解 説

MgB₂ 超電導線材の高 J_c 化—MgB₂ コアの充填率向上と不純物添加—熊倉 浩明^{*1,†}, 松本 明善^{*1}, 西島 元^{*1}, 東川 甲平^{*2}, 木須 隆暢^{*2}Improvement of J_c for MgB₂ wires-Densification of the MgB₂ core and impurity additions-Hiroaki KUMAKURA^{*1,†}, Akiyoshi MATSUMOTO^{*1}, Gen NISHIJIMA^{*1}, Kohei HIGASHIKAWA^{*2} and Takanobu KISS^{*2}

Synopsis: Two important factors that strongly affect J_c of the MgB₂ wires are impurity addition and the density of the MgB₂ core. Carbon or carbon-containing impurity addition brings about carbon substitution for the boron site of MgB₂ and increases B_{c2} of the MgB₂ wires and hence, the J_c values at high magnetic fields. The most popular additive, SiC, brings about the formation of impurities, such as Mg₂Si, which act as barriers to the superconducting current. The additions of hydrocarbons, such as coronene (C₂₄H₁₂) and anthracene (C₁₄H₁₀), are more effective in increasing the J_c values of the MgB₂ wires. Another interesting hydrocarbon additives are ethyltoluene (C₉H₁₂) and xylene (C₈H₁₀). Additions of these impurities also increase the J_c values of the MgB₂ wires although the amount of carbon substitution for the boron site is much less than those of the coronene and anthracene additions. The densification of the MgB₂ core is realized by the application of high-pressure treatment, such as hot uniaxial pressing, hot isostatic pressing and cold pressing before a heat treatment. Mechanical alloying and mechanical milling of boron and magnesium powder mixture using high energy ball milling are also effective to increase the density of the MgB₂ core and the J_c values. The use of nano-meter size magnesium powder accelerates the reaction of magnesium and boron powder, improves the connectivity of the MgB₂ core and increases the J_c values. Internal magnesium diffusion (IMD) method is also effective in increasing the density of reacted the MgB₂ layer and the J_c values. A small MgB₂ coil was fabricated using a 60-m-long IMD processed 7-filamentary MgB₂/Cu wire and was successfully excited with a reasonably high coil I_c , i.e., about 60 % of I_c obtained in a short sample at 4.2 K in a backup field up to 10 T.

Keywords: impurity addition, MgB₂ core densification, critical current density, internal Mg diffusion

(Some figures in this article may appear in colour only in the electronic version)

1. はじめに

MgB₂ は T_c が 39 K と、金属系超伝導体としては非常に高い値を示す。よく知られているように MgB₂ においてはボロンと Mg が層状構造を形成し、ハニカム構造をなすボロンが高い T_c の発現に重要な役割を果たしている¹⁾。

MgB₂ は従来の金属系超伝導体と同様に機械的特性が良好であり、また酸化物高温超伝導体で問題となる結晶粒間の弱結合が存在しないために、原料の混合粉末を金属管に充填して線材に加工後、熱処理をするパウダー・イン・チューブ法 (PIT 法) をはじめとする簡便な線材化法が適用できる点で実用上有利である。さらに軽量であり、また基本的には原料の価格が低いことも MgB₂ の大きな利点である。MgB₂ の線材化法としては現在のところ、Mg と B の混合粉末を出発原料とする *in situ* PIT 法²⁾ が主流であるが、MgB₂ 粉末を出発原料として使う *ex situ* 法³⁾ も行われている。現在では *in situ* 法で単長 8 km⁴⁾、*ex situ* 法では 6 km⁵⁾ の多芯 MgB₂ 線材が製造可能となっており、これらを使った様々な超電導機器のプロトタイプの試作が進められている。一方、Mg 棒と B 粉末を用いる内部 Mg 拡散

Received June 23, 2021

^{*1} 国立研究開発法人 物質・材料研究機構
〒305-0047 茨城県つくば市千現 1-2-1
National Institute for Materials Science
1-2-1, Sengen, Tsukuba, Ibaraki 305-0032

^{*2} 九州大学
〒819-0395 福岡市西区元岡 744
Kyushu University,
744 Motooka, Nishi-ku, Fukuoka 819-0395

[†] E-mail: KUMAKURA.Hiroaki@nims.go.jp
DOI: 10.2221/jcsj.56.317

(internal Mg diffusion(IMD)法⁹⁾も、MgB₂線材の作製法として盛んに研究されている。

超電導線材の高 J_c 化のためには、よく知られているように磁束線ピンニングの向上が重要であるが、MgB₂ の有力なピン止め点としては結晶粒界があり、MgB₂ 結晶の微細化が高 J_c 化に有効である。このため、熱処理温度を低くして結晶粒の粗大化を抑制することが有効であり、この辺の事情は Nb₃Sn などの A15 型線材と同じであるが、*in situ* PIT 法 MgB₂ 線材の場合は、一般的に線材の MgB₂ コアの充填率が低いのが大きな問題であり、コア充填率の向上に多くの研究が注がれてきた。

以上を踏まえて本報告では、はじめに PIT 法 MgB₂ 線材の J_c 特性を改善させる方法として不純物添加について触れ、次に MgB₂ コア充填率の改善について述べる。最後に充填率を向上させる方法の一つである IMD 法の最近の進展とコイルの試作について述べる。なお、MgB₂ 線材とその応用については、ジュネーブ大の R. Flükiger が編集した単行本があり⁷⁾、2016 年までの研究成果はこれにまとめられているので参照されたい。

2. PIT 法 MgB₂ 線材における特性改善

2-1. 不純物添加

一般的に無添加の MgB₂ 結晶の B_{c2} はかなり低く、特に c 軸に平行に磁界をかけた場合の B_{c2} は低い⁸⁾、B サイトの C 置換を施すと、これが伝導電子の散乱中心となってコヒーレンス長が短くなるために B_{c2} がかなり大幅に上昇する。特に $B//c$ 軸の場合の B_{c2} の上昇は大きく、B サイトの C 置換とともに B_{c2} の異方性は大きく減少して行く⁹⁾。これは、MgB₂ の結晶方位がランダムな PIT 法をはじめとする MgB₂ 線材には好都合であるので、B サイトの C 置換が広く行われている。最も一般的な方法は Mg+B の混合粉末にナノメートルサイズの SiC 粉末を添加することであり¹⁰⁾、PIT 法線材においては、10 mol%SiC 添加で 4.2 K における B_{c2} が 18 T から~24 T へ¹¹⁾、また 20 K では 8 T から~11 T へ向上し¹²⁾、これによって 4.2 K、10 T および 20 K、5 T で 10^4 A/cm² 以上と無添加線材に比べてはるかに高い J_c (MgB₂ コア当たり、以下同じ)が得られる¹³⁾。

しかしながら SiC 添加では、かなり多量の Mg₂Si が MgB₂ 層内に析出し¹⁴⁾、IMD 法による MgB₂ 線材の走査型ホール素子磁気顕微鏡による局所的な J_c 評価から、このような析出物が超電導電流のバリアになることが判った¹⁵⁾。そこで、このような不純物が析出しない炭化水素等の添加が種々試みられてきた¹⁶⁻¹⁸⁾。MgB₂ への炭化水素添加の中で最も効果的なものの一つが芳香族炭化水素のコロネン (C₂₄H₁₂)である¹⁸⁾。PIT 法 MgB₂ 線材においては C₂₄H₁₂ 添加によって 4.2 K、10 T で 1.8×10^4 A/cm² の J_c が、また IMD 法 MgB₂ 線材では 10^5 A/cm² 以上と、SiC 添加線材を越える J_c が得られている¹⁹⁾。しかしながら、C₂₄H₁₂ はそ

Fig. 1 Effect of anthracene (C₁₄H₁₀) addition on J_c at 4.2 K and 10 T of *in situ* PIT processed single-filamentary MgB₂ wires²⁰⁾.

