

大気急熱急冷処理した Nb₃Al 線材の組織と超伝導特性

Microstructure and Superconducting Properties of Nb₃Al Wires Fabricated through the Rapid-Heating/Quenching in an Open Air

古川 大 (上智大); 菊池 章弘, 飯嶋 安男, 瀧川 博幸 (NIMS); 土屋 清澄 (KEK); 高尾 智明 (上智大)
 FURUKAWA Dai (Sophia Univ.); KIKUCHI Akihiro, IJIMA Yasuo, TAKIGAWA Hiroyuki (NIMS);
 TSUCHIYA Kiyosumi (KEK); TAKAO Tomoaki (Sophia Univ.)
 E-mail: d-furukawa-x5r@eagle.sophia.ac.jp

1. はじめに

急熱急冷 (Rapid-Heating/Quenching) 法 Nb₃Al 線材は、Nb₃Sn 線材と比較して耐ひずみ特性に優れており実用化が期待されるが、更なるプロセスの簡素化や低コスト化、一層の臨界電流密度の向上が求められている[1]。最近、急熱急冷処理が大気中で実施できることが明らかにされ注目されている。本研究では、大気急熱急冷処理時の通線速度の変化による組織と超伝導特性を調査した。

2. 実験方法

ジェリーロール法 Nb/Al 前駆体線 (Φ=1.36 mm) を、3 種類の通線速度 (0.3 m/s、0.6 m/s、1.0 m/s) で大気急熱急冷処理した。さらに、過飽和固溶体が生成された線材は超硬ダイスで減面加工 (Φ=0.72 mm まで) した。超伝導特性の評価は、直流四端子法による臨界温度測定その他、液体ヘリウム中 (4.2 K) で、外部磁場を印加して臨界電流測定を行った。さらに過飽和固溶体組織について、SEM (走査型電子顕微鏡) による組織観察及び EDS (エネルギー分散型 X 線分析装置) による組成分析を行った。

3. 実験結果

3.1. 臨界電流密度の変化

Fig. 1 は、4.2 K、22 T での非銅部臨界電流密度 (non Cu J_c) と減面加工率の関係である。加工前では、通線速度が速い順に大きい non Cu J_c が得られ、1.0 m/s と 0.3 m/s では 2 倍以上の大きい差が確認された。しかし加工を行うと、いずれの通線速度でも J_c が大幅に向上し、加工率 20% あたりから関係性が反転した。ただし J_c の有意差は、加工率の増加とともに少なくなり、72% の加工率では 1 割程度の差であった。

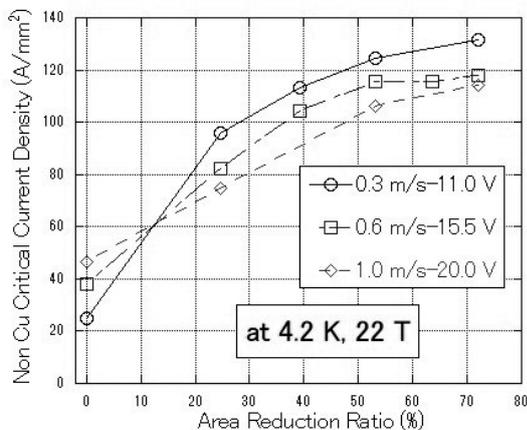


Fig. 1. Non Cu critical current density at 4.2 K and 22 T versus area reduction ratio curves for Nb₃Al wires through the RHQ treatment in an open air with different wire velocities of 0.3, 0.6 and 1.0 m/s.

3.2. 過飽和固溶体の組織変化

未加工 (Φ 1.36 mm) の過飽和固溶体組織を Fig. 2 の (a)、(b)、(c)、加工率 72% (Φ 0.72 mm) まで減面した組織を (d)、(e)、(f) に示す。未加工の場合、通線速度の増加とともに濃い黒のコントラストの領域が増加し、明瞭な違いがわかる。一方、加工率 72% の組織は機械的に攪拌された模様を呈し、通線速度によらずほぼ同様に見える。

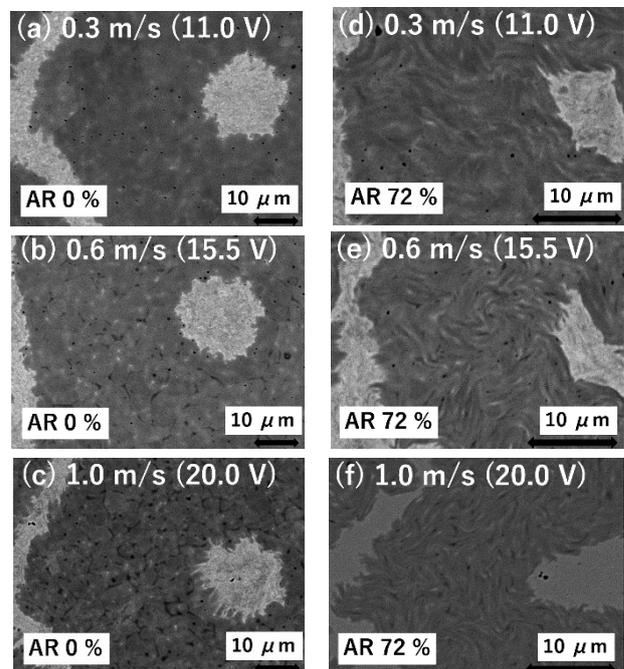


Fig. 2. BSE images of supersaturated solid solution filaments synthesized by the RHQ treatment in an open air with different wire velocities of 0.3, 0.6 and 1.0 m/s.

4. まとめ

急熱急冷処理時の通線速度が、non Cu J_c に影響を及ぼすことを明らかにした。生成した過飽和固溶体に加工ひずみを与えない場合、通線速度が速いほど大きい J_c が得られる。しかし加工ひずみを与えると、いずれの通線速度でも大幅に J_c が向上し、且つ通線速度による J_c の差は収束する傾向がある。72% の加工率では 1 割程度の差であった。過飽和固溶体の組織変化が相変態後の Nb₃Al の磁束線ピンニングに大きな影響を与えることがわかった。

参考文献

- [1] A. Kikuchi: J. Cryo. Super. Soc. Jpn, Vol. 47 No. 8 (2012) p.506

超高 Sn 濃度ブロンズ Nb₃Sn 線材の機械特性と臨界電流

Mechanical property and critical current for high-tin concentration bronze route Nb₃Sn wires

小黒 英俊, 永山 果那, 佐野 綱輝, 小池 翼 (東海大); 菊池 章弘 (物材機構); 谷口 博康(大阪合金); 淡路 智(東北大)

OGURO Hidetoshi, NAGAYAMA Kana, SANO Koki, KOIKE Tsubasa (Tokai Univ.); KIKUCHI Akihiro (NIMS);

TANIGUCHI Hiroyasu (OAW); AWAJI Satoshi (Tohoku Univ.)

E-mail: h-oguro@tsc.u-tokai.ac.jp

1. はじめに

ブロンズ法 Nb₃Sn 線材は、超伝導特性、機械特性ともに優れており、強磁場超伝導マグネットへの応用に広く使われてきた線材である。しかし、ブロンズへの Sn 固溶濃度の限界のため、Sn 供給量に制限があり、Nb₃Sn 生成量が少なく、臨界電流密度 J_c が低いことで、内部拡散法やパウダーインチューブ法にシフトしていく傾向があった。これに対し、Sn を固溶限以上入れた 16wt%Sn の高 Sn 濃度ブロンズによる Nb₃Sn 線材が開発されている[1]。最近では、これをさらに増やして、Sn 固溶量を 17.5wt%や 18.5wt%まで増加させた超高 Sn 濃度ブロンズも開発されている[2]。これら超高 Sn 濃度ブロンズを用いた Nb₃Sn 線材はブロンズ法でありながら、高い J_c を達成できる可能性があり、様々な応用へ展開できる可能性がある。

超伝導線材を超伝導マグネットへ応用するにあたって、マグネット運転時には線材に巨大な電磁力が加わることから、機械特性の評価が必須となる。さらに、Nb₃Sn 線材はひずみにより大きな超伝導特性の変化があることが知られており、これらを評価しておく必要がある。

以上のことから、本研究では、超高 Sn 濃度ブロンズ法 Nb₃Sn 線材の機械特性と臨界電流 I_c のひずみ/応力依存性の評価を行った。

2. 実験方法

試料として、17.5wt%及び 18.5wt%の超高 Sn 濃度ブロンズを用いた Nb₃Sn 線材と、比較として 16wt%Sn の高 Sn 濃度ブロンズ Nb₃Sn 線材を用いた。これらの線材は、650°C において 96 時間、及び 240 時間の熱処理を行っている。

線材にはひずみゲージを線材の表と裏に貼り、両者の平均をとることで引張りひずみを測定した。電圧端子は 10 mm の間隔で取り付けた。この線材を、東北大学金属材料研究所強磁場センターの低温強磁場下引張り通電試験装置を用いて、温度 4.2 K、磁場 18 T 以下、通電電流 200 A 以下の条件で、応力、ひずみ、そして臨界電流(I_c)を測定した。

3. 実験結果

Fig. 1 に、各線材の I_c のひずみ依存性を示した。これより、ひずみ印加前の I_c は熱処理時間 240 時間の試料が大きく、高 Sn 濃度になる程に I_c の値が小さくなっていった。これは、ブロンズ作製時に Ti を入れることで線引き加工性を保っているが、この Ti により超伝導特性が低下している可能性がある[2]。

ひずみ依存性に関して比較すると、16wt%Sn 線材の I_c は熱処理時間の差によるひずみ効果の変化が小さい。これに対し、17.5wt%Sn 線材は残留ひずみが 96 時間熱処理で 0.2%であるのに対し、240 時間熱処理では 0.05%と大きく変化した。また、18.5wt%Sn 線材に関しては、96 時間熱処理線材のひずみ測定に失敗しているが、残留ひずみが大きく変わる傾向が見えた。これは、熱処理時間により Sn が Nb₃Sn になった量が変わり、ブロンズ中の残留 Sn 量が変化することで、機械特性が変化したことが考えられる。つまり、熱処理によってブロンズ中に Sn を残すと残留ひずみが大きくなり、大きなひずみでも利用可能な線材にすることができることを示唆している。当日は、応力の結果も含めて詳しく示すが、超高 Sn 濃度ブロンズ線材では、ヤング率の大きな変化も起きており、機械的に強

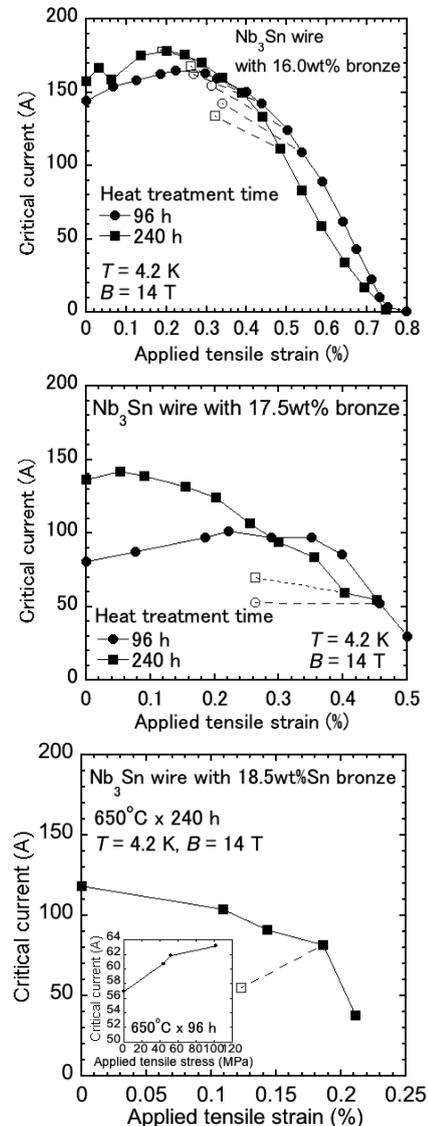


Fig. 1 The critical current as a function of tensile strain for 16.0wt%, 17.5wt%, and 18.5wt%Sn bronze route Nb₃Sn wires at 4.2 K in 14 T.

