

核融合原型炉のための Action Plan の状況 Present status of Action Plan for fusion DEMO

西村 新(核融合研); 岡野邦彦(慶應大); 池辺 靖(未来館); 大場恭子(原子力機構); 笠田竜太(京大); 坂本隆一(核融合研); 澤 直樹(MHI); 石井康友, 柏木美恵子, 竹永秀信(量研機構); 福家 賢(東芝)
 NISHIMURA Arata (NIFS); OKANO Kunihiko (KeioUniv.); IKEBE Yasushi (Miraikan); OBA Kyoko (JAEA);
 KASADA Ryuta (Kyoto Univ.); ISHII Yasutomo, KASHIWAGI Mieko, TAKENAGA Hidenobu (QST)
 E-mail: nishi-a@nifs.ac.jp

1. これまでの経緯

核融合炉の実現を目指し、核融合原型炉の設計に関わる研究、開発などの項目を検討するため、核融合炉原型炉開発のための技術基盤構築の中核的役割を担うチーム(合同コアチーム)が平成 25 年 7 月に設置され、その検討報告書は平成 26 年 7 月に、当時の原子力委員会 核融合作業部会に提出された[1]。また、この報告書の内容を時系列で示したチャートが平成 27 年 1 月に示された[2]。平成 27 年 3 月に核融合科学技術委員会が設置され、同年 6 月に同委員会の下に原型炉開発戦略タスクフォースが設置された。タスクフォースは、合同コアチームのチャートに基づき、核融合原型炉に向けた Action Plan を作成し、平成 28 年 3 月に核融合科学技術委員会に報告された[3]。

平成 28 年 3 月版の Action Plan は 2020 年 12 月に ITER が First Plasma を点火することを前提としていた[4]。しかし、平成 28 年 6 月の ITER 理事会で、ITER の First Plasma は早くても 2025 年 12 月になるとのメッセージがあり、平成 28 年 3 月版の Action Plan を改訂することとなった。

2. 原型炉に向けた Action Plan

現在改訂作業が進められている Action Plan の改定案に記載されている超伝導コイルの Action Plan を Fig. 1 に示す。Action Plan は時系列として、概念設計の基本設計、概念設計、工学設計と展開されており、2020 年頃に概念設計の基本設計が終了し、第一回の Check & Review が想定されている。その後概念設計に移行し、2025 年頃に終了する。概念設計終了時に第二回目の Check & Review を行い、工学設計に移行する。2035 年頃に工学設計終了後、「核融合原型炉建設への移行判断」が行われるものと想定されている。

超伝導材料の候補選定は早期に実施され、それに基づいて超伝導素線の構造設計、超伝導導体の概念設計、超伝導コイルの概念設計などが実施される。超伝導導体試験設備や超伝導コイル試験設備の設計、整備も並行して行われ、概念設計段階から超伝導導体の R&D や絶縁材料、高強度極低温構造材料の開発が進められる。工学設計段階では、導体製造技術、コイル巻線技術、コイル製作技術などの R&D が実施され、工学設計に反映される。コイル組立シナリオの検討も重要であり、コイル設計と並行して実施される。ヘリウム冷凍系、コイル電源と連携し、整合性のとれた超伝導コイルシステムが設計される。

参考文献

- 山田弘司他、核融合原型炉開発のための技術基盤構築の中核的役割を担うチーム報告 NIFS-MEMO-69(核融合科学研究所、2014 年 9 月) http://www.mext.go.jp/b_menu/shingi/gijyutu/gijyutu2/056/shiryo/1350763.htm.
- 山田弘司他、核融合原型炉開発のための技術基盤構築の中核的役割を担うチーム報告—原型炉技術基盤構築チャート—NIFS-MEMO-72(核融合科学研究所、2015 年 2 月) http://www.mext.go.jp/b_menu/shingi/gijyutu/gijyutu2/056/shiryo/_icsFiles/afeldfile/2015/01/26/1354643_1.pdf
- 文部科学省 Home Page、原型炉開発に向けたアクションプラン、http://www.mext.go.jp/b_menu/shingi/gijyutu/gijyutu2/074/shiryo/1368567.htm.
- 西村新他、低温工学・超伝導学会、2016 年度春季全国大会講演概要、2C-a01。

合同特別チームの活動フェーズ	概念設計の基本設計		概念設計		工学設計	
	2015	2020頃	2025頃	2035頃	2025頃	2035頃
1.超伝導コイル	SC概念基本設計		SC概念設計		SC工学設計	
	SC試験設備の検討		SC要素試作・試験		コイル試験	
	関連BOP(冷却系、コイル電源)					
SC設計	(15) 特/Q/産: SC概念基本設計 →(19) (15) 特/Q/N/物/大: 超伝導線材検討・主案選定→(19) (18) 特/Q/大/産: R&D計画の策定 →(19)	(20) 特/Q/産: SC概念設計 →(26)	(27) Q/産/特: SC工学設計 →(35)			
超伝導導体・コイル試験	(17) Q/N/特: 超伝導導体試験設備検討 →(19)	(20) Q/N/特: 超伝導導体試験設備 →(26) (20) Q/産/N: 超伝導導体試験 →(33)	(27) Q/N/特: コイル試験設備 →(35) (27) Q/産/N: コイル試験 →(35) (20) Q/産/N: 超伝導導体試験 →(33)			
高強度構造材料・耐放射線絶縁材料	(15) Q/物/特: 高強度構造材料検討 →(19) (15) Q/特: 耐放射線絶縁材検討 →(19)	(20) Q/産/特: 高強度構造材料試作・試験 →(33) (20) Q/産/特: 耐放射線絶縁材試作・試験 →(33)	(20) Q/産/特: 高強度構造材料試作・試験 →(33) (20) Q/産/特: 耐放射線絶縁材試作・試験 →(33)			
関連BOP(冷却系、コイル電源)	(15) 特/Q: 冷却系、コイル電源概念設計・基本設計 →(19)	(20) Q/特: 冷却系、コイル電源概念設計 →(26)	(27) Q/産/特: 冷却系、コイル電源工学設計 →(35)			

注) SC: Superconducting Coil.

Fig. 1 Action Plan (draft) for DEMO superconducting coils.

放射線管理区域に設置された 15.5T 超伝導マグネット用 温度可変インサートの改良

Improvement of variable temperature insert for 15.5T superconducting magnet installed in radiation control area

西村 新(核融合研); 宮田 斉(JASTEC); 中本建志, 吉田 誠, 飯尾雅実, 鈴木研人(高エネ研); 外山 健(東北大)
NISHIMURA Arata (NIFS); MIYATA Hitoshi (JASTEC); YOSHIDA Makoto, IIO Masami, SUZUKI Kento (KEK);
TOYAMA Takeshi (Tohoku Univ.)
E-mail: nishi-a@nifs.ac.jp

1. はじめに

東北大学 大洗センターの放射線管理区域には 15.5T 無冷媒マグネットおよび温度可変インサートが導入されており、これらの設備を用いて放射化した超伝導線材の超伝導特性の評価を行うことができる。

平成 26 年度までの研究では、高磁場で通電した際に、通電後試料温度が通電前の温度に戻らないことが明らかとなり、電磁力によって熱移動の障害が形成されていることが推察された。平成 27 年度には、VTI の一部の手直しによって、試料温度が通電後の温度に戻ることが確認されたが、繰り返し励磁による熱移動の劣化が危惧され、VTI の改善を施した。改善作業の内容と結果を報告する。

2. 改善作業の要点

Fig. 1 に平成 27 年度に計測された通電時の試料ホルダーの温度変化を示す。試料は Nb₃Sn 線材で、磁場 15T、377A まで通電した結果である。この実験結果からわかるように、平成 27 年度に実施した一部手直しにより、通電試験後、試料ホルダーの温度は通電前の温度に戻っている。しかしながら、+ 極側の温度は約 5.6K、- 極側の温度は約 5.2K であり、温度が 4K 台にまで下がっていない。

そこで、平成 28 年度では、以下のような点検、改造を行った。(平成 27 年度に実施した内容も含む。)

(1) Fig. 2 に示すように、高純度 Al ロッドと銅板の接触を確保するため、銅製の固定治具と L 型の SUS プレートを追加した。この部品追加により、高純度 Al ロッドの肩部の圧縮応力が約 40MPa から約 17MPa に改善し、曲げ剛性が増加した。(高純度 Al ロッドの先に、試料ホルダーが取り付けられ、熱はこの高純度 Al ロッドを介して GM 冷凍機に伝えられる。)

