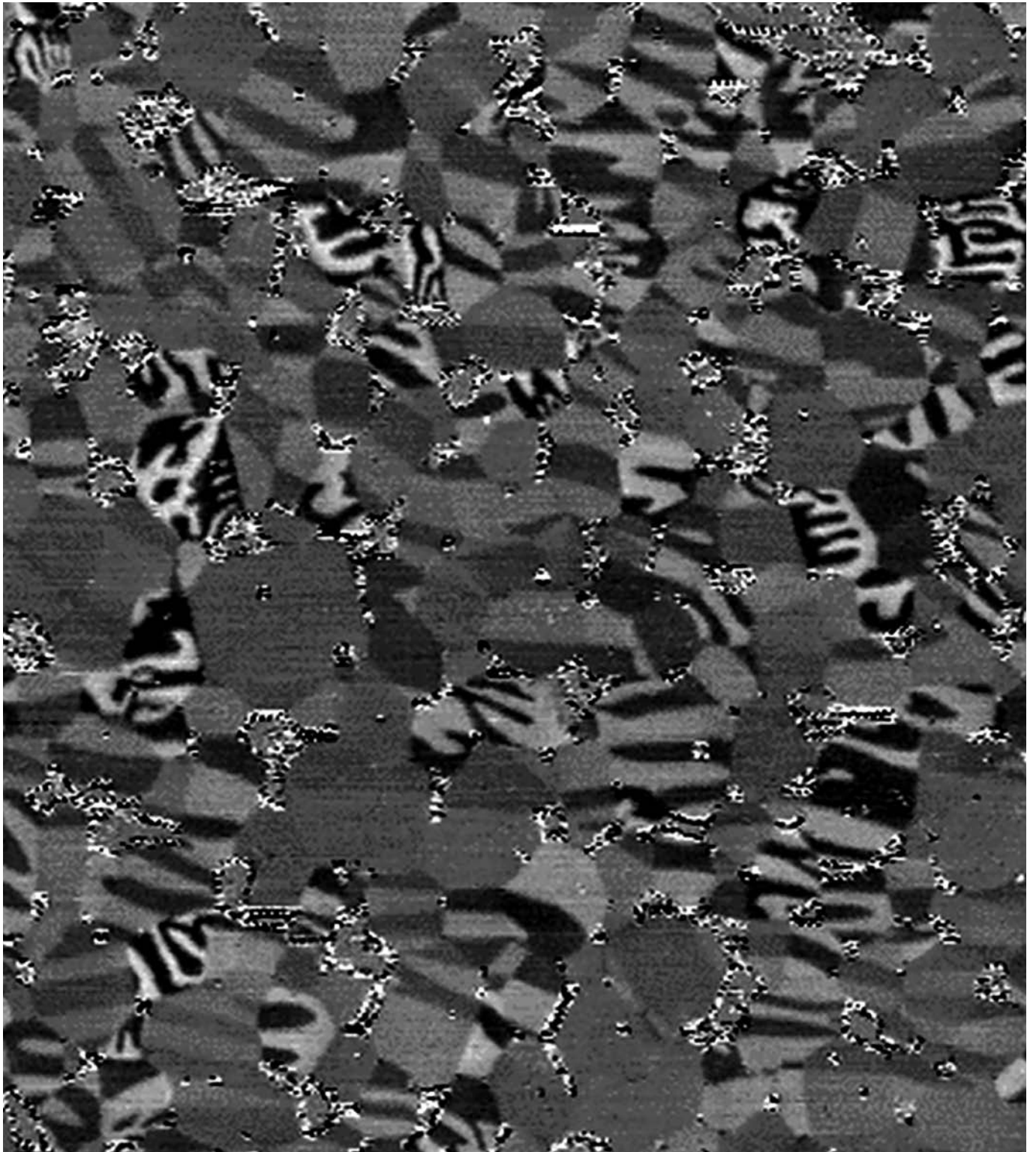


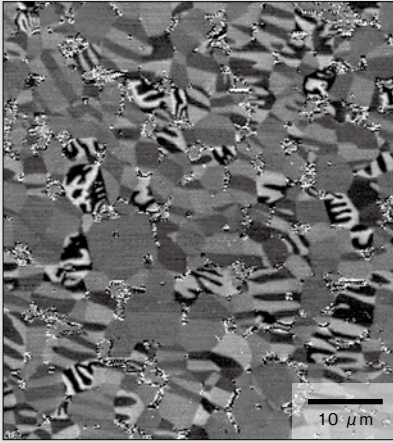
CODEN:HIKGE3
ISSN 0916-0930

日立金属技報

2019
Vol. **35**

HITACHI METALS
TECHNICAL **R**EVIEW

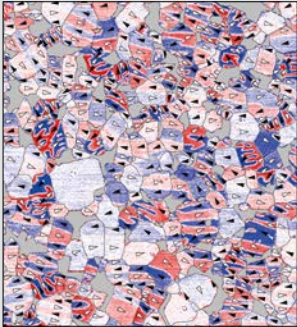




<表紙写真>

Nd-Fe-B 系焼結磁石 (熱消磁状態) の磁区像
Magnetic domain image of Nd-Fe-B based sintered magnet (thermal demagnetization state).

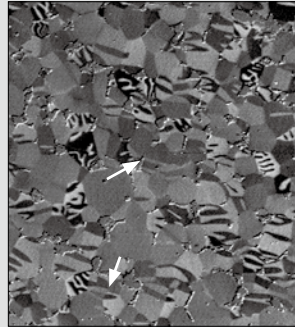
容易磁化方向に平行な断面を観察。
コントラストの強弱は観察面の法線方向における磁化成分の大きさを反映している。



<補足図 1 >

Nd-Fe-B 系焼結磁石 (熱消磁状態) の磁化方向の分布
Distribution of magnetization of Nd-Fe-B based sintered magnet (thermal demagnetization state).

赤・青の領域は観察面の法線方向における磁化成分の向きを示している。また、黒および白の矢印は EBSD で求めた結晶方位解析結果を組み合わせることによって得られた、観察面内の磁化成分の向きを示している。



<補足図 2 >

Nd-Fe-B 系焼結磁石 (外部磁界印加) の磁区像
Magnetic domain image of Nd-Fe-B based sintered magnet (in external magnetic field).

容易磁化方向に平行な断面を観察。
たとえば図中に矢印で示した領域では隣接した結晶粒の磁壁移動が連動して起こっていることから結晶粒間の磁気的相互作用が大きいと解釈される。

表紙写真説明

軟 X 線 MCD で得られた Nd-Fe-B 系焼結磁石断面の磁区像

Magnetic domain image obtained by soft XMCD for cross section of Nd-Fe-B based sintered magnet

ネオジム (Nd) - 鉄 (Fe) - ほう素 (B) 系焼結磁石 (製品名 NEOMAX[®]) は、実用化されている磁石としては最も高い性能を発現し、モーターの小型化・高性能化・高効率化に貢献している。この磁石は、自動車の電動化の進展などに伴い需要の拡大が見込まれているが、保磁力を向上するために使用しているジスプロシウム (Dy) などの重希土類元素は資源的な制約があることから、重希土類を用いずに高保磁力化することが強く望まれている。

重希土類に依存しない高保磁力化を実現するためには、組織制御により磁化反転を制御することが必要である。磁化反転は、①反転核の生成、②磁化反転の伝播の 2つの過程を経ていると考えられていることから、これらの挙動を把握することが重要であり、現在も各所で精力的に研究が推進されている。

表紙写真は、Nd-Fe-B 系焼結磁石の容易磁化方向に平行な断面を、SPring-8 BL25SU に整備されている軟 X 線磁気円二色性 (soft XMCD: soft X-ray Magnetic Circular Dichroism) という手法で観察したものである (JASRI 課題 No.2016B1569)。近年、この手法の技術開発が大きく進展した結果、φ100 nm 以下まで集光したビームを走査しながら測定できるようになっており、本観察でも高い空間分解能で明瞭な磁区像が得られている。得られたデータと、日立金属が保有する走査電子顕微鏡に付属されている電子線後方散乱回折装置 (EBSD: Electron Backscatter Diffraction) による方位解析結果と組み合わせることで、磁化の方向を求めることができる (補足図 1)。さらに、外部磁界を印加して磁区像を変化させながら XMCD 測定を行うことで、磁化反転の伝播を理解する上で重要となる、隣接する結晶粒間の磁区の連動性を詳細に把握することができる (補足図 2)。

日立金属は、放射光など最先端の解析手法を活用した研究にも積極的に取り組み、得られた結果を次世代材料・プロセスの開発に反映させていく。



日立金属技報

HITACHI METALS
TECHNICAL REVIEW

目次

巻頭言

Page 6 ~ 7

本居宣長「うひ山ぶみ」に見る学問の学び方と教育	6
大阪大学 名誉教授 福井工業大学 学長 掛下 知行	

論文

Page 8 ~ 37

NEOMAX [®] 異方性リング磁石のモーターへの適用	8
丸川 泰弘・久村 剛之・天野 寿人・蒲池 政直・吉田 健志	
Warm-Box Sand Corerom Efficiency Improvement	14
Todd Pagel・Adam Kurszewski	
車載トランスミッション用磁歪式トルクセンサー	18
中村 晃之・杉山 雄太・清水 悠輝	
ガスアトマイズ法による高 B_s ナノ結晶粉末の開発	24
太田 元基・千綿 伸彦	
新規耐食合金のレーザー粉末積層造形と熱処理法の開発	30
桑原 孝介・藤枝 正・大坪 靖彦・陳 美伝	

新製品紹介

Page 38 ~ 48

セキュリティ用シンチレータアレイ	38
Nd-Fe-B 焼結磁石 NEOMAX [®] F シリーズ	39
超高精度・短時間整定リニアモータステージ	40
バネキャンセラーを搭載した次世代アンジュレータ	41
高靱性ダクタイル鋳鉄ナックル	42
海外向け鉄道車両用 LAN ケーブル	43
インライン光ファイバー通信回線監視装置	44
次世代標準ダイカスト金型用鋼	45
高インピーダンス コモンモードチョークコイル	46
高性能鉄系ダイカストスリーブ	47
リチウムイオン電池 (LIB) 用クラッド端子	48

■日立金属グループ 2018年 主な技術受賞	49
------------------------------	----

■日立金属グループ 主な営業品目	50
------------------------	----

INDEX

Foreword

Page 6 ~ 7

Education Inspired by Norinaga Motoori through His Book of “Uiyamabumi”	6
Tomoyuki Kakeshita Professor Emeritus of Osaka University, President of Fukui University of Technology	

Articles

Page 8 ~ 37

Motor Application of NEOMAX [®] Nd-Fe-B Anisotropic Ring Magnets	8
Yasuhiro Marukawa · Tsuyoshi Hisamura · Hisato Amano · Masanao Kamachi · Takeshi Yoshida	
Warm-Box Sand Corerom Efficiency Improvement	14
Todd Pagel · Adam Kurszewski	
Magnetostrictive Torque Sensor for In-Vehicle Transmission	18
Teruyuki Nakamura · Yuta Sugiyama · Hiroki Shimizu	
High- <i>B_s</i> Nanocrystalline Powder Fabricated by Atomization	24
Motoki Ohta · Nobuhiko Chiwata	
Development of Selective Laser Melting and Heat Treatment Process for Novel Corrosion Resistant Alloy	30
Kosuke Kuwabara · Tadashi Fujieda · Yasuhiko Otsubo · Meichuan Chen	

New Products Guide

Page 38 ~ 48

Scintillator Array for Security	38
Nd-Fe-B Sintered Magnet NEOMAX [®] F Series	39
Ultra-High-Accuracy Linear Motor Stage with Short Settling Time	40
Next-Generation Undulator with Spring Compensation Modules	41
High-Toughness Ductile Cast-Iron Steering Knuckle	42
LAN Cable for Overseas Rolling Stock	43
Inline Real-Time Optical Fiber Monitoring System	44
Innovative Standard Die Steel for Die Casting	45
High-Impedance Common-Mode Choke Coils	46
High-Performance Iron-Based Die-Cast Sleeves	47
Clad Terminal for Lithium-Ion Batteries	48

■ Technical Awards 2018	49
■ Products of Hitachi Metals Group	50

掛下 知行

Tomoyuki Kakeshita
Professor Emeritus of Osaka University
President of Fukui University of Technology



本居宣長「うひ山ぶみ」に見る 学問の学び方と教育

Education Inspired by Norinaga Motoori through His Book of “Uiyamabumi”

現在、世界的規模で大きな転換点に立っていることは皆様ご存知の通りであります。すなわち、食料・水問題、資源、エネルギー、環境問題、感染症の地球規模での拡大の危機、富の偏在と格差の拡大、文化・民族・宗教の対立など、人類の存続自体を脅かす諸問題が顕在化してきています。これらは、自然科学分野と人文社会科学分野のすべてに係わる問題であります。これに加えてわが国では少子高齢化が深刻な問題となっております。ほぼ100年後の2100年には人口が6000万人になることが予想され、これによる労働人口の著しい減少により社会構造の変革は避けられません。これらの問題は、世界規模で早急に対応しなければ、人類の将来は危機に瀕することになるものと言っても過言ではありません。したがって、私どもはこれら問題のかじを取るターニングポイントの真ただ中にいることを十二分に認識し、この変化に正しく対応して、心身ともに豊かで安全な社会を築くことが、いま我々に課された将来に向けての課題であります。

この様な状況において、大学がなすべきことは、今述べました人類に課せられた自然科学、人文社会科学全般にわたる命題に果敢にチャレンジする気概と能力ならびに素養を持った人材の育成を行うことでもあります。したがって、大学は、決して短期的な成果のみを追うのではなく、50年、100年後の将来を見据えた人材育成を大学の活動の真な

る「核」に据える覚悟が必要です。ですので、大学の教育・研究の在り方は、全人格的であるべきであり、学問の府としての学問の深化と社会構造構築への貢献にあると言えます。特に、教育は国家100年の計であると同時に人類100年の計でもありますことから、身を引き締めて慎重にきめやかに深化・展開すべきことであると考えます。言い換えると、教育こそが、今日の課題を解決するものであり、人類を救うものであると行うことができると私は強く信じております。

私は長く教育にかかわってきたこともあり、教育の基盤となる学問を修養する上で感銘を受けた本居宣長の考えをここで振り返り紹介させていただきます。皆様の、お役に少しでも立てると幸いです。

言うまでもなく、本居宣長はわが国の古代の歴史書である「古事記」という書物を読み解いて古事記伝をあらわしたわが国を代表する素晴らしい学者であります。もちろん本居宣長の学問分野は国学と呼ばれる分野であり、理学、工学、情報学等とは異なる分野であります。しかしながら、本居宣長の学問に対する考え方、学問の進め方、学問を始めようとする人への教育は、すべての学問分野に共通した普遍的なもので、かつ、非常に優れた考え方があります。こうした考え方は「うひ山ぶみ」という書物にまとめられています。これは文庫本にもなっており、現代語訳もついていま

すので興味のある方はお読みになることをおすすめします。

「うひ山ぶみ」とは、はじめての山、あるいは新しい山に登るという意味ですので、この本では、新しい学問を学ぶことを新しい山に登ることにたとえています。

本居宣長は新しい学問を学ぶ方法として次のように述べています。「学問というものはただ長い年月飽きたり怠けたりせずに一生懸命続けることが大事である。勉強の仕方は人それぞれで、その人にあった方法を選べば良くそれほど気にすることはない。いかに良い勉強の方法を用いても怠けて勉強に励まなければ学問の成果は得られない。また自分に才能がないとか、時間がないとかいったことであきらめてしまい、勉学をやめてはいけない。とにかく学問というものは一生懸命励めば成就するものだと思うべきである。あきらめは学問が大いに嫌うことである。言い換えると、山に登るとき、人それぞれにあった登り方や道で登ればよいが、途中で飽きたり諦めたりしたら決して頂上にはたどり着くことは出来ない。学問も毎日こつこつと続けるのが重要である。」と教えています。本居宣長ほどの大学者でも日々努力して学問を成就したのです。このことを思うと、私には、身に染みる言葉と感じております。

また学問に対する態度について次のように述べています。「一つの分野の学問でも勉強することは非常にたくさんあり、それらをすべて学ぶことが出来ればよいが、人が一生をかけても無理である。そこで、その中から自分が極めたいと思うことを見つけ出して、それを力の限り勉強するのが良い。これも学問をする上で重要なことであり、人間の能力には限りがあるので自分が興味をもって、突き詰めたいことを決めて、一生懸命勉強するのが大事だ。」と本居宣長は教えています。さらに、「こうした学問の進め方は、学問を志した人には自然に備わっているものだが、初めて学問をする人には、どのように勉強したらいいのか

からない場合が多い。そのときにはその学問分野を良く知る人に、十分に相談しながら勉強方法や、学ぶべき事柄などを教えてもらうのがよい。」と述べています。

これは、まさに、大学の役割であり、また教員の役割となるものです。その指導に関しても、本居宣長は、「先生が『これこれこうして勉強なさい』と一つの方法だけを言うのではなく、その人にあった、その人の勉強と努力を最大限に生かして、学問を成就できる方法を教えるべきである。」と述べています。この本を読むたびに、忘れかけていた真摯な気持ちに何度戻ったか覚えていません。

本居宣長は最後に次のような短歌で締めくくっています。「いかならむ うひ山ぶみのあさごろも 浅きすそ野のしるべばかりも」この歌は「初めての山に登るにあたって麻の粗末な着物をまとい経験も浅い私の言うことが道しるべになれば幸いです。」というような意味です。とても謙虚な気持ちになり、心洗われる気がいたします。皆様はいかがでしょうか。その上で、私には、皆様も良くご存じの天才画家パブロ・ピカソの言葉を思い出します。「できると思えばできる、できないと思えばできない。これは、ゆるぎない絶対的な法則である。」ピカソの様な天才ですら、自らの芸術活動において、様々な課題に直面し、それを、このような考え方で乗り越えて、素晴らしい絵画を生み出してきたのです。ピカソほどの天賦の才能がないにしても、私たちも、常に、このような考え方や、また、本居宣長の「うひ山ぶみ」に見られる精神をもって、上記した問題の解決を図り、世界の持続的発展に貢献する研究成果を挙げるのが大切であると強く思っています。

参考文献

濱田浩一郎:本居宣長『うひ山ぶみ』,致知出版社,(2017) ISBN978-4-8009-1164-3

NEOMAX[®] 異方性リング磁石のモーターへの適用

Motor Application of NEOMAX[®] Nd-Fe-B Anisotropic Ring Magnets

丸川 泰弘*

Yasuhiro Marukawa

久村 剛之*

Tsuyoshi Hisamura

天野 寿人*

Hisato Amano

蒲池 政直*

Masanao Kamachi

吉田 健志*

Takeshi Yoshida

* 日立金属株式会社
磁性材料カンパニー

Magnetic Materials Company,
Hitachi Metals, Ltd.

Nd-Fe-B 焼結磁石はその優れた磁気特性から幅広い用途で使われている。また、日立金属の特微的な磁石製品である NEOMAX 異方性リング磁石も車載、家電、FA 他さまざまなモーターに使用されており、リング磁石の特徴を活かして高性能、低コストなモーター設計が可能となる。本論文では、NEOMAX 異方性リング磁石の特徴、モーターへの適用効果の事例を示す。リング構造でのメリットに加え、磁化配向に特徴をもつ極異方性リング磁石の適用により、ラジアル異方性リング磁石対比、同等のモーター出力条件にて、磁石重量およびモーター軸長ともに 20% 低減可能であることをモーター解析検討で定量的に示した。

Sintered Nd-Fe-B magnets with superior magnetic characteristics have a variety of applications. One of our signature products, the NEOMAX anisotropic ring magnet, has found wide use in the automotive industry, in home appliances, and in FA. Ring magnets can also be used to produce highly efficient motors. In this paper, the features of the NEOMAX anisotropic ring magnet are introduced, and the results of a case study of its use in motors are described. It is shown that it is possible to reduce both the magnet weight and the motor length by 20% compared to a multipole radial ring magnet that has a distinctive magnetic orientation in addition to the advantage of ring structure.

● Key Word : NEOMAX 異方性リング磁石, 極異方性リング磁石, モーター

● Production Code : NEOMAX 異方性リング磁石

● R&D Stage : Research

1. 緒言

日立金属の特微的な磁石製品である NEOMAX[®] 異方性リング磁石は車載、家電、FA 他さまざまなモーターへ適用されており、リング磁石の特徴を活かしたモーター設計が可能となる。本論文では、NEOMAX 異方性リング磁石の特徴、モーターへの適用、設計事例および技術動向を示す。

2. 異方性リング磁石の特徴

2.1 異方性リング磁石の磁化配向

NEOMAX 異方性リング磁石の磁化配向はラジアル異方性および極異方性の 2 種類の磁化配向¹⁾が存在する。図 1 に示す通り、ラジアル異方性の磁化配向は径方向のラジアル配向となり磁極は着磁により決定される。また、極異方性はハルバッハ配列の磁気回路構造となり、磁化配向、磁極は磁石成形時に決定される。ハルバッハ配列の磁気回路構造により、表面磁束密度波形は正弦波状となる。加えて 2.4 で後述する磁束密度ピーク値はラジアル異方性より高いことも特徴である。

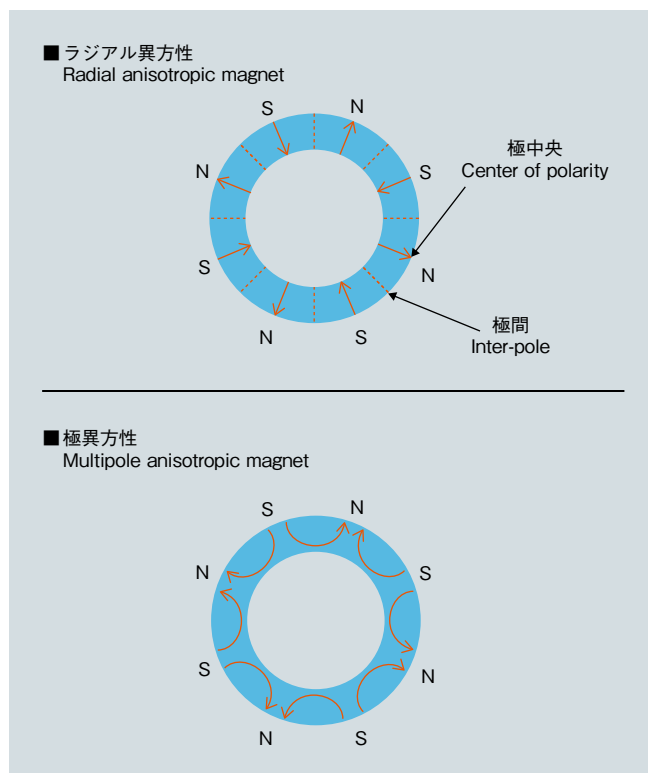


図 1 NEOMAX[®] 異方性リング磁石の磁化配向
Fig. 1 Magnetic field orientation of NEOMAX[®] anisotropic ring magnet

2.2 異方性リング磁石の構造上のメリット

図2にリング磁石の構造上のメリットをセグメント磁石ローターの場合と比較して示す。リング磁石の構造上の最大のメリットは組立性が良いことである。例えば、8極の磁石ローターにおいてセグメント磁石を適用する場合、IPM (Interior Permanent Magnet) およびSPM (Surface Permanent Magnet) どちらの磁石ローターでも磁極の数と同じ個数の磁石を用意する必要があり、極数に伴い磁石ローターの部品点数も増加することとなる。一方、リング磁石の場合は極数によらずリング磁石1個にて磁石ローターを構成することが可能となり、部品点数の少ないシンプルな磁石ローター構造が実現可能である。

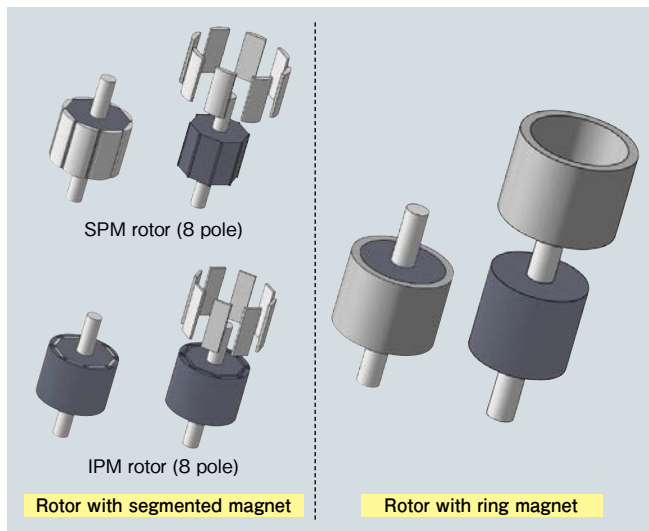


図2 リング磁石の構造上のメリット
Fig. 2 Structural advantages of ring magnet

2.3 ラジアル異方性リング磁石の磁極構造上のメリット

図3にラジアル異方性リング磁石の磁極構造上のメリットを示す。セグメント磁石ローターの場合、通常、磁石1個が1極となる着磁が施され、磁石個数に応じた磁極数となるのが一般的である。それに対し、ラジアル異方性リング磁石ローターの場合は着磁器の極数に応じた着磁が施されるため、例えば8極の着磁器で着磁を行えば8極の磁石ローターとなり、10極の着磁器にて着磁を行えば10極の磁石ローターを作製することができ、異なる極数のローターの磁石部品を共通化することが可能である。また、SPM同期モーターにおいてコギングトルク低減に有効な手段の一つであるスキュー着磁を着磁器側の設計によって容易に実現可能であることもリング磁石の大きなメリットである。セグメント磁石にてスキュー着磁と同様の手法を適用する場合、ステップスキュー構造となるが、例えば8極の2段ステップスキュー

を構成しようとする必要があり、部品点数および組立工数が増加することとなる。磁石ローターにおいて、リング磁石を用いることでシンプルな構造および着磁自由度が得られる。

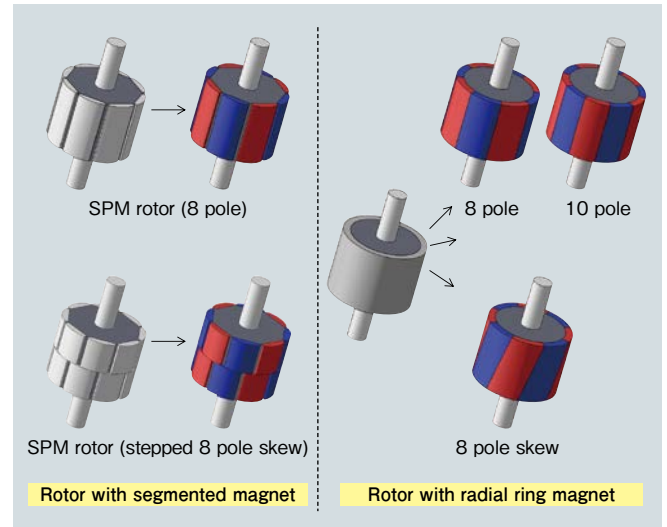


図3 ラジアル異方性リング磁石の磁極構造上のメリット
Fig. 3 Advantages of radial ring magnet based on magnetic pole

