

Nb₃Sn 線材バンドル試料の中性子回折を用いた歪み測定

Strain measurements by neutron diffraction on Nb₃Sn wires bundle

高橋 弘紀, 西島 元, 峯岸 一博, 淡路 智, 渡辺 和雄(東北大); 小黒 英俊(茨城大);
 ハルヨ ステファヌス, 伊藤 崇芳, 有馬 寛, 相澤 一也(原子力機構)

TAKAHASHI Kohki, NISHIJIMA Gen, MINEGISHI Kazuhiro, AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.);
 OGURO Hidetoshi (Ibaraki Univ.); HARJO Stefanus, ITO Takayoshi, ARIMA Hiroshi, AIZAWA Kazuya (JAEA)
 E-mail: kohki@imr.tohoku.ac.jp

1. はじめに

Nb₃Snは、現在実用超伝導線材として用いられている超伝導体の中で、最も歪み感受性の強い超伝導特性を示す物質である。したがって、Nb₃Sn 線材における超伝導特性の歪み依存性を理解することは、その応用上極めて重要である。これまでの多くの研究では、線材に引っ張り歪みを印加し、その超伝導特性を評価することで引っ張り歪み依存性の理解を行ってきた。一方、近年においては、中性子線や高輝度放射光などの量子ビームの利用が身近になり、超伝導線材の内部歪みの研究が盛んになっている。我々のグループにおいてもこれまで、中性子回折を用いることで、Nb₃Sn 線材の内部歪みを3次元的に測定し、その超伝導特性の歪み依存性の理解を進めている[1-3]。そこで今回は、CuNb 補強 Nb₃Sn 線材の内部応力を測定するため、同線材を6本束ねたバンドル試料を作製し、室温における引っ張り応力下での内部歪みを中性子回折を用いて測定したのでその結果を報告する。

2. 実験方法

測定に用いた線材は、φ1.0 mm の CuNb 補強ブロンズ法 Nb₃Sn 超伝導線材で、CuNb を超伝導コアの外側に配置したものである。内部歪み状態を変えるため、室温で 0.8% の曲げ歪みを両振りして5セット印加した線材 (PB) と as-react の線材 (AR) それぞれ長さ 50 mm の線6本を端部のみ半田で固定した。中性子回折実験は J-PARC の物質・生命科学実験室 (MLF) に設置してある工學材料回折装置「匠」を用い、室温において引っ張り荷重を印加しながら行った。匠は入射ビームと垂直方向に試料を挟んで南北2つの検出器バンクを持つため、線材試料を入射ビームに対して45度傾けて配置することで、南側バンクで軸方向歪み、北側バンクで径方向歪みを同時に測定することが可能である。試料と検出器バンクの配置を Fig. 1 に示す。さらに、J-PARC では白色中性子を利用しているため、飛行時間法によって測定することで複数の格子面からの回折線を同時に観測することができる。さらに、試料に伸び計と歪みゲージを取り付け、試料のマクロな歪みを同時に測定している。

歪みの解析においては、歪みを算出する際の d_0 として、線材から取り出した Nb₃Sn フィラメントをバナジウム管に詰めて

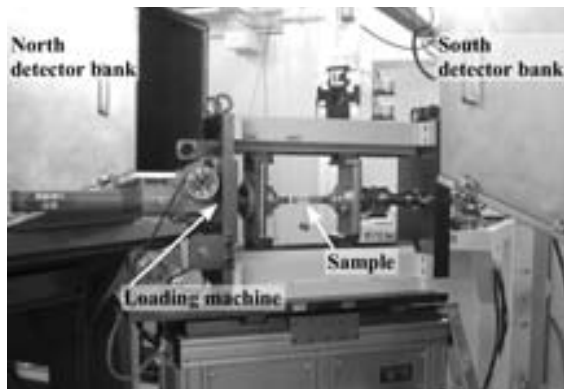


Fig. 1 Photo of a sample with a loading machine.

測定した結果を利用した。

3. 結果と考察

Fig. 2 に引っ張り応力下での中性子回折実験から得られた Nb₃Sn (321)面の応力-歪み曲線を示す。線材の長手 (Axial) 方向においては、AR では圧縮の残留歪みであったものが、事前曲げ処理を施した PB では引っ張りの残留歪みとなっていることが分かる。また、線材の横 (Lateral) 方向においては、AR, PB とも圧縮の残留歪みが観測されているが、事前曲げ処理によって僅かに圧縮歪みが大きくなっている。事前曲げ処理によって残留歪みが緩和される方向はこれまでの結果と定性的には同じものの、横方向の残留歪みが as-react 線材において圧縮側となっている点、長手方向では事前曲げ処理後の線材で引っ張り側にまで伸びている点でこれまでの測定結果と大きく異なっている。この原因については現在も考察中である。

同様な結果は(211), (320)面でも見られ、ほぼ同じ応力-歪み特性を示すことが分かった。このことは、Nb₃Sn における回折弾性異方性が非常に小さいことを示している。

また、横方向の歪みを長手方向の歪みに対してプロットすると、AR と PB では傾きが同じではあるが絶対値が異なることが分かった。最終的には低温での測定が必要であるが、このことが事前曲げ処理によって J_c が向上する原因と考えられる。

当日は、伸び計及び歪みゲージから得られた歪みと内部歪みとの関係、安定化材 Cu の残留歪みと応力-歪み特性に対する解析結果も併せて報告する。

参考文献

1. S. Awaji, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 16 (2006) p. 1228
2. H. Oguro, et al.: J. Appl. Phys., Vol. 101 (2007) 103913
3. S. Awaji, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 81 (2009) p. 146

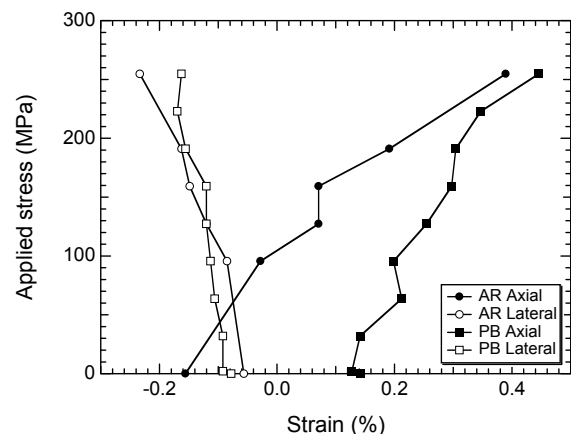


Fig. 2 Applied tensile stress-strain relation on (321) plane of Nb₃Sn for CuNb/Nb₃Sn wires bundle obtained by neutron diffraction measurements at room temperature.

中性子回折を用いた内部拡散法Nb₃Sn線材の残留ひずみ測定

Residual strain measurement by neutron diffraction for internal-tin Nb₃Sn wires

小黒 英俊、星川 晃範、石垣 徹、米村 雅雄、岩瀬 謙二、Dyah Sulistyanintyas ADIPRANOTO (茨城大);
淡路 智、西島 元、渡辺 和雄 (東北大)
OGURO Hidetoshi, HOSHIKAWA Akinori, ISHIGAKI Toru, YONEMURA Masao, IWASE Kenji,
Dyah Sulistyanintyas ADIPRANOTO (Ibaraki Univ.); AWAJI Satoshi, NISHIJIMA Gen, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.)
E-mail: oguro@mx.ibaraki.ac.jp

1. はじめに

Nb₃Sn 線材は、少量のひずみによって超伝導特性が大きな変化を示す。この関係を正確に説明するために、最近の研究から、3次元ひずみと超伝導特性の関係を議論する必要があることが分かってきた[1]。我々は、この研究の実験手法として中性子回折を利用することで、線材中の Nb₃Sn を直接測定し、超伝導特性との関係を議論してきた[2]。

これまでの研究では、ブロンズ法線材を中心に測定を行っており、その他の線材に関しては室温、低温における正確な残留ひずみ測定がなされていない。そこで今回は、内部拡散法線材を用いて、正確な残留ひずみ測定を行うことを目的として実験を行った。正確にひずみを定めるために、統計精度を上げる必要があると考え、高強度中性子ビームによる実験が可能な J-PARC において実験を行った。

2. 実験方法

測定に用いる試料として、一般的な内部拡散法線材を用意した[3]。これを、中性子回折実験用に、8×8×30 mm の直方体になるように積み上げ、回折結果に影響が出ないように、薄めたワニス(GE7031)を用いて固定した。この試料を、茨城県材料構造解析装置(iMATERIA)を用いて、室温と低温(10 K)で線材の軸方向と横方向に対する中性子回折測定を行った。また、軸方向に関しては、室温から低温まで温度を下げる過程で、数点の測定を行い、線材の熱収縮過程を調べた。

ひずみフリーの試料として、同じ条件で熱処理した線材のフィラメントを取り出し、粉末状にしてV管のホルダーに詰めて中性子回折測定を行った。このとき、線材で測定したのと同じ温度で測定を行い、残留ひずみを求める際の基準とした。

3. 実験結果と考察

線材の中性子回折測定結果を図1に示す。強度は規格化されているが、図中の Nb₃Sn 321 回折のピークで、正確なひずみ評価には十分となる 10000 カウント程度の強度が約 50 分で得られている。この回折結果から求めたひずみの値を表 1 に示す。ひずみは十分な統計が取れているピークを選び、後述する Nb₃Sn 400 回折を除いた値の平均を取っている。参考として、ひずみフリーの状態の Nb₃Sn フィラメントの格子定数も示した。軸方向の残留ひずみに関しては、B₂ の引張りひずみ依存性から見積もられた残留ひずみの値が、0.25%の圧縮ひずみであったことと良く一致していた。

回折パターンから分かった線材の特徴として、Cu-Sn 合金の大きなピークが確認されたことから、線材中に Sn が残っていることが挙げられる。また、Nb はほとんど残っていないことが分

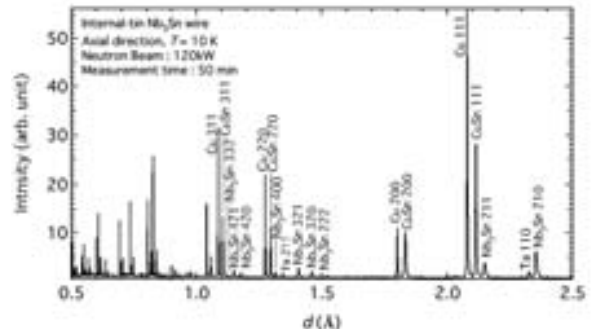


Fig. 1 The neutron diffraction pattern of internal-tin Nb₃Sn wires at 10 K.

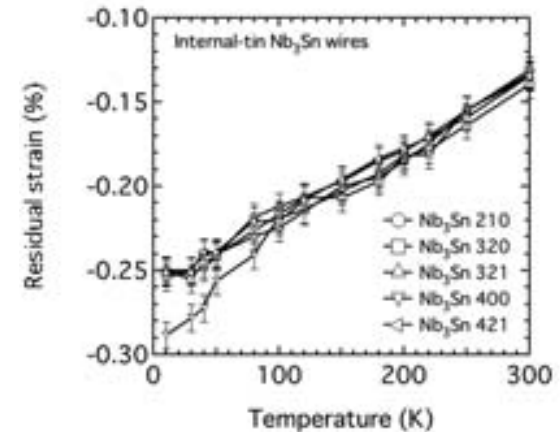


Fig. 2 The residual strain of internal-tin wires as a function of temperature.

かった。これは、内部拡散法のため、Sn を十分に線材中に配置できていることに対応している。

図 2 に線材の残留ひずみの温度変化を示した。この結果から、室温から 100 K までは、どの回折面でも残留ひずみの変化は等しくなることが分かった。ところが、100 K 付近より Nb₃Sn 400 面から求めたひずみの値が大きくなっていく現象が見られた。この現象は、Nb₃Sn フィラメントのみを測定した際には現れない現象であることから、安定化銅やブロンズから受けるひずみの影響であると考えられる。

謝辞

本研究を行うにあたり、測定結果に関して相談に乗って頂いた応用科学研究所の長村光造教授に、深く感謝いたします。

参考文献

- [1] H. Oguro et. al., *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **18** (2008) 1047
- [2] H. Oguro et. al., *J. Appl Phys.* **101** (2007) 103913
- [3] Y. Nunoya et al., *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **18**, (2008) 1055

Table 1 Residual strains of the internal-tin Nb₃Sn wires.

