

微細組織観察によるナノロッドの成長機構の一考察

Consideration of nanorod growth mechanism on the basis of microstructure observation

一瀬 中(電中研); 甲斐 英樹(九大); MELE Paolo(九工大); 船木 修平(名大); 向田 昌志(九大);
松本 要(九工大); 吉田 隆(名大); 喜多 隆介(静大); 堀井 滋(東大)

ICHINOSE Ataru (CRIEPI); KAI Hideki (Kyushu Univ.); MELE Paolo (Kyushu Inst. Tech.);

FUNAKI Shuhei (Nagoya Univ.); MUKAIDA Masashi (Kyushu Univ.); MATSUMOTO Kaname (Kyushu Inst. Tech.);

YOSHIDA Yutaka (Nagoya Univ.); KITA Ryusuke (Shizuoka Univ.); HORII Shigeru (Univ. of Tokyo)

ai@criepi.denken.or.jp

1. はじめに

REB₂Cu₃O₇ 超電導膜(RE:希土類元素)のc軸相関ピンとしてBaZrO₃に代表される直径が約十nmの不純物ナノロッドが有効である。ナノロッドを導入した超電導膜のピン止め力は、77Kの温度近傍ではc軸方向に3~5Tの磁場を印加した領域で大きく向上すること、および、ナノロッドはパルスレーザー蒸着法(PLD法)のターゲット材料に添加した不純物の自己組織化により形成することが知られている。このように、ナノロッドの作製方法が比較的単純なために、PLD法によるY系超電導長尺線材にも適用可能と考えられるが、実用Y系超電導長尺線材にナノロッドを導入する場合、より効果的なピンニングセンターとするために、ナノロッドの組織制御を行う必要がある。そこで、ナノロッドの組織制御の点から、自己組織化するナノロッドの成長機構の解明が重要となる。今回、微細組織観察により得られた知見をもとに、ナノロッドの成長機構を検討した。

2. 実験方法

微細組織を観察した各種超電導膜は、BaZrO₃、BaSnO₃ ナノロッドを含んだYBCO超電導膜、Ba(Nb,Er)O₃ ナノロッドを含んだErBCO超電導膜、BaZrO₃ ナノロッドを含んだSmBCO超電導膜である。SmBCO超電導膜に関しては、MgO基板上にシード層を作製し、その上にVapor-Liquid-Solid(VLS)成長法によりBaZrO₃ ナノロッドを含んだ超電導膜を作製した。さらに、シード層の表面にBaZrO₃ ナノ粒子を挿入した超電導膜も作製した。

微細組織は透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて観察した。TEM観察用試料はマイクロサンプリング法により集束イオンビーム(FIB)装置を用いて微小領域を取出し、薄片化することにより得た。電子線入射方向は、断面TEMでは超電導膜の<100>方向を、平面TEMの場合は<001>方向を基本とした。

3. 実験結果および考察

図1にBaZrO₃ ナノロッドを含んだ膜厚が比較的厚い(約1μm)YBa₂Cu₃O₇ 超電導膜の断面TEM像と平面TEM像を示す。ナノロッドの上下の位置関係の相関は、図1(b), (c)に示した“Fireworks Structures”(火花構造)で確認された。図1(a)の断面TEM像より、ナノロッドが表面近傍でより大きく曲がっていることが分かる。一方、平面TEM像からは、ある点を中心に四方にナノロッドが広がっていることが分かる。さらに、ナノロッドの広がり方は、いくつかのナノロッドが一本の線の様に広がり、その広がり方が火花の様に見えることから、平面TEM像で観察されたこの構造を“Fireworks Structures”と呼んでいる。TEM観察では、およそ100nmの厚さの情報を含んでいるため、今回の超電導膜の様にナノロッドが大きく曲がっている試料では、平面TEMにおいて、ナノロッドは点で観察されなく、ある長さの短い線で観察され、曲がりの大きな部分ではより長い線となる。いくつものナノロッドが一本の線の様に観察されたことは、ナノロッドは下にナノロッドが存在した場所を選択して曲がっていることを意味する。このような例は、半導体の量子ナノドットの実験でも確認されており、ナノドットの上にナノ

ットが生成する¹。また、VLS成長させたBaZrO₃ナノロッドを含んだSmBCO超電導膜において、偶然に、BaZrO₃ナノロッドが存在しない領域が生成し、その層を挟んだ上下の層でBaZrO₃ナノロッドの位置に相関があることが確認された。その距離は約100nmまでに亘り、ナノロッドの影響は膜厚方向にかなりの長距離まで及んでいることが示唆された。

ナノロッドを構成する不純物の存在が膜厚方向のナノロッドの成長に影響を及ぼすと考えると、SmBCO超電導膜において、シード層の表面にBaZrO₃ナノ粒子を作製することにより、ナノロッドの分布を制御できると考えられ、実験により分布密度が変化することを確認している²。また、基板温度、レーザー照射エネルギー、圧力等の作製条件を変化させた場合においても、同様なナノロッドの成長を基に、ナノロッド成長への作製条件の影響を明らかにしてい行くことが必要となる。

参考文献

1. Q. Xie, et al.: PRL Vol. 75 (1995) p.2542
2. S. Funaki, et al.: Abstracts of JCSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.14

謝辞

本研究の一部は(独)科学技術振興機構の戦略的創造研究推進事業の一環として行われた。

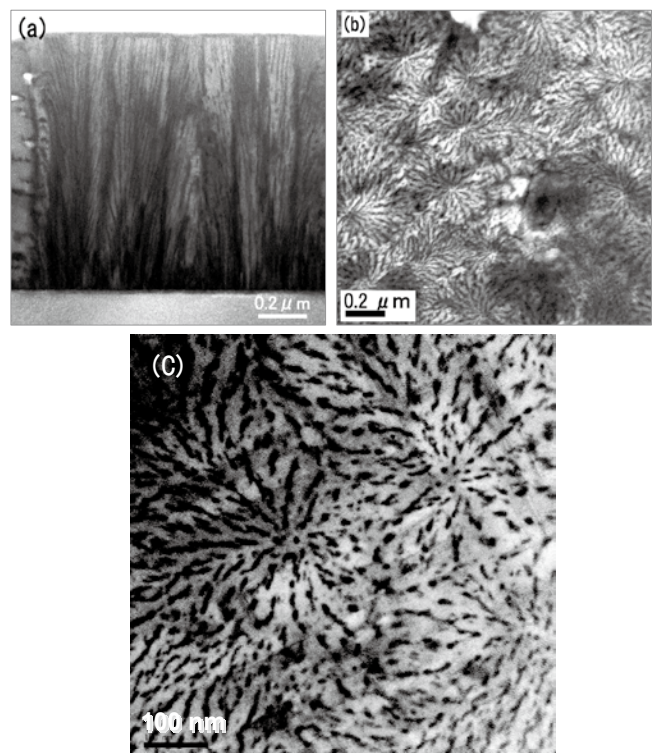


Fig.1 Cross-sectional TEM image (a), plan-view TEM image (b) and enlarged plan-view TEM image (c)

1次元ナノロッドの花火構造に関する一考察

Superconducting characteristics of $\text{ErBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ thin films with BaZrO_3 nano-rods in a magnetic field九大工^A, 九工大工^B, 電中研^C, 東大工^D, 名古屋大工^E, 静岡大工^F向田昌志^A, Paolo Mele^B, 甲斐英樹^A, 一瀬中^C, 堀井滋^D, 松本要^B, 吉田隆^{EH}, 喜多隆介^F, 寺西亮^A, 森信幸^AKyushu Univ.^A, Kyushu Inst. of Tech.^B, CRIEPI^C, Univ. of Tokyo^D, Nagoya Univ.^E, Shizuoka Univ.^FM.Mukaida^A, P.Mele^B, H.Kai^A, A.Ichinose^C, S. Horii^D, K.Matsumoto^B, Y.Yoshida^E, Kita^F, R.Teranishi^A, N.Mori^A

E-mail: mukaida@zaiko.kyushu-u.ac.jp

はじめに

高温超電導体のパワー応用に向けて、 $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 薄膜中への人工ピンニングセンタ導入の研究[1-4]が活発化している。特に磁場中での臨界電流密度(J_c)の低下が大きい、 c -軸方向について、磁場中 J_c の増加が求められている。我々は BaZrO_3 や BaSnO_3 を導入した $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 膜が 77.3K で 28.3 GNm^{-3} ものピン力を持つこと[5]を報告してきた。これらの膜中の BaZrO_3 や BaSnO_3 ナノロッドが Fire Works(花火)構造をしていることが透過電子顕微鏡観察から分かっている。[6]

今回、このナノロッドが花火構造となる成長メカニズムを考察したので報告する。

実験方法

BaZrO_3 や BaSnO_3 を導入した $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 膜は KrF エキシマレーザー蒸着法 ($\lambda=248\text{nm}$) により作製した。ターゲットには 3% から 4% の BaZrO_3 、 BaSnO_3 がドーブされた $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 焼結体を用いた。基板には SrTiO_3 (100)面を用いた。成長時の酸素圧力は 0.2Torr 、基板温度 800°C で膜厚 $1\mu\text{m}$ の膜を作製している。ナノロッドの形状は、表面および断面透過電子顕微鏡観察(TEM)により評価した。また、表面形状は原子間力顕微鏡(AFM)と走査電子顕微鏡(SEM)で観察した。

薄膜の配向軸評価は X 線回折装置(XRD)の $\theta/2\theta$ 測定、 c -軸方向の結晶揺らぎを XRD ロッキングカーブのピーク値の半値幅($\delta\omega$)、面内配向性を XRD ϕ -スキャン測定で行った。磁場中での臨界電流密度の測定は、薄膜をリソグラフィにより線幅 $100\mu\text{m}$ にエッチングし、四端子法を用いて、電圧基準 $1\mu\text{V/cm}$ で評価した。薄膜の膜厚は FE-SEM(JSM-6500F)により計測した。また、この測定時の試料温度は、 77K とした。

実験結果および考察

XRD $\theta/2\theta$ 測定結果より、 BaZrO_3 、 BaSnO_3 がドーブされた $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 薄膜であることが分かっている。図 1-(a)と、図 1-(b)に得られた膜の、それぞれ(1)表面と(2)断面の透過電子顕微鏡像を示す。図 1-(a)より、花火構造の直径は $200\text{nm}\sim 600\text{nm}$ ほどと分かる。表面から見えるナノロッドの長さから、外周部に行くに従って、ナノロッドが曲がっていると判断できる。実際、図 1-(b)の断面 TEM より、その曲がり確認できる。さらに、曲がりは最終的に隣の花火構造の曲がりと接したところで不鮮明になって終わっている。しかも、薄膜の成長初期にはナノロッドは基板表面に垂直であり、膜の成長に従って徐々に曲がりが発生している。我々は花火構造の大きさ($200\text{nm}\sim 600\text{nm}$ ほど)が結晶粒の大きさに近いことから、結晶粒の大きさに対応しており、さらに、このナノロッドの曲がり方が膜表面の法線ベクトルの方

向に対応していると考えた。

超伝導膜は Stranski-Krastanov mode で成長することが知られている。そのため、成長初期には、膜は 2 次元 layer by layer モードで成長し、その場合の膜表面はほぼフラットであることから、ナノロッドは垂直に成長する。膜の成長が徐々に spiral 成長に移ると spiral の中心から遠ざかるに従って、その表面形状を反映し、nanorods に曲がりが生じていると考えられる。さらに、この膜では、断面 TEM 像から、花火構造の境界付近の膜表面に段差があることが分かった。この段差は、結晶粒の段差を反映していると考えられる。

また、我々は、ほぼ基板面に垂直なナノロッドを持つ $\text{ErBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 膜の成長に成功している。[7]その膜の表面は非常にフラットであることが分かった。これもナノロッドが膜表面の法線ベクトルの方向に成長している証拠となっている。

まとめ

BaZrO_3 や BaSnO_3 を導入した $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 膜に現れたナノロッドの花火構造の発生メカニズムについて考察した。花火構造の大きさ($200\text{nm}\sim 600\text{nm}$ ほど)は膜の結晶粒の大きさに対応している。ナノロッドの曲がり超伝導膜が Stranski-Krastanov mode で成長することから、表面の形状を反映し、表面の法線方向に成長していると考えると矛盾無く説明できる。

参考文献

- 1) K. Matsumoto et al.: *Physica*, **C 412-414**, 1291-1295, (2004).
- 2) J. L. Macmanus-Driscoll et al.: *Nature Materials*, **3**, 439-443 (2004).
- 3) M. Mukaida et al.: *Jpn. J. Appl. Phys.* **43**, L1623 - L1625, (2004).
- 4) Y. Yoshida et al.: *Jpn. J. Appl. Phys.* **44**, L129 - L132, (2005).
- 5) P. Mele et al.: *Supercond. Sci. Technol.*, **21**, (2008) 32002.
- 6) A. Ichinose et al.: 低温工学 2008 年秋季学術講演会予稿集
- 7) H. Kai et al.: 低温工学 2008 年秋季学術講演会予稿集

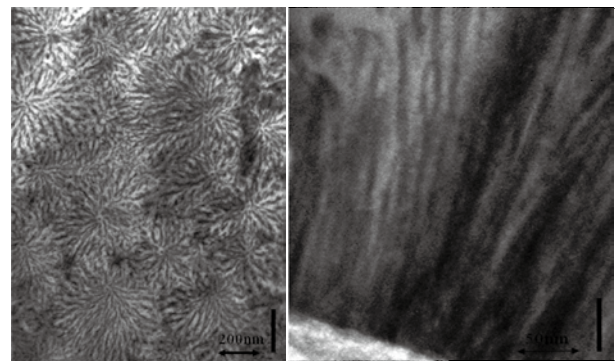


Fig. 1. (a) Plan and (b) cross-sectional view TEM images of a film.

ErBa₂Cu₃O_{7-δ} 薄膜中における Ba(Er_{0.5}Nb_{0.5})O₃ ナノロッドの成長機構とピンニング効果

Growth mechanism and pinning effect of Ba(Er_{0.5}Nb_{0.5})O₃ nanorods in ErBa₂Cu₃O_{7-δ} films

甲斐 英樹, 向田 昌志, 森 信幸, 山田和広, 寺西 亮(九大);堀井 滋(東大);一瀬 中(電中研);
喜多 隆介(静大);松本 要 (九工大);吉田 隆(名大)

HIDEKI Kai, MASASHI Mukaida, NOBUYUKI Mori, KAZUHIRO Yamada, RYO Teranishi (Kyushu Unive);
SHIGERU Horii (Unive of Tokyo); ATARU Ichinose (CRIEPI);

RYUSUKE Kita (Shizuoka Unive); KANAME Matsumoto(Kyushu Inst of Technolog); YUTAKA Yoshida(Nagoya Unive)

E-mail: kai@zaiko10.zaiko.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

REBa₂Cu₃O_{7-δ}系超伝導薄膜の磁場中での臨界電流密度(J_c)向上を目的として、膜中への人工ピンニングセンターの導入が行われている。これまで Ba 複合酸化物をターゲット中に混合することで膜中に柱状欠陥(ナノロッド)が成長し、 c -軸相関ピンとして機能することが多数報告されてきた¹⁾。しかしながら、そのナノロッドのサイズや分布密度の詳細な制御は未だ報告されていない。

これまで我々は、PLD 法を用いて BaNb₂O₆(BNO)ドーブ ErBCO 薄膜を作製し、膜中にナノロッドを導入することに成功した²⁻³⁾。その一方で、ナノロッドの直径、密度及び成長方向は試料の成膜条件に強く依存することが分かってきた。そこで本研究では、成膜時の温度及び BNO ドープ濃度の異なる試料について組織観察の結果を比較すると共に、その組織変化に伴う超伝導特性への影響を明らかにした。

2. 実験方法

本研究において BNO+ErBCO 薄膜は PLD 法(レーザー源: ArF, $\lambda=193\text{nm}$)により作製した。基板には ErBCO に格子整合する (100)SrTiO₃ を選択し、ターゲットには 1.5wt%、5.0wt%BNO をドーブした ErBCO 焼結体を用いた。成膜条件として基板温度を 710 及び 760°C と変化させ、レーザー周波数 1Hz、成膜時間を 60 分、酸素圧力を 400mTorr とした。XRD $\theta/2\theta$ により結晶配向性、ロッキングカーブ測定により結晶配向性の揺らぎ($\delta\omega$)、XRD ϕ -scan により面内配向性、四端子法により J_c 及び T_c を各々評価した。また、原子間力顕微鏡(AFM)により試料の表面構造、透過型電子顕微鏡(TEM)により平面及び断面微細構造の観察を行なった。

3. 結果と考察

Fig. 1 に 1.5wt% BNO+ErBCO 薄膜の断面 TEM 観察結果を示す。破線の矢印で示す通り基板に対して c -軸方向に多数のナノロッドが成長していることが確認できる。また一定の BNO ドープ濃度においても、成膜温度を下げることでナノロッドの直径はより細くなることが明らかとなった。さらに平面観察結果から低温成長に伴うナノロッドの数密度の向上が確認された。この成膜温度の変化に伴う組織変化について考察するために、続いて試料表面の組織観察を行った。

Fig. 2 に 1.5wt% BNO+ErBCO 薄膜の AFM 観察結果を示す。成膜温度を下げることで母相を構成する粒子径が縮小し、結晶粒密度の増加が確認された。PLD 法において、基板上の原子の拡散距離は成膜時の基板温度に依存することから、低温成長では原子の拡散距離が縮小化したことが考えられる。このためナノロッドのサイズと数密度の変化は、成膜温度の変化がロッドを構成する原子の拡散距離に影響を及ぼしたためと考えられる。

また試料の成膜温度を 760°C から 710°C まで下げることで T_c は 90K から 87K へと低下した。その一方で、より低温で試料を作製することで c -軸方向の磁場中 J_c の低下が抑制される傾向にあり、710°C 成膜試料では 5T で 0.1MA/cm² を示した。この要因は膜中におけるナノロッドの細分化に伴い、より少ないドーブ濃度で効果的に多く

の磁束量子を制御した結果であると考えられる。これらの結果から、成膜温度は母相の成長に影響を及ぼすと共に、APC サイズと分布密度の制御に効果的な因子の一つであると考えられる。当日は、さらに ErBCO 薄膜の微細組織と超伝導特性に及ぼす BNO ドープ濃度依存性についても明らかにする。

参考文献

1. J. L. Macmanus-Driscoll, S. R. Foltyn, Q. X. Jia, H. Wang, A. Serquis, B. Maiorov, L. Civale, M. E. Hawley, M. P. Maley, and D. E. Peterson, Nat. Mater. **3**, 439 (2004).
2. M. Mukaida, T. Horide, R. Kita, S. Horii, A. Ichinose, Y. Yoshida, O. Miura, K. Matsumoto, K. Yamada and N. Mori, Jpn. J. Appl. Phys., **44**, L952 (2005).
3. H. Kai, M. Mukaida, N. Mori, R. Teranishi, K. Yamada, K. Matsumoto, Y. Yoshida, S. Horii, R. Kita, S. Kato, and A. Ichinose, Physica C **463-465**, 895 (2007).

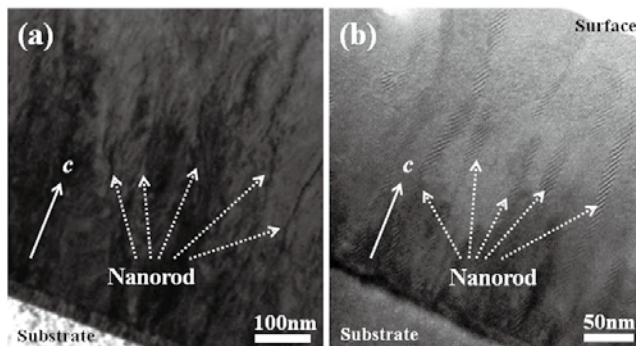


Fig.1 Cross-sectional TEM images of 1.5wt%BNO+ErBCO films on STO substrate grown at (a) 710°C and (b) 760°C

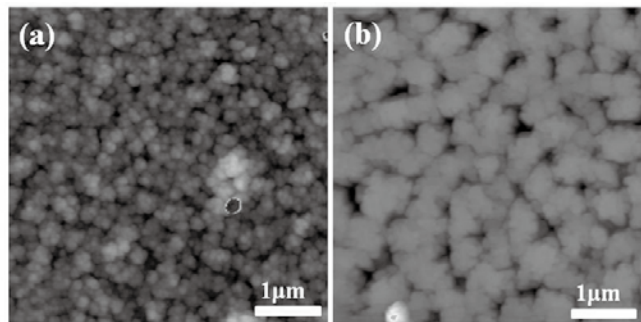


Fig.2 AFM images of 1.5wt%BNO+ErBCO films on STO substrate grown at (a) 710°C and (b) 760°C

面状ピンニングセンターを導入した YBCO 膜の微細構造が 超伝導特性に及ぼす影響

Influences of microstructures on superconducting properties of YBCO which inserted planar pinning centers

高村 真琴 (九大); 堀井 滋 (東大); 一瀬 中 (電中研); 向田 昌志 (九大); 喜多 隆介 (静岡大);
難波 雅史, 淡路 智, 渡辺 和雄 (東北大); 松本 要 (九工大); 吉田 隆 (名大)
TAKAMURA Makoto (Kyushu Univ.); HORII Shigeru (Univ. of Tokyo); ICHINOSE Ataru (CRIEPI);
MUKAIDA Masashi (Kyushu Univ.); KITA Ryusuke (Shizuoka Univ.);
NAMBA Masafumi, AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.);
MATSHUMOTO Kaname (Kyushu Inst. of Tech.); YOSHIDA Yutaka (Nagoya Univ.)
E-mail: takamura06@zaiko10.zaiko.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

YBa₂Cu₃O_{7-δ}(YBCO)薄膜では磁場(**B**)を *c* 軸方向に印加した場合(**B**//*c*)、**B**//*a* の場合に比較して臨界電流密度(**J_c**)が格段に低い。これに対して、人工ピンニングセンター(Artificial Pinning Center; APC)として結晶欠陥や非超伝導相などを膜中に導入し *c* 軸方向に配列させることで、**B**//*c* の場合の **J_c** 低下を抑制できることが多数報告されてきた。また、APC を形状により線状(1 次元)、面状(2 次元)、粒状(3 次元)と分類した場合、その作製の困難さから 2 次元 APC に関する報告例は極めて少ない。そこで我々は 2 次元 APC を YBCO 薄膜中に導入することを試み、これまでに YBCO と PrBCO を交互に積層させた *a* 軸配向多層膜を成膜することで、PrBCO 層が YBCO 中で 2 次元 APC として作用することを報告してきた[1,2]。しかし PrBCO 層の導入が臨界温度(*T_c*)を低下させる可能性があることが分かってきた。そこで今回、PrBCO 層密度を変化させた *a* 軸配向 YBCO/PrBCO 多層膜を作製し、*T_c* 及び不可逆曲線への影響[3,4]を中心に報告する。

2. 実験方法

a 軸配向 YBCO/PrBCO 多層膜の成膜はパルスレーザー蒸着法により行った。ターゲットとして円形の YBCO 焼結体表面に矩形の PrBCO 焼結体を組み込んだものを用い、これを成膜中に回転させることで多層膜とした。Fig.1 のように総膜厚を一定として、PrBCO 層の間隔を制御することで PrBCO 層密度の異なる#1~#3 の 3 つの多層膜を作製した。基板には SrLaGaO₄(100)を、バッファ層として Gd₂CuO₄を用いた。

作製した薄膜の結晶配向性及び面内配向性は XRD 測定により評価した。抵抗率及び電流密度の測定は四端子法により測定した。不可逆温度は、各磁場強度下において抵抗率の温度依存性を測定し、抵抗率が 93K、0T での抵抗率の 10⁻³となる温度とした。また、膜の断面組織観察を TEM、元素分析を STEM-EDS により行った。

3. 結果及び考察

作製した薄膜は XRD $\theta/2\theta$ 及び ϕ -scan 測定により、*c* 軸が面内配列した *a* 軸配向膜であることが確認された。また、断面 TEM 像と STEM-EDS による元素マッピングから、作製した薄膜は#1 が YBCO/PrBCO ~2 / 5 nm, #2 が ~5 / 15 nm, #3 が ~7 / 32 nm の *a* 軸配向多層膜であることが分かった。

Fig.2 に PrBCO 層の間隔(断面 TEM 像から算出)の逆数と *T_c* の関係を示す。PrBCO 層の間隔が小さい、つまり PrBCO 層の密度が高いほど *T_c* が低下することが分かる。これは、YBCO/PrBCO 層境界において Y と Pr の置換が起きたことによるものと考えられる。また、YBCO 層中でのオーダーパラメータの低下が起きたことも要因であると考えられる。特に PrBCO 層の間隔が ~7 nm とほぼ YBCO の *a* 軸方向のコヒーレンス長の 2 倍と同程度である#1 では、その影響が顕著に表れたものと考えられる。

Fig.3 に *T_c* が 77K 以上であった#2 及び#3 の多層膜と *a* 軸配向 YBCO 膜の不可逆曲線を示す。3 つの膜の **B**//*c* の不可逆曲線は近接しているのに対し、**B**//*a* の不可逆曲線は PrBCO 層の密度が減少するにつれ高温・高磁場側へ移行する傾向が見られることが分かる。

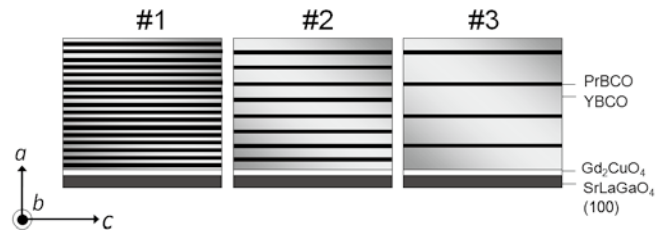


Fig.1 Schematic images of *a*-axis oriented (*c*-axis in-plane aligned) YBCO/PrBCO multilayer films.

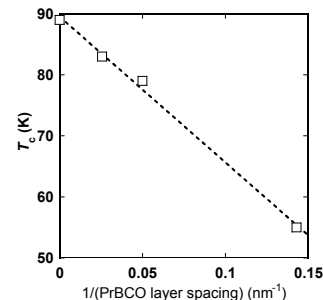


Fig.2 The relationship between *T_c* and the inverse of PrBCO layer spacing in *a*-axis oriented YBCO/PrBCO multilayer films.

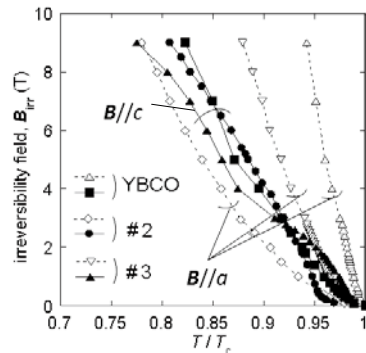


Fig.3 Irreversibility lines for *a*-axis oriented YBCO/PrBCO multilayer films and a pure YBCO film.

参考文献

1. M. Takamura, et al.: Abstracts of CSJ Conference Vol. 77 (2007) p. 71
2. M. Takamura, et al.: Physica C, Vol. 468 (2008) p. 1851.
3. S. Horii, M. Takamura, et al.: Appl. Phys. Lett., Vol. 92 (2008) p. 132502.
4. M. Takamura, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. (2008) *accept.*

酸素量を制御した(Bi, Pb)-2223 相単結晶の超伝導特性の評価

Superconductivity characteristics of oxygen-content controlled (Bi, Pb)-2223 single crystals

河合 真司, 小田部 荘司, 木内 勝, 松下 照男(九工大); 野村 朋哉, 山内 尚雄(東工大)
本橋 輝樹(北大); 岡安 悟(原研)

KAWAI Shinji, OTABE Edmund Soji, KIUCHI Masaru, MATSUSHITA Teruo (Kyushu Inst. of Tech);
NOMURA Tomoya, YAMAUCHI Hisao (Tokyo Inst. of Tech);
MOTOHASHI Teruki (Hokkaido Univ); OKAYASU Satoru (JAEA)
E-mail: kawai@aquarius10.cse.kyutech.ac.jp

1. はじめに

Bi-2223は広く線材として開発されている超伝導体であるが、これまでは単結晶の作製が難しいことから、その基礎特性についての知見が得られていない。しかし近年、単結晶試料が作製できるようになり、基礎特性の評価が可能となってきた。そこで(Bi, Pb)-2223相単結晶を用いて凝縮エネルギー密度 $B_c^2/2\mu_0$ (B_c は熱力学的臨界磁界)を定量的に評価して、そのポテンシャルを明らかにすることを目的とする。

特に酸素アニール処理が超伝導特性に及ぼす影響を調べるため、作製条件を変えた試料の凝縮エネルギー密度などを調べた。

2. 実験

試料はKClフラックス法で作製しており、Biサイトの15%がPbにより置換されている。試料はas-grown(AS)の#1, #2, #3の3種類を用意し、それらの単結晶を様々な条件でアニールした試料を更に用意した。#1には1気圧酸素アニール(350°C, 48時間)を行った試料、#2には1, 10気圧酸素アニール(350°C, 48時間)を加えた試料、#3には1, 10気圧酸素アニール(350°C, 48時間)を行った試料と、酸素量を減らす目的で1気圧窒素アニール(350°Cと450°C, 48時間)を行った試料を更に用意した。各バッチの違いは作製時期の違いを表しており、これは再現性を確認するために行ったものである。また、各試料の T_c は高い気圧で酸素をアニールするに従って低下していった。

個々の単結晶のサイズは一辺100~150 μm 、厚さ2.2 μm 程度であり、c軸は広い面に対して垂直に配向している。試料は全て200 MeVのエネルギーのAuイオンをマッチング磁界 B_0 を1 Tとしてc軸と平行に照射して柱状欠陥を導入した。この重イオン照射により、各試料の T_c は3~4 K程度低下している。

全試料についてSQUID磁力計を用いて磁気モーメントのヒステリシスを測定して各磁場における臨界電流密度 J_c を求めた。この J_c をもとに、磁束クリープ理論とピンニングの加算理論から凝縮エネルギー密度を定量的に評価した。

3. 実験結果および考察

Fig.1に試料#3と、Y-123単結晶の凝縮エネルギー密度の規格化温度依存性を示す。(Bi, Pb)-2223において最も高い値を持つのが1気圧酸素アニールをしたものであることが分かったが、低温においてもY-123の値には届かなかった。

Fig.2に試料#1から#3までの5 Kと50 Kにおける凝縮エネルギー密度をまとめたものを示す。全てのバッチにおいて、低中温ともに、最も凝縮エネルギー密度が高いのは1気圧の酸素アニールを行った試料であった。そして、それ以上の加圧アニールを行った試料は特性が悪くなる結果となった。この図は T_c で規格化していないため、中温では値のばらつきがみられるが、低温では同じ気圧で酸素アニールを行った試料では同程度の凝縮エネルギー密度をとることも分かり、再現性が確認できた。また試料#3において窒素アニールした試料の凝縮エネルギー密度は、熱処理を行っていない試料よりも若干高い値を取っている。(Bi, Pb)-2223に窒素アニールをしても

試料の CuO_2 面におけるホール濃度は変化しないことが報告されており[1]、現段階では原因は特定できないが、熱処理により CuO_2 面の平坦性が良くなった可能性は考えられる。

これらの試料の他に、#4の試料も用意しており、それらの結果を含めて詳細は当日議論する。

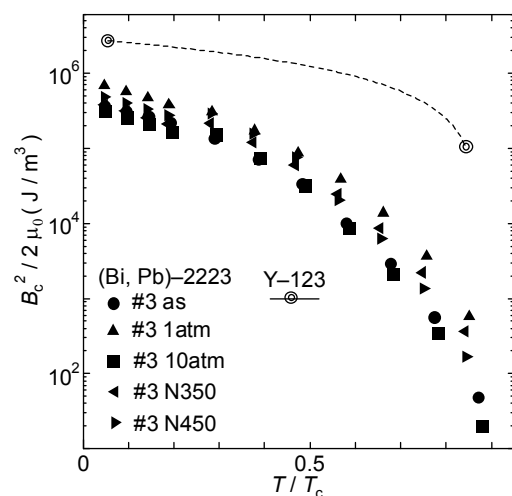


Fig.1 Temperature dependence of condensation energy density.

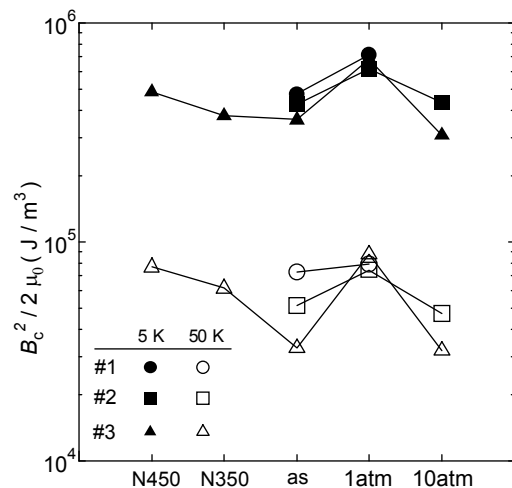


Fig.2 Condensation energy density of each specimens at 5 K and 50 K.

参考文献

- 野村ら:層状銅酸化物(Bi, Pb)₂Sr₂Ca₂Cu₃O_{10+d}の超伝導特性に及ぼす酸素含有量の影響[東京工業大学博士論文平成20年].

DI-BSCCO テープ線材の臨界電流の応力/ひずみ特性 Stress/strain dependence of critical current in DI-BSCCO tape

笠場 孝一, 佐藤 雅史, 廣内 悟(岩手大); 山田 雄一(住友電工)

KASABA Koichi, SATO Masafumi, HIROICHI Satoru (IWATE Univ.); YAMADA Yuichi (Sumitomo Electric Industries, Ltd.)
E-mail: jxbyq020@yahoo.co.jp

1. 緒言

ビスマス系酸化物超電導線材である DI-BSCCO は, 加圧焼成により内部欠陥の発生を抑えることで高臨界電流密度を実現したテープ線材である. 77K での使用を想定し, 様々な超伝導機器への応用が期待されている.

本研究では実用上欠かせない, 臨界電流の応力/ひずみ依存性を引張試験, 曲げ試験で測定した. 引張り試験に関しては 77K での測定に加え, 4.2K で 14.5T の環境中での測定を行った.

2. 実験

試料は, 住友電工で製造された DI-BSCCO TypeS 線材で, 幅 2.6mm, 厚さ 0.18mm である. 東北大金研強磁場超伝導材料研究センターの 15T ソレノイド型超伝導マグネットのボア内に引張試験装置, 圧縮試験装置を挿入し, 4.2K, 14.5T の環境中でそれぞれ試験を行った. また同型の試験装置を用い, 77K, 0T(自己磁場中)での引張試験を行った. 一方 77K, 0T での曲げ試験を Goldacker 型曲げ試験機を用いて行った. これは, ステッピングモータによって線材に連続的な曲げを加えることが可能な装置である. 上記のすべての試験において, 臨界電流 I_c は 4 端子法で, $1\mu\text{V}/\text{cm}$ の基準で測定した.

3. 結果と考察

図1に各試験環境における引張試験の結果を示す. 測定途中もしくは最後に除荷をし, その除荷後にも測定を行ったが, それを黒塗りで表す. 図には参考までに直径 1mm の Cu-Nb₃Sn 超電導線材の実験結果を点線で併記する. DI-BSCCO 線材は, 77K, 0T では 0.25%程度までのひずみでは I_c の劣化はほんのわずかであった. この線材は顕著な I_c の劣化を示す前に破断したが, 同じ線材で 0.2%以上のひずみに対して, 破断前に I_c が急激に劣化するものもあった. 一方, 4.2K, 14.5T の環境ではひずみの増加とともに I_c は徐々に劣化していく. なお 0.25%までの I_c の劣化の量は, Cu-Nb₃Sn のそれと同様であった. 4.2K, 14.5T では I_{c0} は直径 1mm の Cu-Nb₃Sn を上回る 200A を示しており, 耐ひずみ 0.25%までという限定下であれば Cu-Nb₃Sn を代替できる特性を備えていると思われる.

金属系超電導線材は, 引張によって I_c の劣化が見られても除荷することである程度回復する. 参照する直径 1mm の Cu-Nb₃Sn は, ひずみが 0.8%以内であれば, 除荷後の I_c はほぼもとの値に回復し, 可逆的な特徴を示していた. しかし DI-BSCCO 線材では一旦劣化しただと, 除荷しても I_c は不変である. このことより DI-BSCCO 線材の I_c の劣化はき裂などの不可逆な欠陥に依存したものであると言える. 言い換えれば, 負荷を受けても線材内に欠陥が発生していない健全な状態であれば, I_c の劣化はほとんどないと言える.

図2は曲げ試験の結果である. 曲げひずみ 0.24%(曲率半径 37.5mm)に対し, 臨界電流の劣化量はまだ6%程度であった. 曲げの場合は引張りとは異なり, ひずみの大きい部分は断面内の限定された箇所である. 最終的に臨界電流は当初のほぼ 50%となるが, これはひずみを受けない曲げの中立軸付近が担っている電流だと思われる. 曲げの場合の劣化の契機が, この線材の引張りでの限界である 0.25%周辺であることから, 断面内で引張りひずみの限界値近くになった箇所からその非

可逆な損傷により電流伝達能力を失い, 徐々に線材の I_c が劣化していったものと思われる.

これらのことより, 総合的に見て 0.2%~0.25%というのがこの線材の耐ひずみの目安であると言える.

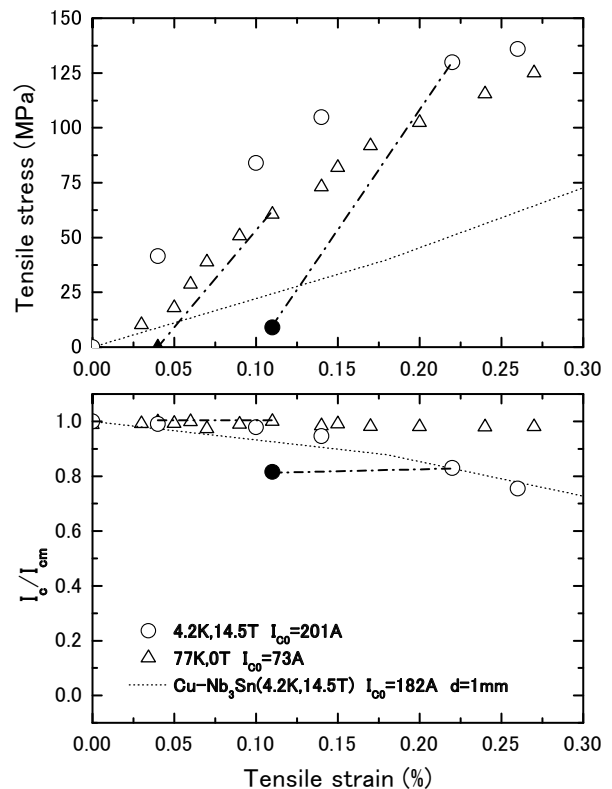


Fig.1 Stress-strain curve and tensile strain dependence of DI-BSCCO tape.

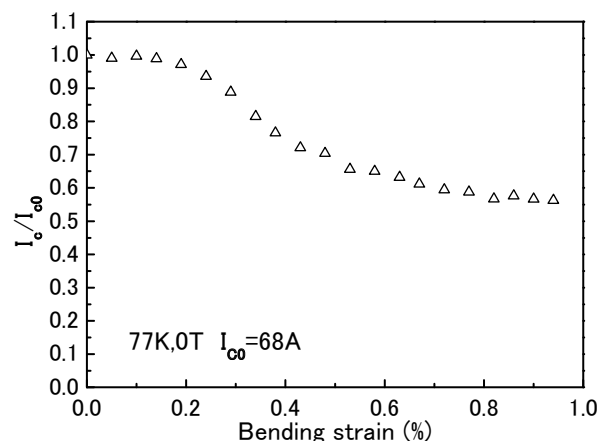


Fig.2 Bending strain dependence of DI-BSCCO tape.

無限に積層した超伝導／強磁性テープ線材の磁場中の電磁応答

Electromagnetic response of infinite stacks of superconductor/ferromagnet tapes exposed to magnetic fields

馬渡 康徳 (産総研)
 MAWATARI Yasunori (AIST)
 E-mail: y.mawatari@aist.go.jp

1. はじめに

RE-123 系超伝導テープ線材における金属基板として、Ni-W 合金のような強磁性体が用いられることがある。このような超伝導／強磁性テープ線材 (SC/FM tape) において、超伝導体と強磁性体との磁氣的相互作用が線材の電磁応答に及ぼす影響を明らかにする必要がある。

我々は、強磁性体基板を ideal soft magnet としてモデル化し、SC/FM tape における電流・磁場分布を、複素関数論に基づいて解析的に求める理論解析手法を考案した[1]。これまで、孤立した一枚のテープ線材および線材を積層した導体に電流を印加した場合[2]について報告した。今回は、無限に積層した SC/FM tape に磁場を印加した場合の電磁応答の解析結果について、無限に積層した非磁性基板上的超伝導テープ線材 (SC tape) の電磁応答[3]と比較して報告する。

2. 超伝導／強磁性テープ線材とその積層導体

幅が $2a$ で z 方向に無限に長く、超伝導層膜の厚さが d_s 、強磁性基板の厚さが d_m の SC/FM tape を考える。簡単のため、バッファ層や保護層は無視し、線材の厚さ $d_s + d_m$ が幅 $2a$ や積層間隔 D_s に比べて十分薄い極限を考察する。超伝導層の臨界電流密度 j_c は一定とする臨界状態モデルに基づいて解析を行い、線材一枚の臨界電流は $I_c = 2j_c a d_s$ である。Ni-W 合金は soft magnet としての性質を持つことから、強磁性体基板を ideal soft magnet (透磁率は線形で無限大とし、磁化の飽和や履歴を無視した磁性体) として取り扱う[1]。

このような SC/FM tape を、Fig. 1 のように y 方向に D_s の周期で無限に積層し、そのような積層導体のテープ面に垂直な方向 (y 方向) に磁場を印加する場合を考える。

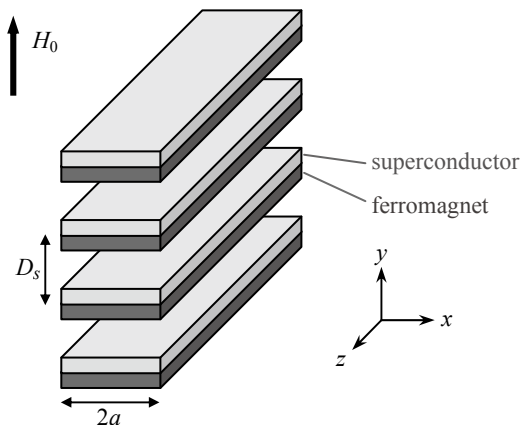


Fig. 1: An infinite stack of superconductor/ferromagnet (SC/FM) tapes exposed to a magnetic field H_0 . Each SC/FM tape has the width $2a$, and SC/FM tapes are stacked with the periodicity D_s .

2. 積層した超伝導／非磁性テープ線材の交流損失

非磁性基板をもつ超伝導テープ線材 (SC tape) を無限に積層した導体に交流磁場を印加したときの線材一枚あたりの損失 Q_{SC} は、文献[3]に与えられている。テープ線材を積層すると、印加磁場の遮蔽効果が強め合って導体に磁場が入りにくくなる。その結果、Fig. 2 に破線で示したとおり、積層間隔 D_s が小さくなるとともに損失 Q_{SC} は小さくなる。小振幅磁場領域における積層した SC tape ($D_s/a = 0.5$) の損失は、孤立した一枚の SC tape ($D_s/a \rightarrow \infty$) の損失の 1/30 以下である。

3. 積層した超伝導／強磁性テープ線材の交流損失

SC/FM tape を無限に積層した集合導体に、振幅 H_0 の交流磁場を印加したときの線材一枚あたりの損失 $Q_{SC/FM}$ を、Fig. 2 に実線で示した。小振幅磁場領域における積層した SC/FM tape ($D_s/a = 0.5$) の損失は、孤立した一枚の SC/FM tape ($D_s/a \rightarrow \infty$) の損失の 1/10 以下である。

孤立した一枚の線材 ($D_s/a \rightarrow \infty$) について、小振幅磁場領域では強磁性基板の edge 効果により $Q_{SC/FM} > Q_{SC}$ であるが、中振幅磁場領域では強磁性基板の磁気遮蔽効果 (鏡像効果) により $Q_{SC/FM} < Q_{SC}$ であり、また大振幅磁場領域ではほぼ $Q_{SC/FM} \approx Q_{SC}$ である[1]。一方、積層間隔が小さい ($D_s/a = 0.5$) 積層導体では、小振幅磁場領域ではやはり $Q_{SC/FM} > Q_{SC}$ であるが、中～大振幅の広い磁場領域で強磁性基板の効果はほとんどなくなり、 $Q_{SC/FM} \approx Q_{SC}$ である。

参考文献

- [1] Y. Mawatari, Phys. Rev. B, **77**, 104505 (2008).
- [2] Y. Mawatari, Abstracts of CSJ Conference, vol. 78, p. 10 (2008).
- [3] Y. Mawatari, Phys. Rev. B, **54**, 13215 (1996).

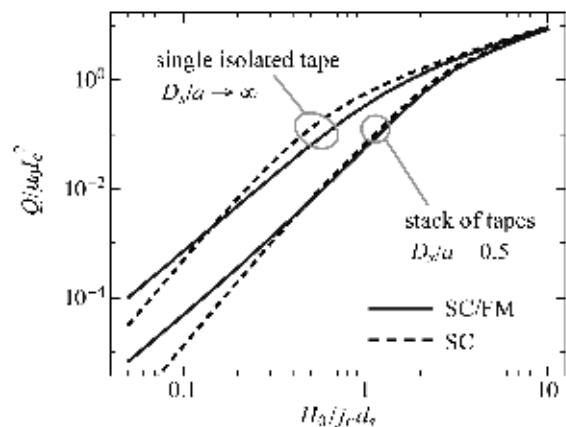


Fig. 2: Alternating current loss Q of each tape per unit length in the infinite stacks as the function of the magnetic field amplitude H_0 : $Q = Q_{SC/FM}$ in stacks of SC/FM tapes (solid) and $Q = Q_{SC}$ in stacks of SC tapes (dashed).

Cu 複合化 YBCO 線材の疲労サイクル負荷による破壊挙動と臨界電流の変化

Fracture behavior and change of critical current due to fatigue loading in Cu-laminated YBCO coated conductor

菅野未知央, 吉田悠介, 北條正樹, 安達泰治, 井上康博 (京大); 式町浩二, 渡部智則, 平野直樹, 長屋重夫 (中部電力)

SUGANO Michinaka, YOSHIDA Yusuke, HOJO Masaki, ADACHI Taiji, INOUE Yasuhiro (Kyoto Univ.);

SHIKIMACHI Koji, WATANABE Tomonori, HIRANO Naoki, NAGAYA Shigeo (Chube Electric Power Co.)

E-mail : sugano@kuee.kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

YBCO coated conductor は、高い磁場中電流輸送特性および機械的強度を有することから超電導磁気エネルギー貯蔵 (SMES) 用コイルへの応用が期待されている。SMES の充放電の過程で導体の通電電流が変化することに起因して、コイルに作用するローレンツ力が変化する。これにより、線材の長さ方向に繰り返しの引張応力が作用するため疲労特性の評価が不可欠である。これまで当グループでは、安定化層を付与されていない状態の線材について液体窒素中での疲労破壊挙動に関する研究を行ってきた[1]。一方、伝導冷却方式で使用されるコイルの熱安定性を向上させることを主な目的として、Y 系線材の Cu 複合化が検討されている。Cu 複合化により、静的なひずみ特性は向上することが予想されるが[2]、一方 A15 型超伝導線材においては Cu マトリックスを起点とする疲労破壊が報告されていることから[3][4]、Cu 複合化 Y 系線材の疲労特性を評価することが重要であると考えられる。本研究では、液体窒素中で Cu 複合化 YBCO 線材に引張の繰り返し応力を負荷し、破断面の微視的観察に基づく破壊挙動の考察と疲労サイクルによる臨界電流 (I_c) の変化について調べた結果について報告する。

2. 実験方法

本研究で用いた Cu 複合化前の Y 系線材の構造は、Ag (10 μ m) /MOCVD-YBCO (1 μ m) /PLD-CeO₂ (0.4 μ m) /IBAD-Gd₂Zr₂O₇ (1 μ m) /Hastelloy C-276 (100 μ m) となっている。括弧内の数値は各層の厚さを表す。この線材の Ag 側に厚さ 100 μ m の Cu テープをハンダ付けにより複合化した。この複合線材の静的引張試験および疲労試験を液体窒素中で油圧サーボ式試験機を用いて行った。線材のつかみ部分に GFRP タブを取り付け、ゲージ間長さ 50 mm の試験片を作製した。試験片をつかみ具でチャッキングし、その外側を電流リードが接続された銅板で挟み込むことにより線材への通電を行った。電圧端子はゲージ部分の中央に 30 mm の間隔で取り付け、 I_c は 1 μ V/cm の定義により決定した。疲労試験は最大荷重と応力比 R (=最小応力/最大応力) を 0.5 で一定とした。繰り返し速度は 30 Hz とした。また、破断面観察を FE-SEM により行った。

3. 実験結果

Cu 複合化線材の静的な引張試験の結果から、弾性限の荷重は複合化前の 1460 N から 1660 N に向上した。さらに、静的な I_c -ひずみ特性の測定結果から、不可逆ひずみの値およびそのときの荷重は 1.0% であり、これも複合化前の線材の 0.91% と比較して向上していることが確認された。

このような Cu 複合化線材の S-N カーブを Fig. 1 に示す。ここで、縦軸は応力範囲 $\Delta\sigma$ (=最大応力-最小応力) をとっている。破断面観察の結果から応力条件、破断サイクル数に依存して 3 つのタイプの破壊挙動が見出された。高応力、低破断サイクルでは、破断面の Hastelloy 基板側に疲労き裂の起点が観察

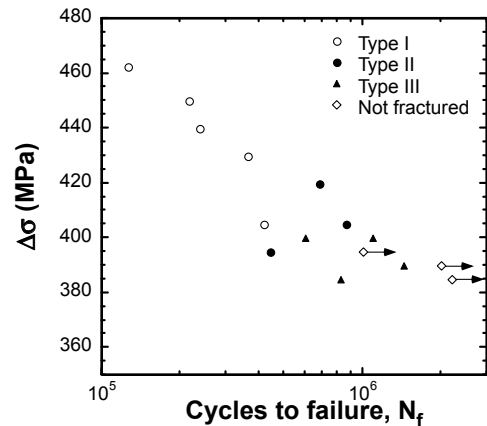


Fig. 1 Number of cycles to failure (N_f) as a function of stress range ($\Delta\sigma$). The arrows attached to the data points indicate that the specimens were not broken within the maximum cycle.

され、試験終了時に Hastelloy は破断しているが、Cu は延性的に伸びて破断していない状態であった (Type I)。Hastelloy から発生した疲労き裂の成長による断面減少により負荷応力を支持できなくなった時点で破断に至るが、き裂が Cu 側まで進展していなかったために Cu は破断しなかったものと考えられる。中応力、中破断サイクルでは、Type I と同様に Hastelloy 基板に疲労起点が観察され、Hastelloy と Cu が同一断面で破断した (Type II)。これは、Type I よりも低い応力条件であるために、破断時のき裂長さが長く、Cu 側までき裂が進展していたために Hastelloy と Cu が同一断面で破断したことを示唆している。低応力、高破断サイクルの条件では、Cu 側に疲労起点および疲労き裂の進展を表す脆性的な破面の部分が観察され、Hastelloy と Cu が同一断面で破断した (Type III)。Type III では、Cu 側から発生した疲労き裂が Hastelloy 側に進展し疲労破断に至ったために、Type II と同様に同一断面での破断が起こったと考えられる。

これらの結果から、高応力では複合化前の YBCO 線材と同様に Hastelloy 基板が起点となり疲労破壊に至るのに対して、低応力では Cu 安定化層を起点とする疲労破壊が起こりうるということが明らかになった。

参考文献

1. M. Sugano et al, Supercond. Sci. Technol. **21** (2008) 054006.
2. N. Cheggour et al, Appl. Phys. Lett. **87** (2005) 212505.
3. S. Ochiai et al, Supercond. Sci. Technol. **12** (1999) 499.
4. M. Hojo et al, Cryogenics **39** (1999) 627.

謝辞

本研究は、NEDO の委託事業「イットリウム系超電導電力機器技術開発」の一環として実施したものである。

CVD 法による YBCO 線材の超電導特性の超電導層厚依存性 (2)

Superconducting layer thickness dependence of critical current property
for CVD processed YBCO (2).

姫木携造, 木内勝, 小田部荘司, 松下照男 (九工大);
式町浩二, 渡部智則, 鹿島直二, 長屋重夫 (中部電力);
山田穰, 塩原融 (超電導工学研究所)

HIMEKI Keizo, KIUCHI Masaru, OTABE Edmund Soji, MATSUSHITA Teruo (Kyushu Inst. of Tech.);
SHIKIMACHI Koji, WATANABE Tomonori, KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (CEPCO);
YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (SRL)
E-mail: himeki@aquarius10.cse.kyutech.ac.jp

はじめに YBCO テープ線材は優れた臨界電流密度特性を示すことから様々な応用が期待されている。これまで特に優れた特性を示すテープ線材の作製法として IBAD/PLD 法が用いられたが、実用化の観点から他の作製法が試みられている。IBAD/CVD 法はその中でも製造コストが安価であることから応用が期待されている。前報¹⁾では、IBAD/CVD-YBCO テープ線材について、超電導層の厚さが臨界電流特性に与える影響について報告した。本研究では同試料を用いて緩和測定をおこない、緩和特性を踏まえた厚さ依存性について議論する。

実験 測定試料は Table 1 に示す通り、IBAD/CVD 法により作製された YBCO テープ線材で超電導層の厚さが異なる 5 つの試料である。

SQUID 磁力計を用いた直流磁化測定から臨界電流密度 J_c 及び不可逆磁界 B_i を求め、磁化緩和測定から見掛けのピンポテンシャルを評価した。また直流 4 端子法を用いて J_c 及び B_i を評価した。なお、 B_i は $J_c = 1.0 \times 10^8 \text{ A/m}^2$ となる磁界で定義した。

結果及び検討 Fig. 1 に 77K, 1.0T での J_c の超電導層の厚さ依存性を示す。低磁界領域では臨界電流密度特性は厚さ d に従い減少する傾向を示すことがわかる。このような低磁界領域においてはピンニング機構は 3 次元であり、超電導組織の劣化等により厚さ増加に従って J_c が減少しているものと考えられる。従来の PLD テープ線材の場合では Fig. 1 の実線のように $J_c \propto d^{-1/2}$ の傾向にあったが²⁾、今回の CVD テープ線材においては $J_c \propto d^{-3/10}$ 程度となっており J_c の劣化が抑えられていることがわかった。

一方で Fig. 2 には 77, 80K での B_i の厚さ依存性を示している。この場合電界により厚さ依存性が異なることがわかる。具体的には 4 端子法で測定されるような通常電界領域では B_i は厚さによる依存がほとんど見られない傾向にあることが分かる。一方で SQUID による低電界領域での B_i は厚さ増加に従って増加する傾向にあることがわかる。 B_i 近傍においてはピンニング機構は 2 次元であり、ピンポテンシャル U_0 は磁束バンドル中の磁束線数 g^2 を用いると $U_0 \propto g^2 J_c d$ となる。ここで g^2 は通常は磁界増加に従い増加し、その増加量は厚さの薄い試料ほど大きな傾向にあることがわかっている。しかし、低電界領域においては B_i が低く、それ以下の磁界の範囲では g^2 は厚さによらずほぼ一定の値をとる。そのために低電界領域では $U_0 \propto J_c d$ となり、厚さによる寄与が大きく現れる結果となる。一方で通常電界の場合は薄い試料で g^2 が大きいため、厚さの影響が見えなくなることが説明できる。

なお、緩和特性については低温度領域での磁界依存性について調べ厚さが与える影響について議論する。加えて解析結果の詳細について当日報告する。

Table 1: Specification of specimens.

specimen	thickness d (μm)	T_c (K)
#1	0.18	87.9
#2	0.36	88.8
#3	0.45	89.5
#4	0.63	90.0
#5	0.90	88.5

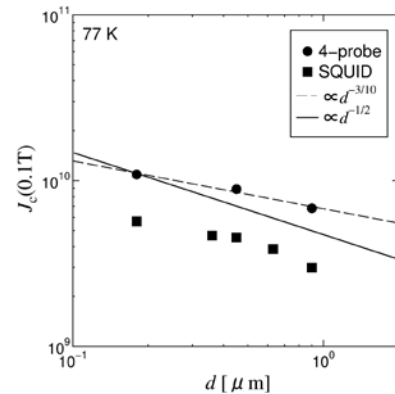


Fig. 1: Thickness dependence of J_c (0.1T) at 77 K.

