

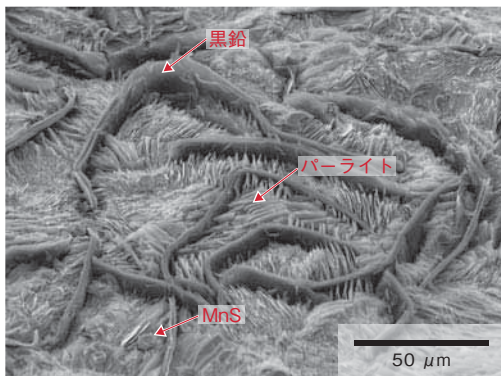
CODEN : HIKGE3  
ISSN 0916-0930

# 日立金属技報

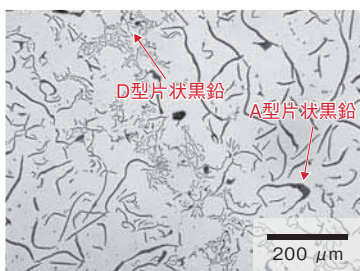
Hitachi Metals Technical Review

**VOL. 32**  
**2016**

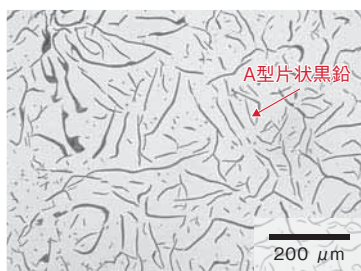




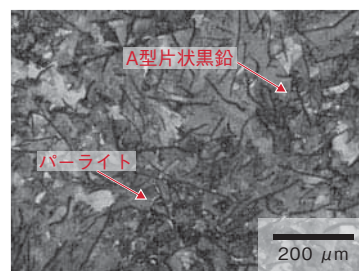
【表紙写真】  
片状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織のSEM像



【補足図1】  
エッチング無のFC200材



【補足図2】  
エッチング無のFC200材  
(Waupaca Foundry, Inc. 製)



【補足図3】  
ナイトールエッチング後のFC200材  
(Waupaca Foundry, Inc. 製)

## 表紙写真説明

### 片状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織のSEM像

片状黒鉛鋳鉄は高い熱伝導性、比熱容量および振動減衰性を持つため、特にブレーキディスク、内燃エンジンのシリンダーブロック、油圧ポンプのハウジングなどに適しており、重量ベースで換算すると、2015年9月現在、世界で最も多く鋳造される金属である。その特性は、主に炭素とケイ素の含有割合を変えることによって調整され、さらに、基地組織の微細パーライト化と黒鉛の形態制御のために、合金元素の添加や特殊な製造方法が用いられる。FC200 (JIS G 5501) を代表とする片状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織は、パーライトを主体とした基地組織中にA型片状黒鉛やD型片状黒鉛がランダムに分布している(補足図1)。一方、表紙のマイクロ組織のSEM (Scanning Electron Microscope) 像は、北米の日立金属の子会社であるWaupaca Foundry, Inc. で製造された材料であるが、均一なパーライト基地を有し、A型片状黒鉛のみが均一に分布していることが見て取れる(補足図2, 3)。このように均一な組織を実現することによって、今日の自動車用ブレーキシステムの主流であるディスクブレーキに用いられる片状黒鉛鋳鉄は、騒音、振動、乗り心地(NVH:「NOISE (騒音)」「VIBRATION (振動)」「HARSHNESS (乗り心地)」)に関する問題を解決ないし防止することができる。

片状黒鉛鋳鉄の製造は、紀元前5世紀に中国で始まったと言われている。現在、多くの製品に広く使われているこの材料は、Waupaca Foundry, Inc. の工場だけで、世界一の生産量、年間950,000トン近くを生産している。この材料の歴史は長いですが、日立金属の材料開発技術、製造技術、そして設計解析技術を用いた開発によって、製品の軽量化と鋳造組織の均一化を促進し、今後もより高い顧客満足度を実現していく。

VOL. **32** 2016

# 日立金属技報

Hitachi Metals Technical Review

本文中に記載のデータ、グラフおよび実験結果の記述は、特に明示しないかぎり製品の規格値や保証値ではありません。

## 日立金属技報

VOL. 32 2016

## ■ 巻頭言 6

- 鋳物研究を振り返って…………… 6  
九州大学名誉教授 大城 桂作

## ■ 論文 8 ~ 43

- オーステナイト系耐熱鋳鉄のミクロ組織と引け性…………… 8  
川畑 将秀・逸藤 誠一
- 鉄道車両用特別高圧ケーブルヘッドへのポリマー材料適用…………… 14  
塚本 高一・相島 幸則・村田 亘
- メディアコンバーター用 100 Gbit/s 長距離伝送カードの小型化 …… 20  
小林 憲文・土田 統・早乙女 康之・加藤 達也・野村 卓也・佐々木 絢也・石松 洋輔
- 718 合金の溶体化処理による金属組織制御…………… 26  
青木 宙也・上野 友典・大野 丈博
- ダイカスト金型表面に発生する熱応力亀裂に対する CAE の適用 …… 30  
小畑 克洋・長澤 政幸・田村 庸・中道 義弘
- Nd-Fe-B 系磁石の二粒子粒界相が保磁力に及ぼす影響 …… 36  
西内 武司・孝橋 照生・北川 功・菅原 昭・山本 浩之

## ■ 新製品紹介 44 ~ 60

- 鋳鉄製鉄道車両用構造部品 …… 44
- 挟み込み防止用感圧センサー …… 45
- HEV 用大電流ハーネス …… 46
- HiFC<sup>®</sup> 導体を適用した極細高周波同軸ケーブル …… 47
- メタル LAN 可視化装置 …… 48
- メディアコンバーター直収型イーサネットスイッチ …… 49
- 海外市場向け基地局アンテナ …… 50
- 光ファイバー式警報トリ線システム …… 51
- 表面実装型デバイス用キャビティリッド …… 52
- 表面実装型デバイス用 NC (NEW CLAD) リッド …… 53
- ターボチャージャー用耐熱ウェイトゲートバルブ …… 54
- 熱処理 CAE ソリューションサービス …… 55
- Nd-Fe-B 系超高密度ボンド磁石 …… 56
- 高加速度対応可動磁石リニアモーター …… 57
- 薄型トナーセンサー …… 58
- 車載インバーター用ノイズ抑制コア …… 59
- 60 GHz 無線通信モジュール用 LTCC 基板 …… 60

- 日立金属グループ 2015 年主な展示会出展 …… 61
- 日立金属グループ 主な営業品目 …… 62
- 日立金属グループ 2015 年 主な技術受賞 …… 64

## Hitachi Metals Technical Review

VOL. 32 2016

|   |          |   |
|---|----------|---|
| ■ | Foreword | 6 |
|---|----------|---|

|  |   |   |
|--|---|---|
|  | The tireless pursuit of casting innovations ..... | 6 |
|  | <i>Keisaku Ohgi</i>                               |   |
|  | <i>Professor Emeritus, Kyushu University</i>      |   |

|   |          |        |
|---|----------|--------|
| ■ | Articles | 8 ~ 43 |
|---|----------|--------|

|  |  |    |
|--|--|----|
|  | Heat-Resistant Austenitic Ductile Iron—Microstructure and Shrinkage Properties .....   | 8  |
|  | <i>Masahide Kawabata • Seiichi Endo</i>  |    |
|  | Using Polymeric Materials for Rolling Stock High-Voltage Cable Termination .....   | 14 |
|  | <i>Koichi Tsukamoto • Yukinori Aishima • Wataru Murata</i>   |    |
|  | Downsizing of 100 Gbit/s Long-Reach Transport Line Card for Media Converter .....  | 20 |
|  | <i>Noribumi Kobayashi • Osamu Tsuchida • Yasuyuki Saotome • Tatsuya Kato • Takuya Nomura • Junya Sasaki • Yosuke Ishimatsu</i> |    |
|  | Control of Alloy 718's Metallographic Structures through Solution Heat Treatment .....   | 26 |
|  | <i>Chuya Aoki • Tomonori Ueno • Takehiro Ohno</i>  |    |
|  | Using Computer-Aided Engineering (CAE) to Examine Thermal Stress Cracks on Die-Casting Die Surfaces ...                        | 30 |
|  | <i>Katsuhiro Obata • Masayuki Nagasawa • Yasushi Tamura • Yoshihiro Nakamichi</i>  |    |
|  | Influence of Intergranular Grain Boundary Phases on Coercivity in Nd-Fe-B-based Magnets .....                                  | 36 |
|  | <i>Takeshi Nishiuchi • Teruo Kohashi • Isao Kitagawa • Akira Sugawara • Hiroyuki Yamamoto</i>                                  |    |

|   |                    |         |
|---|--------------------|---------|
| ■ | New Products Guide | 44 ~ 60 |
|---|--------------------|---------|

|  |   |    |
|--|---|----|
|  | Cast-Iron Structural Parts for Rolling Stock .....                                      | 44 |
|  | Touch Sensor for Use in Power Slide Doors and Power Back Door .....                     | 45 |
|  | Power Harness for Hybrid Electric Vehicles .....  | 46 |
|  | Micro-Miniature-Coaxial Cable with HiFC <sup>®</sup> Conductor for High-Frequency ..... | 47 |
|  | Visual Connection Identifier (VCI) for UTP Cables .....                                 | 48 |
|  | Ethernet Switch for Direct Connection to Media Converters .....                         | 49 |
|  | Cellular Base Station Antenna for Overseas Markets .....                                | 50 |
|  | Wear-Detection System with Optical Fiber-Equipped Trolley Wire .....                    | 51 |
|  | Cavity Lid for Surface-Mounted Devices .....  | 52 |
|  | NC (New Clad) Lid for Surface-Mounted Device .....                                      | 53 |
|  | Heat-Resistant Wastegate Valve for Turbochargers .....                                  | 54 |
|  | CAE Solution Service for Heat Treatment .....   | 55 |
|  | Nd-Fe-B Ultrahigh-Density Bonded Magnet .....   | 56 |
|  | High-Acceleration Moving-Magnet Linear Motor .....                                      | 57 |
|  | Planar-Type Toner Sensor .....  | 58 |
|  | Noise Suppression Core for Automotive Inverter .....                                    | 59 |
|  | LTCC Substrate for 60 GHz Wireless Communication .....                                  | 60 |

|   |  |    |
|---|--|----|
| ■ | Exhibitions of Hitachi Metals Group 2015 ..... | 61 |
| ■ | Products of Hitachi Metals Group .....         | 62 |
| ■ | Technical Awards 2015 .....                    | 64 |



# 鋳物研究を振り返って

## The tireless pursuit of casting innovations

九州大学名誉教授

大城 桂作

Keisaku Ohgi, Professor Emeritus, Kyushu University

2015年6月16～20日にデュッセルドルフで開催されたGIFA (13<sup>th</sup> Internationale Giesserei Fachmesse mit Technical Forum)に参加した。GIFAを中心に関連4団体の共催で4年ごとに開かれるエキジビションで、今回は120か国から延べ78,000人が参加した。

展示企業は2,200社に上り、鋳造品、その生産設備・ソフトや原材料、溶接・熱処理・表面処理などの後工程も含め、鋳造全般に渡る最新の技術を表示して、来訪者への説明に当たっていた。GIFAではWFO (World Foundry Organization)のTechnical Forumや理事会が開かれることから、4回続けて参加してきた。初めて参加したときはその規模の大きさにやや圧倒され、1980年頃、ウィスコンシン大学に滞在中、C/V鋳鉄について共同研究したGMから派遣の若い技術者がGIFAについて熱く語っていたことが蘇ってきた。10th GIFAでは日本からの参加者が多いと感じたが、11thからは中国からの出展・参加が目立ってきた。今回はヨーロッパ鋳造界のパワーを改めて感じさせられた。

大学では鋳造・溶接等を教育・研究内容とする「製造冶金学講座」を担当し、主に鋳造材料の組織制御に関する研究を行ってきた。融液から成長する結晶は大きく、その組織が材質を左右することから、凝

固の理解と制御が必須であり、1964年に出版されたBruce Chalmersによる「Principles of Solidification」や1968年出版の「Proceedings of the conference on 'The Solidification of Metals」, 1984年に出版のW. Kurz & D. J. Fisherによる「Fundamentals of Solidification」などを理論的な拠り所とした。とくにChalmersの著書は、従来の金相学的な研究手法に解析的な要素を加えるきっかけを与えてくれたものとして忘れがたい書である。研究目的に応じた溶解・凝固炉を作製し、Al合金を用いてデンドライト成長における組織形成とマイクロ・マクロ偏析を凝固条件、溶質元素の物性、溶湯流動などとの関係で調査した。鋳造複合材料の基礎研究として行ったセラミックス・ファイバー間の凝固や固液混合体のマイクロ構造・粘性などでも興味深い成果を得た。いずれの実験も理論の検証という側面があり、これらの研究を通して凝固現象をより深く理解できるようになったが、関連の多くの文献から欧米の高い基盤的科学技术力を実感した。

製造冶金学講座は古くから鋳鉄の研究を行ってきたが、先任教授はとくに耐摩耗白鋳鉄を主要研究テーマとしており、私も学生時代から退任するまで白鋳鉄の研究に携わることになった。研究テーマの選定にはいろんな動機があるが、近くに日立金

属若松工場と八幡製鐵所という圧延ロール鑄造品の世界的メーカーの存在がある。若いころは戦前のGiessereiに掲載されたFe-C-M (M:Cr等の第三元素)三元状態図を基に、また、後にはThermoCalcも援用し、各種の炭化物形成元素を体系的に添加した多元合金鑄鉄の凝固・熱処理及び特性の研究を行った。ファセット成長する炭化物は、ノンファセットのデンドライトのような解析は困難であったが、できるだけ凝固理論をベースに研究を進めた。ファセット成長へのこだわりは、後の超伝導酸化物YBCOや太陽電池用多結晶シリコンの融液からの結晶成長の解析に繋がったように感じるが、炭化物成長の研究へ立ち返るには至らなかった。

最近、地場の鑄造会社における各種鑄鉄品の開発研究に関わっている。ユーザーから仕様が提示される場合にも、強度・じん性バランスから製品肉厚も絡んで狭い範囲での成分調整や冷却条件の制御が必要になるし、新製品開発では、合理的な設計に基づいて製品形状、各部位の組織・特性を定めたことを説明する必要がある。鑄造では、複雑な外形・内部構造を有する部材の製造が可能であり、鑄造シミュレーションと現場熟練技術に基づく鑄造方案による形状最適化と欠陥制御、非破壊および破壊検査による検証、諸特性に及ぼす欠陥の影響の把握、それら

の結果の鑄造方案への反映により、信頼性ある鑄物をより低コストで製造する努力がなされている。永く溶接管理技術者認証に携わってきたが、溶接はISO9000で代表的な「特殊工程」と位置付けられ、技術者教育では、まず工程管理とトレーサビリティの重要性を説いている。鑄造は後処理も含めて工程数が多く、特殊工程としての対応が必須であり、品質に影響する要因を把握して、的確な工程管理を通して品質を保証するシステムを継続的に高めていく必要がある。

鑄物の研究では黒鉛球状化のような画期的発見を得るのはなかなか難しいが、産学官のそれぞれの立場での地道な研究の積み重ねや3Dプリンター造形、ロボットなど他分野で発展した技術の導入によって着実に鑄物技術の向上が図られている。このような絶え間ない技術向上が、次の世代に向けて鑄物を発展させてくれることを期待している。

# オーステナイト系耐熱鋳鉄のミクロ組織と引け性

## Heat-Resistant Austenitic Ductile Iron—Microstructure and Shrinkage Properties

川畑 将秀\*  
Masahide Kawabata

遠藤 誠一\*  
Seiichi Endo

オーステナイト系鋳鉄 FCDA-NiSiCr35 5 2 は自動車の排気系部品の耐熱材料として今後も需要が見込まれている。しかし、本材料は難鋳造材といわれており、特に、製造性に大きな影響を及ぼす凝固形態や引け性は明らかになっていない。そこで、本研究では FCDA-NiSiCr35 5 2 の凝固曲線に及ぼす C, Ni, Si の影響を調査し、引け性が最も良好となる共晶組成で CE 値が 4.3 となる新しい CE 値式を導出した。さらに、ミクロ組織および引け性に及ぼす注湯流接種の影響についても検討した。

Austenitic ductile iron, FCDA-NiSiCr35-5-2 (D5S), is a heat-resistant material that is used in automobile exhaust parts, and demand for it in the market is expected to increase. When it comes to producing the material, however, knowledge of solidification morphology and shrinkage properties is limited and not well defined. This study discusses the effect of C, Si and Ni on the D5S solidification curve and a new carbon equivalent (CE) formula to predict the eutectic point. A more production-friendly formula, which achieved a CE value of 4.3 at the eutectic point, was introduced. The effects of stream inoculants on microstructure and shrinkage characteristics were also evaluated.

● Key Word : 耐熱鋳鉄, 引け性

● R&D Stage : Mass production

## 1. 緒言

地球環境問題のひとつである二酸化炭素の削減を実現するために、自動車の低燃費化は重要な課題で、各種の対応技術が開発されている。そのひとつに過給器を搭載したダウンサイジングガソリンエンジンがある。本エンジンは理論空燃比で燃焼させることで燃費を改善するが、従来のエンジンと比べて排出ガス温度は高くなってきている。このため、排気マニホールドやタービンハウジングなどの排気系部材には、これまで一般的に使用されてきた耐熱鋳鉄よりも優れた耐熱特性を持つ耐熱鋳鋼が必要とされてきている。しかしながら、耐熱鋳鋼はコスト高を招くため、耐熱特性は耐熱鋳鋼よりも劣るものの、耐熱鋳鉄の中では優れた耐熱特性を持つオーステナイト系耐熱鋳鉄(以下、オーステナイトは $\gamma$ と略す)は、今後も一定の需要があると考えられる。 $\gamma$ 系鋳鉄には JIS 規格の JIS G 5510 があり、 $\gamma$ 系耐熱鋳鉄としては FCDA-NiCr20 2 (以下、D2 と略す) と FCDA-NiSiCr35 5 2 (以下、D5S と略す) があり、主に D5S が使用されている。表 1 に上記 2 つの材料の JIS の化学成分を示す。これらの特徴として、一般的な鋳鉄には含まれない Ni と Cr の含有が挙げられる。Ni は質量比で 18% (以下 mass% で示す) 以上を基地組織に固溶させる

ことで $\gamma$ 相の安定化と耐酸化性の向上を図っている。Cr は基地組織に固溶させることで耐酸化性の向上を図っている。一般に $\gamma$ 系耐熱鋳鉄の凝固時に発生する引け欠陥の発生傾向(以下、引け性と略す)は、Ni, Cr の含有のため高いと言われている。しかし、D5S の引け性に限らず、 $\gamma$ 系球状黒鉛鋳鉄に関する報告例は少なく、十分に検討されたと言えない<sup>1)~3)</sup>。

そこで、本研究では、 $\gamma$ 系耐熱鋳鉄の D5S をベースに引け性に及ぼす化学成分および接種の影響を凝固の形態の視点も入れて明らかにすることで、 $\gamma$ 系耐熱鋳鉄の製造時の引け欠陥の発生防止対策の指針を明らかにする。

表 1 JIS G 5510 におけるオーステナイト系耐熱鋳鉄の化学成分  
Table 1 Chemical composition range of heat-resistant austenitic ductile iron in JIS G 5510 (mass%)

|                         | C         | Si      | Mn      |
|-------------------------|-----------|---------|---------|
| FCDA-NiCr20-2 (D2)      | -3.0      | 1.5-3.0 | 0.5-1.5 |
|                         | Ni        | Cr      |         |
|                         | 18.0-22.0 | 1.0-3.5 |         |
| FCDA-NiSiCr35-5-2 (D5S) | C         | Si      | Mn      |
|                         | -2.0      | 4.0-6.0 | 0.5-1.5 |
|                         | Ni        | Cr      |         |
|                         | 34.0-36.0 | 1.5-2.5 |         |

\* 日立金属株式会社 高級機能部品カンパニー

\* High-Grade Functional Components Company, Hitachi Metals, Ltd.



## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材は日立金属の量産工場が発生した $\gamma$ 系耐熱鋳鉄のリターンスクラップ、純鉄、純ニッケル、低炭素フェロクロム、高炭素フェロマンガ、加炭材、硫化鉄を配合し、容量100 kgの高周波炉で約50 kgを大気溶解し、所定の化学成分に調整した後、注湯取鍋にてサンドウィッチ法で球状化処理を行った。ここで、球状化材はNi-20mass%Mgを0.075mass%Mg当量添加し、カバー材はポンチ屑430 gとした。球状化処理した溶湯を砂型に注湯温度1,480~1,520℃で注湯した。注湯時には注湯流接種を実施した。接種剤の粒径は0.05~0.25 mm、接種量は0.1mass%Si当量とした。 $\gamma$ 系鋳鉄は、JIS G 5510の場合、熱処理は任意であるが、D5Sの場合、一般に熱処理仕様である。だが、本実験は凝固形態や引け性の調査であることから熱処理は実施しなかった。

### 2.2 ミクロ組織観察

光学顕微鏡によるミクロ組織観察では、腐食液は酸性ピクラル（ニトロフェノール：4 g、HCl： $5 \times 10^3$  mm<sup>3</sup>、エチルアルコール100  $\times 10^3$  mm<sup>3</sup>）を用いた。FE-SEM（Field Emission Scanning Electron Microscope：電界放射形走査電子顕微鏡）によるミクロ組織観察には（株）日立製作所製のS-4000を用い、EDX（Energy Dispersive X-ray Spectrometer：エネルギー分散型X線分析装置）による定量分析にはKEVEX社製のQuantumを用いた。光学顕微鏡で観察したD5Sのミクロ組織を図1に示す。ミクロ組織は基地組織である $\gamma$ 、黒鉛およびニッケルシリサイドで構成される。なお、本研究では引け性への影響が大きい $\gamma$ と黒鉛の凝固について焦点をあてて検討した。

### 2.3 凝固形態

凝固形態は以下の方法で観察した。インゴット寸法が直径30 mm、高さ150 mmとなるシェルカップの鋳型を作成し、2.1節で溶製した溶湯を注湯し、共晶凝固の途中でシェルカップごと水冷中に投下し、急冷させた。急冷させた試料の高さ75 mmの断面を切断して、鋳型表面から内部に向かってミクロ組織を観察した。ここで、急冷直前のインゴットには液相と固相が共存しており、液相部分から急冷されたミクロ組織は、組織が明らかに微細であるため、粒度の違いにより固相と液相の区別を行った。

### 2.4 凝固曲線

表2に凝固曲線採取に供した試料の化学成分の範囲を示す。初晶温度や共晶温度の影響が大きいと考えられるC、Si、Niについて検討した。試料数は合計20個で、NiはD5Sベースの34.5mass%とD2ベースの18.5mass%の2水準の各10個とし、各Ni量でCとSiを変化させた。凝固曲線はR熱電対付きのNISSAB製のシェルカップのCDカップに注湯して、採取した。ここで、シェルカップ

のインゴット部分の寸法は直径40 mm、高さ55 mmとした。レコーダーにはKEYENCE製データロガー（NR1000）を用いた。凝固曲線の一例を図2に示す。凝固曲線より初晶および共晶温度を測定した。

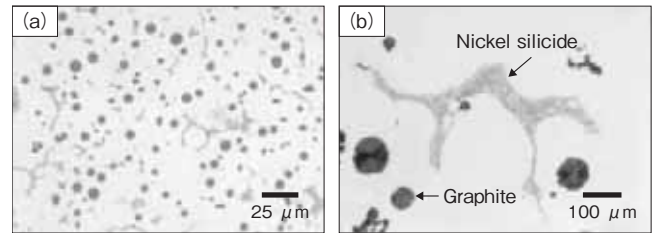


図1 D5Sのミクロ組織の一例 (a) 100倍 (b) 400倍  
Fig.1 Example of D5S microstructure (a)  $\times 100$  (b)  $\times 400$

表2 凝固曲線採取に供した試料の化学成分の範囲

| Examined element |           | Other element |             |
|------------------|-----------|---------------|-------------|
| C                | 1.1-3.0   | Mn            | 0.45-0.55   |
| Si               | 2.8-5.9   | S             | 0.006-0.018 |
| Ni               | 18.9-36.0 | Cr            | 1.45-1.75   |

The number of samples: 20

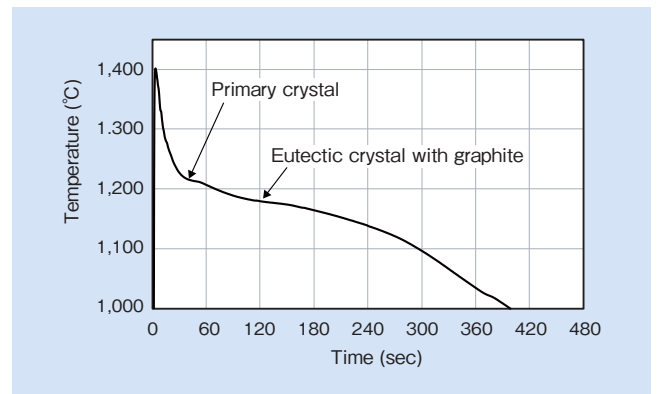


図2 凝固曲線の一例

Fig.2 Example of solidification curve

### 2.5 引け性評価

表3に引け性を評価するために供した試料の化学成分の範囲を示す。引け性に及ぼす化学成分の影響が大きいと考えられるC、Siについて検討した。試料数は合計8個で、NiはD5Sベースの34.5mass%とし、C、Siを変化させた。引け性評価は図3に示す引け試験片を用いた。引け試験片をアルカリフェノール樹脂で硬化させた砂型で造型し、2.1節で溶製した溶湯を鋳型に注湯した。引け試験片は板部、堰、押し湯部で構成され、板部に発生した引け巣を透過X線で撮影し、引け巣の投影面積（以下、引け面積と略す）を引け量として定量化した。ここで、X線照射条件は194 kVで3分、X線フィルムは#80 FUJIFILM IX INDUSTRIAL、X線照射方向は板厚方向とした。引け面積が少ないほど、注湯した溶湯の引け性が良好であることを意味している。

表3 引け性の評価に供した試料の化学成分の範囲

Table 3 Chemical composition range of samples for shrinkage properties test

| Examined element |         | Other element |             |
|------------------|---------|---------------|-------------|
| C                | 1.1-3.4 | Mn            | 0.45-0.55   |
| Si               | 4.0-6.0 | S             | 0.006-0.018 |
|                  |         | Cr            | 1.45-1.75   |
|                  |         | Ni            | 34.8-36.0   |

The number of samples: 8

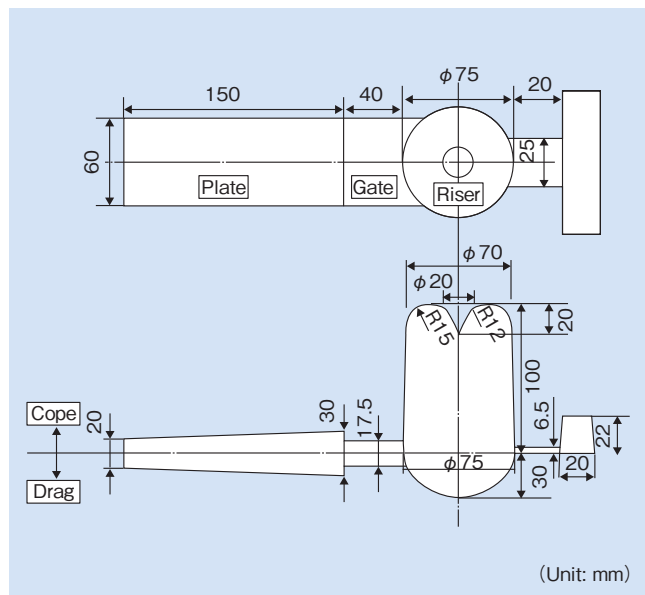


図3 引け試験片の形状

Fig.3 Test piece shape and dimension for evaluation of shrinkage properties

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 D5Sの凝固形態

表1に示すように、D5SのC量は2mass%以下で、一般的な鑄鋼のJISのSC材のC量の0.1~0.4mass%よりは高いが、ダクタイル鑄鉄のC量の3.5~3.8mass%と比較して大幅に低く、C量は鑄鋼とダクタイル鑄鉄の中間程度である。一般に、鑄鋼の凝固形態は鑄型面から内部に凝固が進行するスキン凝固であるのに対して、ダクタイル鑄鉄の凝固形態は全体が同時に凝固するマッシィ凝固である。「マッシィ」とは「お粥状」を意味し、凝固途中の状態は固相と液相が混じり合った状態を指している。D5Sの凝固形態を確認するため、共晶凝固途中から急冷したマイクロ組織を観察した。図4に凝固途中から急冷した試料のマイクロ組織を示す。図中の白い部分は $\gamma$ 、黒い部分は黒鉛、灰色の部分は液相であったことを示す。図より鑄型壁周辺から鑄物中心部分にわたって固相部分の量はほぼ同等であることが分かる。以上のことから、D5Sの凝固形態はダクタイル鑄鉄と同様にマッシィ凝固であることを確認した。

Boundary of the mold and the sample

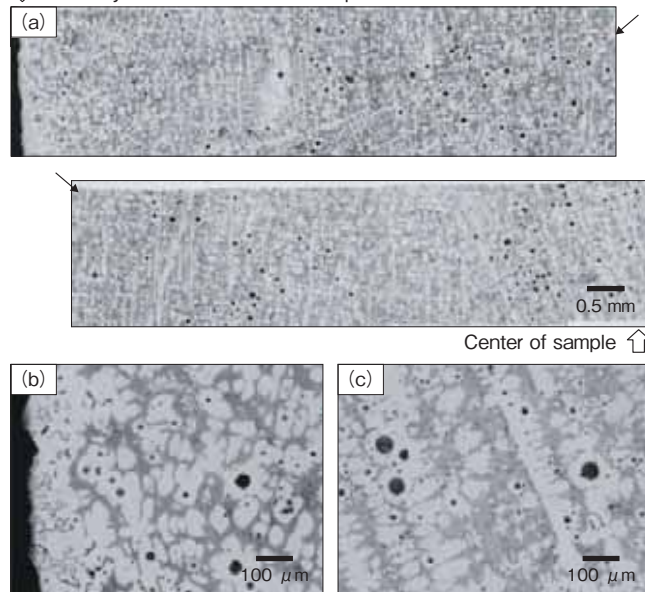


図4 凝固途中から急冷した試料のマイクロ組織

(a) 全体 (25倍) (b) 鑄型近傍 (100倍) (c) 試料内部 (100倍)

Fig.4 Microstructure of sample quenching from semi-solidification

(a) entire sample (x25) (b) near the mold (x100) (c) inside the sample (x100)

#### 3.2 凝固曲線によるCE値式の決定

D5Sの凝固形態はダクタイル鑄鉄と同様にマッシィ凝固であるとの結論から、D5Sについてもダクタイル鑄鉄の引け性に対する考え方を踏襲できる。これまでの日立金属の知見からダクタイル鑄鉄では、溶湯の流動性や引け性、浮上黒鉛欠陥の生成抑制の観点より、共晶組成において引け性が最も良好であることが分かっている。そこで、共晶組成の判断のためのCE(炭素当量)値式の導出を行った。導出には各成分系の凝固曲線で得られる初晶や共晶温度を用い、Fe-C2元系状態図の共晶組成のCが4.3mass%であることから、CE値が4.3で共晶となるCE値式として(1)式を導出した。これに対して、従来からのD5SのCE値式として(2)式がある<sup>1)</sup>。

$$\text{新CE} = C + \text{Si}/4 + \text{Ni}/31 \quad (1)$$

$$\text{従来CE} = C + \text{Si}/3 + 0.047\text{Ni} - 0.0055\text{Si} \times \text{Ni} \quad (2)$$

ここで、本研究で導出した(1)式のCE値と初晶温度および黒鉛共晶温度の34.5mass%Niでの関係を図5に、18.5mass%Niでの関係を図6に示す。これに対して、(2)式のCE値と初晶温度および黒鉛共晶温度の34.5mass%Niでの関係を図7に、18.5mass%Niでの関係を図8に示す。共晶のCE値は $\gamma$ の初晶温度と共晶温度の交点とした。ここで、高CE値側では、晶出温度の不安定な黒鉛が晶出するため、共晶組成となるCE値式の算出には $\gamma$ の初晶と共晶温度との交点を用いた。本研究で導出した(1)式では、図5よりSi量が4.6~4.8mass%、5.5~6.0mass%のいずれにおいてもCE値4.3が共晶組成となり、図5と図6よりNi量が34.5mass%、18.5mass%のいずれにおいてもCE値4.3が共晶組成となっている。これに対して、従来の(2)式では、Ni34.5mass%では、図7よりSi量が4.6~

4.8mass%, 5.5～6.0mass%のいずれにおいてもCE値4.2が共晶組成となっている。一方, Ni18.55mass%では図8よりCE値が4.5～4.6で共晶組成となり4.3からのずれが発生する。以上の結果から, 本研究で導出した新CE値式(1)はCE値4.3が共晶組成を示す式として, (2)式よりも適していると判断できる。今後, 引けの評価については, (1)式のCE値式で整理する。

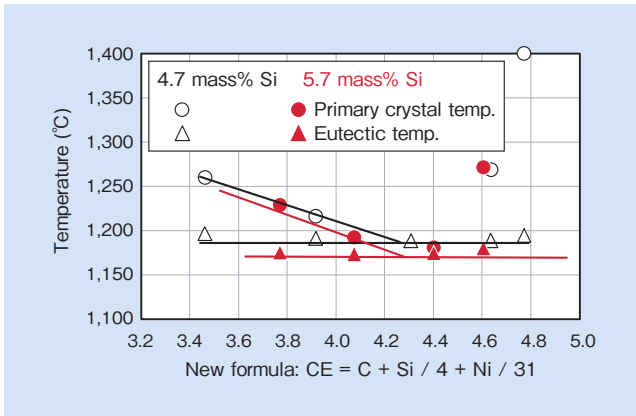


図5 34.5mass%Niでの新CE値と初晶温度および共晶温度  
Fig. 5 Relationship between new CE and primary crystal and eutectic temperature at 34.5 mass% Ni

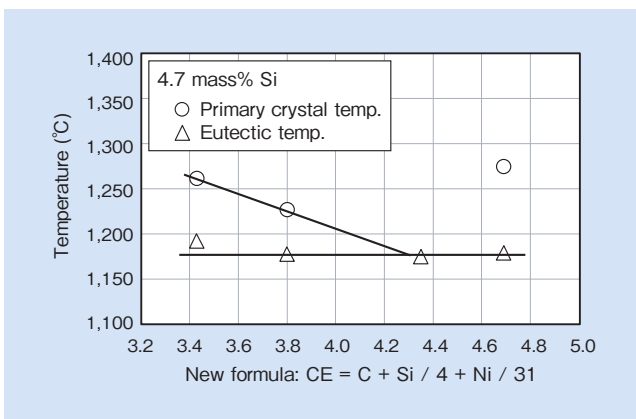


図6 18.5mass%Niでの新CE値と初晶温度および共晶温度  
Fig. 6 Relationship between new CE and primary crystal and eutectic temperature at 18.5 mass% Ni

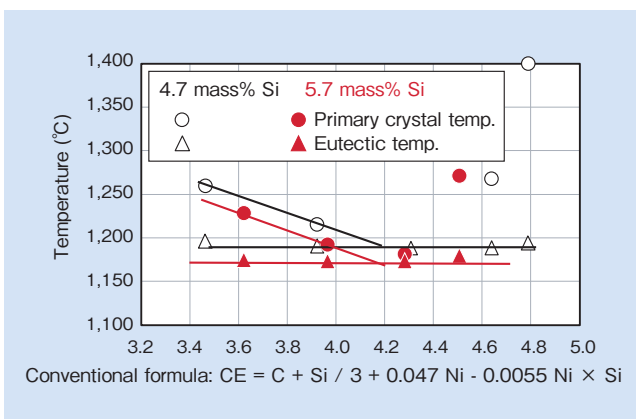


図7 34.5mass%Niでの従来CE値と初晶温度および共晶温度  
Fig. 7 Relationship between conventional CE and primary crystal and eutectic temperature at 34.5 mass% Ni

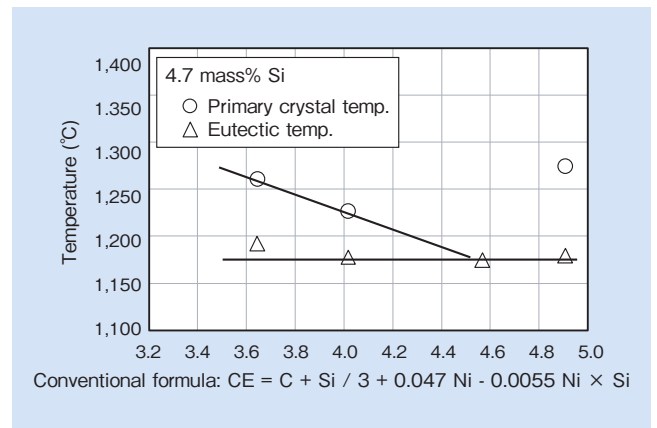


図8 18.5mass%Niでの従来CE値と初晶温度および共晶温度  
Fig. 8 Relationship between conventional CE and primary crystal and eutectic temperature at 18.5 mass% Ni

### 3.3 引け性に及ぼすCE値の影響

D5Sの基本成分において, CE値と引け試験片に発生した引け面積の関係を図9の●で示す。CE値の上昇に伴い引け面積は減少しており, 引け性が改善している。

ここで, 各CE値でのマイクロ組織を観察した結果, CE値4.35以上で引け試験片の上型面に浮上黒鉛と呼ばれる欠陥が認められる。黒鉛は溶湯と比較して密度が低いため凝固膨張する。CE値を上昇させることで, 晶出する黒鉛量が増加し, 引け性が改善され, 引け面積が減少する。CE値4.3を超えると過共晶組成となり, 図5および図6に示されるようにCE値が4.6～4.8で黒鉛が共晶凝固温度よりも高い温度で初晶として凝固する。これが溶湯中で