	Axial	Lateral	Lattice parameter of filaments
Room temperature	-0.135%	-0.013%	5.2876 Å
Low temperature (10 K)	-0.251%	0.143%	5.2793 Å

React & Jacket 法を採用したアルミニウム合金複合化 Nb₃Sn 導体の臨界電流

Critical currents of aluminum-alloy jacketed Nb₃Sn superconductor fabricated by react-and-jacket process

高畑一也, 田村 仁, 三戸利行, 今川信作 (NIFS)

TAKAHATA Kazuya, TAMURA Hitoshi, MITO Toshiyuki, IMAGAWA Shinsaku (NIFS)

E-mail: takahata@LHD.nifs.ac.jp

1. はじめに

大型超伝導マグネットに使用される撚線導体は、巻線剛性を高めるために、補強材としてのジャケットと複合化される。その代表例が、核融合装置などで使用されているケーブル・イン・コンジット導体(CICC)である。一方、Nb₃Sn 線材を CICC に応用すると、歪効果による臨界電流の低下が課題となる。コンジットと撚線を複合化した後に Nb₃Sn 生成熱処理を行うために、コンジット・Nb₃Sn 間の 1,000K から 4K までの熱収縮量の差によって、Nb₃Sn に 0.7%近い残留圧縮歪(コンジットがステンレスの場合)が印加されるためである[1]。この課題を解決するために、本研究では React & Jacket 法を採用した導体を提案する。この方法では、熱処理後にジャケット複合化を行うため、室温から 4K までの熱収縮量の影響しか受けず、Nb₃Sn に印加される残留圧縮歪を低減することができる。

2. 導体の諸元

図1と表1に、本研究で開発した導体の断面と諸元を示す。18本の素線で構成されるラザフォード撚線(熱処理済み)を、アルミニウム合金の門型ジャケットにインジウムシートと共に挿入し、蓋を摩擦撹拌接合(FSW)により溶接した。FSWを採用することで、素線に機械的損傷を与えることなく、ジャケットと複合化することができた。この導体の冷却方法は、外部からの熱伝導による間接冷却を想定している[2]。

2. 臨界電流の測定方法と試験サンプル

最大 8T を発生することができるスプリットコイルに往復導体サンプルを挿入し、直流電源により導体に通電し、臨界電流を測定した。磁場中心の 20mm 長さの電圧タップを使用し、100 μV/m の電圧発生時を臨界電流と定義した。比較のために素線の臨界電流も同じ定義で測定した。

今回は 4 種類のサンプルを用意した。曲げ加工を行っていないサンプル (N)、蓋側に曲率 150mm の曲げ加工を行った後に直線に戻したサンプル (SA)、蓋と反対側に曲率 150mm の曲げ加工を行った後に直線に戻したサンプル (SB)、そして両側に 1 回ずつの曲げ加工を行った後に直線に戻したサンプルである (W)。長尺導体を製作する際のドラム巻取作業、コイル巻線作業等を想定し、この 4 種類のサンプルを用いて曲げ加工による劣化がないか調べた。

3. 測定結果

図 2 に臨界電流の測定結果を示す。●は、素線の臨界電流に素線本数の 18 を掛けた値である。全てのサンプルの臨界電流は、(素線臨界電流 × 本数)の 90%以上であり、複合化による臨界電流低下が CICC に比べて小さいことが分かった。また曲げ加工による影響は、加工によってむしろ臨界電流が増加する傾向が見られた。これらの結果から、React & Jacket 法が Nb₃Sn 導体の性能向上に有効であることが実証された。

謝辞

導体の開発に際し、古河電気工業(株)、古河スカイ(株)の協力をいただきました。ここに感謝の意を表します。

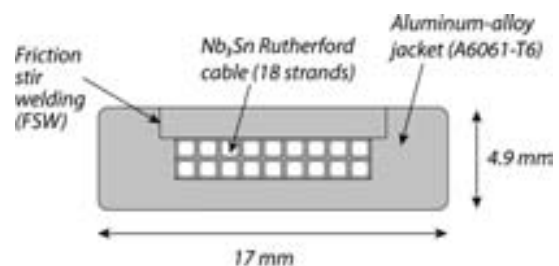
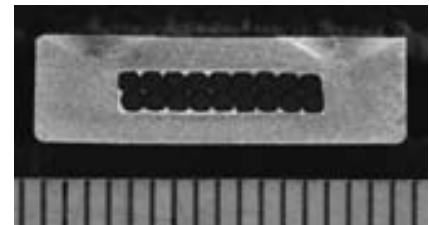


Fig.1 Aluminum-alloy jacketed Nb₃Sn superconductor

Table 1 Specifications of the conductor

Conductor dimension (mm)	17.0 × 4.9
Cable space (mm)	9.5 × 2.0
Cable dimension (mm)	9.2 × 1.8
Strand diameter (mm)	1.0
Number of strands	18
Filled material in cable space	Indium
Jacket material	A6061-T6
Welding method of jacket	FSW
Critical current	5 kA @ 12 T 10 kA @ 8 T

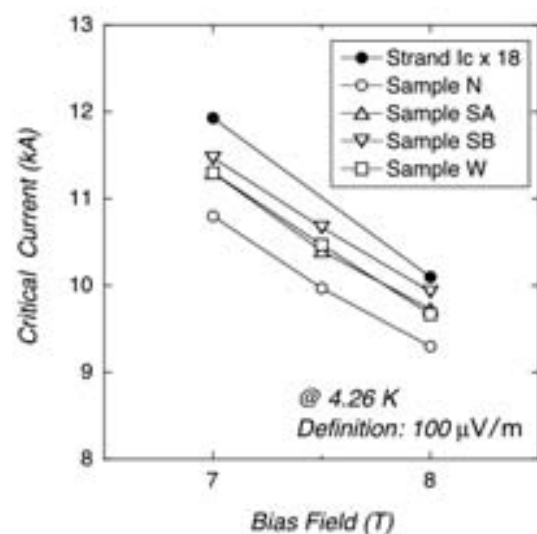


Fig.2 Measured critical currents

参考文献

- [1] D. Ciazynski: Fusion Eng. Des. 82 (2007) 488-497
 [2] K. Takahata et al.: Abstracts of CSJ Conf. 74 (2006) 41

高 Sn 濃度ブロンズ合金の熱間鍛錬

Hot forging for high tin content bronze alloy

谷口 博康, 佐伯 伸二, 文珠 義之, 水田 泰成, 水田 泰次 (大阪合金);

菊池 章弘, 吉田 勇二 (NIMS); 長村 光造 (応用科学研)

TANIGUCHI Hiroyasu, SAEKI Shinji, MONJU Yoshiyuki, MIZUTA Yasunari, MIZUTA Taiji (OAW)

KIKUCHI Akihiro, YOSHIDA Yuji (NIMS); OSAMURA Kozo (RIAS)

E-mail: taniguchi@osakagokin.co.jp

1. はじめに

ブロンズ中の Sn 濃度が 15.8wt%を超えると、金属間化合物である δ 相が析出する。さらに Sn 濃度が増せば延性のない δ 相の占有率が増加し、ブロンズの塑性加工性が著しく低下する。そこで 15.8wt%から超えた余剰 Sn を微細な CuSnTi 化合物粒子として α マトリックスに分散させ、粗大な δ 相の析出を抑制させることにより、18.5wt%もの高 Sn 濃度ブロンズでも約 60%以上の連続引抜き加工が可能であることは前回に報告した。CuSnTi 化合物には、所謂、球状化処理（低加工度による歪み導入と焼鈍の繰り返し）が有効に働き、数ミクロン径の微細粒子の分散化が可能である。しかしながら前回の室温での球状化処理では、極めて多数回の加工と焼鈍が必要で、現実的な組織制御の手法とは言い難い。そこで、今回は、工業的にも有利な熱間鍛錬による CuSnTi 化合物の微細分散化、及びこれに基づく高 Sn 濃度ブロンズ合金の冷間塑性加工性の確保を図った。

2. 実験方法

黒鉛坩堝を直接水冷しながら一方向凝固させる「水田式溶製法」により、Sn 濃度が 18.5wt%、Ti 濃度が 0.3~3.5wt%のブロンズ溶製塊を作製した。溶製塊は量産サイズ（ $\sim \phi 220$ ）よりも小さい $\phi 83$ の実験サイズである。溶製後、600°Cで 200h の溶体化熱処理を大気中で実施した。その後、外径 80mm、高さ 500mm にサイズを整え、700°C前後に加熱して、種々の鍛錬成形比により熱間鍛錬を大気中で実施した。鍛錬後のサンプルは、歪み除去のための焼鈍を実施した後に微視的組織観察を行い、画像解析により CuSnTi 化合物の粒子径や分布について調査した。さらに、ピッカース硬度や室温及び熱間における引張試験等の機械的性質を評価した。

3. 実験結果

今回の実験における鍛錬は、300ton 油圧プレスによる 1 軸スエ込みにより行った。スエ込み温度を保つため、スエ込み前に 720°Cに設定された電気炉で加熱し、スエ込みと再加熱を繰り返した。1 回のスエ込みにおける鍛錬成形比は、スエ込み前後の高さの比により近似的に見積もつ

た。スエ込みを複数回繰り返し、それぞれの鍛錬成形比の積が積算鍛錬成形比となる。Fig. 1 は、各ステージにおける試料断面の組織写真である。(a)溶体化熱処理後においては、100 ミクロンを超える針状の CuSnTi 粒子が観察される。(b)鍛錬成形比が 3.99 で既に針状析出物は消滅した。さらに鍛錬を重ねた(c)及び(d)では、CuSnTi 粒子はほぼ 10 ミクロン未満まで微細化できた。Fig. 2 は、600°Cで引張試験を行った結果の絞り値と積算鍛錬成形比の関係である。Cu18.5Sn2.5Ti 組成では、鍛錬を行ってなくても 50%以上の比較的大きい絞り値を得ることが出来るが、鍛錬を行うことで 90%以上まで明瞭に改善している。

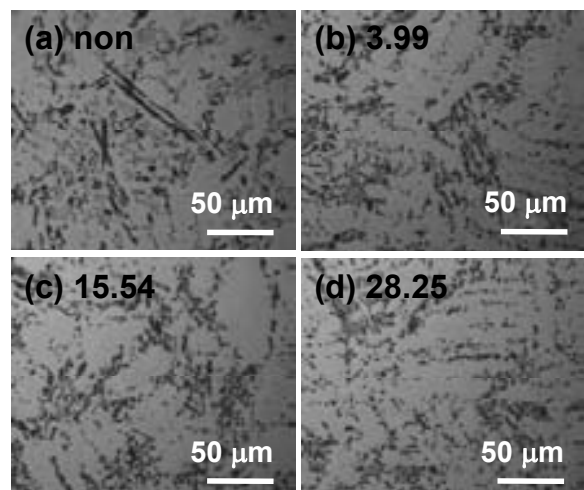


Fig. 1. Microstructure of Cu18.5wt%Sn2.5wt%Ti alloy with or without hot forging.

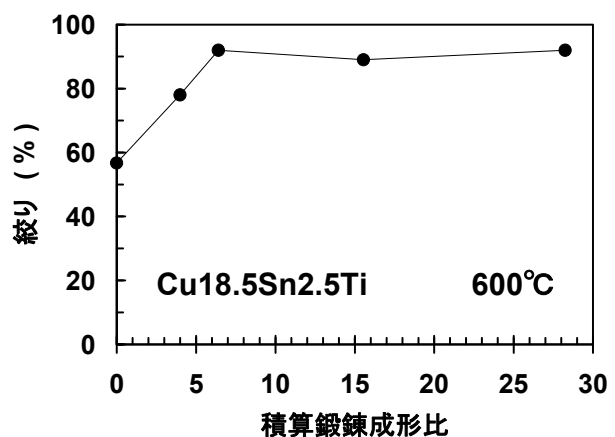


Fig. 2. Reduction of area of tensile test at 600 °C for Cu18.5wt%Sn2.5wt%Ti alloy with or without hot forging.

Sn 基合金シートを用いた Nb₃Sn 線材の組織と特性

Structure and superconducting performance of Nb₃Sn wires fabricated from Sn-Based alloy sheets

太刀川 恭治, 安藤智紘 (院), 金田尚也 (学部), 柴山拓也 (学部) (東海大・工); 竹内 孝夫 (NIMS)
 K.Tachikawa, T.Ando, N.Kaneda, T.Shibayama (Faculty of Engr., Tokai Univ.); T.Takeuchi(NIMS)
 E-mail: tacsuper@keyaki.cc.u-tokai.ac.jp

1. はじめに

Sn-Ta 系, Sn-B 系及び Sn-Nb 系シートを用いてジェリーロール(JR)法により線材を作製してその組織と超伝導特性について研究し、これまで他の製法で開発された Nb₃Sn 線材の結果と比較、検討した。

2. 実験方法

Sn-Ta, Sn-B 系及び Sn-Nb の混合粉末に少量のTiを置換し、これに Cu を添加した混合粉末を~750°Cで 10h 程度溶融拡散し、ボタン状の Sn 基合金を作製した。これをプレスによりプレートとし、平ロール圧延により厚さ 80 μm のシートに加工した。これを厚さ 100 μm の市販の Nb シートと重ね合わせ、1.2mm φ の Nb-3.3at%Ta 芯に巻きつけて JR 複合体を作製した。この複合体を外径/内径 10.0/7.2 mm の Nb-3.3at%Ta シースに挿入して溝ロール加工後線引きして単芯線を得た。これを 725~775°Cで熱処理し、試料とした。熱処理後の線材断面の組織を SEM 及び EPMA により観察し、各試料の臨界温度 T_c を直流四端子法により測定し、また磁界掃引により上部臨界磁界 B_{c2} を測定した。

3. 実験結果と考察

Table1 に Sn 基合金に添加した各元素の役割を示した。添加した Ta, B, Nb 粒子は核となって Sn 基合金をタイトに凝固させ機械的強度を高める。また Ti は Sn 及び添加粒子の双方に対して結合力が強いので、添加粒子の周りに集まって Sn マトリクスとの結合を強化する。さらに、線材の熱処理の際に Nb を含む Sn 基の 3 元層を生成し、Sn と Nb の相互拡散を助長する。一方、Cu は線材の熱処理温度を 900°C から 700~750°C に低下させるが、3wt% の添加で十分な効果がえられる。

Fig.1 に Sn-Nb 系線材で 750°C × 100h 熱処理後に生成された Nb₃Sn 破断面の SEM 組織を示した。シース側の結晶粒は拡散方向にやや伸びた形状を示すが、ほぼ均一な結晶組織となる。この結晶組織はブロンズ法の Nb₃Sn 結晶粒に比べて等方的になるが、これは Sn の供給量が多いためと考えられる。また結晶組織の熱処理温度による変化についても報告する。各試料は offset ~ 18.1K で遷移幅が 0.1K 以内とシャープで高い T_c を示す。これは Nb₃Sn 層の Sn 濃度がほぼ化学量論比組成で、濃度勾配のないためと考えられる。

Fig.2 に Sn-Ta 系, Sn-B 系及び Sn-Nb 系シートを用いて 750°C × 100h 熱処理した JR 法線材の 4.2K における B_{c2} 遷移を示した。シート組成により僅かに遷移が異なるものの、これらのシートを用いた線材で大差のない B_{c2} 遷移が得られた。Fig.2 の結果では、Sn-Nb 系シート線材の B_{c2} (4.2K) がやや高く、onset 27.3T, midpoint 26.9T, offset 26.5T であり、Nb₃Sn 線材としては最も高い B_{c2} 値の部類に入る。この主な原因としては高い T_c によるものと考えられる。

以上のように本線材ではこれまでに開発された Nb₃Sn 線材とかなり異なる組織を示し、また優れた高磁界特性がえられた。

なお本線材では残留ブロンズが少なく歪の影響が小さいことも T_c や B_{c2} の向上に寄与すると思われる。Sn-Ta, Sn-B, Sn-Nb 系では線材の特性は同等であるが、合金の凝固性、加工性は Sn-B 系が最も優れていた。

Table1 Role of Ta, B, Nb, Ti and Cu in Sn-based alloys

Ta B Nb	<ul style="list-style-type: none"> Acts as the nuclei for the rigid consolidation of Sn-based alloys. Reinforces mechanical strength of Sn-based alloy.
Ti	<ul style="list-style-type: none"> Produces the tight bonding between B or Nb particles and Sn matrix, which improves the workability of Sn-based alloy. Enhances the synthesis of Nb₃Sn layer, which increases the areal fraction of Nb₃Sn layer
Cu	<ul style="list-style-type: none"> Accelerates the diffusion between Nb and Sn decreasing the reaction temperature from 900-950°C to 700-750°C. 3wt% Cu addition is enough.