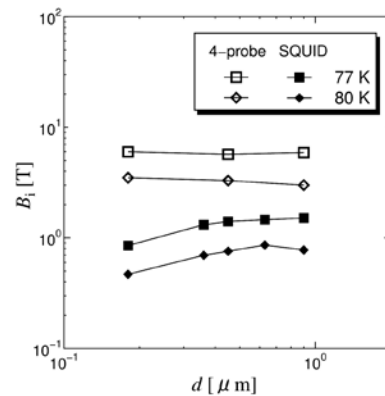


Fig. 2: Thickness dependence of irreversibility field in the temperature region of 77, 80 K.

謝辞 本研究は、イットリウム系超電導電力機器技術開発の一環として、実施したものである。また、本研究に用いた YBCO テープ線材は、イットリウム系超電導電力機器技術開発の一環として、ISTEC を通じて NEDO の委託により中部電力が製作したものである。

【参考文献】

- 1) 姫木ら: 第 78 回低温工学・超電導学会講演概要集 2P-p10(2008)
- 2) 木村ら: 第 73 回低温工学・超電導学会講演概要集 1E-p06(2005)

大型 IBAD 装置による IBAD-MgO の検討

Development of IBAD-MgO layer with the large IBAD system

羽生 智, 花田 康, 田下 千晴, 森田 克洋, 林田 知朗, 朽網 寛, 五十嵐 光則, 柿本 一臣, 飯島 康裕, 齊藤 隆(フジクラ)
 HANYU Satoru, HANADA Yasushi, TASHITA Chiharu, MORITA Katsuhiko, HAYASHIDA Tomoaki, KUTAMI Hiroshi,
 IGARASHI Mitsunori, KAKIMOTO Kazuomi, IJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura Ltd.)
 E-mail: s_hanyu@fujikura.co.jp

1. はじめに

REBCO 超電導線材は長尺化の実現に伴い、様々な応用機器への開発が期待されている。REBCO 超電導線材には配向した中間層もしくは基板が必要となり、IBAD(Ion beam assisted deposition)法は中でも有力な方法のひとつである。我々は IBAD-YSZ, IBAD-Gd₂Zr₂O₇ と開発を進め、500m 級の安定した特性を持つ中間層の作製に成功してきた。しかしながら、製造速度が 5~7m/h 程度であり更なる低コスト化にむけ製造速度の向上が必要となる。IBAD-GZO は 0.7~1.2 μm の厚みで高配向が得られるが、更なる高速化には数 nm で配向する IBAD-MgO が必要となる。Fig.1 に示すように IBAD-MgO は成膜条件により、基板法線方向にそれぞれ、MgO(111)が向く面内 3 回対称 MgO と、MgO(001)が向く面内 4 回対称膜を作製可能である[1,2]。我々は 110cm X 15cm という大型のイオンガンを用意する装置にて、大面積での IBAD-MgO(4 回対称)の短尺サンプルの成膜に成功してきた。今回、同装置を用い m 級線材の作製を行った。また 3 回対称 MgO 線材についても高 I_c 特性が得られたので報告する。

2. 実験方法

IBAD-MgO(4 回対称)については、ハステロイ上に Al₂O₃, Y₂O₃ を成膜したものを基板とし、IBAD 法にて MgO を成膜した。イオンビームは、基板法線方向に対して 45° 入射とし、ガスはアルゴンを使用した。成膜時の線速は 100m/h で 1 層成膜である。IBAD-MgO(3 回対称)については、ハステロイ上に Al₂O₃ または GZO を成膜したものを基板とし、IBAD 法にて MgO を成膜した。イオンビームは、基板法線方向に対して 55° 入射とした。成膜時の線速は 40m/h で 1 層成膜である。

いずれの成膜もターゲットは MgO 焼結体を用いイオンビームスパッタにより行った。加速電圧は 800~1000V を使用した。作製した MgO の結晶構造の評価は IBAD-MgO 上に MgO をエピタキシャル成膜したのに対し X 線測定により得られた MgO(220)の正極点のピークの半値幅によって行った。

3. 結果および考察

初めに IBAD-MgO(4 回対称)10m 長線材のサンプルの面内配向分布を測定した。配向の確認はサンプルを 1m 長ごとに切り出したものに対して行い、結果全長にわたり ΔΦ (MgO)= 10~15° に収まった線材の作製に成功した。いずれの部分も最終的に CeO₂ 成膜まで行うことで ΔΦ (CeO₂)= 4~5° 台になることも確認された。Fig.2 に 10m および 50m, 100m 線材の作製結果を示す。評価は最終的に成膜する CeO₂ の ΔΦ によって行った。前後端の配向から判断して、安定成膜が出来ている。IBAD-MgO(4 回対称)上の超電導特性は、現在のところ短尺にて I_c=~360A/cm(3.7MA/cm²)および I_c=550A/cm(2.7MA/cm²)が得られており 7m 程度のサンプルを用いた実験においても 250~300A/cm(2.5~3MA/cm²)の特性が得られている。(Table1)

IBAD-MgO(3 回対称)については、Al₂O₃ 基板および GZO 基板を用い 3 回対称膜を作製することが出来た。MgO 上にさらに IBAD-GZO を成膜し 4 回対称に変換した後に PLD-CeO₂ および PLD-GdBCO を成膜することによって、短尺線材にて I_c=~550A/cm を達成した。

今後は IBAD-MgO(4 回対称)にて更なる長尺化と多ターン化により 100m/h 以上の高速化を図っていく予定である。

MgO(001) ⊥ sub. MgO(111) ⊥ sub.

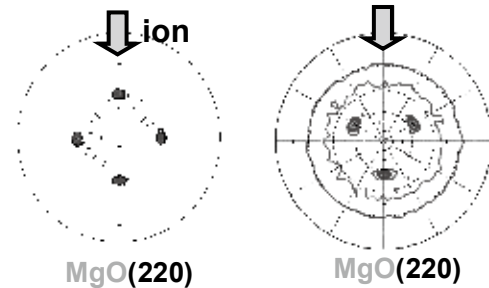


Fig.1 Pole figure plots of MgO(220) from IBAD-MgO (4-fold) and IBAD-MgO (3-fold). Arrows correspond to ion beam direction.

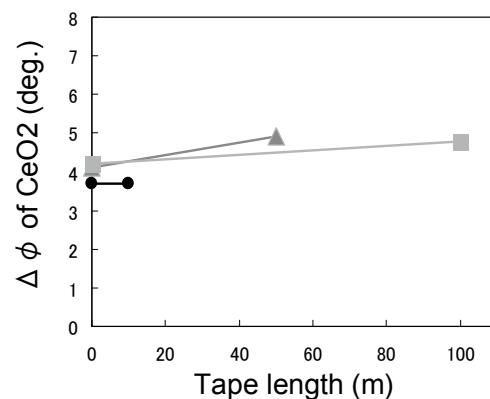


Fig.2 In-plane textures of CeO₂ on IBAD-MgO(4-fold). The tape lengths are 10m, 50m and 100m respectively.

Table 1 Critical currents of GdBCO on IBAD-MgO (4-fold), IBAD-MgO(3-fold) and GZO

	Sub.	IBAD-speed	Length	I _c	J _c
1	GZO	5-7m/h	short	330A/cm	4.0M
2	MgO(3)	20m/h	short	~550A/cm	2.5M
3	MgO(3)	20m/h	20m	~380A/cm	1.9M
4	MgO(4)	100m/h	short	~360A/cm	3.7M
5	MgO(4)	100m/h	short	~550A/cm	2.7M
6	MgO(4)	100m/h	~10m	~400A/cm	~2M
7	MgO(4)	100m/h	~10m	~300A/cm	~2.5M

参考文献

- S. Hanyu, et al.: Journal of Physics : Conference Series, vol.97, (2008) p.012273
- S.Hanyu, et al.: Physica C: 463, (2007) p.568

謝辞

本研究は経済産業省の「イットリウム系超電導電力機器技術開発」として独立行政法人「新エネルギー・産業技術総合開発機構」からの受託により実施された。

PLD 法による GdBCO 線材の高速成膜

Dramatically high throughput of GdBCO coated conductors by PLD technique

五十嵐 光則, 柿本 一臣, 花田 康, 羽生 智, 林田 知朗, 田下 千晴, 森田 克洋, 朽網 寛,
飯島 康裕, 齊藤 隆 (フジクラ)

IGARASHI Mitsunori, KAKIMOTO Kazuomi, HANADA Yasushi, HANYU Satoru, HAYASHIDA Tomoaki, TASHITA Chiharu,
MORITA Katsuhiko, KUTAMI Hiroshi, IJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura Ltd.)

E-mail : m_igarashi@fujikura.co.jp

1. はじめに

Y 系高温超電導体は磁場中でも高い臨界電流特性を示すことから、変圧器や限流器、モータなど多様な機器への応用が期待されており、それらに向けた線材開発が活発に進められている。フジクラでは IBAD/PLD 法により磁場中特性にも優れた $Gd_1Ba_2Cu_3O_x$ (以下 GdBCO) を用いた薄膜線材の開発を行っており、特性においては線長 500 m 級で I_c が 300 A/cm 以上の実用レベルに到達してきているが、製造速度が遅いことが課題であった。しかし、IBAD 法による中間層作製工程では MgO を使用することで高速化の目処が立ちつつあり、PLD 法においてもレーザーの出力を高くすることで高速化が期待できる。そこで、今回は PLD 法において、レーザースキャン方法等を工夫してレーザー出力を高くして成膜した結果について報告する。

2. 実験方法

IBAD 法(材料は $Gd_2Zr_2O_7$ (以下 GZO) または MgO) による 2 軸配向基板に、加熱様式の異なる 2 種類の大型 PLD 装置(接触加熱式とホットウォール加熱式)で CeO_2 キャップ層と GdBCO 超電導層を成膜した。超電導層の成膜では、レーザーの発振エネルギーを固定し、周波数を変えて成膜を行った。また、レーザービームのスキャン方法を様々に検討した。作製した超電導テープは、超電導層上に Ag を $10 \mu m$ 程度スパッタ蒸着した後、大型電気炉によって酸素気流中でアニールをした。評価方法としては、相の同定は XRD の $\theta-2\theta$ 測定を行い、配向度の評価は XRD による正極点測定での $\Delta\phi$ で行った。臨界電流特性の評価は、閾値を $1 \mu V/cm$ として液体窒素中での通電を行い、長尺では連続評価装置にて 70 cm 間隔で連続測定を行った。

3. 結果および考察

レーザー発振周波数を高くすることで、必然的に成膜レートが早くなり 1pass 時の膜厚が増加した。しかし、得られた膜の結晶性や配向性、あるいは結晶軸の向きなどは大きく異なることがわかった。

CeO_2 層成膜では 300 Hz の最大出力で成膜すると配向性が若干低下することが示されたが、成膜条件の改善により IBAD $\Delta\phi$ が $10^\circ \sim 15^\circ$ 程度の間層に対し、線速 60 m/h という高速で $\Delta\phi$ が 4° 台(膜厚 $\sim 0.5 \mu m$)の高配向キャップ層が得られるようになった。

一方 GdBCO 層成膜では、2 種類の PLD 装置によって異なる結果となった。接触加熱型 PLD 装置では、レーザー発振周波数を高くすると Fig. 1 に示すように a 軸配向粒が多くなり、 c 軸配向の安定成膜温度領域が非常に狭くなってしまった。一般的に、成膜温度が最適値より低いと a 軸配向粒の混入が多くなることから、周波数を高くすることで c 軸配向の結晶成長に十分な温度が伝わっていないことなどが考えられる。しかし温度が高すぎると、 CeO_2 層との界面反応が起こってしまうという問題もある。そこでレーザービームのスキャン方法を改善したところ、Fig. 2 に示すように c 軸配向の安定成膜温度領域が拡大し、 I_c も飛躍的に向上した。結果として短尺ではあるが、線速 40 m/h で $I_c > 300 A/cm$ の線材作製に成功した。ホッ

トウォール加熱型 PLD 装置では、成膜エリアの表面を加熱しているため上記のような問題は少なく、Fig. 3 に示すように 300 Hz の最大出力でも $I_c \sim 300 A$ と安定した長尺線材が得られ、実効線速は 20 m/h に達している。

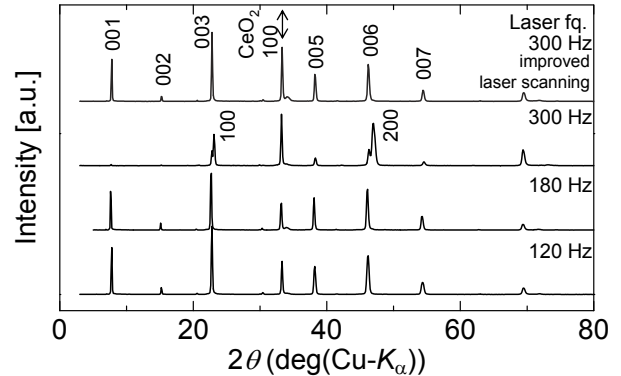


Fig. 1 XRD patterns of GdBCO layers deposited by PLD technique with contact heating at various laser frequency.

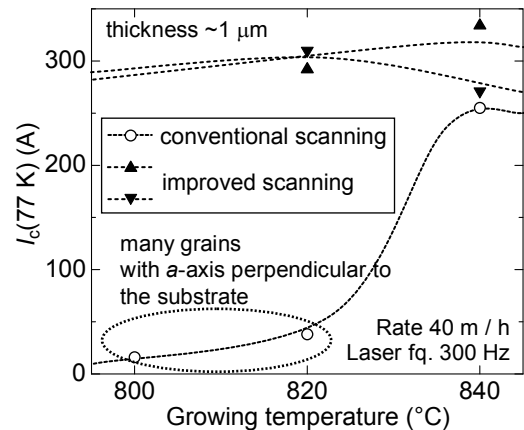


Fig. 2 Temperature dependence of I_c for short GdBCO samples fabricated at the rate of 40 m/h.

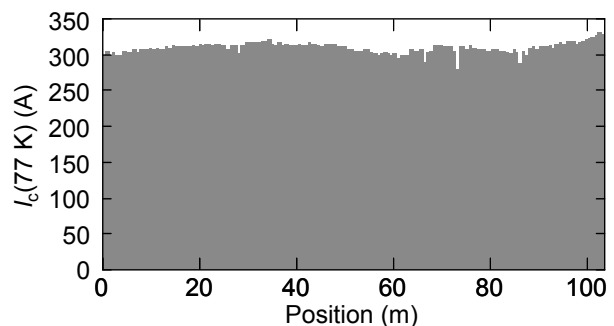


Fig. 3 Longitudinal I_c distribution of 100 m-length GdBCO coated conductor fabricated at the rate of 20 m/h.

4. 謝辞

本研究は経済産業省の「リチウム系超電導電力機器技術開発」として独立行政法人「新エネルギー・産業技術総合開発機構」からの受託により実施された。

ホットウォール加熱型 PLD 装置による Gd123 厚膜化 Thickening Gd123 film by the hot-wall heating type PLD system

柿本 一臣, 五十嵐 光則, 花田 康, 羽生 智, 林田 知朗, 田下 千晴, 森田 克洋, 朽網 寛, 飯島 康裕, 齊藤 隆(フジクラ)
KAKIMOTO Kazuomi, IGARASHI Mitunori, HANADA Yasushi, HANYU Satoru, HAYASHIDA Tomoaki, TASHITA Chiharu,
MORITA Katuhiro, KUTAMI Hiroshi, IJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura)
E-mail: kkakimoto@fujikura.co.jp

1. はじめに

超電導線材のオーバーオール J_c を上げることは、電気機器等のコンパクト化に繋がるため、基材厚さの低減化および超電導層の高 J_c 化が重要な課題となってくる。しかし、RE123 膜の蒸着法での厚膜化による高 J_c 化は、厚膜化に伴い最適温度領域が狭まる傾向があり成膜温度の制御が困難となる。

フジクラでは、PLD 法を用いてより安定した温度環境で気相蒸着可能な技術の開発を行っている。今回、加熱方式の異なる 2 タイプの PLD 装置において、Gd123 厚膜化の比較検討を行ったので報告する。

2. 実験方法

線材作製のベースとなる無配向金属基板は、耐熱性の 0.1mm \times 10mmw ハステロイテープを用いた。中間層は、第一中間層 IBAD-GZO ($\Delta\Phi \sim 12-13^\circ$) と第二中間層 CeO₂ ($\Delta\Phi \sim 4-5^\circ$) であった。

Gd123 層形成には、図 1 に示す 2 タイプの PLD 装置を使用した。両者の主な違いは基板加熱方式で、接触加熱(タイプ 1)とホットウォール加熱(タイプ 2)である。成膜は、線速 40m/h 一定で繰返し成膜することにより厚膜化した。その際、タイプ 1 の場合、繰返し成膜毎のホルダー設定温度を数 $^\circ\text{C}$ づつ上げていった。一方、タイプ 2 の場合、繰返し成膜毎の炉内設定温度は一定にした。タイプ 1 においては、1 パス当りの成膜速度を変えるために、レーザー発振周波数を制御した。その際、成膜雰囲気は 100%O₂ 数 100mTorr であった。

Gd123 膜評価としては、SEM 観察および四端子法による J_c 測定 (77K, 0T) を行った。

3. 実験結果と検討

図 2 に 2 タイプの PLD 装置における J_c の膜厚依存性を示す。この図から、タイプ 1 の場合、1 パス当りの成膜速度が増すにしたがって、厚膜化が困難になっていることがわかる。一方、タイプ 2 の場合、1 パス当りの成膜速度が速いにも関わらず、約 6 μm の厚さでも高 J_c 化が可能になっている。短尺試料においては、最高 $J_c \sim 972\text{A}$ (膜厚 $\sim 5.9\mu\text{m}$) が得られた。

さらに、図 3 に図 2 中の約 5 μm 厚 Gd123 膜の表面 SEM 写真を示す。これより、タイプ 1 に比べてタイプ 2 の方は、明らかに膜表面が平滑になっていることがわかる。

タイプ 1 の場合、図 1 に示すようにホルダーからの伝熱により成膜表面温度を維持しなければならないため、厚膜化に伴う熱伝達の低下および膜表面からの熱放射率の増大による成膜表面温度の低下等を補うために、繊細なホルダー温度の制御を行う必要がある。成膜速度が速い場合は、この傾向がさらに著しくなる。一方、タイプ 2 の場合、外側から成膜表

面を加熱する方式で、かつ囲われた空間から熱が逃げない黒体輻射構造であるため、炉内設定温度を一定に保っておけば、成膜表面温度は一定に維持されていると思われる。

したがって、タイプ 2 において高 J_c 化が可能になったのは、繰返し成膜毎の成膜表面温度が安定に維持され易いため、高品質膜の形成維持が可能になったからだと考えられる。

4. 謝辞

本研究は経済産業省の「イットリウム系超電導電力機器技術開発」として独立行政法人「新エネルギー・産業技術総合開発機構」からの受託により実施された。

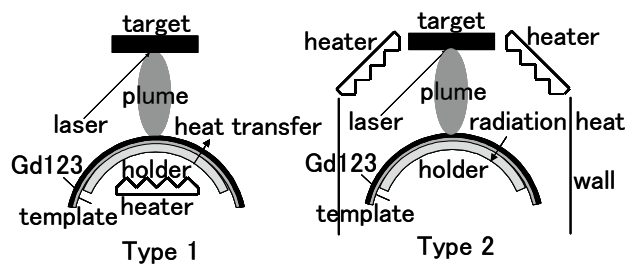


Fig. 1 2 types heating for PLD system

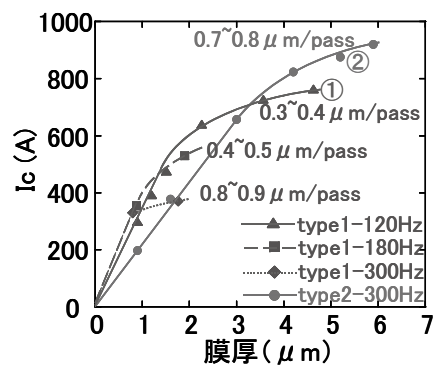


Fig. 2 Dependence of J_c on thickness of Gd123

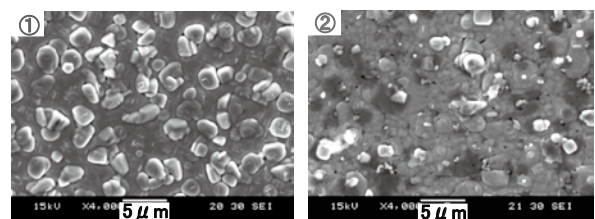


Fig. 3 SEM photographs of Gd123 film for type 1 and 2

高速 IBAD-MgO 基板の開発 (2) - LMO 層成膜の高速化 - Fabrications of IBAD-MgO substrate (2) -Rapid fabrication of LMO-

福島 弘之, 吉積 正晃, 宮田 成紀, 衣斐 顕, 山田 穰, 和泉 輝郎, 塩原 融

FUKUSHIMA Hiroyuki, YOSHIZUMI Masateru, MIYATA Seiki, IBI Akira, YAMADA Yutaka, IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh

E-mail: h-fukushima@istec.or.jp

1. はじめに

近年開発された IBAD-MgO 基板は数 10-100 m/h の高速製造が可能である。このため、我々は IBAD-MgO を使った薄膜線材の低コスト化製造技術開発を行っている。基板構造は $\text{CeO}_2/\text{LaMnO}_3(\text{LMO})/\text{IBAD-MgO}/\text{Gd-Zr-O}/\text{Hastelloy}$ である。前回、PLD- CeO_2 層が IBAD-MgO 基板においても自己配向現象を示し、そのためには LMO 層が必要であることを報告した[1]。LMO 中間層は、大面積化が容易で、安価なマグネトロンスパッタにより作製しており、その製造速度は 30 m/h であった。今回、更なる低コスト化を進めるため LMO 層の製造速度向上を試み、蒸着温度の最適化などにより 30 m/h から 50 m/h に向上させる事ができたので報告する。

2. 実験

Gd-Zr-O シード膜付 Hastelloy テープに IBAD-MgO 層を成膜した基板[2]を用いて、その直上に位置する LMO 層の開発を行っている。酸化物 LMO ターゲットを使用し、RF スパッタ方式で LMO 成膜を実施した。その上に PLD 法で CeO_2 層を成膜した。基板の評価は XRD とポールフィギュア測定により行った。

3. 結果

図 1、2 に各温度で LMO 層を 6 分間静止成膜した時(膜厚 \sim 90 nm)の LMO(100), (200), (110)の各 XRD ピーク強度、面内配向度 $\Delta\phi$ を示す。LMO の結晶性、配向性ともに高温ほど良好となる。図1の結晶性はヒーター設定温度 900°C (基板温度 720°C)を超えると急激に劣化した。このため、図2の配向度も悪くなったと思われる。

図3に Reel to Reel 方式により、LMO 層の搬送成膜速度を変えた場合の基板最上層 CeO_2 の $\Delta\phi$ と温度の関係を示す。静止の場合と同様に、高温になるほど配向性は向上し、ある温度以上で劣化した。そのため、搬送速度が 20 m/h (■)の場合はヒーター設定温度 830°Cで、30 m/h (▲)では 890°Cで、最も良い配向度が得られた。配向度が最小になる温度は、速度が速くなるほどヒーター設定温度高温側に移動するが、これは基板を高速で移動するほど基板の表面温度が低下するためと思われる。各搬送速度での成膜を、得られた最適温度、かつ、配向度良好な IBAD-MgO 基板を用いて行った結果、いずれも $\Delta\phi \sim 4^\circ$ を得た(□, △)。

そこで、50m/h の更なる高速化を行なうに当たり、より高い設定温度で蒸着した。図の様に 960°C (想定基板温度 750°C) で最適値が得られ、 $\Delta\phi = 4.4$ 度であった。この配向度は、以前報告した $I_c = 500\text{-}600$ A/cm の 41 m 長の線材と同レベルであり、十分、実用的な特性が得られたと言える。

また、成膜レートの高い DC スパッタ方式による実験も行っており、75 m/h と更に高速化できる可能性も得られている。当日はその進捗も報告する。

4. まとめ

低コスト化、高速製造が可能な IBAD-MgO 線材において、中間層 LMO の高速化を行なった。IBAD-MgO 上の LMO は高温になる程、結晶性、配向性が良くなる。このため、高速化に応じて、ヒーター設定温度を高温側に移動し、最終的に 50 m/h と従来の 1.6 倍の高速化を行なうことができた。

5. 謝辞

本研究は、イットリウム系超電導電力機器技術開発の研究として、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託を受けて実施したものである。

[1] H. Fukushima, *et al.*: presented at CSJ Conference 2008 Tokyo, Japan, Program No. 2A-a07

[2] M. Yoshizumi, *et al.*: presented at CSJ Conference 2008 Kochi, Japan, Program No. 1P-p12

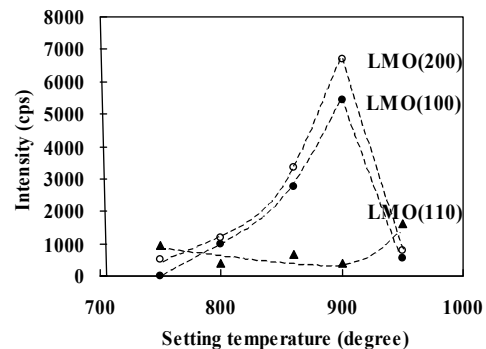


Fig. 1 Setting temperature dependences of XRD peak intensity of LMO.

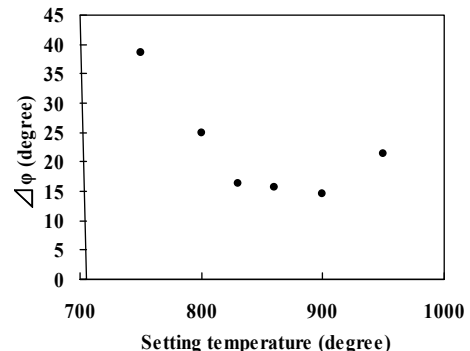


Fig. 2 Setting temperature dependences of in-plane grain alignment ($\Delta\phi$) of LMO layers.

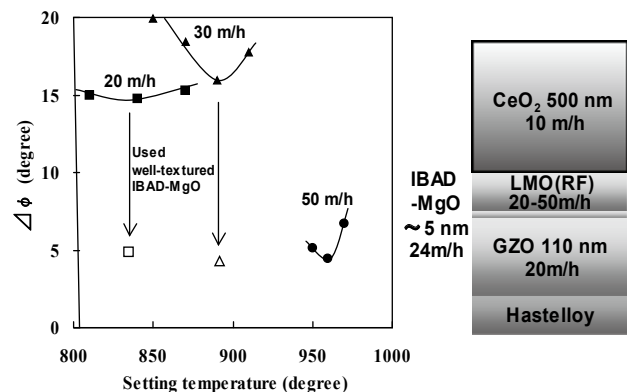


Fig. 3 Setting temperature dependences of $\Delta\phi$ of CeO_2 layers on LMO layer by Reel-to-Reel deposition, and the structure and tape speed of IBAD-MgO substrate.

In-plume PLD 法による高 I_c -GdBCO 長尺線材の高速成膜

High-rate deposition of long length GdBCO coated conductor by in-plume PLD method

筑本 知子, セルゲイ リー, 中尾 公一, 田辺 圭一(超電導工学研究所)

CHIKUMOTO Noriko, LEE Sergey, NAKAO Koichi, TANABE Keiichi (ISTEC-SRL)

E-mail: chiku@istec.or.jp

1. はじめに

REBa₂Cu₃O_y (REBCO) テープ線材開発の進展が著しく、最近では 500m 級の高性能線材が得られるようになってきている。しかしながら、将来的な商業化を視野に入れた時、磁場中臨界電流 ($I_c(B)$) の向上のみならず、製造速度の向上により、線材製造コストの低減をはかる必要がある。

そこで、我々のグループでは、パルスレーザー蒸着法 (PLD 法) において、ターゲット-基板距離 (x_{T-S}) を短くすれば、原料供給量及び収率が増加するという単純な発想のもとに、レーザープラームの中に基板を保持して蒸着を行う in-plume PLD 法を開発し、実際に成膜速度が従来の2~3倍に向上することを確認した[1]。

本研究では、in-plume 法について、更に $I_c(B)$ の向上をはかるため BaZrO₃ (BZO) 添加効果について調べるとともに、長尺化及び高速化を目的としてマルチプラーム・マルチターン (MPMT) 成膜について検討を行ったので、その結果を報告する。

2. 実験方法

BZO 添加効果については、Gd_{0.9}Ba₂Cu_{3.3}O_y に1~7 mol% の BaZrO₃ を混合したターゲット材を用い、KrF エキシマレーザー装置を用いて、PLD-CeO₂/IBAD-Gd₂Zr₂O₇/ハステロイ金属基板 (IBAD-GZO 基板) 上に成膜を行った。

また MPMT 成膜は reel-to-reel 機構を備えた XeCl エキシマレーザー装置を用いて成膜を行い、ターゲット組成、搬送速度等を変えて、その影響について調べた。

なお、いずれの場合も in-plume 条件 (x_{T-S} = 5cm) となるように、基板位置を調節して成膜を行った。

3. 実験結果

(1) BaZrO₃ 添加効果

まず BZO の添加量最適化のために、添加量依存性について検討した。その結果 5 mol% の添加において、最も大きな磁場中 I_c の向上が得られた。また Fig. 1 に I_c の膜厚依存性に対する BZO を 5mol% 添加したターゲットを用いて in-plume PLD 条件 (x_{T-S} = 5cm) で蒸着した膜の膜厚と I_c (3T, 77K) の関係を示す。比較のために BZO 未添加のデータも示すが、BZO 添加により、 I_c 値が大幅に向上し、また、より厚い膜厚まで直線的に I_c が向上していることがわかる。従って、BZO 添加は厚膜高 I_c 化に有効な手段であるといえる。

(2) Reel-to-reel 成膜の検討

Fig. 2 に reel-to-reel プロセスにおいて、移動速度 20 m/h、シングルターン×4 回、4 プラームの成膜で得た膜の I_c - B 特性を示す。得られた膜厚は 1.5 μ m 厚であり、従来の 3 倍以上の成膜速度が得られていることが確認された。一方、自己磁場中の I_c 値は $I_c = 215$ A/cm-w であった。XRD から c 軸配向膜が得られていることが確認されたが、同時に Ba 化合物が存在することが確認されており、それが比較的低い J_c 値 (1.43MA/cm²) の原因となっていると考えられる。実際、膜組成は Ba がやや過剰な状態となっていることから、原料組成を Ba 欠乏組成になるように調整することにより、これら Ba 化合物の生成を抑え、

高 J_c 化が可能であると考えられる [2]。

なお、ターゲット組成依存性及びマルチターンの検討結果については、当日報告を行う。

4. 謝辞

本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託により実施されたものである。なお、本研究で用いた PLD-CeO₂/IBAD-Gd₂Zr₂O₇/ハステロイ基板は SRL の衣斐、栗木、宮田、山田の各氏から提供いただきました。ここに深く感謝致します。

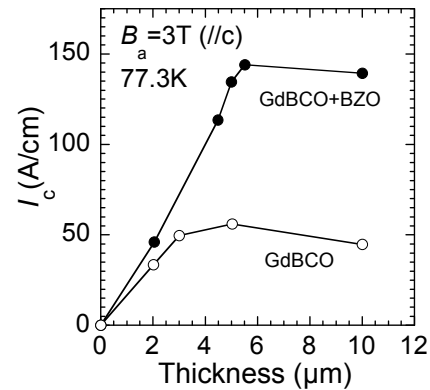


Fig.1 Effect of 5mol%BaZrO₃ addition on the thickness dependence of I_c

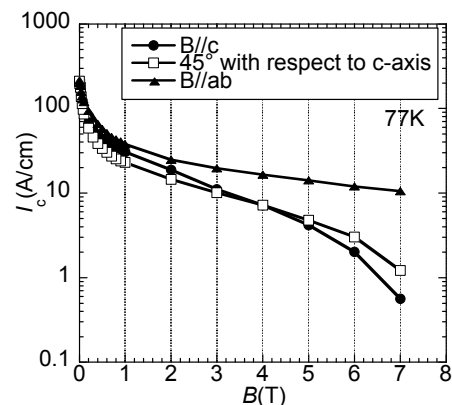


Fig.2 I_c - B characteristic of GdBCO tape deposited by multi-plume & reel-to-reel process.

参考文献

- [1] N. Chikumoto *et al.*, Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p196
- [2] Sergey Lee, Keiichi Hirose, Takahiro Yokoyama, Noriko Chikumoto, Teruhisa Kakeshita, Kunihiro Hayashi, Koichi Nakao, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* Vol.17 No.2 (2007) 3278-3281.

ラミネート構造を持つBSCCOの臨界電流における可逆的ひずみ限界の改善とその非破壊的評価法

Improvement and nondestructive estimation of Reversible Strain Limit for Critical Current of BSCCO Bi2223 due to Lamination Technique.

町屋 修太郎(大同工大); 長村 光造(応用科学研究所); 鈴木 裕士(原子力機構); 落合 庄治郎(京大); 綾井 直樹(住友電工); 林 和彦(住友電工); 佐藤 謙一(住友電工)

Shutaro MACHIYA (DIT); Kozo OSAMURA (RIAS); Hiroshi SUZUKI(JAEA);

Syojiro OTIAI(Kyoto University); Naoki AYAI(SEI); Kazuhiko HAYASHI(SEI); Kenichi SATO (SEI)

E-mail: machiya@daido-it.ac.jp

1 緒言

本研究は、DI-BSCCO-Bi2223 テープに関して、機械特性の評価と、非破壊的残留ひずみ評価を行った。現在 DI-BSCCO 高い臨界電流を有しているが、臨界電流における可逆ひずみ限の改善と、機械強度の向上が課題であった。これまでの実験で、臨界電流における可逆ひずみ限界は、金属箔のラミネート技術により著しく改善されることが示されている。[1]

室温での中性子残留ひずみ解析を行い、また、複合則による熱残留ひずみから77Kでの応力・ひずみ状態の推定を行った。

2 実験および解析方法

ラミネート手法の基本は、超伝導フィラメントにより多くの圧縮のひずみを付与することで、これにより、ひずみ特性の向上させることにある。本研究では、可逆応力・ひずみ限界を定義し、数種類のラミネート材と厚みを選択して、製作条件を変えることで、それぞれについて評価および比較検討を行った。用いたラミネート材は、Brass, SUS, Bronze の3種類である。厚みは20, 50, ないし100 μm であり、ラミネートなしのインサート材を含め合計5つの試料を用いた。

各試験片について、複合則に基づいた解析による Force free strain を求めた。また、臨界電流については、負荷後の除荷時に99%以上に回復するひずみ限界を A_{rev} , 95%以上のものを A_{95} と定義し、77 Kでの引張り荷重下にて測定を行った。また、残留ひずみについては、原子力機構の RESA を用いて室温での残留ひずみの実測を行った。回折面は220を用いており、この際の、無ひずみの回折角については、フィラメント取り出し、さらに粉末にしたものを用いている。

3 結果および考察

残留ひずみの解析は、ヤング率と線膨張係数の異なる複合材(純銀, 銀合金, Biフィラメント)としての複合則を用いて解析を行い、室温および77Kでのフィラメントのひずみの推定を行った。また、室温での中性子回折の残留ひずみの結果とあわせ、表1にまとめた。

臨界電流のひずみ依存性については、従来は可逆ひずみ限界として95%回復するひずみが主に用いられてきたが、本研究では、超伝導相へのダメージが明らかである95%ではなく、高精度な測定環境による99%の可逆ひずみ限界の測定および評価法を提案する。表2に得られた結果をまとめており、ラミネートにより応力・ひずみ特性を明確に改善されることが示されている。また、超伝導相に負荷されるひずみは、表3にまとめられているように、インサート材で約0.1%であり、ラミネートにより約2倍に上昇する。超伝導相は、引張を負荷された際に、 A_{ff} に達し、そこから引張応力がフィラメントに負荷される。つ

まり、 A_{rev} と A_{ff} の差分である ΔA が、フィラメントの破壊強度に相当すると考えられる。

4 まとめ

本研究では、複合則による残留ひずみの計算を行った。計算されたひずみの値は、中性子回折法により観測された残留ひずみと比較し誤差は40%以内となった。また、リバーシブル限界ひずみ限度は熱残留ひずみによる圧縮効果のみでなく、ラミネートすることにより、ローカルな破壊モードに対する抑制効果が発現することで改善されることを明らかにした。

参考文献

K. Osamura, et al., "Improvement of Reversible Strain Limit for Critical Current of DI-BSCCO due to Lamination Technique" in Proc. of 2008 Appl. Supercond. conference, submitted for publication.

Table 1 Residual tensile strain exerted on the SC component at room temperature 77K

Sample	Calculation		Experiments
	A_{r1} at RT (%)	A_{r1} at 77K (%)	A_{r1} at RT (%)
Insert	-0.055	-0.099	-0.008
Brass50	-0.081	-0.146	-
Brass100	-0.088	-0.158	-0.1098
Bronze50	-0.053	-0.095	-0.0820
SUS20	-0.052	-0.094	-0.0895

Table 2 Reversible strain limit

Sample	99%lc Recovery		95%lc Retention	
	R_{rev} (MPa)	A_{rev} (%)	R_{95} (MPa)	A_{95} (%)
Insert	126	0.206	138	0.230
Brass 50	307	0.445	333	0.495
Brass 100	300	0.424	318	0.487
Bronze 50	262	0.362	270	0.381
SUS 20	282	0.389	306	0.431

Table 3 Tensile strain exerted on the SC component at the reversible strain limit

Sample	A_{ff} (%)	$A_{rev}-A_{ff}$ (ΔA) (%)	$A_{95}-A_{ff}$ (%)
Insert	0.099	0.107	0.131
Brass 50	0.146	0.299	0.349
Brass 100	0.158	0.266	0.329
Bronze 50	0.095	0.267	0.286
SUS 20	0.094	0.295	0.337

DI-BSCCO[®] Type H & Type HT 低温磁場特性 I_c-B-T property of DI-BSCCO[®] Type H & Type HT

豊谷 和晃, 林 和彦, 山田 雄一, 綾井 直樹, 小林 慎一, 菊地 昌志, 山出 哲(住友電工); 北口 仁(NIMS)

TATAMIDANI Kazuaki, HAYASHI Kazuhiko, YAMADA Yuichi, AYAI Naoki,

KOBAYASHI Shinichi, KIKUCHI Masashi, YAMADE Satoru(SEI);

KITAGUCHI Hitoshi(NIMS);

E-mail: tatamidani-kazuaki@sei.co.jp

1. はじめに

当社では加圧焼結(CT-OP[®])により、140 A から 180 A class の性能を有する Bi2223 超電導テープ線材、DI-BSCCO[®] Type H の作製が可能となっている。更に、耐強度・耐曲げ線材として、0.02 mm²のステンレス、0.05 mm²の銅合金のテープ材を Type H テープ面に半田ラミネートした、3層構造の補強線材 Type HT を作製し、幅広い用途に対応出来る超電導線材の開発を行っている(Fig.1 参照)。これら線材の低温磁場中での超電導特性を評価・把握することが必須となっている。

本試験では、77 K 自己磁場中 I_c が 146~175 A の Type H 線材の低温磁場特性 I_c-B-T の変化を評価した。又、Type H と Type HT の低温磁場特性を測定し、補強による変化の有無を評価した。



Fig.1 Three-layer structure of the Type HT.

Reinforcer is soldered on the Type H tape-surface.

2. 試料および実験方法

測定は液体 He 中と、He ガスフロー冷却方式温度制御により、20 K, 30 K, 40 K, 50 K, 66 K, 77 K, 90 K に温度を設定し、超電導マグネットによる外部磁場をテープ面に垂直・水平方向に印加した状態で I-V 測定を行った。

低温磁場特性評価に用いた Bi 線材の諸元を Table.1 に示す。試料 H 140, H 160, H 170 の低温磁場特性を評価した。又、試料 H 170 を SUS(0.02 mm²)、Cu Alloy(0.05 mm²)テープで補強した線材の結果から、低温磁場特性変化を評価した。

Table.1 Specifications of measured DI-BSCCO[®] Type H.

Specimen		H 140	H 160	H 170
Average Width	mm	4.08	4.18	4.25
Average Thickness	mm	0.223	0.223	0.233
I _c (77K,S.F)	A	146	161	175
J _e	kA/cm ²	16.0	17.3	17.7
J _c	kA/cm ²	45.1	47.3	51.1
Ag / core ratio		1.8	1.7	1.9

3. 結果

3-1.異なる線材ロットから抽出した試料の低温磁場特性

77 K 自己磁場中での特性差による低温磁場特性の挙動を評価するために、77 K I_c で規格化した指標、I_c(T,B) / I_c(77 K,S.F)を用い、これを超電導臨界電流特性の温度磁場依存性を示す α と定義する。

Fig.1 に SUS 補強をした試料 H 140, H 160, H 170 の垂直・水平磁場中での α の低温磁場特性を示す。Table.2 に代表的な値を示す。20K, 4T では、α は 1.5~1.6 程度、α の変動係数 (σ_x / <x>) は 0.05 程度で、I_c や J_e, J_c との相関は認められなかった。

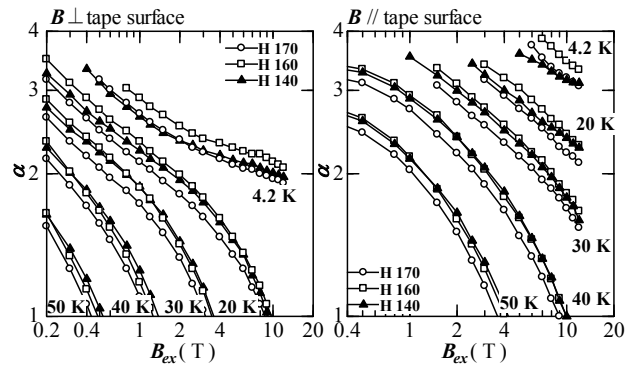


Fig.1 α-B-T property of the different I_c of DI-BSCCO[®] Type HT(SUS: 0.02 mm²).

Table.2 Typical I_c of H 140, H 160 and H 170, and I_c(T,B) / I_c(77 K,S.F) (=α)

I _c (upper line)	77 K, S.F	20 K, 4 T	4.2 K, 10 T
α (lower line)			
H 140	144 A	228 A	290 A
	1	1.58	2.01
H 160	158 A	253 A	331 A
	1	1.60	2.09
H 170	172 A	252 A	335 A
	1	1.47	1.95
coefficient of variance of α		0.048	0.037

3-2.補強による低温磁場特性の変化

Fig.2 に試料 H 170 とその補強線材の(SUS: 0.02 mm², Cu Alloy: 0.05 mm²テープ補強)の垂直磁場中での α-B-T 特性測定結果を示す。また、代表的な I_c と α の値を Table.3 に示す。

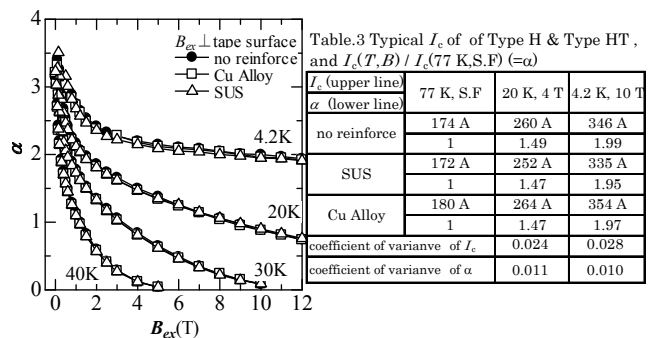


Fig.2 α-B-T property of the DI-BSCCO[®] Type H & Type HT.

Table.3 Typical I_c of of Type H & Type HT, and I_c(T,B) / I_c(77 K,S.F) (=α)

I _c (upper line)	77 K, S.F	20 K, 4 T	4.2 K, 10 T
α (lower line)			
no reinforce	174 A	260 A	346 A
	1	1.49	1.99
SUS	172 A	252 A	335 A
	1	1.47	1.95
Cu Alloy	180 A	264 A	354 A
	1	1.47	1.97
coefficient of variance of I _c		0.024	0.028
coefficient of variance of α		0.011	0.010

補強の有無・補強材質に因らずほぼ一致した。また、I_c、α の変動係数も共に小さく、同一ロット内の変動も小さいことがわかった。

4. まとめ

I_c-B-T 測定により、超電導特性のロット内変動・補強による変化はほとんどなかった。ロット間での変動はロット内での変動と比較して大きいことがわかり、作製条件を改善する必要がある。

フィラメント間に酸化物バリア層を有する Bi2223 多芯ツイスト線材の交流損失の評価

Evaluation of AC losses in Bi2223 twisted multifilamentary tapes with interfilamentary oxide barriers.

光野 克紀, 馬場 翔平, 荘口 和真, 稲田 亮史, 中村 雄一, 太田 昭男(豊橋技術科学大学); 李 成山, 張 平祥(西北有色金属研究院)

MITSUNO Yoshiki, BABA Shohei, SOGUCHI Kazuma, INADA Ryoji, NAKAMURA Yuichi, OTA Akio (TUT);

LI Chengshan, ZHANG Pingxiang (NIN)

E-Mail: y-mitsuno@super.eee.tut.ac.jp

1. はじめに

Bi2223 テープ線材に交流磁界が印加された場合、母材金属である純銀の抵抗率が非常に低いため、多芯化された超電導フィラメント同士が電磁的に結合することで大きな交流損失が発生する。特に、線材幅広面に垂直な交流横磁界中においてフィラメント間の結合を抑制し損失低減を実現するためには、フィラメントにツイスト(撚り)を施すだけでなく、フィラメント間に高抵抗のバリア層を導入することでフィラメント占有領域の横断抵抗率を向上させる必要がある。本研究では、SrZrO₃にBi2212を少量添加したものをバリア材としてフィラメント間に導入したBi2223多芯ツイスト線材を作製し、SrZrO₃バリアの導入が線材の通電特性や損失特性に及ぼす影響を検証した。

2. 実験方法

バリア入りツイスト線材(19芯)は、通常の Powder-in-tube (PIT) 法を用いて作製した。SrZrO₃(加工性改善のためBi2212を20wt%添加)をペースト状にしたものをバリア材として単芯線の表面に塗布した後で多芯化し、ツイストを施した上でテープ化を行なった。最終的な線材断面寸法は幅3.1mm、厚さ0.27mmであった。試料の通電特性は直流四端子法より評価し、垂直横磁界下における交流磁化損失(Q_m)はピックアップコイル法により測定した⁽¹⁾。

3. 結果と考察

Fig.1に、振幅0.5mTの垂直磁界下で測定したツイストピッチ $L_p = 8.8\text{mm}$ のバリア入り線材の損失の周波数依存性を示す。図より、測定値に含まれる結合損失が最大となる特性周波数 f_c は120Hz程度を示し、バリアを導入し10mm以下のツイストを施すことで商用周波数より高い f_c が得られることが分かる。Fig.2に、バリア入り線材の f_c および J_c の L_p 依存性を示す。図より、 L_p を10mm以下に低減することで J_c は著しく低下するが、 f_c は100Hz以上となり、 $L_p=5.3\text{mm}$ の時に f_c は最大380Hzまで増大することを確認した。Fig.3に、バリア入りツイスト線材の77K、45Hzにおける垂直磁界損失の印加磁界振幅依存性を示す。比較のために、楕円断面超電導体に対する垂直磁界損失解析モデル⁽²⁾を、フィラメントが完全に結合した状態を模擬して適用した値を実線で示す。図より、バリア入り線材の損失測定値は解析値よりも低い値を示しており、10~50mTでは予測値の50%程度となった。この結果は、バリア導入とツイストピッチ L_p の低減を組み合わせることで、商用周波数帯の垂直磁界下においてもフィラメント間結合が抑制されたことを示唆している。今後の課題として、より大きな損失低減効果を得るために、通電特性の劣化を抑制した上で更に短いツイスト長を実現するための加工法を検討する必要がある。

4. 謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金(No. 20686020)、(財)東電記念科学技術研究所研究助成、立松財団研究助成および豊橋技術科学未来技術流動センター若手研究者プロジェクト助成の支援により実施された。

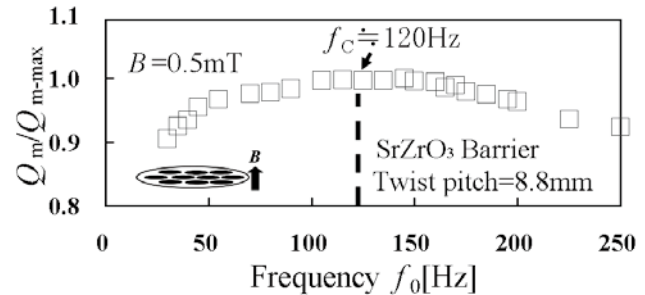


Fig.1. Frequency dependence of AC losses Q_m at 77K and 0.5mT.

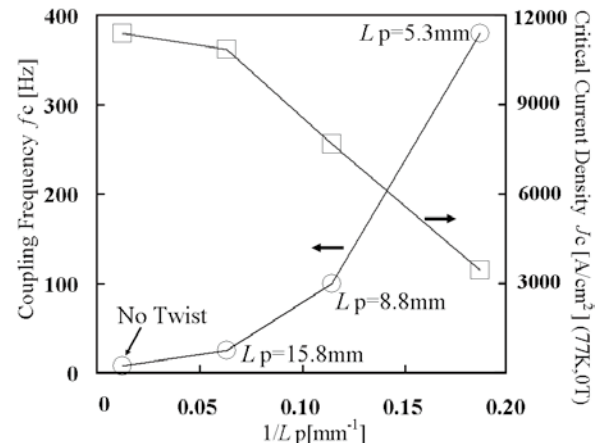


Fig.2. Twist pitch L_p dependences of f_c and J_c .

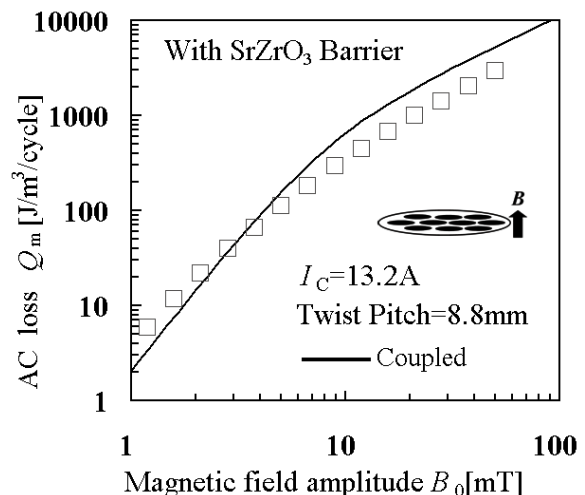


Fig.3. AC losses at 77K and 45Hz plotted against perpendicular magnetic field amplitude B_0 for twisted tape with SrZrO₃ barrier.

文献

- (1) R. Inada, et al.: Supercond. Sci. Technol. **20** (2007) 138-146.
- (2) B. ten Haken, et al.: Physica C **377** (2002) 156-164.

磁気顕微法によるマルチフィラメント模擬線材の電流分布の可視化

Visualization of current profile in multi-filamentary model samples by the scanning Hall probe magnetic microscopy.

阿比留 健志, 本田 貴裕, 井上 昌睦, 木須 隆暢(九州大学大学院システム情報科学府);

加藤 順子, 筑本 知子, 中尾 公一, 山田 穰, 塩原 融(超電導工学研究所)

ABIRU Kenji, HONDA Yoshihiro, INOUE Masayoshi, KISS Takanobu (Grad. School of ISEE, Kyushu Univ.);

KATO Junko, CHIKUMOTO Noriko, NAKAO Koichi, YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (SRL)

E-mail: k_abiru@super.ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

近年、線材の作製技術が急速に進展し、高 I_c かつ長尺の高温超伝導線材が得られるに至り、超伝導電力機器の実用化に向けた研究開発が本格的に行われ始めている。電力機器応用において、線材の均一性の向上とともに、交流損失低減に向けた細線化、マルチフィラメント化を行う加工技術、並びに加工線材の評価技術の確立が必要不可欠となっている。

本研究では、フィラメント内の断線、およびフィラメント間の分離が不十分な場合を模擬したモデル試料を用い、電流印加時の自己磁界分布を、マイクロホール素子をセンサとして用いた磁気顕微鏡により評価し、マルチフィラメント内の電流分布の様子を可視化した。

2. 実験

本研究で用いた走査型ホール素子磁気顕微鏡システムを Fig. 1 に示す。試料の冷却は伝導冷却方式を採用している。試料通電用の電流リードは最大で 500A を印加可能なものを導入しており、電流を通電した状態での自己磁界分布をホール素子により測定し、ピオサバールの逆変換により電流分布の評価を行う。ホール素子は3軸ステージに取り付けられたプローブの先端に設置してあり、面内方向に $1\mu\text{m}$ 、高さ方向には $0.25\mu\text{m}$ の空間分解能で走査することができ、最大 $15\text{cm} \times 15\text{cm}$ の走査エリアを有している。

今回の実験では、幅 1cm の YBCO 線材に、エッチングにより幅 $400\mu\text{m}$ 、長さ 8mm のフィラメントを 10 本と、フィラメント内の断線箇所及びフィラメント間の結合部を擬似的に作製し、これをサンプルとして使用している。Fig. 2 に作製したマルチフィラメントの形状を示す。2 番目と 9 番目のフィラメントは完全に断線しており、7 番目のフィラメントには幅方向に対し長さの異なる切込みを 2 箇所導入した。また、試料内の左側において、フィラメント間の結合部分を 3 箇所設けている。同試料に電流を印加した際の自己磁界分布を走査型ホール素子磁気顕微鏡を用いて測定し、マルチフィラメント模擬線材内の電流分布の評価を行った。

3. 結果と考察

マルチフィラメント線材内の電流分布の様子を Fig. 3 に示す。図中の白い点線は試料端部に対応している。同図の結果を見てみると、断線した 2 番目、9 番目のフィラメントでは電流が流れていないことが分かる。また、フィラメント 4-5、6-7 間では結合部を介して電流が合流する様子をとらえている。フィラメント 7 の右側では、欠陥により電流値が低下し、その分健全なフィラメント 6 側に電流が集中している。8 番目のフィラメントを見てみると、作製した試料の形状 (Fig. 2) からは特に欠陥部位を確認できないが、フィラメントに流れる電流値が低下しており、左側においては他のフィラメントへの電流の遷移も見られ、この箇所には何らかの欠陥があることがうかがえる。走査型ホール素子磁気顕微鏡を用いてマルチフィラメント模擬線材内の電流分布を可視化することによって、フィラメント内の断線ならびにフィラメント間の不十分な分離位置を把握でき

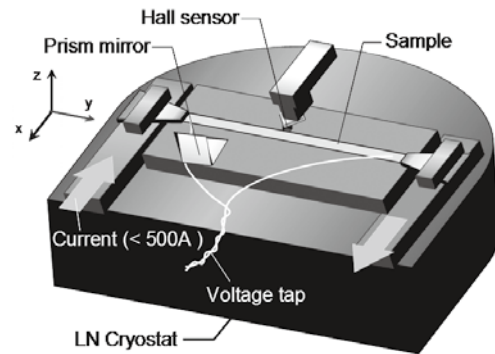


Fig.1 Schematic diagram of a scanning Hall-probe magnetic microscope.

