141
Material_D	TRIP	CR	670	1,025	16.7	1,539.9	0.00152	0.144
Material_E	DP	CR	672	1,012	8.4	1,586.7	0.00013	0.136
Material_F	DP	CR	756	1,007	8.0	1,464.4	0.00028	0.111
Material_G	TRIP	CR	815	980	8.4	1,291.6	0.00043	0.078
Material_H	DP	CR	885	1,222	6.4	1,840.3	0.00040	0.117
Material_I	DP	GA	924	1,194	4.6	1,566.7	0.00001	0.082
Material_J	TRIP	CR	929	1,221	10.4	1,616.9	0.00008	0.081
Material_K	DP	GA	987	1,248	5.1	1,807.1	0.00020	0.103
Material_L	DP	CR	1,139	1,314	3.8	1,702.9	0.00022	0.065
Material_M	DP	CR	1,219	1,393	3.8	2,059.5	0.00012	0.096
Material_N	MS	CR	1,290	1,544	4.0	2,253.3	0.00024	0.095

DP: Dual Phase HSLA: High Strength Low Alloy steel TRIP: Transformation Induced Plasticity MS: Martensite Steel
CR: Cold Rolled uncoated GA: Galvannealed
YS: Yield Strength TS: Tensile Strength UEL: Uniform Elongation

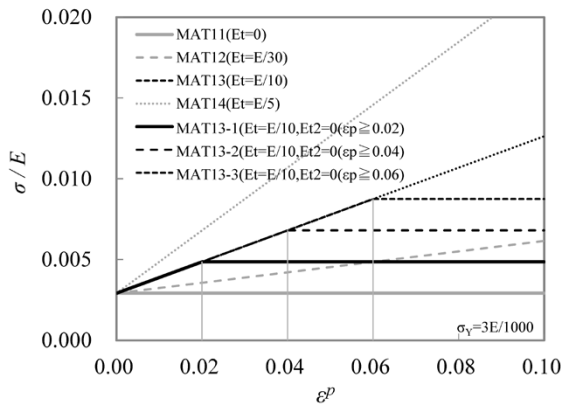


図1 解析に用いた応力-塑性ひずみ線 ($\sigma_y = 3E/1000$ の例)
Fig. 1 Stress-plastic strain curves used for analysis

って異なる。このため、両者を統一的に整理することを目的に式(1)で表される幅厚比パラメータRで崩壊挙動を分類して検討した。

$$R = \frac{b}{t} \sqrt{\frac{\sigma_Y}{E} \frac{12(1-\nu^2)}{\pi^2 k}} \dots\dots\dots (1)$$

ここに、b: 圧縮面の幅, t: 板厚,
 σ_Y : 降伏応力, E: 縦弾性係数,
 ν : ポアソン比, k: 座屈係数

バイリニア型で二次勾配の異なる硬化則 ($E_1 = 0, E/30, E/10, E/5$) およびトリリニア型 ($E_{i1} = E/10, E_{i2} = 0$) で三次勾配の開始区間の異なる硬化則 ($\epsilon_p \geq 0.02, 0.04, 0.06$ で $E_{i2} = 0$) を用いた場合の載荷部の回転角度と全塑性モーメント M_p で無次元化した曲げモーメントとの関係を図2に示す。同様に、バイリニア型 ($E_1 = 0$)、およびトリリニア型 ($E_{i1} = E/10, E_{i2} = 0, \epsilon_p \geq 0.02$) の硬化則を用いた場合の、載荷部の回転角度とモーメントの関係を図3に示す。崩壊断面の圧縮面中央(図3中に示した断面図の点A)および稜線(りょうせん)部(図3中に示した断面図の点B)の軸方向応力 σ_x と回転角度との関係も合わせて図3に示す。縦軸は全塑性モーメント M_p 、および降伏応力 σ_Y で無次元化している。

図3に示した2ケースの崩壊断面における終局値前後の軸方向応力の分布を降伏応力で無次元化して図4に示す。

なお、図2~4の(a), (b), (c)はそれぞれ次の条件

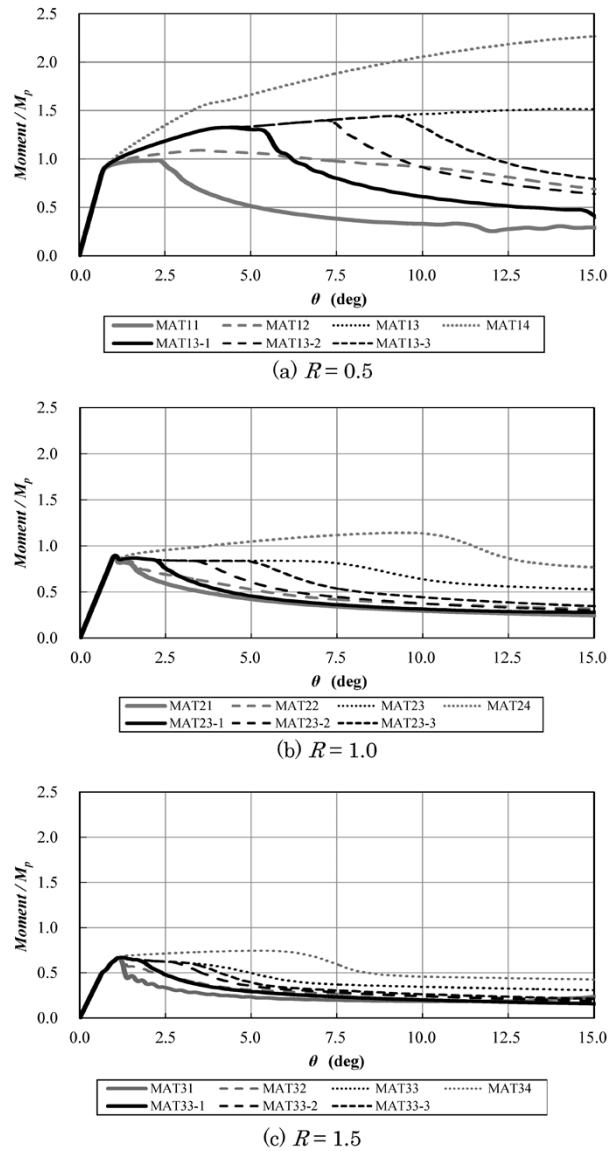


図2 モーメント-回転角度線図
Fig. 2 Moment-rotation angle curves

による計算結果である。

- (a) : $R=0.5 (t=2.0, \sigma_Y = 3E/1000)$
- (b) : $R=1.0 (t=1.4, \sigma_Y = 4E/1000)$
- (c) : $R=1.5 (t=1.0, \sigma_Y = 5E/1000)$

2.1 終局曲げ耐荷力に及ぼす加工硬化の影響

(1) R=0.5のとき

図2(a)では、曲げモーメントは回転角の増加に伴って線形に増加した後、応力-ひずみ線図の二次勾配に対応した傾きで増加して最大値を示している。図3(a)および図4(a)で応力の状態を確認すると、曲げモーメントの傾きが変化するタイミングで圧縮面の軸方向応力は既に降伏応力に達している。また曲げモーメントが減少に転ずるタイミングで中央部では除荷が始まっている。これらより、圧縮面に塑性座屈が発生したことによって曲げモーメントは最大値となったことが確認できる。

つぎに、二次勾配の異なるMAT11~14の最大値は応力-ひずみ線図の二次勾配に依存していることが確認できる(図2(a))。R<1.0では圧縮面の弾性座屈応力は降伏応力より高い。このため、塑性座屈が起こるまで断面形状を維持しながら軸方向のひずみ量が増加し、断面全

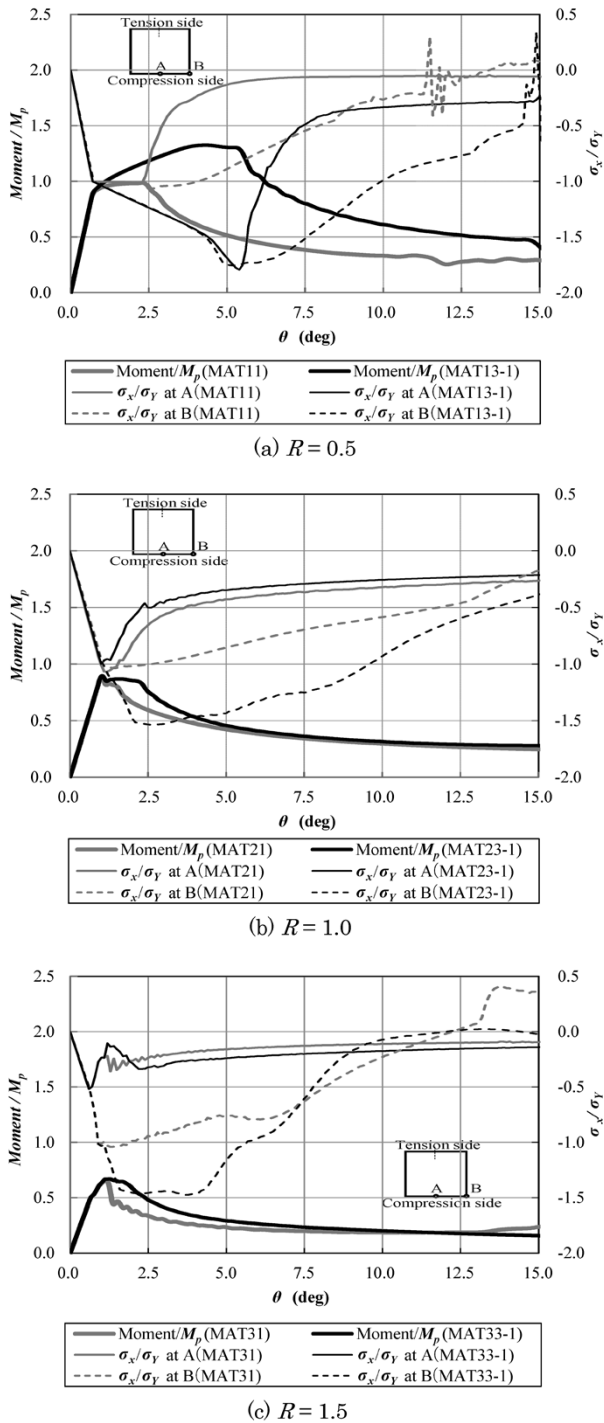


図3 モーメント、応力-回転角度 線図

Fig. 3 Moment-rotation angle curve and axial stress-rotation angle curve

域が降伏に至る。そのため、曲げモーメントの最大値は非硬化モデルでは全塑性モーメントを示す。いっぽう、硬化モデルでは応力-ひずみ線図の二次勾配に応じて流動応力が上昇し、最大値は全塑性モーメントを超えたと考えられる。

同じ二次勾配を持つMAT13-1~MAT13-3の荷重部の回転角度とモーメントの関係を図5に示す。回転角度と崩壊断面の圧縮面稜線部(図5中に示した断面図の点B)の相当応力 σ の関係も合わせて示す。MAT13-1~MAT13-3は、モーメントの最大値となる(曲げモーメントが減少に転じる)タイミングと、耐荷部となる点Bの流動応力が二次勾配から三次勾配へと変化したタイミ

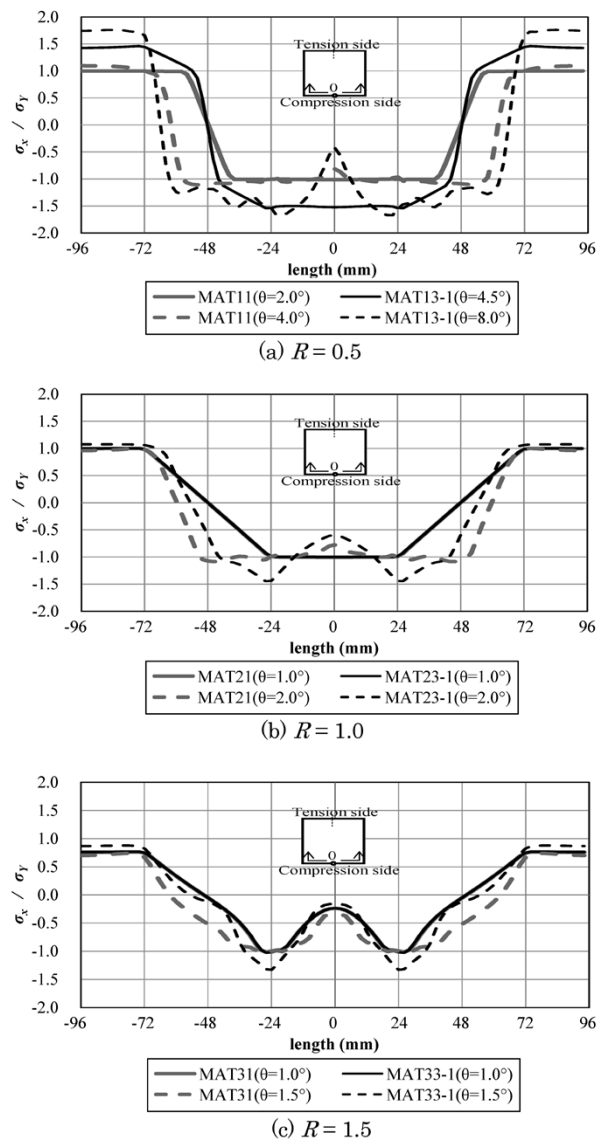


図4 崩壊断面における崩壊前後の軸方向応力分布

Fig. 4 Axial stress distribution of center cross section before and after collapse

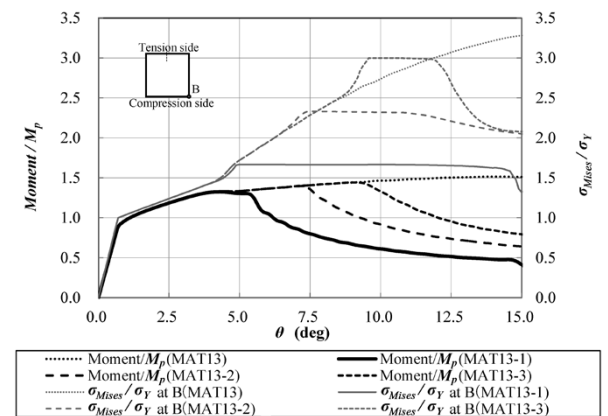


図5 モーメント、相当応力-回転角度線図

Fig. 5 Moment-rotation angle curve and Mises stress-rotation angle curve

ングとに着目すると、両者は一致していることが確認できる。

これは、曲げモーメント低下のトリガとなる塑性座屈が起きるタイミングが加工硬化挙動によって異なることを示している。すなわち、終局曲げ耐荷力は塑性域の応

力増分とひずみ増分との関係によって決定されることを示している。

(2) $R=1.0$ のとき

図2(b)では、応力-ひずみ線図の二次勾配や三次勾配によらず曲げモーメントは回転角の増加に伴って第一ピークまで線形に増加している。その後は応力-ひずみ線図の勾配に依存した挙動を示している。また、第一ピークの値 ($M_u/M_p=0.897$) はいずれも形状係数 (塑性断面係数 S / 弾性断面係数 Z) の逆数 ($Z/S(=M_y/M_p)=0.877$) とほぼ等しい値、すなわち終局曲げ耐荷力 M_u は降伏モーメント値とほぼ等しい値を示している。図3(b) および図4(b) から応力の状態を確認すると、第一ピーク時には圧縮面の軸方向応力が降伏応力に到達するとともに中央部では除荷が始まっている。このことから、降伏とほぼ同じタイミングで座屈が発生したことがわかる。座屈によって応力は再配分されて稜線近傍に集中し、非硬化モデルでは降伏応力で耐荷する。いっぽう硬化モデルでは、降伏応力を超えて硬化が進む。それが曲げモーメントの増加成分となり、座屈による曲げモーメントの減少分を補完する。その結果、二次勾配の大きなMAT24のモーメントは第一ピーク後も上昇したと考えられる (図2(b))。しかし、第一ピーク後にモーメントの上昇がみられる場合の上昇量は第一ピーク値に対して小さく、またその最大値の発現は第一ピーク発生から大きく遅れている。これらのことから、設計上は第一ピークすなわち降伏モーメント値を実質的な終局値とみなすのが適当で、終局曲げ耐荷力に及ぼす加工硬化の影響は小さいといえる。

(3) $R=1.5$ のとき

図2(c)では、曲げモーメントは応力-ひずみ線図の二次勾配や三次勾配によらず第一ピークまで同じである。ピークを示した後は応力-ひずみ線図の勾配に依存した挙動を示している。図3(c) および図4(c) から応力の状態を確認すると、第一ピークに至る前のわずかに剛性が変化するタイミングで圧縮面の中央部は降伏応力より低い応力で除荷している。このことから、このタイミングで弾性座屈が発生したことがわかる。弾性座屈によって圧縮面の稜線近傍に集中した応力が降伏応力に達するとクリッピング崩壊に至り、曲げモーメントは急激に減少に転ずる。このとき、崩壊断面では耐荷部となる圧縮面の稜線近傍を除いて降伏応力より低いため第一ピークの値は全塑性モーメントを大きく下回る。 $R=1.5$ においても降伏後の勾配が大きい場合は第一ピーク後にモーメントの上昇がみられる場合もある (図2(c) MAT34)。しかし、(2)項と同じ理由から第一ピーク値を終局値とみなすのが適当と考えられる。したがって、終局曲げ耐荷力に及ぼす加工硬化の影響は小さいといえる。

3. 加工硬化を考慮した終局曲げ耐荷力の算定式

曲げ耐荷力の算定において、幾何学的非線形性や材料非線形性を厳密に考慮することは煩雑な作業を伴うため実用的とはいえない。前章では、幾何学的非線形性や材

料非線形性の影響が幅厚比パラメータ R によって異なり、終局値に至るメカニズムと応力状態が異なることを確認した。そこで、 R の値ごとに終局時の応力分布を簡潔に表現し、終局曲げ耐荷力曲線を簡便に求めることを試みた。

3.1 終局時の応力分布の仮定

(1) $R=0.5$ のとき

図4(a)では、硬化モデルの終局直前の応力は中立軸近傍を除いてほぼ全域で降伏応力を超え、側壁面では最外縁に向かって線形に分布している。これを模式的に表すと図6(a)のようになる。さらに簡略化のために曲げモーメントへの寄与が小さい中立軸近傍においても圧縮面と同様に加工硬化が進行していると仮定する。このときの終局時の応力分布を図6(b)に示す。

(2) $R=1.0$ のとき

図4(b)では、終局の直前の応力は圧縮面では加工硬化の有無によらず降伏応力で一様に分布し、側壁面では中立軸から最外縁の降伏応力に向かって線形に分布している。本分布は前章で確認した降伏モーメント値を裏付ける分布となっている。そこで、終局時の応力分布を図6(c)のように仮定する。

(3) $R=1.5$ のとき

図4(c)では、終局直前の応力は圧縮面では稜線近傍に集中して降伏応力に達し、側壁面ではおおよそ線形に分布している。側壁面にみられるわずかな除荷は無視して線形とみなす。さらに、圧縮面の弾性座屈によって再配分された分布を有効幅 be を用いて表現し、終局時の応力分布を図6(d)のように仮定する。

3.2 終局時の流動応力

加工硬化の影響を受ける領域 ($R<1.0$) の応力分布を(1)項のように仮定し、終局曲げ耐荷力を算定するためには、終局時の流動応力 (以下、終局応力 σ_u という) を同定する必要がある。そこで、終局応力 σ_u を決定する終局時のひずみ (以下、終局ひずみ ε_u という) と幅厚比パラメータ R の関係を調査するため、前章と同様の解析を行った。解析における材料モデルにはSwift型硬

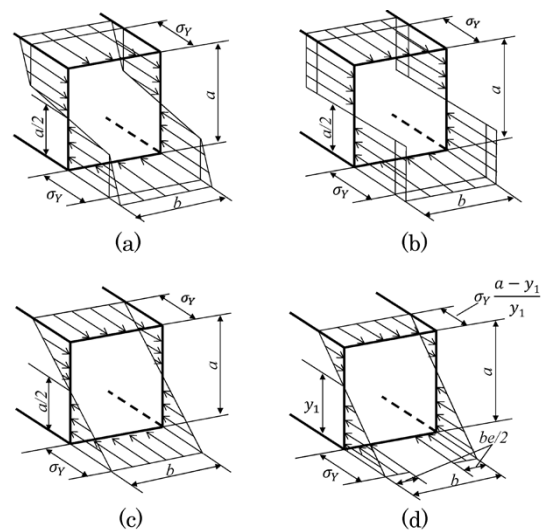


図6 崩壊断面における軸方向応力分布の模式図
Fig. 6 Schematic illustration of axial stress distribution in collapse cross-section

化則 ($\sigma = F(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n$) を用いた。そのパラメータは、強度クラスおよびマイクロ組織の異なる14品種の鋼板の応力ひずみ線図にカーブフィッティングして求めた (表1)。

解析結果を図7に示す。縦軸には終局ひずみとして終局時の圧縮面中央部 (図7中の断面図の点A) の最小主ひずみ量をプロットしている。一般的な鋼板の応力増分と塑性ひずみ増分の関係は品種 (材料) によって様々である。しかし、 $R < 1.0$ の領域においては終局ひずみ ε_u と幅厚比パラメータ R との間には線形相関が認められた。そこで、両者の関係を回帰式によって式 (2) で表した。これを任意の硬化則に代入すると、終局応力 σ_u は式 (3) のように幅厚比パラメータ R の関数で表すことができる。

$$\varepsilon_u = 0.028R - 0.031 (R < 1.0) \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_u = f(\varepsilon_u) = g(R) \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 f は任意の硬化則である。

3.3 終局曲げ耐荷力曲線

(1) $R \leq 1.0$ のとき

$R=0.5$ の終局時の応力分布を図6 (b) のように仮定すると、終局曲げ耐荷力 M_u は次式のように塑性断面係数 S と終局応力の積で表すことができる。

$$M_u = \int_A \sigma_u \cdot \eta dA = S \cdot \sigma_u = S \cdot g(R) \dots\dots\dots (4)$$

$$S = bt(a-t) + \frac{(a-2t)^2 t}{2} \dots\dots\dots (5)$$

ここに、 η : 中立軸からの距離 A : 断面積
 a : 側壁面の高さ、 b : 上/下壁面の幅
 t : 鋼板の厚さ

つぎに、 $R=1.0$ の終局時の応力分布を図6 (c) のように仮定すると、終局曲げ耐荷力 M_u は式 (6) のように弾性断面係数 Z と降伏応力 σ_Y の積で表現することができる。

$$M_u = \int_A \sigma_Y \cdot \eta dA = Z \cdot \sigma_Y \dots\dots\dots (6)$$

ここに、

$$Z = \frac{ba^3 - (b-2t)(a-2t)^3}{6a} \dots\dots\dots (7)$$

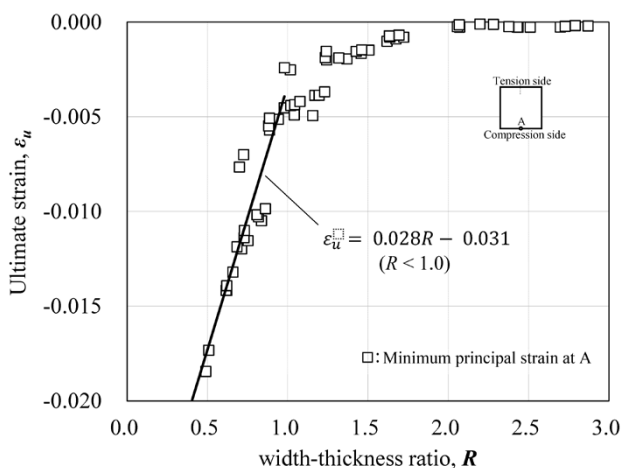


図7 終局ひずみと幅厚比パラメータとの関係

Fig. 7 Relationship between ultimate strain and width-thickness ratio

ここで形状係数 $S/Z=1.14$ とし、 R が $0.5 \sim 1.0$ の値をとるときの終局曲げ耐荷力曲線を線形と仮定する。このとき、終局曲げ耐荷力曲線は幅厚比パラメータ R を用いて式 (8) で表すことができる。

$$M_u = S \cdot ((1.74 \cdot \sigma_Y - 2 \cdot g(R)) \cdot R + 2 \cdot g(R) - 0.87 \sigma_Y) \quad (R \leq 1.0) \dots\dots\dots (8)$$

(2) $R > 1.0$ のとき

有効幅 b_e を用いて終局時の応力分布を図6 (d) のように仮定すると、終局曲げ耐荷力は弾完全塑性体を仮定して導かれた提案式を用いて表現することができる。Kecman¹⁰⁾ は、圧縮面の弾性座屈応力 σ_{cr}^e が $\sigma_{cr}^e < \sigma_Y$ を満たす場合 (すなわち、幅厚比パラメータ $R > 1.0$)、式 (9) で定義される有効幅 b_e を用いて最大モーメントの推定式 (式 (10)) を提案している。

$$b_e = b \left(0.7 \frac{\sigma_{cr}^e}{\sigma_Y} + 0.3 \right) \dots\dots\dots (9)$$

$$M_u = \sigma_Y \cdot t \cdot a^2 \cdot \frac{2b + a + b_e \cdot (3 \frac{b}{a} + 2)}{3(a + b)} \dots\dots\dots (10)$$

なお、 σ_{cr}^e は式 (11) で表される。

$$\sigma_{cr}^e = (5.23 + 0.16 b/a) \frac{\pi^2 E}{12(1-\nu^2)} \left(\frac{t}{b} \right)^2 \dots\dots\dots (11)$$

式 (1)、式 (9)、式 (10)、および式 (11) から M_u を R で整理すると式 (12) の耐荷力曲線が得られる。

$$M_u = \frac{\sigma_Y \cdot t \cdot a^2}{3(a + b)} \left(0.7 \cdot b \left(\frac{3b}{a} + 2 \right) \frac{1}{R^2} + \frac{0.9b^2}{a} + 2.6b + a \right) \quad (R > 1.0) \dots\dots\dots (12)$$

3.4 検証結果

式 (8) および式 (12) の妥当性の検証を目的に、表1に示した14品種の鋼板を用いて図8に示す4点曲げ実験を行った。供試体には、高さ60 mm、幅50, 55, 60, 65, 70 mm、フランジ幅25 mmを有する板厚1.4, 1.6 mmのチャンネル部材に同じ材料の平板を25 mm間隔でスポット抵抗溶接したものを使用した。

また、式 (8) の検証にあたっては、 R の関数である終局応力 $\sigma_u = g(R)$ ($R \leq 1.0$) を定数 $\sigma_{1.0}$ に置き換えて簡略化した次式を用いた。

$$M_u = S \cdot ((1.74 \cdot \sigma_Y - 2 \cdot \sigma_{1.0})R + 2 \cdot \sigma_{1.0} - 0.87 \sigma_Y) \quad (R \leq 1.0) \dots\dots\dots (13)$$

なお $\sigma_{1.0}$ は、式 (2) に $R=0.75$ を代入して得られる終局ひずみのおおその中央値 $\varepsilon_u = -0.01$ のときの流動応力である。

式 (13) による終局曲げ耐荷力曲線とともに実験結果および前章までの解析結果を全塑性モーメント M_p で無次元化して図9に示す。実験結果については負荷子の最

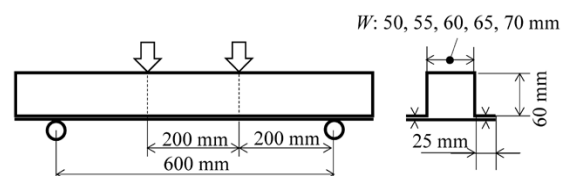


図8 4点曲げ試験の概要と供試体の諸元

Fig. 8 Schematic illustration of 4 point bending test and specification of specimen

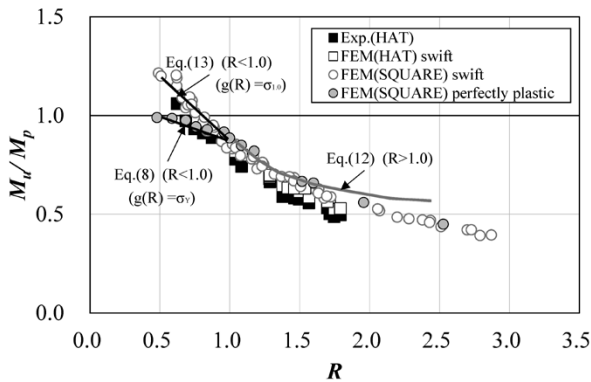


図9 終局曲げ耐荷力と幅厚パラメータの関係
(算定式による終局曲げ耐荷力曲線と解析および実験結果)
Fig. 9 Relationship between ultimate moment and R
(Ultimate moment curve by simplified equation and analytical/
experimental results)

大反力を初等はり理論でモーメントに換算した値を供試体の全塑性モーメントで無次元化してプロットしている。また比較のため、式(8)で $\sigma_u = g(R) = \sigma_y$ とした曲線も同時に示す。図9から分かるように、加工硬化が影響を及ぼす $R < 1.0$ の領域においてはひずみ1.0%の流動応力を用いた式(13)により、おおよその終局曲げ耐荷力を推定できる。 $R > 1.0$ の領域においても同様に、圧縮面の座屈を考慮した式(12)によっておおよその終局曲げ耐荷力を推定できる。なお、 $R > 1.5$ で終局曲げ耐荷力曲線と解析および実験結果との乖離(かいり)が大きくなっているのは、図6(d)で仮定した応力分布において側壁面の座屈の影響を考慮しなかったためと考えられる。すなわち、 R が大きくなるにつれて弾性座屈荷重が小さくなり、それを考慮しない式(12)では終局曲げ耐荷力を実際よりも高く見積もったためと考えられる。

以上の結果は、 $R < 1.0$ の領域においては、降伏応力に加えて終局応力が終局曲げ耐荷力を決定することを示している。また、Swift型の硬化則で表現できる一般的な鋼板の場合、終局応力はひずみ1.0%の流動応力で代用できることを示唆している。見方を変えれば、ひずみ1.0%の流動応力が高い材料を選択することによってより大きな耐荷力が期待できると考えられる。

むすび=中空矩形断面を有するはりを対象に、加工硬化の影響を考慮して終局曲げ耐荷力を簡便に算出する方法を検討した。その結果、以下を明らかにした。

- ・加工硬化の影響を受ける領域(幅厚比パラメータ $R < 1.0$)の終局曲げ耐荷力は、断面係数と降伏応力、および終局応力からなる算定式で簡易的に求めることができる。
- ・一般的な鋼板の場合、 $R < 1.0$ においては材料の強度クラスや加工硬化特性によらず R と終局ひずみの間に線形相関が認められ、終局ひずみは0.3~1.7%の値をとる。
- ・上述の算定式における一般的な鋼板の終局応力は、終局ひずみのおおよその中央値としてひずみ1.0%に対する流動応力で代用することができる。
- ・弾性座屈が支配的となる領域($R > 1.0$)においては、終局曲げ耐荷力に及ぼす加工硬化の影響は小さい。このため、幾何学的非線形の影響を考慮し、弾完全塑性体を仮定して導かれた算定式によって求めることができる。

自動車の軽量化ニーズの高まりに伴って高強度鋼板の多様化がますます進むなか、本検討結果が材料選定の一助になれば幸いである。

参考文献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会. プレス成形難易ハンドブック. 第4版. 日刊工業新聞社, 2017, p.10.
- 2) 三浦正明ほか. R&D神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.15-18.
- 3) 中屋道治ほか. R&D神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.19-22.
- 4) 中屋道治ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.46-49.
- 5) 二村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.41-44.
- 6) 内海幸博ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.3-7.
- 7) 池田宗朗ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.8-11.
- 8) 村田忠夫ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.17-20.
- 9) Von Karman et al. Trans.ASME. 1932, Vol.54, p.53-57.
- 10) D. Kecman. International Journal of Mechanical Sciences. 1983, Vol.25, p.623-636.
- 11) S.P. Timoshenko et al. Theory of Elastic Stability. McGraw-Hill New York. 1961.

(技術資料)

ハイテン成形用金型向け高耐久性表面処理

High Durability Surface Treatment of Dies for Forming High Tensile Strength Steels



山本兼司*¹ (博士(工学))
Dr. Kenji YAMAMOTO



久次米 進*²
Susumu KUJIME



殿村剛志*³
Tsuyoshi TONOMURA



西部敦史*⁴
Atsushi NISHIBU

The high tensile strength steel sheets used in automotive parts are being made even stronger in tensile strength to reduce automotive weight and to improve collision safety, but this has brought on the issue of a shortened die-forming life span. Conventional dies for cold press forming are coated with carbide films to better their sliding property; however, they have difficulties in dealing with the harsh sliding environment associated with the increasing strength of high tensile strength steel. Hence, a new nitride based coating for dies has been developed with high oxidation resistance and excellent adhesion properties. The newly developed coating consists of a TiAlN based film and has the feature of an increased thickness of approximately 10 μm. Evaluations such as a simulated sliding and press test have demonstrated that it is more durable than the carbide films. The new coating has so far been applied to the forming dies for steel sheets with high tensile strength up to 1,180 MPa.

まえがき = 自動車を構成する材料は、従来の金属材料に加えて樹脂材が使用されるなど、いわゆるマルチマテリアル化が確実に進んでいる。その一方で、衝突安全性や高強度・軽量化などを担う骨格部品や足回り部品には今後も金属系材料が主たる構成材料であり続けるものと考えられる¹⁾。金属系材料では現在、鉄鋼およびアルミ合金材料がその主流である。鉄鋼材料に関しては高張力鋼板（以下、ハイテンという）のプレスによる成形が一般的であり、アルミ合金材の場合には一部を除いてダイカスト、熱間鍛造あるいは押出による成形が行われている。本稿で取り上げるハイテンは近年、自動車構造材に占める比率と引張強さは増加する傾向にあり、それらを成形する金型への負荷が増大することによる金型短寿命化が自動車部品生産における問題の一つとなっている^{2), 3)}。

ハイテンを使用した自動車部品のプレス成形には大きく分けて、成形を室温で行う冷間プレス法と、鋼板を一定温度以上に加熱して成形性を高めた上で成形を行うホットプレス法がある。本稿では成形時の負荷が大きく、金型の短寿命化が問題となっていた冷間プレス法に使用される金型向けに開発した高耐久性表面処理（以下、開発皮膜という）について述べる。

1. 冷間プレス成形用金型の損傷機構

冷間プレスは、室温のハイテンを油圧あるいはメカニカルプレスで成形する方式であり、サイクルタイムが短く量産性に優れることがメリットである。いっぽうで、成形時における金型への負荷は大きく、使用するハイテ

ンの引張強さの増加に伴う金型の短寿命化が問題となっている。冷間プレスでは従来、足回り部品を構成するハイテン厚物では引張強度590 MPa以下、またピラーなどの骨格部品を構成する薄板では980 MPa以下が主流であった。しかし現在では、それぞれ780 MPaおよび1,180 MPaクラスのハイテンが量産採用されている。

このような動きを受けて当社鉄鋼事業部門では自動車部品向けのハイテンを製造しており、また当社グループ会社の日本高周波鋼業株式会社では冷間プレス金型に使用される冷間工具鋼を製造販売している。すなわち、当社グループでは早くから自動車部品の高強度化・ハイテン化に伴う金型の短寿命問題に着目しており、早い段階からこの解決策に関して検討を開始している⁴⁾。

皮膜開発初期に強度の異なるハイテンを冷間プレスで成形した場合の損傷形態や寿命について顧客にヒアリングを行った。その結果、SPC440以下のハイテンでは、おおむねどのような加工形態であっても成形に伴う金型の損傷が早期に生じることはまれであることが分かった。さらに、ハイテンの引張強さが増加する場合、あるいは曲げや絞りの条件が厳しくなると成形製品表面の焼付きが早期に生じることが把握できた。また、製品に焼付きが生じるショット数は、引張強さの小さいハイテンの成形では数万ショットレベルであるのに対して、高強度のハイテンでは数千ショットと極端に短いこともヒアリングの結果判明した。すなわち、同様の加工形態や部品形状であっても、ハイテンの引張強さの増加に伴って早期に製品焼付きが生じることが明らかになった。製品に焼付きが生じた使用後のプレス金型を調査した結果を

*¹ 技術開発本部 材料研究所 (現 技術開発本部 応用物理研究所) *² 機械事業部門 産業機械事業部 高機能商品部 *³ 日本高周波鋼業株式会社 富山製造所 技術部 *⁴ 株式会社カムス 技術室

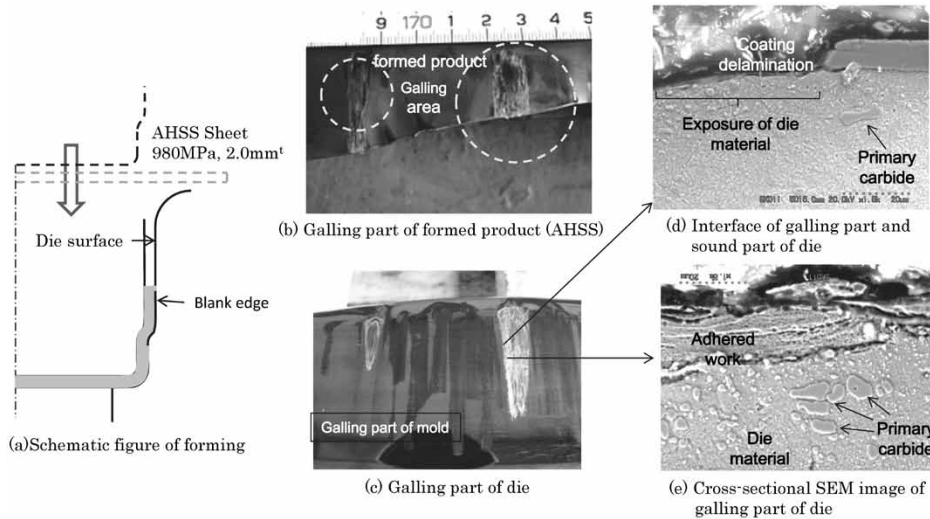


図1 損傷した表面処理金型の損傷部位調査結果
Fig. 1 Investigation results of damaged area of surface treated die

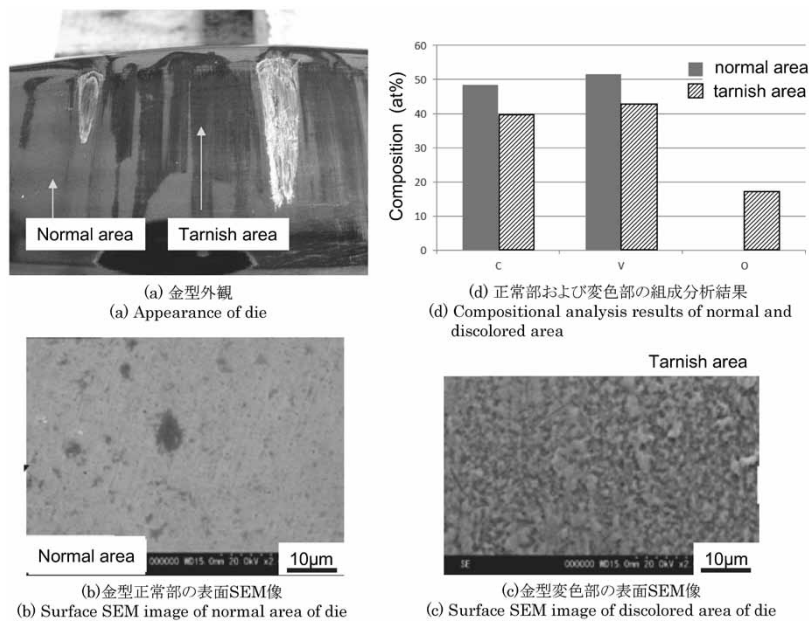


図2 金型焼付き部近傍の変色部分調査結果
Fig. 2 Analysis results of discolored area of die

図1に示す。

図中に示した金型は、金型向け表面処理として一般的に用いられるバナジウム炭化物 (VC) を高温拡散処理により被覆したものである。成形の模式図および対応する観察部分を図1 (a)に示す。成形した製品の焼付き(図1 (b))に対応する金型部分は皮膜が損傷している(図1 (c))。損傷部分と未損傷部分の界面を断面方向から観察したところ(図1 (d))、損傷部は皮膜が消失して母材が露出し、母材と被加工材(製品)が成形中に直接接触することによって金型と製品間に焼付きが発生していることが分かった(図1 (e))。またここには示していないが、成形時の母材の塑性変形に皮膜が追従できずに割れなどが発生する場合に皮膜が損傷すること、あるいは母材に析出した粗大な炭化物と母材マトリックスを起点として皮膜損傷が生じていることが別の損傷金型の調査から分かった。このことから、母材起因の損傷を抑制するためには、母材の硬さアップあるいは粗大な炭化物を抑制することが有効であると考えられた。母材について

は、従来のJIS-SKD11鋼に対して硬さをアップし、粗大炭化物を極力減らした鋼種を開発している^{5), 6)}。

また図1に示した損傷金型を観察すると、皮膜が消失して母材が露出した部分の近傍に変色部が確認できる。当該部分の調査結果を図2に示す。表面SEMによる観察結果(図2 (b), (c))からは、変色部は健全部に比較して表面が粗くなっているように見え、またエネルギー分散型X線分析(Energy dispersive X-ray spectrometry, 以下EDXという)による元素分析からは変色部にのみ十数at%程度のOが検出された(図2 (d))。VCは硬質炭化物ではあるが、高温で酸化しやすく、Vを含有する化合物は550℃付近から緩やかな酸化重量増加を示し、約600℃でV酸化物である V_2O_5 を生成することが報告されている⁷⁾。

本調査が対象とした金型は冷間プレス成形に使用されたものであるが、冷間加工に類するプロセスであっても金型と被加工材(ハイテン)の接触界面は摺(しゅう)動発熱によりVCの酸化開始温度付近以上に達する。そ

表 1 プレス用金型に適用される表面処理の特徴

Table 1 Characteristics of surface treatments for forming die

	Method	Principle	Coating material	Process temperature (°C)	Typical thickness (μm)
Diffusion treatment	Nitriding	N diffusion into the substrate at high temperature	Iron nitride nitrogen diffusion layer	400~550	~100
	TD	Forming carbide compound at high temperature	VC NbC	850~1,000	~20
Coating CVD	high T CVD low T CVD	Decomposition and precipitation of compound from metal containing gas at high temperature	TiC WC DLC	850~1,000 300~400	~10
Coating PVD	AIP HCD sputtering	Evaporation or sputtering from solid target	TiN CrN TiAlN AlCrN, etc.	400~500	~10
Other coating	Thermal spraying	forming film by injecting high velocity solid particles	metal ceramic	RT~500	several hundred

の摺動発熱によるV酸化物の形成と摺動による形成酸化物の摩耗のサイクルである、いわゆる酸化摩耗が生じると考えられ、耐酸化性の低い炭化物皮膜ではハイテンの高強度化に伴う金型摺動環境の過酷化には対応できないと考えられる。

2. 冷間プレス金型用高耐久性皮膜の開発

前章で述べた損傷金型の調査結果を踏まえると、ハイテン成形金型向け表面処理(皮膜)の必要特性としては、成形時の摺動摩擦に耐え得る高耐酸化性が重要であることが分かった。また、成形時には母材に塑性変形が生じるほどの高面圧での摺動が生じることを考えると、皮膜は、母材の塑性変形を抑制するには厚膜が有利であり、また高面圧下における摺動にも耐える高い密着性も必要と考えられる。

そこで開発皮膜の基本組成としては、切削工具向けの皮膜として実績のあるTiAlN系膜をベースに、耐酸化性を改善するための元素を添加したものを耐摩耗層として用いた。さらにその下層には母材となる鉄系材料に対して密着性が良いCrN系膜を用いた2層構造とした。また母材の塑性変形を抑制するために、全体の膜厚を10 μm程度の厚膜とした。

上記炭化物膜(VC, TiCなど)は高温拡散処理で被覆されているが、その処理温度は900~1,000°Cであり、処理に伴う金型のひずみが生じる。そこで本開発においては、金型に熱ひずみが生じない500°C以下で処理可能なAIP(Arc Ion Plating)法を選択した。表1にプレス金型に適用される表面処理の特徴一覧を示す。AIP法は真空中的のアーカ放電による真空成膜法(物理的蒸着法: Physical Vapor Deposition, 以下PVDという)である。ほかの手法に比べて蒸着粒子のイオン化率が高く緻密な皮膜が形成できるのが特徴である。AIP法を用いたPVD装置は当社、機械事業部門高機能商品部で製造販売しており、主に切削工具や自動車部品向けの耐摩耗性改善のための硬質膜形成に広く使用されている⁸⁾。図3にAIP法で形成したハイテン成形金型向け開発皮膜の

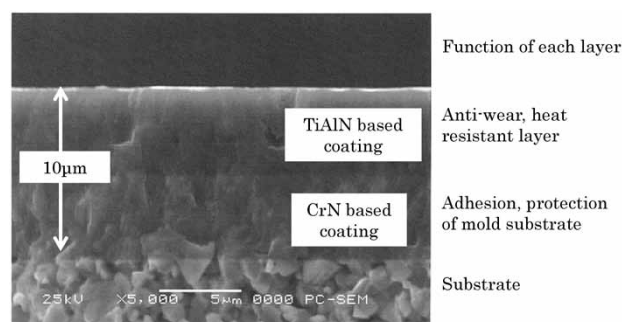


図3 開発皮膜の断面SEM像
Fig. 3 Cross-sectional SEM image of developed coating

表2 開発皮膜の特徴

Table 2 Characteristics of developed coating

	Developed coating	VC	TiC
Coating method	PVD(AIP)	high temperature diffusion (TD process)	high temperature CVD
Process temperature (°C)	400-500	900-1,000	900-1,000
Hardness (GPa)	35	35	30
Oxidation starting temperature (°C)	more than 1,000	500	500
Load bearing capacity	excellent	good	inferior

断面SEM像を、表2には開発皮膜の特徴を示す。

2.1 開発皮膜の密着性

開発したハイテン成形用皮膜に対して各種試験を行い、金型用皮膜としての特性評価を行った。図4に開発皮膜、および従来皮膜として高温拡散処理で成膜したVC, TiC膜に対して、ロックウエル圧子押込み試験⁹⁾を行った結果を示す。ロックウエル圧子の押込み試験は硬質薄膜の密着性評価に広く用いられており、図4(d)の模式図で示すように、先端半径200 μmのダイヤモンド圧子を150 kgfで押込んだときに形成される圧痕周囲の皮膜の損傷状況に基づくHF1~6のスケールによって密着性を評価する。HF1, 2は圧痕周囲に放射状のクラックが発生するだけであり、開発皮膜(図4(a))がそれに相当する。HF3, 4は部分的に皮膜の剥(はく)離が認められる場合であり、従来の炭化物皮膜(図4

(b), (c) はこのレベルである。開発皮膜の2層構造によって優れた密着性が得られていることが分かった。

2.2 開発皮膜の摺動および高温酸化特性

つぎにハイテンプレス成形時の摺動による金型の温度上昇を考慮し、各種金型用皮膜の耐摩耗性を高温摺動試験により比較した結果を図5に示す。比較材としてはAIP法で形成したCrN、TiNおよび高温拡散処理で形成

したTiC、VCを使用した。試験温度370℃で、距離500m摺動後のディスク側の摩耗量を表面粗さ計で測定した。ディスク側摩耗痕の摩耗面積で比較すると、開発皮膜はCrN、TiNあるいは炭化物皮膜に比べて摩耗量が小さく、高温摺動下における耐摩耗性に優れていることが実証された。

摺動試験後の開発皮膜およびVCの摩耗部分を光学顕微鏡ならびに断面TEMで分析した結果を図6(a)~(f)に示す。VCについては、図6(a)に示す光学顕微鏡像からも分かるように摩耗が進行している。また断面TEM(図6(b))および表面近傍のEDX(図6(c))による元素分析の結果、表面から約200nm程度の深さの領域までOが検出され、摺動試験時の温度上昇によって皮膜の酸化が進行していることが分かった。これに対して開発皮膜は、図6(d)の光学顕微鏡像に示すように表面に酸化を示唆する変色も確認できず、また断面TEM像(図6(e))およびEDX分析(図6(f))からも表面にきわめて薄い10nm程度の酸化膜が形成されているのみであった。すなわち、酸化およびそれによる摩耗が進行しないため、高温摺動環境下においても優れた耐摩耗性が発揮されたものと考えられる。

これを確認するために700℃までの温度域において各種窒化物および炭化物皮膜について30分間大気加熱を行い、加熱後にEDXにより表面O量を測定した結果を図7に示す。VC、TiCは500℃ですでに酸化が開始しており、またTiNでは600℃において10at%以上Oが検出されている。それに対して開発皮膜は600℃までは表面にほとんどOが検出されず、700℃においてようやく数at%のOが検出されている程度であり、酸化の進行がきわめて遅いことが分かる。この優れた耐酸化性により、開発皮膜では高温摺動試験で観察されたように酸化摩耗の進行が抑制されたものと推定される。

ハイテン成形金型向け皮膜への要求特性として、成形時のきわめて高い局所面圧に対しても皮膜が損傷しないことを挙げた。これを評価するため、耐高面圧特性試験を実施した。この試験では、先端がR形状を有する

