

# 自己焼結法による高コネクティビティ *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクの開発

## Development of *ex-situ* MgB<sub>2</sub> bulks with high connectivity by self-sintering method

水谷 俊介 (東大院工); 山本 明保 (東大院工・JST さきがけ); 下山 淳一, 荻野 拓, 岸尾 光二 (東大院工)  
 MIZUTANI Shunsuke (The University of Tokyo); YAMAMOTO Akiyasu (The University of Tokyo, JST-PRESTO);  
 SHIMOYAMA Jun-ichi, OGINO Hiraku, KISHIO Kohji (The University of Tokyo)  
 E-mail: 6122075513@mail.ecc.u-tokyo.ac.jp

### 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> は金属系超伝導体の中で最高の  $T_c$  (~40 K) を持ち、液体ヘリウムフリーの冷凍機冷却による 15-30 K における応用が期待されている。MgB<sub>2</sub> 多結晶材料の一般的な作製方法である *ex-situ* 法は、高密度で均一な組織を比較的容易に得られるが、粒間結合が弱く、高密度に反してコネクティビティが低いという問題があった。そのため、さらなる高  $J_c$  化に向けては粒間結合の強化によるコネクティビティの向上が不可欠である。

我々は *ex-situ* 法において高温長時間の熱処理により MgB<sub>2</sub> の自己焼結が生じ、粒間結合性が著しく改善することを報告してきた[1,2]。しかし、MgB<sub>2</sub> は融点が 2000°C 以上と非常に高い一方で、焼結に適した高温において高い Mg 平衡蒸気圧を示すため、Mg が飛散して MgB<sub>4</sub> へ分解するという問題があった。したがって本研究では、900°C 程度の比較的低温における自己焼結反応を活性化させることで、高コネクティビティ *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> 多結晶を開発することを目的とし、自製の高純度 MgB<sub>2</sub> 原料粉末を用いて不純物の極めて少ない *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクを合成した。試料の微細組織、コネクティビティと超伝導特性について、*in-situ* 法、従来の *ex-situ* 法で作製したバルク試料との比較検討を行った。

### 2. 実験方法

自製 MgB<sub>2</sub> 原料粉末は、酸素濃度 0.1 ppm 以下の不活性雰囲気グローブボックス中で、Mg と B を 1:2 のモル比で混合した粉末を SUS316 管に充填し、一軸プレスによって両端を封じ、Ar 気流中で 900°C、2 h の熱処理を行うことにより得た。

作製した MgB<sub>2</sub> 原料粉末をグローブボックス中で粉碎し、SUS316 管に充填した後、両端を一軸プレスによって封じ、テープ状に成型した。これを熱処理温度は 900°C に固定し、熱処理時間は 24-96 h に変化させて熱処理を行い、*ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクを得た。得られた試料に対し、粉末 X 線回折 (XRD) により構成相を、SQUID 磁束計を用いた磁化率測定により超伝導特性を、交流四端子法による抵抗率測定からコネクティビティを評価し、FESEM により微細組織観察を行った。

### 3. 結果と考察

原料粉末として *in-situ* 法により作製した MgB<sub>2</sub> 粉末の XRD パターンからは、不純物である MgO をほとんど含まない、高純度な MgB<sub>2</sub> が得られたことがわかった。

自製 MgB<sub>2</sub> 粉末を用いて 900°C において熱処理時間の異なる MgB<sub>2</sub> バルクを作製した。得られた *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクの断面研磨面の反射電子像を Fig. 1(b) に示す。従来法試料 (Fig. 1(a)) と比較して、プロセス中の酸素混入を少なくした本試料では MgO はほとんど見られなかった。従来法試料において、MgO は主に粒界に存在しており焼結を阻害している一方で、本試料では MgO の低減により結晶粒界の焼結性が改善し、結晶粒同士の接触面積が増大している。

試料の充填率  $P$ 、コネクティビティ  $K$  の熱処理時間依存性を Fig. 2 に示す。長時間の熱処理によって焼結が進行し、充填率、コネクティビティともに改善した。また従来法試料と比較して、 $K$  は 24 時間熱処理試料において、8.3% から 26% まで著しく向上した。

また、原料粉末作製の *in-situ* 法過程において、B<sub>4</sub>C をドーパントとして炭素置換を行い、得られた炭素置換 MgB<sub>2</sub> 原料粉末を用いて *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクを作製し、コネクティビティなどの評価を行った。講演では *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> の自己焼結反応における炭素置換の効果についても考察する。