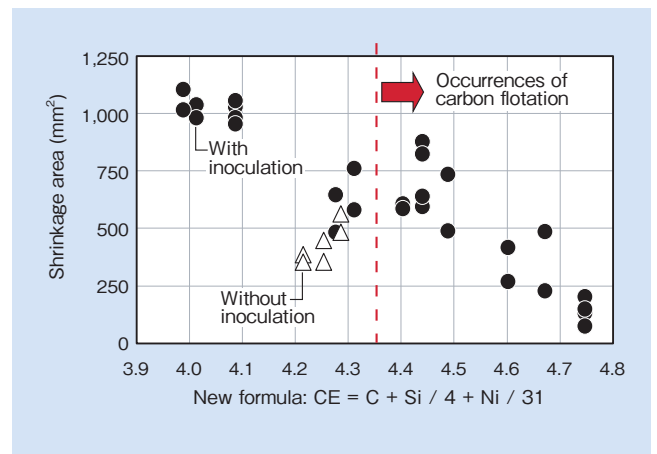


図9 D5Sでの新CE値と引け面積の関係  
Fig. 9 Relationship between D5S shrinkage area and new CE

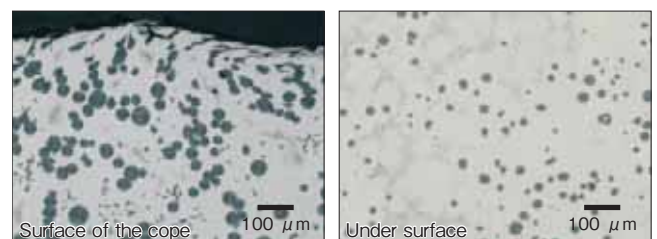


図10 CE4.5で上型面に発生した浮上黒鉛欠陥(100倍)  
Fig. 10 Graphite flotation defect at CE = 4.5 on surface of the cope (×100)

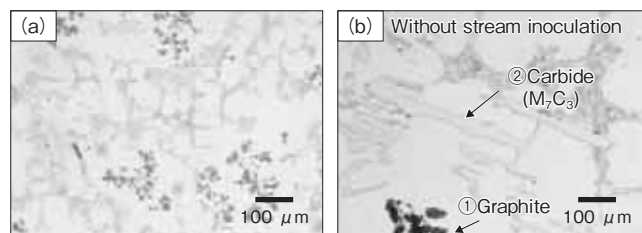
浮上し、**図 10** に示すように上型面の浮上黒鉛欠陥となる。したがって、引け性改善のために CE 値の狙いを共晶組成の 4.3 とし、その上限を 4.35 とすることが望ましい。

### 3.4 ミクロ組織および引け性に及ぼす注湯流接種の影響

D5S の基本成分で CE4.3、注湯流接種なしでのミクロ組織を **図 11** に、FE-SEM および EDX で晶出物をミクロ解析した結果を **表 4** に示す。**図 1** に示した注湯流接種ありでのミクロ組織と比較して、注湯流接種なしでは黒鉛が少なく粗大な炭化物が認められる。炭化物の EDX 分析の結果、Cr を多く含有していることから炭化物は  $Cr_7C_3$  の晶出炭化物と考えられる。注湯流接種でミクロ組織が異なるメカニズムを明らかにするため、注湯流接種ありとなしで CE4.3 での凝固曲線を比較した結果を **図 12** に示す。注湯流接種ありとなしでの共晶温度はそれぞれ  $1,190^{\circ}C$ 、 $1,080^{\circ}C$  である。凝固曲線の違いを考察するため、Thermo-Calc Software AB 社製の熱力学計算ソフト Thermo-Calc (ver.S) を用いて、 $\gamma$  と黒鉛および  $\gamma$  と  $Cr_7C_3$  の平衡時での共晶凝固の開始温度を計算した結果、それぞれ  $1,240^{\circ}C$  と  $1,130^{\circ}C$  となった。ここで、凝固曲線は平衡状態での結果ではないので、凝固曲線と計算結果での共晶温度の絶対値は参考値と考える。計算結果では、 $\gamma$  と黒鉛の共晶よりも  $\gamma$  と  $Cr_7C_3$  の共晶の方が  $110^{\circ}C$  低い温度で晶出する。これは、凝固曲線における注湯流接種ありとなしの 2 つの共晶温度の温度差  $110^{\circ}C$  と一致する。したがって、 $1,190^{\circ}C$  での共晶凝固は  $\gamma$  と黒鉛、 $1,080^{\circ}C$  の共晶凝固は  $\gamma$  と  $Cr_7C_3$  である。これらの結果から、凝固の形態は以下と考えられる。注湯流接種ありでは、接種効果により  $\gamma$  と黒鉛の共晶凝固が  $1,190^{\circ}C$  から開始し、そのまま凝固が進む。しかし、注湯流接種なしでは  $1,190^{\circ}C$  で  $\gamma$  と黒鉛の共晶凝固が開始しても接種効果がないため、黒鉛の晶出が続き、液相部分の温度は低下し、 $1,080^{\circ}C$  まで低下したところで  $\gamma$  と  $Cr_7C_3$  の共晶凝固が開始する。ここで、注湯流接種なしでは Cr が炭化物として晶出するため、Cr の基地組織への固溶量が低下する。これは耐熱材料の主要特性である耐酸化性の低下を意味する。このため、本材質において注湯流接種は必須である。

本材質において注湯流接種は必須であるが、参考までに、注湯流接種を実施しなかった場合の引け性についても調査した。その結果を **図 9** に  $\Delta$  で示す。注湯流接種を実施しないと引け性が改善され、引け面積が減少している。この原因は以下のように考えられる。上述したように注湯流接種ありの場合、凝固は  $\gamma$  と球状黒鉛の共晶で進む。ここで、黒鉛は凝固膨張するため  $\gamma$  の凝固収縮を補うことができるので、黒鉛の晶出は引け性を改善する効果がある。しかしながら、凝固の形態は **図 4** に示すようにマッシイ凝固で、凝固途中の状態は固相と液相が混じり合った状態のため、流動性は悪い。固相率が高くなる凝固中期以降は流動性はさらに悪くなる。流動性の低下は押湯からの溶湯補給能の低下、さらには引け性の悪化を招く。これに対して、注湯

流接種なしでは、凝固初期は  $\gamma$  と黒鉛の共晶凝固、凝固の中期以降は  $Cr_7C_3$  と  $\gamma$  の共晶凝固となる。凝固初期は注湯流接種ありの場合と同じだが、凝固中期以降は黒鉛の晶出がないため、鋳鋼の凝固と同様にスキン凝固となる。スキン凝固は固相と液相が分離した形態の凝固のため、残液部分は流動性に優れている。したがって、流動性の優れた液相部分を通して溶湯が補給されるため溶湯補給能は高く、引け性は良い。D5S では、黒鉛膨張よりも流動性改善による溶湯補給能向上の方が引け性改善に効果があったと考えられる。

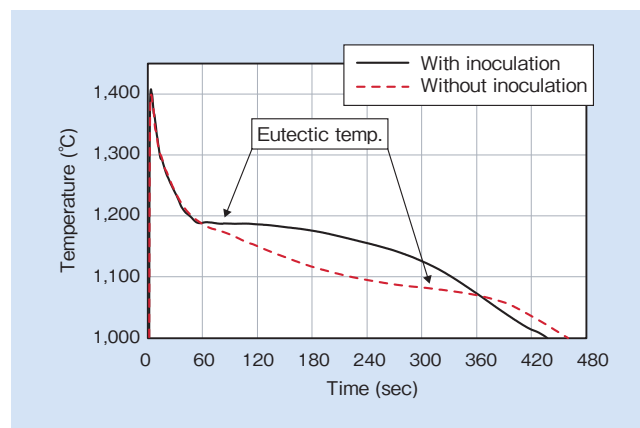


**図 11** 接種なしのミクロ組織の一例 (a) 100 倍 (b) 400 倍  
**Fig. 11** Example of microstructure without stream inoculation (a)  $\times 100$  (b)  $\times 400$

**表 4** 炭化物の EDX 分析結果

**Table 4** Result of energy dispersive X-ray analysis on carbide

| (mass%) |      |     |
|---------|------|-----|
| Fe      | Cr   | Mn  |
| 82.2    | 16.6 | 1.2 |



**図 12** CE4.3 での注湯流接種有無での凝固曲線

**Fig. 12** Solidification curve with inoculation and without inoculation at CE = 4.3

## 4. 結 言

$\gamma$ 系耐熱鋳鉄 D5S において、引け性に及ぼす化学成分、特に CE 値の影響とマイクロ組織に及ぼす注湯流接種の影響を凝固形態の視点で検討した結果、以下の結論を得た。

(1) D5S の凝固形態は、一般的な球状黒鉛鋳鉄と同様にマツシイ凝固である。

(2) 共晶組成で、CE 値が 4.3 となる CE 値式は以下で表される。

$$CE = C + Si/4 + Ni/31$$

(3) CE 値が大きいほど引け性は改善されるが、CE 値が 4.35 を超えると、過共晶のため浮上黒鉛欠陥が発生する。

(4) 注湯流接種を実施しないと、 $\gamma$  と  $Cr_7C_3$  の共晶が晶出し、耐熱材料の主要特性である耐酸化性が悪化する。このため、本材質では、注湯流接種は必須である。

## 引用文献

- 1) American Foundrymen's Society: Ductile Iron Handbook, (1993), p.52.
- 2) S.I.Karsey: Ductile Iron production practices, American Foundrymen's Society, (1994), p.98.
- 3) S.I.Karsey: AFS Trans 69, (1961), p.725.



川畑 将秀  
Masahide Kawabata  
日立金属(株)  
高級機能部品カンパニー  
素材研究所



遠藤 誠一  
Seiichi Endo  
日立金属(株)  
高級機能部品カンパニー  
Hitachi Metals Automotive Components USA, LLC

# 鉄道車両用特別高圧ケーブルヘッドへのポリマー材料適用

## Using Polymeric Materials for Rolling Stock High-Voltage Cable Termination

塚本 高一\*  
Koichi Tsukamoto

相島 幸則\*  
Yukinori Aishima

村田 亘\*  
Wataru Murata

鉄道車両用特別高圧ケーブルの終端接続部であるケーブルヘッドは、磁器碍管、エポキシ絶縁体、ゴムストレスコーンなどの複数の部品で構成されており高い信頼性が求められるが、重く、その大きさから狭所への設置が困難である。そこで、小型・軽量化を目的とし、ポリマー材料の採用を検討した。ポリマー材料にシリコンゴムを用い、機能集約したゴムブロック構造とすることでIEC (International Electrotechnical Commission) 規格に準拠し、電気性能、機械性能においても十分に実用化に適する性能を有していることを確認した。

High-voltage cable terminations for rolling stock require high reliability. They are composed of multiple components—such as a porcelain bushing, epoxy insulator and stress relief cone—and their size and weight makes it difficult to insert them in tight spaces.

This study discusses the use of polymeric materials for terminators as a way to make the terminations smaller and lighter. A verification test based on International Electrotechnical Commission (IEC) standard has confirmed that polymeric insulated terminations incorporating silicone rubber have the electrical and mechanical properties feasible for field application.

● Key Word : 鉄道, ケーブルヘッド, ポリマー

● R&D Stage : Development

## 1. 緒言

高速輸送手段である鉄道車両は、乗客の利便性向上を目的として高速化と到達時間の短縮を図ってきた。速度向上には、車両の軽量化は重要なテーマであり、車両構造体だけでなく、車両搭載する機器類にも軽量化が求められる<sup>1)</sup>。また、車両の速度向上によって問題となるのが、車両から発生する騒音である。そのひとつである車両屋根上から発生する風騒音に対し、低騒音化の研究開発が進められている<sup>2)</sup>。

鉄道車両は、トロリー線から車両屋根上のパンタグラフにより受電した電力を特別高圧ケーブル（以下、特高ケーブルと略す）を介して床下の変圧器へ送電する。ケーブルヘッドは、この特高ケーブルの終端接続部として使用される部品である（図1）。100系新幹線においては、特高ケーブルを車両間で接続するためにケーブルヘッドを屋根上に垂直に設置していた。しかし、これによりケーブルヘッドが屋根上の突起物となり、風騒音源となっていたことから、

日立金属はケーブルヘッドを屋根に対し傾斜させた製品を開発し、300系以降の新幹線に提供してきた。傾斜型ケーブルヘッドの構造を図2に示す。

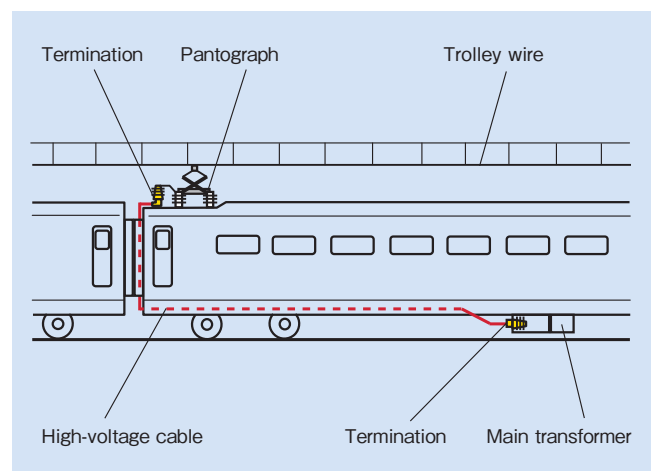


図1 鉄道車両の特別高圧ケーブル配線  
Fig. 1 Wiring of high-voltage cable for rolling stock

\* 日立金属株式会社 電線材料カンパニー

\* Cable Materials Company, Hitachi Metals, Ltd.

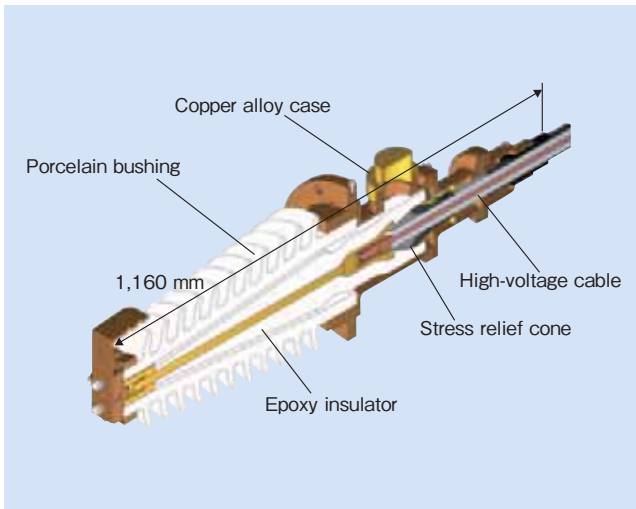


図2 傾斜型ケーブルヘッドの構造  
Fig.2 Construction of "slant-type" termination for high-voltage cable

一方、成長市場である中国、欧州などの海外の鉄道車両では、遮断器、断路器や避雷器等の機器類や空調設備が屋根上に設置されることから、ケーブルヘッドは屋根上の限られたスペースに設置されることとなる。また、車体軽量化に適した仕様であることも求められるが、図2に示した現行のケーブルヘッドではこれに対応できない。以上の状況から、海外市場に適した小型、軽量のケーブルヘッドの開発を目的に、ポリマー材料の適用について検討した。

## 2. ポリマーケーブルヘッドの設計

### 2.1 目標仕様

ポリマーケーブルヘッドの目標仕様を表1に示す。質量は取付時の作業性を考慮し、手での持ち運びができるよう、現行のケーブルヘッドから85%減の15kgとした。全長は、車両敷設条件により現行品の40%減と短くし、部品数は、現行品の50%減を目標とした。電気特性および機械特性については現行のケーブルヘッドと同等の性能を有することを目標とした。

表1 ポリマーケーブルヘッドの目標仕様  
Table 1 Target specifications of polymeric insulated termination

| Item                  | Existing termination   | Development target |
|-----------------------|--|--------------------|
| Mass                  | 100 kg   | 15 kg              |
| Length                | 1,160 mm   | 700 mm             |
| Number of parts       | Approx. 70 pcs   | 35 pcs             |
| Electrical properties | Withstand AC 70 kV, 1 min.<br>Impulse test: ±175 kV, 3 times | Same as at left    |
| Mechanical properties | Withstand shock and vibration based on IEC61373              | Same as at left    |

### 2.2 絶縁構造

図2に示すとおり現行のケーブルヘッドは外部絶縁、内部絶縁、電界緩和等を担う磁器碍管、エポキシ絶縁体、ゴムストレスコーンゴムと各役割を持つ複数の部品で構成されている。開発するケーブルヘッドは、これら絶縁機能をポリマー材料であるゴムで一体成型したゴムブロックに集約し、小型・軽量化、部品数の削減を図ることとした。

しかし、ゴム材料で成形する場合、剛性が確保できず、ケーブルヘッドが自立できない。そこで、対策として、ゴムブロック内部に金属製のパイプおよびフランジを埋め込み、ゴムブロックに剛性を持たせ、自立する構造とした。ポリマーケーブルヘッドの構造を図3に示す。部品数は合計28個、質量12kgと目標値を超える設計とした。

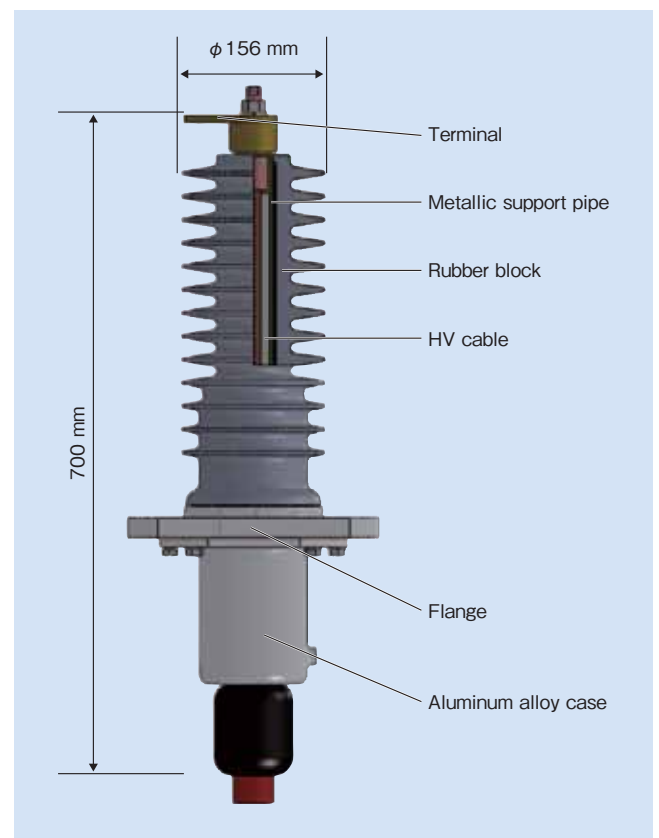


図3 ポリマーケーブルヘッドの構造  
Fig.3 Construction of polymeric insulated termination for high-voltage cable

### 2.3 絶縁材料

採用を検討したゴム材料の特性を表2に示す<sup>3), 4)</sup>。一般的に電気絶縁用のゴム材料には高い絶縁性を持つエチレンプロピレンゴム、ブチルゴム、シリコンゴムが用いられるが、鉄道車両に搭載する電気部品の有機材料については、難燃性であることも必要である。これらの点からシリコンゴムは他ゴムに比べ車両用電気部品に適している。

さらに、開発するポリマーケーブルヘッドは、屋外に暴露される外部絶縁部にもゴム材料を使用するため、耐汚損性能、耐候性に優れた材料が求められる。

表2 ゴムの材料特性

Table 2 Properties of rubber material

| Item                       |   | Silicone rubber                         | Ethylene-propylene rubber | Butyl rubber       |
|----------------------------|---|---|---------------------------|--------------------|
| Electrical properties      | Breakdown voltage (kV/mm)               | 20-30                                   | 30-45                     | 20-30              |
|                            | Volume resistivity ( $\Omega \cdot m$ ) | $1 \times 10^{12}$ - $1 \times 10^{13}$ | $1 \times 10^{13}$        | $1 \times 10^{13}$ |
|                            | Dielectric tangent (%)                  | 2-4                                     | 1-2                       | 1-3                |
| Flame retardant properties | Oxygen index (%)                        | 25.5-27                                 | 20.5-23                   | 21.5               |

電力設備では絶縁特性、汚損特性が優れていることからシリコンゴムを外被に使用したシリコン端子が用いられている。シリコンゴムの汚損特性に寄与する撥水性は、表面に付着した水が、不連続な水滴を形成する状態である。外表面の撥水性が低い状態で雨などに曝されると水膜が形成されて、漏れ電流が増大し、絶縁抵抗が低下する。一方、撥水性が高いと不連続な水滴の状態になり、外表面の漏れ電流を防ぐことが知られている<sup>5)</sup>。また、シリコンゴムは一時的に外表面の撥水性が低下しても、経時的に内部から低分子量物質が表面にしみ出してくるため、撥水性が回復する。これら撥水性、撥水性の回復といった特徴からシリコンゴムは耐汚損性に優れている。

以上の点からポリマーケーブルヘッドの絶縁材料には絶縁、難燃性、耐汚損性に優れたシリコンゴムを採用した。

## 2.4 外部絶縁

屋外で使用する場合、埃、雨等によってケーブルヘッド表面の絶縁機能を損なわないために、複数の笠を表面に設け、表面の沿面距離を増やす必要がある。そのため現行のケーブルヘッドの磁器碍管の沿面距離 1,040 mm 以上とすることを目標に設計を行い、開発ポリマーケーブルヘッドの笠は 13 枚、沿面距離は 1,090 mm とした。

## 2.5 機械強度

ケーブルヘッドは車両搭載部品として車両走行時の振動に耐える必要があるため、振動加速度に対する開発ケーブルヘッドの内部応力について解析を行った(図4)。解析は図4(a)に示す通りケーブルヘッドを水平に設置した条件で行った。応力解析によるポリマーケーブルヘッドのひずみ分布を図4(b)に、応力解析によるポリマーケーブルヘッドの加速度と応力の関係を図5に示す。ケーブルヘッドに加速度が加わると、内部の金属製パイプ先端に応力が集中するが、IEC61373 振動および衝撃試験(shock and vibration tests)の加速度条件で発生する応力に対し、シリコンゴムの破断強度は十分な裕度があることを確認した。

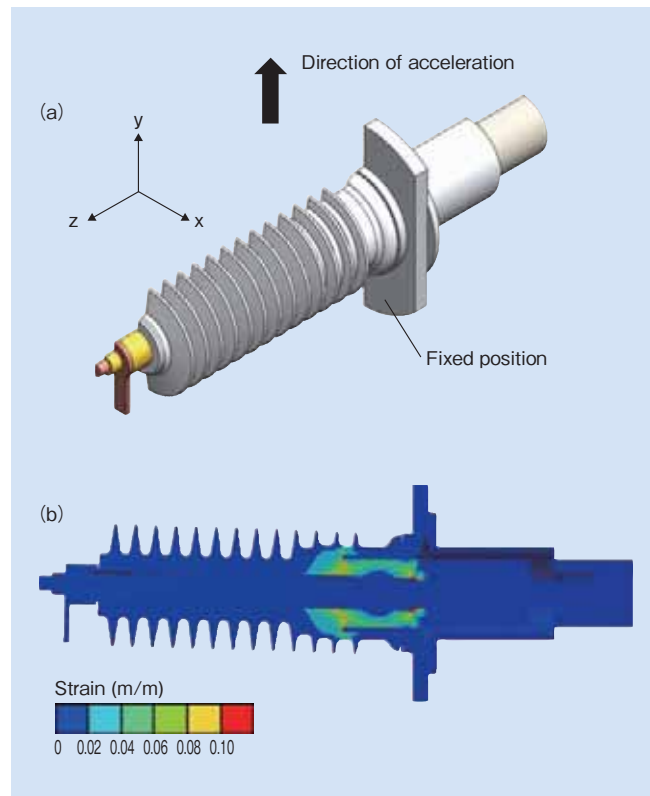


図4 ポリマーケーブルヘッドの内部応力解析 (a) 解析条件 (b) ひずみ分布

Fig.4 Stress analysis of polymeric insulated terminator (a) analysis condition (b) strain distribution

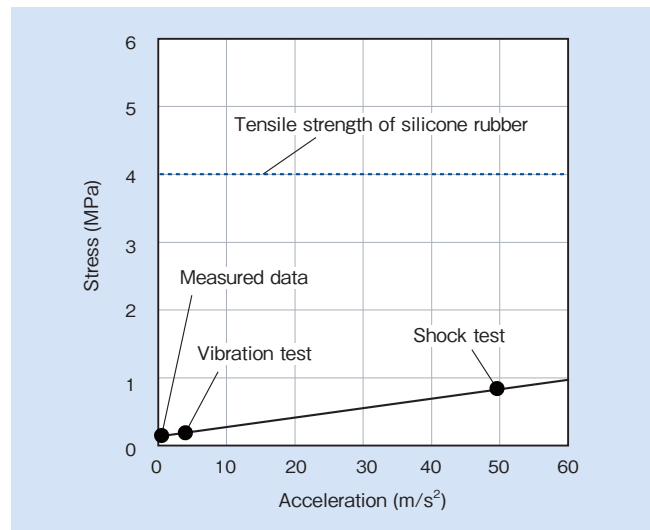


図5 応力解析によるポリマーケーブルヘッドの加速度と応力の関係  
Fig.5 Relationship between acceleration and stress observed during stress analysis testing

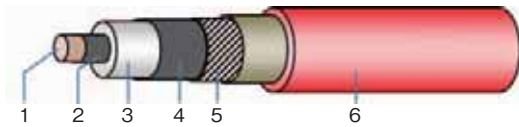


### 3. 電気・機械特性検証試験方法

開発ポリマーケーブルヘッドの電気、機械特性検証試験を行った。試験に用いた特高ケーブルは、鉄道車両に用いられているエチレンプロピレンゴム絶縁のケーブルで、内部半導電層、絶縁体、外部半導電層の3層を同時押出法により成形したものである。その仕様を表3に示す。

また、海外の鉄道車両で使用することを考慮し、検証試験はIEC (International Electrotechnical Commission) 規格に準拠した。

表3 特別高圧ケーブルの仕様  
Table 3 Specification of high-voltage cable for rolling stock



| No. | Part                 | Remarks   |
|-----|----------------------|---|
| 1   | Conductor            | Flexible stranded tin-plated copper wire        |
| 2   | Semiconductive layer | Semiconducting tape and semiconductive compound |
| 3   | Insulation           | Ethylene propylene rubber (EPR)                 |
| 4   | Semiconductive layer | Semiconductive compound                         |
| 5   | Shield layer         | Spiral of tin-plated copper wire                |
| 6   | Sheath               | Red polyolefin elastomer                        |
| -   | Diameter             | 43 mm for 120 mm <sup>2</sup>                   |

#### 3.1 交流耐電圧試験および雷インパルス試験

絶縁性能の検証を目的とした交流耐電圧試験 (AC voltage withstand test) および雷インパルス耐電圧試験 (Impulse voltage withstand test) は IEC60502.4 に準拠し試験を行った。交流耐電圧試験は 104 kV/15 min, 雷インパルス耐電圧試験は ±200 kV/10 times の試験条件で行った。試験状況を図6に示す。



図6 電気試験の状況  
Fig. 6 Electrical test setup

#### 3.2 塩水噴霧試験

ポリマーケーブルヘッドが車両屋根上で使用されることを想定し、外部絶縁の検証試験として IEC60502.4 に準拠した塩水噴霧試験 (Salt fog test) を行った。これはポリマーケーブルヘッドを導電度 1,600 ± 200 mS/m の塩水を噴霧した雰囲気中に設置し、一定の電圧を長時間印加し、劣化の有無を確認する方法である。

#### 3.3 振動および衝撃試験

車両からの振動、衝撃に対する検証として、IEC61373 振動および衝撃試験 (Shock and vibration test) に基づいて試験を行った。振動および衝撃試験の試験装置の構成を図7、振動条件および衝撃条件を表4に示す。

ケーブルを接続した試料は水平状態に加振台に設置し、長手、縦、横の三方向それぞれに対し、所定の振動、衝撃を加えた。

ポリマーケーブルヘッドの取り付け方向は車両によって異なり、長手、横方向について特定できないことから、横方向 (Transvers) の加速度条件は、横方向の加速度条件に

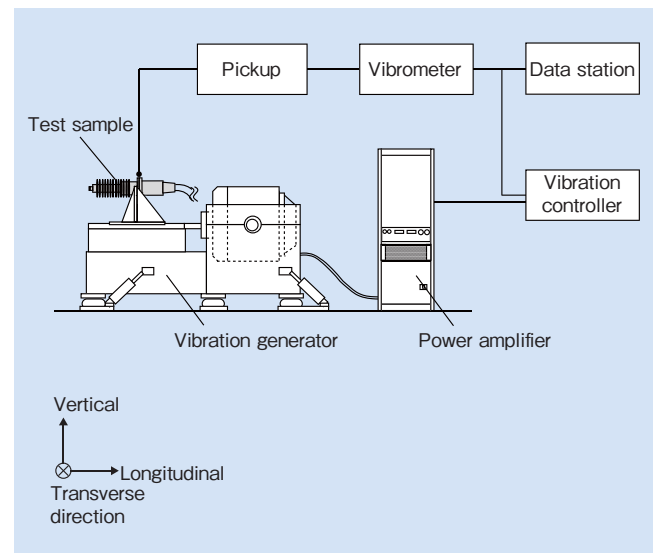


図7 振動および衝撃試験の試験装置構成  
Fig. 7 Configuration of shock and vibration tests

表4 振動および衝撃試験条件 (IEC61373 Category 1 Class A)  
Table 4 Test conditions during shock and vibration tests, IEC61373 Category 1 Class A

| Item           | Condition  |
|----------------|--|
| Vibration test | <ul style="list-style-type: none"> <li>Frequency range: 5 to 150 Hz</li> <li>Acceleration                             <ul style="list-style-type: none"> <li>Vertical: 4.25 m/s<sup>2</sup></li> <li>Transverse: 2.83 m/s<sup>2</sup></li> <li>Longitudinal: 2.83 m/s<sup>2</sup></li> </ul> </li> <li>Time: 5 hours</li> </ul>                |
| Shock test     | <ul style="list-style-type: none"> <li>Pulse shape: Single half-sine pulse</li> <li>Acceleration                             <ul style="list-style-type: none"> <li>Vertical: 30 m/s<sup>2</sup></li> <li>Transverse: 50 m/s<sup>2</sup></li> <li>Longitudinal: 50 m/s<sup>2</sup></li> </ul> </li> <li>Number of shocks: 18 times*</li> </ul> |

\* Three shocks each in positive and negative directions for each of three orthogonal axes

比べ厳しい条件である長手方向 (Longitudinal) の加速度条件とした。試験状況を図 8 に示す。また、振動および衝撃による機能不全の有無を確認する目的で振動および衝撃試験後に電気試験を行った。



図 8 振動および衝撃試験の状況  
Fig. 8 Shock and vibration test setup

#### 4. 電気・機械特性検証試験結果

ポリマーケーブルヘッドの電気、機械特性検証試験結果を表 5 に示す。

交流耐電圧試験、雷インパルス耐電圧試験では、所定の耐圧値に耐え、良好な結果を得た。また、交流破壊試験 (AC breakdown test)、雷インパルス破壊試験 (Impulse breakdown test) とともに、外部閃絡 (Flash over) するものの、ケーブルヘッド内部の絶縁破壊には至っていない。塩水噴霧試験では、AC32.5 kV/1,000 時間に耐え、大きな劣化は確認されず良好な結果を得た。

振動および衝撃試験では、欠陥は発生せず、振動および衝撃試験後の交流耐電圧試験にも耐え、良好な結果を得た。

他、熱サイクル試験、短絡試験、浸水試験においても良好な結果を得た。

表 5 検証試験結果

Table 5 Verification test results

|                       | Item                                   | Standard   | Conditions   | Results  |
|-----------------------|--|------------|--|--|
| Electrical properties | AC voltage withstand test              | IEC60502.4 | 104 kV, 15 min.  | Withstood at 104 kV for 15 min.  |
|                       | AC breakdown test                      | —          | Stepped up by 10 kV/10 min.  | Flashover  |
|                       | Impulse voltage withstand test         | IEC60502.4 | ±200 kV, 10 times  | Withstood at ±200 kV for 10 times  |
|                       | Impulse breakdown test                 | —          | Stepped up by 10 kV, 3 times   | Flashover  |
|                       | Partial discharge test                 | IEC60502.4 | > 45 kV  | Not occurred at AC 45 kV   |
|                       | Thermal cycling test                   | IEC60502.4 | AC 65kV for 60 cycles<br>(1) Conductor temperature: 95-100°C, 2 hours<br>(2) Conductor temperature: Down to ambient temperature<br>Repeat (1) and (2) 60 times | No defects   |
|                       | Thermal short-circuit test (Screen)    | IEC60502.4 | Current 5 kA/1 sec.  | No defects   |
|                       | Thermal short-circuit test (Conductor) | IEC60502.4 | Current 21 kA/1 sec.   | No defects   |
|                       | Salt fog test                          | IEC60502.4 | 32.5 kV, 1,000 h   | Withstood at 32.5 kV for 1,000 h   |
| Mechanical properties | Shock and vibration test               | IEC61373   | Category 1, Class A  | No defects and withstood at AC104 kV/15 min after shock and vibration test |
|                       | Water immersion test                   | —          | Immersed in water for 24 hours   | No defects   |

## 5. 結 言

小型、軽量化を目的とした鉄道車両用特別高圧ケーブルヘッドのポリマー材料の検討を行い、以下の結論を得た。

- (1) 外部絶縁、内部絶縁、電界緩和の機能を集約したシリコーンゴム製のゴムブロックを設計し、部品数を削減し、現行品に比べ質量 88% 減の 12 kg、全長を 40% 減の 700 mm、部品数を 60% 減の 28 個としたポリマーケーブルヘッドを開発した。
- (2) 交流耐電圧 104 kV/15 min、雷インパルス耐電圧 ±200 kV に耐え、現行品と同等以上の絶縁性能を有していることを確認した。
- (3) 塩水噴霧試験 AC32.5 kV/1,000 h に耐え、屋外での使用に対応できる性能を有していることを確認した。
- (4) IEC61373 に準拠した振動および衝撃試験では欠陥、機能劣化は認められず、実用化には問題ないことを確認した。

ポリマー材料によるゴムブロック式構造により、軽量化、小型化、部品数削減について開発目標を達成することができ、電気性能、機械性能ともに現行品と同等以上の性能を有していることを確認した。鉄道車両の軽量化、低騒音化に本製品の貢献が期待できる。

## 引用文献

- 1) 鈴木康文：軽金属，第 60 巻(2010)，第 11 号，p.565.
- 2) 池田充：RRR,66 巻 8 号 (2009)，p.18.
- 3) 田中久雄：電力ケーブル技術ハンドブック，電気書院，(1974)，p.90.
- 4) 反町，外：日立電線，No.4 (1985)，p.33.
- 5) 梅田逸樹：NGK レビュー，第 59 号(2002)，p.9.



塚本 高一  
Koichi Tsukamoto  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
電線統括部



相島 幸則  
Yukinori Aishima  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
電線統括部



村田 亘  
Wataru Murata  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
電線統括部

# メディアコンバーター用 100 Gbit/s 長距離伝送カードの小型化

## Downsizing of 100 Gbit/s Long-Reach Transport Line Card for Media Converter

小林 憲文\*  
Noribumi Kobayashi

土田 統\*  
Osamu Tsuchida

早乙女 康之\*  
Yasuyuki Saotome

加藤 達也\*  
Tatsuya Kato

野村 卓也\*  
Takuya Nomura

佐々木 絢也\*  
Junya Sasaki

石松 洋輔\*  
Yosuke Ishimatsu

日立金属製集合型メディアコンバーター「XGMC<sup>®</sup>-2016」に搭載する 100 Gbit/s 長距離伝送カード「CGML<sup>®</sup>-2001VLT-P」を開発した。長距離および短距離光トランシーバーに CFP2-ACO, CFP4 を採用して小型化し、高さ 2 U の XGMC-2016 シャーシに最大 4 枚収容可能とした。開発品は、デジタルコヒーレント伝送方式により分散耐力 2,000 ps/nm, 許容損失 30 dB を実現し、高損失のダークファイバーにも適用することができる。CFP2-ACO の高速アナログ信号伝送のためにプリント基板ビア構造の最適化を行い、14 GHz において伝送損失 3 dB 以下を実現した。

The authors listed above have developed the CGML-2001VLT-P, a 100 Gbit/s transport line card designed to be mounted on the XGMC<sup>®</sup>-2016, Hitachi Metals' media converter platform. Incorporating the CFP2-ACO (C form-factor pluggable 2; analog coherent optics) and CFP4 as long-haul and user-side transceivers, respectively, as a downsizing measure, the XGMC<sup>®</sup>-2016's 2U-high chassis holds a maximum of four cards. Chromatic dispersion tolerance rated at 2,000 ps/nm and a loss budget of 30 dB are achieved through digital coherent transmission technology, enabling the CGML-2001VLT-P to be used even with dark fibers that have high transmission loss. Optimizing vias on the printed circuit board for the CFP2-ACO's high-speed analog signal transmission limits loss to 3 dB or less at 14 GHz.