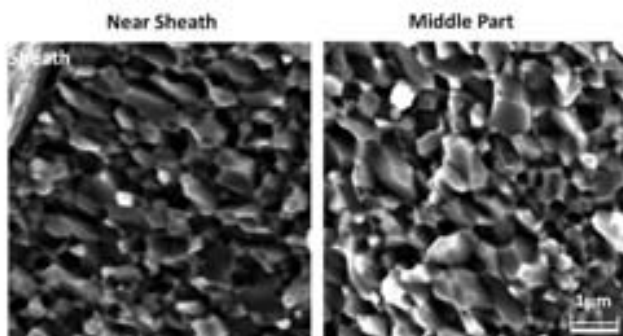


Fig.1 SEM structures on the cross section of Nb₃Sn layer in the 8/1(Sn/Nb)-4at%Ti+3wt%Cu sheet wire heat treated at 750°C for 100h.

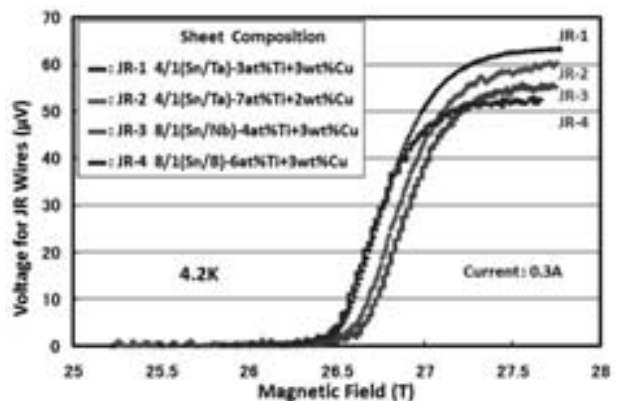


Fig.2 B_{c2} transitions of JR processed wires with different sheet composition.

Nb-Al 系における第二急熱急冷処理と組成の影響

Phase formation by second rapid heating and quenching in Nb-Al alloy system and influence of its composition

伴野信哉, 竹内孝夫, 井上廉, 飯嶋安男, 菊池章弘 (物材機構)

BANNO N, TAKEUCHI T, INOUE K, IJIMA Y, KIKUCHI A (NIMS)

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

1. はじめに

急熱急冷・変態法の発明によって、Nb₃Al 線材の臨界特性は飛躍的に改善した[1]。それは低温では不安定な化学量論組成の Nb₃Al 相を拡散反応ではなく、一次熱処理によって得た化学量論組成に近い準安定の Nb (Al) 過飽和固溶体から Nb₃Al 相をマッシュ変態させることで、化学量論組成からのずれを防ぐ、画期的な方法であった。しかし、それでも臨界温度は 17.5K 程度であり、本来の真に化学量論組成の Nb₃Al 相の持つ臨界温度約 19K[2]と比べると、なおも 1 K 以上低い。0.5K 程度の臨界温度の向上で、臨界磁場が 2T 程度改善されることを考えると、まだかなりの特性改善のポテンシャルを含んでいるように思われる。

これまで相変態に関わる特性改善の研究はだいぶ行われてきたが、それでも Tc18.5K を超えることはなかった。そこで本発表では、一次熱処理である急熱急冷処理に焦点を当て、二段の急熱急冷処理、組成の影響等を検討した。

2. 試料

Fig. 1 に、Nb-Al 反応において重要と思われる 2 つの包晶温度 1940°C ならびに 2060°C でのギブス自由エネルギー曲線の模式図と、その横に平衡状態図の一部を示す。前回仕込み組成で 25at%Al の試料(A)を準備したが、今回はさらに 28at%Al、すなわち 2060°C での包晶反応に関わっているかないかのぎりぎりの組成の試料(B)を準備した。Fig. 2 に両試料の断面写真を示す。

3. 実験結果およびまとめ

前回の結果で、25at%Al の場合に、2 段目の急熱急冷処理のかなり高温側の条件で、部分的にはあるがオンセットの Tc で約 19K もの A15 相が析出することがわかった。Fig. 1 の状態図を見ても、2060°C を超えた温度領域には、平衡状態では A15 相が存在しないことから、これだけでも Nb-Al の急熱急冷反応がかなり複雑な反応をしていることが窺える。話を単純化するために、以下にギブスの自由エネルギー G の近似式を示す。

$$G \approx U - TS \quad (U: \text{内部エネルギー}, T: \text{温度}, S: \text{エントロピー}) \quad (1)$$

変態の駆動力という概念から考えて、右辺の内で急熱急冷時に比較的容易に変化できる項があるとすれば、内部エネルギーの項であり、最もシンプルに考えれば、通電加熱という特殊な熱処理による直接的な内部エネルギーの変化が、先ほどの急熱急冷時の特異な Nb-Al 反応に深く関わっていると考えるのが自然ではないかと考えられる。

一方、上記に示した高臨界温度の析出相は、28at%Al では現れなかった。Fig. 3 に、28at%Al において第 2 急熱急冷処理を施し、その後 800°C で Nb₃Al 相へと変態させた試料の Tc 遷移を示したグラフを示す。25at%Al の場合には、BCC 相が凍結される条件のすぐ上の条件で、高 Tc 相が現れたが、28at%Al の場合には、わずかに Tc の上昇は見られるものの、すぐに急激な Tc の低下が現れた。しかも、BCC の

領域は 25at%Al の場合と比べて狭く、均質な BCC 組織も得にくかった。

25at%Al と 28at%Al とでの最も大きな違いは、2060°C において包晶反応が関与するかないかである。

こうした結果から推定すると、急熱急冷時の BCC 相の析出ならびに高 Tc 相の析出は、2060°C 付近の包晶反応に関わる反応において生成されていると考えられなくもない。さらにデータを集める必要があるだろう。

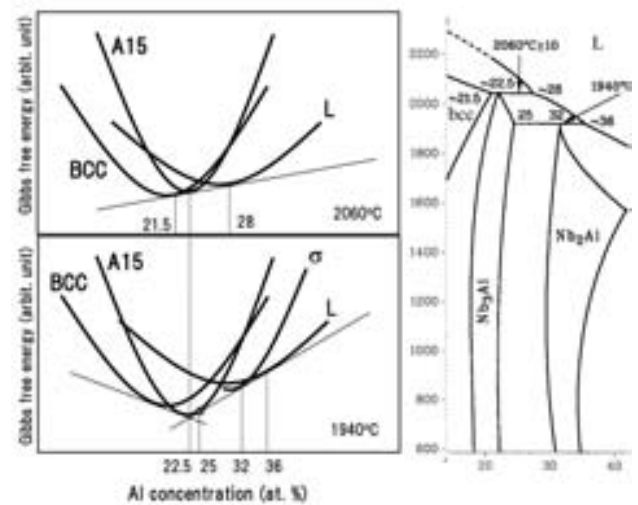


Fig. 1. Schematic of Gibbs free energy.

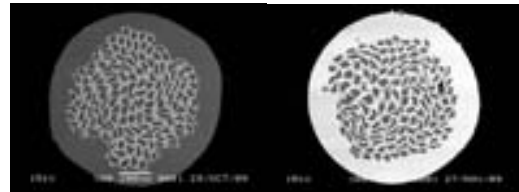


Fig. 2. BEI images of cross-sections of sample A (left, 25at%Al) and B (right, 28at%Al). The sample B is made with all Ta matrix.

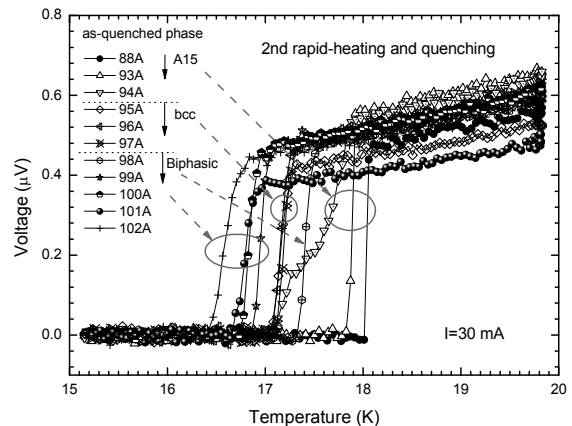


Fig. 3. Tc transition of sample B (28at%Al)

[1] Y. Iijima et al. 1994 *Adv. Cryogenic Engin.* **40** 899.
 [2] J.L. Jorda, R. Flükiger et al. 1981 *IEEE Trans. Magn.* **MAG-15** 557.
 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。

Cu, Ag, Mg, Li を添加したロッドインチューブ法 Nb₃Al 前駆体線の製造 Fabrication of rod-in-tube processed Nb₃Al precursor with Cu, Ag, Mg, Li additives

竹内孝夫, 飯嶋安男, 伴野信哉, 井上 廉, 菊池章弘 (NIMS); 瀧川博幸, 土屋清澄 (KEK); 中川和彦 (日立電線)
TAKEUCHI Takao, IJIMA Yasuo, BANNO Nobuya, INOUE Kiyoshi, KIKUCHI Akihiro (NIMS); TAKIGAWA Hiroyuki,
TUSCHIYA Kiyosumi (KEK); NAKAGAWA Kazuhiko (Hitachi Cable)
E-mail: TAKEUCHI.Takao@nims.go.jp

1. はじめに

急熱急冷変態 (RHQT) 法 Nb₃Al 線材の超伝導特性に及ぼす様々の製造パラメータ (前駆体の Nb/Al 拡散対サイズ、フィラメントバリア材種および厚さ、急熱急冷条件、急冷後の塑性変形度、変態熱処理条件) を検討し、これらの最適化により 15T で 1000A/mm² を越える non-Cu J_c (臨界電流密度) が得られるようになった。いわゆる高 J_c Nb₃Sn 線材と比べて耐力学特性において圧倒的に優れているものの、J_c 特性には更なる改善が求められている。その Nb₃Sn には Ti や Ta の第三元素添加が高 J_c 化に効果的であったことは周知である。本研究の目的は、Nb₃Al の高 J_c 化のために Nb₃Al の合金添加を行うことであり、はじめにバルクを含めた過去の第三元素添加実験について文献調査した。次いで、線材への適用では前駆体線の良好な伸線加工性を確保する必要があり、そのような制約条件下で、我々は Cu, Ag, Mg, Li を添加元素として選択した。現在、これらの元素を Al に添加した Nb₃Al 前駆体線を製作中であり、その現状について報告する。

2. 添加元素の選択

Nb₃Al (T_c:19.3K) 相への添加元素効果に関する文献 (Landolt-Börnstein) を調査したところ、T_c の改善に効果があるのは Ge, B, Be の 3 元素、また、B₂ の改善に効果があるのは Ge, Si の 2 元素であった。いずれもアーク溶解を用いて溶製されている。これらの添加元素はいずれも Al に固溶しにくい元素であり、Al 合金中では単体あるいは Al 化合物の形態で存在し、いずれも塑性変形は期待できない。球状化処理した Al 合金はある程度の塑性変形が可能であるが、粒子そのものを微細化することが困難である。一方、ジュラルミン合金の主成分である Cu, Ag, Mg, Li の Al 合金は GP ゾーンと呼ばれる微細な溶質元素クラスターが分散して Al を硬くするが、展性は保持する。これらのうち、Cu 添加は高磁場での J_c 特性を顕著に改善するものの、bcc 相を不安定化させることからコイル応用が困難になることが判っている。また、Mg 添加も十分調査済みで、また J_c への効果は大きくないことを考慮し、今回は、これまで未検討であった Ag 元素添加に着眼し、Cu 添加と比較すべく、Al-2at%Ag, Al-1at%Cu-1at%Ag を用意した。これらと、入手できる Li 母合金 (Mg-36.3at%Li-0.83at%Al) を添加した Al-2at%(Mg-Li-Al) および Al-5at%(Mg-Li-Al) 合金の 2 種類の合計 4 種類の Al 合金を溶製した。

3. 前駆体線の製造

均一厚さの Al 合金シートへの成形が必ずしも容易でないので、寸歩誤差の少ない Al 合金ロッドを出発材料とするロッドインチューブ法を採用した。φ20mm の Nb 棒には φ3.7 (3.8)mm の 7 芯を放電加工機により穿孔し、これに添加元素量が 2at% (5at%) の Al 合金棒を挿入した。7 芯 Nb/Al 合金複合体は溝ローラーとカセットローラーダイスで伸線加工し最終的にカセットローラーダイスで 6 角に成形した (図 1)。いずれも対辺長が 1.2mm である。次いで、150mm 長さの 7 芯 6 角線を 151 本束ねて Ta シートに巻き込み、これを Cu 管に挿入して静水圧押し出した。φ1.7mm まで通常の丸ダイスを用いて伸線加工し (図 2)、再び、Cu をエッチング除去してから対辺長が 1.25mm の 6 角線にカセットローラーダイスで成形した (図 3)。7 芯から 7x151 芯までの伸線加工に伴い、複合体の平均的なビッカース硬さは 120-130 kg/mm² から 170-200kg/mm²

に加工硬化した。これらの値は無添加の Nb/Al ジェリーロール・シングル 6 角線と比べて数割高い。そこでマルチビレットの組立に際しては、1000℃で焼鈍した Ta 被覆銅 6 角線 (Ta/Cu 比:0.3 または 0.2) を中心ダミーや外周部に配置する断面構成とした。