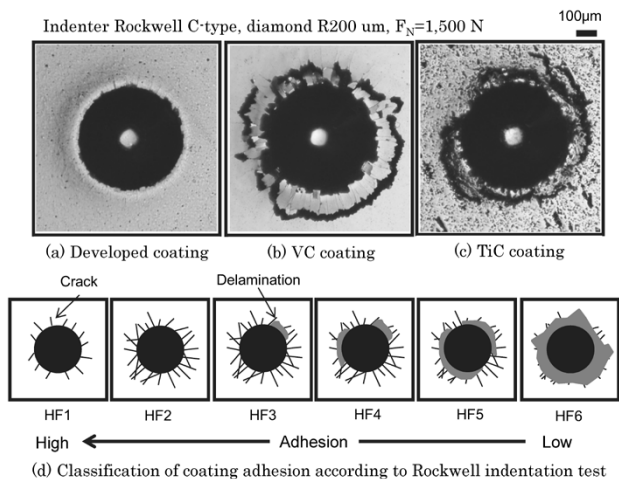


図4 ロックウエル圧子押込み試験結果
Fig. 4 Results of Rockwell indentation test

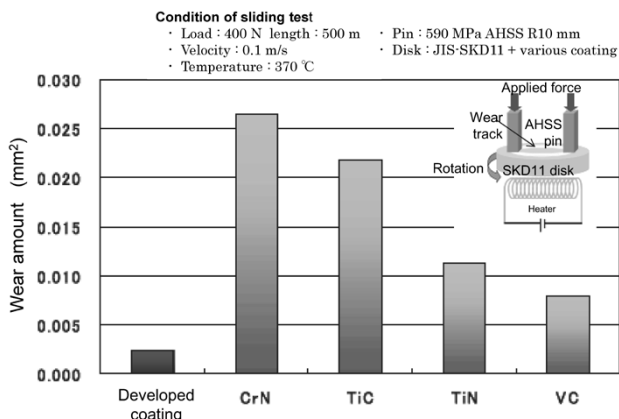


図5 高温摺動試験による各表面処理耐摩耗性評価結果
Fig. 5 Results of high temperature wear test

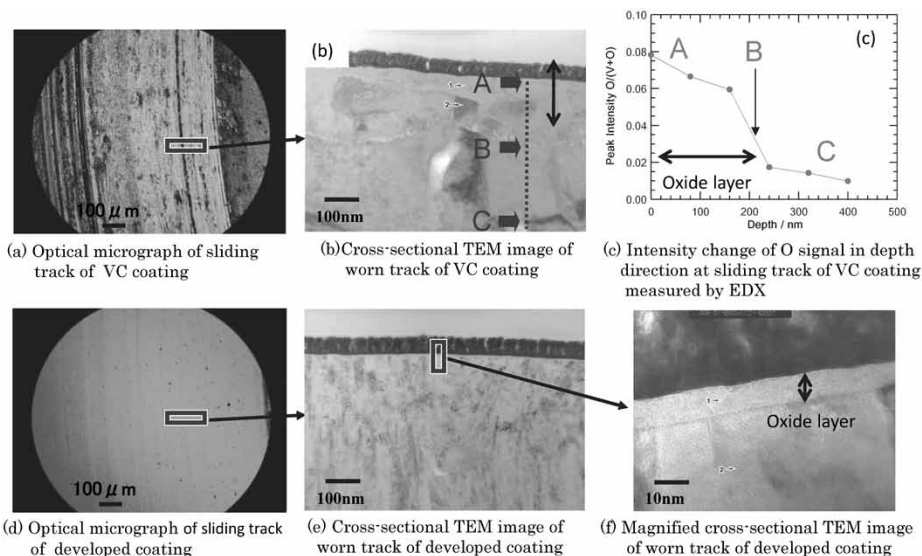


図6 VC膜および開発皮膜における摺動試験摩耗部の光学顕微鏡および断面TEM分析結果
Fig. 6 Optical micrograph and TEM analysis results of worn area after wear test

780 MPaハイテン製のピンを成膜したディスクに押し当て、全荷重を100~1,000Nの範囲で変化させて試験中の摩擦係数変動によりコーティングの損傷を評価した。試験方法の概略ならびに試験結果を図8に示す。TiCは比較的低荷重で皮膜に損傷が生じているのに対して、10 μ m程度まで厚膜化した開発皮膜は、VCと同じく試験時の最高荷重である300Nまで負荷しても損傷は生じず、ハイテン鋼板成形時の高面圧に耐え得る優れた特性を有していることが明らかになった。

2.3 開発皮膜を成膜した模擬金型による性能評価

開発した皮膜を模擬金型に成膜を行い、590 MPa-3.2 mm厚のハイテンを相手材として模擬プレス試験を実施した。プレス試験の模式図を図9(a), (b)に、試験結果を(c)に示す。

プレス試験は連続的にハイテンを供給するプレス装置を用い、プレスサイクル55 spm, パンチ幅60 mm, パンチ肩R5 mm, ダイ肩R10 mm, クリアランス-12%で

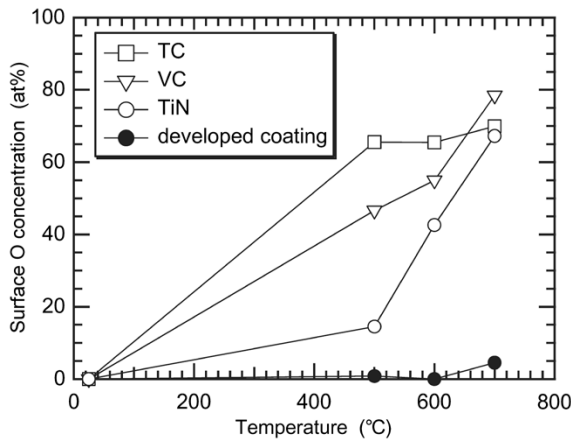
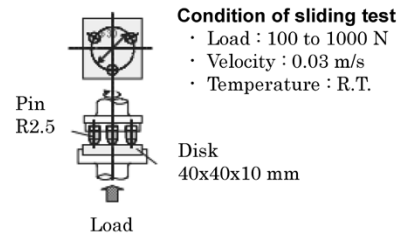
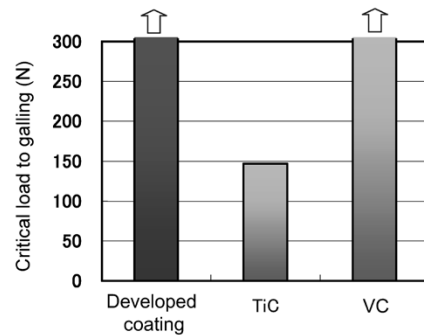


図7 各温度で30分大気酸化後サンプルの表面O量分析結果
Fig. 7 Amount of O after annealed in air for 30 minutes at each temperature

実施した。評価方法としては、成形された製品温度を焼付きの指標とした。すなわち、成形開始から製品温度がほぼ一定となる50ショット時点の温度を0として、ショット数と製品温度上昇の関係を成形時における摩擦の大小の指標として測定した。TD-VC炭化物皮膜は、ショット数が100を超えたあたりから製品温度の上昇が認められ、成形時の摩擦係数が増加していることが示唆された。これは、先に述べた成形時摺動発熱に伴うVC膜の酸化摩耗、およびそれによる面粗さの増加が生じたためと推察している。これに対して開発皮膜は、50ショット以降の製品温度上昇はほとんどなく、摺動に伴う摩擦などによる摩耗がほとんどないことを示している。すなわ



(a) Schematic drawings of test rig



(b) Contact pressure to galling of each coating

図8 高面圧における焼付き試験面圧評価結果
Fig. 8 Results of high contact pressure galling test

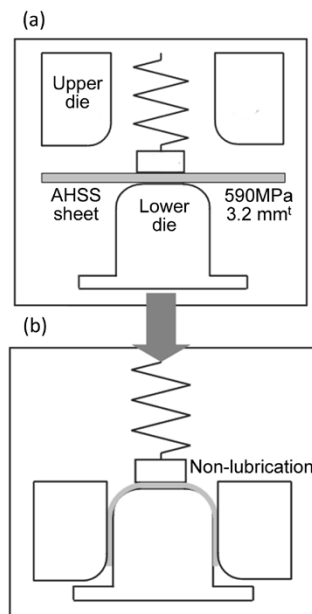


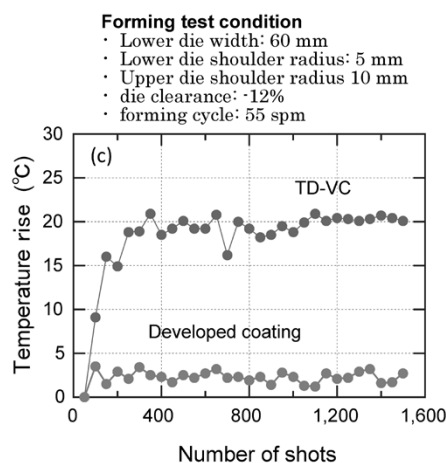
図9 模擬プレス試験時のショット数と製品温度の関係

(a) 試験方法の模式図 (成型前), (b) 試験方法の模式図 (成型後), (c) 成型品のプレス数と温度変化との関係

Fig. 9 Temperature change of formed product during simulated stamping test

(a) schematic drawing of press test (before forming),

(b) schematic drawing of press test (after forming), (c) relative temperature change of pressed product during test



ち、開発皮膜は高面圧下における摺動においても耐摩耗性に優れることを示している。

2.4 母材窒化処理との組み合わせによる皮膜密着性向上

まえがきで述べたように、自動車部品などに使用されるハイテンの引張強さは今後とも増加する傾向にあり、皮膜にもより一層の耐久性が求められる。そこで、成形時の局部面圧の増加による母材の変形抑制および皮膜の密着性改善を目的として、窒化処理と硬質膜との組み合わせによる密着性の向上を検討した。通常、鉄系材料に対して窒化処理を行った場合、最表面には $Fe_{2,3}N$ あるいは Fe_4N などの窒素化合物層が形成され、その下に窒素固溶層が形成される。窒化処理上に開発皮膜のような被覆型の硬質膜を形成する場合、最表面の窒素化合物層によって密着性は大きく影響されることが知られている¹⁰⁾。本開発では、上記窒素化合物層を制御した窒化により、無窒化材に比較して密着性を大幅に向上させることに成功した。図10に窒化および無窒化冷間工具鋼(KD-11MAX：日本高周波鋼業製)上に開発皮膜を形成し、スクラッチ試験を行った結果を示す。スクラッチ試験は、サンプル表面にダイヤモンド圧子(先端R：200 μm)によって負荷した垂直荷重を増加させながら一方向に移動させ、皮膜に損傷が生じたときの垂直荷重値から密着性を評価するものである¹¹⁾。皮膜と母材界面で剥離が生じる垂直荷重を計測した結果、無窒化材では50 N程度の値であるのに対して、窒化材では90 N以上の高い密着性を得ることができた。

2.5 開発皮膜の実用化

冷間プレス用の開発皮膜は現在、KS-G[®]注)の商品名で株式会社カムスにおいて実用化されており、自動車会社あるいは自動車部品メーカーを中心に採用いただいている。図11にはハイテンの引張強さと板厚で整理したKS-Gの適用実績を示す。

KS-Gは1,180 MPaまでの引張強さを有するハイテンの冷間プレス成形用金型に量産採用されており、1500 MPa級ハイテン向け金型については顧客にて現在評価中である。また、KS-Gに関して中国深圳市和勝金属技術有限公司にライセンス契約を締結しており、近年

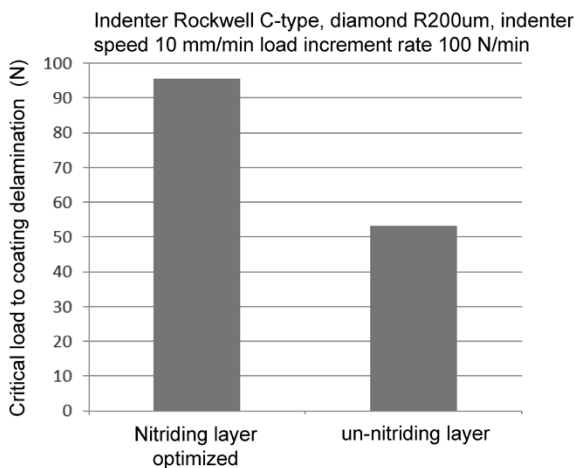


図10 窒化+開発皮膜のスクラッチ試験結果

Fig.10 Scratch test result of developed coating on nitrided and un-nitrided steel substrate

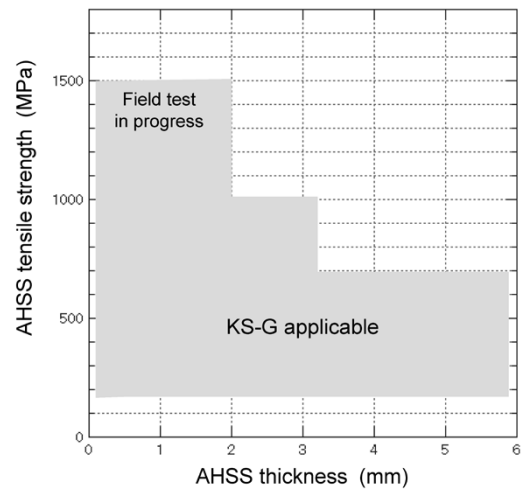


図11 開発皮膜 (KS-G) の適用実績

Fig.11 Applicable region of developed coating (KS-G) in relation to AHSS thickness and tensile strength

中国でも増加しているハイテン使用の増加に伴う成形用金型への表面処理需要に対応している。

むすび = ハイテンの高強度化に伴う冷間プレス成型用金型の損傷の問題に対応するために、従来の炭化物皮膜における酸化摩耗、および母材の塑性変形といった損傷メカニズムに立脚した新しいコンセプトの皮膜を開発した。開発皮膜は、冷間プレス金型に従来使用されていた炭化物皮膜に比較して耐酸化性が高く、酸化摩耗が起これにくい。模擬プレス試験の結果では、従来の炭化物皮膜に比べて被加工品の温度上昇が起これにくい、酸化摩耗を抑制できていることが示唆された。また、厚膜化および鉄系母材への密着性に優れる中間層を採用することにより、高面圧下でも皮膜の損傷が起これにくいことが確認できた。また、母材に最適化した窒化処理を行うことでより密着性を向上させることができる。このハイテン成型用金型向けの開発皮膜は実用化されており、自動車部品メーカーを中心に採用されている。

参考文献

- 1) 岡 奈穂子. 東レリサーチセンターTHE TRC NEWS. 2005, No.92, p.20.
- 2) 前田和久. 第269回塑性加工シンポジウム. 2008, p.11.
- 3) 林田康弘ほか. SOKEIZAI. 2012, Vol.53, No.10, p.26.
- 4) 久本 淳ほか. SOKEIZAI. 2011, Vol.52, No.3, p.9.
- 5) 殿村剛志ほか. 特殊鋼. 2017, Vol.66, No.3, p.35.
- 6) 日本高周波鋼業株式会社. 靈感工具鋼. <http://www.koshuha.co.jp/products/tool01.html>. (参照 2018-11-26)
- 7) Z. Zhou et al. Surface and Coating Technology. 2004, Vol.198, p.177-178.
- 8) 高原一樹ほか. R&D神戸製鋼技報. 2000, Vol.50, No.2, p.53-57.
- 9) Verein Deutscher Ingenieure Normen, VDI 3198, VDI-Verlag, Dusseldorf, 1991.
- 10) 後 裕介ほか. 日本金属学会誌. 2013, Vol.77, No.1, p.1-6.
- 11) P. A. Steinmann et al. Thin Solid Films. 1987, Vol.154, p.333-349.

脚注) KS-Gは株式会社カムスの登録商標(米国、日本：登録番号5558384)である。

(解説)

切削シミュレーションを活用した棒鋼材料の切削条件設計技術

Cutting Condition Designing Technique Based on Cutting Simulation for Wires and Rods



山本雄也*1
Yuya YAMAMOTO



赤澤浩一*1 (工学博士)
Dr. Koichi AKAZAWA



松ヶ迫亮廣*2
Akihiro MATSUGASAKO

In machining, the improvement of cutting conditions and cutting tool shapes is required for the efficient achievement of high precision finishing. To this end, it is necessary to elucidate the cutting mechanism and to establish a designing technique for the proper cutting conditions based on the mechanism. Focusing on hobbing, this study has compared a simulation with a 3D-FEM analysis to clarify the wear mechanism of the tool during machining. A prediction model combining diffusion wear and abrasive wear has been developed to predict the tool life for turning and has enabled highly accurate tool life prediction. Furthermore, a chip breaking model has been proposed taking into account the breaking mechanism involved. This chip breaking model has been used along with a chip-shape prediction technique to develop a technique for predicting chip breakage. This paper introduces these machinability prediction techniques.

まえがき = 自動車のエンジンやトランスミッションなどに使用される棒鋼は、軽量化のための高強度化や製造コスト低減のための鍛造性向上が求められる。多くの部品は、製造される際に切削加工が行われるが、高強度化に伴う刃先負荷の増加や、鍛造性の向上に伴う材料の延性が高まる。このため、切削加工時の工具摩耗や切りくず処理性などの被削性が悪化し、生産性を阻害することが一般的に知られている。材料面の対策として、硫黄やカルシウム、鉛などの快削性元素が微量添加され、被削性の向上が図られている。しかしながら、環境への配慮から鉛の使用が避けられる場合があるほか、強度や鍛造性と被削性の両立が困難な場合も多く、切削条件や工具面の対策が要望される。

従来は、切削実験の実施および過去に蓄積されたデータの活用によって対応してきた。しかしながら、より効果的な対策を迅速に提案するためには、有限要素法(FEM)解析や理論モデルなどの活用による切削メカニズムの解明、および被削性の予測・改善技術が必要と考えられる。本稿では、ホブの摩耗メカニズムを解明した例に加え、旋削加工向けに開発した工具摩耗の予測技術および切りくず分断の予測技術について報告する。

1. ホブ切りにおける工具摩耗メカニズム

自動車部品などに多用される歯車の加工においては、ホブ切りが主流となっている。ホブ切りとは、ウォームギヤに切れ刃を設けたホブと呼ばれるフライスカッタを用い、切れ刃であるウォーム(ホブ)と被削材であるウ

ォームホイールとの嚙(か)み合うような同期動作によって歯車を加工する切削方法である。しかし、加工効率向上のための高速化や材料の高強度化に伴う工具寿命の低下が問題となっており、工具の長寿命化を実現するために摩耗メカニズムの把握が必要となっている。そこで、旋盤を用いたホブ切りの模擬実験と有限要素法解析を組み合わせ、ホブ切りにおける工具摩耗メカニズムを調査した¹⁾。

1.1 有限要素法解析および模擬切削実験

刃先に生じる現象を単純化するため、ホブ工具と同等の刃先形状に成型したフォームドカッタを用いた溝加工によりホブ切りを模擬した。実験に使用したフォームドカッタ(三菱マテリアル(株)製)の外観写真を図1に示す。ここで、切れ刃から回転方向に向かって(図1(b))右の刃は右切れ刃(Right cutting face)、左の刃は左切れ刃(Left cutting face)、先端部は歯先切れ刃(Top land)(図1(c))と呼ばれる。

実際のホブ切りにおける切れ刃ごとの切取り厚さを解

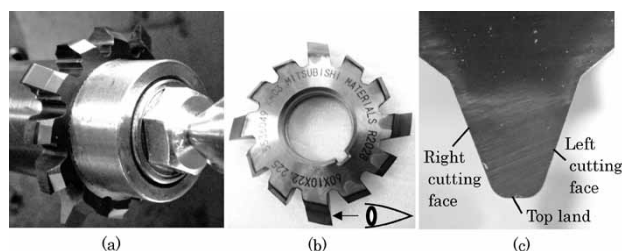


図1 実験に用いたフォームドカッタ
Fig. 1 Formed cutter used for experiment

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

析した結果を図2に示す。この解析には、ホブ切りにおける切取り厚さが計算できる市販シミュレーションソフトHob Chip Software (アムテック(有)製)を用いた。ホブ切りでは切れ刃ごとに切取られる量が異なるのに加え、左右の切れ刃で切取り厚さに差がある。このため、左右の切れ刃において切取り厚さを変えて切削状態を検討することとした(図3)。

まず、フォームドカッタを用いた切削において、両材料での切りくず形状や刃先温度、せん断応力、静水圧の解析を行った。この解析には、温度連成有限要素法によって切削時の刃先状態および切りくず生成状態を解析することができる市販ソフトAdvantEdge FEM3D (THIRD WAVE SYSTEMS, Inc. 製)を用いた。

さらに、解析結果と比較するために、フォームドカッタを用いた模擬実験(図4)を行った。実験ではオークマ(株)製NC旋盤LS30-Nを使用し、旋盤の回転軸に取り

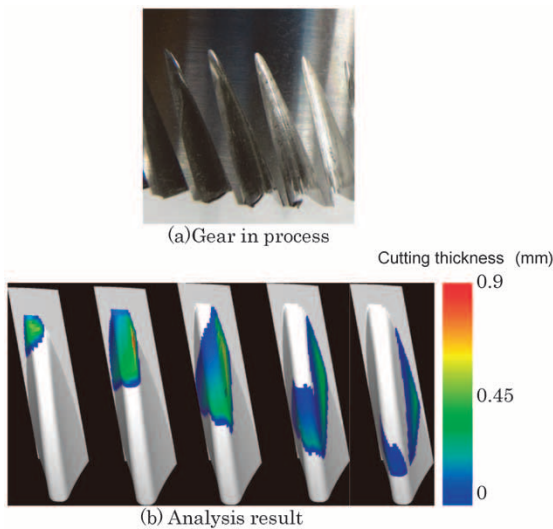


図2 ホブ切りにおける各刃の切取り厚さ (Hobchip)
Fig. 2 Cutting thickness of each tooth in hobbing by Hobchip

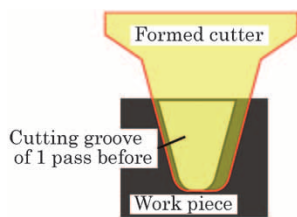


図3 左右の切取り厚さの模式図
Fig. 3 Image of difference in cutting off thickness of left and right face

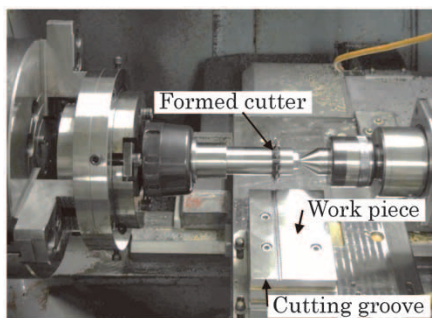


図4 模擬実験の外観
Fig. 4 Appearance of simulation

付けたフォームドカッタを回転させ、横送り台上に固定した板形状の被削材を旋盤の送り機能により溝加工を行った。実験条件を表1にまとめた。被削材は浸炭焼入れ用鋼であるJIS SNCM420Hおよび高周波焼入れ用鋼を想定したJIS S55Cの2種類とした。

1.2 実験と解析による摩耗メカニズムの推定

実験に用いた2種類の材料それぞれの加工後の工具摩耗状態を図5¹⁾に示す。SNCM420Hが右切れ刃の逃げ面摩耗が主体であるのに対し、S55Cはすくい面のクレータ摩耗が主体となっている。実験および有限要素法解析による切りくず形状を図6に示す。いずれもSNCM420Hの切りくずは比較的平らで短い形状であるのに対し、S55Cの切りくずは比較的伸びており、左右の切れ刃によって生成された部分と歯先切れ刃から生成された部分の間で折れ曲がった形状となっている。さらに図7に示すように、実験と有限要素法解析で得られた切りくずはいずれも絶対値に差はあるものの、S55Cに比べてSNCM420Hのほうが20~25%ほど厚い切りくずとなっており、有限要素法解析により実際の切削現象が再現できていると考えられる。

つぎに、各材料の切りくず生成状態に着目すると、

表1 ホブ切りの模擬実験条件
Table 1 Condition of hobbing simulation

No.	Material	Cutting speed (m/min)	Feed speed (mm/tooth)	Depth of cut (mm)
1	SNCM420H	165	0.6	3
2	S55C			

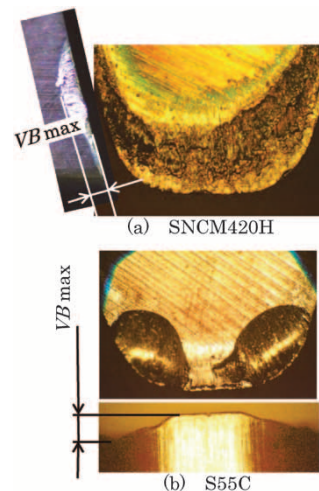


図5 実験後の刃先
Fig. 5 Formed cutter after experiment

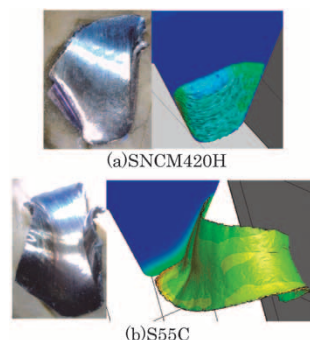


図6 実験の切りくず(左)と有限要素法解析の切りくず(右)
Fig. 6 Chip of experiment (left) and 3-D-FEM (right)

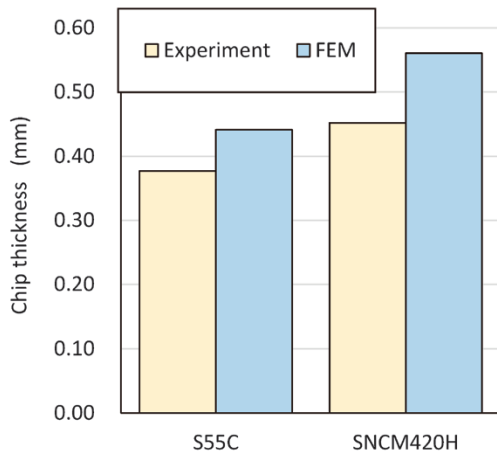


図7 切りくず厚さの比較

Fig. 7 Comparison of chip thickness

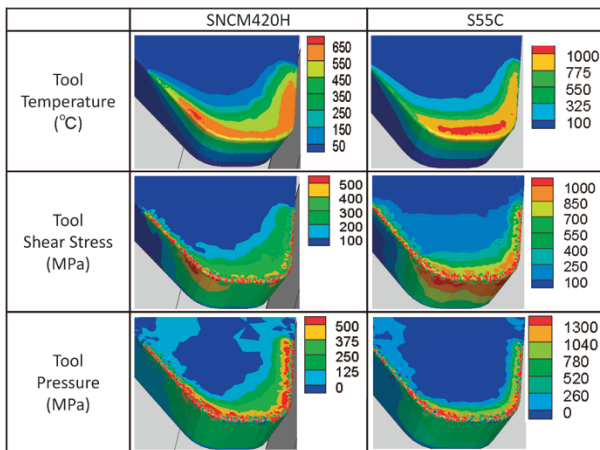


図8 有限要素法による切削解析結果

Fig. 8 Results of cutting analysis by FEM

SNCM420Hでは工具すくい面に沿うように生成し、切り取り厚さの大きい左切れ刃から切り取り厚さの小さい右切れ刃へと切りくずが流動する。解析結果による工具すくい面の温度、せん断力、および静水圧を図8に示す。切り取り厚さの小さい右切れ刃側のほうが温度、せん断力および静水圧いずれも高くなっていることが分かる。

いっぽう S55C の切りくずは、切れ刃進行方向に向かって生成している。切りくずが折れるような形状になる歯先切れ刃と左右の切れ刃の角部分で高いせん断力、静水圧が生じている。また、刃先温度は歯先切れ刃のすくい面で最も高温となっている。したがって、左右の切れ刃と歯先切れ刃の角部分が最も高い負荷がかかっている。

以上より、ホブ切りにおける工具摩耗位置や摩耗量は、切りくず形状や切りくずの流れ方に起因する温度分布や応力分布の変化に影響されることが分かった。また、有限要素法解析により得られる刃先温度や応力によって摩耗位置や摩耗量がある程度推定できると考えられる。解析結果を基に摩耗量を定量的に評価できれば、ホブ切りの条件設計や工具選定に活用できることが期待される。

2. 旋削加工時の工具摩耗予測

工具が摩耗すると寸法精度の悪化や加工面性状の悪

化、びびり振動の発生などの切削トラブルを引き起こす原因となる。このため、摩耗の程度によっては新しい工具に交換する必要がある一方、高頻度の交換は生産性の低下や工具コストの増加に直結する。そこで、加工効率と工具寿命を考慮した最適な切削条件を設計するため、工具摩耗予測技術の開発に取り組んだ。

本開発では表2に示す切削条件によって外周旋削加工を行い、工具摩耗データを取得した。工具は超硬P10種SNMG120405（株）タンガロイ製TX10D）を使用し、工具ホルダ（住友電工ハードメタル（株）製PSBN-R）に取り付けて加工を行った。加工機械はオークマ（株）製NC旋盤LS30-Nを使用した。被削材には構造用炭素鋼JIS S45Cを用い、乾式切削を行った。

2.1 工具摩耗モデル

工具摩耗の機構としては主に、刃先に凝着した被削材が脱落する際に工具材の一部を持ち去る凝着摩耗、被削材に含まれる硬質粒子によって機械的に工具刃先が削り取られるアブレシブ摩耗、および高温・高圧環境下において、工具材成分が被削材に拡散することによる拡散摩耗が挙げられる。このうち、凝着摩耗は低温域で生じることから、現在の主流である超硬工具では高い温度域で使用されることが多いため凝着摩耗が生じにくい。そこで本開発では、アブレシブ摩耗と拡散摩耗について検討した。

拡散摩耗は切削温度に対して指数関数的に影響を受けることが知られており、式(1)のようなモデルが提案されている²⁾。

$$dW = dL \cdot \sigma \cdot A_1 \cdot \exp\left(-\frac{A_2}{temp}\right) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 dW は摩耗量の増分、 dL は切削距離の増分を示す。また、 σ と $temp$ はそれぞれ工具刃先近傍の応力と切削温度を表し、 A_1 、 A_2 は拡散摩耗の影響係数である。

いっぽう、アブレシブ摩耗は図9に示すように、被削材に含まれるアブレシブ粒子が工具刃先に押し付けられて工具材が削り取られる摩耗である。アブレシブ粒子が十分に硬いとすると、アブレシブ摩耗量はアブレシブ粒子が工具材に押し込まれる量に比例する。さらに、その押し込み量は被削材の硬さに比例し、工具材の硬さに反比例するものと考えられる。以上の仮説を基に、式(2)

表2 工具摩耗予測技術開発のための切削条件

Table 2 Cutting condition for developing technology of tool wear prediction

Cutting speed (m/min)	Feed speed (mm/tooth)	Depth of cut (mm)
50, 100, 150, 200, 250	0.25	1.5

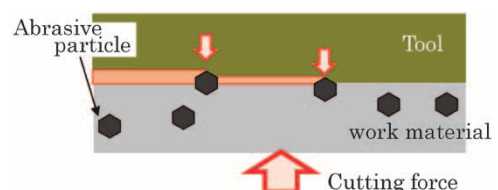


図9 アブレシブ摩耗のメカニズム

Fig. 9 Mechanism of abrasive wear

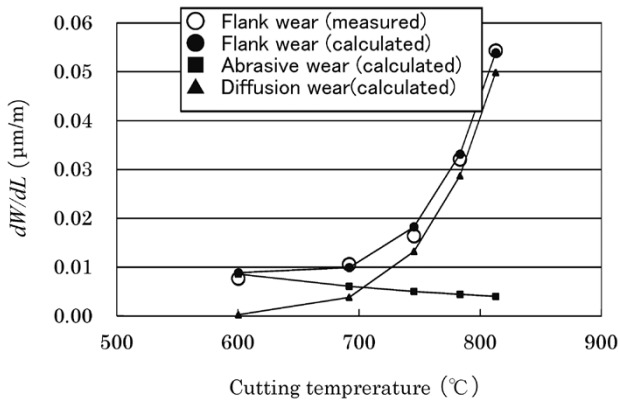


図10 切削温度と逃げ面摩耗速度の関係

Fig.10 Relationship between measured wear rates (dW/dL) and cutting temperature

のようにアブレイブ摩耗をモデル化した。

$$dW = dL \cdot C_1 \cdot \frac{H_w}{H_t} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、被削材の硬さおよび工具材の硬さについては、切削中の刃先温度が数百℃から1,000℃を超える高温になることを考慮し、切削温度での工具硬さ H_t および被削材硬さ H_w を適用する。

実際の切削では、拡散摩耗とアブレイブ摩耗とが同時に生じるため、従来提案されている拡散摩耗のモデルと今回モデル化したアブレイブ摩耗を統合し、式(3)を提案する。 $C_1 \sim C_3$ はモデル係数である。

$$dW = dL \cdot C_1 \cdot \frac{H_w}{H_t} + dL \cdot C_2 \cdot \exp\left(-\frac{C_3}{temp}\right) \dots\dots\dots (3)$$

2.2 工具摩耗予測結果と実験結果の比較

式(3)のモデル係数 C_1, C_2, C_3 は切削実験により同定し、 C_1 は0.628, C_2 は114000, C_3 は11900となった。いっぽう、工具刃先の温度は測定が困難なため、有限要素法解析(AdvantEdge FEM2D)を使用して求めた値を摩耗予測に使用した。また、被削材としてS45C材の高温強度(耐力)、工具材として超硬P10種材の高温硬さを測定し、モデル化した結果を式(4), (5)に示す。

$$H_w = 3110 \cdot \exp(-0.00538 \cdot temp) \dots\dots\dots (4)$$

$$H_t = -13.5 \cdot temp + 17100 \dots\dots\dots (5)$$

これらのモデル係数により逃げ面摩耗量を算出した結果を図10に示す。ここでは総摩耗量のほか、アブレイブ摩耗量と拡散摩耗量の計算値を区別して示した。測定値と計算値は良い一致を示しており、低速度から高速度までの全速度領域における逃げ面摩耗幅が本モデルによって精度良く予測できることが分かる。この摩耗モデルの活用により、所定の工具寿命となるように切削条件(切削温度)を設計することが可能となった。

3. 旋削加工時の切りくずの分断予測

切りくずが分断せず、装置に絡まると自動化の障害要因となる。そのため、処理性の高い分断した切りくずが生成されるよう、材料、切削条件および工具形状(チップブレイカ)を選定する必要がある。従来は実験によってそれらの選定を行っていたが、多くの切削条件、工具形状を組み合わせた膨大な実験を行うことは時間的に困難であった。

そこで、理論モデルを活用した机上計算により、材料や工具形状、切削条件を絞り込むことのできる切りくず分断予測技術の開発に取り組んだ。表3に実験条件を示す。工具はVNMG 160412-VZ AC700G(住友電工ハードメタル株)を使用し、工具ホルダ(住友電工ハードメタル株製PCLNR2525-43)に取付けて加工を行った。加工機械はヤマザキマザック株製NC旋盤QUICK TURN300を使用した。被削材には構造用炭素鋼JIS S45Cを用い、乾式切削を行った。

3.1 切りくずが分断するメカニズム

切りくずはつぎのような過程で分断に至る(図11)。

- ①チップブレイカにより一定の半径に曲げられながら切りくずが生成する。
- ②切りくずの先端が工具や被削材に当たり、それ以上進めなくなる。しかし切りくずの生成は続くため、一度曲げられた切りくずが再度伸ばされる(曲率半径が大きくなる)。
- ③曲げ伸ばしによって切りくずに曲げひずみが生じ、破断ひずみ(破断限界)を超えると分断する

つまり、切りくずの分断/連続の判断は、切りくずに生じる曲げひずみと切りくずの破断ひずみとを比較することによって判別できる。

3.2 切りくず分断/連続の予測モデル

切りくずに生じる曲げひずみは、梁(はり)を曲げたときに生じる曲げひずみと同じ考え方で算出される。すなわち、切りくず厚さ h 、チップブレイカによって決定される切りくずの初期カール径 r_0 、伸ばされた後の切りくずカール径 r_c により、つぎの式(6)の右辺で算出す

表3 切りくず分断予測技術開発のための実験条件

Table 3 Cutting condition for developing technology of chip breaking prediction

Cutting speed (m/min)	Feed speed (mm/tooth)	Depth of cut (mm)
200	0.08, 0.12, 0.2, 0.3	0.1, 0.25, 0.5,

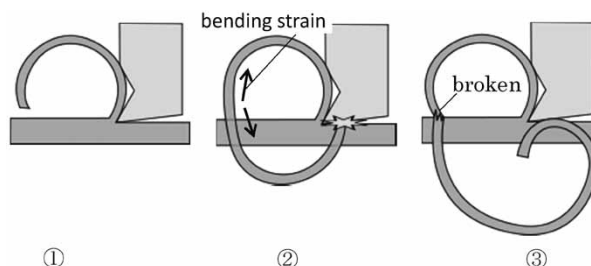


図11 切りくず分断メカニズム

Fig.11 Chip breaking mechanism

ることができる。また、左辺に示す切りくずの破断ひずみ ε_c を超えると切りくずが分断し、 ε_c を超えなければ切りくずは連続するとの予測ができる。

$$\varepsilon_c < \frac{h}{2} \left(\frac{1}{r_0} - \frac{1}{r_c} \right) \quad \dots\dots\dots (6)$$

3.3 実験結果と予測結果の比較

式(6)における各変数をそれぞれ求め、実験結果と比較して予測式の妥当性を評価した。切りくず厚さ h は、工具のすくい角 α 、せん断角 ϕ 、切取り厚さ t で決定され、式(7)で表される。

$$h = t \cdot \frac{\sin(\phi + 90 - \alpha)}{\sin \phi} \quad \dots\dots\dots (7)$$

材料ごとに切削速度や送り速度を変えた切削実験を行い、そのときのせん断角平均値を各材料の代表値として式(7)に代入し、切りくず厚さ h を算出した。

初期カール径 r_0 は、実験で使用する工具形状を測定し、図12に示すいずれかのパターンで幾何学的に算出した。図12(a)は平行型と呼ばれ、切りくずがプレーカの頂上に接触して曲げられる形態である。図12(b)はクランプ型と呼ばれ、切りくずがプレーカの斜面に接触して曲げられる形態である。また、切りくずカール径が無限大になるまで伸ばされても分断しなければ、切りくずは分断しないという仮定のもと、伸ばされた後の切りくずカール径 r_c は ∞ とした。

切りくず破断ひずみは、切りくずの引張試験により求める方法³⁾や、切りくずを曲げ伸ばした際に折れる曲率から算出する方法⁴⁾がある。今回は前者の文献値を適用した。

表3に示す実験条件において生じる切りくず破断ひずみを式(6)によって算出し、図13にコンタ図で示した。図13中の赤色の破線は切りくず破断ひずみを示しており、破線よりも右上であれば分断し、左下であれば連続するという予測結果となる。また、図13には実験結果を○、△、×の記号で示しており、○は10巻以内に分断したもの、△は分断しているものの10巻以上連続した切りくずが生じたもの、×は分断していないものを示している。一部、分断すると予測された領域に10巻以上連続した切りくずが生じた条件(△)もあるが、おおむね予測結果と実験結果はよく一致しており、式(6)により切りくずの分断を予測できることが確認された。

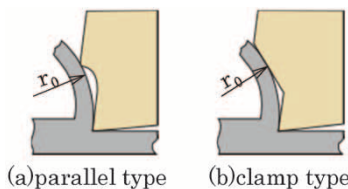


図12 切りくず初期カール径 r_0 の算出方法
Fig.12 Calculating method of initial curling diameter r_0 of chip

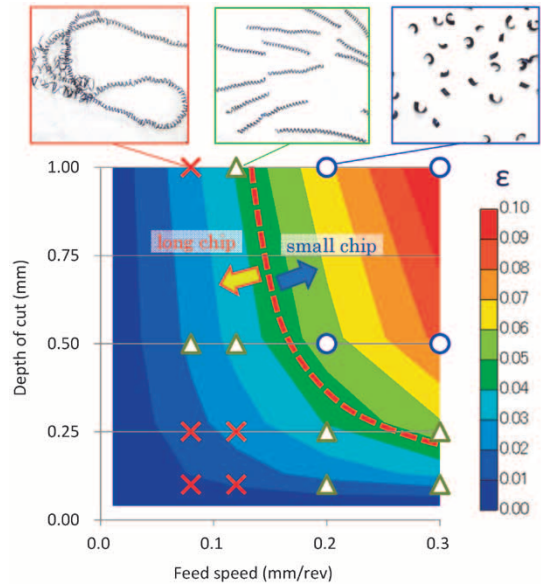


図13 切りくず分断予測結果と実験結果の比較
Fig.13 Comparison of prediction results for chip breaking and experiment results

今回の予測式による結果はプレーカ形状が比較的単純な場合に実験結果とよく一致する。いっぽう、三次元的に複雑なプレーカ形状の場合や送り速度が過大な場合に予測結果が実験結果と整合しなくなる。このような場合の予測精度を向上させることが今後の課題である。

むすび= 切削メカニズムの解明や被削性の予測・改善のため、切削実験と有限要素法や理論計算を組み合わせたシミュレーション技術の開発に取り組んだ。得られた成果を以下にまとめる。

- (1) ホブ切りの模擬実験とそれを再現する有限要素法解析により、切りくずの生成状態が工具の温度分布や工具に加わる応力分布に影響し、それにより摩耗位置や摩耗状態が変化することが分かった。
- (2) アプレシブ摩耗と拡散摩耗を同時に考慮した摩耗モデルを用い、有限要素法切削シミュレーションにより求めた切削温度、被削材および工具の高温時の硬さを入力することにより、幅広い切削速度範囲にわたってS45Cの工具摩耗量を正確に表現し得ることを確認した。
- (3) 切りくず分断メカニズムを基にした理論モデルを用い、工具形状および切削条件に基づいて幾何学的に求めた切りくず形状を入力値とすることにより切りくずの分断可否を予測し得ることを確認した。

参考文献

- 1) 山本雄也ほか. 材料とプロセス. 2015, Vol.28, 220, S147.
- 2) 北川武揚ほか. 精密工学会誌. 1987, Vol.53, No.9, p.1414.
- 3) 竹山秀彦ほか. 精密機械. 1970, Vol.36, No.2, p.70-76.
- 4) 山中一雄ほか. 精密機械. 1978, Vol.44, No.9, p.87-93.

(解説)

自動車車体へのアルミ合金板適用に向けたソリューション技術

Solution Technology for Applying Aluminum Alloy Sheet to Automobile Bodies



赤崎圭輔*¹
Keisuke AKASAKI

There is a growing need for the weight reduction of automobiles, not only to improve their fuel efficiency and driving stability, but also to cope with the increasing weight of devices associated with the automatic operation and electrification of vehicles. Accordingly, progress is being made in the strengthening of steel and the utilization of lightweight materials such as aluminum alloy. This paper introduces Kobe Steel's efforts at weight reduction, including the technologies of materials, forming, structural design, joining, and evaluation.