● Key Word : 100 Gbit/s, digital coherent, media converter

● Production Code : CGML-2001VLT-P

● R&D Stage : Development

## 1. 緒言

スマートフォンやタブレット PC の普及と高画質動画などのリッチコンテンツの利用拡大によりインターネットトラフィックは増加の一途である。企業活動においてもクラウドサービスやデータセンターの活用が増加し、学術研究ではスーパーコンピュータの利用など、企業や大学においても通信の高速・大容量化が続いている。これらの通信には、経済性や保守性の利点から主にイーサネット<sup>®</sup>（イーサネットは、富士ゼロックス社の登録商標）が使われている。IEEE (Institute of Electrical and Electronics Engineers) では、100 Gbit/s までの規格化が完了している<sup>1)</sup>。

企業や大学で使われるイーサネット機器のインターフェースは、メタル対撚り線や短距離用光ファイバーに対応したインターフェースを備えているが、通信事業者ではより長い距離を伝送する必要があり、短距離インターフェースから長距離伝送可能なインターフェースに変換するメディアコンバーターが必要になる。

日立金属は、図 1 に示す通信事業者向け集合型メディア

コンバーター「XGMC<sup>®</sup>-2016」を製品化している<sup>2)</sup>。XGMC-2016 は、EIA (Electronic Industries Alliance) 19 インチラックサイズの高さ 2 U (Unit, 1 U = 1.75 インチ = 44.45 mm) サイズに収まる小型シャーシに、最大 16 枚のラインカードと、各カードを監視制御する管理カード、冗長化された電源ユニットを備えている。各種インターフェースに対応した長距離伝送カードには、ユーザー回線と長距離回線の障害切り分けを行う豊富な品質監視・モニター機能を備え、通信事業者のさまざまな要求に応じている。また高さ 2 U の小型シャーシ構造は、メトロネットワークやアクセス回線の小規模局舎に適している。

一方、幹線ネットワークにおいては旺盛な通信需要に応えるべく 1 波長あたり 100 Gbit/s の WDM (Wavelength Division Multiplex) 伝送システムがすでに導入されているが、まだ第 1 世代の大型装置が多く、アクセス回線などでは小型の 100 Gbit/s 伝送装置が望まれている。今回、既設の小型 XGMC-2016 シャーシに収容可能で、従来の伝送カードと同等の保守管理機能を備えた小型 100 Gbit/s 長距離伝送カード 2 機種「CGML<sup>®</sup>-2001VLT-P (光アンプ搭

\* 日立金属株式会社 電線材料カンパニー

\* Cable Material Company, Hitachi Metals, Ltd.

載)「CGML<sup>®</sup>-2001VLT (光アンプ非搭載)」を開発した。本報告では特に光アンプ搭載版 100 Gbit/s 長距離伝送カードの特長, および小型化のために採用, 開発した技術について述べる。

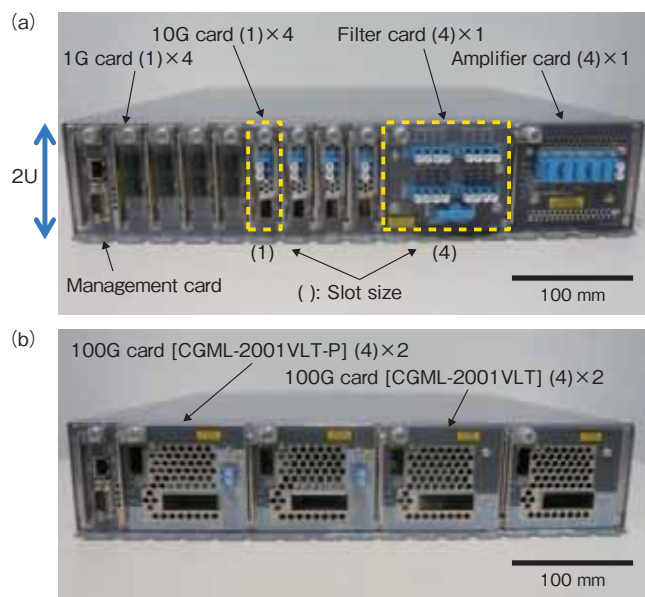


図1 XGMC<sup>®</sup>-2016の構成例 (a) 1G, 10G カードの WDM 組み合わせ (b) 100G カード 4 枚構成  
Fig. 1 Configuration example of XGMC<sup>®</sup>-2016 (a) 1G, 10G and WDM (wavelength division multiplex) combination (b) 100G card × 4

## 2. 100 Gbit/s 長距離伝送カード開発上の課題

### 2.1 従来カードとの仕様比較

表 1 に開発した 100 Gbit/s イーサネット長距離伝送カード(以下 100G カード)と, 従来の 10 Gbit/s イーサネット長距離伝送カード(以下 10G カード), 1 Gbit/s イーサネット長距離伝送カード(以下 1G カード)の仕様を示す。

100 Gbit/s の高速信号を光ファイバー長距離伝送するときの課題は, 1 Gbit/s や 10 Gbit/s と同じ伝送技術では光ファイバーの波長分散の影響により数 km しか伝送できな

いことである。10 Gbit/s × 10 波長で伝送する方式もあるが, サイズ, コストのメリットがないため, デジタルコヒーレント DP-QPSK (Dual-Polarization Quadrature Phase Shift Keying, 偏波多重 4 値位相変調) 伝送方式を採用した<sup>3)</sup>。この方式は, 信号波長は従来と同じひとつで, 送信は DP-QPSK で多値変調し, 受信はコヒーレントレシーバーとデジタル信号処理回路(DSP: Digital Signal Processor)で復調を行う。コヒーレント検波におけるローカル光と信号光の光位同期や偏波整合などの高精度な光学処理をデジタル信号処理で補うことで簡略化し, DP-QPSK 復調を実現している。さらにデジタル処理は, 光ファイバー伝送時の波長分散や偏波モード分散を復調と一緒に補償できるメリットもある。

またアクセス回線に用いられるメディアコンバーターでは, 大きな許容損失に対応することも課題である。アクセス回線に用いられるダークファイバーは伝送損失が大きくなる場合があり, 従来の 1G カードや 10G カードは 30 dB 以上の最大許容損失を確保していた。100G カードでは, 10G カードと同様の FEC (Forward Error Correction, 前方誤り訂正) を搭載するとともに, 光プリアンプを内蔵する構成とした。これにより, 現用の 1G および 10G カードの伝送路をそのまま活かして 100G へのアップグレードが可能になる。分散耐力も 1G, 10G カードと同じく, 100 km の SMF (Single Mode Fiber) に対応できる 2,000 ps/nm とした。分散耐力については, DSP の設定を変えることで 20,000 ps/nm 以上の分散耐力にも対応可能であるが, 1G, 10G カード混在伝送時の整合性を考え 2,000 ps/nm に抑えている。

小型化に対しては, 最新規格の小型光トランシーバーを採用し, 内部レイアウトの最適化を行った。特に長距離ポートは, 光変復調部分のみをモジュール化した CFP2-ACO (C Form-factor Pluggable - Analog Coherent Optics) とコヒーレント DSP を分離した構成を採用することで, 大幅な小型化を実現した。

これらの技術を採用して開発した 100G カードは, 10G, 1G カードの必要スロット 1 slot に対して, 伝送速度が 10

表 1 XGMC<sup>®</sup>-2016 用長距離ラインカード仕様  
Table 1 Specification comparison of transport line cards for XGMC<sup>®</sup>-2016

| Category (Part number)                  | 100 Gbit/s transport line card (CGML-2001VLT-P) | 10 Gbit/s transport line card (XGML-2001VLT) | 1 Gbit/s transport line card (X2L-2001) |
|---|---|--|---|
| XGMC <sup>®</sup> -2016 number of slots | 4   | 1  | 1                                       |
| Size: W×H                               | 96.2×82.4 mm                                    | 23.3×82.4 mm                                 | 23.3×82.4 mm                            |
| Long-haul port transceiver              | CFP2-ACO  | Original                                     | SFP (small form-factor pluggable)       |
| Wavelength                              | Tunable   | Tunable                                      | Fixed                                   |
| Bit rate                                | 111.8 Gbit/s                                    | 11.1 Gbit/s                                  | 1.25 Gbit/s                             |
| Modulation format                       | Digital coherent DP-QPSK                        | ODB (optical duo binary)                     | IM (intensity modulation)               |
| Forward error correction                | Supported                                       | Supported                                    | Not supported                           |
| Optical amplifier                       | Included  | Not included                                 | Not included                            |
| Maximum optical loss budget             | 30 dB   | 31 dB  | 30 dB                                   |
| Dispersion tolerance                    | 2,000 ps/nm                                     | 2,400 ps/nm                                  | 2,400 ps/nm                             |
| User-side port transceiver              | CFP4  | SFP+   | SFP                                     |

倍、100倍にもかわらず4 slot幅のサイズに抑えた。これにより、XGMC-2016 シャーシに100Gカードは、最大4枚実装でき、高さ2Uの筐体で最大400 Gbit/sの伝送が可能になる。従来の10Gカード×16で構成した場合に比べて伝送容量を2.5倍に増やすことができる。

## 2.2 長距離光トランシーバー

表2にOIF (Optical Networking Forum)で標準化が進められている100 Gbit/s長距離伝送用光トランシーバーの仕様一覧を示す<sup>4)~6)</sup>。現在では第3世代のCFP2-ACO (2015年9月現在、標準化作業中)まで小型化が進み、CFP2-ACOはDSPをトランシーバーの外に出すことで、サイズ、消費電力ともに第1世代のMSA (Multi Source Agreement)仕様に比べて、約1/7の大幅な小型化、低消費電力化を達成している。このCFP2-ACOを採用することにより4 slot幅のラインカードの小型化が可能となった。CFP2-ACOはフロントパネルから容易に挿抜可能なプラグブル構造のため、万が一の故障時も容易に交換できるメリットもある。ただし、DSPをホストボード側に切り離したことにより、電気インターフェースは28 Gbit/sの高速アナログ信号を扱う必要があり、プリント基板や電気コネクタなど、伝送線路の設計が課題である。この高速基板設計については4章で詳しく述べる。

CFP2-ACOと組み合わせるDSPは、現行の第1世代では消費電力が大きく4 slotカードの供給電力に収まらないため、最新の微細プロセスで製作した第2世代DSPを採用することで消費電力を低減した。

表2 長距離用100 Gbit/s光トランシーバー一覧

Table 2 Specification comparison of 100 Gbit/s long-haul optical transceivers

| Form factor                        | MSA-100GLH (Gen. 1)    | MSA-100GLH (Gen. 2)      | CFP2-ACO (Gen. 3)           |
|------------------------------------|------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| Size: L×W×H (*1)<br>(volume ratio) | 177.8×127×17 mm<br>(1) | 127×101.6×15 mm<br>(1/2) | 107.5×41.5×12.4 mm<br>(1/7) |
| Maximum power dissipation          | 80 W                   | 45 W                     | 12 W (*2)                   |
| Coherent DSP                       | Included               | Included                 | External unit needed        |
| High-speed electrical interface    | Digital<br>10×10G      | Digital<br>10×10G        | Analog<br>4×28G             |
| Power supply                       | 12 V                   | 12 V                     | 3.3 V                       |
| Electrical connector               | 168 pin                | 168 pin                  | 104 pin                     |
| Pluggable                          | Not supported          | Not supported            | Supported                   |

\*1 Without heat sink

\*2 CFP2 power class 4

表3 短中距離用100 Gbit/s光トランシーバー一覧

Table 3 Specification comparison of 100 Gbit/s optical transceivers for short and medium reach

| Form factor                     | CFP (Gen. 1)                  | CFP2 (Gen. 2)                       | CFP4 (Gen. 3)                |
|---------------------------------|-------------------------------|-------------------------------------|------------------------------|
| Size: L×W×H<br>(volume ratio)   | 145×82×13.6 mm<br>(1)         | 107.5×41.5×12.4 mm<br>(1/3)         | 92×21.5×9.5 mm<br>(1/9)      |
| Maximum power dissipation (*3)  | 32 W                          | 12 W                                | 6 W                          |
| Supported optical interface     | 100GBASE-<br>SR10 / LR4 / ER4 | 100GBASE-<br>SR4 / SR10 / LR4 / ER4 | 100GBASE-<br>SR4 / LR4 / ER4 |
| High-speed electrical interface | 10×10G                        | 4×25G or 10×10G                     | 4×25G                        |
| Electrical connector            | 148 pin                       | 104 pin                             | 56 pin                       |

\*3 Power class 4

## 2.3 短距離トランシーバー

表3にCFP-MSAで標準化されている短中距離向け100 Gbit/s光トランシーバーの仕様一覧を示す<sup>7)~9)</sup>。長距離ポートに採用したCFP2-ACOは、この第2世代CFP2の外形仕様を流用しているが、電気インターフェースはアナログ信号を扱うため専用仕様となっている。

短距離向けトランシーバーも第3世代のCFP4まで標準化が完了し、CFP4はCFPと比較すると、サイズが約1/9、消費電力が約1/5に小型・低消費電力化されている。電気インターフェースも10 Gbit/s×10レーンから25 Gbit/s×4レーンに配線数を減らすことでコネクタピン数を削減し小型化を実現している。しかし、電気インターフェースが25 Gbit/sに高速化したことで長距離光トランシーバーと同様の高速伝送線路が必要である。

CFP4は、CFP2-ACO同様プラグブル構造のため、トランシーバーを変更するだけで簡単に各種インターフェースに対応できる。CFP4は100GイーサネットのSR4, LR4, ER4の各規格をサポートでき、ユーザー機器が従来のCFPやCFP2光トランシーバーを使用している場合でも、同じ規格であれば相互接続可能である。

## 3. CGML-2001VLT-Pの内部構成

図2に開発した100Gカード「CGML-2001VLT-P」のブロック構成を示す。図3に内部構造写真を示す。

開発した100Gカードは、4 slot幅の小型筐体を有効に活用するため、ユーザー基板と長距離基板、光アンプ基板の3枚基板で構成した。全体構造は、フロントパネルに配

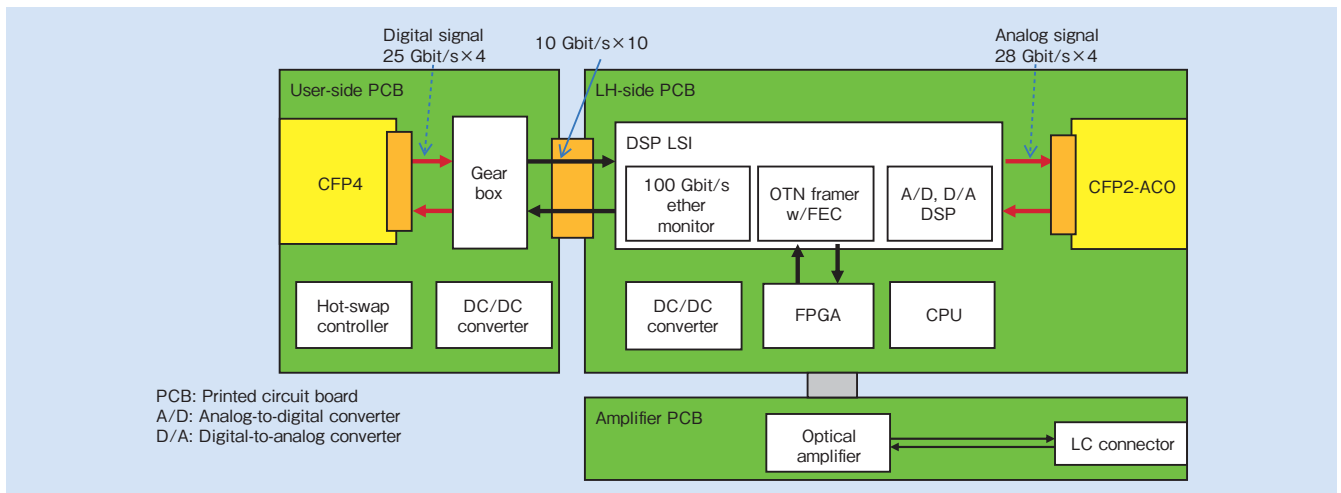


図2 100G カードのブロック構成  
Fig.2 Block diagram of 100G transport line card



図3 100G カードの内部構造 (上部カバー取り外し)  
Fig.3 Interior structure of 100G transport line card without top cover

置する光トランシーバーと、その後段に配置される各LSIの放熱性や、ユーザー基板と長距離基板間を接続する高速電気配線、および組立性を考慮して最適化した。次に各ブロックの機能について述べる。

ユーザーポートCFP4の後段には、25 Gbit/s × 4レーンの電気信号を10 Gbit/s × 10レーンに変換するギアボックスLSIを設けている。DSPの入力インターフェースに合わせるとともに、ラインレートを25 Gbit/sから10 Gbit/sに低くすることで、配線長が長くなるユーザー基板と長距離基板間の信号ライン、接続電気コネクタでの信号劣化を緩和している。

DSPは、DP-QPSK変復調を行うデジタルコヒーレント処理に加えて、100GイーサネットMAC(Media Access Control)カウンタと、OTN(Optical Transport Network)フレーマー機能が内蔵されている。

MACカウンタは、ユーザーフレームの通信エラー発生状況など、ユーザー回線の信号品質を監視している。

OTNフレーマーは、100Gイーサネット信号(103.125 Gbit/s)をOTNフレームにマッピングし、FECを付加してビットレートを111.81 Gbit/sに変換する。FECは、長

距離伝送や高損失ファイバーの伝送で小さくなった受信光パワーを光アンプで増幅した時の低いOSNR(Optical Signal to Noise Ratio)でも、そのエラー訂正機能により良好なビットエラーレートを確保できる。

DSPの隣に配置したFPGA(Field Programmable Gate Array)は、OTNオーバーヘッドのAdd/Dropを行い、長距離回線の伝送品質の監視、対向ラインカードとのインバンド通信を行っている。

CPU(Central Processing Unit)は、各光トランシーバーや各LSIの制御を行うとともに、ユーザー信号品質、長距離信号品質などを総合的に監視している。各デバイス状態から装置故障を監視し、各回線状態から回線障害を監視し、イベントが発生した場合はその記録、通知を行うログ・トラップ機能を備えている。

#### 4. 高速基板設計

CFP2-ACOとCFP4の採用で課題となった25 G ~ 28 Gbit/s高速伝送基板の設計について説明する。図4にプリント基板断面図による高速信号ラインの配線構造を示す。

CFP2, CFP4光トランシーバーは、電気コネクタ周囲にEMI(Electromagnetic interference)対策のコネクタカバーが取り付けられているため、コネクタから引き出した信号は、ビア(Via)と呼ぶ微小貫通穴の配線により表層から内層へ引き出し、内層をストリップラインで配線した後、DSP近傍で再びビアを使って表層のDSP-BGA(Ball Grid Array)パッケージ端子に接続する必要がある。

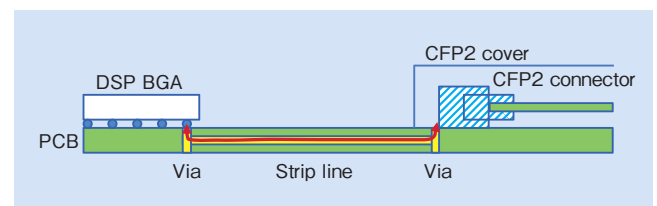


図4 28 Gbit/s高速ラインの構造  
Fig.4 Structure of 28 Gbit/s high-speed transmission line

ストリップラインは、信号層の上下をグランド層で挟み、層間の誘電体厚や信号線幅などを適切に設計することで安定した特性インピーダンスが得られ、比較的理想的な伝送路を構築できる。ただし 25 Gbit/s 超の高速配線では、基板材料の誘電損による高周波損失が問題となる。今回は、配線長が最短になるようにレイアウトしたが、最長部分で 60 mm あるため、誘電率や誘電正接の小さな高周波対応の基板材料を使用することで配線損失の軽減を図った。

一方ビア部分は、ストリップラインのような理想的な伝送線路構造にならないためインピーダンス不整合による反射などの問題が起こりやすい。図 4 の構造では、2 つのビア間で多重反射が起こることが容易に想像できる。今回採用した CFP2-ACO は 28 Gbit/s アナログ信号を扱うため、基板伝送で信号歪を付加すると、DSP による光伝送特性の補償の低下を引き起こしてしまう。そこで、今回 3 次元電磁界シミュレーションを用いてビア構造の最適化を行い、CFP2-ACO と組み合わせても良好な性能が得られる基板設計を行った。図 5 にシミュレーションに用いたビアのモデル構造を示す。差動伝送に整合する信号ビアの両側にグランドビアを設けた GSSG 配置の差動ビアである。

シミュレーションでは、BGA ボールピッチ、コネクタのピンピッチとの整合を図り、特殊構造を使わない一般的な製造条件の範囲で下記パラメータを最適化した。

- ・信号、グランドのビアピッチ
- ・ビアランド形状
- ・内層グランドのアンチパッド
- ・信号引出し形状
- ・バックドリル

図 6 は、従来構造と最適化したビアに 28 Gbit/s 信号を送った時の特性インピーダンスのシミュレーション結果を示す。高多層プリント基板のビア長さは、28 Gbit/s の信号波長と比べて無視できない長さになるため、何も対策していない従来のビア構造では、インピーダンスが  $60 \Omega$  近くまで低下していた。インピーダンスが最適になるように各パラメータ調整したビアは、 $100 \pm 3 \Omega$  の良好な値が得られた。

図 7 は実際に製作したプリント基板のテストクーポンを用いて測定した周波数特性である。送信側 50 mm と受信側 32 mm の 2 種類のアナログ 28 Gbit/s ラインを模擬している。両ラインとも約 30 GHz までほぼ直線的な特性で、不要なディップは観測されず、28 Gbit/s の基準とな

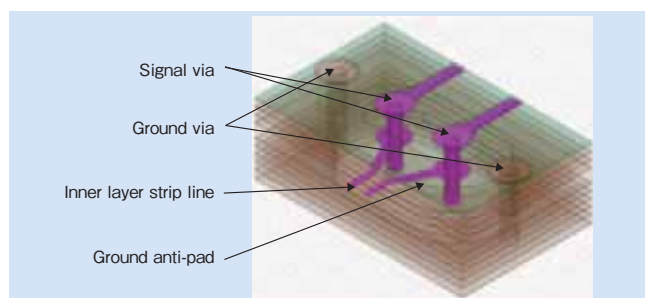


図 5 Via のシミュレーションモデル  
Fig.5 Via simulation model

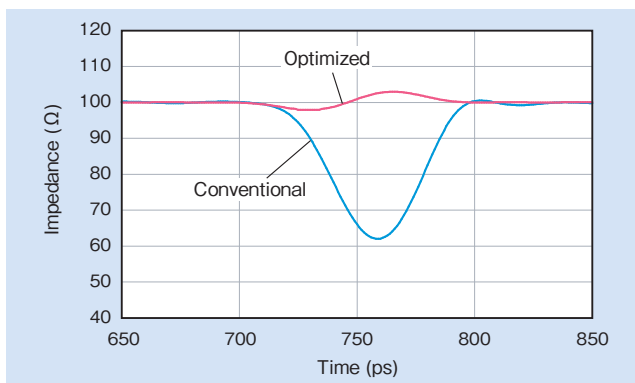


図 6 Via 部分の電気特性のシミュレーション結果  
Fig.6 Simulation results of via electrical characteristics

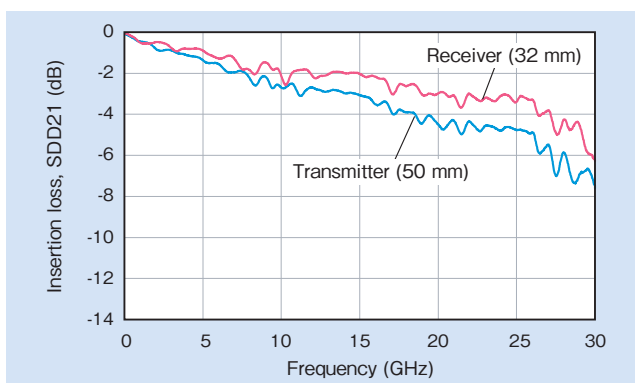


図 7 試作 28 Gbit/s 伝送ラインの挿入損失  
Fig.7 Insertion loss of 28 Gbit/s transmission line

る 14 GHz では、送信側は約 3 dB、受信側は約 2 dB の小さい伝送損失に抑えられていて、良好な高速伝送基板を実現できた。

## 5. 光伝送特性

図 8 に開発した高速伝送基板と CFP2-ACO を組み合わせた時の 111.81 Gbit/s DP-QPSK コンスタレーションを示す。X 偏波 Y 偏波とも各位相が明瞭に分かれた良好な QPSK 信号が確認できる。

図 9 は、SMF 0 km と 100 km 伝送後の FEC 訂正前の BER (Bit Error Rate) を示す。採用した FEC は、約  $3E-3$  の BER を  $1E-12$  以下に訂正できることを確認しており、光プリアンプを内蔵したことで -32 dBm の低い受信パ

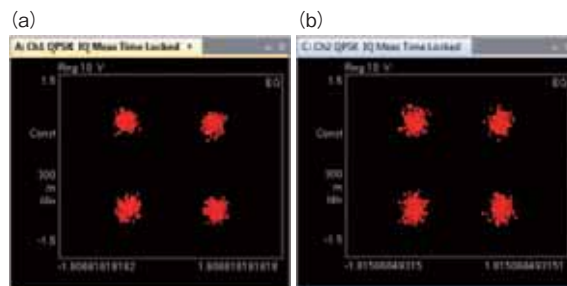


図 8 111.81 Gbit/s DP-QPSK コンスタレーション  
(a) X 偏波 (b) Y 偏波  
Fig.8 111.81 Gbit/s DP-QPSK constellation  
(a) X polarization (b) Y polarization



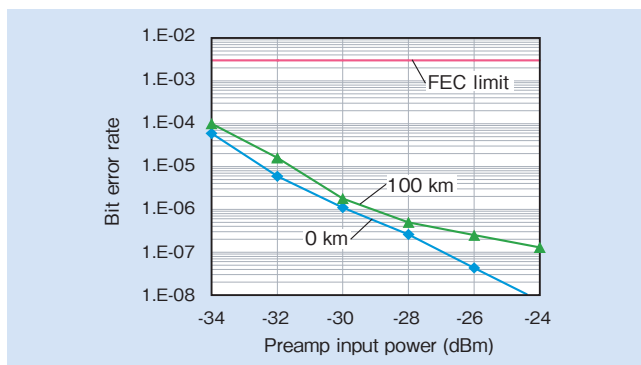


図9 ビットエラーレート特性

Fig.9 Measurement results of bit error rate

ワでも FEC 訂正後  $1E-15$  以下の良好な BER 特性が得られた。100 km 伝送における伝送ペナルティも 1 dB 未満であり、DSP によって適切に分散補償できていることが確認できる。100G イーサネットフレーム伝送においてもエラーフリーを確認していて、開発した 100G 小型長距離伝送カードは高損失のダークファイバーを用いたアクセス回線へ十分適用できる。

## 6. 結 言

日立金属製集合型メディアコンバーター XGMC-2016 に搭載する 100G 長距離伝送カード「CGML-2001VLT-P」を開発した。開発品の特長は以下のとおりである。

- (1) 長距離ポートに小型 CFP2-ACO と低電力 DSP を組み合わせたデジタルコヒーレント DP-QPSK 方式を採用した。アクセス回線に必要な分散耐力 2,000 ps/nm を確保するとともに光プリアンプを内蔵して許容損失 30 dB を確保した。
- (2) ユーザーポートも小型 CFP4 光トランシーバーを採用してカードの小型化を図り、2 U サイズの XGMC-2016 に最大 4 枚収容でき、最大 400 Gbit/s の大容量伝送が可能である。
- (3) CFP2-ACO 採用で課題となった 28 Gbit/s  $\times$  4 アナログ信号伝送は、プリント基板のビア構造の最適化を行い、14 GHz における伝送損失 3 dB 未満の高速伝送基板を開発した。
- (4) 開発した高速伝送基板と CFP2-ACO を組み合わせた結果、良好な DP-QPSK コンスタレーションが得られ、SMF 100 km 伝送において 100 Gbit/s イーサネットのエラーフリー伝送を確認した。

開発した 100 Gbit/s 長距離カードは、今後アクセス回線の高速化に寄与することが期待できる。

## 引用文献

- 1) IEEE Std 802.3ba Media Access Control Parameters, Physical Layers, and Management Parameters for 40 Gb/s and 100 Gb/s Operation, (2010).
- 2) 船戸啓一, 他: 工学技術研究誌日立電線, No.32 (2013), p.57.
- 3) 鈴木扇太, 他: 電子情報通信学会誌 Vol.95, No.12 (2012),

p.1100.

- 4) OIF-MSA-100GLH-EM-01.1 Implementation Agreement For 100G Long-Haul DWDM Transmission Module-Electromechanical (MSA-100GLH) (2011).
- 5) OIF-MSA-100GLH-EM-02.1 Implementation Agreement For Generation 2.1 100G Long-Haul DWDM Transmission Module-Electromechanical (Gen2.MSA-100GLH) (2015).
- 6) OIF-CFP2-ACO-01.0 Implementation Agreement for CFP2-Analogue Coherent Optics Module (2015).
- 7) CFP MSA Hardware Specification Revision 1.4 (2010).
- 8) CFP MSA CFP2 Hardware Specification Revision 1.0 (2013).
- 9) CFP MSA CFP4 Hardware Specification Revision 1.0 (2014).



小林 憲文  
Noribumi Kobayashi  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



土田 統  
Osamu Tsuchida  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



早乙女 康之  
Yasuyuki Saotome  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



加藤 達也  
Tatsuya Kato  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



野村 卓也  
Takuya Nomura  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



佐々木 絢也  
Junya Sasaki  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
情報システム統括部



石松 洋輔  
Yosuke Ishimatsu  
日立金属株式会社  
電線材料カンパニー  
電線材料研究所

# 718 合金の溶体化処理による金属組織制御

## Control of Alloy 718's Metallographic Structures through Solution Heat Treatment

青木 宙也\*  
Chuya Aoki

上野 友典\*  
Tomonori Ueno

大野 丈博\*  
Takehiro Ohno

718 合金のマイクロ組織と機械的特性に及ぼす、溶体化処理後の冷却速度の影響について調査した。本研究では、熱間加工した材料を 982°C で 1 時間保持する溶体化処理を行い、600°C までの冷却速度が 1 ~ 199°C/min の範囲内となるように制御冷却を行った後、2 段階時効を実施した。結晶粒サイズは溶体化処理後の冷却速度に関わらず、13 ~ 16  $\mu\text{m}$  の範囲で概ね一定を維持していた。 $\delta$  相の面積率は、冷却速度が 5°C/min 以下で顕著に増加した。溶体化処理後の冷却速度が小さいほど、試験温度 649°C での引張試験において 0.2% 耐力は低下した。試験温度 621°C、試験応力 724 MPa でのクリープ抵抗は、冷却速度が約 50°C/min で最大となった。

This study investigated how cooling rates influence the microstructures and mechanical properties of alloy 718 after a solution heat treatment. Hot-worked materials were solution heat-treated at 982°C for one hour, followed by controlled cooling to 600°C—with the cooling rates ranging between 1 and 199°C/min—and double aging treatments after that. Grain size ranged between 13 and 16  $\mu\text{m}$ , and remained virtually constant regardless of the cooling rates. The  $\delta$ -phase area ratio increased significantly at a cooling rate of 5°C/min or less. When the cooling rate is low, 0.2 percent proof stress in a tensile test at 649°C is reduced. Creep resistance under the conditions of 621°C and 724 MPa peaked when the cooling rate was about 50°C/min.

● Key Word : Solution heat treatment, Cooling rate, Microstructure

● Production Code : HS718

● R&D Stage : Research

## 1. 緒言

718 合金は、1950 年代に開発された鍛造用超耐熱合金で、現在でも主に発電用ガスタービンや航空機エンジンに多く使用されている。 $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Nb と  $\gamma''$ -Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) の析出強化相を微細に析出させることで高温でも高い強度を得ている。718 合金の特徴のひとつに、 $\gamma''$  は準安定相の D0<sub>22</sub> 構造で、安定な D0<sub>a</sub> 構造の  $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nb に変態すると強化能が失われてしまうことが挙げられる。しかし、 $\delta$  相は結晶粒成長抑制のためのピンニング粒子として必要とされる析出相である。高い耐力や疲労強度を得るには微細な結晶粒組織が要求される。熱間加工の工程で  $\delta$  相のピンニング効果により微細な再結晶粒組織をつくり込み、その後の溶体化処理も  $\delta$  相の析出温度域で行うことで微細結晶粒を維持する。

その他、実際の製造では、溶体化処理後の冷却工程も強度特性を左右する。溶体化処理後の冷却速度が小さく冷却中に  $\delta$  相が過度に析出する場合、その後の時効処理で  $\gamma''$  の析出量が減少する。あるいは冷却中に  $\gamma''$ 、 $\gamma'$  が析出し、

過時効になることで強度が低下する。製品の肉厚が厚い場合、材料の表層部と中心部で強度特性が異なる原因となる。一方、製品が薄くても断面形状が複雑である場合、冷却速度が速いほど材料内部の残留応力の分布が大きくなることが報告されている<sup>1)</sup>。これは、機械加工時に材料が変形する原因となる。残留応力に起因する変形を抑制するためには、溶体化処理後の冷却速度は小さい方が好ましいが、強度低下を招く。溶体化処理後の冷却速度に対して、強度特性の変化を知ることは、製造上、重要な要素のひとつと言える。したがって、本研究では、金属組織や機械的特性に及ぼす溶体化処理後の冷却速度の影響を把握することが目的である。

## 2. 実験方法

本研究で使用した 718 合金の主要化学成分は表 1 の通りである。図 1 に示す実験フローに従い、熱間鍛造後、リング圧延を実施したリング材を素材とした。リング材の円

\* 日立金属株式会社 高級金属カンパニー

\* High-Grade Metals Company, Hitachi Metals, Ltd.

