

特集：鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品

ページ

- 1 (巻頭言) 「鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品特集」
の発刊にあたって 坂本浩一
- 3 (解説) 低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”, 低CO₂アルミ“Kobenable[®] Aluminum”
の商品化について 末次太陽・羽根川 智
- 7 (技術資料) HBI超多配合装入による高炉の低コークス比・低CO₂操業技術の開発
焼谷将大・笠井昭人・坂本 充・宮田健士朗・田川智史
- 14 (解説) 鉄鋼業のCO₂削減に貢献するMIDREX[™]プロセス
生田翔士・畠山泰二・出浦哲史
- 20 (論文) スクラップ利用拡大を目的とした脱りん炉反応効率の改善
對馬 卓・大内慶太・中須賀貴光・大谷真也・岩崎眞澄・足立毅郎
- 25 (論文) 高濃度マグネシウム添加によるアルミニウムスクラップ精製の基礎検討
山口勝弘・小森康平・加藤謙吾・小野英樹
- 31 (解説) 拠点別・製品別GHG排出量を管理する「CO₂データ集計システム」の開発
池田英生・重杉 豪・中尾浩和・友田聖也・吉田康将
- 36 (解説) 鉄鋼スラグ製品によるCO₂削減への取り組み 森 英一郎・松元弘昭・牧 剛司
- 40 (論文) 1,600 MPa級省合金高強度ボルト用鋼の開発 松本洋介・安居尚志・内田辰徳・千葉政道
- 45 (論文) 非調質コンロッド用鋼の被削性に及ぼすCaの影響 大脇章弘・山本雄也・杉村朋子
- 51 (技術資料) 軽量化とCO₂削減に貢献する薄板超ハイテン製品
福本幸司・内藤純也・白木厚寛・二村裕一・小林 学・吉野初美
- 55 (技術資料) 9%Ni鋼板への大入熱溶接適用に向けた検討
川野晴弥・橋本直樹
- 58 (技術資料) 液化CO₂輸送タンク向け溶接材料 菊地和幸・徐 培尔・加納 覚・伊藤孝矩・高嶋康人・名古秀徳
- 64 (技術資料) 地上式アンモニアタンク向け低硬度溶接材料 山口幸祐
- 69 神戸製鋼技報掲載 鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品 関連文献一覧表
(Vol.66, No.2～Vol.74, No.2)

新製品・新技術

- 71 高強度ボロン鋼 (15B25M) 安居尚志
- 72 自動車難成形部品向け高成形性アルミニウムパネル材 秋吉竜太郎
- 72 純鉄系軟磁性材料“ELCH2”, “KELMOS” 笠井信吾・川嶋慎也
- 73 純鉄系軟磁性材料“ELAC”シリーズ 笠井信吾
- 73 磁性鉄粉“マグメル[®]” 笠井信吾・鈴木浩則

《FEATURE》 KOBELCO's Steel and Aluminum Technologies and Products for CO₂ Reduction

- 1 On the Publication of a Special Feature: KOBELCO's Steel and Aluminum Technologies and Products for CO₂ Reduction
Dr. Koichi SAKAMOTO
- 3 Commercialization of "Kobenable™ Steel" Low-CO₂ Blast Furnace Steel and "Kobenable™ Aluminum" Low-CO₂ Aluminum
Taiyo SUETSUGU · Satoshi HANEKAWA
- 7 Innovative Ultra Low Carbon Ironmaking Technology with Massive HBI Charging in Blast Furnaces
Masahiro YAKEYA · Dr. Akito KASAI · Mitsuru SAKAMOTO · Kenjiro MIYATA · Toshifumi TAGAWA
- 14 MIDREX™ Process Contributing to CO₂ Reduction in the Steel Industry
Shoji IKUTA · Taiji HATAKEYAMA · Dr. Tetsushi DEURA
- 20 Optimizing Reaction Efficiency of Dephosphorization Furnace to Expand Scrap Utilization
Takashi TSUSHIMA · Keita OUCHI · Dr. Takamitsu NAKASUGA · Shinya OTANI · Masumi IWASAKI · Takerou ADACHI
- 25 Fundamental Study of Purification of Aluminum Scrap by High-Concentration Magnesium Addition
Dr. Katsuhiro YAMAGUCHI · Kohei KOMORI · Dr. Kengo KATO · Dr. Hideki ONO
- 31 Development of a CO₂ Data Calculation and Management System for Site-Specific and Product-Specific GHG Emissions
Hideo IKEDA · Tsuyoshi JUSUGI · Hirokazu NAKAO · Seiya TOMODA · Yasumasa YOSHIDA
- 36 Initiatives to Reduce CO₂ Emissions through Steel Slag Products
Eiichirou MORI · Hiroaki MATSUMOTO · Takeshi MAKI
- 40 Development of 1,600 MPa Class Alloy-Saving High-Strength Bolt Steel
Yosuke MATSUMOTO · Takayuki YASUI · Tatsunori UCHIDA · Dr. Masamichi CHIBA
- 45 Effect of Ca on the Machinability of Non-Heat-Treated Steel for Connecting Rods
Akihiro OWAKI · Yuya YAMAMOTO · Tomoko SUGIMURA
- 51 Ultra-High Tensile Steel Sheets Contributing to Lightweighting and CO₂ Emission Reduction
Koji FUKUMOTO · Dr. Junya NAITO · Atsuhiko SHIRAKI · Dr. Yuichi FUTAMURA · Manabu KOBAYASHI · Hatsumi YOSHINO
- 55 Investigating the Application of High-Heat Input Welding of 9% Ni Steel Plates
Haruya KAWANO · Naoki HASHIMOTO
- 58 Welding Consumables for Liquefied CO₂ Carrier Tanks
Kazuyuki KIKUCHI · Baini JO · Satoru KANO · Dr. Takanori ITO · Dr. Yasuhito TAKASHIMA · Dr. Hidenori NAKO
- 64 Low-Hardness Welding Consumables for Onshore Ammonia Tanks
Kosuke YAMAGUCHI
- 69 Papers on Advanced Technologies for KOBELCO's Steel and Aluminum Technologies and Products for CO₂ Reduction in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.66, No.2~Vol.74, No.2)

(巻頭言)

「鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品特集」の発刊にあたって

坂本浩一 (工学博士)

取締役執行役員

On the Publication of a Special Feature: KOBELCO's Steel and Aluminum Technologies and Products for CO₂ Reduction

Dr. Koichi SAKAMOTO



1. 不確実性の高い時代と素材産業への期待

世界は今、気候変動への対応、エネルギー需給構造の変化、地政学リスクの顕在化、技術革新の加速といった要因が複雑に絡み合い、将来の予見がこれまで以上に難しい、不確実性の高い時代にある。とりわけ気候変動問題は、環境分野にとどまらず、産業競争力や社会基盤のあり方を左右する重要なテーマとなり、脱炭素化は国や地域を超えた共通課題として定着しつつある。

主要国は、パリ協定の長期目標（産業革命比+1.5℃以内）達成に向け、温室効果ガス削減目標（NDC）を引き上げるとともに、欧州では、排出量取引制度（EU-ETS）や炭素国境調整措置（CBAM）に代表される制度設計が進み、米国ではインフレ抑制法（IRA法）を通じた産業育成が本格化している。日本においても、成長志向型カーボンプライシング制度の導入やISSB基準に沿ったサステナビリティ情報開示ルールの整備が進められている。アジアにおいても、中国やインドが強力な産業政策とともにカーボンニュートラルを国家目標に掲げ、関連産業への投資を活発化させるなど、世界的に低炭素を巡る競争が進んでいる。

いっぽう、足元では、エネルギー価格の高騰やインフレ圧力、産業競争力への懸念、地政学的リスクの長期化などを背景に、欧米企業・政府の一部では一律的な投資加速への慎重姿勢が強まり、脱炭素への取り組みのスピードや手法を見直す動きも見られる。

しかしながら、気候変動という構造的課題が解消されたわけではなく、持続可能な社会を目指す大きな流れそのものが変わることはない。むしろ、こうした踊り場の局面にある今こそ、将来の本格的な移行局面に備え、技術・人材・事業の準備を着実に進めておくことが重要である。とりわけ、鉄鋼・アルミ産業などの素材産業はエネルギー多消費型であり、世界全体のCO₂排出に占める比率も大きいことから、社会的な期待と責務は年々高まっている。サプライチェーン全体での排出削減、すなわちScope3への対応は、お客様にとっても競争力の源泉となりつつある。鉄鋼・アルミメーカーには、「製造時の排出削減」と「使用段階も含めた製品による削減貢献」、さらには「新エネルギーに対応する素材の開発・実用化」を同時に実現する総合力が求められている。

2. KOBELCOの中期経営戦略とカーボンニュートラルへの取り組み

KOBELCOグループは、創業以来、「技術で社会に貢献する」という理念のもと、素材系、機械系、電力といった多様な事業を通じて社会課題の解決に取り組んできた。現行の2024~2026年度中期経営計画においても、「稼ぐ力の強化と成長追求」、「カーボンニュートラルへの挑戦」を最重要課題に位置付け、取り組みを進めている。

「カーボンニュートラルへの挑戦」においては、「生産プロセスにおけるCO₂削減」と「技術・製品・サービスによるCO₂排出削減貢献」を目指している。「生産プロセスにおけるCO₂削減」については、2030年度に30%削減（2013年度比）を目標とし、2050年度のカーボンニュートラル実現を長期ビジョンとして掲げている。また、「技術・製品・サービスによるCO₂排出削減貢献」については、2030年度に7,800万tを目標とし、2050年度には1億t以上を長期ビジョンとして設定している。

私たちは、技術が社会の中で実際に使われ、価値を発揮し続ける姿を具体的に描きながら、着実に実装を積み上げていくことを重視している。そのためには、個々の技術・製品を磨き高めていく研究開発・技術開発の深化はもちろんのこと、お客様との対話、現場に根ざした改善、品質・信頼性の確保が不可欠である。こうした取り組みを力強く推進する枠組みが、「KOBELCO-X」である。「KOBELCO-X」は、鉄鋼・アルミなどの素材・機械・電力といった多様な事業、そこで培われた技術や人材、そして幅広いお客様との関係性を結び付け、KOBELCOグループとしての総合力を発揮するための取り組みである。素材産業に携わる私たちは、技術と社会をつなぐ接点に立ち続けることで、社会課題の解決に貢献していく。

加えて、「カーボンニュートラルへの挑戦」は未来を見据えた挑戦でもある。そのためには「未来洞察」も欠かせない。多様な事業資産とお客様との接点を有するKOBELCOだからこそ、単一のシナリオにとらわれることなく、複数の将来像を描くことが可能である。「KOBELCO-X」は、こうした未来洞察を起点に、個々の技術や取り組みを点で終わらせることなく、線として、面としてつなぎ、製品・プロセス・価値として社会に届けていくことを目指している。

3. 将来の脱炭素社会を見据えた素材技術の進化

鉄鋼産業は世界のCO₂排出量の約7~9%を占めるとされる典型的なHard to abate（削減困難）分野であり、高炉を用いる上工程では石炭由来の大量のCO₂が発生するため、この領域における革新的な脱炭素技術の確立が強く求められている。また、鉄鋼・アルミは高いリサイクル性を有する素材であり、スクラップ循環の高度化も重要なテーマである。さらに、強度・加工性、溶接性、耐環境性に優れた素材として、使用段階でのCO₂削減や、水素・アンモニアなど多様なエネルギーキャリアの輸送・貯蔵を支える役割も期待されている。

これに対し、KOBELCOでは、製鉄プロセスの多様性を生かした低炭素化の取り組みや、Kobenable[®] Steel, Kobenable[®] Aluminumに代表される環境価値を可視化した製品の提供に加え、将来の脱炭素社会を見据えた素材技術の開発にも取り組んでいる。

水素・アンモニアの利用拡大を支える材料技術、低温環境下での安全性・信頼性が求められる用途向け材料、さらには次世代の社会インフラやエネルギーシステムに貢献する新たな材料設計など、将来を見据えた挑戦を進めている。素材単体の性能にとどまらず、用途設計、品質保証、LCA評価、リサイクル活用までを含めた一連の価値として社会に提供することが、KOBELCOの強みである。

4. 本特集号に込めた想い

本号では、鉄鋼・アルミを中心に、当社の「生産プロセスにおけるCO₂削減」への取り組みと、「技術・製品・サービスによるCO₂排出削減貢献」への取り組みについて、製造プロセス、リサイクル技術、CO₂発生量の可視化技術、新たな材料創成、用途展開といった観点から紹介する。ここに示した取り組みは、社会課題の解決に向け、技術を社会実装へとつなげていくKOBELCOの歩みそのものである。

KOBELCOは、将来にわたって「お客様や社会にとってかけがえのない存在」であり続けたいと考えている。そのために、「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。」という使命・存在意義のもと、KOBELCOが実現したい未来、すなわち「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叶えられる世界。」の実現に向け、歩みを進めて参る所存である。

本特集が、低炭素社会・循環型社会の実現に向けた技術的理解を深め、つぎの挑戦へとつながる一助となることを期待している。

(解説)

低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”，低CO₂アルミ “Kobenable[®] Aluminum”の商品化について

末次太陽*¹・羽根川 智*²

Commercialization of “KobenableTM Steel” Low-CO₂ Blast Furnace Steel and “KobenableTM Aluminum” Low-CO₂ Aluminum

Taiyo SUETSUGU・Satoshi HANEKAWA

要旨

日本は政府の温室効果ガス（GHG）削減目標として2030年に2013年対比46%削減、2050年にカーボンニュートラル達成を掲げている。それを受けて、多くの企業がGHG排出削減に向けた検討に着手している。当社も2030年に2013年対比30%~40%、2050年カーボンニュートラルの達成という削減目標を設定した上で、鉄鋼事業およびアルミ事業それぞれでのカーボンニュートラルに向けたロードマップを策定し、CO₂削減施策を推進している。お客様でもサプライチェーン全体での脱炭素化の観点から、低CO₂材料の調達に関する検討について着手しており、今後そのニーズが急速に伸長する可能性がある。当社は低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”および低CO₂アルミ“Kobenable[®] Aluminum”を既に市場投入している。これら商品の特長を紹介する。

Abstract

The Japanese government has set greenhouse gas (GHG) reduction targets of a 46% decrease from 2013 levels by 2030 and the achievement of carbon neutrality by 2050. In view of these targets, many companies have begun actively exploring measures to reduce their GHG emissions. Kobe Steel has likewise established targets to reduce emissions by 30-40% from 2013 levels by 2030 and to achieve carbon neutrality by 2050. The company has developed detailed roadmaps for its steel and aluminum businesses and is steadily advancing CO₂ reduction initiatives.

At the same time, customers are increasingly seeking to procure low-CO₂ materials as part of efforts to decarbonize their entire supply chains, creating the potential for rapid growth in demand. Kobe Steel has already introduced “KobenableTM Steel” low-CO₂ blast furnace steel and “KobenableTM Aluminum” low-CO₂ aluminum. Here we will introduce the features of these products.

検索用キーワード

カーボンニュートラル、グリーンスチール、グリーンアルミ、GXスチール、Kobenable[®] Steel、Kobenable[®] Aluminum

まえがき = 2015年に採択されたパリ協定では、世界の平均気温の上昇を産業革命以前と比べて2℃未満に抑え、さらに1.5℃に抑える努力を追求するという目標が国際的に合意された。この目標を達成するため、各国は温室効果ガス（GHG：Greenhouse Gas）の削減目標を策定している。日本政府も、GHG排出削減目標（NDC：Nationally Determined contributions）として、2030年度に2013年度比で46%削減し、2050年度にはGHG排出量を実質ゼロにする「カーボンニュートラル（以下、CNという。）」を掲げている¹⁾。

NDC達成のため、政府は「成長志向型カーボンプライシング構想」の下、対象企業に排出枠を割り当ててGHG削減を促すGX-ETS制度や、グリーンイノベーション基金を活用した研究開発支援、GX経済移行債を原資とした20兆円規模の投資促進策を進めている。鉄鋼業界では、これらの政策支援により革新的な製鉄技術の研究開発や大型革新電炉の実装化が進んでいる。アルミ業界では、非化石エネルギー由来の電力により製造された低CO₂アルミ原料（グリーンアルミ原料）への切り替

えやりサイクルアルミ原料の活用が進んでいる。

お客様では、自動車、建設、造船、飲料包装（容器）などの各分野において、脱炭素化ニーズと再生材使用比率向上ニーズの二つの観点から、環境負荷の低いグリーン材料の調達が加速しつつある。

当社は、製造プロセスで得られた追加性のあるCO₂削減効果を“マスバランス方式”により販売する“Kobenable[®] Steel”を2022年に国内で初めて商品化し²⁾、続いて2024年に“Kobenable[®] Aluminum”を商品化した³⁾（図1：ロゴマーク参照）。お客様の調達ニーズに応じ、今後の供給体制を強化し、サステナブルな社会の構築に



Kobenable Steel



Kobenable Aluminum

図1 Kobenable[®] SteelおよびKobenable[®] Aluminumのロゴマーク
Fig.1 Logo mark of KobenableTM Steel and KobenableTM Aluminum

*¹ 鉄鋼アルミ事業部門 企画管理部付 神鋼新カク弾簧鋼線（佛山）有限公司 *² 鉄鋼アルミ事業部門 技術企画部

貢献していく。本稿では、商品化に至った背景、商品の
 特長、今後の狙いを解説する。

1. 鉄鋼アルミ製品の生産プロセスにおける CO₂排出

1.1 鋼製品の製造プロセス

高炉による製鉄プロセスを図2に示す。高炉は既存の製鉄技術の中では「最も効率よく」、「大量に」鉄鋼製品を生産できるプロセスである。高炉プロセスでは、還元材（コークス、微粉炭）により鉄鉱石を還元し、炭素の燃焼熱により鉄を溶融して溶銑（ようせん）を得る。当該工程は鉄鋼製品の製造過程におけるCO₂排出量の約70%⁴⁾を占めている（図3）。当社鉄鋼製品の製造においては、高炉による製鉄プロセスを自社工程に含むため、サプライチェーン全体での排出量のうち、Scope 1（自社での直接排出量）およびScope 2（他社から供給された電気などを使用したことによる間接排出量）に該当する。製鉄におけるCN実現に向けては、還元材の使用量を削減していくことが重要な課題となる。

1.2 アルミ板製品の製造プロセス

アルミ板製品の製造プロセスを図4に示す。アルミ製品の製造プロセスにおいて、原料となるアルミ新地金

の製造時には電解製錬プロセスで大量のCO₂が排出されており、これはアルミ製品製造におけるCO₂排出量の約70%を占める（図3）。さらに、原料であるアルミ新地金は100%海外から輸入しているため、アルミ新地金製造時に発生するCO₂はScope 3_Cat.1（自社が調達した原料の製造工程における他社での排出量）に該当する。国内アルミ製造プロセスで発生するCO₂排出量（Scope 1, 2）はアルミ製品製造過程におけるCO₂排出量全体の約6%⁵⁾であり、原料製造時に発生するCO₂（Scope 3_Cat.1）の割合が大きいことがわかる。したがって、CO₂排出量の少ない原料を選定することがCO₂削減への有効な手段であり、当社を含むアルミ産業界では、非化石エネルギー由来の電力により製造されたグリーンアルミ原料の活用拡大を推進している。また、アルミはリサイクル性が高いため、脱炭素化の目的に加えて、資源循環型経済（サーキュラーエコノミー、以下、CEという。）の実現に向けてもリサイクルアルミ原料の活用が注目されている。

1.3 鉄鋼アルミ事業部門のCNロードマップ

鉄鋼アルミ事業部門では、鉄鋼分野およびアルミ板分野それぞれのCNに向けたロードマップ⁶⁾を策定し、CNの活動を推進している（図5、図6参照）。鉄鋼分野では、

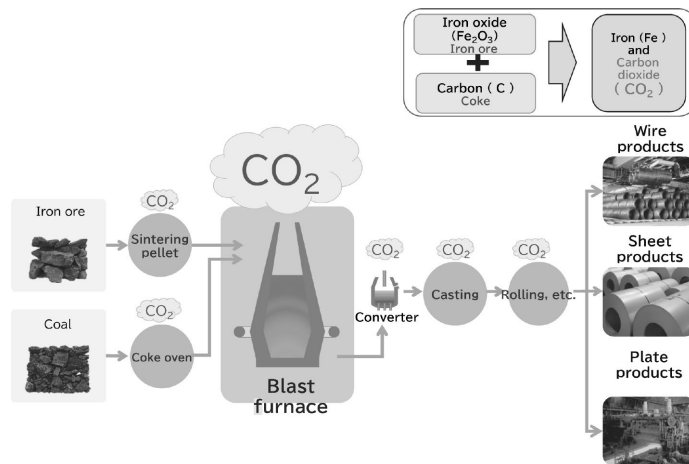


図2 高炉による製鉄プロセス
 Fig.2 Blast furnace steelmaking process

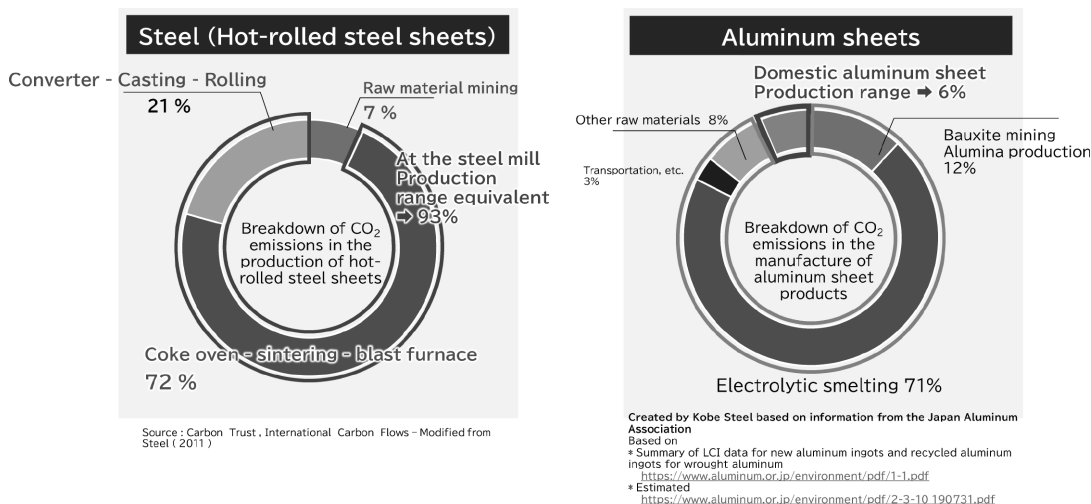


図3 鉄鋼製品とアルミ板製品における製造時のCO₂排出量の内訳
 Fig.3 Breakdown of CO₂ emissions during the manufacturing of steel products and aluminum sheet products

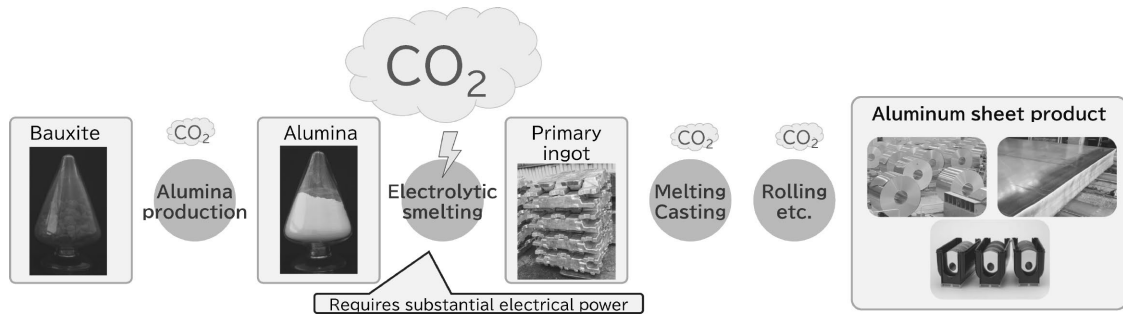


図4 アルミ板製品の製造プロセス
Fig.4 Manufacturing process of aluminum sheet products

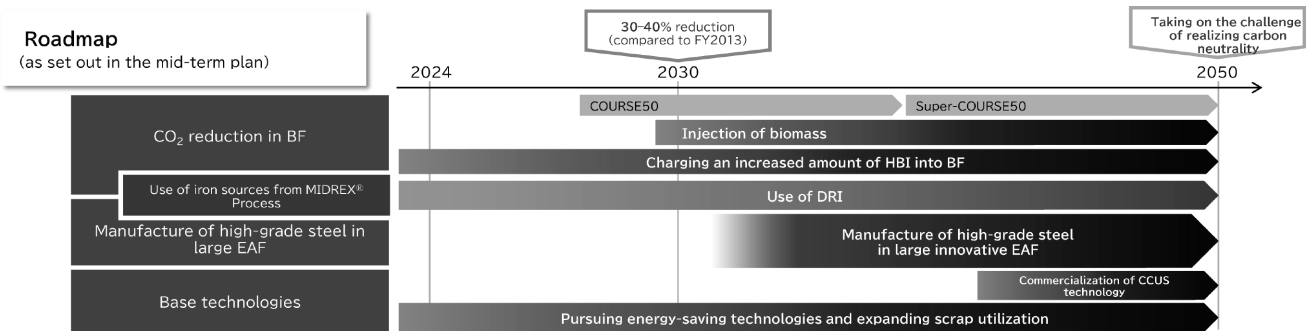


図5 鉄鋼事業におけるCNに向けたロードマップ
Fig.5 Roadmap to carbon neutrality in the steel business

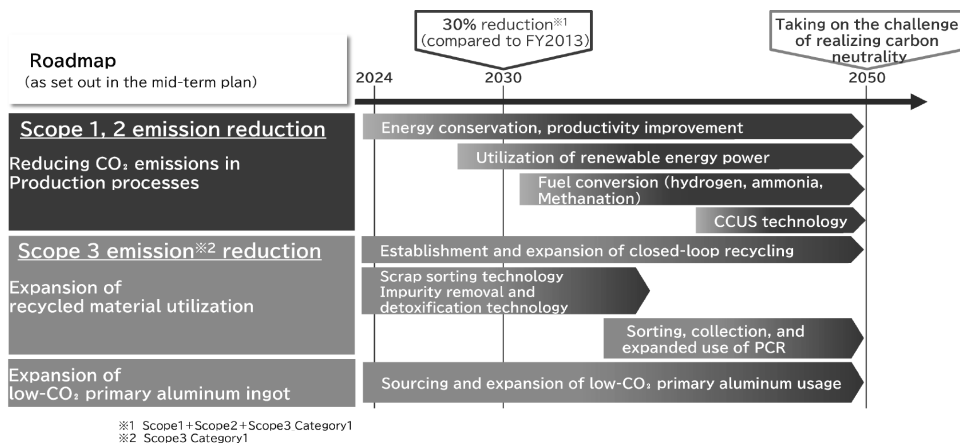


図6 アルミ板事業におけるCNに向けたロードマップ
Fig.6 Roadmap to carbon neutrality in the aluminum sheet business

既存設備である高炉工程におけるCO₂削減に加えて、複線アプローチとして、電炉導入の検討も進めている。アルミ板分野では、Scope1, 2のCO₂削減に加え、グリーンアルミ原料の活用およびサイクルアルミ原料の活用によるScope3_Cat.1のCO₂削減を推進していく。

2. 低CO₂製品ブランドの展開

2.1 低CO₂高炉鋼材“Kobenable® Steel”

“Kobenable® Steel”は、当社が2022年に国内で初めて商品化した低CO₂高炉鋼材で、製鉄プロセスにおけるCO₂排出量を大幅に削減した「GXスチール」の一つである。日本鉄鋼連盟は、2022年9月に「マスバランス方式を適用したグリーンスチールに関するガイドライン (Version 1.0)」を公表し、2025年10月に内容を見直した上で「GX推進のためのグリーン鉄研究会を踏まえた

業界ガイドライン」を策定⁷⁾している。その中で「GXスチール」の定義を「鉄鋼メーカーの温室効果ガス削減効果を特定の鋼材に反映したもの」としている。

“Kobenable® Steel”は、製造プロセスで得られた追加性あるCO₂削減効果を“マスバランス方式”により販売する。当社は加古川製鉄所における高炉への直接還元鉄 (HBI: Hot Briquetted Ironの略) の多配合や製鋼工程でのスクラップ活用、バイオマス原料の活用などによりCO₂排出削減を進めていく。そのCO₂削減実績量を特定の鋼材に対して任意で割り当てて低CO₂鋼材として販売する。CO₂削減実績および製品へのCO₂削減効果の割り当てに関する算定プロセスおよび算定結果に関しては、第三者機関による妥当性チェックを受けており、透明性を担保している。

“Kobenable® Steel”を購入したお客様はその分のCO₂

削減実績効果をお客様自社のScope3_Cat.1として活用することができる。

“Kobenable[®] Steel”の特長は、全ての鋼材品種での販売が可能であること、および従来同等の品質を維持できるため当社が強みとする特殊鋼線材、超ハイテンなどの高品質が要求される高炉材に関してお客様に引き続き安心して使用いただけることである。

既に様々なお客様が興味を示しており、自動車、建築、造船などで具体的な採用が増加している。

鉄鋼製品は幅広い用途に使われ、現代社会に無くてはならない素材であるが、他方、鉄鋼製造プロセスでは多くのCO₂が排出され、削減が困難な（hard-to-abate）産業の典型例とされている。そのような中でも、国内外の幅広いお客様から、CO₂排出を低減させた“Kobenable[®] Steel”への供給ニーズが高まりつつある。今後のニーズに応えるべく、“Kobenable[®] Steel”の供給体制構築を推進していく。

2.2 低CO₂アルミ“Kobenable[®] Aluminum”

2024年に、グリーンアルミ原料の適用によるCO₂削減効果を“マスバランス方式”により、特定のアルミ板製品に任意で割り当てた低CO₂アルミ製品“Kobenable[®] Aluminum”をリリースした。CO₂削減効果および製品へのCO₂削減効果の割り当てに関する算定プロセスおよび算定結果に関しては、第三者機関による妥当性チェックを受け、透明性を担保している。製品の特長として、“マスバランス方式”によりScope3_Cat.1の排出量削減が可能であり、当社が製造するすべてのアルミ製品に適用でき、従来同等の品質を維持した製品の提供が可能である。また、低CO₂アルミ製品の排出証明書の提供が可能で、お客様のScope3_Cat.1の排出量として活用が可能である。

“Kobenable[®] Aluminum”ではグリーンアルミ原料の調達・管理が重要である。原料の管理に加えグリーンアルミ原料であることを証明する排出証明書の入手・管理を責任をもって実施し、安心してお客様に製品を提供できる体制を構築している。

“Kobenable[®] Aluminum”はアルミ製品の環境配慮型製品の統一ブランドとしてさらなる展開を実施している。2025年6月に、グリーンアルミ原料を“マスバランス方式”により割り当てたアルミ押出製品・加工品およびサスペンション製品をリリースした⁸⁾。2025年12月には、グリーンアルミ原料に加えてリサイクルアルミ原料を“マスバランス方式”にて割り当てリサイクル率を保証したアルミ板製品を“Kobenable[®] Aluminum”のラインナップとして追加した。

今後もお客様のCN・CEニーズは高まることが予想されるため、当社アルミ製品全体でこれらのニーズに応えるべく“Kobenable[®] Aluminum”の展開や販売を推進していく。

むすび = 低CO₂素材“Kobenable[®] Steel”，“Kobenable[®] Aluminum”はサプライチェーン全体のCO₂削減に貢献できるため、お客様から高い関心と評価を得ている。いっぽうで、本格的な普及に向けては課題も存在する。第一に、従来製品と比較して巨額の投資とオペレーションコスト増が伴うため、製品への価格転嫁が必要である。お客様のご理解を得られるよう、競争力あるCO₂削減コストの実現に向けて取り組む必要がある。第二に、お客様が安心して採用・活用できるような国際的な基準や規格の整備を進める必要がある。日本鉄鋼連盟や日本アルミニウム協会と連携し、お客様が環境価値として評価できるよう、ISOやGHGプロトコル、SBT (Science Based Targets) でも認められる国際標準化に向けた取り組みを推進していく。

参 考 文 献

- 1) 環境省. 日本のNDC (国が決定する貢献). <https://www.env.go.jp/earth/earth/ondanka/ndc.html>. (参照 2025-12-15).
- 2) 神戸製鋼所. プレスリリース. “低CO₂高炉鋼材 (Kobenable[®] Steel)の国内初の実用化について”. 2022年6月3日. https://www.kobelco.co.jp/releases/1210345_15541.html. (参照2025-12-15).
- 3) 神戸製鋼所. プレスリリース. “低CO₂アルミ製品“Kobenable[®] Aluminum”のブランド展開について”. 2024年11月20日. https://www.kobelco.co.jp/releases/1215527_15541.html. (参照2025-12-15).
- 4) Carbon Trust. International Carbon Flows - Steel (2011).
- 5) 日本アルミニウム協会. 「アルミニウム新地金および展伸材用再生地金のLCI データの概要 (2005)」 「自動車用アルミ材料のCO₂原単位の試算 (2019)」 「各種アルミニウム圧延製品のLCI データの概要～アルミニウム板材～ (2006)」。 <https://www.aluminum.or.jp/environment>. (参照2025-12-15).
- 6) 神戸製鋼所. 2024年ESG説明会資料. https://www.kobelco.co.jp/ir/presentation/pdf/240925_esg.pdf. (参照2025-12-15). 神戸製鋼所. KOBELCOグループ中期経営計画 (2024～2026年度) 進捗説明会資料. https://www.kobelco.co.jp/ir/presentation/pdf/20250520_1.pdf. (参照2025-12-15).
- 7) 日本鉄鋼連盟. 「GXスチールガイドライン」 (旧「グリーンスチールに関するガイドライン」). https://www.jisf.or.jp/business/ondanka/kouken/greensteel/documents/gxsteelguideline_final.pdf. (参照2025-12-15).
- 8) 神戸製鋼所. アルミ押出製品・加工品, サスペンション製品における低CO₂アルミ製品“Kobenable[®] Aluminum”ブランド展開について. https://www.kobelco.co.jp/releases/2025/1218112_18562.html. (参照2025-12-15).

(技術資料)

HBI超多配合装入による高炉の低コークス比・低CO₂操業技術の開発

焼谷将大*¹・笠井昭人*¹ (工学博士)・坂本 充*¹・宮田健士朗*²・田川智史*³

Innovative Ultra Low Carbon Ironmaking Technology with Massive HBI Charging in Blast Furnaces

Masahiro YAKEYA・Dr. Akito KASAI・Mitsuru SAKAMOTO・Kenjiro MIYATA・Toshifumi TAGAWA

要旨

KOBELCOグループは中期経営計画の最重要課題の一つに、“カーボンニュートラルへの挑戦”を掲げている。生産プロセスにおけるCO₂削減に関し、2030年目標は“2013年度比で30~40%削減”であり、2050年ビジョンは“カーボンニュートラルへ挑戦し、達成を目指す”である。そこで、鉄鋼アルミ事業部門において最大のCO₂排出源である高炉のCO₂排出量を大幅削減すべく、加古川製鉄所第3高炉においてHBI (Hot Briquetted Iron) 超多配合装入によるCO₂削減技術の実証実験を実施した。技術課題は高炉下部の通気性悪化と炉熱変動の増大であり、実証実験時には当社独自の高炉操業技術を適用した。その結果、大型高炉でHBI=440 kg/THMの超多配合装入により還元材比=386 kg/THM、コークス比=230 kg/THMの世界最小水準を達成し、CO₂排出量の25%削減(2013年度比)に成功した。

Abstract

The KOBELCO Group has defined “challenges toward carbon neutrality” as a core priority in its medium-term business plan. As for CO₂ emission reduction in production, the Group's 2030 target is a 30 to 40% reduction compared with FY 2013, with a long-term vision to achieve carbon neutrality by 2050. To substantially cut CO₂ from blast furnaces—the largest emissions source in the Steel & Aluminum Business—Kobe Steel conducted a demonstration at Kakogawa Works' No. 3 blast furnace to evaluate CO₂ reduction technology by means of massive charging of hot briquetted iron (HBI). This trial addressed technical challenges such as deteriorated gas permeability in the lower part of blast furnace and increased heat fluctuations, which led to the application of Kobe Steel's proprietary blast-furnace operation technologies. The experiment achieved world-leading results for a large size blast furnace: reducing agent rate (RAR) of 386 kg/THM and coke rate of 230 kg/THM with HBI charging of 440 kg/THM, yielding a 25% reduction in CO₂ emissions compared with FY 2013.

検索用キーワード

製鉄, 高炉, CO₂排出量削減, HBI

まえがき = 近年、地球温暖化の一因であるCO₂ガスなどの温室効果ガスの削減は世界規模での重要課題となっている。2016年に発足したパリ協定において、CO₂排出量の削減目標が各国で制定された。日本は2021年4月に、2030年までに2013年度比でCO₂排出量の46%削減、2050年までにカーボンニュートラルの達成、を目標設定した。国内CO₂排出量の約15%を鉄鋼業が占めており、そのうち約7割は製鉄高炉工程である。そのため、製鉄高炉法でのCO₂排出量削減の早期実現が社会課題の解決に向けて極めて重要である。

これまで高炉でのCO₂排出量削減は、従来型装入原料である焼成鉱(焼結鉱、鉄鉱石ペレット)の品質改善や装入物分布制御(径方向のガス分配制御)による還元材比低減、および通気改善技術を活用した微粉炭(PC: Pulverized Coal)多量吹込みによるコークス比低減により進められてきた。しかし、これらの従来技術では高炉の還元材比・コークス比を大幅低減することは困難であり、CO₂削減効果は限定的であった。

日本国内では“グリーンイノベーション基金事業/製

鉄プロセスにおける水素活用プロジェクト”が2021年度より発足し、新たな技術開発・プロセス開発が進行している。代表的な取り組み例として、Super COURSE50(外部水素を用いた高炉への水素吹込み)や、カーボンリサイクル高炉(高炉から発生するCO₂を水素と反応させてメタンに変換し、還元材として繰り返し利用)が挙げられる。これらの技術は従来技術よりも大幅な還元材比・コークス比低減を目指しており、将来的には高炉プロセスでのCO₂排出量の大幅削減に寄与することが期待されている¹⁾。

当社では多様な事業を営む企業としての特徴を活かし、エンジニアリング事業部門が保有する直接還元鉄HBI製造技術(MIDREX[®]プロセス)と鉄鋼アルミ事業部門が開発した独自の高炉操業技術[高炉へのHBI装入技術の深化、衝風制御技術、AIを活用した炉熱予測(AI操炉[®])、ペレット改質(KHP: Kobelco High-Performance Pellet)、ほか]を組み合わせて、加古川製鉄所第3高炉で出鉄比(=出鉄量(t/day)÷炉内容積(m³))の異なる条件下で二回のHBI超多配合テストを実施した。そ

*¹ 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 製鉄開発部 *² 鉄鋼アルミ事業部門 加古川製鉄所 製鉄部 *³ 鉄鋼アルミ事業部門 事業戦略部

の結果、従来他社と同等のHBI装入量でより多くの還元材比・コークス比を低減可能な技術実証に成功し、2023年4~5月の第二回テストではHBI原単位 = 440 kg/THM (THM: Ton Hot Metal) の超多配合により大型高炉で世界最小水準である還元材比 = 386 kg/THM およびコークス比 = 230 kg/THM を達成したので報告する。

1. HBI超多配合時の課題

HBIは、鉄鉱石ペレットを天然ガスなどで還元して製造された直接還元鉄 (DRI: Direct Reduction Iron) をブリケット状に圧縮成型したものである。DRIは多孔質で酸化しやすく、輸送時に発火リスクがあるため近隣の電炉などでの使用に限られるが、HBIは緻密に固形化することで再酸化しにくく安全に海上輸送でき、遠方の高炉などでの使用が可能である²⁾。従来型高炉装入原料である焼結鉱・鉄鉱石ペレット・塊鉄石とHBIの物理化学性状を比較して表1に示す。HBIの特徴は、①還元されているため金属鉄含有率 (M.Fe) が高く、高炉内での還元が不要である (還元材使用量を低減できる) こと、②従来型高炉装入原料よりサイズが大きく、粒子一個当たりの重量が大きいこと、である。これらの特徴から考えられるHBI高炉使用時の炉内状況変化と作業課題を図1に示す。

①還元が不要なHBI超多配合時には還元材比の低下に伴いボッシュガス量 (羽口から送風する熱風と還元材が反応して生成するガス量) が低下し、熱流比 (= 装入物の熱容量 / 上昇ガスの熱容量) の上昇により鉄石の軟化溶解領域である融着帯 (CZ: Cohesive Zone) の高さ位置が低下する。その結果、炉下部コークスがレースウェイに向かって移動する領域であるコークスムービングゾーン (MCZ: Moving Coke Zone) が狭小化して炉下部ガス流れの周辺流化や、局所的なフラッディング (液体が滴下せず、滞留・逆流する現象) が生じ、炉下部の通気・通液性が悪化する。また、ボッシュガス量の減少は高炉内の円周方向への均一なガス分配を阻害し、スリップ (装入物の異常降下現象) のような装入物の荷下がり悪化にもつながる。さらに、ボッシュガス量の減少に伴いガス顕熱が低下し、溶銑 (ようせん) およびスラグへの着熱が不足し変動することで、炉熱変動の増大が懸念される。

②炉内還元ガスは、充てん層の空隙が大きい (通気抵抗の小さい) 領域を優先的に流れながら上昇する。局所

的には、サイズが大きいHBI表面近傍の空隙を上昇ガスが偏流する。したがって、HBI装入量が増加すると、還元ガスと従来型高炉装入原料との接触機会が低下することで、局所的な還元悪化が懸念される。

ここで、実高炉における還元鉄の装入実績として、日本製鉄(株)の名古屋製鉄所第1高炉ではHBI 100 kg/THM 使用試験を実施し、生産性向上と還元材比低減効果を確認している³⁾。また、voestalpine AGのLinz製鉄所において、HBI 250 kg/THM 装入実績が報告されている⁴⁾。上記2社におけるM.Fe装入量と炭素削減量 (ΔC) の関係を図2に示す。図中の破線はRISTモデル⁵⁾でシャフト効率を一定として計算した ΔC である。M.Fe装入量が100 kg/THM程度の少量であれば、 ΔC はシャフト効率一定ライン (破線) に沿って低下している。100 kg/THMを超える装入量になると他社実績はその破線

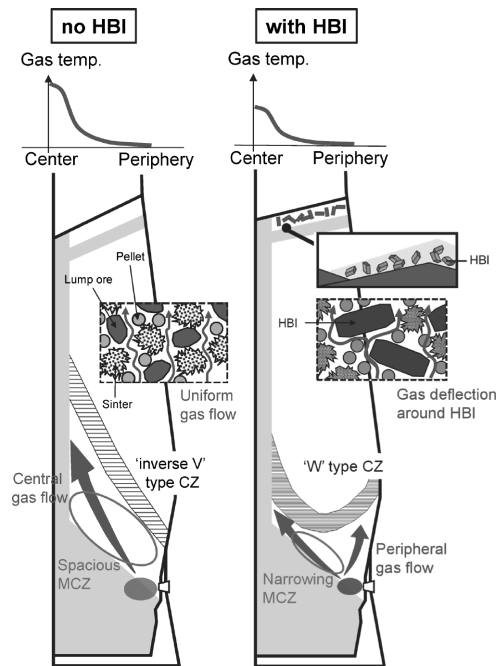


図1 HBI超多配合装入時の炉内状況変化と技術課題
Fig.1 In-furnace condition changes and technical issues with massive HBI charging

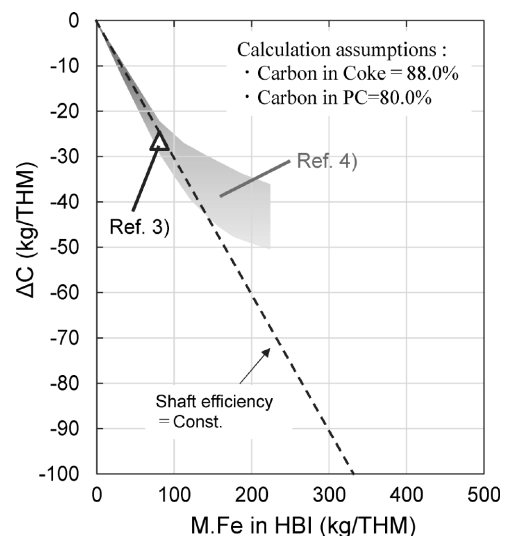


図2 M.Fe装入量と ΔC の関係 (他社実績)
Fig.2 Relationship between M.Fe charged and ΔC

表1 従来型高炉装入原料とHBIの物理化学性状
Table 1 Physical and chemical properties of conventional burden materials and HBI

	Sintered ore	Iron ore pellet	Lump ore	HBI
Size	mm 3-40	φ12	10-30	100×40×30
Apparent Density	t/m ³ 3.3	4.2	4.0	5.0-5.5
T.Fe	% 56.2	62.2	62.3	90-94
M.Fe	% -	-	-	83-89

からかい離し、所定のM.Fe装入量でのC削減効果が縮小している。

以上より、従来他社実績を上回るHBI増配とC削減効果向上に向けた主要な技術課題を、1) 炉下部通気性の悪化、2) 炉熱変動の増大、およびそれらに伴う3) 還元材比（コークス比）低減効果の縮小、の三つと設定した。

2. コークス比（還元材比）低減効果の最大化に向けた高炉操業技術

1章で述べた三つの技術課題に対し、図3に示す四つの技術（①装入物分布制御、②鉄鉱石ペレット改質（KHP）、③AI操炉[®]、④衝風制御技術）を開発し、実機高炉に適用した。本稿では、四つの技術のうち①と②は2.1節および2.2節で詳述し、③および④は概要のみ以下に示す。

③AI操炉[®]の構成モニタの一つである炉熱予測モタ^{6),7)}は、AIを活用してHBI超多配合装入時の5時間先の溶銑温度（HMT：Hot Metal Temperature）を予測するシステムで、炉熱安定に寄与する技術である。

また、④衝風制御技術は、HBI超多配合に伴う低ガス量操業時に送風量・酸素富化量・窒素富化量および送風温度・送風湿度を調整し、ボッシュガス量・レースウェイ温度・PC燃焼率などを適正範囲に制御する技術で、HBI超多配合時の炉熱・通気性・荷下りの安定に寄与する技術である。

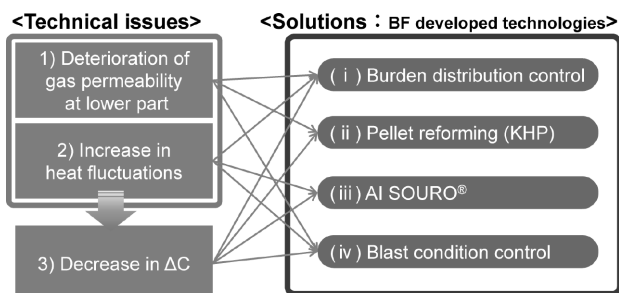


図3 HBI増配時の技術課題に対する開発技術

Fig.3 Technical issues and developed technologies with massive HBI charging in BF