の価格がかなり高いという難点がある。そこでその他の芳香族炭化水素について調べたところ、最近低価格のアントラセン (C₁₄H₁₀)添加が C₂₄H₁₂ 添加と同程度に J_c 改善に効果のあることがわかった²⁰⁾。

Mg+B の粉末混合物に添加したこれらの炭化水素は、線材の熱処理中に融解して混合粉末の隙間に浸透していくと考えられるので固体のままの SiC 添加等に比べてより均一な B サイトの C 置換が得られると考えられる。添加によって T_c は若干低下するが B_{c2} ならびに不可逆磁界 B_{irr} は上昇し、C₁₄H₁₀ を C 量として 2.5 at%添加した線材では 20 K において約 9 T の B_{irr} と、SiC 添加線材と同レベルの値を示す。この B_{irr} は 4.2 K における実用 Nb-Ti 線材の B_{c2} にほぼ等しく、炭素化合物添加した MgB₂ 線材は 20 K 近傍の温度において Nb-Ti 線材の代替として使用できる可能性のあることを示している。

Fig. 1 に C₁₄H₁₀ 添加した PIT 法 MgB₂ 線材の、4.2 K、10 T での J_c の添加量依存性を示す。線材径は 1mm、線材断面における MgB₂ コアの占積率は約 32 %である。添加量はカーボン量 (atomic %)で示しており、熱処理時間は 1 時間である。無添加の場合 600 °C の熱処理で完全に Mg+B から MgB₂ への反応が起こり、さらに熱処理時間が長くなると、MgB₂ 結晶粒の粗大化が起こるために J_c は低下する。添加量が増大すると、多量の C₁₄H₁₀ が完全に分解して B サイトの C 置換が起こるためには 600 °C の熱処理温度では低すぎると考えられ、最適熱処理温度は高温側にシフトする。高温で熱処理した場合、C₁₄H₁₀ の分解、B サイトの C 置換とともに MgB₂ の生成がより進み、これは J_c を向上させるが同時に MgB₂ 結晶粒の粗大化が進み、これは粒界ピンニングを減少させるので J_c を低下させる。最適な熱処理温度はこの両者のバランスで決まると思われる。

Fig. 2 にはそれぞれの C₁₄H₁₀ 添加量に対して、熱処理条件を最適化した場合の 4.2 K、10 T での J_c -B 特性を示す。C₁₄H₁₀ 添加量が増えるにしたがって J_c は増大し、さらに増えると J_c は減少する。10 at%添加 (カーボン量)を除いて、C₁₄H₁₀ 添加した線材の J_c は無添加線材の J_c よりも高

Fig. 2 J_c - B curves at 4.2 K of anthracene ($C_{14}H_{10}$) added *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wires. The heat treatment condition was optimized for each anthracene concentration ²⁰⁾.

く、最高の J_c は 3.25 at% 添加で得られ、その値は 10 T で 1.8×10^4 A/cm² であった。この値は最適熱処理した無添加線材の J_c の約 6 倍であり、コロネン添加した PIT 法 MgB_2 線材の J_c にほぼ等しい。 J_c - B カーブの傾きは 10 % 添加で最も小さくなるが、これは B サイトの C 置換量が最も多いことを示唆する。そこで、 MgB_2 の格子定数の変化から B サイトの C 置換量を見積もったところ ²¹⁾、生成した化合物を $Mg(B_{1-x}C_x)_2$ とすると $C_{14}H_{10}$ 添加量とともに x が増大し、10 % 添加では $x=0.0459$ であった。

一方、 MgB_2 への添加物としては炭水化物や有機酸も試みられており ²²⁻²⁵⁾、大きな J_c の改善が得られている。

Fig. 3 には、PIT 法による単芯 MgB_2 線材にリンゴ酸 ($C_4H_6O_5$) を添加した場合の 4.2 K、10 T での J_c の添加量依存性を示す ²⁵⁾。線材径は 1.2 mm、 MgB_2 コアの占積率は約 32% である。線材作製には鉄管を用い、線材加工には後述するスウェーijing 加工を適用している。熱処理温度は 600 °C で熱処理時間を変化させている。リンゴ酸添加の場合は、 $C_{14}H_{10}$ や $C_{24}H_{12}$ など比べてより低温で分解するので、低温での熱処理が可能である。Fig. 1 の場合と同様に、 J_c は添加量とともに上昇し、その後低下する。最適な添加量は熱処理時間によって若干変化するが、最も

Fig. 3 Effect of malic acid ($C_4H_6O_5$) addition on J_c at 4.2 K and 10 T of *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wires ²⁵⁾.

高い J_c 値は 3.5 mol% 添加量、熱処理時間 4 時間のときに得られた。また熱処理温度を低くすると、最適熱処理時間は長時間側にシフトし、 J_c も上昇する傾向にある。最高の J_c 値は 550 °C で 32 時間のときに得られ、その値は 4.2 K、10 T で 2.6×10^4 A/cm² であった。この値は $C_{14}H_{10}$ や $C_{24}H_{12}$ を添加した場合の最高値よりもやや高いが、後述するように線材加工としてスウェーijing 加工を適用したことで MgB_2 の充填率が向上し、これが寄与していると考えられる。

同じ炭化水素添加でも、B サイトの C 置換とは異なる効果を示すと思われるものもある。エチルトルエン (C_9H_{12}) 添加がそれであり ²⁶⁾、**Fig. 4** は、10 mol% の C_9H_{12} 、SiC ならびに C_9H_{12} +SiC を添加した PIT 法 MgB_2 テープ線材 (4 mm 幅、0.5 mm 厚、 MgB_2 コアの占積率~32 %) の 4.2 K における J_c - B 特性を示す。ただし、本線材は原料粉末として MgH_2 粉末を使用した線材であり ²⁷⁾、純 Mg 粉末を使用した線材と比べていずれも若干高い J_c が得られている。**Table 1** には、これらの線材の T_c と $Mg(B_{1-x}C_x)_2$ と表した B サイトの C 置換量 x を示す。Fig. 4 に示すよう

Fig. 4 Effect of ethyltoluene (C_9H_{12}) and SiC addition on the J_c - B curve at 4.2 K of *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wire. Effect of nanometer sized Mg powder as a starting material is also shown in the figure ²⁶⁾.