周方向から、直径 14 mm、長さ 150 mm の丸棒を採取し、982℃で 1 時間保持の溶体化処理を施した後、種々の冷却速度で制御冷却した。冷却速度は、同形状のダミーサンプルの中心で測温し、600℃に達するまでの時間から算出した。その後、時効処理として、718℃で 8 時間保持した後、621℃まで炉冷し、次いで 621℃で 8 時間保持した後、空冷を施した。

金属組織の評価として、結晶粒径および  $\delta$  相の面積率の測定、析出強化相の形態観察を実施した。結晶粒径は、溶体化処理材を EBSD (Electron Backscatter Diffraction : 電子線後方散乱回折装置) により測定し、結晶方位差が 15°以上の境界線を結晶粒界として算出した。 $\delta$  相の面積率は、時効処理材の反射電子像を撮影し、白く見える化合物を  $\delta$  相として画像解析を行った。その他、析出強化相の形態については、時効処理材の  $\gamma''$  と  $\gamma'$  を、FE-TEM (Field Emission Transmission Electron Microscope : 電解放射型透過型電子顕微鏡) により観察した。

機械的特性の評価として、室温硬さ、試験温度 649℃の引張試験、試験温度 621℃、試験応力 724 MPa のクリープ試験を実施した。

表 1 718 合金の主要成分

Table 1 Typical chemical composition of alloy 718

| (mass%) |       |       |      |       |
|---------|-------|-------|------|-------|
| C       | Ni    | Cr    | Mo   | Co    |
| 0.022   | 54.07 | 18.09 | 2.97 | 0.27  |
| Al      | Ti    | Nb    | Fe   | B     |
| 0.52    | 0.99  | 5.4   | Bal. | 0.004 |

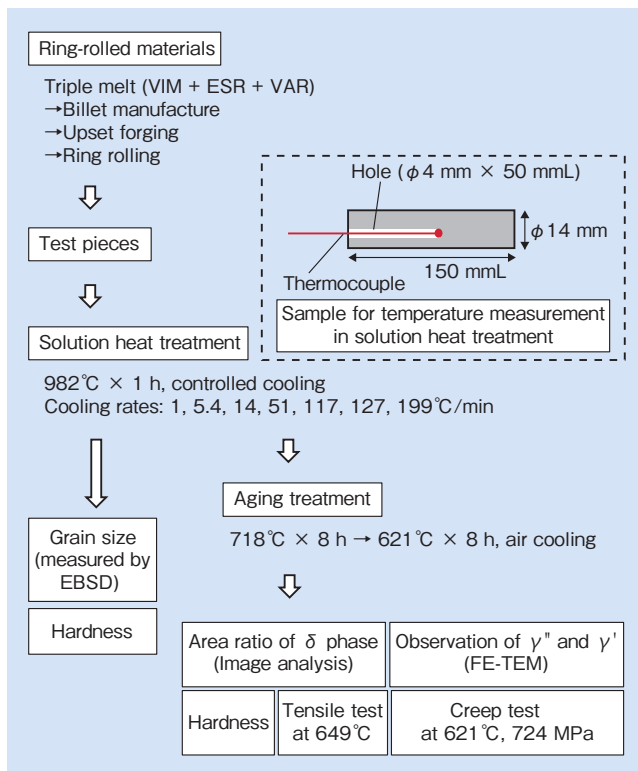


図 1 実験フローチャート  
Fig. 1 Experiment flow chart

### 3. 実験結果

#### 3.1 金属組織に及ぼす溶体化処理後の冷却速度の影響

図 2 (a) (b) に、982℃で溶体化処理した後、それぞれ 1℃/min、199℃/min の冷却速度で冷却した溶体化処理材について、EBSD 測定による結晶粒界像の一例を示す。青線の境界線が方位差 15°以上で定義した結晶粒界、赤線の境界線は  $\Sigma 3$  の対応粒界 (双晶境界) である。ほぼ整粒組織であると言える。図 3 に、溶体化処理後の冷却速度に対する、EBSD で測定した結晶粒径を示す。各冷却速度での平均結晶粒径は概ね 13 ~ 16  $\mu\text{m}$  である。図 2、3 から本研究に供した素材は整粒組織で、結晶粒径は溶体化処理後の冷却速度に関係なく同程度であると判断した。

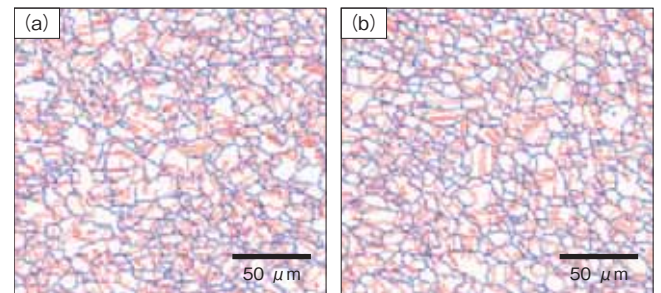


図 2 溶体化処理材の EBSD 結晶粒界像

溶体化処理後の冷却速度 (a) 1℃/min (b) 199℃/min

Fig. 2 Electron backscatter diffraction (EBSD) images (grain boundary of materials after undergoing solution heat treatment) (a) cooling rate at 1°C/min and (b) 199°C/min

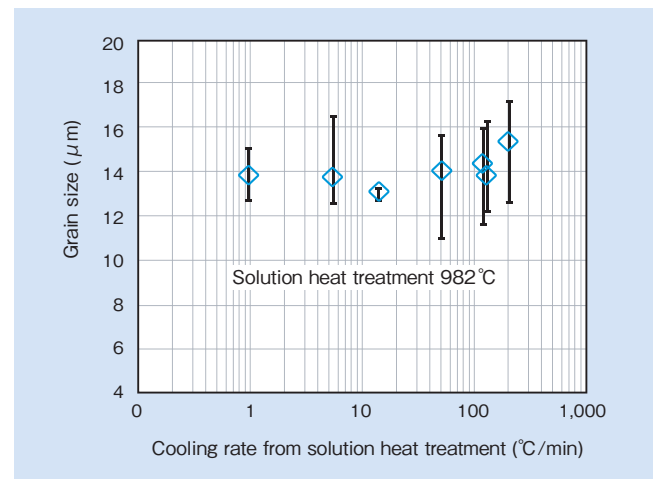


図 3 溶体化処理後の冷却速度に対する結晶サイズ

Fig. 3 Variations in grain size as an outcome of cooling rates after solution heat treatment

図 4 (a) (b) に、溶体化処理後、それぞれ 1℃/min、199℃/min で冷却し、次いで時効処理した反射電子像の一例を示す。白く見える化合物は  $\delta$  相である。図 4 (a) の冷却速度 1℃/min 材は、図 4 (b) の冷却速度 199℃/min 材と比較して、 $\delta$  相の面積率が大きい。図 5 に溶体化処理後の冷却速度に対する  $\delta$  相の面積率を画像解析で算出した結果を示す。溶体化処理後の冷却速度が小さくなるにつれて  $\delta$  相の面積率は増加している。少なくとも 5℃/min 以下の冷却速度で、 $\delta$  相の面積率は顕著に増加している。

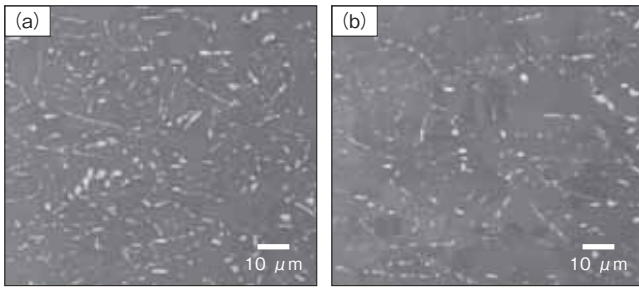


図4 時効処理材の反射電子像  
溶体化処理後の冷却速度 (a) 1°C/min (b) 199°C/min  
Fig.4 Backscattered images of materials after undergoing aging treatment (a) cooling rate after solution heat treatment at 1°C/min and (b) 199°C/min

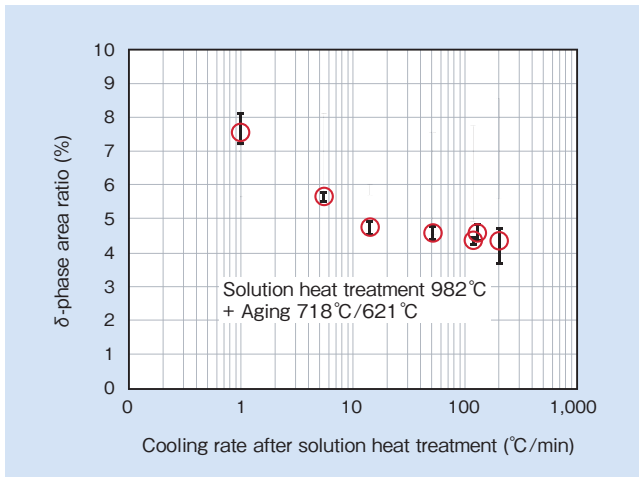


図5 溶体化処理後の冷却速度に対するδ相の面積率  
Fig.5 δ-phase area ratio as an outcome of cooling rates after solution heat treatment

溶体化処理後、それぞれ1°C/min, 199°C/minで冷却し、次いで時効処理したFE-TEM暗視野像を図6(a)(b)に示す。図6(a)は $\gamma'$ と $\gamma''$ -X variant, 図6(b)は $\gamma'$ と $\gamma''$ -Y variantである。 $\gamma''$ は自身のa軸方向に伸びた楕円形状で、その方向は $\gamma$ のa軸方向と概ね一致する。 $\gamma'$ は等方的な形状である。図6(a)(b)を比較して、溶体化処理後の冷却速度に対して $\gamma''$ と $\gamma'$ の形態に変化はない。しかし、それらのサイズについては冷却速度1°C/minで大きく成長していることがわかる。

ところで、析出の形態は母相との格子ミスマッチの影響を受ける。718合金の場合、 $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ の格子定数は次のように報告されている<sup>2)</sup>。

- $a_\gamma = 0.3616$  nm
- $a_{\gamma'} = 0.3605$  nm
- $a_{\gamma''} = 0.3624$  nm,  $c_{\gamma''} = 0.7460$  nm

格子定数の値から、 $\gamma''$ はc軸よりもa軸で $\gamma$ と格子の整合性が良いため、自身のa軸方向に沿って成長する。したがって、 $\gamma''$ の形態は、立体的には円盤状であると考えられる。 $\gamma'$ は格子定数の異方性がなく、 $\gamma$ との整合性が良いため等方的に析出する。

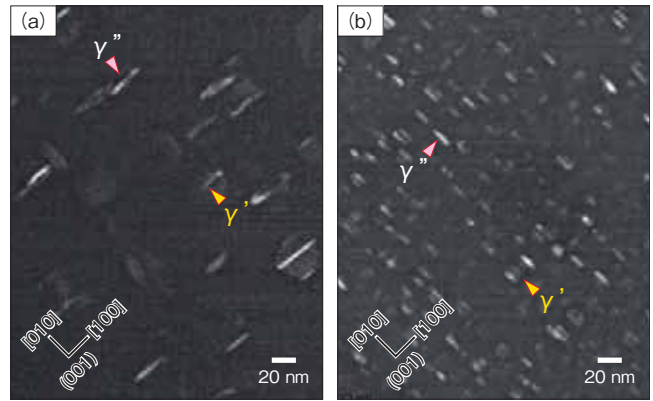


図6 時効処理材のFE-TEM暗視野像  
溶体化処理後の冷却速度 (a) 1°C/min (b) 199°C/min  
Fig.6 Field-emission transmission-electron microscopy (FE-TEM) dark field images of materials after undergoing aging treatment (a) cooling rate after solution heat treatment at 1°C/min and (b) 199°C/min

### 3.2 機械的特性に及ぼす溶体化処理後の冷却速度の影響

図7に溶体化処理後の冷却速度に対する、溶体化処理材および時効処理材の室温硬さを示す。溶体化処理材の硬さは、冷却速度が少なくとも50°C/min以下で上昇する傾向にあり、溶体化処理後の冷却中に析出強化相が析出していることを示唆している。一方、時効処理材の硬さは、溶体化処理後の冷却速度が遅くなるにつれて低下している。

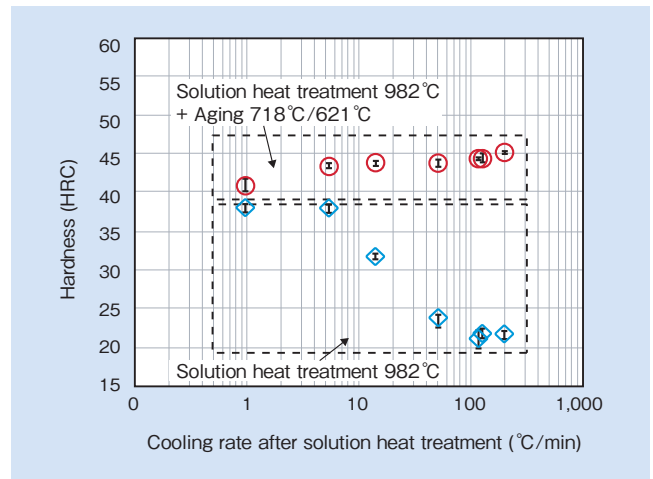


図7 溶体化処理後の冷却速度に対する室温硬さ  
Fig.7 Hardness at room temperature as an outcome of cooling rates after solution heat treatment

図8に試験温度649°Cでの引張試験における0.2%耐力を示す。溶体化処理後の冷却速度が小さくなるにつれて0.2%耐力が低下している。図7の時効処理材における室温硬さと同様の傾向である。

図9に試験温度621°C, 試験応力724 MPaでのクリープ試験結果を示す。0.2%クリープの到達時間は、溶体化処理後の冷却速度が約50°C/minで最も長い。また、0.2%クリープ到達時間は、少なくとも冷却速度5°C/min以下で顕著に低下している。

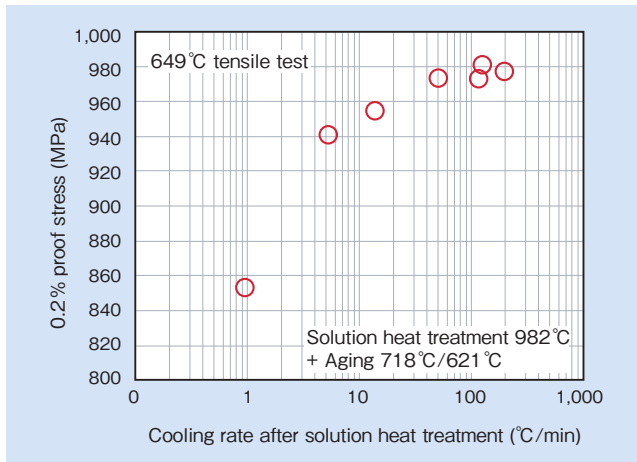


図8 溶体化処理後の冷却速度に対する引張特性  
Fig.8 Tensile property as an outcome of cooling rates after solution heat treatment

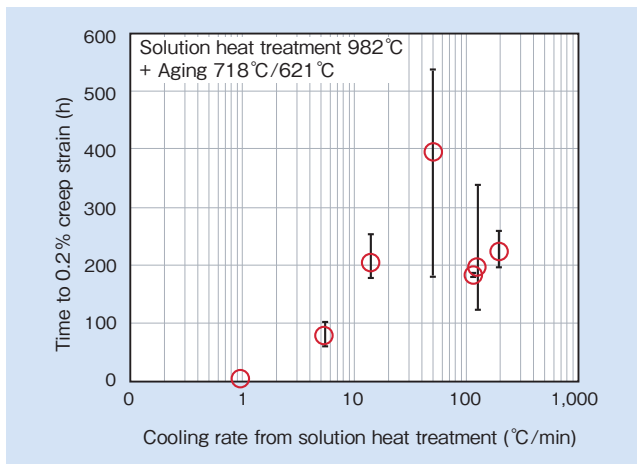


図9 溶体化処理後の冷却速度に対するクリープ特性  
Fig.9 Creep resistance as an outcome of cooling rates after solution heat treatment

材料物性計算ソフトウェア JMatPro<sup>®</sup> version8 (Sente Software 社製, 「JMatPro」は Sente Software 社の登録商標) で計算した 718 合金の 982°C から冷却したときの CCT 図 (Continuous, Cooling, Transformation: 連続冷却変態線図) を図 10 に示す。CCT 図から,  $\delta$  相は冷却速度が 10°C/min 以下,  $\gamma''$  および  $\gamma'$  は冷却速度が約 50°C/min 以下のとき, 冷却中にそれぞれ析出し始めることが予想される。これは図 5 の溶体化処理後の冷却速度が 5°C/min 以下で,  $\delta$  相の面積率が大きく増加することや, 図 7 の溶体化処理後の冷却速度が 50°C/min 以下のとき溶体化処理材の室温硬さが上昇することの実験結果と概ね一致する。

本研究では, 図 3 の評価結果から結晶粒径は溶体化処理後の冷却速度に関係なく概ね同程度であることを述べた。溶体化処理後の冷却速度に対する強度変化の挙動は, 冷却中の  $\delta$  相の析出により, その後の時効処理で  $\gamma''$  の析出量が減少すること, 冷却中に  $\gamma''$  および  $\gamma'$  が析出することで過時効組織になることが, 強度低下の原因であると推察される。加えて, 溶体化処理後の冷却速度が 100°C/min 以上でクリープ強度が低下する原因は, 冷却中に発生する熱応力の影響が示唆される。

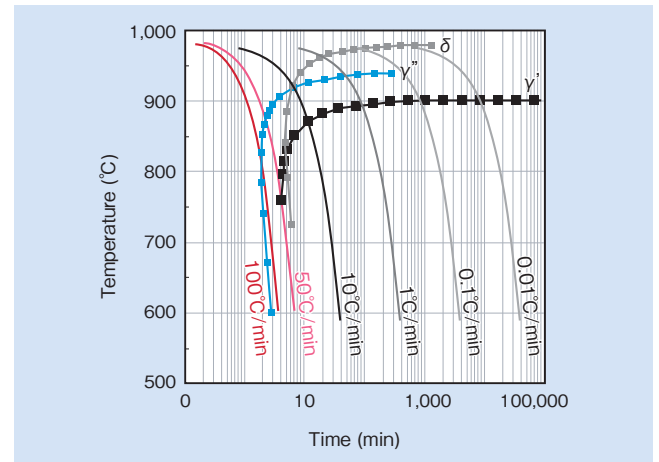


図10 JMatPro で計算した 718 合金の CCT 図  
Fig.10 CCT diagram of alloy 718 as calculated by JMatPro

#### 4. 結 言

718 合金の金属組織や機械的特性に及ぼす, 982°C の溶体化処理後の冷却速度の影響について調査した結果, 以下の結論を得た。

- (1) 溶体化処理後の冷却速度は 50°C/min 程度が好ましい。同条件でのクリープ強度のばらつき原因の解明は今後の課題である。
- (2) 溶体化処理後の冷却速度が 5°C/min 以下のとき, 時効処理後の 0.2% 耐力とクリープ強度が低下する。冷却中に  $\delta$  相が顕著に析出することに起因する  $\gamma''$  相の析出量減少, および  $\gamma''$ ,  $\gamma'$  の過時効組織が原因と考えられる。

#### 引用文献

- 1) 服部博, 竹川光弘: 熱処理 44 巻 4 号, p.209-215.
- 2) S. T. Wlodek and R.D. Field: Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, (1994), p.659.



青木 宙也  
Chuya Aoki  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
冶金研究所  
技術士(金属部門)



上野 友典  
Tomonori Ueno  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
冶金研究所  
博士(工学) 技術士(金属部門)



大野 丈博  
Takehiro Ohno  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
冶金研究所  
博士(工学) 技術士(金属部門)

# ダイカスト金型表面に発生する熱応力亀裂に対するCAEの適用

Using Computer-Aided Engineering (CAE) to Examine Thermal Stress Cracks on Die-Casting Die Surfaces

小畑 克洋\*  
Katsuhiro Obata

長澤 政幸\*  
Masayuki Nagasawa

田村 庸\*  
Yasushi Tamura

中道 義弘\*\*  
Yoshihiro Nakamichi

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、従来に比べ鑄造時の金型材料への負荷が大きくなる傾向にある。そこで、ダイカスト金型損傷に及ぼす金型の使用条件および金型材料の影響を明確にするため、ダイカストマシンを用いた実機鑄造による金型の損傷形態を観察し、金型使用条件と金型損傷の相関性について検討を行った。さらに、実機試験結果との合わせ込みを行うことにより、CAEによる亀裂の評価を試みた。

Thermal and mechanical loads on die material are increasing as die-casting products are growing in size, becoming more complicated in design, and as a result of high-cycle production. In this study, a die-casting machine was used to observe the damage profile of the actual die and clarify the influence of the die material and operating conditions. We examined the relationship between the conditions of use and die damage. Furthermore, CAE was applied to the test results to examine cracks on die surfaces.

● Key Word : CAE, ヒートチェック  
● Production Code : DAC-MAGIC®

● R&D Stage : Development

## 1. 緒言

ダイカストは、アルミニウムに代表される溶融金属を金型に圧入する鑄造法である。優れた生産性と高い寸法精度を有することから、産業機械、特に自動車部品に多用されて市場の拡大を図ってきた。自動車の燃費改善のために軽量のアルミニウムダイカスト部品の採用が増加しており、世界市場での成長が期待される。自動車部品としてのダイカストは、主にシリンダーブロックや駆動系の筐体などに使用されてきたが、材料特性の最適化と欠陥を抑制する特殊ダイカスト技術との組み合わせにより、シャーシなどの構造系部材への適用が進みつつあり、自動車部品へのダイカストの適用範囲が広がっている。また、ダイカストの特長である高い生産性をさらに向上させるべくハイサイクル化が進められている。

ハイサイクル化を指向する場合、金型温度は上昇する傾向にあり、金型の過熱を回避するため、効果的な抜熱を可能にする冷却孔の配置、離型剤大量塗布による金型表面の直接的な冷却が実施される。その場合、金型表面は短い時間間隔で、溶湯による加熱と離型剤による冷却にさらされ

るため、金型には熱応力に起因する損傷が発生する。

CAEの発達により、構造物での亀裂解析が報告されているが、ダイカスト金型の構造解析はほとんど報告されていない。そこで、実験型による詳細な温度測定を基に、CAEとの合わせ込みにより、熱応力および鑄造圧とヒートチェックの関係性を調査した。

## 2. 金型表面に発生するヒートチェック

高速でのアルミ溶湯充填と、高圧下での凝固により鑄造されるダイカストに使用される金型には、加熱と冷却が1サイクル毎に繰り返される。溶湯の充填直後、金型表面は高温となり、急激に熱膨張するため内部や周囲からの拘束により(場合によっては塑性域に達する)圧縮応力が生じる。その後、水溶性離型剤の塗布やエアブローなどで表面が急激に冷やされ、表面と内部の温度が逆転することで引張応力が生じる。これらの圧縮および引張りの応力が繰り返し負荷され、熱疲労によりヒートチェック(亀裂)が発生する。図1にヒートチェック形態の一例を示す。

\* 日立金属株式会社 高級金属カンパニー  
\*\* 日立金属株式会社 高級機能部品カンパニー

\* High-Grade Metals Company, Hitachi Metals, Ltd.  
\*\* High-Grade Functional Components Company, Hitachi Metals, Ltd.

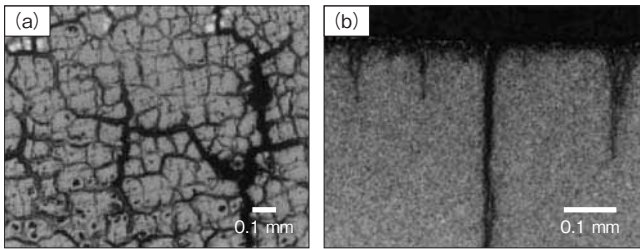


図1 ダイカスト金型ヒートチェックの一例  
(a) 表面 (b) 断面  
Fig. 1 Example of heat check  
(a) surface view (b) cross-sectional view

### 3. 実験方法

#### 3.1 平板実験金型による温度計測

実機での casting 試験により casting 条件の差異による金型表面近傍の温度変化と温度勾配、および1サイクル中の温度変化を詳細に把握した。

実験には、型締め力2,500 kNのダイカストマシンと図2に示す平板金型を使用した。熱電対は、直径1 mm (10本)と3 mm (10本)のSUS保護管付きK typeを使用した。左右対称に2つの領域に設置して金型表面からの深さを変えて計測を行った。熱電対配置の概略を図3に示す。 casting 条件は、射出速度、キュアリングタイム、内部冷却の水量と位置、離型剤塗布時間を変数として全16条件で実施した。

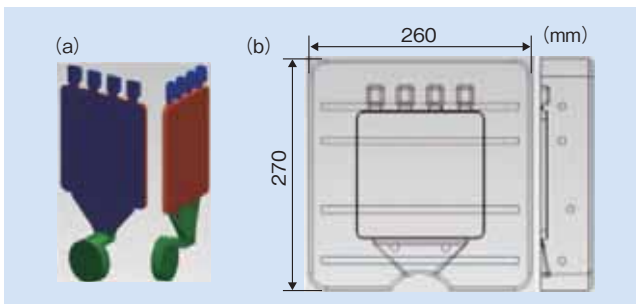


図2 平板実験金型 (a) 方案付平板形状素材 (b) 金型平面図  
Fig. 2 Experimental die (cavity model) for temperature measurement  
(a) structure (b) plane figure

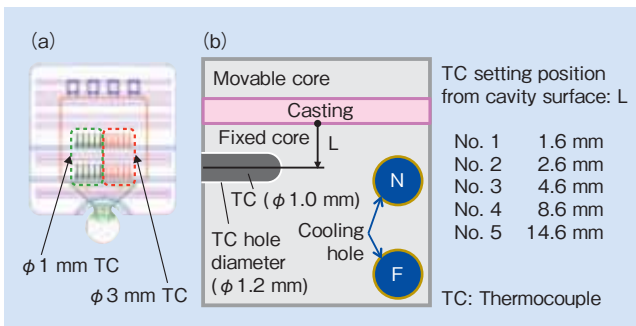


図3 熱電対配置 (a) 平面 (b) 断面  
Fig. 3 Layout of the thermocouples (a) plane figure (b) cross-section

#### 3.2 熱解析境界条件の設定

熱解析と応力解析には、CAPCAST® (「CAPCAST」は(株)CAPCASTの登録商標)、ADSTEFAN® (「ADSTEFAN」は(株)日立産業制御ソリューションズの登録商標)および

PERMAS (Intes GmbH 製)の各CAEソフトを使用した。実機による金型表面近傍での温度計測結果を基に、熱解析用境界条件をチューニングし、合わせ込みを行って解析精度の向上を図った。

#### 3.3 ヒートチェック(亀裂)と casting 条件との因果関係の確認

ヒートチェックによる亀裂長さや casting 条件の関係性について実機での結果と熱解析、構造解析との結果を比較し検証した。

今回検証に使用したヒートチェック評価用金型<sup>1)</sup>の外観を図4に示す。熱間工具鋼の汎用鋼種であるSKD61 (JIS)と高温強度と靱性を向上させた日立金属開発鋼種のDAC-MAGIC®とのヒートチェックによる亀裂進展性評価実験の結果を比較した。ヒートチェックは、初期亀裂発生までと亀裂が進展成長していく過程があるが、初期亀裂発生までのショット数についてはすでに寿命予測式<sup>2)</sup>を開発済みである。今回は、これとともに亀裂進展により成長する亀裂長さに着目し、CAE解析によるヒートチェック発生箇所の温度と応力、金型に生じた亀裂(進展)長さおよびそれが転写されて出現した製品部のバリ長さとの関係性について調査を行った。



図4 ヒートチェック実験用金型  
Fig. 4 Experimental die for heat check

### 4. 実験結果

#### 4.1 実験金型による温度計測

今回抽出した4条件を表1に示す。

深さ1.6 mmに設置した熱電対No.1で計測した casting 中の金型温度変化を図5に示す。また、熱電対No.1と、深さ2.6 mmの熱電対No.2、深さ4.6 mmの熱電対No.3、深さ8.6 mmの熱電対No.4、深さ14.6 mmの熱電対No.5の熱電対間で計測された温度差を距離で除した値を2点間の温度勾配として図6に示す。図5の条件A、条件B、条件Cでは、内部冷却の流量を少なく、距離を遠ざけ、冷却効率を低下させることにより表面近傍での温度は上昇するが、1サイクル中の温度変化は、小さくなる傾向を示した。一方、溶湯充填直後の温度勾配は小さくなるが、離型剤塗布時には負側に増大する傾向を示した。次に、外部冷却の影響を見るため、離型剤塗布時間(量)の異なる条件

Cと条件Dの比較では、離型剤塗布時間を長くし、外部冷却を強化することで温度はさらに低下する。特に、離型剤塗布直後の温度低下が顕著で、その後温度回復を示すことから、表面近傍では内部との温度逆転現象が生じているものと推察される。温度勾配からも条件Dでより大きな値を示すことが確認できる。従って離型剤塗布時間(外部冷却)を増やす場合、金型表面にはより大きな引張応力が発生することが推測される。

表 1 実験条件

Table 1 Casting conditions for die temperature measurement

| Casting condition        |       | A    | B   | C | D |
|--------------------------|-------|------|-----|---|---|
| Slow shot speed          | m/s   | 0.2  |     |   |   |
| Fast shot speed          | m/s   | 3    |     |   |   |
| Curing time              | s     | 7    |     |   |   |
| Cooling water flow rate  | ℓ/min | 5    | 3   | 0 |   |
| Lubricant spray time     | s     | 1    |     |   | 5 |
| Cooling channel distance | —     | Near | Far | — |   |

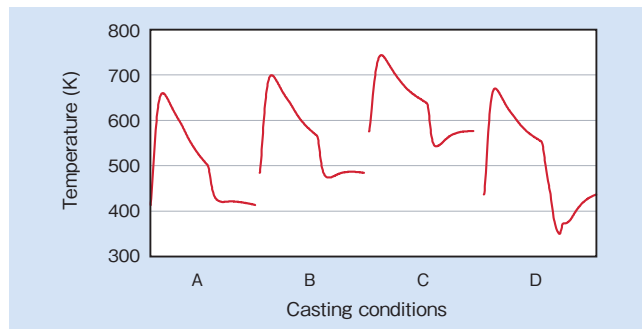


図 5 金型表面近傍の温度変化

Fig.5 Change of temperature near die surface

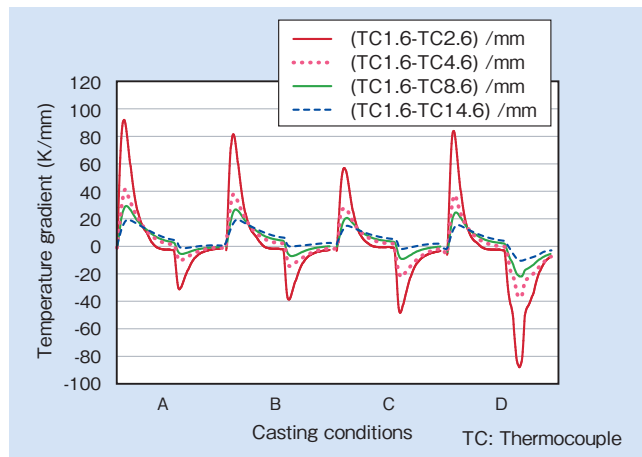


図 6 金型表面近傍の温度勾配の変化

Fig.6 Change of temperature gradient near die surface

#### 4.2 CAE 解析のための境界条件合わせ込み

ヒートチェックは、溶湯が接する金型表面に亀裂が発生する損傷である。表面近傍の応力分布を直接計測することが望ましいが、現状では不可能であるため、まずは金型表面近傍の温度分布を詳細に把握することが必要となる。ここでは、実験型での温度計測の後、CAEでの合わせ込みを行った。図7に、熱電対の径が異なる場合の測定結果を示す。

直径3mmの熱電対では、直径1mmの熱電対に対し応答が遅れる傾向を示した。また、高温側、低温側とも追従できず山側では低め、谷側では高めの値を示した。今回合わせ込みには、直径1mmの熱電対で計測した結果を採用した。

図8に実験との合わせ込みによる解析で得られた温度曲線を重ねて示す。

両者は良く一致し、現実の温度分布をCAEにより再現できることが分かった。これにより実測が難しい金型表面温度が図9に示すようにCAEで推定可能になった。

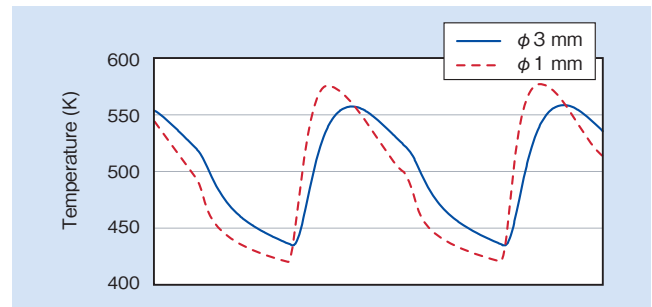


図 7 熱電対の違いによる金型温度測定値の差

Fig.7 Temperature change comparison of thermocouples of different diameters

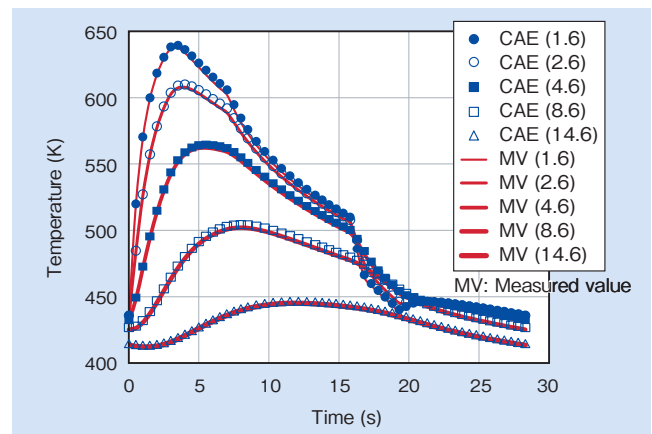


図 8 実験とシミュレーションによる温度推移の比較

Fig.8 Temperature change comparison between experimental results and calculation results

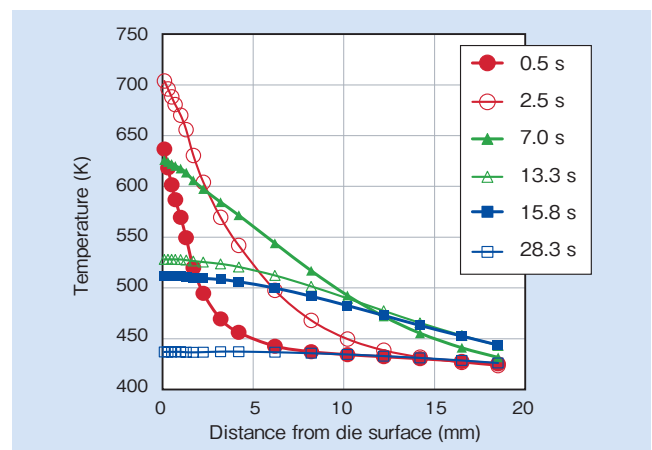


図 9 各時間における金型表面からの距離と温度の関係(計算値)

Fig.9 Relationship between distance from die surface and calculated temperature at set times



### 4.3 ヒートチェックと応力の関係

ヒートチェック実機評価に使用した金型のヒートチェック発生状況とアルミダイカスト試料におけるショット毎のバリ発生状況を図10に、最終的なヒートチェック長さと言長さの相関を図11に示す。ヒートチェック長さと言長さの間には高い相関関係があり、各ショットにおけるバリ長さを測定することにより、ヒートチェックの進展状況の推定が可能である。図12にバリ長さとショット数の関係をDAC-MAGICとSKD61の比較で示す。DAC-MAGICおよびSKD61両者ともショット数の増加とともに徐々にバリ長さが増加することがわかる。また、DAC-MAGICはSKD61に対してバリ進展が遅く、バリ長さ2 mmに達するまでのショット数がSKD61の約4倍であった。

図13に亀裂長さの測定方法を示す。亀裂の長さとして、金型表面から測定することができる長さAと破面観察により測定可能となる長さBが挙げられる。AおよびBの各亀裂長さを測定し、比較したところ、図14に示すように両者に相関性が認められた。このことにより、長さAの測定によって、亀裂深さの見積りが可能であることを確認した。

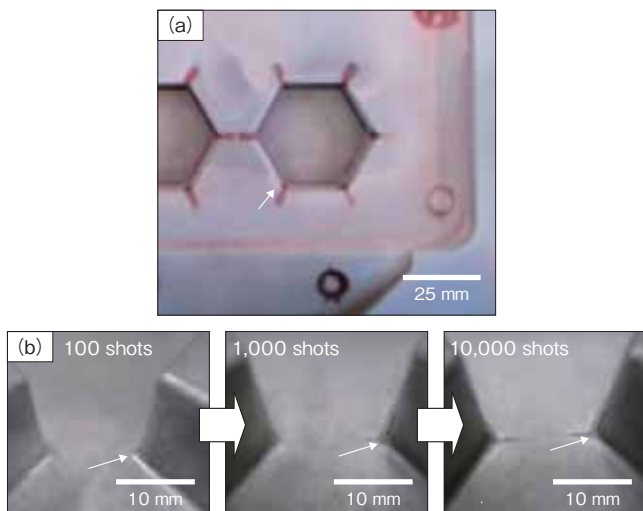


図10 ヒートチェック発生状況およびバリ進展状況 (a) 金型のヒートチェック発生状況 (b) アルミダイカストにおけるバリ発生状況  
Fig.10 Heat check occurrence conditions and burr progress conditions (a) heat check of die surface (b) burr progress

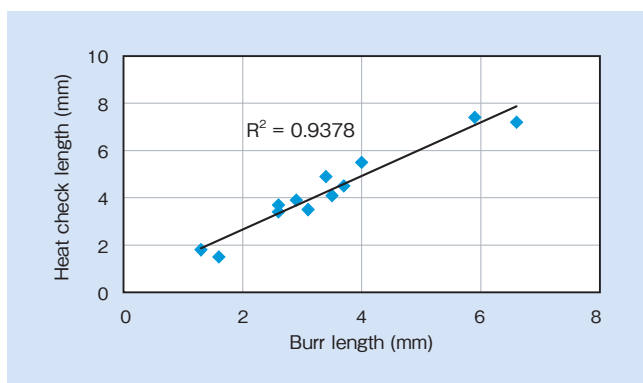


図11 ヒートチェック長さと言長さの関係  
Fig.11 Relationship between heat check length and burr length

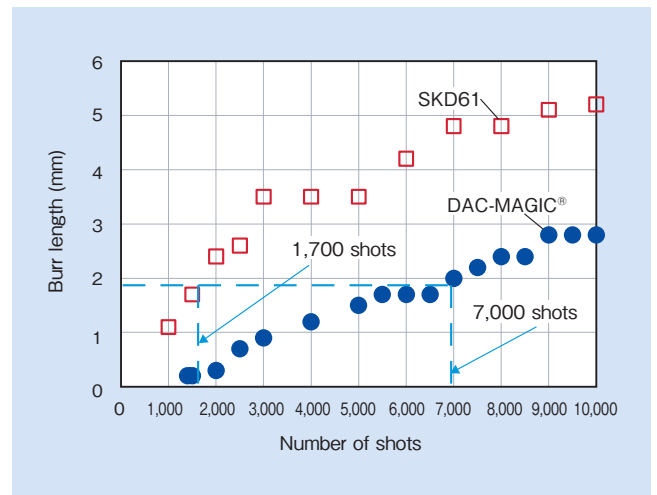


図12 バリ長さとショット数の関係 (DAC-MAGIC®とSKD61の比較)  
Fig.12 Relationship between burr length and number of shots (comparison between DAC-MAGIC® and SKD61)

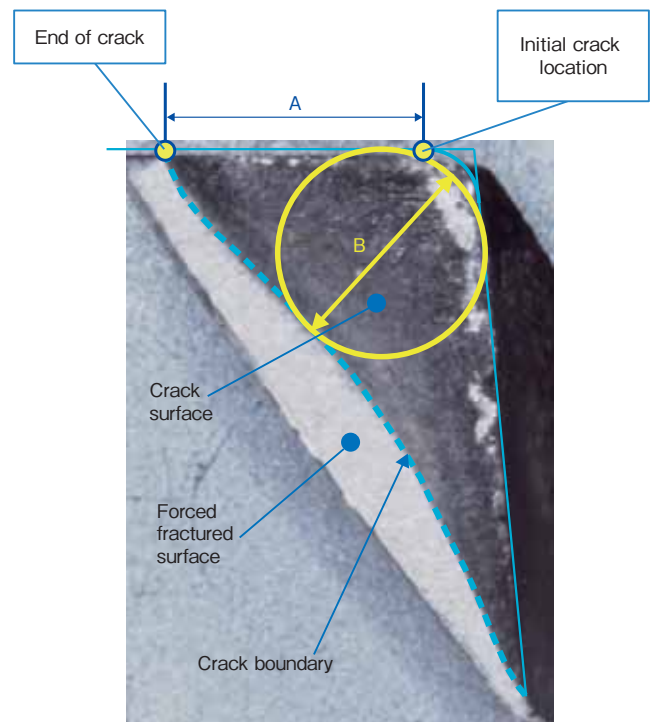


図13 ヒートチェック長さの測定方法  
Fig.13 Heat check length measurement method

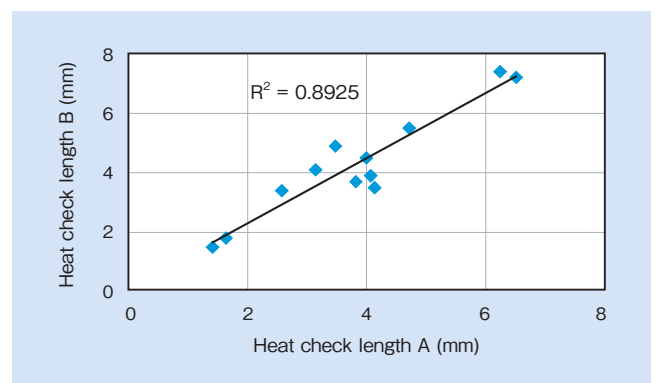


図14 ヒートチェック長さAとBの相関  
Fig.14 Relationship between heat check length A and B

亀裂進展を CAE で計算する手法は種々提案されているが、ダイカスト金型の亀裂進展を解析した事例はほとんど見られない。今回は、初期亀裂が生じる表面の応力に着目して亀裂進展の評価を試みた。図 15 に、ダイカスト工程 1 サイクル中の各亀裂発生部位の金型温度推移を、図 16 に 1 サイクル中の最高温度および最低温度における金型の表面および断面の温度分布を示す。鋳造 CAE で求めた金型の温度分布をマッピングし、構造 CAE で熱応力解析を行った。

図 17 に部位ごとに発生する熱応力と亀裂長さを各々プロットしたグラフを示す。両者を比較すると、熱応力は部位によらずほぼ一定の値を示しているのに対し、亀裂長さは部位ごとに差異が認められた。亀裂長さの相関は認められず、熱応力のみを求めただけでは亀裂長さの予測はできないことがわかった。