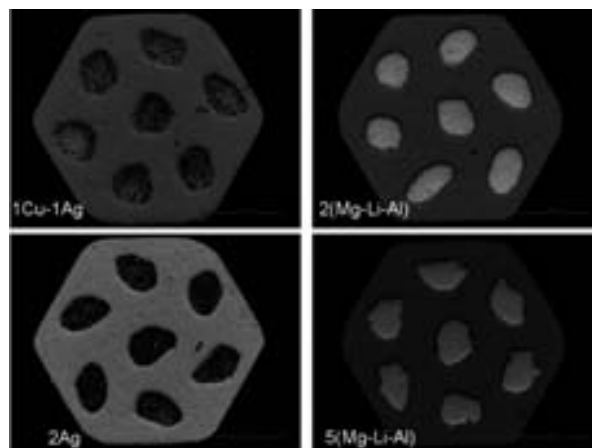


図1 7芯 Nb/Al 合金 6 角線の断面 (対辺長 1.2mm)。

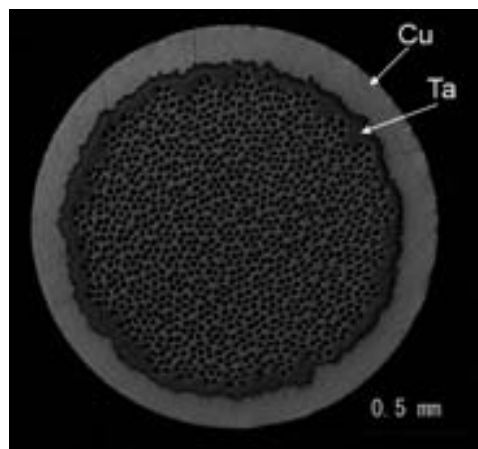


図2 Cu シース除去前の 7x151 芯 Nb/Al 合金線 (φ1.7mm)

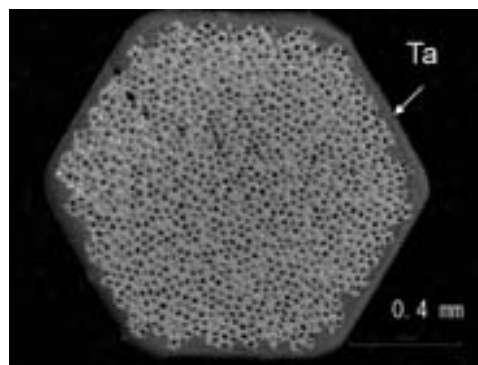


図3 Cu シースを除去したのち 6 角線に成形した 7x151 芯 Nb/Al 合金線 (対辺長 1.25mm)

過飽和固溶体再スタック法による Nb₃Al 線材の長尺化への試み Attempt to fabricate long length Nb₃Al wire by metastable solid-solution-strand restacking method

伴野信哉, 竹内孝夫 (物材機構); 土屋清澄 (KEK); 中川和彦 (日立電線)
Banno N, Takeuchi T (NIMS); Tsuchiya K (KEK); Nakagawa K (Hitachi Cable)
E-mail: banno.nobuya@nims.go.jp

1. はじめに

発表者らは、Nb₃Al 線材実用化に向けた「リスタック法」と呼んでいる新しい線材化手法の開発に取り組んでいる。この方法は、一次熱処理である急熱急冷処理後の Nb (Al) 過飽和固溶体の延性を利用し、それを安定化材となる無酸素銅管に再スタックして伸線・線材化する手法であり、工業化に適した安定化とフィラメント径の縮径化による低損失化の両面を解決する方法として開発が進められている [1], [2]。

本発表では、「リスタック法」に関わる問題点を思い切って洗い出し、これまで行ってきた問題解決の取り組みについて概説し、さらに今後どのような方向へ進むべきかを議論したい。

2. 安定化ならびにリスタック法に関わる問題点

そもそも Nb₃Sn 線材と比べて、Nb₃Al 線材の実用化が困難である理由の一つに安定化の問題があった。よく知られているように、特性の優れた Nb₃Al 線材の作製には、いったん Nb (Al) 過飽和固溶体を生成し、相変態によって Nb₃Al 相を生成する必要があるためである。この準安定相である Nb (Al) 過飽和固溶体の生成には、超短時間で 2000°C 付近の高温に線材を加熱し、室温まで急冷させる必要がある。従って、Nb₃Sn 線材のように母材に安定化銅を使用することができず、銅は相変態熱処理前、すなわち急熱急冷処理後に後付けされる。

これまで Nb (Al) 過飽和固溶体の著しい固溶体硬化や急熱急冷時に生じるマトリクス表面の化合物相などのため、再スタックは困難と考えられていたが、表面材を Nb からより高融点材料である Ta へ置き換えることにより、表面の化合物相の抑制とともに、延性が確保され、無断線で、初めて減面率 95% 以上のリスタック伸線加工の有効性が実証された。その時の線材長は約 20m であった。Fig. 1(a) は最初に開発された線材の断面図である [1]。しかしこのとき、Nb (Al) 過飽和固溶体の延性がいくら優れているといってもせいぜい減面率 99%、すなわち線径でいえばたかだか 10 分の 1 ほどの加工性しかなさそうだとすることも分かった。

この結果は、この線材を長尺化するには通常の押し出し加工の初期ピレットのような太くて短いものではなく、細くて長いもの、しかもその長さが 10m を超えるようなものが将来必要になるということを示していた。また磁化特性から、低磁界での Nb の超伝導性による不安定性を抑制するには、バリア材もすべて Ta にする必要があることも分かった。そこで、それを検討するため、次にオール Ta マトリクスの線材で 100m 超長の線材目指した試作を行った (Fig. 1(b)) [2]。しかしこの試作は断線が何度か発生し、伸線性は決して満足な結果ではなかった。

この試作の初期ロッドには、約 5m の無酸素銅管が使用

された。しかしその最初の試作の際には、そうした長い銅管の洗浄方法が確立していなかったために、内壁の油分が明らかに伸線性を阻害していた。また、この試作では 19 本の過飽和固溶体線材を再スタックしたが、5m という長さ、ひいては 10m 超長さの線材を扱う際に、19 本という本数は多すぎるといった感触もあった。また同じ構成で押出加工も試みたが、密着性の改善は見られたものの、著しい押出圧力の上昇が見られ、適用は困難に思われた。

こうした、過飽和固溶体の加工限界の問題、銅管の清浄性の問題、取り扱い本数の問題を踏まえて、今回次のような仕様で新しく試作を行った。

組込み本数	ロッド外径	ロッド長	最終線径/芯径
7(ダミー1)	5.2mm	2m	1mm/28 μ m

そして今回銅管の洗浄として、一般的な洗浄方法のように窒素ガスを通しながら油分を加熱蒸発させる方法を採用した。この方法なら、数 10m の銅管の洗浄にも対応できる。今回の試作の結果、無断線で 50m 級の伸線加工に成功し、ようやく長尺化への足固めがなされた (Fig. 1(c))。

3. 今後の方向性

組込み本数を 19 から 7 本にしたことで、初期ロッドはますます細く長くなるが、最終的な減面加工率の低減、取り扱いの容易さから、当面はこの方向性で行くことになるだろう。その際、組込みギャップの最適化、組込み方法自身の最適化も図っていく必要がある。実際、組込み時の線材と銅管内壁との摩擦力は、10m を超える場合にはかなりの程度になるはずで、その低減が問題になるだろう。

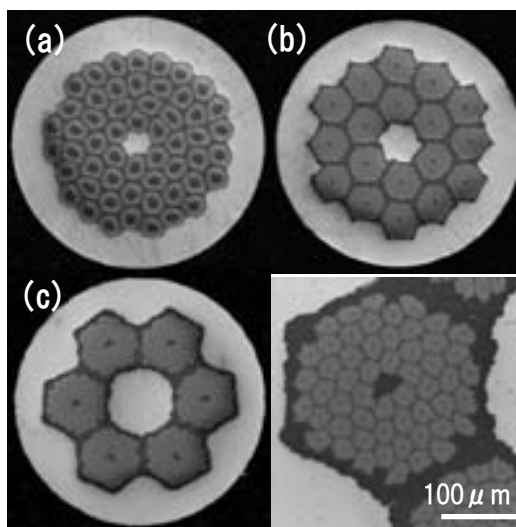


Fig. 1. A series of developed Nb₃Al wires.

[1] N. Banno et al. 2006 *Supercon. Sci. Technol.* **19** 1057.

[2] N. Banno et al. 2008 *Supercon. Sci. Technol.* **21** 115020(7pp).

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。

急熱急冷法 Nb₃Al CIC 導体の安定性試験結果

Stability test results of RHQT Nb₃Al CIC conductor

小泉 徳潔, 松井 邦浩, 中嶋 秀夫(原子力機構); 竹内 孝夫, 伴野 信哉, 菊池章弘(NIMS)

KOIZUMI Norikiyo, MATSUI Kunihiro, NAKAJIMA Hideo(JAEA); TAKEUCHI Takao, BANNO Nobuya, KIKUCHI Akihiro(NIMS)

E-mail: koizumi.norikiyo@jaea.go.jp

1. はじめに

原子力機構と物材機構(NIMS)は、2004 年から、急熱急冷変態(RHQT)法 Nb₃Al 導体の次期核融合炉(実証炉¹⁾)への適用を目指して共同で Nb₃Al ケーブル・イン・コンジット(CIC)導体の開発を進めている²⁾。核融合炉用 CIC 導体では、導体の安定性を確保することが必須であるが、RHQT 法では、高温(≈1,900℃)での一次熱処理を行うため、素線内部に多量の銅母材を含むことは困難であり、一次熱処理後に安定化銅を Nb₃Al 線の外部にメッキする方法が開発された³⁾。この外部安定化法の有効性を実証するために縮小 CIC 導体を製作し、その安定性を評価した。

2. 試験サンプル

Fig.1 及び Table 1 に外部安定化 RHQT 法 Nb₃Al 線、及び縮小 CIC 導体の断面図と主要諸元を記す。外部銅は、イオン・プレーティング後に電気メッキした。

上記の CIC 導体を外径 120mm のソノト状に巻線し、安定性試験サンプルを製作した。導体には長さ約 5cm の誘導加熱コイルを取り付け、これにより初期擾乱を加えることとした。

3. 試験方法

安定性試験は、外部磁場 15T、冷媒圧力約 0.5MPa、冷媒流量約 0.5g/s、温度 4.2K で行った。誘導加熱の周波数、時間は、1kHz、20ms とし、その加熱量は、次項に示すように、別途、熱量法によって求めた。

4. 誘導加熱量の熱量法による評価

誘導加熱量は、誘導加熱コイルの電流値 $I_h(A)$ の平方を時間積分した値に比例する⁴⁾。そこで、①導体(撚線+コンジット)、②コンジット及び③撚線の各々に誘導加熱コイルを取り付けたサンプル、及び④誘導加熱コイルだけの 4 種類の短尺サンプル(Fig.2)を製作し、これらの誘導加熱量を個別に求め、①~③の結果から、④の結果(誘導加熱コイルのジュール発熱)を差し引くことで、導体、コンジット及び撚線の誘導加熱量が求まる。Fig.2 に試験結果を示す。図では、導体と撚線の誘導加熱量が等しくなったが、これはコンジットと撚線の渦電流の影響と考えられる。より詳細については、Ref.[4]を参照されたい。

5. 安定性試験結果

Fig.3 に安定性試験の結果を示す。図には、エンタルピー・裕度も示した。図より、制限電流値は約 2.5kA と評価できる。

安定性裕度は、その絶対値としても十分に高く、かつ次式で定義されるいわゆる制限電流値 $I_{lim}(A)$ を与える熱伝達率も約 1kW/m²K と計算され、通常の銅安定化超電導線を使用した CIC 導体と同程度の値となり、外部安定化銅が安定化材として十分に機能していることが確認できた。

$$\rho I_{lim}^2 = h_{lim} S_{Cu} Pe (T_c - T_b) \quad (1)$$

ここに、 $\rho(\Omega m)$ は銅の比抵抗を、 $S_{Cu}(m^2)$ は銅部断面積を、 $Pe(m)$ は素線の総冷却周囲長を、 $T_c(K)$ は臨界温度を、 $T_b(K)$ は冷媒温度(4.2K)を表す。

6. まとめ

外部安定化 RHQT 法 Nb₃Al 線を用いて製作した CIC 導体の安定性を測定し、外部安定化銅が安定化材として十分に機能し、高い安定性裕度を確保できていることが確認できた。以上より、安定性に優れた RHQT 法 Nb₃Al 導体の製作が可能となり、本導体の実証炉への適用性に目途を立てた。

参考文献

1. T. Isono, et al.: Fus. Eng. Des., Vol. 81 (2006) p.1257.
2. N. Koizumi, et al.: Nucl. Fusion, Vol. 45 (2005) p.431.
3. T. Takeuchi, et al.: Cryogenics Vol. 48 (2008) p.371.
4. 小泉徳潔,他: 低温工学, Vol. 32 (1997) p.263.

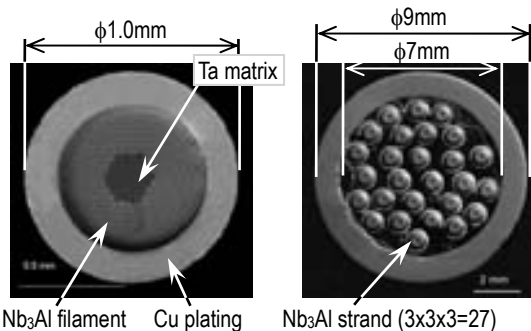


Fig.1 Cross-sectional views of an RHQT Cu plated Nb₃Al strand and a CIC conductor using this strand.

Table 1 Other major parameters of Nb₃Al CIC conductor

Nb ₃ Al filament (jelly-roll) diameter	34μm
Number of Nb ₃ Al filaments	276
Cu ratio	1.0
Void fraction	36%

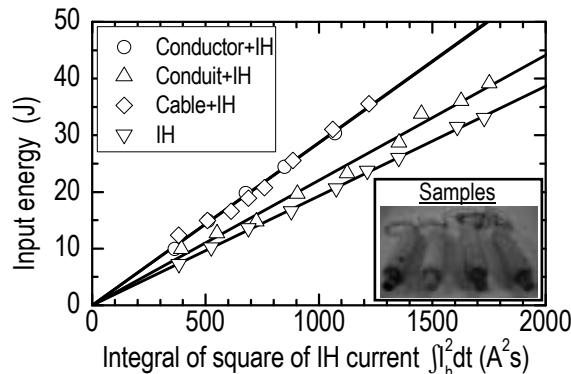


Fig.2 Calibration results of inductive heating energies. IH in the figure denotes an inductive heating coil.

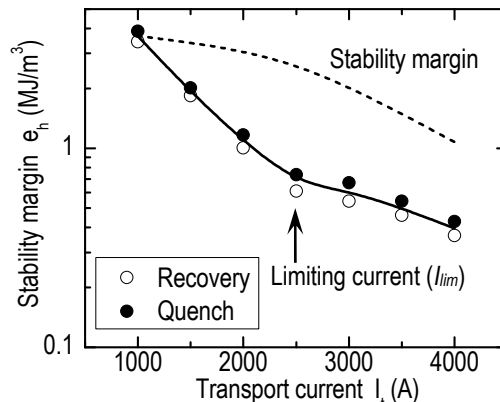


Fig.3 Stability test result at 15T and 4.2K.

