

内部 Mg 拡散法による銅被覆高安定度 MgB₂ 線材の開発

Development of Cu sheathed high stability MgB₂ wires by internal Mg diffusion method

熊倉 浩明, 瀧川 博幸 (物質・材料研究機構); 葉 術軍 (東北大)
 KUMAKURA Hiroaki, TAKIGAWA Hiroyuki (NIMS); YE Shujun (Tohoku Univ.)
 E-mail: KUMAKURA.Hiroaki@nims.go.jp

1. はじめに

MgB₂線材を作製する方法の一つである内部 Mg 拡散 (IMD) 法は、金属管の中心に Mg 棒を配置し、Mg 棒と金属管の隙間に B 粉末を密に充填した後に、線材加工と熱処理を行うもので、通常のパウダー・イン・チューブ法に比べてはるかに高い充填率の MgB₂ が得られ、これによって優れた J_c 特性を得ることが可能である。これまでに我々は IMD 法により鉄シース単芯ならびに多芯 MgB₂ 線材を作製し、4.2K、10T で 10^5A/cm^2 を超える J_c を報告してきた。実用化を考えた場合、シース材としてはより熱的安定性の優れた金属を使う必要がある。本研究では、高い安定性を確保するためにシース材として純銅を選び、IMD 法により 30-100m 長の単芯ならびに 7 芯の MgB₂ 線材を作製して線材の構造・組織と臨界電流特性を調べた。

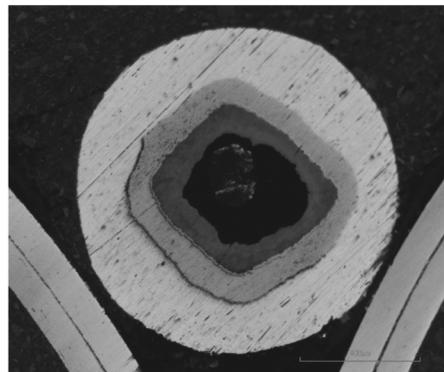


Fig. 1 Optical micrograph of mono-filamentary IMD MgB₂/Fe/Cu wire.

2. 線材の作製

単芯線材においては、内径 20.5mm、外径 30mm、長さ 200mm の純銅管にバリア材として鉄パイプを挿入し、この中心に径 11mm の純 Mg 棒を配置し、鉄パイプと Mg 棒の隙間にアモルファス B 粉末を充填した。このピレットを最初にスウェージ加工により径 13mm にまで縮径し、その後溝ロール圧延にて径 6mm にまで加工した。最後にカセットローラーダイスにより最終径 1mm の線材に加工した。線材長は約 120m である。7 芯線材においては、外径 20mm、内径 16mm の純鉄パイプの中心に径 11mm の Mg 棒を配置し、隙間にカーボンコートしたアモルファス B を充填した後、スウェージ加工により径 6.5mm まで加工し、これを 7 本束ねて外径 30mm、内径 20.5mm の純銅管に挿入した。これをスウェージ加工マシンとカセットローラーダイスを用いて最終径 1mm の線材に加工した。長さは約 30m である。いずれの線材も加工の途中において数回の焼鈍(550°C×1 時間)を行った。これらの線材から長さが 1m の線材を切り出し、ゴールドファーネスにて 650°C で 1-8 時間の熱処理を行った。また、単芯線材においては 10m 級の線材を切り出して径 20cm 程度のコイルに巻き、日立製作所において 650°C で 8 時間の熱処理を行った。

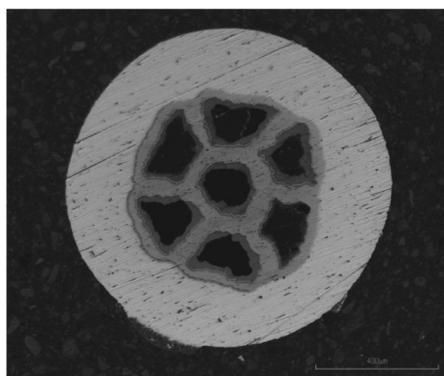


Fig. 2 Optical micrograph of IMD 7-filamentary MgB₂/Fe/Cu wire.

3. 結果と考察

Fig. 1, 2 にそれぞれ単芯ならびに 7 芯線材断面の光学顕微鏡写真を示す。どちらも中心にあった Mg が B 層に拡散して行き、B と反応して MgB₂ が生成しているのがわかるが、単芯線材に置いては中心部に未反応の Mg が残留している。また単芯線材では、鉄バリアならびに MgB₂ 反応層は形状が矩形であるが、これは溝ロール圧延の影響と考えられる。一方の 7 芯線材では、各フィラメントの形状が歪んでいるが、これはスウェージ加工の影響であることが、これまでの短尺の多芯線材の結果からわかっている。

Fig. 3 には、10m 級単芯線材の 4.2K、6T における I_c を示す。 I_c には大きなバラツキは見られないが、長さが 10m 以上の領域で I_c が上昇しているのがわかる。これは、B 粉末充填時の充填密度の不均一性による MgB₂ 生成量のバラツキに起因すると考えられる。一方の 7 芯線材ではカーボン添加効果により、6T で ~50A の I_c が得られたが、 I_c のバラツキは単芯線材よりも大きい傾向が認められた。これは単芯線材に比べて各フィラメントの形状が歪んでおり、この歪みが長手方向に大きく変動しているためと考えられる。

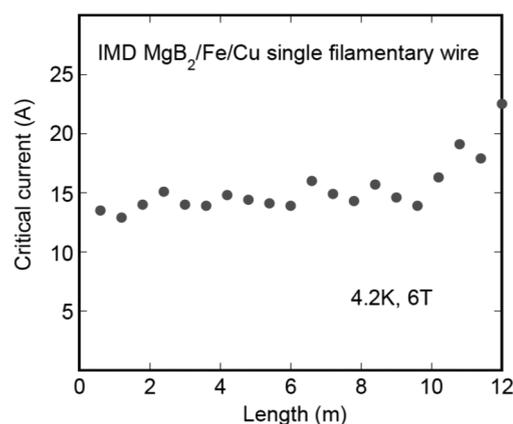


Fig. 3 The variation of I_c at 4.2K and 6T of 12m-long mono-filamentary IMD processed MgB₂/Fe/Cu wire.

謝辞

10m 級線材の熱処理を行って頂きました日立製作所の田中秀樹氏に感謝いたします。本研究は JST 先端的低炭素化技術開発事業 (ALCA) の助成を受けて実施したものです。

メカニカル・ミリング法及び内部マグネシウム拡散法による 高密度 MgB₂ 線材の開発

Development of dense MgB₂ wire prepared by mechanical milling and internal magnesium diffusion

児玉 一宗, 鈴木 孝明, 田中 秀樹, 端場 登志雄, 岡本 和孝(日立); 熊倉 浩明(物材機構)
 KODAMA Motomune, SUZUKI Takaaki, TANAKA Hideki, HABA Toshio, OKAMOTO Kazutaka (Hitachi);
 KUMAKURA Hiroaki (NIMS)
 E-mail: motomune.kodama.yf@hitachi.com

1. 緒言

現在, 市販の MgB₂ 線材は *in situ* または *ex situ* の powder in tube 法により製造され, このうち *in situ* 法の方が高い臨界電流密度 (J_c) を得られる傾向にある。しかしながら, *in situ* 法により合成された MgB₂ 線材は, フィラメントの空隙率が高く, J_c に更なる改善の余地がある。そこで我々は, メカニカル・ミリング (MM) 法及び内部マグネシウム拡散 (IMD) 法の開発を進めている。通常の *in situ* 法では, 原料に Mg と B の混合粉末を金属管に充填し, 伸線加工後の熱処理により MgB₂ を生成させる。MM 法では, 遊星ミルにより B 粒子が Mg のマトリクスに分散した前駆体粉末を合成し, それを金属管に充填する。IMD 法では, 金属管の中央に Mg 棒を配し, その外周に B 粉末を充填する。MM と IMD の両製法では, 通常の *in situ* 法と比較して緻密な MgB₂ が生成するため, 高い J_c を得ることができる[1, 2]。一方, これらの手法に対し, 熱的安定性を確保するために必要な安定化銅が付与された線材の報告例は少ない。本研究では, MM, IMD の両製法による単芯線材に対し, 安定化銅の付与を試みた。

2. 線材の作製方法

外径 20.0 mm, 内径 13.5 mm の銅鉄複合管を準備した。MM 法においては, 遊星ミル処理をした前駆体粉末を銅鉄複合管に充填し, 線径 0.75 mm まで縮径加工後, アルゴン雰囲気中, 600°C 3 h の条件で熱処理した。IMD 法においては, 複合金属管の中心に配置した直径 7.5 mm の Mg 棒の周囲に B 粉末を充填し, 線径 0.75 mm まで縮径加工後, アルゴン雰囲気中, 600°C 24 h の条件で熱処理した。いずれも, 炭素源としてコロネン (C₂₄H₁₂) を添加した。