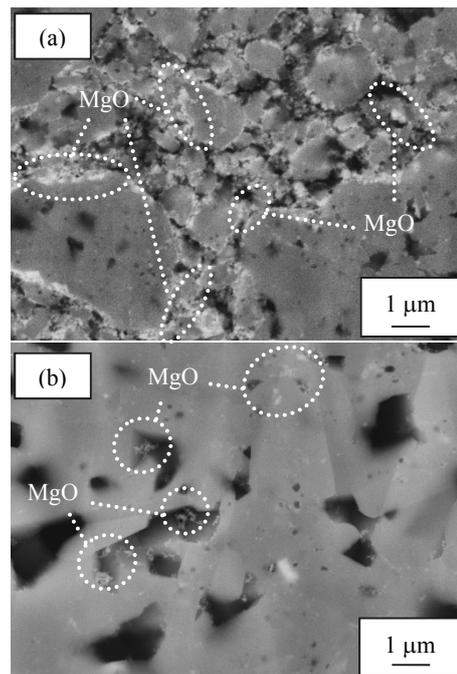


Fig. 1. Back scattered electron images of *ex-situ* MgB<sub>2</sub> bulks sintered at 900°C for 24 h; (a) conventional process, (b) low oxygen process.

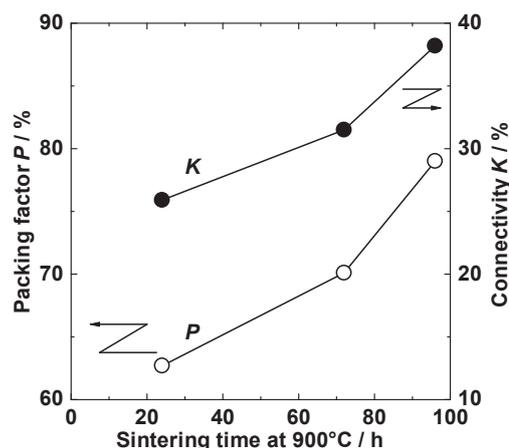


Fig. 2. Packing factor  $P$  and connectivity  $K$  as a function of sintering time at 900°C for the sintered *ex-situ* MgB<sub>2</sub> bulks.

### 参考文献

1. A. Yamamoto *et al.*: *Jpn. J. Appl. Phys.* **25**, 010105 (2012).
2. H. Tanaka *et al.*: *Supercond. Sci. Technol.* **25**, 115022 (2012).

# 内部拡散法による MgB<sub>2</sub> 線材の臨界電流特性及び微細組織

## The critical current properties and microstructure of high performance Internal Mg diffusion (IMD)-processed MgB<sub>2</sub> wires

葉 術軍, 松本 明善, 張 曇超, 戸叶 一正, 熊倉 浩明 (NIMS)

YE Shujun, MATSUMOTO Akiyoshi, ZHANG Yunchao, TOGANO Kazumasa, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: YE.Shujun@nims.go.jp

### 1. はじめに

内部拡散法による MgB<sub>2</sub> では、高い MgB<sub>2</sub> 充填密度が得られるため、高い臨界電流密度 (critical current density,  $J_c$ ) が得られる [1,2,3]。内部拡散法では B 粉末の微細化や不純物の添加などにより、臨界電流特性の向上が可能である。最近、オハイオ州立大学のグループは、C coating したナノサイズの B 粉末を使って、内部拡散法により細い ( $\phi$ : 0.55 mm) MgB<sub>2</sub> 単芯線を作製し、高い臨界電流特性を得た [4]。我々は、同じ B 粉末に Dimethylbenzene 添加し、Fe と Ta の sheath 材を用いて単芯線を作製して、臨界電流特性と微細組織を調べた。

### 2. 実験

① B 粉末の準備: C coating したナノサイズの B 粉末と Dimethylbenzene をよく混ぜて、乾燥させる。② 線材の作製: Fe シースの単芯線 (Fe-mono) と Ta がバリアー、Cu-Ni がシースの単芯線 (Ta-mono) を作製した。Fe-mono においては、B 層厚により、Fe-mono-1 と、Fe-mono-2 を作製した。線材の作製方法の詳細は [1-3] に記載。③ 組織観察・臨界電流特性評価: 抵抗法による臨界電流の測定、SEM や TEM などによる組織の観察を行った。