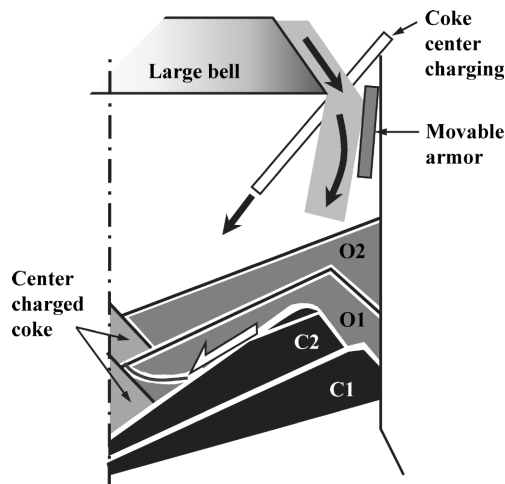


図4 ベル・アーマー高炉での装入物分布制御

Fig.4 Burden distribution control at bell-armor type blast furnace

2.1 装入物分布制御とHBI装入技術

(1) ベル・アーマー方式での装入物分布制御

高炉の安定操業には、強固な中心ガス流を維持し、融着帯形状を逆V型に制御することが重要である。当社高炉の原料装入方式はベル・アーマー方式（4バッチ装入；C1↓C2↓O1↓O2↓）である。上記安定操業に向けた装入物分布制御方法を図4に示す。周辺部から中間部の鉱石とコークスの層厚比 l_o/l_c （ l_o ：鉱石層厚、 l_c ：コークス層厚）調整にはC2アーマーとO1アーマーを組み合わせる。C2アーマーの押し出しによってC2堆積層のりょう線（ピーク）を炉内側に形成し、つぎのO1アーマーの押し出しによって装入したO1層でC2ピーク部を削り取ることで中心近傍から中間部へコークスを堆積させ、C2ピーク部の局所的なガス流を均等化する。また、周辺部の分布調整にはC1アーマー制御を実施する⁸⁾。

さらに、塊コークスの一部を装入シュートから高炉中心部へ装入し、中心部の l_o/l_c を直接制御する“コークス中心装入（CCC：Coke Center Charge）”を実施している⁹⁾。

(2) ベル・アーマー方式でのHBI偏析挙動

HBIは表1に示したように従来型高炉装入原料である焼結鉱や鉄鉱石ペレットに比べてサイズ・重量が大きく、装入時の堆積・偏析挙動が異なると想定される。HBIが周辺部に偏析した場合、炉内ガスが周辺流化し、融着帯がW型化して通気変動を誘発するとともに、炉下部熱損失の増大が懸念される。この対策として、HBIを高炉の周辺部でなく中間部から中心近傍へ堆積させ、高い位置で熔融させることができれば、コークススムービングゾーンが広がり、炉下部の通気通液性を適正に維持できると考えた。

そこで、装入コンベアから炉内までのHBIの堆積・偏析挙動の把握を目的に、二次元冷間模型を用いて装入物分布実験を実施した。実験装置は加古川製鉄所第3高炉の約1/10スケールの透明アクリル製スライス模型であり、原料の装入・堆積挙動を観察可能である。試料は実機の約1/5スケールの焼結鉱（2.8～4.0 mm）とHBIを模擬した鉄板（20 mm×7 mm×4 mm）である。装入コンベア上で焼結鉱の上に模擬HBIを同等長さで積み付け、搬送・装入途中の（a）上ベルカップ、（b）下ベルカップ、（c）炉内で試料を採取し、焼結鉱と模擬HBIの存在重量比率を測定した。

実験結果を図5に示す。（a）上ベルカップ内ではHBIは最上部にほとんど存在していない。これは、焼結鉱より大きなHBIは固定ホッパーの側壁部に堆積し難く、側壁部に多く存在する焼結鉱がファンネルフローで最後に上ベルカップへ排出されるためと推察される。（b）下ベルカップ内ではHBIは最下部と最上部にほとんど存在していない。最下部に存在しない理由は上ベル降下に伴い小さな焼結鉱が先行排出されるためであり、最上部については（a）と同様の理由である。（c）炉内では、HBIは高炉の中間部から中心近傍に多く堆積し、炉壁部への堆積は少ない。これは、一粒当たりの重量が大きく

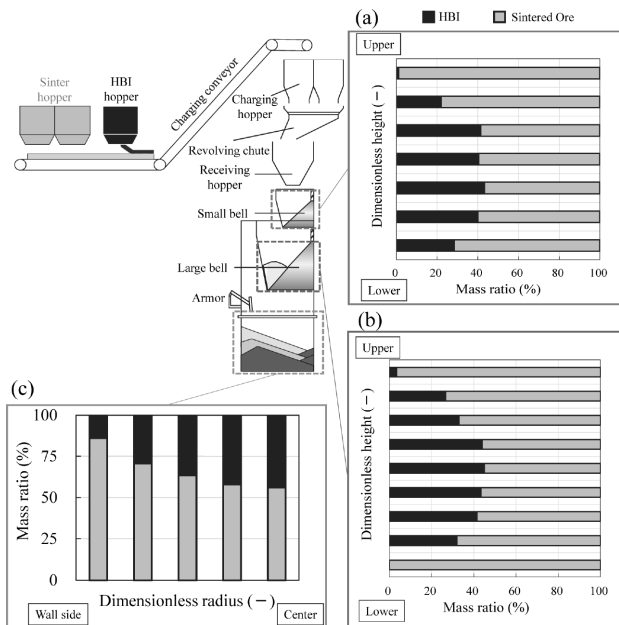


図5 装入物分布実験におけるHBIの偏析挙動

Fig.5 HBI segregation results in burden distribution experiments

扁平形状であるHBIが装入・堆積過程で焼結鉱と分離し、焼結層上部を転がることなく中間部から中心近傍へ流入するためである。

以上のラボ実験より、バル・アーモア高炉でのHBIの偏析特性を把握できたので、実機適用時は炉内のガス分配到に注視しながら装入物分布調整を実施した。

(3) HBI中心装入技術

高炉中心部ではコークス中心装入を実施して強固な中心ガス流を指向しているが、炉頂部での中心ガス温度が高く、持ち出しガス顕熱が大きいという欠点があった。そこで、中心ガス流を維持したまま高温ガス顕熱を回収する、“HBI中心装入 (MCC: Metal Center Charge)” 技術を開発し、実機適用した。高炉中心部に塊コークスとともにHBIを装入することで、図6に示すように強固な中心ガス流を維持したまま、中心ガス顕熱をHBI溶融に利用可能と考えた。HBIはサイズが大きく炉上部では中心装入コークスとともに空げき率の大きな中心カラムを形成しうるが、過剰に装入すると炉下部でHBI含有スラグの滴下不順 (フラッディング) により中心ガス流が低下し、通気・通液性の悪化を引き起こす懸念がある。そこで、HBI中心装入時に通気悪化せずにガス顕熱を回収可能なHBI装入量の見極めを目的に、スラグ滴下実験を実施した。

実験装置は高炉中心部から中間部を模擬した加古川製鉄所第3高炉の縮尺1/30の透明アクリル製冷間模型である。試料は中心装入コークスを模擬したアルミナボール (φ8 mm) とコークス層+鉱石層を模擬した焼結鉱 (2.8~4.0 mm) である。炉口ガス流速の径方向分布 (ガス分配) が実機高炉と同等となるよう試料を充てんした後、装置下部より窒素ガスを通風した。充てん層表層下100 mmの位置において、溶銑を模擬した水およびHBIスラグを模擬した高粘度溶液 (カルボキシメチルセルローズ) を所定量滴下し、装置前面より溶液の流動挙動を観察した。実験条件として、液体種 (液粘度)・液量・

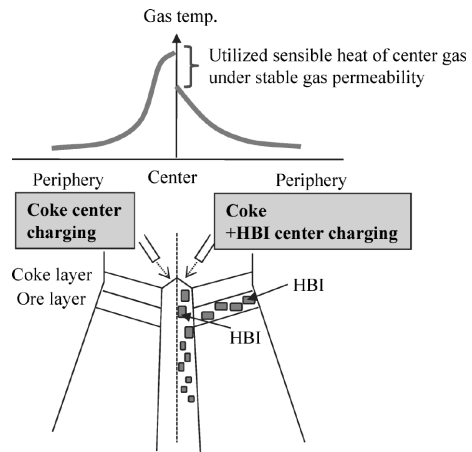


図6 HBI中心装入法の模式図

Fig.6 Schematic diagram of center charged HBI

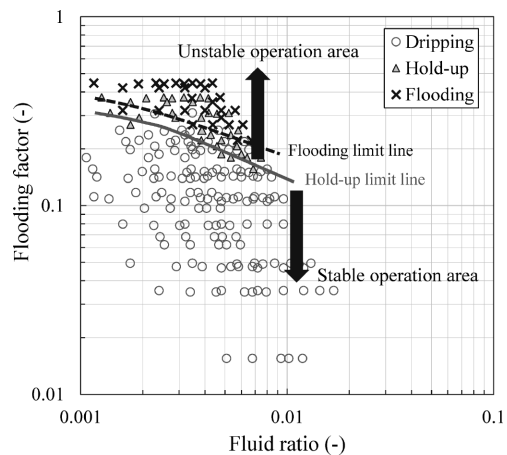


図7 冷間模型実験での滴下適正範囲

Fig.7 Proper dripping area in cold model experiment

ガス量を変更した。

実験結果は気液接触装置におけるガス流速と液流量の関係を整理した操作線図であるEckert線図¹⁰⁾を用いて、図7に整理した。Fluid ratioおよびFlooding factorはそれぞれ(1)式および(2)式で定義される。図7で液滴のホールドアップ (滞留現象) 限界線およびフラッディング (上方への逆流現象) 限界線が明らかになったので、通気・通液性に悪影響を与えないHBI装入量範囲でHBI中心装入法MCCを実機適用した。

$$\text{Fluid ratio} = (L/G)\sqrt{\rho_G/\rho_L} \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{Flooding factor} = (u_0^2 S/g\varepsilon^3)(\rho_G/\rho_L)\mu^{0.2} \dots\dots\dots (2)$$

L (kg/s・m²): 下降液体の表面質量速度

G (kg/s・m²): 上昇ガスの表面質量速度

ρ_G (kg/m³): 上昇ガスの密度

ρ_L (kg/m³): 下降液体の密度

u_0 (m/s): 上昇ガス速度

$S = 6(1 - \varepsilon)/d\phi$: 充てん物の単位体積当たりの表面積

g (m/s²): 重力加速度

ε (-): 充てん物の空隙率

μ (poise): 下降液体の粘性係数

d (m): 充てん物の粒度

ϕ (-): 球状係数

2.2 KHPの開発適用

加古川製鉄所は焼成鉱工場としてペレット工場と焼結工場を有しており、装入原料として性状の異なる焼結鉱・鉄鉱石ペレット・塊鉱石を混合使用している。鉄鉱石ペレットの配合比率は20~40%程度であり、その還元性状・高温性状は高炉の還元効率および通気性に大きく影響する。

当社では、鉄鉱石ペレットとして被還元性が高く、高温性状に優れた“KHP”を開発し、使用している¹¹⁾。CaO添加による塩基度C/S (=CaO/SiO₂) 上昇によりJIS還元率が向上するため、KHPは被還元性に優れた鉄鉱石ペレットである。さらに、MgO添加により軟化温度が上昇し、融着帯上面温度の上昇および収縮抑制の効果が得られる。また、熔融温度上昇により焼結鉱に近い性状となり、ペレットと焼結鉱の混合使用時に融着帯幅の縮小、すなわち炉下部で通気改善効果が得られる。

さらに、HBI超多配合時の低ガス量操業時には、少ない還元ガスがHBI表面近傍の空隙に優先して流れるため通常の鉄鉱石ペレットでは還元不良が懸念されるが、KHPであれば少ないガス量でも還元が可能である。

3. 高炉テスト操業結果

実高炉でのHBI超多配合テストは、大型高炉である加古川製鉄所第3高炉（炉内容積=4,844 m³）で、出銑比の異なる条件下で二回実施した。表2に実機テストの結果概要を2013年度の操業実績と比較して示す。

3.1 第一回テスト結果

第一回テストは出銑比 = 2.06での条件で、2020年10~11月に実施した。図8に操業推移を示す。HBI原単位を段階的に増加させながら、還元材比としてPC比は175 kg/THMで一定に維持し、コークス比を低減した。テスト期間中、全圧損ΔPはほぼ一定値で、管理値以下で操業できた。いっぽう、炉下部の通気抵抗指数（炉内充てん層のガスの流れ難さを表す指数）K_L¹²⁾はHBI原単位 = 230 kg/THMまでは徐々に増加しており、これはコークス比低減に伴う融着帯のW型化およびコークスムービングゾーンの狭小化によるものと推察される。このとき、鉱石堆積傾斜角の低下に伴う中心ガス流の低下が認められたので、鉱石堆積傾斜角を増加させる装入物分布アクションを実施し、中心ガス流を回復することで融着帯形状を逆V型に制御した。その結果、K_Lを低下

表2 実機テスト結果概要
Table 2 Results of actual tests

	Base	1 st test	2 nd test
Period	FY2013	Oct. 2020~ Nov. 2020	Apr. 2023~ May 2023
Productivity (t/m ³ /d)	2.10	2.06	1.80
HBI rate (kg/THM)	0	305	440
CR (kg/THM)	321	239	230
PCR (kg/THM)	197	176	156
RAR (kg/THM)	518	415	386
ΔC (kg/THM)	-	63.1	84.1
ΔCO ₂ (%)	-	18.0	25.4

CR : Coke rate PCR : PC rate RAR : Reducing agent rate

させることができ、風圧指数（送風圧力の変動の大きさを表す指数）PI¹³⁾も低下した。これら装入物分布アクションによる炉内状況変化を図9に示す。

装入物分布制御によるガス流れの改善とともにHBI中心装入MCCも実機適用し、還元材比の低減効果を最大化した。最終的にHBI = 305 kg/THM装入でCR=239 kg/THM, RAR = 415 kg/THMまで到達し、約3日間の安定操業を継続することができた。

3.2 第二回テスト結果

第二回テストは出銑比 = 1.80の低出銑比条件下であり、2023年4~5月に実施した。低出銑操業条件下でのHBI超多配合時の課題は、ボッシュガス量のさらなる低下に加え、レースウェイ温度の低下である。レースウェイ温度の低下はPC燃焼率の低下（未燃チャーの増加・炉内蓄積）による圧損変動やガス顕熱低下による溶銑滓（ようせんさい）への着熱不良を誘発する。

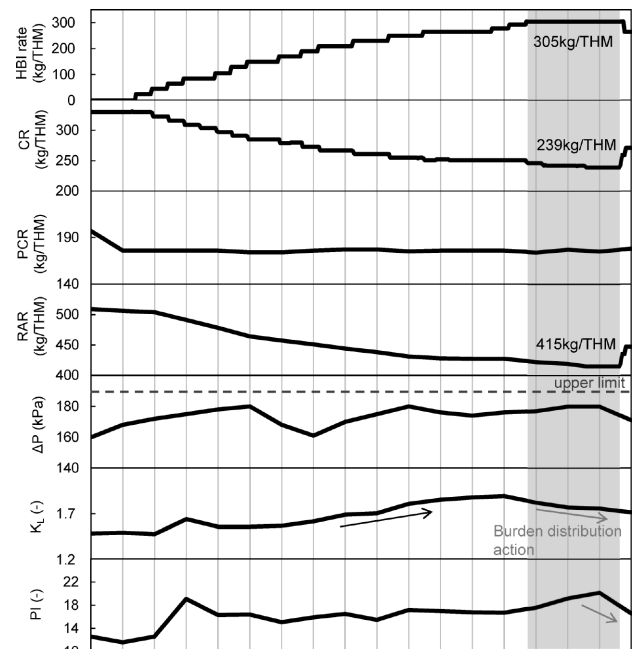


図8 第一回実証試験の操業結果

Fig. 8 Operational results of the first actual test

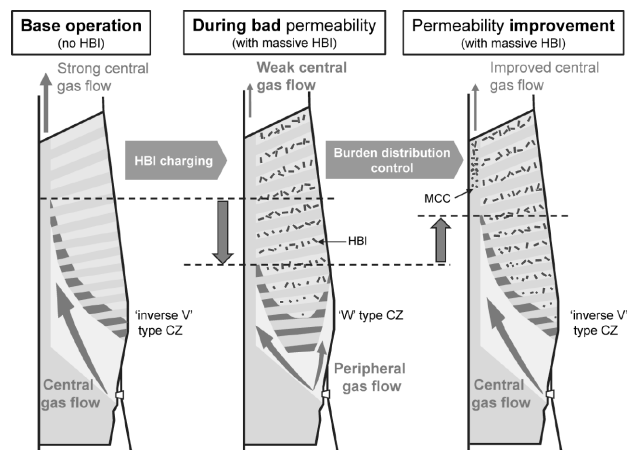


図9 HBI超多配合時の炉内状況変化

Fig. 9 In-furnace condition changes with massive HBI charging

図10に操業推移結果を示す。第二回テストでは、HBI原単位を段階的に増加させながら、コークス比とPC比を低減した。ボッシュガス量が極端に小さくなったタイミングで炉上部でのスリップが多発した（スリップ指数が増加した）。また、出鉄滓に関しては、4本の出鉄口（しゅっせんこう）のうち対角に位置する2本の出鉄口を用いて数時間おきに交互に出鉄を行っていたが、ボッシュガス量の低下に伴い出鉄口ごとの溶銑温度偏差が拡大した（溶銑温度偏差指数が増加した）。これらは、低出鉄操業下でのHBI増配（還元材比低減）に伴うガス量低下により、径方向および円周方向でガス分配が不均一化したためと推定される。

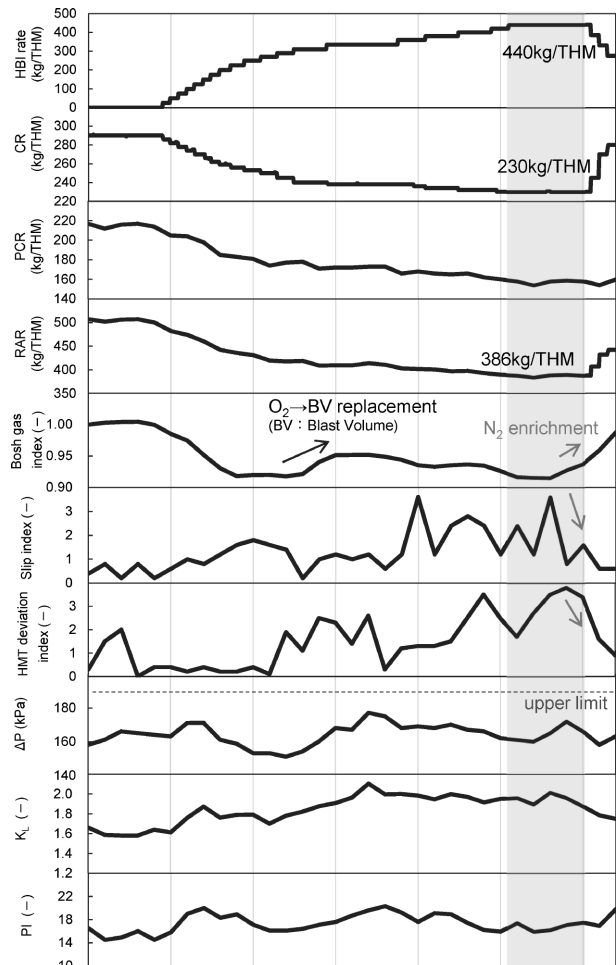


図10 第二回実証試験の操業結果
Fig.10 Operational results of the second actual test

図11にボッシュガス量とスリップ指数および溶銑温度偏差指数の関係を示す。ボッシュガス量低下時には窒素富化を行い、ガス量を増加して顕熱供給量を改善することでスリップと溶銑温度偏差が解消（スリップ指数および溶銑温度偏差指数が低下）し、安定操業を継続することができた。なお、窒素富化時は溶銑温度・レースウェイ温度・PC燃焼率などに問題が生じないように、炉熱調整を実施した。炉頂排出ダスト中に未燃チャーはほとんど存在せず、窒素富化時にPC燃焼性に問題がなかったことを確認した。

以上より、第二回テスト時の操業律速はボッシュガス量の低下に伴うスリップ増加と溶銑温度偏差の増加であり、窒素富化によりこれらの限界現象を緩和可能であることが分かった。最終的には大型高炉で、HBI = 440 kg/THMの超多配合装入により世界最小レベルのCR=230 kg/THM, RAR = 386 kg/THMを達成し、約4日間の安定操業を継続した。

3.3 炭素削減効果の最大化

高炉のシャフト効率 ηS は、ガス流れと装入物性状（鉱石還元性状、金属鉄装入量）の影響を受け、金属鉄装入量の増加により低下する。そこで、金属鉄装入による ηS の減衰度合いを(3)式および(4)式を用いて定式化した。 ηS は固有高炉の基準条件でのシャフト効率 ηS_{Base} と ηSP （金属鉄装入による ηS 減衰率）の積として、(3)式で表される。M.Fe = 0 kg/THMのとき $\eta SP = 1.0$ 、鉄中Fe原単位M.Fe Max (=940 kg/THM)のとき $\eta S = 0\%$ で $\eta SP = 0$ となるため、図12(a)のように ηSP は(0, 1), (940, 0)の2点を通る。よって、 ηSP と金属鉄装入量の関係はシャフト効率減衰パラメータ n を用いて(4)式で表すことができる。

$$\eta S = \eta S_{Base} \times \eta SP \dots\dots\dots (3)$$

$$\eta SP = \left\{ 1 - \left(\frac{M.Fe \text{ charged}}{M.Fe \text{ Max}} \right)^n \right\} \dots\dots\dots (4)$$

- ηS (%) : シャフト効率
- ηS_{Base} (%) : 基準条件におけるシャフト効率
- ηSP (-) : 金属鉄装入による ηS 減衰率
- M.Fe charged (kg/THM) : 装入M.Fe
- M.Fe Max (kg/THM) : 鉄中Fe原単位 (= 940 kg/THM)
- n (-) : シャフト効率減衰パラメータ

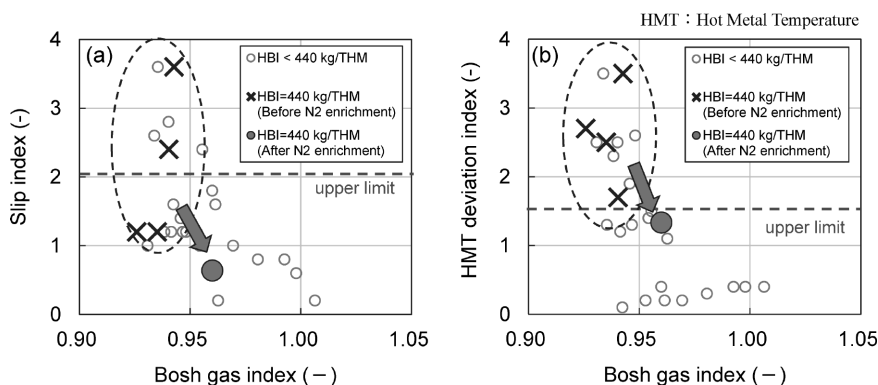


図11 ボッシュガス指数とスリップ指数および溶銑温度偏差指数の関係
Fig.11 Relationships between bosh gas index and slip index, HMT deviation index

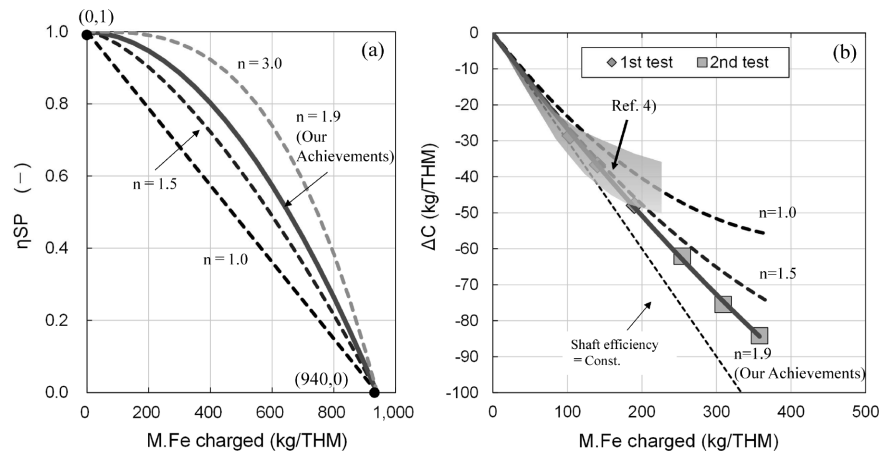


図12 M.Fe装入量と η_{SP} および ΔC の関係
 Fig.12 Relationships between M.Fe charged and η_{SP} , ΔC

また、図12 (a) よりM.Feの増加により η_{SP} は低下し、M.Fe装入によるC削減効果が低下する。シャフト効率減衰パラメータ n が低下すると、同一M.Feでの η_{SP} が低下し、M.Fe装入によるC削減効果が低下する。

図12 (b) にM.Fe装入量と ΔC の関係を示す。他社実績⁴⁾がHBI=250 kg/THMまでの装入量で $n=1.0\sim 1.5$ 程度であるのに対し、当社は高炉独自開発技術の適用によりHBI=440 kg/THMの超多配合装入でも $n=1.9$ となり、同量のHBI装入でより多くのCO₂削減効果が得られる結果となった。また、このシャフト効率減衰パラメータの考え方をRISTモデルへ組み込むことで、金属鉄装入時におけるCO₂削減量を精度よく推定可能とした。

むすび = CO₂排出量の大幅削減に向けて当社独自の高炉操業技術を適用した実機実証テストを実施し、大型高炉においてHBI=440 kg/THMの超多配合装入で世界最小レベルの還元材比 = 386 kg/THM、コークス比 = 230 kg/THMを達成した。また、高炉単独でのCO₂削減率は2013年度比で25.4%に到達した。なお、本成果は世界の高炉におけるCO₂排出削減に迅速かつ安定的に貢献する技術的解決策を提供するものである。

参 考 文 献

- 1) GREINS HP. テクノロジー. 高炉のCO₂を減らす技術. <https://www.greins.jp/technology/technology03/>. (参照2025-12-16)
- 2) 厚 雅章ほか. R&D神戸製鋼技報. 2020, Vol.60, No.1, p.5-11.
- 3) T. Ohmura et al. *CAMP-ISIJ*. 2001,14, p.207.
- 4) G. Anna. voestalpine Stahl GmgH. ICSTI_299.
- 5) A. Rist et al. *Rev. Met.*1963, 60, p.23.
- 6) K. Kamo et al. *CAMP-ISIJ*. 2020, Vol.33, p.90.
- 7) 加茂和史ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.73, No.1, p.28-32.
- 8) 伊藤良二ほか. R&D神戸製鋼技報. 2000, Vol.50, No.3, p.6-11.
- 9) T. Uenaka et al. *I&SM*, NOV. 1988, p.34-39.
- 10) H. Sawistowski. *Chem. Eng. Prog.* 1970, 6, p.138.
- 11) 西田礼次郎ほか. R&D神戸製鋼技報. 1984, Vol.34, No.4, p.28-35.
- 12) 重見彰利. 製鉄ハンドブック. 地人書館. 1979, p.182.
- 13) K. Nozawa et al. *ISIJ international*. 2001, Vol.51, No.8, p.1336-1342.

(解説)

鉄鋼業のCO₂削減に貢献するMIDREX™プロセス

生田翔士*1・畠山泰二*1・出浦哲史*2(博士(工学))

MIDREX™ Process Contributing to CO₂ Reduction in the Steel Industry

Shoji IKUTA・Tajji HATAKEYAMA・Dr. Tetsushi DEURA

要旨

MIDREX™プロセスは、低炭素で直接還元鉄(DRI)を製造できる製鉄方法として、世界中から関心を集めている。MIDREX™プロセスには、天然ガスを還元剤とする「MIDREX NG™」、天然ガスを最大100%まで柔軟に水素に置き換えることが可能な「MIDREX Flex™」、水素を100%還元剤として用いる「MIDREX H₂™」の三つのメニューを有している。本プロセスは段階的な水素導入や既設設備の活用が容易であるため、地域ごとに異なるグリーン水素の供給状況やエネルギー政策に応じて柔軟な対応が可能であり、最適なソリューションを提案することができる。本稿では、MIDREX™プロセスの特徴や水素移行におけるCO₂削減への貢献、また還元条件を変化させたラボ試験による製品DRIの評価結果について解説する。

Abstract

The MIDREX™ process is gaining global attention as a low-carbon ironmaking technology for producing direct reduced iron (DRI). It offers three configurations: MIDREX NG™, which uses natural gas as the reductant; MIDREX Flex™, which enables progressive replacement of natural gas with hydrogen up to 100%; and MIDREX H₂™, which uses hydrogen as the sole reductant. This flexibility supports gradual hydrogen introduction while leveraging existing assets, enabling adaptation to regional green-hydrogen availability and energy policies, while making it possible to provide tailored, optimal solutions. This article outlines the MIDREX™ process features, its role in CO₂ reduction through hydrogen transition, and the laboratory evaluation results of DRI products under varying reduction conditions.

検索用キーワード

直接還元製鉄, シャフト炉, 天然ガス改質, 還元鉄, ホットブリケットアイアン, 水素製鉄, CO₂フリー製鉄

まえがき=カーボンニュートラルに向けた世界的な動きは着実に進展しているが、CO₂排出量の多い鉄鋼業においては、水素還元で代表される革新的技術の開発に加えて、電気炉、再生可能エネルギーなどの多様な技術を組み合わせた総合的アプローチが求められる。このような背景の下、代表的な直接還元プロセスであるMIDREX™^{注1)}プロセスも転換期を迎えている。MIDREX™プロセスは天然ガスを改質した還元ガスを利用し、石炭ベースの高炉法に比べて製鉄1tあたりのCO₂排出量が少ない点が特長であり、2024年には世界全体で年間4,490万tのCO₂を削減したという実績がある¹⁾。しかしながら、カーボンニュートラル実現に向けては、天然ガスから100%水素への置換やCCUS(Carbon dioxide Capture, Utilization and Storage:炭素回収・利用・貯留)などさらなるCO₂削減オプションが不可欠で、それに伴うプロセス最適化が必要である。本稿では、MIDREX™プロセスの概要と100%水素への移行に向けた技術革新の展望を示し、さらに100%水素還元で得られる直接還元鉄の特性についても解説する。

1. シャフト炉プロセスの概要

1.1 DRIの用途

図1に示すように、2023年における世界の粗鋼生産量は約19.0億tであり、そのうち約70%が高炉-転炉法(BF-BOF)、残りの約30%が電気炉法(EAF)によって生産されている²⁾。電気炉の主原料である鉄スクラップには、銅などの精錬困難な不純物元素が含まれている

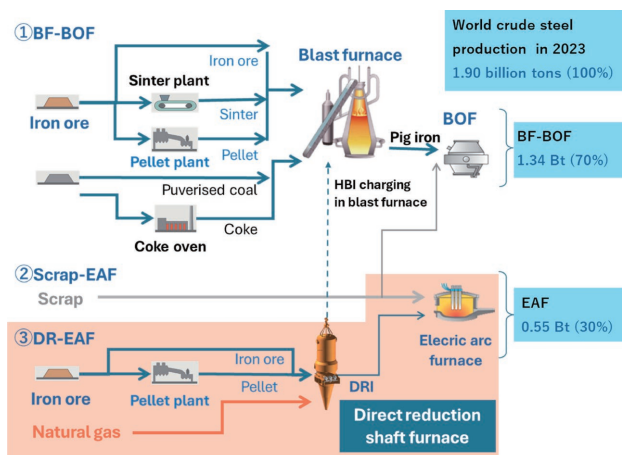


図1 製鉄フローと世界粗鋼生産量(2023年)

Fig.1 Iron making process and world crude steel production in 2023

脚注1) MIDREXは当社の登録商標である。

*1 エンジニアリング事業部門 新鉄源センター

*2 エンジニアリング事業部門 新鉄源センター(現(株)神鋼環境ソリューション 技術開発センター)

ため、希釈用の「清浄鉄源」として直接還元鉄（Direct Reduced Iron, 以下、DRIという。）が利用される。また、スクラップ発生量の少ない中東などでは、DRIが電気炉の主原料として利用されている。

DRIには常温還元鉄（Cold DRI, 以下、CDRIという。）に加え、常温まで冷却せずに隣接電気炉で利用する熱間還元鉄（Hot DRI, 以下、HDRIという。）、および耐酸化特性に優れており長期貯蔵や海上輸送に適したホットブリケットアイアン（Hot Briquetted Iron, 以下、HBIという。）があるが、本稿ではこれら3種類の還元鉄を統一的にDRIと呼称する。図2に示すように2024年の世界DRI生産量は1億4,080万tとなり、過去最高を更新した³⁾。今後、CO₂排出削減のための電気炉導入拡大、およびそれに伴う還元鉄生産量のさらなる増加が想定される。

1.2 MIDREX™ プロセスの概要

図3に示すように、MIDREX™ プロセスは、天然ガスを用いたシャフト炉型の直接還元製鉄法として、世界全体の生産量の約80%を占めている代表的なプロセスである。図4にMIDREX NGTM注2)のプロセスフローを示す。本プロセスは、天然ガスを改質して還元ガスを製造するリフォーマ、還元ガスを用いて鉄鉱石を固体のまま金属鉄に還元するシャフト炉、シャフト炉からの排ガスを冷却・除じんするトップガススクラバ、排ガスからの熱回収システムなどで構成されている。

図5にシャフト炉の概略図と炉内の主な化学反応を示す。シャフト炉法は固気交流型のプロセスであり、炉頂から鉄鉱石ペレットもしくは塊鉄石を充填し、炉中段

のバスルポートから還元ガスを吹き込むことで、鉄鉱石が効率的に昇温、還元される。鉄鉱石中に含まれる約30%（重量比）の酸素は、シャフト炉内でCO、H₂と反応し、CO₂、H₂Oとして鉄鉱石から除去される。製品DRIの炭素濃度は、バスルポート下部から天然ガス（Transition Zone Natural Gas）を吹き込むことで調整できる。また、比熱の大きい天然ガスは高い冷却能力を有することから、CDRIプラントではDRIの冷却媒体としても利用されている。

炉頂から排出される350~450℃の還元後ガスはトップガススクラバで水冷、除じんされる。この炉頂ガスには、還元反応により生成したCO₂とH₂O、および未反応のCOとH₂が含まれる。炉頂ガスの約2/3は還元ガスとして再利用されており（以下、プロセスガスという。）、天然ガスが加えられた後に、MIDREX™ リフォーマで改質されて還元ガスとなる。また、炉頂ガスの残り1/3は、つぎに述べるリフォーマ加熱用の燃料として利用される。

MIDREX™ リフォーマの内側は耐火物で覆われ、ニッケル系の触媒が充填されている複数の耐熱鋼管が配置されている。鋼管周囲では天然ガスを混合した炉頂ガスを燃焼させ、改質反応に必要な熱エネルギーを供給している。プロセスガスは鋼管中を通りながら、触媒表面で

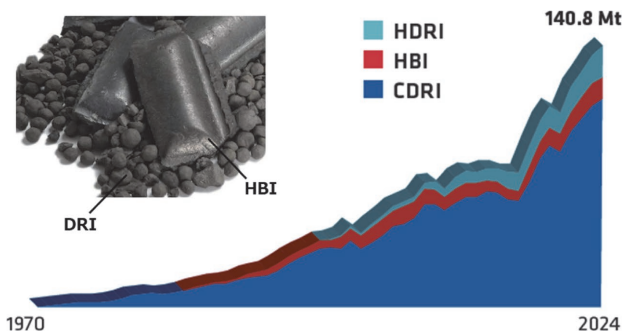


図2 世界のDRI年間生産量の推移³⁾
Fig.2 Trends in world's annual DRI production³⁾

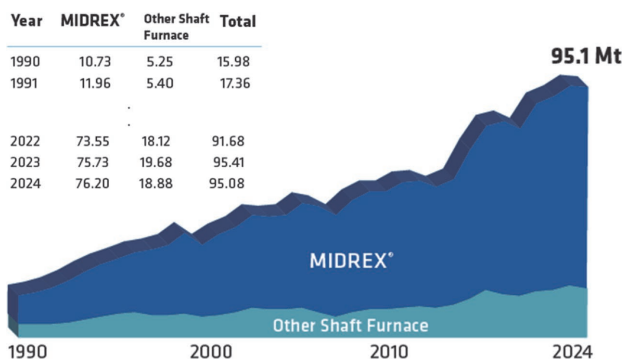


図3 プロセス別のシャフト炉DRIの生産量³⁾
Fig.3 Shaft furnace DRI production by process³⁾

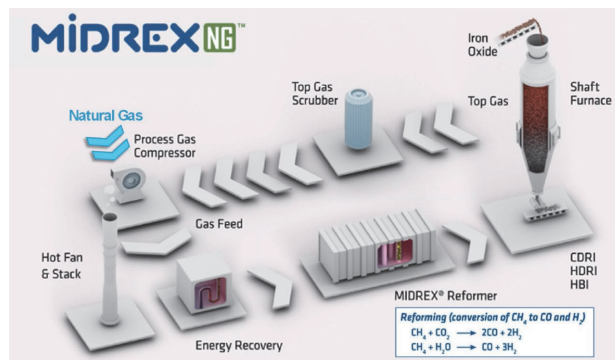


図4 MIDREX NG™ フロー
Fig.4 MIDREX NG™ flowsheet

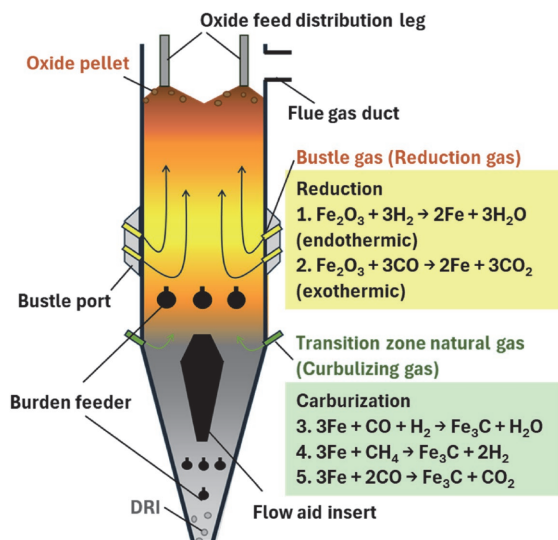


図5 シャフト炉の概略図と炉内の主な化学反応
Fig.5 Schematic figure of shaft furnace and chemical reactions in the furnace

脚注2) MIDREX NGは当社の登録商標である。

炉頂ガス中の酸化化合物 (CO₂, H₂O) と天然ガス主成分のメタン (CH₄) が反応し、還元ガス成分であるCOとH₂に改質される。水蒸気リフォーマを採用している他のDRI製造プロセス⁴⁾とは異なり、MIDREXTMプロセスでは天然ガス改質剤として、H₂Oに加えてCO₂を使用することから、H₂/CO比の低いガスを製造できる。また、シャフト炉内の発熱と吸熱のバランスに大きく影響する還元ガス組成を、あらかじめリフォーマで制御することで、シャフト炉内の温度分布を適正化することが可能である。さらに、MIDREXTMリフォーマに併設された熱回収システムにより、リフォーマ供給ガス、燃焼空気、天然ガスなどを予熱することで高い熱効率を実現している。

以上の特長を有したMIDREXTMプロセスは運転時のトラブルが少なく、多くの商業プラントにおいて年間8,000時間を超える稼働時間を達成している。

2. シャフト炉プロセスにおける水素還元への移行

シャフト炉の還元剤および燃料として利用される天然ガスを、再生可能エネルギー由来の水素（以下、グリーン水素という。）に置換することで、さらなるCO₂排出削減が可能である（図6）。Midrex社でも、水素還元に対応した次世代プロセスとしてMIDREX FlexTM^{注3)}およびMIDREX H₂TM^{注4)}をメニュー化している^{4), 5)}。

MIDREX FlexTMは、天然ガス100%から水素100%まで任意の割合で水素置換が可能であり、足元から将来に至る水素の調達環境に応じた段階的な水素還元への移行に対応しうるプロセスである。また大量のグリーン水素が安定的に確保可能な場合は、100%水素還元の特化したMIDREX H₂TMが適用できる。MIDREX H₂TMと電気炉の組み合わせでは、高炉-転炉法に比べてCO₂排出量を90%以上削減し^{注5)}、CO₂フリー製鉄に近づくことができる。

本章では、これらMIDREX FlexTMおよびMIDREX H₂TMの特徴について解説する。

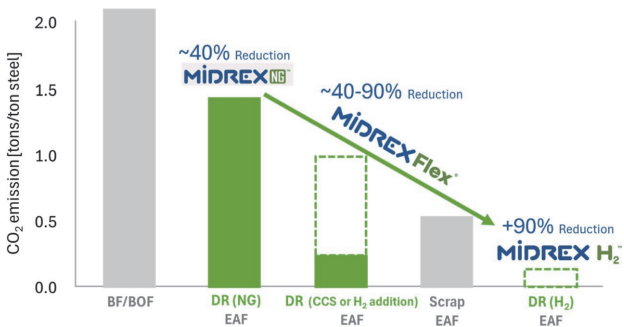


図6 トランジション期間におけるシャフト炉 (MIDREXプロセス) のCO₂削減⁵⁾

Fig.6 CO₂ emission reduction in shaft furnace using the MIDREX process during the transition period⁵⁾

脚注3) MIDREX Flexは当社の登録商標である。

脚注4) MIDREX H₂は当社の登録商標である。

脚注5) 100%削減との差は、シャフト炉以降の溶解・精錬工程で使用する石灰石や炭材からのCO₂発生によるもの。

2.1 MIDREX FlexTMプロセス (水素置換)

2.1.1 MIDREX FlexTMの特徴

A) 水素対応 (Hydrogen Ready)

MIDREX FlexTMは、既存の天然ガスベースのDRI製造設備 (MIDREX NGTM) に対して、最小限の設備改造で使用する天然ガスを水素に置換することができる。標準的なMIDREX NGTMプロセスでは、天然ガスをリフォーマで改質して、水素約55%、一酸化炭素約36%を含む還元ガスを生成する (H₂/CO比は1.5前後)。MIDREX FlexTMではこの水素を段階的に高め、最終的には100%水素を還元剤として利用することが可能である。なお、ベネズエラのFMO (CVG Ferrominera Orinoco社) プラントではH₂/CO比3.8という水素比率が高い条件においても安定した運転が行われた。このような実績を鑑みても、MIDREX FlexTMは従来プロセスの延長線上に位置する発展的な技術であり、新設・既存を問わず多様なガス組成に対応できる。

水素置換率向上に伴い、CO還元に対する水素還元の比率が高くなるが、水素還元反応は吸熱量が大きいため、シャフト炉内のエネルギーバランスの変化が想定される。そのため、MIDREX FlexTMでは水素置換率に応じて適切な位置での水素導入と、還元ガスの温度や流量、組成の制御が重要である。図7にMIDREX FlexTMのプロセスフローを示す。

水素の置換率が低い場合は、リフォーマ下流のみに水素を加える (図7中①)。これは、リフォーマでの改質前に反応生成物である水素を添加すると、改質効率が低下するためである。ただし、水素を下流に添加すると還元ガス温度が低下するため、水素と同時に酸素を添加し、還元ガスの一部を燃焼させ、還元ガス温度を維持する。天然ガスと水素の置換率が30%を超えると、プロセスガスのガス密度が小さくなるため、コンプレッサが追加される。置換率が75%を超える場合は、水素をリフォーマバーナに添加して混焼させる (図7中②)。さらに、置換率が85%以上の場合には、リフォーマ上流にも水素を添加する (図7中③)。水素置換率が高い条件では、必要な改質量が減少しているため、リフォーマ上流への水素添加による改質効率低下の影響は小さい。このようにMIDREX FlexTMでは、水素置換率に合わせたプロセス最適化と効率向上が図られている。なお、水

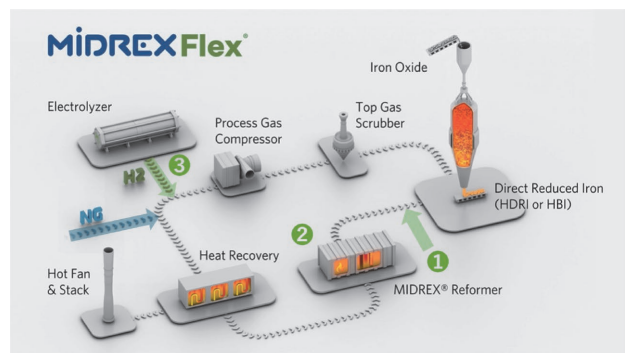


図7 MIDREX FlexTM フロー
Fig.7 MIDREX FlexTM flowsheet

素置換率の増加に伴い、DRI中の炭素濃度は低下するが、電気炉での溶解性や熱源確保の観点からはDRI中の炭素量は高い方が望ましい。MIDREX Flex™では、浸炭に寄与するTransition Zone Natural Gasを併用することで、高水素置換率においても、DRI中の炭素含有量を一定量確保することが可能である。

B) シャフト炉

MIDREX Flex™では、シャフト炉本体を改造することなく、0%~100%までの水素置換率に対応できるが、水素置換率上昇に伴い還元による吸熱量が増加するため、還元反応の不安定化や製品品質の低下が懸念される。この問題に対応するためには、バースルポート高さに位置するBed温度を水素置換率に関わらず一定になるよう制御する必要がある。Bed温度の制御には、シャフト炉に供給する還元ガスの温度を高める、あるいは流量を増やす、という2つの手段が考えられる。ただし、ガス温度を高めた場合、鉍石表面が局部的に高温となり、鉍石同士の溶着によってクラスター（融着、固結したDRI）が生成し、原料流動性や操業安定性が低下する恐れがある。そこで、本プロセスでは、クラスターを抑制しながらBed温度を一定値に制御する手段として、還元ガスの流量をMIDREX NG™よりも増加させている。

C) リフォーマ

MIDREX Flex™のリフォーマは100%天然ガスでの運転を前提に設計されているが、高水素置換率での運転においても、リフォーマ本体の改造は不要である。また、水素置換率増加に伴ってCH₄の改質量は減少するため、吸熱量が減少し、リフォーマに供給する熱エネルギーは減少する。なお、100%水素での運転時には、リフォーマは実質的にガス加熱炉として機能し、ガス改質が不要となるため、触媒を不活性材に交換することが可能である。

D) CCUS (炭素回収・利用・貯留)

還元反応で生成したCO₂を天然ガス改質剤として再利用するMIDREX NG™プロセスでは、通常、CO₂分離回収は実施していないが、必要に応じて既設プラントへの追加が可能であり、これはMIDREX Flex™でも同様である。すなわち、水素置換率を段階的に増やしながらかarbonフリー化を目指す過程で、100%水素還元よりもCCUSとの併用が望ましい事業環境に変化した場合には、シャフト炉やリフォーマなどの主要機器を更新することなくCO₂分離回収装置を追加導入して、部分的な水素置換とCO₂分離回収を組み合わせたプロセスとして運転するなど柔軟な対応が可能である。

2.1.2 MIDREX Flex™の商業プラント

ティッセンクルップ社は2023年3月、同社デュイスブルグ製鉄所にMIDREX Flex™プロセスを用いた世界初の水素還元製鉄プラントを建設することを発表した。初期の段階では還元剤として天然ガスを使用するが、十分な水素を調達できるようになる見込みの2027年以降、最大で水素100%への移行を計画している。本プラントの年産能力は250万tで、ドイツ最大の直接還元鉄プラントとして現在建設が進められている。

2.2 MIDREX H₂™プロセス (100%水素使用)

2.2.1 MIDREX H₂™の特徴

還元ガスとして100%水素のみを使用するMIDREX H₂™プロセスのプロセスフローを図8に示す。MIDREX H₂™ではガス改質は完全に不要となり、リフォーマの代わりに水素を昇温する還元ガスヒータが導入される。一般的にガスヒータには、燃焼加熱式と電気加熱式がある。水素を燃料とした燃焼加熱式ヒータの場合、CO₂を発生させずに還元用の水素を加熱することができる。しかし、グリーン電力から燃料水素を製造する際の変換ロスおよび燃焼排ガスとして系外に排出される熱ロスが発生する。そこで、MIDREX H₂™ではガスヒータとして電気加熱式を採用している。電力を燃料用水素に変換せず、排熱ロスの少ない電気ヒータで還元用水素を加熱することで、DRI製造に必要な電力量を抑制し、よりエネルギー効率の高いプロセスを実現している。