3. 結果

Figure 1 に, 本検討において作製した銅鉄シース単芯線材 (MM-Cu, IMD-Cu) の断面の光学顕微鏡像を示す。MM-Cu では, 中央に緻密な MgB₂ が生成している。IMD-Cu では, 中央に空隙が生じるものの, シース内壁に緻密な MgB₂ が生成している。

Figure 2 に, 温度 10 K と 20 K における J_c の外部磁場 (B) に対する依存性を示す。ここでは比較のため, 今回作製した銅鉄シース単芯線材 (MM-Cu, IMD-Cu) に加え, 典型的な *in situ* 法による鉄シース単芯線材 (IN-Fe) [1], 多芯線材 (IN-multi) [3], MM 法による鉄シース単芯線材 (MM-Fe) [1], Ye *et al* による IMD 法による鉄シース単芯線材 (IMD-Fe) [2] の性能も示している。なお, IMD 法による線材の J_c は, 臨界電流 (I_c) を MgB₂ 領域と空隙の面積の総和で除した値として定義している。*In situ* 線材の作製条件は十分に最適化されており, 単芯か多芯かに依らずほぼ等しい J_c が得られている。また, MM 法と IMD 法による鉄シース単芯線材では, 緻密な MgB₂ 相が形成されることにより, *in situ* 線材と比較して高い J_c が得られている。一方, MM-Cu の J_c は, *in situ* 線材よりは高いものの, MM-Fe と比較すると低磁場領域で若干劣る。IMD-Cu の J_c は, IMD-Fe の 1/2 程度である。

以上の結果から, J_c に改善の余地はあるものの, MM, IMD の両製法に対して, 安定化銅を付与した単芯線材の作製に

成功した。講演では, 本研究と先行研究の J_c に差異が生じた要因についても議論する。

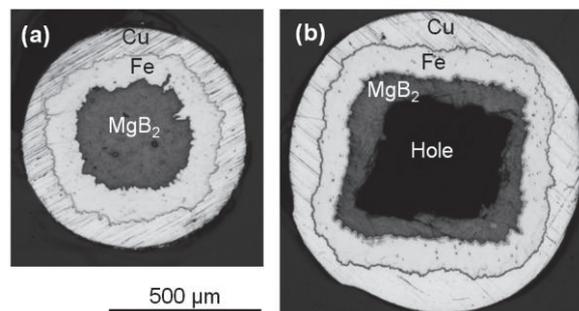


Figure 1 Optical micrographs of cross-sections of copper stabilized mono-filamentary wires prepared by (a) mechanical milling and (b) internal magnesium diffusion methods.

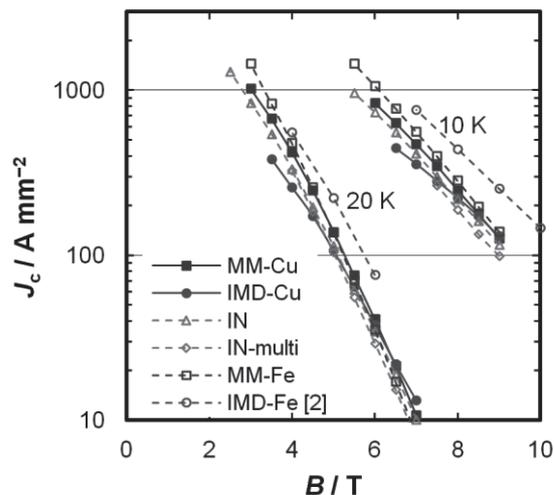


Figure 2 Dependence of critical current density (J_c) on magnetic field (B) at 10 and 20 K. For IMD wire, J_c is estimated by dividing I_c by the sum of the areas of MgB₂ and hole.

謝辞

本研究の一部は, 科学技術振興機構 (JST) による先端的低炭素化技術開発 (ALCA) の支援を受けて行われた。

参考文献

1. M. Kodama *et al* *Supercond. Sci. Technol.* **30** (2017) 044006.
2. S. Ye *et al* *Supercond. Sci. Technol.* **26** (2013) 125003.
3. H. Tanaka *et al* *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **27** (2017) 4600904.

MgB₂ 多結晶に対する新規炭素材料導入法の探索 Researches on new carbon doping methods for polycrystalline MgB₂

澤田 百々子, 高木 菜摘, 元木 貴則, 下山 淳一 (青学大); 児玉 一宗, 田中 秀樹 (日立)
 SAWADA Momoko, TAKAGI Natsumi, MOTOKI Takanori, SHIMOYAMA Jun-ichi (Aoyama Gakuin Univ.);
 KODAMA Motomune, TANAKA Hideki (Hitachi)
 E-mail: c5617051@aoyama.jp

1. はじめに

MgB₂の無配向の多結晶でも高い J_c を示すが、高磁場下で急激に減衰することが当初からの課題であり、改善方法としては結晶粒の微細化や粒成長の抑制^[1]、BサイトへのCドーピング^[2]が知られている。しかし、Cの実効置換量は仕込組成より少ないことが多く、粒間結合の劣化や未反応不純物の残存を伴う。すなわち、超伝導特性や微細組織は炭素材料の反応性によって大きく変化することから、ドーピング量や焼成条件の最適化だけでなく、炭素材料の選択が磁場下での J_c の改善に重要である。炭素源としてSiCやコロネンなどの炭化水素を用いた研究例が多いが、必ず副生成物を生じるため、我々はMg-B-C系に着目している。本研究では、MgB₂と結晶構造の似たMgB₂C₂や高濃度CドーピングMgB₂(MgB_{1.8}C_{0.2})を新たな炭素材料として用いることで磁場中 J_c 向上を試みている。

2. 実験方法

本研究では、Mg、Bおよび炭素原料の粉末を混合し焼成するin-situ法によりMgB_{2-x}C_x($x=0-0.10$)バルクを作製し超伝導特性を比較した。具体的には上記の混合粉末をSUS316管に充填後、両端を封じ、一軸プレスにより板状に成型し、石英管に空気中で封入し550–850°C、12–100hの様々な条件で焼成を行った。炭素源には先行研究のないMgB₂C₂や予め合成したMgB_{1.8}C_{0.2}を用い、比較として研究例の多いB₄Cや微粒子C(カーボンブラック)を用いた試料も作製した。試料の微細組織と元素分布はSEM-EPMAにより調べ、構成相や格子定数、結晶性は粉末XRD測定により、超伝導特性はSQUID磁束計を用いた磁化測定と交流四端子法による抵抗率測定を行い評価した。

3. 結果と考察

MgB₂C₂は1000°C以上の高温高圧下での生成する物質と考えられていたが、MgB₂と同様にカーボンブラック、Mg、Bの混合粉末をSUS316管内、1000°Cで焼成することにより、純度は低いもののMgB₂C₂が合成できることを見出した。このMgB₂C₂を炭素源に用いても、仕込組成に近いC置換MgB₂が合成できたが、他の炭素源と比べて反応性に大きな違いは認められなかった。しかし、広い焼成条件において再現性良く比較的高い J_c - H 特性を示す試料が得られたことから、他の炭素源と比較してMgB₂の結晶成長を抑制する効果を併せ持つことが示唆された。

一方、予め合成したMgB_{1.8}C_{0.2}を炭素源としてMgB_{2-x}C_x($x=0.02-0.10$)を作製したところ、粉末XRDパターンにお

いて(110)ピークの分裂が見られた。これはC濃度が試料内で不均一であることを意味するが、(110)ピークの半値幅が大きいほど H_{c2} が上昇することがわかった。さらにFig.2に示すように $x=0.06$ の試料において特に高磁場下で J_c 特性が改善した。これらの結果は、C置換量だけでなくその濃度分布もバルクとしての超伝導特性に影響することを示唆するものである。

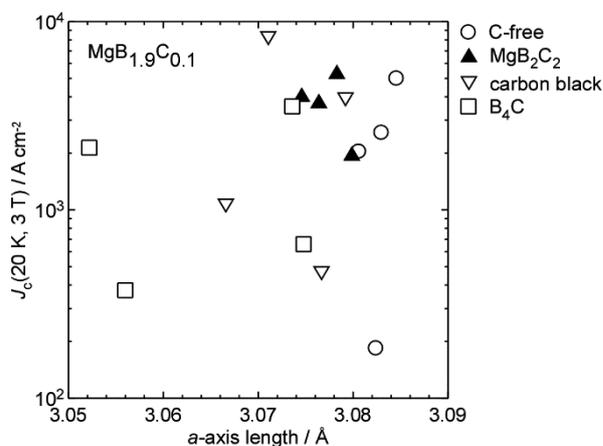


Fig. 1 Relationship between a -axis length and J_c (20 K, 3 T) of C-doped and C-free MgB₂ bulks.