い線材を作製する一つの手法として利用できる可能性があることが分かった。

謝辞

本研究は、東北大学金属材料研究所強磁場超伝導材料研究センターの課題の一部として行われた。また、本研究の一部は、東海大学イメージング研究センターの支援を受け、実施したものである。

参考文献

1. Y. Murakami et al., J. Cryo. Super. Soc. Jpn, Vol. 47 (2012) 474
2. A. Kikuchi et al., The proceedings of ICEC24-ICMC2012, (2012) 807

リアクト・アンド・ワインド用 PVF 被覆 Cu-Nb/Nb₃Sn 線の開発Development of Polyvinyl formal insulated Cu-Nb/Nb₃Sn wires

杉本 昌弘, 坪内 宏和, 伊井 秀樹, 浅見 大亮(古河電工); 淡路 智(東北大); 小黒 英俊(東海大)
 SUGIMOTO Masahiro, Tsubouchi Hirokazu, Ii Hideki, Asami Daisuke (Furukawa Electric Co., Ltd.);
 AWAJI Satoshi (Tohoku Univ.); OGURO Hidetoshi (Tokai Univ.)
 E-mail: masahiro.sugimoto@furukawaelectric.com

1. はじめに

Nb₃Sn フィラメント群の周囲に Nb-ロッド法 Cu-Nb 強化材を配置した、生成熱処理済みのブロンズ法 Nb₃Sn 超電導線 (Cu-Nb / Nb₃Sn 線) は、低温だけでなく室温での機械的強度にも優れている[1]。古河電工は、この特徴を生かし、リアクト・アンド・ワインド (R&W) 法によるコイル巻線が可能な、ポリビニールホルマール (PVF) 絶縁を施した Cu-Nb/Nb₃Sn 線を開発した。ここでは、PVF 被覆 Cu-Nb/Nb₃Sn 線材における引張り応力下での臨界電流特性について報告する。

2. 試作線材

Table 1 に、PVF 被覆 Cu-Nb/Nb₃Sn 線の試作パラメーターを示す。絶縁前の素線構造は、文献[2]および文献[3]の Prototype 素線と同じである。この素線を、ポビン直径 (D_h) 500 mm または 150 mm に巻線した状態で 670°C × 96 時間の Nb₃Sn 生成熱処理を施した。その熱処理後に、所定のプリーを用いて、繰り返し事前曲げ歪を印加した。印加した曲げ歪は、Nb₃Sn フィラメント群部の外径 d_{fb} (mm) における最大歪で定義し、熱処理時と曲げ方向と同じ正方向の曲げ歪 ε_{pb}^+ と逆方向の曲げ歪 ε_{pb}^- を(1)式で算出した。

$$\varepsilon_{pb}^{\pm} = d_{fb} \left(\pm \frac{1}{D_{pb}^{\pm}} - \frac{1}{D_h} \right) \quad (1)$$

ここで、 D_{pb}^+ と D_{pb}^- は、それぞれ、正方向曲げ歪を印加するプリー直径と逆方向曲げ歪を印加するプリー直径である。サンプル LK165 には、10 組の $D_{pb}^+=125$ と $D_{pb}^-=250$ のプリーを交互に配置して、両方向曲げ歪 $\varepsilon_{pb}^{\pm}=\pm 0.31\%$ を印加した。一方、LK179 には、熱処理ポビン径よりも大きい正方向曲げプリー $D_{pb}^+=250$ のみを 10 個配置し、直状になる時に付加される反対方向曲げ歪 $\varepsilon_{pb}^-=-0.34\%$ のみを繰り返して印加した。

3. 測定方法

東北大・金属材料研究所が所有する応力印加装置を用いて、温度 4.2 K、外部磁場 14.5 T の条件下で、サンプルに引張り応力を印加しながら臨界電流を 4 端子法で測定した。サンプル長は 40 mm、電圧タップ間距離は 10 mm とし、得られた電流-電圧特性から 100-1000 μ V/m の電界で n 値を決定し、10 μ V/m の定義で臨界電流値を算出した。

4. 測定結果

PVF 被覆 Cu-Nb/Nb₃Sn 素線 (LK165 と LK179) の引張り応力下での臨界電流特性を Fig.1 に示す。これらの素線の臨界電流値の引張り応力依存性は、繰り返し事前曲げ歪が印加された 25T-CSM 用 Cu-Nb/Nb₃Sn 素線 (文献[3]) と同等であった。

5. まとめ

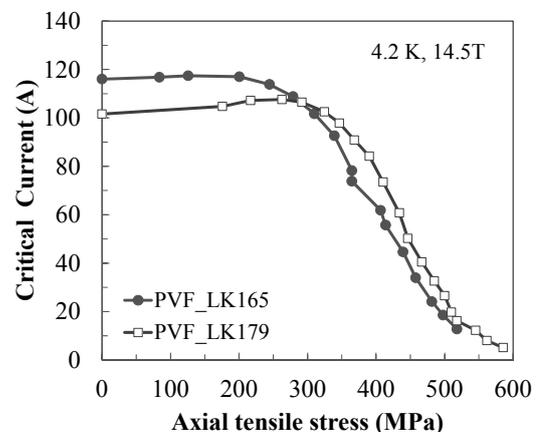
PVF 被覆 Cu-Nb/Nb₃Sn 線の引張り応力下での臨界電流特性を測定し、R&W 法 Nb₃Sn 線材として優れた特性を有していることを確認した。

参考文献

1. M. Sugimoto, et al.: *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, vol. 28 no. 3, Apr. 2018, Art. ID. 6000105.
2. H. Oguro, et al.: *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, vol. 24, no. 3, Jun. 2014, Art. ID. 8401004.
3. M. Sugimoto, et al.: *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, vol. 25 no. 3, Apr. 2015, Art. ID. 6000605.

Table 1 Parameters of PVF insulated Cu-Nb/Nb₃Sn wire

Wire ID	LK165	LK179
PVF insulated diameter (mm)	0.84	0.88
Thickness of PVF insulation (μ m)	20	40
Bare diameter (mm)		0.80
Diameter of Nb ₃ Sn filament bundle (mm)		0.51
Filament diameter (μ m)		3.3
Twist pitch (mm)		24
Direction		Left hand helix
Bronze		Cu-14wt%Sn-0.2wt%Ti
Sn diffusion barrier		Nb
Cu/Cu-Nb/non-Cu (%)		20 / 35 / 45
Reinforcement		Nb-rod-method Cu-20vol%Nb
Heat treatment bobbin diameter D_h (mm)	500	150
Pre-bending pulley diameter		
Positive D_{pb}^+ (mm)	125	250
Negative D_{pb}^- (mm)	250	Non
Peak bending strain		
Positive ε_{pb}^+ (mm)	+0.31	Non
Negative ε_{pb}^- (mm)	-0.31	-0.34
Heat treatment		670 °C × 96 hours

Fig.1. Dependence of critical currents of PVF insulated Cu-Nb/Nb₃Sn wires on axial tensile stress at 4.2K, 14.5 T.

ブラス法内部スズ法 Nb₃Sn 線材における Ti ドープモードが 微細組織と超伝導特性に与える影響

The effect of Ti dope mode to microstructure and superconducting properties on brass processed internal tin Nb₃Sn wire

森田 太郎(上智大, NIMS); 伴野 信哉(NIMS); 余 洲(西南交通大); 谷貝 剛(上智大); 太刀川 恭治(NIMS, 東海大)
MORITA Taro (Sophia Univ., NIMS); BANNO Nobuya (NIMS); YU Zhou (Southwest Jiaotong Univ.);
YAGAI Tsuyoshi (Sophia Univ.); TACHIKAWA Kyoji (NIMS, Tokai Univ.)
E-mail: morita0079@eagle.sophia.ac.jp

1. はじめに

我々はこれまでに内部スズ法 Nb₃Sn 線材において、母材に元素を添加した際の、Nb₃Sn 生成過程における拡散挙動を研究し、その特性の向上を試みてきた。一方で、高磁界特性を飛躍させる添加元素として従来から Ti が知られている。内部スズ法において、Ti をどのように添加するのかという問題は、今なお興味を引いている。本研究では Sn コア、Nb コア、Cu-Zn 母材のそれぞれに Ti 添加を行った。添加方法の違いが Nb₃Sn の結晶組織、熱処理後の元素分布、超伝導特性に与える影響について研究した。

2. 試料作製

試料は従来のブラス母材内部スズ法 Nb₃Sn 線材と同様の工程によって作製した[1]。Nb コアへの Ti 添加試料には Nb-1at%Ti, Nb-1.54at%Ti の 2 種類を用いた(試料名をそれぞれ NT-1, NT-1.54 とする)。Sn コアへの Ti 添加試料には Sn-3.88at%Ti(試料名:ST-3.9、Nb コアに対する等価 Ti 組成は 1.43at%)、母材への Ti 添加試料には Cu-14wt%Zn-0.2wt%Ti 母材をそれぞれ用いた(試料名:MT-0.2、Nb コアに対する等価 Ti 組成は 0.32at%)。また参考に Ti 無添加の試料も準備した(0Ti)。ブラス中 Zn はすべて 15wt%である。図 1 に 0Ti と MT-0.2 の断面写真を示す。試料は $\phi 0.6$ mm まで伸線加工を行った後、550°C/100 時間+650°C/100 時間の予備熱処理を行い、更に 670~730°C の範囲で最終熱処理を行った。熱処理後に結晶組織観察、粒径分析(画像解析)、元素分布分析を行った。また 10~18 T の外部印加磁場下において 4 端子法によって J_c 測定を行った。non-Cu J_c は、Nb バリア厚を実用線材と同程度と仮定して、等価的に求めた。

3. 結果と考察

Fig. 2 に 550°C/100 時間の熱処理後の 0Ti と MT-0.2 の微細組織を示す。0Ti において中心の Sn は外側のフィラメントまで拡散していないが、MT-0.2 では Sn は外側まで拡散している。両者を比較すると MT-0.2 ではボイドの生成量が明らかに減少している。ボイドの生成は Sn 中の Cu の拡散が Cu 中の Sn の拡散よりも早いことが原因であるが、母材への Ti 添加によって Sn の拡散速度が向上し Cu と Sn の拡散速度の差が小さくなり、それによってボイドの生成が抑制されたと考えられる。Fig. 3 に各試料の熱処理温度(100 時間)と Nb₃Sn 結晶粒径の関係を示す。他の試料に比べて MT-0.2 は全体的に結晶粒径が小さかった。EDX マップからは、Ti 母材添加試料において、Ti 分布の均一化も示されており、Ti 母材添加は Ti 分布の改善と結晶組織の微細化に効果的だったと言える。Fig. 4 に各試料の J_c - B 特性を示す。NT-1.54 の特性が最も優れているが、これは Ti 分布が改善されたことに加えて、十分な Ti 量が Nb₃Sn 層に固溶していることが大きな要因と思われる。MT-0.2 の J_c - B 曲線は急峻で低磁界側で特性が増大する。Nb₃Sn 結晶粒の粗大化が抑制されていることが影響していると考えられる。高磁界では特性は低いが、これは Ti 添加量が不足しているためと考えられ、Ti 添加方法を工夫することによって更なる特性の改善が期待できる。

参考文献

1. N. Banno, Y. Miyamoto, and K. Tachikawa, "Multifilamentary Nb₃Sn Wires Fabricated Through Internal Diffusion Process Using Brass Matrix," *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, vol. 26, no. 3, pp. 3–6, 2016.
本研究の一部はJSPS科研費JP18K04249の助成を受けたものです。

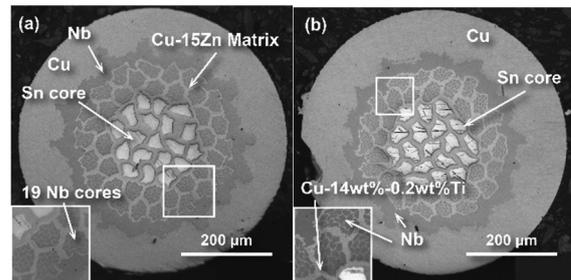


Fig.1 Cross section of 0Ti (a) and MT-0.2 (b) ($\phi 0.6$ mm, non-annealed)