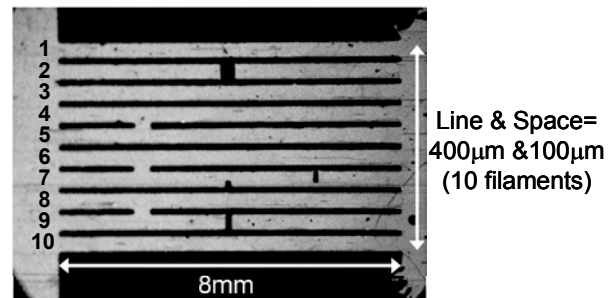


Fig.2 Optical micrograph of the sample.

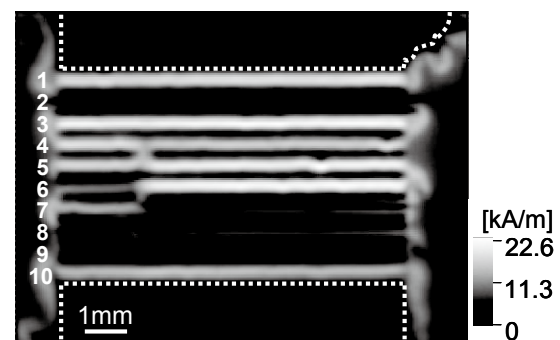


Fig.3 Current distribution in the multi-filamentary model sample. The dotted lines indicate the edges of the sample.

るとともに、それらの欠陥が線材内の電流分布に及ぼす影響を明らかとすることが可能となる。

謝辞

本研究の一部は、超電導応用基盤技術研究開発の一環として、ISTECを通じてNEDOからの委託を受けて実施するとともに日本学術振興会の科研費(20360143)の助成を得て行ったものである。

JT-60SA 用超伝導導体の製作とポロイダル磁場コイルの最適化

Fabrication of superconducting conductors and optimization of poloidal field coils for the JT-60SA

吉田 清, 土屋 勝彦, 木津 要, 村上 陽之, 星 亮, 米田昌生, 松川 誠 (原子力機構)

YOSHIDA Kiyoshi, TSUCHIYA Katsuhiko, KIZU Kaname, MURAKAMI Haruyuki, HOSHI Ryo, KOMEDA Masao, MATSUKAWA Makoto (JAEA), E-mail: yoshida.kiyoshi56@jaea.go.jp

1. はじめに

原子力機構の JT-60 のトカマク本体を超伝導化する計画は、日本と EU 間の共同プロジェクト「サテライトトカマク装置(JT-60SA)」として推進されている。プラズマ運転領域と各コイルへの要求性能を最適化したトロイダル磁場 (TF) コイルとポロイダル磁場コイルの最終設計案が決定し、超伝導コイルの詳細設計を行った。ポロイダル磁場コイルは中心ソレノイド (CS) と平衡磁場 (EF) コイルから構成され、それらの超伝導導体の製作が 2008 年 4 月から開始された。

2. 設計のレビュー

JT-60 装置の概念設計案 (CDR) の仕様 [1] について、2007 年後半から日本と EU 間でコストを含めた装置仕様のレビューを行ってきた。最近の会合 (Satellite Tokamak Programme - Project Committee) で、設計案がまとまったので報告する。Fig.1 に超伝導マグネットの断面図を示す。以下に超伝導マグネットに係る設計変更点を示す。

2.1 TF コイル

TF コイルの最大磁界を 6.5T から 5.65T に減らし、核発熱の発生量を 1/3 に減らすことによって動作温度が 5.0K から 4.7K に下がった。その結果、導体に用いる NbTi 素線の重量が 91.5 トンから 33.4 トンに減少した。コイル容器に用いる構造材は、設計の見直しとコイル間支持構造の再配置を行って 700 トンから 290 トンに減量された。TF コイルの諸元を Table 1 に示す。

2.2 CS

TF コイルの小型化によって、TF コイルと CS との間に 30mm 空間が生じた。一方、CDR では、CS のプラズマへの供給磁束が不足していることが判明していた。その点を改善するために、CS の平均半径を 30mm 増加させることによって、3 Wb の磁束供給が増加した。半径が増加した分、半径方向の 1 ターン減らして、導体量は CDR の 97% とほぼ同じにできた。また、ジャケット材は強度を再評価をして、疲労強度に余裕があることが判明したので、ITER 用 CS ジャケット材料である JK2LB から、入手の容易な SS316LN へ変更した。

2.3 EF コイル

EF コイルの要求仕様を減らすために、プラズマ平衡の最適設計と、重要でない運転領域の削減を行った。その結果、コイル数を 7 個から 6 個へ減らし、導体の重量を 71% まで減らすことができた。また、コイル製作性の検討を行って、これまで導体を 2 条持ちでダブルパンケーキ巻線していた EF コイルを、シングルパンケーキ巻線に変更して、巻線効率を向上させた。

2.4 計画

全体計画の中で、超伝導コイルの製造期間を 1 年間延長して 2014 年までとなった。その結果、TF コイルは製造ラインを 2 式の製造ラインで生産するが、CS と EF コイルはそれぞれ 1 式の製造ラインで生産することが可能となった。

3. ポロイダル・コイル用導体製作

今回の設計変更で、CS と EF コイル用導体の数量の変更はあったが、要求性能の変更はなかった。そのため、CDR 案の導体仕様の製造が、2008 年 4 月から開始された。CS 素線は ITER-TF 素線と同一仕様の素線を採用しているの

で、製造は順調に開始された。製作実績の多い NbTi 素線は、量産を開始して、1 本目の素線が 12 月ごろ納入される予定である。撚線も開始され、10 月末に銅ダミー導体が納入される。EF 用ジャケットは 2009 年 1 月に試作分が納入される。導体複合化施設は、那珂核融合研究所に建家と長さ 630m の製造ラインの建設が 10 月から開始され、2009 年 4 月から機器の設置を開始する。導体複合化作業は 7 月頃開始される。

参考文献

[1] K. Yoshida, et. al., IEEE Tran. on Appl. Super. 18 (2008) 441-446

Table 1 Parameters for TF Coils and CS

	TFC	CS
Winding Size (m)	Bore: R: 3.98 x H: 6.92, Winding dR: 0.154, dT: 0.357	R: 0.824, Winding dR: 0.340, dZ: 1.585
Nominal Current (kA)	25.7	20.0
Number of turns	72	556
Peak Field (T)	5.65	8.9
Operating Temp. (K)	4.7	5.5
Maximum voltage (kV)	2.8	10.0
Weight (t)	380	92

Table 2 Parameters for EF Coils

	EF1	EF2	EF3	EF4	EF5	EF6
Winding Radius(m)	5.819	4.621	1.919	1.919	3.914	5.054
Winding Width (m)	0.343	0.370	0.556	0.556	0.315	0.370
Winding Height(m)	0.347	0.347	0.564	0.625	0.403	0.403
Nominal Current (kA)	20.0	20.0	20.0	20.0	20.0	20.0
Number of turns	142	154	248	355	152	180
Peak Field (T)	4.8	4.8	6.2	6.2	4.8	4.8
Operating Temp. (K)	4.8	4.8	5.0	5.0	4.8	4.8
Max. voltage (kV)	10.0	10.0	10.0	10.0	10.0	10.0
Weight (t)	29.7	40.4	22.7	29.3	29.7	35.7

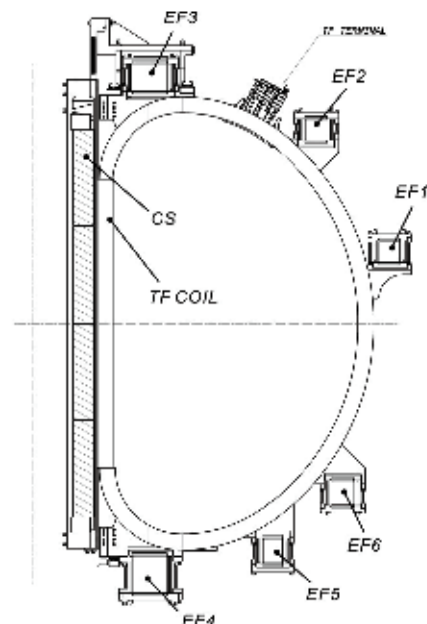


Fig.1 Cross section of JT-60SA magnet system

JT-60SA 用中心ソレノイドの支持構造設計

Support structure design of the central solenoid in JT-60SA

土屋 勝彦、木津 要、村上 陽之、浅川 修二、倉持 勝也、吉田 清 (原子力機構)

TSUCHIYA Katsuhiko, KIZU Kaname, MURAKAMI Haruyuki, ASAKAWA Shuji, KURAMOCHI Masaya, YOSHIDA Kiyoshi (JAEA)

E-mail: tsuchiya.katsuhiko@jaea.go.jp

1. はじめに

JT-60SA 装置の中心ソレノイドは、4つの巻線モジュールから構成され、それぞれが独立した制御を行うように設計されている。そのため、プラズマ形状や制御タイミングによって、各モジュール個別に、異なる反発力や引力が生じることになる。また、モジュールと周辺支持構造物との間に生じる熱収縮差によるギャップを埋めるための機構を設ける必要があり、これによる初期加圧(プレコンプレス)と前述の電磁力荷重に抗する強度を持つ支持構造が要求される。本講演では、この支持構造物に関する検討結果について述べる。

2. 中心ソレノイドの基本構造

中心ソレノイド支持構造の概念図を Fig.1 に示す。4つのモジュールは9組のタイプレートで支持され、上部にはプレコンプレス機構があり、本機構と巻線の間には設置されたバッファ部を介して、巻線全体に荷重を与えられるようになっている。頭頂部には、トロイダル磁場(TF)コイルと接続固定するためのマウント構造が設置され、TF コイル上部から吊りおろす支持構造となっている。

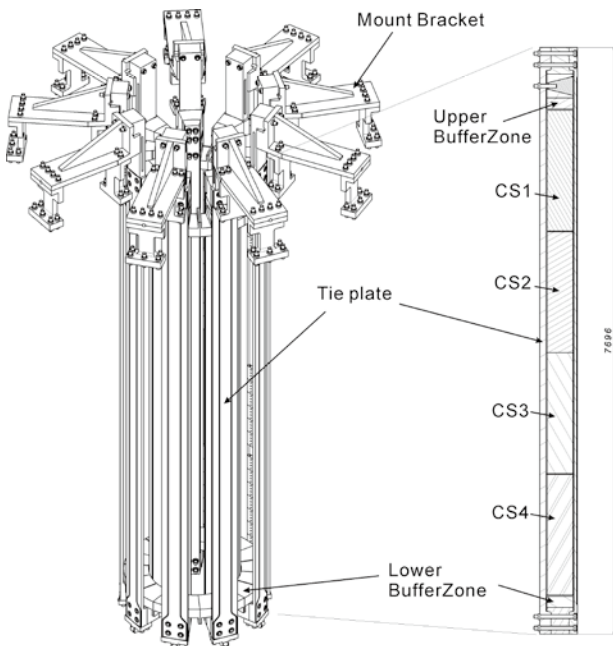


Fig.1 Elevation view of CS assembly (left, CS modules are not shown), and cross section of a part around CS modules with pre-compress mechanism (right).

3. プレコンプレスの評価

巻線とタイプレートの間には熱収縮差があるため、そのまま4Kまで冷却した場合、ギャップが生じてしまう。そのため、巻線全体を締めこむように、予め鉛直方向に荷重をかけておく必要がある。この荷重量について、以下のように「焼きばめ」を行う方法で見積もった。まず、支持構造のみ加熱した状態で巻線とギャップがなくなるように固定し、この状態で室温まで下げたときに、支持構造の熱収縮によって巻線が受ける荷重

を予荷重とする。この時、加熱温度が大きくなるほど熱収縮量が大きくなるため、予荷重も大きくなる。次に、CS 運転時(冷却後かつ電磁力負荷時)に各巻線と支持構造間のギャップが無くなる条件、具体的には支持構造加熱に必要な温度を FEM により計算した。その結果、支持構造を室温より85K 分加熱して「焼きばめ」を行えば、巻線およびバッファ間の分離が最大となる可能性のある運転条件においても、ギャップを生じないことがわかった。この時、室温時において、巻線が支持構造より受けている荷重は 40.9MN (巻線表面の圧力では 23.2MPa) であり、油圧などによる機械的な方法でこの値に相当するプレコンプレスを与えれば、ここで述べた「焼きばめ」と同じ効果が得られる。

4. 巻線や支持構造における応力評価

本構造によって巻線部に生じる応力について、最も大きな電磁力荷重がかかる CS モジュール間引力最大時における条件にて評価を行った。この時、応力が CS 全体の中で最大となるのは、CS3 の頭頂部近辺となるので、この部分に着目した。Fig.2 に、該当部導体のジャケットに生じるトレスカ応力の分布を示す。ここでは、CS3 の最上層3レイヤー分のモデルで評価している。応力最大を示すターンにおいて、膜応力、曲げ応力等の詳細な応力成分評価を行った結果、ジャケットの応力は、ステンレス鋼(SUS316LN, C+N:0.13~0.17wt%)の4K における疲労強度の許容範囲内であることを確認した。支持構造物の応力については、TF コイル接続部であるマウント部について評価した。この時の電磁力荷重条件としては、本マウント部に対して最大の鉛直方向荷重が負荷される、CS 全体が上向きに移動する条件にて行った。その結果、現設計のマウント構造に関しても、十分な機械的強度のあることがわかった。

5. まとめ

中心ソレノイドの最新の設計に基づいて、プレコンプレス量の評価と支持構造の強度評価を行い、巻線およびマウント構造とも十分な強度のあることが確認できた。今後は、ジョイント等の支持構造について詳細設計を進めていく。

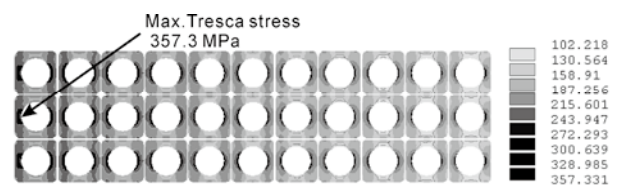


Fig.2 Contour figure of Tresca stress profile on the jacket in the uppermost three layers of CS3.
(unit in MPa)

JT-60SA CS および EF コイルのクエンチ検出方法

Quench detection method for JT-60SA CS and EF coil

村上 陽之, 木津 要, 土屋 勝彦, 吉田 清, 松川 誠(原子力機構)

MURAKAMI Haruyuki, KIZU Kaname, TSUCHIYA Katsuhiko, YOSHIDA Kiyoshi, MATSUKAWA Makoto (JAEA)
E-mail: murakami.haruyuki@jaea.go.jp

1. はじめに

超伝導コイルの製作に当たって、コイル保護の観点からクエンチ検出は重要な課題となる。JT-60SA の中心ソレノイドおよび平衡磁場コイルでは、常伝導転移によって発生する抵抗性電圧を電圧タップにより測定し、クエンチ検出する方法を検討している。この時巻き線部に発生する誘導電圧はピックアップコイルを用いて打ち消し、抵抗性電圧のみを検出する。

今回、ピックアップコイルの形状、ターン数、配置場所などの検討を行い、抵抗性電圧の検出感度の最適化を図った。JT-60SA のクエンチ検出用ピックアップコイルの設計案とともに報告する。

2. クエンチ検出方法

CS は導体が角型であるため、ピックアップコイルを導体に沿わせる方法を用いる場合、電磁力により角部においてピックアップコイルが破断する可能性が大きい。そこで、円盤状のピックアップコイルをパンケーキの間に取り付ける方法[1]を検討した。ピックアップコイルの内径、外径および配置場所を変化させ、精度よく誘導電圧を打ち消すことができる形状を調べた。

3. 検討結果

JT-60SA では、4 個の CS と 6 個の EF コイルの計 10 個のコイルはそれぞれ異なる電流パターンで運転される。今回は Fig.1 に示すような通電パターンのシナリオを用いて検討を行った。また、Fig.1 には示していないが、プラズマ電流や真空容器内に流れる電流も考慮し計算を行っている。プラズマが時間に依存して変形する様子を、6 個の分布電流が時間に依存して移動することで模擬した。また、真空容器は 90 個の要素に、スタビライザー(くら形コイル)は 18 個に分割し電流を与えた。電流要素の計算モデルを Fig.2 に示す。

ピックアップコイルのターン数は Octa-Pancake とおなじ 88 ターンとし発生電圧 V_{PCi} を計算した。CS の誘導電圧を打ち消しきれずに残った誤差電圧 V_{err} は、CS 全体の発生電圧 V_{CS} と各ピックアップコイルの発生電圧 V_{PCi} を用いて次のように計算した。 α_i は調整パラメータで V_{err} が最小になるようにした。

$$V_{err} = V_{CS} - \sum_{i=1}^{PickupCoil} (\alpha_i \cdot V_{PCi})$$

α_i は各ピックアップコイルのターン数に反映させる。このように、各ピックアップコイルのターン数を独立変数とすることで、誤差電圧を小さくすることができる。

CS 最内層および最外層はパンケーキ間をつなぐ導体を通るためピックアップコイルを配置することはできない。この場合ピックアップコイルを最適化するには、Fig.3 に示すように内径を大きくし中心をずらす必要があることがわかった。Fig.4 に V_{err} の計算結果の一例(CS1)を示す。このとき、シナリオ中の最大の誤差電圧 V_{max} は約 0.04V である。

以上のように、各ピックアップコイルのターン数を最適化し誤差電圧を小さく抑えることで、CS のクエンチ検出に利用できるようになった。

参考文献

1. Y. Takahashi, et al.: *IEEE Trans. Appl. Supercond.*, Vol. 15 (2005) pp.1395-1398

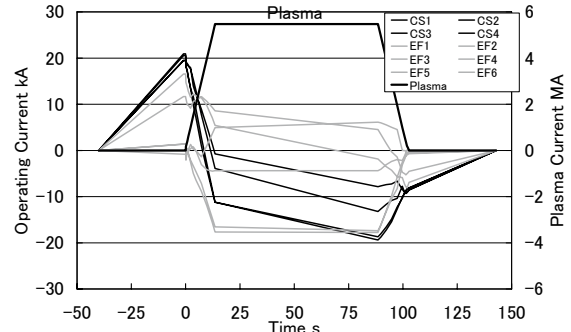


Fig.1 Operating Current of CS and EF coil

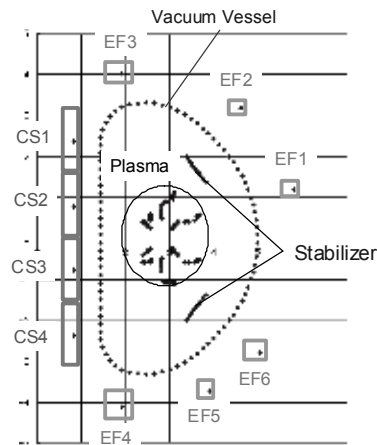


Fig.2 Design of Pickup Coil for CS

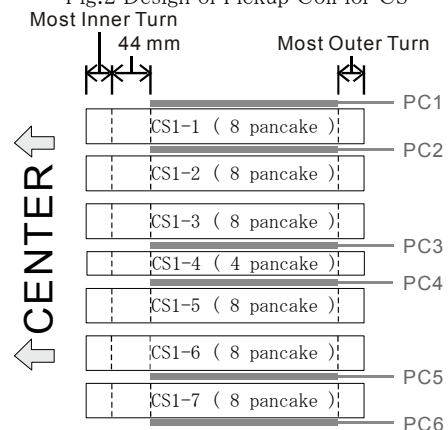


Fig.3 Design of Pickup Coil for CS

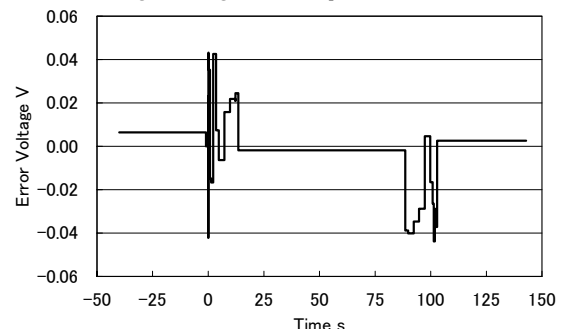


Fig.4 Error Voltage of CS1

ポインティングベクトル法による超伝導コイルの非接触型クエンチ監視システム

A Quench Monitoring System of Indirect-Type for Superconducting Coils by using Poynting's Vector Method

徳田 将展、上之原 伸一、川越 明史、住吉 文夫 (鹿児島大・工)

TOKUDA Masanori, KAMINOHARA Shinichi, KAWAGOE Akifumi, SUMIYOSHI Fumio (Kagoshima University)
bt203051@ms.kagoshima-u.ac.jp

1. はじめに

我々は、超伝導コイルの異常検出方法として、ポインティングベクトル法を用いた非接触型の測定方法を提案している。この測定方法の特長は、コイルに直接電圧リードを取り付けないうちに放電事故を誘発しないこと、電気的測定法であり感度の高い測定が可能であることである。

これまでに、コイル周辺のポインティングベクトルの変化を測定することによって、Bi-2223 テープ線材で巻線したソレノイドコイルに発生した異常を非接触で検出できることを実証した[1, 2]。今回は、複数の場所で測定を行うことによって、異なる測定点における測定結果の違いから、常伝導領域の発生場所が推測できることを示した。

2. 測定方法と測定装置

本測定方法は、超伝導コイルを円筒状の金属部材で囲み、この金属部材を通過するポインティングベクトルを測定する。円筒表面の磁界と電界を測定し、それらの外積からポインティングベクトルを求める。磁界と電界の測定には、ピックアップコイルとポテンシャルリード。ポテンシャルリード電圧のうち誘導性電圧をピックアップコイル電圧を使ってキャンセルし、ポインティングベクトル測定の精度を上げた。ポインティングベクトルは、Fig.1 に示すように二方向の成分を測定する(Pr1, Pr2)。Pr1 と Pr2 の分布の変化を観測することにより、コイル内の局所的な異常を検出することができる。

測定装置の概略図を Fig.1 に示す。サンプルコイルとして用いた超伝導コイルは、高強度銀シース Bi-2223 多芯テープ線材を巻線した 1 層×15 ターンのソレノイドコイルである。内径 70mm、高さ 64.3mm である。このコイル周囲を、直径 130mm、高さ 30mm の円筒ステンレスシートを 6 段重ねたもので囲んでいる。コイルの中心は 6 段のステンレスシートの 3 段目の中心である。

3. 実験方法

次の手順で実験を行った。サンプルコイルに、200Hz、10Arms の交流電流を定電流モードで通電したまま、熱絶縁の悪いデュフを使い液体窒素のレベルを減らしていき、コイルの上部から強制的に常伝導転移させた。すなわち、電気エネルギーを投入するヒーターを使わずに温度を上昇させてクエンチを誘発させた。そしてその時、各場所におけるポインティングベクトルの時間的変化を観測することにより、超伝導コイルの異常検出を行った。今回は、P1 のポインティングベクトルをロックインアンプを用いて測定した。サンプルコイルの状態をモニターするため、サンプルコイル両端電圧と各ターンの温度の観測も同時に行った。今回測定を行った場所は、コイル上部と下部の位置に設置した V2 と V4 の場所(Fig.1(b))である。液体窒素が減るスピードは、4mm/80sec であった。

ポインティングベクトルとサンプルコイル両端電圧の測定結果を Fig.2 に、各ターンの温度の測定結果を Fig. 3 に示す。Fig. 2 と Fig. 3 の横軸は測定開始からの経過時間である。Fig. 3 中のターンの番号は Fig. 1 に示すコイルの一番上のターンから順次カウントしている。サンプルコイルの両端電圧とコイルの 1 ターン目の温度が変化するとともにポインティングベクトルも変化しているのが分かる。また V2 の位置のポインティングベクトルは上昇と下降を繰り返している。本測定方法で測定する電界信号は、超伝導コイルの磁化電流の作る損失性の信号であるため、各ターンが常伝導転移するとともに値が下がっている

と考えている。また、異常発生場所に近い V2 の位置のポインティングベクトルの方が V4 の位置のポインティングベクトルに比べ異常が発生してから早く変化しており、その後大きく変化している。今回は、V2 の場所に近いコイルの 3 ターン目までを常伝導転移させた。このことから、異常発生場所に近い測定素子の方が異常を検出しやすいということと、本測定方法で常伝導領域の発生場所を推測可能なが分かった。

4. まとめ

ポインティングベクトル法を用いた非接触型の超伝導コイル異常検出方法により異常発生場所の推測ができることを示すために、複数の場所で測定を行った。その結果、異常発生場所に近い測定素子の方が異常を検出しやすいということが分かり、本測定方法によって常伝導領域の発生場所を推測できることが示された。

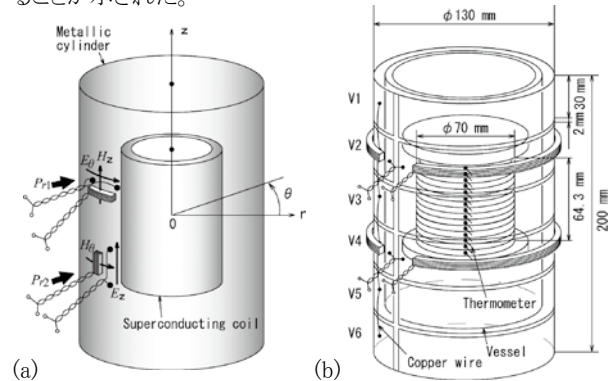


Fig.1 Measuring system of local conditions in HTS coil.
(a) Schematic diagram, (b) Experimental set up

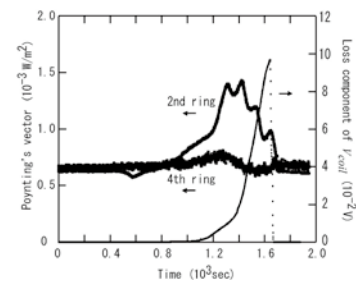


Fig. 2 Measured voltages on the sample coil and local Poynting's vector.

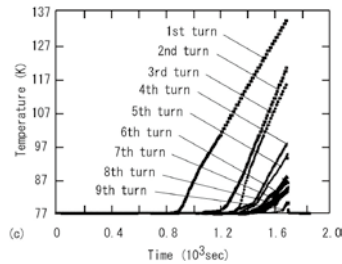


Fig. 3 Temperature of each winding turn.

参考文献

- [1] 徳田将展 他、第77回2007年度秋季低温工学・超伝導学会講演概要集、p. 53
- [2] 徳田将展 他、第78回2008年度春季低温工学・超伝導学会講演概要集、p. 52

数値解析による常電導部発生位置の推定

Estimation of initial normal zone in superconducting coil using numerical analysis

草加 浩都, 青木 学, 中山 武, 樋口 佳也, 山田 喜美雄, 松井 祐二, 阿部 充志(日立・エネ研);
竹内 一浩(日立・日立事業所)

KUSAKA Hiroto, AOKI Manabu, NAKAYAMA Takeshi, HIGUCHI Yoshiya, YAMADA Kimio,
MATSUI Yuji, ABE Mitsushi (Energy and Environmental Systems Laboratory, Hitachi, Ltd.)
TAKEUCHI Kazuhiro (Hitachi business institution, Hitachi, Ltd.)
E-mail: hiroto.kusaka.gn@hitachi.com

1. 緒言

超電導コイルにおける常電導部発生位置の評定技術としては、電圧タップ・AE センサ^[1]・サーチコイル^[2]を用いた実験的検討が一般的である。本研究では、数値解析結果とコイル両端電圧測定結果を比較することによって、発生位置を推定した。コイル断面方向の磁場勾配に着目し、解析で常電導部発生位置を複数仮定した場合に、電圧の立ち上がり時定数の異なる波形が得られる点を応用した。

2. 数値解析手法

数値解析には QPAC^[3]を使用した。QPAC は複数の浸漬冷却コイルを対象としたクエンチ時の回路過渡解析コードで、コイル間の磁気結合と交流損失を取込んだ点が特徴である。常電導部発生コイル・位置・電流等をパラメータとして、コイルの温度・電圧・電流等の時間変化を計算できる。2次元軸対称体系を対象とした QPAC では、周方向の熱伝導を無視しているため、初期の常電導伝播を正確に再現できない。そこで、単一コイル体系の3次元常電導伝播が扱える SUPCON^[4]でコイル断面方向の等価熱伝導率を数値解析的に求め、その結果を QPAC に反映することによって、常電導部発生直後のコイル両端電圧の解析精度を向上させた。

3. 試験体系

図1に試験体系の断面図を示す。超電導コイルを同軸上に3段配置し、直列接続した構成となっている。試験コイル1・2には正方向通電、試験コイル3には逆方向通電することによって、試験コイル2に働く軸方向電磁力を他コイルの1.6倍~2.7倍とした。試験コイル2は、負荷率が800Aで69%、900Aで77.7%となっており、磁気的にも最も条件が厳しい。

4. 常電導部発生位置の推定

試験コイル2が918Aでクエンチした場合のコイル両端電圧測定結果と解析結果の比較を図2に示す。解析では常電導部発生位置をコイル断面内の4箇所^(A~D)で仮定した。周辺の経験磁場が高いほど常電導伝播が速くなっている。図2より実測結果を解析で良く再現した最内層上端が、常電導部発生位置の候補の一つと考える。

5. 検証結果

電圧タップを用いた計測結果を図3に示す。奇数層の巻始めと最外層の巻始め・中点・巻終りの計10箇所^(V1~V10)に電圧タップを設置し、巻線断面図に矢印で示した①~⑥の電位差を測定した。V1-V6端子間電圧①が最初に、V8-V9端子間電圧⑥が最後に正の方向に立ち上がっていることから、コイル内周側且つ上側付近でクエンチが発生したと考える。これは、本手法で推定した結果と一致する。

6. 結言

2次元コードと3次元コードを併用することで数値解析精度を向上させた。解析とコイル両端電圧測定結果を比較することによって、常電導部発生位置を推定し、電圧タップを用いた位置評定結果と一致することを確認した。

参考文献

1. 松井祐二他:06年春季低温工学超電導学会概要集 1D-a07
2. 青木学他:08年春季低温工学超電導学会概要集 2P-p29
3. K. Takeuchi, et al.: Cryogenics. **38**. (1998) 367-376
4. K. Kuroda, et al.: Cryogenics. **29**. (1989) 814

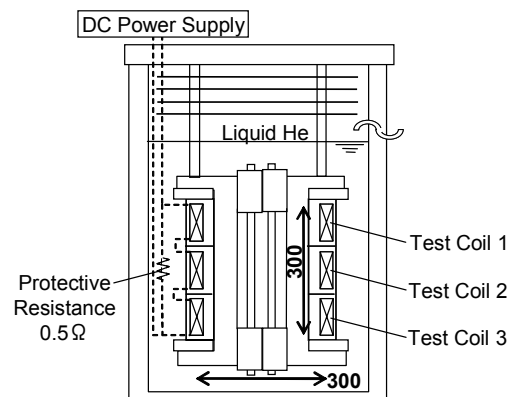


Fig.1 Experimental Setup

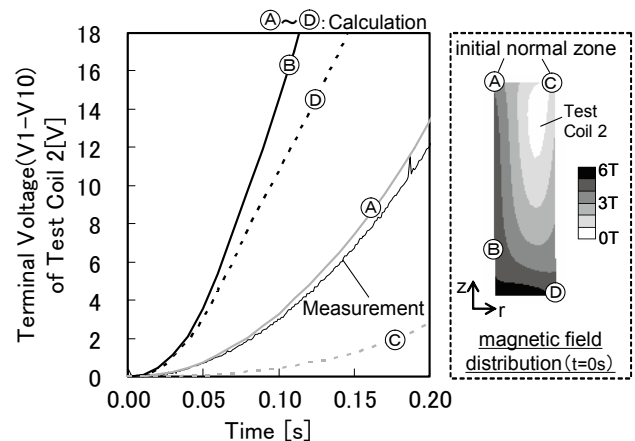


Fig.2 Coil Voltage Waveform

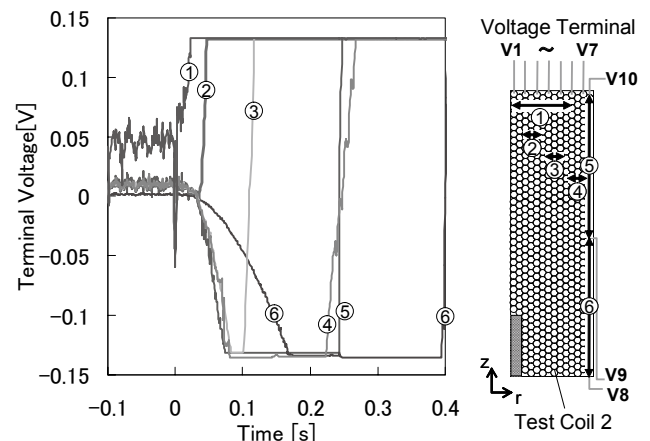


Fig.3 Terminal Voltage Waveform

ITER 計画の進展と PF インサート・コイルの試験結果 Progress in ITER Project and Test Results of PF Insert Coil

高橋良和, 布谷嘉彦, 濱田一弥, 名原啓博, 松井邦浩, 押切雅幸,
河野勝巳, 辺見 努, 堤 史明, 宇野康弘, 磯野高明, 奥野 清 (原子力機構)

TAKAHASHI Yoshikazu, NAKAJIMA Hideo, ISONO Takaaki, KOIZUMI Norikiyo, HAMADA Kazuya, NUNOYA Yoshihiko,
MATSUI Kunihiro, NABARA Yoshihiro, HEMMI Tsutomu, OSHIKIRI Masayuki, KAWANO Katsumi, OKUNO Kiyoshi (JAEA)
E-mail: takahashi.yoshikazu@jaea.go.jp

1. はじめに

ITER 計画において、ITER 機構が正式に発足して最初の調達取決めとなる ITER 機構と日本原子力研究開発機構との間で「トロイダル磁場 (TF) コイル用超伝導体の調達取決め」が 2007 年 11 月 28 日に締結された。これにより、2008 年 3 月には各メーカーとの契約を結び、日本における導体の製作を本格的に開始した。導体製作などの最近の進捗状況を報告する。また、原子力機構において、ポロイダル磁場 (PF) インサート・コイルの試験が 2008 年 5 月から 8 月まで行われた。PF インサート・コイルはフルサイズの導体を約 50 m 用いて、1 層のソレノイド状に巻いたものである。その直径と高さは、それぞれ約 1.5 m と 1 m である。また、導体接続部も実機コイルの運転条件で試験を行った。主要な試験項目は分流開始温度 (T_{cs})、臨界電流値 (I_c) 及び交流損失の測定である。これらの試験結果を報告する。

2. 最近の進捗状況

Table 1 に示す TF 導体用 Nb_3Sn 素線の製作において、日本分担分の約 110 トンの素線の量産におけるプロセス管理体制を確立するため、2009 年 1 月末までに、約 2.8 トンの素線を製作している。その後、確立された生産体制のもとに、統計的管理をしながら、分担分を製造する予定である。

また、フルサイズ TF 導体の性能評価試験が、昨年 2008 年 2 月に行われた[1]。その後、結果に対する理解を深めるために、ジャケットに取り付けた歪ゲージを用い、ジャケットを切断してジャケットの残留歪を測定した。また、X 線 CT 装置及びその後エポキシ樹脂の含浸・切断試験により、ジャケットの中の撚線が試験中の電磁力による変形を調査した。詳細は本講演会 1B-a08 において報告される。

一方、日本がその全量を分担する中心ソレノイド (CS) 用導体の性能を確認するために、性能試験用サンプルのフルサイズ導体が完成した。Table 1 に示すように、ステンレス鋼製の角型丸穴のジャケットの中に、TF 導体と同様な 5 ステージ撚線を入れたものである。この導体はサンプルに加工され、ス

イスの SULTAN 装置で試験される予定である。詳細は本講演会 1B-a10 において報告される。

3. ポロイダル磁場 (PF) インサート・コイルの試験

Table 1 に示す PF コイル用導体 (角型丸穴ステンレス製ジャケット、CIC 型 $NbTi$ 導体) の性能を確認するため、欧州が試験コイル (PF インサート・コイルと呼ばれる) を製作した[2]。NbTi 素線及び撚線はロシアで製作された。PF インサート・コイルは那珂研の CS モデル・コイル試験装置の中で試験が行われた。CS モデル・コイル及び PF インサート・コイルは約 1 ヶ月で 4.5K まで冷却された。冷却中、巻線部の熱応力を低減するため、コイルの最大温度差はコンピューターにより 50 K 以内で制御された。

T_{cs} 及び I_c の測定は、温度 4.8-7.7 K、外部磁場 3-9 T、通電電流値 57 kA までの範囲で行われた。PF コイルの定格 (45 kA、6 T) 及び拡張モード (52 kA、6.4 T) 運転条件における T_{cs} も測定された。Fig. 1 は、測定されたクエンチ温度と素線の超伝導性能の測定結果から算出した導体の T_{cs} を比較したものである。導体は素線から求めた T_{cs} においてクエンチした。また、 Nb_3Sn 導体[1]と違って、 n 値もほぼ素線と同じレベルであった。また、定格運転条件とほぼ同じ電磁力 (30 kA、8 T) を繰り返し加えて超伝導特性の変化を観測した。通算 9080 回の繰り返し試験を行った後も、超伝導特性に変化はなかった。また、導体接続部の抵抗は設計どおり約 $2.2n\Omega$ と低い値であった。

PF インサート・コイルの試験は成功裏に終了した。試験により得られた結果から導体及び導体接続部の性能が把握でき、実機コイルをより高い精度で設計することが可能になった。

参考文献

1. T. Isono, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.27.
2. Y. Nunoya, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.29.

Table 1 Major Parameters of Conductors for ITER Magnets

	TF	CS	PF Insert
SC material	Nb_3Sn	Nb_3Sn	$NbTi$
I_{op} (kA)	68	40/45	45
B_{max} (T)	11.8	13/12.6	6
Strand diameter (mm)	0.82	0.83	0.73
Cu/non Cu ratio	1	1	1.41
Cabling layout	(3x3x5x5+Core)x6	3x3x4x4x6	3x4x4x5x6
Core in 4th stage	3x4 Cu	-	-
1st triplex	2SC+1Cu	2SC+1Cu	3SC
No. of sc strands	900	576	1440
Void fraction (%)	29	33	34
Cable diameter (mm)	40.5	32.6	38.3
Outer dimension of jacket (mm)	ϕ 43.7	ϕ 49.0	ϕ 50.3

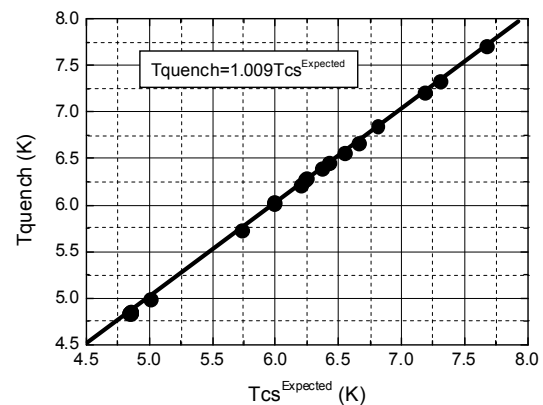


Fig.1 Measured quench temperature vs. expected current sharing temperature for the complete set of T_{cs} and I_c runs in the main winding of the PF Insert.

ITER・TF コイル構造物製作のための構造規格

Structural code for manufacturing of structures for ITER TF coils

中嶋 秀夫, 新見 健一郎, 大森 順次, 高野 克敏, 河野 勝巳, 堤 史明, 濱田 一弥, 奥野 清 (原子力機構)

NAKAJIMA Hideo, NIIMI Kenichiro, OHMORI Junji, TAKANO Katsutoshi, KAWANO Katsumi,

TSUTSUMI Fumiaki, HAMADA Kazuya, OKUNO Kiyoshi (JAEA);

E-mail: nakajima.hideo@jaea.go.jp

1. はじめに

日本原子力研究開発機構(原子力機構)は、国際熱核融合実験炉(ITER)の建設において、トロイダル磁場(TF)コイル構造物(以下、「TF 構造物」という)を製作分担する。TF 構造物の品質を確保するには、専用の構造規格に従った製作が望ましいため、原子力機構は、TF 構造物の製作に適用することを目的として、日本機械学会・発電用設備規格委員会と協力を進めている超伝導マグネット構造規格の開発に協力してきた。本講演では、この構造規格開発の経緯と規格の特徴を紹介する。

2. 規格概要

超伝導コイルの構造規格は新しい規格となるため、日本機械学会発電用設備規格委員会の下に設けられた核融合専門委員会平成 18 年から開発が開始された。規格原案は、品質保証・材料分科会、設計・交換技術分科会及び溶接・接合・検査分科会で作成され、核融合専門委員会及び発電用設備規格委員会での審議・承認を経て、平成 20 年 3 月に最終原案としてまとめられた。その後、この最終原案は 8 月に公衆審査を終了し、平成 20 年末には「日本機械学会 核融合設備規格 超伝導マグネット構造規格(2008 年版)」(以下、「本規格」という)として発行される見通しである。本規格は、以下の条項から構成されており、これらに附属して強制及び非強制のアペンディックスが設けられている。

- FM-1000 一般要求事項
- FM-2000 材料
- FM-3000 設計
- FM-4000 製作
- FM-5000 非破壊試験
- FM-6000 耐圧・漏れ試験
- FM-7000 用語

3. 一般要求事項

本規格の適用範囲は、TF 構造物の材料、設計、製作、非破壊試験、耐圧・漏れ試験であり、超伝導線材及び電気絶縁材料は適用範囲からは除外されている。構造規格としては、構造強度、変形限界及び漏れ防止に対する健全性を満たすための要求を規定しており、これまでの規格にはない特徴として、「役割、責任及び適合性」と「品質保証」に関する規定を設け、超伝導コイルの健全性を担保している。

4. 材料

TF 構造物の材料は、原子力機構が(株)日本製鋼所と共同開発した JJ1 鋼と既存の 316LN 鋼である。316LN 鋼は窒素の含有量により極低温の強度が大きく異なるという特徴を有しており、TF 構造物の材料としては細かな区分が必要である。このため、本規格では、316LN 鋼は三つのグレードに分け、JJ1 鋼も含めて、FMJJ1、FM316LNH (C+N \geq 0.180%)、FM316LNM (C+N \geq 0.130%)、FM316LNL (C+N \geq 0.080%) の四つの新たな材料規格を規定している。また、これらの材料については、室温から 4K までの強度を算出できる二次式が規格で与えられており、これまででない斬新な規格となっている。本規定の開発には、原子力機構が構築してきた構造材料の

データベースが大きな貢献をしており、この一例として原子力機構が測定した 316LN 鋼の降伏強さと温度の関係を図 1 に示す。

5. 設計

TF 構造物の特徴は、(1)核的な安全機器ではないことから、一般鋼構造物の基準をベースとできること、(2)使用環境が真空中で、かつ、極低温であるため、腐食の問題がなく、温度低下に伴う材料の強度上昇を考慮した設計が可能となること、(3)非軸対称形状の溶接構造であるため、解析による設計が不可欠なこと、(4)設計を決める支配的な荷重は導体に発生する電磁力であり、これに熱荷重、地震荷重が加わること、(5)供用中検査ができないこと等であり、これらの特徴を考慮した規定を設けている。例えば、(1)、(2)に関連して、極低温では降伏強さと引張強さの比が 0.7 と高くなるため、材料の許容応力強さ(最大剪断応力の 2 倍)を、降伏強さの 2/3 と引張強さの 1/2 の小さい方の値とすることで、高い許容応力を設定することを可能とし、合理的な設計ができる規定としている。また、供用中検査ができないため、供用中検査の代替として、強制ではないが疲労亀裂進展評価を評価項目に含めている。

6. 製作、非破壊試験、耐圧・漏れ試験

製作・非破壊試験・耐圧・漏れ試験に関する規格については、TF コイルは核的な安全機器ではないとの前提から、規格として過剰な要求とならないように考慮されている。TF 構造物の特徴として、(1)高気密・耐圧が要求されるジャケット及びヘリウム冷却配管部と、(2)電磁力を支持する役目を担う一般構造部を持つことが上げられる。(1)については、溶接部により厳しい非破壊要求を規定するとともに、耐圧・漏れ試験に関する要求を規定している。さらに、TF 構造物では、溶接継手に発生する応力の大きさや方向が場所により異なるという特徴を有するため、溶接継手を六つに区分し、要求する非破壊試験や耐圧・漏れ試験の内容を規定している。

7. まとめ

平成 20 年末に発行見通しである「日本機械学会 核融合設備規格 超伝導マグネット構造規格(2008 年版)」の特徴を紹介した。原子力機構は、本規格を TF 構造物の製作に適用し、合理的な製作を目指す方針である。

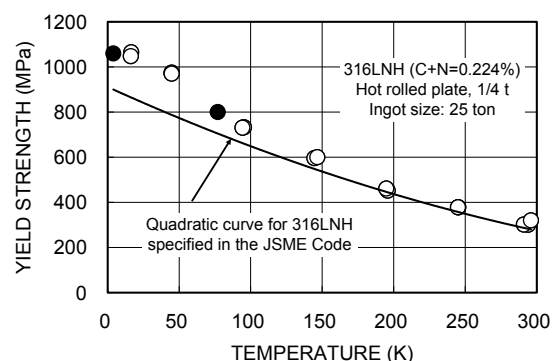


図 1 316LNH 鋼の降伏強さと温度との関係(黒プロット:液体ヘリウム、あるいは、液体窒素中。白プロット:ヘリウム・ガス中)

ITER TF コイル用導体の通電試験後の導体検査結果

Inspection results of conductor for ITER TF coil after charging test

松井 邦浩, 辺見 努, 小泉 徳潔, 磯野 高明, 宇野 康弘, 高橋 良和, 奥野 清 (原子力機構)
 MATSUI Kunihiro, HEMMI Tsutomu, KOIZUMI Norikiyo, ISONO Takaaki,
 UNO Yasuhiro, TAKAHASHI Yoshikazu, OKUNO Kiyoshi (JAEA)
 E-mail: matsui.kunihiro@jaea.go.jp

1. はじめに

原子力機構では TF コイル用導体の調達準備活動として、TF コイル用導体の性能を評価するための実規模導体サンプルを製作し、その通電試験を実施した。その結果、導体の臨界電流特性は素線の性能から評価した期待値よりも小さいことが明らかとなった[1]。そこで、その原因究明のために、通電試験を経験した導体の残留歪測定、及び、導体内部の撚線の状況を確認するための X 線 CT 検査を実施した。本発表では、これらの試験検査の結果を報告する。

2. 残留歪測定結果

実規模導体サンプルは素線が異なる 2 本の導体 (JAC, JAD) で構成され、Fig. 1 に示すように、導体部の長さは約 2.5m、導体部の片端は導体間を繋ぐ接続部、他端は装置と取り合うターミナル部である。通電試験時の外部磁場中心は、接続部から約 300mm の位置である。このサンプルは両端の接続部とターミナル部で導体内の熱応力を拘束する構造としているため、ジャケットの残留歪を測定することは導体内の素線に加わっている歪を測定することと等価となる[2]。そこで、ジャケットの残留歪を測定するために、歪ゲージを各導体のジャケット上の導体長手方向 16 箇所に取り付けた。その後、ジャケットを導体長手方向 10 箇所で切断し、歪の変化を測定した。

実規模導体サンプルの残留歪測定結果を Fig.1 に示す。横軸は歪ゲージの磁場中心からの距離、縦軸はジャケット切断後に測定された残留歪である。別途測定した未通電の TF コイル用導体の残留歪は長手方向に分布を持たず、その値は約 700ppm であった[2]。しかし、通電試験後の TF 導体の残留歪は長手方向に分布を持ち、その値は高磁場領域で約 200ppm、低磁場部で約 1000ppm であった。通電試験時の電磁力により、高磁場領域の歪が緩和されたと考えられる。

3. X 線 CT 検査結果

残留歪の測定後、導体内の撚線の状況を確認するために、Fig.2(a)に示す接続部、接続部上部、及び高磁場領域の導体を X 線 CT 検査した。接続部上部及び高磁場領域の導体の CT 画像を Fig.2(b)及び(c)に示す。

接続部上部の垂直方向画像から、導体のジャケットと接続部の繋ぎ部分において、両者の内径の違い、繋ぎ部分の空間を埋めるステンレス製リングの欠落が確認できた。これらにより素線に過度の歪が加わり、導体の臨界電流特性が低下したものと考えている。

一方、高磁場領域の導体では、撚線内のスパイラルが導体中心から約 0.8mm ずれ、導体同士が向き合う位置のジャケットと撚線の間隙が生じていることが確認できた。高磁場領域の導体には、通電試験中に 2 本の導体を引き離す方向に電磁力が作用する。この電磁力によって、撚線が電磁力方向に圧縮、変形したものと考えられる。

4. まとめ

通電試験後の TF コイル用導体の残留歪測定と X 線 CT 検査を実施した。その結果、導体内の撚線は電磁力の影響を受けて変形し、導体の残留歪が長手方向に分布していること

が明らかとなった。また、接続部上部の導体内部には欠陥が存在することが明らかとなり、これにより素線に過度の歪が加わり導体の臨界電流特性が低下したと考えられる。

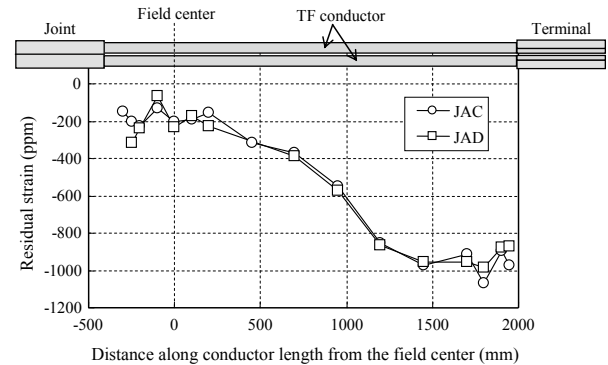


Fig. 1 Residual strain along the conductor length by cutting the jacket after the charging test

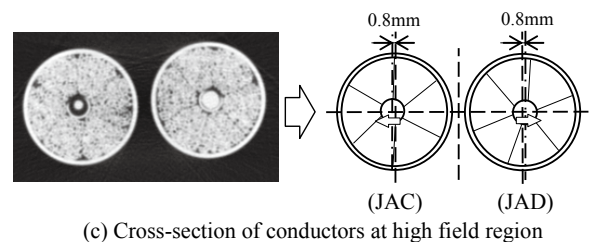
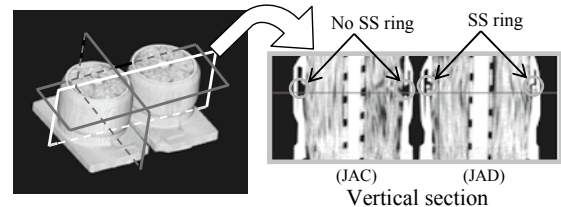
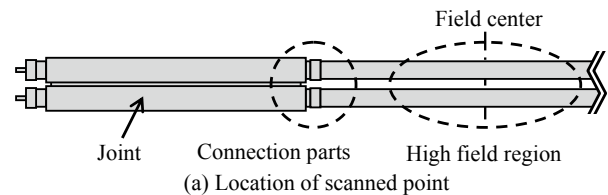


Fig. 2 Location of scanned points by X-ray CT and CT images in the conductors at the connection parts of jackets and the high field region

参考文献

- [1] K. Matsui, et al., "Test results of the third Japanese SULTAN sample," in Proc. of 2008 Appl. Supercond. conference, submitted for publication.
- [2] K. Matsui, et al., "Evaluation of Thermal Strain Caused by Nb₃Sn Reaction Heat Treatment," TEION KOUGAKU, **42** (2007) 311-316

ITER TFコイル用ケーブルインコンジット導体の 中性子回折による残留ひずみ

Residual Strain Estimation of CICC for ITER TF using Neutron Diffraction

町屋 修太郎(大同工大); 長村 光造(応用科学研究所); 辺見 努(原子力機構); 松井 邦浩(原子力機構);
鈴木 裕士(原子力機構); 土屋 佳則(物質・材料機構)

Shutaro MACHIYA (DIT); Kozo OSAMURA (RIAS); Tsutomu HENMI(JAEA); Kunihiko MATSUI(JAEA); Hiroshi
SUZUKI(JAEA); Yoshinori TSUCHIYA(NIMS)
E-mail: machiya@daido-it.ac.jp

1 緒言

国際熱核融合実験炉(ITER)用の TF コイルの調達および性能評価のために、原子力機構において、実規模試験体の作成および SULTAN での通電試験が順次行われてきた。[1]

これらの実規模試験体では、製作時の熱処理で残留ひずみが導入されることが知られているが、現状の残留ひずみ評価法では、ひずみゲージでジャケット側のひずみを測定することから残留ひずみの推定を行っていた。ここで、筆者らは非破壊的な残留ひずみの測定法として中性子回折法に着目した。この手法を用いれば、非破壊的に超伝導相の残留ひずみを直接測定できる可能性があり、また、位置分解能を確保できれば、導体内部のひずみ分布の測定も可能となる。

本研究では、測定の予備段階として、SULTAN での通電試験後に切断された試料について、中性子回折を用いた残留ひずみ測定を試みたので報告する。

2 実験方法

2.1 供試材 SULTAN で通電試験を行った後の実規模試験体の 2ヶ所から約 100 mm を切り出した。磁場中心から近い高磁場部位から切り出した(HF)とターミナルに近い低磁場部位(LF)から切り出したものである。

2.2 測定部位 中性子法では、回折線法線方向のひずみを測定することができる。径方向については、図1に示すように、磁力の生じた方向について、表面からの深さ 6 mm, 11 mm の4点を測定。スリットは 5x15 mm を用いており、評価部位は、図中に示す「ひし形」の部位となる。

軸方向については、中性子の透過パスが長くなるため測定に難しさがある。ひずみに関しては、切断によりひずみは開放されており、軸方向のひずみは少ないと予想されるが、今後の無切断の測定を想定して軸方向の測定にチャレンジしたい。図1中に示す、表面から深さ 10.68 mm の深さの●(e)の点を中心として測定をおこなった。スリットは 5x10 mm を用いた。

2.3 測定条件 本測定では、互いの格子面間隔(d)はやや近いが、十分に分離可能な回折線である 320 と 321 を計測した。解析には、対称性が良好な 321 を用いた。本測定では、320 と 321 の中間に検出器中心が来るようにセッティングし、同時にデータが取得できるセットアップとした。用いた波長は約 0.159 nm である。

3 結果および考察

測定から得られた回折角より、各点での格子面間隔を求めた。本測定では、無ひずみの回折角が未知であるため、ひずみを求めることはできないため、任意の点での d の相対比較となる。径方向の格子面間隔の測定結果図 2 に示す。

結果より、HF では高圧力側(磁力により大きな力を受けた側)

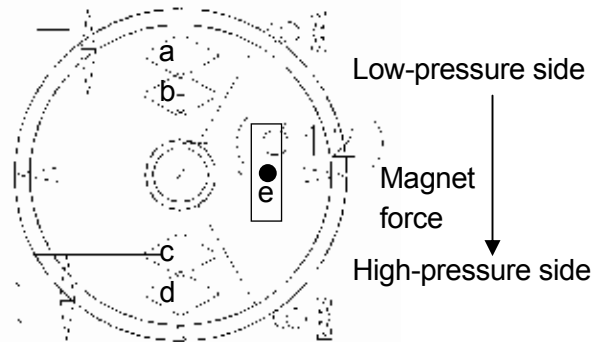


Fig. 1 Schematic of TF coil cross section

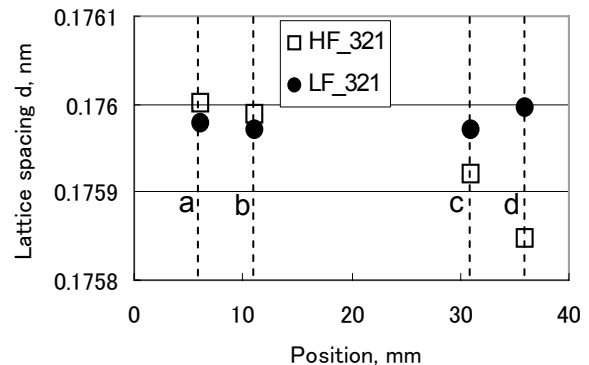


Fig. 2 Change of lattice spacing of high magnetic field area and low magnetic field area by neutron method.