2.2.2 MIDREX H₂™の商業プラント

スウェーデンのStegra社(旧H2グリーンスチール社)は2022年10月、MIDREX H₂™プロセスを用いた世界初の商業規模での水素還元製鉄プラントをスウェーデン北部ボーデン市に建設することを発表した(図9)。DRI年産能力は210万t、鋼材年産能力250万tで、2026年の稼働開始を目指している。同プロジェクトでは、再生可能エネルギーを用いた水電解により製造したグリーン水素のみを還元剤としてHDRIおよびHBIを製造し、HDRIは隣接する電気炉工程を経て自動車用鋼板などの製造に使用される。水電解装置も自社で建設し、その規模は700 MW以上である。同プロジェクトが供給するグリーン鋼材は、従来の高炉-転炉法による鋼材と比較して、約90%以上のCO₂排出量削減を実現する計画である。

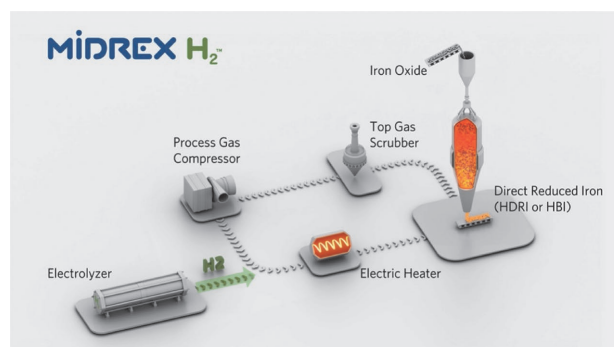


図8 MIDREX H₂™ フロー
Fig.8 MIDREX H₂™ flowsheet



図9 MIDREX H₂™プラント (建設中: スウェーデン・ボーデン市)の完成予想図

Fig.9 Projected view of MIDREX H₂™ (Under construction; Borden, Sweden)

3. 水素還元におけるDRIの物性評価

シャフト炉プロセスにおける天然ガスから水素への移行は、CO₂排出量や熱バランスだけでなく、反応速度や製品DRIの微細構造、物理特性に影響を及ぼすことが知られている⁶⁾。これらの性状はシャフト炉の温度分布や熱収支、製品歩留、品質に変化を生じさせる可能性がある。そのため、100%水素による還元（以下、水素条件という。）、および天然ガス改質ガスによる還元（以下、天然ガス条件という。）で得られるDRIの物性を比較評価することは、水素還元に移行する際の製品品質を担保するうえで重要である。

Midrex社では、RME（Raw Material Evaluation）と呼ばれる国際基準に沿った試験方法で原料種別の還元挙動や製品物性を評価している。K. Fujiwaraらの研究⁷⁾では、異なる5種類の原料（塊鉱石2種と品位の異なる鉄鉱石ペレット3種）を用いてLinder試験を実施し、天然ガス条件（ISO11257に準拠）と水素条件（ISO11257と同等条件）で得られるDRIの物性を比較した。実験条件を表1に示す。

評価項目の一つである金属化率について、図10(a)に結果を示す。すべての原料で、天然ガス条件よりも水素条件の方が金属化率は高い。これは等温条件の場合、水素の還元速度が大きく、金属化を優位に進めたためと

表1 試験条件
Table 1 Linder test condition

	Gas condition					Flow rate L/min	Temp. ℃	Time h	Rotation rpm	Sample weight g
	H ₂ %	CO %	CO ₂ %	CH ₄ %						
Reformed NG	55	36	5	4	13	760	5	10	500	
H ₂	100	-	-	-						

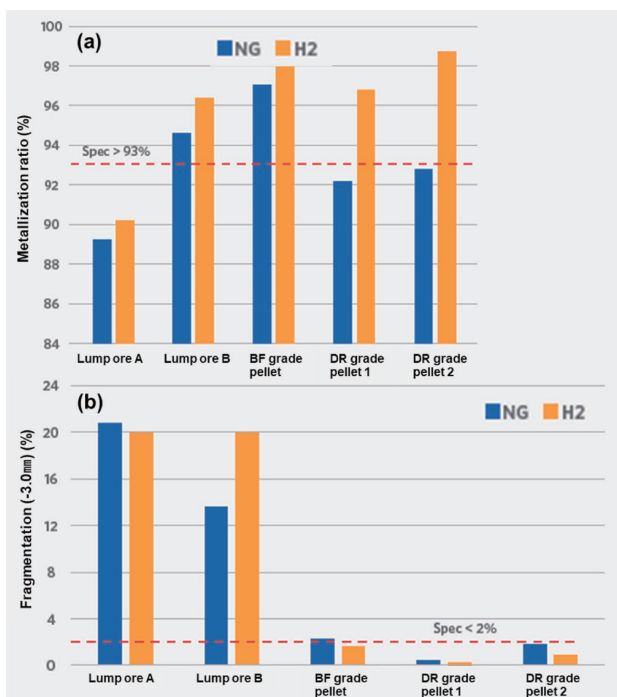


図10 水素条件と天然ガス条件による(a)金属化率と(b)粉率（-3.0 mm）の比較⁵⁾

Fig.10 Comparison of (a) metallization ratio and (b) fragmentation (-3.0 mm) by hydrogen reduction or natural gas reduction⁵⁾

考えられる。図10(b)に、還元後強度の評価指標である粉率(3.0 mm以下)を示す。水素条件における粉率は、原料によって多少変動はあるものの、概して天然ガス条件と同等、あるいはそれ以下である。原料種の違いに着目すると、ペレットに比べて塊鉱石の方が粉率は高い。これは塊鉱石の不均一な組織や形状が割れやすさを助長したものと考えられる。

4. SFSC (Shaft Furnace Simulated Condition) を用いた原料評価手法

3章で示した従来の物性評価手法はISO準拠の等温・一定ガス条件下で行われており、ペレット種別の相対比較には有効である。しかし実機においては、シャフト炉内に上部から投入された原料が炉内を降下していく過程で、温度やガス組成が刻々と変化する。実機を想定した還元挙動や製品物性の検証には、シャフト炉内環境を模擬した新たな評価手法の確立が必要である。そこで、Midrex社と当社では、COREM社のR180試験(非等温)⁸⁾を参考に、実炉条件を再現するための試験手法であるShaft Furnace Simulated Condition（シャフト炉実機模擬条件、以下、SFSCという。）を用いた原料評価手法を確立した⁷⁾。

SFSCの特徴は、還元ガスの組成（H₂、CO、CO₂の比率）と温度を、時間経過に合わせて段階的かつ細かく変化させている点である。試験開始時にはシャフト炉の排ガスに相当するガス酸化度（Gas Oxide Degree、以下、GODという。）となるようにガス組成を設定し、試験が進むにつれてGODを徐々に低下させていく。なお、GODは(1)式で定義される。

$$GOD = \frac{CO_2 \text{ vol}\%}{CO_2 \text{ vol}\% + CO \text{ vol}\% + H_2 \text{ vol}\%} \dots (1)$$

最終的にはバースルポートから吹き込まれる還元ガスと同じGODと温度になるように調整している。GODおよび温度の変化は、CFD（数値流体力学）シミュレーションで実機シャフト炉内の状態を解析した結果を反映させている⁹⁾。

このSFSCの妥当性を検証するために、実機バスケットテストとの比較を行い、参考として等温還元試験（以下、等温試験という。）とも比較を行った。バスケットテストとは、酸化鉄ペレットをメッシュ状のバスケットに入れて実機シャフト炉上部から投入し、還元後に下部から回収することで、実機内で実際に還元されたDRIサンプルを得る試験である。等温試験は、ISO11258に準拠しているが、SFSCの試験および実機条件との比較を容易にするため、還元時間を180分とした。SFSC試験および等温試験における還元時間は、実機シャフト炉におけるペレットの代表的な滞留時間と同程度となるように設定している。

設定した試験条件のもと、成分の異なる10種類の酸化鉄ペレットを対象に、バスケットテストおよびラボSFSCで還元試験を行った⁷⁾。等温試験に関しては3種類のみ試験を行い、それぞれの金属化率を比較した。試験結果を図11に示す。SFSCで得られたDRIの金属化

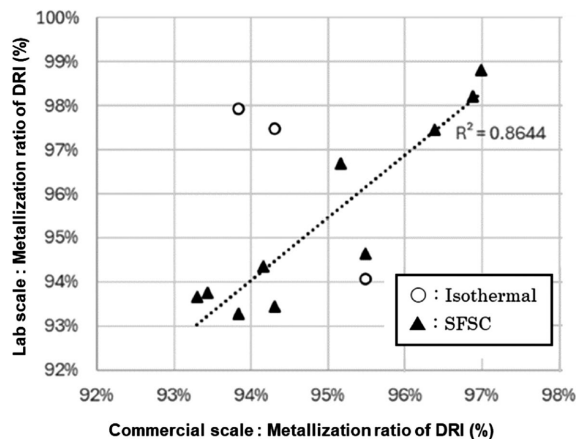


図11 実機とラボテストにおける金属化率の関係⁷⁾
 Fig.11 Relationship between metallization in each laboratory test and an industrial test⁷⁾

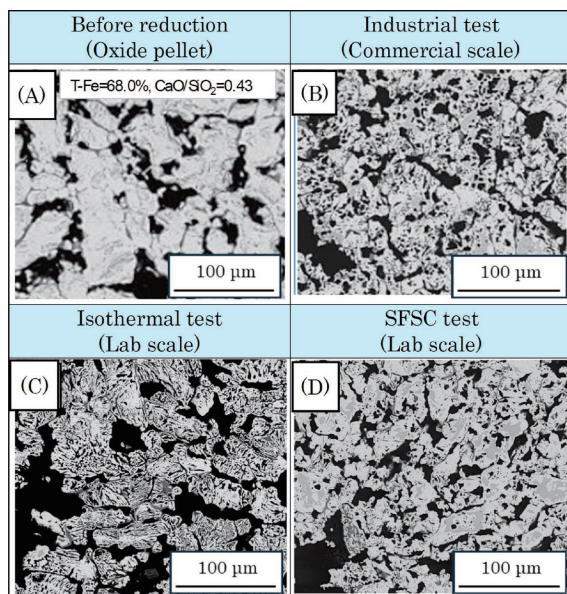


図12 還元前のペレットおよび還元後のDRIの顕微鏡観察結果
 Fig.12 Microscopic observation image of the oxide pellet and the DRI after reduction test

率は、バスケットテスト（実機）で得られたものとよく一致した。さらにDRIの断面組織観察結果を図12に示す。等温還元で得られたDRI（図12（C））は膨張して結晶粒内に筋状のクラックがあり、実機DRI（図12（B））と大きく形態が異なっていた。これに対して、SFSCで得られたDRI（図12（D））は粒内クラックがほとんど認められず、比較的、実機DRI（図12（B））の形態を良く再現できていた。

図13は実機、ラボテストの冷間強度を比較したもののだが、実機よりもSFSCの方がDRIの冷間強度が高かった⁷⁾。還元後の冷却速度などが影響を与えた可能性も考えられ、模擬精度向上に向けて、さらなる試験条件の最適化を進める予定である。

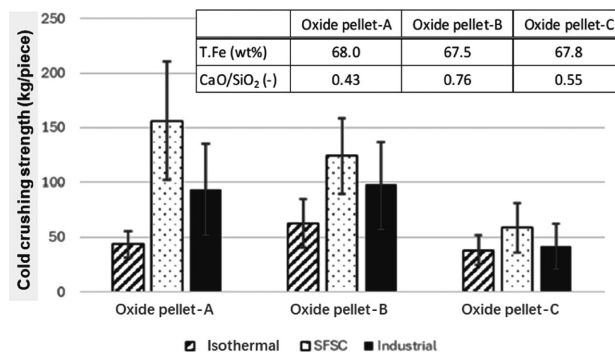


図13 実機テストとラボテストにおける冷間強度の比較⁷⁾
 Fig.13 Comparison of cold crushing strength among two laboratory tests and an industrial test⁷⁾

SFSCは等温試験では困難だった実機条件（バスケットテスト）に近い還元挙動・物性評価・マイクロ組織を、ラボスケールで再現する試験手法である。今後、本手法の改良と活用により、実機の操業条件や原料を変更する際の品質変化を事前評価することが可能となり、プロセス設計の柔軟性が高まることが期待される。

むすび＝水素還元による脱炭素化が進み、CO₂ゼロエミッションの製鉄業が強く期待されている。ただし、それは最終的な将来像であり、短期的にはグリーン水素が経済的かつ安定的に得られるかは不透明である。そのため、水素導入の方法に応じて最適なプロセス選択を行うことが重要である。即時に100%水素運転へ移行可能なケースには「MIDREX H₂TM」、段階的かつシームレスな移行を目指す企業には「MIDREX FlexTM」が適している。MIDREXTMプロセスは、50年以上にわたり革新的な製鉄技術を提供してきた実績を有しており、将来の水素社会に向けても、持続可能な鉄鋼生産プロセスをけん引するソリューションになりうるものと考えている。

参考文献

- 1) Kobelco Group Integrated Report 2025.
- 2) World Steel Association. World Crude Steel Production 2023. <https://worldsteel.org/statistics/>. (参照2025-08-25).
- 3) Midrex Technologies, Inc. World Direct Reduction Statistics. 2024. <https://www.midrex.com/wp-content/uploads/MidrexStatsBook2024.pdf>. (参照2025-08-25).
- 4) 畠山泰二ほか. 第251回西山記念講座. 2024, p.101-125.
- 5) G. Wallwork. DIRECT FROM MIDREX. First Quarter 2024, p.4-12.
- 6) 高橋礼二郎ほか. 鉄と鋼. 1980, Vol.66, No.13, p.1985-1994.
- 7) K. Fujiwara et al. DIRECT FROM MIDREX. Third Quarter 2025, p.9-16.
- 8) Laforest, G et al. 7th Brazilian Ore Agglomeration Conference Proceedings, 2019.
- 9) 王昌麟. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol. 72, No.2, p.105-109.

(論文)

スクラップ利用拡大を目的とした脱りん炉反応効率の改善

對馬 卓^{*1}・大内慶太^{*1}・中須賀貴光^{*1}(博士(工学))・大谷真也^{*2}・岩崎眞澄^{*3}・足立毅郎^{*3}

Optimizing Reaction Efficiency of Dephosphorization Furnace to Expand Scrap Utilization

Takashi TSUSHIMA・Keita OUCHI・Dr. Takamitsu NAKASUGA・Shinya OTANI・Masumi IWASAKI・Takerou ADACHI

要旨

加古川製鉄所のCO₂発生量削減を目的として、脱りん炉でのスクラップ利用拡大に着目し、その前段階として、脱りん反応効率向上に取り組んだ。化学工学的な観点より、(1) 溶銑/スラグ反応界面へのりん移動の促進、(2) スラグ巻き込み促進による反応界面積増加が有効と考え、脱りん炉における底吹ガス吹込手法(底吹パターン)の改善を試みた。まず、事前検討として水モデル実験により、内側羽口からのガス吹込流量が外側より大きい状態を、外側と均等に変更することがコンセプト実現に有効であることを確認した。ついで脱りん炉での実証試験により、狙いどおり、反応効率が向上することを確認した。本結果に基づき、脱りん炉の底吹パターン改善を進め、2025年3月に実装を完了した。

Abstract

To reduce CO₂ emissions at Kakogawa Works, efforts have been made with a focus on expanding scrap utilization in the dephosphorization furnace and, as a preliminary step, on improving dephosphorization reaction efficiency. The following issues were addressed from a chemical engineering perspective: (1) promotion of phosphorus transfer to the hot-metal/slag reaction interface, and (2) improvement of the bottom-blowing gas injection method (bottom-blowing pattern) in the dephosphorization furnace, based on the notion that increasing the reaction interfacial area through enhanced slag entrapment would be effective. First, as a preliminary study, water model experiments confirmed that an effective means of realizing this concept is to switch from gas blow-in where the inner-tuyeres flow rate exceeds that of the outer tuyeres, to a uniform flow rate from the outer tuyeres. Next, a demonstration test in the dephosphorization furnace confirmed that the reaction efficiency improved as intended. On the basis of these results, the bottom-blowing pattern of the dephosphorization furnace was improved, and full-scale implementation was completed in March 2025.

検索用キーワード

加古川製鉄所, CO₂削減, スクラップ利用拡大, 脱りん炉, 底吹パターン

ま え が き = 当社は製鉄プロセスのCO₂削減ロードマップにおいて、2030年度に2013年度比で30~40%削減、さらに2050年度カーボンニュートラル(CN)の実現を掲げている。具体的な施策としては、高炉でのHBI(Hot briquetted iron, 熱間成形還元鉄)やバイオマスの活用とならび、既存製鉄プロセスにおけるスクラップ利用拡大が重要な位置づけを占める。スクラップ利用拡大のためには、製鋼工程である脱りん炉および転炉での投入量を高める必要があるが、脱りん炉での単純なスクラップ増量は処理後の溶銑(ようせん)炭素濃度を低下させ、転炉での熱量不足を招く。溶銑炭素濃度の低下を抑制するためには、脱りん炉における反応効率を向上させて、

脱りん処理に必要な酸素量を低減する必要がある。

本稿では脱りん炉における反応効率向上を目的に、水モデル実験を用いて炉底羽口からのガス吹き込み手法(以下、底吹パターンという。)を改良し、実炉適用に至るまでの検討内容とその成果について報告する。

1. 脱りん炉反応効率改善の必要性

図1に加古川製鉄所における製鋼プロセス概要を示す。同所では、2010年代にプロセスの機能分担を強化し¹⁾、転炉における脱炭処理に先立ち、転炉型脱りん炉による事前脱りん処理を行っている。図2に示すように、脱りん炉では炉内に装入した溶銑およびスクラップ

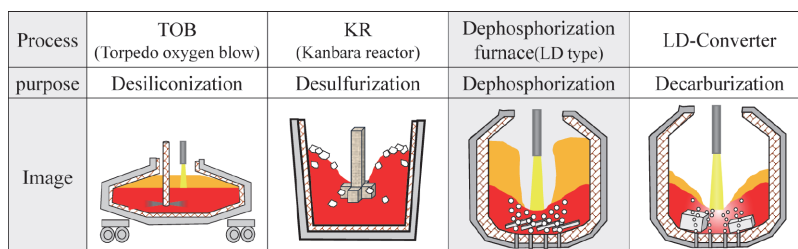


図1 加古川製鉄所における製鋼プロセスフロー
Fig.1 Schematic flow of steelmaking process in Kakogawa Works

^{*1} 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 製鋼開発部 ^{*2} 鉄鋼アルミ事業部門 加古川製鉄所 製鋼部 ^{*3} 技術開発本部 材料研究所

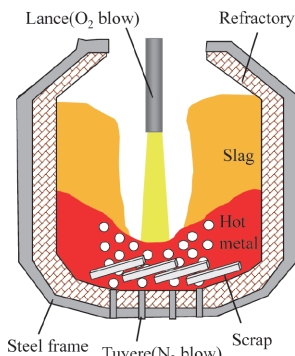


図2 脱りん炉の概要
Fig.2 Schematic of dephosphorization furnace

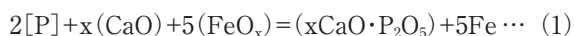
に上方から酸素を吹き付けながら、炉底に配置した10個の羽口から窒素ガスを吹き込むことで、溶銑/スラグを攪拌（かくはん）し、脱りん反応を進行させる。

脱りん炉でのスクラップ投入量を増やすと、相対的に溶銑比率が低下するため、投入原料全体の炭素量が減少する。この状態で、同じ酸素供給量での脱りん処理を行うと、処理後の溶銑炭素濃度が現状以上に低下し、後工程である転炉での脱炭反応に伴う発熱量が不足する。その結果、転炉における昇熱剤（フェロシリコンなど）の使用量増加によるコストの上昇を招く。

したがって、製鉄所でのCO₂削減に向けて、脱りん炉でのスクラップ利用拡大と転炉での昇熱コスト抑制を両立するためには、脱りん炉の反応効率を高めて酸素量を低減し、処理後の溶銑炭素濃度を現状と同等レベルに維持することが不可欠である。

2. 脱りん炉反応効率改善のコンセプト

脱りん炉および転炉など、酸化精錬における脱りん反応は反応サイトであるメタル/スラグ界面でメタル中のりん[P]がスラグ中の酸化鉄(FeO_x)で酸化されるとともに、同じくスラグ中の(CaO)により固定化される反応であり、便宜上、式(1)の形で表される。^{2), 3)}



(ここで[P]はメタル成分、()はスラグ成分を示し、x=3もしくは4である。)

化学工学的な観点から脱りん炉における反応メカニズムを考えた場合、脱りん反応効率向上のためには、図3に示すとおり、A：反応サイトである溶銑/スラグ界面への溶銑りん移動を促進させる、B：溶銑へのスラグ巻き込み促進などにより、溶銑/スラグの界面積を増加させる、という二つのコンセプトが有効と考えられる。本稿ではコンセプトA、Bを実現する手段として、底吹パターンの改善が効果的であると判断し、まず、水モデル実験による検証を試みた。水の比重は1.0 × 10³ kg/m³であり、溶銑の比重7.0 × 10³ kg/m³と比較すると大きく異なるが、「液体の動きやすさ」を示す動粘度(=粘度(Pa)／比重(kg/m³))はおおむね同じ値である。さらに水は取り扱いが容易で、危険性が少ないこと、透明であるため流動を可視化しやすい利点などもあり、溶銑の模擬流体としてよく利用される^{4), 5)}。

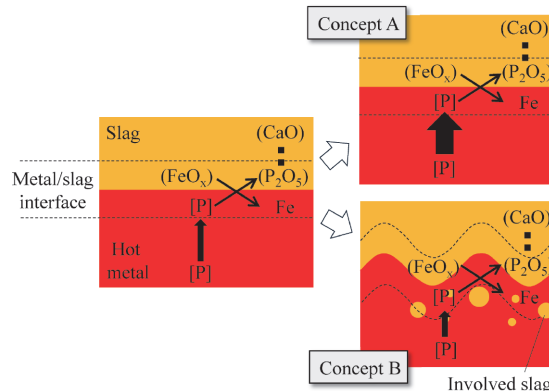


図3 脱りん反応メカニズムと効率改善コンセプト
Fig.3 Mechanism of dephosphorization reaction and concept of efficiency improvement

3. 実験方法

3.1 水モデル容器の概要

図4および表1に本実験で使用した水モデル容器(透明アクリル製)の概要と吹込孔配置を示す。容器底部に脱りん炉の底吹羽口を模擬した計10個のガス吹込孔(φ3 mm)を中心からφ104 mm、φ220 mmの同心円上にそれぞれ4個および6個ずつ設置した。φ104 mm同心円上に設置した吹込孔(No.2, 5, 6, 9)を「内側吹込孔」、φ220 mm同心円上に設置した吹込孔(No.1, 3, 4, 7, 8, 10)を「外側吹込孔」と定義する。吹込孔ごとに流量計を設置しており、流量の個別制御が可能である。なお、均一混合時間測定(3.2節)、溶銑/スラグ混合模擬実験(3.3節)を実施したが、どちらも同じ水モデル容器を用い、水浴深さは180 mm(水：約50 l)、吹込ガスは空気とした。

3.2 均一混合時間測定

溶銑流動におよぼす底吹パターンの影響を評価するため、水モデル実験において均一混合時間を評価した。均一混合時間とは、液体中に特定成分を添加した場合に、攪拌混合によって全体の濃度が一定となる時間を示し、化学工学分野では、混合状況を表す指標としてよく使用される⁶⁾。均一混合時間が短いほど、図3(コンセプトA)で示したとおり、脱りん反応サイトである溶銑/スラグ界面への溶銑りん移動が促進されると考えられる。

図5に均一混合時間測定の概要を示す。吹込孔から水浴に空気を吹き込んで攪拌した状態において、吹込孔4の横に配置したシリンジから水浴表面に飽和KCl水溶液5 ml(40%KCl)を添加し、吹込孔2上部に深さ100 mmの位置に浸漬した導電計を用いて水浴導電度の経時変化を連続測定した。測定時間は飽和KCl溶液の投入後から5 minとし、均一混合時間は実験終了時点の導電度を100%としたとき、導電度が95%~105%の範囲内で収束する時間と定義した⁷⁾。

表2に均一混合時間測定で使用した底吹パターンを示す。吹込孔10個のうち、内側吹込孔からのガス流量が多い「傾斜パターン」(パターンA)、全吹込孔から同流量を流す「均等パターン」(パターンB)の2種を用い、ガス流量を10~200 NI/minの範囲で変化させて均一混

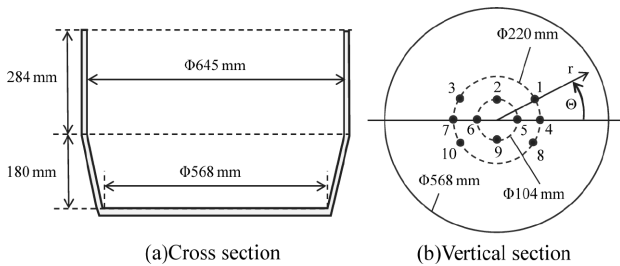


図4 水モデル容器の概要
Fig.4 Schematic of water model cell

表1 水モデル容器におけるガス吹き込み孔の配置
Table 1 Gas blow hole arrangement of water model cell

Number	r(mm)	Θ(deg)	Number	r(mm)	Θ(deg)
1	220	30	6	104	0
2	104	90	7	220	0
3	220	120	8	220	330
4	220	0	9	104	270
5	104	0	10	220	210

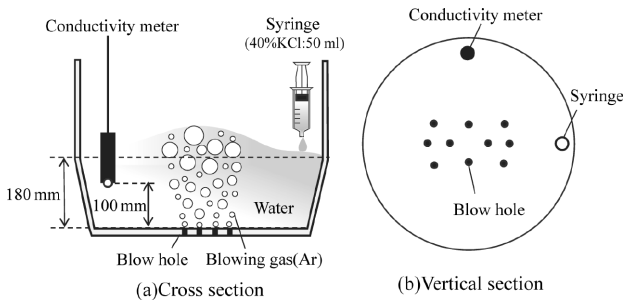


図5 均一混合時間測定の概要
Fig.5 Overview of mixing time measurement

表2 均一混合時間測定におけるガス流量比率 (1孔あたり)
Table 2 Gas blow rate ratio in mixing time measurement (per hole)

Hole number	Gas blow rate ratio(%)	
	Bottom blowing pattern	
	A	B
1,3,8,10	9	10
2,5,6,9	13	10
4,7	6	10

合時間 (n=3 平均) を測定した。

加古川製鉄所の脱りん炉では、耐火物保護のために定期的に補修を実施しているが、投入した補修材が内側に流れることで、外側羽口の直上に留まる補修材が少なく、損傷が大きくなる傾向がある。このため、従来は外側羽口の保護のため、外側羽口の吹込ガス流量が内側より低い傾斜パターンを採用せざるを得なかった。しかし、現在では耐火物補修技術の改善により、外側羽口の流量を内側羽口同等まで上げることが可能である。

3.3 溶銑/スラグ混合模擬実験

本稿では図3 (コンセプトB) に示す溶銑中へのスラグ巻き込み挙動におよぼす底吹パターンの影響を評価するため、水モデルによる溶銑/スラグの混合模擬実験を実施した。図6に実験概要を示す。水浴表面に水より比重の小さいスラグ模擬材を静置し、吹込孔から空気を吹き込んで攪拌することで、水浴中に巻き込まれた模擬

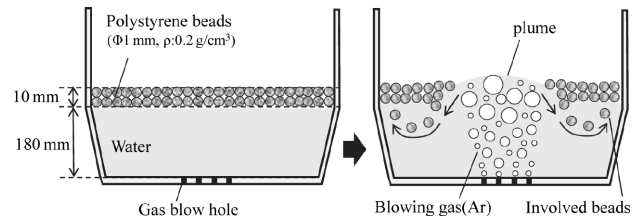


図6 メタル/スラグ混合模擬試験の概要
Fig.6 Overview of metal/slag mixing simulation

表3 メタル/スラグ混合模擬試験におけるガス流量比率 (1孔あたり)
Table 3 Gas flow rate ratio in metal/slag mixing simulation (per hole)

Hole number	Gas blow rate ratio[%]		
	Bottom blowing pattern		
	A	B	C
1,3,8,10	9	11	10
2,5,6,9	13	11	10
4,7	6	6	10

材量を測定した。

一般的な水モデル実験では、製鋼スラグ (真比重 $3.0 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 程度) の模擬材として、比重 $0.6 \sim 0.8 \text{ kg/m}^3$ のシリコンオイルやn-ペンタンが広く用いられている^{8), 9)}。しかし、脱りん炉や転炉のような酸化精錬では、スラグ中の FeO_x と溶銑中炭素の反応により CO ガスが発生し、スラグがフォーミングすることで見掛け比重が低下することが想定される¹⁰⁾。本稿ではスラグ巻き込み挙動は溶銑とスラグの比重差に強く依存すると考え、フォーミングによるスラグの見掛け比重低下を考慮する必要があると考えた。そこで、フォーミング状態のスラグを再現するために、見掛け比重がより小さいポリスチレンビーズ ($\phi: 1.0 \text{ mm}$, $\rho: 0.2 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$) を採用し、溶銑模擬材である水との比重差を大きくした。

混合模擬実験では、均一混合時間測定で用いた傾斜パターン、均等パターンに加え、両者の中間パターンを加えた3種の底吹パターンを用いてガス流量: 85 Nl/min の条件における水浴への粒子巻き込み量を評価した。表3に示すとおり、傾斜パターン、中間パターン、均等パターンをそれぞれ α, β, γ パターンと定義する。

なお、粒子巻き込み量は National Institute of Health (NIH: (米) 国立衛生研究所) が作成したフリーソフトである ImageJ を用い、以下の手法により定量化した。

<粒子巻き込み量の定量化手法> (図7)

- ①実験中 (n=2) に水モデル側面から撮影した動画 (1 ~ 2 min) から約 0.4 s 間隔で静止画像を切り出す (a)。
- ②各画像のグレースケール化後 (b)、バックグラウンドを差し引き、二値化処理を実施する (c)。
- ③気柱領域 (吹込ガスにより激しく攪拌される領域) から外れた位置に解析領域 ($67.4 \text{ cm}^2 \times 2$ 箇所) を設定し、ImageJ の Analyze Particles 機能 (粒子解析) を用いて解析領域に巻き込まれた粒子個数をカウントする。
- ④実験 (n=2) で撮影した動画から切り出した全ての静止画像の粒子個数を平均することで平均巻き込み粒子数を算出する。

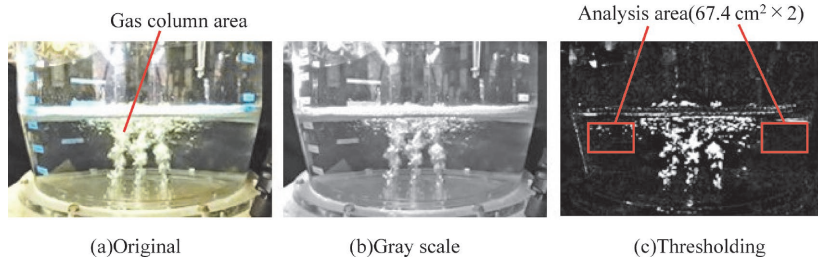


図7 画像解析による巻き込み粒子評価の概略
Fig.7 Schematic of involved particle evaluation by image analysis

上記手法では、水浴内に巻き込まれたポリスチレンビーズと気泡を厳密に区別できず、評価値は双方を合算した値となるが、ビーズ+気泡の合算値でもスラグの「巻き込みやすさ」を定性的に評価できると考えた。

4. 実験結果および考察

4.1 均一混合時間測定

図8に傾斜パターンおよび均等パターンにおける均一混合時間と底吹ガス総流量の関係を示す。両パターンとも底吹ガス総流量が増加するに伴い、水浴がより強く攪拌されるため、均一混合時間は短くなるが、総流量が同じでも外側と内側の流量が等しい均等パターンの方が均一混合時間は短く、水浴の混合が効率的に進む。

傾斜パターンと比較して均等パターンの均一混合時間が短くなる原因として、図9に示すイメージのとおり、外側吹込孔からのガス流量増加に伴い、気柱領域が外側に広がることで、死水領域（流動が起こらない、あるいは極端に弱い領域）が縮小した可能性が考えられた。

本仮説の検証に必要な気柱領域サイズの定量化を目的として、ガス流量85 NL/minの条件における均一混合時間の測定中に水モデル容器側面から撮影した動画を用いて画像解析を実施した。なお、円筒型の水モデル実験では水浴の揺動・旋回が生じることが報告されており^{11), 12)}、本測定でも全ての実験条件において水浴が約1 s周期で揺動・旋回した。このため、動画から0.1 s間隔で揺動・旋回の約2周期分となる20枚（2 s）の静止画像を切り出し、図10に示す方法で気柱領域の面積を定量化し、その平均値を気柱領域サイズとした。

図11に示した気柱領域サイズの比較より、前述の仮説どおり、均等パターンの気柱領域は傾斜パターンより大きいことが確認された。この原因としては、気柱領域が大きくなることで死水領域が縮小し、均一混合時間が短くなったものと考えられる。

4.2 溶銑/スラグ混合模擬実験

図12に3種の底吹パターンにおける平均巻き込み粒子数を示す。平均巻き込み粒子数は、均等パターン>中間パターン>傾斜パターンの順に多く、外側吹込孔からのガス流量を増加させるほど、巻き込み粒子数が増加した。この理由としては、図13に示すイメージのとおり、外側吹込孔からのガス流量増加にしたがい、メタル/スラグ界面に相当する水/ビーズ界面におけるせん断的な流れが強くなることで、ビーズおよび気泡を水浴中に巻き込みやすくなったものと考えられる^{13), 14)}。

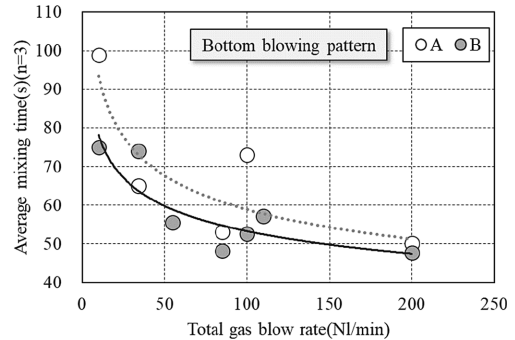


図8 均一混合時間と底吹ガス流量の関係
Fig.8 Relationship between mixing time and bottom blowing gas rate

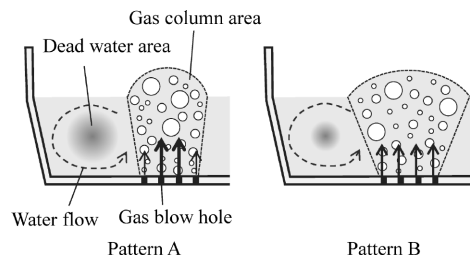


図9 気柱領域の広がりに伴う死水領域縮小のイメージ
Fig.9 Image of shrinking dead water area caused by expansion of gas column

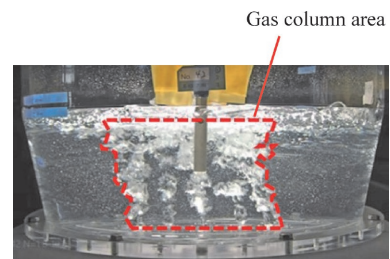


図10 画像解析による気柱領域測定概略
Fig.10 Schematic of gas column area measurement by image analysis

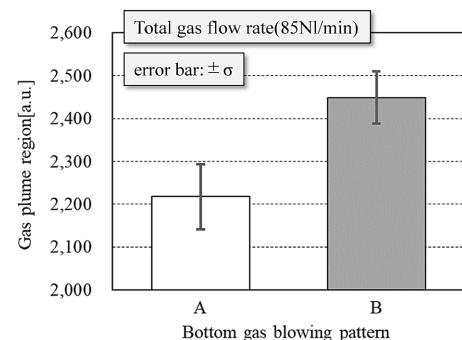


図11 気柱領域に及ぼす底吹きパターンの影響
Fig.11 Effect of bottom blowing pattern on gas column area

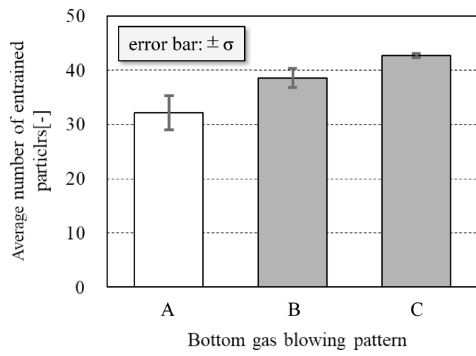


図12 メタル/スラグ混合模擬実験における平均巻き込み粒子数
Fig.12 Average number of involved particles in metal/slag mixing simulation

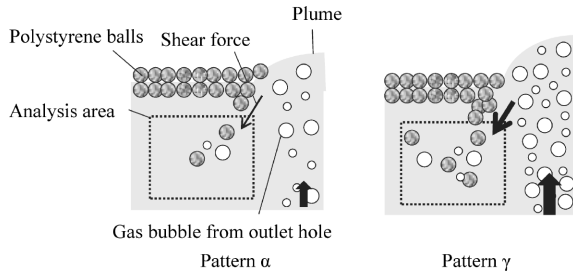


図13 プルームにおける粒子巻き込みイメージ
Fig.13 Image of involved particles at plume

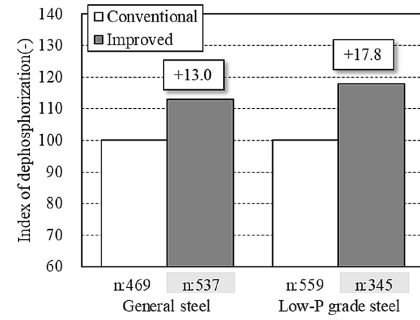


図14 実機試験における脱りん指数の改善（スクラップなし）
Fig.14 Improvement of dephosphorization index in actual process experiment (without scrap)

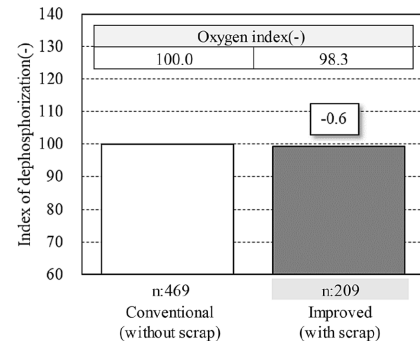


図15 一般鋼における脱りん指数の変化
Fig.15 Dephosphorization index in commodity steel

5. 実機脱りん炉における底吹パターン改善

水モデル実験により、現状の脱りん炉を模擬した傾斜パターンを均等パターンに変更することで、溶銑/スラグ界面へのりん移動（コンセプトA）、および溶銑へのスラグ巻き込み（コンセプトB）が、いずれも促進され、脱りん反応効率向上に寄与する可能性が示唆された。本知見をふまえて、加古川製鉄所の実機脱りん炉において、外側および内側羽口の底吹ガス流量を均等に近づけるテストを実施した。

実機テストでの改善効果は、一般鋼（製品規格上限りん濃度 > 0.02%）、低りん鋼（製品規格上限りん濃度 ≤ 0.02%）の2種類に分けて評価した。図14に従来底吹パターン（傾斜パターン）での脱りん効率を100とした指標で実機テスト結果を示した。いずれの鋼種も傾斜パターンから均等パターンに近づけることにより、狙いどおり、脱りん効率が向上した。本結果に基づき、実機テストで使用した新底吹パターンの脱りん炉適用を進め、2025年3月に実装が完了した。

新底吹パターンの実装後、当初計画どおり、底吹パターン改善で生まれた脱りん能力の余裕を活用し、スクラップ使用時の処理後炭素濃度を一定に保ちながら、脱りん炉における酸素量を低減（上吹酸素およびミルスケールなどの固体酸素の合計）するテストを実施した。図15に一般鋼における脱りん指数を示す。スクラップ増量時の処理後炭素濃度維持のために酸素量を低減しても、新底吹パターンを採用することで、ほぼ従来どおりの脱りん効率を維持できることが確認された。なお、スクラップ投入の必要がないヒートに対しては、従来の酸素量を維持しながら処理後りん濃度を低減し、次工程で

ある転炉でのスラグ量を低減することで製鉄所の操業コストダウンに寄与している。

むすび=当社CO₂削減ロードマップの実現に向け、具体的方策の一つとして掲げる「スクラップ利用拡大」を目的に、前段階として必要となる脱りん炉の反応効率向上に取り組んだ。水モデル実験をベースとして浴内流動におよぼす「底吹パターン」の影響を明確化し、その知見に基づき、実機脱りん炉の底吹パターンを従来の内側羽口の流量が高い傾斜パターンから外側/内側のガス流量が等しい均等パターンに近づけた結果、反応効率向上を実現した。今後は本成果を最大限活用して、脱りん炉でのスクラップ増配を進めるとともに、引き続き、お客様・社会からのグリーン鋼材ニーズに応えるため、製鉄プロセスにおけるCO₂発生量をさらに削減するための技術開発に努めていく。

参考文献

- 1) 齋藤幸介ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.2, p.32-36.
- 2) 森下 仁ほか. 川崎製鉄技報. 1983, Vol.15, No.2, p.93-99.
- 3) 佐々木貫太郎ほか. 鉄と鋼. 1977, Vol.63, No.12, p.1801-1808.
- 4) 深澤 慧ほか. 混相流. 2013, Vol.27, No.2, p.168-174.
- 5) 藤川俊秀ほか. 鉄と鋼. 2009, Vol.95, No.6, p.515-521.
- 6) 浅井滋生ほか. 鉄と鋼. 1982, Vol.68, No.3, p.426-434.
- 7) 中西恭二ほか. 鉄と鋼. 1980, Vol.66, No.9, p.1307-1316.
- 8) 井口大亮ほか. 鉄と鋼. 2006, Vol.92, No.8, p.475-480.
- 9) 丸山明日香ほか. 鉄と鋼. 2011, Vol.97, No.10, p.519-524.
- 10) 三浦植也ほか. 鉄と鋼. 2024, Vol.110, No.2, p.41-50.
- 11) 小笠原太ほか. JFE技報. 2016, No.38, p.26-30.
- 12) 小坂洋介ほか. 鉄と鋼. 2004, Vol.90, No.6, p.379-386.
- 13) A. Senguttuvan et al. AIST Transactions. 2014, Vol.11, No.1, p.230-241.
- 14) 井口 学. 鉄と鋼. 2017, Vol.103, No.3, p.119-133.

(論文)

高濃度マグネシウム添加によるアルミニウムスクラップ精製の基礎検討

山口勝弘^{*1} (博士(工学))・小森康平^{*1}・加藤謙吾^{*2,*3} (博士(工学))・小野英樹^{*2,*3} (博士(工学))

Fundamental Study of Purification of Aluminum Scrap by High-Concentration Magnesium Addition

Dr. Katsuhiro YAMAGUCHI・Kohei KOMORI・Dr. Kengo KATO・Dr. Hideki ONO

要旨

本研究では、高濃度マグネシウム添加によるアルミニウムスクラップ中の不純物除去技術について基礎的検討を行った。アルミニウム溶湯にマグネシウムを高濃度添加し、低温で短時間保持することで、Fe、Mn、Si、Crを含む化合物が初晶として生成し、不純物濃度が低減されることを実験的に確認した。また、生成化合物の沈降を利用して上層部のみを回収する手法を適用したところ、JIS A5052合金に対してCr濃度の低い溶湯が得られた。さらに、活量係数に基づく熱力学解析により、不純物除去挙動について理論的な裏付けを与えた。これらの結果より、本手法は短時間処理で複数の不純物を同時に低減し得る可能性を有しており、アルミニウムスクラップの高品質化に向けた基盤技術として期待される。

Abstract

This research is based on a fundamental study of impurity removal from aluminum scrap by adding high-concentration magnesium. Experiments have confirmed that adding high concentrations of magnesium to aluminum molten metal and holding it at low temperatures for a short period of time results in the formation of compounds containing Fe, Mn, Si, and Cr as primary crystals, reducing the impurity concentration. Applying a settling-based separation to recover only the upper layer has produced molten metal with low Cr content in contrast with JIS A5052 alloy. Thermodynamic analysis based on activity coefficients has supported the observed impurity-removal behavior. These results demonstrate the method's potential to simultaneously reduce multiple impurities rapidly, and to serve as a foundational technology for improving aluminum scrap quality.

