

特集：溶接・接合技術

ページ

- 1 (巻頭言) 溶接・接合技術特集の発刊にあたって 末永和之
- 2 (技術資料) 短絡移行を前提としないワイヤ送給制御プロセスAXELARCTMの開発
北村佳昭・山崎 圭・中司昇吾・小川 亮・井上芳英・橋本裕志
- 9 (技術資料) 高能率溶接プロセス搭載ハイエンド溶接機SENSARCTMRA500
中司昇吾・小川 亮・佐藤英市・徐 培尔・関口翔太
- 15 (技術資料) 中厚板向け溶接ロボットシステムと前工程自動化新技術 長島 稔・川口雄太・五十嵐大智
- 21 (解説) 溶接ロボットシステム導入を推進するDX技術
福永敦史・日高一輝・東良敬矢・澤川史明・松嶋幸平・小向航平
- 27 (技術資料) 鉄骨溶接ロボットシステムの新商品紹介
戸川貴雄・徐 培尔・栗山良平・川西晋平・岸川浩久・藤本泰成
- 33 (技術資料) 厚肉角形鋼管のロボット溶接部の品質確認 伊藤冬樹・高田篤人
- 38 (技術資料) 建築用予熱フリー型KCLA440鋼の性能 安岡佑樹
- 44 (技術資料) 洋上風力発電設備向け溶接施工法および溶接材料 山口幸祐・加納 寛
- 49 (技術資料) 9%Ni鋼製LNGタンク用自動溶接システム 山崎健太・馬庭啓史・北川良彦・三輪剛士・石崎圭人
- 55 (論文) 液化水素タンク向け308L系ステンレス鋼溶着金属のじん性に及ぼす諸因子の影響
馬庭啓史・鈴木正道・阿部真弓
- 60 (技術資料) PWHT後じん性が良好な780 MPa級鋼用溶接材料 加納 寛・永見正行・井元雅弘・伊藤孝矩
- 65 (技術資料) 液化アンモニア混載LPG船用YP325 MPa級低温用鋼 東南智之・田代喜一郎・川野晴弥・下山哲史
- 70 (論文) 9Cr-3W-3Co-Nd-B鋼用溶接材料のクリープ特性に及ぼすWの影響
小山田宏美・高内英亮・難波茂信
- 75 (技術資料) RFTMの裏フラックス3層散布手法 畑本航太郎・杉山大輔
- 79 (論文) 溶接部の電着塗装性を向上させるスラグ制御技術 木梨 光・孫 悦・井海和也
- 85 (技術資料) パイプライン分野向け溶接材料 山本貴大・古川尚英
- 91 (技術資料) 溶接材料開発におけるMI技術の適用 谷口元一・高和真名・横田大和・藤平雅信・大谷拓也・四方田真美
- 97 (解説) 遠心圧縮機用インペラのシュラウド接合技術 西村幸弘・仲山善裕・石井宏明
- 103 (技術資料) 溶接残留応力の測定技術 永井卓也
- 107 (論文) 垂鉛めっき超高張力鋼板の抵抗スポット溶接で発生するLME割れが継手強度に及ぼす影響
前田恭兵・鈴木励一・秦野雅夫
- 115 (論文) 異種金属接合法「エレメントアークスポット溶接法」の継手強度に及ぼす
鋼板強度特性および溶接金属組織の影響
大志田達郎・下田陽一郎・鈴木励一
- 123 (解説) 摩擦攪拌接合 (FSW) 技術開発の動向 下田陽一郎・鈴木励一
- 130 (解説) 接着接合の強度信頼性を担う金属表面制御技術 高橋佑輔・山本慎太郎・勝野大樹・村田陽子
- 137 神戸製鋼技報掲載 溶接・接合技術関連文献一覧表 (Vol.62, No.1 ~ Vol.71, No.1)

《FEATURE》 Welding and Joining Technologies

- 1 Recent Trends in Welding and Joining Technology
Kazuyuki SUENAGA
- 2 Development of Non-short-circuit-type Wire Feed Control GMAW Process "AXELARC™"
Yoshiaki KITAMURA · Dr. Kei YAMAZAKI · Shogo NAKATSUKASA · Akira OGAWA · Yoshihide INOUE · Hiroshi HASHIMOTO
- 9 Welding Machine "SENSARC™RA500" with Highly Efficient Welding Processes
Shogo NAKATSUKASA · Akira OGAWA · Eiji SATO · Baini JO · Shota SEKIGUCHI
- 15 Medium-to-thick Plate Welding Robot System and New Automated Pre-process Technology
Minoru NAGASHIMA · Yuta KAWAGUCHI · Taichi IGARASHI
- 21 Digital Transformation (DX) Technology to Promote Adoption of Welding Robot Systems
Atsushi FUKUNAGA · Kazuki HIDAHA · Takaya HIGASHIRA · Fumiaki SAWAKAWA · Kohei MATSUSHIMA · Kohei KOMUKAI
- 27 Robotic Welding System with New Equipment for Steel Structures
Takao TOGAWA · Baini JO · Ryohei KURIYAMA · Shimpei KAWANISHI · Hirohisa KISHIKAWA · Taisei FUJIMOTO
- 33 Characteristics of Robot Welding Joint with Heavy-thickness Press Columns
Fuyuki ITO · Shigeto TAKADA
- 38 Performance of Preheating-free Type KCLA440 Steel for Construction
Yuki YASUOKA
- 44 Welding Method and Welding Consumables for Offshore Wind Power Generation Facilities
Kosuke YAMAGUCHI · Satoru KANO
- 49 Development of Automatic Welding System for 9% Ni Steel LNG Tanks
Kenta YAMASAKI · Hirofumi MANIWA · Dr. Yoshihiko KITAGAWA · Tsuyoshi MIWA · Keito ISHIZAKI
- 55 Influence of Various Factors on Toughness of 308L-Series Stainless Steel Deposited Metal for Liquefied Hydrogen Tank
Hirofumi MANIWA · Masamichi SUZUKI · Mayumi ABE
- 60 Welding Consumables for 780 MPa Class Steel with Excellent Notch Toughness after PWHT
Satoru KANO · Masayuki NAGAMI · Masahiro INOMOTO · Dr. Takanori ITO
- 65 YP325 MPa Steel Plate for Cargo Tanks Designed to Carry LPG and NH₃
Tomoyuki TONAN · Kiichiro TASHIRO · Haruya KAWANO · Satoshi SHIMOYAMA
- 70 Effect of W on Creep Properties of 9Cr-3W-3Co-Nd-B Steel Weld Metals
Hiromi OYAMADA · Hideaki TAKAUCHI · Shigenobu NANBA
- 75 RF™ Backing Fluxes Three-layer Spreading Method
Kotaro HATAMOTO · Daisuke SUGIYAMA
- 79 Slag Control Technology to Improve the Electrodeposition Coating Properties of Arc Weld Joints
Hikaru KINASHI · Yue SUN · Kazuya IKAI
- 85 Welding Consumables for Pipeline Market
Takahiro YAMAMOTO · Naohide FURUKAWA
- 91 Application of MI Technology to Process of Welding Material Development
Genichi TANIGUCHI · Mana TAKAWA · Hiroyoshi YOKOTA · Masanobu FUJIHIRA · Takuya OTANI · Mami YOMODA
- 97 Shroud Bonding Technology on Centrifugal Compressor Impellers
Yukihiro NISHIMURA · Yoshihiro NAKAYAMA · Hiroaki ISHII
- 103 Methods of Measuring Welding Residual Stress
Dr. Takuya NAGAI
- 107 Influence of LME Cracks in Resistance Spot Welds of Zinc-coated Ultra-high Strength Steel Sheets on Joint Strength
Kyohei MAEDA · Dr. Reiichi SUZUKI · Masao HADANO
- 115 Influence of Steel Sheet Mechanical Properties and Weld Metal Microstructure on Joint Strength of the Dissimilar-Metal Joining Method "Element Arc Spot Welding"
Tatsuro OSHIDA · Dr. Yoichiro SHIMODA · Dr. Reiichi SUZUKI
- 123 Trends in Friction Stir Welding (FSW) Technology
Dr. Yoichiro SHIMODA · Dr. Reiichi SUZUKI
- 130 Metal Surface Preparation Technology for Adhesive Joining Reliability
Dr. Yusuke TAKAHASHI · Shintaro YAMAMOTO · Daiki KATSUNO · Yoko MURATA
- 137 Papers on Advanced Technologies for Welding and Joining Technologies in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.62, No. 1 ~Vol.71, No. 1)

(巻頭言)

溶接・接合技術特集の発刊にあたって

末永和之

執行役員 溶接事業部門長

Recent Trends in Welding and Joining Technology

Kazuyuki SUENAGA



当社は、1940年に国内初の溶接棒（イルミナイト系）を生産し、溶接事業を開始した。1960年代以降、国内外において溶接材料の生産拠点を設立するとともに、1979年にはアーク溶接ロボットを開発し、ロボット市場へも参入した。現在に至るまで、当社の溶接事業は主にアーク溶接の分野で世界をリードしてきた。溶接材料、溶接ロボットシステム、溶接電源、溶接プロセス・施工法のトータルメニューを持つ企業は、世界でも類を見ないものとなっている。現在、当社はお客様や社会にとってかけがえのない存在であり続ける企業グループを目指している。「溶接・接合技術」は、あらゆる社会インフラを支える重要な基盤技術であり、将来もこの重要性は変わらない。また、溶接事業部門においては、「品質を経営の柱」とし、「世界で最も信頼される溶接ソリューション企業」になることを目指している。

いっぽう、近年私たちを取り巻く環境は激しく変化している。大きくは、2019年末に発生したCovid-19の全世界での流行や、2022年のロシアによるウクライナ侵攻などである。これらによって、経済活動の停止、海外における都市ロックダウン、世界的な部品の調達難、サプライチェーンの混乱、資材やエネルギー価格の高騰、為替の大幅な変動、金融不安、人手不足など様々な問題が引き起こされた。また、地球規模での気候変動への対応、すなわち、CO₂削減やカーボンニュートラルも大きく注目されるようになった。

このような背景のもと、溶接・接合分野では、ますます多岐にわたるニーズが高まっている。それは、各種構造物に対してはさらなる「軽量化」、「長寿命化」、「高強度化」、「高靱化」などであり、ものづくりの現場においては「自動化」、「省人化」、「脱技能化」、「高能率化」などのニーズである。さらに、近年の時流として、「カーボンニュートラル」や「DX（デジタル・トランスフォーメーション）」もキーワードとして挙げられる。

当社では、重点課題の一つとして「カーボンニュートラルへの挑戦」を掲げている。その中で、材料技術だけでカーボンニュートラルを目指すのではなく、溶接・接合技術を活用して社会全体のCO₂削減やカーボンニュートラルに貢献する取り組みが数多く見られる。本号では、溶接・接合特集をお送りするが、前述のような各種ニーズやキーワードに沿った構成としており、溶接・接合技術に対する当社の総合力を集約したものとなっている。

“溶接ソリューション”のキーとなる溶接電源では、高能率な施工法の提供や自動機との接続などマルチに活

躍できる機能を紹介する。溶接ロボットシステムでは、最近の中厚板向け新商品ラインナップや新機能とその活用事例、さらに最近のトレンドとなっている前工程自動化における事例（組立自動化システム、予熱兼用溶接システム）を紹介する。溶接プロセスでは、世界で初めて慣性を溶滴移行に利用した短絡フリーワイヤ送給制御プロセスの中厚板分野への適用性や、片面サブマージアーク溶接法の適用板厚を拡大した開発事例を紹介する。溶接材料では、材料単体に加えて溶接プロセスや可搬型ロボットとの組み合わせによる溶接ソリューションを紹介する。具体的な適用対象は、CO₂削減・カーボンニュートラルへの取り組みやエネルギー関連設備にかかわるものであり、（1）LNGタンク向け自動溶接システム/溶接材料、（2）液化水素タンク向け溶接材料、（3）洋上風力発電設備向け溶接プロセス/溶接材料、（4）圧力容器向け溶接材料、（5）パイプライン向け溶接材料、（6）ボイラ向け溶接材料、（7）造船向け溶接プロセス/溶接材料などを紹介する。構造用鋼材では、新たに開発・商品化された建築構造用鋼材や、液化アンモニア混載LPG船用低温用鋼を紹介する。異種材接合では、アルミと超ハイテンの異材接合を可能とする「エレメントアークスポット溶接法（EASWTM注1）」の剥離強度改善や、接着接合に関する技術について紹介する。その他の取り組みとして、亜鉛めっき超ハイテン鋼の抵抗スポット溶接で生じる液体脆化割れに関する技術検討、摩擦攪拌接合（FSW）の最近の開発動向、自動車足回り部品の耐食性向上技術、遠心圧縮機用インペラの接合技術および検査技術や、溶接残留応力測定による検査技術と適用事例などを紹介する。DX技術では、溶接ロボットシステム導入を推進する技術として、3D CAD連携、生産現場での記録や見える化、お客様からの問い合わせに迅速に対応するAI自然言語処理などを紹介する。また、溶接材料開発にMI（Materials Informatics）技術を適用することの有効性の検証事例を紹介する。

当社は、今後もグループの総合力を活かして、お客様や社会にとってかけがえのない存在であり続ける企業グループを目指し、溶接・接合技術を通してお客様の課題を解決するソリューションを提案していく所存である。このために、読者の皆様をはじめとして、多くの方々からの忌憚（きたん）のないご意見を頂戴できれば幸甚である。

脚注1）EASWは当社の商標である。

(技術資料)

短絡移行を前提としないワイヤ送給制御プロセスAXELARC™の開発

北村佳昭*¹・山崎 圭*²(工学博士)・中司昇吾*²・小川 亮*²・井上芳英*²・橋本裕志*³

Development of Non-short-circuit-type Wire Feed Control GMAW Process "AXELARC™"

Yoshiaki KITAMURA・Dr. Kei YAMAZAKI・Shogo NAKATSUKASA・Akira OGAWA・Yoshihide INOUE・Hiroshi HASHIMOTO

要旨

従来の短絡型ワイヤ送給制御プロセスでは低スパッタ・低入熱溶接を実現できるものの、高電流かつ中・厚板/多層多パス溶接への適用が困難であった。そこで、ワイヤ送給方向を前進・後退させることにより、慣性を溶滴移行に利用した世界初の短絡フリーワイヤ送給制御プロセスAXELARC™を開発し、中・厚板分野への適用性を検討した。その結果、AXELARC™を用いることにより、低電流から高電流の広い条件範囲において低スパッタかつ低ヒューム溶接が可能になり、深い溶込みを維持しつつ、高溶着・高速度溶接が可能となることを確認した。開発プロセスは、中・厚板分野の溶接品質・能率向上に大きく貢献できると考えられる。

Abstract

While conventional short-circuit wire feed control processes are effective in achieving low spatter and low-heat-input welding, they present challenges when it comes to high-current ranges, medium-to-thick plates, and multi-layer multi-pass welding. To address this issue, the world's first short-circuit-free wire feed control process, AXELARC™, has been developed, in which the process leverages the inertia for droplet transfer by alternating the wire feed direction forward and backward. The applicability of the process to the field of medium-to-thick plates has been examined. The results confirm its ability to achieve low spatter and low fume welding in a wide range of conditions, from low to high currents. Additionally, it enables deep penetration, high deposition, and high-speed welding capabilities. The newly developed process is expected to make a significant contribution to improving welding quality and efficiency in the field of medium-to-thick plates.

検索用キーワード

ワイヤ送給制御, 溶滴移行, 慣性, 低スパッタ, 低ヒューム, 深い溶込み, 高能率, 中厚板

まえがき＝消耗電極式アーク溶接法では、溶接ワイヤが電極となる。電極ワイヤは突出し部のジュール発熱とアーク熱により溶融し、その溶滴がワイヤ先端から離脱する度にアーク長が変化する。すなわち、溶滴移行の周期や溶滴サイズはアーク安定性を支配する因子であり、溶滴が円滑に移行できない場合はスパッタやヒュームの発生を誘起する。したがって、アーク溶接プロセスにおいて、高能率化に加えて溶接品質向上などさらなる高機能化を目指すうえで、この溶滴移行制御技術の高度化が果たす役割は極めて大きい。これまでの代表的な溶滴移行制御技術には、短絡移行過程において短絡した溶滴のくびれを検出して電流波形を制御する手法¹⁾、溶接電流をパルス状に変化させることにより定期的に溶滴を離脱させるパルスマグ・ミグ溶接法²⁾がある。これらは溶滴に作用する表面張力、電磁気力、プラズマ気流によるせん断力、アーク圧力など外力のバランスを溶接電流波形の操作により制御したプロセスである。しかし、これら電流波形による外力バランスの制御のみでは、今後のアーク溶接プロセスに現状からの飛躍的な進歩を期待することは難しい。

そこで、当社ではワイヤ送給方向および速度を時間的に変化させ、ワイヤ送給方向を反転させることによる

「慣性」を新たな溶滴移行制御因子として利用した世界初のワイヤ送給制御プロセスAXELARC™^{注1)}を開発した。本稿では、AXELARC™の概要と効果の一例を紹介する。

1. 短絡移行を前提としない新ワイヤ送給制御プロセスAXELARC™の概要

1.1 短絡型ワイヤ送給制御プロセスの特徴と課題

近年、デジタルインバータ制御溶接電源による溶接電流波形制御とACサーボモータによるワイヤ送給制御を高度に協調させた、極低スパッタかつ低入熱溶接法が薄板溶接分野を中心に普及しつつある。国内外の溶接機器メーカーからは、さまざまな溶接プロセスが発表されている^{3)~7)}。これらワイヤ送給制御を用いた溶接プロセスの溶滴移行形態は、いずれも短絡移行モードである。溶接ワイヤ先端の溶滴が溶融池に短絡すると、溶接電流を低下させ、溶接ワイヤを反転・後退することにより短絡を解消し、アーク再点弧時のスパッタ発生を大幅に抑制していることが共通の特徴になっている（以下、これらワイヤ送給制御プロセスを短絡型ワイヤ送給制御プロセ

脚注1) AXELARC™は当社の登録商標である。

*¹ 溶接事業部門 技術センター（現 技術開発本部 企画管理部） *² 溶接事業部門 技術センター *³ 技術開発本部 機械研究所

スという)。この短絡型ワイヤ送給制御プロセスは、短絡電流を抑制できる。このため、一般的な短絡溶接プロセスと比較して低入熱化が図れ、板厚1.0 mm程度の極薄板において、ひずみ低減や溶落ち抑制にも効果を発揮する。

いっぽう、この優れた低スパッタ効果は、低電流域における短絡移行現象の安定化によるものであるため、同様の溶滴移行形態とその効果を高電流域においても維持することは一般的に困難である。また、短絡移行を前提にする限り、溶込みが浅くなるとともに余盛が高くなり、ビード幅の狭い凸ビード形状になりやすい。溶接能率向上を実現すべく、溶接電流（ワイヤ溶融量）を増加させた場合、この凸ビード化傾向は顕著になり、中・厚板分野に求められる高電流化や溶接速度の高速度化による能率向上効果は期待できない。また、開先内を多層多パス溶接した場合、溶込み不足や融合不良などの溶接欠陥が発生しやすいという欠点もあり、短絡型ワイヤ送給制御プロセスの中・厚板分野への適用には課題が多い。これに対して、AXELARC™では、ワイヤ先端の溶滴を溶融池に短絡させることを前提条件にしていない。すなわち、上記の短絡型ワイヤ送給制御プロセスの課題を克服すべく開発したプロセスであり、中・厚板分野へ適用できる可能性があるプロセスである。

1.2 AXELARC™のシステム構成

AXELARC™プロセスの実験装置構成を図1に示す。本システムの送給系は、設定されたワイヤ送給速度でワイヤを前進送給するプッシュフィーダに加え、溶接トーチに内蔵されたプルフィーダとそれを制御するサーボドライバからなる。また、ワイヤ送給量の誤差を検知・補正すべく、プッシュフィーダとプルフィーダ間にワイヤバッファ機構を設けている。なお、溶接ワイヤには特殊表面処理を施した軟鋼ソリッドワイヤφ1.2 mm、シールドガスには炭酸ガスを用いている。

1.3 AXELARC™における溶滴移行形態

AXELARC™の溶接電流波形およびワイヤ送給速度波形の模式図と溶滴移行画像の一例を図2に示す。ワイヤの送給は正弦波状に前進と後退を繰り返し、電流波形はワイヤ送給波形の位相に同期したパルス電流波形を用いている。図2 (a)～(b) に示すように、ワイヤ先端に溶滴を形成しながらワイヤを前進させることにより、

溶滴は溶融池方向へ加速される。その結果、図2 (c) でワイヤ送給方向を反転後退させた後も、ワイヤ先端の溶滴は慣性によって溶融池方向へ動こうとする。このため、図2 (d) において溶滴上部にくびれが形成され、図2 (e) において短絡を伴わずとも溶滴離脱（自由移行）が可能になる。なお、その溶滴離脱時の電流が低電流状態、すなわちベース電流となっていれば溶滴離脱直後に発生する小粒スパッタも抑制できる。通常、炭酸ガスアーク溶接法の高電流域では、溶滴下部にアークによる上向きの力が作用することにより反発移行形態となり、大粒スパッタが多量に発生する。しかし、本プロセスの手法により慣性を適切に溶滴離脱に利用できれば、その離脱方向はワイヤ送給方向から大きくそれることはない。したがって、低電流から高電流の広い条件範囲においてワイヤ送給速度波形に同期した規則的な溶滴移行が実現でき、大粒スパッタもほとんど発生しない。

1.4 AXELARC™の溶滴移行現象に及ぼす溶滴サイズとワイヤ先端最高加算速度の影響

AXELARC™において安定した溶滴移行を実現するためには、溶接電流波形およびワイヤ送給速度波形に関連する種々の溶接パラメータの適正化が必要になる。ここでは、溶滴サイズとワイヤ先端の最高速度に着目して溶滴移行現象を観察した。なお、AXELARC™における溶滴移行はワイヤ前進・後退の1周期で1回の溶滴離脱を基本としている。溶滴サイズ V_{drop} は、式(1)により求められる。

$$V_{drop} = Wf_{avg} \times \frac{\pi d^2}{4} \times \frac{1}{f} \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 Wf_{avg} は平均ワイヤ送給速度、 d はワイヤ径、 f は前進・後退の送給周波数である。

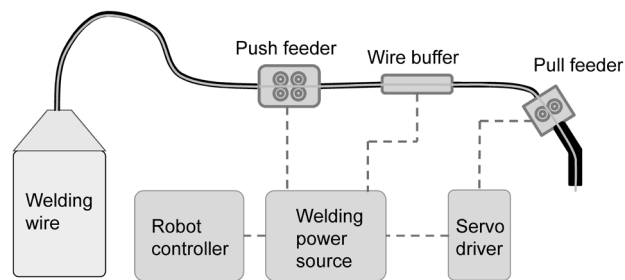


図1 実験系の構成図
Fig.1 Schematic diagram of the experimental system

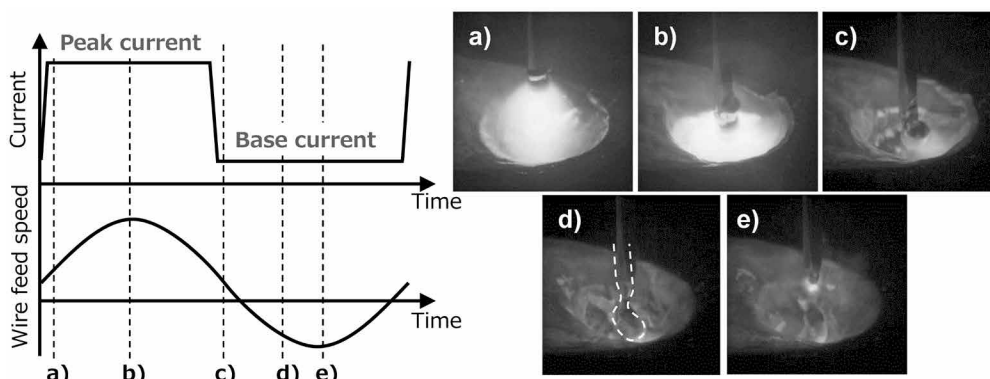


図2 慣性を利用した溶滴移行現象
Fig.2 Droplet transfer phenomenon using inertia

また、ワイヤ先端の最高速度は、最高加算速度 Wf_{max} を用い、式 (2) により求められる。

$$Wf_{max} = L_m \times \pi \times f \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 L_m はワイヤ送給の振幅、 f は前進・後退の送給周波数である。

Wf_{max} は、ワイヤ先端が最高速度に到達した際に平均ワイヤ送給速度に加算されている速度を意味する。

以下の実験では、平均ワイヤ送給速度 13~19 m/min の範囲において、溶接電流波形パラメータを調整した。とくに、ワイヤ送給パラメータの中で振幅と周波数を操作することにより、溶滴サイズとワイヤ先端の最高加算速度を変化させた。

はじめに、溶滴サイズを一定とし、最高加算速度を変化させた場合について述べる。平均ワイヤ送給速度 19 m/min、溶滴サイズ 3 mm³ での最高加算速度 90 m/min と 70 m/min の溶滴移行現象を図 3 に示す。図 3 (a) に示す最高加算速度が 90 m/min の場合、溶滴移行現象は図 2 と同様の自由移行を実現できる。しかし、図 3 (b) に示す最高加算速度が 70 m/min の場合、図 3 中の 3)~4)

の過程で溶滴上部にくびれが形成されず、5) の過程で溶滴が離脱しない。すなわち、AXELARC™ において溶滴移行に慣性を利用するためには、所定の平均ワイヤ送給速度を確保しつつ、溶滴サイズに応じて適切な最高加算速度が得られるようにワイヤ送給条件を設定する必要がある。

つぎに、最高加算速度を一定とし、溶滴サイズを変化させた場合について述べる。平均ワイヤ送給速度 13 m/min、最高加算速度 70 m/min での溶滴サイズを 2 mm³ および 3 mm³ とした場合の溶滴移行現象を図 4 に示す。図 4 (a) に示す溶滴サイズが 3 mm³ の場合は溶滴移行現象は図 2 と同様であるが、図 4 (b) に示す 2 mm³ の場合は図 4 中の 3)~5) の過程で溶滴を離脱させることができない。すなわち、AXELARC™ において溶滴移行を実現するためには、平均ワイヤ送給速度に応じて適切な溶滴サイズとなるように電流波形および送給速度波形パラメータを設定する必要がある。

以上の実験結果から、AXELARC™ において溶滴離脱の成否を左右するポイントは、溶滴を加速させて慣性により溶滴上部にくびれを形成できるか否かにある。溶滴

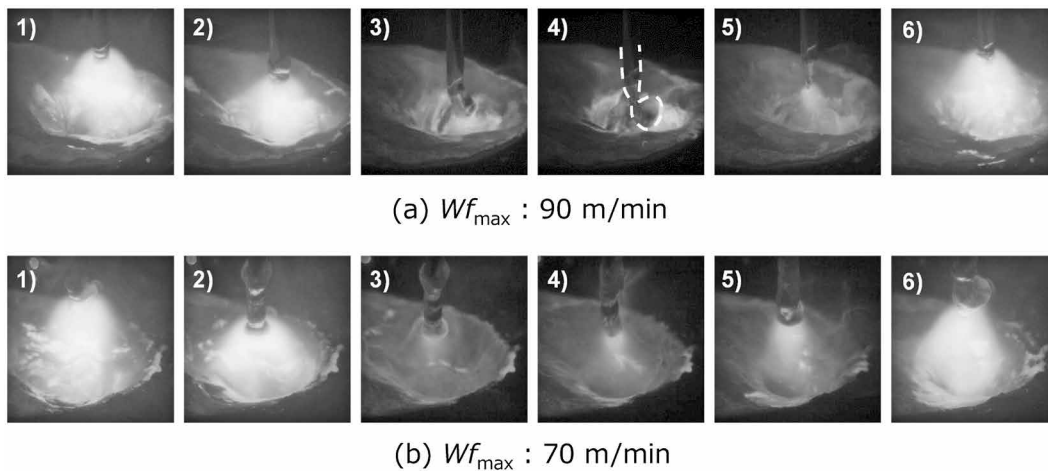


図 3 溶滴移行現象に及ぼすワイヤ最高加算速度の影響
Fig.3 Effect of maximum wire feed speed on droplet transfer phenomenon
(Wf_{avg} : 19 m/min, V_{drop} : 3 mm³)

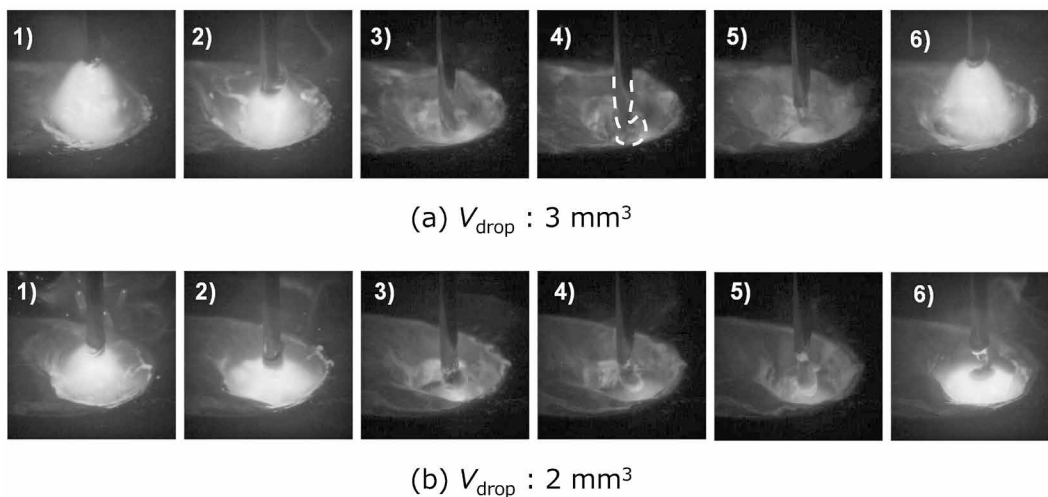


図 4 溶滴移行現象に及ぼす溶滴サイズの影響
Fig.4 Effect of droplet size on droplet transfer phenomenon
(Wf_{avg} : 13 m/min, Wf_{max} : 70 m/min)

の到達速度が不十分である場合、ワイヤが後退動作に入ると、くびれが形成されずにワイヤと共に溶滴も引き戻されてしまう。このため、次周期のワイヤ溶融により溶滴が肥大化し、不安定な溶滴移行モードとなってしまう。いっぽう、溶滴サイズやワイヤ先端の最高加算速度が適切に設定されている場合、形成された溶滴がワイヤと連動し、溶滴が溶融池方向に十分に加速される。ワイヤが後退動作に入った後、慣性によって溶滴上部にくびれが形成されれば、後退動作中に溶滴を離脱できるようになる。なお、この溶滴移行を実現するためには電流波形や送給速度波形のパラメータを設定する必要があるが、ワイヤ組成、ワイヤ径、シールドガス組成、平均ワイヤ送給速度によっても最適パラメータは変わってくる。

2. 新ワイヤ送給制御プロセス AXELARC™ の適用効果

2.1 スパッタおよびヒュームの低減効果

定電圧制御を用いた一般的な炭酸ガスアーク溶接法（以下、一般的な炭酸ガスアーク溶融法という）と AXELARC™ のスパッタ発生量を図 5、溶接中のスパッタ飛散の様子を図 6 に示す。図 5 では、ワイヤ送給速度とチップ-母材間距離（CTWD）を同一条件にして、電流を 230～330 A で溶接した時のスパッタ発生量を比較している。一般的な炭酸ガスアーク溶接法では、短絡後のアーク再点弧に伴うスパッタや反発離脱により、溶滴自体が回転飛散する大粒スパッタが大半を占める。いっぽう、AXELARC™ では、溶滴移行の過程で短絡がほとんど発生しないうえ、慣性を利用することにより溶滴の離脱方向がワイヤ送給方向からそれないため、炭酸ガスシールド下においてもスパッタ発生量が極めて少なく

なる。一般的な炭酸ガスアーク溶接法に比べて、AXELARC™ のスパッタ発生量は、低電流から高電流の広い条件範囲でおおむね 1/10 以下となっており、図 7 に示すように、溶接ビード周辺に付着するスパッタ量も少ない。

つぎに、一般的な炭酸ガスアーク溶接法と AXELARC™ におけるヒューム発生量を図 8 に示す。AXELARC™ のヒューム発生量は一般的な炭酸ガスアーク溶接法に比べていずれのワイヤ送給速度条件でも少なく、とくに高速送給（高電流）条件において 40 % 以下となっている。溶接ヒュームはアークによって過熱された溶滴表面からの金属蒸気を主な起源とし、短絡・再アーク等に伴う周囲ガスの収縮・膨張を繰り返すことにより拡散していく⁸⁾。すなわち、AXELARC™ によるヒューム低減効果は、短絡がほとんど発生しないことと、

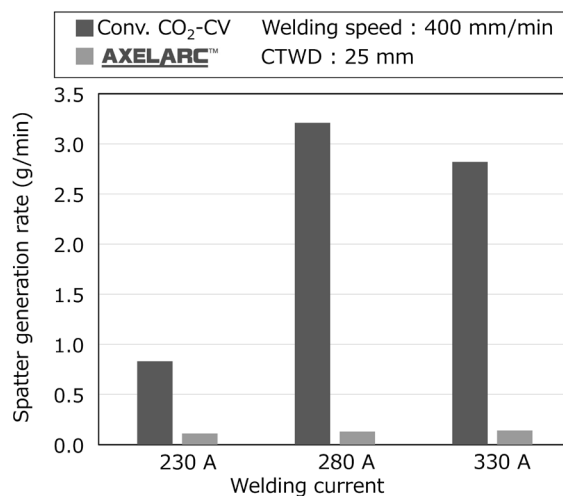


図 5 スパッタ発生量の比較
Fig. 5 Comparison of spatter generation rate

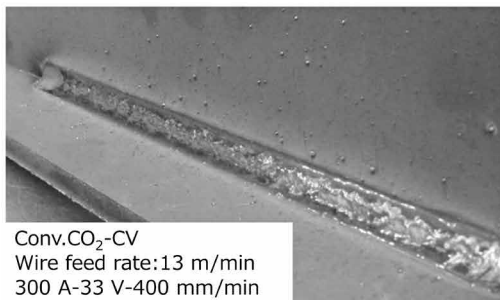


Wire feed rate : 16 m/min
350 A-37 V-500 mm/min

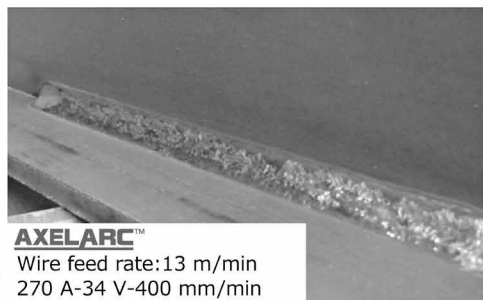


Wire feed rate : 16 m/min
310 A-38 V-500 mm/min

図 6 溶接中のスパッタ飛散状況の比較
Fig. 6 Comparison of spatter scattering



Conv. CO₂-CV
Wire feed rate: 13 m/min
300 A-33 V-400 mm/min



AXELARC™
Wire feed rate: 13 m/min
270 A-34 V-400 mm/min

図 7 下向きすみ肉溶接におけるビード外観の比較
Fig. 7 Comparison of bead appearance in flat fillet welding

溶滴移行周期が短くなり溶滴の加熱時間が低減されていることに起因していると考えられる。

2.2 ワイヤの溶融特性

一般的な炭酸ガスアーク溶接法と AXELARC™ における溶接電流とワイヤ溶融速度の関係を図9に示す。同一平均電流に対するワイヤ溶融速度は、AXELARC™の方が15~20%程度高くなる。したがって、同一平均電流条件では溶着量の増加が見込まれ、溶接能率の向上が期待できる。これは電流変化の比較的小さい一般的な炭酸ガスアーク溶接法と異なり、AXELARC™ではパルス電流を用いるため、ワイヤ突出し部におけるジュール発熱量が大きいことが主因であると考えられる。

2.3 深い溶込み性能

ワイヤ送給速度16 m/min, チップ-母材間距離25 mmを共通条件とし、溶接速度を変化させてビードオンプレート溶接した場合の各種溶接プロセスにおける溶込み深さを図10に示す。AXELARC™では、従来の短絡型ワイヤ送給制御プロセスやパルスマグ溶接法と比較して溶込みが深く、一般的な炭酸ガスアーク溶接法と同等の溶込み深さが得られている。また、下向きすみ肉溶接における溶込み深さを図11に示す。広いワイヤ送給速度条件範囲において、AXELARC™の溶込みは深く、一般的な炭酸ガスアーク溶接法と同等以上の溶込み深さが得られている。従来の短絡型ワイヤ送給制御プロセスよりも平坦なビード形状が得られることも特長である。各種溶接プロセスにおける下向きすみ肉溶接での溶込み形状を比較して図12に示す。AXELARC™では、一般的な炭酸ガスアーク溶接法と異なり、ワイヤ送給速度7 m/minにおいても平坦なビード形状が得られている。これは一般的な炭酸ガスアーク溶接法が短絡移行であるのに対して、AXELARC™では短絡の少ない自由移行を実現していることに起因していると考えられる。以上の実験から、AXELARC™では耐欠陥性の向上が期待でき、中・厚板に対する溶接の高品質化に貢献できる可能性がある。

2.4 中・厚板の溶接における溶接能率向上

下向きすみ肉溶接における溶接条件の一例、ビード外観、断面マクロ写真を図13に示す。AXELARC™では、パルスマグ溶接法に比べて溶着量を向上できるため、溶

接速度を約20%増加させても同等の脚長が得られるとともに、お椀型の深い溶込みが得られていることがわかる。下向きすみ肉溶接において、従来のパルスマグ溶接法では3~4パスを要する脚長18 mmをAXELARC™で1パス溶接した際のビード外観、断面マクロ写真を図14に示す。このように、AXELARC™を用いた下向きすみ肉溶接では高速化・高溶着量が期待できる。パルスマグ溶接法とAXELARC™による脚長9 mmを狙った水平すみ肉溶接の一例を図15に示す。AXELARC™では、水平すみ肉溶接においても溶接速度を約30%増

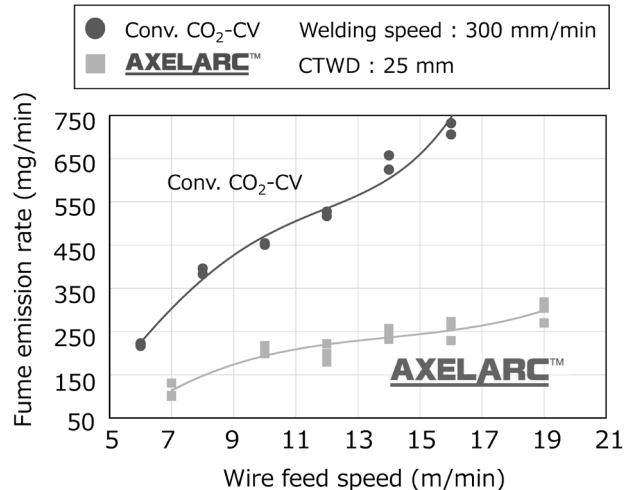


図8 ヒューム発生量の比較
Fig.8 Comparison of fume emission rate

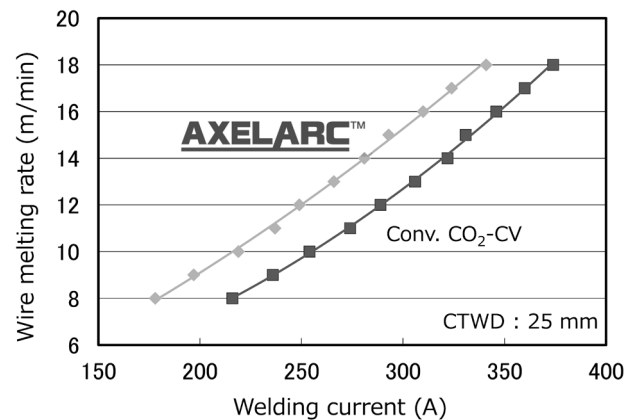


図9 ワイヤ溶融速度の比較
Fig.9 Comparison of wire melting rate

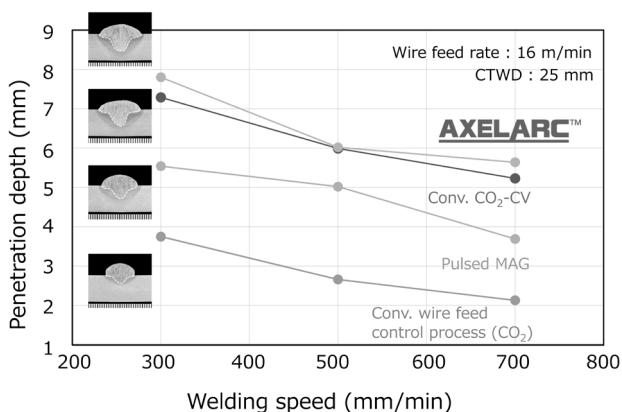


図10 溶込み深さの比較 (ビードオンプレート)
Fig.10 Comparison of penetration depth in Bead-on-plate welding

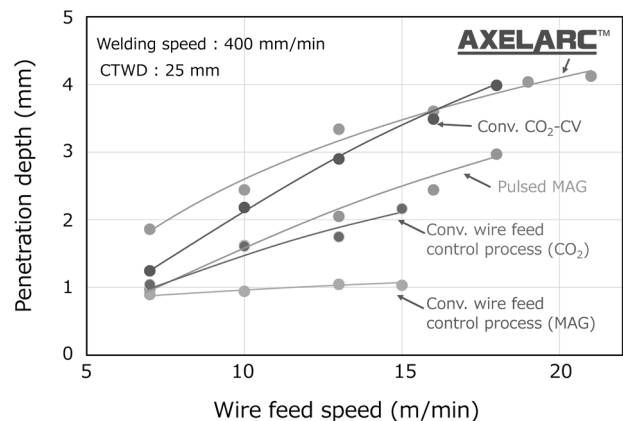


図11 溶込み深さの比較 (下向きすみ肉溶接)
Fig.11 Comparison of penetration depth in flat fillet welding

Wire feed rate	7 m/min	13 m/min	16 m/min	21 m/min
Conv. wire feed control process (MAG)				
Conv. wire feed control process (CO ₂)				
Pulsed MAG				
Conv. CO ₂ -CV				
AXELARC™				

図12 下向き肉溶接における溶込み形状の比較
Fig.12 Comparison of cross-sectional profile in flat fillet welding
 (CTWD: 25 mm, Welding speed: 400 mm/min)

Process / Bead appearance	Leg length (mm)	Welding current (A)	Welding speed (mm/min)	Cross section
Pulsed MAG 	8	380	420	
	10	380	300	
	14	380	1st 420 2nd 260	
AXELARC™ 	8	390	500	
	10	390	360	
	14	390	1st 500 2nd 310	

図13 溶接条件と溶接結果（下向き肉溶接）
Fig.13 Welding conditions and results for flat fillet joint

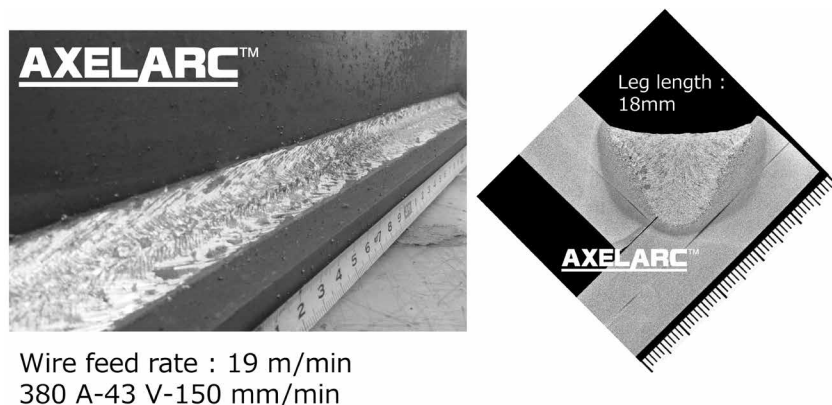


図14 大脚長下向き肉溶接におけるビード外観と溶込み形状
Fig.14 Bead appearance and cross-sectional profile in flat fillet welding with large leg length

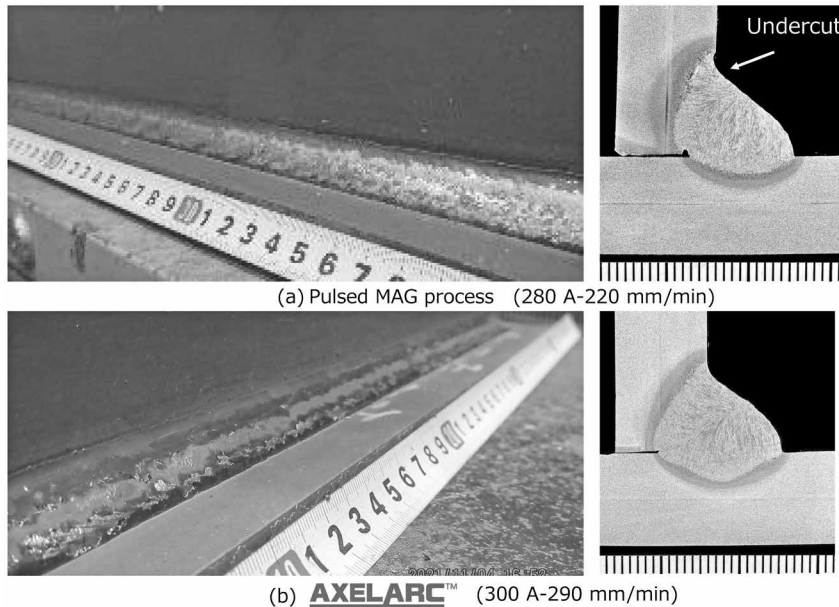


図15 水平すみ肉溶接におけるビード外観と溶込み形状 (脚長 9 mm 狙い)
 Fig.15 Bead appearance and cross-sectional profile in horizontal fillet welding aiming at 9 mm leg length

加させているが、美しいビード外観と深い溶込み形状が得られ、パルスマグ溶接で見られるような立板側の微小アンダカットも確認されない。このように、AXELARC™は中・厚板の溶接における品質および能率向上に貢献できる。

むすび=当社では、ワイヤ送給を溶滴の加速に用い、慣性によるくびれ形成を活用した溶滴移行制御法を見出し、短絡移行を前提としない新たなワイヤ送給制御プロセス AXELARC™を開発した。本プロセスを用いることにより、広い電流範囲において低スパッタかつ低ヒューム溶接が可能になり、深い溶込みを維持しつつ、高溶着・高速度溶接が可能になる。これにより、中・厚板分野の溶接品質・能率向上に大きく貢献できるものと考えられる。今後は、AXELARC™を活用し、これまでの溶接プロセスで必然的に制限されてきたワイヤ種やシールドガス組成、溶接条件範囲の枠を超えた新たな溶接ソリューションを創出していきたい。

参 考 文 献

- 1) 小笠原隆明ほか. R&D神戸製鋼技報. 1985, Vol.35, No.3, p.22-26.
- 2) 松縄 朗ほか. 溶接学会誌. 1984, Vol.53, No.6, p.284-322.
- 3) G. Huisman. Proc International Conference on 'Advances in welding technology 2000', Orlando, FL, USA, 2000 12-06/08, The American Welding Society, 2000, p.165-172.
- 4) K. Himmelbauer. The CMT-Process - A revolution in welding technology. IIW Doc. XII-1875-05. 2005.
- 5) S. Eggarland. Improving Welding-Quality and Reducing Costs by Using the CMT-Welding Process under Pure CO₂-Shielding Gas. IIW Doc. XII-1993-07. 2007.
- 6) 藤原潤司. 溶接技術. 2011, Vol.59, No.2, p.51-56.
- 7) 恵良哲生. 溶接学会誌. 2015, Vol.84, No.4, p.234-238.
- 8) 菅 哲男ほか. 溶接学会論文集. 1984, Vol.2, No.2, p.220.

(技術資料)

高能率溶接プロセス搭載ハイエンド溶接機 SENSARC™ RA500

中司昇吾*¹・小川 亮*¹・佐藤英市*¹・徐 培尔*¹・関口翔太*¹

Welding Machine “SENSARC™ RA500” with Highly Efficient Welding Processes

Shogo NAKATSUKASA・Akira OGAWA・Eiji SATO・Baini JO・Shota SEKIGUCHI

要旨

高能率プロセスを搭載したアーク溶接機 SENSARC™ RA500 を開発した。現行機種 SENSARC™ AB500 を包含する上位機種として 2021 年夏に販売を開始した。当社が得意とする建築鉄骨、建設機械、橋梁、車両などの中厚板の自動溶接に適した高能率プロセスと機能を備えたハイエンド溶接機である。本稿では、能率を拡大したパルス MAG 溶接法、さらなる低スパッタ化を実現した REGARC™、高速溶接に特化したタンデム溶接法など、SENSARC™ RA500 に搭載した高能率溶接法について紹介する。

Abstract

SENSARC™ RA500 is an arc-welding machine newly developed with highly efficient processes. It was launched in the summer of 2021 as a higher-end model encompassing the current SENSARC™ AB500. This high-end welding machine is equipped with highly efficient processes and functions suitable for automated welding of medium-to-thick plates for, for example, architectural steel frames, construction machinery, bridges, and vehicles, which are Kobe Steel's specialty. This paper introduces the highly efficient welding methods realized by SENSARC™ RA500, including pulsed MAG welding with expanded efficiency, REGARC™ with even lower spatter, and tandem welding specialized for high-speed welding.

検索用キーワード

溶接電源、高能率、高溶着、低スパッタ、中厚板、建設機械、鉄骨、溶接システム

まえがき = 建築鉄骨や建設機械など、板厚が大きく、多層溶接による製罐を行う大型溶接構造物では、溶接量が多く溶接工程が長時間になるため、常に高能率化が求められている。また、比較的板厚が小さく、1パスすみ肉溶接を主とする業種では、溶接速度の向上による高能率化のニーズが強い。ただし、高速溶接時に生じる溶接欠陥やビード外観の劣化、スパッタ発生量増加など、溶接品質との両立が必要となり、技術課題も多い。これらの課題解決のために、当社は自社製品である溶接材料・溶接ロボット・溶接機のトータルソリューションを提案し

ている。

本稿では、溶接ロボットシステムの中核的役割を果たし、課題解決に貢献できる、さまざまな高溶着溶接プロセスを搭載した新型ハイエンド溶接機 SENSARC™^{注1)} RA500 (以下、RA500 という) を紹介する (図 1)。

1. RA500 の特徴

当社のアーク溶接ロボットは、1980 年代初頭から中厚板分野を中心に、国内外の顧客において数多く採用されている。当分野の溶接システムに求められるニーズとして①能率の向上 (サイクルタイム短縮、稼働率の向上)、②高品質の溶接施工、③自動化の拡大が挙げられる。能率向上では、一般的にロボットが稼働する時間の 7~8 割を占めるアークタイムが重要になる。アークタイムを短縮するためには、溶着速度を上げるべく溶接電流の出力上限を拡大し、それに見合った溶接電流波形の制御が溶接電源に求められる。

1.1 溶接電源

新溶接電源 RA500 と従来機種である溶接電源 SENSARC™ AB500 との仕様例を比較して表 1 に示す。基本性能では、RA500 はパワー回路および筐体 (きょう



図 1 溶接電源 SENSARC™ RA500 の外観図

Fig.1 Outside viewing of welding power source SENSARC™ RA500

脚注 1) SENSARC™ は当社の登録商標である。

*¹ 溶接事業部門 技術センター

表 1 開発機と従来機の仕様比較

Table 1 Comparison of specifications between development machines and conventional machines

	RA500	AB500
Rated output	100%-500 A DC-CV 100%-450 A PULSE 60%-500 A PULSE	90%-500 A DC-CV 100%-400 A PULSE 40%-500 A PULSE
Physical dimensions	W386×D629×H810(mm) 71(kg)	W370×D663×H685(mm) 69(kg)
Temperature range	Operation -10°C to 40°C	Operation -10°C to 40°C
Controller	Control cycle : 12.5μs Sampling cycle : 2 MHz	Control cycle : 50μs Sampling cycle : 40 KHz
Connectable device	Welding robot Welding carriage	Welding robot
Industrial network	EtherCAT Ethernet/IP	CANopen

たい) 設計を見直し, 100%使用率を大幅に拡大させた点に大きな違いがある。直流定電圧溶接法は450 Aから500 A, 直流パルス溶接法は400 Aから450 Aに拡大し, 大電流領域での効率向上が可能になっている。後述するが, 拡大した直流パルスの大電流域に新たな出力制御を採用し, 高能率かつ高品質な溶接を実現している。

パワー回路の制御部は制御周期12.5μs (従来比4倍), フィードバックサンプリング周波数は2 MHz (従来比50倍) に高めた出力制御とした。これにより, アーク長や溶滴移行をより精密に制御することができ, さまざまな溶接材料の特性や溶接施工に合わせた溶接が可能になった。

溶接電源本体の外形寸法は, 従来機種 AB500 よりも高さが125 mm 増加しているが, 接地面積比率は同等程度としている。パワー回路の発熱部および電子回路の制御部と冷却部は, 完全に分離配置させることにより, パワー回路と電子回路の防塵 (ぼうじん) 性を高めている (図2)。強制空冷はサイドフロー構造 (側面から吸気して前面背面から排気する) を採用し, 冷却能力を向上させている。例えば, 従来機種では周囲遮蔽物との距離が300 mm 必要であったが, 特定の条件下において RA500 では50 mm で使用率を満足することができる。さらに, メンテナンス性を考慮して, ヒートシンクの清掃を前パネルから行える構造としている。これにより, ロボットシステムから溶接電源を移動させることなく, 容易に清掃が行える (図3)。

1.2 送給装置

送給装置は, 溶接回路との不用意な接触から保護するフルカバー構造とし, ワイヤ送給装置の規格 JIS C 9300-5 最新版を満足している (図4)。

加えて, 送給モータの防塵性を高めて IP 規格保護等級は IP53 とした。送給装置としての性能も向上させており, 定格負荷トルクは約13%増加し, 耐久時間は従来機種の1.5倍になっている (負荷1.5 Nm, 送給速度22 mpm)。このように, 安全性, 防塵性, 耐久性を兼ね備えた送給装置になっており, 長時間の連続溶接に耐えうる十分な性能を確保しつつ, 最大30 mpmの送給速度を実現している。

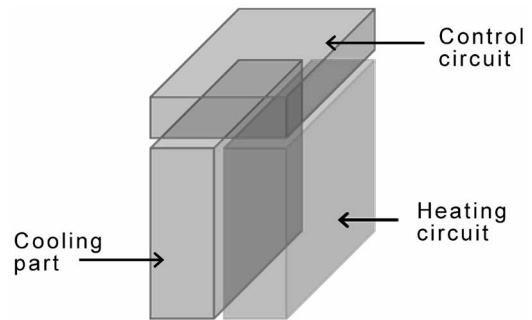


図2 溶接電源内部のレイアウト
Fig.2 Layout inside the welding power source



図3 サイドフローの構造
Fig.3 Side flow structure

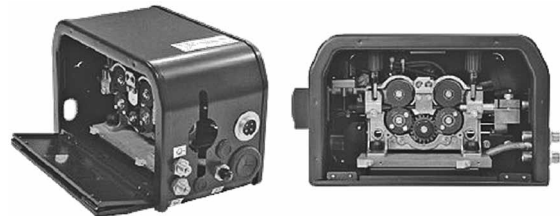


図4 送給装置の外観図
Fig.4 Outside viewing of wire feeder

2. 溶接プロセス

2.1 標準溶接モード

アーク溶接機は, 汎用的な軟鋼用溶接材料を中心にそれぞれの材料特性に合わせた溶接モードを搭載している (表2)。RA500では, ルチール系とメタル系を区別して, それぞれにフラックス入りワイヤの溶接モードを設ける

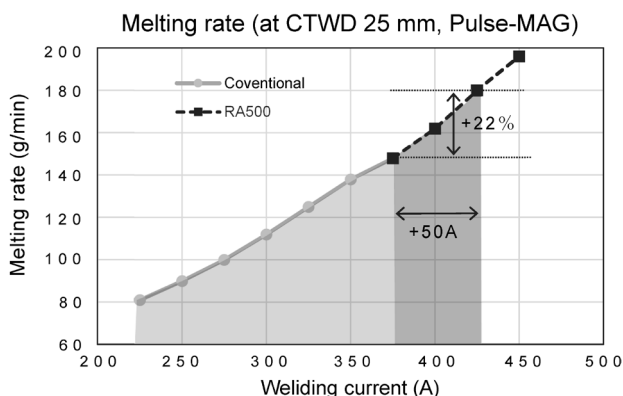
ことにより、よりきめ細かい出力制御による溶接品質の向上を目指した。軟鋼以外の溶接材料に対しても、必要に応じて溶接モードを拡張して搭載することができる。

100%使用率の拡大に伴い、直流パルス溶接では400 A超の電流条件により高能率化を可能にした。一例として、ソリッドワイヤφ1.2 mmの高効率化効果を図5に示す。RA500の最大溶融速度はこれまでの150 g/minから185 g/minと約20%向上し、高能率の溶接施工が可能になった。なお、直流パルス溶接の100%使用率は450 Aであるが、φ1.2 mmワイヤの送給速度の高速化による送給系消耗品への負担や溶融金属の安定性を考慮すると、溶接電流は430 A程度が上限と考えられる。また、一般的に400 A超の溶接条件下では、パルス溶接であっても細かなスパッタの付着が見られるが、RA500ではこの領域に最適なパルス出力制御を採用しており、付着スパッタ量を限りなく低減させている(図6)。

高能率化の具体例として、板厚16 mm、50° V形開先突き合わせ溶接のアークタイム試算結果を図7に示す。

表2 標準搭載の溶接モード
Table 2 Built-in welding mode

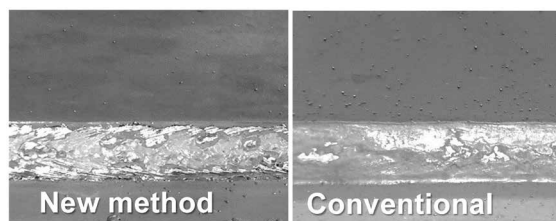
Welding method	GAS	Wire materials	Wire diameter (mm)
DC-CV	CO ₂	MILD STEEL(SOLID)	1.2, 1.4, 1.6
		MILD STEEL(Rutile-FCW)	1.2, 1.4,
PULSE	Ar+CO ₂	MILD STEEL(Metal-FCW)	1.2, 1.4,
		STAINLESS(FCW)	1.2
		MILD STEEL(SOLID)	1.2
PULSE	Ar+CO ₂	MILD STEEL(SOLID)	1.2, 1.4



Ar80%+CO₂ solid wire, φ1.2 mm,

図5 溶接電流とワイヤ溶融速度の関係

Fig.5 Relationship between welding-current and wire melting rate



Pulse-MAG, WFR:22 mpm, CTWD: 25 mm
Travel: 350 mm/min, Solid wire: φ1.2 mm, Conditions: 430 A

図6 付着スパッタ量の低減

Fig.6 Adhesive spatter reduced by new method

初層は溶け込みの確保、仕上げ層は外観を重視し、主に中間層に対して最大溶融速度を適用した例である。中間層の割合が最も小さいこの例においても、AB500に比べて約13%のアークタイムの短縮が見込める。

2.2 新パルス制御

RA500では、ソリッドワイヤの直流パルスモードに新開発のパルス制御を採用しており、小電流から大電流まで全領域において安定したパルスアーク溶接を実現している。この新パルス制御は、とくにφ1.4 mmのパルスMAG溶接で効果が発揮される。従来のパルス制御では、ベース時間変調(図8)によりアーク長制御を行っていたが、RA500のアーク長制御では大電流領域にピーク電流変調(図9)を採用している。具体的には、450~500 A以下ではベース変調制御、450~500 A以上ではピーク変調制御を適用している(図10)。これにより、これまで課題であった500 A超の大電流溶接における溶融プールの振動を抑制し(図11)、止端の整ったビードを形成することができる。また、母材に付着するスパッタも少ない(図12)。ただし、大電流領域では溶滴移行がローテーティング移行になることもあり、シールドガスの乱れによる大気由来の気孔欠陥が発生しやすいため、十分な注意が必要である。

この新パルス制御プロセスにおける適正の溶接電流の上限は560 A程度(ワイヤ径φ1.4 mm、並列仕様の場合)と考えられる。このとき、ワイヤ溶融速度は約260 g/minになる。安定したビード形成の限界が500 A程度であるAB500に比べて、ワイヤ溶融速度は約20%向上する。これ以上の出力増加も可能であるが、溶融金属が先行して流れるなど溶融プールの制御が困難となるため、推奨できない。溶融速度と出力電流の関係を図13に示す。

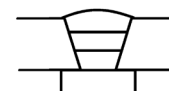
具体例として、板厚16 mm、50° V形開先突き合わせ溶接のアークタイム試算結果を図14に示す。AB500に対して約14%のアークタイムの短縮が見込まれる。

2.3 タンデムMAGパルス

タンデムMAGパルス溶接は、当社の高能率溶接法として最も歴史ある溶接法であり、溶接機の開発・改良とともに進化を続けている。AB500のタンデムモードでは、後行極は先行極と同期してパルス出力することにより、二電極でも単電極と同等のアーク安定性を実現している。これに対して、RA500では後行極の制御を見直し、

	Pass	Welding current [A]	Welding travel [mm/min]	Wire feed rate [m/min]	Melting rate [g/min]	ARC time [min/m]
RA500	1	280	280	12	105	10.6
	2	430	290	22	190	
	3	400	290	20	173	
AB500	1	280	250	12	104	12.0
	2	380	250	18	154	
	3	380	250	18	154	

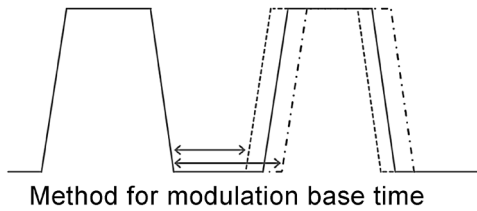
80%Ar+CO₂ DC-PULSE
φ1.2 mm, YGW15
CTWD: 25 mm



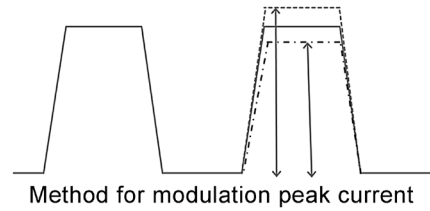
T: 16 mm
V: 50°
GAP: 5 mm

図7 突き合わせ継手の能率比較例

Fig.7 Comparative examples of efficiency of butt welding



Method for modulation base time
 図8 従来法 (ベース時間変調方式)
 Fig.8 Conventional method (modulating base-time)



Method for modulation peak current
 図9 新方式 (ピーク電流変調方式)
 Fig.9 New method (modulating peak-current)

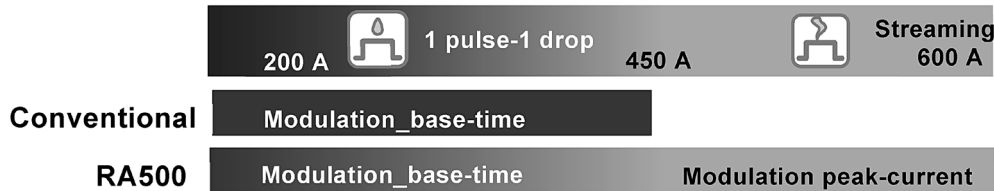
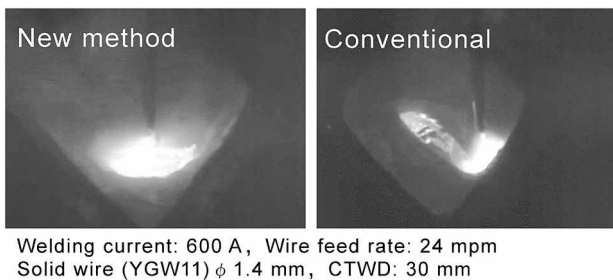
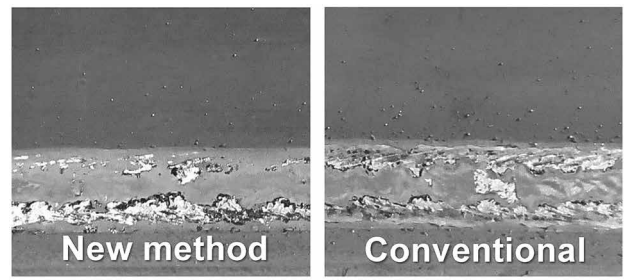


図10 新パルス制御の適用イメージ
 Fig.10 Application image of new pulse control

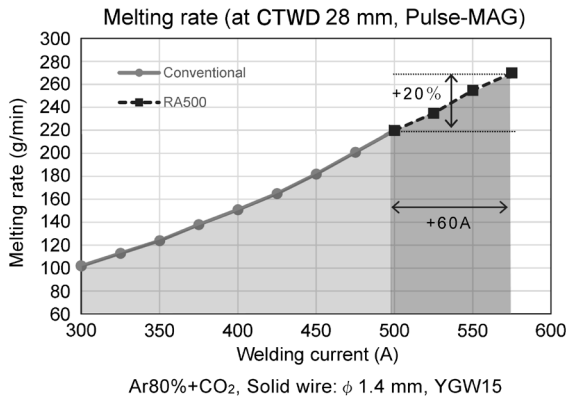


Welding current: 600 A, Wire feed rate: 24 mpm
 Solid wire (YGW11) ϕ 1.4 mm, CTWD: 30 mm
 図11 新パルス制御と従来制御の比較
 Fig.11 Comparison between new pulse control method and conventional pulse control method



Pulse-MAG, WFR: 20 mpm, CTWD: 30 mm
 Travel: 350 mm/min, Solid wire: ϕ 1.4 mm, Conditions:550 A

図12 ビードの外観
 Fig.12 Appearance of welding bead



Ar80%+CO₂, Solid wire: ϕ 1.4 mm, YGW15
 図13 溶接電流とワイヤ溶融速度
 Fig.13 Welding current and wire melting-rate

	Pass	Welding current [A]	Welding travel [mm/min]	Wire feed rate [m/min]	Melting rate [g/min]	ARC time [min/m]
RA500	1	280	350	9	109	8.6
	2	560	350	22	260	
	3	450	350	16	189	
AB500	1	280	350	9	109	9.8
	2	500	290	18	213	
	3	450	285	15	177	

80%Ar+CO₂, DC-PULSE
 ϕ 1.4 mm, YGW15
 CTWD: 28 mm



図14 突合せ継手の能率比較例
 Fig.14 Efficiency comparison example of butt welding

さらなるアーク安定性を実現している。なお、RA500 タンデム溶接システムは2022年6月に発売を開始している。

また、RA500のタンデムモードは、ソリッドワイヤに加えて、フラックス入りワイヤによるタンデム溶接モードも搭載している。タンデム溶接法は二電極により電極を分割しているため、同一溶融速度のシングル溶接に比べて高速溶接性が優れる特徴を持つ。しかし、さらに高速化させるとビードが凸形状になりやすいこと、溶着量増加に伴う溶融プールの不安定化が課題になる。いっぽう、フラックス入りワイヤを用いると、このワイヤの溶

滴移行での特徴であるフラックス柱の効果により、400 A以上の高電流領域においても電極同士が干渉せずに安定したストリーミング移行を維持することができる。この作用により溶融プールの挙動が抑制され、脚長8 mm、溶接速度1,000 mm/minの高速溶接においてもフラットなビードが形成できる(図15)。また、高溶着用途にも対応することができ、 ϕ 1.3 mmの低スラグ系フラックス入りワイヤを用いた場合、先行極430 A - 後行極400 Aの条件で約350 g/minの溶着量となり、これは当社が提案する施工法において最も溶着量の多いプロセスにあたる(図16)。

フラックス入りワイヤを使用する他のメリットとして、ソリッドが用いられるタンデム溶接では通常直流パルス溶接法が用いられるが、フラックス入りワイヤによるタンデム溶接モードでは、フラックス柱の作用により定電圧直流溶接法が適用できる。このため、施工条件の設定が直流パルス溶接法と比較して容易であり、さらに直流パルス溶接法の適用は必須でないため、チップ摩耗による給電の不安定化も生じにくい(表3)。

2.4 New REGARC™^{注2)}

鉄骨溶接では、シールドガスに比較的安価な炭酸ガスを用い、能率を高めるために高電流で溶接することが主流である。とくに、高電流域では溶滴が不規則なグローブユール移行となるため、スパッタ発生量が増加するという課題を長年抱えていた。この課題を解決するために、当社が開発したREGARC™溶接法では、炭酸ガスアーク溶接における溶滴形成・離脱過程の各タイミングにお

いて、溶接電流を特殊なパルス波形にすることにより溶滴の押し上げを抑制している。これにより、溶滴が大きく成長する前に規則正しく溶融池に移行させることができる。短絡および大粒スパッタの飛散を抑制している溶接法であり、適用先が急激に拡大している¹⁾。

RA500では、従来REGARC™溶接法の出力波形およびアーク長制御を改良した新出力制御によりさらなる低スパッタ化を実現している(図17)。

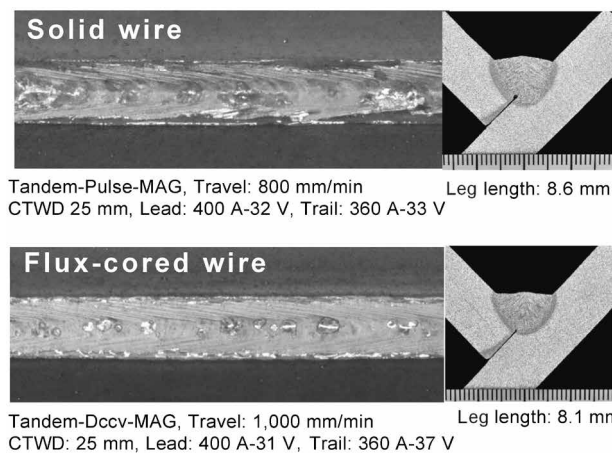


図15 タンデム溶接法の一例
Fig.15 Example of tandem welding method

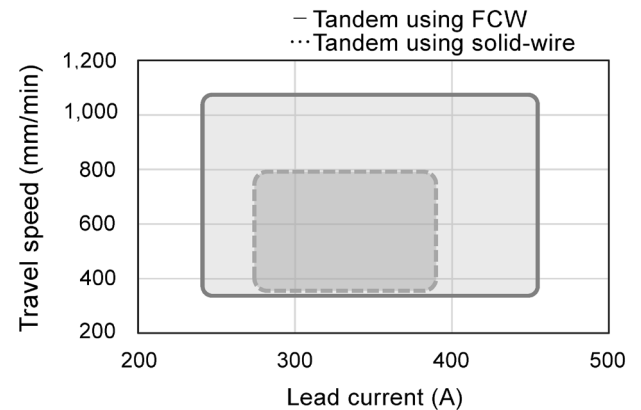


図16 FCWを用いたタンデム溶接法の適用範囲
Fig.16 Applicable range of tandem welding method using FCW

表3 フラックス入りコアードワイヤの優位性
Table 3 Advantages of flux-cored wire

	Solid wire	Flux-cored wire
Welding method	Pulse	DC-CV
Bead appearance	△	○
Tip durability	△	○
High speed welding	△	○
Versatile	△	○

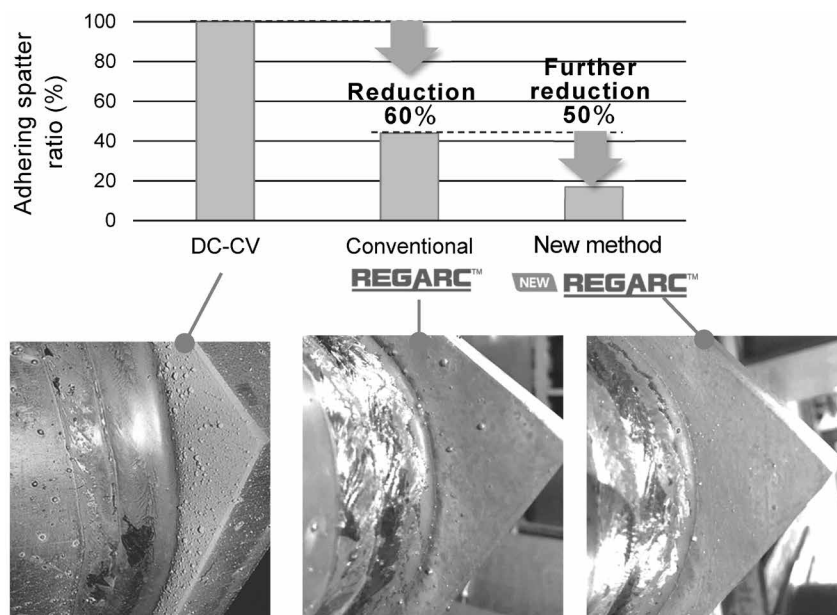


図17 New REGARC™による付着スパッタ量の低減
Fig.17 Reduced adhesive spatter amount in new REGARC™

脚注2) REGARC™は当社の登録商標である。

表4 ロボットとの組み合わせ機能
Table 4 Combination function with robot

Maintenance information	<ul style="list-style-type: none"> Welding operation time Temperature inside the welding power source Rotation error of cooling fan Fine-adjustment of welding ball removal control Motor overcurrent warning detection level Voltage detection error sensitivity adjustment
Welding information	<ul style="list-style-type: none"> Wire-feed load monitor Welding current monitor Welding voltage monitor

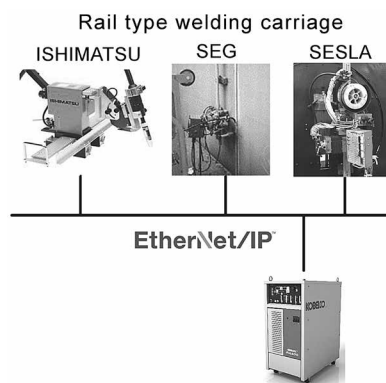


図18 自動溶接装置との接続
Fig.18 Cooperation with rail-type welding carriage

3. アプリケーション

3.1 ロボット機能

RA500は、当社ロボット溶接システムの溶接機として、ロボットとの組合せによる情報収集機能を持つ。溶接機の稼働時間や溶接時間の記録、各種アラーム、溶接電流やワイヤ送給速度負荷等のモニタなど、溶接機のメンテナンスに役立つアプリケーションを備えている（表4）。

3.2 デジタルインタフェース

RA500では、当社の多関節ロボットARCMANTM注3)とのデジタル接続にEtherCATを用いているが、小型可搬型ロボットとのデジタル接続を考慮して複数プロトコルに対応できる設計にしている。一例として、当社石松コントローラとのデジタル接続にはEtherNet/IPTMによるシステム化を予定している（図18）。

また、RA500はAnybus[®] CompactComを搭載しているため、各自動機に応じたさまざまな種類のデジタル通信プロトコル（Modbus、DeviceNetなど合計11種類）の開発が可能になっている。デジタル通信インタフェースに対しては、順次通信可能なプロトコルを増やしていく予定である。

このデジタル通信インタフェースおよび前章で説明し

たロボット機能を用いて、自動機接続用途としてアークスタートやクレータ処理などの溶接条件指令機能を搭載している。さらに、各種自動機だけでは実施不可能な溶接情報の記録やモニタリング、将来的には溶接部位ごとに施工記録を閲覧できる機能なども検討している。

むすび=本稿では、新型ハイエンド溶接機SENSARCTM RA500を紹介した。本稿で紹介した溶接プロセスや機能に加え、今後も継続的に新たな溶接プロセスの開発を進めていく。2024年度以降の商品化に向けて、短絡フリー型送給制御方式の炭酸ガスプロセス²⁾であるAXELARCTM注4)をRA500に搭載する予定である。また、他の機能を拡張しながら、溶接材料・溶接装置とともに、溶接品質と能率向上に向けた課題解決に貢献していく所存である。

参考文献

- 1) 山崎 圭ほか、溶接学会全国大会講演概要、2010-04-20/22、溶接学会、2010、p.138-139.
- 2) 北村佳昭ほか、溶接学会全国大会講演概要、2022-09-08/10、溶接学会、2022、p.282-283.

脚注3) ARCMANTMは当社の登録商標である。

脚注4) AXELARCTMは当社の登録商標である。

(技術資料)

中厚板向け溶接ロボットシステムと前工程自動化新技術

長島 稔*¹・川口雄太*¹・五十嵐大智*¹

Medium-to-thick Plate Welding Robot System and New Automated Pre-process Technology

Minoru NAGASHIMA・Yuta KAWAGUCHI・Taichi IGARASHI

要旨

これまで中厚板溶接市場において、国内外を問わず数多くのアーク溶接ロボットシステムを納入してきた。溶接システムには、生産性や効率の向上とともに、コスト低減が求められる。本稿では、これらを実現する新型アーク溶接ロボットや溶接技術の特徴を紹介するとともに、仮組や予熱作業の自動化を実現したシステム事例を紹介する。

Abstract

Kobe Steel has delivered a number of arc-welding robot systems for the medium-to-thick plate welding market, both domestically and internationally. Welding systems are required to achieve cost reduction as well as improvements in productivity and efficiency. This paper introduces the features of a new arc welding robot and welding technology that realize these improvements, while showcasing examples of automated-system implementation for pre-assembly and preheating operations.