で d が小さくなる傾向が見られる。一方、LF では d の値はほぼ一定である。HF の高圧力側では、磁場の影響により、残留ひずみが生じている可能性が示唆される。フィラメントの無ひずみの回折角を測定し、残留ひずみとして評価することが期待される。

軸方向の結果では、得られた格子面間隔は、HF で 0.175517 nm, LF で 0.175535 nm となり、 d の違いは少なかった。軸方向では、5x10 mm というやや多きな評価体積ながら、軸方向の評価が中性子で可能である点を確認できた点は大きい。

4 まとめ

本検討では、ITER TF コイルにおいて、径方向、軸方向ともに、中性子による格子面間隔を測定した。今後の、CICC の非破壊的なひずみ測定の可能性が十分に示された。

参考文献

- [1] K. Matsui et al., "Test results of the third Japanese SULTAN sample", IEEE Trans. Appl. Supercond., submitted for publication.

ITER CS 用導体試験サンプルの中性子回折による歪測定計画

Strain measurement plan of the qualification sample for ITER CS using neutron diffraction

辺見 努, 松井 邦浩, 長谷 隆司, 宇野 康弘, 小泉 徳潔, 高橋 良和, 奥野 清, 鈴木 裕士, HARJO Stefanus, 相澤 一也
(原子力機構); 土屋 佳則(NIMS); 町屋 修太郎(大同工大); 長村 光造(応用科学研)

HEMMI Tsutomu, MATSUI Kunihiro, HASE Takashi, UNO Yasuhiro, KOIZUMI Norikiyo, TAKAHASHI Yoshikazu,
OKUNO Kiyoshi, SUZUKI Hiroshi, HARJO Stefanus, AIZAWA Kazuya (JAEA); TUCHIYA Yoshinori (NIMS);
MACHIYA Shutaro (Daido Inst. of Tech.); OSAMURA Kozo (RIAS)

E-mail: hemmi.tsutomu@jaea.go.jp

1. はじめに

原子力機構では、2009 年度から国際熱核融合実験炉 (ITER) の中心ソレノイド (CS) 用導体の調達活動を開始する予定である。この調達活動の前に、スイスのローザンヌ工科大学プラズマ物理研究センター (CRPP) が所有する実規模臨界電流試験装置 (SULTAN) を用いて、超伝導導体の性能を実証する必要がある。現在、性能実証のための試験サンプルの製作を実施している。本発表では、CS 用導体試験サンプルの設計及び熱歪の管理のために実施する中性子回折による歪測定の概要について報告する。

2. CS 用導体試験サンプル

CS 用導体の構成図及び諸元を Fig.1 及び Table 1 にそれぞれ示す。CS 用導体では、プラズマ放電に合わせて、放電開始 (IM) から終了 (EOB) までパルス運転が行われる。超伝導導体として、より厳しい運転条件は、磁場が高い IM である。SULTAN では、分流開始温度 (T_{CS}) の測定により、超伝導導体の性能が評価されるが、装置の発生磁場が 11T であるため、試験サンプルの自己磁場と合わせて、最大磁場 11.7T に制限される。このため、CS 実機の運転条件における導体性能を評価するために、磁場と電磁力による劣化について、使用する Nb₃Sn 素線の試験結果を用いた外推が行われる。

導体性能を評価するための試験サンプルは、Fig. 2 に示すように長さ 3.6m の直線状往復導体である。実機コイルの熱歪を模擬するため、超伝導生成熟処理による熱歪を保持することが重要であり、ジョイント及び導体の端部を拘束する治具を取り付けてから熱処理する方法を採用する。ジョイント部 (最終撚りピッチと等しい 450mm) では、撚線に巻いてある SUS ラップ及び撚線内部まで Cr メッキを除去し、ボイド率が 22.4% になるように縮径してジョイントの銅との接触抵抗を低減する。また、SULTAN のサンプル空間の制限から、高磁場領域の近くにジョイントが設置され、8.4T から 0.3T までの磁場分布を持つ。このため、無酸素銅の磁気抵抗効果により、電流分布が生じることが予想されるため、抵抗率の高いリン脱酸銅の板をジョイント間に挿入することで、半分程度まで改善できる。これらを考慮して、目標とするジョイント抵抗は数 nΩ である。

3. 中性子回折による歪測定

導体性能を正確に評価するためには、超伝導生成熟処理による熱歪を管理することが重要である。ITER トロイダル磁場 (TF) コイル用導体の試験サンプルでは、通電試験後の残留歪の測定結果から、導体長手方向に歪が分布していることが観測されている [1]。CS 用導体でも同様の歪分布が生じる可能性があるため、通電試験前後で歪を測定する必要がある。TF 導体では、ジャケットが 2mm の薄肉であるため、ジャケット上に貼り付けた歪ゲージを用いて、ジャケットの切断により解放される歪を測定している。CS 用導体では、ジャケットが厚肉であるため、観測される歪は TF 導体の 1/5 の 130ppm 程度と予測され、これまでの方法を適用することが困難である。また、これまでの方法は間接的な測定であり、より詳細な知見を得るためには、超伝導体の歪を直接測定することが重要であると

考えられる。そこで、大強度陽子加速器施設 (J-PARC) に設置された工学材料回折装置「匠」を用いた中性子回折を 3.6m 長の試験サンプルの歪測定に適用し、超伝導体の歪を直接測定することを検討している。

4. まとめ

以上より、製作する試験サンプルについて、SULTAN を用いた T_{CS} 測定を実施し、中性子回折による歪測定を行うことで、実機コイルを模擬した CS 用導体の導体性能が実証されることが期待される。

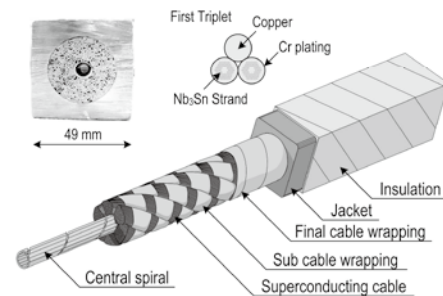


Fig. 1 Schematics of the ITER CS conductor

Table 1 Specification of the ITER CS conductor

Nb ₃ Sn strand	Diameter	0.83 mm
	Cu/no-Cu	1.0
	J _c @12T, 4.2K	> 900 A/mm ²
Cable	Cabling pattern	(2SC+1Cu)x3x4x4x6
	Twist pitch	45/85/125/250/450 mm
	Central spiral diameter	9 mm (outer), 7 mm (inner)
Conductor	Outer dimension	49 mm x 49 mm
	Cable diameter	32.6 mm
	Void fraction	33.1%
	Operating current	40.0 kA (IM), 45.0 kA (EOB)
	Nominal peak field	13.0 T (IM), 12.6 T (EOB)
	Operating temperature	4.7 K
	Current sharing temperature	5.4 K

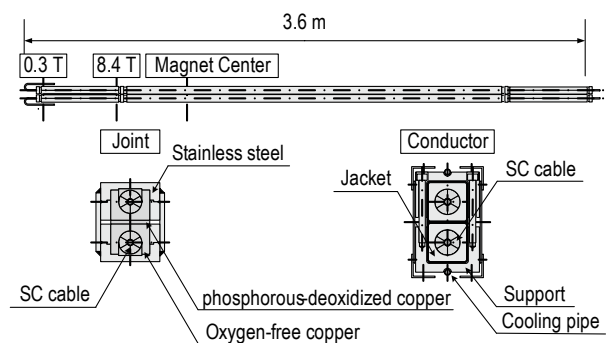


Fig. 2 Schematics of the SULTAN sample

参考文献

- [1] K. Matsui et al., "Test results of the third Japanese SULTAN sample", in Proc. of ASC2008, submitted for publication.

ITER 用 Nb₃Sn 素線の曲げ歪印加時の断面観察 Microstructural observation of ITER Nb₃Sn strand under bend strain

伴野 信哉, 竹内 孝夫 (物質・材料研究機構)

小泉 徳潔, 奥野 清 (原子力機構)

BANNON, TAKEUCHI T (NIMS); KOIZUMI N, OKUNO K (JAEA)

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

1. はじめに

ITER Nb₃Sn モデル・コイルの試験の結果から、素線の臨界電流特性の劣化が確認され、その原因として、素線の局所的な曲げ歪みの影響が考えられている。曲げに対する古典的な解析モデルでは、マトリクスの横断抵抗に応じて、低抵抗モデルと高抵抗モデルの2つの極限状態が提案されており、そのモデルによって I_c-曲げ歪みを説明する試みが為されている[1]。これらのモデルは端的に言えば、断面内の歪み状態に応じて、電流がマトリクスを介して迂回できるかできないかを表している。

これまでに得られた Nb₃Sn 素線の I_c-曲げ歪み結果は、どちらかという低抵抗モデルに近い特性を示しており、回路モデルを用いた数値解析によってもその傾向が示されている。しかしながら、その場合マトリクスの横断抵抗率は銅ブロンズの抵抗率よりも遥かに小さい値でなければならず、現実的には考えにくい。

特性に影響を与えるその他の要因として考えられるのは、フィラメント間の結合と、曲げ印加時のクラックの発生状態である。フィラメント結合は、横断抵抗を著しく低下させる可能性があり、クラックの発生は急激な I_c の低下をもたらすので、見かけ上、これらの現象の組み合わせで低抵抗モデルに近い現象が現れている可能性もある。そこで本研究では、ITER 用に作製された種々の Nb₃Sn 素線の断面 SEM 観察を行い、断面構成やフィラメントの結合状況、クラック発生を観察した。

2. 実験方法

線材は、ブロンズ法線材(sample A)、ブロンズ法線材(B)、ブロンズ法線材(C)、内部スズ(Internal-Tin)法線材(D)の4種類である。線径はいずれもφ0.82mmである。各試料の断面図を Fig. 1 に示す。サンプルの曲げ歪み印加は、できるだけ正確に行えるように、プログラミングされたワイヤーカッターで指定の曲率にカットされた治具を用意し、それに挟み込むことで行った (Fig. 1)。次にこの固定治具を、線材径の約半分が削り取られるまで研磨し、最終的に 0.04μm のコロイダルシリカ懸濁液で精密研磨した。断面観察は FESEM を用いて行った。

3. 結果と考察

Table 1 に、曲げ歪みに対する各線材のクラック発生状況をまとめた。明らかに研磨によるクラックと思われるものは除いている。また Fig. 3 に各線材のクラックの様子を示す。観察の結果、4 種類の線材のうち、ブロンズ法線材、中でも比較的 A 線材が曲げ印加時のクラック発生に対して割と強い耐性があることが分かった。一方、内部スズ法線材は、非常に脆く、0.27%の曲げ歪みでも僅かながらクラックが確認された。クラックの発生は、フィラメントが反応の結果結合してしまっているところ、あるいはボイドの周りで多く、圧縮側でもそうした所に極たまにクラック

クが観察された。また A 線材および C 線材では、B 線材に比べてフィラメントの結合箇所が多数見受けられた。これは Fig. 1 でも分かるように、A および C 線材ではサブバンドル内でフィラメント同士が非常に接近していることが原因と考えられる。磁化測定によると、A 線材の磁化は、B 線材に比べて明らかに大きかった。これは、フィラメント結合を示す証拠と思われる。

Table 1. Result of crack formation under bending

ε _{bend}	A(bronze)		B(bronze)		C(bronze)		D(IT)	
	Out	In	Out	In	Out	In	Out	In
0.27%							-	△
0.32%					-	△	△	△
0.37%	-	-	-	△	△	△	×	×
0.51%	△	×	-	×	△	×		
1.02%	-	×	-	×				
2.05%	△	×	×					

* ×××: Many cracks, ×: Some cracks, △: Few cracks, -: No crack

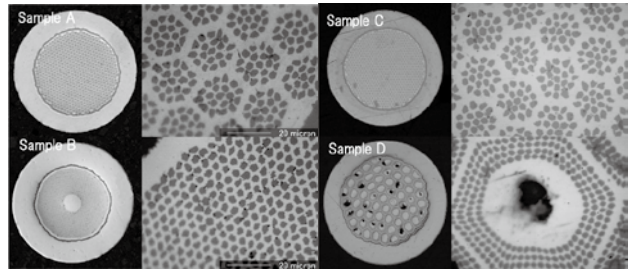


Fig. 1. Cross-section of each sample.

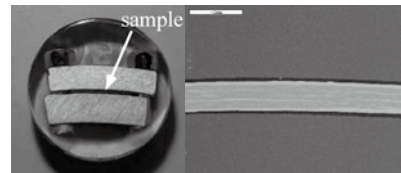


Fig. 2. Clamp fixture for bending.

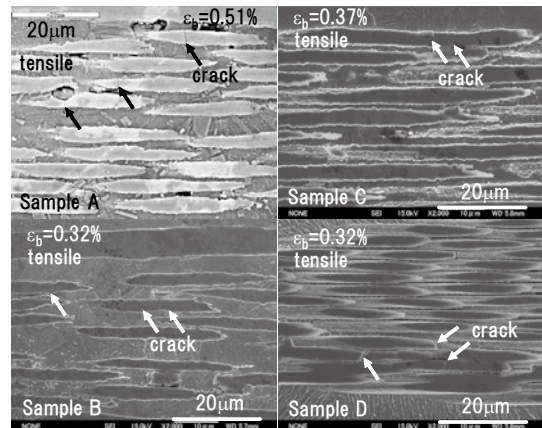


Fig. 3. Cracks observed under bending for each sample.

[1] N. Koizumi, T. Isono et al., "Development of large current superconductors using high performance Nb₃Sn strand for ITER", Physica C, vol. 463-465, pp. 1319-1326, 2007.

Ta バリアをもつMgB₂線を用いた小パルスコイルの試作 Test of small pulse coil using Ta barrier MgB₂ wire

田中 和英、船木 和夫、中尾 彰浩、久保 輝朗、柁川 一弘、岩熊 成卓(九大);
岡田 道哉(日立); 熊倉 浩明(物材機構); 林 秀美(九州電力); 三戸 利行(核融合研)

TANAKA Kazuhide, FUNAKI Kazuo, NAKAO Akihiro, Kubo Teruaki, KAJIKAWA Kazuhiro,
IWAKUMA Masataka (Kyushu Univ.); OKADA Michiya (Hitachi Ltd); KUMAKURA Hiroaki (NIMS);
HAYASHI Hidemi (Kyushu Electric Co., Inc.); MITO Toshiyuki (NIFS)
E-mail: tanaka.kazuhide@hitachi-cable.co.jp

1. はじめに

MgB₂超電導体は、金属系超電導体では最も高い39Kの臨界温度を有する。また、比較的簡略な工程で線材化できることから、電流容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。我々は、液体水素温度までの温度領域において交流環境下で使用できるMgB₂線の開発を目指して、多方面からの特性評価[1], [2]を行ってきた。本研究では、交流ロスの低減を念頭において、TaバリアCuNi合金シースのMgB₂多芯線を作製し、それを用いたソレノイドコイルを試作した。そして、伝導冷却下で各種通電特性を評価した。

2. 実験方法

線材の作製は、in-situ/PIT法により行った。原料粉末は、Mg粉末、アモルファスB粉末である。両者を一度にボールミル混合した後、CuNi(外周)/Ta(内周)複合管に充填した。所望の径まで伸線した後、再度、Fig. 1の断面構成となるようにCuNi管に組込み、伸線を行った。なお、中央部にはCuを組込んだ。そして、最終的に線径0.78mm、長さ約70mの6芯線を得た。線材の横断面をFig. 1に示す。コア比は9%、ツイストピッチは50mmである。

得られた線材のうち58m長を用いて、ソレノイドコイルを作製した。Fig. 1にコイルの外観と仕様を示す。巻きボbinはAlN製を使用した。コイルサイズは、内径35mm、外径51mm、高さ48mmである。巻線したコイルは、600℃、1時間 (Arガスフロー中)の熱処理を実施した後、エポキシ樹脂で含浸補強した。

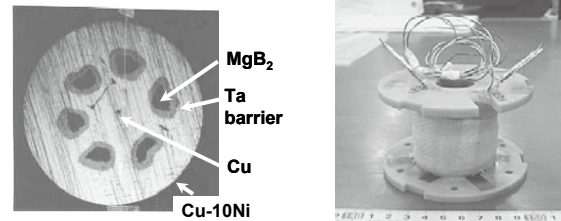
短尺及びコイルのI_cは、直流四端子法を用いて測定した。コイルのI_cを測定する際の温度は、Heガスの流量とヒーター量をコントロールすることにより変化させた。温度センサーはコイルに合計3個設置した。

3. 結果及び考察

Fig. 2に温度を13~30Kまで変化させたときの外部磁場と作製したコイルの自己磁場の関係を示す。13Kにおいて、短尺特性から見積もられるコイルの発生磁場は0.7Tであり、今回の結果は約40%の性能に留まった。

原因は現在調査中であるが、Taバリア層が伸線加工中に一部破損し、シースに含有されるCuと粉末のMgが熱処理時に反応し、化合物が生成したためと考えられる。

コイルのI_cを超える電流を5分間連続通電したときの電圧発生状況や、三角波をパルス的に与えたときのコイル安定性については当日発表する。



Conductor	CuNi sheathed Ta-barrier MgB ₂ wire	
Wire	Diameter	0.78 mm
	Length	58 m
	Filament	6
Coil	Inner Diameter	35 mm
	Outer Diameter	51 mm
	Height	48 mm
	Turn	399
	Inductance	3.66 mH
	Coil constant	0.0082 T/A
Insulator	T-glass	

Fig.1 Specifications of the CuNi sheathed Ta-barrier 6-filaments MgB₂ wire and present coil.

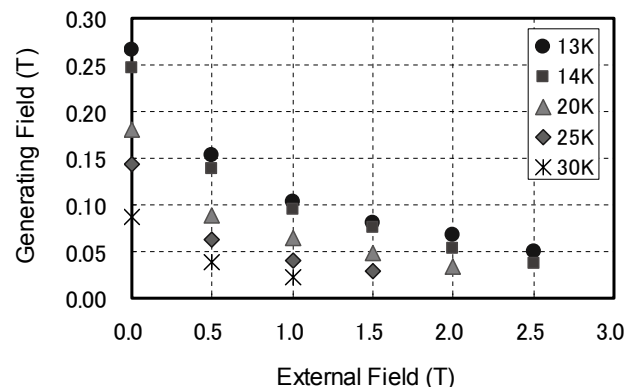


Fig. 2 Relationship between the external field and magnetic field generated by the present coil.

謝辞

本研究は、科研費基盤研究(A)「電力装置用導体を目指したMgB₂新線材技術開発」(16206032)の支援の下に実施した。

参考文献

- [1] K. Funaki, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) P.58
[2] K. Tanaka, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) P.84

液体窒素中で動作する Bi-2223 超伝導マグネットの改良

Improvement of Bi-2223 Superconducting Magnet working in Liquid Nitrogen

小田部 荘司, 根本 慎司, 木内 勝, 松下 照男 (九工大);
林 敏広, 藤野 剛三 (住友電工); 倪宝荣 (福工大)

OTABE Edmund Soji, NEMOTO Shinji, KIUCHI Masaru, MATSUSHITA Teruo (Kyushu Inst. of Tech.);

HAYASHI Toshihiro, FUJINO Kousou (Sumitomo Electric Ind.);

NI Baorong (Fukuoka Inst. of Tech.)

E-mail: otabe@cse.kyutech.ac.jp

はじめに

これまで、CT-OP(ConTrolled Over Pres-sure) 法により作製された Bi-2223 銀シーステープを用いて、酸化物超伝導マグネットを設計製作し、その特性を液体窒素中およびサブクール液体窒素中で評価した¹⁾²⁾。その結果 77K で 0.40T、65K で 0.78T を発生させることができることを確かめた。Bi-2223 銀シーステープはテープに垂直に磁界が印加すると臨界電流密度特性が急激に劣化する。したがって、テープに垂直な磁界成分が印加しないように工夫すること、および垂直磁界中での臨界電流を向上させることにより、マグネットの中心最大磁界を向上させることができると考えられる。本研究ではこのような手法を用いたマグネットの改良について報告する。

解析および実験結果

マグネットは 10 個のダブルパンケーキコイルを接続した構成である。ソレノイドマグネットに比べて、上下のパンケーキコイルをより高性能なものに替えることにより、マグネット全体の性能を向上させること、また修理が可能なことなどのメリットがある。最初に Fig. 1(a) に示すように、鉄プレートをマグネットの上下に装着することを考える。これにより、磁束線は鉄部に引き寄せられて、マグネット上下部でのテープに垂直な磁界成分を低減できることが期待される。有限要素法 (FEM) による解析結果から、中心最大磁界を予測すると、0.43T となり、7% の向上がある。実際に鉄プレートを装着して実験したところ 0.43T の中心最大磁界を得た。したがって、鉄プレートの装着が有効であることが分かった。

次に、マグネットの上下部でテープの重ね巻きをして臨界電流を向上させることについて検討した。Fig. 1(b) に示すように、現在のマグネットの上下部にさらに 2 つずつのパンケーキコイルを増設する。このコイルでは 77K 自己磁界での臨界電流が 165A のテープを 2 枚重ね巻きをして作製する。このことにより使用するテープの長さは増えるが、垂直磁界下での臨界電流を 2 倍にすることができる。Fig. 2 に垂直磁界中での臨界電流特性とマグネットのロードラインを示す。これによりマグネットの特性が向上して、0.68T の中心最大磁界を得ることができると予想できる。さらに鉄プレートを Fig. 1(c) のように挿入することにより、垂直磁界成分を小さくし、0.82T の中心最大磁界を得ることができると予想できた。

まとめ

今回、鉄プレートを装着することと、マグネット上下部の臨界電流を向上させることが、マグネットの中心最大磁界の向上に有効であることを示した。鉄プレートの形状や位置についてはさらに最適化できると考えられ、このことについては当日発表する。

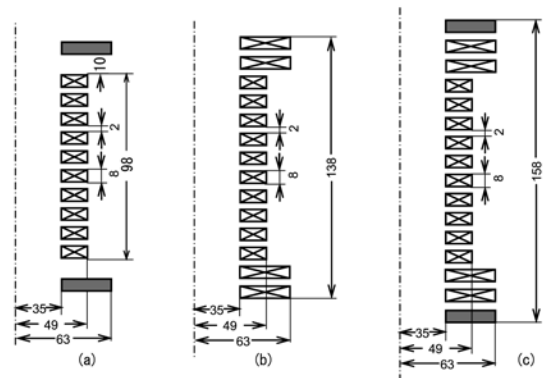


Fig. 1: Cross section of improved coils. (a) iron plates at top and bottom, (b) enhancement of I_c at top and bottom, (c) iron plates at top and bottom.

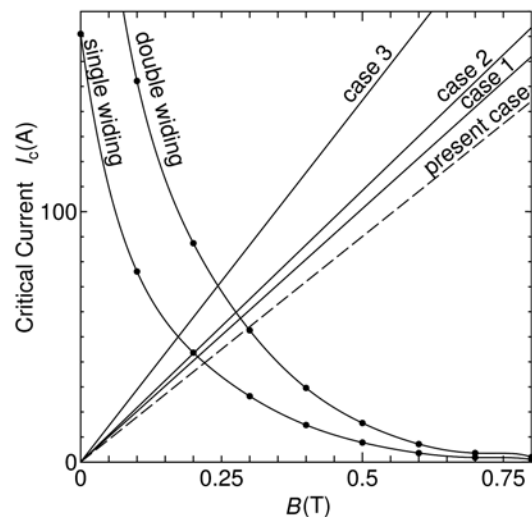


Fig. 2: Load lines of the improved magnets at 77.3 K.

参考文献

- 1) E.S. Otabe *et al.*, Abstracts of CSJ Conference 77 (2007) 225.
- 2) E.S. Otabe *et al.*, Abstracts of CSJ Conference 78 (2008) 171.

メタルジャケット付き BSCCO2223 ケーブルのバットジョイントの性能評価

Butt Joint Performance of BSCCO 2223 Cable using Metal Jacket

坂下 武志, 伊藤 悟, 橋爪 秀利(東北大・量子); 西島 元(東北大・金研)
 SAKASHITA Takeshi, ITO Satoshi, HASHIZUME Hidetoshi (QSE, Tohoku University)
 NISHIJIMA Gen (IMR, Tohoku University)
 E-mail: tsaka@karma.qse.tohoku.ac.jp

1. はじめに

核融合炉の建設費、運転費および補修費を削減するための一つの方法として超伝導コイルを分割し着脱可能とする分割型超伝導マグネットが提案されている。分割型超伝導マグネットの実現により、ワインドアンドリアクト法に必要な焼結炉の縮小や、移送の簡易化、またマグネットの破損した部分のみの補修が可能となる。これまで、BSCCO 2223 テープを 10 枚積層したケーブルを用いて機械的バットジョイントの評価が進められてきた[1]。

昨年度は銅ジャケット付きの BSCCO 2223 ケーブルを用い接合面に銀メッキ処理、銀箔の挿入およびインジウム箔の挿入等の処理を施して接合試験を行った。その結果、接合面処理にインジウム箔を用いた場合が最も優れた性能を示すことが判明した。しかしながら、実験後インジウム箔が超伝導体内部に拡散し、インジウム箔を取り除くことが困難であった。そのため、ケーブルを再着脱可能とするためには接合面保護が必要と考えられる。そこで本発表では接合面保護として銀メッキ処理を施し、その後インジウム箔を用いて接合した場合の接合性能の結果を報告する。

2. 実験体系

Fig. 1 に実験に使用した銅ジャケット付きの BSCCO 2223 ケーブルの写真と概念図を示す。このケーブルは、凹型の銅枠中に BSCCO 2223 テープを 10 枚積層しはんだで含浸し、凸型の銅蓋をかぶせ固定して製作したものである。接合面はケーブルの長手方向に対し、45°の角度を持って傾いており、粒径 3 μ m のアルミナによる研磨処理を行った後、厚さ約 5 μ m の銀メッキを施した。接合に用いたインジウム箔の厚さは 300 μ m とし、接合面に挿入した場合と溶かして接合した場合についてそれぞれ実験を行った。電流は 0A から 500A まで変化させ、接合応力はケーブルの垂直方向から SUS304 製のロッドで接合部を押さえることで付加し、およそ 20MPa から 120MPa まで変化させた。電流、接合応力および接合抵抗の関係をそれぞれの接合面処理の場合に対して評価した。

3. 結果と考察

Fig. 3 に接合面にインジウム箔を挿入した場合とインジウム箔を溶かして接合した場合の応力-抵抗特性を示す。0A と 500A のときの接合抵抗の差が 0.1 $\mu\Omega$ 以下であったため代表として 300A の場合についてのみ示す。図よりインジウム箔を挿入した場合の接合抵抗が約 3 $\mu\Omega$ であるのに対して、インジウムを溶かした場合は約 1.8 $\mu\Omega$ であった。またインジウム箔を挿入した場合のほうが接合応力の増加によって接合抵抗の低下する割合が大きいことがわかる。これはインジウム箔を挿入しただけでは接合応力が小さいときに接合面とインジウム箔が十分接触しておらず、接合応力を増すことでインジウム箔がつぶれ接触面積が増加するためと考えられる。

試験後の接合面を観察すると、インジウム箔を溶かした場合は接合面のうち超伝導面より銅面のほうにインジウムが付着していることが確認できた。すなわち、接合部で超伝導面を介さずに電流が流れていた可能性があり、インジウムを接合面全体に付着させることができればさらに接合抵抗を低減させることができると考えられる。超伝導体面が溶かしたインジ

ウムをはじく原因として、超伝導体面の濡れ性が銅面より低いことなどが考えられる。しかしながら接合面全体に銀メッキを施していることなどから詳細については不明である。また、インジウム箔を挿入した場合、溶かして接合した場合のいずれの場合であっても接合面を研磨することでインジウムを取り外すことが可能であった。このことから、銀メッキによる接合面の保護が有効であることが確認できた。

4. おわりに

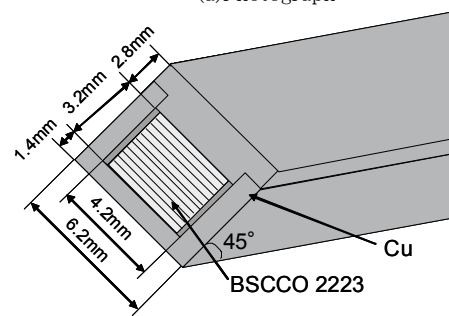
銀メッキを施した後にインジウム箔を用いることで、接合面を保護しつつ比較的低い接合抵抗を得られることが確認できた。しかしながら、超伝導体面で溶かしたインジウムをはじく等の問題があるため、今後は銀メッキ以外の接合面処理を施し、さらに最適化された接合法を模索していく予定である。

参考文献

1. S. Ito, et al.: Fusion Engineering and Design, Vol. 81 (2006) p.2527



(a) Photograph



(b) Systematic Diagram

Fig.2 BSCCO2223 Cable with Cu Jacket

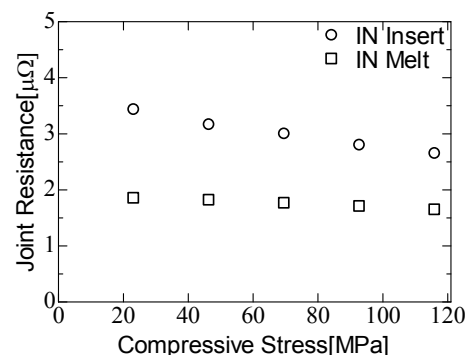


Fig.3 Comparison of Stress-Resistance Characteristic

Bi2223/Ag 導体による電流リードの低損失化

Loss reduction of current leads using Bi2223/Ag tape conductors

古瀬 充穂, 我妻 洸, 淵野 修一郎(産総研)

FURUSE Mitsuho, AGATSUMA Koh, FUCHINO Shuichiro (AIST)

E-mail: m.furuse@aist.go.jp

1. はじめに

著者らは、室温から液体窒素温度までの電流リードの損失を液体窒素の蒸発量で測定する装置を製作し、様々な金属材料製電流リードの損失の測定を行ってきた[1,2]。測定の結果から、各種材料の室温～液体窒素温度における平均ローレンツ数を計算し、これが電流リードとしての良い性能指標になることを示した。試験した試料の中で最も平均ローレンツ数が小さかったのは、市販の Bi2223/Ag であった。これは、電流が銀合金に埋め込まれた Bi2223 へ臨界温度以下で転流し、分流開始温度以下でジュール損失が無くなったためと考えられる。しかし臨界温度以上では超電導体は用を為さず、かえって定格電流を低下させてしまう。そこで今回、無酸素銅製電流リードの低温端に Bi2223/Ag 導体をはんだ付けし、損失を測定した。その結果、わずかながら低損失化が可能であることが実験的に示された。

2. 各種材料製電流リードの損失評価

各種材料で試作したテストリードに直流電流を通電し、低温端に流入する熱量(以下、損失)を液体窒素の蒸発量で測定した。詳細は参考文献[1,2]を参照願いたい。平均ローレンツ数 L_a と計測された損失 Q_c の関係は、

$$Q_c = I_r \sqrt{L_a} \frac{T_h - T_l \cos \delta}{\sin \delta}, \quad \delta = I_r \frac{\sqrt{L_a}}{k_a} \frac{l}{S} \quad (1)$$

で与えられる。高温端温度 T_h が室温になる通電電流(定格電流) I_r 、低温端温度 T_l 、リード断面積 S 、長さ l (=0.5m)、別途測定した平均熱伝導率 k_a を(1)式に代入し、数値解析により L_a を求めた。結果を表 1 に示す。

断面最適設計した電流リードの損失は、平均ローレンツ数 L_a の平方根に比例する[1,2]。よって常時大電流を通電する機器用の電流リードには、 L_a が小さい材料を選択したい。非連続通電で、無通電時の熱侵入を抑えたいのであれば、熱伝導率が小さい真鍮が候補となる。

住友電工製の DI-BSCCO®(Bi2223/Ag)を 10 本束ねて作製した電流リードの L_a が最も小さかった。しかし、断面積あたりの定格電流 I_r は無酸素銅製電流リードの約 2/3 であった。これは、臨界温度以上での実効断面積が狭いためと考えられる。

Table 1 Average Lorenz numbers and average thermal conductivities of test leads

Material	Average Lorenz number L_a (W/Ω·K ²)	Average thermal conductivity k_a (W/m·K)
Copper, Oxygen-free, purity 99.99%	2.19×10^{-8}	464
Copper, Electrical tough pitch, purity 99.9%	2.30×10^{-8}	436
Silver, purity 99.99%	2.10×10^{-8}	481
Bi2223/Ag ^a	2.07×10^{-8}	254
Brass, Cu-10%Zn	2.62×10^{-8}	168
Brass, Cu-30%Zn	2.78×10^{-8}	89
Bronze, Cu-10%Sn	2.71×10^{-8}	50

^a 10 tape conductors are bound by copper wire. Conductors are manufactured by Sumitomo Electric Industries Ltd., $I_c = 140$ A at self-field per conductor.

3. Bi2223/Ag 導体を貼り付けた無酸素銅電流リードの損失

そこで直径 5mm の無酸素銅電流リードの低温端側に長さ 10cm の Bi2223/Ag 導体3本を導線で縛り、はんだ付けしたテストリードを作製した。無酸素銅電流リードの通電時の長手方向の温度分布を数値解析により求めると、Bi2223 の臨界温度である約 110K になる位置は低温端からおおよそ 5cm であるので、少し余裕を持たせた設計である。損失測定から求めた平均ローレンツ数 L_a を表 2 に示す。無垢の無酸素銅製リードに比べて、平均ローレンツ数が約 5%低下した。損失の低減だけでなく、定格電流の向上効果もみられた。

Table 2 Average Lorenz Number of Bi2223/Ag soldered oxygen free copper leads.

Material	Average Lorenz number L_a (W/Ω·K ²)	Average thermal conductivity k_a (W/m·K)
Bi2223/Ag soldered oxygen free copper	2.09×10^{-8}	464

4. Bi2223/Ag 貼付による損失低減効果

図 1 は、リード材料の抵抗率の温度依存性を示したグラフである。実線は表1の無酸素銅の L_a と k_a の測定結果から、 $L_a = k_a \rho / T$ の関係式より求めた抵抗率 ρ である。抵抗率 ρ は温度に正比例すると仮定している。Bi2223/Ag 導体を3枚貼り付けたリードの分流開始温度は約 100K と計算でき、それ以下で抵抗率が 0 になると仮定したのが図 1 の点線である。破線は、その下の面積が網掛け部の面積と等しくなるように引いたもので、これが Bi2223/Ag 導体を貼り付けた時の見かけの抵抗率と考えることができる。その傾きと熱伝導率 k_a から L_a を計算すると、 $L_a = 2.06 \times 10^{-8}$ W/Ω·K² であった。表 2 の計測結果との差異は、Bi2223/Ag と無酸素銅棒との間の接触抵抗によるものと思われる。市販の Bi2223/Ag テープ導体をはんだ付けするだけで、わずかではあるが電流リードの低損失化が可能であることを実験的に示すことができた。

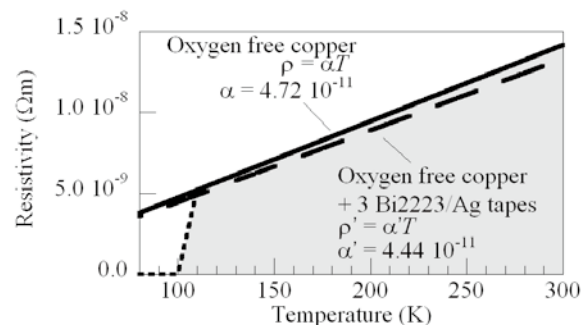


Fig.1 Temperature dependence of resistivity of oxygen free copper leads and Bi2223/Ag soldered leads

参考文献

1. M. Furuse, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.90
2. M. Furuse, et al.: Evaluation of loss of current leads for HTS power apparatuses, presented at ACASC2007, to be published in Cryogenics

超伝導磁気レンズを使用した強磁場発生装置 High-field superconducting magnet system using magnetic lens

木吉 司, 崔 世鎔, 内田 公, 松本 真治(NIMS)

KIYOSHI Tsukasa, CHOI Seyong, UCHIDA Akira, MATSUMOTO Shinji (NIMS)

E-mail: kiyoshi.tsukasa@nims.go.jp

1. はじめに

周回電流を抑制するようにスリットを入れ、中心部で側面が囲む面積を狭めることで、中空のバルク超伝導円筒内での磁束濃縮が可能である。この磁気レンズ効果は実験で検証されており、液体ヘリウム中では 2 T の外部磁場印加で 5.65 T を発生できることを確認した。NbTi コイルとこの磁気レンズを組み合わせることで、NbTi コイル単独では困難であった 10 T 以上の磁場を小型の装置で発生することが期待できる。

2. 超伝導磁気レンズ

磁束の局在化に強磁性体や高透磁率材料が使用されるが、超伝導マグネットの場合、発生する磁場が強磁性体の飽和磁束密度を超えることが多いため、効果は限定される。我々は磁束を集中する新しい手法として、超伝導磁気レンズを提案している[1]。

バルク超伝導体に代表される面内または体積内を電流が自由に流れる超伝導体を筒状に配置し、周回する電流回路ができないようにスリット等を挿入する。超伝導状態で外部磁場を印加すると、内側面が囲む狭小部の磁束密度を増加することができる。これが超伝導磁気レンズの原理である。

3. バルク超伝導体を使用した超伝導磁気レンズ

超伝導磁気レンズの効果は、Fig. 1 に示した内側をすり鉢状にくり抜き 2 分割した GdBaCuO バルク超伝導体を組み合わせた場合について実験的に確認されている[2]。図に示したように液体ヘリウム中では、外部の磁石を中心磁場 2 T に相当する電流値まで励磁することで、磁気レンズ中心部の磁束密度は 5.65 T まで濃縮されている。

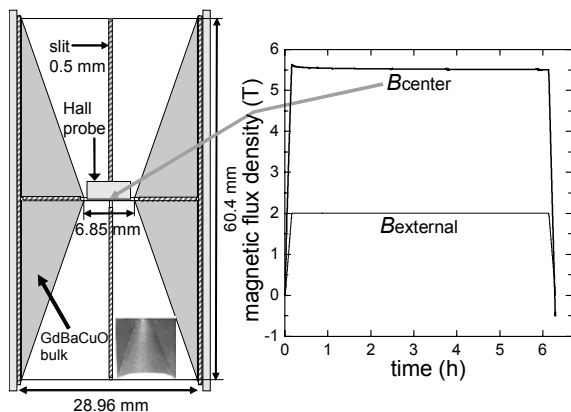


Fig.1 A schematic cross-sectional view of a magnetic lens and its behavior in external field.

4. 超伝導磁気レンズを使用した強磁場発生装置

バルク超伝導体を磁気レンズとして使用する場合、前もって着磁することも可能であるが、外部磁場を発生するコイルと励磁電源を組み合わせると、捕捉した磁束を維持するために常時超伝導状態を保つ手間から免れることができる。またバルク超伝導体を意図的に分割する必要があるため、逆に小型

のバルク超伝導体を組み合わせて大型の超伝導磁気レンズを作製することが可能である。

Fig. 2 に NbTi コイルと磁気レンズを組み合わせた強磁場発生装置の概念設計を示す。本装置は小型冷凍機での伝導冷却を想定し、室温ボア直径は 10 mm である。

磁気レンズは、内径 20 mm、外径 60 mm で、市販の GaBaCuO バルク超伝導体を 2 個積層することを想定している。内径側高さ 20 mm、外径側高さ 80 mm となるようにすり鉢状に加工し、スリットを設ける。

NbTi コイルは内径 100 mm、外径 160 mm、高さ 220 mm で、絶縁径 0.541 mm、銅比 1.3 の線材 (7 T の臨界電流 150 A) を想定している。

組み合わせて NbTi コイルを励磁した場合の磁束密度の分布を有限要素法で求めた。磁気レンズはスリット幅無限小として比透磁率 1×10^{-4} を仮定した。NbTi コイルの通電電流 52.3 A で、コイル最大経験磁場 7.19 T、磁気レンズ中心磁場 15.2 T が得られた。この検討は、

- ・外部磁場の増加に伴い磁気レンズの増幅率が減少する実験結果を考慮していない。
 - ・バルク超伝導体の臨界電流密度、強度を考慮していない。
- といった問題点を含んでおり、今後の検証が必要であるが、これまでより小型の装置で強磁場を発生できる可能性を示唆する結果となっている。

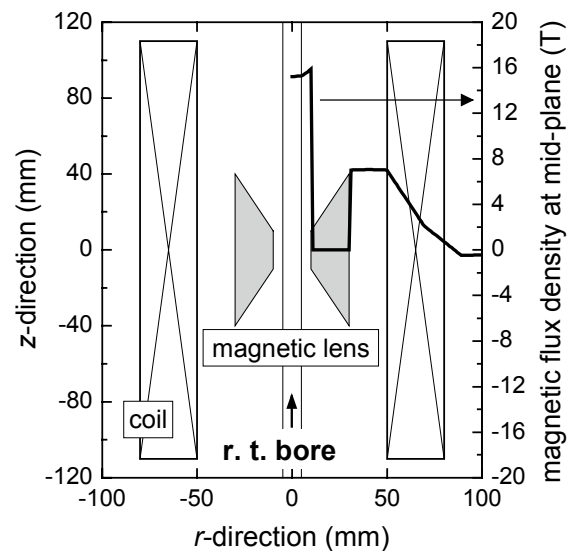


Fig.2 Conceptual design of a high-field superconducting magnet system using a magnetic lens. Magnetic field distribution at the mid-plane is plotted in the figure.

参考文献

1. T. Kiyoshi, et al.: Abstracts of ICMS2007, p.75
2. T. Kiyoshi, et al.: ASC2008, 2LBP03, Chicago, USA, Aug. 17-22 (2008)

LHD型核融合エネルギー炉を想定した大電流Y系HTS導体の開発

Development of large-current REBCO conductor aimed at the LHD-type fusion energy reactor

柳 長門, 高畑 一也, 三戸 利行, 相良 明男 (NIFS); バンサル ゴーラブ (インド・プラズマ研究所); 小川 雄一 (東大); 岩熊 成卓 (九大); 和泉 輝郎, 山田 穰, 塩原 融 (超電導工学研究所), 齊藤 隆 (フジクラ)

YANAGI Nagato, TAKAHATA Kazuya, MITO Toshiyuki, SAGARA Akiyo (NIFS); BANSAL Gourab (Institute for Plasma Research); OGAWA Yu ichi (Univ. of Tokyo); IWAKUMA Masataka (Kyushu Univ.); IZUMI Teruo, YAMADA Yutaka, Shiohara Yuh (SRL-ISTEC), SAITOH Takashi (Fujikura Ltd.)

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

1. 研究の背景と目的

ヘリカル (LHD) 型核融合エネルギー炉 (FFHR) の設計が物理および工学の両面から鋭意進められている [1]。この装置の巨大なヘリカルコイル (大半径 14-18 m、小半径 3-4 m) には、最大経験磁場 13 T において 100 kA 級の導体が要求される。これにどのような超伝導線材を選択し、導体をいかに構成するかは、最も重要な設計課題である。現在の基本案では、 Nb_3Sn あるいは Nb_3Al 線材を用いたケーブル・イン・コンジット導体 (CICC) を選択することが第 1 オプションであり、ITER で開発された技術の延長として設計可能と考えられる [2]。ただし、導体 1 本あたりの冷却長に関する制限から、巻線には複雑な構造が要求される。そこで、第 2 オプションとして、ソリッド導体を用いた間接冷却方式も有力な選択肢となる。このために、 Nb_3Sn 線材の平角撚線を転移させてアルミ合金製ジャケットに収めた構造の導体を開発している [3]。一方、ヘリカル炉の建設を想定できる時期が 10 年以上は先であるため、高温超伝導 (HTS) コイルを採用することも選択肢となり得る (第 3 オプション)。HTS 導体を用いると、間接冷却による限られた冷却条件においても極めて安定なコイルを実現できるとともに、ヘリカルコイルの半ピッチごとに導体を接続し、分割組立することなども原理的に可能となる。そこで、現在、大電流 HTS 導体開発のための基礎研究を立ち上げている [4, 5]。

2. 100 kA 級 HTS 導体の提案と 10 kA 級プロトタイプ導体

FFHR を想定して現在提案している HTS 導体の基本構成としては、ステンレス製のジャケットの中心に Y 系テープ線材を単純に積層し、ホットスポット温度を低減するために安定化銅を両側に配置した構造である [5]。HTS 線材を単純積層すると、線材間に電流分布の不均一が生じることになるが、高い臨界温度と熱容量を有するため安定性は問題にならず、逆に転移構造がないことで機械的に強固な導体になる。特に、HTS 線材を導体中心に薄く配置することで、巻線歪みを十分に小さく抑えることもできる (~0.05% レベル) [5]。また、電流負荷率を高く設定することで、遮蔽電流を含む電流分布の不均一によって発生する不整磁場は、閉じ込め磁場に対して問題のないレベルに抑制できると考えられる。こうした構成の 100 kA 級 HTS 導体を開発することを最終目標として、まずは 10 kA 級のプロトタイプ導体の試験を開始した。最初の試みとして、Bi-2223 テープ線材 (34本) を積層して銅製ジャケットに収めた導体を製作し、温度 20 K、磁場 8 T において臨界電流 10 kA を達成し、原理検証実験として成功した [4]。

次に、今回は、Y 系線材を用いた同等の短尺導体 (約 1 m) を試作し、試験を行った。このサンプルでは、YBCO 線材と GdBCO 線材を各 5 m 長さで、8 枚ずつ積層して使用した。線材幅はともに 10 mm、温度 77 K における臨界電流はそれぞれ、210 A と 190 A である。Y 系線材を積層して用いる場合、ハステロイ基板の抵抗が大きいため、特に短尺サンプルでは電流導入部の横断抵抗が問題となる。そこで、今回のサンプルでは、Y 系線材を端部において階段状にずらして積層し、1 本ずつを別に用意した Bi-2223 線材と半田接続を行うことで、スムーズな電流導入を実現する工夫を行った (Fig. 1)。

3. 10 kA 級 Y 系短尺導体の試験結果

製作した導体サンプルは、最大印加磁場 8 T、磁場空間 100 mm の小型スプリットコイルに装着して特性試験を行った。導体の周囲をエポキシで充填することによって液体ヘリウムから熱絶縁するとともに、導体表面に取り付けたステンレス製ヒータによって温度制御を行った。測定された導体の臨界電流は、20 K、8 T において 15 kA であった (Fig. 2)。これは、線材のデータから磁場分布を考慮して求めた値に近く、導体化による大きな劣化はないものと判断できる。また、導体表面に装着した小型ヒータを用いて安定性マージンを測定したところ、同サイズの液体ヘリウムで冷却された金属系低温超伝導導体をクエンチさせるエネルギーの百倍程度を有していることを確認した。これらの試験結果より、Y 系線材を用いた大電流導体の開発について、まずは良好な見通しを持つことができた。次のステップとしては、電流容量 100 kA 級の短尺導体の試作と通電試験を行うことを考えている。

本研究には、超電導応用基盤技術研究として新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の協力を受けて開発された線材を使用させて頂きました。

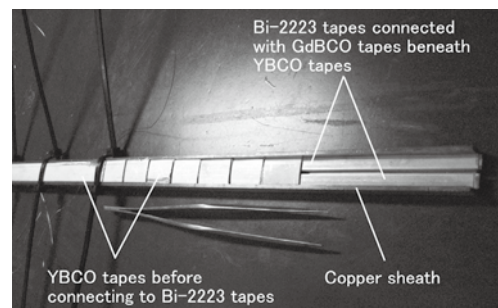


Fig. 1 10 kA-class REBCO conductor during its fabrication.

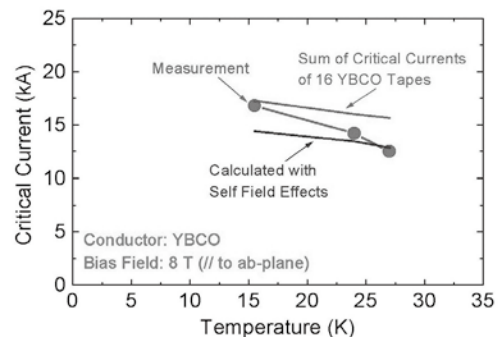


Fig. 2 Critical current as a function of tested temperature.

参考文献

- [1] A. Sagara et al., Fusion Eng. Des. **81** (2006) 2703.
- [2] S. Imagawa et al., presented at IAEA2008.
- [3] K. Takahata et al., Fusion Eng. Des. **82** (2007) 1487.
- [4] G. Bansal et al., IEEE Trans. Appl. SC. **18** (2008) 1151.
- [5] N. Yanagi et al., Abstract of CSJ Conference **78** (2008) 194.

LHD型核融合炉用ヘリカルコイルへのReact & Wind 法の適用可能性の検討 Feasibility Study of React-and-Wind Method to Helical Coil for LHD-type Reactor.

今川 信作, 相良明男 (NIFS)
IMAGAWA Shinsaku, SAGARA Akio (NIFS)
E-mail: imagawa@LHD.nifs.ac.jp

1. はじめに

ヘリカル型核融合炉に必要な超伝導マグネットについて概念検討を進めている。大型ヘリカル装置(LHD)と相似の場合、プラズマ主半径として14-16 mが必要となるが[1], エネルギー閉じ込めがLHDの1.2倍に改善すれば、マグネットの蓄積エネルギーが130 GJ程度の設計が可能となる。このような大型マグネットにケーブル・イン・コンジット(CIC)導体を適用した巻線構造を検討した。

2. ヘリカルコイル巻線構造

CIC導体の利点として約100kAまでの大電流, 高強度, 低い交流損失, および高い冷却安定性が挙げられる。欠点の1つは, 強制冷却を必要とすることであり, 1 mW/cc程度の核発熱に対して必要な冷媒流量を適度な圧力損失で流すためには, 冷却流路長が約500m以下に制限される。LHD型核融合炉FFHR2m2のヘリカルコイルにITER用と同等のCIC導体を採用する場合の主な仕様を表1に示す。このヘリカルコイルの長さはITERのTFコイルの約5倍であるが, ヘリカルコイルのポロイダル回転数に合わせて, 5条巻線を採用することによって冷却流路長を500m以内とすることが可能である。

CIC導体の巻線構造としては, 厚板コンジットの導体を単純に積層する方法と内部支持板の溝に薄板コンジットの導体を巻線する方法が知られている。後者の場合は, 内部支持板の加工・組立が複雑であるが, 電気絶縁物の応力および巻線時の力が低減される利点がある。また, この方式は並列巻線に適しており, 巻線概念図を図1に示す。円形断面導体を採用することができるため, ヘリカルコイル巻線が容易となることが期待できる。

3. React & Wind法の適用可能性

LHD型核融合炉のヘリカルコイルは, 15-17 mの主半径となるために現地巻線が必須である。また, 性能確認試験が建設の最終段階になることから, 製作時の品質管理が特に重要となる。最大経験磁界が12 T程度と見込まれていることから超伝導線材としては Nb_3Sn や Nb_3Al が候補となり, 700°C程度の反応熱処理が必要である。この反応熱処理の温度や雰囲気管理は特に重要であり, 品質管理の観点からはヘリカル形状に巻線する前のポビンに巻いた状態で行うことが望ましい。このReact & Wind法には, 絶縁処理が熱処理後となることから有機系絶縁物を使用できる利点もあるが, 巻線時に加わるひずみを許容値以内に収めることが重要な課題である。図2のように最終形状と同じ半径のポビンで熱処理を行い, 横に巻きほぐしながら(主に振りを加えながら)巻線する方法を検討している。理想的には熱処理時と最終形状の差は0.3%以内のひずみに収まることから, React & Wind法の適用に可能性があると考えている。

4. 今後の予定

塑性加工を行わずに上記の巻線概念が成立するかを試作によって検証するとともに, 振りひずみによるA15系超伝導線材の特性変化を調べる予定である。

参考文献

[1] A. Sagara, S. Imagawa, O. Mitarai, et al., Nuclear Fusion, 45 (2005) pp.258-263.

Table 1. Spec. of the helical coil with CIC conductors.

	FFHR2m2-HC	ITER-TF
Conductor current (kA)	80.7	68.0
Coil centerline length (m)	150.4	34.1
Number of parallel winding	5	1
Max. length of a cooling path (m)	496	390
Maximum field (T)	11.6	11.8
Magnetic energy (GJ)	120	41
Current density of winding (A/mm ²)	26.2	20.3
Cu ratio of strand (-)	1	1
Non-Cu current density (A/mm ²)	350	273.4
Ratio of Cu strands in area (-)	0.330	0.360
Central tube diameter (mm)	12.0	8.0
Void fraction (-)	0.34	0.34
Cable outer diameter (mm)	39.2	40.2
Conduit outer diameter (mm)	42.4	43.4
Number of coils	2	18
Total length of conductor (km)	145	82.2
Total weight of SC strands (ton)	534	351
SC material for HC	Nb ₃ Al	Nb ₃ Sn

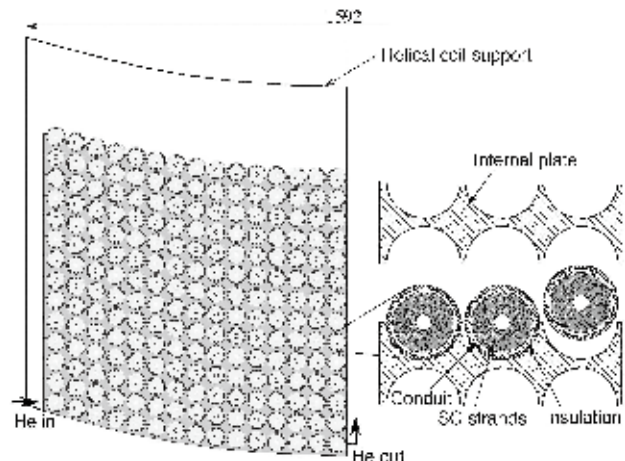


Fig. 1. Concept of helical winding with CIC conductors. The helical coil support is assembled after winding.