(2) 銅製のバスバーに半田で埋め込まれている Nb₃Sn 線材の本数をそれぞれの極側ともに 2 本とし、電流量を上げた。

(3) 高純度 Al ロッドと銅製バスバーの間の熱接触を改善するため、Al ロッド表面を研磨し、電気絶縁材料を変更した。

3. 改善作業後の通電試験

改善作業後に、JRR-3 で 1.0×10^{22} n/m² まで中性子照射した Nb₃Sn 線材を用いて高磁場中での通電試験を実施した。Fig. 3 は 10T で、227A まで通電した結果である。+ 極側、- 極側ともに 5K 以下まで冷却され、通電試験後には通電試験前の温度に戻っている。

試料ホルダーは銅製バスバーにボルトで固定されているが、この固定部の熱接触も試料ホルダーの冷却に影響しており、試料ホルダーの固定方法も今後検討する予定である。

以上の結果から、平成 26 年度までに観察された、高磁場中での通電試験後の試料ホルダー温度の温度上昇は、高純度 Al ロッドと銅板との間の熱接触が低下したことによるものと結論づけられ、その接触部の力学的な補強は、熱接触状態を維持するのに有効であったことがわかる。

これらの装置を用いた試験結果は別途報告する。

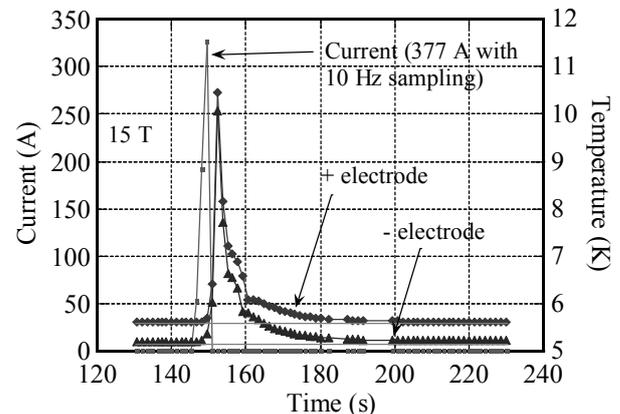


Fig. 1 Temperature rise measured in 2015 before modification.

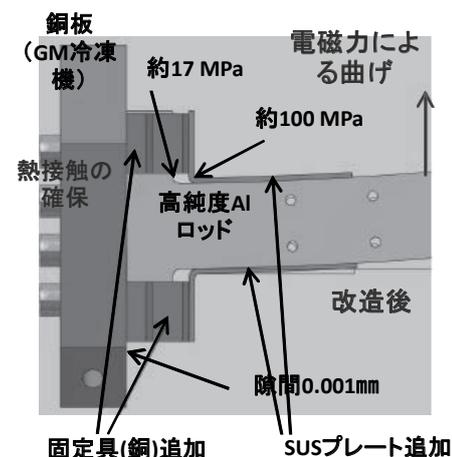


Fig. 2 Additional supports to strengthen contact of pure aluminum and copper plate.

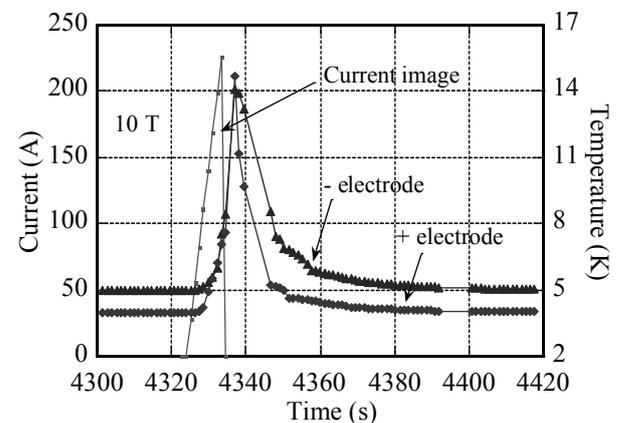


Fig. 3 Temperature rise measured in 2016 after modification.

JT-60SA 用超電導コイルシステムの製作進捗

Progress of Superconducting Magnet System for JT-60SA

村上 陽之, 土屋 勝彦, 木津 要(量研);堀井 弘幸, 野元 一宏(三菱電機);高田 英治(富士電機)
 MURAKAMI Haruyuki, TSUCHIYA Katsuhiko, KIZU Kaname (QST);
 HORII Hiroyuki, NOMOTO Kazuhiro (Mitsubishi Electric);TAKADA Eiji (Fuji Electric)

1. はじめに

欧州と日本が共同で製作を進めているJT-60SAの超電導コイルのうち、トロイダル磁場コイルは欧州が製作を担当し、ポロイダル磁場コイル(中心ソレノイドおよび平衡磁場コイル)および給電装置機器は日本が製作を担当する[1]。

中心ソレノイドは4つのモジュールのうち3つ目までのモジュールが完成し、現在4つ目のモジュールを製作中である。平衡磁場コイルは、6個のコイルのうち先行して製作した3個のコイルはすでにJT-60SA装置内に仮置きされている。残る3個のコイルは2016年夏に完成し保管されている。

極低温で運転される超電導コイルと室温に置かれる電源を結ぶための給電装置(コイルターミナルボックス:CTB)は5個のうち1個が完成し、残る4個の製作が進められている。

本発表では、これらのポロイダル磁場コイルおよびCTBの製作の進捗状況について報告する。

2. 中心ソレノイド

中心ソレノイド(CS)は4モジュールのうち、1つ目のモジュール(CS1)が2016年9月に完成した(図1左)。1つ目のCSモジュールは、核融合科学研究所で冷却・通電試験を実施し、問題なく製作できたことを確認した。2~4つ目のモジュールも製作を進めており、2017年2月および3月に、それぞれ2つ目(CS2)、3つ目のモジュール(CS4)が完成した(図1右)。現在は4つ目のモジュール(CS3)の製作を進めている。

CS1~CS4のモジュール製作が完了後、4つのモジュールを積み重ねて、タイプレートと呼ばれる構造物で挟み込む一体化と呼ばれる工程に入る予定である。

3. 平衡磁場コイル

平衡磁場コイルは6個のコイルで構成される。このうちEF4,5,6の3個のコイルは装置下部に据え付けられるため、真空容器等の組立開始前の2014年1月に、JT-60SA装置内に仮置きされた。装置上部に設置されるEF1,2,3の3個のコイルの製造は2016年8月に完成した(図2)。

完成したEFコイルの真円度は、表1に示すとおり要求値の6.0~8.0mmに対して、0.2~1.3mmであり、非常に精度よく製作できていることが確認できた。上部3個のコイルは、真空容器およびトロイダル磁場コイルの組立が完了した後、その上部に設置する予定である。

4. コイルターミナルボックス

コイルターミナルボックス(CTB)は、高温超電導電流リードを介して、常温の銅ブスバーと極低温のNbTi超電導電流フィードを接続する給電機器である。CTBは高温超電導電流リード部を低磁場中に配置するため、7mの長いダクト状の真空容器を介してクライオスタットに接続する構造である。ダクト内の超電導フィードは熱収縮による変位を吸収するため、クランク状に曲げた複雑な形状をしている[2]。

CTBは全部で5台製作する計画で、そのうち最初のCTBが2017年2月に完成し(図3)、現在は残る4個のCTBの製作を進めている。最初のCTBは冷却・通電試験を実施し、設計通りの性能を持つことを確認する予定である。

参考文献

1. Y. Koide, et al.: Nuclear Fusion, Vol. 55, (2015) 086001
2. K. Kizu, et al.: Fusion Engineering and Design, Vol. 98-99, (2015) 1094-1097

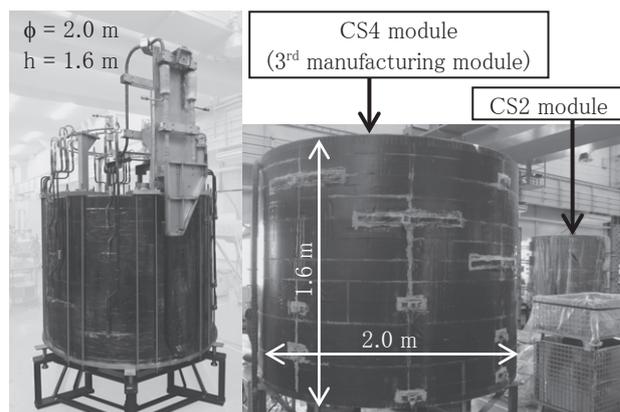


Fig.1 Completed CS1, CS2 and CS4 module

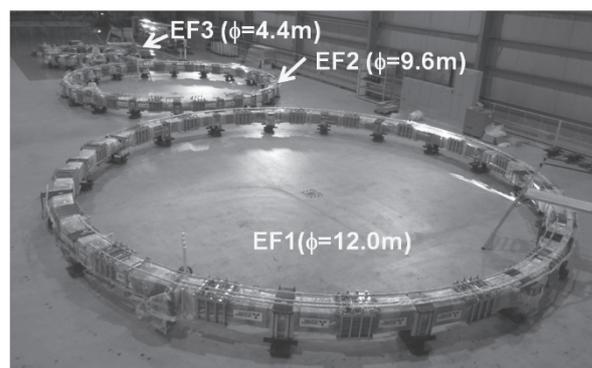


Fig.2 Completed EF1, EF2 and EF3 coils

Table 1 Circularity of EF coils

	Circularity	Requirement	Outer Diameter
EF1	0.3 mm	≤ 8.0 mm	12.0 m
EF2	0.4 mm	≤ 7.0 mm	9.6 m
EF3	0.2 mm	≤ 6.0 mm	4.4 m
EF4	0.6 mm	≤ 6.0 mm	4.4 m
EF5	0.6 mm	≤ 7.0 mm	8.1 m
EF6	1.3 mm	≤ 8.0 mm	10.5 m