### 3. 実験結果及び考察

Fig.1 に作製した線材 (1) Ta-mono と (2) Fe-mono-1 の断面写真を示す。シース材の内壁に MgB<sub>2</sub> 層が生成している。

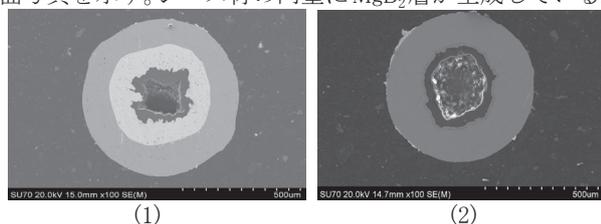


Fig.1 transverse cross section of IMD-processed (1) Ta-mono, and (2) Fe-mono MgB<sub>2</sub> wires ( $\phi$ : 0.6 mm) observed by SEM

Table.1 に作製した 3 種類の線材の 4.2 K、10 T での臨界電流密度 ( $J_c$ ) 及び線材全断面積当りの臨界電流密度 ( $J_e$ ) を示す。比較のため、オハイオ州立大の線材の  $J_c$  と  $J_e$  を示した。Ta-mono と Fe-mono-1 の  $J_c$  はオハイオ州立大のデータよりやや高い (4.2 K、10 K で  $1.19 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup>) が、MgB<sub>2</sub> の占積率がかなり低いので、 $J_e$  は低い。Fe-mono-2 は、Fe-mono-1 より Mg 棒の直径を減少させており、生成した MgB<sub>2</sub> の体積がかなり大きくなるが、 $J_c$  は減少した。しかしながら、 $J_e$  は 4.2 K、10 K で  $\sim 10^5$  A/cm<sup>2</sup> を達成した。Fig.2 には線材 Fe-mono-1 の  $J_c$  の温度、磁場依存性を示した。実用化が期待される 20 K においては、4 T で  $1.86 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup>、5 T で  $7.55 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> の  $J_c$  が得られた。また  $J_e$  は 20 K、5 T で  $0.53 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> を得た。今後シース材の厚さを減少させることにより、 $J_e$  を向上させることができると考えている。

Fig.3 に Ta-mono の線材長手方向の断面の (1) SEM と (2) TEM 写真を示す。SEM 写真により、高い MgB<sub>2</sub> 層密度 (void と未反応 B が無い) が得られることが分かった。但しこの MgB<sub>2</sub> 層には 100 nm 以下の白い点 (MgO) が多く見られ、これらの MgO のサイズと数を制御すれば、 $J_c$  が更に上がると考えられ

る。TEM 像から MgB<sub>2</sub> 層、不純物共に、結晶粒サイズが殆ど 100 nm 以下でかつ均一であることが分かった。この様に、Dimethylbenzene で処理した C coating したナノサイズ B 粉末を内部拡散法に用いることで、高密度で均一な微細結晶粒径の MgB<sub>2</sub> 層が得られることが分かった。この様な微細組織が、B サイトの C 置換と合わせて、本研究の高い  $J_c$  と  $J_e$  をもたらしたと考えられる。今後は更に様々な条件を最適化することにより、内部拡散法による MgB<sub>2</sub> 線材の性能向上を目指す。

Table.1  $J_c$  and  $J_e$  comparison at 4.2 K and 10 T for IMD-processed MgB<sub>2</sub> wires

IMD-processed MgB <sub>2</sub> wires	Ohio U. wire 1	Ohio U. wire 2	NIMS Ta-mono	NIMS Fe-mono-1	NIMS Fe-mono-2
Diameter (mm)	0.55		0.6		
Sheath material	Inner: Nb, outer: monel		Inner: Ta, outer: Cu-Ni	Fe	Fe
MgB <sub>2</sub> area fraction (%)	10.1	18.8	7.1	7	12.4
$J_c$ (A/cm <sup>2</sup> ) @ 4.2 K & 10 T	$1.07 \times 10^5$	$0.93 \times 10^5$	$1.19 \times 10^5$	$1.15 \times 10^5$	$0.77 \times 10^5$
$J_e$ (A/cm <sup>2</sup> ) @ 4.2 K & 10 T	$0.97 \times 10^4$	$1.67 \times 10^4$	$0.84 \times 10^4$	$0.81 \times 10^4$	$0.96 \times 10^4$