次に、鋳造圧力のみ負荷した場合の構造解析をアッセンブリモデルにより行った。図 18 に金型の表面応力分布を示す。また、図 19 に示す各視点および断面での金型の変

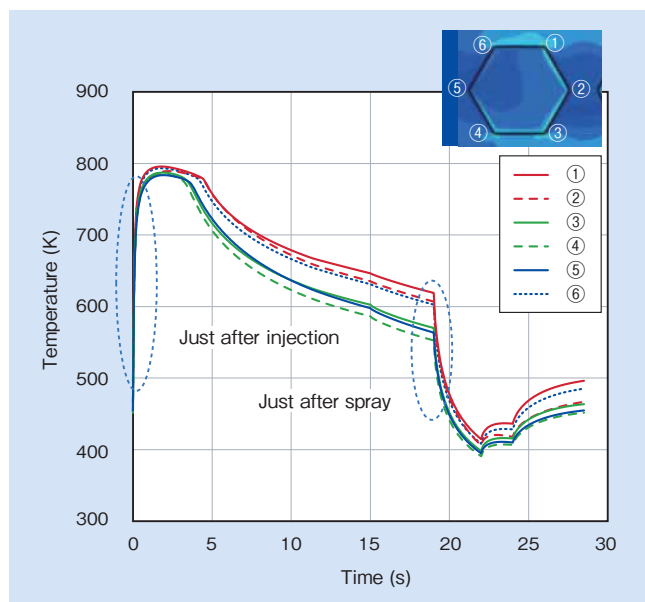


図 15 鋳造 CAE による 1 サイクル工程でのコーナー部の金型温度変化  
Fig. 15 Die temperature change at the corner edge during one cycle process, calculated by CAE

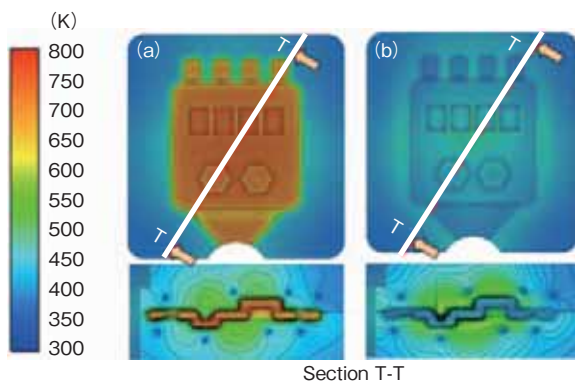


図 16 表面と断面の温度分布 (a) 最高温度 (b) 最低温度  
Fig. 16 Surface and cross-section temperature distribution  
(a) maximum temperature (b) minimum temperature

形状況を図 20 に示す。各コーナーに発生した応力に差異が生じていることを確認した。

図 21 に部位ごとに発生する熱応力、鋳造圧力により発生する応力および亀裂長さを各々プロットしたグラフを示す。熱応力は部位ごとの差はほとんど認められなかったが、鋳造圧力により発生する応力は部位ごとに差が見られ、この差は各部位の亀裂長さとの相関が認められた。このことから、亀裂長さは、熱応力のみではなく、鋳造圧力などによる機械的負荷により発生した応力も影響していると考えられる。鋳造圧力による金型の変形については、部材の剛性に負うところが大きい。また、同じ形状であっても配

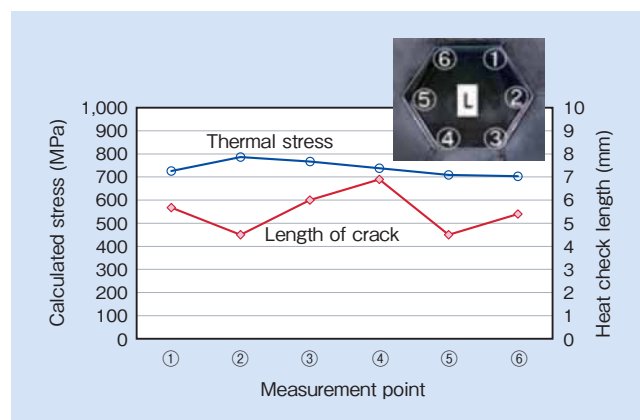


図 17 六角形状コーナー部に発生した熱応力と亀裂長さとの関係  
Fig. 17 Relationship between crack length and thermal stress at corners of hexagonal shape

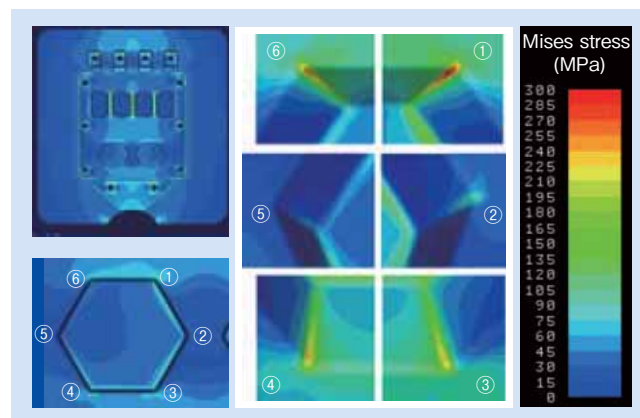


図 18 ミセス応力の分布  
Fig. 18 Structural analysis of Von Mises stress distribution

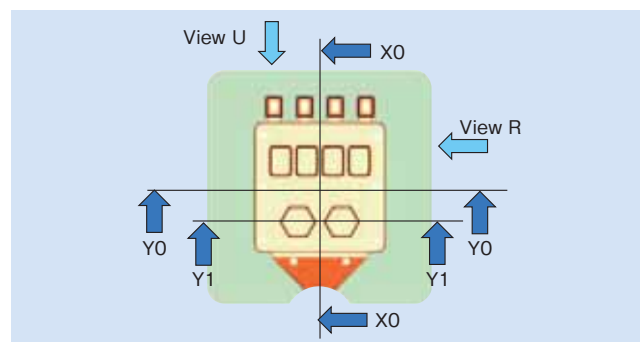


図 19 断面指示図  
Fig. 19 Cross-section indication diagram

置によっては変位による荷重の入力値が異なる。熱負荷による差異がそれほどないにもかかわらず、 casting 圧力と亀裂長さの関係性がより強く見られたのは、金型の変形によって亀裂部が押し広げられる状況に差があったためではないかと推察する。

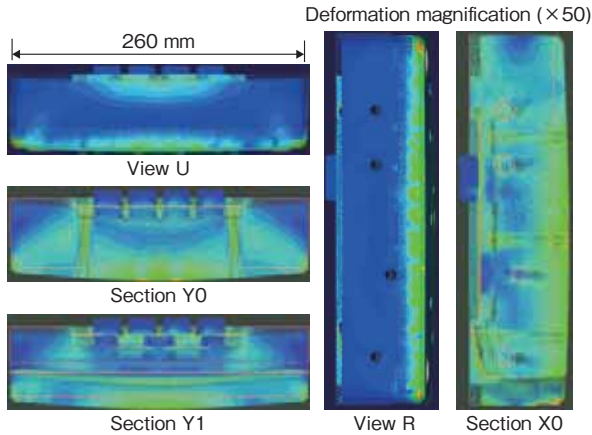


図20 断面変位モード  
Fig. 20 Deformation mode of cross-section

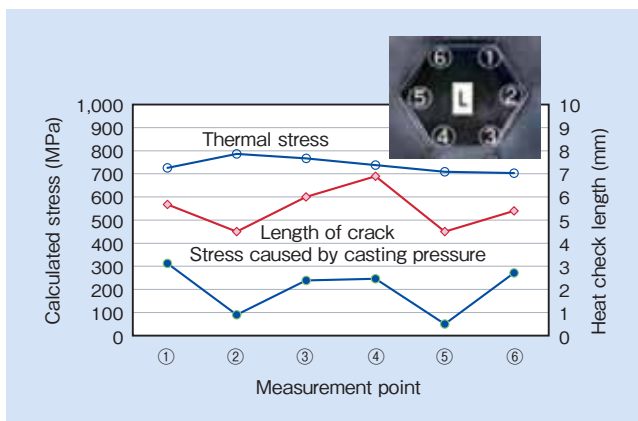


図21 六角形状コーナー部に発生した応力と亀裂長さとの関係  
Fig. 21 Relationship between crack length and stress at corners of hexagonal shape

## 5. 結 言

ダイカスト金型の表面に発生する損傷の代表的な事例として、ヒートチェックの亀裂長さに着目してCAE適用の検討を行った。今回の検討により得られた事項は、以下の通りである。

- (1) 板形状実験型での温度計測により、 casting 条件(冷却水量、位置、離型剤塗布時間)の差異による金型キャビティ表面近傍の温度変化と温度勾配を把握した。
- (2) 板形状実験型での温度計測結果を基に、CAEで使用する境界条件を探索し、合わせ込みを行って決定した。
- (3) 金型冷却時間を短くするために離型剤塗布時間を増やすと、金型表面から内部に向けて負の熱勾配が発生する。冷却条件、塗布条件によっては casting 中の最大応力に近いレベルとなり、亀裂の進展を加速すると考えられる。

(4) ヒートチェックの亀裂長さとの関係を調べた結果、今回着目した六角形状コーナー部の亀裂長さとの casting 圧力も加味した応力との間に関係性が認められた。これは、金型の剛性によっても影響を受けるものと推察する。

金型の寿命は予定した命数を全うすることが求められており、リスクを回避するための予測手法を持つことは意義がある。今後も、寿命予測の精度向上に取り組んでいく。

## 引用文献

- 1) 小畑克洋, 他: ダイカスト金型損傷に及ぼす金型材料および使用条件の影響, 日本ダイカスト会議論文集, JD12-03 (2012).
- 2) M. Nagasawa, et al.: Prediction of Life to Thermal Fatigue Crack Initiation of Die Casting Dies, International Conference on Tooling, 5<sup>th</sup> (1999), p.225.



小畑 克洋  
Katsuhiko Obata  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
安来工場  
技術士(金属部門)



長澤 政幸  
Masayuki Nagasawa  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
安来工場  
技術士(金属部門)



田村 庸  
Yasushi Tamura  
日立金属株式会社  
高級金属カンパニー  
技術部  
技術士(金属部門)



中道 義弘  
Yoshihiro Nakamichi  
日立金属株式会社  
高級機能部品カンパニー  
素材研究所

# Nd-Fe-B 系磁石の二粒子粒界相が保磁力に及ぼす影響

## Influence of Intergranular Grain Boundary Phases on Coercivity in Nd-Fe-B-based Magnets

西内 武司\*  
Takeshi Nishiuchi

孝橋 照生\*\*  
Teruo Kohashi

北川 功\*\*  
Isao Kitagawa

菅原 昭\*\*  
Akira Sugawara

山本 浩之\*\*  
Hiroyuki Yamamoto

Dy などの重希土類に依存しない Nd-Fe-B 系焼結磁石の高保磁力化に向け、二粒子粒界相が保磁力に及ぼす影響について解析した。スピン偏極走査電子顕微鏡 (スピン SEM) 測定の結果から、一般的な Nd-Fe-B 系焼結磁石の二粒子粒界相は強磁性で磁化の大きさが 0.4 T 程度であることがわかった。マイクロマグネティクス計算の結果から、磁化反転の伝播に影響を及ぼす Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 結晶粒間の磁気結合は、二粒子粒界相の厚さと磁化の双方に強く依存すること、ならびに、粒界相の磁化が高くなると保磁力が低下することが示された。

To determine how to increase the coercivity of Nd-Fe-B-based sintered magnets without the use of heavy rare earths such as Dy, the influence of intergranular grain boundary (GB) phases on coercivity was studied. Spin-polarized scanning electron microscopy (spin SEM) revealed that GB phases in conventional Nd-Fe-B-based sintered magnets are ferromagnetic, and their magnetization is around 0.4 T. Micromagnetics simulations showed that magnetic interaction between adjacent Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B grains, which affects the propagation of magnetization reversal, strongly depends on both the thickness and magnetization of GB phases, and that coercivity decreases if the magnetization of GB phases increases.

● Key Word : Nd-Fe-B 系磁石, スピン偏極走査電子顕微鏡, マイクロマグネティクス計算

● Production Code : Nd-Fe-B magnet NEOMAX®

● R&D Stage : Research

## 1. 緒言

Nd-Fe-B 系焼結磁石<sup>1)</sup> (日立金属製品名: NEOMAX<sup>®</sup>) は、1982 年に発明されて以来、その高い磁気特性によりハードディスクドライブ (HDD: Hard Disk Drive) のボイスコイルモーター (VCM: Voice Coil Motor) や各種回転モーター、産業機械用のリニアモーター、空調機のコンプレッサモーター、電動パワーステアリング (EPS: Electric Power Steering) やハイブリッド自動車 (HEV: Hybrid Electric Vehicle) の駆動用モーターなど、その適用製品を拡大しながら生産量を増加させてきた。適用範囲拡大のため、Dy や Tb などの重希土類を添加した高保磁力 ( $H_c$ ) 材が開発されてきたが、これらの元素は、地殻存在比が小さく、かつ産出地が限定されているため、調達リスクが存在する。したがって、これらの使用量を低減しつつ高保磁力化できる技術開発が強く望まれている。その材料設計指針

を決定する上で、Nd-Fe-B 系焼結磁石の保磁力支配要因を解明することは非常に重要である。

日立金属と株式会社日立製作所研究開発グループ (以下、日立製作所) は、Nd-Fe-B 系焼結磁石の保磁力支配要因解明に向けたさまざまな研究を共同で進めてきた。特に、日立製作所は、磁気記録媒体などの磁気デバイスに関する研究を通じて確立した独自の計測技術やシミュレーション技術を保有しており、これらを磁石に応用することで、保磁力支配要因の解明が進展することが期待される。本稿では、2つの主相 (Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B 相) 結晶粒間に挟まれた薄い相 (二粒子粒界相) に着目した研究として、スピン偏極走査電子顕微鏡 (spin SEM: Spin-Polarized Scanning Electron Microscopy, 以下スピン SEM と呼ぶ) による二粒子粒界相の磁化の直接計測<sup>2)</sup>、ならびに、マイクロマグネティクス計算による、二粒子粒界相の厚さや磁性が磁化反転挙動に及ぼす影響の解析の2つについて述べる。

\* 日立金属株式会社 磁性材料カンパニー  
\*\* 株式会社日立製作所 研究開発グループ

\* Magnetic Materials Company, Hitachi Metals, Ltd.  
\*\* Research & Development Group, Hitachi, Ltd.

## 2. Nd-Fe-B 系磁石の保磁力発現機構に関する従来研究

古典的な解釈に基づく磁石の保磁力発現機構は、① Stoner-Wohlfarth の一斉回転モデルに代表される単磁区粒子型、②核生成型、③ピニング型の3種類に大別され、初磁化曲線の形状から、Nd-Fe-B 系焼結磁石は核生成型であると理解されてきた<sup>1)</sup>。核生成型の保磁力発現機構では、主相結晶粒の最外郭部のような、局所的に磁気異方性が低下している部分を起点として磁化反転の核が生成し、これが容易に材料内に伝播することによって磁化反転が進行するという描像で説明され、保磁力 ( $H_{CJ}$ ) は近似的に反転核が生成する逆磁界の大きさ ( $H_N$ ) で記述される。この考えに基づくと、主相の局所的な異方性磁界 ( $H_A$ ) の低下を抑制できれば、反転核の生成が抑制されて保磁力が向上すると解釈される。

Nd-Fe-B 系焼結磁石の典型的な微細組織 (断面の反射電子像) を図1に示す。主相である  $Nd_2Fe_{14}B$  相と「Nd リッチ相」あるいは「粒界相」と一括して呼ばれている複数種の相から構成されている。ここで、Nd リッチ相は、二粒子粒界と粒界三重点 (3つ以上の主相結晶粒に取り囲まれた領域) の2つに大別することができる。核生成型の保磁力機構に着目した Nd-Fe-B 系焼結磁石の研究として、粒界相が主相の最外郭部の磁気異方性に与える影響に関する議論が進められてきた。例えば、Fukagawa らは、機械加工によって最表面結晶粒の保磁力を失った Nd-Fe-B 系焼結磁石表面にスパッタリング法で金属 Nd や Nd 酸化物の膜を形成するモデル実験を行い、主相と接する Nd リッチ相の種類によって、主相最外郭部の約 1 nm の領域の結晶性が変わり、これが磁化反転に影響を与えることを指摘している<sup>3)</sup>。また、Vial らは、低加速電圧の走査電子顕微鏡 (SEM) を用いた観察により、Nd-Fe-B 系焼結磁石の保磁力向上のために一般的に適用される 500°C 近傍での熱処理 (しばしば「時効処理」と呼ばれる) で二粒子粒界相が形成されることを明瞭に示したが、このとき形成された二粒子粒界相が主相と平滑な界面を形成することが低温熱処理による高保磁力化に寄与しているという、従来の考えを踏襲した考察を行っている<sup>4)</sup>。

一方、Nd-Fe-B 系磁石は多結晶のバルク体であり、保磁力の支配要因を解明するためには、ある結晶粒で起こった磁化反転が、周囲の結晶粒にどのように伝播していくかを理解することが重要であると考えられる。このような観点で、Takezawa らは、Nd-Fe-B 系焼結磁石に対して、Kerr 効果顕微鏡を用いた磁界中その場磁区観察と画像解析を組み合わせた検討を行い、磁化反転が隣り合った複数の結晶粒に渡って起こるとともに、すでに反転した結晶粒の周囲の結晶粒が磁化反転しやすいこと、磁化反転の伝播が、磁石の容易磁化方向に平行な方向に起こりやすいことを示し、粒界相における磁壁のピニングと関連付けて議論するとともに、静磁気的な相互作用 (磁気双極子相互作用) と交換相互作用の双方を考慮する必要性を示している<sup>5)</sup>。い

ずれの相互作用を議論するにせよ、このような磁化反転の伝播に対する二粒子粒界相の影響は大きいと考えられる。

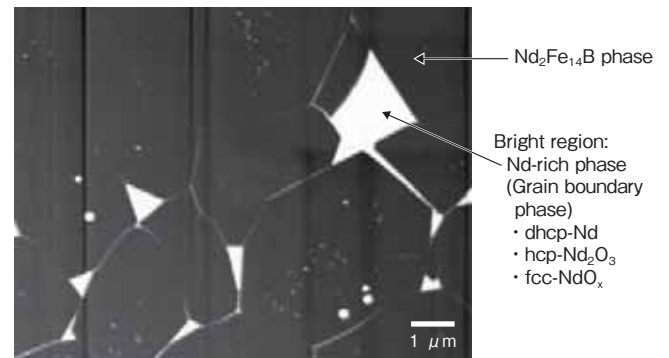


図1 Nd-Fe-B 系焼結磁石断面の反射電子像  
Fig. 1 Cross-sectional backscattered electron image of Nd-Fe-B-based sintered magnet

ここで、二粒子粒界相の組成に着目すると、Nd-Fe-B 三元系状態図の 665°C 近傍に存在する三元共晶反応 ( $Liq. \rightleftharpoons Nd_2Fe_{14}B + Nd_{1+x}Fe_4B_4 + Nd$ ) や粒界三重点の組成解析から、二粒子粒界相は Nd に富んだ常磁性相で、これにより、主相間の磁気的な結合が分断されていると長年考えられてきた。例えば、Fidler らは、Nd と低融点の液相合金を形成する Cu, Al, Ga などにより、主相 - 液相間の濡れ性が改善され、主相間の磁気的な結合を分断可能な二粒子粒界相が生成すると指摘している<sup>6)</sup>。また、Vial らの研究<sup>4)</sup>でも、低温熱処理にともなう二粒子粒界相の形成により、その両側にある主相が磁気的に分断されると解釈されている。二粒子粒界相は厚さが数 nm しかなく、組成に関する知見を得ることが長年困難であったが、Sepehri-Amin らは、三次元アトムプローブを用いて二粒子粒界相の組成分析に成功した。得られた組成は Fe 濃度が 66% と高く、この組成のアモルファス薄膜が強磁性であることから、実際の磁石中の二粒子粒界相は強磁性で、主相粒子間の磁気的な分断が不十分であることを指摘している<sup>7)</sup>。

これら一連の研究経過を踏まえると、二粒子粒界相の厚さと磁性の2つの要因が磁化反転の伝播に与える影響を把握することが、Nd-Fe-B 系焼結磁石の保磁力支配要因を明らかにする上で重要であると考えられる。

## 3. スピン SEM による二粒子粒界相の磁化測定<sup>2)</sup>

Sepehri-Amin らの研究結果<sup>7)</sup>を踏まえると、結晶粒間の磁化反転の伝播などを議論するためには、二粒子粒界相の磁化を考慮する必要がある。彼らは、モデル薄膜から磁化の値を推定したが、実際の Nd-Fe-B 系焼結磁石中の二粒子粒界相の磁化を直接測定することができれば、隣り合った結晶粒間がどの程度磁気的に分断されているかについての知見が得られる。そこで、日立製作所で独自に開発した磁化測定用の電子顕微鏡であるスピン SEM を用いて、粒界相における磁性の直接計測の検討を行った。

### 3.1 スピン SEM の原理<sup>8, 9)</sup>

スピン SEM の測定原理を図 2 に示す。試料に電子線を照射すると二次電子が放出されることは一般的な SEM と同様である。このうちごく浅い領域 (約 1 nm) から放出される二次電子は材料内のスピン偏極 (いわゆる「スピンの向きの偏り具合」) の情報を保持しているが、スピン SEM はこれを「モット検出器」と呼ばれるスピン検出器で検出することにより、スピン偏極をベクトル情報として得ることができる。電子線をプローブとしているので、高い空間分解能を有する。その適用例として、水素化-不均化-脱水素-再結合 (HDDR: Hydrogenation Disproportionation Desorption Recombination) 法で得られた、サブミクロンサイズの結晶粒を有する Nd-Fe-B 系磁石の初磁化過程において、磁化 (着磁) の進行が粒界近傍で妨げられることが、スピン SEM を用いて明確に示された<sup>10)</sup>。

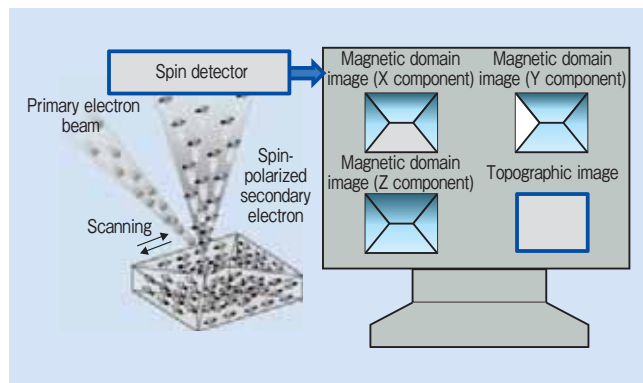


図 2 スピン SEM の原理図  
Fig.2 Schematic illustration of spin SEM principle

### 3.2 スピン SEM を用いた磁化評価手法の検討

スピン SEM は高分解能であるという特長を有するが、典型的な二粒子粒界相の厚さは 2 nm 程度とスピン SEM の空間分解能 (約 10 nm) よりもさらに小さく、かつ、粒界相の両側に存在する主相の磁化が高いため、磁石の断面観察から二粒子粒界相の磁化の情報を取り出すことは困難である。また、粒界相は粒内以上に酸化の影響を受けやすく、この部分のみを局所的に取り出して評価することも難しい。

日立金属は、過去に Nd-Fe-B 系焼結磁石の破断面には二粒子粒界相が露出している領域が多いことに着目し、マイクロオージェ電子分光法 ( $\mu$ -AES: Micro Auger Electron Spectroscopy) を用いた二粒子粒界相の元素分析を行っている<sup>11)</sup>。今回、この手法をスピン SEM に適用した二粒子粒界相の磁化の測定を試みた。

測定方法の模式図を図 3 に示す。まず、超高真空チャンバー内において Nd-Fe-B 磁石試料を機械的に破断する。大部分の領域は粒界部分で優先的に破断され、残った試料片の表面には二粒子粒界相が露出する。実際に、本研究に用いた試料の破断面において、粒界相に偏析することが知られている Cu を  $\mu$ -AES により確認した。スピン SEM では、ごく浅い領域 (約 1 nm) からのみのスピン偏極の情

報が検出されるため、2 nm 程度の厚さしかない二粒子粒界相でもスピン偏極度 (磁化) の情報を取得することができる。ここで、二次電子のスピン偏極度は試料表面の形状に依存しないため、表面モフォロジーの影響を受けることなく、破断面のような凹凸のある試料表面でも磁化の評価が可能である。

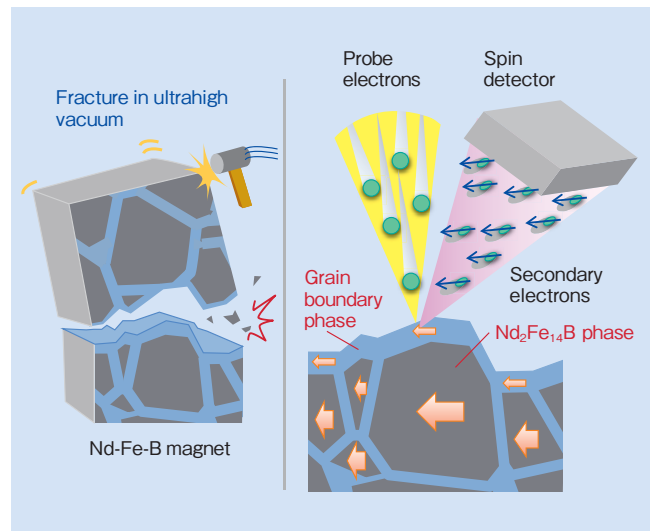


図 3 スピン SEM による二粒子粒界相の磁化測定方法  
Fig.3 Schematic illustration of experimental technique to measure magnetization at grain boundary phases using spin SEM

しかしながら、粒界相は薄く、また破断直後に表面に露出した粒界相の正確な厚さが把握できないため、スピン SEM の検出深さよりも薄い、すなわち、粒界相の下に存在する主相からのスピン偏極度の情報が測定初期から重畳している可能性がある。そこで、その影響を取り除くため、真空チャンバー内で破断した直後にスピン SEM 測定を行い、その後、表面をミリングすることにより少しずつ粒界相を除去して、その度ごとにスピン SEM 測定を行い、ミリング量と検出される二次電子のスピン偏極度の関係を調べた結果、試料の表面状態に対応して図 4 に示すような 2 種類のデータが得られた。露出している粒界相が十分厚い領域では、図 4 (b) (I) のようなデータが得られる。すなわち、ミリング初期は、図 4 (a) ①の状況に対応し、スピン偏極度は、粒界相のみからの寄与となって、ミリング時間に対して一定の値を取る。その後、図 4 (a) ②の状況になると、スピン偏極度は主相からの成分の増加に対応した変化を示す。さらにミリングを進め、図 4 (a) ③のように粒界相が完全に除去されると、スピン偏極度は主相からのみの寄与となり、高い値で一定となる。一方、破断で露出する粒界相の厚さが不十分な場合には、図 4 (b) (II) に示すように、ミリング初期から図 4 (a) ②の状況に対応した変化を示すことから、粒界相の磁化の解析には適さないと考えられる。よって、得られたデータのうち、図 4 (b) (I) のような変化を示すデータを解析の対象とした。

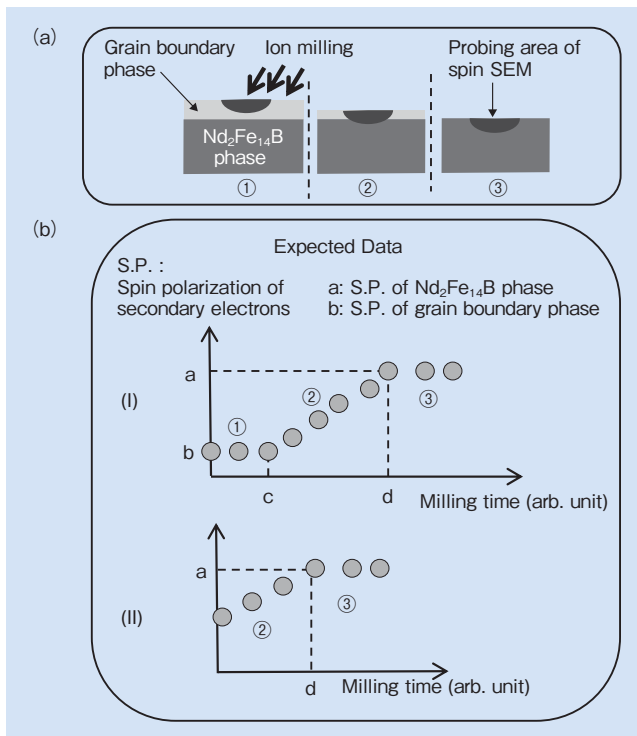


図4 (a) ミリング過程において想定される試料表面状態 ①破断直後(二粒子粒界相厚さ>スピンSEMの検出深さ) ②ミリング途中(二粒子粒界相厚さ $\leq$ スピンSEMの検出深さ) ③さらにミリングが進み、完全に二粒子粒界相が除去された状態 (b) 破断直後の粒界相厚さが (I) 十分な場合と、(II) 十分でなかった場合に期待されるミリング時間と検出される二次電子スピン偏極度の関係<sup>2)</sup>

Fig. 4 (a) Assumed sample condition during the ion milling process: ① Just after the magnet fractures (the grain boundary phase is thicker than the spin SEM probing depth), ② in the course of the ion milling proceeding (the grain boundary phase is thinner than or equal to the spin SEM probing depth), and ③ ion milling proceeding for long enough to eliminate the grain boundary phase completely. (b) The expected data (correlation diagram) of the obtained spin polarization and length of milling time is as in (I). However, if the initial grain boundary phase at the fractured surface is not thick enough, the condition described in ① is not assumed, and the data obtained should be as in (II)<sup>2)</sup>.

[Reproduced with permission from ref.2. Copyright 2014, AIP Publishing LLC.]

### 3.3 Nd-Fe-B 系焼結磁石の解析結果および考察

前節で説明した手法を、Dy フリー Nd-Fe-B 系焼結磁石 ( $B_r=1.42$  T,  $H_c=937$  kA/m) に適用した。 $10^{-8}$  Pa 以下の超高真空となっているスピンSEMのチャンバー内で磁石を破断し、その直後に破断面を撮影した磁区像を図5 (a) に示す。白黒のコントラストは、磁石の容易磁化方向に沿ったスピン偏極度成分を示している。中央部付近の破線で囲った部分に白黒の強いコントラスト(スピン偏極度:大)が観察されるが、これは、主相粒内で破断した領域の磁区コントラストに対応している。

一方、観察領域の大部分は弱いコントラスト(スピン偏極度:小)となっている。この領域をアルゴンイオンミリングを用いて数 nm エッチングした後のスピン偏極像を図5 (b) に示す。図5 (a)と比較するとコントラストが強い領域が増加している。これらの結果から、図5 (a) の大

部分に見られるコントラストの弱い部分はスピン偏極度の小さい(すなわち、主相よりも低磁化の)粒界相で被覆されており、これがミリングによって徐々に除去されることで、図5 (b) に示すような、主相からのスピン偏極成分に対応したコントラストが観察されると考えられる。

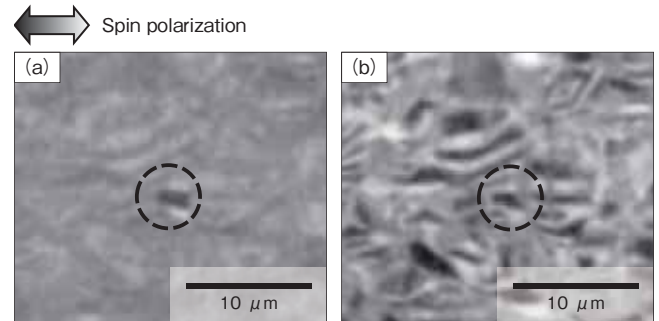


図5 Nd-Fe-B 系焼結磁石破断面のスピンSEM像 (a) 破断直後 (b) 表面ミリング後<sup>2)</sup>

Fig. 5 Spin SEM images of the fractured surface of an Nd-Fe-B based sintered magnet (a) just after fractured (b) after ion milling of the fractured surface<sup>2)</sup>

[Reproduced with permission from ref.2. Copyright 2014, AIP Publishing LLC.]

Nd-Fe-B 系焼結磁石の試料を破断した後、ミリングを施しながら順次取得したスピンSEM像を図6 に示す。ミリング速度は約0.1 nm/分である。なお、本検討ではミリングに用いたアルゴンイオンビームが試料の基準面より45°の角度で入射されるため、凹凸を有する破断面のすべてが均一にエッチングされない点に留意する必要がある。図6 (a) は一般的な二次電子像(形状像)であるが、結晶粒サイズはおおよそ数ミクロンで、この写真の視野には10個以上の結晶粒が含まれていることがわかる。図6 (a) (b) においてA およびB で示した領域のミリング量とスピン偏極度の関係を図7 に示す。ここでは、図6 で示したミリング時間以外のデータも加えた。A, B 双方の領域とも、ミリング初期にスピン偏極度がほぼ一定になっていることから、粒界相が十分厚い領域であると解釈される。これらの領域から求めた粒界相のスピン偏極度は、主相の値に対して、A は  $34 \pm 3\%$ 、B は  $29 \pm 3\%$  となっていることがわかった。なお、スピンSEM測定では主として3d電子のスピン偏極度を検出しており、本試料における4f電子の寄与は上記の値に入っていない。Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>Bの磁化に対する3d電子の寄与分をY<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>Bの飽和磁化(1.41 T)から見積もり、今回の測定点で得られたスピン偏極度の結果を粒界相の磁化の値に変換すると、A は  $0.48 \pm 0.05$  T、B は  $0.41 \pm 0.05$  T となった。このことから、二粒子粒界相は強磁性で、かつ、主相間の磁気的な結合を議論する上で無視できない大きさであることが明らかになった。

なお、Nd-Fe-B 系焼結磁石中の二粒子粒界相が強磁性であることは、本研究とはほぼ同じ時期に軟X線磁気円二色性(軟X線MCD: Soft X-ray Magnetic Circular Dichroism)<sup>12)</sup>や電子線ホログラフィー<sup>13)</sup>でも確認されている。

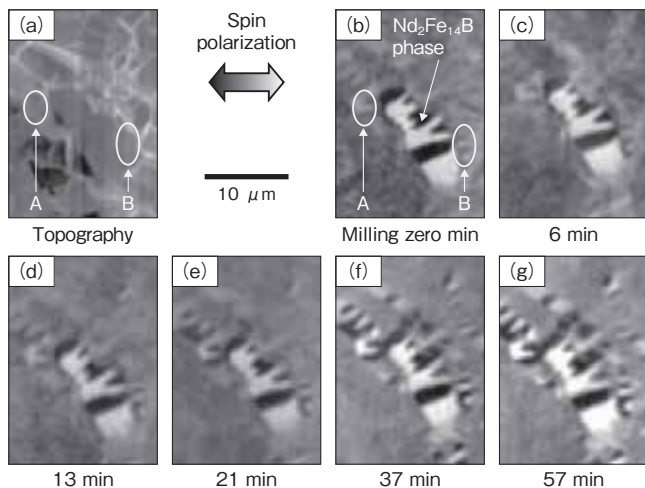


図6 Nd-Fe-B系焼結磁石破断面のスピンSEM像 (a)形状像 (b-g)各ミリング段階の磁区像<sup>2)</sup>

Fig.6 Spin SEM images of the fractured surface of an Nd-Fe-B-based sintered magnet (a) topography image and (b-g) after argon ion milling of the fractured surface at different times<sup>2)</sup>

[Reproduced with permission from ref.2. Copyright 2014, AIP Publishing LLC.]

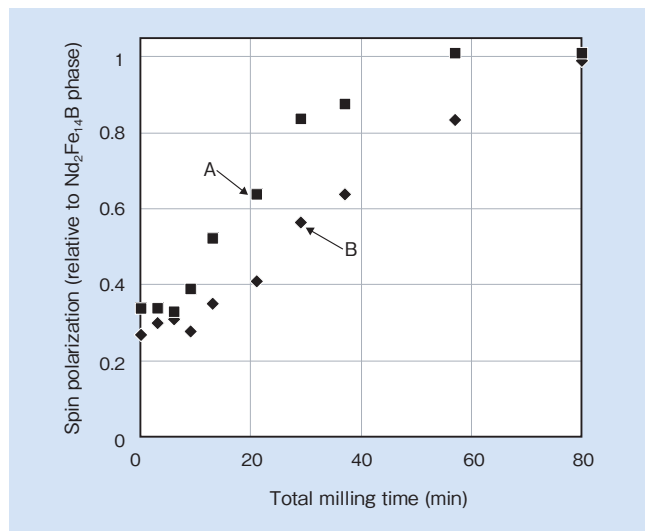


図7 図6で示したA、Bの領域における、ミリング時間と検出された二次電子のスピン偏極度の関係<sup>2)</sup>

Fig.7 Relationship between total milling time and detected spin polarizations in the areas marked A and B in the images in Fig.6<sup>2)</sup>

[Reproduced with permission from ref.2. Copyright 2014, AIP Publishing LLC.]