Table 1 T_c (onset), the amount of carbon substitution for the boron site, x , in $Mg(B_{1-x}C_x)_2$, connectivity A_F and J_c at 4.2 K and 10 T for SiC and C_9H_{12} added *in situ* PIT processed MgB_2 wires.

	T_c (onset)	x : $Mg(B_{1-x}C_x)_2$	Connectivity A_F (%)	J_c (4.2K,10T) $\times 10^4$ (A/cm ²)
Pure	36.0	0	9.0	0.25
10%SiC	33.2	0.021	8.2	1.20
30%SiC	—	—	6.0	1.55
10% C_9H_{12}	35.2	0.006	9.9	1.29
10% C_9H_{12} + 10%SiC	32.5	0.028	10.0	3.18
Nano Mg+ 10%SiC	—	—	14.7	2.5

に C_9H_{12} を添加した線材は J_c が上昇しているが、 J_c - B カーブの傾きは SiC 添加した線材とは異なり、むしろ無添加線材に近い。これに対応して B サイトの C 置換量も SiC 添加に比べて大幅に少なくなっており、また T_c の低下も SiC 添加に比べるとはるかに小さい。これより、 C_9H_{12} 添加による J_c の向上においては、B サイトの C 置換以外に他のメカニズムも働いていると考えられる。そこで C_9H_{12} と SiC を同時添加すると、両方のメカニズムが働くことが期待され、さらに高い J_c が得られる。同時添加した線材では B サイトの C 置換量はそれぞれ単独添加した場合の置換量を足し合わせたものとなり、 J_c - B カーブの傾きも SiC 添加した線材とほぼ等しいものとなる。Table 1 には MgB_2 コアの電流を流すための有効断面積を表す connectivity A_F を Rowell の方法²⁸⁾によって評価した結果も示す。 $A_F \equiv \Delta\rho_{sc}/\Delta\rho$ で、 $\Delta\rho$ は MgB_2 コアの常電導状態におけるある温度範囲（例えば 50-300K）での電気抵抗率の変化、 $\Delta\rho_{sc}$ は MgB_2 単結晶におけるその値である。SiC 添加の場合は添加量とともに A_F が低下するが¹⁴⁾、これは主に MgB_2 マトリックスに析出する Mg_2Si によると考えられる。一方、 C_9H_{12} 添加した線材では A_F は添加によって低下せず、 C_9H_{12} と SiC を同時添加した場合と合わせて A_F はむしろ上昇しているのがわかる。これより、 C_9H_{12} 添加では A_F を向上させる効果が認められ、これが J_c を改善していると考えられる。

上述の C_9H_{12} 添加と類似の効果はキシレン (C_8H_{10}) 添加においても認められる²⁹⁾。Fig. 5 には C_8H_{10} 単独添加、SiC 添加、ならびに C_8H_{10} +SiC 同時添加した 1 mm 径の PIT 法 MgB_2 線材 (MgB_2 コアの占積率~32 %)の 4.2 K における J_c - B 特性を示す。 C_9H_{12} 添加と同様に C_8H_{10} 添加した場合も J_c の向上が見られるが、 J_c - B カーブの傾きは無添加線材の傾きと同レベルであり、格子定数から見積もった B サイトの C 置換量はほぼゼロで、C 置換は起きていないことがわかる。一方 SiC 添加した線材ならびに同時添加した線材における B サイトの C 置換量はそれぞれ $x=0.033$ 、0.035 であり、B サイトの C 置換が起きていることがわか

Fig. 5 Effect of xylene (C_8H_{10}) and SiC addition on the J_c - B curve at 4.2 K of *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wire²⁹⁾.

Fig. 6 Scanning electron microscope (SEM) image of starting boron powder. (a) Non added boron powder. (b) xylene (C_8H_{10}) added boron powder²⁹⁾.

る。同時添加した線材では、 C_8H_{10} 添加と SiC 添加との相乗効果によってそれぞれ C_8H_{10} 添加ならびに SiC 添加した線材よりも高い J_c が得られる。

このような C_9H_{12} や C_8H_{10} 添加による J_c 改善の効果については、現段階では必ずしも明確にはなっていないが、前述の A_F 向上の効果の他に、以下のことが考えられる。

MgB_2 コアを詳細に観察すると、 C_9H_{12} や C_8H_{10} を添加した場合の結晶粒の大きさは無添加線材の結晶粒径よりも小さいことがわかり、これによって添加した線材では粒界ピンニングが高くなっていることが考えられる。 MgB_2 粒径が添加によって小さくなるのは、これらの炭化水素添加による凝集した B 原料粉末の微細化が考えられる。Fig. 6 には、用いた B 原料粉末ならびに C_8H_{10} 添加した B 粉末の SEM 像を示す²⁹⁾。用いた B 粉末はナノメートルサイズの粉末であるが、乳鉢で粉碎した後でもかなり凝集しているのがわかる。これに対して C_8H_{10} 添加した B 粉末では、やはり凝集しているもののその大きさが無添加のものよりもかなり小さくなっている。これは液体の C_8H_{10} が B 粉末の粒界に浸透して凝集した B 粉末を分離してより小さな凝集体にするためと考えられる。このため、熱処理においてより反応が促進されるとともに微細な MgB_2 が生成されて高い J_c が得られると考えられる。 C_9H_{12} も常温で液体であり、原料粉末を混合中に B 凝集体に C_9H_{12} が浸透して B 凝集体の分離が起こるものと考えられる。

このような炭化水素添加による B サイトの C 置換以外のメカニズムによる J_c の上昇は、 $C_6H_{16}N_2$ を添加した MgB_2 バルク材でも報告されている³⁰⁾。10 wt% の $C_6H_{16}N_2$ 添加で MgB_2 バルクの connectivity A_F が無添加の 0.138 (13.8 %)から 18 %に向上し、磁化法で評価した 20 K、3 T での J_c も無添加の $\sim 3 \times 10^3$ A/cm² から 10^4 A/cm² 以上とかなり大きく向上している。これは MgB_2 結晶粒が細かくなったこと、ならびに connectivity が向上したことによるとしており、上述の C_9H_{12} や C_8H_{10} 添加と類似した効果と考えられる。

Fig. 7 には、後に述べる IMD 法による無添加ならびに C_8H_{10} +SiC 同時添加した線材の J_c - B 特性の温度依存性を示す。両線材には 670 °C で 2 時間の熱処理が施してある。また図には二つの線材の T_c も示す。4.2 K では、同時添加

Fig. 7 Temperature dependence of the J_c - B curve for IMD processed pure and SiC+ C_8H_{10} added MgB_2 wires.