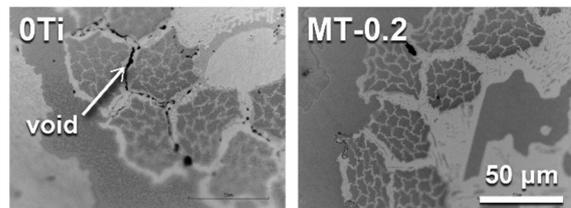


Fig.2 Microstructure of 0Ti and MT-0.2 after 550°C/100 h heat treatment

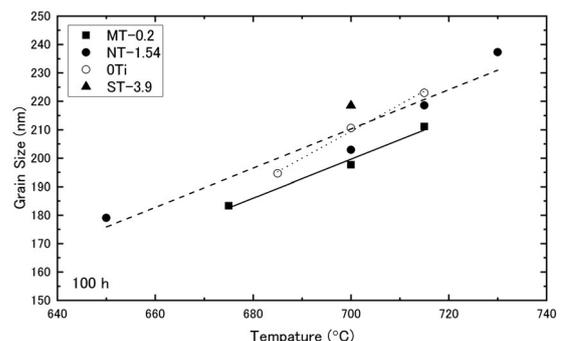


Fig.3 Correlation between grain size and heat treatment temperature (100 h) for each specimen

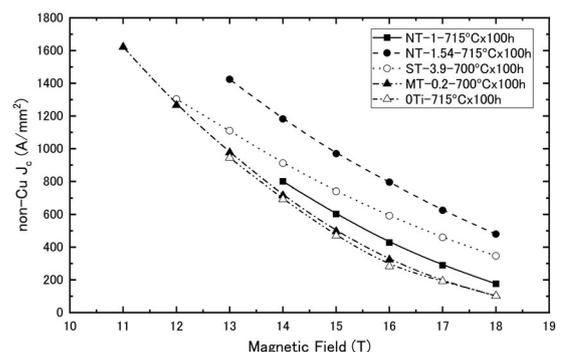


Fig.4 J_c - B performance of brass matrix specimens

ブラス母材内部拡散法 Nb₃Sn 線材における Zn 量および Nb 芯径の影響 Influence of Zn content and Nb filament diameter for brass matrix internal-tin Nb₃Sn conductors

伴野信哉 (物材機構); 余洲 (西南交通大, 物材機構); 森田太郎 (上智大, 物材機構);
谷貝剛 (上智大); 太刀川恭治 (物材機構, 東海大)

BANNO Nobuya (NIMS); YU Zhou (Southwest Jiaotong Univ., NIMS); MORITA Taro (Sophia Univ., NIMS);
YAGAI Tsuyoshi (Sophia Univ.); TACHIKAWA Kyoji (NIMS, Tokai Univ.)

E-mail: banno.nobuya@nims.go.jp

1. 緒言

Nb₃Sn 層生成は、Nb と Cu-Sn ブロンズの固相拡散を基礎とする。しかし Nb/Cu-Sn 界面の化学反応的現象だけでなく、芯径、Nb/Sn 組成比等の断面構造も生成層の結晶組織に多大な影響を及ぼしており、反応過程は複雑である。ここでは、各元素拡散挙動および Nb₃Sn 結晶組織に対する母材への Zn 添加量と、Nb 芯径 (Nb 芯間バリア厚) の影響を研究した。それらが、特にボイドの発生挙動、Sn 及び Ti 拡散に大きな影響を与えていることが見出された。

2. 実験方法

線材は典型的なダブルスタックのロッドインチューブ法で作製した (詳細は [1])。母材として Cu-15wt%Zn、Cu-12wt%Zn を準備し、Nb 芯数 684 本の試料に加え、Cu-12wt%Zn 母材では Nb 芯数 1980 本の試料も準備した。参考試料として、純銅母材の Nb684 芯線を準備した。Ti は Sn 芯に 3.9at% 添加されている。試料名を各々 15Zn-ST3.9-684、12Zn-ST3.9-684、12Zn-ST3.9-1980、Cu-ST3.9-684 とする。Fig. 1 に、例として 12Zn-ST3.9-1980 線の断面図を示した。Nb 芯数 684 本で芯径/芯間隔は 8.2/0.91 μm、1980 芯で 4.8/0.66 μm である。

各線材は 550°C×100 h、650°C×100 h の予備加熱をしたのち 670~730°C の熱処理を施した。熱処理は 1 気圧の Ar 雰囲気中で行った。平均結晶粒径は、画像解析により求めた領域面積と、領域内の粒子数から求めた。non-Cu J_c は、バリア厚を 10 μm 程度 (フィラメント領域に対する面積比を 0.11) と仮定し等価非銅部面積を求め、I_c をその値で除して求めた。

3. 拡散挙動と特性

以下要点を掻い摘んで説明する。Fig. 2 は、550°C/100h 後の各試料の断面写真を示したものである。15Zn-ST3.9-684 では、サブエレメント間に大きなボイドが発生しており、ε 相が内側サブエレメントまでしか到達していない。一方、12Zn-ST3.9-684 では、ボイドの発生が抑制され、ε 相が Nb バリア層まで到達しているのがわかる。しかしながら 12Zn-ST3.9-1980 では、ボイドの発生はそれほど大きくないものの、684 芯線に比して ε 相の拡散は進んでいない。一方 Cu-ST3.9-684 では、内側サブエレメント間に大きなボイドがあるだけでなく、フィラメント間にもボイドの発生が認められ、中心部に Sn が凝縮してしまっている。Cu と Sn の相互拡散は古くから詳しく研究されており、Cu と Cu₆Sn₅ 等の化合物界面でボイドが発生することが知られている (例えば [2])。これは Cu 中の Sn 拡散に比して、Sn 中の Cu 拡散がはるかに速いことを示唆している。純銅母材に比して、母材への Zn 添加でボイドの発生が抑制されているのは、Cu-Zn 中での Sn 拡散速度が増加したためと考えられる。さらにその効果は 12Zn 母材でより大きいことが示唆される。興味深いことに、Zn 母材添加では、芯間にボイドが発生しにくいようである。1980 芯線では、サブエレメント間よりも芯間の方が、Sn 拡散が進んでいるように見える。逆の考え方として、Cu の拡散が芯間で極端に低下しているという見方もできるかもしれない。サブエレメント周囲に Ti の偏析が見られることとも関係すると思われる。Fig. 3 は粒径の熱処理温度依存性を示したものである。12Zn と 15Zn とで粒径に大きな差は見られない。Fig. 4 に J_c-B 特性をまとめた。12Zn 母

材線で、高磁場特性の向上が見られた。Sn および Ti の拡散が促進され、特に Ti の組成分布が改善されたことが、その要因として大きいと考えられる。

[1] N. Banno, Y. Miyamoto, K. Tachikawa, Physica C, **546** (2018), 55.
[2] J-M Park et al., Jpn. J. Appl. Phys., **53** (2014), 05HA06.

本研究の一部は JSPS 科研費 JP18K04249 の助成を受けたものです。

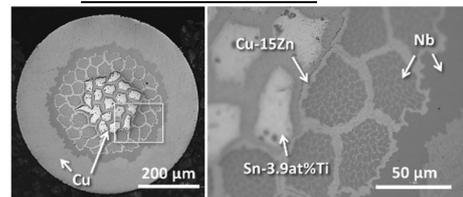


Fig. 1. Cross-sections of 12Zn-ST3.9-684 wire.

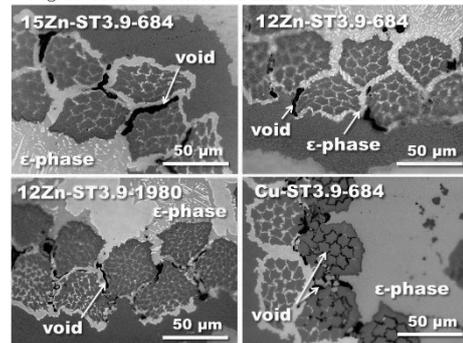


Fig. 2. Microstructure for each specimen after heat treatment at 550°C/100h.

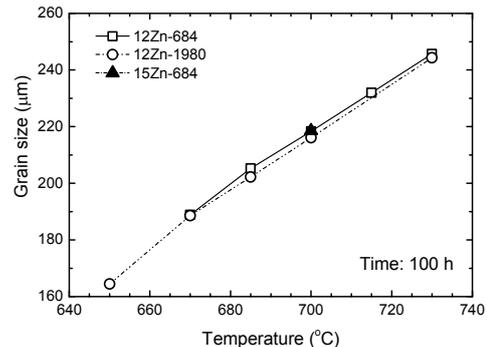


Fig. 3. Grain size vs. heat treatment temperature for brass matrix specimens.

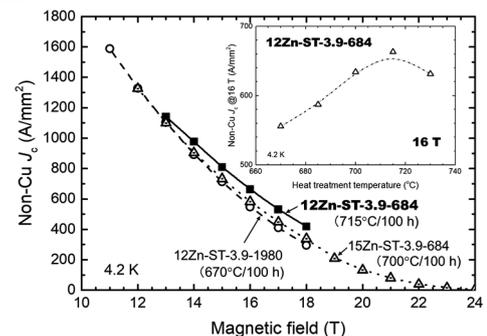


Fig. 4. J_c-B characteristics for brass matrix specimens; the inset shows temperature dependence of J_c@16 T for 12Zn-ST3.9-684.

高 J_c 分散Sn法 Nb_3Sn 線材開発

Development of High J_c Distributed Tin method Nb_3Sn wire

川嶋 慎也, 川原田 喬生 (神戸製鋼); 加藤 弘之, 村上 幸伸 (JASTEC); 小黒 英俊 (東海大); 淡路 智 (東北大)
 KAWASHIMA Shinya, KAWARADA Takao (Kobe Steel, Ltd.); KATO Hiroyuki, MURAKAMI Yukinobu (JASTEC);
 OGURO Hidetoshi (Tokai Uni.); AWAJI Satoshi (Tohoku Uni.)
 E-mail: kawashima.shinya@kobelco.com

1. はじめに

Nb_3Sn 超電導線材は、核磁気共鳴 (NMR)装置や核融合炉、粒子加速器向けマグネットなどの高磁場用超電導マグネットに広く使用されている。近年、欧州原子核研究機構 (CERN)にて計画されている、次世代加速器 (Future Circular Collider :FCC)には、non-Cu $J_c = 1500 \text{ A/mm}^2$ (4.2 K, 16 T)という、従来より非常に高いレベルの電流密度特性の Nb_3Sn が要求されている[1]。

我々は、NMRマグネットのコンパクト化や加速器用途のなどへの適用を目指し、分散Sn法を用いた高 J_c - Nb_3Sn 線材の開発を行っている。分散Sn法は内部拡散法の1つで、ブロンズ法のようなCu中のSn固溶限の制約がなく、高特性線材の候補のひとつである。前回、Snの拡散状況の J_c 特性への影響を調査し、分散Sn線材の J_c 向上に成功したことを報告した[2]。一方、 Nb_3Sn において、Tiなどの第3元素の添加が一般的で、上部臨界磁場 (B_{c2})の向上による高磁場下の高特性化に効果的である。従来、我々の分散Sn法も高磁場下 (>18T) 向けの高Ti添加材の開発を行ってきたが、今回、FCC向けの16T付近の中低磁場特性の向上を図った第3添加元素制御による高 J_c 化開発を行ったので報告する。

2. 製作方法

初めに、Nb棒をOFCケースに入れ、静水圧押出と伸線加工を行い、六角断面形状のNb単芯線を作製した。次に、Nb単芯線、583本をOFCケースに充填し、静水圧押出と伸線加工を行い、六角断面形状のNb多芯線を作製した。これとは別に、Ti添加量を従来の1.8wt%Tiから、1.5、1.2wt%としたSn-Ti合金棒をそれぞれOFCパイプに挿入し、伸線加工により六角断面形状のSn単芯線を作製した。最後に、所望の銅比となる厚さのOFCパイプ内側にNbバリアを配置し、その中に複数のNb多芯線とSn単芯線を組み込み、評価線径まで伸線加工を行い、Ti添加量の異なる3種の分散Sn法 Nb_3Sn 線材を作製した。Ti仕込み量は、0.55、0.44、0.38wt%Tiで、サンプル試料名をそれぞれ、1C、2A、2Bとする。伸線後の線材に熱処理を施して特性評価サンプルとした。

臨界電流測定は14~19Tの磁場中にて、電界基準 $E_c = 0.1 \mu\text{V/cm}$ で実施し、得られた値を線材の非銅部断面積で除し、non-Cu J_c を求めた。一部サンプルについては走査電子顕微鏡 (SEM)で線材断面の観察を行った。

3. 実験結果

Fig.1に熱処理前の2A線材横断面の光学顕微鏡像 (a)とSEMの反射電子像 (b)を示す。反射電子像で明るく見える箇所がSn芯部である。規則的なフィラメント配置と形状を維持したまま加工できていることが確認できる。

Fig.2にnon-Cu J_c の磁場依存性を示す。グラフからわかるよ

うに、Ti比率を低減した2A、2B材は、 J_c -Bカーブの傾きが大きくなり、17T付近以下の中磁場領域での特性が向上し、non-Cu $J_c = 1,137 \text{ A/mm}^2$ (4.2 K, 16 T)が得られた。Kramer plot[3]から算出した B_{c2} は1C、2A、2Bそれぞれ24.4、23.9、23.5Tとなり、Ti添加量と B_{c2} に正の相関が見られ、Ti添加量の低減により B_{c2} が抑制され、結果16Tでの J_c 特性が向上したと想定している。

今後、熱処理条件や断面設計の改善によりさらなる高 J_c 化が可能と考えている。

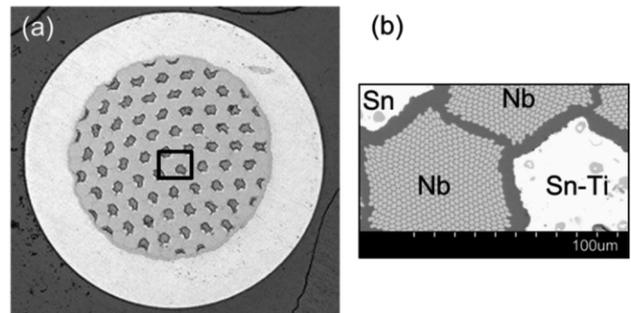


Fig. 1. Cross-sectional SEM image of non-reacted wire.