検索用キーワード

アルミニウムスクラップ, マグネシウム添加, リサイクル, CO₂排出量削減, 不純物除去, Fe除去, Si除去

まえがき = 近年、産業分野におけるCO₂排出量削減の要求が高まっている。アルミニウム材料は、鋼材の約3分の1の密度であり、輸送機器の軽量化に広く利用されている^{1), 2)}。いっぽう、アルミニウムスクラップを原料として利用することで、一次アルミニウムの使用に比べてCO₂排出量を97%削減できることから³⁾、アルミニウムスクラップのリサイクルは重要である。

しかし、アルミニウム材料は所望の特性を得るため合金化することが多く、自動車や家電のようにほかの金属材料と複合的に使用されるため、使用後は種々の不純物元素を含んだ状態で回収される。これらの不純物の多くは精錬時にガス相やスラグ相へ移行せず、従来の溶解・ casting工程では除去が困難である⁴⁾。そのため、不純物濃度の高いアルミニウムスクラップは展伸材への利用が難しく、不純物濃度の規制の緩い鋳物やダイカスト製品へカスケードリサイクルされることが一般的である。展伸材製造におけるCO₂排出量削減のために、アルミニウムスクラップの水平リサイクルあるいはアップグレードリサイクルを可能とする技術開発が求められる。

溶湯中の不純物除去方法として、偏析法や三層電解法

が知られている⁵⁾。これらは高純度アルミニウムの精製法であり、展伸材用途として低純度スクラップに適用することは難しい。鋳物やダイカスト用Al-Si合金においては、Mn添加によるFe除去法が報告されている^{6)~8)}。これは溶湯中でAl-Si-Fe-Mn化合物を生成し分離する方法であり、展伸材用合金への適用は難しいものの、簡便かつ実用的な方法である。

展伸材用アルミニウム合金における不純物低減の方法として、5000系(Al-Mg系)合金で使用されるMgを高濃度に添加する手法が検討されている^{9)~11)}。Mgを高濃度添加し低温保持することでFe、Mn、Siを含む化合物が液相中に初晶として生成し、これに伴い液相中の溶質濃度が低下することが示されている。本手法は、溶湯処理後に得られる高Mg濃度合金を5000系アルミニウム合金の原料としてそのまま使用できるため、Mg除去工程を必要としない利点がある。しかしFe、Mn、Si以外の元素については除去挙動が確認されておらず、また産業的な適用に向けては、スケールアップ時の溶湯処理方法ならびに保持時間の最適化が課題である。そこで本研究では、Mg添加による不純物除去法の実用性を評価する

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 国立大学法人富山大学 都市デザイン学部 材料デザイン工学科 *3 国立大学法人富山大学 先進アルミニウム国際研究センター

ため、種々の不純物元素への適用、および短時間保持での除去可能性を評価した。また、清浄な溶湯を得るため生成化合物の分離を試みた。

1. 実験方法

種々の不純物元素に対する除去可能性の検討、および短時間保持での評価は1.1節の実験、清浄な溶湯を得るための生成化合物の分離は1.2節の実験で実施した。実験条件を表1に示す。

1.1 Al-Mg合金溶湯の静置保持による不純物挙動調査 (実験1～実験10)

内径55 mm、高さ120 mmの黒鉛るつぽにアルミニウム地金および各種中間合金 (Al-M合金, M = Fe, Mn, Si, Cr) を入れ、約973 Kで溶解した後、マグネシウム地金を添加した。総重量は120 gとし、組成はMg 20～40 mass%, 元素M 1 mass%, 残部をアルミニウムとした。以降、mass%を%と略記する。試料はArガス気流下で773～913 Kにて10～35 min保持した後、炉から取り出し、Arガスを吹き付けて空冷した。試料は縦方向に切断し、デジタルマイクロスコープおよび走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した。組成分析は、不純物除去後の成分を評価するため化合物が集積した領域を避け、ICP発光分光分析により実施した。

1.2 上層回収法による不純物化合物の分離 (実験11～実験13)

内径 (開口部) 150 mm、内径 (底部) 60 mm、深さ250 mmの黒鉛るつぽにアルミニウム地金および各種中間合金 (Al-M合金, M = Cr, Cu, Ti, Be) をJIS A5052組成となるように入れた。抵抗炉にて約1,000 Kで溶解後、マグネシウム地金を添加し溶湯量を5.0～5.4 kgとした。なお、溶湯の酸化状態を調べるため、実験12は酸化防止のためのBeを不添加とした。溶湯は所定温度で10 min保持した後、残湯が0.5 kgとなるように空のるつぽへ注湯した。ここで、沈殿した不純物化合物が流

出ないように上層部のみ回収するように静かに実施した。注湯されたるつぽ内の溶湯を治具で攪拌 (かくはん) し、サンプリングを実施した。残湯はるつぽに残したまま室温で放冷した。成分分析は固体発光分析により行った。

2. 実験結果

2.1 Mg添加による不純物低減と上層回収の有効性

表1に示した分析結果のとおり、実験1～10において、配合組成と比較して不純物元素の濃度は低減した。アルミニウム合金の溶解する973 Kにおけるアルミニウム中の溶解度は、状態図よりFeが1.8%¹²⁾、Mnが3.6%¹³⁾、Siが21%¹⁴⁾、Crが0.68%¹⁵⁾である。本結果は、Mgを高濃度添加して低温で保持することでFe, Mn, Si, Crの溶解度が低下したことを示している。以上の結果から、Mg添加による不純物除去は実用的な保持時間でも有効であることが分かった。

溶湯の上層部を回収する工程を行った実験11～13においても同様にCr濃度が狙い組成より低下した。またMg濃度が高く保持温度の低い実験13が最も低いCr濃度となった。本結果より、溶湯を分取することでCr濃度の低い溶湯を分離回収できることが示された。

2.2 化合物生成挙動と酸化抑制効果の観察

図1に実験2 (Al-30% Mg-1% Fe) の断面観察結果を示す。観察位置は円柱中央付近の縦断面である。図1 (a) はデジタルマイクロスコープ像であり、下部に化合物が確認できた。図1 (b) および (c) は、それぞれ試料上部および下部のBSE像である。白色部はAl-Fe化合物であり、Shinomiyaらの研究⁹⁾より平衡相のAl₃Fe (Al₁₃Fe₄, 密度 $3.84 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ¹⁶⁾) と推定される。試料下部にはAl-Fe化合物が多く存在しているのに対し、試料上部にはほとんど見られない。これはAl-Fe化合物の密度は溶融アルミニウム (973 Kにおいて $2.37 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ¹⁷⁾) より大きいので、液相中で初晶として生成したあと沈降

表1 実験条件 (ターゲット元素, 配合組成, 重量, 温度) と実験結果のまとめ

Table 1 Summary of experimental conditions (Target elements, Formulated composition, Weight, Temperature) and corresponding results

Experiment No.	Element M	Formulated composition	Weight (kg)	Holding time (min)	Temperature (K)	Experimental concentration (mass%)	
						Mg	M
1	Fe	Al-20% Mg-1% Fe	0.12	35	833	22	0.29
2	Fe	Al-30% Mg-1% Fe	0.12	25	833	32	0.08
3	Fe	Al-40% Mg-1% Fe	0.12	10	823	43	0.02
4	Fe	Al-30% Mg-1% Fe	0.12	15	913	39	0.79
5	Mn	Al-20% Mg-1% Mn	0.12	25	823	19	0.32
6	Mn	Al-30% Mg-1% Mn	0.12	21	873	36	0.50
7	Si	Al-20% Mg-1% Si	0.12	30	823	19	0.44
8	Si	Al-30% Mg-1% Si	0.12	20	873	26	0.24
9	Cr	Al-20% Mg-1% Cr	0.12	20	823	21	0.03
10	Cr	Al-30% Mg-1% Cr	0.12	20	873	31	0.02
11	Cr	Al-10% Mg-0.19% Cr-0.05% Cu -0.03% Ti-0.004% Be	5.4	10	896	9.4	0.11
12	Cr	Al-10% Mg-0.21% Cr-0.05% Cu -0.03% Ti	5.0	10	901	10	0.13
13	Cr	Al-15% Mg-0.18% Cr-0.04% Cu -0.03% Ti-0.003% Be	5.0	10	877	15	0.08

し、下部に集積したものと考えられる。

図2に、実験1, 6, 8, 10の試料断面のデジタルマイクログラフ像を示す。実験1の像中の格子は画像連結によるものである。図2(a)では、図1と同様にAl-Fe化合物の晶出が確認されたが十分に沈殿しておらず、炉から取り出した際に振動が加わった可能性がある。図2(b), (d)は、Al-Mn, Al-Cr系と推定される化合物が沈殿していた。図2(c)では、粒状の物質が試料上部に観察された。この物質はKatoらの研究¹¹⁾よりMg₂Siと推定され、密度が $1.99 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ¹⁶⁾と熔融アルミニウムより小さいため、試料上部に浮上・集積したと考えられる。本手法を用いない場合、化合物は初晶 α Al相の間隙に生成するため密度差によらず断面全体に分布する。本結果は化合物が密度差に従って浮上、沈降したことから、化合物は全体が液相の状態から生成したことを示している。

図3に実験12と13の実験後の残湯の上面の写真を示

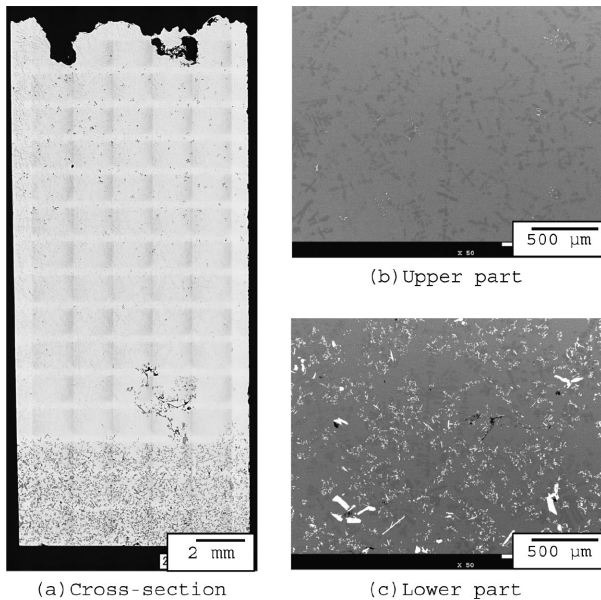


図1 実験2の試料断面 (Al-30% Mg-1% Fe 組成で833 K, 25 min 保持)
Fig.1 Cross-section of specimen from Experiment 2 (composition: Al-30% Mg-1% Fe, held at 833 K for 25 min)

す。図3(a)はBeを添加しなかった実験12で、黒色の酸化物が表面を覆うように生成し、図3(b)の実験13はMg濃度が高くても黒色の酸化物は発生していなかった。Beの微量添加による溶湯の酸化防止効果は広く知られているが、高Mg濃度であるAl-15% Mg合金でも効果を発揮することが分かった。高Mg濃度の溶湯は酸化しやすく、残湯を再処理することを考慮すると、本手法には酸化抑制が必要でBe添加は有効な手段の一つと考えられる。

2.3 上層回収法による清浄溶湯の回収率評価

Al-Cr系化合物が沈殿した溶湯に対し、Cr濃度の低い

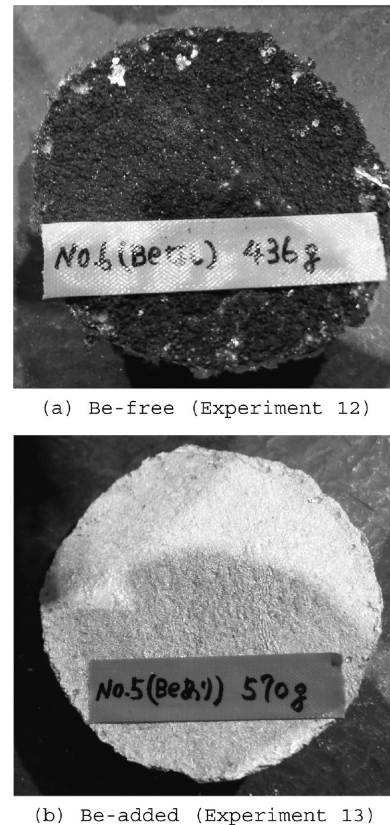


図3 実験後溶湯のBe添加有無における酸化状態の比較
Fig.3 Comparison of the oxidation state of the remaining melt with and without Be addition

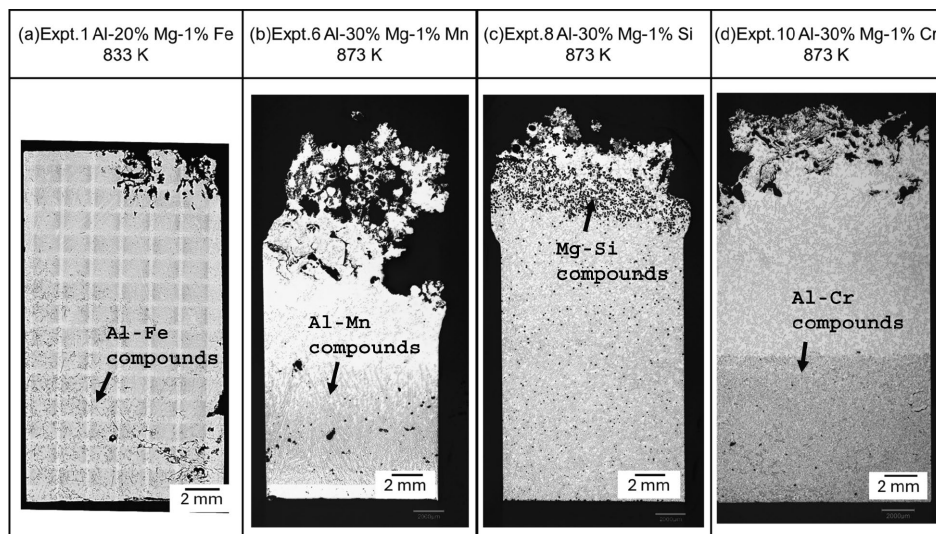


図2 試料の断面観察：(a) Al-20% Mg-1% Fe, (b) Al-30% Mg-1% Mn, (c) Al-30% Mg-1% Si, (d) Al-30% Mg-1% Cr
Fig.2 Cross-section observations of samples, (a) Al-20% Mg-1% Fe, (b) Al-30% Mg-1% Mn, (c) Al-30% Mg-1% Si, (d) Al-30% Mg-1% Cr

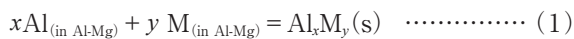
上層部を別容器に移した実験11~13において、回収率を初期重量と実験後の残留溶湯重量から算出した。結果、回収率は実験11~13がそれぞれ90%, 91%, 89%となった。成分分析結果からCr濃度は低下しており、本実験での清浄溶湯の回収率は90%となった。なお、本手法による回収率は化合物種や初期濃度により大きく変化すると考えられる。

3. 考察

3.1 不純物除去機構の熱力学検討および除去可能元素の検討

本節では、Mg添加時の除去機構を理解するため、活量係数の変化に着目した熱力学的考察を行い、本手法で除去可能な不純物元素を検討した。

不純物元素Mに関して、Al-M化合物の生成反応式は式(1)で表される。式(1)が平衡状態にあるとき、各成分の活量の関係は式(2)で表される。



$$\Delta G^\circ_{(1)} = -RT \ln \frac{a_{\text{Al}_x\text{M}_y}}{a_{\text{Al}}^x a_{\text{M}}^y} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\Delta G^\circ_{(1)}$ は $\text{Al}_x\text{M}_y(\text{s})$ の標準生成ギブズエネルギーを示し、 a_i はラウール基準における元素*i*の活量、 R は気体定数(J/mol·K)、 T は絶対温度(K)である。元素*i*の活量は、式(3)のようにラウール基準における活量係数 γ_i とモル分率 N_i の積で表される。式(2)および式(3)から、Al-Mg溶湯中における元素Mの溶解度は式(4)で示される。

$$a_i = \gamma_i N_i \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$y \ln N_{\text{M}(\text{in Al-Mg})} = \frac{\Delta G^\circ_{(1)}}{RT} + \ln a_{\text{Al}_x\text{M}_y} - x \ln a_{\text{Al}} - y \ln \gamma_{\text{M}(\text{in Al-Mg})} \quad \dots\dots\dots (4)$$

さて、三元系における活量係数を表現する方法としてToop式^{18), 19)}が提案されている。Al-Mg-M系が正則溶液であり、元素Mの濃度が希薄と仮定すると、Al-Mg溶湯中の元素Mの活量係数 $\gamma_{\text{M}(\text{in Al-Mg})}^\circ$ は式(5)で表される。この値は、Al-MおよびMg-M二元系における元素Mの活量係数 $\gamma_{\text{M}(\text{in } i)}^\circ$ ($i = \text{Al}, \text{Mg}$)と、Al-Mg系の過剰自由エ

ネルギー $G_{\text{Al-Mg}}^{\text{ex}}$ から算出できる。

$$\ln \gamma_{\text{M}(\text{in Al-Mg})}^\circ = \frac{N_{\text{Al}}}{N_{\text{Mg}} + N_{\text{Al}}} \cdot \ln \gamma_{\text{M}(\text{in Al})}^\circ + \frac{N_{\text{Mg}}}{N_{\text{Mg}} + N_{\text{Al}}} \cdot \ln \gamma_{\text{M}(\text{in Mg})}^\circ - (1 - N_{\text{M}})^2 \cdot \frac{G_{\text{Al-Mg}}^{\text{ex}}}{RT} \quad \dots\dots\dots (5)$$

また、 $\gamma_{\text{M}(\text{in } i)}$ ($i = \text{Al}, \text{Mg}$)は、式(6)で表される。

$$RT \ln \gamma_{\text{M}(\text{in } i)}^\circ = \left(\frac{\partial G_{iM}^{\text{ex}}}{\partial N_M} \right)_{T, P, n_i} = G_{iM}^{\text{ex}} + (1 - N_M) \left(\frac{\partial G_{iM}^{\text{ex}}}{\partial N_M} \right)_{T, P, n_i, n_j} \quad \dots\dots\dots (6)$$

G_{iM}^{ex} はRedlich-Kister型多項式を用いて式(7)で表される。

$$G_{iM}^{\text{ex}} = N_i N_M \sum_{v=0}^L L_{i, M}^{\text{Liq}, v} (N_i - N_M)^v \quad \dots\dots\dots (7)^{20)}$$

ここで、 $L_{i, M}^{\text{Liq}, v}$ は、 i - M 二元系の液相における*v*次の相互作用パラメータを示す。 $N_i = 1 - N_M$ かつ $N_M \ll 1$ であり、簡単のため3次以上の相互作用パラメータおよび、 N_M の2次以上の項を無視すると、 i - M 二元系における元素Mの無限希薄溶液における活量係数は式(6)と式(7)から式(8)で表される。

$$RT \ln \gamma_{\text{M}(\text{in } i)}^\circ = L_{i, M}^{\text{Liq}, 0} + L_{i, M}^{\text{Liq}, 1} + L_{i, M}^{\text{Liq}, 2} + N_M (-2L_{i, M}^{\text{Liq}, 0} - 6L_{i, M}^{\text{Liq}, 1} - 10L_{i, M}^{\text{Liq}, 2}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここにAl-M系、Mg-M系(元素M = Fe²⁰⁾, Mn²⁰⁾, Si²⁰⁾, Cr^{15), 20)}, Ti^{20), 21)}, Zr²⁰⁾, Cu²⁰⁾)の相互作用パラメータを代入することで元素Mのそれぞれの活量係数を求めることができる。さらに、式(5)中の $G_{\text{Al-Mg}}^{\text{ex}}$ は式(7)の*i*をAl、MをMgとし、Al-Mg系の相互作用パラメータ²⁰⁾を代入することで求めることができる。

温度873 K、M濃度0.1%における $\ln \gamma_{\text{M}(\text{in Al-Mg})}^\circ$ をMg濃度に対して計算した結果を図4に示す。さらに、Fe、Mn、Siについては比較としてShinomiyaら、およびKatoらの研究^{9)~11)}の平衡実験による実験値を示した。なお、計算値には凡例に「(Calc.)」、実験値には「(Expt.)」と表記した。Fe、Mn、Siの活量係数に対して、計算値と実験値の絶対値は一致しないが、Mg濃度に対し増加または減少する傾向は同じであった。Mg濃度が0%から30%に増加するにつれてFe、Mn、Cr、Ti、Zrの活量係数は増加した。とくにFe、Cr、Ti、Zrの活量係数は2桁以上増加した。873 KにおけるAl-Mg系の a_{Al} は1,000 Kの活量²²⁾から正則溶液近似($T \ln \gamma_i = \text{const.}$ ($i: \text{Al or$

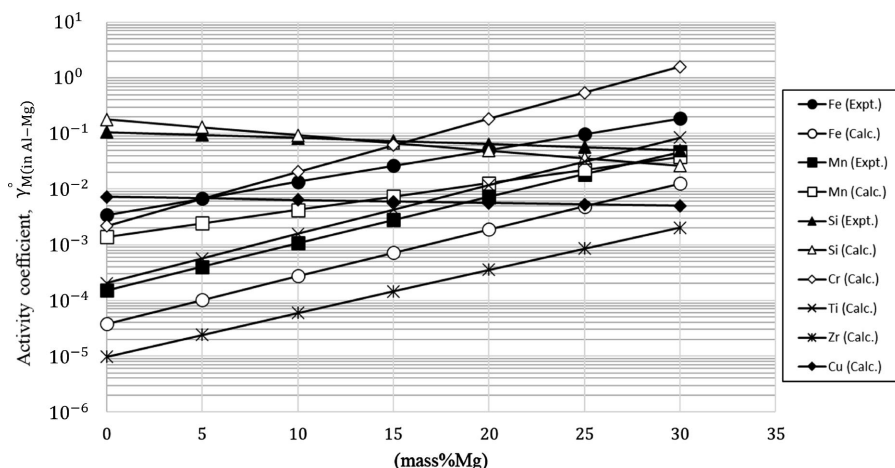


図4 Mg濃度と液体Al-Mg合金中の各元素Mの活量係数(873 K)の関係
Fig.4 Activity coefficients of various elements M in liquid Al-Mg alloys at 873 K as a function of Mg concentration

Mg)) により概算でき、Mgのモル分率が0から0.3に増加した場合に a_{Al} は1から0.675へ低下する。この減少率は $\gamma_{M(in Al-Mg)}$ の増加率に対して小さい。よって、元素Mの溶解度の低下は活量係数の増加の影響が大きく、溶解度以上の元素MがAl-M化合物を生成したと考えられる。同様にTiおよびZrについても活量係数が増加することからAl-Mg合金からの除去が可能と推定される。また、Mgはアルミニウム溶湯に溶解しFe, Mn, Cr, Ti, Zrと化合物を形成しないことから、複数の不純物元素を同時に除去可能と見込まれる。いっぽう、CuおよびSiの活量係数は、Mg濃度の増加に伴い低下した。Al-Cu系では、状態図によりCuAl₂(s)の生成が予測される²³⁾。しかし、Mg濃度の増加に伴い a_{Al} および $\gamma_{Cu(in Al-Mg)}$ がともに低下するため、式(4)において溶解度が低下しない。したがって、本手法でのCuの除去は難しいと考えられる。Siについては、実験中にSi濃度が低下し、化合物生成の可能性が示唆された。この挙動は、本研究で扱ったほかの元素とは異なり、SiがMgと直接反応してMg₂Siを形成するため、Mgの活量増加の影響をとくに強く受けた結果であると考えられる。

本節では、Al-Mg-M三元系における元素Mの活量係数を評価することで、Fe, Mn, Crの実験結果を考察し

た。また、実験していないTi, Zr, CuについてMg添加の効果を計算により推定した。

3.2 Mg添加法における不純物溶解度の計算値と実験値の比較

本実験の妥当性を評価するため、化合物形成時の液相中元素Mの溶解度を熱力学データに基づいて算出し、実験結果と比較した。本研究では、XRDなどを用いた化合物種の同定を実施していないため、文献よりAl-Fe化合物はAl₃Fe⁹⁾、Al-Mn化合物はAl₆Mn¹⁰⁾、Mg-Si化合物はMg₂Si¹¹⁾、Al-Cr化合物はAl-Cr系状態図の高Al濃度側の化合物Al₇Cr (Al₁₃Cr₂)^{15), 20)}と仮定した。表2に化合物の生成反応とそのギブズ自由エネルギーを示す^{9)~11), 15), 20)~22)}。文献でギブズ自由エネルギー ΔG° が $\Delta G^\circ = \Delta H^\circ - T\Delta S^\circ$ として表されている場合はそのまま使用し、それ以外の場合は、823 Kおよび873 Kにおける ΔG° を反応物および生成物の自由エネルギーから算出し、切片と傾きから ΔH° および ΔS° を求めた。元素Mの活量係数はFe, Mn, Siは実験値^{9)~11)}、Crは計算値^{15), 20)}から求めた。Al, Mg活量はAl-Mg二元系かつ正則溶液であると仮定し、Al-Mg系の1,000 Kの活量²²⁾より算出した。なお、簡単のためMg₂Siの混入は無視した。図5に計算によって求めたMg濃度に対する液相中の元素M

表2 平衡計算に使用した熱力学データと参考文献
Table 2 Thermodynamic data and references used for equilibrium calculations

Element M	Formation reaction of compounds	Formation Gibbs free energy ΔG° (J/mol)	Reference		
			ΔG°	$\gamma_{M(in Al-Mg)}$	$a_{Al} \cdot a_{Mg}$
Fe	3Al(l) + Fe(l) = Al ₃ Fe(s)	-136,460 + 68.4T	9)	9)	22)
Mn	6Al(l) + Mn(l) = Al ₆ Mn(s)	-189,344 + 116.3T	21)	10)	22)
Si	2Mg(l) + Si(l) = Mg ₂ Si(s)	-136,248 + 62.7T	20)	11)	22)
Cr	13Al(l) + 2Cr(l) = Al ₁₃ Cr ₂ (s)	-364,186 + 196.3T	20)	15, 20)	22)

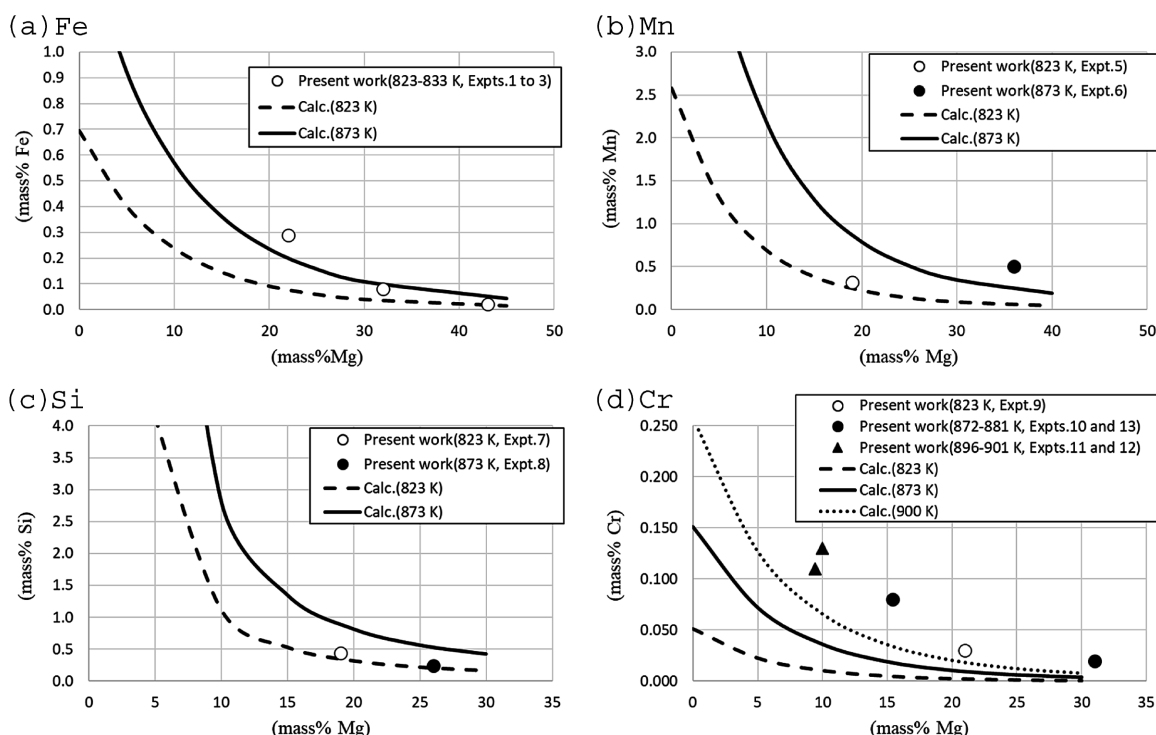


図5 Mg濃度に対する液体Al-Mg合金中Fe, Mn, Si, Cr溶解度の計算値と実験結果の比較

Fig.5 Comparison of calculated and experimental solubilities of Fe, Mn, Si and Cr in liquid Al-Mg alloys as a function of Mg concentration

の溶解度を示す。Fe, Mn, Siについては823 Kと873 Kの計算結果を, Crについては900 Kの結果も加えて表示した。実験点は, 823 K, 873 K, 900 Kのそれぞれに近い条件のものをプロットした。その結果, Fe, Mn, Siの実験結果は溶解度に近く, 35 min以内の保持時間で平衡に達したことが示唆された。図5(a)では, 実験1のFe濃度が計算値より高かった。これは, 図2(a)に示すように, 試料中のAl-Fe化合物が十分に沈殿しておらず, 分析サンプルへのAl-Fe化合物混入が避けられなかったためと考えられる。いっぽう, Crの実験値は全体的に計算値より高かった。これは, 実験が平衡に達していない可能性も考えられるが, 主な原因は計算に用いた活量係数の精度が十分でなく, 実際より低い溶解度が算出されたためと考えられる。図4に示すFeの活量係数のように, 熱力学データから導出した値と直接測定した値の間で差が生じる場合がある。Al-Mg-Cr系において本実験が平衡に達しているかを判断するためには, 直接測定した活量係数を用いて比較することが望ましい。

以上より, 本プロセスの化合物生成に要する平衡時間は短く, 実用的な処理時間で実施可能であることが示唆された。

むすび = 本研究では, Mg高濃度添加によりアルミニウム中のFe, Mn, Si, Crを短時間で化合物として除去できることを示した。また, 活量係数の評価により不純物の除去挙動を推定し, 新たにTi, Zrの除去可能性が示唆された。いっぽうで, Cuは本手法で除去困難であることも示された。また, 生成化合物の沈降挙動を利用した上層回収法により清浄溶湯が得られた。

これらの知見により, 本手法は実用的な保持時間で複数種の不純物を低減できると期待され, 低品位アルミニウムスクラップの展伸材への高度利用に向けた基盤技術となり得る。

参 考 文 献

- 1) 田端祥久. 軽金属. 2022, Vol.72, No.9, p.549-555.
- 2) 廣瀬明夫. 軽金属. 2021, Vol.71, No.4, p.188-196.
- 3) 高杉篤美. 軽金属. 2009, Vol.59, No.2, p.87-93.
- 4) 平木岳人ほか. 資源循環学会第23回年次大会講演論文集. 2012-10-22/24, 廃棄物資源循環学会, 2012, p.269-270.
- 5) 近藤光博ほか. までりあ. 1994, Vol.33, No.1, p.62-65.
- 6) 鳥井正次. 日本金属学会誌. 1948, Vol.11, No.10, p.17-19.
- 7) 朴 俊杓ほか. 日本金属学会誌. 1995, Vol.59, No.3, p.312-318.
- 8) 北 竣太ほか. 軽金属. 2025, Vol.75, No.4, p.190-198.
- 9) Y. Shinomiya et al. Mater. Trans. 2023, Vol.64, Issue 2, p.385-391.
- 10) K. Kato et al. Mater. Trans. 2023, Vol.64, Issue 2, p.392-397.
- 11) K. Kato et al. 実験力学. 2025, Vol.25, No.4, p.200-207.
- 12) A. Lendvai. J. Mater. Sci. Lett. 1986, Vol.5, p.1219-1220.
- 13) J. L. Murray et al. Metall. Trans. A. 1987, Vol.18, p.385-392.
- 14) J. L. Murray et al. Bull. Alloy Phase Diagr. 1984, Vol.5, No.1, p.74-84.
- 15) Y. Liang et al. J. Alloy. and Compd. 2008, Vol.460, p.314-319.
- 16) Y. Xu et al. Jpn. J. Appl. Phys. 2011, Vol.50, 11RH02.
- 17) E. A. Brandes et al. Smithells Metals Reference Book, 7th Ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 1997, Table14.3a.
- 18) 鄭 敏輝ほか. 日本金属学会誌. 1987, Vol.51, No.1, p.44-50.
- 19) 森山徐一郎ほか. 日本金属学会会報. 1970, Vol.9, No.12, p.764-776.
- 20) I. Ansara et al. COST 507, Thermochemical Database for Light Metal Alloys, Vol.2, EUR 18499, 1998, 396p.
- 21) J. L. Murray. Bull. Alloy Phase Diagr. 1986, Vol.7, No.3, p.245-248.
- 22) P. Franke and D. Neuschütz(Ed.). Elements and Binary Systems from Ag-Al to Au-Tl (Binary Systems. Part 1). Landolt-Börnstein - Group IV: Physical Chemistry, Vol.19B1. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2002, 332p.
- 23) T. B. Massalski (Ed.). Binary Alloy Phase Diagrams. 2nd Ed., Vol.1, ASM International, 1990, p.141-143.

(解説)

拠点別・製品別GHG排出量を管理する「CO₂データ集計システム」の開発

池田英生*1・重杉 豪*2・中尾浩和*3・友田聖也*3・吉田康将*4

Development of a CO₂ Data Calculation and Management System for Site-Specific and Product-Specific GHG Emissions

Hideo IKEDA・Tsuyoshi JUSUGI・Hirokazu NAKAO・Seiya TOMODA・Yasumasa YOSHIDA

要旨

2050年カーボンニュートラル達成に向けて、より客観的で透明性の高いGHG排出量管理が求められつつあるなか、当社では全社共通のGHG排出量管理基盤である「CO₂データ集計システム」の開発に取り組んでいる。これは算定ルールやデータ粒度の異なる多様な事業拠点に適用可能で、将来の算定ルール変更にも柔軟に対応でき、また、第三者認証も踏まえて入力データや計算ロジックのトレーサビリティ管理が可能なシステムである。本稿では、「CO₂データ算出システム」の開発背景とアーキテクチャについて解説し、今後の活用を展望する。

Abstract

Since achieving carbon neutrality by 2050 requires increasingly objective and transparent GHG emissions management, Kobe Steel has developed a company-wide platform known as the "CO₂ Data Calculation and Management System" to meet this need. Designed to handle diverse business sites with varying calculation rules and data granularities, the system is flexible enough to adapt to future calculation standards and ensures full traceability of input data and calculation logic based on third-party certification. This paper explains the development background and architecture of the CO₂ Data Calculation and Management System and outlines its future application.

検索用キーワード

カーボンニュートラル, GHG排出量, Product Carbon Footprint, GHG排出量算定システム

まえがき = 2015年の気候変動枠組条約第21回締約国会議(COP21)で採択されたパリ協定以降、世界各国は、世界の平均気温を産業革命以前と比べ、少なくとも+2.0℃よりも十分低く、できるだけ+1.5℃以下に抑える共通目標の下、2050年のカーボンニュートラル達成に向けた行動計画を策定してきた¹⁾。とりわけ、鉄鋼・アルミニウムなどの金属産業は、CO₂をはじめとする温室効果ガス(Greenhouse Gas: GHG)排出量において世界全体の十数%を占めるとされており²⁾、当社素材系事業においてもGHG排出量の削減は喫緊の課題となっている。

当社は従来から製造現場での消費エネルギー削減や、MIDREXTM(注1)プロセスの生成物であるホットブリケットトアイアン(Hot Briquetted Iron: HBI)を用いた高炉CO₂削減などに取り組んでいるが(本号p.7「HBI超多配合装入による高炉の低コークス比・低CO₂操業技術の開発」を参照)、近年、お客様や社会から、より客観的で透明性の高いGHG排出量管理が求められるようになってきた。国内の排出量取引制度(GX-Emission Trading Scheme: GX-ETS)³⁾や欧州における国境炭素税措置(Carbon Border Adjustment Mechanism: CBAM)⁴⁾など、関連する国内外の制度の本格適用も近づいてお

り、排出量管理の高度化が不可欠となっている。

当社では、このような状況を鑑み、全社共通のGHG排出量管理基盤である「CO₂データ集計システム」の開発に取り組み、まず当社最大のGHG排出拠点である加古川製鉄所、および、神戸線条工場に適用して2025年11月より稼働を開始した。また、アルミニウム板製品製造拠点である真岡製造所でも構築を開始し、2026年5月より稼働を開始した。

本稿では、CO₂データ集計システムの開発背景とともに、事業の異なる多様な製造拠点に適用可能で将来の算定ルール変更にも対応でき、また、入力データや計算ロジックのトレーサビリティ管理が可能となる本システムのアーキテクチャ、および、今後の活用を解説する。

なお、本システムの名称は「CO₂データ集計システム」であるが、「CO₂」排出量のみではなく、CO₂に代表される「GHG」排出量全体を集計・管理の対象としている。

1. 当社鉄鋼アルミ事業におけるGHG排出量算定業務の課題

本章では、当社鉄鋼アルミ事業で実施しているGHG排出量算定業務の概要と課題について説明する。

GHG排出量算定業務には、大きく、拠点別排出量算定と製品別排出量算定がある。拠点別排出量は製造拠点

脚注1) MIDREXは当社の登録商標である。

*1 技術開発本部 デジタルイノベーション技術センター *2 安全・環境部 *3 IT企画部 *4 鉄鋼アルミ事業部門 事業戦略部

ごとのGHG排出量の総量であり、製品別排出量はある製品を製造するために排出された“Cradle to Gate”⁵⁾、すなわち、他社を含む原材料の製造から製品が完成するまでのGHG排出量の合計値である。

1.1 拠点別排出量算定の課題

鉄鋼をはじめとする金属産業は、全産業の中でもトップクラスのエネルギー多消費産業であり、GHG排出量も多い。主要な事業に鉄鋼・アルミニウムといった金属素材を扱う当社では、以前より法・条例などに基づいてGHG排出量やエネルギー使用量の報告を行ってきた。一例を挙げると、経済産業省が所管する「エネルギーの使用の合理化及び非化石エネルギーへの転換等に関する法律」（省エネ法）、兵庫県環境の保全と創造に関する条例、一般社団法人日本経済団体連合会が取りまとめる経団連カーボンニュートラル行動計画に基づく報告など多岐にわたる（表1参照）。

これらの報告はおおむね年に一度、1年分のデータをとりまとめて報告するものとなっている。計算に用いるデータなどは共通する部分が多いものの、算定ルールや報告フォーマットはそれぞれ異なっており、各向け先へ正確な報告を行うためのデータ整理に多くの労力を要している。

また、2026年度よりGX-ETSの本格運用が開始され、CO₂の直接排出量が年間10万t-CO₂以上の事業者に対して制度参加が義務付けられるのに加え、2027年からは、国際基準に対応したサステナビリティ開示基準の段階的な義務化が予定される⁶⁾。このように、今後はGHG排出量が財務情報とリンクすることとなり、より正確な排出量の算定・報告が重要性を増していくこととなる。

1.2 製品別排出量の算定の課題

近年、カーボンニュートラル社会の実現に向け、企業には製品単位でのGHG排出量の開示が求められるようになってきた。これまで拠点別に集計してきた排出量管理に加えて、製品別のGHG排出量算定の必要性が増している主な理由の一つが、お客様や社会からの要求の高まりである。

自動車・家電などの最終製品メーカーは、自社製品に関わるサプライチェーン全体のカーボンフットプリント⁵⁾を把握するため、素材・部材レベルでの排出量データを求めるようになった。また、CBAMなどにとまない、製品別排出量に金銭価値が結びつくことで、個別製品の排出量を原価や価格戦略に反映することも必要とな

ってきた。このように製品別排出量についても、外部監査や第三者認証による、より高い透明性と信頼性が期待されるようになってきている。

いっぽう、製品別算定を行うためには、データ収集や集計に膨大な工数が発生し、Excelベースでは履歴管理・変更管理が困難になるとの課題がある。製造拠点ごとに様々なデータの管理フォーマットやデータ粒度が異なっていることも課題である。今後、CBAMなどの社会制度の段階的な整備やお客様からの開示要求の急増が予想される中、制度変更や個別のお客様要求への迅速な対応を可能とする仕組みが必要となる。

2. CO₂データ集計システム

CO₂データ集計システムは、これらの背景や課題を鑑み、鉄鋼やアルミニウムなど素材をまたいで当社のGHG排出量を算定・管理するためのシステム基盤として、開発したものである。

本章では、まずGHG排出量の算定方法について解説し、その後、鉄鋼アルミ事業で行っている鉄鋼・アルミニウムでの算定プロセスの特徴、CO₂データ集計システムのアーキテクチャ、最後に本システムの今後の活用について解説する。

2.1 GHG排出量の算定方法

GHG排出量の算定ルールとしてはGHGプロトコルが挙げられる。GHGプロトコルでは、CO₂以外のメタン、一酸化二窒素などのGHGガスについてCO₂相当の温室効果ガス量に換算し、CO₂等価量（t-CO₂e）として算定する。GHGプロトコルはGHGプロトコルイニシアティブによって2001年に初版が作成された。2011年にはGHG排出量をScope1, 2, 3に分類する現行のScope3 Standardが公開され⁷⁾、2026年現在は様々なフィードバックを受けた全面改訂に向けて作業が進められている。

GHGプロトコルでは、GHG排出量をScope1（直接排出）、Scope2（間接排出）、Scope3（その他間接排出）に分類して算定する（表2）。各ScopeのGHG排出量算定は、活動量に原単位を乗じて求める。活動量とは生産活動のために投入した燃料や電力、原材料などの量である。原単位は排出係数といわれ、燃料や電力などの使用量に対してどれだけGHGが排出されるかを示す値である。

工場では多種多様な製品を製造するが、製品別排出量はその製品の製造に用いられる原材料や製造設備の運転時間などの様々な活動量データを収集し、各活動量に対

表1 製造拠点別GHG排出量報告の例
Table 1 Examples of GHG emissions report by manufacturing site

Report	Reporting entity
Reporting based on the act on the rational use of energy and shift to non-fossil energy	Ministry of Economy, Trade and Industry (METI)
Reporting based on the act on promotion of global warming countermeasures	METI and Ministry of the Environment
Reporting based on the prefectural ordinance on environmental conservation and creation	Hyogo Prefecture
Carbon neutrality action plan	The Japan Iron and Steel Federation Japan Aluminium Association
KOBELCO group ESG data book	Our group's disclosure materials

表2 GHGプロトコルにおけるスコープ分類
Table 2 Scope categories of GHG protocol

Category	Explanation
Scope1 Direct emissions	Emissions from sources that are owned or controlled by the organization.
Scope2 Indirect emissions from energy	Emissions from the generation of purchased energy (electricity, steam, heating, cooling) consumed by the organization.
Scope3 Other indirect emissions	Emissions that occur in the value chain of the organization, both upstream and downstream.

応する原単位を掛け合わせて集計することによって算定する。その算定プロセスや使用データは、活動量原価計算 (Activity Based Costing: ABC) と類似しており、当社では本システムの開発に先立ち、既存のABCモデルに基づく製品別原価計算システムを元に、製品別排出量算定モデルの検討を行ってきた⁸⁾。

近年、各国での排出量取引制度導入、CBAM本格適用、また、サステナビリティ情報開示の段階的義務化といった動きがあり、事業活動におけるGHG排出量情報は従来のESG観点での非財務情報から重要な財務関連情報の一つへと変わりつつある。

いっぽうで製品別排出量の算定ルールや計算粒度などの要件は、鉄鋼やアルミニウムといった素材業界と、自動車、造船、建設といったお客様の業界とでそれぞれ議論されており、統一されていない。したがって、素材業界とお客様の業界それぞれの算定ルールを組み合わせて柔軟に対応することが必要となっている。

2.2 鉄鋼・アルミニウムにおけるGHG排出量算定プロセスの特徴

GHG排出量の具体的な算定プロセスとしては、経済産業省が2023年5月にカーボンフットプリントガイドライン⁷⁾を発行して詳細に解説しているが、各業界の個別の製造プロセスに応じた計算方法については各業界に任せられており、一般社団法人日本鉄鋼連盟、一般社団法人日本アルミニウム協会がそれぞれガイドライン^{9),10)}を発行している。

多くの加工組立プロセスでは、個別の部品の製造や加工に伴うGHG排出量が最終製品への組立に応じて積算集計されていくのに対し、鉄鋼やアルミニウムのような金属素材の製造プロセスでは、上流工程での粗鋼や地金の製造に伴うGHG排出量が、下流工程で個別の製品に分割されていくのに応じて配分されていくということが共通な特徴としてあげられる。また、鉄鋼、アルミニウムの製造プロセスに応じて、以下のような特徴がある。

まず、鉄鋼に関する特徴としては、「共製品」へのGHG排出量の配分があげられる。高炉法では、コークス製造や製鉄などの上工程で約90%のGHGが排出される。これらのプロセスではコークス炉ガスの燃焼や酸化鉄の還元反応でCO₂がScope1として直接排出される。生成物としては、コークスや溶銑などの中間製品とともに、コークス炉ガスや高炉ガスなどの可燃性副生ガスや高炉スラグなどの多くの「共製品」が生成される。副生

ガスは製鉄所内の自家発電設備やその他の製鉄プロセスにて燃料として使用され、高炉スラグなどはセメント材料など他の用途に使用される。これら共製品の「製造システム (この場合は製鉄所)」内外での活用については、各プロセスでの原材料や生成物のインプットやアウトプットを管理し、GHG排出量のカウント漏れやダブルカウントがないように、データモデルや計算ロジックを整備しなければならない。

また、アルミニウム製品に関する特徴としては、投入原料の取り扱いがあげられる。投入原料としてボーキサイトから精錬された新規地金を用いる場合、地金の精錬に大量の電力を使用することとなり、全体の約70~80%のGHGが排出される。いっぽう、再生可能電力を用いて精錬した「グリーン地金」やスクラップから製造した「再生地金」を用いることができれば、GHG排出量を大きく低減させることができる。近年、お客様や社会からは投入原料におけるスクラップ比率の向上を求められるケースが増えてきているが、アルミニウムスクラップは、同じ「製造システム」内で生成された内部スクラップ、サプライチェーンの途中で生成されるプレコンシューマスクラップ、使用後の製品から回収されるポストコンシューマスクラップなど、スクラップの分類によって、それぞれGHG排出量をどれだけ配分するか、リサイクルに含めるかどうか個別に議論されており、お客様によっても定義が異なる。アルミニウム製品のGHG排出量の算定では、これらの投入原料を個別に管理し、用途に応じて適切に計算する必要がある。

2.3 CO₂データ集計システムのアーキテクチャ

CO₂データ集計システムは、これらの背景のもと、拠点や業界ごとに異なる計算ルールやデータ粒度に対応可能な柔軟性を備え、将来的に予想される社内外の状況変化や制度変更にも対応しつつ、入力データや計算ロジックのトレーサビリティを確保できるシステムとして検討し、以下に示すモジュール化された設計によって、それを実現した。

図1に、システムのスコープを示す。CO₂データ集計システムは、各事業部門から提供される多様な入力データを統合し、GHG排出量の算定および関連分析を行うことを目的としている。入力データには、活動量や項目別の実績データ、ならびに計算ロジックが含まれる。これらのデータはシステム内で蓄積・計算処理され、種々の報告書出力や分析・シミュレーションを実行する。これらのアウトプットは以下の目的で活用される。

- ・法令対応：様々な開示や規制対応。
- ・戦略的検討：GHG排出量削減の打ち手を検討するためのシミュレーション。
- ・製品企画・管理：Kobenable[®] Steel & Aluminum^{注2)} (本号p.3「低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”，低CO₂アルミ“Kobenable[®] Aluminum”の商品化について」を参照)をはじめとする高付加価値製品の企画や管理。

脚注2) Kobenableは当社の登録商標である。

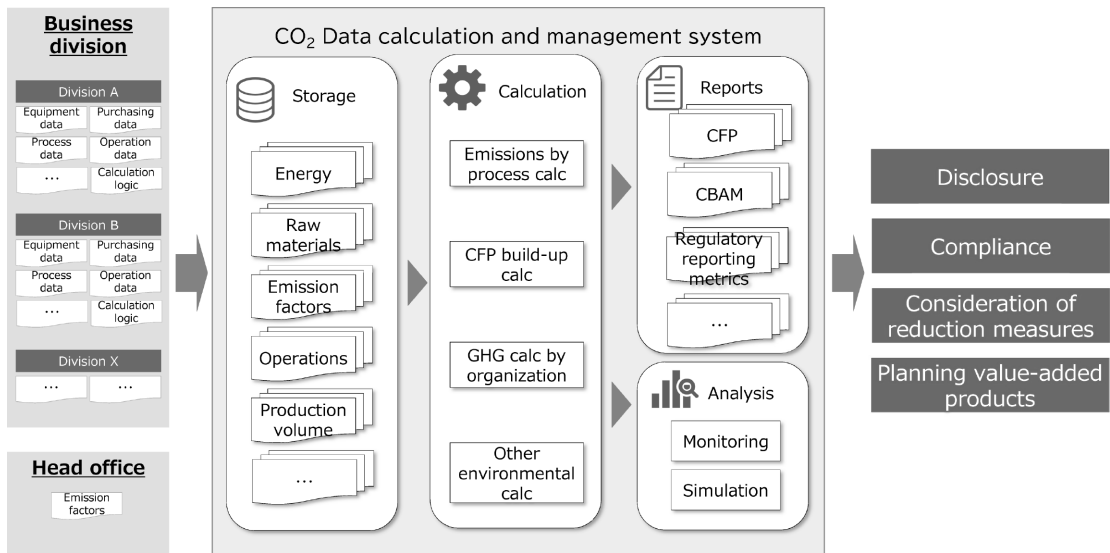


図1 システムスコープの概要
Fig.1 Overview of system scope

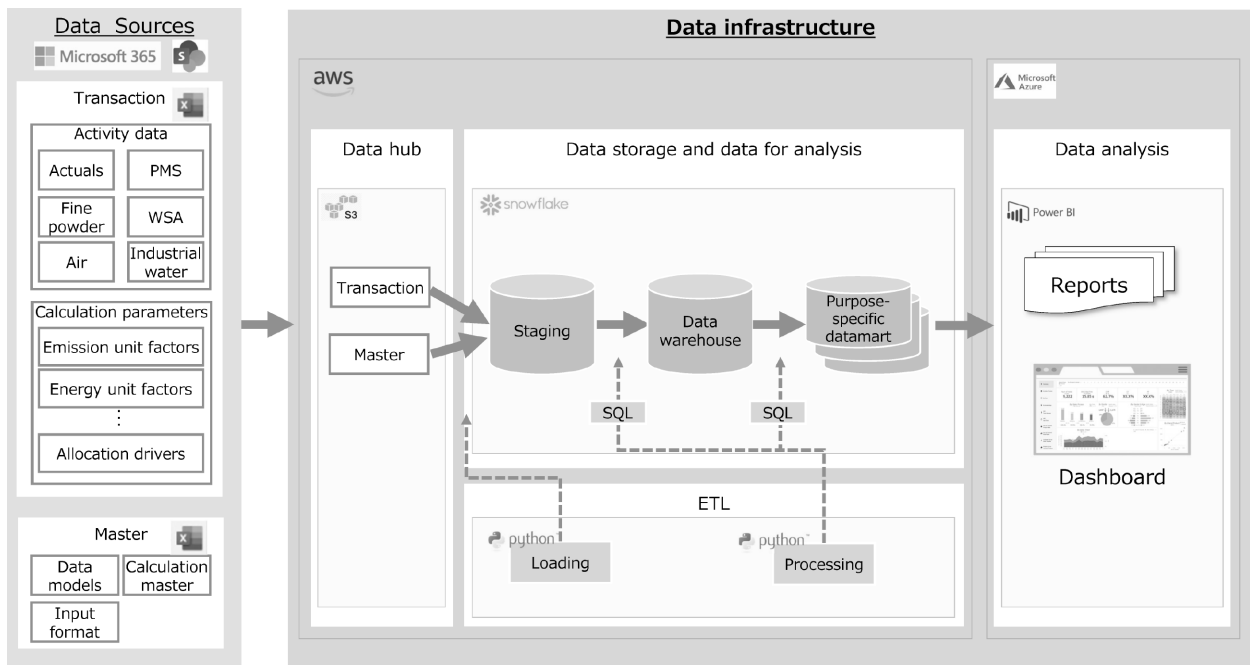


図2 システムアーキテクチャ
Fig.2 System Architecture

図2に、CO₂データ集計システムのアーキテクチャを示す。本システムはMicrosoft CorporationのMicrosoft 365[®]およびMicrosoft Azure[®]とAmazon.com, Inc.のAWS[®] (Amazon Web Services[®]) を組み合わせた環境上に構築し、データ基盤にはSnowflake Inc.のSnowflake[®]を採用した。データの入力およびロードにはMicrosoft SharePoint[®]とAmazonS3[®] (Amazon Simple Storage Service[®]) を利用し、計算結果の確認や帳票の出力はMicrosoft Power BI[®]が担う。