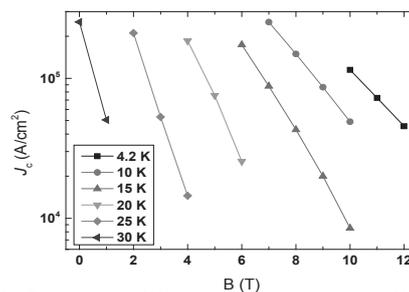


Fig.2  $J_c$ -B curve at different temperatures of IMD-processed (Fe-mono-1) MgB<sub>2</sub> wires

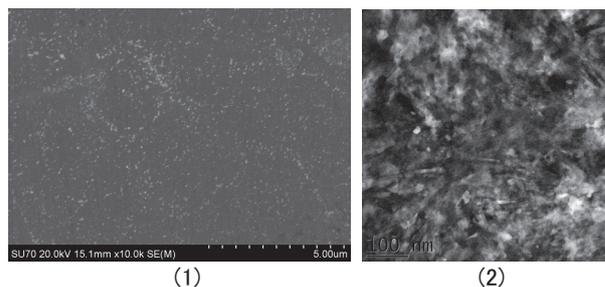


Fig.3 (1) SEM, and (2) TEM images on longitudinal cross section of IMD-processed Ta-mono MgB<sub>2</sub> wires

### 謝辞

本研究は JST 先端的低炭素化技術開発事業 (ALCA) の助成を受けた。

### 参考文献

1. K. Togano, et al.: Supercond. Sci. Technol. 23 (2010) 085002
2. H. Kumakura, et al.: IEEE Transactions on Applied Superconductivity 21 (2011) 2463
3. S. J. Ye, et al.: Supercond. Sci. Technol. 25 (2012) 125014
4. G. Li, et al.: Supercond. Sci. Technol. 25 (2012) 115023

# 内部 Mg 拡散法によって作製された MgB<sub>2</sub> 線材の局所臨界電流分布の評価と電子顕微鏡観察による特性制限因子の解明

## Local Critical Current and Its Relationship with Microstructure in MgB<sub>2</sub> Wires fabricated by Internal Mg Diffusion Process

東川 甲平, 木須 隆暢 (九大); 葉 術軍, 松本 明善, 熊倉 浩明 (NIMS)

HIGASHIKAWA Kohei, KISS Takanobu (Kyushu Univ.); YE Shujun, MATSUMOTO Akiyoshi, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: kohei@super.ees.kyushu-u.ac.jp

### 1. はじめに

超伝導線材の性能向上に向けては、局所超伝導特性を評価し、組織構造との対応を明らかにすることで、特性制限因子を解明することが有効となる。我々はこれまでに、磁気顕微鏡法による超伝導線材の局所臨界電流密度分布の評価を行っており、MgB<sub>2</sub> 線材のフィラメントレベルの局所分布が得られることを明らかとした。その結果、内部 Mg 拡散法によって作製された MgB<sub>2</sub> 線材に関しては、現状では局所  $I_c$  値にばらつきが有り、その局所  $I_c$  値の最小値によって試料全体の  $I_c$  値が制限されていることがわかった<sup>[1][2]</sup>。そこで本研究では、本線材の局所特性低下部の要因を探るべく、磁気顕微鏡法によって高精度に位置を特定した上で、該当部の電子顕微鏡観察を行った。

### 2. 磁気顕微鏡による局所臨界電流分布評価<sup>[1][2]</sup>

内部 Mg 拡散法によって作製された MgB<sub>2</sub> 線材に対して、走査型ホール素子顕微鏡 (SHPM) によって得られた評価結果を Fig. 1 に示す。本線材は 7 芯のマルチフィラメント線材であり、試料は研磨によって断面出しを行ったものである。本線材を 10 K まで冷却し、十分な外部磁界 (3.5 T) を印加した後に除去した際の残留磁界分布を測定した。また、残留磁界の強度は局所  $I_c$  値を反映するため、フィラメントが円筒形状であると仮定し、局所  $I_c$  を解析的に評価している。結果的に 3 本分のフィラメントに対して局所  $I_c$  の長手方向分布が得られているが、どのフィラメントにおいてもばらつきが見られ、最大値が最小値の 3 倍程度となっているフィラメントも存在している。すなわち、このばらつきや局所特性低下部の原因を明らかとし、線材作製プロセスにフィードバックすることができれば、現状の 2-3 倍に特性が向上することも非現実的では無いと期待される。