高磁場加速器磁石のための Nb₃Al 線材及びケーブルの開発

Development of Nb₃Al strand and cable for high field accelerator magnet

菊池 章弘 (NIMS) ; 土屋 清澄, 中本 建志 (KEK) ; 山田 隆治, Emanuela Barzi (Fermilab) ;

佐々木 憲一, 徐 慶金, 瀧川 博幸 (KEK) ; 竹内孝夫 (NIMS) ;

Alexander Zlobin (Fermilab) ; 山本 明 (KEK) ; Lucio Rossi (CERN)

KIKUCHI Akihiro (NIMS) ; TSUCHIYA Kiyosumi, NAKAMOTO Tatsushi (KEK);

YAMADA Ryuji, BARZI Emanuela (Fermilab) ; SASAKI Ken-ichi, XU Qingjin, TAKIGAWA Hiroyuki (KEK) ;

TAKEUCHI Takao (NIMS) ; ZLOBIN Alexander (Fermilab) ; YAMAMOTO Akira (KEK) ; ROSSI Lucio (CERN)

E-mail: KIKUCHI.Akihiro@nims.go.jp

1. はじめに

「LHC ルミノシティアップグレードのための先進超伝導磁石開発」として、現在の NbTi 磁石に置き換わる新しい高磁場超伝導磁石開発を推進している。新しい高磁場磁石のための線材として急熱急冷・変態法 Nb₃Al 線材を検討している。本プロジェクトでは、Nb₃Sn 及び Nb₃Al の 2 つ線材を同時に評価するために、複数の Nb₃Sn 及び Nb₃Al コイルからなるサブスケール磁石の開発を行う。2 個のダブルパンケーキ型 Nb₃Al コイルを最外層に配置し、2 個のダブルパンケーキ型 Nb₃Sn コイルを中層に、さらに 1 個の Nb₃Al コモンコイルを最内層に組み込む構成で、最大 13 T の発生磁場を想定している。このプロジェクトにおける線材及びケーブル部門の近況について報告する。

2. 線材製造の進捗

本プロジェクトでは、3 個の Nb₃Al コイルが必要なため、バックアップを含めた複数本の Nb₃Al 線材が必要となる。400ton 静水圧押しにより前駆体線材を製造し、急熱急冷処理及び安定化銅の付与（めっき）を経て、外径が約 1.0mm の Nb₃Al 線材を製造する。全 6 チャージ (K1~K6) の製造を実施して、コイルに必要な線材量を確保すると共に、さらにスケールアップに向けた線材製造上の問題点を抽出する。

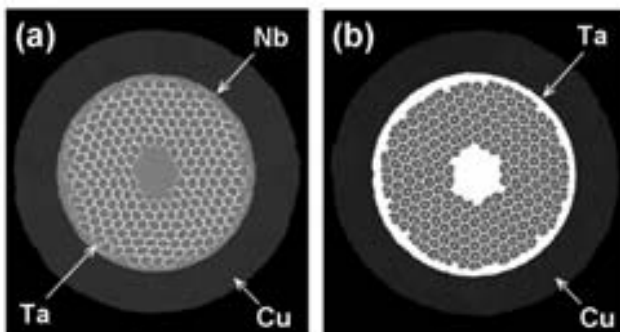


Fig. 1. Cross-section of (a) K1 and (b) K2 strands.

これまでのところ、K1 及び K2 線材 (Fig. 1) が製造済みで、既に安定化銅も複合し、ケーブリングまで完了している。K1 線材では、約 20m の 28 本撚りケーブルを製造できている (Fig. 2)。続いて K3 及び K4 線材は、前駆体線材の製造及び急熱急冷処理が完了し、安定化銅を付与するステージに移ろうとしている。さらに、K5 線材は前駆体の製造が間もなく完了する。



Fig. 2. Cross-section of 28 strand K1 cable with a packing factor of 86.7 %, 13.96 mm of width, 1.84 mm of thickness and 14.9 deg. of lay angle.

3. 各工程の克服課題

銅安定化・急熱急冷法 Nb₃Al 線材の製造は大きく 3 つのステージからなり、それぞれのステージにおける課題を以下に端的に示す。

- (1) ジェリーロール前駆体線材の製造
→ 冷間加工性の改善（無断線化）
- (2) 急熱急冷処理
→ 処理の安定性の向上（均一な急熱急冷処理）
- (3) 安定化銅の付与（電解めっき）
→ 処理速度の向上（めっきの超高速化）

当日は問題点の具体的な事例を示し、それらの原因を探るとともに課題克服のための種々の最新の検討結果を報告する。

高温超伝導テープ線材の通電特性を考慮した 加速器用高温超伝導マグネットの発熱特性と磁場精度の解析 Analyses of V-I characteristics and field quality of accelerator magnets wound with high T_c superconductor tape

雨宮 尚之, 高橋 慶多, 中村 武恒(京大・工); 荻津 透(KEK); 来栖 努(東芝); 野田 耕司(放医研)
 AMEMIYA Naoyuki, TAKAHASHI Keita, NAKAMURA Taketsune (Kyoto University);
 OGITSU Toru (KEK); KURUSU Tsutomu (Toshiba); NODA Koji (NIRS)
 E-mail: amemiya@kuee.kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

粒子線がん治療用加速器のコンパクト化・省電力化, 加速器駆動未臨界炉の実現などを見据えて, 筆者らのグループは高温超伝導の加速器用マグネットへの応用に向けた研究を進めている。今回, 高温超伝導テープ線材の通電特性の異方的な磁界依存性を考慮し, ダイポールマグネットの発熱特性と磁場精度の解析を行ったので報告する。

2. 解析モデル

マグネット断面内のテープ線材の向きを変えた Fig. 1 に断面を示す二つのダイポールマグネット(マグネット A, B)を対象にして解析を行った。線材幅は 5 mm である。マグネット A はマグネット中心軸から放射状に伸ばした線とテープ面をそろえるような形で線材を配置したマグネット(通常のラザフォードケーブルによるコサインシータマグネットのラザフォードケーブルをテープ線材で置き換えたものに近い), マグネット B はテープ面を 2 極磁場の向きと並行に配置したマグネット(レーストラックコイルを積み重ねたようなものに近い)である。マグネット A, B の巻数は 2580, 2680 とほぼ等しく, 両マグネットとも線材に 200 A 通電することにより 3.1 T の 2 極磁場を発生する。

これらのマグネットの断面において, 線材の超伝導特性をパーコレーション遷移モデルで表現して 2 次元電磁界解析を行った。ここでは, 線材通電特性についてのデータ(77 K で測定)が手元にあった Bi 系線材でコイルは構成されているものとし, 運転温度も 77 K とした。そのため通電電流も小さく磁場の絶対値も小さいが, 線材通電特性の異方性を持った磁界依存性を考慮して発熱特性や磁場精度について定性的な議論することは可能であると考えられる。通電電流は 10 s でランプアップしその後一定に保つ。ただし, 今回の解析では電流は無限長直線電流と仮定したのでインダクタンスは正確に取り込めておらず, 時間スケールは定量的意味を有していない。

3. 発熱特性

Fig. 2 にふたつのマグネットの発熱特性を示す。全般的にマグネット A の発熱が大きくなっているが, これはマグネット A では Fig. 1 に示すように, 磁場のテープ面に対する角度が大きくなっており, 大きな垂直磁界成分によって, 同じ通電電流でも発生電界が大きくなるためである。なお, 通電電流(フラットトップにて) 40 A のときなどに, $t = 10$ s 以降の発熱がほぼ一定になっているのは臨界電流を超えて電流が銀シー스에分流してしまっているためである。

4. 磁場精度

Fig. 3 に 2 極成分で規格化した 6 極成分を示す。図の点線は線材内の電流分布が一樣であるとした場合の規格化 6 極成分, シンボル付の実線は様々な通電電流のときの電磁界解析によって求めた規格化 6 極成分, すなわち, 線材内の遮蔽電流の影響を考慮した規格化 6 極成分である。マグネット A に比べてマグネット B において, 遮蔽電流により 6 極成分が顕著に大きくなっていることがわかる。これは, マグネット B では線材面が比較的周方向に向いており, 線材面内の電流

分布を偏らせる遮蔽電流によって 6 極成分が大きく影響を受けるためであると考えられる。

謝辞

本研究は, 産学イノベーション加速事業【戦略的イノベーション創出推進】として, 科学技術振興機構からの委託により実施したものである。線の通電特性の定式化にあたっての九州大学の東川甲平氏のご協力に謝意を表します。

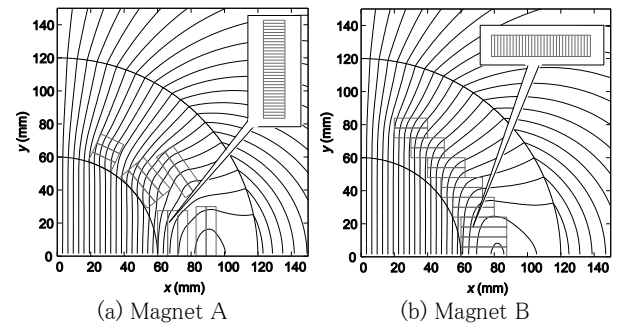


Fig. 1 Cross-section of two magnets for analyses and magnetic flux lines.

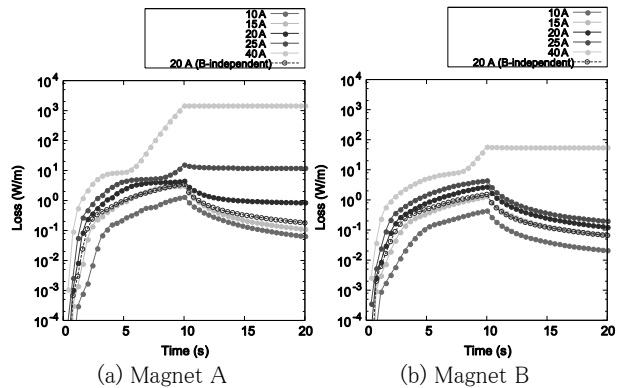


Fig. 2 Heat generation in magnets.

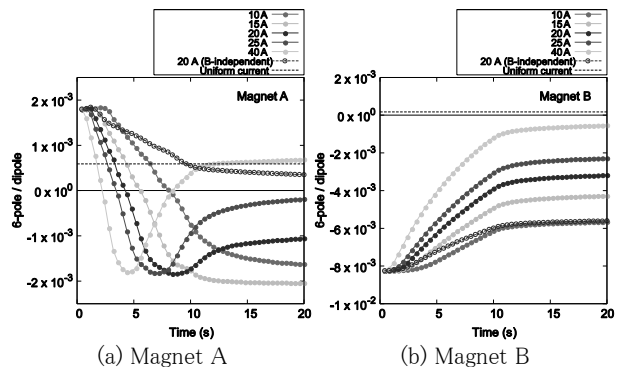


Fig. 3 Temporal evolutions of 6-pole component normalized by dipole component.

ミュオンビームライン用超伝導湾曲ソレノイドのクエンチプロテクション

Quench protection of superconducting curved solenoid for muon beamline

足立 泰平(東大); 池戸 豊, 榎田 康博, 中本 建志, 佐々木 憲一, 荻津 透, 山本 明,
 ストラッサー パトリック, 下村 浩一郎, 三宅 康博, 吉田 誠(KEK); 佐藤 朗, 久野 良孝(阪大)
 ADACHI Taihei (The Univ. of Tokyo); IKEDO Yutaka, MAKIDA Yasuhiro, NAKAMOTO Tatsushi,
 SASAKI Kenichi, OGITSU Toru, YAMAMOTO Akira, STRASSER Patrick, SHIMOMURA Koichiro,
 MIYAKE Yasuhiro, YOSHIDA Makoto(KEK); SATO Akira, KUNO Yoshitaka (OSAKA Univ.)
 E-mail: adachit@post.kek.jp

1. はじめに

J-PARC MLFにて建設予定の Super-Omega ミュオンビームライン[1]の超伝導ソレノイドの湾曲部は、短尺のソレノイドを角度をつけて並べるデザインである。この構造はクエンチ伝搬を妨げるが、クエンチバックの組み込みにより全てのコイルを強制的にクエンチさせることができ、より速い電流減衰を実現できる。クエンチバック用ヒーターを組み込んだテストコイルでの試験結果と計算により、その安全性を評価した。

2. クエンチバックシステム

本研究のクエンチバックの概念図を Fig. 1 に示す。クエンチが一つのコイルに発生したとき、これを検出し電源を遮断すると、コイル電流はヒーターへ導かれ、個々のヒーターがそれぞれのコイルを加熱しクエンチを起こさせる。コイル自身のエネルギーを利用するので、外部電源を用いる場合に比べ、トラブルに強いシステムである。コイルへのヒーターの組み込み方を Fig. 2 に示す。ソレノイドコイル最内層の対地絶縁(G-10)の上に、ヒーター線、ポリイミドフィルム、超伝導線の順に巻かれている。ギャップは全てエポキシが充填されている。

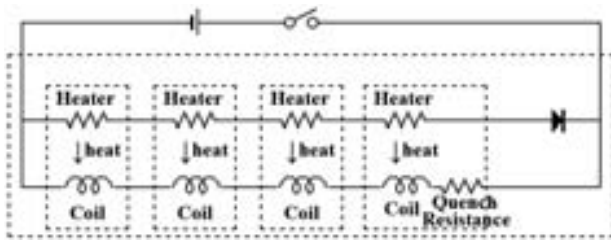


Fig. 1: Conceptual diagram of Quench-back circuit.

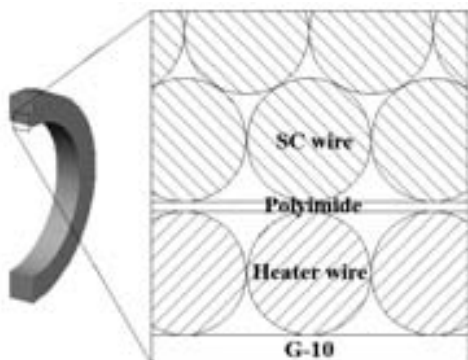


Fig. 2: Cross-section of the quench-back heater.