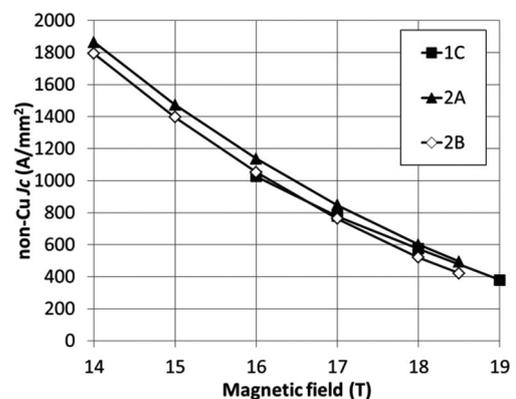


Fig. 2. Non Cu J_c versus magnetic field.

謝辞

本研究の一部は、高エネルギー加速器研究機構 (KEK)の支援を受けて行ったものである。

参考文献

- [1] A. Ballarino and L. Bottura: "Targets for R&D on Nb_3Sn Conductor for High Energy Physics," IEEE Trans. Appl. Supercond. vol. 25, no. 3, 2015.
- [2] 川原田喬生ほか: 第95回2017年度秋季低温工学・超電導学会公演概要集, p. 57
- [3] E. J. J. Kramer, "Scaling law for flux pinning in hard superconductors," Appl. Phys., vol. 30, pp.1360-1370, 1984.

LHC 高輝度アップグレード用超伝導磁石の開発(12)

-2 m モデル磁石 2 号機の設計と製作

Development of superconducting magnets for LHC luminosity upgrade (12)

- Design and fabrication of the second 2 m model magnet

菅野未知央, 中本建志, 鈴木研人, 川又弘史, 岡田尚起, 池本由希子(高エネ研);

Andrea Musso and Ezio Todesco (CERN)

SUGANO Michinaka, NAKAMOTO Tatsushi, SUZUKI Kento, KAWAMATA Hiroshi, OKADA Naoki,
IKEMOTO Yukiko (KEK); MUSSO Andrea and TODESCO Ezio (CERN)

E-mail : michinaka.sugano@kek.jp

1. はじめに

CERN-LHC 加速器では、積分ルミノシティを現行 LHC の 10 倍以上である 3000 fb⁻¹ まで向上させることを目指した高輝度化アップグレード計画 (HL-LHC) が進行中である。目標達成のためには ATLAS 及び CMS 実験衝突点近傍の加速器システムの性能向上が不可欠であり、KEK はこの中でビーム分離超伝導双極磁石 (D1 磁石) の開発を担当している。衝突点で小さな β^* を得るために D1 磁石には 150 mm の大口径が必要であり、また積分磁場として 35 Tm が要求されている。主双極磁場は運転温度 1.9 K、定格運転電流 12 kA で 5.6 T であり、これを Nb-Ti/Cu 超伝導コイルにより発生させる。

実機磁石の機械長は約 7 m であるが、現在 KEK 所内で 2 m モデル磁石の開発を行なっている。既報の通り、モデル磁石 1 号機を通して、コイルに与える予備応力の重要性が確認され、これを適切に調節することで良好なトレーニング特性が達成された[1]。

モデル磁石 2 号機では、CERN からの要請により、ヨーク断面の変更が必要となった。本発表では、これに伴う磁場設計のアップデート、1 号機で発生した問題とその対策および実際の磁石製作状況について報告する。

2. 磁場設計のアップデート

磁石を軸方向に貫通する熱交換器の配置を隣接する最終収束四極磁石と揃えるために、ヨークの熱交換器穴の条件に変更が生じた。具体的には、90°、180°、R190 の位置に 1 個ずつから、Fig. 1 のように 45° 周期、R227.5 の位置に合計 4 個の穴 (φ60mm) が必要になった。このヨーク新断面に対して、再度磁場設計を行った。まず、定格電流で多極磁場成分を 1 unit (主双極磁場に対して 10⁻⁴) 以下、およびビーム挿入から定格電流までの各通電電流での多極成分の変動を小さくするために、磁石断面の最適化を行なった。コイルブロック配置の最適化に加えて、様々な磁場調整穴 (Fig. 1 のヨークスタック穴) 条件で磁場計算を繰り返し、ヨーク断面形状を決定した。

さらに、実機磁石長 7 m に渡って積分した多極成分を最小化するため、コイルエンドの形状も再調整した。2 m モデル磁石 2 号機に関しては、実機磁石と同一の直線部断面とコイルエンドを有し、直線部長さを短縮した設計とした。

3. コイルに対する機械支持の強化

定格の 108% 相当である受け入れ条件電流でもコイル円周方向の圧縮予備応力が残留するために、2 号機では 1b 号機よりもさらに予備応力を増加させ、115 MPa を目標値とした。また、1 号機では励磁によって、コイルエンドのケーブルがボア側に落ち込む変形が観察される問題が生じた。ケーブルがターンごとに独立に変位していることが変形を容易にしている原因と考えられたため、2 号機コイルではコイルエンド部分に樹脂の塗り巻きを適用した。

4. 2 m モデル磁石 2 号機の製作

耐放射線性を考慮し、エポキシ混合シアネート樹脂を用いて、2 m コイルの巻線を行った。樹脂のキュアリング条

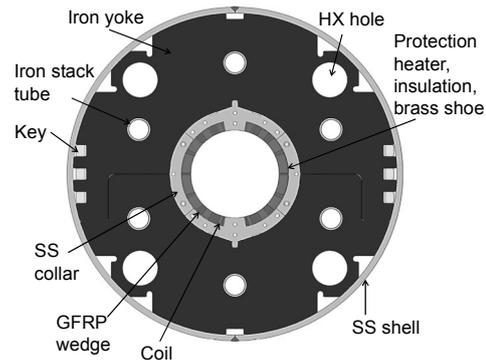


Fig. 1 New cross-section of the D1 magnet.

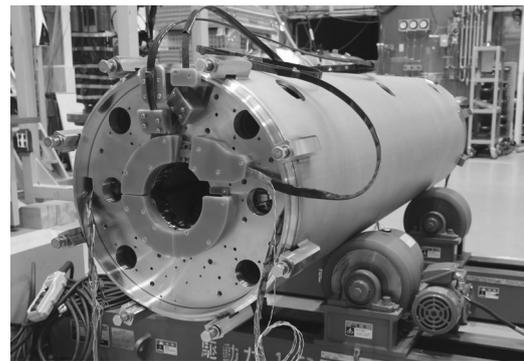


Fig. 2 Completed second 2 m model magnet.

件は 120°C、150°C でそれぞれ 4 時間とした。磁石組み立ては、クエンチ保護ヒーター、対地絶縁巻き、カラー、ヨーク組み付け、シェル、エンドリング溶接の順に実施し、Fig. 2 に示すようにモデル磁石 2 号機が完成した。主に予備応力が発生するヨークリング後のコイル円周方向応力は 111 MPa であり、ほぼ設計通りであった。

5. まとめ

ヨーク断面変更により磁場設計を更新し、コイルの機械支持を強化した設計で 2 m モデル磁石の製作を行った。完成した磁石の試験結果は参考文献[2]で報告する。さらに今年度中に、製作再現性の確認を目的としたモデル磁石 3 号機の製作も予定している。また、2018 年 7 月に文科省において、KEK 機構長と CERN 所長が協定書に署名し、D1 磁石 7 台 (プロトタイプ含む) を日本が貢献することが正式に決まった。これを受けて、2019 年度から実機長のプロトタイプ磁石の製作を開始する予定である。

参考文献

1. M. Sugano et al, Abstract of CSJ Conference, Vol. 94, 2C-a07 (2017).
2. K. Suzuki et al, Abstract of CSJ Conference, Vol. 97, 1C-p02 (2018).

LHC 高輝度アップグレード用超伝導磁石の開発 (13) - 2m モデル磁石 2 号機の励磁試験結果

Development of superconducting magnets for LHC luminosity upgrade (13) - Result from the cold test of the 2nd model magnet

鈴木 研人、飯田 真久、池本 由希子、大島 洋克、岡田 尚起、岡田 竜太郎、荻津 透、川又 弘史、木村 誠宏、佐々木 憲一、菅野 未知央、高橋 直人、田中 賢一、中本 建志、東 憲男 (高エネ研);

MUSSO Andrea, TODESCO Ezio (CERN)

SUZUKI Kento, IIDA Masahisa, IKEMOTO Yukiko, OHATA Hirokatsu, OKADA Naoki, OKADA Ryutaro, OGITSU Toru, KAWAMATA Hiroshi, KIMURA Nobuhiro, SASAKI Kenichi, SUGANO Michinaka,

TAKAHASHI Naoto, TANAKA Kenichi, NAKAMOTO Tatsushi, HIGASHI Norio (KEK);

MUSSO Andrea and TODESCO Ezio (CERN)

E-mail: kentsuzu@post.kek.jp

1 はじめに

欧州原子核研究機構 (CERN) が次期 LHC 計画として進めている「High Luminosity LHC (HL-LHC)」では 2025 年頃に新磁石群が導入される予定となっており、高エネルギー加速器研究機構 (KEK) は CERN との国際協力の枠組みのもと、ビーム分離用 2 極磁石 (D1) の新規開発・製造を担当している。この磁石の特徴としては、ATLAS 及び CMS 実験衝突点近傍に設置される最終束 4 極磁石と同等の 150mm の口径を持っていること、かつ定格電流値 12 kA にて 5.6 T の磁場強度、これは積分磁場に換算して 35 T·m を生み出す能力を保有すること、が挙げられる。磁石製作にあたり課題として挙げられる事は、1) 予備応力のコントロール (目標予備応力 ~115 MPa)、2) 磁場精度のコントロール (2 極磁場に対する多極磁場混入率 $< 10^{-4}$)、そして 3) クエンチ保護の最適化 (最大コイル温度 < 300 K)、である。KEK ではモデル磁石 1 号機及びその改造機の励磁試験をこれまでに行い、ここで得られた反省点を踏まえて、2017 年より 2 号機の製作を着手した。上に述べた課題項目を克服するために導入した改良点が、生かされているかを確認する事が、この試作機励磁試験の大きな目的である。なお、本概要を執筆した時点では励磁試験のための冷却中であることを予め述べておく。

2 2号機励磁試験

本講演では、2 号機励磁試験結果について報告する。具体的には、1) クエンチ性能の向上、2) コイル最適化に伴う磁場分布変化の測定結果である。詳細は以下の通りである。

1 号機では予備応力が足りない事に起因して、満足の行くクエンチ性能が得られなかった。そのため磁石を一旦分解し、一時的な措置としてコイル水平面にシムを挟み、コイル面圧を 100 MPa まで増加した 1 号改造機で再試験を行った結果、定格運転電流の 108% である 13 kA の励磁に成功した [1]。2 号機では、さらなる機械支持の強化を図るべく、ケーブルのスペーサーのオーバーサイズといった工夫を施し、結果コイル面圧として 111 MPa と、目標値である 115 MPa に近い値が得られた [2]。今回の試験では、この予備応力の増加に伴うクエンチ性能の向上を確認し、かつコイルに配置した電圧タップの情報からクエンチ箇所の同定を行う。まず、ここで得られた 2 号機のクエンチ特性に関する結果について報告をする。

