

## 伝導冷却環境における超伝導導体の熱電磁特性の評価

Thermal and electromagnetic properties of superconducting conductor under conduction cooling

宮野 宏斗, 牧原 知広, 川越 明史, 住吉 文夫 (鹿児島大・工)

MIYANO Hiroto, MAKIHARA Tomohiro, KAWAGOE Akifumi, SUMIYOSHI Fumio (Kagoshima University)

E-mail: k2280953@kadai.jp

### 1. はじめに

超伝導コイルの冷却を伝導冷却方式にすることで、超伝導コイルの運転を容易にすることができる。近年では、パルスコイルにも伝導冷却方式を採用しようとする研究が盛んに行われている[1]。伝導冷却を用いたパルスコイルは、交流損失により導体の温度が上昇し、コイル内に温度分布が発生する。そこで、伝導冷却型パルスコイルを作製する場合、伝導冷却環境における超伝導導体の特性を把握した上で、コイルの設計を行う必要がある。そのため、伝導冷却環境にある超伝導大型導体の熱的・電磁的特性の評価が重要である。

本研究では、伝導冷却環境における超伝導大型導体の特性評価を行うことを目的とし、冷凍機を使用しないで伝導冷却の測定空間を構築するための検討を行った。

### 2. 20K の伝導冷却環境の構築方法

大型導体の特性を評価するためには、数十センチのサンプルに、一様な外部磁場を印加する必要がある。現在我々が所有している大型導体の特性評価装置の概観図を Fig.1 に示す。この装置は、40cm の一様磁場空間があり、サンプル空間の温度は 4.2K、66K および 77K にすることができる。MgB<sub>2</sub> 導体や YBCO 導体の使用温度としては、20K 程度も考えられているため、サンプル空間の温度を 20K にコントロールすることを目的としている。

超伝導大型導体の特性評価の際には、外部磁界印加マグネットを使用する。我々の使用マグネットは液体ヘリウム浸漬冷却で運転する。したがって実験時にはサンプル周囲に液体ヘリウムが必ずある。そこで、液体ヘリウム中に密閉された測定室を設置し、液体ヘリウムで冷却された測定室との熱伝導と測定室内の冷却ガスによる熱伝達によってサンプルを冷却する方法を採用する。温調は、サンプルホルダの両端に取り付けたヒーターによって行う。また、サンプルホルダの長手方向の温度分布を均一にするために、サンプルホルダには伝熱パスを設置し、サンプルホルダ長手方向の熱伝導率を確保することとした。

今回はまず、測定室内に冷却ガスがある状態で、小さい温度差でサンプルを冷却できるかどうかを確かめるために、小型の試作装置を作製して冷却実験を行った。この測定値と計算値の比較を行い、実際の装置に使用する装置の設計を行う。

### 3. 小型試作装置の冷却実験

今回製作した試作装置の外観図を Fig.2 に示す。ベイクライトで作製した円筒形の測定室の中に、長さ10cmのサンプルホルダを設置している。伝熱パスには、平編銅線を使用した。また、サンプルホルダの両端にヒーターを設置し、温度コントローラーで両端の温度を制御することにより、サンプルホルダの温度コントロールを可能にしている。

液体窒素中でこの装置の冷却試験を行い、測定結果と計算結果の比較を行った。上部と下部のヒーターを直列に接続し、上部の温度を 85K、90K、95K、100K、に制御した。上部ヒーター、下部ヒーター、その中間の3箇所に温度計を設置し、サンプルホルダの温度分布を測定した。計算式は、サンプルホルダの横断面に温度分布がつかないとして、1次元の定常熱伝導方程式から求めた。ガスとの熱伝達率は、流体中に垂直に置かれた平板の熱伝達率とし、境界条件として、両端温度の測定値を与えている。Fig.3 に冷却試験の結果と温度分布の計算値を示す。同図より、今回用いた計算式は、サン

プルホルダの温度分布を表せていることがわかる。

### 4. 本装置の設計

次に、サンプル長 40cm、サンプル温度 20K の実現を目指した装置の設計を行った。小型装置同様に、測定室はベイクライトで作成する。サンプルホルダの伝熱パスとして、窒化アルミニウムを用いる。また、小型装置同様にヒーターをサンプルホルダの両端に設置する。本発表は、この装置の冷却試験について報告する予定である。

### 参考文献

[1]川越明史 他, 第 74 回 2006 年度春季低温工学・超電導学会講演概要集, p71

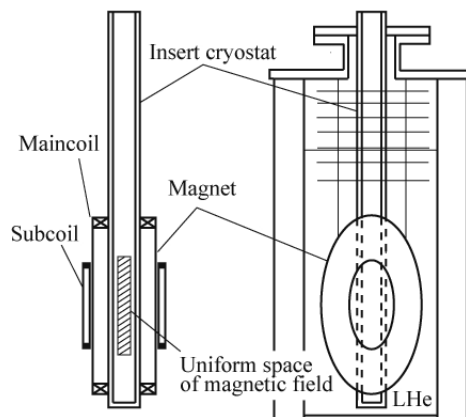


Fig.1 A system to measure electromagnetic properties of large superconducting conductor

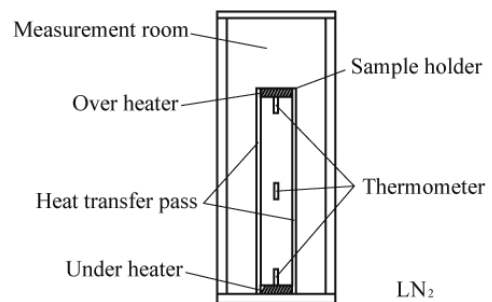


Fig.2 Schematic of a test system for conduction cooling

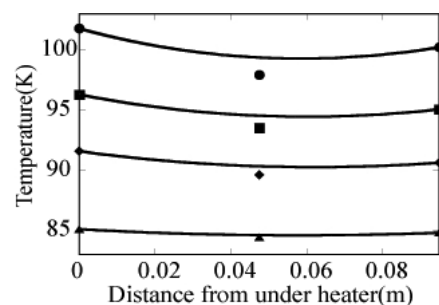


Fig.3 Temperature distributions along a sample holder in the test system for conduction cooling.

# MgB<sub>2</sub>/Fe/SUS 線材を用いた液体水素用液面計の実験的評価

## Experimental characterization of a superconducting level sensor for liquid hydrogen with an MgB<sub>2</sub>/Fe/SUS wire

井上 拓郎, 松川 一弘(九大); 山田 豊(東海大); 小林 弘明, 成尾 芳博(JAXA); 青木 五男(ジェック東理社)  
 INOUE Takuro, KAJIKAWA Kazuhiro (Kyushu Univ.); YAMADA Yutaka (Tokai Univ.);  
 KOBAYASHI Hiroaki, NARUO Yoshihiro (JAXA); AOKI Itsuo (Jecc Torisha)  
 E-mail: takuro@sc.kyushu-u.ac.jp

### 1. はじめに

将来の水素エネルギー社会において、水素は圧縮ガスとしての利用も考えられるが、輸送や貯蔵においてより密度の大きな液体水素としての利用の方が優位である。すでに、ロケットの推進剤として液体水素が利用されているが、そのタンク内の液体の残量は、測温抵抗体を用いた離散的な計測となっている。そこで、高精度で連続的測定が可能な液面計が必要とされている。液体水素の沸点は大気圧下で約 20 K であり、臨界温度が約 39 K の MgB<sub>2</sub> 超電導体が液体水素用の液面計として応用できる可能性がある。従来の研究では、線径 0.3 mm の MgB<sub>2</sub>/CuNi 線材を用いた液面計を液体水素中で試験したところ、1 mm 以下の精度で液位を測定可能であった[1]。しかし、正常動作させるには発熱量が 10 W 以上となり、実用化のためにはその低減が課題となった[1]。また、数値計算と理論的考察の両方から、細線化および臨界温度の低減が省電力化に有効であることも分かった[1]。そこで、本研究では、別シース材の適用可能性を検証するために、MgB<sub>2</sub>/Fe/SUS 線材を用いて超電導式液面計を試作し、その動作特性を液体ヘリウム及び液体水素中で実験的に評価した。

### 2. 液体ヘリウムを用いた予備実験

試料線材は、線径 0.1 mm の MgB<sub>2</sub>/Fe/SUS 線材であり、臨界温度は自己磁場中で約 36 K である[2]。この線材をベークライトの中空パイプ内に配置し、有効長 300 mm の超電導式液面計を試作した。MgB<sub>2</sub> 線材の上端には、マンガニン線のヒータを取り付けた。

予備実験として、液体ヘリウム中で液面計の動作確認を行った。予備的評価の結果から、ヒータ線へは 350 mA もしくは 400 mA、MgB<sub>2</sub> 線材へは 1.0~1.2 A の直流電流を通电した。測定は、液の充填時と自然蒸発時に行った。自然蒸発時の実験結果の一例を Fig.1 に示す。MgB<sub>2</sub> 線材への通电電流が 1.0 A のとき、不連続な結果が得られた。しかし、通电電流を 1.1 A もしくは 1.2 A に増加すると液位と出力電圧が 1 対 1 で対応し、液面計として動作することが確認できた。ただし、液面計上端から 60 mm と 190 mm の位置にパッフル板があり、出力電圧がその影響を多少受けていることも確認できる。

### 3. 液体水素を用いた本実験

液体水素中で液面計としての動作確認を行った。予備的評価の結果から、ヒータ線へは 300 mA もしくは 400 mA、MgB<sub>2</sub> 線材へは 0.5~0.7 A の直流電流を通电した。測定は液の充填時に行い、再充填開始時にタンク内に液が残っている場合と残っていない場合があった。なお、タンク内には測温抵抗体を取り付け、離散的に正確な液位を把握した。液充填時の実験結果の一例を Fig.2 に示す。MgB<sub>2</sub> 線材への通电電流が 0.5 A のとき、不連続な結果が得られた。しかし、通电電流を 0.6 A もしくは 0.7 A に増加すると液位と出力電圧が 1 対 1 で対応し、

液面計として動作することが分かった。しかし、液の再充填開始時にタンク内に液が残っている場合と残っていない場合で出力電圧の再現性が良くなかった。そして、測温抵抗体の出力から、タンク内に液が残っている場合は、液が残っていない場合と比較してタンク内のガス温度が低いことが分かった。このことから出力電圧の再現性が良くなかった原因として、液面計の出力電圧がタンク内のガス温度に影響を受けやすいということが考えられる。

### 参考文献

1. K. Tomachi, et al.: TEION KOGAKU, Vol.44 (2009) 366
2. Y. Nemoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.81 (2009) p.217

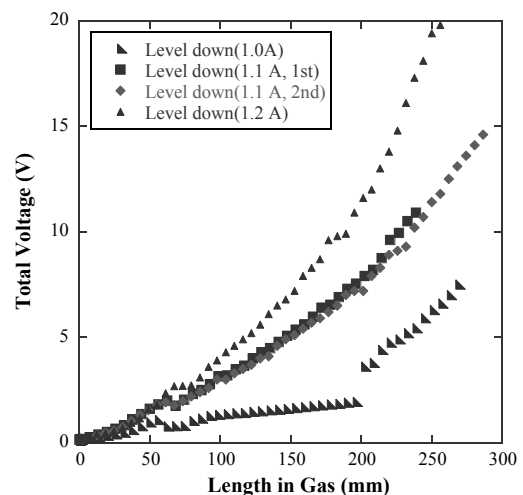


Fig.1 Experimental results in LHe.

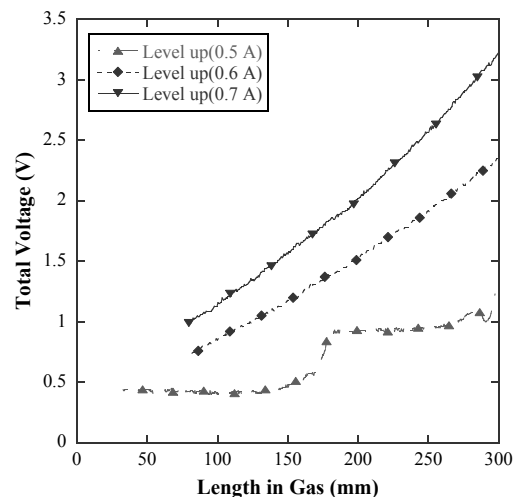


Fig.2 Experimental results in LH<sub>2</sub>.

# 新しい動作原理に基づいた超電導式液面計の提案

## Proposal of a superconducting level sensor based on a new principle of operation

柁川 一弘, 井上 拓郎(九大); 山田 豊(東海大); 青木 五男(ジェック東理社)

KAJIKAWA Kazuhiro, INOUE Takuro (Kyushu Univ.); YAMADA Yutaka (Tokai Univ.); AOKI Itsuo (Jecc Torisha)

E-mail: kajikawa@sc.kyushu-u.ac.jp

### 1. はじめに

液体水素用の超電導式液面計として、様々なシー材を持つ MgB<sub>2</sub> 線材を適用したものがこれまでに試作、試験されている[1-4]。通常の超電導式液面計の動作原理は、液体と気化ガスの冷却特性の違いを利用して、鉛直に配置した超電導線に適切な直流電流を通電すると、ガス中の発熱と冷却の熱的なバランスにより、ガス中に配置された部分のみが抵抗を有する常電導状態となり、超電導線の両端電圧を測定することで液面の位置(液位)を把握できる[5]。しかし、水素は可燃性ガスのため、特に加圧排出の際に不活性ガスであるヘリウムが使用される状況も想定され、充填時の純水素ガス雰囲気も併せて、複数の種類のガス中で液面計が正常に動作することが要求される。そこで今回、冷却特性の異なるガス中でも出力が一定となる新しい超電導式液面計を考案したので、その構造と動作原理、および数値解析を用いた動作特性の予備的検証の結果について報告する。

### 2. 新しい液面計の構造と動作原理

Fig. 1 に、新しい超電導式液面計の基本構造を示す。液面計の感部は、近接して平行に鉛直配置した2本の線材(超電導線 A と非超電導線 B)で構成される。非超電導線 B における抵抗の温度特性は、Fig. 2 に例示するように、臨界温度以上にある超電導線 A の常電導抵抗と全く同一の特性を示すが、冷媒温度下では電気抵抗ゼロの超電導状態に転移しないものとする。この2本の線材を電氣的に直列接続して適切な直流電流  $I$  を通電すると、超電導線 A は従来の超電導式液面計と同様に動作して、液体に浸漬した部分は超電導状態で電気抵抗ゼロとなって電圧降下がなく、またガス中の部分は臨界温度以上の常電導状態(抵抗状態)となって電圧  $V_G$  を発生する。一方、非超電導線 B は、全長が常に抵抗状態のままであり、液体中およびガス中のいずれの部分でも電圧を発生する。ただし、ガス中の部分は超電導線 A と同一の温度分布となり、結果として発生電圧も  $V_G$  で同一となる。また、液体中の部分については、圧力に応じた一定の冷媒温度  $T_b$  における抵抗  $R(T_b)$  を生じ、結果として液体に浸漬した線材長に比例した電圧  $V_L = R(T_b)I$  が発生する。そこで、超電導線 A の発生電圧  $V_A = V_G$  と非超電導線 B の発生電圧  $V_B = V_G + V_L$  の差分  $V_B - V_A$  をとれば、非超電導線 B の液体に浸漬した部分の電圧  $V_L$  のみが観測され、液位を決定できる。

### 3. 数値解析による動作検証

Fig. 3 に、数値シミュレーション[3]による結果を示す。ただし、線材全長は 300 mm である。超電導線 A の出力  $V_A$  (破線)は、従来の液面計と同様にガス中の線材長と 1 対 1 に対応するが、Fig. 2 に示すような常電導抵抗の温度変化に起因して線形性を示さない。一方、非超電導線 B の出力  $V_B$  (点線)との差分である新しい液面計の出力(実線)は液体中の線材長に比例し、液面計として非常に優れていることがわかる。

### 参考文献

1. Ch. Haberstroh, et al.: Adv. Cryo. Eng. 51 (2006) 679
2. M. Takeda, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. 19 (2009) 764
3. K. Tomachi, et al.: TEION KOGAKU 44 (2009) 366
4. T. Inoue, et al.: Abst. CSJ Conf. 83 (2010) 1D-a02
5. M. Ishizuka, et al.: TEION KOGAKU 3 (1968) 131

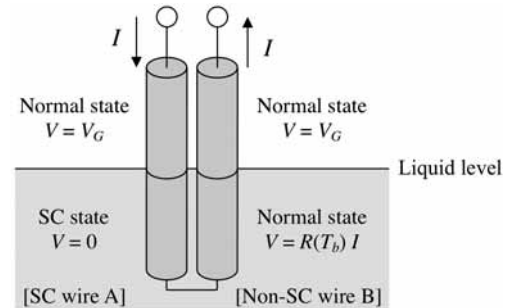


Fig. 1 Basic structure of new type of superconducting level sensor.

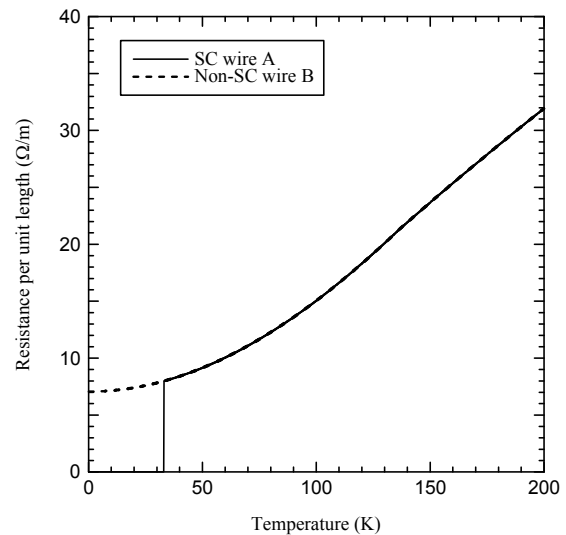


Fig. 2 An example of temperature dependence of resistances per unit length for SC wire A and non-SC wire B.

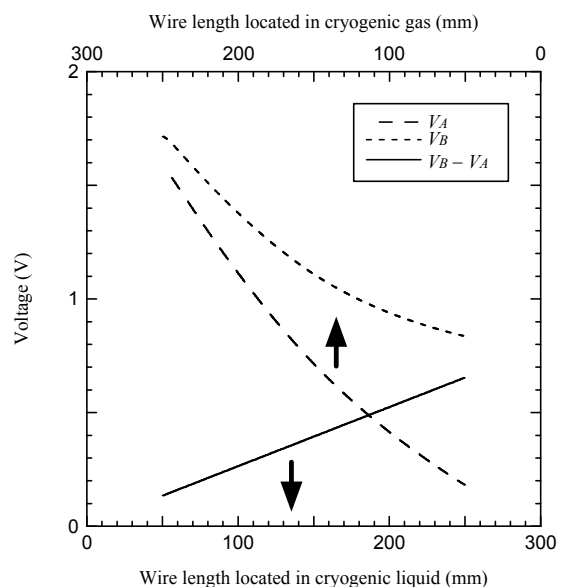


Fig. 3 Numerical results of terminal voltages for SC wire A and non-SC wire B, and their difference as a function of wire length located in cryogenic liquid.