した線材の方が無添加線材よりもはるかに高い J_c を示すが、温度が高くなるとともに J_c の差は小さくなり、30 K では両線材の J_c の差はほとんど無くなってしまふ。これは同時添加した線材の T_c が無添加線材よりも低く、同時添加線材の方が温度が高くなると T_c との差がより小さくなるためと考えられる。このように不純物添加による J_c の向上は温度によって異なるが、また添加量や熱処理温度によっても異なってくるので MgB_2 線材を使用する温度によって添加量や熱処理温度を慎重に選択する必要がある。

2-2. MgB_2 コア充填率の改善

上述したような不純物を添加した線材においても、 J_c は実用レベルよりもまだかなり低い。 Mg と B の混合粉末を出発原料とする *in situ* PIT 法線材の J_c が低い原因の一つは、 MgB_2 コアの充填率が 50 %程度とかなり低く³¹⁾、 MgB_2 コアの有効断面積を表す connectivity A_F が十分高くないためである。

Connectivity は MgB_2 の充填率に大きく依存するが³²⁾、線材における MgB_2 の充填率を向上させる方法としてまず考えられるのが、熱処理をホットプレス³³⁾や HIP (Hot Isostatic Pressing)³⁴⁾にて行う方法であろう。ホットプレスでは、PIT 法テープ線材に 100 MPa で 630 °C×5 時間の熱処理が行われている³³⁾。これによって MgB_2 の充填率が ~50 %から~70 %に上昇し、4.2 K、10 T での J_c が 2.5×10^3 A/cm² から 9×10^3 A/cm² に向上している（無添加線材）。HIP プロセスでは、ポーランド、Institute of High Pressure Physics のグループは、Hyper Tech 社製の *in situ* 法 18 芯 MgB_2 線材に 570 °C で 1.1 GPa の圧力をかけ、無添加線材で約 70 %という高い充填密度と 4.2 K、6 T で 3.5×10^5 A/cm² と通常熱処理の 5 倍の J_c を得ている³⁵⁾。また、同グループは、長尺線材を HIP 処理するために、コイルを HIP 処理する装置の開発も進めている³⁶⁾。

一方、熱処理前に線材に対して冷間でプレスを連続的に行う方法もある (Cold High Pressure Densification (CHPD))³⁷⁾。ジュネーブ大のグループは 4 個の角型アンビルを用い、18 芯 MgB_2 線材に 1.5 GPa をかけることによって 20 K、

4 T の J_c を通常の溝ロール加工の 7×10^3 A/cm² から 3×10^4 A/cm² と約 4.5 倍に向上させている。

$Mg+B$ 原料粉末をボールミル等により、粉碎・混合する方法も有効である³⁸⁾。これによって原料粉末の反応性が高まり、 MgB_2 の生成が加速されて J_c が改善される。ドレスデン、IFW のグループは、高エネルギーボールミル混合によりナノメートルレベルの MgB_2 を部分的に生成させる方法 (メカニカルアロイングと呼ばれる現象である) を適用している³⁹⁾。これによって熱処理中の反応に伴う混合粉末の体積収縮を減少させることが可能で充填率を高めることができるだけでなく、熱処理中にこれらの微細な MgB_2 が核となって MgB_2 の生成が促進されるので比較的低温での熱処理が可能となり、微細な MgB_2 結晶粒が得られる。ボールミルによる MgB_2 の生成ならびに熱処理後の J_c はボールミルエネルギーとともに上昇し、カーボン添加した線材で 4.2 K、10 T で 3×10^4 A/cm² 以上の高い J_c が得られるとしている⁴⁰⁾。

一方、日立製作所のグループは、ボールミル混合によって Mg 粒子の内部に B 微粒子を微細に分散させた混合粒子を得ている (メカニカルミリング)⁴¹⁾。これを金属管に充填して加工した場合、 B 微粒子を含む Mg 粒子は変形するので隙間が埋められて充填率の高い線材を得ることができる。熱処理後の線材の MgB_2 の充填率は 82 %と高い値が得られるとしている。また Rowell の方法で見積もった connectivity A_F は 35 %と、通常の PIT 法線材に比べるとはるかに高い値が得られている。 J_c は、コロネン添加した単芯線材で実用レベルの 10^5 A/cm² が 20 K、3.3 T で得られている。

原料粉末としてナノメートルレベルの Mg 微細粉末を用いる方法もある⁴²⁾。熱プラズマ法により作製した Mg 微粉末を用いることにより、混合粉末の反応性が向上して Table 1 に示したように MgB_2 コアの connectivity がかなり上昇し、これによって Fig. 4 に示したように 4.2 K、10 T での J_c が 2×10^3 A/cm² から 9×10^3 A/cm² に向上する（無添加線材）。

一方、逆に粒度の大きな Mg 粉末を使う方法も報告されている^{43,44)}。粒径 0.6 mm の Mg 粉末を用いた *in situ* PIT 法線材では、線材加工時に Mg 粒が加工されてフィラメント状になり、その周囲に B 粉末が存在しているが、熱処理時に Mg が B 粉末層に拡散して行き、反応が起きて B 層は MgB_2 となる。この場合、 Mg があつた所は空隙となるが B 層は充填率の高い MgB_2 となる。この事情は後述する IMD 法と類似しており、これによって高いコア J_c が得られる⁴⁴⁾。

PIT 法線材の MgB_2 コアの充填率は線材の加工方法にも依存する。種々の加工法の中でスウェーピング加工は線材加工の初期の段階で使用されることが多いが、スウェーピング加工を線材加工の全工程に適用することで高い J_c が

Fig. 8 Effects of coronene ($C_{24}H_{12}$), malic acid ($C_4H_6O_5$) and carbon additions on the J_c - B curves at 4.2 K of *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wire. For carbon addition we used carbon coated boron powder as a starting material.

得られている⁴⁵⁾。**Fig. 8**には、スウェーピング加工による線材の4.2 Kにおける J_c - B 特性を、溝ロール加工+ダイス線引による線材の特性と比較して示す。線材は、 $C_{24}H_{12}$ 添加ならびにリンゴ酸添加線材、およびカーボンコートしたB粉末を用いた線材である。スウェーピング加工を適用するとMg粉末の粒径が小さい場合でもファイバー状に加工されるため、上に述べたメカニカルミリングの場合と同様に熱処理前のコアの充填率が向上し、溝ロール加工+ダイス線引した線材よりも J_c が向上する。カーボンコートしたB粉末を用いたFeシース単芯線材では4.2 K、10 Tで 3.5×10^4 A/cm²の J_c が得られており、添加材としてはカーボンの方が、炭化水素や有機酸よりも優れていると考えられる。ただし、カーボンコートボロン粉末のようにナノメートルレベルの大きさのカーボンであることが重要であり、粒の粗いグラファイト等の粉末を添加しても十分な効果は得られない。

3. IMD法 MgB_2 線材

3-1. IMD法 MgB_2 線材の組織と臨界電流特性

MgB_2 の線材化法としては前述の*in situ* PIT法が主流であるが、*in situ* PIT法では、これまで見てきたように MgB_2 の充填率が低いために J_c あるいは線材全断面積あたりの臨界電流密度 J_c が十分に高くないという難点がある。 MgB_2 の充填率を向上させる有力な方法として、IMD法がある^{46,47)}。すでに100 m級のIMD法 MgB_2 線材が作製されており^{48,49)}、またラザフォードケーブルの試作も行われ

Fig. 9 Fabrication method of single-filamentary MgB_2 wire by an internal Mg diffusion (IMD) method.