3. テストコイルを用いた試験

テストの構成を Fig. 3 および Table 1 に示す。クライオスタット内にテストコイルとダイオードを設置し、小型冷凍機により冷却した。通電電流 100A, 200A, 270A, 300A それぞれにおいて電源を遮断し、クエンチの発生を確認し、そのときのコイルの電流減衰と両端電圧の変化により内部に発生した抵抗を計算し、その時間変化よりクエンチ発生の時刻を求めた。

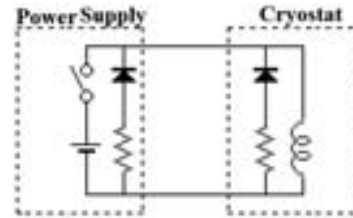


Fig. 3: Circuit of test.

Table 1: Specifications of test.

Parameter	Value
SC wire conductor	NbTi-Cu (Copper ratio 4)
diameter	1.3 mm (with insulation)
insulation	PVF (0.5 mm one side)
Heater wire conductor	Cu
diameter	1.3 mm (with insulation)
insulation	PVF
Interlayer insulation	Polyimide (0.1 mm)
Coil shape length	47mm
thickness	35 mm
inner diameter	390 mm
Turn	35 layer x 29 turn
Inductance	0.75 H
Temperature	3.2 K

4. 試験結果

各電流でのクエンチ発生までの時間を Fig. 4 に示す。エラーバーは時刻の読み取り誤差である。

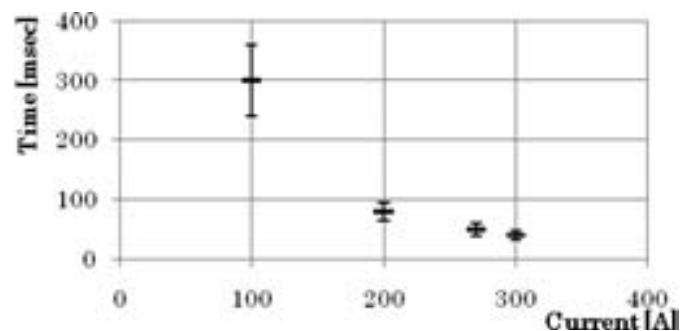


Fig. 4: Time Difference between power cutoff and quench occurrence.

5. まとめ

本試験で想定しているビームラインでの電源遮断からヒーターによる強制クエンチ発生までの許容時間は、コイルの定格電流 270A において 300msec であり、クエンチバックの性能は十分であると考えられる。詳細については講演で述べる。

参考文献

- Y. Miyake, et al.: MUSE, AIP Conf. Proc. (2009) P.1104

MUSIC 計画用超伝導ソレノイド磁石の開発

Development of the superconducting solenoid magnets for the MUSIC project

吉田 誠, 荻津 透, 山本 明(KEK); 福田 光宏, 畑中 吉治, 久野 良孝, 佐藤 朗(大阪大学)
 YOSHIDA Makoto, OGITSU Toru, YAMAMOTO Akira (KEK); FUKUDA Mitsuhiro, HATANAKA Kichiji, KUNO Yoshitaka,
 SATO Akira (Osaka Univ.)
 E-mail: makoto.yoshida@kek.jp

1. 大強度ミュオン源 MUSIC 計画

ミュオンは 2 マイクロ秒の短い寿命で崩壊するため、加速器からの陽子ビームを生成標的に入射することで二次ビームとして生成する。近年、素粒子・原子核物理を始め、物質、生命科学に至る様々な分野において、大強度ミュオンビームの必要性が高まっている。そこで、生成標的に超伝導ソレノイド磁石中心に配置することで、飛躍的にミュオン収量を増やすことが検討されてきた[1]。そこで、このような新しい手法を用いたミュオンビームラインの実現を目指して、大阪大学核物理研究センターの MUSIC 計画において、パイオン捕獲のための超伝導ソレノイド磁石及び輸送用の湾曲ソレノイド磁石を開発した。MUSIC 計画では、毎秒 10^8 以上の正・負ミュオンが得られると期待している。以下では、これら超伝導ソレノイド磁石の詳細について述べる。

2. パイオン捕獲ソレノイド磁石

ミュオンは加速器からの陽子ビームを標的に入射し、生成したパイオンを集めて崩壊させることで得られる。従来は四重極磁石などを用いてパイオンを超伝導ソレノイド磁石中に導いていたが、標的に超伝導ソレノイド磁石の中に配置すれば、大立体角でパイオンを捕獲できる上、後続の輸送ソレノイドへ効率よく導くことができる。

MUSIC 計画では、グラファイト標的に 3.5 テスラの中心磁場を持つ超伝導ソレノイドコイルで取り囲んでパイオンを捕獲し、2 テスラの輸送ソレノイド中でパイオンを崩壊させる。図 1 に MUSIC 計画の超伝導ソレノイド磁石の模式図を示す。生成標的からの強烈な放射線から超伝導コイルを守るために、パイオン捕獲ソレノイド磁石の常温ボア中には、標的を取り囲むように最大厚さ 27cm のステンレスのシールドが挿入されている。さらに、陽子ビーム前方方向には標的を抜けてきた陽子や大量の放射線が発生するため、後続の輸送ソレノイドを設置することができないので、陽子ビームはパイオン捕獲ソレノイドと輸送ソレノイドの隙間から入射しなければならない。これらの理由により、直径 90cm、長さ 1m の大口径ソレノイドコイルが必要となった。

パイオン捕獲ソレノイド磁石のコイルには直径 1.2mm の銅安定化 NbTi 超伝導線材を使用し、150A の電流を流すことでおよそ 4MA での起磁力を発生する。シールドを透過して来る中性子等により超伝導コイルに核発熱が生じるが、これを 1W 以下に抑え、GM(Gifford-McMahon)冷凍機を用いた伝導冷却のみによって冷却できるように設計した。合計 4W の冷却能力を持つ 3 台の GM 冷凍機を使用する。ソレノイドコイルの内側にはヒータとして銅線を巻き込んであり、クエンチ時には電源を遮断することでヒータ巻線に電流を導く。保護ダイオードは、磁石近傍の放射線を避けるため、30m 離れた電源盤内部に設置される。

3. 輸送ソレノイド磁石

パイオン捕獲ソレノイド磁石で集められたパイオンは、後続の輸送ソレノイド磁石へ入射される。輸送ソレノイド磁石は、曲率半径 3m の湾曲ソレノイド磁石であり、長さ 20cm の要素ソレノイドコイルを 6 度ずつ偏向させて接続することでトロイド磁場を発生する。大きく広がったパイオン・ミュオンを輸送するた



FIGURE 1. Schematic layout of the MUSIC solenoid magnets. Superconducting coils are indicated in red. Yellow line indicates proton beam injected onto the graphite target. Red trajectory indicates pions. Blue indicates muons from pion decay. Iron yoke and stainless steel radiation shielding are shown in brown and gray, respectively.

めに直径 36cm の常温ボアを持ち、最大中心磁場は 2 テスラである。輸送ソレノイドには、ソレノイド磁場に加えて、湾曲によるビーム軌道のドリフトを補正するための双極コイルが設置されている。この双極コイルは各要素コイルの内側に巻き込んであり、最大 0.04 テスラを発生する。

輸送ソレノイド磁石はパイオン捕獲ソレノイド磁石と直列に励磁され、クエンチ時にはパイオン捕獲ソレノイド磁石と共に遮断される。パイオン捕獲ソレノイド磁石と同様、ヒータ巻線を各要素コイルに巻き込んであり、保護ダイオードも電源盤に設置されている。すべての補正双極コイルは直列に励磁し、定格は 115A である。

4. 展望

大強度ミュオン源の実現に向けて MUSIC 計画用の超伝導ソレノイド磁石を開発した。2009 年度にパイオン捕獲ソレノイド及び輸送ソレノイドの一部を製作し、大阪大学核物理研究センターの陽子ビームラインに設置した。2010 年度には、励磁・遮断試験の後、陽子ビームを入射した試運転を行う。将来は輸送ソレノイド磁石を延長し、世界最大級のミュオンビームを生成できる新しい超伝導磁石システムを構築する予定である。

参考文献

- COMET (J-PARC E21) Collaboration, Conceptual Design Report (2009)

KEKB アップグレード用超伝導電磁石 Superconducting magnets for the upgrade of KEKB

大内徳人, 土屋清澄, 多和田正文, 東憲男, 宗占国, 岩崎昌子 (高エネルギー加速器研究機構)
OHUCHI Norihito, TSUCHIYA Kiyosumi, TAWADA Masafumi, HIGASHI Norio, ZHANGUO Zong, IWASAKI Masako (KEK)
E-mail: ohuchi@post.kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構(KEK)では、Bファクトリーマシンとして稼働してきた KEKB ビーム衝突型加速器のアップグレードの設計及び R&D が進んでいる。KEKB 加速器は、現在世界最高の電子・陽電子衝突頻度で運転されているが、アップグレードにより更に約 40 倍の性能向上を目標としている (Super KEKB)。このアップグレードに伴い、KEKB の心臓部である電子・陽電子ビーム衝突部の超伝導電磁石も新しく作り変えられる。本学会では、検討が進んでいる KEKB アップグレード用超伝導電磁石システムの設計について報告を行う。

2. ビーム衝突点超伝導電磁石システム

KEKB 衝突点用超伝導 4 極電磁石では電子・陽電子ビームは共通の磁石ボアー内を通過したが、Super KEKB に於いては各ビームラインに独立した超伝導 4 極電磁石が組込まれる。図 1 にビーム衝突点 (Interaction Point: IP) の磁石システムを示してある。IP の最も近傍には陽電子ビーム (LER) を収束する為の超伝導 4 極電磁石 (QC1RP、QC1LP) が配置され、その後方に電子ビーム (HER) 用超伝導 4 極電磁石 (QC1RE、QC1LE) が配置される。又、LER では QC2RP までが超伝導 4 極電磁石で設計されている。これら超伝導 4 極電磁石は IP の左右で 1 台のクォータットに組込まれてビームラインに配置される。又、この超伝導電磁石は素粒子検出器の内部に据え付けられ 1.5T の検出器ソレノイド磁場の中で運転されることから、4 極電磁石がソレノイド磁場分布を乱さないように鉄ヨークが無い磁石設計となっている。

超伝導 4 極電磁石のボアーには、ビーム補正用の 4 種類の超伝導補正コイルが巻かれる。更に、空芯の超伝導 4 極電磁石から対向ビームラインへの漏れ磁場を消去する為の補正コイルが対向ビームパイプに沿って取り付けられる。この補正コイルは 3 種類の超伝導多極コイルから構成される。

ビーム光学の計算から、検出器ソレノイド磁場がビーム衝突性能を劣化させることが分かっており、この影響を無くす為超伝導 4 極電磁石の外周部に検出器ソレノイド磁場と逆向きの磁場をもつ超伝導補正ソレノイドが配置される。これらソレノイドの積分磁場は、IP からの左右の検出器ソレノイド磁場と同じ値である必要があり、超伝導 4 極磁石には総和として最大 -2T のソレノイド磁場が

印加されることになる。

3. 超伝導 4 極磁石 (QC1RP/LP) 断面設計

ビーム衝突点には 5 台の超伝導 4 極電磁石が設計されているが、これらはビームの衝突効率を高める為に可能な限り IP に近く配置される必要がある。この為、IP に最も近い QC1RP/LP の設計は厳しい空間的な制約を受ける。図 2 に現在検討している QC1RP の断面形状を示した。コイル内半径が 22mm と非常に小さいことから、超伝導 4 極コイルに使用する撚り線サイズは 2.5mm×0.93mm を計画している。4 極磁石内部には 4 種類の超伝導補正コイル (b_p, a_p, b_l, a_l) が配置される。又、磁石ボアーには内半径 10mm のビームパイプが組込まれ、このパイプは室温に保たれる。同図には QC1RP からの漏れ磁場を消去する為の 3 種類の補正コイル (b_p, b_s, b_l) を示してある。表 1 には QC1RP/LP の主要設計パラメータを示した。

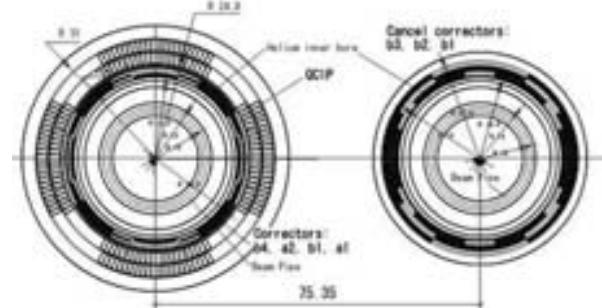


Fig. 2 Cross section of QC1RP S.C. quadrupole for e⁺ beam and the S.C. correctors for e⁻ beam

Table 1: QC1RP/LP Design Parameters

	QC1RP	QC1LP
Coil inner radius, mm	22.00	22.00
Field gradient, T/m	75.61	62.00
Effective magnetic length, m	0.297	0.370
Magnet current, A	1510	1232
Max. field in the coil with sole. Field, T	3.5	4.0
Operating point to B_z at 4.4 K, %	75	80

4. まとめ

KEKB アップグレードに向けたビーム衝突点超伝導電磁石システムの概念設計を示した。現在進めている R&D 磁石については次回の本学会にて報告を行う。

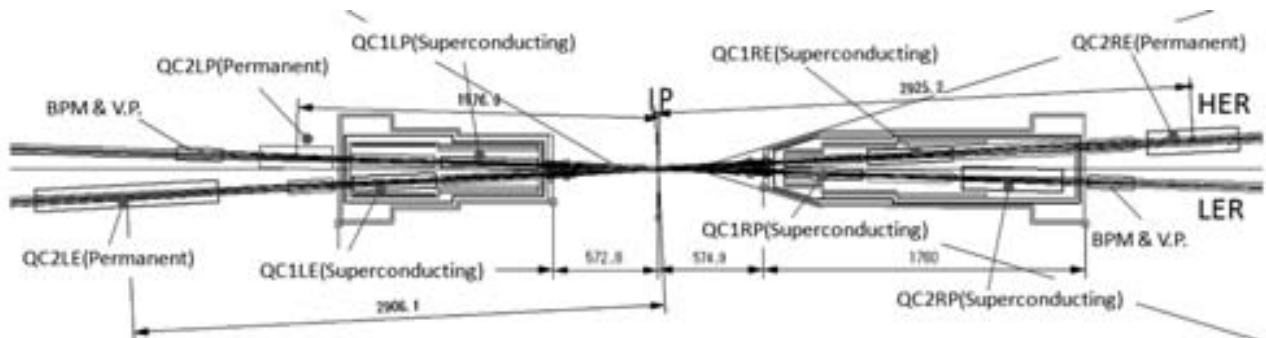


Fig. 1 Superconducting magnet system for Super KEKB Interaction Region

ILC 開発用 S1 - Global クライオモジュールの建設 Construction of S1-Global cryomodule for ILC

大内徳人, 加古永治, 近藤良也, 土屋清澄, 寺島昭男, 仲井浩孝, 野口修一, 早野仁司, 東憲男, 久松広美, 山本康史, 山本明, 渡辺謙 (高エネルギー加速器研究機構)