HPCVD 法により作製したチルト MgB<sub>2</sub> 薄膜の輸送臨界電流特性Transport critical current properties of tilted MgB<sub>2</sub> films synthesized by HPCVD method

山本 明保 (東大); マリナ・プッティ (イタリア学術会議 CNR-SPIN, ジェノバ大); アナトリー・ポリヤンスキー, 亀谷 文健, ドミトロ・アブライモフ, アレクサンダー・ギュレビッチ, デビッド・ラバレスティエ (米国立強磁場研);  
 チェンガン・チュアン, シャオシン・シ (米テンプル大); 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大)

YAMAMOTO Akiyasu (Univ. of Tokyo); PUTTI Marina (CNR-SPIN, Genova Univ.); POLYANSKII Anatolii, KAMETANI Fumitake, ABRAIMOV Dmytro, GUREVICH Alexander, LARBALESTIER David (NHMFL); ZHUANG Chenggang, XI Xiaoxing (Temple Univ.); SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (Univ. of Tokyo)  
 E-mail: yamamoto@appchem.t.u-tokyo.ac.jp

## 1. はじめに

金属系超伝導体で最も高い臨界温度( $T_c \sim 40$  K)を持つ MgB<sub>2</sub> は, 液体ヘリウムフリーの 20 K 近傍での応用に向けて積極的に研究が進められている。MgB<sub>2</sub> は低い異方性と長い超伝導コヒーレンス長に由来して, 多結晶体においても輸送電流は容易に流れると考えられてきた。しかし, 近年の研究から MgB<sub>2</sub> 多結晶体の輸送特性は単結晶等から予想される特性と比較して抑制されていることが明らかとなってきた。一方, MgB<sub>2</sub> は 2 バンド超伝導体であり,  $c$  軸方向の輸送を主に担う  $\pi$  バンドの挙動は多結晶体の輸送特性に強い影響を与えると予想されるが, 電流輸送特性におけるマルチバンド効果はよく分かっていない。

本研究では  $c$  軸が 19 度傾いたエピタキシャル MgB<sub>2</sub> 薄膜を作製し, その輸送臨界電流特性を評価した。この薄膜はチルト方向と垂直に発達した階段状のステップ構造を有し, ステップに対し平行に  $ab$  面を流れる  $J_L$  と, 垂直方向に  $ab$  面と  $c$  軸方向の両方を流れる  $J_T$  の 2 種の電流を生じる。両バンドが伝導に寄与する  $J_L$  に対して,  $J_T$  は  $\sigma$  バンドが擬 2 次的であることに由来して主に  $\pi$  バンドによって担われると考えられることから, これら 2 種の電流を温度, 磁場を変化させて測定することで,  $\pi$  バンドの輸送特性に及ぼす影響を評価することを目指した。

## 2. 実験方法

HPCVD(Hybrid Physical-Chemical Vapor Deposition)法により MgO(211)基板上に  $c$  軸が 19 度傾いたエピタキシャル MgB<sub>2</sub> 薄膜(膜厚 100 nm)を作製した。この薄膜をマイクロブリッジ形状に加工し, PPMS を用いて 16 T までの磁場下での電流-電圧特性をパルス通電による四端子法で測定した。臨界電流  $J_c$  の電界基準としては 1  $\mu\text{V}/\text{cm}$  を用いた。また, 磁気光学(MO)法により薄膜試料内の磁束密度分布及び  $J_c$  を評価した。

## 3. 結果と考察

チルト MgB<sub>2</sub> 薄膜の 10 K における 2 種の超伝導電流  $J_L$  と  $J_T$  の  $J_c$  の磁場依存性を Fig. 1(a), (b) に示す。薄膜表面に垂直に外部磁場を印加した場合(a),  $J_L$  は  $J_T$  よりも常に高い  $J_c$  を示した。一方, 平行磁場下(b)においては, 低磁場下で  $J_{cL}$  が高く, 高磁場下では  $J_{cT}$  が高くなる挙動がみられ, 2 T 付近にクロスオーバーが生じた。これは  $J_T$  のジオメトリでは磁場は  $ab$  面に対して平行であるのに対し,  $J_L$  では 19 度ずれているため, 上部臨界磁場が  $J_L$  と  $J_T$  で異なることに由来すると考えられる。規格化磁場( $H/H_{irr}$ )に対してプロットすると,  $J_{cL}$  は  $J_{cT}$  と比較して常に高い。一方で, 低磁場下において  $J_{cT}$  は  $J_{cL}$  と異なる特異な磁場依存性を示した。

Fig. 2 に 0.1 T の平行, 垂直磁場下における  $J_L$  と  $J_T$  の温度依存性を示す。 $J_L$ ,  $J_T$  いずれも平行磁場下の方が垂直磁場下よりも  $J_c$  が高く,  $J_c$  は低温で  $10^7$  A/cm<sup>2</sup> 以上に達する。一方,  $J_L$  と  $J_T$  を比較すると,  $J_{cL}$  は温度, 磁場方向に関わらず常に  $J_{cT}$  よりも高

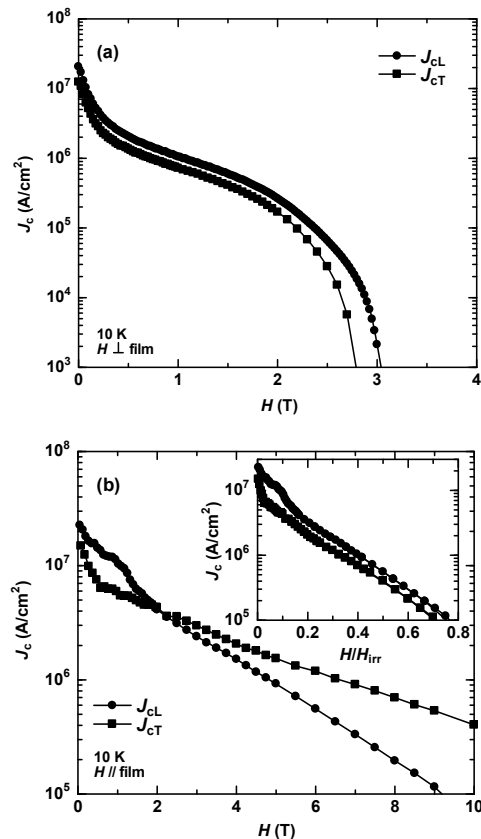


Fig. 1. Magnetic field dependence of  $J_{cL}$  and  $J_{cT}$  at 10 K for the 100 nm MgB<sub>2</sub> tilted film in field perpendicular (a) and parallel (b) to the film. Inset of (b) shows  $J_{cL}$  and  $J_{cT}$  as a function of normalized field  $H/H_{irr}$ .

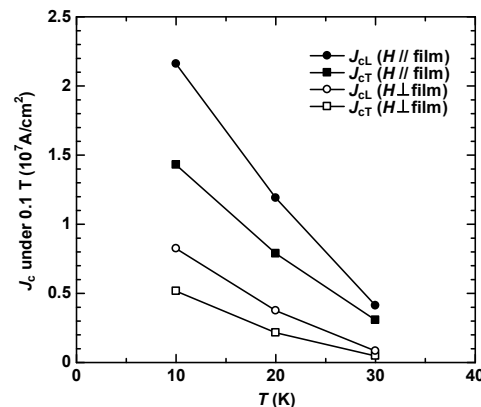


Fig. 2. Temperature dependence of  $J_{cL}$  and  $J_{cT}$  under 0.1 T in field perpendicular and parallel to the 100 nm MgB<sub>2</sub> tilted film.

い。これらは, 温度, 磁場強度, 磁場方向によらず  $J_{cL}$  は  $J_{cT}$  よりも高いことを示すが, この起源について磁束ピンニング機構, マルチバンド効果の観点から今後より詳細な検討を行う予定である。

## In-situ MgB<sub>2</sub>バルクを介した MgB<sub>2</sub> 線材の超電導接続 Superconducting Joints of MgB<sub>2</sub> Wires using In-situ MgB<sub>2</sub> Bulks

一木 洋太, 田中 和英, 和久田 毅(日立)

ICHIKI Yota, TANAKA Kazuhide, WAKUDA Tsuyoshi (Hitachi)

E-mail: yota.ichiki.rj@hitachi.com

### 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> は、従来の金属系超電導材料に対して高い臨界温度を有するため、10 K 以上(ヘリウムフリー)で運転する超電導マグネットの実現が可能である。特にMRIのように高い磁場安定度が要求されるマグネットへの応用が期待されており、マグネットを永久電流モードで運転するための技術開発が進められている[1][2]。我々はこれまでに4.2 Kにおいて、MgB<sub>2</sub> 製コイルおよび MgB<sub>2</sub> 製永久電流スイッチを含む回路の永久電流運転を実証した[3][4]。ただし、超電導接続には超電導はんだを用いており、10 K以上の運転には未対応である。本報では、Mg と B の混合粉末を加圧・焼結したバルクを介した MgB<sub>2</sub> 線材の超電導接続を試作し、その臨界電流特性を評価した。

### 2. 実験方法

接続サンプル作製方法の概略を図1に示す。接続する線材には、Powder-In-Tube法で作製した外径φ0.7 mmのCu/Fe シース単芯線を用いた。なお線材に充填した粉末はMgとBをボールミル混合した粉末であり、接続前は未熱処理の状態である。線材端部のコア部を露出させ、SUS製カプセルに挿入した後、MgとBの混合粉末をカプセルに充填してピンを挿し込み、プレス機で加圧した。Ar 雰囲気中で600～760℃にて1時間熱処理し、MgとBを反応させ、MgB<sub>2</sub>を合成した。作製した接続サンプルの線材部分に電圧端子を取付け、四端子法により臨界電流( $I_c$ )を測定した。 $I_c$ は1μVの電圧が発生した電流値とする。また測定は液体ヘリウム中(4.2 K)で行った。

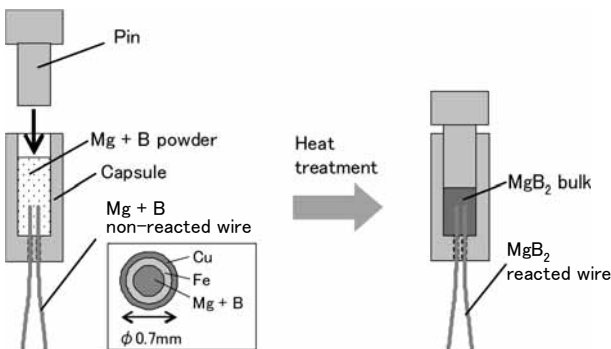


Fig. 1 Fabrication procedure of MgB<sub>2</sub> superconducting joint.

### 3. 実験結果

図2に外部磁場ゼロのときの電流-電圧特性を示す。いずれのサンプルも $I_c$ は数Aであった。ただし、熱処理温度が710℃、760℃のサンプルについては、電圧が発生し始めた後もしばらくは微小な抵抗で電流が流れており、それぞれ40 A、70 A付近で大きな抵抗が発生した。その微小な抵抗は約 $1.0 \times 10^{-4} \Omega$ であり、電流がシースを介して流れたことによるシースの抵抗が現れていると考えられる。つまり、 $I_c$ として測定された値は、線材コア部とバルクの界面の $I_c$ であり、大きな抵抗が発生し始める電流値がバルクの $I_c$ である。したがって、線材端部の断面積を拡大し、線材コア部とバルクの接触面積を十分に確保することが $I_c$ 向上に有効である。また各サンプルの断

面を観察したところ、いずれも線材端部周囲のバルク密度が低いことがわかった。そこで、線材端部のコア部露出方法等を工夫し、さらにMgB<sub>2</sub>合成時の体積減少によって生じる空隙を減らすことを目的として、バルクを加圧しながら熱処理したサンプルを作製した(熱処理温度:660℃)。その結果、図3に示す通り、熱処理時に加圧しないサンプルでも $I_c$ は大幅に向上した。また熱処理時の加圧が30 MPaのサンプルでは $I_c$ の改善効果が見られなかったが、120 MPaではコア密度が上昇し、 $I_c$ が約2倍に向上した。

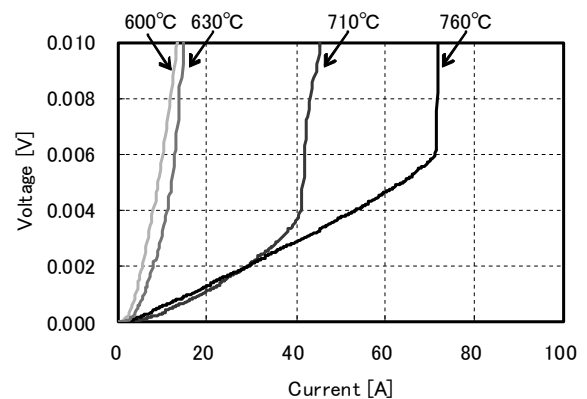


Fig. 2  $I$ - $V$  curves of MgB<sub>2</sub> superconducting joints at 4.2 K in self-field.

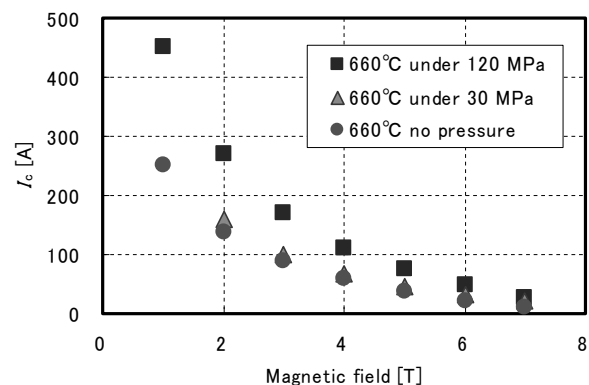


Fig. 3  $I_c$ - $B$  characteristics of MgB<sub>2</sub> superconducting joints at 4.2 K.

### 参考文献

1. R. Penco et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. Vol. 17, No. 2 (2007) pp. 2291-2294
2. W. Yao et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. Vol. 19, No. 3 (2009) pp. 2261-2264
3. M. Takahashi, et al.: Supercond. Sci. Technol., Vol. 18 (2005) pp. 373-375
4. M. Takahashi, et al.: TEION KOGAKU, Vol. 41, No. 11 (2006) pp. 525-530

# 全超電導モータにおける固定子巻線用の低交流損失 MgB<sub>2</sub> 線材の提案

## Proposal of MgB<sub>2</sub> wire with low AC loss for stator winding in fully superconducting motor

久家 広嗣, 尾坂 亮太, 柁川 一弘(九州大学); 中村 武恒(京都大学); 和久田 毅(日立製作所)

KUGA Hirotsugu, OSAKA Ryota, KAJIKAWA Kazuhiro (Kyushu Univ.);

NAKAMURA Taketsune (Kyoto Univ.); WAKUDA Tsuyoshi (Hitachi)

E-mail: kuga@sc.kyushu-u.ac.jp

### 1. はじめに

昨今のエネルギー問題や環境問題を改善する先進技術の1つとして、水素利用社会の可能性が検討されており[1]、我々の研究グループでは、液体水素を移送するためのポンプを駆動する超電導誘導/同期モータを提案している[2]。本研究では、超電導モータの固定子巻線への利用を想定した、低交流損失の MgB<sub>2</sub> 線材を提案し、差分法を用いた数値解析により、従来型に対する損失低減効果を確認する。

### 2. 低交流損失超電導線材の提案

我々が検討している液体水素ポンプ駆動用の全超電導モータは、回転子巻線と固定子巻線とともに鉄心スロット内に分散配置されるため、他のスロット内の巻線に流れる電流が作る磁束はほぼ鉄心ティース部を通り、自己磁界が主体となる[2]。そこで、巻線の一候補として想定する MgB<sub>2</sub> 線材の交流電流時の交流損失を実験的に評価し、数値解析と理論解析を併用して通電損失の発生機構を解明した[3]。通電損失を評価した MgB<sub>2</sub> 線材は、MgB<sub>2</sub> 単芯フィラメントの周囲に Nb シースが配置され、その外側にさらに Cu シースが配置された三層構造線である。このような構造をもつ線材の通電損失は、Bean モデルに基づく MgB<sub>2</sub> フィラメント部の履歴損失と、Cu シース部の渦電流損失の和で与えられる[3]。つまり、比較的大きな抵抗率をもつ Nb シース部の損失は非常に小さく無視できるが、MgB<sub>2</sub> フィラメント部に流れる大部分の通電電流により、比較的小さな抵抗率をもつ Cu シース部に渦電流が誘起され、Bean モデルによる理論表式よりも大きな交流損失が生じる。

そこで、Fig.1 に示すような構造にすることで、中心の低抵抗部に渦電流が誘起されず、渦電流損失の低減が可能となる。また、超電導部の内半径を  $R_0$ 、外半径を  $R_1$  とすると、Bean モデルに基づく単位長当たりの履歴損失  $Q$  は、次式のように表される[4]。

$$Q = \frac{Q_0}{c^2} \left[ (1 - c i_m) \ln(1 - c i_m) + \frac{(2 - c i_m) c i_m}{2} \right]$$

$$\approx Q_0 \frac{c}{6} i_m^3 \quad (c i_m \ll 1) \quad (1)$$

ここで、 $i_m$  は臨界電流  $I_c$  で規格化した通電電流振幅であり、また  $Q_0 = \mu_0 I_c^2 / \pi$ 、 $c = 1 - R_0^2 / R_1^2$  である。(1)式より、超電導部の損失は幾何学的係数  $c$  に比例しており、超電導部を中空にすることで、その外半径  $R_1$  が相対的に大きくなって  $c$  が小さくなるため、履歴損失の低減も可能となることが分かる。

### 3. 差分法による交流損失の数値解析

新提案する線材構造を採用することによる損失低減効果を確認するために、従来型との比較を行った。まず、超電導部の  $E$ - $J$  特性として  $n$  値モデルを仮定し、更に今回提案する線材に関しては、各構造材の断面積を従来型と同じとする条件で Fig.1 に対応するように設計し、臨界電流及び  $n$  値も従来型と同じと仮定している。数値解析には、円柱座標系の径方向を等間隔に離散化した1次元差分法を用いて電磁界分布の時間変化を求めた。差分法により得られた電磁界分布より、交流損失は局所的電界と電流密度の積の径方向の空間積分、さらに1周期にわたる時間積分により求められる。

解析結果の例として 26.4 K, 100 Hz における単位長当たりの線材全体の交流損失計算結果を比較したものを Fig.2 に示す。ただし、線径は 0.8 mm、臨界電流  $I_c$  は 192 A、 $n$  値は 116 である。Fig.2 より、新提案の線材において、全体の通電損失はほとんど超電導部の損失で表され、さらに従来型に比べ3分の1程度まで小さくなる事が分かる。

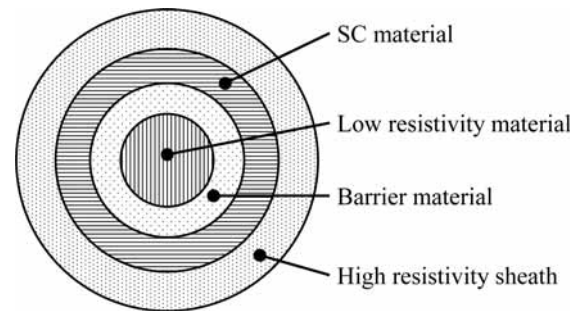


Fig.1 Schematic diagram of the proposed MgB<sub>2</sub> wire.

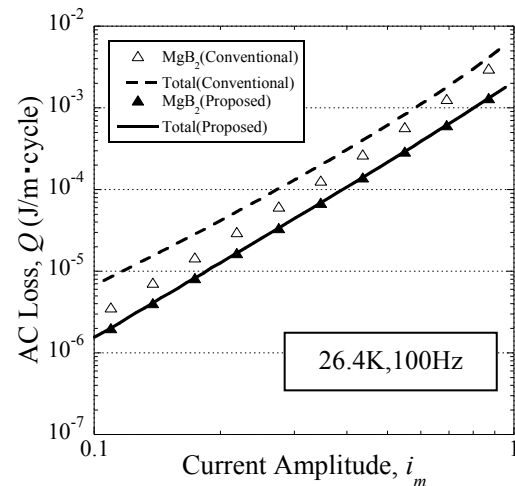


Fig.2 Comparison between AC losses for conventional and proposed structures of MgB<sub>2</sub> wires.

### 謝辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の平成20年度産業技術研究助成事業 (課題番号: 08B38006a) の一環として実施したものである。

### 参考文献

1. 平林洋美:低温工学 40 (2005) 276.
2. K.Kajikawa et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. 19 (2009) 1669.
3. K.Kajikawa et al.: Supercond. Sci. Technol. 23 (2010) 045026.
4. G.Vellego et al.: Supercond. Sci. Technol. 8 (1995) 476.