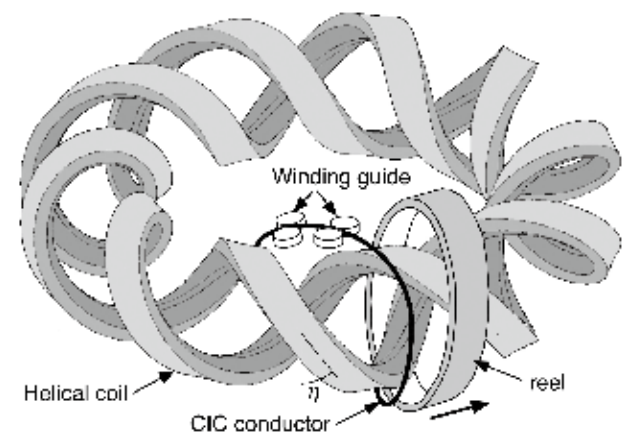


Fig. 2. Concept to wind a helical coil with CIC conductors.

核融合装置用間接冷却型超伝導マグネットの設計研究

Design study of an indirect cooling superconducting magnet for a fusion device

三戸 利行, 高畑一也, 田村仁, 柳長門(NIFS)

MITO Toshiyuki, TAKAHATA Kazuya, TAMURA Hitoshi, NAGATO Yanagi (NIFS);
e-mail: mito@LHD.nifs.ac.jp

1. はじめに

高磁場・高電磁力・高熱負荷にさらされる核融合装置用超伝導マグネットの冷却には、従来、超伝導体を液体ヘリウムで直接冷却する浸漬冷却方式や、超伝導体の内部に超臨界圧ヘリウムを強制循環する強制冷却方式が用いられてきた。浸漬冷却方式には、コイル巻線部の剛性が低く、電気絶縁耐圧が高くとれない等の問題点があり、強制冷却方式には、複数の並列流路に冷媒を分配するヘッダ構造や冷却システムが複雑になる、コイルが大型化すると冷却流路が長くなり、圧力損失が大きくなる等の問題があった。核融合研では、ヘリカル型核融合炉 FFHR の設計研究において、間接冷却方式の超伝導ヘリカルコイルを提案し設計検討を進めている^{(1), (2)}。更に要素技術開発では、間接冷却に適した导体としてアルミニウム合金を被覆した金属化合物系超伝導体の開発研究を実施している⁽³⁾。本発表では、間接冷却型超伝導マグネットのトカマク装置や他分野への応用も視野に入れ、臨界プラズマ条件を達成できる定常球形トカマク(ST)実験装置を設計例とし、超伝導トロイダル磁場(TF)コイルへ同方式を適用した場合の設計検討結果について報告する。

2. 間接冷却型超伝導マグネットの設計検討

今回設計検討した ST 実験装置の TF コイルの寸法及び構成を図1に示す。8個の D 型形状の超伝導コイルで構成され、中心部は半径 0.5 m の円筒部を8個に分割して内側脚を設置するため、内周側のコイル断面形状は図2に示すように扇形となる。巻線部は 4 つの巻線ブロックで構成され、電磁力支持のためのコイルケースで覆われる。各巻線ブロックは 2 層巻した超伝導导体、冷却パネル、その間の電気絶縁層で構成され、冷却パネル内の冷却流路に超臨界圧ヘリウムを循環することにより、コイル巻線部の熱を伝導によって除去する。

励磁時の交流損失を想定し、 100 W/m^3 の発熱が导体部で発生する場合について、超伝導コイル断面内での温度分布解析を境界条件として冷却パネル表面温度を 5 K に固定して行った。コイル内の最大温度は 5.15 K 以下に留まり、間接冷却方式でも十分な冷却が可能であることが示された。プラズマ閉じ込めの観点から TF コイルには可能な範囲で高いコイル電流密度が求められる。このため、导体絶縁を含む超伝導导体部の電流密度として、 40 A/mm^2 (プラズマ中心磁場 $B_p = 1.38 \text{ T}$, コイル内最大磁場 $B_{\text{max}} = 6.4 \text{ T}$) および 60 A/mm^2 ($B_p = 2.07 \text{ T}$, $B_{\text{max}} = 9.6 \text{ T}$) の2通りについて超伝導コイルの成立性について検討した。导体部の電流密度 40 A/mm^2 の場合、コイル内の最大応力は 124 MPa に留まり、アルミニウム合金の 0.2%耐力である 210 MPa 以下となって十分な余裕がある。导体部の電流密度を 60 A/mm^2 とした場合には、最大応力は 279 MPa まで上昇する。しかし、応力は巻線及び导体の角部に集中しており、応力集中箇所には R 部を設ける等の適切な設計の修正によって緩和可能である。次に、コイル電流の遮断時定数を変数として导体のホットスポット温度を計算した。导体の電流密度を 40 A/mm^2 および 60 A/mm^2 とした 2 種類の場合で、それぞれ、18 秒および 8 秒の時定数で電流を遮断することで温度上昇を 150 K 以下とすることができる。

3. まとめと今後の検討課題と

現在の核融合装置用超伝導マグネットで主流となっている強制冷却型超伝導コイルに用いるケーブルインコンジット导体では、数百本の超伝導素線を撚り合わせた撚線を機械的な強度を保つコンジットの中に入れ、撚線間の隙間に超臨界

圧ヘリウムの冷媒を流して导体を内側から冷却している。このため、電流のパスと冷媒の流路は同じ経路を利用することになり、导体長や冷却流路の制限から自由なコイル設計を行うことができない。独立した冷却パネルをコイル巻線内に挿入して导体外側から冷却する間接冷却方式の採用により、電流のパスと冷媒の流路を独立して設計することが可能であり、コイル構造の最適化を図ることができる。更に、导体設計においても导体内に冷媒を流す必要がないため、その空間を安定化材等に有効に活用することができる。また、导体外側からの間接冷却に対応するため、機械的な補強のための导体ジャケット部と撚線部は熱的に良く接触しており、万が一、超伝導コイルがクエンチした場合に导体の温度上昇を抑える保護材としても使用することができる。このため、従来の強制冷却型超伝導コイルよりも高電流密度のコイル設計が可能になることが示された。今後、機械的な強度と熱交換器としての性能を両立させた冷却パネルの構造、複数の冷却パネルと冷凍機を結ぶ冷媒パスの最適化が、高効率で高信頼性の冷却システム構築に必要な不可欠であり、現在検討を進めている。

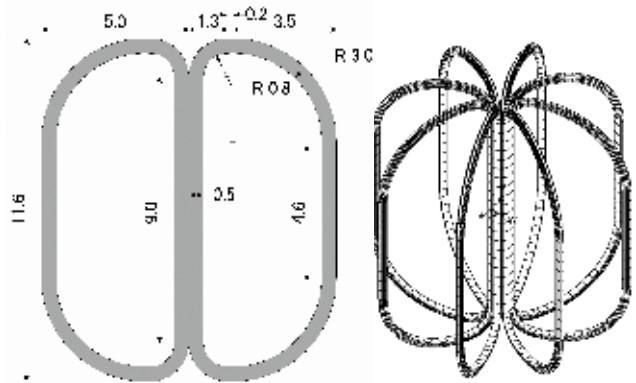


Fig. 1. TF coil dimension and configuration for the ST device.

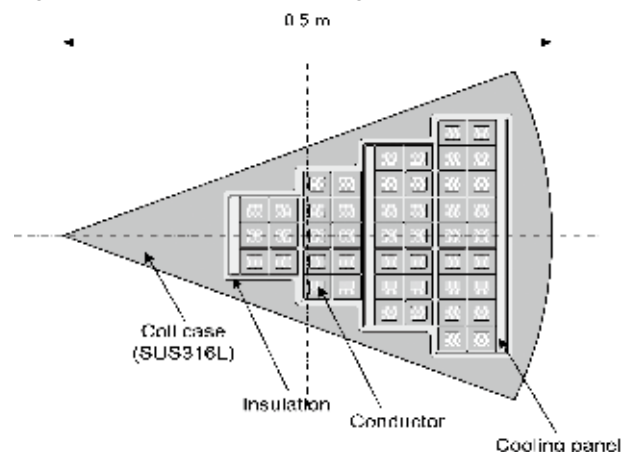


Fig. 2. Cross section of the TF coil by indirect cooling.

参考文献

1. 高畑一也他, 2006 年秋季低温工学超電導学会講演概要集, P.146.
2. 田村仁, 2007 年秋低温工学超電導学会講演概要集, P.137.
3. 高畑一也他, 2007 年春季低温工学超電導学会講演概要集, P.205.

超伝導マグネット材料の中性子照射効果(その2)

Neutron Irradiation Effect on Superconducting Magnet Materials (Part II)

西村 新 (核融合研); 竹内 孝夫 (物材機構); 西嶋 茂宏 (阪大); 四竈 樹男, 西島 元 (東北大);
落合 謙太郎, 小泉 徳潔 (原子力機構);

NISHIMURA Arata (NIFS); TAKEUCHI Takao (NIMS); NISHIJIMA Shigehiro (Osaka Univ.); SHIKAMA Tatsuo, NISHIJIMA Gen (Tohoku Univ.); OCHIAI Kentaro, KOIZUMI Norikiyo (JAEA)

E-mail: nishi-a@nifs.ac.jp

1. はじめに

第一報では、中性子照射した超伝導マグネット材料の照射後試験体制を確立したこと、そして、Nb₃Sn 線材の 14 MeV 中性子照射効果の磁場依存性を世界に先駆けておきらかにしたことなどを報告した。

本報告では、核融合炉用の大型超伝導マグネットを設計、製作することを想定した場合の、中性子工学、原子力工学、超伝導工学、核融合炉工学などの分野間連携の重要性を述べ、中性子照射効果の研究状況を報告する。

2. 分野間連携研究体制

ITER や JT-60SA では、D-T 中性子 (14 MeV) や D-D 中性子 (2.45 MeV) が生成される、いわゆる Burning Plasma が装置設計の目標となっている。原子力発電においても速中粒子が発生するが、それらはいわば水の中に閉じ込められており、主として水環境の中で管理されている。従って、水環境の外に出てくる中性子エネルギーはかなり低い。一方、核融合炉の場合には、ブランケットでほとんどの中粒子は捕捉され、その運動エネルギーは熱エネルギーに変換され、炉外に取り出される。しかし高速中粒子の一部はプラズマ真空容器の壁部分に配置された水の遮蔽層を透過し、また、水の遮蔽層を持たないポート部分から漏れ出し、プラズマ真空容器の外に飛び出す。プラズマ真空容器の外側には熱遮蔽板があり、さらにその外側には超伝導マグネットがある。この空間は断熱のために真空中に保たれており、超伝導マグネットのクライオポンプ効果があるため、真空度はかなり高くなる。核融合炉においては、核融合反応によって発生した一部の中粒子は真空空間に放出され、場所によって到達する中粒子エネルギースペクトルが大きく異なることになる。

このように、超伝導マグネット本体、熱遮蔽板、電流接続部、冷却配管に挿入される電気絶縁管など、すべての超伝導マグネットシステムを構成する機器、装置は中性子照射環境に配置される。中性子照射によって生じる核変換により、ガンマ線などの放射線も放出されるため、これらの構成材料は中粒子線のほかに各種の放射線をも受けることになる。

このような環境で使用される大型超伝導マグネットシステムを設計、製造するためには、低温工学、電気工学はもとより、中粒子工学の理解が不可欠である。また、これまでの多くの実績を有する原子力材料工学の知識も必要である。従って、

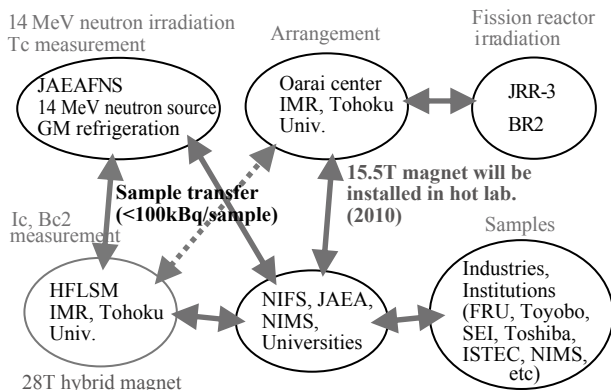


図1 中粒子照射効果研究の分野間連携研究体制

核融合炉用の超伝導マグネットシステムを構築するためには、低温工学、超伝導工学、電気工学、核融合炉工学の分野だけでなく、幅広い研究分野の分野間連携が必要となる。それぞれの分野での研究をより一層深めるとともに、分野間連携により知識や経験の共有を進めることがシステムの構築において非常に重要である。このような分野間連携は超伝導マグネットシステムに限らず、ブランケットシステムやダイバータシステムなど、すべての核融合炉工学分野でその重要性が増している。

新に構築してきた分野間連携研究体制を図 1 に示す。中粒子照射場は日本原子力研究開発機構 (JAEA) の核融合中粒子源施設 (FNS) と研究用原子炉 (JRR-3) である。それ以外にベルギーの研究用原子炉 BR2 も協力していただいている。これらの照射場で照射された試料は FNS もしくは東北大学大洗センターの放射線管理区域で保管され、核種や残留放射線量の測定を行う。東北大学の学内規則に合致していることを確認後、東北大学アルファ放射体の放射線管理区域に移送し、そこで試料ホルダーに放射化した試料を取り付け、28T ハイブリッドマグネットで照射後の超伝導特性を評価する。

核種や残留放射線の測定評価や放射化物の移送、放射化物の超伝導特性評価など、中粒子工学分野の協力は不可欠である。また、放射化特性に関しては原子力工学の知識が必要である。これらの多くの分野の連携協力によって本研究の遂行が可能となっている。

3. 線材の 14 MeV 中粒子照射効果

NbTi, Nb₃Sn, Nb₃Al 線材の 14 MeV 中粒子照射前後の臨界電流の磁場依存性を図 2 に示す。いずれの試料も室温、大気中で $1.78 \times 10^{21} \text{ n/m}^2$ の 14 MeV 中粒子照射を行ったものである。Nb₃Sn 線材では明らかに臨界電流が増加しており、13T 付近で約 1.4 倍になっている。しかし、臨界磁場は 25.5T 程度で照射による明確な変化は認められていない。I_c の増加の要因としてピン止め点の増加とピン止め力の増加が考えられる。照射によるはじき出しの効果であろうと推測される。しかしこのはじき出しの効果は Bc2 を変化させるほどには結晶状態を変化させていない。NbTi や Nb₃Al 線材では、照射前後の変化は認められておらず、このことから I_c の変化は超伝導材料そのものに依存しているものと思われる。

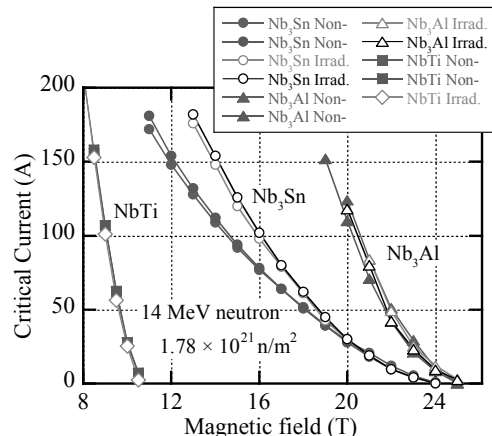


図2 NbTi, Nb₃Sn, Nb₃Al の照射前後の臨界電流の変化

磁気浮上型免震/除振装置における鉛直振動伝達特性に関する基礎研究

Basic Study on Vibration Transmission Characteristics against Vertical Vibration in Magnetic Levitation Type HTS

玉城 佳祐, 佐々木 修平, 谷貝 剛, 津田 理, 濱島 高太郎 (東北大学); 山田 高之, 安井 健治 (奥村組)
 TAMASHIRO Keisuke, SASAKI Syuhei, YAGAI Tsuyoshi, TSUDA Makoto, HAMAJIMA Takataro (Tohoku University);
 YAMADA Takashi, YASUI Kenji (Okumura Corporation)
 E-mail: tamasiro@ecei.tohoku.ac.jp

1. はじめに

日本は地震が多発する地域に位置し, 世界で発生する地震の約二割は日本で起きている。そのため地震による被害を防止することは昔からの課題である。また, 近年ナノ・バイオテクノロジーの発達と共に微細技術が発展し, 求められる除振精度が向上している。

このような振動問題に対応するため, 我々は新しい免震/除振システムを提案した[1]。これは高温超電導体 (HTS) と永久磁石を組み合わせることで, 無制御での安定浮上が可能となる現象に着目した磁気浮上型超電導免震システムである。これまでの研究で, 本システムが理論的には水平方向の振動を完全に除去できることを確認した[2]。しかし, これまでは水平振動に関する検討が中心となり, 鉛直方向振動に対する振動伝達特性の検討は行われていない。そこで本研究では, 超電導免震システムに鉛直方向振動を印加した場合の振動伝達特性について検討した。

2. 実験方法・結果

1. 地震波(低周波)領域における振動伝達特性

今回の実験装置の概略図をFig.1 に示す。加振台にNd-Fe-B 永久磁石を設置し, その上にスペーサ, バルクケース, 負荷の順に載せる。この状態でバルク超電導体(以後バルク体)を冷却しスペーサを取り除いて浮上させる。この状態で永久磁石を振動させ, 永久磁石とバルク体の変位をレーザー変位計で測定し振動伝達率を計算した。なお本試験では永久磁石とバルクケースのギャップを 2mm, 及び 4mm に調整し, 負荷を 0 および 2.2 N, 周波数を 3~5 Hz, 振幅を 3~8 mm とした。その結果, 今回行ったすべての実験条件において, 振動伝達率は 1~1.08 であった。

2. 高周波領域における振動伝達特性の解析

振動発生装置の制約により, 5Hz 以上の鉛直振動を発生できなかったため, 5Hz 以上の振動周波数に対する振動伝達特性は解析的に評価することにした。超電導-永久磁石間のピン止め機構は, ばねとダンパで結合されたモデルで近似できる。これにより固有周波数 f_0 と振動伝達率 Tr を以下のように表せる。

$$f_0 = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k}{M}} \quad (2)$$

$$Tr = \frac{\sqrt{1 + \left(2\zeta \frac{f}{f_0}\right)^2}}{\sqrt{\left(1 - \frac{f^2}{f_0^2}\right)^2 + 1 + \left(2\zeta \frac{f}{f_0}\right)^2}} \quad (3)$$

ここで f , k 及び ζ は振動数, ばね定数, 及び減衰定数である。ここで(3)式の振動伝達率を評価するために Fig.1 のシステムのばね定数 k 及び減衰定数 ζ を以下の方法により測定した。ばね定数は, ロードセルにバルクケースを固定し, ロードセルを

Z-ステージに取り付け, 着磁後にバルクケースを鉛直方向に変位させた時の復元力をロードセルで測定することにより求めた。減衰定数は, 着磁後のバルクケースをハンマーで叩き, その時のインパルス応答から求めた。

得られたばね定数及び減衰係数をもとに計算した, 負荷 0, 2.2 N, ギャップ 2, 4 mm, 振幅 0.5 mm 時の振動伝達率を Fig.2 に示す。これより, ギャップや印加負荷の増加に伴い固有周波数が減少し, 振動伝達率が 1 を下回る周波数領域が広がるのが分かる。しかしばね定数の減少は浮上力の低下に繋がりが好ましくない。そのため使用環境に応じてバルク体の着磁条件を決定する必要がある。

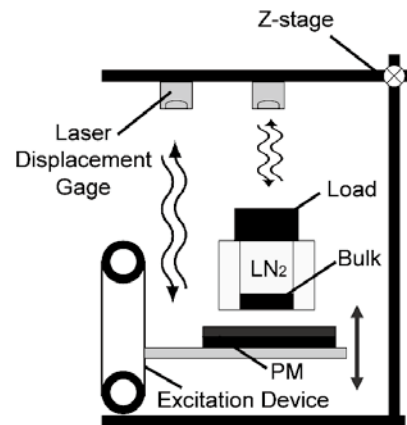


Fig.1 Schematic drawing of an experimental setup for vibration transmission characteristic against a vertical vibration.

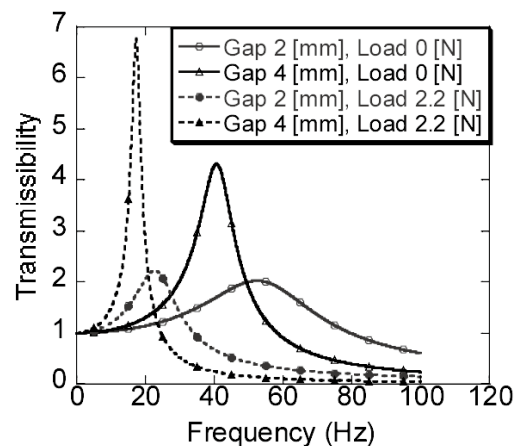


Fig.2 Vertical vibration transmissibility at vibration amplitude of 0.5 mm.

参考文献

1. 小島 哲朗, 川崎 健志, 谷貝 剛, 津田 理, 濱島 高太郎: 2006年度秋季低温工学・超電導学会講演論文集 p. 22
2. M. Tsuda, et al: Abstract of IEE Japan Meeting, ASC-07-22.(2007) p.21-26

超電導コイル磁場中に配置した超電導バルク体に働く電磁力

Electromagnetic force that acts on the bulk superconductor arranged in the magnetic field of superconducting coils

清野 寛, 長嶋 賢 (鉄道総研)

SEINO Hiroshi, NAGASHIMA Ken (Railway Technical Research Institute)

E-mail: seino@rtri.or.jp

1. はじめに

高温超電導バルク体 (HTS バルク) と超電導コイルを組み合わせて、超電導の特徴である高磁場を利用した荷重密度の大きな軸受を開発することを目指している。ロータに直径 60mm, 厚さ 20mm のディスク状の HTS バルク 2 枚を配置し、ステータにカスプ磁場を発生させる超電導コイルを適用した試験用軸受では、静荷重で 10kN を超える浮上支持力を測定し^[1], 5kN のスラスト荷重を付与した状態で 3000rpm の回転試験を行った^[2]。この研究の一環として、超電導コイルの磁場中に配置する HTS バルクの形状および配置を変化させた時の電磁力特性を実験により確認するとともに、磁場解析による電磁力計算から、HTS バルクの状態を考察した。

2. 実験方法

Table 1 に実験に供した超電導磁気軸受を示す。浮上体側の HTS バルクの形状および配置を変更した実験を行った。Fig. 1 に実験の実施状況を示す。HTS バルクを組み込んだデュワーを超電導磁石の室温ポアに挿入し、HTS バルクの中心位置が超電導磁石のコイルに対して所定の位置になるよう、荷重変換器、位置調整用ターンバックルを介して床面に固定する。HTS バルクをゼロフィールドクールした後、超電導磁石の励磁電流とデュワーに働く電磁力 (= 浮上力) を測定した。

Table 1 Properties of SC-bearing for a static load test

Levitation side: HTS-bulk		Ground side: SC-magnet		
HTS -bulk roperties		Magnet propirties: Cusp field, Nb-Ti coils, Dry magnet		
Material: Gd-Ba-Cu-O, LN ₂ cool				
Ring: D _m 20/D _o 60, t20, Disk: D _o 60, t20, Position-1: Z=-20 / Position-2: Z=190				
	Position-1	Position-2	Magnetic flux density (Mz, 100% output)	
	Position-1	Position-2	Position-1	Position-2
CASE 1	2 rings	-	1.6 T	2.3 T
CASE 2	2 disks	-	(Min. 0)	(Min. 1.7)
CASE 3	2 disks	2 rings	(Max. 3)	(Max. 3.1)

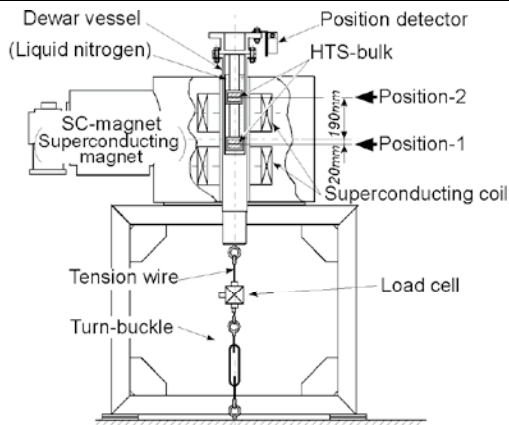


Fig.1 Schematic illustration of a load test (CASE 3)

3. 磁場解析

実験結果の考察を行うために、磁場解析による電磁力計算を実施した。ソルバには 3 次元非線形動磁場解析ソフトウェア ELF/MAGIC を用いた。HTS バルクには、4 本の線分電流によって構成されるループ電流で要素の中心位置の磁場をゼロま

たは指定した値に定義できる要素を適用した。この要素で、バルク体の反磁性効果を評価した。

4. 実験および磁場解析の結果

Fig. 2 に超電導磁石の出力 (定格出力を 100% として基準化) と発生電磁力の関係を示す。Ex. は実験結果, Calc. は HTS バルクを完全反磁性として定義 (要素通過磁場=0) した計算結果である。リング形状 HTS バルク (CASE1) ではコイル出力が 70% を超えたところで実験値と計算値に乖離が見られるものの、CASE1 のコイル出力が低い領域と他のケースでは、実験結果と解析結果がよく一致している。

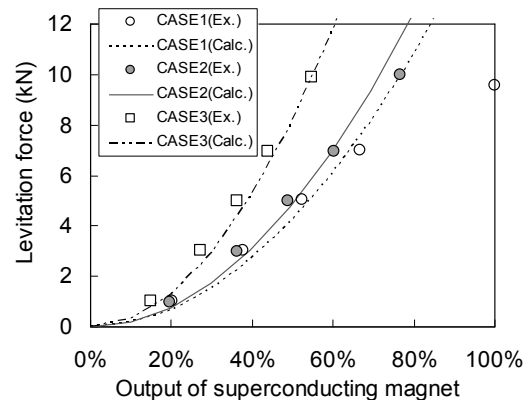


Fig.2 Schematic diagram of rotational test equipment

5. 考察

リング形状では、HTS バルクの置かれた磁場が大きくなるに連れて磁束の侵入が大きくなり、印加磁場の上昇に伴う浮上力の上昇率が低下したことが推測できる。また、他のケースでは、超電導コイル出力が 60% (HTS バルク位置の最大磁場が 2T) を超えない領域ではほぼ完全反磁性の状態が保持できているものと推測できる。

6. まとめ

超電導同士で構成する磁気軸受において、HTS バルクの形状および配置を変化させた時の電磁力特性を、実験と磁場解析による電磁力計算で求めた。その結果、両者は良く一致した。リング形状の HTS バルクを適用した CASE を除いて、カスプ磁場を発生する超電導磁石を用いたことで磁束の侵入が最低限に抑えられていることが推測できた。今後は、この結果をもとに軸受の高荷重化を目指す予定である。

本研究の一部は国土交通省の国庫補助金を受けて実施した。

参考文献

- H. Seino, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p. 262
- H. Seino, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2007) p. 33

超電導フライホイールシステムの開発

Development of Superconducting Flywheel Energy Storage System

久保田 通彰, 鈴木 栄司, 山内 雄介, 藤井 円, 内山 順仁, 中島 洋 (JR東海)
 KUBOTA Michiaki, SUZUKI Eiji, YAMAUCHI Yusuke, FUJII Madoka, UCHIYAMA Nobuhito,
 NAKASHIMA Hiroshi (Central Japan Railway Company)
 E-mail: kubotam@jr-central.co.jp

1. はじめに

JR東海は、平成17年度から19年度まで超電導フライホイールシステムの開発を行った。19年度にはパイロットシステムを製作し、試験サイトとなる研究施設に設置、電力系統に接続して実負荷との連系試験を行った。ここでは、パイロットシステムの試験結果を中心に、その成果を報告する。

2. パイロットシステムの概要

本システムは、利用可能エネルギー50kWh以上、最大入出力1,000kWで、フライホイールの上下方向支持にNbTi線のコイルを利用した超電導コイルスラスト軸受を用いていることが特徴である。これにより、重量の大きいフライホイールを容易に支持することが出来るため、比較的低い回転数で、大きなエネルギーを貯蔵することが可能となっている。フライホイール本体を鉄系の材料で構成できるので、コストパフォーマンスに優れたシステムを目指すことができる。また、将来の高温超電導線材の開発動向にも柔軟に対応が可能である。¹⁾

Table.1 Specifications of the pilot system

Usable energy	50 kWh
In/Out electric power	1,000 kW
Rotational speed	1,000-2,000 min ⁻¹
Flywheel mass	26 × 10 ³ kg
Flywheel diameter	2.1 m

パイロットシステムの設計製作にあたっては、軸受部のみで構成される「基礎特性評価試験装置」を製作し、超電導コイルスラスト軸受を含む軸受の特性試験を行い、浮上力特性、回転損失の評価を行った²⁾。パイロットシステムは、フライホイール本体、変換器、試験棟、その他周辺機器から構成され、試験サイトとなる研究施設内の試験装置の電源系統に接続し、比較的電源容量の大きな鉄道用試験設備と連系して、トータルシステムの性能試験を実施した。Fig.1に試験棟内に設置されたフライホイール本体の写真を示す。



Fig.1 Picture of the flywheel

3. パイロットシステムの試験結果

3.1 入出力効率試験

フライホイールの入出力効率について、変換器を含めた総合効率の測定試験を実施した。定格1000kWの入出力で充放電を行い、回転数2000min⁻¹から1000min⁻¹の50kWhの貯蔵エネルギーに対する入出力エネルギーで評価した。その結果、充電時、放電時とも90%以上の変換効率となり、目標の85%以上の総合効率を達成した。

3.2 強制入出力試験

システムの連続動作試験について、フライホイールの強制入出力機能を用いて、繰り返し入出力試験を実施し、目標値である、定格の1割以上の入出力500回以上を達成している。また、最大入出力1000kWでの連続運転においても、発電電動機の温度が十分低い値であることを確認した。

3.3 系統連系試験

試験サイトの負荷に応じた入出力機能について、模擬負荷信号を用いた試験により制御の基本機能を確認した後、施設内の鉄道用試験装置の負荷変動に応じた入出力試験を実施し、ピーク電力平準化、余剰電力の吸収機能を確認した。Fig.2にピーク電力平準化の試験結果の一例を示す。

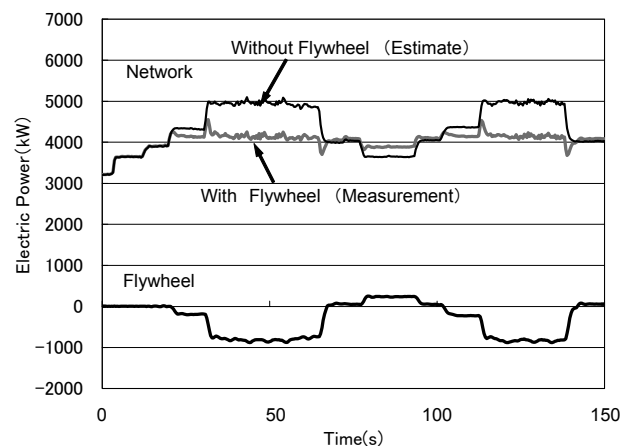


Fig.2 Input/Output test result of electric load leveling.

4. まとめ

超電導フライホイールシステムのパイロットシステムを製作し、試験サイトにおいて実負荷との連系試験を行った。これまでに、変換効率、系統との入出力機能など基本的な性能を有していることを確認した。現在は長期の試験運用により、信頼性・耐久性の検証を行っているところである。

なお、本研究はNEDOからの委託により実施した。

参考文献

1. N. Uchiyama, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 73 (2005) p.265
2. M. Fujii, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 75 (2006) p.159

磁場誘導薬剤配送システム開発のための基礎的研究

Fundamental study for development magnetic drug delivery system

廣田 友佳、秋山 庸子、泉 佳伸、西嶋 茂宏(大阪大学)

Yuka Hirota, Yoko Akiyama Yoshinobu Izumi, Shigehiro Nishijima(OsakaUniversity)

e-mail : y-hirota@qb.see.eng.osaka-u.ac.jp

1. はじめに

抗がん剤等の薬物を体内に投与すると、薬剤の拡散により、治癒力の低下や副作用を招く恐れがある。これらの問題を解決するには、薬剤を量的・空間的・時間的に制御することが必要である。このことを可能とした技術に磁気牽引力を利用した MDDS (Magnetic DDS) が挙げられる。MDDS とは血管内に強磁性薬剤 (担磁薬剤) を注入し、外部から磁気力を用いて標的組織まで誘導するというものである。本研究の最終目的は、超伝導バルク磁石を用いて生体外から磁気力を用いて薬物を患部へ誘導するシステムの開発である。まず模擬毛細血管での強磁性粒子の集積実験を行い、外部磁場による強磁性粒子の集積が可能かどうかを検討した。

2. 実験

2.1 毛細血管モデル流路を用いた集積実験

内径 13mm のガラス管内に平均粒子径が 250 μ m のガラスビーズ粒子を充填して毛細血管を模擬したモデルを Fig1 に示す。立方最密構造を仮定すると、ガラスビーズの粒子が作る流路径は約 57 μ m となり、毛細血管を模擬することが可能となる。次に 0.005wt% のポリアクリル酸と 10wt% のゼラチンを含む水溶液に粒径 100nm のマグネタイトを 50mg/l となるように調製し、マグネタイト懸濁液とした。懸濁液は 65 $^{\circ}$ C において粘性率 4.75mPa \cdot s であり血液の粘性率 4.7mPa \cdot s とほぼ同じである。シリンジのガラスビーズ部にはネオジウム磁石 (表面磁束密度 0.3T, ϕ 10mm \times 5mm) を配置した。懸濁液は模擬毛細血管内に流速が約 1mm/sec となるよう調整し約 5 分間流した。このときゼラチンの性質を踏まえ、約 65 $^{\circ}$ C に加熱しながら行い、その後シリンジを冷蔵保存して内容物を固化した。その後、シリンジの内容物を取り出し、厚さ約 3mm ずつに分割し、マグネタイトの集積率を画像解析により求めた。

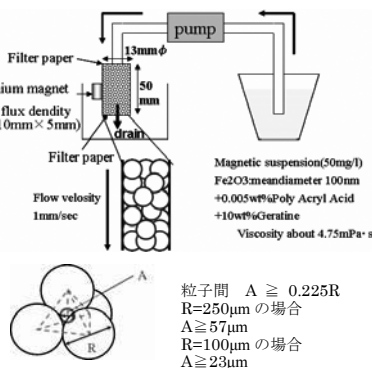


Fig1. Accumulation experiment of magnetic particles in vessel consisted of glass beads. (simulated capillary)

2.2 毛細血管内での強磁性粒子の集積シミュレーション

強磁性粒子の模擬毛細血管内での集積について ϕ 10mm \times 5mm, 0.3T のネオジウム磁石の磁場解析結果と粒子解析結果を用いて毛細血管内での強磁性粒子の粒子軌跡計算を行った。2.1 で用いた内径 13mm のシリンジ内に流路径は模擬毛細血管モデルの流路内径を踏まえて 50 μ m の 5 本の毛細血管を 3mm の間隔で配置した。粘性率

は血液の粘性率にあわせ 4.75mPa \cdot s、強磁性粒子の粒子径は 100nm としてそれぞれの模擬毛細血管における強磁性粒子の集積シミュレーションを行った。

3. 結果と考察

分割したガラスビーズ断面画像の中心部をさらに 20 \times 20mm に分割し、それを黑白に二値化した。黒い部分の面積を全体の面積で割ったものを百分率で示し、集積量の指標とした。Fig2 は画像解析結果から得られたものを流速方向および垂直方向の強磁性粒子の集積率をマッピングした図である。この図から流入口のほうが流出口よりも集積率が高いということが分かった。また磁石の近接部ではマグネタイトは磁石中央部より上流側で集積し、磁石から 6mm 以上離れた場合は下流側に集積していることが確かめられた。これは磁石の近接部では強磁性粒子は磁気力に影響され上部に引き寄せられるが、磁石から離れると磁気力よりドラッグ力が強く影響するため、下流部まで運ばれると考えられる。Fig3 は毛細血管内で強磁性粒子の集積シミュレーション結果をもとに流速方向および垂直方向の強磁性粒子の集積率をマッピングした結果である。集積率が最も高い部分を黒で表した。Fig2 と Fig3 結果を比較することにより流速方向および垂直方向の強磁性粒子の集積実験と集積シミュレーションの結果がほぼ一致する事が確認できた。以上の結果から患部と磁石が近い場合は磁石を患部から下流に配置し、遠い場合には磁石を患部より上流に配置する事が必要であるといえる。以上の結果をもとに生体内での応用に向けて、ラットの肝臓に磁石を配置して、強磁性粒子の集積シミュレーションと一致するかどうか検討する。

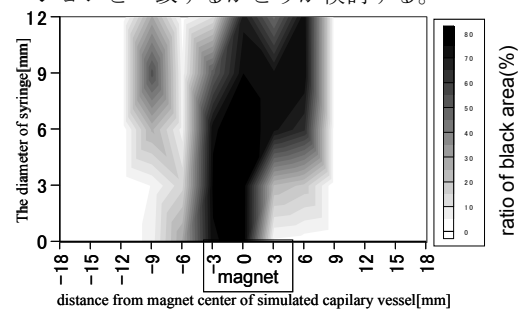


Fig2. Distribution of magnetite from simulated capillary (channel diameter 250 μ m)

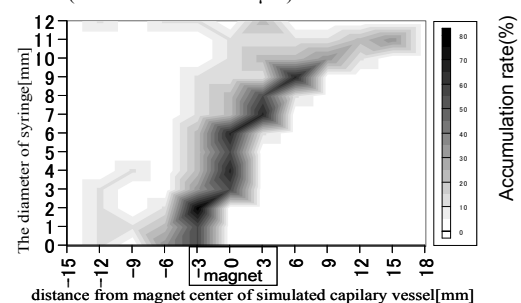


Fig3. Distribution of magnetite calculated from particle trajectory (channel diameter 250 μ m)

小動物用 SQUID システムによる心疾患モデルマウスの異常心磁図計測

Measurements of Abnormal Magnetocardiography of Heart-Disease-Model Mice Using SQUID Measurement System for Small Animals

石山 敦士, 館野 裕介, 南沢 享, 葛西 直子(早大)

ISHIYAMA Atsushi, TATENNO Yusuke, MINAMISAWA Susumu, KASAI Naoko (Waseda Univ.)

E-mail: atsushi@waseda.jp

1. はじめに

我々は侵襲的な方法では得られない新しい知見を得る手法として非侵襲的な検査法である小動物心磁図(MCG)検査法の開発を行っている。これまでに健常なマウスと不整脈を誘発したマウスの MCG を計測し、それぞれが健常なヒトの MCG とヒトの不整脈発生時の MCG が類似していること、MCG によって疾患の発生が検出できる可能性があることを明らかにしてきた。さらに 2 匹の心筋梗塞モデルマウスの MCG を生後 7 週齢から死亡するまで継続的に計測し、死亡する 1~2 週間前に磁場コンターマップに変化が現れることを見出した。^[1]しかし、その機能異常が心筋梗塞によるものであるかどうかの検証は未だ行っていなかった。そこで今回は、心筋梗塞モデルマウスの異常コンターマップが計測された時点で該当するマウスの心エコー検査、血行動態検査、病理解剖検査を行い、心臓の異常状態や箇所を調べた。その結果、磁場コンターマップに異常が出現した 2 匹のマウスの解剖結果において、心筋梗塞の進行と思われるような症状が確認された。

2. 計測対象および計測条件

心筋梗塞モデルマウスには、(NZW×BXS)F₁ 7 匹(以下 A,B,C,D,E,F,G と呼ぶ)を用い、コントロールとして、NZW/N 1 匹(Y)を用いた。(NZW×BXS)F₁ は 4 ヶ月齢で 20%、6 ヶ月齢で 50%の確率で心筋梗塞を発症する。心磁図計測は基本的に 1 週間ごとに行った。コントロールマウス Y は 7~15 週齢時に、心筋梗塞モデルマウス A、C、D を 9、10 週齢時に、B は 9~14 週齢時に、E は 9~16 週齢時に、F は 9~11 週齢時に、G は 10~12 週齢時に計測を行った。計測には筆者らが開発した小動物用生体磁気計測システム^[2]を用い、胸部の 4×4 点(4mm 間隔)を計測した。また、計測中、マウスは体温保持のため温水ベッドに仰向けに寝かせ、麻酔としてイソフルラン、酸素および笑気の混合ガスを吸引させた。計測の際、サンプリング周波数を 4000Hz とし、50Hz のノッチフィルタおよび 1~1000Hz のバンドパスフィルタを用いた。また、心磁図と同時に心電図も計測し、R 波ピークをトリガとして用い、500~600 回加算平均を行った。

3. 実験結果と考察

コントロールマウス Y と心筋梗塞モデルマウス A の心磁図から得られた S 波時刻における磁場コンターマップを Fig.1(1)に示す。コントロールマウスでは 14 週齢時まで R、S、T 波時刻において変化は見られなかった。一方、心筋梗塞モデルマウス A では 10 週齢時に磁場の湧き出しと吸い込みの位置が 9 週齢時と比較して 90 度回転している。また、マウス B では T 波時刻において同様の変化が見られた(Fig.1(2))。

磁場コンターマップに変化が見られたマウス A、B、比較対象のために変化の見られなかったマウス C、およびコントロールマウスについて心エコー検査、血行動態検査、病理解剖検査を行った。その結果、心エコー検査、血行動態検査による心機能検査では 4 匹全てのマウスで特に異常は見られなかった。しかし、解剖検査によって、心筋梗塞モデルマウス A、B の心臓に異常が見られた。4 匹のマウスの心臓のスライスを Fig.2 に示す。心筋梗塞モデルマウス A の心臓では、冠動脈が太くなり、心室壁が肥大化していた(Fig.2)。また、組織変成が少し進行しており、血液の浸潤が確認された。これは、何らかの原因で組織変成が生じ、血液が浸潤したものと思われる。

また、マウス B の心臓では、マウス A の心臓と同様に、冠動脈が太くなり、心室壁が肥大化していた(Fig.2)。また、左心室において組織の線維化が確認された。さらに、心臓の血管周りに異常が見られた。これらの症状は程度こそ違うが、心筋梗塞の進行と思われるような症状であると考えられる。

4. まとめ

7 匹の心筋梗塞モデルマウスのうち、2 匹のマウスで磁場コンターマップの磁場分布に異常が表れた。これは、何らかの心筋の機能異常を示している。これらのマウスの解剖検査で心筋梗塞の進行であると思われるような症状が確認された。

今後はさらに症例を増やし再現性を確認していきたい。また計測を密にすることによって、コンターマップに異常が出現してから、死亡までのコンターマップのパターン変化を詳細に追跡し、心筋梗塞の進行を非侵襲的に捉えることを試みていきたい。

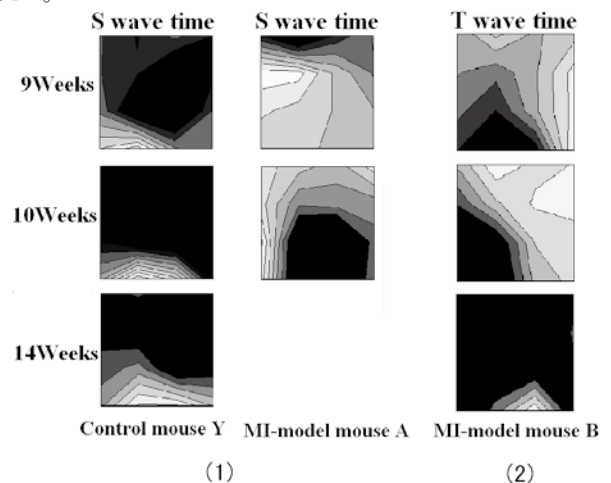


Fig1. Magnetic contour maps (1)for the control mouse Y and MI-model mouse A, (2)for the MI-model mouse B

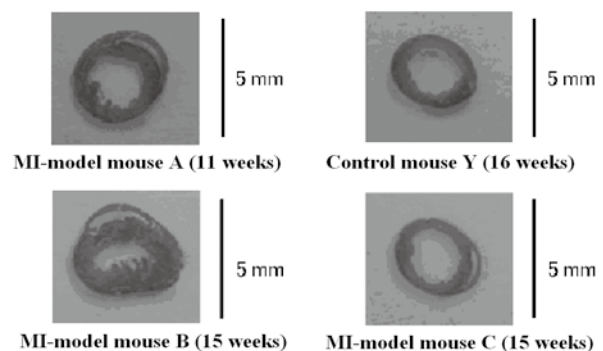


Fig2. Slice of hearts of the MI-model mice A, B, and C and control mouse Y

参考文献

- [1] Y.Kasai, A.Ishiyama, Y.Ono, N.Kasai. et al.: Continuous measurements of MCG with heart disease model mice. *J Jpn Biomag Bioelectromag Soc* 20 (2007) p.212-213.
- [2] Y.Ono, A.Ishiyama, N.Kasai, K.Chinone.: Development of biomagnetic measurement system for mice with high spatial resolution. *Appl Phys Lett* 85 (2004) p.332-334.

超電導電力貯蔵用 7T 電磁力平衡モデルコイルの開発 -AE 測定によるヘリカル巻線の状態推定-

Development of a 7-T Force-Balanced Model Coil for SMES - Estimation of the helical winding conditions by AE measurements -

坪井謙児, 野村新一, 粕谷幸司, 田中規博, 筒井広明, 飯尾俊二, 嶋田隆一 (東工大);
新井和昭 (産総研); 二ノ宮晃, 石郷岡猛 (成蹊大)

TSUBOI Kenji, NOMURA Shinichi, KASUYA Koji, TANAKA Norihiro, TSUTSUI Hiroaki, TSUJI-IIO Shunji,
SHIMADA Ryuichi (Tokyo Tech); ARAI Kazuaki (AIST); NINOMIYA Akira, ISHIGOHKA Takeshi (Seikei Univ.)
E-mail: tsuboi.k.aa@m.titech.ac.jp

1 はじめに

SMES の強磁界化や大電流化に伴う技術的課題の一つに超電導コイルに発生する強大な電磁力がある。この解決策として著者らはソレノイドとトロイダル磁界コイルのハイブリッド型コイルであるヘリカル巻線形状の電磁力平衡コイルの開発を行っている [1],[2],[3]。開発した 7 T 電磁力平衡モデルコイル概観及び開発の詳細に関しては文献 [1] を参照されたい。本講演ではモデルコイルを用いて実施した通算 3 度の通電試験結果と、AE 法 (Acoustic Emission Method) によるヘリカル巻線の状態推定から得られたコイル製作の技術的課題について報告する。

2 モデルコイルのトレーニング試験

2007 年 2 月から 2008 年 3 月まで通算 3 度の液体ヘリウム浸漬冷却による通電試験を実施した。図 1 にモデルコイルのトレーニング特性を示す。第 1 次通電試験の初期通電におけるクエンチ電流値はコイル臨界電流値の 53% 相当の 293 A で最大磁束密度は 3.8 T であった。その後、73 と 78 回目のトレーニングにおいて臨界電流値の 86% 相当の通電電流値 476 A, 最大磁束密度 6.1 T を達成した。本コイルは途中で 2 度の昇温を経験しているが、再冷却時にクエンチ電流の大きな低下を伴わず、トレーニングの履歴が十分に保持されていることが確認されている。

3 AE 測定によるヘリカル巻線の状態推定

2008 年 3 月実施の第 3 次通電試験 (60 ~ 81 回目通電) では巻棒に 3 個の AE センサを設置し、電磁力により巻線が動いた時に発生する音響信号から巻線内部の状態推定を試みた。図 2 はコイルを上から見た時の AE センサ配置とクエンチ発生推定位置を示す。各クエンチは大きな AE 信号が計測されてから検出されており、クエンチ要因は巻線内の機械的擾乱であると推定される。また、電圧タップによる電圧とクエンチ直前に検出される各 AE 信号の伝搬遅延時間から、AE 信号のトロイダル方向伝搬速度は一定と仮定して幾何学的にクエンチ発生位置を推定した。AE 計測のサンプリング周波数は 100 kHz ~ 2 MHz であり、アルミニウムを伝搬する音響信号の速度を約 6000 m/s とすると、サンプリング周波数 100 kHz における距離分解能は 60 mm 程度となる。図 3 はクエンチ発生推定位置をポロイダル断面から見た分布を示す。図 2 と図 3 からクエンチは特定部に集中しておらず、クエンチを誘発する巻線の動きはヘリカル巻線全体で生じていると考えられる。

4 おわりに

本モデルコイルは NbTi 線に十分な張力をかけて巻線作業を行うことが困難なコイル形状であり、巻線は機械的擾乱の影響を受けやすい状態にあると考えられる。今後は巻線内の動きの低減のため、コイル巻線に適切な改良を加え実機実現に向けたコイル製作技術の検討を行いたい。

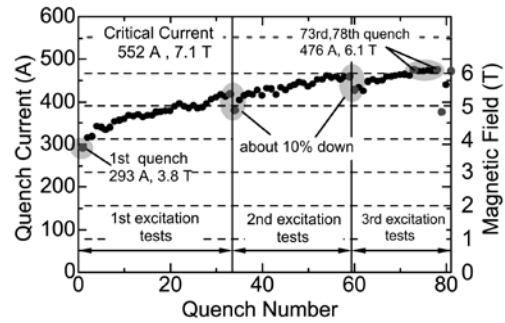


Fig. 1. Quench properties of the model FBC.

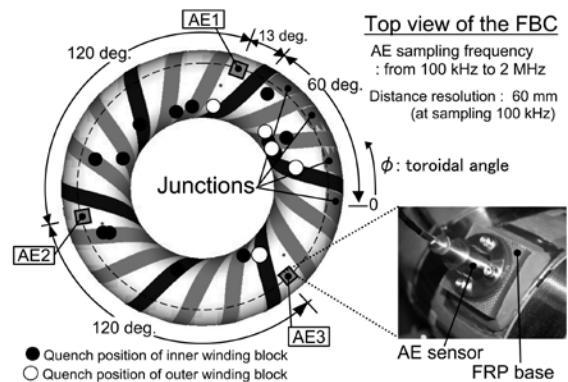


Fig. 2. Location of the three AE sensors and quench positions in the 3rd excitation test.

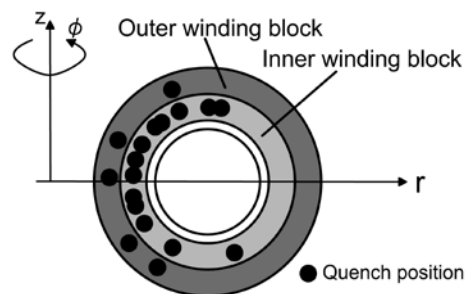


Fig. 3. Poloidal cross section of the winding form and quench positions.