本システムには専用の入力画面を実装せず、トランザクションデータの入力やマスターデータの管理にはMicrosoft Excel[®]ファイル形式を用いる。ユーザは関係部署から、実績データなどの活動量や対応する排出係数や配賦方式などのパラメータを格納したExcel[®]ファイ

ルを収集し、SharePoint[®]の指定領域にトランザクションデータとして保管する。計算ルールや集計方法はExcel[®]形式のマスターデータによって定義される。マスターデータは以下の3種類のファイルで構成される。

- ・データモデル：各報告書に出力する値を定義。
- ・計算用マスタ：定数や単位変換などを定義。
- ・入力用フォーマット：データモデルと計算用マスタを適切に入力するためのフォーマット。

新たに計算処理を行う際、ユーザはトランザクションデータや報告書、各種計算用係数などの変更の有無を確認し、必要に応じマスターデータを修正したうえで計算実行を指示する。計算実行が指示されると、トランザクションデータとマスターデータはAmazonS3[®]にロードされたのちSnowflake[®]に取り込まれ、指定されたロジック

に基づきGHG排出量として計算される。このときデータ加工に用いる個別ロジックや機能はPythonで記述されている。計算結果は個別の帳票に対応した形式でSnowflake[®]の目的別データマートに格納され、ユーザはデータマートに格納されたデータをPower BI[®]を用いて参照・分析できる。トランザクションデータ、マスタデータ、計算結果は、計算実行のたびに保存され、リビジョン管理されるため、個別の計算結果に対応する入力データや計算ロジックをトレースすることができる。シミュレーション機能は、目的に応じて実際の値から変更した入力データを用意し、それを用いた計算結果を比較分析することによって実現する。

CO₂データ集計システムは、事業拠点利用部と共通アプリケーション部の二層構造をとる。事業拠点利用部には、各拠点固有のデータモデル、実績データ、計算ロジック、計算結果を格納するデータマートを備える。共通アプリケーション部には、計算実行、異常値チェック、データ承認、改ざん防止などの共通機能を備える。

事業拠点利用部は、拠点ごとのデータを適切に分離し、個別のデータモデルや計算ルールを適用する役割を担う。必要に応じて、共通アプリケーション部の機能を呼び出し、処理を実行する。

この構造により、アクセス権限管理を確実に行いつつ、データモデルや計算ルールの記述構造、トレーサビリティなどのガバナンス機能を共通化することを可能とした。また、具体的なデータモデルや計算ロジックは、事業拠点利用部にて個別にマスタとして記述することで拠点ごとのデータ構造の違いに対応し、算定ロジックや報告フォーマットの変更にも柔軟に対応できるようにしている。

2.4 CO₂データ集計システムの活用

本システムは、2026年度より業務適用を開始し、まずは拠点別排出量の管理として、適用拠点の多様なGHG排出量算定の一元化のために活用するとともに、高付加価値製品の企画・販売に適用される製品別排出量の管理基盤としても活用する。

当社の低CO₂素材であるKobenable[®] Steel, Kobenable[®] Aluminumは、HBI装入操業、グリーン地金やスクラップの活用によるCO₂削減効果を、第三者認証の下で特定のお客様への製品に配分（マスバランス）することによって実現するものである（本号p.3「低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”，低CO₂アルミ“Kobenable[®] Aluminum”の商品化について」を参照）。今後それらを多様なお客様へ提供していくためには、これら施策による排出量の削減やベースとなる各製品（群）の排出量を客観的に把握する必要があり、本システムは第三者認証の下で、これらの管理のために活用する予定である。

また、2050年のカーボンニュートラルを実現するため

には、GHG排出量を可視化するだけでなく、削減に向けての取り組みを加速する必要がある。本システムでは、様々な要因のGHG排出へのインパクトや、原料や設備の条件を変えた場合のGHG排出量の変化を分析するシミュレーション機能も実装しており、これらをGHG排出量削減施策の検討にも活用していく。

むすび = 本稿では、当社事業におけるGHG排出量算定業務に関わる背景とともに、今回開発したCO₂データ集計システムの概要や、本システムの活用について説明した。

今後、社会全体としてカーボンニュートラルを目指す中では、サプライチェーンを通じたカーボン・トレーサビリティの確立や、スクラップ循環によるリサイクル高度化など、多くのステークホルダと連携した取り組みが強化されていくと認識している。

今回開発したシステムは、まずは当社内のGHG排出量管理の共通基盤として運用するが、将来的には社外のステークホルダとのデータ連携も視野に、社会全体と一体となったカーボンニュートラルの実現に向けた基盤として、活用を広げていきたい。

参 考 文 献

- 1) 環境省. 日本のNDC(国が決定する貢献). <https://www.env.go.jp/content/000291804.pdf>. (参照2026/3/26).
- 2) International Energy Agency. Net Zero Roadmap. https://iea.blob.core.windows.net/assets/8ad619b9-17aa-473d-8a2f-4b90846f5c19/NetZeroRoadmap_AGlobalPathwaytoKeepthe1.5CGoalReach-2023Update.pdf. (参照2026/3/26).
- 3) 経済産業省. 産業構造審議会排出量取引制度小委員会中間整理. https://www.meti.go.jp/shingikai/sankoshin/sangyo_gijutsu/emissions_trading/pdf/20251219_1.pdf. (参照2026/3/26).
- 4) 日本貿易振興機構. EU炭素国境メカニズム(CBAM)の解説(基礎編). https://www.jetro.go.jp/ext_images/_Reports/01/b56f3df1fcbeccd/20230036.pdf. (参照2026/3/26).
- 5) 経済産業省・環境省. カーボンフットプリントガイドライン. https://www.meti.go.jp/shingikai/energy_environment/carbon_footprint/pdf/20230526_3.pdf. (参照2026/3/26).
- 6) サステナビリティ基準委員会 2025. サステナビリティ開示ユニバーサル基準. https://www.ssb-j.jp/wp-content/uploads/sites/6/jponly_20250305_01.pdf. (参照2026/3/26).
- 7) World Resources Instituteほか. Corporate Value Chain (Scope 3) Accounting and Reporting Standard. https://ghgprotocol.org/sites/default/files/standards/Corporate-Value-Chain-Accounting-Reporting-Standard_041613_2.pdf. (参照2026/3/26).
- 8) 池田英生ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.72, No.2, p.84-88.
- 9) 一般社団法人日本鉄鋼協会. 鉄鋼製品に関するカーボンフットプリント製品別算定ガイドライン. https://www.jisf.or.jp/business/ondanka/kouken/greensteel/documents/steelfpguideline_final.pdf. (参照2026/3/26).
- 10) 一般社団法人日本アルミニウム協会. アルミニウム製品のカーボンフットプリントガイドラインVer 1.0. https://www.aluminum.or.jp/wp-content/themes/dp-colors/img/en_carbon_01.pdf. (参照2026/3/26).

(解説)

鉄鋼スラグ製品によるCO₂削減への取り組み

森 英一郎*¹・松元弘昭*¹・牧 剛司*¹

Initiatives to Reduce CO₂ Emissions through Steel Slag Products

Eiichirou MORI・Hiroaki MATSUMOTO・Takeshi MAKI

要旨

鉄鋼スラグは鉄鋼製造工程で発生する副産物であり、従来路盤材やセメント原料として活用されてきた。これまでも高炉スラグ微粉末はコンクリートのセメント代替材として利用され、CO₂排出量削減に貢献している。本稿では、高炉スラグ微粉末を用いた既存のCO₂削減事例に加え、地盤改良や藻場造成材など新たな用途による環境効果について紹介する。既存製品である高炉スラグ微粉末の提供だけでなく、製鋼スラグを用いた地盤改良の普及促進、さらに海藻育成基盤としての活用を通じて、鉄鋼スラグ製品による持続可能な社会へ貢献していく。

Abstract

Steel slag is a by-product of the steel manufacturing process and has traditionally been used as roadbed material and as a raw material for cement. Ground-granulated blast furnace slag (GGBFS) has also been widely used as a partial substitute for cement in concrete, thereby contributing to the reduction of CO₂ emissions. This article introduces existing examples of CO₂ reduction achieved through the use of GGBFS, as well as the environmental benefits of emerging applications such as soil stabilization and materials for seaweed bed creation. In addition to supplying GGBFS, an established product, Kobe Steel strives to contribute to the realization of a sustainable society by further promoting the use of steel slag products—including soil stabilization with steelmaking slag and its application as a base material for seaweed bed creation.

検索用キーワード

鉄鋼スラグ、高炉スラグ、高炉スラグ微粉末、低炭素型コンクリート、製鋼スラグ、地盤改良

まえがき＝鉄鋼スラグは鉄鋼製造工程で発生する副産物であり、2024年度の国内生成量は約3,000万t、当社加古川製鉄所では約270万tに達する。これらは従来路盤材やセメント原料として活用されてきた。なかでも、高炉スラグ微粉末はコンクリートのセメント代替材として利用され、CO₂排出量削減に貢献している。本稿では、既に実用化されている削減事例に加え、今後さらなるCO₂削減効果が期待される鉄鋼スラグ製品の動向として、地盤改良用途と海域用途について紹介する。

1. 鉄鋼スラグの種類と用途

鉄鋼スラグは製鉄業における代表的な副産物であり、製鉄工程から生成する高炉スラグと、製鋼工程から生成する製鋼スラグに大別される。当社加古川製鉄所の2024年度生成量は、高炉スラグ約194万t、製鋼スラグ約77万tである。

高炉スラグは、ゆっくり冷却される高炉徐冷スラグと、高圧水で急冷される高炉水砕スラグに区分され、後者が80～90%を占める。高炉徐冷スラグは路盤材など土木資材に、高炉水砕スラグは主としてセメント原料またはセメント代替の水硬性材料に利用されている。

製鋼スラグには、溶銑（ようせん）予備処理工程で生成する脱リン炉（Dephosphorization furnace）スラグ、

転炉で生成する転炉スラグなどがあり、土木資材（路盤材など）や焼結原料としてのリサイクルとして活用されている。

2. 高炉スラグ微粉末

高炉スラグ微粉末は高炉水砕スラグの微粉碎品であり、当社はケイメント^{注1)}の商品名で30年以上前から供給している。主として橋りょうやダムなどの土木工事で用いられる高炉セメントB種は、普通セメントに高炉スラグ微粉末を約45%混合したものである。普通セメントの製造では原料として石灰石を高温焼成するため¹⁾、石灰石および燃料由来のCO₂が大量に発生し、普通セメント1tあたりのCO₂排出量は741.3 kg-CO₂/t²⁾と報告されている。いっぽう、高炉スラグ微粉末の製造は水砕スラグの乾燥・粉碎が主で、CO₂排出量は39.6 kg-CO₂/t³⁾と低い。このため、高炉セメントは普通セメントと比較して約40%のCO₂削減が可能である。近年はさらなる削減を目的として、高炉スラグ微粉末を65%以上混合した低炭素型コンクリートが実用化されている。当社の神戸本社（図1）や加古川製鉄所（溶銑予備処理工場の集じん機基礎、6CCレードルターレット基礎；図2）では、

脚注1) ケイメントは当社の登録商標である。

*¹ 鉄鋼アルミ事業部門 資源化推進部



図1 神戸製鋼所神戸本社の社屋擁壁に使用された低炭素型コンクリート
 Fig.1 Low carbon type concrete utilized in the retaining wall at Kobe head office of Kobe Steel



図2 加古川製鉄所 6CC レードルターレット
 Fig.2 Ladle Turret of 6CC in Kakogawa Works

株式会社大林組のクリーンクリート®を採用し、普通セメントコンクリート比で63%のCO₂削減を達成した⁴⁾。当社は今後も社内工事において、適用可能な箇所で低炭素型コンクリートの活用を拡大する計画である。

2025年4月には、国土交通省の「土木工事の脱炭素アクションプラン」が公表され、普通セメントの55%以上を高炉スラグ微粉末などに置換したコンクリート(CO₂削減率約50%)を、用途などを指定して公共工事で原則化する方針が示された⁵⁾。これを受け、ケイメントの利活用が一層進むことが期待される。

3. 製鋼スラグによる地盤改良

製鋼スラグは耐摩耗性、締固め性に優れ、主に道路用路盤材として利用されてきた。しかしながら、日本では道路実延長の増加が収束しており、新設工事に起因する路盤材需要の拡大は見込みにくい^{6), 7)}。このため、従来の路盤材用途への依存を低減し、維持管理・更新や防災・強じん化で継続的に需要が見込まれる分野への用途展開が課題である。とりわけ、予防保全を重視する政策動向の下で、支持力向上・沈下抑制を目的とする地盤改良は有望な適用先の一つである。

3.1 地盤改良工法

地盤改良は、軟弱地盤に構造物を建設する際、所要の地盤強度・変形性能を確保するために行う改良である。工法は多岐にわたるが、セメント系固着材を用いる改良が簡便性から広く採用されている。

表1 現場発生土と製鋼スラグの物理的特性

Table 1 Physical specification of local soil and steelmaking slag

	On site soil	Steelmaking slag
Soil particle density (g/cm ³)	2.619	3.197
Natural water content (%)	22.9	8.4
Content of Gravel (2-75 mm) (%)	44.7	64.4
Content of Sand (0.075-2 mm) (%)	17	27.4
Content of fines (≤0.075 mm) (%)	38.3	8.2

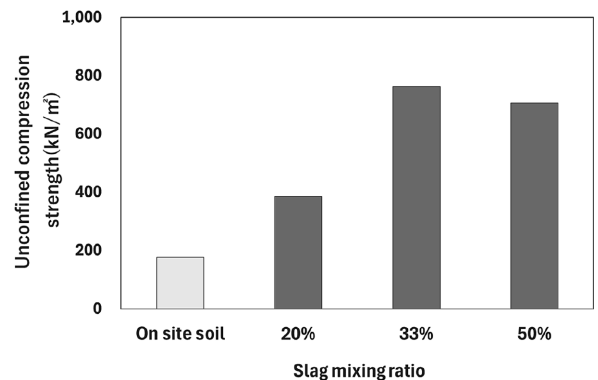


図3 一軸圧縮試験結果
 Fig.3 Result of uniaxial compression test

3.2 製鋼スラグによる地盤改良工法

製鋼スラグによる地盤改良効果は、粒度改善による締固め性の改善と、含有する石灰分 (f-CaO, Ca(OH)₂) の水和反応による固化の双方により発現すると考えられている⁸⁾。

これまでに、各種室内試験⁹⁾ や盛土の現場実証¹⁰⁾ により、軟弱土へ適切割合で混合することで十分な強度が得られることが報告されている。兵庫県の土木請負工事必携にも「鉄鋼スラグ混合土を用いた軟弱土改良の設計施工マニュアル」が掲載され、公共工事での普及が進みつつある¹¹⁾。

3.2.1 製鋼スラグを活用した地盤改良事例

兵庫県の公共工事における適用事例を示す。表1に現地発生土と混合に用いた製鋼スラグの物性を示す。現地発生土は細粒分38.3%で、土工用材料としては不適に分類される¹¹⁾。

図3は製鋼スラグ混合土の一軸圧縮強さであり、製鋼スラグ混合率33%で最大強度を示したため、当該現場では混合率33%を採用した。ここで、混合率50%のときに強度が低下したのは、混合率増加に伴う含水比低下により水和物生成が抑制されたためと推察される。施

工結果として、所要強度を満足し、軟弱な現地発生土の改良が達成された。

3.2.2 CO₂排出量削減効果

本事例のCO₂排出削減量を試算する。本工事では、製鋼スラグ180 m³を現地発生土360 m³に混合し、計540 m³を裏込め土として使用した。製鋼スラグのCO₂排出量は、製鋼スラグのCO₂排出量原単位2.6 kg-CO₂/t¹²⁾と単位体積質量1.85 t/m³から865.8 kgと見積られる。いっぽう、セメント改良を想定し、高炉セメント50 kg/m³を添加(改良土360 m³相当)と仮定すると添加量は18 tで、原単位423 kg-CO₂/t¹⁾より7,614 kg-CO₂を排出する。以上より、削減量は6,748 kg-CO₂となりセメント改良比で88.6%削減と推定される。

4. 藻場造成材としての利用

KOBELCOグループでは、これまで海藻育成類の着生基盤として鉄鋼スラグ石材の有効性を検証している。当社加古川製鉄所で製造した鉄鋼スラグ石材を、つぎに示す2箇所で潜堤(水面下に没した消波構造物)用に沈設し、モニタリングを行った。

4.1 田之代海岸(淡路市岩屋, 2014年)

田之代海岸では、図4に示すように既設潜堤の傾斜面の一部として鉄鋼スラグ石材を約1,000 t設置した。図5に同時期に設置した天然石と海藻の付着状況を比

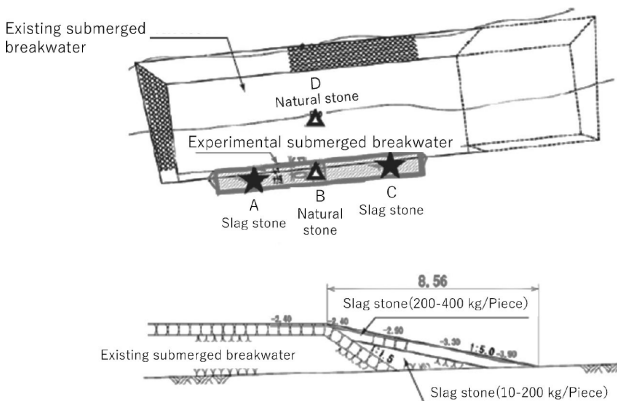


図4 田之代海岸における鉄鋼スラグ石材の設置箇所
Fig.4 Installation location of slag stone at Tanoshiro Beach

較した結果を示しており、鉄鋼スラグ石材の方が多くのシダモクヤワカメが繁茂していた¹³⁾。これは、鉄鋼スラグに鉄分やミネラルが豊富に含まれていること、および鉄鋼スラグ石材の表面性状が海藻着生に適していたためと推定している。また、ホンベラやスズメダイなどの魚の回遊も見られ、既設潜堤と同等以上の魚のい集が見られた。

4.2 須磨海岸(神戸市須磨区, 2016年)

田之代海岸での良好な結果を受け、図6に示すように、須磨海岸でも潜堤構築材として鉄鋼スラグ石材1,200 tを設置した。図7に現地のモニタリングで撮影された写真を示しており、鉄鋼スラグ石材への海藻の繁茂が確認できる¹⁴⁾。

海草藻場および海藻藻場によるCO₂吸収量はブルーカーボンと呼ばれ、2022年度には日本の海岸全体で約35万t/年と算定されている¹⁵⁾。これは陸上植物によるCO₂吸収量、いわゆるグリーンカーボンに比べると量的には少ないが、鉄鋼スラグ石材を用いる海藻の育成もCO₂削減に寄与するものと考えられる。また海藻は光合成により酸素を海水へ供給し、富栄養化の要因である窒素やリンの吸収を通じた水質浄化、魚類への住処の提供による生物多様性の保全など、多様な役割を担っている¹⁶⁾。海藻育成はCO₂削減のみならず海域環境の保全にも寄与すると考えられる。

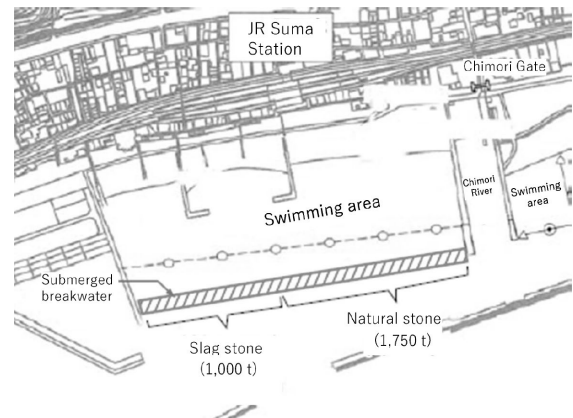


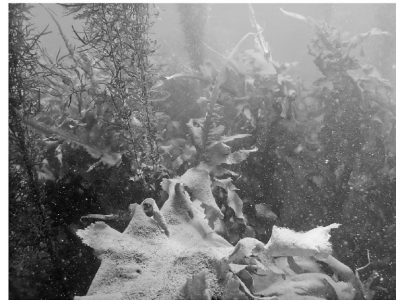
図6 須磨海岸における鉄鋼スラグ石材設置場所
Fig.6 Installation location of steelmaking slag stone at Suma Beach

Study period	Experimental submerged breakwater			Existing submerged breakwater
	Slag stone A	Slag stone B	Slag stone C	Natural stone D
August, 2014				
April, 2015				

図5 鉄鋼スラグ石材を用いた試験潜堤の観察結果
Fig.5 Observation of experimental submerged breakwater with slag stone



(a) Submerged breakwater construction materials (Steelmaking slag stone)



(b) Seaweed growth status near submerged breakwater (April 16, 2025): Photo courtesy of Suma Sea Association

図7 スラグ石材の外観、および潜堤付近の海藻育成状況

Fig.7 Appearance of slag stone materials and seaweed growth conditions near the submerged breakwater

むすび＝当社は鉄鋼生産工程の副産物である鉄鋼スラグの利材化と活用に長年取り組んできた。今後は鉄鋼スラグ製品をCO₂削減にも寄与する資材として世の中に発信するとともに、持続可能な資源循環型社会の構築に貢献したいと考えている。

参 考 文 献

- 1) 一般社団法人セメント協会. セメントの製造方法.
<https://www.jcassoc.or.jp/cement/1jpn/jc.html#03> (参照2026-01-20).
- 2) 一般社団法人セメント協会. セメントのLCIデータの概要. 2025年5月20日, p.8.
- 3) 高橋茂ほか. コンクリート工学. 2018, Vol.56. No.11. p.948.
- 4) 大林組. 低炭素型のコンクリート クリーンクリート®.
https://www.obayashi.co.jp/solution_technology/detail/tech_d074.html (参照2026-01-20).
- 5) 国土交通省. 土木工事の脱炭素アクションプラン(発表資料).
https://www.mlit.go.jp/report/press/kanbo08_hh_001200.html (参照2026-01-20).
- 6) 国土交通省. 道路統計年報2024.
<https://www.mlit.go.jp/road/ir/ir-data/tokei-nen/index.html> (参照2026-01-20).
- 7) 国土交通省. 道路データブック2025.
https://www.mlit.go.jp/road/toukei_chousa/road_db/index.html (参照2026-01-20).
- 8) 陣内綾音ほか. R&D神戸製鋼技報2025, Vol.74, No.2, p.108-114.
- 9) 片岡沙都紀ほか. 第15回地盤改良シンポジウム論文集. 2022, p.107-112.
- 10) 片岡沙都紀ほか. 第13回地盤改良シンポジウム論文集. 2018, p.59-64.
- 11) 兵庫県. 鉄鋼スラグ混合土を用いた軟弱土改良の設計施工マニュアル, p.43-1-43-4.
<https://web.pref.hyogo.lg.jp/ks04/documents/tekousuragu.pdf> (参照2026-01-20).
- 12) 池田秀文ほか. 第29回環境システム研究論文発表会講演集. 2001, p.43-49.
- 13) 山中量一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.2, p.19-25.
- 14) 神戸製鋼所. 須磨海岸潜堤工事での鉄鋼スラグ使用実績.
<https://www.kobelco.co.jp/products/steel-aluminum/slag/solution/submerged-embankment.html> (参照2026-01-20).
- 15) 国土交通省. 我が国の沿岸域に生息する海洋植物による二酸化炭素吸収量(約35万t)の報告.
https://www.obayashi.co.jp/solution_technology/detail/tech_d074.html (参照2026-01-20).
- 16) 水産庁. 藻場の働きと現状.
https://www.jfa.maff.go.jp/j/kikaku/tamenteki/kaisetu/moba/moba_genjou/ (参照2026-01-20).

(論文)

1,600 MPa級省合金高強度ボルト用鋼の開発

松本洋介*1・安居尚志*1・内田辰徳*2・千葉政道*3 (博士(理学))

Development of 1,600 MPa Class Alloy-Saving High-Strength Bolt Steel

Yosuke MATSUMOTO・Takayuki YASUI・Tatsunori UCHIDA・Dr. Masamichi CHIBA

要旨

自動車のエンジン軽量化・高効率化に伴い高強度ボルトの需要が高まっており、遅れ破壊特性の確保が課題である。本研究では、Moを使用せずSiを積極的に添加し、セメンタイトの析出・成長を抑制することで微細炭化物を安定化させ、強度・じん性の両立と遅れ破壊を抑制する省合金高強度ボルト用鋼を開発した。テストピース評価により、Si添加量の増加に伴いぜい化発生に必要な水素量が増加し、引張強度1,600 MPa級まで耐遅れ破壊性を維持できることを確認した。さらに、ボルト試作評価では成形性が良好であり、耐遅れ破壊性試験においても高強度域で優れた特性を示した。本鋼種は自動車エンジン向けボルト用として使用されており、資源節約とカーボンニュートラル推進への貢献も期待できる。

Abstract

Demand for high-strength bolts is increasing as automotive engines become lighter and more efficient. However, ensuring adequate resistance to delayed fracture remains a significant challenge. This study has yielded an alloy-saving steel for high-strength bolts that achieves an optimal balance of strength and toughness while suppressing delayed fracture, where increasing the silicon (Si) content without using molybdenum (Mo) suppresses cementite precipitation and growth, thereby stabilizing fine carbides. Test-piece evaluation confirmed that increasing the Si content raises the critical hydrogen concentration required to initiate embrittlement, enabling the steel to maintain delayed fracture resistance at tensile strengths of up to 1,600 MPa. Furthermore, prototype bolt evaluations demonstrated excellent formability, and delayed-fracture testing showed outstanding performance in the high-strength range. This steel grade is currently being used for bolts in automotive engines and is expected to contribute to resource conservation and the advancement of carbon neutrality initiatives.

検索用キーワード

高強度ボルト, 遅れ破壊, 水素ぜい化, Si添加鋼, 炭化物微細化, カーボンニュートラル, 自動車エンジン, 成分設計

まえがき = ボルトは、自動車、建築土木、産業機械など多様な分野で使用される重要な機械要素であり、特に自動車分野では、エンジンの小型軽量化・高効率化に伴い、ボルトの高強度化が求められている。近年では、1,600 MPa級の高強度ボルトが実用化されており、さらなる性能向上が期待されている^{1), 2)}。

また、カーボンニュートラル実現に向けた社会的要請により、自動車分野では電動化の取り組みが加速するいっぽうで、内燃機関のCO₂削減に向けた燃焼効率向上や軽量化技術の開発も並行して進められている。こうした背景のもと、高強度ボルトのニーズは依然として高く、環境対応と性能向上の両立が求められている。

高強度化に伴う最大の技術課題は「遅れ破壊」である。遅れ破壊は水素ぜい化に起因する破壊現象であり、引張

強度が1,200MPaを超える鋼材では遅れ破壊強度が顕著に低下することが知られている³⁾。遅れ破壊強度を向上させるため、表1に示す従来鋼⁴⁾ではMoやVを添加し、高温焼戻しによる二次硬化を活用して強度とじん性を確保してきたが、Moの多量添加は製造コスト増加の課題があり、資源制約の観点からも改善が望まれている。

当社では、Moを添加せず、Siを積極活用することで強度・じん性の確保と遅れ破壊の抑制を兼ね備えた1,600 MPa級調質型高強度ボルト用鋼を開発した⁸⁾。本稿では、開発鋼の成分設計コンセプト、テストピース評価およびボルト評価結果について報告する。

1. 開発鋼の成分設計コンセプト

1,600 MPa級高強度ボルト用鋼においては、強度とじ

表1 ボルト用鋼の成分例 (mass%)
Table 1 Chemical composition examples of steels for bolts (mass%)

Class	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	Ref.
1,100 MPa	0.41	0.20	0.72	0.013	0.010	-	1.01	0.18	-	-	-	*
1,200 MPa	0.34	0.28	0.37	0.008	0.005	-	1.26	0.40	-	-	0.026	5)
1,300 MPa	0.42	0.06	0.53	0.007	0.004	0.54	1.00	0.97	0.07	0.05	-	6)
1,400 MPa	0.40	Reduce	0.50	Reduce	Reduce	-	1.20	0.70	0.35	-	-	7)
1,600 MPa	0.40	Reduce	0.50	Reduce	Reduce	-	-	2.00	0.15	-	-	7)

*JIS G 4053 : SCM440

*1 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 *2 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット 線材条鋼商品技術部
*3 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット

表2 成分設計コンセプト
Table 2 Concept of alloy design

Alloy design	Previous concept	Developed concept
P,S reduction	Reduction of grain boundary embrittlement elements	Reduction of grain boundary embrittlement elements
Ti,V,Nb addition	Refinement of prior austenite grain	Refinement of prior austenite grain
Mo,V addition	High-temperature tempering above 550°C reduces the grain boundary plate-like cementite and induces hardening by precipitation of alloy carbides	-
Si increase	-	Suppression and refinement of cementite on grain boundary by low temperature tempering under 450°C

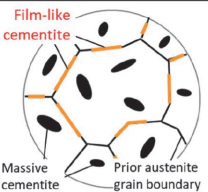
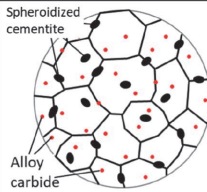
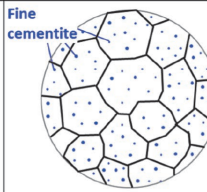
	Standard alloy steel(SCM, SCR)	Mo-added steel	Developed steel
Microstructural image			
Precipitate	Cementite(Fe ₃ C)	Alloy carbide(VC)	Refined cementite

図1 従来鋼と本開発鋼の組織コンセプト
Fig.1 Microstructural concept of conventional steel and developed steel

ん性の両立に加え、遅れ破壊の抑制が不可欠である。本開発鋼の成分設計の概要を表2に示す。従来は板状セメントタイトの球状化と二次硬化を活用して強度とじん性を確保してきたが、Moの添加量増加は熱間延性の低下に伴う鋼材製造性の悪化や資源制約の問題を伴う。本開発鋼では、Moを添加せず、Siを1.75 mass%まで積極添加する思想を採用した。Siは焼戻し過程においてセメントタイトの析出を抑制し、炭化物の粗大化を防ぐことで、微細な炭化物分散を形成する^{9),10)}。この微細化効果により、じん性を維持しつつ高強度化が可能となる。加えて、粒界への粗大析出物形成を抑制することで水素ぜい化の起点となるぜい弱部位を減少させ、遅れ破壊を抑制することを意図した。さらに、腐食環境下での水素侵入を抑制するため、CuおよびNiを適量添加した。Cuは表面での腐食反応を抑え、Niは水素の侵入速度を低減する役割を果たす。これにより、腐食環境下での遅れ破壊リスクを低減し、実使用条件での信頼性向上を狙った。図1に示すとおり、本開発鋼では焼戻し後の炭化物を微細セメントタイト主体とし、粒界析出物を抑制することで遅れ破壊特性を向上させる組織コンセプトを採用している。

2. 開発鋼の遅れ破壊特性

2.1 供試材と実験条件

遅れ破壊特性に及ぼすSi添加量の影響を調査するため、Siを0.11 mass%から本開発鋼の添加量である1.75 mass%まで変化させた4種の供試材を用いた。供試材の化学成分を表3に示す。なお、本検討範囲を大幅に超えてSiを添加すると、熱間圧延後の線材の強度が上がり、後の加工性に悪影響が生じるため上限を1.75%とした。

小型溶解炉にて溶製し、均質化処理した後、910°C×30 min加熱後に焼入れを行い、300~450°Cの範囲で50°C

表3 供試材の化学成分 (mass%)
Table 3 Chemical composition of test steels (mass%)

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	V	Ti
0.11%Si	0.39	0.11	0.15	added	added	1.06	added	added
0.98%Si	0.37	0.98	0.16	added	added	1.06	added	added
1.45%Si	0.37	1.49	0.16	added	added	1.09	added	added
1.75%Si	0.39	1.75	0.15	added	added	1.04	added	added

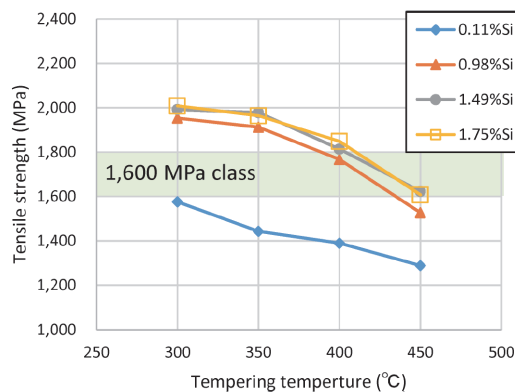


図2 供試材の焼戻し温度と引張強度の関係
Fig.2 Relationship between tempering temperature and tensile strength of test steels

刻みで60 min焼戻しを行った。図2に平滑試験片を用いた引張試験結果を示す。なお、0.11%Si鋼は目標とする1,600 MPaの引張強度を得られなかったが、Si添加に伴う炭化物生成挙動や遅れ破壊特性への影響を調査するため各種実験に供した。

これら供試材について、平滑部φ6 mmの切欠き試験片を用いた遅れ破壊試験を実施した。切欠き部を含んだ平滑部に陰極電解法を用いて定電流密度で48Hrのプレチャージを行った後、陰極チャージ中で低ひずみ速度引張試験 (Slow Strain Rate Test, 以下、SSRTという。) を実施した。破断後、破面近傍から水素分析用の試料を

採取し、昇温脱離分析法にて室温から300℃までに放出された水素量を測定した。同様に、腐食環境下での侵入水素量を評価するため36% HClに30 min浸漬し、同様の水素分析を実施した。また、炭化物の析出挙動調査のため示差熱分析、および試験片の表面状態調査のためTEM観察を実施した。

2.2 遅れ破壊試験結果

結果の代表例として、図3に1.75%Si鋼の各焼戻し温度におけるSSRT結果と水素分析結果を示す。縦軸の破断荷重比はSSRTで得られた破断荷重を通常の切欠引張試験での破断荷重で除した値である。水素量が多くなるほど小さい応力比で破断が生じていることが分かる。ここで、各焼戻し温度における水素量と破断応力比を直線近似し、破断応力比が0.5となる水素量を、鋼材に顕著なぜい化が生じる水素量として捉え、ぜい化水素量(Embrittling hydrogen content)と定義した。

図4に平滑試験片での引張強度とぜい化水素量の関係を示す。0.11%Si鋼は引張強度1,400 MPaを超えるとぜい化水素量が顕著に低下しているが、Siを0.98%以上添加した鋼種では引張強度1,800 MPa程度までぜい化水素量の低下が認められない。また、ぜい化水素量の絶対値はSi添加量が多くなるほど増加する傾向があり、Si添加に伴うセメントタイトの微細化もしくは遷移炭化物の安定化による効果と考えられる。

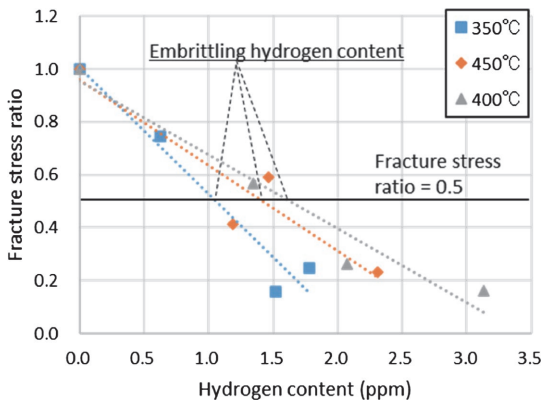


図3 1.75%Si鋼の各焼戻し温度におけるSSRT-水素分析結果
Fig.3 SSRT and hydrogen analysis results for 1.75%Si steel at various tempering temperature

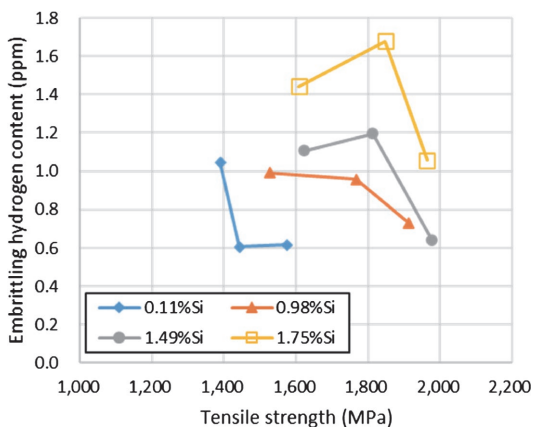


図4 引張強度とぜい化水素量
Fig.4 Relationship between tensile strength and embrittling hydrogen content

図5に0.11%Si鋼と1.75%Si鋼の示差熱分析結果を示す。0.11%Si鋼はセメントタイト析出と考えられる発熱反応が300℃付近に認められるが、1.75%Si鋼では発熱反応が450℃程度まで高温化されている。Si添加によりセメントタイトの析出・成長が抑制された結果、鋼中に微細セメントタイトもしくは遷移炭化物が分散し、旧 γ 結晶粒界のじん延性が向上した結果、遅れ破壊特性が向上したと考えられる。

定電流密度での陰極電解は鋼材表面に一定量の水素を発生させるため、鋼材の耐食性は考慮されない。そこで、塩酸浸漬を用いた鋼材の耐食性評価を実施した。図6に引張強度と36% HClに30 min浸漬した際の侵入水素量を示す。

0.11%Si鋼は侵入水素量が多く、Siを1.49%以上添加すると低位で安定化する傾向が認められる。0.11%Si鋼は引張強度の上昇、すなわち焼戻し温度の低下に伴い水素量が顕著に増加しており、焼入れ時に生じたひずみに起因するものと推察される。いっぽう、Siを0.99%以上添加した鋼種では引張強度が変化しても侵入水素量に大きな変化が認められない。1.75%Si鋼の表層観察結果を図7に示す。1.75%Si鋼は鋼材表面にSiが濃化した酸化被膜が形成されていた。SiO₂は酸性溶解に対して高い抵抗性を持つことが知られており¹¹⁾、鋼材表層での水素発生を低減することで水素侵入の抑制に寄与したと考えられる。また、前述した炭化物の微細化により、1.75%Si

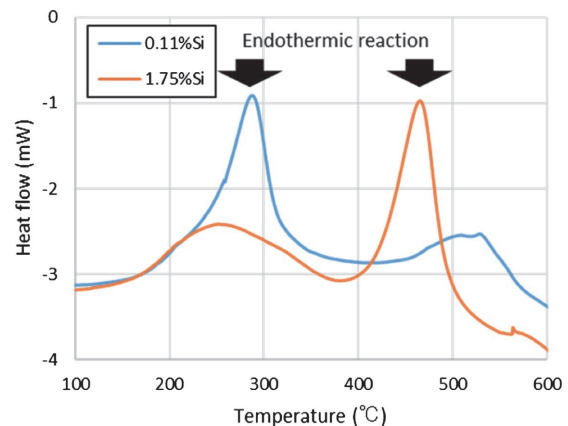


図5 示差熱分析結果
Fig.5 Differential thermal analysis results

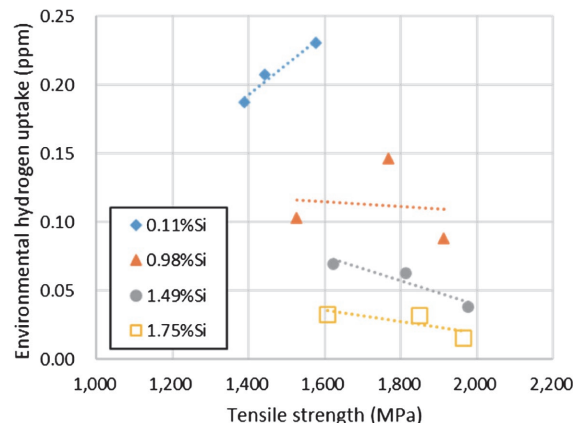


図6 腐食環境下での侵入水素量 (36%塩酸に30分浸漬)
Fig.6 Hydrogen content after immersion in 36% HCl for 30 minutes

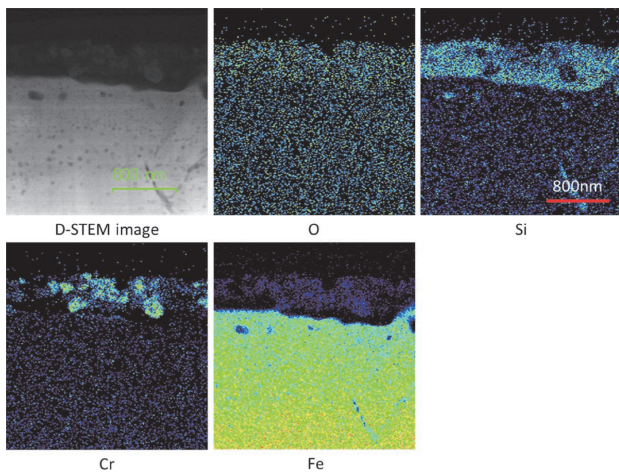


図7 本開発鋼の表層観察結果
Fig.7 Surface observation results of developed steel

鋼は鋼中の水素拡散係数が低下しているため⁷⁾、鋼材最表層で飽和状態にある水素が鋼材内部へ拡散しにくく、トータルの水素量が低下した可能性も考えられる。

以上から、1.75%Si鋼はSi添加による微細炭化物の安定化およびSi酸化被膜での耐食性向上によって遅れ破壊特性が向上したと推察される。

3. ボルト特性

1,600 MPa級調質型ボルト用鋼開発の最終評価として、ボルト試作を行い、ボルト成形性、ボルトでの遅れ破壊特性を評価した。本開発鋼である1.75%Si鋼の熱間圧延線材に焼なましと伸線加工を繰り返し、6.9 mmφの鋼線を試作した。続いて、試作鋼線を用いてパーツフォーマでM8ボルトを3段階成形で圧造試作した。図8に圧造過程のボルト外観を示す。試作したボルトに割れ等の外観品質の問題はなかった。また、ボルト頭部を縦断面で切断しメタルフローを観察した結果、フランジ、首下部に異常はなく、成形性は良好であった。

図9にボルト成形時の圧造荷重を示す。本開発鋼の圧造荷重は、自動車用ボルトとして広く用いられているSCM435に対して高い傾向にあるが、荷重の増加率は最も荷重が高い3段階目で8%程度であった。連続して3,000本のボルト圧造を行い、金型に顕著な摩耗や欠けが生じていないことを確認した。

次に、圧造試作したボルトにねじ転造、調質処理を施して、ボルトの遅れ破壊試験を行った。遅れ破壊試験では、ボルトを36%HClに30 min浸漬した後、大気中でSSRTを行って破断伸びを測定し、酸浸漬しない場合の破断伸びとの比をもって、遅れ破壊特性を評価した。図10の横軸はボルトの引張強度、縦軸は破断伸び比である。SCM435は引張強度1,200 MPa前後で0.8程度の破断伸び比が得られているが、引張強度が1,400 MPa付近になると破断伸び比が0.6程度まで低下している。いっぽう、本開発鋼は引張強度が1,300~1,700 MPaの範囲で0.9程度の破断伸び比を有しており、ボルトの遅れ破壊試験においても高強度域で優れた特性を有することが確認された。



図8 ボルト外観
Fig.8 Appearance of trial-produced bolts

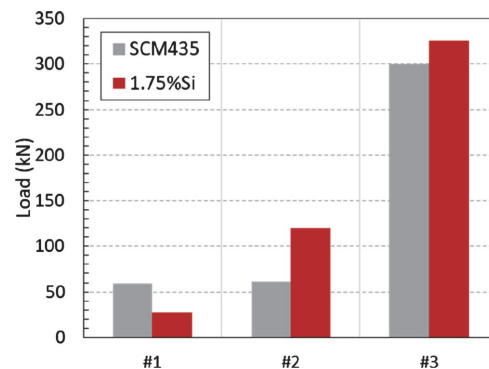


図9 ボルト圧造荷重
Fig.9 Heading load during bolt forming

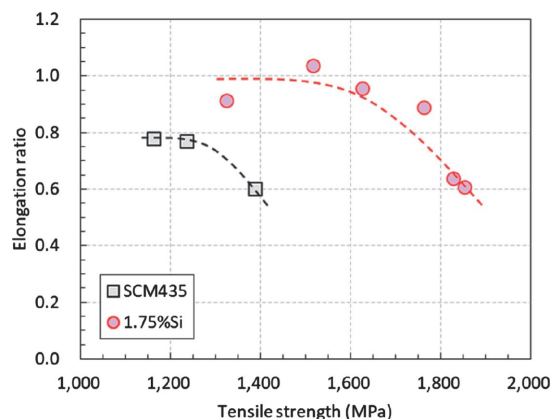


図10 ボルトでのSSRT結果
Fig.10 SSRT results for bolts

むすび=本研究では、Moを添加せず、Siを積極的に活用することで、1,600 MPa級省合金高強度ボルト用鋼を開発した。Si添加により焼戻し時のセメントイトの析出・成長が抑制され、微細炭化物の安定化と粒界析出物の低減を実現した結果、強度・じん性・耐遅れ破壊性のバランスが大幅に改善された。また、Si添加に伴い表層にSi酸化被膜が形成され、腐食環境下での水素侵入量が低減した。

テストピース評価では、Si添加量の増加に伴いぜい化水素量が増加し、1.75%Si鋼では引張強度1,700 MPa程度まで耐遅れ破壊性を維持できることを確認した。さらに、ボルト試作評価においても、成形性は良好であり、耐遅れ破壊性試験において高強度域で優れた特性を示した。

本研究で開発した1,600 MPa級調質型高強度ボルト用鋼は自動車のエンジン用ボルトとして商品化しており、軽量化と高信頼性を支える重要な材料として貢献している。また、Moを使用しない成分設計による資源制約への対応、および内燃機関の小型化・高効率化によるカーボンニュートラルの推進にも寄与することが期待される。

参 考 文 献

- 1) 並村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.3, p.16-20.
- 2) 浜田孝浩ほか. 日産技報. 2019, No.85, p.30-37.
- 3) 松山晋作. 遅れ破壊. 日刊工業新聞社, 1989, p.67-83.
- 4) 松本洋介ほか. 自動車技術会 学術講演会予稿集(秋). 2023, No.116-23
- 5) 松本 齊ほか. 住友金属. 1996, Vol.48, No.4, p.207-209.
- 6) 並村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2000, Vol.50, No.1, p.41-44.
- 7) 真鍋敏之ほか. 日本製鉄技報. 2019, No.412, p.122-127.
- 8) 安居尚志ほか. まてりあ. 2024, Vol.63, No.1, p.63-65
- 9) 長尾 護ほか. 材料とプロセス. 2004, Vol.17, No.3, p.359-362
- 10) 鈴木崇久ほか. ばね論文集. 2019, Vol.64, p.1-7.
- 11) 安田敬司ほか. 日本金属学会誌. 2007, Vol.71, No.6, p.528-533.