#### 4. マイクロマグネティクスシミュレーションによる磁化反転挙動解析<sup>15)</sup>

磁気双極子相互作用は電磁気学的な相互作用であり、主相間の距離、すなわち、粒界相の厚さや、主相の磁化容易方向とどのような位置関係あるかに依存すると考えられる。さらに、粒界相が強磁性であることは、磁気双極子相互作用に加え、交換相互作用の影響も考慮する必要があることを示している。これら粒界相の厚さや磁性が、複数の結晶粒にわたる磁化反転の伝播に与える影響を現象論として把握することは、保磁力を向上させる指針を見出す上で重要であるが、実験的に粒界相の厚さや磁性のみを変えた

試料を作製して解析を行うことは容易ではない。一方、計算機によるシミュレーションは、材料中の特定のパラメータのみを変えて現象を解析することができ、適切なモデルを設定することができれば、本質的な理解をする上で極めて有効であると考えられる。

日立製作所では、これまで磁気記録媒体などの分野でLLG (Landau-Lifshitz-Gilbert) 方程式に基づくマイクロマグネティクス計算 (以下「LLG 計算」と呼ぶ) を適用し、磁化反転機構を解析してきた実績がある。この技術を磁石材料に展開するためにはより大規模な計算を行う必要があるが、同社では、並列グラフィックスプロセッシングユニット (GPU: Graphic Processing Unit) などのハードウェアと、有限要素法を利用した大規模LLG 計算技術<sup>14)</sup>などのソフトウェアの両面で基盤技術の強化を行い、日立金属と連携してNd-Fe-B系焼結磁石の磁化反転挙動解析を進めている。以下に結果の一例を示す。

#### 4.1 二つの結晶粒で構成されるモデルを用いた磁気結合エネルギーの計算<sup>15)</sup>

はじめに、粒界相の幅や磁化の大きさによって、隣り合った結晶粒間の磁気結合の強弱がどう変化するかを調べるため、図8に示すように、2つのNd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B結晶粒の間に粒界相が配置されたモデルを設定し、結晶粒の磁化容易軸に対して垂直な面 (磁化の直列結合) と平行な面 (磁化の並列結合) のそれぞれについて、粒界相を介して結晶粒間に働く磁気結合の強さ (磁気結合エネルギー) を計算した。このとき、計算に用いた磁性パラメータとしては、Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B相の飽和磁化 $J_s$ を1.6 T、結晶磁気異方性エネルギー $K_u$ を4.5 MJ/m<sup>3</sup>、交換ステイフネス係数 $A$ を12.6 pJ/mとした。一方、二粒子粒界相は $J_s$ を0, 0.2, 0.4, 0.65 Tのいずれかに設定し、 $K_u$ はゼロ、 $A$ は $J_s$ の値に対応した形で0, 0.2, 0.8, 2.0 pJ/mと設定した。ここで、磁気結合エネルギー $E_{int}$ は、以下の式、

$$E_{int} = \left| E_d^{\text{反平行}} - E_d^{\text{平行}} \right| \quad (1)$$

$$E_d^{\text{反平行}} = -\frac{1}{2} \int_V M \cdot H_d dV \quad (2)$$

(2つの主相の磁化の向きが反平行 (逆向き) の場合)

$$E_d^{\text{平行}} = -\frac{1}{2} \int_V M \cdot H_d dV \quad (3)$$

(2つの主相の磁化の向きが平行 (同じ向き) の場合)

すなわち、粒界相を挟んだ2つの結晶粒の磁化の向きが反平行のときと平行のときのエネルギーの差分で定義した。2つの結晶粒が完全に磁氣的に孤立している (2つの結晶粒間の磁氣的相互作用が全くない) 場合は、2つの結晶粒の磁化の向きが平行でも反平行でもエネルギーは変わらない、すなわち、 $E_{int}=0$ である。そして、 $E_{int}$ が大き



なるほど、磁化の向きが平行になるほうがより安定になるが、これはひとつの結晶粒が磁化反転したときに、隣の結晶粒への磁化反転の伝播が起こる(2つの結晶粒の磁化反転が連動して起こる)ことと関連している。

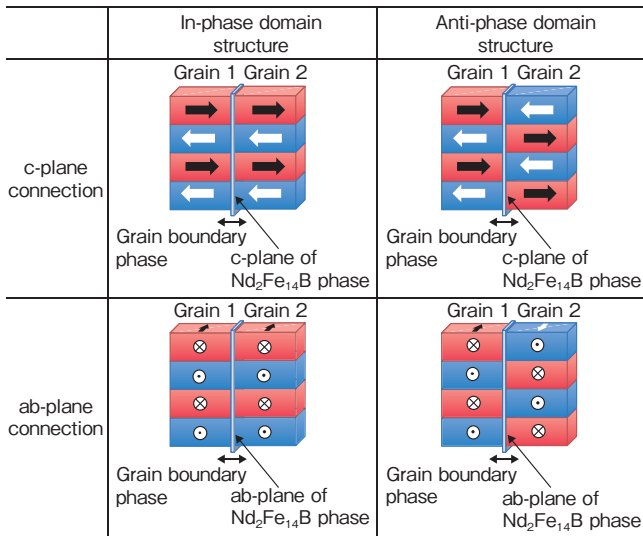


図8 磁気結合エネルギー計算に用いたモデル

Fig. 8 Schematic illustrations of models applied to calculations for magnetic interaction energies

粒界相の飽和磁化(以下、 $J_s^{GB}$ とする。)をゼロ(常磁性)とし、結晶粒の配置を先述した直列方向および並列方向として、粒界相の厚さ $D$ と磁気結合エネルギー $E_{int}$ の関係を計算した結果を図9に示す。粒界相が薄くなるほど $E_{int}$ が急激に増大することがわかる。また、 $D < 20$  nmの領域における直列方向と並列方向の $E_{int}$ を比較すると直列方向が高くなっているが、これは、直列結合のほうが、ひとつの結晶粒が反転したときに隣の結晶粒が受ける磁気双極子相互作用が大きくなることと対応しており、先述したTakezawaらの磁界中磁区観察の結果<sup>5)</sup>と関連付けることができる。一方、 $D \geq 20$  nmになると、直列方向と並列

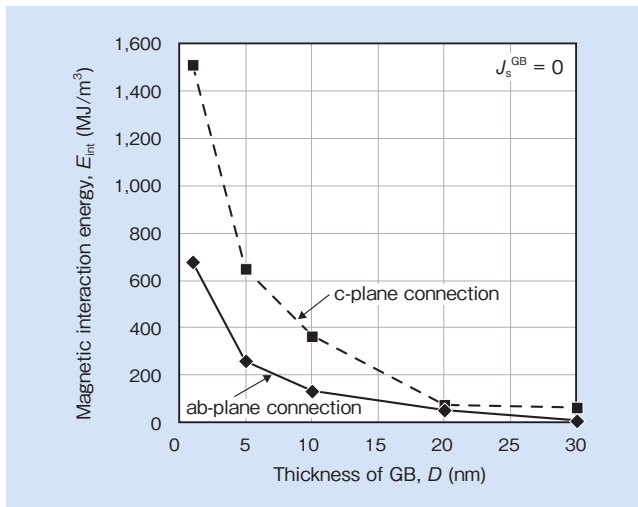


図9 二粒子粒界相を常磁性( $J_s^{GB}=0$ )としたときの二粒子粒界相の厚さ $D$ と粒子間の磁気結合エネルギー $E_{int}$ の関係<sup>15)</sup>

Fig. 9 Relationship between the thickness of intergranular grain boundary (GB) phase  $D$  and magnetic interaction energy  $E_{int}$  when the GB phases exhibit paramagnetism (i.e.,  $J_s^{GB} = 0$ )<sup>15)</sup>

方向のいずれにおいても $E_{int}$ がゼロに近い水準まで小さくなっており、2つの結晶粒が磁気的にはほぼ孤立することが分かる。

次に、粒界相の磁性の影響を調査するため、粒界相の厚さ $D$ が1, 5, 10 nmのそれぞれの場合に対して粒界相の磁化 $J_s^{GB}$ を0, 0.2, 0.4, 0.65 Tとして $E_{int}$ を計算した結果を図10に示す。 $J_s^{GB}$ がゼロから0.2 Tに増加しただけで磁気結合強度は大きく増加する。これは、 $J_s^{GB}=0$ における磁気結合エネルギーの主要因である磁気双極子相互作用に加えて、粒界相が強磁性になることで交換相互作用の影響が $E_{int}$ に重畳されることに起因すると推察できる。

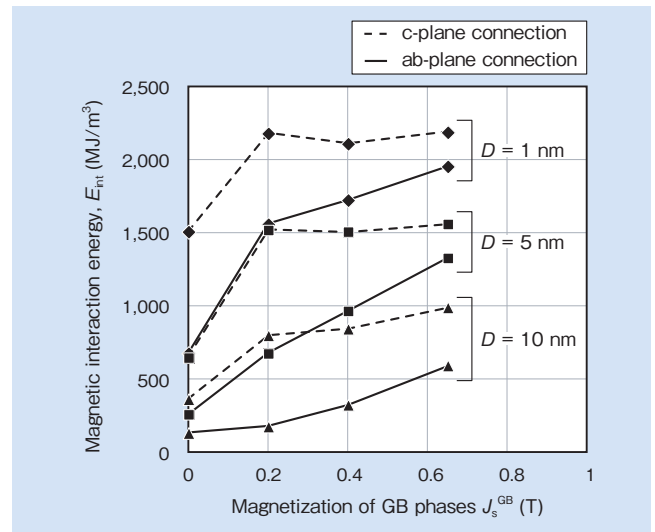


図10 異なる厚さ $D$ の二粒子粒界相に対する粒界相の磁化 $J_s^{GB}$ と粒子間の磁気結合エネルギー $E_{int}$ の関係<sup>15)</sup>

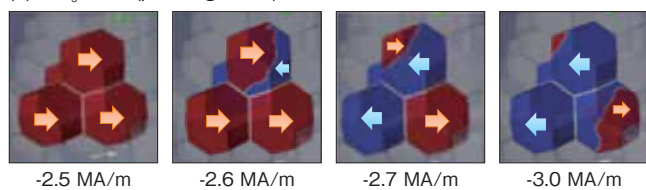
Fig. 10 Relationship between the magnetization of intergranular grain boundary (GB) phases  $J_s^{GB}$  and magnetic interaction energy  $E_{int}$  for the various thicknesses of GB phases  $D$ <sup>15)</sup>

## 4. 2 複数の結晶粒で構成される三次元モデルを用いた磁化反転挙動の解析<sup>15)</sup>

4.1項で示した結晶粒間の磁気結合強度の違いが、実際の磁化反転挙動に及ぼす影響を調査するため、複数の結晶粒で構成される三次元モデル(以下、多粒子モデル)を用意し、この中の4つの結晶粒について、粒界相の磁性が磁化反転の伝播に及ぼす影響を調査した。図11に計算モデルの模式図を示す。この図では、14面体で構成した主相結晶粒を二粒子粒界相を介して周期的に配置した多結晶バルク体のモデル組織から、4つの結晶粒のみを抽出して図示している。結晶粒径は300 nm、粒界相の厚さは3 nmとし、粒界相の磁化 $J_s^{GB}$ をAはゼロ、Bは0.65 Tとした。また、4つの結晶粒のいずれかから磁化反転が始まるように、これらの粒子を取り囲む結晶粒の磁気異方性を十分高くしている。図中の色は磁化の向きを示しており、赤が右向きの磁化、青が左向きの磁化を表す。この図に示すように、外部からの磁界強度が小さい場合(-2.5 MA/m)はすべての領域の磁化が右を向いているが、磁界強度を増大させると結晶粒内で部分的に磁化反転が生じ、青色の領域(左向きの磁化)が増加する。ここで、AとBのケースを比較

すると、粒界相が磁化を有する B では磁化反転が容易に進行することが確認できる。これらの磁化反転の様子を磁化曲線で表した結果を図 12 に示す。ここに、グラフの縦軸は抽出した結晶粒とそれらに挟まれた二粒子粒界相の全磁化を合計し、Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B の飽和磁化 (1.61 T) で規格化した値で、図 12 で示した右方向の磁化成分を正、左方向の磁化成分を負として求めている。B のケースでは A のケースに比べて、より小さな逆磁界で磁化反転が起こり、磁化がゼロになる磁界の大きさ、すなわち保磁力が小さいことが示された。

(a) A:  $J_s^{GB} = 0$  (paramagnetism)



(b) B:  $J_s^{GB} = 0.65$  T (ferromagnetism)

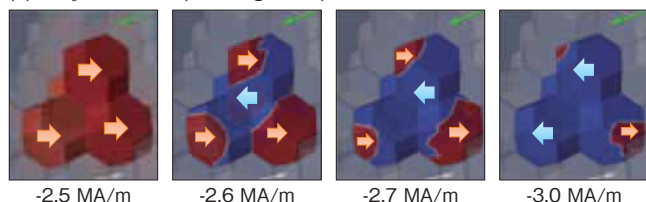


図 11 多粒子モデルにおける磁化反転の計算結果<sup>15)</sup>

Fig. 11 Results of calculation of reversal of magnetization applied to a multiple-grain model

(a) A:  $J_s^{GB} = 0$  (paramagnetism)

(b) B:  $J_s^{GB} = 0.65$  T (ferromagnetism)<sup>15)</sup>

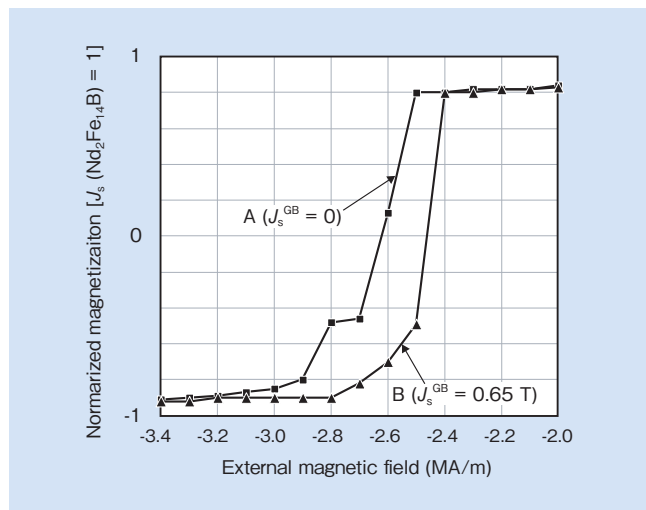


図 12 多粒子モデルにおける磁化曲線の計算結果<sup>15)</sup>

Fig. 12 Results of calculation of magnetization curves applied to a multiple-grain model<sup>15)</sup>

以上の結果から、2 nm 程度の厚さの二粒子粒界相を有する典型的な Nd-Fe-B 焼結磁石では、粒界相の厚さおよび磁性の双方が複数の結晶粒にわたる磁化反転の伝搬に大きな影響を与えることが示された。なお、実際の磁石における保磁力は、主相結晶粒の磁化容易方向の分布や、粒界三重点に存在する常磁性相に接した主相結晶粒に作用する反磁界、粒界相が強磁性の場合にはその異方性や交換相互作用の大きさ、さらには従来から議論されてきた主相結晶粒最外郭部の磁気異方性などの要因も影響を与えていると考えられ、これらを適正にモデル化して計算を行うことは今後の課題である。

## 5. 結 言

Nd-Fe-B 系焼結磁石の二粒子粒界相に着目した、保磁力支配要因の解析を行った結果、以下の結論を得た。

(1) スピン SEM 測定の結果、二粒子粒界相は 0.4 T 程度の磁化を有する強磁性であることがわかった。

(2) 2 つの結晶粒間に粒界相を配置したモデルによる磁気結合エネルギー計算の結果、二粒子粒界相が常磁性であっても 20 nm 以下の厚さの場合には、主相間に磁氣的相互作用が働き、粒界相が薄くなるほど急激に強くなることが示された。

(3) 2 つの結晶粒間に粒界相を配置したモデルによる磁気結合エネルギー計算の結果、磁氣的相互作用は二粒子粒界相の磁化が大きくなるほど強くなることが示された。また、複数の結晶粒で構成される三次元モデル (多粒子モデル) による LLG 計算の結果、粒界相が強磁性になると、低磁界で磁化反転の伝播が容易に起こり、これが保磁力低下の要因となることが示された。

なお、日立金属は、二粒子粒界相に着目して組成およびプロセスを適正化することで従来材よりも Dy を低減した、「NEOMAX Low Dy Series」を開発し、2014 年から量産している<sup>16)</sup>。今回得られた知見や開発手法を活用することで、さらなる高保磁力化に向けた材料設計指針の獲得をめざす。

## 6. 謝 辞

本研究は、薮久実氏 (日立製作所)、牛尾二郎氏 (現: 倉田記念財団)、広沢哲氏 (現: 物質・材料研究機構) との共同研究の成果である。また、一連の研究を推進するにあたり、齊藤和夫氏、高口雅成氏 (いずれも日立製作所) に貴重な助言をいただいた。ここに謝意を表す。

## 引用文献

- 1) M. Sagawa, et al.: J. Appl. Phys., Vol. 55 (1984), No. 6, p.2083.
- 2) T. Kohashi, et al.: Appl. Phys. Lett., Vol. 104 (2014), No. 23, p.232408.
- 3) T. Fukagawa, et al.: J. Appl. Phys., Vol. 104 (2008), No. 1, p.013911.
- 4) F. Vial et al.: J. Magn. Magn. Mater., Vol. 242-245 (2002), Part 2, p.1329.
- 5) M. Takezawa, et al.: IEEE Trans. Magn., Vol. 49 (2013), No. 7, p.3262.
- 6) J. Fidler: Proc. 7th Int. Symp. on Magnetic Anisotropy and Coercivity in Rare-Earth Transition Metal Alloys, Canberra (1992), p.11.
- 7) H. Sepehri-Amin, et al.: Acta Mater., Vol. 60 (2012), No. 3, p.819.
- 8) K. Koike, et al.: Jpn. J. Appl. Phys., Vol. 23 (1984), Part 2, No. 3, p.L187.
- 9) T. Kohashi: J. Magn. Soc. Jpn., Vol. 39 (2015), No. 4, p.131.
- 10) T. Kohashi, et al.: J. Magn. Soc. Jpn., 33 (2009), No. 4, p.374.
- 11) 小高, 外: 日立金属技報, Vol. 25 (2009), p.38.
- 12) T. Nakamura, et al.: Appl. Phys. Lett., Vol. 105 (2014), No. 20, p.202404.
- 13) Y. Murakami, et al.: Acta Mater., Vol. 71 (2014), p.370.
- 14) W. Scholz, et al.: Comp. Mater. Sci., Vol. 28 (2003), No. 2, p.366.
- 15) 山本, 外: 日立評論, Vol. 97 (2015), No. 6-7, p.378.
- 16) 日立金属技報, Vol. 31 (2015), p.48.



**西内 武司**  
*Takeshi Nishiuchi*  
 日立金属株式会社  
 磁性材料カンパニー  
 磁性材料研究所  
 博士(工学)



**孝橋 照生**  
*Teruo Kohashi*  
 株式会社日立製作所  
 研究開発グループ  
 博士(理学)



**北川 功**  
*Isao Kitagawa*  
 株式会社日立製作所  
 研究開発グループ  
 博士(理学)



**菅原 昭**  
*Akira Sugawara*  
 株式会社日立製作所  
 研究開発グループ  
 博士(工学)



**山本 浩之**  
*Hiroyuki Yamamoto*  
 株式会社日立製作所  
 研究開発グループ  
 博士(工学)

# 鑄鉄製鉄道車両用構造部品

## Cast-Iron Structural Parts for Rolling Stock

HNM<sup>®</sup>380H

鉄道車両の台車に適用される構造部品は、強度における高い信頼性が求められるとともに、車両の高速化や省エネ性能向上の観点から、各部品への軽量化要求が高まっている。構造部品の主な部材には、鋼板、鋼管などの鋼材品や、鍛鋼品、鋳鋼品が用いられ、これら部材を溶接して組み立てられている。

溶接構造を有する箱型や複雑形状の部品では、部材の両面から溶接を実施することが難しい部位において片面溶接としている。片面溶接では、裏側ルート部（母材と溶接材底面が接する部位）で溶融されない部位が残る可能性があるため、両面溶接よ

りも溶接部強度が低いことを前提にしており、厚肉の設計となっている。これは部品の軽量化を難しくする一因となっている。

鑄造工法、特に鑄鉄は、形状自由度が高く、溶接を必要としない一体成形が可能である。よって、箱型や複雑形状、応力集中を緩和する形状とすることが容易である。

日立金属は、自動車部品用鉄鑄物で長年培ってきた強度と靱性のバランスに優れた高靱性球状黒鉛鑄鉄「HNM<sup>®</sup>380H」を適用し、一体中空形状により軽量化した鉄道車両用構造部品であるブレーキキャリパ保持部品（図1）とヨーダンパ保持部品（図2）とヨーダンパ保持部品

（図2）の量産を開始した。

採用した球状黒鉛鑄鉄材 HNM380H は、主要な鉄道車両用構造部材である普通鋳鋼品（SC410（JIS G 5101）、SCW410（JIS G 5102））と同等の耐力と伸びを有し（図3、表1）、大型商用車などの自動車用足回り部品として実績がある。鑄造時の製造条件を適正化することで、複雑形状部品においても基地組織の均一性を高め、製品全域で安定した材料特性が得られた。これにより、部品強度の信頼性を向上した。

（高級機能部品カンパニー）



図1 ブレーキキャリパ保持部品  
Fig. 1 Brake caliper support



図2 ヨーダンパ保持部品  
Fig. 2 Yaw damper support

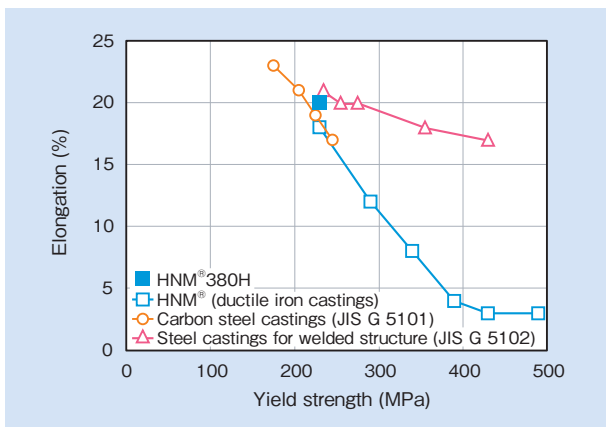


図3 HNM<sup>®</sup>380H と普通鋳鋼 (SC410, SCW410) との機械的性質の比較  
Fig. 3 Comparison of mechanical properties between HNM<sup>®</sup>380H and steel castings (SC410, SCW410)

表1 HNM<sup>®</sup>380H の機械的性質

Table 1 Mechanical properties of HNM<sup>®</sup>380H

|                                  |          |
|----------------------------------|----------|
| 0.2% offset yield strength (MPa) | Min. 230 |
| Tensile strength (MPa)           | Min. 380 |
| Elongation (%)                   | Min. 20  |
| Hardness (HB)                    | Max. 159 |

# 挟み込み防止用感圧センサー

## Touch Sensor for Use in Power Slide Doors and Power Back Door

### Twin spiral (TS) sensor

自動車用電動スライドドアや電動バックドアに用いられている挟み込み防止用感圧センサーは(図1)、人や物が接触してセンサーが押し潰されることで通電するケーブル状のタッチセンサーである(図2)。センサーは全長にわたって全方向からの検知が可能で、柔軟性に富み、複雑な形状のスライドドアにも取り付け可能である。

本センサーは、日立金属とアスモ(株)との共同開発品であり、国内市場では100%のシェアを有する(2015年7月現在)。北米市場では電動バックドア用途の拡大が顕著であり、

日立金属は北米、アジア市場をはじめ、今後世界的に拡大が見込まれる電動ドアセンサーの需要に対応するため、新たに「TSセンサー(Twin Spiral sensor)」を開発した(図3)。この製品は、日立金属従来品(「BSセンサー:Bending Spiral sensor」)の機能優位性を維持しつつ、構造の簡素化を行った。

TSセンサーは、線芯数を4条螺旋から2条螺旋に減らすとともに、螺旋ピッチを最適化したことにより、従来品と同等のセンサー曲げ性R8、ON荷重8N、検知範囲 $\pm 50^\circ$ の機能の維持が可能となった。また、

センサーケーブル導電体と絶縁体の材質を架橋ゴム(EPDM: Ethylene Propylene Diene Methylene linkage)から熱可塑性エラストマー(TPE: Thermo Plastic Elastomer)に変更することで(図4)、架橋工程廃止を実現し、架橋設備を有しない海外拠点でもセンサー線の生産を行うことが可能となる。

以上により、本センサーの適用範囲および市場の拡大に向け、製品ラインアップの充実を図り、新たな需要の獲得をめざす。

(電線材料カンパニー)



図1 挟み込み防止用感圧センサーの使用箇所の例  
Fig. 1 Application of the touch sensor

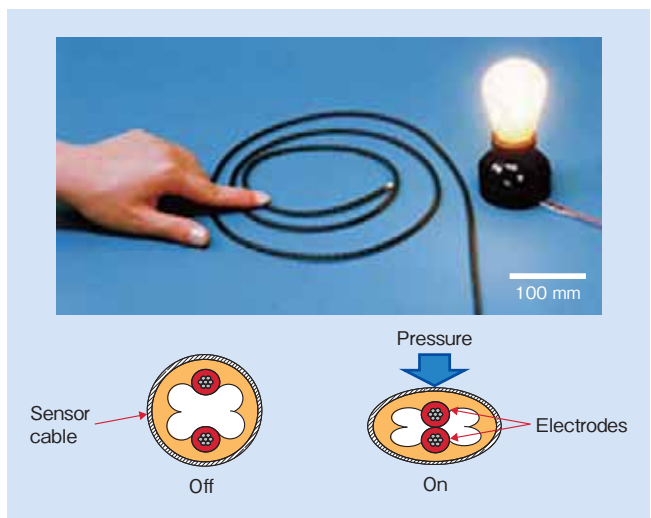


図2 挟み込み防止用感圧センサーの動作  
Fig. 2 How the touch sensor works

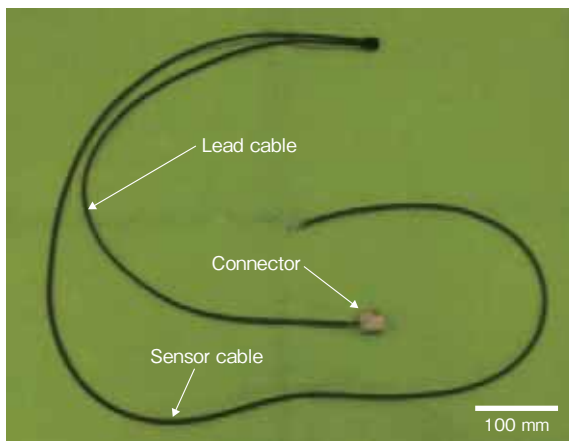


図3 TSセンサーの外観  
Fig. 3 Appearance of TS sensor

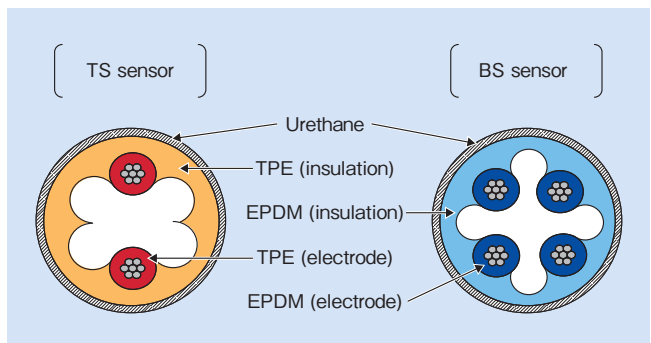


図4 TSセンサーとBSセンサーの構造比較  
Fig. 4 Comparison of TS sensor cable and BS sensor cable

# HEV 用大電流ハーネス

## Power Harness for Hybrid Electric Vehicles

HEV (Hybrid Electric Vehicle, 以下、HEV と略記) 用大電流ハーネスはハイブリッド自動車(HEV)の駆動モーター、インバータ、バッテリーなど、パワーエレクトロニクスユニット間の接続に使用される。ハーネスは、ユニットの搭載レイアウトが決まった後、隙間空間を利用して配策される。そのため、省スペース化と組み付けの容易性が要求される。この課題に対応するため、この度ケーブルの配策性とインバータ側の組み付け容易性を向上したハーネスを開発した。

従来品のハーネスは個別にシールドされたケーブルを3本使用してい

たが、本開発品は3本のケーブルを一括してシールドしたケーブル構造を採用した(図1)。それによって外装外径を10%低減し、ケーブルの配策性を向上させた。開発品と従来品の比較を表1に示す。

インバータ側の接続には、従来のネジ止め端子による接続から、バネ接点の端子を使用したコネクタ接続に変更し顧客生産工程における組み付け性を向上させた。このバネ接点の端子には2種類の材料を用いたデュアルメタル端子を採用した。端子本体(図2(a))には導電率90% IACS (International Annealed Copper Standard) 以上の銅合金を

用いて、大電流による発熱を抑え、バネ部(図2(b))には応力緩和特性の良いステンレス材を使用し、85℃の環境下でも安定した接触圧力を確保した。

この他に、端子横揺れ防止ガイド(図2(c))、導体湾曲成形(図2(d))、ケーブル固定(図2(e))の構造を取り入れ、振動時の接続安定性を確保した(図3)。この構造は日立金属独自のもので、耐振動性の要求仕様を満たすと同時に、組み付け容易性の向上を実現した。

(電線材料カンパニー)

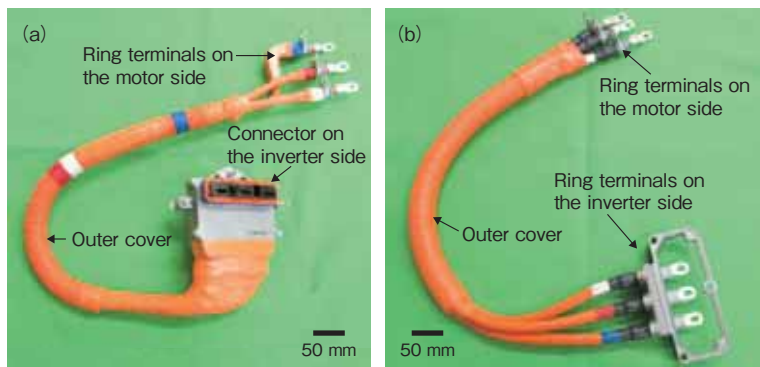
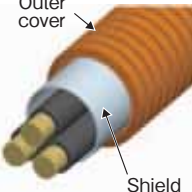
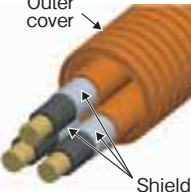


図1 HEV 用大電流ハーネス (a) 開発品 (b) 日立金属従来品  
Fig. 1 Power harness for hybrid electric vehicles (a) new product (b) conventional product

表1 開発品と従来品の比較

Table 1 Comparison of new and conventional products

|                                      | New product   | Conventional product  |
|--------------------------------------|---|---|
| Connection to inverter               | Secured by 3 bolts  | Secured by 6 bolts  |
| Outer diameter of outer cover (mm)   | φ27   | φ30   |
| Min. bend radius of outer cover (mm) | 100   | 150   |
| Internal structural diagram          |  |  |

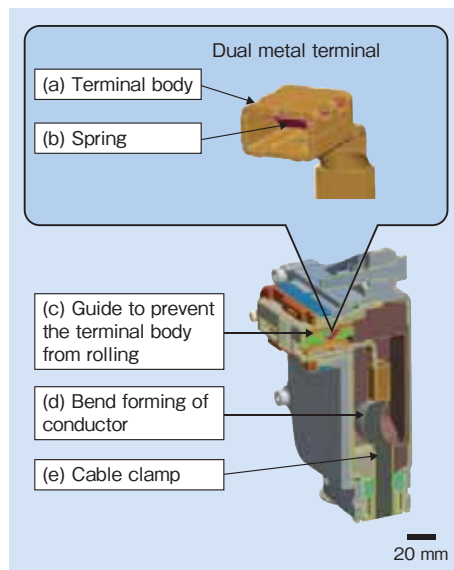


図2 インバータ側コネクタの断面図  
Fig. 2 Cross-section of connector on inverter side

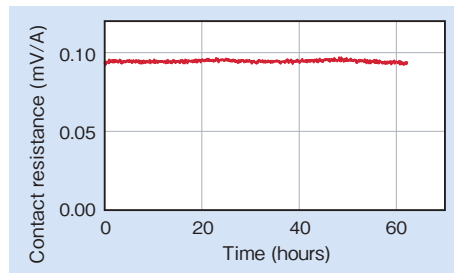


図3 振動試験中の接続部接触抵抗  
Fig. 3 Contact resistance during vibration test

# HiFC<sup>®</sup> 導体を適用した極細高周波同軸ケーブル Micro-Miniature-Coaxial Cable with HiFC<sup>®</sup> Conductor for High-Frequency

UL11130SW (RF) 1X38AWG D=0.48

TV やタブレット端末、スマートフォンなどの電子機器は、情報処理の高度化により、本体と液晶間あるいは受信アンテナと基板間の信号伝送速度が増加傾向にある。

その一方で、電子機器の軽量化・薄型化のために、細径かつ高周波伝送に対応したケーブル配線材が要求されている(図1)。

電子機器の信号伝送用内部配線材として一般的には 0.5 mm ピッチ配線が可能で 38AWG (American Wire Gauge) Micro-coaxial cable が用いられる。しかし、中心導体に導電率 76% 程度の銅合金線が使われているため、1 GHz 以上の高周波

帯域で信号減衰特性が大きく劣化してしまう。それを解決するために中心導体のサイズを 38AWG (7 本/0.04 mm) 以上、例えば 36AWG (7 本/0.05 mm) に太くすると同軸ケーブルの外径が 0.5 mm を超えてしまい、0.5 mm ピッチ配線ができなくなる。

これらの課題を克服するため、HiFC<sup>®</sup> 導体を中心導体を使用した「極細高周波同軸ケーブル」を開発した(図2)。

本ケーブルは日立金属の開発材料である高機能純銅 HiFC を用いることで、導電率 102% を実現し、38AWG サイズを維持したまま高周

波での信号伝送特性を大幅に向上させた(図3、表1)。

また、高精度(外径: ±3 μm) 絶縁被覆製造技術によって、同軸ケーブルの特性インピーダンス公差 50 ± 2 Ω を実現し、高周波帯域でも安定した信号伝送が期待できる。同軸ケーブルの外径公差が安定し、0.48 mm に抑えることができ、0.5 mm ピッチ配線を可能とした。

今後、小型・薄型電子機器をはじめとする、1 GHz 以上高周波帯域で信号伝送を要求される薄型・軽量内部配線材としての採用が期待できる。

(電線材料カンパニー)

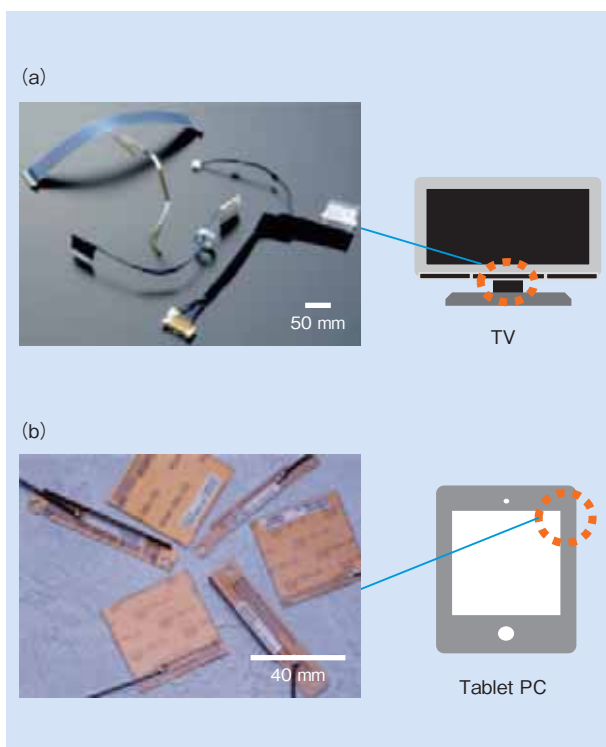


図1 極細高周波同軸ケーブルの用途例

- (a) TV, ノート PC, タブレット端末向け極細同軸ハーネス
- (b) タブレット端末, スマートフォン向け受信アンテナ同軸ハーネス

Fig.1 Application examples of ultra-fine high-frequency coaxial cables

- (a) micro-coaxial harness (for TV, notebook PC, tablet PC)
- (b) wireless LAN harness (for tablet PC, smart phone)

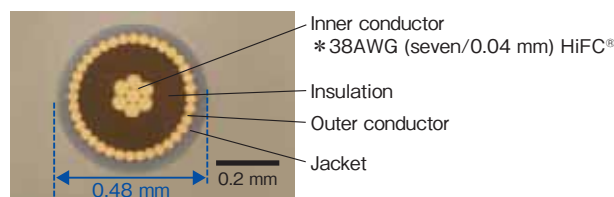


図2 開発ケーブルの構造  
Fig.2 Structure of developed cable

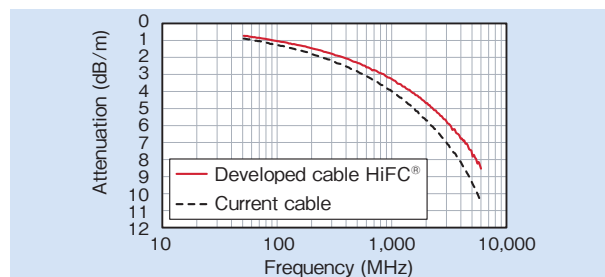


図3 減衰特性  
Fig.3 Attenuation

表1 開発ケーブルと現行ケーブル 38AWG Micro-coaxial cable の仕様

Table 1 Specification of developed and current 38AWG micro-coaxial cables

| Item  |              | Developed cable | Current cable |
|---|--------------|-----------------|---------------|
| Inner Conductor   | Conductivity | 102%            | 76%           |
|   | Resistance   | 1.8±0.1 Ω/m     | 2.5±0.1 Ω/m   |
| Characteristic impedance (at time-domain reflectometry) |              | 50±2 Ω          | 50±3 Ω        |
| Attenuation   | 1 GHz        | 3.35 dB/m       | 5.60 dB/m     |
|   | 3 GHz        | 5.80 dB/m       | 9.55 dB/m     |
|   | 6 GHz        | 8.60 dB/m       | 14.20 dB/m    |

# メタル LAN 可視化装置

## Visual Connection Identifier (VCI) for UTP Cables

VCI-C5E-6J4

データセンターなどにおいて情報伝送網の組み換えや、伝送装置の更新に際し、情報伝送に用いるケーブルを伝送装置から抜去する必要がある。これらのケーブルには認識番号がつけられており誤抜去による情報伝送停止の防止を図っているが、認識番号の確認を誤る人為的なミスが生じる場合がある。そこで、ケーブル上の情報伝送有無を可視化するメタル LAN (Local Area Network) 可視化装置を開発した (図 1)。