ま え が き = 近年、自動車の燃費性能向上や走行安定性能向上、自動運転化や電動化によるデバイス重量増加を背景に車体の軽量化ニーズはますます高まっている。これまで、自動車車体の主な素材として鋼板が多く使用されていた。鋼板が多用されている車体の軽量化のためにホットスタンプ工法の活用やハイテン材の採用が進められている。これと並行して、さらなる軽量化のためにアルミニウム合金（以下、アルミ合金という）などの軽量素材の活用も進められている。

アルミ合金の比重は鋼板の約1/3であるため、自動車車体の軽量化材料として注目されている。その結果、自動車への適用量（適用部位）の拡大が進み、自動車1台あたりのアルミ合金使用量は拡大傾向にある¹⁾。当社においても、材料、構造設計、成形加工、接合、評価などの分野において自動車車体へのアルミ合金適用に向けたソリューション技術の開発に取り組んでいる。こうした取り組みによって当社は、自動車車体の軽量化による燃費の向上や地球環境保護に貢献しているものと考えている。本稿では、その取り組み内容について紹介する。

1. 自動車パネルのアルミ化状況

自動車へのアルミパネルの適用部位はこれまでフードがとくに多く²⁾、その採用量は拡大傾向を示している。近年ではフードに加え、フロントフェンダ、サイドドア、トランク、バックドア、ルーフ、サイドパネルなど、自動車外板の多くの部位への適用事例が拡大している。また、外板だけでなく車体骨格への適用事例なども増えてきている³⁾。

例えば、Volkswagen社のAudi Q7やGeneral Motors社のCadillac CT-6では、外板部品はほぼアルミ合金で構成されており、車体骨格の一部にもアルミ合金が採用されている。また、Jaguar Land Rover社のRange RoverやJaguar XFでは、車体骨格を含めて比較的多くのアルミが採用されている^{4), 5)}。

自動車軽量化ニーズの高まりとともに、車種・部位ともにアルミ採用の拡大は今後進むものと考えられる。

2. 材料開発への取り組み

自動車パネル用アルミ合金板材は大きく分けて5000系合金と6000系合金がある。とくに6000系合金では、自動車製造工程にある塗装焼付時の熱処理を利用することで、強度（耐力）が向上できるという特長があり、活用が進んでいる²⁾。

当社では、このようなアルミ合金材の自動車パネルへの適用に向けた技術の開発に取り組んでいる^{6), 7)}。すなわち、アルミ合金材の強度や成形性といった機械的特性の向上、合金開発やプロセス技術、さらには表面処理技術の開発を進めている^{6), 7)}。

3. 構造設計および構造評価技術への取り組み

アルミ合金は鉄鋼と比べて軽量であるものの、鋼板よりも重量あたりの単価が高いという問題がある⁸⁾。そこで当社では、次の3点を目指して自動車部品の構造開発を行ってきた。

- (1) アルミ合金製部品の高付加価値化
- (2) アルミ合金適用時に1kg軽量化に要するコスト

*¹ アルミ・銅事業部門 技術部

アップ（以下、軽量化コストという）を最小限に抑制

(3) アルミ適用時のコストアップそのものを最小限に抑制

3.1 歩行者保護フードの開発

自動車と歩行者とが衝突した際、歩行者の頭部はフードにたたきつけられることがある。このとき、歩行者の頭部が受ける傷害を軽減するのが歩行者保護フードである。歩行者保護フードの検討事例を図1に示す。従来のフードでは鋼板製のビームタイプのフードインナ構造がよく用いられている。当社は、このフードインナ構造をアルミ合金製の波型とすることを提案した。さらにこのフードは、歩行者保護性能が向上することを明らかにしたことによって実車に採用されるに至った⁹⁾。

3.2 低コストアルミドアの開発

サイドドアをアルミ化することにより、従来の鋼板と比較すると1台（ドア4枚）あたり約20 kgの軽量化が可能である。フードやルーフなどと比べて軽量化効果が大きい部品の一つである。このため、サイドドアへのアルミ合金の適用が拡大している。しかし、フードなどと比べるとサイドドアへのアルミ合金の適用事例は少ないのが現状である。この原因の一つとして、フードと比べて軽量化率が低く、軽量化コストが高いということがある。フードと比べて軽量化率が低い、すなわち使用する素材の量が多いため、軽量化コストも高くなる。この問題に対して当社では、より軽量で低コストのサイドドア構造の開発およびコスト試算を実施した。鋼板ドア、従来構造のアルミドアおよび開発構造のアルミドアのイメージを図2に示す。図で示した鋼板製ドアは市販ドアの補強構造を参考に作成したCAEモデルである。従来構造のアルミドアは鋼板製ドアの補強構造のままで同等の性能（剛性）となるように板厚を調整している。このとき、従来構造のアルミドア（重量13.5 kg）は鋼板ドア（重量18.3 kg）に対し、26%の軽量化効果にとどまる。従来構造に対して、サッシ部の構造および接合構造を工夫することによる軽量化設計を行ったのが開発構造のアルミドア（図2下）である。この開発構造では重量11.4 kgとなり、約38%まで軽量化が可能となった。これらのコスト試算結果を図3に示す。従来構造のアルミドアは、鋼板ドアに対してコストが大きく増加し、なかでも材料のコスト比率が高いことがわかる。いっぽう、開発構造では補強構造および接着を含めた接合構造の工夫により、従来ドアよりも軽量化が可能である。しかも、接合



図1 歩行者保護フードの検討事例⁹⁾
Fig. 1 Example of hood for protecting pedestrians⁹⁾

コストが増加しているものの材料コストを低減できたため、合計コストを従来構造ドアと同等程度に抑制できている。重量とコストの関係を図4に示す。図4における鋼板ドアとアルミドアを結んだ直線の傾きが軽量化コストを示している。従来構造のアルミドアの軽量化コストは1,269円/kgであるのに対し、開発構造では804円/kgまで低減できた。現在も、さらなる低コスト軽量化に向けた技術開発を継続している。

3.3 サイドドア性能評価への取り組み

当社では、サイドドアの構造開発の一助として市販車のサイドドアを購入し、ドア単体の性能評価を独自に実施している。すなわち、図5(a), (b)に示すドア性

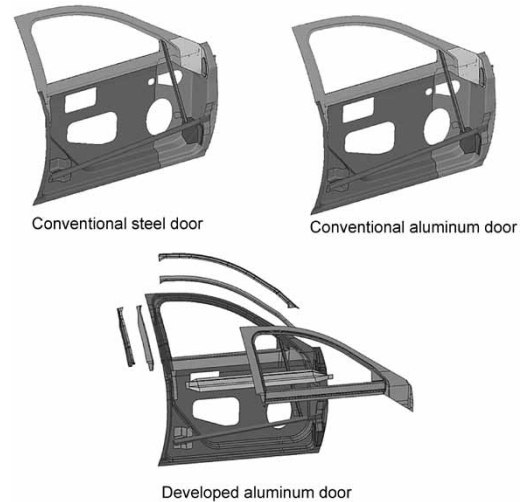


図2 従来鋼板ドア（上左）、従来アルミドア（上右）および開発構造アルミドア（下）

Fig. 2 Conventional steel door (upper left), conventional aluminum door (upper right) and developed aluminum door (lower)

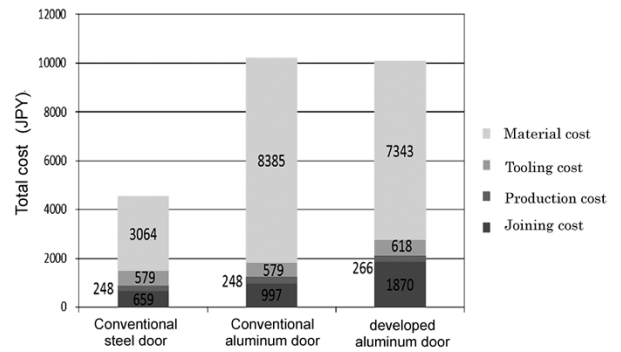


図3 サイドドアのコスト試算結果
Fig. 3 Cost estimate of side door

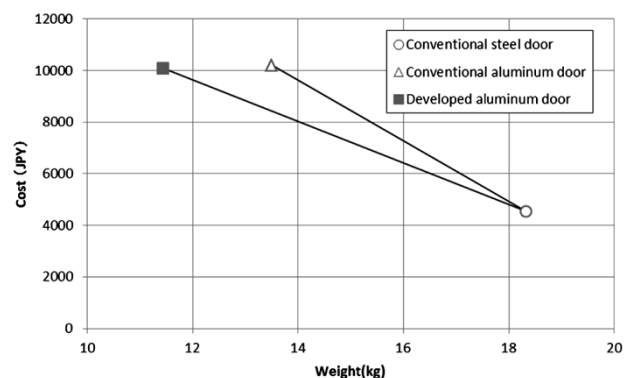
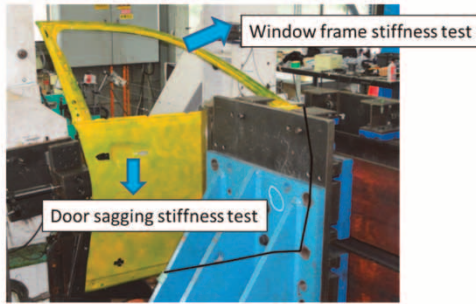
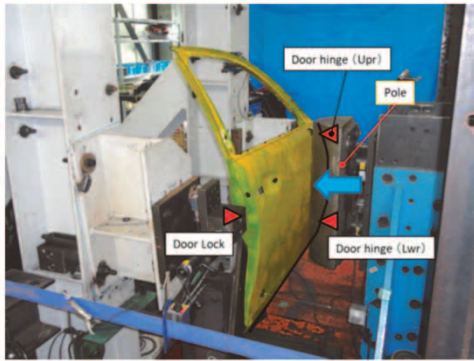


図4 サイドドア1枚あたりの重量とコストの関係
Fig. 4 Relationship between weight and cost of side door



(a) サッシおよびドア下がり剛性試験
(a) Stiffness test for window frame and door sagging



(b) FMVSS 214 静的ポール強度試験
(b) FMVSS 214S Pole impact test

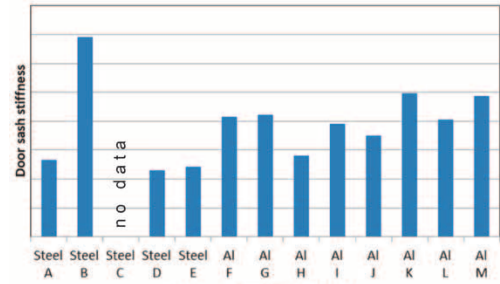
図5 ドアの各種強度試験
Fig. 5 Strength tests for door

能評価試験により、サッシ部の剛性、ドアの下がり剛性、および米国のFMVSS (Federal Motor Vehicle Safety Standards, 連邦自動車安全基準) 214s¹⁰⁾を模擬した静的ポール強度試験を実施している。現在までに国内外に対してこれらの剛性や強度評価をアルミドアを中心に鋼板製ドアを含めて約20車種の評価を実施してきた。サッシ剛性およびドア下がり剛性評価結果の一部を図6 (a), (b)に、FMVSS 214sに準じた強度試験における荷重-変位曲線を図7に示す。車種ごとに個体差があるものの、アルミ製ドアと鋼板製ドアの剛性や強度はおおむね同等であることがわかる。

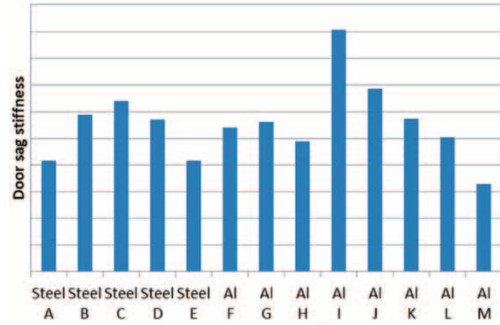
当社ではこのほかに、アウトパネルの張り剛性や耐デント性¹¹⁾を実部品サイズで評価できる環境を整備している。市販のサイドドアを対象に実施した張り剛性試験の様子を図8に、試験結果の一例を図9に示す。現在はサイドドアを対象に開発した評価技術をサイドパネルなどのほかのパネル部品の性能評価にも適用している。

3.4 アルミルーフの開発

ルーフの軽量化は自動車の重心を下げ、運動性能を向上させる効果があり、アルミ化ニーズのとくに高い部品である。鋼板製の車体骨格に直接接合されるルーフをアルミ化した場合、線膨張率が異なることによって塗装焼き付け処理後に熱ひずみが発生するという問題が生じる。この問題に対して当社では、シミュレーションを用いた熱ひずみ予測および熱ひずみ対策技術の開発に取り組んでいる¹²⁾。熱ひずみ対策の検討事例を図10に示す。ルーフにデザインビードを設けることによって熱ひずみの問題が解決され、市販車への適用に至った事例がある^{13), 14)}。



(a) サッシ剛性試験結果
(a) Stiffness test results of window frames



(b) ドア下がり剛性試験結果
(b) Stiffness test results of door sagging

図6 異なる素材によるサッシ剛性およびドア下がり剛性
Fig. 6 Comparison of stiffness and materials about window frame and door sagging stiffness

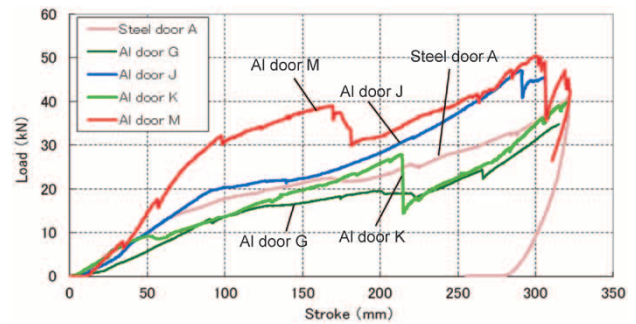


図7 FMVSS 214静的強度試験における荷重-変位曲線
Fig. 7 Load-Stroke curve obtained by test of FMVSS 214s Side Impact Protection

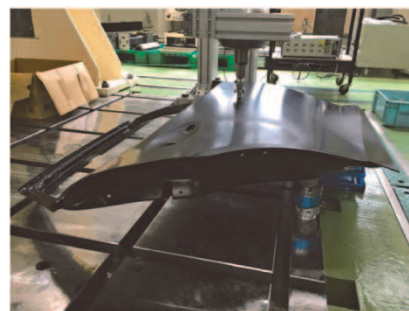


図8 サイドドアアウトパネルの張り剛性試験と試験箇所
Fig. 8 Flare rigidity test for outer panel of side door and testing points

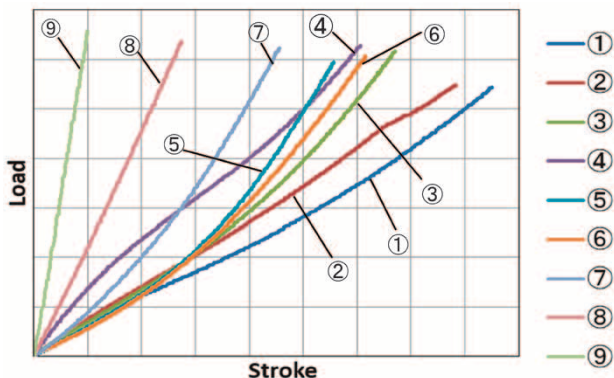


図9 サイドドアアウトパネルの張り剛性試験結果
Fig. 9 Results of flare rigidity test for outer panel of side door

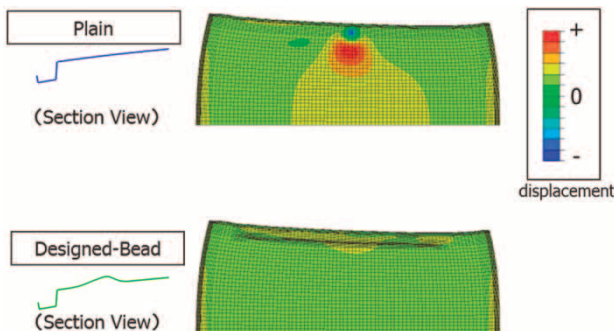


図10 熱変形対策検討事例²⁾
Fig.10 Example of considering measures for thermal deformation²⁾

4. 成形加工技術への取り組み

自動車車体に一般的に使用される5000系あるいは6000系アルミ合金板材は軟鋼板と比べてプレス成形時に割れやしわが発生しやすいため、成形性の向上が求められる。当社では、材料開発とともに成形技術の開発による成形限界の向上にも取り組んでいる。

また、アルミの成形限界を形状設計に容易に反映するための評価手法も開発している¹⁵⁾。成形時に熱を利用した温間成形やホットスタンプなどにより、アルミ合金の成形限界が向上することが知られている。当社においても熱を利用した成形技術の開発に取り組んでいる。例えば、ブランクを局部的に加熱した後冷却し、室温で成形する技術がある。本技術を用いることにより、鋼板と同等以上の成形性を有しながらも、半硬質アルミ合金相当の強度を有することが明らかにされている¹⁶⁾。

また、金型構造の工夫による成形限界向上にも取り組んでいる。可動余肉法の検討事例を図11に示す。トランクリッドアウトに対して、本手法では製品周辺に配置される余肉部分を分割して可動させている。従来方法と比べて本手法では、破断に直結する板厚減少を伴わずにしわを小さくすることを可能とした¹⁷⁾。

成形限界評価手法に関しては、例えば張り出し条件での引張曲げ試験により、プレス成形において問題になることが多い小R部を含む張り出し破断を対象に設計基準として使用可能な破断限界条件式を導出した。また、設計に簡便に利用可能な実験式の提示、実際に試験を行うことによる当社材の評価を行っている¹⁸⁾。

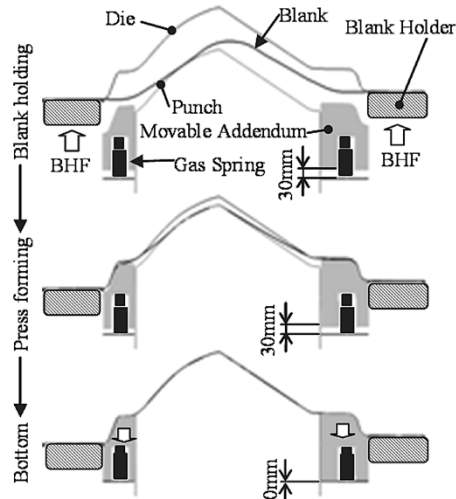


図11 可動余肉法概念図¹⁷⁾
Fig.11 Schematics of movable addendum process¹⁷⁾

5. 接合技術への取り組み

自動車車体におけるアルミ適用部位拡大に伴い、鋼材およびアルミ合金それぞれの特長を生かした車体のマルチマテリアル化が進展してきている¹⁹⁾。これにより、自動車の部品や車体を組み立てる際、従来は鋼板同士であった接合が、アルミ同士の接合やアルミと鋼板といった異種金属の接合も必要となってくる。

5.1 アルミ合金同士の接合

アルミ同士のスポット溶接は、鋼板と比べて抵抗発熱が小さく難しいものとされてきた²⁰⁾。しかし近年では、抵抗溶接電源が直流インバータ化したことや電気サーボ式に変更されてきたこともあり、アルミ合金同士の抵抗スポット溶接も実用段階にきている。例えばサイドドアでは、Daimler社のMercedes Benz C Class、Tesla社のTesla Model S、およびGeneral Motors社のCadillac CT-6などでアルミ同士のスポット溶接が採用されている。

当社においても、高品質のアルミスポット溶接を可能とするための技術開発に取り組んでおり、電流、通電時間、加圧力の影響などの条件を最適化することによって溶接品質を向上させることができることを明らかにしてきた²¹⁾。

5.2 アルミ合金板と鋼板との異種金属接合

マルチマテリアルの接合の面からAudi A8をみると、部位や素材の組み合わせにより、溶接をはじめとして機械的接合や接着など種々の接合方法が用いられている。ただし、種々の接合方法を併用すると、それぞれの接合方法に応じた専用設備への投資が必要となる。異種金属接合においても、鋼板と同じ設備でスポット溶接やアーク溶接などが適用できれば従来の車体製造設備のままで溶接組み立てが可能になる。

こうしたマルチマテリアル化に対応すべく、当社では従来の鋼板用溶接設備を用いて溶接が可能な種々の接合方法を開発してきた。図12~14に示したピアスメタル²²⁾、エレメントアークスポット溶接法²³⁾、ダボスポット溶接法²⁴⁾が当社で開発してきた異種金属接合方法の

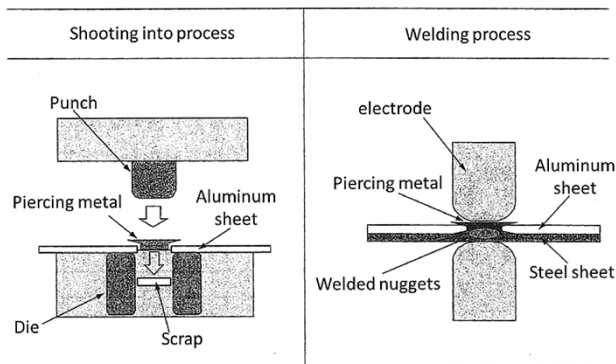


図12 ピアスマタルプロセス概念図²²⁾
Fig.12 Schematics of piercing metal process²²⁾

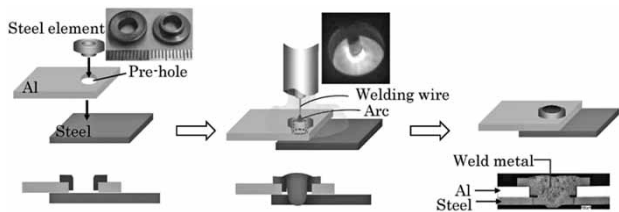


図13 エレメントアークスポット溶接概念図²³⁾
Fig.13 Schematics of process for element arc spot welding²³⁾

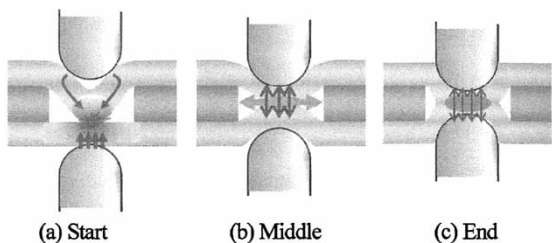


図14 ダボスポット溶接概念図²⁴⁾
Fig.14 Schematics of process for dimple spot welding²⁴⁾

例である。いずれも、従来の鋼板接合用のスポット溶接やアーク溶接設備を使用できることが特長である。この溶接法によって、自動車メーカーにおいて課題となっていた設備投資を最小限に抑えることが可能となる。また、異種金属における線接合では、MIG (Metal Inert Gas welding) やレーザーの溶接装置で接合可能なFCW (フラックス入りワイヤ) の開発を行ってきた²⁵⁾。

5.3 接着技術

接着では、異種金属接合特有の問題である異種金属接触腐食および電食を防止する効果が得られる。さらに、面接合であるため従来のスポット溶接などの点接合よりも剛性が向上するなどの効果が期待される。

当社では実部品を想定した部品の試作・評価によって接着の適用効果を明らかにしてきた²⁶⁾。

5.4 接合強度評価技術

自動車衝突時には接合部の破断が問題となることがある。実部品を想定した場合、この接合部にはせん断およびはく離の複合荷重が作用する。また、接合面の大きさなども部品によってさまざまである。

そこで当社では、実部品を想定して、せん断とはく離の複合荷重を作用させ、さらに接合面の大きさを考慮した接合強度を予測するための評価手法の開発も進めている²⁷⁾。

むすび=自動車車体の軽量化を目的として、マルチマテリアルやオールアルミの車体構造が増えてきている。いっぽう、アルミの適用にあたっては素材の成形性や強度、剛性などの性能・接合技術の開発、さらには自動車メーカーの設備投資軽減などに課題がある。

当社では材料開発のみならず、成形加工、構造設計、接合、評価、さらには低コスト化など、自動車にアルミ合金板を適用していくうえで必要不可欠なソリューション技術の開発に今後も磨きをかけていく。これにより、自動車メーカーにとってアルミ合金板を使いやすいものとするとともに、車体の軽量化や付加価値の向上に貢献していく所存である。

参考文献

- 1) 日本アルミニウム協会. 自動車アルミ化委員会, <https://www.aluminum.or.jp/jidosya/japanese/02/02Localindex.htm>, (参照 2018-11-26).
- 2) 櫻井健夫. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.121-126.
- 3) Motor Fan illustrated. 三栄書房, 2018, Vol.138, p.32-43.
- 4) JAGUAR LAND ROVER ホームページ, <https://www.landrover.co.jp/vehicles/range-rover/technologies.html>, (参照 2018-12-26).
- 5) JAGUAR LAND ROVER ホームページ, <https://www.jaguar.co.jp/jaguar-range/xf/features/index.html>, (参照 2018-12-26).
- 6) 増田哲也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.13-17.
- 7) 太田陽介ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.82-85.
- 8) 木野伸郎ほか. 自動車技術. 2015, Vol.69, No.8, p.143-148.
- 9) 吉田正敏. 自動車技術. 2010, Vol.64, No.11, 2010, p.17-22.
- 10) National Highway Traffic Safety Administration (NHTSA). Test Procedures. No.214S, Side Impact Protection, <https://www.nhtsa.gov/vehicle-manufacturers/test-procedures>, (参照 2018-12-26).
- 11) 薄鋼板成形技術研究会. プレス成形難易ハンドブック 第4版. 日刊工業新聞社, 2017, p.497-528.
- 12) 福本幸司ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.29-33.
- 13) 福本幸司ほか. 自動車技術学会学術講演会前刷集. 自動車技術会, 2005, No.72-05, p.15-20.
- 14) 松村吉修ほか. 三菱自動車テクニカルレビュー, 2004, No.16, p.82-87.
- 15) 小西晴之ほか. アルミニウム, 2003, Vol.10, No.53, p.106-109.
- 16) 市川武志ほか. 第60回塑性加工連合講演会講演論文集. 2009, p.35-36.
- 17) 吉田正敏ほか. 平成19年塑性加工春季講演会講演論文集. 2007, p.167-168.
- 18) 吉田正敏ほか. R&D神戸製鋼技報. 2008, Vol.58, No. 3, p.46-50.
- 19) 内藤純也ほか. 自動車技術. 2018, Vol.72, No.11, p.17-22.
- 20) 松山欽一. 軽金属溶接. 2017, Vol.55, No.8, p.16-21.
- 21) 佐橋賢治ほか. 溶接技術. 2018, Vol.66, p.59-64.
- 22) 岩瀬 哲. 軽金属溶接. 2013, Vol.51, p.125-128.
- 23) 陳 亮ほか. R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.
- 24) 橋村 徹ほか. 自動車技術開論文集. 2017, Vol.48, No.5, p.1149-1154.
- 25) 松本 剛ほか. R&D神戸製鋼技報. 2012, Vol.62, No.2, p.82-86.
- 26) 巽明彦ほか. 軽金属学会132回春季大会講演概要. 2017, p.261-262.
- 27) 赤崎圭輔ほか. 軽金属学会133回秋季大会講演会概要, 2017, p.99-100.

(論文)

自動車部材の剛性設計指針に関する考察

Study on Rigidity Design Guideline for Automotive Parts



細井寛哲*¹
Hiroaki HOSOI



杉野弘樹*¹
Koki SUGINO

An eccentric load that gives bending moment and torque moment was applied to the tip of a cantilever beam, assuming a suspension member with a rectangular cross-section. The lightest shape satisfying the given rigidity was determined on the basis of the parameters consisting of the cross-sectional height and width of each region. Then, the volume and strain energy of each region were evaluated. In the regions not affected by the dimensional constraints, overall proportional relationships were found between the two. Even in the regions affected by dimensional constraints, both were distributed linearly. As a result of the study, it has been found that a proportional or linear relationship is maintained between the two if the relationship between the volume and strain energy in each region does not change significantly in the longitudinal direction. The evaluation of volume and strain energy in each region has been found to be effective also in designing the rigidity of actual product members.

ま え が き = 当社は、世界3拠点でアルミニウム（以下、アルミという）合金製鍛造サスペンション部材の一貫生産体制を構築し、軽量のサスペンション部材の供給を通じて自動車の走行安定性向上や燃費向上に貢献している¹⁾。サスペンション部材はタイヤの接地姿勢を安定させる機能を持つ長尺の重要保安部品であり、各方向の外力に対して厳しい強度要件や剛性要件が定められる。また、他部材との干渉を避けるため複雑な形状とせざるを得ないうえに、複数方向の曲げモーメントやねじりモーメント、せん断力、軸力による複雑な変形を呈する。このため、サスペンション部材の限界軽量化は容易ではない。

これに対して当社は、トポロジー最適化を活用した設計技術をいち早く開発した。これによって、たとえばサスペンション部材に対して設計者が想起困難な形状を導出することや設計工数の短縮を可能とした²⁾。しかし、トポロジー最適化で得られる形状は、さまざまな製造上の形状制約（最小肉厚、曲率半径、抜けこう配など）が完全には考慮されたものではない。このため当社では、製造上の形状制約を考慮した強度設計や剛性設計を依然として設計者の手によって行っている。

一般的に強度設計は、応力（ミーゼス応力または主応力）という明確な指標がある。断面設計や応力集中部設計などの局所的な問題として考えることが可能なため、最軽量形状を導くことは比較的容易である。いっぽうで剛性は、単位荷重を与えたときに構造全体に蓄えられる弾性ひずみエネルギーに反比例する。そのため、剛性設計は局所的な問題として考えることができず、強度設計と比べて格段に難しい。さらに、数値解析結果を基に、

設計者が体積過剰領域と体積過小領域を的確に判断する方法、あるいは設計形状が剛性最適形状に到達したかを判断する方法は十分に確立されていない。

剛性最適設計の方法に関しては過去にいくつかの理論的な検討がなされてきた。Huangら³⁾は、曲げモーメントを受ける片持ち梁（はり）を対象として、最小ポテンシャルエネルギーの原理から、単位長さあたりのひずみエネルギーと断面積の比を一定値に近づけることによって剛性最適形状に近づくことを示した。尾田ら⁴⁾は、曲げモーメントを受ける梁に対して、剛性最適形状の理論解を導出した。

これらの研究は、曲げモーメントを受ける長尺部材に対して、長手方向に細かく領域を分割したときの各領域の体積とひずみエネルギーの比が剛性最適条件の指標になることを示した。しかし、実際のサスペンション部材でみられるような、ねじりモーメントやせん断力、軸力が複合した複雑な入力に対してもそのような指標が有効かは十分に確認されていない。また、サスペンション部材の設計では、他部品との干渉や製造上の形状制約によって寸法に制約が加えられる。そのような制約によって上記指標が受ける影響も明確には評価されていない。

そこで本稿では、曲げモーメントに加えてねじりモーメントやせん断力、軸力が付与される長尺部材の剛性設計を対象に、微小領域の体積とひずみエネルギーが評価指標として有効かを検討した。具体的には、サスペンション部材を想定した矩形（くけい）断面の片持ち梁に対し、2方向の曲げモーメントのほか、ねじりモーメントや軸力、せん断力を生じさせる偏心荷重を自由端に付与する条件を考えた。そして、寸法制約を与えた場合と与

*¹ アルミ・銅事業部門 技術部

えなかった場合において、所定の剛性を満足する最小体積（最軽量）形状を初等材料力学を用いて計算した。この結果に基づき、各領域の体積とひずみエネルギーの関係が剛性最適形状の評価指標として有効かを検討した。

1. 計算方法

計算モデルを図1に示す。長さ L 、初期の高さおよび幅がそれぞれ H_0 、 W_0 の矩形断面をもつ片持ち梁に対し、自由端面の図心から y 方向に距離 e 離れた点に荷重点 $F(F_x, F_y, F_z)$ を作用させた条件を考える。長さ L を20等分し、それぞれの位置における断面寸法 (H_i, W_i) ($i=1, 2, \dots, 20$)を任意に変更できるものとした。荷重点の剛性 R は、構造全体のひずみエネルギー U_{total} を用いて式(1)で計算できる。

$$R = \frac{2|F|^2}{U_{total}} \quad \dots\dots\dots (1)$$

U_{total} は各領域のひずみエネルギー U_i を用いて式(2)のように表せる。

$$U_{total} = \sum_{i=1}^{20} U_i \quad \dots\dots\dots (2)$$

添字 i は各領域を表す。さらに U_i は入力別に分離できる。

$$U_i = U_{F_x,i} + U_{F_y,i} + U_{F_z,i} + U_{M_x,i} + U_{M_y,i} + U_{M_z,i} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$U_{F_x,i}$ は軸力によるひずみエネルギー、 $U_{F_y,i}$ 、 $U_{F_z,i}$ はそれぞれ y 方向、 z 方向のせん断力によるひずみエネルギー、 $U_{M_x,i}$ は x 軸周りのねじりモーメントによるひずみエネルギー、 $U_{M_y,i}$ 、 $U_{M_z,i}$ はそれぞれ y 軸周り、 z 軸周りの曲げモーメントによるひずみエネルギーである。 $U_{F_x,i}$ 、 $U_{F_y,i}$ 、 $U_{F_z,i}$ はそれぞれ式(4)で表せる。

$$U_{F_x,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{F_x^2}{2ES_i} \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$U_{F_y,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{\kappa F_y^2}{2GS_i} \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$U_{F_z,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{\kappa F_z^2}{2GS_i} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 κ は形状係数であり、矩形断面では1.5を与える。 E は縦弾性係数であり、 G は横弾性係数である。 G はポアソン比 ν を用いて式(7)で表せる。

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \dots\dots\dots (7)$$

断面積 S_i は式(8)となる。

$$S_i = W_i \cdot H_i \quad \dots\dots\dots (8)$$

$U_{M_x,i}$ は式(9)で表せる。

$$U_{M_x,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{M_{x,i}^2}{2GJ_i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{e^2 F_x^2}{2GJ_i} \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここで $M_{x,i}$ はねじりモーメント、 J_i はねじり定数である。ねじり定数 J_i は、矩形断面の場合式(10)のように級数を用いて表せる⁵⁾。

$$J_i = \frac{W_i^3 H_i}{3} \left[1 - \frac{192 W_i}{\pi^5 H_i} \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{(2k-1)^5} \tanh\left(\frac{\pi(2k-1)H_i}{2W_i}\right) \right] \quad (W_i \geq H_i)$$

$$J_i = \frac{H_i^3 W_i}{3} \left[1 - \frac{192 H_i}{\pi^5 W_i} \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{(2k-1)^5} \tanh\left(\frac{\pi(2k-1)W_i}{2H_i}\right) \right] \quad (W_i \leq H_i)$$

$$\dots\dots\dots (10)$$

$U_{M_y,i}$ 、 $U_{M_z,i}$ はそれぞれ式(11)および(12)で表せる。

$$U_{M_y,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{M_{y,i}^2}{2EI_{y,i}} = \frac{L}{40EI_{y,i}} \cdot \left\{ F_z \cdot L \left(\frac{2i-1}{40} \right)^2 \right\}^2 \quad \dots\dots\dots (11)$$

$$U_{M_z,i} = \frac{L}{20} \cdot \frac{M_{z,i}^2}{2EI_{z,i}} = \frac{L}{40EI_{z,i}} \cdot \left\{ eF_x + F_y \cdot L \left(\frac{2i-1}{40} \right)^2 \right\}^2 \quad \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 $M_{y,i}$ 、 $M_{z,i}$ はそれぞれ y 軸周り、 z 軸周りの曲げモーメントであり、簡単のため各領域の長さ中心の値で代表させた。また、 $I_{y,i}$ 、 $I_{z,i}$ はそれぞれ y 軸周り、 z 軸周りの断面2次モーメントであり式(13)および(14)となる。

$$I_{y,i} = \frac{W_i H_i^3}{12} \quad \dots\dots (13), \quad I_{z,i} = \frac{W_i^3 H_i}{12} \quad \dots\dots (14)$$

なお、モデル全体の体積 V_{total} は式(15)で表せる。

$$V_{total} = \sum_{i=1}^{20} V_i = \frac{L}{20} \sum_{i=1}^{20} W_i H_i \quad \dots\dots\dots (15)$$

ここで、 V_i は各領域の体積である。

最適化計算では、Microsoft Office ExcelのアドインにあるソルバーアドインのGRG非線形最適化を利用した。そして、式(2)で表される全体のひずみエネルギー U_{total} が、初期条件 (H_0, W_0) の値 (U_0) 以下という制約のもと、全体の体積 V_{total} が最小となる各領域の断面寸法 (H_i, W_i) ($i=1, 2, \dots, 20$)の組合せを計算した。

2. 計算条件

サスペンション部材の計算モデル(図1)に対し、 $L=400$ mm、 $H_0=50$ mm、 $W_0=50$ mmとし、自由端の図心から距離 $e=200$ mmに荷重点を持つ条件を考えた。材料特性はアルミ合金を想定し、縦弾性係数とポアソン比をそれぞれ68,600 MPa、0.33とした。荷重条件および寸法制約条件を表1に示す。荷重は次の4種類とした $(F_x, F_y, F_z) = (1,000$ N, 1,000 N, 10 N), (10 N, 1,000 N, 1,000 N), (1,000 N, 10 N, 1,000 N), (1,000 N, 1,000 N, 1,000 N)。なお、 y 軸周りの曲げモーメントや z 軸周りの曲げモーメントが0の場合、 H_i や W_i が0に漸近するため、各方向には最低でも1,000 Nの1%である10 Nを与えた。寸法制約は、Case 1~4は与えなかったが、Case 5~8では $H_i \leq 50$ mmを、Case 9~12では $W_i \leq 50$ mmを与えた。

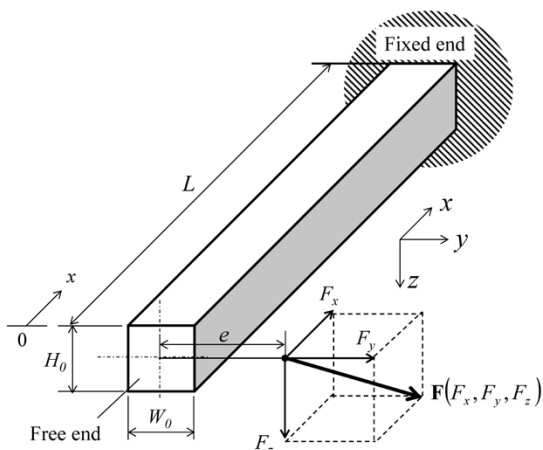


図1 計算モデル
Fig. 1 Calculation model

表1 荷重条件および寸法制約条件

Table 1 Load condition and dimensional constraint

Case	Loading condition			Size constraint
	F_x (N)	F_y (N)	F_z (N)	
1	1000	1000	10	No constraint
2	10	1000	1000	No constraint
3	1000	10	1000	No constraint
4	1000	1000	1000	No constraint
5	1000	1000	10	$H_i \leq 50\text{mm}$
6	10	1000	1000	$H_i \leq 50\text{mm}$
7	1000	10	1000	$H_i \leq 50\text{mm}$
8	1000	1000	1000	$H_i \leq 50\text{mm}$
9	1000	1000	10	$W_i \leq 50\text{mm}$
10	10	1000	1000	$W_i \leq 50\text{mm}$
11	1000	10	1000	$W_i \leq 50\text{mm}$
12	1000	1000	1000	$W_i \leq 50\text{mm}$

$E=68,600\text{MPa}$, $\nu=0.33$

$H_0=W_0=50\text{mm}$, $L=400\text{mm}$, $e=200\text{mm}$

3. 計算結果

寸法制約なしの条件 (Case 1~4) における、最適化後の各領域の体積 V_i と各領域のひずみエネルギー U_i との関係を図2に示す。同図には、線形近似式と決定係数 R^2 値も併記した。Case 1~4のいずれも V_i と U_i はほぼ原点を通る直線上に分布し、比例関係がおおむね成立した。ただし、Case 1については、切片 ($V_i = 0$ での U_i 値) が 4.08mJ と他の条件より一桁大きくなった。

U_i と V_i との関係に及ぼす断面寸法制約の影響を荷重

条件ごとに比較した結果を図3(a)~(d)に示す。

x 方向と y 方向に荷重を与えた場合(図3(a))では、Case 5はCase 1と完全に一致し、高さ寸法の制約の影響はなかった。いっぽう、幅寸法の制約を与えたCase 9では、 V_i が U_i と比例関係を保ってはいるものの V_i が大幅に増加した。これは、幅寸法制約を与えたCase 9では、 z 軸周りの曲げモーメントに対する断面2次モーメントを少ない断面領域で確保できないためであった。

y 方向と z 方向に荷重を与えた場合(図3(b))では、高さ寸法に制約を与えたCase 6と、幅寸法に制約を与えたCase 10はほぼ一致し、(V_i , U_i)は傾きの変化する曲線上に分布した。寸法制約の影響によって傾きの変化が生じたが、寸法制約なしのCase 2との差は小さいこと

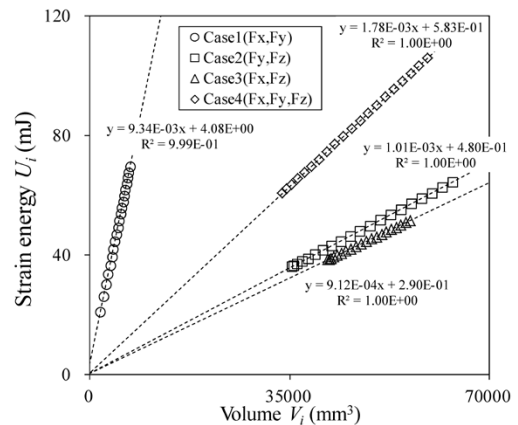
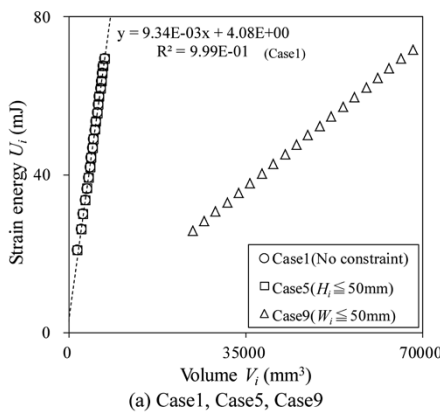
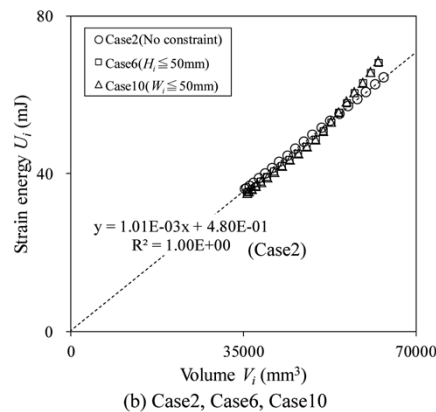


図2 寸法制約のない条件での各領域の体積とひずみエネルギーの関係 (Case1~4)

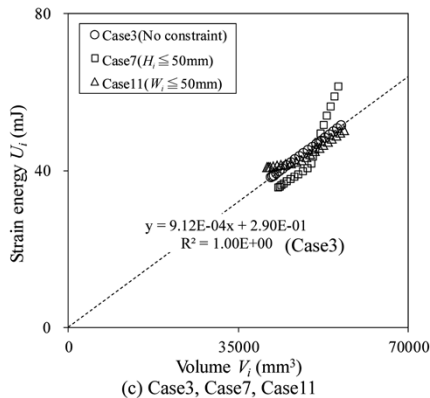
Fig. 2 Relationship between volume V_i and strain energy U_i of each domain with no dimensional constraint (Case1~4)



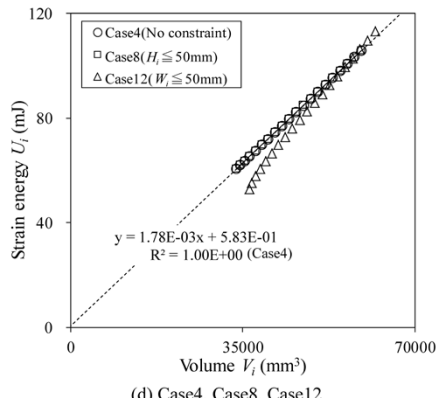
(a) Case1, Case5, Case9



(b) Case2, Case6, Case10



(c) Case3, Case7, Case11



(d) Case4, Case8, Case12

図3 x , y , z 方向に荷重を与えた場合の各領域の体積とひずみエネルギーの関係に及ぼす寸法制約の影響

Fig. 3 Effect of dimensional constraints on relationship between volume and strain energy of each domain with load in x , y and z directions

が分かった。

x 方向と z 方向に荷重を与えた場合(図3(c))では、高さ寸法に制約を与えたCase7と、幅寸法に制約を与えたCase11のいずれも、 (V_i, U_i) は途中から傾きが変化する直線上に分布した。寸法制約なしのCase3とは異なる分布となっており、傾きの変化は寸法制約の影響によって生じたといえる。

x 方向、 y 方向、および z 方向に荷重を与えた場合(図3(d))では、高さ寸法に制約を与えたCase8は寸法制約なしのCase4と一致した。いっぽう、幅寸法に制約を与えたCase12では、 (V_i, U_i) は、傾きが変化する曲線上に分布しており、傾きの変化は寸法制約の影響によって生じたといえる。

傾きの変化が最も顕著だったCase7について、最適化後の W_i, H_i, V_i, U_i の一覧を表2に示す。 i が11以上で H_i が上限である50 mmになり、寸法制約が影響したことが分かった。Case7の V_i と U_i との関係について、寸法制約の影響がなかった $1 \leq i \leq 10$ と、寸法制約の影響

表2 Case7での各領域の寸法、体積、ひずみエネルギー

Table 2 Calculation results of dimension, volume and strain energy of each part with Case7 ($F_x=1,000$ N, $F_y=10$ N, $F_z=1,000$ N, $H_i \leq 50$ mm)

i	W_i (mm)	H_i (mm)	V_i (mm ³)	$U_{total,i}$ (Nmm)
1	57.733	37.492	43290	35.712
2	57.467	37.885	43543	35.772
3	56.981	38.502	43878	36.123
4	56.285	39.424	44380	36.574
5	55.430	40.606	45016	37.114
6	54.500	41.991	45770	37.706
7	53.518	43.539	46603	38.349
8	52.512	45.214	47485	39.040
9	51.499	46.979	48387	39.783
10	50.491	48.816	49295	40.566
11	50.039	50.000	50039	41.655
12	50.484	50.000	50484	43.396
13	50.983	50.000	50983	45.248
14	51.498	50.000	51498	47.265
15	52.069	50.000	52069	49.376
16	52.679	50.000	52679	51.600
17	53.319	50.000	53319	53.948
18	54.057	50.000	54057	56.298
19	54.801	50.000	54801	58.798
20	55.619	50.000	55619	61.327

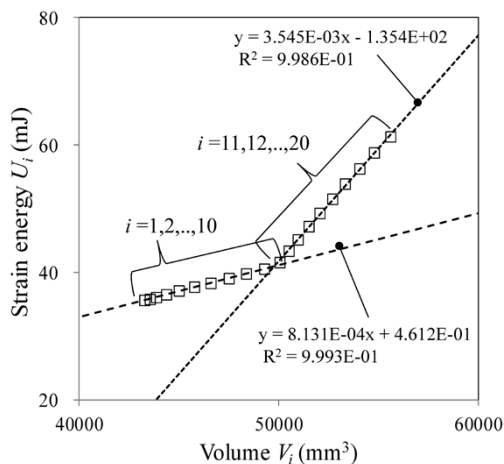


図4 Case7における各領域の体積とひずみエネルギーの関係および線形近似式

Fig. 4 Relationship between volume V_i and strain energy U_i of each domain, and linear approximate expressions in Case7

があった $11 \leq i \leq 20$ とに分けて線形近似式を作成した結果を図4に示す。同図から、寸法制約のない $1 \leq i \leq 10$ では V_i と U_i の間に比例関係がほぼ成り立ったといえる。また、 $11 \leq i \leq 20$ では比例関係はなくなったが、 V_i と U_i との間には高い線形関係がみられた。

本計算から分かったことを以下に記す。

(1) 寸法制約がない場合

一方向の曲げモーメントに加えて、直交方向の曲げモーメントやねじりモーメント、軸力、せん断力を付与した場合でも、所定の剛性を満足して体積が最小となる状態において、各領域の体積 V_i とひずみエネルギー U_i との間には比例関係がほぼ成立した。

(2) 寸法制約がある場合

寸法制約の影響がない領域では、寸法制約がない場合と同様に、所定の剛性を満足し体積が最小となる状態において V_i と U_i の間に比例関係がほぼ成立した。いっぽう、寸法制約の影響が表れた領域では、 V_i と U_i との間の比例関係はなくなったが、線形関係はほぼ成立した。

4. 考察

今回得られた剛性最適状態における各領域の体積 V_i とひずみエネルギー U_i との関係に対して考察する。

まず、入力(付与した外力)に対してひずみエネルギーが最小となる断面形状はレイアウト制約や製造制約によらず一意に決まると考えられ、断面積 S_i と体積 V_i は比例することから、各領域のひずみエネルギー U_i は V_i の関数とみなせる(式(16))。

$$U_i = f_i(V_i) \quad (i = 1, 2, \dots, N) \quad \dots \dots \dots (16)$$

また、体積の総和 V_{total} およびひずみエネルギーの総和 U_{total} は次式となる。

$$V_{total} = \sum_{i=1}^N V_i \quad \dots \dots \dots (17)$$

$$U_{total} = \sum_{i=1}^N U_i = \sum_{i=1}^N f_i(V_i) \quad \dots \dots \dots (18)$$

最適化問題は、所定の剛性を満足し、かつ体積の総和を最小化する制約付き最適化として定義できる。

$$\text{Minimize} \quad V_{total} = (V_1, V_2, \dots, V_N) \quad \dots \dots \dots (19)$$

$$\text{Subject to} \quad U_{total} \leq U_0$$

この解は、ラグランジュの未定乗数法⁶⁾で求められる。ラグランジュ関数 L は次式となる。

$$L(V_1, V_2, \dots, V_N, \lambda) = V_{total} - \lambda(U_{total} - U_0) \quad \dots \dots \dots (20)$$

$$= \sum_{i=1}^N V_i - \lambda \left(\sum_{i=1}^N f_i(V_i) - U_0 \right)$$

最適条件において式(20)は次式を満足する。

$$\frac{\partial L}{\partial V_1} = \frac{\partial L}{\partial V_2} = \dots = \frac{\partial L}{\partial V_N} = \frac{\partial L}{\partial \lambda} = 0 \quad \dots \dots \dots (21)$$

式(21)に式(20)を代入すると、

$$1 - \lambda \frac{df_1}{dV_1} = 1 - \lambda \frac{df_2}{dV_2} = \dots = 1 - \lambda \frac{df_N}{dV_N} = - \left(\sum_{i=1}^N f_i(V_i) - U_0 \right) = 0 \quad \dots \dots \dots (22)$$

これを整理すると、

$$\frac{df_1}{dV_1} = \frac{df_2}{dV_2} = \dots = \frac{df_N}{dV_N} = \frac{1}{\lambda} \dots\dots\dots (23)$$

これを解くために、まず、 $f_i(V_i)$ が次式で近似できると仮定する。

$$U_i = f_i(V_i) = k_i \cdot V_i^{-\alpha_i} \quad (i=1,2,\dots,N) \dots\dots\dots (24)$$

α_i はひずみエネルギー U_i に対する体積 V_i の感度を表す。軸力やせん断力が支配的な場合、 α_i は1をとり、1方向の曲げモーメントが支配的な場合、 α_i は寸法制約がなければ3、寸法制約が最も厳しければ1をとる。ねじりモーメントが支配的な場合、 α_i は寸法制約がなければ3、寸法制約が最も厳しければ1をとる。 α_i は原則として3以下の正の値をとる。式(24)を式(23)に代入し V_i について解くと次式を得る。

$$V_i = (-\lambda)^{-\frac{1}{\alpha_i+1}} \cdot \alpha_i^{\frac{1}{\alpha_i+1}} \cdot k_i^{\frac{1}{\alpha_i+1}} \quad (i=1,2,\dots,N) \dots\dots\dots (25)$$

$$U_i = (-\lambda)^{-\frac{\alpha_i}{\alpha_i+1}} \cdot \alpha_i^{-\frac{\alpha_i}{\alpha_i+1}} \cdot k_i^{\frac{1}{\alpha_i+1}} \quad (i=1,2,\dots,N)$$

α_i が i によらず一定値 α の場合、 V_i 、 U_i は定数 C_1 、 C_2 を用いて次のように表せる。

$$V_i = C_1 \cdot k_i^{\frac{1}{\alpha+1}}, U_i = C_2 \cdot k_i^{\frac{1}{\alpha+1}} \dots\dots\dots (26)$$

上式から U_i と V_i の比例関係が導ける。

$$\frac{U_i}{V_i} = \frac{C_2}{C_1} = const. \quad (i=1,2,\dots,N) \dots\dots\dots (27)$$

つまり、各領域のひずみエネルギー U_i の体積 V_i に対する依存性が式(24)で表せ、かつ、 α_i が領域によらず一定値をとるならば、各領域の体積とひずみエネルギーは常に比例する。反対に、寸法制約の影響がない条件で確認されたように、各領域の体積とひずみエネルギーがほぼ比例関係にあったならば(つまり式(27)の関係を満足したならば)、各領域のひずみエネルギーの体積依存性は式(24)で近似できる。さらに α_i が領域によらずほぼ一定値をとる可能性が高いと推測できる。

つぎに、寸法制約の影響によって体積とひずみエネルギーの関係が最も変化したCase 7を考える。まず、Case 7の各領域の体積とひずみエネルギーの関係を式(24)を用いて近似した。近似では、最適化計算で得られた V_i を基準に、 $0.8V_i$ 、 $0.9V_i$ 、 $1.0V_i$ 、 $1.1V_i$ 、 $1.2V_i$ を制約条件として各領域のひずみエネルギー U_i の最小値を計算した。得られた (V_i, U_i) の関係を式(24)によって近似し、 α_i と k_i を得た。すべての領域で、式(24)によって $R^2=0.998$ 以上で近似できた。各領域における α_i と k_i を図5に示す。 α_i は、寸法制約の影響がない $i=10$ までは約2で一定値となった。 $\alpha_i=2$ になるのは、支配的な入力 x 軸周りのねじりモーメント、 y 軸周りの曲げモーメント、および z 軸周りの曲げモーメントの3種類あるCase 7では、それぞれの入力に対する最適な断面寸法が異なるためと考えられる。 α_i は、寸法制約の影響が生じる $i=11$ からは徐々に低下し、 $i=20$ では約1.5になった。これは、 i にほぼ比例して増加する y 軸周りの曲げモーメントに対し、 $H_i \leq 50$ mmという寸法制約によって、 W_i を増やすという最も効率が悪い対応をし

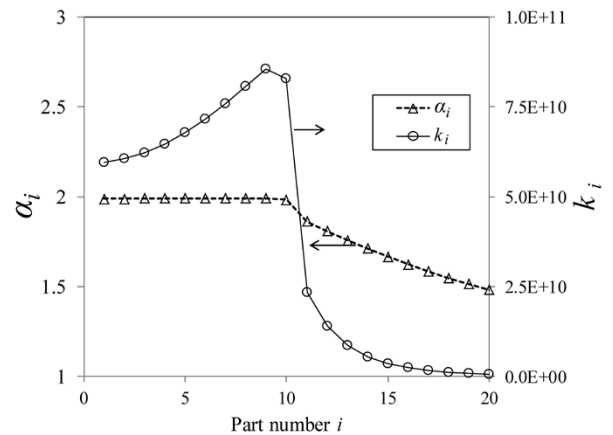


図5 Case 7における式(24)による各領域の α_i と k_i
Fig. 5 α_i and k_i of each domain by Equation (24) in Case 7

ためと考えられる。また式(27)から、 α_i が一定値をとれば体積とひずみエネルギーは比例する。しかしながら、 α_i が連続的に変化したことによってCase 7のような傾きの変化が生じたと考えられる。

むすび = 矩形断面片持ち梁の先端に偏心荷重を与え、曲げモーメント、ねじりモーメント、軸力、およびせん断力を生じさせた。このときの剛性最適状態における各領域の体積とひずみエネルギーの関係を調査した。

その結果、1方向の曲げ荷重のほか、直交方向の曲げモーメントやねじりモーメント、軸力、せん断力が加わる場合でも、寸法制約の影響を受けない領域では、剛性最適状態において、各領域の体積とひずみエネルギーとの間に比例関係がほぼ成立した。寸法制約の影響を受ける領域でも体積とひずみエネルギーは連続性を保ち、直線的な関係となった。

以上より、入力が複雑な場合や寸法制約がある場合でも、各領域の体積とひずみエネルギーは剛性最適状態を評価する指標として有効と考えられた。本知見は、当社のアルミ鍛造サスペンション部材の剛性設計に活用されている。製品形状を長手方向に分割し、それぞれの体積とひずみエネルギーをグラフ上にプロットすることにより、体積が過大(過小)な領域の判断や、最軽量形状に到達したかの判断をより合理的に行えるようになった。

これからも設計技術力を磨き、より軽いアルミ鍛造サスペンション部材を提供することによって自動車の走行安定性の向上や燃費向上に貢献していきたいと考えている。

なお本稿は、著者らが執筆した文献7)の内容を発展させ、新たな条件で計算し、新たな着眼点から考察を加えたものである。

参考文献

- 1) 中村 元ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.99-102.
- 2) 細井寛哲ほか. R&D神戸製鋼技報. 2010, Vol.60, No.2, p.84-90.
- 3) N. C. Huang et al. Int. J. Solids Structures. 1968, Vol.4, p.689-700.
- 4) 尾田十八ほか. 日本機械学会論文集(A編). 1997, Vol.63, No.608, p.208-213.
- 5) S. P. Timoshenko. Theory of Elasticity. McGraw-Hill Book Company, inc. 1970.
- 6) 堀口 剛ほか. 応用数学講義. 培風館, 2000, p.115
- 7) 杉野弘樹ほか. 第27回設計工学・システム部門講演会講演論文集(2017), p.3102-3108.