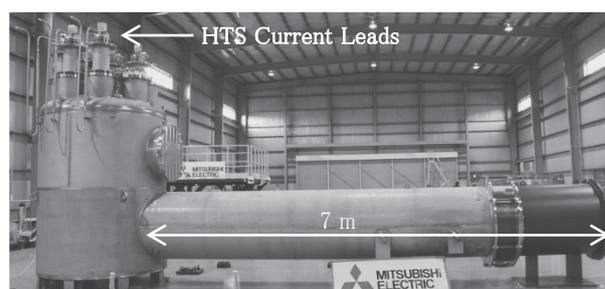


Fig.3 Completed first CTB (Coil Terminal Box)

JT-60SA 用中心ソレノイドの冷却特性

Cooling Characteristics of Central Solenoid for JT-60SA

村上 陽之, 神谷 宏治, 夏目 恭平, 土屋 勝彦, 木津 要(量研); 尾花 哲浩, 濱口 真司, 高田 卓, 高畑 一也, 今川 信作, 三戸 利行, 力石 浩孝, 岩本 晃史, 森内 貞智, 大場 恒揮, 鷹見 重幸, 野口 博基 (NIFS)

MURAKAMI Haruyuki, KAMIYA Koji, NATSUME Kyohei, TSUCHIYA Katsuhiko, KIZU Kaname (QST);

OBANA Tetsuhiro, HAMAGUCHI Shinji, TAKADA Suguru, TAKAHATA Kazuya, IMAGAWA Shinsaku, MITO Toshiyuki, CHIKARAISHI Hirotsuka, IWAMOTO Akifumi, MORIUCHI Sadatomo, OHBA Kohki, TAKAMI Shigeyuki, NOGUUCHI Hiroki (NIFS)

1. はじめに

JT-60SA に用いる中心ソレノイド(CS)は日本が製作を担当し、2016年9月に最初のモジュール(CS1)が完成した。

これまでに実施してきた短尺のサンプルや4層試作コイル[1],[2]では評価することが難しい、52層の実機モジュール固有の現象がJT-60SAの運転に影響しないことを確認するため、最初に完成したCS1モジュールを用いた冷却・通電試験を核融合科学研究所において実施した。

JT-60SAの運転では、超電導コイルの冷却期間は1ヶ月とされている。この期間にCSを問題なく冷却できることを確認するため、CSモジュールの冷却特性の評価試験を実施した。

本発表では、今回実施したCS1モジュールの実機試験のうち、冷却特性の評価試験結果について報告する。

2. CSモジュールの冷媒流路と冷却条件

CSの冷却は、パンケーキ巻コイルの最外周からヘリウムを導入し、内層で折り返し再度最外周からヘリウムを排出する経路で、2層パンケーキを1経路で冷却する設計である。最内周に到達し熱くなったヘリウムが最外周の出口へ戻る間に、層間の熱伝導により入口側のヘリウムと熱交換し再冷却されて排出されるため、冷却効率が悪くなる。これまでに実施した4層試作コイルの冷却試験の結果、最内周の温度が一番高く、戻りのヘリウムが再冷却される現象が確認された。

冷却中に過大な熱応力がモジュール内に生じないよう、モジュール内の温度差は50℃以下に抑えて運転する必要がある。4層試作コイルの試験結果より、冷媒出入口の温度差が25℃の場合に、モジュール内の温度差は50℃になることが分かっている。実機モジュールも冷媒出入口の温度差を25℃以下に抑えた条件で冷却を実施する。

これらの非効率的な冷媒流路や、冷媒出入口の温度差を25℃以下に抑えなくてはならないという冷却条件は、CSモジュールの冷却期間を長引かせる要因となる。

3. CSモジュールへの冷媒供給

CSモジュールは52層からなり、冷却流路(26本)はヘッダを介して並列に接続され、冷媒が供給される。各冷却流路の流路抵抗差により冷媒流量にばらつきが生じることが予想される。流量の低い流路は、冷却速度が遅くなるため他の部分より温度が高くなる。その結果、流路抵抗差が大きくなり、さらに流量が低くなり、結果冷え残る部分となる恐れがある。モジュール内の温度差を抑えるためには、冷え残り部分の冷却速度に合わせてモジュール全体を冷却する必要があり、この現象はCSモジュールの冷却期間を長引かせる要因となる。

4層試作コイル(冷却経路は2本)の冷却試験の結果、2本の流路間で大きな温度差が生じることはなく、問題なく冷却できることが確認されている。52層の実機モジュールでも同様に冷却できることを確認するため冷却特性を評価した。

4. 冷却特性試験

実機冷却時と同様に、冷媒入口と出口の温度差が25Kを超えない条件で液体窒素温度付近まで冷却し、その後4K

のヘリウムを供給する、という手順で冷却を行い、モジュール内温度分布の確認およびCSの冷却期間を評価した。

温度計はヘリウム配管入口(Tin)、戻り配管の上部(Ttop)、中央(Tmiddle)、下部(Tbottom) およびヘッダ出口へ取り付け温度分布を測定した。ヘリウム供給温度は、ヘッダ出口温度との温度差が25K程度になるように調整しながら冷却した。今回の試験では入口側の圧力は約0.7MPa、出口側圧力は約0.4MPaとし、流量は約15g/sであった。

図1に冷却中の冷媒の供給温度および戻り温度を示す。冷媒の戻り温度差は数K以内で安定しており、冷却中のモジュール内温度はほぼ均一であることが分かる。これは、流量差によって生じる温度差が、層間の熱伝導により解消されたためと考えられる。以上より、CSモジュールは内部に大きな温度差が生じることなく健全に冷却できることが確認できた。

一方、CSの冷却期間は、11月29日より冷却を開始し、12月7日に10K付近まで冷却が完了しており、室温から運転温度近傍まで約8日間で冷却できた(うち80K近傍で運転調整のため1日ほど冷却が停滞したため実質は7日間である)。

今回の試験時の流量は15g/s程度であり、実機運転冷却時の流量は1モジュールあたり5g/s程度である。実機運転では、流量が1/3のため冷却期間は3倍の21日間程度と推測され、これは実機冷却期間である1ヶ月以内であり、CSが冷却のボトルネックとならないことを確認した。

5. まとめ

CS1モジュールを使用した冷却試験を実施し、モジュール内に大きな温度差が生じることなく健全に冷却できることを確認した。また、実機運転時にCSは21日間程度で冷却可能であり、実機冷却期間である1ヶ月に比べて短く、CSが冷却のボトルネックとならないことが確かめられた。

参考文献

1. H. Murakami, et al.: IEEE Transactions on Applied Superconductivity, Vol. 24, No.3 (2014) 4200205
2. T. Obana, et al.: Physica C, Vol. 518, (2015) 96-100

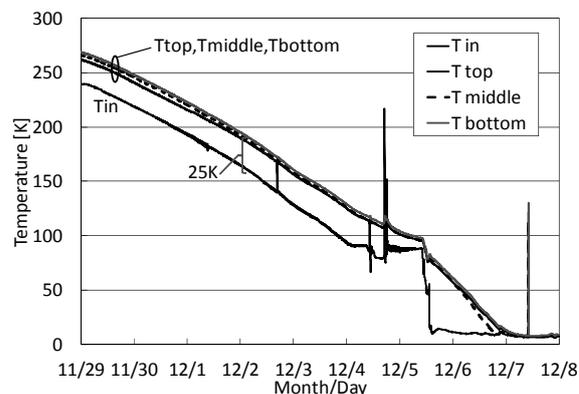


Fig.1 Inlet and outlet temperature during cooling down

航空機用超伝導ケーブルの断熱 2 重管材料の開発

Development of cryogenic pipe materials of the superconducting cable for airplanes