2.4 極異方性リング磁石の特徴的な表面磁束密度波形

図4にリング磁石の表面磁束密度波形の例を示す。極異方性リング磁石の表面磁束密度波形は正弦波状の波形形状となるのが特徴で、その正弦波状波形形状によりモーターのコギングトルクおよびトルクリプルを効果的に低減することが可能である²⁾。また、表面磁束密度波形の面積を比較すると、一般的に極異方性リング磁石の面積はラジアル異方性リング磁石よりも約20%大きく、極異方性の磁化配向により多くの磁束を得られる³⁾。

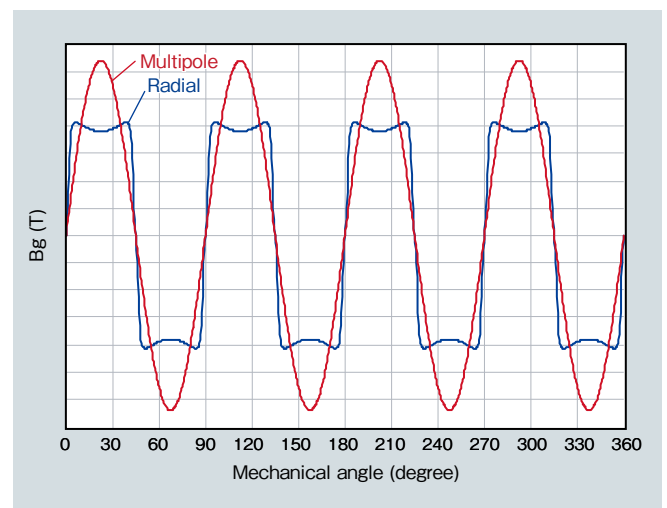


図4 リング磁石の表面磁束密度波形
Fig. 4 Surface magnetic flux density for ring magnet

3. 極異方性リング磁石の適用効果

3.1 モーター誘導起電力向上

極異方性リング磁石をモーターへ適用することにより、前述の表面磁束密度波形の特性によりモーター特性を向上させることが可能である。図5にリング磁石を用いた場合のモーターの誘導起電力の比較を示す。誘導起電力では極異方性リング磁石の方がラジアル異方性リング磁石よりも約10%高く、極異方性の磁化配向によりモーター特性を向上させることが可能となる。一方でモーター特性向上の効果はモーター構造にも依存し、ステータ形状を特性の高い極異方性リング磁石に応じた形状等の専用設計とすることでより多くの効果を得ることが期待できる。

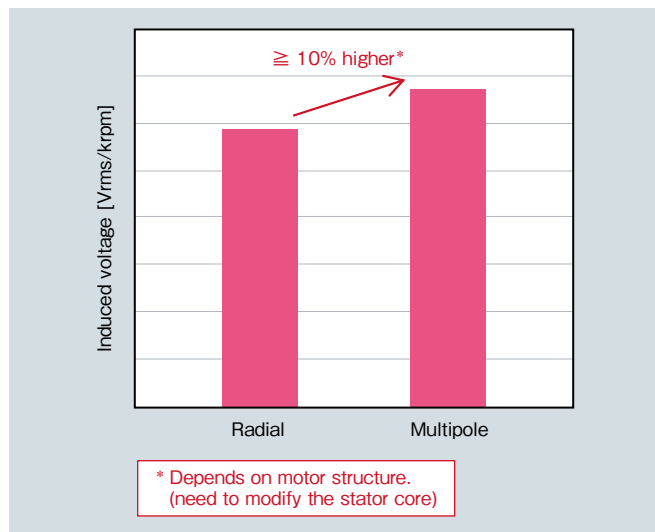


図5 リング磁石を用いたモーターの誘導起電力
Fig.5 Induced voltage in ring magnet motor

3.2 極異方性リング磁石の樹脂インサート成形

極異方性リング磁石はそのハルバツハ配列の磁気回路構造により内径側に漏れ磁束がない、つまり、内径側に磁気回路を構成しなくてもよいことが特徴の一つである。よって、セグメントおよびラジアル異方性リング磁石を用いた磁石ローターでは必須となる磁石内径側の磁気回路、ローターコアが不要となる。これにより、極異方性リング磁石の場合、磁石内径側に非磁性の樹脂等を配置することが可能となり、図6に示すような樹脂インサート成形により磁石ローターを作製することが可能となる。樹脂インサート成形により、コスト面では磁石とローターコアおよびローターコアとシャフトの組立コスト、ローターコアのコストの削減が可能となり、さらに、磁石内径の機械加工精度が不要となり磁石の内径加工レスによる磁石コストの削減も可能となる。モーター特性面では

前述の極異方性リング磁石特有の表面磁束密度の正弦波状波形形状の効果に加えて、磁石内径が樹脂となることによるローターの軽量化およびイナーシャ低減の効果が期待できる。

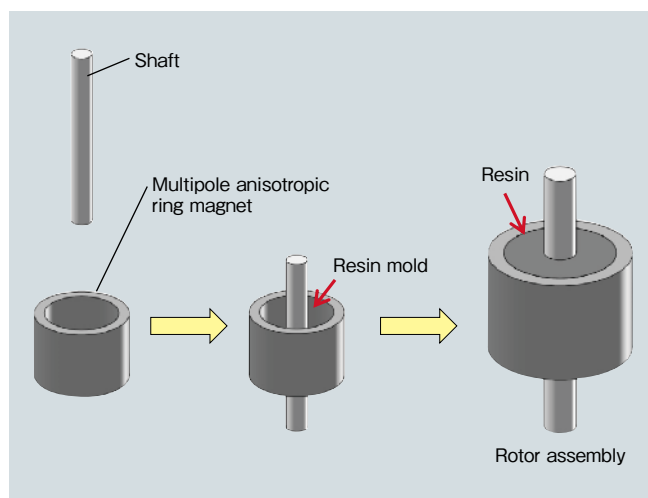


図6 極異方性リング磁石の樹脂インサート成形
Fig.6 Resin insertion molding of multipole anisotropic ring magnet

4. リング磁石のモーターへの適用検討

4.1 モーター設計検討内容

ラジアル異方性リング磁石および極異方性リング磁石を適用したモーターを設計し、モーター特性の比較を行った。今回は、リング磁石の外径をφ14mmとし、4極、6極、8極において極数に応じたステーターを設計しモーター出力トルクを同一とする場合の磁石重量およびモーター軸長を比較した。

4.2 モーター設計条件

検討モーターの電磁構成および磁石条件を表1に示す。5種類の電磁構成において、ラジアル異方性リング磁石および極異方性リング磁石を適用する場合の磁石仕様を設計した。磁石外径はφ14mmとし、磁石内径はラジアル異方性リング磁石の場合はφ10mm、極異方性リング磁石の場合はそれぞれの極数に応じた適切な内外径比に基づき内径を設定した。今回の磁石形状では4極および6極において極異方性リング磁石の磁石内径がラジアル異方性リング磁石の磁石内径よりも小さくなる。また、ラジアル異方性リング磁石においてはそれぞれの電磁構成のコギングトルク理論値に応じたスキュー着磁角度を設定している。磁石の残留磁束密度は1.2Tとし、ラジアル異方性リング磁石の極間の無着磁領域の幅は1mmと設定した。

表 1 モーター電磁構成および磁石設計条件

Table 1 Design specifications for motor and magnet

		Radial ring magnet					Multipole anisotropic ring magnet				
Number of poles and slots		4P6S	6P9S	8P12S	8P6S	8P9S	4P6S	6P9S	8P12S	8P6S	8P9S
Outer diameter	[mm]	14					14				
Inner diameter	[mm]	10					8.5	9.5	10		
Number of poles	—	4	6	8			4	6	8		
Ratio of OD to ID	—	0.71					0.61	0.68	0.71		
Skew angle	[degree]	30	20	15	15	5	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Remanence Br	[T]	1.2					1.2				
Neutral area	[mm]	1					N/A				

次に、モーターの詳細設計条件を表 2 に、モーター解析モデルを図 7 に示す。モーター外径は $\phi 35$ mm、ティース磁束密度 1.2 ~ 1.4 T となるようティース幅を設計、その他詳細モーター仕様も表 2 に示す通りで、モーター軸長を調整し出力トルク 50 mN・m が得られるモーターを設計し、それぞれ磁石重量、モーター軸長を比較した。

表 2 モーター設計条件

Table 2 Design conditions for motor

Outer diameter of motor	$\phi 35$ [mm]
Motor gap	0.5 [mm]
Slot opening	1 [mm]
Stator core material	35A300
Shaft and rotor core material	S45C
Current density	5 [A/mm ²]
Fill factor for coil winding	60 [%]
Thickness of coil insulator	0.3 [mm]
Output torque	50 [mN・m]
Magnetic flux density of teeth	1.2-1.4 [T]

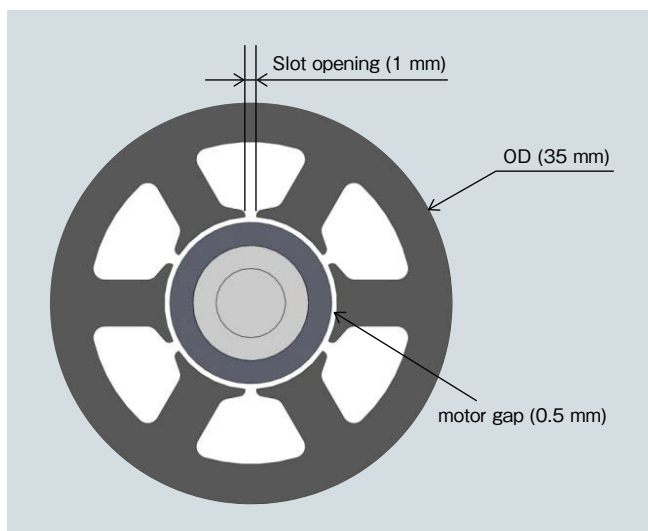


図 7 モーター解析モデル

Fig. 7 Motor simulation model

4.3 モーター設計結果

設計後のモーター概略形状を図 8 に示す。極異方性リング磁石の磁石磁束は、すべての電磁構成条件で設計仕

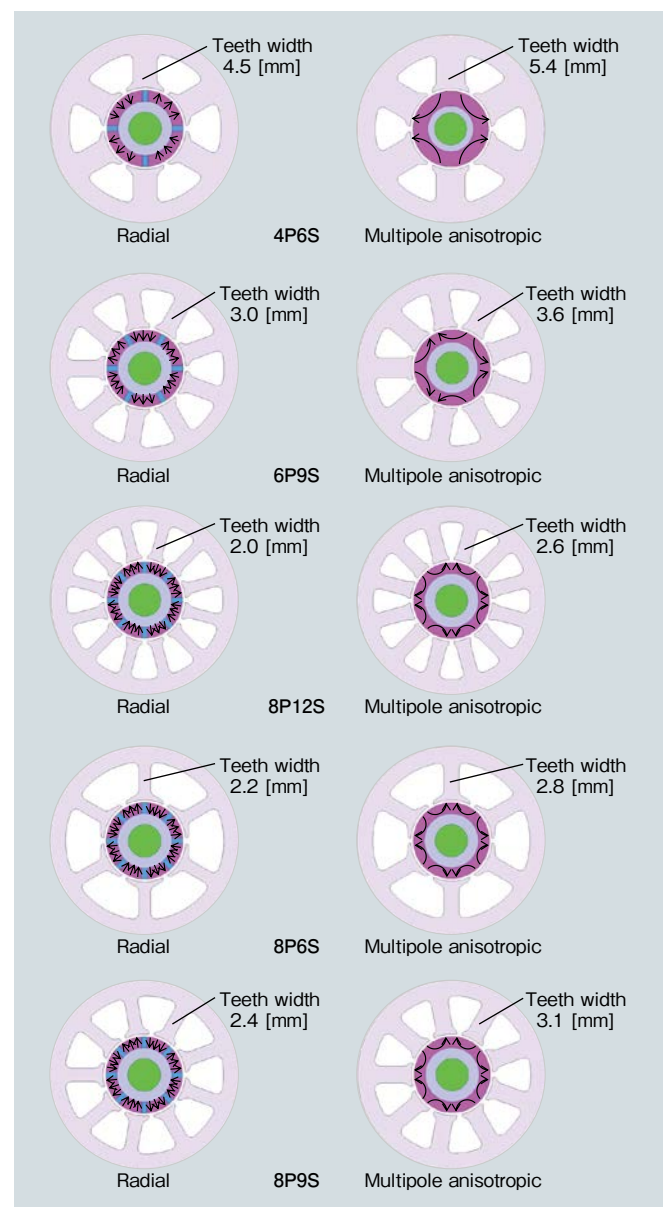


図 8 モーター設計結果

Fig. 8 Motor design results

様よりも増加した。ティース内の飽和磁束密度の設計仕様は、1.4 Tである。極異方性リング磁石のティース幅は、設計仕様を満足させるため、ラジアル異方性リング磁石のティース幅よりも大きくする必要がある。出力トルクの解析結果を図9に示す。すべての条件において出力トルク 50 mN・m が得られており、同じ条件にて磁石重量および磁石軸長を比較することができる。

まず、磁石重量の比較を図10に示す。4P6Sの電磁構成以外はラジアル異方性リング磁石よりも極異方性リング磁石の方が磁石重量が少なく、極異方配向の効果により同じモーター特性にて磁石重量を削減することが可能であることがわかる。但し、4P6Sの電磁構成では、4極の極数にて適切な内外径比で設定したため、磁石の肉厚が増加した。

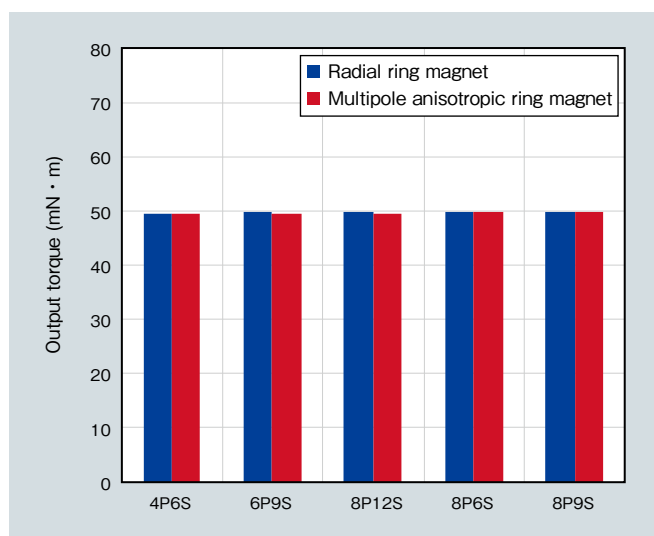


図9 出力トルク解析結果
Fig. 9 Simulation results for output torque

次に、モーター軸長の比較を図11に示す。すべての電磁構成においてラジアル異方性リング磁石よりも極異方性リング磁石の方がモーター軸長が短く、極異方性リング磁石の適用にてモーターの小型化が可能であることが確認できる。図12にモーター軸長と磁石重量の比較グラフを示す。今回の検討モデルの中では8P6Sの電磁構成の場合、最も小型化が可能であり、極異方性リング磁石を適用することでラジアル異方性リング磁石よりも20%磁石重量およびモーター軸長を少なくすることができた。また、他の電磁構成においても、極異方性リング磁石の適用にてモーターの小型化が可能であることを確認した。

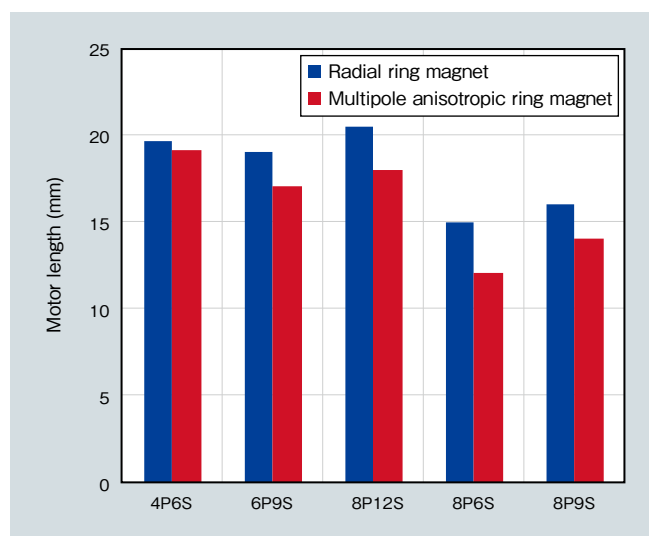


図11 モーター軸長の比較
Fig. 11 Comparison of motor length

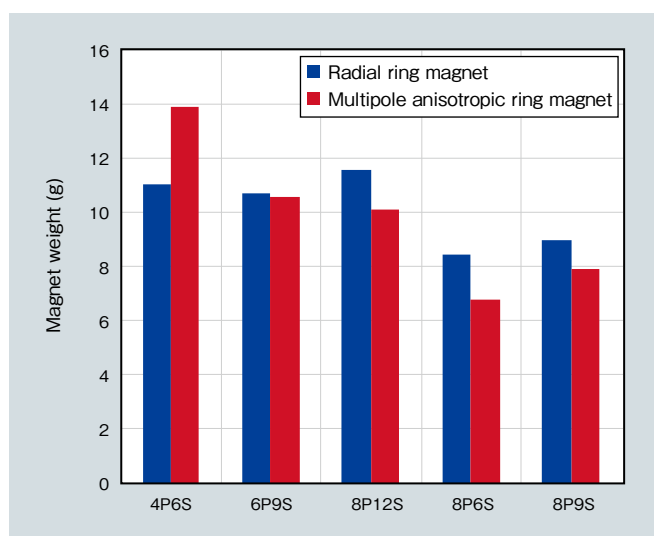


図10 磁石重量の比較
Fig. 10 Comparison of magnet weight

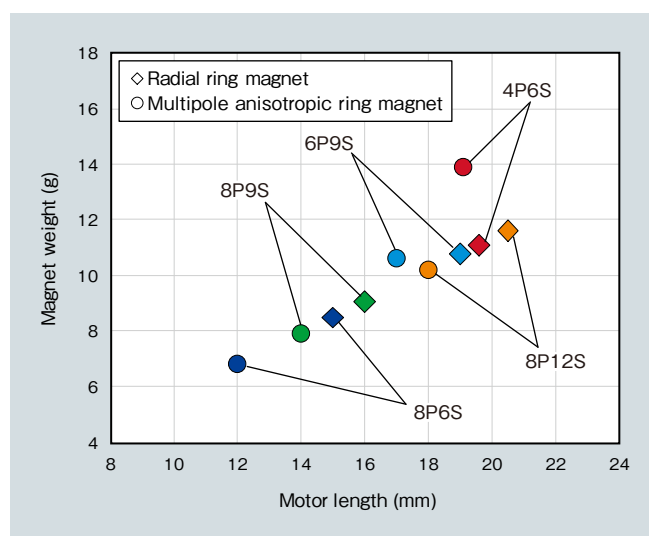


図12 モーター軸長と磁石重量
Fig. 12 Motor length and weight

5. 結言

本論文では、日立金属のリング磁石の特徴および応用事例を示し、極異方性リング磁石の適用にてモーターの小型化が可能であることを示した。今回、材料面での省重希土類技術については触れなかったが、当該材料においても重希土類元素の削減には鋭意取り組んでおり、今後各種用途で採用が拡大することを期待する。

引用文献

- 1) 日立金属(株) : Permanent Magnets, HG-A27-H, 2018.4
- 2) 見城尚志 他 : 新・ブラシレスモーター, 総合電子出版社, 2005.1
- 3) H.Amano, et al.: Characteristics of a Permanent-Magnet Synchronous Motor with a Dual-Molding Permanent-Magnet Rotor, IEEE PES (2007), 07GM0361.



丸川 泰弘
Yasuhiro Marukawa
日立金属株式会社
磁性材料カンパニー
磁性材料研究所



久村 剛之
Tsuyoshi Hisamura
日立金属株式会社
磁性材料カンパニー
磁性材料研究所



天野 寿人
Hisato Amano
日立金属株式会社
磁性材料カンパニー
磁性材料研究所



蒲池 政直
Masanao Kamachi
日立金属株式会社
磁性材料カンパニー
熊谷磁材工場



吉田 健志
Takeshi Yoshida
日立金属株式会社
磁性材料カンパニー
熊谷磁材工場

Warm-Box Sand Coreroom Efficiency Improvement

Todd Pagel *

Adam Kurszewski *

Metalcasters are faced with changes in environmental regulation, pricing pressure from their customer base, and rising raw material costs. Innovation, continuous improvement and the introduction of new technology are paramount to remain competitive and compete globally. In the process of making iron castings, Waupaca Foundry Inc. utilizes the warm-box process to produce mold inserts called cores to create internal features that cannot be formed by the green sand pattern. Warm-box cores are used predominantly for the production of gray iron ventilated brake rotor castings. To produce the cores, a bonding chemical called furan resin and a chemical accelerator called a catalyst are combined with silica sand. The sand mixture is introduced into a heated metal mold called a core box and partially cured until the outside surfaces harden sufficiently for removal of the core. The warm-box process is used globally by many competing foundries, however the technology and process of making cores varies. Waupaca Foundry reduced total manufacturing costs by utilizing new coremaking machines incorporating robotic automation, unique sand conditioning, and weight-compensated dry and liquid transport and addition systems for core sand recipe optimization. The new coremaking technology, combined with lean manufacturing systems improved productivity and quality and minimized raw material waste.

* Waupaca Foundry, Inc.

● **Key Word** : Warm-box core, Robotic automation, Core sand recipe optimization

● **Production Code** : Ventilating brake disc rotors

● **R&D Stage** : Mass production

1. Introduction

Waupaca Foundry, Inc. (WFI) commissioned a new warm-box coreroom during 2015-2016 at its Plant 2/3 facility in Waupaca, WI, USA. The coreroom was built to produce sand cores primarily for the production of approximately 85,000 ventilated disc brake rotor castings per day at the facility. The project consisted of several new technologies including: new coremaking machines designed and built at Waupaca Foundry, robotic automation, sand conditioning equipment utilizing plate heat exchangers, and dry and liquid material measurement and transport systems. Fig. 1 illustrates the entire process flow developed for this project.

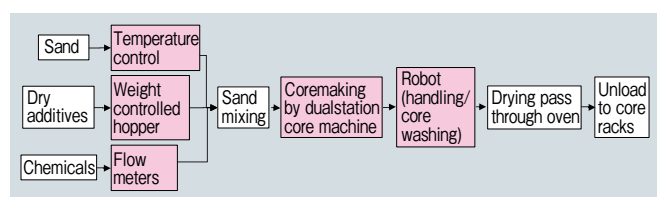


Fig. 1 Warm-box sand coremaking process

2. Equipment

2.1 Dual-station warm-box core machines and automation

WFI previously used single-station machines for core production. These coremaking machines could run two warm-box core patterns called core boxes at a time, one on each side of the machine. In order to improve productivity, a new core machine was developed by WFI that could run four warm-box core boxes at a time, two on each side of the machine. This doubled the production rate of the core machine. As cores are produced, a distended parting line or thin membrane of sand called a fin can be created where the two halves of the core box come together. In order to assure the quality of the finished casting, this parting line or any associated fin must be removed by using a de-finner which clears any obstruction. Robotic automation was utilized to remove the core from the de-finishing station and apply a water based refractory coating called a core wash to protect

the sand core during the iron pouring process. This was formerly a manual process with single-station core machines.

By automating the de-finishing and core coating processes, WFI was able to realize manpower and equipment reductions. The single-station core machines could produce about 180 cores per hour with one machine operator. The new automated dual-station core machines could produce over 400 cores per hour, still with one machine operator. A total of six dual-station core machines with robotic automation on two lines were commissioned for this project, replacing thirteen single-station core machines and reducing the total number of machines and operators by 50%. (Fig. 2).

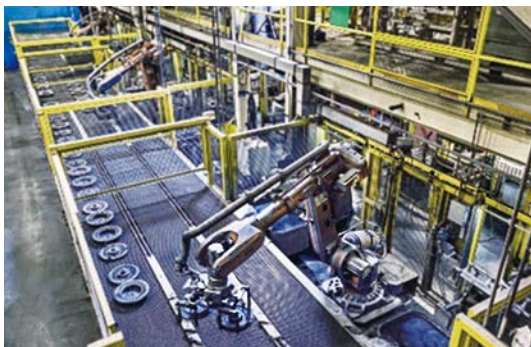


Fig. 2 Dual-station core machine with robot cell

2.2 Sand conditioning equipment

The warm-box coremaking process combines silica sand and wet or dry sand additives with a catalyzed furan-based resin in a mixer. Sand additives are used to enhance the core's ability to withstand the rigors of the iron pouring and solidification processes.

The mixture of sand, sand additives, resin and catalyst is delivered to the coremaking machine and blown into heated core boxes using pneumatic transport. The core boxes are typically heated to 200°C in order to accelerate the reaction between the resin and the catalyst, causing the sand mixture to harden sufficiently to allow for the core to be extracted from the core box after a short dwell time.

The initial curing or hardening time for a brake rotor core is 18 to 20 seconds depending on the size, weight and geometry of the core being produced. The core surface hardness is proportional to its measured tensile strength. The tensile strength must be sufficient to eject the core from the core box and prevent distortion of the

core. Following removal from the core box, the tensile strength of the core further increases as the resin fully cures.

As the resin curing temperature is a critical factor in the warm-box coremaking process, controlling the sand temperature is critical. Warm-box sand has a limited bench life once mixed with the resin and catalyst. Once the sand, sand additives, resin and catalyst are mixed together, the chemical reaction responsible for curing starts to take place slowly. If the ambient air temperature or the temperature of the sand is too high (over 29°C), the sand will start to cure prematurely affecting flowability of the sand mixture. This creates quality and production problems as the sand mixture begins to cure shortly after mixing and becomes unusable.

Consistent temperature control of sand in the coremaking process is a difficult challenge. The problem is magnified when disruptions occur in the foundry process that result in over-heating or cooling of the sand. Accurate temperature control is vital for efficient resin and catalyst mixing, and poor control can result in productivity loss, core and/or casting scrap and rework. Precise sand temperature control is also vital for optimizing the amount of costly resin and catalyst used in the process.

WFI desired to control the temperature of the sand entering the mixer to 24°C ($\pm 2^\circ\text{C}$), regardless of the temperature of the incoming sand or the ambient air temperature in the facility. Previously, water chiller systems were placed around the vessel that the sand was stored in immediately before mixing. Due to the insulating properties of sand, this arrangement could not adequately cool the material and a non-uniform temperature distribution existed inside the vessel.

WFI contracted Solex Thermal Science, a firm specializing in the design and construction of indirect plate heat exchangers, providing temperature control solutions for many industries and applications. In the Solex design, the working fluid is separated from the sand using a series of plates as shown in Fig. 3. Heated or cooled water provides the desired heat transfer as it flows through the internal passages in the steel plates controlling the sand temperature by conduction. As with conventional liquid or gas exchangers, the heat transfer fluid and product flows are countercurrent to gain

greater thermal efficiency. Sand flow velocity and residence time through the heat exchanger is controlled by a mass flow vibratory feeder positioned below the plate bank, allowing very precise batch control.