磁場性能に関わる 2 号機の変更点として、図 1 に示したようにコイルエンドにおける多極成分を緩和するためのケーブル配置の最適化、並びに鉄ヨークの熱交換器位置が変更となったことに伴う磁場調整穴の最適化、が挙げられる [2]。また、D1 磁石はコイル外周部と鉄ヨークとの間隔が 20 mm 程であるため、鉄の飽和磁場の影響を著しく受ける事が分かっている。したがって、コイル形状や鉄ヨーク断面変化に伴う磁場分布の変化だけでなく、各通電電流における鉄飽和磁場に起因する多極成分の変化を正確に捉えるため、回転コイルを用いた測定を行う。本発表では、2 号機の磁場分布の試験結果、

並びに計算結果との比較について報告を行う。

3 今後の試験の展望

2 号機に導入したその他の改良点としては、クエンチ保護ヒーターのデザインを一から行った事、が挙げられる。刷新したこのヒーターは図 2 にある写真のようにジグザグ型をしており、既に 2 号機に実装済みである。このヒーターの予測される性能評価について、計算結果を元に発表し、今後の試験の展望を交えて報告する。

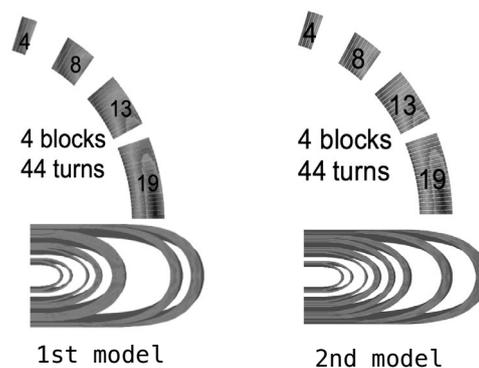


Fig. 1: Cross-sectional and top views of the 1st (left) and 2nd (right) models.



Fig. 2: Picture of a QPH that covers an outer surface of the coil.

参考文献

1. M. Sugano *et al.*, Abstract of CSJ Conference, Vol. 95, 2C-A07 (2017).
2. M. Sugano *et al.*, Abstract of CSJ Conference, Vol. 97, 1C-P01 (2018).

加速器用 HTS マグネットの開発(7-1)

-77 K と 4.2 K における六極モデルマグネットの励磁試験-

Development of HTS Accelerator magnet (7-1)

- Excitation Test of Sextupole Model Magnet at 77 K and 4.2 K -

王 旭東, 土屋 清澄, 有本 靖, 寺島 昭男, 川井 正徳, 宗 占国, 大内 徳人, 増澤 美佳, 多和田 正文(KEK);
 菊池 章弘(NIMS); 藤田 真司(フジクラ)

WANG Xudong, TSUCHIYA Kiyosumi, ARIMOTO Yasushi, TERASHIMA Akio, KAWAI Masanori, ZONG Zhanguo,
 OHUCHI Norihito, MASUZAWA Mika, TAWADA Masafumi (KEK); KIKUCHI Akihiro (NIMS); FUJITA Shinji (Fujikura Ltd.)
 E-mail: wanxdon@post.kek.jp

1. はじめに

近年、CERN を中心として LHC の次期計画、100 TeV 級の超大型加速器 Future Circular Collider (FCC) の検討が始まっている。そこでは、主リング用として Nb₃Sn の 16 T 級超伝導磁石と HTS の 20 T 級超伝導磁石が候補に上げられている。我々は加速器用 HTS 超伝導磁石の開発に着目し、4.2 K 高磁場下における REBCO 線材の臨界電流特性と接続抵抗特性を測定するとともに、REBCO コイルの製作技術開発と特性評価を行ってきた[1-4]。これらの基礎研究成果を用いて、SuperKEKB の衝突点領域用特殊六極磁石をターゲットにした REBCO 六極モデル磁石を試作した。本発表は、液体窒素(77 K)と液体ヘリウム(4.2 K)の浸漬冷却下で行った REBCO 六極モデル磁石の励磁試験結果について報告する。

2. REBCO 六極超伝導磁石の励磁試験

REBCO 六極モデル磁石をクライオスタットに設置した写真と励磁試験の回路図を Fig. 1 に示す。モデル磁石は、縦型のクライオスタット内に吊り下げて、その外側に鉄ヨークを配置した。励磁試験は、77 K で 77 A (1 A/s) まで通電し、4.2 K で 250 A (1 A/s) まで通電して行った。クエンチ保護抵抗は 4.2 K での 250 A 通電時に磁石両端電圧が 200 V 以内となるように選定した。クエンチ検出システムは、六極モデル磁石を 2 分割した三極分のコイル同士の電圧差分 ($V_{valance}$) が検出電圧 40 mV (V_{QD}) を超えて、検出時間 10 ms (t_{QD}) 以上継続したときに遮断回路へトリガを発信するように設定した。

77 K と 4.2 K で測定したモデル磁石の各コイルの電圧・電流特性を Fig. 2 に示す。4.2 K の結果は、REBCO 六極モデル磁石の設計電流までとして、 I_c まで測定していない。77 K の測定結果から評価した各コイルの I_c (0.1 μ V/cm 基準) を Table 1 に、各コイル間の接続抵抗を Table 2 に示す。各コイルの I_c とコイル間の接続抵抗は、フジクラでの磁石製作直後の測定結果と同程度であり、KEK までの輸送によるコイル劣化がないことを確認した。4.2 K の励磁試験において、電圧発生なく設計電流 250 A まで通電でき、トレーニングも見られなかった。励磁時の磁石電圧から換算したインダクタンスは、77 K と 4.2 K でともに約 70 mH であった。77 K の励磁試験後に、60 A 通電状態で遮断試験を行った。遮断時の電流、磁石電圧、トリガ信号を Fig. 3 に示す。遮断時の磁石電圧は約 -45 V で、減衰時定数は約 90 ms である。遮断試験後の再励磁において、電圧信号に異常はなく磁石の健全性を確認した。

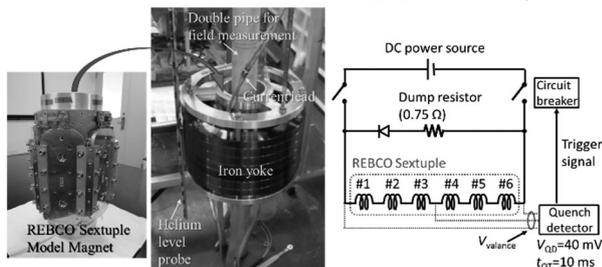


Fig. 1 Photograph of the REBCO sextupole model magnet and measurement setup; the electrical schematic of dump circuit.

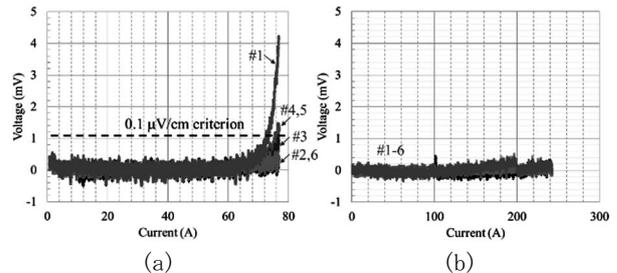


Fig. 2 I - V curve of the coil #1-6 at (a) 77 K and (b) 4.2 K.

Table 1 Critical currents of REBCO sextupole magnet at 77 K

Unit (A)	#1	#2	#3	#4	#5	#6
KEK	73	>77	>77	76	76	>77
Fujikura	73	>77	78	76	76	>77

Table 2 Joint resistances of REBCO sextupole magnet at 77 K

Unit ($\mu\Omega$)	(+)-#1	#1-2	#2-3	#3-4	#4-5	#5-6	#6(-)
KEK	2.6	1.5	1.5	1.6	1.2	1.6	4.3
Fujikura	3.7	1.3	1.4	1.8	1.1	1.6	5.6

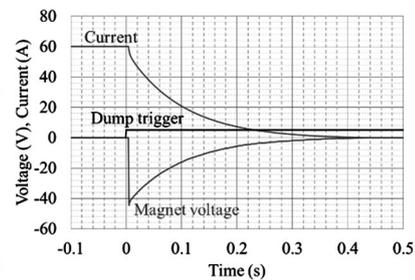


Fig. 3 Dump results of REBCO sextupole magnet at 77 K.

3. まとめ

SuperKEKB の衝突点領域用特殊六極磁石をターゲットに試作した REBCO 六極モデル磁石の励磁試験を 77 K と 4.2 K で行った。劣化なく 250 A まで通電し、77 K と 4.2 K での電気特性を評価した。今後は、伝導冷却にてクエンチ特性の評価を行う予定である。

謝辞

本研究は科学研究費補助金 (15H03667) の助成により実施したものである。

参考文献

1. K. Tsuchiya, et al.: IEEE transactions on applied superconductivity, Vol. 26 (2016) 4100904
2. X. Wang, et al.: IEEE transactions on applied superconductivity, Vol. 27 (2017) 4700105
3. K. Tsuchiya, et al.: Cryogenics, Vol. 85 (2017) <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2017.05.002>
4. S. Fujita, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 96 (2018) p.49

加速器用 HTS マグネットの開発 (7-2) -77K と 4.2K での磁場測定-

Development of HTS Accelerator Magnet (7-2) - Magnetic Measurement at 77K and 4.2 K -

有本 靖, 土屋 清澄, 王 旭東, 植木 竜一, 寺島 昭男, 川井 正徳, 宗 占国, 大内 徳人, 増澤 美佳, 多和田 正文 (KEK/総研大)
ARIMOTO Yasushi, TSUCHIYA Kiyosumi, WANG Xudong, UEKI Ryuichi, TERASHIMA Akio, KAWAI Masanori,
ZONG Zhanguo, OHUCHI Norihito, MASUZAWA Mika, TAWADA Masafumi
E-mail: yasushi.arimoto@kek.jp

1. はじめに

現在, CERN を中心として衝突エネルギー 100TeV の円形加速器の実現を目指した将来円形衝突型加速器 (Future Circular Collider, FCC) プロジェクトが進行している. そこでは, Nb₃Sn の 16T 電磁石と HTS の 20T 電磁石の 2 つが候補に上げられている. 我々は HTS 電磁石の基礎開発として SuperKEKB 加速器への利用をターゲットに HTS 電磁石の開発を行なっている. 今回レーストラック状に巻線された REBCO 線材を組み合わせて局所色収差補正用 6 極電磁石を試作し, LN₂(77 K) と LHe(4.2 K) の浸漬冷却下で磁場測定を行った.

2. HTS6 極電磁石

試作した電磁石は REBCO 線材をレーストラック状にダブルパンケーキ巻線したコイルを 6 個組み合わせた構造となっている. コイルの外側には円筒の鉄のヨークが取り付けられている. 室温で 60 A, ヘリウム温度で 250 A まで励磁することが出来る. 6 極電磁石の主パラメータを Table 1 に示す [1].

Parameters	Values
Sextupole field gradient	211.7 [T/m ²]
Coil inner bore radius	75 [mm]
Coil length	200 [mm]
Number of turns par one coil	224
Design current	250 [A]
Yoke material	Iron
Yoke inner/outer radius	150.5 [mm]/390 [mm]
Yoke length	200 [mm]

3. 磁場測定装置

磁場測定は縦型クライオスタットを用いて行なった. まず液体窒素浸漬冷却における磁場測定を行い, その後液体ヘリウムによる磁場測定を行なった. 多極誤差磁場を評価するため, 磁場測定にはハーモニックコイルを用いた. ハーモニックコイルは SuperKEKB QCS 四極電磁石の測定に用いられたものを流用した. このため巻線半径は 20 mm と電磁石内半径の 1/3 以下である. 長さ 20 mm のショートコイル, 長さ 600 mm のロングコイルから構成されており, それぞれのコイルに Tangential 巻線, 2 個のバックリング用 Quadrupole (Q) 巻線, 2 個のバックリング用 Dipole(D) 巻線が組み込まれている. Q 巻線はアナログバックリングに, D 巻線はデジタルバックリングに用いられる.