検索用キーワード

溶接ロボットシステム, 前工程自動化, すき間埋め溶接, 予熱自動化, ARCMAN, 組立自動化, ハンドリングロボット, アーク, センサ

ま え が き = 当社のアーク溶接ロボット ARCMANTM注1) は、中厚板分野（建設機械、建築鉄骨、橋梁、鉄道車両など）を中心に、1980年代から国内外の顧客において数多く採用いただいている。同分野の溶接ロボットシステムに求められるニーズは、従来の自動化率の向上、安定した溶接品質や能率の向上に加えて、溶接前工程自動化の要望も増えてきている。

本稿では、最近の新技術を活用した事例や、溶接前工程を自動化した事例を紹介する。

1. 最近の新商品の紹介とその活用事例

1.1 ARCMANTM Aシリーズ

2017年に販売開始した ARCMANTM Aシリーズは、ARCMANTM A60を主力として図1に示すようにアーム長が短い機種から順に ARCMANTM A30, A40, A60, A80の4機種をラインナップしている（以下、各機種をA30, A40, A60, A80という）。システムを構築する際に、溶接対象ワークのサイズや溶接部への適用性、ロボット設置姿勢（床置、天吊）、周辺装置構成などを考慮して各機種を使い分けている。なお、最も小型のA30は造船向け大組立などの限定的なシステムで活用してい

る¹⁾。本稿ではA40, A60, A80の特徴およびシステムでの活用例について紹介する。

1.1.1 逆エルボ姿勢を利用したアーム干渉回避

Aシリーズではマニピュレータ第3軸の動作範囲を拡大したことにより、従来とは逆方向にアームが折れ曲がる「逆エルボ姿勢²⁾」が可能となった。図2および図3がこの逆エルボ姿勢を活用した事例である。従来のロボットではロボットアームがワークやクランプ治具等と干渉する継手に対しても、Aシリーズはロボットの姿勢変更で適用可能となり適用率が向上する。

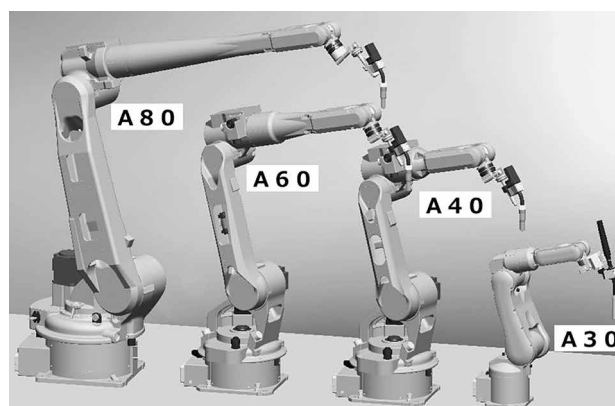


図1 ARCMANTM Aシリーズ一覧
Fig.1 Lineup of ARCMANTM A series

脚注1) ARCMANTMは当社の登録商標である。

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部

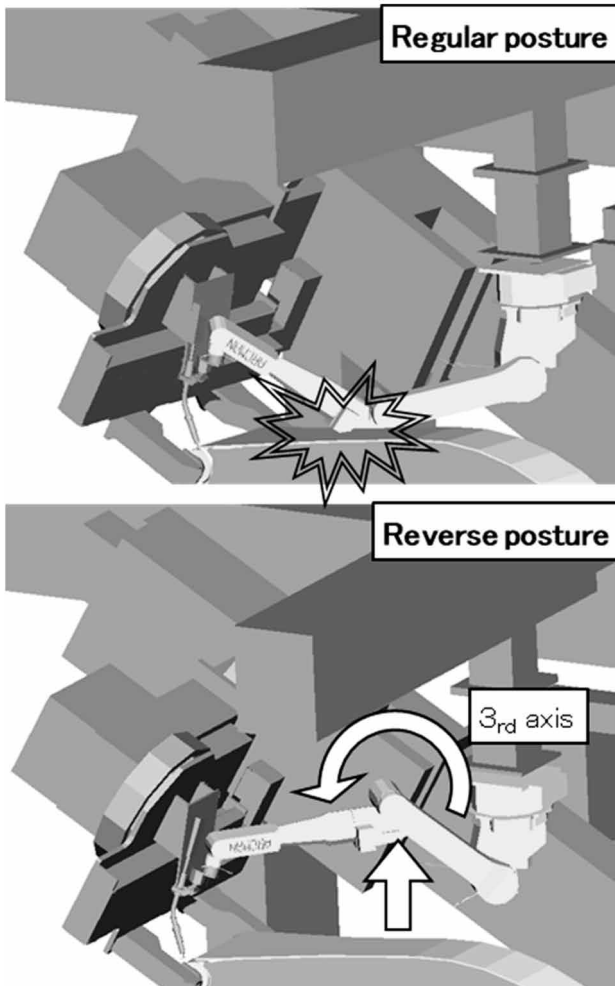


図2 天吊システムにおける逆エルゴ姿勢 (ARCMAN™ A60)
Fig.2 Reverse posture of ARCMAN™ A60 (ceiling)

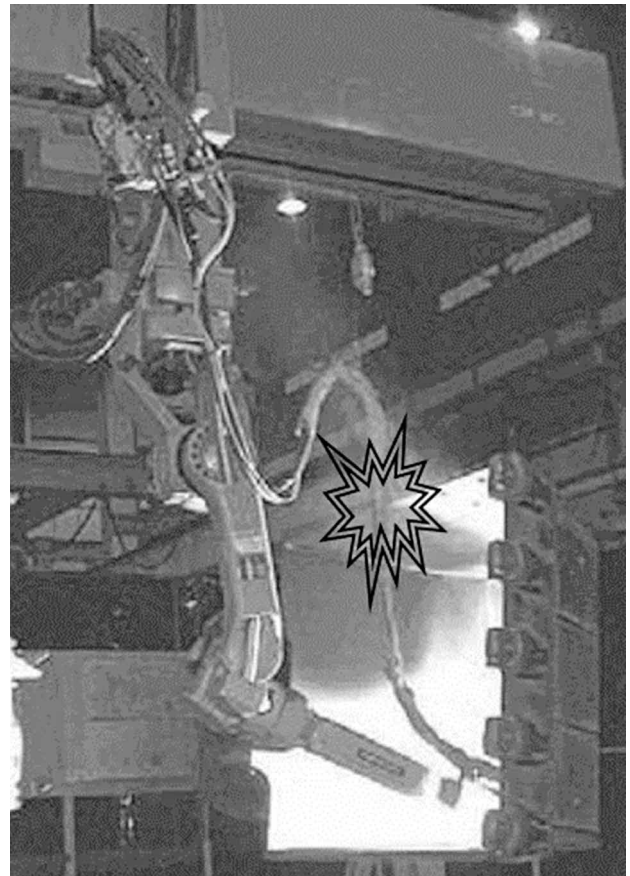


図4 天吊システムにおける従来ケーブル処理
Fig.4 Previous ARCMAN™ (ceiling) & route of cable

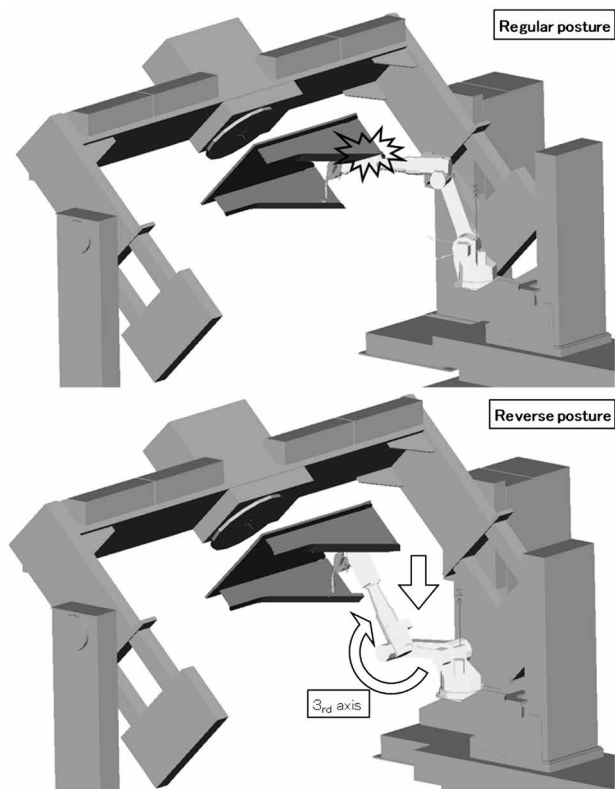


図3 床置システムにおける逆エルゴ姿勢 (ARCMAN™ A60)
Fig.3 Reverse posture of ARCMAN™ A60 (floor)

1.1.2 天吊システムにおける新ケーブル処理

Aシリーズでは、ケーブル類をマニピュレータ第1軸部（ベース部の旋回軸）にケーブルを通せる機構を設けた³⁾。従来の天吊システムでは、宙吊となるトーチケーブルのワークとの干渉や、ロボット本体への巻き付きが発生することがある。これらを防ぐために、図4のようにケーブル処理バランスによる処理や、ティーチング時にケーブル動作に注意を払った作業が必要であった。

この課題に対して、第1軸部にトーチケーブルを通す機構を採用することで、ケーブルを空中で吊る必要がなくなり、アームに沿わせる経路とする改善が図られている。

事例を図5と図6に示す。図5では、凹形状のワークの内側を溶接する際のトーチケーブルとワークの干渉を改善した。図6では、先述の逆エルゴ姿勢との組み合わせによって、大径の周溶接継手においてロボット本体にケーブルが巻き付く課題を解決した。

1.1.3 床置システムにおける新ケーブル処理

前項に示すように、Aシリーズでは第1軸部にケーブル類を通せる機構を採用した。また、第1軸から第3軸の間はアームにケーブルに沿わせて固定できる機構を用意した。これらの機構を用いてケーブルを配線することで、ロボットに搭載される送給装置に接続されるケーブル類のうち、ワイヤコンジットケーブルのみがロボット後方で吊られる形のシンプルなケーブル処理を可能とした。これにより、ロボット動作に伴うケーブル類の振れによる、ワイヤコンジットケーブルの破損リスクも低減

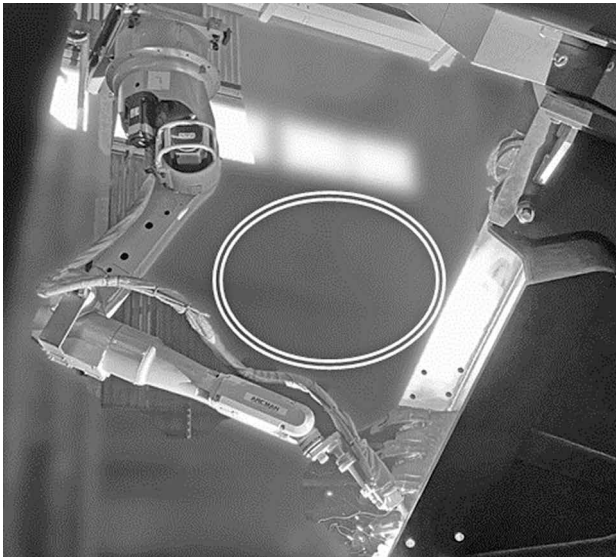


図5 天吊システムにおける新ケーブル処理 (ARCMAN™ A60)
Fig.5 ARCMAN™ A60 (ceiling) & new designed route of cables

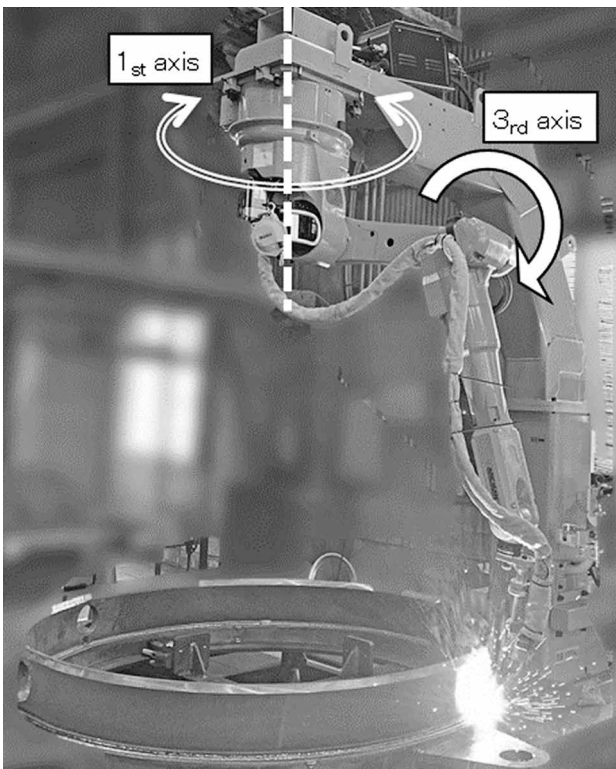


図6 天吊システムにおける新ケーブル処理と逆エルボ姿勢 (ARCMAN™ A60)
Fig.6 ARCMAN™ A60 (ceiling) & new designed route of cables & reverse posture

される。

A80にて本ケーブル処理を適用した事例を図7に示す。この事例ではケーブル処理のみならず、A60と比較してアーム長が長いA80を採用することで、移動装置を無くすことによる設置スペースとコストの削減も図られた。

1.2 すき間埋め溶接施工

1.2.1 概要

溶接組立工程では、部材の切断精度や組立誤差により意図しないギャップ (すき間) が生じることがある。この場合、裏当て材を使用せずにすき間が開いたままの状

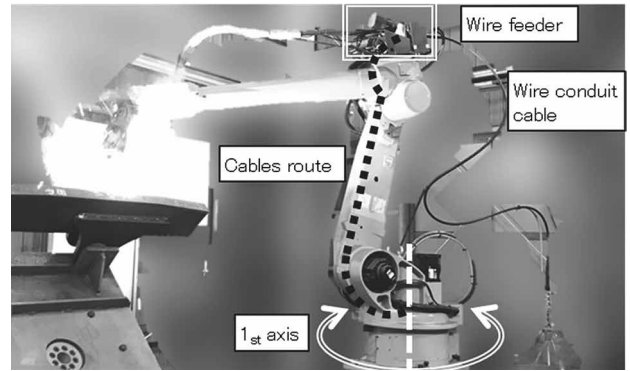


図7 床置システムにおける新ケーブル処理 (ARCMAN™ A80)
Fig.7 ARCMAN™ A80 (floor) & new designed route of cables

態で溶接すると、溶落ちの発生リスクがある。それを防止するため、ロボットによる自動溶接の前に半自動溶接ですき間を埋める処置を行う必要があり、溶接工程のサイクルタイム増加やロボットによる自動化を阻害する要因となっていた (図8)。

1.2.2 溶落ちを防止する溶接施工

すき間がある継手の溶接では、溶融池の上にアークを発生させることでアーク力を受け止め、溶落ちの防止を図ることができる。しかし、ロボットのウィービング方法では溶融池先端にアークが集中し、アーク力を受け止めきれずに溶落ちが発生しやすくなる。そこで、ARCMAN™のウィービングカスタマイズ機能で斜めにウィービングを行うことによりウィービング振幅動作を大きくし、溶融池先端へのアークの集中を回避することで溶落ちを抑制した (図9)。

1.2.3 高精度なギャップの測定方法

前述の溶落ちを抑える溶接施工を行うためには、実際のギャップ幅の高精度な測定とそれに応じた精緻な溶接条件制御が必要となる。従来のワイヤタッチセンシングではワイヤ径以下の微小ギャップは測定が困難であることから、レーザセンサによる計測技術を開発して搭載可能とした (図10)。レーザセンサの使用により、従来対応しているレ型開先に加えてワイヤタッチセンシングでは測定できないフレア開先やT継手のすき間も計測可能となり、適用できる開先形状が拡大した。さらにレーザセンサは極めて高速であることから、センシング時間の短縮にも繋がった。

1.2.4 ギャップ変動への対応

実際の溶接対象物は、溶接スタート部とエンド部でギャップ差が生じることが多く、一つの継手内でテーパ状のギャップとなることがある。その場合、ギャップ幅に応じた最適な溶接条件を溶接中に切替えて溶接することでギャップ変動への対応が可能となる。そこで、溶接前工程においてレーザセンサで溶接線のスタート部とエンド部のギャップをそれぞれ測定し、溶接線の長さから継手途中の複数ポイントのギャップ幅を導き、そのギャップ幅に応じた溶接条件を割り当てる機能を搭載した。溶接時には、溶接条件変更機能により、ギャップに応じた最適な溶接が可能となる。

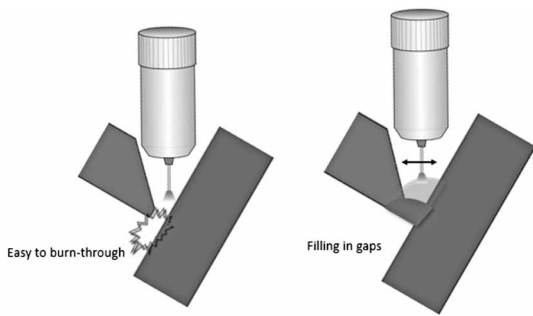


図8 すき間埋め溶接施工イメージ

Fig.8 Gap fill-in-the-blank welding construction image

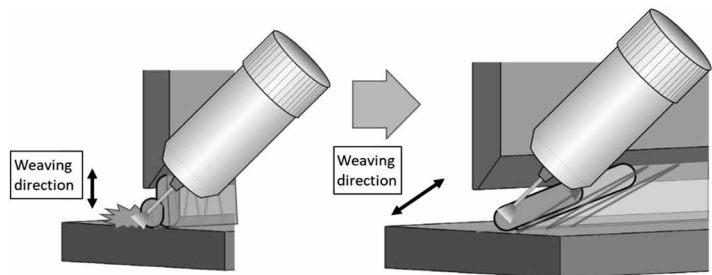


図9 ウィービングカスタマイズ機能によるアーク力分散方法

Fig.9 Arc force dispersion method by weaving customization function

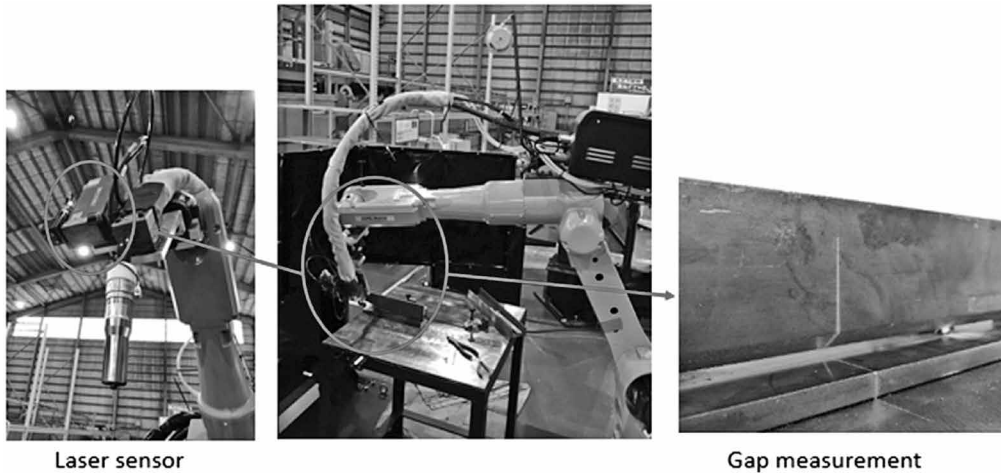


図10 レーザセンサとギャップ測定状況

Fig.10 Laser sensor & gap measurement

2. 溶接前工程を含めた自動化事例

2.1 仮組～本溶接自動化システム

2.1.1 概要

当社のアーク溶接ロボット ARCMAN™ A60とハンドリングロボット（安川電機製）を組み合わせた建設機械部品の仮組～本溶接自動化システムを紹介する。本システムは老朽更新であるため設置スペースはそのままとし、後述する工夫により既設システムに対して生産性向上と溶接品質の向上を実現した。

本システムでは、自動倉庫から機種ごとの構成部材がパレットで排出され、そのパレット内の部材をハンドリングロボットで取り出して「ブラケット仮付け工程（第一工程）」→「ブラケット本溶接工程（第二工程）」→「ブラケットアッセンブリ仮付け・本溶接工程（第三工程）」の順に部材をセットする。それら各工程での溶接を行いながら、次工程へ部材を払い出す全自動のラインである。

本システムは当社とシステムインテグレータ（以下、SIerという）が連携して構築し、ARCMAN™ A60、溶接関連装置、システム構想を当社が担当し、ハンドリングロボット関連とシステム全体制御をSIerが担当する役割分担で開発した（図11、図12）。

2.1.2 ブラケット仮付け工程（第一工程）

最初のブラケット仮付け工程においては、まずベースとなる板をハンドリングロボットで取り出し、仮組み治

具にセットして位置決めを行う。その後、同様にボス部品（溶接にて取り付ける部品）を取り出して仮組み治具にセットし、自動クランプ後にアーク溶接ロボットによってベース板とボス部品の仮付け溶接を行う。

2.1.3 ブラケット本溶接工程（第二工程）

第一工程で仮付けされたブラケットは、ハンドリングロボットによってポジションへ運ばれ、自動クランプ後に下向姿勢にポジショニングして本溶接を行う。設置スペース上の制約や目標生産量を考慮し、溶接ロボットはブラケット仮付け工程と本溶接工程で兼用とした。

2.1.4 ブラケットアッセンブリ仮付け工程（第三工程）

次の工程は、第二工程で溶接完了したブラケットと、新たな4種の部材を仮付けアッセンブリする工程である。パレット上から「アッセンブリ用ベース板」、「ステイフナ右」、「ステイフナ左」、「ステイフナ中央」という4種の追加部材をハンドリングロボットで順次取り出し、ブラケットアッセンブリ仮付け工程に運ぶ。取り出してきた部材は、ハンドリングロボットで押えた状態で溶接ロボットによる仮付け溶接を行う。ブラケットアッセンブリ仮付け工程での溶接完了後は、コンベアによって自動排出され本システムでの作業は完了となる。

2.1.5 自動化システムのポイント

本システムでは、既設の限られた設置スペース内でサイクルタイム短縮を目指した。そこで、前述した2軸ポジションによる下向溶接に加え、ボスの表裏の溶接をハンドリングロボットによる反転作業を伴って実施する手

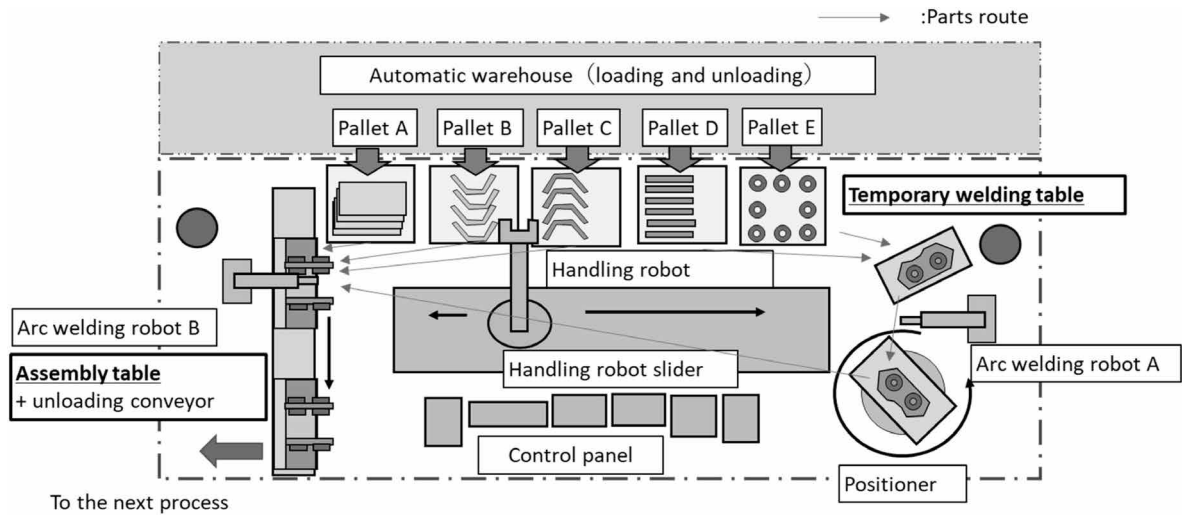


図11 システム配置図
Fig.11 System layout

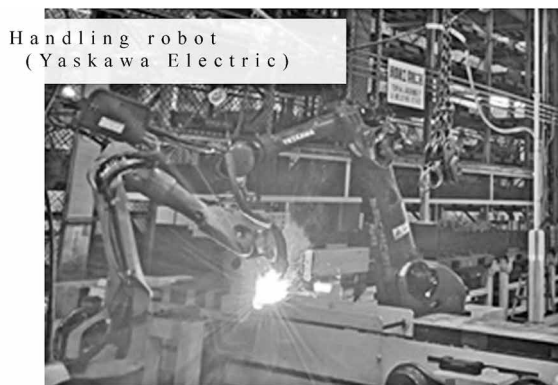


図12 ハンドリングロボットとのコラボ
Fig.12 Collaboration with handling robots

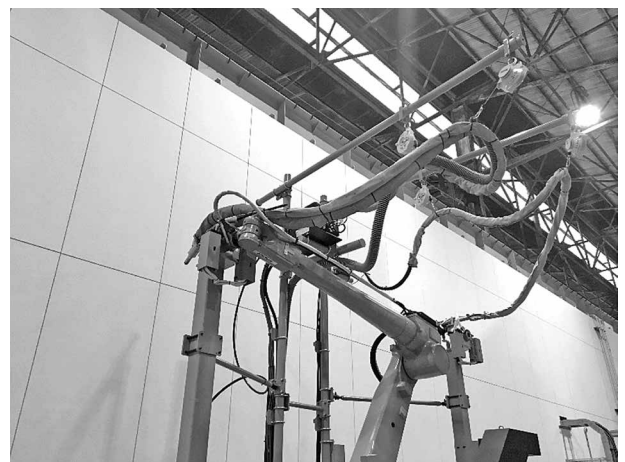


図13 ツール持ち替え
Fig.13 Tool change

段では時間が掛かることから、クランプ治具による反転によってサイクルタイム短縮を図った。

さらに、1台のハンドリングロボットを三つの工程で兼用することとしたため、ハンドリングロボットの動作で待ち時間が発生しないように効率的に動かすべく各作業時間を細かく算出し、必要に応じて部材の一時仮置き台を設けるなどの工夫をした。その結果、更新前のシステムに対して、機種により差はあるが2~3割のサイクルタイム短縮を実現した。

2.2 予熱兼用溶接システム

2.2.1 概要

中厚板の溶接構造物は溶接前に予熱が必要な場合がある。とくに鋳物や高張力鋼板を用いた構造物の溶接において、予熱は健全な溶接品質を得るために重要な工程となる。従来、予熱が必要な溶接では、ガスバーナーなどを用いた手作業で予熱作業を行い、所定の温度まで上昇させた後にロボット溶接を実施していた。しかし、この方法では予熱してから時間が経過すると構造物の温度が下がるため、ロボット溶接を中断して再び手作業で予熱を行う場合もあった。

このような課題から、予熱も含めた自動化システムの実績が増えている。予熱に関する技術の一例を紹介する。



図14 ツール置台
Fig.14 Tool stand

2.2.2 ガスバーナートーチ自動持ち替え

ロボット1台で予熱と溶接を行うには、溶接トーチとガスバーナートーチの自動交換が必要となる。そのような自動交換は、ロボットとツール間の着脱機構と、取り外したトーチを置く「ツール置台」の構成で実現される(図13、図14)。



図15 ガスバーナー Torch 着火動作
Fig.15 Auto ignition action of pre-heating burner torch

2.2.3 自動着火・自動消火

予熱炎の着火は自動着火装置により行われる（図15）。着火後は、失火による燃焼ガス漏れを防止するために、Torch近傍に取付けた火炎検知器で予熱火の状態を監視している。何かの要因で失火した場合には、燃焼ガスの供給を止め、ロボットの稼働を停止する。

2.2.4 予熱温度測定

教示したロボットプログラムにおいて予熱時間や動作回数を設定して予熱動作を行うが、外気温などにより予熱後の母材温度は変動する。所定の温度まで確実に温めた後に溶接を行うため、予熱Torch近傍に非接触型温度センサを配置することもできる（図16）。そのセンサにより母材の温度を測定し、設定温度に達するまで予熱動作を継続する。

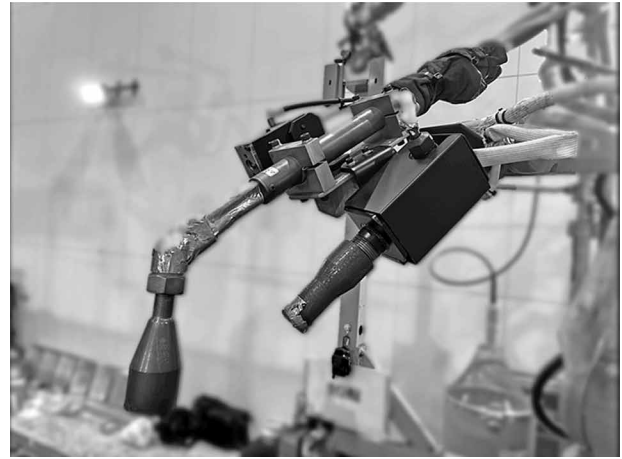


図16 ガスバーナー Torch 温度センサ
Fig.16 Temperature sensor of pre-heating burner torch

むすび＝最近の当社の新技術とその導入事例を紹介した。新型アーク溶接ロボットによる適用向上やすき間埋め溶接施工のような従来からの本溶接工程での自動化拡大と並行して、仮組や予熱自動化の事例のような自動化範囲拡大の対応も行っている。

今後も市場やお客様のニーズを捉え、それに必要な商品開発を推進し、溶接の自動化や高品質化に合わせるだけでなく、溶接の前後工程の自動化にも積極的にチャレンジすることにより、お客様の利益の最大化に貢献していく。

参考文献

- 1) 定廣健次ほか, R&D神戸製鋼技報, 2018, Vol.67, No.1, p.61-65.
- 2) 五十嵐大智ほか, ほうだより技術がいと, 技術レポート, 2019, Vol.60 2019-4.
- 3) 五十嵐大智ほか, ほうだより技術がいと, 技術レポート, 2017, Vol.58 2017-4.

(解説)

溶接ロボットシステム導入を推進するDX技術

福永敦史*1・日高一輝*1・東良敬矢*1・澤川史明*1・松嶋幸平*2・小向航平*1

Digital Transformation (DX) Technology to Promote Adoption of Welding Robot Systems

Atsushi FUKUNAGA・Kazuki HIDAKA・Takaya HIGASHIRA・Fumiaki SAWAKAWA・Kohei MATSUSHIMA・Kohei KOMUKAI

要旨

情報通信技術やAI技術が発展する中で、これらの技術を用いた生産現場の自動化・省人化の加速が期待されている。当社では、溶接作業の自動化やロボット適用率拡大を狙って多くの機能開発を進めてきたが、溶接ロボットシステムを導入することでティーチング作業やメンテナンスなど新たな人手作業が発生している。これら人の負荷を削減することで、今まで以上に溶接ロボットシステムの導入効果が高まり、ひいてはお客様の生産性向上につながる。当社では、ARCMAN™ Offline Teaching SystemにICT/AI技術を加えることで、人手によるティーチング作業を削減する溶接プログラム自動生成機能を開発した。また、ARCMAN™ PRODUCTION SUPPORTにカメラを搭載し、遠隔地での見える化機能を拡充した。これにより、高所作業を削減できるなど、安全性向上も期待できる。

Abstract

The rapid development of information and communication technologies, as well as the widespread use of AI technologies, is expected to accelerate automation and labor-saving measures in production sites. Kobe Steel has been developing various functions to automate welding operations and increase the ratio of robots used in welding processes. However, the adoption of welding robot systems has resulted in new manual tasks such as teaching and maintenance. By reducing these manual operations, the introduction of welding robot systems can be more effective than ever before, leading to increased productivity. To overcome these challenges, Kobe Steel has leveraged ICT/AI technology to develop an automatic function that generates welding programs, reducing the need for manual teaching work. This feature has been added to the ARCMAN™ Offline Teaching System. A camera has been mounted on the ARCMAN™ PRODUCTION SUPPORT, expanding remote visualization capabilities, which is expected to improve safety by reducing the number of workers in high places.

検索用キーワード

自動化, 省人化, ティーチレス, 見える化, ARCMAN™ Offline Teaching System, ARCMAN™ View

まえがき = 当社では建築鉄骨、建設機械、橋梁、造船など中厚板向け溶接ロボットシステム・装置を開発・販売し、溶接工程の自動化・省人化により社会の発展やお客様の生産向上に貢献している。中厚板向け部材の溶接では、ワークが大きく組立誤差が生じやすいことや、長時間にわたり複数回溶接を繰り返す多層盛り溶接を行うため、熱ひずみが生じやすい。これらの課題に対して溶接の自動化を実現するために、溶接電流の変化を検出してロボット先端位置をあらかじめ教示した位置から補正するアークセンサ技術などを開発してきた。また近年では、レーザセンサでルート間隔を計測し、ルート間隔に応じて細かく溶接条件を切り替えることで、フレア開先など従来は熟練溶接工が手溶接していた箇所の自動化を実現した¹⁾。

このように溶接システムの適用率を高めて自動化を推進してきた反面、溶接ロボットシステムを導入することにより、従来の手溶接作業では不要であったティーチング作業やロボットオペレーション作業、チョコ停からの復帰作業など新たに人手作業が必要となっている。このような人手作業を削減するために、ティーチング作業を簡単にするARCMAN™ Offline Teaching Systemや、

ロボット生産の見える化やチョコ停低減に活用できるARCMAN™ PRODUCTION SUPPORTを提供してきた。

本稿では、これらのソフトウェアにICTやAI技術を加えることで実現した、ティーチング作業時間を削減する機能と、ロボット生産のさらなる見える化により作業性を向上する機能について紹介する。これら機能により、溶接ロボットシステムをこれまで以上に簡単に使えるものとし、溶接工程の自動化を促進する。

1. ティーチングレス溶接ロボットシステム

溶接ロボットシステムで生産をする前には、ワークのどの部分をどのように溶接するかをロボットに教えるティーチング作業が必要となる。その作業では、溶接品質にかかわる溶接トーチ姿勢の作成、ワークや治具との干渉の回避、ワークのズレを考慮したセンシングの設定やその動作作成などが必要である。ロボットの操作知識に加えて溶接の知識も求められ、複雑なワークのティーチングは誰でも簡単に行えるものではない。

当社では20年以上前よりティーチングレス溶接システムの開発に取り組んでおり、建築鉄骨、橋梁、造船向

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部 *2 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部 (現 溶接事業部門 技術センター)

け溶接システムにおいては、ティーチングレスシステムを実現し、多くのお客様の溶接自動化に寄与してきた^{2),3)}(図1)。ワークに応じたロボットの位置情報だけでなく、最適な溶接条件も含めて提供していることが大きな特長であり、ロボットを設置したその日から生産を開始することができる。また近年では、ワーク情報の入力に3D-CADデータを用い、設計で作成したデータをそのまま製造用データとして使用できるようにした(図2)。これにより溶接線数が多いワークに対しても短時間でワーク情報の取得が可能なティーチングレスシステムを実現した⁴⁾。

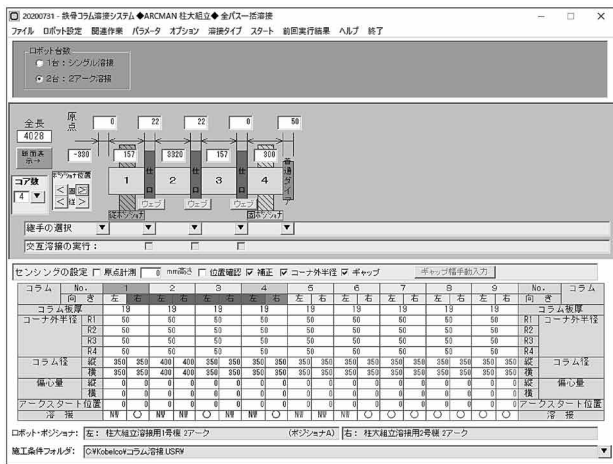


図1 鉄骨柱大組立溶接システム
Fig.1 Structural steel welding systems

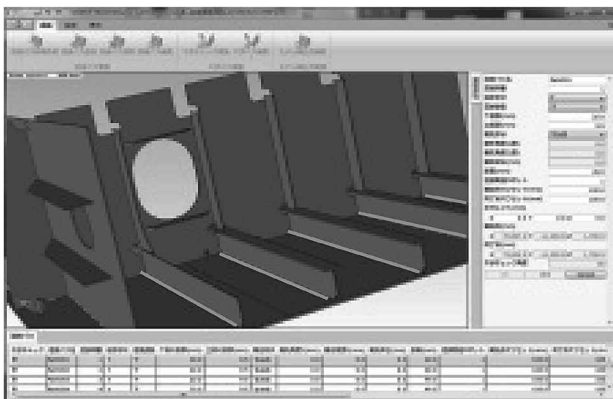


図2 造船向けCAD連携システムソフトウェア
Fig.2 SMART TEACHING™ for CAM

既にティーチングレスシステムを実現しているワークは類似した形状が多く、パターン化されており、基準となる教示プログラムを拡大縮小する方法で実現している。いっぽう、建設機械のようなパターン化が難しい複雑な形状のワークでは、同じ手法を適用することが難しく、ティーチングレスシステムは実現できていない。しかも、このような複雑なワークのティーチング作業には熟練したティーチング技術が必要であり、ティーチング作業時間も長い。そこで、教示プログラムの自動作成や、作成した教示プログラムの確認作業を簡易化し、ティーチング作業者の作業負担を軽減する機能を開発した。

本章では、教示プログラムをオフラインで自動生成する溶接プログラム自動生成機能(1.1節)、生成したプログラムをオフラインで確認する精度を高めるためのケーブルシミュレーション機能(1.2節)について説明する。

1.1 溶接プログラム自動生成機能

建設機械の一つであるショベルカーは、複数の大型で複雑な形状のワークの組み合わせで構成されている。このワークは機種ごとに多種多様な形状をしているため、建築鉄骨、橋梁、造船のように形状をパターン化する方法によりティーチングレスを実現すると、膨大な量のパターンを作成する必要がある。また類似形状でない新機種が追加された場合は、新たな形状に応じて基準プログラムの設定パターンを改めて作成しなければいけないという課題がある。

そこで、建設機械のような複雑な形状のワークに対して教示プログラムを自動で生成するために、溶接に適したロボットの姿勢を「探索」という別のアプローチを採用した。これにより、ロボット、ポジショナ、移動装置の位置・角度を決定し、教示プログラムを自動生成する機能を開発した。探索アプローチにおいては、熟練ティーチングマンの教示方法をルール化し、そのルールに従い溶接位置や溶接施工情報からまずポジショナとトーチ角度を決める。その後、ロボットの溶接姿勢を探索することにより、複数の教示プログラムの候補を作成する(図3)。そして、ロボットの動作評価と溶接動作評価の2段階評価を行い、溶接に適した候補を選定することにより教示プログラムを自動生成する(図4)。

この機能を使用することで、実機で2日かかるようなワークの教示作業を1日に短縮することができる。これにより教示作業時間だけでなく、生産ラインの停止時間も削減することができる。また、教示プログラムの作成経験が乏しい作業員でも、熟練ティーチングマンが作るような教示プログラムを簡単に作成することが可能となる。

1.2 ケーブルシミュレーション機能

オフラインで作成した教示プログラムを実機で動作確認したときに、ロボットに付属する溶接トーチケーブルが干渉して修正や再教示が必要となる場合があり、教示の長時間化をまねく。そこで、オフライン上でケーブルの挙動を確認できるケーブルシミュレーション機能を開発した。図5は、実システムにおいて人の目視ではケーブル状態を確認することが困難な狭隘(きょうあい)

部を、ケーブルシミュレーションにより確認している様子である。とくに図5右図で示されているように、ケーブルとワークの位置関係を容易に把握することができる。そのため、ケーブル干渉がない教示プログラムをオフライン作業で作成することができ、現場での教示修正時間を短縮できる。

ケーブルシミュレーションでは、幾何学的な曲線計算ロジックを利用することにより、実際のケーブルの動き

に似せた曲線を表現した。そのため、物理シミュレーションによる緻密な計算を行う場合と比べてケーブルを表示する計算量が少なくなり、作業ストレスのない高速表示が可能である。

ケーブルの動きの設定項目は、①ケーブルの始末端の位置、②スプリングバランサの使用有無の選択、③トーチケーブルの堅さを選択、④ケーブルの曲がり方向の4項目のみであり、誰でも簡単に使用することができる。

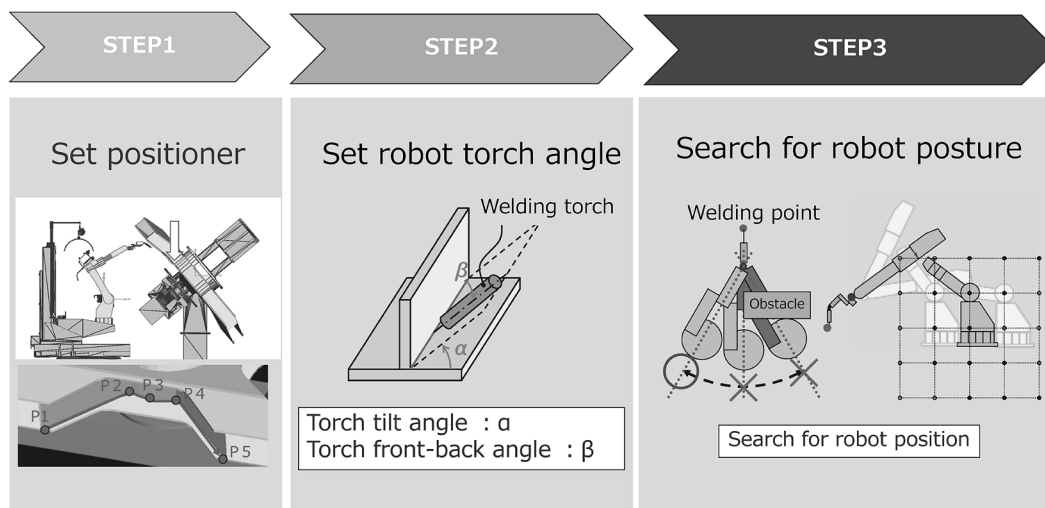


図3 ロボットの姿勢探索の流れ
Fig.3 Flow of robot pose search

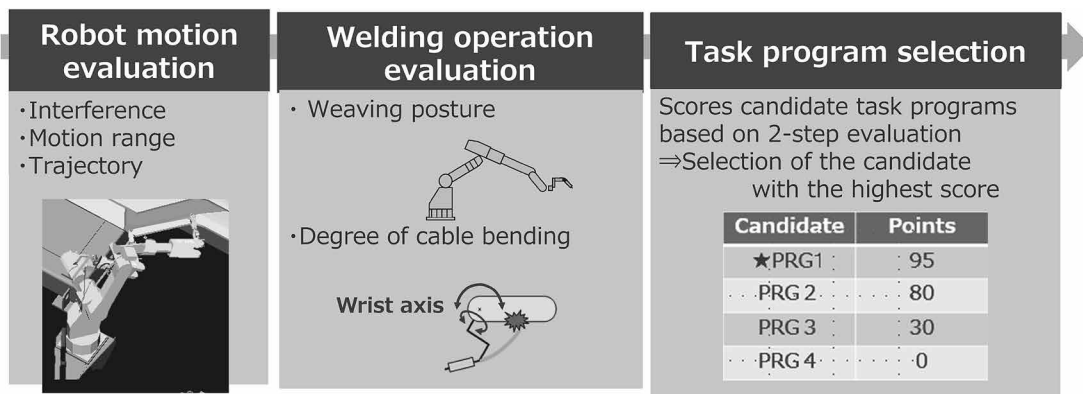


図4 2段階評価による教示プログラムの自動選定
Fig.4 Automatic selection of work programs on a two-step evaluation

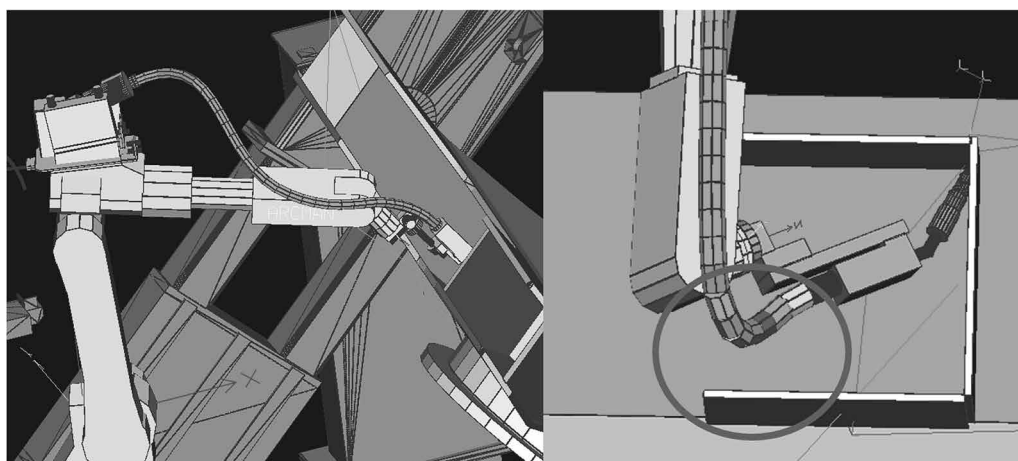


図5 ケーブルシミュレーションによるケーブル状態確認
Fig.5 Cable simulation to check distance between cable and workpiece

2. 生産見える化システム

当社は、溶接ロボットシステムの稼働データを集積し、溶接・生産データの見える化を行うことでチョコ停や溶接不良の解析、および生産管理を支援するARCMAN™ PRODUCTION SUPPORTを提供している⁷⁾。

本章では最初に、従来の溶接・生産データに加えてネットワークカメラの動画情報と関連付けることで、さらなる生産性の向上を実現するARCMAN™ View (2.1節)について説明する。続いて、生産前のワークを撮影した画像を用いてロボットオペレータの教示プログラム番号の誤設定を防止するワーク種別判定機能 (2.2節)と、モバイル端末を活用することで作業効率の向上を実現する無線遠隔モニタリングシステム (2.3節)についても説明する。

2.1 ARCMAN™ View

ARCMAN™ PRODUCTION SUPPORTのオプション機能として、カメラ機能ARCMAN™ Viewを開発した。ネットワークカメラとPCを接続し、リアルタイム映像の表示や録画が可能となる。中厚板溶接システムで

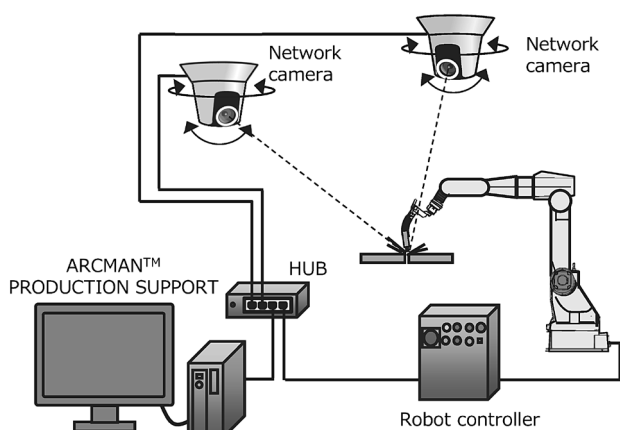


図6 ARCMAN™ Viewシステム構成
Fig.6 ARCMAN™ View system configuration

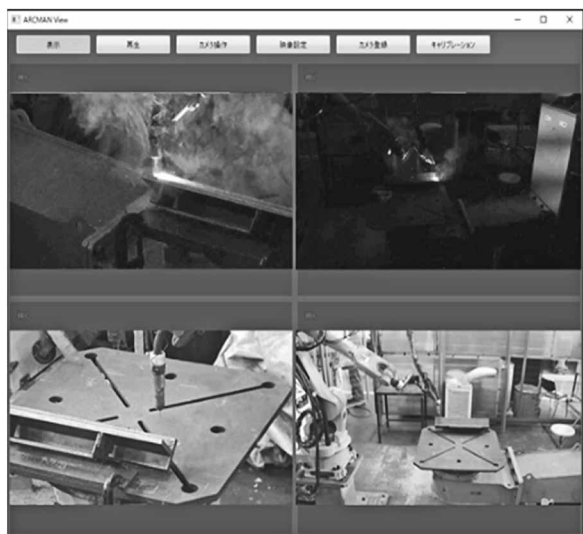


図7 ARCMAN™ View画面イメージ
Fig.7 Sample image of ARCMAN™ View

はシステムが大型化することが多いため、ロボット先端の位置情報を取り込んでロボット先端が常に映像中心に映るようにカメラを制御する機能を備えている (図6、図7)。

ARCMAN™ Viewで録画した動画はエラー情報や溶接情報と連携され、各情報に対応した時間から動画を再生することができる。この動画-ログ連携機能を活用することで、エラー発生的一瞬间や溶接不良が起きたときの溶接状態などを簡単に映像で確認することができ、チョコ停の詳細な原因を分析することができる (図8)。

また、ARCMAN™ Viewの映像を活用し、ロボットに近づかずにモニタ画面を見ながらロボットを操作することが可能となる。しかし、映像では奥行きが把握できないため、溶接開始位置にロボットを正確に操作するのは難しい。そこで、電圧変化によってワイヤがワークに接触したことを検知するタッチセンシング機能を、操作者が任意のタイミングでセンシング電圧を印加することにより実行でき、ワイヤがワークに接触するとロボットが停止するセンシングリモート機能を開発した (図9)。この機能を活用することで、安全柵外からのロボット操作が可能となり、高所などの危険な場所での作業を削減することができる。

2.2 ワーク種別判定ソフト

中厚板溶接システムでは、天井クレーン等によりオペレータがワークをシステムへ搭載し、再生する教示プログラムを教示ペンダントや操作盤に手作業で設定する場合がある。しかし、作業者の判断ミスによって形状が類似している別のプログラムを選択してしまう場合があり、間違った位置で溶接したりトーチがワークに接触するなどの問題が生じる。

この問題を解決する手法としてRFID (Radio frequency identification) を使用する方法などが考えられる。しかし、建設機械のような大型金属物体にRFIDを使用するには、金属表面からの電波の反射などの影響を受けにくい高精度のRFIDリーダが必要となり、初期投資とランニングコストの増大に繋がる。

そこで当社では、初期投資とランニングコストを抑え

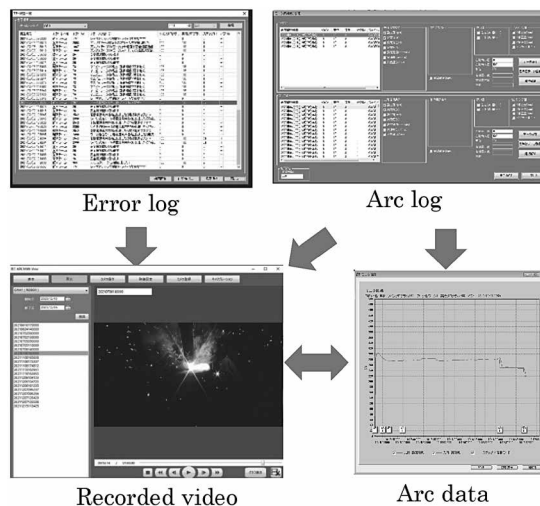


図8 動画-ログ連携機能
Fig.8 Concept of log linkage function

つつ問題を解決する方法の一つとして、カメラとAIを使用して判別を行うワーク種別判定ソフトを開発した。カメラ画像より対象物の種類を推定する画像認識技術は広い分野で研究されてきた^{5), 6)}。いっぽう、AIの認識精度は人と同等かそれ以上になったとしても100%にはならないという課題がある。そこで、人とAIがダブルチェックを行う機能として実現した。

オペレータがロボットに溶接を行わせるためには、ワークを搭載した後にワーク種に応じたプログラムを選択し、再生スタートスイッチを押す作業を行う。開発したワーク種別判定ソフトは再生スタートスイッチが押された瞬間にロボットと通信を行い、作業者が選択したプログラム番号を取得するとともに、カメラでワークを撮影する。撮影した画像からワーク種を判別し、判別したワーク種に応じたプログラム番号とオペレータが選択したプログラム番号の組み合わせが正しいかどうかを判断する。そして、誤った組み合わせであれば再生を中止し、

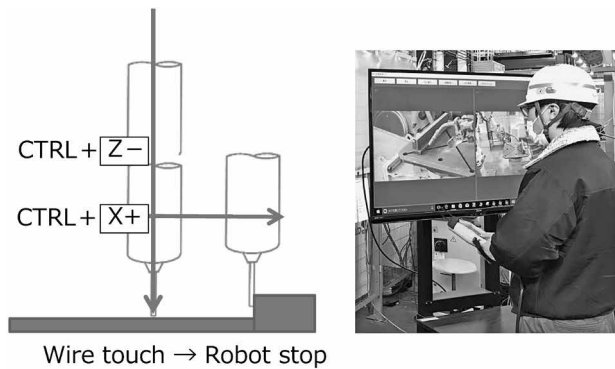


図9 センシングリモート機能の概要
Fig.9 Concept of sensing remote

作業員へ再確認を促す(図10)。

また、ワーク種別判定ソフトが動作する生産ラインでは、生産するワークの追加が発生したときには新たに追加ワークの画像を学習させる必要がある。その場合は、従来はAI技術を有した開発者が関与する必要があった。そこで、生産中に取得されたワークの画像で学習を自動的に続けるシステムを構築した。本システムにより、運用開始時には学習データ数が少なく判別精度が低いワーク種や、新規ワークを追加して判別精度が低くなってしまった場合でも、生産をしながらソフトウェア自身が学習して判別精度を高めていくことが可能となる(図11)。

2.3 無線遠隔モニタリングシステム

デスクトップPCやノートPCを利用した溶接の見える化に加え、タブレットなどモバイル端末を活用した無線遠隔モニタリングシステムの開発にも取り組んでいる。現場によっては、溶接品質を確保するために熟練作業員が溶接状況を常時監視する場合もある。熟練作業員が減少している昨今、複数の溶接装置を同時に稼働することができず、作業効率を上げられないことが問題となっている。無線遠隔モニタリングシステムの導入により、複数の溶接システムを遠隔地から確認できる。本モニタシステムにより、各溶接装置の操作は非熟練作業員に任せ、熟練作業員が複数の作業員をサポートするような体制を実現することも可能となる。

無線遠隔モニタリングシステムは、SESTM本体とAndroid(Google LLCの商標)を搭載した産業用モバイル端末間で無線通信し、数値やグラフによるリアルタイムでの溶接状況の確認ができる。また遠隔での溶接条件の変更や、取得したモニタリングデータのCSV形式

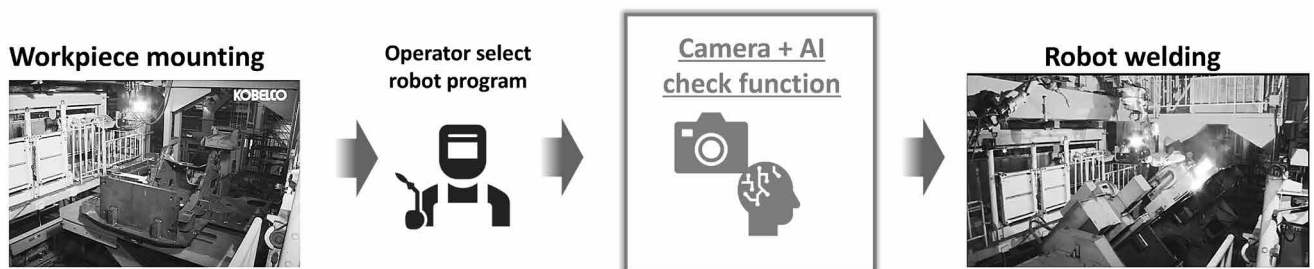


図10 ワーク種別判定ソフトの運用フロー
Fig.10 Work type determination software operational flow

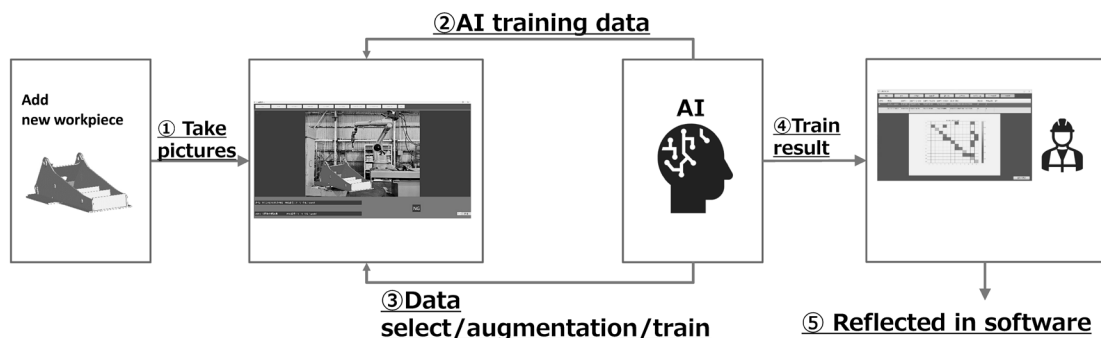


図11 新規ワークへのAI自動学習フロー
Fig.11 Automatic AI learning flow for new work piece

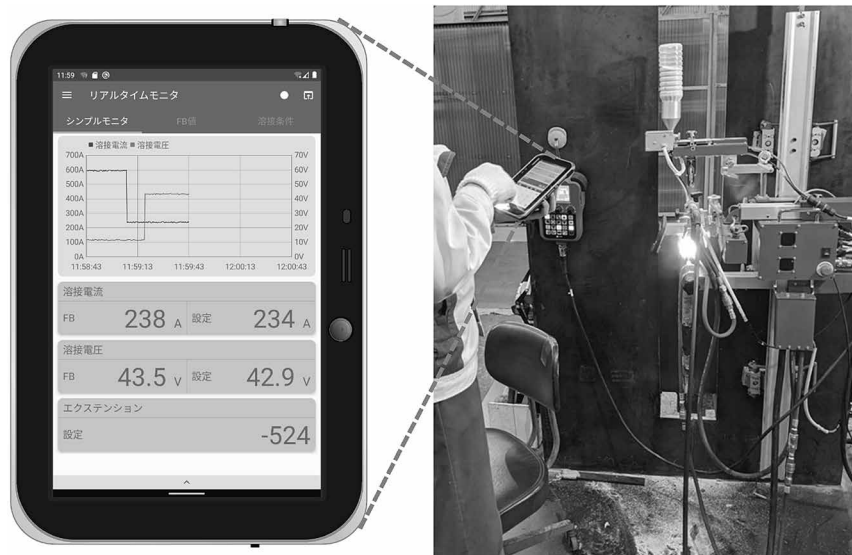


図12 SESLA™用リモートアプリ
Fig.12 SESLA™ and remote application for SESLA™

での保存などが可能となる (図12)。

無線遠隔モニタリングシステムについては、SESLA™用のモニタシステムにとどまらず、様々なシステムで活用できるように開発を進めていく予定である。

むすび = 本稿では、当社が保有するノウハウや溶接技術にICT・AI技術を組み合わせた機能について紹介した。今後、国内の少子高齢化の進展に伴って生産現場の自動化・省人化ニーズはさらに強くなると予想されている。このため、人手不足解消や作業者を重労働から解放することを目指した開発に注力し、溶接の自動化、品質向上に取り組むことによって、お客様の生産性、安全性向上へ貢献していく所存である。

参 考 文 献

- 1) 東良敬矢. ほうだより技術がいど, 技術レポート. 2019, Vol.60 2019-5.
- 2) 定廣健次ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.2, p.76-80.
- 3) 泉 敏之. ほうだより技術がいど, 技術レポート. 2005, Vol.45 2005-12.
- 4) 定廣健次. ほうだより技術がいど, 技術レポート. 2017, Vol.58 2017-2.
- 5) 柳井啓司, 情報処理学会論文誌コンピュータビジョンとイメージメディア. 2007, Vol.48, No.SIG16 (CVIM19), p.1-24.
- 6) 矢野正基ほか. 電子情報通信学会論文誌D. 2019, Vol.J102-D, No.2, p.34-52.
- 7) 福永敦史. ほうだより技術がいど, 技術レポート. 2011, Vol.51 2011-3, p.1-6.
- 8) 柿崎智紀. ほうだより技術がいど, 技術レポート. 2020, Vol.61 2020-3.

(技術資料)

鉄骨溶接ロボットシステムの新商品紹介

戸川貴雄*1・徐培尔*2・栗山良平*3・川西晋平*4・岸川浩久*1・藤本泰成*1

Robotic Welding System with New Equipment for Steel Structures

Takao TOGAWA・Baini JO・Ryohei KURIYAMA・Shimpei KAWANISHI・Hirohisa KISHIKAWA・Taisei FUJIMOTO

要旨

新型マニピュレータ ARCMAN™ A60と新型溶接電源 SENSARC™ RA500を搭載した建築鉄骨向け溶接ロボットシステムを開発した。新システムは、従来システムから生産性向上を目的としてサイクルタイムの短縮を実現している。本稿では、システムを構成する各機器の特長とサイクルタイム短縮を実現した技術を中心に、新溶接電源によって能力向上したREGARC™プロセスと表面処理によって送給性が改善された溶接ワイヤについて解説する。また、それらを利用することで従来の溶接施工条件より溶接電流と溶接速度を向上させた高能率溶接施工条件、およびシステム装置面の開発技術についても述べる。

Abstract

A state-of-the-art welding robot system has been developed for architectural steel frames, featuring the latest technology such as the ARCMAN™ A60 manipulator and the SENSARC™ RA500 welding power source. The system is aimed at increasing productivity and has a reduced cycle time compared with the previous model. This paper provides an overview of the system's components, highlighting the technology that has contributed to the reduction in cycle time. Specifically, the REGARC™ process is covered in detail, which has been improved by the new welding power source, and the welding wire, which now benefits from surface treatment for improved feedability. These advancements have resulted in highly efficient welding conditions, improving the welding current and speed compared with conventional welding techniques, as outlined in this paper. Additionally, the development technology used to create the system equipment is described.

検索用キーワード

溶接ロボットシステム, 建築鉄骨, 波形制御, ワイヤ送給性, 高能率, サイクルタイム短縮, REGARC™

まえがき = 近年、日本国内における建築鉄骨向け鋼材需要量は年間460万t前後で推移しており¹⁾、高度経済成長期に建設された建築物の置き換え需要もあり、しばらくは需要が継続すると見込まれている。そのような中、溶接技能者不足が課題となるいっぽうで、生産性向上や溶接品質向上が求められており、建築鉄骨分野の溶接工程の自動化において、さまざまな取組みがされている。

建築鉄骨分野の溶接工程自動化は工場内溶接の自動化と建設現場での自動化の二つに大別され、そのアプローチについても垂直多関節型ロボットを用いた自動化と可搬型の簡易型ロボットを用いた自動化に大別される。

本稿では、鉄骨ファブリケータ工場内溶接の自動化を対象に、その中でも長時間の連続運転と高い生産性を特長とした垂直多関節型ロボットを用いた溶接ロボットシステムに関して紹介する。

1. システム開発の背景

建築鉄骨の工場内溶接工程での溶接ロボットによる自動化技術は、対象となる溶接構造物が一品一様であり板厚も大きいため、ソフトウェア技術によってプログラムを自動で生成する仕組みとともに、多層盛溶接のためのロボット機能や無人運転性を高める機器を追加することで発展してきた。

鉄骨ファブリケータが新たにロボットシステムを導入する目的は、新規設備導入のほかに、既設システムの更新、および生産量の増加や省人化のための増設である。当社ではそのニーズに応えるために、生産性向上に寄与するサイクルタイム短縮を目的とした商品開発を行った。サイクルタイム短縮については、溶接時間と非溶接時間の両方の時間短縮に取り組んだが、とくに溶接時間については冷間成形角形鋼管柱（以下、コラムという）の溶接条件開発に取り組んだ。

2. システムの特長と構成

当社建築鉄骨向け溶接ロボットシステムの特長は、一品一様のワークに対して、作業者が溶接軌跡や溶接施工条件を実機ティーチングせずにロボット溶接できる点にある。システムの構成としては、溶接ロボット・溶接電源・溶接ワイヤ・ワークを搭載して溶接姿勢をとるためのポジショナ・ロボットマニピュレータを搭載して動作範囲を拡げるための移動装置・連続運転を実現するための関連機器・ロボットプログラムを自動生成する鉄骨ソフトウェアを組み合わせたものとなっている。図1に、建築鉄骨向け溶接ロボットシステムの一例を示す。

ロボット機能としては、ワークの組立時に発生するルートギャップの差を補正する機能や、溶接中のワーク変

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部 *2 溶接事業部門 技術センター *3 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

*4 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部 (現 コベルコ溶接テクノ(株) ソリューション技術部)



図1 鉄骨柱大組立溶接ロボットシステム

Fig.1 Structural steel large assembly welding robot system

形に追従するアークセンサ機能を発展させてきた。また、開先多層盛溶接に対してロボットを停止することなく再生運転するために、長短のノズルを交換する機器、スラグ除去工程を自動化する機器、ワイヤカットやトーチ周りの清掃をする関連機器を標準的に搭載している。

鉄骨ソフトウェアには対象継手に応じた複数の溶接条件を格納しており、使用者が継手情報を入力することで継手に応じた溶接条件を呼び出すことができる。用意している溶接条件は、定電圧溶接に加えて、パルス波形制御によるグロービュール移行で安定した溶滴移行を実現できる低スパッタ REGARC™ プロセスを用いた溶接条件の2種類である。REGARC™ プロセスは、パルス波形制御と専用溶接ワイヤとの組合せによって、定電圧溶接法と比較して溶接中のスパッタ発生量の低減を実現している。そのため、母材表面に付着するスパッタが低減し、後工程でのスパッタ除去作業を軽減させることができる。

次章以降において、新電源により能力向上した REGARC™ プロセス、溶接ワイヤ、それらを利用した高能率溶接施工条件、およびシステム装置面での開発技術について述べる。

3. 溶接施工^{2), 3)}

3.1 REGARC™ プロセスの改良

3.1.1 ワイヤ突出し長さ変化に対する溶滴移行の安定性向上

REGARC™ プロセスは、ピーク電流の異なる2つのパルス波形を交互に出力することで溶滴の形成と離脱を安定させ、炭酸ガスアーク溶接のグロービュール移行において低スパッタが実現されている。しかし、溶接中にワイヤ突出し長さ変動してアーク長が変動することで、溶滴移行が不安定となりスパッタが増加することが一つの課題であった。

建築鉄骨向けの溶接構造物の溶接継手形状は、ギャップのあるレ形開先が主である。溶接施工においては、溶込みなどが健全な継手を得るためにウィービング動作をするが、このウィービング動作に伴って開先両端部でワイヤ突出し長さが増加する。このワイヤ突出し長さの変

Conventional

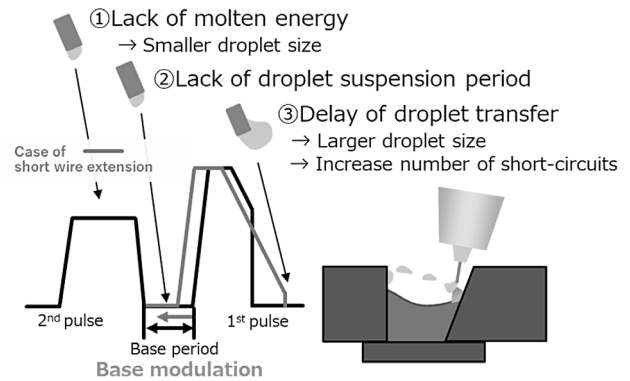


図2 スパッタの発生メカニズム

Fig.2 Spatter generation mechanism

New method

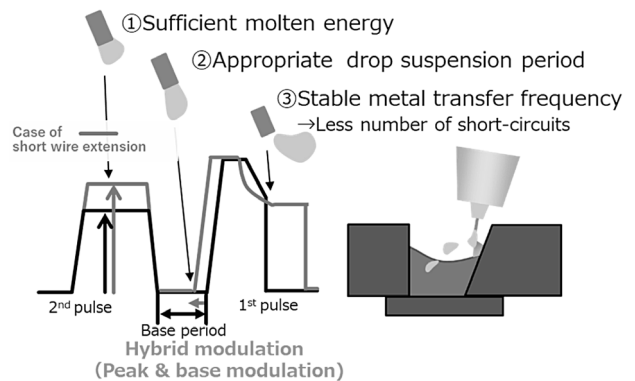


図3 スパッタ発生量の抑制法

Fig.3 A method for reducing spatter generation

化によってスパッタが発生し、とくに開先側で発生したスパッタがワークの立板側に付着していた。

ワイヤ突出し長さの変化によって溶滴移行が不安定となり、スパッタが発生するメカニズムの一例を図2に示す。溶接中にワイヤ突出し長さが増加すると、電流変化に追従するためにパルスのベース期間を変調させている。ベース変調によってベース期間が短くなった場合、エネルギー不足となり溶滴が十分に成長せず、溶滴のくびれと自重が不足して適切なタイミングで溶滴が離脱できない。離脱できなかった溶滴は徐々に成長し、肥大化する場合がある。この肥大化した溶滴が、溶融プールとの接触やアーク反力などにより大粒のスパッタとなる⁴⁾。

このメカニズムに対して、グロービュール移行領域におけるアーク長変動を抑止しつつ、溶滴移行の安定性向上およびスパッタ発生量の抑制をするために、図3に示すような改良を行った。

従来制御では溶滴形成のためのベース期間のみを変調させていたが、加えてパルスのピーク電流を変調する制御を同時に行い、ワイヤを溶融して溶滴を形成するための十分なエネルギーを確保した。また、溶滴形成期間のパルスのベース期間で十分な時間を確保することによって、より安定した溶滴の形成を実現した。あわせて、溶滴離脱期間のパルスの立下り期間に固定電流区間を設けて、所定の溶滴移行周期内での溶滴離脱成功率を向上さ

せた。その結果、溶滴の過大な成長を抑制し、大粒スパッタの発生を低減させている。

溶接電源RA500を用いた新しいREGARC™プロセスにおいては、従来のREGARC™の基本波形を踏襲したうえで、さらに波形制御を最適化し、グロービュール領域における溶滴移行形態の安定性向上およびスパッタ低減を実現した。図4に、開先内の溶滴移行現象の比較を示す。

3.1.2 溶接電流領域の拡大

溶滴移行の安定性を向上させた結果、REGARC™でのワイヤ送給速度を従来の16.4 m/minから18.0 m/minへ、最大溶接電流を320 Aから340 Aへ拡大することができた。その結果、詳細は3.3節で記述するが、高能率溶接施工の実現に寄与することができている。

ワイヤ送給速度18 m/min、設定溶接電流340 Aにおける、従来のREGARC™プロセスと新たなREGARC™プロセスの溶滴移行形態の比較を図5および図6に示す。図5の従来法では溶滴が成長後に溶融池と短絡することなどで大粒のスパッタとなっているが、図6の改善後の制御では規則的な溶滴形成と安定した溶滴離脱ができていく様子が見られる。

3.1.3 鉄骨構造物の開先内のスパッタ発生について

新たなREGARC™プロセスは、従来の溶接電流領域における溶滴移行形態でも安定性が向上している。従来のREGARC™プロセスと新たなREGARC™プロセスによって、建築鉄骨の構造物を模した板厚22 mmのコラム試験体を溶接したときのスパッタ発生量を、ギャップ4 mmと10 mmの場合で比較した結果を図7と図8に示す。設定電流280 A、ワイヤ送給速度13.8 m/minの溶接条件において、ギャップ4 mm、10 mmのいずれの場合においてもスパッタ発生量が低減している。このことから、基準となるギャップ7 mmに対して組立精度によるギャップ変動が生じたとしても、スパッタが低減する効果が認められる。

3.2 専用溶接ワイヤの開発

当プロセスに適用する溶接ワイヤは、従来プロセスに比べてワイヤ溶融速度すなわちワイヤ送給速度の増加に対応できるワイヤでなければならない。ワイヤ送給速度の上昇に伴い、ワイヤが送給経路の内面から受ける反力も上昇するため、安定したワイヤ送給速度を保つことはより難しくなる。断続的に長時間連続して溶接されることを前提とする場合、ワイヤ送給速度の変動を抑制して

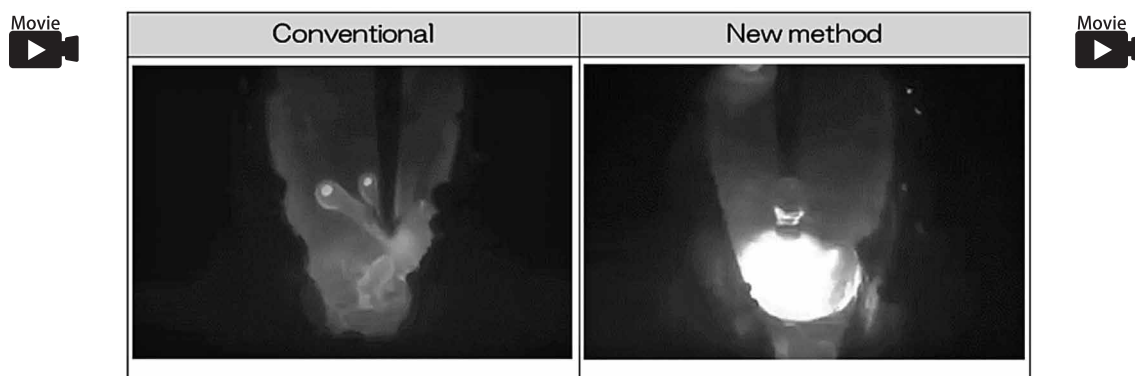


図4 開先内の溶滴挙動の観察
Fig.4 Observation of Metal droplet transfer in the Welding groove



図5 REGARC™プロセスの溶滴移行形態
Fig.5 Metal droplet transfer by conventional process



図6 New REGARC™プロセスの溶滴移行形態
Fig.6 Metal droplet transfer by new process

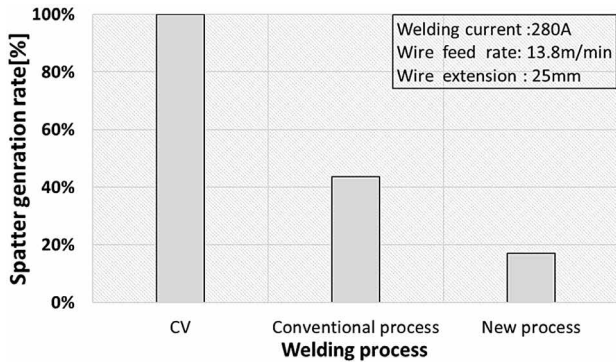


図7 コラムコア (t: 22mm, gap: 4mm) スパッタ比較
Fig. 7 Comparison of spatter generation rate between conventional process and new process (column t: 22mm, gap: 4mm)

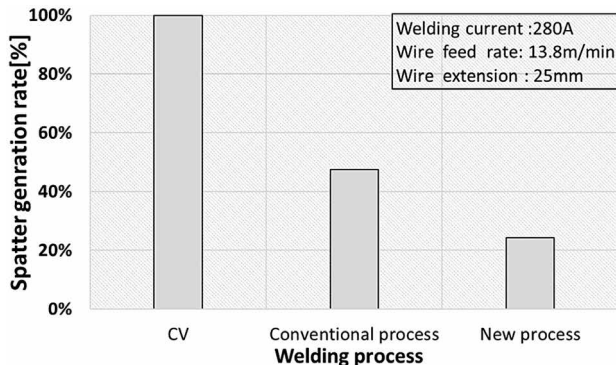


図8 コラムコア (t: 22mm, gap: 10mm) スパッタ比較
Fig. 8 Comparison of spatter generation rate between conventional process and new process (column t: 22mm, gap: 10mm)

安定した溶接を実現するためには、ワイヤ送給性はより優れたものでなければならない。

ワイヤ送給速度の変動に影響をおよぼす因子として、送給経路の湾曲状態や送給経路内の固形物詰りなどが挙げられる。送給経路の湾曲については、極端に小さい曲率半径にならないようにロボットシステムは設計されているため、ここでは送給経路内の固形物詰りについて詳しく言及する。

ロボットシステムに搭載するパック入りワイヤは、フレキシブルコンジットから送給装置を通過し、トーチケーブル内のコンジットライナや溶接トーチ内のインナーチューブを経由して、コンタクトチップで給電されながら溶接に供される。このとき、送給装置より後に通過するコンジットライナ・インナーチューブ・コンタクトチップにワイヤ表面から発生する銅粉などの固形物が堆積し続けると、ワイヤ送給性やアーク安定性に悪影響を及ぼす。とくに、ワイヤ送給経路の先端に位置するコンタクトチップはワイヤとの空隙も小さいため、固形物が詰り易い構造となっている。定期的に送給経路内を清掃することで、堆積していく固形物の弊害を抑止することは可能であるが、ロボットシステムの連続運転性を考慮すると頻繁に送給経路内を清浄化することは現実的ではない。

表1に示すNew REGARC™専用ワイヤは、ワイヤ製造工程で特殊な表面処理を施すことで、溶接電流が高い過酷な溶接条件においても、図9に示すとおり従来ワ

表1 New REGARC™専用ワイヤのラインナップ
Table 1 Products applied New REGARC™ process

Products' name	JIS Z 3312 classification	T.S. grade of deposited metal
FAMILIARC™ MG-50R(A)	YGW11	490MPa
FAMILIARC™ MG-56R(A)	YGW18	550MPa
TRUSTARC™ MG-60R(A)	G59JA1UC*	590MPa

*Index of chemical composition; 3M1T

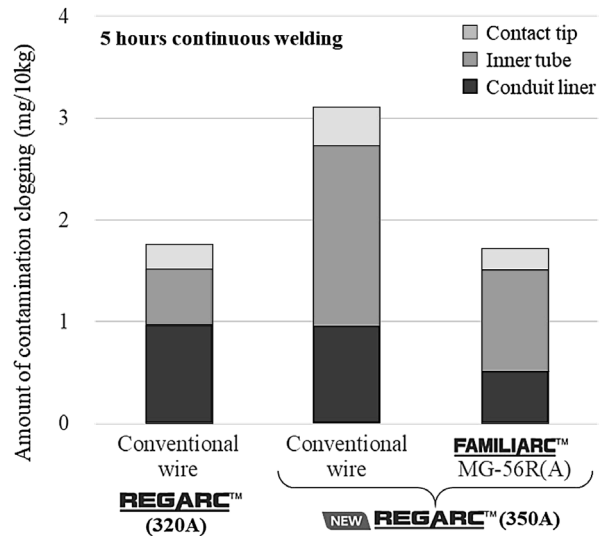


図9 送給経路内 固形物詰り量の一例
Fig. 9 Example about amount of contamination clogging in wire feeding route parts

イヤに比べて送給経路詰り量を抑制する特長を有している。これはワイヤ表面に施した特殊処理により、ワイヤ表面とコンジットライナあるいはインナーチューブとの摺動（しゅうどう）摩擦抵抗を低減させることができたことで、送給経路内でワイヤ表面の銅めっきが脱落しにくくなった効果が大きいといえる。New REGARC™専用ワイヤを適用することで、長時間の連続溶接でも安定した溶接パフォーマンスを実現させることができる。

3.3 コラムの高効率溶接施工条件

3.1節で記述したとおり、新たなREGARC™プロセスでは、図10のように溶接電流およびワイヤ送給速度を向上させることが可能となった。この拡大された溶接電流とワイヤ送給速度の領域を活用し、コラムと通シダイアフラムの周溶接を対象とした新しい溶接施工条件を開発した。開発した高効率溶接施工条件では、従来どおり1パスごとの入熱を30 kJ/cm以下に制限しており、従来のREGARC™と同等の機械性能を維持するとともに、溶接電流と溶接速度を上げることでサイクルタイム短縮を実現している。

3.4 継手性能

従来のREGARC™溶接条件と新たに開発した溶接条件を用いて、板厚32 mmのコラムと通シダイアフラム継手を模した試験体を用いて性能を比較した。パス間温度は250℃以下で、溶接ワイヤはFAMILIARC™MG-56R(A)

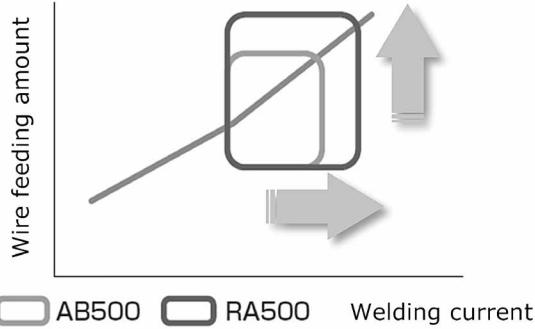


図10 REGARC™の溶接電流範囲の拡大
Fig.10 Expansion of welding current range of REGARC™

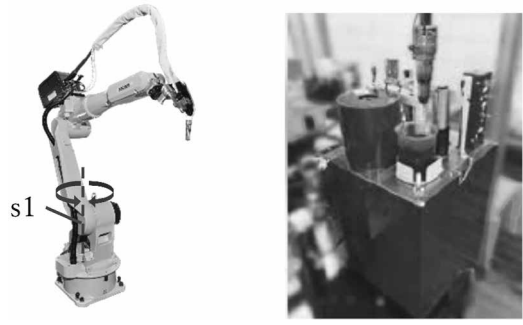


図12 ARCMAN™ A60, 自動ノズル交換装置
Fig.12 ARCMAN™ A60, nozzle auto changer

表2 従来法と開発施工条件での溶接金属の機械的性質比較
Table 2 Comparison of mechanical properties of weld metal between conventional process and developed process

Item	Location	Conventional	Developed
TS(MPa)	Straight	650	643
σ_{E0C} (J)	Straight	111	108
	Corner	123	124

を使用した。溶接継手の機械性能として、全溶着金属の引張試験結果とシャルピー衝撃試験結果の比較を表2に示す。なお、シャルピー衝撃試験はコラム上面から板厚方向へ深さ7 mmの位置で実施した。引張強度とシャルピー衝撃試験値は、ともに従来法と同様に建築鉄骨で求められる基準を十分に満たしている。また、溶込み深さについても、図11の断面マクロ写真が示すとおり、従来法と新たに開発した条件において同等の結果が得られている。

4. 新鉄骨溶接ロボットシステムの構成と特長³⁾

本章では、2章で説明したシステム構成機器のうち、アーク溶接ロボット ARCMAN™ A60、ノズルの自動交換清掃装置 (NAC-3)、そのほかの関連機器に関して説明する。図12に、溶接ロボットとノズル自動交換清掃装置の外観を示す。

ARCMAN™ A60の特長の一つとして、ロボット1軸駆動部の中心が中空となっており、1軸部にケーブルを

内蔵することが可能となったことが挙げられる。鉄骨溶接ロボットシステムでは、溶接トーチとの持替えが可能なスラグ除去自動化装置を使用しており、必要なエアホースや信号線をロボット手首部まで配線している。これらのホース類や信号線を、従来システムではロボット後方で空中配線としていたが、新鉄骨溶接ロボットシステムでは1軸部を通してマニピュレータ下腕に沿って配線した。これによって、ロボットが動作した際に、後方で空中配線していたホース類や信号線との干渉の懸念がなくなった。

ノズルの自動交換清掃装置 (NAC-3) では、ノズル着脱ミスの防止、および交換動作時間の短縮を実現している。加えて、セットされたノズルが指定の位置のものと一致しているかをノズル交換動作前に確認することで、システム停止や装置故障を未然防止する機能を担っている。また、NAC-3の開発とあわせて、ロボット移動装置に搭載される関連機器の配置検討やロボットの運転方案の最適化を実施したことにより、ノズル清掃やノズル交換、ワイヤカットなどの非溶接時間を短縮した。図13に、従来システム ARCMAN™ MPと新システム ARCMAN™ A60での動作時間の比較を示す。

以上のように、移動装置に搭載される ARCMAN™ A60および関連機器に関する取組みを紹介してきたが、移動装置本体も構造・部品形状の最適化により厚板溶接に求められる高い剛性を実現している。

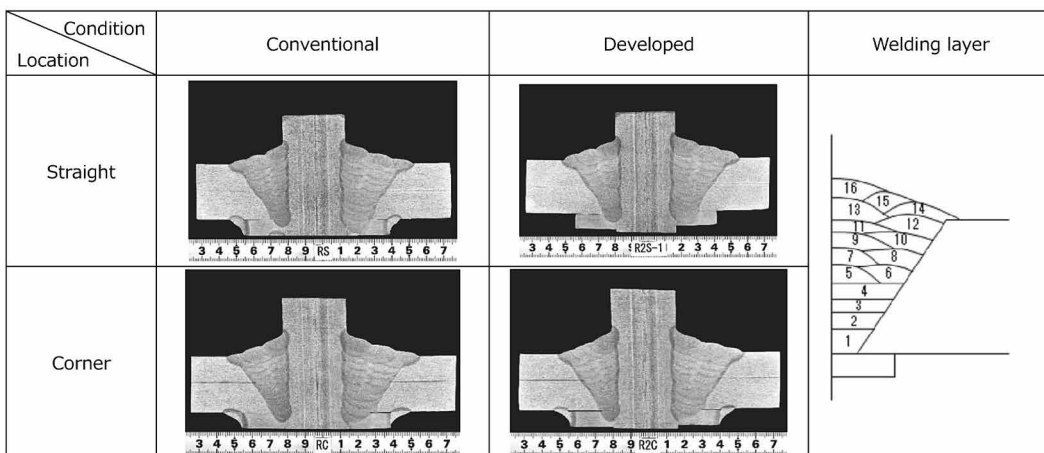


図11 従来法と開発施工条件での断面マクロ比較
Fig.11 Cross-sectional macro comparison between conventional method and developed construction conditions

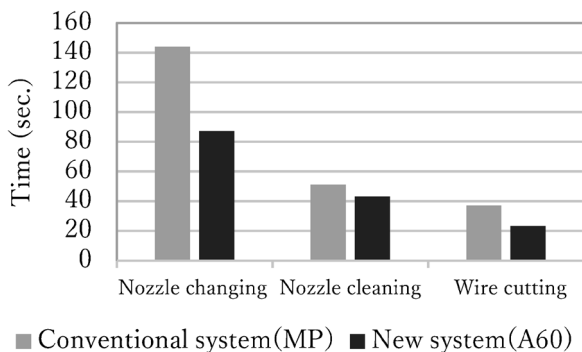


図13 柱大組立システムでの関連機器時間比較

Fig.13 Comparison of related equipment time in structural steel assembly welding robot system

5. 導入効果

これまで述べてきた溶接施工条件変更による溶接時間の短縮や、関連機器配置見直しなどによる非溶接時間の短縮によって、コラム溶接におけるロボットでの生産時間を最大10%以上短縮することができた³⁾。

一例として、コラム径□800 mm、板厚32 mm、ルートギャップ7 mmの1継手のサイクルタイムを試算して、比較した結果を表3に示す。全体のサイクルタイムの約15%、アーク発生時間の約12%が短縮されている。また、アーク発生時間の削減に伴い、シールドガスの使用量も削減される。なお、本サイクルタイムは、開発した溶接施工条件と関連機器動作時間の実測値をもとに、当社の鉄骨ソフトウェアを用いて試算したものであり実機でのサイクルタイムとは異なる。また、本サイクルタイム試算値には、中間層のスラグ除去のための時間を含んでいる。

表3 サイクルタイム見積試算比較
Table 3 Comparison of estimate cycle time

	Conventional MP×AB500	New system A60×RA500
Cycle time (min)	201	171
Welding time (min)	148	129
Arc ratio (%)	73.4	75.5
Shielding gas consumption (L)	3,689	3,229
Pass count (pass)	16	16


むすび＝本稿では、当社鉄骨溶接ロボットシステムの新商品にかかわる最新技術・特長について紹介した。これら新技術による生産性向上のベースとなるのは、連続運転において途中で停止しない安定稼働である。紙面の都合により十分な記述をしなかったが、生産性向上のみならず当社では安定稼働・品質向上についても取り組んでいる。

これらの新技術・新商品が生産現場で活用されることで、溶接分野における生産性向上と品質向上の一助になれば幸いである。

参考文献

- 1) 鋼構造出版. 鋼構造ジャーナル. 2022, No.2082, p.1.
- 2) 山崎 圭ほか. 溶接技術. 2010, Vol.58, No.5, p.80-84.
- 3) 藤本泰成ほか. ほうだより技術ガイド, 技術レポート. 2022, Vol.513, p.2-6.
- 4) 横田順弘ほか. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No.1, p.42-47.

PDFにて本記事をご覧の方へ

図4, 5, 6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。

(技術資料)

厚肉角形鋼管のロボット溶接部の品質確認

伊藤冬樹*¹・高田篤人*²

Characteristics of Robot Welding Joint with Heavy-thickness Press Columns

Fuyuki ITO・Shigeto TAKADA

要旨

超高層建築物などの柱材には、溶接組立箱形断面柱が一般的に採用されているが、溶接ロボットシステムの普及および厚肉・高強度の冷間プレス成形角形鋼管（プレスコラム）の開発により、板厚50 mm以下のプレスコラムの採用例が増加している。また、今後は板厚50 mmを超えるプレスコラムの採用増加も見込まれる。

本稿では、今後の採用検討時の一助となることを期待し、板厚50 mmを超えるプレスコラムのロボット溶接の基礎データについて報告する。積層計画、運転時間の試算などを紹介し、試験体を製作して確認した入熱・パス間温度履歴や溶接部の品質について述べる。溶接部では、安定かつ良好な機械的性質が得られていることが確認されている。

Abstract

Box section columns assembled by welding are commonly used in ultra-high-rise buildings and other similar structures. With the widespread adoption of welding robot systems and the development of heavy-thickness, high-strength cold press-formed square hollow section columns (press columns), the application of press columns with a plate thickness of 50 mm or less is increasing. In the future, an increase in the use of heavy-thickness press columns exceeding 50 mm in thickness is expected.

This paper presents the fundamental data on the robot welding of press columns with a thickness of more than 50 mm. This technical information can assist decision-making when considering the adoption of robot welding in the future. The paper includes outlines of the build-up plans and the operation time estimation. It also describes the heat input, inter-pass temperature histories, and quality of the welding joint confirmed by fabricating trial works.

The results have shown that the welding joint has achieved reproducible and excellent mechanical properties.

検索用キーワード

柱, ダイアフラム, 冷間プレス成形角形鋼管, 鉄骨溶接ロボットシステム, 550 MPa級鋼材, 入熱, パス間温度

まえがき = 近年、建築物の大型化に伴い、柱材の厚肉・高強度化が進んでいる。超高層建築物などの柱材には、4枚の鋼板を溶接して製作される溶接組立箱形断面柱（ボックス柱とも呼ばれる）が採用されることが一般的であった。いっぽう、鋼板を素材にして角形鋼管の角部をプレスにより成形した冷間プレス成形角形鋼管（以降プレスコラム）は、製造できる板厚や強度の制限などにより、これまで適用できる建築物の規模が限られていた。しかし、近年は厚肉（板厚60 mm）や高強度（550 MPa級、590 MPa級）のプレスコラムの開発、溶接ロボットシステムの対応などにより、超高層建築物においても溶接組立箱形断面柱ではなく、板厚45 mmや50 mmのプレスコラムの採用例が増加している。今後は板厚50 mmを超えるプレスコラムの採用増加も見込まれ、その際には、「ロボット溶接の適用板厚拡大対応」や「プレスコラムと梁の応力伝達を担う通しダイアフラムとの溶接部の品質確保」も施工上重要な課題の一つになる。

本稿では、実施工検討時の一助となることを期待し、板厚55 mmと60 mmの550 MPa級プレスコラムと通しダイアフラム溶接部のロボット溶接に関する基礎データについて報告する。

1. 冷間プレス成形角形鋼管の概要

当社は、これまで国内最大級の15,000 ton級プレス能力を有する佐々木製罐工業(株)と共同で、高強度や高機能なプレスコラムを開発してきた。プレスコラムの一覧を表1、製造可能寸法表を表2に示す。

プレスコラムには、溶接性や角部の冷間塑性加工による材質変動を考慮した化学成分の規定、降伏点およびシ

表1 高強度プレスコラムの機械的性質の主な規格値（佐々木製罐工業）

Table 1 Specification for mechanical properties of high-strength column (Sasaki Pipe & Tube Co., Ltd)

Brand name	YP or YS (MPa)	TS (MPa)	vEo (J)
SBCP385B SBCP385C	385~505	550~670	Straight part: ≥ 70
SBCP385T SBCP385T-Z25	385~505	550~670	Straight part: ≥ 70 Corner part: ≥ 70
SBCP385TF* SBCP385TF-Z25*	385~505	550~670	Straight part: ≥ 70 Corner part: ≥ 70
SBCP440B SBCP440C	440~540	590~740	Straight part: ≥ 70

*Exempt from design addendums

*¹ 建設技術部 *² 溶接事業部門 技術センター 溶接システム部

表2 SBCP385, SBCP385T, SBCP385TF, SBCP440の製造可能寸法(佐々木製鐵工業)

Table 2 Manufacturable size for SBCP385, SBCP385T, SBCP385TF, SBCP440 (Sasaki Pipe & Tube Co., Ltd)

Thickness (mm)	19	22	25	28, 32, 36	40	45	50	55	60
Diameter (mm)									
400									
450									
500									
550									
600									
650~1,000									
1,050	※								
1,100									
1,150									
1,200		※							
1,250									
1,300									
1,350				※					
1,400				※					

※Only SBCP385, SBCP385T, SBCP385TF

ャルピー吸収エネルギーなどの機械的性質の規定、板厚公差などの寸法の規定が厳しく定められている。そのため、製鋼、鑄造、圧延などの各工程で、化学成分、圧延温度、圧延方法などをきめ細かく管理している。また、鋼管製造時のプレス工程においても板厚、外径に応じたプレス条件などの設定・管理を厳密に実施している。

鋼板は、厚肉化・高強度化すると、強度確保のために炭素当量(以下、Ceqという)が高くなるため溶接性が低下することが一般的である。Ceqを高めることなく強度を確保するために、TMCP(Thermo Mechanical Control Process, 以下TMCPという)技術¹⁾等の熱処理技術を活用し、プレスコラムの素材となる鋼板の厚肉化・高強度化と良好な溶接性を両立させている。

また、鋼板は冷間塑性加工を受けるとじん性が劣化する。一例として、参考文献2では種々の鋼材を調査した結果、破面遷移温度の上昇は、予ひずみ10%では20~50℃、予ひずみ20%では30~60℃であることが示されている²⁾。破面遷移温度の上昇は、0℃近傍のじん性低下を意味する。そのため、冷間塑性加工を受けた角部で高じん性を保証する場合、冷間塑性加工によるじん性の低下を見越して鋼板を製造する必要がある。

さらに、鋼板には高じん性に加えて、強度(高引張強度、低降伏比)や優れた溶接性も完備することが求められる。これらの要求に応えるために、圧延とその後のTMCP条件の厳格管理を行っている。

2. 鉄骨溶接ロボットシステムの概要

当社のアーク溶接ロボット「ARCMAN™シリーズ」は多層盛溶接機能に特長があり、建築鉄骨、造船、橋梁、建設機械、鉄道車両などの分野で数多く活用され、溶接自動化に貢献している。生産性向上、溶接品質安定化の

効果に加え、近年では人手不足や作業環境改善などのニーズから適用が拡大している。

その中で建築鉄骨の製作工場(以下、鉄骨ファブという)のロボット溶接適用対象は鉄骨造の柱や梁部材であり、大型かつ厚板である。鉄骨ファブでは製作コストの低減や短納期対応のために、溶接工程の省人化、自動化に業界全体が積極的に取り組んできたこともあり、溶接ロボットが広く普及している。とくに、当社「ARCMAN™シリーズ」は鉄骨溶接ロボットシステムにおいてトップシェアを有している。

鉄骨ファブの工場溶接を対象とした鉄骨溶接ロボットシステム(図1)には、次のような特長がある。①アーク溶接ロボットとして多層盛溶接に必要な溶接電源、溶接トーチ、溶接ワイヤ供給装置、水冷循環器などの機器、溶接継手の位置ずれや溶接時の変形に対応するための複数のセンシング機能を有している。②システムとして長時間無人運転のために、ワイヤ切断、ノズル清掃、スラグ除去、溶接チップ交換などの自動装置を搭載している。③鉄骨ワークの一品一様の形状寸法に対して、ロボットの教示をすることなく運転できる自動プログラミングソフトウェアがシステムに組込まれている。④対象のワークの形状や大きさに応じてロボットの位置を溶接する位置へ到達させる移動装置、溶接部材を把持してロボットの溶接動作と同期回転するポジションナなどの大型周辺装置と組み合わせることができる。

鉄骨溶接の中でも、とくにプレスコラムと通しダイアフラムの溶接継手は、角部を回転しながら連続溶接できることから、ロボットによる高能率化、品質安定化の効果が高い。現在では1ワークに2台のロボットで溶接する複数継手同時溶接も一般的に用いられており、さらなる生産性向上が進んでいる。

ARCMAN™鉄骨溶接ロボットシステムは、柱に用いられるプレスコラムの大径化・厚肉化・高強度化に対応するため、最大重量30 tonを把持する大型ポジションナ、40 mmを超える厚板を溶接するためのソフトウェアを開発し、ラインナップを図ってきた。

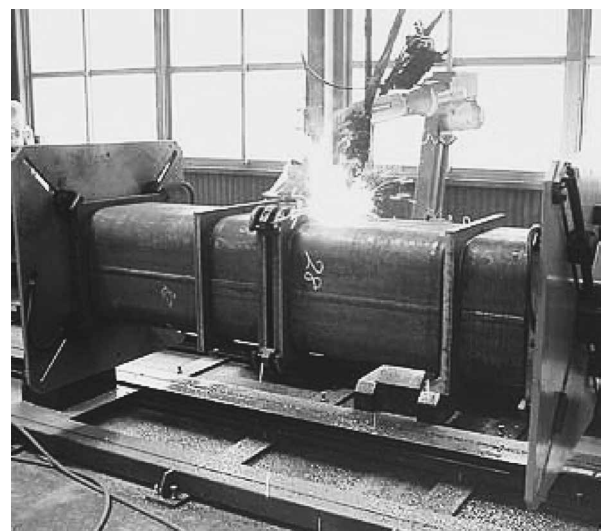


図1 鉄骨溶接ロボットシステムの一例

Fig.1 Example of steel structure welding robot system

3.2 パス間温度の計測結果

入熱・パス間温度の記録を図6に示す。板厚55 mm, 60 mmとも、管理条件の上限に近づきやすいRG10 mmの結果を示している。なお、板厚60 mmでは2日間に分けて施工を行った。板厚55 mm, 60 mmともパス間温度の上昇は緩やかであり、上層では頭打ちとなっている。本試験体の形状では、パス間温度250℃以下の管理に伴う溶接待ち時間は発生しないと想定される。

3.3 プレスコラムー通しダイアフラム溶接部の特性

溶接金属の溶込み状態などを確認するために撮影した断面マクロ写真を図7に示す。平板部・角部とも割れや溶込み不良などは観察されなかった。

断面マクロ写真から観察される余盛高さやフランク角を表5に示す。余盛高さは、板厚55 mmの試験体では15.2~19.5 mm, 板厚60 mmの試験体では17.3~19.0 mmであった。板厚やRGに関わらず(一社)日本建築学会発行の「建築工事標準仕様書6 鉄骨工事」に示されている余盛高さの管理許容差を満足している。また、溶接止端部の応力集中に影響を及ぼすとされるフランク角は134~159°であり、平板部・角部とも滑らかで、オーバーラップはなかった。

板厚60 mmの試験体 (RG10 mm) の溶接金属引張試

験結果を表6に示す。試験片は、平板部・角部とも参考文献3を参考にして、外表面から5.5 mmの位置、板厚中央、内表面から5.5 mmの位置を中心に採取した(図8)³⁾。試験片形状は、JIS Z 3111のA2号試験片とした。溶接金属の引張強度は、平板部では676~711 MPa, 角部では667~698 MPaであった。平板部に比べて角部がわずかに低い値を示しているが、いずれも供試プレスコラムの引張強度の規格値「550 MPa以上」を満足している。

同継手の試験温度0℃におけるシャルピー衝撃試験結果を表7に示す。試験片は、平板部・角部とも外表面から7 mm内側の位置を中心に採取し、ノッチ位置は、ダ

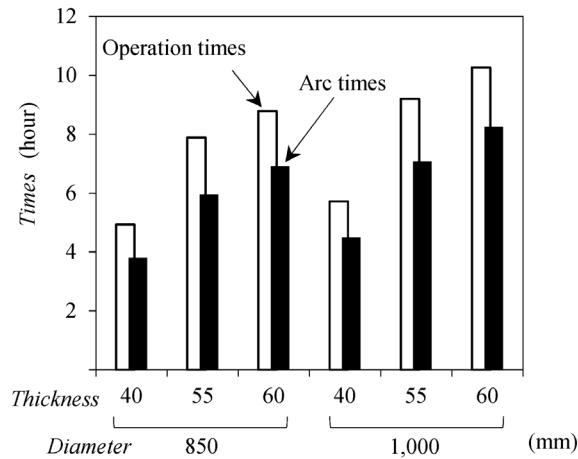


図5 ロボット溶接の運転時間の試算結果

Fig.5 Estimated results of robot operation time

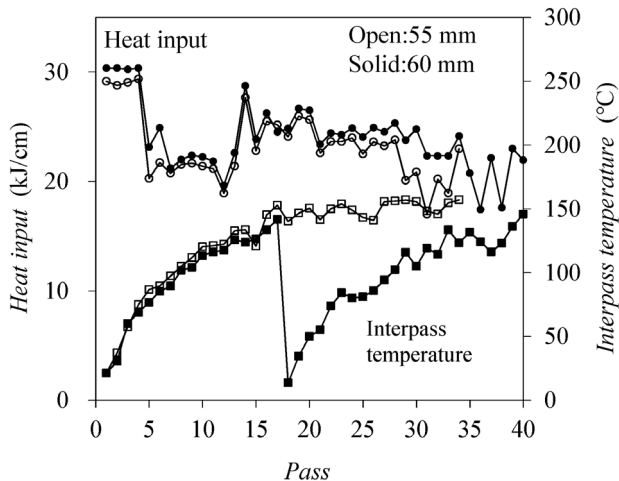


図6 溶接入熱とパス間温度実績

Fig.6 Heat input and interpass temperature records

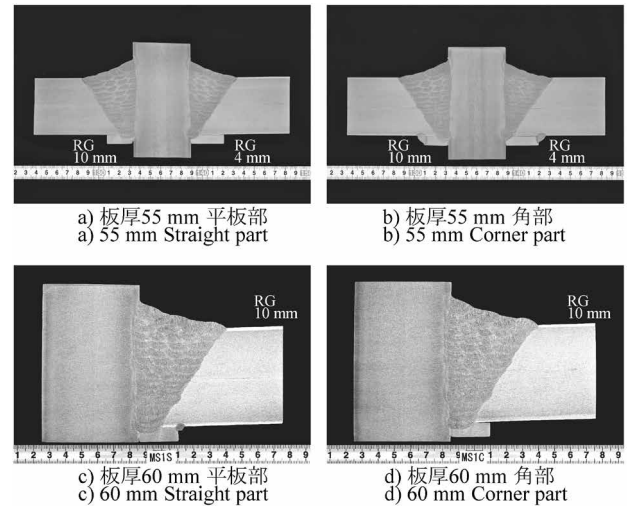


図7 溶接部の断面マクロ写真

Fig.7 Macrostructures for welding joints

表5 余盛高さおよびフランク角

Table 5 Excess weld metal and flank angle for weld metal

	Thickness: 55mm		Thickness: 60mm	
	Straight part	Corner part	Straight part	Corner part
Excess weld metal ^{※1} (mm)	15.2 ^{※3} 17.6 ^{※4}	16.5 ^{※3} 19.5 ^{※4}	17.3	19.0
Criteria	10 ~ 22		10 ~ 20.75	
Flank angle ^{※2} (°)	150 ^{※3} 159 ^{※4}	153 ^{※3} 158 ^{※4}	135	134
Criteria	—		—	

※1 Excess weld metal ※2 Flank angle ※3 RG4mm ※4 RG10mm

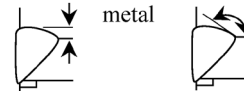


表6 溶接金属の引張試験結果

Table 6 Tensile test results for weld metals

Test position	Straight part				Corner part			
	YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	YR (%)	YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	YR (%)
Outer	611	676	30	90	597	667	30	90
Center	663	711	29	93	640	698	31	92
Inner	640	703	30	91	638	697	30	92
Criteria	≥ 385	≥ 550	—	—	≥ 385	≥ 550	—	—

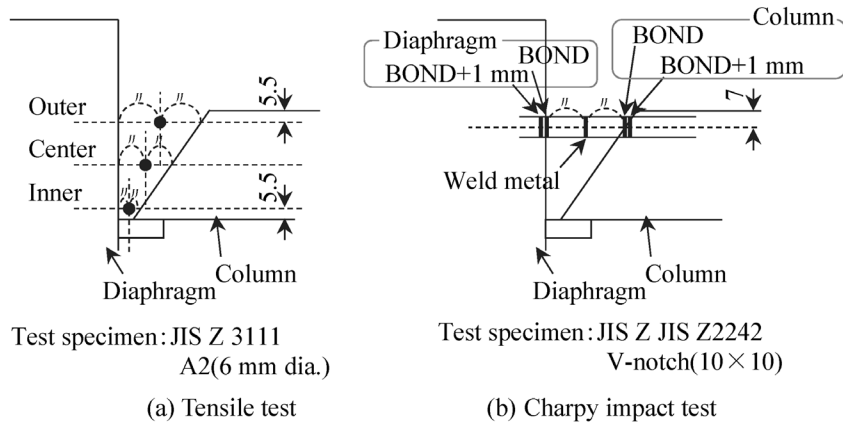


図8 試験片採取位置
Fig.8 Positions of specimens

イアフラム側のBOND, BOND + 1 mm, DEPO中央, プレスコラム側のBOND, BOND + 1 mmの5箇所とした(図8)。いずれの試験位置でも70 Jを超える安定した値が確保できている。

同継手の表面下2 mmの位置における硬さ試験結果を図9に示す。低温割れ(遅れ割れ, 水素割れ)が発生しやすくなる硬さの目安値として知られているビッカース硬さ(HV)が350を超える値は母材熱影響部も含めて認められなかった。

表7 シャルピー衝撃試験結果
Table 7 Charpy impact test results

Test position	Straight part vE_0 (J)				Corner part vE_0 (J)			
	Each.		Ave.		Each.		Ave.	
Diaphragm BOND+1 mm	195	176	168	180	182	240	235	219
Diaphragm BOND	216	250	166	211	266	261	212	246
Weld metal	145	131	138	138	126	174	180	160
Column BOND	190	168	150	169	190	182	161	178
Column BOND+1 mm	197	233	89	173	190	240	216	215
Criteria	—			≥27	—			≥27

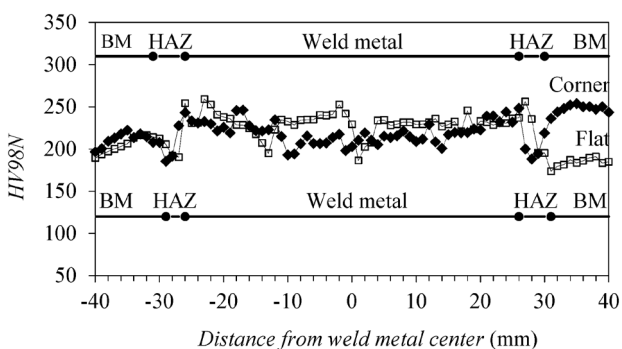


図9 硬さ試験結果
Fig.9 Hardness distribution test results

3.4 まとめ

板厚55 mmと60 mmのプレスコラムと通しダイアフラム溶接部のロボット溶接試験を実施し、基礎データとして、入熱・パス間温度実績、溶接部の特性等を報告した。溶接部では優れた断面形状と機械的性質が得られていることを確認した。

むすび=鉄骨ファブでの利便性や物件での採用のしやすさ向上のため、現状は一般的な400 MPa級および490 MPa級、板厚9~40 mmの範囲で建築鉄骨溶接ロボット型式認証を取得している。今後は、550 MPa級、板厚60 mm以下のプレスコラムの範囲に対して前記認証を取得したいと考えている。

参考文献

- 1) 大宮良信ほか. R&D神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.40-45.
- 2) 堀川浩甫. 土木学会論文集. 1980, No.300, p.13-20.
- 3) 小泉好成ほか. 日本建築学会大会学術講演梗概集 A-1 材料施工. 2019, p.1141-1142.