(解説)

自動車車体のマルチマテリアル化とそれを支える異材接合技術

Multi-materialization of Automotive Body and Dissimilar Joining Technology to Realize the use of Multi-material



内藤純也*¹ (博士(工学)) 鈴木励一*² (博士(工学))
Dr. Junya NAITO Dr. Reichi SUZUKI

This paper introduces a multi-material car body design using ultra-high strength steel and aluminum alloy to realize an estimated weight reduction of 12 to 33% from a base body composed of conventional steel. Also included is an explanation of the dissimilar joining necessary for realizing a multi-material car body as well as a unique dissimilar joining technology developed in-house.

まえがき = 地球環境保護対策として、炭酸ガス排出量抑制を目的とした燃費規制が各国においてますます強化されている。また、自動車に求められる燃費・環境性能、運動性能、安全性能への要求レベルは日に日に厳しくなっている。ICEV^{注1)}の高効率化だけにとどまらず、HEVやPHEV^{注1)}、EV^{注1)}、FCV^{注1)}などの急速な電動化の動きが出てきている。これら電動車両は、バッテリーや水素タンクなどの重量物が追加搭載されており、運動性能や衝突性能も考慮すると、車体全体の軽量化への要求はパワートレインの種類によらず変わらないといわれている^{1), 2)}。

近年、ボンネットやトランクリッドなどのパネル類、バンパやドアインパクトビームなどのハングオン部品のアルミ化が高級車を中心に進展してきた。また、軽量化および衝突安全規制強化の両面での対応を目的に、車体骨格に対しては、大衆車を中心に鋼板の高強度化が進展し、高級車・大型車では高強度鋼板に加えてアルミ合金を活用したマルチマテリアル化の流れが始まっている。欧米の高級車の一部では、車体骨格のさらなる軽量化のために、高強度鋼板やアルミ合金に加えて、マグネシウム合金やCFRPなどの樹脂を採用した車両も実用化され始めている。

マルチマテリアル構造の実現には、異なる物性値を持

つ素材を効果的に組み合わせることで軽量化効果を最大限に引き出すための設計・評価技術が不可欠となる。さらに、高強度鋼板とアルミ合金といった接合しにくい材料同士を低コストかつ高強度に接合できる異種金属接合技術などの技術開発が重要となる。

本稿では、現在の主流である高強度鋼板とアルミ合金によるマルチマテリアル車体に着目し、高強度鋼板とアルミ合金の比率を変化させたときの車体重量の試算結果を紹介する。さらに、マルチマテリアル車体を実現するための既存の異種金属接合技術、および当社が開発中の低コスト異種金属接合技術の一例を紹介する。

1. 鉄-アルミ活用による車体骨格の軽量化効果試算

マルチマテリアル化による車体の軽量化効果は、欧米の軽量化プロジェクト^{3), 4)}で試算された事例がある。しかしながら、同一車体で適用材の比率と軽量化効果の関係性を試算した公知事例はあまり多くない。本章では、同一車体を対象に鋼材とアルミ合金の比率を変化させた軽量化設計を行い、軽量化効果と部品点数削減効果を試算した事例を紹介する。

軽量化設計のベースとなる車体はEセグメントSUVとした。図1に車両の主要諸元、設計要件、車体骨格図および材料構成を示す。ベースとなる車体はオールスチール製で引張強度590MPa級のハイテン材を約40%、引張強度780MPa以上の超ハイテン材を約12.5%適用している。このベース車体からの軽量化を検討するにあたって、異なる方針のもとで4ケースの軽量化設計を行った。ケース1は非鉄素材と比較して低コストである超ハ

脚注1) ICEV (Internal Combustion Engine Vehicle) 内燃機関自動車
HEV (Hybrid Electric Vehicle) ハイブリッド電気自動車
PHEV (Plug-in Hybrid Electric Vehicle)
EV (Electric Vehicle) プラグインハイブリッド電気自動車
FCV (Fuel Cell Vehicle) 燃料電池自動車

*1 技術開発本部 自動車ソリューションセンター (現 同センター マルチマテリアル構造研究室)
*2 技術開発本部 自動車ソリューションセンター マルチマテリアル接合研究室

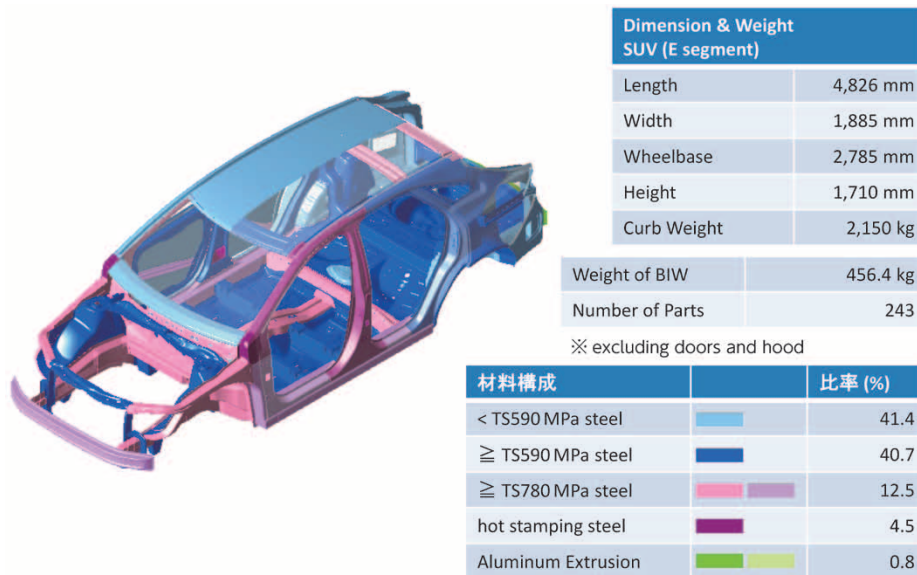


図1 ベース車体の骨格図、主要諸元、および、材料構成
 Fig. 1 Body in white, main specifications, and material constitution of base vehicle

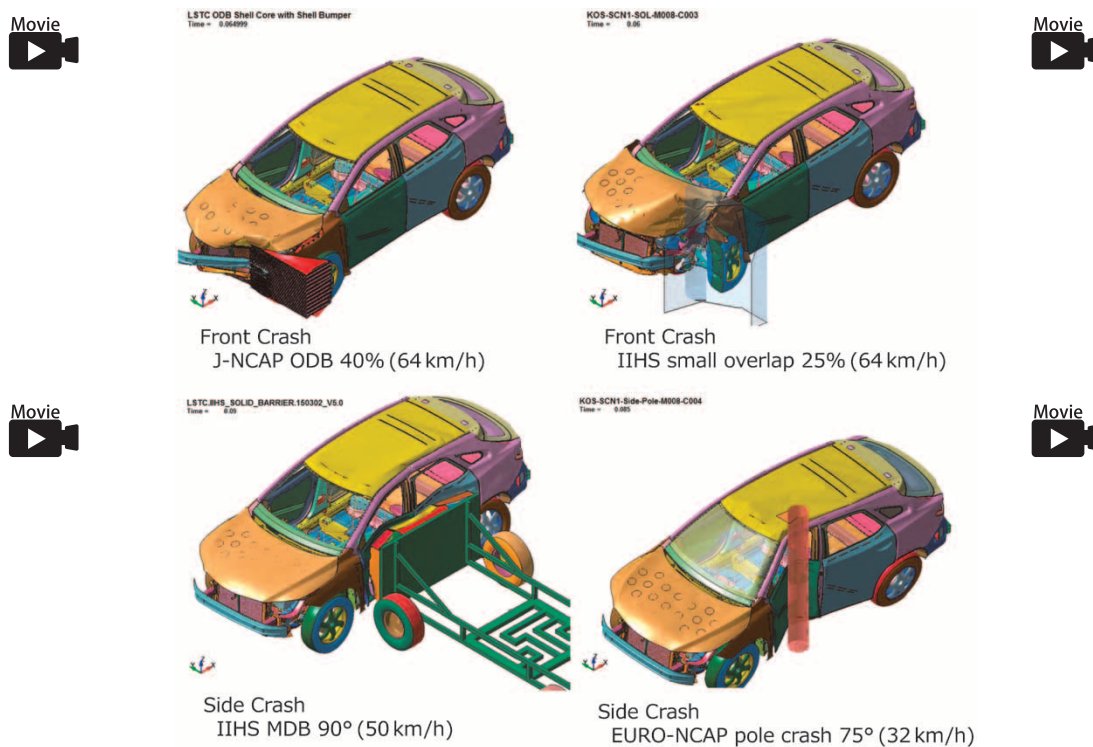


図2 代表的な衝突解析ケースにおける車体の変形形態
 Fig. 2 Deformation of vehicle under typical cases of crash simulation

イテン材を最大限活用したケース、ケース2、3はアルミ押出型材およびダイカスト材の適用による部品点数低減を狙いながら、鋼材とアルミ合金を組み合わせることで軽量化を狙ったケース、ケース4はアルミ合金を最大限活用しつつ、衝突要件の厳しい部位にのみ高強度鋼材を適用したケースである。

車体設計の要件は、(a) 衝突解析で各部位の変形量を評価し、主要な衝突基準で“Good”評価となること、(b) 車体全体のねじり剛性および曲げ剛性を動剛性で評価し、それぞれ50 Hz、40 Hz以上となることとした。図2に代表的な衝突解析ケースにおける車体の変形形態を示す。

軽量化の試算結果について、縦軸を車体骨格重量、横軸をコストイメージとして図3に示す。コストについては、鋼材とアルミ合金材の重量あたりの材料費の違い、および、部品点数低減による加工、接合工程省略によるコスト低減効果を加味して相対的に比較したものである。また表1に、各ケースの鋼材とアルミ合金の使用重量比率を鋼材の強度クラス別、アルミ合金種別に示す。当社の試算では、ケース1の超ハイテン材の積極的な活用によって12% (53.5 kg)、ケース2、3のマルチマテリアル化により22~24% (106.1~107.5 kg)、アルミ合金の積極使用により、33% (142.8 kg)の軽量化効果が期待できる結果となった。ただし、図3に示すとおり、軽

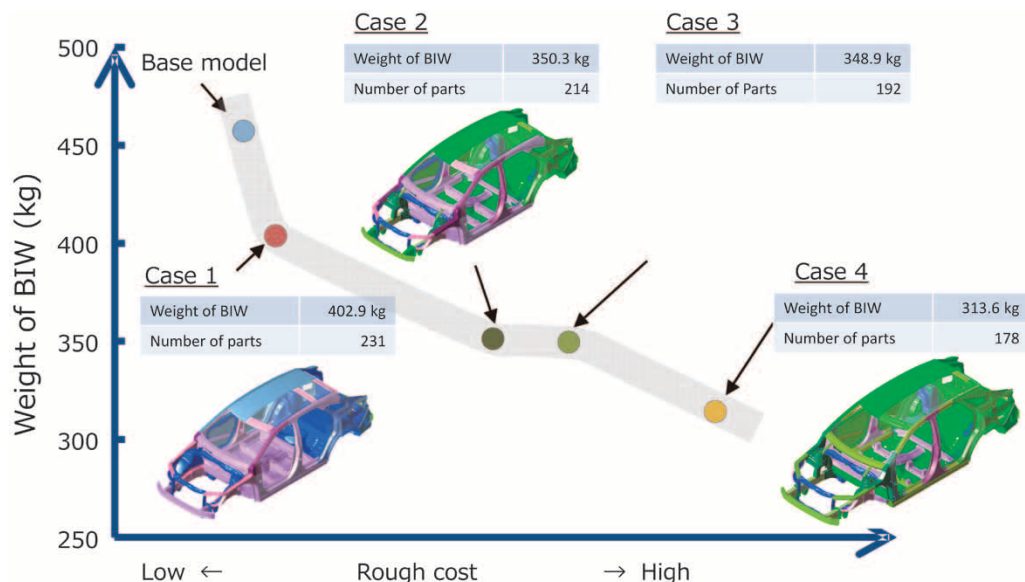


図3 軽量化検討結果

Fig. 3 Results of light weight design

表1 軽量化検討における各ケースの材料構成比率

Table 1 Rate of material constitution

Case 1			Case 3		
Material constitution		Rate (%)	Material constitution		Rate (%)
< TS590 MPa steel		24.1	Steel		61.4
≥ TS590 MPa steel		32.9	Al Extrusion		4.8
≥ TS780 MPa steel		38.3	Al sheet		26.2
Hot stamping steel		3.8	Cast Al		7.6
Al Extrusion		0.9			38.6
Case 2			Case 4		
Material constitution		Rate (%)	Material constitution		Rate (%)
Steel		50.1	Steel		27.5
Al Extrusion		12.0	Al Extrusion		20.5
Al sheet		30.1	Al sheet		37.6
Cast Al		7.8	Cast Al		14.4
		49.9			72.5

量化に伴うコストアップは避けられない。材料コストを始めとして、プレスや接合などの加工コストもアップすることが想定される。

本検討の素材には、開発中の素材を一部含んでいるが、さらなる軽量化とコスト抑制のための新素材の実用化に向けた取り組みも必要である。また、コストアップを抑制するためのポイントとして、アルミダイカストやアルミ押出型材を活用した部品統合による部品点数削減、あるいは、鋼材の高強度化による補強部材の省略なども有効な手段であると考えられる。さらに、マルチマテリアル化の大きな課題である異種材料接合における設備投資を最小化する技術開発が有効であると考えられる。

2. 既存の異種金属接合と低コスト異種材料接合技術

2.1 異種金属接合の課題と実用化されている接合法

鋼材同士の接合法はほとんどが溶接である。車体骨格では主に抵抗スポット溶接法、シャシではアーク溶接法といった違いはあるが、どちらも高温で母材同士を溶融

させて金属結合させる機構である。しかし、鋼とアルミ合金に溶接を試みても、著しく脆（もろ）い金属間化合物が生成して接合できない。

そこで、両者を溶融混合させずに、形状的拘束や摩擦力を締結力とする機械的接合法が異種金属接合の主力として用いられている。図4に主な自動車用異種金属接合法の一覧を示す。詳細説明は省略するが、最も普及しているかじめ機構のSPR（Self Pierce Riveting）は車一台あたり2,000点以上、貫通ねじ機構のFDS（Flow Drill Screw）は700点以上使われている車もある。

2.2 接着剤の動向

異種素材の接合におけるもう一つの問題は、電食（ガルバニック腐食）である。異なる金属が接すると局部電池が形成され、片方の金属が選択的に腐食進行する現象である。鋼とアルミ合金の場合では後者が腐食する。電食を防ぐ現実的な手段は、水分を接合面に寄せ付けないことである。上述の現在実用化されている多くの機械的接合法は点接合であることから水密（シール）機能がない。そこで、界面あるいは表面に接着材をあらかじめ塗

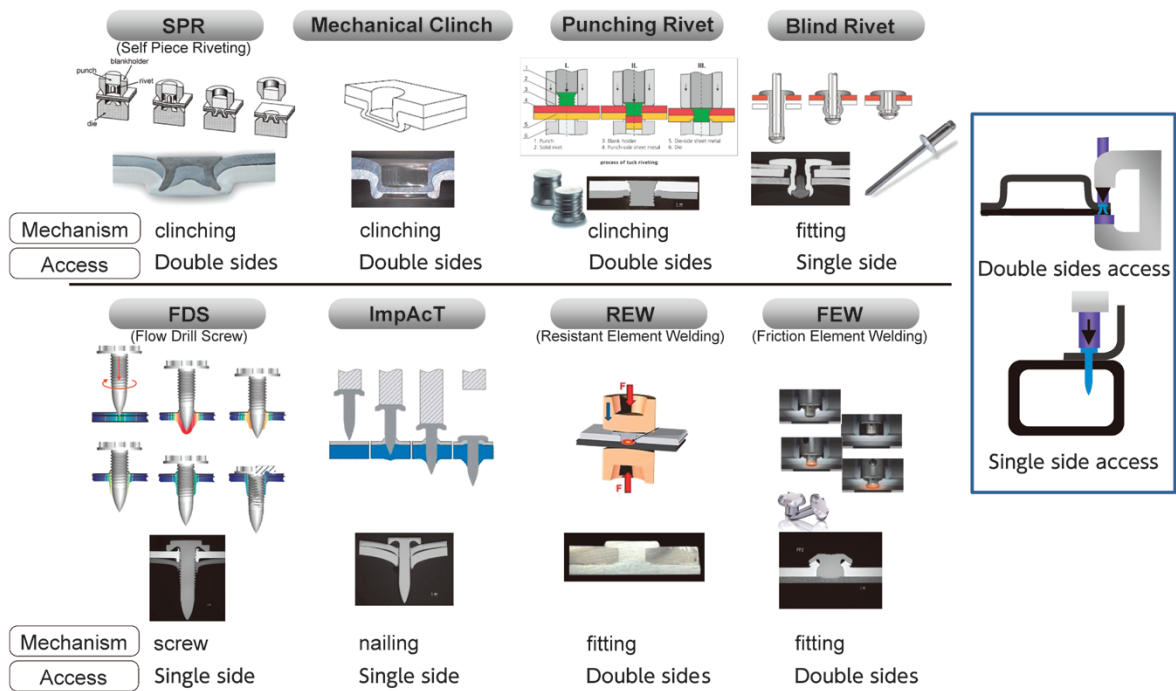


図4 実用化されている自動車構造用異種金属接合法
 Fig. 4 Practically applied methods of joining dissimilar metals for car body structure

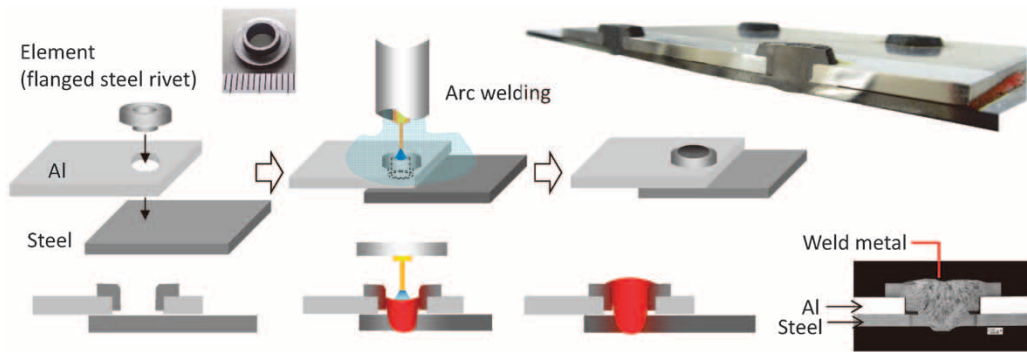


図5 EASWの基本的メカニズム⁷⁾
 Fig. 5 Basic mechanism of EASW⁷⁾

布したうえで機械的接合を行うことによって局部電池の形成を防止することができる。このハイブリッド接合法が電食も考慮した事実上の異種金属接合法となっている。なお、接着材は面接合であることから、上記シール機能だけでなく、とくに高いせん断強度が発揮される。いっぽうで、塗布状態の品質管理のほか、長期間および低温時における接着強度の劣化など考慮すべき点が多い。しかしながら、樹脂も含めたマルチマテリアル構造の進展に伴って接着剤の重要性は増してきており、その適用量は増大している。

2.3 高強度鋼とアルミ合金の異材接合法^{5), 6)}

前節で示したように、比較的安価で軽量化効果が得られる高強度鋼板を積極適用したうえでアルミ合金化が進むとすると、高強度鋼板とアルミ合金板との異種金属接合が必要となる。しかしながら、鋼板を塑性変形させたり貫通させたりする従来の機械的接合法は、鋼板の高強度化に伴って難しくなっている。いっぽう、接着材は高強度鋼板にも適用可能であるものの、せん断強度と直交方向である剥離（はくり）強度が低いという短所があり、継手強度は接着材のみでは不十分となる可能性が

高い。

そこで当社は、高強度鋼板とアルミ合金の強固な接合ができる異種金属接合法「エレメントアークスポット溶接法 (Element Arc Spot Welding, 以下EASWという)」を独自開発した⁷⁾。図5にメカニズムを示す。中空形の鋼製エレメント（リベット）をアルミ合金板に挿入し、ガスシールドアーク溶接によって鋼製溶接ワイヤをエレメント中空部に供給して鋳込む。これによって、鋼製エレメントと下板鋼板とを強固に溶接し、アルミ合金板を挟み込むことで締結状態となす。鋼板を塑性変形させる必要がないため、ホットスタンプを含む高強度鋼板でも接合することが可能である。従来の異種材料接合およびEASWのせん断強度 (TSS) と剥離強度 (CTS) を図6に示す。従来の接合方法に比べてTSS・CTSともにEASWのほうが高いことがわかる。以下にEASWの特徴を示す。

- ①せん断・剥離を問わず、接合強度が従来の異材接合法と比べて高い (図6)。
- ②母材を両側から挟む必要がなく、片側から接合できるため適用範囲が広い。

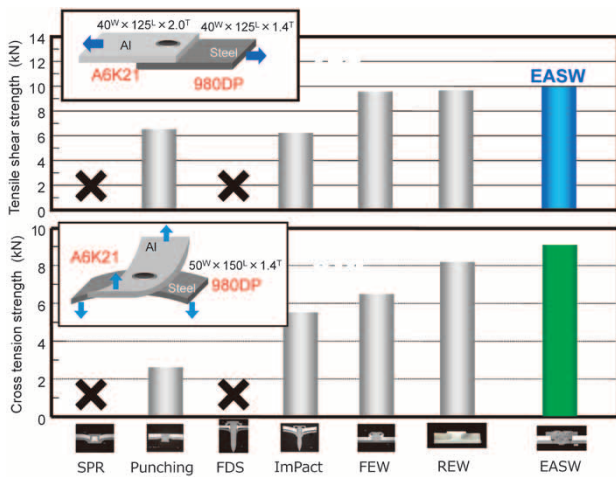


図6 EASWの接合強度
Fig. 6 Joining strength of EASW

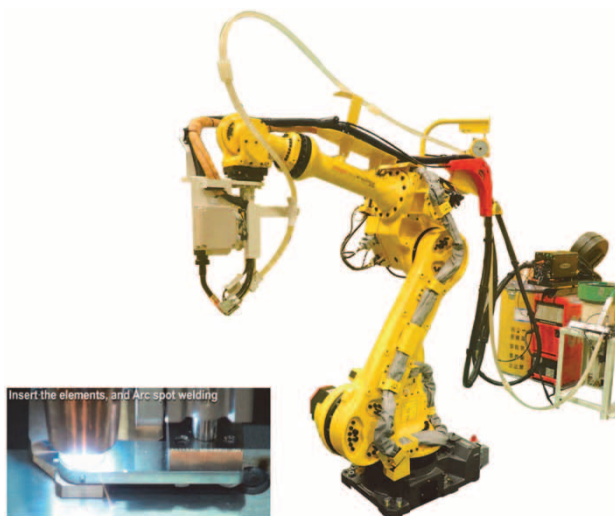


図7 EASW用試作ロボットシステム(右)と溶接時の様子(左)
Fig. 7 Prototype robot system for EASW (right) and appearance of joining (left)

③アルミ／鋼／鋼といった3層構造も接合可能。

④簡便なため、補修用途にも適用可能。

自動車生産ラインでのEASWの実用化を目指し、必要な機構であるエレメントの位置検出と挿入、アーク溶接を自動的に行うためのロボットシステムをファナック株式会社と共同開発しており、最近、その試作品を公開した(図7)。現在、実用化に向けた開発を進めている。

むすび=自動車車体の軽量化は、CO₂の排出規制や衝突安全に関する法規制の観点から継続的な取り組みが必要であり、その対応手段としてマルチマテリアル化の流れは必然である。マルチマテリアル車体の実用化では欧米が先に進展しており、国内では今まさに実現に向けた取り組みが各社で活発化している。

自動車産業は国力を表すともいえる基幹産業であることから、マルチマテリアル化への取り組みに対して、産官学をはじめとして、異業種、サプライチェーン間の連携といった今まで以上の大きな取り組みが期待されている。そのような中で当社も自動車軽量化に貢献するべく研鑽(けんさん)を積んでいく所存である。

参考文献

- 1) 前田誠人ほか. 知的資産創造. 2017年4月号, p.46-63.
- 2) 坂上 弘ほか. 自動車技術. 2016, Vol.70, No.8, p.42-44.
- 3) Jens Meschke. ALIVE Final publishable summary report Nov. 2016.
- 4) Tim Skszek et al. Multi-Material Lightweight Vehicles. June 2015.
- 5) 鈴木励一. 溶接技術. 2017年1月号, p.64-72.
- 6) Reiichi Suzuki et al. International Institute of Welding. July 2018, Doc.XII-2390-18.
- 7) 陳 亮ほか, R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.

PDFにて本記事をご覧の方へ

図2にある動画マーク  をクリックいただくと動画が再生されます。

(論文)

曲げ負荷を受けるマルチマテリアル (MM) 車体ビームの多目的最適化設計

Multi-objective Optimization Design of Multi-material (MM) Vehicle Beam under Bending Load



史 棟勇*¹
Dongyong SHI



渡辺憲一*¹
Kenichi WATANABE

A numerical simulation was conducted on the impact characteristics of a multi-material (MM) beam consisting of aluminum extrusion and high strength steel sheet and receiving a bending load simulating a pole collision. A comparison was made on the double hat beams of similar materials (high strength steel sheets) and dissimilar materials (aluminum sheet/high strength steel sheet), both beams having the same weight so as to clarify the advantage of the MM beam. In order to obtain a structure with even better performance, the non-dominated sorting genetic algorithm II (NSGA-II), which uses the shapes and thicknesses of three beams as the design variables and has the radial basis function (RBF) model, was adapted to carry out a multi-objective optimization design to improve the specific energy absorption (SEA) and reduce the maximum load. Design guidelines have been clarified for the weight reduction and collision safety of the three types of beams. The MM beam has been found to be superior to the double-hat beam in terms of collision performance and design freedom.

ま え が き = 地球温暖化などの環境問題の改善および衝突安全性向上のため、自動車業界では車体の軽量化と高強度化を両立させる取組みが積極的に行われている¹⁾。その有効な方策としては、比強度の高い材料への置換、最近適用が進められているトポロジー最適化設計²⁾、パラメトリック最適化設計³⁾に代表される構造の最適化が挙げられる。

これまで、車体材料としては超ハイテン材やホットスタンプ材を含めた鋼板が主体であったが、近年ではアルミニウム合金（薄板、押出材、ダイキャストなど）が適用されている。高級車ではマグネシウム合金やCFRP（Carbon Fiber Reinforced Plastics）などの軽量化素材の適用が始められ、車体構造のマルチマテリアル（以下、MMという）化が推進されている⁴⁾。いっぽうでMM車体構造は、従来の単一素材の車体構造よりも設計パラメータが増加しているうえ、新材料の適用を検討する基礎的知見が少ない。このため、最適構造を見出す設計が難しく、MM構造実現のために最適設計手法を適用することは、自動車開発において今後ますます重要になると考えられる。

自動車の車体には、サイドシルのようなビーム構造が多く使われている。自動車の側突性能の重要な評価指標であるポール側突試験においては、サイドシルは大きな曲げ負荷を受ける（図1）。このため、サイドシルは乗員保護のための重要部品と位置付けられている。また、今後増加が見込まれている電気自動車の場合には、床下

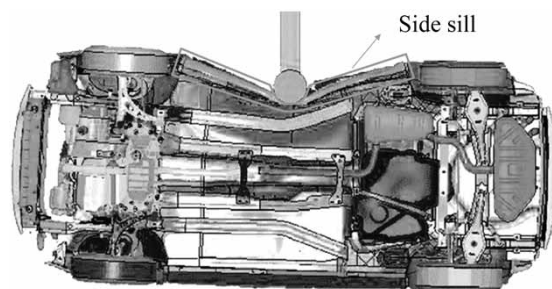


図1 自動車ポール側突のシミュレーション結果
Fig.1 Simulation result of automobile side pole crash

にあるバッテリーを保護する必要があることから、非常に高いエネルギー吸収性能が求められている。

これらに対しては、現在、主に使用されている高強度鋼板のみならず、鋼とアルミの長所を生かしたMM構造が有効と考えられる。なかでも、任意の肉厚配分を持つ複雑断面形状を得ることができるアルミ押出材は、優れたエネルギー吸収性能を発揮できると考えられる。

本稿ではサイドシルに適用するため、アルミ押出材および高強度鋼板を用いたMMビームを提案した。さらに、提案したMMビームの衝突特性を数値シミュレーションにより評価した。この評価では、同重量の同材（高強度鋼板）および異材の（アルミ薄板-高強度鋼板）ダブルハットビームの解析結果と比較することにより、MMビームの優位性を明確にした。これら3種類のビームに対して、さらに性能が優れる構造を得るために、ビームの形状と板厚を設計変数として、単位質量あたりの

*¹ 技術開発本部 自動車ソリューションセンター

エネルギー吸収量 (Specific Energy Absorption, 以下 *SEA* という) を改善し, 最大荷重 (F_{max}) を低減するために多目的最適化設計を実施した。これら3種類のビームの軽量化と衝突安全のための設計指針を提案した。

1. 曲げ負荷を受ける車体ビームの評価

1.1 アルミ押出材および高強度鋼板によるMMビーム

ポール側突を模擬する曲げ負荷に対応するため, アルミ押出材および高強度鋼板を用いた新たなMMビームを提案した。MMビーム構造の幾何モデルおよび曲げ負荷条件を図2に示す。従来, サイドシルのビームにはダブルハット型のビーム (図3) が一般的に使用されていた。しかし, 衝突側のダブルハット型部品を中央部に柱がある日型のアルミ押出材に置換すると, 衝突性能が向上すると考えられる。

MMビームの基本構造としては, アウタとインナはピッチが30mmのエレメントアークスポット溶接⁵⁾にて接合されている。その諸元を図2に示す。ビームの全高は一定とした。ビームは半径が30mmで, スパンが600mmの2つの支点上に置く。そこに, 半径が127mmのポールが定速 (8,000 mm/s) で衝突すると想定した。ポールの最大変位は120mmと設定した。

アウタの材質は7000系アルミニウム合金で, インナの材質は1,180 MPa級の高強度鋼板DP1180とした。実験により取得した材料物性値を表1に示す。

1.2 衝突安全性の評価指標

車体構造の衝突安全性を評価するためには, 適当な評

価指標を選択する必要がある。本稿では, 単位質量あたりのエネルギー吸収量 *SEA* を用いて, エネルギー吸収能力および軽量化効果を同時に評価した。*SEA* は (1) 式で表される。

$$SEA = \frac{EA}{Mass} \dots\dots\dots (1)$$

ここに, *Mass* はビームの総質量, *EA* は変形によるエネルギー吸収量で, 次式で表される。

$$EA = \int_0^{\delta_{max}} F(x) dx \dots\dots\dots (2)$$

ここに, δ_{max} はポールの最大変位, *x* はポールの変位, *F(x)* は荷重である。最大変位が同一の場合は, ビームの曲げ抵抗性能が高いほど, エネルギー吸収量は高くなることを示している。

平均荷重 F_{avg} は変位平均をとることで

$$F_{avg} = \frac{EA}{\delta_{max}} \dots\dots\dots (3)$$

と表される。平均荷重 F_{avg} はエネルギー吸収量 *EA* に比例する。

クラッシュロード効率 (Crash Load Efficiency, 以下 *CLE* という) は平均荷重 F_{avg} と最大荷重 F_{max} の比で表すことができる。

$$CLE = \frac{F_{avg}}{F_{max}} \dots\dots\dots (4)$$

CLE は, 電気自動車用のサイドシルに必要とされる性能を評価する指標となる。電気自動車用のサイドシルには, 最大荷重到達後に座屈によって荷重低下せず, 荷重

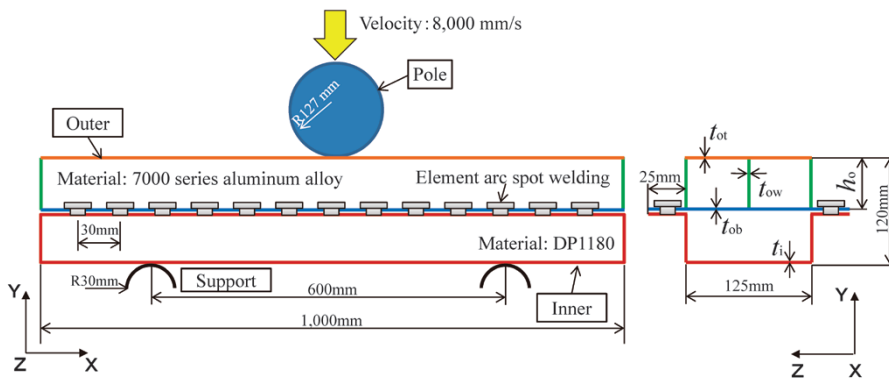


図2 曲げ負荷を受けるアルミ押出材および高強度鋼板を用いたMMビーム
Fig. 2 MM beam made of aluminum extrusion and high strength steel under bending load

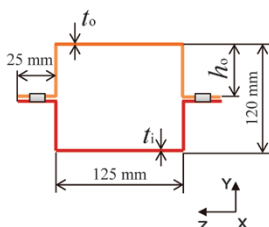


図3 ダブルハット型ビームの断面
Fig. 3 Cross section of double hat beam

表1 MMビームの材料物性値
Table 1 Mechanical properties of materials of MM beam

Material	Density (g/cm ³)	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)
7000 series Al alloy	2.7	70.0	0.33	341	415
DP1180	7.8	205.8	0.30	950	1,230

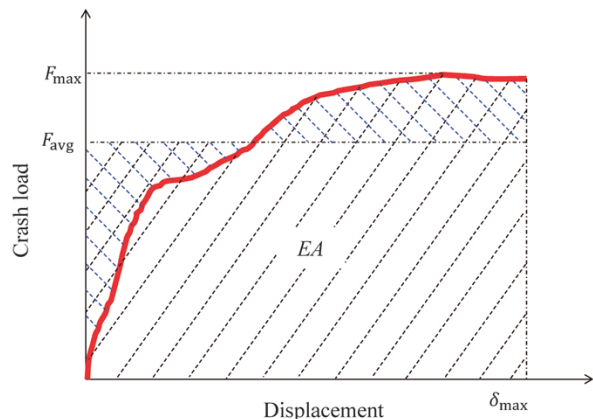


図4 基本的な衝突安全性の評価指標の概念図
Fig. 4 Concept of basic crashworthiness indicators

を高レベルに保ったままエネルギー吸収することが求められる⁶⁾。基本的な衝突安全性の評価指標の概念図を図4に示している。

2. 衝突解析

2.1 FEMモデリング

曲げ負荷を受けるMMビーム（図2）のFEMモデルを図5に示す。計算時間を削減するために、幾何学の対称性から1/2対称モデルとした。解析には汎用の有限要素法ソルバLS-DYNA（Livermore Software Technology Corporation社）を用いた。ビームはサイズが2mm×2mmのBelytschko-Tsayの4節点のシェル要素によってモデル化し、エレメントアークスポットは8節点のソリッド要素によってモデル化した。材料モデル*MAT_24（*MAT_PIECEWISE_LINEAR_PLASTICITY）を用いてビームの材料の弾塑性（だんそせい）特性を定義した。アルミニウム合金と高強度鋼板はひずみ速度依存性が低いいため、変形抵抗に与えるひずみ速度の影響は考慮していない。*MAT_100（*MAT_SPOTWELD）を使ってエレメントアークスポット溶接継手の特性を定義したが、溶接継手の破断は考慮しなかった。ビームと剛体治具（ポールと支点）の間のクーロン摩擦係数は0.15とした。

2.2 ダブルハット型ビームとの比較

提案したMMビームのメリットを明らかにするため、同材（アウトもインナも高強度鋼板）と異材（アルミ薄板のアウトと高強度鋼板のインナ）のダブルハットビームを比較対象とした。これらのビームを対象に同じ解析条件で衝突解析を実施した。ダブルハットビームの全長、幅、全高とフランジ幅は、MMビームと同様である。材質は、高強度鋼板はDP1180とし、アルミ薄板は7000系アルミ合金とした。アウトとインナが同一材質である場合は、抵抗スポット溶接での接合とした。

3つのビームのアウトの高さを60mmとした。同材のダブルハットビームの板厚を1.35mm、MMビームの板厚を1.72mm、異材のダブルハットビームの板厚を2.0mmとすることにより、3つのビームの重量（約6.20kg）を同等とした。

各ビームの最終の変形モードを図6に示す。ビームの中央部に、局所的な座屈が発生し、ポール外形に沿ったへこみが生じた。MMビーム以外の2つのダブルハットビームの中央部は、アウトとインナが完全に潰れたが、MMビームの中央部はアウトのみ座屈した。

荷重変位関係およびエネルギー吸収量変位関係を図7に示す。ダブルハットビームは最大荷重に到達後、座

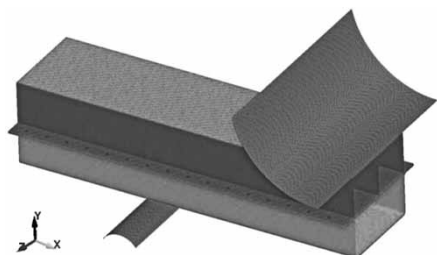


図5 曲げ負荷を受けるMMビームのFEMモデル
Fig. 5 FEM model of MM beam under bending load

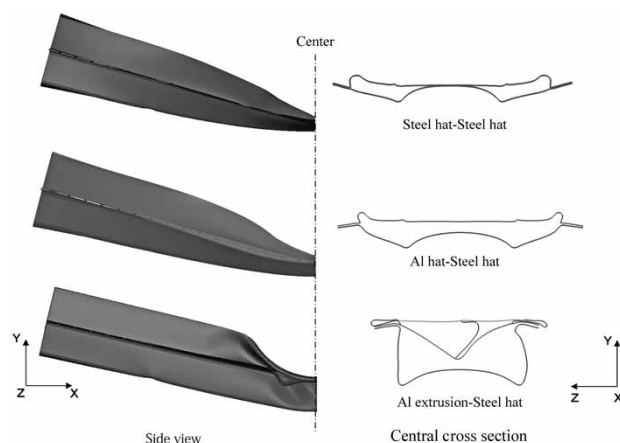


図6 各ビームの変形モード
Fig. 6 Deformation mode of each beam

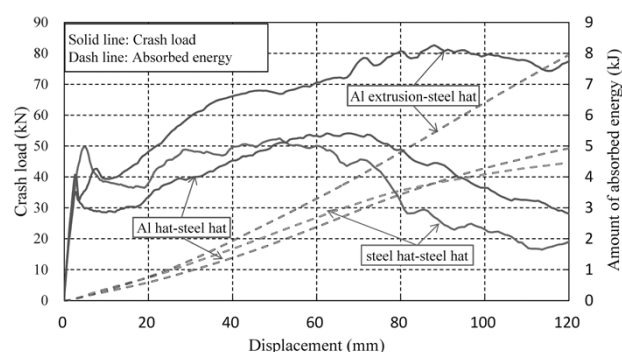


図7 同重量の各ビームの変位と荷重、エネルギー吸収量との関係
Fig. 7 Relationship between displacement and crash load and amount of absorbed energy of each beam with same weight

表2 各ビームの衝突安全性の評価指標
Table 2 Crashworthiness criteria of each beam

Four Beams	SEA (kJ/kg)	F_{max} (kN)	F_{avg} (kN)	CLE
steel hat-steel hat	0.720	52.516	37.203	0.708
Al hat-steel hat	0.795	54.126	41.055	0.759
Al extrusion-steel hat	1.284	82.635	66.258	0.802

屈発生により荷重が低下していることが確認された。MMビームは、同重量のダブルハットビームより、座屈発生後の荷重低下の割合が低下したため、変形が安定になり、エネルギー吸収量が増大した。

各ビームの衝突安全性の評価指標の計算結果を表2に示す。同材のダブルハットビームと比較すると、異材のダブルハットビームとMMビームの方がSEAもCLEも高く、衝突においてエネルギーを有効に吸収できる。MMビームが最も高いSEAとCLEを示している。

3. ビームの多目的最適化設計

3.1 多目的最適化設計の設定

衝突安全性の評価指標を分析することにより、SEAの最大化と F_{max} の最小化は両立しないことが明らかとなった。しかし、高い衝突性能を持つビーム構造は、高いSEAとともに低い最大荷重 F_{max} を有する。ビームの各部品の寸法および板厚を適切に設計すれば、高い衝突性能をもつと考えられる。

この設計では、MMビームの場合は、アウトの板厚 (t_{ot}, t_{ow}, t_{ob}) 、インナの板厚 t_i 、アウトの高さ h_o を設計変

数とし、SEAを最大化し、 F_{max} を最小化する多目的最適化問題となる。これは式(5)で表される。

$$\begin{aligned} & \text{Find : } t_{ot}, t_{ow}, t_{ob}, t_i, h_o \\ & \text{Min :} \\ & -SEA(t_{ot}, t_{ow}, t_{ob}, t_i, h_o), F_{max}(t_{ot}, t_{ow}, t_{ob}, t_i, h_o) \dots (5) \\ & \text{S.T. } \begin{cases} 1.6 \text{ mm} \leq t_{ot}, t_{ow}, t_{ob} \leq 2.6 \text{ mm} \\ 1.2 \text{ mm} \leq t_i \leq 2.2 \text{ mm} \\ 35 \text{ mm} \leq h_o \leq 70 \text{ mm} \end{cases} \end{aligned}$$

アルミ押出材の製造性を考慮してアウトの肉厚の上限值と下限値の差は下限値の65%を超えないように設定した。

比較対象とするダブルハットビームの場合は式(6)で表される。

$$\begin{aligned} & \text{Find : } t_o, t_i, h_o \\ & \text{Min : } -SEA(t_o, t_i, h_o), F_{max}(t_o, t_i, h_o) \dots (6) \\ & \text{S.T. } \begin{cases} t_o^{\min} \leq t_o \leq t_o^{\max} \\ 1.2 \text{ mm} \leq t_i \leq 2.2 \text{ mm} \\ 35 \text{ mm} \leq h_o \leq 70 \text{ mm} \end{cases} \end{aligned}$$

式中で t_o はアウトの板厚である。アウトが高強度鋼板の場合は、 t_o^{\min} を1.2 mmとし、 t_o^{\max} を2.2 mmとしたが、アウトがアルミの場合は、 t_o^{\min} を1.6 mmとし、 t_o^{\max} を2.6 mmとした。

本章の衝突解析は大変形と非線形問題であるため、目的関数と設計変数の関係を単純な代数式に置き換えることは現実的ではない。その代わりとしてメタモデルは有効な方法と考えられる。本解析では、動径基底関数(以下、RBFという)モデル⁷⁾を用いて、目的関数と設計変数の関係を近似する。

最適化計算の結果はメタモデルの精度に依存するため、正確なメタモデルを構築する必要がある。本章では、メタモデルの精度を評価するため、相対誤差RE(Relative Error)および決定係数 R^2 を評価指標として用いた。REは(7)式で、 R^2 は(8)式で表される。

$$RE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{f_F(i) - \bar{f}_F(i)}{f_F(i)} \right| \dots (7)$$

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (f_F(i) - \bar{f}_F(i))^2}{\sum_{i=1}^n (f_F(i) - \bar{f}_F)^2} \dots (8)$$

ここに、 $f_F(i)$ は第*i*番目の設計点の解析結果、 $\bar{f}_F(i)$ はRBFメタモデルに基づいて予測された値、 \bar{f}_F は $f_F(i)$ の平均値、 n は設計点の数である。REが小さいほど、メタモデルの予測が正確であり、 R^2 が1に近いほど、メタモデルの精度が高いと判定できる。

本解析では、効果的かつ安定性の高い優れた非支配ソートング遺伝的アルゴリズムII(NSGA II)⁸⁾を採用し、多目的最適化計算を行った。最適化計算のフローチャートを図8に示す。

3.2 最適化計算結果および考察

各ビームに対して構築されたRBFメタモデルの精度を示す評価指標を表3に示す。表3より、各ビームの2つの目的関数の相対誤差が3%以下になり、決定係数が1に近くなった。したがって、構築されたRBFメタモデルにより多目的最適化計算を行った場合に精度が保証できる。

構築されたRBFメタモデルに基づく多目的最適化計算のパレート前線を図9に示す。各ビームのパレート前線より、SEAと F_{max} のトレードオフ関係が認められる。各パレート前線ではSEAが増加すると、 F_{max} も大きくなる。逆に F_{max} が減少すると、SEAも小さくなる。設計者は重視する性能に応じて、最適な設計を選択できる。設計者がエネルギー吸収量と軽量化を重視する場合は、図の右下の設計を選択するべきである。いっぽう、最大荷重を重視する場合は、図の左上の設計を選択することになる。

多目的最適化計算の結果、いずれのビームも、初期設計(表2)より高い性能が得られた。パレート前線で初

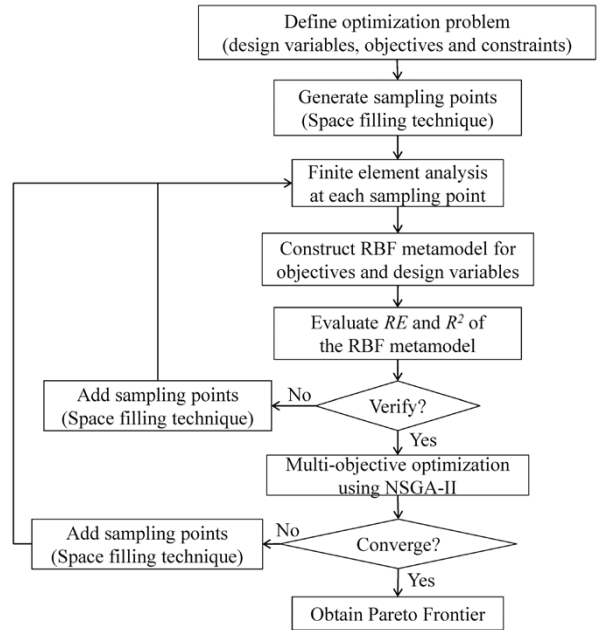


図8 曲げ荷重を受けるビームの多目的最適化計算の流れ
Fig. 8 Flow of multi-objective optimization design for beams under bending load

表3 各ビームのメタモデルの相対誤差および決定係数
Table 3 Relative error and determination coefficient of metamodels for each beam

Beam	SEA		F_{max}	
	RE (%)	R^2	RE (%)	R^2
Steel hat-Steel hat	0.997	0.996	0.705	0.999
Al hat-Steel hat	0.580	0.997	0.863	1.000
Al extrusion-Steel hat	1.980	0.986	2.910	0.990

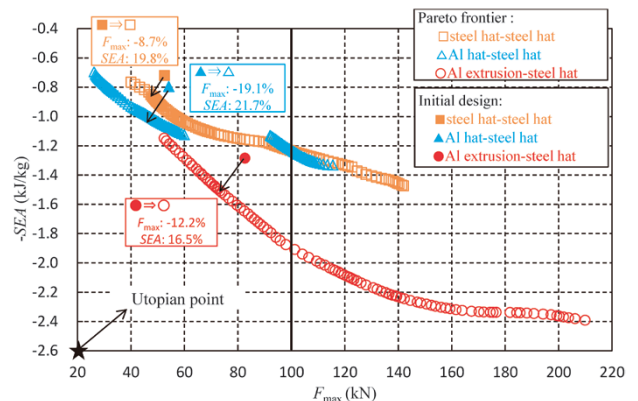


図9 RBFメタモデルによる各ビームのパレート前線の比較
Fig. 9 Comparison of Pareto frontier of each beam by RBF meta model

期設計に最も近い点を初期設計と比較すると、同材のダブルハットビームの場合は、 F_{max} が8.7%減、 SEA が19.8%増となった。異材のダブルハットビームの場合は、 F_{max} が19.1%減、 SEA が21.7%増となり、MMビームの場合は、 F_{max} が12.2%減、 SEA が16.5%増となった。

パレート前線が図9に示すユートピアポイントに近いほど、ビームの衝突性能は高い。高レベル荷重（90 kN以上）の領域では、2種類のダブルハットビームは、ほぼ同等なエネルギー吸収性能が得られる。いっぽう、低レベル荷重（90 kN未満）の領域では、同材のダブルハットビームは異材のダブルハットビームのエネルギー吸収性能を下回った。MMビームのパレート前線は、ダブルハットビームより、ユートピアポイントに近く、曲げ負荷条件に対してダブルハットビームより、高い衝突性能をもつ。また、縦軸に着目すると、MMビームは、ダブルハットビームよりも SEA は幅広い範囲に及んでいる。このことから、様々な設計要求に対応できると考えられる。

図9に示す最大荷重が100 kNとなる各ビームの最適設計を図10に示す。ダブルハットビームはいずれもほぼ同等な F_{max} と SEA をもつが、異材のダブルハットビームは、同材のダブルハットビームより約14.1%軽くなった。MMビームは、 SEA がダブルハットビームの約1.56倍である。また、異材のダブルハットビームより約27.2%軽く、軽量化効果が得られている。

MMビームのパレート前線および4つの最適設計の例を図11に示す。一つの目的関数のみに着目した場合は、パレート前線の端部になる。右下は SEA を最大化する単目的最適化計算の結果であり、左上は F_{max} を最小化する単目的最適化計算の結果である。 SEA の最大化のみに着目すると、 F_{max} も増加して CLE が減少するため変形が不安定になる。いっぽう、 F_{max} の最小化のみに着目すると、エネルギー吸収能力と軽量化効果が悪くなる。

図11に示す $F_{max} < 90$ kNの場合の最適な設計および $SEA > 2.0$ kJ/kgの場合の最適な設計を用いて解析を実施した。解析結果を図12に示す。メタモデルで予測した結果と解析の結果（表4、5）を比較すると、 $F_{max} < 90$ kNの場合は、 SEA と F_{max} の相対誤差がそれぞれ2.393%と1.498%となり、 $SEA > 2.0$ kJ/kgの場合は、 SEA と F_{max} の相対誤差がそれぞれ1.819%と0.798%となっており、構築されたRBFメタモデルの正確性が再び検証できた。

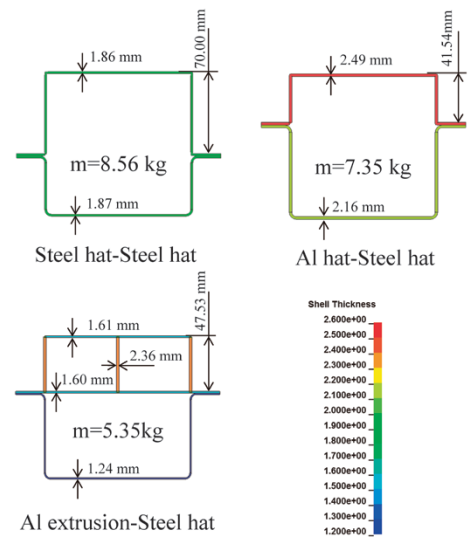


図10 最大荷重100 kNにおけるビームの最適設計
Fig.10 Optimal design of each beam with maximum load of 100 kN

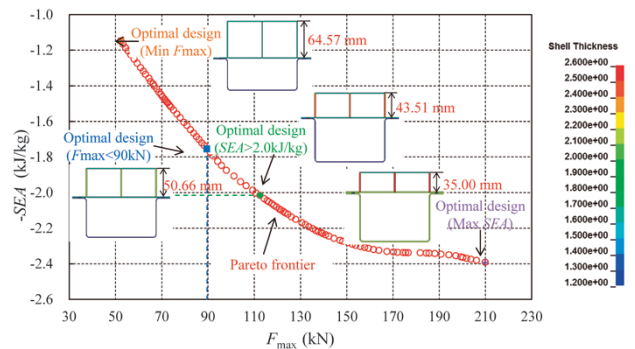


図11 MMビームのパレート前線および4つの最適設計
Fig.11 Pareto frontier and four optimal designs of MM beam

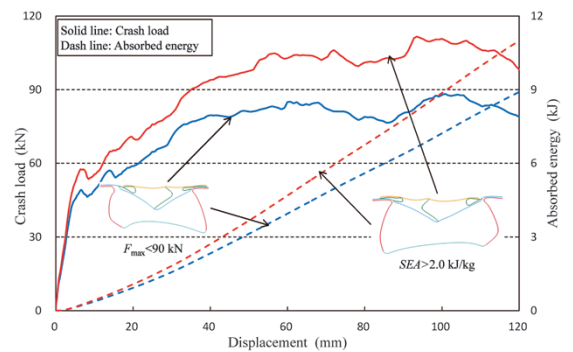


図12 二つの最適設計MMビームの変位量と荷重、エネルギー吸収量との関係
Fig.12 Relationship between displacement and crash load and amount of absorbed energy of two optimal MM beams

表4 F_{max} が90 kN以下の場合のMMビームの最適設計
Table 4 Optimal design of MM beam with F_{max} of less than or equal 90 kN

MM beam	Design variables					Crashworthiness criteria					
	t_{ot} (mm)	t_{ow} (mm)	t_{ob} (mm)	t_i (mm)	h_o (mm)	SEA (kJ/kg)			F_{max} (kN)		
						RBF	FEM	RE (%)	RBF	FEM	RE (%)
Optimum design	1.66	2.18	1.60	1.20	50.66	1.754	1.713	2.393	89.623	88.300	1.498

表5 SEA が2.0 kJ/kg以上の場合のMMビームの最適設計
Table 5 Optimal design of MM beam with SEA of more than or equal 2.0 kJ/kg

MM beam	Design variables					Crashworthiness criteria					
	t_{ot} (mm)	t_{ow} (mm)	t_{ob} (mm)	t_i (mm)	h_o (mm)	SEA (kJ/kg)			F_{max} (kN)		
						RBF	FEM	RE (%)	RBF	FEM	RE (%)
Optimum design	1.64	2.45	1.60	1.30	43.51	2.015	1.979	1.819	112.487	111.597	0.798

むすび=本稿では、まず、ポール側突を模擬する曲げ負荷に対して、提案したMMビームの衝突性能を数値解析によって評価し、同重量の同材と異材のダブルハットビームと比較した。その結果、エネルギー吸収性能および変形の安定性から、MMビームは同重量のダブルハットビームよりもエネルギー吸収能力が優れていることを確認した。つぎに、より性能の高い構造を得るために、3種類のビームの形状と板厚を設計変数とし、多目的最適化設計を実施した。計算結果のパレート前線より、各ビームの軽量化と衝突安全のための設計指針を提案した。MMビームは、ダブルハットビームよりも衝突性能が高く、幅広い範囲のSEAを持つ構造が得られる。このため、様々な設計要求に対応できると考えられる。

なお本稿は、著者らが執筆した文献9)を再考の上、加筆したものである。

参 考 文 献

- 1) 佐藤章仁ほか. 塑性と加工. 2003, Vol.44, No.506, p.202-206.
- 2) 和田有司ほか. 自動車技術会論文集. 2018, Vol.49, No.2, p.329-334.
- 3) A. Baroutaji et al. Thin-Walled Structures. 2017, Vol.118, p.137-163.
- 4) 大楠恵美. Material stage. 2016, Vol.15, No.12, p.5-11.
- 5) 陳 亮ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.
- 6) T. Tang et al. Thin-Walled Structures. 2016, Vol.102, p.43-57.
- 7) H. Yin et al. Thin-Walled Structures. 2014, Vol.75, p.8-17.
- 8) K. Deb et al. IEEE transactions on evolutionary computation. 2002, Vol.6, No.2, p.182-197.
- 9) 史ほか. 自動車技術会論文集. 2019, Vol.50, No.2, p.417-423.