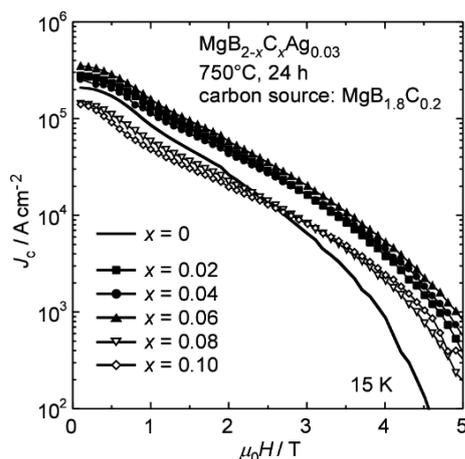


Fig. 2 J_c - H curves at 15 K of MgB_{2-x}C_x bulks at 15 K using MgB_{1.8}C_{0.2} as carbon source.

参考文献

- [1] R.M. Scanlan *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **46**, 5 (1975) 2244-2249.
 [2] S.X. Dou *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **81** (2002) 3419-3422.

Cu テープ上に作製した MgB₂ 薄膜の J_c - B - T 特性

J_c - B - T properties of MgB₂ thin film deposited on thin Cu tape

岩中 拓夢, 小瀧 博司, 楠 敏明(日立製作所); 松本 明善(NIMS); 堀井 滋, 土井 俊哉(京都大学)
 IWANAKA Takumu, KOTAKI Hiroshi, KUSUNOKI Toshiaki(Hitachi, Ltd.); MATSUMOTO Akiyoshi(NIMS);
 HORII Shigeru, DOI Toshiya(Kyoto University)
 E-mail: takumu.iwanaka.os@hitachi.com

1. 研究背景

MgB₂ 高温超電導体は、金属系超電導体としては高い臨界温度 ($T_c=39$ K) を有し、液体ヘリウムフリー (例えば 10~20K) で運転する超電導材料として期待されている。MgB₂ は、銅酸化物超電導体や鉄系超電導体など他の高温超電導体に比べ、2 元素の単純な材料であり資源的にも豊富で比較的安価であること、結晶構造や超電導特性の異方性が小さく配向処理が不要で作製しやすいこと、コヒーレンス長が長く結晶粒界での弱結合の問題がないため線材同士の超電導接続が比較的容易であること、磁束クリープが小さく超電導コイルにした際に安定した磁場が得られることなど超電導線材として利用する上で多くの利点を有する。MgB₂ の超電導線材としては金属管に Mg と B の原料粉末、あるいは MgB₂ の粉末を充填した後に減面加工を施すことで伸線して線材化し、最後に結晶化熱処理を施すことにより MgB₂ 多結晶を得るパウダー・イン・チューブ法 (PIT 法) がある。我々は、高磁場向けの PIT 法に比べ 1~2 桁高い臨界電流密度 J_c が報告されている薄膜 MgB₂ に着目し、2016 年には、500 μ m 厚 Cu 板上に良好な $J_c=5,700$ (A/mm²@20K, 5T、磁場が基材に平行方向) を有する厚さ 10 μ m の MgB₂ 薄膜の作製に成功した[1]。今回は、基材を 40 μ m 厚 Cu テープに変更し、MgB₂ 薄膜を作製した結果について報告する。

2. 実験方法

MgB₂ 薄膜の成膜には、真空蒸着装置を用いた。B の蒸着には EB 蒸発源、Mg の蒸着にはエフジョーンセルを用い、Cu テープ(長さ 20mm、幅 2mm、40 μ m 厚)上に MgB₂ 薄膜を共蒸着した。

MgB₂ 薄膜の膜質評価では、結晶配向性を X 線回折 (XRD)、表面構造を走査電子顕微鏡 (SEM)、膜厚や断面結晶構造を走査透過電子顕微鏡 (STEM) を用いて評価した。超電導特性は磁化法および通電法で評価した。 T_c の決定は SQUID を用いた磁化法により行った。測定には 2 mm 四方に切断した MgB₂ 薄膜を用いた。 T_c の定義は磁化が負の値から 0 になる温度 (規格化磁化率 > -0.01 とした) とした。

臨界電流 I_c は 4 端子法により測定した。測定試料は、レーザーカッター (Nd:YAG、波長 355 nm、出力 1mJ) を用いブリッジ加工を行なった。ブリッジ加工幅は 100 μ m とし、ブリッジ長は 2 mm とした。 I_c の決定基準は電圧立ち上がりの閾値 ($> 1 \mu$ V/cm) とした。

3. 結果

X 線回折と SEM 観察の結果より、Cu テープ上では Cu 板上に比べ、結晶性や配向性が低下していることが示唆された。 T_c は Cu テープ上が 33.5K、Cu 板上が 33.1K であり、ほぼ同等であった。ただし、磁化率変化の急峻性は Cu テープ上の方が劣り、Cu 板上に比べ、MgB₂ 薄膜に異相や欠陥が多く、結晶性が低下していることを示唆している。

図 1 に Cu テープ上、Cu 板上に成膜した MgB₂ 薄膜の J_c - B - T 特性を示す。白抜きが Cu テープ上、塗りつぶしが Cu 板上である。(a) が磁場を基材に垂直 ($B \perp$ tape)、(b) が平行 ($B //$ tape) に印加した場合である。20K、5T での J_c は、(a) 方向は Cu テープ上が 14,000 A/mm²、Cu 板上が 7,700 A/mm² で、

Cu テープ上の方が高く、(b) 方向は Cu テープ上が 2,200 A/mm²、Cu 板上が 5,700 A/mm² であり、Cu 板上の方が高い。また、両方向とも Cu テープ上の方が J_c - B - T 特性の傾きが Cu 板上より緩やかであり、特に (a) 方向の高磁場側での J_c 低下が抑制されている。一方、(a) 方向の低磁場側、および (b) 方向ほぼ全磁場範囲で J_c は、Cu 基板上の方が高い。

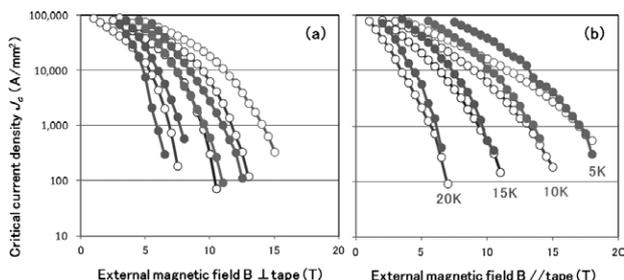


Fig.1 J_c - B - T properties of MgB₂ films on Cu tape and plate.

4. 考察

Cu テープ上と Cu 板上に成膜した MgB₂ 薄膜の J_c - B - T 特性の違いについて考察する。図 2 に STEM を用いて撮影した、基材に垂直な MgB₂ 薄膜断面の環状暗視野 (ADF) 像を示す。図 2 に示すように、MgB₂ 柱状結晶の粒界に、基材表面から薄膜表面まで伸びる柱状組織が存在する。EDX を用いた元素分析の結果、この組織は Mg 酸化物であることが分かった。この柱状 Mg 酸化物が有効なピンニングセンタとなり、磁束がピンニングされる (a) 方向で J_c が向上したが、結晶性低下によって (b) 方向では J_c が低下したと考えられる。

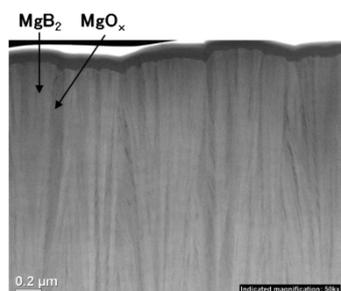


Fig.2 STEM images (ADF) of MgB₂ film on Cu tape.