### 3. 局所臨界電流分布と組織構造との対応

そこで、SHPM によって高精度に位置を特定した上で、該当部の電子顕微鏡観察を行った。結果の一例を Fig. 2 に示す。(a) に示す残留磁界分布を見ると、点線で囲った領域において局所的に特性が低下していることがわかる。同じ部位に対して電子顕微鏡観察を行った結果を (b) に示しているが、丁度そこには白い析出物が存在していることがわかる。EDAX による元素分析の結果、その析出物からは (c) Mg と (d) Si の信号が検出されており、これは Mg<sub>2</sub>Si と認められる。詳細は当日に発表するが、その他の特性低下部でもことごとく Mg<sub>2</sub>Si と思われる析出物が検出されており、これが本線材における主な特性制限因子であることが初めて明らかとなった。Si の由来は C の導入を狙って添加された SiC であり、この添加形態の見直しやその他の C 導入法の採用が今後のアプローチとして考えられる。

### 謝辞

本研究は、JST 先端的低炭素化技術開発 (ALCA) 「未来の水素利用社会を支える低コスト高性能 MgB<sub>2</sub> 線材の開発」の一環として行ったものである。

### 参考文献

[1] K. Higashikawa et al.: presented at ASC 2012, 2MB-06.

[2] T. Kiss et al.: Abstracts of CSJ Conference, vol. 86, p. 40.

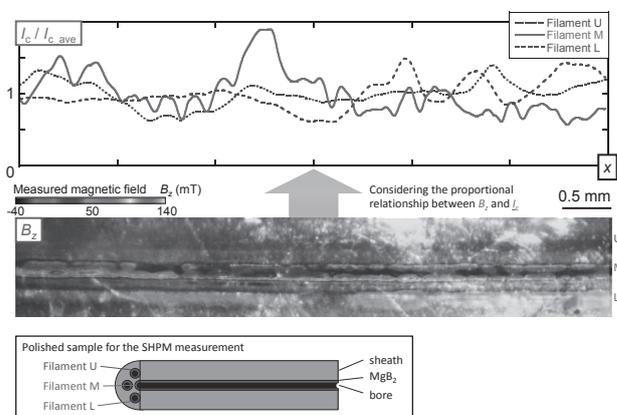


Fig. 1. Longitudinal variation of local critical current in each filament of a multifilamentary MgB<sub>2</sub> wire estimated from remanent magnetic field distribution measured by scanning Hall-probe microscopy (SHPM) at 10 K. Trapped fields come from upper (U) and lower (L) filaments as well as from the central filament (M).

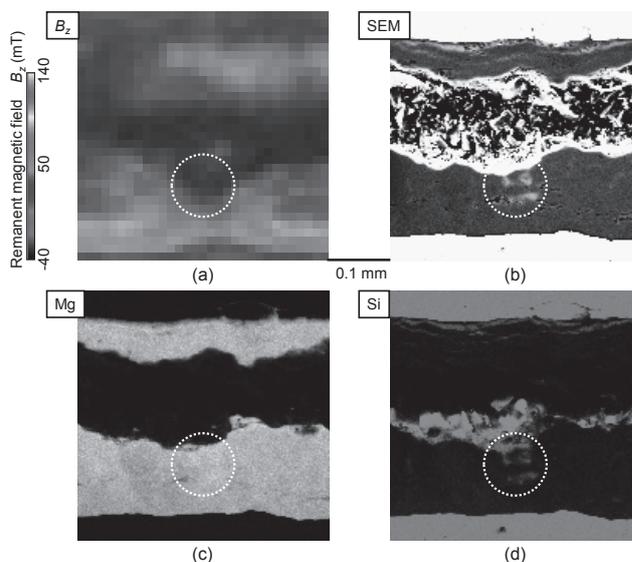


Fig. 2. Comparison between (a) remanent magnetic field distribution measured by SHPM and (b) SEM image. EDAX mappings are also shown for (c) Mg and (d) Si.