(技術資料)

建築用予熱フリー型KCLA440鋼の性能

安岡佑樹*¹

Performance of Preheating-free Type KCLA440 Steel for Construction

Yuki YASUOKA

要旨

新たに開発した予熱フリー型KCLA440鋼について、母材と溶接継手の特性の観点から、その性能を紹介した。TMCP技術を活用することにより、母材の強度を確保しながら成分添加量を低減することが可能となり、予熱フリーが実現できた。また、溶接継手については、Ti添加によるHAZ部の結晶粒微細化、成分調整によるHAZ部のMA分率低減により、90 kJ/mmの大入熱溶接でも良好な特性を確保できた。

Abstract

This paper presents the performance of newly developed preheat-free KCLA440 steel in terms of base metal and weld joint properties. The thermo-mechanical control process (TMCP) technology has enabled the reduction of additional elements while maintaining the strength of the base material, thus realizing a preheating-free process. As for the welded joints, excellent properties have been secured even in high-heat-input welding of 90 kJ/mm, thanks to the grain refinement achieved in the heat affected zone (HAZ) by the addition of Ti and to the reduction of the martensite/austenite (MA) fraction in the HAZ by composition adjustment.

検索用キーワード

建築用厚鋼板, 予熱フリー, 大入熱溶接, 継手靱性, HAZ, MA, 旧 γ , TMCP, P_{CM} , ESW

まえがき=近年、建築構造物は高層化が進んでおり、必要とされる鋼板は高強度化している。引張強度590 MPa以上の高強度を達成するためには、合金元素の添加量を増加することが一般的である。しかし、合金元素の添加量増加は溶接割れ感受性組成（以下、 P_{CM} という）の増加を招き、溶接施工時の予熱が必要となる。同時に、焼入れ性が上昇することにより、エレクトロスラグ溶接（以下、ESWという）等の大入熱溶接時の熱影響部（以下、HAZという）組織が粗大な上部ベイナイトと島状マルテンサイト（以下、MAという）の混合組織となり、HAZ靱性が著しく劣化する^{1), 2)}。このように、予熱フリーおよび大入熱溶接継手靱性の確保が高強度鋼の課題であった。

当社では、TMCP (Thermo Mechanical Control Process, 以下TMCPという) 技術の活用と成分調整を実施することにより、予熱フリーおよび大入熱溶接継手靱性に優れた引張強度590 MPa鋼板KCLA440を開発した。本稿では、この開発内容を紹介する。

1. 開発のコンセプト

1.1 予熱フリーおよび溶接継手靱性確保のコンセプト

一般に、合金元素の添加量増加にともなって P_{CM} が増加するため、予熱が必要となる。 P_{CM} を0.22以下にする

と予熱フリーが確保できる³⁾。大入熱溶接継手靱性に関しては、HAZ部における（1）ベイナイト組織微細化、および（2）MA分率低減により改善を図った。（1）に対しては、HAZ部の旧 γ 粒径の粗大化を抑制することが有効であり、TiNによるピン止め効果の活用を手段として採用した。（2）に対しては、C添加量の低減が効果的であるが、Siを低減させてもMA分率が低減することが知られている⁴⁾ため、C添加量の低減およびSiレス化を手段として採用した。

1.2 母材特性確保のコンセプト

従来型590 MPa鋼では、合金元素の添加量増加に加え、オフラインでの焼入れを含む複雑な熱処理の実施により母材特性、とくに590 MPaクラスの引張強度を確保している。いっぽう、本開発鋼はHAZ部のMA分率を低減させるために、従来型590 MPa鋼に比べてCを低減させ、またSiレスとしている。さらに、予熱フリー確保のために P_{CM} を低減させており、合金元素の添加量も従来型590 MPa鋼から低減させる必要がある。このような低 P_{CM} 成分系において母材特性を満足させるために、TMCP技術による変態強化を活用した。これにより、低 P_{CM} 成分系においても590 MPaの引張強度を確保することができた。

*¹ 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 鋼板開発部 (現 鉄鋼アルミ事業部門 加古川製鉄所 鋼板技術部)

2. KCLA440の主要特性

2.1 開発鋼の成分

開発鋼の成分を表1に示す。開発鋼の成分は、従来鋼に比べてCを低減させ、またSiレスとしている点に特徴がある。これはHAZ部のMA分率低減を狙ったものである。さらに、HAZ部旧 γ 粒径の微細化を狙い、Tiを添加している。

C添加量の低減およびSiレス化によるHAZ部のMA分率の変化を図1に示す。成分添加量の低減により、MA分率が低下していることが確認できる。Ti添加によるHAZ部の旧 γ 粒径の変化を図2に示す。Ti添加により、旧 γ 粒径が微細化していることが確認できる。また、開発鋼では、予熱フリー確保のために合金元素の添加量も低減させており、低 P_{CM} (≤ 0.22) 化を実現している。

表1 開発鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of steels

Steel	Chemical compositions (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Others	P_{CM}
Developed	0.09	<0.01	1.50	0.005	0.002	0.012	Mo, V, Nb	0.19
Conventional	0.12	0.24	1.47	0.007	0.001	<0.001	Cu, Ni, Mo, V, Nb	0.23

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

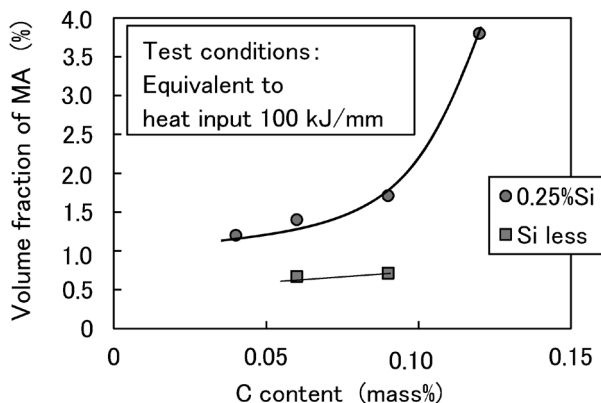


図1 C, Si添加量とMA分率の関係

Fig.1 Relationship between C, Si addition amount and MA fraction

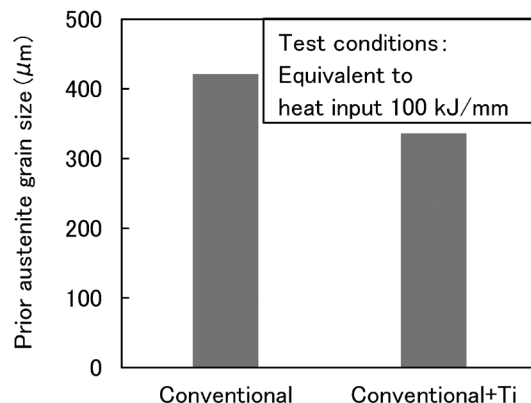


図2 Ti添加による旧 γ 粒径微細化

Fig.2 Refinement of prior austenite diameter by Ti addition

表2 引張試験結果
Table 2 Results of tensile tests

Thickness (mm)	Specimen shape	Position	Direction	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	YR (%)
19	JIS No.5	Full-thickness	C	474	656	39	72
32	JIS No.4	1/4t	C	507	697	30	73
40	JIS No.4	1/4t	C	518	657	28	79
65	JIS No.4	1/4t	C	494	648	25	76
100	JIS No.4	1/4t	C	503	669	27	75
KCLA440 spec.	JIS No.5	Full-thickness	C	440~540	590~740	29 \leq	≤ 80
	JIS No.4	1/4t				20 \leq	

C: Transverse to rolling direction

表3 シャルピー衝撃試験結果
Table 3 Results of Charpy impact tests

Thickness (mm)	Position	Direction	$vE_{0.ave}$ (J)
19	1/4t	L	284
32	1/4t	L	274
40	1/4t	L	281
65	1/4t	L	303
100	1/4t	L	231
KCLA440 spec.	1/4t	L	70 \leq

L: Parallel to rolling direction

Specimen shape: JIS Z 2242 V notch

2.2 母材特性

開発鋼に対して引張試験, シャルピー衝撃試験を実施した(表2および表3)。表1に示したように, 開発鋼は従来型590 MPa鋼に比べて低 P_{CM} 成分系ではあるものの, TMCP技術の活用により, 引張試験, シャルピー試験ともにKCLA440の規格値を十分満足している。

2.3 溶接性

開発鋼に対して γ 形溶接割れ試験を実施した。溶接条件および試験結果をそれぞれ表4および表5に示す。本開発鋼の成分は低 P_{CM} (≤ 0.22) であるため, 予熱0 $^{\circ}$ Cでも割れは発生せず, 予熱フリーを確保できている。

2.4 溶接継手靱性

2.4.1 ESW継手性能評価にあたっての事前検討

ESWは建築構造物用施工に使用される種々の溶接法の中で最も入熱が大きく, とくに継手靱性確保が課題と

表4 Y形溶接割れ試験溶接条件
Table 4 Welding conditions for Y-groove weld cracking test

Thickness (mm)	Welding method	Welding material	Welding conditions				
			Pre-heating temperature (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Speed (mm/min)	Heat input (kJ/mm)
100	GMAW (CO ₂)	JIS Z 3312 G 59J A 1 U C 3M1T	0	280	30	30	1.68

表5 Y形溶接割れ試験結果
Table 5 Results of Y-groove weld cracking test

Thickness (mm)	Pre-heating temperature (°C)	Cracking ratio (%)		
		Surface	Section	Root
100	0	0	0	0
		0	0	0
		0	0	0

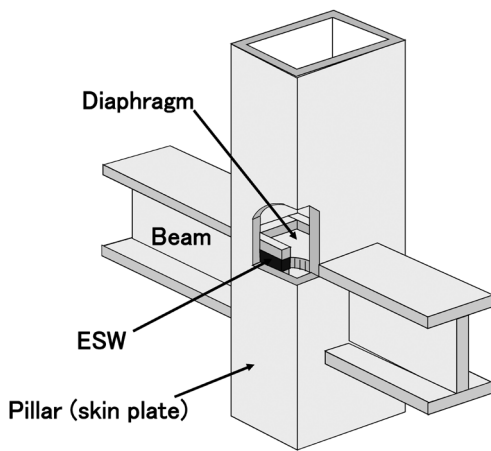


図3 ボックス柱におけるESW継手部
Fig.3 ESW joint in BOX column

なる。ESWは図3に示すような溶接組立箱形断面柱(ボックス柱)におけるスキンプレートとダイアフラムの接合に使用されることが多い。そこで、継手靱性確保が高難度となるスキンプレートとダイアフラムの板厚組み合わせ条件について事前検討を行った。

一般に、590 MPa鋼のHAZ組織は上部ベイナイトとMAの混合組織であり、本開発鋼も同様である。溶接後(冷却中)の未変態オーステナイトにCが濃縮することにより、MAは熱力学的に安定化したオーステナイトから生成される。したがって、Cの拡散時間が長いほど、すなわち800°C→500°Cの冷却時間(Tc)が長いほど、MA分率は大きくなる。いっぽう、ベイナイト組織サイズもTcが長いほど粗大になる。以上の理由から、Tcが長いほど継手靱性は低値になると考えられる。

ここで、スキンプレートが薄いほど溶接入熱の抜熱が小さく、Tcは長くなる。いっぽう、ダイアフラムが厚いほど溶接入熱が大きくなり、Tcは長くなる。したがって、スキンプレート厚が薄いほど、かつダイアフラム厚が厚いほどTcは長くなる。一般的な溶接施工においては、スキンプレート厚に対してダイアフラム厚が最大で4サイズアップまでの板厚組み合わせが使用され、ダイアフラムは最大で70 mm厚までが適用される。そこで、ダ

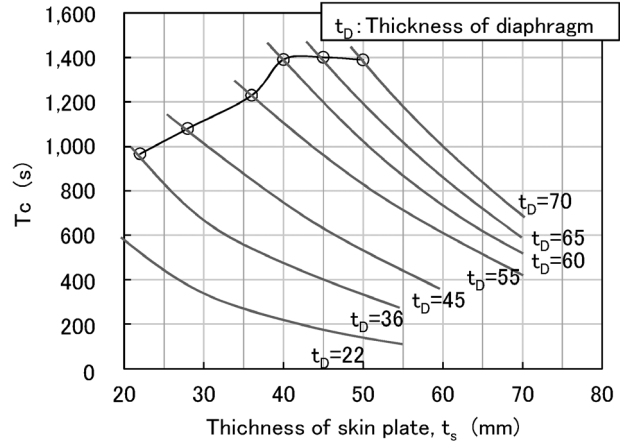


図4 種々のスキンプレートとダイアフラムにおけるTc計算結果
Fig.4 Tc calculation results for various skin plates and diaphragms

イアフラム厚70 mm以下の板厚範囲のもと、種々のスキンプレート厚に対してダイアフラム厚が4サイズアップの条件下で、Tcが最も長くなる板厚範囲をFEM解析により算出した。その結果を図4に示す。図4では、ダイアフラム厚を固定してスキンプレート厚を変化させたときのTcの変化をダイアフラム厚ごとに実線で示している。また、ダイアフラム厚がスキンプレート厚の4サイズアップのデータを白抜きのプロットで示している。スキンプレート厚が40~50 mmの範囲(すなわちダイアフラム厚が60~70 mmの範囲)において、Tcが極大になることが確認できる。

2.4.2 ESW継手靱性

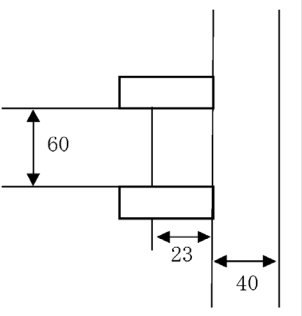
前節で明らかにした、Tcが極大値となるスキンプレート厚が40~60 mmの範囲において、スキンプレート40 mm、ダイアフラム60 mmを組み合わせた場合の継手靱性値を一例として評価した。溶接条件および開先形状を表6、断面マクロ観察結果を図5に示す。図5より、継手部は健全な溶け込み状態になっていることが確認できる。シャルピー試験片採取位置を図6、シャルピー試験結果を表7に示す。入熱90 kJ/mmの大入熱溶接においても、建築鉄骨溶接部の機械的性質の標準試験マニュアル⁵⁾にて規定されている標準性能である平均値27 J以上を十分満足することが確認できた。

2.4.3 SAW, CO₂溶接継手靱性

ボックス柱のスキンプレートとダイアフラム部にはESWが適用されるが、図7に示すように、角部においてはサブマージアーク溶接(SAW)、柱-柱部においてはCO₂溶接が適用される。そこで、開発鋼に対してSAW継手靱性、CO₂溶接継手靱性を評価した。

SAWにおける溶接条件および開先形状を表8、断面

表6 溶接条件および開先形状 (ESW)
Table 6 Welding conditions and groove shape (ESW)

Thickness (mm)	Pre-heat	Groove shape (mm)	Welding materials Welding conditions	Heat input (kJ/mm)
SP: 40 DIA: 60	None		【Welding materials】 JIS Z 3353 YES-602-M JIS Z 3353 FES-CS 【Welding conditions】 380A-50V 12.6mm/min	90.2

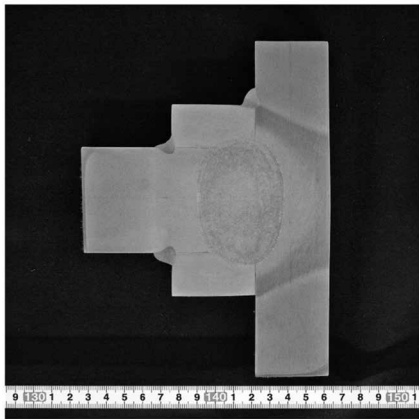


図5 断面マクロ観察結果 (ESW)
Fig.5 Result of cross-sectional macro observation (ESW)

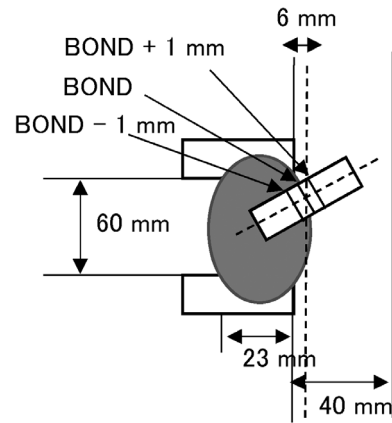


図6 シャルピー試験片採取位置 (ESW)
Fig.6 Notch positions for Charpy impact tests (ESW)

表7 シャルピー衝撃試験結果 (ESW)
Table 7 Results of Charpy impact tests (ESW)

Thickness (mm)	Collection site	Collecting position	Test temperature (°C)	Notch position	Absorbed energy (J)	
					Each	Average
SP:40 DIA:60	Skin plate side	6mm below the surface	0	BOND	77	76
					48	
					102	
				BOND + 1 mm	28	67
					131	
					43	

マクロ観察結果を図8に示す。継手部は健全な溶け込み状態になっていることが確認できる。シャルピー試験片採取位置を図9、シャルピー試験結果を表9に示す。同マニュアルの標準性能である平均値27 J以上を十分満足することが確認できた。

CO₂溶接における溶接条件および開先形状を表10、断面マクロ観察結果を図10に示す。継手部は健全な溶け込み状態になっていることが確認できる。シャルピー試験片採取位置を図11、シャルピー試験結果を表11に示す。同マニュアルの標準性能である平均値27 J以上を十分満足することが確認できた。

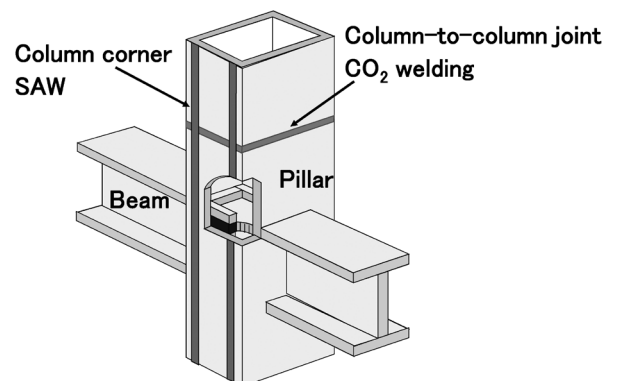
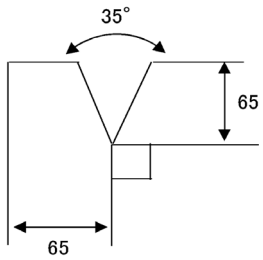


図7 ボックス柱におけるSAW, CO₂溶接継手部
Fig.7 SAW, CO₂ welded joints in BOX column

表8 溶接条件および開先形状 (SAW)
Table 8 Welding conditions and groove shape (SAW)

Thickness (mm)	Pre-heat	Groove shape (mm)	Welding materials Welding conditions	Heat input (kJ/mm)
65	None		【Welding materials】 JIS Z 3351 YS-M1 JIS Z 3352 SACG-I1 【Welding conditions】 L:2150A-45V T:1800A-48V 170mm/min	64.6

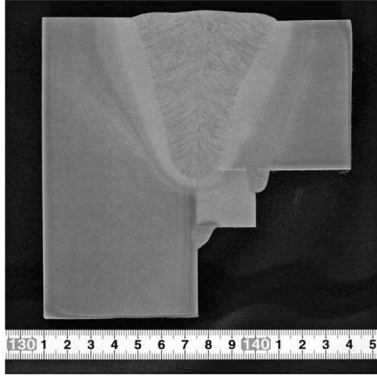


図8 断面マクロ観察結果 (SAW)

Fig.8 Result of cross-sectional macro observation (SAW)

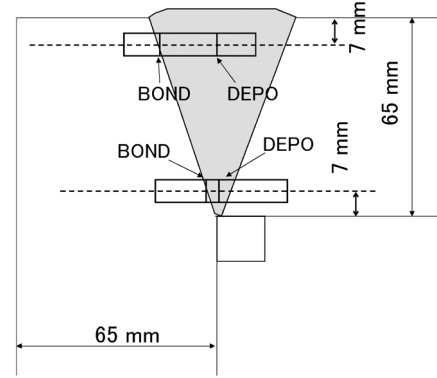


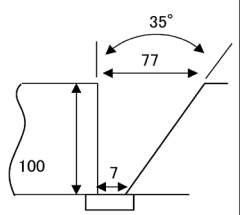
図9 シャルピー試験片採取位置 (SAW)

Fig.9 Notch positions for Charpy impact tests (SAW)

表9 シャルピー衝撃試験結果 (SAW)
Table 9 Results of Charpy impact tests (SAW)

Thickness (mm)	Collection site	Collecting position	Test temperature (°C)	Notch position	Absorbed energy (J)	
					Each	Average
65	Flange side	7mm below the surface	0	Central DEPO	133	128
					130	
					121	
				BOND	78	70
					63	
					68	
	Central DEPO	90		99		
		100				
		108				
	BOND	48		78		
		110				
		77				

表10 溶接条件および開先形状 (CO₂溶接)
Table 10 Welding conditions and groove shape (CO₂ welding)

Thickness (mm)	Pre-heat	Groove shape (mm)	Welding materials Welding conditions	Heat input (kJ/mm)	Welding position
100	None		【Welding materials】 JIS Z 3312 G 59J A 1 U C 3M1T 【Welding conditions】 280 A-35 V 300 mm/min Interpass temperature: ≤250°C Number of passes: 101	≤3.0	Flat

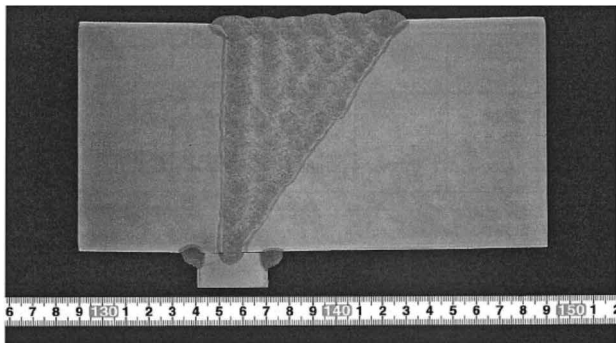


図10 断面マクロ観察結果 (CO₂溶接)
Fig.10 Result of cross-sectional macro observation (CO₂ welding)

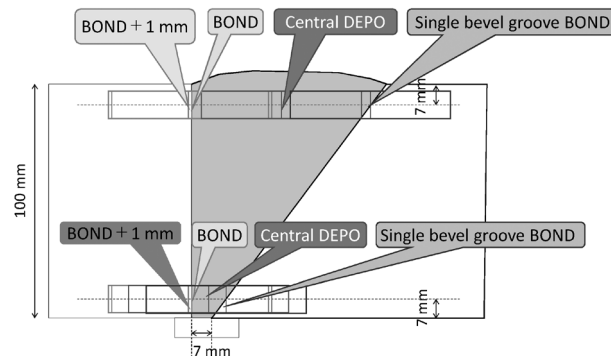


図11 シャルピー試験片採取位置 (CO₂溶接)
Fig.11 Notch positions for Charpy impact tests CO₂ welding

表11 シャルピー衝撃試験結果 (CO₂溶接)
Table 11 Results of Charpy impact tests (CO₂ welding)

Thickness (mm)	Collection site	Collecting position	Test temperature (°C)	Notch position	Absorbed energy (J)	
					Each	Average
100	Vertical side	7mm below the surface	0	Central DEPO	107	116
					115	
					126	
				BOND	77	73
					76	
					65	
	BOND + 1 mm	214		226		
		257				
		208				
	BOND	135		134		
		119				
		149				
Vertical side	7mm above the back surface	Central DEPO	107	119		
			138			
			115			
		BOND	118	112		
			80			
			139			
BOND + 1 mm	272	253				
	239					
	249					
Inclined side		BOND	109	110		
			110			
			110			

むすび=新たに開発した予熱フリー型KCLA440鋼の性能について、母材および溶接継手の特性面から紹介した。TMCP技術の活用により、母材強度を確保した上で低P_{CM}化が可能となり、予熱フリー化が実現できた。また、継手靱性に関しては、C低減およびSiレス化によるMA低減、Ti添加による組織微細化効果により、入熱90 kJ/mmの大入熱溶接時においても良好な性能を確保可能となった。

建設分野では、構造物の高層化、大空間化とともに、さらなる安全性向上が求められている。そのため、優れた材料特性への要望が一段と高まっている。当社は、こ

れからも需要家のニーズに対応した商品を開発・提供することにより、建設分野の発展に貢献していく所存である。

参考文献

- 1) 笠松 裕ほか. 鉄と鋼. 1979, Vol.65, No.8, p.92-101.
- 2) 山戸一成ほか. 溶接学会誌. 1981, Vol.50, No.1, p.11-19.
- 3) 日本道路協会. 道路橋示方書・同解説Ⅱ, 鋼橋編. 2017.
- 4) 寺田好男ほか. あたりあ. 1999, Vol.38, No.3, P.236-238.
- 5) 一般社団法人日本鋼構造協会規格. JSSIV-13. 2016.

(技術資料)

洋上風力発電設備向け溶接施工法および溶接材料

山口幸祐*1・加納 寛*1

Welding Method and Welding Consumables for Offshore Wind Power Generation Facilities

Kosuke YAMAGUCHI・Satoru KANO

要旨

2050年のカーボンニュートラル実現に向けて、国内ではCO₂排出量の低い再生可能エネルギーを用いた発電方法への関心が高まっている。なかでも洋上風力発電は、昨今注目が高まっている発電方法の一つである。洋上風力発電設備では、風車を支える基礎部位としてモノパイルなどが用いられる。近年、風車が大型化され、基礎部位であるモノパイルも杭径や杭長が巨大化している。巨大モノパイルには、極厚板が採用されており、極厚板の溶接に好適な溶接施工法や溶接材料が求められ望まれている。当社では、これらの要望に応えるために、極厚板の溶接に好適な新エレクトロスラグ溶接施工法である「SESLA™」と狭開先サブマージアーク溶接材料である「FAMILIARC™ US-29HK / TRUSTARC™ PF-H55LT-N」を開発した。

Abstract

Japan's domestic policy aimed to achieve carbon neutrality by 2050 has resulted in a growing interest in power generation methods that employ renewable energy sources with low CO₂ emissions. Among these methods, offshore wind power generation has garnered significant attention in recent years. Wind turbines in offshore facilities rely on foundations such as monopiles for support. With the increasing size of wind turbines, the monopiles have also grown gigantic in diameter and length, making it necessary to use extra-thick steel plates for their construction. Welding these plates requires an appropriate welding process and welding consumables. To meet these requirements, Kobe Steel has developed a new electroslag welding process for welding extra-thick plates, SESLA™, and welding consumables for narrow-groove submerged-arc welding, FAMILIARC™ US-29HK and TRUSTARC™ PF-H55LT-N.

検索用キーワード

カーボンニュートラル、再生可能エネルギー、洋上風力、モノパイル、極厚板、エレクトロスラグ溶接、SESLA™、狭開先サブマージアーク溶接

まえがき = 2011年3月11日に発生した東日本大震災以降、国内のエネルギー政策が見直され、新たなエネルギー源として再生可能エネルギーへの期待が高まっている。その中で、とくに注目されている再生可能エネルギーの一つが洋上風力発電であり、欧州各国でも直面するエネルギー危機を切り抜けるために、相次いで洋上風力発電の大規模な導入見通しを発表している。国内でも、洋上風力促進区域においてラウンド1の入札が完了し、今後、ラウンド2およびラウンド3の入札も見込まれている¹⁾。

洋上風力発電では、設置、係留、系統連系、運転、保守にかかるコストが大きく、採算性を確保するためには風車1基当たりの発電量を高めることも重要である。ロータ直径の大型化による定格出力増強の技術開発も活発に行われており、図1に示すように、風力発電における風車の定格出力は年々増加している。近年では、定格出力5~8 MWの風車が洋上風力発電に採用されている。今後は10 MW以上の定格出力を備える大型風車の採用も想定され、洋上風力発電設備の大型化が進むと判断される²⁾。

図2に示すように、洋上風力発電設備では風車を支

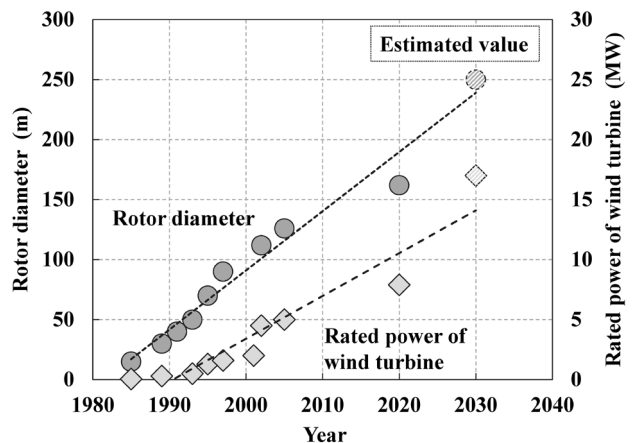


図1 ロータ直径と風力発電用風車の定格出力の推移^{3)~5)}
 Fig.1 Growth of rotor diameter of wind turbines and rated power for wind power generation^{3)~5)}

えるタワーや海面下のモノパイルなどが基礎部位に用いられる。これらは、板厚50 mm超の極厚板を用いた鋼製単管を溶接継ぎして製作される。単管製作や単管の溶接継ぎでは、縦方向や円周方向の溶接が不可欠であり、極厚板の高効率な溶接施工法が望まれている。

本稿では、極厚板における縦方向（縦シーム）の溶接

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

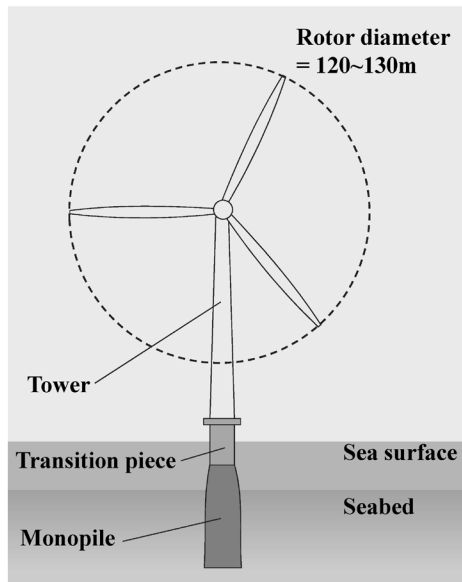


図2 5 MW級洋上風力発電設備の模式図

Fig.2 Schematic image of a 5 MW-class offshore wind power generation facility

に好適な新エレクトロスラグ溶接法と、円周方向の溶接に好適な狭開先サブマージアーク溶接材料について紹介する。

1. 新エレクトロスラグ溶接法 SESLA™

新エレクトロスラグ溶接法 SESLA™ (以下、SESLA™ という) は、エレクトロスラグ溶接 (以下、ESW という) の要素技術をもとに当社が開発した高能率立向自動溶接法である⁶⁾。アーク溶接と異なり、ESWはスラグ浴を形成し、その抵抗発熱によりワイヤを熔融し溶接が進行するため、スパッタやヒューム発生量が極めて少ないという特長がある。また、熔融池はスラグ浴に保護されるため、シールドガスを使用しなくても耐風性に優れた施工である。SESLA™の構成を図3に示す。施工は開先の表側に水冷摺動(しゅうどう)銅板、裏側に裏当て材としてFAMILIARC™ KL-4を使用する。従来ESWと同様に、溶接スタート時にはアークを発生させ、投入したフラックスを溶解してスラグ浴を形成し、熔融したスラグ浴の電気抵抗発熱が熱源となり、フラックス入りワイヤを熔融させる。この際、スラグ浴の対流作用によって溶込みが形成され、厚板の突合せ継手においても1パスで溶接が完了する。

1.1 SESLA™専用溶接材料

エレクトロガスアーク溶接 (以下、EGW という) は、ESWと同様に高能率立向自動溶接法として造船分野等で幅広く適用されている。EGWはアークを熱源とし、シールドガスを用いるため、シールド不良のリスクやヒューム発生も含めた溶接環境も考慮する必要がある。いっぽう、ESWはシールドガスを用いることなく溶接が可能であるものの、溶接装置の構造から溶接長が制約される側面がある。

SESLA™はESWの短所を克服すべく、新たに開発した専用溶接装置と、専用溶接材料であるフラックス入りワイヤFAMILIARC™ ES-X55Eおよび熔融型フラック

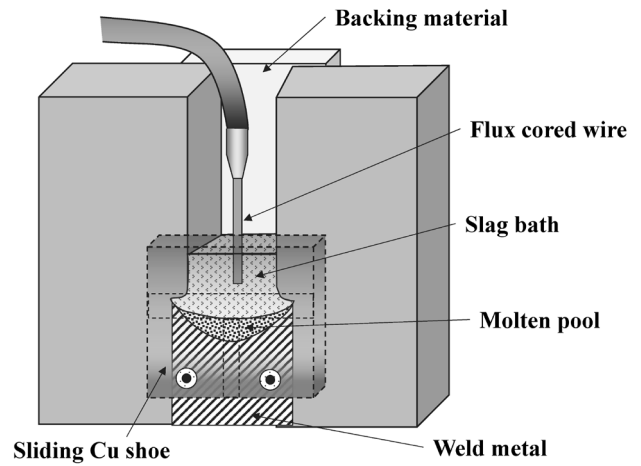


図3 SESLA™の構成

Fig.3 Configuration of SESLA™

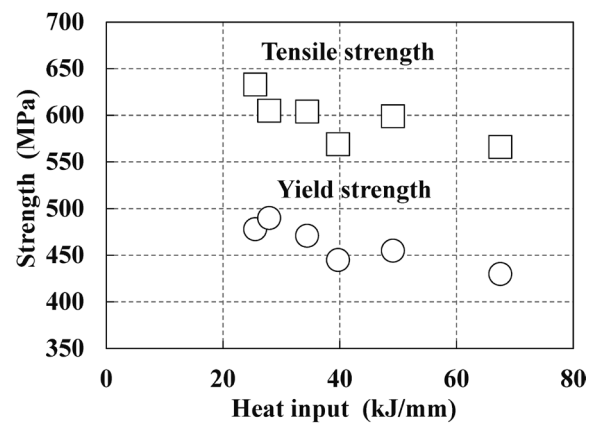


図4 SESLA™における入熱と耐力・引張強度の関係

Fig.4 Relationship between heat input and tensile strength of SESLA™

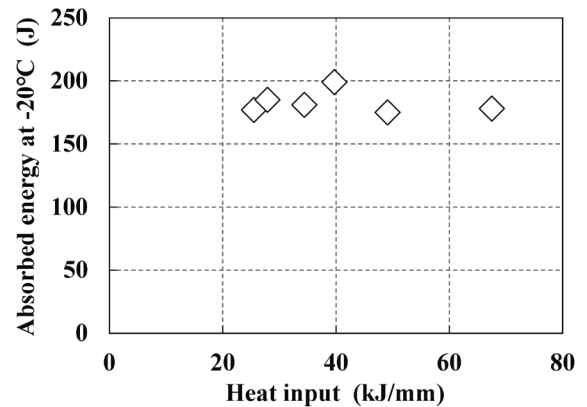


図5 SESLA™における入熱と-20°C吸収エネルギーの関係

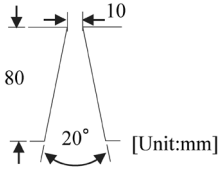
Fig.5 Relationship between heat input and -20°C absorbed energy in SESLA™

スFAMILIARC™ EF-4とを用いて行う溶接プロセスである。JIS G 3106 SM490A鋼板を用い、入熱がSESLA™溶接金属の機械的性質に及ぼす影響を調査した。入熱と耐力・引張強度の関係を図4、入熱と-20°C吸収エネルギーとの関係を図5に示す。SESLA™溶接金属の強度は入熱の増加とともに低下するが、優れたじん性を維持することができる。

1.2 極厚板への適用

SESLATMでは、幅広い入熱範囲で良好な機械的性質が得られ、板厚80 mmまでは1パスで溶接可能であることが確認されている。板厚80 mmの極厚板溶接の試験および溶接条件を表1に示す。母材にはJIS G 3106

表1 試験および溶接条件
Table 1 Test condition of butt joint welding

Wire-flux combination	FAMILIARC TM ES-X55E/FAMILIARC TM EF-4
Base metal	JIS G 3106 SM490A, 80 mm ² ×(150+150) mm ^w ×600 mm ^l
Groove configuration	
Welding parameter	DCEP, 420 A-47 V-17 mm/min
Heat input	69.7 kJ/mm
Preheat	Room temp.
PWHT condition	As-welded

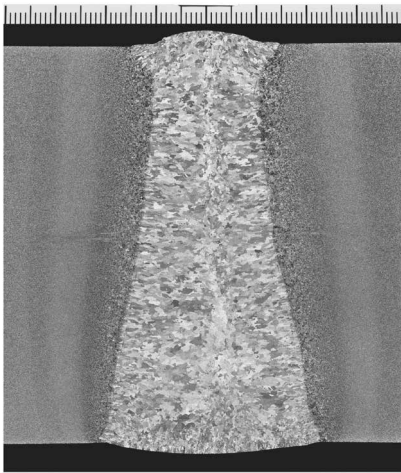


図6 溶接継手の断面マクロ
Fig.6 Cross-sectional macrograph of weld joint

表2 溶着金属の化学成分(mass%)*1
Table 2 Chemical composition of weld metal (mass%)*1

C	Si	Mn	P	S
0.06	0.20	1.22	0.010	0.004

*1 Location: Center of weld metal

表3 溶着金属の機械的性質
Table 3 Mechanical properties of weld metal

Location	Tensile properties*1			Notch toughness*1			
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J)			
				[-40°C]		[-20°C]	
7 mm beneath the face side	435	561	24	168	Avg. 163	186	Avg. 199
				169		196	
				153		214	
40 mm beneath the face side	438	568	25	191	Avg. 174	202	Avg. 200
				176		207	
				155		200	
73 mm beneath the face side	446	577	23	162	Avg. 161	184	Avg. 173
				159		200	
				163		136	

*1 Tensile test specimen: round tensile specimen, Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm
Impact test specimen: 10×10 mm square shape, 2 mm V notch based on AWS B4.0

SM490Aを使用した。溶接継手の断面マクロ組織を図6、溶着金属の化学成分を表2、その機械的性質を表3に示す。板厚80 mmにおける溶込みは良好であった。入熱は69.7 kJ/mmまで増加したが、溶着金属は十分な強度および-40°Cでの良好なじん性を確保できている。

2. 狭開先サブマージアーク溶接材料

極厚板の溶接には、高溶着な施工法であるサブマージアーク溶接（以下、SAWという）も用いられる。その高能率化には、開先の狭開先化が有効な手段の一つである。狭開先対応のSAW材料として、FAMILIARCTM US-29HK/TRUSTARCTM PF-H55LT-Nを新たに開発した。その詳細を以下に紹介する。

FAMILIARCTM US-29HKは炭素鋼用ソリッドワイヤ、TRUSTARCTM PF-H55LT-Nはふっ化物-塩基性酸化物系のボンドフラックスであり、塩基度を高めたフラックス設計を採用している。その特長は、フラックス設計の最適化により良好なじん性と狭開先における良好なスラグ剥離性を確保し、直流(DCEP)および交流(AC)で使用できる点にある。

2.1 溶着金属の諸性能

FAMILIARCTM US-29HK/TRUSTARCTM PF-H55LT-Nの溶着金属の諸性能を調査した。直流(DCEP)および交流(AC)における溶着金属の化学成分を表4、溶接のままの機械的性質を表5および図7に示す。高強度(550 MPa超)で、-60°Cまでの吸収エネルギーが良好な溶着金属が得られることが確認されている。

FAMILIARCTM US-29HK/TRUSTARCTM PF-H55LT-Nの組合せで、直流(DCEP)で溶接した場合の拡散性水素量を表6に示す。フラックス設計の最適化により、拡散性水素量は約3 mL/100gと低い値を示している。

2.2 溶接継手の諸性能

FAMILIARCTM US-29HK/TRUSTARCTM PF-H55LT-Nの組合せで狭開先SAW溶接試験を行い、溶接

表4 溶着金属の化学成分(mass%)*1,2
Table 4 Chemical composition of deposited metal (mass%)*1,2

	Polarity	C	Si	Mn	P	S
[F]US-29HK,	DCEP	0.07	0.29	1.85	0.013	0.002
[T]PF-H55LT-N*3	AC	0.08	0.27	1.73	0.013	0.002

*1 Location: Center of the deposited metal

*2 Welding condition: 550 A-30 V-420 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.

*3 [F]: FAMILIARCTM welding consumables,
[T]: TRUSTARCTM welding consumables

表5 溶着金属の機械的性質*1,2
Table 5 Mechanical properties of deposited metal*1,2

	PWHT condition	Polarity	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
[F]US-29HK, [T]PF-H55LT-N*3	As-welded	DCEP	514	603	28
		AC	534	618	29

*1 Size of impact test specimen is based on AWS B4.0

Tensile test specimen: round tensile specimen, Dia.=12.5 mm, G.L.=50 mm

Location: the same as analysis location for chemical composition

*2 Welding condition: 550 A-30 V-420 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.

*3 [F]: FAMILIARCTM welding consumables,
[T]: TRUSTARCTM welding consumables

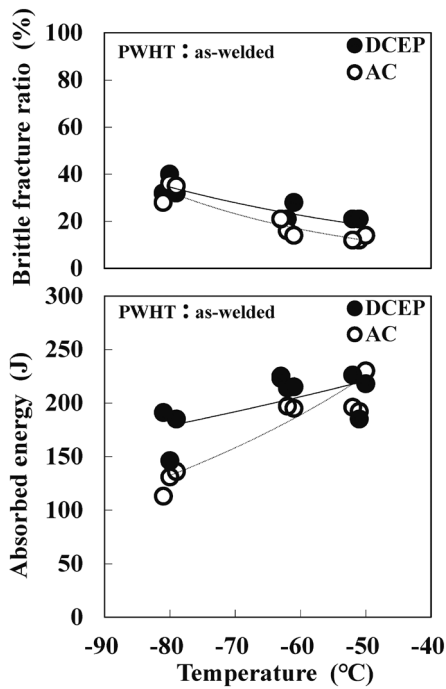


図7 溶接継手のじん性遷移曲線^{*1,2}

Fig.7 Transition curves of notch toughness of deposited metal in as-welded condition^{*1,2}

- *1 Size of impact test specimen is based on AWS B4.0
Impact test specimen: 10 × 10 mm square shape, 2 mm V notch
Location: the same as analysis location for chemical composition
- *2 Welding condition: 550 A-30 V-420 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.

表6 拡散性水素試験結果^{*1}

Table 6 Diffusible hydrogen test results^{*1}

	Polarity	Diffusible hydrogen content (mL/100g)			
		N=1	N=2	N=3	Avg.
[F]US-29HK, [T]PF-H55LT-N	DCEP ^{*2}	3.2	3.3	3.3	3.3

- *1 Test method: JIS Z3118, gas chromatography method
- *2 Welding condition: 550 A-30 V-400 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.
Redrying condition: 350°C × 1 h, Welding atmosphere: 11°C × 79 %RH

表7 試験条件

Table 7 Test condition of both side butt joint welding

Electrode	FAMILIARC TM US-29HK, Leading electrode(L):4.0 mm dia. Trailing electrode(T):2.4 mm dia. × 2 wires
Flux	TRUSTARC TM PF-H55LT-N
Base metal	JIS G 3106 SM490A, 80 mm ^L × (150+150) mm ^W × 800 mm ^L

表8 溶接条件

Table 8 Welding parameters for both side butt joint welding

	No. of passes	Welding parameter ^{*1}	Heat input (kJ/mm)
1st side	1	Single, DCEP, 600 A-30 V-600 mm/min	1.8
	2	Single, DCEP, 650 A-30 V-600 mm/min	2.0
	3-8	Tandem, L: DCEP, 650 A-30 V T: AC, 600 A-32 V-700 mm/min	3.3
2nd side	1	Single, DCEP, 600 A-30 V-600 mm/min	1.8
	2-21	Tandem, L: DCEP, 650 A-30 V T: AC, 600 A-32 V-700 mm/min	3.3

- *1 Preheat and inter pass temperature.:100~147°C

継手の諸性能を評価した。試験条件を表7, 溶接条件を表8, 開先形状と施工要領を図8に示す。高能率化を目的にタンデム溶接とし, 後行極には2.4 mmの双極を適用した。タンデム溶接の電極配置を図9に示す。溶接継手の断面マクロを図10, 溶接金属の化学成分を表9, その機械的性質を表10に示す。溶接継手においても, 強度を確保しつつ, -60°Cで良好な衝撃性能を確保でき

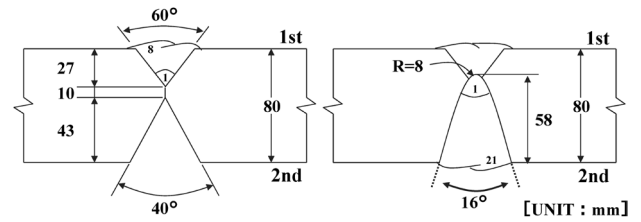


図8 開先形状と施工要領

Fig.8 Groove configuration and pass sequences

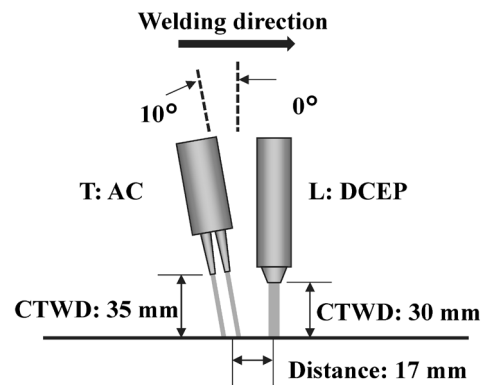


図9 タンデム溶接の電極配置

Fig.9 Electrode configuration of tandem welding

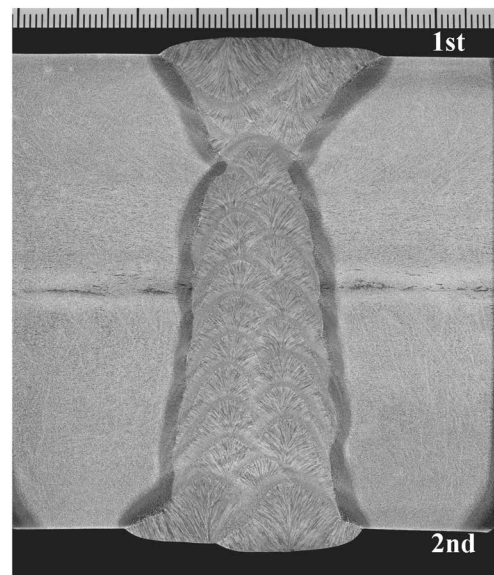


図10 溶接継手の断面マクロ

Fig.10 Cross-sectional macrograph of both side butt joint welding

表9 溶接金属の化学成分 (mass%)^{*1}

Table 9 Chemical composition of weld metal (mass%)^{*1}

C	Si	Mn	P	S
0.09	0.30	1.78	0.014	0.003

- *1 Location: Center of weld metal

表 10 溶接金属の機械的性質*1
Table 10 Mechanical properties of weld metal*1

Location	Tensile properties*2			Notch toughness*2			
	0.2 %PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J)			
				【-60°C】		【-40°C】	
7 mm beneath 2nd side	496	618	33	112 123 127	Avg. 121	161 156 147	Avg. 155
40 mm beneath 2nd side	580	634	28	162 181 152	Avg. 165	194 196 196	Avg. 195
73 mm beneath 2nd side	591	664	28	128 130 179	Avg. 146	184 185 183	Avg. 184

*1 PWHT condition: as-welded

*2 Tensile test specimen: round tensile specimen, Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm
Impact test specimen: 10×10 mm square shape, 2 mm V notch based on AWS B4.0

ている⁷⁾。

むすび=近年、再生可能エネルギーとして持続的に利用可能な風力発電への期待が高まっており、とくに洋上風力発電は、ヨーロッパから世界的に導入が拡大している。国内でも第6次エネルギー基本計画（2021年）において、再生可能エネルギー主力電源化の切り札として、洋上風力発電の大規模な導入が閣議決定されている⁸⁾。

本稿では、洋上風力発電設備の巨大モノパイルなどの製作に用いられる極厚板の溶接に好適な溶接施工法 SESLATMと狭開先SAW材料である「FAMILIARCTM US-29HK / TRUSTARCTM PF-H55LT-N」について紹介した。いずれも極厚板の高効率な溶接施工に寄与するとともに、洋上で用いられる鋼製大構造物に必要な強度と低温じん性を兼ね備えた良好な機械的性質を有する溶接金属を得ることができる。これにより、今後、溶接継手の健全性・信頼性のみならず、発電設備の大型化・量産化が求められる洋上風力分野での幅広い適用が期待される。

参 考 文 献

- 1) 自然エネルギー財団. 洋上風力発電の動向. 第3版, 2022, p.6-19.
- 2) 新エネルギー・産業技術総合開発機構. NEDO 再生可能エネルギー技術白書. 第2版. 第3章洋上風力. 森北出版, 2014, p.45-46.
- 3) 本庄暢之. 電気学会誌. 2009, Vol.129, No.5, p.284-287.
- 4) IRENA. Renewable Power Generation Costs in 2021. 2022, p.106.
- 5) IEA. World Energy Outlook 2019. 2019, p.619-620.
- 6) 柿崎智紀. ほうだより. 2020, Vol.507, p.2-6.
- 7) Kobelco Welding Today. 2021, Vol.24, p.3-7.
- 8) 経済産業省 資源エネルギー庁. 第6次エネルギー基本計画. 2021, p.34-60.

(技術資料)

9%Ni鋼製LNGタンク用自動溶接システム

山崎健太*1・馬庭啓史*1・北川良彦*1(博士(工学))・三輪剛士*2・石崎圭人*2

Development of Automatic Welding System for 9% Ni Steel LNG Tanks

Kenta YAMASAKI・Hirofumi MANIWA・Dr. Yoshihiko KITAGAWA・Tsuyoshi MIWA・Keito ISHIZAKI

要旨

需要の増加が見込まれている液化天然ガス（LNG）の貯蔵・輸送に使用されるタンク（陸上用・船用）は、一般的に9%Ni鋼で製造されている。その溶接施工は融合不良などの欠陥が生じやすく、高い技量が要求される。本稿では、9%Ni鋼の溶接に対する脱技能化、高能率化を目的に開発した可搬型専用ロボットシステムについて紹介する。本システムは、直角座標型ロボットをベースに、取り付け治具、センシング方法、溶接電源、最適溶接条件を9%Ni鋼製LNGタンクの製造に合わせて見直し、これらを組み合わせて一つのシステムとしたものである。このロボットシステムを用いることで、9%Ni鋼の立向溶接施工において健全な品質の溶接継手を得ることができ、またオペレータによるロボット二台持ちにより大幅な効率化が期待できることが明らかとなった。

Abstract

The demand for liquefied natural gas (LNG) is expected to rise, and 9% nickel steel is the material of choice for tanks (both for land and sea applications) used to store and transport it. However, welding such tanks requires high skill levels and is prone to defects like lack of fusion. To address this issue, this paper introduces a portable, specialized robot system designed for the highly efficient and deskilled welding of 9% Ni steel. The system utilizes a cartesian coordinate robot with mounting fixtures, sensing methods, welding power supply, and optimal welding conditions tailored to the manufacturing of 9% Ni steel LNG tanks. This robot system allows welders to produce sound-quality welded joints during vertical welding of 9% Ni steel with reduced defects. Furthermore, an operator can employ two robots simultaneously, leading to significant improvements in efficiency.

検索用キーワード

液化天然ガス（LNG）、9%Ni鋼、溶接材料、Ni基合金、フラックス入りワイヤ（FCW）、溶接ロボット、KI-700、立向溶接、デジタル電源、脱技能

まえがき＝世界的なカーボンニュートラルに向けた脱炭素化の流れに伴い、石油や石炭に比べてCO₂排出量が少なく重要なトランジションエネルギーである天然ガスの需要が急激に高まっている¹⁾。ガスを貯蔵、船舶で輸送する際は-162℃に液化されて専用タンクに封入されることが一般的であり、そのため液化天然ガス（Liquefied Natural Gas : LNG）用タンクの多くは強度と低温じん性に優れた9%Ni鋼によって製造されている。

本稿では、需要の増加が見込まれる9%Ni鋼製LNGタンクの溶接施工について、当社製のNi基合金フラックス入りワイヤ（以下、Ni基FCWという）との組み合わせにより脱技能、高能率化を可能にする小型可搬型ロボット（商品名「KI-700」）による自動溶接システムの開発について紹介する。

1. 開発背景

Ni基合金は溶融時に高粘性で湯流れが悪く、また融点が高いNi鋼母材に比べて低いため溶接時に融合不良欠陥が発生しやすい。そのため、適切な開先形状を設定し、溶接時に開先を十分に溶かす特別な運棒が必要である。また、大気などから混入する酸素や水分に起因するブローホールも発生しやすく、適切なシールド性の確保やア

ーク長のコントロールも要求される。これらの要因から、Ni基合金溶接材料を用いる溶接には高い技量が求められる。溶接士の技量による品質のばらつきも生じやすい。いっぽう、熟練溶接士の退職などによる高技量な溶接士不足の問題が深刻化しており、9%Ni鋼構造物の溶接を行う環境はより厳しくなっている²⁾。

このような背景から、当社では需要が急増しているLNG燃料タンクの溶接に適用できる小型可搬型ロボット「KI-700」による自動溶接システムを商品化した。このシステムは溶接士不足、技量低下を補い、ひいてはCO₂削減に欠かせない貯蔵設備建造の高能率化、高品質化に貢献すると期待される。

2. Ni基合金フラックス入りワイヤアーク溶接（Ni基FCAW）プロセスの開発

本稿で紹介するプロセスは、耐高温割れ性に優れた当社製ハステロイ系Ni基FCWに最適化した専用の溶接ロボットと、デジタル溶接電源および専用ルールで構成されている。本章ではロボット、電源、ルールについての詳細を述べる。本プロセスの開発にあたり、立向姿勢の半自動溶接で施工能率を下げる一因は短尺溶接継ぎの発生に伴う補修作業であると考え、長尺溶接の実現に焦点

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *2 溶接事業部門 技術センター

を当てた。9%Ni鋼板の最大幅である4 m長の立向溶接において、溶接を途中で停止することなく完了し、健全な溶接金属が得られることを目標とした。

2.1 小型可搬型ロボットの開発

KI-700は、鉄骨・橋梁・造船産業などにおける中厚板の一般炭素鋼かつ短尺の溶接で実績のある機種（以下、従来ロボットという）がベースとなって開発された、可搬型の直角座標形ロボットシステムである。マンピュレータ、コントローラ、ティーチングボックスを含めてKI-700と呼称する。KI-700の外観を図1に示す。

KI-700の特徴は、マンピュレータ重量が約6 kgと小型・軽量であり、ティーチングボックスを使用した遠隔操作が可能なことである。また、ソフトウェアの機能により、タッチセンシングで自動検出した開先形状データをもとに、Ni基FCWに合わせた適切な積層パターンおよび溶接条件を自動生成することができる。そのため、加工・組立精度のばらつきに対して幅広く対応でき、技能熟練者でなくとも簡単な操作で安定した溶接品質が得られる。

開先センシング方法の改良について図2に示す。従来ロボットが適用される中厚板分野の溶接ではルートギャップを4~10 mm程度設けるが、KI-700の使用が想定される船用タンクの溶接においては薄板かつルートギャップ0 mmでの使用が想定される。そのため、従来のセ

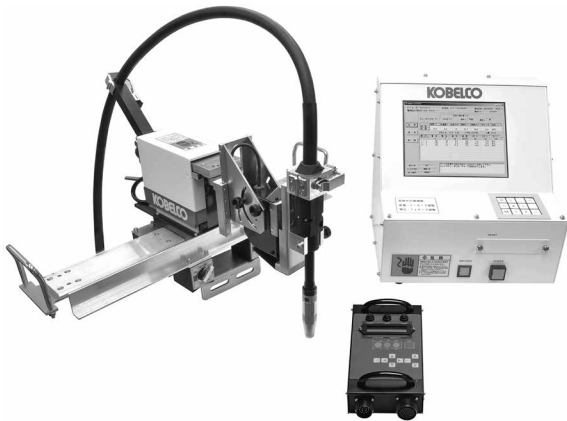


図1 小型可搬型Ni鋼用溶接ロボットKI-700外観
Fig.1 Appearance of KI-700 compact portable welding robot for nickel steel

ンシング方法で想定していた開先よりも相対的に狭くなることから、高精度の形状検知が要求される。そこで、従来は多少の曲がりがある溶接ワイヤでセンシングを兼用していたのに対し、加工精度・剛性に優れたティーチング専用の金属製チップを採用した。センシング時はコンタクトチップを外し、この専用チップに交換する。また、従来のタッチセンシングは溶接開先面の位置情報しか取得できなかったのに対し、新たに開発したタッチセンシングでは溶接開先面だけでなく近傍の母材表面位置情報も合わせて取得するようにした。

2.2 溶接条件/積層パターン自動生成機能の最適化

2.1節で示したとおり、KI-700は開先形状データをもとにNi基FCWに合わせた適切な溶接条件および積層パターンを自動生成するが、その特徴について述べる。

LNGタンクの立向溶接において最も留意すべき点は、1章の冒頭で述べた湯流れの悪さや母材との融点の違いによる融合不良と、母材希釈に伴う溶接金属中の合金成分低下による継手強度低下である。継手強度低下は、とくに薄板で問題となる。その理由は、溶接時の母材温度が上がりやすく、かつ母材希釈が大きくなりやすいルート部の占める割合が大きいためである。これらの点を考慮して最適化を行った。

具体的には、融合不良を回避するためのワイヤ狙い位置、希釈を抑えるためのパスごとの溶接入熱とウィービング幅、ルート溶接でアーク安定性が確保できる溶融プールの状態適正化、フラットなビード形状が得られるような積層パターンやウィービング条件が考慮されている。その結果、3章以降に示す良好な立向溶接試験結果が得られる溶接施工が可能となった。

2.3 溶接電源

Ni基FCWを用いる9%Ni鋼の溶接では、高温割れ防止のために比較的低い電流域で施工される。従来のサイリスタ制御電源では制御周波数が低く、低電流域のアーク安定性に欠けるため、インバータ電源が望ましいと考えられる。当社が2010年に販売を開始したロボット専用デジタル制御インバータ溶接電源SENSARC™ AB500は高度な電流・電圧制御能力を有し、その能力を活かした中厚板溶接に最適な高品質かつ多彩な溶接モードを搭載している³⁾。また、立向溶接姿勢でNi基FCW

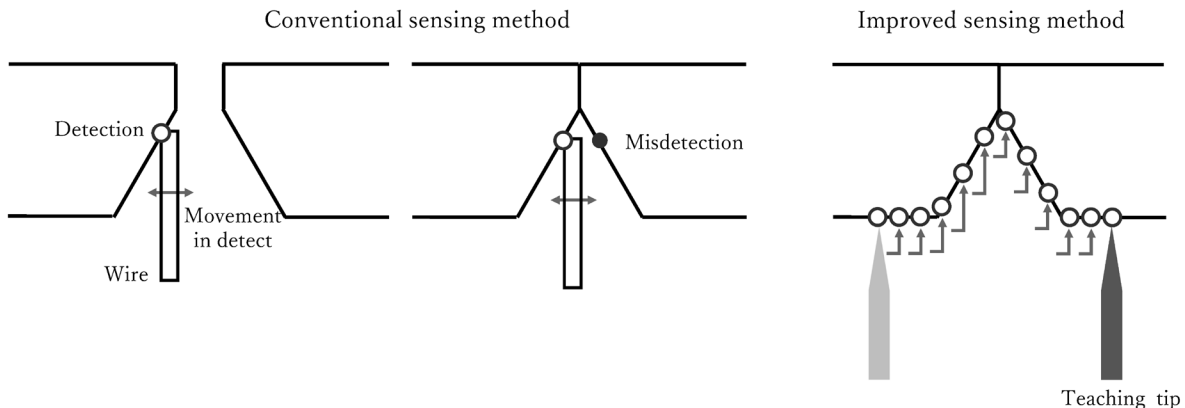


図2 センシング方法の模式図
Fig.2 Schematic diagram of improved sensing method

を使用するため、200 A以下の低電流域のアーク安定性向上を目的に、KI-700にはNi基合金フラックス入りワイヤアーク溶接（Ni基FCAW）プロセス専用モードを新たに搭載した。

LNGタンクでの溶接長4 mにかかる溶接時間を想定して、40分間の連続溶接をした後のシールドノズル外観を図3に示す。シールドノズルへのスパッタの付着はシールドガスの乱れの原因となるが、当社のNi基FCWの特徴である低スパッタ設計および、電源のデジタル制御によるさらなる低スパッタ化により、40分間の連続溶



図3 40分間連続溶接後のノズル外観

Fig.3 Nozzle appearance after 40 minutes continuous of welding

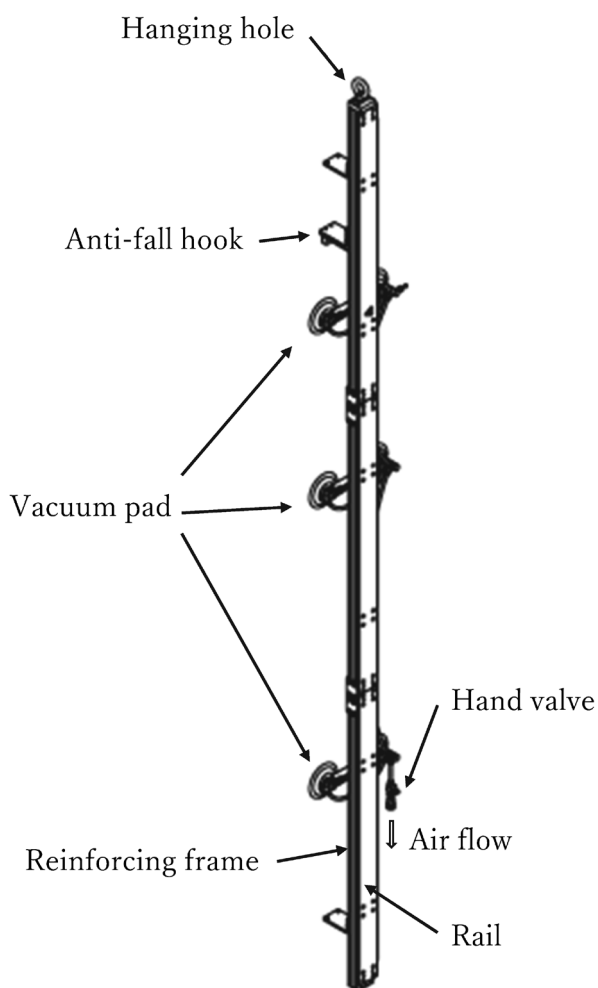


図4 KI-700専用4 m長尺溶接対応レール

Fig.4 KI-700 dedicated 4 m long welding rail

接においてもシールドノズルへのスパッタ付着量は少ないことが確認された。さらに、長時間溶接による耐熱性を考慮し、従来ロボットよりも定格使用率が高い溶接トーチを選定した。

2.4 KI-700専用レール

9%Ni鋼製LNGタンクの立向溶接継手の長さは鋼板の幅と同じであり、最長4 m程度となる。また、9%Ni鋼は帯磁しやすく、アーク溶接においては磁気吹きによる溶接欠陥の原因となる。そのため、マニピュレータの落下防止および走行軸となる歯付き鋼製レールを母材に固定する機構として、最も一般的に使われているマグネットを利用することはできない。しかし、KI-700はマニピュレータの軽量効果により、着脱が容易な真空クランプでも十分に固定が可能であると判断したため、本システムには真空クランプを採用した。

開発したKI-700専用レールの概要を図4に示す。吊り上げを考慮した剛性の確保のために、メインレールに対して補強フレームを取り付けた。真空クランプの吸着力は、マニピュレータやケーブル類の重量に耐えうるものであるが、不慮の落下を防止するために落下防止治具も付けて安全性を確保した。

3. KI-700による立向溶接試験

本章では、KI-700によるLNGタンク実施工を想定した立向溶接試験の詳細について紹介する。

9%Ni鋼製LNGタンクは、貯蔵時に使用される「陸上用タンク」と、船舶での運搬や燃料タンクとして使用される「船用タンク」に大別される。それらは溶接部に要求される機械性能が異なるため、Ni基FCWにはPREMIARC™DW-N709SP（陸上用）とPREMIARC™DW-N609SV（船用）の2種類をラインナップしている。いずれの製品も、立向溶接時の作業性が優れる点は共通である。2.1節と2.2節で示したとおり、KI-700がセンシングした開先形状に応じて、それぞれのNi基FCWにおいて最適な溶接条件（電流-電圧-速度-ウィービング方法）と積層パターンが自動的に算出された。この溶接条件・積層パターンにおいて溶接試験を実施した結果、3.1節と3.2節で示す良好な溶接品質が得られたので、以下に詳述する。

3.1 陸上用LNGタンク想定条件

陸上用LNGタンクの溶接施工を想定したKI-700の適用範囲を表1に示す。また、陸上用LNGタンク用溶接ワイヤPREMIARC™DW-N709SPとの組み合わせで、板厚12 mmの継手溶接を入力条件として自動生成された推奨溶接条件の出力結果を表2に示す。この結果をもとに、実際に開先を形成した。その手段は、1st側は

表1 KI-700の適用範囲（陸上LNGタンク仕様）

Table 1 KI-700 applicable groove dimension for aboveground LNG storage tank

Welding position	Thickness	Groove angle	Root gap
Vertical upward	12-35 mm	55-65°	3-7 mm

表2 KI-700が生成した溶接条件 (板厚12 mm **PREMIARC™** DW-N709SP)
 Table 2 Welding conditions for **PREMIARC™** DW-N709SP generated by KI-700

Root gap 3 mm				
	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Welding heat input (kJ/mm)
1st	150	26	156	1.5
	160	26	219	1.1
2nd	160	26	132	1.9
	160	26	114	2.2
Root gap 7 mm				
	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Welding heat input (kJ/mm)
1st	150	26	96	2.4
	160	26	162	1.5
2nd	160	26	132	1.9
	160	26	114	2.2

※Machining [back chipping]
 ※Ceramic backing bar consumable was used.

表3 KI-700による溶接継手のビード外観、断面マクロおよび機械試験結果 (**PREMIARC™** DW-N709SP)
 Table 3 Bead appearance, cross-sectional shape of weld metal, mechanical test results of weld metal by **PREMIARC™** DW-N709SP

	Root gap 3 mm	Root gap 7 mm
Bead appearance		
Macro-structure		
Tensile strength (MPa) (Test temperature : 20°C) [Target value ≧ 690 MPa]	754 (Fractured position : weld metal)	725 (Fractured position : weld metal)
Absorbed energy (J) (Test temperature : -196°C) V notch [Target value ≧ 55 J]	91,78,92 Avg. 87	86,95,78 Avg. 86

ガス切断とグラインダ研削を組み合わせ、2nd側は1st側溶接後にフライス盤などの機械加工を行った。表2の条件で自動溶接を行った際の、ビード外観、断面マクロ写真および機械性能を表3に示す。ルートギャップが3 mmと7 mmのどちらの条件においても、良好な外観・機械性能が得られている。継手引張試験では溶接金属破断となったものの、母材の強度規格を満足しており、圧力容器の規格であるJIS B 8265の要求を満足している。

溶接士による半自動溶接では、立向姿勢での最大連続溶接長は概ね700 mm程度と考えられる。KI-700においては、この制限がないため、1 m以上といった長尺溶接においても安定した連続溶接が可能となっている。長尺溶接における安定性を評価するために、1 m長の立向溶接継手を作製して放射線透過試験を行った。その溶接条件と結果を表4に示す。溶接長900 mmに対して融合不良は発生しておらず、ブローホール数は7個になっている。これはJIS B 8265の合格規準 (JIZ Z 3106の1類または2類) を十分に満足する水準であり、**PREMIARC™** DW-N709SPとKI-700の組合せによる長尺連続溶接の高

表4 KI-700が生成した溶接条件 (板厚16 mm **PREMIARC™** DW-N709SP) とX線透過試験結果

Table 4 Welding conditions for **PREMIARC™** DW-N709SP generated by KI-700 and radiography results

	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Welding heat input (kJ/mm)
1st	150	26	126	1.9
	160	26	149	1.7
2nd	160	26	136	1.8
	170	27	143	1.9
	160	26	116	2.2

※Air-arc gouging + grinder [back chipping]
 ※Ceramic backing bar consumable was used.

Linear defect	Spherical defect	JIS B 8265
N.D.	Blow hole 7pieces (dia. 0.6~0.9 mm)	Satisfied.

※Evaluation length in radiography : 900 mm

表5 KI-700の適用範囲 (船用LNGタンク仕様)

Table 5 KI-700 applicable groove dimension for marine LNG storage tank

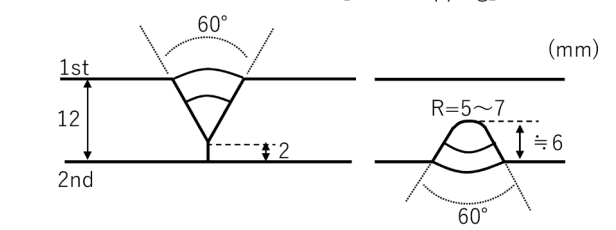
Welding position	Thickness	Groove angle	Root gap
Vertical upward	12-35 mm	55-65°	0-3 mm

表6 KI-700が生成した溶接条件 (板厚12 mm PREMIARC™ DW-N609SV)

Table 6 Welding conditions for PREMIARC™ DW-N609SV generated by KI-700

	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Welding heat input (kJ/mm)
1st	160	27	181	1.4
	170	27	151	1.8
2nd	160	25	237	1.0
	170	27	191	1.4

※Air-arc gouging + grinder [back chipping]



い品質安定性が確認された。

3.2 船用LNGタンク想定条件

船用LNGタンクの溶接施工を想定したKI-700の適用範囲を表5に示す。燃料用タンクであるため容量保証が厳しく、溶接時の変形で低容量側に振れないように、ルートギャップ許容範囲は陸上用LNGタンクより狭い0-3 mmとなっている。2.1節で示したように、従来のセンシング方式ではギャップ0 mmにおけるタッチセンシング点数が減少するとともに、開先幅方向のセンシングでの検知ミスが発生しやすい。そのため、船用LNGタンクの条件では、新開発センシング法を採用した。

陸上用LNGタンク用溶接ワイヤPREMIARC™ DW-N609SVとの組み合わせで、板厚12 mmの継手溶接を入力条件としたときの推奨溶接条件の出力結果を表6に示す。この結果をもとに、実際に開先を形成した。その手段は、1st側はガス切断とグラインダ研削を組み合わせ、2nd側は1st側溶接後にエアアークガウジングとグラインダ研削を組み合わせた。表6の条件で自動溶接を行った際の、ビード外観、断面マクロ写真および機械性能を表7に示す。良好な外観と機械性能が得られていることがわかる。

陸上用LNGタンクの場合と同様に、船用の開先における長尺溶接安定性を評価するために、溶接長2 mの立向溶接継手を作製して放射線透過試験を行った。溶接条件と結果を表8に示す。溶接長1,800 mm当たりのブローホール数は5個であり、融合不良は発生していない。

表7 KI-700による溶接継手のビード外観、断面マクロおよび機械試験結果 (PREMIARC™ DW-N609SV)

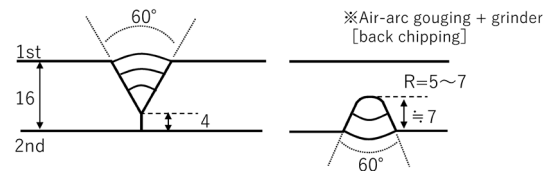
Table 7 Bead appearance, cross-sectional shape of weld metal, mechanical test results of weld metal by PREMIARC™ DW-N609SV

	Root gap 0 mm
Bead appearance	
Macro-structure	
Tensile strength (MPa) (Test temperature : 20°C) [Target value ≧ 690 MPa]	722 (Fractured position : weld metal)
Absorbed energy (J) (Test temperature : -196°C) V notch [Target value ≧ 34 J]	84, 80, 80 Avg. 81

表8 KI-700が生成した溶接条件 (板厚16 mm PREMIARC™ DW-N609SV) とX線透過試験結果

Table 8 Welding conditions for PREMIARC™ DW-N609SV generated by KI-700 and radiography results

	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Welding heat input (kJ/mm)
1st	160	27	207	1.3
	170	27	194	1.4
	170	27	167	1.7
2nd	160	25	199	1.2
	170	27	153	1.8



Linear defect	Spherical defect	JIS B 8265
N.D.	Blow hole 5pieces (dia. 0.6~0.9 mm × 4, dia. 1.0 mm × 1)	Satisfied.

※ Evaluation length in radiography :1800 mm

前述のPREMIARC™ DW-N709SPと同様に、JIS B 8265の合格規準を十分に満足する水準であり、PREMIARC™ DW-N609SVとKI-700の組合せにおいても長尺連続溶接における高い品質安定性が確認された。

4. KI-700使用による施工能率の向上効果

Ni基合金では、ビード終端のクレータ部にほぼ必ず割れが発生してしまうため、ビード継ぎの際にはクレータ部をグラインダで完全に除去する必要がある。3章で述べたように、KI-700を用いたLNGタンク立向溶接では品質の安定した長尺溶接が可能である。このため、半自動溶接で必要とされる約700 mmごとのビード継ぎ時のグラインダ作業が削減される。また、溶接士が立向継手の溶接位置に合わせて足場を移動するといったことも

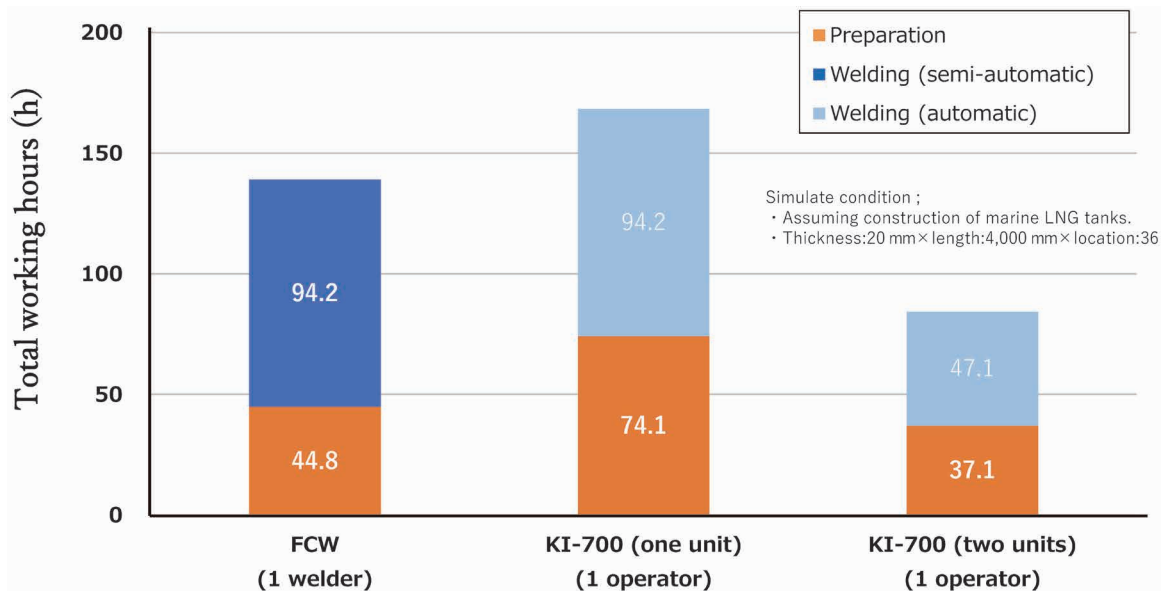


図5 各種施工法による総作業時間の比較
 Fig.5 Comparison of total working hours by various welding procedure

不要になる。さらに、KI-700はスラグを除去する作業以外は常時監視することなく溶接可能なため、オペレータが一人で2継手の施工作業を同時に行うことも可能になる。

板厚 20 mm，溶接長 4 m の立向溶接継手を溶接士が一人で36箇所を施工した場合の，総作業時間試算結果を図5に示す。溶接準備の内訳はスラグ除去，クレータのグラインダ処理（ビード継ぎ），裏はつり，コンタクトチップ交換である。KI-700を適用する場合には，これにレール設置作業とKI-700による開先センシング時間が加わるために準備時間は長くなるが，溶接作業は自動化されるため作業者の作業時間は約50%になる。溶接作業時間は半自動溶接と変わらないものの，溶接士が休憩中でも稼働できるため一日当たりの生産性は高くなる。さらに，一人の作業者が2台のKI-700を扱って交互に準備と溶接を行うことで，溶接を含む作業時間は半自動溶接に比べて約40%短くなり工期の短縮が図れる。

むすび＝本稿では，LNGタンク立向溶接施工の脱技能化・高能率化・品質安定化に対する当社の取り組みを紹介した。当社は「世界で最も信頼される溶接ソリューション企業」を目指している。Ni基FCWと組み合わせたKI-700による自動溶接システムは，ロボット・溶接材料・溶接電源・施工法という当社が持つ技術を活用した，まさに溶接ソリューション商品と言える。近年，カーボンニュートラル実現に向けたエネルギーインフラとして，LNGタンクだけでなく，水素・アンモニアタンク，液化CO₂タンクの建造ニーズも顕在化している。今回紹介した当社溶接ソリューション商品を提案し，社会貢献を図っていく。

参考文献

- 1) 資源エネルギー庁. 資源・燃料部：2030年/2050年を見据えた石油・天然ガス政策の方向性(案). 総合資源エネルギー調査会 資源・燃料分科会 石油・天然ガス小委員会(第13回). 2021.
- 2) 北川良彦. ほうだより技術ガイド. 技術レポート. 2022, Vol.63 2022-4.
- 3) 辻勝之ほか. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No.1, p.48-53.

(論文)

液化水素タンク向け308L系ステンレス鋼溶着金属のじん性に及ぼす諸因子の影響

馬庭啓史*¹・鈴木正道*¹・阿部真弓*¹

Influence of Various Factors on Toughness of 308L-Series Stainless Steel Deposited Metal for Liquefied Hydrogen Tank

Hirofumi MANIWA・Masamichi SUZUKI・Mayumi ABE

要旨

本稿では、SUS304L製液化水素タンクへの適用を目的に、308L系ステンレス鋼溶着金属におけるオーステナイト相の安定度およびフェライト形態が -196°C における吸収エネルギーと横膨出量に及ぼす影響を、シャルピー衝撃試験により調査した。その結果、吸収エネルギーはフェライト形態の影響を大きく受けるが、横膨出量はオーステナイト相が不安定になるほど上昇する傾向が見られ、加工誘起マルテンサイト変態の影響が支配的であることが推察された。得られた結果から、低温において良好な吸収エネルギーと横膨出量が得られるCrとNiの範囲を提案した。

Abstract

With the purpose of application to liquefied hydrogen tanks made of SUS304L, the stability of the austenitic phase and ferrite morphology in 308L stainless steel deposited metal, and their influence on the absorbed energy and lateral expansion at -196°C have been investigated by Charpy impact tests. The results show that absorbed energy is greatly affected by ferrite morphology, while lateral expansion tends to increase as the austenitic phase becomes more unstable, suggesting that the influence of strain-induced martensitic transformation is dominant. On the basis of these results, a range of Cr and Ni that provide suitable absorbed energy and lateral expansion at low temperatures has been proposed.