5. 結言

(1) Cu テープ上に成膜した MgB₂ 薄膜の 20K、5T での J_c は、磁場が基材に垂直 ($B \perp$ tape) で 14,000 A/mm²、磁場が基材に平行 ($B //$ tape) で 2,200 A/mm² が得られ、Cu 板上より基材に垂直 ($B \perp$ tape) な方向で J_c が向上したが、平行 ($B //$ tape) な方向で低下した。

(2) MgB₂ 柱状結晶の粒界に、柱状 Mg 酸化物が形成され、ピンニングセンタとなり、(a) 方向の高磁場側で J_c が向上したが、結晶性低下によって (b) 方向では J_c が低下したと考えられる。

参考文献

1. T.Kusunoki, et al. "Superior J_c - B - T characteristics of 10 μ m-thick MgB₂ film for tape application" ASC 2016, 3MPo2B-10 (Sep.2016, Denver, USA)

液体水素浸漬冷却における MgB₂超電導多芯線の常電導伝播特性

The Property of Normal Zone Propagation of Multi-filamentary MgB₂ Superconducting Wire Cooled by Liquid Hydrogen

藤田 勝千, 飼沼 徹, 松本 太斗 白井 康之, 塩津 正博(京大);

小林 弘明, 成尾 芳博, 稲谷 芳文, 野中 聡(JAXA);

田中 秀樹, 児玉一宗, 鈴木 孝明(日立製作所)

FUJITA Katsuyuki, KAINUMA Toru, MATSUMOTO Taito, SHIRAI Yasuyuki, SHIOTSU Masahiro (Kyoto-Univ.);

KOBAYASHI Hiroaki, NARUO Yoshihiro, INATANI Yoshifumi, NONAKA Satoshi (JAXA);

TANAKA Hideki, KODAMA Motomune, SUZUKI Takaaki (Hitachi,Ltd)

E-mail: fujita@pe.energy.kyoto-u.ac.jp

1. 序論

本研究グループでは、液体水素冷却超電導機器の開発を目標に研究を行っている。液体水素は、蒸発潜熱と比熱が大きく、粘性が小さいため冷却・貯蔵・輸送に有利である。また、飽和温度が、高温超電導体の臨界電流が大きい温度域であることから、高出力で安定した超電導機器の運用が期待でき、液体水素は超電導の冷媒に適している。本研究グループでは次世代超電導体として MgB₂ に注目し、これまでに液体水素浸漬冷却における臨界電流の温度依存性、磁場依存性の研究を行った[1]。液体水素浸漬冷却の MgB₂ 超電導多芯線のクエンチ時の様子を定量的に理解するために意図的に熱擾乱を起こし、常電導が伝播する様子を測定し、常電導伝播速度(Normal Zone Propagation Velocity : NZPV)及び、最小入熱量(Minimum Quench Energy : MQE)を測定する実験を行ったため報告する。

2. 試験内容

2.1 試験体

本試験に用いた MgB₂ 線材は直径 1.5mm、全長 200cm の多芯線であり、直径 15cm の FRP 製円筒形ボビンに 4 ターンほど疎巻きにしたコイル状の試験体を用いた。常電導伝播特性の測定用に、コイルの一部にマンガニン製のヒーター(20K のとき R=11Ω)を取り付け、その両端から電圧タップを 1cm ごとに 5 個ずつ取り付けた。ただし、ヒーター取り付け部の電圧タップの長さは 2cm とした。巻き線部の模式図を図 1 に示す。

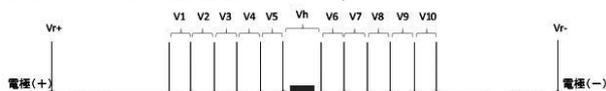


図 1 コイル巻き線部の断面模式図

2.2 実験方法

本実験装置では、超電導マグネットを用いて 7T までの外部磁場の印加が可能であり、またクライオスタット底部に設置したシースヒーターと圧力を制御することで液体水素の液温を 20-32K の間で調整することができるため、所望の温度、磁場、圧力の条件で通電試験をおこなうことができる。

液体水素で浸漬冷却した MgB₂ に、臨界電流値を越えない一定の輸送電流 I_t を流しながら、ヒーターにより加熱して、その部分を常電導転移させる。10 個の電圧タップ間の電圧の立ち上がりを測定することにより、常電導部の伝播の様子を観測した[2]。なお、ヒーターへの入熱はパルス電圧を与え、パルス波形のトップ電圧と入熱時間を変えることで入熱量を制御した。

3. 試験結果

常電導伝播は液温 T=30K、外部磁場 B=0.75T という特定の条件の下で、 $I_t=194A$ 、178A、157A の 3 つの通電電流の場合に観測できた。なお、(T, B)=(30K, 0.75T) における臨界電流値 I_c は 214A である。

$I_t=194A$ 時に常電導がヒーター部分から上流側、下流側に伝播し、電圧が立ち上がる様子を図 2、3 に示す。横軸は時間、縦軸は各タップの電圧である。

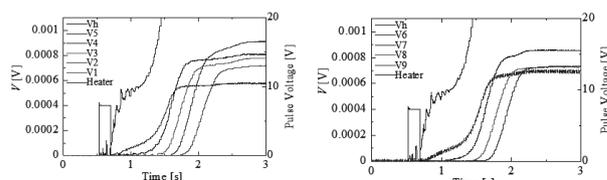


図 2 上流側へ伝播する様子 図 3 下流側へ伝播する様子

各 I_t で測定した NZPV を図 4 に示す。液体水素浸漬冷却の MgB₂ の NZPV は数 cm/s というオーダーであり、伝導冷却で 20K に冷やした、矩形断面を有する MgB₂ 線のそれに比べ[2]、同等の大きさであるという結果が得られた。また、常電導伝播速度は、銅などの安定化材に流れる電流密度に強く依存するという報告がある。

$I_t=194A$ においてクエンチが起きる境界となる入熱量における電圧の立ち上がる様子を図 5 に示す。入熱量が 0.75J の場合は超電導が回復する一方で、0.875J の場合クエンチが起きることから $I_t=194A$ における MQE は 0.875J と判断した。同様の手法から $I_t=178A$ 、157A における MQE はそれぞれ 1.25J、2.75J であると判断した。伝導冷却で 20K に冷やした MgB₂ の MQE が 0.2~0.3J であることに比べると、液体水素浸漬冷却における MgB₂ の MQE は数倍大きいことが分かる。また、液温 27K 以下の場合、ヒーターに最高 10J の入熱を加えても、常電導伝播を観測することができなかった。

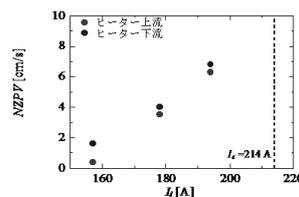


図 4 各 I_t における NZPV

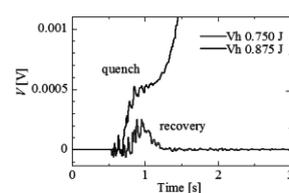


図 5 $I_t=194A$ における MQE

まとめ

(30K, 0.75T) という特定の条件で常電導伝播を観測することができたが、液体水素の液温を下げると伝播は観測できなかった。また、伝導冷却で 20K の MgB₂ に比べ、NZPV は同等の大きさで、MQE は数倍大きいという結果が得られた。

謝辞

本研究の一部は、JST 先端的低炭素化技術開発事業 (ALCA) の助成を受け実施したものである。

参考文献

- [1] 藤田ら: 2017年電気学会全国大会5-138
[2] Ye. L, et al.: Supercond. Sci. Technol. 28(2015) 035015

X線マイクロCTによる撚り線 MgB₂ 導体内のフィラメント構造の3次元局所解析

Three-dimensional Filaments Structure Analysis for MgB₂ Multi-filament Wires by X-ray Micro-CT

井上 昌睦, 東川 甲平(九大); 安藤 憲之介, 水落 空, 高尾 智明(上智大);
榎田 康博, 新富 孝和(KEK); 濱島 高太郎(前川製作所); 木須 隆暢(九大)

INOUE Masayoshi, HIGASHIKAWA Kohei (Kyushu Univ.);
ANDO Kennosuke, MIZUOCHI Sora, TAKAO Tomoaki (Sophia Univ.);
MAKIDA Yasuhiro, SHINTOMI Takakazu (KEK); HAMAJIMA Takataro (Maekawa); KISS Takanobu (Kyusyu Univ.)

E-mail: inoue@ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

MgB₂ 線材開発の進展とともに、大容量化のための撚り線導体の開発が重要な研究課題となる。その際、撚り線加工時に、線材内のフィラメントにダメージを与えることなく、適切な集合導体化を実現するための技術開発が必要となる。一般に、撚り線加工後の導体性能の評価は、導体全体の、もしくは各素線の臨界電流 I_c を四端子法で測定する手法が用いられるが、加工時の局所的な歪みに伴う、局在する欠陥の検知は、加工プロセスの最適化において重要な知見を与えるにも関わらず、十分な評価手法は確立できていない。これは、一般的な構造観察手法である SEM や TEM が基本的に 2 次元観察であることに起因している。本研究では、撚り線および減面加工を施した 30 芯 MgB₂ 線材内部のフィラメント構造の 3 次元解析を行い、局在する欠陥とフィラメントの撚り線軌道との対応について検討を行ったので報告する。

2. 実験諸元

外径 0.83 mm の 30 芯 MgB₂ 線材を 3 本用いてピッチ 13.5 mm の撚り線加工(撚り線後の外径は 1.77 mm)を施した撚り線導体と、その後、ダイス引き(ダイス径 1.35 mm)により 16.1% の減面加工を行った撚り線導体の 2 種類を作製した。両導体とも撚り線をほどいた素線の状態で X 線マイクロ CT による内部構造観察を行った。