神田 昌枝, 山口 作太郎, 孫 建, Vladimir Vyatkin, 岩田 暢祐(中部大学);
小島 孝之, 田口 秀之, 岡井 敬一(JAXA); 西 義武(東海大学)

KANDA Masae, YAMAGUCHI Satarou, SUN Jian, VYATKIN Vladimir, IWATA Yousuke (Chubu University);
KOJIMA Takayuki, TAGUCHI Hideyuki, OKAI Keiichi (JAXA); NISHI Yoshitake (Tokai University)
E-mail: kanda@isc.chubu.ac.jp

1. 緒言

航空機の電気化の促進(MEA: More Electric Aircraft)が進んでいる。地球温暖化や石油価格の高騰を背景にハイブリッド自動車や電気自動車が主流となり、航空機も脱化石燃料化を目指している。従来の航空機は主に油圧・空気圧・電気の3つのパワーシステムで構築されていたが、近年では A380(エアバス)、B787(ボーイング)を中心に運航性能(燃費)、整備性、安全性の向上から MEA が進んでいる。電気システムは、稼働中も連続的に自己診断を行うことが可能なため、システムの作動状態を常に監視している。しかしながら MEA 導入では、大電力化によるバッテリー発火対策など新しい電気システムが求められている。特に大電力を軽量で機内送電できる超伝導送電システムや超伝導モーターなど超伝導技術・複合材料の航空機応用に果たす役割は大きい。

そこで、航空機用超伝導ケーブルの断熱 2 重管を作製するため、軽量な材料で、低温脆性のない材料が必要となる。さらに、真空状態を保ちながら機械的強度を検討すると金属が最初に検討される。そこで、CFRP(炭素繊維強化プラスチック)よりも比重が小さい(三徳の Mg-Li 合金(サンマリア)に注目した。航空機用材料として使われている Al の比重が 2.69 g/cm³、CFRP の比重が 1.6 g/cm³なので、これらの値と比べると Mg-Li 合金は 1.36 g/cm³と比重が小さい。本研究では、航空機用電力ケーブルの断熱 2 重管の材料として、Mg-Li 合金の低温下における機械的特性について検討を行った。

2. 実験方法

Mg-Li 合金(Li=14wt%, Al=3wt%, Ca=<1wt%, Mg=Bal.)の低温強度特性を評価するため、シャルピー衝撃試験機により機械的特性を評価した。図 1 に本研究で使用したシャルピー衝撃試験片の形状を示す。試験片形状は、JISZ2242 金属材料のシャルピー衝撃試験方法に準拠し、放電加工機によって試験片を作製した。また、破壊の伝播を促すため、試験片には試料片に V ノッチも加工した。シャルピー衝撃試験機は、(株)島津製作所のシャルピー衝撃試験機を使用し、Mg-Li 合金の衝撃値を求めた。¹⁻³⁾

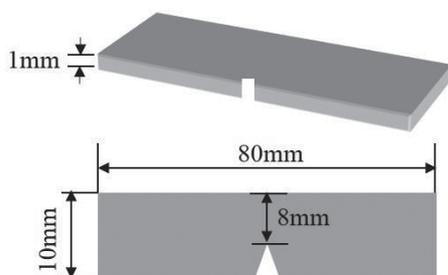


Fig.1 Charpy specimen with sizes.

3. 実験結果・考察

図 2 に液体窒素(77K)、室温(289K)でのシャルピー衝撃試験結果を示す。室温では 100±30kJ/m² で、平均値が 102kJ/m² であり、液体窒素では 113±32kJ/m² で、平均値が 102kJ/m² であり、温度低下による脆化は見られなかった。以上のことから 77K では低温脆性が起こりにくい材料であることが分かった。

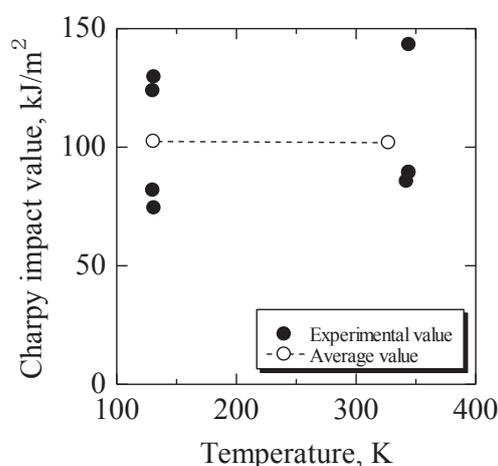


Fig.2 Charpy impact value of Mg-Li alloy of room temperature and liquid nitrogen temperature.

Mg-Li 合金の結晶はhcp構造(α相)であるが、bcc 構造の Li 含有量が 6~10.5mass% 合金化するとhcpとbccの二相混合組織となり、さらに Li 含有量が 10.5mass%以上になるとβ単相となる。ところで、融点が 660℃と比較的高く、結晶構造の異なるfcc構造の Al の添加は、近い構造の hcp を安定化し、混合組織が生じ易くなる。さらに、初晶の核発生頻度が高まり結晶粒微細化も容易となり得る。すなわち、界面や粒界の面積の増大や加工誘起変態が衝撃を緩和するので、低温であるにもかかわらず、この合金が衝撃値を低下させない結果の説明となる可能性が高い。

4. 結言

本研究では、航空機用超伝導ケーブルの断熱 2 重管を作製するため、Mg-Li 合金を候補材料として、液体窒素温度下における機械的特性について検討を行った。その結果、液体窒素温度においてもシャルピー衝撃値は低下しないことを確認した。

参考文献

1. M. Kanda, et al.: J. Jpn. Inst. Metals, Vol. 70 (2006) pp.945-949
2. K. Itou, et al.: J. Jpn. Inst. Metals, Vol. 70 (2006) pp.940-944
3. M. Kanda, et al.: Materials Transactions Vol. 50 (2009) pp.177-181

核融合炉用超電導磁石絶縁材料の照射効果に関する研究 -放射線照射による電気絶縁性能の変化-

Study on Irradiation Effect of Insulating Materials for Fusion Superconducting Magnet -Change in Electric Insulation Performance by Irradiation-

鬼頭 駿介, 秋山 庸子 (大阪大学); 西嶋 茂宏 (福井工業大学)

KITO Shunsuke, AKIYAMA Yoko (Osaka University);

NISHIJIMA Shigehiro (Fukui University of Technology)

E-mail: kito@qb.see.eng.osaka-u.ac.jp

1. はじめに

現在建設中の国際熱核融合実験炉 ITER では超電導磁石によってプラズマを制御しているが、超電導磁石は中性子線や γ 線などの放射線、高磁場による電磁力にさらされる。中でも超電導磁石の絶縁材料に使用される高分子材料は、放射線感受性が高い上に極低温条件下では脆化する性質をもつ。放射線による劣化や低温脆化によって、高分子材料は電磁力に起因する機械的劣化が起こりやすくなり、絶縁性能が低下する[1]。また、超電導磁石遮断時には高電圧が負荷されるため、材料劣化時の絶縁性能の評価が重要となる。ITER の絶縁材料では絶縁性能を向上させるため、ガラスクロスとポリイミドフィルムを積層し、樹脂を含浸、硬化させた Fig.1 のような構造のハイブリッド複合材料を使用している。このような構造にすることで、樹脂とガラスクロスに亀裂が生じてもポリイミドフィルムによって貫層方向の絶縁破壊を防ぐことができる。しかし、沿層方向の絶縁はポリイミドフィルムによる絶縁を望めない。このため、本研究では絶縁材料に放射線を照射したときの沿層方向の絶縁性能の変化を調べることを目的として絶縁破壊試験を行った。

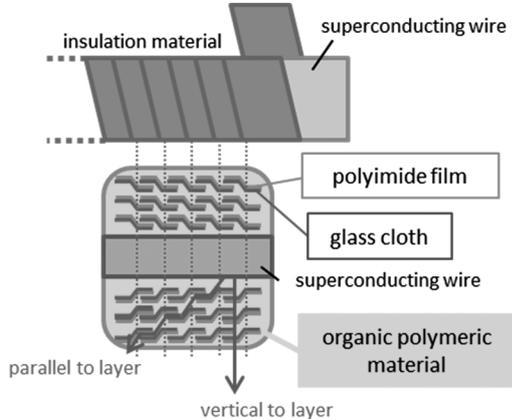


Fig.1 The structure of insulation material in ITER

2. 実験方法

本実験ではマトリックスにエポキシ樹脂を使用したガラス繊維強化プラスチック(以下 GFRP)と、GFRP にポリイミドフィルムを挟んだハイブリッド複合材料(以下 Hybrid)の 2 種類の材料を作製した。それぞれを Fig.2 に示した形状に加工し、 ^{60}Co の γ 線を照射した後、針-円板電極を用いて沿層方向の絶縁破壊試験を行い、単位厚さ当たりの絶縁破壊電圧(絶縁耐力)を算出した。