OHUCHI Norihito, KAKO Eiji, KONDO Yoshinari, TSUCHIYA Kiyosumi, TERASHIMA Akio, NAKAI Hirota, NOGUCHI Shuichi, HAYANO Hitoshi, HIGASHI Norio, HISAMATSU Hiromi, YAMAMOTO Yasuchika, YAMAMOTO Akira, WATANABE Ken (KEK)

E-mail: ohuchi@post.kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構(KEK)では、国際線形衝突型加速器(ILC)用クライオモジュールの研究開発として米国FNAL研究所、ドイツDESY研究所から各々2台の超伝導空洞(全体として4台)をイタリアINFN研究所で製作したクライオスタットに組み込み、KEKが開発したクライオモジュールと接続し冷却試験を行うプロジェクト(S1-Global)が進んでいる。INFNのクライオスタットの製作は昨年5月から10月に行われ、12月25日にクライオスタット部品はKEKに到着した。又、FNAL、DESYの超伝導空洞も12月にKEKに空輸され、今年1月からKEKでクライオモジュールとして完成させる組立作業が始まっている。

今回の学会では、S1-Global計画、クライオモジュール設計及び建設の状況について報告する。

2. S1-Global計画

ILCでは、運転加速勾配を31.5 MV/mとしてMain Linac(ML)の設計を進めている。このMLは9台の9セル超伝導空洞を持つクライオモジュールと8台の9セル空洞と超伝導4極電磁石1台を持つタイプの2種類のクライオモジュール1680台から構成される。このクライオモジュール開発の第1段階として、米国(FNAL)、ドイツ(DESY)、日本(KEK)で製作した超伝導空洞8台を2台の6mクライオスタットに組み込み、31.5 MV/mの平均加速勾配で運転することを旨とした計画がS1-Globalである。

又、国際研究協力としてFNALとDESYで製作された超伝導空洞を組み込むクライオスタットはイタリア(INFN)が設計・製作を担当し、FNAL空洞用高周波電力入力部は米国SLAC研究所が担当している。KEKの超伝導空洞は、日本で製作されたクライオスタットに組み込まれる。

3. S1-G クライオモジュール

図1に示すように、S1-Global クライオモジュールは2台の6m長のクライオモジュールAとCから構成されている。S1-G クライオモジュール全長は14.9mである。FNALとDESYの4台の超伝導空洞はクライオモジュールCに、

又KEKの4台の超伝導空洞はクライオモジュールAに組み込まれる。この2台の6m長のクライオモジュールの設計は、DESY TTF-III クライオモジュールの設計を基本としている。表1にクライオモジュールAとCの主要パラメータを示してある。

Table 1: S1-Global Cryomodule Parameters

	Module-A	Module-C
Vacuum vessel length	6087 mm	5800 mm
Vacuum vessel O.D.	φ 965.2 mm	φ 965.2 mm
Gas return pipe length	5830 mm	6000 mm
Gas return pipe O.D.	φ 318.5 mm	φ 312.0 mm
2K LHe supply pipe O.D.	φ 76.3 mm	φ 76.1 mm
Cavity package	KEK-a/KEK-b	FNAL/DESY
Cavity type	TESLA-like	TESLA-type
Tuner type	Slide jack	Blade/Saclay
Package length	1247.6	1247.4/1283.4

4. S1-G クライオモジュールの建設及び試験スケジュール

FNAL/DESYの4台の超伝導空洞接続作業は、今年1月からFNAL/DESYの研究者とKEK研究者が協力してクラス10のクリーンルームで行われた。超伝導空洞接続作業完了後、2月より低温機器の組み込み、真空容器への挿入が終了し3月末に6m長のクライオモジュールCとして完成した。KEKの4台の超伝導空洞接続作業は3月に行われ、現在クライオモジュールAの組立て作業が進行している。S1-G クライオモジュールとしての建設及びKEK-STFトンネルへの設置は5月に完了予定である。室温からの冷却は6月から始められ、今年12月まで2Kでの低温試験を行う予定である。

参考文献

[1] N. Ohuchi, et al.: Proceedings of PAC09, Vancouver, BC, Canada (2009), WE6RFP005.

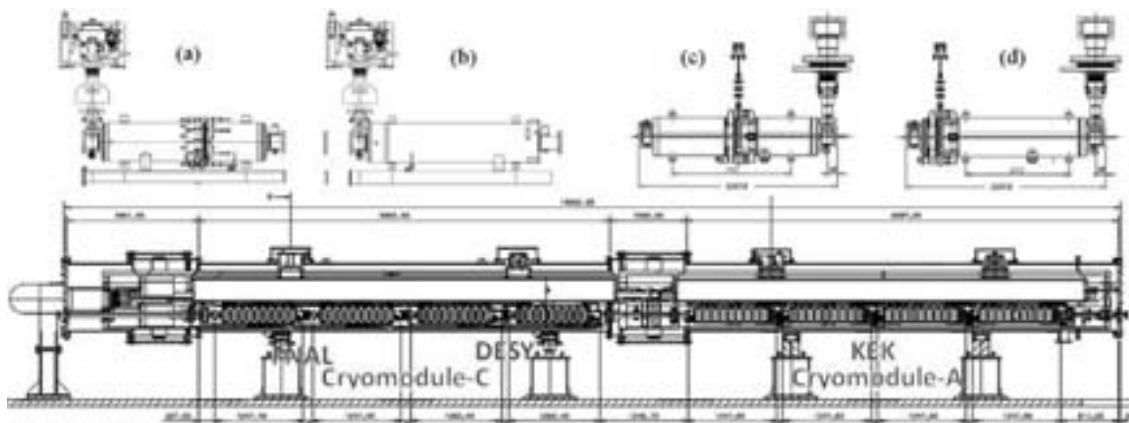


Fig. 1 S1-Global cryomodule. (a) FNAL cavity, (b) DESY cavity, (c) KEK cavity-a, (d) KEK cavity-b

1.03GHz NMR 用サドル型コイルの設計・試作・評価

Design and Examination of saddle-type pickup coil for 1.03GHz NMR

富山秀貴 山田博信 斎藤 敦 中島健介 大嶋 重利 (山形大学) 渡辺健太(横浜市大) 高橋雅人 前田秀明(理研)
 TOMIYAMA Hideki, YAMADA Hironobu, SAITO Atsushi, NAKAQJIMA Kensuke, OHSHIMA Shigetosi (Yamagata Univ.)
 WATANABE Kenta, (Yokohama City Univ.) TAKAHASHI Masato, MAEDA Hideaki (Riken.)

E-mail: ohshima@yz.yamagata-u.ac.jp

1. はじめに

感度を向上させるために、より高い周波数で動作するNMRや超電導検出コイルの開発等が進められている。現在日本では、1.03GHzで動作するNMRの開発が進められており、ここでもより高感度な検出コイルが検討されている。我々は高感度なNMR検出コイルの開発を行っているが、その方針は①サドル型コイルでの高感度化②超電導コイルによる高感度化である。今回は1.03GHzで共振するサドル型コイルの高感度化を検討したので報告する。

2. プローブのデザイン

1.03GHz NMR サドル型コイルを、3次元電磁界解析ソフト MW-STUDIO を用いてデザインした。そのコンセプトは、①均質磁場の実現 ②高Q値コイルの実現である。Fig.1に、デザインしたサドル型コイルの形状、Fig.2にシミュレーションした横磁場の分布を示す。ほぼ均一であることが分かる。

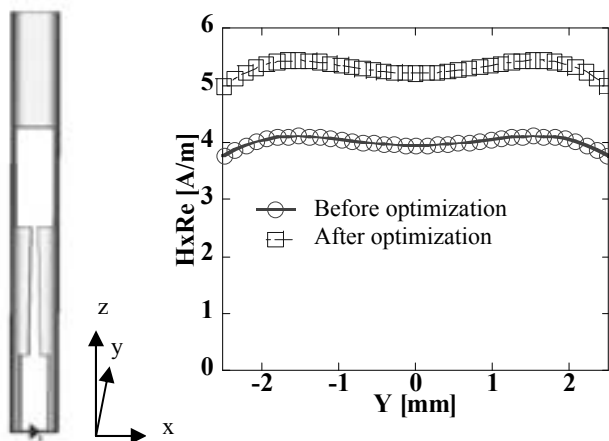


Fig.1. Saddle-type NMR pickup coil. Fig.2. Magnetic field strength distribution of picking up coil (y axially in Fig.1)

3. 実験結果

デザイン結果をもとに、0.1ミリ厚の無酸素銅パイプをワイヤーカット法で所定の形状になるように加工し、ピックアップコイルを試作した。その写真をFig.3に示す。寸法はほぼ設計通りになっていることを確認している。また、コイルの下には、周波数調整用のコンデンサを配置してある。コイルと調整コンデンサの等価回路をFig.4に示す。C3,C4のコンデンサを調整して共振周波数を合わせる。Fig.5に共振特性を示す。コンデンサを調節することにより、1.03GHz共振が実現できること、またシミュレーション特性と一致していることが分かる。この測定におけるコイルのQは約450であった。

4. まとめ

電磁界シミュレーションにより最適なコイルを決定し、薄肉銅パイプをワイヤーカットで加工して試作した。コイルの特性は、ほぼ設計仕様を満たすことが明らかとなった。

試作した検出コイルの高周波特性を評価し、1.03GHzで共振すること、回路のQ値は約450であることが分かった。今後は、磁場の均質性等を実験的に検討し、実際のNMRコイルに応用できるかどうかを評価する。

謝辞：コイルの試作に関しては米沢放電工業(株)の協力を得ています。ここに記して感謝の意を表します。



Fig.3. Photo of a saddle-type pickup coil

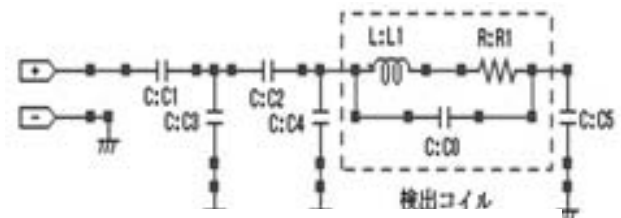


Fig.4. Equivalent circuit of a matching circuit and a pickup coil.

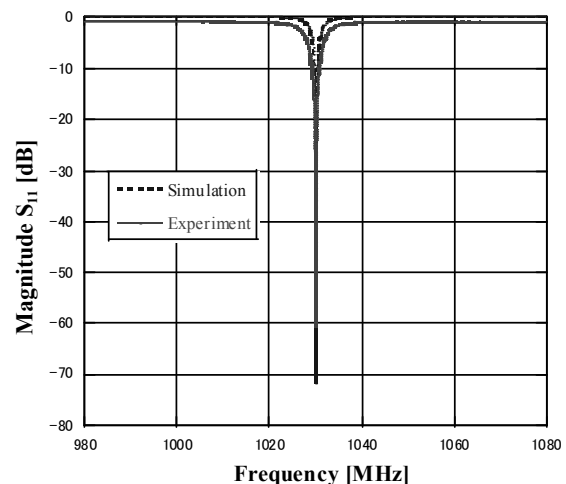


Fig.5. Resonance property of a saddle-type coil.

高フープ力条件下での 1.3 GHz NMR マグネット設計

1.3 GHz NMR Magnet Designs under High Hoop Stress Condition

大塚 昭弘 (JASTEC), 木吉 司 (物質・材料研究機構), 武田 実 (神戸大学)

OTSUKA Akihiro (JASTEC), KIYOSHI Tsukasa (NIMS), TAKEDA Minoru (Kobe University)

E-mail: otsuka.akihiro@kobelco.com

1. はじめに

高温超伝導材料 (HTS) は 25 T 以上で優れた臨界電流を有しており、1 GHz (23.5 T) を超える超伝導マグネットには必要不可欠とされている。一方、高磁場マグネットを小型、軽量化するには、高応力基準での設計が重要である^[1]。ハステロイを基材とする ReBCO 線材は、700 MPa の応力下でも臨界電流の特性劣化が少ない。この点を利用して、ほぼ全てを ReBCO 線材で構成し、500 MPa のフープ力条件下で 1.3 GHz (30.5 T) NMR 用超伝導マグネットの概念設計を行った。

2. コイル設計案

φ 54 mm の室温空間を確保するため、コイル内径 φ 80 mm、全長 1800 mm とした。線材は厚さが 0.1 mm の ReBCO を想定し、4.2 K で実測された J_c 値を使用し、線幅を変えることでグレーディングを行った。ReBCO の場合、臨界電流は強い角度依存性を示す。テープ面に対して 30° 傾いた磁場中での臨界電流が、0° の時の約 20% に低下する点も考慮した。また、磁場均一度を達成する手段として、補正コイルを付加する、内層コイルをノッチ付きにする、等の案を検討した。

補正コイルを付加した設計案のコイルパラメーターを Table 1 に、コイル断面とフープ応力を Fig.1 に示す。本設計案の場合、補正コイルの応力は小さいので NbTi 線を用いている。LTS コイルでは、 $|B|$ が最大となる巻線部で I_{op}/I_c も最大となるが、角度依存性の強い ReBCO ではコイル端部の磁場角度が軸方向に対し垂直に近くなる場所で I_{op}/I_c が最大値を示す。それでも J_c が大きいので I_{op}/I_c は十分なマージンがある。

3. 考察

従来の LTS と HTS の組合せによるマグネットと比較し軽量かつコンパクトなマグネットの設計案を示すことができた。本設計案のコイル線材重量は、実際に製作された 920 MHz マグネットの 1/2 以下である。