3. 結果および考察

Fig. 1 に、それぞれの線材の断面 X 線トモグラムを示す。最も暗い部位が MgB₂ に、その周囲の明部がバリア材に対応している。減面加工を施した線材 (Fig.1(a)) においては、赤丸で示す領域でバリア材が破れてフィラメントが接続するような構造が生じていることが確認できる。これらの部位は、減面加工による圧縮率が高い部位に相当していることから、減面加工時に生じたことが考えられる。同線材のフィラメント部位を 2 値化により抽出し、3 次元像の構築を行ったところ、フィラメントのブリッジングは、圧縮率の高い部位で断続的に生じていることが確認された。

一方、減面加工を行っていない線材 (Fig.1(b)) においても局所的にバリア材が破れたような構造が確認できる。この破れの起源を考察するため、断面 X 線トモグラムを 4 μm のピッチで 20mm 長に亘り取得し、フィラメントの軌跡とバリア材の破れとの関係について調べた。Fig. 2 に、線材の回転軸方向から見た X 線トモグラムの連続像を示す。図中の赤丸は、Fig.1(b) にて矢印で示したフィラメントの位置を示しており、それらを結んだ線は、当該フィラメントの軌跡を表している。同図を見てのとおり、撚り線時に外周に位置するフィラメントが、そのまま撚り線導体の最外周の位置を保ちながら回転していることが分かる。バ

リ材の破れは、このような曲げ歪みが最大となる外周付近に位置するフィラメントで観察されることから、撚り線時の曲げ歪みがバリア材の破れの原因であると考えられる。このような知見は、フィラメントの軌跡を明らかにすることで得られることから、X 線 CT を用いた 3 次元局所解析は、撚り線加工時の最適条件の検討に有効である。当日は、フィラメント毎の断面積の長手方向の統計分布の比較などについても報告する。

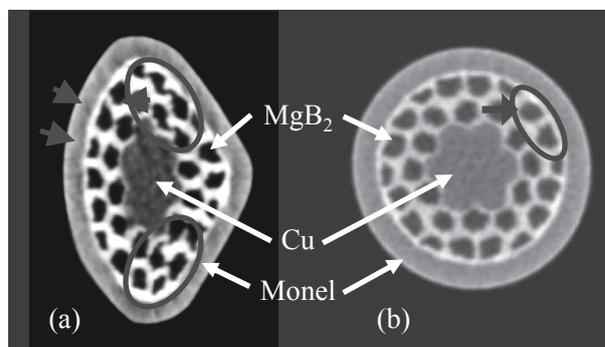


Fig. 1 Cross-sectional X-ray tomogram for both 30-filament MgB₂ wires; (a) subjected to area reduction working at a rate of 16.1% and (b) without area reduction working.

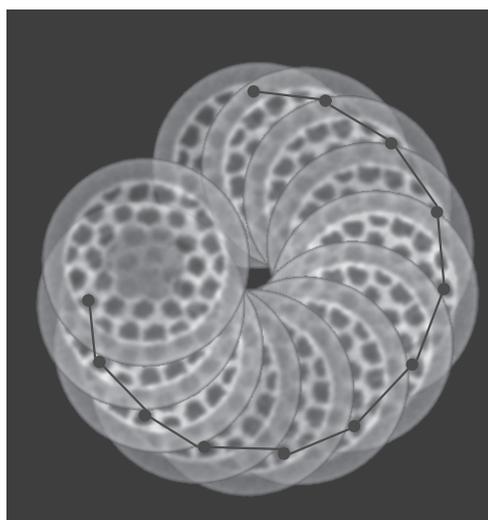


Fig. 2 Sequence X-ray tomograms for 30-filament of MgB₂ wire. Red circles indicate the positions of a filament.

謝辞

本研究の一部は、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 MgB₂ 線材の開発」の一環として行ったものである。

磁場中冷却着磁中の有限長超電導リングバルクにおける応力解析 — 無限長バルクとの比較と金属リングの補強効果 —

Simulation studies of mechanical stresses in REBaCuO superconducting ring bulks with infinite and finite height reinforced by metal ring during field-cooled magnetization

藤代 博之, 高橋 圭太, 内藤 智之(岩手大); 柳 陽介, 伊藤 佳孝(イムラ材研); 仲村 高志(理研)
FUJISHIRO Hiroyuki, TAKAHASHI Keita, NAITO Tomoyuki (Iwate Univ.);
YANAGI Yousuke, ITOH Yoshitaka (R&D Co., Ltd.); NAKAMURA Takashi (Riken)
E-mail: fujishiro@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

磁場中冷却着磁(FCM)により REBaCuO 系超電導バルク強磁場着磁を行う際の最大の問題はフープ力によるバルクの破壊であり、通常は金属リング嵌めや樹脂含浸等により補強を行っている。従来のフープ力や補強効果の推定は、無限長ソレノイドコイルを用いて無限長超電導バルクを着磁した際の応力を解析式を用いて求めていた[1]。しかし、現実の超電導バルクの厚さは有限であり、有限長ソレノイドコイルを用いて FCM 着磁を行うため、解析式の結果とどの程度異なるかについての検討が必要である。そこで本研究では、有限要素法を用いて FCM 着磁における応力シミュレーションを行い、これらの事項についての検討を行った。

2. 実験・解析方法

REBaCuO 系超電導リングバルク(外径 64 mm, 内径 40 mm)をソレノイドコイル(外径 150 mm, 内径 100 mm)を用いた FCM 着磁について、図 1 に示す 3 つのモデルについて検討した。(a)は、無限長コイルを用いて無限長リングバルクを FCM 着磁する場合、(b)は有限長バルク(厚さ 20 mm)を無限長コイルで FCM 着磁する場合、(c)は有限長バルク(厚さ 20 mm)を有限長コイル(高さ 100 mm)で FCM 着磁する場合である。それぞれのバルクの外周に厚さ 5 mm の金属リング(アルミ合金)を装着した。バルクの超電導特性は $J_c = 4.8 \times 10^8$ A/m² 一定とする Bean model を仮定した。印加磁場 $B_{ex} = 4.7$ T とし、10 ステップでゼロになる FCM 着磁を行い、捕捉磁場と超電導電流の分布を計算した。応力解析では、バルク及び金属リングの力学パラメータ(ヤング率、ポアソン比)を代入し[2]、電磁気的節点力からフープ応力 σ_θ^{FCM} 、radial 応力 σ_r^{FCM} の分布を計算した。また FCM 着磁では、バルクと金属リングの熱収縮係数の違いにより室温から FCM 温度までの冷却による熱的フープ応力 σ_θ^{cool} も印加されるため、実際に印加されるフープ応力 $\sigma_\theta (= \sigma_\theta^{FCM} + \sigma_\theta^{cool})$ も計算した。

3. 実験・解析結果

図 2 に 3 つのケースにおいて、 $B_{ex} = 4.7$ T 印加の最大フープ応力 $\sigma_\theta^{FCM}(\max)$ の FCM ステップ依存性を、アルミ合金リングがある場合(w/)と無い場合(w/o)について示す。リングバルクの場合、 σ_θ^{FCM} は最内周表面($r = 20$ mm)で最大となり、外周方向に向かって小さくなる。Case A~C のいずれの場合も、アルミ合金リングがある場合の方がバルクに加わる $\sigma_\theta^{FCM}(\max)$ が約 20% 低下することが分かる。また $\sigma_\theta^{FCM}(\max)$ の値は、有限長バルク(case B, C)の方が無限長バルク(case A)より大きく、ステップ依存性も異なるが、この原因は各ステップにおける捕捉磁場と電流分布の違いで説明することが出来る。

図 3 に case C においてアルミ合金リングを装着したリングバルクを 300 K から 50 K に冷却した場合にバルク内に発生する熱的フープ応力 σ_θ^{cool} の z 依存性を示す。 σ_θ^{cool} は中心部($z = 0$)では大きな圧縮応力が加わるが、バルク表面に近づくにつれて圧縮応力が減少することが分かった。

参考文献

1. Y. Ren *et al.*, Physica C, **251**, 15 (1995).
2. H. Mochizuki *et al.*, IEEE Trans. Appl. Supercond., **26**, 6800205 (2016).

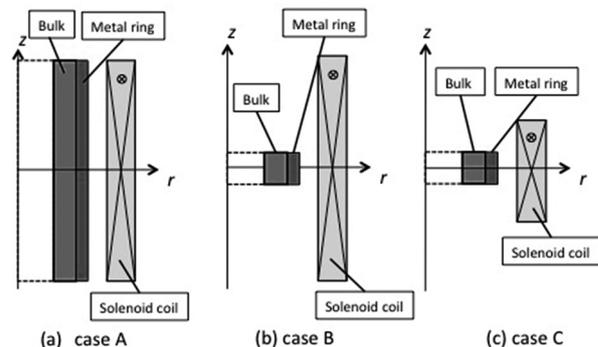


Fig. 1. Three types of models for the numerical simulation.