(論文)

非調質コンロッド用鋼の被削性に及ぼすCaの影響

大脇章弘*1・山本雄也*2・杉村朋子*2

Effect of Ca on the Machinability of Non-Heat-Treated Steel for Connecting Rods

Akihiro OWAKI・Yuya YAMAMOTO・Tomoko SUGIMURA

要旨

当社では、熱間鍛造用非調質鋼で世界最高レベルの強度と被削性を両立したかち割りコンロッド用鋼を開発した。本開発鋼では、サーメット工具を用いた旋削加工において、高強度化に伴う被削性の悪化を抑制するためにCa量を制御している。これまでの研究では、Ca添加による工具摩耗の抑制は、すくい面に対して効果があるとされているが、開発鋼は逃げ面での効果が認められている。そこでSEMとTEMを用いて、旋削工具刃先の摩耗具合、付着物の有無やその組成を詳細に調査し、逃げ面における工具摩耗の抑制メカニズムについて考察を行った。その結果、①旋削加工中に付着物が逃げ面側に流動し、その過程においてトライボケミカル摩耗を抑制、②Ca系酸化物が工具中のバインダ相中成分の拡散を防止し、バインダ相の劣化を抑制することで、サーメット工具中の硬質粒子の欠落を抑制、の二つの要因を明らかにした。そして、これらの効果が重畳して、工具摩耗が抑制されている可能性を突き止めた。

Abstract

Kobe Steel has developed a steel for fracture-split connecting rods that achieves both the world-class high strength among non-heat-treated steels and excellent machinability. In this newly developed steel, calcium (Ca) content is precisely controlled to mitigate the degradation in machinability typically caused by increased material strength during turning with cermet tools. While previous studies suggest that Ca addition primarily suppresses tool wear in terms of rake face wear, this newly developed steel exhibits a significant protective effect on the flank face. Hence, the wear behavior at the tool's cutting edge, along with the composition of adhered deposits, has been considered using SEM and TEM to elucidate the mechanism of flank face wear suppression. The results have identified two primary contributing factors: (1) migration of adhered deposits toward the flank face during turning, which inhibits tribochemical wear; and (2) the formation of Ca-based oxides that act as a diffusion barrier for binder-phase constituents, preventing binder degradation and the subsequent pull-out of hard particles from the cermet tools. Furthermore, the results suggest that these mechanisms act in combination, leading to a significant overall reduction in tool wear.

検索用キーワード

熱間鍛造用非調質鋼, コンロッド, Ca, belag, 工具摩耗, 被削性

まえがき = 近年、環境負荷低減のためにCO₂排出量を削減し、将来的にはCN (Carbon Neutral) を達成することが強く求められている。自動車において、CO₂削減には動力の電動化が有効な手段であるいっぽうで、今後もエンジン搭載車は残存する見通しである。このため、エンジンの高効率化もCO₂削減に有効な手段の一つである。エンジンのピストン運動をクランクシャフトへ伝える部品であるコネクティングロッド (以下、コンロッドという。) の小型・軽量化は、コンロッド自体の質量低減に加え、周辺部品も軽量化できるため、エンジンの高効率化に大きく寄与する。またコンロッドは製造コストの低減要望から、従来はロッド部とキャップ部を別々に鍛造・切削加工していたが、近年ではこれらを一体で鍛造・切削加工し、破断分割 (以下、かち割りという。) する製造方法 (図1) を採用する自動車メーカーが増えている。これを受けて、鉄鋼メーカー各社では、コンロッドの小型・軽量化に必要な高強度化、これに伴い悪化する被削性との両立および、製造コストの低減につながるか

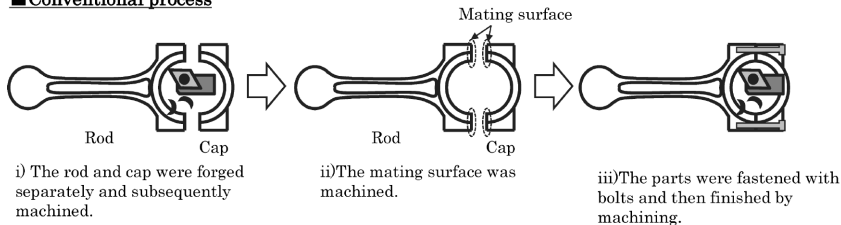
ち割り工程に適している新鋼種を開発を行っている (図2)。

そのような中、当社では熱間鍛造用非調質鋼でありながら被削性を兼備した世界最高レベルの高強度を有したかち割りコンロッド用鋼を開発した。本開発鋼では、サーメット工具を用いた旋削加工において、高強度化に伴う被削性の悪化を抑制するためにCa量を制御している。これまでの研究では、Ca, Al, Mgなどを含む酸化物が工具刃先に付着し保護膜 (以下、belagという。) が形成され、工具成分が切くずへ拡散していくことを抑えることで工具摩耗が抑制されると考えられている^{1), 2)}。また、酸化物系介在物による工具摩耗の抑制は、すくい面に対して効果があるとされている。しかし、開発鋼は逃げ面での効果が認められており、同様のメカニズムで工具摩耗が抑制されているかは不明である。

そこで逃げ面において工具摩耗が抑制される要因について、刃先の摩耗具合、付着物の有無やその組成に対して詳細調査と考察を行った。

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

■ Conventional process



■ Fracture-split process

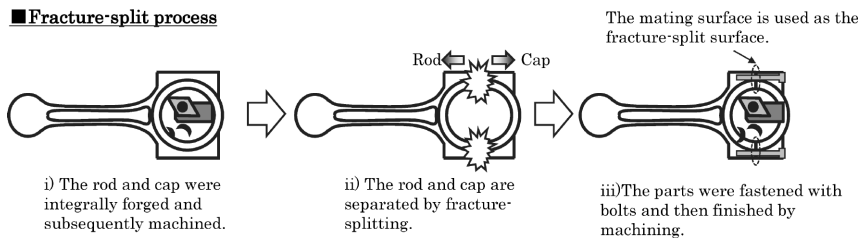
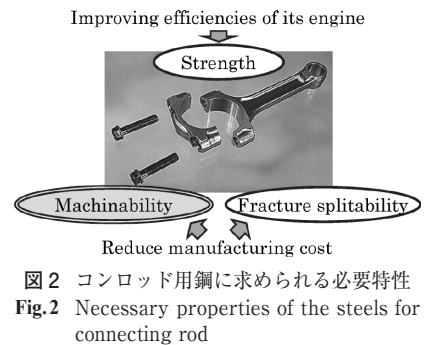


図1 コンロッドの製造工程

Fig.1 Manufacturing process of a connecting rod



1. 実験方法

Caの被削性への影響を見るためにCa量を調整した2鋼種(以下、それぞれNon-Ca, Add-Caという。)を準備し、その化学成分を表1に示す。鋼材は実機工程で製造した鋼片を用いて、直径36mmに熱間圧延したのち、直径25mmまで外周旋削加工した。加工した鋼材をコンロッド相当の強度とするため熱間鍛造模擬の熱処理(1,200℃×1hr, 制御冷却)を行い被削材を作製した。被削材の組織と硬さを図3に示す。

Non-Ca, Add-Caに対して、表2の条件で旋削加工試験を行い、Caの被削性への影響について検討した。被削性は表2の切削距離で切削を停止し、そのときの逃げ面の工具摩耗量を測定し、切削距離に対する工具摩耗の進行度合いで評価した。

2. 実験結果

2.1 旋削加工試験結果

旋削加工試験の結果を図4に示す。Add-Caを削った旋削工具(以下、Add-Ca旋削工具という。)はNon-Caを削った旋削工具(以下、Non-Ca旋削工具という。)に比べて逃げ面の工具摩耗が抑制されており、被削性の改善が認められた。工具摩耗が抑制された要因を把握するため、Non-Ca旋削工具、Add-Ca旋削工具のそれぞれの刃先の詳細な観察を行った。

2.2 旋削工具刃先の観察

図5に工具の刃先を逃げ面側からSEM観察およびEDXマッピングした方向を示し、図6にその結果を示す。Non-Ca旋削工具、Add-Ca旋削工具ともに刃先(写真の中央)で幅が最大となる摩耗をしており、境界摩耗は認められなかった。また、被削材が凝着している様子も認められなかった。Non-Ca旋削工具は摩耗面内の中央付近に色が異なる部分がまばらに、Add-Ca旋削工具は主に摩耗部と未摩耗部の境界付近に色が異なる部分が認められ、いずれも工具と異なる成分が付着していることを示している。Caの元素マッピングの結果、Add-Ca

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of samples

Sample	(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ca
Non-Ca	0.49	0.25	0.59	0.008	0.037	addition		tr.
Add-Ca	0.50	0.26	0.57	0.011	0.044	addition		

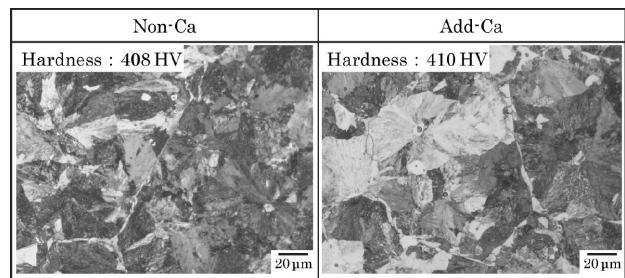


図3 被削材の組織と硬さ

Fig.3 Microstructures and hardness of Non-Ca and Add-Ca

表2 旋削加工条件

Table 2 Cutting conditions for turning

Tool material	Cermet (uncoated)
Cutting speed (m/min)	200
Feed rate (mm/rev)	0.1
Depth of cut (mm)	0.5
Coolant	Wet
Cutting distance (m)	30, 200, 1,000, 3,000, 5,000

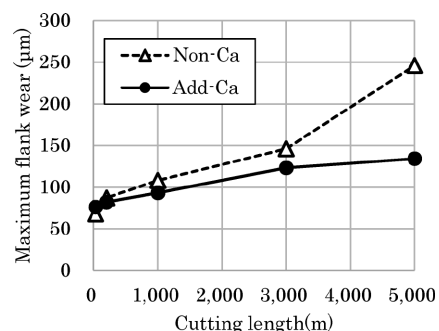


図4 旋削加工試験結果

Fig.4 Turning test result

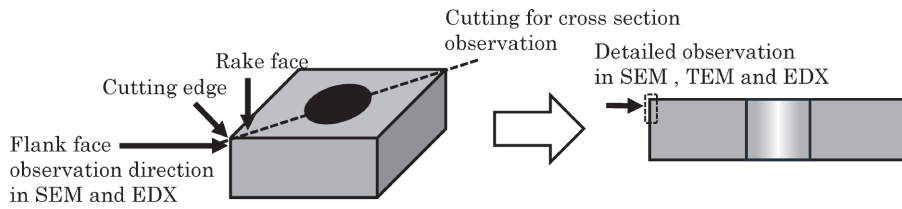


図5 旋削工具刃先の観察方法

Fig.5 Observation method for the cutting edge of the turning tool

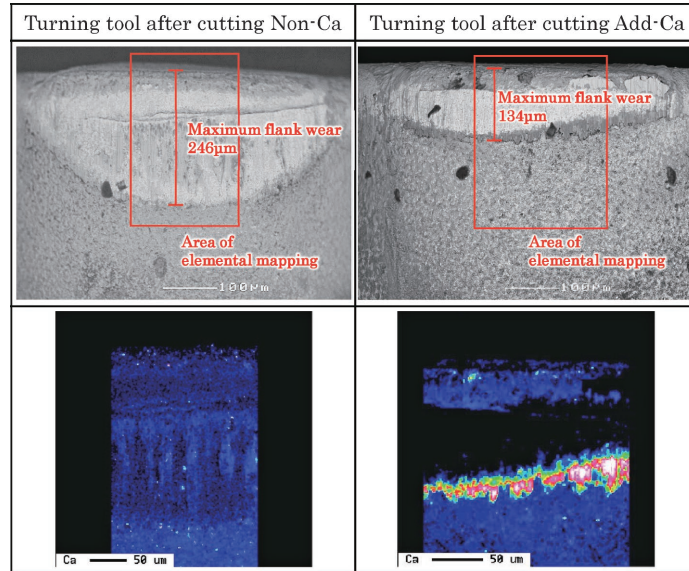


図6 旋削工具逃げ面のSEM観察およびCaの元素マッピング

Fig.6 SEM observation results and Ca elemental mappings of flank face of the turning tool

旋削工具は摩耗部と未摩耗部の境界付近にCaの濃化が認められた。

2.3 旋削工具刃先の詳細な観察

さらに旋削工具刃先を詳細に調査するため、SEMを用いて図5に示す旋削工具刃先断面の複数の観察視野をつなぎ合わせ、付着物を除く工具表面に黄色線を引いた結果を図7に示す。Add-Ca旋削工具は被削材との摩擦によりならされた結果と考えられる比較的なめらかな面をしている。いっぽうでNon-Ca旋削工具は、矢印で示す位置にサブミクロン～数µmの凹みが多数認められる。

さらに図7の付着物が認められる箇所の赤枠（観察位置①：切れ刃、観察位置②：摩耗中央）において、TEM観察およびEDXマッピングした結果を図8（Non-Ca旋削工具）と図9（Add-Ca旋削工具）に示す。あわせて、付着物を除く工具表面に黄色線を示す。観察位置①：切れ刃において、Non-Ca旋削工具はAlとSiとO、MnとS、VとOが同位置に認められ、それぞれAl-Si系酸化物、MnS、V系酸化物が付着していると考えられる。いっぽうAdd-Ca旋削工具は、AlとSiとCaとO、MnとS、VとOが同位置に認められ、それぞれAl-Ca-Si系酸化物、MnS、V系酸化物が付着したものと考えられ、Caを含む酸化物が付着しているという点においてNon-Ca旋削工具とAdd-Ca旋削工具に差異が認められる。観察位置②：摩耗中央においても、Non-Ca旋削工具はAlとSiとO、MnとSが同位置に認められ、それぞれAl-Si系酸化物、

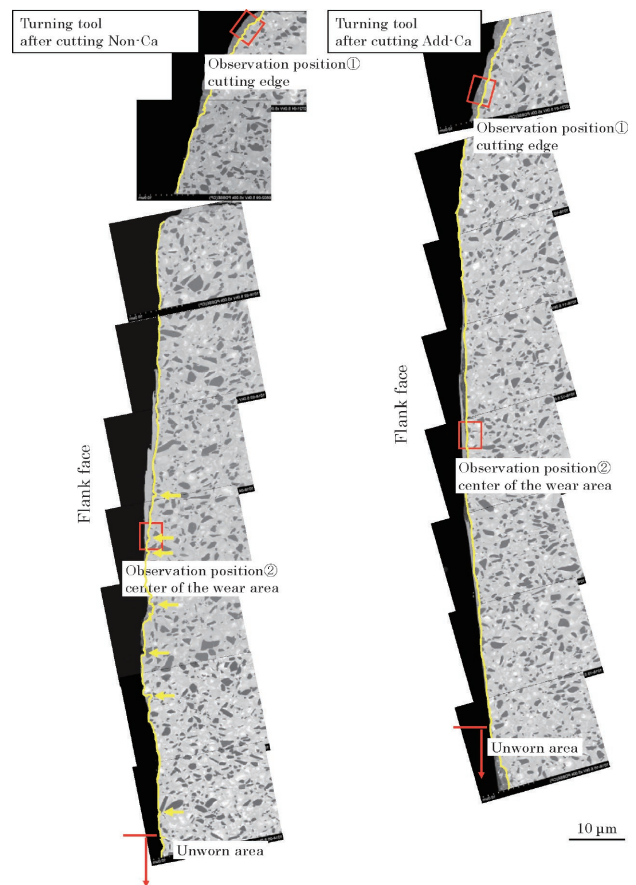


図7 旋削工具断面のSEM観察

Fig.7 SEM observation results of the cross section of the turning tool

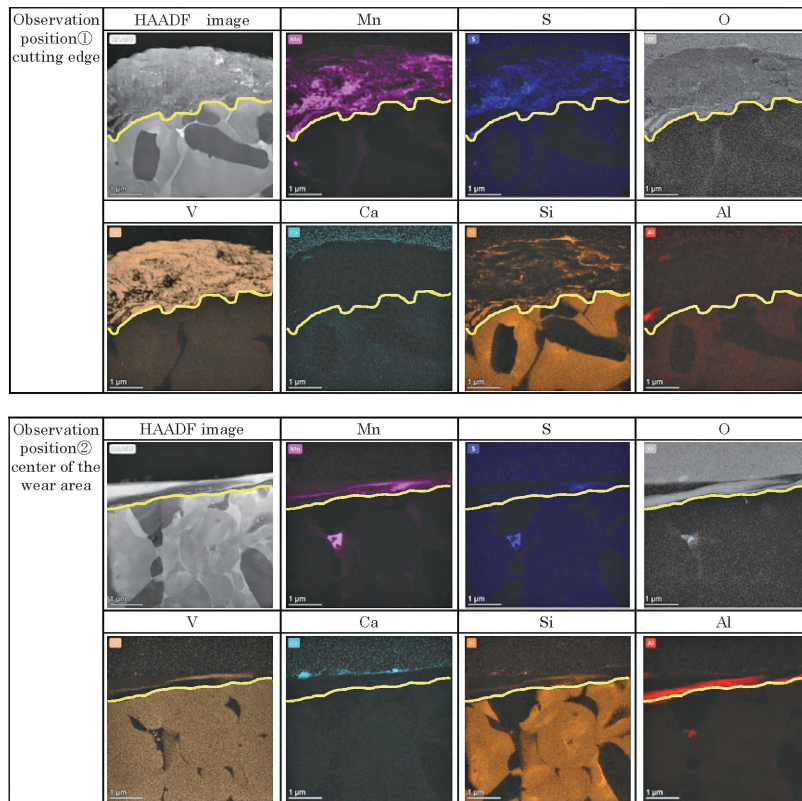


図8 Non-Caの旋削工具断面のTEM観察および元素マッピング

Fig.8 TEM observation results and elemental mappings of the cross section of the turning tool in Non-Ca

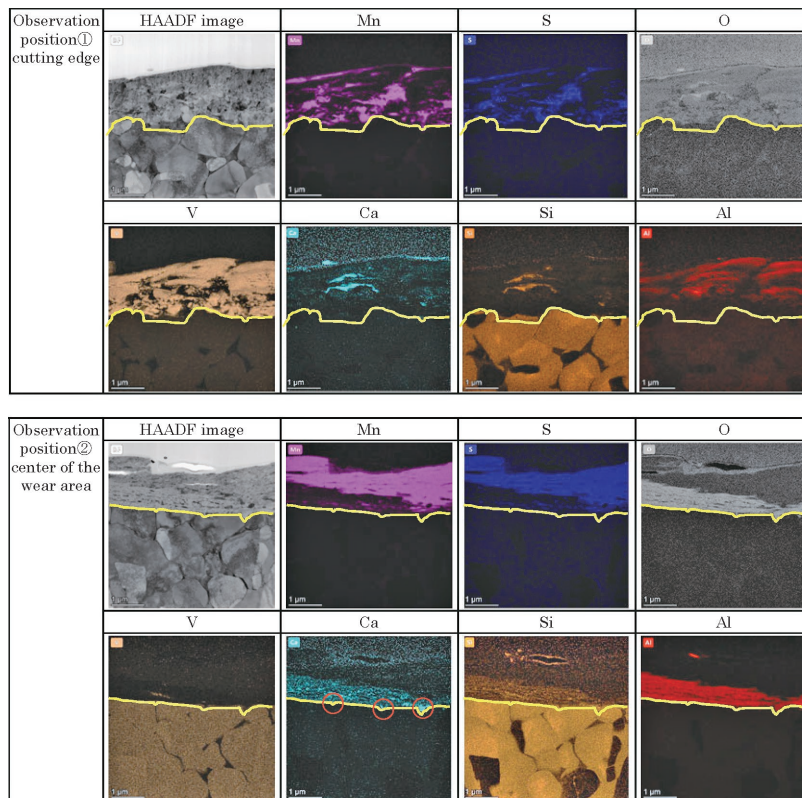


図9 Add-Caの旋削工具断面のTEM観察および元素マッピング

Fig.9 TEM observation results and elemental mappings of the tool cross section of the turning tool in Add-Ca

MnSが付着していると考えられる。ちなみにNon-Ca旋削工具にもCaが濃化している様子が認められるが、HAADF像から観察用に埋め込んだ樹脂の部分に相当するため、コンタミと判断した。いっぽうAdd-Ca旋削工

具についても同様に、AlとSiとCaとO、MnとSが同位置に認められ、それぞれAl-Ca-Si系酸化物とMnSが付着していると考えられる。

3. 考察

工具摩耗が起こるメカニズムはいくつか存在することが報告されており、旋削工具刃先の温度が低温では凝着摩耗やアプレシブ摩耗がメインとなり、高温では拡散などのトライボケミカル摩耗がメインになると言われている³⁾。

今回の旋削加工条件では図6より旋削工具刃先に凝着は認められなかったことから、摩耗はトライボケミカル摩耗がメインであったと考えられる。そこで、トライボケミカル摩耗へのCaの影響について考察を行った。

3.1 belagによるトライボケミカル摩耗の抑制

まず、付着物の形成過程について考察する。最初に被削材と接触する切れ刃には鋼中に含まれる酸化物系や硫化物系の介在物の堆積、および鋼中成分のVが酸化することでV系酸化物の形成が起こる。次に、この一部が被削材との摩擦によって逃げ面側に流動する。ただし、逃げ面は被削材と高い圧力で接触しつつ摩擦を受けるため、付着と押し流される状態が繰り返され、図6に示すような付着物の状態が形成されると考えられる。また、押し流された付着物は、逃げ面と被削材が離れる場所、つまり摩耗部と未摩耗部の境界に堆積し、図6のAdd-Ca旋削工具に示すような摩耗部と未摩耗部の境界にCaの濃化部が形成されると考えられる。

これまでの研究で言われていたようなすくい面とは異なり、逃げ面では工具を覆うようなbelagが観察されなかったことから、付着物が逃げ面を流動する過程でトライボケミカル摩耗を抑制していた可能性が考えられる。ちなみに、belagによるトライボケミカル摩耗の抑制は、Ca以外のAl, Si, V系の酸化物においても類似の効果が報告されている^{4), 5)}。つまり、Al, Si, V系の付着物が認められたNon-Ca旋削工具でもトライボケミカル摩耗が抑制されていたと考えられる。

3.2 サーメット工具組織中のバインダ相劣化防止による硬質粒子の欠落抑制

Add-Ca旋削工具のEDXマッピング(図9)では、Caが濃化した部分が認められ、これがサーメット工具のバインダ相部分と一致しているように見える(図9中の赤丸)。ところで、付着する非金属介在物の種類によるバインダ相中成分の拡散状態に着目し、CaOを含む酸化物が付着した場合には、Coの拡散を抑制したり、MnSが付着した場合には、NiがMn, Sと低融点の固溶体を形成することからNiが拡散するという考えが提唱されている⁶⁾。そこで、図10に示す旋削工具逃げ面の表層部断面におけるバインダ相に相当する各点(黄丸の位置)においてEDXにて成分分析を行い、分析箇所から工具表面までの距離を画像上で測定し、バインダ相中のNi, Coと工具表面からの距離をプロットしたものを図11, 図12に示す。Add-Ca旋削工具はNon-Ca旋削工具に比べ逃げ面表層付近ではバインダ相中のNiおよびCoの濃度低下が抑制されており、いっぽう内部ではNon-Ca旋削工具とAdd-Ca旋削工具のバインダ相中のNiおよびCoの濃度は漸近する様子が認められる。

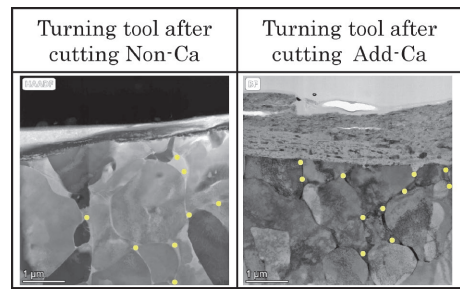


図10 旋削工具逃げ面の表層部断面におけるバインダ相の分析位置
Fig.10 Analysis locations of the binder phase in the cross section of the surface layer on the flank face of the turning tool

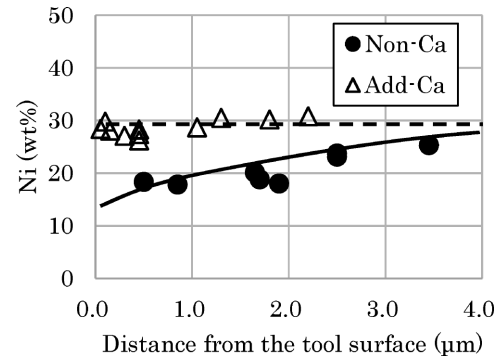


図11 旋削工具逃げ面のバインダ相中Ni量分析結果
Fig.11 Analysis results of Ni content in the binder phase on the flank face of a turning tool

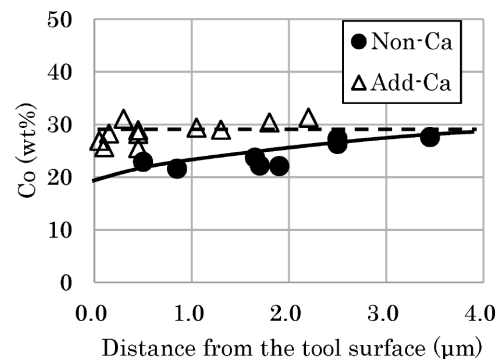


図12 旋削工具逃げ面のバインダ相中Co量分析結果
Fig.12 Analysis results of Co content in the binder phase on the flank face of a turning tool

これらの結果より、図13に示すような工具摩耗を抑制する要因を推定した。まずNon-Ca旋削工具では、バインダ相中成分が拡散し硬質粒子を保持する力が弱まり、被削材との摩擦の過程で硬質粒子が欠落する。図7のNon-Ca旋削工具で認められたサブミクロン~数μmの凹みは、硬質粒子が欠落した痕跡の可能性が考えられる。いっぽうAdd-Ca旋削工具ではバインダ相中成分の拡散が抑制されることで硬質粒子を保持する力は弱まらず、従って被削材との摩擦過程での硬質粒子の欠落が抑制されたと考えられる。

3.3 Caによる旋削工具摩耗の抑制メカニズム

今回の調査では、工具摩耗抑制の要因として以下の2点が考えられる。

- ①旋削工具刃先の切れ刃位置に堆積した酸化物および硫化物の一部が逃げ面側に流動し、その過程において逃げ面にbelagとして付着しトライボケミカル摩耗を抑

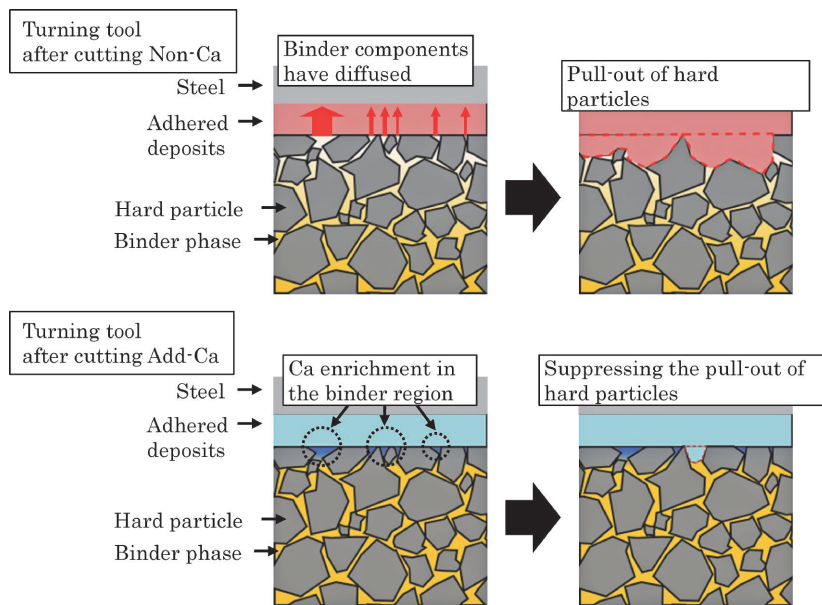


図13 バインダ相中成分の拡散防止による硬質粒子の欠落抑制メカニズム
 Fig.13 Mechanism for suppressing hard particle pull-out by preventing diffusion of components in the binder phase

制。

②バインダ相部分に付着したCa系酸化物がバインダ相中成分の拡散を防止し、バインダ相の劣化を抑制することで、硬質粒子の欠落を抑制。

Non-Ca旋削工具とAdd-Ca旋削工具では付着物の組成に差異があり、これによるトライボケミカル摩耗の抑制力に違いが生じAdd-Ca旋削工具はNon-Ca旋削工具に対して工具摩耗が抑制されていた可能性も想定される。しかし、バインダ相中成分の拡散防止はAdd-Ca旋削工具にしか認められなかったことから、Add-Ca旋削工具は①②の効果が重畳してNon-Ca旋削工具よりも逃げ面の工具摩耗が抑制されていたと考えられる。

むすび=当社で開発した強度と被削性を両立したかち割りコンロッド用鋼では、高強度化に伴う被削性の悪化を抑制するためにCa量を制御している。このCaによる被削性悪化の抑制メカニズムを解明することを目的に、旋削工具刃先の状態や付着物に着目して考察を行った。

その結果、①旋削加工中に付着物が逃げ面側に流動し、その過程においてトライボケミカル摩耗を抑制、②バインダ相部分に付着したCa系酸化物がバインダ相中成分の拡散を防止し、バインダ相の劣化を抑制することで、硬質粒子の欠落を抑制、の二つの要因を明らかにした。そして、これらの効果が重畳して工具摩耗が抑制されている可能性を突き止めた。本かち割りコンロッド用鋼は、熱間鍛造用非調質鋼で世界最高レベルの強度と被削性を両立した鋼材であり、コンロッドを小型・軽量化しエンジンの高効率化に寄与することで、自動車のCO₂排出量の削減が期待される。

参考文献

- 1) 家口 浩. 熱処理. 2001, 41巻, 4号, p.190-195.
- 2) 古屋 論ほか. 2004年度精密工学会春季大会学術講演会講演論文集. 2004-3-16/18, 精密工学会, 2004, p.615-616.
- 3) 家口 浩. 第188・189回西山記念技術講座「特殊鋼棒線の最新の進歩」. 2006-6-1/15, 日本鉄鋼協会, 2006, p.191-205.
- 4) 白神哲夫. ふえらむ. 2020, Vol.25, No.6, p.18-23.
- 5) 福元志保ほか. 鉄と鋼. 2022, Vol.108, No.7, p.417-423.
- 6) 鳴瀧則彦ほか. 精密機械. 1982, 48巻, 4号, p.463-468.

(技術資料)

軽量化とCO₂削減に貢献する薄板超ハイテン製品

福本幸司*1・内藤純也*1(博士(工学))・白木厚寛*2・二村裕一*2(工学博士)・小林 学*3・吉野初美*4

Ultra-High Tensile Steel Sheets Contributing to Lightweighting and CO₂ Emission Reduction

Koji FUKUMOTO・Dr. Junya NAITO・Atsuhiko SHIRAKI・Dr. Yuichi FUTAMURA・Manabu KOBAYASHI・Hatsumi YOSHINO

要旨

地球環境保護の観点で温室効果ガス（GHG：Green House Gas）排出量削減を目的とした自動車の燃費規制が各国で強化されている。自動車の燃費向上には車体軽量化が有効であるが、同時に衝突安全基準対応への要求も高まっており、より超高強度を有する鋼板や部品適用ニーズが高まっている。本稿では、変形抑制部向け冷延1,470 MPa級マルテンサイト鋼板およびエネルギー吸収部材向け合金化溶融亜鉛めっき（GA）980 MPa級鋼板の特徴について紹介する。そして、これら超ハイテン材適用時の車体軽量化はライフサイクルにおけるGHG排出量削減に大きく寄与することを明らかにした。

Abstract

From the perspective of global environmental protection, countries around the world are tightening automobile fuel economy regulations with the aim of reducing greenhouse gas (GHG) emissions. While reducing vehicle body weight is an effective means of improving fuel economy, stricter collision safety standards are also driving increased demand for ultra-high strength steel sheets and components. This paper introduces the features of a cold-rolled 1,470 MPa-class martensite steel sheet for deformation suppression areas and an alloyed hot-dip galvanized (GA) 980 MPa-class steel sheet for energy-absorbing components. It has been demonstrated that vehicle body lightweighting achieved through the application of these ultra-high tensile steel materials contributes significantly to GHG emission reductions over the vehicle's entire lifecycle.

検索用キーワード

超ハイテン材, 自動車軽量化, 衝突安全, CO₂削減, LCA

ま え が き = 地球環境保護の観点で温室効果ガス（Green House Gas：以下、GHGという。）排出量削減を目的とした自動車の燃費規制が各国で強化されている。自動車の燃費向上には車体軽量化が有効であるが、同時に衝突安全基準対応への要求も高まっており、一般的に超ハイテン材と呼ばれる引張強さ780 MPa以上の高強度鋼板やその部品適用ニーズが高まっている。本稿では、自動車部品の高強度かつ軽量化に貢献する薄板超ハイテン材の特徴について紹介する。そして、超ハイテン材適用時の車体軽量化効果とライフサイクルにおけるGHG排出量削減効果について報告する。

1. 特徴ある薄板超ハイテン材の製品紹介

現在、自動車車体の軽量化に向けた種々の超ハイテン材の適用および開発が進んでおり、その機械的特性を図1に示す。従来から適用されているフェライトとマルテンサイトからなる複合組織（Dual Phase：以下、DPという。）鋼板からさらに高強度化や高延性化などの特性を向上させた超ハイテン材の開発が進んでいる。その中でも、車体骨格では、自動車衝突時に①乗員の生存空間確保のため、変形抑制が必要なキャビン周辺部位、および②衝突時のエネルギーを吸収する車体前後部位があり、それぞれ必要性能を考慮し、当社ではそれぞれに

適した超ハイテン材の開発を行っている。以下、代表的な超ハイテン材について紹介する。

1.1 変形抑制部向け冷延1,470 MPa級マルテンサイト鋼板

キャビン周辺など変形抑制部位では、適用材料の高強度化の要望が強く、当社は急速冷却可能な水焼入れ設備を活用した焼入れ・焼戻しを施すことにより、マイクロ組織を硬質なマルテンサイト単一組織（図2）として、1,300 MPa以上の超ハイテン材の製造を実現している。代表例として1,470 MPa級マルテンサイト鋼板の機械特

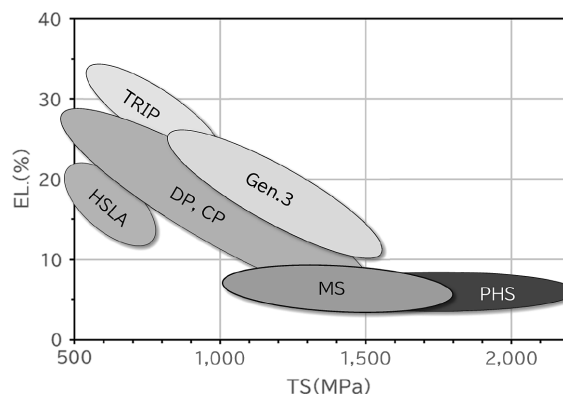


図1 ハイテン材, 超ハイテン材の機械的特性

Fig.1 Mechanical properties of high tensile and ultra-high tensile steel

*1 技術開発本部 ソリューション技術センター *2 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 鋼板開発部

*3 技術開発本部 ソリューション技術センター (現 コベルコビジネスパートナーズ株 産業情報部) *4 コベルコビジネスパートナーズ株式会社 産業情報部

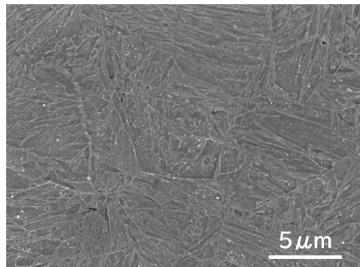


図2 代表組織写真 (1,470 MPa級MS鋼板)

Fig.2 Typical microstructure (1,470 MPa grade martensitic steel sheet)

表1 機械的特性の代表値 (1,470 MPa級MS鋼板)

Table 1 Typical mechanical properties (1,470 MPa grade martensitic steel sheet)

YS (MPa)	TS (MPa)	EL. (%)
1,367	1,528	7

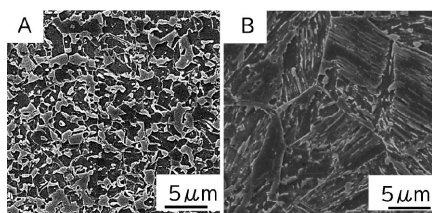


図3 代表組織写真 A) Dual phase鋼, B) 開発鋼

Fig.3 Typical microstructures of A) dual phase steel, B) developed steel

性値を表1に示す。当該鋼種の特長としては、焼入れ性向上元素の添加を必要最小限に抑えているため、遅れ破壊性や溶接性に優れること、軟質組織を含まないため高YSを実現しており、その結果、部品の衝突変形時の荷重を高くでき、衝突性能に有利であることが挙げられる。バンパーを始め、AピラーやBピラーなどのキャビン周辺の骨格部品に適用されており、とくにバンパーやクロスメンバー用途では、さらに高強度な1,700 MPa級マルテンサイト鋼板の開発も行っている¹⁾。

1.2 エネルギー吸収部材向け980 MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板²⁾

防錆必要部位では、合金化溶融亜鉛めっき（以下、GAという。）鋼板の高強度化による薄肉軽量化が加速している。なかでも、衝突時に変形してエネルギーを吸収する車体前後の部材などに適した材料の開発も行っている。超ハイテン材のGA鋼板としてDP鋼板が一般的であるが、衝突変形の際、両組織間の硬度差が大きくなり、その境界では応力集中によりき裂が発生しやすくなり、エネルギー吸収能は低下する。当社では、軟質なフェライトを含まず硬度差を無くした均一組織化（図3）により、局所変形能とともに、エネルギー吸収能を高めた鋼板（以下、開発鋼板という。）を開発している。開発鋼板と従来鋼板の比較のため、表2に示す機械的特性の供試材を用い、落錘（らくすい）試験を実施した。図4に試験体の断面形状、軸圧壊変形時のエネルギー-変位曲線、および試験後の概観を示す。従来のDP鋼板に比べ、開発鋼板では初期の吸収エネルギーは同等であるが、その後、破断せずに変形するためエネルギー吸収能が高

表2 供試材の機械的特性 (980 MPa級GA鋼板)

Table 2 Mechanical properties of test steels (GA 980 MPa grade steel sheet)

Steel	Thickness (mm)	YP/YS (MPa)	TS (MPa)	EL. (%)	λ (%)
Conventional	1.6	659	1,059	15	17
Developed	1.6	882	1,004	14	86

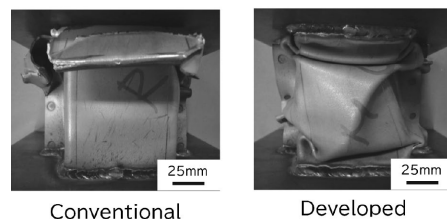
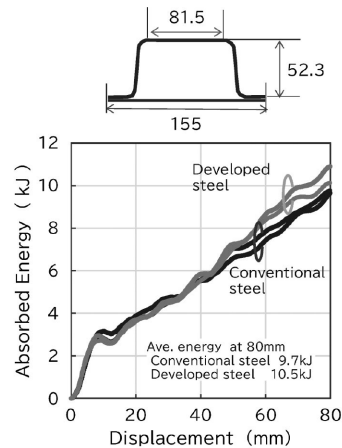


図4 軸圧壊における吸収エネルギー-変位曲線と試験後の外観
Fig.4 Absorbed energy-displacement curves and appearances in axial crush

く、80 mm変位では顕著な差が生じることがわかる。今後、フロントサイドメンバーやリアサイドメンバー等への適用が期待できる。

2. 超ハイテン材適用による軽量効果の試算

当社で独自設計したBEV（Battery Electric Vehicle）車体モデルを用いて、鋼材の高強度化による軽量効果を試算した事例によると、引張強度590 MPa級のハイテン材を約40%、引張強度780 MPa以上の超ハイテン材を約12.5%適用したベースモデルから、引張強度780 MPa以上の超ハイテン材の比率を38.3%とすることで、12%の軽量効果が得られている³⁾。図5に車体諸元とベースモデル、12%軽量化したケースの材料構成を示す。この試算を行った2018年当時から、引張強度1,470 MPa級の冷間プレス用超ハイテン材が実用化されるなど、鋼材の高強度化およびプレス成形技術などの超ハイテン材の利用技術開発はさらに進展しており^{4), 5)}、超ハイテン材適用によりさらなる軽量効果が期待できる。そこで、本稿では自動車軽量化で得られるGHG排出量削減効果について、ライフサイクルの観点で試算した結果を3章で述べる。

3. ライフサイクルを考慮したGHG排出量削減効果

BEV車体モデルを対象に内藤ら³⁾の試算結果の12%

Dimensions & weight (Base model) SUV (E segment)	
Length (mm)	4,826
Width (mm)	1,885
Wheelbase (mm)	2,785
Height (mm)	1,710
Curb weight (kg)	2,150
Weight of BIW (kg)	456.4
Number of parts	243

※excluding hood, fenders and doors



Material constitution		Rate (%)
< TS590MPa Steel		41.4
≥ TS590MPa Steel		40.7
≥ TS780MPa Steel		12.5
Hot Stamping Steel		4.5
Aluminum Extrusion		0.8

Base model

Material constitution		Rate (%)
< TS590MPa Steel		24.1
≥ TS590MPa Steel		32.9
≥ TS780MPa Steel		38.3
Hot Stamping Steel		3.8
Aluminum Extrusion		0.9

12% lightweight model

図5 車体の主要諸元および材料構成

Fig.5 Body in white, main specifications and material constitution of base vehicle

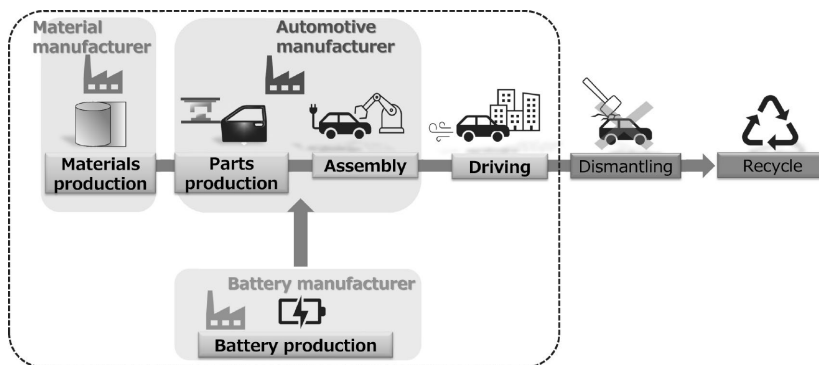


図6 自動車のライフサイクルにおける評価範囲

Fig.6 Scope of assessment during the life cycle of a vehicle

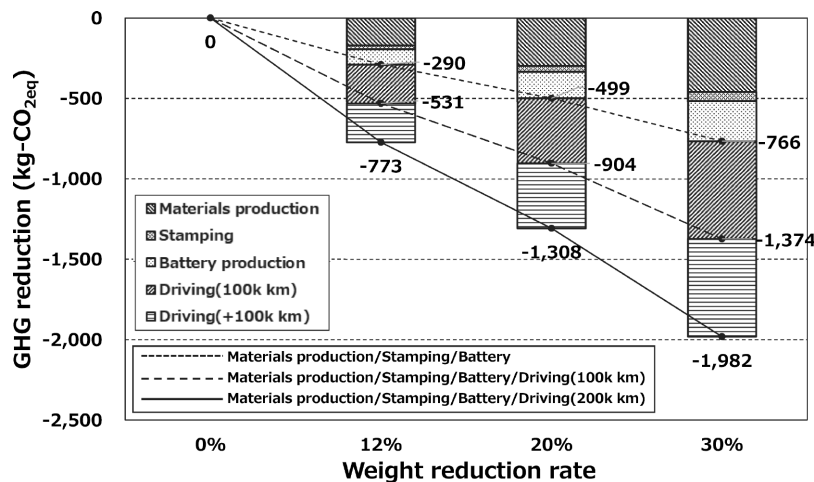


図7 軽量化率とGHG排出量削減効果の関係

Fig.7 Relationship between weight reduction rate and GHG reduction

の軽量化効果に加えて、20%、30%軽量化できたときのライフサイクルにおけるGHG排出量削減効果を試算した。

3.1 ライフサイクルのGHG排出量評価の対象

自動車のライフサイクルにおけるGHG排出量の評価範囲を図6に示す⁶⁾。「材料製造」、「部品製造」、「車体製造」、「電池製造」、「走行」までを考慮し、これらはいずれも日本国内を想定した。ただし、「車体製造」では鋼材の低強度材から高強度材への材料変更による影響は非常に小さく、GHG排出量に差が無いものと仮定した。

3.2 各フェーズにおけるGHG排出量の評価手法^{7), 8)}

材料製造および部品製造時のGHG排出量はLCIデー

タベース AIST-IDEA v3.5.1 (国立研究開発法人 産業技術総合研究所) を、電池製造時のGHG排出量は World Auto Steel/UCSB Automotive Energy & GHG Model (以下、UCSB Model という。) Version 5.1 を用いて算出した。このとき、車両の航続可能距離を一定とし、車体の軽量化効果は電池容量削減に寄与すると仮定した。そして、走行時のGHG排出量はUCSB Modelを走行部分にのみ適用し、10万kmおよび20万km走行したときのGHG排出量を算出した。

3.3 ライフサイクルにおけるGHG排出量評価結果

軽量化率に対するライフサイクルでのGHG排出量削減効果を図7に示す。グラフの縦軸は現行条件から超

ハイテン材適用に伴う各工程におけるGHG排出量の差分を示す。これより、軽量化率が大きくなるほど各フェーズのGHG排出削減効果は大きくなる。このことから、ライフサイクルでのGHG排出量削減には車体軽量化が非常に有効であることがわかる。

むすび = 自動車の軽量かつ高強度ニーズに対応するため、当社冷延1,470 MPa級マルテンサイト鋼板およびGA980 MPa級鋼板の組織制御の考え方と機械的特性について紹介した。そして、超ハイテン材適用による車体軽量化はライフサイクルにおけるGHG排出量削減に非常に有効であることを明らかにした。

このように当社は自動車車体のさらなる高強度化や環

境負荷低減のニーズに応えるべく、材料開発およびその利用技術開発を進めていく所存である。

参 考 文 献

- 1) 白木厚寛ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.73, No.2, p.64-68.
- 2) 中屋道治ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.25-28.
- 3) 内藤純也ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.60-64.
- 4) 山本兼司ほか. R&D神戸製鋼技報. 2019, Vol.69, No.1, p.39-44.
- 5) 林田康宏ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.73, No.2, p.83-87.
- 6) 加嶋寛子ほか. 自動車技術会 2024年春季大会学術講演会予稿集(春). 公益社団法人自動車技術会. 講演番号293.
- 7) 大久保安剛ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.73, No.2, p.100-105.
- 8) 江崎澄代ほか. 自動車部品の材料選択・構造設計への環境負荷評価の適用. 第18回日本LCA学会研究発表会 要旨. 2023年3月, No.2-B3-02.