検索用キーワード

液化水素タンク、オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属、低温じん性、横膨出量、Md30、加工誘起マルテンサイト、フェライト形態

まえがき = 近年、カーボンニュートラルの実現に向けてエネルギー源としての水素が注目されている。水素は -253°C に冷却することで液化し、体積が約800分の1になるため、液化水素による大規模貯蔵が検討されている。液化水素貯蔵タンクの構造材には、低温じん性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼の適用が検討されており、SUS304やSUS304Lが候補の一つとなっている。この鋼種はオーステナイト相が準安定であり、塑性変形時に加工誘起マルテンサイト変態を生じることで優れた延性やじん性を示すことが知られている¹⁾。一般的にSUS304LにはSUS304LよりもCr、Niを増量した308L系の溶接材料が適用されるが、液化水素タンクに適用する場合には溶接金属にも優れた低温じん性(-196°C シャルピー衝撃試験における横膨出量 $\geq 0.53\text{ mm}^2$)が要求される。このため、従来以上に低温じん性に優れたステンレス鋼溶接材料の開発が求められている。恩沢らは、308L系溶接金属はフェライト量が低いほどシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが高くなると報告しているが³⁾、液化水素タンクの溶接金属にはフェライトナンバー(WRC-1992線図による)が4~14であることを求められるため²⁾、フェライト量の低減には限界がある。

いっぽう、著者らはこれまでにステンレス鋼溶着金属において、オーステナイト相を適度に準安定の状態に制御して加工誘起マルテンサイトを生じさせることで、低温における吸収エネルギーが向上することを明らかにしている⁴⁾。また、神谷らはオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属中のフェライト形態が低温における吸収エネルギーに影響を与えると報告しており⁵⁾、西本は溶接金属中のCr当量とNi当量の比がフェライト形態に影響を及ぼすと報告している⁶⁾。

上記の先行研究はいずれも、じん性の指標としてシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーを用いている。吸収エネルギーと横膨出量は直線関係に近い正の相関があることが一般的に知られているが、準安定オーステナイトである308L系溶接金属においても同様に相関があるかは不明である。

そこで本稿では、SUS304L製液化水素タンク向けの308L系溶着金属において、オーステナイト相の安定度およびフェライト形態を制御して低温における吸収エネルギーと横膨出量におよぼす影響を調査するとともに、それらを向上させるための成分設計について検討した結果を報告する。

*¹ 溶接事業部門 技術センター溶接開発部

1. 実験方法

1.1 供試材

フラックス中の合金成分添加量を変化させたフラックス入りワイヤ（ワイヤ径1.2 mm）によるMAG溶接を行い、308L系ステンレス鋼溶着金属を作製した。溶接条件は、電源極性DCEP、溶接電流200A、アーク電圧28V、シールドガスを100%CO₂とした。開先形状および積層方法は図1に示すとおりとした。

1.2 シャルピー衝撃試験、引張試験および化学成分分析

シャルピー衝撃試験には、JIS Z 2242の標準Vノッチ

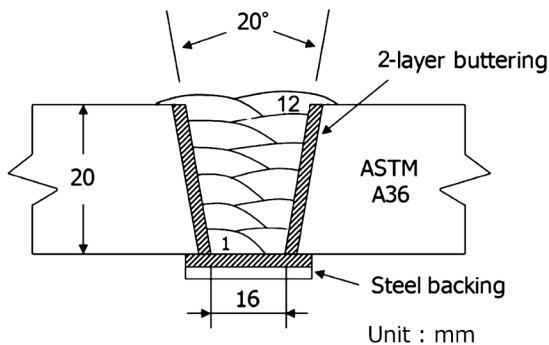


図1 開先形状と積層要領

Fig.1 Groove configuration and pass sequence

試験片を用いた。引張試験には、JIS Z 3111のA0号試験片を用いた。試験片は図2のとおり、JIS Z 3111に則り試験片の中心が溶接中心線となる位置から採取した。シャルピー衝撃試験の試験温度は-196℃、引張試験の試験温度は室温（20℃）とした。シャルピー衝撃試験の横膨出量および吸収エネルギー（ $vE-196^\circ\text{C}$ ）はサンプル数 $n=3$ における平均値を用いた。化学成分はJIS G 1253に則り、引張試験片採取位置と同位置で固体発光分光分析を行った。作製した溶着金属の化学成分および機械的性質を表1に示す。なお、表中の Md_{30} はオーステナイト単相の試料に0.3の引張の真ひずみを与えた際に、組織の50%がマルテンサイトに変態する温度を示す。 Md_{30} は、オーステナイト相の安定度を表す値と言える。今回の Md_{30} には式（1）に示す増村らが提案した予測式を用いた。式中のC, N, Si, Mn, Cr, Ni, Moは溶着金属中の各元素の質量パーセントを示し、 Md_{30} が高温になるほどオーステナイト相が不安定となる。⁷⁾

$$Md_{30}(\text{°C}) = 483 - 555C - 528N - 10.3Si - 12.5Mn - 10.5Cr - 24.0Ni - 5.6Mo \dots\dots\dots (1)$$

1.3 組織観察

溶着金属断面を王水でエッチングし、光学顕微鏡を用いてマイクロ組織観察を実施した。

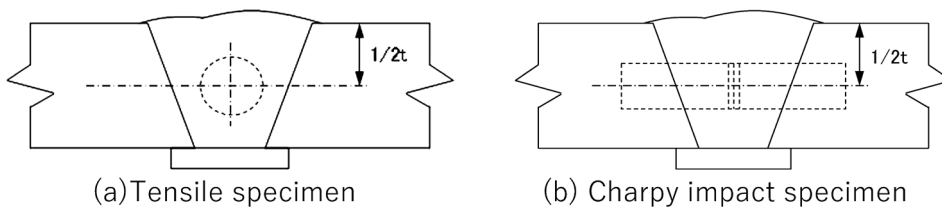


図2 試験片採取位置

Fig.2 Location of specimen

表1 溶着金属の化学成分と機械的性質

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of deposited metals

No.	Chemical composition (mass%)								FN*	Cr_{eq} *	Ni_{eq} *	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Md_{30} * (°C)	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	$vE-196^\circ\text{C}$ (J)	Lateral expansion (mm)
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N	O										
1	0.03	0.4	0.9	10.2	19.0	-	0.065	0.08	3	19.5	13.5	1.45	-27	389	531	44	42	0.58
2	0.03	0.3	0.9	10.3	18.2	-	0.017	0.08	3	18.7	12.0	1.55	7	336	497	52	44	0.88
3	0.04	0.3	2.9	10.3	18.3	-	0.042	0.11	2	18.7	14.0	1.34	-36	382	543	42	48	0.66
4	0.03	0.3	2.5	10.3	18.4	-	0.040	0.09	2	18.8	13.7	1.38	-29	368	522	47	45	0.64
5	0.03	0.7	1.1	9.5	20.0	-	0.019	0.07	13	21.0	11.5	1.82	-2	411	598	36	47	0.71
6	0.03	0.3	2.6	10.4	18.4	0.29	0.040	0.09	3	19.2	13.8	1.39	-35	383	528	44	40	0.55
7	0.03	0.7	1.1	9.6	19.9	0.30	0.018	0.08	14	21.2	11.6	1.83	-4	449	646	37	59	0.69
8	0.03	0.3	2.7	10.4	18.3	0.44	0.040	0.10	3	19.2	13.9	1.38	-37	382	527	42	43	0.60
9	0.03	0.6	1.0	9.6	19.8	0.45	0.018	0.07	14	21.2	11.5	1.84	-2	457	646	31	57	0.72
10	0.02	0.6	0.9	9.2	18.0	-	0.014	0.07	7	19.0	10.8	1.76	35	332	579	47	39	0.88
11	0.03	0.7	0.9	9.2	19.1	-	0.014	0.07	11	20.1	10.9	1.85	22	395	651	38	55	0.86
12	0.03	0.7	1.0	9.2	20.0	-	0.015	0.07	16	21.0	10.9	1.93	12	418	658	37	56	0.90
13	0.02	0.7	0.9	9.7	18.0	-	0.014	0.07	5	19.0	11.2	1.69	23	338	545	51	40	0.93
14	0.02	0.7	0.9	9.6	19.0	-	0.015	0.07	10	20.0	11.3	1.78	12	358	554	45	40	0.78
15	0.03	0.7	0.9	9.6	19.9	-	0.015	0.08	13	20.9	11.3	1.86	3	425	642	38	51	0.77
16	0.02	0.7	0.9	10.3	18.0	-	0.014	0.08	3	19.0	11.8	1.61	10	332	510	50	42	0.87
17	0.02	0.7	0.9	10.2	19.0	-	0.014	0.08	8	20.0	11.7	1.70	1	363	523	47	34	0.69
18	0.02	0.7	0.9	10.2	19.9	-	0.014	0.07	11	21.0	11.8	1.78	-9	365	542	47	34	0.63
19	0.02	0.7	0.9	9.2	18.0	-	0.017	0.11	7	19.0	10.9	1.75	33	346	589	45	40	0.81
20	0.03	0.7	0.9	9.1	20.0	-	0.017	0.11	16	21.1	10.9	1.93	11	441	656	34	44	0.64
21	0.02	0.7	1.0	10.2	18.1	-	0.015	0.11	4	19.1	11.9	1.62	8	348	527	48	42	0.83
22	0.03	0.7	1.0	10.2	20.1	-	0.016	0.11	12	21.2	11.9	1.79	-13	388	559	39	38	0.57
23	0.03	0.7	0.9	9.6	19.0	-	0.017	0.11	9	20.1	11.4	1.77	10	371	558	43	41	0.76
24	0.02	0.7	0.9	9.6	18.9	0.17	0.015	0.11	10	20.1	11.2	1.79	13	389	577	39	40	0.74
25	0.02	0.7	0.9	9.7	18.9	0.30	0.018	0.11	10	20.2	11.4	1.77	9	395	582	37	44	0.74
26	0.02	0.7	0.9	9.6	18.6	0.39	0.017	0.11	9	20.0	11.3	1.77	14	400	591	34	41	0.74
27	0.03	0.7	0.9	9.7	18.0	2.10	0.018	0.10	13	21.1	11.5	1.83	6	468	662	37	47	0.62
28	0.03	0.6	0.9	9.0	21.5	0.34	0.015	0.07	28	22.7	10.8	2.11	-2	467	663	37	43	0.68

*FN: Ferrite number by WRC-1992 diagram, $Cr_{eq}=Cr+Mo+1.5Si+0.5Nb$, $Ni_{eq}=Ni+30C+30N+0.5Mn$, $Md_{30}(\text{°C})=483-555C-528N-10.3Si-12.5Mn-10.5Cr-24.0Ni-5.6Mo$

2. 結果および考察

2.1 シャルピー衝撃試験結果

2.1.1 横膨出量および吸収エネルギーとフェライトナンバーの関係

作製した溶着金属の横膨出量とフェライトナンバー（WRC-1992線図による）の関係を図3に、吸収エネルギーとフェライトナンバーの関係を図4に示す。

図3より、横膨出量とフェライトナンバーの間に明確な相関は見られない。いっぽう、吸収エネルギーについてはフェライトナンバーが0~10程度まではフェライトナンバーの増加に伴ってゆるやかに低下し、10~15の範囲で急上昇して、15以上では再度減少に転じる傾向が図4で見られた。田村ら⁸⁾によると、316L系オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属においても吸収エネルギーとフェライトナンバーに同様の傾向が見られ、その理由は吸収エネルギーが凝固モードによって変化するδフェライトの組織形態に大きく影響を受けるためであると説明している。そこで、今回の試験結果の中で凝固モードに影響を及ぼすCr当量 (Cr_{eq}) とNi当量 (Ni_{eq}) の比 (Cr当量/Ni当量) と、吸収エネルギーの関係を図5に示す。

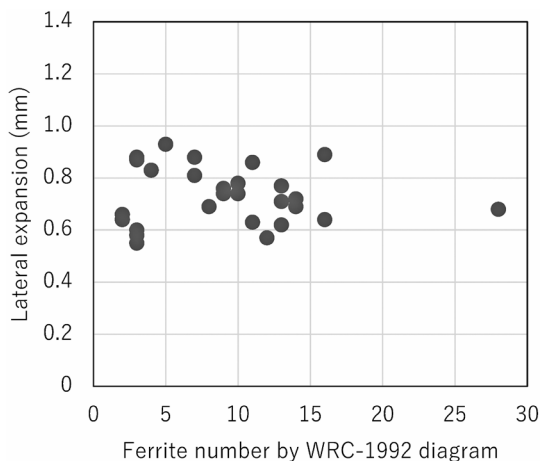


図3 溶着金属の横膨出量とフェライトナンバーの関係

Fig.3 Relationship between lateral expansion and ferrite number by WRC-1992 diagram

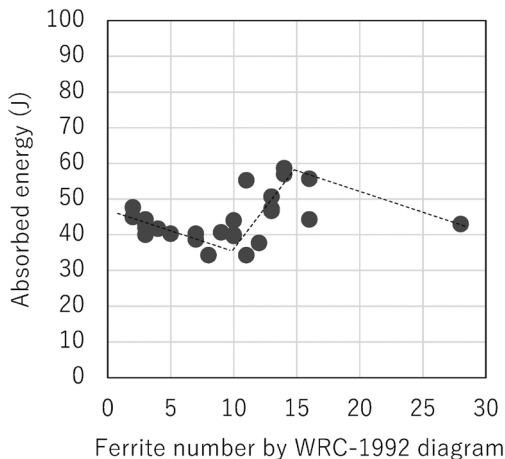


図4 溶着金属の衝撃吸収エネルギーとフェライトナンバーの関係

Fig.4 Relationship between absorbed energy and ferrite number by WRC-1992 diagram

Cr当量とNi当量の算出には以下の式を用いた。

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb \dots\dots\dots (2)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30C + 30N + 0.5Mn \dots\dots\dots (3)$$

吸収エネルギーは、Cr当量/Ni当量が約1.80まではその増加に伴ってゆるやかに低下しており、約1.80から1.90の範囲で急上昇する傾向が見られた。そして、Cr当量/Ni当量が約1.90以上になると、再度ゆるやかな減少に転じている。低温域における溶着金属としては、Cr当量/Ni当量が1.80~1.90の範囲で吸収エネルギーが良好になるといえる。このことから、Cr当量/Ni当量の影響を受けた凝固モードによるδフェライト形態の変化が、吸収エネルギーに大きく影響していることが示唆される。

吸収エネルギーと横膨出量の関係を図6に示す。吸収エネルギーと横膨出量の間には緩やかな正の相関が見られるが、その相関係数は約0.16と低い。一般的に炭素鋼などのフェライト系材料では、吸収エネルギーと横膨出量は直線関係に近い高い相関を示すことが知られている。いっぽう、308L系溶着金属の場合は、前述のとおり

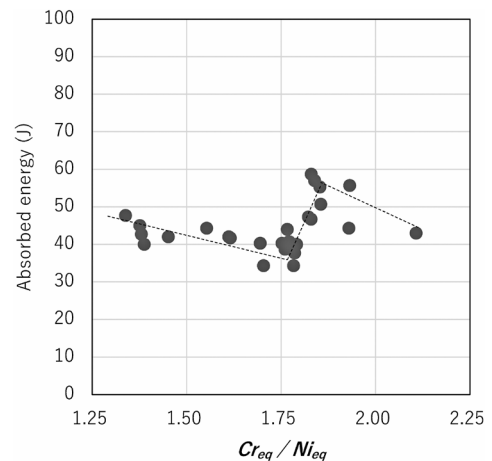


図5 溶着金属の吸収エネルギーとCr当量/Ni当量の関係

Fig.5 Relationship between absorbed energy and Cr equivalent (Cr_{eq}) / Ni equivalent (Ni_{eq})

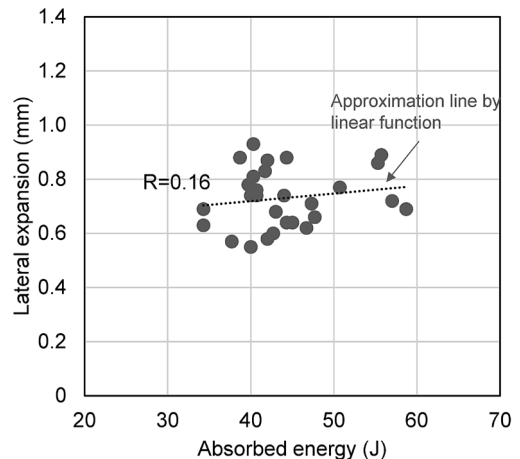


図6 溶着金属の横膨出量と衝撃吸収エネルギーの関係

Fig.6 Relationship between lateral expansion and absorbed energy

δ フェライト組織形態の及ぼす影響が吸収エネルギーと横膨出量では異なり、吸収エネルギーの増加と横膨出量の増加が必ずしも対応しないことから相関関係が低下していると考えられる。

2.1.2 横膨出量および吸収エネルギーとオーステナイト相の安定度の関係

作製した溶着金属の横膨出量とオーステナイト相の安定度 (Md_{30}) の関係を図7に、吸収エネルギーと Md_{30} の関係を図8に示す。

図7より、試験温度 -196°C における横膨出量は Md_{30} の上昇とともに増加する傾向が見られ、とくに $-10^{\circ}\text{C} < Md_{30} \leq 20^{\circ}\text{C}$ の範囲で顕著な増加が見られる。液化水素タンク向けの溶着金属としては、良好な横膨出量を示す $-10^{\circ}\text{C} < Md_{30}$ が狙いになると考えられる。

上記の結果は、オーステナイト相が不安定になるほど、横膨出量が増加することを意味する。これは、308L系溶着金属において、シャルピー衝撃試験中の加工誘起マルテンサイトの生成が横膨出量の向上に大きく寄与することを示唆している。

いっぽう、図8に示すように吸収エネルギーと Md_{30} には明確な相関は見られない。これは、著者らの既報⁴⁾のCr-Ni-Mo系オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属における傾向と異なる。既報では、凝固モードがFモー

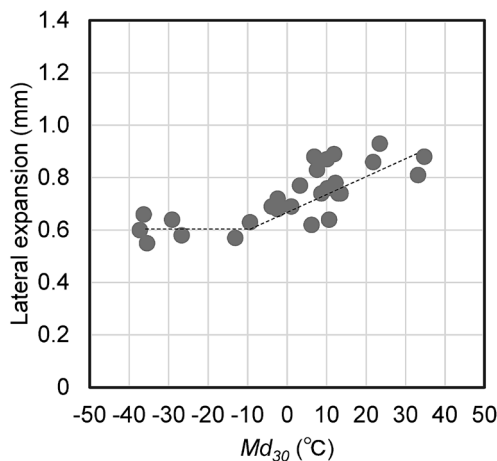


図7 溶着金属の横膨出量と Md_{30} の関係
Fig.7 Relationship between lateral expansion and Md_{30}

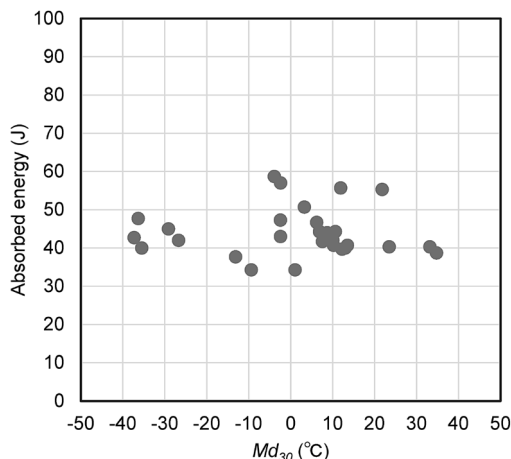


図8 溶着金属の衝撃吸収エネルギーと Md_{30} の関係
Fig.8 Relationship between absorbed energy and Md_{30}

ドの領域で Md_{30} を変化させていたが、本研究では後述のとおり凝固モードがFA \rightarrow Fに変化する領域と考えられる。そのため、凝固モードの変化による δ フェライト組織形態の変化の影響が大きく、相対的に Md_{30} の寄与率が低下したと推察される。

2.2 フェライト形態とCr当量/Ni当量の関係

作製した溶着金属のフェライト形態とCr当量 (Cr_{eq}) /Ni当量 (Ni_{eq}) の関係を、 Cr_{eq}/Ni_{eq} が降順となるように表2に示す。

表2より、Cr当量/Ni当量 ≤ 1.76 ではフェライト形態は図9に示すようなバミキュラーフェライトが主体と

表2 溶着金属のCr当量/Ni当量とフェライト形態
Table 2 Cr equivalent(Cr_{eq})/Ni equivalent(Ni_{eq}) and ferrite morphology of deposited metals

No.	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Ferrite morphology
28	2.11	A
12	1.93	A
20	1.93	A
15	1.86	A
11	1.85	A+L
9	1.84	A+L
7	1.83	A+L
27	1.83	A+L
5	1.82	A+L
24	1.79	L+V
22	1.79	L+V
18	1.78	L+V
14	1.78	L+V
23	1.77	L+V
26	1.77	L+V
25	1.77	V
10	1.76	V
19	1.75	V
17	1.70	V
13	1.69	V
21	1.62	V
16	1.61	V
2	1.55	V
1	1.45	V
6	1.39	V
8	1.38	V
4	1.38	V
3	1.34	V

*V : Vermicular ferrite
L : Lacy ferrite
A : Acicular ferrite

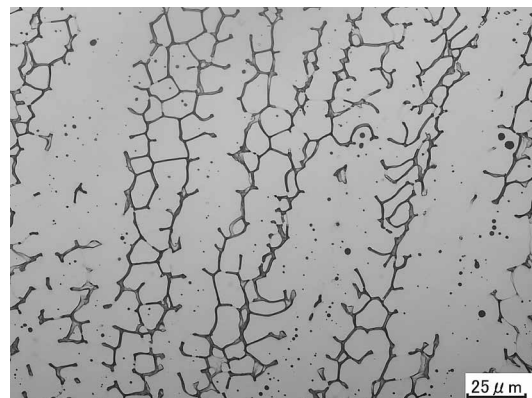


図9 バミキュラーフェライトのマイクロ組織 (試料No.16)
Fig.9 Microstructure of vermicular ferrite (No.16)

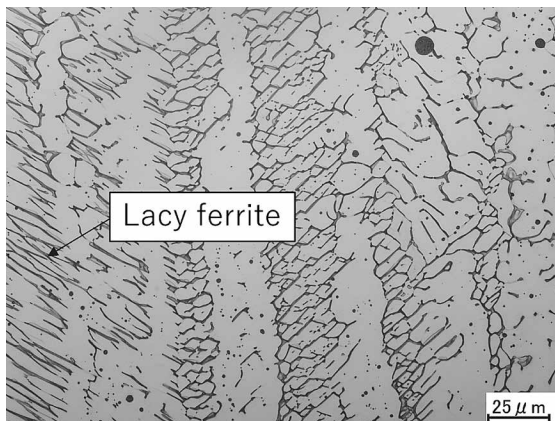


図10 レーシーフェライトとバミキュラーフェライトのマイクロ組織 (試料No.14)

Fig.10 Microstructure of lacy ferrite and vermicular ferrite (No.14)

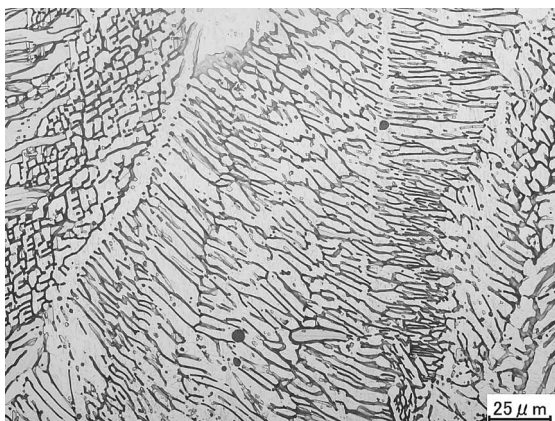


図11 アシキュラーフェライトのマイクロ組織 (試料No.12)

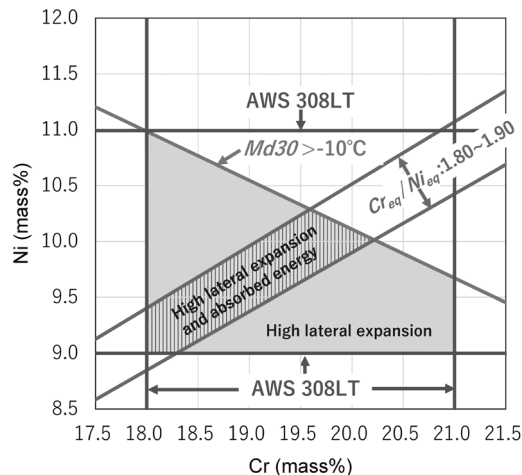
Fig.11 Microstructure of acicular ferrite (No.12)

なり、 $1.77 < \text{Cr 当量} / \text{Ni 当量} \leq 1.80$ では図10に示すようにバミキュラーフェライトとレーシーフェライトが混在していた。また、 $1.80 < \text{Cr 当量} / \text{Ni 当量}$ では図11に示すようなアシキュラーフェライトが出現した。室温でのフェライト形態と凝固モードの関係⁶⁾より、Cr 当量 / Ni 当量の1.80付近で凝固モードがFAモードからFモードに変化したと考えられる。Cr 当量 / Ni 当量の1.80~1.90において吸収エネルギーが上昇する傾向が図5で見られたのは、凝固モードがFAからFに変化する過程で微細なアシキュラーフェライトが出現したことによる効果であると考えられる。

2.3 横膨出量および吸収エネルギーに優れたCr-Ni範囲の提案

今回の結果から、308L系ステンレス鋼溶着金属において $-10^\circ\text{C} < Md_{30}$ で良好な横膨出量を得られると考えられる。また、Cr 等量 / Ni 等量：1.80~1.90の範囲で良好な吸収エネルギーを得られると考えられる。AWS A5.22に規定される308L (E308LT) 溶着金属の化学成分におけるCrおよびNiの上下限も加味すると、横膨出量および吸収エネルギーが良好となるCrとNiの範囲は図12のハッチング部で示すとおりとなる。ここで、図12のCrとNi以外の成分については、 $\text{Mo}=0.03$, $\text{Mn}=0.92$, $\text{Si}=0.67$, $\text{C}=0.025$, $\text{N}=0.015$, $\text{Nb}=0.015$ とした。

実構造においてはSUS304L母材の希釈を受けるため



*Mo=0.03, Mn=0.92, Si=0.67, C=0.025, N=0.015, Nb=0.015

図12 横膨出量および吸収エネルギーに優れた308L系ステンレス鋼溶着金属のCr-Niの範囲

Fig.12 Cr-Ni range of type 308L stainless steel deposited metal for high lateral expansion and absorbed energy

溶接金属の化学成分は溶着金属のそれとは異なるが、溶接金属の化学成分を適切に調整してCr当量とNi当量をハッチング部の領域内に制御することにより、 -196°C における優れた横膨出量および吸収エネルギーを得られると考えられる。

むすび = SUS304L 製液化水素タンク向けの308L系溶着金属において、オーステナイト相の安定度およびフェライト形態を制御することにより、低温におけるじん性(シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーと横膨出量)を向上させる検討を行い、つぎの結果を得た。

- ・横膨出量と吸収エネルギーには正の相関が見られたが、フェライト系材料のような直線関係ではなく、ばらつきが見られた。
- ・吸収エネルギーはCr当量/Ni当量の影響を大きく受け、凝固モードがFAモードからFモードに変化する過程で、微細なアシキュラーフェライトが出現することにより上昇することが示唆された。
- ・横膨出量は Md_{30} の上昇とともに増加する傾向が見られ、加工誘起マルテンサイト変態が横膨出量の増加に大きく寄与することが示唆された。
- ・308L系溶着金属において、低温域における良好な吸収エネルギーと横膨出量を得られるCrとNiの範囲を示した。

参考文献

- 1) 牧 正志. 鉄鋼の組織制御 その原理と方法. 第2版, 内田老鶴圃, 2017, p.253-258.
- 2) ASME BPVC Sec.VIII Div.1. 2021, UHA-51.
- 3) 恩沢忠男ほか. 溶接学会論文集. 1987, Vol.5, No.4, p.511-515.
- 4) 小田怜佳ほか. オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属の加工誘起マルテンサイト変態による極低温じん性増加. 2022年度溶接学会春季全国大会講演概要. 2022, p.46-47.
- 5) 神谷 修ほか. 溶接学会論文集. 1991, Vol.9, No.4, p.525-531.
- 6) 西本和俊. 溶接学会誌. 1991, Vol.60, No.8, p.637-641.
- 7) 増村拓朗ほか. 鉄と鋼. 2019, Vol.105, No.12, p.1163-1172.
- 8) 田村 博ほか. 溶接学会論文集. 1986, Vol.4, No.2, p.353-359.

(技術資料)

PWHT 後じん性が良好な 780 MPa 級鋼用溶接材料

加納 寛^{*1}・永見正行^{*1}・井元雅弘^{*2}・伊藤孝矩^{*2} (工学博士)

Welding Consumables for 780 MPa Class Steel with Excellent Notch Toughness after PWHT

Satoru KANO・Masayuki NAGAMI・Masahiro INOMOTO・Dr. Takanori ITO

要旨

球形タンクや圧力容器等の構造物は近年大型化が進み、鋼材および溶接材料の高強度化が求められている。溶接残留応力緩和を目的に行われるPWHTは、高強度溶接金属のじん性を低下させる要因であった。そこで、780 MPa級鋼溶接金属を対象に衝撃試験後の破面形態やマイクロ組織を調査し、PWHT後のじん性低下要因について検証した。PWHT後のじん性低下は、焼戻しぜい化や炭化物起因の析出強化に起因することを見極め、それらの弊害を最小化できる溶接金属成分系を導出した。得られた知見をもとに、PWHT後のじん性が良好な780 MPa級鋼用溶接材料として、被覆アーク溶接棒 TRUSTARCTM LB-80LSRを商品化した。

Abstract

Over the past few years, the demand for larger structures like spherical tanks and pressure vessels has risen, leading to a requirement for stronger steel and welding consumables. However, the use of post-welding heat treatment (PWHT) to relieve welding residual stress has been known to deteriorate the notch toughness of high-strength weld metal.

To investigate the factors contributing to this deterioration, an analysis has been conducted on the fracture surface morphology and microstructure after impact testing of weld metal for 780 MPa class steel, with electrodes for flux-cored arc welding as the main focus. The findings suggest that temper embrittlement and precipitation hardening caused by carbide are the main reasons for the deterioration of notch toughness after PWHT. Following several studies, an empirically derived component system of weld metal has been developed to minimize the negative aspects of temper embrittlement or precipitation hardening caused by carbide after PWHT. Utilizing these results, Kobe Steel has launched TRUSTARCTM LB-80LSR as a shield-metal arc-welding consumable for 780 MPa class steel, which boasts excellent notch toughness even after PWHT.

検索用キーワード

PWHT, 780 MPa級, じん性, 溶接金属, 焼戻しぜい化, 炭化物, 析出強化, 被覆アーク溶接棒, フラックス入りワイヤ

まえがき = 球形タンクや圧力容器等の建造においては、溶接で導入される残留応力の低減や疲労特性向上を目的に、溶接後熱処理 (Post Weld Heat Treatment, 以下PWHTという) が施される。近年のエネルギー需要増大に伴う構造物の大型化や高圧力化により、適用される鋼材や溶接材料の高強度化が進んでいる。至近では、船舶用液化CO₂タンク向けとしてEN10028-6 P690QL2に代表されるPWHT可能な780 MPa級高張力鋼¹⁾の開発も進み、その鋼材に適した溶接材料の要求も高まっている。

一般的な780 MPa級鋼溶接金属は、PWHT後にじん性が低下する。その要因の一つとして、特定のPWHT後に生じるぜい化、いわゆる焼戻しぜい化 (ここでは主にリン (P) の粒界偏析によるぜい化を意味する) が挙げられる²⁾。加えて、不純物元素であるNb, Vや固溶強化元素であるCr, Moに起因したPWHT後における炭化物の生成、成長による析出強化も要因の一つに挙げられる^{3), 4)}。

本稿では、被覆アーク溶接棒 (以下、SMAWという) およびルチル系フラックス入りワイヤ (以下、FCWという) により溶接金属を作製し、PWHT後のシャルピ

一試験片の破面形態やマイクロ組織を調査した。また、PWHT後もじん性が良好な780 MPa級鋼溶接金属の成分範囲についても検討した。

1. 実験方法

種々の成分を有する780 MPa級鋼用溶接材料をSMAWおよびFCWにより試作した。本稿で試作対象とした溶接金属の成分範囲を表1に示す。板厚20 mm, 開先角度20°, ルートギャップ16 mmの試験板に対して、試作したSMAWを直流 (DCEP) にて多層溶接することにより溶接金属を作製した。また、同サイズの試験板に対して、試作したFCWをシールドガスAr+20%CO₂にて多層溶接することにより溶接金属を作製した。

溶接時の平均入熱は、SMAWが2.0 kJ/mm, FCWが1.3 kJ/mmである。SMAWでは予熱, パス間温度を95

表1 供試溶接金属の成分範囲 (mass%)

Table 1 Chemical composition range of weld metals investigated in this study (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Others
0.05 - 0.08	0.2 - 0.3	0.7 - 2.0	2.4 - 5.5	Max. 0.3	0.1 - 0.5	Ti, B

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *2 技術開発本部 材料研究所

～105℃、FCWでは予熱温度を100～120℃、パス間温度を140～160℃とした。焼戻しぜい化と炭化物起因のぜい化の影響を検証するために、溶接後に580℃にて2時間および620℃にて8時間の2条件でPWHTを施した。溶接金属の中央部から引張試験片とシャルピー衝撃試験片を切り出し、溶接金属の引張強度およびじん性を評価した。また、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡（以下、SEMという）、走査透過型電子顕微鏡（以下、STEMという）を用いて溶接金属のマイクロ組織を観察した。STEM観察試料の作製には、抽出レプリカ法を用いた。溶接金属において局所的に偏析する微量元素の同定には、3次元アトムプローブ法（以下、APT法という）を用いた。

2. 780 MPa級鋼溶接金属におけるPWHTの影響

PWHT条件を指す指標として、Larson-miller parameter（以下、LMPという）が用いられる。LMPは式（1）を用いて計算できる。

$$LMP = T (\log t + 20) \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 T はPWHT温度（K）、 t はPWHT保持時間（h）である。

580℃にて2時間のPWHTは、LMPで 17.3×10^3 、620℃にて8時間のPWHTは、LMPで 18.7×10^3 と表すことができる。780 MPa級鋼溶接金属が得られる従来材（SMAWおよびFCW）におけるLMPと-40℃吸収エネルギーの関係を図1に示す。溶接金属において、SMAWはMoを0.5%程度、FCWはMnを2%程度含んでいる。

SMAWでは、LMPの増加とともにじん性が低下する。FCWでは、LMPが $17.0 \sim 18.0 \times 10^3$ と低いPWHT条件においてじん性が低下するが、LMPが 18.0×10^3 を超えるとじん性は緩やかに回復する。

SMAWにおけるPWHT後のじん性低下は、「焼戻しぜい化」と「Moを主体とする炭化物起因の析出強化によるぜい化」が原因と考えられる。FCWにおいてLMPが $17.0 \sim 18.0 \times 10^3$ におけるじん性低下は、主に焼戻しぜい化が原因と考えられる。LMPが 18.0×10^3 超にお

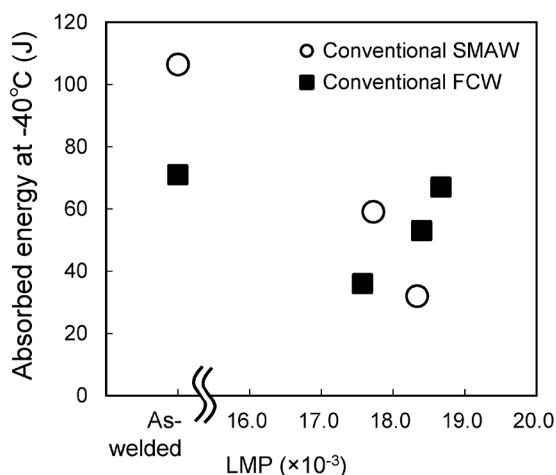


図1 従来材におけるLMPと-40℃吸収エネルギー関係
Fig.1 Relationship between LMP and absorbed energy at -40℃ with conventional SMAW and FCW

るじん性の緩やかな回復要因については、後述する。

2.1 低LMP条件 (LMP ≤ 18.0 × 10³) の影響 (FCWでの検証)

表1に示す成分範囲で、FCWを用いて低LMP条件（580℃にて2時間のPWHT、LMP= 17.3×10^3 に相当）と焼戻しぜい化の関係を溶接金属のMn量に着目して調査した。溶接金属のMn量を変化させた際の低LMP条件における-40℃シャルピー衝撃試験片の破面写真を図2に示す。低LMP条件では、溶接金属のMn量が高いと旧オーステナイト粒界（以下、PAGBという）に沿った粒界破壊が支配的になり、溶接金属Mn量が低いと延性破壊が支配的になった。

すなわち、焼戻しぜい化の主因は、溶接金属のMn量に起因するPAGBに沿った粒界破壊であると判断される。そこで、Mn量が異なる溶接金属を対象にPAGB周辺の微量元素をAPT法で測定し、Mnと共偏析する元素を調査した。局所的な偏析が認められたリン（P）の濃度プロファイルを図3に示す。リン（P）はPAGBに沿って偏析し、Mn量に応じてその偏析量が増加する傾向にある。したがって、Mn量の高い溶接金属は、低LMP条件においてリン（P）が共偏析しやすく、粒界破壊を助長すると考えられる。

2.2 高LMP条件 (LMP > 18.0 × 10³) の影響 (FCWでの検証)

表1に示す溶接金属の成分範囲で、FCWを用いてCrとMoを添加した溶接金属を対象に、高LMP条件（620℃にて8時間のPWHT、LMP= 18.7×10^3 に相当）のマイクロ組織を調査した。光学顕微鏡によるマイクロ組織を、溶接のままおよび低LMP条件も含めて、図4に示す。対象の溶接金属では、溶接のままおよび低LMP条件に比べて、高LMP条件では網目状のマイクロ偏析帯（以下、偏析帯という）が確認された⁵⁾。

つぎに、SEMによる偏析帯近傍のマイクロ組織とエネルギー分散型X線分析装置（以下、SEM-EDXという）による分析結果を図5に示す。PWHTの有無に関わらず偏析帯が確認され、偏析帯には主にNiが濃化していたことから、PWHT後には偏析帯に組織変化が生じている可能性もある。そこで、溶接金属に対して電子線後方散乱回折（以下、EBSDという）による解析を実施した。EBSDによる逆極点図方位（以下、IPFという）マップおよび相マップを図6に示す。IPFマップおよび相マップから、対象の溶接金属組織は溶接ままではフェライト主体であり、PWHTを施すことによりフェライトは粗大化する。ここに、フェライトと総称する組織は、ベイニティックフェライトと粒内フェライト（アシキュラーフェライト）からなる複合組織である⁶⁾。

高LMP条件では、溶接ままに比べてオーステナイトの増加が確認された。このオーステナイトは、高LMP条件で逆変態したオーステナイトが室温まで保持された残留オーステナイトであると判断される。

前述した従来材（FCW）において、高LMP条件でじん性が緩やかに回復した原因は、軟質なオーステナイトに起因すると考えられる。PWHTを介する残留オース

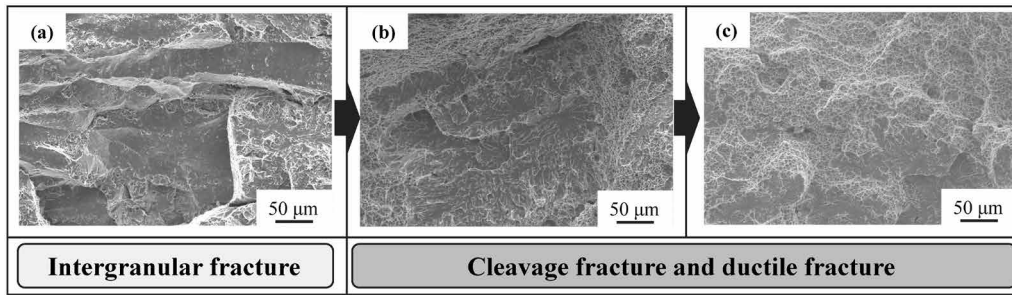


図2 Mn量を変化させた際の低LMP条件における-40℃シャルピー衝撃試験片の破面写真
(a) 高Mn量, (b) 中Mn量, (c) 低Mn量

Fig.2 Fractographs of impact test specimens containing different Mn content at low LMP condition
(a) High Mn content, (b) Middle Mn content, (c) Low Mn content

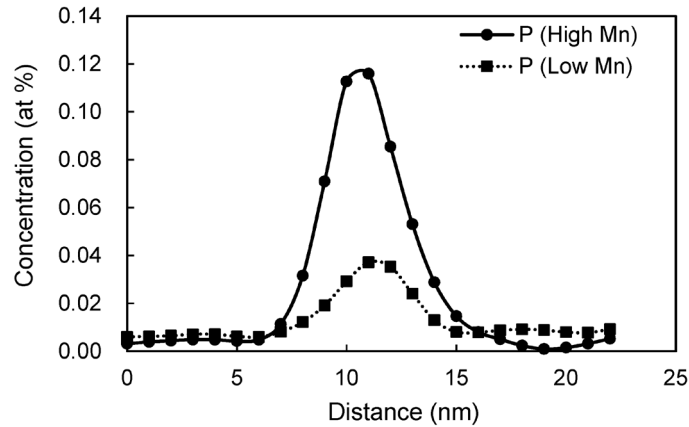


図3 低LMP条件においてAPT法で測定したPAGB周辺におけるリン(P)の濃度プロファイル

Fig.3 Concentration profiles of phosphorus around the PAGB at low LMP condition measured by APT method

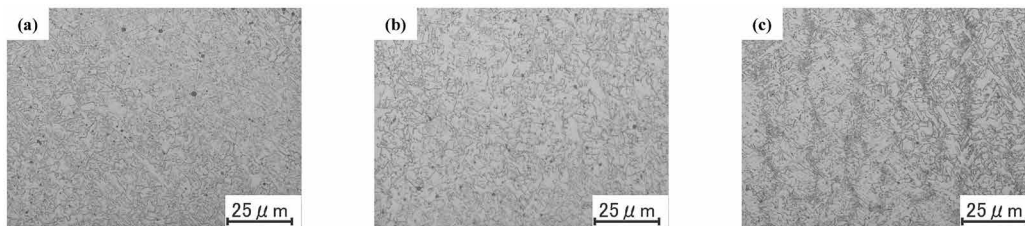


図4 光学顕微鏡による溶接金属のミクロ組織 (a) 溶接のまま, (b) 低LMP条件, (c) 高LMP条件

Fig.4 Optical micrographs of weld metals (a) As-welded, (b) Low LMP condition, (c) High LMP condition

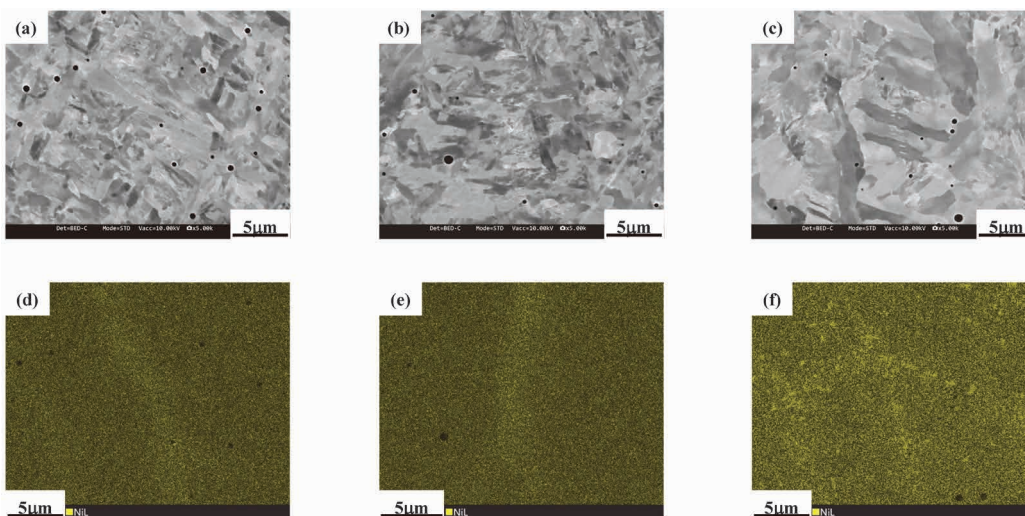


図5 SEMによる溶接金属のミクロ組織とSEM-EDXによるNi分析結果
(a), (d) 溶接のまま, (b), (d) 低LMP条件, (c), (f) 高LMP条件

Fig.5 SEM micrographs of weld metals and SEM-EDX analysis results of Ni
(a), (d) As-welded, (b), (d) Low LMP condition, (c), (f) High LMP condition

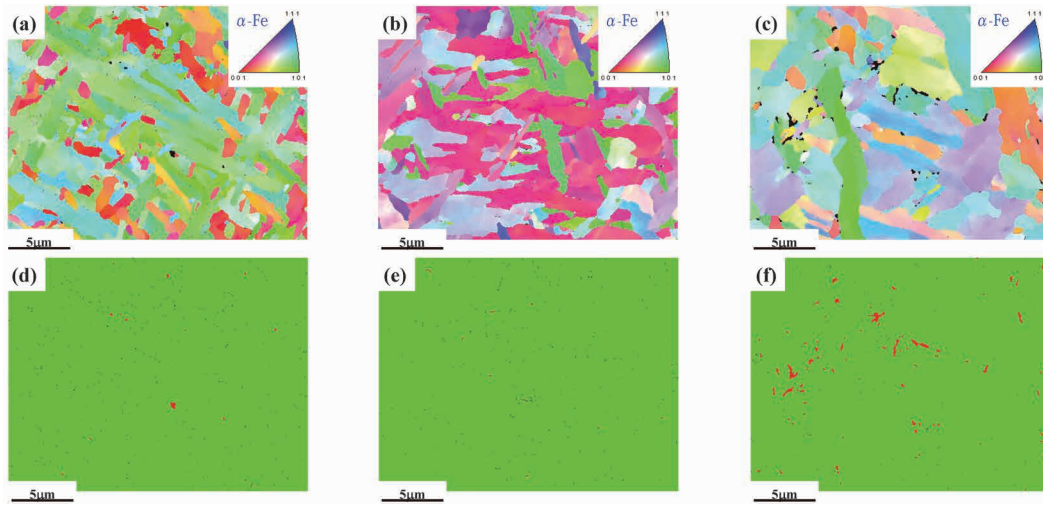


図6 EBSDによるIPFマップおよび相マップ
 (a), (d) 溶接のまま, (b), (e) 低LMP条件, (c), (f) 高LMP条件 (緑: フェライト, 赤: オーステナイト)
 Fig.6 IPF maps and phase maps obtained by EBSD
 (a), (d) As-welded, (b), (e) Low LMP condition, (c), (f) High LMP condition (Green : Ferrite, Red : Austenite)

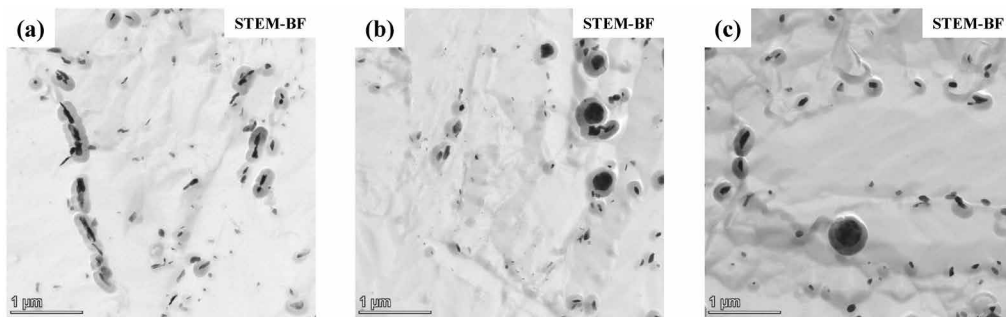


図7 STEMによる溶接金属のミクロ組織 (a) 溶接のまま, (b) 低LMP条件, (c) 高LMP条件
 Fig.7 STEM micrographs of weld metal (a) As-welded, (b) Low LMP condition, (c) High LMP condition

テナイトの活用には、Ac1変態点の低下、すなわち一定量の合金添加が不可欠である。その効果が発現される合金添加量については、今後さらなる検証が必要である。

高LMP条件では、炭化物によるぜい化も想定し、STEMを用いて調査した。STEMによるミクロ組織を図7に示す。対象とした溶接金属に含まれる炭化物は主にセメンタイトであり、セメンタイト以外の炭化物はわずかであった。また、PWHTを施すと一部のセメンタイトでオストワルド成長する傾向が見られるものの、総じて100~200 nmのセメンタイトが主である。CrとMo

を調整した溶接金属では、炭化物の形成や成長が抑制されており、炭化物起因の析出強化によるぜい化は軽微と判断される。

なお、この要因については、今後さらなる調査が必要である。

3. 最適成分系溶接金属の機械的性質

表1に示す溶接金属の成分範囲で、SMAWを対象に被覆剤設計を最適化して酸素量を低減した溶接金属におけるLMPと機械的性質の関係を図8に示す。溶接金属

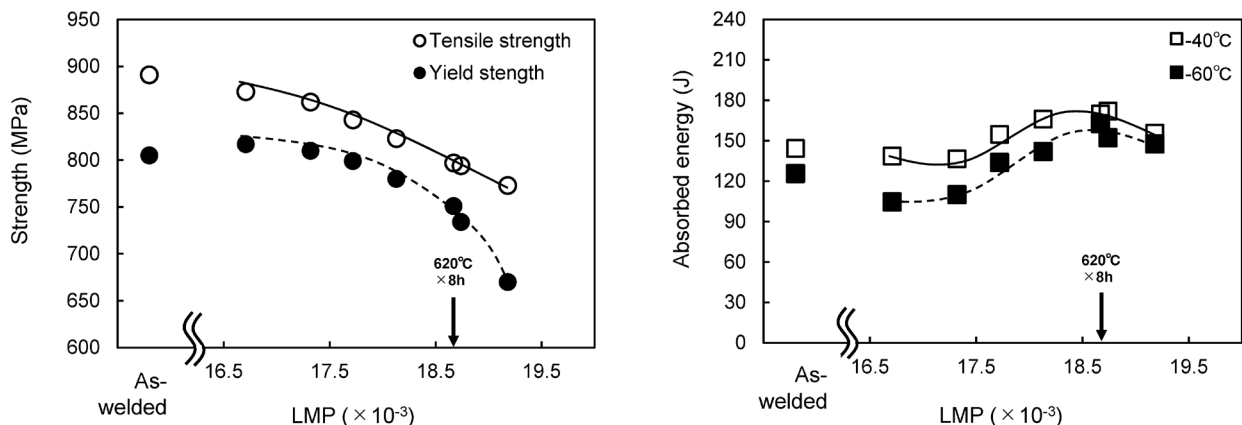


図8 本研究で得られた溶接金属におけるLMPと機械的性質の関係
 Fig.8 Relationship between LMP and mechanical property of weld metals in this study

の引張強度は、高LMP条件においても780 MPa以上を満足している。また、PWHTの有無にかかわらず、 -40°C 吸収エネルギーも従来材に比べて高い値が得られ、PWHTによるぜい化も小さく、幅広いPWHT条件に対応できている。なお、SMAW溶接金属では、溶接のままも含めてPWHT後のシャルピー衝撃試験片の破面上に粒界破壊は見られない。PWHT後に優れた780 MPa級鋼溶接金属が得られる直流用（DCEP用）SMAWを「TRUSTARCTM注1）LB-80LSR」として商品化した。

むすび = PWHTを施した780 MPa級鋼溶接金属に対して、破面形態やマイクロ組織を調査し、良好なじん性を得るための設計指針を検討した。この検討により、低LMP条件における焼戻しぜい化低減にはMn量の調整が有効であること、PWHT後に形成・成長する炭化物起因の析出強化によるぜい化低減にはCrおよびMo量の調整が有効であることを見いだした。さらに、その他の

合金添加量も最適化することにより、高LMP条件で逆変態するオーステナイトがPWHT後のじん性確保に寄与するという知見を得た。得られた知見をもとに開発した780 MPa級鋼用被覆アーク溶接棒TRUSTARCTM LB-80LSRはPWHT後のじん性が良好であり、今後ものづくりの幅を広げることに貢献していくと考える。

参 考 文 献

- 1) 佐藤祐也ほか. JFE技報. 2020, No.46, p.70-75.
- 2) 堀井行彦ほか. 圧力技術. 1996, Vol.34, No.1, p.3-7.
- 3) T. Suga et al. Toughness of Weld Metal by MAG Welding Flux-Cored Wire for Low Temperature Service Steel. IIW Doc. XII-1492-97, 1997.
- 4) 加納 覚ほか. 溶接構造シンポジウム論文集. 2017, p.551-554.
- 5) M. Inomoto et al. Effect of microstructure on fracture behavior of 780 MPa class weld metal submitted to PWHT. IIW Doc. IX-L-1252-2022, 2022.
- 6) 畑野 等ほか. 神戸製鋼技報. 2008, Vol.58, No.1, p.18-23.

脚注1) TRUSTARCTM (TRUSTARCTM) は当社の商標である。

(技術資料)

液化アンモニア混載LPG船用YP325 MPa級低温用鋼

東南智^{*1}・田代喜一郎^{*2}・川野晴弥^{*2}・下山哲史^{*3}

YP325 MPa Steel Plate for Cargo Tanks Designed to Carry LPG and NH₃

Tomoyuki TONAN・Kiichiro TASHIRO・Haruya KAWANO・Satoshi SHIMOYAMA

要旨

脱炭素化社会の構築に向けた新たな燃料として、アンモニアへの期待が高まっている。このアンモニアを輸送するカーゴタンクの鋼板には、応力腐食割れの懸念からYPの上限が規定されている。将来の輸送量増加によるカーゴタンクの大型化に伴い、高強度化と施工効率向上が求められている中、YP325 MPa級の大入熱溶接が可能な液化アンモニア混載LPG船用低温用鋼を開発した。本開発鋼は、低C化によるMA生成の抑制、Ca添加を活用したTiN粒子の微細分散およびBNを活用した粒内核生成促進の組み合わせによるHAZ韌性（じんせい）向上技術、TMCPの厳格管理により、YPを440 MPa以下にしたうえで、優れた母材特性と溶接継手特性を有している。本開発鋼はカーゴタンクの製作効率向上と輸送安全性確保に貢献できる。

Abstract

Expectations are growing for the use of ammonia as a new fuel for building a carbon-free society. The steel plates for cargo tanks transporting ammonia are subjected to stress corrosion cracking, and hence, the upper limit of their yield point (YP) is specified. Larger cargo tanks to meet the future increase in transport volume require higher strength and construction efficiency, which has led to the development of a YP325 MPa class, low-temperature service steel for consolidated-carrying ships for LPG and liquefied ammonia, a steel allowing high-heat-input welding. The newly developed steel has excellent base metal properties and welding joint properties with a YP less than 440 MPa. This is a result of the strict control of HAZ toughness improvement technology and TMCP, combining the suppression of MA formation by low C, fine dispersion of TiN particles by Ca addition, and promotion of intragranular nucleation by BN. The newly developed steel will contribute to the improved fabrication efficiency and safety assurance of cargo tanks.

検索用キーワード

液化アンモニア, LPG船, 低温用鋼, 大入熱溶接, TMCP, 熱影響部, HAZ, 韌性, 二相域圧延

まえがき = アンモニアは、化学原料や肥料原料として使用されるだけでなく、燃焼時に二酸化炭素を排出しない次世代のクリーンエネルギーとして石炭火力発電所における混焼燃料、船舶用燃料、燃焼水素キャリアとして大規模な需要が見込まれている。2021年10月に閣議決定された「第6次エネルギー基本計画」においても、アンモニアはカーボンニュートラル実現に向けた有力な選択肢に位置づけられており、2030年時点では300万トン、2050年時点では3,000万トンの国内年間需要が見込まれている。このような背景から、近年では従来の液化石油ガス（以下LPGという）船に液化アンモニアを積載できるカーゴタンクを搭載した液化アンモニア混載LPG船の需要が高まっている。液化アンモニアタンクに使用される鋼材では、応力腐食割れが問題になることがあり、鋼材の降伏強度（以下YPという）が高いほど発生しやすいことが知られている¹⁾。そのため、液化ガスを運搬する船舶の構造、設備に関する国際規則であるIGCコード²⁾では、耐応力腐食割れ性の観点から液化アンモニアタンクに使用される低温用鋼（母材）のYPを440 MPa以下に規制している。また、タンクの大型化に伴い、より高強度化が求められるとともに、タンクの溶

接施工効率化の観点から大入熱溶接の適用が求められる。

以上の背景を踏まえ、YP325 MPa級の大入熱溶接可能なアンモニア混載LPG船用低温用鋼を開発した。本稿では、この鋼板開発の考え方と鋼板特性を紹介する。

1. 開発目標

YPが325 MPa級、設計温度（最低使用温度）が -50°C 仕様の液化アンモニア混載LPG船用低温用鋼の開発目標を表1に示す。母材特性はIGCコードや船級協会規則^{3)~5)}の通りであり、YPを325~440 MPaとした上で、引張強度（以下TSという）が440~560 MPaを満たす必要がある。また、板厚に応じて試験温度 $-55\sim-70^{\circ}\text{C}$ で27 J以上の衝撃値が必要になる。適用される高効率な溶接としては、LPGタンクの代表的大入熱継手である片面1パスサブマージアーク溶接（FCBTM法）を想定した。この溶接が適用される最大板厚を20 mmと想定して、12 kJ/mm程度の大入熱を目標に、板厚20 mmの試験温度である -55°C において27 J以上の衝撃値を確保することとした。

*1 鉄鋼アルミ事業部門 加古川製鉄所 鋼板技術部（現 鉄鋼アルミ事業部門 厚板ユニット 厚板商品技術部） *2 鉄鋼アルミ事業部門 加古川製鉄所 鋼板技術部
*3 鉄鋼アルミ事業部門 厚板ユニット 厚板商品技術部

表 1 開発目標
Table 1 Target properties

Mechanical properties of base metal				Mechanical properties of welded joints		
Tensile test		Charpy impact test			Tensile test	Charpy impact test
YP (MPa)	TS (MPa)	Thickness t (mm)	Test temp. (°C)	vE (J)	TS (MPa)	vE (J)
325~440	440~560	t ≤ 25	-55	Transverse Ave. ≥ 27 Min. ≥ 19	440~560	Transverse Ave. ≥ 27 Min. ≥ 19
		25 < t ≤ 30	-60			
		30 < t ≤ 35	-65			
		35 < t ≤ 40	-70			

2. 開発の考え方

本鋼板開発の考え方を図1に示す。鋼材に大入熱溶接を適用した場合、溶接部、とくに溶接熱影響部（Heat Affected Zone, 以下HAZという）の組織が著しく粗大化し、継手靱性が劣化するという問題がある。一般的にHAZ靱性の改善には、下記の3手段が有効である⁶⁾。

- ① MA (Martensite-Austenite constituent) の生成抑制
- ② 溶接線近傍のオーステナイト (γ) 粒粗大化抑制
- ③ オーステナイト (γ) 粒内組織の微細化

そこで、これらの改善手段をもとにさらなるHAZ靱性の改善に取り組んだ。

①の硬質組織であるMAは、HAZ靱性を劣化させる組織として知られている。MAは溶接により高温にさらされたHAZがいったん γ 相となり、その後の冷却により変態が進行する過程で未変態 γ 相へのCの濃縮が起これ、 γ 相が安定化した結果生成する。したがって、鋼板中のC量を低減し、未変態 γ 相へのCの濃縮を抑制することによりMA生成量の低減を図った。

②の溶接線近傍の γ 粒粗大化抑制および③の γ 粒内組織の微細化について、当社では、微量のTiを添加してTiNを析出させることにより溶接時の γ 粒粗大化抑制やフェライト(α)析出核増加効果を発揮させるKST(Kobe Super Toughness)処理⁷⁾を開発している。この技術は、

微量のTi添加によりTiN粒子を微細分散させ、HAZの γ 粒の粗大化を抑制するとともに、TiNを粒内 α の変態核として活用することにより組織の微細化を図ることができる。さらに、粒内に析出させたTiNを核にしてBNを複合析出させる技術^{8),9)}を活用し、BNによる粒内核生成促進により、粒内組織の微細化を図っている。しかし、大入熱溶接継手のHAZで低温靱性を確保するためには、さらなるHAZ組織の微細化が必要である。その手段として、Ca添加によるTiN粒子の微細分散技術を活用し¹⁰⁾、Ca添加により γ 粒の微細化に寄与する微細なTiNを増加させることを狙った。これにより、飛躍的にHAZ組織の微細化が可能となり、大入熱溶接でも低温靱性の確保が実現可能となった。

HAZ靱性を確保できる前記成分系を前提とし、母材のYPが440 MPa以下になるよう低YP化した上で、TS・低温靱性を確保するためには、強度・靱性の影響因子である転位密度および結晶粒径の制御が必要である。これらを制御するために、TMCP (Thermo Mechanical Control Process) を最大限活用した。当社では、非水冷型TMCPのKONTROLLプロセスと、水冷型TMCPのKCL (Kobe Steel's Controlled Rolling and Accelerated Cooling) プロセスを実用化している。

制御圧延の熱加工履歴と目標金属組織の模式図を図2に示す。制御圧延は、再結晶 γ 域圧延、未再結晶 γ 域圧延、 $\alpha + \gamma$ 二相域圧延の3段階から成り立ち、従来の低

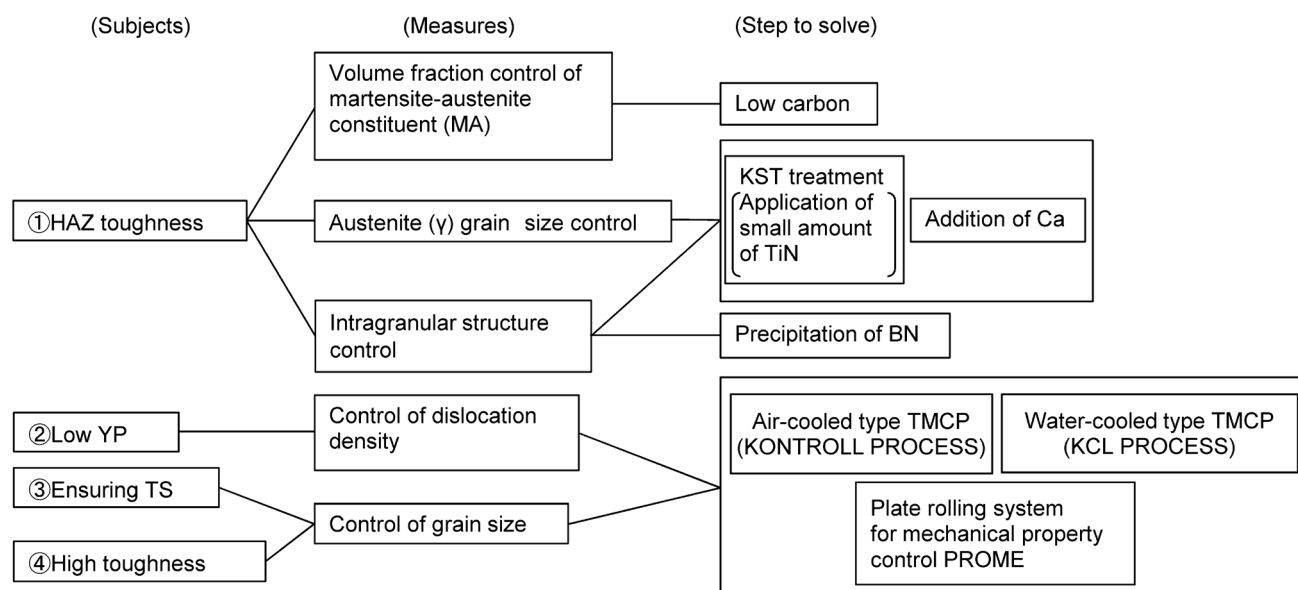


図 1 開発思想
Fig.1 Concept for steel plate development

温用鋼は、高強度と低温靱性確保の観点から $\alpha + \gamma$ 二相域圧延材が一般的である^{11), 12)}。変態後の組織については、 γ 域圧延材では α 粒は転位密度の低い等軸粒であるのに対して、 $\alpha + \gamma$ 二相域圧延材では等軸粒と温間加工粒（加工 α ）との混合組織になる¹¹⁾。加工 α は、生成した α に圧下に加えられることにより、 α 中に導入される圧延ひずみを通して転位密度が向上し、とくにYPが増加するため¹³⁾、低YP化とTSおよび低温靱性との両立の観点から、加工 α を含まない微細な等軸粒を目標組織とした。

変態後の組織を微細化させるためには、再結晶 γ 域および未再結晶 γ 域での適切な圧延条件による γ 粒径の微細化、および変形帯導入による変態核形成サイトの増大が有効であると考えられる¹¹⁾。加えて、過度な微細化によるYP上昇を防ぐために、制御圧延条件を厳格に管理する必要がある。当社では、鋼板内部の温度と各 γ 域で

の圧下率を厳格に制御できるPROME (Plate Rolling system for Mechanical property control)¹⁴⁾システムを実用化している。このPROMEシステムを適用して、再結晶/未再結晶温度域圧下率の適正化を行った。また、空冷時の冷却速度が遅くなる厚肉材については、制御圧延のみでは微細組織を得ることが困難なため、KCLプロセスの適用により α 生成温度の低下による細粒化を図った。

開発鋼のマイクロ組織を図3に示す。比較のために、 $\alpha + \gamma$ 二相域圧延を実施した従来鋼のマイクロ組織も図3に示す。従来鋼は、等軸 α 粒と圧延により伸延した α 粒との混合組織によりYPが440 MPa以上となるのに対して、開発鋼は、微細なフェライト-パーライト組織になり、YPを440 MPa以下に抑えたまま、TSおよび低温靱性を確保している。

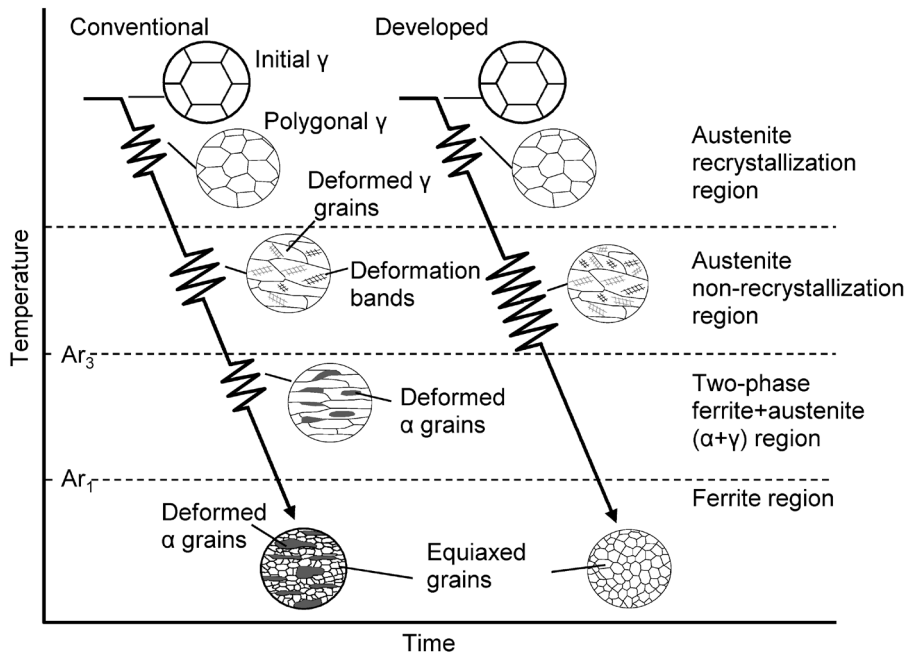


図2 制御圧延の熱加工履歴と目標金属組織の模式図

Fig.2 Schematic illustrations showing temperature profile and target microstructure in the controlled-rolling

Steels	Conventional	Developed
Microstructure		
Mechanical properties	YP=465 MPa, TS=509 MPa, vTrs=-72°C	YP=381 MPa, TS=472 MPa, vTrs=-100°C

図3 開発鋼と従来鋼の金属組織と機械的性質の比較

Fig.3 Comparison of microstructure and mechanical properties of developed and conventional steels

3. 開発鋼板の特徴

3.1 母材特性

開発鋼の化学成分を表2に示す。低温での大入熱溶接HAZ韌性確保の観点から、MA生成による韌性劣化防止の考え方に基づき、C量を0.07~0.08%に抑え、Ca添加によりTiNの微細化を促進し、粒内TiNを核とするBNの生成促進のためBを添加した。

開発鋼の母材特性を表3に示す。TMCP技術を駆使

することにより、開発鋼のYPは要求範囲に適合していると同時に、十分なTSを有している。また、板厚に応じた試験温度-55~-65℃の平均吸収エネルギーが200Jを超えており、良好な低温韌性を有している。

3.2 大入熱溶接継手特性

開発鋼の溶接条件および溶接継手特性を表4および図4、マクロ組織の一例を図5に示す。実際のLPGタンク溶接を模擬して、サブマーアーク溶接(FCB™法)にて片面1パスでの大入熱溶接を行った結果、入熱量は

表2 開発鋼の化学成分の一例
Table 2 Example of chemical compositions of developed steel plates

Steel	Chemical compositions (mass%)						Ceq ^{*1}
	C	Si	Mn	P	S	Others	
A	0.07	0.24	1.37	0.006	0.002	Ti, B, Ca	0.30
B	0.08	0.19	1.50	0.006	0.001	Ni, Nb, Ti, B, Ca	0.35
Spec.	≤0.14	0.10~0.50	0.70~1.60	≤0.025	≤0.025	-	≤0.41

※1 $Ceq=C+Mn/6+(Cu+Ni)/15+(Cr+Mo+V)/5$

表3 開発鋼の機械的特性の一例
Table 3 Example of mechanical properties of developed steel plates

Steel	Thickness (mm)	Tensile test ^{*1}		Charpy impact test ^{*2}	
		YP (MPa)	TS (MPa)	Test temp. (°C)	vE (J)
A	12	407	475	-55	321
A	20	381	480	-55	267
B	35	407	488	-65	330
Spec.		325~440	440~560	-	≥27

※1 Flat tensile specimen: NK U1

※2 Charpy test specimen: NK U4

表4 溶接条件および継手特性
Table 4 Welding conditions and mechanical properties of welded joints

Thickness (mm)	Welding method	Welding condition				Properties of welded joints								
		Angle of groove	Welding consumable	Pass number	Heat input (kJ/mm)	Tensile test		Test temp. (°C)	Charpy impact test ^{*2}					
						TS ^{*1} (MPa)	Fracture area		Position	Weld metal	Fusion line	FL +1mm	FL +3mm	FL +5mm
20	FCB™	60°Y	Wire: TRUSTARC™ US-255 Flux: FAMILIARC™ PF-I50LT FAMILIARC™ PF-I50R	1	12.0	472	Base metal	-55	Surface	57	87	82	100	197
						474	Base metal		Back Surface	63	224	167	224	277
Target properties						440~560	—		≥27(Ave.) ≥19(Each.)					

※1 Flat tensile specimen: NK U2B

※2 Charpy test specimen: NK U4

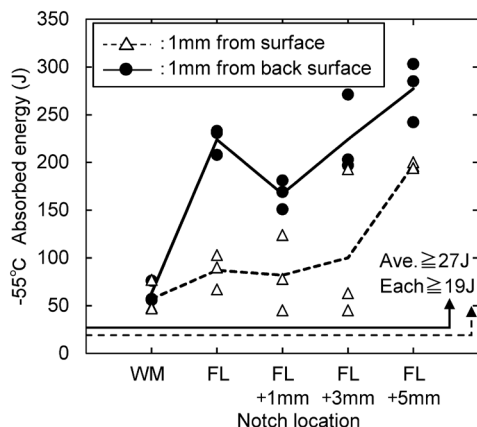


図4 FCB™溶接継手部の衝撃試験結果
Fig. 4 Impact test results of FCB™ welded joints

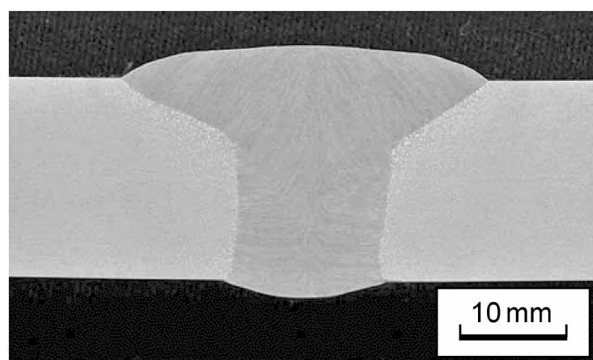


図5 FCB™溶接継手の断面マクロ組織の一例
Fig. 5 Examples of cross section macrostructure of FCB™ welded joints

12 kJ/mmと大きくなっている。開発鋼を適用した溶接継手のフュージョンライン（以下FLという）近傍のマイクロ組織の一例を図6に示す。開発鋼のマイクロ組織では γ 粒の粗大化が抑制され、粒内フェライトの生成促進により微細な組織になっている。

溶接金属、FLを含むHAZ全てのノッチ位置において、 -55°C の平均吸収エネルギーは50 Jを超えており、継手靱性は良好である。継手硬さ分布を図7に示す。熱影響部における硬さ分布に大きな変化は確認されず、継手強度は確保されている。

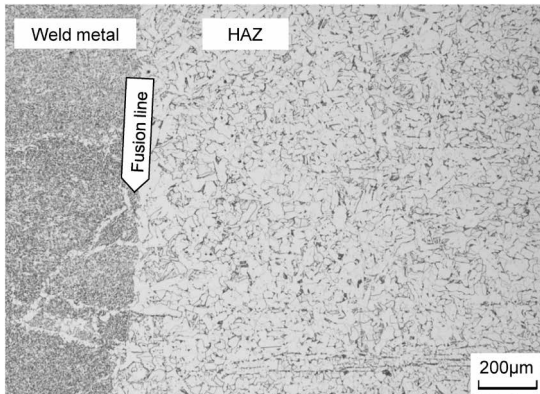


図6 FCB™溶接継手部のフュージョンライン近傍のマイクロ組織の一例
Fig.6 Example of microstructure near the fusion line of FCB™ welded joints

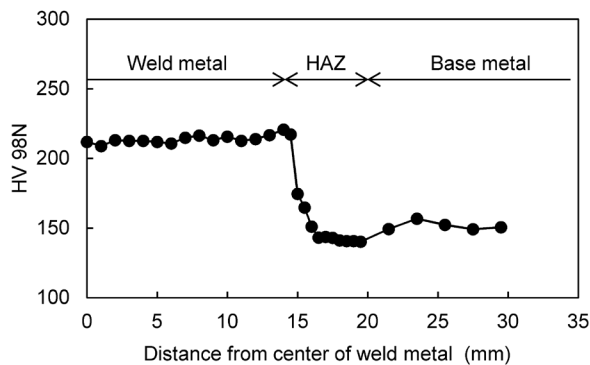


図7 FCB™溶接継手部の継手硬さ試験結果
Fig.7 Hardness test results of FCB™ welded joints

むすび=次世代のクリーンエネルギーとして液化アンモニアの需要増加が見込まれる中、液化アンモニア混載LPG船用タンクに使用される鋼板として、大入熱サブマージアーク溶接（FCB™法）でも十分な継手特性を確保できるYP325 MPa級低温用鋼を開発した。本開発鋼は、低C化によるMA生成抑制、Ca添加を活用したTiN粒子多量微細分散析出による γ 粒粗大化抑制、BNによる粒内核生成促進の組み合わせにより、大入熱HAZ組織微細化を達成している。また、HAZ組織微細化技術とTMCPにより、YPを440 MPa以下に制御した上で良好な母材強度・低温靱性、優れた溶接継手特性を有する鋼板になっている。本開発鋼はその優れた母材特性と溶接継手性能により、液化アンモニアタンクの製作効率向上と安全性確保の両立に寄与するものであり、今後の適用拡大が見込まれる。

参考文献

- 1) 今川博之. 日本金属学会誌. 1977, Vol.41, No.10, p.992-998.
- 2) International Maritime Organization. International Code for the Construction and Equipment of Ships Carrying Liquefied Gases in Bulk (IGC Code). 2016.
- 3) 日本海事協会. 鋼船規則 K編 材料. 2021.
- 4) 日本海事協会. 鋼船規則 N編 液化ガスばら積船. 2018.
- 5) 日本海事協会. 鋼船規則 M編 溶接. 2020.
- 6) 安部研吾ほか. R&D神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.2, p.26-29.
- 7) 笠松 裕ほか. 鉄と鋼. 1979, Vol.65, No.8, p.1232-1241.
- 8) 小関敏彦. 第191, 192 回西山記念技術講座. 2007, p.37.
- 9) 高橋祐二ほか. R&D神戸製鋼技報. 2008, Vol.58, No.1, p.42-46.
- 10) 加藤 拓ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.32-35.
- 11) 田中智夫. 材料. 1981, Vol.30, No.333, p.611-617.
- 12) 橋本 保ほか. 鉄と鋼. 1979, Vol.65, No.9, p.1425-1433.
- 13) 下山哲史ほか. R&D神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.11-15.
- 14) 藤内秀人ほか. 材料とプロセス. 2001, Vol.14, No.5, p.1040.

(論文)

9Cr-3W-3Co-Nd-B鋼用溶接材料のクリープ特性に及ぼすWの影響

小山田宏美*¹・高内英亮*¹・難波茂信*²

Effect of W on Creep Properties of 9Cr-3W-3Co-Nd-B Steel Weld Metals

Hiromi OYAMADA・Hideaki TAKAUCHI・Shigenobu NANBA

要旨

ASME Gr.93鋼は、従来の9Crフェライト系耐熱鋼にW, B等を添加してクリープ強度を高めた耐熱鋼である。Gr.93鋼用溶接金属を対象に、W添加量がクリープ破断時間および金属組織に及ぼす影響を調査した。W添加量を変化させた溶接金属のクリープ破断試験では、Wを増やすとクリープ破断時間が増大した。650℃で熱時効を施した試験片の観察から、Laves相の存在が確認され、Laves相による粒子分散強化によりクリープ破断時間が増大したと考えられる。W添加量が増加するとLaves相の数密度が増加し、さらに熱時効中のLaves相の粗大化が抑制された。熱時効中のLaves相の粗大化速度は、オストワルド成長の理論式から求めた計算値とよく合致した。Laves相はM₂₃C₆同様にラスの粗大化を抑制することによりクリープ強化に寄与している可能性がある。

Abstract

ASME Gr. 93 steel is a heat-resistant steel, in which creep strength is increased by adding elements such as W and B to the conventional 9% Cr ferritic heat-resistant steel. An investigation has been conducted on the effects of W addition on the creep rupture time and metallographic structure of weld metals for Gr.93 steel. The results of the creep rupture test on weld metals with varying additions of W show that creep rupture time increases with the increasing amount of W. Observations of specimens thermally aged at 650°C have confirmed the presence of the Laves phase, suggesting that the increase in creep rupture time is attributable to particle dispersion strengthening by the Laves phase. Increasing the additive amount of W increases the number density of the Laves phase and, furthermore, suppresses the coarsening of the Laves phase during thermal aging. The coarsening rate of the Laves phase during thermal aging has been in good agreement with the calculated value obtained from the theoretical equation for Ostwald ripening. Like M₂₃C₆, the Laves phase may contribute to the creep strengthening by suppressing the coarsening of the lath size.