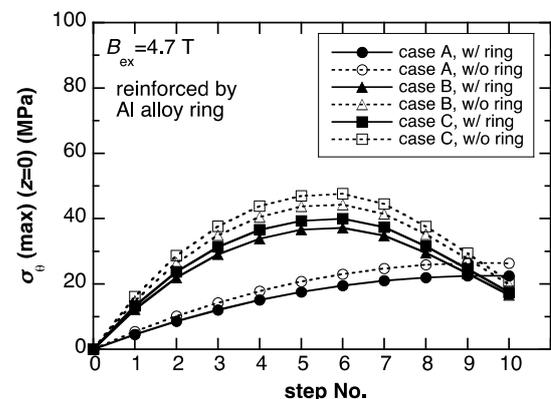


Fig. 2. Time step dependence of the maximum electromagnetic hoop stress, $\sigma_\theta^{FCM}(\max)$, in the ring bulk with (w/) and without (w/o) the aluminum alloy ring during FCM from $B_{ex} = 4.7$ T for all cases.

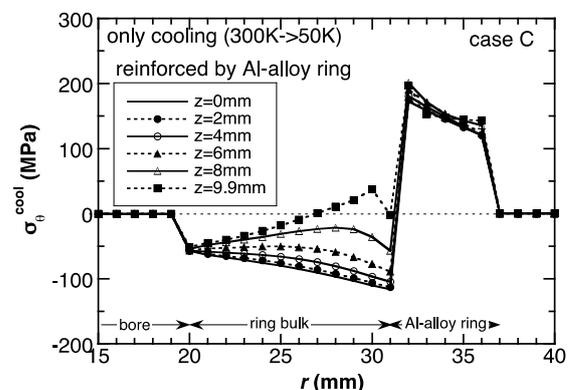


Fig. 3. The radius (r) dependence of the thermal hoop stress, σ_θ^{cool} , for the finite ring bulk reinforced by an aluminum alloy ring for each z -position under cooling from 300 K to 50 K.

磁場中冷却着磁中の GdBaCuO リングバルクにおける磁気応力に伴う破壊挙動

The fracture behavior by magnetic stress in GdBaCuO superconducting ring bulk during field-cooled magnetization

高橋 圭太, 藤代 博之, 内藤 智之 (岩手大); 柳 陽介, 伊藤 佳孝 (イムラ材研); 仲村 高志 (理研)
 TAKAHASHI Keita, FUJISHIRO Hiroyuki, NAITO Tomoyuki (Iwate Univ.);
 YANAGI Yosuke, ITOH Yoshitaka (R&D Co., Ltd.); NAKAMURA Takashi (Riken)
 E-mail: t2216017@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

磁場中冷却着磁(FCM)により着磁した超電導バルクは、17 T を超える捕捉磁場を実現した。その高い着磁特性に対し、バルク体の着磁過程においては、電流-磁気相互作用に伴う電磁応力が破壊挙動をもたらす。バルクの破壊挙動の克服は、バルク応用や今後更なる捕捉磁場向上において重要な課題であると言える。Renらは、論理計算を用いた応力解析により、ビーンモデルに基づく無限長バルクの磁気応力と捕捉磁場に限界について論じている[1]。しかし、これまで実際の臨界電流密度特性に基づいた有限長バルクに対する応力解析は行われていない。実際の着磁においては、冷却による熱収縮と着磁による磁気応力の双方を加味した応力計算が必要であることや、金属リングの熱収縮を利用した従来の補強方法についても解析的な検討が必要である。

本研究では、リングバルクに対し FCM を行い、バルクの破壊挙動を実験的に確認した。また、有限要素法を用いた電磁界-応力解析により、冷却と着磁に伴う応力を求め、バルクの破壊挙動を解析的に説明する。

2. 実験方法と解析手法

試料に GdBaCuO リングバルク(外径 64 mm, 内径 40 mm, 厚さ 20 mm, Nippon steel) を用い、これを肉厚 5 mm の SUS316 リングにマウントした。リングバルクに対し、ソレノイド型超電導マグネットを用いて最大 8.3 T の磁場を印加し、その後 50 K まで伝導冷却することで FCM を行った。局所磁場 B_y を空孔中心に設置したホールセンサーにより、コールドステージの温度を CERNOX 温度計により測定した。また、電磁界-応力シミュレーションのため PHOTO-series (フoton(株)) を用いて 3 次元有限長モデルを作成し、捕捉磁場とフープ応力を算出した。Figure 1 に解析モデルの概略を示す。

3. 実験結果

Figure 2 に各印加磁場に対するバルク中心における印加磁場 B_{app} と局所磁場 B_y のステップ依存性を示す。 B_y は外部磁場 B_{ex} の掃引に伴って減少し、着磁後 ($B_{ex}/B_{app}=0$) においておよそ一定の値を取る。 $B_{app}=6.3$ T, 7.3 T に対し、最終的な捕捉磁場は 5 T であり、いずれの場合に対してもバルクはフル着磁であることがわかる。しかし、 $B_{app}=8.3$ T に対しては、およそステップ $B_{ex}/B_{app}=0.4$ のとき B_y は急激な減少を示し、最終的な捕捉磁場は 3 T まで減少した。このような急激な捕捉磁場の消失はバルクの破壊挙動として一般的なものであり、このときの応力はバルクの機械強度を超えていると考えられる。

4. 解析結果

Figure 3 にバルク中心と表面における熱フープ応力(σ_{θ}^{Cool})と $B_{ex}/B_{app}=0.4$ における総フープ応力($\sigma_{\theta}^{Cool+FCM}$)について示す。300 K から 50 K まで冷却したとき、バルク内の σ_{θ}^{Cool} 分布は不均一であり、バルク中心においては $\sigma_{\theta}^{Cool} < -100$ MPa であるものの、バルク表面外縁において $\sigma_{\theta}^{Cool} > 0$ であり圧縮による補強効果が得られていない。これは、熱膨張係数の大きい SUS リングがバルクに y 方向の収縮歪みを与えるためである。従って、Fig. 2 においてバルクが破壊されたとき($B_{ex}/B_{app}=0.4$)、

$\sigma_{\theta}^{Cool+FCM}$ 分布はバルク表面外縁で 59 MPa の引張応力であることを示しており、ここが破壊挙動の起点となり得ると考えられる。従って、金属リングを用いた補強では、バルク内の熱収縮応力が均一となるように設計する必要がある。

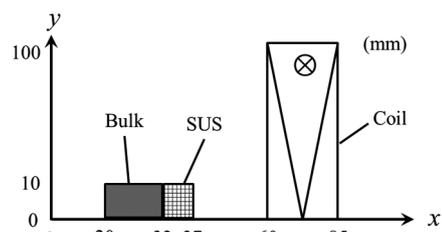


Figure 1. Cross section of half scale three-dimensional model of finite ring bulk magnetized by finite solenoid coil.

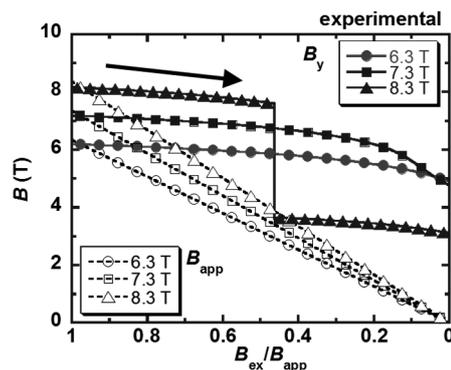


Figure 2. Time step dependence of the applied field, B_{app} , and the trapped field, B_y , at the center of the bulk annuli during FCM for several B_{app} of 6.3 T, 7.3 T or 8.3 T.

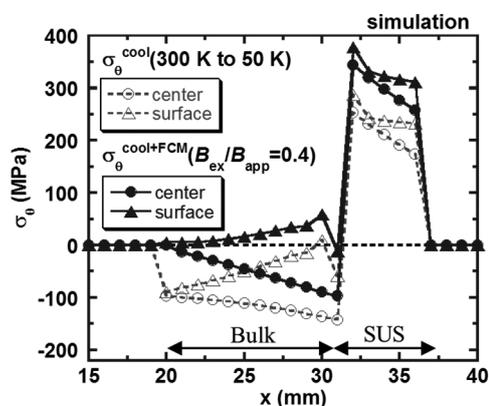


Figure 3. Cross sectional-plots of the thermal hoop stress, σ_{θ}^{Cool} , and total hoop stress, $\sigma_{\theta}^{Cool+FCM}$, at the time step B_{ex}/B_{app} of 0.4 when the ring bulk broken for $B_{app}=8.3$ T in Fig. 2.