参考文献

[1] N. Tanaka et al.; Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.20
 [2] K. Kasuya et al.; Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.21
 [3] S. Nomura et al.; Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.22

超電導電力貯蔵用 7-T 電磁力平衡モデルコイルの開発 —SMES を模擬した通電試験と効率評価—

Development of a 7-T Force-Balanced Model Coil for SMES
-Excitation Test for Simulation of SMES Operation and Estimation of Efficiency-

田中規博, 野村新一, 粕谷幸司, 坪井謙児, 筒井広明, 飯尾俊二, 嶋田隆一 (東工大)

TANAKA Norihiro, NOMURA Shinichi, KASUYA Koji, TSUBOI Kenji,
TSUTSUI Hiroaki, TSUJI-IIO Shunji, SHIMADA Ryuichi (Tokyo Tech)

E-mail: tanaka.n.ab@m.titech.ac.jp

1 試験方法

筆者らは電磁力平衡コイルの SMES 用コイルとしての適性を実証するため, 7 T 電磁力平衡モデルコイルを開発し実証試験を行っている [1][2][3]。2008 年 3 月にこのモデルコイルの第 3 次通電試験を実施した。この際に行った SMES 動作を模擬した交流損失試験の結果より, モデルコイルの SMES 動作模擬時の効率について評価する。

交流損失試験では, コイル電流を台形波状 (図 1) に変化させることで SMES 運転の模擬を行った。最大電流値 I_{max} , 最少電流値 I_{min} , 1 サイクルあたりの時間 T を変え, 8 種の通電パターンで繰り返し通電を行った。モデルコイルは 78 A で 1 T となる。繰り返し通電試験において発生する損失は, 液面計を用いて液体ヘリウムの蒸発量から評価した。全損失のうち定常損失を分離する目的で一定通電を 3 時間半の間行い, 損失を測定した。また, アルミ合金製巻棒での誘導電流による損失を分離するため, 超電導コイルを一次側, 巻棒を二次側としてコイル全体を変圧器とみなした等価回路を用い, 巻棒での損失を評価する。

なお, モデルコイルでは, 直径 1.17 mm (絶縁前 1.07 mm), フィラメント径 24 μm , フィラメント本数 740 本, 銅比 1.66 の NbTi 線を使用している。

2 試験結果

8 種の通電パターンでそれぞれ連続 50 サイクルの繰り返し通電を行った。図 1 に各通電パターンで 1 サイクルで生じる交流損失を示す。この交流損失は, 繰り返し通電時の 1 サイクルあたりの全損失から, 1 サイクルあたりの定常損失を差し引いた値である。今回の測定では, およそ 20 A/s で磁束密度が 0 T から 2 T に変化する場合と同じくおよそ 20 A/s で 3 T から 5 T に変化する場合の通電パターンにおける交流損失に有意な差は見られない。これは, 測定された交流損失は最大磁場に依存せず, 磁場変化量によって決まることを示唆している。

図 2 に, 磁束密度を 0 T から 5 T まで変化させる通電パターンにおける, 各電流変化率毎の全損失と各損失の内訳を示す。この時の 1 サイクルあたりの充放電エネルギーは 137 kJ である。それぞれの損失を見てみると, 電流変化率 10 A/s の場合, 全損失が 1.14 kJ で, 定常損失が全体の 50% 以上を占めている。次いで巻棒での渦電流損が 30% で, 超電導線における交流損失は 20% 以下である。一方で, 電流変化率 20 A/s の場合, 全損失が 1.22 kJ で, 渦電流損が全体の 55% を占めており, 定常損失が 25% である。どの通電パターンにおいても, 渦電流損と定常損失が全体の 8 割程度を占めている。

最後に, SMES 動作模擬時の充放電の効率について述べる。コイルに生じた全損失はすべて液体ヘリウムの蒸発潜熱により冷却されるものと仮定する。ここで蒸発したヘリウムガスは顕熱による冷却を行わず 300 K まで温度上昇したとする。この 300 K のヘリウムガスを再液化するのに必要な仕

事を常温換算した損失と考える。このとき, 効率 η を以下のように定義する。

$$\eta = \frac{\text{出力}}{\text{入力}} = \frac{\text{充放電エネルギー}}{\text{充放電エネルギー} + \text{常温換算した損失}} \quad (1)$$

以上の式を適用し, 各通電パターンの効率を求めた。3 T から 5 T まで 10 A/s で変化させる場合で効率が最大となり, 充放電エネルギー 88 kJ, 常温換算損失が 140 kJ で効率 0.38 となった。現在のモデルコイルでは定常損失および巻棒での渦電流損が全損失の 8 割ほどを占めている。これは, 電流リードや巻棒が損失を考慮せずに設計されているためである。そのため, 熱侵入を考慮して電流リードを最適設計することや, 巻棒の渦電流を低減するために, 巻棒の所要所に絶縁体を挟むなど, 設計を工夫することで損失を低減し, 効率を向上させることが可能であると思われる。

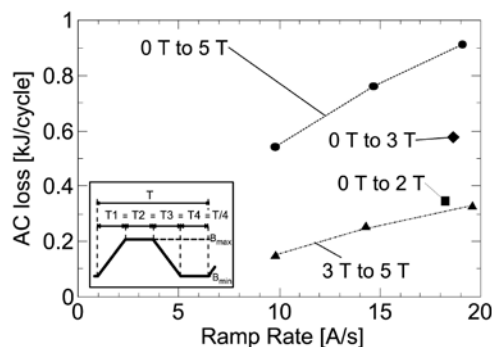


Fig. 1. AC loss dependence of the ramp rate

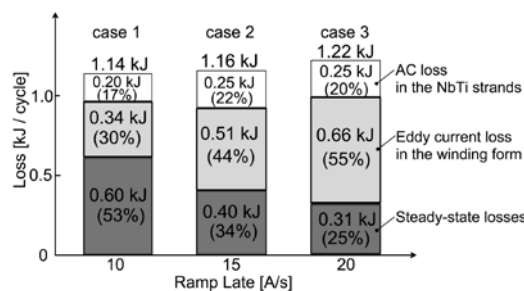


Fig. 2. Distribution of the losses per charging-discharging cycle

参考文献

- [1] N.Tanaka et al., Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.20
- [2] K. Kasuya et al., Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.21
- [3] S.Nomura et al., Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.22

三相超電導限流器の限流動作に関する基礎検討

Study on Operation of Three-Phase Superconducting Fault Current Limiter

奥田 聡一郎, 谷貝 剛, 津田 理, 濱島 高太郎 (東北大学)

OKUDA Soichiro, YAGAI Tsuyoshi, TSUDA Makoto, HAMAJIMA Takataro (Tohoku University)

E-mail: okuda@ecei.tohoku.ac.jp

1. はじめに

超電導限流器は低損失で、故障に対する応答が速いという特徴があるため、電力システムへの導入が期待されている。本研究では、三相交流の特徴を利用した、低コスト化・省スペース化を実現する、新しいタイプの超電導限流器を提案する。本稿では、シミュレーションによる限流効果の検討を行ったので報告する。

2. 三相超電導限流器の概要と原理

Fig.1 に、提案した限流器の構造を示す。これは、三相限流リアクトル[1]の原理をもとにしており、3つの脚を持つ鉄心と、5つの常伝導コイルおよび1つの円筒型超電導バルクから構成される。鉄心の左側の脚に設置された3つのコイル (a1, b1, c1) の自己インダクタンスは等しく、それぞれ系統のa相, b相, c相に接続される。また中央の脚には、b相・c相にそれぞれ直列に接続された2つのコイル (b2, c2), および超電導体が設置される。

定常時は、相電流の三相平衡が保たれているため、左脚の3つのコイルが発生する各相の磁束は互いに打ち消しあい、そのベクトル和はゼロとなる。また、中央の2つのコイルが発生させる磁束は、超電導体に誘起される遮蔽電流によって作られる逆向きの磁束によって打ち消される。したがって、定常時においては鉄心中に磁束が入らない状態となるため、限流器のインピーダンスは非常に小さくなる。

不平衡故障時には、故障相の電流が三相限流リアクトルによって限流される。平衡故障時には、超電導体がクエンチし、鉄心に磁束が入ることによって、大きなインピーダンスが発生して限流する。

3. 故障シミュレーション

提案した限流器の限流効果を検討するために、EMTP を用いて故障シミュレーションを行った。回路定数を Table 1 に示す。故障のタイプは、不平衡故障である一線地絡故障、平衡故障である三線短絡故障など、計 10 通りのパターンがあり、スイッチによってこれらを模擬する。

Fig.2 に、平衡故障の一例である三線地絡故障時の電流波形を示す。故障後の相電流の振幅は、限流器がない場合の振幅 (30.3 kA) と比べ、三相とも小さく制限されており、限流器による効果が確認できる。

Fig.3 は、故障タイプごとの故障電流の大きさを比較したものである。縦軸は、限流器がない場合の故障電流の振幅で規格化してある。Fig.3 より、全ての故障タイプにおいて故障電流は制限されており、最大でも約 60%であることがわかる。

4. おわりに

三相交流で使用可能な、新しいタイプの超電導限流器を提案し、限流効果についての検討を行った。その結果、平衡故障を含む全ての故障に対して、限流効果が期待できることがわかった。今後は小型の試験モデルを用いて実験を行う予定である。

参考文献

[1] S. Shimizu, O. Tsukamoto, T. Ishigohka, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 3 (1993) p. 578

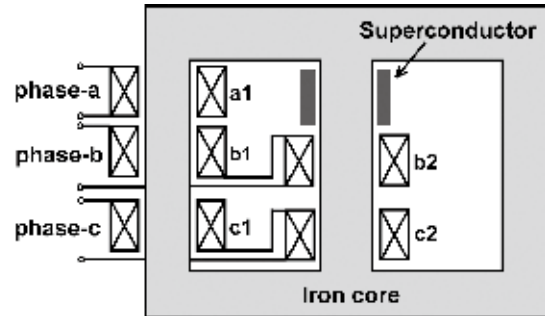


Fig. 1 New model of three-phase fault current limiter

Table 1 Simulation parameters

Power source	Frequency	60 Hz
	Line voltage	6.6 kV
	Capacity	20 MVA
Self inductance of each coil	L_{a1}, L_{b1}, L_{c1}	5 mH
	L_{b2}	20 mH
	L_{c2}	50 mH

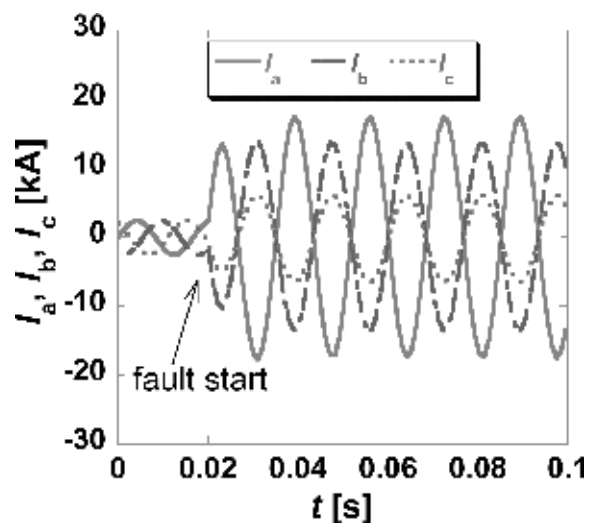


Fig. 2 Fault current waveforms after 3LG

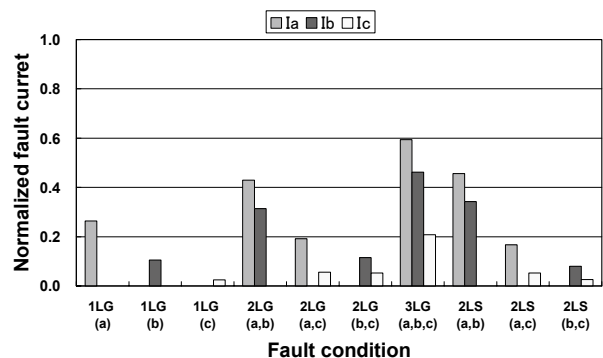


Fig. 3 Normalized fault currents for all fault conditions

液体窒素中における自己回復性ヒューズの接触抵抗特性

Contact Resistance Properties of Self-recovering Fuse in Liquid Nitrogen

御手洗 茂、秋吉 史博、西谷 夕樹、匹田 政幸、大塚 信也(九工大)

MITARAI Shigeru, AKIYOSHI Fumihiko, NISHITANI Yuki, HIKITA Masayuki, OHTSUKA Shinya (KIT)

1. はじめに

筆者らは、これまで誘電泳動現象を利用した自己回復性ヒューズ(Self Recovering Fuse : SRF)を提案し、基礎的な電気的特性の検討を実施してきた⁽¹⁾。さらに SRF の適用範囲を展開する一環として、極低温環境で使用できる過電流保護素子(ヒューズ)としての適用可能性を検討している⁽²⁾。

本研究では、液体窒素(LN₂)を液体絶縁マトリックスに使用し、LN₂環境における SRF の適用可能性とオン状態における抵抗特性について検討した。

2. 実験装置と方法

図 1 に実験装置の概要図を示す。SRF の構成は基本的に従来と同様で^(1,2)、導電性粒子に銅粒子(粒径 150μm 以下)、電極に平行平板銅電極(ギャップ長 780μm と 200μm の 2 種類)を使用した。液体絶縁マトリックスとして、室温では純水、低温状態用として LN₂ を用いた。

実験は、最初にオフ状態の SRF にステップ的に上昇する直流電圧を印加しオン状態復帰する電圧値をオン電圧 Von として調べた。その後、オン復帰可能な電圧な一定電圧(本実験では 120V)を印加してオン復帰させ、その時のオン抵抗値を従来と同様⁽¹⁾に四端子法により測定した。なお、SRF のオン抵抗は電極間を短絡する導電路を形成する粒子のバルク抵抗と各粒子間および電極との接触抵抗で構成される。本実験でのオン抵抗は、粒子のバルク抵抗と比べ非常に大きいので、オン抵抗はほぼ接触抵抗とみなせる。

3. 実験結果

図 2 に一例として、電極ギャップ長 780μm での LN₂ 中でのオン状態復帰波形を示す。同図より、印加電圧 120V でオン状態復帰し、電流が流れ始めている。同様にギャップ長 200 μm においてもオン復帰を確認したが、電極ギャップ長あるいは液体絶縁マトリックスの誘電率により Von が異なることが示されている^(1,2)。このように、SRF は LN₂ 中においてもオン状態自己復帰が可能であることが示された。

図 3 に一定電圧でオン復帰させた条件下での、低温(LN₂中)と室温(純水中)での SRF のオン抵抗特性を示す。同図から、SRF 素子のオン抵抗は、LN₂ 中では室温中よりも低下することが示された。その低下率は電極ギャップ長により異なり、ギャップ 780μm では室温の 0.95 倍、ギャップ 200μm では室温の 0.75 倍の低下であった。但し、これらの値は、室温に対する LN₂ 中での銅の抵抗率低下⁽²⁾0.14 倍までは低下しなかった。

これらの原因は現在検討中であるが、酸化膜等の表面状態による影響や液体絶縁マトリックスの誘電率の相違による誘電泳動力の作用の違い等が考えられる。

4. まとめ

SRF の液体窒素中におけるオン状態復帰を実験的に確認し、低温環境への適用可能性を実験的に示した。また、LN₂ 中では、室温と比較してオン抵抗値が低下する傾向が示された。本研究は、NEDO からの平成 17 年度産業技術研究助成事業により実施したものである。記して感謝する。

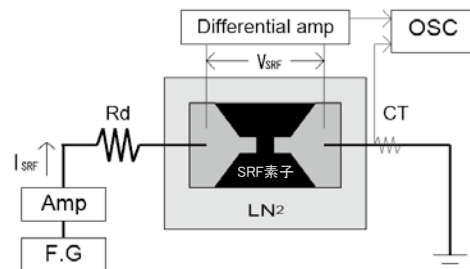


図 1 実験概要図

Fig.1 Experimental overview

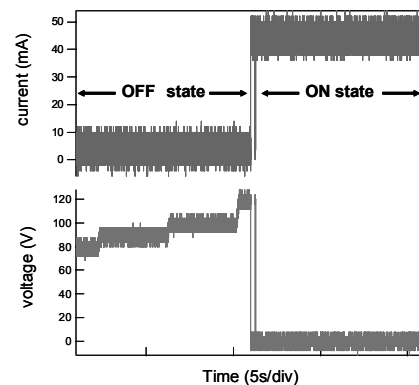


図 2 オン状態復帰特性 (gap = 780um)

Fig.2 Waveforms of ON state transition of SRF device

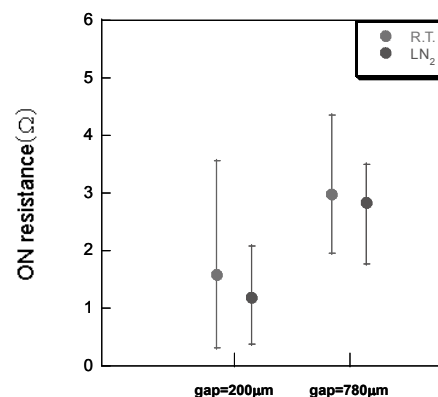


図 3 低温と室温でのオン抵抗特性

Fig.3 ON resistance properties between LN₂ and distilled water of SRF device with different gap length

参考文献

1. S Ohtsuka et al: IEEE Inter Conf. on MEMS pp.593-597, 2007
2. 御手洗 茂 : 電気学会全国大会 3-108 (2008 年)

HTS による誘導型スイッチング素子に関する基礎研究

Basic study on induction type superconducting switch device

飯沼 直弥, 伊波 毅尋, 谷貝 剛, 津田 理, 濱島 高太郎 (東北大学)

IINUMA Naoya, IHA Takehiro, YAGAI Tsuyoshi, TSUDA Makoto, HAMAJIMA Takataro

E-mail: iinuma@ecei.tohoku.ac.jp

1. はじめに

近年, IT 機器の電力使用量が増加しており, とりわけデータセンターの電力使用量が顕著である。データセンターで使用される電力は直流であるため, 今後は低損失・大容量の交直変換器が必要となる。また, スペースの制約から, 変換器の小型化が必要である。そこで, 本研究では, 酸化物超電導体を用いて, 小型・大容量でかつ高効率な変換器を開発することを目的とする。今回は, 交直変換に使用するスイッチング素子の, OFF 状態(超電導体に遮蔽電流が流れ, 磁気を遮蔽している状態)のための, 超電導体の磁場遮蔽特性実験と, 磁場により, 超電導体の臨界電流を低下させ, ON 状態(遮蔽電流がゼロで, 磁気遮蔽を行っていない状態)を作り出す常電導転移実験を, Bi-2223 バルク体を用いて行ったので報告する。

2. 実験方法

Bi-2223 バルク体(以後バルク体と称す)の磁気遮蔽特性実験に用いた実験の概略を Fig.1 に, 実験に使用したバルク体, コイル, 及び鉄心の諸元を Table.1 に示す。円柱状の鉄心の外側に, 磁場計測用ピックアップコイル, 円筒状のバルク体, 励磁用コイルを順に配置した。これらを液体窒素で冷却した後, 最外の励磁コイルに 60 Hz の交流を通電した際のバルク体の磁気遮蔽特性を, ピックアップコイルに発生する電圧で測定した。また, 鉄心内に磁場が存在する状態(ON 状態)を作るには, バルク体を常電導転移させる必要がある。そこでバルク体に銅線を巻き付けてコイルを作成し(以後スイッチコイルと称す), スwitchコイルに方形波電流を通電した際の磁気遮蔽特性を測定した。なお本実験では, 励磁コイルに流す電流(励磁電流)とバルク体への印加磁場をパラメータとした。

3. 結果と考察

Fig.2 に励磁コイル電流を変化させたときの, ピックアップコイル発生電圧の振幅 V_{out} の, 測定結果を示す。なお, ON 状態(バルク体がない場合で模擬)での V_{out} の測定結果も示している。

0 mT 印加時では, 励磁電流 4 A 以下で, V_{out} がほぼゼロとなり, OFF 状態(磁気遮蔽状態が実現できていることがわかる。しかし, 励磁電流 5 A では, V_{out} がわずかに発生した。これは, バルク体内の遮蔽電流が臨界電流を上回ったためと考えられる。

これに対しスイッチコイルに電流を通電し, バルク体に磁場を印加した場合には, 励磁電流 4 A 以下において V_{out} が発生した。これは磁場印加により, バルク体の臨界電流が低下し, バルク体の磁気遮蔽効果が低下したためであると考えられる。以上より, バルク体への磁場印加により, 鉄心内の磁場の大きさを制御できることを確認したが, スwitch時の完全な ON 状態を実現するには, 超電導体内の遮蔽電流がゼロとなる状態, すなわち臨界磁場以上の磁場をバルク体に印加する必要がある。しかし, 今回のスイッチコイルの大きさを考えると臨界磁場以上の磁場印加は困難である。このため, スwitch素子の小型化を実現する場合には, 急峻な磁界特性を示すバルク体が必要である。

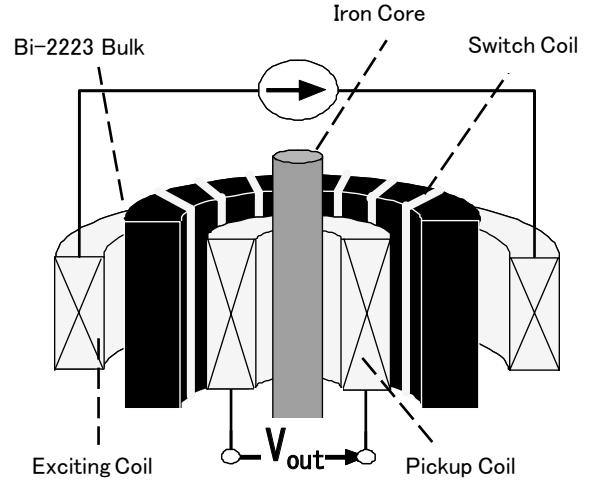


Fig.1 Schematic drawing of an experimental setup for magnetic shielding characteristics

Table.1 Specifications of a Bi-2223 bulk and coils

Bi-2223 Bulk	
Length	20 [mm]
Diameter (inner - outer)	10 - 14 [mm]
Exciting Coil	
Number of Turn	34
Switch Coil	
Number of turn	86
Maximum Magnetic Field	108 [mT]
Iron Core	
Diameter	7 [mm]
Length	500 [mm]

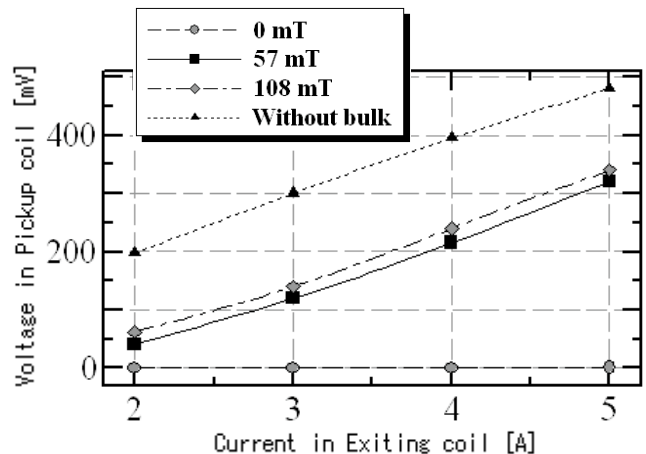


Fig.2 Field shielding property of Bi-2223 bulk

教育用超伝導同期モータの試作

Trial manufacture of a superconducting synchronous motor for education

上田 章生, 武田 実 (神戸大学)

UEDA Akio, TAKEDA Minoru (Kobe University)

E-Mail: 072w503w@stu.kobe-u.ac.jp

1. はじめに

1987年に銅系酸化物高温超伝導体が発見されて以来、様々な超伝導応用機器の研究開発が続けられている[1]。その1つである超伝導モータは、大型の船舶推進用モータなどが実用化段階に近づきつつあるが、その構造が広く一般に認知されているとは言い難い。これは、超伝導とモータの関連性が理解し難いからであると考えられる。そこで、超伝導モータにおける超伝導応用の実際と、その基本構造の理解を促すために、内部構造が可視化可能な教育用超伝導同期モータを試作し、その基本的性能を調べた。

2. 設計

本研究で目標としたモータは、バルク型超伝導体を用いたアキシシャルギャップ型超伝導同期モータである。これは、超伝導応用の紹介として、超伝導線材よりはるかに理解しやすいバルク型超伝導体を使用できるからである。なお、本研究の主要目的には“超伝導モータの設計・製作技術獲得”が含まれている。したがって、設計では主要構成部品を可能な限り自ら製作する事および内部構造を可視化可能にするために、低温での歪みが問題となる部分を除き、機械的強度の大幅な低下を承知した上で、無色透明のアクリル材を用いる事の2点を基本方針とした。

3. 製作

本研究では、モータ本体を構成する部品のほぼ全てに対し、自ら製作を試みた。機械的部品等の製作では、旋盤、フライス盤等の一般的な工作機具を用いた。電機子の製作では基盤となる部品に巻線を施した後、エポキシ樹脂を浸透させる事で機械的強度の向上を図った。また、バルク型高温超伝導体の製作では、MTG (Melt Texturing Growth) 法[2]やMMTG (Modified Melt Texturing Growth)法[3]等を使用可能な設備を有していないため、固相反応法での製作を試みた。しかし、組成比や焼成温度に対し様々な条件を試みたものの、フィッシング効果を十分に発揮する試料を製作できなかった。そこで、同和鉱業株式会社製のサマリウム系溶融超伝導体(外径46.6mm, 厚さ7.2mm)を用いた。これらを用いたモータ本体の完成写真をFig.1に示す。主要部の外径は直径180mmで高さが約50mm程度であり、全体に渡って視認性が確保されている。なお、本研究で製作した同期モータは三相交流電源である東芝シュネディール・インバータ株式会社製の産業用インバータVFAS1-2022PL(電圧クラス:200V,出力容量:4.2kVA)

を用いて駆動した。

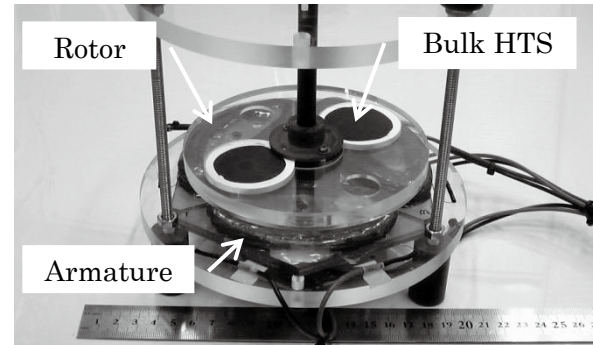


Fig.1 The superconducting synchronous motor manufactured.

4. 性能試験

既存の機材等を用いて試験装置を構築し[4]、回転数、トルク、出力の基本性能試験を行った。回転数の測定には自作の器材とオシロスコープを、また、トルクの測定にはマブチモータ社製の直流モータを用いた。試験結果として、停動トルクが約1.2 (mN・m)である事を始めとし、静止トルクと電機子電流の関係や回転数と出力の関係がわかった。それらの詳細は学会で発表する予定である。

5. まとめ

本研究では教育用超伝導モータとして、視覚的に理解しやすい無色透明のアクリル材を用いた超伝導モータの設計・製作を行い、その基本的性能を調べた。

本研究により超伝導モータの基本的な製作技術を獲得できたので、次なる段階として断熱構造や冷却技術の獲得も含め、高温超伝導線材を用いた小型で高出力な性能を有する超伝導モータの開発を目標とする。

参考文献

1. G. Krabbes, et al.: High Temperature Superconductor Bulk Materials, 1st ed. (WILEY-VCH, 2006).
2. S. Jin, T. H. Tiefel, R. C. Sherwood, M. E. Davis, R. B. van Dover, G. W. Kammlott, R. A. Fastnacht, and H. D. Keith: Appl. Phys. Lett., Vol. 52, No.24 (1988) p.2074.
3. K. Salama, V. Selvamanickam, L. Gao, and K. Sun: Appl. Phys. Lett., Vol. 54, No.23 (1989) p.2352.
4. モータ技術実用ハンドブック編集委員会:モータ技術実用ハンドブック, 1st ed. (日刊工業新聞社, 2001) p.307.

Bi2223 超電導ケーブルの交流損失特性

AC loss characteristics of Bi2223 superconducting cable

大屋 正義, 湯村 洋康, 増田 孝人(住友電工); 三村 智男, 鬼頭 豊, 本庄 昇一(東京電力)
 OHYA Masayoshi, YUMURA Hiroyasu, MASUDA Takato (Sumitomo Electric Industries, Ltd);
 MIMURA Tomoo, KITO H Yutaka, HONJO Shoichi (Tokyo Electric Power Company)
 E-mail: ohya-masayoshi@sei.co.jp

1. はじめに

地球環境問題への対策の観点から、送電損失を大幅に減少することが可能な超電導ケーブルは、早期の実用化が期待されている。これまでに筆者らは、Bi-2223 超電導線材を用いた交流超電導ケーブルの開発を実施しているが⁽¹⁾、実用化に向けてさらなる大容量化及び低損失化が必要である。住友電工では、交流損失低減のため、線材の超電導フィラメントにツイストを施した低損失型 Bi-2223 超電導線材の開発を行っており、これまでに上記線材を用いたケーブルコアの交流損失特性を検証し、コアレベルでの低損失化を実証している⁽²⁾。本報では、上記結果を反映して、使用線材の適材適所配置を行うことにより、超電導ケーブルの大容量化と低損失化の両立に関して検討を行ったので、その結果について報告する。

2. 試料及び試験方法

住友電工では、表 1 に示すように、標準的線材である DI-BSCCO[®] TypeH 線材に加えて、超電導フィラメントにツイストを施した DI-BSCCO[®] TypeAC 線材の開発を行っている。前報では、全て TypeAC 線材を用いたコアの低損失化について報告したが⁽²⁾、大容量化の観点からは、高 Ic 型である TypeH 線材を用いることが有効である。さらに、低損失化の観点からも、TypeAC 線材の優位性が顕著に現れるのは高磁場領域であるため、低磁場層に TypeH 線材を、高磁場層に TypeAC 線材を用いたコアの交流損失特性を検証した。

TypeAC 線材のみを用いたコア(Core I)及び TypeAC 線材と TypeH 線材を組み合わせたコア(Core II)の諸元を表 2 に示す。いずれのコアも、導体4層及びシールド2層で構成されており、Core II は、磁場の大きな導体層の3層目及び4層目に TypeAC 線材を用い、他の層は TypeH 線材を用いて構成している。なお、線材の両面には、厚さ50 μ mの銅合金が半田付け補強された構造となっている。TypeH 線材を組み合わせることにより、Core II の臨界電流は Core I に比べて大きく向上している。コアの外径はともに約 43mm であり、外径に大きな差異はない。

なお、作製したコアの交流損失測定は、77K の飽和液体窒素素中で行い、導体層とシールド層を往復通電した状態で、電氣的四端子法を用いて測定した。

Table1. Specifications of DI-BSCCO[®] wires

Items	TypeH	TypeAC
Width (mm)	4.3 \pm 0.3	2.6 \pm 0.3
Thickness (mm)	0.23 \pm 0.03	0.2 \pm 0.03
Twist pitch (mm)	Non	8
Ic (A) at 77 K	160~170	50~60

3. 試験結果及び考察

コアの交流損失測定結果を図1に示す。2kArms 通電時の交流損失(50Hz 換算)は、Core I が 0.9W/m、Core II が 0.8W/m であり、いずれも 1W/m 以下の低損失化を実現している。さらに、Core II については、低損失化とともに、TypeH 線材を組み合わせることによる大容量化によって、3kArms の安定通電に成功している。TypeAC 線材と TypeH 線材を組み合わせることによる低損失化は、低損失型線材を用いることによ

る磁化損失の低減とともに、通電負荷率を下げることによる通電損失の低減も重要であることを示している。本試験結果に対する解析検討結果については、当日の講演にて発表を予定する。

なお、ケーブルの高 Ic 化は、実線路における短絡電流事故(もらい事故)対策として有効であることを追記する。

Table2. Specifications of the Sample cable cores

Items	Core I	Core II
Former	Cu stranded with surface insulation	
HTS	4 layers	4 layers
Conductor	AC/AC/AC/AC	H/H/AC/AC
Dielectric	PPLP [®] 6mm ^t	
HTS	2 layers	2 layers
Shield	AC/AC	H/H
Protection	Cu tape / Kraft paper	
Diameter	Approx. 43 mm	
Critical current (Ic)	Conductor: 4900 A Shield: 3600 A	Conductor: 6200 A Shield: 7500 A

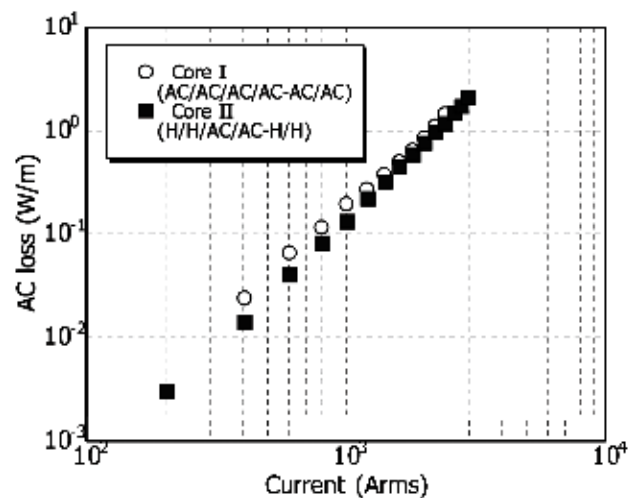


Fig.1 Measured AC loss in the sample cable cores

4. まとめ

本試験結果より、低損失型の TypeAC 線材と、高 Ic 型の TypeH 線材の適材適所配置により、超電導ケーブルの大容量化と低損失化の両立が図られることを確認した。今後、耐短絡電流特性や機械特性を検証し、実証試験向けのケーブル設計を完了させる。

尚、本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構からの委託している「高温超電導ケーブル実証プロジェクト」において実施したものである。

参考文献

1. T. Masuda, et. al.: IEEE Trans. Applied Superconductivity, Vol. 15, No.2, (2005) p.1806
2. M. Ohya, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.204

10m 級 YBCO 超電導ケーブルの過電流通電試験と解析

Experiment and Simulation on Overcurrent Characteristics of 10-m-long YBCO Superconducting Cable

佐藤 俊祐, 王 旭東, 植田 浩史, 石山 敦士(早大);

八木 正史, 向山 晋一(古河電工); 鹿島 直二, 長屋 重夫(中部電力); 塩原 融 (ISTEC)

SATO Shunsuke, WANG Xudong, UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University);

YAGI Masashi, MUKOYAMA Shinichi (Furukawa Electric);

KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Company) SHIOHARA Yuh (ISTEC)

E-mail: atsushi@waseda.jp

1. はじめに

YBCO 超電導ケーブルは、複数の YBCO 超電導線材と銅フォーマが並列に接続される構成となっている。実系統応用では、これらの複合導体に運転電流の 10~30 倍程度の突発的な短絡事故電流が流入する恐れがある。その際、短絡事故電流により線材が劣化・焼損してしまわないよう、銅安定化層や銅フォーマ、シールド保護層を設計することが必要となる。そこで我々は、耐過電流導体構成技術の確立を目指して、YBCO 超電導ケーブルの設計最適化に向けた検討を行っている。今回は、昨年度「超電導応用基盤プロジェクト」で実施した 10m 級 YBCO 超電導ケーブルの過電流通電試験[1] (66kV 系統を想定した 31.5kA_{rms}, 2.0s 通電) について、開発した計算機シミュレータ[2]による数値解析を行ったので報告する。なお、計算機シミュレータの詳細については別報[3]で報告する。

2. 実験

過電流通電試験に用いた 10m 級 YBCO 超電導ケーブルの諸元を Table 1 に示す。本超電導ケーブルは、3 芯一括構造を模擬するため、ダミーの銅フォーマ 2 本と共にツイストされている。また、シールド層は上記のダミー銅フォーマ 1 本と短絡し、閉ループを構成している。残りのダミー銅フォーマは開放されている。ケーブル製作に用いた YBCO 線材は IBAD/MOCVD 法で作製されたもので、Ag 層(15μm)上に Cu 層(100μm)が半田接続されており、交流損失の低減のため 10mm 幅から 2mm 幅に細線化が施され、スパイラル状に巻かれている。実験は液体窒素浸漬冷却の条件下で行い、31.5kA_{rms}, 2.0s の過電流を導体部に通電し、シールド電流やケーブル内の温度上昇などを測定した。なお、ケーブル導体層の I_c は約 1500A で、シールド層の I_c は約 420A である (@77K)。

3. 結果

31.5kA_{rms}, 2.0s の過電流通電に対するシールド電流(I_{shield})の変化を Fig.1 に示す。シールド電流は過電流通電中大きな変化が無く、通電電流(I_t)の約 10%であり、位相が約 150° 遅れとなっている。次に、シールド層に直列接続されたダミー銅フォーマの抵抗やインダクタンスの有無の影響を解析・評価した結果を Fig.2 に示す。同図(a)、(b)はダミー銅フォーマを考慮しない (つまりシールド層が両端短絡) 解析結果である。過電流パルス前半の(a)のシールド電流は通電電流の約 85%であり、位相差は約 150° 遅れとなっている。過電流パルス後半の(b)は発熱・温度上昇に伴う抵抗発生により、シールド電流が約 30%、位相差が約 120° 遅れとなっている。(c)、(d)はダミー銅フォーマの抵抗および自己・相互インダクタンスを考慮した解析結果である。(c)、(d)においてはシールド電流は通電電流の約 4%、位相差は約 170° 遅れとなっており、この解析結果は、実験結果と良く一致している。ケーブル内の温度上昇についても実験結果と解析結果の比較を行い、良好な結果を得た。

Table 1 Specifications of 10-m YBCO superconducting cable

Structure	Contents
Cu former	Cu conductor 200 mm ²
HTS conductor layer	YBCO coated conductor, 3 layers spiral pitch 1st layer 450 mm S 2nd layer -500 mm Z 3rd layer -150 mm Z
Cu layer	0.1 mm ² 30 mm ^W 2 layer spiral pitch 32 mm S
Inner semi conductor	Carbon paper 2 layer
Electrical insulation	PPLP 6.5 mm (66/77kV class)
Outer semi-conductor	Carbon paper 2 layer
HTS shield layer	YBCO coated conductor, 1 layer spiral pitch -400 mm Z
Cu layer	0.1 mm ² 30 mm ^W 8 layer spiral pitch 32 mm S
Protection layer	Insulation paper, non woven cloth
※ the other two cores are dummy with former and dielectric	
Thermal insulation pipes	Corrugated pipe with PVC Outer size : 140mm

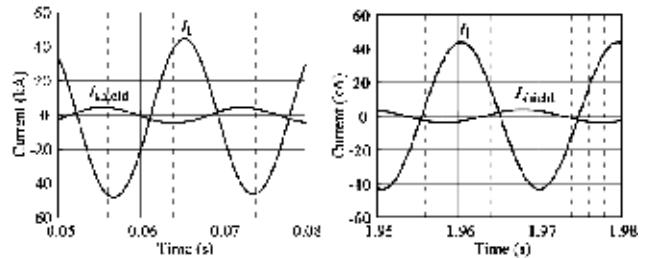


Fig.1 Experimental results with an over-current of 31.5kA_{rms}, 2s, 60Hz

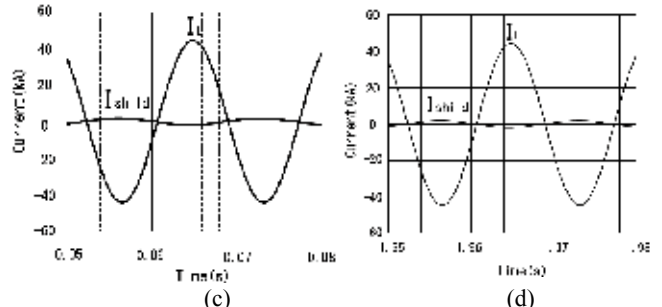
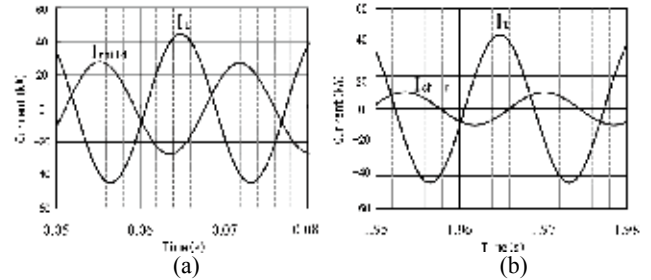


Fig.2 Simulation results with an over-current of 31.5kA_{rms}, 2s, 60Hz

なお、本研究は「超電導応用基盤技術開発プロジェクト」及び「リットリウム系超電導電力機器技術開発プロジェクト」の一部として NEDO の委託により実施したものである。

文献

1.X. Wang, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.207
 2.A.Ishiyama, X Wang, H. Ueda, et al.:IEEE Trans.Appl.Supercond., Vol.18(2008),no.2,pp.1228-1231,June 2008
 3.X.Wang(1P-p18)

電力ケーブルにおけるらせん状テープ導体の巻き乱れの検討

Studies of a disorderly winding of tape conductors of a superconducting power transmission cable

冨中利治 (文科省,理研)

TOMINAKA Toshiharu (MEXT, RIKEN)

E-mail: tominaka@mext.go.jp

1. はじめに

超伝導送電ケーブルはテープ導体をらせん状に巻いた形状が主に採用されている。ケーブルの展示物などではほぼ均一に巻かれているように見えるが、一方、らせん状に疎に巻いた形状のために、曲線部などでは巻き乱れを起こしやすいようにも思われる。これに関連して、直線状ケーブルにおいて、らせん状テープ導体間の隙間の影響及び隙間が不均一になった場合の電流分布の偏りの計算を試みた。ここで、ケーブルのらせん状テープ導体はらせん状薄肉円弧導体と近似して、自己および相互インダクタンスは解析式を利用して求めた。

2. らせん状テープ導体の磁場,インダクタンスなど

らせん状薄肉テープ導体の磁場,ベクトルポテンシャル,インダクタンスは一般に変形ベッセル関数を用いた無限級数の形式で解析的に計算できる[1,2]。各々半径, $r_1, r_2, z = 0$ での導体の角度及びその幅, $\varphi_1 \pm \Delta\varphi_1/2, \varphi_2 \pm \Delta\varphi_2/2$,ツイストパラメータ $k_1 (= \pm 2\pi/l_1 = \pm 2\pi n_1), k_2 (= \pm 2\pi/l_2)$,軸長 $l \gg r_2 > r_1$, の2つのらせん状薄肉テープ導体間の相互インダクタンスについて, Fig. 1(a) に示すような, $k_1 = k_2 = k$ (or $\Delta k = 0$) に対して,

$$L_{12,arc} = \frac{\mu_0 l}{2\pi} \left(\ln \frac{2l}{r_2} - 1 \right) + \frac{\mu_0 l}{4\pi} k^2 r_1^2 + \frac{\mu_0 l}{\pi \Delta\varphi_1 \Delta\varphi_2} \sum_{n=1}^{\infty} \{ I_n(nkr_1) K_n(nkr_2) \times \frac{4}{n^2} \cos[n(\varphi_2 - \varphi_1)] \sin(n\Delta\varphi_1) \sin(n\Delta\varphi_2) \} + \frac{\mu_0 l}{2\pi \Delta\varphi_1 \Delta\varphi_2} k^2 r_1 r_2 \sum_{n=1}^{\infty} \{ \{ I_{n+1}(nkr_1) K_{n+1}(nkr_2) + I_{n-1}(nkr_1) K_{n-1}(nkr_2) \} \times \frac{4}{n^2} \cos[n(\varphi_2 - \varphi_1)] \sin(n\Delta\varphi_1) \sin(n\Delta\varphi_2) \} \quad (1)$$

他方, Fig.1(b) に示すような, 巻線ピッチが同じで, 右及び左巻きで巻方向が異なる $k_1 = -k_2 = k$ (or $|\Delta k| = 2k$) に対して,

$$L_{12,arc} = \frac{\mu_0 l}{2\pi} \left(\ln \frac{2l}{r_2} - 1 \right) - \frac{\mu_0 l}{4\pi} k^2 r_1^2 \quad (2)$$

と表せる。ここで, 上式において最初の項は軸方向電流の寄与, 2項目以降は円周方向電流の寄与に対応している。通常, 電磁気の教科書において, 密巻きソレノイドのインダクタンスは軸方向電流の寄与は考慮されず, また単位長さ当たりの巻数で表され, 右または左巻きの区別をせず表されているが, 一般的には, (1)及び(2)式の違いからわかるように, 巻方向が同じ又は異なる組み合わせにおいて, 相互インダクタンスの符号だけではなく, その大きさが変わるために右巻き又は左巻きの区別が必要になることを示している。特に, 右巻き及び左巻きを交互に層状に配置した超伝導送電ケーブルなどにおいては, その区別に注意する必要がある。また, 半径 r , 導体の角度幅 $\Delta\varphi$, ツイストパラメータ k , 軸長 $l \gg r$, の自己インダクタンスは次のように表せる。

$$L_{11,arc} = \frac{\mu_0 l}{2\pi} \left(\ln \frac{2l}{r} - 1 \right) + \frac{\mu_0 l}{4\pi} k^2 r^2 + \frac{4\mu_0 l}{\pi (\Delta\varphi)^2} \sum_{n=1}^{\infty} I_n(nkr) K_n(nkr) \frac{\sin^2(n\Delta\varphi)}{n^2} + \frac{2\mu_0 l}{\pi (\Delta\varphi)^2} k^2 r^2 \times \sum_{n=1}^{\infty} \{ I_{n+1}(nkr) K_{n+1}(nkr) + I_{n-1}(nkr) K_{n-1}(nkr) \} \frac{\sin^2(n\Delta\varphi)}{n^2} \quad (3)$$

Fig.2(a)に示すように, $k_1 = k_2 = k, r_1 = r_2 = 10\text{mm}, \varphi_1 = 0, \varphi_2 = 2\pi/3, \Delta\varphi_1 = \Delta\varphi_2 = 2\pi/3$, 軸長 $l = 1\text{ m}$ の一様ならせん電流が流れている円筒の3等分に相当する, らせん状薄肉テープ導体の相互及び自己インダクタンスの計算における, (1)及び(3)式の Σ で表された無限級数の項数の依存性を Fig.2(b)に示す。これから, 無限級数の計算において, 50 項程度取れば十分な精度が得られることがわかる。また, 得られた相互及び自己インダクタンスを用いて, 初等的に計算できる, 円筒に様なヘリカル電流が流れているらせん状薄肉円筒導体の自己インダクタンスと比較することにより, 上式の有効性が確認できる。

3. 通電時の電流分布, 磁場分布の計算

超伝導送電ケーブルにおけるらせん状テープ導体の通電時の電流分布は, 上式を利用してインダクタンス行列を求め, 回路方程式から計算できる。それから, 磁場, ベクトルポテンシャルの分布を計算することができ, らせん状テープ導体の配置を考慮した交流損失などの評価に役立てることができると考えている。

4. まとめ

超伝導送電ケーブルのらせん状テープ導体に関する基礎的な計算手法の検討を行った。

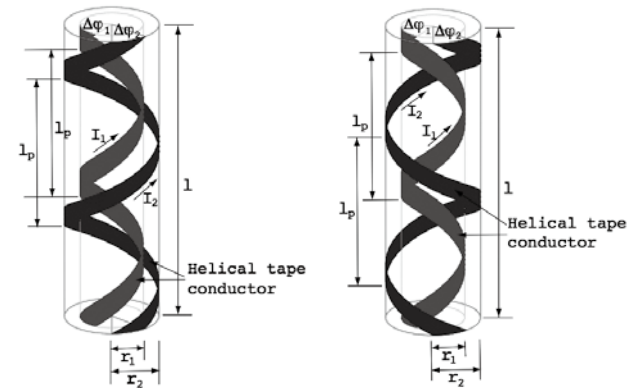


Fig.1. Two coaxial helical thin tape conductors, (a) for the twist parameter of $k_1 = k_2 = k$, and (b) for $k_1 = -k_2 = k$.

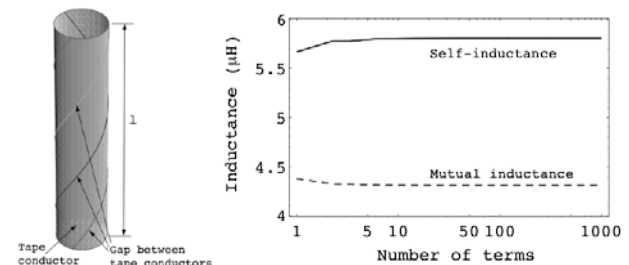


Fig.2. (a) Cylindrically arranged, three coaxial helical thin tape conductors. (b) The term number dependence on the summation of Eqs.(1) and (3) for the self- and mutual inductances of three helical thin tape conductors of $l = 1\text{ m}$.

参考文献

[1] T. Tominaka, Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p. 152.
[2] T. Tominaka, "Self- and mutual inductances of long coaxial helical conductors", Supercond. Sci. Technol., vol. 21, 015011(11pp) (2008).

直流超伝導送電実験装置の次期計画

Next step of DC Superconducting Power Transmission Line Experiment in Chubu University

山口作太郎、藤井友宏、福田真治、佐々木淳、杉本達律、浜辺誠、河原敏男、飯吉厚夫、服部敦、高橋道郎(中部大)
 YAMAGUCHI Sataro, FUJII Tomohiro, FUKUDA Shinji, SASAKI Atsushi, SUGIMOTO Tatsunori, HAMABE Makoto,
 KAWAHARA Toshio, IYOSHI Atsuo, HATTORI Atsushi, TAKAHASHI Michio (Chubu Univ.)
 E-mail: yamax@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

平成 17 年度から中部大学では文部科学省の援助を得て直流超伝導送電システムの基礎開発を、複数の大学や企業の協力を得て行ってきた。そして、20m 級の送電実験システムを構築し、数々の実験を行ってきた。主な目的は、直流超伝導送電装置を設計、建設及び運転を通じてこのような装置の実現可能性を追求することであり、本実験装置とは別にテストベンチを製作し、断熱 2 重管の熱侵入などの基礎データの収集にも努めた。そして、断熱 2 重管の熱侵入の実験データとして大容量送電(1GW 級)では距離に関係なく銅やアルミを利用したケーブルに比べて送電損失が低い実験データを得ることができた。これらの結果を踏まえて次期計画の検討を行ってきた。以下では次期計画の基本的な考え方と仕様等について述べる。

2. 設計指針と目標

直流超伝導送電システムを実用化するためには一度に GW 級の長距離の送電システムを構築するわけにはいかない。このため、短距離で送電電力の少ない送電システムを構築することから始まる。但し、銅やアルミを用いたケーブルよりは損失の低いシステムであることは必要条件になる。しかし、距離が短いと端末部での常温端からの熱侵入が大きくなるので、これを低減する必要がある。更に、送電電力がそれに伴って熱侵入を下げる必要がある。したがって、GW 級の送電電力で常伝導ケーブルの 1/10 の損失であっても、100MW では常伝導ケーブルと同程度の損失になる。このため、送電電力が少ないと低温システムの性能を向上する必要がある。低温系への熱負荷は、断熱 2 重管を通じた熱侵入、端末での熱侵入及び冷媒循環動力による熱侵入があり、これらを最小化する必要がある。このため、50MW 級で長さが 500m 程度を想定すると、低温系を保持するために許容される消費電力は 5kW - 20kW 程度となる。したがって、温度が 77K 付近の冷凍機効率は 0.1 程度までが現在の目標値であるため、許容熱侵入は 500W - 2kW となる。したがって、現在の断熱 2 重管の熱侵入の目標値である 1W/m では、これだけで下限値を超す可能性がある。このため、断熱 2 重管からの熱侵入は 0.5W/m 以下を目標とした。Fig. 1 に中部大で今までに測定し

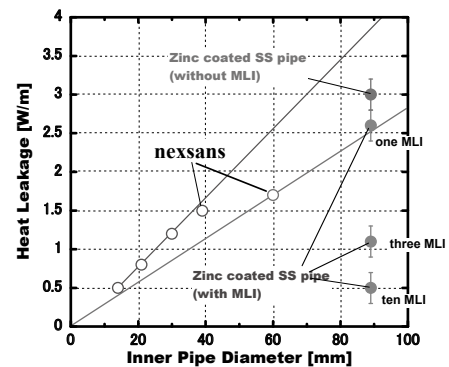


Fig.1 Heat Leak of Cryogenic Pipes

てきた断熱 2 重管の熱侵入を示す。これから、断熱 2 重管の内管径は 50φ 程度にする必要がある。そして、これに挿入できる大きさの超伝導ケーブルを作る必要がある。尚、Fig. 1 では比較検討のために、nexan 社の断熱 2 重管の熱侵入をカタログから得て表記した。

次に、電流リードからの熱侵入は電流値に比例し、現在の多くの設計では、銅リードのみで最適化し、熱侵入は一つの端子で 50W/kA 程度である。このため、直流送電では両端で 4 つの端子があるため全体で 200W/kA となる。したがって、このままでは 2.5kA を越すと電流リード熱侵入だけで下限値を超す。このため送電電力 50MW では電圧は 20kV 以上にする必要がある。一方、送電電力が少ない送電系は電圧も低くする必要があるので、上記の熱侵入値は大きすぎる。これから端末での熱侵入はこれの半分程度を目標とする。

更に、循環動力はできる限り少ない方がよい。このため、サイホン原理を利用すると同時に効果的な循環ポンプの利用を想定している。

3. 実験装置及びスケジュール

現時点では 200m 級の実験装置を検討中であり、新しい実験室に設置を予定しているが、ケーブル部の多くは野外に設置することになる。そして、建設は来年度に行う。なお、本研究は(株)ナノオプトニクス社からの寄付金及び文部科学省の社会連携研究推進事業(平成 17 年度～平成 21 年度)による私学助成によって進めている。

直流超電導送電用断熱二重配管における 熱侵入精密測定のためのテストベンチの製作

Fabrication of test bench for precise heat leak measurement on thermal-insulated cryogenic pipes designed for DC superconducting power transmission

浜辺 誠, 那須 祐児, 杉本 達律, 河原 敏男, 山口 作太郎(中部大); 石黒 康英, 新司 修(JFE スチール)
HAMABE Makoto, NASU Yuji, SUGIMOTO Tatsuori, KAWAHARA Toshio, YAMAGUCHI Satarou (Chubu Univ.);
ISHIGURO Yasuhide, SHINSHI Osamu (JFE Steel)
E-mail: hamabe@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

中部大学では 2008 年 7 月より, 超伝導送電・持続可能エネルギー研究センターを設立し, 直流超伝導送電の実証試験を目指した研究をさらに進めることとなった. これまでも, 高温超伝導線材を用いた直流超伝導送電の実用化のための研究の一環として, 液体窒素用の断熱二重配管の断熱構造の簡素化を図った研究を, 縦置き型の熱侵入量測定装置を用いて 1.65 m の断熱二重配管で行い, ストレート管を使用することで外管 150A, 内管 80A という比較的口径の大きな配管でも 0.5 W/m まで輻射熱が低減できることを示した. [1][2].

数百 m 規模の距離での直流超伝導送電システムでは, 端末部からの熱伝導とジュール熱による熱侵入をいかに抑えることができるかが, 実用的なシステム効率を達成するためには非常に重要となる. 一方, 数百 km 規模の距離で直流超伝導送電システムの効率が従来の銅ケーブルを使用した常伝導の直流送電システムを上回るためには, 断熱二重配管での熱侵入量を 0.5 W/m 程度以下に抑える必要がある. そこで, そのような低熱量での輻射熱の測定精度を向上させるため, 新たに 3 m 程度の断熱二重配管への熱侵入量が測定できる新型のテストベンチを設計し, その製作を進めている.

2. 断熱二重管熱侵入測定テストベンチの設計

従来の装置からの変更点は次の3点である.

- (1) 横置き型の長尺被測定配管の設置,
- (2) 支持枠からの熱侵入量の評価,
- (3) 測定方法の二重化.

この3点について次に紹介する.

(1) 中部大学で従来用いていた装置では, 内管支持構造からの熱侵入の影響を考慮せずに測定できるよう, 被測定配管を鉛直に設置する“縦型”の熱侵入量測定装置を使用してきた. この装置では, 実験施設の天井高さの制約から, 被測定配管を 1.65 m (内管長さ) 以下に抑えざるを得なかった. しかしながら, 0.5 W/m 以下の輻射熱量を精密に測定するためには, 被測定配管を長くしてトータルの熱輻射量を増加させることが容易な方法の一つである. そこで, 被測定配管を横置きとすることで天井高さによる制約を逃れ, 3 m 以上の被測定配管を取り付けることができるようにした. ただし, 内管の上部に蒸発した窒素ガスが溜まらないように, 窒素ガスの放出端に向かって 10° の傾斜角で取り付けられるようになっている.

(2) この装置では, 被測定配管を横置きとすることで内管の支持構造が必要となるが, この支持構造からの伝導熱による熱侵入もシステムの熱設計に大きく関わってくる要素となる. そこで, この支持枠からの熱侵入量の評価も本テストベンチの研究項目の一つとしている.

(3) この装置では従来どおり被測定配管の内管に注入した液体窒素量の体積変化から, 内管への熱侵入量を評価するという測定原理を用いている. しかし, ここでは従来の装置 [1]と同様に液面計による液面位置の変化量から評価する方法に加えて, 測定精度を向上させるため, 蒸発した窒素ガス

を室温に戻したときの流量からも評価し, 互いに比較することとしている.

その他, 被測定配管以外の部分からの輻射熱や伝導熱の影響を極力小さくできるように, 測定部分の設計の見直しも同時に行なっている.

3. 現状および今後の予定

現状では, 測定系, 被測定配管の製作中であり, 被測定部の内管の支持構造の設計を行っている. そして, 2008 年 12 月末に測定装置の納入, 2009 年 1 月中に装置の完成・実験開始を予定している.

被測定配管として, 外管にはこれまでの成果に従いストレートの亜鉛メッキ鋼管の使用を基本とするが, 内管でストレート配管の低温収縮を吸収するために必要なベローズの使用による輻射熱の増加など, さらに現実的に配管で用いられると考えられる要素についても詳細に調査していく予定である.

謝辞 本研究は文部科学省の社会連携研究推進事業(平成 17 年度~平成 21 年度)による私学助成を得て行われた.

参考文献

1. M. Hamabe, et al.: Advances in Cryogenic Engineering: Transactions of the Cryogenic Engineering Conference, Vol. 53A (2007) pp. 168-173.
2. Y. Nasu, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 79 (2008) 1P-p25.

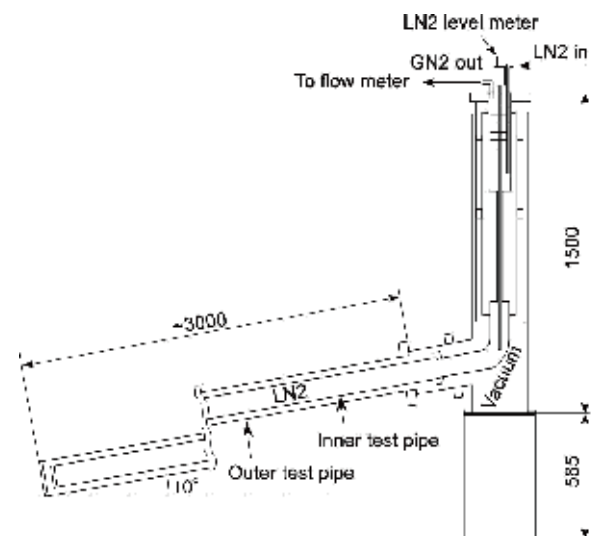


Fig. 1 A Schematic Diagram of New Test Bench for Heat Leak Measurement on Thermally-Insulated Cryogenic Pipe.