検索用キーワード

火力発電ボイラ, 9Crフェライト系耐熱鋼, 溶接材料, クリープ, 粒子分散強化, Laves相, オストワルド成長

ま え が き = 日本では、2021年10月に第6次エネルギー基本計画¹⁾が閣議決定された。この政策により、石炭炊き火力発電が発電量に占める割合は縮小され、火力発電にはアンモニア・水素等の脱炭素燃料の混焼・専焼が主体になると考えられている。火力発電は供給力が不安定な再生可能エネルギーを補う調整力・供給力として運用する想定になっているため、従来よりも稼働停止の頻度が上がり、ボイラの熱疲労特性が問題視されるようになる。熱疲労特性の改善策の一つに、鋼材を高強度化して配管を薄肉化することが挙げられる。鋼材の高強度化に伴うメリットとして、配管の長寿命化によるメンテナンスコスト低減も期待されている。

ASME Gr. 93鋼(9Cr-3W-3Co-Nd-B鋼)は従来の9Crフェライト系耐熱鋼のクリープ強度やクリープ破断延性を改善した²⁾鋼種である。本鋼種の特徴として、溶接HAZ(Heat Affected Zone)の細粒化抑制およびクリープ強度改善を目的にほう素を添加していること、固溶強化およびLaves相(Fe₂W)の粒子分散強化を目的にWを添加していること等が挙げられる²⁾。ほう素添加はM₂₃C₆の粗大化速度を抑制するため、Gr.92鋼用溶接金属

のクリープ強化に寄与することが名古ら³⁾により報告されている。FedoseevaらはASME Gr. 92鋼(9Cr-1.8W-0.5Mo-Nb-V鋼)に対してW含有量を2 mass%から3 mass%に増加させると、10,000 hまでのクリープ強度は向上するが、100,000 hではクリープ強度に対するWの影響は消失すると報告⁴⁾している。しかし、Gr.93鋼用溶接金属の場合は同様の傾向を示すか否かは明らかではない。本稿では、Wに焦点を当て、Gr.93鋼用溶接金属に対してW添加量がクリープ破断時間および金属組織に及ぼす影響を調査した結果を報告する。

1. 実験方法

1.1 供試材

心線径φ4.0 mmの被覆アーク溶接棒を用いて、溶接金属を作製した。組成が異なる2種類の溶接金属(AおよびB)に対して、それぞれの組成のなかでさらにW量を1.6~2.8 mass%の範囲で変化させた試料を用意した。溶接条件は、電源極性DCEP、溶接入熱1.5~2.5 kJ/mmとした。作製した溶接金属には760℃×4 hの溶接後熱処理(Post Weld Heat Treatment, 以下PWHT

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *² 技術開発本部 材料研究所 材質制御研究室

表 1 溶接金属の化学成分
Table 1 Chemical composition in weld metals

Specimen mark	W	(mass%)									
		C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Co	B	Nb	N
2.8W-A	2.8	0.1	0.3	0.5	0.5	9	0.2	3	0.007	0.05	0.02
1.6W-A	1.6		~0.4						~0.012		
2.7W-B	2.7	0.1	0.3	0.5	0.5	9	0.2	3	0.004	0.08	-
1.7W-B	1.7										

という)を施した。溶接金属の化学成分を表1に示す。

1.2 クリープ破断試験

溶接方向と平行にビード幅中央かつ板厚中央位置の溶接金属部のみからクリープ破断試験片を採取した。試験片形状は平行部直径φ6 mm, 原標点距離30 mmの丸棒とした。試験温度は650°C, 応力条件は170 MPa, 80 MPaとした。

1.3 組織観察

電界放射形走査電子顕微鏡 (Field Emission Scanning Electron Microscope, 以下FE-SEMという)により溶接金属の組織形態を評価した。観察位置は溶接金属のクリープ試験片同軸に相当する再熱部とした。析出物を同定するために、エネルギー分散型X線分析装置 (Energy Dispersive X-ray spectroscopy, 以下EDXという)を用いて元素マッピングデータを取得した。

2. 実験結果および考察

2.1 クリープ破断試験に及ぼすWの影響

種々の応力条件における溶接金属中のW量とクリープ破断時間の関係を図1に示す。応力条件によらず、Wの増加はクリープ破断時間を向上させる傾向にある。木村ら⁵⁾は15Crフェライト系耐熱鋼において、WとCoの同時添加がクリープ強度を向上させ、その要因は析出物であるとしている。森本ら⁶⁾は溶接金属中のW量が1.6~1.7 mass%の場合、600°Cにおけるクリープ破断試験中(約100~1,000 h以降)にLaves相が析出するとしている。本検討においても、Laves相がクリープ破断時間に影響を及ぼすと考え、組織観察を実施した。

2.2 溶接金属組織に及ぼすWの影響

PWHTままおよび650°Cで3,000~20,000 hの熱時効を施した溶接金属の組織を観察した。なお、熱時効は応力付加の有無の影響により、クリープ試験に比べて拡散が進行しにくい、試験コストを考慮して、傾向を把握する目的で採用した。FE-SEMで撮影した反射電子像を図2、2.8W-Aの5,000 h熱時効後におけるEDXマッピング画像を図3に示す。FE-SEM観察では、白色および灰色の2種類の析出物が観察された。析出位置は主にマルテンサイト組織のラス境界と思われる位置である。1.6W-AはPWHTままの状態では白色析出物が確認されず、5,000 hの熱時効後に白色析出物が確認されるが、その数密度は2.8W-Aに比べて明らかに少ない。2.8W-Aで

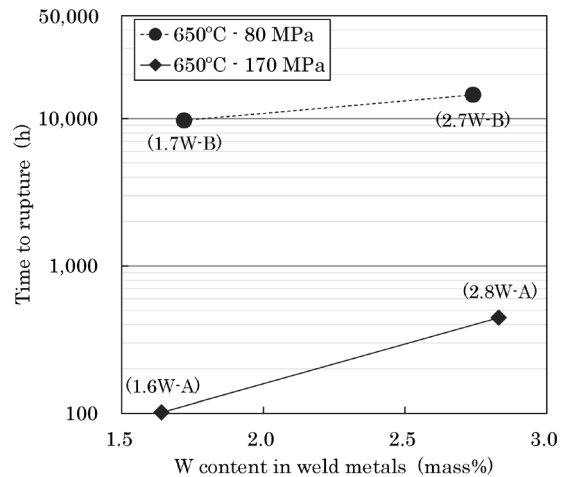


図1 溶接金属中のW量とクリープ破断時間の関係
Fig.1 Relationship between time to rupture and W content in weld metal

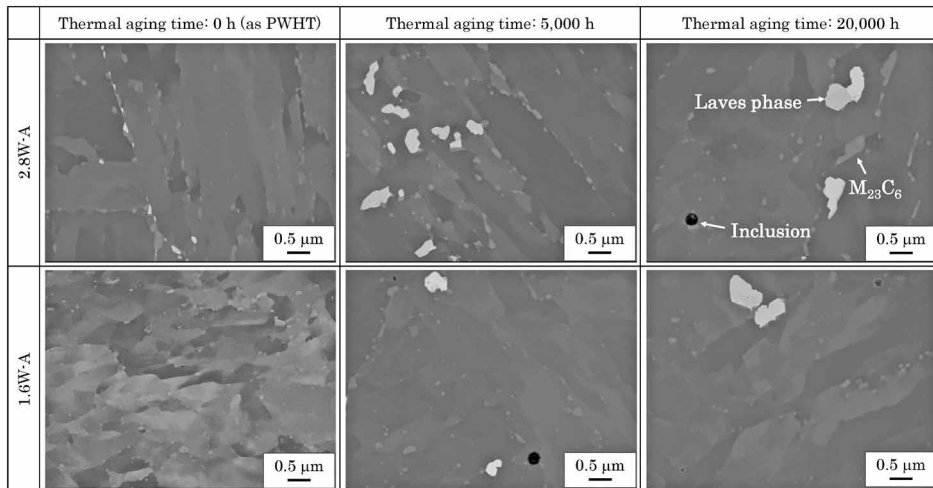


図2 溶接金属の反射電子像
Fig.2 Backscattered electron images of weld metals

確認される白色析出物は、PWHT ままでは楕円に近く、熱時効時間の増加とともに成長して塊状になる。また、灰色析出物は白色析出物に比べて粒子径が小さく、円または楕円に近い形状である。EDX マッピングから、白色析出物にはW、灰色析出物にはCrが濃化していることが確認された。

表2に示した組成の760°Cおよび650°Cの平衡状態で生成する析出物を熱力学計算ソフトThermo-Calc (Data base: TCFE9)を用いて同定した結果を表2に示す。生成相としてはM₂₃C₆、Laves相、MX、Cr₂B、Z相が挙げられる。9Crフェライト系溶接金属中のMXの粒子径は数十nmと微細である⁷⁾こと、Cr₂Bは平衡状態における析出量が少ないこと、Z相は数万時間を超える熱処理条件で生成するとされていることから、図2で確認された析出物の多くはM₂₃C₆とLaves相であると考えられる。これらの結果から、白色析出物はLaves相、灰色析出物はCr主体のM₂₃C₆であり、以降の考察ではWの影響がより顕著に確認されるLaves相に着目した評価を実施した。なお、一部の試料に存在する黒く見える介在物は、被覆アーク溶接中に生成した酸化物である。

図2から得られた、熱時効時間の変化に伴うLaves相の円相当半径の平均値、数密度の変化を図4に示す。1.6W-Aでは、PWHT ままではLaves相は確認されず、これはThermo-Calcの計算結果と合致する。Laves相の円相当半径は、2.8W-A、1.6W-Aともに熱時効時間の経過に伴って粗大化する傾向にあるが、2.8W-Aでは熱時効時間が10,000 hを超えると150 nm程度で粗大化が停滞するのに対して、1.6W-Aでは20,000 hの熱時効により200 nm程度まで粗大化が進行する。Laves相の数密度はPWHT ままから比較的短時間の熱時効までは増大し、その後20,000 hの熱時効までは減少する。いずれの熱時

効時間においても、2.8W-Aの方がLaves相の数密度は高くなる。

粒子強化材料のクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ を表す式として次式⁸⁾が知られている。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}}{E} \right)^m \frac{D}{b^2} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 D は拡散係数、 E はヤング率、 b はバーガースベクトルの長さであり、係数 $\dot{\epsilon}_0$ と有効応力指数 m は材料定数である。 σ_{th} はしきい応力であり、外部応力 σ に依存せず、その応力以下でクリープ速度が0とみなせる値である。

しきい応力 σ_{th} は粒子間隔に逆比例することが知られており、粒子間隔を小さくするとクリープ性能は強化される。W添加量が多いとLaves相の数密度が高く、粒子間隔が小さくなることから、クリープ破断時間が増大したと推察される。

2.3 熱力学的考察

FE-SEM観察で測定したLaves相の析出量の変化を図5に示す。図5中の一点鎖線はそれぞれ表2に示した2.8W-A、1.6W-AのLaves相の体積分率であり、650°Cにおける平衡状態での値である。2.8W-A、1.6W-Aともに熱時効時間が約5,000 h以上でLaves相の析出量が平衡に達する。その後はLaves相の粗大化および数密度の低下が生じており、Laves相がオストワルド成長していると考えられる。オストワルド成長の理論式は以下の式で表される。

$$r^3 - r_0^3 = kt \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$k = \frac{8}{9} \frac{\sigma V^P}{\sum_i \frac{(x_i^P - x_i^M)^2}{x_i^M D_i / RT}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

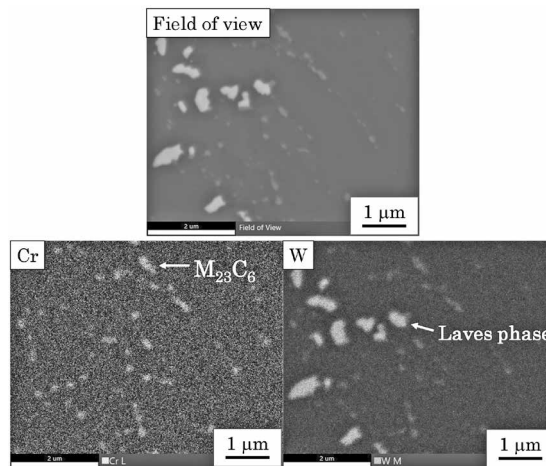


図3 2.8W-Aにおける5,000 h熱時効後のEDXマッピング像
Fig.3 EDX mapping images of 2.8W-A after thermal aging for 5,000 h

表2 Thermo-Calcで計算したPWHT温度および熱時効温度における析出物の体積分率
Table 2 Volume fraction of precipitates at PWHT temp. and thermal aging temp. calculated by Thermo-Calc (vol.%)

Specimen mark	Calculated temp.	M ₂₃ C ₆	Laves phase	MX	Cr ₂ B	Z phase
2.8W-A	760°C [PWHT]	1.49	0.60	0.03	0.10	0.21
	650°C [Aging]	1.55	1.86	0.00	0.10	0.25
1.6W-A	760°C [PWHT]	1.31	0.00	0.19	0.18	0.00
	650°C [Aging]	1.42	0.65	0.03	0.18	0.24

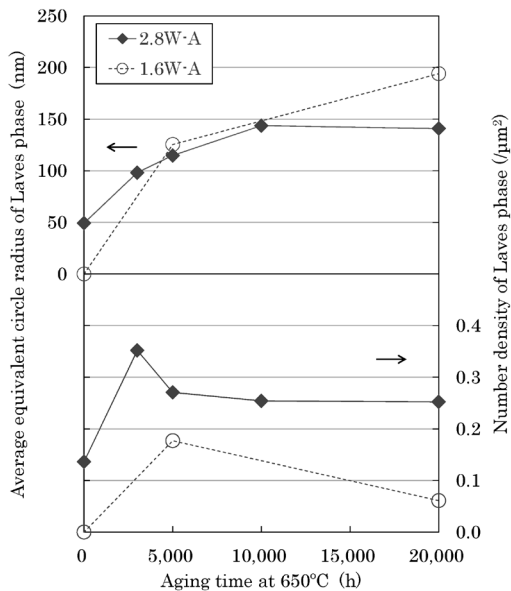


図4 熱時効に伴うLaves相の円相当径の平均値および数密度の変化
Fig.4 Change in average equivalent circle radius and number density of Laves phase with thermal aging

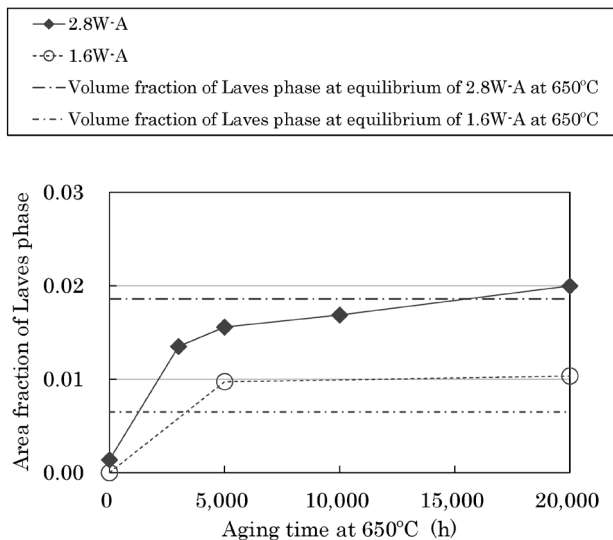


図5 熱時効に伴うLaves相の析出量の変化
Fig.5 Change in amount of Laves phase with thermal aging

ここに、 r 、 r_0 はそれぞれ熱時効中、オストワルド成長開始時の析出物粒子半径、 t は熱時効時間、 σ はマトリクス/析出物の界面エネルギー、 D_i はマトリクス中での溶質原子 i の拡散係数、 V^p は析出物モル体積、 x_i^p は析出物中の溶質原子 i の濃度、 x_i^M はマトリクス中の溶質原子 i の濃度、 R は気体定数、 T は絶対温度である。

理論式から導出されるLaves相のオストワルド成長過程と実験値との比較を図6に示す。前述したように、Laves相の析出量が平衡に達する時間は5,000 h程度であるため、熱時効時間が5,000 hに達した時点からオストワルド成長が開始するとして理論式を計算した。理論式は実験値と良い整合を示した。650°Cで熱時効時間が10,000 hの時点でのLaves相の円相当半径の平均値は、実験値から150 nm程度である。クリーブ破断試験片には応力負荷があるため、熱時効中のLaves相の粗大化速度と一致するとは限らないが、クリーブ試験時間が

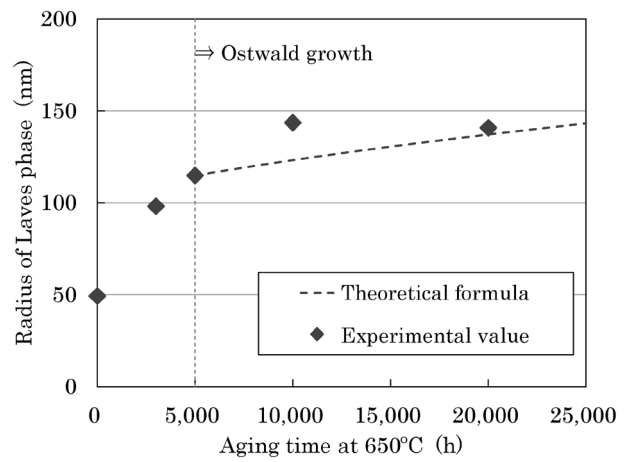


図6 Laves相のオストワルド成長に対する理論式と実験値の比較
Fig.6 Comparison of theoretical formula and experimental values of Ostwald growth in the Laves phase

10,000 hを超える条件ではLaves相の粒子半径は約150 nm以上に粗大化していると推察される。Fedoseevaらは、9Cr-3W鋼において、650°C、100~220 MPaの環境下でクリーブ破断時間が約2,000 hを超えるとLaves相の転位ピン止め力が著しく低下すると報告している⁴⁾。しかし、本検討では、破断時間が10,000~20,000 hとなる条件においても、W添加量の増加がクリーブ破断時間の向上に寄与することが示されており、溶接金属中で半径150 nm以上に粗大化したLaves相であってもクリーブ破断時間の増大に有効と考えられる。析出物がフェライト系耐熱鋼のクリーブ強化に寄与するメカニズムとして、転位のピン止め、マルテンサイトラスの粗大化抑制、粒界の強化等が挙げられる。このうち、転位の移動については、粒界に存在するLaves相よりも粒内に微細に存在するMXの方が転位ピン止めにも有効であり、Laves相の寄与は小さい。Laves相はラス境界と思われる粒界上に多く生成しており、クリーブ中のマルテンサイトラスの粗大化を抑制した可能性が示唆される。 $M_{23}C_6$ はLaves相同様にラス境界上に存在し、マルテンサイト組織の粗大化抑制に有効であることが知られており⁹⁾、2.8W-AではWを添加して粒界上に生成する析出物を増加させることにより、その働きをより強化した可能性がある。

むすび = Gr.93鋼用溶接金属においてW添加量がクリーブ破断時間および溶接金属組織に及ぼす影響を調べ、以下の知見を得た。

1. 溶接金属中のW量が増加すると、応力条件によらず、650°Cにおけるクリーブ破断時間が増大する。
2. Laves相の平均円相当径は650°Cの熱時効時間の経過に伴って粗大化し、20,000 h経過後のLaves相の円相当半径の平均値は、W添加量が2.8 mass%では150 nm程度であるものの、1.6 mass%では200 nm程度まで成長する。Laves相の数密度はPWHTままから3,000 hおよび5,000 hの熱時効にかけて増加し、その後減少する。
3. W添加量2.8 mass%では1.6 mass%に比べてLaves

相の数密度が高く粒子間隔が狭いことから、クリープ破断時間が増大すると考えられる。

4. Laves相の生成は、約5,000 hの熱時効でおおむね平衡量に到達する。その後はLaves相の粗大化および数密度の低下が生じるため、オストワルド成長が起きていると考えられる。オストワルド成長の実験値と理論式は良い整合を示す。
5. クリープ破断時間が10,000 h程度となる条件でも、Wの添加がクリープ破断時間の増大に有効であり、300 nm程度に粗大化したLaves相はクリープ強化に有効である。Laves相は $M_{23}C_6$ 同様に、ラスの粗大化を抑制することにより、クリープ破断時間を増大させる可能性がある。

参考文献

- 1) 経済産業省. エネルギー基本計画. 令和3年10月. https://www.enecho.meti.go.jp/category/others/basic_plan/. (参照2022-11-30).
- 2) 伊勢田敦朗ほか. 平成27年度火力原子力発電大会論文集. 火力原子力発電技術協会, 2015, p.49-55.
- 3) 名古屋秀徳ほか. 溶接学会2017年度春季全国大会概要集, 2017-04-19/21, 溶接学会, 2017, p.92.
- 4) A. Fedoseeva et al. Metals. 2017, Vol.7, Issue 12, Article573.
- 5) K. Kimura et al. ISIJ International. 2001, Vol.41, p.S121-S125.
- 6) 森本裕ほか. 溶接学会論文集. 1998, Vol.16, No.4, p.512-521.
- 7) 坂野泰隆ほか. 溶接学会誌. 2016, Vol.85, No.6, p.581-587.
- 8) 丸山公一ほか. 改訂版高温強度の材料科学. 改訂1版, 内田老鶴圃, 2002, p.320.
- 9) 阿部富士雄. ふえらむ. 2012, Vol.17, No.8, p.560-564.

(技術資料)

RFTMの裏フラックス3層散布手法

畑本航太郎*¹・杉山大輔*¹

RFTM Backing Fluxes Three-layer Spreading Method

Kotaro HATAMOTO・Daisuke SUGIYAMA

要旨

片面サブマージーク溶接の施工法の一つであるRFTMは、目違い・サーペンなど板厚差のある継手であっても良好に裏ビードを形成できる。いっぽう、入熱が大きくなる厚板の溶接では、裏ビード形状が悪化するという欠点がある。本稿では、この欠点を解消するために開発した裏フラックスの3層散布技術を紹介する。従来から使用されている2種の裏フラックスに新しく裏フラックスを追加し、3層散布にすることにより、大入熱となる厚板においても良好な裏ビードの形成を可能にした。本技術により、RFTMの適用板厚拡大が可能となり、造船の生産性向上への寄与が期待できる。

Abstract

RFTM is a one-side submerged-arc welding method that can form excellent backing beads even for joints with thickness differences resulting from factors like linear misalignment and taper. However, when welding thick plates with a large heat input, the backing bead shape can deteriorate, posing a significant disadvantage. To address this limitation, this paper presents a new method called the “three-layer spreading method for backing flux”. This approach involves adding a new backing flux to two conventional backing fluxes and spreading them in three layers, enabling the formation of a good backing bead even on thick plates with high heat input. The use of this method is expected to expand the applicable thickness of RFTM, leading to improved productivity in shipbuilding.

検索用キーワード

片面サブマージーク溶接, 裏波, 裏フラックス, RFTM, 造船, 厚板, 目違い

まえがき＝サブマージーク溶接は、母材の上に粒状のフラックスを散布し、その中にソリッドワイヤ等の電極ワイヤを自動供給して、母材とワイヤの間にアークを発生させて溶接を行う施工法である（図1）。フラックスを散布するという性質上、溶接姿勢が下向と横向に限定されるが、造船や建築などの分野で広く適用されている。他の溶接施工法に比べて高能率かつ安定した溶接品質を得られるためである。本稿では、片面サブマージーク溶接に関する最新の取り組みとして、現在開発中である新RFTMを構成する技術の一つである裏フラックス3層散布手法について紹介する。

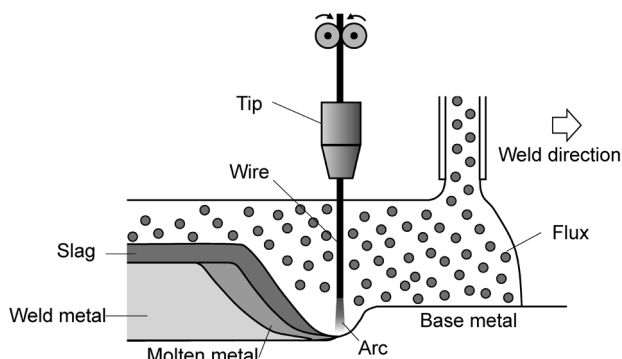


図1 サブマージーク溶接の原理

Fig.1 Principle of submerged arc welding

1. 片面サブマージーク溶接の特徴

船体並行部の板継に適用されるサブマージーク溶接は、1960年代までは両面溶接であった。両面溶接では鋼板の反転作業が必要になる。そのため、建屋により鋼板のサイズが制約を受ける事や、反転作業のためクレーンの待ち時間が生じる事などが、生産性向上の障害となっていた。これらの問題を解消するために、鋼板の片側から1層1パスで完了できる片面サブマージーク溶接として、当社は裏ビード形成方法の異なるFCBTMとRFTMを1964年に開発した。これらの片面サブマージーク溶接は、現在では船体並行部のブロック建造に欠かせない施工法として広く普及している¹⁾。

FCBTMの概要を図2(a)に示す。この方法では、鋼板の上に熱硬化性樹脂を添加した裏フラックス「FAMILIARCTM PF-I50R」を散布し、鋼板ごと鋼板裏面に押し当てることにより裏ビードを形成する。鋼板を用いるため、大入熱となる厚板の溶接の際にも裏ビードの形成をしっかりと支えることができ、余盛の高さが安定するという特徴を持つ。

RFTMの概要を図2(b)に示す。この方法では、エアホースの上に下敷フラックス「FAMILIARCTMNo.1296」を散布し、さらにその上に熱硬化性樹脂を添加した裏フ

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

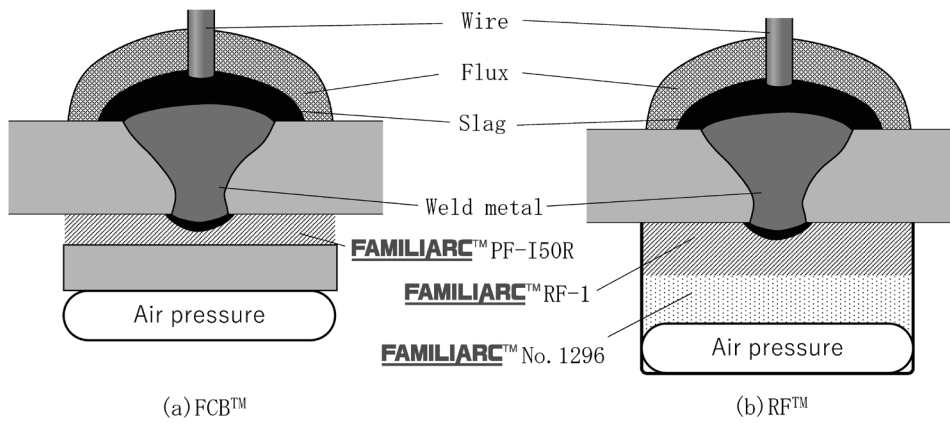


図2 FCB™とRF™の概略図
Fig.2 Schematic diagram of FCB™ process and RF™ process

ラックス「FAMILIARC™ RF-1」を散布する。エアホースの空気圧により、FAMILIARC™ RF-1を鋼板裏面に密着させた状態で溶接を行い、裏ビードを形成する。流動性のあるフラックスのみを用いるため、目違いやサーペンなど板厚差がある継手を溶接する際にもFAMILIARC™ RF-1と鋼板の密着性を維持でき、良好な裏ビードを形成できるという特徴を持つ²⁾。

2. 新裏フラックスを用いた3層散布手法

RF™において、FAMILIARC™ RF-1は二つの役割を持つ。一つ目は、溶接線直下でアークによって溶融し、スラグとなって裏ビードの外観を美しくする役割である。二つ目は、溶融プール付近のスラグとなる部分より下の部分において、溶接中の熱により熱硬化性樹脂が結合し、フラックスが板状に固化することにより裏ビードの形成を支え、余盛の高さを安定させる役割である。

比較的入熱の低い薄板の溶接では、FAMILIARC™ RF-1は熱硬化性樹脂によりフラックスが十分な強度を持って固化するため、良好な裏ビードの形成が可能になる。しかし、板厚30 mmを超える厚板では入熱が高くなる。そのため、骨材の溶融や耐熱温度を超えることにより硬化性樹脂の軟化が起き、裏ビード形成を支えるだ

けの強度を維持できず、裏ビード形状が不安定になる問題がある(図3)。

この問題を解決するために、FAMILIARC™ RF-1とFAMILIARC™ No.1296の間に新しく裏フラックスを加えた3層散布手法を考案した。3層散布の概要を図4に示す。鋼板の直下にFAMILIARC™ RF-1を散布する。中間に散布する新裏フラックスにはFAMILIARC™ RF-1と同様に熱硬化性樹脂を添加しているが、融点が高くなるように骨材の成分設計を行っている。また、フラックスの粒度を粒子同士の接触面積が多くなる構成にすることにより、熱硬化性樹脂が多少軟化しても結合を維持できる。これらにより、大入熱になる板厚40 mmの溶接時においても裏ビード形成をしっかりと支えることができる。最下層にはFAMILIARC™ No.1296を散布する。熱硬化性樹脂を添加していないため、溶接時に固化せず流動性が維持され、溶接後の裏フラックスの交換を容易にしている。

なお、新裏フラックスとFAMILIARC™ No.1296のみを散布した場合、新裏フラックスはアーク熱を受けてもほとんど溶融しないため、裏ビードの余盛が形成されない(図5)。

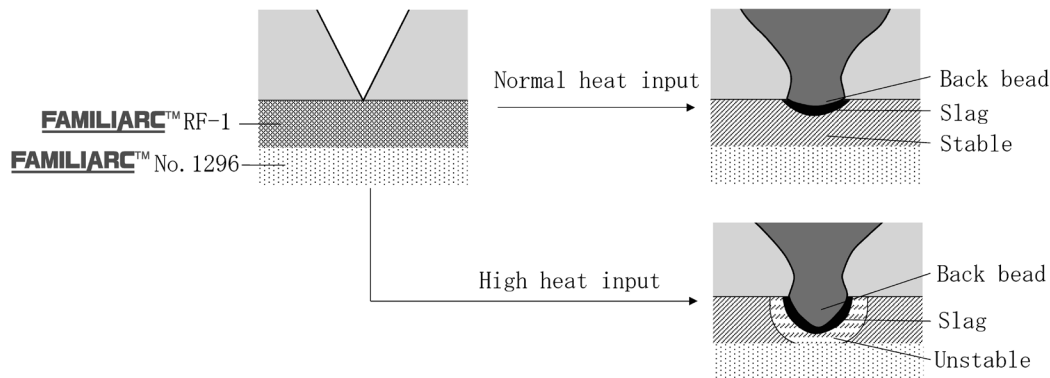


図3 2層散布 (FAMILIARC™ RF-1, FAMILIARC™ No.1296) の概略図
Fig.3 Schematic diagrams of 2 layers spraying (FAMILIARC™ RF-1 and FAMILIARC™ No.1296)

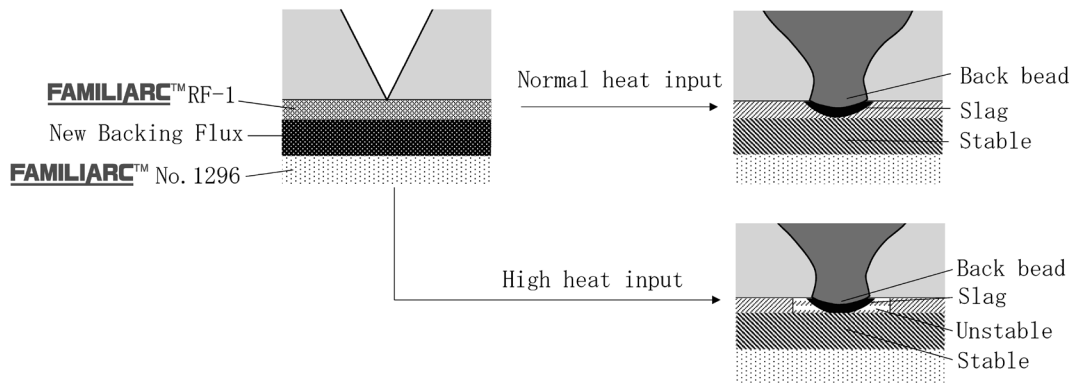


図4 3層散布 (FAMILIARC™ RF-1, 新裏フラックス, FAMILIARC™ No.1296) の概略図
 Fig.4 Schematic diagram of 3 layers spraying (FAMILIARC™ RF-1, new backing flux and FAMILIARC™ No.1296)

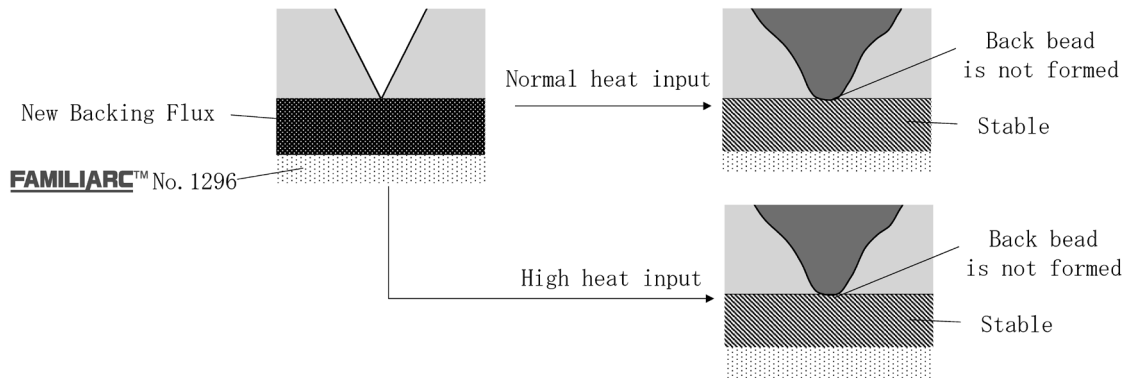


図5 2層散布 (新裏フラックス, FAMILIARC™ No.1296) の概略図
 Fig.5 Schematic diagram of 2 layers spraying (new backing flux and FAMILIARC™ No.1296)

3. 3層散布手法による溶接結果

3層散布手法による裏ビード安定化の効果について、従来の2層散布と比較した。溶接条件を表1に示す。溶接条件は、板厚25mmの本来の溶接条件より第一電極の電流を高く設定し、従来の2層散布では裏ビードの余盛が過大となる条件とした。溶接後の裏フラックスの固化状況を図6、裏ビード形状と断面マクロ組織を図7に示す。従来の2層散布では、FAMILIARC™ RF-1が溶接線を中心に割れており、裏ビード形成を支える役割を

十分に発揮していないことがわかる。裏ビードも余盛の高さが一定でなく、また過大である。いっぽう、新裏フラックスを加えた3層散布では、裏フラックスが板状に固化した状態で残っており、狙い通り溶接時の熱に強い設計になっていることがわかる。また、裏ビードの余盛高さも抑えられており、裏ビード形成が強固に支えられていることがわかる。

3層散布手法を用いた実験において、板厚40mmを溶接した際の裏ビード外観と断面マクロ組織を図8に示す。従来の適用最大板厚である30mmを大きく超え

表1 3層散布と2層散布の比較試験における溶接条件
 Table 1 Welding conditions in comparison tests of 3 layers spraying and 2 layers spraying

1st electrode		2nd electrode		3rd electrode		4th electrode		Welding speed (mm/min)
Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)	Current (A)	Voltage (V)	
1350	35	1000	32	1200	44	1150	44	880

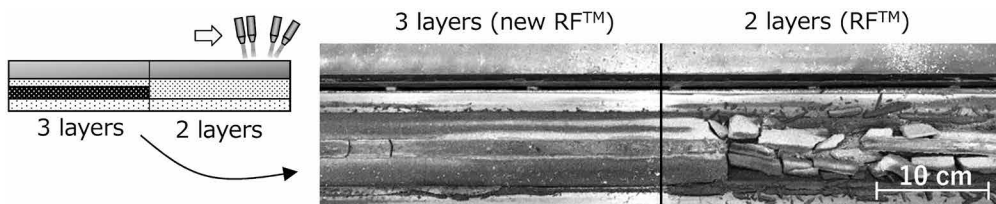


図6 3層散布と2層散布の裏フラックスの比較
 Fig.6 Comparison of backing flux between 3 layers spraying and 2 layers spraying

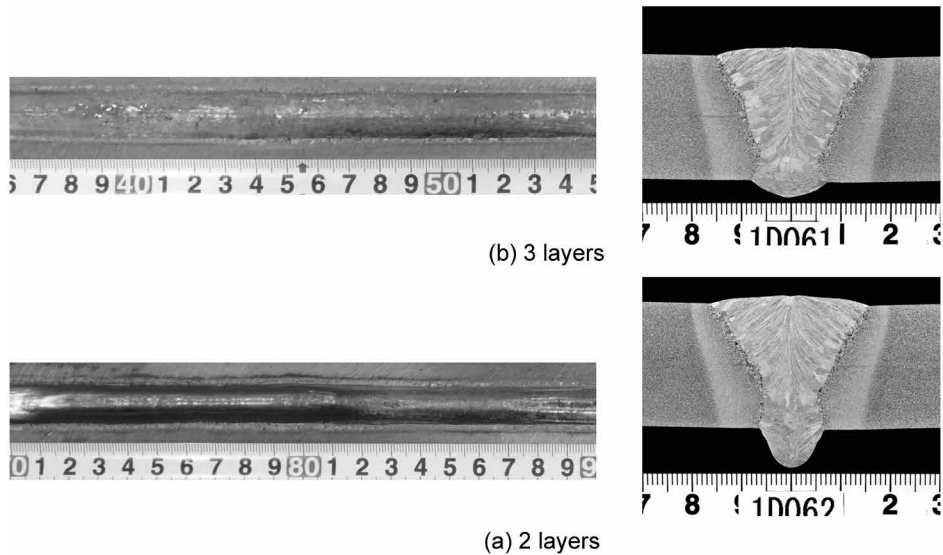


図7 3層散布と2層散布のビード外観と断面マクロ組織の比較
 Fig.7 Comparison of bead appearance and cross-sectional macrostructure between 3 layers and 2 layers spraying

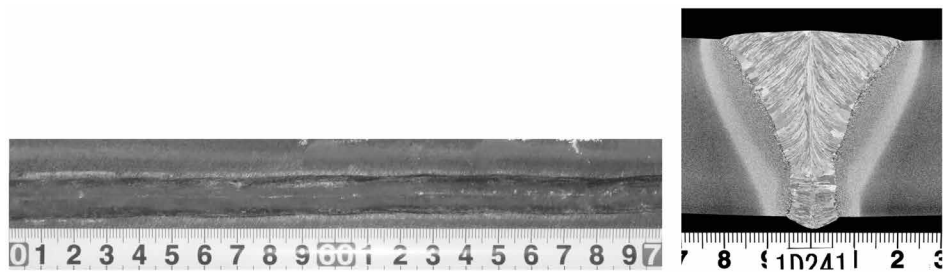


図8 板厚40 mmのビード外観と断面マクロ組織
 Fig.8 Bead appearance of 40 mm thick plate and cross-sectional macrostructure

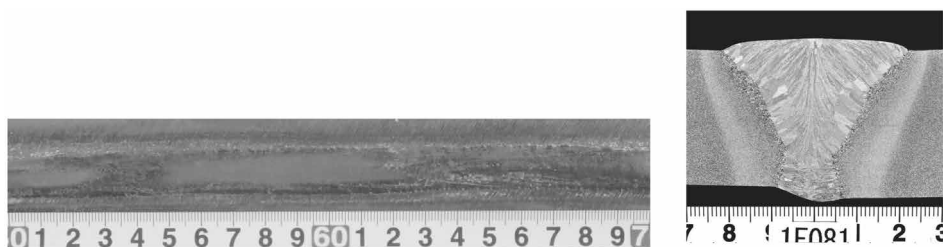


図9 目違いのビード外観と断面マクロ組織
 Fig.9 Bead appearance of misalignment and cross-sectional macrostructure

た40 mmの厚板であっても、裏ビードの余盛高さが安定している。また、3層散布を用いた実験において、板厚35 mmと32 mmの目違い継手を溶接した際の裏ビード外観と断面マクロ組織を図9に示す。従来のFAMILIARC™ RFと同様に、板厚差のある継手に対しても裏ビード品質を維持したまま、厚板の溶接が可能になっている。

このように、従来は美しい裏ビードを形成する役割と裏ビードの余盛高さを安定させる二つの役割をFAMILIARC™ RF-1のみが担っていた。これに対して、FAMILIARC™ RF-1と新裏フラックスの2種の裏フラックスに分担させる3層散布手法は、低入熱となる薄板から大入熱となる厚板まで、溶接材料を変えずに溶接することができる。

むすび=本稿では、片面サブマージアーク溶接に関する最新の取り組みとして、裏フラックスの3層散布手法を紹介した。3層散布の他に、裏ビード安定化に効果のある交流定電圧特性の第1電極への適用³⁾などの技術を組み合わせることにより、適用板厚を40 mmまで拡大した新RF™を現在開発中である。新RF™では、厚板であってもサーピン・目違いなど板厚差のある溶接の品質向上・工数削減が図れるため、造船の生産性向上への寄与が期待できる。

参考文献

- 1) 長谷薫ほか. R&D神戸製鋼技報. 2000, Vol.50, No.3, p.70-73.
- 2) 村西良昌. R&D神戸製鋼技報. 2013, Vol.63, No. 1, p.27-31.
- 3) 畑本航太郎ほか. 溶接学会誌. 2023, Vol.92, No.2, p.11-14.

(論文)

溶接部の電着塗装性を向上させるスラグ制御技術

木梨 光*¹・孫 悦*¹・井海和也*¹

Slag Control Technology to Improve the Electrodeposition Coating Properties of Arc Weld Joints

Hikaru KINASHI・Yue SUN・Kazuya IKAI

要旨

自動車足回り部品のアーク溶接継手の耐久性および信頼性を向上することを目的として、溶接ワイヤに含まれる脱酸元素を調整することで溶接継手の電着塗装性を向上させることができる溶接材料を開発した。従来ワイヤと開発ワイヤを用いて重ね溶接継手を作製し、溶接スラグ表面および断面からの観察を行うことにより、スラグ中の酸化物の状態と電着塗装性の関係について調査した。開発ワイヤの溶接スラグ中の主要な酸化物の状態は、従来ワイヤを含む一般的な溶接ワイヤで生成するSi-Mnからなる酸化物ではなく、複数のMn(系)酸化物で構成されることを確認した。また、母材鋼板の希釈率の違いによって溶接スラグ中のMn酸化物の存在状態も変化しており、これらが電着塗装性にも影響を与えていることが示唆された。

Abstract

To improve durability and reliability of arc weld joints of automobile chassis parts, we developed welding consumable that can improve the electrodeposition coating properties of weld bead by adjusting the deoxidizing elements in the welding wire. In this paper, the lap fillet weld joints were prepared using conventional and developed wire, and the surface and cross-section of weld slag were observed to investigate the relationship between oxide state and electrodeposition coating properties. It was confirmed that the composition of the major oxides in the weld slag of the developed wire is multiple Mn-based oxides, rather than Si-Mn composite oxides. In addition, it was confirmed that the constitutional state of the Mn-based oxides in the welding slag changed due to the dilution effect of the base steel plate, and that these also affected the electrodeposition coating properties.

検索用キーワード

アーク溶接, 自動車, 電着塗装性, 溶接スラグ, 足回り部品

まえがき＝サスペンションなどの自動車の足回り部品には一般的に鉄鋼材料が用いられており、高い強度や剛性、耐疲労性、耐食性を同時に満足することが求められる。例えば耐食性に関しては、走行時における路面からの飛び石などによる物理的損傷、沿岸地域での潮風、寒冷地での融雪剤など、厳しい腐食環境下にさらされるため、より一層の性能向上が求められている。実状としては、部分的な亜鉛めっき鋼板の採用や、部品全体の電着塗装による防錆処理¹⁾によって一定の品質を確保している。

自動車の足回り部品の接合には、一般にガスシールドアーク溶接が用いられる。ガスシールドアーク溶接に使う溶接ワイヤの成分には、SiやMnをはじめとした脱酸元素が添加されている。これらの元素が溶融金属内に溶込んだ酸素と反応し、溶接スラグとしてビード表面に浮上・生成することで、健全な溶接継手が得られる。いっぽう、この溶接スラグは酸化Siを主体とする絶縁物であるため、これらがビード表面に存在すると、溶接後の電着塗装工程で電着塗膜が形成されない。腐食環境下において電着塗膜が形成されていない部分は、錆の起点となることが知られている。パルスマグ溶接で重ね溶接継手を作製したテストピースに対し、電着塗装後にサイク

ル腐食試験を実施した結果を図1に示す。溶接継手ビード上のスラグ残留部には電着塗膜が形成されておらず、その箇所を起点に腐食が進展している様子が確認できる。

溶接継手の電着塗装状態を改善するためには、可能な限り事前にスラグを除去することが好ましい。しかし、人力によるスラグ除去は作業負荷が高く、生産効率の低下につながるため限定的にしか行われていない。そのほか、ショットブラストなどで物理的にスラグを除去する方法もあるが、コストアップになるだけでなく、複雑な形状への適用が難しいなど技術面での問題が多い。

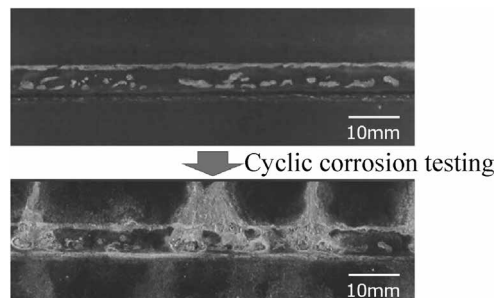


図1 複合サイクル腐食試験前後の溶接ビード外観の一例
Fig.1 Appearance of weld bead before and after cyclic corrosion testing

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

電着塗装の阻害要因となるスラグを溶接時に制御する技術に関しては、溶接材料ならびに溶接プロセスからのアプローチが提案されてきた。例えば、硫黄 (S) を積極添加して溶接スラグを凝集させたり、溶接スラグの生成を可能な限り抑制しつつ生成したスラグをビード止端部に凝集させるプロセス^{2), 3)} がこれまでに提案されている。また、溶接ワイヤ中の Si, Mn 量を減らすことで電着塗装性が向上するという報告が過去になされている⁴⁾。著者らは、溶接ワイヤ中の脱酸元素添加量のバランスを調整することで、溶接スラグの形態や電気的性質を変化させ、溶接継手にスラグが残存しても電着塗装被膜が形成できる溶接材料を開発した。本報では、この溶接ワイヤと従来のパルスマグ溶接ワイヤの溶接継手部の電着塗装性を比較し、電着塗装性が改善する溶接スラグの組成ならびにスラグ内部の酸化物の構成状態を明らかにした結果を報告する。

1. 試験方法

1.1 供試材

評価に用いた溶接ワイヤ化学成分の一例を表 1 に示す。比較ワイヤとして、自動車の足回り部品の溶接で実績のあるパルスマグ溶接ワイヤ (JIS Z 3312 G 49 A 2 M 16) を用いた。開発ワイヤの化学成分の特徴は、Si が極端に少なく、Mn と Ti が多いことである。供試鋼板として、440 MPa 級熱間圧延鋼板 (SPH440) と冷間圧延鋼板 (SPCC) を用いた。鋼板化学成分の一例を表 2 に示す。

1.2 溶接継手の作製

溶接条件を表 3 に示す。板厚 2.3 mm、幅 50 mm、長さ 200 mm の鋼板を図 2 のようにジグで固定し、重ね溶接継手を 3 組ずつ作製した。溶接には (株) ダイヘン製デジタル電源 P500L と溶接ロボット FD-V8 を使用し、

80%Ar-20%CO₂ の混合ガスにてパルスマグ溶接を行った。作製したテストピースのうち 2 組は電着塗装を実施し、残りの 1 組は各種スラグの解析に用いた。

1.3 電着塗装

溶接直後のビード中央部を拡大して写真を撮影し、スラグの分布状態を溶接ワイヤならびに鋼板ごとと比較した。その後、電着塗装の前処理として洗浄、脱脂、表面調整、化成処理、洗浄を施し、最終的に黒色カチオン電着塗装を行った。狙いの電着膜厚は 20 μm とした。

1.4 溶接スラグの組成分析および相解析

作製したテストピースのビード中央部近傍 (ビード定常部) より、放電加工により組成分析用のサンプルを採取した。スラグの平均的な組成情報を得るために、まずスラグ表面側から Scanning Electron Microscope and Energy Dispersive X-ray Spectrometry (SEM-EDS) による元素分析を行った。その後、スラグ深さ方向の元素の分布状態を調べるために、溶接スラグの断面観察を行った。試験片を樹脂に埋込んで研磨を行い、スラグがビード断面方向で最も厚く形成されている上板側のスラグ箇所に着目して反射電子像観察を行った。開発ワイヤについては、Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) による元素マッピングも行った。また、サーモフィッシュャーサイエンティフィック社製多変量イメージ解析ソフトウェア COMPASS を用いて、EDS で得られた元素スペクトルから、特徴のあるスペクトルを有する酸化物相ごとに抽出する相分離解析を行った⁵⁾。

1.5 多成分系酸化物の平衡状態計算

溶接ワイヤの成分の違いによって熔融スラグからどのような種類の酸化物が優先して生成するのかを考察するために、熱力学平衡計算ソフトウェア FactSage8.1 を用いた酸化物の平衡状態計算を行った。ここでは複雑な酸

表 1 溶接ワイヤ化学成分の一例
Table 1 Chemical composition of welding wires (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ti
Conventional wire	0.05	0.75	1.25	0.010	0.004	< 0.01
Developed wire (Low Si wire)	0.05	0.10	1.96	0.010	0.006	Add.

表 2 鋼板化学成分の一例
Table 2 Chemical composition of steel sheets (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ti
440MPa steel sheet** (SPH440)	0.12	0.02	0.88	0.014	0.004	< 0.01
Mild steel sheet (SPCC)	0.02	0.01	0.11	0.017	0.002	< 0.01

**Hot rolled sheet.

表 3 溶接条件
Table 3 Welding conditions

Robot	FD-V8 (DAIHEN Corporation)
Power supply	Welbee P500L (DAIHEN Corporation)
Welding method	Pulse MAG
Shielding gas	80%Ar-20%CO ₂
Base metal	440 MPa steel sheet (2.3 mm T × 50 mm W × 200 mm L)
Current-voltage	200 A-24 V
Travel speed	80 cm/min
Travel angle	Perpendicular
Contact-tip to work distance	15 mm

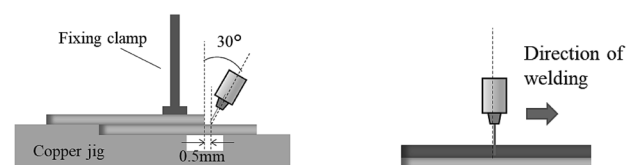


図 2 溶接姿勢
Fig. 2 Welding position

化物の関係を簡素化するために、Si, Mn, Ti, Feの4元素に限定し、熱力学データベースFToxidを用いてギブスエネルギー最小化法より各温度域で酸化物の生成量を計算した。スラグに占める各酸化物の質量比(係数)は、スラグ表面からのEDS分析結果をもとに各酸化物の係数の和が100となるように与えて計算した。

2. 試験結果および考察

2.1 溶接および電着塗装結果

溶接中の溶融池上でのスラグ挙動を観察した画像の例を図3に示す。従来ワイヤの溶接スラグは、溶融池上で凝集する傾向を示した。いっぽう、開発ワイヤの溶接スラグは溶融池上で凝集が抑制されており、溶融池後方に向かって表面に薄く形成される様子が確認できた。

溶接後および電着塗装後のビード外観写真を図4に示す。写真中央が溶接ビード部であり、写真上方に上板が、写真下方に下板がある。従来ワイヤではSPH440, SPCCのどちらの鋼板でもビード表面には光沢のある溶接スラグが形成されており、このスラグが残留した箇所では電着塗膜が形成されなかった。いっぽうで開発ワイヤのビード表面には、鋼板の種類によらず光沢のない暗褐色のスラグが広がって生成していた。上板側の溶接スラグの一部では電着塗装被膜が形成されない箇所も存在するが、従来ワイヤと比較してその面積が大幅に減少していることを確認した。また、鋼板の違いに着目すると、従来ワイヤと開発ワイヤのいずれにおいても、SPCC鋼板の方が電着塗装性は良好であった。

2.2 スラグ表面からの観察および組成分析結果

溶接ビード上に生成したスラグを、そのままの状態では表面側からSEM観察およびEDSによる組成分析を行った。従来ワイヤと開発ワイヤともに、上板側近傍に生成

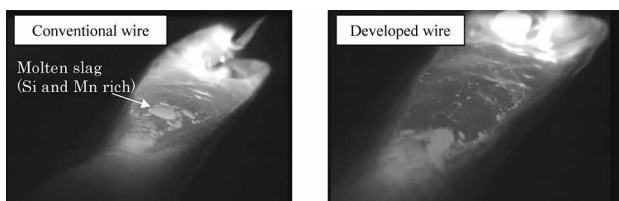


図3 アーク溶接中の溶融プール観察画像 (SPH440)
Fig.3 Observation image of molten pool during arc welding (SPH440)

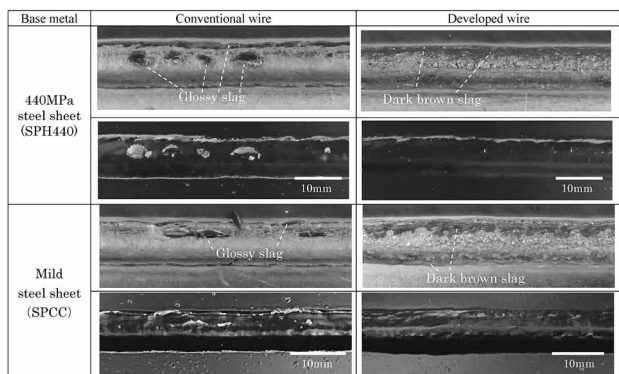


図4 溶接ビード外観 (上: 溶接後、下: 電着塗装後)
Fig.4 Weld bead appearance
(Top: as-welded, Bottom: electrodeposition coated)

したスラグ部で分析を実施した。SPH440鋼板を用いたときに発生した溶接スラグの組成分析位置を図5に示す。分析視野を四角枠で、分析範囲を丸枠でそれぞれ示す。従来ワイヤのスラグではSEM像の電子線照射位置にチャージアップの痕跡が確認されることから、相対的に導電性が低いと推察される。いっぽう、開発ワイヤの褐色スラグ部では、電子線照射位置にチャージアップの痕跡が見られなかった。次に、SPH440とSPCC鋼板を用いたときに生成した溶接スラグのEDS分析結果を図6に示す。どちらの鋼板においても、スラグ全体に占めるSiの割合は、従来ワイヤの方が高くなっていった。開発ワイヤではスラグ全体に占めるSiの割合が小さくなっており、溶接スラグが主にMnおよびTiの酸化物で構成されているという狙いどおりの結果と言える。そのほかFeや微量のAlも検出されたが、これらは母材鋼板から不可避免的に検出されたものと考えられる。

2.3 スラグ断面からの観察および相解析結果

2.3.1 従来ワイヤの溶接スラグ

従来ワイヤを用いてSPH440鋼板を溶接したときの、ビード断面の反射電子像を図7に示す。図中にはスラグ観察箇所を四角枠で示した。上板側近傍に凝集して生成したスラグの厚さは、局所的に約200 μ mとなっていた。溶接スラグの形態としては、暗く映っている箇所と明るい箇所、および特徴的な文様を呈する箇所の3つの形態が確認された。COMPASSを用いて酸化物相解析を実施した結果を図8に示す。括弧内に記載された元素は、同一相に占める質量比の大きい元素を左から順に並べて表記している。従来ワイヤで生成したスラグは大きく分けて3種類の酸化物相で構成されており、MnとSiで構成される酸化物相 (Phase①)、SiとFeで構成される酸化物相 (Phase②)、Mn, SiとFeで構成される酸

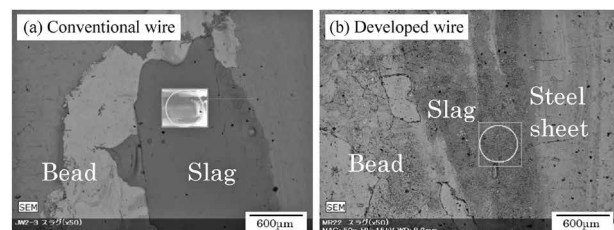


図5 EDS分析位置 (SPH440)
Fig.5 EDS Analysis position (SPH440)

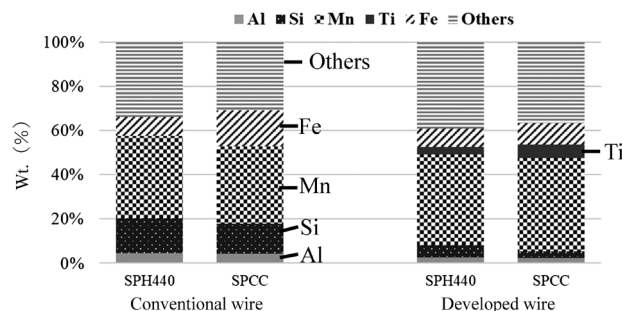


図6 EDS分析結果
Fig.6 Result of EDS analysis

化物相 (Phase③) であった。これらの各相は、反射電子像の観察結果ともそれぞれ対応しており、明確に分離して存在していた。過去の知見どおり、従来ワイヤの光沢を有するスラグは、全域にわたってSiとMnを主とする酸化物で構成されていることを確認した。

2.3.2 開発ワイヤの溶接スラグ

開発ワイヤを用いてSPH440鋼板を溶接したときに発生するスラグ断面の反射電子像と、四角棒の観察箇所を拡大した画像を図9に示す。スラグは従来ワイヤ同様に上板側で厚く形成される傾向であったが、厚さは最大でも100 μm 程度であり、従来ワイヤに比べると薄いことが確認された。スラグの形態はデンドライド状を呈しており、これらの形態は従来ワイヤの観察では見られなかった。SPH440鋼板に生成したスラグ部に対して、

COMPASSによる酸化物相解析を行った結果を図10に示す。スラグは大きく分けて、Mn、TiとFeで構成される酸化物相 (Phase④)、Mn酸化物相 (Phase⑤)、鉄酸化物相 (Phase⑥)、およびFe、SiとMnで構成される酸化物相 (Phase⑦) の4種類の相で構成されていた。Phase④は深さ方向全体に形成されており、Phase⑤はスラグの表層近傍に、Phase⑥と⑦はスラグと母材界面に分布していた。これらの相は、従来ワイヤの観察結果とは異なり、それぞれが明確に分離しておらず、折り重なるように存在していた。EPMAによるスラグ部のマッピング結果を図11に示す。反射電子像でデンドライド状の結晶が明るく見えている箇所では主にMn、Ti、Feが濃化しており、暗くなっている箇所は主にSiが濃化している。

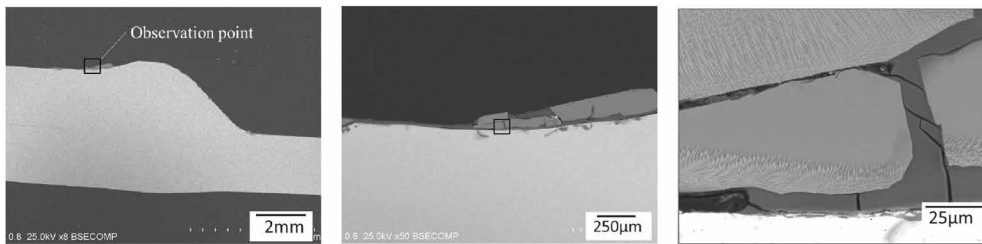


図7 スラグ観察位置 (四角棒) および反射電子像 (従来ワイヤ×SPH440)
Fig.7 Slag observation point (frame) and back scattered electron (BSE) image (conventional wire, SPH440)

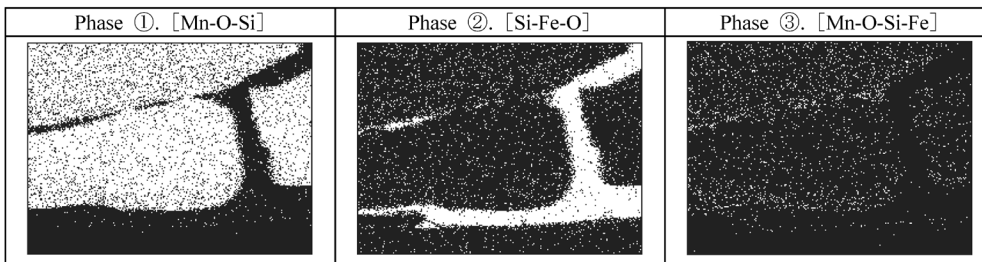


図8 相分析結果 [化学組成] (従来ワイヤ×SPH440)
Fig.8 Results of phase analysis [chemical composition] (conventional wire, SPH440)

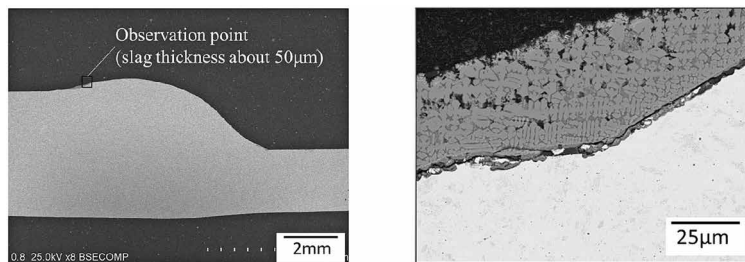


図9 スラグ観察位置 (四角棒) および反射電子組成像 (開発ワイヤ×SPH440)
Fig.9 Slag observation point (frame) and BSE image (developed wire, SPH440)

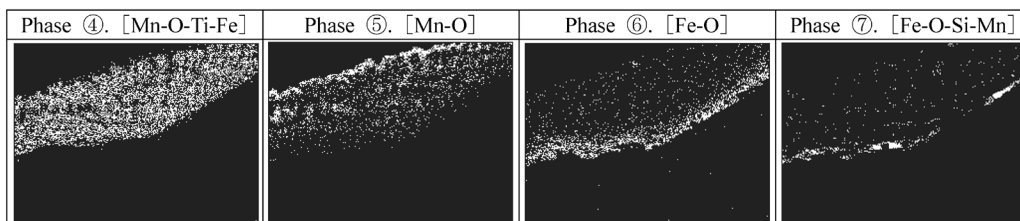


図10 相分析結果 [化学組成] (開発ワイヤ×SPH440)
Fig.10 Results of phase analysis [chemical composition] (developed wire, SPH440)

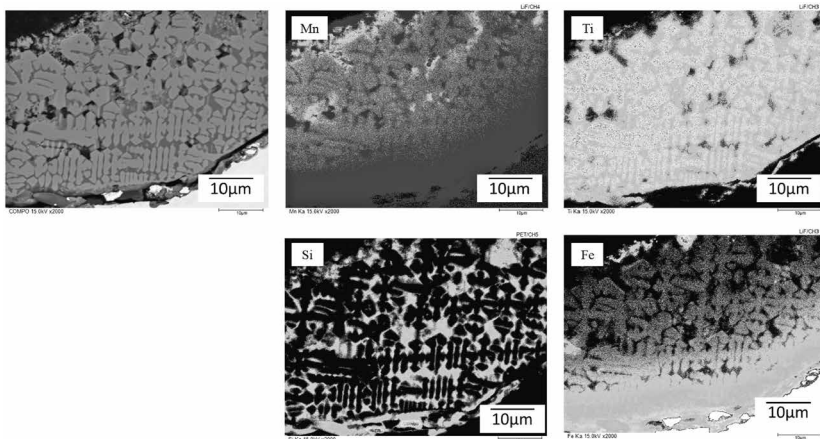


図11 EPMA解析結果 [化学組成] (開発ワイヤ×SPH440)
 Fig.11 Results of EPMA analysis [chemical composition] (developed wire, SPH440)

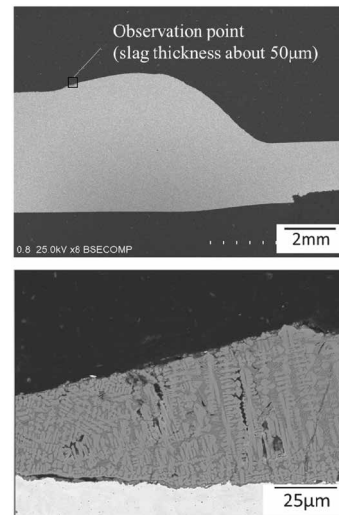


図12 スラグ観察位置 (四角枠) および反射電子像 (開発ワイヤ×SPCC)
 Fig.12 Slag observation point (frame) and BSE image (developed wire, SPCC)

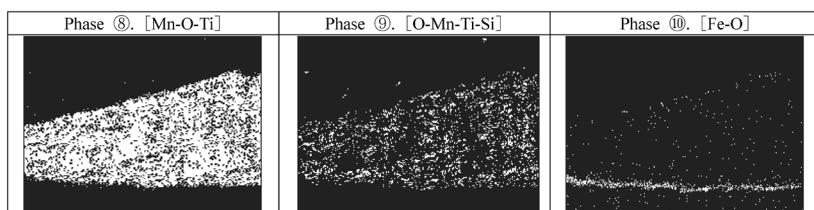


図13 相分析結果 [化学組成] (開発ワイヤ×SPCC)
 Fig.13 Results of phase analysis [chemical composition] (developed wire, SPCC)

2.3.3 溶接スラグに及ぼす鋼板組成の影響

鋼板組成が溶接スラグに与える影響を、開発ワイヤを用いて確認した。開発ワイヤを用いたSPCC鋼板の溶接スラグ断面の反射電子像と、四角枠の観察箇所を拡大した画像を図12に示す。スラグはSPH440鋼と同様に上板側で厚く形成される傾向であったが、厚さは最大でも50µm程度であり、SPCC鋼板でもデンドライド状の形態を呈していることが確認された。SPCC鋼板に生成したスラグ部に対するCOMPASSによる酸化物相解析結果を図13に示す。スラグは大きく3種類の相で構成されていたが、とくにMn、Tiで構成される酸化物相(Phase⑧)とMn、Ti、Siで構成される酸化物相(Phase⑨)の比率が高く、母材との界面近傍に鉄酸化物相(Phase⑩)が観察された。SPCC鋼板においても、SPH440鋼板と同様にMnとTiで構成される酸化物がスラグの主体相となっていた。

図10においてSPH440鋼板で確認されたMn酸化物の表面濃化層が、SPCC鋼板では確認されなかった。これは、SPH440鋼板と比較して、SPCC鋼板中のMn量が非常に低いことが影響している可能性が高い。

2.3.4 電着塗装性に及ぼす溶接スラグ厚さの影響

スラグ厚さが電着塗装状態に及ぼす影響を確認するため、電着塗装を施した後、スラグ断面の観察を実施した。開発ワイヤで溶接したSPH440鋼板のスラグ近傍のSEM観察結果を図14に示す。スラグ厚さ40~50µm程度までは電着塗膜が形成されているが、スラグがさらに厚く形成されている箇所では電着塗膜が形成されていない様子が確認できる。このことから、スラグの凝集を抑制してスラグの厚さを低減させることも、電着塗装性を向上

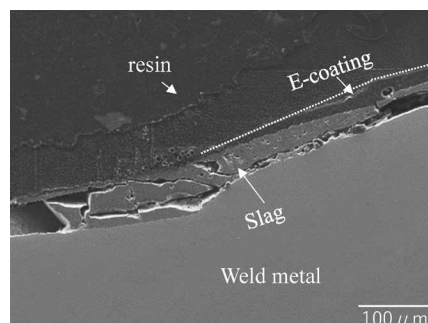


図14 溶接スラグのSEM画像 (開発ワイヤ×SPH440,電着塗装後)
 Fig.14 SEM image of weld slag (developed wire, SPH440 after electrodeposition coating)

させるうえで有効であることが示唆される。

2.4 平衡状態計算による多成分系酸化物の構造予測

従来ワイヤおよび開発ワイヤにおける平衡状態での酸化物計算結果を図15に示す。縦軸が酸化物の質量分率、横軸が温度である。従来ワイヤでは、1800℃から1200℃に温度が低下するにつれて熔融スラグは徐々に消失する。まずMnFe₂O₄が生成を開始し、続けてOlivine構造の酸化物のMn₂SiO₄およびMnSiO₃(Rhodonite)といったSi-Mn系の複合酸化物が生成してくることを意味している。室温付近では、とくにSiとMnの複合酸化物であるMn₂SiO₄が全体に占める割合が大きいく結果となった。過去にSi、Mn添加の鋼板における焼鈍環境において、SiとMnは互いの酸化反応を促進してFe酸化物を還元する効果があると報告されている⁶⁾。アーク溶接中のスラグ生成における脱酸過程でも、互いの酸化反応(溶接スラグ形成)を促進させていると考えられる。また、SiとMnの複合酸化物のMn₂SiO₄やMnSiO₃などは、FeやTiとMnの複合酸化物と比較すると低融点であることから、図3で示したとおり熔融池後方に滞留しやすく、凝固時には厚く大きな塊として残留した可能性が高い。

また、絶縁性のSiとMnの複合酸化物であるMn₂SiO₄は、熔融スラグから形成された後は室温近傍まで安定し

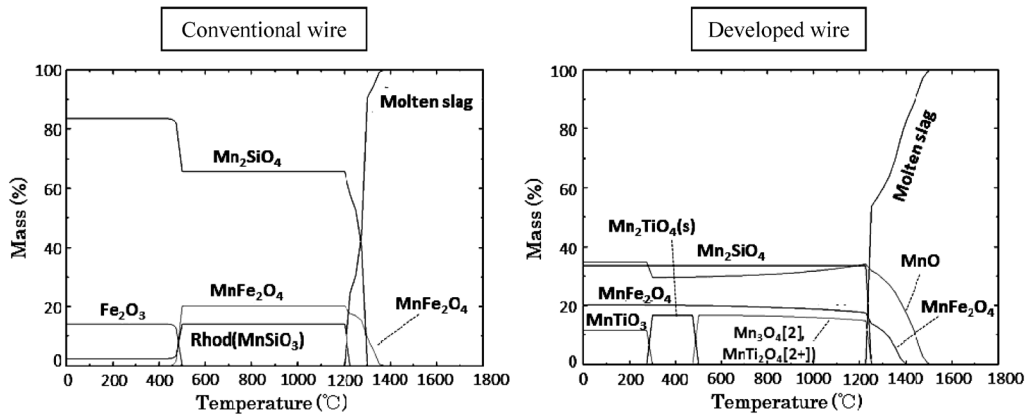


図15 酸化物の平衡状態 (質量分率に及ぼす温度の影響)
Fig.15 Oxide equilibrium state (effect of temperature on mass percent)

てビード表面に存在することが可能であることを計算結果は示している。導電性の低いこれらの複合酸化物が溶接中に優先的に生成し、かつ凝集しながら局所的に成長していくことにより、電着塗膜の形成が阻害されたものと推測される。

いっぽう、開発ワイヤの成分における計算結果では、まず高温側から冷却過程においてMnOが、続いてスピネル構造を有するMnとFeの複合酸化物が、さらにOlivine構造のSiとMnの複合酸化物ならびにMnとTiの複合酸化物が順番に生成していく結果となった。このうち、MnOは図10で示した相解析におけるPhase⑤に相当する酸化物と考えられる。これまでのスラグ断面観察結果と照らし合わせると、開発ワイヤでは熔融池上に生成したスラグの凝固が進んでいく過程で、融点の高いMnO (Monoxide) がMnとFeの複合酸化物に先んじて析出し、ついでMnとSiの複合酸化物やMnとTiの複合酸化物が生成しはじめ、それらの酸化物が重なり合うように成長する。その結果、デンドライド状の凝固形態を呈したものと考えられる。スラグ分布状態からみると、MnOやMnとFeの複合酸化物は凝固開始温度が高く、またSiとMnの複合酸化物の比率も少ないことから、熔融池での凝集も起きにくくスラグは薄く広がる傾向になったと考えられる。その結果、スラグ部分の導電性が高まり、電着塗装性が向上したと推測される。また、計算結果からMn酸化物の導電性について考察すると、一般的にMnOはFeOに比べて室温での導電性は低いことが知られているため、スピネル構造を有するMn₃O₄、MnとFeおよびMnとTiの複合酸化物が導電性に寄与していると考えられる。しかしながら、生成したスラグはこれら複数の酸化物が複雑に重なり合うように形成されているため、酸化物の結合状態を個々に分離して特定することは難しく、実際にどのような電流経路をたどり電着塗膜が形成されたのか、メカニズムは十分に解明できていない。今後さらなる調査と考察を進めていく。

むすび=ワイヤ中の脱酸元素添加量のバランスを調整することで、溶接スラグの形態や電気的性質を変化させて、溶接継手にスラグが残存しても電着塗装被膜が形成できる溶接材料を開発した。本報告では、従来ワイヤと開発ワイヤのスラグの組成およびスラグ内部の酸化物の構成状態を詳細に把握することで、電着塗装性が改善した要因について以下のように考察した。

- ・ワイヤ中のSi、Mn、Ti成分比率を変化させることで、溶接スラグを構成する元素の比率を制御することができ、溶接ビード表面のスラグ形態も変化する。
- ・従来ワイヤのスラグ内部は全域にわたってSiとMnの酸化物を主体に構成されており、これらの酸化物はビード表面に局所的に厚く形成される。
- ・開発ワイヤではMn、TiとFeからなる酸化物の相がスラグ深さ方向に形成されており、デンドライド状を呈する。溶接中に熔融池後方でスラグ凝集が抑制され、スラグが従来ワイヤよりも薄く形成される。
- ・スラグの分析結果を用いた平衡計算結果から、開発ワイヤではスピネル構造型のMn酸化物がスラグの導電性に寄与している可能性が示唆された。

今回の調査では、開発ワイヤのスラグの導電性を担う酸化物の特定には至らなかった。引き続き、スラグを構成する酸化物の結合状態について調査を進め、電着塗装性が改善するメカニズムの解明に取り組んでいく。

参考文献

- 1) Oyabu et al. Transactions ISIJ. 1983, Vol.23, p.994.
- 2) 山崎亮太ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.98.
- 3) Umehara et al. Quarterly Journal of the Japan welding society. 2009, Vol.27, No.2, p.163s.
- 4) 児玉慎二ほか. 日本製鉄技報. 2019, Vol.412, p.78.
- 5) 和田充弘. Journal of Advanced Science. 2010, Vol.22, No.1&2, p.1.
- 6) 前田聡ほか. 鉄と鋼. 2018, Vol.104, No.9, p.509.

(技術資料)

パイプライン分野向け溶接材料

山本貴大*¹・古川尚英*¹

Welding Consumables for Pipeline Market

Takahiro YAMAMOTO・Naohide FURUKAWA

要旨

パイプラインは石油や天然ガス等を長距離にわたって安全かつ経済的に輸送する手段として世界的に普及しており、今後もその敷設距離は増加すると予想されている。パイプラインの敷設工事では、現地で鋼管同士をつなぐ鋼管円周溶接が施工され、主に被覆アーク溶接棒、ソリッドワイヤ、フラックス入りワイヤ、ティグ溶加棒、ワイヤが用いられる。近年のパイプライン敷設工事に用いられる溶接材料には低温じん性や高い強度が求められる。また、敷設工事の高能率化のために鋼管円周溶接の自動化が進んでおり、自動溶接に適する溶接材料も求められている。本稿では、これらのニーズに対応した溶接材料について実機による継手性能を交えながら紹介する。

Abstract

Pipelines have gained widespread popularity worldwide as a secure and cost-effective method for transporting oil and natural gas across long distances, and their laying distance is expected to increase in the future. Girth welding is the primary method used for laying pipelines, which involves connecting steel pipes on-site using various welding consumables such as stick electrodes, solid wires, flux-cored wires, and TIG rods and wires. Welding consumables used for recent pipeline laying work must demonstrate low-temperature toughness and high tensile strength. Furthermore, there is a growing trend toward automating girth welding to improve the efficiency of the laying process, which necessitates the development of welding consumables suited to automated welding. This paper introduces welding materials that meet these needs, including actual joint performance.

検索用キーワード

パイプライン、円周溶接、被覆アーク溶接棒、フラックス入りワイヤ、ソリッドワイヤ

まえがき＝パイプラインは石油や天然ガス等を長距離にわたって安全かつ経済的に輸送する手段として世界的に普及している。パイプラインには、「長距離輸送用の輸送パイプライン」や「小口径で比較的短距離の消費者に天然ガス等を供給するための供給パイプライン」がある。本稿では、主に長距離輸送用パイプラインの敷設に適用される溶接材料や溶接施工法を取り上げる。天然ガスは、他の化石燃料に比べて二酸化炭素の排出量が少ないことからクリーンエネルギーと呼ばれており、世界的な人口増加と相まって、その需要は長期的に増加の一途をたどっている。パイプラインの敷設距離も天然ガスの需要拡大とともに増加していることから、世界中で敷設工事が進んでいる。

日本は、国内で消費する天然ガスの大部分をLNGの状態海外から輸入しており、その輸入量は2022年時点で中国に次ぐ世界第二位となっている。国内では、主にLNG受入基地で気化された天然ガスを消費エリアまで輸送するためにパイプラインが用いられている。いっぽう、海外では、天然ガス産出地から消費地およびLNGタンカー基地への輸送のためにパイプラインが用いられている。国内におけるパイプラインの敷設距離は2012年時点で4,800 kmであるのに対して、欧州では150,000 km、米国では480,000 kmであり、パイプライ

ンの市場は海外が大部分を占めている。近年では中国で大規模なパイプライン敷設工事が進められており、適用される鋼管グレードも多岐にわたっている。これらに適合する溶接材料のラインナップを拡充させるだけでなく、高能率施工にも好適な溶接材料開発の要求も増加している。

本稿では、パイプライン用鋼管、国内外におけるパイプライン敷設方法、当社の鋼管溶接用溶接材料および溶接施工について紹介する。

1. パイプライン用鋼管

パイプライン用鋼管を規定する規格は様々あるが、API (American Petroleum Institute : 米国石油協会) Specification 5L “Specification for Line Pipe” (以下、API 5Lという) が世界では最も普及している。API 5Lに規定される各グレード鋼管の強度要求を表1に示す¹⁾。PSL (Product Specification Levels) は製品仕様を示し、PSL1には降伏応力と引張強度の下限値のみ、PSL2には降伏応力と引張強度の下限値と上限値が規定されている。Xに続く数字は降伏強度の下限値をksi単位で表示したものであり、X70の降伏強度の下限値は70 ksi (≒ 485 MPa) ということになる。

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

表 1 API 5Lに規定されている各グレード鋼管の強度要求
Table 1 Strength requirements for each grade steel pipe specified in API 5L

API 5L pipe grade	PSL1		PSL2	
	YS (MPa)	TS (MPa)	YS (MPa)	TS (MPa)
X42	≥290	≥415	290~495	415~655
X46	≥320	≥435	320~525	435~655
X52	≥360	≥460	360~530	460~760
X56	≥390	≥490	390~545	490~760
X60	≥415	≥520	415~565	520~760
X65	≥450	≥535	450~600	535~760
X70	≥485	≥570	485~635	570~760
X80	-	-	555~705	625~825
X90	-	-	625~775	695~915
X100	-	-	690~840	760~990

2. パイプライン敷設方法

2.1 日本におけるパイプライン敷設方法

日本では、パイプラインの大部分は公有地である公道下に敷設される。公道下の敷設では、土地を開削した後に約12 mの鋼管を設置し、現場溶接を行う流れとなる。1日の敷設距離は鋼管1本分に当たる12 m程度であり、敷設能率が非常に低い。

近年、比較的長距離の敷設工事では非開削工法であるシールド工法が適用されている。シールド工法は、5～6 km程度のシールドトンネルを掘進した後、複数の鋼管をシールドトンネル内に配置して溶接等を実施する施工法であり、工事期間の短縮に大きく貢献している。

国内のパイプライン敷設に適用される鋼管グレードは主にX52、X60、X65であり、X70以上の高強度鋼管の適用実績は少ない。

2.2 海外におけるパイプライン敷設方法

海外におけるパイプライン敷設施工では、整地、溝堀、パイプ搬入・加工・溶接、検査、防食、埋め戻しの各工程を流れ作業により高速で施工するスプレッド工法が広く採用されている。スプレッド工法は施工能率面に優れ、1日で1.6～3.2 kmの敷設が可能である²⁾。適用される鋼管グレードもX52からX80まで幅広く、鋼管輸送コストや施工コストの観点から高強度鋼管の採用が増加している。とくに、中国では新規敷設案件に対してX80の採用が主流となりつつある。

3. 鋼管円周溶接用溶接材料

3.1 鋼管溶接部に要求される基本特性

鋼管溶接部は、母材と同等もしくはそれ以上の強度を有することが基本である。また、地震発生地帯や凍土地帯に敷設されるパイプラインでは、外部からの大規模な荷重に対して、母材部が選択的に塑性変形を受けるよう、母材の実降伏応力より高い降伏応力が溶接部に要求される。さらに、採掘される石油や天然ガスに硫化水素が含まれる場合は、腐食反応で生じる水素ガスが鋼中に侵入することにより生じる水素誘起割れ（HIC：

Hydrogen Induced Cracking）や硫化物応力腐食割れ（SSCC：Sulfide Stress Corrosion Cracking、以下SSCCという）への影響を考慮する必要もある。硫化物応力腐食割れ性は材料強度や化学組成の影響を受けるため、NACE MR0175/ISO 15156-1規格では、熱影響部を含む溶接金属に硬度の上限を規定している。溶着金属にNi ≥ 1.0 %となる溶接材料を使用する場合は、SSCC試験を実施して供用上問題がないことを示した上で使用が認められる。欧州市場では、脱硫工程前後の石油や天然ガスを輸送するパイプラインを敷設する施工会社も多く、SSCC試験や施工承認試験費用の削減、溶接材料管理を簡易化する目的でNi < 1.0 %となる溶接材料が求められる場合が多い。当社の鋼管円周溶接用溶接材料の品種別商品ラインナップを表2および表3に示す。パイプラインの現地施工では、被覆アーク溶接棒、ソリッドワイヤ、フラックス入りワイヤ、ティグ溶加棒またはワイヤが主に用いられる。

3.2 被覆アーク溶接棒

鋼管円周溶接で用いられる被覆アーク溶接棒の被覆剤系統の種類は、主に高セルロース系と低水素系である。また、低水素系被覆アーク溶接棒には下進用と上進用の商品がラインナップされている。

高セルロース系被覆アーク溶接棒は、他の被覆剤系統に比べてアークの吹付が極めて強く、スラグ発生量も少ない。このため、立向下進溶接性にも優れており、低水素系よりもルートパスを高効率に溶接することができる。また、溶接前の再乾燥が不要であるという特徴もある。高セルロース系被覆アーク溶接棒を用いることにより上進用低水素系の3～5倍程度の能率で溶接が可能となり、パイプライン敷設効率の向上に貢献している。いっぽう、拡散性水素が高いため耐低温割れ性に劣り、じん性が低位となる傾向がある。したがって、高セルロース系被覆アーク溶接棒はじん性の要求値が低く、低温割れ感受性が低いとされる比較的厚さが薄い鋼管に適用することが望ましい。

低水素系被覆アーク溶接棒は、拡散性水素量が低く、耐低温割れ性に優れている。中でも、下進用低水素系被

表2 鋼管円周溶接用溶接材料 (SMAW)
Table 2 Welding consumables for steel pipes (SMAW)

API 5L pipe grade	Welding pass	Covered electrodes		
		High cellulose type	Low hydrogen type	
			Vertical upward	Vertical downward
X56-X60	Root	FAMILIARC™KOB-6010 FAMILIARC™KOB-7010S	FAMILIARC™LB-52U TRUSTARC™LB-52NSU	FAMILIARC™LB-78VS FAMILIARC™LB-88VS
	Hot	FAMILIARC™KOB-7010S FAMILIARC™KOB-8010S	FAMILIARC™LB-52 FAMILIARC™LB-52-18 TRUSTARC™LB-52NS	
	Filler & cap			
X65	Root	FAMILIARC™KOB-7010S FAMILIARC™KOB-8010S	FAMILIARC™LB-52U	FAMILIARC™LB-88VS
	Hot		FAMILIARC™LB-57 FAMILIARC™LB-8018 TRUSTARC™LB-62 TRUSTARC™LB-62D TRUSTARC™LB-62L	
	Filler & cap	FAMILIARC™KOB-8010S		
X70	Root	FAMILIARC™KOB-7010S FAMILIARC™KOB-8010S	FAMILIARC™LB-55U TRUSTARC™LB-62U	FAMILIARC™LB-88VS
	Hot		TRUSTARC™LB-62 TRUSTARC™LB-62D TRUSTARC™LB-62L	
	Filler & cap	FAMILIARC™KOB-8010S		
X80	Root		TRUSTARC™LB-62U	TRUSTARC™LB-98VS TRUSTARC™LB-108VS
	Hot		TRUSTARC™LB-65D TRUSTARC™LB-67L TRUSTARC™LB-70L TRUSTARC™LB-106	
	Filler & cap	-		

表3 鋼管円周溶接用溶接材料 (FCAW, GMAW, GTAW)
Table 3 Welding consumables for steel pipes (FCAW, GMAW, GTAW)

API 5L pipe grade	Welding pass	Flux cored wire		Solid wire	TIG wire or rod	
		Ni < 1 %	Ni ≥ 1 %	Ni < 1 %		
X56-X60	Root	-	-	FAMILIARC™MG-S58P FAMILIARC™MG-PA50	TRUSTARC™TG-S62	TRUSTARC™TG-S60A
	Hot	FAMILIARC™DW-A55E FAMILIARC™DW-A55ESR TRUSTARC™DW-A55LSR TRUSTARC™DW-A81Ni1	TRUSTARC™DW-A55L TRUSTARC™DW-PA55L		-	-
	Filler & cap					
X65	Root	-	-	FAMILIARC™MG-S58P FAMILIARC™MG-PA50	TRUSTARC™TG-S62	TRUSTARC™TG-S60A
	Hot	FAMILIARC™DW-A55E FAMILIARC™DW-A55ESR TRUSTARC™DW-A55LSR TRUSTARC™DW-A81Ni1 TRUSTARC™DW-A65Ni1	TRUSTARC™DW-A55L TRUSTARC™DW-PA55L TRUSTARC™DW-A65L TRUSTARC™DW-PA65L		-	-
	Filler & cap					
X70	Root	-	-	FAMILIARC™MG-S58P FAMILIARC™MG-PA50	TRUSTARC™TG-S62	TRUSTARC™TG-S60A
	Hot	TRUSTARC™DW-A81Ni1 TRUSTARC™DW-A65Ni1 TRUSTARC™DW-A70L	TRUSTARC™DW-A55L TRUSTARC™DW-PA55L TRUSTARC™DW-A65L TRUSTARC™DW-PA65L		-	-
	Filler & cap					
X80	Root	-	-	TRUSTARC™MG-PA55Ni1	TRUSTARC™TG-S80AM	
	Hot	TRUSTARC™DW-A65Ni1 TRUSTARC™DW-A70L	TRUSTARC™DW-A65L TRUSTARC™DW-PA65L TRUSTARC™DW-PA70L		-	-
	Filler & cap					

覆アーク溶接棒は、上進溶接の欠点である施工能率向上を主眼に開発された溶接材料である。ただし、高セルロース系に比べてアークの吹き付けが弱いため、ルートパス溶接で十分な溶込みを得るためには高度な溶接技量が必要となる。この欠点を補うために、ルートパスおよびホットパス溶接には高セルロース系を適用し、フィラーからキャップパスには下進用低水素系を適用する混用施工法が実用化されている。^{3), 4)}

上進用低水素系被覆アーク溶接棒には、ルートパス溶接に適用される裏波用被覆アーク溶接棒とホットパスからキャップパスまで適用される一般的な全姿勢用被覆アーク溶接棒がある。裏波溶接とは、溶接面の表面だけでなく裏面にもビードを形成する施工法である。上進溶接の特徴として、下進溶接より施工能率は低いものの深い溶込みが得やすいことが挙げられる。近年のパイプライン敷設工事では、継手金属の健全性が重要視されることから、とくに低水素系被覆アーク溶接棒を適用する場合の溶接方向は、下進よりも上進の方が多い。

ここで、当社の裏波溶接用低水素系溶接棒である TRUSTARC™ LB-52NSU と全姿勢用低水素系溶接棒である TRUSTARC™ LB-52NS の組み合わせによる継手

溶接施工例を紹介する。これらの溶接材料は低温高じん性のニーズに対応しており、-60℃において優れたじん性と低い拡散性水素量を示す。開先形状と TRUSTARC™ LB-52NSU (ルートパスのみ)、TRUSTARC™ LB-52NS を用いた積層要領を図1に示す。ルートパス溶接には TRUSTARC™ LB-52NSU φ3.2 mm、ホットパスからキャップパスまでは TRUSTARC™ LB-52NS φ3.2 mm を用いた。溶接条件を表4、継手金属の断面マクロ写真を図2、溶接継手の化学成分を表5、機械的性質を表6に示す。断面マクロ写真から良好な裏ビードが形成されていることが確認できる。また、衝撃試験の破面遷移温度 (FATT) も十分に低い温度を示しており、-60℃において良好なじん性を示す特長がある。

3.3 ソリッドワイヤ

ソリッドワイヤを用いた現地溶接では、自動溶接機を用いた下進溶接が主流になっている。以前の自動溶接機を用いたGMAW法では開先角度40°以上の開先形状が一般的であったが、昨今の自動溶接機の機能や開先加工精度の発展により、開先角度5~10°の狭開先溶接が一般的になっている。また、近年では自動溶接機に2本のトーチを搭載したデュアルトーチ法などの高溶着施工法

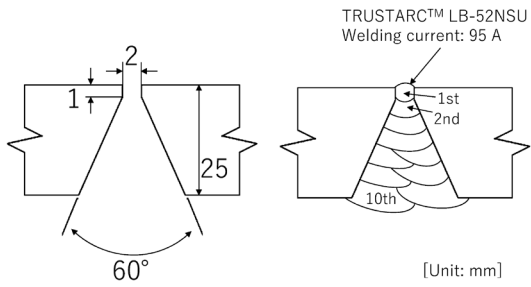


図1 開先形状とTRUSTARC™ LB-52NSU（ルートパスのみ）、TRUSTARC™ LB-52NSを用いた積層要領
 Fig.1 Groove shape and pass sequence of butt joint welding with TRUSTARC™ LB-52NSU (root pass only) and TRUSTARC™ LB-52NS

表4 被覆アーク溶接による継手の溶接条件
 Table 4 Welding conditions of SMAW butt joint

Welding wire	[Root] TRUSTARC™ LB-52NSU ϕ 3.2 mm [Hot~Cap] TRUSTARC™ LB-52NS ϕ 3.2 mm
Welding position	Vertical upward
Polarity	DCEP
Welding parameters	95 A (TRUSTARC™ LB-52NSU) 110 A (TRUSTARC™ LB-52NS)
Pre-heating/inter pass temperature	115~130°C

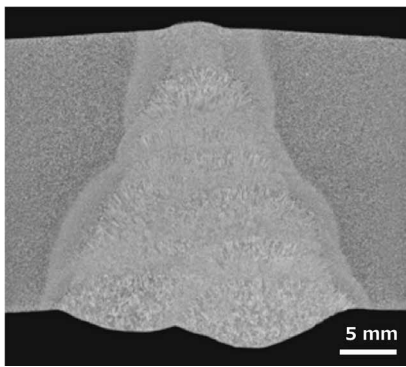


図2 被覆アーク溶接による継手金属の断面マクロ写真
 Fig.2 Cross-sectional macro photograph of SMAW butt joint weld metal

が開発・実用化されている^{5), 6)}。

FAMILIARC™ MG-PA50は中国パイプライン市場向けに開発されたソリッドワイヤであり、X70までの鋼管に適用される。FAMILIARC™ MG-PA50と自動溶接機の組み合わせによる円周溶接施工の一例を紹介する。溶接条件を表7、開先形状と各溶接姿勢における溶接継手金属の断面マクロ写真を図3、ビード外観を図4、溶接継手の化学成分を表8、機械的性質を表9に示す。各溶接姿勢において安定したビード形状が得られている。溶接継手の機械的性質は、X70の公称耐力に対して十分な降伏応力と-40°Cにおいて優れたじん性を示している。

3.4 フラックス入りワイヤ

円周溶接用フラックス入りワイヤには主にチタニア系フラックス入りワイヤが用いられており、自動溶接機による上進溶接で施工される。チタニア系フラックス入りワイヤでは、溶接時に発生するスラグが全姿勢溶接における溶融池の垂れを防止してビード形状を整え、溶融金属と開先のなじみを良好なものとする。開先形状は40~60°のV形が一般的であり、施工能率はソリッドワイ

表5 被覆アーク溶接による継手金属の化学成分
 Table 5 Chemical compositions of SMAW butt joint weld metal

Location*	Chemical compositions (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	B
Face	0.07	0.31	1.40	0.008	0.003	0.50	0.013	0.0022
Reverse	0.06	0.30	1.36	0.009	0.003	0.43	0.014	0.0023

* Analysis location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface

表6 被覆アーク溶接による継手金属の機械的性質
 Table 6 Mechanical properties of SMAW butt joint weld metal

Tensile properties ^{#1}				V notch toughness ^{#2}					
0.2 %OS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RA (%)	Location	Absorbed energy (J) (Brittle fracture (%))			FATT (°C)	
					-80°C	-60°C	-40°C		
506	577	25	81	Face	47(56)	169(26)	162(22)	-75	
					73(64)	145(30)	172(16)		
					71(55)	167(26)	160(26)		
				Avg. 64(58)			Avg. 160(27)		Avg. 165(21)
				Reverse	17(79)	93(53)	167(26)		-58
					108(56)	92(56)	114(40)		
49(73)	82(50)	169(26)							
Avg. 58(69)			Avg. 89(53)	Avg. 150(31)					

*#1 Specimen location; 1/2t

*#2 10×10 mm, 2 mm V notch, Notch location; Center of weld metal

Specimen location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface

表7 ソリッドワイヤによる継手の溶接条件
 Table 7 Welding conditions of GMAW butt joint

Steel pipe	API 5L X70 1,016 mm dia. × 21 mm wall thickness
Power source	DPS-500P(XIONGGU ELECTRICAL)
Welding equipment	Dual torch welding system A-610 (XIONGGU ELECTRICAL)
Welding wire	[Root] Solid wire ϕ 0.9 mm [Hot~Cap] FAMILIARC™ MG-PA50 ϕ 1.0 mm
Polarity	DCEP
Welding parameters*	Welding current: 110-230 A Arc voltage: 22-24 V Welding speed: 47-70 cm/min
Welding position	5G (downhill welding)
Shielding gas	80 %Ar-20 %CO ₂ , 25 L/min
Pass sequences	8 passes/7 layers[Hot~Cap]
Pre-heating/inter pass temperature	70~110°C

* Welding parameters are well controlled and programmed at each position

ヤによる狭開先下進溶接よりも低いですが、深い溶込みが得られるため融合不良発生リスクが小さい。また、ソリッドワイヤの自動溶接で適用が難しい6G姿勢での溶接にも適しており、勾配のある土地にパイプラインを敷設する際にはフラックス入りワイヤは好適である。欧州や中国では、ソリッドワイヤを用いた下進溶接施工が主流であるが、耐欠陥性に優れているフラックス入りワイヤを用いた上進溶接施工の比率が増加している。

フラックス入りワイヤを用いた自動溶接施工では、低スパッタ発生量に加えて、溶接中はスラグが自然に剥離することなく、溶接後にハンマー等を用いて容易に除去できる溶接作業性が望ましいとされる。

TRUSTARC™ DW-PA70Lは、上記スラグ特性に着目して開発したX80鋼用フラックス入りワイヤである。TRUSTARC™ DW-PA70Lを用いた6G姿勢での円周溶接施工の一例を紹介する。溶接条件を表10、開先形状と各溶接姿勢における溶接継手金属のマクロ写真を図5、ビード外観を図6、溶接継手金属の化学成分を表11、機械的性質を表12に示す。X80はじん性の担保

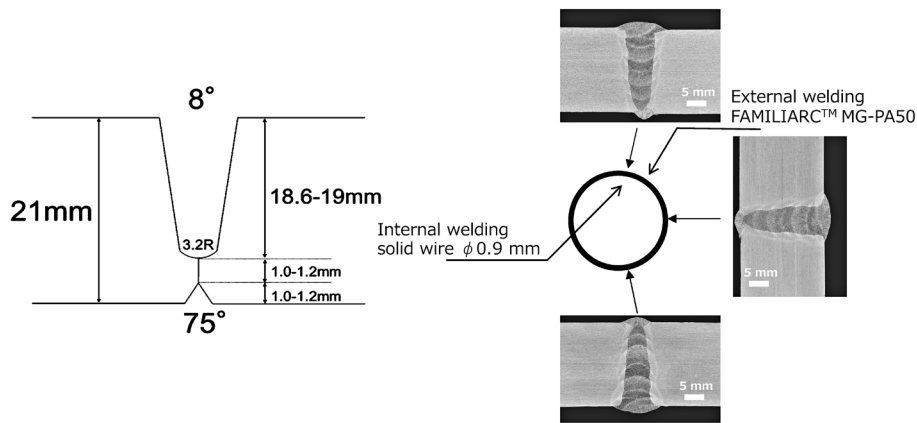


図3 ソリッドワイヤによる継手の開先形状と各溶接姿勢における溶接継手金属のマクロ写真
Fig.3 Groove shape and cross-sectional macro photographs at each welding position of GMAW weld joint

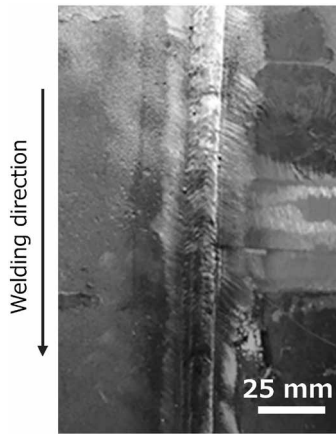


図4 ソリッドワイヤによる継手のビード外観
Fig.4 Bead appearance of GMAW butt weld joint

表8 ソリッドワイヤによる継手金属の化学成分
Table 8 Chemical compositions of GMAW butt joint weld metal

Location*	Chemical compositions (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Ti
Face	0.10	0.73	1.44	0.009	0.009	0.22	0.01	0.002
Reverse	0.09	0.68	1.47	0.008	0.008	0.19	0.02	0.003

※ Analysis location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface

表9 ソリッドワイヤによる継手金属の機械的性質
Table 9 Mechanical properties of GMAW butt joint weld metal

Tensile properties* ¹				V notch toughness* ²			Hardness [HV] ³	CTOD* ⁴ (mm)		
0.2%OS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RA (%)	Location	Absorbed energy (J) (Brittle fracture (%))					
					-60°C	-40°C	-20°C			
668	735	31	70	Face	55(60)	94(38)	116(30)	Max.257	0.61	
					66(60)	104(30)	132(23)			
					60(60)	74(38)	130(8)			
				Avg. 60(60)			Avg. 91(35)			Avg. 126(20)
				Reverse	78(38)	105(25)	135(11)			
					60(53)	103(30)	142(8)			
77(38)	103(30)	122(15)								
Avg. 72(43)			Avg. 105(28)	Avg. 133(11)						

※1 Size of tensile specimen; Dia. = 4.0 mm, G.L. = 16.0 mm, Specimen location; 1/2t

※2 10 × 10 mm, 2 mm V notch, Notch location; Center of weld metal

Specimen location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface

※3 Measurement at weld metal

※4 According to WES 1108

表10 フラックス入りワイヤによる継手の溶接条件
Table 10 Welding conditions of FCAW butt joint

Steel pipe	API 5L X80 1,219 mm dia. × 21 mm wall thickness
Power source	DPS-500P(XIONGGU ELECTRICAL)
Welding equipment	Automatic welding system A-305 (XIONGGU ELECTRICAL)
Welding wire	[Root] Solid wire φ 0.9 mm [Hot~Cap] TRUSTARC™ DW-PA70L φ 1.2 mm
Current type, Polarity	DCEP
Welding parameters*	Welding current: 180-190 A Arc voltage: 22-23.5 V Welding speed: 15-24c m/min
Welding position	6G (uphill welding with 25° slope)
Shielding gas	80 %Ar-20 %CO ₂ , 25 L/min
Pass sequences	8 passes/6 layers[Hot~Cap]
Pre-heating/inter pass temperature	55~105°C

* Welding parameters are well controlled and programmed at each position

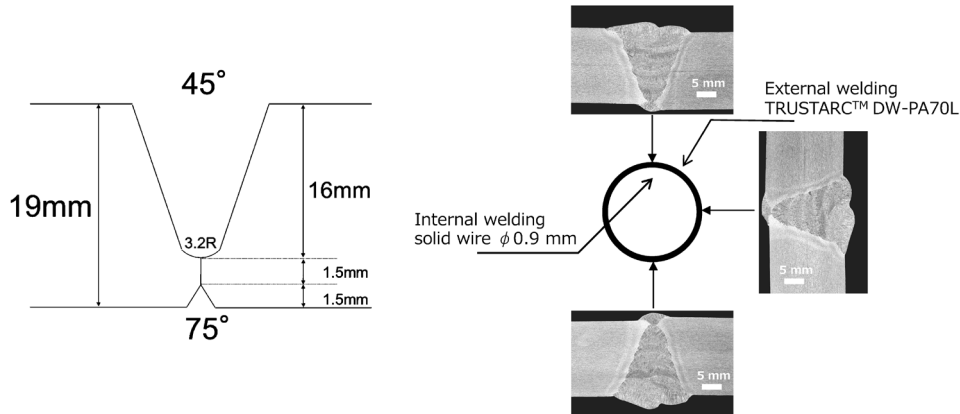


図5 フラックス入りワイヤによる継手の開先形状と各溶接姿勢における溶接継手金属のマクロ写真
Fig.5 Groove shape and cross-sectional macro photographs at each welding position of FCAW butt joint

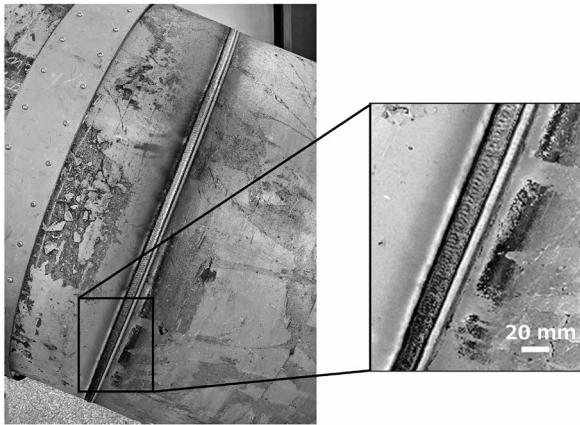


図6 フラックス入りワイヤによる継手のビード外観
Fig.6 Bead appearance of FCAW butt joint

表11 フラックス入りワイヤによる継手金属の化学成分
Table 11 Chemical compositions of FCAW butt joint weld metal

Location [※]	Chemical compositions (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti
Face	0.05	0.26	1.32	0.008	0.006	2.29	0.41	0.041
Reverse	0.06	0.26	1.36	0.008	0.006	1.94	0.36	0.043

※ Analysis location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface

が難しい鋼管グレードであるが、 -60°C においても優れたじん性を示す。ビード外観はビードのそろいが一定かつ良好な波目となる。

3.5 溶接材料品種別の特徴比較

各種被覆アーク溶接棒の特徴比較を表13に示す。高セルロス系被覆アーク溶接棒は溶接能率に優れ、低温じん性の要求が低い場合や低温割れリスクが低い鋼管に適用される。

上進用低水素系被覆アーク溶接棒は、低温じん性、耐低温割れ性、耐溶接欠陥性に優れる。施工能率よりも継手金属の健全性を重要視したい場合に適用される。

下進用低水素系被覆アーク溶接棒は、高セルロス系と同程度の溶着速度を確保しつつ高セルロス系の欠点である低温じん性と耐低温割れ性を高めた溶接材料である。

被覆アーク溶接棒は、自動化が困難であり、フラックス入りワイヤやソリッドワイヤに比べて能率面で劣るものの、シールドガスが不要であること、溶接装置が簡易的であること、風の影響を受けにくいなどの利点があり、現在も多くの施工現場で採用されている。

フラックス入りワイヤとソリッドワイヤの特徴比較を表14に示す。フラックス入りワイヤは上進溶接で使用されるのが一般的であり、下進溶接で使用されるソリッドワイヤに比べて耐溶接欠陥性に優れる。また、溶接中に発生するスラグが熔融池の垂れを抑制することから6G姿勢においても健全な溶接金属が得られやすい。いっぽう、ソリッドワイヤは、狭開先を下進で高速溶接することが可能であり、能率面に優れる。

表12 フラックス入りワイヤによる溶接継手金属の機械的性質
Table 12 Mechanical properties of FCAW butt joint weld metal

Tensile properties ^{※1}				V Notch toughness ^{※2}			Hardness [HV] ^{※3}	CTOD ^{※4} (mm)	
0.2%QS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RA (%)	Absorbed energy (J) (Brittle fracture (%))					
				Location	-60°C	-40°C	-20°C	-10°C	
695	744	23	66	Face	56(38) 69(38) 71(30) Avg. 65(35)	79(20) 90(19) 86(19) Avg. 85(19)	104(1) 101(1) 110(1) Avg. 105(1)	Max.278	0.31
				Reverse	53(38) 57(31) 58(31) Avg. 56(33)	74(25) 67(25) 78(31) Avg. 73(27)	91(19) 94(19) 95(19) Avg. 93(19)		

※1 Size of tensile specimen; Dia. = 6.0 mm, G.L. = 24.0 mm, Specimen location; 1/2t
 ※2 10 × 10 mm, 2 mm V notch, Notch location; Center of weld metal
 Specimen location; Face: 7 mm from face surface, Reverse: 7 mm from back surface
 ※3 Measurement at weld metal
 ※4 According to WES 1108

表13 各種被覆アーク溶接棒の特徴比較
Table 13 Features comparison by types of SMAW

Types of covered electrodes	Usability on root pass	Resistance against weld defect	Resistance against low temperature cracking	Welding efficiency	Low temperature toughness
High cellulose type	○	○	○	◎	△
Low hydrogen type	Vertical upward	◎	◎	△	◎
	Vertical downward	△	○	◎	○

※ ◎: Excellent, ○: Fair, △: Inferior

表14 フラックス入りワイヤとソリッドワイヤの特徴比較
Table 14 Features comparison by types of GMAW (flux cored wire and solid wire)

Types of welding materials	Automation	Weldability in 6G position	Resistance against weld defect	Resistance against low temperature cracking	Welding efficiency	Low temperature toughness
Flux cored wire	OK	◎	◎	◎	○	◎
Solid wire	OK	○	○	◎	◎	◎

※ ◎: Excellent, ○: Fair, △: Inferior

むすび=パイプラインに適用される鋼管グレードは、天然ガスなどを高圧で輸送することを目的に高強度化が進められ、溶接金属部にも高強度、高じん性が要求されるようになった。また、敷設工事費削減のために溶接施工高能率化のニーズがあり、自動溶接機の適用が普及してきた。本稿では、これらの変化に対応する溶接材料について実機による継手性能も交えながら紹介した。今後はカーボンニュートラル実現に向け天然ガスパイプラインに加えて、水素燃料の輸送インフラとしての水素パイプラインやCCUS (Carbon dioxide Capture, Utilization and Storage) としてのCO₂輸送用パイプラインの需要が高まると予想される。これら輸送用パイプラインの溶接金属部に要求される性能にいち早く対応するとともに、高能率、高品質、技能レスへの取組みを継続していきたいと考えている。

参考文献

- 1) API specification 5L. Specification for Line Pipe. American Petroleum Institute, 2018, 46th edition.
- 2) 芥米地正敏. 石油/天然ガス レビュー. 2004, 1月号, p.70-84.
- 3) D. V. Dorling et al. Welding Journal. 1992, Vol.71, No.5, p.55-61.
- 4) 笠井 登. 配管技術. 2002, 7月号, p.42-49.
- 5) 杉浦一樹ほか. JFE技報. 2014, No.34, p.104-108.
- 6) 村山雅智. 溶接学会誌. 2005, Vol.74, No.7, p.464-468.