4. 磁場測定結果

ここでは液体ヘリウムに浸漬冷却した時の DC ループ測定の結果について紹介する. 図 1 は得られた Integrated Transfer

Function (ITF) を電流値の関数としてプロットしたものである. ITF は次式で定義される. $ITF = g' \cdot L/I$. ここで g' は 6 極磁場勾配, L は磁場長, I は電流である. この図には 2 サイクル分 (赤塗りが 1 サイクル目, 青丸が 2 サイクル目を表わしている) の測定結果がプロットされている. 1 ループのヒステリシスは小さく, 100 A 付近で 0.08% となっている. ここで磁場を以下のように多極展開する.

$$B_y + iB_x = g' \times 10^{-4} \sum_{n=1}^{\infty} (b_n + ia_n) \left(\frac{x + iy}{r_0} \right)^{n-1} \quad (1)$$

$$c_n = \sqrt{b_n^2 + a_n^2} \quad (2)$$

図 2 に参照半径, $r_0 = 20$ mm とし, 上記の展開係数 c_n (この単位は "units" と呼ばれている) を電流の関数としてプロットした. 電流値が小さい領域では信号レベルが小さくバラツキが大きいが, 50 A 以上の領域では電流の依存性はほとんど見られない. 8 極 ($n = 4$) と 10 極 ($n = 5$) の多極磁場成分は 1.4 units 以下に抑えられていることが分かる.

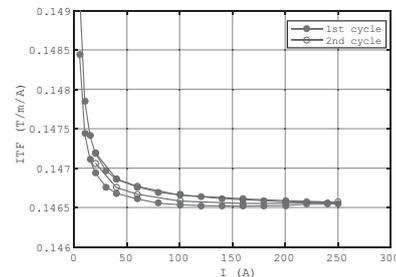


Fig. 1. Transfer functions of the sextupole magnet.

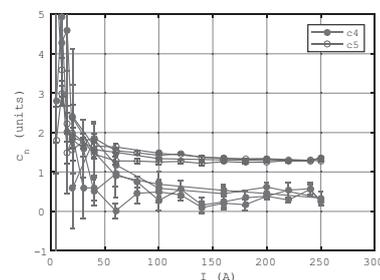


Fig. 2. Amplitudes of octupole and decapole at $r = 20$ mm.

謝辞

本研究は科学研究費補助金 (15H03667) の助成を受けたものである.

参考文献

1. K. Tsuchiya, *et. al.*, IEEE Trans. on Appl. Sup., (2018), to be submitted.

高温超伝導マグネットの HIMAC ビームラインにおける試験(1) ビーム試験用マグネットの励磁試験結果

Test of HTS magnet on HIMAC beam line (1) excitation test results of the beam-line-test magnet

高山 茂貴, 久保 洋一, 岩井 貞憲, 宮崎 寛史, 折笠 朝文, 浦田 昌身, 石井 祐介, 来栖 努(東芝エネルギーシステムズ);
雨宮 尚之(京大); 岩田 佳之, 野田 耕司(NIRS); 荻津 透(KEK); 吉本 政弘(JAEA)

TAKAYAMA Shigeki, KUBO Yoichi, IWAI Sadanori, MIYAZAKI Hiroshi, ORIKASA Tomofumi, URATA Masami, ISHII Yusuke,
KURUSU Tsutomu (Toshiba Energy Systems & Solutions Corporation); AMEMIYA Naoyuki (Kyoto Univ.); IWATA Yoshiyuki,
NODA Koji (NIRS); OGITSU Toru (KEK); YOSHIMOTO Masahiro (JAEA)

E-mail: shigeki2.takayama@toshiba.co.jp

1. はじめに

加速器システムに高温超伝導を適用することで高機能・高効率・小型化を目指している[1]。これまでに 3 次元巻線技術[2]や伝導冷却マグネット技術などの共通基盤技術の開発をおこなってきたが、今回、加速器用としての機能を実証することを目的とした高温超伝導マグネットによるビーム試験を実施する。本ビーム試験のために、REBCO 線材を用いたマグネットを設計・試作したため、その結果について報告する。

2. ビーム試験用マグネット励磁試験

設計・試作したマグネットの諸元を Table 1 に、外観を Fig.1 に示す。本マグネットは 4 積層の REBCO レーストラックコイル(U1~U4, L1~L4)を上下にスプリット配置する構造としており、ビーム試験のためにビーム窓とビームダクトを有している。本マグネットにおいて通電試験を実施した。定格 200A までの通電において明確なコイル電圧の発生は無く(Fig.2)、本試験条件の範囲内において明確な劣化がないことを確認した。また、コイル近傍に設置したホール素子による測定結果と解析値(Bhall)とが概ね一致することから設計通り試作できており、ビームダクト中心(Bcenter)で約 2.4T、最大経路磁場(Bmax)で約 4T となっているものと推定される結果を得た(Fig.3)。

3. ビーム試験用マグネット磁場分布測定

上記マグネットにおいて詳細な磁場分布測定を実施した。測定ではホール素子をビームダクト中ミッドプレーン上において水平(x)方向±105mm、ビームダクト軸(z)方向±270mm の範囲でスキャンすることで行った。磁場分布の測定値と解析値の差異は、コイルのz軸まわり 0.5deg.の回転、y 軸まわり 0.74deg.の回転で説明でき、LTS マグネットと同程度の精度で本マグネットが製作できていることを示すものである。

4. まとめ

REBCO線材を用いたビーム試験のための高温超伝導マグネットを設計・試作した。励磁試験の結果、コイルに明確な劣化がないことを確認した。また、磁場測定結果から概ね設計通り試作できていることを確認した。

謝辞

本研究は科学技術振興機構の研究成果展開事業「戦略的イノベーション創出推進プログラム(S-イノベ)」の支援によって行われた。

参考文献

1. N. Amemiya, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 25, no. 3 (2015) Art. ID. 4003505
2. S. Takayama, et al.: Abs. of CSSJ Conference, Vol. 91 (2015) p.80
3. K. Koyanagi, et al.: Abs. of CSSJ Conference, Vol. 93 (2016) p.126

Table 1 Specifications of beam-line-test magnet

Coil configuration	Split arrangement of REBCO racetrack coil
Wire type	REBCO
Number of layers	4
Number of turns	300/coil
Center field	2.4T
Peak field	4.0T
Integrated field	1.16Tm
Operating temperature	10K
Operating current	200A
Stored energy	65.7kJ
Inductance	3.3H

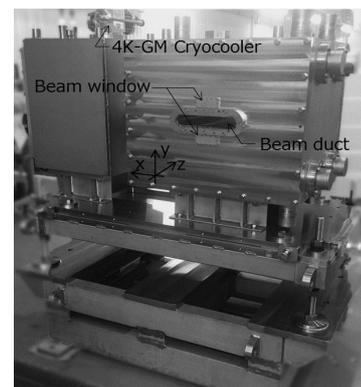


Fig.1 Photograph of the beam-line-test magnet

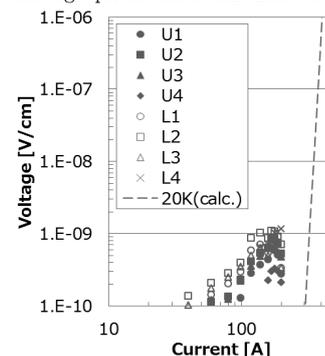


Fig.2 V-I characteristics of the beam-line-test magnet

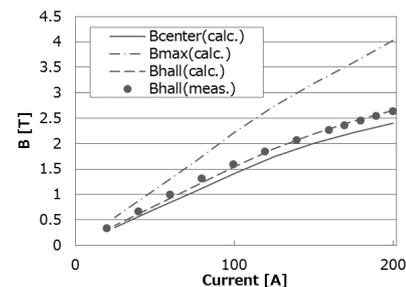


Fig.3 Operating current dependence of magnetic field intensity

高温超伝導マグネットの HIMAC ビームラインにおける試験 (2) ビーム誘導試験およびビーム入射試験の結果

Test of HTS magnet on HIMAC beam line (2)

Beam-guiding test and beam-injection test

雨宮 尚之, 羅 熙捷, 井上 覚(京大); 曾我部 友輔(京大・学振 DC1); 高山 茂貴, 来栖 努(東芝);
岩田 佳之, 野田 耕司(放医研); 荻津 透(KEK); 吉本 政弘(原子力機構)

AMEMIYA Naoyuki, LUO Xijie, INOUE Satoru (Kyoto University); SOGABE Yusuke (Kyoto University, JSPS DC1);

TAKAYAMA Shigeki, KURUSU Tsutomu (Toshiba); IWATA Yoshiyuki, NODA Koji (NIRS);

OGITSU Toru (KEK); YOSHIMOTO Masahiro (JAEA)

E-mail: amemiya.naoyuki.6a@kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

我々は加速器応用に向けた高温超伝導マグネットの研究開発を JST S-イノベの支援を受けて進めてきた。今回、RE-123 マグネットを製作し、これを放射線医学総合研究所の HIMAC 加速器のビームラインに設置し、ビーム誘導の実証とビーム入射時の安定性についての試験を行ったのでその結果を報告する。

2. 実験方法

ビームライン試験用のマグネットの詳細の説明は「高温超伝導マグネットの HIMAC ビームラインにおける試験 (1)」にゆずるが、このマグネットは定格 200 A の通電により、ビーム位置で約 2.5 T、コイル位置で最大約 4 T の磁界を発生する。これを放射線医学総合研究所の加速器 HIMAC の物理汎用照射室のビームライン上に設置して実験を行った。ビームの諸元を Table 1 に、物理汎用照射室のビームライン上におけるマグネットや蛍光板ビームモニタのレイアウトを Fig. 1 に示す。マグネットの室温ビームダクトにビームを通すことによるビーム誘導試験と、ステンレス製真空容器に設けたアルミニウム製ビーム窓を通しての高温超伝導コイルへのビーム入射試験を行った。後者は、ビーム制御の失敗等のインシデントを模擬したものである。

3. 実験結果

ビームライン試験に先立ち、室温ビームダクトに回転ピックアップコイルを挿入し磁界の安定度の評価を行った。電流ホールド時の磁界の時間変化(安定度)は相対値で 1×10^{-4} 以下であり遮蔽電流による磁界の安定度劣化がビーム誘導特性に与える影響は無視できると考えられる。

Fig. 2 に磁界計算結果に基づいたビームトラッキング計算によって求めたビーム偏向角度の理論値と、蛍光板ビームモニタによるビームスポット位置観測結果から求めたビーム偏向角の実験値を示す。両者は、ビームモニタの設置精度等を考慮すると十分一致していると判断できる。

Fig. 3 にマグネットを 50 A の低電流で励磁した場合のコイルへのビーム入射試験の結果を示す。温度センサはビーム上にあるわけではないので、ある程度の体積で平均された温度上昇しか測定できないが、ビーム入射時の温度上昇も小さく、電圧観測からも常伝導部の発生等は見られなかった。

謝辞

本研究は科学技術振興機構の研究成果展開事業「戦略的イノベーション創出推進プログラム」の支援によるものである。

Table 1. Specifications of particle beam

Particle type	C^{6+}
Energy	430 MeV/u
Number of particle per spill	6.6×10^9 (maximum)
Interval between spills	3.3 s

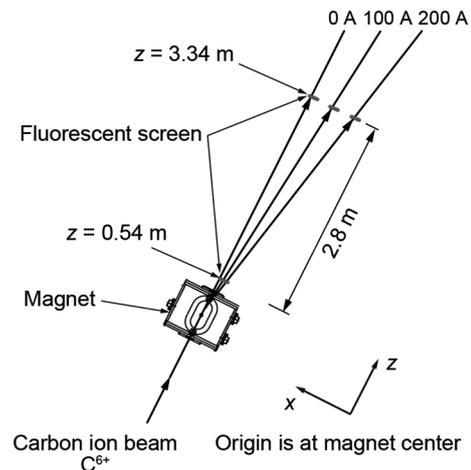


Fig. 1 Beam line and magnet in physics experimental room of HIMAC.

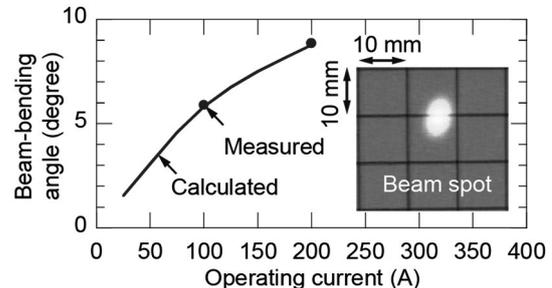


Fig. 2 Beam-bending angle versus operating current of magnet. Symbols represent measured values, and lines represent calculated values.