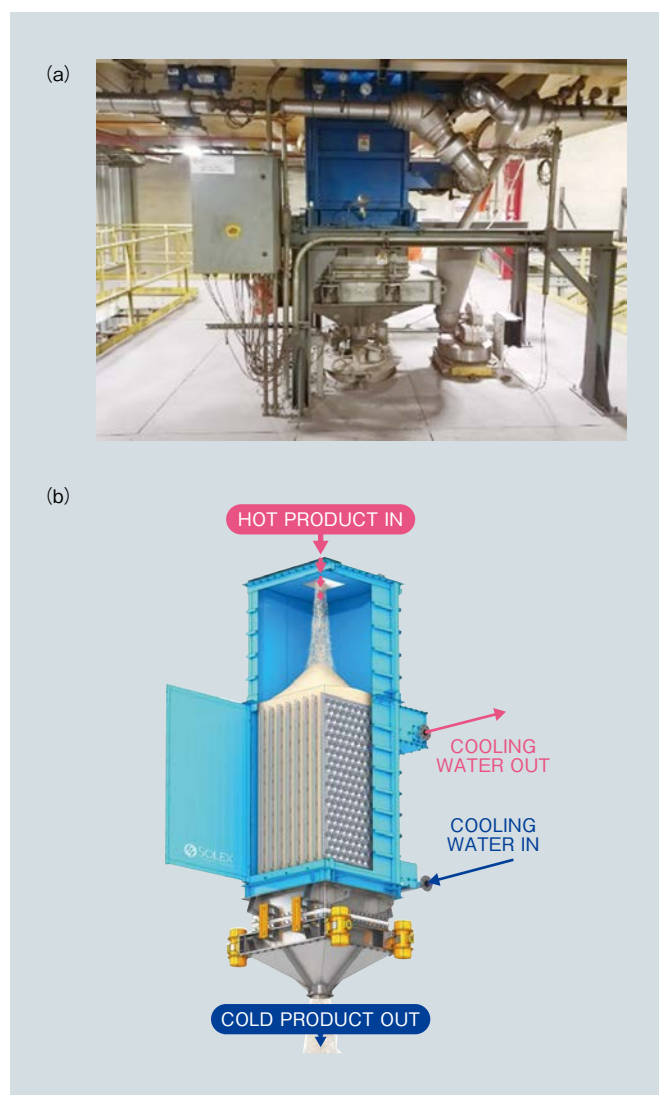


Fig. 3 Sand temperature control unit (a) actual (b) schematic (Courtesy of Solex Thermal Science)

2.3 Dry/liquid material measurement and delivery systems

WFI previously delivered dry additives by time and liquid additives based upon volume. While these were the most common additive delivery methods available, it was inefficient and limited the capability to optimize the sand core additive mixtures.

The new delivery systems for liquid materials (resin, catalyst and silane) utilize electric pumps to move the materials from their bulk storage vessels at a constant pressure and then meters the components into the mixing station utilizing mass flow meters.

The new delivery systems for dry materials (sand and sand additives) utilize pneumatic transporters from the bulk storage vessels and then meters the material into the mixing station using scales that measure the weight loss of the storage vessels (Fig. 4).

Resin temperature is continuously controlled in a recirculating loop to achieve stable viscosity to ensure consistent addition. The resin and silane are mixed at the point of use through a static mixer (Fig. 5). The on-demand system allowed for a reduction in silane usage. Previously, silane was pre-mixed in the resin and its effectiveness would fade over time as the material was used.



Fig. 4 Chemical flow meters



Fig. 5 Sand mixing system

With the combination of the two measuring and delivery systems, WFI was able to optimize the core sand mix recipe for each part number produced based upon the core weight, brake disc vent ring diameter and geometry. This was accomplished by first weighing the sand in the storage hopper prior to addition to the mixing vessel. The resin, catalyst, silane and sand additive additions are all adjusted automatically to compensate for the actual sand batch weight according to the specific recipe. Once all of the additions are calculated, the sand additives are

delivered to the mixing vessel, followed by the resin, silane and catalyst. The sand mixer uses a high-speed, variable-frequency drive and can mix batches from 70 to 140 kg depending on the weight of the cores being produced. This allows the batch size to be optimized in order to eliminate bench life issues with the core sand mixture.

With the new additive delivery system, WFI delivers the mix of additives using both dry and liquid transport processes. The new technology precisely measures both dry and liquid additives to within 0.01%, resulting in significantly greater accuracy and less waste.



Todd Pagel
Waupaca Foundry, Inc.



Adam Kurszewski
Waupaca Foundry, Inc.

3. Conclusion

By implementing the new equipment and technologies described in this paper, WFI was able to reduce manufacturing costs associated with the production of warm-box sand cores in four ways: labor reduction; material reduction; quality cost improvement (Fig. 6); productivity improvement. Resin addition was reduced on average by 23% and catalyst use was reduced on average by 26%.

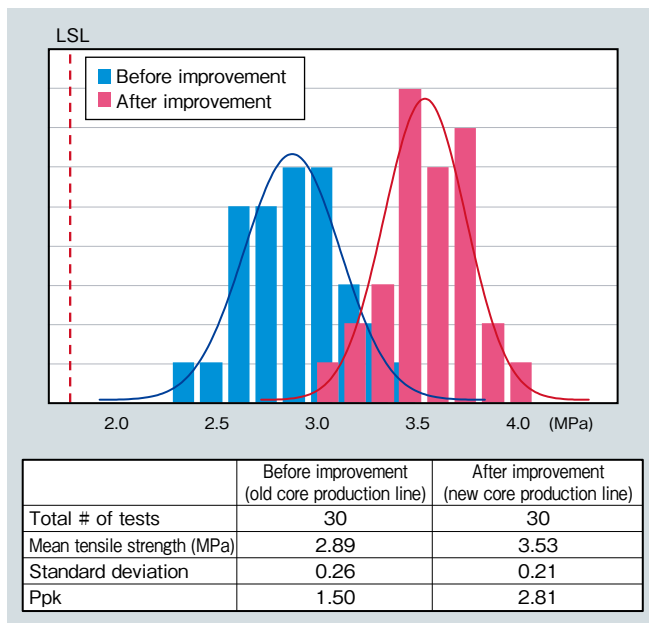


Fig. 6 Core tensile strength capability histogram comparison

車載トランスミッション用磁歪式トルクセンサー

Magnetostrictive Torque Sensor for In-Vehicle Transmission

中村 晃之*

Teruyuki Nakamura

杉山 雄太*

Yuta Sugiyama

清水 悠輝*

Hiroki Shimizu

トランスミッションシャフトのトルクを非接触で直接測定できる磁歪式トルクセンサーを開発し、現行シャフトの特性を損なわずトルクを高精度に検出することが可能となった。誤差の大部分を占めるヒステリシス誤差および角度依存性誤差の低減検討を行った。シャフトへのショットピーニングおよび表面研磨処理を行うことにより残留オーステナイトを均一に低減させ、 -40°C ~ 150°C で誤差3.5% FS以下を得た。さらに耐油耐熱構造の検討を行い、環境温度 -40°C ~ 150°C 対応のセンサーを試作した。

The authors have developed a noncontact magnetostrictive torque sensor that can directly and precisely measure the torque in a transmission shaft without degrading the strength of the shaft. The authors studied the sensor's hysteresis error and angle dependency error, which account for most of the system error, and achieved a total error of 3.5% full-scale from -40°C to 150°C by optimizing the shot-peening treatment of the shaft and polishing its surface to uniformly reduce the residual austenite in the shaft surface. Authors also developed an oil-proof heat-resistant sensor structure and realized a working temperature range from -40°C to 150°C in an oil environment.

* 日立金属株式会社
電線材料カンパニー
Cable Materials Company,
Hitachi Metals, Ltd.

● Key Word : トルクセンサー, 磁歪, ショットピーニング
● Production Code : なし

● R&D Stage : Prototype

1. 緒言

CO_2 排出規制強化に伴い車のさらなる燃費向上が求められている中、ガソリン車からEV (Electric Vehicle)¹⁾, FCV (Fuel Cell Vehicle)¹⁾ やPHV (Plug in Hybrid Vehicle)¹⁾への移行が世界的に進められてきている。しかし、主な調査機関による2030年の販売台数におけるEV比率は1.6~26%²⁾と大きく異なっているが、EVが最も普及する場合でもエンジン搭載車は74%も残る予想である。したがって、パワートレインの低燃費化のニーズは今後も継続すると予想されている。

期待される低燃費技術として、トランスミッション (Transmission, 以下TMと称す)の変速制御高度化、電動クラッチの自動制御によるエンジン、タイヤを接続切断するコースティング機能化などがあげられる。これらの制御にはエンジンの出力トルクが必要となるが、現状、実車のエンジン出力トルクを直接計測する実用化されたセンサーはなく、エンジン回転数、燃料噴射量などから推定したトルクで変速制御を行っている。この推定したトルクは精度不十分であり、TMのシャフトのトルクをリアルタイムに直接計測することによる制御高度化の実現が求められている。

トルク検出の方法として磁歪方式をはじめ、各種研究開発がなされている^{3)~6)}。著者らはこれら技術を参考にし、 150°C の高温で使用でき、TMシャフトの特性を極力そのまま実トルクを直接測定できる磁歪式トルクセンサー技術の開発に着手した。

車両の軽量化等の各種取り組みにより燃費向上が進む中で、パワートレインの効率的な運用による燃費向上に対する期待が高く、今後、本トルクセンサーの市場ニーズは大きく拡大すると予測している。

本報告では、センサー感度の向上、ヒステリシス誤差および角度依存性誤差低減検討結果、センサーの試作状況について報告する。

2. 磁歪式トルクセンサーの概要と開発仕様

2.1 磁歪式トルクセンサーの製品形態

図1にトルクセンサー製品形態を示す。本トルクセンサーは、トルク検出にコイル (エナメル線)を用い、周りに耐油耐熱樹脂モールドを施している。これをTMシャフトの周りに取り付け、トルクを計測する。シャフトのトルク量に応じた出力信号はTMの制御回路に送られ制御に用いられる。

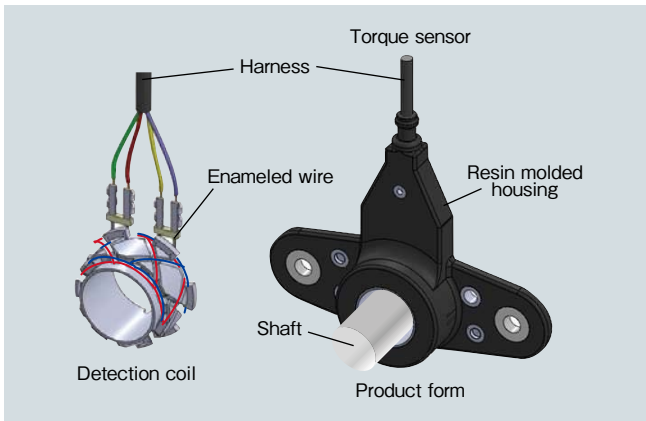


図1 トルクセンサーの製品形態

Fig. 1 Torque sensor prototype

2.2 磁歪式トルクセンサーの検出原理

図2にトルクセンサーの測定原理の説明図を示す。

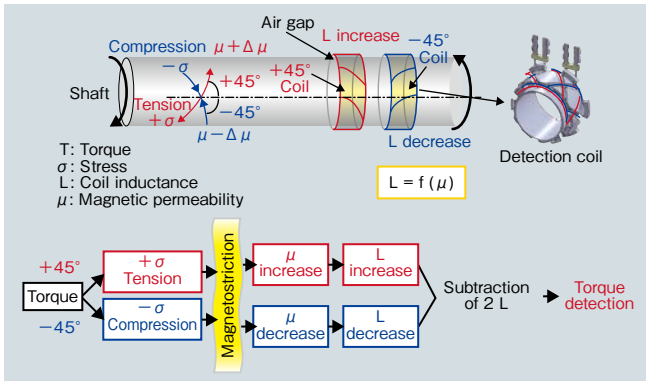


図2 トルクセンサーの測定原理

Fig. 2 Principle of torque sensor operation

シャフトにトルク T が印加されるとシャフトは±45°方向に引張、圧縮応力 σ が働き、逆磁歪効果により透磁率 μ も±45°方向に変化する。逆磁歪効果とは、材料に応力を印加した時、透磁率が変化する物理現象のことをいう。著者らはこの物理現象に着目し、透磁率の変化方向と同じ方向にコイルを形成し、エアギャップを介して配置することで非接触の計測ができると考えた。コイル(エナメル線)は、シャフトと磁性リング(ヨーク)間で挟むように構成される。シャフト、コイル、磁性リング間の磁路を図3に示す。

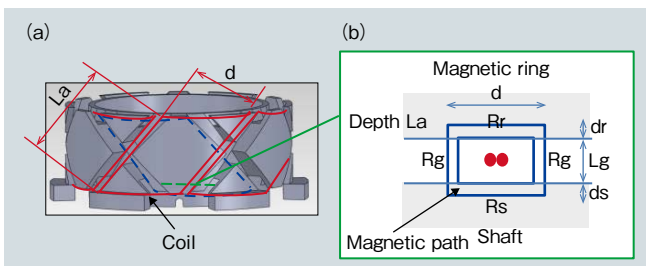


図3 シャフト、コイル、磁性リング間の磁路

(a) コイル巻線イメージ, (b) 磁路断面図

Fig. 3 Magnetic path between shaft, coil, and magnetic ring

(a) coil winding (b) sectional view of a magnetic path

このときコイルのインダクタンス L は、シャフト部の透磁率 μ_s の関数式 (1) で表され、透磁率が増加、減少するとコイルのインダクタンス L も増加、減少する。

$$L = \frac{(3N)^2 C}{Rr + Rs + 2Rg} = \frac{(3N)^2 C}{\frac{d}{\mu_o \cdot \mu_r \cdot La \cdot dr} + \frac{(3N)^2 C}{\mu_o \cdot \mu_s \cdot La \cdot ds} + \frac{2Lg}{\mu_o \cdot La \cdot d}} \quad (1)$$

Rr : リング中磁気抵抗 μ_s : シャフトの比透磁率
 Rs : シャフト中磁気抵抗 dr : リング中磁束深さ
 Rg : ギャップ部磁気抵抗 ds : シャフト中磁束深さ
 μ_o : 真空の透磁率 N : ターン数
 μ_r : 磁性リングの比透磁率 C : コイル数
 La : コイル奥行長さ Lg : エアギャップ長さ

図4に示すように、 L が増大するコイル(+45°検出コイル)と L が減少するコイル(-45°検出コイル)をブリッジ接続し、差動電圧をロックインアンプ(LIA: Lock-in amplifier)で増幅することにより、トルクに比例する出力電圧 V_o を検出することができる。インダクタンス L 、抵抗 R のアンバランスによって出力 V_o はオフセット電圧を持つ。このオフセット電圧が大きすぎると測定回路内のアンプが飽和してしまうため、検出コイルの各 L 、 R を一致させ構成する必要がある。

本センサーの特徴は検出コイルを透磁率変化方向と同じ斜め45°としたことで、シャフト強度を劣化させるような熱処理や切削加工、また磁歪材の貼付け加工などが不要で、シャフト本来の強度を損なわず測定できることである。

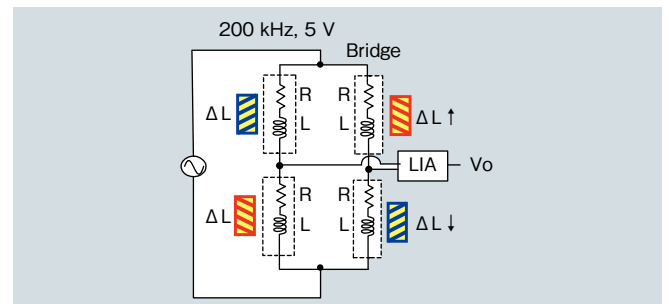


図4 トルクセンサーの検出回路

Fig. 4 Detection circuit of torque sensor

2.3 磁歪式トルクセンサーの開発仕様と特徴

表1に開発仕様を示す。

表1 開発仕様

Table 1 Development specifications

Property	Development specifications	
Detection range	± 300 N · m	
Sensor sensitivity	≤ 4 mV/N · m	
Error	3% FS * 1	Hysteresis error, ≤ 1.75% FS
		Angular dependence error, ≤ 1% FS
		Circuit error, ≤ 0.25% FS
Operating temperature	- 40 - 150°C (in oil)	
Responsiveness	≤ 3 ms	

* 1) FS: full scale

センサー感度とヒステリシス誤差は図5に示したトルク出力特性を用いて定義される。センサー感度は、トルク変化Tに対するセンサー出力変化幅 V_s の比率で定義され、ヒステリシス誤差はセンサー出力変化幅 V_s に対するヒステリシスのループの幅 V_h の比率で定義される。

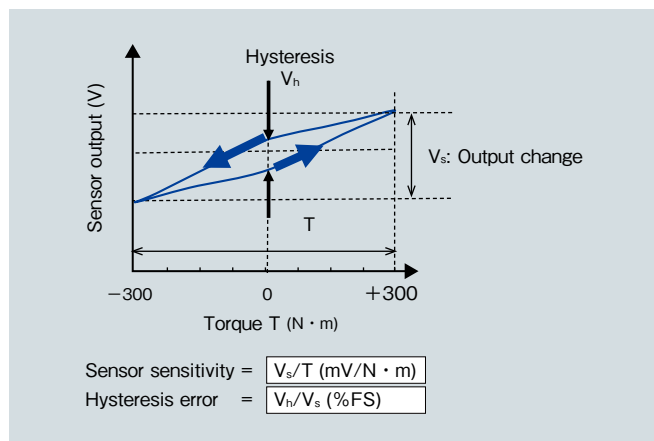


図5 センサー感度とヒステリシス誤差
Fig. 5 Sensor sensitivity and hysteresis error

本トルクセンサーは表1の仕様を満足するため以下の特徴を有する。

- (1) 非接触検知のためシャフト高速回転へ対応可能
- (2) TMで実際に使用されているシャフト(クロム鋼浸炭焼入焼戻)の強度を損なうことなく大トルク検出が可能
- (3) 耐油耐熱樹脂で保護し高温かつ油中での計測が可能

3. 磁歪式トルクセンサーの開発課題

3.1 センサー感度とヒステリシス誤差

図6はTMで実際に使用されているシャフト(クロム鋼浸炭焼入焼戻, 直径 ϕ 18 mm)にセンサーを取り付けて測定した結果である。センサー出力はヒステリシス誤差が5.5% FSと大きく、センサー感度は1.5 mV/N·mと小さい。目標仕様を実現するには、センサー感度の向上とヒステリシス誤差を低減する対策が必要である。

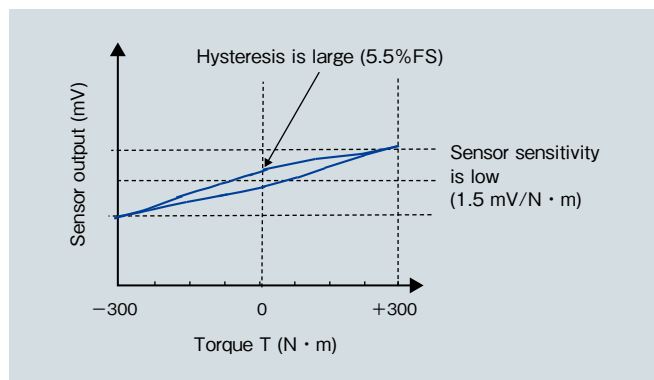


図6 現使用シャフト測定結果(クロム鋼)
Fig. 6 Measurement result for currently used shaft

3.2 角度依存性誤差

図7にシャフトと検出コイルの位置関係を示す。

TMで使用されているシャフトを用いてシャフトを回転させながら測定すると、図8に示すように、センサー出力は周期的に変動する。このセンサー出力の変動を角度依存性誤差と呼ぶこととする。この誤差は6.1% FSもあり、誤差の目標仕様3% FS以下を達成するには角度依存性誤差だけで1% FS以下まで低減できる対策が必要である。

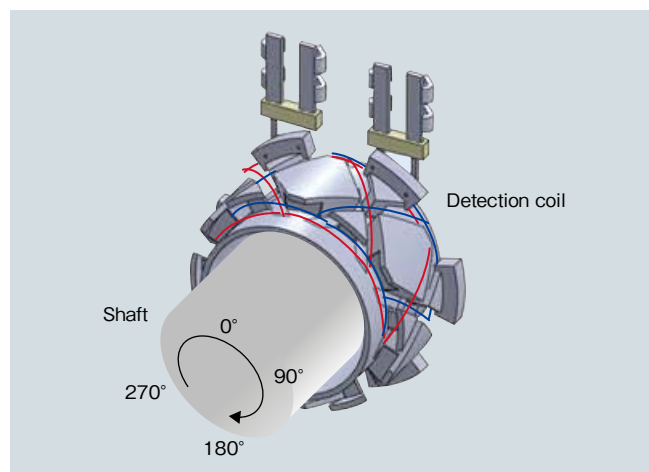


図7 シャフトと検出コイルの位置関係
Fig. 7 Position relationship between shaft and detection coil

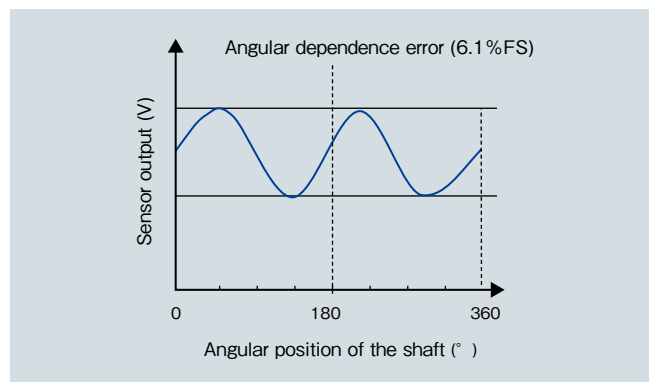


図8 現使用シャフトの角度依存性誤差
Fig. 8 Angular dependence error

3.3 耐油耐熱構造における製造上の課題

図9にセンサーの製作工程を示す。

コイルを巻く樹脂ポビンを耐熱用樹脂ナイロンで成形し、端子挿入後コイルを巻いて、ハーネスおよびコイル線を溶接する。そのあと磁性リングを装着し耐熱用樹脂ナイロンでアウターモールド成形する構造である。

アウターモールドの懸念点として、成形時端子破損、ハーネス断線、取付羽部の反りが考えられる。モールド後に端子破損、ハーネス断線の兆候が残っていると、実振動時に断線してしまう懸念があること、また取付羽部の反りがあるとねじ止めしたとき、反りの反発力で経年

劣化により割れてしまう懸念がある。図 10 にアウターモールド成形するにあたっての対策のイメージを示す。成形カバーによる樹脂圧回避などを対策としてアウターモールドを行った。アウターモールド品の状況を図 11 に示す。左の写真はセンサーの断面の様子であり、詳細にアウターモールドの状況を確認したところ X 線画像によって巻線の断線が確認され、また目視により磁性リングの割れを確認した。

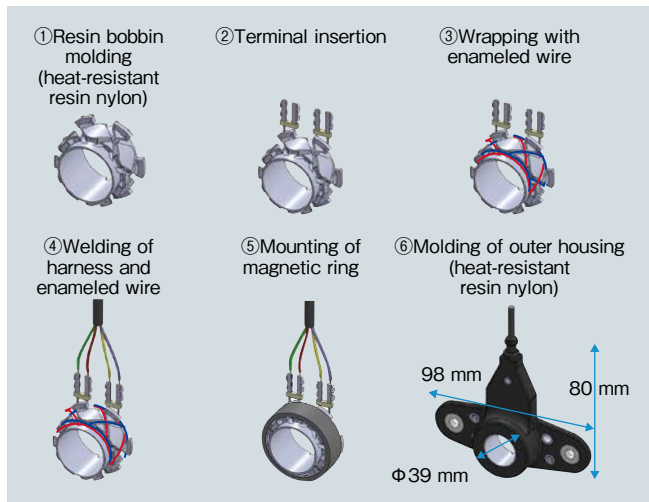


図 9 センサー製作工程
Fig. 9 Production process of the sensor

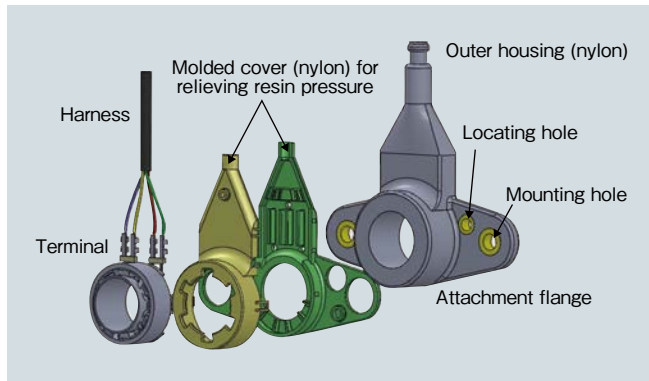


図 10 アウターモールド成形時の対策イメージ
Fig. 10 Countermeasure to prevent inner pressurization during molding of outer housing

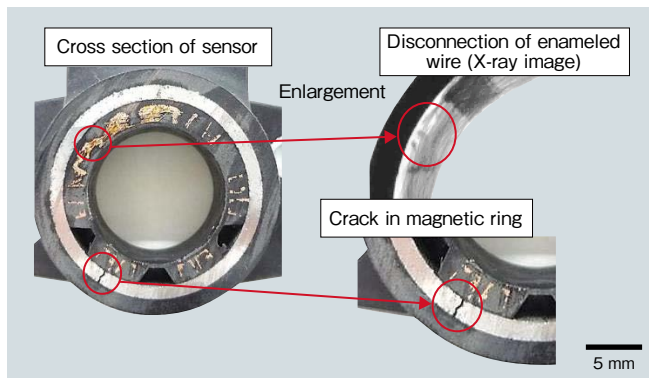


図 11 アウターモールドの状況
Fig. 11 Detail of outer housing

4. センサー感度向上とヒステリシス誤差の低減

本センサーの検出原理を踏まえると、現使用シャフトでセンサー感度が小さい原因についてはシャフト表面の透磁率が小さいためと考えられる。また、ヒステリシスが大きい原因は、シャフト表面に塑性変形しやすい部分があり、トルクの影響が残るためと考えられる。

そこで、まず TM で使用されているシャフト（クロム鋼浸炭焼入焼戻）表面から 100 μm 深さまで X 線残留応力測定装置で残留オーステナイト量の分析を行った。現使用シャフトの残留オーステナイト量を測定した結果を図 12 の点線で示す。シャフト表面層の残留オーステナイト量は 4～8% 存在していることが判明した。

分析結果から、センサー感度 (1.5 $\text{mV/N}\cdot\text{m}$) が小さい原因についてはシャフト表面に非磁性である残留オーステナイト領域が存在するためと考えられる。また、残留オーステナイトは塑性変形しやすいので、ヒステリシス誤差 (5.5% FS) の大きい原因にもなっていると推定した。したがって、残留オーステナイト量を減少させることで、磁性化と高硬度化が同時に実現でき、感度向上だけでなく、ヒステリシス誤差の低減を図ることが期待できる。

そこでまず一般的に硬度を上げる手法であるショットピーニングが有効であるか検討することとした。ショットピーニングは、粒子をシャフト表面に噴射する方法だが、その際、残留オーステナイト領域を加工誘起によりマルテンサイト変態させ非磁性領域を磁性化する。同時に、塑性変形しやすい残留オーステナイト領域を低減させ表面の高硬度化を実現できる。このことから、ショットピーニングによりセンサー感度向上とヒステリシス誤差の低減を同時に実現できると考え、TM シャフトに適用した。ショットピーニング条件はあらかじめ最適化検討を行い、ショット材 $\phi 0.6 \text{ mm}$ 、ビッカース硬度 HV1,200 のスチールを使用し、噴射圧力 0.55 MPa、噴射時間はシャフト長手方向 1 cm あたり 10 秒とした。図 12 の実線にショットピーニング後のシャフト表面から深さ方向の残留オーステナイト量を示す。ショットピーニング後、残留オーステナイト量が 1% 以下まで減少しており、マルテンサイト変態が誘起されていると思われる。このことから、ショットピーニングにより、マルテンサイト変態が誘起され、非磁性領域の磁性化、表面の高硬度化が進んでいると推測される。