(技術資料)

溶接材料開発における MI 技術の適用

谷口元一*1・高和真名*1・横田大和*1・藤平雅信*2・大谷拓也*2・四方田真美*2

Application of MI Technology to Process of Welding Material Development

Genichi TANIGUCHI・Mana TAKAWA・Hiroyoshi YOKOTA・Masanobu FUJIHIRA・Takuya OTANI・Mami YOMODA

要旨

溶接材料開発における新しい課題解決手法として、マテリアルズ・インフォマティクス (Materials Informatics : MI) が注目されている。本稿では、MIを軸とした材料設計へのデータ活用にフォーカスし、データベース基盤と分析基盤から構成される“溶材開発DataLab”と呼ぶデータ活用基盤の有効性を検証した。

本取り組みを通じて、無機ジンクプライマ塗布鋼板用フラックス入りワイヤや2.25Cr-1Mo-V鋼用サブマーギーク溶接材料など、実際の開発案件においてMIの有効性を実証した。

また、MIを支える良質かつ豊富な学習データの共有と利活用を重視したデータベース基盤を構築し、ユーザビリティの高いデータ蓄積・分析環境を整備した。

Abstract

Materials Informatics (MI) is attracting attention as a new problem-solving method in developing welding materials. This paper focuses on the use of data for material design based on MI and examines the effectiveness of a data utilization platform called “DataLab for welding material development,” which consists of a database sub-platform and an analysis sub-platform. Through this effort, the effectiveness of MI has been demonstrated in actual development projects, such as flux-cored wire for steel plates coated with inorganic zinc primer, and submerged arc welding material for 2.25Cr-1Mo-V steel. In addition, a database infrastructure has been constructed emphasizing the sharing and utilization of high-quality and abundant training data to support the MI. A highly usable data storage and analysis environment has been developed.

検索用キーワード

アーク溶接, 溶接材料, AI, 人工知能, 機械学習, MI, 物質情報科学, マテリアルズ・インフォマティクス, マテリアルズインテグレーション

まえがき = 近年、計算機の高性能化、ビッグデータの拡充、深層学習などの技術的ブレイクスルーを背景にして、AI技術の産業応用事例が急増している。AIは学習データから作成されたモデルで人間の思考を再現する技術であり、鉄鋼業界においても高炉操業や製鉄所現場の重機操業へのAI活用事例^{1), 2)}が公表されている。

このAI技術を材料開発プロセスに取り入れる考えがマテリアルズ・インフォマティクス (Materials Informatics, 以下MIという) 技術である。MIは、材料科学と情報科学を融合させて材料開発の効率化や新材料開発を目指す新たな材料開発手法であり、全世界で国家プロジェクトが進められている技術領域である。例えば、米国のMaterials Genome Initiativeを筆頭に、EURO圏のNovel Materials Discovery、中国のChina MGI、韓国のCreative Materials Discovery Project、日本(内閣府)のSIP-MIが2010年代初頭から始動している^{3), 4)}。MI技術の応用事例は、機能材料や製薬などが中心である。近年は、現代製鉄が次世代自動車用鋼板の開発に米国Google社のAIを活用した事例⁵⁾、米国QuesTek社が統合計算材料工学技術を活用して軍用のM54鋼をNorthwestern大学と共同開発した事例⁶⁾など、構造物

料への応用事例も公表され始めている。

当社の溶接材料開発においては、新材料開発だけでなく、①既存メニューのコモディティ化、②材料単体での高付加価値化への頭打ち感、③ベテラン層を筆頭とした材料開発者の減少などの問題を背景に、新たな顧客価値創造を実現する溶接ソリューション技術開発へのリソースシフト、それらを支える技術継承が課題となっている。

当社では、これら溶接材料開発プロセスの効率化と設計力強化における課題解決手段としてMI技術に着目し、「過去から現在に蓄積した実験データ」と「暗黙知を含む独自の溶接知見」とを最大限に利活用可能なデータ活用基盤を構築する取り組みに着手した。本稿では、1章で溶接材料向けのMI技術開発、2章でMI活用の具体的な事例、3章で溶材開発DataLabと称するデータ活用基盤の構築について、それぞれ述べる。

1. MI技術の概要

一般的なMI技術は、材料設計から材料特性の順問題を計算する予測技術と、材料特性から材料設計の逆問題を解く探索技術から構成される。溶接材料開発は、①設

*1 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部 *2 技術開発本部 デジタルイノベーション技術センター

計すべき原材料配合、②複数原材料から構成される溶接材料の化学成分（以下、溶材成分という）、③溶接後の溶接金属の化学成分（以下、溶金成分という）、④溶接金属の機械的特性（以下、溶金特性という）の各関係性を考慮しながら行う。これら溶接材料の特徴を考慮したMI技術として、①～④の各関係をつなぐ予測探索技術を開発した（図1）。まず、原材料配合から溶材成分の予測は線形式で表せる特徴を有していることから、溶材成分から原材料配合の探索は凸最適化問題と捉えて手法を開発した。いっぽう、溶材成分から溶金成分、溶金成分から溶金特性の各予測は、複雑な溶接現象や材料組織形成が関わるため、明確な関係式を物理理論に従って構築することが難しい。そこで、豊富な実験データから機械学習手法により予測モデルを学習した。そして、探索は学習モデルをベースに最適化を行うことで実現した。各予測探索技術のベースになっている手法を以下に述べる。

1.1 溶材成分・溶金成分・溶金特性の予測探索

材料設計 $x \in \mathbb{R}^d$ と材料特性 $y \in \mathbb{R}$ の組み合わせからなるデータセット $D = \{(x^{(i)}, y^{(i)}), i = 1, \dots, n\}$ が得られているときに、予測モデル $y = f(x)$ を機械学習手法により学習することができる。

最も単純な機械学習手法として、以下の線形回帰モデルがある。

$$f(x) = w_0 + w_1 x_1 + w_2 x_2 + \dots + w_d x_d \dots \dots \dots (1)$$

ここに、 w_0, \dots, w_d は回帰係数である。

線形回帰モデルは、各変数 x_i に関して線形な傾向を表現するモデルであり、解釈性が高く、データ数が少ない場合にも適用可能であるが、複雑な現象をモデル化することはできない。この線形回帰モデルの表現力を改善しつつ解釈性を持つモデルとして、加法モデルがある。

$$f(x) = f_1(x_1) + f_2(x_2) + \dots + f_d(x_d) \dots \dots \dots (2)$$

ここに、 f_1, \dots, f_d はスプライン基底関数である。

加法モデルは、各変数 x_i に関して個別の非線形な関数 $f_i(x_i)$ で表現されたものを足し合わせた構造になっている。そのため、線形回帰モデルと同等の解釈性を保ちながら、少し複雑な現象をモデル化することができる。ただし、変数間の非線形な相互作用までを捉えることは難しい。

いっぽう、加法モデルでは考慮が難しいより複雑な非線形現象までを捉えることができるモデルに、ガウス過程回帰⁷⁾がある。詳細は割愛するが、ガウス過程回帰

はカーネル関数と呼ばれる関数を設計することにより、モデル $f(x)$ の持つ滑らかさ、線形性、加法性、周期性などの様々な性質を表現できる。また、ガウス過程回帰は確定的な予測ではなく、学習データ不足や実験結果がばらつくことに起因した予測の不確かさも表現することができる。この特徴は、つぎに述べるベイズ最適化との相性もよい。非線形モデルには、これ以外にもニューラルネット、ランダムフォレストなどもあるが、上記の特徴からガウス過程回帰がよく使われる。

ここまで、予測モデル $y = f(x)$ を構築する順問題を解く手段について述べてきた。しかし、実際の材料開発で重要なのは、実現すべき材料特性 y の目標が示されたときに、それを実現する材料設計 x を求める逆問題を考えることである。この目標を達成できる可能性が高い x を探索する手法にベイズ最適化⁸⁾がある。まず、ガウス過程回帰のように予測の不確かさも表現可能なモデルを用いて、過去の実験データから予測モデル $f(x)$ を学習する。この手法では、任意の x に対する y の値を不確かさを含めて予測することができ、 y の目標を達成する確率を計算することができる。すなわち、 y の目標を達成する確率を評価指標として、評価指標が最大となる x を最適化計算により求め、逆問題の解を得ることができる。

評価指標には目的別に様々なものが提案されており、最善の実験データから改善する可能性を期待値、あるいは確率で表現した期待改善度や改善確率などがある。

これまで、MI技術として代表的な予測探索技術について述べてきた。本技術を溶接材料開発に適用する際には、溶材成分、溶金成分、溶金特性の各現象に関する知見、実験データ数、モデル解釈性の可否を踏まえて、適切な機械学習手法の選択や内部パラメータを設定した。また、材料設計 x をどうするかも重要な点であり、材料知見により選択、変換を行っている。実際に本技術を適用した事例は2.1節および2.2節に記載する。

1.2 溶材成分からの原材料配合探索（逆成分展開）

本節では、溶材成分から原材料配合を探索する技術について述べる。

溶材成分（例えばC、Siなど）の濃度を表すベクトル w は、式（3）に示すように原材料成分濃度をまとめた行列 A と配合比率 x の線形式で計算できる。これを成分展開と呼ぶ。

$$w = Ax, \quad A = [a^{(1)}, \dots, a^{(n)}] = \begin{bmatrix} a_C^{(1)} & \dots & a_C^{(n)} \\ a_{Si}^{(1)} & \dots & a_{Si}^{(n)} \\ \vdots & \dots & \vdots \end{bmatrix} \dots (3)$$

ここに、 $w = [w_C, w_{Si}, \dots]^T \in \mathbb{R}^m$ は m 種類の溶材成分濃度、

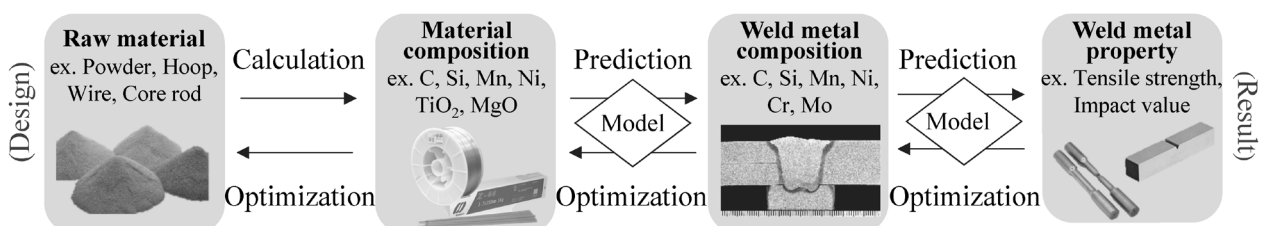


図1 溶接材料設計におけるMI活用コンセプト
 Fig.1 Concept of MI application for welding material designing

$x \in \mathbb{R}^n$ は n 種類の原材料の配合比率, $a^{(i)} = [a_C^{(i)}, a_{Si}^{(i)}, \dots]^T \in \mathbb{R}^m$ は i 番目原材料の成分濃度, $A \in \mathbb{R}^{m \times n}$ は原材料成分濃度をまとめた成分行列である。

溶接材料開発では, 目標とする溶材成分が定まった後に, それを実現する原材料の配合比率を考える。従来は原材料の配合比率を変えながら成分展開計算を行い, 目標の溶材成分に近づけるように試行錯誤を行っていた。そこで, この逆問題を式 (4) の制約付き最適化問題として定式化して解くことを考える。

$$\begin{aligned} \min_x \quad & \|w_{target} - Ax\|_1 \quad \dots \dots \dots (4) \\ \text{subject to} \quad & \sum_j x_j = 1, \quad 0 \leq x_j \leq 1, j = 1, \dots, n \end{aligned}$$

ここに, $w_{target} = [w_C^{target}, w_{Si}^{target}, \dots]^T \in \mathbb{R}^m$ は目標の溶材成分濃度, $\|\cdot\|_1$ は L1 ノルムである。

上記の最適化問題は, 目標の溶材成分 w_{target} と成分展開 Ax の誤差を最小化する問題である。また原材料の配合比率を表すために, x には 0 以上 1 以下, かつその合計が 1 となる制約条件を加えている。

この問題は, 最小化する関数が凸関数であり, かつ制約条件が 1 次の等式と不等式で表現されていることから, 凸最適化問題⁹⁾ に分類することができる。凸最適化問題は, 単体法や内点法などのアルゴリズムを用いることにより, 高速で最適解を求めることができる。また, 特定原材料の使用要否, 配合比率, 溶材成分の制約など, 実務上発生しうる多くの要求も制約条件に加えることにより, その条件を満たした原材料配合比率を求めることができる。

このような定式化と最適化により溶材成分から原材料配合設計を探索する技術を, 成分展開に対して逆成分展開と呼ぶ。実際に本技術を適用した事例は 2.3 節に記載する。

2. MI 技術の適用事例

実際の溶接材料開発に MI 技術を適用した事例を以下に述べる。

2.1 プライマ塗布鋼板すみ肉溶接フラックス入りワイヤへの MI 適用事例

本節では, 溶接材料に用いるべき原材料とその配合比率を多種多様な候補から MI で選別・決定することにより, 当社製品の特性向上に活用した事例を紹介する。

造船・橋梁・鉄骨分野などでは, 防錆のために無機ジ

ンクを鋼材表面に塗布したプライマ鋼板が使用されている。この鋼板のすみ肉溶接では, 溶接作業のしやすさから, 数十種の原材料を鋼製の外皮で包んでワイヤ状に成形・伸線したフラックス入りワイヤ (以下, FCW という) が好まれている。FCW による溶接では, アーク熱によって気化したプライマガスにより溶接ビード表面にピットと呼ばれる気孔欠陥が発生し, 該当部の除去と再溶接が必要になるリスクがある。そのため, 溶接ビード表面にピットが発生しにくいワイヤが求められている。

そこで, 当社製品の中でもとくに耐気孔欠陥性に優れたワイヤのさらなる改良を目的に, プライマ鋼板のすみ肉溶接部の溶接線方向断面写真を二値化処理して求めた気孔欠陥率を MI で予測することにより, ワイヤに使用する原材料配合の最適化を検討した。

はじめに, 数百点に及ぶ過去の実験データをもとに, 原材料配合から気孔欠陥率を予測するモデルを学習した。つぎに, 予測モデルを用いて気孔欠陥率低減に有効な原材料の配合を抽出し, 実際にワイヤを試作して気孔欠陥率を評価することにより効果を検証した。原材料配合の抽出には, 学習データの分布や気孔欠陥の生じにくいワイヤの特徴, 対象製品からの改善代の観点を総合的に考慮した。また, 試作ワイヤの評価結果を実験データに追加して再度学習させ, 材料設計探索と試作評価を繰り返した。

その結果, 約 80 の原材料候補から気孔欠陥率低減に有効な 13 の原材料を抽出し, 2 サイクル目の試作検証において目標の気孔欠陥率を達成する原材料の配合を見いだした。MI 提案材は従来製品と比較して, 気孔欠陥が発生しやすい加速的な評価条件下においても, ルート部から発生した気孔欠陥の伸張が抑制されている。また, 溶接ビード表層まで達する空隙が認められない (図 2)。その後の量産試験においても, MI 提案材の耐気孔欠陥性, ならびに溶金特性, その他諸特性が良好であることを確認しており, 間もなく製品化される見込みである。

2.2 2.25Cr-1Mo-V 鋼用溶接材料への MI 適用事例

本節では, 各種制約下において相反する特性が両立する材料設計を MI で探索し, 未知領域において新規材料知見を獲得した事例を紹介する。

化学プラントや発電プラントで使用される圧力容器は高温・高圧下で長期間稼働するため, その構造部材には高いクリープ強度が求められる。いっぽう, 溶接構造物としての健全性を担保するために, 脆性破壊に対する耐

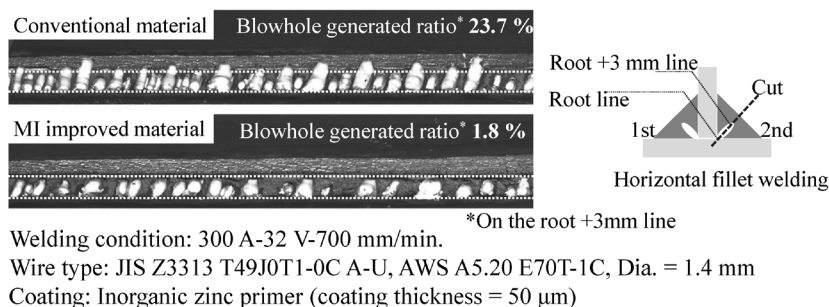


図 2 試験材によるすみ肉溶接部の溶接線方向の断面写真
Fig.2 Fracture face in longitudinal direction of fillet weld metal

性確保や溶接施工時の低温割れ抑制の観点から、溶接金属には高いじん性や常温引張強度の上限制約も求められる。これらの特性はフェライト系の溶接材料では相反することがよく知られており、その高位両立が課題である。

ここでは、石油精製リアクタ向け2.25Cr-Mo-V鋼用サブマージアーク溶接材料に焦点を当て、これらの相反する特性を両立する材料設計の探索にMI技術を活用した事例を紹介する。

はじめに、本溶接材料に関わる過去の実験データを収集、学習データ化し、溶金成分や溶接入熱などを材料設計変数として、耐力、じん性、クリープ破断時間を予測するモデルをそれぞれ学習した。各特性予測値と実測値の相関を図3に示す。いずれの特性も予測値と実測値間に強い正の相関が認められる。いっぽう、じん性モデルは比較的ばらつきが大きい。これは、シャルピー衝撃試験温度が本溶接材料の遷移温度近傍であり、測定値のばらつきが大きいことが要因と考えられる。また、多層溶接した溶接試験体から採取した試験片ノッチ直下のミクロ組織分布の影響など観測していない事実が予測精度に表れていると推察される。

つぎに、公的規格で要求される溶金成分の各種制約下でこれら3特性の目標値をすべて満足し、かつクリープ破断時間とじん性の正規化値の積が最大となる溶金成分をベイズ最適化手法で探索することにより、これら特性を高位に両立する材料設計の抽出を図った。また、探索材を試作評価して得られた結果を学習データに追加して再度学習させ、材料設計探索と試作評価を繰り返した。その結果、3サイクル目の試作検証において、目標特性を両立する、従来知見とは異なる新しい材料設計を見いだした(表1)。過去の改良材はクリープ特性を重視した結果、耐力やじん性への影響を十分に考慮できていなかったが、今回のMI適用によりこれら特性の両立とい

う困難な課題に対してブレイクスルーを果たした。現在、当該材料に要求される他特性、溶接条件による特性影響、生産性を総合的に判断して、製品化を計画している。

2.3 硬化肉盛溶接FCWへのMI適用事例

本節では、原材料配合設計の最適化の観点から、1.2節で述べた逆成分展開手法を用いて生産上の課題解決を図った事例を紹介する。

当社JIS Z 3326 YF3B-C-600適合の硬化肉盛溶接FCWは、フラックス充填量が多い製品設計にしているが、この設計に起因する生産上の課題があった。この課題を解決すべく、フラックス充填量を現行設計よりも低減することを前提に、現行材の溶材成分に近い原材料の配合比率を探索した。その結果、フラックス充填量を15%低減しても現行材と同等の溶材成分を実現する原材料配合を抽出し(図4)、その溶金成分も現行材と同等なることを確認した(表2)。また、溶金硬度も現行材と同等であることを確認しており、生産課題の解決に向けた材料設計調整にめどを得た。

従来このような材料設計変更では、溶材成分や溶金特性に大きな影響を及ぼす主要な原材料や成分が目目されやすく、影響が比較的小さい要素の調整は軽視される傾向にあった。いっぽう、本技術を活用して適切な制約条

表1 試作材料の評価結果
Table 1 Investigation results of testing materials

Testing materials	Proof stress (MPa)	Absorbed energy at -30°C (J)	Creep rupture time (h)
[PWHT condition]	[705°C×8h]	[705°C×8h]	[705°C×32h]
Conventional material	589	101	747
Former improved material	623	62	958
MI improved material	610	150	1,382
Specification	Max. 620	Min. 54	Min. 900

PWHT: Post weld heat treatment
Tensile test: JIS Z3111 A1 (test temperature= room temperature)
Charpy impact test: JIS Z3111 V-notch
Creep rupture test: Test temperature=540°C, Initial stress=210 MPa

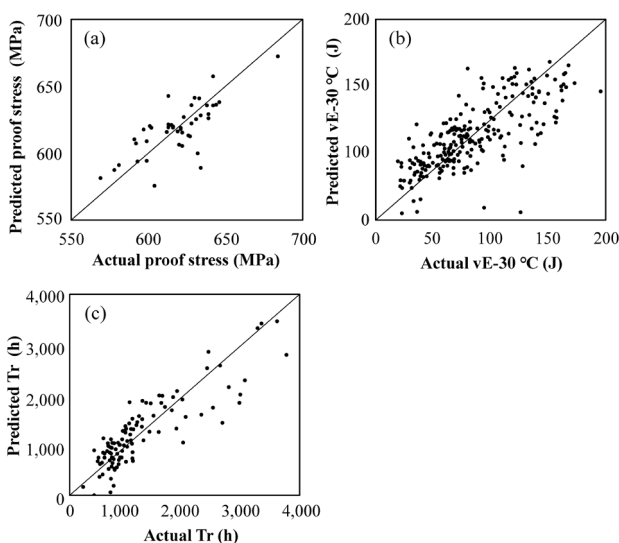


図3 各特性MIモデルの精度評価グラフ

(a) 耐力モデル、(b) じん性モデル、(c) クリープ破断時間モデル
Fig.3 Relationship between actual and predicted values for each model
(a) Proof stress model (b) Absorbed energy model (c) Creep rupture time model

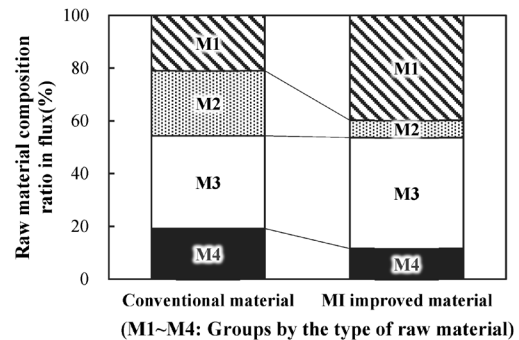


図4 設計変更前後の原材料配合比率
Fig.4 Raw material composition ratio in flux cored wire

表2 設計変更前後の溶金成分
Table 2 Chemical composition of deposited metals

Testing materials	Chemical composition of deposited metals (mass%)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Fe
Conventional material	0.48	0.6	1.0	0.010	0.01	4.8	0.6	0.02	<0.1	Bal.
MI improved material	0.46	0.5	0.9	0.010	0.01	4.6	0.6	0.02	<0.1	Bal.
Specification (JIS Z3326 YF3B-C-600)	0.10-1.50	Max. 3.0	Max. 3.0	Max. 0.03	Max. 0.03	3.0-10.0	Max. 4.0	Max. 2.0	Max. 4.0	Bal.

Testing method: JIS Z3326

件下で配合調整を最適化することにより、従来着目されなかった原材料の使用や微量成分を考慮して、機微な配合調整の検討が迅速にできるようになった。

今後、原材料の化学成分、粒度、水分特性などの溶材設計上重要な物性を総合的に考慮できるよう計算ロジックを改良し、より高度な材料設計が提案できることを計画している。

3. 溶材開発 DataLab の概要説明

これまでMI技術やその適用事例を紹介してきたが、本章ではこれらMI技術を材料開発者自身が広く活用していくために開発したデータ活用基盤「溶材開発 DataLab」について述べる。

溶材開発 DataLab (図5) は、実験データを蓄積するデータベース基盤と、MI技術やその他の分析をプログラミングレスで実現する分析基盤から構成されるクラウド上のアプリケーションである。各基盤の概要と特徴を以下に述べる。

3.1 データベース基盤

溶接材料等の材料開発では、様々な実験データが存在する。従来、データは担当者が個人管理するケースが多く、整理の仕方も担当者、実験時期、内容によって統一されないことが多くあった。そのため、これら実験データを分析可能な形式に再整理する負荷が大きく、これがMI活用の障壁になっていた。また、実験データを保存する仕組みとして、データベースを構築するケースもあるが、実験のデータ項目や工程は目的に応じて変化することが多い。そのため、データ構造の事前定義が難しく、データベース設計を困難にしていた。そこで、これらの問題を解消するために、事前定義が不要なデータベース基盤（以下DB基盤という）を構築した。

本DB基盤のデータ処理概要を図6に示す。本DB基盤へのデータ登録には、所定のルールで記述されたヘッダを持つcsvファイルを使用する。記述ルールは、「①各列は先頭行に分類テーブル名とデータ項目名（および必要ならば単位系を含む）を所定の書式に基づいて記述する」と「②データテーブルに各レコードを区別するためのキー項目列を持つ」の2点とした。例えば、炭素Cの含有率を記載するデータ列は、ヘッダに分類テーブル名「化学成分」、データ項目名「C」、単位系「mass%」を含む記述を用いる。キー項目はレコード毎にユニークなID番号などである。

また一連の実験で得られる実験結果をまとめたcsvファイル群は、「化学成分」や「機械特性」などの複数分類テーブルを含む。分類テーブル間には関係性があるレコードが存在する。本基盤では、これら複数分類テーブル間のレコードの対応関係をキー項目値の組合せで表現する。本基盤は「逆スタースキーマ方式」を採用しており、csvファイル群からテーブルデータを抽出し、分類テーブルごとに集約する。さらに各分類テーブルのキー項目を集めたりレレーションテーブルを形成し、分類テーブル間の関係性を表現した。

本DB基盤は、アップロードファイルから自動的に分

類テーブル群とレレーションテーブルに整形・変換しレレーションデータベース内の目的別データベースに保存する。ユーザは必要なデータテーブルを自在に組み合わせ分析データを入手することが可能になった。なお、本基盤は登録ユーザのみが利用でき、ユーザ単位でアクセス権限を設定することにより閲覧・取得可能なデータを制御し、セキュリティ担保とユーザ同士のデータ共有の両立を実現している。

3.2 分析基盤

分析基盤は「市販の表計算ソフトウェアやBI(Business Intelligence) ツールなどの可視化ツール」と「当社が独自に開発した分析ツール」で構成した。

表計算ソフトウェアや可視化ツールは、前述のレレーションデータベースに直接アクセスすることにより必要なデータを迅速に取得・成形・可視化することができる。そのデータや分析結果を俯瞰（ふかん）できる機能は、ユーザの意思決定を補助する役割を担っている。また、分析ツールは、データベース基盤に蓄積された実験データを機械学習した予測モデルを搭載し、直観的な操作で高度な分析を可能とした。その概要を以下に述べる。

これまでも実際の材料開発での検証を通じて、課題解決手段としてのMI技術の有効性は実証されつつあった。しかし、データサイエンティストがPythonやRなどの統計解析向けプログラムを駆使して分析するなど、専門性が高いことがMI技術の広い活用を困難にしていた。そこで、本分析基盤の開発により、一般の材料開発者でも容易に高度な分析を実施できる環境を整備した。

分析ツールには、当社のデータサイエンティストがデータベース基盤上に蓄積された実験データを機械学習・チューニングすることにより作成した様々なモデルが登録されている。分析ツールの使用例を図7に示す。分

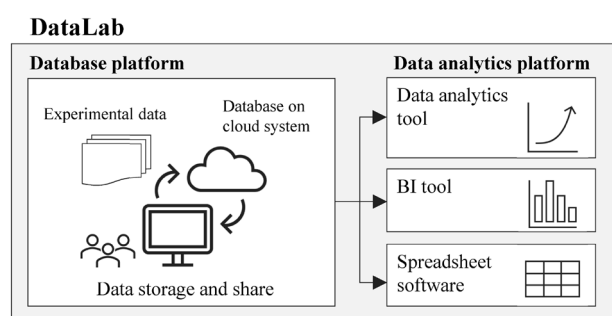


図5 溶材開発 DataLab の構成図
Fig.5 System architecture image of DataLab

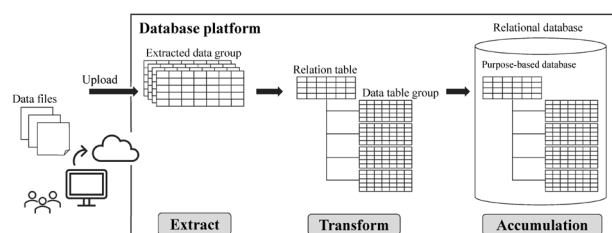


図6 データベース基盤におけるデータ処理の概略図
Fig.6 Data processing image on the database

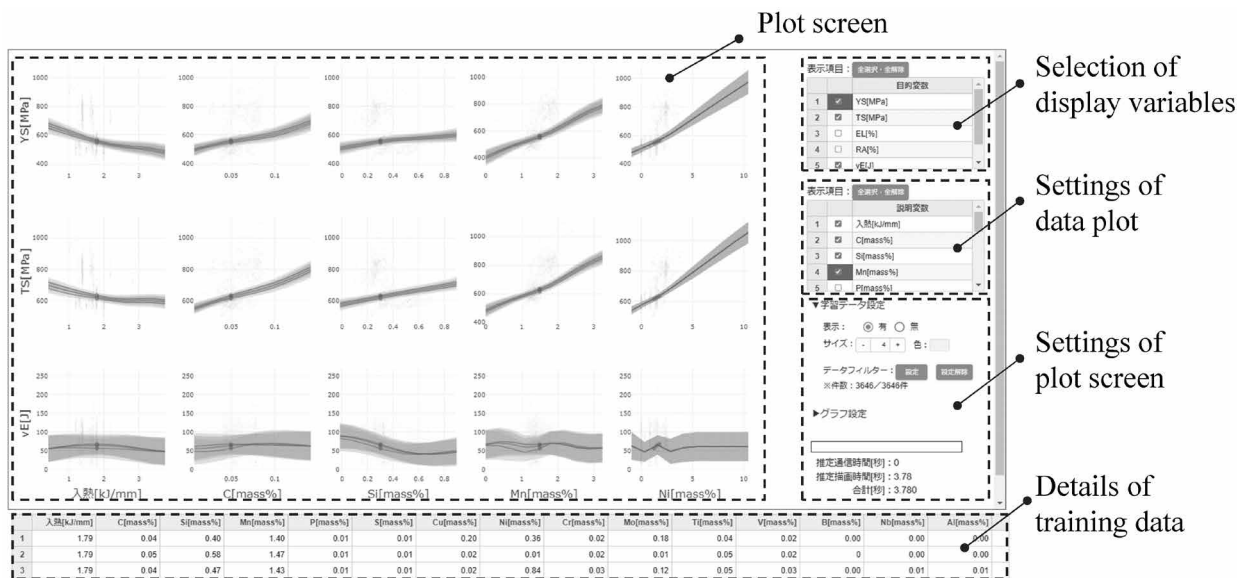


図7 分析ツールの一画面
Fig.7 Screen example of the data analytic tool

析ツールの画面上には、溶接入熱や溶金成分をパラメータとして、予測の不確かさや各パラメータ変動による特性予測値の変化傾向とともに、強度特性やじん性を予測した結果が表示されている。この事例のように、ユーザは目的に応じてモデルを選択し、変数や条件を入力して計算を実行することにより、容易に材料特性の予測や目的材料の設計探索を行うことができる。また、このような高度な計算をクラウド上で実行することにより、ローカル端末のマシンスペック不足という高度なデータ分析における一般的な問題の解決も図っている。

今後も、予測と探索に関するモデルを拡充し、溶接材料開発をより強化させていくことを計画している。

4. 今後の展望

溶接材料は適用業種、適用箇所、鋼種、施工法ごとに要求特性が異なるため、必要となる実験データやMI技術も異なる。今後、材料開発者ニーズの重要性や一般性が高い要素から継続して実験データの蓄積とMI技術を開発し、技術的に対応できることを順次拡大させる。また、すべての材料開発者がそのメリットを享受できるように溶材開発DataLabのアップデートを継続していく。さらに、材料開発だけでなく、溶接ソリューション開発や生産課題解決にMI技術の適用を拡大し、開発工期短縮、未踏の高位特性確保、製造品質の向上の実現を図っていく。

むすび=溶接材料の開発プロセスにおける課題解決手段としてMI技術の適用を検討し、実際の材料開発案件に対してその有効性を実証するとともに、学習データ共有とその利活用を可能にするデータ活用基盤を構築した。今後、MI技術と本基盤の最大活用を図り、材料開発の高度化を通じて顧客ニーズに対応していく所存である。

参考文献

- 1) 加茂和史ほか. R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.68, No.2, p.7-11.
- 2) 日本製鉄. ニュースリリース. 2022-03-09.
https://www.nipponsteel.com/news/20220309_100.html. (参照2022-12-19).
- 3) 知京豊裕. 情報知識学会誌. 2017, Vol.27, No.4, p.297-304.
- 4) 出村雅彦ほか. まてりあ. 2019, Vol.58, No.9, p.489-493.
- 5) 東洋経済日報. 2017-06-23.
http://www.toyo-keizai.co.jp/news/economy/2017/post_6997.php. (参照2022-12-19).
- 6) NIST. Materials Innovation Case Study: QuesTek's Ferrium® M54® Steel for Hook Shank Application.
https://www.nist.gov/system/files/documents/2018/06/26/materials_innovation_case_study_questek_090616.pdf. (参照2022-12-19).
- 7) 持橋大地ほか. ガウス過程と機械学習. 講談社, 2019. 256p.
- 8) 松井孝太ほか. まてりあ. 2019, Vol.58, No.1, p.12-16.
- 9) S. Boyd et al. Convex Optimization. Cambridge University Press, 2004. 727p.

(解説)

遠心圧縮機用インペラのシュラウド接合技術

西村幸弘^{*1}・仲山善裕^{*2}・石井宏明^{*3}

Shroud Bonding Technology on Centrifugal Compressor Impellers

Yukihiro NISHIMURA・Yoshihiro NAKAYAMA・Hiroaki ISHII

要旨

遠心圧縮機用クローズドインペラには、作動流体に応じてステンレス鋼や低合金鋼などの多様な材料が用いられており、流量や圧力仕様にに応じてサイズや翼形状も様々である。シュラウドの接合には、材料およびサイズや翼形状に応じた最適な方法を選択する必要がある。最も一般的な接合方法であるすみ肉溶接の適用が困難なケースについて、液相拡散接合とスロット溶接を取り上げ、その特徴、適用事例、検査方法を解説した。液相拡散接合については主に接合原理、強度確認試験、超音波探傷検査、スロット溶接については主に熱変形を抑制する溶接方法の選定、溶接後の形状精度、非破壊検査方法を解説した。

Abstract

Closed impellers of centrifugal compressors are made of various materials such as stainless steel and low-alloy steel due to the working fluid, and also have various combinations of size and blade shapes according to the specifications of flow rate and pressure. Therefore, the optimum shroud bonding method must correspond to the material, size, and blade shape. In this paper, the features, applications, and inspection methods of liquid-phase diffusion bonding and slot welding are explained in detail, in case the common fillet welding is not applicable. The explanation of liquid-phase diffuse bonding mainly covers bonding theory, tensile-test and ultrasonic testing results. The explanation of slot welding mainly covers the welding method used for lower thermal deformation, dimensional accuracy after welding, and non-destructive testing methods.

検索用キーワード

遠心圧縮機, クローズドインペラ, すみ肉溶接, 液相拡散接合, スロット溶接, 超音波探傷試験, インサート材, 真空炉, 熱処理, 熱変形, 引張試験

まえがき = 遠心圧縮機のインペラは、翼上面にシュラウドがあるクローズド型とシュラウドがないオープン型に大別される。可燃性、腐食性、毒性がある作動流体では、発火や漏れによるリスク回避のためクローズド型が適用される場合が多い。

クローズド型には、作動流体に応じてステンレス鋼や低合金鋼などの多様なインペラ材料が用いられている。また、流量や圧力仕様にに応じてインペラ形状も変わる。図1に示すように、翼が低くシュラウドが直線的な2Dインペラや翼が高く入口から出口に向かってシュラウドが湾曲する3Dインペラなどが用いられている。

クローズドインペラの製作においては、材料やインペ

ラの形状に応じて最適な翼とシュラウドの接合方法を選択する必要がある。代表的なシュラウドの接合方法を図2に示す。最も一般的な接合方法はすみ肉溶接である。しかし、この方法は流路内における溶接棒のアプローチに制約があり、インペラの形状によっては施工できないケースがある。溶接棒がアプローチできない場合、当社では、比較的小径で低翼のインペラやシュラウド曲率が大きいインペラには液相拡散接合、大径で低翼のインペラにはスロット溶接を適用している。

本稿では、液相拡散接合とスロット溶接を取り上げ、これらの特徴、適用事例、検査方法などを解説する。

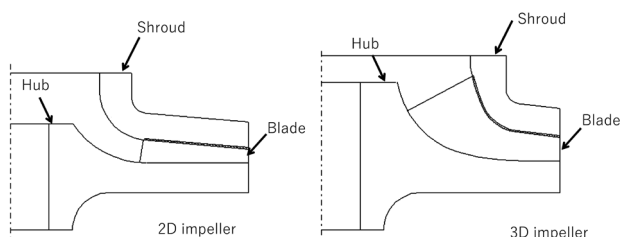


図1 2Dインペラと3Dインペラの模式図
Fig.1 Schematic illustration of 2D impeller and 3D impeller

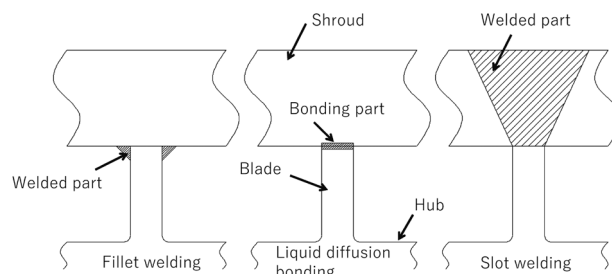


図2 シュラウド接合方法の模式図
Fig.2 Schematic illustration of shroud bonding method

^{*1} 機械事業部門 生産本部 生産企画部 ^{*2} 機械事業部門 技術本部 技術企画部 ^{*3} 神鋼検査サービス株式会社 検査サービス本部 検査サービス部

1. 液相拡散接合

1.1 液相拡散接合の特徴

液相拡散接合は、翼上面とシュラウドの接合部に箔状のインサート材を挿入して等温加熱することにより、インサート材を溶融させて両者を接合する方法である。クローズドインペラは腐食性の作動流体を扱うケースも多く、当社では腐食抑制の観点からAuを主成分とするインサート材を採用している。また、真空炉で加熱することにより接合面やインペラ表面の酸化を防止するとともに、熱変形を抑制するためにインペラのサイズや材料に対応した炉温制御を採用している。

インサート材は融点以上の等温保持により液相となり、母材との間で成分拡散を生じる。拡散による成分濃度の変化に伴って液相の融点が増加するため、等温保持中に接合部の凝固も進行し、母材と同等の強度を有するようになる。

液相拡散接合では、インサート材の溶融時に高温加熱が必要であり、これにより母材の強度特性が変化する可能性がある。したがって、接合工程の最後は適切な速度で冷却させ、さらに母材に応じた調質熱処理を施すことによりインペラに必要な強度特性を付与する必要がある。

1.2 接合体試験片による強度確認

Auを主成分とするインサート材を用いて翼とシュラウドの接合部を模擬した接合体を製作し、引張試験による強度確認を行った。

引張試験片 (N=8) と各試験片の破断後の外観を図3に示す。翼を模擬した角材1 (Block 1) とシュラウドを模擬した角材2 (Block 2) の間にインサート材を挟み、真空炉で接合熱処理と調質熱処理を行った。図3は接合体を試験片形状にカットした状態を示しており、接合面は図3の段付き部である。図3に示すように試験片はすべて母材で破断し、接合面での破断は見られなかった。

試験片 (N=8) の引張強度と0.2%降伏応力の測定結果を表1に示す。各測定値はインペラの材料仕様を1とした相対値で示している。材料仕様はインペラの運転応力に対して十分な裕度を持っている。

試験の結果、全ての試験片において引張強度および0.2%降伏応力が1以上の値を示し、インペラの材料仕様を満足することがわかった。また、図3に示すように、試験片はすべて母材で破断しており、接合部は母材と同等以上の強度であることが確認された。

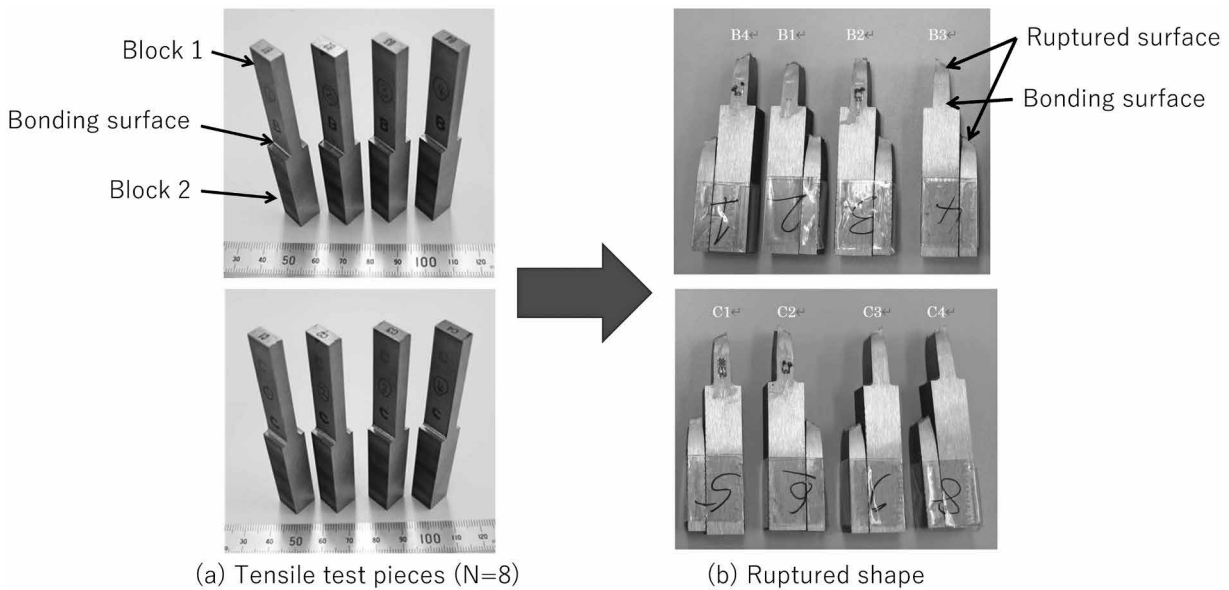


図3 接合体の引張試験片と破断外観
Fig.3 Tensile test pieces and ruptured shapes of liquid diffusion bonding

表1 接合体試験片の引張強度と0.2%降伏応力

Table 1 Tensile strength and 0.2% offset yield strength of liquid diffusion bonding test pieces

Test pieces	Tensile strength	0.2% offset yield strength	Test pieces	Tensile strength	0.2% offset yield strength
B1	1.055	1.146	C1	1.056	1.155
B2	1.054	1.211	C2	1.052	1.208
B3	1.052	1.203	C3	1.052	1.206
B4	1.052	1.205	C4	1.055	1.184

Tensile strength and 0.2 % offset yield strength are shown as the relative values to each impeller material specifications.

B and C use different production lots of insert material.

1.3 液相拡散接合の適用事例

流路内に溶接棒を挿入するすみ肉溶接に比べて、液相拡散接合は翼高さやシュラウド湾曲などの形状に起因する製作面の制約が少ない。溶接棒が挿入できないような翼高さが極めて低いインペラも接合が可能である。このような翼高さが低いインペラは回転軸を含む断面においてシュラウドが直線状であり、翼のねじれもないことから、当社では2Dインペラと呼んでいる。

図4は液相拡散接合を実施した2Dインペラの一例であり、接合後に最終加工を行った状態の外観である。真空処理により、インペラの翼表面は酸化せず金属光沢を維持している。

上述した2Dインペラの入口と出口の接合部の拡大写真を図5に示す。矢印部が接合面であり、翼の全長が接合されている。液相拡散接合は適切な炉温制御により熱変形を抑制できるため、設計値に対する寸法誤差が小さく、小流量のインペラでも形状精度の高いインペラを

製作できる。

上述した2Dインペラに対して、回転軸を含む断面においてシュラウドが湾曲し、翼も3次元的なねじれを伴うインペラを当社では3Dインペラと呼んでいる。翼は比較的高いが、接合面の湾曲により流路内で溶接点にアプローチしづらく、低翼の2Dインペラと同様にすみ肉溶接が困難なインペラである。

液相拡散接合を行った3Dインペラの一例を図6に示す。3Dインペラにおいても、2Dインペラと同様に翼の全長を接合している。液相拡散接合では翼とシュラウドの面あたりが重要であり、両者の加工精度が悪いと接合面に隙間や欠陥が生じる原因になる。

一般に、インペラが大型になるほど高精度の面加工が難しくなる。したがって、大型の2Dインペラは後述するスロット溶接を用いて製作する場合もある。

1.4 接合面の非破壊検査とスピントレスト

液相拡散接合の接合部は、翼上面とシュラウドに挟ま

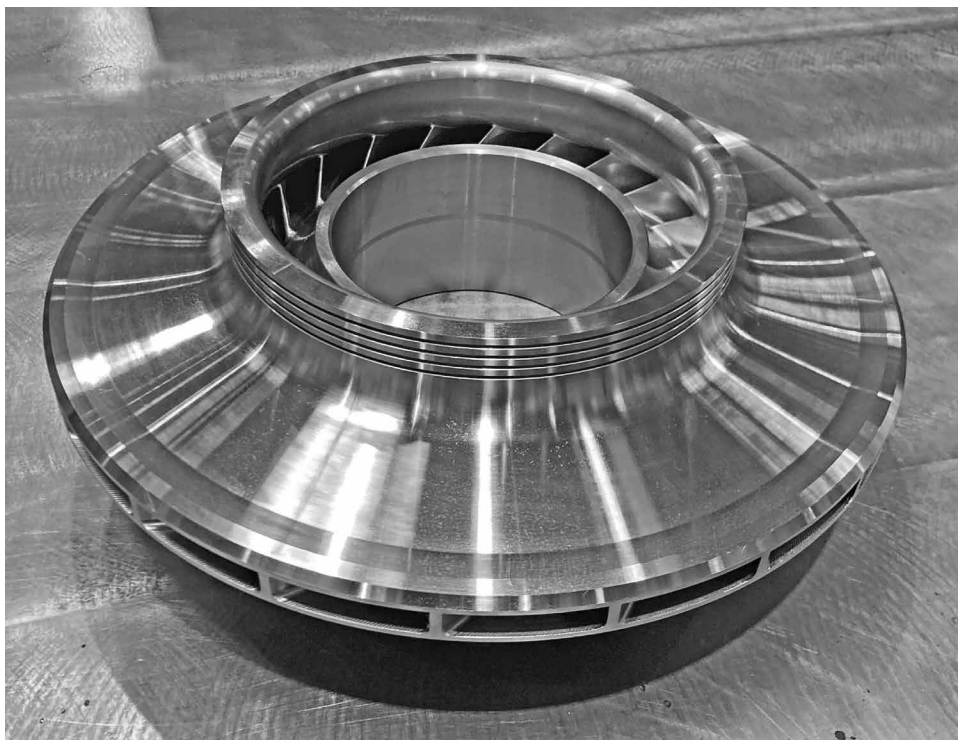
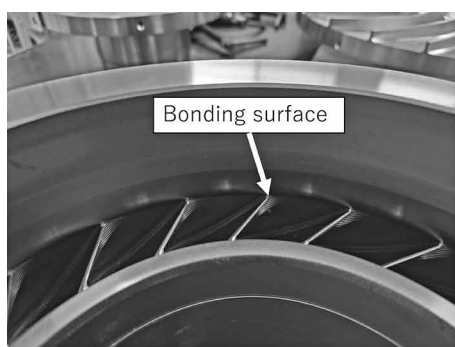
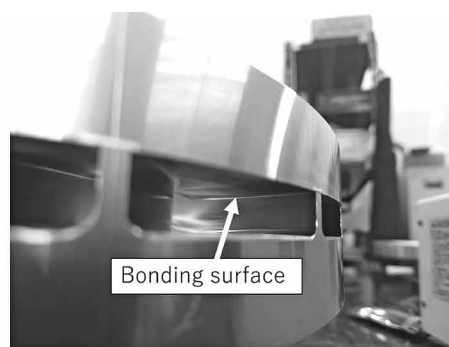


図4 液相拡散接合した2Dインペラの外観
Fig.4 Appearance of 2D impeller with liquid diffusion bonding



Inlet view



Outlet view

図5 2Dインペラの入口と出口の接合部の拡大
Fig.5 Details of inlet and outlet view of bonding surface in 2D impeller



図6 液相拡散接合による3Dインペラの外観
Fig.6 Appearance of 3D impeller with liquid diffusion bonding

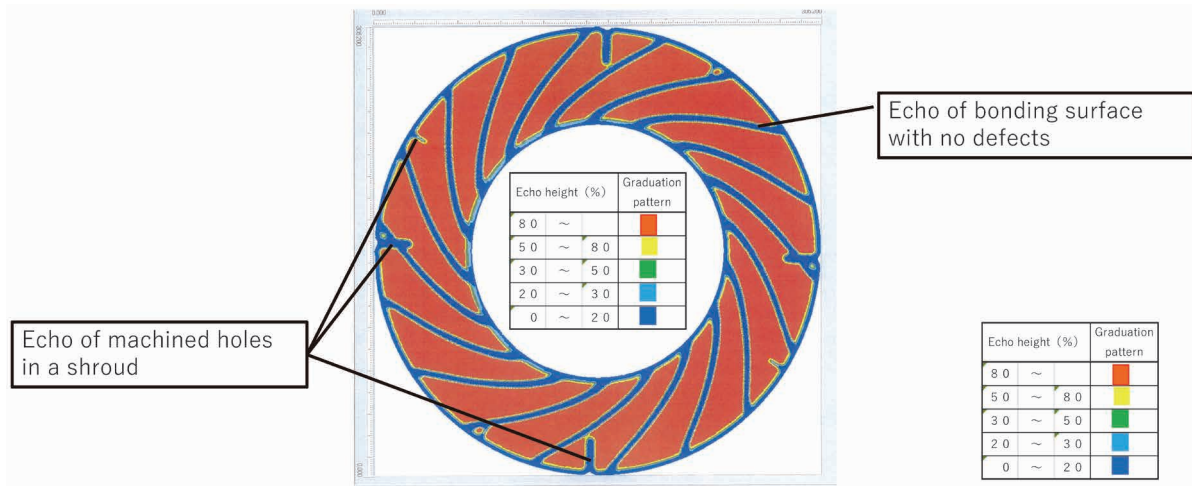


図7 2Dインペラの探傷結果
Fig.7 UT inspection result of 2D impeller

れた内面であり外から目視できないため、超音波探傷検査（以下、UTという）により接合状況を確認している。当社では、水浸UT装置を用いて、シュラウド表面から接合面に対して法線方向に超音波を入射する垂直探傷を行っている。インペラは水浸UT装置の回転台に設置され、回転と同時に探触子を半径方向にトラバースさせて接合面全体を探傷する。

2Dインペラの探傷結果の一例を図7に示す。図7はシュラウド側から見た接合面の状況であり、探傷部は接合面の前後数mmの領域である。図7では、超音波反射の強弱を色分けして示している。正常な翼の接合面は、超音波が通過して反射強度が低いため青く表示される。翼の接合面以外の領域は、超音波の反射強度が高いため赤く表示される。接合面に欠陥が存在する場合は、翼(青色)の中に赤や黄で欠陥が表示され、欠陥の位置が確認できる。また、寸法が既知の人工欠陥を用いて欠陥の大きさを校正している。

液相拡散接合や後述するスロット溶接を適用したインペラは、UTや磁粉探傷試験（以下、MTという）などの非破壊検査に合格した後、スピテスターで定格を超える高速の回転試験を行い、割れや変形がないことを確認した上で実用に供される。

2. スロット溶接

2.1 スロット溶接の特徴

スロット溶接は、シュラウドに開先溝を設け、溝の直下にインペラの翼上面を配置し、溝を多層溶接で充填することにより両者を接合する。溝加工後と溶接直後の外観写真を図8に示す。シュラウドの上面から溶接する構造のため、すみ肉溶接とは異なり流路内における溶接棒のアプローチが不要であり、低翼のインペラにも適用可能である。また、翼とシュラウドの面あたりに対して液相拡散接合ほどの高精度は要求されない。そのため、液相拡散接合に必要な面加工精度の確保が難しい大径インペラにも適用できる。さらに、翼上面全面の接合が必須ではなく、強度が確保できる接合長さを接合すればよく、溶接量を低減して変形を最小限に抑えることができる。

2.2 スロット溶接の適用事例

スロット溶接を適用したインペラを図9に示す。このインペラは、大径かつ出口高さが小さく、すみ肉溶接や液相拡散接合は適用が困難であるためスロット溶接を採用した。大型サイズであり溶接入熱が大きいため、変形を抑止するための配慮が求められる。また、溶接後の溶接金属部（以下、DEPOという）や熱影響部（以下、

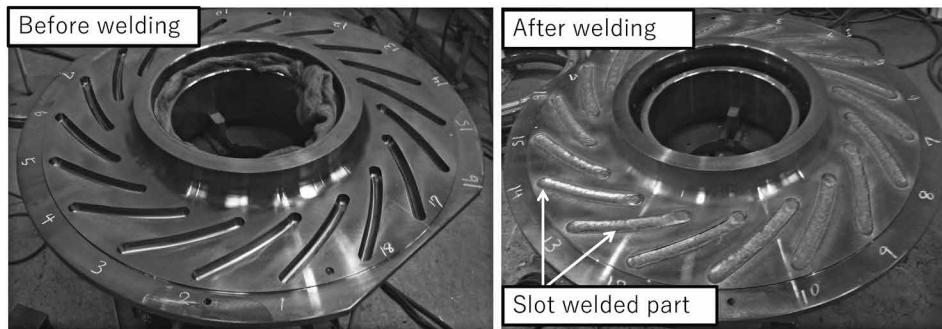


図8 スロット溶接前後のインペラの外観
 Fig.8 Appearance of impeller before and after slot welding



図9 スロット溶接した2Dインペラの外観
 Fig.9 Appearance of 2D impeller with slot welding

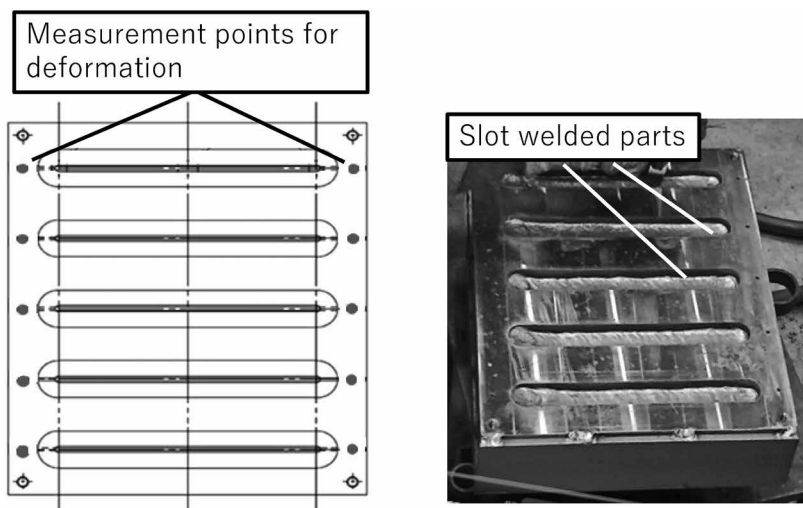


図10 変形量評価のための平板試験片
 Fig.10 Flat test block for deformation evaluation

HAZという)の強度特性もインペラに要求される仕様を満足する必要がある。そこで、溶接方法・条件を検討し、変形の発生を抑制できる製作方法を決定した。製作方法の検討に際しては、要素試験と実機試験を行い、製品品質が確保できることを確認した。試験の一部と検査方法を次項で紹介する。

2.3 要素試験

スロット溶接の課題は、高入熱による変形をどのように抑制するかである。要素試験では、試験片を用いて相対的に変形量の小さい溶接方法・溶接条件を検討した。

平板試験片(10体)の一例を図10に示す。これに製品同様の開先溝(5本)を設けて接合した。試験片はそれぞれ異なる溶接方法・溶接条件とし、上面には図10

表2 スロット溶接試験片の引張強度と0.2%降伏応力

Table 2 Tensile strength and 0.2% offset yield strength of slot welding test pieces

Test pieces location	Tensile strength	0.2% offset yield strength	Elongation
DEPO	1.020	1.105	1.267
HAZ	1.144	1.099	1.195
BASE METAL	1.077	1.082	1.317

Tensile strength, 0.2 % offset yield strength and elongation are shown as the relative values to each impeller material specifications

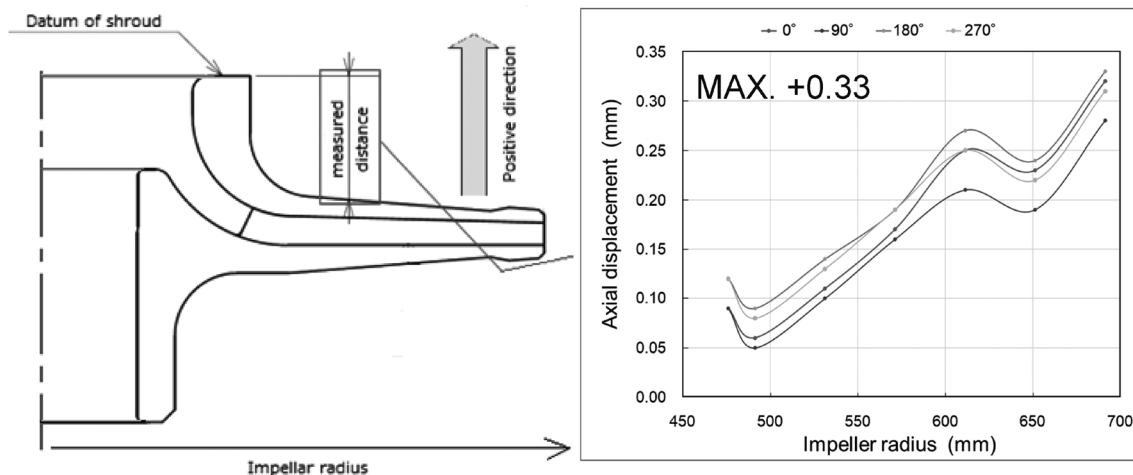


図11 スロット溶接後の軸方向変形量（実測値と設計値の差異）

Fig.11 Axial displacements after slot welding (deviation of measured and design values)

の丸で示す10箇所にて穴をあけ、溶接前後に各穴間距離を測定した。これらを比較して変形防止に有効な最適な溶接条件を求めた。穴間距離の総変形量を試験片ごとに比較すると、特定の溶接方法では総変形量が抑えられる。この溶接方法では、1パス当たりの入熱量は大きいですが、溶着量が多いため、他の溶接方法よりも積層パス数を減らすことにより結果的に変形を抑制できる。

つぎに、要素試験で決定した溶接方法で溶接継手を製作し、母材・DEPO・HAZの引張試験を行った。引張強度、0.2%降伏応力、伸びを表2に示す。表2に示す値は材料仕様を1とした場合の相対値であり、いずれもインペラに要求される材料仕様を満足している。なお、この試験とは別にASME SEC IX (Boiler and Pressure Vessel Code)にもとづいた溶接施工法確認試験を行い、引張強度についてはN数を増やして試験を行い、溶接品質に問題がないことを確認している。

2.4 実機試験

要素試験で決定した溶接方法・溶接条件が、拘束度や入熱量が異なる実機に適用可能か否かを確認するために、製品サイズのインペラに対して品質の検証（実機試験）を行った。

一例として、実機試験で製作したインペラ外面の形状精度について紹介する。スロット溶接の場合、機械加工後に補修溶接と応力除去焼鈍が必要になる場合がある。

そこで、補修溶接後の軸方向変形量（実測値と設計値の差異）を調査した。調査結果を図11に示す。図11では横軸にインペラ半径、縦軸に変形量を取り、シュラウド側への変形を正としている。半径方向を50 mmピッチ、円周方向を90°ピッチで測定した結果、寸法差は最大0.33 mmであった。この変形量は製品機能上、許容範囲内にある。

2.5 スロット溶接接合部の非破壊検査

拡散液相接合に対しては接合面を探傷し、スロット溶接に対しては溶接肉盛り部全体の検査を実施している。具体的には、垂直UT探傷により積層パス間の溶接欠陥など、斜角UT探傷により開先面の融合不良を検出する。また、溶接表面の健全性を確認するために、MTおよび浸透探傷試験（PT）も実施している。

むすび=遠心圧縮機に用いられるクローズドインペラのシュラウドの接合方法について、液相拡散接合とスロット溶接を取り上げ、それぞれの特徴、適用事例、検査方法を解説した。

シュラウドの形成には、接合による方法に加えてハブとシュラウドを一体加工する方法も実用化されている。当社では、製品性能と品質を考慮しながらインペラの形状や仕様に応じて、これらの方法を適切に使い分けている。

(技術資料)

溶接残留応力の測定技術

永井卓也*¹ (博士(工学))

Methods of Measuring Welding Residual Stress

Dr. Takuya NAGAI

要旨

残留応力は、一般的に疲労や腐食など実機損傷の要因として作用することが多く、その大きさや位置を正しく評価する必要があり、いくつかの方法が提案されている。本稿では、残留応力測定法の中でも工業的に広く利用されているひずみゲージ切断法とX線回折法に加え、内部残留応力を測定可能な改良型深穴せん孔法(MIRS法)とその特徴を概説する。また、近年注目を集めているアーク溶接技術を利用した積層技術WAAM(Wire and Arc-based Additive Manufacturing)で作製された積層造形物の内部を含めた残留応力分布について、MIRS法およびひずみゲージ切断法で実測した事例を紹介する。

Abstract

In general, residual stress often acts as a factor in mechanical damage such as fatigue and corrosion, and its magnitude and location must be correctly evaluated. To address this, several methods have been proposed. This paper outlines the characteristics of the strain gauge method and the X-ray diffraction method, both of which are widely used in the industry for measuring residual stress. Also outlined is the modified internal residual stress (MIRS) method and its features, this method being capable of measuring internal residual stress. A case study is presented in which the MIRS method and strain gauge method have been used to measure the residual stress distribution, including the inside of an additively manufactured object produced by wire and arc-based additive manufacturing (WAAM), a lamination technique using arc welding technology, which has been attracting attention in recent years.

検索用キーワード

溶接残留応力, ひずみゲージ, X線回折法, 深穴せん孔法, MIRS法, WAAM

まえがき = 構造物において、とくに溶接部近傍の残留応力は継手の疲労強度や応力腐食割れなどに大きな影響を与えるため、その分布状態を把握することは極めて重要である。一般的に、部材表面の圧縮残留応力はき裂の開口を抑える方向に作用するため、問題にならないことが多いが、部材表面の引張残留応力はき裂の開口を助長する方向に作用するため、予想もしなかった破壊の原因となることもある。これら表面の残留応力に対して、内部の残留応力は、その分布状態によってき裂の伝搬進路や変形に影響することが知られている。このため、構造物の設計において、溶接部周辺など大きな力が作用すると思われる箇所は、表面だけでなく内部の残留応力分布を把握することが求められている¹⁾。

本稿では、工業的に広く用いられるひずみゲージ切断法とX線回折法に加え、内部の残留応力を測定できる改良型深穴せん孔法(Modified Internal Residual Stress, 以下MIRS法という)を紹介する。また、近年注目を集めているアーク溶接技術を利用した積層技術WAAM(Wire and Arc-based Additive Manufacturing, 以下WAAMという)で作製された積層造形物の残留応力に対して、ひずみゲージ切断法およびMIRS法を適用した事例を紹介する。

1. ひずみゲージ切断法

ひずみゲージ切断法は、測定対象に接着したひずみゲ

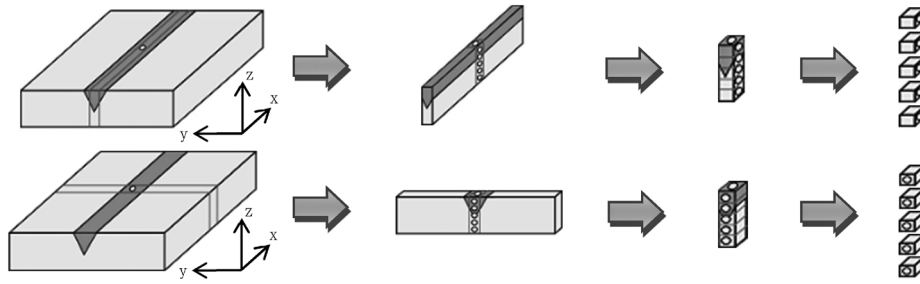
ージの周囲を切断することで解放される弾性ひずみを計測し、残留応力に換算する手法である。ここでひずみゲージとは、ひずみ変化を金属箔の抵抗値の変化として検出するものである。ひずみゲージは測定対象とする材質や用途によって多数の種類が市販されており、安価であるため幅広く利用されている。

溶接部への適用にあたっては、切断時の剥離防止のためのコーティング技術や凹凸部の研磨処理技術が必要となる。また、試料表面の残留応力測定が基本になるが、突合わせ継手などの単純形状で残留応力が対称分布をもつと考えられるような場合、切断順序や切断寸法を考慮することにより内部残留応力を測定する手法も提案されている。図1は、試験体2体を用い、溶接線方向と溶接線直角方向に薄板を切り出し、そのときに解放される応力とその板に残っている応力の和として残留応力を求める方法²⁾について、切断順序を示したものである。薄板を切り出すときに解放される応力は、板切断時の板の長手方向の解放ひずみが板厚に沿って直線分布すると仮定して求めている。切り出す板の長さが板厚の3倍以上あり、長手方向に一樣な残留応力場が存在する場合にはこの仮定が成立するという点に注意が必要である。

2. X線回折法

X線回折法は、応力による格子面のひずみをX線回折角の変化として検出し、残留応力に換算するものであ

*¹ コベルコ溶接テクノ(株) ソリューション技術部



$$\sigma_x = E \left\{ \left[\Delta \varepsilon_{xB} + (\Delta \varepsilon_{xT} - \Delta \varepsilon_{xB}) Z/h \right] + \nu \cdot \left[\Delta \varepsilon_{yB} + (\Delta \varepsilon_{yT} - \Delta \varepsilon_{yB}) Z/h \right] \right\} / (1 - \nu^2) + (\sigma_{xR} + \nu \cdot \sigma_{yR}) / (1 - \nu^2) \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$\sigma_y = E \left\{ \left[\Delta \varepsilon_{yB} + (\Delta \varepsilon_{yT} - \Delta \varepsilon_{yB}) Z/h \right] + \nu \cdot \left[\Delta \varepsilon_{xB} + (\Delta \varepsilon_{xT} - \Delta \varepsilon_{xB}) Z/h \right] \right\} / (1 - \nu^2) + (\sigma_{yR} + \nu \cdot \sigma_{xR}) / (1 - \nu^2) \quad \dots \dots \dots (2)$$

- σ_x : その板厚深さにおける溶接線方向 (=x方向) の残留応力
- σ_y : その板厚深さにおける溶接線直角方向 (=y方向) の残留応力
- E : ヤング率
- ν : ポアソン比
- h : 板厚
- Z : 裏面からの板厚方向の距離
- $\Delta \varepsilon_{xT}$: x方向に切り出すときの板の表面におけるx方向のひずみ変化量
- $\Delta \varepsilon_{xB}$: x方向に切り出すときの板の裏面におけるx方向のひずみ変化量
- $\Delta \varepsilon_{yT}$: y方向に切り出すときの板の表面におけるy方向のひずみ変化量
- $\Delta \varepsilon_{yB}$: y方向に切り出すときの板の裏面におけるy方向のひずみ変化量
- σ_{xR} : x方向に切り出した薄板に残っているx方向の応力
- σ_{yR} : y方向に切り出した薄板に残っているy方向の応力

図1 ひずみゲージ切断法による内部残留応力測定手順²⁾

Fig.1 Cutting procedure of internal residual stress measurement by using strain gauge

る。測定手法としては主に $\sin^2 \psi$ 法と $\cos \alpha$ 法が用いられる。 $\sin^2 \psi$ 法では、回折面法線と試料面法線のなす角 ψ を変化させ、各 ψ に対する回折角（格子面間隔）の関係を取得することにより応力を決定する（図2）。

いっぽう、近年対応する装置が拡大している $\cos \alpha$ 法では、一つのX線入射角度について得られた回折環から応力を決定する。複数回の測定を必要としないため、測定時間を短くすることができる。また、入射角の制御が不要であるため、測定装置の小型化も可能となり、現場測定では $\cos \alpha$ 法による測定が主流となっている。

なお、溶接部への適用については、溶接金属を避けて止端部を測定する場合が多い。結晶粒が粗大であると回折に寄与する結晶粒数が少なくなり、均一な回折環が得られなくなることで、残留応力を算出するための式が等方弾性体を想定して導出されており、異方性をもつ部位では誤差が大きくなるのが理由である。重ね溶接継手の止端部を測定した事例³⁾を図3に示す。一般的な軟鋼ソリッドワイヤで作製した試験体（CW）よりも、低変態温度溶接材料で作製した試験体（LTTW）の方が、溶接後の冷却過程における室温付近での変態膨張効果により、大きな圧縮残留応力となっていることがわかる。

3. X線回折法改良型深穴せん孔法（MIRS法）

深穴せん孔法（Deep Hole Drilling, 以下DHD法という）を発展させたMIRS法を、(株)山本金属製作所、大阪大学と当社の3機関で開発した⁴⁾。MIRS法は、内部

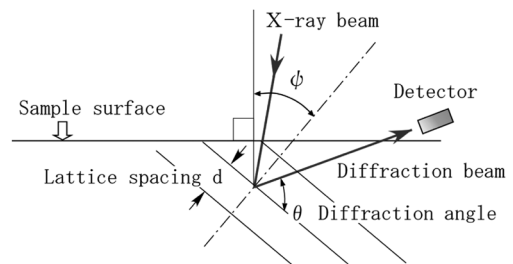


図2 試料に対するX線回折
Fig.2 X-ray diffraction of sample

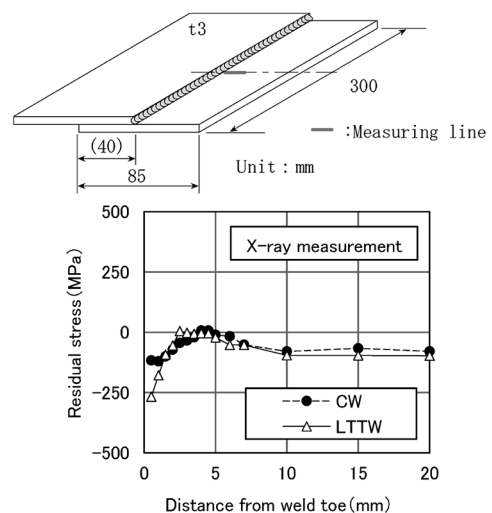


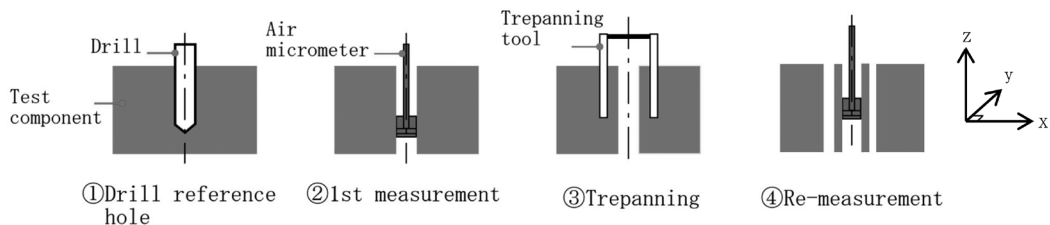
図3 X線回折法による重ね溶接継手の残留応力測定³⁾
Fig.3 Residual stress of fillet welded lap joints measured by using x-ray diffraction method

の残留応力を実測できる数少ない測定法の一つである。測定対象物の厚さが100 mm以上であっても測定でき、複雑な形状にも適用できる。測定は図4に示す手順で行う。測定位置にせん孔を行って参照孔を作製した後、参照孔を中心に円筒状に切り出し（トレパニング）、参照孔周辺の残留応力を解放する。残留応力は、トレパニング前後の参照孔径の変化量から求められる。DHD法との違いは、深穴加工の精度が大幅に向上している点である。具体的には、穴あけ工程の一部に回転工具をらせん状に移動させながら穴を繰り広げていくヘリカル加工を取り入れ、実績値として真円度0.007 mm，真直度0.005 mm/35 mm程度の精密加工を達成している。基準となる穴径にばらつきを無くすことによりエアマイクロメータによる計測範囲を確保でき、高精度な計測につながっている。溶接部への適用事例も複数報告されている^{5)~7)}。

4. WAAM積層造形物の残留応力測定⁵⁾

近年、金属を対象とした積層造形技術が注目を集めている。WAAMは、パウダーベッド方式に比べて高溶着なため、効率的に積層造形物が作製できるという利点がある。また、箱形の装置を必要とせず造形サイズに制限がないため、大型構造物への適用にも期待されている。いっぽう、アーク溶接技術がベースになっているが、一般的な溶接とは異なり溶着金属のみで構造物が形成されることになるため、WAAMは造形物の品質保証については十分な検証が必要である。疲労強度の低下、応力腐食割れ、加工精度の低下等につながる残留応力の把握およびその制御も重要課題の一つである⁸⁾。

ベースプレートに板厚25 mm，幅150 mm，長さ400 mmのSUS304，溶接ワイヤに308系を用いた積層造形物を作製し、残留応力評価した事例を紹介する。溶接トーチの進行方向は図5に示すとおりであり、長手方



$$\frac{d - d_0}{d_0} = -\frac{1}{E} \left[(1 + 2 \cos 2\theta) \sigma_x + (1 - 2 \cos 2\theta) \sigma_y + 4 \sin 2\theta \sigma_{xy} \right]$$

- d : トレパニング後の参照孔径 (mm) (④)
- d_0 : 初期の参照孔径 (mm) (②)
- E : ヤング率 (MPa)
- θ : x 軸からの角度 (deg.)
- σ_x : x 方向 (任意) の残留応力 (MPa)
- σ_y : y 方向 (x 方向の直角方向) の残留応力 (MPa)
- σ_{xy} : xy 平面のせん断残留応力 (MPa)

図4 MIRS法による残留応力測定手順³⁾

Fig.4 Residual stress measurement procedure by MIRS method

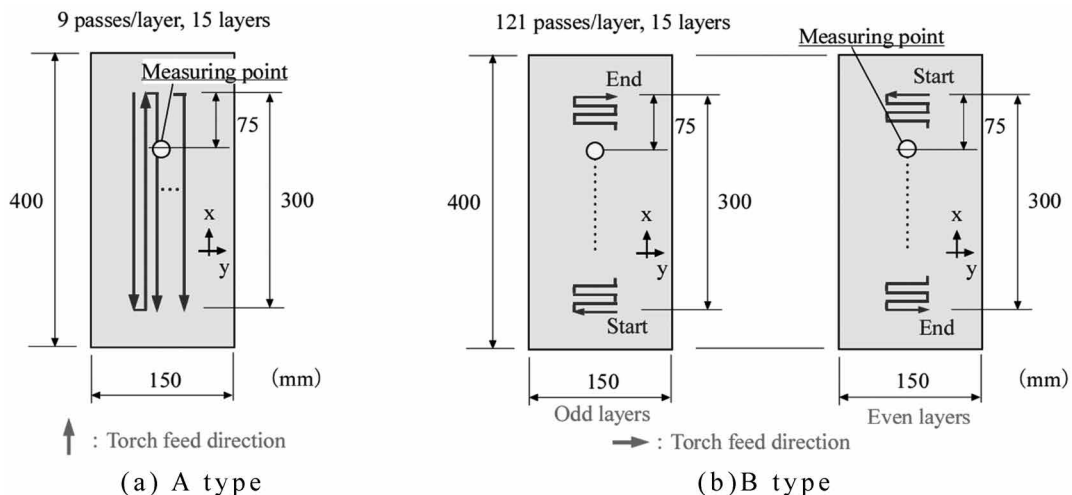


図5 積層方法および残留応力測定位置

Fig.5 Deposition sequence and measuring points of residual stress

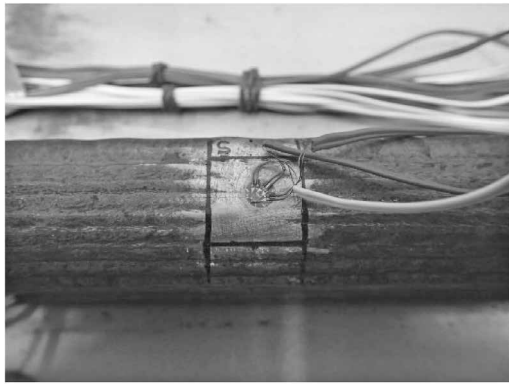


図6 ひずみゲージの貼付け状況
Fig.6 Bonded strain gauge

向 (x方向) に積層する方法 (Aタイプ) とその直角方向 (y方向) に積層する方法 (Bタイプ) の2種類とした。造形条件は、パルスモード、溶接電流200 A、アーク電圧23.5~24 V、溶接速度100 cm/min、パス間温度100℃以下とし、両条件とも造形部は幅約30 mm、高さ約40 mm、長さ300 mmで仕上げた。

図5に示す位置に対して、ベースプレート含めた全厚をMIRS法で測定した。せん孔径を ϕ 2.5 mmとし、深さ方向に1 mmピッチで測定を行った。エアマイクロメータは微小な寸法変位量を高圧の空気の高さや背圧(差圧)を利用して計測する構造のため、エア評価部が完全に参照孔内に入らない表裏面から1 mmの深さは測定範囲外とした。また、比較のためにひずみゲージ切断法でも同位置を測定した。ひずみゲージ切断法では、MIRS法で測定した位置と同じ場所(造形部頂点)にひずみゲージを貼り付け、コーティングを2層行った後、約15 mm角 \times 10 mm高さに切り出し、残留応力を算出した(図6)。

長手方向およびその直角方向について、残留応力測定を行った結果を図7に示す。両積層方法ともに長手方向(x方向)の引張残留応力が大きく、深さ10~20 mm程度の位置で引張残留応力が極大値をとっており、造形部の残留応力も同様の傾向を示した。ベースプレートの残留応力分布には違いがみられたが、溶接変形の差によるものと推察される。長手方向に対する直角方向(y方向)についても、両積層方法ともにおおむね \pm 50 MPaの範囲に収まっており、積層方法の違いによる明確な差はみられなかった。Bタイプの造形部は、幅が30 mm程度しかなく、Aタイプと積層方向を変えたものの、ビード幅30 mmの溶融プールが長手方向に進行しているものと同等であり、両タイプに差があらわれなかったと想定している。ひずみゲージ切断法による測定結果は、MIRS法による表面近傍の測定結果とほぼ一致しており、矛盾のない結果となっている。

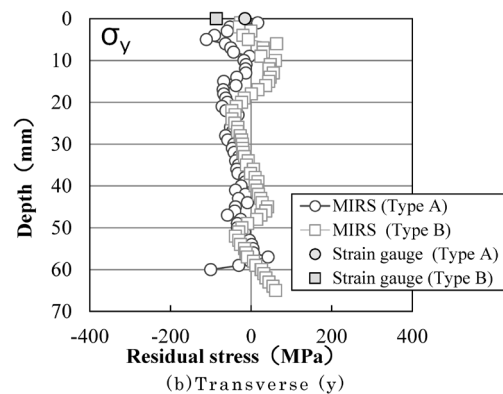
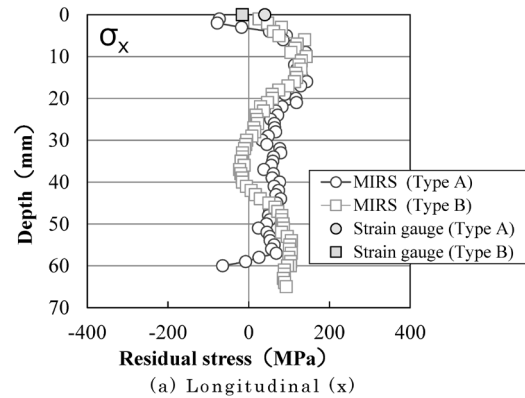


図7 残留応力分布
Fig.7 Residual stress distribution

むすび=溶接部の残留応力測定方法について紹介した。残留応力は溶接をはじめ、切削加工、圧延、鋳造など製造工程全般に係わる重要なパラメータであり、測定対象にあった適切な測定方法を選択し、評価することが必要である。今回紹介した三つの測定方法は、比較的簡便な測定法であり、溶接継手の残留応力を実測するだけでなく、熱処理による応力除去状況の確認やFEM解析結果の妥当性検証等へも活用されている。溶接残留応力測定を検討する際、本稿がその一助になれば幸いである。

なお、WAAM積層造形物の残留応力測定は、(株)山本金属製作所 岡山研究開発センター 村上グループ長、大阪大学大学院工学研究科 望月正人教授、岡野成威准教授のご協力を得て実施した。ここに記して謝意を表す。

参考文献

- 1) 望月正人ほか. 材料. 2021, Vol.70, No.4, p.315-322.
- 2) 高橋英司ほか. 溶接学会誌. 1979, Vol.48, No.10, p.865-872.
- 3) 永井卓也ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2017, Vol.100, p.120-121.
- 4) 河合真二ほか. 圧力技術. 2019, Vol.57, No.3, p.162-170.
- 5) 永井卓也ほか. 日本機械学会M&M材料力学カンファレンス. 2021, OS1608.
- 6) 大谷直之ほか. 溶接学会全国大会講演概要. 2018, Vol.103, p.314-315.
- 7) 細田 充ほか. 土木学会論文集A2(応用力学). 2019, Vol.75, No.2, p.I_623-633.
- 8) F. Martina et al. Materials Science and Technology, 2016, Vol.32, No.14, p.1439-1448.