(論文)

超ハイテン鋼板で発生するレーザー溶接割れの動的観察 および防止手段

In-situ Observation of Weld Cracks Occurring in Ultra-high Tensile Strength Steel Sheet and Preventative Measures



前田恭兵*¹
Kyohei MAEDA



鈴木 励一*¹ (博士(工学))
Dr. Reiichi SUZUKI

Laser welding is capable of highly efficient and high-quality welding and is being widely used in the field of automobiles in recent years. It is well known, however, that the laser welding of high-strength steel sheets often results in weld cracking. High strength steel sheets play a significant role in improving fuel efficiency and collision safety. Hence, it is crucial to elucidate the weld-cracking phenomenon in detail. In order to clarify the behavior of weld cracking, Kobe Steel has established a new technique for observing the cracking during laser welding in-situ using an X-ray transmission imaging system. The weld cracking occurring during laser welding was clearly observed, and these cracks were revealed to be delayed cracks initiated from weld end craters. The delayed cracking behavior varied depending on the carbon content in the steel and welding length. A crater treatment method has been newly developed and found to effectively prevent delayed cracking from occurring.

まえがき = レーザ溶接は片側アクセスで高速に連続線溶接ができるという特徴を有しており、自動車分野において広く普及している。また、低入熱な施工法であり、熱影響の少ない高品質な継手が得られることから、これまで主にテーラード blanks 用溶接法として使用されてきた。この場合、集光ヘッドを搭載したロボットを駆動しながらレーザー溶接するが、近年ガルバノスキャナを活用したりリモート溶接が実用化され、これまでよりも高速度かつ施工自由度の高い溶接が実現できるようになった。そのため、ドア周りの重ね溶接など、組立工程にもレーザー溶接が適用されている¹⁾。

自動車用材料も年々変化しつつあり、車体の軽量化と安全性向上の観点から、自動車骨格への高張力鋼板（以下、ハイテン鋼板という）の使用が加速しており、現在では1180 MPa級の超ハイテン鋼板が量産車で実用化されている²⁾。ハイテン鋼板では、強度と成形性を両立させる目的でC、Siなどの元素が多量に添加されており、軟鋼板と比較して継手強度が低下することや凝固割れが発生しやすいことなど、レーザー溶接性の劣化が指摘されている³⁾。また、アーク溶接では鋼中成分増加に伴い、遅れ割れ感受性が高まることが報告されている⁴⁾。遅れ割れは、①硬質組織、②拡散性水素、③残留応力という3つの因子が重畳することで生じる。アーク溶接における拡散性水素は主に、溶接材料中の水素源や大気中の水分がアーク中へ侵入し、高温下でプラズマ化することで生成する⁵⁾。

いっぽう、溶接材料を用いないレーザー溶接では、溶接

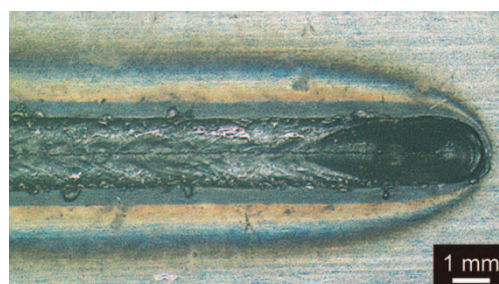


図1 遅れ割れが発生した継手の外観写真
Fig. 1 Surface appearance of delayed cracking

部への拡散性水素の侵入がアーク溶接と比較して極めて少ないことが報告されており⁶⁾、遅れ割れは発生しにくいと考えられる。しかしながら、自動車製造ラインで適用されているリモート溶接は、シールドガスをを用いない大気雰囲気下で行われることに加え、拡散性水素の発生源となりうる防錆（ほうせい）油やプレス油が鋼板表面から十分に除去されないまま実施されることも多く、溶接金属中に拡散性水素が侵入する可能性が高い。実際、そのような環境下において超ハイテン鋼板をレーザー溶接すると、図1に示すような遅れ割れが発生する。

当社では、レーザー溶接で発生する遅れ割れ（以下、レーザー遅れ割れという）のメカニズムを解明することを目的に、動的観察による発生因子およびき裂伝播挙動の明確化に取り組んだ。さらに、遅れ割れが防止可能なレーザー走査法を考案し、その有効性を検証した。本稿ではその概要を報告する。

*¹ 技術開発本部 自動車ソリューションセンター

1. レーザ遅れ割れの発生因子⁷⁾

1.1 実験方法

供試材として、板厚1.5 mmの0.1%Cおよび0.3%C鋼板を用いた。いずれの鋼板に対する試験も鋼板の表裏面それぞれに0.01 mg/mm²の防錆油を塗布した。比較として防錆油を無塗布とした継手も作製した。図2示す方法で同種材同士をクランプにより固定し、完全溶込みとなる条件(表1)にて重ね溶接した。熱源にはファイバーレーザーを使用した。

さらに、溶接金属中の拡散性水素量を測定するため、25×40 mmサイズの0.3%C鋼板を用いて図3に示す方法でサンプルを作製した。拡散性水素量におよぼすビード幅の影響を調査するため、ビーム集光径は0.32 mmおよ

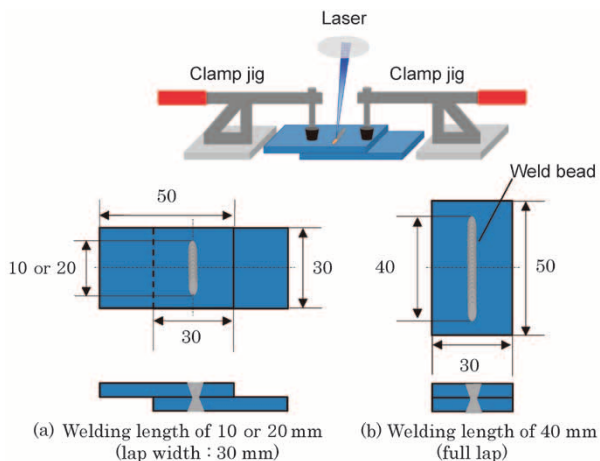


図2 レーザ溶接の模式図
Fig. 2 Schematic illustration of laser welding

表1 レーザ溶接条件
Table 1 Laser welding conditions

Laser source	Fiber
Laser power (kW)	3-4.5
Welding speed (m/min)	2
Beam spot diameter (mm)	0.54
Defocus length (mm)	±0 (Just focus)
Incident angle (degree)	10 (forward)
Shielding gas	No shielding gas
Welding length (mm)	10-40

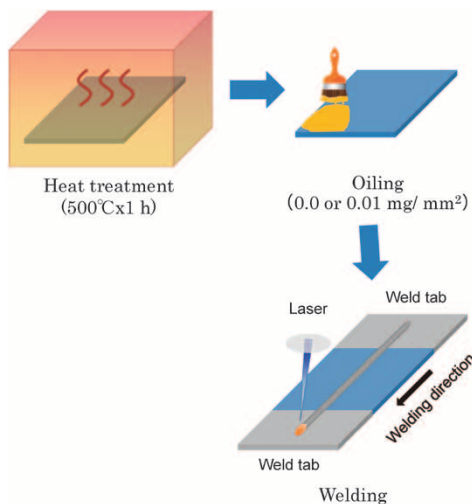


図3 拡散性水素測定用サンプルの作製手順
Fig. 3 Procedure of fabricating samples for diffusible hydrogen measurement

び0.54 mmの2条件とした。そのほかの溶接条件は、出力：3.75 kW，溶接速度：2 m/min，溶接長：20 mmとした。

拡散性水素の大気中への放出を防ぐため、作製したサンプルは氷水に浸けて急冷した後、エンドタブを切断し、母材に付着した防錆油を除去した。拡散性水素量測定はガスクロマトグラフ法にて行った。ガスクロマトグラフ法における捕集時の温度および保持時間は、45°C×72 hとした。溶接金属の質量は、断面マクロ観察より同定した溶接金属の断面積，溶接長および密度(7.8×10³ kg/m³)から算出した。

1.2 実験結果および考察

溶接後の継手外観の経時変化をビデオカメラにより撮影した結果を図4に示す。溶接直後はクレータ部にのみ割れが発生しており、時間経過とともに溶接金属内を進展することが外観から確認された。遅れ割れが発生した継手の割れ破面のSEM写真を図5に示す。クレータ部において凝固割れが認められるが、それ以外の部分では脆性(ぜいせい)破面を呈していた。以上のことから、遅れ割れは終端部の凝固割れ(クレータ割れ)を起点に生じた可能性が示唆される。

溶接から24時間経過後の外観観察による遅れ割れ有無の判定結果を図6に示す。高C鋼種，高出力条件ほど割れは発生しやすいことが分かる。

0.1%C鋼板を用いて作製した継手の断面マクロ写真を図7に示す。出力が低いほどビード幅は狭いことが分か

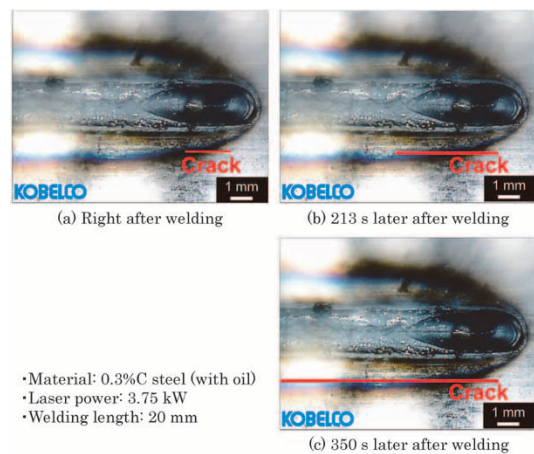


図4 レーザ遅れ割れの進展挙動
Fig. 4 Delayed cracking behavior in laser weld

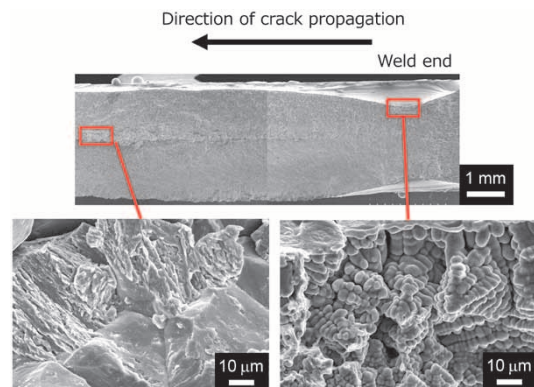
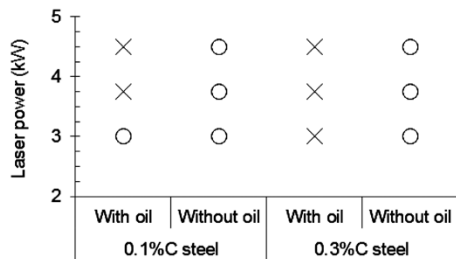
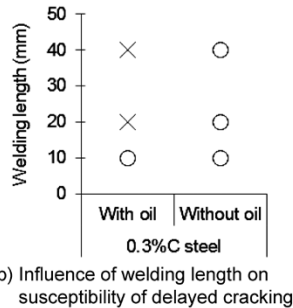


図5 割れ破面のSEM写真
Fig. 5 SEM images of fracture surface

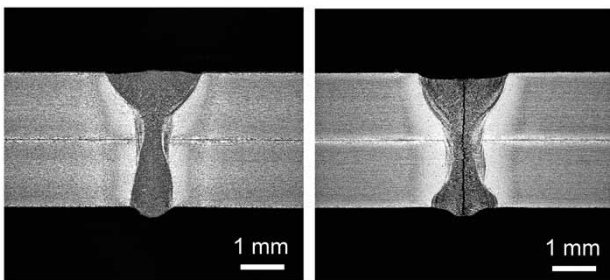


(a) Influence of laser power on susceptibility of delayed cracking



(b) Influence of welding length on susceptibility of delayed cracking

図6 レーザ溶接後の遅れ割れ有無
 Fig. 6 Results of laser welding
 (○: no delayed crack, ×: delayed crack)



(a) Laser power of 3 kW (b) Laser power of 3.75 kW

図7 断面マクロ写真
 Fig. 7 Cross section images

る。また、いずれの鋼種においても、溶接長を40 mmとした場合、もしくは防錆油を塗布しない場合において遅れ割れは発生しなかった。

試験体の溶接ビード近傍における硬さ測定結果を図8に示す。図6の結果より、鋼中C量が遅れ割れ感受性に影響を及ぼすと考えられたが、最高硬さは0.1%C鋼板で400 Hv程度、0.3%C鋼板で570 Hv程度であり、溶接部が硬質なほど遅れ割れ感受性が高まる傾向を示した。

ビード止端部に発生する溶接線直交方向の残留応力を調査するため、遅れ割れの発生していない継手に対してX線残留応力測定を行った結果を図9に示す。溶接長を20 mmとした場合、終端部付近において強い引張残留応力が認められた。いっぽう、溶接長を40 mmに増加させると、引張応力から圧縮応力に転じており、溶接長が残留応力に影響することを確認した。上記残留応力の変化は、終端部付近における冷却速度や母材による拘束度の差異などにより引き起こされたと考えられ、これら因子による影響を現在調査中である。

つぎに、溶接金属中における拡散性水素量の測定結果を図10に示す。防錆油塗布により拡散性水素量が増加する傾向を示した。レーザー溶接において誘起されるプラズマの温度は、熱源の種類により違いはあるものの、数

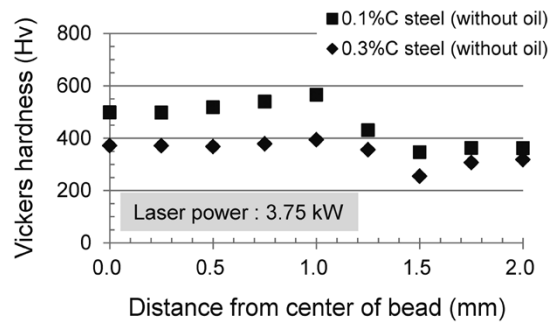


図8 硬さ分布測定結果

Fig. 8 Hardness distribution of laser welds

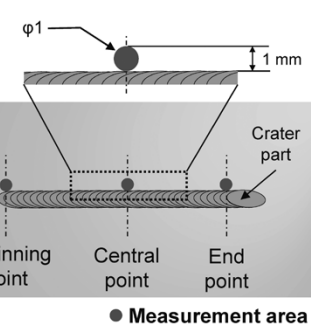
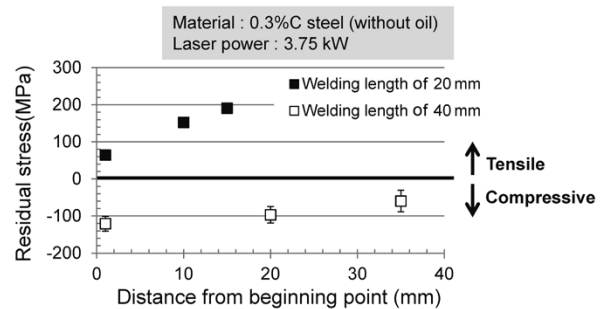
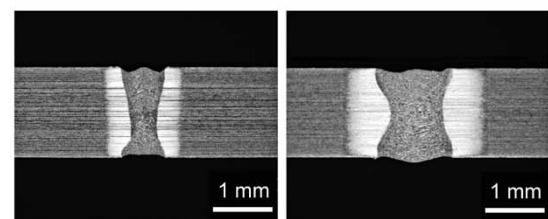
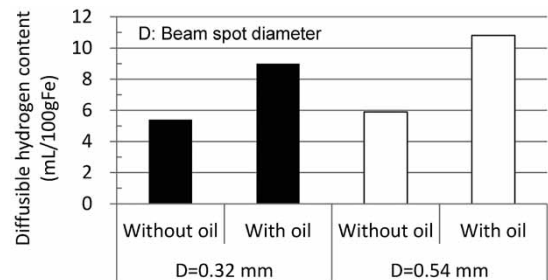


図9 残留応力測定結果

Fig. 9 Residual stress distribution of laser welds



Beam spot diameter of 0.32 mm (with oil) Beam spot diameter of 0.54 mm (with oil)

図10 拡散性水素量測定結果

Fig.10 Diffusible hydrogen content in weld metal

1,000 Kに達することが報告されており^{8), 9)}、レーザー溶接部周辺は極めて高い温度にさらされる。そのため、溶接時に防錆油が熱分解し、雰囲気中に水素が発生したと推察される。また、ビーム集光径を0.32 mmに縮小した条件では、0.54 mmの条件と比較してビード幅が低減

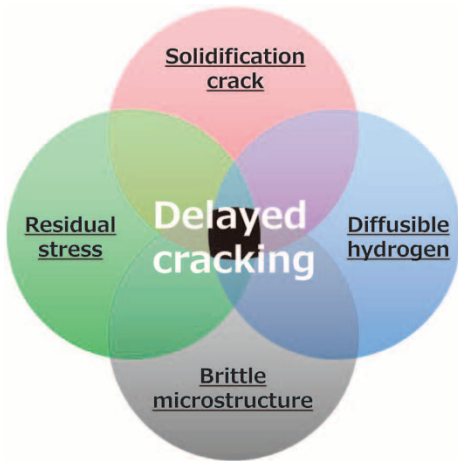


図11 レーザ遅れ割れの発生因子
Fig.11 Factors of delayed cracking in laser welds

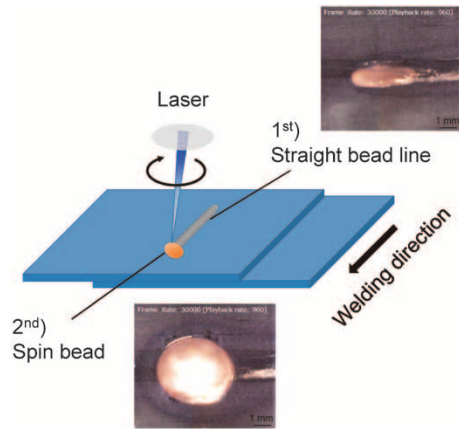


図12 終端部をスピンの軌跡とするレーザ走査法の模式図
Fig.12 Schematic illustration of spin bead welding at weld end

し、同時に拡散性水素量も低減した。図6の結果において、0.1%C鋼板では出力の低い条件で遅れ割れが発生していないが、同様にビード幅低減に伴って溶接金属中の拡散性水素量が低減したためと考えられた。

レーザ遅れ割れの発生因子を図11に示す。レーザ溶接では溶接部が硬化組織となることに加え、凝固割れ端部が残留応力の集中点となり、さらに拡散性水素が相互作用したことによって連動的に遅れ割れが発生すると考えられた。

2. 施工法改善による遅れ割れの対策法⁷⁾

これまでの結果より、レーザ遅れ割れは鋼中C量の低下、および溶接長の増加に伴って抑制されることが確認された。いっぽう超ハイテン鋼板では、強度を高めるために必然的にCの添加量が多くなる。また、溶接長の増加は、製造コストの高騰および車体の設計自由度の低下につながるため望ましくない。そこで、超ハイテン鋼板に対して短い溶接長でレーザ溶接しても遅れ割れが発生しない溶接条件を検討した。

遅れ割れは、図11に示す4因子のうちの一つでも取り除くことができれば防止可能である。そこで当社は、遅れ割れの起点となる溶接終端部の凝固割れに注目した。凝固割れは最終凝固部における溶融金属量の不足が原因で生じる。そこで凝固割れ抑制手段として、溶接終端部における溶融部拡大を狙ったスピン軌跡とするレーザ走査法(図12)を考案し、その効果を検証した。

2.1 実験方法

供試鋼板には板厚1.5 mmの0.3%C鋼板を用いた。防錆油は表裏面にそれぞれ0.01 mg/mm²塗布した。ガルバノスキャナを用いて、表2に示す完全溶込みとなる条件で重ね溶接した。比較として、直線ビードのみの継手も作製した。板間にはシム板を挿入して0.3 mmのギャップを設けた。

2.2 実験結果

溶接から24時間経過後の継手の溶接終端部における外観写真および断面マクロ写真を図13に示す。終端部をスピン軌跡とするレーザ走査法により凝固割れが抑制され、あわせて遅れ割れも防止できることを確認した。

表2 レーザ溶接条件

Table 2 Laser welding conditions

Straight bead line			
Laser source	Fiber		
Laser power (kW)	3.75		
Welding speed (m/min)	2		
Beam spot diameter (mm)	0.3		
Defocus length (mm)	10		
Incident angle (degree)	10 (forward)		
Weld length (mm)	20		
Spin bead		1 st spin	2 nd spin
Laser power (kW)	2	1	
Welding speed (m/min)	2	2	
Spin diameter (mm)	1	2	
Number of welding rotations	5	5	

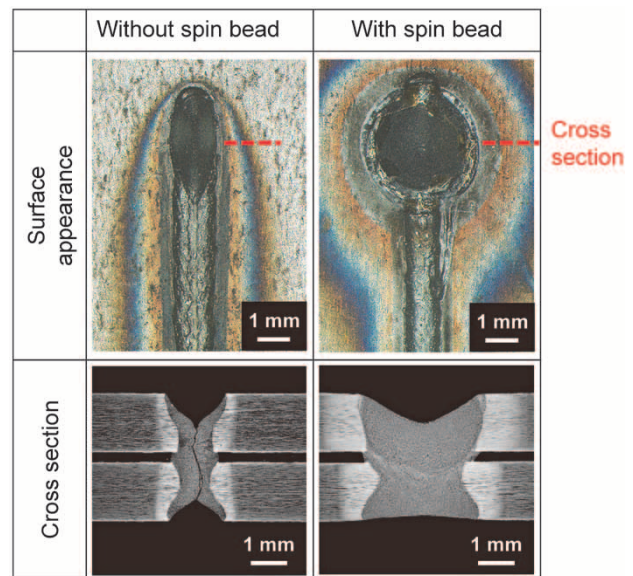


図13 外観写真および断面マクロ写真
Fig.13 Surface appearance and cross section images

むすび=レーザ遅れ割れの発生因子を明らかにした。さらに遅れ割れの対策法として、溶接終端部をスピン軌跡とするレーザ走査法を考案し、遅れ割れが防止できることを確認した。

今後、自動車への超ハイテン鋼板の適用は拡大していくことが予測されるなか、溶接部の品質確保がますます重要になると考えている。本稿がその一助になれることに期待する。

参 考 文 献

- 1) 是石智正ほか. 自動車技術会学術講演会前刷集. 2014, No.116-14, p.1-6.
- 2) 池田宗朗ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.8-11.
- 3) 宮崎康信ほか. 溶接技術. 産報出版, 2018年11月号, p.44-47.
- 4) 伊藤慶典ほか. 溶接学会誌. 1968, Vol.37, No.9, p.983-991.
- 5) 鈴木春義ほか. 鉄と鋼. 1981, Vol.67, No.10, p.1657-1669.
- 6) 角博幸ほか. 溶接学会全国大会講演概要集. 2009, Vol.85, p.167-168.
- 7) 前田恭兵ほか. 溶接学会全国大会講演概要集. 2017, Vol.101, p.340-341.
- 8) 宮本 勇ほか. 溶接学会論文集. 1995, Vol.13, No.2, p.211-217.
- 9) Y. Kawahito et al. Science and Technology of Welding and Joining 2008, Vol.13, No.8, p.744-748.

(論文)

バンパシシステムへのゴムバルジ接合技術の適用

Application of "Rubber Bulge Joining Method" to Bumper System



山川大貴*1
Taiki YAMAKAWA



橋村 徹*1 (博士(工学))
Dr. Toru HASHIMURA



前田康裕*2
Yasuhiro MAEDA



岩谷二郎*3
Jiro IWAYA

Rubber bulge joining is a technique comprising inserting rubber into a hollow member and compressing the rubber to expand the hollow member, thereby mechanically fastening yet another member located outside the hollow member. The technique enables the joining of materials regardless of whether they are dissimilar or similar. Moreover, since it is mechanical fastening, there are neither welding defects nor any associated material changes. This paper relates to a bumper system, which is progressively adopting aluminum, and reports on the results of a study on the structure suitable for rubber bulge joining and excellent in energy absorption characteristics. The collision performance of a prototype bumper system was evaluated by a 40% offset collision test. As a result, excellent energy absorption characteristics were obtained with minimal vertical movement of the load. The bonding process was analyzed by FEM. An accurate modeling of the joint showed that the analysis results agree well with those of the 40% offset impact test.

まえばき = ゴムバルジ接合とは中空部材における異材および同材の機械締結技術の一つである。図1に示すように、中空部材に挿入したゴムを圧縮することによって中空部材を拡張し、その外側に配置された部材と機械的に接合する。挿入したゴムは除荷後、弾性変形により元の形状に戻るため、繰り返し使用できる。また、塑性変形が可能な中空断面の部材であれば材料種別に制約が少なく、同種材料の接合だけでなく異種材料の接合にも適用することができる。さらに、接合可能な中空断面の形状にも制約が少ない¹⁾。

銅-アルミニウム合金（以下、アルミ合金という）などの異材接合には一般的に、セルフピアスリベット（SPR）やメカニカルクリンチなどの機械的接合法が用いられる。これらの接合方法はいずれも専用設備を必要とするため、新規設備投資による接合コストの増加が問題となる²⁾。いっぽうでゴムバルジ接合は汎用（はんよう）のプレス機で施工可能なため、大規模な設備投資が不要である。また、アーク溶接による接合と比較しても施工時間が短いうえに、溶接欠陥や溶接熱に伴う材質変化がない点が特長である。

近年、CO₂排出量削減の観点から自動車車体の軽量化

が促進されている。車体軽量化の方法は①「材料を高強度化して板厚を減少させる」か、②「比重の小さい材料に置換する」に大別される³⁾。①は高強度鋼板の適用を中心に促進されているが、部材の剛性を考慮すると板厚の低減による軽量化にも限界がある。

そうしたなかで最近では、適材適所に低比重材料を適用したマルチマテリアル化による車体の軽量化が進みつつある⁴⁾。そこで当社では、マルチマテリアル化において不可欠になる異種材料接合を見据え、ゴムバルジ接合を適用した軽量オールアルミバンパシシステムの開発に向けた検討を始めた。本稿ではその検討結果の概要を報告する。

1. バンパシシステム

自動車部材のなかでもマルチマテリアル化およびアルミ化が進んでいる部材としてバンパシシステムが挙げられる。バンパシシステムは車体端部の外付け部品であり、運動性能向上の観点から軽量化メリットの大きい部材であ

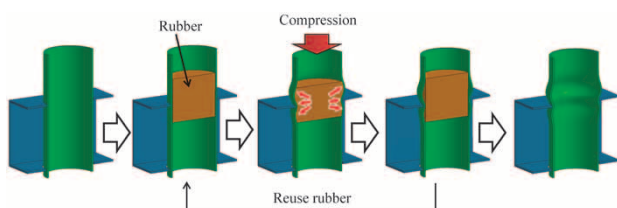


図1 ゴムバルジ接合法の概略図

Fig. 1 Schematic illustration of "Rubber Bulge Joining Method"

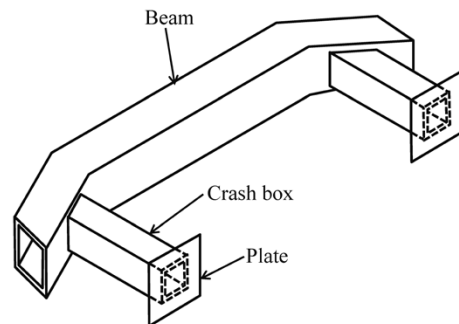


図2 バンパシシステムの構造

Fig. 2 Structure of bumper system

*1 技術開発本部 自動車ソリューションセンター *2 技術開発本部 材料研究所 *3 鉄鋼事業部門 薄板商品技術部

る。このため、軽量化の取り組みが盛んに行われている自動車部品の一つである⁵⁾。

バンパシシステムの構造を図2に示す。バンパシシステムは一般的に、前方からの衝撃を後方へ伝達するためのバンパビームのほか、衝撃エネルギーを吸収するためのクラッシュボックスに加え、クラッシュボックスとフロントサイドメンバ（以下、Fr.サイドメンバという）を取り付けるためのプレートからなる。自動車の構造やレイアウトの違いにより、クラッシュボックスやプレートがない場合もある⁶⁾。

バンパシシステムは前面衝突において最初にエネルギーを吸収する部材である。このため、高いエネルギー吸収特性に加えて、後方のFr.サイドメンバなどが先に座屈することのない低い初期荷重が求められる。

そこで本検討では、ゴムバルジ接合を適用したバンパシシステムの性能をFEM解析によって予測する技術の確立を目的とした。さらに、この予測技術を用いて高いエネルギー吸収特性を損なうことのないバンパシシステムの開発を進めた。

2. ゴムバルジ接合に適したバンパシシステムの構造検討

バンパシシステムにはクラッシュボックスとビームとの接合強度や、クラッシュボックス単体への高い圧壊特性が求められることから、これらを両立させる構造を検討した。本検討では7000系アルミ合金押出型材（以下、アルミ押出材という）に着眼してバンパシシステムの構造検討を実施した。アルミ押出材は軽量であることに加え、複雑な断面形状を比較的容易に得ることができる⁶⁾。このため、高い曲げ強度が求められるバンパビームや高いエネルギー吸収効率求められるクラッシュボックスに適した材料といえる。また、溶接することなく閉断面形状を得ることができるため、ゴムバルジ接合にも適している。さらに、アルミ合金のなかでも高強度な7000系アルミ合金を使用すれば軽量化効果を高めることができる。

バンパビーム断面は図3に示すような「口型形状」を基本とし、座屈防止の観点から中リブを追加した「日型形状」や「目型形状」などの中空形状が一般的に用いられる⁷⁾。本検討ではそのなかでもとくに多く用いられる「日型」断面バンパビームへのゴムバルジ接合の適用を検討した。

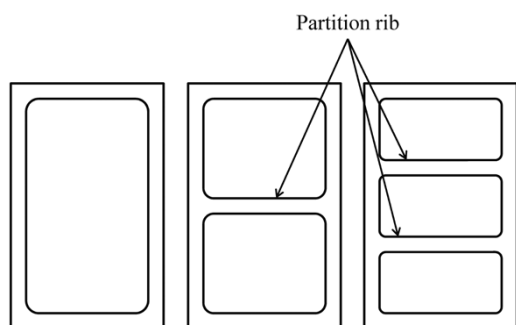


図3 バンパビームの代表的断面形状
Fig. 3 Typical section pattern of bumper beam

バンパシシステムへのゴムバルジ接合の適用を考えたとき、ゴムバルジ接合の特性上、クラッシュボックスがバンパビームを貫通（もしくはバンパビームがクラッシュボックスを貫通）している必要がある。そのため、「口型」あるいは「日型」の断面形状を有するクラッシュボックスを「日型」断面のバンパビームへゴムバルジ接合する場合、バンパビームの中リブを切削加工によって除去する必要がある、加工コストの増加につながる。

そこで、クラッシュボックスの断面形状を「変形目型形状」とし（図4）、バンパビームを貫通する部分のみ中央のリブ（図4左図のCenter ribs）を切欠くことにした（図4右図）。このような構造とすることにより、バンパビームの中リブを避けてクラッシュボックスを貫通させることができる。バンパビームの穴あけやクラッシュボックスの切欠きをプレスによる打ち抜きで加工することができ、加工コストの削減が期待できる。また、ゴムバルジ接合のような拡張するバルジ加工の場合、角部にひずみが生じる傾向があるため¹⁾、クラッシュボックス断面の角部にはRを付与した（図4左図）。

クラッシュボックスをこのような構造とし、2部屋で長手方向に2箇所、計4箇所においてゴムバルジ接合することによって接合強度の向上などが期待できる。すなわち、ゴムバルジ接合に適したクラッシュボックス構造と考えられる。

2.1 引抜試験

本検討におけるバンパビームとクラッシュボックスの接合強度を調査するため、簡易的な引抜試験を実施した。試験体の作製工程と試験体外観を図5に示す。試験体はクラッシュボックスをバンパビームに貫通させたT型構造とした。このとき、バンパビームにはクラッシュボックスが貫通できる予備穴をあけておき、クラッシュボックスの中央リブ部分は所要の切り欠きを設けた。また、クラッシュボックスの上下二箇所に対してゴムバルジ接合を施した。ゴムバルジ接合に用いたゴムは工業用の硬質ウレタンである。クラッシュボックスには圧壊特性に優れた耐力約300 MPaの7000系アルミ押出材、バンパビームにはより高強度である耐力約400 MPaの7000系アルミ押出材を用いた。

引抜試験の概要を図6に示す。ピン穴を介してクラッシュボックスと治具を固定し、万能試験機を用いて引

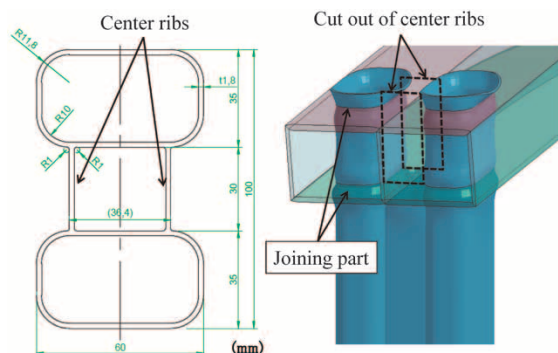


図4 ゴムバルジ接合に適したクラッシュボックス断面（左）とバンパシシステムの構造（右）
Fig. 4 Cross section of crash box (left) and structure of bumper system (right) suitable for "Rubber Bulge Joining Method"

張った。このとき、クロスヘッドスピードは5 mm/minとして引抜（引張）荷重を計測した。また、バンパビーム付近のクラッシュボックスに変位計を取り付けてクラッシュボックスの変位量を計測した。また比較対象として、バンパビームにクラッシュボックスを溶接接合した試験体を作製し、同様の試験を実施した。

試験により得られた荷重－変位線図を図7に示す。ゴムバルジ接合した試験体および溶接接合した試験体はいずれも、約80 kNの荷重でピン穴付近から破断した。すなわち、80 kN以上の接合強度を有することを確認した。また、ゴムバルジ接合した試験体の破断までの荷重－変位は、溶接接合した試験体の荷重－変位と似た挙動を示したなか、負荷の初期段階ではゴムバルジ試験体の方がバルジ拡径によって剛性が高くなる傾向が見られた。

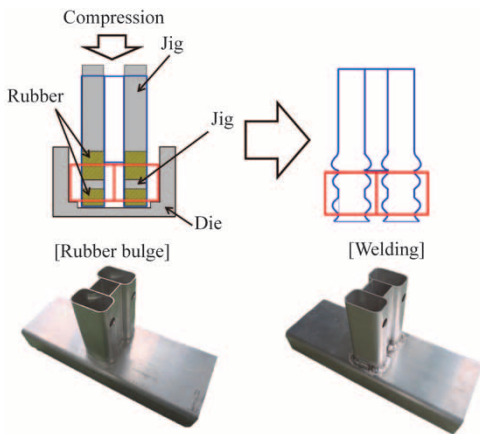


図5 試験体の作製工程と外観
Fig. 5 Preparing step and appearance of specimens

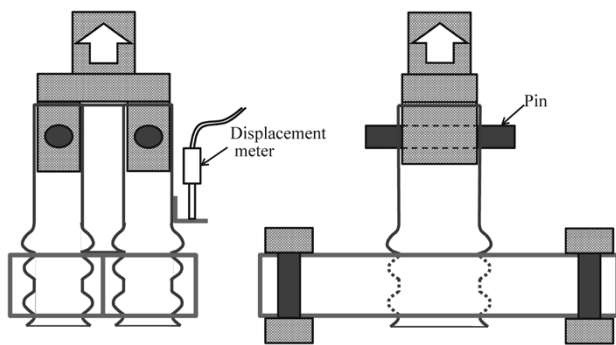


図6 引抜試験方法
Fig. 6 Method of pull-out test

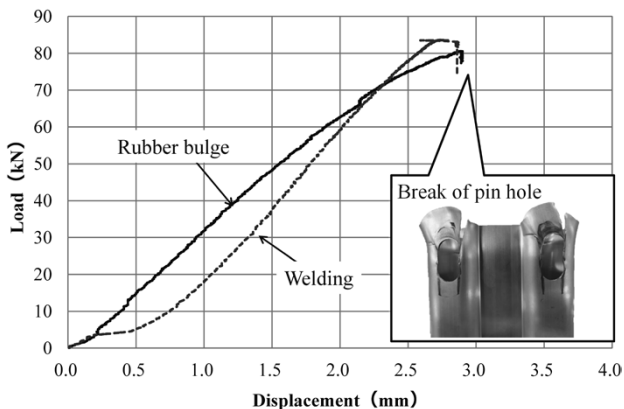


図7 引抜試験による荷重－変位線図
Fig. 7 Load-displacement curve by pull-out test

2.2 軸圧縮試験

変形目型断面の軸圧壊特性調査するため、押出材単品を軸方向に圧壊させる軸圧縮試験を実施した。材料は引抜試験同様に耐力約300 MPaの7000系アルミ押出材とした。押出方向である試験体の高さは150 mmとし、サンプル数n=3の軸圧縮試験を実施した。試験体の両端部は拘束せず、おおよそ30 mm/sのストローク速度で準静的に80 mm圧縮した。また、比較対象として図8に示す日型断面の軸圧縮試験も実施した。日型断面の断面積は変形目型断面とほぼ同等とするため、外寸は目型断面と同じとして肉厚を2 mmとし、変形目形断面と同様に角部にRを付与した。

表1に軸圧縮試験結果を示す。数値はサンプル数n=3の結果の平均値である。この結果より、平均圧壊荷重は変形目型断面>日型断面となった。またエネルギー吸収効率は、変形目型断面は日型断面より50%程度高く、衝撃吸収部材に適した断面といえる。これは、日型断面と比較して変形目型断面は稜線数が多いうえにその間隔が小さく、面外変形が小さくなったことからエネルギー吸収効率の増加につながったと考えられる^{8), 9)}。なお、エネルギー吸収効率 (J/mm²) はここでは、80 mm変位時のエネルギー吸収量 (J) を断面積 (mm²) で除した値とした。

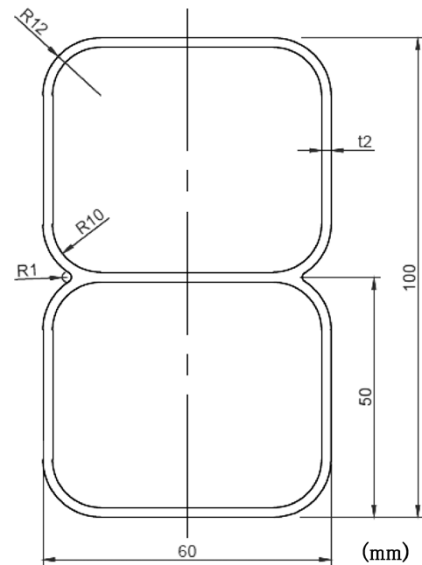


図8 比較対象のクラッシュボックス断面形状
Fig. 8 Cross sectional shape of crash box for comparison

表1 軸圧縮試験結果
Table 1 Results of axial compression test

Cross-sectional shape	Sectional area (mm ²)	Maximum load (kN)	Average compressive load (kN)	Energy absorption (kJ)	Energy absorption efficiency (J/mm ²)
	755	219.0	106.3	8.5	11.3
	774	204.4	72.5	5.8	7.5

3. 試作体の衝突性能評価

ゴムバルジ接合は汎用的ではないかきめ接合であるため、接合部の再現に加えてバンパシステムとしての性能をFEM解析によって予測する技術が必要である。そこで、2章にて設計したバンパシステム構造を対象に、FEMモデルの作成、および実際に部品試作を行って40%オフセット衝突でのFEM解析および実部品による衝突試験を実施した。FEM解析には汎用の動的陽解法有限要素ソルバであるLS-DYNA[®]を用いた。40%オフセット衝突試験は車体前面に対して幅方向の片側40%のみ衝突荷重を与える試験である。車体前面で衝突エネルギーを吸収できるフルラップ衝突試験と比較して、要求性能を満足することが厳しい試験である。

3.1 解析モデリング

ゴムバルジ接合は中空部材に塑性変形を加える機械的接合法であるため、接合部周辺のモデリングが重要となる。そこで本検討では、ゴムバルジ接合の拡管工程のFEM解析をまず行い、その変形形状を織り込むことで衝突解析用モデルを作成した。

図9にゴムバルジ接合のモデル化工程を示す。実際のゴムバルジ接合工程と同様に、あらかじめ穴をあけたバンパビームにクラッシュボックスを挿入し、ゴムを模擬した弾性体（ポアソン比：0.49、ヤング率25 MPa）を配置した。この弾性体を約27%圧縮することによってゴムバルジ接合を擬似的に再現し、性能予測モデルとした。また、材料の破断予測モデルとしてGISSMO（Generalized Incremental Stress—State dependent damage Model）¹⁰⁾を用いた。GISSMOは応力3軸度に応じた破断ひずみを考慮できる衝突解析用の材料モデルである。GISSMOパラメータはフラットバー押出素材から試験片を採取し、押出平行方向の特性から取得した値を用いた。

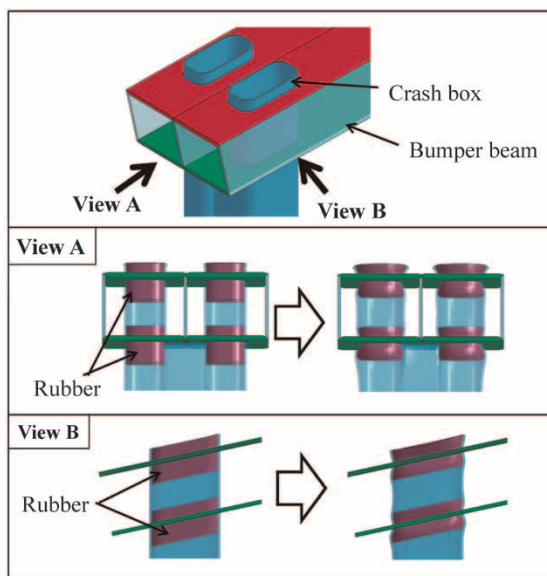


図9 ゴムバルジ接合部のモデル化工程
Fig. 9 Modeling process of joints by "Rubber Bulge Joining Method"

3.2 試作体の作製

日型断面形状を有するビームに変形目型断面形状のクラッシュボックスを貫通させ、ゴムバルジ接合することによってバンパシステムを作製した。ビームとクラッシュボックスの接合工程は、図5に示した引抜試験体と同様である。作製したバンパシステムを図10に示す。引抜試験時同様、バンパビームには耐力約400 MPaの7000系アルミ押出材を用い、クラッシュボックスには耐力約300 MPaの7000系アルミ押出材を用いた。プレートにはクラッシュボックスと同じ材料を使用し、板厚は5 mmとした。本検討ではクラッシュボックスとプレートは溶接にて接合した。また、図10には比較として前述のFEM解析モデルも示しており、FEM解析によるゴムバルジ接合部近傍の形状は、実際の形状を精度よく再現できていることがわかる。