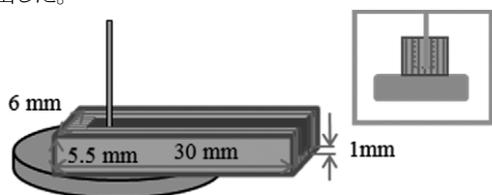


Fig.2 The electrodes and the specimen

3. 実験結果と考察

実験結果を Fig.3 に示す。横軸は γ 線の吸収線量、縦軸は単位厚さ当たりの沿層方向の絶縁耐力に対応する絶縁耐力を表している。

GFRP は γ 線を照射することで絶縁耐力が若干増加した。試験片厚さを測定したところ、照射後は照射前に比べて厚さが減少する傾向が見られたことから、照射による試験片収縮が絶縁耐力増加の原因の一つとして考えられる。

一方、Hybrid の絶縁耐力は照射によって低下した。前述のとおり、GFRP では絶縁耐力は増加したことから、ポリイミドフィルムを複合させたことで沿層方向の絶縁性能が低下したと考えられる。

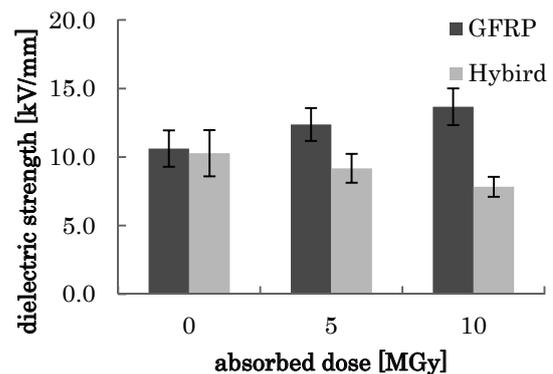


Fig.3 The dielectric strength before and after irradiation

4. まとめ

本研究ではエポキシ樹脂とガラスクロスからなる GFRP と、GFRP とポリイミドフィルムからなるハイブリッド複合材料に対して γ 線を照射し、沿層方向における絶縁性能への影響を調べた。その結果、GFRP については絶縁耐力の増加が見られたが、ハイブリッド複合材料については、絶縁性能が劣化することがわかった。今後は、せん断応力下での絶縁破壊試験を行うことで、機械的劣化が絶縁性能に与える影響を調べる予定である。

謝辞

本研究の一部は自然科学研究機構核融合科学研究所の「NIFS 一般共同研究プログラム(NIFS16KERA010)」の助成を受け実施いたしました。この場を借りて御礼申し上げます。

参考文献

- 西村 新 ほか：小特集 磁場閉じ込め核融合炉に向けた超電導マグネット材料工学, Journal of Plasma and Fusion Research, No. 1, Vol. 83, p. p. 30-59, 2007

高強度 Bi2223 線材 Type HT-NX の開発状況

Development of high strength Bi2223 tape Type HT-NX

岡田 朋之, 小林 慎一, 長部 吾郎, 山崎 浩平, 菊地 昌志, 山出 哲, 中島 隆芳, 武田 宗一郎, 林 和彦
加藤 武志(住友電工); 笠場 孝一(富山大)

OKADA Tomoyuki, KOBAYASHI Shinichi, OSABE Goro, YAMAZAKI Kohei, KIKUCHI Masashi, YAMADE Satoru,
NAKASHIMA Takayoshi, TAKEDA Soichiro, HAYASHI Kazuhiko, KATO Takeshi (Sumitomo Electric Industries, LTD.);
KASABA Koichi (Univ. of Toyama)
E-mail: okada-tomoyuki1@sei.co.jp

1. はじめに

当社では、加圧焼成 (CT-OP) 法を用いた $(\text{Bi,Pb})_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ 線材の開発を進めてきた。特に補強材との 3-ply 加工による高強度化に注力しており、プリテンション技術開発や補強テープ材料の検討を進めた結果、強磁場マグネット応用に必要な引張り強度 400 MPa を有する Type HT-NX の製品化に成功した[1]。現在、この Type HT-NX を内層に使用した高磁場マグネットの製作・運用が進められている[2][3][4]。

Type HT-NX の補強材である Ni 合金は、Type HT-CA や Type HT-SS で使用する Cu 合金やステンレスと比べ降伏応力が飛躍的に高いが比抵抗が高く、Type HT-NX をスプライスすると Type HT-CA の約 20 倍の接続抵抗を示す。我々は、補強材を線材の片面のみ剥ぎ取り、銀シース露出面同士が向かい合うようにスプライスすることで接続抵抗の低減に成功した。補強材剥ぎ取り長さを 15mm、ラップ長を 20mm とし、スプライス部中央にできる隙間に厚さ 0.05 mm、長さ 10 mm の Cu テープを介在させることで、引張り強度 389 MPa、接続抵抗 73 nΩ を達成した[5]。今回、スプライス部の疲労試験を実施したので報告する。

2. 実験方法

液体窒素中で繰返し速度 3 cycle/s で疲労試験を行った。 I_c は直流 4 端子法により評価し、電圧端子間はスプライス部をまたぐよう 56mm とした。許容引張り強度 σ_a は、スプライス前の単線の I_c 維持率が 95% を示す引張り応力として定義した。

3. 結果

10^5 回の繰返し試験での I_c の変化を Fig. 1 に示す。スプライス線でもスプライス前の単線でも、印加外力が σ_a の 82% 以下では 10^5 回の繰返しの後に $I_c/I_{c0} > 0.95$ を保った。 σ_a の 85~86% では I_c が繰返し回数の増加に従って低下し

10^5 回の繰返しの後に $I_c/I_{c0} < 0.95$ を示した。スプライス線とスプライス前の単線で疲労特性に差が見られないことから、本スプライス手法によっても Type HT-NX の疲労特性は維持されていると言える。

4. 結言

Type HT-NX の低抵抗接続法に対し疲労試験を行った。スプライスの有無によらず許容引張り強度は $0.82\sigma_a$ を示し、本接続方法の機械特性への信頼性が確かめられた。

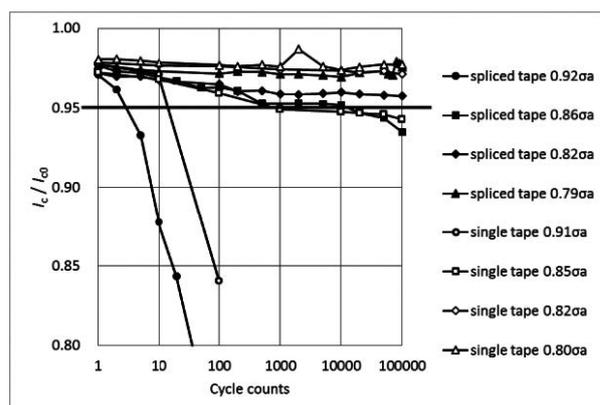


Fig.1 Deterioration of $I_c(77\text{K})$ for single and spliced Type HT-NX tape due to repeated application of external force

参考文献

- [1] <http://www.sei.co.jp/company/press/2015/04/prs027.html> (2015)
- [2] Y. Yanagisawa *et al.*, SuST 28 125005 (2015)
- [3] Y. Yanagisawa *et al.*, IEEE/SCS & ESAS SNF global edition (2016)
- [4] S. Awaji *et al.*, SuST in press (2017)
- [5] G. Osabe *et al.*, MEM16 (2016)

実用 REBCO および BSCCO 線材における臨界電流の可逆応力・歪限界

Reversible Stress and Strain Limits of Critical Current of Practical REBCO and BSCCO Wires

長村 光造, 町屋 修太郎, 西島 元

OSAMURA Kozo (RIAS); MACHIYA Shutaro (Daido Univ.); and NISHIJIMA Gen (NIMS)

E-mail: kozo_osamura@rias.or.jp

1. はじめに

REBCO および BSCCO 線材を用いてコイル等の応用機器を設計・製作するとき、曲げ、引張あるいはねじり等の複雑な機械的負荷がどのように超電導特性に影響するかを明らかにしておかなければならない。基本特性として臨界電流の可逆応力・歪限界を知っておくことは必須である。本報告では臨界電流の可逆応力・歪限界の定義と、それに基づき実際に REBCO および BSCCO 線材で求めた限界値について考察を行った。