次に、上記条件でショットピーニングしたシャフト材を用いてトルク試験評価を行った結果を図 13 に示す。

ショットピーニング無しの条件ではセンサー感度は 1.5 $\text{mV/N}\cdot\text{m}$ であり目標である 4 $\text{mV/N}\cdot\text{m}$ には未達で

あったが、ショットピーニングによりセンサー感度は6.4 mV/N・mまで向上し目標値を達成することができた。また、ヒステリシス誤差はショットピーニング無しの条件においては5.5% FSであり目標である1.75% FSを超えたが、ショットピーニングによりヒステリシス誤差を1.3% FSまで低減でき、目標値を達成することができた。

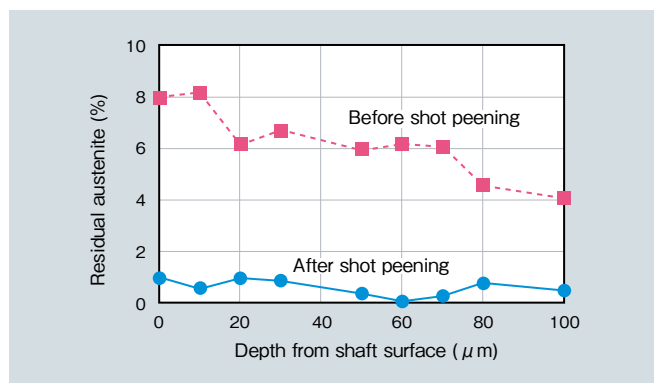


図12 シャフト表面の残留オーステナイトの深さ分布
Fig. 12 Depth profile of residual austenite density under shaft surface

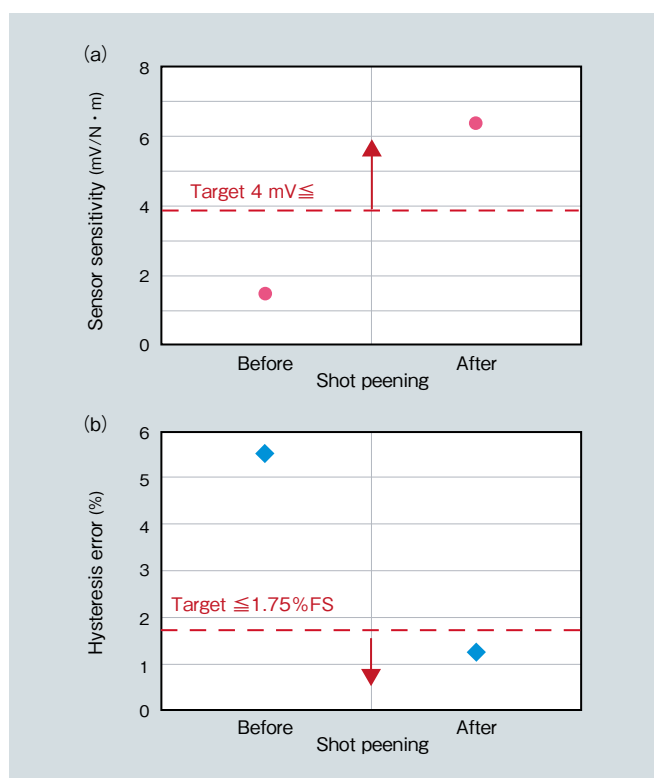


図13 トルク試験評価結果
(a) センサー感度向上 (b) ヒステリシス低減結果
Fig. 13 Improvement of (a) sensor sensitivity and (b) hysteresis error

5. 角度依存性誤差の低減

角度依存性誤差要因として、回転軸の偏心、透磁率のばらつきが考えられるが、測定したところ回転軸の偏心量は5 μm程度であり偏心は小さい。したがって、円周方向の透磁率のばらつきが原因と考えた。局所的な透磁

率を測定することは困難であるので、透磁率への影響が大きいと考えられる残留オーステナイト量の、シャフト円周方向の分析を行った。X線測定装置で測定したシャフト角度位置における残留オーステナイト量を図14の点線で示す。シャフトの角度位置で残留オーステナイト量が0.4~1%までばらついていることがわかった。このことから角度依存性の原因はショットピーニング後の円周方向残留オーステナイトのばらつきであり、ショットピーニングだけでは不十分と考えられる。

対策として、ショットピーニング後に表面研磨を行い、研磨時の応力でマルテンサイト変態を促進させ、円周方向が一樣になるよう表面研磨 ($R_a < 0.3, R_z < 3$) を実施した。

表面研磨後のシャフト角度位置における残留オーステナイト量を図14の実線で示す。表面研磨により残留オーステナイト量を0.4~0.6%と円周方向のばらつきを改善することができた。

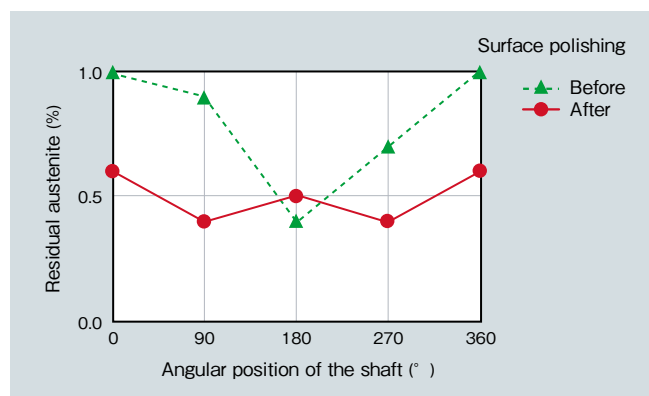


図14 残留オーステナイトばらつき
Fig. 14 Residual austenite at surface before and after surface polishing

この表面研磨前後のシャフトの誤差を図15に示す。表面研磨により角度依存性誤差を1%まで低減し、トータル誤差3.5% FS以下の結果を得た。評価した3本のシャフトで同様の結果を得ている。

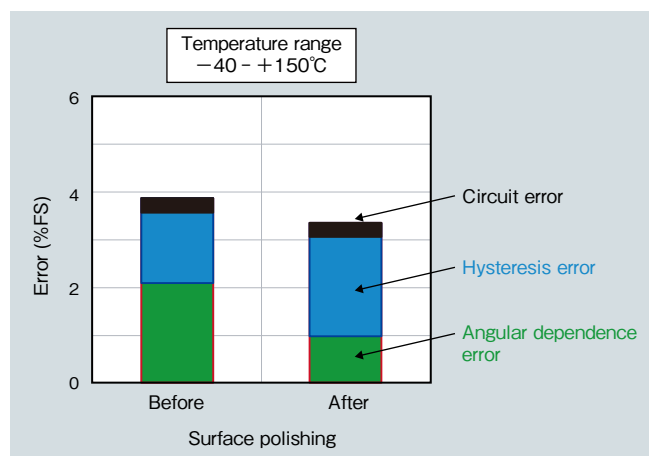


図15 表面研磨後の誤差
Fig. 15 Errors before and after surface polishing

6. 耐油耐熱構造検討

巻線の断線、磁性リングの割れの原因は、巻線がばらけて断線している痕跡があったことから成形時の樹脂圧の影響によるものと考えた。そこで対策として成形樹脂圧の分散を考え、巻線部へのエポキシ樹脂による事前固定を行い、アウターモールド成形を行った。その結果、巻線部に断線がなく、磁性リングに割れがないことが確認できた(図16)。このアウターモールド品についてヒートサイクル試験、 $-40^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$ 、30サイクルを実施し性能劣化がないことを確認した。

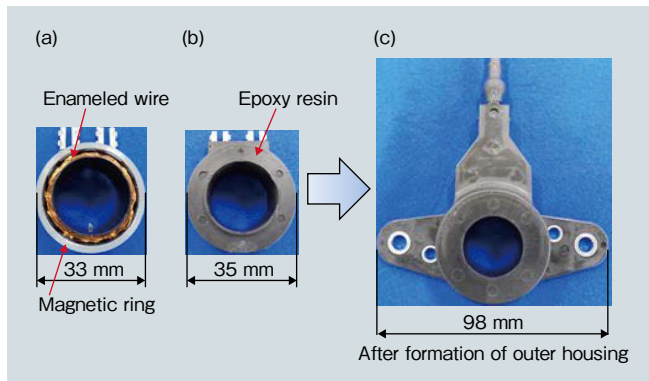


図16 アウターモールドの状況 (a) エポキシ固定前 (b) エポキシ固定後 (c) アウターモールド後

Fig.16 Sensor fabrication steps

(a) before epoxy fixation (b) after epoxy fixation (c) after outer housing formation

7. 結言

シャフトのトルクを非接触で直接測定できる磁歪式トルクセンサーを開発し、以下の結果を得た。

- (1) 非接触でトルクを直接検出するセンサー構造を考案した。
- (2) 表面処理技術であるショットピーニングを取り入れ、現行シャフトの特性を損なわずトルクを検出することが可能となった。
- (3) 総誤差低減のため、ヒステリシス誤差および角度依存性誤差の低減検討を行い、シャフトのショットピーニングおよび研磨処理を行うことにより $-40^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$ で総誤差3.5% FS以下を得た。
- (4) 耐油耐熱構造検討を行い、環境温度 $-40^{\circ}\text{C}\sim 150^{\circ}\text{C}$ 対応のセンサーを試作した。

今後信頼性向上のための検討を実施し早期に製品化し、パワートレインの低燃費化に貢献していく予定である。

引用文献

- 1) 御堀直嗣:クルマはなぜ走るのか, 日経BP社, (2009), p.282-284, p.308-312, p.317-318.
- 2) 清水直茂:EV化にワナ, エンジン効率60%超, 日経Automotive, (2018.2), p.54-57.
- 3) 西部祐司ほか:自動車エンジン用磁歪式トルクセンサ, 豊田中央研究所R&Dレビュー Vol.31 No.2, (1996.6), p.61-71.
- 4) 真崎義隆ほか:磁気ヘッド型トルクセンサにおける外因性ゼロ点変動の低減法, 日本応用磁気学会誌 Vol.24 No.4-2, (2000), p.743-746.
- 5) 島田宗勝ほか:FeGaAlZrC (Galfenol) 磁歪合金リング式トルクセンサへのたが応力の影響, 日本金属学会誌, 第74巻, 第8号, (2010), p.540-542.
- 6) 水野正志ほか:磁歪式トルクセンサの開発, 電気製鋼, 第62巻, 第3号, (1991.7), p.167-174.



中村 晃之

Teruyuki Nakamura
日立金属株式会社
電線材料カンパニー
電線材料研究所



杉山 雄太

Yuta Sugiyama
日立金属株式会社
電線材料カンパニー



清水 悠輝

Hiroki Shimizu
日立金属株式会社
電線材料カンパニー

ガスアトマイズ法による高 B_s ナノ結晶粉末の開発

High- B_s Nanocrystalline Powder Fabricated by Atomization

太田 元基*
Motoki Ohta

千綿 伸彦**
Nobuhiko Chiwata

* 日立金属株式会社
特殊鋼カンパニー冶金研究所
Metallurgical Research Laboratory,
Specialty Steel Company,
Hitachi Metals, Ltd.

** 日立金属株式会社
特殊鋼カンパニー
Specialty Steel Company,
Hitachi Metals, Ltd.

本報では、ガスアトマイズ法および2次冷却で高速水流を用いて製造した高飽和磁束密度 (B_s) ナノ結晶合金粉末の製造状態および熱処理後の組織と軟磁気特性について述べる。製造した粒径 $20 \mu\text{m}$ 以下の Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金粉末では、熱処理後に平均結晶粒径が 20nm 以下の組織が得られ、 1.5T 以上の B_s が見出された。この粉末は Fe 基アモルファス合金対比で初透磁率 μ_i が同等の 17、ロスが 90% となる。また、ロスが $5,000 \text{kW/m}^3$ 以下の低ロス仕様のコアでも、 μ_i が 14 となり、高レベルで高 B_s と低ロスが両立される。

The present study examined the microstructure and soft magnetic properties of high magnetic flux density (B_s) nanocrystalline alloy powder fabricated by gas atomization. Powder particles of Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn smaller than $20 \mu\text{m}$ exhibited a fine nanostructure with an average grain size of less than 20nm and a B_s higher than 1.5T . The initial permeability μ_i for this powder was 17, which is comparable to that for Fe-based amorphous alloy powder, and the core loss was 90% of that for the amorphous powder. Moreover, the core loss could be reduced while maintaining a high B_s by trading off the high μ_i .

● Key Word : Atomization, High B_s nanocrystalline powder, Low loss
● Production Code : なし

● R&D Stage : Prototype

1. 緒言

主に電力変換に用いられるパワー半導体の材料として、2020年頃までに SiC, GaN 等が本格的に実用化される見込みであり、パワーエレクトロニクス分野は大きな変革期を迎えつつある。こうした新材料を用いたパワー半導体は熱に強く、Si などの従来材以上に高周波数・大電流を許容できるようになる。これを背景にスマートフォン等の携帯型端末における高パワー密度化の競争はますます激化しており、各社では差別化を図るために小型化、長時間駆動化などの基本性能に関する追求がなされている^{1), 2)}。携帯型端末はサイズも駆動時間も電源に依存しているため、電池を含めた電源デバイスには常に進化が期待されている。さらに今後成長する電気自動車 (Electric Vehicle) の分野では電源回路の大出力化と省スペース化すなわち高パワー密度化が要求されている。

これら電源回路の中で、電圧変換に用いられるインダクターは高効率化、小型化に直接的に寄与するデバイスであり、高性能化が求められている。数百 kHz 以上の

AC/DC コンバーター向けインダクターコアの従来材であるソフトフェライトは、圧倒的なロスの低さから選ばれてきた材料である。しかしながら、前述のパワー半導体の台頭により、デバイス設計上、ある程度の発熱が許容されるようになり、材料に求められる資質が低ロス一辺倒ではなくなりつつある。具体的には、小型化への寄与率が高い高飽和磁束密度 (B_s) 化が求められるようになり、材料としての B_s が高いメタルパウダー (MP: Metal Powder) への注目度が増している。一層のインダクターの小型化のために、小型化への寄与率が高いスイッチング周波数 f の高周波化も進んでおり、数百 kHz ~ 数 MHz で使用する機会が増えてきている。 f および印加できる交流磁束密度の波高値 B_m はコアロス、すなわち発熱量との兼ね合いで決定される。コアロス P は、ヒステリシスロス P_h 、古典渦電流ロス P_e の和から成り、それぞれ f および B_m に対して、

$$P = P_h + P_e \quad \text{Eq. 1 (a)}$$

$$P_h = aB_m f \quad (\text{W/m}^3) \quad \text{Eq. 1 (b)}$$

$$P_e = bB_m^2 f^{1.5} \quad (\text{W/m}^3) \quad \text{Eq. 1 (c)}$$

の関係性を有する。 a, b は係数である。特に高周波化に伴い大きな割合を占めるのが P_e であり、係数 b は次式で表される。

$$b = \frac{\pi^{1.5}}{2\sqrt{\mu\rho}} d \quad \text{Eq. 2}$$

ここで、 μ は物質の透磁率（組成とミクロ構造に由来した透磁率で、エアーギャップを含むコアの透磁率とは異なる）、 ρ は電気抵抗率、 d は粒径である。MP の特徴として、フェライトと比べて、透磁率 μ が高く、 ρ が低い特徴を有し、表皮効果により表面近傍しか磁化過程に寄与せず、渦電流ロス P_e は $f^{1.5}$ および $(\mu\rho)^{-0.5}$ 、 d の関数となる²⁾。他方、フェライトでは P_e は f^2 および ρ^{-1} 、 d^2 の関数になる。MP では、 ρ だけでなく材料自体の μ が高いほど渦電流ロスが抑制される傾向にある。他方、MP を用いたコアの初透磁率 μ_i は、材料自体の μ だけでは決まらず、粉末間のギャップ、すなわち粉末の充填度によるところが大きく、粒径 d がある程度大きいほうが、 μ_i は増加しやすいことが知られている。したがって、コアロスを下げるには小粒径が良く、 μ_i を高めるには、大粒径が有利となり、粉末の粒径としては相反する要求となるが、例えば小粒径であっても、充填率を上げやすい球形に近い形状であれば低コアロスと高 μ_i の両立が図られる可能性がある。

MP の現行材料では、ガスアトマイズと旋回流による強制冷却を組み合わせた粉末製造方法により製造された Fe 基アモルファス合金粉末が実用化されており、著者らの開発のベンチマークとなっている³⁾。表 1 に本研究の開発目標、開発材、Fe 基アモルファス合金粉末、およびナノ結晶軟磁性材料ファインメット[®] タイプ合金粉末の諸データを示す。Fe 基アモルファス合金粉末の $f = 2$ MHz および $B_m = 30$ mT のコアロス $P_{0.3/2M}$ が約 10,000

表 1 目標と開発粉, Fe 基アモルファス粉, ファインメットタイプ粉で作製したコアの飽和磁束密度 B_s , コアの初透磁率 μ_i , および 30 mT, 2 MHz のコアロス

Table 1 Saturation magnetic flux density B_s , permeability of core μ_i , and core loss at 30 mT at 2 MHz, P , for developed alloy core, Fe-based amorphous alloy core, and Finemet type alloy core

	Magnetic flux B_s (T)	Permeability μ_i	Core loss (30 mT, 2 MHz) P (kW/m ³)
Target	≥ 1.5	≥ 15	$\leq 6,000$
Developed powder	Core A	1.55	17
	Core B	1.55	15.5
	Core C	1.55	14
Fe-based amorphous	1.3	16	10,000
Finemet type	1.1	16	4,200

kW/m³, μ_i が 16 程度であり、 $B_s = 1.3$ T を有する。これまでの著者らのアトマイズ粉の研究では、主に低コアロス達成の目的でファインメットタイプ合金粉末を開発した。この粉末作製したコアの $P_{0.3/2M}$ は約 5,000 kW/m³ 以下と良好であるが、 B_s が 1.1 T と Fe 基アモルファス合金粉末よりも劣る。

そこで、本研究では次世代のディファクトスタンダードとなりうる軟磁性材料の提供を目的とするため、リボン用に開発してきた高 B_s ナノ結晶合金組成と新規アトマイズ技術を組み合わせ^{4), 5)}, $B_s \geq 1.5$ T となるような仕様を軸に、高 μ_i と低コアロスの実現を可能とする MP コア用粉末の製造を開発目標とした。

2. 実験方法

2.1 粉末製造

今回検討した主な成分系は、Fe-Cu-Cr-Si-B 系および Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 系である。

粉末製造には、ガスアトマイズ装置を用いた。通常の高スアトマイズ法と同様に、溶湯を液滴状に滴下し強いガス流を液滴に吹き付けて粉砕する。その後、粉砕された高温の液滴へ冷却水を噴霧し急冷する。通常の高スアトマイズよりも高い速度のガス流を吹き付ける粉砕のため、粉末粒径が小さく平均粒径 30 μm 以下までになる。

さらに冷却速度の向上を狙って、粉砕された高温の粉末を直接水流に投入する冷却機構を組み合わせることに成功した。

2.2 ミクロ組織観察および磁気特性評価

TEM (Transmission Electron Microscope: 透過型電子顕微鏡) の観察用の試料は、20 μm 程度の粉末を選出し、FIB (Focused Ion Beam: 集束イオンビーム) 加工を施し、準備された。JEOL 社の JEM 2800 にて加速電圧 200 kV で TEM 観察を行った。

磁気特性は、(株)リガク社の VSM (Vibrating Sample Magnetometer: 振動試料型磁力計) を用いて測定された。約 2.5 g の試料を秤量し、専用カプセルにつめて、飽和磁化 M_s ($M_s = B_s - \mu_0 H$ の関係) は 1 T (10,000 Oe) まで磁場を印加したフルループより求めた。また、保磁力 H_c の測定には、VSM の時係数 M_{cal} を測定後に測定スイープ速度を変えて複数回測定し、各スイープ速度から得られる平均値より H_c を決定した。交流磁気測定には分級後の粉末重量 100 に対してシリコン系樹脂 5 を加えて混練し、成型圧約 10 ~ 40 MPa で成型し、 ϕ 13.5 mm \times ϕ 7.7 mm \times 2.5 mm のリング状に固めたメタルコンポ

ジットコア（以下コア）を得た。同様の作製方法で前述の Fe 基アモルファス合金粉末およびファインメットタイプ合金粉末からコアを作製した。各コアに 1 次/2 次巻線ともに 18 巻のコイルを巻いて、岩崎通信機（株）社の B-H ANALYZER SY-8218 を用いて各周波数のコアロス P を求めた。直流重畳特性は、同様に作製したリングコアに、30 巻の巻き線を施し、Agilent Technologies 社の Precision LCR Meter 4284A を用いて、交流磁気測定と 1 V、100 kHz の励磁により測定した。

3. 結果と考察

3.1 Fe-Cu-Cr-Si-B 系の初期検討

粉末製造の初期のトライアルでは、まずリボン製造で実績のある高 B_s ナノ結晶合金組成 Fe-Cu-Si-B を候補とした^{4), 5)}。しかし、この組成は表面酸化しやすく水で冷却するガスアトマイズ法では表面酸化によりその後の特性評価に支障をきたすため、防錆効果を期待して最小限の Cr を Fe と置換した Fe-Cu-Cr-Si-B 組成合金粉末を製造した。得られたアトマイズ粉の SEM (Scanning Electron Microscope: 走査型電子顕微鏡) による外観写真を図 1 に示す。このアトマイズ法で得られた粉末は全体的に粒径が小さく、 d_{50} が 10 ~ 20 μm 程度になる。また、真円に近い球状粉の割合が高く、流動性が高いこと、サテライト（大径粉末に付着する小径粉末）が少なく、粉どろしの凝集も少ないなどの特徴を有している。得られた粉末を 25 μm のふるいでオーバーカットした小粒径の粉でコアを作製し、軟磁気特性を調査した。

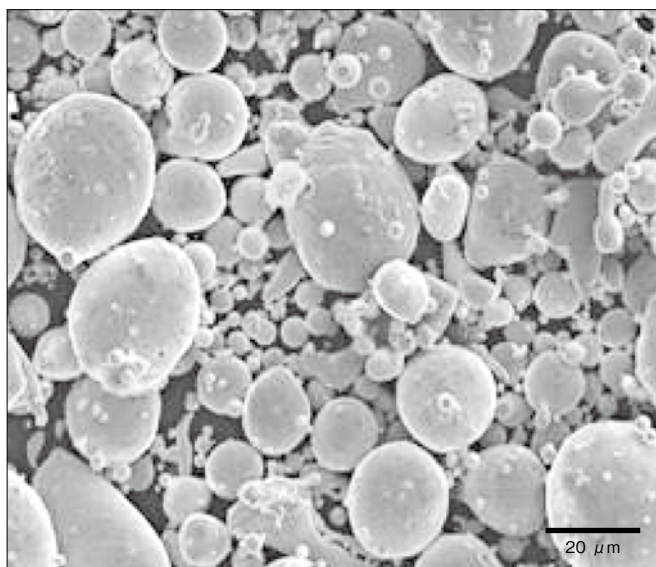


図 1 ガスアトマイズ法で作製した Fe-Cu-Cr-Si-B 合金粉末の SEM 外観写真

Fig.1 SEM image of Fe-Cu-Cr-Si-B alloy powder fabricated by developed gas atomization method

B_s は 1.55 T と目標値を達成でき、 $f = 2$ MHz および $B_m = 30$ mT のコアロス $P_{0.3/2M}$ は約 9,100 kW/m³、 μ_i が 12 程度であった。最重要課題である高 B_s 化の達成は実現されたが、コアロスおよび μ_i に改善の余地が残る。そこでロスの要因を調べたところ、ヒステリシスロスが、コアロス全体の 60 ~ 70% を占めていることが確認された。ヒステリシスロスの要因は、ナノ結晶粒の組織の粗大化と結晶磁気異方性が高い Fe₂B の析出に由来していると考えられる。実際に X 線では、Fe₂B が観測されている。アトマイズ粉では、粉末粒径の違いにより、それぞれの粉末の冷却速度が異なり、As-Q（熱処理なし）の粉の組織に粉末径に依存した幅広いバリエーションが存在することが予想される。Fe₂B は冷却が不足した場合に析出する組織であり、冷却速度が相対的に低い粉末径の大きい粉で現れる。他方、結晶粒の粗大化は、冷却速度が高すぎる場合に現れると考えられる。相対的に冷却速度の高い小粉末径のコアでは、冷却速度が高すぎて、初期微結晶が不足し、平均結晶粒径が大きくなる。小粉末径の粉で最適な初期微結晶の数密度が得られる冷却条件で製造すれば、大きい粒径の粉の冷却速度が不足して、軟磁気特性を大きく悪化させる Fe₂B 化合物が析出する。大きな粉末径分布を有する合金において、一様な冷却速度を得ることは極めて困難であるため、相対的に冷却速度を高めて、Fe₂B が析出し始める粉末径の上限を増加させることが歩留まり向上に寄与すると考えられる。

ガスアトマイズ法で粉碎された高温の粉末を直接水流へ投入することで、さらに強制的な冷却が可能である。そこで、2 次冷却過程の冷却速度を増加させたアトマイズ装置で高 B_s ナノ結晶合金組成の粉末製造を行うことにした。しかしながら、相対的に冷却速度が高い小粒径の粉末では、過剰な冷却により、ナノ結晶相の出現に不可欠な初期微結晶を十分な数密度で得られなくなる。これに対する施策にはリボン研究を通じて得られた知見を活用することができた⁶⁾。

3.2 改良組成 Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 系の検討

3.2.1 粉末製造およびミクロ構造観察

熱処理時に Cu クラスタリングが進行しやすい 350°C 以上の温度域に試料が達する前に、Cu の移動をピン止めし、Cu クラスタリングの進行を遅れさせる効果がある元素の添加を検討した。添加元素の性質として、低温で比較的容易に移動でき、Cu と安定な化合物を形成することで Cu 原子の凝集を抑制する効果が期待される Sn に着目し、組成的観点から組織制御を行う方法を検討した⁷⁾。炉の冷却能力を考慮に入れ、第 2 結晶化温度、すなわち

Fe_2B 析出温度 T_{x2} が $510^\circ C$ 程度となる Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金組成の製造を行った。

図 2 (a) および (b) は改良したアトマイズ装置で製造した粉末径が $6 \mu m$ 程度の Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金粉末の作製状態 (熱処理前) と、窒素雰囲気中で $400^\circ C$ -30 分間熱処理した後の断面 TEM 写真である。図 2 (a) に見られるように、作製状態の粉では電子回折パターンハローで示されるように、主にアモルファス相になっている。わずかに、数 nm の初期微結晶が析出している。他方、図 2 (b) の熱処理後の組織は、 $10 \sim 20 \text{ nm}$ の結晶粒が高い数密度で析出している。熱処理前の初期微結晶の数密度、熱処理後のナノ結晶の数密度は高く、熱処理過程で、上述したような、Cu クラスターが均一に分散していることが推測される。この組織は、ファインメットや高 B_s ナノ結晶合金リボンで得られる組織と類似しており^{4)~6)},