参考文献

[1] Y. Ren, et al.: Phys. C, Vol.251 (1995) p.15-26

新しい補強法を用いたQMG®リングの強磁場着磁におけるひずみ特性

Strain properties of reinforced QMG ring in high field magnetization process

森田 充, 手嶋 英一, 成木 紳也(新日鐵住金)

MORITA Mitsuru, TESHIMA Hidekazu, NARIKI Shinya (NSSMC)

E-mail: morita.d98.mitsuru@jp.nssmc.com

1. はじめに

優れた特性を有するQMG®(単結晶状の123相中に211相が微細分散したバルク状酸化物超電導材料)は、1988年に初めて開発された[1-4]。その後、希土類元素(RE)を置換した種結晶を使用する単結晶育成技術により大型のQMG®が製造可能となり種々の応用開発が進められた[5-6]。バルクマグネット応用は、1989年に提案されRE置換種結晶技術によりその基本形が完成した[7,8]。最近では、特に低温・強磁場での着磁により数Tの磁場が捕捉可能となり、各種のバルクマグネット応用例が報告されている。

前回2016年度秋期の発表では、従来の外周リング補強に加え、金属板との積層による複合材料化と内周リング補強とからなる新しい補強方法で直径60mmの大型QMG®リングを用い10T着磁に成功したことを報告した[9,10]。今回、10T超級の強磁場着磁の可能性を調べるため、7Tから10Tの強磁場領域でのひずみ挙動に関し調べたので報告する。

2. 実験方法

2-1 試料準備: Agコーティング処理した外径60mm, 内径28mm, 厚さ2mmのGd系Ag10wt%のQMG®を8枚と、0.5mm厚の9枚のステンスリングを交互に積層し、外周および内周ステンスリングを取り付け、それぞれを半田で接合しFig.1の左図に示す試料を作製した。また, Fig.1の右の断面図中に示すようにひずみセンサーおよびホール素子を配置した。試料は下面を冷凍機のコールドヘッドにグリースで固定した。

2-2 着磁方法: 100Kで7Tから10Tの磁場を印加し20Kに冷却した後、0.05T/分で減磁した。これらの着磁過程での捕捉磁束密度と各ひずみゲージの値を記録した。

3. 実験結果・考察

各外部磁場中での着磁過程における試料中心の磁束密度および試料表面の各位置における周方向のひずみ変化量をFig.2に示す。各着磁磁場での捕捉磁束密度の変化が減磁完了まで直線的に変化し、ほぼ印加磁場の値が捕捉できていること、また、それぞれほぼ平行になっていることから、20Kの低温領域では、 J_c が比較的高いため着磁過程で誘起される超電導電流は、試料の外周表面部分に集中した近似が成り立つものと考えられる。また、20Kでの $J_c(B)$ 特性における10T付近の変化は極めて小さいと考えられることから、各印加磁場中での捕捉磁束密度の変化は、ほぼ減らした外部磁場に比例すると考えられる。

一方、内周近傍(①、②)の各印加磁場に対する最大ひずみ変化量は、各着磁印加磁場の二乗に概ね比例する結果が得られた。10T超級の着磁を行った場合、今回の試料では、特に内周近傍でのひずみ量変化が加速度的に増加することが予想され、10T着磁実験では、最大ひずみ変化量が、 $800 \mu\epsilon$ に達しており、従来の外周リング補強のみの場合、割れが発生する可能性が高くなる領域に入っている。

今後は、新規補強方法におけるQMGの厚さと積層金属リングの厚さとの関係および内外周補強リングの肉厚との関係等を明らかにし、目標とする発生磁場強度に対しての最適補強条件等について検討を進める予定である。

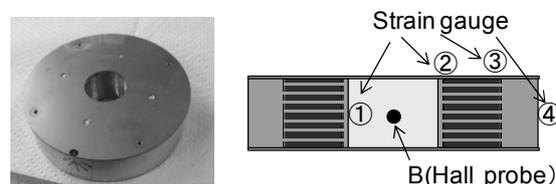


Fig. 1 Appearance of sample and placement of sensors in sectional view

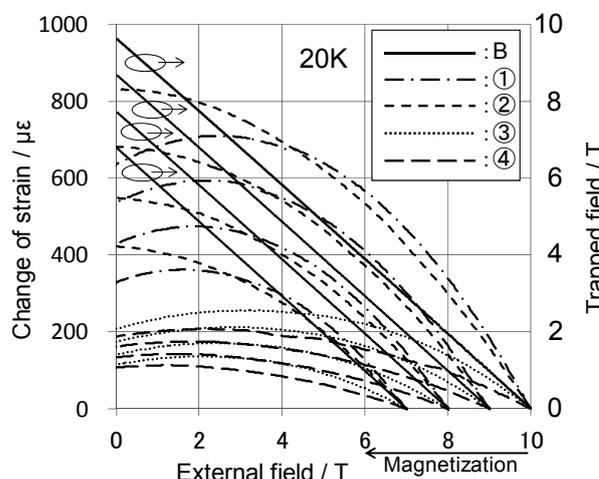


Fig. 2 Applied field dependence of the strain and trapped field during magnetization process

参考文献

1. 森田 充, 松田 昭一: New Superconducting Materials Forum News, No.10(1988) 15
2. M. Morita, et al.: Patent No. US-5508253, Priority date: 06.06.1988.
3. M. Morita, et al.: Physica C 172(1990)383-387 [参考文献 1.の英訳]
4. 森田 充: 博士論文「溶融成長法による大型酸化物超伝導体の作製と高臨界電流密度化に関する研究」北海道大学学術成果コレクション(HUSACP) <http://eprints.lib.hokudai.ac.jp/statistics/statslist.php?staturl=fma3serq5o2379t>
5. 森田 充等: 特許登録番号: 2556401
6. M. Morita et al.: Advances in Superconductivity III (1991)733
7. 森田 充: 特許登録番号: 2055511
8. M. Morita, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 41 (1989) p.14
9. M. Morita, et al.: Abstracts of ICMC-CSSJ Conference (2016) p.108
10. 森田 充等: 新日鐵住金技報 第407号(2017)

細孔加工したバルク体におけるパルス着磁中の磁束密度及び温度変化

Variation of magnetic flux density and temperature during pulsed-field magnetization on a hole-processed bulk superconductor

横山 和哉, 香月 淳, 三浦 敦郎(足利工大); 岡 徹雄(新潟大)

YOKOYAMA Kazuya, KATSUKI Atsushi, MIURA Atsuro (A.I.T.); OKA Tetsuo (Niigata Univ.)

E-mail: k-yokoyama@ashitech.ac.jp

1. はじめに

超伝導バルク体の材料特性の向上に伴い、超伝導状態の試料に着磁を行うパルス磁化法では、強い磁気シールドのために大きな磁場の捕捉が難しくなっている。そこで、Fig.1に示すように試料の一部に細孔を加工して意図的に磁気シールドの弱い部分を作り、そこから発熱を抑制しつつ磁場を印加する手法を提案し、その有効性を検証してきた[1]。これまでは、試料表面の磁束密度の時間変化を測定するとともに、着磁後に真空チャンバの外から捕捉磁場分布を測定することで着磁特性を評価してきた。本文ではバルク体表面の温度変化を測定することで、細孔が着磁特性に及ぼす影響をより詳細に考察する。

2. 実験方法

$\phi 60 \times 20$ mm の GdBCO バルク体(新日鉄住金製)の結晶成長境界(GSB)の外周近傍に、直径 2 mm の細孔を加工し、さらに機械的な補強のためにハンダを充填した試料を、スターリング冷凍機(CryoTel CT, SUNPOWER)で最低到達温度まで冷却する。着磁コイルを取り付けて 3.1~7.0 T のパルス磁場(立ち上がり時間:10 ms)を 1 回印加し、試料表面に貼り付けたホールセンサ(BHT-921)及びセルノックス抵抗温度計(CX-1030-SD)により、着磁中の磁束密度及び温度の時間変化を測定した。

3. 結果及び考察

Fig. 2 にバルク体表面中央部の磁束密度の時間変化を示す。印加磁場 $\mu_0 H = 3.9$ T 以下はほとんどバルク体内に磁束は侵入していないが、 $\mu_0 H = 4.6$ T で中央部に磁束が到達している。 $\mu_0 H = 5.4$ T では時間と共に磁束密度が少しずつ増加しており、外部から内部に磁束フローしていることを示している。 $\mu_0 H = 6.2$ T では中央部まで十分磁束が到達しており、 $\mu_0 H = 7.0$ T では発熱に伴う磁束の減少が大きくなっている。

Fig. 3 にバルク体表面の温度上昇の時間変化を示す。印加磁場 $\mu_0 H = 3.1$ T では温度のピークが約 100 秒後であり、周辺部での発熱が伝わってきたと考えられる。 $\mu_0 H = 3.9$ T 以上では磁場印加後約 30 秒でピークをとり、その後減少している。温度上昇の最大値は $\mu_0 H = 7.0$ T で約 40 K となっている。なお、印加磁場 5.4 及び 6.2 T は測定を失敗しており、現在新たな測定を実施している。

4. まとめ

本文は超伝導バルク体のパルス着磁における効率的な着磁を目指して提案した、試料の一部に細孔を加工した試料において、磁場印加中の試料表面における磁束密度及び温度を測定することにより、細孔が着磁特性に及ぼす影響を評価

した。これまでに、試料中央における磁束密度及び温度を測定しており、発表当日は細孔近傍における測定結果を報告する予定である。

本研究は JSPS 科研費 15K05951 の助成を受けたものである。

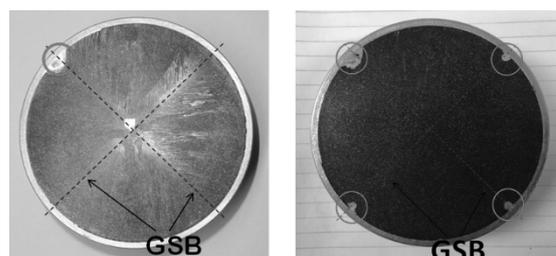


Fig. 1. Photographs of bulk superconductors with small holes.