# 絶縁あり MgB<sub>2</sub> 並列導体で巻き線したコイルの開発2-交流損失特性-

## Development of an MgB<sub>2</sub> Coil wound with a parallel conductor composed of tapes with insulation 2 - AC loss properties -

文 太俊, 吉留 佑介, 松島 健介, 川越 明史, 川畑 秋馬, 住吉 文夫(鹿児島大学);

柳 長門, 三戸 利行(核融合研); 木内 勝, 小田部 荘司, 松下 照男(九工大), 田中 和英, 和久田 毅(日立);

MOON Taejun, YOSHIDOME Yusuke, MATSUSHIMA Kensuke, KAWAGOE Akifumi, KAWABATA Shuma, SUMIYOSHI Fumio(Kagoshima University); YANAGI Nagato, MITO Toshiyuki(NIFS); KIUCHI Masaru, OTABE Edmund Soji, MASTUSITA Teruo (Kyushu Institute of Technology); TANAKA Kazuhide, WAKUDA Tsuyoshi(HITACHI)  
E-mail: k9810801@kadai.jp

### 1. はじめに

我々は、MgB<sub>2</sub> 線材の高性能化のために、丸線ではなく圧延したテープ線を使用することを提案しており、実際に臨界電流密度の向上や交流損失の低減が得られることを示している[1]。さらに、このテープ線を束ねた大容量導体開発のために、2本のテープ線で構成される並列導体によるコイルを開発し、その試験を行っている。このテープ線は、断面アスペクト比が2の単芯線であり、2本のテープ間は絶縁している。これまでに本コイルが設計値通りの臨界電流まで安定して通電できたことを示した[2]。今回は、交流通電時の特性評価を行うために、交流損失の測定を行った。

### 2. コイル構造

本コイルは、Fig. 1 に示すように、2本の絶縁されたテープ線で構成された並列導体で巻き線されており、2つのコイルを同軸に配置し直列接続したものである。テープ線間で電流分布が均一になるように、コイル間の接続部で2本のテープ線に転位を施している。コイルのターン数は、全体で540ターンであり、インダクタンスは16.4mHであった。使用したテープ線材は、MgB<sub>2</sub>/Nb/Cuで構成された単芯線で、線材外形の断面寸法は、1.05mm×0.504mmとアスペクト比は2である。MgB<sub>2</sub> フィラメント部は、0.71mm×0.23mmとなっており、断面アスペクト比は3.1である。

コイルの熱処理は、ステンレス製のボビンに巻き線を行った後に行った。熱処理後に、ステンレス製のボビンからコイルを取り外してFRP製のボビンに取り付け、通電試験を行った。

### 3. 実験方法

本コイルの交流損失を明らかにするために、交流通電をおこない、交流損失の測定を電気的に行なった。コイルの冷却は、液体ヘリウムの浸漬冷却である。

巻き線に使用した線材には、バリア材のNbが使用されているが、実際の応用条件ではNbは常伝導状態にあると考えられる。そこで、Nbが超伝導状態であることによる交流損失への影響を避けるため、直流100Aを通電し、その直流電流に交流電流を重ねさせた状態で交流損失の測定を行った。100A通電時には、巻き線部の大部分が0.3Tを超える磁場が印加される。交流電流は、1~14A<sub>rms</sub>、周波数1~20Hzとした。

### 4. 結果および検討

測定結果をFig. 2に示す。交流電流1サイクル当たりの交流損失を縦軸にとり、交流電流の実効値を横軸にとっている。2A<sub>rms</sub>以上ではほとんど周波数依存性は観測されおらず、ヒステリシス損失が支配的であると考えられる。また1A<sub>rms</sub>の時に周波数依存性が観測されている。周波数に依存しない成分を求めると、この成分は電流の2.3乗に比例していた。周波数に比例する成分は、安定化材のCuの渦電流損失であると考えられる。

ヒステリシス損失を理論的に計算すると、電流の約3乗に比例する。測定値の電流依存性の傾きはこれよりも小さい。このことは、MgB<sub>2</sub> フィラメントの断面形状の凹凸などによる影響や、

巻き線内の磁界の乱れなどが影響していると考えられる。今後、短尺サンプルの交流損失を実測し、これらの影響を調べる。

### 5. まとめ

絶縁ありMgB<sub>2</sub>並列導体で巻き線したコイルの交流損失測定を行った。その結果、ヒステリシス損失が支配的であり、低電流領域ではCuの渦電流損失も観測された。しかしながらヒステリシス損失の理論値との乖離が観測されたので、短尺サンプルの交流損失を行い、そのデータを基に、本コイルの交流損失特性を定量的に明らかにする。

### 参考文献

1. K. Matsushima, et al.: Abstracts of Conference, Vol 81 (2009) p.216.
2. Y. Yoshidome, et al.: Abstracts of Conference, Vol 82 (2010) p.71.

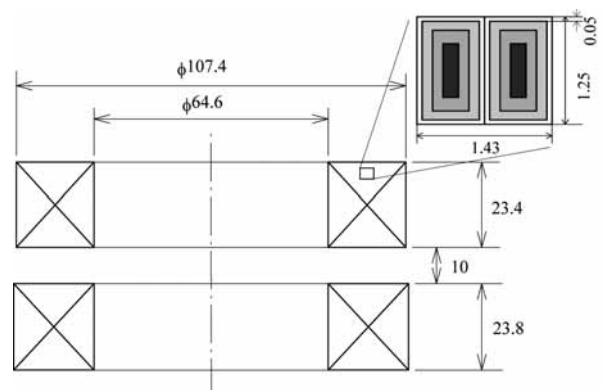


Fig.1 MgB<sub>2</sub> coil wound with a parallel conductor composed of tapes with insulation conductor composed of tapes with insulation

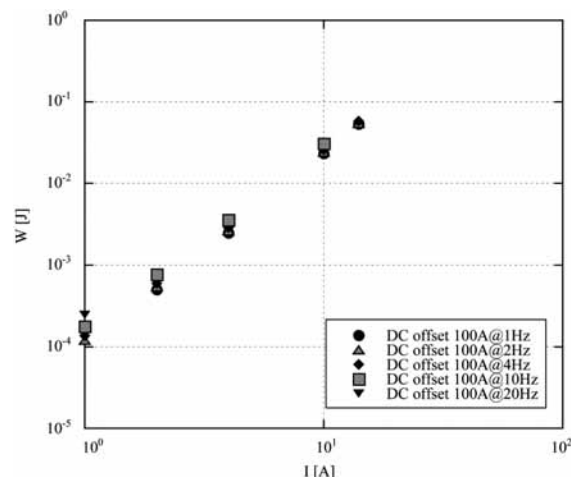


Fig.2 AC losses in MgB<sub>2</sub> coil

# 粉末チューブ法線材を連続急熱急冷処理して作製した各種 A15 型線材の超電導特性

## Superconducting Properties of Several A-15 Conductors Fabricated through PIT Process and RHQ Treatment

井上 廉、伴野 信哉、竹内 孝夫、飯島安男、瀧川 弘幸(物材機構)

INOUE Kiyoshi, BANNO Nobuya, TAKEUCHI Takao, IJIMA Yasuo, TAKIGAWA (NIMS)

E-mail: INOUE.Kiyoshi@nims.go.jp

### 1. はじめに

連続急熱急冷処理 (RHQ) 装置は Nb<sub>3</sub>Al 線材の熱処理方法として開発された装置で、高温短時間熱処理と急冷を連続的に行うことができ、Nb<sub>3</sub>Al の過飽和固溶体を作ること、化学量論組成に近い優れた超電導特性を得ることができる事が知られている。この装置を他の A15 型化合物に適用したらどのような線材が得られるかを検討してみた。RHQ 装置にかける前駆体線材としては Ta 管に各種 A15 化合物粉末を詰め込んだものを使用した。粉末法は各種 A15 型化合物の線材化に適用が簡単であるからである。まず、V<sub>3</sub>Ga と Nb<sub>3</sub>Al の線材化を試みた。この 2 種類の化合物は高温から急冷すると過飽和固溶体ができることが知られている。なお、粉末法 Nb<sub>3</sub>Al を使った RHQ 処理の研究は初めてである。

ついで、Nb<sub>3</sub>Ga と Nb<sub>3</sub>Ge の線材化も試みた。Nb<sub>3</sub>Ga と Nb<sub>3</sub>Ge は高温から急冷すると、20 K を越す高い T<sub>c</sub> を示すことが知られている。高温からの急冷下でのみ化学量論組成に近い化合物が生成するからである。

### 2. 試料製造法及び特性測定法

外径 20 mm、内径 8 mm、長さ 60 mm の Ta のパイプに、V<sub>3</sub>Ga、Nb<sub>3</sub>Al、Nb<sub>3</sub>Ga 及び Nb<sub>3</sub>Ge の粉末を詰め込み、溝ロール加工、カセットローラーダイス加工により、0.82 mm Φ の長尺線材に加工した。この線材を RHQ 装置にセットし、移動速度 0.4 m/sec、通電加熱長さ 30 m で RHQ 処理を行った。通電電圧は徐々に増加させ、到達温度を増加させた。また、同一条件で 600 mm のサンプルが取れるよう通電条件を制御した。

RHQ 処理後、線材表面から電極及び冷媒として使用した Ga を塩酸で除去し、600~800°C で、過飽和固溶体→A15 型化合物への変態もしくは結晶秩序度向上のための熱処理を行った。

これらの試料は Cu メッキをした後、抵抗法で、臨界温度 T<sub>c</sub> 及び臨界電流 I<sub>c</sub> を測定し評価した。

### 3. 測定結果および考察

Fig. 1 に V<sub>3</sub>Ga 線材で得られた T<sub>c</sub> 値の RHQ 処理時の最高到達温度 (Attainable Temperature) 依存性を示した。なお、最高到達温度は RHQ 処理時に線材に加えられた電力が全て温度上昇に使われたと仮定して計算したもので、オーバーな見積もりとなっているであろう。

RHQ 処理したままの V<sub>3</sub>Ga 線材は到達温度 1800°C 以下では A15 型化合物相が若干残っているが、1800°C 以上となると全て、過飽和固溶体 (T<sub>c</sub> は 4 K 以下) に変化するため、線材外壁の Ta の T<sub>c</sub> を示す。さらに 650°C で追加熱処理すると過飽和固溶体→A15 型化合物への変態が起こり、14.2~14.8 K の V<sub>3</sub>Ga の T<sub>c</sub> を示すようになる。この V<sub>3</sub>Ga の変態温度 650°C は Nb<sub>3</sub>Al の変態温度 800°C に比べかなり低い。

粉末法による Nb<sub>3</sub>Al 前駆体線材を使った場合でも類似した過飽和固溶体の生成と過飽和固溶体→A15 型化合物への変態が観察された。

変態熱処理後の V<sub>3</sub>Ga 線材及び Nb<sub>3</sub>Al 線材の I<sub>c</sub> の磁界依存性を Fig. 2 にしめた。残念ながら I<sub>c</sub> 値は従来の Nb<sub>3</sub>Al 線

材のジェリーロール法前駆体線材を使った場合に比べるとかなり低い。前駆体製造法が圧倒的に簡単、低コストになることを考えると、より詳細な検討が望まれる。

なお、磁界増加による I<sub>c</sub> 減少率は V<sub>3</sub>Ga 線材の方がずっと小さく、過去に拡散法線材で得られた傾向と一致している。

Nb<sub>3</sub>Ga と Nb<sub>3</sub>Ge 前駆体線材を使った場合に得られた超電導特性についても報告する予定である。

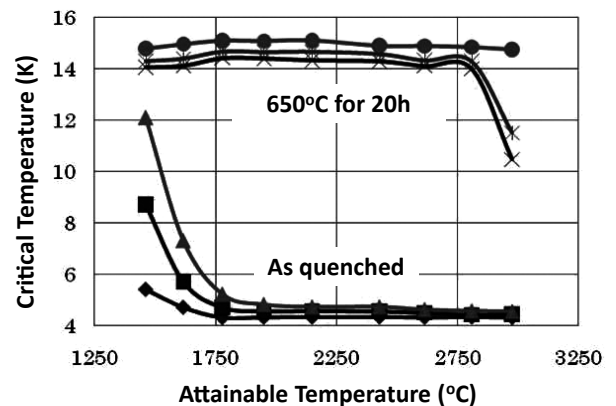


Fig.1 T<sub>c</sub> vs. attainable temperature for V<sub>3</sub>Ga wires.

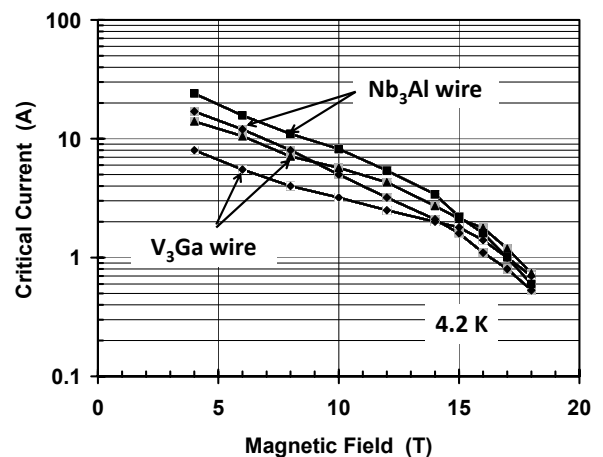


Fig. 2 I<sub>c</sub> vs. B curves for Nb<sub>3</sub>Al and V<sub>3</sub>Ga wires.



改良したバリア型 Cu 内部安定化・急熱急冷変態法 Nb<sub>3</sub>Al 線材Modified barrier-type Cu internally stabilized RHQT Nb<sub>3</sub>Al wires

竹内 孝夫, 二森 茂樹, 瀧川 博幸, 伴野 信哉, 飯嶋 安男, 菊池 章弘 (NIMS);  
土屋 清澄, 中本 建志 (KEK); 中川 和彦 (日立電線)

TAKEUCHI Takao, NIMORI Shigeki, TAKIGAWA Hiroyuki, BANNO Nobuya, IJIMA Yasuo, KIKUCHI Akihiro (NIMS);  
TUSCHIYA Kiyosumi, NAKAMOTO Tatsushi (KEK); NAKAGAWA Kazuhiko (Hitachi Cable)

E-mail: TAKEUCHI.Takao@nims.go.jp

## 1. はじめに

優れた耐歪み特性のため核融合・加速器等への利用が期待される急熱急冷変態法 Nb<sub>3</sub>Al 線材の解決すべき課題の一つに低コスト・量産性が挙げられる。フィラメント間の電磁氣的結合を断ち切って低磁界不安定性を解消するために導入された Ta フィラメント間バリア構造は、原材料コストを押し上げるだけでなく、多芯ビレットの押し出し・伸線工程において Ta/Ta 間の十分な界面強度が実現できていないことに由来して、Ta フィラメントバリア部を起点とした断線を頻発させ[1]、その後の製造工程を煩雑化させている。また、急冷後に別途 Cu 安定化材を複合する必要があるが、現在実施されているイオンプレーティング前処理の後に電解メッキする方法と急冷後複合加工(リスタック)する方法は、両者ともに改善すべき点が多い。

一方、Ta と Cu が ~1950°C の高温でもほとんど固液拡散反応しないことに着目して、多芯線中央部に Ta 被覆 Cu フィラメントの形で集中配置させることにより、はじめから安定化材を線材断面内部に組み込んで(図 1(a)) 急冷後の安定化材複合工程が省ける低コスト・安定化材複合技術(内部安定化技術[2])が開発されている。もし、この内部安定化技術をフィラメント間バリアにも拡張適用し Cu フィラメント間バリア構造(図 1(b))を実現できるならば、バリア部において Ta/Ta 界面がなくなる(Ta/Cu/Cu/Ta 界面に変更することから前駆体製造における断線を抑止でき、また、内部に含む Cu 安定化材・体積比を相当程度増大できることから急冷後に別途安定化材を複合する必要もなくなり、低コスト化が期待できる。

このような観点から、昨年度は、Cu/Ta/(Nb/Al)六角シングル線 222 本と中心ダミー Cu/Ta 六角線 19 本を Ta シースの中に配置したバリア型 Cu 内部安定化・前駆体多芯線を試作した[3]。期待していたとおりに無断線での伸線加工が可能になったものの、急熱急冷処理すると各 Nb/Al フィラメントの周りに配置した約 1.6μm 厚さの Ta 層を貫通してフィラメント間バリア部の Cu が Nb/Al フィラメント内側に拡散し、結局、Al が Nb に過飽和に固溶した bcc 相フィラメントを生成することができなかった。本研究では Ta 層の厚さを 1.6μm → 5μm に厚くし、改良を試みた。

## 2. 改良したバリア型 Cu 内部安定化線材の組織と特性

図 2(a)に Ta 層を厚く改良したバリア型 Cu 内部安定化線材(φ 1.36mm)の急熱急冷処理前の断面写真を示す。Cu/non-Cu 比は 0.16、Ta(Nb)/Nb<sub>3</sub>Al 比は 1.47、JR(Nb/Al)フィラメント径は 59μm、各 Nb/Al フィラメント周りの Ta バリア層厚は 5.0μm、フィラメント間の Cu バリア厚は 6.6μm である。はじめに短尺試料(120mm)を用いて簡便に実験ができる急熱急冷シミュレータを利用して、過飽和固溶体が生成する急熱急冷条件を調べた。その結果、電極間距離が 105mm、通電する一定電流値が 191~193A、通電保持時間が 1.096 秒の条件のときに bcc 相過飽和固溶体が生成する条件を見出した。次いで、過飽和固溶体が生成する条件に関するシミュレータと reel-to-reel 急熱急冷装置間の換算係数を求め、改良したバリア型 Cu 内部安定化線材を reel-to-reel 装置を用いて 297A と 300A の通電電流値( $I_{RHQ}$ )で急熱急冷処理して bcc 相過飽和固溶体多芯線を生成することができた。 $I_{RHQ}$  が

300A の試料の一部は 0.35mm 厚さのテープ状に平ロールで圧延成形後、変態熱処理を施し曲げひずみ試験試料とした。変態熱処理した丸線(図 2(b))で、4.2K、1.8K の両温度でフラックスジャンプが抑制できていることを確認した(図 3)。

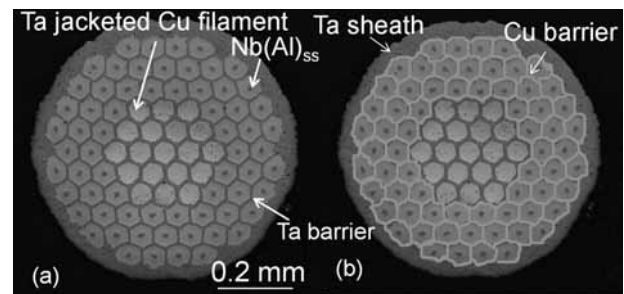


Fig. 1 Cross sections of (a) the conventional Cu internally stabilized RHQT Nb<sub>3</sub>Al wire and (b) an example of modified design.

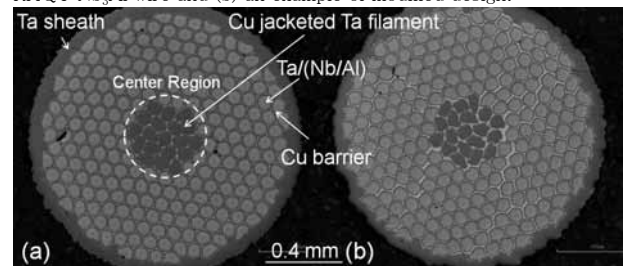


Fig. 2 Cross sections of manufactured modified barrier-type Cu internally stabilized RHQT Nb<sub>3</sub>Al wires. (a) before RHQ operation, (b) after RHQ operation ( $I_{RHQ}=300$  A).

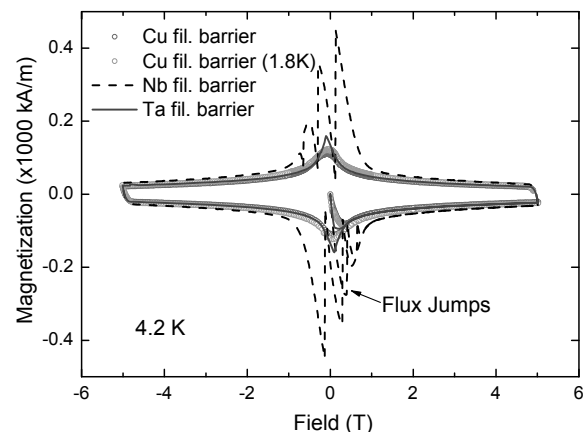


Fig. 3 Confirmation of suppression of flux jumps for Cu filament barrier RHQT Nb<sub>3</sub>Al wires.

謝辞 本研究は科研費(特定領域研究 20025008)の助成を受けたものである。

- [1] 菊池ら 2010 年度春季低温工学・超電導学会講演概要集, p. 62.  
[2] T. Takeuchi et al, IEEE Trans. Appl. Supercond. **16** (2006) 1257-1260.  
[3] 竹内ら 2009 年度秋季低温工学・超電導学会講演概要集, p. 152.