*In-situ* PIT 法 MgB<sub>2</sub> 線材における不純物添加による臨界電流密度の改善Enhancement of the Critical Current Density of *in-situ* Powder-in-tube Processed MgB<sub>2</sub> Wires by Impurity Additions

張 雲超, 葉 術軍, 松本 明善, 熊倉 浩明 (NIMS)

ZHANG Yunchao, YE Shujun, MATSUMOTO Akiyoshi, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: ZHANG.Yunchao@nims.go.jp

**1. Introduction**

Although MgB<sub>2</sub> has the highest critical temperature ( $T_c$ ) of known metallic superconductors, 39K, the critical current density  $J_c$  values of *in situ* PIT processed MgB<sub>2</sub> wires are still below that of the present commercial superconducting wires (Nb-Ti and Nb<sub>3</sub>Sn). Impurity doping is one of the main method to improve the  $J_c$  values of MgB<sub>2</sub> wires. In this study, we found two new effective hydrocarbon additives, xylene (C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>) and triphenylamine (C<sub>18</sub>H<sub>15</sub>N). They help enhance the  $J_c$  values but with different mechanisms.

**2. Experiment**

The MgB<sub>2</sub> wires were all fabricated by *in situ* PIT method. Xylene (C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>) and/or 10% SiC were mixed with amorphous B powder first. After sloshing for 1 hour, we put the liquid mixtures in quartz tube under flowing pure argon gas atmosphere for several hours. The added B powder was mixed with commercial Mg powder and grinded for 1 hour. For triphenylamine (C<sub>18</sub>H<sub>15</sub>N) addition, 10 mol%, 20 mol% or 30 mol% (mol% is the amount of carbon doping) was mixed with commercial Mg and amorphous B powders at the same time. Then the mixed powders were filled into pure iron tubes with a 6.0mm outer diameter and a 3.5mm inner diameter. The tubes were cold-rolled into wires whose diameter was 1.0mm using groove-rolling and drawing machines. Heat treatment was carried out at different temperatures for 1 hour under a flowing argon gas atmosphere. The transport critical current,  $J_c$ , was measured by a standard four-probe resistive method at 4.2K in magnetic fields varying from 12 T to 6 T.

**3. Results and discussions**

Figure 1 shows  $J_c$  versus  $H$  curves at 4.2K of C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>, SiC and C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>+SiC added wires heat-treated at 800°C for 1hr. The data of pure wire are also shown in the figure for comparison. The slope of  $J_c$  - $H$  curves of C<sub>8</sub>H<sub>10</sub> added wire is larger than that of SiC added wire and nearly equal to that of pure one. X-ray diffraction analysis indicates that the amount of carbon substitution for the boron site of C<sub>8</sub>H<sub>10</sub> added wire is much smaller than that of SiC doped wires, which introduce 3 percent of carbon substitution for boron and brings about the enhancement of the upper critical magnetic field  $H_{c2}$  and hence, increases  $J_c$  at high fields. This suggests that the dominant mechanism of  $J_c$  enhancement for C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>-added wires is different from carbon substitution for boron. According to the SEM images, we observed fewer unreacted boron areas (Fig. 2) and smaller MgB<sub>2</sub> grain size in C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>-added wires, meaning the fully-reacted MgB<sub>2</sub> core and more flux pinning center. The addition of both C<sub>8</sub>H<sub>10</sub> and SiC powder to the starting powder is more effective in increasing  $J_c$  values as well as the upper critical magnetic field  $H_{c2}$ . This is because both mechanisms of  $J_c$  improvement—one comes from the addition of C<sub>8</sub>H<sub>10</sub> and the other comes from the carbon substitution for boron by the SiC addition—work together. On the other hand, we found C<sub>18</sub>H<sub>15</sub>N (Triphenylamine) is another effective additive for enhancing the  $J_c$  values in MgB<sub>2</sub> wires by introducing carbon substitution for boron site.