3.3 40% オフセット衝突試験方法

試作したバンパシステムの衝突性能を、40%オフセット衝突試験および解析によって評価した。試験ではEuro NCAP^(註)に準拠した側面衝突用の移動台車(Moving Deformable Barrier)を使用し、台車前面に試験体を取り付けて約16 km/hでバリア壁に衝突させることによって試験体の衝突特性を評価した¹¹⁾。

衝突荷重はバンパシステムのプレート後方に配置したロードセル（共和電業製 LSM-B-500KNSB64）によって計測し、変位（変形量）は台車重心位置に取り付けた加速度計（共和電業製 AS-50HB）により加速度を二重積分することで算出した。衝突速度はレーザ式速度計（保土ヶ谷技研製 HG-3921S）で測定した。また、台車重量は中～大型車両を想定した約1.8 tとした。

いっぽう40%オフセット衝突解析では、バンパシステムモデルの片側40%部分に1.8 tの剛体壁を16 km/hで衝突させることによって簡易的に模擬した（図11）。

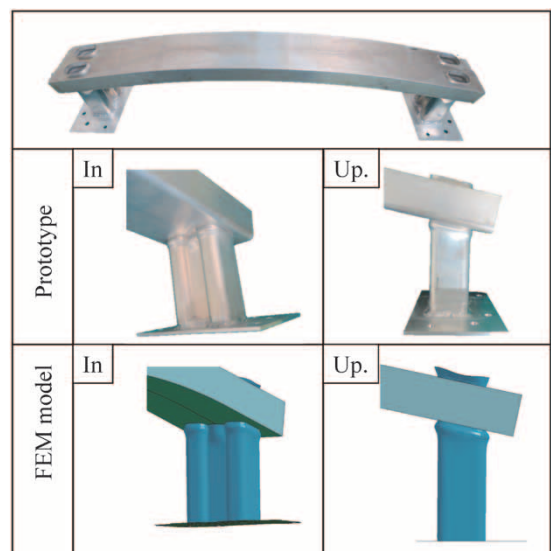


図10 バンパシステムの試作体とFEMモデルの外観
Fig.10 Appearance of prototype and FEM model of bumper system

脚注) European New Car Assessment Programme：ヨーロッパで販売されている自動車に対して実施されている安全性能評価テスト。

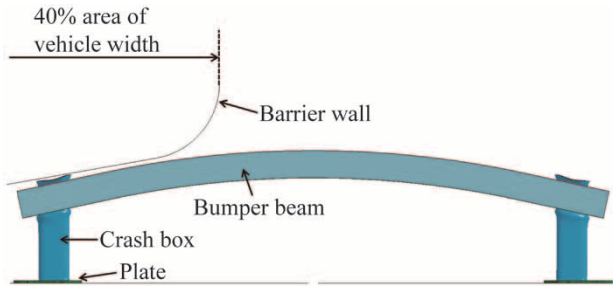


図11 40%オフセット衝突解析方法
Fig.11 Method for 40% offset crash analysis

3.4 40% オフセット衝突性能評価結果

40%オフセット衝突試験による荷重—変位線図を図12に示す。衝突時のバンパシステム変形荷重は、衝突初期の約120 kNから緩やかに増加しており、荷重変動の少ない安定した挙動を示した。変位10 mm程度までは荷重の立ち上がりが遅く、エネルギー吸収効率の低い領域となっている。これは、ビームから貫通したクラッシュボックスの先端（10 mm程度）が圧壊している領域である。したがって、貫通したクラッシュボックスの先端部分に対して事前に潰し加工を施しておくことで改善できるものと考えられる。

また、通常の場合の場合、衝突直後に荷重が大きく立ち上がることが問題となり、その初期荷重低減のための座屈ビードが加工される例が多い¹²⁾。いっぽうゴムバルジを適用したバンパシステムは、座屈ビードを付与しなくても初期荷重が低いことがわかる。これはゴムバルジ接合部周辺が拡張されたことにより、座屈ビードとしての役割も担っていることに起因する。

図12にはFEM解析による40%オフセット衝突解析の荷重—変位線図も示しており、実機試験と比較して精度よく一致していることがわかる。解析および実機試験での40%オフセット衝突特性を表2に示す。初期荷重、平均圧壊荷重、およびエネルギー吸収量はよく一致していることが確認できた。

衝突試験後の試験体外観、およびFEM解析による変形図を図13に示す。実機試験体では、全体として蛇腹状に安定して座屈した形跡が確認できたほか、割れたクラッシュボックスの一部が中空内部に侵入している様子が確認された。これは、クラッシュボックスを対象としたFEM解析結果に基づく断面図（図14）に示したように、ゴムバルジ接合部周辺の拡張部に座屈後に割れが生じ、未座屈領域の一部が突き刺さって中空内部に侵入したと考えられる。

また、非衝突側のクラッシュボックスでは、衝突時にビームから引抜かれる方向の力（衝突と反対方向の力）が生じる。しかしながら、ゴムバルジ接合部の抜けや緩みは確認されなかった。

これらの実機試験とFEM解析結果の比較から、ゴムバルジを適用したバンパシステムであってもFEM解析による性能予測が可能なが確認できた。

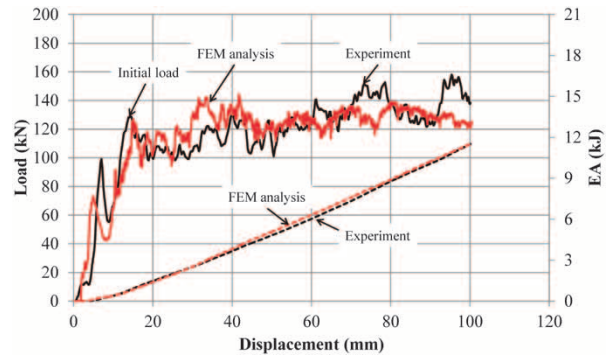


図12 40%オフセット衝突試験による荷重—変位線図
Fig.12 Load-displacement curve by 40% offset crash test

表2 40%オフセット衝突を対象とするFEM解析結果と試験結果との比較

Table 2 Comparison between FEM analysis results and test results for 40% offset crash

	Initial load (kN)	Maximam load (displacement less than 100 mm) (kN)	Average compressive load (displacement less than 100 mm) (kN)	Energy absorption (displacement: 100 mm) (kJ)
FEM analysis	126.0	144.0	115.0	11.5
Experiment	129.0	158.0	114.0	11.4

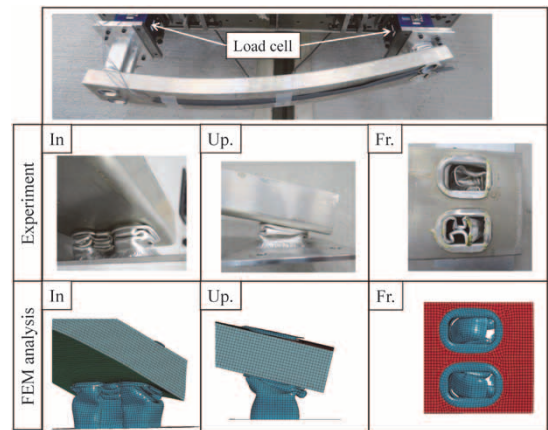


図13 40%オフセット衝突試験後の試験体外観
Fig.13 Appearance of specimen after test for 40% offset crash

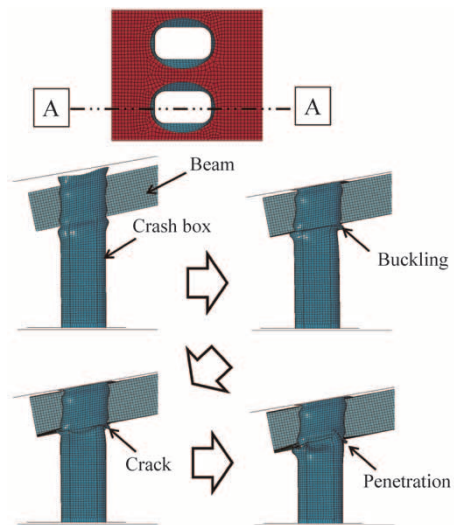


図14 40%オフセット衝突時のクラッシュボックスの変形挙動 (A-A断面図)

Fig.14 Deformation behavior of crash box in 40% offset crash (cross section A-A)

むすび=ゴムを介した拡管を利用したかしめ接合技術であるゴムバルジ接合のバンパシステムへの適用を検討した結果を報告した。まず、ゴムバルジ接合に適したクラッシュボックス断面の選定を行い、バンパシステム構造の検討を行った。つぎに、検討したバンパシステムを試作し、実機による40%オフセット衝突試験評価を実施した。その結果、一部に割れが見られるものの、初期荷重が低く、荷重の上下動の少ない優れた衝突特性を有していることを確認した。

本バンパシステムのFEM解析による検討においては、ゴムバルジによる拡管工程をモデル化したことにより、荷重一変位挙動や変形挙動、割れの様子などが実機試験結果と比較的精度よく一致することがわかった。これにより、ゴムバルジ接合を適用したバンパシステムの性能をFEM解析によって予測できることを確認した。

本稿ではゴムバルジ接合適用先の一例としてバンパシステムを取り上げたが、そのほかの適用候補としてシートフレームやインパネR/Fなども考えられる。また、今回は同種金属での接合にゴムバルジ接合を用いたが、電食対策を施すことによって異種金属接合にも適用できる点がゴムバルジ接合の利点と考えられる。また、汎用

のプレス機で施工可能なゴムバルジ接合は設備投資が少なく、コストの低減にも期待できる。今後もバンパシステムの検討を進めていくと同時に、そのほかへの適用先の開拓も実施していきたい。

参 考 文 献

- 1) 前田康裕ほか. 公益社団法人自動車技術会 2018年春季大会学術講演会講演予稿集. 2018, p.1-5.
- 2) 陳 亮ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No. , p.104-110.
- 3) 鈴木励一. 溶接技術. 2017, 1月号, p.64-72.
- 4) 崎山達也ほか. 新日鉄技報. 2012, 第393号, p.91-98.
- 5) 橋村 徹ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.98-102.
- 6) 橋本成一ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.65-68.
- 7) 橋本成一. R&D 神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.94-98.
- 8) 二塚貴之ほか. 自動車技術会論文集. 2015, Vol.46, No.4, p.799-804.
- 9) 中澤嘉明ほか. 2017年フォーラム 将来自動車を支える材料技術の進化. 2018, p.6-11.
- 10) 鎮西将太ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.76-81.
- 11) 山川大貴ほか. 第12回材料の衝撃問題シンポジウム講演論文集. 2017, p.18-22.
- 12) トヨタ自動車株式会社. 車両の衝撃吸収部材. 特開2005-225394. 2005-8-25.

(技術資料)

接着接合部のCAEモデリングの基礎検討と精度検証

CAE Modeling of Adhesive Bonding and Accuracy Validation



伊原涼平*¹ (博士(工学))
Dr. Ryohei IHARA



巽 明彦*¹
Akihiko TATSUMI



内藤純也*¹ (博士(工学))
Dr. Junya NAITO

Recent environmental regulations require the further weight reduction of automotive bodies, and the use of multi-materials is an effective means to achieve this. In multi-material constructions, adhesive bonding is essential to prevent corrosion in dissimilar metal joining and is, moreover, expected to improve rigidity and energy absorption. Exploiting these effects for automotive body design requires the computer aided engineering (CAE) modeling of the adhesive bonds. In this study, various evaluations were made on the physical properties to model the adhesive bonds; and torsion and axial collapse tests using HAT-shaped specimens were conducted to verify the accuracy of the analysis. The test results agree well with the analysis results, showing the applicability of the method to vehicle design.

まえがき = 近年の環境的対策として自動車の燃費規制が厳しさを増しており、自動車車体の軽量化が求められている¹⁾。軽量化を達成する手段の一つに、材料を適材適所に配置するマルチマテリアル化が挙げられる。マルチマテリアル車体に使用される材料は、鉄鋼をベースとしつつアルミ合金などの軽金属の併用が主であるが、このような異種材料の接合部ではガルバニック腐食が問題となる。その対策としては接着剤の使用が有効とされ、多くのマルチマテリアル車体に適用されている²⁾。また、接着接合は面接合ゆえの剛性向上のみならず、衝突時のエネルギー吸収 (Energy Absorption, 以下EAという) の向上も期待できる^{3), 4)}。スポット溶接などの点接合との併用も可能であることから、マルチマテリアル車体のみならず鉄ベース車体の同材接合部への適用も増加傾向にある⁵⁾。このため、近い将来に接着接合が自動車製造で使用される主要な接合方法になることが予測されている⁶⁾。

近年の車体開発ではCAE (Computer Aided Engineering) が日常的に取り入れられており、剛性やEAなどの向上効果を期待して接着剤を適用する場合、接着接合によるこれらの効果をCAEで再現する必要がある。CAEで接着接合を考慮するためのモデル化手法として、結合力モデル (Cohesive Zone Model, 以下CZMという)⁷⁾ あるいは連続体モデル^{8), 9)} を用いた事例が報告されている。前者はエネルギー開放率などを用いて破断までを再現する方法であり、簡易な定式化で力学的特性を模擬するため、計算コストは低く抑えられる。いっぽう後者は、接着接合部の力学的特性を詳細に模擬可能であるが、高い計算コストが必要となるうえに材料特性の同定が複雑⁸⁾ となる。両モデルを比較した場合、連続体モデルの方がより高い精度が得られる¹⁰⁾ 一方で、CZMモデルでも実

用に耐え得る精度を確保できることが報告¹¹⁾ されている。このように、接着接合部のモデル化に関しては種々の報告がなされているが、軸圧壊などの実際の部材評価に用いられる試験を対象にその精度検証を行った例は少ない。

当社では従来、鋼板の破断予測技術¹²⁾ などの自動車部材に関わるCAE技術の構築に取り組んでおり、マルチマテリアル車体に必須となる接着接合CAE技術を構築することでより幅広い部材提案が可能になる。そこで本検討では、接着接合部を含む構造部材の評価に活用できるCAE技術の構築を目的に、必要となる接着部の物性取得を行った。また、車体構造を模したHAT部材を対象に、実際の部材評価にも用いられるねじりおよび軸圧壊試験によるCAEの精度検証を行った。なお、自動車の衝突を考えた場合、接着接合部のひずみ速度依存性が重要^{13), 14)} となるが、まずは、準静的条件下での構築を目的として検討を進めた。

1. 接着接合CAEモデル

接着接合CAEの構築には衝撃・構造解析の汎用コードであるLS-DYNA[®]を用いた。LS-DYNAでは、接着接合部の力学的特性を模擬可能なモデルが種々用意されている。これらのモデルは、計算コストや力学的挙動のほか、衝突を検討するうえで重要となるひずみ速度依存性の考慮可否などが異なる¹⁵⁾。本稿では、実用的な計算コスト、および将来的な衝突解析への適用の観点から、ひずみ速度依存性を考慮可能なMAT169を用いた。その力学的特性として応力-変位関係を模式的に図1に示す。Mode I (引張) およびMode II (せん断) で異なる挙動を模擬可能であり、それぞれ三角形または台形で近似した応力-変位関係が用いられる。MAT169に最低限

*¹ 技術開発本部 自動車ソリューションセンター

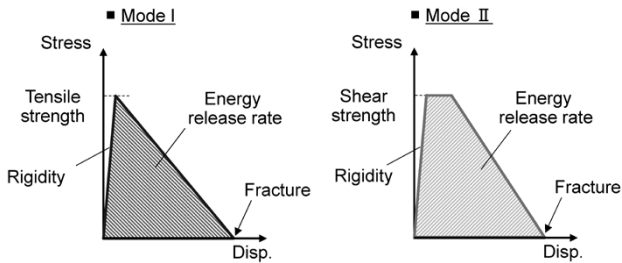


図1 MAT169における応力-変位挙動の模式図
 Fig. 1 Schematic illustration of stress-displacement behavior in MAT169

必要な材料物性は、ヤング率，ポアソン比，Mode I, IIの強度，およびエネルギー開放率の計6種類となる。より詳細に接着接合部の力学的特性を模擬するため，Mode I~II間の混合Modeでの強度およびエネルギー開放率を評価するための試験も種々提案^{16),17)}されているが，混合Mode特性はだ円近似可能な結果^{16),18)}も報告されているため，本検討では式(1)を採用した。

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_{max}}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_{max}}\right)^2 = 1.0 \quad (1)$$

ここで， σ_{max} ：Mode I強度， τ_{max} ：Mode II強度である。

2. 接着接合部の物性評価試験方法

上述の接着接合部の物性取得には，バルク引張¹⁹⁾，突合せ接着継手 (Butt Joint, 以下BJという) 引張，二重重ね接着継手 (Double Lap Joint, 以下DLJという) セン断²⁰⁾，TDCB (Tapered Double Cantilever Beam)²¹⁾，TENF (Tapered End Notch Flexure)²²⁾の5種の試験を採用した。取得した物性値と対応する試験の関係を表1に，それぞれの試験で用いた試験片形状および寸法を図2に示す。ここで，TDCBおよびTENF試験により取得するエネルギー開放率は，修正はり理論 (Corrected Beam Theory, 以下CBTという) に基づいた式(2)，

表1 実施した試験と取得物性の関係

Table 1 Relationship between material properties and tests carried out in this study

Material property	Test
Young's Modulus and Poisson's ratio	Bulk tensile
Mode I Strength	BJ tensile
Mode II Strength	DLJ shear
Mode I Energy release rate	TDCB
Mode II Energy release rate	TENF

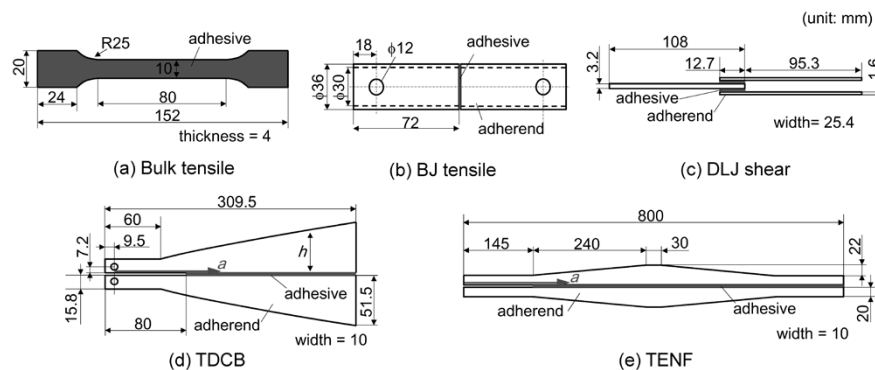


図2 各接着継手試験片の形状および寸法

Fig. 2 Shapes and dimensions of specimens for adhesive joint tests

およびECM (Experimental Compliance Method) による式(3)を用いてそれぞれ算出²³⁾した。

$$G_{IC} = \frac{4P^2m}{Eb^2} \left[1 + 0.43 \left(\frac{3}{ma} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \quad (2)$$

$$G_{IIC} = \frac{P^2}{2b} \times \frac{dC}{da} \quad (3)$$

ここで， G_{IC} ， G_{IIC} ：Mode I, IIエネルギー開放率 (N/mm)， P ：荷重 (N)， m ：形状因子 (mm^{-1})， E ：被着材ヤング率 (MPa)， b ：試験体幅 (mm)， a ：き裂先端位置 (mm)， C ：コンプライアンス (mm/N) である。TDCB試験での a は負荷位置からの距離を，TENF試験での a は被着材端部からの距離を示している。また m は，図2(d)に示した h を用いて以下の式(4)で表され，その値として $m = 2.0$ ²¹⁾を用いた。

$$m = \frac{3a^2}{h^3} + \frac{1}{h} \quad (4)$$

TDCB試験では m を一定にすることで dC/da が一定になることが知られており²³⁾，TENF試験と同様，ECM法により G_{IC} を求めることも可能である。本検討ではCBTによる算出を採用したが，ECMの一番のメリットはき裂先端位置 a を実験によって取得する必要がないことである。これは， a の計測が難しくなる動的試験において有効であり，将来的な展開も含め図2(d)の形状を採用した。なお，TDCB試験で G_{IC} を求める方法は，単純はり理論 (Simple Beam Theory, 以下SBTという) に基づいた手法を含め三つある。CBTとECMでは同等の値が得られるが，SBTでは他と比較して2割程度低く算出されることが報告されている²³⁾。TENF試験では，開口方向に負荷されるMode Iとは異なり a の計測が難しいため，TDCB試験と同様に将来的な動的試験への適用を視野に図2(e)の形状を採用した。

試験に供した接着剤は一液熱硬化型エポキシ系であり，硬化条件は180℃で20分とした。図2の各継手は専用治具を用いて熱硬化させた。接着厚は強度やエネルギー開放率に影響を及ぼす因子として知られており，実用的な接着厚さの範囲内において，強度は接着厚に反比例し，じん性接着厚に比例する傾向^{24),25)}を有する。このため，接着厚が 0.3 ± 0.05 mmの範囲に入るように各継手を作製した。また，接着継手の破壊形態としては一般に，接着剤破断となる凝集破壊，接着剤と被着材の界面で破断する界面破壊，および被着材破断である基材破壊の3

種に分類される。そのなかで本検討では、良好な接着状態において得られる凝集破壊を対象としており、いずれの試験でも凝集破壊が得られることを確認した。各試験の試験速度は接着層のひずみ速度が $10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ と準静的となるよう設定した。いずれも試験数は3とし、解析に用いる物性値はその平均値を採用した。

3. 接着物性取得試験結果

3.1 バルク引張試験

引張試験により得られた公称応力-ひずみ曲線および2軸ゲージにより取得したポアソン比の結果を図3に示す。破断ひずみのばらつきはみられるものの、弾性範囲では再現性がある結果が得られており、ヤング率として1,720 MPa, ポアソン比として0.40を得た。

3.2 BJ引張試験

BJ引張試験により得られた応力-変位曲線を図4に示す。変位は接着接合部を中心に評点間距離を20 mmとした結果を示している。結果はいずれも弾塑性的な挙動を示しており、塑性(そせい)域も含む領域での最大値の平均としてMode I強度は31.5 MPaとなった。

3.3 DLJせん断試験

DLJせん断試験により得られた応力-変位曲線を図5に示す。変位は被着材重ね部を中心に評点間距離を25 mmとした結果を示している。BJ引張試験の結果と同様、弾塑性的な挙動を示しており、Mode II強度としては27.4 MPaとなった。Mode Iと比較すると強度は低くなっている一方で、Mode IIの方が高い伸びを示している。

3.4 TDCB試験

TDCB試験により得られた荷重-ストローク曲線を図6(a)に示す。また、試験時に撮影した動画から計測したき裂先端位置 a と式(2)を用いて算出した G_{IC} の関係を図6(b)に示す。図6(a)より、傾斜付被着材を用いることでストロークがおよそ1.5 mm以降の荷重曲線に平坦部が得られることが確認できる。これは式(4)の m を一定にした効果であり、この荷重平坦部以降で接着接合部に破断が発生・進展していることが図6(b)からも分かる。この平坦部に対応する範囲のなかでも安定してき裂が進展していると考えられる領域として、 G_{IC} は $a = 100 \sim 170 \text{ mm}$ の範囲から算出しており、

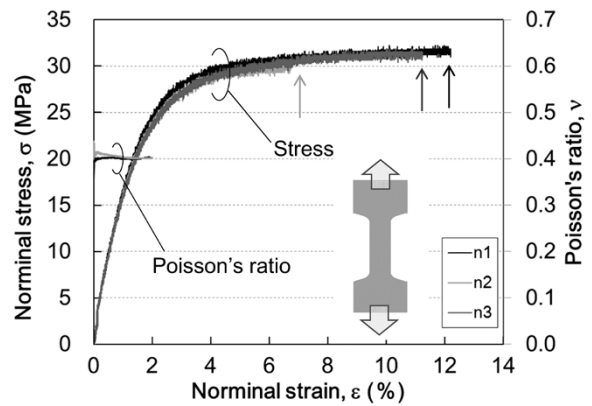


図3 バルク引張試験による公称応力-ひずみ曲線
Fig. 3 Nominal stress-strain curves obtained by bulk tensile test

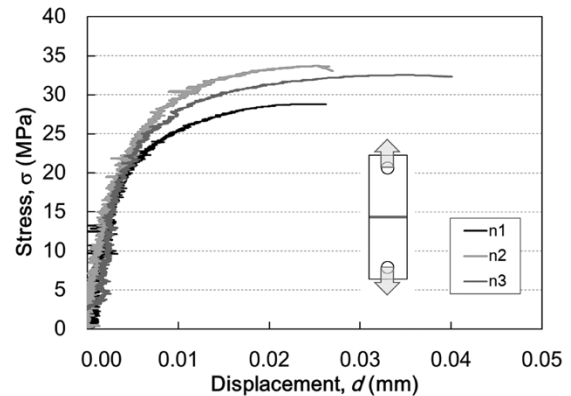


図4 BJ引張試験による応力-変位曲線
Fig. 4 Stress-displacement curves obtained by BJ tensile test

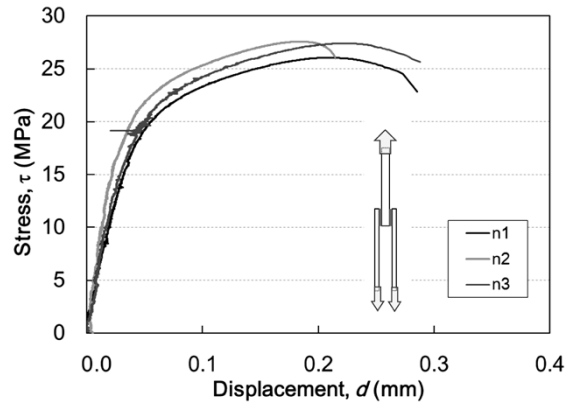
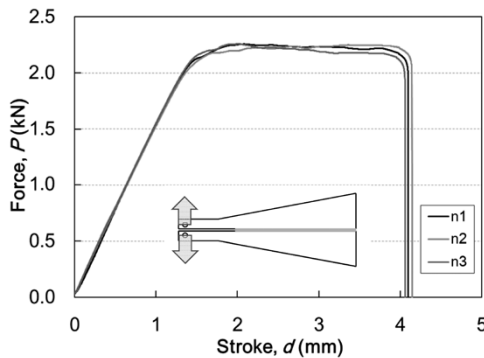
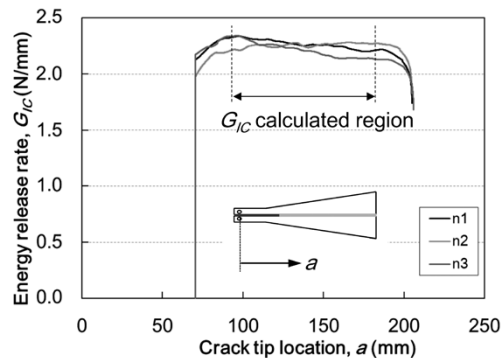


図5 DLJせん断試験による応力-変位曲線
Fig. 5 Stress-displacement curves obtained by DLJ shearing test



(a) 荷重-ストローク曲線
(a) Force - Stroke curves



(b) 式(2)より算出した G_{IC}
(b) G_{IC} calculated by Eq. (2)

図6 TDCB試験結果

Fig. 6 Results of TDCB test

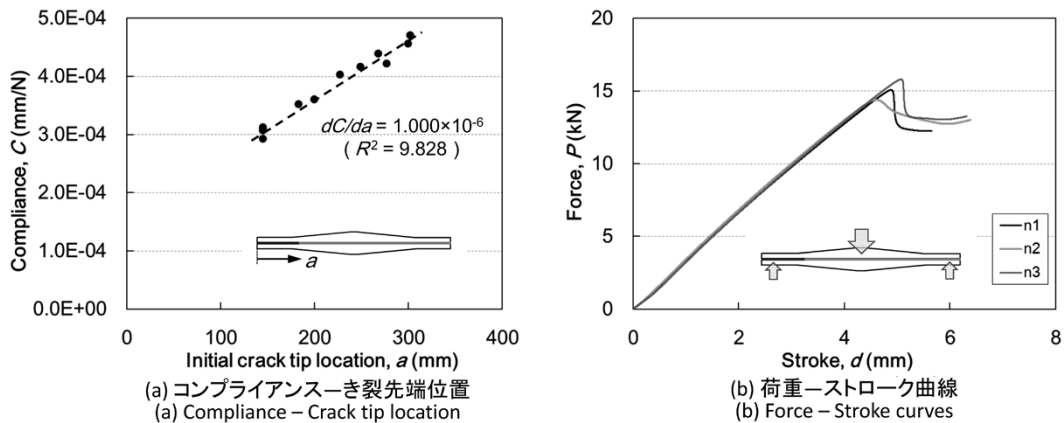


図7 TENS試験結果
Fig. 7 Results of TENS test

その結果として2.25 N/mmが得られた。

3.5 TENS試験

初期き裂長さ a を145~300 mm間で任意に変化させた試験により得たコンプライアンス C と a の関係を図7(a)に、 $a=145$ mmとした場合の荷重-ストローク曲線を図7(b)に示す。得られた関係が良好な直線性を示したことから(図7(a)),式(3)を基に dC/da および G_{IC} を算出した結果、11.4 N/mmが得られた。 G_{IC} の結果と比較して、 G_{IC} はその5倍近い値となっており、よりせん断側の延性に優れた接着剤となっていることが理解できる。

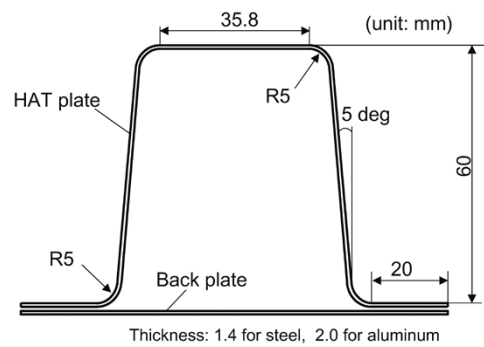


図8 HAT試験体の断面形状
Fig. 8 Cross sectional schematics of HAT specimen

4. HAT部材ねじり・軸圧壊を対象とした精度検証

4.1 HAT部材のねじり・軸圧壊試験方法

全長300 mmのHAT部材(図8)を対象に、接着接合部のCAE精度検証を目的とした試験およびFEM解析を実施した。実施した試験は、剛性評価を目的としたねじり、およびEA評価を目的とした軸圧壊の2種類とした。用いた材料は、ねじり試験に対して板厚1.4 mmの980 MPa級鋼板を、軸圧壊に対しては板厚2.0 mmの6000系アルミ板を用いた。接着剤は2章と同様のものをHATフランジ部全面に塗布しており、ガラスビーズにより0.3 mmの接着厚に制御した。また、いずれの試験でも、点接合のみ、点接合と接着接合併用の2種の条件で試験を行った。点接合は、鋼板に対してはナゲット径 $5\sqrt{t}$ 狙いとしたスポット溶接、アルミ板に対してはSPR (Self Pierce Riveting) を用い、いずれも30 mmピッチで20 mm幅のフランジ中央で接合した。これらは接着剤塗布後に実施しており、点接合実施後に接着剤の熱硬化を行う手順で製作した。なお、いずれの試験体も試験機への接続、固定を目的に試験体の上下端に300 mm角の地板、250 mm角の天板を溶接接合して試験に供した。

4.2 数値解析方法

数値解析には衝撃・構造解析ソフトウェアLS-DYNA® R9.2を用いた。解析モデルを図9に示す。板材はシェル要素でモデル化しており、接着接合部はHATと裏板の両シェル要素間を埋めるようにソリッド要素を配置することでモデル化した。なお、接着厚は試験と同様に

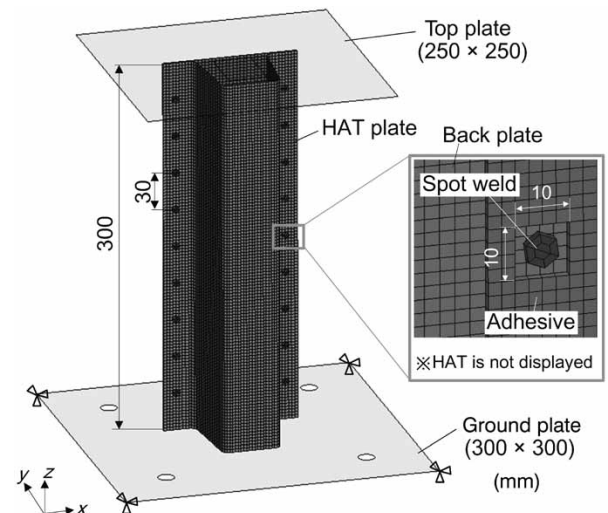


図9 HAT試験体のFEモデル
Fig. 9 FE model of HAT specimen

0.3 mmに設定した。板材の材料特性は、HAT試験に用いたものと同様のものを用いた。点接合部に対しても、別途実施した試験結果に基づき、スポット溶接およびSPRそれぞれを破断まで模擬可能なモデル^{26), 27)}として考慮した。

試験体の製作工程を考えた場合、これら点接合部周辺の接着接合部においては、スポット溶接時の溶接熱に伴う接着層の欠損²⁸⁾による接着剤の無効力化、およびSPR打設時の板の変形による接着厚の制御困難が考えられる。このため、10×10 mmの未塗布空間を一様に設けることで接着接合の影響が過剰に発現することを抑

制した。境界条件は地板を完全拘束とし、荷重条件は、ねじり時にはz軸周りに強制回転を、軸圧壊時にはz軸方向に強制速度を天板に対して付与した。

4.3 HATねじり試験とCAE精度検証結果

ねじりモーメント-ねじり角度の関係を図10に示す。ねじり剛性は、線形性が確認できるねじり角2 degまでの範囲より算出した。その結果を表2に示す。試験結果と解析結果のねじり剛性には少しの差異がみられるものの、点接合に対する接着の剛性向上効果は試験と解析のいずれでも12~13%と、精度良く一致していることが確認された。

4.4 HAT軸圧壊試験と精度検証結果

接着剤を塗布した試験体における軸圧壊後の様子を図11に示す。圧壊による蛇腹状の変形がみられるとともに、その変形領域を中心に接着部の破断が確認できる。また、観察した範囲では凝集破壊の発生を確認した。解析により得られた各変位 ($d=20, 60, 100$ mm) ごとのHAT部材の変形状態を図12に示す。なお図中には、接着接合部の破断状況が確認できるように板材を透明表示した図も併せて示した。蛇腹状の変形領域周辺において接着剤要素の削除、すなわち接着剤の破断が確認でき、その領域は圧壊が進むにつれ拡大していく様子が確認できる。この傾向は試験結果と同様であり、部材の圧壊に伴う接着接合部の破断挙動を正しく模擬できていると考えられる。

つぎに、試験および解析により得られた荷重-変位曲線を図13 (a) に、また荷重を変位で積分することで得た100 mm圧壊時のEAを図13 (b) に示す。接着の有無にかかわらず試験結果より解析結果の方が低くなっているが、いずれの結果も接着剤を使用した場合に高いEA

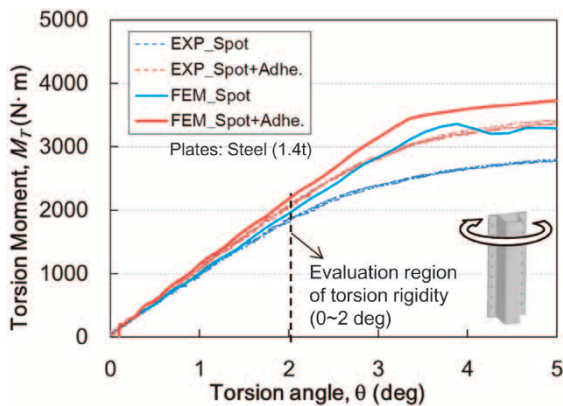


図10 ねじりモーメント-ねじり角度の実験結果と解析結果の比較
Fig.10 Comparison between experimental and analytical results in relationship between torsional moment and torsional angle

表2 試験ならびに解析により得られたねじり剛性の比較

Table 2 Comparison of torsional rigidity between experiments and analyses

Results	Joining method	Rigidity (N·mm/deg)
EXP (Ave.)	Spot Weld	890.1
	Spot Weld + Adhe.	1014.6
FEM	Spot Weld	945.12
	Spot Weld + Adhe.	1062.9

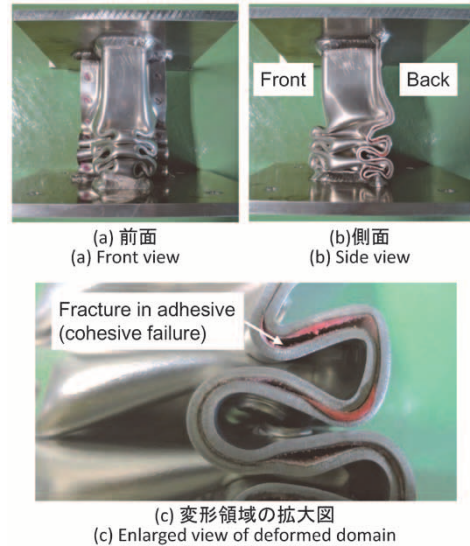


図11 接着接合したHAT試験体の軸圧壊後写真
Fig.11 Photos of HAT specimen with adhesive joining after axial crushing test

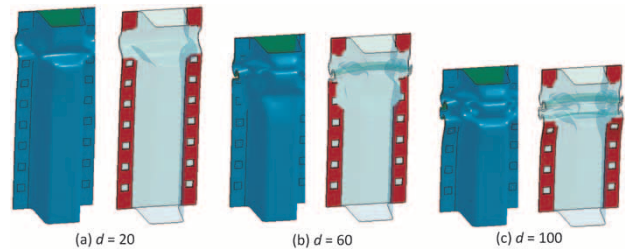
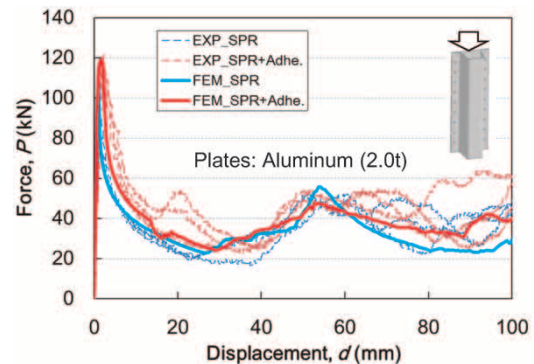
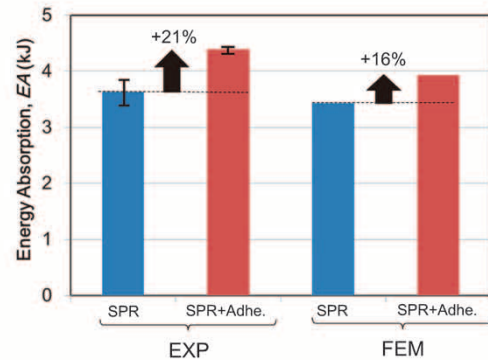


図12 HAT試験体の軸圧壊変形挙動の解析結果
Fig.12 Analytical results for axial crushing behavior of HAT specimen



(a) 荷重と変位の関係
(a) Relationship between force and displacement



(b) 100mm変位でのEA
(b) EA in $d=100$ mm

図13 HAT試験体軸圧壊におけるエネルギー吸収の試験結果と解析結果の比較

Fig.13 Comparison of energy absorption in HAT axial crushing between experimental and analytical results

が得られている。接着接合によるEA向上効果では、試験では平均で約21%、解析では約16%となった。両者で差異はみられるものの、接着接合によるEA向上効果を再現できていることが確認できた。EA向上効果に差異が生じた原因として、フランジ内側のコーナ部における接着状態の違いが考えられる。解析ではフランジのみに接着剤を配置したが、HAT部材製作時には接着剤塗布の厳密な制御が難しく、接着剤のはみ出しによりフランジ内側のコーナ部にまで接着範囲が及ぶこととなる。接着接合によるEA向上効果は、2枚の板で構成される部材断面が接着接合により一体として変形に抗した結果²⁹⁾と考えられ、そのなかでもコーナ部の寄与が大きいとする報告³⁰⁾もなされている。図12 (b) に示した接着部破断の様子からも、フランジ内側からの接着部破断が確認でき、コーナ部の重要性を支持する結果となっている。したがって、このような領域を正確に考慮することにより、さらなる精度向上が図れると考えられる。

むすび = 本稿では、車体構造への適用が今後増加するとみられる接着接合に関して、構造部材の評価に活用できる接着接合部を対象とするCAE技術の構築を目的に検討を行った。まずは準静的な条件において、接着接合部の強度・破壊を評価できる試験を選定、実施することで接着接合部の物性を取得した。得られた物性を用いて、HAT部材のねじりおよび軸圧壊を対象にCAEの精度検証を実施した。その結果、接着接合によるねじり剛性、およびEA向上効果をおおむね再現できたことから、構築したCAE技術が構造部材の評価に活用できることを確認した。

今後は、CAEのさらなる精度向上に取り組みつつ、動的試験を実施することによって接着接合部のひずみ速度依存性を確認することで、衝突評価への適用を目指していく。

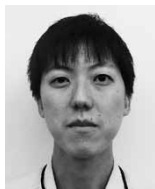
参 考 文 献

- 1) 西野浩介. 三井物産戦略研究所戦略研レポート. 2017.
- 2) Proceedings of 17th EuroCarBody. 2015.
- 3) 吉田多貴夫ほか. 自動車技術会シンポジウム. 1991, p.151-157.
- 4) 岸本泰秀ほか. 自動車技術会シンポジウム. 1991, p.165-166.
- 5) Proceedings of 20th EuroCarBody. 2018.
- 6) B. Smith et al. CAR Technology Roadmaps. 2017.
- 7) A. Matzenmiller et al. J. Mech. Mater. Struct. 2010, Vol.5, No.2, p.185-211.
- 8) F. Burbulla. Thesis, Institute of Mechanics, Kassel University. 2013.
- 9) 阿部徳秀ほか. 日本接着学会誌. 2018, Vol.54, No.10, p.358-366.
- 10) F. Burbulla et al. 10th European LS-DYNA Conference. 2015.
- 11) S. Marzi et al. 7th European LS-DYNA Conference. 2009.
- 12) 鎮西将太ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.76-81
- 13) S. Marzi et al. 7th European LS-DYNA Conference. 2009.
- 14) M. May et al. Eng. Frac. Mech. 2015, Vol.133, p.112-137.
- 15) LSTC, LS-DYNA keyword user's manual. 2017.
- 16) 結城良治ほか. 材料. 1989, Vol.39, No.443, p.21-26.
- 17) F. Ducept et al. Int. J. Adhes. Adhes. 2000, Vol.20, Issue 3, p.233-244.
- 18) T. Furusawa et al. 16th European Conference on Composite Materials. 2014.
- 19) ISO 527-2. 2012.
- 20) ASTM D3528-96. 2002.
- 21) ISO 25217. 2009.
- 22) S. Marzi. Eur. Phys. J. Special Topics. 2012. Vol.206, Issue 1, p.35-40.
- 23) L. F. M. da Silva et al. Testing Adhesive Joints, Wiley-VCH. 2012.
- 24) 丹羽省三. 自動車技術会シンポジウム. 1991, p.12-19.
- 25) S. Marzi et al. Int. J. Adhes. Adhes. 2011, Vol.31, Issue 8, p.840-850.
- 26) F. Seeger et al. LS-DYNA Anwenderforum. 2008.
- 27) M. Bier et al. 9th European LS-DYNA Conference. 2013.
- 28) 榊原利盛ほか. 自動車技術会シンポジウム. 1991, p.111-113.
- 29) 西野 誠ほか. 自動車技術会シンポジウム. 1991, p.167-170.
- 30) 富士本博紀ほか. 機論. 2019, Vol.82, No.839.

(技術資料)

自動車構造部材向けアルミニウム合金パネル材の抵抗スポット溶接

Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy Sheets for Automotive Structural Members



青木拓朗*¹
Takuro AOKI



松本 剛*¹
Tsuyoshi MATSUMOTO

For weld joining in the application of aluminum panels to automotive structural members, there are high expectations that resistance spot welding will be adopted, since it has been widely used for steel and requires no secondary materials. This paper introduces a servo-electrical robot welding gun system, recently released in the market, which has been adopted to the resistance spot welding of aluminum alloy sheets with a thickness of 2 mm, examines the conditions of its application, and reports the evaluation results for the joints. For a sheet of KS6K21-T4 with a thickness of 2 mm and a sheet of JIS A5182-O with a thickness of 2.3 mm, 300-spot electrode tip life was verified by a tensile shear test and cross tension test, which confirmed that the strength was stably maintained, especially after 100 spots. As for fatigue strength, the fatigue limit strength was evaluated to establish a guideline for application to structural members.