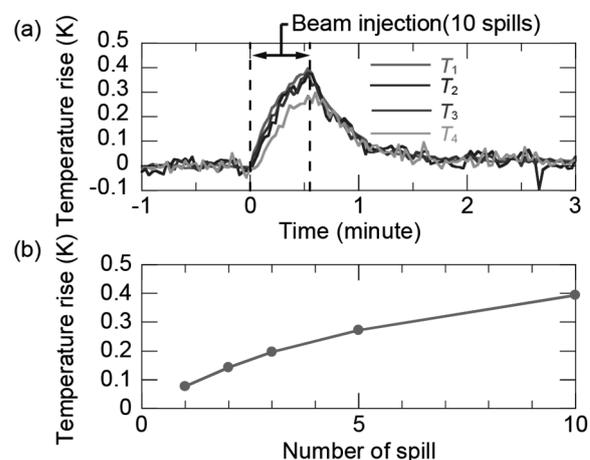


Fig. 3 Temperature rise caused by beam injection: (a) temporal evolutions of temperatures; (b) temperature rise at TS1 vs. number of spills.

ヘリカル型核融合炉 FFHR マグネットの HTS 設計・開発と LHD 次期計画への展開

Design and development of the HTS magnet for the helical fusion reactor FFHR, and evolvement to the post-LHD project

柳 長門, 寺崎義朗 (NIFS); 伊藤 悟 (東北大);

三戸利行, 田村 仁, 濱口真司, 小野寺優太, 高畑一也 (NIFS); 橋爪秀利 (東北大)

YANAGI Nagato, TERAZAKI Yoshiro (NIFS); ITO Satoshi (Tohoku Univ.); MITO Toshiyuki, TAMURA Hitoshi,
HAMAGUCHI Shinji, ONODERA Yuta, TAKAHATA Kazuya (NIFS); HASHIZUME Hidetoshi (Tohoku Univ.)

E-mail: yanagi@nifs.ac.jp

1. はじめに

核融合科学研究所 (NIFS) では、ヘリカル型核融合炉 FFHR の概念設計を進めており、多岐路線として進めている現在の設計オプションのうち FFHR-d1A では超伝導マグネットシステムの磁気エネルギーは~160 GJ に及ぶ。3次元形状をしたヘリカルコイル (大半径 15.6 m) には、電流容量 100 kA 級の導体が要求される[1]。候補のひとつとして高温超伝導 (HTS) 導体を検討している[2-5]。

2. FFHR-d1 ヘリカルコイルの HTS 設計と導体開発

FFHR-d1 のヘリカルコイルに適用することを想定している HTS 導体はテープ形状の REBCO 線材を単純に積層した STARS (Stacked Tapes Assembled in Rigid Structure) 導体である。線材を銅ジャケットとステンレスジャケットの中に収めることで機械的に強固にできることが特長である。銅ジャケットとステンレスジャケットの間に電気絶縁を設け、ステンレスジャケットの外側は隣接する導体間で溶接して連結する。この導体をヘリカル1ピッチ分 (~30 m) ずつ順次接続することで巻線を行う (Fig. 1)。コイル設計と並行して 100 kA 級導体サンプルの試作と試験も行ってきた。試作した 3 m 長の短尺サンプル導体では、温度 20 K、磁場 5.3 T において電流 100 kA を達成するとともに、温度 4.2 K で電流 100 kA を1時間保持することに成功した[2]。また、1 kA/s の高速励磁においても早期クエンチを起こすことなく臨界電流まで到達可能であることを電圧計測と数値解析により確認し、単純積層導体の成立性を検証した[3]。また、機械的接続部は 1.8 nΩ の低抵抗を実現し、さらなる改良が進んでいる[4]。

3. LHD 次期計画への展開

NIFS では、現在稼働中の大型ヘリカル装置 LHD のプラズマ実験を完了した後に新装置を建設する計画について検討を行い、プラズマ・核融合コミュニティにおける議論を始めている。新装置の候補のうちのひとつは、LHD と同じヘリオトロン磁場配位を有し、連続ヘリカルコイルに HTS 導体を適用したものである。装置サイズは現在の LHD より小さくするものの、磁場配位の最適化を行うとともに磁場強度を LHD の2倍以上の 6 T まで上げることによってプラズマの閉じ込め性能を改善する。これにより、プラズマの単位体積あたりの仮想的核融合出力密度を LHD よりも高いものに設定でき、LHD から FFHR への中間に位置付けることが可能となる。ヘリカルコイルの巻線方法としては、接続巻線やディマウンタブル方式を適用できるかどうかは将来的な検討課題であるが、難しい場合には、長尺導体を製作し、LHD と同様に巻線機を用いた連続巻線方式 (Fig. 2) を採用することも想定できる。また、HTS 導体については、電流容量 10 kA 級として設定し、単純積層型の STARS 導体に加えて、積層導体をアルミニウム合金製のジャケットに入れて振る方式の導体 (FAIRS 導体) も候補として開発を進める計画としている[6]。

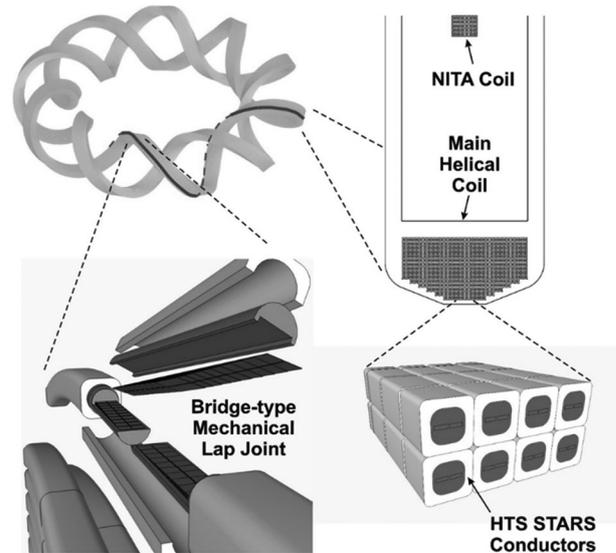


Fig. 1 Schematic illustration of the FFHR-d1 helical coils with windings consisting of HTS STARS conductors. Prefabricated segmented conductors are connected on-site using mechanical lap joint.

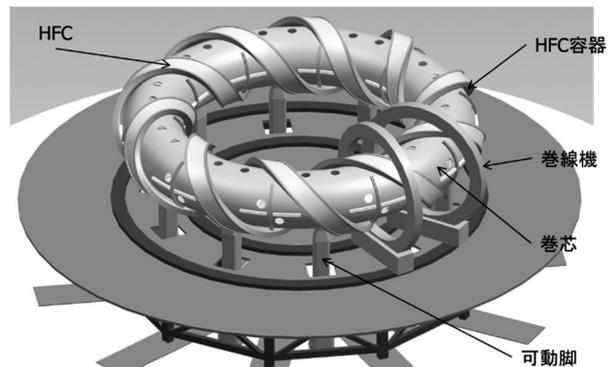


Fig. 2 Schematic illustration of the continuous winding process of helical coils using a toroidally and poloidally rotating winding machine.

参考文献

- [1] A. Sagara et al., Fusion Eng. Des. **89** (2014) 2114.
- [2] N. Yanagi et al.: Nucl. Fusion **55** (2015) 053021.
- [3] Y. Terazaki et al.: IEEE Trans. Appl SC. **24** (2014) 4801305.
- [4] S. Ito et al.: IEEE Trans. Appl SC. **26** (2016) 4201510.
- [5] N. Yanagi et al.: Cryogenics **80** (2016) 243.
- [6] T. Mito et al.: This conference, 1C-p08.

核融合実験装置用 12 T – 12.5 kA REBCO 導体の開発

Development of a 12 T – 12.5 kA REBCO conductor for the fusion experimental device

三戸利行, 小野寺優太, 高畑一也, 柳長門, 濱口真司, 高田卓, 馬場智澄 (NIFS);
筑本知子 (中部大学); 川越明史 (鹿児島大学)

MITO Toshiyuki, ONODERA Yuta, TAKAHATA Kazuya, YANAGI Nagato, HAMAGUCHI Shinji, TAKADA Suguru (NIFS);
CHIKUMOTO Noriko (Chubu Univ.); KAWAGOE Akifumi (Kagoshima Univ.)
E-mail: mito@nifs.ac.jp

1. はじめに

核融合科学研究所の大型ヘリカル装置 (LHD) は総ての磁場閉込めコイルを超伝導化した世界初の核融合プラズマ実験装置であり、1998 年の実験開始から 20 年以上に渡って安定なプラズマ閉込め実験環境を提供してきた。2017 年 3 月からは重水素プラズマ実験が開始され、LHD 実験はいよいよ集大成の段階に入っている。そこで LHD 次期装置への適用を目指した高温超伝導体及びコイルの開発研究を開始した。

2. FAIR 導体

最初に薄いテープ形状の REBCO 線を構成要素として大電流容量の高温超伝導導体を構成する手法を研究開発する。候補となる導体の構造を Fig.1 に示す。複数の REBCO テープ線を、高純度アルミニウムシートを緩衝材として間に挟んで積層し、円形断面のアルミニウム合金の溝部に入れ、蓋部を摩擦攪拌接合で接合した後で、積層したテープ線の電流分布の均一化を図るために全体に捻りを加えて製作される。この際ハンダ付け等でアルミニウムジャケットの蓋部を接合すると、導体に捻りを加える際に接合部が破損してしまうため、機械的に強固な蓋部の接合が必要不可欠である。NbTi 線にアルミニウム合金を被覆する場合は押出法による一体成型が一般的である。しかし、アルミニウム押出しでは超伝導線に 400°C 以上の熱が加わるため、高温超伝導線の被覆には用いることができない。REBCO 線は、200°C 以上の加熱で超伝導特性の劣化が始まるのが論文等で報告されており、従来製法である押出法は使えない。摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding) は 1991 年に英国の TWI (溶接研究所) で考案された金属の接合技術で、材料の温度を上げずに接合できる長所をもっている。摩擦攪拌接合 (FSW)、アルミニウム合金被覆 (Aluminum alloy jacket)、間接冷却 (Indirect cooling)、REBCO 導体の頭文字をとって、この導体を FAIR 導体と名付ける。

3. FAIR コイル構造

FAIR 導体を用いた要素コイル構造を Fig.2 に示す。ITER-TF コイルと同様にラジアルプレートに電気絶縁した FAIR 導体を溝部に収め、蓋部を摩擦攪拌接合することで、機械的に強固で精度の良い巻線を容易に実現することができる。FAIR 導体、コイル構造では導体内に冷媒の流路を持たない構造のため、ラジアルプレートの両側に設置した冷却パネルへの熱伝導で間接的に冷却される。このため、FAIR 導体のコンジット及びラジアルプレートは熱伝導率の良いアルミニウム合金を用いている。FAIR 導体の被覆材には 6000 番台のアルミニウム合金を使用し、コイル巻線時には機械強度が 100MPa 以下と比較的柔らかく巻線作業を容易にし、巻線後のコイルエポキシ含浸時に約 180°C で熱処理することでアルミニウム合金の時効硬化により 300MPa の機械強度が得られる。コイルの冷却には、コイル運転温度、熱負荷条件に応じて冷却パネルに

流す冷媒の種類、流路構成、流量等を選択することにより、最適な冷却条件が達成できる。FAIR 導体及びコイル構造では、例えばコイルの運転温度を液体水素温度の 20K とし、運転条件で導体が常伝導へ転移する温度を 23K、つまり温度マージンを +3K とすると、運転温度 4K、温度マージン +1K の場合に比べて、運転温度の上昇による固体比熱の増大の効果で約 375 倍もの熱擾乱に耐えることが可能であり、超伝導線と冷媒が直接接触していない間接冷却条件下でも、十分安定なコイルを実現できる。

電気絶縁した複数の FAIR 要素コイルを積み重ねて、電磁力支持のためのコイルケースに収めることにより、Fig.3 に示すような高性能の高温超伝導マグネットを実現できる。ITER-TF コイルの場合、導体部の電流密度は 40A/mm²、ラジアルプレートを含む巻線部のコイル電流密度が 20A/mm² に留まるのに対し、FAIR 導体を用いたコイル構造では、運転温度 20K、コイル最大磁場 12T の条件下で、導体電流密度 110A/mm²、コイル電流密度 50A/mm² の高電流密度の達成が可能である。