鉄ヒ素系新高温超伝導体の合成と超伝導特性

Synthesis and superconducting properties of the new iron-arsenic based high- T_c superconductors

伊豫彰、宮沢喜一 (産総研、東理大)、伊藤利充、永崎洋、鬼頭聖、木方邦宏、熊井玲児、竹下直、富岡泰秀、松畑洋文、李哲虎、Parasharam. M. Shirage (産総研)、石角元志 (原研機構、産総研)

IYO Akira, MIYAZAWA Kiichi (AIST, TUS); ITO Toshimitsu, EISAKI Hiroshi, KITO Hijiri, KIHOU Kunihiro, KUMAI Reiji, TEKESHITA Nao, TOMIOKA Yasuhide, MATSUHATA Hirofumi, LEE Chul-Ho, SHIRAGE Parasharam M (AIST); ISHIKADO Motoyuki (JAEA, AIST)
E-mail: iyo-akira@aist.go.jp

1. はじめに

2008年の2月に東京工業大学の細野グループによって鉄とヒ素を含む新高温超伝導体 $\text{LaFeAsO}_{1-x}\text{F}_x$ (Fig. 1 (a)) が報告されたことを契機に、現在世界中で新超伝導体を巡る研究開発競争が繰り広げられている。La を Ce, Pr, Nd, Sm などのイオン半径の小さなランタノイド (Ln) で置換することにより、その超伝導転移温度 (T_c) は、現在では 50K 以上にまで達している^{2,3,4,5}。更には酸素を含まない別構造の物質 (Fig. 1 (b)) やヒ素を含まない FeSe_{1-x} でも超伝導が出現するなど、物質のバリエーションも増えてきた^{6,7}。本系の研究、特に物質開発を進める上では、ヒ素の毒性、希土類金属、アルカリ金属、アルカリ土類金属の反応性等、出発原料の特性に起因する試料合成の難しさが最大の障害になる。実際、我々もここ数ヶ月間試行錯誤を繰り返し、現在ようやく物性測定に耐えうる試料が合成出来つつあるという段階である。本講演では、新超伝導体の合成手法、およびそれらの試料を用いた物性測定結果についてその現状を報告する。

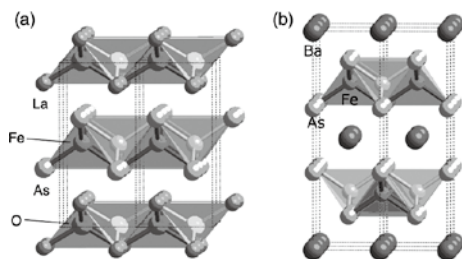


Fig. 1 Crystal structures of LaFeAsO (a) and BaFe_2As_2 (b).

2. 鉄ヒ素系超伝導体の結晶構造

LaFeAsO は La_2O_2 層と Fe_2As_2 層が交互に積層しており、それぞれの層は稜共有で結合した OLa_4 四面体、 FeAs_4 四面体によって構成されている (Fig. 1 (a))。超伝導は La_2O_2 層の O^{2-} イオンを F^- イオンで置換 (電子ドーピング) することによって出現する。一方、 BaFe_2As_2 は、 Fe_2As_2 層と Ba 層からなり、 Ba^{2+} イオンを K^+ イオンによって置換 (ホールドーピング) することにより、 $T_c = 38\text{K}$ の超伝導体になる。我々はフッ素置換型 $\text{LaFeAsO}_{1-x}\text{F}_x$ の報告後、高压合成装置を用いて関連物質の探索を行ってきた。フッ素置換に変わるドーピング法を模索した結果、酸素欠損を導入した NdFeAsO_{1-y} が $T_c = 54\text{K}$ の超伝導になることを見いだした⁸。(ほぼ同時期に中国でも酸素欠損型の報告がなされている⁹。)

3. 試料作製法

鉄ヒ素系試料の合成では、出発原料や反応プロセスの選択は極めて重要である。試料は、石英管を使った封管法と高压合成装置を使った方法により作製されている。いずれの場合も全ての原料を同時に混ぜるのではなく、あらかじめヒ素を含む前駆体 (LnAs 、 BaAs など) を作製し、それを他の原料と

混合して主反応を行うのが通常である。我々は、主として高压合成法を用いて酸素欠損型超伝導体 LnFeAsO_{1-y} の合成を行っている。原料は LnAs 、 Fe 、 Fe_2O_3 を用い、それらを適当な比率で混合する。このとき、仕込み組成における酸素量の制御が、良質な試料を得る為に重要である。ペレット状に加压成形した混合物をキュービックアンビル型の高圧合成装置にセットし、約 2~3.5GPa の压力下、約 1100~1200°C で 2 時間反応させて試料を得る。なお、本稿では酸素量を仕込み組成 (nominal composition) で表記してある。実際の酸素量は、仕込み組成より 0.1~0.15 程度多いことが中性子散乱実験で明らかになっている¹⁰。

4. 超伝導特性

Figs. 2 (a), (b) に NdFeAsO_{1-y} (仕込み酸素量 $1-y=0.70\sim 0.85$) の帯磁率と電気抵抗率の温度依存性をそれぞれ示す。最もドーピング量が少ない $1-y=0.85$ 試料は 5K 以上で超伝導を示さなかったが、その他の試料 ($1-y=0.80, 0.75, 0.70$) はそれぞれ T_c (オンセット) = 32, 48, 51K の超伝導を示した。電気抵抗において、超伝導を示さない $1-y=0.85$ 試料には、約 140K 付近に鉄ヒ素系の母物質に共通してみられるスピン密度波 (SDW) 転移に対応する異常が見られる。最も T_c が高い (オンセット 54K) $1-y=0.60$ 試料は、温度に対してほぼ直線的 (やや S 字型) に変化している。銅酸化物超伝導体が最適ドーピングで、同様な振る舞いをしていることを考えると興味深い。

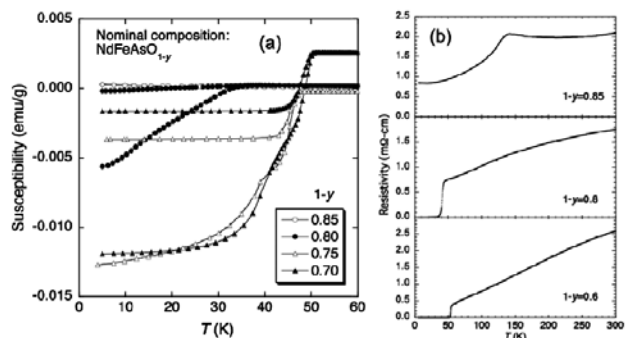


Fig. 2 Temperature dependence of magnetic susceptibility (a) and resistivity (b) for NdFeAsO_{1-y} samples ($1-y=0.85\sim 0.6$).

5. Ln 依存性

フッ素置換型 $\text{LnFeAsO}_{1-x}\text{F}_x$ 試料では、 $Ln=\text{La}$ の時にその T_c は 26K と最も低く、 $Ln=\text{Nd}$ 、 Sm 付近で最大 55K となるのが知られている。その傾向は酸素置換型 LnFeAsO_{1-y} でも同様であり、その T_c もほぼ同じ値をとるが、高压法ではよりイオン半径の小さな Ln を有する物質の合成が可能である^{11,12}。我々が合成した試料のうち、最高 T_c を示した LnFeAsO_{1-y} 試料について、 T_c を a 軸長に対してプロットしたものを Fig. 3 に示す。 a 軸長は (c 軸長も)、 $Ln=\text{La} \rightarrow \text{Dy}$ のとき (Ln^{3+} のイオン半径が小さくなるにつれ)

系統的に減少した。一方、 T_c は $Ln=La$ の約28Kから上昇し、 $a=3.94\text{--}3.95\text{ \AA}$ ($Ln=Nd$)で最大53Kになり、それ以上格子を縮めると T_c が減少した。本系の T_c が結晶構造パラメータに大きく依存していることを示唆している。 $Ln=Dy$ の T_c が低いのは、合成圧力が低かったために、キャリアドーピングが不十分なのであろう。

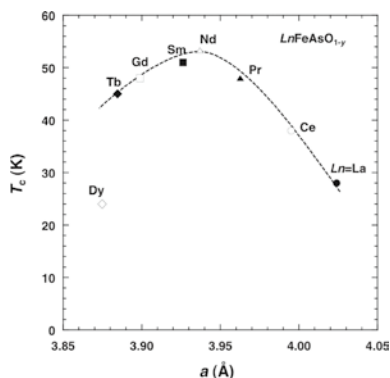


Fig. 3 Relationship between a -axis lattice parameter and T_c for $LnFeAsO_{1-y}$ ($Ln=La, Ce, Pr, Nd, Sm, Gd, Tb$ and Dy).

6. 圧力効果

$LaFeAsO_{1-x}$ 試料 ($T_c=26K$)では、 T_c は加圧によって43Kまで大きく上昇することが明らかとなっている¹³。 $T_c=54K$ の酸素欠損型 $NdFeAsO_{1-y}$ の T_c が加圧によりどう変化するか興味のあるところである。 T_c の異なる(54K, 40K)試料 $NdFeAsO_{1-y}$ ($1-y=0.8, 0.6$)について、電気抵抗率の圧力下での温度依存性をFig. 4(a)に示す¹⁴。残念ながら、どちらの試料も加圧によって T_c は一様に激しく減少した。この結果も、本系の T_c が結晶構造パラメータに大きく依存していることを示している。圧力が結晶格子に与える影響について調べるため、圧力下の結晶構造解析を行った¹⁵。Fig. 4(b)に格子定数の圧力依存性を示す。 c 軸方向の圧縮率が a 軸に比べ大きい。これは、加圧により Nd_2O_2 層と Fe_2As_2 層の距離が大きく縮むためである。 T_c と結晶構造の相関をより詳細に知る為、現在、様々な試料について実験を進行中である。

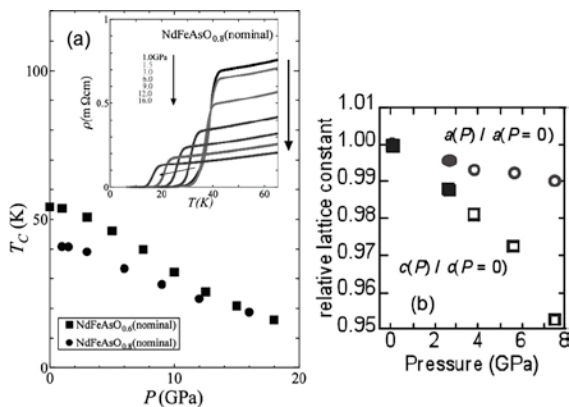


Fig. 4 (a) Pressure dependence of T_c for $NdFeAsO_{1-y}$ ($1-y=0.6, 0.8$). Inset shows the temperature dependence of resistivity under pressure. (b) Pressure dependence of lattice parameters for $NdFeAsO_{1-y}$ ($1-y=0.7$).

7. 結晶構造の物質依存性

我々は Fe_2As_2 層の結晶構造が T_c を決める重要な鍵を握っていると考え、 T_c の異なる酸素欠損型 $NdFeAsO_{1-y}$ 試料について、粉末中性子散乱実験を行い、結晶構造パラメータを決定した^{10,16}。 $FeAs_4$ 四面体の形状に着目したところ、それが正四面体に近づくほど T_c が高くなる傾向を見いだした。Fig. 5に

角度(α)と T_c との相関関係について、我々のデータに加え、他の研究グループの測定結果を示す。 $FeAs_4$ 四面体が正四面体になる辺り($\alpha=109.47^\circ$)で T_c が最も高くなることが読み取れる。この結果も結晶構造と超伝導が強く相関していることを示唆する。

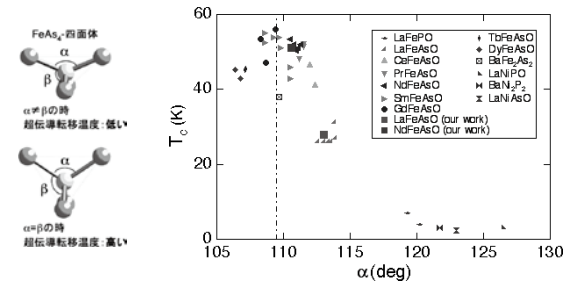


Fig. 5 T_c vs As-Fe-As bond angle for various pnictide superconductors.

参考文献

- Y. Kamihara, T. Watanabe, M. Hirano and H. Hosono: J. Am. Chem. Soc. **130** (2008) 3296.
- X. H. Chen, T. Wu, G. Wu, R. H. Liu, H. Chen, D. F. Fang: Nature **453** (2008) 761.
- G. F. Chen, Z. Li, D. Wu, G. Li, W. Z. Hu, J. Dong, P. Zheng, J. L. Luo, and N. L. Wang, Phys. Rev. Lett. **100** (2008) 247002.
- Z.A. Ren, W. Lu, J. Yang, W. Yi, X.L. Shen, Z.C. Li, G.C. Che, X.L. Dong, L.L. Sun, F. Zhou, Z.X. Zhao: Chinese Phys. Lett. **25** (2008) 2215.
- J. Yang, Z.C. Li, W. Lu, W. Yi, X.L. Shen, Z.A. Ren, G.C. Che, X.L. Dong, L.L. Sun, F. Zhou, Z.X. Zhao: Supercond. Sci. Technol. **21** (2008) 082001.
- M. Rotter, M. Tegel and D. Johrendt: Phys. Rev. Lett. **101** (2008) 107006.
- F. C. Hsu, J. Y. Luo, K. W. The, T. K. Chen, T. W. Huang, P. M. Wu, Y. C. Lee, Y. L. Huang, Y. Y. Chu, D. C. Yan and M. K. Wu, cond-mat, arXiv:0807.2369.
- H. Kito, H. Eisaki and A. Iyo, J. Phys. Soc. Jpn. **77** (2008) 063707.
- Z.A. Ren, G.C. Che, X.L. Dong, J. Yang, W. Lu, W. Yi, X.L. Shen, Z.C. Li, L.L. Sun, F. Zhou, Z.X. Zhao: Europhys. Lett. **83** (2008) 17002.
- C.H. Lee, A. Iyo, H. Eisaki, H. Kito, M.T. Fernandez-Diaz, T. Ito, K. Kihou, H. Matsuhata, M. Braden, and K. Yamada: J. Phys. Soc. Jpn. **77** (2008) 083704.
- Jan-Willem G. Bos, George B. S. Penny, Jennifer A. Rodgers, Dmitry A. Sokolov, Andrew D. Huxley, J. Paul Attfield. Chem. Commun. **31** (2008) 3634.
- Y.G. Shi, S. Yu, A.A. Belik, Y. Matsushita, M. Tanaka, Y. Katsuya, K. Kobayashi, K. Yamaura, E. Takayama-Muromachi, cond-mat, arXiv:0808.1948
- H. Takahashi, K. Igawa, K. Arii, Y. Kamihara, M. Hirano and H. Hosono: Nature **453** (2008) 376.
- N. Takeshita, A. Iyo, H. Eisaki, H. Kito and T. Ito: J. Phys. Soc. Jpn. **77** (2008) 075003.
- R. Kumai, N. Takeshita, C-H. Lee, T. Ito, H. Kito, A. Iyo and H. Eisaki: submitted to J. Phys. Soc. Jpn.
- H. Matsuhata, C. H. Lee, K. Kihou, H. Eisaki, H. Kito, P. M. Shirage, K. Miyazawa and A. Iyo, J. Phys. Soc. Jpn. **77** (2008) 105003.

鉄ニクタイト超伝導体の臨界電流特性

Critical current properties of iron pnictide superconductors

山本 明保, アナトリー・ポリヤンスキー, ジャニー・ジャン, 亀谷 文健, キアラ・タランティニー, フランク・ハント, ヤン・ヤロジンスキー, ルイス・バリカス, エリック・ヘルストロム, アレクサンダー・ギュレビッチ, デイビッド・ラーバレスティエー (米国立強磁場研究所)

YAMAMOTO Akiyasu, POLYANSKII Anatolii, JIANG Jianyi, KAMETANI Fumitake, TARANTINI Chiara, HUNTE Frank, JAROSZYNSKI Jan, BALICAS Luis, HELLSTROM Eric, GUREVICH Alexander, LARBALESTIER David

(National High Magnetic Field Laboratory)

E-mail: yamamoto@asc.magnet.fsu.edu

1. はじめに

最近発見された鉄ニクタイト系超伝導体[1]は、ZrCuSiAs 型 (1111 構造)の層状オキシニクタイトで 55 K, ThCr₂Si₂ 型(122 構造)の層状ニクタイトで 38 K の高い超伝導転移温度(T_c)をそれぞれ有し、優れた上部臨界磁場[2]と粒内臨界電流密度[3]を示すことから、銅酸化物系, MgB₂ に次ぐ第三の高温超伝導材料として応用に向けた興味を持たれている。本研究では両構造の単結晶, 多結晶試料について臨界電流特性を調べた。

2. 実験方法

Oak Ridge 国立研究所で作製された LaFeAs(O,F)多結晶($T_c = 26$ K)と Ba(Fe,Co)₂As₂ 単結晶試料(22 K)[4], 中国科学院で作製された NdFeAs(O,F)と SmFeAsO_{1- δ} 多結晶試料($T_c = 49, 55$ K)[5] について, NHMFL 45 T ハイブリッドマグネット, PPMS を用いて高磁界輸送特性の評価を, 試料振動型磁力計 (VSM), SQUID 磁束計を用いて磁化及び臨界電流密度(J_c)の評価を, 磁気光学 (MO)法により試料内の磁束密度分布及び J_c の評価を行った。

3. 結果と考察

LaFeAs(O,F)多結晶では巨視的な臨界電流はみられず, 擬可逆的磁化ヒステリシスを示したが, NdFeAs(O,F)と SmFeAsO_{1- δ} 多結晶においては MO 像よりバルク体全体における巨視的臨界状態が観察された (Fig. 1). 残留磁化法と MO 像における磁束密度勾配より試料全体の J_c を見積もったところ低温で 4000 A/cm² 程度であり, 粒内を局所的に循環する $J_c \sim 1 \times 10^7$ A/cm² と比較すると極めて低く, 鉄ニクタイト系においては銅酸化物系と同様の結晶粒界の弱結合が存在することが示唆された[3,6].

磁化ヒステリシスより Bean モデルを用いて算出した 122 構造 Ba(Fe,Co)₂As₂ 単結晶の J_c の磁場依存性を Fig. 2 に示す。 J_c は $\sim 4 \times 10^5$ A/cm² と高く, 磁場中でいわゆる fish-tail ピークが現われ, とくに低温で磁場に対して頑強で 14 T まで減衰がみられない。 上部臨界磁場(H_{c2})は T_c 近傍での鋭い立ち上がり ($dH_{c2}^{ab}/dT = 4.9$ T/K, $dH_{c2}^c/dT = 2.5$ T/K)と非 WHH・マルチバンド挙動を示し, 低温において 50 T 以上に達する (Fig. 3). 異方性パラメータ ($\gamma = H_{c2}^{ab}/H_{c2}^c$)は T_c 近傍で ~ 2 と低く, 低温ではさらに低下し ~ 1.5 となる。 一方, 抵抗遷移は 45 T の高磁場下でも熱擾乱の影響をほぼ受けず, また, 磁化から見積もった不可逆磁場は H_{c2} に近く, 抵抗遷移始点と合致し, 従来型金属系超伝導体的である。 この理由として 1111 構造と比較して低い T_c と異方性, 及び Co 固溶由来の強いナノスケール・ピンの可能性が挙げられる。 鉄ニクタイト系超伝導体は 1111 構造に顕著な高温超伝導性と従来型金属的超伝導性という二面性を有するが, 低い異方性, 高い H_{c2} と強い磁束ピンニングは高磁場応用の観点から魅力的といえる。

Work at the NHMFL was supported by NSF, State of Florida, DOE and AFOSR.

本研究は日本学術振興会海外特別研究員事業の助成を受けて行ったものである。

[1] Y. Kamihara *et al.*, *J. Am. Chem. Soc.* **130**, 3296 (2008).

[2] F. Hunte *et al.*, *Nature* **453**, 903 (2008); J. Jaroszynski *et al.*, *Phys. Rev. B* **78**, 064511 (2008); Y. Kohama *et al.*, *Cond-mat*, arXiv:0809.1133v1.

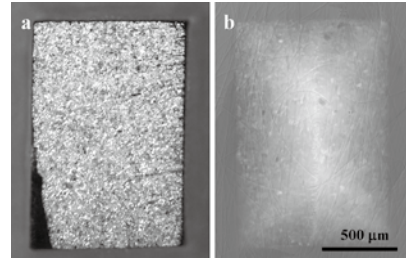


Fig. 1. (a) Light microscopy image and (b) magneto-optical image under 0 mT at 20 K field-cooling under 120 mT on SmFeAsO_{1- δ} bulk.

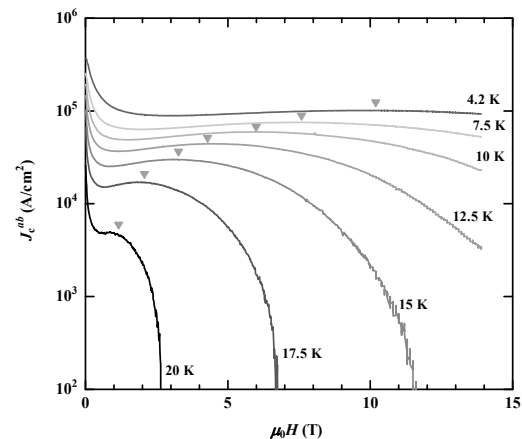


Fig. 2. Magnetic field dependence of the in-plane critical current density of the Ba(Fe,Co)₂As₂ crystal. Triangles indicate fish-tail peaks.

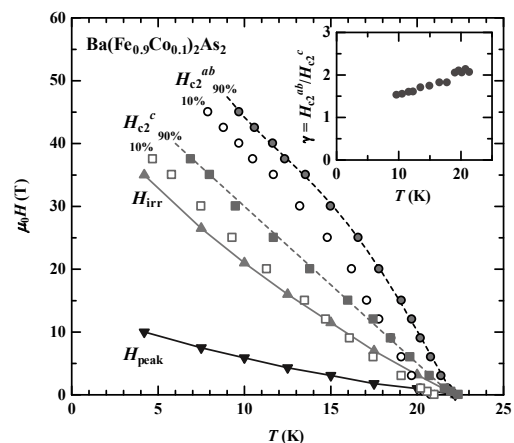


Fig. 3. Magnetic phase diagram of Ba(Fe,Co)₂As₂. Filled and open symbols represent 90% and 10% of $\rho(T,H)$ in normal-state. Circles ($//ab$) and squares ($//c$) represent resistive H_{c2} . Triangles represent peak position and irreversibility field H_{irr}^c extrapolated from fitting of pinning force curves. Inset shows temperature dependence of H_{c2} anisotropy γ .

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

[4] A. S. Sefat *et al.*, *Phys. Rev. B* **77**, 174503; *Phys. Rev. Lett.* **101**, 117004 (2008).

[5] Z. A. Ren *et al.*, *Europhys. Lett.* **82**, 57002 (2008).

[6] A. Yamamoto *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 252501 (2008).

液化水素用超伝導液面計の基礎研究(4)

— 試作液面計の液面検知特性 —

Fundamental studies of superconducting level gauge for liquid hydrogen (4)

— Level-detected characteristics of prototype level gauge —

松野 優、藤川 静一、児玉 格(岩谷瓦斯); 武田 実(神戸大); 熊倉 浩明、黒田 恒生(物質・材料研)
 MATSUNO Yu, FUJIKAWA Shizuichi, KODAMA Itaru (Iwatani Industrial Gases); TAKEDA Minoru (Kobe University);
 KUMAKURA Hiroaki, KURODA Tsuneo (National Institute for Materials Science)
 E-mail: matsuno@iig.iwatani.co.jp

1. はじめに

我々は液化水素用液面センサーとして有望視されている MgB_2 をベースとした超伝導線材の特性を研究している。これまでの報告^{1),2)}では、大気圧平衡下及び加圧条件下における MgB_2 液面センサーの液面検知特性について調べ、液化水素の圧力とセンサー出力電圧値の関係、及びセンサーの常伝導化に必要なヒーター入力値との関係について調べた。またヒーターの有無と液面検知特性の関係を調べ、ヒーターを設置する方式(外部加熱式)に優位性を確認した。

今回、前述の MgB_2 液面センサーを長尺化したものを使用して液面計を試作した。この液面計について液化水素を用いた実験により、センサー出力電圧の圧力依存性およびヒーター入力依存性などの基本的な液面検知特性を調べたので報告する。

2. MgB_2 液面センサー

MgB_2 液面センサーに使用する超伝導線材は、 $CuNi(7:3)$ をシース材として Powder-in-tube 法をベースにした In-situ 法により作製し、また超伝導転移温度を制御するために SiC を添加した。Table 1 に、作製した超伝導線材の概要を示す。これまでの液面センサーは長さが約 200mm の超伝導線材²⁾を使用した。今回は長さ約 1m の長尺の線材を使用した。液面センサーは超伝導線材にヒーターとしてマンガニン線を一定間隔で巻き付けた構造とした。液面センサーの抵抗測定には直流4端子法を採用し、端子間距離は 800mm とした。

3. 試作液面計

液面計は①前述の液面センサー、②センサーを保護するステンレス製の鞘管(保護管)、③外部ケーブルと接続するハーメチック端子部、及び④液面位置表示器から構成されている。Fig. 1 に今回試作した液面計外観の一部を示す。液面計の保護管内には、一定間隔にスペーサーを設置し、 MgB_2 液面センサーを固定した。保護管は軸方向に長いスリット及び下端部に穴を設けており、液面センサーと液化水素の接触及び保護管内のガス抜きを可能な構造とした。さらに保護管の表面には液面位置を目視で測定するために目盛を施した。液面センサーの端子部とリード線で接続しているハーメチック端子部は、外部ケーブルにより液面位置表示器と接続した。液面位置表示器はセンサー出力電圧値を換算し、液面センサー端子間距離の %F.S. で液面位置の表示を可能とした。

4. 実験装置

本実験では、輻射による侵入熱を防ぐために、光学用のスリットを除いて内槽表面に銀メッキ処理を施した単純真空断熱構造のパイレックス製デュワーを使用した。デュワー槽は、内径 70mm、高さ 1,000mm で、本体槽内へ熱電対温度計及び槽上部に圧力計を設置した。デュワーの四方にはアクリル板を配置し、内部に窒素ガスを常時導入することで、デュワー外表面の結露を防いだ。また安全対策としてガラス破損時の飛散防止のため、SUS のパンチプレートでそれらを囲った。

5. 実験方法

液面計を挿入したデュワーに液化水素を充填した後、設定圧力まで昇圧し、温度平衡の状態を保持した。平衡後の液化水素はデュワーへの侵入熱により蒸発し、次第に液面が低下する。そこで液面センサーへ一定の測定電流(10mA)及び所定のヒーター入力量を同時に印加し、降下する液化水素の液面位置及びセンサー出力電圧値を測定した。液面センサーの抵抗値は出力電圧値より換算した。なお、実験は 0 kPaG(沸点温度; 20.4 K)、100 kPaG(同; 22.8 K)、200 kPaG(同; 24.6 K)にて実施した。

6. 液面検知特性

まず、液面降下時において液面センサーの抵抗値と液化水素の液面位置を測定すると、3W 以上のヒーター入力量によりセンサーの出力電圧に直線性が現れた。また 9W 程度の入力量の場合に直線性が最良であり、応答性及び再現性も良好であった。次に、一定のヒーター入力値の印加時において、液化水素の圧力増加に対するセンサー出力電圧の挙動を調べると、液面位置とセンサー抵抗値は良好な直線性を示し、この特性が圧力に依存しないことが明らかになった。

詳細は講演にて報告する。

Table 1 Sample of fabricated MgB_2 wire.

Sample	Additive	Diameter [mm]	$T_{c,on}$ [K]	R_{on} [Ω/m]
E-4	10%SiC	0.32	33.0	5.01

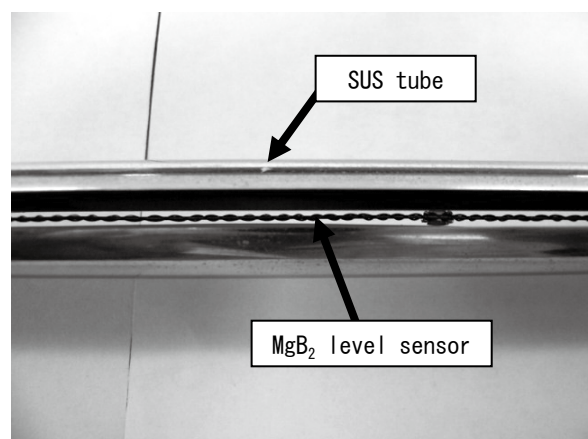


Fig.1 Picture of a part of prototype level gauge.

参考文献

- 1) Y. Matsuno, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.50
- 2) Y. Matsuno, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.49

1K 前後での NMR 実験 NMR experiments around 1K

藤井宗明(熊本大)

FUJII Muneaki (Kumamoto university)

E-mail: fujimune@sci.kumamoto-u.ac.jp

1. はじめに

1K 前後で、長時間安定した温度を得るためには超流動渦冷凍機が適している。この温度域で、相転移等の物性の変化が起こる物質の、核磁気共鳴 (NMR) を用いての研究においては、一定の温度で、数時間かけて NMR スペクトルを測定する必要がある。そのために、NMR 測定に便利な超流動渦冷凍機を製作した。それを用いて K_2CuF_4 中の ^{19}F の NMR 実験を行った。

2. NMR 実験用超流動渦冷凍機

超流動渦冷凍機とは、超流動液体 4He 中の渦と常流動成分との相互作用を利用した冷凍機であり、0.8K から 1.5K の温度域を安定して生成することが出来る。0.3K から 3K の温度域は 3He 蒸発型冷凍機を用いることも可能であるが、液体 3He は熱伝導特性が悪いので試料の冷却に不都合が生じ易い。 4He 減圧型冷凍機は最低到達温度や冷凍能力が蒸気の排気速度で決定されるため、ポンプや排気管の大型化が必要となる。 3He - 4He 希釈冷凍機は 0.8K 以上で温度が不安定となる。

NMR 測定では高周波を用いるので、それによる渦電流発熱を抑えるため、主要な部分は STYCAST1266 合成樹脂で製作した。試料を超流動 4He に直接浸す方法を採用したので、試料の交換のためには、簡単に着脱可能で、超流動状態のヘリウムでもリークのない、信頼性のある真空シールとしてソーブグリセリンシールを用いた。

図 1 に渦冷凍機の模式図を示した。熱交換機は超流動ヘリウムの熱浴中にある。左部分がポンプの役割を果たし、右半分が冷凍機として働いている。

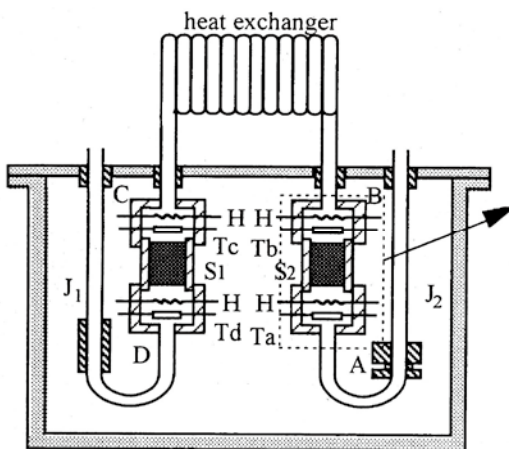


Fig.1 The schematic illustration of vortex refrigerator.
A,B,C,D: chambers, S: superleak, T: thermometer. H: manganin heater, J: capillary.

C の部屋の温度を上げると熱機械効果により J_1 を通って熱浴の超流動ヘリウムが流れ込んで来る。その運動量を保ったまま熱交換器で熱浴の温度まで冷やされた超流動ヘリウムの流れは、スーパーリーク S_2 を通って機械熱効果により冷える。つまり部屋 A が最も温度の低い部分である。部屋 A で生じた熱を温度勾配に逆らって J_2 を通して熱浴に運び出すのは、超流動液体 4He 中の渦と常流動成分との相互作用である。これが超流動渦冷凍機の名称の由来である。

部屋 A の部分を試料室として NMR 実験用に改良したのを図 2 に示した。ソーブグリセリンシールにより試料の交換が可能である。コイルと可変コンデンサーとで同調回路を構成している。可変コンデンサーの軸は室温まで連結されており、室温から希望する周波数に同調することが出来る。

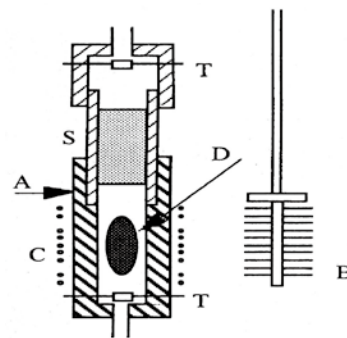


Fig.2 Cooling chamber modified for high frequency NMR (10 - 200MHz)

A: demountable cooling chamber (sample cell),
B: variable capacitor, C: rf coil, D: sample,
T: thermometer, S: superleak

3. K_2CuF_4 中の ^{19}F の NMR 実験

K_2CuF_4 は面内の異方性がないとされている 2 次元強磁性体であり、強磁性転移点は 6.25K である。外部磁場零で、 ^{19}F の NMR 実験を行うことにより 1K 近傍で NMR モードの転移現象が観測された。これは電子スピンを介して核スピンの超微細相互作用により協同運動を起こすとして説明される。

磁場耐性の高い HTS-SQUID を用いたロボット式モバイル非破壊検査装置

Robot-Arm-Based Mobile Nondestructive Inspection System Using Robust HTS-SQUID in Magnetic Field

廿日出 好, 金井 翔, 林 啓太, 田中 三郎(豊橋技科大), 田辺 圭一(SRL)
 HATSUKADE Y., KANAI S., HAYASHI K., TANAKA S. (TUT), TANABE K. (SRL)
 E-mail: hatukade@eco.tut.ac.jp

1. はじめに

HTS-SQUID は、ほぼ DC～数 MHz の帯域において数 10～数 100 fT/Hz^{1/2} という高感度特性を持っていることから、金属や導電性先進材料の非破壊検査への応用・実用化が検討されてきた。これまでの HTS-SQUID 非破壊検査の研究では、バイクリスタル SrTiO₃(STO) 基板と YBa₂Cu₃O_{7-x}(YBCO) 薄膜を用いた SQUID が主に用いられてきた。バイクリスタル粒界接合を用いた SQUID の場合、磁束検出コイルの一部が粒界が通過する構造となるが、粒界上の薄膜の臨界電流密度 J_c は数 10³ A/cm² と粒界の無い薄膜と比べて約 3 桁小さい。このため、地磁気を含む環境磁束ノイズや検査に用いる励磁磁場の漏れ磁束が検出コイルに鎖交して粒界部の J_c を超える遮蔽電流が流れた場合、粒界上の検出コイルが常伝導状態になってしまう。このとき、磁束が粒界に侵入して磁束トラップやホッピングが生じ、SQUID が安定動作できなくなるという問題が発生する。このため、環境中で SQUID を移動させたり、鉄のような強磁性体を検査したりすることは困難で、検査対象は移動可能な非磁性金属板材や線材、管などに制限されていた。

一方、SRL の田辺らにより、磁束検出コイルに粒界が存在しない、ランプエッジ接合を用いた HTS-SQUID が最近新たに開発された[1]。この SQUID は高い磁場耐性を持っている可能性があり、非破壊検査を含めた SQUID 応用の実用性・適用範囲を大きく飛躍させることが期待できる。そこで、今回、ランプエッジ接合を持つ新型 HTS-SQUID グラジオメータの交流磁場中における磁場耐性を調べ、従来のバイクリスタル接合をもつ HTS-SQUID グラジオメータとの比較を行った。また、この新型グラジオメータを小型クライオスタットにマウントして、これをロボットアームに搭載したモバイル非破壊検査装置を開発し、磁性材料の検査を行うことができたので報告する。

2. ランプエッジ接合 HTS-SQUID グラジオメータの磁場耐性

本研究では、ベース電極として SmBa₂Cu₃O_y(SmBCO)、カウンター電極として La_{0.1}Er_{0.95}Ba_{1.95}Cu₃O_y(L1ErBCO)を用いたランプエッジ接合をもつ HTS-SQUID グラジオメータを用いた。本素子では、基板として MgO を用い、基板に対して 30° の角度をもつランプエッジ接合が形成されている (Fig.1(a))。SmBCO 薄膜と L1ErBCO 薄膜の T_c はそれぞれ約 91K と 88.5K である。このようなランプエッジジョセフソン接合を二個持つ Fig.1(b)に示すようなパターンの HTS-dcSQUID グラジオメータが作製された。ジョセフソン接合部の幅は 2 μm で、SQUID リングのインダクタンスは 52 pH である。77K における SQUID リングの I_c , R_n , V_{pp} はそれぞれ 11.5 μA, 6.1 Ω, 44 μV で、グラジオメータのホワイト磁束ノイズおよびホワイト磁場勾配ノイズはそれぞれ 8 μφ₀/Hz^{1/2} と 2.4 pT/cm/Hz^{1/2} であった。

この SQUID グラジオメータを小型クライオスタットにマウントして約 78.6 K に冷却し、磁気シールドルーム内にて交流磁場耐性試験を行った。ここでは、SQUID 平面 (xy 平面) に対して垂直な 100 Hz の交流磁場 B_z を約 6 秒印加して磁場をオフした後、SQUID の磁束スペクトラムおよび最適バイアス電流値 I_b が変化していないかどうかを調べた。磁場は最初強度数 pT_{pp} に設定し、3 mT_{pp} まで増加させていった。ランプエッジ接合 HTS-SQUID グラジオメータは、2.8 mT_{pp} 以内の磁場中で磁束トラップやホッピングの現象は確認されなかったが、3 mT_{pp} の磁場を印加したとき 1/f ホワイトノイズが増加、 I_b も減少し、磁束トラップが確認された (Fig.2)。一方、比較のため、ほぼ同

形状のバイクリスタル接合 HTS-SQUID グラジオメータの耐性磁場強度を調べたところ、約 60 nT_{pp} の磁場中で磁束トラップが確認された。磁束トラップが生じる際に発生していたと考えられる遮蔽電流から電流密度を求めると約 4.5 × 10³ A/cm² となった。これが検出コイル中の粒界における臨界電流密度を超えたため、トラップが生じたと考えられる。以上より、検出コイルに粒界を持たないランプエッジ接合グラジオメータの磁場耐性は、従来型より 4～5 桁ほど高いことが明らかとなった。

3. ロボット式モバイル SQUID 非破壊検査装置

前述の新型 HTS-SQUID グラジオメータをマウントしたクライオスタットに円形励磁コイルを付加してロボットアームに搭載し、モバイル型非破壊検査装置を構築した (Fig.3)。ロボットを用いてグラジオメータを二次元、および三次元的に移動させるプログラムを作成して、速度 10 mm/s でグラジオメータを環境磁気中で移動させたが、磁束トラップは生じなかった。このとき、移動により 10 Hz 以下の低周波数でのノイズが増加したが、ホワイトノイズレベルの増加は無く、本素子を用いることにより、磁気シールドや補償技術を用いることなく、容易に環境中での SQUID 移動が可能であることがわかった (Fig.2)。この検査装置を用いることにより、従来の HTS-SQUID では検査が困難であった、残留磁化をもつ SUS304 板材中の欠陥を、SQUID を接近・移動させて検出することができた。

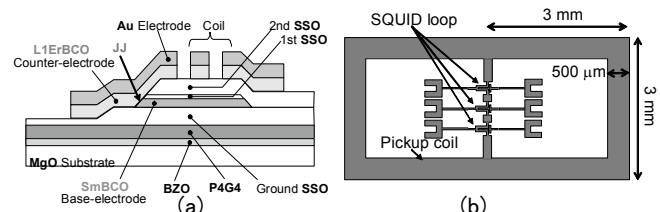


Fig.1 (a) Ramp-edge junction. (b) Gradiometer design.

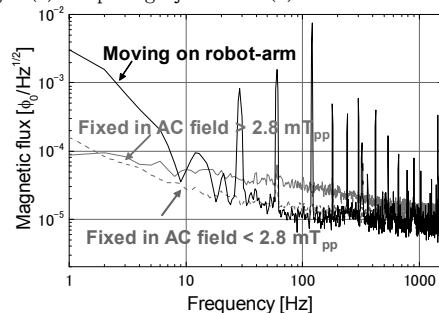


Fig.2 Noise spectra of the SQUID in motion and AC field.

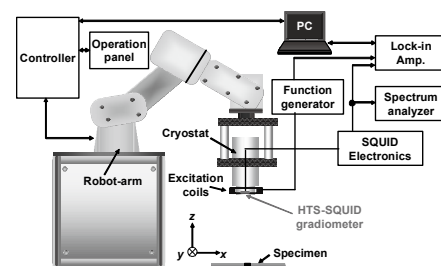


Fig.3 Robot-arm-based mobile SQUID-NDI system.

参考文献

[1] S. Adachi, et al, Physica C, doi: 10.1016/j.physc.2008.05.171, in press.

移動する磁気微粒子検出のためのマルチチャンネル HTS-SQUID システムの開発

Multi-Channel HTS-SQUID System to Detect Moving Magnetic Particles

廿日出 好, 鳥居 泰邦, 苅谷 明昌, 田中 三郎 (豊橋技科大)
 HATSUKADE Y., TORII Y., KARITANI A., TANAKA S. (TUT)
 E-mail: hatukade@eco.tut.ac.jp

1. はじめに

磁気ナノ微粒子を物質に付着させることにより、電磁力を通じて分離、輸送、回収といった機能を付与できる。この医療応用として、磁気ナノ微粒子を薬剤に付加して体内に注入して、血管中を流れる微粒子付き薬剤を磁気力により体内の患部へ効率よく誘導・配送する磁気的薬剤配送システム(MDDS)に現在注目が集まっている[1]。現状では、微粒子の誘導・配送結果は、ファントム実験および動物実験と解剖により確認しているが、精度・効率よく薬剤を誘導するためには、移動中の微粒子の位置や量を検出する方法が必要であり、この検出技術の開発が求められている。

一方、我々は、DNA 判定や抗原抗体反応検出応用のため、磁気ナノ微粒子と超高感度な高温超伝導 (HTS) SQUID 磁気センサを用いた微小磁気計測に関する研究を行ってきた[2]。SQUID を上記 MDDS における移動中微粒子検出に応用するためには、分岐する血管のある範囲にわたって磁場分布を計測できるマルチチャンネル SQUID 計測システムが必要である。そこで、本研究ではマルチチャンネル HTS-SQUID の設計・作製と、これを用いた微粒子検出装置の開発を行い、移動中微粒子の位置、および量の検出が可能であるかどうかについて検討を行ったので報告する。

2. 3 チャンネル HTS-SQUID アレイと計測装置

本研究では、マルチチャンネル HTS-SQUID として、10 mm 角のバイクリスタル SrTiO₃ 基板の上に、1.5 mm 角のピックアップコイルをもつダイレクトカップル型 HTS-SQUID マグネトメータを 3 個配列した設計を採用した (Fig.1)。ここでは、厚さ約 200 nm の YBa₂Cu₃O_{7-x} 薄膜を蒸着して HTS-SQUID を作製した。この SQUID アレイをクライオスタットにマウントして 77K に冷却し、磁気シールドルーム内で磁場ノイズを計測したところ、ホワイト磁場ノイズは、3 個のチャンネルにおいて 500~750 fT/Hz^{1/2} となった。

この HTS-SQUID アレイを用いて、磁気シールドルーム内に移動中微粒子検出装置を構築した。この概略図を Fig.2 に示す。本装置は 3 チャンネル SQUID アレイ、クライオスタット、微粒子移動機構、励磁機構、SQUID エレクトロニクス、データロガーから構成される。本研究では、基礎的知見を得るため、溶液中微粒子とこれを乾燥させた乾燥微粒子を用いた。これら微粒子の移動および励磁機構として、それぞれシリンダとソレノイドコイル、およびモータと永久磁石を用いて実験を行った。本装置では、これらの溶液中、および乾燥微粒子を、励磁コイルにより直流磁化するか、もしくは事前に磁化した状態で SQUID アレイの上を通過させ、微粒子による発生磁場の時間変化を 3 チャンネル SQUID で同時に検出した。

3. 乾燥および溶液中微粒子の位置および質量検出実験

まず、溶液を乾燥させた磁気ナノ微粒子を移動させて SQUID アレイで検出実験を行った。ここでは、フェリコロイド微粒子 16 mg が入った溶液を乾燥させ、測定の前日に 0.5 T の永久磁石で 30 秒間磁化した。これを速度 10 mm/s で SQUID アレイの上を移動させた。このとき SQUID と微粒子サンプル間距離は約 4 mm に設定した。SQUID 一次元配列に対して、サンプルを平行、および直角に移動させて発生磁場を計測したところ、平行の場合はそれぞれの SQUID の真上で約 1.35 ϕ_0 の信号が検出された (Fig.3(a))。一方、直角に移動させた場合、微粒子が真上を通過した SQUID では約 1.35 ϕ_0

の信号が検出され、離れた位置にある SQUID からは距離の約 3 乗に反比例した信号が得られ (Fig.3(b))、信号ピークのタイミングと強度から微粒子位置の推定可能性が示された。

また、溶液中微粒子の微粒子量を変化させて、SQUID の真上に設置したソレノイドコイルから約 0.45 mT の DC 励磁磁場を発生させ、コイル内を通過する微粒子からの信号を SQUID で計測した。この結果、微粒子量に比例した信号振幅が得られ、本装置により移動中微粒子の位置が検出できれば、微粒子量の推定も行える可能性が示された。現在、MDDS に適した磁化方法の検討と、信号雑音比 (S/N) 向上のため高い磁場中でも動作する HTS-SQUID マグネトメータの設計を進めている。

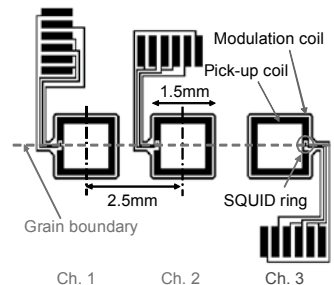


Fig.1 Design of 3channel HTS-SQUID array.

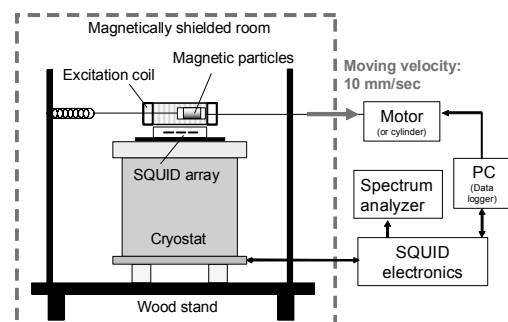


Fig.2 Multi-channel HTS-SQUID system for detection of moving magnetic nano particles.

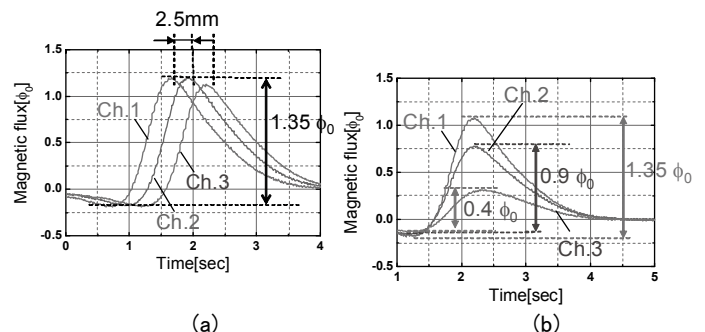


Fig.3 Measurement results of detection of moving particles. (a) Particles were moved parallel to the SQUID array. (b) Particles were moved perpendicular to the SQUID array.

参考文献

1. 西嶋茂宏他: 第 77 回 2007 年度秋季低温工学・超電導学会講演概要集, Vol.77 (2007) p.29
2. S. Tanaka, et al.: Physica C, Vol. 463-464 (2007) p.1029

ヒータ加熱クエンチによる液体 He 中での熱絶縁体の性能測定

Measurement of Thermal Insulator Performance in Liquid He by Heater Induced Quench

山田 喜美雄、青木 学、松井 祐二(日立・エネ研)

YAMADA Kimio, AOKI Manabu, MATSUI Yuji (Energy and Environmental Systems Laboratory, Hitachi)

E-mail: kimio.yamada.vr@hitachi.com

1. 緒言

樹脂含浸超電導コイルのクエンチ原因はワイヤーモーションや樹脂クラック等の機械的擾乱と考えられ、超電導コイル設計ではそれらによる発熱で超電導線が臨界温度を超えないように熱的評価が実施される。前回はレーザクエンチ法を用いて超電導線の電気絶縁皮膜の断熱性能を明らかにした¹⁾。今回、ヒータ加熱手法を用いて超電導線のクエンチ特性を測定し、摺動発熱によるクエンチを防ぐためにコイルとボビン間に挿入される熱絶縁体の断熱性能を評価したのでその結果を報告する。

2. 実験装置

図1に示すように試験コイルをバイアス磁場用コイルの中に設置し、定格電流が異なるためにそれぞれ個別の電源に接続した。試験コイルは図2に示すように折り返した直径2mmのNbTi製の超電導線の対を磁場中で電磁力を受けないよう無誘導巻きにして樹脂含浸したもので直径は約10cmである。

ワイヤヒータは直径1.5mmの銅線に0.1mmのマンガン線を巻いたもので、試験コイル内側の開口を通して1本は直接、他はそれぞれ50 μ mと100 μ mのポリイミドフィルムを介して超電導線に接触している。クエンチは0.5sのパルス電圧をワイヤヒータに流し、発生させた。その時、常電導転移で発生する電圧はヒータ加熱位置の両側に設けた電圧端子で測定した。

クエンチを起こすのに必要な加熱エネルギーは、コイルを液体ヘリウムに浸漬しバイアスコイルに500A、試験コイルに1kAの電流を通電した状態でパルス電圧を徐々に増加しクエンチを発生させて測定した。

3. 試験結果と検討

磁場2.8T、通電電流1kAでのクエンチに必要な加熱エネルギーの熱絶縁体厚さ依存性を図3に示す。加熱エネルギーは、 $\int V(t)^2/R dt$ (V:ヒータ電圧、R:ヒータ抵抗)として計算した。測定値のばらつきは接触熱抵抗のためにエネルギーのより小さい方が真値と考えられる。100 μ mのポリイミドフィルム挿入では耐クエンチ性は約1.5倍に増加し、レーザ照射加熱法で測定した電気絶縁皮膜のみ(熱絶縁体無しに対応)のクエンチエネルギーで規格化すると約30mJ相当になる。

4. 結言

レーザ照射加熱法とヒータ加熱法を併用することで厚さ100 μ m以上の熱絶縁体の耐クエンチ性能を評価できる見通しを得た。

参考文献

- 1) K. Yamada, et. al. : Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.54

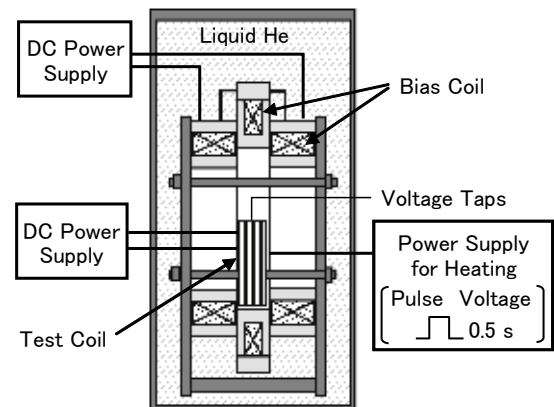


Fig.1 Experimental Set-up

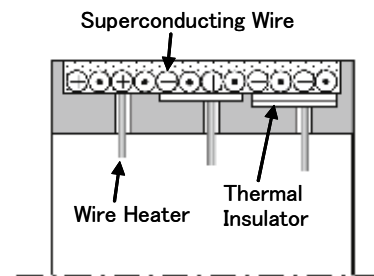


Fig.2 Cross Sectional View of Test Coil

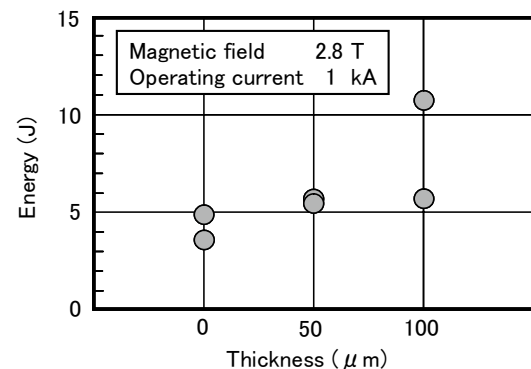


Fig.3 Thermal Insulator Thickness Dependence of Heater Input Energy for Quench

極低温使用材料の熱伝導率測定 Measurement of Thermal Conductivity of Materials Used at Low Temperature

藤平誠一(フジヒラ); 渡邊和訓, 藤平潤一 (FEDLIC); 内田 公 (NESTA)

FUJIHIRA Sei-ichi (FUJIHIRA); WATANABE Kazunori, FUJIHIRA Jun-ichi (FEDLIC); UCHIDA Akira (NESTA)

E-mail: kfjhr@ca.mbn.or.jp

1. はじめに

(株)フジヒラでは、小動物の生体磁気計測を目的とした SQUID センサを伝導冷却するための液体ヘリウムデュワーを開発している。この SQUID センサは磁気ノイズを極端に嫌うため、使用する熱伝導材料は電気絶縁性を有している必要がある。我々はこの材料として窒化アルミ、サファイア及び接着剤として使用するエポキシ系ニトフィックスを選定した。しかし、市販されているこれらの材料は、極低温領域での熱伝導率の文献がなく、ほとんど測定されていないのが現状である。本報では、上記材料3種の4K~300Kにおける熱伝導率を定常熱流法によって測定し、評価を行ったので報告する。

2. 測定方法

試験は液体ヘリウム温度付近、液体窒素温度付近及び室温の3通りで行った。試験片の形状を Fig.1 に示す。Fig.1 (a) は窒化アルミ 型番 AIN200 (メーカー: ナラサキ産業(株))、Fig.1 (b) はサファイア (メーカー: (有)セラケン)、Fig.1 (c) はニトフィックス 型番 SK-299 (メーカー: 日東電気(株)) である。図に示したように、各試験片の両端に銅ブロックを接着固定し、その一方にヒーターを設けている。また、測定用プローブの試料設置部にも同様にヒーターを設けている。試験片冷却後にヒーターを加熱して両端の温度差を計測し、熱伝導率を求めた。

3. 実験結果及び考察

AIN200 の測定結果を Fig.2 に示す。図に示すように、6~77K 間に比べて77K~300K 間の誤差幅が大きい。これは、高温域で熱伝導率が高く両端温度差が小さくなり、測定誤差が大きくなったためである。対策として試料の直径を細くして熱抵抗を増やす必要がある。機会があれば再度測定する予定である。測定結果として、窒素温度以上では高い熱伝導率が得られたが、ヘリウム温度領域では予想より熱伝導率が低く、開発中のデュワーには使用できないことが判明した。

ニトフィックスの測定結果を Fig.3 に示す。一般によく使用されている STYCAST 2850GT には極低温域のデータがあるが、今回 10K~300K の広い範囲でのデータを得られたことは接

着剤として利用する際に役立つものである。サファイアについての結果は当日報告する予定である。

参考文献

[1] Slack, et al.: J.Phys. chem. Solids. Vol. 48. No.7 (1987) p.641-647

[2] D.T.Corzett, et al.: Cryogenics, Vol. 16, No.8 (1976) p.505



(a) AIN200 (b) Single crystal sapphire (c) Nitofix

Fig.1. Photographs of rod-shaped samples.

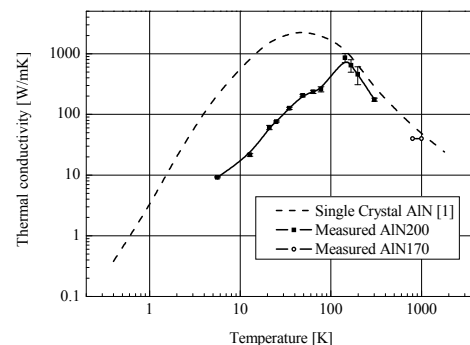


Fig.2. Measurement results of thermal conductivity of AlN.

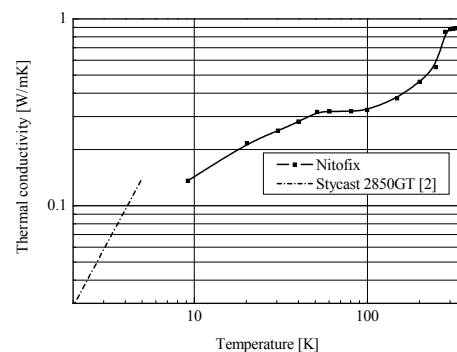


Fig.3. Measurement results of thermal conductivity of nitofix.