2. 試験方法

供試料には市販されている 4 種類の REBCO テープ A: Fujikura Ltd., B: SuperPower Inc., C: SuNAM Co. Ltd and D: American Superconductor と 2 種類の SUS 及び Ni 合金テープをラミネートした BSCCO-2223 テープを用いた。引張応力下での臨界電流測定のためにテープを引張試験機に装着し絶縁した試料グリップを通して電流を流し、25mm 離れた電圧タップ間の電圧が $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ になった時を臨界電流とした。必要部分を液体窒素で冷却した。歪は Nyilas 型の伸び計で計測した。測定は例えばテープに引張応力 $R=350\text{MPa}$ 印加した状態で臨界電流を測定し初期値との比 I_c/I_{c0} を求める。次に応力をゼロ $R=0$ の状態に戻し測定した値を I_{cr}/I_{c0} とする。順次応力を増加させながらこれら 2 つの規格化された臨界電流を測定した。

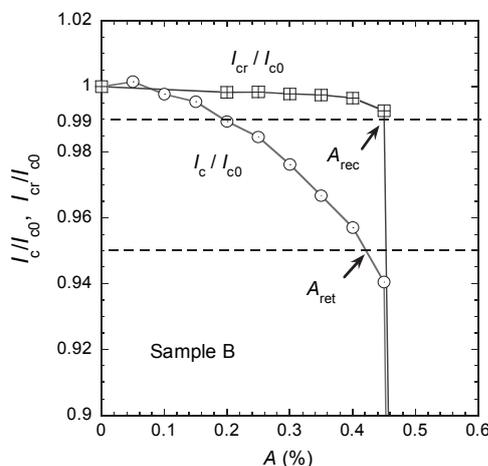


Fig. 1 Normalized critical currents, I_c/I_{c0} and I_{cr}/I_{c0} as a function of applied strain for sample REBCO_B

3. 実験結果および考察

Fig. 1 に REBCO_B テープについて、2 種類の方法で測定した臨界電流の印加歪依存性を示す。引張応力をゼロに戻したとき I_{cr}/I_{c0} がほぼ 1 に戻っていればまだ劣化の起こっていない可逆領域にあることを示す。ほぼ $A \approx 0.45\%$ 付近で鎖線で示したレベルより I_{cr}/I_{c0} が急激に低下する。これは超電導層が破断したことによるものと考えられる。そこで定義として $I_{cr}/I_{c0}=0.99$ になったときの歪 (A_{rev}) および応力 (R_{rev}) を臨界電流の可逆限界の歪および応力とする。一方引張応力印加時の規格化された臨界電流 I_c/I_{c0} は引張歪・応力とともに

徐々に減少し、 $A > A_{rev}$ になると I_{cr}/I_{c0} が急激に減少するところで同様に急激に減少する。ここで $A < A_{rev}$ の範囲で臨界電流が徐々に減少するのは臨界温度の歪依存性に起因すると考えられている²⁾。Fig. 1 に示すように $I_c/I_{c0}=0.95$ になったときの歪および応力を A_{ret} , R_{ret} とした。従来はこの値を可逆限界の歪・応力とする報告があったが、本報告で述べるように適切ではない。同様の結果を REBCO_A, C, D でも得られており、発表当日に報告する。

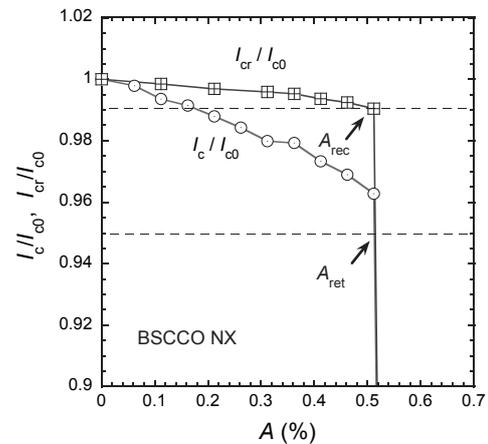


Fig.2 Normalized critical currents, I_c/I_{c0} and I_{cr}/I_{c0} as a function of applied strain for sample BSCCO_NX.

同様に BSCCO-2223 テープの場合について Fig. 2 に示す。 I_{cr}/I_{c0} の歪依存性についてみると $A < A_{rev}$ では徐々に減少しているが、これはマトリックス成分の弾塑性挙動の影響と考えられる。 $A > A_{rev}$ での急激な減少は超電導フィラメントの破断によるものである。一方 $A < A_{rev}$ の範囲で臨界電流 I_c/I_{c0} が引張歪 (応力) とともに徐々に減少する原因についてはまだはっきりとした原因は明らかでないが、一つの可能性として超電導フィラメント中の小傾角結晶粒界の幅が引張歪とともに拡張することに関連すると思われる。

始めに述べたように工学的な観点からは引張応力・歪に対して、どの範囲までなら安心して使用できるか、つまり臨界電流の応力・歪に対する“可逆限界”を定量的に明らかにすることは重要である。実用的な定義として $I_{cr}/I_{c0}=0.99$ になったときの A_{rev} および R_{rev} を臨界電流の可逆限界の歪および応力とすることを提案したい。あるいは $0.99 \sim 0.9$ の範囲に低下したときの歪・応力とすることも考えられる。この考え方の妥当性は論文¹⁾に報告したように歪・応力の繰り返し負荷実験からも裏付けられている。

参考文献

- [1] K Osamura, S Machiya and G Nishijima; “Reversible Stress and Strain Limits of Critical Current of Practical REBCO and BSCCO Wires”, SUST 29(2016) 094003 (9pp)
- [2] K Osamura, S Machiya, D P. Hampshire; “Mechanism for the Uniaxial Strain Dependence of the Critical Current in Practical REBCO Tapes”, SUST 29 (2016) 065019

低酸素分圧下焼成による高品質 Bi2223 厚膜の作製

Fabrication of high quality Bi2223 thick films by sintering under low P_{O_2} atmospheres

武田 泰明 (東大院工); 小池 遼, 元木 貴則, 下山 淳一 (青学大);
中島 隆芳, 鍵山 知宏, 小林 慎一, 林 和彦 (住友電工)

TAKEDA Yasuaki (The Univ. of Tokyo); KOIKE Ryo, MOTOKI Takanori, SHIMOYAMA Jun-ichi (Aoyama gakuin Univ.);
NAKASHIMA Takayoshi, KAGIYAMA Tomohiro, KOBAYASHI Shin-ichi, HAYASHI Kazuhiko (Sumitomo Electric Industries)
E-mail: ytakeda@g.ecc.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

これまでに我々は $(Bi,Pb)_2Sr_2Ca_2Cu_3O_y$ [Bi2223] 多結晶材料における臨界電流特性の改善にむけて、低酸素分圧下での熱処理により微細組織や化学組成を制御し、粒間結合を強化することが重要であることを見出してきた[1]。最近では、理想的な高密度・ c 軸配向組織の形成が可能な厚膜材料に注目し、その機能開拓に取り組むとともに、多結晶材料に普遍的な高機能化指針、手法の確立を目指している。以上の背景の下、今回は高品質 Bi2223 厚膜の作製手法とその材料ポテンシャルについて報告する。

2. 実験方法

Bi2212 を主相とする粉末 (C) をペレット成型後、 820°C , 12 h, $P_{O_2} = 3 \text{ kPa}$ ($3\%O_2/Ar$ 気流中) で焼成・粉砕し、Bi2223 と Bi2212 の混相粉末 (A) を得た。これらの粉末を、

$X_c = W_c / (W_c + W_A) = 0 - 1$ (W_A, W_c : 粉末 A, C の質量) の割合で混合し、Bi2212 と Bi2223 の重量比を系統的に変えた前駆体粉末を作製した。この粉末を有機溶媒、バインダーなどととも 50 h 以上ボールミル混合することでスラリーを調製し、簡易的なドクターブレード法により $\sim 400 \mu\text{m}^2$ のグリーンテープとした。空气中 500°C で脱媒したグリーンテープを、Ag 箔で挟み、厚膜の緻密化および配向性の向上のため 1 GPa で一軸プレスした。1 次焼成により Bi2223 相を生成させ、中間一軸プレス (1 GPa) を施し、2 次焼成によりクラックを修復することで、膜厚 $> 40 \mu\text{m}$ の Bi2223 厚膜試料を作製した。焼成は $P_{O_2} = 3 \text{ kPa}$, 810°C で行い、最後に 3 h で 20°C 下げる徐冷過程を加えた。一部の試料に対しては $P_{O_2} = 500 \text{ Pa}$ での金属組成制御を目的とした還元ポストアニール (PA) を施し、試料の酸素量は酸素気流中 350°C でのアニール (OA) によりキャリア濃度がオーバードープ状態になるように制御した。試料の微細組織は FE-SEM により観察し、構成相は表面 XRD 測定により、超伝導特性は SQUID 磁束計を用いた磁化測定によって評価した。磁化測定において磁場は厚膜表面に垂直に印加し、粒間 J_c [$J_c(\text{intergrain})$] は残留磁化法により調べた。