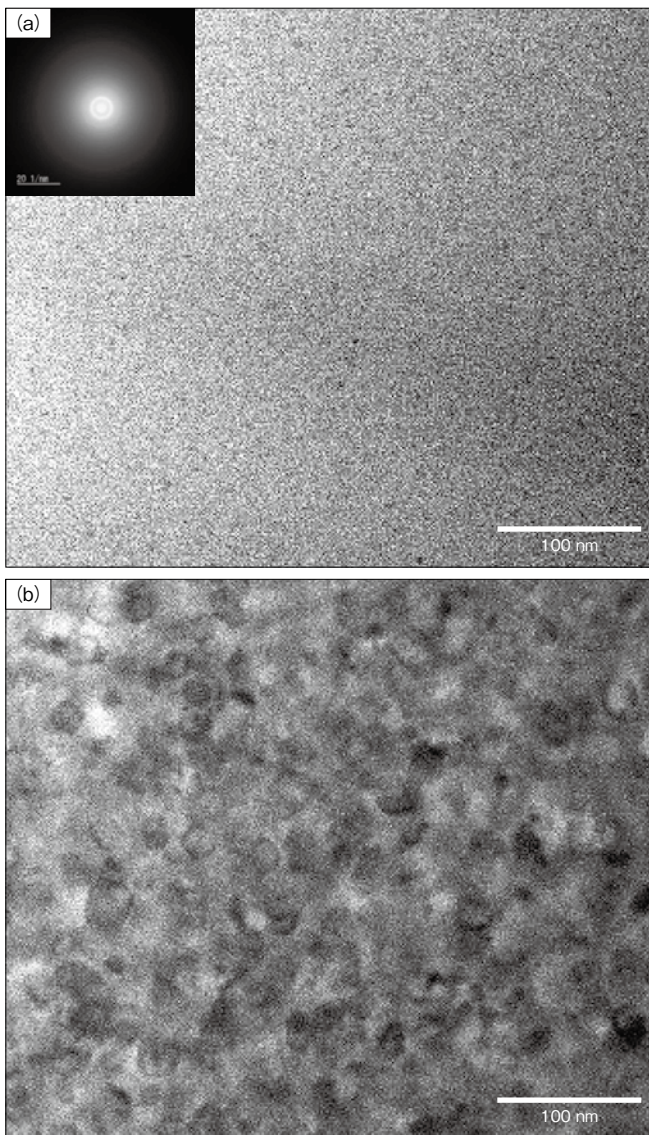


図 2 Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金粉末の断面 TEM 写真
(a) 作製状態 (熱処理前) (b) $400^\circ C$ -30 分の熱処理後

Fig. 2 Cross-section TEM image of Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn alloy powder
(a) as-fabricated (b) annealed under $400^\circ C$ -30 minutes

マイクロ構造起因の物質として、高い透磁率を有していることが示唆される。

3.2.2 コアによる特性評価

表 1 に改良したアトマイズ装置で製造した Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金粉末 (開発材) を $400^\circ C$ -30 分間、窒素雰囲気中で熱処理し、その粉を用いて異なる条件で作製した 3 つのコア A, B, C の B_s およびコアの初透磁率 μ_i , $P_{0.3/2M}$ を示す。表には d_{50} が約 $25 \mu m$ の Fe 基アモルファス合金粉末およびファインメットタイプ合金粉末で作製したコアのデータも示す。開発材で作製したコア A は充填率を増加させるため、 $d_{90} \cong 20 \mu m$ となるように大きめの粉末の配合比を高め、 $d_{50} \cong 8 \mu m$ の粉末群でコアを作製した。他方、コア B, C は $d_{50} \cong 6 \mu m$ の微粉を用いて作製し、コア B は約 40 MPa 、コア C は約 10 MPa で成型されている。コア A は大きめの粉末径を含んでいることもあり、コアロス Fe 基アモルファス合金粉末コアの約 90% と高めだが、 B_s および μ_i が高い次元で両立されており、ポスト・Fe 基アモルファス合金粉末コアの資質を有している。他方、コア B では各要素の特性のバランスが良く、コア C は低コアロスに特化した仕様となる。コア C のコアロスは、ファインメットタイプコアに近い値となるが、この要因としては、粉末径が小さいことに起因した渦電流損失の減少によるところが大きいと考えられる。粉末径が小さいことのデメリットとして、コアの μ_i が低くなる傾向が挙げられる。コアの μ_i は粉末間のギャップに左右され、トータルギャップが大きくなりやすい平均粉末径が小さい場合に低くなる傾向にある。この観点から考察すると、高成型圧で作製したコア B では、コアロスの増加を最小限に抑えつつ、 μ_i の目標が達成されている。このアトマイズ粉の高い流動性に起因して、高圧充填によりトータルギャップが減少していると予想される。図 3 に今回開発した Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 合金粉末、Fe 基アモルファス合金粉末、ファインメットタイプ合金粉末の B_s およびコアの初透磁率 μ_i 、コアロスの逆数 $1/P$ の特性のレーダーチャートを示す。高 B_s 化は高パワー密度化への寄与が大きく、高透磁率化は駆動用の磁場を低く抑えられることから銅線の短尺化、すなわち銅損の低減に有効であり、低コアロスは、発熱を低く抑えられることから、高周波化に有効である。デバイスの設計により求められる特性は変化するが、上述のように、今回開発した高 B_s ナノ結晶合金粉末は、高 B_s を有しながら、 μ_i とコアロスのトレードオフにより、特性を調整することができ、現行の MP よりもデバイスの小型・高効率化を実現できる可能性を有している。

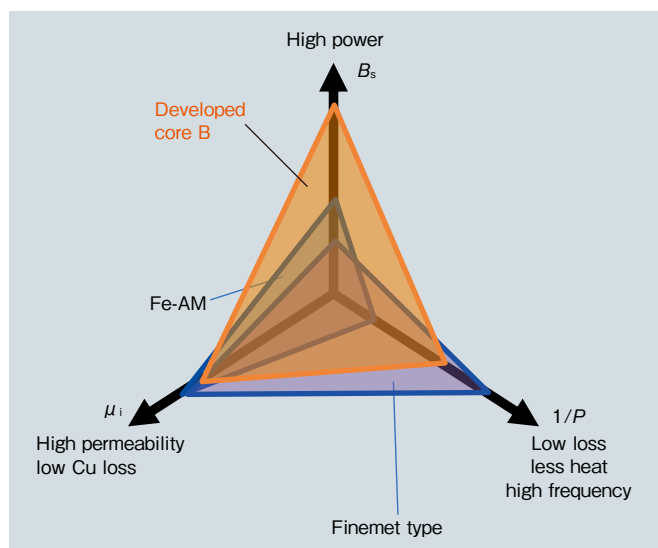


図3 メタルパウダー材の出力、透磁率、ロス特性のレーダーチャート
 Fig.3 Radar chart of power, permeability, loss performance of metal powders

4. 結言

ガスアトマイズ法とその手法を活用できる合金組成開発を行った。高 B_s を満たすために、合金リボンで実績がある Fe-Cu-Si-B 系を出発点として、新規アトマイズ法の高い冷却能力下でもナノ結晶組織が実現される Fe-Cu-Cr-Si-B-Sn 系合金を開発した。この合金粉末を用いたコアでは、1.5 T 以上の高 B_s が実現されるとともに、既存材である Fe 基アモルファス合金粉末と同等の高いコアの初透磁率 μ_i と低コアロスが高次元でバランスがとれることが見出された。

引用文献

- 1) 武本聡, 斉藤貴:電気製鋼, 技術論文, 81 (2010) p.117-122.
- 2) 佐藤敏郎 (研究代表者), 2017-2021, JST 未来社会創造事業「ゲームチェンジングテクノロジー」による低炭素社会の実現, 2017 年度報告書; 100 MHz スイッチング電源用磁心材料開発.
- 3) Isamu Otsuka, IEEE Trans. Magn. 44, (2008) p.3891-3894.
- 4) M. Ohta and Y. Yoshizawa: Jpn. J. Appl. Phys. 46 (2007) L477-479.
- 5) M. Ohta and Y. Yoshizawa: Appl. Phys. Lett. 91 (2007). 062517-1-3.
- 6) Yoshizawa, Y., Oguma, S. and Yamauchi, K. Journal of Applied Physics, 64 (1988) p.6044.
- 7) 特許第 6191908 号公報



太田 元基

Motoki Ohta
日立金属株式会社
特殊鋼カンパニー冶金研究所
博士 (工学)



千綿 伸彦

Nobuhiko Chiwata
日立金属株式会社
特殊鋼カンパニー
博士 (工学)

新規耐食合金のレーザー粉末積層造形と熱処理法の開発

Development of Selective Laser Melting and Heat Treatment Process for Novel Corrosion Resistant Alloy

桑原 孝介*

Kosuke Kuwabara

藤枝 正*

Tadashi Fujieda

大坪 靖彦*

Yasuhiko Otsubo

陳 美伝**

Meichuan Chen

* 日立金属株式会社
グローバル技術革新センター
Global Research & Innovative Technology
Center GRIT, Hitachi Metals, Ltd.

** 株式会社日立製作所 研究開発グループ
材料イノベーションセンター
Center of Technology Innovation-Materials,
Research & Development Group, Hitachi, Ltd.

金属積層造形への適用に向けた高強度耐食性を有する新素材としてハイエントロピー合金を検討した。Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}Mo_{0.1}の組成を有するハイエントロピー合金の原料粉末を真空ガスアトマイズ法で作製し、レーザー粉末積層造形法によって造形した。造形材とその熱処理材はいずれも面心立方構造(γ相)のマトリックス中に、規則相のナノ析出物が分散した微細組織を有していた。積層造形体に施す溶体化処理や時効処理により規則相から成るナノ析出物の形態は変化し、その析出物の形態に応じて機械的特性や耐食性は変化した。得られた造形体の特性は既存のニッケル基合金を超える可能性があり、機械特性と耐食性の双方を必要とする過酷環境に対応する新たな材料として積層造形部品への適用をめざす。

High-entropy alloy is proposed as a new high-strength and corrosion-resistant material for additive manufacturing. A gas atomized powder of a high-entropy alloy (Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}Mo_{0.1}) was used for selective laser melting. As-built and heat-treated specimens were composed of face-centered cubic (fcc) phase matrix and nano-precipitates in an ordered phase. Heat treatment of the selective laser-melted products influenced the precipitate morphologies and improved their mechanical properties and corrosion resistance.

● Key Word : 積層造形, レーザー粉末積層造形, ハイエントロピー合金
● Production Code : なし

● R&D Stage : Research

1. 緒言

モノづくりのデジタル化に伴い、設計データ(3D-CAD)を直接入力して部品を得る積層造形技術(3Dプリンティング)への注目が高まっている^{1)~3)}。主に機械部品への活用が進みつつある金属材料を対象とする積層造形技術には、金属材料を直接溶融する手法として粉末床溶融結合法(PBF: Powder Bed Fusion)、指向性エネルギー堆積法(DED: Directed Energy Deposition)などの手法がある。これらは用いる材料の種類や熱源の種類によって、選択的レーザー粉末積層造形法(SLM: Selective Laser Melting)、電子ビーム粉末積層造形法(EBM: Electron Beam Melting)、レーザー粉末肉盛法(LMD: Laser Metal Deposition)、電子ビームワイヤー肉盛法(EBAM: Electron Beam Additive Manufacturing)などいくつかの方式に分かれる(図1)。各手法は対象とする材料や所望の部品形状などに応じて使い分けられる。

積層造形で用いられる金属材料は、工具鋼やステンレスなどの鋼材やニッケル基合金、チタン合金、アルミニウム合金など多岐に渡る^{1), 2), 4)~9)}。レーザー光源とその制御技術の進展によって、表面粗さや寸法精度などの造形精度が向上するとともに造形材に内在する欠陥が大きく低減され、既存の合金については同じ材料の鑄造材と同等以上の材料特性を実現しつつある。このような造形品質の向上により、航空機エンジン部品やガスタービン部品、レース用自動車部品などへの金属積層造形部品の適用が国内外で進められている。一方、特に強度や耐食性を要する部位への積層造形の適用については現在の積層造形材の材料特性では不十分な場合もあり、さらなる特性改善が求められている。日立金属ではこのような材料特性へのニーズに応えるべく、積層造形向け高機能材料の提供をめざしている。

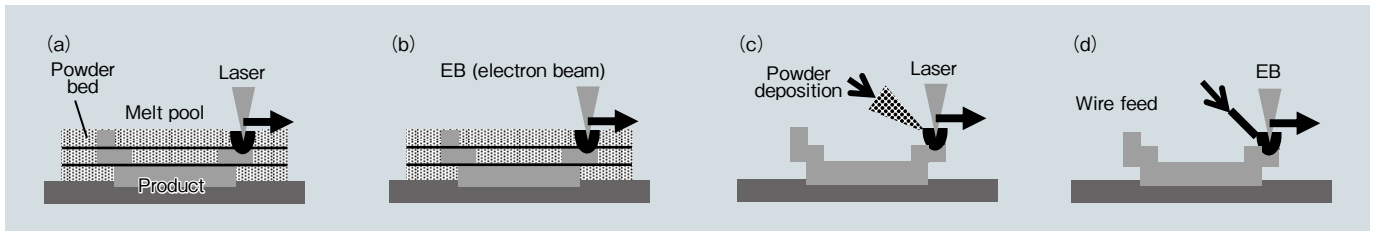


図1 代表的な金属積層造形法の原理図 (a) 選択的レーザー粉末積層造形法 (SLM) (b) 電子ビーム粉末積層造形法 (EBM) (c) レーザー粉末肉盛法 (LMD) (d) 電子ビームワイヤー肉盛法 (EBAM)

Fig. 1 Schematic drawings of metal additive manufacturing methods (a) Selective Laser Melting (SLM) (b) Electron Beam Melting (EBM) (c) Laser Metal Deposition (LMD) (d) Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM)

2. 積層造形の特徴とハイエントロピー合金

前節で述べた積層造形で用いる材料への要求に対し、積層造形のプロセスの特徴を活かす新材料の開発を進めている。特に収束熱源を用いるPBFは0.1 mm前後の微小な熱源を1,000 mm/sオーダーで高速に走査することで粉末を溶融、凝固するプロセスである。このような溶融形態は従来の铸造部品や溶接構造体とは大きく異なり、得られる材料特性の変化が期待される。

この特性を活かす新材料の一つとして、著者らはハイエントロピー合金の適用を検討している。ハイエントロピー合金は5種以上の元素を同程度含む合金として定義され、過半を占める主要元素が存在しないことが特徴である^{10)~14)}。強度や耐食性、耐摩耗性など構造材料として求められる特性に優れている合金系が報告されている。一方、ハイエントロピー合金の固溶相は自由エネルギーのエントロピー項が大きくなる高温域で安定となるため、低温で観察される相は製造条件に依存することが指摘されている^{13), 14)}。この組織の不安定性に対して著者らは粉末を局所的に溶融し、急速に凝固することで造形体の各所の熱履歴を制御できる金属積層造形プロセスを適用し、EBM, SLMによる積層造形が可能であることをこれまで示した^{15)~19)}。

本報では高強度高耐食材を必要とする過酷環境で用いられる部品への適用をめざして開発したハイエントロピー合金のレーザー積層造形体について報告する^{18), 19)}。用いるハイエントロピー合金は強度と耐食性を兼ね備えた $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ とした²⁰⁾。まず真空ガスアトマイズ法にて該当する組成の粉末原料を製造し、その粉末を用いてSLMにて試験片を造形した。そして、そのマクロ組織、ミクロ組織と機械特性、耐食性を評価した。

3. 実験方法

3.1 原料粉末

原料として、 $\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ の組成を持つ真空

ガスアトマイズ粉を製造した。真空ガスアトマイズの坩堝中で原料を溶融して坩堝底部の栓を開放することで出湯、高圧のアルゴンガスを吹き付けて微小液滴に分離した後に凝固させることで真球度の高い合金粉末を得た。得られた粉末の分級により、SLMに適する粒度分布の原料粉末を得た。

3.2 積層造形

積層造形装置にはSLM方式のEOS-M290 (EOS社)を用いた。試験片形状は3次元造形用データ編集ソフトウェア (Materialise Magics) にて設計し、レーザー出力、走査速度などの造形条件を付して積層造形装置に入力した。

まず先に示した原料粉末と基板 (ベースプレート) を造形装置にセットした。造形中の雰囲気は酸素濃度0.1%以下のアルゴン雰囲気とした。入力ファイルの条件に従って、353 Kの予熱温度に保持した基板上に40 mmの厚さの粉末層を供給した。そして造形物の各層の断面形状に従ってレーザーを走査することで粉末層を局所的に溶融、凝固して造形部を得た。粉末層の供給とレーザー走査を繰り返すことで、角型試験片 ($10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$)、棒状試験片 ($15 \times 15 \times 65 \text{ mm}^3$) を得た。

造形後の試験片には溶体化を目的とした熱処理 (溶体化処理) を施し、一部の試験片には追加で熱処理 (時効処理) を施した。溶体化処理はその後の冷却方法に応じて、空冷処理と水冷処理には雰囲気炉を、窒素ガス冷却処理にはガス冷却設備を有する真空炉を用いた。溶体化処理温度は合金の熱力学計算 (Thermo-Calc, SSOL4 database) を元に単相組織が安定となる1,393 Kに設定した。

3.3 評価方法

角型試験片の断面組織は光学顕微鏡、走査電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscopy)、走査透過電子顕微鏡 (STEM: Scanning Transmission Electron Microscopy) にて評価した。組成分析には電子線プローブ微小分析法 (EPMA: Electron Probe Micro Analysis) とSTEMに付帯したエネルギー分散型X線分析分光法 (EDS: Energy-

Dispersive X-ray Spectroscopy) を用いた。

造形物の機械特性は室温 (295 K) での引張試験 (ASTM E8 準拠) にて評価した。耐食性の評価には孔食試験 (JIS G 0577 準拠) と沸騰硫酸浸漬試験を用いた。孔食試験は白金対極、銀 - 塩化銀標準電極 (飽和 KCl 溶液中) を用いたマルチポテンショスタット (東方技研, PS-08) により、高温塩水中 (3.5% NaCl, 353 K) において測定した。また、沸騰硫酸試験では 5% 硫酸に造形材から得た試験片 (10 × 10 × 3 mm) を浸漬し、沸騰雰囲気中に維持した還流器で保持することで実施した。腐食量は浸漬後に精密天秤にて測定した重量減少量から算出した。

4. 結果と考察

4.1 原料粉末の形態と組成

真空ガスアトマイズ法で得た原料粉末の外観と粒度分布を **図 2** に示す¹⁸⁾。用いた原料粉末は球状で SLM における粉末供給で必要な流動性を有していた。原料粉の粒度に関する特徴量は $D_{10} = 19.5 \mu\text{m}$, $D_{50} = 35.5 \mu\text{m}$, $D_{90} = 53.8 \mu\text{m}$ であり、SLM に適する粒度範囲 (10 ~ 60 μm) に適合していた。原料粉と、その原料粉を用いて作製した SLM 造形体の組成は狙いとする $\text{Co}_{0.15}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$ の組成と合致した (**表 1**)。

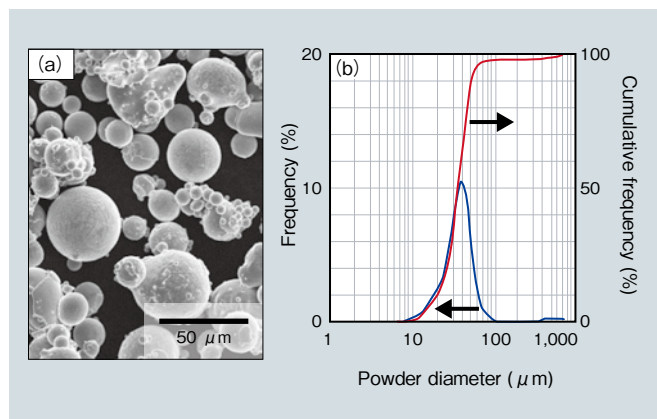


図 2 SLM 用原料粉末 (a) SEM 像 (b) 粉末粒度分布
Fig. 2 Powder feedstock for SLM (a) SEM image of powder, (b) powder diameter distribution

表 1 原料粉末と造形材の組成 (誘導結合プラズマ発光分光分析法)
Table 1 Chemical compositions of the powder and SLM product obtained by ICP-OES

		(mass %)						
Material		Co	Cr	Fe	Ni	Ti	Mo	O
	Ideal	27.8	16.4	17.6	27.7	7.5	3.0	
SLM	Powder	28.0	16.9	17.3	27.2	7.6	3.1	0.031
	As made	27.5	16.8	17.4	27.7	7.6	3.0	0.045

4.2 造形体のマクロ組織とミクロ組織

SLM プロセスにおけるレーザー出力とレーザー走査速度を調整するときに得た造形材の断面組織を **図 3** に示す¹⁸⁾。SLM プロセスにおいて主要なパラメータとして用いるレーザー出力 P , レーザー走査速度 v , レーザーの走査間隔 a , 粉末層の一層厚さ d に対して、原料粉末へのレーザー照射時に加わる熱量は次式で表されるエネルギー密度 E にて整理することができる⁵⁾。

$$E = P / (v \times a \times d) \quad (1)$$

E が適正值より低い場合には **図 3 (a)** のように原料粉末間に未熔融部分が残る、空隙部には元の原料粉末の表面や微小な粉末が散見される。一方、 E が適正值よりも高い場合にはレーザー溶融時に発生する気泡 (ブローホール) に起因する空隙が含まれる (**図 3 (b)**)。これらの欠陥をエネルギー密度の適正化により低減し、**図 3 (c)** のように断面の欠陥面積率が 0.1% 以下となる造形条件を見出した。

欠陥率を低減した造形体をエッチングすることによって得たミクロ組織を **図 4 (a)** に示す。走査した溶融池の形態に相当する約 0.1 mm 幅の多数の溶融ビードが **図 4 (a)** に見られ、各層のレーザー走査時の走査方向の回転 (約 67 度 / 層) に応じて **図 4 (a)** の積層面内で異なる方向のビードが積層されている。結晶粒はビード境界を跨いで積層方向に沿って成長した柱状晶から成り、柱状晶の粒内はサブミクロンオーダーの微小なセル組織 (**図 4 (b)**) からなっていた。この造形体に溶体化処理 (1,393 K - 0.5 時間, 窒素ガス冷却) を施した後のミクロ組織を **図 4 (c)** (**d**) に示す。溶融ビードや微小セル組織によるコントラストは消失し、結晶粒は再結晶により結晶粒径が約 70 μm の等軸粒へと変化した。結晶粒の内部には多くの双晶が導入された。結晶粒界には **図 4 (d)** 中の矢印にて示すように析出物に相当すると見られる微量の板状のコントラストが観察された。各試験片における偏析や析出物を確認するための Ni 元素分布像と対応する制限視野回折図形

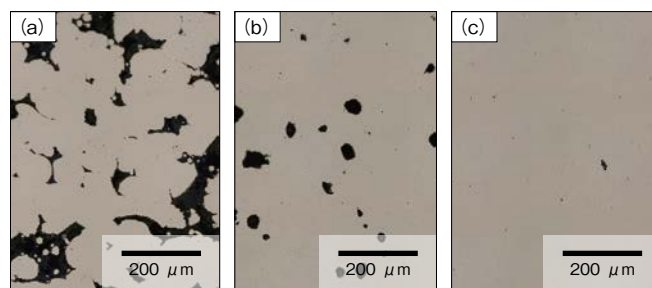


図 3 造形体の断面組織 (a) 低エネルギー密度条件 (b) 高エネルギー密度条件 (c) 適正条件
Fig. 3 Cross sections of SLM products, (a) lower energy density, (b) higher energy density, (c) optimized condition

を図5に示す¹⁸⁾。既報¹⁸⁾で示した本材料のアーク溶解材では粗大な金属間化合物が生じたが(図5(a)), SLM材では相分離は明確には見られなかった(図5(b))。STEM-EDSによる元素マッピングでは、溶体化処理材にTiとNiが濃化した微小な球状析出物が確認された(図5(c) - (e))。同じ領域から得られた制限視野回折図形では母相のFCC起因の回折点を2分する位置に規則化反射が生じたことから、これらの析出物はFCCの規則相と考えられ、母相と整合性をもって析出していることを示している。SLM材(熱処理なし)にも溶体化処理材よりも強度は弱い、回折図形には同様の規則化反射が生じており、図5(b)の微細なコントラストは微小な析出物に対応すると解釈される。析出物の大きさと溶体化処理後の冷却速度には相関があり、熔融状態から急冷されたSLM材、溶体化処理後の水冷材、空冷材、窒素ガス冷却材の順に析出物が大きくなる傾向が見られる。これは高温での固溶状態からの冷却速度に依存したものと見られる。窒素ガス冷却材の粒界部の元素分布(図5(e))では、先に示した球状析出物に加え、図4(d)の粒界組織に相当する板状の析出物が確認された。形態特徴や円状析出物と板状析出物のNi, Ti濃度が同等であることから、この板状析出物は本材料のEBM材にも見られた η 相(Ni_3Ti 型)と考えられる¹⁷⁾。 η 相はThermo-Calcによる熱力学計算では1,200 K以下における安定相であ

り、より冷却速度が遅い窒素ガス冷却材で粒界から局所的に発生したと考えられる。

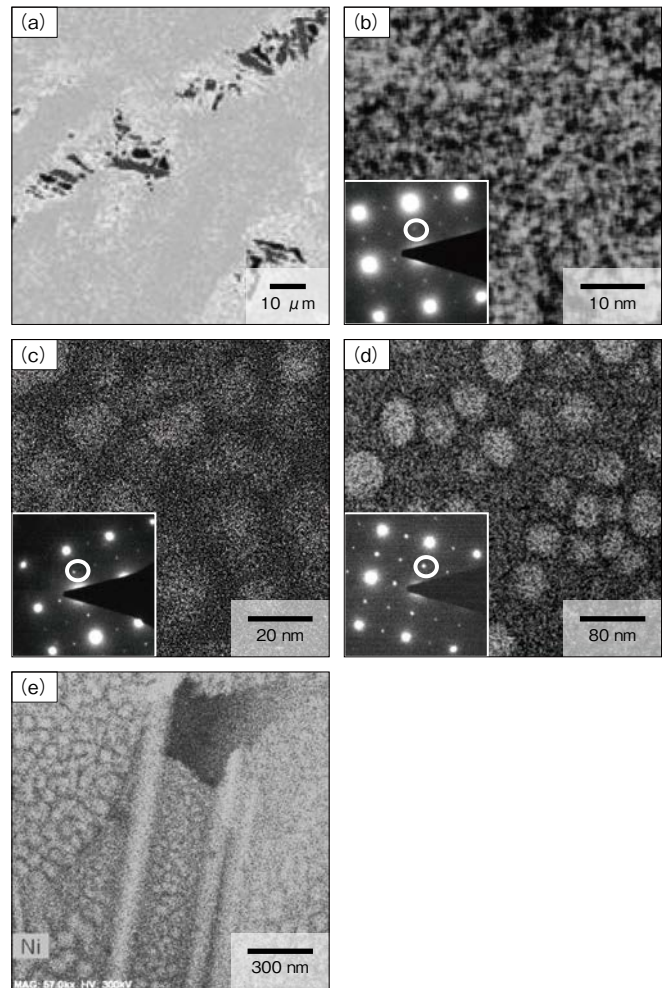


図5 アーク溶解材¹⁸⁾とSLM造形体中のNi元素分布像と対応する制限視野回折図形 (a) アーク溶解材 (b) SLM造形体(造形のみ) (c) SLM造形体(溶体化処理後に水冷) (d) SLM造形体(溶体化処理後に空冷) (e) SLM造形体(溶体化処理後に窒素ガス冷却)