中性子回折による RHQ-Nb<sub>3</sub>Al 超伝導素線の残留歪み測定Neutron diffraction measurement of residual strain for RHQ-Nb<sub>3</sub>Al superconducting wires

金 新哲, 徐 慶金, 中本 建志, 荻津 透, 土屋 清澄, 山本 明(KEK); 菊池 章弘, 竹内 孝夫(NIMS);  
ハルヨ ステファヌス, 伊藤 崇芳, 辺見 努(原子力機構); 小黒 英俊, 淡路 智(東北大)

Xinzhe Jin, Qingjin Xu, Tatsushi Nakamoto, Toru Ogitsu, Kiyosumi Tsuchiya, Akira Yamamoto (KEK); Akihiro Kikuchi,  
Takao Takeuchi (NIMS); Stefanus Harjo, Takayoshi Ito (JAEA), Tsutomu Hemmi, Hidetoshi Oguro, Satoshi Awaji (Tohoku Univ.)  
E-mail: shintetsu.kin@kek.jp

## 1. はじめに

加速器用超伝導磁石の超伝導線材の中で、今まで開発が進められてきた NbTi と Nb<sub>3</sub>Sn<sup>(1)</sup> に比べ、Nb<sub>3</sub>Al の基礎物性及び応用に関する研究はまだ不十分のままである。我々は CERN の LHC 加速器アップグレードに向け、急熱急冷法 (RHQ)-Nb<sub>3</sub>Al<sup>(2)</sup> 線材を用いた超伝導磁石の開発を進めており、Nb<sub>3</sub>Al 線材の基礎的特性のさらなる理解は不可欠である。

そこで本研究では、マトリクス材料の種類や安定化銅の有無に違いがある7種類の RHQ-Nb<sub>3</sub>Al 超伝導素線について、中性子回折法を用い、熱処理後の素線の結晶格子内残留歪み測定を行った。実験は、J-PARC 中性子ビームライン「匠」において実施した。

## 2. 中性子回折測定

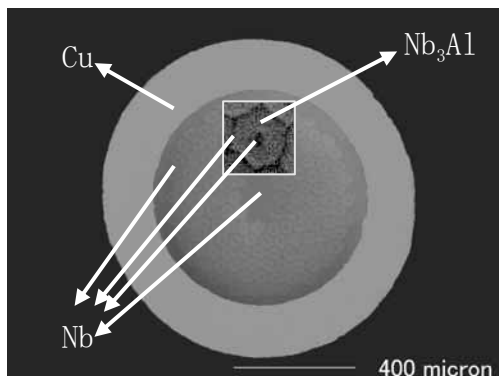
J-PARC の「匠」はパルス中性子を用いた飛行時間型回折装置であり、その特徴は固定した検出器で複数の hkl 回折ピークを同時に測定することができることである。J-PARC の中性子源は 1MW 運転で設計されており、現在は既に 120kW で運転している。入射ビームに対して散乱角が 90° 及び -90° になっている2つの検出器バンクが備わっている。そのため、素線を入射ビームに対して 45° 傾けて設置することにより、素線の横及び軸方向の格子定数を同時に測定できる。実験に用いた素線では Nb<sub>3</sub>Al の体積分率が小さいため、匠での測定は高強度モード(歪み測定精度が 0.01%以下)で行った。

Table 1 に測定した試料の特徴を示す。試料 5 のみは素線の中心部 (Nb) がマトリクス (Ta) と異なる材料である。

Table 1 素線試料の特徴

	メッキ	マトリクス	注釈
試料 1	Cu	Ta	メッキしてから焼成
試料 2	-	Ta	メッキなしで焼成
試料 3	-	Ta	試料 1 の Cu メッキなし
試料 4	-	Nb	Cu メッキなし (φ 0.7)
試料 5	-	Ta	Cu メッキなし
試料 6	Cu	Nb	メッキしてから焼成
試料 7		Nb	試料 6 の Cu メッキ除去

例として、Fig. 1 に試料 6 の断面図を示す。Cu メッキ以外、マトリクスはすべて Nb を使用している。

Fig. 1 Cross section of Nb<sub>3</sub>Al strand for the sample 6

素線をすべて 20mm にカットし、各試料を 7 本ずつ束ねて、7つの試料が連続に測定できるように試料台に並べて固定した。1つの試料の1回のビーム照射時間は、およそ 20 分間であった。試料 1 から試料 7 までビーム照射位置を移動しながら測定した後、また元に戻って試料 1 から試料 7 まで測定を繰り返した (3~5回)。

## 3. 測定結果及び解析

Fig. 2 に、例として試料 1 の横方向 (North バンク) からの 1 回目中性子回折の測定結果を示す。211 面のピークフィッティングによる格子定数の解析から、複数回の測定での標準偏差は約 0.005%以下であった。銅メッキ除去前後である試料 1 と試料 3 の結果を比較すると、熱収縮率の大きい Cu メッキによって、素線内の Nb<sub>3</sub>Al は横方向と軸方向でそれぞれ 0.051%と 0.043%の圧縮歪みが加算されていることが判った。試料 3 と試料 7 の比較からは熱収縮率の小さい Ta と大きい Nb マトリクスの違いがはっきりと見られた。その他の詳細考察については学会において報告する。

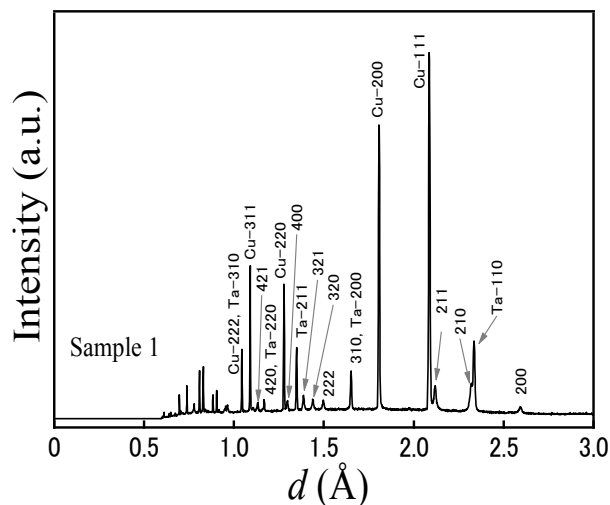


Fig. 2 Neutron diffraction pattern of the sample 1

## 4. まとめ

今回は 211 面のピークの解析を行い、Nb<sub>3</sub>Al 素線の Cu メッキの有無及びマトリクス材 (Ta, Nb) の違いにより残留歪みが異なることがわかった。その残留歪みはマトリクス材依存性が大きく、Cu メッキによる影響はそれよりも小さかった。

## 5. 今後の予定

Nb<sub>3</sub>Al 粉末試料の常温及び低温における格子定数測定、素線の格子定数及び J<sub>c</sub> の引張依存性の測定、素線の高温での引張試験を今後の課題としている。

## 参考文献

1. S. Awaji, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 16 (2006) p. 1228.
2. A. Kikuchi, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 15 (2005) p. 3372.

# 過飽和固溶体再スタック法による Nb<sub>3</sub>Al 線材の長尺化試作結果

## Drawability test results of long length Nb<sub>3</sub>Al wire by metastable solid-solution-strand restacking method

中川 和彦, 櫻井 義博(日立電線); 伴野 信哉, 竹内 孝夫(NIMS); 土屋 清澄(KEK)  
 NAKAGAWA Kazuhiko, SAKURAI Yoshihiro (Hitachi Cable);  
 BANNO Nobuya, TAKEUCHI Takao( NIMS );  
 TSUCHIYA Kiyosumi( KEK )  
 E-mail: nakagawa.kazuhiko@hitachi-cable.co.jp

### 1. はじめに

急熱急冷・変態(RHQT)法 Nb<sub>3</sub>Al 線材にとって最大の課題である安定化材の複合化方法として、過飽和固溶体の再スタック法の開発を進めてきた。<sup>1,2</sup>

再スタック法は過飽和固溶体線材を多数本銅管に組込んで、伸線により複合化するもので、これまでの他の安定化材複合化法に比べて強固に複合化できる特徴を持っている。しかし、これまでは実用レベルの長尺加工が困難だった。

本報告では実用レベル長尺化の初期段階として実施した100m級再スタック法線材試作について報告する。

### 2. 実験方法

タンタル外被の Nb/Al 複合多芯線材を RHQ 処理し過飽和固溶体線材を製作した。タンタル外被線材を使用する理由は、ニオブ外被線材に比べて、RHQ 処理時に線材表面にガリウムとの化合物を生成しにくく、その後の伸線においても加工性に影響が少ない為である。

次に表面のガリウムを除去して六角成型した 6 本の過飽和固溶体線材と、同じサイズで六角成型した銅線を中心に配置して合計 7 本の線材を銅管に挿入して組込んだ。

組込後は引抜き伸線により縮径加工をして、安定化材である銅管と過飽和固溶体線材とを複合化させた。

再スタック法の試作線材仕様を Table 1 に示す。

また、本試作で組込んだ過飽和固溶体線材は、RHQ 処理条件を従来の定電流モード処理から定電圧モード処理に変更して用いた。

### 3. 実験結果と考察

試作線材の組込では、使用する銅管と組込材とのギャップの設定が重要で、長尺組込のためには組込材の挿入が容易であることと、組込過程で線材同士の組合せが崩れないことを両立するようなギャップとして、0.5mm に設定した。

準備した 10m 長の銅管に組込材 7 本を挿入することができ、これを引抜き伸線により複合化加工した。引抜き伸線により線径 φ1.00mm まで加工した結果、途中で一回の断線が発生したものの、線材長は 102m となり目標長さをクリアした。

その後さらに、この線材を φ0.808mm まで伸線加工を継続した結果、再度一回断線が発生したが、それ以降は無断線で伸線でき、ツイスト加工も加えた状態で φ0.808mm で 102m 長の線材となった。Fig 1 には製作した 100m 級線材の外観写真と、Fig 2 にはその断面写真を示す。

本試作での組込長 10m は、現状の組込法のほぼ限界と考えられるが、再スタック法線材の安定化銅の複合状態は、汎用超電導線材と同様のレベルであり、今後組込方法の改善を進め、km 級長さが実現できるようになれば、様々な用途への適用可能性が高いと考えられる為、長尺組込法を含めた実用レベルの長尺化を進めていく。

### 4. 参考文献

- 1 伴野信哉他、2008 年度秋季低温工学・超電導学会、1P-p06
- 2 伴野信哉他、2010 年度春季低温工学・超電導学会、1D-a08

尚、本研究の一部は平成 21 年度産業技術研究助成事業の一環で行われた

Table 1. Specification of restacked wire

number of solid-solution-strand	6
number of central copper dummy	1
diameter of restack wire	φ 1.00mm
length of restack wire	102m
number of filament	468
diameter of filament	22 μm
copper ratio	1.3



Figure 1 Over view of 100m-length restacked wire

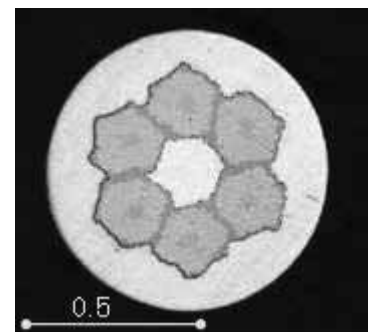


Figure 2 Cross sectional view of 100m-length restacked wire

## 過飽和固溶体強加工試料の相変態 Nb<sub>3</sub>Al 微細組織観察 Microstructural observation of transformed Nb<sub>3</sub>Al phase with severe plastic deformation on the supersaturated solid solution mother phase

伴野信哉, 竹内孝夫 (物材機構); 土屋清澄 (KEK); 佐枝昌彦 (東リサーチセンター); 中川和彦, 櫻井義博 (日立電線)  
Banno N, Takeuchi T (NIMS); Tsuchiya K (KEK); Saeda M (TRC); Nakagawa K, Sakurai Y (Hitachi Cable)  
E-mail: banno.nobuya@nims.go.jp

### 1. はじめに

相変態 Nb<sub>3</sub>Al 線材の J<sub>c</sub> 特性は, 急熱急冷処理により生成した母相の Nb-Al 過飽和固溶体への加工によって向上する。加工によって相変態後の結晶粒サイズが減少することで, 磁束ピン止め点となる粒界が増えたことが大きな要因と考えられている。一方最近開発された“リスタック法”Nb<sub>3</sub>Al 線材では, 過飽和固溶体が 99%近い強加工を経験した後で相変態するため, これまでにない微細組織が観察される可能性があった。今回このリスタック法 Nb<sub>3</sub>Al 線材を対象に EBSD (Electron Backscatter Diffraction) 観察および TEM・STEM・EDS 観察を実施し特徴的な結果が得られたので, J<sub>c</sub> 特性と合わせながらその組織構造について報告したい。

### 2. 実験方法

リスタック法 Nb<sub>3</sub>Al 線材は, 急熱急冷処理により形成された準安定の Nb-Al 過飽和固溶体線材を安定化材となる無酸素銅管に再スタック・伸線して製作される [1-2]。そのため相変態前に, 母相となる過飽和固溶体相に従来にない強加工が施されることが特徴となる。これまでの研究から, 過飽和固溶体への加工は結晶粒を微細化するとともに J<sub>c</sub> 向上の効果があることがわかっている [3]。そういう意味で, リスタック法 Nb<sub>3</sub>Al 線材の組織観察は非常に興味深い。

今回リスタック法 Nb<sub>3</sub>Al 線材の微細組織を詳細に観察するため EBSD 観察ならびに透過電子顕微鏡 (TEM) 観察・EDS (Energy Dispersive x-ray Spectroscopy) 分析を行い, 結晶粒径・結晶方位・組成揺らぎ・板状欠陥組織等の結果を得た。観察した試料の断面図を Fig. 1 に示す (試料名: ME490)。線径, フィラメント数, フィラメント径はそれぞれ 1 mm, 1512, 13.6 μm である。

### 3. 結果と考察

Fig. 2 に EBSD 解析で得られた結晶方位マップ (Inverse Pole Figure) と粒径分布チャートのグラフを示す。単純な面積平均による粒径  $d_N$  は 237 nm, 各面積の重みつき平均で定義される  $d_{AF}$  は 527 nm となり, 同じ EBSD 分析で得られた従来線材の  $d_{AF}$  が 2.6 μm であるのに比べ [4], 格段に微細化していることがわかる。一方で化合物あたりの J<sub>c</sub> @4.2 K-18 T は約 800 A/mm<sup>2</sup> であり微細化の効果はほとんど見られなかった。変態法 Nb<sub>3</sub>Al の場合には, 粒界密度だけでなく粒界の方位差も影響があるのかもしれない。

Fig. 3 には Nb<sub>3</sub>Al 結晶粒の STEM の明視野像を示す。TEM 観察の場合でも観察される結晶粒は平均して 300 nm 程度であることが確認された。加えて結晶粒の中には板状欠陥を含む領域と含まない領域をもつ粒があることも観察された。EDS 分析から, 板状欠陥を含まない領域 1, 4 では Al 濃度が 22%-25%なのに対し, 含む領域 2, 3 では 28%近い値を示すことも確認された。これらのことから, 急冷後の Al リッチ相が板状欠陥を発生させる母体となっている可能性が高い。一方でこうした領域が磁束ピン止め点になっ

ている可能性もある。

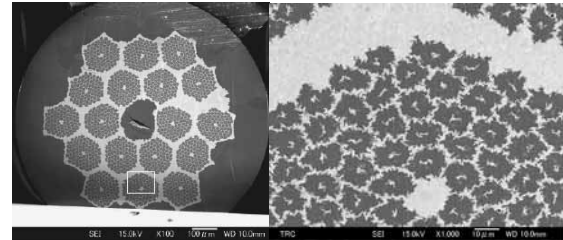


Fig. 1. Cross-section of observed Restack Nb<sub>3</sub>Al wire.

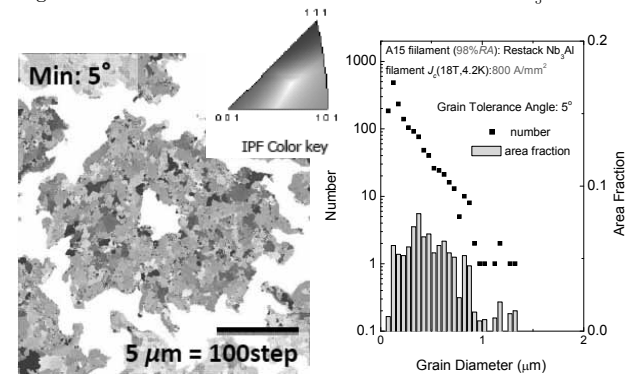


Fig. 2. Inverse Pole Figure map and grain size distribution.

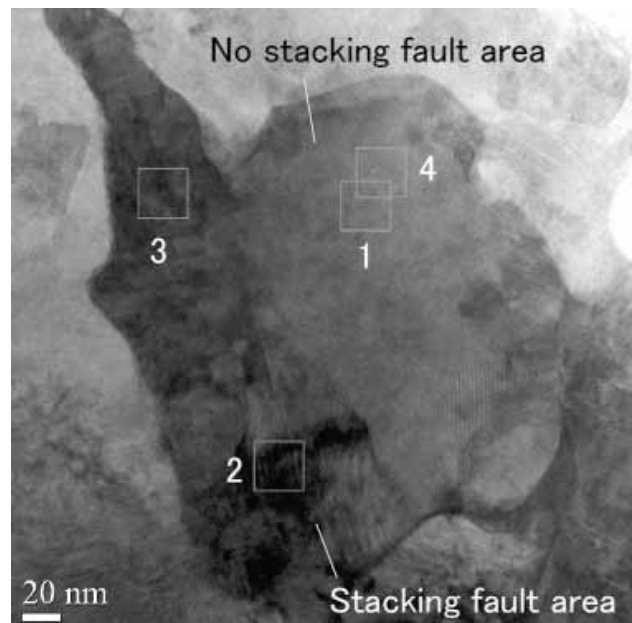


Fig. 3. BF-STEM image of Nb<sub>3</sub>Al grain of Restack wire.

- 1 N. Banno et al.: 2006 Strain tolerance in technical Nb<sub>3</sub>Al superconductors *Supercon. Sci. Technol.* **19** 1057.
- 2 N. Banno et al.: 2008 Minimization of the hysteresis loss and low field instability in technical Nb<sub>3</sub>Al conductors *SuST* **21** 115020 (7pp).
- 3 N. Banno et al.: 2007 Relationship between bcc-deformation, transformation temperature and microstructure in Nb<sub>3</sub>Al wires *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **17** 2688.
- 4 T. Takeuchi et al.: presented at Applied Superconductivity Conference 2010.

なお本研究の一部は平成 21 年度産業技術研究助成事業の一環で行われた。

Ex-situ 法 MgB<sub>2</sub> バルクにおける焼結条件と臨界電流特性の関係Relationship between sintering conditions and critical current properties of ex-situ MgB<sub>2</sub> bulks

田中 裕也, 山本 明保, 湯本 英宏, 荻野 拓, 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大)

TANAKA Hiroya, YAMAMOTO Akiyasu, YUMOTO Hidehiro, OGINO Hiraku, SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (Univ. of Tokyo)

E-mail : tt106670@mail.ecc.u-tokyo.ac.jp

## 1. はじめに

金属系超伝導体で最高の  $T_c$  (~40 K) を持つ MgB<sub>2</sub> 材料は、液体ヘリウムフリーの 15-20 K で実用が可能で永久電流回路の構成も容易なことから、医療用 MRI などへの応用が期待されている。しかし、現状の MgB<sub>2</sub> 線材は NbTi 線材、Nb<sub>3</sub>Sn 線材と比較して  $J_c$  が低く、その原因として多結晶体における低いコネクティビティが指摘されている。

MgB<sub>2</sub> 多結晶材料の作製方法には、Mg と B の混合原料から熱処理によって MgB<sub>2</sub> を生成させる *in-situ* 法と、既製の MgB<sub>2</sub> を反応容器に充填後、加工・熱処理によって線材、バルクを得る *ex-situ* 法がある。*in-situ* 法からは粒間の結合が強く、比較的高い  $J_c$  が容易に得られることから盛んに研究が行われてきたが、原理的に低い焼結密度 (約 50%) がコネクティビティ抑制の原因であることが明らかになっている[1]。一方、*ex-situ* 法では高密度、組織が均一などのメリットがあるが、*in-situ* 法よりも粒間結合が弱いことが問題であった。

本研究では *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> 多結晶体の結晶粒間の結合を改善することを目的とし、熱処理条件を系統的に変えた試料を作製し、それらの微細組織、超伝導特性とコネクティビティの評価から *ex-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクの焼結機構と臨界電流特性の関係を考察した。

## 2. 実験方法

Mg (99.6%, 325mesh) と B (99%, 300mesh) の混合粉末を Nb 管に封入し、石英管に真空封入後、900°C で 2 h 焼成することにより MgB<sub>2</sub> バルクを作製した。得られたバルクを粉砕後 SUS316 管に入れ、一軸プレスによって両端を封じるとともにテープ状に成型後、石英管に真空封入し、900°C で 240 h までの様々な時間熱処理を行った。SUS 管を取り除いて得た焼結体バルク試料について、SQUID 磁束計による磁化測定から超伝導特性を、X 線回折 (XRD) 測定により構成相を、交流四端子法により常伝導状態の抵抗率とコネクティビティを評価し、FE-SEM により微細組織観察を行った。

## 3. 結果と考察

Fig. 1 に、焼成時間と充填率の関係を示す。なお、充填率は理論密度に対する試料の密度の割合とした。焼成時間を長くすることにより充填率は 57% から 79% へ改善がみられた。これは、900°C という高温での焼成により焼結が進み、多結晶体内部の空隙が減少したことを示唆する。

Fig. 2 に、焼成時間とコネクティビティ、20 K における  $J_c$  の関係を示す。焼成時間を長くすることによりコネクティビティが系統的に高くなったことから、焼結が進み結晶粒間の結合が改善したことが示唆される。とくに、48 h 焼成試料のコネクティビティは 18% であり、これは *in-situ* 法で作製したバルク試料 (5~15%) と比較しても高い。また、焼結の進行に伴い  $J_c$  も向上し、最も  $J_c$  の高かった 48 h 焼成試料は、 $3.0 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> という無配向の *ex-situ* 法バルクとしては高い  $J_c$  を記録した。

Fig. 3 に、未焼成試料、24 h 焼成試料、240 h 焼成試料の研磨面の二次電子像を示す。結晶粒同士が結合していない未焼成試料と比較して、24 h、240 h と焼成時間が長くなるとともに、結晶粒間の結合が強くなっていることが確認できた。これは 900°C 程度の高温で長時間熱処理を施すことにより MgB<sub>2</sub> の自発的な焼結が進み、高圧を用いずに粒間結合を改善可能なことを意味する。一方、240 h 焼成試料には 10 μm を

超える板状の結晶が見られたことから、この試料の  $J_c$  が低い原因として、結晶粒の粗大化によって粒界の密度が低下、すなわちピンニング力が低下したことが考えられる。

1. A. Yamamoto, J. Shimoyama, K. Kishio and T. Matsushita, *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) 658-666.