開発品は 6 ポートを有する 4 つの可視化モジュール (24 ポート) が、19 インチパネルに内蔵された構造であり (図 1)、一般の中継パネルと同様に伝送装置間を接続する通信ケーブルの中継点として利用される。各可視化モジュールは給電する

ことで LAN 用の代表的な通信ケーブルである UTP (Unshielded Twisted Pair) 上に情報伝送がある場合は青を、無い場合は赤を表示する。各可視化モジュールはポータブルバッテリーでの給電が可能であり、商用電源は不要である。

信号検知は LAN ケーブル上の通信へ影響しない微量な電気信号を取り出し、増幅することにより行う。さらに、回路の故障による誤検知を防止するために回路の自己診断機能を有する。また、LAN 信号伝送部には反射損失およびクロストーク (混線) の補正回路を備えており、ポートのコネクタによる信号劣化を抑制する。

開発品の電気特性の一例を表 1 に示す。電気特性は米国情報配線規

格 (ANSI/TIA 568C. 2/Cat5e) に準拠しており、汎用パネルと同等の特性を有する。図 2 は電気特性の反射損失 (Return loss) と近端クロストーク (NEXT: Near end crosstalk) の一例であり、要求仕様 (SPEC) に対し、実際の計測値はそれを上回る良好な特性を示している。

なお、本開発品は国内外において構造、電気回路、システムに関して特許出願中である。

今後はより高速な伝送速度を実現する Cat6 (Category6: 米国情報配線規格のひとつでギガビットイーサネットでの使用を想定) 対応製品の開発および製品化を予定している。

(電線材料カンパニー)

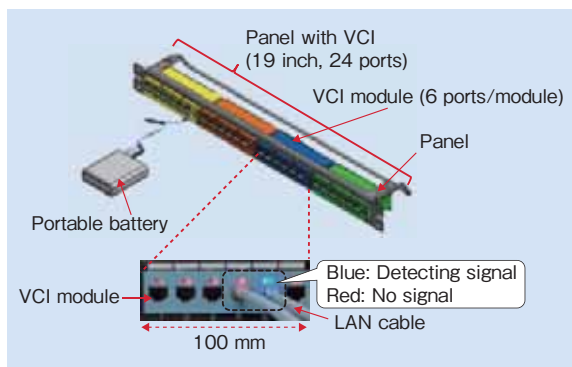


図 1 24 ポートバッチパネル型可視化装置の外観  
Fig. 1 Structure of 24-port panel with four VCI modules

表 1 可視化装置の電気特性の一例  
Table 1 VCI electrical performance characteristics

|                          |                           | Performance at 100 MHz |
|--------------------------|---------------------------|------------------------|
| DC resistance            |                           | < 0.2 Ω                |
| Insulation resistance    |                           | > 500 MΩ (DC 100 V)    |
| Transmission performance | Frequency                 | 100 MHz                |
|                          | Return loss               | > 28.0 dB              |
|                          | Insertion loss            | < 0.2 dB               |
|                          | NEXT (near-end crosstalk) | > 46.6 dB              |
|                          | PSNEXT (power sum NEXT)   | > 42.7 dB              |
|                          | FEXT (far-end crosstalk)  | > 37.7 dB              |
|                          | PSFEXT (power sum FEXT)   | > 32.1 dB              |
|                          | Propagation delay         | < 0.9 ns               |
|                          | Propagation delay skew    | < 0.22 ns              |

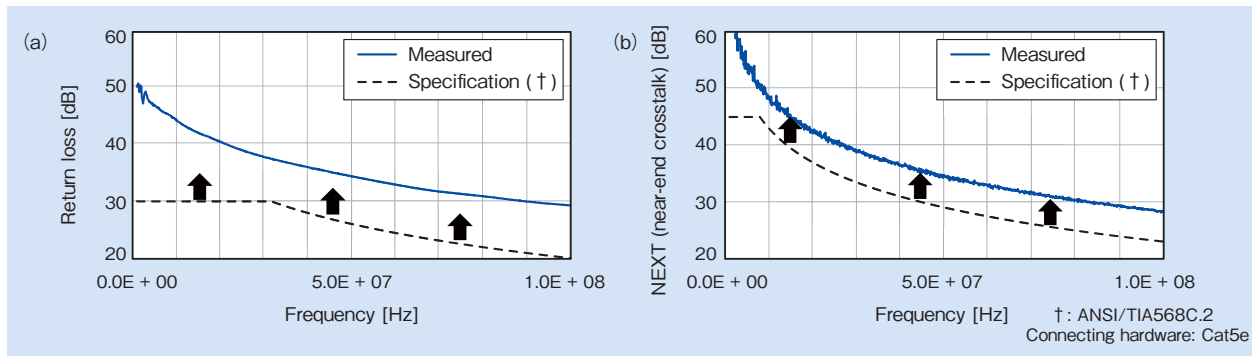


図 2 伝送特性の一例 (a) 反射損失 (b) 近端クロストーク  
Fig. 2 Examples of transmission performance (a) return loss (b) NEXT (near-end crosstalk)



# メディアコンバータ直収型イーサネットスイッチ Ethernet Switch for Direct Connection to Media Converters

## Apresia12000-48GX-PSR

日立金属は2015年4月に通信事業者向けイーサネット<sup>®</sup>\*1スイッチ(SW)「Apresia12000シリーズ」の新製品として、イーサネット長距離伝送装置(メディアコンバーター:MC)を直接収容して遠隔から障害検知や装置管理ができる新機能を追加した「48GX-PSR」を開発した(図1)。

通信事業者においては、企業VPN(Virtual Private Network)やLTE(Long Term Evolution)網拡大に伴う無線基地局数の増大から設備投資/運用コスト低減のために、SWと宅内MCを直接接続する要望が強くなっている。開発品はSWと宅内MCを直接接続ことができ、MCの保守(障害検知及び設定変更やファームウェアの更新等)を行う機能を持つ。これにより、局

舎MCを削減し、宅内MC運用の利便性を向上させた(図2)。また、SW/MC間の通信プロトコルを国際標準規格に準拠させることにより他社MCの接続も可能である。

### 1. 特長

- (1) 局舎MCの機能を統合することにより、省スペース化、設備投資/運用コスト低減を図った。
- (2) 宅内MC接続時にMC情報を自動的に取得することにより、現在のネットワーク構成を随時把握可能とした。
- (3) 宅内MCとの通信開通試験を実施可能とした。
- (4) 複数の宅内MCの障害を遠隔で検知可能とし、装置の保守を簡略化した。
- (5) 宅内MCを遠隔で自動設定可能とすることにより、装置の設定作

業を簡略化した。

- (6) 遠隔で通信断を伴わずにファームウェア更新可能とした。
- (7) MC情報の取得や通信開通試験、装置の障害検知機能は国際標準規格準拠IEEE802.3ah(ファーストワンマイル)に準拠した。

また、装置の自動設定やファームウェアの更新は、国際標準規格準拠ITU-T G.986(ポイント・ツー・ポイント・アクセス)に準拠した。

### 2. 仕様

Apresia12000シリーズの仕様を表1に示す。開発品は、MC直接収容が可能となっており、コストメリットを顧客に提供している。

\*1 Ethernet, イーサネットは富士ゼロックス株式会社の登録商標です。

(電線材料カンパニー)

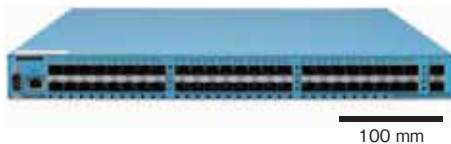


図1 Apresia12000-48GX-PSR 外観  
Fig.1 Apresia12000-48GX-PSR

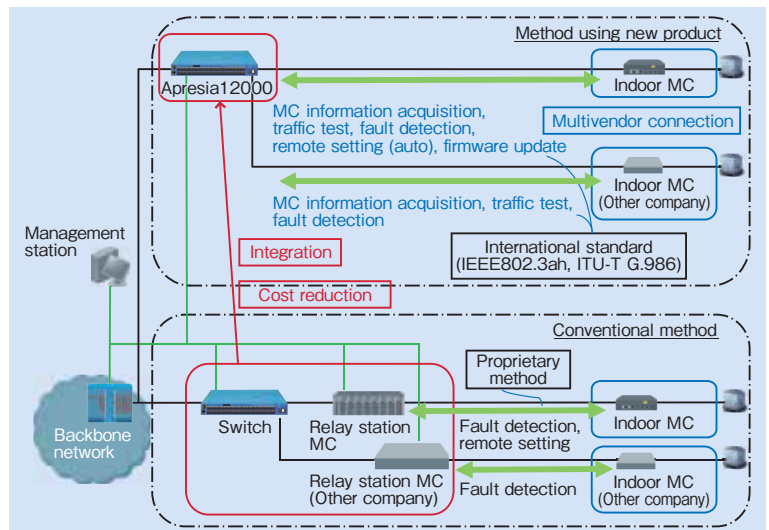


図2 装置接続例

Fig.2 Equipment connection example

MC: Media converter

表1 Apresia仕様一覧

Table 1 Apresia12000-48GX-PSR specification comparison

| Function                   | Apresia 12000-48GX-PSR                        | New product (competitor)                      | Conventional product                        |
|----------------------------|---|---|---|
| MC direct connection       | Possible                                      | Possible                                      | Possible in some cases                      |
| MC information acquisition | Company, serial number, model number, version | Company, serial number, model number, version | Model number, version                       |
| Traffic test               | Possible                                      | Possible                                      | Impossible                                  |
| Fault detection            | Possible (international standard)             | Possible (international standard)             | Possible (proprietary method)               |
| Remote setting (auto)      | Possible (international standard)             | Impossible                                    | Possible in some cases (proprietary method) |
| Firmware update            | Possible (international standard)             | Impossible                                    | Possible in some cases (proprietary method) |

# 海外市場向け基地局アンテナ

## Cellular Base Station Antenna for Overseas Markets

SPSLH6T<IT>

世界のモバイルデータ通信量は、2019年に2014年比で約10倍に増える見通しであり、3G/4Gシステムの導入が世界的に拡大しつつある。海外におけるモバイル通信量の急増に応えるため、大容量通信に適した高利得、低サイドローブの携帯基地局アンテナを開発した(図1)。

日立金属の従来品は、アンテナ内部の配線に同軸ケーブルを使用していた。これに対して開発品では、空気絶縁構造のストリップ線路を採用することで誘電損を低減し、内部配線の低損失化を図った。この結果、アンテナ全体で、従来品に対して放射利得を1 dB 向上させた。

仕様を表1に示す。携帯電話の主要帯域である790～960 MHzと1,710～2,170 MHzの両方に対応したデュアルバンドアンテナである。水平面内ビーム幅は、海外で一般的な65度であり、ビームチルト角範囲は0～16度である。天空側の第一サイドローブは、メインローブに対して20 dB以上放射電力を抑えている(図2)。

3G/4Gシステムでは、通信エリア間の干渉低減が、高いスループットを得る上で重要である。日立金属は1998年より垂直面内指向性の低サイドローブ技術に取り組んでいる。アレー給電最適化や素子間結合

低減によりサイドローブを抑え、エリア端の干渉を低減し(図3)、エリア内のスループットを従来品と比べて20% 高めることができる。

また、開発品はビームチルト角制御の国際標準であるAISG(Antenna Interface Standards Group)規格に対応しており、各種無線機との相互接続が可能である。

これら高利得技術と低サイドローブ技術を適用した製品ラインナップにより、海外市場における新規需要に対応する。

(電線材料カンパニー)



図1 基地局アンテナの外観  
Fig. 1 Appearance of base station antenna

表1 デュアルバンドアンテナの仕様

Table 1 Specifications of dual-band base station antenna

| Frequency band [MHz]                   | 790-960           | 1,710-2,170 |
|--|-------------------|-------------|
| Gain [dBi]                             | 14.5              | 17          |
| Horizontal half power beamwidth [deg.] | 65±10             | 65±10       |
| Electrical down tilt [deg.]            | 0-16              | 0-16        |
| Upper first sidelobe suppression [dB]  | 20                | 20          |
| Isolation between port [dB]            | 30                | 30          |
| Dimension (H × W × D) [mm]             | 1,380 × 250 × 150 |             |

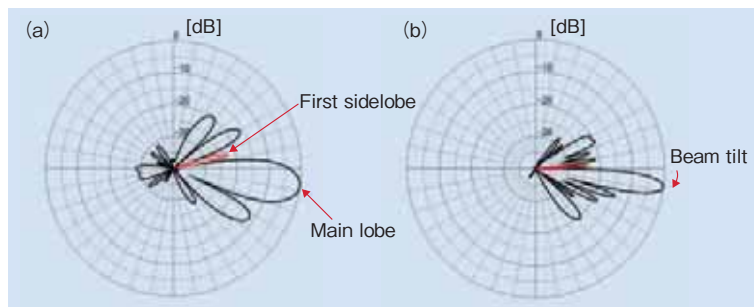


図2 垂直面内指向性 (a) 875 MHz (b) 1,920 MHz  
Fig. 2 Vertical radiation patterns (a) 875 MHz (b) 1,920 MHz

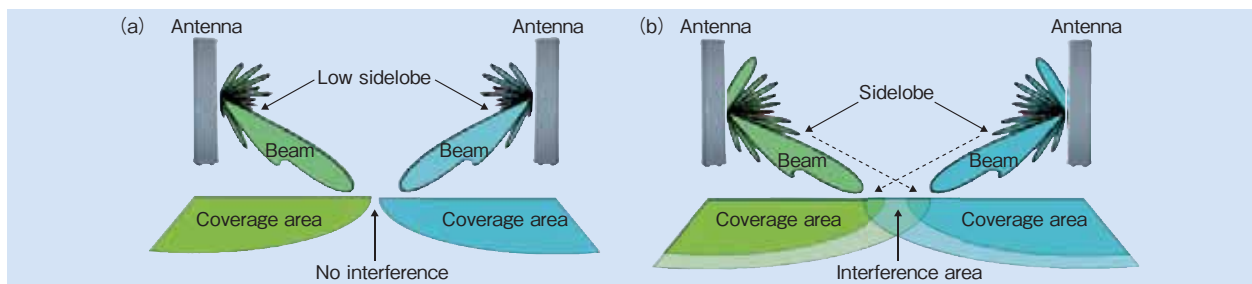


図3 エリア間干渉の比較 (a) 低サイドローブアンテナ (b) 日立金属従来アンテナ  
Fig. 3 Comparison of interference areas (a) low sidelobe antenna (b) conventional antenna

# 光ファイバー式警報トロリ線システム

## Wear-Detection System with Optical Fiber-Equipped Trolley Wire

GT-SNNPF170

電車が走行するための電気は、トロリ線からパンタグラフを通して給電されている。新幹線では、高速、低速の追従が必要であり、パンタグラフとトロリ線は摺動し、トロリ線は摩耗する。電車の生命線であるトロリ線の管理には、定期的な点検が欠かせない。日立金属は、より保安度を向上させるために、トロリ線の内部に検知線を挿入して摩耗を検知する警報トロリ線システムを1996年に製品化している。このシステムはトロリ線内部に挿入したメタル線に流れる電流の有無でトロリ線の状態を監視するものである。

この度、そのバージョンアップ型

として2015年1月、世界で初めて「光ファイバー式警報トロリ線システム」を開発した。トロリ線内部にメタル線ではなく光ファイバー(図1)を使用したものである。光ファイバーは、電磁ノイズに影響されない、伝送損失が極めて小さい優れた特性を有する。これらの特長により24時間のリアルタイム監視と、約20 kmまで遠隔監視距離の延長も可能となった。また、専用の測定機器を使用することで摩耗点の高精度な確認が容易となる。

標準仕様では、検知装置を柱上に設置して結果を表示するが(図2)、装置から監視者の携帯電話に警報

メールを送ることも可能である。さらには、変電所などにおいて、専用の光ファイバー回線を使用することで遠隔監視により摩耗管理する機能を開発した。そのための光ファイバー専用の貫通碍子(図3)および専用収納金具(図4)などの周辺機器も開発した。また、トロリ線に内蔵されている光ファイバーの耐環境試験は、高速区間の実架線を5年以上実施しており、トロリ線の検知機能として十分であることを確認している。

(電線材料カンパニー)

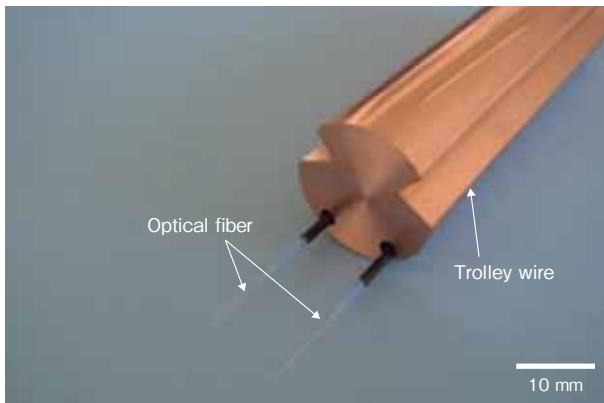


図1 光ファイバー式警報トロリ線  
Fig. 1 Trolley wire equipped with wear-detecting optical fiber



図2 光ファイバー式警報トロリ線の摩耗検知装置(柱上配置型)  
Fig. 2 Optical fiber wear-detection device

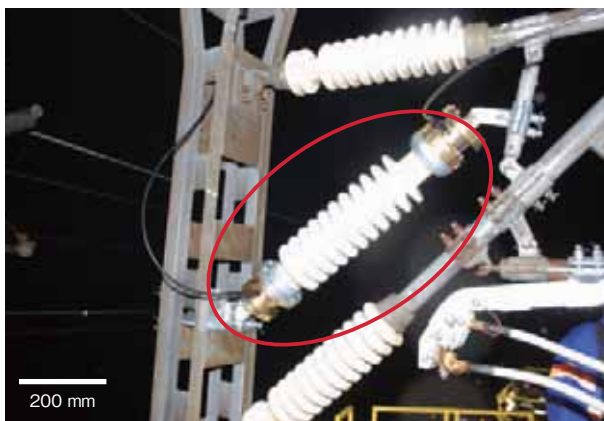


図3 光ファイバー貫通碍子(柱上型)  
Fig. 3 Insulator with built-in optical fiber units

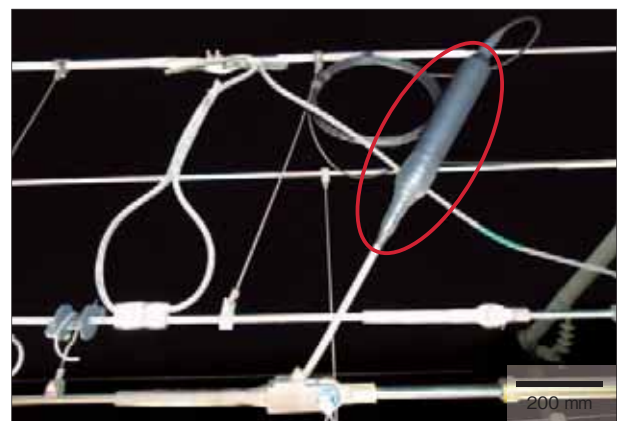


図4 光ファイバー専用収納金具  
Fig. 4 Container for optical fiber storage

# 表面実装型デバイス用キャビティリッド

## Cavity Lid for Surface-Mounted Devices

Lid for ceramic packages

水晶振動子、水晶発振器、水晶フィルターなど、デジタル機器に欠かせない水晶デバイスは、キャビティ形状を有するセラミックスパッケージにリッドと呼ばれる蓋材をかぶせ、金錫、銀ろうなどで封止した部品である。

日立金属ナノテックでは、水晶デバイスパッケージの封止に用いられる金属リッドをNEOMAXマテリアルと共同で開発、量産化してきた(表1)。

この度、セラミックスパッケージをフラット化し、Au-Snリッドをキャビティ化するとともに、めっき

技術を改善することにより、ろう材の減量と封止信頼性の向上を実現した(図1(a)(b))。

図2(a)(b)に、開発したキャビティリッドの断面写真を示す。従来品に比べ(図2(c))、成形条件を適正化し、パッケージとの接合に必要なフランジ部の面積をできるだけ多く確保した。

図3(a)に、Au-Snろう材を融着させたキャビティリッド開発品の断面図を示す。従来は、キャビティリッド外周部にAu-Snろう材の這い上がりが発生していたが(図3(b))、nano-Auめっき技術によりこれを

抑制できた。またキャビティリッド内周部へのろう材の流れ込み(図3(c))については、トリミング技術によりこれを抑制した。外周部・内部へのろう材の流出を低減することで、低コストと封止信頼性の確保を両立したキャビティリッドを提供している。

あわせて、ガラス封止を目的として、キャビティリッドに酸化皮膜を形成させる技術も確立しており、さまざまな顧客仕様への対応が可能である。

(株式会社日立金属ナノテック)  
(株式会社NEOMAXマテリアル)

表1 日立金属ナノテックで生産している金属リッド

Table 1 Metal lids manufactured by Hitachi Metals Nanotech

|                     | KV lid                         | Ag-Cu lid               | Au-Sn lid  |
|---------------------|--------------------------------|-------------------------|--|
| Structure           | Ni (plating)<br>KV             | Ni<br>KV<br>Cu<br>Ag-Cu | Au-Sn<br>Au<br>Ni (plating)<br>KV                    |
| Device architecture | KV lid<br>Seal ring<br>Crystal | Ag-Cu lid<br>Crystal    | Au-Sn lid<br>Crystal                                 |
| Advantage           | • Low cost                     | • Reduces device height | • Reduces device height<br>• Low brazing temperature |

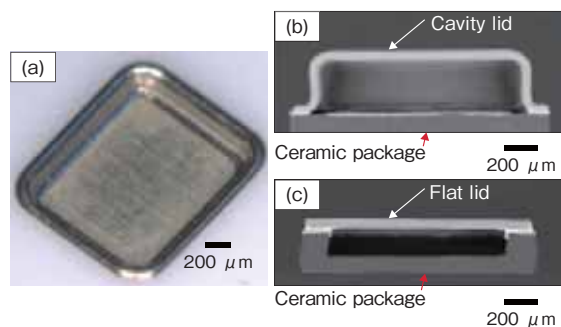


図1 リッドの形状 (a) 開発品 (b) パッケージ封止後の断面 (c) 従来品

Fig.1 Lid for ceramic packages (a) newly developed cavity lid (b) cross-section of the newly developed product after sealing (c) conventional product

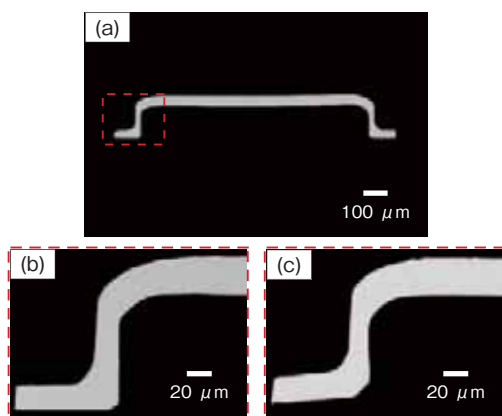


図2 キャビティリッドの断面図 (a) 開発品 (b) 開発品のフランジ部 (c) 従来品

Fig.2 Cross-sections of cavity lids (a) developed product (b) flange of the developed product (c) conventional product

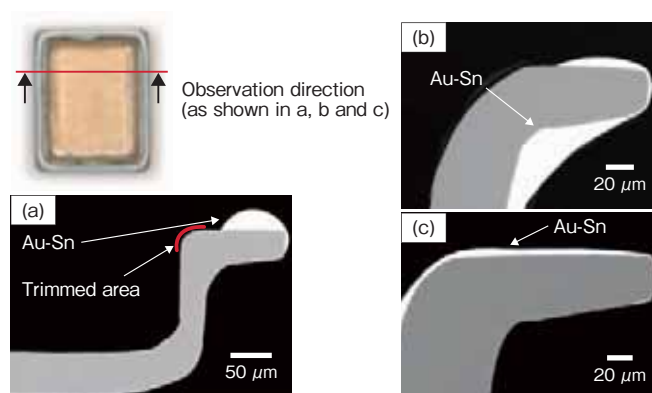


図3 Au-Sn融着後のリッド断面図 (a) 開発品 (b) 従来品(ろう材の這い上がり) (c) 従来品(ろう材の流れ込み)

Fig.3 Cross-sections of cavity lids after Au-Sn brazing (a) developed product (b) conventional product (rise of Au-Sn brazing material) (c) conventional product (Au-Sn brazing material flowing inside the lid)

# 表面実装型デバイス用 NC (NEW CLAD) リッド

## NC (New Clad) Lid for Surface-Mounted Device

NNRSN-1

高精度で安定したクロック信号を発信する水晶デバイスは、スマートフォンをはじめ、あらゆる電子機器に搭載されている。

水晶デバイスの主な部品構成を図1に示す。水晶素子は、セラミックパッケージに内蔵され、シールリングおよびリッドにて気密封止される。蓋材として使用されるリッドは、セラミックスと熱膨張係数が近似しているKV材(Fe-Ni-Co合金)をプレス加工した後、全面NiめっきしたKVリッドが主流である。水晶デバイスのコストダウンを図るため、NEOMAX マテリアルは、新たに開発したクラッド材を使用し、Niめ

きが不要なNCリッドの量産化に成功した(日立金属ナノテックで個片加工)。

開発したクラッド材をリッドに適用するにあたり、KVリッドと同構成のNi/KV/Niクラッドを検討したが、KV材は、使用環境における耐食性が不十分のため、プレス後に露出した端部の耐食性を確保できなかった。そこで、気密封止後の信頼性確保のために、低熱膨張特性を有し、かつ耐食性に優れた合金を芯材に採用することで、端部に芯材が露出した状態でも十分な耐食性を持つNCリッドを開発した(図2)。

NCリッドの特長を以下に示す。

特長

- (1) 製造コストの多くを占めるNiめっきが不要であることから、大幅なコストダウンを実現。
- (2) Niめっき処理が困難な薄板(板厚0.05 mm以下)にも対応。
- (3) 従来のKVリッドと同等の溶接条件による封止が可能で、信頼性試験後の気密性を確保(表1)。
- (4) 溶接時に発生する放出ガス(アウトガス)が少なく、気密封止後の水晶の周波数特性安定化に有効(図3)。

(株式会社 NEOMAX マテリアル)  
(株式会社日立金属ナノテック)

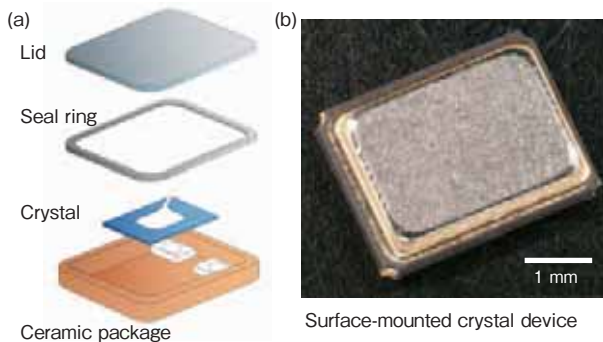


図1 表面実装型水晶デバイス (a) 構造 (b) 外観

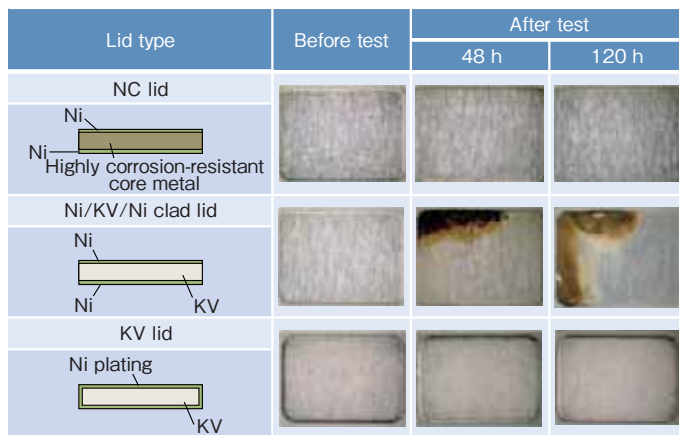
Fig. 1 Surface-mounted crystal device (a) schematic structure and (b) appearance

表1 信頼性試験後の気密性試験結果

Table 1 Results of hermetic sealing tests after reliability tests

|  |            | NC lid | KV lid |
|--|------------|--------|--------|
| Ref. Just after hermetic sealing, before reliability tests | Fine leak  | ND     | ND     |
|  | Gross leak | ND     | ND     |
| Pressure cooker test (120°C, RH 100%, 2 atm, 96 h)         | Fine leak  | ND     | ND     |
|  | Gross leak | ND     | ND     |
| Thermal cycle test (-40°C to 85°C, 1,000 cycles)           | Fine leak  | ND     | ND     |
|  | Gross leak | ND     | ND     |

ND: Not detected



Test condition: JIS C60068-2-11

図2 耐食性試験(塩水噴霧試験)結果

Fig. 2 Results of corrosion resistance tests (salt spray test)

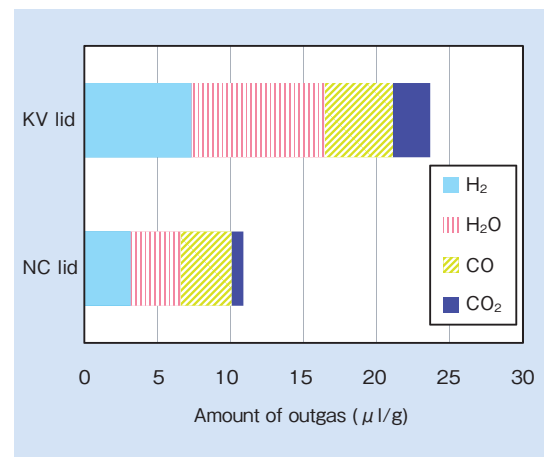


図3 放出ガス量比較

Fig. 3 Comparison of outgas amounts

# ターボチャージャー用耐熱ウェイトゲートバルブ

## Heat-Resistant Wastegate Valve for Turbochargers

HRN<sup>®</sup>713C

燃費改善とエンジンのダウンサイジングを目的として、ガソリン車へのターボチャージャーの装着が増加している。

図1に示すように、ターボチャージャーは排気ガスによりタービンホイールを回転させ、連動するコンプレッサホイールにより空気を吸引して燃焼効率を向上させる過給機であり、ウェイトゲートバルブはこのタービンホイールに流れ込む排気ガスの圧力をバルブの開閉により調整する部品である。このウェイトゲートバルブによりタービンホイールの回転数が制御され、安定した過

給圧を得ることができる。

ウェイトゲートバルブは図2(a)に示すようにレバー、バルブ、ワッシャーの3つの部材で構成された部品であり、それぞれの部材は精密 casting で製造される。適用材質はこれまで950℃以下の排気ガス温度に耐え得るオーステナイト系耐熱鋼が主に使用されていた。しかし、高燃焼効率化に伴い、排気ガス温度が上昇しているため、より高温でも十分な強度を持つ耐熱合金の適用が求められている。

このような市場の要求に対し、日立金属はタービンホイールですでに

実績があり、ステンレス鋼と比較しても十分な高温特性を有するNi基合金HRN<sup>®</sup>713C (12Cr-4Mo-Ni系) (図3)を適用して2016年から組立完成品の量産供給を開始する。

組立方法は耐熱鋼で採用されている従来のカシメ接合より、高強度かつ高品位に接合できる電子ビーム溶接(図2(b)(c), 図4)を適用する。これによって、素材製作(精密 casting)から機械加工、組立まで一貫生産した、信頼性の高い製品を市場に提供することができる。

(高級金属カンパニー)

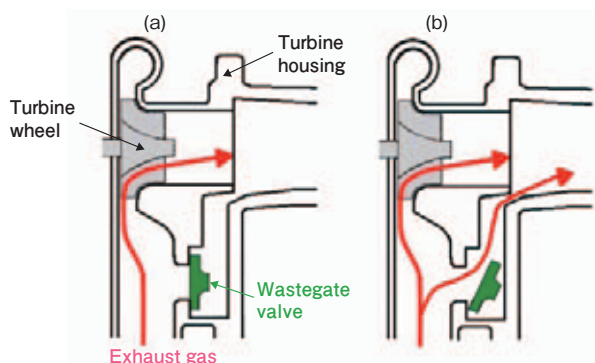


図1 ターボチャージャー機構図

- (a) ウェイトゲートバルブ閉状態
- (b) ウェイトゲートバルブ開状態

Fig. 1 Schematic structure of turbocharger

- (a) Wastegate valve closed
- (b) Wastegate valve open

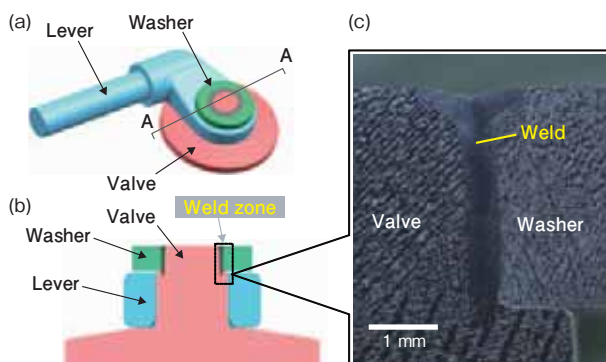


図2 ウェイトゲートバルブ機構図

- (a) 組立モデル
- (b) A-A 断面
- (c) 電子ビーム接合部 写真

Fig. 2 Schematic structure of wastegate valve

- (a) assembly model
- (b) cross-section A-A
- (c) electron beam-welded zone (photo)

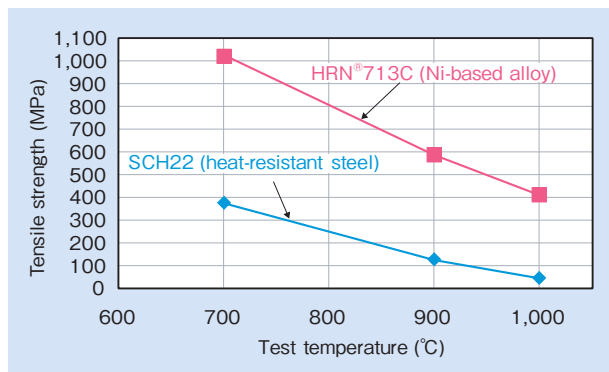


図3 HRN<sup>®</sup>713C (Ni基合金)と耐熱鋼の高温強度

Fig. 3 Tensile strength comparison: HRN<sup>®</sup>713C (Ni-based alloy) and heat-resistant steel

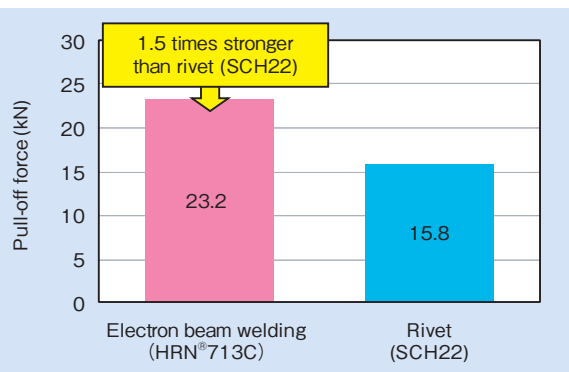


図4 接合部の引抜強度(常温)

Fig. 4 Pull-off force comparison at room temperature: HRN<sup>®</sup>713C welded area and SHC22 riveted part

# 熱処理 CAE ソリューションサービス

## CAE Solution Service for Heat Treatment

ダイカストメーカーにおいては、ハイサイクル化と製品大型化の流れが顕著になっており、金型材料には高温強度と靱性が求められている。

靱性を増大させるためには、焼入れ冷却速度を高める必要があるが、速すぎると熱応力や変態応力の影響を受けて、大変形や焼割れの危険性が高まり、適正な条件の選定が困難である。

日立金属冶金研究所では、焼入れ解析技術の構築を進めており、外部研究機関の協力のもと高精度焼入れ解析ソフト「Thermal Prophet」(以下：THP)を開発した。THPでは、

図1に示す連成解析を行うことで、熱処理時の相変態、応力、冷却速度、変形などを評価することができる。日立金属では、それぞれの顧客ニーズに対応して、表1に示すような目的でTHPを活用し、熱処理ソリューションサービスとして提供している。

ダイカストメーカーからは、金型の高寿命化と寿命安定化の両立が望まれており、それに対しては、THPでの半冷時間(焼入れ温度から、焼入れ温度と室温の中間温度までの冷却にかかる時間)計算に基づくシャルピー衝撃値予測によって、適正な冷

却条件と焼戻し硬さを提案している(図2)。

熱処理メーカーに対しては、焼割れリスクと変形の予測(図3赤い部分が高焼割れリスク)を行うことで、適正な冷却速度とその実施方を提案している。この技術は、加工メーカーでの適正な加工取り代(しろ)の提案にも活用されている。

日立金属では、各顧客のニーズに細やかに対応していくとともに、熱処理技術のグローバル展開、工具鋼のグローバル拡販の強力なツールとしてTHPを活用していく。

(高級金属カンパニー)

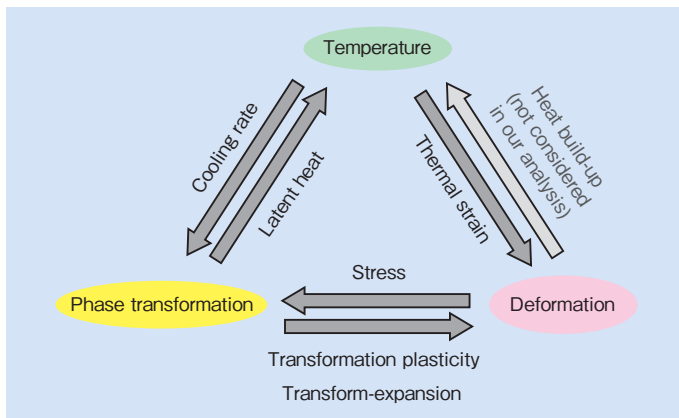


図1 熱処理解析における連成関係  
Fig. 1 Mutual effects among the physical fields considered in the coupled-field analysis of heat treatment

表1 THPの活用目的

Table 1 Objectives of THP\* application

| Die supply chain | Problems/Needs                        | Solutions provided  |
|------------------|---------------------------------------|---|
| Die caster       | Long and reliable die life            | Prediction of durability via cooling rate analysis                  |
| Heat-treater     | Prevent die cracking                  | Cracking risk evaluation that considers the detailed shapes of dies |
| Die maker        | Reduce lead times and machining costs | Optimization of cutting allowances via deformation analysis         |

\*Thermal Prophet (CAE heat-treatment software)



CMAP™ Computer aided engineering for Materials And Processes

Based on CAE, Hitachi Metals employs CMAP to estimate working lifespan and dimensional deviations caused by heat treatment to determine the composition of materials used for molding and forming tools.