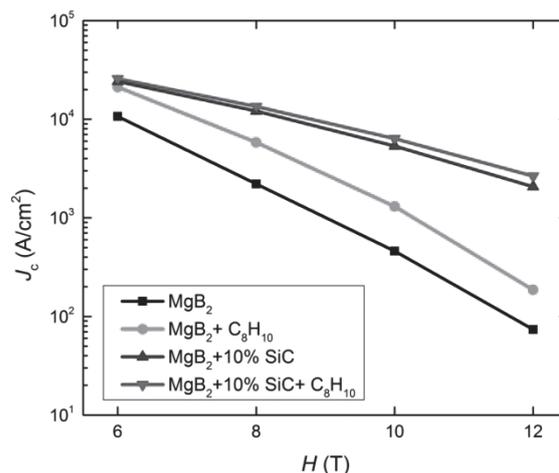


Fig. 1  $J_c$  - $H$  characteristics of PIT-processed MgB<sub>2</sub> wires at 4.2K of pure, C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>, SiC and C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>+SiC addition heat treated at 800°C for 1hr

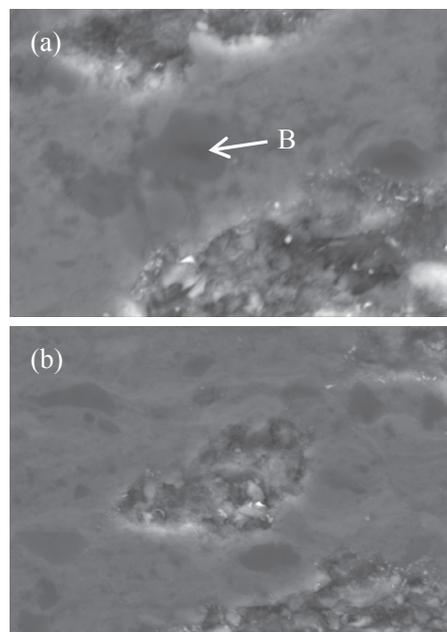


Fig. 2 SEM images of MgB<sub>2</sub> cores (a)undoped (b) C<sub>8</sub>H<sub>10</sub>-added

**References**

- 1) H. Yamada, et al.: *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) L30-L33.
- 2) S. Lee, et al.: *Physica C* 412(2004)31.

## 液体水素液面計用 Al 添加 MgB<sub>2</sub> 線材の開発

### Development of Al doped MgB<sub>2</sub> wires for liquid hydrogen level sensors

志村 聡, 山田 洋義, 望月 一成 (東京ワイヤー製作所); 腰塚 直己 (芝浦工大)

Satoshi Shimura, Hiroyoshi Yamada, Kazunari Mochizuki (Tokyo Wire Works); Naoki Koshizuka (SIT)

E-mail: satoshi\_shimura@twire.co.jp

#### 1. はじめに

水素燃料(水素エネルギー)は、酸化反応の際に CO<sub>2</sub> を排出しないため、従来の化石燃料に代わる新エネルギーのひとつとして近い将来の利用が期待されている。

MgB<sub>2</sub> は、39K の臨界温度を有するため、大気圧下で約 20K の沸点を有する液体水素中で超伝導状態を発現できることから、これまでも MgB<sub>2</sub> 線材を液体水素液面センサとして用い、貯蔵容器内における液体水素の残量を計測できる液体水素液面計が提案されている。

MgB<sub>2</sub> を液体水素液面計として用いるには、浸漬部だけが超伝導状態となることを利用し、浸漬部の上部(非浸漬部)が超伝導状態でないことが必要だが、非浸漬部は液体水素により不可避免的に冷却されるために、浸漬部の近傍の温度が 39K の臨界温度以下に低下すると、液面の計測精度が大幅に低下する。このため、例えば、非浸漬部をヒーターにより、加熱することによって、非浸漬部の温度を 39K の臨界温度以上に維持する対策などが施されているが、測定システムの複雑化、加熱による貯蔵された液体水素の気化による損失などの課題がある。

我々は、液体水素温度 20K 近傍で、ゼロ抵抗臨界温度の超伝導状態が発現する MgB<sub>2</sub> 超伝導線材を作製すれば、測定精度の向上、システムの簡易化、および発熱ロスの低減に効果をもたらすと考え、MgB<sub>2</sub> に Al を添加すると臨界温度が低下する性質を利用し、原料粉末に Al を添加した MgB<sub>2</sub> 極細単芯線材を作製した。さらにこの素線を撚り合わせ、絶縁コーティングを施した MgB<sub>2</sub> 撚り線材を作製した。

#### 2. 実験方法

##### 1) 加工法

Al の配合比を変えた数種類の MgB<sub>2</sub> 原料粉末を準備し、ステンレス管に原料粉末を圧粉成形したペレットを封管・加工する in-situ パウダーインチューブ法で、伸線加工を行った。