3. 結果と考察

$X_c \leq 0.9$ の前駆体粉末から作製した試料では、6-12 h の 1 次焼成により Bi2223 が再現性良く単相化した。また表面 XRD パターンにおいて X_c が大きな試料ほど (00 l) ピーク強度が大きく、 c 軸配向度の高い組織が形成されることがわかった。一般に X_c が 1 に近づくほど無配向 Bi2223 結晶が生成しやすいと考えられるため、これは予想を覆す結果であった。様々な X_c の前駆体粉末から作製した、2 次焼成試料、およびそれらに対して PA および OA を行った試料の、20 K における粒間 J_c を Fig. 1 に示す。アニール過程の導入によって粒間 J_c はおよそ 2 倍に向上した。 $X_c = 0.8$ の試料において最高の粒間 $J_c \sim 31 \text{ kA cm}^{-2}$ (20 K) を達成したが、これは焼成前に一定量存在する Bi2223 結晶粒が内部までの c 軸配向組織形成

を促進したためであると考えられる。

Fig. 2 には、 $X_c = 0.8$ の前駆体粉末から、膜厚を変えて作製した Bi2223 厚膜試料の 20 K における粒間 J_c および 1 cm 幅あたりの I_c を示す。厚膜化することで粒間 J_c は低下する一方、 I_c は向上する傾向が見られた。厚膜材料が電流リードなどのバルク材料に応用できることを示唆する結果である。

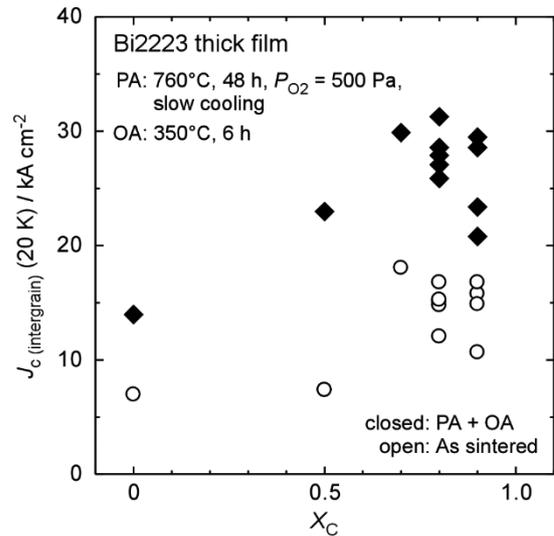


Fig. 1 J_c (intergrain) at 20 K for Bi2223 thick films prepared from precursors with various weight ratio, X_c .

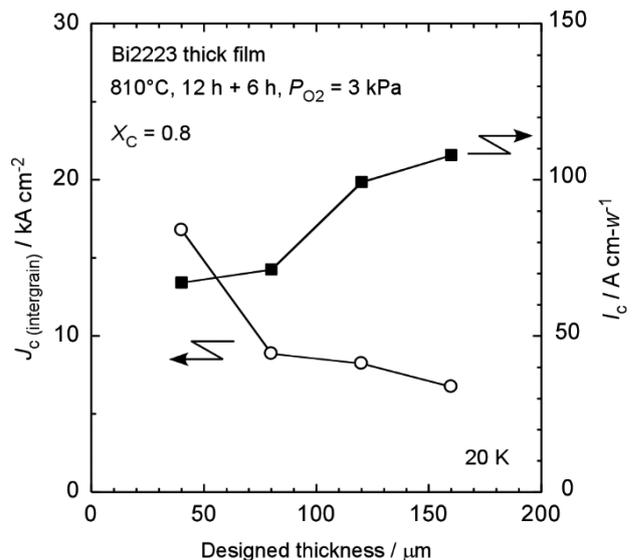


Fig. 2 Thickness dependence of J_c (intergrain) and I_c at 20 K for Bi2223 thick films prepared from a precursor with $X_c = 0.8$. I_c was estimated by J_c (intergrain) and thickness.

参考文献

[1] Y. Takeda *et al.*, *Physica C* **534** (2017) 9-12.

PIT 法による(Ba,K)Fe₂As₂ テープの作製
— 実用化を考慮した J_c 特性評価 —
Fabrication of (Ba,K)Fe₂As₂ tapes by PIT process
— J_c characterization considering future applications —

戸叶 一正(NIMS); Gao Zhaoshun(IEE-CAS); 松本 明善, 菊池 章弘, 熊倉 浩明(NIMS)
 TOGANO Kazumasa (NIMS); Gao Zhaoshun (IEE-CAS);
 MATUSMOTO Akiyoshi, KIKUCHI Akihiro, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)
 E-mail: TOGANO.Kazumasa@nims.go.jp

1. はじめに

鉄系超伝導体は高い臨界温度(T_c)と極めて高い上部臨界磁界(H_{c2})を有するため、液体ヘリウムのみならず液体水素、冷凍機冷却など中温度での強磁場発生用線材として応用が期待されている。今のところ(Ba(Sr), K)Fe₂As₂ (122系)が実用的に最も有望で、Agを被覆材とした Powder-in-tube (PIT)法により J_c - H 特性が優れた線材が作製されてきている。特に我々のグループでは、ステンレス(SUS)とAgとの二重被覆[1]、さらにはAgに替わり機械的強度に優れたAg-Sn合金を用いる[2]など、被覆材を工夫することによって、 J_c - H 特性の向上を図ってきた。

このような努力によってPIT-122線材の J_c は、短試料ですでに実用化の目標である 10^5 A/cm² (at 4.2 K, 10 T)に達している。しかし、本格的応用のためにはまだ解決すべき課題は多く、とくに長尺化の可能性を示すことは喫緊の課題である。本研究では特性が最も優れたSUS/Ag(-Sn)/Ba-122の二重被覆テープを主な対象にして、圧延のみでの特性評価、線材長手方向の J_c 均一性評価、曲げ試験などを実施して、実用性の予備評価を行ったので報告する。

2. 実験方法

(Ba, K)Fe₂As₂の前駆体は、各元素単体の原料をボールミルで混合、熱処理することによって作製した。この前駆体粉末を最初Ag(Sn)合金管につめて加工後、再度SUS管に挿入、加工することによりSUS/Ag(-Sn)/Ba-122の二重被覆のテープ線材を作製した。加工は溝ロール、カセットローラ、ロール圧延等で行い、熱処理はSUS管に封入して行った。

3. 実験結果と考察

従来PIT-122線材で高い J_c を得るためには、静水圧、熱間プレス、あるいは最終熱処理前に冷間プレスするなど、圧力を印加することが必須で、このことが長尺化の障壁になっていた。しかし、Fig. 1に示すようにSUSとの二重被覆構造にすると、ロール圧延後プレスを加えずそのまま熱処理を施しただけでも十分に高い J_c 値が得られることが分かった。特にSUS/Ag-Sn/Ba-122ではプレスなしでも 10^5 A/cm² (4.2 K, 10 T)近くの実用的な特性が得られた。

そこで、約1m長の圧延テープを切断せずに熱処理を行い、熱処理後に短試料に切断して長手方向の J_c の分布を調査した。Fig. 2はSUS/Ag-Sn/Ba-122テープの J_c (4.2 K, 10 T)分布である。バラツキは27.0-35.1 A (Ba-122コア部の J_c に換算して $(5.5-7.2) \times 10^4$ A/cm²)の範囲に収まっている。このことから、実用性能をもつ長尺線材の作製が充分可能である目安が得られた。

さらに本研究では簡易的な曲げ試験を実施して、機械的な歪に対する J_c の劣化の挙動を調べた。SUS/Ag-Sn/Ba-122テープ(0.3mm²)では、2-3 cmの曲げ径まで 10^4 A/cm²台(4.2 K, 10 T)の高い J_c が保持されることが分かった。

これらの結果はSUS/Ag(-Sn)/Ba-122テープがマグネットの巻き線材として有望なことを示しており、今後さらに長尺線としての特性向上を図るとともに、小コイル試験などを進めていく予定である。

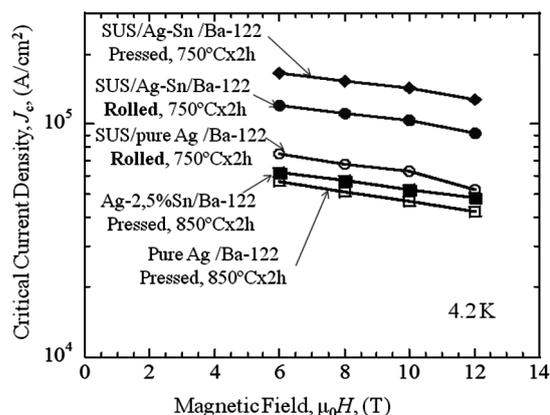


Fig. 1 J_c - H curves for the short samples of SUS/Ag(-Sn) double sheathed Ba-122 tapes. For comparison, the results for Ag or Ag-Sn single sheathed Ba-122 tapes are also shown in the figure.