Fig.5 Elemental Ni distribution in arc-melted and SLM specimens and corresponding electron-beam diffraction patterns (a) arc-melted specimen, (b) SLM specimen (as-built), (c) SLM specimen (solution treatment [ST] followed by water quenching), (d) SLM specimen (ST followed by air cooling), (e) SLM specimen (ST followed by nitrogen gas cooling)

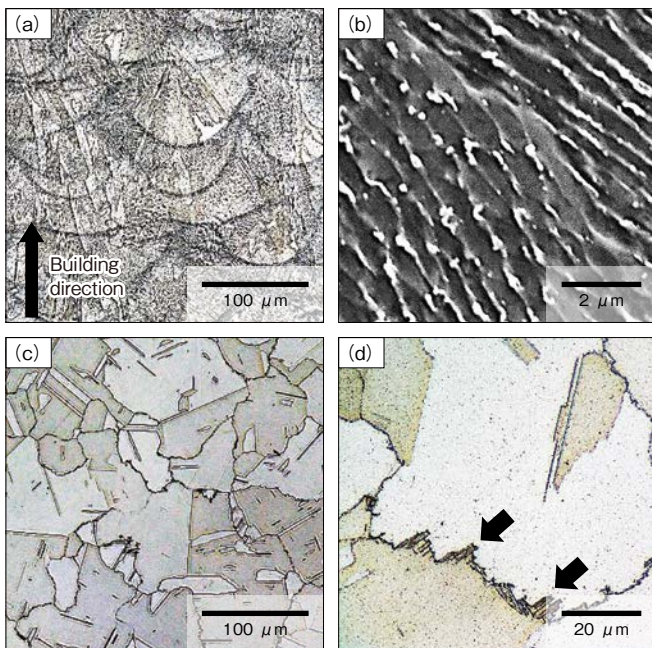


図4 適正条件で造形したSLM造形体のマイクロ組織 (a) 熔融ビード組織 (b) ミクロセル組織 (c) 溶体化処理後(窒素ガス冷却材)の結晶粒 (d) 結晶粒界に見られる析出物

Fig.4 Microstructures of SLM product formed with optimized conditions, (a) beads found in as-built SLM product, (b) microcellular structure found in (a), (c) equi-axed grains in ST-NQ specimen, (d) grain boundary of (c)

4.3 溶体化処理材の特性

SLM材とその溶体化処理材を対象に室温(295 K)にて引張試験を行った。先報¹⁹⁾で示したアーク溶解材の特性を含め、代表的な試験片の公称応力-ひずみ曲線を図6に示す。アーク溶解材は伸びを示さず破断に至ったが、SLM材ではいずれも1,000 MPa以上の強度と15%以上の破断伸びを示した。引張強度と前項で示した微小析出物の大きさには相関があり、析出物が大きく成長する空冷材、窒素ガス冷却材で引張強度は大きい値となった。一方、破断伸びについては水冷材の方が優れており、最大で35%の伸びを示した。また、窒素ガス冷却材につい

ては空冷材と同程の強度を有しつつ、破断伸びが20%以上となることが分かった。

開発材の高腐食環境下における耐食性の代表的指標として、高温塩水(353 K, 3.5% NaCl)中の分極曲線と5%沸騰硫酸中の重量減少を評価した。図7に高温塩水中で得た分極曲線を示す。試料電位の増加時に腐食電流密度が急増する電位で表される孔食電位はいずれも0.80 V vs. Ag/AgCl以上の高い値となった。不動態化保持電流は約2.0 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ であり、孔食を示す急激な電位上昇の前に突発的な孔食と再不動態化を示す複数のピークの発生、約10 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ への不動態化保持電流の増加が見られたが、各試験材ともに高い孔食耐性を有していると考えられる。また、沸騰硫酸中の重量減少速度(図8)を評価し

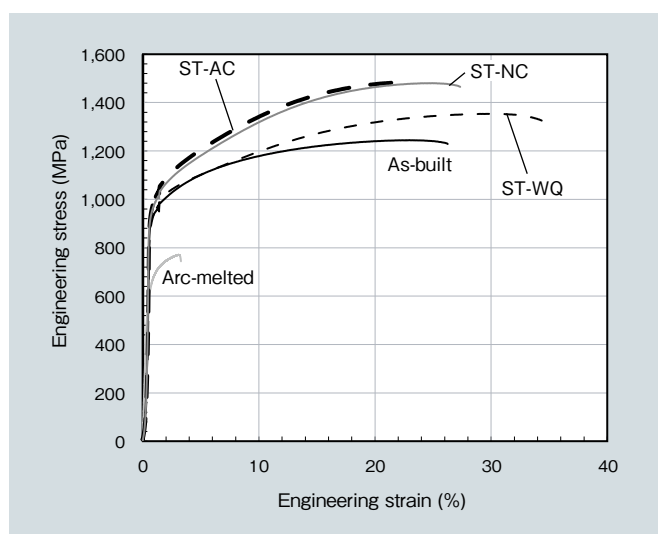


図6 各試験体の公称応力ひずみ曲線¹⁸⁾。ST: 溶体化処理, WQ: 水冷, AC: 空冷, NC: 窒素ガス冷却

Fig.6 Engineering stress-strain curves of each specimen, ST: solution heat-treatment, WQ: water quenching, AC: air-cooling, NC: Nitrogen gas cooling

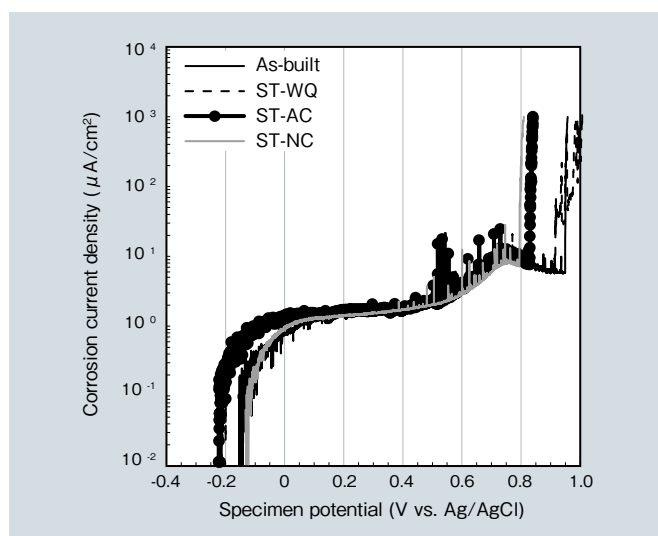


図7 SLM造形材の353 K-3.5%塩水中の分極曲線¹⁸⁾

Fig.7 Polarization curves of SLM product in 3.5% NaCl solution at 353 K

たところ、溶体化処理材の重量減少速度はSLM材よりも低減した。腐食起点はいずれも結晶粒界や双晶境界であった。先に示した η 相の析出などによる粒界での組成変化により優先して腐食する領域が生じたと考えられる。

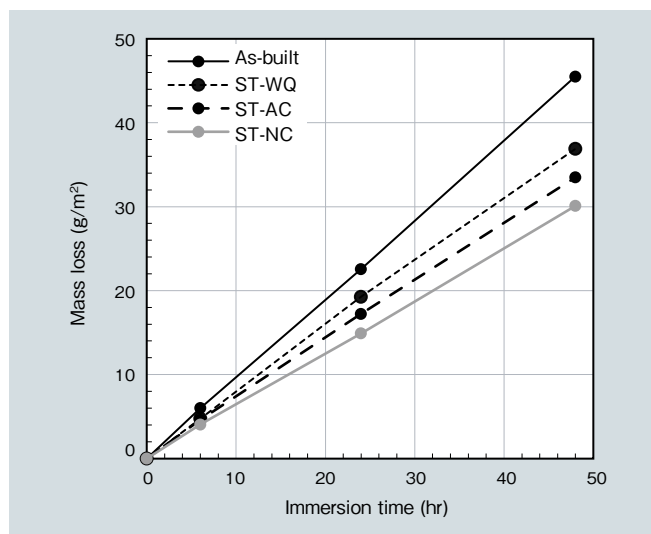


図8 SLM造形材の5%沸騰硫酸中における重量減少¹⁸⁾

Fig.8 Mass loss curves of SLM products obtained by immersion tests in boiling 5% sulfuric acid

4.4 時効処理による組織と特性の変化

本材料は図5にも示したように溶体化処理後の冷却過程で規則相から成る微小な析出物が生じ、その直径が大きいほど強度が高くなる傾向にある。この特性を活かし、溶体化後に規則相が安定化すると見られる1,073 K近傍で0.5時間保持する時効処理を施すことで規則相の分率を増加する組織制御を図った。

図9に溶体化処理後に空冷したSLM造形体に時効処理を施した試験片に対して実施したSTEM観察結果を示す。1,073 Kの時効処理で得られた組織は図9(a)(b)に見られるように線状のコントラストで表される粒界の析出物(η 相)が局所的に見られ、詳細観察の結果、Niが濃縮した粒内の規則相の直径が最大で約70 nmに増加していた。時効処理前(図5(d))の規則相の直径は約50 nmであり、時効処理によって微小な析出物が成長したことが分かる。また、時効処理温度を溶体化処理温度に近い1,273 Kまで上昇すると、粒界の η 相析出物が増加して粒内へと成長した(図9(c))。粒内の規則相析出物の成長も873 Kの時効処理よりも顕著となり、析出物の直径は100 nmを超えた(図9(d))。溶体化処理材と比べるといずれの条件でも球状の微小析出物と粒界の板状析出物の双方の分率が増加しており、先に示したほぼ同じ組成を有する二つの相が競争的に析出していることを示すと考えられる。今回検討した系では低温の時効処理条件に対しては規則相の球状析出物の成長が主に見られ、

より高い時効処理温度を指定した時に、粒界周辺から η 相の板状の析出物がより顕著に増加した。このことはこの二つの析出物の発生温度帯が異なることを示すものと見られ、今後のさらなる特性改善にあたり重要な知見になると考えられる。

時効処理温度と室温機械特性の関係を図 10 に示す。耐力と引張強度は時効処理温度に対して 973 K で最大値を示した。一方、伸びは時効処理温度の上昇に対して単調に減少し、時効処理温度を 1,073 K 以上とすると伸びが 10% 未満となった。引張破面の観察では、時効処理材では板状の析出物が生じる結晶粒界を通じてクラックが伝播することが確認されており、結晶粒界に多く生じる η 相が延性低下を引き起こしたと見られる。本材料 (Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}Mo_{0.1}) は、電子ビーム積層造形 (EBM)

材でも造形プロセス中に行う予熱プロセス (1,173 K 近傍) において結晶粒内に多くの板状析出物 (η 相) が生じることを過去の報告にて示されている^{15), 17)}。この EBM 材においても引張試験時には粒界に生じる板状の析出物を起点としてき裂が発生し、延性が低下することが課題とされており、この時効処理材においても整合性が低く板状となる η 相が粒界に多く析出することによって延性が低下したのと考えられる。また、先に 1,273 K の時効処理材は 100 nm 以上まで球状の微小析出物が成長したが耐力、引張強度はともに低下し、強度改善には寄与しないことが分かった。

本報で示したハイエントロピー合金 (Co_{1.5}CrFeNi_{1.5}Ti_{0.5}Mo_{0.1}) の造形材の物性を表 2 に纏める。いずれもアーク溶解材よりも優れた特性を持ち、特に溶体化処理材は高強度耐食部品に用いられる Alloy718 熱間圧延材よりも強度と耐食性に優れていることが確認された。また、微小析出物の粒径を増加させる時効処理の適用でさらに強度が増加するなど新たな知見も得られつつあり、微細組織

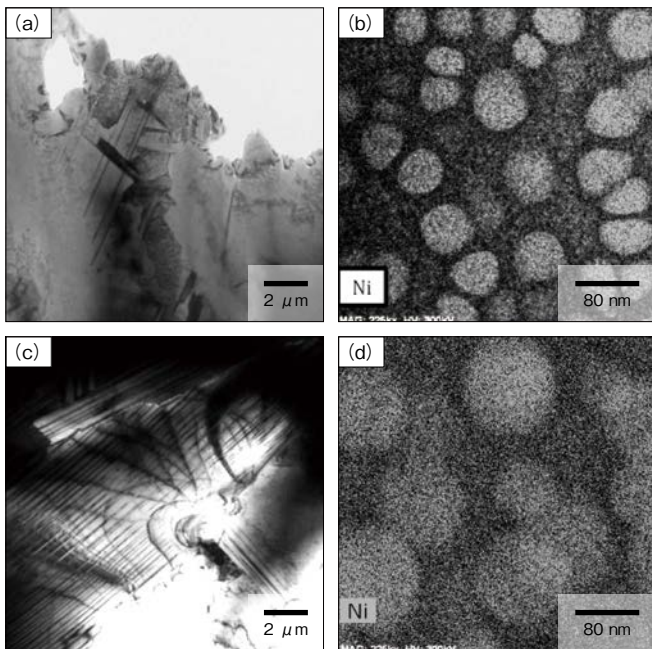


図 9 溶体化材 (空冷) の時効処理後の微視組織と Ni 元素分布 (a) (b) 1,073 K, 0.5 時間 (c) (d) 1,273 K, 0.5 時間

Fig.9 Microstructure and Ni elemental distribution in ST-AC specimens after aging treatment, (a) (b) 1,073 K, 0.5 hr, (c) (d) 1,273 K, 0.5 hr

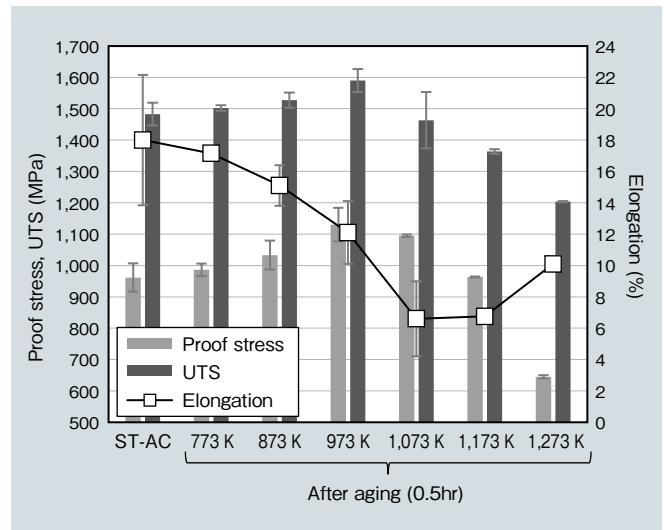


図 10 時効処理を施した溶体化材 (空冷) の室温引張特性
Fig.10 Room-temperature tensile properties of ST-AC specimens after aging treatment

表 2 本報で扱った開発材の特性一覧

Table 2 Typical properties of high-entropy alloys obtained in this study

Property	Co _{1.5} CrFeNi _{1.5} Ti _{0.5} Mo _{0.1}							Alloy718
	Arc-melted	SLM						roll
	-	-	Solution heat-treated *1				Aging treated *2	
			Water quench	Air cooling		Nitrogen cooling		
Tensile properties	Proof stress (MPa)	665		888	888		939	1,131
	Tensile stress (MPa)	775	1,225	1,345	1,471	1,590	1,508	1,321
	Tensile elongation (%)	3.0	22	29	17	12	21	27
Charpy value (J/cm ²) *4	-	54.5	90.7	37.3	-	33.7	90	
Pitting potential V _{C100} (V vs. Ag/AgCl) *5	-	0.87	0.94	0.82	-	0.79	0.62	
Weight loss rate in 5% boiling H ₂ SO ₄ (g/m ² · h) *6	-	0.95	0.92	0.70	-	0.63	1.16	

*1 1,393 K - 0.5 hr *2 Solution heat treatment at 1,255 K, 991 K - 8 hr and aging treatment at 894 K - 8 hr

*3 973 K - 0.5 hr

*4 JIS Z 2242 V-notch test *5 Obtained with 3.5% NaCl at 353 K *6 Obtained after 48-hr immersion

の制御で機械特性を調整できる点は非常に興味深い。多元系の合金ゆえに規則相と粒界析出物 (η 相) の競争的な反応が生じるなど、特性を制御する上では積層造形後の熱処理条件と微細組織の調査を含めて把握すべき特性が残されている。本材料については過酷環境中での材料特性を含め、今後とも評価を継続する予定である。

5. 結言

レーザー粉末金属積層造形法における局所溶融、凝固現象の特徴を活かし、ハイエントロピー合金 ($\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_{0.5}\text{Mo}_{0.1}$) を造形した。真空ガスアトマイズ法によって狙い組成の粉末材料を作製し、それを用いてレーザー積層造形法において断面欠陥率を 0.1 % 以下とするプロセス条件を見出した。そして、微細組織評価では特に溶体化処理材においてナノメートルオーダーの球状の微小析出物が造形体中に均一に生じることを確認し、得られた造形物が高強度と延性、耐食性を有し、既存のニッケル基合金よりも過酷な環境に適用できる可能性があることを示した。また、溶体化処理後の微小析出物の成長を目的とする時効処理を施すことで強度がさらに向上することを新たに示した。

本材の実用化促進とさらなる特性向上をめざし、今後ハイエントロピー合金中の微細組織と特性の相関について検討を継続する予定である。

6. 謝辞

本研究で実施したマイクロ組織評価は文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム事業のご支援をいただき、北海道大学の渡辺誠一教授のご協力にて実施した。本研究にご協力いただいた関係者に謝意を表す。

引用文献

- 1) A. Bandyopadhyay, et al.: Additive Manufacturing, CRC Press, 2015, p.97-142.
- 2) L. Yang, et al.: Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production, Springer International Publishing, 2017 p.1-44.
- 3) Additive manufacturing - General principles - Terminology, ISO/ASTM 52900 (2015).
- 4) 小泉, 他: 金属系材料の3次元積層造形技術の基礎, あたりあ, 56 (12) (2017), p.686-690.
- 5) 中本, 他: 金属粉末積層造形法を活用した高性能部材の開発, あたりあ, 56 (12) (2017), p.704-707.
- 6) C. Körner, et al.: Tailoring the grain structure of IN718 during selective electron beam melting, MATEC Web Conf., 14 (2014) p.08001.
- 7) R. Dehoff, et al.: Site-specific control of crystallographic grain orientation through electron beam additive manufacturing, Mater. Sci. Technol., 31 (8) (2015) p.931-938.
- 8) S-H.Sun, et al.: Phase and grain size inhomogeneity and their influences on creep behavior of Co-Cr-Mo alloy additive manufactured by electron beam melting, Acta Mater., 86 (2015) p.305-318.
- 9) S-H. Sun, et al.: Build direction dependence of microstructure and high-temperature tensile property of Co-Cr-Mo alloy fabricated by electron beam melting (EBM), Acta Mater., 64 (2014) p.154-168.
- 10) J. W. Yeh, et al.: Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes, Adv. Eng. Mater., 6 (2004) p.299-303.
- 11) B. Cantor, et al.: Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, Mater. Sci. Eng. A, 375-377 (2004), p.213-218.
- 12) Y. Zhang, et al.: Microstructures and properties of high-entropy alloys, Prog. in Mater. Sci., 61 (2013), p.1-93.
- 13) F. Tian, et al.: Theoretical design of single phase high-entropy alloys, LAP Lambert Academic Publishing, (2017), p.1-16.
- 14) M. C. Gao, et al.: High-Entropy Alloys Fundamentals and Applications, Springer International Publishing Switzerland, (2016) p.181-265.
- 15) T. Fujieda, et al., First demonstration of promising selective electron beam melting method for utilizing high-entropy alloys as engineering materials, Mater. Lett. 159 (2015) p.12-15.
- 16) H. Shiratori, et al.: Relationship between the microstructure and mechanical properties of an equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy fabricated by selective electron beam melting, Mater. Sci. Eng., A656 (2016) p.39-46.
- 17) T. Fujieda, et al.: CoCrFeNiTi-based high-entropy alloy with superior tensile strength and corrosion resistance achieved by a combination of additive manufacturing using selective electron beam melting and solution treatment, Mater. Lett., 189 (2017) p.148-151.
- 18) 桑原, 他: ハイエントロピー合金のレーザー粉末積層造形への適用, 日本ガスタービン学会誌, 46 (3), (2018) p.204-209.
- 19) 桑原, 他: 金属積層造形によるハイエントロピー合金の造形, あたりあ, 57 (7), (2018) p.328-332.
- 20) Y. L. Chou, et al.: The effect of molybdenum on the corrosion behaviour of the high-entropy alloys Co1.5CrFeNi1.5Ti0.5Mox in aqueous environments, Corr. Sci., 52, (2010) p.2571-2581.



桑原 孝介

Kosuke Kuwabara
日立金属株式会社
グローバル技術革新センター
博士 (工学)



藤枝 正

Tadashi Fujieda
日立金属株式会社
グローバル技術革新センター
博士 (工学)



大坪 靖彦

Yasuhiko Otsubo
日立金属株式会社
グローバル技術革新センター



陳 美伝

Meichuan Chen
株式会社日立製作所
研究開発グループ 材料イノベーションセンター
博士 (工学)

セキュリティ用シンチレータアレイ

Scintillator Array for Security

2001年の同時多発テロ以降、X線荷物検査に代表されるセキュリティ検査の需要が拡大している。従来は2次元X線画像で検査を行ってきたが、荷物が重なった際の判定が難しいという課題が顕在化しているため、3次元X線CT (Computed Tomography) 画像で検査を行う方式が求められている。

3次元化に伴い、X線検査機の検出器に使用されるシンチレータ*には、医療用X線CTと同レベルの高速応答性(低残光)および高出力が求められる。現在使用されているCdWO₄(タングステン酸カドミウム)やCsI(沃

化セシウム)はこれらの要求を満足することができないため、新たなシンチレータが求められていた。

日立金属は医療用X線CT検査装置用シンチレータアレイを量産しているが、ここで使用しているGOS (Gd₂O₂S: ガドリニウム酸硫化物)材はセキュリティ検査用シンチレータの要求特性を満足する優れた特性を有している(図1, 表1)。そこでGOS材の優れた特性を活かしつつ、セキュリティ用途向けにコストを低減したシンチレータアレイを新たに開発した。

開発したシンチレータアレイは粉末状のGOS材と樹脂の複合体である

(図2)。ある比率までGOS粉の使用量を減らすことで、特性を維持しつつ低コスト化を図ることができた。本製品は、特性とコストパフォーマンスに優れている上に、現行材料が持つ潮解性やCd等の環境負荷物質使用という課題も解決することができる(表1)。

本開発により、今後拡大が予想されるセキュリティ検査市場に、特性と価格を両立したシンチレータアレイを提供し、社会の安心、安全に貢献していきたい。

*シンチレータ: 放射線(X線, γ線)を照射すると発光する物質

(磁性材料カンパニー)

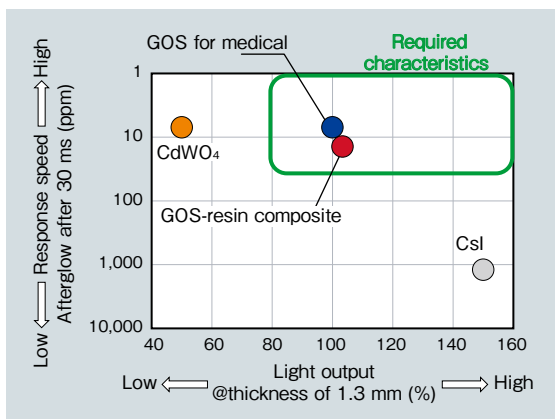


図1 セキュリティ用シンチレータアレイに要求される特性
Fig.1 Required characteristics for scintillator array of security; GOS = Gd₂O₂S

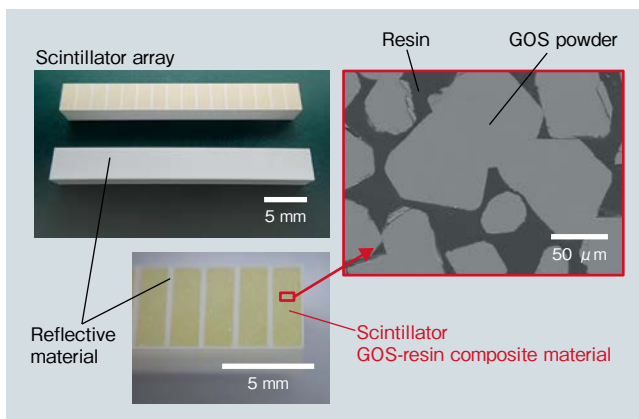


図2 開発したシンチレータアレイおよびGOS樹脂複合材
Fig.2 Developed scintillator array and GOS-resin composite material; GOS = Gd₂O₂S

表1 シンチレータ材料特性比較

Table 1 Scintillator material properties comparison

Material	Hitachi Metals		Other material		Remark
	GOS-resin composite	GOS for medical	CdWO ₄	CsI	
Code number	SX305	LS-7	—	—	Thickness is 1.3 mm
Light output (a.u.)	103	100	50	150	
Afterglow (ppm)	14	7	7	1,200	After 30 ms
Density (g/cm ³)	5.0	7.3	7.9	4.5	
X-ray absorption coefficient (cm ⁻¹)	12 (Theoretical value)	19	22	9.2	Calculated values (at 100 keV) except as noted
Radiation deterioration of emission intensity (%)	-4%	-2%	-10%	-3%	After 1 kGy exposure
Deliquescent	No	No	No	Yes	
RoHS/Reach environmental issues	None	None	Cd	None (TI)	European Community standards

Nd-Fe-B 焼結磁石 NEOMAX[®] F シリーズ

Nd-Fe-B Sintered Magnet NEOMAX[®] F Series

NEOMAX[®] NMX-S49FH, S49FSH

1982年に開発されたNd-Fe-B焼結磁石は、その優れた磁気特性によりモーターの小型・高効率化に貢献する材料として省エネルギー環境適合製品に多く使われている。

Nd-Fe-B焼結磁石は高温で使えるようにするために、保磁力の向上に有効な重希土類(Dy, Tb)が使われる。2018年現在、重希土類元素を多く含む鉱床で商業生産されているのは、中国華南地区で産出されるイオン吸着鉱が主であり、環境規制等による価格高騰ならびに調達リスクを抱えており、重希土類元素の使用量削減が急務である。

この課題に対して、日立金属では重希土類元素の使用量を低減した

「NEOMAX[®] Fシリーズ」の拡充を図ってきた(図1)。

その中核技術は、独自の低重希土類技術である。これは、保磁力向上に大きく影響する主相粒子間の粒界相(二粒子粒界, 粒界三重点(図2))に着眼したもので、粒子間の磁気的相互作用と磁化反転起点を低減するために、組成や添加元素を詳細に探索し、さらに製造条件等の適正化を行うことで重希土類元素の使用量低減を実現した。