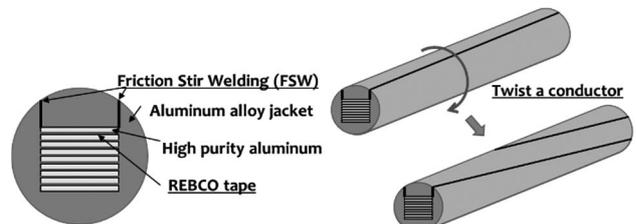


Fig. 1. FAIR conductor

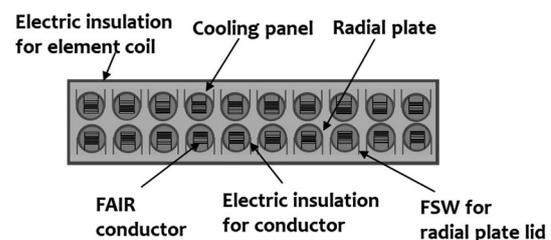


Fig. 2. FAIR element coil

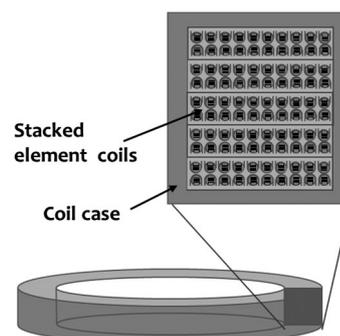


Fig. 3. FAIR magnet

核融合実験装置用新型 REBCO 導体の線材間電気抵抗の評価

Evaluation of Electrical Contact Resistances between REBCO Tapes in A New Conductor for The Fusion Experimental Device

高橋 竜一, 川越 明史 (鹿児島大学);

三戸 利行, 小野寺 優太, 高畑 一也, 柳 長門, 濱口 真司, 高田 卓 (核融合科学研究所)

Ryuichi Takahashi, Akifumi Kawagoe (Kagoshima University);

Toshiyuki Mito, Yuta Onodera, Kazuya Onodera, Nagato Yanagi, Shinji Hamaguchi, Suguru Takata (NIFS)

E-mail: k8855476@kadai.jp

1. はじめに

LHD の次期実験装置用として REBCO 線材を束ねた 12T-10kA 級導体の開発が検討されている[1]。本導体では、円断面のアルミニウム合金製のジャケットの溝に YBCO 線材をおさめ、摩擦攪拌接合により蓋を接合した後、ツイストを施す。本導体は浸漬冷却ではなく、間接冷却を想定している。線材間の熱抵抗を低減した導体開発が必要となる。そのため、線材間にはアルミニウムなどの金属シートを挿入する構造としている。したがって、線材間は電気的にも接続され、励減磁中には線材間に結合損失が発生することが予想される。結合損失は線材間の抵抗に強く依存する。そこで本研究では、長さ 100mm 程度の YBCO 線材 2 枚を、アルミニウムシートを挟んで束ね、実際の導体を模擬して線材間の電気抵抗を評価した。まず、YBCO 線 1 枚の特性を調べた後、重ねた場合の特性を調べた。

2. 測定方法

まず、1 枚の断面方向の抵抗を測定した。Fig.1 に、YBCO 線材 1 枚の電位測定的位置を示す。これは線材を長手方向の真横から見た図である。 V_0 と $V_1 \sim V_5$ の電圧タップは、それぞれ超伝導層とハステロイ層の面に付けており、超伝導層側に付けた V_0 と $V_1 \sim V_5$ の電位差を測定した。本測定は、直流 2A を通電して行った。電位分布の測定結果を、Fig. 2 のような分布定数回路モデルを用いた解析結果と比較することによって、 r や g の値を求めた。

次に、長さ 100mm の YBCO 線材 2 枚で、0.1mm 厚のアルミニウムシートを挟み面圧を加え、四端子法により電気抵抗の測定を行った。通電電流は直流とした。

実験は全て、液体窒素中で行った。

3. 測定結果および考察

Fig. 3 に、YBCO 線材 1 枚の電位分布の測定結果を示す。電流導入部から離れるにつれて電位は低下する結果となった。測定値を、Fig. 2 の分布定数回路モデルを用いて解析し、フィッティングすることによって、伝搬定数 γ 及び特性インピーダンス Z_0 を求めた。それぞれ $\gamma=900$ 、 $Z_0=74\mu\Omega$ となった。これらの結果より、液体窒素中における YBCO 線材 1 枚の長手方向、断面方向の電気抵抗は、それぞれ $r=66.2m\Omega/m$ 、 $g=12.2MS/m$ と算出することができた。

YBCO 線材 2 枚でアルミニウムシートを挟み、線材間抵抗を測定した結果は、 $28\mu\Omega$ となった。この結果は、線材の断面方向の抵抗値と比較すると、二桁大きい。挟んだアルミニウムシートの抵抗値は、 $0.63n\Omega$ とさらに小さいので、抵抗値が大きくなった原因は他にあると考えられる。このサンプルは、YBCO 線材とアルミニウムシートを重ねて面圧を加えた状態である。このため、線材間抵抗は YBCO 線とアルミニウムシートとの接触抵抗が支配的であるとされる。接触抵抗は、線材の表面状態や導体の構造、導体化の過程に強く依存するので、今後、実際の導体と同じ条件で実験を行うことが必要で

ある。そのためには、外部磁場中で結合損失特性を測定し、間接的に接触抵抗を評価する方法が有効である。

4. まとめ

1 枚の YBCO 線材の長手方向の電位分布を測定し、断面方向の電気抵抗を明らかにした。また、2 枚の YBCO 線材でアルミニウムシートを挟んだ構造では、線材間接触抵抗が支配的であることが分かった。今後は、外部磁場中で結合損失特性を測定し、間接的に 2 枚の線材間抵抗を測定する予定である。

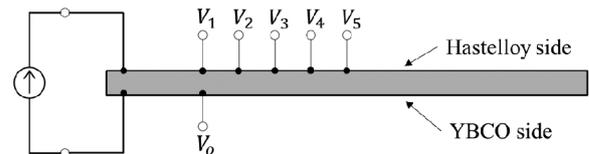


Fig. 1 Sample set up for measuring potential distribution of one YBCO tape.

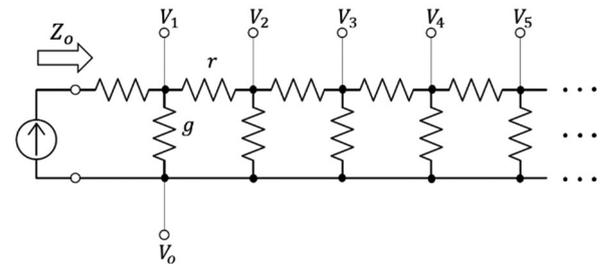


Fig. 2 Distributed constant circuit middle of YBCO tape.

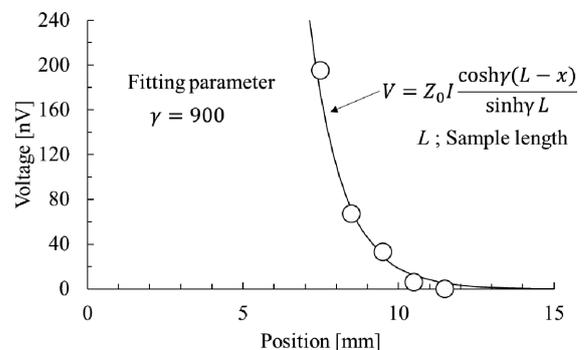


Fig. 3 Potential distribution in the YBCO tape.

参考文献

- 三戸利行他、「核融合実験装置用 12T-12.5kA REBCO 導体の開発」、第 97 回秋季低温工学・超電導学会、1C-p08

JT-60SA 中心ソレノイドおよびコイルターミナルボックスの製作進捗

Progress of Central Solenoid and Coil Terminal Box for JT-60SA

村上 陽之, 土屋 勝彦, 神谷 宏治, 河野 勝己, 磯野 高明, 木津 要 (量研);
野元 一宏 (三菱電機); 高田 英治 (富士電機)

MURAKAMI Haruyuki, TSUCHIYA Katsuhiko, KAMIYA Koji, KAWANO Katsumi, ISONO Takaaki, KIZU Kaname (QST);
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の超電導機器のうち、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(CS)および平衡磁場コイル)および給電用機器は日本が製作を担当する[1]。

18個のD形をしたトロイダル磁場コイルおよび6個の円形の平衡磁場コイルは、2018年秋までにトカマク本体へ組み込まれた。4つのモジュールからなるCSは、各モジュールを積み重ね一体化する作業が完了した。

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、2018年秋に最後の2個の製作が完了し、5個全てのCTBがトカマクに組み込まれるまで保管されている。

本発表では、CSおよびCTBの製作進捗を報告する。

2. 中心ソレノイドの進捗状況

中心ソレノイドは、2018年3月に全てのモジュールの製作が完了し[2]、5月より4つのモジュールを積み重ね固定する一体化の作業を開始した。

CSモジュールの積層では、4つのモジュールの中心軸をそろえる事が誤差磁場の発生を抑えるために重要である。高さ約10mの積層治具を用いて(図1)、積層時のモジュール位置を調整することにより、JT-60SAで要求される ± 1.0 mmの設置精度に対して、最大 ± 0.6 mmの誤差で設置できた。

冷却時の収縮や運転時の電磁力によってCSモジュール同士がずれることの無いように、4つのモジュールは9対のタイプレートと呼ばれる構造物で締め込み固定される。油圧ジャッキを用いてタイプレートを引っ張り、その時に生じる隙間にシムを詰めることで、締付力を保持した(図2)。各タイプレートの締付力は4.207~4.340MNであり、要求される4.168MN以上の力で固定できた。

現在は、CSにHe配管の取り付け作業やターミナル接続部の加工を行っている。CS製作は12月に完了予定で、完成したCSは横倒し状態で、那珂核融合研究所まで輸送される。CSのトカマクへの組み込みは2019年初めを予定している。

3. コイルターミナルボックスおよび電流フィーダの進捗状況

JT-60SAのCTBは加熱装置などを再利用するため、トカマク周辺の利用可能な空間は既存の設備を避けた場所に限られ、小型のCTBを5台、分散させて設置する設計である。5台のCTBのうち、3台は2017年中に完成し[2]、残る2台のCTBも2018年10月に完成し、全ての製作が完了した。

また、CTBと超電導コイルを接続するクライオスタート内超電導フィーダの製作も完了し、保管されている(図3)。

これらのCTBおよび超電導フィーダは2019年夏頃からトカマクへ組み込まれる予定である。

参考文献

1. Y. Koide, et al.: Nuclear Fusion, Vol. 55, (2015) 086001
2. H. Murakami, et al.: Abstracts of CSSJ Conference, Vol. 96 (2018) p.38

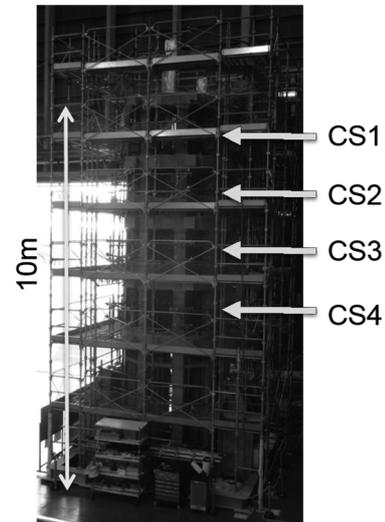


Fig.1 Stacking of CS modules

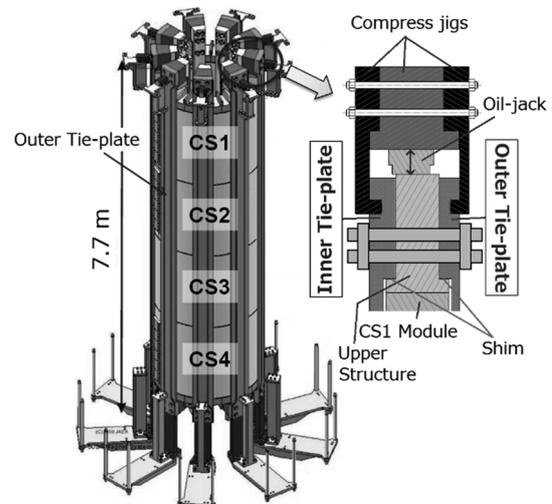


Fig.2 Pre-compress of CS modules



Fig.3 Completed In-cryostat feeders