① Al 濃度が異なる母材のそれぞれについて伸線加工を行い、線径 φ 0.1mm の単芯線材を作製した。

② これら φ 0.1mm 単芯線材を 700~800°C で熱処理を行い、超伝導化を行った。

③ センサの信頼性を向上させるために、MgB<sub>2</sub> 線材を複数本撚り合わせた多重撚り線について検討した。φ 0.1mm の MgB<sub>2</sub> 単芯線材を 7 本撚り合わせた撚り線材を作製後、全長に絶縁(エナメル)コーティングを施し、特性評価した。

##### 2) 評価法

① 臨界温度評価として、各試料の短尺材を冷凍機にセットし、4 端子法による通電測定を行い、電圧の温度依存性を調べた。② Al ドープ MgB<sub>2</sub> 線材の元素濃度分布を調べるために、EPMA により線材断面のライン分析を行った。

#### 3. 結果とまとめ

Fig. 1 は、Al の配合比を変えた数種類の MgB<sub>2</sub> 線材の電圧-温度曲線を示す。Al 量の増大により臨界温度が 20K まで低下していることが分かる。また、常伝導から超伝導状態に遷移する領域(遷移幅)は数 K と狭い。Fig. 2 は、多重(7 本)撚り線の電圧-温度曲線を示す。20K 近傍にゼロ抵抗臨界温度をもつことが分かる。Fig. 3 は、多重撚り線の断面構造写真を示す。

結論として、Al ドープ量を変えることにより、ゼロ抵抗 T<sub>c</sub> が 20K 近傍であり、狭い転移幅をもつ 0.1mm φ の液面センサ用単線および多重撚り線を作製することができた。

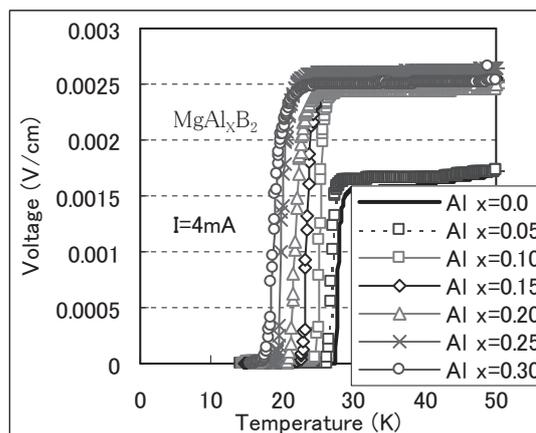


Fig.1 V-T curves of Al doped MgB<sub>2</sub> single wires with different Al doping levels

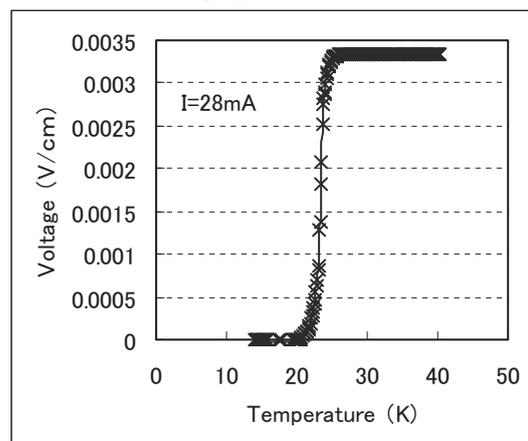


Fig.2 V-T curves of enamel coated multi-stranded Al doped MgB<sub>2</sub> wires( φ 0.1/7)

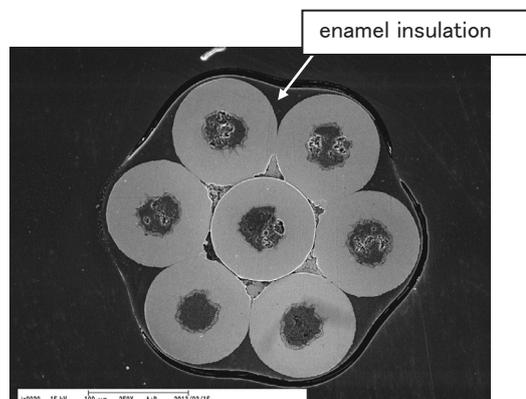


Fig.3 Cross section view of enamel coated multi-stranded Al doped MgB<sub>2</sub> wire ( φ 0.1/7)