Fig. 10 Optical microscope image of 19-filamentary MgB_2 wire fabricated by an internal Mg diffusion (IMD) method. Inner sheath is Ta and outer sheath is Cu⁵¹⁾.

てACロスを含む特性試験が行われている⁵⁰⁾。IMD法による線材作製法を**Fig. 9**に示す。金属管の中心に純Mg棒を配置し、Mg棒と金属管との隙間にボロン粉末を、なるべく密になるように充填した後、溝ロールやダイス線引き等で1 mm径程度のワイヤーに加工する。加工した素線材を複数本束ねて金属管に挿入し、さらに加工をすることで多芯線材を作製するのも容易である。金属管としてはPIT法と同様に種々のものが使用できる。Mgは結晶構造が六方晶で、すべり面が限られることから加工性が悪いことで知られているが、IMD法線材のようにMgコアが他の金属材で囲まれているような状況では、温間加工等を必要とせずに断線なく室温で加工することが可能になる。最後に熱処理をするとMgがボロン層に拡散して行き、 MgB_2 が形成される。**Fig. 10**に金属管としてCu-Ni、バリア材としてTaを用いて作製した19芯線材の例（熱処理前）を示した⁵¹⁾。

Fig. 11には、IMD法ならびにPIT法で作製した MgB_2 線材の MgB_2 コア破断面のSEM像を示す。PIT法では、熱処理によって MgB_2 が生成するときに体積の収縮が起こるので、多孔質の MgB_2 が得られるが、IMD法ではB層の外部からMgが拡散によって供給されるのでPIT法に比べてはるかに高い充填率の MgB_2 層が得られ、これによって高い J_c や J_c が可能になる。しかしながら、現在のIMD法による MgB_2 層は単相というわけではなく、未反応Bや不純物相がかなり含まれているので、まだ改善の余地は相当にあると考えられる⁵²⁾。実際、走査型磁気顕微鏡で線材長手方向の J_c の分布を調べたところ、 J_c のパラツキは

Fig. 11 Comparison of fractured cross sectional SEM images of MgB_2 core between IMD and *in situ* PIT processed single-filamentary MgB_2 wires.

かなり大きく、均一性を向上させる必要のあることがわかったが、局所的には非常に高い J_c も得られており、IMD 法線材が高い潜在能力を有することもわかった⁵³⁾。

また、前述したように IMD 法 MgB_2 線材においても磁界中の J_c (J_c) は B サイトの C 置換で大幅に向上する。カーボン量として 5 % のコロネン添加した IMD 法線材では、1 mm 径で 4.2 K, 10 T においてそれぞれ 10^5 A/cm² ならびに 10^4 A/cm² を超える J_c ならびに J_c が得られており、PIT 線材にくらべて遥かに優れた特性が得られる。

一方、Ohio 州立大学のグループは IMD 法による単芯 MgB_2 線材において、カーボンコートした B 粉末を用い、さらに Dy_2O_3 ナノ粉末を添加することにより、大きな J_c 特性の向上を得ている⁵⁴⁾。2 wt.% の Dy_2O_3 を添加した場合は MgB_2 層あたりの J_c が 1.35×10^5 A/cm² (4.2 K, 10 T) と高く、 Dy_2O_3 添加しない場合に比べて約 30 % の J_c 向上がみられたとしている。 Dy_2O_3 添加で J_c が上昇するのは、添加によって磁束ピンニングが向上すると言うよりは、むしろ不可逆磁界が上昇するためであるとしている。

IMD 法線材では、Mg の拡散が MgB_2 生成の重要な因子となるので、一般的に IMD 線材の J_c は PIT 線材よりも熱処理条件に敏感である。Mg の十分な拡散距離を得るためには、高温熱処理か、低温ならば長時間の熱処理が必要となるが、高温・短時間の熱処理よりも、比較的低温で長時間熱処理を行った方が J_c が高まる傾向にある。Ohio 州立大のグループは、IMD 法線材においては Mg の融点 (650 °C) 以下で熱処理をすることにより、solid (B 固体) -vapor (Mg 蒸気) の反応が起こり、これによってより均一な MgB_2 相が生成されるとしている⁵⁵⁾。一方で、IMD 法 MgB_2 線材においては、むしろ高温 (~670 °C) で短時間 (6-8 分) の熱処理の方が MgB_2 生成層にクラック等の発生が抑制されるために、均一で高い J_c が得られる、とする報告もある⁵⁶⁾。

MgB_2 は軽量である点が一つの利点であり、電動航空機等への応用が考えられているが、シース材に重い銅合金等を使った場合は、その利点が失われてしまう。そこで、軽量で熱的・電氣的伝導率の高いアルミニウムシースが試みられているが、機械的強度が弱いのが難点である。スロヴァキア、Institute of Electrical Engineering のグループは、シース材としてアルミナ分散強化したアルミニウム複合材を、またバリア材としては Ti を用い、IMD 法で多芯 MgB_2 線材を作製した。これにより、アルミナ分散強化銅 (GlidCop) をシース材として用いた線材と同レベルの応力 - ひずみ特性ならびに臨界歪が得られるようになったとしている⁵⁷⁾。

3-2. 100 m 級 7 芯線材の作製、ならびにコイルの試作

IMD 法線材についての前述した成果をもとに、我々は 30 m 級のコロネン添加した 7 芯 MgB_2 線材を作製し、線材の構造・組織を調べた。ただし、金属管としては熱伝導度の

Fig. 12 J_c - B curves at 4.2 K of Cu-stabilized 7-filamentary IMD processed short MgB_2 wires cut from 100 m-class MgB_2 wire. Data of a single-filamentary IMD processed MgB_2 wire is also shown for comparison. Inset shows the cross section of a 7-filamentary wire.