(技術資料)

9%Ni鋼板への大入熱溶接適用に向けた検討

川野晴弥*¹・橋本直樹*¹

Investigating the Application of High-Heat Input Welding of 9% Ni Steel Plates

Haruya KAWANO・Naoki HASHIMOTO

要旨

脱炭素社会の実現に向け、代替燃料として需要が増加する液化天然ガス（LNG）の貯蔵用タンクには9%Ni鋼が使用されているが、今後数多くの燃料タンクが必要とされる中、その溶接施工効率向上は喫緊の課題である。そこで、船用燃料タンクの立向溶接施工にエレクトロスラグ溶接を適用した際の溶接熱影響部（HAZ）のじん性改善に向けた課題を抽出し、その改善策を検討した結果、母材へのMo添加およびSi低減が有効であることを見出した。これにより、母材強度・じん性はもとより、大入熱溶接後でも優れたHAZじん性を有する9%Ni鋼の商品化につながる知見を得ることができた。

Abstract

Driven by the global shift toward a decarbonized society, demand for Liquefied Natural Gas (LNG) as an alternative fuel is surging, making 9% Ni steel a critical material for storage tanks. Given the projected need for production of a large number of fuel tanks, enhancing welding productivity is becoming a matter of urgency. This study investigates the challenges of improving Heat-Affected Zone (HAZ) toughness when applying electro slag welding to vertical joints in marine fuel tanks. Our research demonstrates that optimizing the base metal, specifically by adding Mo and reducing Si, is an effective means of improving toughness. These findings offer a path toward the commercialization of 9% Ni steel that maintains exceptional strength and HAZ toughness even under high-heat input conditions.

検索用キーワード

9%Ni鋼, LNGタンク, エレクトロスラグ溶接, 溶接熱影響部

ま え が き = 脱炭素社会の実現に向けてエネルギー転換が進む中、移行燃料として、重油に比べCO₂および環境汚染物質の排出が少ない天然ガスの需要が増加している¹⁾。

天然ガスは-162℃で液化した状態で貯蔵されるため、液化天然ガス（以下、LNGという。）のタンクには極低温じん性と高強度を両立できる9%Ni鋼が適用されている。LNGタンクの突き合わせ溶接部には母材と同等の極低温じん性が求められるため、従来は入熱を抑えた多パス溶接施工が実施されてきたが、今後LNG燃料の需要増加に伴いタンクの需要も増加すると想定される中において、タンクの建造工程を律速する溶接施工の効率化は大きな課題である。

これに対し、主に建設分野での施工効率化に貢献しているエレクトロスラグ溶接（以下、ESW: Electroslag weldingという。）の9%Ni鋼溶接への適用が検討され始めており、すでに溶接手法や溶接材料の開発が進んでいる^{2), 3)}。

そこで今回、船用LNG燃料タンクの立向溶接へのESW適用により大きな溶接熱影響を受ける母材側の極低温じん性に関し、課題抽出と改善に向けた検討を行った。

1. 大入熱溶接適用における9%Ni鋼の課題

9%Ni鋼に大入熱溶接を適用する際の課題を明らかにするために、既存の9%Ni鋼板を用いて立向1パスESW継手を作製し、溶接熱影響部（以下、HAZ: Heat affected zoneという。）における試験温度-196℃でのシャルピー衝撃試験を実施した。供試した9%Ni鋼板の成分を表1に示す。溶接入熱量を2水準に変化させたESW継手と従来の低入熱溶接継手のHAZじん性を比較したところ、入熱量増加に伴いHAZの広い範囲でじん性の低下が見られた（図1）。Fusion Line（以下、FLという。）付近では入熱量36.0 kJ/mmにおいて、FLから離れた位置では22.2 kJ/mmでも大幅な低下が見られた。

じん性低下の要因を明らかにするため、じん性が低位であったHAZの破壊形態およびマイクロ組織を調査した結果、FL付近は溶融温度近傍まで加熱されることにより、粗粒HAZ（以下、CGHAZ: Course Grained HAZという。）と呼ばれる粗大な組織が形成される領域であり、

表1 既存9%Ni鋼の化学成分
Table 1 Chemical composition of conventional 9% Ni steel

Chemical composition (wt.%)					
C	Si	Mn	P	S	Ni
0.05	0.22	0.67	0.002	0.001	9.16

*¹ 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 鋼板開発部

その破面には粒界破壊が生じていた(図2)。粒界破壊はPの偏析による粒界のぜい化が主な要因であることが知られているが、入熱量増加による組織粗大化に伴い粒界面積が減少したことで単位面積あたりのP偏析濃度が上昇したこと、また、冷却速度の低下によりぜい化温度域での滞留時間が増加しPの偏析量が増加したことが原因と考えられる。

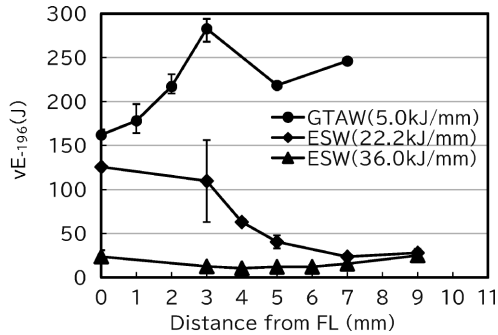


図1 既存9%Ni鋼の溶接継手じん性

Fig.1 Toughness of welded joints in conventional 9% Ni steel

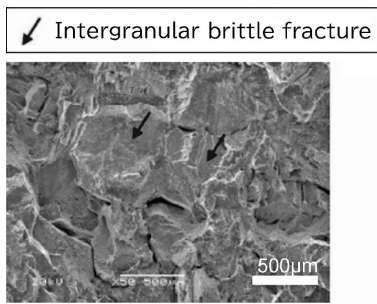


図2 CGHAZのシャルピー破面

Fig.2 Fracture surface of Charpy specimen of CGHAZ

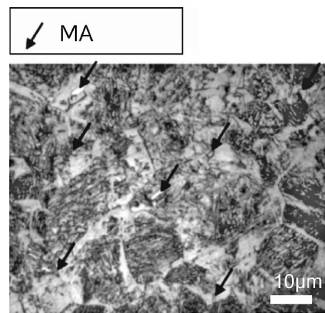


図3 ICHAZのマイクロ組織

Fig.3 Microstructure of ICHAZ

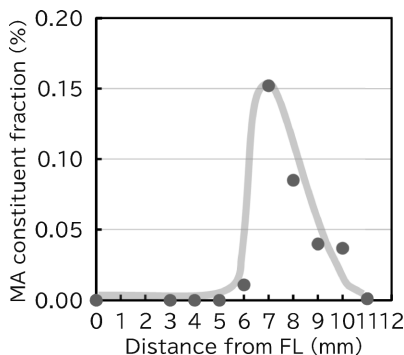


図4 HAZ位置とMA生成量

Fig.4 Amount of MA constituent in HAZ

いっぽう、FLから離れた位置は二相域HAZ(以下、ICHAZ: Intercritical HAZという。)と呼ばれるフェライト(α)とオーステナイト(γ)の二相域に再加熱される領域であり、そのマイクロ組織にはぜい性破壊の起点になることで鋼材のじん性を劣化させる島状マルテンサイトと呼ばれるMA(Martensite-Austenite constituent)の生成が見られた(図3)。 $\alpha + \gamma$ 二相域に加熱されるICHAZでは部分的に逆変態した γ にCが濃縮することにより γ が安定化するため、冷却後にMAとして残存しやすくなる。入熱量が増加すると逆変態温度域での滞留時間の増加に加え、冷却速度の低下によるC濃縮量増加がMA生成を促進すると考えられる。図4にHAZの各位置に対するMA生成量を示す。MA生成位置がじん性劣化位置とおおむね一致していることから、MA生成がICHAZでのじん性劣化の主な要因と考えられる。

2. 大入熱溶接継手のHAZじん性における成分影響

2.1 CGHAZでの影響

じん性劣化の主要因と考えられるPの偏析を低減し、粒界ぜい化を抑制できる元素を第一原理計算⁴⁾に基づいて検討した。図5に、粒界における各元素とPとの相互作用エネルギーを示す。相互作用エネルギーが負となる元素はPと斥力作用が働くことを示しており、その作用が大きいMoの添加がPの粒界偏析抑制に有効であると推定できる。図6にCGHAZ相当の再現熱サイクルを与えた鋼材のシャルピー衝撃試験におけるMo添加量と

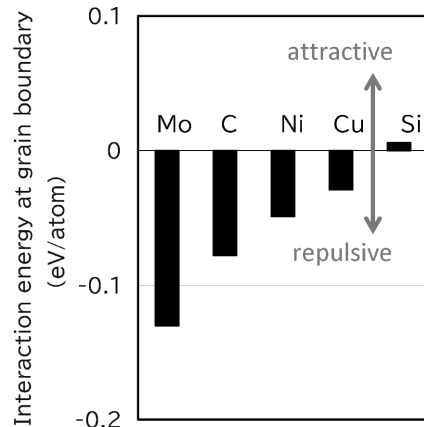


図5 各元素とPとの相互作用エネルギー

Fig.5 Interaction energy between each element and P

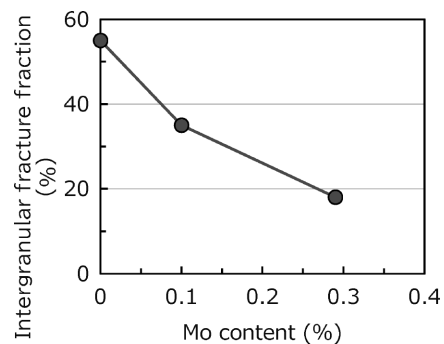


図6 Mo添加による粒界ぜい化抑制

Fig.6 Effect of Mo on grain boundary embrittlement resistance

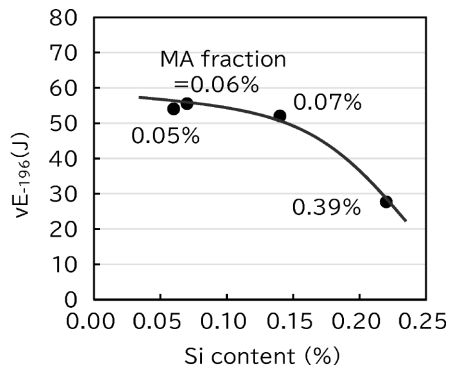


図7 Si添加量とHAZじん性およびMA面積分率の関係 (ICHAZ相当の再現熱サイクル付与)

Fig.7 Effect of Si addition on toughness and MA fraction (simulated ICHAZ)

粒界破面発生率の関係を示す。Mo添加により粒界ぜい化が抑制されることが確認できた。

2.2 ICHAZでの影響

セメントイト析出を抑制するSiは、ICHAZにおいて冷却時に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制しMA生成を促進するため、添加量を低減することでMA生成を抑制できると考えられる。図7に、Si添加量を変化させてICHAZ相当の再現熱サイクルを与えた鋼材のMA生成量とじん性を示す。Si量低減に伴いMA生成量が低減することによりHAZじん性が改善することが確認できた。

3. 大入熱溶接継手のHAZじん性改善結果

前章の検討を反映してMoを添加、Siを低減した表2に示す成分の9%Ni鋼を試作した結果、母材強度・じん性が目標とする日本海事協会(NK)規格KL9N60を満足したことを確認した(表3)。図8に、一例として板厚30mmの突き合わせ溶接を1パスで施工できるよう溶接条件を適正化した立向ESW継手のHAZじん性を示す。FL付近およびFLから離れた位置まで母材の目標値を十分に超える良好なじん性が確認できた。

表2 試作鋼の化学成分の一例

Table 2 Example of chemical composition of prototype steel

Chemical composition (wt.%)						
C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
0.05	0.05	0.65	0.002	0.001	9.26	add.

表3 試作鋼の母材特性

Table 3 Mechanical properties of prototype steel plate

Thick. (mm)	Heat treatment	Tensile property			Charpy impact property	
		YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	vE-196(J)	
30	QT	702	735	21	220, 197, 205	207
KL9N60 Spec.		590 \leq	690-790	15 \leq	19 \leq	27 \leq

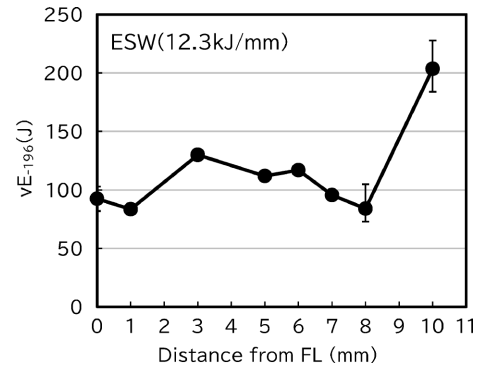


図8 試作鋼のESW継手じん性

Fig.8 Toughness of ESW welded joint in prototype steel

むすび = 9%Ni鋼を使用したLNG燃料タンク建造の施工効率改善に資する大入熱溶接(立向1パスESW)の適用に向け、最適な化学成分を検討した。その結果、Mo添加およびSi低減により優れた極低温じん性が実現できることを確認した。今後は、実物件への適用に向けて構造安全性の検証などを進め、高効率施工の実現のため尽力していく。

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, 40p.
- 2) 北川良彦. 溶接学会誌, 2022, Vol.91, No.4, p.233-237.
- 3) 本田幸也ほか. 溶接学会2025年度秋季全国大会講演概要. 2025-9-24/26, 溶接学会, 2025, Vol.117, p.130-131.
- 4) 森田晋也. R&D神戸製鋼技報. 2021, Vol.71, No.1, p.3-7.

(技術資料)

液化CO₂輸送タンク向け溶接材料

菊地和幸*¹・徐 培尔*¹・加納 寛*¹・伊藤孝矩*²(博士(工学))・高嶋康人*²(博士(工学))・名古秀徳*³(博士(工学))

Welding Consumables for Liquefied CO₂ Carrier Tanks

Kazuyuki KIKUCHI・Baini JO・Satoru KANO・Dr. Takanori ITO・Dr. Yasuhito TAKASHIMA・Dr. Hidenori NAKO

要旨

液化CO₂輸送タンクに適した溶接材料開発が求められている。本研究では、低温・低圧仕様向けに、-55℃環境下でじん性を確保し、耐力390 MPa以上を満たす材料を開発した。Ni添加と組織微細化により限界CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 0.15 mm以上を達成し、将来の大型化に備え、耐力500 MPa級材料も検討した。また、中温・中圧仕様向けには、PWHT (Post Weld Heat Treatment) 後に耐力690 MPa以上、-35℃での良好なCTOD性能を有するTRUSTARC™ LB-80LSRを開発した。

Abstract

There is a need for the development of welding consumables suitable for liquefied CO₂ carrier tanks. In this study, welding consumables have been developed for low-temperature/low-pressure service that ensure sufficient toughness at -55℃ and achieve a proof strength of 390 MPa or higher. By adding Ni and refining the microstructure, a critical crack tip opening displacement (CTOD) of 0.15 mm or greater has been obtained. Materials with a proof strength of around 500 MPa have also been examined for future upsizing. For medium-temperature/medium-pressure service, TRUSTARC™ LB-80LSR has been developed, providing a proof strength of 690 MPa or higher after post weld heat treatment (PWHT) and excellent CTOD performance at -35℃.

検索用キーワード

液化CO₂, PWHT, 510 MPa級, 610 MPa級, 780 MPa級, じん性, 溶接金属, 固溶軟化, 被覆アーク溶接棒, フラックス入りワイヤ, サブマージアーク溶接

まえばき = 火力発電所や製鉄所から排出される二酸化炭素 (CO₂) を回収し、貯留または有効活用する技術として CCS (Carbon dioxide Capture and Storage) または CCUS (Carbon dioxide Capture, Utilization and Storage) が注目されている。回収したCO₂の輸送方法として、大規模輸送が可能な海上輸送が検討されており、CO₂を液化して輸送すればコスト面で有利との報告がある¹⁾。図1に示すように、CO₂の特性上、液体状態を保つには

温度を-55~-20℃程度、圧力を1.0弱~2.0 MPaの範囲にすることが必要であり、その環境に適した材料が必要となる^{2), 3)}。液化CO₂輸送タンク的设计として、欧州のCCSプロジェクトであるNorthern Lightsプロジェクトでは、中温・中圧仕様を採用されている。タンク設計として、約2.0 MPaの中圧設計であり、タンク容量約7,500 m³/隻で建造されているが、輸送効率向上のため大型化検討も進められている^{4), 5)}。また、タンクの大型化検討に伴い、圧力を0.7~1.0 MPa程度へ下げた低温・低圧仕様のタンクの検討も国内外で進められており、設計圧力・温度の異なるタンクに好適な溶接材料の要望が高まっている。

本稿では、液化CO₂輸送タンク的设计を鑑みて、開発が完了した低温・低圧仕様および中温・中圧仕様の溶接材料について紹介する。溶接材料の種別は、被覆アーク溶接棒 (以下、SMAWという)、フラックス入りワイヤ (以下、FCWという) およびサブマージアーク溶接 (以下、SAWという) 材料を対象とした。

1. 低温・低圧仕様液化CO₂輸送タンク向け溶接材料

溶接材料の設計として、0.7~1.0 MPa圧力条件下でCO₂の液相が存在しうる-55℃付近において27 J以上のじん性を有すること、強度クラスは耐力390 MPa以上を有

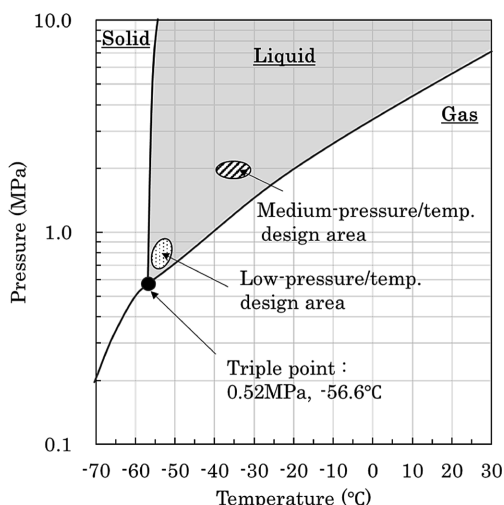


図1 CO₂状態図および液化CO₂輸送タンク設計一例
Fig.1 CO₂ phase diagram and an example of tank design for liquefied CO₂ tank

*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 *³ 技術開発本部 応用物理研究所

することを目標とした。また、タンクの安全性の観点から破壊じん性の指標として、限界CTOD (Crack Tip Opening Displacement) も考慮した。限界CTODは、DNV 発刊の船級規格 DNV-OS-C401 に記載のある 0.15 mm 以上を目標とした⁶⁾。

いっぽう、球形タンクや圧力容器などの建造においては、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。日本海事協会発刊の鋼船規則 N 編 6.4 項によると、最大板厚が 40 mm 超え 50 mm 以下の鋼材を独立型タンクタイプ C およびプロセス用圧力容器に適用する場合は PWHT を実施しなければならないと記載されている⁷⁾。そこで、溶接材料の設計指針においても PWHT を考慮した。

1.1 溶着金属性能

1.1.1 実験方法

各施工法における溶接材料に対して、種々の合金成分を調整することで、強度と低温じん性を両立する溶着金属化学成分の抽出を試みた。試作対象とした溶着金属の化学成分範囲を表 1、溶着金属の作製に用いた溶接条件を表 2 に示す。SMAW は板厚 20 mm、開先角度 20°、ルート間隔 16 mm の試験板を用い、直流 (DCEP) にて多層溶接し、溶着金属を作製した。また、FCW は同

板厚、開先角度 45°、ルート間隔 13 mm の試験板を用い、シールドガス CO₂ にて多層溶接し、溶着金属を作製した。SAW は板厚 25 mm、開先角度 30°、ルート間隔 13 mm の試験板を用い、直流にて多層溶接し、溶着金属を作製した。

各溶接材料における溶着金属溶接時の入熱は、SMAW が約 2.1 kJ/mm、FCW が約 1.6 kJ/mm、SAW が約 2.3 kJ/mm である。SMAW では、予熱、パス間温度を 95~105°C、FCW では、予熱 100~110°C、パス間温度を 140~160°C、SAW では予熱、パス間温度を 140~160°C とした。PWHT 条件は、溶接のまま (As-welded) および 580°C で 2 時間保持した 2 条件で試験を実施した。

各溶着金属の中央部から AWS (American Welding Society) 規格に準じて引張試験片とシャルピー衝撃試験片を作製し、引張性能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。) を用いて溶着金属のミクロ組織を観察し、低温におけるじん性を低下させる粗大組織の有無を確認した。

1.1.2 溶着金属のミクロ組織観察および機械的性質

開発した各溶接材料の溶着金属ミクロ組織の一例を図 2 に示す。いずれの開発材においても粗大組織 (粗大な粒界フェライト) は確認されず、微細なアシキュラーフェライト主体の組織であった。一般的に溶接金属のじん

表 1 溶着金属の化学成分範囲
Table 1 Chemical composition range of deposited metal

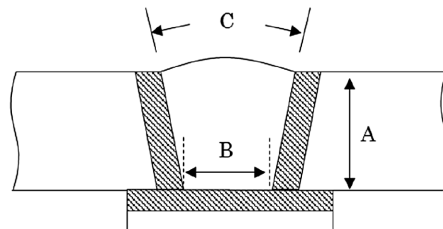
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Others
0.03 - 0.08	0.1 - 0.4	0.7 - 1.5	1.0 - 4.0	Max. 0.3	Max. 0.4	Ti, B

Unit: mass%

表 2 溶着金属における溶接条件
Table 2 Welding condition for deposited metal

Welding consumables	SMAW	FCW	SAW
Base metal (thickness: 20, 25 mm)	JIS G 3106 SM490A (Buttered by each welding consumables)		
Welding position	Flat (1G)		
Current and polarity	DCEP		
Welding current	160 A	280 A	525 A
Arc voltage	24 V	30 V	30 V
Heat input	2.1 kJ/mm	1.6 kJ/mm	2.3 kJ/mm
Preheating temperature	95~105°C	100~110°C	140~160°C
Interpass temperature	95~105°C	140~160°C	140~160°C
PWHT condition	As-welded, 580°C × 2 h		

Groove configuration



[Thickness, Root gap, Groove angle]
SMAW: A=20mm, B=16mm, C=20°
FCW: A=20mm, B=13mm, C=45°
SAW: A=25mm, B=13mm, C=30°

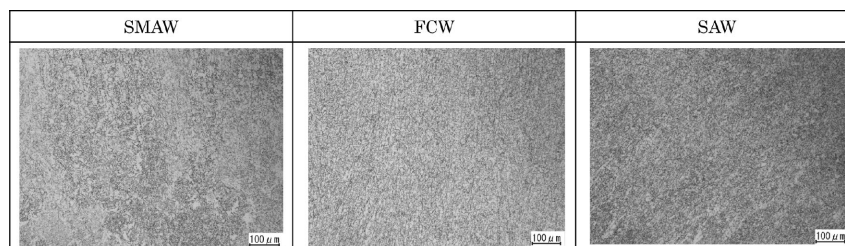


図 2 溶着金属のミクロ組織

Fig.2 Microstructure of deposited metal

性向上には、マトリクスが強じん化およびマイクロ組織の微細化（アシキュラーフェライトの生成促進）が有効であり、いずれの開発材においても同様の手法を適用した⁸⁾。また、合金成分のNiは、その添加量に応じて低温で固溶軟化の効果が発現し、じん性改善に寄与することが知られている⁹⁾。図3に、引張強さ610 MPa級の溶接金属を対象に、1%から3%のNiを添加した場合における固溶軟化の影響を示す。固溶軟化を示す指標とし

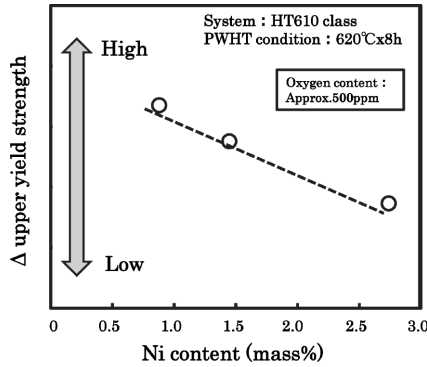


図3 Ni量と上降伏点の関係

Fig.3 Relationship between Ni content of weld metal and Δ upper yield strength

※ Δ upper yield strength = upper yield strength [-60°C or lower] - upper yield strength[RT]

て、縦軸には低温（-60°C以下）および室温引張試験における上降伏点の差分を、横軸にはNi添加量を用いた。Ni添加量の増加に伴い、上降伏点の差分が減少する傾向がみられ、低温領域での固溶軟化を示す結果と判断される。本結果も加味し、開発材には一定量のNiを添加する設計とした。

溶着金属の機械的性質を表3に示す。各開発材において、耐力はPWHT 580°Cで2時間保持した条件を含めて目標とした390 MPa以上を満足しており、-60°Cにおけるシャルピー吸収エネルギーに関しても27 J以上の良好な値を示していた。

1.2 溶接継手性能

1.2.1 実験方法

表4に示す溶接条件において、各開発材における厚板継手性能を評価した。JIS G 3106 SM490Aの母材を用い、SMAWおよびFCWは立向上進姿勢（3G）、SAWは下向姿勢（1G）において、溶接入熱量約2.0~3.0 kJ/mm、X形開先とした両面溶接継手を作製した。いずれの施工法も予熱温度は100°C以上、パス間温度は140~160°Cとして試験を実施した。PWHT条件は、溶接のままおよび580°Cで6時間保持した2条件で試験を実施した。

表3 溶着金属の機械的性質

Table 3 Mechanical properties of deposited metal

Welding consumables	PWHT	Tensile properties ^{*1)}			Notch toughness ^{*2)}	
		0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J)	
					-80°C	-60°C
SMAW	As-welded	494	586	33	158	192
	580°C × 2 h	478	566	31	155	167
FCW	As-welded	492	585	30	93	122
	580°C × 2 h	462	551	32	95	128
SAW	As-welded	518	598	30	188	235
	580°C × 2 h	481	569	32	198	218
Target		min. 390	min. 510	min. 27

Location of specimen: t/2 (Center of deposited metal)

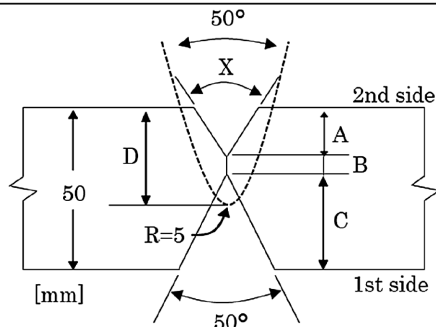
*1) Size of tension specimen: Dia.=12.7 mm, G.L.=50.8 mm

*2) Size of Charpy impact test specimen: 10 mm × 10 mm, 2 mm V-notch

表4 溶接継手における溶接条件

Table 4 Welding condition of butt joint

Welding consumables	SMAW	FCW	SAW
Base metal (thickness: 50 mm)	JIS G 3106 SM490A		
Welding position	Vertical-up (3G)		Flat (1G)
Current and polarity	DCEP		
Welding current	130 A	200 A	500~550 A, 26~32 V
Arc voltage	24 V	24 V	26~32 V
Heat input	2.7 kJ/mm	1.9 kJ/mm	2.5 kJ/mm
Preheating temperature	Min. 100°C		
Interpass temperature	140~160°C		
PWHT condition	As-welded, 580°C × 6 h		
Groove configuration			



[Groove dimension(mm), angle(°)]
 SMAW: A=15, B=2, C=33, D=30, X=70
 FCW: A=15, B=2, C=33, D=28, X=60
 SAW: A=15, B=5, C=30, D=24, X=80

1.2.2 溶接継手の断面マクロおよび機械的性質

各開発材で作製した溶接継手の断面マクロを図4に示す。各開発材いずれも良好な溶込み形状を有していた。

各開発材を用いた溶接金属の機械的性質を表5に示す。いずれの溶接金属においても、耐力390 MPa以上かつ、-60℃におけるシャルピー吸収エネルギーも良好であった。

各溶接継手において、CTOD試験を実施した結果を表6に示す。CTOD試験片におけるノッチは溶接金属中央とし、WES 1108 (2016)を参照して試験を実施した。いずれの開発材も、試験温度-60℃において限界CTODは開発目標0.15 mmを満足することを確認した。

1.3 溶接金属の高強度化検討

今後、タンクのさらなる大型化に伴い、鋼材の高強度・軽量化も進むことが考えられる。そこで、前述の開発材の高強度化、すなわち耐力500 MPa以上を目標とした溶接材料も検討した。

高強度化に向けて、表1に示す合金成分を対象に添加量の最適化を行った。溶接金属のマイクロ組織とシャルピー衝撃試験片の破面単位に着目し、とくにMoの添加量を最適化した。溶接金属マイクロ組織およびシャルピー衝撃試験片におけるSEMによる破面観察結果を図5に示す。合金成分の最適化により、溶接金属マイクロ組織が微細化し、さらに破面単位の減少が確認された。一般的に破面単位の減少はじん性向上に寄与することが知られて

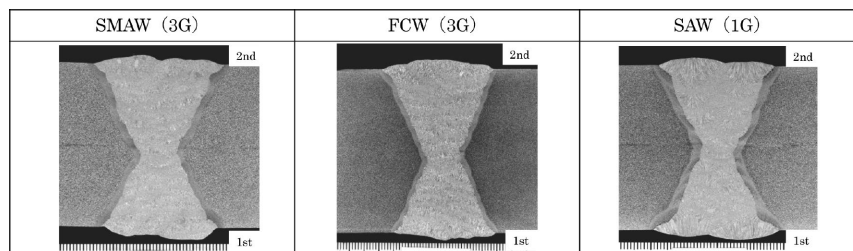


図4 溶接継手の断面マクロ
Fig.4 Cross-sectional macrostructure of butt joint

表5 溶接継手における機械的性質
Table 5 Mechanical properties of butt joint

Welding consumables	PWHT	Location ^{*1)}	Tensile properties ^{*2)}			Notch toughness ^{*3)}
			0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J)
SMAW	As-welded	F	515	609	27	168
		B	544	617	25	195
	580°C ×6 h	F	494	583	27	169
		B	518	601	32	168
FCW	As-welded	F	490	599	31	100
		B	531	617	28	109
	580°C ×6 h	F	474	567	31	106
		B	478	572	31	69
SAW	As-welded	F	490	584	34	209
		B	520	597	31	194
	580°C ×6 h	F	474	563	36	222
		B	498	587	33	162
Target			min. 390	min. 510	...	min. 27

*1) Location of specimen: [F] 7 mm from 2nd side surface, [B] 7 mm from 1st side surface

*2) Size of tension specimen: Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm

*3) Size of Charpy impact test specimen: 10 mm × 10 mm, 2 mm V-notch

表6 CTOD試験結果
Table 6 CTOD test result

Welding consumables	Test temp. (°C)	PWHT	Critical CTOD (mm)
SMAW	-60	As-welded	0.30, 1.29
		580°C ×6 h	1.04, 0.49
FCW		As-welded	0.54, 0.39
		580°C ×6 h	0.26, 0.52
SAW		As-welded	0.44, 0.67
		580°C ×6 h	0.63, 0.76
Target			min. 0.15

Note) According to WES1108 (2016) (Size: W=B,50 mm)

Notch: Center of weld metal

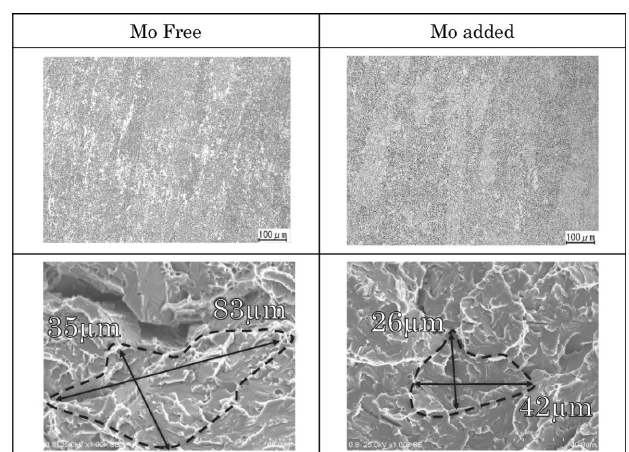


図5 溶接金属のマイクロ組織(上段)およびシャルピー破面(下段)写真
Fig.5 Microstructure (upper) and SEM image (lower) of weld metal

表7 降伏応力500MPa級溶接材料を用いた溶接継手における機械的性質
Table 7 Mechanical properties of butt joint of YP500 MPa welding consumables

Welding consumables	PWHT	Location ^{*1)}	Tensile properties ^{*2)}			Notch toughness ^{*3)} Absorbed energy (J)	Critical CTOD (mm) ^{*4)}
			0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)		
SAW	As-welded	F	533	670	31	127	0.34, 0.52
		B	556	653	31	150	
	600°C ×6 h	F	537	617	35	175	0.28, 0.25
		B	544	622	33	152	
Target			min. 500	min. 610	---	min. 27	min. 0.15

*1) Location of specimen: [F] 7 mm from 2nd side surface, [B] 7 mm from 1st side surface

*2) Size of tension specimen: Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm

*3) Size of Charpy impact test specimen: 10 mm × 10 mm, 2 mm V-notch

*4) According to WES1108 (2016) (Size: W=B,50 mm), Notch: Center of weld metal

表8 溶接継手における溶接条件
Table 8 Welding condition of butt joint

Welding consumables	TRUSTARC™ LB-80LSR	
Base metal (thickness: 50 mm)	JIS G 3128 SHY685N	
Welding position	Flat (1G)	Vertical-up (3G)
Current and polarity	DCEP	
Welding current	160 A	130 A
Arc voltage	24 V	22 V
Heat input	1.8 kJ/mm	2.7 kJ/mm
Preheating temperature	140~160°C	
Interpass temperature	140~160°C	
PWHT condition	620°C×4 h	

Groove configuration

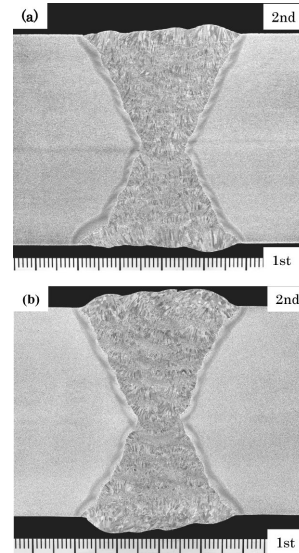
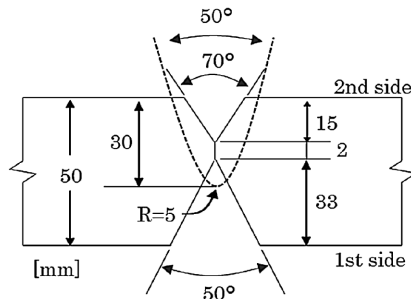


図6 溶接継手の断面マクロ (a) 下向 (1G), (b) 立向上進 (3G)
Fig.6 Cross-sectional macrostructure of butt joint (a) Flat (1G), (b) Vertical upward (3G)

おり、添加対象とした合金成分の効果と考えられる。

SAW 開発材における溶接継手の機械的性質を表7に示す。表4に示すSAW継手溶接条件に準じ、母材はJIS G 3115 SPV490Qを用いた。PWHT条件は、溶接のままおよび600°Cで6時間保持した2条件で試験を実施した。

溶接金属の引張性能は高強度化検討における目標耐力500 MPa以上を満足した。また、試験温度-60°CのCTOD試験においても、限界CTODは、開発目標の0.15 mmを満足した。

2. 中温・中圧仕様液化CO₂輸送タンク向け溶接材料

中温・中圧仕様の液化CO₂タンク向け鋼材には、EN10028-6 P690QL2に代表されるPWHT可能な780 MPa級高張力鋼が用いられる。既報では、780 MPa級高張力鋼用に開発されたPWHTに対応する直流 (DCEP) 用 SMAW として TRUSTARC™^{注)} LB-80LSR について紹介した¹⁰⁾。本溶接材料の特長として、合金設計を最適化することにより、PWHT後の焼き戻しぜい化と炭化物起因のぜい化を軽減できることが挙げられる。さらに、620°Cで8時間保持など高温長時間の熱処理条件下で逆

変態により生成するオーステナイトが、熱処理後のじん性確保に寄与することも明らかとなっており、この知見が材料設計に反映されている。

ここでは、当該溶接材料の溶接継手における溶接金属の引張性能や、じん性およびCTOD特性を紹介する。なお、中温・中圧設計を考慮し、シャルピー衝撃試験の温度を-60°Cとし、CTOD試験の温度を-35°Cに設定し、評価した。

2.1 溶接継手性能

2.1.1 実験方法

表8に示す溶接条件において、TRUSTARC™ LB-80LSRにおける溶接継手性能を評価した。母材には、JIS G 3128 SHY685Nを用いた。溶接姿勢は、下向姿勢 (1G) および立向上進姿勢 (3G) とした。開先形状はX形開先とし、溶接入熱は約2~3 kJ/mmにて溶接継手を作製した。予熱温度およびパス間温度は140~160°Cとした。各種機械試験は、PWHT後 (620°Cで4時間保持) を対象に実施した。

2.1.2 溶接継手の断面マクロおよび機械的性質

各溶接姿勢における断面マクロを図6に示す。いずれの溶接姿勢においても良好な溶込み形状が得られていた。また、溶接継手の機械的性質を表9に示す。いずれの溶接継手においても、780 MPa級高張力鋼用溶接金属として具備すべき耐力690 MPa以上、引張強さ780

脚注) TRUSTARCは当社の登録商標である。

表9 HT780鋼用溶接材料における溶接継手の機械的性質
Table 9 Mechanical properties of butt joint of HT780 welding consumables

Welding consumables	Welding position	Location ^{*1)}	Tensile properties ^{*2)}			Notch toughness ^{*3)}	Critical CTOD (mm) ^{*4)} Test temp.: -35°C
			0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J) Test temp.: -60°C	
SMAW	Flat (1G)	F	759	815	23	126	0.38, 0.31
		B	782	830	25	106	
	Vertical-up (3G)	F	750	823	22	85	0.25, 0.25
		B	757	825	24	109	
Target			min. 690	min. 780	---	min. 69	min. 0.15

*1) Location of specimen: [F] 7 mm from 2nd side surface, [B] 7 mm from 1st side surface

*2) Size of tension specimen: Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm

*3) Size of Charpy impact test specimen: 10 mm × 10 mm, 2 mm V-notch

*4) According to WES1108 (2016) (Size: W=B,50 mm), Notch: Center of weld metal

MPa以上および-60℃におけるシャルピー吸収エネルギーも開発目標である69J以上を満足した。各溶接継手においてCTOD試験も実施した。CTOD試験片におけるノッチは溶接金属中央とし、前記と同様に試験を実施した。いずれのCTOD試験結果でも、限界CTODは、開発目標の0.15 mmを満足した。

むすび = 本研究では、液化CO₂輸送タンク設計における、低温・低圧および中温・中圧仕様において必要な強度・じん性・CTOD性能を有する各種溶接材料を開発した。これらの溶接材料により、CCSおよびCCUSの推進に不可欠なCO₂の安全かつ効率的な海上輸送が可能となり、脱炭素社会への実現に寄与すると期待される。

参考文献

- 1) 経済産業省. CCS長期ロードマップ検討会, 第3回CCS事業コスト・実施スキーム検討WG, 資料4 CCSバリューチェーンコスト (RITE). 2022-10-31.
https://www.meti.go.jp/shingikai/energy_environment/ccs_choki_roadmap/jisshi_kento/pdf/003_04_00.pdf, (参照2025-12-24).
- 2) 三菱造船株式会社. 三菱重工技報. 2024, Vol.61, No.2, p.1-3.
- 3) 白杵博一ほか. 日本製鉄技報. 2023, 第422号, p.45-49.
- 4) Northern Lights Project Concept report. RE-PM673-00001. 2019.
- 5) 国土交通省. 第6回「船舶産業の変革実現のための検討会」資料. 2025-06-19.
- 6) DNV-OS-C401. Fabrication and testing of offshore structure. July 2021, p.43-44.
- 7) 一般財団法人日本海事協会. NK鋼船規則N編 液化ガスばら積船. 2025-06, p.65-70.
- 8) 菊地和幸. 日本溶接協会. WE-COMマガジン. Vol.53, 2024-07.
- 9) 前野圭輝ほか. 鉄と鋼. 2012, Vol.98, No.12, p.667-674.
- 10) 加納 覚ほか. R&D神戸製鋼技報. 2023, Vol.72, No.1, p.60-64.

(技術資料)

地上式アンモニアタンク向け低硬度溶接材料

山口幸祐*¹

Low-Hardness Welding Consumables for Onshore Ammonia Tanks

Kosuke YAMAGUCHI

要旨

アンモニアは化学原料や肥料原料に加え、CO₂を排出しない次世代クリーンエネルギーとして利用拡大が進んでおり、大型貯蔵タンクの需要が急増している。しかし液体アンモニア環境では鋼材に応力腐食割れ（SCC）が発生するリスクがあり、溶接部の硬さ管理が重要である。本稿では、アンモニアタンク向けに開発した低硬度溶接材料を紹介する。フラックス入りワイヤ「TRUSTARC™ DW-K50EA」、横向サブマージアーク溶接用ワイヤ／フラックス「TRUSTARC™ US-50EA／TRUSTARC™ PF-50EA-H」、および配管用TIG溶加材「TRUSTARC™ TG-SX1NA」は、-60～-40℃で優れた衝撃性能を有し、低硬度かつ高能率な溶接施工を実現する。これにより、アンモニアタンクの大型化・量産化に対応し、健全性・信頼性向上に寄与する。

Abstract

Ammonia's expanding use—as a chemical raw material and fertilizer feedstock, as well as a next-generation, zero-CO₂ energy carrier—is driving a surge in demand for large storage tanks. However, steel in liquid ammonia environments is susceptible to stress corrosion cracking (SCC), and controlling weld hardness is a critical issue. This article introduces low-hardness welding consumables developed for ammonia tanks: the flux-cored wire TRUSTARC™ DW-K50EA; the horizontal submerged-arc wire/flux pair TRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-H; and the piping TIG filler metal TRUSTARC™ TG-SX1NA. These products deliver excellent impact toughness between -60°C and -40°C while enabling low-hardness, high-efficiency welding. They also support the upscaling and mass production of ammonia tanks and contribute to improved structural soundness and reliability.

検索用キーワード

アンモニア、低温用鋼、SLA325A、溶接材料、フラックス入りワイヤ、サブマージアーク溶接、ティグ溶接、バックシールド、溶接ロボット、ARCMAN™ PORTABLE KI-700

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、石炭火力発電所の混焼燃料、船舶用燃料、燃焼水素キャリアにおける利用拡大が進んでいる。この動向に伴い、大規模なアンモニア貯蔵タンクの需要が急増しており、その設計・製造においては高い安全性、信頼性、そして施工効率が求められる。

液体アンモニア環境においては鋼材に応力腐食割れ（Stress Corrosion Cracking、以下、SCCという。）が発生するリスクが存在し、これはタンクの破損やアンモニア漏えいによる重大な安全・環境事故につながる。過去には1970～1980年代にSCC対策として「水分添加」や「材料強度制限」が導入され、一定の安全性が確保されてきた。しかし、近年の大型タンク需要や高強度鋼の適用検討により、従来の設計基準では対応が困難となり、再びアンモニアSCCが注目されている¹⁾。

アンモニアSCCは、不純物（CO₂、O₂、H₂O）、電位条件、温度、材料硬さや微細組織など複数の因子に影響されることが知られている。とくに、硬さが200 HVを超える鋼材では感受性が高まり、陽極分極やCO₂添加により割れ進展が加速することが報告されている^{2),3)}。いっ

ぽうで、陰極分極や水分添加は抑制効果を示すが、実環境での適用には課題が残る⁴⁾。

このような背景から、溶接部の硬さ管理はアンモニアタンク設計における重要課題である。本稿では、アンモニアタンクの溶接施工に好適な低硬度溶接材料について紹介する。

1. 地上式アンモニアタンクに求められる溶接材料の要件

アンモニアタンクに使用される鋼材は、SCCの観点から、例えば規格最小降伏点が355 MPa以上であって、実際の降伏点が440 MPa以下の鋼材を使用する規定（IGCコード第17.12章）がある⁵⁾。また、板厚38 mmを超える場合には、応力除去によるSCC感受性緩和を目的とした溶接後熱処理（Post Weld Heat Treatment、以下、PWHTという。）が要求される。平底円筒形のように大型のタンク全体にPWHTを施すのは非現実的であるため、多くの既存技術ではPWHTが免除される板厚（通常38 mm以下）でタンクを製造している。

具体的な鋼材として、JIS G 3126 SLA325Aが地上式アンモニアタンクに広く用いられている。アンモニアの液化温度は-33.4℃と低いため、このような低温環境で

*¹ 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

も優れたじん性を有する溶接材料が選択される。なお、SCCは硬化部で発生しやすいことが知られており、WES7700-1 圧力設備の溶接補修ではブリネル硬さ210 HBW以下(220 HV以下)とすることが提案されている。地上式アンモニアタンクで求められる溶接金属の機械的性質の一例を表1に示す。本稿で紹介する溶接材料はこれら要件を満足することを目的として開発されたものである。

2. フラックス入りワイヤ (FCW)

アンモニアタンクの縦シーム溶接施工には従来被覆アーク溶接棒が広く用いられてきた。昨今、溶接効率化の観点からFCWと自動溶接機を組合せた立向上進溶接の需要が高まっている。当社では、アンモニアタンク向けFCW材料としてTRUSTARC™TM DW-K50EAを新たに開発した。以下にその詳細を紹介する。

TRUSTARC™ DW-K50EAはルチール系FCWであり、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にする。当社の持つ小型可搬型溶接ロボットARCMAN™TM PORTABLE KI-700(以下、KI-700という。)の立向溶接モードに搭載可能であり、高度な自動化需要に対応している。アンモニア環境でのSCC回避のため、溶着金属の表面硬さを可能な限り低減している。材料規格を表2に示す。

2.1 溶着金属の諸性能

TRUSTARC™ DW-K50EAの溶着金属の諸性能を調査した。溶着金属の化学成分を表3に、溶接のままの機械的性質を表4に示す。低硬度かつ-50℃での吸収エネルギーが良好な溶着金属が得られている。溶着金属の拡散性水素量を表5に示す。拡散性水素量は約3 mL/100gと低い値を示している。

2.2 立向上進溶接継手の諸性能

TRUSTARC™ DW-K50EAを用いて小型可搬型溶接

表1 地上式アンモニアタンクで求められる溶接金属の機械的性質
Table 1 Required mechanical properties of weld metal for onshore ammonia tanks

	Tensile properties		Notch toughness		Hardness
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	Absorbed energy		
Targets	Min.325	Min.440	Min. 47 J at -40°C		Max. 220 HV
JIS G 3126 SLA325A	Min.325	440~560	Min. operating temperature is -45°C		-

表2 溶接材料の適用規格

Table 2 Applicable standard for welding consumable

Welding consumables	Wire dia. (mm)	Applicable standards
TRUSTARC™ DW-K50EA	1.2	JIS Z 3313 T495T1-ICA-N2-U

表3 溶着金属の化学成分 (mass%)^{*1}

Table 3 Chemical composition of the deposited metal (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
0.06	0.25	1.08	0.007	0.006	0.01	1.00

*1 Location: Center of the deposited metal

脚注1) TRUSTARCは当社の登録商標である。

脚注2) ARCMANは当社の登録商標である。

ロボットKI-700による立向上進溶接試験を行い、溶接継手の諸性能を評価した。試験条件および溶接条件を表6および表7に示す。KI-700がセンシングした開先形状に応じて、最適な溶接条件(溶接電流-アーク電圧-溶接速度-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。

溶接継手のビード外観、断面マクロおよび放射線透過試験結果を表8に、溶接金属の化学成分を表9に、その機械的性質を表10に示す。溶接継手においても、低硬度かつ-50℃で良好な低温じん性を確保できている。

表4 溶着金属の機械的性質^{*1,2,3,4}

Table 4 Mechanical properties of the deposited metal

Tensile properties ^{*5}			Notch toughness ^{*5}			Hardness ^{*6} (HV5)
0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J) (Brittle fracture: %)			
			-60°C	-50°C	-40°C	
460	535	30	97 (45)	92 (40)	142 (25)	165~194 Avg. 182
			130 (25)	121 (35)	133 (25)	
			65 (50)	133 (35)	137 (25)	
			Avg. 97 (43)	Avg.115 (37)	Avg.137 (25)	

*1 Test condition is according to JIS Z 3313

*2 Base metal: JIS G 3106 SM490A 20 mm; Buttered with TRUSTARC™ DW-K50EA

*3 Welding condition: 270 A-29 V; Heat input=1.5 kJ/mm

*4 Shielding gas: 100%CO₂ (25 L/min)

*5 Size of test specimens is based on JIS Z 3111

Tensile test specimen: Round tensile specimen, Dia.=10.0 mm, G.L.=50 mm

Charpy impact test specimen: 10 mm×10 mm square shape, 2 mm V notch

*6 Measurement at macro-section, 1 mm below the surface

表5 拡散性水素試験結果^{*1,3}

Table 5 Diffusible hydrogen test results

Polarity	CTWD ^{*4} (mm)	Diffusible hydrogen content (mL/100g)			
		N=1	N=2	N=3	Avg.
DCEP ^{*2}	25	3.1	3.1	3.5	3.2

*1 Test method: JIS Z3118, gas chromatography method

*2 Welding condition: 270 A-28 V-350 mm/min; 1.2 mm wire dia.