(論文)

亜鉛めっき超高張力鋼板の抵抗スポット溶接で発生するLME割れが継手強度に及ぼす影響

前田恭兵*¹・鈴木励一*¹(博士(工学))・秦野雅夫*²

Influence of LME Cracks in Resistance Spot Welds of Zinc-coated Ultra-high Strength Steel Sheets on Joint Strength

Kyohei MAEDA・Dr. Reiichi SUZUKI・Masao HADANO

要旨

超高張力鋼板において、抵抗スポット溶接時に液体金属脆化割れ、いわゆるLME (Liquid Metal Embrittlement) 割れが発生する場合があります。自動車業界において問題視されている。しかし、LME割れが継手強度へおよぼす影響に関するデータは少ない。そこで本研究では、LME割れを発生位置ごとに3種類に分類し、各種割れが静的強度および疲労強度へおよぼす影響を調査した。圧痕内部に生じる割れは表裏面を貫通するものであっても継手強度にほとんど影響しないのに対し、圧痕内外周部に発生する割れはせん断、十字引張強度ともに低下させる可能性があることを明らかにした。また、継手内部で生じる割れは、せん断疲労強度特性を大きく劣化させることが分かった。

Abstract

LME cracking, seen in resistance spot welds of ultra-high strength steel, has become a subject of discussion in the automobile industry. However, only a few articles concerning the effect of this type of the crack on joint properties have been reported. Therefore, in this study, LME cracks were classified into 3 types based on location and the influence of these cracks on static and fatigue strengths were investigated. Type A crack, occurring within an indentation of a spot weld, slightly affected the joint strength, while type B crack, generating on the indentation periphery or outside it, significantly lowered both tensile-shear and cross-tension strengths, which decreased by up to 35% and 44%, respectively. Type C crack, seen near the interface of the sheets, deteriorated fatigue strength as well.

検索用キーワード

超高張力鋼板, めっき鋼板, 抵抗スポット溶接, LME, 割れ, 継手強度

まえがき = 1990年代以降、地球温暖化対策として世界規模で温室効果ガスの削減が求められており、2050年でのカーボンニュートラルが掲げられている。自動車業界では走行時のCO₂排出量を低減するため、電動化や車体の軽量化が進められている^{1), 2)}。衝突安全性の要求も年々高まっており、低燃費化とあわせて実現するために、車体への超高張力鋼板（以下、超ハイテンという）の適用が増加している。超ハイテンでは強度と加工性を両立するため、合金成分が多くなる場合がある³⁾。一般的に、合金成分の増加にともない溶接性が劣化することが知られている。たとえば、自動車の生産ラインで主に用いられる抵抗スポット溶接では、チリが低電流側で発生して適正溶接条件範囲が狭くなること^{4), 5)}、引張試験において界面破断や部分プラグ破断など脆性的な破壊を生じやすく継手強度が低下することが報告されている⁶⁾。さらに、近年開発されている超ハイテンの一部では、亜鉛めっき鋼板との溶接時に溶融亜鉛に起因した液体金属脆化割れ、いわゆるLME (Liquid Metal Embrittlement) 割れが発生することが報告されている^{7)~9)}。図1に示すように、LME割れは高い割れ感受性、溶融亜鉛、引張応力の3因子が重畳することで発生する。

換言すると、これら因子のうちどれか一つでも取り除くことができれば割れは防止可能である。過去の研究において、電極解放の直後に溶接部で大きな引張応力が生じることが数値解析にて示されており¹⁰⁾、この応力緩和や電極解放時における溶融亜鉛量の低減を狙った溶接プロセス改善によるLME割れ防止が提案されている^{10)~15)}。いっぽう、溶接条件は生産タクトタイムや部

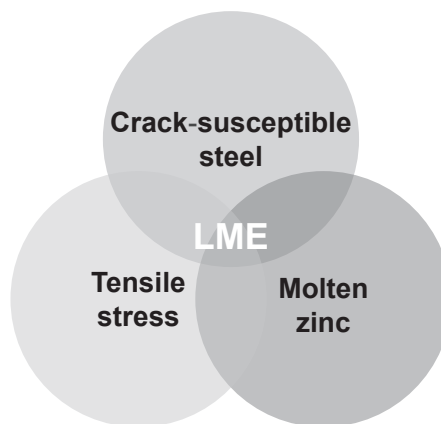


図1 LME割れの発生因子
Fig.1 Factors of LME cracking

*1 技術開発本部 ソリューション技術センター *2 コベルコ溶接テクノ(株) ソリューション技術部

品形状により制限されることから、必ずしもこれら割れ防止法が適用できるとは限らない。すなわち、超ハイテンを使いこなしていくためには、施工条件の最適化のみならず、LME割れの存在を考慮した構造設計が必要になると考えられる。一般的に、自動車の設計においては、走行時ならびに衝突時に加わる荷重から溶接部に必要な強度が算出される。スポット溶接に関しては、JIS Z 3140において鋼板板厚や強度ごとに引張せん断強さ (Tensile Shear Strength: TSS) と十字引張強さ (Cross tension strength: CTS) の要求値が規定されており、これを設計時に指標とする場合もある。LME割れが生じていても、基準の強度が得られれば割れを許容するという構造設計手法を取り入れることができれば、超ハイテンの適用範囲を広げられる可能性がある。同様の考え方はJIS Z 3104においても採用されており、4種別に区分されるきず (欠陥) のうち第1種および第4種のきずについては、所定の寸法以下である場合にはカウントしなくてよいと定義されている。しかし、LME割れが継手強度におよぼす影響に関するデータは少なく、現状LME割れに関する規格は策定されていない。このような背景から、本検討ではLME割れを発生位置ごとに分類し、各種割れが静的強度および疲労強度へおよぼす影響を明らかにすることを目的とした。

1. 実験方法

1.1 LME割れの分類

LME割れは継手の表面に生じる外割れ、内部に生じる内割れに大別される¹⁶⁾。本検討では図2に示すように、外割れを発生位置が圧痕内部であるtype A割れと圧痕内外周部であるtype B割れに詳細分類し、HAZに発生する内割れをtype C割れとした。

1.2 LME割れが静的強度および疲労強度へおよぼす影響の調査

供試材には板厚1.4 mmの980MPa級GA鋼板を用いた。静的引張試験についてはJIS Z 3136およびZ 3137に、疲労試験についてはZ 3138に準拠して、試験片は図3に示すサイズとした。鋼板を塩酸に浸漬し、片面の溶接部近傍だけにめっき層を残した試料 (以下、めっき材という) と、両面のめっき層をすべて除去した試料 (以下、裸材という) を作製した。

溶接機にはサーボ加圧式直流インバータ溶接機を用いた。電極は材質がクロム銅、先端径6 mm、先端曲率半径40 mmのDR型電極を使用した。溶接条件を図4に、継手の作製方法の模式図を図5に示す。

めっき材を用いて、外割れは上下板のめっき面を電極側に、内割れは相手材側に配置して溶接することにより、継手における欠陥の発生位置を制御した。後者については、割れの発生促進を狙って打角を7°とし、さらに板間に2 mmの隙間を設けた。比較のために、外割れおよび内割れ発生継手と同等のナゲット径を有する割れない継手を裸材により作製した (以下、無欠陥継手という)。

Type B割れは圧痕外周部から外側にかけて発生する

が、発生位置により悪影響度合いが異なることが想定される。割れの微妙な発生位置を溶接によって制御することは困難であるため、フェムト秒レーザーを利用して割れを模擬した。図6のように、mmオーダー幅の半円状溝 (以下、人工欠陥という) を無欠陥継手に対して形成す

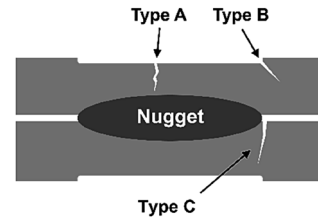


図2 LME割れの分類
Fig.2 Classification of LME cracks

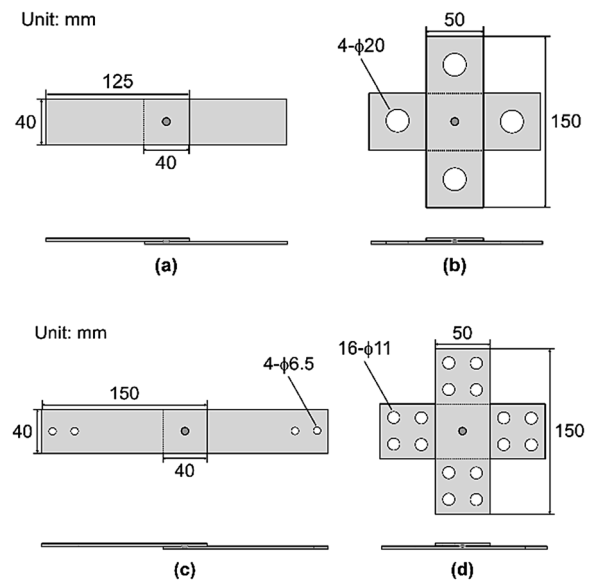


図3 引張試験片寸法
(a) 静的せん断引張, (b) 静的十字引張試験
(c) せん断引張疲労, (d) 十字引張疲労試験
Fig.3 Dimensions of tensile specimens
(a) static tensile-shear, (b) static cross-tension tests
(c) tensile-shear fatigue, (d) cross-tension fatigue tests

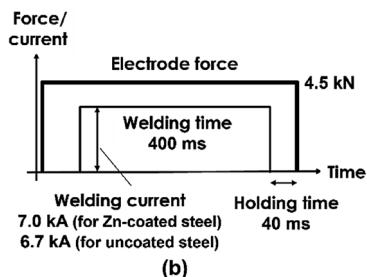
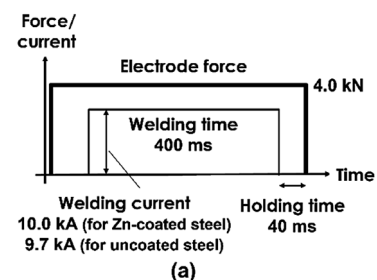


図4 割れ発生継手作製時の溶接条件
(a) 外割れ, (b) 内割れ
Fig.4 Welding conditions for producing welds with LME
(a) outer, (b) inner cracks

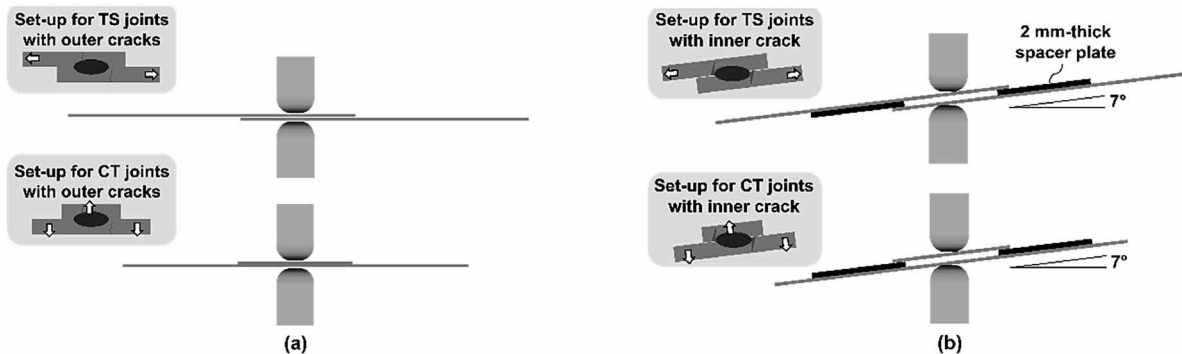


図5 割れ発生継手の作製方法の模式図 (a) 外割れ, (b) 内割れ
 Fig.5 Schematic illustration of set-up for producing welds with LME (a) outer, (b) inner cracks

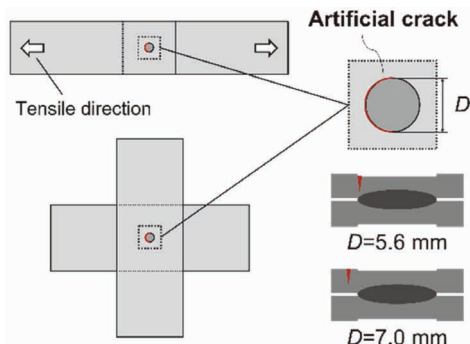


図6 人工欠陥の導入方法の模式図
 Fig.6 Schematic illustration of creating artificial crack in welds

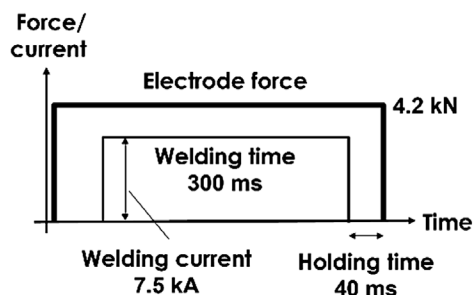


図7 無欠陥継手作製の溶接条件
 Fig.7 Welding conditions for producing welds without crack

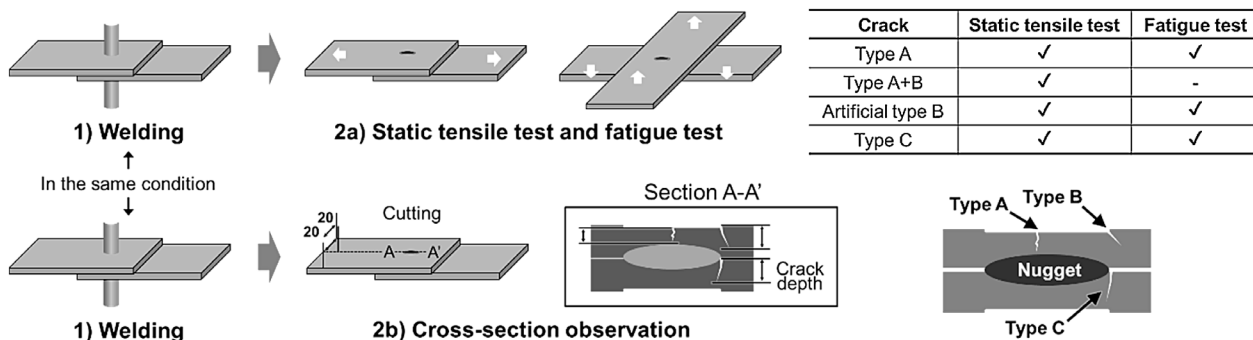


図8 評価試験の流れ
 Fig.8 Process flow of testing and evaluation

る手法により、各種発生位置における継手強度を調査した。裸材を用いて図7に示す条件で溶接した後、上板側の圧痕内外周部および圧痕外側に対して人工欠陥を導入した。人工欠陥の直径は、前者は5.6 mm、後者は7.0 mmとした。作製した継手に対する評価試験の流れを図8に示す。静的引張試験2種（せん断引張試験、十字引張試験）および疲労試験2種（せん断引張疲労試験、十字引張疲労試験）を実施した。静的引張試験におけるサンプル数（以下、nの後に数値を付けた表記は試験のサンプル数を意味する）はn3ないしn5とし、引張速度は10 mm/minとした。疲労試験は各荷重においてn2ずつおこない、応力比は0.1、振動数は5~20 Hz、最大繰返し数は 2×10^6 とした。なお、実験的に外割れを発生させた継手については、type A割れのみを含むものと、type AおよびB割れの両方を含むものが存在する。そのため、顕微鏡による外観観察を実施し、

前者に対しては静的引張試験および疲労試験を、後者に対しては静的引張試験のみをおこなった。加えて、引張試験とは別のn3のサンプルに対して断面観察を実施した。溶接部の観察は、せん断引張試験片のナゲット中央部にて長手断面で切断し、ピクリン酸飽和水溶液で腐食後、光学顕微鏡を用いておこなった。割れ深さは図8に示す要領で測定した。

2. 実験結果および考察

2.1 外割れが静的強度および疲労強度へおよぼす影響

継手の外観および断面写真を図9に示す。Type A割れのみ生じた継手 (b) と、type AおよびB割れがともに発生した継手 (c) が確認された（以下、type A割れ継手、type A+B割れ継手という）。Type AおよびB割れの割れ深さはそれぞれ0.07~2.13 mm, 0.07~0.91 mmであり、圧痕部の表裏面を貫通するtype A割れが認め

られた。

静的引張試験結果を図10に示す。グラフ中の下段に、生じた割れの種類をあわせて記載した。無欠陥継手と比較して、type A割れ継手では継手強度が同等であり、type A割れは静的強度にほとんど影響をおよぼさないことが明らかとなった。他方、type A+B割れ継手では無欠陥継手よりもTSS, CTSともに低位となる場合が認

められた。最も低い継手強度同士を比較すると、type A+B割れ継手では無欠陥継手よりもTSS, CTSともに約35%低減した。図11にtype A+B割れ継手の引張試験前後の外観写真および割れ発生位置、引張試験における破断位置の模式図を示す。せん断引張試験用継手については、割れ発生位置を図のようにTransverse areaおよびLongitudinal areaに分類した。いずれの継手もtype B

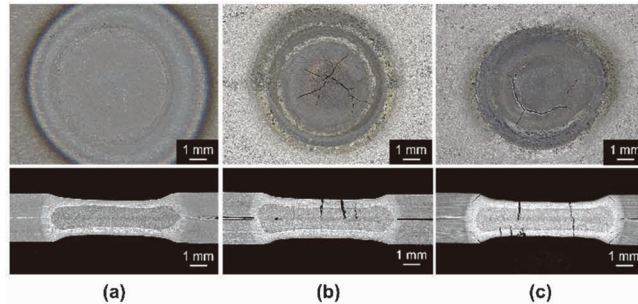


図9 継手の外観および断面写真 (a) 無欠陥, (b) type A割れ, (c) type A+B割れ

Fig.9 Surface and cross-section images of welds (a) without LME crack, (b) with type A crack, (c) with type A+B cracks

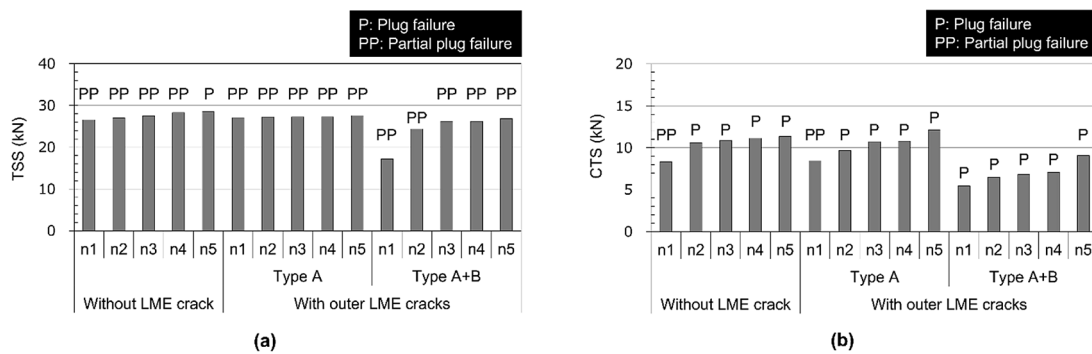


図10 静的引張試験結果 (a) せん断, (b) 十字

Fig.10 Results of static (a) TS, (b) CT tests

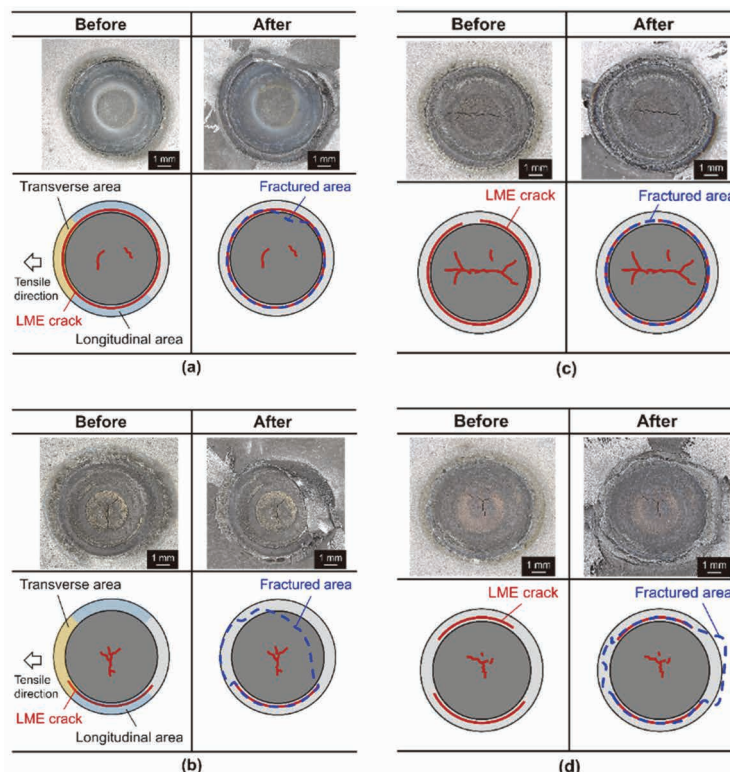


図11 Type A+B割れ継手の引張試験前後の外観写真 (せん断引張試験: (a) n1, (b) n3, 十字引張試験: (c) n1, (d) n4)

Fig.11 Surface view of specimens with type A+B cracks before and after tensile tests (TS test: (a)n1, (b)n3, CT test: (c)n1, (d)n4)

割れに沿って破断した。Transverse areaにおける割れ発生範囲が小さい継手では、無欠陥継手とTSSがほぼ同等であるのに対し、広範囲にわたって割れを有する継手では大幅なTSSの低下が認められた。十字引張ではナゲット外周部で均等に応力が負荷されるため、割れ発生位置によらず強度低下が生じる。これに対し、せん断引張では主にTransverse areaにおいて応力集中が生じるため、Longitudinal areaに発生した割れは強度にほとんど影響をおよぼさないと考えられる。Type A割れ継手と無欠陥継手の疲労試験結果を図12に示す。Type A割れ有無によるL-N線図の大きな差異は認められず、type A割れは疲労特性にほとんど影響しないことが明らかとなった。

2.2 Type B割れの発生位置が静的強度および疲労強度へおよぼす影響（人工欠陥を利用した検討結果）

継手の外観および断面写真を図13に示す。圧痕内外周部、圧痕外側における人工欠陥深さは、それぞれ0.55~0.63 mm、0.54~0.61 mmであった。静的引張試験の結果を図14に示す。無欠陥継手と比較して、人工欠陥が圧痕内外周部にある継手ではTSSは同等であるのに対し、CTSは低位となった。いっぽう、人工欠陥が圧痕外側にある継手では、CTSに加えて微小ではあるがTSSの低下も認められた。最も低いCTS同士で比較すると、無欠陥継手よりも前者の継手では約35%、後者の継手では約44%の強度低下が認められ、圧痕から遠くなるほど割れへの悪影響度合いが増すことが示唆された。先述のtype A+B割れ継手を用いた試験と比較して、人工欠陥を導入した継手では顕著なTSSの低下は認められなかったが、これは実際の割れと人工欠陥の大きさが異なることに起因したと推察される。本試験ではレーザ加工機の制約上、人工欠陥深さを0.6 mm狙いとしており、実際のtype B割れ深さと比較して小さい。既往の研究として、Maらの数値解析を用いた検討では、type B割れサイズの増加にともなって引張せん断強度の低下量は増大することが示されている¹⁷⁾。せん断および十字引張試験後の外観写真を図15に示す。強度低下が認められた継手では、いずれも人工欠陥に沿って破断が生じた。疲労試験結果を図16に示す。人工欠陥の有無によるL-N線図の大きな差異は認められなかった。すなわち、今回検討した人工欠陥と同等の割れ深さの範囲であれば、

type B割れによる疲労特性の低下はほとんど生じない可能性が高い。

2.3 内割れが静的強度および疲労強度へおよぼす影響

継手の断面写真を図17に示す。上下板のコロナボンド端部においてtype C割れが確認された（以下、type C割れ継手という）。割れ深さは0.25~0.79 mmであった。静的引張試験結果を図18に示す。今回検討した範囲では、内割れによる継手強度の低下はほとんど生じなかった。Type C割れ継手と無欠陥継手とともに、せん断引張試験では界面破断、十字引張試験ではプラグ破断ないし部分プラグ破断を呈した。なお、本試験では内割れ有無による継手強度や破断形態の変化は認められなかったが、1.2 GPa級鋼板を用いた検討ではtype C割れによりTSSが低下することを確認している¹⁸⁾。鋼板強度の違いにより割れの影響度が異なる理由については明確ではないが、ナゲット-HAZ-母材間における硬さ分布や割れ深

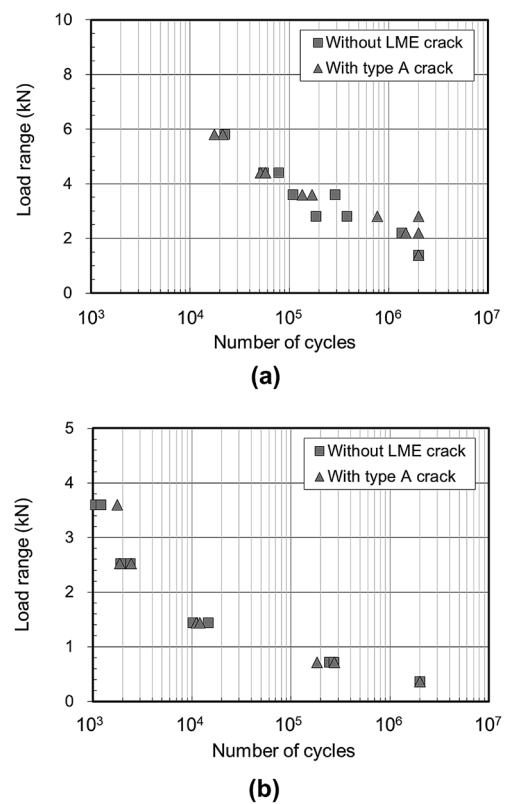


図12 引張疲労試験結果 (a) せん断, (b) 十字
Fig.12 Results of (a) TS, (b) CT fatigue tests

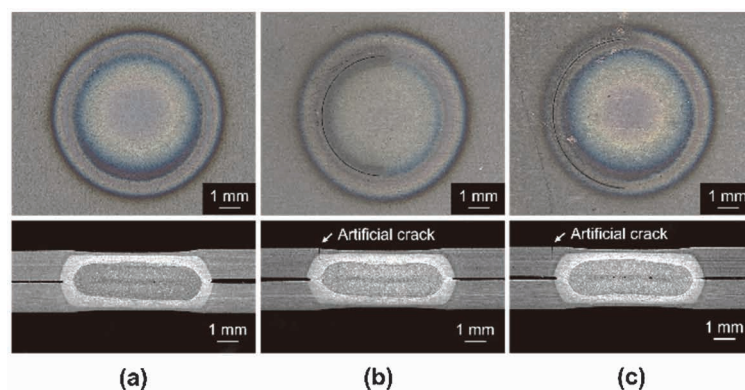


図13 (a) 無欠陥継手および (b) 圧痕内外周部, (c) 圧痕外側に人工欠陥を有する継手の外観および断面写真
Fig.13 Surface and cross-section images of welds (a) without crack, with artificial crack (b) on indentation periphery, (c) outside indentation

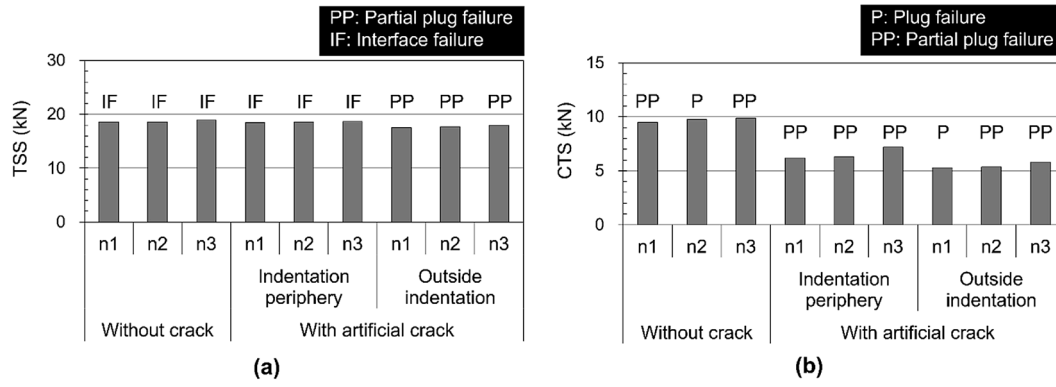


図14 静的引張試験結果 (a) せん断, (b) 十字
 Fig.14 Results of static (a) TS, (b) CT tests

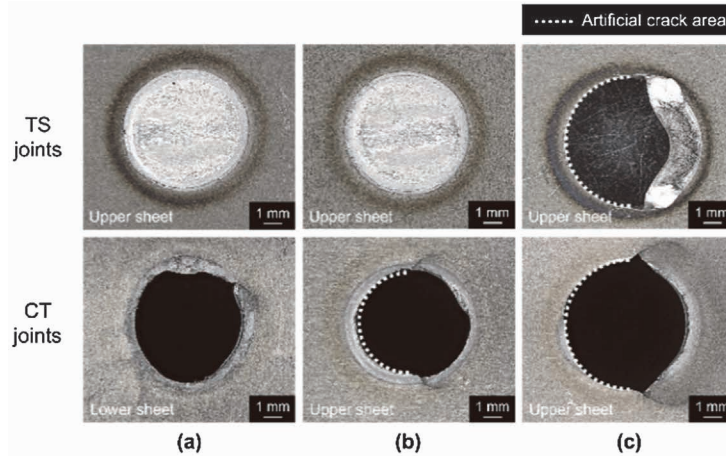


図15 (a) 無欠陥継手および (b) 圧痕内外周部, (c) 圧痕外側に人工欠陥を有する継手のせん断, 十字引張試験後の外観写真
 Fig.15 Surface view of fractured TS and CT specimens (a) without crack, with artificial crack (b) on indentation periphery, (c) outside indentation

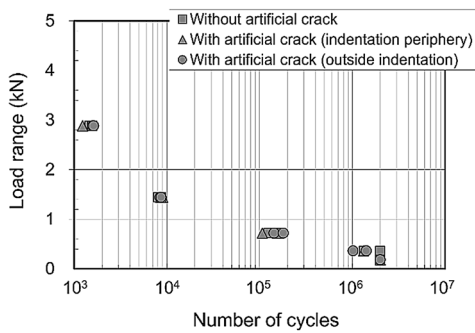
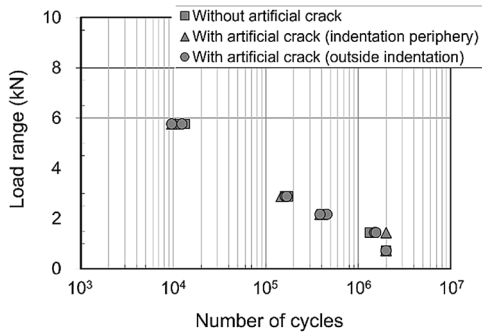


図16 引張疲労試験結果 (a) せん断, (b) 十字
 Fig.16 Results of (a) TS, (b) CT fatigue tests

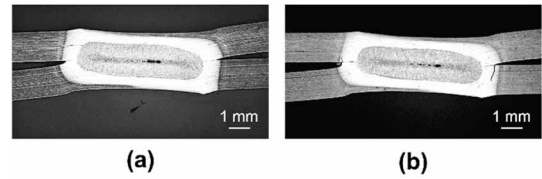


図17 継手の断面写真 (a) 無欠陥, (b) type C割れ
 Fig.17 Cross-section images of welds (a) without LME crack, (b) with type C crack

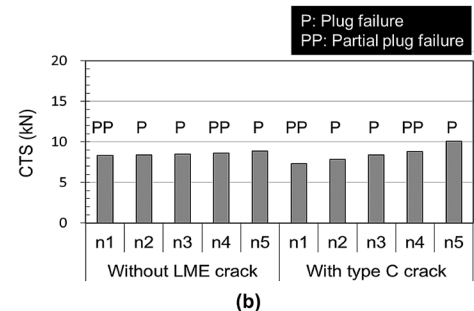
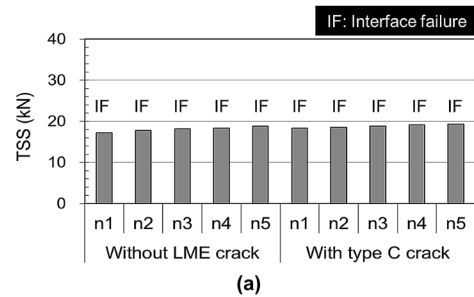


図18 静的引張試験結果 (a) せん断, (b) 十字
 Fig.18 Results of static (a) TS, (b) CT tests

さに応じてせん断引張試験時に負荷される応力の分布は変化すると考えられ、1.2 GPa級鋼板ではtype C割れへの応力集中がより顕著であったと推察している。図19に疲労試験結果を示す。十字引張疲労試験では、type C割れ継手と無欠陥継手のL-N線図に大きな差異は認められなかった。いっぽう、せん断引張疲労試験では、いずれの荷重条件下においても無欠陥継手よりtype C割れ継手で早期に破断が生じており、type C割れが疲労特性を低下させることが明らかとなった。図20に示すように、type C割れ継手ではナゲット周囲から母材に向かってき裂が進展しており、type C割れがき裂の起点となった可能性が示唆される。せん断引張疲労試験における初期き裂は、コロナボンド端部付近から生じることが報告されている¹⁹⁾。Type C割れは上記き裂とほぼ同位置に

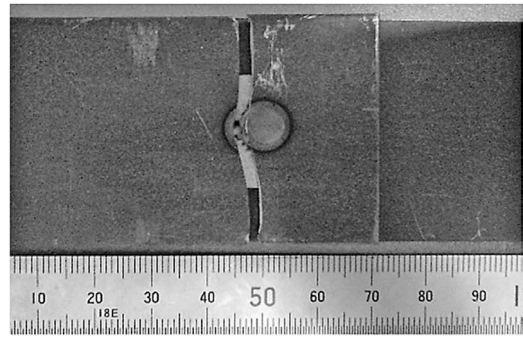


図20 Type C割れ継手の疲労試験後の外観写真
Fig.20 Surface view of fractured TS fatigue specimen with type C crack

発生することから、疲労特性の低下要因になり得ると考えられる。

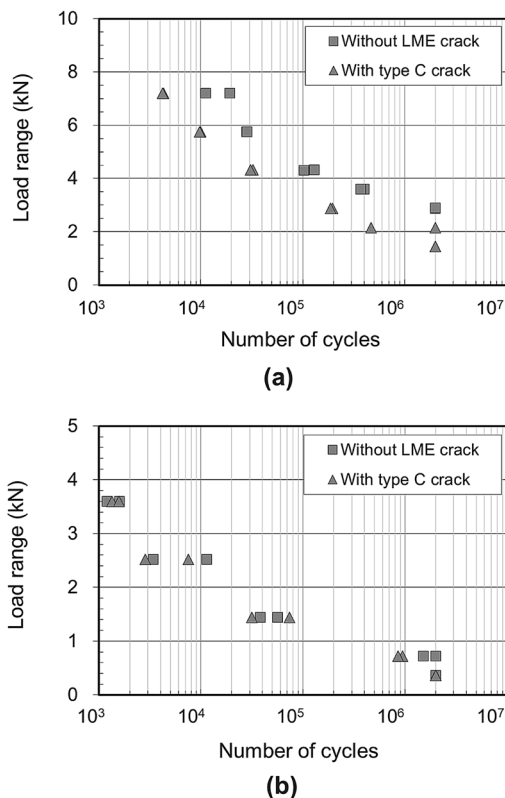
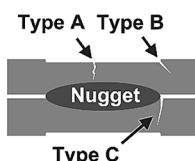


図19 引張疲労試験結果 (a) せん断, (b) 十字
Fig.19 Results of (a) TS, (b) CT fatigue tests

むすび = LME割れをtype A~Cに分類し、それぞれが継手強度へおよぼす影響について実験的に調査した。得られた結果の一覧を図21に示す。Type A割れについては、表裏面を貫通するものであっても継手強度にほとんど影響しないのに対し、type BおよびC割れについては、継手強度を低下させ得ることが明らかとなった。なお、本検討では引張試験と断面観察を別におこなったことから、継手強度と割れ深さの関係については十分な考察がなされていない。著者らは、引張試験サンプルに生じたLME割れをX線CTスキャンで事前に非破壊で観察することで、継手強度へおよぼす割れ深さの影響について定量化を試みている¹⁸⁾。また、先述の通り、鋼種や板組によってLME割れの悪影響度合いは変化する。膨大な鋼種や板組に対して本検討と同様の試験をおこなうことは非現実的であり、数値解析の利用が必要不可欠である。数値解析にも著者らはすでに着手しており、テストピースレベルでの割れの影響を予測できるモデルを構築している¹⁷⁾。さらに、実車部品レベルでのLME割れの影響についても調査を進めており、外割れや内割れを発生させたセンターピラー模擬サンプルで動的3点曲げ試験をおこなった。その結果、IIHS側面衝突相当を想定した入力では、LME割れが存在していても抵抗スポット溶接部の破断は発生せず、最大荷重や吸収エネルギー量

Crack type	Crack depth (mm)	Static strength		Fatigue strength	
		TS	CT	TS	CT
A	Weld crack	0.07~2.13	Influenced slightly	Influenced slightly	Influenced slightly
B	Weld crack	0.07~0.91	Weakened	Weakened	-
	Artificial crack	Approximately 0.60	Influenced slightly ¹⁾	Weakened	Influenced slightly
C	Weld crack	0.25~0.79	Influenced slightly ²⁾	Influenced slightly	Weakened



- 1) TSS might be weakened with a greater artificial crack.
- 2) The result of the experiment using 1 GPa steel.
Type C crack weakened TSS of spot welds of 1.2 GPa steel.

図21 実験のまとめ
Fig.21 Summary of experiments

など部品性能におよぼす影響は極めて小さいことを明らかにしている²⁰⁾。車体軽量化は恒久的なニーズであり、超ハイテンの適用は今後さらに拡大していくと予測される。LME割れを防止するためのスポット溶接プロセスが複数開発・提案されているが、同時にLME割れに対する品質保証手法の確立も必要になると考える。本稿で紹介した取組や知見がその一助になれば幸いである。

参 考 文 献

- 1) 宮崎康信ほか. レーザ加工学会誌. 2019, Vol.26, No.1, p.13-23.
- 2) 樽井大志. 精密工学会誌. 2018, Vol.84, No.5, p.404-407.
- 3) 松田広志. 溶接学会誌. 2020, Vol.89, No.6, p.420-424.
- 4) 山崎一正ほか. 溶接学会論文集. 1999, Vol.17, No.4, p.553-560.
- 5) 及川初彦ほか. 新日鉄技報. 2006, No.385, p.36-41.
- 6) 池田倫正. 溶接学会誌. 2015, Vol.84, No.6, p.11-16.
- 7) A. G. Kalashami et al. J. Manuf. Process. 2020, Vol.57, p.370-379.
- 8) R. Sierlinger et al. White paper; voestalpine Stahl GmbH. 2016, p.1-16.
- 9) G. Jung et al. Met. Mater. Int. 2016, Vol.22, No.2, p.187-195.
- 10) 高島克利. 溶接学会誌. 2021, Vol.90, No.7, p.24-28.
- 11) C. Böhne et al. Sci. Technol. Weld. Join. 2020, Vol.25, No.7, p.617-624.
- 12) C. Böhne et al. Sci. Technol. Weld. Join. 2020, Vol.25, No.4, p.303-310.
- 13) E. Wintjes et al. J. manuf. sci. eng. 2019, Vol.141, No.10, Article 101001, 9p.
- 14) 前田恭兵ほか. 加圧力および溶接電流適正化による抵抗スポット溶接におけるLME割れ防止. 溶接学会全国大会講演概要. 一般社団法人溶接学会. 2020, p.130-131.
- 15) 下田陽一郎ほか. 亜鉛めっき超ハイテン鋼板の抵抗スポット溶接におけるLME割れ防止法開発～機械式打角制御シャンクの開発～. 溶接学会全国大会講演概要. 一般社団法人溶接学会. 2020, p.132-133.
- 16) O. Siar et al. Metals. 2020, Vol.10, No.9, Article 1166.
- 17) Y. Ma et al. Mater. Des. 2021, Vol.210, Article 110075, 21p.
- 18) 前田恭兵ほか. 溶接学会論文集. 2022, Vol.40, No.3, p.123-133.
- 19) 植松美彦ほか. 溶接学会論文集. 2019, Vol.37, No.4, p.152-161.
- 20) 水谷紀正ほか. ハット断面部品に発生した抵抗スポット溶接部LME割れが部品性能に及ぼす影響. 自動車技術会 秋季大会学術講演会講演予稿集. 一般社団法人溶接学会, 公益社団法人自動車技術会. 2021, Article 20216153.

(論文)

異種金属接合法「エレメントアークスポット溶接法」の継手強度に及ぼす鋼板強度特性および溶接金属組織の影響

大志田達郎^{*1}・下田陽一朗^{*2}(博士(工学))・鈴木勲一^{*1}(博士(工学))

Influence of Steel Sheet Mechanical Properties and Weld Metal Microstructure on Joint Strength of the Dissimilar-Metal Joining Method “Element Arc Spot Welding”

Tatsuro OSHIDA・Dr. Yoichiro SHIMODA・Dr. Reiichi SUZUKI

要旨

異種材接合法の多くは1,000 MPaを超える超高張力鋼板への適用を十分に想定しておらず、高強度化に伴い種々の課題が生じる可能性がある。EASWTM^{注1)}法においても高張力鋼用溶加材を用いた場合、鋼板強度の増加に伴い、継手の剥離（はくり）強度が低下した。この原因は熱影響部および溶接金属部が低じん性であることによるものと想定し、溶接金属部の高じん性化による改善を検討した。1,500 MPa級高張力鋼板を用いたEASW継手において、ニッケル溶加材およびオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属溶加材を用い、ボンド近傍の溶接金属部をオーステナイト組織に制御することで剥離強度を改善できることを見出した。

Abstract

The application of dissimilar material joining methods to ultra-high tensile strength steel sheets exceeding 1,000 MPa is not fully established, and various issues can arise with the increase in tensile strength of the steel sheet. In the element arc spot welding (EASW) method, using filler metal for high-strength steel sheets causes a decrease in the joint's peel strength as the strength of the steel sheets increases. It is believed that this is due to the low toughness of the heat-affected zone and the weld metal. To address this issue, the authors have investigated the possibility of improving the toughness of the weld metal and have found that in EASW joints that use 1,500 MPa class high-strength steel sheets, the peel strength can be improved by using a nickel filler and austenitic stainless steel filler metal, while controlling the weld metal near the bond to have an austenite structure.

検索用キーワード

アーク溶接, 超高張力鋼板, 異種金属接合, ニッケル, オーステナイト系ステンレス鋼, アルミニウム

まえがき = 近年、カーボンニュートラルの観点から自動車走行時のCO₂排出量削減を目的とした燃費規制が強化され¹⁾、自動車の動力別生産割合は走行時CO₂排出量が少ないハイブリッド車をはじめとして、CO₂を排出しないEV (Electric Vehicle) へとシフトすることが予想されている²⁾。一般にEVの航続距離確保には多量の電池を搭載する必要があるため、車体重量が増加する³⁾。そこで、自動車メーカーでは車体軽量化を図るため、鋼板の高強度化に加えて、アルミニウム合金材や樹脂と鋼板を組み合わせたマルチマテリアル構造の検討・採用を進めている^{4), 5)}。マルチマテリアル車体に用いられる代表的な異種材接合法としてはSPR (Self Pierce Rivet) やFDS (Flow Drilling Screw) などが挙げられるが、過去の報告例のように1,000 MPa級を超える高張力鋼板への対応性や剥離強度が低いといった課題がある⁶⁾。

これらの異種材接合における課題を解決するため、当社ではアルミニウム合金板（以下、アルミ板という）と超高張力鋼板との組合せに適用できる異種金属接合技術として、エレメントアークスポット溶接EASWTM

(Element Arc Spot Welding)を開発した^{6)~14)}。しかし、EASWにおける鋼板強度と継手の機械的特性の関係は明らかとなっていない。そこで本稿では、①鋼板強度がEASW継手の機械的特性におよぼす影響、および②溶接金属組織が1,500 MPa級高張力鋼板を用いたEASW継手の機械的特性に及ぼす影響について調査した内容を報告する。

1. EASWのメカニズム

EASWの接合メカニズムを図1に示す。予備処理として、直径数mm～十数mm程度の穴を開けたアルミ板を上側に、鋼板を下側に配置し、中空部を有する段付円筒形状の鋼製接合補助部材（以下、エレメントという）をアルミ板の予備処理穴へ挿入する。その後、エレメント中空部にアーク溶接法によって熔融した溶接材料を鑄込むことで、エレメント中空部内壁と下板鋼板が熔融接合される。このとき、上板のアルミ板は嵌合（かんごう）状態となって、エレメントのアルミ板上面に突起した部分（以下、エレメントフランジという）により板厚方向の移動が拘束され、エレメント挿入部外壁で板幅方向の移動が拘束される。図1では、下向溶接の場合の模式図

脚注1) EASWTMは当社の商標である。

*1 技術開発本部 ソリューション技術センター *2 技術開発本部 ソリューション技術センター (現 技術開発本部 企画管理部)

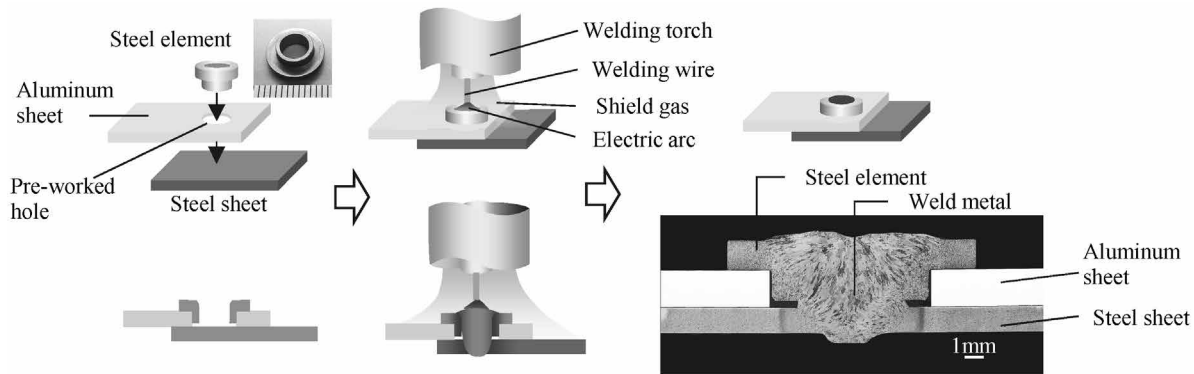


図1 EASWのメカニズム
Fig.1 Mechanism of EASW

を示しているが、溶接前にアルミ板予備処理穴に対してエレメントが拘束された状態にしておくことで、横向溶接や上向溶接も可能となる⁹⁾。なお、アーク溶接を用いているものの、アルミ板と鋼板は直接溶融されないため、鉄とアルミニウムの脆弱（ぜいじゃく）な金属間化合物の生成による接合強度の低下が生じない。また、エレメントの形状をアルミ板厚および鋼板厚に応じて適切に設計することで、良好な接合継手の形成が可能である。

他の異種金属機械締結法と比較して、本接合法は鋼板を塑性変形あるいは貫通させる必要がなく、理論的に鋼板強度に対する上限がない。また、下板となる鋼板への貫通穴が存在しないことから水密性確保も比較的容易となっている。さらに、片側アクセスの接合法であるため閉断面構造にも好適である⁹⁾。

2. 鋼板強度とEASW継手強度の関係¹²⁾

2.1 実験条件

2.1.1 供試材および接合条件

上板には、EASW接合部となる箇所直径7 mmの穴を開けた板厚2.0 mmのA6022-T4調質アルミニウム合金材を用いた。下板には、合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板三種およびISMA (Innovative Structural Materials Association) により開発された1,500 MPa級中高炭素高張力鋼板¹⁵⁾を用いた。鋼板厚さは全て1.4 mmとした。下板に用いた鋼板の強度クラスおよび炭素含有量を表1に示す。EASW接合に用いたエレメントはSWCH10相当の軟鋼製で、鍛造により作製した。エレメントの模式図および寸法を図2に示す。溶接には、高張力鋼用のアーク溶接材であるJIS Z 3317 G55A-1CM3相当の、直径1.2 mmの溶接ワイヤを用いた。また、溶接条件は、鋼板の裏側まで十分に溶け込み、エレメント中空部が溶接金属で充てんされ、外観上大きな問題がないことを確認できるような、表2の条件とした。なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を用いた板組においては、めっきの除去は行わずに溶接を行った。以下では、各板組のEASW継手を表1の鋼板強度クラスの値を用いて称することとし、590継手、980継手、1180継手、1500継手と記載する。

表1 下板の強度クラスおよび炭素含有量
Table 1 Strength grade and carbon content of lower sheet

Strength grade (MPa)	Plating	Carbon content (mass%)
590	Galvannealed	0.06
980	Galvannealed	0.09
1,180	Galvannealed	0.13
1,500	-	0.39

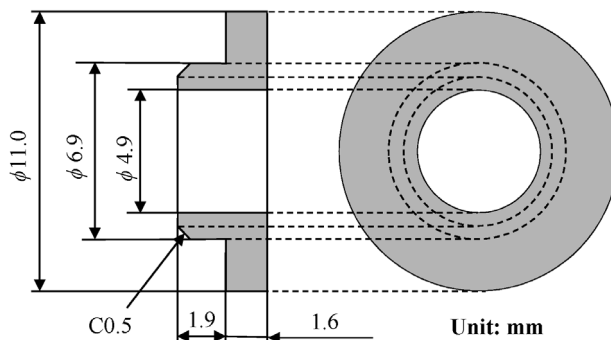


図2 エレメントの模式図および寸法
Fig.2 Schematic diagram of element and dimensions

表2 溶接条件
Table 2 Welding conditions

Shielding gas	100%CO ₂ , 25L/min
Welding current	130~150 A
Welding voltage	23~25 V
Welding time	0.7 sec
Extension	15 mm
Mode	Wire feed control
Welding position	Flat

2.1.2 継手強度評価および継手断面硬度測定

一般に抵抗スポット溶接部に用いられるJIS Z 3136に準拠した引張せん断試験およびJIS Z 3137に準拠した十字引張試験により、接合部の強度を評価した。継手強度試験体の模式図および寸法を図3に示す。強度試験数は同条件につき3体ずつとした。各継手断面の硬度分布は、JIS Z 2244に準拠したピッカース硬さ試験により測定した。試験条件は測定荷重を4.9 N、測定間隔を0.3 mmとした。測定箇所は図4に示すように、溶接金属中央線および鋼板板厚中央線の交点を起点として、鋼板板厚の中央とした。

2.2 実験結果および考察

図5に、代表例として590継手の外観写真と、各継手の断面マクロ写真を示す。いずれの継手においても、垂鉛めっき鋼板に起因したブローホールなどの溶接欠陥は確認されなかった。

図6に、引張せん断試験後および十字引張試験後の各継手断面のマクロ写真、破断後の試験片模式図、および継手の鋼板側のき裂の模式図を示す。引張せん断試験

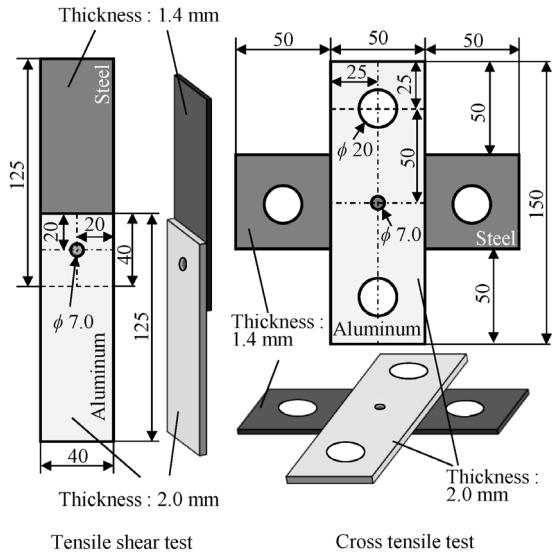


図3 試験片模式図および寸法
Fig.3 Schematic diagrams of specimen and dimensions

後の試験片は、590継手では図6(b) Type Aに示すように鋼板の溶接部周辺にき裂が入ったものの、溶接部と鋼板の一部が結合したまま、アルミ板の予備処理穴の拡大およびエレメントの傾斜によりエレメントがアルミ板から抜けた。いっぽう、980, 1180, 1500継手では、図6(b) Type Bに示すように溶接部近傍で円周状に破断した。つぎに、引張せん断試験後の試験片鋼板側の溶接部周辺におけるき裂の進展挙動を、図6(a)の継手断面写真の溶接部中央に対して左部側と右部側に大別し、図6(c)の模式図をもとに以下に説明する。まず、溶接部中央から左部側については、590, 980継手ではき裂がアルミ板に接している側の鋼板表面と溶接金属の表面の交点(以下、止端部という)から熱影響部に向け進展していたが、1180, 1500継手では止端部からボンド近傍の溶

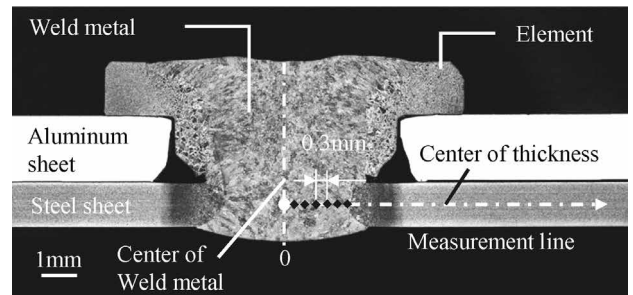


図4 ビッカース硬度測定位置
Fig.4 Position of Vickers hardness measurement

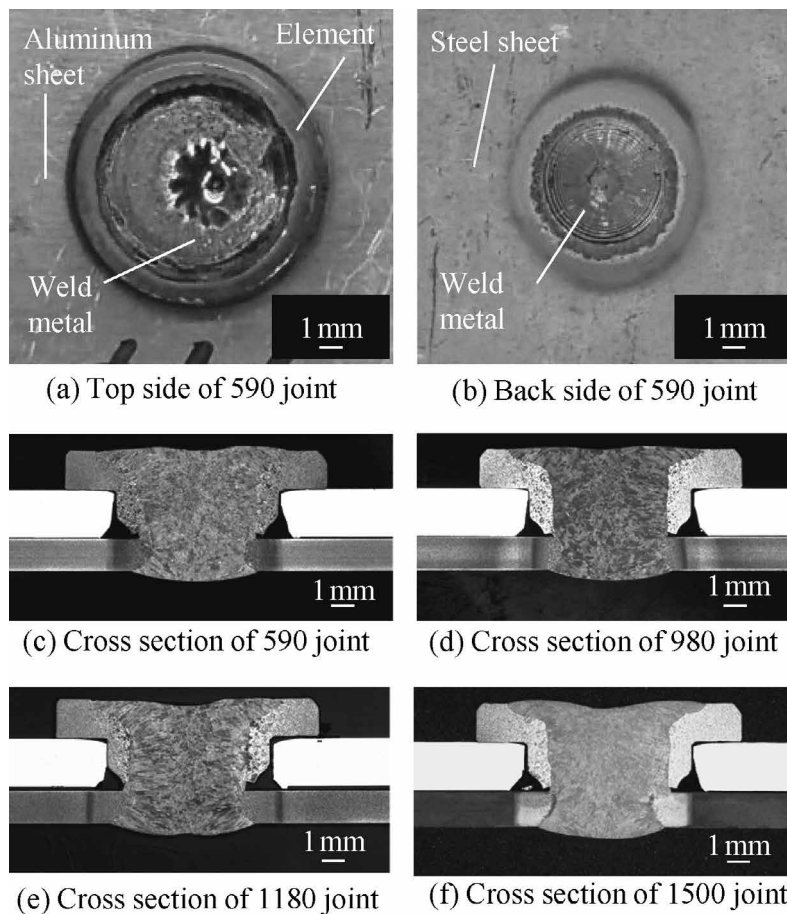
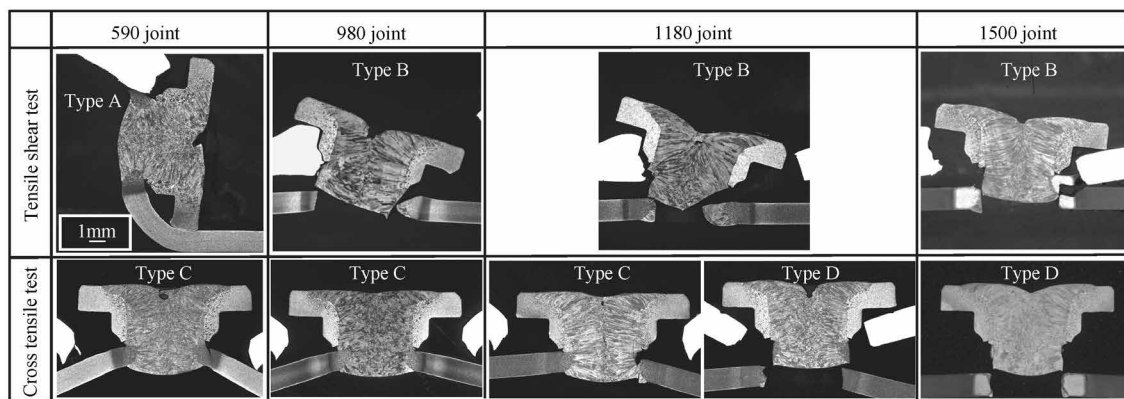
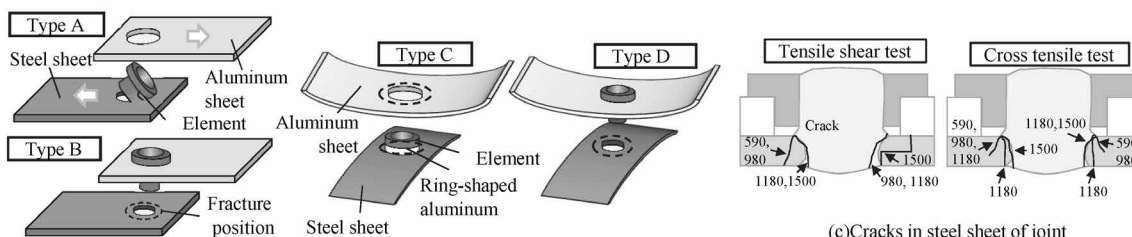


図5 590継手の外観と各継手の断面マクロ写真
Fig.5 Appearance of 590 joint and cross-sectional macro photos of each joint



(a) Cross-sectional macro photos



(b) Test pieces after fracture

図6 引張せん断試験および十字引張試験後の継手断面マクロ写真、破断後の試験片および継手の鋼板側の亀裂の模式図

Fig.6 Cross-sectional macro photos of joint after tensile shear test and cross tensile test, and schematic diagrams of test piece and cracks in steel sheet joint after fracture

接金属部に向け進展していた。また、溶接部中央から右部側については、590継手ではき裂は発生しておらず、980、1180継手ではき裂が止端部から溶接金属に向け進展した。いっぽう、1500継手ではき裂が鋼板裏側の溶接金属と熱影響部の境界を起点とし、熱影響部内の板厚中央付近まで板厚方向に進展したのち、板幅方向に鋼板母材側の熱影響部まで進展した。

十字引張試験後の試験片は、590、980継手では図6(b) Type Cに示すようにエレメントフランジ部外周に沿ってアルミ板がリング状に破断した。いっぽう、1500継手では図6(b) Type Dに示すように溶接金属の鋼板ボンド近傍から円周状に破断した。また、1180継手ではType C、Dの二つの形態の破断が確認された。なお、図6(a)の十字引張試験後の継手断面写真のうち、1500継手のアルミ板およびType Cの破断形態となった継手における、リング状に破断したアルミ板部分は除去しているため写真には写っていない。十字引張試験後の試験片鋼板側の溶接部周辺においては、図6(c)に示すように、590、980継手ではき裂が止端部から母材原質部側の熱影響部に向け進展した。いっぽう、1500継手ではき裂が止端部からボンド近傍の溶接金属部および熱影響部に向けて進展した。1180継手では、き裂が止端部から熱影響部に向け進展した場合と、止端部からボンド近傍の溶接金属部および熱影響部へと進展した場合の2種類の事例が存在した。

図7に、各継手の引張せん断強度 (Tensile shear strength, 以下TSS) と、十字引張強度 (Cross tensile strength, 以下CTS) を示す。鋼板強度の増加に伴い、引張せん断試験後の破断形態はType AからType Bへと遷移したものの、TSSは各継手において7.9~9.0 kNと

同程度であった。いっぽう、鋼板強度の増加に伴ってCTSは低下し、590継手の約7.7 kNに対して、1500継手では3分の2程度の約5.0 kNとなり、破断形態はType CからType Dへと遷移した。

各継手断面の鋼板側の硬度分布を図8に示す。また、き裂起点部となった止端部 (Weld toe) の位置を、図8には併記している。溶接金属部は鋼板強度によらず320~370HVであった。いっぽう、熱影響部については、590継手において最高硬度が341HVであったが、鋼板強度の増加に伴い最高硬度も高くなり、980継手で402HV、1180継手で489HV、1500継手で653HVであった。また、いずれの継手においても、熱影響部には軟化部が確認され、軟化部の硬度は590継手では172HV、980継手では289HV、1180継手では314HV、1500継手では394HVであった。

以下に、鋼板強度とCTSの関係および破断形態の遷移について考察する。いずれの継手においても、十字引張試験時の鋼板のき裂発生箇所は、応力集中部となる止端部近傍となっていた。き裂発生箇所近傍に硬度差がある場合、発生したき裂は最も強度が低い箇所、すなわち軟質箇所に向けて優先的に進むと考えられる。その方向は、590、980継手では最低硬度となる熱影響部軟化部(図8の3.5 mm付近)、1500継手では溶接金属部(図8の1.8 mm付近)となった。いっぽう、1180継手では溶接金属部と熱影響部軟化部の硬度はほぼ同等であったため、熱影響部軟化部および溶接金属部のいずれにも進展する可能性があり、両方のき裂進展経路が確認されたと考えられる。き裂が進展した止端部およびボンド近傍(図8の2.0~3.0 mm付近)の熱影響部は、一般的に溶接入熱と冷却に起因して焼入れままのマルテンサイト組

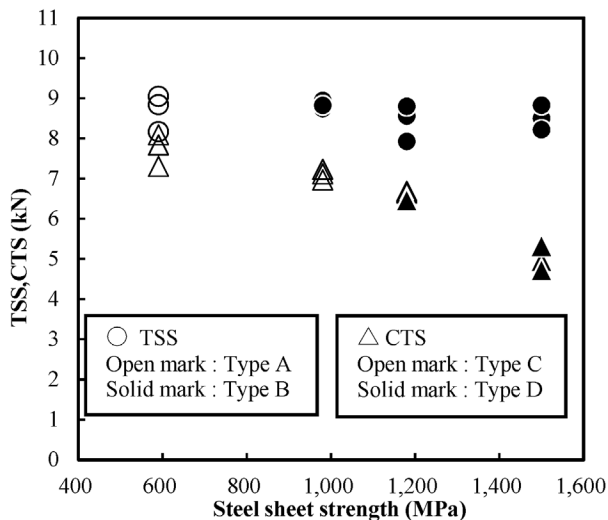


図7 鋼板強度と継手強度の関係

Fig.7 Relationship between strength grade of steel sheet and joint strength

織となり、鋼板炭素含有量が多くなるほど高硬度化および低じん性化するとされる。また、1180、1500継手は溶接金属部にもき裂が進展したが、その組織は高張力鋼用の溶接ワイヤを用いているため、じん性がそれほど高くないマルテンサイト組織となっていたことが想定される。そのため、鋼板強度上昇に伴うCTS低下は、鋼板の炭素含有量の増加によりき裂の起点となった止端部近傍における、熱影響部の低じん性化が影響を与えたと考えられる。さらに、溶接金属部が熱影響部軟化部より硬度が低く、き裂がボンド近傍の溶接金属部に進展する場合には、溶接金属部の低いじん性が影響を与えてCTSは低下した。また、これらのことから、鋼板継手周辺の破断荷重が低下し、アルミ板の元素フランジ外周部に接する部分の破断荷重値よりも低位になることで、破断形態の遷移が生じたと考えられる。

いっぽう、TSSが鋼板強度によらず一定となった点については、アルミ板材の塑性変形が影響していると考えられる。同強度鋼板組および異強度鋼板組のスポット溶接において、ナゲット径を引張せん断試験時にプラグ破断となる同一の径に制御して強度試験を行った場合、異強度鋼板組のTSSは、低強度鋼板の同強度板組のTSSに依存するものの、試験片の破断位置は高強度側鋼板となる事例が報告されている¹⁶⁾。これによると、引張荷重中に低強度側の鋼板の塑性変形が先行して進行することに起因して、ナゲット部に大きな回転モーメントが加えられることで引張軸に対する傾きが大きくなる。それに伴い、高強度側鋼板のナゲット端部のひずみの集中が大きくなるのが要因で、高強度側の鋼板の破断が生じると考えられている。その際、低強度側の鋼板はくびれが生じるほど塑性変形した結果、ナゲットの回転変形量が増大するため、TSSは低強度側鋼板の強度に依存すると推定されている。

本稿の結果では、引張せん断試験後の破断形態は異強度鋼板組のスポット溶接のプラグ破断に類似した形態となっている。すなわち、引張せん断試験時には、スポット溶接のプラグ破断時と同様の要因により、アルミ板の

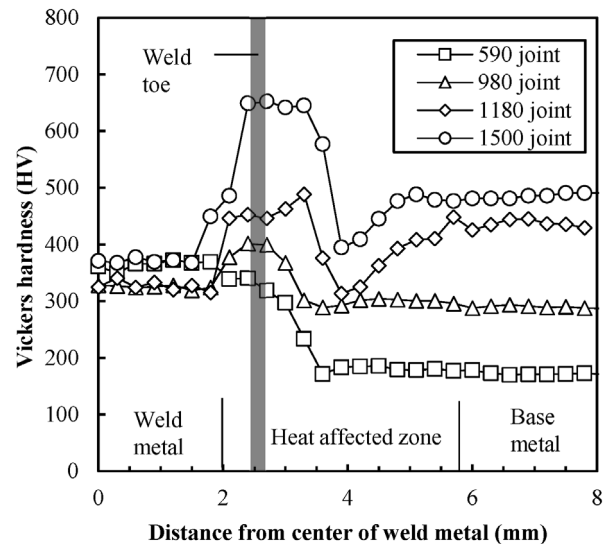


図8 継手の鋼板側の硬度分布

Fig.8 Hardness distributions in steel sheet of joint

塑性変形の進行にともなってエレメントに作用する回転モーメントが大きくなる。そのため、エレメントの回転変形量が増大することで止端部近傍の応力集中が急激に増大することが要因となり、鋼板強度によらずTSSはほぼ一定の値を示したと考えられる。また、引張せん断試験後の試験片の破断形態が図6 (b) のType AからType Bへ遷移した点については、590継手のボンド近傍の熱影響部のじん性が比較的高いために破断が生じず、鋼板の非熱影響部で曲げ塑性変形が生じたと考えられる。

3. 溶接金属組織とEASW継手強度の関係

2.2節において1500継手のCTSが顕著に低下することが確認されたため、EASW法の適用範囲の拡大には継手強度の改善が必要と考えられる。1500継手では十字引張試験後の試験片において、き裂が止端部からボンド近傍の熱影響部および溶接金属部に進展したため、き裂進展した箇所のじん性の低さが要因となりCTSが低下したと考えられる。EASW法はアルミ板およびエレメントの溶損の観点で溶接条件の制約があり、入熱調整による熱影響部のじん性改善が困難である。そこで、筆者らは、じん性が改善できる可能性がある溶接金属部に着目してCTS低下抑制の検討を試みた。具体的には、一般に溶接金属が高じん性のオーステナイト結晶組織となるニッケルおよびオーステナイト系ステンレス鋼溶接ワイヤを用いて、1500 MPa級中高炭高張力鋼板とアルミ板のEASW継手の機械的特性を調査した。

3.1 実験条件

3.1.1 供試材と接合条件

上板のアルミ板およびエレメントは、2.1.1項および図2と同様の供試材を用いた。下板は、表1の1500 MPa級中高炭素高張力鋼板で、板厚1.4 mmとした。EASW施工に用いた溶接ワイヤは全て直径1.2 mmであり、そのJIS規格番号および化学成分を表3に示す。表3の溶接ワイヤW1~W5を用いて作製されたEASW継手を、以下ではW1継手~W5継手と記載する。また、W1継手

のデータは2.2節で用いた1500継手と同じものである。EASW施工に用いた溶接条件を表4に示す。各ワイヤで電気抵抗値が異なるため、各ワイヤ種の間で入熱や溶接後外観が近くなるように、溶接条件を設定した。

3.1.2 継手強度評価および継手断面硬度測定

継手強度評価および断面硬度分布測定は、2.1.2項と同様の方法で行った。

3.1.3 溶接金属組織分析

各継手の溶接金属組織に対し、EBSD (Electron Backscatter Diffraction) により、溶接金属部内の α 相および γ 相を同定した。測定箇所は、十字引張試験時に応力集中部となる鋼板のボンド近傍とした。

表3 溶接ワイヤのJIS番号と化学成分

Table 3 Welding wires Japan industry standard number and chemical compositions

Wire No.		Chemical composition (%mass)							
		Ni_{eq}	Ni	C	Mn	Cr_{eq}	Cr	Mo	Si
W1	JIS Z 3317 G52A-1CM3	2.46	0.01	0.06	1.08	2.76	1.39	0.56	0.54
W2	JIS Z 3321 YS316L	13.26	12.15	0.01	1.50	21.41	18.68	2.14	0.39
W3	JIS Z 3321 YS309	15.72	13.52	0.05	1.51	24.20	23.40	0.10	0.46
W4	JIS Z 3321 YS310	24.47	21.21	0.08	1.54	27.80	26.96	0.14	0.47
W5	JIS Z 3334 SNI2061	97.28	96.30	0.03	0.15	0.02	-	-	0.01

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0.5 \times \%Mn$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1.5 \times \%Si$$

表4 溶接条件

Table 4 Welding conditions

Shield gas	100%CO ₂ , 25L/min
Welding current	110~150 A
Welding voltage	21~27 V
Welding time	0.7~0.8sec
Extension	15 mm
Mode	Wire feed control
Welding position	Flat

3.2 実験結果および考察

W2~W5継手の断面マクロ写真を図9に示す。各継手において、継手強度に影響を与えらるるような欠陥は確認されなかった。

図10に、引張せん断試験後および十字引張試験後のW2~W5継手の断面マクロ写真、破断後の試験片模式図、および継手の鋼板側のき裂の模式図を示す。引張せん断試験後の試験片においては、W2~W5の継手では、図10 (b) Type Eに示すように溶接金属部がエレメント側と鋼板側に分断されるように破断した。また、引張せん断試験後の試験片鋼板側の継手周辺において、W2継手では図10 (c) に示すようにき裂が溶接金属部中央をえぐるように進展したのに対し、W3~W5継手ではき裂が溶接金属内を板幅方向におおむね水平に進展した。

十字引張試験後の試験片においては、W2, W3継手では図6 (b) Type Dに示すように鋼板ボンド部および溶接金属部で円周状に破断した。いっぽう、W4, W5継手では図6 (b) Type Cに示すようにアルミ板がエレメントフランジ部外周部に沿って破断した。また、十字引張試験後の試験片鋼板側の継手周辺において、W2, W3継手では、き裂が止端部からボンド近傍の溶接金属部に進展した。また、W2継手ではき裂が熱影響部にも進展し

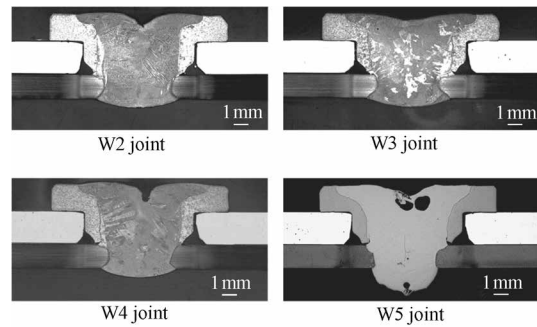
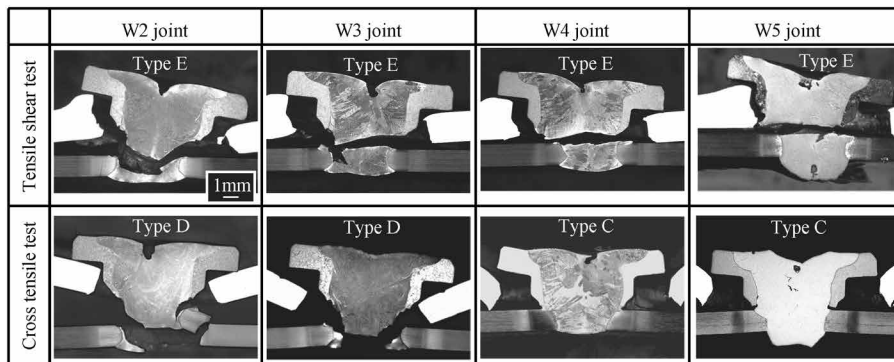
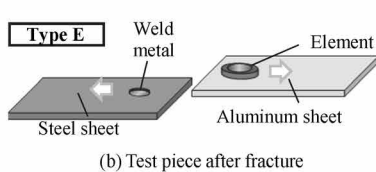


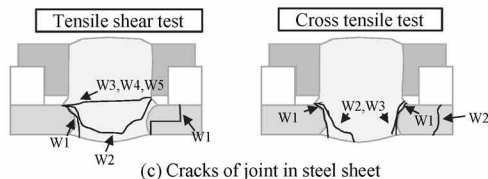
図9 各継手の断面マクロ写真
Fig.9 Cross-sectional macro photos of each joint



(a) Cross-sectional macro photos



(b) Test piece after fracture



(c) Cracks of joint in steel sheet

図10 引張せん断試験および十字引張試験後の継手断面マクロ写真、破断後の試験片および継手の鋼板側の亀裂の模式図

Fig.10 Cross-sectional macro photos of joint after tensile shear test and cross tensile test, and schematic diagrams of the test piece and cracks in steel sheet of joint after fracture

た。いっぽう、W4、W5継手では継手鋼板側には明確なき裂が認められなかった。

図11では、溶接ワイヤと継手強度の関係をニッケル等量で整理した。ニッケル等量が13~25%の範囲で急激にCTSが向上した。W2継手のTSSは約7.5 kNであり、W1継手の約8.5 kNに対して1 kN程度低い値であったのに対し、W3~W5継手は8.0~9.1 kNでW1継手と同程度であった。破断形態は、ニッケル等量の増加に伴いType BからType Eに遷移した。また、W2継手のCTSは約4.7 kNであったが、W3~W5継手ではW1、W2継手の平均値に対し1.5~3.0 kN高い値を示した。ニッケル等量の増加およびCTSの上昇に伴い、破断形態はType DからType Cへと遷移した。W3~W5継手においてはW1継手と比べてCTS改善効果が確認されたが、溶接金属部が高じん性なオーステナイト組織としたことに起因していると考えられる。

図12に、EBSDの結果を示す。ボンド近傍の溶接金属組織においてW1継手はほぼα相であったが、溶接ワイヤのニッケル等量が高いほどγ相の分率が高くなることが確認された。W2継手はγ相とα相が入り組みあった混在組織であった。いっぽう、W3継手は溶接線近傍では少量のα相が確認されるものの、溶接金属中央

側ではおおむねγ単相であった。また、W4、W5継手は溶接金属と熱影響部の境界は明瞭で、溶接金属組織はγ単相であった。

各継手断面の鋼板側の硬度分布を図13に示す。いずれの継手も、鋼板熱影響部から母材にかけての硬度分布は同じ傾向を示した。図12においてボンド近傍の溶接金属部がおおむねγ相となっていたW3~W5継手では、溶接金属部の硬度分布が約200HV程度でほぼ一定の値であり、W1継手の溶接金属部の硬度と比較して約170HV低かった。いっぽう、ボンド近傍の溶接金属部にα相とγ相が混在していたW2継手は、溶接金属の硬度分布は均一でなく、軟質で高じん性な部分と硬質で低じん性な部分が存在する可能性が示唆された。

以上の結果から、W3~W5継手では止端部近傍やボンド近傍の溶接金属部において高じん性なオーステナイト相の分率が高いため、十字引張試験時の溶接金属部のき裂の発生および進展が抑制され、CTSが改善したと考えられる。いっぽう、W2継手においては、図12よりボンド近傍の溶接金属部のオーステナイト相の分率が低く、図13よりき裂が進展した溶接金属部の硬度がW3~W5継手の溶接金属部の硬度と比較して高い。これらの点から、硬質かつ低じん性なマルテンサイト相が生成し、軟

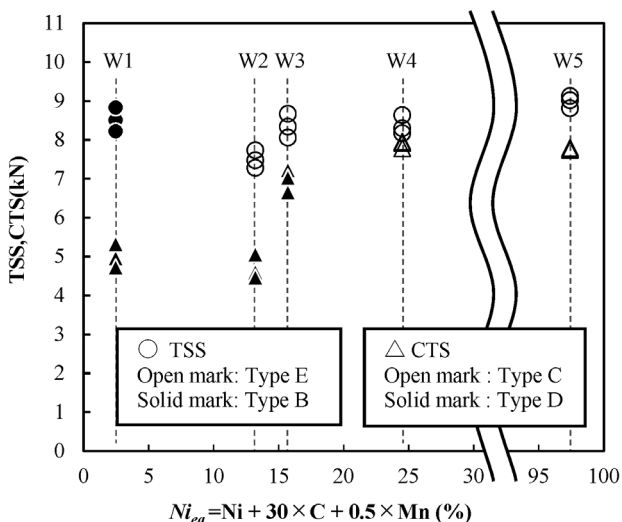


図11 溶接ワイヤのニッケル等量と継手強度の関係

Fig.11 Relationship between equivalent nickel of welding wire and joint strength

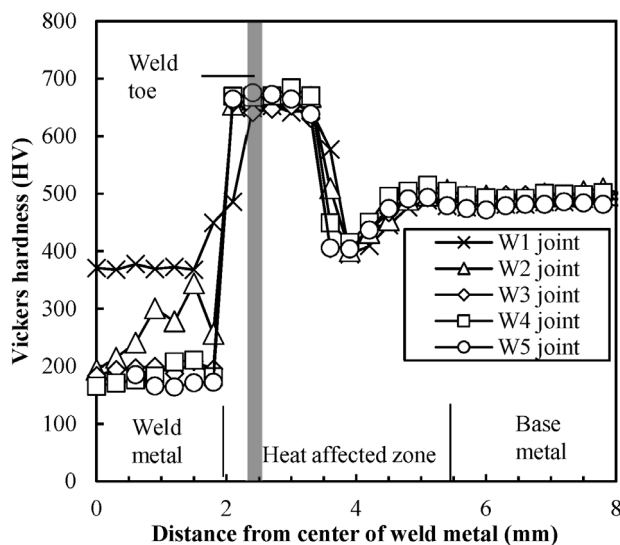


図13 継手の鋼板側の硬度分布

Fig.13 Hardness distributions in steel sheet of joint

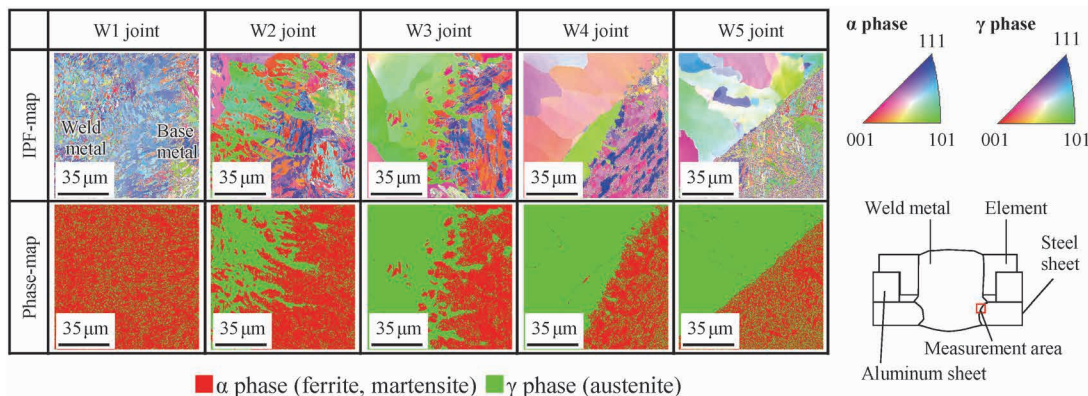


図12 ボンド近傍のIPF-mapおよびPhase-map

Fig.12 IPF and Phase-maps near bond of joint

質かつ高じん性なオーステナイト相の分率が相対的に低くなったため、CTSが改善されなかったと考えられる。

EASW継手の溶接金属組織は、母材、溶接ワイヤ、エレメントの成分や希釈量により決定される。また、十字引張試験時に応力集中部となる止端部近傍と、き裂が進展したボンド近傍の溶接金属は、母材成分と溶接ワイヤ成分の遷移領域となる。そのため、溶接ワイヤの材質や溶接条件を最適化し、ボンド近傍の溶接金属を高じん性なオーステナイト組織に制御することで、高いCTSのEASW継手を作製できると考える。EASW法は、このような溶接金属の制御を行うことで、超高張力鋼板に対しても高い強度を提供できる異種金属接合法である。

むすび = 鋼板強度とEASW継手強度の関係、および溶接金属組織がEASW継手強度に及ぼす影響について調査した結果、以下の知見を得た。

- ・ 鋼板強度によらず、TSSはほぼ一定の値となった。これは、引張せん断試験時にアルミ板の塑性変形に起因して鋼板側の破断が生じ、TSSがアルミ板の強度に依存したためであると考えられる。
- ・ 鋼板強度の上昇に伴いCTSは低下し、1500継手では590継手の3分の2程度の値となった。これは、応力集中する鋼板の止端部近傍の熱影響部が高硬化化、低じん性化することと、き裂がじん性の低い溶接金属部に進展することにより、高強度鋼板ほどCTSが低下したと考えられる。
- ・ 1500継手は、溶接ワイヤの選定によりボンド近傍の溶接金属部を高じん性なオーステナイト組織に制御することで、CTSの改善効果があることが確認された。この成果は、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) 西野浩介. 三井物産戦略研究所. 世界で強化される自動車燃費規制とその影響.
https://www.mitsui.com/mgssi/ja/report/detail/_icsFiles/afieldfile/2016/10/20/150706i_nishino.pdf, (参照2022-12-14).
- 2) ボストンコンサルティンググループ. 世界のBEVシェアは 2035年に59%へ、欧州では90%以上を占めると予測～BCG調査.
<https://web-assets.bcg.com/8a/4d/642bf0d545529b9a018c7cb3917e/jpr-220613-electric-cars-are-finding-their-next-gear-revised.pdf>, (参照2023-4-7).
- 3) Blake Shaffer et al. Nature. 2021, Vol.598, p.254-256.
- 4) 斉藤和也. あたりあ. 2014, Vol.53, No.12, p.584-588.
- 5) 内藤純也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.60-64.
- 6) 鈴木勲一. 溶接学会誌. 2019, Vol.88, No.4, p.240-246.
- 7) 陳 亮ほか. 自動車技術. 2019, Vol.72, No.11, p.56-61.
- 8) 鈴木勲一. 溶接技術. 2017, Vol.65, p.64-72.
- 9) 陳 亮ほか. R&D神戸製鋼技報. 2018, Vol.67, No.1, p.104-110.
- 10) 陳 亮ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接. 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.100, 2017-4-19/21, p.78-79.
- 11) 下田陽一郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第2報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.108, 2021-4-14/19, p.166-167.
- 12) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第3報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.108, 2021-4-14/19, p.168-169.
- 13) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第4報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.109, 2021-9-21/28, p.308-309.
- 14) 大志田達郎ほか. 異種金属接合法－エレメントアークスポット溶接 (第5報). 溶接学会全国大会講演概要集. Vol.110, 2022-4-13/20, p.180-181.
- 15) 新構造材料技術研究組合ISMA. 革新鋼板の開発.
<https://isma.jp/steelsheet/>, (参照2022-12-14).
- 16) 岡田 徹ほか. 溶接学会論文集. 2022, Vol.40, No.4, p.216-225.

(解説)

摩擦攪拌接合 (FSW) 技術開発の動向

下田陽一朗*¹ (博士 (工学))・鈴木励一*² (博士 (工学))

Trends in Friction Stir Welding (FSW) Technology

Dr. Yoichiro SHIMODA · Dr. Reiichi SUZUKI

要旨

本稿は、①摩擦攪拌接合 (FSW) の基本的なメカニズム、②鉄道、自動車、航空宇宙分野への実用例、③同種金属、異種金属、高融点金属への適用課題、④FSW装置・接合ツールなどのシステム開発動向、⑤派生技術について幅広くレビューした。FSWを用いたアルミ材同士の接合は、制御装置やツール形状の開発とともに実用化が進んでいる。アルミ材/鋼材の異種材および鋼材同士の接合に関する実用化の検討も行われている。接合装置の開発や新しいFSW工法の提案により、FSWの適用範囲の拡大が期待される。

Abstract

This paper provides an extensive review of the following: 1) the fundamental mechanism of friction stir welding (FSW), 2) practical examples of its application in the railway, automotive, and aerospace industries, 3) challenges related to applying FSW to similar metals, dissimilar metals, and high-melting-point metals, 4) current trends in the system development of FSW equipment and joining tools, and 5) derivative technologies. Notably, the use of FSW for aluminum joining has progressed in practical applications, aided by the development of control devices and tool shapes. Additionally, practical applications of joints of dissimilar materials, such as aluminum and steel, as well as steel-to-steel, are being considered. As joining equipment continues to develop and new FSW methods are proposed, the range of FSW applications is expected to expand.