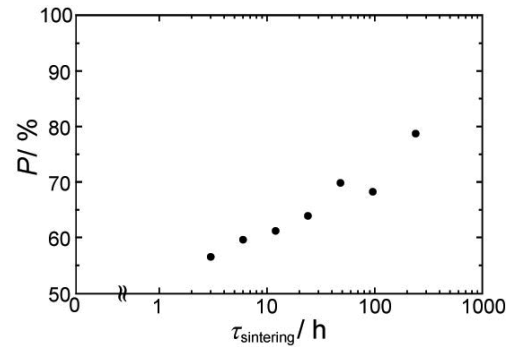


Fig. 1. Sintering time dependence of packing factor for *ex-situ* MgB<sub>2</sub> bulks sintered at 900°C.

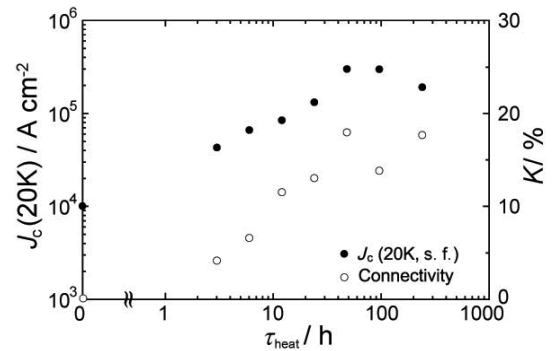


Fig. 2. Sintering time dependence of  $J_c$  (20 K, self-field) and connectivity for *ex-situ* MgB<sub>2</sub> bulks sintered at 900°C.

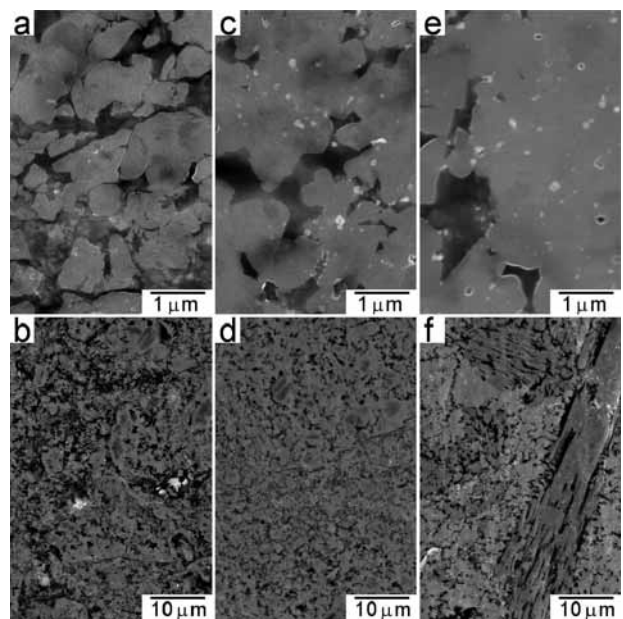


Fig. 3. SEM images for polished surface of MgB<sub>2</sub> bulk samples; (a,b) before sintering, (c,d) sintered at 900°C for 24 h and (e,f) sintered at 900°C for 240 h.

# MgB<sub>2</sub> バルク超電導体の開発

## The development of MgB<sub>2</sub> bulks

富田 優, 石原 篤 (鉄道総研); 山本 明保, 湯本 英宏, 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大)  
 TOMITA Masaru, ISHIHARA Atsushi (Railway Technical Research Institute);  
 YAMAMOTO Akiyasu, YUMOTO Hidehiro, SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (University of Tokyo)  
 E-mail: tomita@rtri.or.jp

### 1. はじめに

冷凍機冷却による 20–30 K で応用可能な超電導バルク磁石として MgB<sub>2</sub> バルク体を検討した。金属系超電導体としては最高の転移温度  $T_c$  (40 K) を持つ MgB<sub>2</sub> [1] は、超電導コヒーレンス長が長く電磁的異方性が低いことから、無配向の多結晶体においても  $10^5$  A/cm<sup>2</sup> 以上の比較的高い臨界電流密度  $J_c$  を持つ巨視的超電導電流が得られる [2]。この結晶粒間における弱結合の不在は、多結晶試料全体にわたっての均一な超電導電流分布を可能とする [3]。また、MgB<sub>2</sub> バルク体はマグネシウムとホウ素の混合粉末に熱処理を施す *in-situ* 法などにより比較的容易に、かつ低コストで作製可能である。

MgB<sub>2</sub> は線材化研究が積極的に行われているが、弱結合フリーに由来する特徴は RE 系溶融凝固バルクで研究が進んでいる超電導バルク磁石としても最適である。すなわち、40 K 以下で動作可能な強力磁石として、輸送・医療等への応用が期待でき、とくに、高い磁場均質性が求められる MRI などへの応用に適すると考えられる。

最近我々はクラックの無い均一な組織を持つ MgB<sub>2</sub> バルク体を作製する技術を開発し、比較的大型のバルク体の作製が可能となった。本研究では、Mg と B の混合粉末の圧粉成型体を熱処理することにより円盤型 MgB<sub>2</sub> バルク体を作製し、その捕捉磁場特性を評価した。

### 2. 実験方法

Mg (99.6%, 325mesh) と B (99%, 300mesh) の混合粉末を 10 mm  $\phi$  または 20 mm  $\phi$ 、厚さ 5 mm の円盤形に成型し、熱処理を行うことで MgB<sub>2</sub> バルク体を得た。一部のバルク体については、機械的強度を高めるために MgB<sub>2</sub> バルク体/金属 (SUS) 複合体とした。

得られた MgB<sub>2</sub> バルク体をヘリウム冷凍機で 20 K 以下まで冷却し、超電導マグネットを用いて無磁場下冷却 (ZFC)、または磁場下冷却 (FC) 条件により 5 T の磁場下で着磁を行った。バルク体の捕捉磁場特性に関してはバルク体表面、ないし一定ギャップをもって配置したホール素子を用いて測定し、捕捉磁場の温度依存性、時間依存性などを評価した。なお、試料温度はバルク体を設置した冷凍機コールドステージの温度とした。また、バルク体から切り出した試料片に対して、SQUID 磁束計により磁化測定を行った。

### 3. 結果と考察

20/22 mm  $\phi$  の MgB<sub>2</sub> バルク/SUS 複合体の外観を Fig. 1 に示す。光学顕微鏡ではマクロスケールのクラック、ポイド等は見られず均一な組織が観察された。バルク体から切り出した試料の磁化特性を調べたところ、 $T_c$  は約 39 K であり、 $J_c$  は 30 K において  $1 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> 以上であった。

10 mm  $\phi$  バルク体について ZFC 及び FC 条件で 5 T の磁場下で着磁後、バルク体表面中心の直上 5 mm の位置において測定した捕捉磁場のステージ温度依存性を Fig. 2 に示す。ZFC, FC いずれの着磁条件下でも、ステージ温度が 13 K において 0.25 T を超える捕捉磁場が得られた。また、バルク径のより大きな 20 mm  $\phi$  バルク体について捕捉磁場を測定したところ、13 K において試料表面で約 1.5 T の捕捉磁場が得られた。

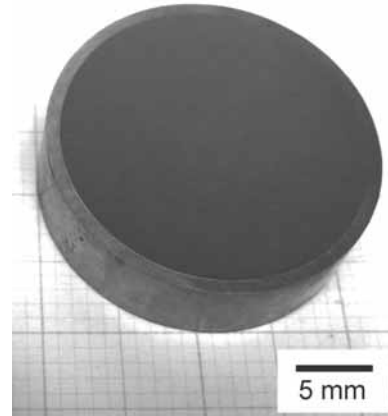


Fig. 1. Photograph of a disk-shape MgB<sub>2</sub> bulk/SUS composite (20/22 mm  $\phi$ , 5 mm<sup>t</sup>).

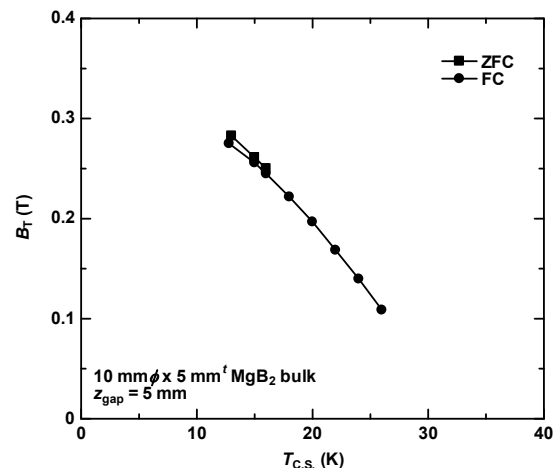


Fig. 2. Trapped field as a function of cold-stage temperature for a MgB<sub>2</sub> bulk with 10 mm  $\phi$   $\times$  5 mm<sup>t</sup>. The bulk was field-cooled (FC) in 5 T to 13 K or zero-field-cooled (ZFC) to 13 K followed by an application of 5 T. Trapped field of the bulk was measured after removal of the external field by a hall-sensor which locates 5 mm over the center of the bulk surface.

### 4. 結論

MgB<sub>2</sub> バルク体を作製し、超電導バルク磁石としての可能性を検討した。20 mm  $\phi$  MgB<sub>2</sub> バルク体において約 1.5 T の捕捉磁場 (ステージ温度 13 K) が得られた。バルク体の臨界電流密度、微細組織の改善により捕捉磁場の向上は可能で、MgB<sub>2</sub> バルク体は数テラ級の強力超電導バルク磁石候補として有望であるといえる。

### 参考文献

- [1] J. Nagamatsu, N. Nakagawa, T. Muranaka, Y. Zenitani and J. Akimitsu, *Nature* **410**, 63 (2001).
- [2] D. C. Larbalestier *et al.*, *Nature* **410**, 186 (2001).
- [3] 山本明保, アレクサンダー・グレビッチ, デビッド・ラバレスティエ, 下山淳一, 岸尾光二, 応用物理 **79**, 48 (2010).

# MgB<sub>2</sub> バルク体におけるホットプレス条件と臨界電流密度の関係

## Relation between hot pressing condition and curritical current density in MgB<sub>2</sub> bulks

山本 佳昭, 池田 博 (筑波大)  
 YAMAMOTO Yoshiaki, IKEDA Hiroshi (University of Tsukuba)  
 E-mail: ikeda@bk.tsukuba.ac.jp

### 1. Introduction

MgB<sub>2</sub> 超伝導体は、金属間化合物超伝導体で最高の超伝導転移温度 ( $T_c=39\text{K}$ ) を持ち、高い上部臨界磁場を示すことなどから、液体水素で到達可能な 20K 付近での様々な実用化が構想されている。一方で、実用線材として用いられている NbTi や Nb<sub>3</sub>Sn などと比べ高磁場下での臨界電流密度 ( $J_c$ ) 特性が低いことが実用上の課題である。それに対して様々な MgB<sub>2</sub> 線材で、ホットプレス (HP) 加工による  $J_c$  特性の改善が報告されている[1][2]。これは、HP により MgB<sub>2</sub> 試料中の空隙がつぶされ高密度化したことで、電流阻害因子が減少したことに起因する。一方で本研究室で圧力 200~700kg/cm<sup>2</sup>・温度 650~750℃ の範囲で HP したところ、HP 条件の高温・高圧化によって試料の密度が変化しないにも関わらず、 $J_c$  特性の低下が見られた。本研究では、HP 条件の高温・高圧化による  $J_c$  特性低下の要因について報告する。

### 2. Experimental

原料となる Mg 粉末と B 粉末ををに秤量し、in-situ PICT 法によって MgB<sub>2</sub> バルク試料を作製した。焼成温度は最も高い  $J_c$  値を得られた 690℃ を用いた。焼成した MgB<sub>2</sub> 試料をアルゴン雰囲気中で加熱しながら一軸性 ( $\parallel H_a$ ) のプレス (HP) を施した。HP 条件は、圧力 200~700kg/cm<sup>2</sup>・温度は 650~750℃ の範囲で行った。得られた試料に対して PPMS (Physical Property Measurement System) 装置を用いた比抵抗測定と、MPMS (Magnetization Property Measurement System) 装置を用いた磁化測定を行った。また、X 線回折装置を用いて半値幅の比較を行った。得られた結果から、異方性・粒間結合性・結晶性の観点から HP 条件と  $J_c$  特性の関係を考察した。

### 3. Results and Discussion

Fig.1 に 750℃ で HP した試料における、試料密度と  $J_c$  (20K, 2T)、(100) ピークの半値幅の HP 圧力との関係を示す。Fig.1(a) から HP 圧力の高圧化に伴い、試料密度が改善されることが見て取れる。また、non HP 試料の 40K における比抵抗  $\rho$  (40K) は 101  $\mu\Omega\text{cm}$  であったのに対して、400kg/cm<sup>2</sup> で HP した試料の  $\rho$  (40K) は 27  $\mu\Omega\text{cm}$  にまで減少した。これらのことから、HP により試料が高密度化し、電流経路が増加したと考えられる。事実、Fig.1(b) において 400kg/cm<sup>2</sup> で HP した試料の  $J_c$  (20K, 2T) 値は non HP の試料と比べて、およそ 3 倍にまで改善されている。

一方で、 $J_c$  の値は 400kg/cm<sup>2</sup> をピークにそれより高圧側では低下している。これに対して粉末 XRD パターンから得られた半値幅は 400kg/cm<sup>2</sup> 以上の範囲では低下しており、結晶性の向上を示している。これは HP 圧力の高圧化により粒成長が促進され、粒径が大きくなったことに起因すると考えられる。

Fig.2 に上部臨界磁場  $H_{c2}$  と不可逆磁場  $H_{irr}$  の温度依存性

を示す。non HP の試料と比べ、400kg/cm<sup>2</sup> で HP した試料の  $H_{c2}$  と  $H_{irr}$  にはほとんど変化が見られなかった。それに対して、700kg/cm<sup>2</sup> で HP した試料は、 $H_{c2}$ 、 $H_{irr}$  がともに低下している。20K における  $H_{irr}$  で比較すると、約 0.5T の低下が見られた。これは、粒成長に伴うピンニングの減少に起因していると考えられる。

以上の結果は、HP による粒成長を抑制できれば、さらに  $J_c$  特性は改善される可能性があることを示唆するものである。本報告では、粒間結合性や異方性についても議論する予定である。

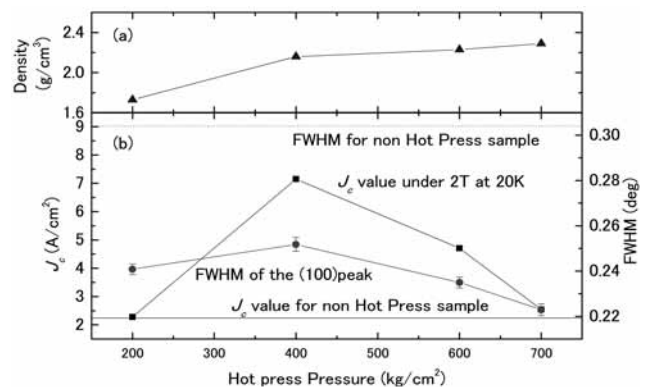


Fig. 1: HP Ppressure dependence of the density, the FWHM of the (100)peak and  $J_c$  under 2T at 20K for MgB<sub>2</sub> bulks.

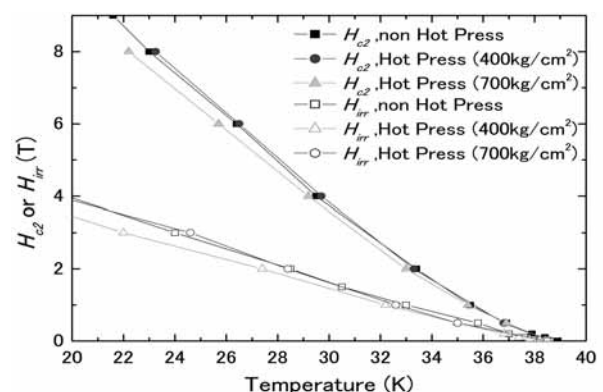


Fig. 2: Temperature dependence of  $H_{c2}$  and  $H_{irr}$  for MgB<sub>2</sub> bulks.

### 参考文献

- [1] K. Shinohara, T. Futatsumori and H. Ikeda., Physica C, **468** (2008) p.1369-1371.
- [2] A. Matsumoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.81(2009)p.223

Mg 金属管を用いた外部拡散法 MgB<sub>2</sub> 線材の組織と超伝導特性Superconducting properties and structures of MgB<sub>2</sub> wires prepared by external diffusion process using Mg tube

金澤 昌哉, 大野 高弘, 小笠原 典宏, 山田 豊, 太刀川 恭治(東海大);  
熊倉 浩明, 松本 明善(NIMS)

KANAZAWA Masaya, OHNO Takahiro, OGASAWARA Norihiro, YAMADA Yutaka,  
TACHIKAWA Kyoji (Tokai University); KUMAKURA Hiroaki, MATSUMOTO Akiyoshi (NIMS)  
E-mail :qyyqr273@ybb.ne.jp

## 1. はじめに

Mg 金属と B 粉末との拡散反応により合成される MgB<sub>2</sub> は、空孔の少ない緻密な組織を呈しており、高い臨界電流密度が期待される。本研究では、Mg 管の内側に B 粉末を充填する外部拡散法により作製した MgB<sub>2</sub> 丸線の組織と超伝導特性について報告する。先の研究では材料の加工に溝ロールを用いたため、Mg 管が四角く加工され、熱処理後四隅に未反応の Mg が多く残留することが見られたので、本実験では溝ロールを行わず全て円形ダイスを用いた引き抜き加工を行った。

## 2. 実験方法

Fig. 1 に外部拡散法による MgB<sub>2</sub> 線材の試料作製方法を示す。外径/内径が 12/6 mmφ の純鉄管に、外径/内径:6.0/3.5~4.0 mmφ の Mg 金属管を挿入後、5 mol% の SiC 粉末を添加したアモルファス B 粉末を充填し、冷間で線引きして直径 1.0~0.8 mmφ の丸線材を作製した。630°C×5 h、Ar 雰囲気中で熱処理を行い、一部の試料において熱処理の後半 30 min、10 MPa のホットプレス処理を行った。4.2 K における臨界電流 (I<sub>c</sub>) の磁場依存性については物質・材料研究機構 (NIMS) において測定した。

## 3. 実験結果および考察

Fig. 2 に、Mg 金属管外径/内径:6.0/4.0 mmφ の試料を冷間引き抜き加工により作製した、線材直径 0.8 mmφ 試料の横断面光学顕微鏡写真を示す。前報では溝ロール加工により、Mg 金属管が四角く加工され、四隅に Mg が残留していたが、本報では全て引き抜きでの加工を行うことでほぼ均一に Mg 金属管が丸く加工された。(b) の熱処理後の写真を見ると、中央に拡散反応により生成した MgB<sub>2</sub> があり、その周りには Mg の拡散により、空孔が生じていることがわかる。MgB<sub>2</sub> コアにおける Mg と B の EPMA 分析によると、MgB<sub>2</sub> コア中央部と外周部との差はほとんど見られず、Mg:B=1:2.5~2.2 とやや B rich であるが、前報に比べて化学量論比に近い値となった。

Fig. 3 に 4.2 K における臨界電流密度 (J<sub>c</sub>) の磁場依存性を示す。Mg 金属管、外径/内径:6.0/3.5、6.0/4.0 mmφ とともに線材直径 0.8 mmφ の試料の方が、5~12 T それぞれで約 2 倍程度 J<sub>c</sub> 値が高くなった。10 T における J<sub>c</sub> 値は 420 A/mm<sup>2</sup> (I<sub>c</sub>=21 A)、5 T における J<sub>c</sub> 値は 3700 A/mm<sup>2</sup> (I<sub>c</sub>=187 A) といずれも高い値を示した。

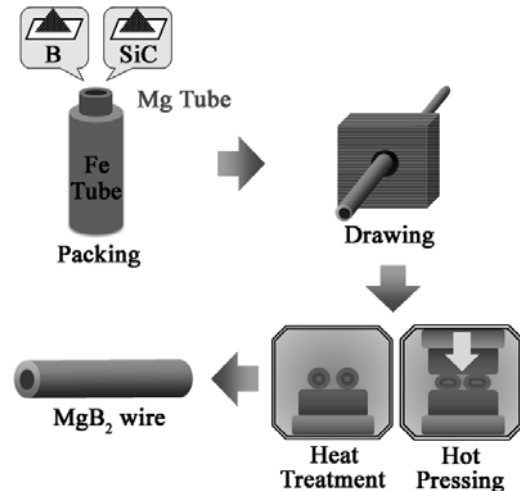


Fig. 1 Preparation procedure of MgB<sub>2</sub> wires by external diffusion process using Mg tube.