優れた Cu を用い、バリア材としては安価な Fe を用いた。X 線マイクロ CT により、線材内部の構造・組織を非破壊的に詳細に調べたところ、鉄バリア材の破断に起因すると思われる Mg の銅マトリックスへの染み出しが数多く認められた。Fe バリア材が破れる原因としては、初期の溝ロール圧延加工で断面形状が 4 角形となって、7 芯線材の 6 回対称性が破れるためと考えられる。そこでスウェーピング加工とカセットローラーダイス加工で 6 回対称性を保持できるように加工を行った。これによって銅マトリックスへの Mg のリークを無くすることに成功し、また走査型磁気顕微鏡により局所的な J_c を評価したところ、 J_c の均一性も向上することがわかった。

以上の予備実験を基に 100 m 級の銅安定化 7 芯線材を作製した。外径 20 mm、肉厚 2 mm の鉄パイプの中心に径 10.5 mm の Mg 棒を配置して、パイプと Mg 棒の隙間にコロネンを炭素量として 5 at% 添加したアモルファスボロン粉末を充填し、これをスウェーピングによって径 6.5 mm の棒状に加工した。この棒状の複合体 7 本を外径 30 mm、内径 20 mm の純銅管に挿入し、スウェーピング加工により、径 6 mm にまで加工した後、カセットローラーダイスにより、径 1.2 mm、長さ約 70 m の線材に加工した。この線材から長さが 1 m の線材を切り出し、640-690 °C で 10-20 時間の熱処理を真空中で行った。熱処理後の 7 芯線材の断面を Fig. 12 の挿入図に示す。熱処理した 1 m 長線材から長さ 4 cm の短尺線材を 6 本切り出し、4.2 K、磁界中で臨界電流 I_c を測定した。 I_c は熱処理条件に依存し、単芯線材の場合と同様に比較的低温で長時間熱処理をすると I_c が上昇する傾向が認められた。Fig. 12 には、640 °C で 20 時間熱処理した線材の J_c - B 特性を示す。比較のために、同一熱処理条件の銅被覆 (Fe バリア) 単芯線材の特性も示す。7 芯線材は単芯線材と同レベルの J_c を示すことがわかる。ちなみに 7 芯線材では少し厚い Fe バリア材を使用

Fig. 13 Solenoid coil wound with a Cu-stabilized 7-filamentary IMD processed 60 m long MgB₂ wire. The bore diameter of the coil is 60 mm.

しているため、線材断面における MgB₂ 層の占積率は 7 芯線材が約 9 %で、単芯線材の約 11.5 %より小さい。

残りの線材約 60 m を用いてソレノイドコイルを作製して励磁試験を実施した。ソレノイドコイルは wind & react 法で作製し、線材はシリカガラス繊維で絶縁被覆してある。**Fig. 13** にコイルの外観を示す。コイルの巻き線内径は 70 mm、巻き線外径は 88 mm、高さ（巻幅）85 mm、巻き数は 254 ターンである。

このコイルを 13 T の超伝導マグネット内に設置し、バイアス磁界中においてコイルの励磁試験を行った。励磁中におけるコイルの発生電圧はコイルの諸元から計算した値に一致し、またホールセンサーで計測したコイルの発生磁界もコイル諸元から計算した値に一致した。これより、コイルには短絡等は存在せず、正しく作られていることがわかった。**Fig. 14** には、4.2 K で行った励磁試験の結果 (I_c - B 特性) を、コイルに用いた短尺線材の代表的な値と比較して示す。臨界電流 I_c はコイル、短尺線材ともに 1 μ V/cm で定義している。これからわかるように、コイルの I_c は短尺線材の I_c の 60 %程度であった。 I - V 曲線から求めた n

Fig. 14 I_c - B curve at 4.2 K of the solenoid coil fabricated with a 60 m long Cu-stabilized 7-filamentary IMD processed MgB₂ wire. For comparison data of IMD processed short MgB₂ wires are also shown in the figure.

値はコイルで 16 程度であるが、短尺線材では 26-31 であり、これよりコイルの I_c が低いのは用いた線材の I_c のバラツキによると思われる。

一方、中国科学院电工研究所のグループは、IMD 法により、6 芯の 100 m 級 MgB₂ 線材を作製している⁴⁹⁾。シース材としてモネル (Cu-Ni 合金) を、またバリア材としては Nb を用いている。線材径は 1.02 mm であり、650 °C で 5 時間の熱処理を行っている。4.2 K, 10 T における J_c は 4×10^3 A/cm² 弱で我々の 7 芯線材よりもやや低いが、中心部分が Nb の 6 芯線材であり MgB₂ の占積率が小さいことが影響していると思われる。また同グループは、このような 6 芯 MgB₂ 線材を用いて Wind & react 法でソレノイドコイルを作製し励磁試験を実施している⁵⁸⁾。線材の径は 1.2 mm、線材長は 26 m、コイルの外径と内径はそれぞれ 57.8 mm ならびに 38 mm である。4.2K、ゼロバイアス磁界中で励磁試験を行ったところ、1.8 T の発生磁界が得られ、この時のコイル I_c は約 600 A で、これは 1.8 T における短尺線材の I_c にほぼ等しく、これより高い均一性を有する 26 m 長線材が得られた、としている。

4. おわりに

以上、これまでの MgB₂ 線材における高 J_c 化の研究を、不純物添加と MgB₂ コア充填率の向上に分けて簡単に観てきた。不純物添加によって B_{c2} が向上し、これによって特に高磁界領域での J_c を大幅に向上させることが可能となる。また充填率の向上によって全磁界領域での J_c が高まるが、これは特に IMD 法において顕著である。これまでに報告された MgB₂ 線材の最高の J_c は不純物添加した IMD 法単芯線材で得られており、その値は 1.35×10^5 A/cm² (4.2K, 10T)、 7.6×10^4 A/cm² (20K, 5T) とかなり高いが、これらは短尺線材の値であり、例えば 100 m 級 IMD 法線材では、これらよりも遥かに低い値にとどまっている。

近年 5 年間の研究開発においては、 J_c の改善とともに特に長尺線材の開発やこれらを用いた超伝導機器のプロトタイプの試作に勢力が注ぎ込まれてきた。しかしながらいずれの長尺線材もその J_c や J_c 特性は実用化の観点からはまだ決して十分とは言えない。今後は、PIT 法、IMD 法ともにこれまでに得られた成果をさらに発展させるとともに、新しい手法も加味することで更なる高 J_c 長尺線材の実現を期待したい。また、機械的特性や交流損失の問題等も解決する必要があり、MgB₂ 線材の実用化のためには、今後ともさらなる精力的な研究が必要であろう。