製品展開としては、まず2014年にはNMX-46Fシリーズを市場投入した(図3)。

ついで、2015年には高性能グレード材NMX-S49Fを展開。従来の「NEOMAX Standard Series」と残留磁束密度(B_r),

保磁力(H_{cJ})が同等でDy使用量を約2 mass%削減した。

さらに、2018年にはこの技術に改良を加えることにより、これまでの高性能材を上回る特性を持つNMX-S49FHおよびNMX-S49FSHをラインアップに追加した。図4に示したように、NMX-S49FSHは、Dyを約3 mass%含むNMX-S45Fと同等の保磁力を保ちながら、大幅に重希土類元素を削減しつつ高 B_r の特性を得ることができた。

これら重希土類元素の使用量を削減した高性能材料のラインアップ拡充により、需要増が見込まれる次世代自動車の駆動モーター等への適用拡大が期待できる。(磁性材料カンパニー)



図1 NEOMAX[®] F シリーズ磁石外観
Fig. 1 Appearance of NEOMAX[®] F series magnets

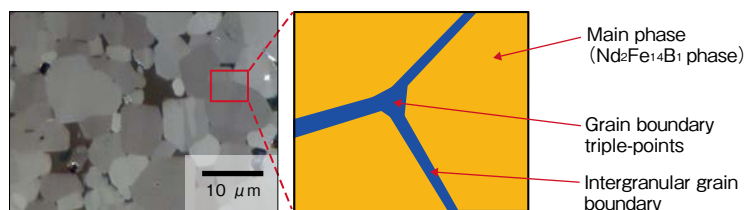


図2 Nd-Fe-B 焼結磁石の粒界模式図
Fig. 2 Schematic diagram of grain boundaries in Nd-Fe-B magnet

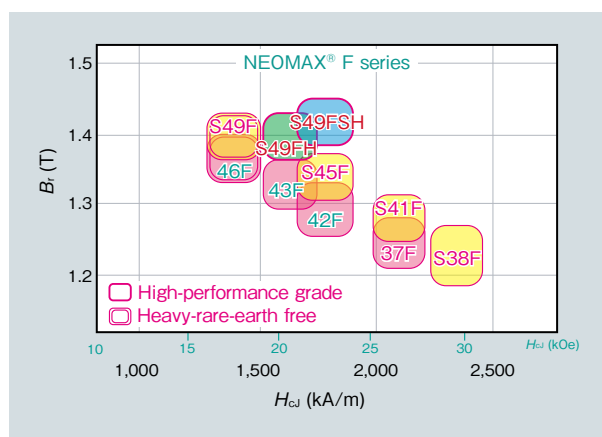


図3 NEOMAX[®] F シリーズ特性マップ
Fig. 3 Magnetic properties of NEOMAX[®] F series

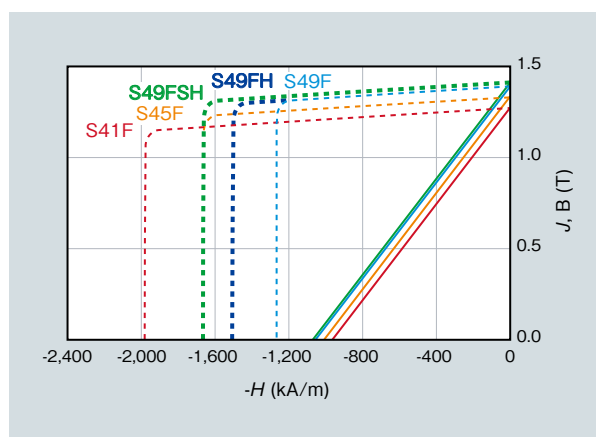


図4 NEOMAX[®] F シリーズ減磁曲線
Fig. 4 Demagnetization curves of NEOMAX[®] F series magnets

超高精度*・短時間整定リニアモータステージ

Ultra-High-Accuracy Linear Motor Stage with Short Settling Time

4N1530, 4N1630

今後の需要拡大が期待されている半導体検査装置、プリント基板露光装置の分野では、装置内の駆動ステージに超高精度かつ短時間整定の動作が必要であり、従来同等以下の整定時間内に、ナノメートルオーダー精度での停止動作が要求される。

NEOMAX エンジニアリングは、当該分野に対応可能なリニアモータステージを開発し(図1)、要求仕様である可動体の整定時間 0.15 sec 以下、整定幅± 50 nm を実現した(図4)(整定時間と整定幅の語意は図2参照)。

機械設計としては、各種制御方法を実現するためリニアモータの駆動重心と可動体重心および位置検出器高さを合わせ、ピッチング方向の振動を抑え

る構造とした。また加減速時の反力による振動を低減するためパッシブ除振台と VCM (Voice Coil Motor) を有するベースを採用した。制御については以下制御方法を採用することにより、整定時間・整定幅の短縮を実現した。

(1) ヨーイング制御(図3)

1方向の直進動作に対しリニアモータおよび位置検出器を左右2軸分使用することでヨーイング制御を可能とした。具体的には、直進動作減速時の左右位置差を減少させ、可動体のヨーイング方向振れを安定させた。

(2) 反力受け VCM 制御(図4)

可動体が加減速時に発生する反力に対し、可動体の XY 軸上の位置と指令動作に見合った推力とタイミングで

VCM 制御を行い、反力を抑制した。

これらの技術により、整定幅± 0.050 μm (50 nm) 内に位置が安定する整定時間を 0.15 sec とした。この実績が評価され、海外メーカーより半導体検査装置 2 案件を受注している(2017年12月, 2018年2月)。

今後は国内プリント基板ビア加工装置、露光装置への参入も計画している。また、ステージ技術については、大学との共同研究による新制御システムの開発や低剛性ステージの制御性向上をはじめ、Z・θ軸搭載での動作姿勢の補正および測定技術の向上を進めていく予定である。

* NEOMAX エンジニアリング 従来製品比 (NEOMAXエンジニアリング株式会社)

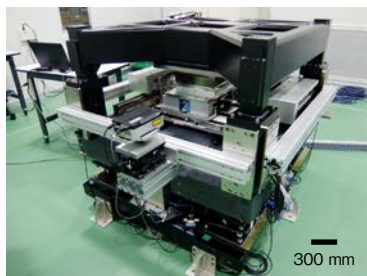


図1 超高精度・短時間整定ステージ外観
Fig. 1 Ultra-high-accuracy linear motor stage with short settling time

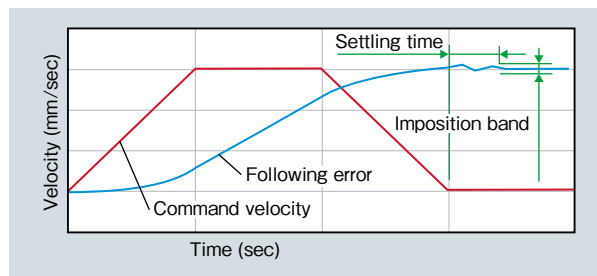


図2 整定時間・整定幅
Fig. 2 Settling time and imposition band

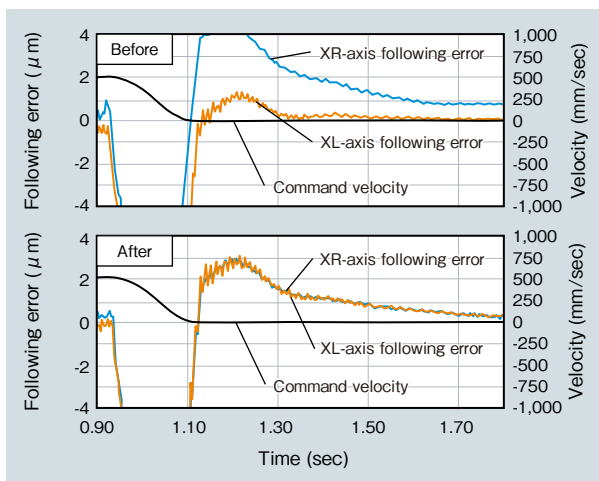


図3 ヨーイング制御効果
Fig. 3 Result of yaw control

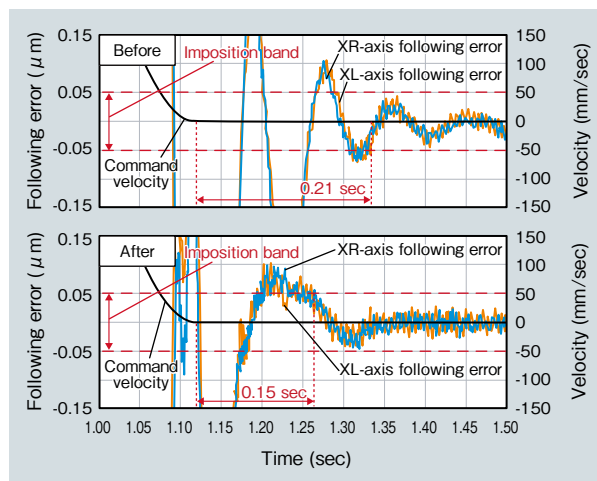


図4 反力受け VCM 制御効果
Fig. 4 Result of reaction VCM control

バネキャンセラーを搭載した次世代アンジュレータ

Next-Generation Undulator with Spring Compensation Modules

アンジュレータは、高エネルギーの電子ビームから強力な放射光を発生させる装置として、世界各国の放射光施設で運用されている。その本体は、吸引力が最大 60 kN にも達する磁石列とそれを支える重厚な駆動架台で構成され、内部では、磁石列から周期的に振動する磁界が発生している。アンジュレータからの強力な放射光は、その磁界の中を電子ビームが通過する際に発生する。アンジュレータは、電子ビームを規則的に蛇行させることにより、連続的にシンクロトン放射を起こし、その光を束ねることによって強力な放射光を発生させる。

次世代のアンジュレータに求められる性能は、磁石列の周期が短く、高磁

界を発生し、かつ磁界の一様性が高いことである。ところが、磁界が高くなると磁石列間に働く吸引力が大きくなり、磁石列や、駆動架台の一部であるクロスビームをたわませ、一様な磁界の実現が困難になる。磁界の一様性が崩れると、電子ビームの蛇行軌道が乱れ、輝度が減衰する。

このたび NEOMAX エンジニアリングが開発した次世代アンジュレータに搭載されたバネキャンセラーは、吸引力によるクロスビームのたわみをバネの反発力で緩和し、アンジュレータ性能を向上させた。図 1 にバネキャンセラーを搭載したアンジュレータの全体像、図 2 にバネキャンセラー本体を示す。バネキャンセラー上部には、複数のバネが配され、

磁石列間距離に応じて、適切な反発力を発生させる構造となっている。

図 1 のクロスビームのたわみをバネキャンセラーの有無で比較した結果を図 3 に示す。バネがない場合は 25 μm たわんでいたクロスビームが、バネにより 2.5 μm までたわみを低減したことがわかる。

図 4 に磁石列間距離とアンジュレータ性能を示す放射光輝度を反映した指標フェーズエラーの関係を示す。開発品は 2.5° 以下 (日立金属製従来機は 5° 程度) と非常に良好な特性が得られた。このバネキャンセラーにより、次世代高性能アンジュレータの提供が可能になった。

(NEOMAX エンジニアリング株式会社)

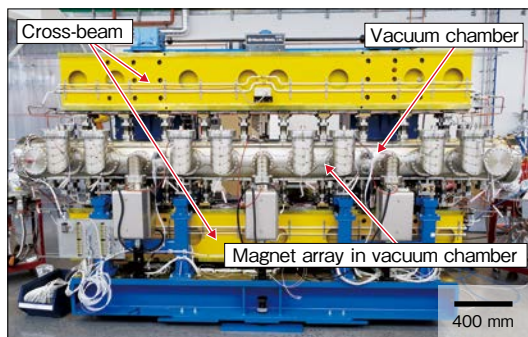


図 1 バネキャンセラーを搭載した真空封止アンジュレータ
Fig.1 In-vacuum undulator for MAX IV with spring compensation module

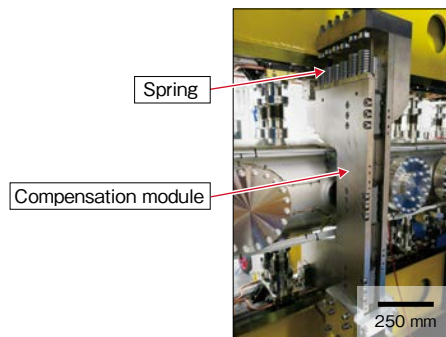


図 2 装置中心に設置したバネキャンセラー
Fig.2 Compensation module installed between out-vacuum girders

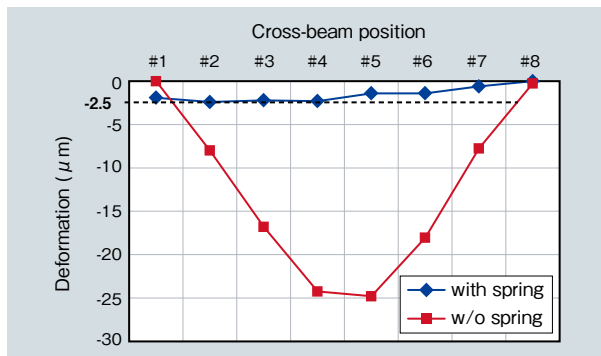


図 3 バネキャンセラーとクロスビームのたわみ
Fig.3 Deformation of out-vacuum girders with and without the spring compensation module

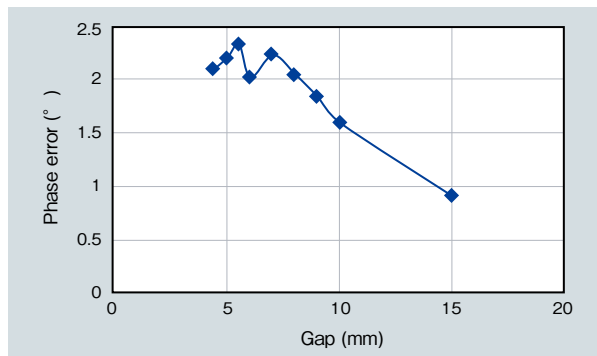


図 4 磁石列間距離 Gap とアンジュレータ性能指標フェーズエラーの関係
Fig.4 Phase error dependence on distance between magnet arrays

高靱性ダクタイル鋳鉄ナックル

High-Toughness Ductile Cast-Iron Steering Knuckle

HNM[®] 480M OMEGA KNUCKLE[®]

自動車技術において地球環境の保護、衝突安全性の確保、操縦安定性、快適性等の機能向上が必須となっており、各自動車メーカーで高度な技術開発が加速している。これら技術の導入は部品点数の増加が伴うため、コストだけでなく車両重量が増加する。この状況下で排出ガス規制や燃費規制は世界的に厳格化が進んでおり、部品供給メーカーに対する軽量化要望はますます高まっている。

鋳鉄事業の主力製品である足回り部品のステアリングナックルも同様で、さらなる軽量化要望に直面している。この要望に追従するために日立金属

は、長年培ってきた材料技術と設計技術をベースに、CAE (Computer Aided Engineering) を駆使して軽量形状を検討した。その結果、ダクタイル鋳鉄を用いた中空形状を特徴とする新構造デザインの「オメガナックル[®]」を Hitachi Metals America, Ltd. と共同で考案し開発した (図 1)。

新構造デザインは、駆動軸ベアリング圧入部とダンパー取り付け部の間の部位を、中子を用いて中空形状とすることで、強度と剛性を確保しつつ軽量化を実現した (図 2, 図 3)。また複雑形状にもかかわらず安定した製造性と品質を維持するため、中子保持性と製

造時および車両運転時の異物残留を防ぐ効果を狙って、中空部最下点に楕円状の開口部を設けた (図 3)。

当該オメガナックルを日系自動車メーカーへ提案した結果、軽量化コストパフォーマンス (軽量化に掛かるコスト増加が低い方がよい) の優位性が評価され、北米販売車種で初の採用となり、北米を中心に搭載車種が拡大した。その後も設計提案を継続し、日本、中国、タイ向けの販売車種にも採用が拡大した。

2018年現在、北米、日本、韓国の3拠点で生産を開始しており、グローバル主力製品となっている。

(素形材カンパニー)



図 1 オメガナックル[®]
Fig. 1 OMEGA KNUCKLE[®]

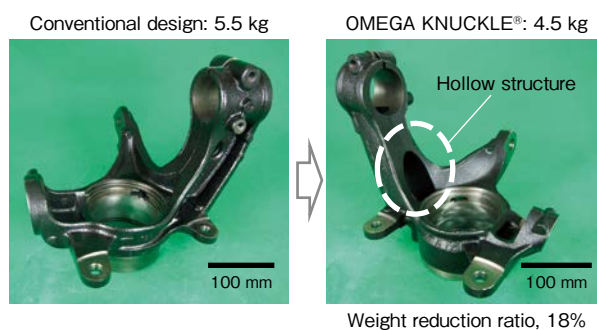


図 2 オメガナックル[®]による軽量化事例
Fig. 2 Example of weight reduction by OMEGA KNUCKLE[®]

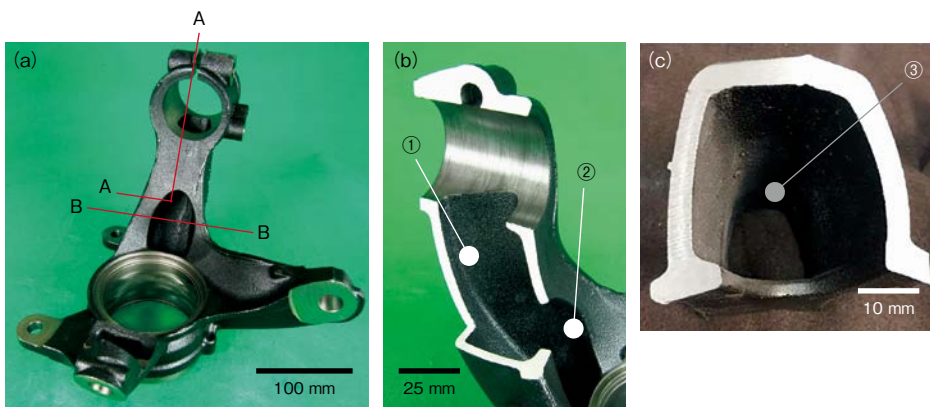


図 3 デザインの特徴 (a) 外観 (b) A-A 断面図 (c) B-B 断面図
Fig. 3 Design features (a) appearance (b) cross section A-A (c) cross section B-B

① Hollow structure with thin walls achieves effective lightweight design while maintaining strength and stiffness.

② Hole at bottom of hollow structure enables stable core setting and effective removal of residual sand, cutting chips, and water.

③ Cross section of hollow structure is shaped like Greek Ω character.

海外向け鉄道車両用 LAN ケーブル

LAN Cable for Overseas Rolling Stock

CO-IREE-SB C7E (X)

鉄道車両において、車両の高機能化による電子機器のイーサネット化や乗客へのインターネットアクセスサービスの提供などが進んでいる。そのため、鉄道車両上で取り扱う情報量も増加しており、鉄道車両用通信ケーブルの需要が高まっている。

こうしたことを背景に、日立金属は、欧州鉄道車両火災安全性規格 (EN45545-2*) に対応した高速通信用カテゴリ 7 (CAT.7) LAN ケーブルを開発した (表 1, 図 1)。

鉄道車両ケーブルは、火災発生時に煙および毒性ガスの発生が少ないハロ

ゲンフリー材料を使用し、欧州火災安全性規格で規定される燃焼試験に合格することが必須である。

開発品は、ケーブル構造の工夫と独自開発した高難燃性を有するハロゲンフリーシース材料を採用することで電気特性と火災安全性を両立した。

絶縁体は、微細発泡技術と多層押出し成形技術により低誘電率化と絶縁体可燃物の低減を図った。撚り合わせた 2 本のコア上の各対シールドでは、アルミ箔シールドテープを絶縁体に密接させるように連続して縦方向にテーピングすること (連続縦添え) で、カテゴ

リー 7LAN ケーブルで要求される 600 MHz までの減衰量や近端漏話特性などの電気特性を達成した (図 2, 図 3)。

シース材料に関しては、開発段階で低発煙性および低毒性を狙った原料を選定することにより、すべての火災安全性要求を満足させた (表 2)。

本開発品は中国の高速鉄道や地下鉄へ既に採用されている。今後はカテゴリ 5E (CAT.5E) LAN ケーブルとともにアジア・欧州地域の海外車両案件で新たな受注獲得に注力する。

* EN: European Norm 欧州規格
(電線材料カンパニー)

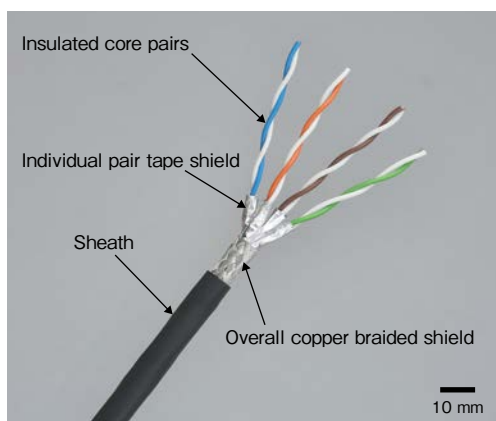


図 1 ケーブル構造
Fig. 1 Cable structure

表 1 LAN ケーブルの伝送速度・伝送帯域

Table 1 Transmission rate and frequency range of LAN cable

Property	Cat.5E (2P)	Cat.7
Transmission rate (Mbps)	100	10,000
Frequency range (MHz)	100	600

表 2 火災安全性の結果 (全項目で合格)

Table 2 Result of reaction to fire (all criteria met)

Property	Requirement	Result
Flame retardance (single)	Unburned part \geq 0.05 m	Passed (0.43 m)
	Burned part $<$ 0.54 m	Passed (0.50 m)
Flame retardance (bundled)	Burned part \leq 2.5 m	Passed (1.0 m)
Smoke density	Transmission \geq 70%	Passed (84%)
Toxicity	Toxicity index (ITC) \leq 6	Passed (3)

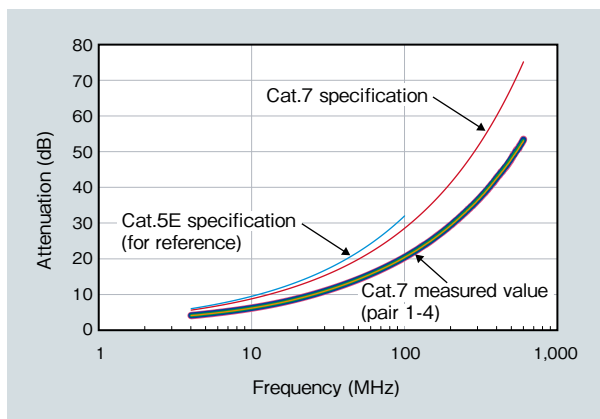


図 2 減衰量特性
Fig. 2 Attenuation performance

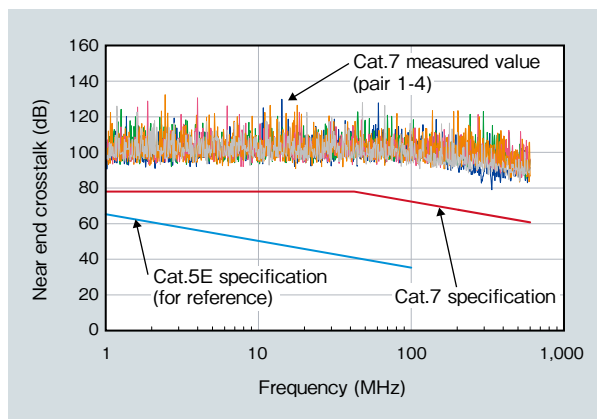


図 3 近端漏話特性
Fig. 3 Near-end crosstalk performance

インライン光ファイバー通信回線監視装置

Inline Real-Time Optical Fiber Monitoring System

Primestar® VCI Blue Series

データセンターではデータ伝送容量の増加に伴い、ハイエンド装置への回線移動や増築・回線切り替えが行われている。これまで日立金属では、このMAC作業(Move-Add-Change)に対して、効率的で安全な作業の実現のためにヒューマンエラーによる誤抜去を防止する通信光可視化技術を開発し、コネクタ接続点で通信光の有無を判別できる製品を上市している(図1)。

この現行製品は、内部に通信光を微小に漏洩させる構造を有しており、この漏洩光を高精度に制御する技術を用いて低損失な可視化を実現している。今回、本技術を応用して-40~+15 dBmの透過光を検知するだけでなく

(図2)、透過光の変動量をインラインモニタできる監視装置を開発した(図3、表1)。

開発品は、可視化機能のほかにMAC作業の遠隔指示や回線情報の記録などのインフラ管理機能を搭載している。これにより、属人化しているインフラ設備の管理・オペレーション作業を簡便化して、省人化ニーズに応えることができる。また、保守・運用時のトータルコスト削減を可能にする。以下にその機能と効果を示す。

1. 機能と効果

(1) 赤・青LEDで通信光の有無を表示
誤抜去事故を防止し回線の積極的な
利活用が可能になる。

(2) LED点滅で遠隔指示

遠隔からの接続・抜去指示による双方向コミュニケーションで作業効率を向上

(3) パワーモニタ機能

監視光源と組み合わせた未使用回線の監視で開通検査の簡略化を図り、開通までの納期を短縮する。また、責任分界点に設置して今までできなかった故障範囲の切り分けが可能となる。

以上のように、インラインの状態での光パワーをリアルタイムでモニタリングできることで、多くの用途と効果が期待できる。

(電線材料カンパニー)

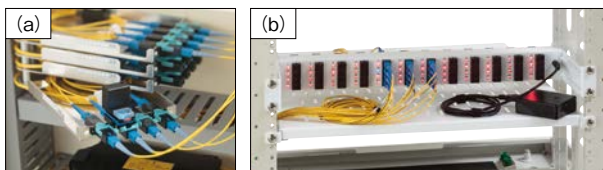


図1 通信光可視化技術を利用した現行製品
(a) セパレート型 (b) ホワイトシリーズ
Fig. 1 Visual connection identifier (VCI) and detector types
(a) non-integrated type (b) White series (integrated type)

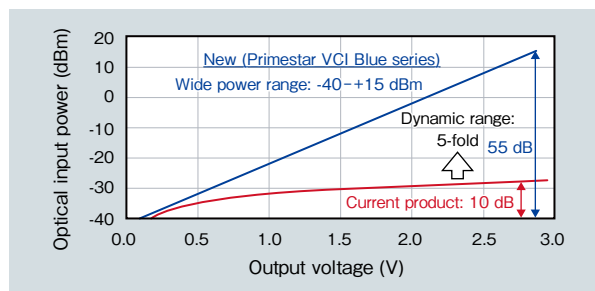


図2 通信光の検知範囲(現行品と新製品の比較)
Fig. 2 Comparison of sensitivity range between current and new products



図3 インライン光ファイバー通信回線監視装置(新製品)
Fig. 3 Inline real-time optical fiber monitoring system

表1 Primestar VCI Blue seriesの仕様
Table 1 Specifications of Primestar VCI Blue series

Property	Specification
Fiber type	Single mode
Connector type	SC, LC, MPO
Wavelength	1,200-1,650 nm
Sensitivity	-30~+10 dBm
Insertion loss	≤ 0.75 dB (LC-LC)
Reflection loss	≥ 40 dB
Operating temperature range	-10~+50°C
Communication protocol	TCP/IP, SNMP