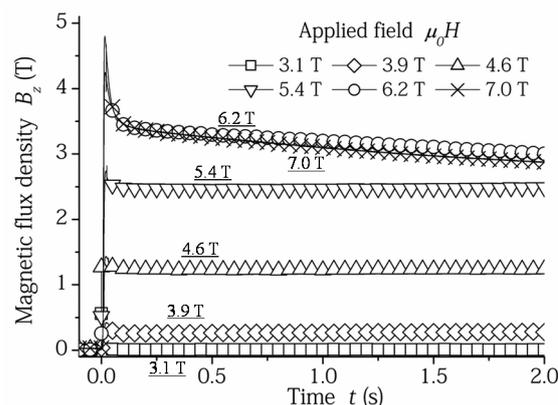


Fig. 2. Time responses of the magnetic flux density on the bulk surface.

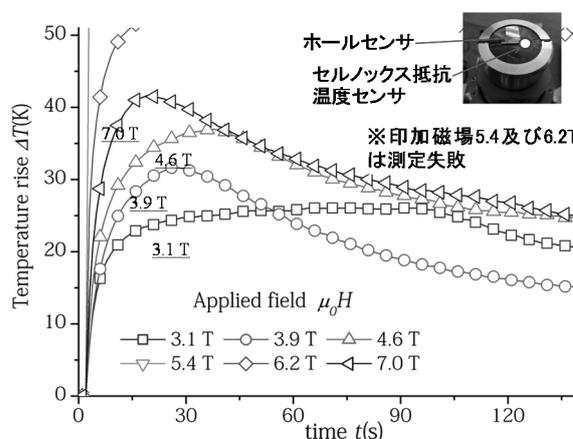


Fig. 3. Time responses of temperature change on the bulk surface.

参考文献

- Eranda Kulawansa, et al.: 1st Asian ICMC and CSSJ 50th Anniversary Conference, 2P-p18, Kanazawa, 2016.

波形制御されたパルス磁場を印加した超電導バルクの捕捉磁場特性

Trapped field properties of the superconducting bulk magnetized using rise-time elongated pulsed field

下屋敷 郁陽, 藤代 博之, 内藤 智之, 高橋 圭太(岩手大); Ainslie Mark(Cambridge 大)
 SHIMOYASHIKI Fumiya, FUJISHIRO Hiroyuki, NAITO Tomoyuki, TAKAHASHI Keita (Iwate Univ.);
 AINSLIE Mark (Univ. of Cambridge)
 E-mail: t0213031@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

従来の永久磁石よりもはるかに強力な磁場発生源である REBaCuO 系超電導バルク磁石は実用化に向けて研究が進められており、バルクの作製技術や着磁技術の発展が求められている。静磁場を印加して着磁を行う磁場中冷却着磁 (FCM) に対し、パルス着磁 (PFM) では磁束運動に伴う発熱によって捕捉磁場は低下する。捕捉磁場向上にはマルチパルス法など様々な方法が提案されているが、我々は、ソレノイド型コイルを用いた MMPSC 法がバルクの発熱の抑制に有効であるとして、2005 年に直径 45mm の Gd 系バルクに対して MMPSC 法を用いて 5.20 T (30 K) を達成した[1]。また、パルス磁場の立ち上がり時間を変化させることにより、バルク中の磁束運動に影響を与えることを確認している[2]。本研究では YBaCuO バルクに対し、異なる立ち上がり時間のパルス磁場で着磁を行い、シミュレーション解析によって磁束運動と温度上昇の振る舞いを明らかにすることで、波形制御による捕捉磁場向上の可能性を検討した。

2. 実験方法

試料として TSMG 法により作製された YBaCuO バルク(直径 29.5mm×厚さ 14.3mm)を用いた。Fig.1 に本研究で用いたパルス磁場の波形図を示す。パルス磁場の立ち上がり時間 t_r は 13, 50, 80ms に変化させて着磁を行った。捕捉磁場をバルク表面中心で、捕捉磁場分布をバルク表面から 2mm 上方でホールセンサーを走査させて測定を行った。温度は CERNOX 温度計によりバルクリング側面で測定した。また、PFM 中のバルクの電磁場-熱伝導シミュレーションには PHOTO-series (フoton(株))を用い、実験環境を再現するように二次元有限要素モデルを構築し解析を行った。臨界電流密度 J_c の磁場依存性として、Kim model を用いた。

3. 結果と考察

Fig. 2 に初期温度 $T_s=65$ K における捕捉磁場の印加磁場依存性と捕捉磁場分布 ($B_{ex}=2.4$ T, $B_{ex}=4.0$ T) を示す。低印加磁場 ($B_{ex}=2.4$ T) においてバルク表面中心における捕捉磁場向上は殆ど見られなかったが、バルク外縁においては t_r 増加に伴う捕捉磁場向上が見られた。また、高印加磁場 ($B_{ex}=4.0$ T) においては t_r の増加に伴いバルクの総磁束量の減少が見られた。いずれの t_r においても捕捉磁場は 1.0 T 程度を示した。この結果から、波形制御は低印加磁場において有効であると考えられる。

着磁シミュレーションの解析結果を述べる。Fig. 3 に捕捉磁場の印加磁場依存性を示す。 $B_{ex}=2.4$ T において、 $t_r=13$ ms ではバルク表面中心に磁束は侵入しなかったが、 $t_r=50, 80$ ms において磁束は侵入して捕捉磁場は向上し、0.8 T 程度を示した。波形制御によって増磁過程が伸びたため、磁束はバルク中心まで侵入した為同じ磁場強度で捕捉磁場の向上が見られたと考えられる。また、 $B_{ex}=2.7$ T 以上では既にバルク中心に磁束が侵入しているため t_r の変化による捕捉磁場の向上は見られず、1.0 T 程度を示した。シミュレーション結果は実験結果を定性的に再現しており、Fig. 2 及び Fig. 3 より、波形制

御の影響は低印加磁場において確認され、バルクへの磁束侵入を容易にすることで捕捉磁場や総磁束量を増加させると考えられる。

参考文献

- [1] H.Fujishiro *et al.* Physica C 445-448 (2006) 334
 [2] H.Fujishiro *et al.* Jpn. J. Appl. Phys. 44 (2005) 4919.

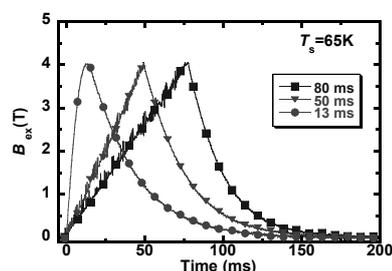


Fig. 1 Time evolution of the applied field B_{ex}

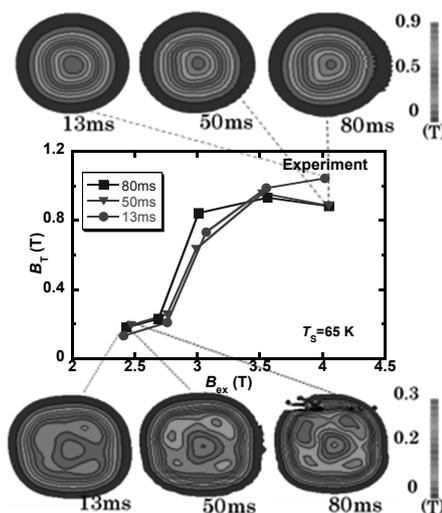


Fig. 2 Experimental results of the trapped field $B_T(r=0)$ at the center of the bulk surface as a function of the applied field B_{ex} and trapped field profiles.

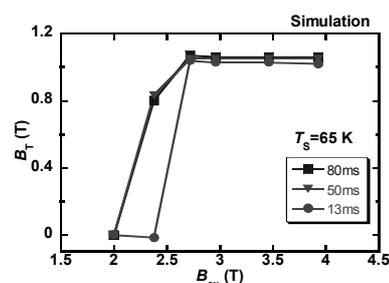


Fig. 3 Analytical results of the trapped field $B_T(r=0)$ at the center of the bulk surface as a function of the applied field B_{ex} .