まえばき = 地球温暖化防止に貢献する取り組みの一つとして自動車の軽量化が進められている。アルミニウム合金材（以下、アルミ材という）の採用は従来、その有効な手段の一つとしてフードやフェンダなどの主に外殻部材に採用されてきた。さらに、昨今の接合や成形技術の進展に伴い、ドアやボデー構造などへのアルミ材の適用箇所拡大が期待されている。

アルミ材が多く採用された自動車においては、接合技術としては現状、信頼性および高品質化の観点からセルフピアスリベット、フリクシヨンドリルスクリューなどの機械的締結が主流となっている。

いっぽう、抵抗スポット溶接は、アルミ材の特性である高い熱伝導率や低い電気抵抗、強固な酸化膜の存在などから、板厚1 mm前後のアルミ材への適用にとどまっていた。近年、サーボモータ加圧方式やデジタル式タイマを搭載した制御性能の高い抵抗スポット溶接ロボットシステムが台頭しつつあり、より板厚の大きいアルミ材への適用も視野に入ってきた。しかしながら、板厚1 mm前後のアルミ材では多くの検討事例があるもの^{1)~3)}、厚板での検討事例は少ない。

本稿では、さらなる適用箇所拡大を想定し、自動車骨

格構造部材向けの板厚2~3 mmのアルミ材について、サーボガン抵抗スポット溶接ロボットシステム（以下、サーボRSWロボットという）による溶接の指針となるベンチマーク試験を行ったのでその結果について報告する。

1. 6000系板材の抵抗スポット溶接性評価

1.1 供試材および実験方法

まずは、供試材として板厚2.0 mmのKS6K21-T4板材（以下、KS6K21材という）を用いた評価結果について報告する。KS6K21材の成分および機械的性質を表1に示す。評価に用いた溶接装置は、直流インバータ制御式電源によるサーボRSWロボットである。加圧力および通電時間は、板厚 t に対してナゲット径が $5\sqrt{t}$ 以上となる条件とした。溶接条件を図1(a)に示す。なお、一般的な溶接条件である単通電条件と、アルミモード溶接条件（ナ・デックス社製タイマーに搭載⁴⁾にて比較を行った。アルミモード溶接条件とは、溶接直後に溶接電流を瞬時に停止せず、ナゲット近傍の温度勾配（こうばい）が緩やかになるように電流を制御することによって溶融部を徐冷し、溶接欠陥を抑制するものである。メイン通電は単通電条件とした。図1(a)に示した溶接条件は、単

表1 KS6K21-T4板材およびJIS A5182-O板材の成分および機械的性質

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of KS6K21-T4 and JIS A5182-O alloy sheets

Alloy	Chemical compositions (mass%)					TS (MPa)	YS (MPa)	El. (MPa)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg			
KS6K21-T4	0.8~1.5	0.05~0.20	0.01~0.11	0.02~0.10	0.45~0.7	275	155	31
JIS A5182-O	≤0.2	≤0.35	≤0.15	0.20~0.50	4.0~5.0	290	145	21

*¹ アルミ・銅事業部門 技術部

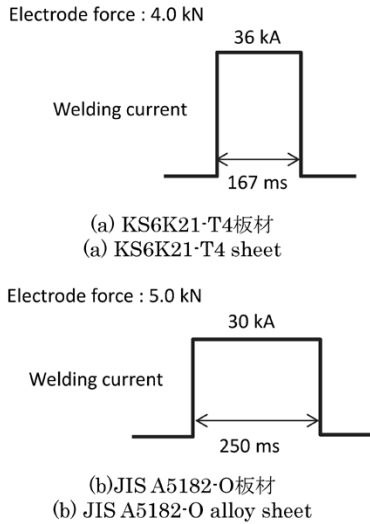


図1 KS6K21-T4板材およびJIS A5182-O 板材の溶接条件
Fig. 1 Welding conditions of KS6K21-T4 and JIS A5182-O alloy sheets

通電条件である。また、電極はR型で、先端径 ϕ 19 mm, R100, クロム銅 (Cu-1%Cr) 製で導電率75%IACSのものをを用いた。光学顕微鏡によって溶接部の断面マクロ観察を行うとともに、溶接継手の機械的特性評価は、引張せん断試験および十字引張試験による300打点の連続打点試験、および動的疲労試験により行った。引張試験および疲労試験はそれぞれJIS Z3136, Z3137およびZ3138準拠の試験片を適用した。静的引張試験での引張速度は10 mm/min, 疲労試験の周波数は20~30Hz, 荷重比R=0.1 (正弦波) とし、軸力応力方向とした。

1.2 実験結果および考察

1.2.1 溶接条件の適正化

一般的な溶接条件である単通電条件を用いたときの溶接部断面マクロを図2 (a) に示す。KS6K21材は凝固割れ感受性が高いため、板厚方向に大きな溶接割れが発生していることがわかる。いっぽう、アルミモード溶接条件を用いて溶接したときの溶接部断面マクロを図2 (b) に示す。本溶接条件を適用することによって溶接割れが抑制可能となった。また、本溶接条件を用いて連続打点試験および疲労試験を実施した。

1.2.2 連続打点試験

引張せん断試験の300打点連続試験結果を図3⁴⁾に示す。1~100打点にかけては継手強度が減少していた。この原因は以下のように考えられる。すなわち、連続打点においてはクロム銅電極とアルミ材の間で銅とアルミ材の金属間化合物が形成され、電極からアルミ材へのピックアップ脱離が起こることによって銅電極が汚損損耗する¹⁾。その結果、溶接時の通電径が打点初期よりも増加して電流密度が減少し、ナゲット径が減少したと考えられる。100打点近傍では強度が下げ止まり、これ以降は安定化する。この領域での継手強度の下限値は約3.7 kNであった。これは、電極汚損状態と溶接時の通電径が100打点近傍で安定化したことが要因と考えられる。なお、この下限値はJIS Z3410の最小強度を満足している。また、破断形態としてはいずれも界面破断 (Interface failure) となっていた。

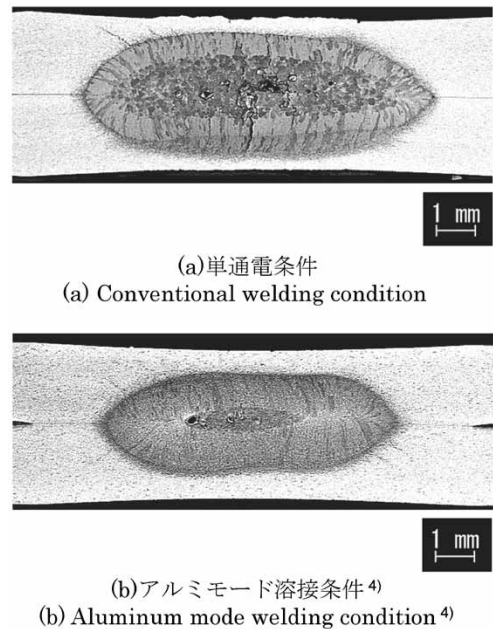


図2 KS6K21-T4板材の溶接部断面マクロ組織
Fig. 2 Cross Section of KS6K21 alloy

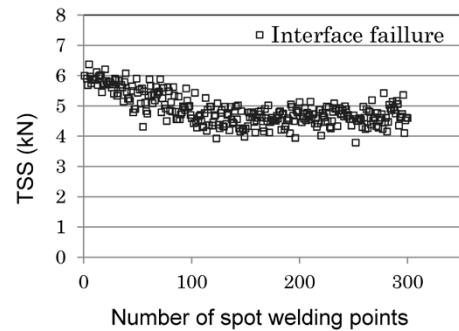


図3 KS6K21-T4板材継手の引張せん断強度に及ぼす溶接打点数の影響⁴⁾

Fig. 3 Influence of number of spot welding points on tensile shear strength of KS6K21-T4 alloy weld joint⁴⁾

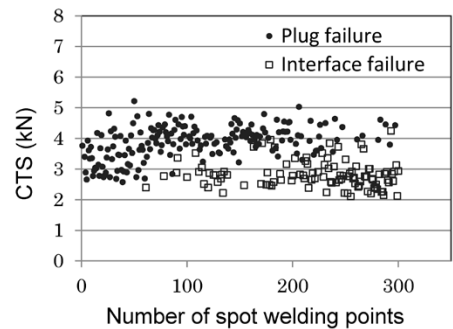


図4 KS6K21-T4板材継手の十字引張強度に及ぼす溶接打点数の影響⁴⁾

Fig. 4 Influence of number of spot welding points on cross tension strength of KS6K21-T4 alloy weld joint⁴⁾

十字引張試験の300打点連続試験結果を図4に示す。破断形態として、界面破断と、母材で破断し溶接部がボタン状に残存するプラグ破断 (Plug failure) とが混在しており、連続打点数の増加に伴って界面破断の割合が増加する傾向がみられた。これは、引張せん断試験と同様、電極損耗によるナゲット径の減少が要因と考えられる。また、継手強度の下限値は約2.1 kNとなっていた。

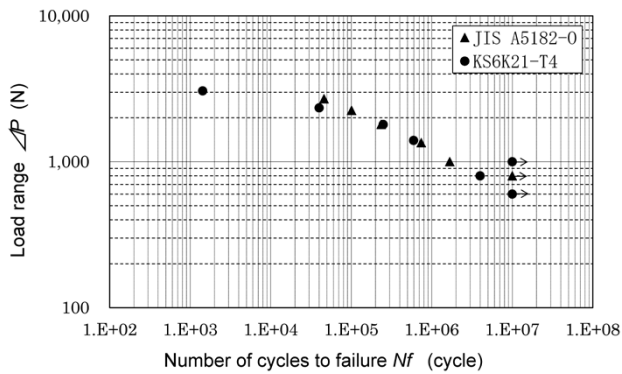


図5 KS6K21-T4板材およびJIS A5182-O板材継手の疲労試験結果
Fig.5 Fatigue test results of KS6K21-T4 and JIS A5182-O alloy weld joint

1.2.3 疲労試験

疲労試験結果を図5に示す。繰返し数 1.0×10^7 回以上で破断に至らない荷重範囲値を疲労限界強度とした場合、その値は600 Nであることが検証された。また、繰返し数が高サイクル側では、溶接ナゲットと母材界面から母材方向にき裂が進展しており、溶接ナゲット内にはき裂が進展していなかった。このことから、疲労特性に関して、溶接継手の健全性が示された。

2. 5000系板材の抵抗スポット溶接性評価

2.1 供試材および実験方法

つぎに、板厚2.3 mmのJIS A5182-O板材（以下、5182材という）を供試材として用いた評価結果について報告する。5182材の成分および機械的性質を表1に示す。加圧力および通電時間は、板厚 t に対して $5\sqrt{t}$ 以上のナゲット径が得られる条件とした。溶接条件を図1（b）に示す。そのほかの溶接条件はKS6K21材の評価と同様である。なお、5000系材料ではナゲット内にブローホールが残留しやすい。これは、材料中のMg蒸発とその蒸気の凝固過程での封じ込みが原因である。その抑制のため、溶接施工条件を適正化する余地はあると考えられているものの、まだ達成されていない。いっぽうで既往の研究では、ナゲット内のブローホールが強度に与える影響はほとんどない⁵⁾とも報告されていることから、今回は単通電・単加圧条件にて溶接を行った。

2.2 実験結果および考察

2.2.1 連続打点試験

引張せん断試験の300打点連続試験結果を図6に示す。1～3打点目、100～150打点近傍の範囲に限り継手強度が減少し、下限値は約6.6 kNとなっていた。なお、この下限値はJIS Z3410の最小強度を満足している。継手強度が減少した理由としては、KS6K21材同様、電極損耗による電流密度の減少であると考えられる。本グラフから、電極損耗は初期段階から発生していると考えられるが、100～150打点近傍にかけて電極損耗に大きな変化が発生したものと推察される。また、150～300打点近傍においては継手強度が安定していたが、これについてもKS6K21材同様、150打点近傍で溶接時の通電径が安定化したものと考えられる。なお、破断形態としてはいずれも界面破断となっていた。

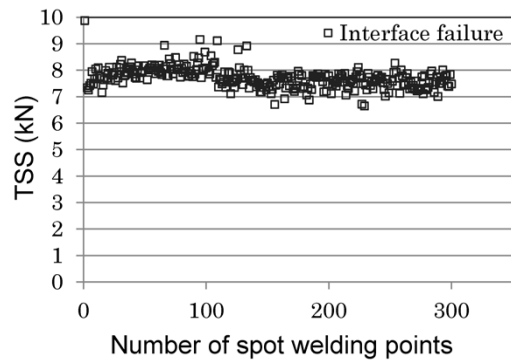


図6 JIS A5182-O板材継手の引張せん断強度に及ぼす溶接打点数の影響
Fig.6 Influence of number of spot welding points on tensile shear strength of JIS A5182-O alloy weld joint

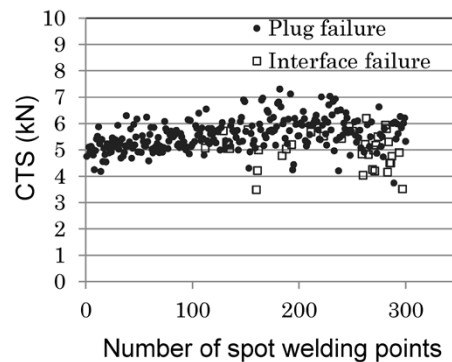


図7 JIS A5182-O板材継手の十字引張強度に及ぼす溶接打点数の影響
Fig.7 Influence of number of spot welding points on cross tension strength of JIS A5182-O alloy weld joint

KS6K21材の結果と比べて連続打点カーブ形状が異なる理由としては、電極表面に形成される金属間化合物相の種類や量がKS6K21材のときと異なっており、それに伴い電極損耗や経時変化の程度に差が現れたことが考えられる。

つぎに、十字引張試験の300打点連続試験結果を図7に示す。破断形態として、プラグ破断および界面破断が混在しており、連続打点していくにつれて界面破断の割合が増えていく傾向がみられた。これは、引張せん断試験と同様、電極損耗によるナゲット径の減少が要因と考えられる。また、下限値は約3.4 kNとなっていた。

2.2.2 疲労試験

疲労試験結果を図5に示す。繰返し数 1.0×10^7 回以上で破断に至らない荷重範囲値を疲労限界強度とした場合、その値は800 Nであることが検証された。また、繰返し数が高サイクル側では、溶接ナゲットと母材界面から母材方向にき裂が進展しており、溶接ナゲット内にはき裂が進展していなかった。このことから、疲労特性に関して、溶接継手の健全性が示された。KS6K21材の継手疲労特性に比べ、大きな差はみられなかった。

これら試験片による疲労試験結果は、アルミ材の抵抗スポット溶接部における設計指針として有効な参考データになるものと考えられ、今後はさらに構造体での評価も検討していきたい。

むすび=アルミ材の抵抗スポット溶接は、その特性上、大電流かつ高加圧力が必要であり、所定強度確保のためのナゲット径 ($5\sqrt{t} \sim 6\sqrt{t}$) を得るのに板厚 1 mm レベル同士の施工が現実的とされてきた。今回、最新のロボット式抵抗スポット溶接システムを用いることによって得られた知見やデータは、板厚 2 mm レベルでも所定のナゲット径および継手強度を安定して得られることが検証され、実用的な接合手法の選択肢として取り扱うことができると考える。自動車ボデー構造部位へのアルミ材と抵抗スポット溶接の適用裾野拡大を期待したい。

参 考 文 献

- 1) 溶接学会軽構造接合加工研究委員会. 薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接. 産報出版, 2008, p.195-246.
- 2) 今村美速ほか. 溶接学会論文集. 1995, Vol.13, No.1, p.54-64.
- 3) 岩瀬 哲ほか. 軽金属溶接. 2002, Vol.40, No.5, p.8-14.
- 4) 佐橋賢治ほか. 溶接技術. 2018, Vol.66, No.3, p.59-64.
- 5) 阪口 章. 軽金属. 1978, Vol.28, No.9, p.469-480.

(技術資料)

ワイヤ送給制御アーク溶接専用ソリッドワイヤ「Fシリーズ」

Solid Welding Wire "F series" Suitable for Wire-Feed Controlled Arc Welding



井海和也*¹
Kazuya IKAI



喻 ジン*¹
Jing YU



横田泰之*¹
Yasuyuki YOKOTA

Wire-feed controlled arc welding is a welding method in which droplet transfer is controlled by the precise synchronization of current waveform and push-pull feeding of wire to greatly reduce spattering. Although this welding method is mainly used for the thin steel sheets in automobiles and automotive parts, the wear resistance of contact tips has been posing a major issue. The surface condition of the newly developed wire has been controlled so as to achieve excellent wear resistance. In addition, this technology has provided the basis for (1) a new welding wire, which reduces welding slag causing paint defects in automobile underbody parts, and (2) another new welding wire, which reduces the pore defects generated when welding galvanized steel sheets.

まえがき = IoTやAI活用による製造プロセスの技術革新は、工場の完全自動化を現実し、生産性を飛躍的に向上させるといわれている。例えば、ドイツは「インダストリー4.0」と呼ばれる国家戦略的プロジェクトを推進している。知能を持った生産ラインの連携により、高品質、高効率となる製造条件が短時間かつグローバルに共有化されるといわれている。

自動車産業においては、ロボットが積極的に活用されるなど製造プロセスの自動化は既に高い水準にある。生産ラインのなかでも鋼の接合プロセスに関しては、車体軽量化を目的とした超ハイテン鋼やアルミ合金の同材・異材接合箇所が増加している。このため、欠陥のない高品質な溶接継手の実現と、タクトタイムの増加などの生産性向上が目下の課題となっている。

自動車の骨格や足回り部品は一般に、プレス成形した薄鋼板を抵抗スポット溶接やアーク溶接で接合した構造となる。自動車に使用されるアーク溶接の多くは、消耗電極式ガスシールドアーク溶接と呼ばれる接合法で、ロボットに溶接ワイヤを連続的に供給しながら接合する。自動車の溶接工程における自動化の状況は、システム面では、溶接、搬送や検査にロボットを使用することで省人化をおおむね達成できている。またここ数年、トラブルの発見・解決までの時間を短縮する目的で、溶接の前工程から後工程までを一括管理するクラウドシステムが提案されはじめています。

いっぽう溶接材料面では、溶接ワイヤの供給が溶接中に停止しないように、溶接パック間のワイヤを抵抗溶接で事前につなぐことでノンストップで連続溶接できる製品などが採用されている。しかしながら、このような自動化技術が進展してもなお、溶接工程における生産性の追求と溶接継手の品質確保という二つの課題の両立が難

しい。高速溶接、連続溶接化による生産性追求のなかで、溶接欠陥の発生を招き、欠陥の除去・修正に人手を要することから結果的に生産性の低下を招いている。

溶接スパッタはアーク溶接における欠陥の一つである。シールドノズルや部材に付着したスパッタを除去するなどの手直し作業が必要となるだけでなく、シールドノズル先端に付着してシールド不足を引き起こすことにより継手の品質を損なう。溶接時に発生するスパッタの低減は、アーク溶接中の溶滴移行形態を制御することで可能であり、溶接材料¹⁾、溶接電源・機器²⁾、シールドガスなどの各分野で課題解決に向けた研究・開発がなされている。

近年、溶接電源・機器による極低スパッタ化技術として、「ワイヤ送給制御機構を有するアーク溶接システム」(以下、ワイヤ送給制御アーク溶接法という)を搭載した溶接ロボットが普及しつつある。しかしながら、極低スパッタ化を実現する一方で、溶接の長時間化が給電チップの摩耗を進行させ、アーク不安定を引き起こすことで溶接品質の低下を招いている。このような問題を解決するために当社は、ワイヤ送給制御アーク溶接法専用のソリッドワイヤ(Fシリーズ)を開発した。本稿では、ワイヤ送給制御アーク溶接法の概要を説明した後、開発ワイヤの狙いとその特長について紹介する。

1. ワイヤ送給制御アーク溶接法

ワイヤ送給制御アーク溶接法の先駆けは、オーストリア Fronius International GmbHのCMT[®](Cold Metal Transfer)である。欧米の自動車メーカーからの要望がきっかけとなり、薄板溶接施工におけるスパッタ低減や溶接ひずみ軽減、溶落ち防止を追求した結果生み出された技術といわれている³⁾。その後、日本では、パナソニック

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

クスマートファクトリーソリューションズ(株)のActive TAWERS®に搭載されたAWP(Active Wire Process)⁴⁾、(株)安川電機のEAGL(Enhanced Arc robot welding for low spatter)工法、(株)ダイヘンのシンクロフィード^{®5)}、また海外でも本技術の開発、実用化が進んできた。

ワイヤ送給制御アーク溶接法は、電流波形とワイヤ送給方向の正・逆転を同期させることで溶滴移行を制御し、スパッタを大幅に低減する。ワイヤ送給制御アーク溶接法における電流波形とワイヤ送給の模式図を図1に示す。従来の定電圧溶接は、電流や電圧が時間に対してほとんど変動せず、一定の波形となる。また、パルスマグ溶接は、ピーク期間と呼ばれる大電流のパルス電流と、ベース期間と呼ばれる小電流のベース電流を周期的に繰り返す波形となる。いっぽう、ワイヤ送給制御アーク溶接法は、アーク期間と短絡期間とを繰り返す電流・電圧波形に合わせてワイヤ送給方向を正転、逆転と変化させる点で異なる。

アーク溶接における溶滴移行形態は、シールドガスの組成と使用電流域に応じて変化する⁶⁾。電源・機器メーカーは、ワイヤ先端に形成した溶滴にかかる力(電磁ピンチ力、熱的ピンチ力、アーク力)のバランス関係のなかで、電流、電圧・送給を制御することで溶滴移行制御を可能にしてきた。パルスマグ溶接の溶滴移行は、ピーク電流期間で溶滴を形成し、ベース期間で溶滴を離脱させることによってスプレー移行を広い電流範囲で実現する。いっぽう、ワイヤ送給制御アーク溶接法は、電流・電圧波形とワイヤ送給方向を同時制御することでワイヤ先端の溶滴を溶融池に接触させながら移行させる、いわゆる短絡移行を広い電流域で実現する。

ワイヤ送給制御アーク溶接法における溶滴移行形態と電流・電圧波形との関係を図2に示す。短絡移行で発生するスパッタは、主に溶融池と溶滴が接触した後の再アーク時に発生する。そこで、ワイヤ送給制御アーク溶接法では、短絡期間ではワイヤ送給方向を逆転(①)させるとともに電流を抑えることで再アークによるスパッタを抑制する(②)。その後、ワイヤが溶融池から引き上がった状況でアークを発生させるとともにワイヤ送給方向を正転(③)させて溶融池に短絡させ、溶滴を移行する、という制御を繰り返すことによって安定した溶滴移行と極低スパッタ化を実現している。

近年、ワイヤ送給制御アーク溶接法は高電流、高速溶接化の方向に進んでいる。溶滴移行の制御が難しい100%CO₂、250 A以上のグロービュール移行となる電流域でも低スパッタ化が可能となってきた⁵⁾。高電流域における溶滴移行の制御は、ワイヤ送給制御の高周波化と、平均ワイヤ送給速度を一定にするワイヤバッファ⁵⁾のような新たな機構を追加することでワイヤの干渉を最小にするなど、ハード・ソフト両面で技術が洗練されることで実現に至った。その結果、同溶接法の課題であった溶込み量も確保可能となり、板厚が大きい足回り部品に一部採用されるまでになってきた。

しかしながら、中～高電流域での極低スパッタ化が現実のものとなるなか、高周波(約100 Hz)のワイヤ正・

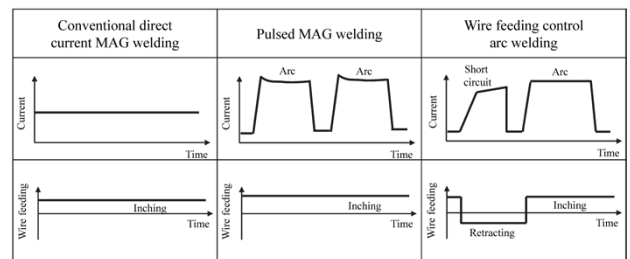


図1 各溶接法における電流波形とワイヤ送給の比較
Fig. 1 Comparison of current waveform and wire feeding in each welding method

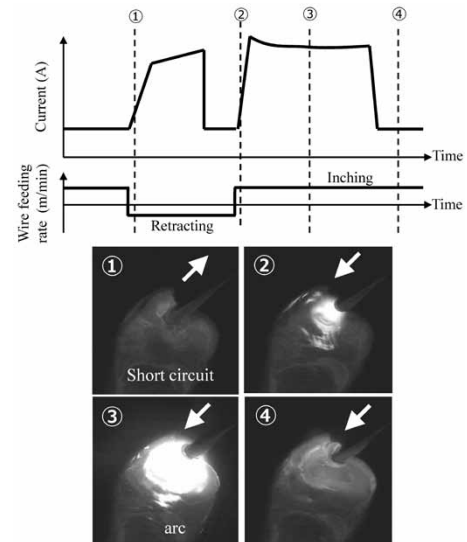


図2 ワイヤ送給制御アーク溶接法における溶滴移行形態
Fig. 2 Droplet transfer by wire feeding control arc welding method (shielding gas: 100%CO₂)

逆転と同時に、高入熱(高ピーク電流値)化が給電チップへの負荷を高めることによって溶接性に悪影響を及ぼすという問題が顕在化してきた。

2. ワイヤ送給制御アーク溶接法専用ワイヤ Fシリーズ

溶接中のアーク安定性は、給電チップにおける溶接ワイヤの通電安定性と関係が深い。ワイヤ送給制御アーク溶接法は、定電圧溶接法と同一溶着量で比較した場合、ワイヤ正・逆転による実質的なワイヤ通過量が増加するため、給電チップへの負荷を高める。

消耗電極式のガスシールドアーク溶接に用いられる給電チップは、全長20~45 mm、直径7~12 mmの円筒形状である。給電チップの中心にはワイヤが通過する穴が設けられており、その穴径は溶接ワイヤ径より数百μm程度大きく設計されている。溶接ワイヤは一定の曲率を持っており、給電チップ穴の内面に接触している。溶接電流は、主に給電チップ先端から溶接ワイヤに供給されるため、給電チップの先端が発熱、溶融し、給電チップ穴の内面が摩耗する。給電チップの摩耗が進行すると、給電箇所が変動するため、アークが不安定となる。また、給電チップ穴が大きくなることにより、被溶接物に対する溶接の狙い位置が変動し、手直し作業の要因となる。これらの問題に敏感な顧客では、給電チップの交換回数を増すなどの現場対応を余儀なくされている。

耐チップ摩耗性の解決策の一つとして、給電チップの材質の変更が挙げられる。各種給電チップの耐久性能の比較を図3に示す。ここでは、クロムやジルコニウムを添加した銅合金チップ、およびニッケルなどを表面にめっきした銅チップ、先端に銀タングステンを埋め込んだ給電チップを対象に調べた。しかしながら、これらの給電チップは一般的に高価であり、顧客の生産コストを高める要因になるため適用は限定的である。

そこで当社は、新たなアプローチとして給電チップの摩耗を軽減するワイヤ送給制御アーク溶接法専用ソリッドワイヤの開発に取り組んだ。本章では、当社が開発したワイヤの汎用タイプ「FAMILIARCTM 注1) MG-1T(F)」, 低スラグタイプ「FAMILIARCTM MG-1S(F)」, および耐気孔性向上タイプ「FAMILIARCTM MG-1Z(F)」の三製品を紹介する。

2.1 ワイヤ送給制御アーク溶接法専用ワイヤMG-1T(F)

MG-1T(F) は、ワイヤ送給制御アーク溶接法専用開発し、自動車向けで使用される軟鋼や440MPa級鋼などの溶接に適用されるJIS Z 3312 YGW12に適合した汎用ソリッドワイヤである。給電チップの摩耗に関しては、過去にソリッドワイヤ表面の銅めっき有無による摩耗機構に関する研究⁷⁾がなされ、ワイヤの表面性状が給電チップ内溝との接触状態を変化させ、摩耗量に影響することが明らかにされている。この点を踏まえて、表面性状を適切に制御したソリッドワイヤを開発し、耐チップ摩耗性を向上させた。以下に、その特性を示す。

2.1.1 耐チップ摩耗性

給電チップの耐摩耗性の調査にあたって、1時間連続でアーク溶接を実施し、評価した。連続溶接試験後の給電チップ先端写真および最大摩耗量を図4に示す。ここで、最大摩耗量は、溶接後のチップ先端部の拡大画像に基づいて計測した最大穴径から溶接前の穴径を差し引いた値と定義した。

ワイヤ送給制御アーク溶接法の最大摩耗量は、従来の定電圧溶接と比較すると一般的に大きくなる。溶接電流200 A、汎用の銅製給電チップで評価した結果、開発ワイヤは従来ワイヤ(YGW12)と比較して半分程度の摩耗量となった。

さらに、開発ワイヤと耐摩耗性を向上した給電チップとを組み合わせた場合の効果を確認した。給電チップの耐摩耗性に及ぼす溶接ワイヤと給電チップの種類の影響を図5に示す。溶接電流を250 Aに設定し、より厳しい溶接条件で耐摩耗性を評価した。高電流化によってチップ摩耗量は図4の結果よりさらに大きくなる傾向であり、銀タングステンチップ、クロム銅合金製チップ、通常の銅チップの順に大きくなった。ワイヤの影響については、開発ワイヤの耐摩耗性は、いずれの耐摩耗チップを使用しても従来ワイヤより向上した。また、アークの安定性も同時に評価しており、1時間経過しても電流・電圧波形の変動幅が従来ワイヤより開発ワイヤのほうが小さいことを確認している。

脚注1) FAMILIARCTMは当社の商標である。




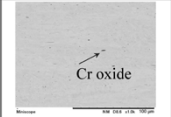
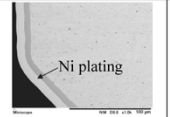
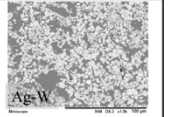
Material	Cu - Cr alloy	Ni coating	Ag-W alloy
Tip appearance			
SEM Images			
Durability	△ (poor)	○ (excellent)	○ (excellent)
Cost	○ (low)	△ (high)	△ (high)

図3 給電チップの材質と耐久性能の比較
Fig. 3 Comparison of material and durability performance of contact tip

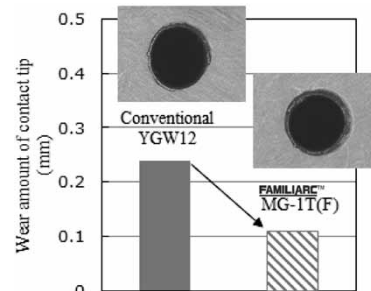


図4 給電チップの摩耗量の比較
Fig. 4 Comparison of wear amount of contact tips (welding current: 200 A, welding speed: 30 cpm, one hour continuous welding, 100%CO₂)

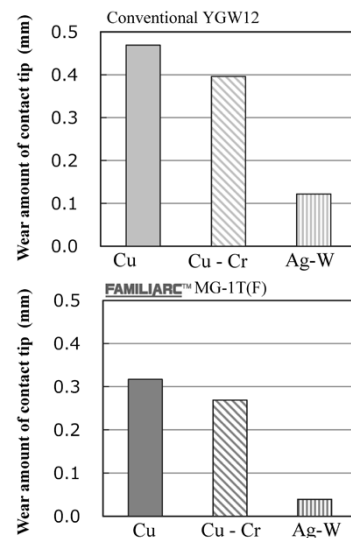


図5 溶接ワイヤによるチップ材質とチップ摩耗量の関係
Fig. 5 Relationship between tip material and wear amount of contact tips by kinds of welding wire (welding current: 250 A, welding speed: 30 cpm, shielding gas: 100%CO₂, one hour continuous welding)

以上の結果より、給電チップの摩耗が問題となる溶接現場においては、適切なワイヤと給電チップの材質を選択することによって給電チップの摩耗量を極小化できるといえる。

2.1.2 ビード形状とスパッタ発生量

図6に溶接後のビード外観と断面形状を示す。2種類のシールドガス(Ar+20%CO₂, 100%CO₂)のいずれでも良好なビード形状が得られている。図7は100%CO₂における溶込み形状に及ぼす溶接速度の影響を示す。開発ワイヤは、従来ワイヤ(YGW12)と化学成分がほぼ同等であり、各溶接速度において同等のビード形状が得られた。

ビードオンプレート溶接時におけるスパッタ発生量を

図8に示す。溶接電流200 Aおよび250 A，シールドガス100%CO₂の溶接条件において，ワイヤ送給制御アーク溶接のスパッタ発生量は従来の定電圧溶接と比較して十分に低値となっている。

以上より，MG-IT(F)は給電チップの耐摩耗性を向上させると同時に，ワイヤ送給制御アーク溶接法による低スパッタ性能が得られるワイヤであるといえる。次節以降で説明する低スラグタイプ「MG-IS(F)」および耐気孔性向上タイプ「MG-IZ(F)」ともに，MG-IT(F)の給電チップの耐摩耗性向上技術をベースに開発した。

2.2 スラグ低減ワイヤMG-IS(F)の概要

自動車向け足回り部品は一般的に，耐錆(たいせい)性を確保する目的でカチオン電着塗装が施される。溶接部に発生するスラグは，電着塗装時に通電を阻害するため塗装欠陥の要因となり，使用環境下において腐食の発生起点となる。ワイヤ送給制御アーク溶接法が適用される電流域の上昇とともに，溶接スラグの発生量も増加する傾向にある。

溶接ビード上の塗装不良を低減する手法としては，①非導電性溶接スラグ(Si主体)の発生抑制，②溶接スラグ凝集による塗装欠陥箇所の低減などがある。①の対策例としては，シールドガス中のCO₂比率を低減すること

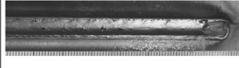
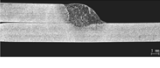


Shielding gas	Bead appearance	Penetration shape
Ar + 20%CO ₂		
100%CO ₂		

図6 FAMILIARC™ MG-IT(F)の溶接ビード外観と溶込み形状
Fig. 6 Bead appearance and penetration shape of fillet welding of FAMILIARC™ MG-IT(F)
(welding current: 200 A, welding speed: 80 cpm, lap welding, SPCC 2.3 mm)

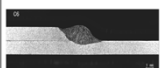
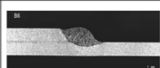
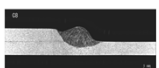
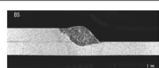
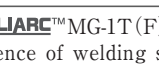
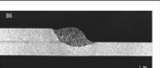
	80cpm (wire feeding rate: 4m/min.)	100cpm (wire feeding rate: 5m/min.)	140cpm (wire feeding rate: 7m/min.)
Conventional YGW12			
MG-IT(F)			

図7 FAMILIARC™ MG-IT(F)の溶接ビード外観と溶け込み形状
Fig. 7 Influence of welding speed on sectional shape of welding bead of FAMILIARC™ MG-IT(F)
(lap welding, shielding gas 100%CO₂, SPCC 2.3 mm)

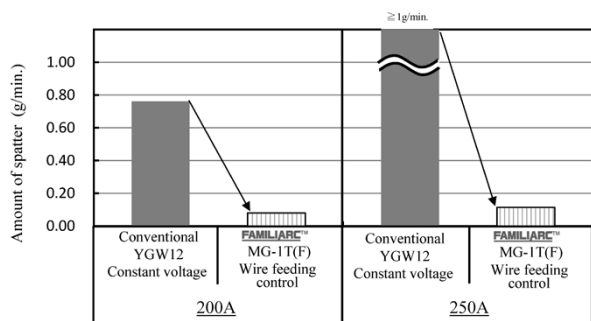


図8 スパッタ発生量の比較
Fig. 8 Comparison of spatter generation (shielding gas: 100%CO₂)

によってスラグ生成量を低減する方法である。しかしながら，ワイヤ送給制御アーク溶接法は，100%CO₂でも極低スパッタ化を可能とすることが最大の特長である。そのため，Ar-20%CO₂から100%CO₂に切り替えて導入するケースもあり，シールドガス中の酸素源低減による対策は現実的ではない。

そこでMG-IS(F)は，溶接ワイヤ中のSiやMn量を抑制することでスラグ源を抑制しつつ，Sを微量添加した設計となっている。Sは，熔融金属の粘性と表面張力を低下させてスラグを凝集させる上記②の効果があり，熔融池上のスラグをアークに追従させながらクレータ部に凝集することが可能となる。

2.2.1 低スラグ性

図9は高速度ビデオカメラを用いて溶接中のスラグの状態を観察した画像である。溶接始端部から50 mmの位置におけるアーク近傍を撮影した。最も明るい部分はアーク，長く伸びた三角の領域が熔融池を表しており，その中に見える球形物が溶接スラグである。従来ワイヤのスラグは凝集しにくく，熔融池と凝固した金属の境界に固まっている様子が観察された。いっぽうMG-IS(F)のスラグは，アークから少し離れた熔融池の中央付近で凝集しながら拡大していく様子が確認された。

従来ワイヤおよび開発ワイヤMG-IS(F)のビード上のスラグ外観を図10に示す。従来ワイヤのスラグはビード表面に点在した状態で存在する。スラグの発生量は，100%CO₂で溶接したビードで増加する傾向にある。いっぽう，MG-IS(F)のスラグはビード定常部に残留せず，クレータ部に凝集している。100%CO₂でも，クレータ部に凝集したスラグの量は増加しているものの同様の傾向を示している。また，クレータ部に凝集したスラグは，ビード定常部に残留したスラグと異なり，自然はく離しやすい特徴も見られた。

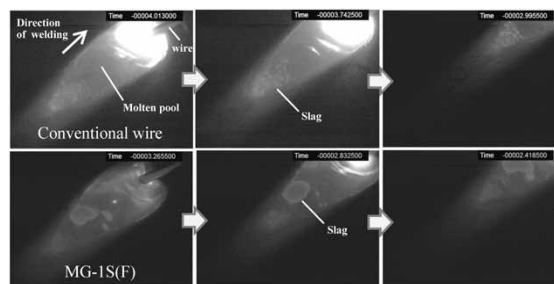


図9 従来ワイヤとMG-IS(F)における溶接中のスラグの高速度ビデオカメラ画像
Fig. 9 High speed video image of slag during welding using conventional wire and MG-IS(F)

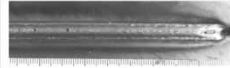

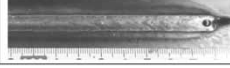
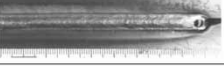
	Bead appearance	
	Ar + 20%CO ₂	100%CO ₂
Conventional wire		
FAMILIARC™ MG-IS(F)		

図10 スラグ生成状況に及ぼす溶接ワイヤとシールドガスの影響
Fig. 10 Effect of welding wire and shielding gas on slag formation condition
(welding current: 250 A, welding speed: 80 cpm, lap welding, SPCC 3.2 mm)

2.2.2 ビード断面形状

図11に開発ワイヤMG-1S(F)のビード断面形状を示す。ワイヤ送給制御アーク溶接法で溶接したビードは短絡溶接で低入熱となるため、一般的に凸形状となりやすい。しかしながらMG-1S(F)は、一般的な溶接ワイヤに比べて溶融金属の表面張力が小さいため、よりフラットでかつ止端部も滑らかな形状となりやすい。

成分制御によるスラグ凝集化は、腐食源となる未塗装部の低減に有効であることを述べた。また、フラットなビード形状は、溶接部近傍の応力集中を緩和することにつながる。

ワイヤ送給制御アーク溶接は、極低スパッタ化を可能とする電流域の上昇により、耐錆性や信頼性を重視する足回り部品への適用が拡大しつつある。そうしたなかでMG-1S(F)は、スラグ低減と止端形状の平滑化により、溶接部の品質および性能向上に大きく寄与することができる製品である。

2.3 耐気孔性向上ワイヤMG-1Z(F)の概要

亜鉛めっき鋼板の溶接では、溶接時の熱によって気化した亜鉛蒸気が溶融金属中に取り込まれた後、その蒸気が大気中に完全に脱離する前に金属が凝固してしまうとピットやブローホールといった溶接欠陥となる。ワイヤ送給制御アーク溶接法は、従来のパルスマグ溶接と比較して短絡移行でかつ低入熱溶接である。このため、アーク力が弱く、耐気孔性が劣化しやすい。

ワイヤ送給制御アーク溶接法においても、溶接電源・システム面から電流・電圧波形を適正化することにより、耐気孔性を向上する取り組みが行われている。例えば、アーク期間における電流値を高く設定し、溶融池内部から亜鉛蒸気の排出を促す方法である。しかしながら、単純に電流値のみを上げると低スパッタ性を犠牲にすることになる。そこで、アーク期間の中盤以降で電流をなだらかに下げつつ入熱を確保するなどの工夫がなされた専用の溶接波形が提案されている⁸⁾。

従来、定電圧溶接やパルスマグ溶接では亜鉛めっき鋼板における耐気孔性を向上する溶接材料の開発がなされている。パルスマグ専用溶接ワイヤMIX-1TS/SE-A1TS⁹⁾などである。亜鉛めっき鋼板用溶接ワイヤの設計思想は、溶融池の粘性を高めることによって亜鉛蒸気が溶融池内に侵入するのを防ぎ、重ね部後方から積極的に排出を促すタイプ、および溶融池の粘性を適正にしてアーク直下から積極的に亜鉛蒸気の排出を促すタイプがある。前述のワイヤは発生した亜鉛蒸気を積極的に排出タイプであり、パルス溶接と組み合わせて使用される。

今回開発したMG-1Z(F)も、アーク直下から亜鉛蒸気を積極的に排出することを企図して設計した溶接ワイ



Welding speed	Bead appearance	Penetration shape
FAMILIARC™ MG-1S(F)		

図11 FAMILIARC™MG-1S(F)のビード外観

Fig.11 Bead appearance of FAMILIARC™MG-1S(F)

(welding current: 250 A, welding speed: 80 cpm, shielding gas: 100%CO₂, lap welding, SPCC 3.2 mmt)

ヤである。具体的には、溶融金属の表面張力を増大させてアークによる掘下げ効果を得ることにより、亜鉛蒸気を積極的に排出する。さらに、アーク直下で抜けきれずに溶融池に入り込んだ亜鉛蒸気に対しては、周期的な電流・電圧波形による溶融池の振動を利用して排出する思想で設計した。

2.3.1 アーク近傍の溶融池観察と継手の耐気孔性

高速度ビデオカメラを用いてアーク近傍の溶融池の状態を観察した画像を図12に示す。MG-1Z(F)は、従来ワイヤ(YGW12)と比較してアーク期間における溶融池の挙動に違いが見られた。従来ワイヤ(YGW12)と比べてMG-1Z(F)の溶融池は、アーク直下で深く沈み込む傾向があり、かつ溶融池中央から後方にかけて気泡が発生する様子が観察された。

亜鉛めっき鋼板溶接継手のビード外観とX線写真を図13に示す。溶接電流は200 Aで、シールドガスはAr+20%CO₂とした。ワイヤ送給制御アーク溶接における電流・電圧波形は亜鉛めっき鋼板専用で作成された溶接モードでなく、通常鋼板向けの一般的な溶接モードで溶接した。ピットはビード外観写真より、ブローホールはX線写真より確認した。従来ワイヤ(YGW12)と比較してMG-1Z(F)は、溶接ビード上のピットおよび溶接ビード内部のブローホールともに減少した。

MG-1Z(F)の耐気孔性に及ぼす電流・電圧波形の影響を図14に示す。溶接電流180 Aにおいて、単位重量あたりのブローホール量は、アーク期間におけるピーク電流値が高いほど、また溶滴形成・移行の1周期が短いほど低減する傾向を示した。本ワイヤの設計思想を反映した結果であり、適切に条件を設定することで、さらにブローホール量を低減できる。

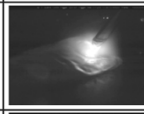
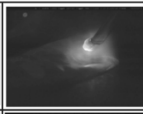
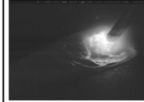
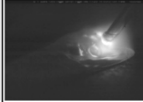
Wire	HSV images	
	Arc	Short circuit
Conventional YGW12		
FAMILIARC™ MG-1Z(F)		

図12 各溶接ワイヤおよび溶接法における溶滴移行形態の比較
Fig.12 Comparison of droplet transfer in welding wire and welding method
(welding current: 200 A, welding speed: 80 cpm, shielding gas: Ar+20%CO₂, lap welding, GA440 2.3 mmt)


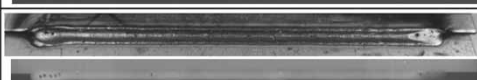
Wire	Bead appearance (upper) / X-ray photograph (lower)
Conventional YGW12	
FAMILIARC™ MG-1Z(F)	

図13 亜鉛めっき鋼板溶接継手におけるビード外観とX線写真の比較

Fig.13 Comparison between bead appearance and X-ray photograph of fillet welding of galvanized steel sheet
(welding current: 200 A, welding speed: 80 cpm, shielding gas: Ar+20%CO₂, fillet welding, GA440 2.3 mmt)

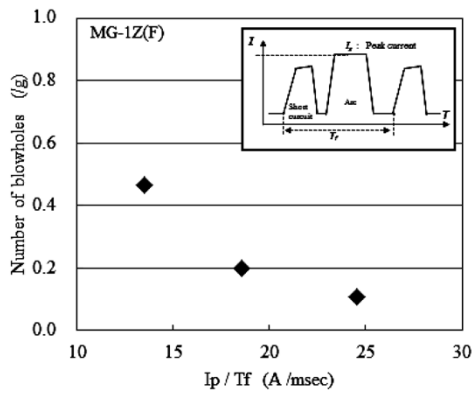


図14 MG-1Z(F)の耐気孔性に及ぼす溶接条件の影響
 Fig.14 Effect of welding condition of MG-1Z(F) on welding defect (welding current: 180 A, welding speed : 55 cpm, shielding gas: 100%CO₂ & Ar+20%CO₂, fillet welding, GA440 2.3 mm)

表1 溶接ワイヤの化学成分
 Table 1 Chemical compositions of welding wire

	JIS Z3312	Chemical composition of welding wire (%)					
		C	Si	Mn	P	S	Other
FAMILIAR TM MG-1T(F)	YGW12	0.05	0.89	1.40	0.006	0.012	-
FAMILIAR TM MG-1S(F)	G43A0C 16	0.04	0.60	1.12	0.010	0.016	-
FAMILIAR TM MG-1Z(F)	G43A2C 0	0.04	0.75	1.23	0.007	0.004	Cr add.

表2 全溶着金属の引張性能および衝撃性能
 Table 2 Tensile and impact properties of deposited metal

	Shielding gas	Tensile test of weld metal			Impact test of weld metal
		0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Charpy absorbed energy 0°C (J)
FAMILIAR TM MG-1T(F)	100%CO ₂	420	529	29	111 (121, 96, 116)
FAMILIAR TM MG-1S(F)		414	509	31	134 (122, 147, 134)
FAMILIAR TM MG-1Z(F)		400	504	32	170 (168, 165, 178)

自動車業界においては、軽量化に伴う薄板化が進展するにつれてワイヤ送給制御アーク溶接法による亜鉛めっき鋼板の溶接箇所も増加している。亜鉛めっき鋼板溶接時の欠陥抑制に関する理論は諸説あり、十分に解決されたとは言いが、MG-1Z(F)はピットやブローホールといった気孔欠陥の低減につながり、溶接部の品質向上やコスト削減に大きく寄与する。

2.4 開発ワイヤの化学成分と溶着金属の機械的性質

表1に開発ワイヤの化学成分を示す。MG-1T(F)の化学成分はJIS Z 3312 YGW12に合致している。本ワイヤを用いてJISに準拠した全溶着金属の各種性能を評価した。全溶着金属の室温引張性能および衝撃性能を表2に示す。MG-1T(F)はJIS Z 3312 YGW12で要求される性能を満足している。MG-1S(F)およびMG-1Z(F)の全溶着金属の引張強度は440MPa級鋼板に対応しており、衝撃値は十分な値を示している。

3. 実工程における評価事例

自動車用バンパレインフォースメントの製造工程において、MG-1T(F)の耐チップ摩耗性を確認した。溶接条件は、溶接電流：160～180 A、溶接速度：50～60 cpm、

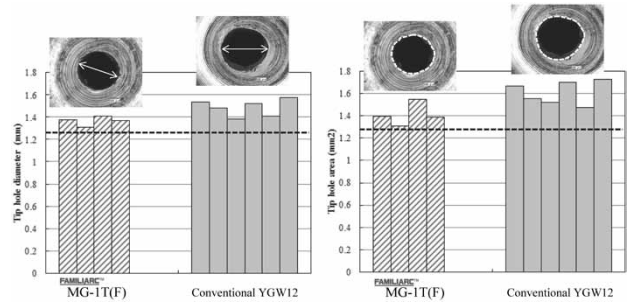


図15 溶接後の給電チップの穴径(左)および穴面積(右)
 Fig.15 Diameter (left) and area (right) of holes of contact tips after welding (current: 160～180 A, welding speed: 50～60 cpm, shielding gas: 100%CO₂)

溶接長：15～40 mm、シールドガス：100%CO₂とし、水平および上向き姿勢で板厚1 mmの重ねすみ肉溶接を行った。当該溶接現場では、溶接2時間ごとに給電チップを交換しており、溶接後の給電チップを回収して給電チップ先端の調査を実施した。

図15に溶接後の給電チップの穴径および穴面積を示す。MG-1T(F)の溶接後給電チップの穴径は、従来ワイヤ(YGW12)より小さい傾向を示した。また、給電チップの穴面積で比較した場合でも、同様の傾向を示した。溶接前の給電チップの穴径を1.26 mmとした場合、MG-1T(F)の穴面積の変化率は13%、従来ワイヤ(YGW12)は29%となっており、MG-1T(F)を用いれば、チップ摩耗面積は従来ワイヤの約半分となる。溶接開始、停止を繰り返すだけでなく製造量も変動する実ラインにおいても、チップ摩耗の低減効果を確認できた。

むすび=ワイヤ表面に特殊な処理を施したワイヤ送給制御アーク溶接法専用ソリッドワイヤ「Fシリーズ」は、給電チップの耐摩耗性を向上できる。さらに、同溶接法の高電流化による自動車足回り部品への適用が広がりを見せるなか、低スラグ化や気孔欠陥の低減といった新たなニーズへの展開ができていく。同溶接法は、レーザーアークハイブリッドや3D積層造形への適用も検討されており、さらなる技術革新が期待される要素技術といえる。いずれの用途においても、溶接の自動化レベルが上がるにつれて長時間溶接時のアーク安定性は溶接品質に重要な影響を及ぼす。「Fシリーズ」の普及が、産業界の競争力向上に大きく貢献することを期待している。

参考文献

- 菅 哲男. 溶接学会誌. 1990, Vol.59, No.8, p.569-573.
- 三田常夫. 溶接学会誌. 1990, Vol.59, No.8, p.564-568.
- 山本次郎. 溶接技術. 2015年2月号, p.63-66.
- 藤原潤司. 溶接技術. 2011年2月号, p.51-56.
- 恵良哲生ほか. 溶接技術. 2015年7月号, p.55-59.
- 鈴木勲一. 溶接学会誌. 2010, Vol.79, No.6, p.564-575.
- 清水弘之ほか. 溶接学会論文集. 2005, Vol.23, No.2, p.220-229.
- 小野貢平ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2017, Vol.212.
- 鈴木勲一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.2, p.24.

(論文)

自動車薄鋼板用溶接スラグ低減技術

Low-Slag Welding Process for Automotive Steel Sheets



山崎亮太*¹
Ryota YAMASAKI



井海和也*¹
Kazuya IKAI



横田泰之*¹
Yasuyuki YOKOTA

A new welding process, called the Hi-Ar process, has been developed with the aim of reducing the weight of automotive underbody parts. This process regards not only the welding wire composition, but also the shielding gas composition, shielding gas nozzle diameter, and welding mode as constituent elements in the process, thereby enabling the simultaneous achievement of slag reduction and porosity defect suppression, which has conventionally been impossible. As a result, the defects originating from slag in the electro deposition coating are suppressed, and the corrosion resistance of the parts is greatly improved. The resulting weld bead has a wide and smooth shape, an advantage that improves fatigue resistance. Furthermore, the application of this concept is expected to improve the corrosion resistance of ultra-high strength steel plates with increased amounts of slag formed thereon.