本解説において IMD 法線材の研究の一部は JST 先端的低炭素化技術開発事業 (ALCA) の助成を受けて実施したものである。

参 考 文 献

- 1) H.J. Choi, et al.: "The origin of the anomalous superconducting properties of MgB_2 ", *Nature* **418** (2002) 758-760
- 2) 熊倉浩明: 「 MgB_2 超電導材料の現状と将来展望」, 低温工学 **38** (2003) 583-588
- 3) V. Braccini, et al.: "Development of ex situ processed MgB_2 wires and their applications to magnets", *Physica C* **456** (2007) 209-217
- 4) 日立: 「線材長さ 8km の二ホウ化マグネシウム超電導線材を開発」: <https://www.hitachi.co.jp/rd/news/topics/2019/1008.html> (参照: 2021-09-17)
- 5) G. Grasso: "Present status of MgB_2 wire manufacturing", https://indico.cern.ch/event/196164/contributions/1476219/attachments/287099/401219/Presentation_5_Dic_2012.pdf (accessed 2021-09-05)
- 6) S. Ye, and H. Kumakura: "The development of MgB_2 superconducting wires fabricated with an internal Mg diffusion (IMD) process", *Supercond. Sci. Technol.* **29** (2016) 113004(21pp)
- 7) "MgB₂ Superconducting Wires -Basics and Applications-", ed. R. Flükiger, World Scientific, New Jersey (2016)
- 8) M. Eisterer: "Magnetic properties and critical currents of MgB_2 ", *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) R47-R73
- 9) C. Krutzler, et al.: "Anisotropic reversible mixed-state properties of superconducting carbon-doped $\text{Mg}(\text{B}_{1-x}\text{C}_x)_2$ single crystals", *Phys. Rev.* **B74** (2006) 144511(10pp)
- 10) S.X. Dou, et al.: "Enhancement of the critical current density and flux pinning of MgB_2 superconductor by nanoparticle SiC doping", *Appl. Phys. Lett.* **81** (2002) 3419-3421
- 11) H. Kumakura, H. Kitaguchi, A. Matsumoto, and H. Hatakeyama: "Upper critical fields of powder-in-tube-processed MgB_2/Fe tape conductors", *Appl. Phys. Lett.* **84** (2004) 3669-3671
- 12) H. Kumakura, H. Kitaguchi, A. Matsumoto, and H. Yamada: "Upper critical field, irreversibility field, and critical current density of powder-in-tube-processed MgB_2/Fe tapes", *Supercond. Sci. Technol.* **18** (2005) 1042-1046
- 13) H. Kumakura, H. Kitaguchi, A. Matsumoto, and H. Hatakeyama: "Improved superconducting properties of in-situ PIT-processed MgB_2 tapes", *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **15** (2005) 3184-3187
- 14) A. Matsumoto, H. Kitaguchi, and H. Kumakura: "Superconducting properties of MgB_2/Fe tape heavily doped with nanosized SiC", *Supercond. Sci. Technol.* **21** (2008) 065007(6pp)
- 15) K. Higashikawa, et al.: "Scanning Hall-probe microscopy for site-specific observation of microstructure in superconducting wires and tapes for the clarification of their performance bottlenecks", *Sci. Technol.* **33** (2020) 064005(7pp)
- 16) H. Yamada, M. Hirakawa, H. Kumakura, and H. Kitaguchi: "Effect of aromatic hydrocarbon addition on *in situ* powder-in-tube processed MgB_2 tapes", *Supercond. Sci. Technol.* **19** (2006) 175-177
- 17) H. Yamada, et al.: "Superconducting properties of aromatic hydrocarbon added powder-in-tube MgB_2/Fe tapes", *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **17** (2007) 2850-2853
- 18) S-J. Ye, M. Song and H. Kumakura: "Novel nanometer-level uniform amorphous carbon coating for boron powders by direct pyrolysis of coronene without solvent", *Nanotechnology* **26** (2015) 045602(8pp)
- 19) S-J. Ye, A. Matsumoto, Y.C. Zhang, and H. Kumakura: "Strong enhancement of high-field critical current properties and irreversibility field of MgB_2 superconducting wires by coronene active carbon source addition via the new B powder carbon-coating method", *Supercond. Sci. Technol.* **27** (2014) 085012(10pp)
- 20) C. Li, et al.: "Significant improvement in superconducting properties of *in situ* powder-in-tube MgB_2 wires through anthracene doping and heat treatment optimization", *Supercond. Sci. Technol.* **32** (2019) 105004(9pp)
- 21) M. Avdeev, et al.: "Crystal chemistry of carbon-substituted MgB_2 ", *Physica C* **387**(2003) 301-306
- 22) J-H. Kim, et al.: "Carbohydrate doping to enhance electromagnetic properties of MgB_2 superconductors", *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006) 142505(3pp)
- 23) O-V. Shcherbakova, et al.: "Sugar as an optimal carbon source for the enhanced performance of MgB_2 superconductors at high magnetic fields", *Supercond. Sci. Technol.* **21** (2008) 015005(7pp)
- 24) X. Zhang, et al.: "Doping with a special carbohydrate, $\text{C}_6\text{H}_{11}\text{NO}$, to improve the J_c - B properties of MgB_2 tapes", *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 025024
- 25) M. Maeda, et al.: "Influence of out-of-plane disorder formed by low-temperature sintering on carbohydrate-doped MgB_2 wire", *Ceramics International* **46** (2020) 21752-21756
- 26) H. Yamada, et al.: "The excellent superconducting properties of *in situ* powder-in-tube processed MgB_2 tapes with both ethyltoluene and SiC powder added", *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) L30-L33
- 27) H. Fujii, K. Togano, and H. Kumakura: "Enhancement of critical current densities of powder-in-tube processed MgB_2 tapes by using MgH_2 as a precursor powder", *Supercond. Sci. Technol.* **15** (2002) 1571
- 28) J-M. Rowell: "The widely variable resistivity of MgB_2 samples", *Supercond. Sci. Technol.* **16** (2003) R17-R28
- 29) Y.C. Zhang, et al.: "Enhancement of the critical current density of *in-situ* powder-in-tube processed MgB_2 wires with both xylene and SiC addition", *Physica C* **551** (2018) 5-9
- 30) C. Li, et al.: "Enhancement of J_c in $\text{C}_6\text{H}_{16}\text{N}_2$ added MgB_2 superconductor without carbon substitution for boron", *Supercond. Sci. Technol.* **33** (2020) 075001(8pp)
- 31) R. Flükiger, M-S-A. Hossain, and C. Senatore: "Strong enhancement of J_c and B_{ir} in binary *in situ* MgB_2 wires after cold high pressure densification", *Supercond. Sci. Technol.* **22** (2009) 085002(7pp)
- 32) A. Yamamoto, J. Shimoyama, K. Kishio, and T. Matsushita: "Limiting factors of normal-state conductivity in superconducting MgB_2 : an application of mean-field theory for a site percolation problem", *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) 658-666
- 33) H. Yamada, et al.: "Improvement of the critical current properties of *in situ* powder-in-tube processed MgB_2 tapes by hot pressing", *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 045030
- 34) Gajda, et al.: "Point pinning centers in SiC doped MgB_2 wires after HIP", *Supercond. Sci. Technol.* **29** (2016) 085010(6pp)
- 35) A. Morawski, et al.: " MgB_2 wire diameter reduction by hot isostatic pressing—a route for enhanced critical current density", *Supercond. Sci. Technol.* **31** (2018) 075008(8pp)
- 36) S.M.A. Hossain and R. Flükiger: "Pressure effects on J_c of *in situ* and ex situ processed MgB_2 wires", *MgB₂ Superconducting Wires -Basics and Applications-*, ed. R. Flükiger, World Scientific, New Jersey (2016) 305