検索用キーワード

摩擦攪拌接合, FSW, 固相接合, 同種金属接合, 異種金属接合, アルミニウム

まえがき = 造船、自動車、鉄道車両、電気機器、産業機械、土木・建築などの各産業において、“金属材料同士の接合”は必須の生産技術である。代表的な金属接合法の分類を図1に示す。機械的締結法と冶金的接合法に大別できる。機械的締結法は接合する材料に熱影響を与えないことを特徴とする接合法であり、ボルトとナットを用いた締結法が有名である。また、冶金的接合法は金属同士を直接接合することを特徴とし、接合する金属同士を溶融させる融接法、融点以下で接合する固相接合

法、接合する金属よりも低融点な合金(ろう)を溶融させて浸透拡散により接合するろう付けなどがあり、用途に応じて使い分けられている^{1), 2)}。本稿では、近年新しい固相接合法として発明された摩擦攪拌(かくはん)接合(Friction Stir Welding : FSW)について取り上げ、接合のメカニズムおよび実用例や先進のFSWシステム動向を紹介する。

1. FSWの発明と基本的メカニズム

FSWは、1991年に英国溶接研究所(The Welding Institute : TWI)によって固相接合法の一種として発明された³⁾。図2にFSWの原理図、図3に接合後の断面組織と模式図、図4に塑性流動現象のイメージを示す。FSWは、回転ツール(以下、ツールという)を高速で回転させながら接合部材に加圧挿入させ、ツールと接合部材間で摩擦熱を発生させる。摩擦熱によって接合部材内部は軟化されるが、融点には達さない。その結果、ツールの回転にともない、塑性流動によって接合部材が攪拌される。それにより、突き合わせた材料の界面が消失することで金属結合を成す接合法である。ツールはプローブ(またはピン)とショルダーで構成されている。プローブは接合部材内部を直接攪拌する。ショルダーは、プローブが部材に挿入されたときに、部材が外部に排出

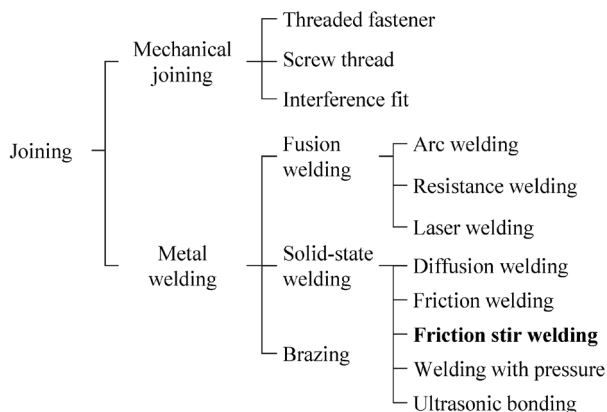


図1 金属接合法の分類
Fig.1 Metal joining methods

*¹ 技術開発本部 ソリューション技術センター (現 技術開発本部 企画管理部) *² 技術開発本部 ソリューション技術センター

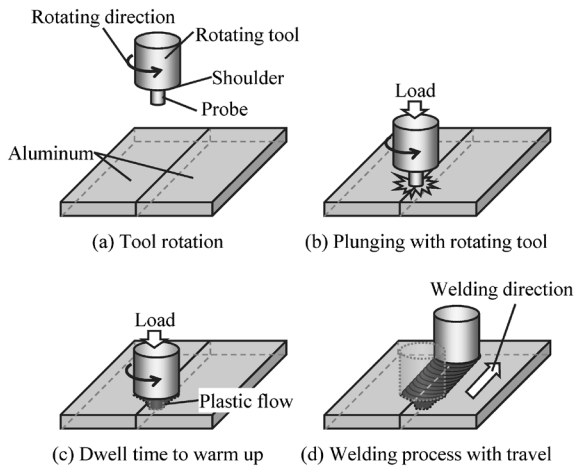


図2 FSWの原理
Fig.2 Mechanism of FSW

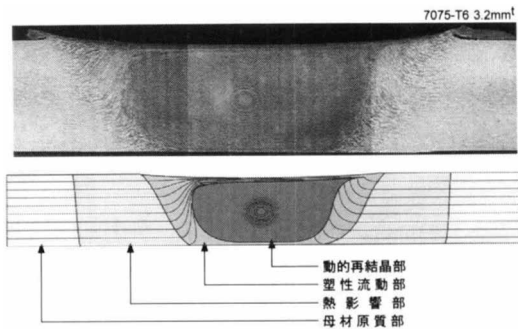


図3 FSWの断面組織⁴⁾
Fig.3 Cross-sectional structure of FSW

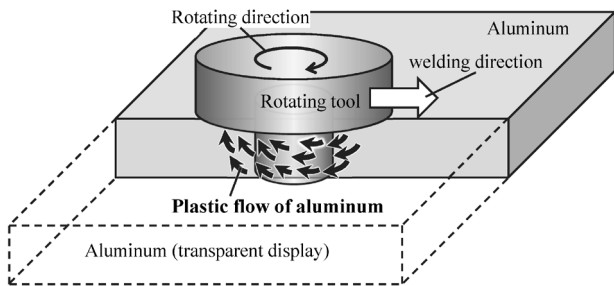


図4 FSW中の塑性流動現象のイメージ
Fig.4 Image of plastic flow phenomenon during FSW

されることを防止する機能と、部材表面から摩擦熱を与える役割を担う。接合する材料の種類や接合形状によって様々なツールの材質や形状が提案されており、詳細は6.2節で述べる。

2. FSWの特徴

FSWは材料の軟化と塑性流動を必要とするため、低融点金属の接合に向いており、工業的にはアルミニウム合金（以下、アルミ材という）同士の接合に最も適用が進んでいる。この場合に用いるツール材質は鋼（合金工具鋼）である。適用事例の詳細は3章で述べる。アルミ材同士を接合する手法として、融接法の代表である一般的なアーク溶接法、機械締結法であるボルト・ナット、ならびにFSWの3種類について比較した（表1）。①施工条件（作業環境）、②コスト（消耗材の必要性）、③量産を想定した自動化対応、④継手品質（マイクロ組織影響、熱歪（ひずみ）、塑性歪）と⑤補修対応の観点で整理した。FSWは、①施工環境がクリーン（光線、ヒュームが発生しない）、②安価（消耗材が不要）、③自動化可能、④高品質継手（固相接合のため熱歪が小さく、結晶粒が微細）などの長所を有している。いっぽう、⑤補修対応（手動施工）ができないことが短所である。材料を塑性流動させることが困難な鋼材同士や、異種金属接合を実現するための取り組み例については4章と5章で述べる。

FSWは、上記の長所①から④の中で、接合時の入熱が少なく接合後の変形が小さいことが特筆すべき特長とされている^{5)~7)}。この点について、FSWでも溶接条件によっては変形が生じることを著者は確認している。接合時に生じる変形の模式図を図5に示す。アーク溶接は冷却過程で溶融部が熱収縮する。いっぽう、FSWでは板厚4mmのA5058同士の突き合わせ接合時に約8kNのツール押し込み荷重が発生することを、谷らが確認している⁸⁾。このような押し込み荷重の反力により、溶融溶接で考慮する必要のない塑性歪が生じることがある。その抑止には、接合形状に応じた拘束方法の検討が重要であると考えられる。

表1 FSWと従来接合法との特徴比較
Table 1 Feature comparison between FSW and conventional joining methods

	Fusion welding (arc welding)	Non-fusion welding method		
	MIG (Metal Inert Gas)	Threaded fastener (bolt and nut)	FSW	
Construction conditions	Work environment harm	Fume, spatter, ultraviolet	Clean	Clean
	Shielding gas	Necessary	Unnecessary	Unnecessary
	Auxiliary materials	Necessary (welding wire)	Bolt & nut	Unnecessary
	Automated system	By robot	Difficulty	By robot or machining center
	Repair joint (handheld)	Possible	Possible	Impossible
	Joint shape	No restrictions	Fillet joining is difficult and pre-drilling required	Fillet welding is difficult
	Similar metal joining (steel)	Possible	Possible	Difficulty (need to high melting point tool material)
Joining quality	Dissimilar metal joining	Difficulty (formation of thick intermetallic compound layer)	Possible	Possible (need to control the position of the rotation tool)
	Process temperature	Above melting point	Room temperature	Below melting point
	Microstructure after joining	Melt-solidified structure (crystal grain coarsening)	Not effected	Crystal grain refinement
	Thermal strain	Large	Non	Little
	Plastic strain	Non	Little	Large

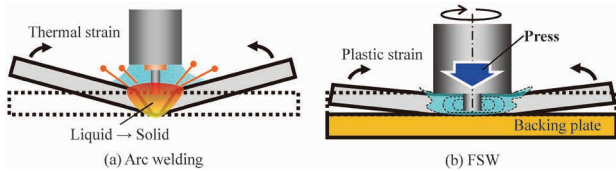


図5 アーク溶接とFSWの変形機構
Fig.5 Deformation mechanism of arc welding and FSW

3. アルミ材同士のFSWの実用例と提案例

FSWは鉄道車両、自動車、船舶といった産業で実用化されている。航空宇宙産業では事例は少ないものの、量産適用した報告がある²⁴⁾。米国では航空宇宙向けで実用化を目指した取り組みが活発に行われている。

3.1 鉄道車両

鉄道車両ボディは、炭素鋼製、ステンレス鋼製、アルミ製がある。例えば新幹線は全てアルミ製であり、長尺のアルミ押出材を接合して閉空間を形成することで、乗車用の大空間確保と安全性確保のための堅牢(けんろう)性の両立が達成されている(図6(a))。さらに構造部分に着目して分類すると、シンプルな板状の押出材を使ったシングルスキン構造(図6(b))と、立体的な押出材を組み合わせて二重構造としたダブルスキン構造(図6(c))が提案されている。後者はとくに静音性に利点があり、これらの長尺かつ直線的溶接線を有する押出材の組立には、通常は熔融溶接に代表されるアーク溶接が適用されている。しかし、表1に示したようにアーク溶接は光線やヒュームが発生するため作業環境が悪く、さらに溶接後の熱歪に起因した品質課題(変形)が残る。いっぽう、FSWは原理的にクリーンな施工環境が実現され、熱歪の懸念も極めて小さい。鉄道車両ボディは閉空間であることから、構造上拘束された状態で接合が行えるためにFSW特有の塑性歪の懸念も小さい。このようにFSWの利点を大きく活かすことができるため、鉄道車両は最もFSWの普及が進んでいる産業分野となっている^{10)~14)}。

3.2 自動車

これまでに、多くの自動車部品にFSWが適用されている^{9), 17)~19)}(表2)。車体の軽量化策には、①軽量素材への置換、②場所ごとの板厚最適化といった手段がある。②の一例として、テラードウェルドブランク²⁰⁾と呼ばれる、異なる板厚の素材を接合する手法がある。鋼材同士はレーザ溶接、アルミ材同士は低コストでエネルギー効率の高いFSWが選択されることがある²¹⁾。さらに、近年注目されているEV(電気自動車)に必要な電池は、外部からの衝撃に対して保護するため筐体に格納される。電池パック筐体(きょうたい)には種々の素材と接合法が適用されている。底板には大面積のアルミ平板を適用したものが多く接合組立の必要がないが、特殊な例として中空押出材を底板に用いる場合もある。幅広の押出材製造が困難なため、押出材同士をそれぞれ接合して大面積化する必要があり、その接合手段としてFSWが用いられている。その代表車種として、日産自動車(株)製のアリアが例に挙げられる(図7)。

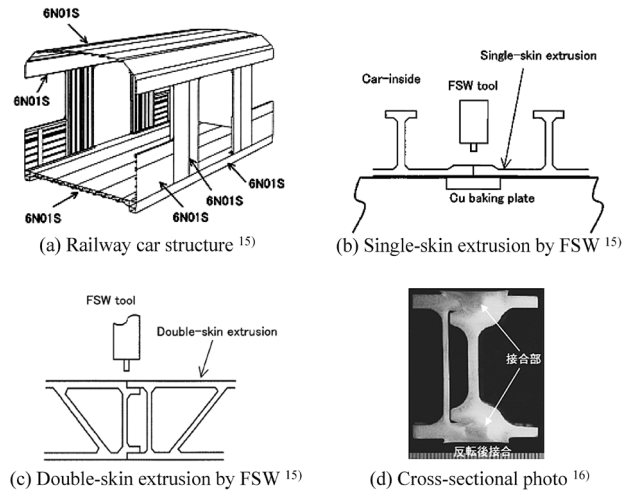


図6 車体構造とFSW適用部位
Fig.6 Railway car structure and FSW application parts

表2 FSW適用事例(自動車関連)
Table 2 FSW application examples (automobile manufacturers related)

Automotive manufacturer	Applicable models (release year)	Parts
Honda Motor Co., Ltd.	FCX Clarity	FC subframe
	ACCORD (2012)	Front subframe
Nissan Motor Co., Ltd.	CIMA (1991)	Suspension arm
	ARIYA (2020)	Battery housing
AUDI	R8	Center tunnel (crash relevant structure)
Mercedes-Benz	SL	Center tunnel (crash relevant structure) Floor structure

底板に対して垂直に立つサイドフレーム、クロスメンバとの接合には、すみ肉溶接対応性を長所とするMIG(Metal Inert Gas)溶接が一般的に用いられている。これに対し、筆者らはこれらの垂直部材をつば付き押出材とし、FSWを用いてつば部と底板を重ね接合した電池パック筐体を試作した(図8)。溶接品質の安定性、水密性の確保、生産性については今後の取り組み課題である。

3.3 航空宇宙

航空宇宙部品は、鉄道車両や自動車と比べてFSWの適用事例は少ないが、少しずつ実機適用部品が現れはじめている^{22)~25)}(表3)。富士重工業(株)(現:株SUBARU)は2004年に無人標的機(軍用ドローン)へFSWを適用した²²⁾。これは量産事例として国内初である。従来アルミ製航空宇宙部品の接合にはTIG(Tungsten Inert Gas)溶接が用いられているが、①接合前処理作業性、②安定施工維持(矯正、熱処理、補修)の難しさなどの短所があった。いっぽう、FSWは①接合前処理が不要、②安定した接合が可能という長所を持つため、外装だけでなくロケット推進薬タンクに適用された。この事実は、タンクの内圧や飛行中の高負荷に対して、FSWが気密性、継手特性といった高い信頼性を持った接合部が得られる手段として認められたことを示している^{23), 25)}。

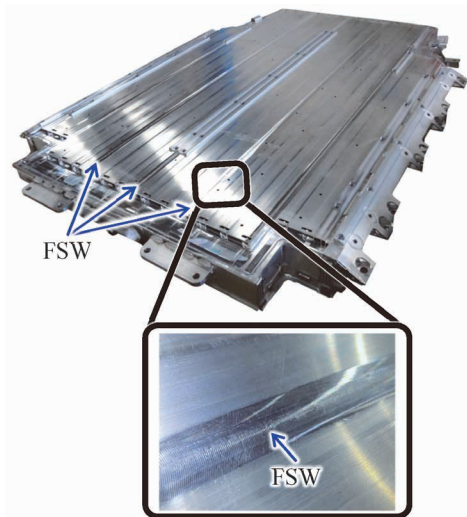


図7 電池パック筐体 (日産自動車㈱「アリア」)
Fig.7 Battery housing (Nissan Motor Co., Ltd.「ARIYA」)

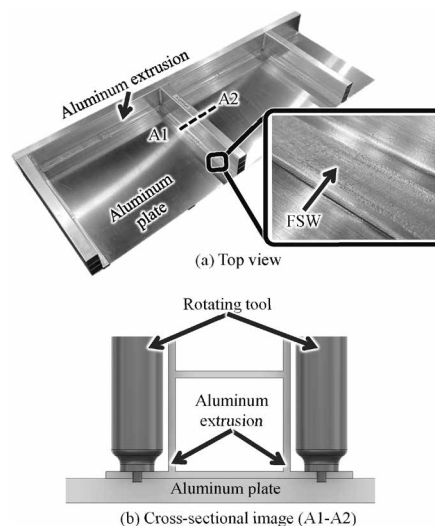
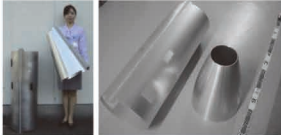

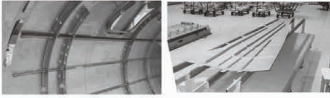



図8 FSWを用いた電気自動車向け電池パック筐体試作
Fig.8 Trial production of battery housing for electric vehicles applying FSW

表3 FSW適用事例 (航空宇宙関連)
Table 3 FSW application examples (aerospace related)

Manufacturer	Applicable models	Parts
Subaru Corporation	Target drone	Nose cover Engine rear nacelle  22)
Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.	Rocket (H-IIB)	Fuel tank  23)
Eclipse Aviation	Airplane (Eclipse500)	Body Main wing  24)
Boeing	Rocket (Delta IV)	Fuel tank  25)

4. 異種材のFSWの実用例と適用検討

自動車などの輸送機器の軽量化がいつそう強く求められるようになっており、軽量なアルミ材と安価で高強度な鋼材を組み合わせたマルチマテリアル車体構造が提案されている²⁶⁾。この実現に必要な異種金属材料接合が新たな技術課題として浮上した。アルミニウムと鋼は機械的・物理的諸特性が異なり、一般的な溶融溶接では脆弱な金属間化合物相が厚く形成するために、良質な継手を形成することが困難である^{27), 28)}。これまでに実用化された異種材接合法としては、ボルト・ナット、SPR (Self-Pierce Riveting), FDS (Flow Drilling Screw) といった機械締結法、または接着剤が挙げられるが、さら

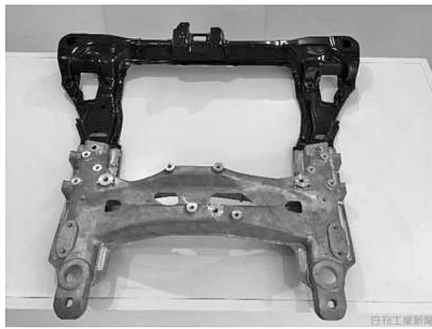
なるコスト低減や生産性向上および継手特性の改善が望まれている。

4.1 アルミ材／鋼材の重ね接合の実用例

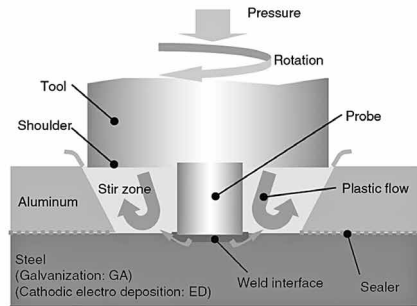
本田技研工業㈱は2012年型アコード用として、アルミダイキャストと鋼材を組み合わせたフロントサブフレームの異種金属接合を、ボルト締結とFSWの組み合わせで実用化した。このような構造と接合法は世界初である²⁹⁾ (図9)。

4.2 アルミ材／鋼材の突き合わせ接合の適用検討

アルミ材と鋼材を突き合わせてFSWにより直接接合した実用化例は現在のところないため、ここでは検討例を紹介する。福本らは板厚5 mm同士のアルミ材と鋼材の突き合わせFSWの可能性を検討した。プローブは鋼



(a) Appearance of aluminum diecast and steel mixed sub-frame³⁰⁾



(b) FSW mechanism of steel and aluminum²⁹⁾

図9 アルミダイキャストと鋼板のFSW例
(本田技研工業(株)「アコード」)

Fig.9 FSW example of aluminum die-cast and steel plate
(Honda Motor Co., Ltd.「ACCORD」)

材より硬質な超硬合金とし、プローブをわずかに鋼材に接触させ、鋼材は接合方向に対してツールの回転方向が一致する側に配置することで接合ができることを明らかにした³¹⁾。さらに、安井らはツール形状を最適化することで、アルミ材と鋼材の突き合わせFSWを工業的許容速度(1m/min)でおこない、継手強度試験においてアルミニウム母材破断を成す継手の試作に成功した^{32), 33)}。ただし、プローブの狙い位置がわずかにずれるだけで継手強度が低下するといった健全な接合条件範囲の狭さの課題があり、工業的実用化に向けての取組が必要であると筆者らは考えている。

4.3 樹脂/金属の接合

金属と高分子材料の直接接合は、材料構造が基本的に異なるために原理的に困難であり、ボルト・ナットなどの機械締結法が適用されている³⁴⁾。したがって、樹脂と金属のFSWが量産適用された報告例は見当たらない。実用化に向けては樹脂と金属の接合界面形成技術が重要であり、これまでに樹脂とアルミ材をFSWにより直接接合する研究がなされている。接合を行うためには、極性官能基を有する樹脂母材あるいは表面に極性官能基を付与した樹脂を用いる必要がある。この樹脂とアルミ材のFSWを行うことで、アルミニウムの表面酸化皮膜(Al_2O_3)と極性官能基が結合して接合できることが報告されている³⁵⁾。ただし、実用化に向けた生産性や継手の信頼性にはまだ課題が残る。

5. 鋼材同士の接合の適用検討

鋼材同士の接合にFSWが量産適用されたとの報告例は見当たらない。その理由は、鋼材同士をFSWすると

接合部の温度が約1,100~1,200℃まで上昇するといわれており、一般的な鋼製ツールでは耐熱性、耐摩耗性が不足するためである。実用化するためには、ツール特性の向上が必要である。これまでに研究されているツール素材については6.2節で述べるが、超硬合金製ツールを用いて引張強さ590~1,180 MPa級の高張力鋼板同士を突き合わせてFSWした報告がある³⁶⁾。引張強さ980 MPa級までの鋼板同士のFSW継手は母材とほぼ同じ引張強度を示し、1,180 MPa級の鋼板同士の接合においては約84%の継手効率を示した³⁶⁾。また、大幅な接合速度の向上を目的として、上下両面にFSWツールを配置して独立に回転させることが可能なシステム開発の報告がある³⁷⁾。しかし、設備コストとツールのランニングコスト、そしてアークやレーザなどほかの溶接法に対するメリットが明確でないため、次世代技術としての位置付けが適切であろうと筆者は考えている。

6. FSWシステムの発展

FSW装置はツールを保持して回転させるための主軸モータ、およびツールの位置決めを行うための駆動軸が必要である。TWIは当初大型のフライス盤を使用していたが、開発が進むにつれてツール押し込み時の反力に耐える装置剛性や長尺のアルミ押出材接合の必要性から、装置のさらなる大型・長尺化が図られるようになった。また、接合中のツール挿入深さが表面のバリや欠陥の発生といった接合品質に影響することから、挿入深さを制御する方法として、①位置制御、②荷重制御、③主軸負荷制御などが開発されている。②、③は接合温度や材料の影響を受けやすいが、形状対応性(曲面接合)が良いという特長を持つ³⁸⁾。

6.1 接合装置




FSWシステムはマシニングセンターとロボットの2種類に大別され実用化されている^{39)~42)}(表4)。マシニングセンターは高剛性であり高い位置決め精度を有するが、設置スペースや接合自由度に制約がある。いっぽう、多関節ロボットは形状面での高い接合自由度(曲面接合可能)を有するが、剛性やツールの位置決め精度に課題が残る。

6.2 接合ツール形状・素材

FSWに用いるツールは、①接合する材料との摩擦発熱、②接合する材料同士を攪拌により混合させる役割があり、その材質と形状は継手品質に大きな影響を及ぼす。図10にツール例を示す。材料内部の攪拌を促進するために、プローブにネジ(螺旋)加工したものがある。ショルダーは、外部への材料排出抑制と摩擦熱を増大するために、凹面形状やスクロール形状に加工したものが多い。ツール形状は、接合する材料の種類、板厚、継手形状などによって異なるため規格化されていない。

ツールの素材は、アルミ材のような低融点金属の接合に用いる場合には、コストや入手性の観点でSKDなどの合金工具鋼が一般的に使われている。いっぽう、鋼材同士のFSWでは接合部が高温となるため合金工具鋼では寿命が短く、①高融点合金系(W, Co, Ni, Ir)、②

表4 FSWシステム
Table 4 FSW systems

	Specification		
	Machining center type		Robot type
	Gantry	Vertical	
Example photo			
Placement area	Wide	Middle	Small
Machine rigidity	High	High	Low
Positioning accuracy	Low	High	Low
Welding speed	Middle	High	Low to middle
Machine price	High	Middle	Low to middle
Welding shape	Three dimensions (3-axis welding)	Three dimensions (3-axis welding)	Three dimensions (5-axis welding)

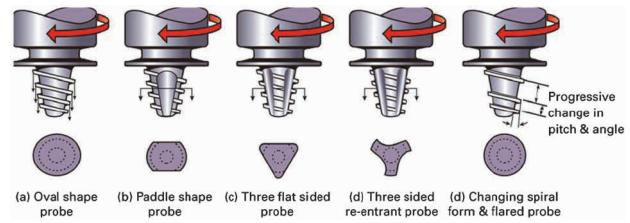
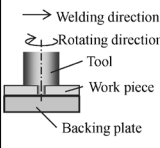
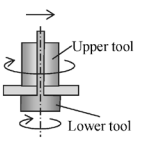
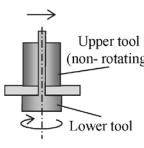
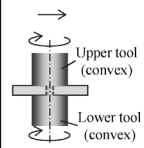
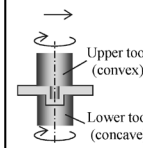


図10 FSW ツール例⁴³⁾
Fig.10 Examples of FSW tool

表5 新しいFSW工法の提案
Table 5 Proposal of new FSW processes

	One side tool			Double side tool	
	Conventional FSW	Bobbin tool		—	TATSUMAKI
		Conventional type	Stationary shoulder		
Mechanism					
Backing plate	Necessary	None	None	None	None
Upper shoulder	Rotating	Rotating	Non-rotating	Any direction of rotation	Any direction of rotation
Lower shoulder	—	Rotating	Rotating		
Welding defect (kissing bond)	Unavoidable	None	None	None	None
Surface burr	Unavoidable	Unavoidable	None	Unavoidable	Unavoidable
Axial load	Heavy	Almost none	Almost none	Heavy	Heavy
Plate thickness correspondence	Tool change required	Tool change required	Tool change required	Tool change required	Unnecessary tool change

超硬合金系 (WC-Co), ③セラミックス系 (PCBN, Si₃N₄), ④高融点合金+セラミックス複合系の四つの分類が提案されている。なかでも、コストと耐久性の観点で、近年とくに④が注目されている⁴⁴⁾。

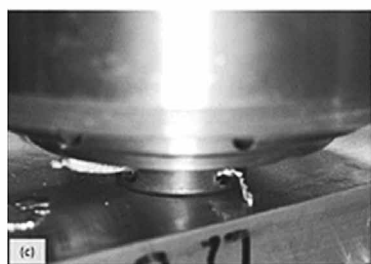
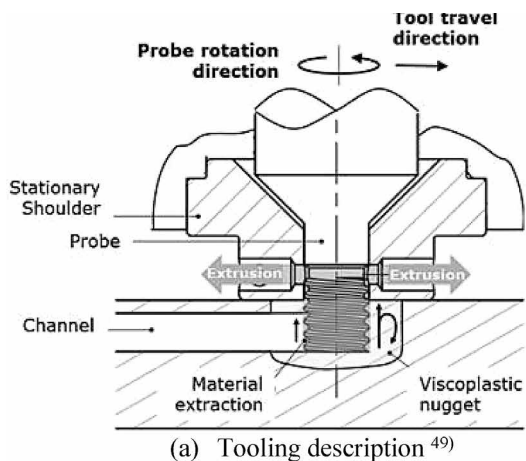
6.3 接合ツールシステム

一般的なFSWツールは一つのショルダーと一つのプローブから構成され、接合は材料上面から施工されるためワンサイドツールと呼ばれている。ワンサイド接合では、ツール押し込み荷重を受けるために裏板を用いる。裏板との接触を避けるために、プローブは接合する材料の板厚よりわずかに短く設計されている。この幾何学的問題により、キッシングボンドと呼ばれる初期突き合わせ面が残存する欠陥が発生しやすい課題があった。この課題に対し、二つのショルダーと一つのプローブからなるポピンツールと呼ばれる工法が開発された⁴⁵⁾(表5)。本工法は、原理的にキッシングボンドが発生しない長所がある。ステーションナリーショルダータイプは鉄道車両の側パネル製造で実用化されている⁴⁵⁾。また、キッシン

グボンド抑止に加えて高速接合を目的に接合上下両面にFSWツールをそれぞれ配置し、独立して回転させる両側ツールシステムが開発されている⁴⁶⁾。しかし、実用化に向けて設備コストにまだ課題があるものと筆者らは考えている。

7. 接合以外への応用 (冷却流路形成)

FSWはツールを材料に押し込みツールの回転と移動によってツール通過後の空洞を埋め戻す原理であり、接合条件によって様々な欠陥が発生することが知られている⁴⁷⁾。下田は、連続的に発生する内部欠陥(トンネル空洞)は冷却水路として活用できるのではないかと考えた⁴⁸⁾。同様にTWIではこのトンネル欠陥を確実に実現するために、図11に示すようにプローブの回転に伴って材料内部をスパイラル状に上昇させ、ツール上部に設けた非回転の穴からアルミ材を積極的に外部に排出させる機構を発明した⁴⁹⁾。ただし、実用化されているかは不明である。



(b) During CoreFlow 49)

図11 TWI社のプロセスCoreFlowの概略図および写真
Fig.11 Schematic and photo of CoreFlow process by TWI

むすび = FSWはアルミ材同士の接合のみならず、接合ツール素材の開発によって高融点の鋼材同士やアルミ材／鋼材といった異種金属まで接合可能という報告が多数発表されており、研究活動が活発である。いっぽうでFSWの適用事例はまだ少なく、実用化するうえでの様々な技術的課題があるものと感じている。当社は国家プロジェクト「新構造材料技術研究組合」(ISMA)の一員として、産学連携研究活動を行ってきた。本プロジェクトは2022年度をもって研究活動を終了したが、2023年度以降はFSWの実装化を見据えたフェーズへ進展する。引き続きISMA活動に用いた高剛性FSW装置ならびに当社保有FSWロボットを活用して、各種産業の発展へ貢献する研究活動を行う所存である。

参考文献

- 1) 産報出版. SAMPO web スキルアップ講座 溶接材料編. 2023. https://www.sampo-pub.co.jp/omoshiro/skillup/post_428.html, (参照2023-03-27).
- 2) 溶接情報センター. 接合・溶接技術Q&A. 日本溶接協会, 2012, Q07_01_01. https://www-it.jwes.or.jp/qa/details.jsp?pg_no=0070010010, (参照2023-03-27).
- 3) W.M. Thomas. Friction Stir Butt Welding. International Patent Application No. PCT/GB92/0223. GB Patent Application No. 9125978.8. 1991-12-06.
- 4) 古賀信次. 川崎重工工業溶接学会誌. 2000, Vol.69, No.3, p.201-205.
- 5) 藤井英俊. 溶接学会誌. 2008, Vol.77, No.8, p.731-744.
- 6) 廣瀬ほか. 軽金属. 2006, Vol.56, No.3, p.184-188.
- 7) 森久史ほか. 軽金属. 2007, Vol.57, No.11, p.506-510.
- 8) K. Tani. Quality Assurance of Friction Stir Welds. Preprints of the National Meeting of JWS. 2011, Session ID 215.
- 9) 大石ほか. まてりあ. 2014, Vol.53, No.12, p.603-607.
- 10) 宮本俊治ほか. 日立評論. 2001, Vol.83, p.11-14.
- 11) 水村武司ほか. 特許庁技術懇話会tokugikon. 2010, No.258, p.41-46.
- 12) 岡田俊哉. 溶接学会誌. 2012, Vol.81, No.7, p.38-45.

- 13) 橋本健司ほか. 総合車両製作所技報. 2013, No.2, p.48-53.
- 14) 吉澤正皓ほか. 車両製作所技報. 2015, No.4, p.38-45.
- 15) 宮道知典. 電気製鋼. 2007, Vol.78, No.2, p.141-147.
- 16) 和嶋武典. 日本機械学会. 2009, Vol.112, No.1084, p.70.
- 17) 小林努ほか. Honda R&D Technical Review. 2009, Vol.21, No.1, p.46-54.
- 18) 軽金属溶接協会. 軽金属溶接. 2012, Vol.50, No.10, p.383-388.
- 19) A.B. Attar. Generalities and activities at institut de soudure. https://indico.cern.ch/event/749801/attachments/1703217/2743651/180628_FSW_vENG.pdf, (参照2023-03-27).
- 20) 蒔野秀忠ほか. R&D神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.28-31.
- 21) 熊谷正樹. FSWの工業応用. WE-COMマガジン. 日本溶接協会, 2012, Vol.6, 12p.
- 22) SUBARU. 富士重工業アルミ合金薄板の摩擦かくはん(攪拌)接合(FSW)技術を実用化. ニュースリリース. 2004-08-31.
- 23) 後藤智彦ほか. 三菱重工技報. 2005, Vol.42, No.5, p.234-237.
- 24) 武久浩之. 軽金属. 2006, Vol.56, No.3, p.178-183.
- 25) ESAB. Friction Stir Welding, Technical Handbook.
- 26) 内藤純也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.60-64.
- 27) 古川一敏. 溶接技報. 2005, No.2005-8, p.94-102.
- 28) 小椋智ほか. 軽金属. 2016, Vol.66, No.9, p.503-511.
- 29) 宮原哲也ほか. Honda R&D Technical Review. 2013, Vol.25, No.1, p.71-77.
- 30) 日刊工業新聞. 地平を拓く・車部品メーカーの挑戦(1) エフテック-新技術へたゆまぬ努力, 鉄とアルミ, 摩擦で接合/サブフレーム軽量化. 2016-07-07, <https://www.nikkan.co.jp/articles/view/00391818/0>, (参照2023-03-27).
- 31) 福本昌宏ほか. 溶接学会論文集. 2004, Vol.22, No.2, p.309-314.
- 32) 安井利明ほか. 溶接学会論文集. 2005, Vol.23, No.3号, p.469-475.
- 33) 安井利明ほか. 溶接学会論文集. 2007, Vol.25, No.3号, p.426-430.
- 34) 中田一博. 表面技術. 2021, Vol.72, No.12, p.642-648.
- 35) 中田一博. スマートプロセス学会誌. 2015, Vol.4, No.2, p.64-72.
- 36) 松下宗生ほか. 溶接学会論文集. 2009, Vol.27, No.4, p.360-370.
- 37) 保田雄亮. 革新的FSWによる超ハイテン接合部材の開発. ISMA REPORT. 2022, No.16, 2p.
- 38) 溶接情報センター. 接合・溶接技術Q&A. 日本溶接協会, 2012, Q07-13-07, https://www-it.jwes.or.jp/qa/details.jsp?pg_no=0070130070, (参照2023-03-27).
- 39) 日刊工業新聞. 【特集】主要工作機械メーカーの推し製品. 2021, https://biz.nikkan.co.jp/brand/mect2021/recommend_shibaura-machine.html, (参照2023-03-27).
- 40) 芝浦機械. 製品情報 門形マシニングセンタ MPF-FS series. https://www.shibaura-machine.co.jp/jp/product/machinetool/lineup/m_new/spec.html#mpf_fs, (参照2023-04-13).
- 41) Mazak. FSW(摩擦攪拌接合)技術. <https://www.mazak.jp/machines/technology/hybrid-multi-tasking-machine/fsw/>, (参照2023-03-27).
- 42) 日立パワーソリューションズ. 摩擦攪拌接合(FSW)装置. <https://www.hitachi-power-solutions.com/product/equipment/production-line-solutions/core/fsw/index.html>, (参照2023-03-27).
- 43) P.M. Mashinini. Research dissertation for process window for friction stir welding of 3 mm Titanium (Ti-6Al-4V). Nelson Mandela Metropolitan University, 2010, 123p.
- 44) 松下宗生. 高強度鉄鋼材料の摩擦攪拌接合(FSW). WE-COMマガジン. 日本溶接協会, 2020, Vol.36, 15p.
- 45) 宮道知典ほか. 鉄道車両へのFSW実用化. WE-COMマガジン. 日本溶接協会, 2020, Vol.36, 2p.
- 46) 朴勝煥ほか. 両面摩擦攪拌接合法による薄板接合性 両面同時摩擦攪拌接合法の開発(第2報). 溶接学会 平成22年秋季全国大会講演概要. 溶接学会. 2010, Session 335, 2p.
- 47) 藤井英俊. 溶接学会誌. 2009, Vol.78, No.4, p.38-46.
- 48) 下田陽一朗. 冷却路内蔵部材および冷却路内蔵部材の製造方法. 特開2010-253534. 2021-11-01.
- 49) TWI COREFLOW™: A SUB-SURFACE MACHINING PROCESS. <https://www.twi-global.com/media-and-events/insights/coreflow-a-sub-surface-machining-process>, (参照2023-03-27).

(解説)

接着接合の強度信頼性を担う金属表面制御技術

高橋佑輔^{*1}(博士(工学))・山本慎太郎^{*2}・勝野大樹^{*2}・村田陽子^{*2}

Metal Surface Preparation Technology for Adhesive Joining Reliability

Dr. Yusuke TAKAHASHI・Shintaro YAMAMOTO・Daiki KATSUNO・Yoko MURATA

要旨

近年、軽量金属や異種材料の接合技術として接着接合に対する期待が高まっており、様々な産業分野でその重要性が増しつつある。金属材料を接着する場合、その接着強度は表面状態の影響を受けるため、接着剤本来の接合特性を最大限に引き出すためには、表面制御技術が重要な役割を担う。本稿では、金属材料の表面状態と接着性の関係、表面改質による接着性の改善、実際に使用する環境を想定した強度耐久性評価の取り組みについて紹介する。

Abstract

In recent years, adhesive bonding has attracted interest as a key joining technology for lightweight metals and dissimilar materials, and its importance is increasing across various industrial fields. When bonding metallic materials, surface preparation technology plays a crucial role in maximizing the inherent bonding properties of the adhesive, because its bonding strength is greatly affected by the surface condition. This paper aims to discuss the relationship between the surface condition of metallic materials and adhesion properties. Additionally, it will cover the improvement of adhesion by surface preparation, and efforts to evaluate adhesion strength and durability, while considering the actual environment of use.

検索用キーワード

異種材接合, 接着接合, メカニズム, 表面処理, 信頼性

まえがき＝一般的に金属の接合技術では、溶接やボルト締結がその主役を担っており、鉄鋼材料を中心に幅広い産業で利用されている。いっぽう、複雑な形状や高い寸法精度が要求される部品の接合、異種素材の接合、加熱を避けたい箇所の接合には接着剤を用いた接合が行われる。接着接合は接合部を広い面積で固定できるため剛性に優れ、気密・水密性も高い。また、溶接のような熱による材料のひずみや脆化(ぜいか)も生じず、ボルト締結のための下穴加工やねじ止め作業も不要なことから、外観や生産性に優れるという特徴もある。以上のような利点から、近年では自動車産業においてもアルミニウムや複合材など異種素材の接合、NVH性(Noise, Vibration, Harshness)改善¹⁾、さらに海外では衝突安全性向上の目的で骨格構造にも接着接合が使用されており、活躍の場が広がっている。

ところで、接着接合はボルト締結や溶接とは異なる課題を抱えている。例えば、接着接合の継手強度を設計する場合、接着強度と接着剤自体の材料強度を考慮する必要がある。強度安定性の観点から接着強度が材料強度よりも高く、常に接着剤が材料破壊(以下、凝集破壊という)する方が望ましい。いっぽう、接着強度が不十分であれば、接着剤の凝集破壊に至る前に接着剤と金属の界面で剥がれが生じ(以下、界面剥離という)、安定した

継手強度を得ることが難しい。さらに、接着剤は樹脂であるため、水、熱、紫外線、応力に対して状態変化を起こしやすく、実使用環境における強度への影響を十分に考慮して選定する必要がある²⁾。

このような課題があることから、接着接合は他の接合技術に比べて強度信頼性が十分とはいえず、過酷な環境で長期間使用する用途や高い安全性が求められる用途での採用は限定的となっている。そこで本稿では、金属材料の接着接合に対する理解推進と信頼性向上のための一助として、とくに接着強度に与える影響が大きい因子である材料の表面状態、安定した接着強度を得るための表面改質技術とそのメカニズム、長期間の強度保証に対する取り組み事例をまとめて解説する³⁾。

1. 金属材料の表面状態と接着性

金属材料を接着する際、接着剤に接触するのはその表面であるため、材料の表面状態が接着強度に大きく影響する。大抵の場合、金属材料の表面は自然酸化皮膜に覆われており、材料成分の影響や、製造時の圧延・押出・切削などの加工、加熱、水冷などの処理を経ることにより酸化皮膜の過剰成長、あるいは構造欠陥、変質、腐食などが生じ、状態が不均一になることが多い。また、加工油、梱包材、保管環境などに由来する有機物が酸化皮

^{*1}技術開発本部 材料研究所(現 事業開発部) ^{*2}技術開発本部 材料研究所

膜に吸着している場合もあり、これらは金属材料の接着性に大きな影響を与える⁴⁾ (図1 (a))。

1.1 表面汚染

金属材料に限らずあらゆる物質を接着する際にまず必要なことは、接着剤と被着材料表面の物理的な接触を阻害する因子を排除することである。これらが被着材の表面に残留した状態では、接着剤と被着材料表面の接触面積が減少し本来の接着強度が発揮できないため、接着前に被着材料の表面を洗浄する必要がある。材料表面に吸着した粒子や油分は溶剤などで清拭すればある程度は除去できるが、中には酸化皮膜と強固な化学結合を形成して容易には除去できない物質もあるため、アルカリ系の脱脂剤により化学的に洗浄するのが一般的である⁵⁾。いっぽう、油分を樹脂内に吸収・分散させる性質をもつ接着剤も存在し、これらは被着材表面にある程度の油が付着していても良好な接着性を発揮するため、自動車製造工程で使用されている⁶⁾。

1.2 脆弱 (ぜいじゃく) 部

つぎに考慮が必要なことは、材料表面の強度である。前述したように、金属材料の表面は酸化皮膜で覆われており、合金成分、製造工程、保管環境の影響により酸化皮膜はさまざまに状態変化するため、構造的あるいは化学的に脆 (もろ) い場合がある。このような脆弱箇所はWBL (Weak Boundary Layer, 以下WBLという) と呼ばれ、接着接合部の破壊起点となり、接着強度を不安定化する要因になる。

例えば、マグネシウムを含む高強度アルミニウム合金の表面には製造時の熱影響によりマグネシウムを含んだ脆い酸化皮膜が生成しており、WBLとなることが知られている⁷⁾。この酸化皮膜は酸で溶解除去できるため、アルミニウム合金の接着前処理として酸洗浄が脱脂処理とセットで実施される場合が多い。酸洗浄後のアルミニウム合金表面は薄く、密着性に優れた自然酸化皮膜のみが存在し、接着を阻害する汚染物やWBLのない清浄な状態であるため素材本来の接着性を発揮することができる (図1 (b))。酸洗浄以外にも、ブラスト処理やレーザ処理などは表面汚染とWBLを同時に除去する効果があるため、接着前処理として利用されている。

金属材料は素材の種類、形状、用途の違いにより製造方法や組成が異なり、またメーカごとに製造工程や設備も異なるため、同じ強度規格の金属材料であってもそれ

らの表面状態は同一でない場合がある。したがって、本章で述べた表面汚染やWBLを除去するための前処理は、強度再現性の高い接着接合を行うための基本操作である。

2. 金属の接着メカニズムと表面改質

1章で述べたとおり、金属材料表面の汚染やWBLを除去し、自然酸化皮膜だけの状態に「リセット」することにより、接着剤本来の接着性能を発揮することができる。ここからさらに重要なことは、接着剤と酸化皮膜の相性である。接着剤は高分子であるため、接着剤を構成する樹脂の種類によりその化学構造が異なる。酸化皮膜も同様に素材の種類により組成や化学的性質が異なるため、接着剤と金属素材の組み合わせの違いにより接着性が異なることが報告されている⁸⁾。一例として、ブラスト処理により表面を洗浄し、かつ表面形状を一定にしたチタンおよび銅をエポキシ接着剤で接合して引張試験を行った後の破面の観察結果を図2に示す。いずれの材料も未処理の状態では金属面が露出しており、接着剤-材料間の界面剥離が支配的であるのに対して、ブラスト処理を行うことにより接着剤の凝集破壊へと破壊形態が変化する。また銅ではほぼ完全な凝集破壊であるのに対して、チタンでは界面剥離も生じており、材料の洗浄条件や表面形状が同じでも、金属素材の種類、すなわち酸化皮膜の違いにより接着剤に対する接着性に違いがあることがわかる。

また、酸化皮膜の安定性も接着強度に影響を及ぼす重要な因子である。洗浄処理した後の酸化皮膜は清浄である反面、大気中の有機物や水分を吸着しやすく、時間とともに表面状態が変化して接着強度にばらつきが生じやすくなる。したがって、接着強度を安定的に得るためには、酸化皮膜を温度や湿度変化に対して化学的に安定化させる表面改質処理が必要となる。

欧米の自動車メーカでは、アルミニウム合金の酸化皮膜の接着性や保管安定性を良くする目的で表面洗浄に加えて表面改質処理を標準仕様にしており、これにより接着強度の長期安定性を保証している⁹⁾。そこで本章では、

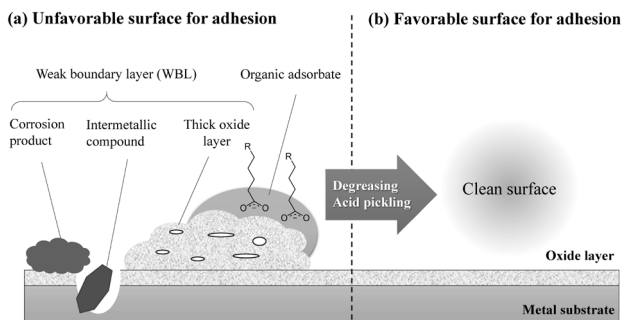


図1 金属材料表面の状態イメージ
Fig.1 Image of metal surface condition

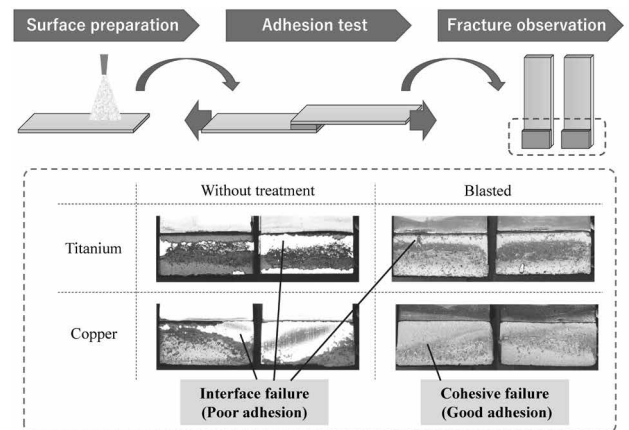


図2 ブラスト処理の有無によるチタンおよび銅の接着強度試験後の破面状態の違い

Fig.2 Difference of fracture surface after adhesion test of blast-treated or untreated titanium and copper

接着安定性に優れた金属素材の表面状態を理解するための基礎として、接着剤と金属素材の界面で接着力が発現するメカニズムに関する当社の研究内容を紹介する。

2.1 シランカップリング剤による接着性改善

接着剤と酸化皮膜の界面で生じる接着作用については、アンカ効果をはじめとして、酸-塩基結合や共有結合など化学的な結合、水素結合やファンデルワールス力など物理的な結合までさまざまな仮説が提唱されている。実際にはこれらが複合的に作用しており、接着剤や酸化皮膜の種類の違いによりそれぞれの寄与が異なっていると考えられる¹⁰⁾。例えば、構造用接着剤として最も一般的なエポキシ系接着剤やウレタン系接着剤はいずれも「接着剤を構成する樹脂の官能基」と「酸化皮膜表面の官能基」との間で接着力が発現すると考えられている^{11), 12)}。また、樹脂と酸化皮膜双方との結合性に優れたカップリング剤による接着性の改善効果も報告されていることから¹³⁾、表面改質した金属表面の状態と接着性

の関係を調査した。

種々の官能基を有するシランカップリング剤を用いて表面処理したアルミニウム合金板をエポキシ接着剤およびウレタン接着剤で貼り合わせ、塩水浸漬による劣化処理前後における継手強度を評価した結果を図3に示す。エポキシ接着剤を用いた継手の場合、塩水浸漬前の評価では全てアルミニウムの母材破断に至ったため優位差は認められないが、塩水浸漬後の評価ではいずれのカップリング剤を用いた処理材とも酸洗材に比べて強度低下が抑制された。いっぽう、ウレタン接着剤の場合、官能基の種類に対する接着性の改善効果が顕著であり、とくにアミノ基を有するカップリング剤の使用により優れた接着性改善効果が得られた。これらのメカニズムを明らかにするために、エポキシ接着剤とウレタン接着剤に対してそれぞれ効果の見られたビスシランとアミノシラン処理材を用いて接着界面の状態を各種分光法により分析した結果を次節以降で紹介する。

2.2 エポキシ接着剤の接着強度改善メカニズム

近年、接着剤と酸化皮膜の界面で生じる接着作用を非破壊かつ直接的に分析する手法の研究が進んでいる¹⁴⁾。その一例として、エポキシ接着剤塗布前後におけるアルミニウム酸化皮膜の電子状態を硬X線光電子分光法 (Hard X-ray Photo Electron Microscopy, 以下HAXPESという) により解析した結果を図4に示す。酸化皮膜を構成するアルミニウム原子の電子状態がブロードなスペクトルとして表われており、接着剤を塗布することによりピークトップの位置が低エネルギー側にシフトする(図4(a))。これは接着剤の樹脂が持つ官能基から酸化皮膜中のアルミニウム原子への電子供与を表しており、接着剤の樹脂を電子の供与体(塩基)、酸化皮膜を電子の受容体(酸)とした電子の授受、すなわち酸-塩基相互作用が生じていると考えられる¹⁵⁾。ビスシラン処理材のHAXPESスペクトルでは接着剤塗布後のピークシフトが酸洗材に比べて大きくなっていることから、より強い酸-塩基相互作用が働いていることが示唆される。酸洗

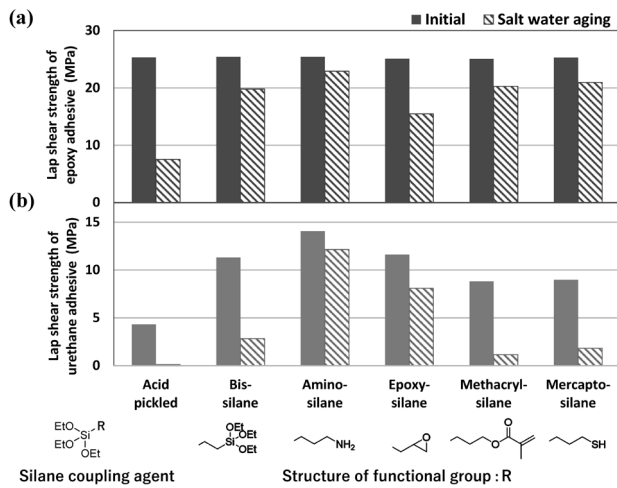


図3 シランカップリング剤処理したアルミニウム合金と (a) エポキシおよび (b) ウレタン接着剤の接着評価結果: 6000系合金, 厚さ1 mm, 劣化条件: 5%NaCl水溶液, 40°C, 14日
Fig.3 Adhesion test results of silane treated aluminum alloy with (a) epoxy and (b) urethane adhesive. 6000 series alloy, 1 mm¹, aging condition; 5%NaCl aq., 40°C, 14 days

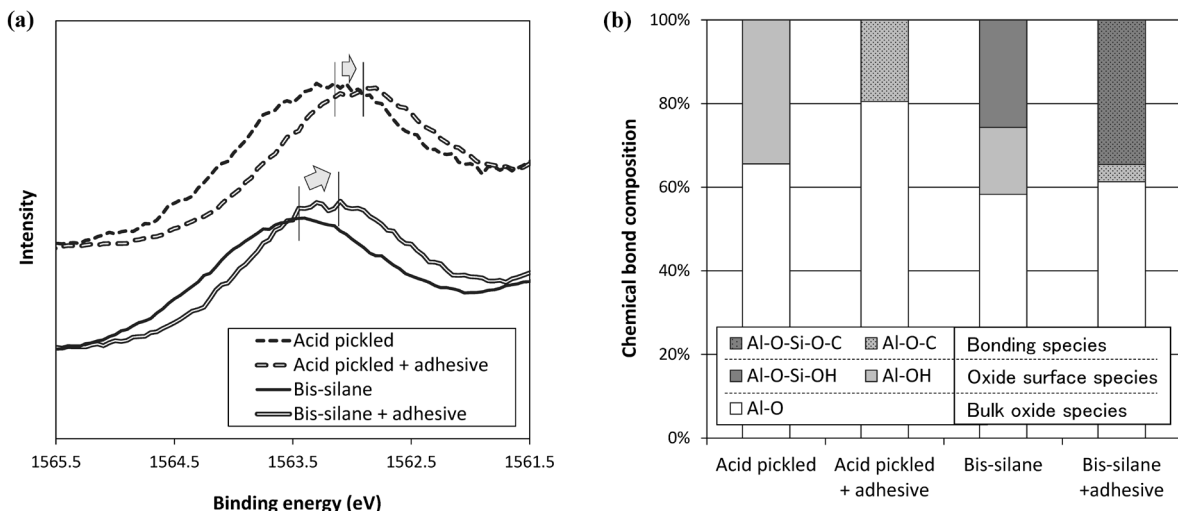


図4 酸洗およびビスシラン処理を行った6000系アルミニウム合金のエポキシ接着剤塗布前後におけるHAXPES測定結果
(a) Al 1sスペクトル, (b) 酸化皮膜中の各種結合のカーブフィッティング結果
Fig.4 HAXPES results of acid pickled or bis-silane-treated 6000 series aluminum alloy before and after epoxy adhesive coating. (a) Al 1s spectra, (b) curb-fitting result of chemical bonds in oxide layer

材およびビスシラン処理材のHAXPESスペクトルを、酸化皮膜を構成する化学結合にそれぞれピーク分離してフィッティングした解析結果を図4(b)に示す。図中Al-Oで示したピークは酸化皮膜本体を構成する結合、-OH結合 (Al-O-Si-OH, Al-OH) で示したピークは酸化皮膜表面の結合、-O-C結合 (Al-O-Si-O-C, Al-O-C) で示したピークは接着剤との結合であると仮定して解析を行った。酸洗材表面の結合はAl-OHであるのに対して、ビスシラン処理材の結合はAl-OHに加えてシラノール基 (Si-OH) を含む Al-O-Si-OH も存在し、酸化皮膜表面に存在するOH基の割合が高くなっている。また、接着剤塗布後の結合状態については、接着剤との結合量がビスシラン処理材 (Al-O-Si-O-CおよびAl-O-C) の方が酸洗材 (Al-O-C) よりも多いことがわかった。シランカップリング剤は表面処理する過程で加水分解によりシラノール基を生成し、これが酸化皮膜と結合することが知られている (図5)。また、このシラノール基はアルミニウム酸化物の持つOH基 (Al-OH) よりも強い酸性を持つ官能基であり、ケイ酸などのシラノール基を有する酸化皮膜はAl-OHを有するアルミニウムの酸化物よりも塩基性の有機化合物との相性に優れるとされている^{16), 17)}。以上のことから、シランカップリング処理材では酸化皮膜上に生成した酸性のシラノール基により接着剤との酸-塩基結合がより多く、かつより強力に形成されることにより、接着剤と酸化皮膜の密着性が向上し、塩水浸漬による強度低下が抑制されたと考えられる。

2.3 ウレタン接着剤の接着強度改善メカニズム

ウレタン接着剤は硬化剤のイソシアネート ($-N=C=O$) が被着材表面と反応して共有結合を形成し、接着力を発現していると考えられている。そこで、接着性の改善がみられたアミノシラン処理材にイソシアネートを塗布し、サンプル表面における化学結合の変化を高感度反射FT-IR (Fourier-Transform Infrared spectroscopy) により分析した (図6)。アミノシラン処理材では $1,640\text{ cm}^{-1}$ 付近に吸収ピークが確認されるのに対して、接着性に劣る酸洗材では吸収ピークがほとんど見られないことから、この吸収ピークはウレタン接着剤の接着力に関

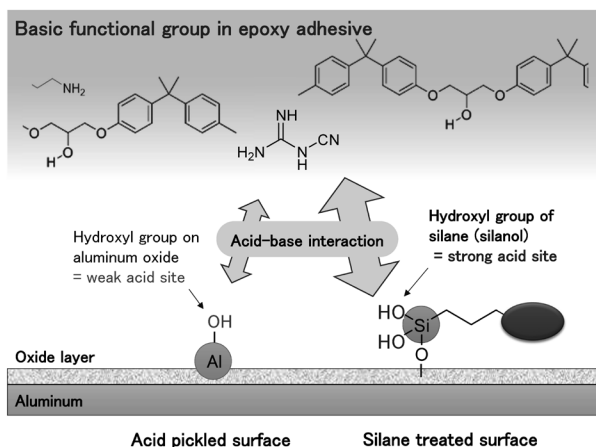


図5 アルミニウム酸洗材およびシラン処理材表面とエポキシ接着剤の推定接着メカニズム

Fig.5 Proposed adhesion mechanism between epoxy adhesive and acid pickled or silane-treated aluminum surface

係する化学結合を示していると考えられる。イソシアネートは様々な官能基と反応することが知られており、例えば式1に示すように、アミンと反応してウレア ($-NHCONH-$)、アルコール等の水酸基と結合してウレタン ($-OCONH-$) をそれぞれ生成し、これらは $1,650\text{ cm}^{-1}$ 付近に吸収ピークを示す。したがって、図6に示す $1,640\text{ cm}^{-1}$ 付近の吸収ピークはアミノシラン処理により酸化皮膜表面に導入されたアミノ基とウレタン接着剤中のイソシアネートが反応して生成したウレア結合によるものであり、酸化皮膜と接着剤間で共有結合を形成したことにより接着性が向上したと考えられる。また、他のシランカップリング剤や酸洗材でも程度は異なるもののある程度の接着強度が得られており、これらはシランカップリング剤により酸化皮膜上に導入されたシラノール基、あるいは酸化皮膜表面のOH基がイソシアネートと結合したことによりウレタン結合を生成し、接着強度を発現したものと考えられる。ウレタン接着剤は金属素材の接着性に乏しく、通常は専用のプライマや塗装などを下地処理として併用する必要があるが、このように酸化皮膜の改質処理を行うことによりプライマを用いなくてもある程度の強度安定性を付与することができる。

2.4 異なる金属素材への効果

このように、アルミニウム酸化皮膜の改質により接着

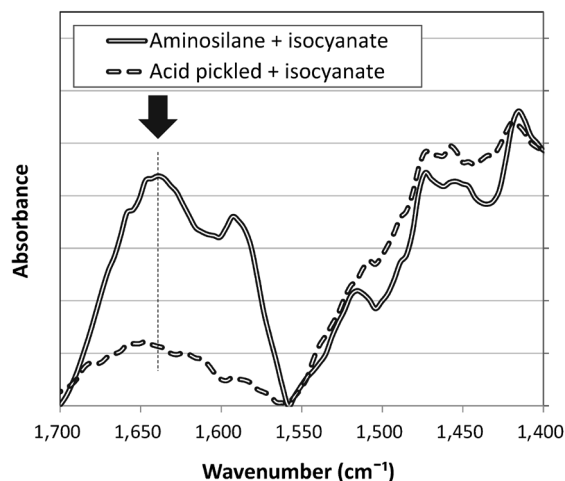
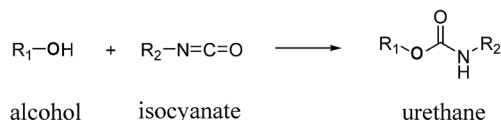
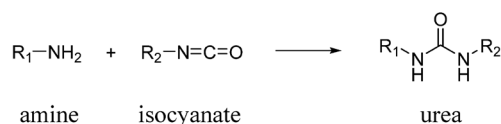


図6 酸洗およびアミノシラン処理した6000系アルミニウム合金のイソシアネート化合物塗布後におけるFT-IRスペクトル (窒素雰囲気下にて高感度反射法により測定)

Fig.6 FT-IR spectra of acid-pickled and aminosilane-treated 6000 series aluminum alloy after isocyanate compound coating (data was taken by reflection absorption spectroscopy method under nitrogen stream)



式1 種々の官能基とイソシアネートの反応メカニズム

Scheme 1 Reaction mechanism isocyanate with functional groups

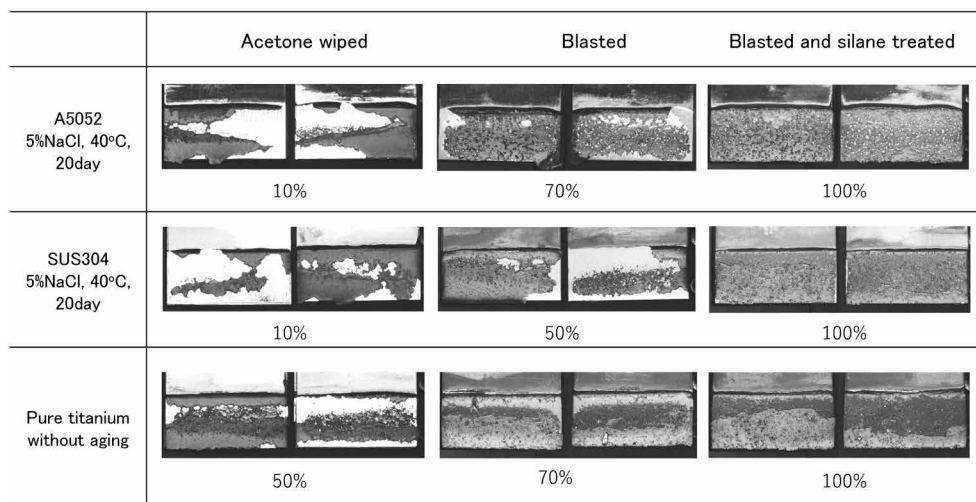


図7 異なる表面処理を行った各種金属素材とエポキシ接着剤の強度試験後破面観察結果と凝集破壊率
Fig.7 Fracture surface structure and rate of cohesive failure mode of metals with different surface preparation

剤に対する接着性の改善が認められたことから、種類の異なる金属素材に対しても同様の効果が期待できる。各種金属材料をブラスト処理した後シランカップリング処理を行い、エポキシ接着剤に対する接着性を評価した結果を図7に示す。図2で示したとおり、アルミニウムやステンレス鋼に加え、ブラスト処理だけでは界面剥離が生じたチタンについても接着性を改善できることがわかった。このように、適切な表面処理により金属素材の接着性を改善して界面剥離を抑制することにより、接着継手の強度低下を抑制して長期的な強度寿命に対する信頼性をより高めることができる。また、異なる素材や接着剤に対する適切な表面改質技術が確立されることにより、異種素材接合として接着接合のさらなる活用も期待できる。

3. 接着強度の信頼性

接着接合を長期間にわたって使用する場合、温度、湿度、紫外線、繰返し応力など外部環境の変化にさらされても設計した継手強度が容易に低下しないこと、すなわち接着耐久性が重要になる。接着剤自体の耐久性は、接着剤を構成する樹脂の種類や骨格構造を制御し、実際に樹脂材料を評価することにより、ある程度見積もることができる。これに対して、素材との接着強度耐久性は接着剤と酸化皮膜、さらにはその界面の状態変化をそれぞれ考慮する必要があるため、予測が難しいのが現状である。そこで本章では、接着接合を長期間安定して使用する上でとくに注意が必要な水によって接着界面で強度低下が生じるメカニズムと、その影響を考慮した信頼性評価の取り組みについて紹介する。

3.1 強度低下の要因

接着剤は硬化過程で化学構造が変化し、これに伴い膨張や収縮などの体積変化、気泡の発生などを生じることが多く、とくに接着界面ではそのような構造欠陥や組成の偏りが発生しやすい。そのため、接着剤と金属の界面は接着剤自体に比べて水が浸入しやすい状態にある¹⁸⁾。接着界面に水が浸入すると、接着剤と酸化皮膜の間で生じる接着作用を阻害するだけでなく、酸化皮膜の水和や

pHの変化など様々な状態変化が生じることが理論計算から予測されており、結果として接着強度の低下を招く¹⁹⁾。

したがって、接着界面への水の浸入、およびそれに伴う酸化皮膜の状態変化が金属材料の接着強度を低下させる大きな要因であり、これらの現象を促進する因子があるとその影響はさらに大きくなる。例えば、環境温度が高いと樹脂は可塑化し、水の拡散も加速されるため、強度低下が促進される。また、接合部に応力を付与することでも強度低下を促進する効果があることが知られており²⁰⁾、樹脂や接着界面に存在する空隙を拡張させることにより吸水を促進していると考えられる。さらに、金属の酸化皮膜は塩化物イオンの存在により著しく安定性が低下し、母材の溶解やそれに伴うpH変化による腐食反応が進行して接着界面を侵す。そのため、塩水にさらされる環境で使用する場合はとくに注意が必要である(図8)²¹⁾。

3.2 強度低下の抑制方法

接着強度の低下を抑制するための対策としては、「接着界面への水の浸入抑制」と「酸化皮膜の状態変化抑制」の2点がポイントであり、金属側の対策としては、2章で述べた表面改質技術が重要になる。

接着界面への水の浸入を抑制するためには、接着剤-酸化皮膜間の密着性を向上させて両者間の隙間や空隙をなくし、水の浸入経路を発生させないことが重要である。すでに図3に示したように、シランカップリング剤により接着樹脂と酸化皮膜との結合を増加させることにより、塩水環境中での接着耐久性が改善されていることからその効果が確認できる。また、酸化皮膜の状態変化を抑制する改質処理として、塗装下地処理として用いられているクロメート処理、陽極酸化処理、リン酸亜鉛処理など、酸、塩基、塩化物イオンに対して安定な保護皮膜処理が古くから利用されている²²⁾。いっぽう、これらの保護皮膜は化学的安定性には優れるものの、接着剤の強度特性によっては保護皮膜自体が破壊の起点になる場合もあるため、使用する接着剤、使用環境、要求される製品寿命に応じて適切な皮膜を選択する必要がある。

3.3 実環境での強度耐久性

接着剤を使用して製品を設計する場合、製品寿命に対して接着強度の低下がどの程度見込まれるかを考慮して継手強度を設計する必要がある。そのためには、3.1節で述べたように、接着強度に対して影響の大きい環境因子を一定期間意図的に与えて強度低下の程度を評価する加速評価をもとに、実際の市場環境で使用する場合の強度寿命を予測できることが望ましい。

ここで、海外自動車市場における接着強度信頼性に対する取り組み事例を紹介する。欧州では市場環境を模擬する加速試験として、接着継手を塩水噴霧や乾燥を組み合わせたサイクル試験に数千時間さらしても強度試験後の界面剥離が一定割合以下であること、また北米ではあらかじめ塗油した試験片を接着し、それに一定応力を付与しながら環境サイクル試験にさらしてその強度寿命を評価する²³⁾、などの基準が各メーカーにより独自で設けられている。このような厳しい試験基準をクリアするために、欧州ではチタンとジルコニウムの複合酸化物によるバリヤ処理 (TiZr 処理)、北米では有機リン酸系のカップリング剤処理 (A951 処理) がアルミニウム合金の表

面改質処理として量産適用されている^{9), 24)}。いずれの処理も各地域の市場環境において10年以上使用しても初期接着強度の大半を維持できるとされており、「実験室における1~2箇月程度の加速試験」と「数年にわたる実車走行試験」の結果をもとに、長い時間をかけて信頼性を築いてきたことがうかがえる²⁵⁾。

国内でも数年間市場を走行した車体を回収して接着接合部の残留強度を評価し、同車体に使用されている接着剤を用いた実験室での加速評価結果との相関付けが行われており、これらの取り組みにより「高温・高湿環境における数~十数日間の加速試験」と「数年相当の走行結果」との相関が見積もられている^{26), 27)}。

最後に、接着剤を他の接合と併用することによる耐久性へのメリットについて紹介する。銅板を抵抗スポット溶接、あるいは接着剤と抵抗スポット溶接を併用したウェルドボンド工法で接合し、銲子市または宮古島市の屋外試験場にて一定期間環境暴露を行った後、接合部の残留強度を評価した結果を図9に示す²⁸⁾。図9(a)に示すように、海風や日光にさらされる腐食性の厳しい環境に2年間放置しても初期強度の大半が維持されており、

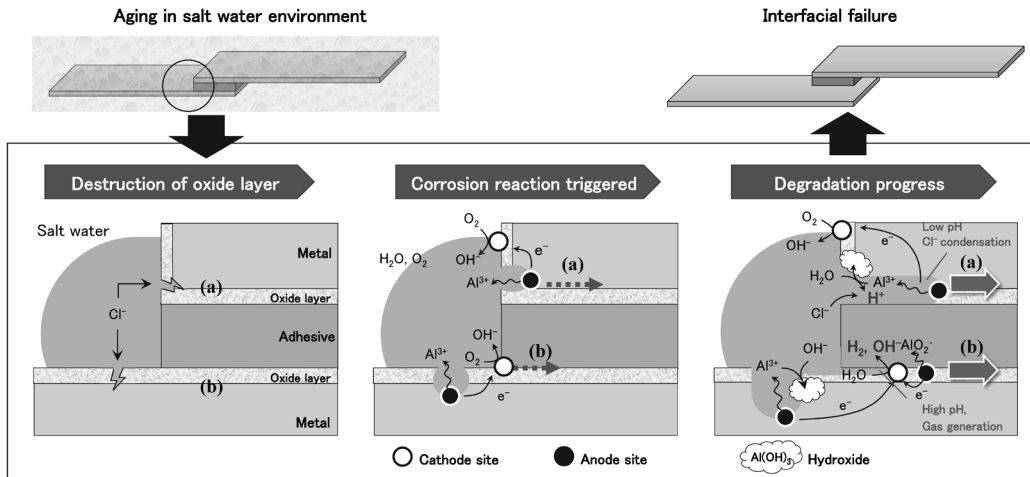


図8 塩水環境におけるアルミニウム酸化皮膜の破壊に伴う接着界面の強度低下メカニズム (a) 隙間腐食機構, (b) カソード剥離機構
Fig.8 Degradation mechanism between adhesive-oxide layer interface in salt water condition (a) crevice corrosion, (b) cathodic delamination

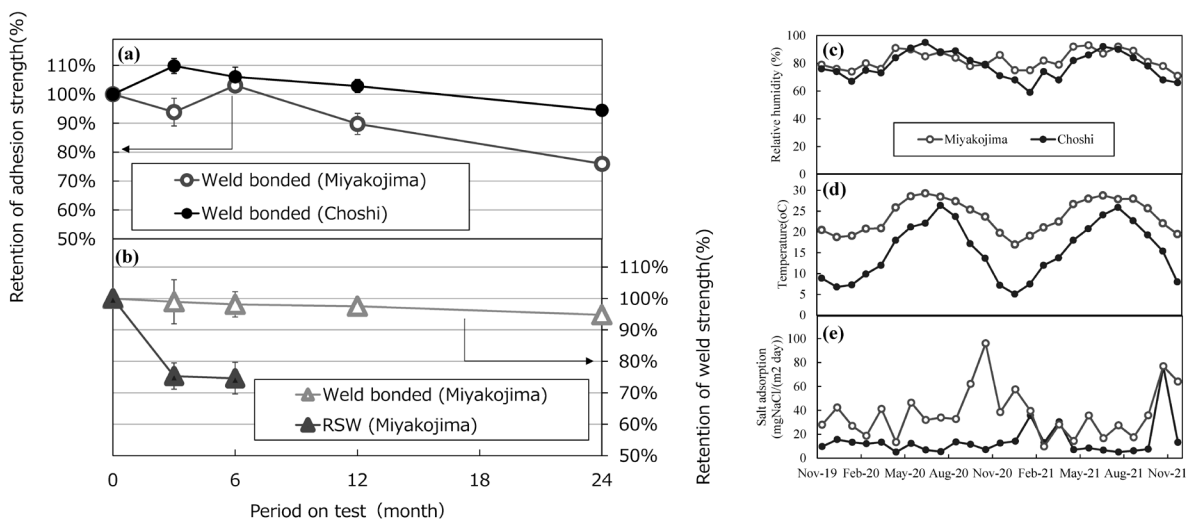


図9 異なる接合方法で接合した鋼板の暴露試験後における継手強度評価結果 (a) 宮古島市および銲子市でのウェルドボンド継手, (b) 宮古島市におけるウェルドボンドおよび抵抗スポット溶接接合継手, 暴露期間における (c) 相対湿度, (d) 温度, (e) 塩分付着量
Fig.9 Joint strength result of bonded steel under climate exposure test (a) weld-bonded specimen at Miyakojima and Choshi, (b) weld-bonded and spot-welded specimen at Miyakojima, climate condition under exposure period (c) relative humidity, (d) temperature, (e) salt adsorption

本試験で使用した接着剤(自動車構造用エポキシ接着剤)が高い耐久性を有することがわかる。また、平均気温が高く塩分付着量の多い宮古島市の方が強度低下が大きく、3.2節で述べた強度低下要因の影響を反映する結果となっている(図9(c)~(e))。なお、スポット溶接のみで接合した継手には溶接部周囲に腐食が発生し、暴露開始直後から接合強度が低下しているのに対して、ウェルドボンド継手は溶接部を接着剤でシールすることにより腐食環境から保護するため、溶接部の強度低下が抑制されている(図9(b))。このように、接着剤を他の接合技術と併用することにより、接合強度を長寿命化する相乗効果も期待できる。

むすび=接着接合に対する期待は年々高まっており、自動車業界では海外を中心に電動化に伴う車体軽量化や電池量産化のために、その採用量はさらに拡大する見込みである。また、非自動車業界では異種材接合や生産性向上などのニーズ、さらに溶接工具不足などの社会課題²⁹⁾ともあいまって、接着接合は今後様々な産業分野において金属材料の主要な接合技術の一つになっていくと予想される。

いっぽう、本稿でも述べたように、接着接合を信頼して使用するためには金属材料の表面状態が重要であり、表面処理も含めた適切な状態管理が必要になる。また、ユーザによって使用する製品、環境、要求性能が異なるため、各仕様における接着剤、金属素材とその表面状態、その強度耐久性の関係が整理され、これらの事例・経験をもとに接着接合の強度信頼性が向上していくことを期待したい。

参考文献

- 1) 山本研一ほか. マツダ技報. 2019, No.36, p.283-288.
- 2) 原賀康介. 日本接着学会誌. 2007, Vol.43, No.8, p.319-324.
- 3) 高橋佑輔ほか. 日本接着学会誌. 2021, Vol.57, No.5, p.201-210.
- 4) 磯山永三ほか. 軽金属. 1985, Vol.35, No.3, p.176-187.
- 5) 山本秀之. 表面技術. 2018, Vol.69, No.9, p.376-379.
- 6) 前田重義. 色材協会誌. 2011, Vol.84, No.9, p.313-320.
- 7) 宇佐見勉ほか. 住友軽金属技報. 1993, Vol.34, No.3, p.171-178.
- 8) 福村勉郎. 金属表面技術. 1979, Vol.30, No.4, p.170-179.
- 9) European Aluminum Association. EAA Aluminum Automotive Manual - Joining 9. Adhesive bonding. Version 2015. https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/11/9-adhesive-bonding_2015.pdf. (参照2022-12-14).
- 10) 竹本喜一ほか. 接着の化学. 講談社, 1997, p.42.
- 11) 前田重義. 日本接着学会誌. 2005, Vol.41, No.10, p.404-414.
- 12) K. Sensui et al. Chem. Commun. 2019, Vol.55, Issue 98, p.14833-14836.
- 13) 山辺秀敏. 色材協会誌. 2006, Vol.79, No.4, p.140-146.
- 14) 高橋佑輔. J. Surf. Anal. 2022, Vol.28, No.2, p.102-107.
- 15) 高橋佑輔ほか. 表面技術. 2021, Vol.72, No.4, p.238-241.
- 16) 仲澤真人. 色材協会誌. 1995, Vol.68, No.7, p.424-433.
- 17) J. van den Brand. On the adhesion between aluminium and polymers. Ph.D. diss. TU Delft, 2004, p.6-10.
- 18) 岩崎玲奈ほか. 日本接着学会誌. 2007, Vol.43, No.3, p.81-88.
- 19) 計算化学振興財団. スパコンと計算科学の産業利用事例集. 2022, No.12, p.32-33.
- 20) 三刀基郷. 軽金属. 1991, Vol.41, No.10, p.650-659.
- 21) S. Askarinejad et al. Corr. Sci. 2022, Vol.203, Article 110356.
- 22) 島倉俊明. 表面技術. 2010, Vol.61, No.3, p.223-231.
- 23) Ford Motor Company. Ford Laboratory Test Method BV101-07. Stress Durability Test for Lap-Shear Bonds.
- 24) 太田陽介ほか. R&D神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.82-85.
- 25) I.Wilson et al. SAE Transactions Section 5. 1997, Vol.106, No.5, p.6-14.
- 26) 氷室雄也ほか. マツダ技報. 2012, No.30, p.219-223.
- 27) 阿南匡範. こべるにくす. 2020, Vol.28, No.50, p.1-4.
- 28) 勝野大樹ほか. 材料と環境2022講演概要. 2022-05-25/27, 腐食防食学会, 2022, p.23-24.
- 29) 大沢幹和. 軽金属溶接. 2023, Vol.61, No.1, p.2-6.

R&D 神戸製鋼技報掲載 溶接・接合技術関連文献一覧表 (Vol.62, No.1 ~Vol.71, No.1)

Papers on Advanced Technologies for Welding and Joining Technologies in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.62, No.1~Vol.71, No.1)

	卷/号
●理想化陽解法FEMによる片面突合せ溶接時の高温割れおよび変形解析 …………… 三輪剛士ほか Analysis of Hot Crack and Welding Deformation during One-side Butt Welding Using Idealized Explicit FEM Tsuyoshi MIWA et al.	71/1
●鋼板溶接熱影響部の相変態モデル構築とじん性予測…………… 井元雅弘ほか Construction of Phase Transformation Model for Heat-affected Zone of Steel Plate Welds and Toughness Prediction Masahiro INOMOTO et al.	71/1
●自動車パネル用アルミニウム合金板材の開発動向…………… 太田陽介ほか Technical Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels Yosuke OTA et al.	69/1
●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 Solution Technology for Applying Aluminum Alloy Sheet to Automobile Bodies Keisuke AKASAKI	69/1
●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…………… 内藤純也ほか Multi-materialization of Automotive Body and Dissimilar Joining Technology to Realize the use of Multi-material Dr. Junya NAITO et al.	69/1
●超ハイテン鋼板で発生するレーザ溶接割れの動的観察および防止手段…………… 前田恭兵ほか In-situ Observation of Weld Cracks Occurring in Ultra-high Tensile Strength Steel Sheet and Preventative Measures Kyohei MAEDA et al.	69/1
●バンパシステムへのゴムバルジ接合技術の適用…………… 山川大貴ほか Application of "Rubber Bulge Joining Method" to Bumper System Taiki YAMAKAWA et al.	69/1
●接着接合部のCAEモデリングの基礎検討と精度検証 …………… 伊原涼平ほか CAE Modeling of Adhesive Bonding and Accuracy Validation Dr. Ryohei IHARA et al.	69/1
●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…………… 青木拓朗ほか Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy Sheets for Automotive Structural Member Takuro AOKI et al.	69/1
●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」…………… 井海和也ほか Solid Welding Wire "F series" Suitable for Wire-Feed Controlled Arc Welding Kazuya IKAI et al.	69/1
●自動車薄鋼板用溶接スラグ低減技術…………… 山崎亮太ほか Low-Slag Welding Process for Automotive Steel Sheets Ryota YAMASAKI et al.	69/1
●溶接ロボットシステムにおけるICT活用…………… 小池 武ほか Applications of ICT to Robot Welding System Takeshi KOIKE et al.	68/2
●溶接自動化のための画像センサ技術の開発（ディープラーニングによる画像認識）…………… 芦田 強ほか Development of Image Sensor Technology for Automatic Welding (Image Recognition by Deep Learning) Tsuyoshi ASHIDA et al.	68/2
【特集：溶接・接合技術】……………	67/1
●1300MPa, 1500MPa級マルテンサイト鋼板…………… 内海幸博ほか Martensitic Steel Sheets of 1300 and 1500 MPa Grades Yukihiko UTSUMI et al.	66/2
●1180MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板…………… 池田宗朗ほか Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 1180MPa Grade Muneaki IKEDA et al.	66/2
●高生産性ホットスタンプ用鋼板…………… 濱本紗江ほか Steel Sheets for Highly Productive Hot Stamping Sae HAMAMOTO et al.	66/2
●超高加工性1180MPa級冷延鋼板の特性…………… 村田忠夫ほか Characteristics of 1180 MPa Grade Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Formability Tadao MURATA et al.	66/2

●車体軽量化に貢献するアーク溶接法と溶接材料……………	鈴木 一ほか	66/2
Arc Welding Process and Consumable Contributing to Car Body Weight Reduction	Dr. Reiichi SUZUKI 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.	
●自動車用中強度Al-Mg系合金のミグ溶接継手特性……………	江間 光弘	66/2
Tensile Properties of Medium Strength Al-Mg Alloy MIG Weldments for Automotive Structural Members	Mitsuhiro EMA	
●溶接継手疲労強度改善溶接施工法と溶接材料……………	宮田 実ほか	65/1
Welding Process and Consumables Aimed at Improving Fatigue Strength of Joints	Minoru MIYATA et al.	
●バックングレス・裏波延長による鉄骨用耐震性向上溶接工法……………	河西 龍ほか	65/1
New Welding Method for Improving Earthquake Resistance by Backingless and Extended Penetration Bead Welding	Ryu KASAI et al.	
●スカラップ底補強による鉄骨用耐震性向上溶接施工法……………	鈴木 一ほか	65/1
New Welding Method for Improving Earthquake Resistance by Reinforcing Around Toe of Scallop	Reiichi SUZUKI et al.	
●アーク溶接の熱流体解析……………	佐藤 伸志ほか	64/2
Thermal Fluid Dynamics Modeling for Arc Welding	Shinji SATO et al.	
●上下部ブーム自動溶接システム……………	岡本 陽ほか	64/2
Automatic Welding System for Top-Bottom Booms of Crawler Crane	Akira OKAMOTO et al.	
●LNGタンク向けTMCP型7%Ni鋼の性能……………	仮屋崎 誠	64/1
Properties of 7%Ni TMCP Steel for LNG Storage Tanks	Makoto KARIYAZAKI	
●高温高圧リアクタ用9Cr改良鋼鍛造リングの製造と特性……………	篠崎 智也ほか	64/1
Fabrication and Properties of Forged Rings made of Modified 9Cr-1Mo-V Steel for High-temperature and High-pressure Reactor	Tomoya SHINOZAKI et al.	
●耐繰り返し酸化性に優れる超々臨界圧石炭火力発電ボイラ用オーステナイト系耐熱ステンレス鋼管……………	宮村 剛夫ほか	64/1
Heat-resistant Austenitic Stainless Steel with Excellent Cyclic Oxidation Resistance for Ultra-supercritical Pressure Coal-fired Boiler	Dr. Takeo MIYAMURA et al.	
●重油水素化分解・脱硫リアクタの最近の動向……………	山田 雅人ほか	63/2
Recent Topics for Heavy Oil Hydrocracking and Desulfurization Reactors	Masato YAMADA et al.	
【特集：溶接・接合技術】……………		63/1
●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.	
●クローラクレーンのブーム生産ラインにおける自動溶接工程の改善……………	山下 俊治ほか	62/1
Automated Production of Crawler Cranes Lattice Booms	Toshiharu YAMASHITA et al.	
●中厚板溶接最適ロボット「ARCMAN TM -GS」……………	湊 達治ほか	62/1
	Tatsuji MINATO et al.	



主要事業内容

■鉄鋼アルミ

- 薄板製品
- アルミ板
- 線材・条鋼製品
- 厚板製品

■素形材

- 鋳鍛鋼製品
- アルミ鋳鍛
- アルミサスペンション
- チタン
- 建材用チタン
- アルミ押出・加工品
- 銅板条
- 鉄粉製品

■溶接

- 溶接システム
- 溶接材料

■機 械

- 汎用圧縮機
- 回転機（非汎用圧縮機）
- タイヤ・ゴム機械
- 樹脂機械
- 高性能商品
- 圧延設備・プレス機械
- 超高压装置
- エネルギー・化学関連機器

■エンジニアリング

- 製鉄プラント関連
- 原子力プラント・機器
- 都市交通システム
- 水処理
- 廃棄物処理、リサイクル
- 冷却塔
- 化学・食品機械
- エネルギー・化学プラント

■建設機械

■電 力

URL : 神戸製鋼ホームページ 技術・製品情報
<https://www.kobelco.co.jp/products/>

QRコード :



QRコードはデンソーウェーブの登録商標です。

編集後記

<特集：溶接・接合技術>

*2018年3月に続き、溶接・接合技術の特集号をお届けしました。

*至近時では世界的に環境に対する意識が高まっており、溶接業界を取り巻く環境も大きく変化しています。近年ではとくにCO₂削減やカーボンニュートラルに向けた様々な取組みが各業界で進められており、風力発電をはじめとした自然エネルギー市場の拡大に加え、LNGやアンモニア、水素といった燃料の置き換わりも予測されています。

*このような中、溶接・接合に対するニーズも多岐にわたってきています。例えば各種溶接構造物に対しては、「軽量化」、「長寿命化」、「高強度化」などのニーズが高いいっぽう、就労人口の高齢化・減少にともなう溶接士不足や技量不足の問題を解決するために、ものづくりの現場における「省人化」、「脱技能化」、「高能率化」といったニーズが高まっています。さらには、異なる素材同士を接合する場面も増えており、新たな接合技術や接着技術に関するニーズも広がりを見せています。

*当社は溶接材料に加え、アーク溶接ロボットシステムや溶接電源、溶接・接合プロセスや施工法の開発までを担うトータルソリューション企業として世界をリードしてきました。この当社の強みを生かし、今後も上記ニーズにこたえる開発に積極的に取り組んでいきます。とくに「カーボンニュートラルへの挑戦」という課題に対しては、溶接・接合技術をお客様に提供することにより、社会全体としてのカーボンニュートラルに貢献していきます。

*本特集号では新しく開発した溶接・接合技術を中心に紹介しました。健全な接合部を実現するためには、装置、材料、施工法といった要素を適切に組み合わせることが重要であることは言うまでもありません。これらすべての要素に関わる技術を有している当社だからこそお客様にとって価値ある製品や技術を提供できると考えています。今回紹介した製品や技術を提供することにより、環境問題の解決や社会全体の発展につながれば幸いです。

(横田泰之)

次号予告

<特集：KOBELCOのマテリアリティと価値提供を支えるコア技術>

*当社グループは、素材系事業の鉄鋼アルミ、素形材、溶接、機械系事業の機械、エンジニアリング、建設機械、そして電力事業の七つの事業領域を有しており、「Mobility」「Life」「Energy & Infrastructure」と幅広い分野のお客様に対して技術・製品・サービスを提供してきました。そして、「安全・安心で豊かな暮らしの中で、今と未来の人々が夢や希望をかなえられる世界（KOBELCOが実現したい未来）」の実現に向け、「個性と技術を活かし合い、社会課題の解決に挑みつづける（KOBELCOの使命・存在意義）」ことで、社会の発展に貢献していく企業グループであり続けることを目指しています。

*2021年にはこれを実践するための重要課題として次の五つのマテリアリティ（中長期的な重要課題）を特定しました。

- ・グリーン社会への貢献
- ・安全・安心なまちづくり・ものづくりへの貢献
- ・人と技術でつなぐ未来へのソリューション提供

・多様な人材の活躍推進
・持続的成長を支えるガバナンスの追求
*いっぽう、このような幅広い事業展開を支えているのは、これまで当社グループの強みとして培ってきた「21のコア技術」です。これらを事業の垣根を越えて融合させるとともに、新たな技術を開発または取り込むことで、社会の変化やお客様の新たなニーズにこたえてきました。今後も、このような多様な事業領域と技術基盤を生かし、将来にわたってお客様の期待にこたえ続けることが当社グループの使命であると確信しています。

*次特集号「KOBELCOのマテリアリティと価値提供を支えるコア技術」では、このマテリアリティの中でとくに「グリーン社会への貢献」「安全・安心なまちづくり・ものづくりへの貢献」「人と技術でつなぐ未来へのソリューション提供」の三つの価値創造領域において、当社グループの強みであり社会への価値提供を支える「21のコア技術」の特長およびその活用と将来への展望について紹介していく予定です。

(本家浩一)

<<編集委員>>

委員長	後藤 有一郎
副委員長	杵淵 雅男
委員	池田 英生
	佐成 弘毅
	杉立 宏志
	鈴木 励一
	高久 真也
	西口 克茂
	野澤 健太郎
	本家 浩一
	山下 俊郎
	横田 泰之
	<五十音順>
本号特集編集委員	横田 泰之

R&D 神戸製鋼技報

第72巻・第1号（通巻第248号）

2023年6月21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 コベルコビジネスパートナーズ(株)
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
FAX(078)261-7843
rd-office@kobelco.com

2023年 6月 21日

各 位

(株)神戸製鋼所
技術開発本部

「R & D神戸製鋼技報 Vol.72, 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.72, 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

コベルコビジネスパートナーズ(株)
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：

June 21, 2023

Kobe Steel Ltd.
Technical Development Group

RE: Delivery of R&D Kobe Steel Engineering Report, Vol.72, No.1

Dear Sir or Madam,

We would like to express our sincere gratitude for your continued support and cooperation.

Attached please find Vol.72, 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

Kobelco Business Partners 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 :