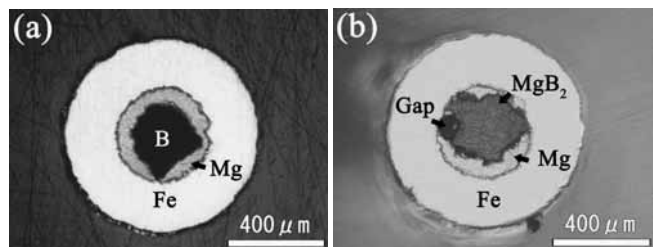


Fig. 2 Macrostructures of cross sections in MgB<sub>2</sub> wires of 0.8 mmφ in diameter. (a) as drawn, (b) heat-treated at 630°C for 5 h.

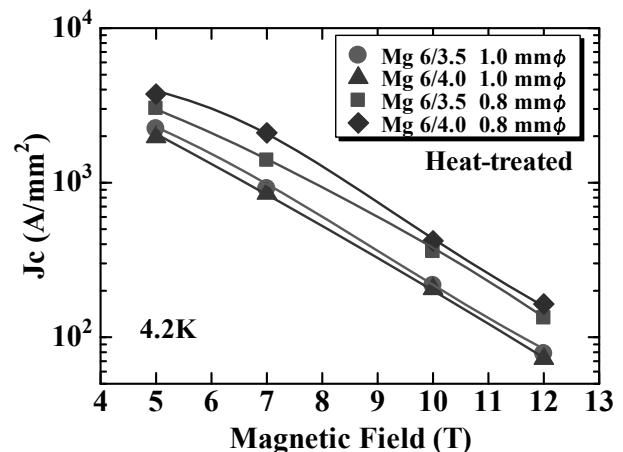


Fig. 3 Magnetic field dependence of J<sub>c</sub> at 4.2 K for the MgB<sub>2</sub> wires heat-treated at 630°C for 5 h.



Mg 拡散法により作製した MgB<sub>2</sub> 線材の組織と超伝導特性The superconducting properties and microstructure of MgB<sub>2</sub> tapes fabricated by Mg diffusion process

熊倉 浩明、松本 明善、戸叶一正、和田 仁(物材機構)、許 子萬、木村 薫(東大)  
 KUMAKURA Hiroaki, MATSUMOTO Akiyoshi, TOGANO Kazumasa, WADA Hitoshi(NIMS),  
 HUR Jahmahn, KIMURA Kaoru(Tokyo Univ.)  
 E-mail: KUMAKURA.Hiroaki@nims.go.jp

**【諸言】** MgB<sub>2</sub>線材の作製法としては、原料の混合粉末を金属管に充填して加工・熱処理をする、いわゆるパウダー・イン・チューブ法 (PIT) 法が一般的であるが、PIT 法では MgB<sub>2</sub> コアの充填率がかなり低いために、高い臨界電流密度  $J_c$  を得ることが困難である。そこで我々は Mg を B 層の外部から拡散によって供給する方法により MgB<sub>2</sub> 線材を作製し、高い  $J_c$  特性を得ることに成功している。本研究では、この Mg 拡散法によって単芯、7 芯ならびに 19 芯の丸線材を作製し、線材の組織と臨界電流特性を調べた。

**【実験方法】** 内径 3.5mm、外径 6mm の Ta 管の中心に径 2mm の純 Mg 棒を配置し、Ta 管と Mg 棒との隙間に B(+SiC)混合粉末を充填した後、溝ロールならびにローラーダイスにより径 1.3mm のワイヤーに加工した。また、このワイヤーを 7 本または 19 本束ねてさらに Cu-Ni 管に挿入し、径 1.3mm の 7 芯あるいは 19 芯のワイヤーに加工した。これらの線材から長さ 50mm の短尺線材を切り出し、600-800°C で 15 分から 10 時間熱処理した。これらの線材の組織を調べると共に MgB<sub>2</sub> 反応層の Vickers 硬さを測定した。また種々の温度、磁界中で臨界電流  $I_c$  を測定した。

**【結果】** 反応層あたりの  $J_c$  を最高にする熱処理温度は 640°C 近傍であり、また最適熱処理時間は 1 時間程度である。熱処理温度が Mg の融点である 650°C を越えると  $I_c$  の再現性が悪くなるが、これは Mg コアの融解が起こると Mg の表面張力によって線材長手方向の Mg の分布が不均一になるためと考えられる。640°C で 1 時間 熱処理した線材は、いずれも 10<sup>5</sup>A/cm<sup>2</sup> に近い  $J_c$  値を示すが、 $I_c$  は多芯線材の方が単芯線材よりも高い。

図 1 に 10mol% の SiC を添加し、640°C で 1 時間熱処理した Ta シース単芯線材、7 芯線材、ならびに 19 芯線材の断面の光学顕微鏡写真を示す。単芯線材では B の充填層が Mg の拡散距離に比べてはるかに厚いために、Mg コア近傍の B 層しか Mg と反応しておらず、外側の B 層は未反応のままである。7 芯線材においては、B 層の厚さが単芯線材に比べてはるかに薄いために大部分の B 層は Mg と反応して MgB<sub>2</sub> が生成しているが、一部にまだ未反応の B が残留している。19 芯線材では、B 層厚がさらに薄くなり、B 層は完全に Mg と反応して MgB<sub>2</sub> となっている。単芯線材においては熱処理温度を上げたり、熱処理時間を長くすると反応相の厚みは増大するが、結晶粒の粗大化が起きて反応層当りの  $J_c$  特性は低下してしまう。すなわち、640°C という比較的低温の温度で短時間熱処理するのが高い反応層あたりの  $J_c$  を得るために有効であり、線材の電流容量である  $I_c$  を上げるためには、Mg コアと B 層との界面の面積を増大させて生成する MgB<sub>2</sub> 化合物の量を増大させるのが有効である。このために、単芯線材よりも多芯線材の方が高い  $I_c$  を示す。

MgB<sub>2</sub> 反応層の Vickers 硬さは熱処理温度とともに上昇するが、640°C では約 1300 となった。これは通常の PIT

法線材の値である~400 よりもはるかに高く、高圧合成した充填率 100% のバルク材の値である~1700 に近い。これより Mg 拡散法では十分に緻密な MgB<sub>2</sub> 層が形成されていると考えられる。

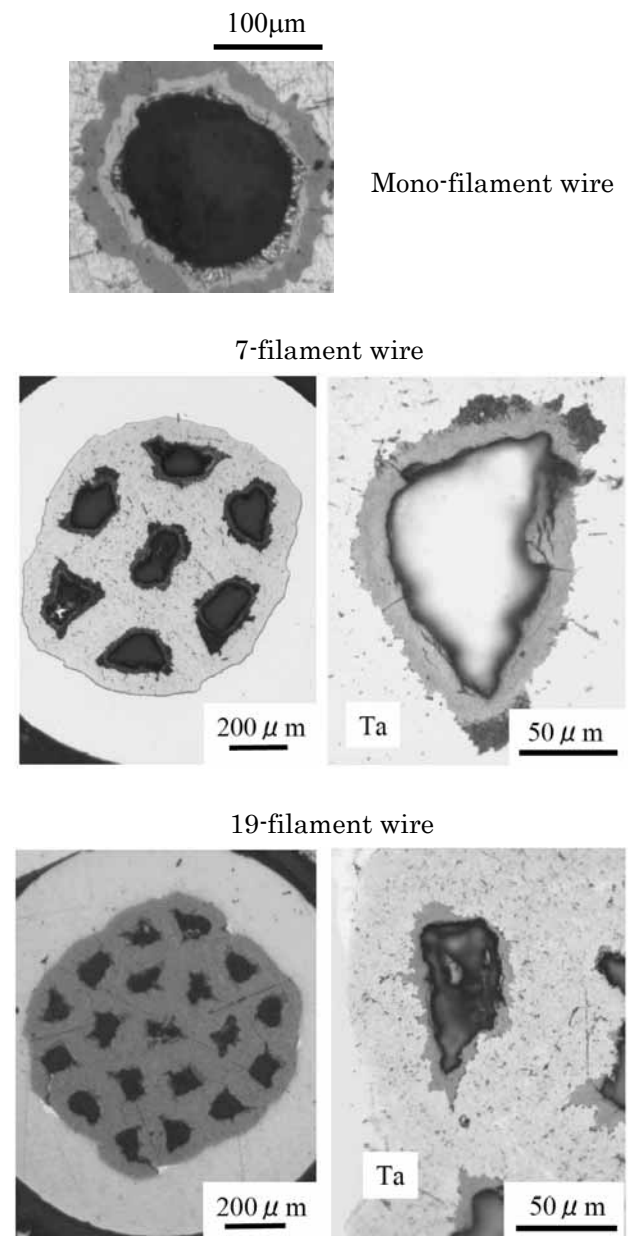


Fig. 1 Optical microscope images of the cross sections of mono-filament, 7-filament and 19-filament wires fabricated with Mg diffusion process. Heat treatment condition: 640°C × 1hr.

# 内部 Mg 拡散 MgB<sub>2</sub> 線材のマクロ組織に及ぼす熱処理条件の影響

Influences of heat treatment conditions on macrostructure in MgB<sub>2</sub> wires

prepared by an internal Mg diffusion method

嶋田 雄介, 久保田 雄貴, 波多 聡, 池田 賢一, 中島 英治(九州大学);  
松本 明善, 戸叶 一正, 熊倉 浩明(NIMS)

SHIMADA Yusuke, KUBOTA Yuki, HATA Satoshi, IKEDA Ken-ichi, NAKASHIMA Hideharu (Kyushu University);  
MATSUMOTO Akiyoshi, TOGANO Kazumasa, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: nk-y-shimada@mms.kyushu-u.ac.jp

## 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> 超伝導体の問題点として、磁場中において臨界電流密度( $J_c$ )が大きく低下することが挙げられる。最近開発された内部 Mg 拡散(IMD: internal Mg diffusion)法により、10T 以上の高磁場領域においても高い  $J_c$  を示す MgB<sub>2</sub> 線材が作製可能となった<sup>(1)</sup>が、実用には更なる  $J_c$  の向上が求められる。 $J_c$  は内部組織の影響を受けるため、熱処理条件の最適化等が重要となる。例えば、640°C-1 h の熱処理で作製した IMD 線材は全磁場領域で高い  $J_c$  を示すが、800°C-1 h の熱処理で作製した IMD 線材の  $J_c$  はゼロである。本研究では、IMD 線材のマクロ組織に及ぼす熱処理条件の影響を明らかとすることを目的とし、走査電子顕微鏡法を用いて熱処理条件の異なる MgB<sub>2</sub> 線材のマクロ範囲での組織観察を行った。

## 2. 試料作製および実験方法

ロッド状の純 Mg を Ta パイプに挿入後、非晶質 B 粉末(Mg : B = 1.3 : 2 (mol 比))と SiC 粉末(10 mol% SiC)の混合粉末を、Mg と Ta の隙間に充填した。その後、溝ロール加工および線引き加工を行い、単芯線を作製した。次に、単芯線を Cu-10 wt% Ni パイプに 7 本挿入し、溝ロール加工と線引き加工を行い、7 芯線を作製した。これに、Ar 雰囲気中で 640°C-1h または 800°C-1h の熱処理を施し、Mg 原子を B 粉末側に浸透させ、MgB<sub>2</sub> 多芯線材を得た。

エタノールを用いて湿式研磨した線材断面試料を、走査電子顕微鏡(SEM) (加速電圧: 5-10 kV, Working Distance = 5-10 mm)により観察した。

## 3. 結果および考察

Fig. 1 に、640°C-1h の熱処理により作製した IMD 線材の SEM 像を示す。像の左右方向が線引き方向である。Ta 被覆管 (Ta sheath) に沿って暗いコントラストの領域が見られる。これは線材中心側の MgB<sub>2</sub> 結晶化領域 (Crystallized MgB<sub>2</sub> region) に対して MgB<sub>2</sub> 結晶がほとんど存在しない未結晶化領域 (Uncrystallized region) に対応している<sup>(2)</sup>。このような未結晶化領域は線引き方向に均一な厚さで存在している。また、Fig. 1 中に矢印で示した明るい領域には、元素分析の結果、Mg が多く存在していることが分かった。これは、クラックに浸透した Mg が酸化して形成した MgO である可能性がある。

Fig. 2 に、800°C-1h の熱処理により作製した IMD 線材の SEM 像を示す。640°C 熱処理線材とは異なり、結晶化 MgB<sub>2</sub> および未結晶化領域の分布が均一ではない。例えば、場所によっては線材の中心側にも未結晶化領域が分布しており、Fig. 2 右側のように MgB<sub>2</sub> 結晶化領域がほとんど存在しない領域もある。

ここで、熱処理温度の影響を考える。Mg の融点は 650°C であるため、640°C 熱処理時の Mg の反応は基本的に固相反応であり、線材中心側の Mg と B の接している領域から徐々に MgB<sub>2</sub> を形成しながら線材外側へ反応が進行すると考えられる。一方、800°C 熱処理時の Mg は液体のため、線材中心側で MgB<sub>2</sub> が形成するだけでなく、B 粉末間の空間や、熱処理

炉内で下側に位置する領域に溶けた Mg が流れ込み、結果として MgB<sub>2</sub> の不均一な分布をもたらしている可能性がある。

いずれの試料においても、電気的結合度の低下の要因となり得るクラックが線引き方向に沿って観察された。しかも、それらのクラックは未結晶化領域にも観察された。そのため、クラックは熱処理前の機械加工時に発生していることが示唆された。また、クラックの幅は 800°C 熱処理線材のほうが広い傾向にあり、クラックの成長に熱処理が影響していることがわかった。

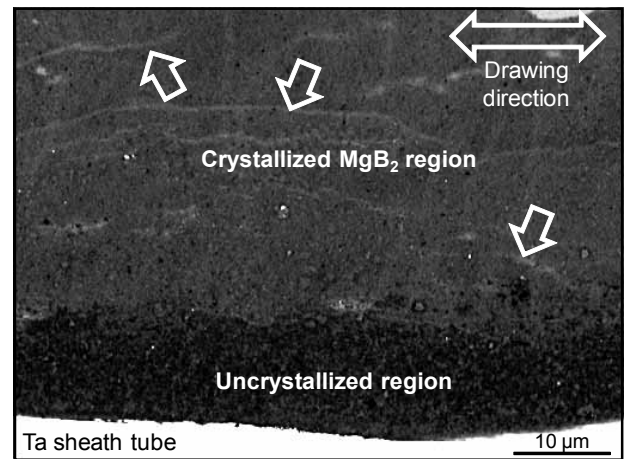


Fig. 1 Cross-sectional SEM image of the wire heated at 640°C for 1 h.

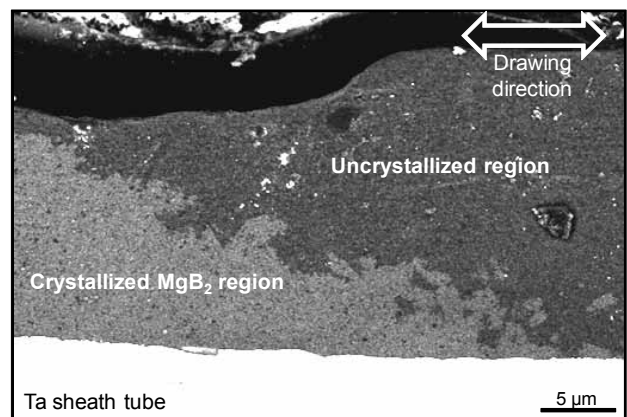


Fig. 2 Cross-sectional SEM image of the wire heated at 800°C for 1 h.

## 参考文献

1. K. Togano *et al.*: Supercond. Sci. Technol., **22** (2009), 015003.
2. 嶋田 雄介ら: Abstracts of CSJ Conference, **82** (2010) 117.

# In-situ 法 MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel 線材の臨界電流密度 $J_C$ — 線径依存性 — Critical Current Density of In-situ MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel Wire -Outer Diameter Dependence-

中山 佳威, 鈴木 康正, 尾崎 泰文, 吉田 史治(日大理工); 前田 穂(UOW); 久保田 洋二(日大理工)  
 NAKAYAMA Yoshitake, SUZUKI Yoshimasa, OSAKI Yasufumi, YOSHIDA Fumiharu, (CST, Nihon Univ.);  
 MAEDA Minoru (UOW); KUBOTA Yoji(CST, Nihon Univ.)  
 E-mail: MPD@nihon-u.ne.jp

**1. はじめに**

臨界温度  $T_C=39K$  の金属系超伝導体の MgB<sub>2</sub> は、20K 近傍での実用化に向けた研究が盛んに行われている。そのためには MgB<sub>2</sub> の高  $J_C$  化が必要である。

ここでは、In-situ 法を用いて、MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel 線材を作製し試料断面の SEM 画像、 $J_C$  の線径依存性<sup>[1]</sup>を調べ、その結果を報告する。

**2. 実験**

試薬の Mg (99.9%, 300-760 $\mu$ m) と B (95%, 0.85 $\mu$ m) を化学量論比 Mg/B = 1/2 に秤量する。これらを Ar ガス中で 40 分混合した後、 $\phi$  5.3 の圧粉型に入れ、4t の重さを 10 分間加えて圧粉体に成型する。これを長さ 40mm、外径  $\phi$  9.5、肉厚 2mm の Nb シースに詰め、溝ロールで外径  $\phi$  3.47 まで圧延加工を施す。この外側に外形  $\phi$  6.0、肉厚 1.265mm の Monel パイプを装着する。これを再び溝ロールで外径  $\phi$  0.93 まで圧延加工し、その後丸ダイスを用いて外径  $\phi$  0.87、 $\phi$  0.602、 $\phi$  0.400、 $\phi$  0.206 まで縮径する。これらを 650°C-0.5, 1, 2, 4h の熱処理を行い試料とした。

試料の  $I_C$  は超伝導マグネットを用いて最大 5T まで、温度 20K で、 $I_C$  測定装置を用いて測定した。 $I_C$  は試料に 1 $\mu$ V/cm の電場が発生した電流で定義した。 $J_C$  は  $I_C$  を MgB<sub>2</sub> コアの断面積で割って求めた。また試料表面を観察するために SEM を用いた。

**3. 結果**

Fig.1. に 650°C-2h で熱処理した  $\phi$  0.87 の試料の横断面イメージを示す。中心部の黒色の濃い部分より内側が MgB<sub>2</sub> コア領域である。コア部の形状は相似でありほとんど線材径には依存していない。

Fig.2. に外径  $\phi$  0.87、外径  $\phi$  0.602、外径  $\phi$  0.206 を 650°C で熱処理した試料の  $J_C$  vs.  $B_{ex}$  を示す。外径  $\phi$  0.87 の試料は熱処理時間 (time) 2h で炉冷、 $\phi$  0.602 の time が 1h で炉冷、 $\phi$  0.206 は 1h でクエンチによりそれぞれ作製した。Fig.2 より線材系が小さくなればなるほど、外部磁場の値によらず  $J_C$  が向上していることが分かる。

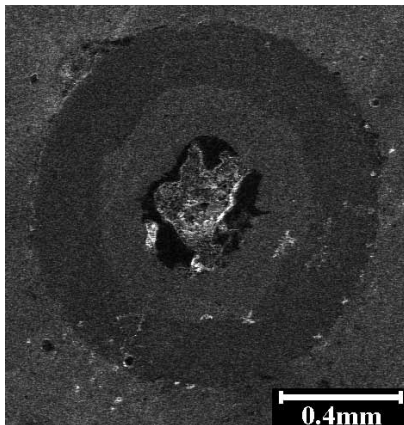


Fig.1. SEM image of  $\phi$ 0.87 wire after heat treatment.

Fig.3. に外径  $\phi$  0.206 の 650°C で作製した試料の  $J_C$  vs. time のグラフを示す。炉冷とクエンチした試料を比較すると、外部磁場が低い場合、クエンチで作製した場合の方が高い  $J_C$  を示している。しかし、外部磁場が高くなると、炉冷とクエンチ試料で  $J_C$  の差は少なくなる。5T では、炉冷で作製した試料の  $J_C$  がクエンチのものよりも大きくなっている。これらより、低磁場側で高い  $J_C$  を示すのはクエンチした試料である。一方、高磁場側で高い  $J_C$  を示すのは炉冷の試料のようである。詳細な検討は当日報告する。

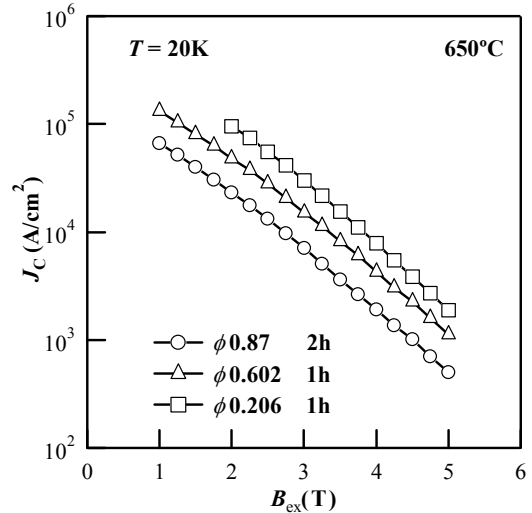


Fig.2.  $J_C$  at 20K vs.  $B_{ex}$ .