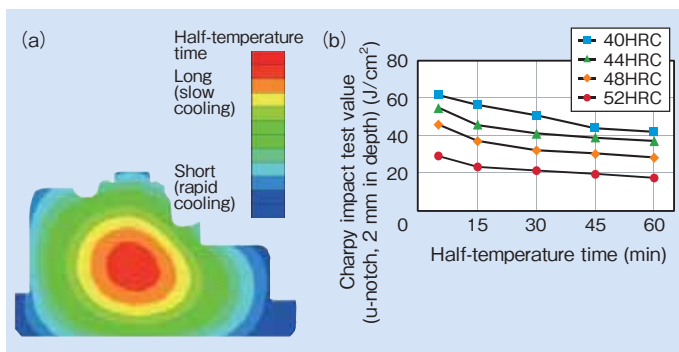


図2 (a) 金型中央断面の半冷時間分布 (b) シャルピー衝撃値と半冷時間の関係

Fig. 2 (a) Half-temperature time distribution at a central cross section of the die and (b) its effect on Charpy impact test value

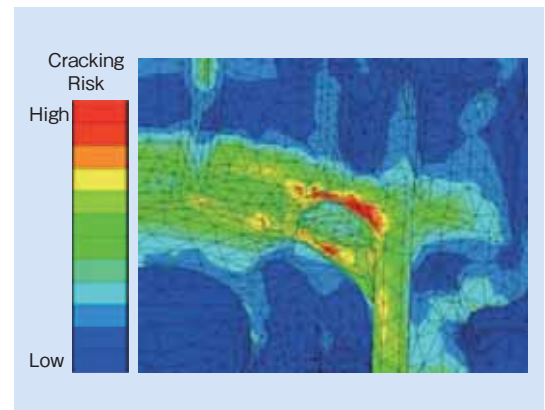


図3 焼割れリスク評価

Fig. 3 Evaluation of cracking risk

# Nd-Fe-B 系超高密度ボンド磁石

## Nd-Fe-B Ultrahigh-Density Bonded Magnet

HIDENSE<sup>®</sup>-500, 600, 700, 1000

NEOMAX エンジニアリングは、異方性ボンド磁石に迫る高い磁気特性 ( $B_r \leq 0.9$  T) を持つ、超高密度の等方性ボンド磁石「ハイデンス<sup>®</sup>」の新シリーズを開発し (図1)、モーターや磁気センサーメーカーなどへの販売を開始した。

等方性ボンド磁石よりも高い磁気特性が必要な場合、従来は異方性ボンド磁石が使用されていた。この磁石は原料が高価で、かつ磁気配向と脱磁の工程が増えるため高コストであり、さらに耐熱性が十分ではなかった。

ハイデンスは、成形工程以外は等方性の圧縮ボンド磁石と同じ製造プ

ロセスで、異方性ボンド磁石に迫る  $B_r$  (残留磁束密度) を実現し、形状や着磁自由度、材質選択性、コストパフォーマンスに優れる。

ハイデンスは高密度 (High Density) から命名した製品群であり、一般的な圧縮ボンド磁石の成形圧力 (0.5 ~ 1 GPa) よりも高い 2 GPa 以上の圧力で超高压成形することによって、成形体密度を 1 割以上高めて高い  $B_r$  を実現した。また、Nd 焼結磁石に比べて高い電気抵抗率 ( $\approx 50 \mu\Omega \cdot m$ ) を有するため、電動工具など小口径な高速回転モーターの渦電流損を低減できる。

ハイデンスとして現在は 4 品種を

販売しており、固有保磁力 ( $H_{cJ}$ ) の規格中央値をその品番としている (表1)。ハイデンスシリーズの減磁曲線を図2に、その熱減磁特性を図3に示す。

ハイデンスの主な用途として、(1) トルク・アップや小型化が必要なモーター、(2) バッテリー駆動による効率追求型モーター、(3) 着磁制御で静音化を図るプロアモーターなどを想定しており、特に着磁制御は NEOMAX エンジニアリングの差別化技術として、モーター形状ごとにユーザーへ設計提案している。

(NEOMAX エンジニアリング株式会社)



図1 ハイデンス<sup>®</sup>シリーズの外観  
Fig.1 HIDENSE<sup>®</sup> series lineup

表1 ハイデンス<sup>®</sup>シリーズの磁気特性  
Table 1 HIDENSE<sup>®</sup> series magnetic properties

| Material     | Remanence $B_r$ |         | Coercivity $H_{cJ}$ |           | Maximum energy product $(BH)_{max}$ |           | Temperature coefficient (%/K) (293K-393K) |         |
|--------------|-----------------|---------|---------------------|-----------|-------------------------------------|-----------|---|---------|
|              | (mT)            | (kG)    | (kA/m)              | (kOe)     | (kJ/m <sup>3</sup> )                | (MGOe)    | $\alpha$                                  | $\beta$ |
| HIDENSE-500  | 830-900         | 8.3-9.0 | 450-550             | 5.7-6.9   | 97-107                              | 12.2-13.5 | -0.10                                     | -0.40   |
| HIDENSE-600  | 790-860         | 7.9-8.6 | 550-650             | 6.9-8.2   | 97-107                              | 12.2-13.5 | -0.09                                     | -0.38   |
| HIDENSE-700  | 760-830         | 7.6-8.3 | 670-770             | 8.6-9.8   | 95-105                              | 12.3-13.6 | -0.10                                     | -0.35   |
| HIDENSE-1000 | 720-790         | 7.2-7.9 | 950-1050            | 11.9-13.2 | 87-97                               | 10.9-12.2 | -0.11                                     | -0.31   |

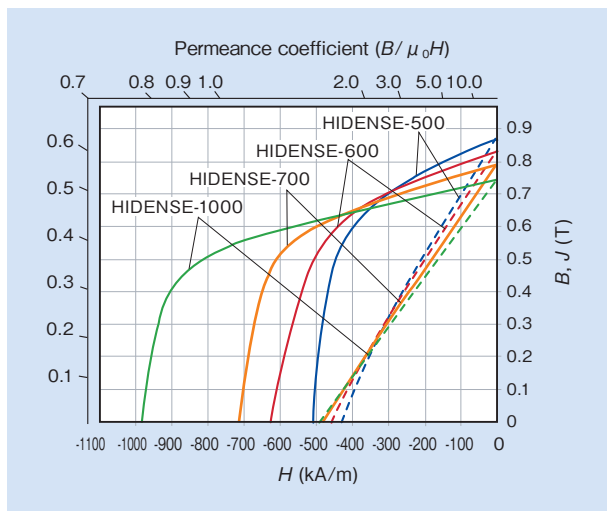


図2 ハイデンス<sup>®</sup>シリーズの減磁曲線  
Fig.2 HIDENSE<sup>®</sup> series demagnetization curves

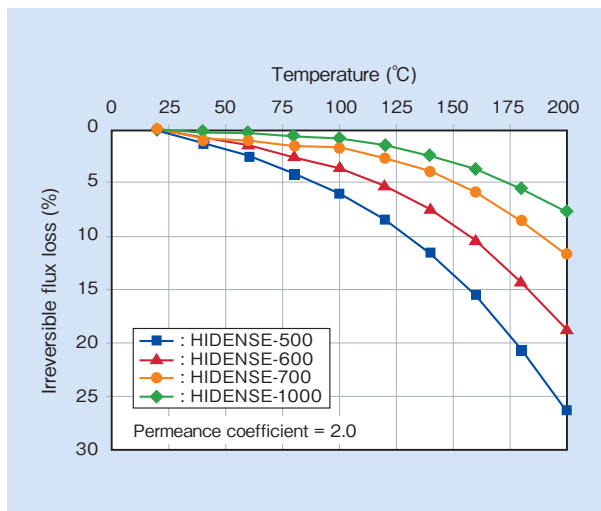


図3 ハイデンス<sup>®</sup>シリーズの熱減磁特性  
Fig.3 HIDENSE<sup>®</sup> series thermal demagnetization curves



# 高加速度対応可動磁石リニアモータ

## High-Acceleration Moving-Magnet Linear Motor

Acc-max™

部品実装機のように、可動部の高速移動を追求する用途の場合、リニアモータの可動子の軽量化が求められている。可動子の軽量化が可能なコアレス方式は、高速だが最大推力が小さい。一方、従来形有鉄心方式は、可動部が重く、高速移動には向かなかった。

この問題に対し、NEOMAX エンジニアリングは、平均加速度  $98 \text{ m/s}^2$  (10 G) を発生する可動磁石リニアモータ「Acc-max™」を開発した(図1)。本開発品は、可動子構成を磁石と強

磁性体(低炭素鋼)のみとしたことにより、リニアモータの可動子質量を当社従来の有鉄心方式可動コイルリニアモータの40%以下に軽量化できた。

電気的には、低インダクタンスコイルの採用により、電流立ち上がり時間を当社従来比で60%短縮するとともに、有鉄心方式と同等以上の最大推力を実現した。これにより、最大推力と応答性のトレードオフを解消した小型高推力のリニアモータを開発した(図2)、(図3)。

固定子側は3相全面通電方式としたため、可動コイル形と同一形式の3相リニアモータドライバーで直接駆動でき、リニアモータ部だけの置き換えも可能である。Acc-max™の最大推力は1,000 Nで、最小ストローク80 mm から、90 mm ごとにシリーズ化し、最大550 mm まで対応している(表1)。なお、駆動部だけの販売のほか、単軸ステージとしての受注にも対応している(図4)。

(NEOMAX エンジニアリング株式会社)

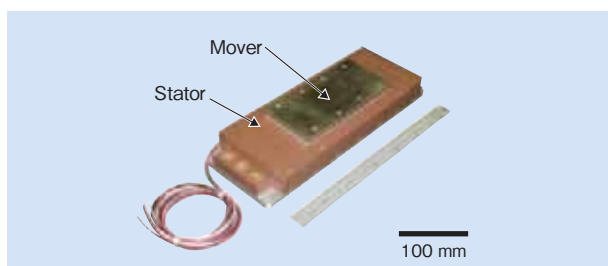


図1 可動磁石リニアモータ Acc-max™-80 の外観  
Fig.1 Structure of moving-magnet linear motor Acc-max™-80

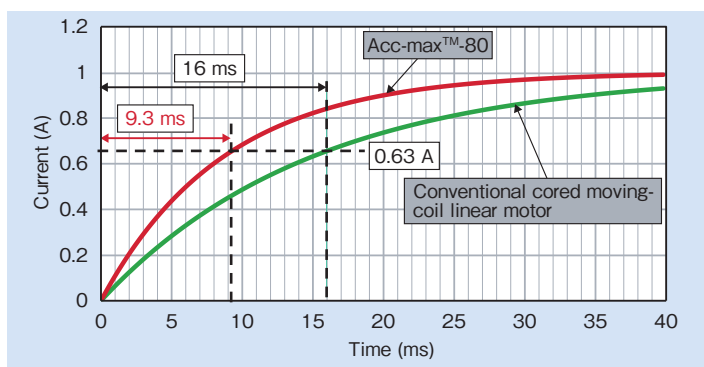


図2 電流応答性  
Fig.2 Current response characteristics

表1 主要仕様

Table 1 Principal specifications

| Category        | Unit | Acc-max-80 | Acc-max-260      | Acc-max-550 |
|-----------------|------|------------|------------------|-------------|
| Stroke          | mm   | 80         | 260              | 550         |
| Rated thrust    | N    |            | 400              |             |
| Maximum thrust  | N    |            | 1,000            |             |
| Rated current   | Arms |            | 20               |             |
| Maximum current | Arms |            | 50               |             |
| Mover weight    | kg   |            | 1.4              |             |
| Mover length    | mm   |            | 186              |             |
| Stator length   | mm   | 325        | 510              | 800         |
| Section size    | mm   |            | 118 (W) × 53 (H) |             |

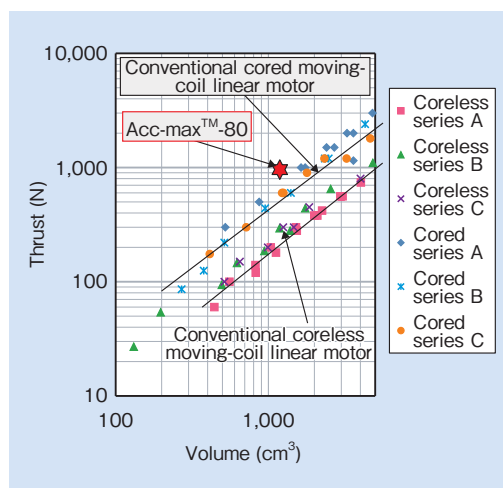


図3 最大推力-モータ体積分布  
Fig.3 Maximum thrust and motor volume correlation graph

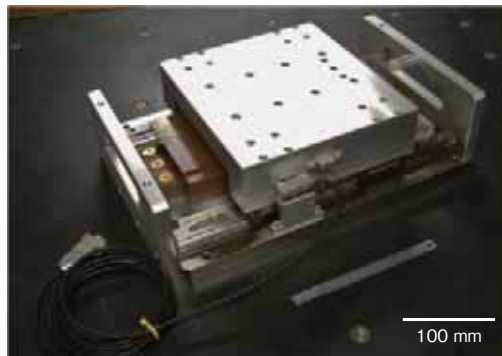


図4 単軸リニアモータステージ  
Fig.4 Uniaxial linear motor stage

# 薄型トナーセンサー Planar-Type Toner Sensor

HMD Series: HMD24

複写機やプリンターの小型化および高画質化に伴い、搭載されるトナーセンサーの小型・薄型化および検知精度向上が求められている。従来品のセンサーは検知部に差動トランスを使用した磁気ブリッジ方式で、主にトナーと鉄粉による2成分現像方式のトナー濃度検知に使用されている。

NEOMAX エンジニアリングは、これまで提供してきた2成分現像剤のトナーセンサーを改良した薄型トナーセンサー「HMD24」を開発し、同じくプリント基板タイプの「HMD24-PCB」を新たにラインナップした(図1, 表1)。今回、開発し

たセンサーは検知部に平面コイルを採用し薄型化した。2つの平面コイルを面方向に一定の距離をおいて配置し、所定周波数以上でインダクタンスの相違が顕著になる現象を利用してトナー濃度を検知している。また、平面コイルの問題点として、各コイルのインダクタンスが低く、重ねたコイルが相互に影響しあうため、正確な計測が困難であった。その課題を解決するため回路上の工夫とデジタル処理により、非接触で高速、高精度な計測が可能となった。

### 特長

(1) 従来の厚みの半分の5 mmに薄型化できたので、狭い場所に設置

しやすく、レイアウト設計の自由度が向上する。

(2) 検知分解能を10倍、出力線形範囲を2倍に向上し、トナー濃度および外部制御電圧に対して良好な線形特性を持っている(図2, 図3)。

(3) 従来品ではトナー容器に穴を空けてセンサーヘッドを現像剤に接触させる必要があった。一方、開発品では高感度を活かし、トナー容器に穴を空けず非接触で検知可能になり、トナー漏れを防止できる(図4)。

(NEOMAX エンジニアリング株式会社)

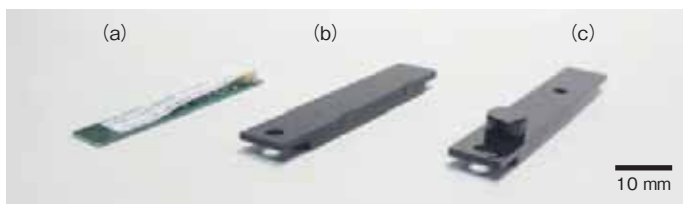


図1 薄型トナーセンサー (a) 開発品HMD24-PCB (b) 開発品HMD24 (c) 従来品HMS501

Fig. 1 Planar-type toner sensor (a) developed HMD24-PCB (b) developed HMD24 (c) conventional HMS501

表1 開発品の仕様例

Table 1 Sample specifications of the newly developed products

| Category              | HMD24-PCB                               | HMD24 |
|-----------------------|---|-------|
| Power supply voltage  | 24 V                                    |       |
| Sensor output range   | 2.5 V ± 2.0 V                           |       |
| Control voltage range | 2.5 V ± 0.5 V                           |       |
| Sensitivity           | 0.5 V/wt%, 1.0 V/wt% (reference values) |       |

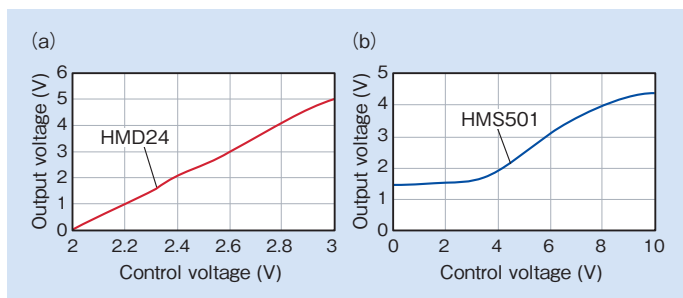


図3 外部制御電圧特性 (a) HMD24 (b) 従来品

Fig. 3 External control voltage characteristics

(a) HMD24 (b) conventional product

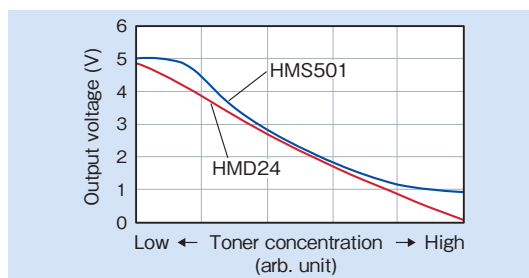


図2 トナー濃度特性

Fig. 2 Toner concentration detection characteristics

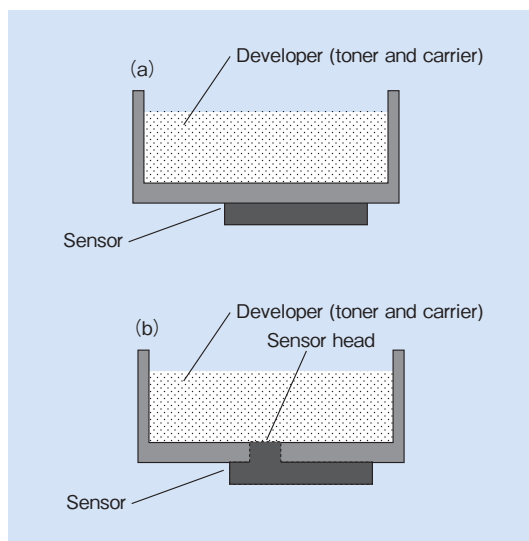


図4 取り付け模式図 (a) HMD24 (b) 従来品

Fig. 4 Mounting schematic diagram

(a) HMD24 (b) conventional product

# 車載インバータ用ノイズ抑制コア Noise Suppression Core for Automotive Inverter

FINEMET® FT-3K50T VR Series

2021年、2025年のCO<sub>2</sub>排出規制強化に向けてハイブリッド(HEV)、プラグインハイブリッド(PHEV)、電気自動車(EV)など、環境対応車の投入や低燃費技術の開発が進められている。その基幹部品としてモーターを駆動制御するインバータは、パワー半導体を用いた高速スイッチング方式で制御しており、そのスイッチング時に生じる高長波成分の伝導ノイズが、AMラジオ周波数帯域に混信する問題が生じている。この対策として図1に示すように、インバータの入出力にノイズ抑制コアが採用されているが、省スペース、軽量化の観点から、小型かつ高インピーダンスなコアが求められている。

日立金属はこれまで車載用ノイズ抑制コアとしてFINEMET® FT-3KM材を用いたトロイダルコア、「FT-3KM VFシリーズ」を供給してきたが、上述の市場要求に応えるため、FT-3KM材より高周波帯域で高透磁率のFT-3K50T材を用い、独自の熱処理技術に改良を加えて楕円形状コアにすることで高インピーダンス、低背化を実現し、「FT-3K50T VRシリーズ」として製品化した。

代表的なVRコアの外観を図2に示す。当社FT-3KM材、Mn-Znフェライト材(透磁率 $\mu$  7000材)と比較した、FT-3K50T材のインピーダンスの周波数特性および温度依存性を図3に示す。同形状で比較した場

合、室温におけるFT-3K50T材の1MHzでのインピーダンスは、FT-3KM材の約2倍、Mn-Znフェライト材の約3倍あり、ノイズ抑制効果が高い。またMn-Znフェライト材と比べ温度依存性の小さいことが特長である。同じ特性を実現する場合、FT-3KM材に対して体積、重量ともにほぼ半減でき、またMn-Znフェライト材に対しては70%小型化、60%軽量化できる、小型軽量のノイズ対策製品である(表1)。

バスバー形状にあわせた内寸法やコアを筐体に取り付ける構造設計など顧客要求に応じた製品を供給することができる。

(磁性材料カンパニー)

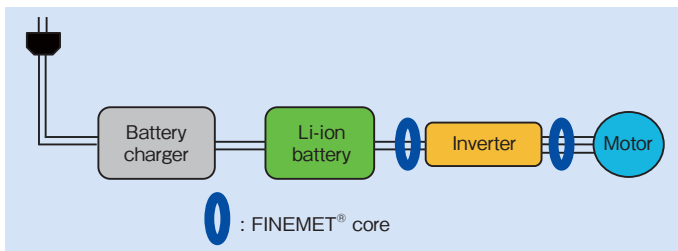


図1 プラグインハイブリッド車のパワートレイン図  
Fig. 1 Power train diagram of plug-in hybrid car

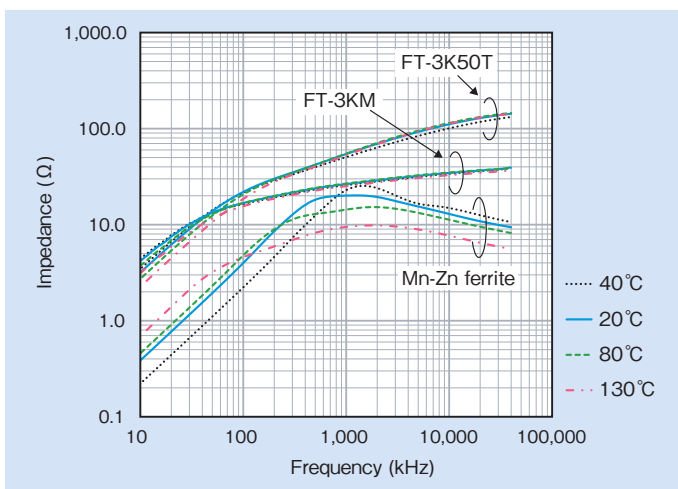


図3 インピーダンス周波数特性比較(日立金属評価)  
Fig. 3 Comparison of impedance-frequency characteristics (measured by Hitachi Metals, Ltd.)



図2 ファインメット® FT-3K50T VRシリーズの外観  
Fig. 2 The FINEMET® FT-3K50T VR series lineup

表1 体積、重量比較(日立金属比較)  
Table 1 Volume and mass comparison (measured by Hitachi Metals, Ltd.)

| Material          | Impedance: 55 Ω (1 MHz)                    |          | Mass (g) |          |
|-------------------|--|----------|----------|----------|
|                   | Volume (×10 <sup>-6</sup> m <sup>3</sup> ) |          |          |          |
| FINEMET® FT-3K50T | 7  | 0.27     | 51       | 0.37     |
| FINEMET® FT-3KM   | 15   | 0.57     | 107      | 0.77     |
| Mn-Zn ferrite     | 26   | 1 (ref.) | 139      | 1 (ref.) |

# 60 GHz 無線通信モジュール用 LTCC 基板

## LTCC Substrate for 60 GHz Wireless Communication

LSBM Series, LSCM Series

移動端末の普及に伴い、通信容量の拡大と接続品質の改善が急務となっている。60 GHz 帯通信は免許不要の通信帯のため導入が容易であり、既存の無線 LAN と比較すると 100 倍以上の広帯域を利用できる。そのため、通信容量が容易に拡大でき、次世代無線 LAN の通信帯として期待されている。この帯域での規格は IEEE802.11ad/15.3c などがあり、無線 LAN (Wi-Fi) と相互ライアンスを進める 11ad (WiGig) で先行して製品開発が行われている。

このような背景から日立金属は独自の材料、プロセス、設計技術を組み合わせることで 60 GHz 通信モ

ジュール用 LTCC 基板を開発し、供給を開始した(図 1)。60 GHz のようなミリ波帯域では信号の伝送上の減衰が非常に大きく、これまで以上に低損失な材料、プロセス技術やモジュールとアンテナの複合化などの伝送損失を減らすための新しい通信モジュールの設計手法が必要とされている。

そこで、日立金属は誘電損失と誘電率の低い材料を新たに開発した(図 2, 表 1)。この材料を用いることで、伝送線路損失とアンテナ放射特性の改善を同時に実現した。また、プロセス面でも、線幅 50  $\mu\text{m}$  以下で 10  $\mu\text{m}$  以上の厚膜化を可能とす

る微細幅厚膜配線技術を構築し、伝送線路損失をさらに改善した(図 3)。

これら新開発の材料、プロセス技術は 60 GHz 無線通信用途だけでなく、RF 帯、ミリ波帯などの高周波用途や伝送損失の低減が必要な通信回路用基板への適用も可能である。また、顧客要求に応じた構造、回路設計などの各種設計サポートや材料、プロセス技術のカスタム対応を行うことによって、顧客の製品開発だけでなく開発期間の短縮に向けた顧客サポート体制を充実させた。

(磁性材料カンパニー)

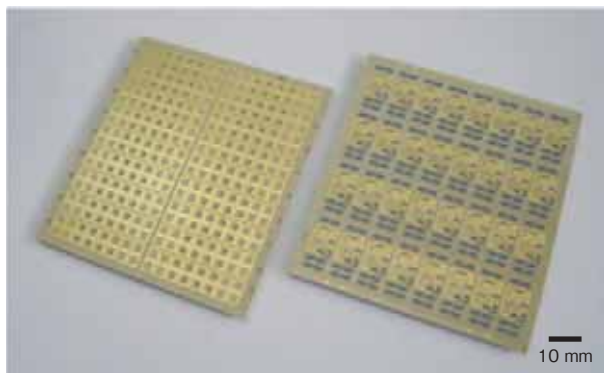


図 1 60 GHz 無線通信モジュール用 LTCC 基板  
Fig. 1 Low-temperature co-fired ceramic (LTCC) substrates for 60 GHz wireless communication modules

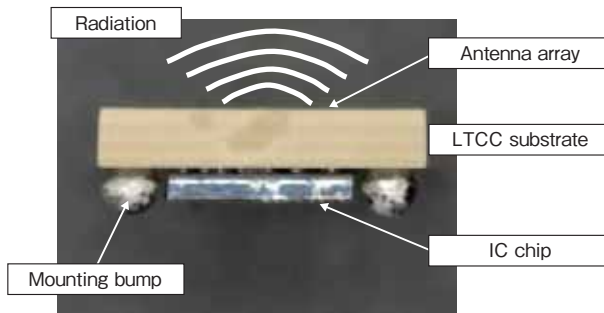


図 2 アンテナ型 60 GHz 無線通信モジュールの概念  
Fig. 2 60 GHz wireless communication module concept with integrated antenna

表 1 ミリ波用 LTCC の材料一覧

Table 1 LTCC materials for millimeter band

| Item (unit)                                      | Er8-Material (conventional) | Er6-Material (newly developed) |
|--|-----------------------------|--------------------------------|
| Material   | Pb-free ceramics            | Pb-free ceramics               |
| Dielectric constant                              | 8.1                         | 6                              |
| Tan $\sigma$ ( $\times 10^{-4}$ )                | 22                          | 18                             |
| Flexural strength (MPa)                          | 300                         | 200                            |
| Thermal expansion (RT-400°C) (ppm/°C)            | 6                           | 6                              |
| Inner conductor                                  | Ag                          | Ag                             |
| Inner conductor resistivity ( $\Omega\text{m}$ ) | $2.1 \times 10^{-8}$        | $2.1 \times 10^{-8}$           |

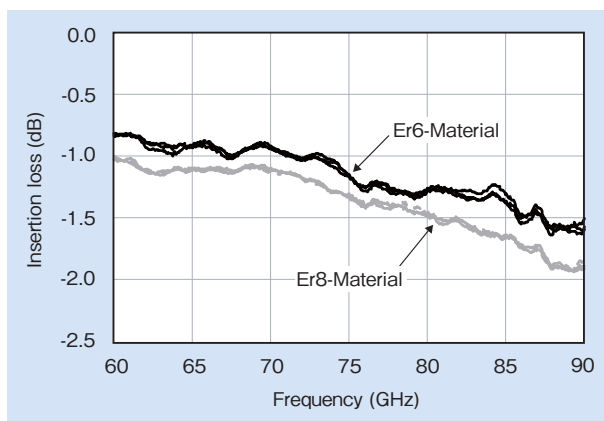


図 3 線路損失の比較 (10 mm 長あたり)  
Fig. 3 Line loss comparison (per 10 mm length)

# 日立金属グループ 2015年 主な展示会出展

さまざまな展示会で進化する技術をご紹介します。

## ● 人とくるまのテクノロジー展 2015 2015.5.20-22

ハイブリッド自動車、次世代エンジン車など多種多様なニーズに応える高度な技術・製品を出展。

### <次世代エコカー>

Nd-Fe-B系焼結磁石 NEOMAX<sup>®</sup>、フェライト焼結磁石 NMF<sup>®</sup>、EV / HEV 用エナメル線、  
高性能コモンモードチョークコイル / コア、大電流用コモンモードチョークコア、電極接合用クラッド材

### <パワートレイン>

CVT ベルト材、ピストンリング材、耐熱鋳造部品ハーキュナイト<sup>®</sup>、シンクロナイザーリング、  
耐摩耗溶接材料ビシライト<sup>®</sup>、ロストワックス精密鋳造品

### <シャシー / ボディ>

高靱性ダクタイル鋳鉄 HNM<sup>®</sup>、アルミホイール SCUBA<sup>®</sup>、電動パーキングブレーキ用ハーネス、  
冷間ダイス鋼 SLD-MAGIC<sup>®</sup>、ダイカスト金型用鋼 DAC-MAGIC<sup>®</sup>

## ● TECHNO-FRONTIER2015 モーター技術展 2015.5.20-22

モーターの進化や電装化の進展を支える高度な材料・技術を出展。

### <モーター用材料>

Nd-Fe-B系焼結磁石 NEOMAX<sup>®</sup>、フェライト焼結磁石 NMF<sup>®</sup>、アモルファスモーターコア用材料、  
EV / HEV 駆動モーター用エナメル線、高機能純銅線 HiFC<sup>®</sup>

### <EMC・ノイズ対策部品>

ナノ結晶軟磁性材料ファインメット<sup>®</sup>コイル / コア / トランス / リボン、高温対応・高飽和磁束密度フェライト、  
高性能アモルファスパウダーコア

### <モーションエンジニアリング>

リニアモーター、超高密度ボンド磁石ハイデンス<sup>®</sup>、アンジュレーター、フラット型トナーセンサー

## ● 最先端 IT・エレクトロニクス総合展 CEATEC JAPAN 2015 2015.10.7-10

日立金属グループの環境親和製品・技術を出展。

### <エレクトロニクス>

Metglas<sup>®</sup> 変圧器用アモルファスコア、表面処理技術、希土類磁石 NEOMAX<sup>®</sup>、フェライト磁石 NMF<sup>®</sup>、ファインメット<sup>®</sup>

### <自動車>

CVT ベルト材、タービンホイール、高靱性ダクタイル鋳鉄、耐熱鋳造部品ハーキュナイト<sup>®</sup>、アルミホイール SCUBA<sup>®</sup>

### <ヘルスケア>

光触媒抗菌性チタン箔、セラミック・シンチレータ材、アンジュレータ、医療機器用ケーブル

## ● 第44回 東京モーターショー 2015 2015.10.29-11.8

ハイブリッド自動車、次世代エンジン車など多種多様なニーズに応える高度な技術・製品を出展。

### <次世代エコカー>

Nd-Fe-B系焼結磁石 NEOMAX<sup>®</sup>、フェライト焼結磁石 NMF<sup>®</sup>、高性能コモンモードチョークコイル / コア、  
大電流用コモンモードチョークコア、電極接合用クラッド材、表面処理技術

### <パワートレイン>

CVT ベルト材、ピストンリング材、耐熱鋳造部品ハーキュナイト<sup>®</sup>、シンクロナイザーリング、耐摩耗溶接材料ビシライト<sup>®</sup>、  
ロストワックス精密鋳造品

### <シャシー / ボディ>

高靱性ダクタイル鋳鉄 HNM<sup>®</sup>、アルミホイール SCUBA<sup>®</sup>、電動パーキングブレーキ用ハーネス、冷間ダイス鋼 SLD-MAGIC<sup>®</sup>



人とくるまのテクノロジー展  
2015



TECHNO-FRONTIER2015  
モーター技術展



CEATEC JAPAN 2015



東京モーターショー 2015

# 日立金属グループ 主な営業品目

## 高級金属製品

- 特殊鋼
- ロール
- アモルファス金属材料



● **プレス金型用鋼 SLD-MAGIC<sup>®</sup>**  
YSS 冷間工具鋼は、優れた耐久性を有し、用途に応じた各種グレードを取り揃え、多様なニーズにお応えいたします。



● **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
- 軟質磁性材料・応用品



希土類磁石



フェライト焼結磁石

● **マグネット**  
世界トップブランドの希土類磁石「NEOMAX<sup>®</sup>」をはじめ、フェライト磁石「NMF<sup>®</sup>」、その他各種磁石およびその応用品をさまざまな産業分野に幅広くお届けしています。

## 高級機能部品

- 自動車用鋳物
- 配管機器



● **耐熱鋳造部品「ハーキュナイト<sup>®</sup>」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、自動車の環境性能向上に貢献しています。



● **高靱性ダクタイル鋳鉄「HNM<sup>®</sup>」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。

## 電線材料

- 電線
- 自動車部品
- 情報システム



● **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。

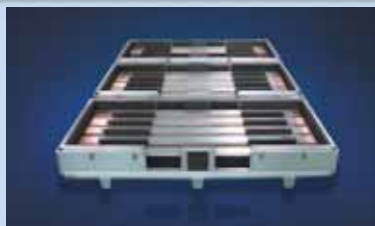


● **超音波診断装置用プローブケーブル**  
軽量で耐屈曲性や可とう性に優れ、高い電気特性も兼ね備えており、取り扱いやすさと画像の高精細化を実現し、医療機器の発展に貢献しています。



●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。



●スパッタリングターゲット材

液晶ディスプレイ用、タッチパネル用など、次代のニーズに応える特色ある新材料を開発・提供しています。



●アモルファス金属材料「Metglas®」

変圧器等の低損失化により、電力の省エネルギーを実現し、CO<sub>2</sub>排出削減に寄与する軟磁性材料です。



●ソフトフェライト他軟磁性材料・応用品

ソフトフェライトは酸化鉄を主原料とする軟磁性材料です。家庭製品から産業用、IT機器や車載用等、さまざまな製品に使用されています。



●ナノ結晶軟磁性材料応用品

日立金属が開発したナノ結晶軟磁性材料「ファインメット®」の応用品として電磁波ノイズ対策製品、パワーエレクトロニクス製品等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。



●高意匠アルミホイール「SCUBA®」

鍛造技術と高精度のCAEを駆使し、高強度、高剛性、軽量化に加え、デザイン性も実現したアルミホイールです。



●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。



●優めっき®白継手

めっきに純度の高い亜鉛地金を使用し、鉛とカドミウムの含有量を大幅に削減した環境対応型白継手です。



●高効率モーター用エナメル線

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。



●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。



●イーサネットスイッチ「APRESIA®」

通信事業者向けとして広域イーサネット網や携帯電話通信網に、民間・公共向けにはLANシステム構築用の多彩な製品で情報通信インフラを支えています。

\*イーサネットは、富士ゼロックス(株)の登録商標です。

## ■一般社団法人 日本ガス協会

### 技術大賞 2015.06

- 受賞案件：PE 管同径活管分岐工法の開発
- 受賞者：日立金属(株) 他1社
- 概要：PE 管同径活管分岐継手 (EF-HOT) の開発において、ガスに関する独創性発展性に富む画期的な新技術を開発しガス事業に貢献した



## ■一般社団法人 大阪発明協会

### 平成 27 年度近畿地方発明表彰 発明奨励賞

- 受賞案件：高性能フェライト磁石 NMF-12 シリーズ
- 受賞者：小林義徳, 細川誠一, 豊田幸夫
- 概要：高性能 CaLaCo系フェライト磁石に関する特許が、技術的に優秀で、かつ実施効果が高いと評価された



本書中に記載された®マークは登録商標です。

XGNC, CGML, DAC-MAGIC, NEOMAX, HiFC, HRN, HMD, FINEMET, ファインメット, HNM, ハーキュナイト, ビシライト, SCUBA, SLD-MAGIC, ハイデンス, Metglas, APRESIA は日立金属株式会社の登録商標です。

## 本社事務所移転のお知らせ (2015年12月1日～)



〒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)  
代表電話番号 03-6774-3001

【交通アクセス】  
JR 品川駅港南口(東口)より徒歩6分  
京急品川駅高輪口改札より徒歩9分



---

## 日立金属技報 Vol.32

発行日 2016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 後藤 良

編集 日立金属株式会社 技術開発本部 開発センター 株式会社 東京映画社

禁無断転載