次世代標準ダイカスト金型用鋼

Innovative Standard Die Steel for Die Casting

DAC-i™

ダイカスト製品の大型化、高意匠化およびハイサイクル化が進む中、従来に比べて casting 時の金型材料への負荷が大きくなる傾向にある。そのため、金型材料には高い靱性が求められる。従来の合金設計に依存した開発手法では、焼入性を高めてマルテンサイト組織を得やすくするため、変態膨張が大きくなって焼割れリスクが高まる。

そこで、合金設計と2018年5月に本格稼働を開始した1万トン級自由鍛造プレスを活用した組織制御プロセスを組み合わせることにより、高靱性化した次世代標準ダイカスト金型用鋼「DAC-i™」を開発した。図1に、高温強度と靱性の位置付け図を示す。DAC-i

は、従来の標準鋼 DAC® と比べて高温強度と靱性が高い位置付けにある。

図2に、DAC-iの特長である靱性を室温でのシャルピー衝撃試験にて評価した結果を示す。試験片は、500 mm 角の鋼材を油冷した際の中心部に相当する非常に遅い冷却速度(ベイナイト変態温度域の平均冷却速度が2.3°C/min)で焼入れたものである。大型の金型を想定した焼入条件において、本鋼種はDACよりも高い靱性を示した。

図3に、日立金属が開発した「ヒートクラックシミュレーション試験機」による耐ヒートクラック性評価概念図を示す。この手法で試験を行った結果、ヒートクラック発生までのサイクル数

が、DACの500サイクルに対してDAC-iは1,000サイクルまで向上した。さらに3,000サイクルまで試験を行った後、試験部断面でクラックの進展状況を観察した結果を図4に示す。高温強度と靱性を共に向上させたDAC-iは、DACと比較して最大のクラック深さがおよそ半分となっており、耐ヒートクラック性に優れる結果が得られた。

DAC-iは、小物から大物まで幅広いサイズで特性を発揮できる次世代のスタンダード鋼である。大きな構造系部品にまでダイカスト製品の適用が進んでいる自動車分野をはじめ、さまざまな用途への貢献が期待できる。

(特殊鋼カンパニー)

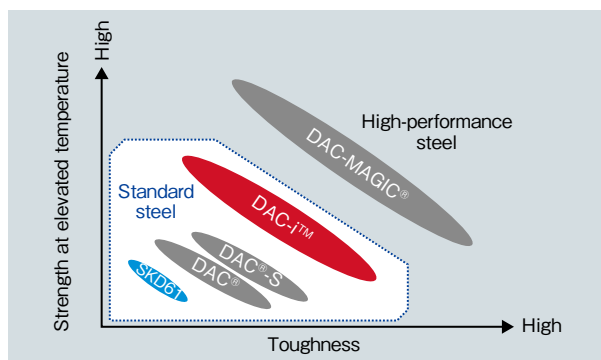


図1 高温強度と靱性の位置付け
Fig. 1 Comparison of DAC steels

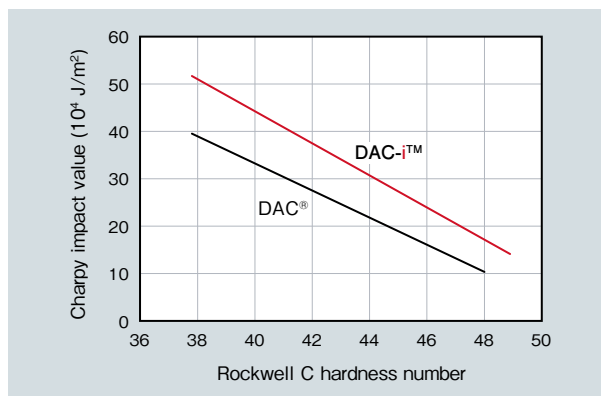


図2 室温での2 mm Uノッチシャルピー衝撃試験結果
Fig. 2 Results of 2 mm U-notch Charpy impact test at room temperature

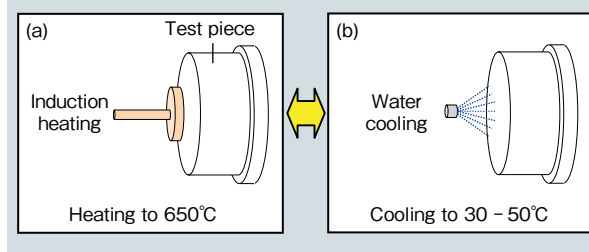


図3 ヒートクラック試験の概念図 (a) 加熱 (b) 冷却
Fig. 3 Schematic diagram of heat-crack test during (a) heating and (b) cooling

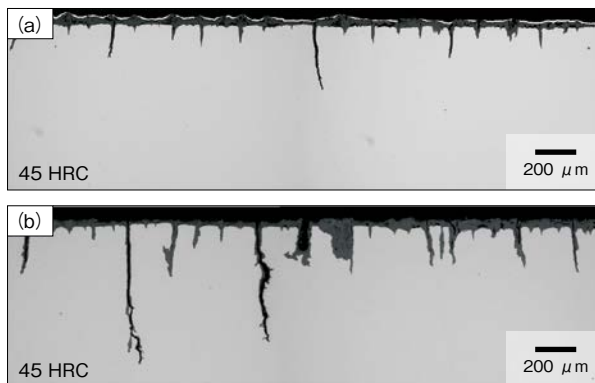


図4 図3で示したヒートクラック試験での3,000サイクル後の (a) DAC-i™ (b) DAC® の断面写真
Fig. 4 Cross-sectional optical micrographs of (a) DAC-i™ and (b) DAC® steels tested for 3,000 cycles in the heat-crack test shown in Fig. 3

高インピーダンス コモンモードチョークコイル

High-Impedance Common-Mode Choke Coils

ファインメット® FT-3K10Q シリーズ

全世界的な環境規制の強化により電気自動車やプラグインハイブリッド車などの次世代自動車の市場は今後の成長が見込まれている。次世代自動車ではモーター駆動回路内のインバータや車載充電器などが発生するコモンモードノイズを低減する目的でコモンモードチョークコイルが使用されている。自動車の電動化の進展に伴いコモンモードノイズの抑制はますます重要となっており、従来以上のノイズ抑制効果を実現するために高いインピーダンス透磁率を持つ軟磁性材料が望まれている。

日立金属では、1988年よりナノ結晶材軟磁性材料ファインメット®を用いたコモンモードチョークコイルを量

産中であるが、このたび、市場の高インピーダンス化要求に応えるべく、従来材を凌ぐ高いインピーダンス透磁率を有するファインメット FT-3K10Q を開発した(図1)。

ファインメットのインピーダンス透磁率はナノ結晶化を伴う磁場中熱処理工程の製造条件に大きく依存する。そこで開発品においては、ファインメットの磁場中熱処理条件の詳細な検討を行った。本開発品のインピーダンス透磁率は10 kHz から10 MHz までの周波数範囲において従来材のファインメット FT-3K50T や Mn-Zn フェライト(日立金属製 MP70D)を上回る(図2)。本開発品は従来材 FT-3K50T と比べて

100 kHz において 35%, 1 MHz において 15% 高いインピーダンス透磁率を有する(表1)。また、本開発品は -40℃ から 150℃ の温度範囲におけるインピーダンス透磁率の変化率(対 25℃ 比)の範囲が 12% であり、従来材に比べて安定した温度特性を有する(表1, 図3)。

本開発品を用いたコモンモードチョークコイルは車載部品規格である AEC-Q200 に対応した信頼性試験を実施し、動作確認済みである。FT-3K10Q を次世代自動車向けコモンモードチョークコアとして用いることで従来材よりも優れたノイズ低減効果と安定した温度特性が期待できる。

(特殊鋼カンパニー)



図1 FT-3K10Q 材を用いたコモンモードチョークコアおよびコイル
Fig.1 FT-3K10Q for common-mode choke core and coil

表1 材料磁気特性一覧

Table 1 Material magnetic properties

Property		Material		
		FT-3K10Q (new material)	FT-3K50T	Mn-Zn ferrite (MP70D)
Impedance permeability (at 25°C)	at 10 kHz	110,000	50,000	9,700
	at 100 kHz	50,000	37,000	10,500
	at 1 MHz	11,000	9,600	3,400
Variation range of impedance permeability	(-40 - 150°C)	12%	26%	77%

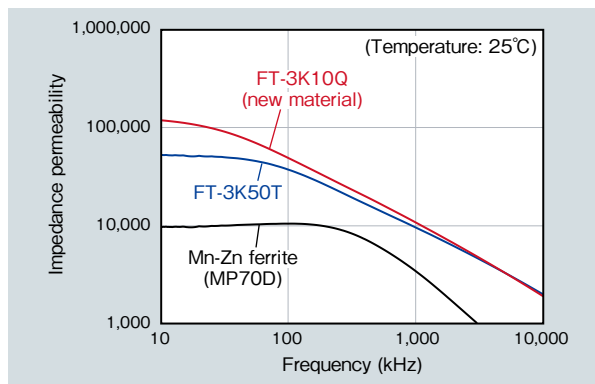


図2 インピーダンス透磁率の周波数特性
Fig.2 Frequency performance of impedance permeability

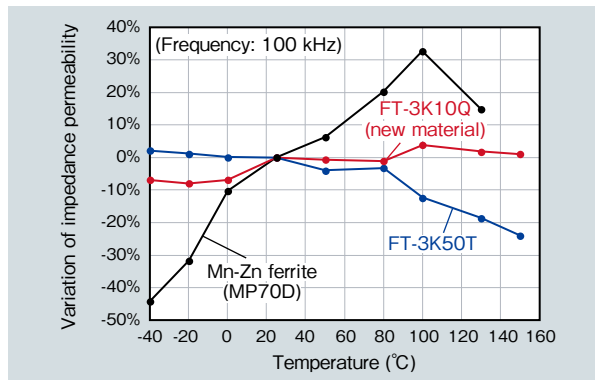


図3 インピーダンス透磁率の温度依存性
Fig.3 Temperature dependence of impedance permeability

高性能鉄系ダイカストスリーブ

High-Performance Iron-Based Die-Cast Sleeves

EX-W, EX-Y

ダイカスト casting では、溶湯温度が 680℃ 以上の場合または Fe 含有量が 0.6% 以下の特殊なアルミ材を使用した場合などの過酷な casting 条件下で、ダイカストスリーブの早期溶損が課題となっている。日立金属工具鋼は、上記のような寿命向上の要求に対応するため、耐溶損性に優れた高性能鉄系スリーブ「EX-W」「EX-Y」を開発した。

図 1 に日立金属工具鋼が製作および取り扱っている一部のスリーブのコストと寿命のイメージを示す。特殊合金を用いた EX-W、特殊ハイスを用いた EX-Y は、日立金属工具鋼の特殊複合表面処理 EX と日立金属のセラミック (Sialon) の間に位置付けられる。

図 2 に開発品の構造を示す。スリーブ内部に耐溶損性に優れた合金を装着することで、内面の表面処理が消失した際に溶損が生じないようにしている。そのうち、EX-W は、肉盛溶接方式で多層盛りができる。EX-Y は別部品を焼嵌めして結合する方式を採用しているため、高硬度製品にも対応ができ、耐摩耗性も良好である。また、焼嵌めによる圧縮残留応力を付加させることで割れ発生防止にもなる。スリーブ損傷状況により、湯口付近のみや全面に施工するタイプがある。

図 3 に、DAC® (AISI-H13 相当) および EX-W, EX-Y について表面処理をしていない状態で溶損試験を実施した結果を示す。開発品はともに、DAC に比べ耐溶損性に優れていることがわかる。

図 4 には各種表面処理を施したダイカストスリーブの耐溶損性の比較結果を示す。EX-W, EX-Y は、耐溶損性に優れた表面処理 (NVG-L+EX) を施すことで溶損が抑制されている。

さらに実機スリーブでの寿命評価において、DAC® に開発品 EX-W を焼嵌めし NVG-L+EX の表面処理を施したスリーブは、SKD61 に窒化処理したものと比べ約 9 倍の寿命向上が得られた。

スリーブの寿命向上により、 casting 生産性が向上し、顧客のトータルコスト低減に貢献することが期待される。

(日立金属工具鋼株式会社)

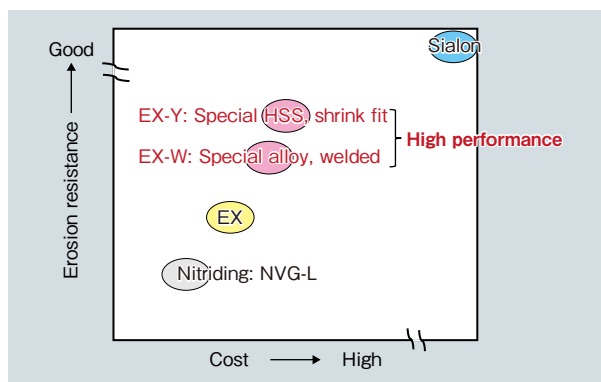


図 1 コストと寿命のイメージ
Fig. 1 Cost versus service life (erosion resistance) for various alloys

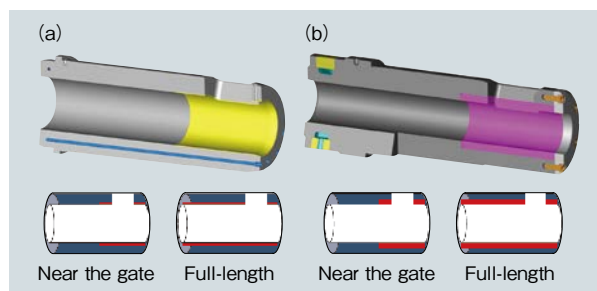


図 2 高性能鉄系スリーブの種類と構造
(a) EX-W スリーブ (b) EX-Y スリーブ
Fig. 2 Concept of high-performance iron-based sleeve structure
(a) EX-W sleeve: special alloy weld (b) EX-Y sleeve: special HSS shrink fit

Evaluation method for erosion resistance		Test result after 120 min		
Sleeve part	Material	Appearance of test piece tip	Erosion rate (%)	
Inner sleeve	EX-Y sleeve (special HSS shrink fit)		3%	
	EX-W sleeve (special alloy Weld)		10%	
Outer sleeve	AISI-H13 (DAC)		13%	

TP: φ10 × 90 L
Molten aluminum: AC4C
Temperature: 700°C
Rotating speed: 90 rpm
Stroke: 30 mm

図 3 高性能鉄系スリーブ材 (表面処理なし) の耐溶損性
Fig. 3 Erosion resistance of high-performance iron-based sleeves (without surface treatment)

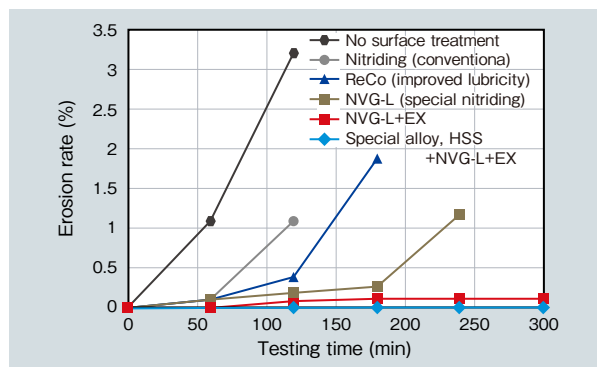


図 4 各種表面処理と材質別の耐溶損性
Fig. 4 Erosion resistance of high-performance iron-based sleeves (with surface treatment)

リチウムイオン電池 (LIB) 用クラッド端子

Clad Terminal for Lithium-Ion Batteries

Clad terminal post

CO₂ 排出量削減に向けた各国の環境規制の強化に伴い、EV (Electric Vehicle) や PHV (Plug-in Hybrid Vehicle) をはじめとした電動車両は、今後急速に普及が進む見通しである。その普及に向けては、自動車の航続距離の延長が必須であることから、基幹部品であるリチウムイオン電池 (LIB) の高出力化や、軽量化が進められている。

従来の LIB モジュールは所定の出力を得るため、複数のセルを銅 (Cu) 製バスバーによって接続して使用される。通常、LIB セルの接続端子には、正極側にアルミニウム (Al)、負極側

に銅 (Cu) が用いられているが、Al 正極端子と Cu バスバーを直接溶接すると、接合界面に脆弱な金属間化合物が生成され、接続信頼性が低下するため、一般的にボルトナットを用いて接続されている。また、軽量化を目的として Al バスバーの適用が進められようとしているが、その際も同様に、Cu 負極端子との接続部における信頼性の確保が困難であった。

これらの技術課題を解決するため、日立金属ネオマテリアルは、Al/Cu クラッド材を加工したクラッド端子を開発した (図 1)。

クラッド端子は、端子頭部を Al、

脚部を Cu で構成していることから、従来の Cu 負極端子に代えて用いることで、Al バスバーとの溶接接続を可能とした (図 2)。

クラッド端子に用いる Al/Cu クラッド材は、冷間圧接法により Al と Cu を圧接 (クラッド) し、その後拡散焼鈍処理を行うことで金属間結合し、強固な接合強度を確保している (表 1)。

以上のような構造上の工夫により、クラッド端子は、過酷な環境下で使用される車載用 LIB の接続信頼性向上、組立工数削減、ならびに軽量化への貢献が期待できる。

(株式会社日立金属ネオマテリアル)

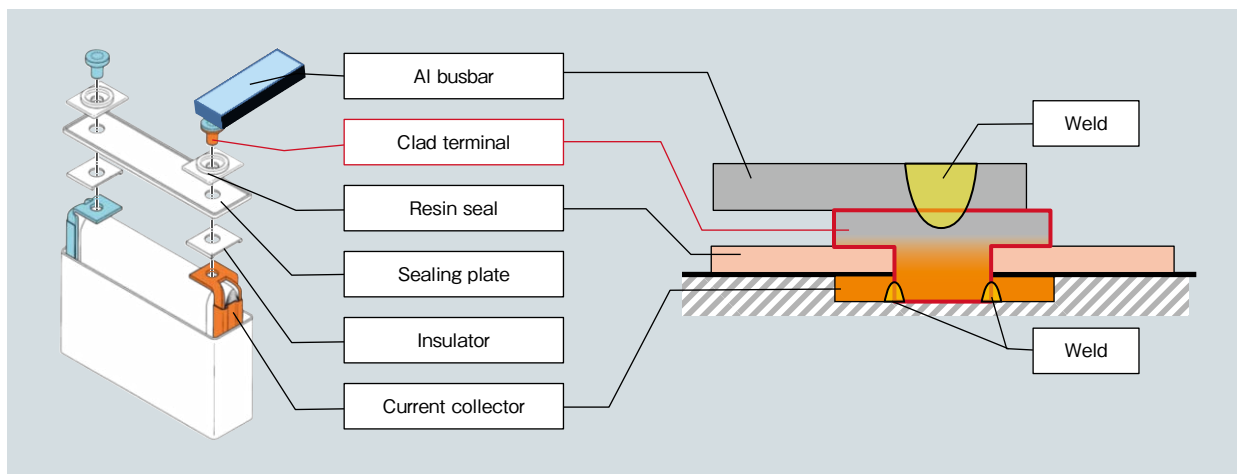


図 1 Al/Cu クラッド端子を用いた電池セルモデル
Fig. 1 Battery cell model using Al/Cu clad terminal

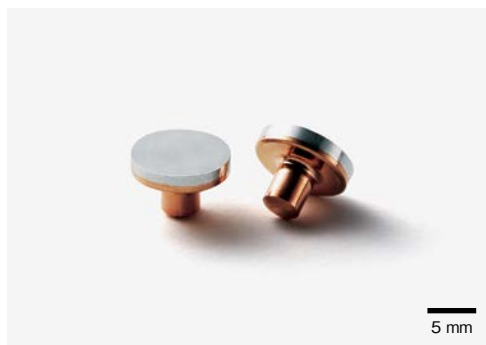


図 2 Al/Cu クラッド端子の外観
Fig. 2 Appearance of Al/Cu clad terminal

表 1 Al/Cu クラッド端子の特長 (ボルト・ナット締結構造との比較)

Table 1 Characteristics of Al/Cu clad terminal in comparison to nut/bolt fastening method

Reliability	No looseness due to the vibration
Weight reduction (space saving)	Direct connection with Al bus bar is possible. No need for fastening parts, such as nuts and bolts.
Assembly time	Welding reduces assembly time.

日立金属グループ 2018年 主な技術受賞

公益社団法人 発明協会

平成 30 年度 中国地方発明表彰 特許庁長官賞 実施功績賞 2018.10



- 受賞案件：高精細なエッチング加工が可能な Fe-Ni 系合金薄板 (有機 EL パネル)
- 受賞者：(特許庁長官賞) 岡本 拓也, 飯田 恭之
(実施功績賞) 日立金属株式会社 代表執行役 執行役社長 平木 明敏
- 概要：Fe-Ni 系合金薄板は、有機 EL パネルの製造において有機塗料を所定の位置に蒸着させる遮蔽板の素材として使用される。日立金属は、Fe-Ni 系合金の Ni 量を適正化したことにより蒸着時の高温下でも熱膨張変形を抑制し、冷間圧延加工の条件を見直すことで高精細なパターン形成が可能な厚さ 0.02 ~ 0.15 mm の薄板を得た。本発明により、有機 EL パネルの品質向上と生産性の向上に貢献した点が高く評価された。

公益社団法人 発明協会

平成 30 年度 関東地方発明表彰 茨城県発明協会会長賞 2018.11



- 受賞案件：ABS 一体型 EPB ハーネス
- 受賞者：早川 良和, 江島 弘高
- 概要：EPB 専用ケーブルと ABS センサー用ケーブルを共通の外部シースで被覆し、一体化した複合ケーブルとすることでハーネスの細径化と低コスト化、屈曲耐久性 (繰返し曲げへの耐性) の向上を実現した。

公益社団法人 日本磁気学会

平成 30 年度 論文賞 2018.9



- 受賞案件：希土類磁石
- 受賞者：楨智仁, 西内武司
- 論文名：Influence of misorientation angle between adjacent grains on magnetization reversal in Nd-Fe-B based sintered magnet

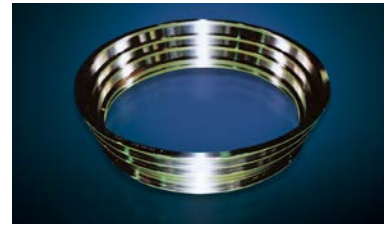
特殊鋼製品

- 特殊鋼
- ロール
- 軟磁性部材



ダイカスト金型用鋼 DAC-i™

ダイカスト金型の寿命と生産性を向上させることで、アルミ化が進む自動車業界・金型業界のトータルコスト低減に貢献しています。



航空・エネルギー用材料

航空機のジェットエンジンや発電所のタービン材料として、日立金属の耐熱、耐食合金がお役に立っています。

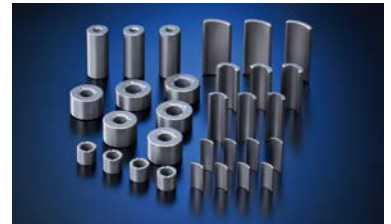
磁性材料

- マグネット・応用品



NEOMAX®

日立金属が開発したNEOMAXはNd, Fe, Bを主成分とした世界最高クラスの磁気特性を持つ希土類磁石です。

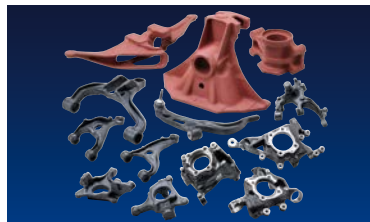


NMF® シリーズ

日立金属のNMF-15シリーズは酸化鉄を使用したフェライト磁石の中では世界最高クラスの磁気特性を有しています。

素形材製品

- 自動車用鋳物
- 配管機器



高靱性ダクタイル鋳鉄 HNM® シリーズ

高い低温靱性と寸法精度に優れた鋳鉄部品です。CAEによるシミュレーション技術を駆使したニアネットシェイプで自動車の足回りの薄肉・軽量化に貢献しています。



耐熱鋳造部品ハーキュナイト® シリーズ

エキゾーストマニホールドやタービンハウジングなど、耐熱性・耐酸化性が求められる自動車の排気系部品に使用され、自動車の環境性能向上に貢献しています。

電線材料

- 電線
- 自動車部品
- 医療用材料・部品



鉄道車両用電線・ケーブル

新幹線をはじめ、国内外の数多くの鉄道車両の運転室内や床下、車体間の配線材などとして電気や信号を伝達し、鉄道インフラを支えています。



超音波診断装置用プローブケーブル

軽量で耐屈曲性や可とう性に優れ、高い電気特性も兼ね備えており、取り扱いやすさと画像の高精細化を実現し、医療機器の発展に貢献しています。



CVTベルト材

溶解・冷間圧延技術により、破損の原因となる非金属介在物を制御し、疲労強度に優れたCVTベルト材を提供しています。



鉄鋼圧延用ロール

高熱の鋼塊・鉄塊を押し延ばす圧延ロールです。鉄鋼用、非鉄金属用、非金属用など、さまざまな圧延用ロールをお届けしています。



アモルファスカットコア

太陽光発電用インバータ、風力発電用コンバータなどの電力変換装置用リアクトルとして用いることにより、電力変換効率の向上に大きく貢献しています。



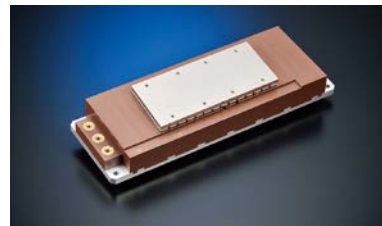
超高密度ボンド磁石 HIDENSE[®]

高圧縮技術を採用したボンド磁石です。高い形状自由度、着磁自由度のほか、金属部品との一体化が可能です。



窒化ケイ素 (Si₃N₄) 基板

EVや鉄道車両、産業機器に搭載されるパワーモジュール用の高熱伝導の放熱基板です。冷却機構の小型化、低コスト化に貢献します。



リニアモータ

高性能希土類磁石を使用した、リニア直流モータです。可動部の軽量化を追求した可動コイル方式を採用、高速アクセスが可能です。



アルミ製ハウジング部品

形状自由度の高い設計を多様な鋳造方法により実現し、自動車駆動系の電動化に伴い使用が拡大するアルミ製のハウジング部品を提供します。



ガス用ポリエチレン配管システム

腐食がなく、施工性・耐震性にも優れたポリエチレン製配管および継手をお届けしています。



三菱[®] 印 バルブ類

マレブル[®]バルブをはじめ、各種バルブを品揃えています。セグメントボールバルブは、スラリー状流体に好適です。



電動パーキングブレーキ用ハーネス

耐屈曲性や耐久性に優れ、パーキングブレーキの電動化を実現。車体内の省スペース化や自動車の安全性、利便性の向上に寄与します。



高効率モーター用マグネットワイヤ

ハイブリッド自動車の駆動モーターや産業用のサーボモーター等に採用されており、環境負荷低減や省エネルギーに貢献しています。



医療用チューブ

高度なチューブ成形・加工技術および精密金型製造技術により、人工透析などに用いるマルチルーメンチューブや多層チューブなどハイエンドな医療チューブを提供します。

日立金属技報 Vol.35

発行日：2019年1月

発行元：日立金属株式会社

〒108-8224 東京都港区港南一丁目2番70号（品川シーズンテラス）

電話（03）6774-3001（ダイヤルイン案内） ☎ 0800-500-5055（フリーコール）

発行人：井上 謙一

編集集：日立金属株式会社 技術開発本部 グローバル技術革新センター GRIT / 株式会社 東京映画社

禁無断転載



www.hitachi-metals.co.jp