まえがき = 近年、自動車のCO₂排出量低減を目的とした車両軽量化のため、アルミ合金や樹脂を適用するマルチマテリアル構造の研究^{1)~3)}や、高強度鋼板適用による板金構造薄肉化の開発^{4)~6)}が加速している。自動車部品はその部位ごとに要求される性能レベルが異なり、とくに足回り部品には高い剛性と耐疲労性が要求される。そのため、足回り部品はアーク溶接を多用した板金構造が多く採用されており、軽量化には高強度鋼板適用による薄肉化が効果的である。

しかしながら、鋼板の薄肉化に際しては、腐食減肉による剛性、静的強度、および疲労強度の低下が懸念される。また、腐食を抑制するために亜鉛めっき鋼板を使用した場合でも、溶接部に気孔欠陥が生じることによる継手強度低下の懸念があるうえ、気孔欠陥の完全な制御は困難である。

とくに、アーク溶接後のビード表面には絶縁物であるスラグが不可避免的に生成するため、電着塗装が阻害されて未塗装部が生じ発錆(はっせい)の要因となる。また、溶接ビード止端部は応力集中箇所となるため、この形状が疲労強度に影響を及ぼす。そのため、アーク溶接部の電着塗装不良の改善、気孔欠陥抑制、疲労強度向上を実現することが足回り部品の軽量化には必須であるといえる。

当社では、これまでにスラグ低減による電着塗装不良抑制および亜鉛めっき鋼板での気孔欠陥低減に取り組み、それぞれMX-MIG法⁷⁾、J-Solution™ Zn^{注1)}⁸⁾と呼ばれるアーク溶接法および溶接材料を開発してきた。しかし、これらの手法はワイヤ成分やシールドガス組成と

いった構成要件がトレードオフの関係にあるため各性能の両立が困難であった。

そこで当社は、440~780MPa級鋼板が適用される足回り部品を対象に新たな溶接方法(以下Hi-Arプロセスという)を考案した。また、さらなる軽量化を目的とし、980MPa級鋼板への適用も視野に入れた同手法の改良に取り組んだ。

1. スラグ低減および気孔欠陥低減に対する従来技術

鋼板および溶接材料中のSi、Mnなどの元素が溶接中の高温環境において酸素と反応することにより、スラグは生成する。そのため、スラグ低減のためにはシールドガス中の酸化性ガスの割合を下げ、生成反応そのものを抑制することが有効である。また、溶接ワイヤからSを供給して溶融金属の対流を制御し、溶接終端部(以下、クレータ部という)にスラグを凝集させて塗装不良となる箇所を低減することも可能である⁹⁾。

いっぽう、気孔欠陥低減のためには、溶融池に作用するアーク圧力を強化し、めっき鋼板由来の亜鉛蒸気が溶融金属に取り込まれる前に積極的に外部へ排出することが重要とされる。具体的な方法としては、シールドガス中の酸化性ガスの割合を増加させ、熱的ピンチ効果によりアークを緊縮させる方法が有効である。さらに、S添加量の低減により溶融金属の表面張力を増大させる方法、パルス溶接により瞬間的に高い電気エネルギーを投入する方法も亜鉛ガスの排出促進に有効である。

以上は一般的な知見、あるいは当社がこれまでの技術開発で得た知見であるが、これらの技術はトレードオフの関係にある(表1)。

脚注1) J-Solution™は当社と株式会社ダイヘンの商標である。

*¹ 溶接事業部門 溶接開発部

表 1 スラグ低減と気孔欠陥低減技術の構成

Table 1 Components of welding process for reducing slag and porosity defects

	Process	J-Solution Zn	High S content welding wire	MX-MIG
Characteristics	Porosity resistance	Excellent	Worse	Worse
	Low slag and paint performance	Worse	Excellent	Excellent
Components	Shielding gas	Ar70%-CO ₂ 30%	Ar80%-CO ₂ 20%	Ar100%
	S content of welding wire	Low	High	Low

2. Hi-Arプロセスの考案

2.1 低スラグ性と耐気孔性の両立

冒頭で述べたとおり、足回り部品の軽量化を実現するためには溶接部の塗装不良低減と耐気孔性向上が必須となる。そこで、これらを両立させるべく溶接プロセスの検討に取り組んだ。前提として、自動車業界において広く採用されている、ソリッドワイヤを対象に検討を進めた。

2.1.1 供試材と実験方法

スラグ凝集性に影響を及ぼす元素のS添加量と、スラグ生成反応に影響するシールドガスの組成をパラメータとして重ね溶接を実施した。供試ワイヤの化学組成を表2に示す。

供試鋼板は板厚2.0 mmの440MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板(亜鉛目付量45 g/m²)とした。トーチ傾斜角度は水平方向から55°, 前進後退角は0°とした。溶接長は180 mm, ワイヤ送給量は5 m/min, 電圧は適正值に調整, 溶接速度は60 cm/minとし, パルスMAG溶接を実施した。

2.1.2 低スラグ性に及ぼすシールドガス組成とワイヤ中S量の影響

2値化によりクレータ部を除いた溶接ビードに占めるスラグの総面積を各ワイヤについて求め、スラグ面積率と定義した。スラグ面積率とシールドガス中CO₂比率の関係を図1に示す。S添加量が600 ppmであるWire3は、Ar80%-CO₂20%でもスラグを末端部に凝集可能であった。また、S添加量を200 ppmとしたWire2は、Ar80%-CO₂20%ではスラグ凝集に至らなかったが、Ar95%-CO₂5%までCO₂比率を低下させることによりスラグ総量を減少し、スラグ凝集を達成した。いっぽう、S添加量が最も少ないWire1では、Ar95%-CO₂5%までCO₂比率を低下させても末端部へのスラグ凝集には至らなかった。

2.1.3 耐気孔性に及ぼすシールドガス組成とワイヤ中S量の影響

Sを多量に含有するWire3は、冒頭で述べたように亜鉛めっき鋼板の溶接時に気孔欠陥が発生しやすい。シールドガス中のCO₂比率を増加させることにより、ブローホールを抑制しつつスラグ凝集を維持できる可能性があるが、スパッタの増加を招くという問題がある。そのため、溶接性の観点と合わせて、S添加量の適正化とCO₂比率低減により低スラグ性と耐気孔性の両立を図ることとした。

表 2 供試ワイヤの化学組成

Table 2 Chemical composition of test wires (mass%)

	C	Si	Mn	P	S
Wire1	0.06	0.86	1.41	0.005	0.007
Wire2	0.06	0.60	1.15	0.011	0.020
Wire3	0.03	0.90	1.40	0.010	0.060

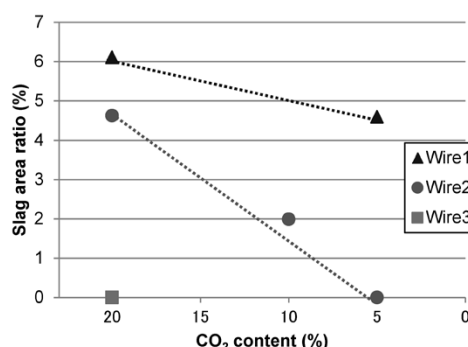


図 1 スラグ面積率とシールドガス中CO₂比率の関係
Fig. 1 Relationship between slag area ratio and CO₂ content of shielding gas

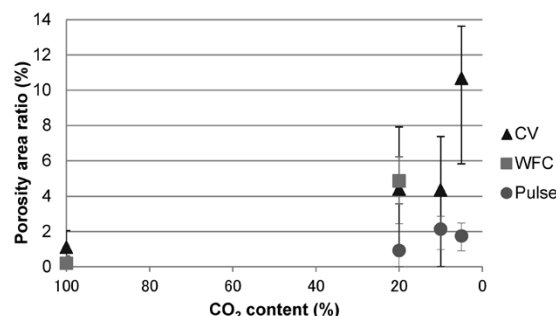


図 2 気孔欠陥占有率とシールドガス中CO₂比率の関係
Fig. 2 Relationship between porosity area ratio and CO₂ content of shielding gas

Wire2について、各溶接モードでの溶接ビードに対する気孔欠陥占有率を図2に示す。溶接ビード全長のX線透過画像を2値化して気孔欠陥の面積を求め、ビード総面積で割った値を気孔欠陥占有率と定義した。従来の知見¹⁰⁾と同様に、CO₂比率の低下に伴い気孔欠陥占有率が増加する傾向を確認した。また、パルス溶接の適用により、Ar95%-CO₂5%でも気孔欠陥占有率を低位に抑えられており、定電圧溶接(図2中CVと表記)やワイヤ送給制御溶接(図2中WFCと表記)と比較しても気孔欠陥占有率は低位に抑えられていた。

2.2 シールドガス流によるスラグ生成状況変化

アーク溶接におけるシールドガスの役割は、アークの安定化と大気中の酸素、窒素の溶接金属への侵入防止である。冒頭で述べたように、シールドガス中の酸化性ガ

スの割合を下げることにより、スラグ生成反応を抑制できる。これに加えて、シールド範囲やシールドガス流速により、スラグ生成反応に及ぼす酸化性ガスの量も変化する。そこで、これらの要素がスラグ生成状況に及ぼす影響を調査した。

2.2.1 実験方法

シールドノズル内径を13, 16, 19 mmの3種類とし、ガス流量を10~30 L/minの範囲で変化させて溶接を実施した。Wire1およびWire2を供試ワイヤとした。その他の溶接条件は2.1節と同様である。

2.2.2 スラグ生成状況に及ぼすシールドノズル内径の影響

Ar80%-CO₂20%, ガス流量20 L/minの条件でWire1を用いて溶接した際のビード外観を図3に示す。ノズル内径が大きくなるにしたがってスラグ面積が減少する傾向が確認できた。そこで、ノズル内径やガス流量がスラグ生成状況に及ぼす影響を詳細に解析するため、高速度ビデオカメラ (HSV) による溶融池の観察を実施した。

2.2.3 溶融池状態に及ぼすガス流速の影響

溶融池のHSV観察像を図4に示す。観察像の中で溶融池の様相が特に大きく異なっていた条件は、ノズル内径：19 mm, ガス流量：10 L/minとノズル内径：13 mm, ガス流量：30 L/minの条件であった。具体的には、ノズル内径：13 mm, ガス流量：30 L/min条件では溶融池後方の凝固界面での酸化物生成量がより多くなっていた。HSV観察の結果、スラグが酸化物を含む凝固界面に接触すると溶接ビード上に残存することが確認された。すなわち、酸化物を除いた実質的な溶融池の大きさがクレータ部へのスラグ凝集の成否を左右すると考えられる。そこで、酸化物を除いた溶融池面積と、溶融池上の円形スラグ単体の面積を算出し、ガス流速に対して整

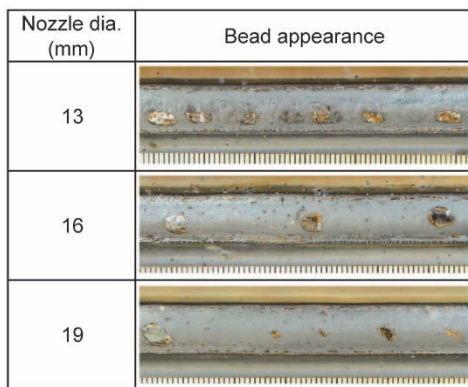


図3 ノズル内径によるスラグ生成状況の差違
Fig. 3 Comparison of slag generation by nozzle diameter

Nozzle diameter (mm)	19	19	13	19	13	13
Gas flow rate (L/min)	10	20	10	30	20	30
Gas flow velocity (m/sec)	0.59	1.18	1.27	1.77	2.53	3.80
HSV image						

図4 溶融池のHSV観察像
Fig. 4 HSV images of molten pool

理した。この結果を図5に示す。酸化物を除いた溶融池の面積とスラグ単体の面積はそれぞれ、ガス流速の最も遅い場合の値を基準とした比率で表している。

実質的な溶融池の面積比率は、ガス流速の増加に伴い小さくなる傾向を示した。この要因については、斉藤らの報告¹¹⁾にあるように、シールドガス流と大気との速度差が増大したことで、シールドガス流に引き込まれる大気量が増加したためと考えられる。

いっぽうで、スラグの面積比率とガス流速との相関は認められなかった。この点に関して、スラグ面積比とシールドガス流量の関係を図6に示す。ノズル内径：13 mm, ガス流量：10 L/minの結果を除いては、ノズル内径によらずガス流量の増加に伴いスラグ面積率は増加する傾向が得られた。このことは、シールドガス流量の増加によって、溶融池近傍に供給されるCO₂の絶対量が増加していることを示していると考えられる。ノズル内径：13 mm, ガス流量：10 L/minの結果は、シールド不良が生じたためにスラグ生成量が増加したと推測される。

以上の結果から、スラグを安定して溶接終端部に凝集させるためには、ノズル内径を大きくし、ガス流速を低減することによりスラグをアークに追従させられる実質的な溶融池面積を大きくすることが有効といえる。

2.3 鋼板強度がスラグ生成状況に及ぼす影響

鋼板強度を上昇させるために多用されるSi, Mnなどの合金元素は、スラグ生成を促進する。そのため、プロセスの実用性の観点からは、440MPa級以上の高強度鋼板に対してもスラグ凝集による塗装不良の改善が必要であると考える。これまでの検討で得られた条件下 (ワイ

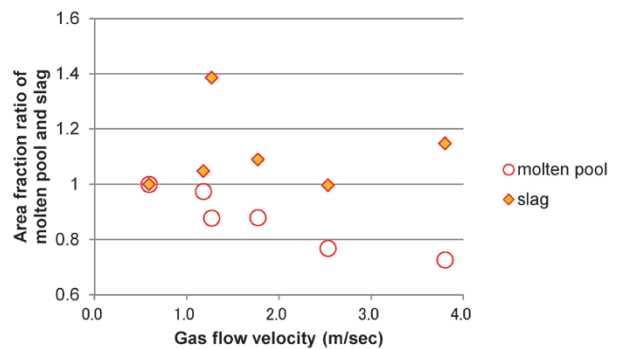


図5 溶融池およびスラグ面積比とガス流速の関係
Fig. 5 Relationship among area fraction ratio of molten pool, slag and gas flow velocity

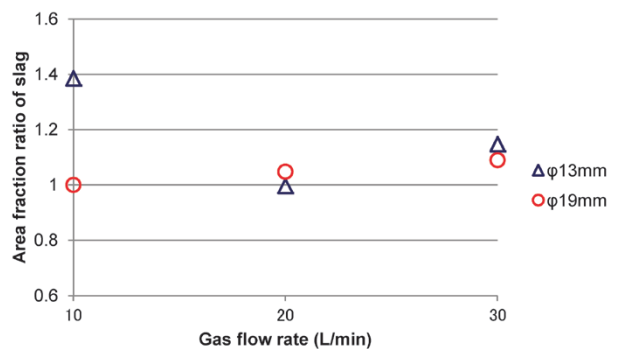


図6 スラグ面積比とシールドガス流量の関係
Fig. 6 Relationship between area fraction ratio of slag and gas flow rate

ヤ中のS量：200 ppm程度，シールドガス組成：Ar95%-CO₂ 5%，シールドガスノズル内径：19 mm，溶接モード：パルス溶接）で鋼板強度によるスラグ生成状況の差違を調査した。

板厚：2.0 mmの440～780MPa級非めっき鋼板を用いて重ねすみ肉溶接を実施した際のビード終端部近傍の外観を図7に示す。いずれの鋼板においてもスラグが終端部に凝集しており，塗装不良部の低減が期待できる結果となった。しかしながら，鋼板の高強度化に伴い，終端部に凝集したスラグの剥離性は悪化する傾向があった。これは，鋼板に含まれるSi，Mn，Ti，Al等の元素の量が変化し，スラグ自体の組成が変化したことが要因と考えられる。

3. Hi-Arプロセスの効果

自動車足回り部品の軽量化を達成すべく，低スラグ性と耐気孔性を両立する新たな溶接方法として，①S微量添加ワイヤ，②高Ar組成シールドガス，③太径ノズル，④パルス溶接を組み合わせたHi-Arプロセスを開発した。続いて，本プロセスにより得られた溶接継手の各種性能について評価を行った。

3.1 塗装後耐食性

Hi-Arプロセスで作製した溶接継手の塗装後耐食性を腐食促進試験により評価した。比較材（従来プロセス）は，一般的なソリッドワイヤ（JIS Z 3312 YGW12相当）とAr80%-CO₂20%のMAG溶接で作製した。鋼板は板厚2.0 mmの440MPa級非めっき鋼板とした。溶接後にりん

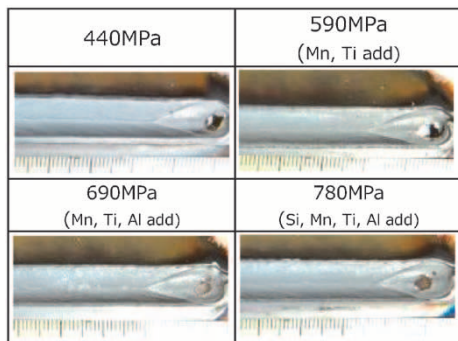


図7 440～780MPa級鋼板溶接部のビード外観
Fig. 7 Bead appearance of 440-780MPa class steel sheet

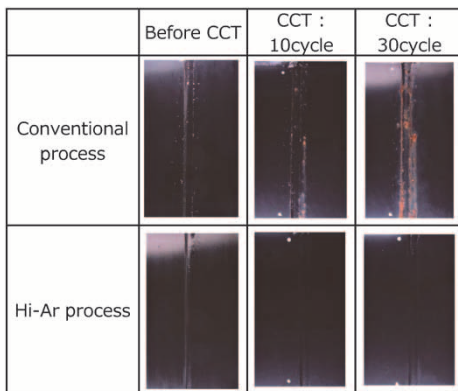


図8 従来プロセスとHi-Arプロセスの塗装後耐食性比較
Fig. 8 Comparison of corrosion resistance after coating between conventional process and Hi-Ar process

酸亜鉛系の化成処理と，カチオン電着塗装を施した。耐腐食性は，複合サイクル試験（CCT）により評価した。

図8にCCT結果を示す。従来プロセスではCCT:10サイクル時点で溶接部から発錆したが，Hi-ArプロセスではCCT:30サイクル時点においても発錆しなかった。このことから，Hi-Arプロセスでは従来プロセスの3倍以上の塗装後耐食性が得られることが示された。

3.2 耐疲労性

Hi-Arプロセスのもう一つの狙いとして，溶接継手の疲労強度向上がある。プロセス構成要素である，①S添加ワイヤによる熔融金属表面張力の低減，②シールドガス中のAr比率増加によるアーク広範囲化，③パルス溶接の適用は，いずれも溶接部を幅広かつ平滑にする作用を有する。溶接ビード止端部を拡大した断面写真を図9に示す。止端形状を表すフランク角，止端半径ともにHi-Arプロセスのビード止端部は，従来プロセスの止端部と比較して応力集中しにくい滑らかな形状になっている。

重ねすみ肉溶接継手の平面曲げ疲労試験結果を図10に示す。Hi-Arプロセスは従来プロセスと比較して， 1.0×10^7 における負荷応力が約1.5倍向上していた。

3.3 実部品での検証

テストピースレベルでスラグ低減，耐気孔性の確保，疲労強度の向上を確認できたため，実部品での評価を実施した。実部品の溶接では，板間ギャップや溶接姿勢の変化により，アークや熔融池の流れが不安定になりやすい。これらの影響がある場合において，Hi-Arプロセスに期待される性能が得られるかを現行量産車のサスペンションクロスメンバーを用いて検証した。図11に溶接後の外観写真を示す。

円周溶接部，T字すみ肉溶接部，重ね溶接部のいずれ

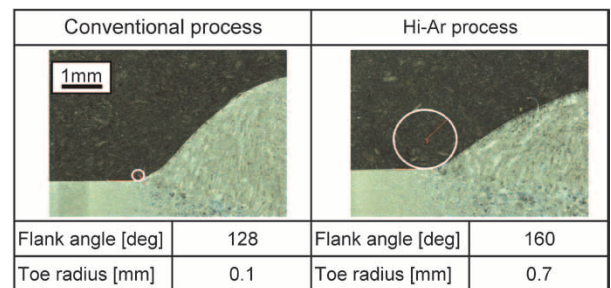


図9 止端形状の比較
Fig. 9 Comparison of toe shape

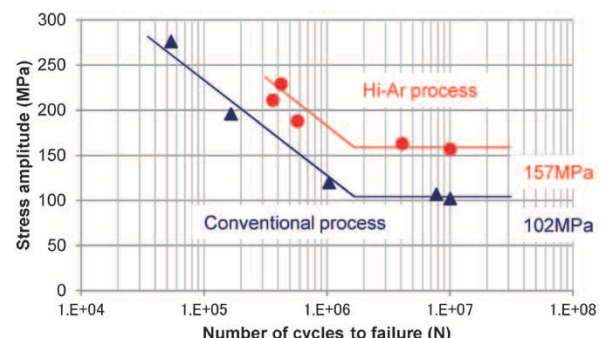


図10 平面曲げ疲労試験結果
Fig.10 Results of plane bending fatigue test

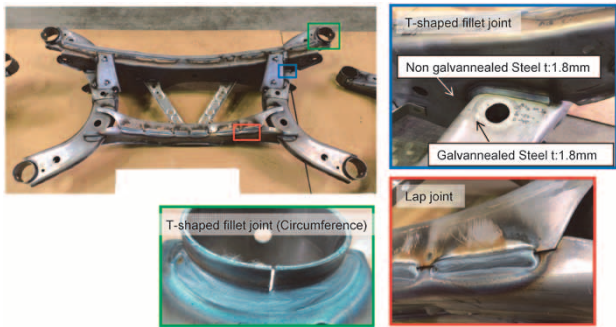


図11 サスペンションクロスメンバー外観
Fig.11 Appearance of suspension cross member

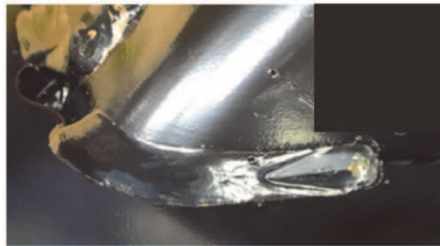


図12 電着塗装後溶接部外観
Fig.12 Bead appearance after electro deposition coating

においても、末端部にスラグが凝集するとともに平滑な溶接ビード形状が得られた。また、亜鉛めっき鋼板を使用しているT字すみ肉溶接部、重ね溶接部について、ピットの発生を抑制できた。図12に電着塗装後の溶接部外観を示す。Hi-Arプロセスの適用により、溶接ビード上の塗装不良は抑制されており、テストピースと同様に塗装後耐食性の向上が期待できる結果となった。

4. 超ハイテン鋼板への適用

これまでに開発したHi-Arプロセスは、現行車両の足回り部品に広く用いられている440~780MPa級の鋼板に対して有効なプロセスであるが、さらなる足回り部品の軽量化に向けて980MPa級鋼板にHi-Arプロセスの適用を図った。

溶接後とCCT30サイクル時点でのビード外観を図13に示す。末端部へのスラグ凝集は達成していたものの、ビード端部からの発錆が見受けられた。440MPa級鋼板と980MPa級鋼板溶接ビードの電着塗装後の外観比較を図14に示す。440MPa級鋼板ではビード全体が電着塗装されて不良部は発生しなかった。これに対し、980MPa級鋼板ではビード上板側端部に、線上に連なった塗装不良が発生した。また、ビード下板側端部にも一部塗装不良が生じた。これらは、鋼板母材に含まれるSi、Mn等の元素の増加によるスラグ量の増加が原因と考えられる。そこで、塗装不良抑制を目的にHi-Arプロセスの改良に取り組んだ。また、プロセスの改良にあたり、溶接末端部のスラグの抑制にも着手し、さらなる塗装不良低減を図った。

4.1 改良型Hi-Arプロセスの考案

前述したとおり、鋼板の高強度化に伴ってスラグ量が増加するため、溶接末端部にスラグを凝集させることは困難となる。また、スラグを凝集させる技術のため、溶

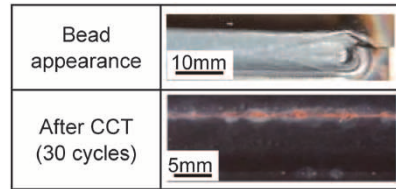


図13 980MPa級鋼板へのHi-Arプロセス適用結果
Fig.13 Application result of Hi-Ar process for 980 MPa class steel sheet

Steel sheet	440MPa Class	980MPa Class
Bead		
Upper Toe		
Lower Toe		

図14 電着塗装外観比較

Fig.14 Comparison of weld bead appearance after electro deposition coating

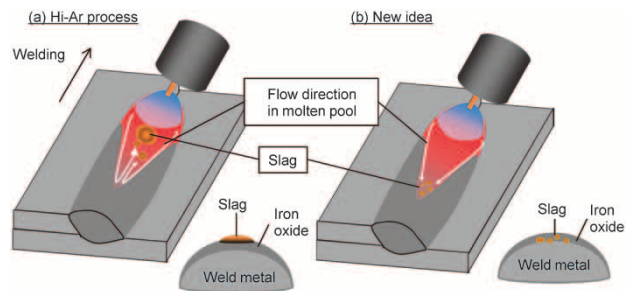


図15 塗装不良抑制の新方針
Fig.15 New idea for reducing coating defects

接末端部の塗装不良は抑制できない。したがって、部品設計により溶接末端部を腐食環境から遠ざけるなどの工夫が必要となる。

そこで、従来のスラグ凝集手法とは異なり、スラグをビード上に薄く均一に分散させることにより、溶接末端部まで含めた塗装性の確保が可能か否かを検討した。概念図を図15に示す。通常、アーク溶接中に生成されたスラグは、トーチの移動および溶融池の対流によって溶融池後方の凝固界面へ断続的に堆積する。このとき、スラグは図3に示すようにビード上に点在し、ビード表面のFe系酸化被膜よりも厚くなる。スラグ凝集手法では、溶融池の対流を制御することにより、これらのスラグを集めてクレータ部まで保持する狙いがある。これに対して、図15の方法では、スラグが凝集・肥大化する以前に凝固界面へ連続的にトラップさせてスラグの厚さを減じる(均一化する)、もしくはFe系酸化被膜の生成を促進することにより、スラグを酸化被膜で被覆できると推測した。

4.1.1 実験方法

780MPa級の溶接ワイヤと板厚2.0 mmの980MPa級非

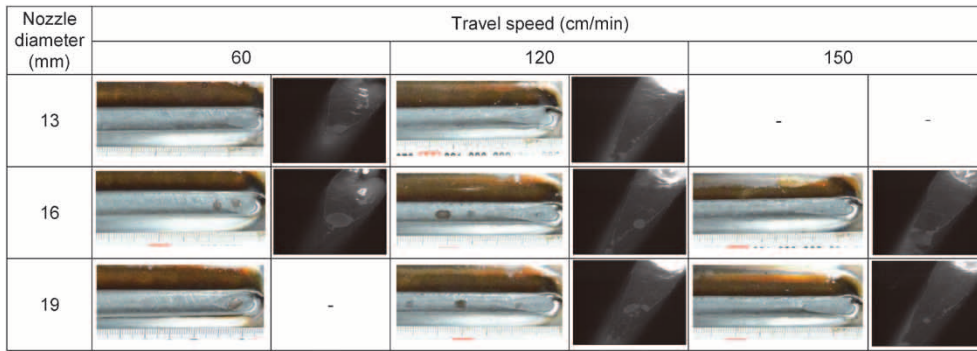


図16 溶接条件とスラグ分布状態の関係
Fig.16 Relationship between welding condition and slag distribution

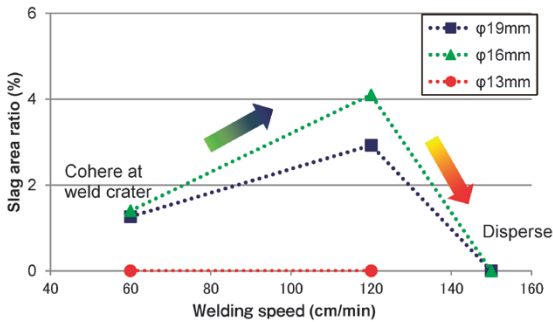


図17 スラグ面積率と溶接速度の関係
Fig.17 Relationship between slag area ratio and welding speed

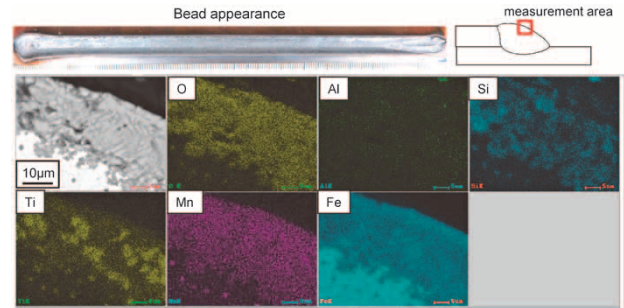


図18 溶接ビードの元素マッピング結果
Fig.18 Result of element mapping of weld bead

めっき鋼板を用いて重ねすみ肉溶接を実施した。シールドガスノズル内径は13~19 mmとし、溶接速度は60~150 cm/minとした。ワイヤ送給量は溶接速度ごとに同等の溶着量となるように設定し、指示電圧はアーク長を確認しながらそれぞれの適正值とした。その他条件については2.1節と同一である。

4.1.2 改良型Hi-Arプロセスによるスラグ低減

溶接条件とスラグ分布状態の関係を見るため、ビード外観およびHSV観察像を比較した(図16)。ノズル内径が13 mm、溶接速度が60 cm/minの場合など、いくつかの溶接条件で定常部および終端部にスラグが存在しないという結果が得られた。終端部も含めたビード上のスラグ面積率を2値化して求めた結果を図17に示す。溶接速度が高速となる、あるいはノズル内径が一定以下となることでスラグ面積率が減少する傾向を確認した。なお、HSV画像からはスラグ面積率が減少した際でもスラグ自体は生成しており、凝固界面近傍に存在していることが確認できる。そこで、ビード断面観察からスラグの存在状態を調査した。

4.1.3 改良型Hi-Arプロセスにおけるスラグ存在状態

スラグ存在状態に関して、ビード中央の元素マッピング結果とEDS分析結果を図18および図19に示す。溶接金属表面に存在する酸化物はFeを主体とし、Si、Mnなどのスラグ成分を内包していることが分かった。いっぽう、通常のHi-Arプロセスを用いた場合には、酸化物はFe主体であるものの、Si、Mn等の含有量は著しく減少し、その厚さも薄くなっていた。

以上より、改良型Hi-Arプロセスでは当初の狙いどおり、生成したスラグをビード上に分散させることにより

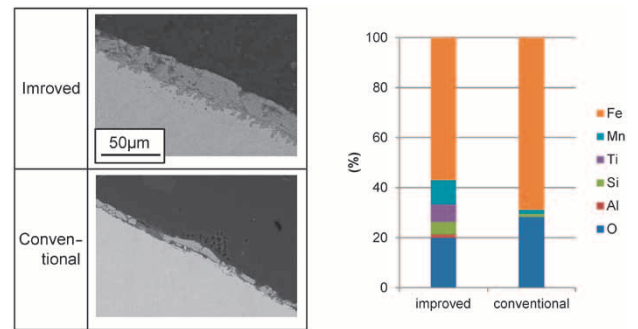


図19 ビード断面と酸化物とEDS分析結果
Fig.19 Cross section of weld bead and results of EDS analysis of oxide

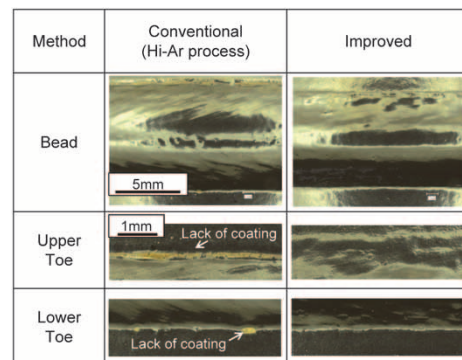


図20 電着塗装外観比較
Fig.20 Comparison of weld bead appearance after electro deposition coating

Fe主体の酸化被膜と一体化した溶接部を得られることが明らかとなった。

4.1.4 改良型Hi-Arプロセスの塗装性

改良型Hi-Arプロセスでは、ビード上にスラグ成分を内包したFe主体の酸化物が生成する。この酸化物の塗装性について調査を行った。電着塗装後の外観を図20

に示す。従来Hi-Arプロセスではビード端部に塗装不良が生じていたのに対し、改良型Hi-Arプロセスではビード全体で良好な塗装状態が得られており、塗装後の耐食性についても期待できる結果となった。

むすび = 自動車足回り部品の軽量化実現のため、溶接部の塗装性および耐気孔性、耐疲労性を同時に改善する溶接技術の開発を試み、Hi-Arプロセスの実用化に至った。本技術は、後工程におけるスラグの物理的除去や防錆ワックスの塗布、樹脂プロテクタの装着など、これまで一部の高級車にのみ適用されていた防錆性改善技術とは一線を画す技術である。今後は、マツダ株式会社を中心に本技術の実車適用が予定されている。優れた環境性能の自動車を幅広いお客様に展開できることは、技術者としてこの上ない喜びである。引続きさらなる軽量化に向けて当社独自の技術開発に取り組んでいく。

本プロセスの共同開発にあたり、防錆性評価や実部品耐久試験をはじめとした各種評価にご尽力くださいましたマツダ株式会社 田中正顕様、深堀貢様、ワイテック株式会社に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 日高慎介. 溶接学会誌. 2015, Vol.84, No.7, p.528-532.
- 2) 陳 亮ほか. R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.
- 3) 橋本成一. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.94-98.
- 4) 齊藤和也. まてりあ. 2014, 第53巻, 第12号, p.584-588.
- 5) 瀬戸洋一. ふえらむ. 2013, Vol.18, No.12, p.726-731.
- 6) 村田忠夫ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.17-20.
- 7) 鈴木励一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No.1, p.60-66.
- 8) 泉谷 瞬ほか. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No.1, p.54-59.
- 9) 梅原 悠ほか. R&D神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.90-94.
- 10) 中村一生ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2012, Vol.90, p.96-97.
- 11) 齊藤直子ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2016, Vol.99, p.106-107.

R&D 神戸製鋼技報掲載 自動車軽量化関連文献一覧表 (Vol.59, No.1~Vol.68, No.2)

Papers on Advanced Technologies for Automotive weight reduction in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.59, No.1~Vol.68, No.2)

	卷/号
●一般的な異種金属接合法の種類と比較……………	小橋泰三ほか 67/1
Comparison of Methods for Joining Dissimilar Metals	Taizo KOBASHI et al.
●異種金属接合法「エレメントアークスポット溶接法」……………	陳 亮ほか 67/1
Dissimilar Metal Joining Process - Element Arc Spot Welding	Liang CHEN et al.
●鋼板とアルミ合金の異種金属接合法=ダボスポット溶接法=……………	橋村 徹ほか 67/1
New Dissimilar Metal Joining Method for Steel Sheet and Aluminum Alloy Using Resistance Spot Welding, Dimple Spot Welding	Toru HASHIUMURA et al.
●1300MPa, 1500MPa級マルテンサイト鋼板……………	内海幸博ほか 66/2
Martensitic Steel Sheets of 1300 and 1500 MPa Grades	Yukihiko UTSUMI et al.
●1180MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板……………	池田宗朗ほか 66/2
Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 1180 MPa Grade	Muneaki IKEDA et al.
●高生産性ホットスタンプ用鋼板……………	濱本紗江ほか 66/2
Steel Sheets for Highly Productive Hot Stamping	Sae HAMAMOTO et al.
●超高加工性1180MPa級冷延鋼板の特性……………	村田忠夫ほか 66/2
Characteristics of 1180 MPa Grade Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Formability	Tadao MURATA et al.
●高加工性ハイテン材を活用した自動車用シート部品の軽量化……………	吉岡典恭ほか 66/2
Weight Reduction of Automotive Seat Components using High-strength Steel with High Formability	Noriyasu YOSHIOKA et al.
●自動車パネル用6000系アルミニウム合金のクラスタ形態と時効硬化性……………	有賀康博ほか 66/2
Cluster Morphology and Age-hardenability in 6000 Series Aluminum Alloys for Automotive Body Panels	Dr. Yasuhiro ARUGA et al.
●摺動部品向けDLC膜の機械特性および摺動特性評価……………	伊藤弘高ほか 66/2
Mechanical and Tribological Properties of DLC Films for Sliding Parts	Dr. Hiroataka ITO et al.
●車体軽量化に貢献するアーク溶接法と溶接材料……………	鈴木励一ほか 66/2
Arc Welding Process and Consumable Contributing to Car Body Weight Reduction	Dr. Reiichi SUZUKI et al.
●ホットスタンプ部品の曲げ圧壊挙動と鋼材の機械的特性との相関……………	内藤純也ほか 66/2
Correlation between Side Impact Crash Behavior of Hot-stamping Parts and Mechanical Properties of Steel	Dr. Junya NAITO et al.
●高強度薄板金属材料の破断予測シミュレーション……………	鎮西将太ほか 66/2
Simulation to Predict Failure in High-Strength Steel Sheet	Shota CHINZEI et al.
●アルミニウム合金の自動車用表面処理技術……………	太田陽介ほか 66/2
Surface Treatment Technologies of Aluminum Alloy for Automobiles	Yosuke OTA et al.
●耐SCC性に優れた高強度7000系アルミニウム合金押出材……………	志鎌隆広ほか 66/2
High SCC resistant 7000 series aluminum alloy extrusion	Dr. Takahiro SHIKAMA et al.
●自動車部品へのアルミ押出材の適用……………	橋本成一 66/2
Application of Aluminum Extrusion Materials to Automotive Parts	Narukazu HASHIMOTO
●自動車用アルミ鍛造サスペンション事業～日・米・中3極体制の確立～……………	中村 元ほか 66/2
Globalization of Aluminum Forging Automotive Suspension Business -Establishment of Production Bases in Japan, USA and China-	Hajime NAKAMURA et al.
●耐応力緩和特性に優れた高導電率銅合金CAC [®] 18……………	隅野裕也 66/2
High Electrical Conductivity and High Heat Resistance Copper Alloy, CAC [®] 18	Dr. Yuya SUMINO
●アルミニウム合金製鍛造サスペンション部材のひずみ状態の評価……………	細井寛哲ほか 66/2
Evaluation of Strain Distribution in Forged Suspensions of Aluminum Alloy	Hiroaki HOSOI et al.

●自動車パネル用Al-Mg-Si合金のバークハード性に及ぼす予ひずみ付与と予備時効処理の複合効果 … 増田哲也ほか	62/2
Combined Effect of Pre-straining and Pre-aging on Bake-hardening Behavior of Al-Mg-Si Alloy for Automobile Body Panels	Dr. Tetsuya MASUDA et al.
●自動車パネルの熱変形解析設計技術……………	福本幸司ほか 62/2
Thermal Deformation Analysis for Automotive Panel Design	Koji FUKUMOTO et al.
●Al-Mg-Si合金板材に生じるリジング挙動の結晶塑性解析……………	小西晴之ほか 62/2
Crystal Plasticity Analysis of Ridging in Al-Mg-Si Series Sheet Alloy	Dr. Haruyuki KONISHI et al.
●耐力緩和特性を強化した端子用銅合金CAC5 ……………	野村幸矢 62/2
New Copper Alloy, CAC5, with Excellent Stress Relaxation Resistance for Automotive Electrical Connectors	Dr. Koya NOMURA
●コネクタ用錫めっき銅合金板条の性能向上技術……………	鶴 将嘉ほか 62/2
Technology for Improving the Performance of Tin Plated Copper Alloy for Connectors	Masahiro TSURU et al.
●端子用Cu-(Ni, Co)-P系合金の強度と導電率に及ぼす時効条件の影響 ……………	宍戸久郎ほか 62/2
Effect of Aging Conditions on Hardness and Electrical Conductivity in Cu-(Ni,Co)-P Alloys for Connectors	Hisao SHISHIDO et al.
●アルミニウム合金と鋼の異材スポット溶接継手の特性に及ぼすSi添加の影響……………	松本克史ほか 62/2
Effects of Silicon Content on Joint Strength of Aluminum Alloy and Steel Spot Welded Joints	Dr. Katsushi MATSUMOTO et al.
●新開発アルミFCWを用いたアルミニウム合金材と鋼材の異種金属接合技術 ……………	松本 剛ほか 62/2
Technology for Dissimilar Metal Joining of Aluminum Alloy and Steel Using Newly Developed Aluminum-Flux Cored Wire (FCW)	Tsuyoshi MATSUMOTO et al.
●電磁成形による軽量な貫通型アルミバンパシステム……………	津吉恒武ほか 62/1
●アルミ鍛造サスペンション部材設計への最適化技術の適用……………	細井寛哲ほか 60/2
Applying Optimization Technology to Designing Forged-aluminum Suspension Members	Hiroaki HOSOI et al.
●電磁成形を利用したアルミニウム合金製バンパシステム……………	津吉恒武ほか 59/2
New Automotive Bumper System Using Electromagnetically Formed Aluminum Alloy	Tsunetake TSUYOSHI et al.
●アルミ鍛造による自動車サスペンションの軽量化……………	稲垣佳也ほか 59/2
Weight Reduction of Forged-aluminum Automotive Suspension	Yoshiya INAGAKI et al.

お詫びと訂正

2018年12月10日に発行いたしました本誌「Vol.68, No.2特集：ICT活用」におきまして、記載に誤りがございましたので以下のように訂正いたします。

ご愛読いただいている皆さま、ならびに関係各位にご迷惑をお掛けしましたこととお詫び申し上げます。

9ページ：

『右段の見出し』

誤： 2.3 気性指標の定義と評価

正： 2.3 通気性指標の定義と評価



主要製品一覧

- 鉄鋼事業部門
- 銅材：線材，棒鋼，厚板，熱延銅板，冷延銅板，電気亜鉛めっき銅板，溶融亜鉛めっき銅板，塗装銅板，異形棒鋼「デーコン」・「ネジコン」，銑鉄
- 鍛鋼：船用部品〔クランクシャフト，機関部品，軸系，船体部品〕，産業機械部品〔型用鋼，ロール，橋梁部品，圧力容器ほか〕，原子力部品
- チタン：航空機エンジン・機体用部品〔鍛造品，リング圧延品〕，薄板〔コイル，シート〕，箔，厚板，線材，溶接管，各種チタン材〔高強度用，耐食用，成型用，伝熱用，自動車マフラー用，ゴルフクラブヘッド用，眼鏡用，建材用，医療材料用〕
- 鉄粉：粉末冶金用鉄粉，圧粉磁芯用磁性鉄粉，土壌・地下水浄化用鉄粉，カイロ用鉄粉，脱酸素材用鉄粉，金属射出成形用微粉末
- 電力：電力卸供給，熱供給
- 溶接事業部門
- 溶接材料：被覆アーク溶接棒，半自動溶接用フラックス入りワイヤおよびソリッドワイヤ，サブマージアーク溶接用ソリッドワイヤおよびフラックス，ティグ溶接棒，溶接用裏当材
- 溶接システム：鉄骨溶接ロボットシステム，建設機械溶接ロボットシステム，そのほか溶接ロボットシステム，オフラインティーチングシステム，溶接ロボット，溶接電源
- 高機能材：脱臭・オゾン分解・有毒ガス除去
- 全般：試験・分析・検査・受託研究，教育指導，コンサルティング業務，産業ロボット・電源・機器の保守点検
- アルミ・銅事業部門
- アルミニウム板：飲料缶用アルミ板，熱交換器用アルミ板，自動車用アルミ板，磁気ディスク用アルミ基板，一般材
- アルミニウム押出材・加工品：形材，管，棒，加工品〔自動車・輸送機用部材，OA機器用部材，建材，建設用資材〕
- アルミニウム合金およびマグネシウム合金鋳鍛造品：アルミ鍛造品〔航空機用部品，自動車用部品，鉄道用部品ほか〕，鋳造品〔航空機用部品など〕，機械加工品〔半導体・液晶製造装置部品〕
- 銅板・条：半導体用伸銅板条，自動車端子用伸銅板条，リードフレーム
- 銅管：空調用銅管，給湯用銅管，復水管，一般銅管
- 機械事業部門
- タイヤ・ゴム機械：パッチ式ミキサ，ゴム二軸押出機，タイヤ加硫機，タイヤ試験機，タイヤ・ゴムプラント
- 樹脂機械：大型混練造粒装置，連続混練押出機，二軸混練押出機，成形機，光ファイバ関連製造装置，電線被覆装置
- 高機能商品：真空成膜・表面改質装置〔AIP，UBMS〕，検査・分析評価装置〔高分解能RBS分析装置〕
- 圧縮機：スクリュ・遠心・往復圧縮機，スクリュ冷凍機，ヒートポンプ，ラジアルタービン，汎用圧縮機，スクリュ式小型蒸気発電機
- 素材成型機械：棒鋼線材圧延機，分塊圧延機，板圧延機，形状制御装置，連続鋳造装置，等方圧加圧装置（HIP・CIP），各種高圧関連装置，金属プレス
- エネルギー：アルミニウム熱交換器（ALEX），LNG気化器（ORV，中間媒体式，空温式，温水式，冷水式），圧力容器，航空宇宙地上試験設備
- エンジニアリング事業部門
- 新鉄源・石炭エネルギー：直接還元鉄プラント，ペレットプラント，製鉄ダスト処理プラント，新製鉄プラント（ITmk3，FASTMELT），選鉱プラント，改質褐炭（脱水炭）製造
- 原子力・CWD：原子力関連プラント（放射性廃棄物処理・処分），原子力先端設備，原子炉・再処理機器，使用済燃料輸送・貯蔵容器，燃料チャンネル，濃縮ボロン製品
- 化学兵器処理に関するコンサルティング・探査・回収・運搬・保管・化学分析・モニタリング・安全管理・無害化処理施設建設および運営業務
- 化学剤により汚染された土壌その他の無害化施設建設及び無害化業務
- 爆発性物質・難分解性毒性物質の処理施設建設及び処理業務
- 汚染された地域の環境回復業務
- 鉄構・砂防：砂防・防災製品〔鋼製堰堤，フレア護岸〕，ケーブル製作架設工事，防音・防振システム
- 都市システム：新交通システム〔ゴムタイヤ式中量軌道システム，スカイレール，ガイドウェイバス〕，駅ホームドア，列車停止位置検知装置，建築限界測定装置（JKシリーズ），無線モニタリング，無人運転システム，PFI型事業，医療情報システム

編集後記

<特集：自動車軽量化>

*本特集号では、前半に自動車素材事業の海外展開の状況や製品動向の記事を集め、自動車産業のグローバル化に応じた当社ビジネス戦略の一環をご紹介します。後半では自動車軽量化・高機能化に資する材料技術や、各種適用技術の話題をご紹介します。そこでは自動車技術の急速な変化を素材の面から支えるべく、当社技術陣の様々な切り口からの取り組みを見ていただけるものと思います。

*当社には鉄鋼、アルミ・銅、溶接など様々な事業分野を有する特長があり、そ

れらの融合による自動車の一層の高機能化を目指しております。こうした当社ならではのアプローチの一端も、本特集号で見ていただければと存じます。

*巻頭言にも書かれておりますとおり、自動車産業は100年に一度の変革期を迎えているといわれております。当然ながら、自動車素材に求められる要求も急速に変化していくものと思われま。その変化に臆することなく、果敢に技術革新に取り組み、引き続き自動車産業を素材面から支えていく所存であります。どうかご期待ください。

(小西晴之)

次号予告

<特集：鉄鋼生産技術>

*我が国の鉄鋼業を取り巻く環境は、国内消費の伸び悩み、世界的な粗鋼生産量の増大に伴う供給過多、原料事情の悪化など、厳しさを増しています。そうしたなかで、グローバルな競争力を維持・拡大していくためには、お客様に満足いただける、魅力を感じていただける製品を、高効率、高歩留り、低環境負荷にて製造し、かつ安定供給し続ける力が必要と考えます。このため、それらを支える生産技術やものづくり力の重要性はますます高まっています。

*当社は、現中期計画(2016~2020年度)における競争力強化策の一環として、半世紀以上の歴史を誇ってきた神戸製鉄所の上工程(高炉~連続铸造)を2017年に休止し、加古川製鉄所へこれを集約しました。この新体制は、大断面多ストランド・ブルーム連続铸造機などの新設備の導入だけでなく、集約された上工程を安定に操業するための各種生産技術に加え、限りある生産能力のなかで最大量の

製品を産み出す歩留り改善・品質安定化技術、プロセス同士を有機的につなぐ物流システムの高度化など、様々な独自の新技术を開発し、これらを下支えとすることによって確立させることができました。

*いっぽうで、圧延以降の工程についても、自動車向け冷延ハイテンや特殊鋼などの当社の“特長ある製品”をはじめとする種々製品において、所定の高性能を発揮するために必要な金属組織を作りこむ制御圧延技術や熱プロセス技術の開発、求められる品質や寸法精度を安定に確保するための塑性加工技術や表面処理技術の高度化など、ものづくり力強化への取り組みは、終わらなき挑戦であるといえます。

*次号では、当社の最新の鉄鋼生産体制を支えるそのような様々な新技术を紹介させていただきたいと思。どうぞご期待ください。

(稲田 淳)

<<編集委員>>

委員長	後藤 有一郎
副委員長	高 柰 弘 行
委員	稲 田 淳 之
	小 西 晴 之
	佐 成 弘 毅
	橋 本 裕 志
	原 田 孝 夫
	藤 綱 宣 之
	本 家 浩 一
	前 田 恭 志
	松 崎 道 弘
	渡 邊 博 久
	<五十音順>
本号特集編集委員	小 西 晴 之

R&D[®] 神戸製鋼技報

第69巻・第1号(通巻第242号)

2019年7月31日発行

年2回発行

非売品 <禁無断転載>

発行人 後藤有一郎

発行所 株式会社 神戸製鋼所
技術開発本部 企画管理部
〒651-2271
神戸市西区高塚台1丁目5-5

印刷所 福田印刷工業株式会社
〒658-0026
神戸市東灘区魚崎西町4丁目
6番3号

お問合わせ先 神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局
〒651-0073
神戸市中央区脇浜海岸通2丁目2-4
(株)神戸製鋼所 神戸本社ビル6F
FAX(078)261-7843
rd-office@kobelco.com

2019年 7月31日

各 位

(株)神戸製鋼所
技術開発本部

「R & D神戸製鋼技報 Vol.69, No.1」お届けの件

拝啓、時下ますますご清栄のこととお慶び申し上げます。

また平素は、格別のご高配を賜り厚くお礼申し上げます。

このたび、「R & D神戸製鋼技報 Vol.69, No.1」を発行しましたのでお届け致します。
ご笑納のうえご高覧いただきましたら幸甚です。

なお、ご住所・宛先名称などの訂正・変更がございましたら、下の変更届に必要な事項を
ご記入のうえ、FAXあるいはE-mailにてご連絡いただきますようお願い申し上げます。

敬 具

神鋼リサーチ株式会社
R&D神戸製鋼技報事務局 行
FAX (078)261-7843
rd-office@kobelco.com

本誌お送り先変更届

	変 更 前	変 更 後
貴社名		
ご所属		
ご住所	〒	〒
宛名シール 番号	No. _____ ←(封筒の宛名シール右下の番号をご記入下さい)	
備 考		
本紙記入者	お名前：	E-mail： TEL：

July 31, 2019

Kobe Steel Ltd.
Technical Development Group

RE: Delivery of R&D Kobe Steel Engineering Report, Vol.69, No.1

Dear Sir or Madam,

We would like to express our sincere gratitude for your continued support and cooperation.

Attached please find Vol.69, No. 1 of the R&D Kobe Steel Engineering Report.

If there is any correction or change of address, contact name, etc., please fill in the required information in the change notification below and contact us by fax or by e-mail.

Best wishes for your continued success,

Attention:

R&D Office, Kobe Steel Engineering Report

Shinko Research Co., Ltd.

FAX: +81-78-261-7843

E-mail: rd-office@kobelco.com

Change Notification

	Before change	After change
Company name		
Department		
Address		
Address seal number	No. _____ ← (Please fill in the right lower number on the address sticker)	
Remarks		
Person making this entry	Name :	E-mail :