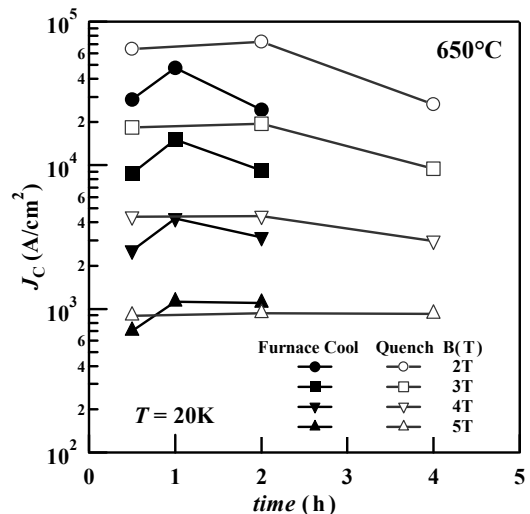


Fig.3.  $J_C$  at 20K vs. time.

**参考文献**

1. Y. Watanabe, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.81 (2009) p.166

***In-situ* 法による MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel 線材の臨界電流密度  $J_C$**   
**— Mg 粒径依存性 —**  
**Critical Current Density of *In-situ* MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel Wire**  
**-Magnesium Size Dependence-**

尾崎 泰文, 中山 佳威, 鈴木 康正, 吉田 史治(日大理工); 前田 穂(UOW); 久保田 洋二(日大理工)  
 OSAKI Yasufumi, NAKAYAMA Yoshitake, SUZUKI Yoshimasa, YOSHIDA Fumiharu (CST, Nihon Univ.);  
 MAEDA Minoru (UOW); KUBOTA Yoji (CST, Nihon Univ.)  
 E-mail: MPD@nihon-u.ne.jp

### 1. はじめに

金属系超伝導体の中で最も高い臨界温度を持つ MgB<sub>2</sub> は、 $J_C$  を向上させるための様々な研究が行われている。

本研究では、Mg と B の混合粉を充填した金属シースを圧延加工後、熱処理を行う *In-situ* 法を用いて MgB<sub>2</sub>/Nb/Monel 試料を作製した。試料断面の SEM 画像、 $J_C$  の Mg 粒径及び線径依存性<sup>[1]</sup> を調べたので、その結果を報告する。

### 2. 実験

実験に用いた Mg 試薬の純度と粒径は、それぞれ 99.99% 3000-5000 $\mu$ m、99.9% 300-760 $\mu$ m、99.9% 150 $\mu$ m、99.8% 50 $\mu$ m の 4 種類である。試薬の Mg と B (95% 0.85 $\mu$ m) を化学量論比 Mg:B=1:2 で秤量した。これを Ar ガス中で 40min 混合した後、 $\phi$  5.3 の円柱状の圧粉型に入れ 4t で 10min の加重で圧粉体に成型する。これを長さ 40mm、外径  $\phi$  9.5、内径  $\phi$  5.5 の Nb シー스에詰め、溝ロールで外径  $\phi$  3.47 まで圧延加工を施し、さらに外側に外径  $\phi$  6.0、内径  $\phi$  3.5 の Monel パイプを装着する。これを再び溝ロールで外径  $\phi$  0.93 まで圧延加工した後、丸ダイスを用いて外径  $\phi$  0.87 と  $\phi$  0.602 の線材を作製した。 $\phi$  0.87 の線材は 650 $^{\circ}$ C-30、60、120、240min の熱処理を、 $\phi$  0.602 の線材は 650 $^{\circ}$ C-30、60、120min の熱処理を行い試料とした。

試料表面を観察するために SEM を用い、MgB<sub>2</sub> Core の断面面積は SEM 画像の Nb より内側の面積で定義した。試料の 20K での  $I_C$  は超伝導マグネットを用いて最大 5T まで測定した。 $I_C$  は試料に 1 $\mu$ V/cm の電場が発生した電流で定義した。 $J_C$  は  $I_C$  を MgB<sub>2</sub> Core の断面面積で割って求めた。

Table 1. Specifications of samples

Sample	O.D. (mm)	Mg Size ( $\mu$ m)	Core Area ( $10^{-2}$ mm <sup>2</sup> )
#1-1	0.87	3000-5000	5.7
#1-2	0.87	300-760	6.2
#1-3	0.87	150	6.8
#1-4	0.87	50	5.8
#2-1	0.602	3000-5000	2.5
#2-2	0.602	300-760	3.0
#2-3	0.602	150	3.3
#2-4	0.602	50	3.5

### 3. 結果

試料の諸元を Table 1. に示す。

Fig. 1. に熱処理条件 650 $^{\circ}$ C-120min で作製した #1-1~#1-4 試料の 20K における  $J_C$  対磁場依存性グラフを示す。#1-1 と #1-2 試料は、#1-3 と #1-4 試料に比べて 5T 付近では  $J_C$  が高く、逆に低磁場側では、#1-3 と #1-4 試料の方が #1-1 と #1-2 試料より  $J_C$  が高くなっている。

Fig. 2. に熱処理条件 650 $^{\circ}$ C-60min で作製した #2-1~#2-4 試料の 20K における  $J_C$  対磁場依存性グラフを示す。試料作製時の Mg サイズが大きいほど  $J_C$  が高くなっている。

Fig. 3. に熱処理条件 650 $^{\circ}$ C-60min で作製した #2-1~#2-4 試料の 20K における磁場 1T、2T、3T、4T、5T での  $J_C$  対 Mg サイズのグラフを示す。試料作製時の Mg サイズが大きいほど  $J_C$  が高くなっている。詳細な検討は当日報告する。

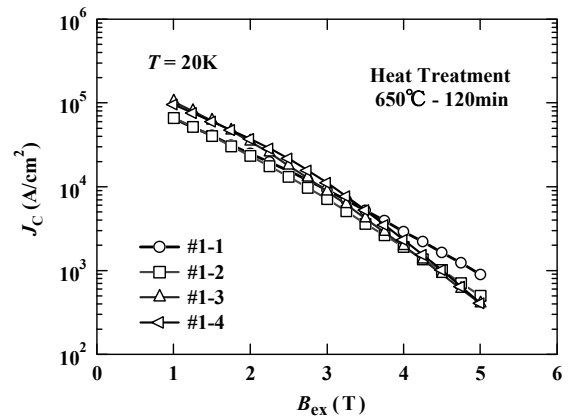


Fig. 1.  $J_C$  at 20K vs.  $B_{ex}$ .

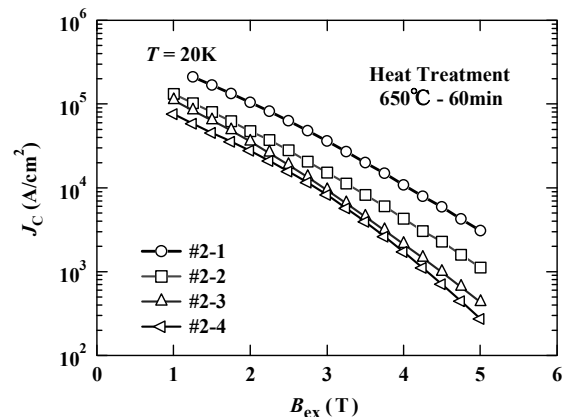


Fig. 2.  $J_C$  at 20K vs.  $B_{ex}$ .

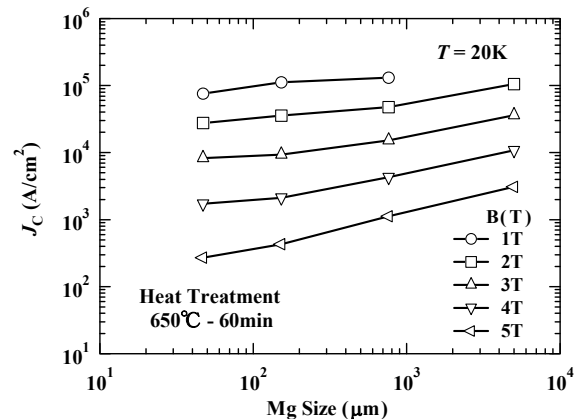


Fig. 3.  $J_C$  at 20K vs. Mg Size.

### 参考文献

1. Y. Watanabe, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.81 (2009) p.166

# MgB<sub>2</sub> テープ線材における $J_c$ の磁場温度依存性

## $J_c$ - $B$ - $T$ dependence of MgB<sub>2</sub> tapes fabricated by PIT method

松本 明善, 北口 仁, 熊倉 浩明(物質・材料研究機構)

MATSUMOTO Akiyoshi, KITAGUCHI Hitoshi, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: matsumoto.akiyoshi@nims.go.jp

### 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> 超伝導体の研究は現在、実用化を目指して世界各国で活発に進められており、MRI 用マグネット等への実用化の研究も行われつつある。そのような状況の中、臨界電流密度 ( $J_c$ ) 特性の向上はさらなる応用範囲の拡大のために重要である。我々のグループではホットプレス法によって作製した MgB<sub>2</sub> 線材において高い  $J_c$  が得られている事を報告してきた。これはテープコア部の充填率の増加に伴うコネクティブィーの上昇が要因の一つであることがわかった。本研究では、通常のパウダー・イン・チューブ(PIT)線材における  $J_c$  の温度依存性および異方性について検討を行ったので報告する。

### 2. 実験方法

MgB<sub>2</sub> 線材は通常の PIT 法によって作製した。MgH<sub>2</sub> (99.8%)とアモルファス B(99.99%)の混合粉末を用いた無添加混合粉末、およびこれらの粉末にさらにナノサイズ SiC (30nm)、エチルトルエンの2つの不純物を同時添加した混合粉末を用意した。これらの粉末をそれぞれ外径 6.3mm φ、内径 3.5mm φ の Fe 管に詰め込み、溝ロール圧延、および平ロール圧延を施した。以後、無添加線材および C 添加線材と呼ぶ。得られた両線材をアルゴンガス雰囲気下で 630°C、1 時間の熱処理を行った。得られた試料については SEM や XRD による組織観察、および電気抵抗率測定や臨界電流特性測定等の超伝導特性評価を行った。臨界電流密度特性評価のために温度、磁場および磁場印加方向を変化させながら、測定を行った。

### 3. 結果と考察

Fig.1 は無添加線材と C 添加線材のそれぞれの線材を厚さ方向に研磨しながら X 線回折図形を得たデータから MgB<sub>2</sub> の  $I_{002}$  と  $I_{110}$  のピーク強度を厚さ方向依存性として得た結果を示す。比較のために MgB<sub>2</sub> 粉末における  $I_{002}/I_{110}$  は 0.7 であった(図中に直線で示した)。これに対して、テープ線材ではいずれも1を超えており、 $c$  軸配向する傾向が見られていることがわかる。ただし、00/ピークだけ観察されるわけではない。一方、この図は厚さ方向に研磨をしているため、両端部が鉄シースに近い領域となる。Fig.1 からはその両端部が中央部に比べて  $I_{002}/I_{110}$  の値が高い傾向が見られる。つまり、鉄シース部付近ではやや配向度が高いことを示唆している。Fig.2 にテープ上面から観察した SEM 像を示す。この図から  $c$  軸配向した板状の結晶も見られるが、それとは全くランダムな方向に成長している結晶も多数観察される。以上のデータより、in-situ MgB<sub>2</sub> テープ線材においても  $c$  軸配向の傾向が見られるが、その配向度は極めて緩やかであると考えられる。

Fig.3 に無添加テープ線材における  $J_c$  の温度磁場依存性の結果を示す。図中には磁場をテープ面に対して垂直(90deg と表示)と平行(0deg)に印加方向を変化させた結果を示した。組織的には緩やかな配向傾向にあることを示したが、 $J_c$  は低温高磁界では磁場印加方向に強く依存していることがわかった。一方、ホットプレスを行った線材についても同様の測定を行った。それらの結果もホットプレスを行っていない線材とほぼ同様の結果が得られた。つまり、ホットプレスによって配向化も進むが、通常の PIT 法と比べても大きな変化は見ら

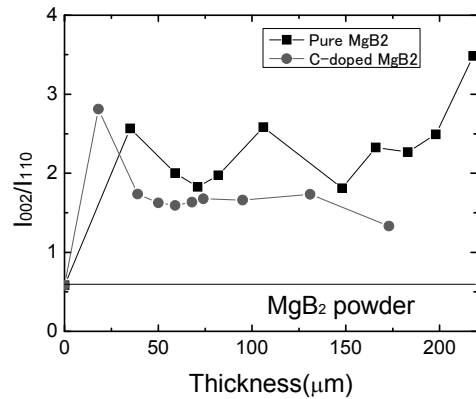


Fig.1 Relative intensity ratio of  $I_{002}/I_{110}$  of MgB<sub>2</sub> peaks in pure and C-doped MgB<sub>2</sub> samples.

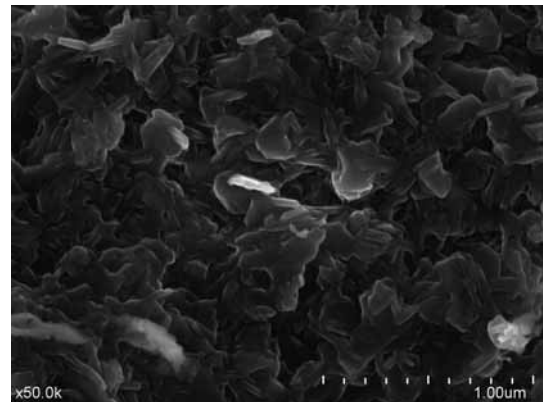


Fig.2 Typical SEM image of MgB<sub>2</sub> grains in pure MgB<sub>2</sub> tape.

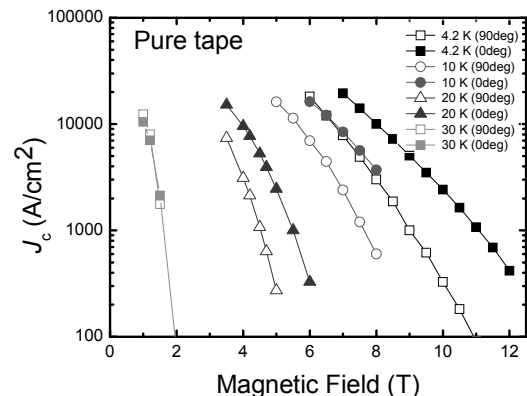


Fig.3  $J_c$ - $B$ - $T$  curve of pure MgB<sub>2</sub> tape.

れなかった。このことは  $J_c$  特性向上の主要因がホットプレスによる充填率の向上であることを示唆している。

### 謝辞

本研究の一部は科学研究費補助金 19760016 の助成を受けて実施されたものである。

## ブロック層が厚い鉄系超伝導体の臨界電流特性 Critical current properties of Fe-based superconductors with thick blocking layers

下山淳一、荻野拓、佐藤伸也、川口直登、清水保章、町田健次、山本明保、岸尾光二(東大院工、JST-TRIP)  
SHIMOYAMA Jun-ichi, OGINO Hiraku, SATO Shinya, KAWAGUCHI Naoto, SHIMIZU Yasuaki, MACHIDA Kenji,  
YAMAMOTO Akiyasu, KISHIO Kohji (Univ. of Tokyo, JST-TRIP)  
E-mail: shimo@sogo.t.u-tokyo.ac.jp (J. Shimoyama)

【はじめに】 これまでに鉄ニクタイト系超伝導体において、銅酸化物超伝導体に匹敵する多様な結晶構造を有する物質が発見されている。これは逆ホタル石型構造を持つ鉄ニクタイト層の柔軟性にもよるが、ブロック層がペロブスカイト型構造類縁の酸化物層でも構成できることが大きい。我々は、昨年よりこのようなペロブスカイト類縁構造の厚い酸化物層を有する数多くの新規鉄系超伝導体を設計、合成してきた[1-7]。その結果、Fe 面間の距離は銅酸化物超伝導体  $\text{CuO}_2$  面間距離よりも大きく変化することが明らかとなり、本系の混合状態におけるピンニング、臨界電流特性と結晶構造の関係の研究に銅酸化物超伝導体との対比を含めて興味が深まった。

ブロック層が厚くなるなるとともに電気的磁氣的異方性が大きくなるのが銅酸化物超伝導体ではよく知られており、 $T_c$  で規格化した温度で比較した場合、異方性の増大とともに  $H \parallel c$  における不可逆磁場が系統的に低下すること、磁場中での  $J_c$  もほぼ同様な傾向を示すことがわかっている。銅酸化物超伝導体で異方性が大きな代表的物質 Bi 系超伝導体の  $\text{CuO}_2$  面間距離は  $12.1 \text{ \AA}$  であるが、鉄ニクタイト超伝導体においては、はるかに長い Fe 面間距離( $d_{\text{Fe-Fe}}$ )を持つ物質群を我々は発見している。Fig. 1 には 22438、225411 相と呼んでいる鉄ニクタイト超伝導体の結晶構造を示した。

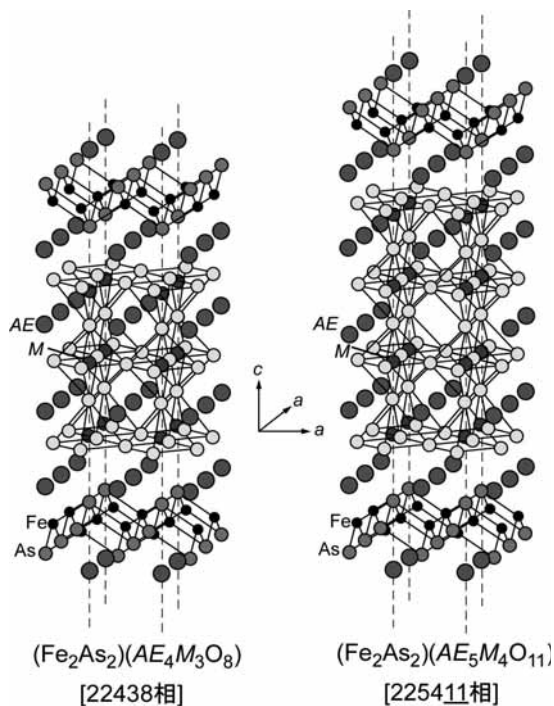


Fig. 1 Crystal structures of layered iron pnictides with thick blocking layers, 22438 and 225411 phases. [AE : Ca, Sr, Ba, M : Sc, (Mg,Ti), (Sc,Ti)]

以上の背景のもと、我々はブロック層が厚い鉄ニクタイト超伝導体の焼結体試料の磁化特性を調べており、前回はブロック層の厚さと不可逆曲線の関係を報告した。今回はさらにブロック層が厚い 226412 相まで含めて、不可逆曲線に加えて粒内  $J_c$  の評価を行ったので報告する。

【実験】 一連の焼結体試料は石英封管内における固相反応法により作製した。これらの試料について SQUID 磁束計を用いた磁化測定を行った。不可逆磁場の決定に用いた閾値は  $0.02 \text{ G}$  で、粒内  $J_c$  としておよそ  $300 \text{ A/cm}^2$  に相当する。粒内  $J_c$  の温度磁場依存性は磁化ヒステリシス曲線の幅から Bean モデルにより算出した。ここで粒径は SEM による微細組織観察結果より  $3 \mu\text{m}$  とした。

【結果と考察】 本研究では、 $(\text{Fe}_2\text{As}_2)(\text{Ca}_4(\text{Mg},\text{Ti})_3\text{O}_8)$  [ $T_c = 42 \text{ K}$ ,  $d_{\text{Fe-Fe}} = 16.7 \text{ \AA}$ ],  $(\text{Fe}_2\text{As}_2)(\text{Ca}_5(\text{Sc},\text{Ti})_4\text{O}_{11})$  [ $33 \text{ K}$ ,  $20.6 \text{ \AA}$ ], および  $(\text{Fe}_2\text{As}_2)(\text{Ca}_6(\text{Al},\text{Ti})_4\text{O}_{12})$  [ $32 \text{ K}$ ,  $22.7 \text{ \AA}$ ] の磁化特性を評価した。粒内  $J_c$  の温度、磁場依存性の一例として、Fig. 2 に  $(\text{Fe}_2\text{As}_2)(\text{Ca}_5(\text{Sc},\text{Ti})_4\text{O}_{11})$  について調べた結果を示した。これら3試料の  $5 \text{ K}$ 、低磁場下での  $J_c$  は  $6.5 \sim 9 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$  の間であり、ブロック層の厚さとの明瞭な相関は認められなかった。粒径評価の曖昧さを考慮すると、厚いブロック層を持つ、即ち2次元性が極めて強い物質群では、粒内  $J_c$  はもはやブロック層の厚さに依存せず、 $\text{Fe}_2\text{As}_2$  モノシートにおける臨界電流特性を反映したものであることが示唆された。また、温度や磁場の上昇に伴う粒内  $J_c$  の減衰はいずれの試料においても Fig. 2 に示したように急激であり、 $T_c$  で規格化した温度における不可逆磁場は、Bi 系 2212 相銅酸化物超伝導体と同程度もしくはそれ以下であるなど、これらの系では本質的にピンニング力が弱いことが確認できた。講演では、他の鉄ニクタイト超伝導体の特性も紹介し、銅酸化物超伝導体と比較しながら、ブロック層の厚さと臨界電流特性の関係を議論する。

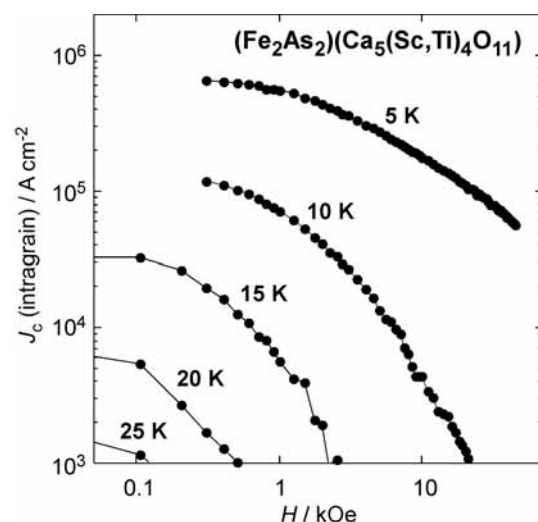


Fig. 2 Intragrain  $J_c$  vs  $H$  plot for  $(\text{Fe}_2\text{As}_2)(\text{Ca}_5(\text{Sc},\text{Ti})_4\text{O}_{11})$ .