- 37) R. Flükiger, et al.: “A new generation of in situ MgB₂ wires with improved J_c and B_{ir} values obtained by cold densification(CHPD)”, IEEE Trans. Appl. Supercond. **21** (2011) 2649-2654
- 38) M. Takahashi, M. Okada, T. Nakane, and H. Kumakura: “The influence of magnesium grain size and ball milling time on the phase formation of MgB₂ tapes”, Supercond. Sci. Technol. **22** (2009) 125017(7pp)
- 39) W. Häßler, et al.: “Influence of the milling energy transferred to the precursor powder on the microstructure and the superconducting properties of MgB₂ wires”, Supercond. Sci. Technol. **26** (2013) 025005(7pp)
- 40) W. Häßler: “MgB₂ wires by in situ technique, mechanical alloying”, MgB₂ Superconducting Wires -Basics and Applications-, ed. R. Flükiger, World Scientific, New Jersey (2016) 271-287
- 41) M. Kodama, et al.: “High-performance dene MgB₂ superconducting wire fabricated from mechanically milled powder”, Supercond. Sci. Technol. **30** (2017) 044006(7pp)
- 42) H. Yamada, M. Hirakawa, H. Kumakura, A. Matsumoto, and H. Kitaguchi: “Critical current densities of powder-in-tube MgB₂ tapes fabricated with nanometer-size Mg powder,” Appl. Phys. Lett., **84** (2004) 1728-1730
- 43) D. Uchiyama, et al.: “Fibrous structure and critical current density of MgB₂ superconducting wire”, Cryogenics **47** (2007) 282-286
- 44) H. Kumakura, S.-J. Ye, A. Matsumoto, and R. Nitta: “Influence of particle size of Mg powder on the microstructure and critical currents of in situ powder-in-tube processed MgB₂ wires”, J. Japan Inst. Met. Mater. **80** (2016) 452-456
- 45) Y. Saito, M. Murakami, A. Matsumoto, and H. Kumakura: “Improvement in microstructure and superconducting properties of single-filament powder-in-tube MgB₂ wires by cold working with a swaging machine”, Supercond. Sci. Technol. **30** (2017) 065005(7pp)
- 46) G. Giunchi, et al.: “High performance new MgB₂ superconducting hollow wires”, Supercond. Sci. Technol. **16** (2003) 285-291
- 47) J. Hur, et al.: “Fabrication of high-performance MgB₂ wires by an internal Mg diffusion process”, Supercond. Sci. Technol. **21** (2008) 032001(4pp)
- 48) S.-J. Ye, H. Takigawa, A. Matsumoto, and H. Kumakura: “Uniformity of coronene-added MgB₂ superconducting wires fabricated using an internal Mg diffusion process”, IEEE Trans. Appl. Supercond. **25** (2015) 6200807
- 49) D. Wang et al.: “Uniform transport performance of a 100m-class multifilament MgB₂ wire fabricated by an internal Mg diffusion process”, Supercond. Sci. Technol. **29** (2016) 065003(9pp)
- 50) P. Kovac, et al.: “MgB₂ cables made of thin wires manufactured by IMD process”, Supercond. Sci. Technol. **21** (2020) 085004(9pp)
- 51) K. Togano, J. Hur, A. Matsumoto, and H. Kumakura: “Microstructures and critical currents of single- and multifilamentary MgB₂ superconducting wires fabricated by an internal Mg diffusion process”, Supercond. Sci. Technol. **23** (2010) 085002(7pp)
- 52) Y. Shimada, et al.: “Infiltration behavior of molten Mg and its influence on microstructural evolution in SiC-doped MgB₂ wires prepared by internal Mg diffusion process”, J. Alloys & Compounds **740** (2018) 305-311
- 53) K. Higashikawa, et al.: “Magnetic microscopy for characterization of local critical current in iron-sheathed MgB₂ wires”, Physica **C504** (2014)62-64
- 54) G.Z. Li, et al.: “Enhanced higher temperature (20–30 K) transport properties and irreversibility field in nano-Dy₂O₃ doped advanced internal Mg infiltration processed MgB₂ composites”, Appl. Phys. Lett. **105** (2014) 112603(4pp)
- 55) F. Wang, et al.: “High performance, advanced-internal magnesium-infiltration (AIMI) MgB₂ wires processed using a vapor-solid reaction route”, Supercond. Sci. Technol. **33** (2020) 94004(9pp)
- 56) P. Kovac, et al.: “Fast creation of dense MgB₂ phase in wires made by IMD process”, Supercond. Sci. Technol. **33**(2016) 10LT01(7pp)
- 57) P. Kovac, et al.: “Multi-core MgB₂ wire with a Ti barrier and a reinforced Al+Al₂O₃ sheath”, Supercond. Sci. Technol. **31** (2018) 095006(7pp)
- 58) D. Wang, et al.: “Transport properties of multifilament MgB₂ long wires and coils prepared by an internal Mg diffusion process”, Supercond. Sc. Technol. **30** (2017) 064003(8pp)

熊 倉 浩 明 1952 年 5 月 27 日生。1978 年東京大学大学院工学系研究科修士課程金属材料科学専攻修了。同年、金属材料技術研究所（現物質・材料研究機構）入所。現在、同機構特別研究員、九州大学客員教授。主に各種超伝導材料ならびにそれらの線材化の研究に従事。低温工学・超電導学会，応用物理学会，日本金属学会，電気学会会員。工学博士。

松 本 明 善 1992 年九州大学工学部冶金学科卒業。1997 年同大学院総合理工学研究科博士後期課程修了。1997 年科学技術庁金属材料技術研究所入庁。2001 年物質・材料研究機構。主に超伝導線材開発に従事。低温工学・超電導学会，日本応用物理学会会員。工学博士。

西 島 元 1970 年 3 月 10 日生。1998 年東京工業大学大学院総合理工学研究科博士後期課程創造エネルギー専攻修了。日本原子力研究所（現量子科学技術研究開発機構）、東北大学を経て 2010 年より物質・材料研究機構勤務。現在、同機構超伝導システムグループグループリーダー。主として超伝導マグネット開発および超伝導線材の特性評価に従事。低温工学・超電導学会会員。博士（工学）。

東 川 甲 平 1979 年 7 月生。2007 年京都大学大学院工学研究科博士後期課程（電気工学専攻）修了。日本学術振興会特別研究員（PD）を経て，2010 年九州大学大学院システム情報科学研究科の助教に着任，2012 年より准教授，現在に至る。2013 年低温工学・超電導学会奨励賞受賞。平成 31 年度文部科学大臣表彰若手科学者賞受賞，低温工学・超電導学会，電気学会会員。博士（工学）。

木 須 隆 暢 1991 年九州大学大学院工学研究科電子工学専攻博士課程修了。同年，九州大学助手。2019 年より同主幹教授，超伝導システム科学研究センター長，現在に至る。1999 年 Wisconsin 大学訪問研究員，2000 年 Twente 大学訪問研究員。低温工学・超電導学会平成 30 年度業績賞，応用物理学会第 15 回（2021 年度）フェロー表彰。現在，低温工学・超電導学会理事，ESAS, ICMC, ICEC, IEEE-CSC AdCom 各委員。工学博士。