*3 Shielding gas: 100%CO₂ (25 L/min); Welding atmosphere: 21°C×20%RH

*4 Contact tip to work distance

表6 試験条件

Table 6 Test condition of both side butt joint welding

Wire	TRUSTARC™ DW-K50EA (1.2 mm)	
Welding equipment	ARCMAN™ PORTABLE KI-700	
Base metal	JIS G 3126 SLA325A, 38 mm ^t × (150+150) mm ^w × 600 mm ^l	
Welding position	Vertical up (3G)	
Polarity	DCEP	
Welding condition	1st pass: 150 A 22 V 2nd pass: 180 A~200 A 23~24 V	
Pass sequence	1st side: 4layers 6passes 2nd side: 3layers 3passes	
Heat input	1st side: Avg.2.2 kJ/mm 2nd side: Avg.1.8 kJ/mm	
Preheat and Interpass Temp.	100~150°C	
CTWD ^{*1}	20 mm (Cap pass: 18 mm)	
Torch angle ^{*2}	Approx. 0°	
PWHT	None (As welded)	

*1 Contact tip to work distance

*2 Backhand angle: 15°

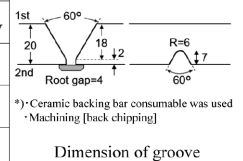


表7 KI-700が生成した溶接条件

Table 7 Welding conditions generated by ARCMAN™ PORTABLE KI-700

Welding side	Layers -Passes	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (mm/min)	Weaving width (mm)
1st	1-1	150	22	75	7.8
	2-2	200	24	124	11.7
	3-3	190	23	160	5.7
	3-4	190	23	160	5.7
	4-5	190	23	108	11.4
	4-6	190	23	128	11.4
2nd	1-1	180	23	150	8.0
	2-2	200	24	166	10.6
	3-3	190	23	130	16.3

表8 ビード外観、断面マクロおよび放射線透過試験結果

Table 8 Bead appearance, macrostructure and radiographic test results

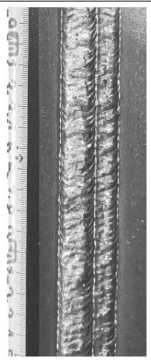
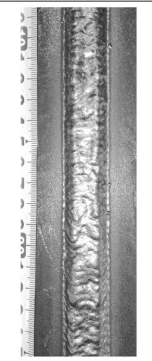
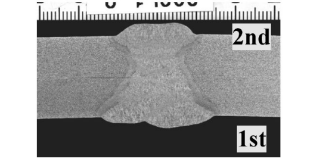
	1st	2nd
Bead appearance		
Macro structure		
Radiographic test	Satisfactory JIS Z 3104 class 1	

表9 溶接金属の化学成分 (mass%)*1

Table 9 Chemical composition of weld metal (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
0.06	0.33	1.28	0.007	0.005	0.04	0.90

*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

Tensile strength of butt joint*1 (MPa)	Location*2	Notch toughness*3		Hardness*4 (HV5)	
		Absorbed energy (J) [Brittle fracture (%)]		Surface	Center
		-53°C	-40°C		
521 (Broken at base metal)	F	91 (50)	130 (25)	190~214 Avg.203	178~206 Avg.192
		105 (45)	125 (35)		
		106 (50)	133 (30)		
	B	Avg.101 (48)	Avg.129 (30)		
		87 (45)	126 (10)	178~209 Avg.199	
		121 (35)	123 (20)		
84 (40)	143 (10)				
Avg. 94 (40)	Avg.131 (13)				

*1 Size of tension specimen: 20 mm t x 30 mm l (according to JIS Z3121)

*2 Location of specimen: [F] 6.5 mm below 2nd surface, [B] 6.5 mm below 1st surface

*3 Size of impact test specimen is based on JIS Z 3111

Charpy impact test specimen: 10 mm x 10 mm square shape, 2 mm V notch

*4 [Surface] Measurement at macro-section, 1mm below 2nd surface

Measurement at macro-section, 1mm below 1st surface

[Center] Measurement at macro-section, center of weld metal

2.3 KI-700使用による施工能率の向上効果

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600 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、溶接長が1,000 mm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。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、溶接士が一人で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2,400 mmの立向溶接継手を溶接士が一人60箇所を施工した場合の、溶接作業の工数(人時)の試算結果を図1に示す。溶接準備の内訳はスラグ除去、ビード継ぎ(グラインダ作業含む)、裏はつり、

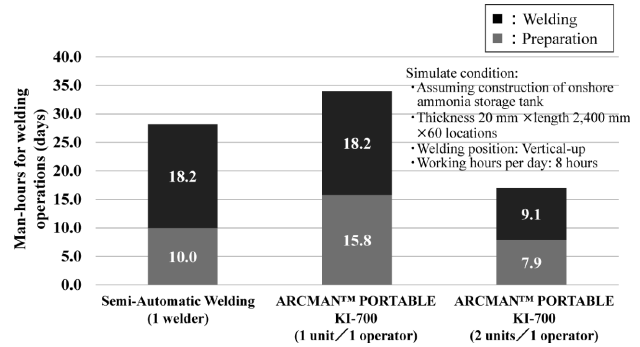


図1 溶接作業の工数(人時)の試算結果
Fig.1 Estimated man-hours for welding operations

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。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、一人の溶接士が2台のKI-700を扱って交互に準備と溶接を行うことで、溶接工程の労働時間は半自動溶接に比べて約40%短くなり工期の短縮を図ることができる。

3. サブマージアーク溶接(SAW)材料

平底円筒形の地上式LNGタンクにおいて、円周溶接継手は横向SAWによる施工事例が多いが、アンモニアタンクにおいても同様の需要がある。当社では、アンモニアタンク向け横向SAW材料としてTRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-Hを新たに開発した。以下にその詳細を紹介する。

TRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-Hはアンモニア環境下での耐SCC性向上を目的に、溶接金属が低硬度かつ合金(Ni添加量)を抑えた横向SAW材料である。その特長は、フラックス設計の最適化により良好な低温じん性と横向姿勢における良好なスラグ剥離性およびビード形状を確保できる点である。材料規格を表11に示す。

3.1 溶着金属の諸性能

TRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-Hの溶着金属の諸性能を調査した。直流(DCEP)における溶着金属の化学成分および溶接のままの機械的性質を表12および表13に示す。低硬度かつ-60°Cにおいても吸収エネルギーが良好な溶着金属が得られている。溶着金属の拡散性水素量を表14に示す。拡散性水素量は約4 mL/100gと低い値を示している。

3.2 横向溶接継手の諸性能

TRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-Hの組合せで横向溶接継手の諸性能を評価した。試験条件および溶接条件を表15に示す。

溶接継手のビード外観、断面マクロおよび放射線透過試験結果を表16に、溶接金属の化学成分を表17に、その機械的性質を表18に示す。溶接継手においても、低硬度かつ-60°Cでも良好な低温じん性を確保できている。

表11 溶接材料の適用規格*1

Table 11 Applicable standards for welding consumables

Welding consumables	Wire dia. (mm)	Applicable standards
[T]US-50EA*2	2.4, 3.2, 4.0, 4.8	JIS Z 3351 YS-S3 AWS A5.17 EM12K
[T]PF-50EA-H*2	-	JIS Z 3352 SAFB1
Wire-flux combination	-	AWS A5.23 F7A8-EM12K

*1 Polarity: DCEP
*2 [T]: TRUSTARCTM

表12 溶着金属の化学成分 (mass%) *1,2,3

Table 12 Chemical composition of the deposited metal (mass%)

Wire-flux combination	Polarity	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
[T]US-50EA, [T]PF-50EA-H*4	DCEP	0.06	0.23	1.48	0.013	0.001	0.11	0.01

*1 Location: Center of the deposited metal
*2 Base metal: JIS G 3106 SM490A, 25 mm
*3 Welding condition: 525 A-30 V-420 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.
*4 [T]: TRUSTARCTM

表13 溶着金属の機械的性質 *1,2,3

Table 13 Mechanical properties of the deposited metal

Tensile properties*4			Notch toughness*4			Hardness*5 (HV10)
0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J) (Brittle fracture: %)			
			-80°C	-60°C	-40°C	
449	529	35	192 (39)	208 (25)	187 (30)	168~220 Avg. 208
			178 (40)	237 (20)	230 (18)	
			142 (51)	220 (28)	282 (0)	
			Avg.171 (43)	Avg.222 (24)	Avg.233 (16)	

*1 Test condition is according to AWS A5.23
*2 Base metal: JIS G 3106 SM490A 25 mm
*3 Welding condition: 525 A-30 V-420 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.
*4 Size of test specimens is based on AWS B4.0
Tensile test specimen: Round tensile specimen, Dia.=12.7 mm, G.L.=50.8 mm
Charpy impact test specimen: 10 mm x 10 mm square shape, 2 mm V notch
*5 Measurement at macro-section, 1 mm below the surface

表14 拡散性水素試験結果*1

Table 14 Diffusible hydrogen test results

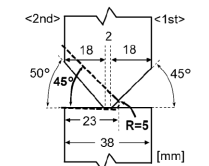
Wire-flux combination	Polarity	Diffusible hydrogen content (mL/100g)				
		N=1	N=2	N=3	N=4	Avg.
[T]US-50EA, [T]PF-50EA-H*3	DCEP*2	4.9	3.9	4.4	4.6	4.4

*1 Test method: AWS A4.3, gas chromatography method
*2 Welding condition: 550 A-30 V-350 mm/min; Ext.=30 mm; 4.0 mm wire dia.
Redrying condition: 350°C x 1 hr, Welding atmosphere: 10°C x 76%RH
*3 [T]: TRUSTARCTM

表15 試験条件

Table 15 Test condition of both side butt joint welding

Wire-flux combination*1	Wire: [T]US-50EA (3.2mm dia.), Flux: [T]PF-50EA-H
Base metal	JIS G 3126 SLA325A, 38 mm x (150+150) mm x 1000 mm
Welding position	Horizontal (2G)
Current (Polarity)	400~450 A (DCEP)
Arc voltage	24~25 V
Pass sequence	1st: 4layers 7passes 2nd: 5layers 20passes
Heat input	Avg.1.7 kJ/mm
Preheat Temp.	100~110°C
Interpass Temp.	100~150°C
Torch angle*2	Approx. 23°
PWHT	None (As welded)



*1 [T]: TRUSTARCTM
*2 Forehand, backhand angle: 0°

表16 ビード外観, 断面マクロおよび放射線透過試験結果

Table 16 Bead appearance, macrostructure and radiographic test results

2nd bead appearance	Macrostructure	Radiographic test
		Satisfactory JIS Z 3104 class 1

表17 溶接金属の化学成分 (mass%)

Table 17 Chemical composition of weld metal (mass%)

Location	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
2nd side*1	0.07	0.24	1.39	0.012	0.002	0.13	0.05
1st side*2	0.08	0.26	1.33	0.011	0.002	0.14	0.09

*1 7mm below 2nd side surface
*2 7mm below 1st side surface

表18 溶接金属の機械的性質*1

Table 18 Mechanical properties of weld metal

Location*1	Tensile properties*2			Notch toughness*2			Hardness*3	
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	Absorbed energy (J) (Brittle fracture: %)			Surface	Center
				-80°C	-60°C	-40°C		
F	512	575	32	153 (40)	235 (18)	211 (18)	163~239 Avg.201	161~208 Avg.186
				172 (35)	298 (0)	288 (0)		
				145 (35)	240 (15)	240 (18)		
				Avg.157 (37)	Avg.258 (11)	Avg.246 (12)		
B	531	586	35	205 (23)	219 (15)	225 (12)	168~240 Avg.206	161~208 Avg.186
				185 (35)	244 (23)	291 (0)		
				169 (33)	216 (13)	280 (0)		
				Avg.186 (30)	Avg.226 (17)	Avg.265 (4)		

*1 Location of specimen: [F] 7 mm from 2nd side, [B] 7 mm from 1st side
*2 Size of test specimens is based on JIS Z 3111
Tensile test specimen: Round tensile specimen, Dia.=6.0 mm, G.L.=24 mm
Charpy impact test specimen: 10 mm x 10 mm square shape, 2 mm V notch
*3 [Surface] Measurement at macro-section, 1 mm below 2nd surface
[Center] Measurement at macro-section, center of weld metal

4. ティグ (TIG) 溶接溶加材

アンモニアタンク配管の溶接にはTIGによる円周溶接が広く用いられている。当社では、アンモニアタンク配管向けTIG溶加材としてTRUSTARCTM TG-SX1NAを新たに開発した。以下にその詳細を紹介する。

TRUSTARCTM TG-SX1NAは裏波ビードの形状不良防止や酸化防止にバックシールドが必須であった従来の低温用鋼向けTIG溶加材に対し、バックシールドなしで健全な裏波溶接を可能としたTIG溶加材である。材料規格を表19に示す。

4.1 水平固定管溶接継手の諸性能

TRUSTARCTM TG-SX1NAを用いて水平固定管溶接継手の諸性能を評価した。試験条件を表20に示す。

溶接継手のビード外観, 断面マクロおよび放射線透過試験結果を表21に示す。ビード形状 (なじみ, 裏ビード余盛高さ), 耐ブローホール性は良好である。溶接金属の化学成分を表22に, その機械的性質を表23に示す。溶接継手において, 低硬度かつ-40°Cで良好な低温じん性を確保できている。

表19 溶接材料の適用規格

Table 19 Applicable standards for welding consumable

Welding consumable	Rod dia. (mm)	Applicable standards
TRUSTARC™ TG-SX1NA	2.0, 2.4, 3.2	JIS Z 3316 W49A4U 0 AWS A5.28 ER70S-G

表20 試験条件

Table 20 Test condition of horizontally fixed pipe welding

TIG rod (Dia.)	TRUSTARC™ TG-SX1NA(2.4 mm)
Pipe	JIS G 3460 STPL380 (10.3 mm thickness, O.D 318.5 mm)
Welding position	Horizontally fixed pipe (5G)
Welding current	Root pass: 120 A (13 V) Hot to Cap pass: 180 A (14 V)
Pass sequence	5passes - 5layers
Shielding gas	100%Ar
Back shielding	None
Preheat temp.	None (RT)
Interpass temperature	100~150°C
PWHT	None (As welded)

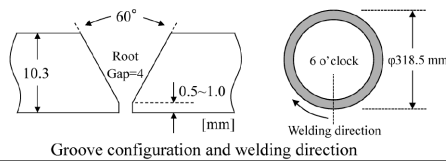


表22 溶接金属の化学成分 (mass%) *1

Table 22 Chemical composition of weld metal (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo
0.03	0.68	1.11	0.004	0.006	0.12	0.48	0.09

*1 Location: Center of weld metal

表23 溶接金属の機械的性質*1

Table 23 Mechanical properties of weld metal

Tensile strength of butt joint*1 (MPa)	Notch toughness*2		Hardness*3 (HV10)
	Absorbed energy (J) (Brittle fracture: %)		
	[Lateral Expansion: mm]		
520 (Broken at Base metal)	-60°C	-40°C	134~188 Avg.151
	63 (60) [1.58]	222 (11) [2.46]	
	168 (47) [2.53]	183 (29) [2.34]	
	72 (76) [1.73]	258 () [1.97]	
	Avg.101 (61) [1.28]	Avg.220 (13) [2.26]	

*1 Size of tension specimen: 10.3mm^l × 20mm^b (according to JIS Z 3121)

*2 Size of Charpy impact test specimen: 10mm^w × 7.5mm^b, 2mm V-notch (subsize specimen)

*3 Measurement at macro-section, center of weld metal

むすび = 2025年2月に閣議決定された「第7次エネルギー基本計画」において、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2,000万トンの国内年間需要が見込まれている⁶⁾。

本稿では、アンモニアタンクの溶接に好適なFCW材料「TRUSTARC™ DW-K50EA」、SAW材料「TRUSTARC™ US-50EA/TRUSTARC™ PF-50EA-H」とアンモニアタンク配管の溶接に好適なTIG溶加材「TRUSTARC™ TG-SX1NA」について紹介した。いずれもアンモニアタンクの高効率な溶接施工に寄与するとともに、低硬度かつ-60~-40°Cで良好な低温じん性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、タンクの大型化・量産化が求められるアンモニア分野での幅広い適用が期待される。

参考文献

- 1) 柳本史教ほか. International Journal of Hydrogen Energy. 2025, Vol.120, p.89-100.
- 2) 柳本弘毅. 圧力技術. 1980, Vol.18, No.6, p.295-300.
- 3) 今川博之. 日本金属学会誌. 1976, Vol.40, No.12, p.1256-1263.
- 4) 今川博之. 日本金属学会誌. 1977, Vol.41, No.3, p.218-225.
- 5) 東南智之ほか. R&D神戸製鋼技報. 2023, Vol.72, No.1, p.65-69.
- 6) 経済産業省 資源エネルギー庁. 第7次エネルギー基本計画. 2025, p.50-51.

表21 ビード外観、断面マクロおよび放射線透過試験結果

Table 21 Bead appearance, macrostructure and radiographic test results

	6~5 o'clock	5~3 o'clock	3~2 o'clock	2~12 o'clock
Bead appearance				
Macro structure				
Radiographic test		Satisfactory JIS Z 3104 class 1		

R&D 神戸製鋼技報掲載 鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品 関連文献一覧表 (Vol.66, No.2~Vol.74, No.2)

Papers on Advanced Technologies for KOBELCO's Steel and Aluminum Technologies and Products for CO₂ Reduction in R&D Kobe Steel Engineering Reports (Vol.66, No.2~Vol.74, No.2)

	巻/号
● 大入熱溶接対応建築構造用 780 N/mm ² 級鋼の開発 宮田亮太ほか	74/2
Development of 780 N/mm ² -Class Structural Steel for Building Structures Suitable for High Heat Input Welding	Ryota MIYATA et al.
● 大入熱溶接対応建築構造用 TMCP 鋼板 森下史弥ほか	74/2
TMCP Steel Plate for Architectural Structures Compatible with High-Heat Input Welding	Fumiya MORISHITA et al.
● 建築構造用高性能 490 N/mm ² 級および 550 N/mm ² 級冷間プレス成形角形鋼管 山口徹雄ほか	74/2
High-Performance Cold-Press-Formed Rectangular Columns (490 N/mm ² and 550 N/mm ² Grades) for Building Structures	Tetsuo YAMAGUCHI et al.
● 橋梁用高降伏点圧延鋼材 SBHS シリーズ 久保田毅	74/2
Higher Yield Strength Steel Plates for Bridges: SBHS Series	Tsuyoshi KUBOTA
● 高湿潤環境対応型塗膜下耐食鋼板 エコビュー プラス TM 松林拓人ほか	74/2
Corrosion Resisting Steel Eco-view Plus TM , a Repaint Term Extension under High Humid Environment	Takuto MATSUBAYASHI et al.
● 疲労抑制鋼板 EX-Facter TM による鋼床版デッキプレート・Uリブ溶接継手の疲労耐久性向上 伊藤孝矩ほか	74/2
Improving Fatigue Durability of U-rib to Deck Welded Joints of Orthotropic Steel Decks with EX-Facter TM Fatigue Crack Initiation Resistant Steel	Dr. Takanori ITO et al.
● TS700 アンカーボルトを用いた露出柱脚の構造性能 平野公大ほか	74/2
Structural Performance of Exposed Column Bases Using TS700 Anchor Bolts	Kimihiro HIRANO et al.
● 交流ソレノイド部品への純鉄系軟磁性細線の適用効果検証 飯村奨太ほか	73/2
Effect Verification of Pure Iron-based Soft Magnetic Thin Wire Applied to AC Solenoid Parts	Shota IIMURA et al.
● 純鉄系軟磁性線材および電磁純鉄鋼板の電磁部品への適用効果検証 久井志紘ほか	73/2
Soft Magnetic Iron Wire Rod and Sheet: Estimation of Their Benefit for Electromagnetic Components	Yukihiro HISAI et al.
● 省合金・半硬質磁性材料 池田憲史ほか	73/2
Low Alloy, Semi-hard Magnetic Material	Kenshi IKEDA et al.
● 高延性 980/1,180 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板 村田忠夫ほか	73/2
Galvannealed Steel Sheets of 980 MPa Grade and 1,180 MPa Grade with Excellent Formability	Tadao MURATA et al.
● 1,700 MPa 級マルテンサイト鋼板 白木厚寛ほか	73/2
Martensitic Steel Sheets of 1,700 MPa Grade	Atsuhiko SHIRAKI et al.
● 自動車用アルミ合金板材に関する最近の動向と技術課題 山口正浩ほか	73/2
Recent Trends and Technical Challenges Regarding Aluminum Alloy Sheets for Automobiles	Masahiro YAMAGUCHI et al.
● 耐力 500 MPa 級高強度 7000 系合金押出材の開発 福田大晃ほか	73/2
Development of High-strength 7000 Series Alloy Extrusion with 500 MPa Proof Strength	Hiroaki FUKUDA et al.
● 還元鉄製造技術を活用したグリーン社会への貢献 王 昌麟	72/2
Utilizing Reduced-Iron Manufacturing Technology to Contribute to Green Society	Shourin OH
● 純鉄系軟磁性細線を用いたアキシアルギャップ型モータ 森田晋也ほか	71/2
Axial-gap Motor Using Thin Wire of Soft-magnetic Pure-iron	Shinya MORITA et al.
● 純鉄系軟磁性鋼板 土田武広ほか	71/2
Soft Magnetic Iron Sheets	Takehiro TSUCHIDA et al.

- 2000系新耐熱アルミニウム押出合金 貝田一浩ほか 70/2
New Aluminum Alloy of 2000 Series for Extruded Materials with Excellent Heat Resistance Kazuhiro KAIDA et al.
- 自動車用サスペンション向けアルミニウム合金鍛造材の二段時効による高強度化..... 堀 雅是ほか 70/2
Strengthening of Aluminum Alloy Forgings for Automotive Suspension by Two-step Aging Masayuki HORI et al.
- ミドレックスプロセス－その進化と脱炭素製鉄への展望－..... ビンセント シェヴリエほか 70/1
MIDREX[®] Process: Bridge to Ultra-low CO₂ Ironmaking Dr. Vincent CHEVRIER et al.
- 加古川製鉄所における資源循環への取組..... 山中量一ほか 69/2
Effective Utilization of Byproducts at Kakogawa Works Ryoichi YAMANAKA et al.
- 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 69/1
Technical Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels Yosuke OTA et al.
- 軸圧壊時の変形能に優れるGA980 MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板 中屋道治ほか 69/1
Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 980 MPa Grade Having Excellent Deformability in Axial Crush Michiharu NAKAYA et al.
- 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 69/1
Multi-materialization of Automotive Body and Dissimilar Joining Technology to Realize the use of Multi-material Dr. Junya NAITO et al.
- 1300, 1500 MPa級マルテンサイト鋼板 内海幸博ほか 66/2
Martensitic Steel Sheets of 1300 and 1500MPa Grades Yukihiro UTSUMI et al.
- 1180 MPa級合金化溶融亜鉛めっき鋼板 池田宗朗ほか 66/2
Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 1180MPa Grade Muneaki IKEDA et al.
- 高生産性ホットスタンプ用鋼板..... 濱本紗江ほか 66/2
Steel Sheets for Highly Productive Hot Stamping Sae HAMAMOTO et al.
- 超高加工性1180 MPa級冷延鋼板の特性 村田忠夫ほか 66/2
Characteristics of 1180 MPa Grade Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Formability Tadao MURATA et al.
- 高加工性ハイテン材を活用した自動車用シート部品の軽量化..... 吉岡典恭ほか 66/2
Weight Reduction of Automotive Seat Components using High-strength Steel with High Formability Noriyasu YOSHIOKA et al.
- 軟化焼鈍省略線材..... 千葉政道ほか 66/2
Wire Rod Capable of Eliminating Softening Annealing Treatment Dr. Masamichi Chiba et al.
- 純鉄系軟磁性材料..... 坂田昌之 66/2
Soft Magnetic Iron Wire Masayuki SAKATA
- 冷間鍛造歯車用鋼..... 貝塚正樹 66/2
Gear Steel for Cold Forging Masaki KAIZUKA
- 自動車パネル用6000系アルミニウム合金のクラスタ形態と時効硬化性 有賀康博ほか 66/2
Cluster Morphology and Age-hardenability in 6000 Series Aluminum Alloys for Automotive Body Panels Dr. Yasuhiro ARUGA et al.

高強度ボロン鋼 (15B25M)

安居尚志*1

*1 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部

1. 背景

近年、カーボンニュートラルの実現に向け、製造工程のCO₂削減のニーズが高まっている。例えば、締結部品であるボルトは、冷間圧造によって形状を成形し、その後の焼入れ焼戻しにより所定の強度に調整するのが一般的である。冷間圧造時の成形性や金型寿命の観点から、通常は軟化焼鈍が施されるが、近年ではこの熱処理工程を省略可能な鋼材への要求が高まっている。当社では、軟化焼鈍省略可能な高強度ボロン鋼15B25Mを開発、商品化している。

2. 材料設計と特性例

軟化焼鈍を省略すると冷間圧造性の低下が懸念される。よって、10.9級ボルトで一般的に使用されるSCM435と比較し、強度寄与元素(C, Si, Cr, Moなど)の添加量を抑制し、冷間圧造性を改善した。さらに、ボルト特性として不可欠な耐遅れ破壊特性を向上させるため、C低減やTi添加による結晶粒微細化、P, S低減による粒界不純物の抑制により、延性・靱(じん)性の向上を図

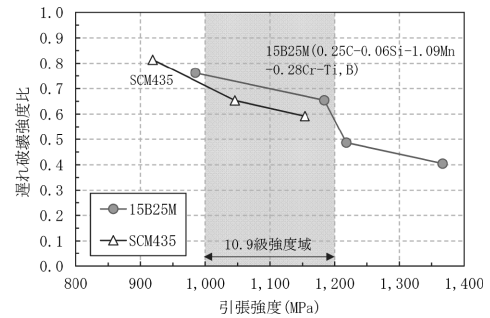


図1 15B25Mの耐遅れ破壊特性

った。強度寄与元素の低減により、焼入れ性低下が懸念されるため、微量B添加により焼入れ性低下を抑制した。図1に15B25Mの遅れ破壊強度比の代表例を示す。遅れ破壊強度比は耐遅れ破壊特性の指標であり、1に近いほど耐遅れ破壊特性に優れることを示す。15B25Mは10.9級の強度範囲でSCM435より遅れ破壊強度比が高く、耐遅れ破壊特性に優れることがわかる。

3. まとめ

15B25Mは、近年、軟化焼鈍省略によるCO₂削減と製造コスト低減の両面で引き合いをいただいております。今後、ますます拡大すると予想される。このようなお客様ニーズに着実に応えることでカーボンニュートラルに貢献していく。

自動車難成形部品向け高成形性アルミニウムパネル材

秋吉竜太郎*1 (博士(工学))

*1 鉄鋼アルミ事業部門 真岡製造所 アルミ板開発部

燃費向上や走行性能向上を目的に、鉄鋼材料比で軽量のアルミニウム合金の自動車部品への適用が進められている。フードやドアといった外板部品向けのアルミニウム合金として、塗装焼付硬化性（バークハード性）や表面品質に優れた6000系（Al-Mg-Si）合金が一般に用いられているが、鉄鋼材料と比較し成形性に劣るため、サイドパネルなど複雑形状を有する部品への適用は非常に少ない。当社では、これら難成形部位にも適用可能で、車体重量軽量化にも貢献する合金として、合金成分や熱処理条件の最適化により成形性を高めたアルミニウムパネル材を開発した。

特長

従来の6000系アルミニウム合金（例えばA6022）を成分調整することで、成形性に富む5000系（Al-Mg）アルミニウム合金同等以上となる、30%以上の高伸びを実現している。また、溶体化処理温度の制御により、図1に示すように

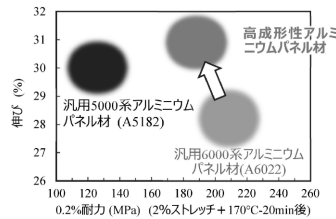


図1 高成形性アルミニウム合金の伸び - 塗装焼付処理後耐力の関係¹⁾

高伸びを維持しながら従来の6000系合金に匹敵する塗装焼付処理後耐力を達成している。

この高伸び化により、サイドパネルに代表される難成形部品でも、図2のように割れなく成形することができ、鉄鋼材料から置き換えることで車体重量低減が期待される。またドアインナのように、高い成形性が求められるため5000系合金が適用されていた部品を本材料に置換することで、合金系が6000系に統一されリサイクル性の向上も期待される。

参考文献

1) 山口正浩ほか. R&D神戸製鋼技報. 2024, Vol.73, No.2, p.95-99.

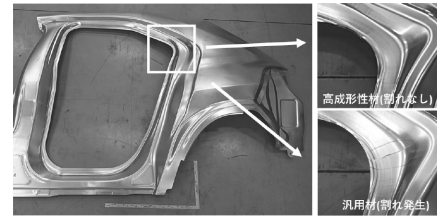


図2 高成形性アルミニウム合金の成形性評価結果（サイドパネル）

問合せ先：鉄鋼アルミ事業部門 自動車板材商品技術部 自動車アルミ板商品技術室

純鉄系軟磁性材料 “ELCH2”, “KELMOS”

笠井信吾*1・川嶋慎也*2

*1 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット

*2 技術開発本部 材料研究所

軟磁性材料は電磁力を強める鉄心材として使用され、鉄心に働く電磁力と、その応答性に影響を与える。電磁力は軟磁性材料の磁束密度が大きいほど、応答性は保磁力が低いほど、良好となる。

表1に、当社の開発鋼である純鉄系軟磁性材料ELCH2^{注)}（線材条鋼）およびKELMOS^{注)}（薄板）と、冷間圧延鋼板SPCC、JIS規格電磁軟鉄の最良区分SUY-0の磁気特性例を示す。ELCH2、およびKELMOSはC量

表1 各種鋼材の磁気特性の比較例（磁気焼鈍材）

鋼種	保磁力 (A/m)	磁束密度 (T)					
		B ₁	B ₂	B ₃	B ₅	B ₁₀	B ₄₀
ELCH2	32	1.37	1.42	1.46	1.49	1.55	1.69
KELMOS	25	1.23	1.36	1.41	1.47	1.52	1.64
SPCC	126	0.13	0.66	0.90	1.10	1.25	1.41
SUY-0 (JIS C 2504)	≤ 60	≥ 0.90	≥ 1.15	≥ 1.25	≥ 1.35	≥ 1.45	≥ 1.60

磁束密度のB₁、B₂、B₃、B₅、B₁₀、B₄₀は、それぞれ磁界の強さ100 A/m、200 A/m、300 A/m、500 A/m、1,000 A/m、4,000 A/mにおける磁束密度を示す。

を0.02 mass%以下の極低炭素に抑え、また、そのほかの不純物元素も可能な限り低減されているため、高い磁束密度と低い保磁力が得られる。この優れた磁気特性により、電磁部品の電磁力向上や消費電力低減、軽量小型化が実現されることで、CO₂削減への貢献が期待できる。

特長

- 高い磁束密度
 - 電磁部品の小型軽量化
 - 電流（消費電力）やコイル（銅）量の低減
- 低い保磁力
 - リニア特性向上による制御性向上
 - ヒステリシス損失（消費電力）の低減
- 優れた部品加工性
 - 純鉄ならではの高い展延性

脚注) ELCH, KELMOSはそれぞれ当社の登録商標(第4812504号, 第6668543号)である

問合せ先：鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット 磁性材マーケティング開発室 magnetic.material@kobelco.com

純鉄系軟磁性材料 “ELAC” シリーズ

笠井信吾*1

*1 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット

電磁部品に対する要求の多様化、高度化に応えるには軟磁性材料の高性能化が不可欠である。当社のELAC^{注1)} (Electromagnetic wire rod for AC application) シリーズは、ELCH2をベースに鋼材成分を適正化し、磁気特性や鍛造性を確保しつつ電気抵抗率を高めた開発鋼である。材料の電気抵抗率を高めることで、交流磁界における渦電流を抑制でき、磁場の変化に対する応答性を高めることができる。

表1に、ELACシリーズとELCH2の磁束密度と保磁力、電気抵抗率の例を示す。ELACシリーズは飽和磁束密度がELCH2よりわずかに低くなるが、低磁界領域での磁束密度が高く、保磁力も小さいので、応答性を求める部品に適する。なお、ELACの後ろの数字

は電気抵抗率を示している。

純鉄系軟磁性材料ELACシリーズを通して、電磁部品への要求の多様化、高度化に対応し、低磁界領域の電磁力向上や消費電力低減、軽量小型化を実現することにより、CO₂削減へ貢献していく。

表1 鋼材の磁気特性および電気抵抗率の例

鋼種	保磁力 (A/m)	磁束密度 (T)				電気抵抗率 ($\mu\Omega\text{cm}$)
		B ₁	B ₅	B ₁₀	B ₅₀	
ELCH2	37	1.35	1.60	1.65	1.90	12
ELAC20	35	1.46	1.57	1.62	1.80	22
ELAC30	31	1.40	1.51	1.55	1.72	30
S10C	86	0.45	1.40	1.54	1.74	16

脚注1) ELACは当社の登録商標 (第6788096号) である

注) B₁, B₅, B₁₀, B₅₀は、それぞれ磁界の強さ100A/m, 500A/m, 1000A/m, 5000A/mにおける磁束密度を示す。

問合せ先：鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット 磁性材マーケティング開発室 magnetic.material@kobelco.com

磁性鉄粉 “マグメル®”

笠井信吾*1・鈴木浩則*2

*1 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット

*2 素形材事業部門 鉄粉ユニット鉄粉工場

電磁部品の小型化・高効率化に貢献できる磁性材料として、圧粉磁心が注目されている。圧粉磁心は粉末を圧縮成形して製造されるため、積層コアと比べて異方性がなく、形状自由度が高い。

圧粉磁心の原料となる軟磁性粉末には主として鉄基金属粉末が用いられる。当社の磁性鉄粉“マグメル®”は純鉄粉のため、飽和磁束密度および粒子圧縮性が高い。また、表面の絶縁被膜により粒子間を絶縁できることから渦電流損失を小さくできる点が特長である。低周波向けのMLシリーズ、高周波向けのMHシリーズをラインナップしており、それぞれの代表的な磁気特性を表1に示す。

圧縮成形という工法から部品製造時の材料歩留まりが高く、単位重量あたりのCO₂が削減できる点も製品利用時

における利点となる。高周波数域で駆動される高速モータや、3次元磁気回路構造をもつアキシシャルギャップモータ、昇圧回路用リアクトルなどへの適用を通じて、電磁部品の高性能化に貢献していく。

表1 マグメル®特性一覧

用途	鋼種名	密度 (g/cm ³)	磁束密度 (T) B _{10k} *1	最大比透磁率	保磁力 (A/m)	鉄損*2 (W/kg)	抗折強さ (MPa)
低周波	ML35D	7.62	1.66	526	154	34	84
	ML28D	7.72	1.70	545	128	29	70
	ML-1010*3	7.41	1.51	325	157	31	48
高周波	MH23D	7.49	1.50	270	253	22	89
	MH20D	7.44	1.46	224	224	20	77
	MH-2000*4	7.27	1.29	187	230	20	51

*1 B_{10k}は磁界の強さ10,000A/mにおける磁束密度を示す

*2 鉄損測定条件：低周波用途 1T, 400Hz

高周波用途 100mT, 10kHz

*3 内部潤滑成形：800MPa, 80℃

*4 内部潤滑成形：980MPa, RT

問合せ先：鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット 磁性材マーケティング開発室 magnetic.material@kobelco.com

お詫びと訂正

2025年11月28日に発行いたしました本誌「Vol.74, No. 2 特集：建築・土木を支えるKOBELCOの材料およびソリューション」におきまして、記載に誤りがございましたので以下のように訂正いたします。

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

28ページ
表 2 :

誤

Strength	Steel	Classification	Thickness (mm)			
			t ≦ 25mm	25 < t ≦ 40	40 < t ≦ 50	50 < t ≦ 100
490N/mm ²	SM490Y SMA490W	P _{CM} (Preheating temp.)	SM490Y 0.26(-)		0.26(80°C)	
			SMA490W 0.26(-)		0.27(80°C) 0.29(100°C)	
		No preheating required P _{CM}	-	0.24	0.22	
570N/mm ²	SM570	P _{CM} (Preheating temp.)	≦ 0.22(-)			
			0.26(-)	0.27(80°C)		0.29(100°C)
		No preheating required P _{CM}	-	0.24	0.22	
780N/mm ²	HT780 SBHS700(W)	P _{CM} (Preheating temp.)	≦ 0.20(-)			
		Minimum preheating temp.	100		120	
			50			

正

Strength	Steel	Classification	Thickness (mm)			
			t ≦ 25mm	25 < t ≦ 40	40 < t ≦ 50	50 < t ≦ 100
490N/mm ²	SM490Y SMA490W	P _{CM} (Preheating temp.)	SM490Y 0.26(-)		0.27(80°C)	
			SMA490W 0.26(-)		0.27(80°C) 0.29(100°C)	
		No preheating required P _{CM}	-	0.24	0.22	
570N/mm ²	SM570	P _{CM} (Preheating temp.)	≦ 0.22(-)			
			0.26(-)	0.27(80°C)		0.29(100°C)
		No preheating required P _{CM}	-	0.24	0.22	
780N/mm ²	HT780 SBHS700(W)	P _{CM} (Preheating temp.)	≦ 0.20(-)			
		Minimum preheating temp.	100		120	
			50(t ≦ 75)			

28ページ
表 4 :

誤

Thickness (mm)	Tensile test		Charpy impact test
	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE ₅ (J)
6	551	627	-
25	588	632	365
50	574	652	338
80	538	620	328
100	546	636	318
Spec.	≧ 500	570~720	≧ 100

正

Thickness (mm)	Tensile test		Charpy impact test
	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE ₅ (J)
6	551	627	-
25	588	632	365
50	574	652	338
80	538	620	328
100	546	636	294
Spec.	≧ 500	570~720	≧ 100

29ページ
右段 表 7 :

誤

Steel	Thickness (mm)	Spec.	
		YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)
SBHS700	≦ 100	≧ 700	780~930
K-TEN TM 780	≦ 50	≧ 685	780~930
	50 < t ≦ 100	≧ 665	780~930

正

Steel	Thickness (mm)	Spec.	
		YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)
SBHS700	≦ 75	≧ 700	780~930
K-TEN TM 780	≦ 50	≧ 685	780~930
	50 < t ≦ 100	≧ 665	760~910

31ページ
表 8 :

誤

Steel	Chemical composition(mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	B(ppm)	N(ppm)	Others	P _{CM}	
Developed Steel	0.05	0.24	1.97	0.004	0.001	0.39	0.002	11	40	Cu, Ni, Ti	0.27	
Spec.	≦ 0.11	≦ 0.55	≦ 2.00	≦ 0.020	≦ 0.006	≦ 0.60	≦ 0.05	≦ 50	≦ 60	-	≦ 0.30	

正

Steel	Chemical composition(mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Mo	V	B(ppm)	N(ppm)	Others	P _{CM}	
Developed Steel	0.05	0.24	1.97	0.004	0.001	0.39	0.001	11	40	Cu, Ni, Ti	0.27	
Spec.	≦ 0.11	≦ 0.55	≦ 2.00	≦ 0.015	≦ 0.006	≦ 0.60	≦ 0.05	≦ 50	≦ 60	-	≦ 0.30	



主要事業内容

■鉄鋼アルミ

- 薄板
- アルミ板
- 線材・条鋼
- 厚板
- 鉄鋼スラグ

■素形材

- 鋳鍛鋼
- アルミ鋳鍛
- チタン
- アルミ押出
- サスペンション
- 銅板
- 鉄粉

■溶接

- 溶接システム
- 溶接材料

■機 械

- 等方圧加圧装置（IP：Isostatic Press）
- PVDコーティング装置（高機能商品）
- タイヤ・ゴム機械
- 樹脂機械
- 鉄鋼・非鉄用機械
- 非汎用圧縮機（回転機）
- 熱交換器／気化器（機器）
- 汎用圧縮機／冷熱機器

■エンジニアリング

- 直接還元鉄関連分野
- 原子力プラント関連
- 都市交通システム
- エネルギー・化学プラント
- 水処理
- 廃棄物処理・リサイクル
- 医薬・ファインケミカル機械
- 冷却塔
- 水電解式高純度水素発生装置

■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：鉄鋼・アルミ素材におけるKOBELCOのCO₂削減貢献技術・製品＞
*温暖化問題が世界的・社会的課題として深刻かつ大きくクローズアップされる中、カーボンニュートラルに対するモメンタムが急激に拡大しています。KOBELCOグループでは2050年のカーボンニュートラル実現を長期ビジョンとして掲げています。2030年が目前に迫る中、お客様および社会に対してKOBELCOのカーボンニュートラル貢献への取組みを総括し、ご認識をいただく重要な時期にあると考えています。そこで本号では当社グループの「製鉄プロセス」と「技術・製品・サービス」におけるカーボンニュートラルに向けた技術的取組みを中心に紹介しました。
*過去のR&D神戸製鋼技報を振り返ると、「鉄鋼・アルミ素材」や「鉄鋼生産技術」、「エネルギー・環境」といった特集号はありましたが、「CO₂削減」を切り口とした特集は今回が初めてでした。本号の編集を通じて、鉄鋼事業を中心とした「生産プロセス」と、ハイテン・特殊鋼・厚板、アルミ、溶接、機械、エンジニアリングなど独自の「技術・製品・サービス」によってCO₂排出削減に取り組んでいること、そして多くのお客様を通じて社会課題の解決に貢献していることを改めて認識することができました。ここに本号で紹介した技術を簡単に振り返ります。
*まずはMIDREX[®]プロセスにおける直接還元鉄製造法をはじめ、高炉へのHBI

超多配合装入操業技術や製鋼工程におけるリサイクル利用拡大技術、環境負荷低減および資源循環を目的とした鉄鋼スラッグの利活用技術によるCO₂削減への貢献を紹介しました。またアルミでは、リサイクル技術の高度化によるCO₂削減への貢献技術を紹介しました。

つぎに、当社では低CO₂高炉鋼材“Kobenable[®] Steel”と低CO₂アルミ製品“Kobenable[®] Aluminum”の商品化とブランディングを手掛けており、ハイテン・特殊鋼やアルミの高強度化による自動車部品の軽量化を通じたCO₂削減への貢献を紹介しました。また、船舶・エネルギー分野ではCO₂や液体アンモニアの搬送・貯蔵が注目されています。そこで低温タンク向け大入熱溶接対応9%Ni鋼をはじめ、低温低圧仕様タンクに合致した溶接材料、液体アンモニア環境下でのSCC感受性低減や溶接施工性向上を目的とした溶接材料について紹介しました。

*KOBELCOグループの2024-2026年度中期計画では「カーボンニュートラルへの挑戦」を最重要課題のひとつに位置付け、これら課題に立ち向かう最新技術の研究開発を進めています。引き続き次期中期計画以降も最重要課題として取り組んで参りますので、本特集の発刊が様々なステークホルダーの皆様との対話のきっかけとなり、新たな取組みや価値の創出につながることを期待しています。

(永濱睦久)

次号予告

＜特集：マテリアル×プロセスで拓く素形材ソリューション＞
*素形材事業部門は、多様なマテリアルとプロセスを掛け合わせた技術基盤を背景に、船舶、航空機、自動車などの輸送機器や半導体といった幅広い産業分野向けに事業を展開しています。主な製品としては、船舶向けの高強度鍛鋼品、航空機用途のアルミ鋳造品やチタン鍛造品、半導体分野で用いられるアルミ鍛造品や銅合金、自動車用途におけるチタン箔、アルミ鍛造サスペンション、骨格材用アルミ押出品、端子向け銅合金、駆動系歯車用鉄粉などが挙げられます。
*長年培った材料技術とものづくり力を基盤に、設計・開発から量産を見据えた技術開発により、軽量化や電動化、カーボンニュートラルといった多様なニーズに対応する付加価値ソリューションを提供してきました。
*本特集号では、素形材事業を支えるKOBELCOグループの技術基盤を軸に、各分野における技術開発の事例を紹介しています。高強度化や高信頼性、軽量化・省エネルギー化といった多様なお客様ニーズに対し、材料特性と製造プロセスの両面からの技術的アプローチを整理しています。
*一体型クランク軸用高強度鋼の開発では、船舶の高出力化や新燃料対応といったニーズを背景に、材料設計から実用化に至る技術的検討を紹介しています。半

導体製造装置向け耐熱アルミニウム鍛造合金では、耐熱性向上を狙ったクリープ特性に着目した材料設計および鍛造技術を取り上げています。また、自動車サスペンション用合金では、耐応力腐食割れ特性の確保を目的に、材料中の電位差評価を通じた応力腐食割れ抑制に向けた材料設計および特性評価を示しています。さらに、焼結材の駆動系歯車部品への適用検討では、疲労強度確保といった要求を踏まえた鉄粉の適用メトリックに関する検討を紹介しています。

*加えて、鋳鍛鋼品の三次元計測データを活用した品質傾向管理や業務改善、AIを用いた外観検査システムの量産適用、大型アルミ鍛造プレスにおける作業記録を活用した生産性向上、金型補修の自動化など、ものづくり変革に向けた取り組みを紹介しています。

*さらに、磁性鉄粉の材料特性を活かした用途提案、微細凹凸圧延転写技術によるチタン板の差別化商品開発、中間導電率を有する銅端子材料による適用範囲拡張など、材料特性を起点とした新たな価値創出に向けた取り組みも掲載しています。

*前述のとおり、次号では素形材事業の課題に対し、KOBELCOグループが取り組む最新技術について紹介いたします。どうぞご期待ください。

(中久保昌平・山下圭一)

＜編集委員＞

委員長	西野都
副委員長	杵淵雅男
委員	池田英生
	釘宮敏洋
	佐藤統宣
	佐成弘毅
	杉立宏志
	高久真也
	高田武之
	出浦哲史
	中久保昌平
	永濱睦久
	本家浩一
	山下圭一
	山本兼司
	渡辺憲一
	＜五十音順＞
本号特集編集委員	永濱睦久

R&D[®] 神戸製鋼技報

第75巻・第1号（通巻第254号）

2026年6月1日発行

年2回発行

非売品 <禁無断転載>

発行人 西野 都

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(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

2026年 6月1日

各 位

(株)神戸製鋼所
技術開発本部

「R & D神戸製鋼技報 Vol.75, 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.75, 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 1, 2026

Kobe Steel, Ltd.
Technical Development Group

RE: Delivery of R&D Kobe Steel Engineering Reports, Vol.75, No.1

Dear Sir or Madam,

We would like to express our sincere gratitude for your continued support and cooperation.

Attached please find Vol.75, No. 1 of the R&D Kobe Steel Engineering Reports.

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 Reports

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 sticker number	No. _____ ← (Please fill in the right lower number on the address sticker)	
Remarks		
Person making this entry	Name :	E-mail :