【参考文献】 [1] H. Ogino *et al.*, *SuST* **22** (2009) 075008. [2] H. Ogino *et al.*, *SuST* **22** (2009) 085001. [3] S. Sato *et al.*, *SuST* **23** (2010) 045001. [4] N. Kawaguchi *et al.*, *Appl. Phys. Exp.* **3** (2010) 63102. [5] H. Ogino *et al.*, *Appl. Phys. Exp.* **3** (2010) 63103. [6] H. Ogino *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **97** (2010) 072506. [7] H. Ogino *et al.*, *Supercond. Sci. Technol.* **23** (2010) 115005

## 鉄オキシニクタイト多結晶バルク体の微細組織と粒間臨界電流特性

## Microstructure and inter-granular critical current properties of polycrystalline iron-oxypnictide bulks

山本 明保 (東大); ジャニー・ジャン, 亀谷 文健, アナトリー・ポリヤンスキー, ジェレミー・ワイズ, エリック・ヘルストロム, デビッド・ラバレスティエ (米国立強磁場研究所); アルベルト・マルティネリ, アンドレア・パレンゾーナ, マッテオ・トロピアノ, マリナ・プッティ (イタリア学術会議 CNR-SPIN, ジェノバ大)

YAMAMOTO Akiyasu (Univ. Tokyo); JIANG Jianyi, KAMETANI Fumitake, POLYANSKII Anatolii, WEISS Jeremy, HELSTROM Eric, LARBALESTIER David (NHMFL); MARTINELLI Alberto, PALENZONA Andrea, TROPEANO Matteo, PUTTI Marina (CNR-SPIN, Genova Univ.)

E-mail: yamamoto@appchem.t.u-tokyo.ac.jp

## 1. はじめに

鉄ニクタイト系超伝導体は, ZrCuSiAs 型 (1111 系) の層状オキシニクタイトで最高 55 K の高い超伝導転移温度を有し, 低温で非常に高い上部臨界磁場と粒内臨界電流密度を示す[1,2]. 一方で 1111 系鉄オキシニクタイトは 4 または 5 元素からなる化学的, 材料科学的に複雑な物質であり, 現在までに報告されている多結晶試料はいずれも不純物相を含み, 単相試料の合成は容易ではない[3]. このような不純物相の存在, および結晶粒界における粒間弱結合は, 多結晶における粒間臨界電流密度が粒内臨界電流密度と比較して 2, 3 桁低い原因となっていると考えられる. 本研究では SmFeAs(O,F) について, 焼結処理, 等方加圧熱処理を施すことにより不純物の少ない緻密な多結晶バルク体試料を作製し, これらの処理が微細組織と臨界電流特性に及ぼす影響について調べた.

## 2. 実験方法

Sm, As より作製した SmAs と, Fe, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeF<sub>2</sub> を混合後, ペレット成型し, 石英封管中で 1000°C, 24 時間の熱処理を行い SmFeAsO<sub>0.85</sub>F<sub>0.15</sub> バルク体を作製した (As-prepared: A1 試料). 得られたバルク体の一部に対して 1250°C, 24 時間の常圧下焼結処理 (Sintered: S1 試料), 200 MPa の圧力下において 900°C で 10 時間の HIP 等方加圧熱処理 (HIPed: H1 試料) を施した. 試料は粉末 X 線回折により構成相を, FESEM (走査型電子顕微鏡) により微細組織を, SQUID 磁束計により磁化及び残留磁化を, 磁気光学法により磁束密度分布及び臨界電流密度 ( $J_c$ ) を評価した.

## 3. 結果と考察

X 線回折結果より S1, H1 試料では A1 試料と比較して不純物相 SmOF, FeAs が減少した. 一方で, S1, H1 試料では格子定数の微増がみられ, 焼結, HIP 処理中に Sm1111 相中のフッ素量が減少したことが示唆された. 図 1 に各試料の FESEM 像を示す. 焼結, HIP 処理を施すことで試料内の空隙が減少し, とくに H1 試料では緻密な組織が観察された. S1 試料では焼結により結晶粒径の増大がみられ, 結晶粒界にクラックが認められた. 焼結, HIP 処理後には, A1 試料で存在した結晶粒間の FeAs 濡れ相がみられず, 組織の純度が向上したことが分かる.

図 2 に残留磁化の印加磁場依存性を示す. A1 試料では結晶粒間と粒内の臨界電流に対応する明瞭な二段転移が認められた. S1 試料では粒間  $J_c$  に対応する低磁場側の転移が消失し, 粒内  $J_c$  に対応する高磁場側の転移が増大した. これは, 結晶粒径の増大が粒内電流に寄与する一方, 粒界のクラックが粒間電流を抑制したことを示唆する. H1 試料では低磁場側の転移の増大がみられ, 粒間  $J_c$  は A1 の 300 A/cm<sup>2</sup> から 400 A/cm<sup>2</sup> に改善した. 一方で, HIP 処理試料は不純物相が少なく緻密な微細組織を持つことを考慮すると得られた  $J_c$  の増加は少ないといえる. この理由として, 磁化から見積もった  $T_c$  は A1, S1, H1 試料でそれ

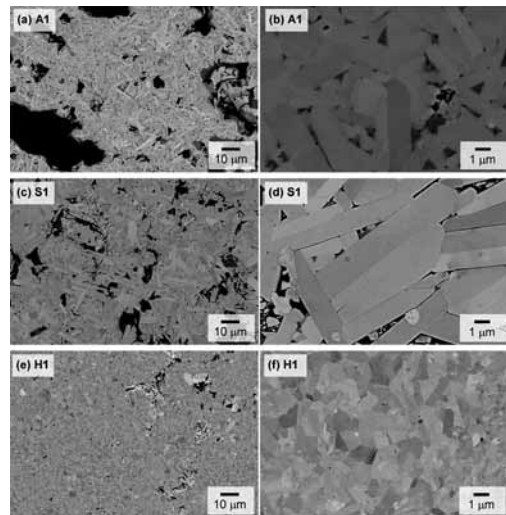


Fig. 1. Low (a,c,e) and high (b,d,f) magnification secondary electron microscopy images for A1 (a, b) S1 (c, d) and H1 (e, f).

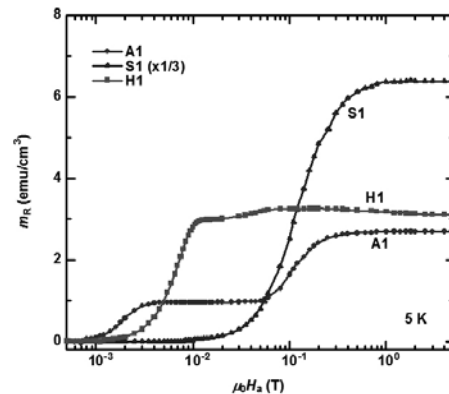


Fig. 2. Remanent magnetization ( $m_R$ ) as a function of maximum applied field ( $H_a$ ) for all the samples.

ぞれ 50, 45, 37 K であり, 低い  $T_c$  が考えられる. Sm1111 多結晶バルク体で最高の  $J_c$  を持つ試料の  $T_c$  が 55 K [1] であることを考慮すると,  $T_c$  すなわちドーブ量が  $J_c$  に強い影響を与えることが示唆される.

## 4. まとめ

焼結, HIP 処理により Sm1111 多結晶バルク体の微細組織の緻密化と高純度化に成功した. とくに HIP 処理試料は既に報告された試料中で純度, 緻密度が最も高いものの一つといえる. 一方で, 緻密かつ高純度試料で粒間  $J_c$  が低かったことは, オキシニクタイト多結晶バルク体における本質的弱結合をより強く示唆する.

[1] A. Yamamoto *et al.*, *Supercond. Sci. Technol.* **21**, 095008 (2008).

[2] 山本明保 ほか, 第79回低温工学・超伝導学会 講演概要集 p.57.

[3] 亀谷文健, 山本明保, A. A. Polyanskii, D. Abaimov, P. Li, and D. C. Larbalestier, *日本金属学会誌* **74**, 444-452 (2010).

## Fe122 単結晶の臨界電流特性

## Critical current characteristics of Fe122 single crystals

筑本 知子, 田辺 圭一 (ISTEC); 平田 渉, 宮坂 茂樹, 田島 節子 (阪大理)

CHIKUMOTO Noriko, TANABE Keiichi (ISTEC); Wataru Hirata, Shigeki Miyasaka, Setsuko Tajima (Osaka Univ.)

E-mail: chiku@istec.or.jp

## 1. はじめに

鉄ニクタイト系高温超伝導体は比較的高い  $T_c$  及び  $B_{c2}$  をもっていることから、応用上注目を集めている。実用材料化のためには当該材料の臨界電流密度 ( $J_c$ ) 特性の把握および適切なピン止め中心の導入による高  $J_c$  化が必要である。

鉄ニクタイト系高温超伝導体のうち  $BaFe_2As_2$  (Fe122) は Fe サイトの Co 置換、Ba サイトの K 置換、あるいは As サイトの P 置換により超伝導特性が現れ、 $T_c$  値はそれぞれの置換量に依存することが知られている。一方、その臨界電流特性については、系統的な研究が行なわれていない。

そこで、本研究では、Co 置換及び P 置換した Fe122 単結晶について、臨界電流特性評価を行い、比較を行なったので、その結果について報告する。

## 2. 実験方法

測定には  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.06, 0.1, 0.15$ ) 及び  $BaFe_2(As_{0.65}P_{0.35})_2$  の4種類の組成(仕込み)の単結晶を用いた。磁化率測定から求めた  $T_c$  (オンセット) はそれぞれ約 12.5K、23.3K、12.2K、29.2K であった。

磁化測定は SQUID 磁束計 (Quantum Design 社) を用いて、すべて結晶の  $c$  軸に平行に磁場を印加して行い、磁気ヒステリシスの大きさから、拡張 Bean モデル<sup>1</sup>を用いて  $J_c$  値を算出した。

## 3. 実験結果

Fig. 1 に  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.1$ ) の  $J_c$ - $B$  曲線の温度依存性を示す。測定した全温度領域にわたって YBCO 系で報告されているようなピーク効果がみられている。同様なピーク効果は  $x=0.06$  及び  $0.15$  の試料においてもみられた。

Fig. 2 に規格化したピン力密度 ( $F_p / F_{p,max}$ ) を  $b = B/B_{irr}$  に対してプロットした結果を示すが、非常によくスケールリングされることがわかる。また、 $F_p / F_{p,max} = Ab^p(1-b)^q$  の式を用いた fitting を行なったところ (図中実線)、 $p=1.46$  及び  $q=2.11$  となった。さらに、同様の解析を  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.15$ ) についても、行なったところ、 $p=1.53$  及び  $q=1.69$  (Fig. 3) であった。

これらの値は  $NdBa_2Cu_3O_7$  熔融凝固試料と非常に近い値<sup>2</sup>であり、類似のピン止め機構が働いていることが示唆される。

一方、 $BaFe_2(As_{0.65}P_{0.35})_2$  においては、ピーク効果は観察されなかった。

当日は以上の結果をもとに詳しい考察を行なう。

## 4. 謝辞

本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託及び日本学術振興会の最先端研究開発支援プログラムにより助成を受けて実施したものである。

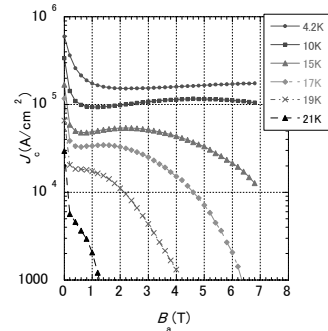


Fig.1 Field dependence of  $J_c$  for a  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.1$ ) single crystal.

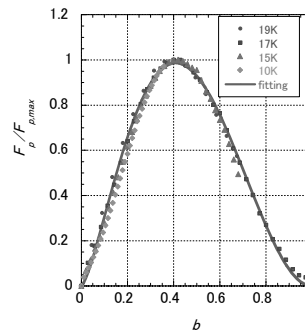


Fig.2 Plots of scaled volume pinning forces  $F_p/F_{p,max}$  versus reduced field  $b=B_a/B_{irr}$  for a  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.1$ ). The line is a fit with  $F_p / F_{p,max} = Ab^p(1-b)^q$ .

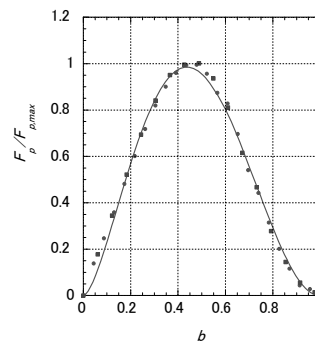


Fig.3 Plots of scaled volume pinning forces  $F_p/F_{p,max}$  versus reduced field  $b=B_a/B_{irr}$  for a  $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$  ( $x=0.15$ ). The line is a fit with  $F_p / F_{p,max} = Ab^p(1-b)^q$ .

## 参考文献

1. E.M. Gyorgy, *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **55** (1989) 283.
2. M.R. Koblischka, *et al.*, *Phys. Rev. B* **58** (1998) 2863.



# FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 超伝導線材の電流輸送特性と微細構造観察

## Transport properties and microstructure of FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> superconducting wires

尾崎 壽紀, 出口 啓太, 水口 佳一, 熊倉 浩明, 高野 義彦(物質・材料研究機構)

OZAKI Toshinori, DEGUCHI Keita, MIZUGUCHI Yoshikazu, KUMAKURA Hiroaki, TAKANO Yoshihiko (NIMS)

E-mail: OZAKI.Toshinori@nims.go.jp

### 1. はじめに

LaFeAs(O,F)などの鉄比素化合物と比較して FeSe などの 11 型鉄系超伝導体は結晶構造が最も単純であり毒性も低い。また、上部臨界磁場( $H_{c2}$ )が高いことなどから応用への可能性が期待される。しかしながら、これまで鉄系超伝導線材において transport  $J_c$  を観測した報告は少ない。我々は、鉄シースをを用いた in-situ Powder-In-Tube (PIT)法で作製した Fe(Te,Se) 線材の超伝導電流の通電に成功した[1]。そこで今回、11 型鉄系超伝導体の線材化を目指して ex-situ PIT 法を用いて FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 超伝導線材を作製した。また、熱処理が超伝導特性に及ぼす影響について検討を行った。

### 2. 実験方法

FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 超伝導線材は鉄シースをを用いた ex-situ PIT 法で作製した。鉄シー스에詰める FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 粉末は固相反応法を用いて作製した多結晶体を粉砕した。粉末を充填した鉄シースを、まず溝ロール圧延で、約 2.5 mm 角のロッドに加工し、ついでダイス線引きにより約 1.1 mm 径のロッドに加工した。加工後、約 4 cm の短尺試料を切り出し、1 atm アルゴンガス雰囲気中で石英ガラスに封入した後、150-500°C で 2 時間、熱処理を行った。Fig. 1 に 200°C で 2 時間熱処理を行った FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 線材の断面図を示す[2]。

評価方法は、結晶構造を X 線回折法(XRD)で、また超伝導特性は物理特性測定装置(PPMS: Physical properties measurement system)を用いて直流四端子法で測定した。Transport  $J_c$  の電界基準は 1  $\mu\text{V}/\text{cm}$  とした。微細組織観察は走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning electron microscope)を用いて行った。

### 3. 結果及び考察

FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 多結晶体は、XRD の結果からほぼ単相を示し、 $T_c^{\text{onset}} = 15.7 \text{ K}$  及び  $T_c^{\text{zero}} = 12.8 \text{ K}$  を示した。

Fig.2 に ex-situ PIT 法で作製した FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 超伝導線材の電気抵抗率の温度依存性を示す[2]。FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> の粉末を鉄シー스에詰めて加工するだけで、3.2 K でゼロ抵抗が得られ、 $J_c = 2.8 \text{ A}/\text{cm}^2$  (2 K)を示した。更に 200°C で 2 時間、熱処理を行うことで  $T_c^{\text{zero}} = 9.1 \text{ K}$  まで向上し、 $J_c$  は 2 K 及び 4.2 K でそれぞれ、82.5 A/cm<sup>2</sup> 及び 64.1 A/cm<sup>2</sup> を示した。これは、熱処理を行うことで粒界特性が改善されたためと考えられる。しかしながら、 $T_c^{\text{onset}}$  は多結晶体と比較して 4 K 以上低い。これは圧延加工によって FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 結晶に歪が導入されたためと推察される。

Fig.3 に 200°C で 2 時間、熱処理を行った FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 超伝導線における  $J_c$  の磁場依存性(4.2 K)を示す。比較として in-situ 法で作製した Fe(Te,Se)線材の  $J_c$  の磁場依存性(4.2 K)を示す。ex-situ 法で作製した FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> 線材は in-situ 法で作製した線材より、自己磁場において約 5 倍高い  $J_c$  を示し、磁場中における  $J_c$  の低下も低い。今後作製プロセスを改善し、 $J_c$  を向上させることで鉄系超伝導線材の応用への可能性が広がると期待される。

### 4. 謝辞

本研究の一部は(独)日本学術振興会の特別研究員奨励費(22・10227)の助成を受けて実施されたものである。

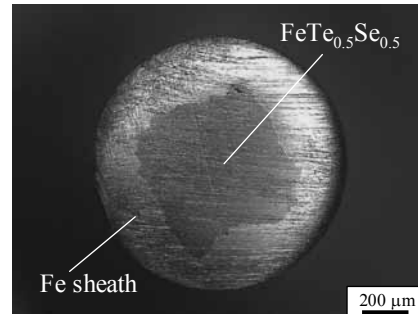


Fig.1 Optical micrograph of the cross section of FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> wire after heat treatment at 200°C for 2 h.[2]

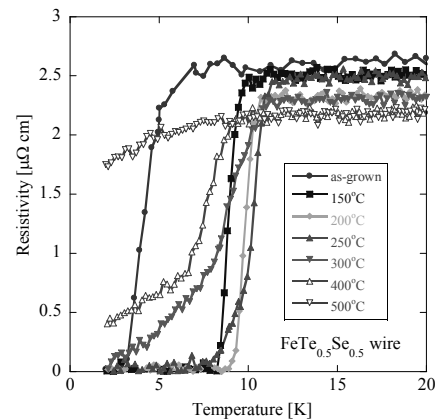


Fig.2 Temperature dependence of resistivity for FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> superconducting wires for different annealing temperatures  $T = 150\text{-}500^\circ\text{C}$ . [2]

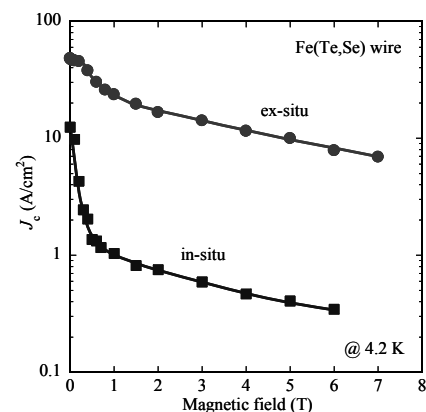


Fig.3 Magnetic field dependence of transport  $J_c$  at 4.2 K for Fe(Te,Se) wire using ex-situ and in-situ PIT method.

### 参考文献

1. Y. Mizuguchi, et al.: Appl. Phys. Express 2 (2009) 083004.
2. T. Ozaki, et al: IEEE Trans. Appl. Supercond. (in press)