しかし、実際に ReBCO 線材でマグネットを製作する場合、次の課題が残されている。

- テープ導体に誘起される遮蔽電流の影響
- 常電導転移の伝播速度とクエンチ保護
- 軸方向、径方向応力を含む詳細な応力解析

解決すべき課題は残っているが、高磁場での臨界電流に優れ、高応力下での特性劣化が少ない ReBCO 線材は、高磁場マグネットの製作には非常に魅力的な線材である。

本研究は「戦略的イノベーション創出推進事業」の一環として、科学技術振興機構 (JST) の委託により実施したものである。

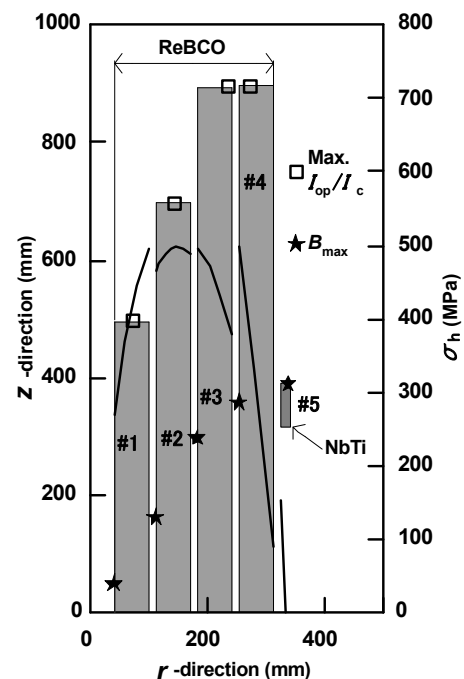


Fig.1 Cross-sectional view of a magnet with NbTi compensation coils and its hoop stress distribution

参考文献

[1] 大塚 木吉: 「フープストレス一定条件下での高磁場マグネット設計」, 低温工学 42 (2007) 196-205

Table 1 Coil Parameters of a Magnet with NbTi Compensation Coils

	#1	#2	#3	#4	#5
Superconductor	ReBCO Bare wire thickness: 0.1 mm				NbTi
Bare wire width (mm)	9.80	11.50	12.00	9.54	∅0.9
Coil inner diameter (mm)	80.0	221.6	363.2	504.8	646.4
Coil outer diameter (mm)	201.6	343.2	484.8	626.4	680.6
Coil length (mm)	990.0	1392.0	1790.8	1793.0	71.3
Coil center position (mm)	0.0	0.0	0.0	0.0	+/- 353.3
Number of turns	30400	36480	44992	56544	1350
Wire length (km)	13.4	32.4	59.9	100.5	5.6
Maximum magnetic field (T)	30.5	22.2	15.1	8.7	3.1
Maximum field angle (deg)	7.4	15.6	51.6	89.9	89.9
Field homogeneity (ppm)	$B_2 = 0.0001$, $B_4 = -0.006$ at 20 mm DSV				
Weight (kg)	ReBCO=1942 and NbTi=27				
Operating current (A)	217.17				
Inductance (H)	1628				
Stored energy (MJ)	38.4				

Ta バリア MgB₂ 線材を用いた小パルスコイルの試作

(6) 冷却構造と局所的な温度上昇

Test of a small pulse coil using Ta barrier MgB₂ wire

(6) Cooling structure and local temperature rise

浦竹 勇希寛、中尾 彰浩、田中 和英、柁川 一弘、船木 和夫(九大);岡田 道哉(AIST)

URATAKE Yukihiro, NAKAO Akihiro, TANAKA Kazuhide, KAJIKAWA Kazuhiro, FUNAKI Kazuo (Kyushu Univ.);
OKADA Michiya (AIST)

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

1. はじめに

MgB₂超電導体は、従来の金属系超電導体に比べて高い臨界温度(39K)を有する。また、比較的簡略な工程で線材化できることから、電流量の向上ができれば、NbTiの代替材料あるいは冷凍機冷却コイル等の超電導応用が期待できる。

本報では、低損失化を目的として試作したCu-NiシースTaバリアMgB₂多芯線材を用いて作製した小コイルを、幅広い温度領域で過電流通電した。いろいろな冷却構造の巻線に対し、コイルの局所的な温度上昇について考察した。

2. 解析

過電流通電試験時と同様に、初期設定温度を10~30Kまで約5K刻みに設定した。コイル内の発熱分布は一定とし、冷却条件としてコイル上部の冷却ヘッド部の温度を一定としている。本研究で作製したコイルは、冷却ヘッドからAlNを介して伝導冷却されている。したがって、熱暴走時は冷却ヘッド部近傍の巻線部の上部に比べて、巻線部の中央や下部は温度が高くなってしまふ。Fig.1に初期設定温度14K、通電電流値を熱暴走が起こった30.2Aにおける通電開始後117sにおける温度分布を示す[1]。その温度分布を示す[1]。図のように巻線部の一部が局所的に温度上昇してしまうので、このようなヒートスポットをなくすための構造設計が必要であると考えられる。そこで、熱暴走時の温度勾配を小さく、かつ温度上昇を抑制するための知見を得ることを目的に、ヒートドレインの配置場所を変えた3タイプの巻線構造で冷却性を比較検討した。ここで用いるヒートドレインは、厚さ0.3mmのCuテープとしている。具体的には、model 1は本研究で作製したコイル構造、model 2は巻線部の外周部のみCuを配置した構造、model 3は、巻線部と巻枠の間にCuを配置した構造、model 4はmodel 3に加えて巻線部1層ごとにCuを配置した構造の計4条件である。各材料の物性値は以前の解析で用いたものと同様である。

3. 結果と考察

Fig.1のmodel 1では、熱暴走しているためコイル内で最も温度が高い箇所では38Kまで上昇している。これに対し、Fig.2のmodel 2のように最外周にCuテープを1巻きすると冷却性は大幅に改善され、温度上昇は最大で15.9Kに抑えられている。これより巻線外周側からの冷却が有効であることがわかった。model 3およびmodel 4に対する考察と各モデルにおけるコイルの温度分布は当日結果を示す。

4. 参考文献

- [1] 中尾彰浩：「TaバリアMgB₂超電導多芯線を用いた小コイルの熱的安定性の数値シミュレーション」(システム情報科学紀要第15巻1号)

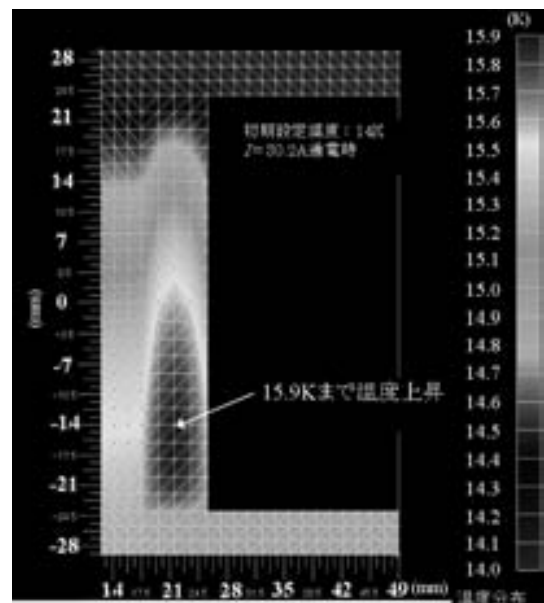


Fig.1 Temperature distribution of model 1

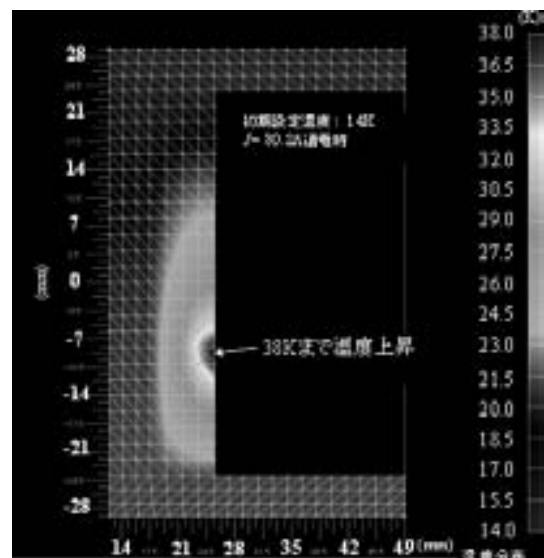


Fig.2 Temperature distribution of model 2

素線間絶縁あり MgB₂ 並列導体で巻線したコイルの開発

Development of an MgB₂ coil wound with a parallel conductor composed of tapes with insulation

吉留 佑介, 松島 健介, 八重山 洋平, 川越 明史, 川畑 秋馬, 住吉 文夫(鹿児島大);
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);
高橋 雅也, 和久田 毅(日立)

YOSHIDOME Yusuke, MATSUSHIMA Kensuke, HAEYAMA Youhei, KAWAGOE Akifumi, KAWABATA Shuma,
SUMIYOSHI Fumio (Kagoshima University); YANAGI Nagato, MITO Toshiyuki (NIFS);
KIUCHI Masaru, OTABE Edmund Soji, MATSUSHITA Teruo, (Kyushu Institute of Technology);
TAKAHASHI Masaya, WAKUDA Tsuyoshi (HITACHI);
E-mail: k3732060@kadai.jp

1. はじめに

核融合装置用コイルには、低損失化と高安定化の両立、および低コスト化が必要である。本研究では、絶縁ありの MgB₂ テープ線 2 本から構成した並列導体を用い、MgB₂ コイルを巻線した。導体化に用いたテープ線材は、丸線材を圧延した後に熱処理した in-situ 法線材である。これまでに、テープ形状に圧延することによって、高臨界電流密度と低交流損失の両方の性能が向上することを明らかにしている^[1, 2]。今回は、MgB₂ テープ線材の導体化が可能かどうかを確かめることと、それを用いて巻線した MgB₂ コイルの特性を評価するため、臨界電流と交流損失の測定を行った。

2. 試作コイルと測定方法

絶縁ありの MgB₂ 単芯線材のパラメータを Table1 に示す。本線材は、MgB₂/Nb/Cu で構成された直径 0.799mm の丸線材を圧延したテープ線である。線材外径のアスペクト比は 2 となっている。このテープ線 2 本を使った並列導体で 2 個のソレノイドコイルを作製した。この 2 つのコイルを同軸に配置し直列接続しており、その接続部で、2 本のテープ線は転位している。コイルのパラメータを Table2 に示す。

臨界電流の測定は液体ヘリウム中で行った。コイルの両端電圧を測定し、0.1μV/cm の電界がコイル全体の 140m にわたって発生したときの電圧 (1.4mV) となったときを臨界電流と定義した。交流損失の測定は、直流バイアス電流に交流電流を重ねた状態で行った。直流バイアス電流は 0~60A とし、交流電流は、1~20Hz、1~30A_{r.m.s.} とした。コイル両端電圧の損失性電圧は、通電回路に挿入したキャンセル用トランス二次側の電圧を使用して誘導電圧をキャンセルし、ロックインアンプを用いて測定した。

3. 結果および検討

MgB₂ 並列導体で巻線したコイルの I_C について検討する。コイルの I_C の測定値は 360A であった。短尺試料の臨界電流の測定結果から計算したコイル内の最も低い臨界電流値は 340A (1μV/cm 定義) であり、今回のコイルの測定値とほぼ一致した。このことから、線材の特性劣化なく巻線できていることがわかった。また、丸線で巻線した場合のコイルの I_C を計算すると 180A となり、テープ線で巻線することによりコイル I_C が 2 倍に向上することが示された。このことより、テープ線を活用することによって性能の高い MgB₂ コイルの開発が可能であることがわかった。

次に、コイルの交流損失について検討する。コイル全体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たグラフを Fig.1 に示す。直流バイアス電流がある場合の交流損失は周波数依存性が小さいのでヒステリシス損失が支配的であるとされる。また、1~4A_{r.m.s.} の低電流領域の特性はバイアス電流に依存しているが、10A_{r.m.s.} を超えるとバイアス電流依存性はほとんどない。また、低電流通電時の 1Hz 付近では周波数

の 1 乗に反比例する成分も観測された。このことは、コイル両端部の線材間接続部を介して 2 本のテープ線間を流れる長い時定数の結合電流が生じている可能性を示している。この特性に関しては今後詳細に検討し、当日報告する。

4. まとめ

素線絶縁ありの MgB₂ 単芯テープ線 2 本から構成される並列導体を用いてコイルを作製し、その臨界電流と交流損失の測定を行った。コイル I_C は 360A と、丸線で巻線したコイルの予測値の約 2 倍と高く、テープ線を用いた導体で作製したコイルが高い性能を有していることを示した。また種々の条件で交流電流を通電し、本コイルの交流損失特性を示した。

謝辞

本研究は、核融合科学研究所の LHD 計画共同研究 (NIFS07K0BA019) として実施されたものである。

参考文献

- [1] Y. Wakabayashi, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 80 (2009) p.197.
[2] A. Kawagoe, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 80 (2009) p.198.

Table1 Parameters of MgB₂ samples

Sample	tape	Parallel conductor
dimention[mm]	1.050×0.504	1.250×1.428
Filament dimenton[mm]	0.712×0.233	0.712×0.233
Filament Aspect ratio	3.08	3.08

Table2 Parameters of MgB₂ coil

internal diameter[mm]	64.6	inductance[mH]	16.8
external diameter[mm]	107.4	conductor length[m]	70
axial length[mm]	23.0	layer number	15
distance between the coil[mm]	10.0	number of the total turns	270

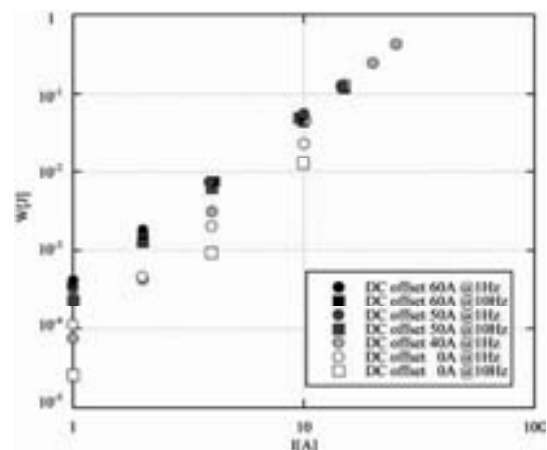


Fig. 1 Measured ac losses in MgB₂ coil wound with a parallel conductor composed of tapes with insulation.