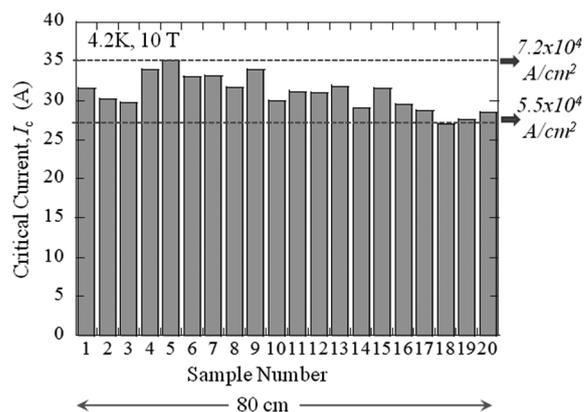


Fig. 2 J_c (4.2 K, 10 T) distribution along the \sim 1m length of SUS/Ag-Sn/Ba-122 tape.

謝辞

磁場中の J_c 測定に際してお世話戴いた藤井宏樹氏(NIMS)に感謝する。

参考文献

- Z. S. Gao et al.: Supercond. Sci. Technol. 28(2015) 010501.
- K. Togano et al.: Supercond. Sci. Technol. 30(2017) 015012.

高エネルギー混合法による鉄系高温超伝導多結晶材料の作製

Understanding the routes for superior intergranular current transport in polycrystalline 122 phase Fe-based superconductors through high energy milling

徳田 進之介(農工大); 山本 明保(農工大, 東工大)

TOKUTA Shinnosuke (TUAT); YAMAMOTO Akiyasu (TUAT, TITECH)

E-mail: s177472yq@st.go.tuat.ac.jp

1. 研究目的

鉄系高温超伝導体は高い臨界温度と臨界磁場を持つことから、強磁場磁石などへの応用が期待されている。一方、多結晶材料では、結晶粒内部を流れる臨界電流密度(J_c^{local})と比較して、輸送臨界電流密度 J_c^{global} が弱結合のために低下する[1,2]ほか、単相多結晶試料の合成が容易でなく、結晶粒界面に存在する不純物やクラックなどの構造欠陥によっても輸送電流が抑制されることが知られている[3]。本研究では良好な J_c^{global} を示す高純度鉄系多結晶試料の合成指針を確立することを目的とした。混合粉碎エネルギー(E_{BM})[4]の異なる微細原料粉末を用い、焼成条件を系統的に変化させて、高エネルギー混合法 $Ba(Fe,Co)_2As_2$ [Ba122]多結晶体における相・組織形成と粒界電流特性を評価した。

2. 実験方法

Ar 雰囲気グローブボックス内で仕込組成が $Ba(Fe_{0.92}Co_{0.08})_2As_2$ の割合となるように単体金属を秤量し、遊星型ボールミルで粉碎・混合した($E_{BM} = 80$ MJ/kg)。混合した原料粉末を一軸プレスによりペレット成型後、石英管に真空封入し、ボックス型電気炉で 600–1000°C, 48h 焼成して試料を合成した。合成した試料について、XRD による構成相評価、SEM による微細組織観察、SQUID VSM による磁化測定、PPMS による電気抵抗率測定を行った。また、 E_{BM} を系統的に変化させた微細原料粉末を用いて、600°C で焼成を行った試料を作製・評価した。

3. 結果・考察

焼成温度が 700°C を上回ると粒成長が生じ、1000°C では結晶粒径が 100 μm 以上に増大した(Fig.1)。また、700°C 以上の試料にはクラックが多く見られた。交流磁化率測定から、900°C 以下で焼成した試料の超伝導反磁性シグナルは弱く、1000°C で焼成した試料のみ 24.8 K で良好な超伝導転移を示した。しかし、マイスナー状態での交流磁化率は -1 に及ばず、電気抵抗率も完全にゼロとはならなかった。また、残留磁化測定[1]より J_c^{global} が非常に低いことが分かった。以上より、粒成長がクラック増加の原因となり、超伝導特性および輸送電流特性を低下させたと考えられる。そこで、焼成温度を超伝導反磁性シグナルは弱い粒成長を示さなかった 600°C とし、 E_{BM} を制御することで特性の向上を試みた。まず、Fig.2 に示す焼成前粉末の XRD より、 E_{BM} を増加させると、5 MJ/kg から原料金属のピークが消失して Ba122 のピークが現れ、焼成後に Ba122 が合成された。また、41 MJ/kg 以上の E_{BM} で Ba122 の単相が得られた。これより、粉末の微細化と Ba122 の核形成が、低温で Ba122 を合成するために必要な条件と考えられる。次に、 E_{BM} を 71 MJ/kg から 183 MJ/kg に増加させたことで、交流磁化率から求めた T_c は 20.6 K から 21.8 K まで上昇し、5 K における J_c^{global} は 8.0×10^3 A/cm² に達した。さらに、 E_{BM} を 183 MJ/kg として、より長時間(120 h)焼成することで T_c は 22.4 K に、拡張 Bean モデルから求めた J_c は約 2 倍に上昇した。Ba(Fe_{0.92}Co_{0.08})₂As₂ の先行研究では、単結晶の T_c が 22 K[5]、多結晶の J_c^{global} が 6.0×10^3 A/cm²[6]であり、高 E_{BM} ・低温・長時間焼成によって、良好な超伝導特性と粒界電流特性を持つ試料を作製することができたといえる。

4. 結論

本研究では、 E_{BM} と焼成条件を変化させて Ba122 多結晶体の相・組織形成と粒界電流特性を評価し、良好な J_c^{global} を示す高純度鉄系多結晶試料の合成法を確立することを目的とした。高い E_{BM} による原料の微粉碎と Ba122 の核形成、低温焼成による粒成長抑制、および長時間焼成による粒間結合の強化によって、超伝導特性と粒界電流特性が良好な Ba122 多結晶体が得られることを見いだした。

謝辞

本研究はJSPS科研費若手研究(A)、文部科学省元素戦略プロジェクトの支援を受けて行ったものである。

参考文献

1. A. Yamamoto, et al.: Supercond. Sci. Technol., Vol. 21 (2008) 0953-2048
2. J. Hecher, et al.: Supercond. Sci. Technol., Vol. 29 (2016) 025004
3. F. Kametani, et al.: Appl. Phys. Lett., Vol. 95 (2009) 142502
4. W. Häßler, et al.: Supercond. Sci. Technol., Vol. 26 (2013) 02005
5. A. S. Sefat, et al.: Phys. Rev. Lett., Vol. 101 (2008) 117004
6. Y. Hayashi, et al.: Physica C., Vol. 504 (2014) p.28-32

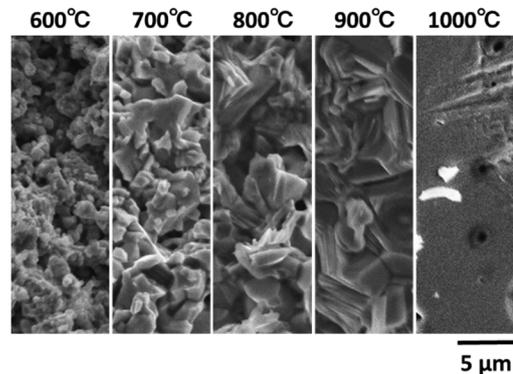


Fig.1 Secondary electron images for the samples.

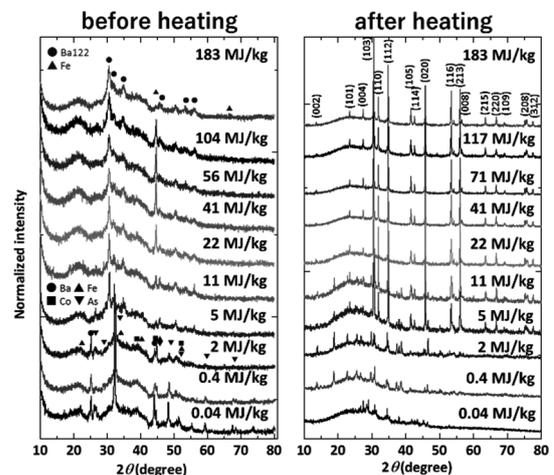


Fig.2 XRD patterns for the milled powders (before heating, left) and the bulks (heated at 600°C, right) with different E_{BM} .