超臨界圧強制対流熱伝達表示式

Correlation of Forced Convection Heat Transfer at Supercritical Pressure

塩津 正博、白井 康之、濱 勝彦(京大)

SHIOTSU Masahiro, SHIRAI Yasuyuki, HAMA Katsuhiko (Kyoto Univ.)

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

1. はじめに

筆者等は、2007 年秋の本学会において[1]、ヘリウムの実験結果を水や炭酸ガスなどの実験結果に基づいた従来の超臨界圧強制対流熱伝達表示式と比較し、これらの式が実験結果をよく記述出来ないことを示した。本報では、より一般的な新しい表示式を提示する。

2. 新しい表示式

Dittus-Boelter 式に、実験結果に基づく修正係数 F_c を組み合わせた次のような表示式を提案する。

$$Nu_B = 0.023 \cdot Re_B^{0.8} \cdot Pr_B^{0.4} \cdot F_c \quad (1)$$

$$F_c = [1.0 + 108.7(D_e/L)^2]^{0.25} [1.0 + 0.002(l/l_h)(\Delta T/T_{cr})] \times (\rho_w/\rho_B)^{0.34} (\mu_B/\mu_w)^{0.17}$$

ここで、添え字 B は、入り口温度、 w は発熱体表面温度における値を示す。 $\overline{C_p} = (h_w - h_B)/(T_w - T_B)$, $\overline{Pr}_B = \overline{C_p} \mu_B / \lambda_B$, F_c は修正係数を示す。

3. 実験結果との比較

Fig.1、Fig.2 は、 $Nu_B \overline{Pr}_B^{-0.4} F_c^{-1}$ と Re_B の面上で(1)式の直線と比較的長い垂直円管試験部における Bishop 等 [2] ($H_2O, P=22.6 \sim 27.5$ MPa, $L/D=30 \sim 565$)、Swenson 等 [3] ($H_2O, P=22.7 \sim 41.3$ MPa)、山県等 [4] ($H_2O, P=22.6 \sim 29.4$ MPa) 及び Krasnoshchekov 等 [5] ($CO_2, P/P_{cr}=1.06 \sim 1.33, L/D=30 \sim 50$) のデータとの比較を示す。このように、良い一致が見られる。

Fig.3, Fig.4 は、長さ 80 および 20 mm の発熱体における筆者等の実験結果 ($P=284$ kPa, 入り口液温 2.2 K~6.5 K, $\Delta T = 8 \sim 100$ K) をそれぞれ(1)式の直線と比較して示す。各条件のデータは Re_B が減少するに従い $Re_B = 10^5$ 近傍まで(1)式の直線に沿って減少するが、以降は勾配が小さくなり一定値に漸近する傾向を示す。両端を開放した水平同一試験部の実験で、この一定値は自然対流熱伝達であり、Fig.5 に示すように液温と発熱体長さに大きく依存し、液温が低いほど発熱体長さが短いほど熱伝達が良くなっている。実験では、2枚の平板試験発熱体が 6 mm x 5 mm の方形断面水平ダクト内壁の対抗する2面に巾方向を垂直、長さ方向を水平にして貼り付けられている。自然対流熱伝達機構は現在検討中であるが、発熱体支持方法にも依存している可能性がある。

自然対流からの遷移域を含む熱伝達係数 h を次式で表す。

$$h = (h_{nc}^3 + h_{fc}^3)^{1/3} \quad (2)$$

h_{nc} は自然対流熱伝達係数、 h_{fc} は自然対流の寄与がない強制対流熱伝達係数。Fig.3 の実験結果から自然対流熱伝達実験結果と(2)式を使って h_{fc} を求め、Fig.6 に示す。(1)式と良く一致している。

- 参考文献
- 1) M. Shiotsu et al, Abstract s of CSJ Conference, Vol.77, p.272 (2007)
 - 2) A.A. Bishop et al., WCAP-2056-P, Part-III-B, February (1964).
 - 3) H.S. Swenson et al., Journal of Heat Transfer, **87**, 477-484 (1965).
 - 4) K. Yamagata et al., Int. Journal of Heat & Mass transf., **15**, 2575-2593 (1972).
 - 5) E.A. Krasnoshchekov et al., Teplofizika Vysokikh Temperatur, **4**, 389-398 (1966).

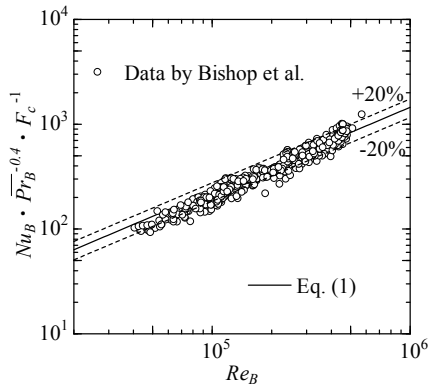


Fig.1

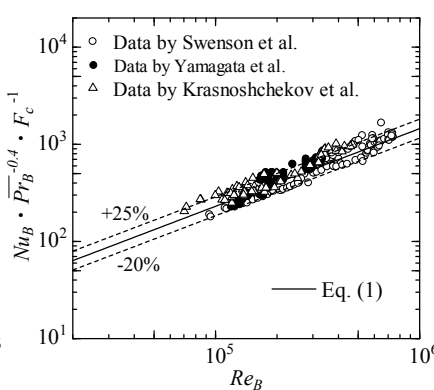


Fig.2

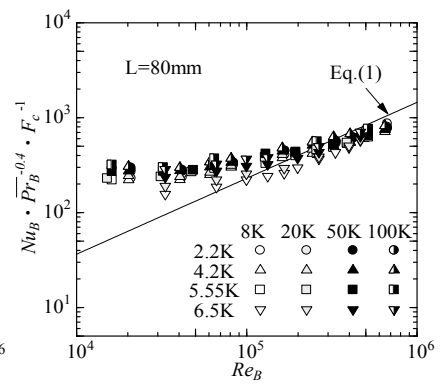


Fig.3

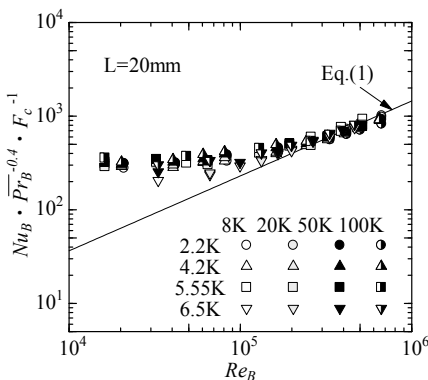


Fig.4

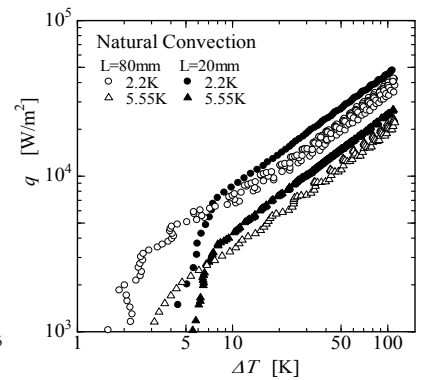


Fig.5

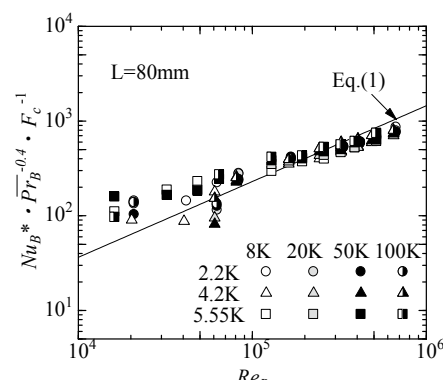


Fig.6

λ 点圧力を越える超流動中での膜沸騰遷移の様相と熱伝達の関係

The hydrodynamic and heat transfer characteristics of film boiling modes transition around a thin wire in He II above the lambda pressure

高田 卓、村上 正秀 (筑波大学)、木村 誠宏 (KEK)

Suguru Takada, Masahide Murakami (Univ. of Tsukuba), Nobuhiro Kimura (KEK)

E-mail: s-takada@edu.esys.tsukuba.ac.jp

1. はじめに

He II 中においては大気圧から λ 圧力までの三相(気相・He I 相・He II)の関わる膜沸騰において、強サブクール膜沸騰・弱サブクール膜沸騰・ノイズ膜沸騰の3種類の膜沸騰モードが存在することが野澤らの実験¹⁾によって明らかになっている。この沸騰モード遷移について、本研究では細線を用いて膜沸騰の実験を行い、沸騰モード遷移における蒸気膜の様相と熱伝達特性の関係について明らかにする。加圧 He II 中の細線周りの膜沸騰について扱った過去の研究^{2,3)}に対して、本研究はその沸騰モード変化における様相と熱伝達率の変化について注視して行われたものである。

2. 実験方法

可視化窓付きクロウデ型クライオスタット内にステンレス(SUS304、φ 50 μm)線ヒータを水平方向に張り、電流を流すことで膜沸騰を引き起こした。本クライオスタットは実験槽の圧力・温度を独立に変化させる事が可能であり、1.9~2.1Kの加圧He II中で大気圧からλ圧力まで圧力を変化させて行っている。ヒータであるSUS304については約40K以上において電気抵抗が温度に対して一意に決まるため、ヒータであるとともにヒータ温度を測る温度計としても使用した。

また、光源にはキセノンランプを使用し、撮影にはハイスピードビデオカメラを使用した。

3. 実験結果

Fig. 1(a)-(d) は 2.1Kにおけるそれぞれ代表的な膜沸騰モード周りの蒸気膜の振る舞いを捕えた可視化写真である。Fig. 1(a) は安定な蒸気膜がほぼ細線と平行に覆う様子が捉えられ、野澤らの分類では強サブクール膜沸騰と呼ばれる。また、Fig. 1 (b), (c) は高周波音響ノイズを伴う膜沸騰モードであり、弱サブクール膜沸騰を示していると考えられる。特に Fig. 1 (b) においてコルゲート管状の蒸気膜が広がることは細線ヒータに見られる特徴的な様相である。また、Fig. 1 (d) には蒸気膜が崩壊生成を各所で繰り返すノイズ膜沸騰が観察される。Fig. 2 に示す 2.1 Kにおける熱伝達率の変化は過去の平板ヒータ⁴⁾における傾向とほぼ符合し、熱伝達率のピークは 10 kPa あたりに存在する。しかしながら、1.9Kにおける熱伝達率のピークは 25 kPa とλ圧力よりも大幅に高い圧力下で見られることや、強サブクール膜沸騰・弱サブクール膜沸騰の弁別が困難であることなど、平板ヒータ上の膜沸騰と異なる特徴も持っている。当日はこれらの点に関して詳細に報告する。

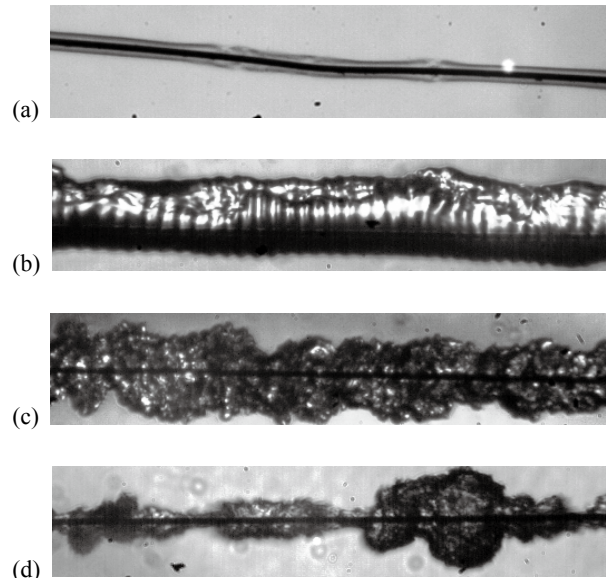


Fig.1 Typical visualization results for several film boiling mode at 2.1 K; (a) the strongly subcooled film boiling mode at $P_b = 101.3$ kPa, $q = 21.7$ W/cm² (b) the weakly subcooled film boiling mode at $P_b = 16$ kPa, $q = 60.1$ W/cm² (c) the weakly subcooled film boiling mode at $P_b = 13.3$ kPa, $q = 57.9$ W/cm² (d) the weakly subcooled film boiling mode at $P_b = 5.3$ kPa, $q = 37.3$ W/cm²

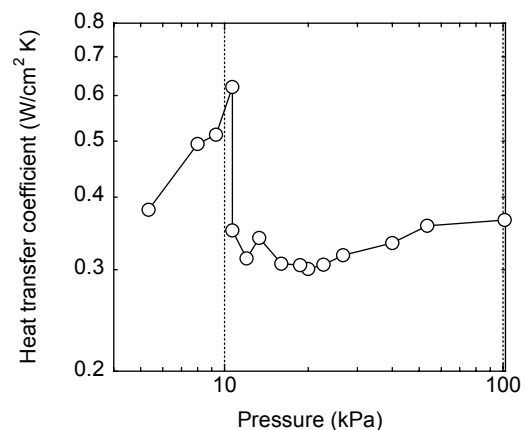


Fig.2 Heat transfer coefficient during film boiling depending on the pressure at $T_b = 2.1$ K, fixed heat flux $q = 30$ W/cm²

参考文献

- 1) M. Nozawa et. al., Adv Cryo Eng.51(2006) 393-400
- 2) M. Shiotsu, et. al., Adv. Cryo. Eng. 39 (1994)1179-1804
- 3) R. Wang, Cryogenics 34(1994) 983-991
- 4) S. Takada, et. al., Adv. Cryo. Eng. 51A (2006)401-408

水素用磁気冷凍

- AMRサイクルにおける二次転移材料の転移温度制御 2 -

Magnetic refrigeration for hydrogen liquefaction

- Transition temperature of second order transition material and AMR cycle 2 -

近藤卓矢, 祖父江雅充, 松本宏一(金沢大); 神谷宏治, 沼澤健則(NIMS)

KONDO Takuya, SOBUE Masamitsu, MATSUMOTO Koichi (Kanazawa-U);

KAMIYA Koji, NUMAZAWA Takenori (NIMS)

E-mail: kon.d-28@stu.kanazawa-u.ac.jp

1. はじめに

金沢大学と物質・材料研究機構では水素エネルギー社会の実現に向けて、常温やLNG、液体窒素を排熱温度とし、高効率での冷凍が期待できる磁気冷凍を利用した水素液化用冷凍機の開発を行っている。

これまでに、液体水素温度(20K)から液体窒素温度(77K)までの温度範囲で、一次・二次磁気相転移を起こす様々な磁性体の研究を行い、それらの磁化やエントロピー、磁気熱量効果(Magnetocaloric Effect:MCE)を報告してきた。また、蓄冷型熱サイクルの解析や試験装置による20-30K領域でのAMRサイクルの実証などについて報告してきた。[1]

前回の講演では、冷凍サイクルの最適化の問題について、磁性材料の転移温度制御という観点から研究を行った。解析に用いるエントロピーは、任意の温度で転移点制御された磁性体の実験データを用いることが好ましいが、時間・コストの面で困難である。そこで、二次転移モデル物質を仮定しデバイ近似による格子比熱と分子場近似による磁気エントロピーの計算を行った。このように理論的に算出された任意の転移温度 T_c を持つ物質のエントロピーを評価した(Fig1.)。このモデル物質を用い、ブレイトン型AMRサイクル(Fig2.)において、転移温度の異なる物質の多層化についての冷凍サイクルの熱解析を報告した。[2]

今回も引き続き、二次転移モデル物質を用いて解析を行った。窒素温度から液体水素温度までの広い温度領域の冷凍を実現するために、磁性体ベッドの積層化、冷凍機の多段化による解析を行った。

2. シミュレーション概要

窒素温度から液体水素温度の冷凍温度幅を実現するには、磁性材料の積層化や、冷凍機の多段化という方法が考えられる。

これまで行ってきた解析から、磁性体の体積を一定とする場合、最大の冷凍能力が得られる熱交換流体の質量流量は冷凍温度域によって大きく異なっている事が分かってきた。このために、冷凍機一段で冷凍温度幅を広げた場合は質量流量が問題となり、冷凍能力を発揮できなくなる。熱交換流体の質量流量の温度依存性を考慮すると、液体水素温度までの冷凍には冷凍機の多段化が必要であると示された。

解析結果の詳細は講演にて報告する。

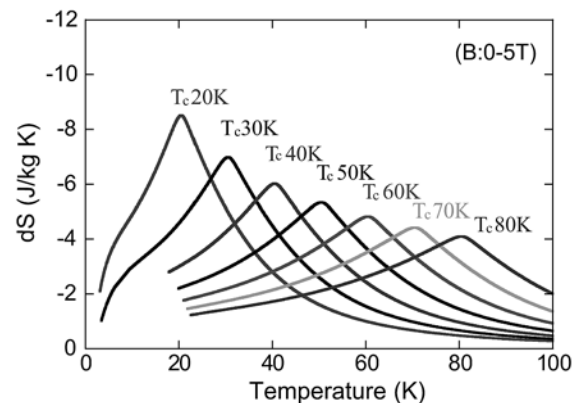


Fig1. 二次転移モデル物質のエントロピー変化 (B:0.5T)

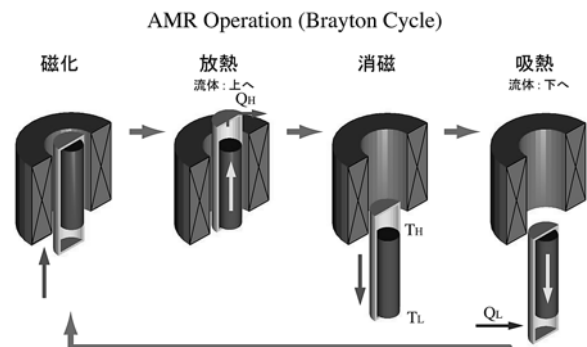


Fig2. AMRサイクルの冷凍過程

(磁場変化と熱交換流体の流れを同期させ冷凍を行う。
 T_H :高温端温度、 T_L :低温端温度、 Q_H :排熱、 Q_L :吸熱)

謝辞

本研究は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)からの委託により、水素安全利用基盤技術開発プロジェクトの一環として、財団法人エネルギー総合工学研究所との共同研究により実施された。

参考文献

- [1] K. Matsumoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.77 (2007) p.141.
[2] T. Kondo, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p.213.

水素磁気冷凍 AMRサイクル用ガーネット磁性材料の検討 Garnet type magnetic materials for hydrogen AMR cycle

吉岡 尚吾(NIMS, 千葉大); 近藤 卓矢(金沢大); 神谷 宏治(NIMS, 東工大); 沼澤 健則(NIMS);
中込 秀樹(千葉大); 松本 宏一(金沢大)

YOSHIOKA Shogo (NIMS, Chiba University); KONDO Takuya (Kanazawa University);
KAMIYA Koji (NIMS, Tokyo Institute of Technology); NUMAZAWA Takenori (NIMS); NAKAGOME Hideki (Chiba University);
MATSUMOTO Koichi (Kanazawa University)
E-mail: YOSHIOKA.Shogo@nims.go.jp

1. はじめに

物質・材料研究機構と金沢大学は、水素液化用磁気冷凍機の開発を進めている。これまでに、水素液化用磁気冷凍機を使用し、水素液化実証試験、磁性体の充填密度や形状に70対する液化特性について調べ、磁気冷凍による高効率な水素液化方法を確認した。さらに、水素ガスを予冷する蓄冷型60磁気冷凍サイクルAMR (Active Magnetic Regenerator) の基礎的な実験について報告を行なった[1,2]。

これまでにAMRサイクルでは、金属系の磁気冷凍材料を中心に検討を進めてきた。これに関しては、引き続き研究を進めており、本格的なAMRサイクル試験装置の完成を待っている段階である。一方、水素液化用に開発されたセラミクス磁性体、Dy-Gd-Alガーネット(DGAG)は、25K領域でのAMRサイクル試験においても優れた特性を示した。そこで、本研究では金属系磁性材料を補完するもう一つの方法として、セラミクス系材料について検討を進めた。

2. 磁性体

ガーネット系磁性材料は、セラミック化による球状試料合成技術がすでに確立されており、また、水素化しにくい特性は、水素用磁性材料として有用である。しかし、希土類ガーネット系磁性体は一般に反強磁性を示すため、高温領域では外部磁場によるエントロピー変化の増大が見込めず、金属系の強磁性体が有利である。しかし、鉄ガーネット磁性体は転移温度が高く磁性相互作用が強いため、鉄の添加によってエントロピー特性を改善できる可能性がある。松崎等はGd-Ga-Feガーネット(GGIG)について、詳細なエントロピー特性の解析を行った[3]。そこで我々はこの研究結果をもとに、現在の水素磁気冷凍用AMRサイクルへの適用可能性について調べることにした。

Fig.1には、DGAG、GGG、GGIG= $Gd_3(Ga_xFe_{1-x})_5O_{12}$ (Fe12.5%および50%添加)のエントロピー特性を示した。鉄の添加によってGGIGのエントロピーは大きく変化することがわかる。Fig.2には、磁場3Tにおけるエントロピー変化量を示した。エントロピー変化量は、3Kから9Kの低温領域では、GGGやDGAGの方大きい、20Kから30Kの高温領域では、GGIG (Fe50%)のエントロピー変化量が大きくなる。これまでのDGAGを使用したAMRサイクル試験では、28K程度がAMRサイクルの上限であった。したがって、GGIGの使用によって、これよりも高温領域で動作可能であることが予想される。

3. 実験方法

本実験では、Fe(50%)を添加したGGIGについて、セラミクス試料を製作し、熱磁気特性を調べる。現状のAMR試験装置を利用して、断熱消磁特性を実験し、エントロピー線図を

調べる。これによって、AMRサイクルにおけるGGIGの性能評価の基本データを示す。

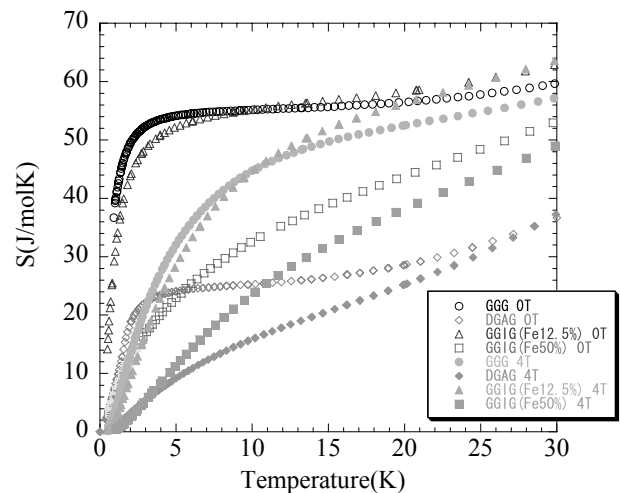


Fig.1 Entropy diagram of DGAG, GGG and GGIG.

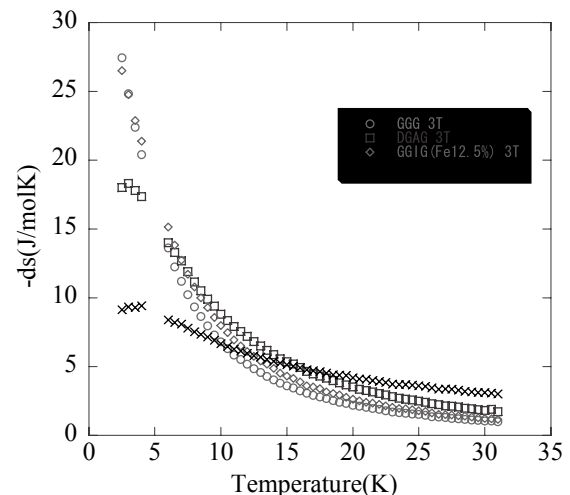


Fig.2 Entropy change of DGAG, GGG and GGIG at 3 T.

謝辞

GGIGの基本データをご提供いただいた、金沢大学の松崎 亜由美氏(現、金沢村田製作所)に感謝します。

参考文献

- [1] 吉岡尚吾他、第76回春季低温工学・超伝導学会講演概要集、pp 138 (2007)
- [2] 吉岡尚吾他、第78回春季低温工学・超伝導学会講演概要集、pp 212 (2008)
- [3] 松崎亜由美他、第65回春季低温工学・超伝導学会講演概要集、pp 53 (2001)

室温磁気冷凍特性におよぼす冷媒流の影響

Effect of fluid flow control on room temperature Magnetic refrigeration characteristics

小林 忠彦, 加治 志織, 斉藤 明子(東芝); 鬼頭 俊輔, 中込 秀樹(千葉大)

KOBAYASHI Tadahiko, KAJI Shiori, SAITO Akiko (Toshiba); KITO Shunsuke, NAKAGOME Hideki (Chiba Univ.)

E-mail: tadahiko.kobayashi@toshiba.co.jp

1. はじめに

我々は、地球温暖化問題がクローズアップされる中、フロンレス冷凍技術としての磁気冷凍に注目しており、AMR冷凍サイクル(Active Magnetic Regenerative Refrigeration)方式⁽¹⁾の室温域における動作原理検証と各種動作パラメータの挙動解明を進めている。本報告では、AMR冷凍サイクルによる温度差生成におよぼす冷媒流の影響について調べた結果を述べる。

2. 実験方法

縦型磁気冷凍試験機を試作⁽²⁾⁽³⁾し、冷媒流パラメータとなる下部ピストン軸の移動量と移動速度を可変させる試験を行った。図1は熱交換容器の構成を示す。図1より、容器内はメッシュで仕切られた磁気冷凍材料:GdY系合金球(〜100g, 500〜800 μ m Φ)および不凍液冷媒で満たされている。発生磁界:1Tの磁気回路にこの熱交換容器を出し入れすることで磁界ON-OFF動作を行う。また、ピストンの上下動により低温端(LT)-高温端(HT)間に冷媒を移動させる。これらの動作を組み合わせAMR冷凍サイクル運転を行い、熱交換容器内に温度勾配を生じさせる。なお、温度差: ΔT_{span} =HT-LTと定義した。図2に、冷媒流の制御パターンを示す。図2より、同じ総流量で流速を一段(実線)および二段(破線)の比較を行った。特に、二段冷媒移動では高流速と低流速の比についても検討を加えた。また、縦型磁気冷凍試験機の断熱ボックス内に熱交換容器および磁気回路を収納し、外気温変動を模擬した空調システムにより環境温度を可変させて ΔT_{span} におよぼす冷媒流制御の影響を調べた。

3. 実験結果

冷媒流を可変させた時の代表的な ΔT_{span} の温度依存性を図3に示す。図3より、GdY系合金の物性値であるエントロピー変化の温度依存性と同様に ΔT_{span} が山型となることが判る。また、冷媒流制御の影響については、流速変化一定よりも二段冷媒移動条件の方が ΔT_{span} の向上が認められ、最大 ΔT_{span} =43.5 $^{\circ}$ Cが得られた。この時、高流速と低流速の比に最適条件があることも判った。

4. 考察

磁気冷凍において熱交換容器内の冷媒は、球表面および球隣接空間に満たされており、磁気熱量効果で生じる温度変化はこの冷媒移動により熱が運ばれる。冷媒流は、球表面に沿って流れる冷媒と滞留する(=死水領域)冷媒とが存在すると考えた場合、滞留する部分の冷媒は冷凍性能に寄与しないことから伝熱効率を低下させる。今回の結果より、高流速と低流速を組み合わせることで滞留冷媒の低減効果が寄与したものと考えられる。しかしながら、高流速化は圧力損失を増大させるため、最適化の工夫も必要である。

5. まとめ

熱交換容器内を移動する冷媒流制御について検討を行い、二段冷媒移動の有効性を明らかにした。今後、圧力損失の影響を加味した冷媒流制御の最適化を計り、温度差の拡大化を行う。

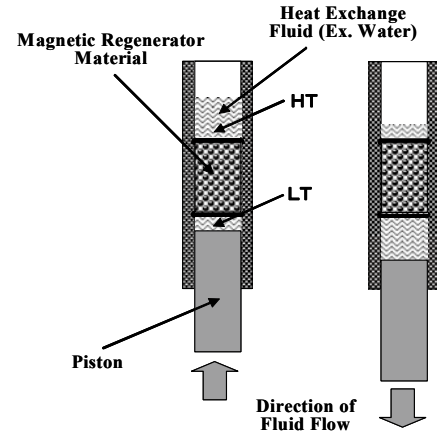


Fig.1 configuration of AMR bed

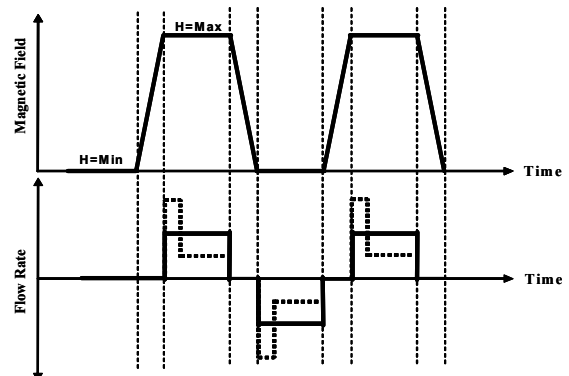
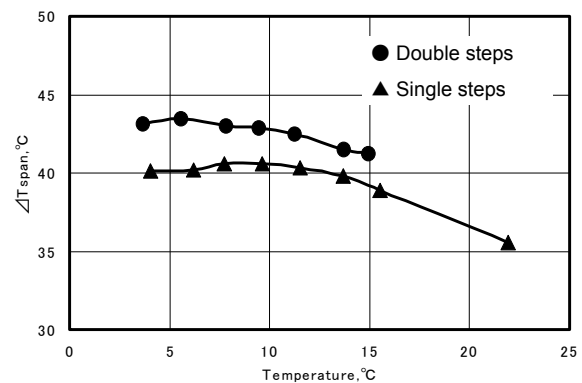


Fig.2 Control pattern of AMR flow rate

Fig.3 Temperature dependence of ΔT_{span}

謝辞

本研究は、独立行政法人科学技術振興機構(JST)から受託した革新技術開発研究事業の成果の一部である。

参考文献

1. J.A.Barclay ; NASA Report NASA-CP2287(1983)
2. T.Kobayashi, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 75 (2006) p.112
3. S.Kito, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 75 (2006) p.113

異なる磁性材料を用いた室温磁気冷凍機のカスケードシステムの性能

Performance of Cascade System for Room temperature Magnetic Refrigerator using Different Magnetic Materials

才丸 満, 小山 尚人, 岡村 哲至 (東工大); 平野 直樹, 長屋 重夫 (中部電力)
 SAIMARU Mitsuru, Oyama Naoto, OKAMURA Tetsuji (Tokyo Tech.);
 HIRANO Naoki, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Co.)
 E-mail: oyama.n.aa@m.titech.ac.jp

1. はじめに

本報告では、磁気転移温度の異なる2種類の磁性材料をカスケード接続することで温度差の拡張を試みたので、その性能について述べる。

2. 実験装置

本研究で試作した磁気冷凍機システムの概略図を図1に示す。ロータリーバルブ側の2本(A-DuctとD-Duct)に磁気転移温度の高い球状のGd(球径600μm)を、冷却ステージ側の2本(C-DuctとB-Duct)に磁気転移温度の低い球状のGd_{0.89}Dy_{0.11}(球径600μm)を充填し、カスケード接続する。磁場の印加されたダクトでは排熱部へ向かって熱交換媒体である水が流れ、磁場の印加されていないダクトでは冷却部へ向かって水が流れる。モータによって磁石が90°ごとに回転し(1 Teslaの磁束密度変化が生じ)、それと同期してロータリー弁が回転することにより水の流れる向きを変えている。

3. 実験結果

本実験で用いた磁気転移温度の異なる2種類の磁性材料GdとGd_{0.89}Dy_{0.11}の断熱温度変化量の温度依存性を図2に示す。ここで磁束密度変化は0.6 Teslaである。

図3において、流量3.5 L/min・サイクル時間4.0 secにおける高温端温度T_Hに対する無負荷での中間温度T_Mと低温端温度T_Lを示す。図中の破線はそれぞれGdとGd_{0.89}Dy_{0.11}の断熱温度変化量ピーク温度である。高温端温度T_H=18.7℃では最大温度差T_H-T_Lは14.9℃であるが、T_H=27.5℃では20.4℃、T_H=31.1℃では19.7℃と、T_Hに対して温度差T_H-T_Lが最大となる値が存在する。これは、ダクト内のGd及びGd_{0.89}Dy_{0.11}の充填層には水流れの方にそれぞれ温度勾配がついており、温度差T_H-T_MはGdの断熱温度変化量に、T_M-T_LはGd_{0.89}Dy_{0.11}の断熱温度変化量に影響されるため、それぞれの断熱温度変化量に起因した最適な温度範囲が存在するためと示唆される。

4. 謝辞

本研究は、地球温暖化防止新技術プログラムの一環である「ノンフロン型省エネ冷凍空調システム開発」として、独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託により実施したものである。

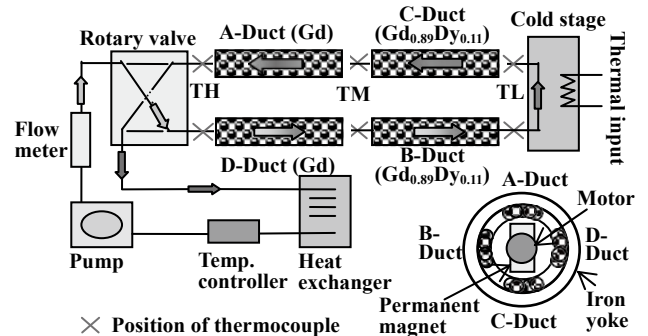


Fig.1. Schematic diagram of the room temperature magnetic refrigerator

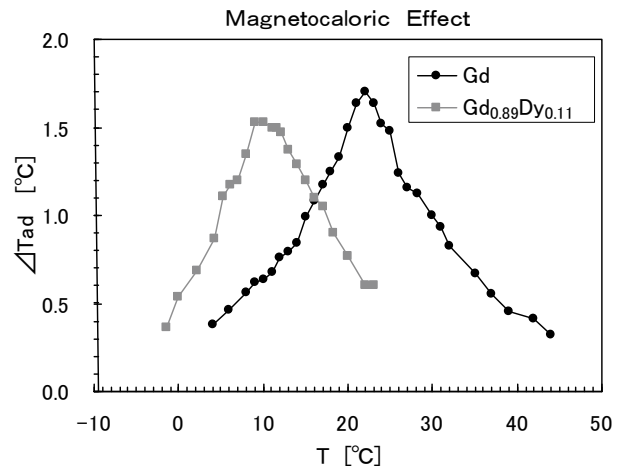


Fig.2 Adiabatic temperature changes of Magnetic materials

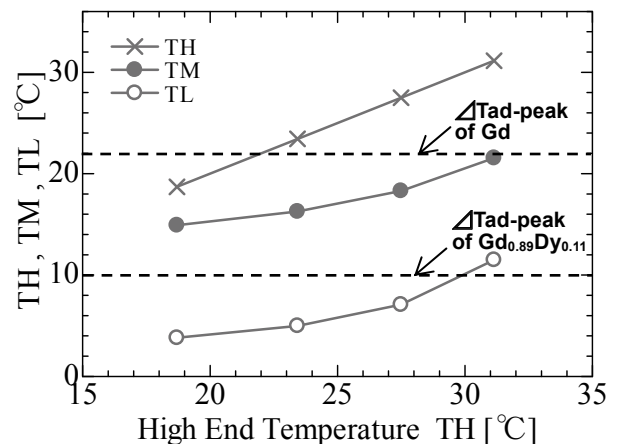


Fig.3 Dependence of maximum temperature span on T_H

連続型 ADR のヘリウム冷却実験への応用 Continuous ADR System for Helium Experiments

高橋 健太(NIMS, 千葉大);高橋 拓也(東工大);神谷 宏治(NIMS, 東工大);
野村 竜司(東工大);Peter Shirron (NASA/GSFC);沼澤 健則(NIMS);奥田 雄一(東工大)
TAKAHASHI Kenta (NIMS, Chiba University); TAKAHASHI Takuya (Tokyo Institute of Technology);
KAMIYA Koji (NIMS, Tokyo Institute of Technology); NOMURA Ryuji (Tokyo Institute of Technology);
Peter Shirron (NASA/GSFC); NUMAZAWA Takenori (NIMS); OKUDA Yuichi (Tokyo Institute of Technology)
E-mail: takahashi.kenta@nims.go.jp

1. はじめに

物質・材料研究機構では、微小重力環境でも100mK領域の超低温を発生させることができる連続型断熱消磁冷凍機(CADR :Continuous Adiabatic Demagnetization Refrigerator)の開発を進めてきた[1]。前回の講演では、無負荷状態では120mKの連続運転を達成し、さらにCADRにTES型X線マイクロカロリメータを搭載して信号の取得に成功したことを報告した[2]。また、二度にわたって航空機による微小重力環境でのCADR作動実証試験を行い、課題として航空機特有の振動対策が必要であることについても言及した[3]。現在、地上実験および微小重力環境において固体ヘリウムの観測を実現するべく、CADR装置をヘリウム冷却実験へと特化させることが課題となっている。本研究では、ヘリウム冷却実験への応用の第一段階として、ヘリウム予冷のためのサーマルアンカーとして1Kポットを新設することを検討しており、本講演では作製した1Kポットの性能試験を中心に報告を行う。

2. ヘリウム冷却実験への応用

CADRは2組のADRユニット(磁性体+マグネット+熱スイッチ)を基本構成とし、それぞれのステージが適切な周期でカルノーサイクルを繰り返すことで、ワンショットADRにおける冷凍の間欠性を排除し、連続的に低温を発生させることができる。我々のCADRは4段のステージから構成されており、連続的に100mKを発生させる最低温度ステージを除くと、各ステージは一定の温度幅でカルノーサイクルを繰り返す。固体ヘリウムを生成するためには、非常に大きなヘリウムの比熱を吸収するためのサーマルアンカーが必要不可欠となるが、前述の理由から、CADRの各ステージをサーマルアンカーとして使用することは困難である。この課題を解決するためには、希釈冷凍機と同様にヘリウムを1Kポットによって予冷した後に最低温度ステージのヘリウムセル(Fig.1)へと導く必要がある。本研究では、1Kポットを新規にCADRに併設し、ポンプによってヘリウムを減圧することで定常的に低温を発生させる方式を採用した。将来的には、メインのCADRとは別に1Kで連続運転するCADRを新たに設置して、1Kポットの役割を担わせる構想である。

3. 1Kポット

作製した1Kポットの外観をFig.2-leftに示す。希釈冷凍機で用いられる1Kポットは通常、流量調整弁によって内部に取り込むヘリウムの流量を制御する構造となっている。これは、1Kポット内の気液界面の存在により可能となっているが、微小重力環境においては気液界面が崩れてしまう。そのため、本研究では微小重力環境でも超流動ヘリウムと気体ヘリウムを分離できるポーラスプラグ(Fig.2-right)を用いることでヘリウムの流量制御を行う。

製作した1Kポットの性能試験の結果とともに、CADRによるヘリウムセルの冷却に関する検討についても、当日の講演にて報告する。

謝辞

本研究は(財)日本宇宙フォーラム宇宙環境利用公募地上研究(次期宇宙利用研究)により、実施された。

参考文献

- [1] T.Numazawa, et al. :Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p214
- [2] K.Takahashi, et al. :Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p215
- [3] K.Kamiya, et al. :Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p216

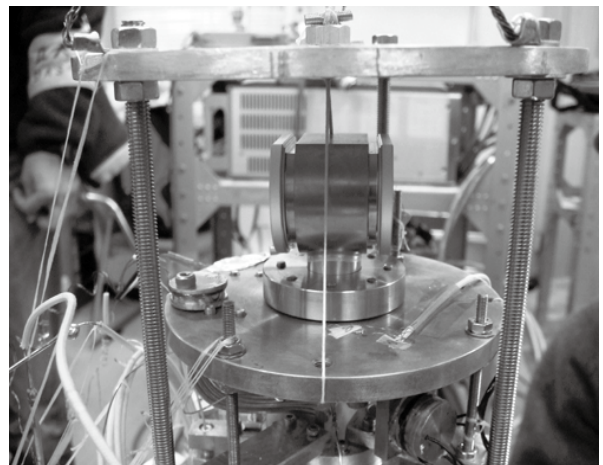


Fig.1 Helium sample cell attached to continuous stage

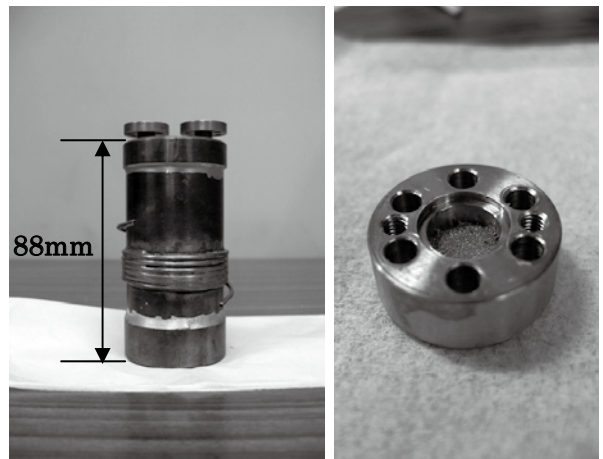


Fig.2 Picture of our 1K-pot (left), and porous plug (right)

希土類窒化物の磁気冷凍材料としての評価 Rare earth nitrides for magnetic refrigeration

平山悠介(阪大), 中川貴(東工大), 山本孝夫(阪大), 神谷宏治(物材機構), 沼澤健則(物材機構)

Yusuke Hirayama(Osaka university), Takashi Nakagawa(Tokyo institute of technology), Takao Yamamoto(Osaka university),

Koji Kamiya(NIMS), Takenori Numazawa(NIMS)

E-mail : y-hirayama@mit.eng.osaka-u.ac.jp

1. はじめに

来るべき水素エネルギー社会の実現のために、水素液化の高効率化は重要な技術課題の一つである。液体水素は輸送や貯蔵の面でエネルギー密度の最も高い形態だからである。しかし液体水素の製造にはその沸点である 20K まで冷やす必要があり、従来の気体冷凍法にかわる新たな高効率冷凍技術として磁気冷凍法に期待が寄せられている[1]。我々はこの用途に向けた磁性材料として、磁気エントロピー変化 ΔS の大きいGdからErの重希土類窒化物を研究してきた。単一の磁性体だけでは広い温度範囲に渡って必要な ΔS を得ることはできないので、実際の磁気冷凍システムを構築するためには、幾つかの異なる転移点を持つ磁性体を並べて使う必要が想定される。本研究では、一連の単元系・二元系の窒化物をHIP法により合成し、比熱を測定した結果を紹介するとともに、磁気冷凍材料としての性能を評価した結果を報告する。

2. 実験

所定組成の金属(二元系では合金)を出発物質として、130MPaの窒素雰囲気中1873Kで2時間保持しHIP装置中で直接窒化した。X線回折測定により試料の相を調べ、無磁場比熱と5Tでの磁場中比熱を測定した。

3. 結果

全ての試料はNaCl構造の単相の窒化物であり、格子定数は構成量元素の窒化物の中間的な値であった。無磁場比熱は磁気転移点付近で非常に大きな値を示した。また、固溶体にすることで転移点は構成両元素の窒化物の間で連続的に操作できた。比熱曲線から $S-T$ 曲線を求め、 ΔS 、 ΔT を評価した(Fig)。

また、これらのデータに基づいた数値シミュレーションを行い、77Kから20KまでのAMRサイクルによる冷却過程を検討し、前回の結果(ΔS が全温度域で一定、 $86.15\text{KJ/m}^3\text{K}$ 、の仮想磁性材料を仮定[2, 3])と比較したい。

参考文献

1. K. Kamiya, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 72 (2005) p.30
2. T. Utaki, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 73 (2005) p.179
3. T. Utaki, et al.: master thesis, Osaka university, 2006

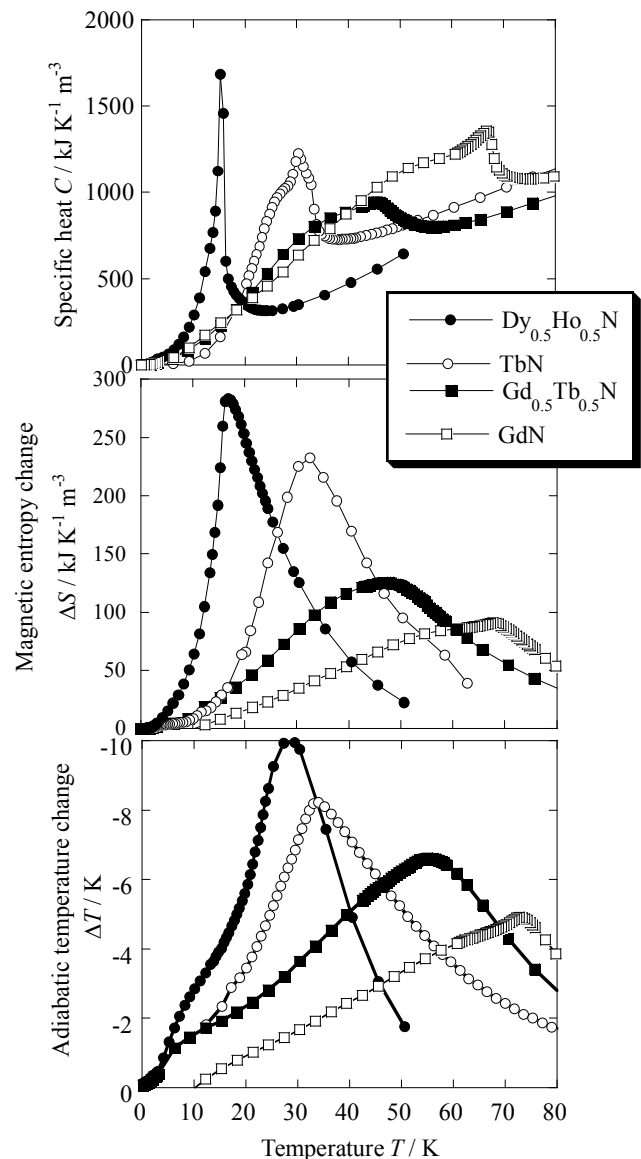


Fig (a) specific heat vs. Temperature of $\text{Dy}_{0.5}\text{Ho}_{0.5}\text{N}$, TbN , $\text{Tb}_{0.5}\text{Gd}_{0.5}\text{N}$ and GdN at zero field (b), (c) Magnetic entropy change ΔS and adiabatic temperature change ΔT when demagnetized from 5T to 0T respectively.

非対称な人工ピンを導入した Nb 膜のビーンモデルを用いた J_c 分布の評価

Evaluation of J_c distribution of Nb films with asymmetric artificial pinning centers by using Bean model

何 継方, 原田 直幸, 内藤 裕志, 松村 直也, 浅田 裕法 (山口大); 石橋 隆幸 (長岡技科大)

HE Jifang, HARADA Naoyuki, NAITOU Hiroshi, MATSUMURA Naoya, ASADA Hironori (Yamaguchi Univ.); ISHIBASHI Takayuki (Nagaoka Univ. of Tech.)
E-mail : jifanghe@yamaguchi-u.ac.jp

1. はじめに

電流の流れる方向に対して断面の形状が非対称となる人工ピン(APCs)を導入することにより、電流の通電方向に対して臨界電流密度特性が異なる素子の実現が可能であると考えられる。これまで、数値解析で非対称な人工ピンの磁束ピンニング特性の検討を行った。また、MO (Magneto-optical) イメージング法を用いて、微細加工により非対称な人工ピンを導入した Nb 膜の表面の磁束密度分布を直接観察し、磁束密度分布が非対称となることを確認した[1]。

本研究では、ビーンモデルを用いて、非対称な磁束密度分布と臨界電流密度分布についてまとめた。

2. 実験と解析

フォトリソグラフィ技術を用いて、厚さが $0.5 \mu\text{m}$ の Nb 膜の $0.5\text{mm} \times 1.0\text{mm}$ 領域に $5.0 \mu\text{m}$ の加工周期で、Fig.1 に示す非対称な人工ピンを導入した。MO イメージング法による試料表面の磁束密度分布の観察は、低温磁気光学顕微鏡を用いて行った。

磁束密度 B の分布に対応する臨界電流密度 J_c は、

$$\mu_0 J_c = \text{rot } B \quad (1)$$

で与えられる。ビーンモデルでは、磁束密度によらず臨界電流密度は一定となるが、ここでは、観察した磁束密度分布から、減磁過程における各部分の臨界電流密度の大きさを決定して評価した。

3. 実験結果と考察

ゼロ磁場において試料を 4.3K まで冷却後、表面に垂直に磁場を印加し、 40.4mT まで増加させた後、減少させた。MO イメージ図では、明るい部分ほど磁束密度が高いことを表している。増磁過程では、Fig.2(a1)に示すように磁束は左右対称に試料内部に侵入し、図中の矢印 #1 で示す中央に最も磁束密度の低い谷の部分が現れた。このとき、Fig.2(a2)に示す磁束密度分布と臨界電流密度分布は Fig.2(a3)に示すように対称となるものと考えられる。次に、磁場を減少させると、磁束が外に出始め、試料の左右からそれぞれ磁束密度が高い山の部分が中央の谷の部分 (Fig.2(a1)の#1 や Fig.2(b1)の#2) に向かって移動していく様子が観察された。右側より左側における磁束密度の変化が緩やかであるため、Fig.2(b1)の右側の#3 で示す山の部分に比べて、左側の山の部分は見にくくなる。このとき、臨界電流密度は Fig.2(b3)に示す分布となるものと考えられる。さらに、磁場を減少させると、Fig.2(b1)の #2 で示した谷の部分は消え、#3 で示した山の部分は Fig.2(c1)の #4 で示す位置まで移動した。磁束密度分布は Fig.2(c2)となり、臨界電流密度分布は Fig.2(c3) に示すような $J_2 > |J_3|$ となる非対称な分布になると考えられる。ここで、Fig.2(c1) に示す MO イメージ図の非対称な磁束密度分布の幅から、臨界電流密度の非対称性は $|J_2/J_3|=1.38$ と見積ることができる。この後、磁場を減少させても、Fig.2(d1)の #5 で示す山の部分の位置は変化せず、Fig.2(c3) と同じ非対称な臨界電流密度分布となるものと考えられる。

参考文献

[1] J. He, et al.: Physica C 468 (2008) 1661

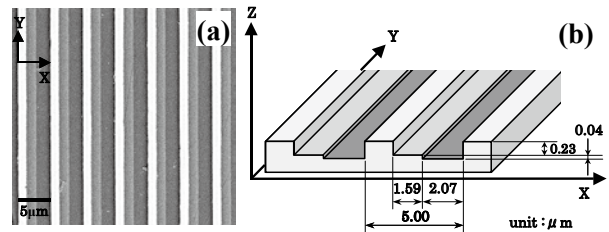


Fig.1 (a) SEM image of the surface of Nb film with asymmetric step-groove-type APCs. (b) A configuration of the APCs.

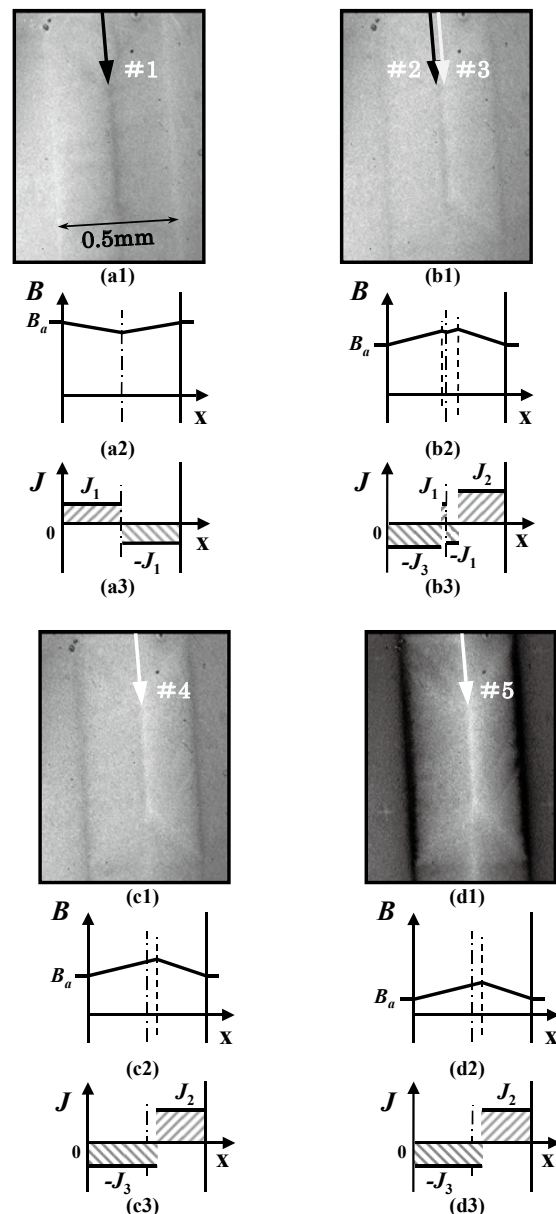


Fig.2 (a1)-(d1) MO images of the specimen with asymmetric APCs or ZFC at 4.3K and the external field $B_a =$ (a1) 40.4mT , (b1) 27.7mT (reduced from 40.4mT), (c1) 21.4mT and (d1) 8.5mT . (a2)-(d2), (a3)-(d3) shows a set of B distribution and J_c distribution based on Bean model, respectively.

細粒化した Cu-Ga 化合物粉末を用いた V_3Ga 超伝導線材の超伝導特性

Superconducting properties of the V_3Ga multifilamentary wires using Cu-Ga compound fine powder

菱沼 良光 (NIFS), 菊池 章弘, 飯嶋 安男, 竹内 孝夫 (NIMS), 西村 新 (NIFS), 谷口 博康, 朝永 満男 (大阪合金工業所)
 HISHINUMA Yoshimitsu (NIFS), KIKUCHI Akihiro, IJIMA Yasuo, TAKEUCHI Takao (NIMS), NISHIMURA Arata (NIFS),
 TANIGUCHI Hiroyasu, TOMONAGA Mitsuo (OAW Co., Ltd),

E-mail: hishinuma.yoshimitsu@nifs.ac.jp

1. はじめに

V_3Ga 超伝導線材の超伝導特性向上を目的に前駆体における高 Ga 濃度化を考案し、高 Ga 濃度 Cu-Ga 化合物を用いた線材を試作し、超伝導特性の改善を明らかにしてきた^[1,2,3]。最近 Cu-Ga 化合物の微量 Mg 添加によって更なる超伝導特性の向上が示唆されており^[4]、Cu-Ga 化合物の更なる可能性がある。本研究では、Cu-Ga 化合物粉末の細粒化を試み、本製法における超伝導特性及び微細組織への効果について調査した。

2. 実験方法

本研究で用いた Cu-Ga 化合物は、200g 大量真空溶解(Cu 粉:100g, Ga 粒:100g; Cu-47at%Ga 組成)及び 400°C の均質化処理を行って作製した。従来は作製したインゴットを粉砕し、粉末にしていたが、本研究ではジェット・ミルによる Cu-Ga 化合物の細粒化を行った。細粒化した化合物粉末の一部は、ジェット・ミルの後に 400°C の水素還元処理を行った。作製した粉末を厚肉と薄肉の 2 種類の V 金属管に充填し、約 1.0mm の線径まで線引加工を行ってそれぞれ単芯前駆体を得た。これらの単芯線を、Ta 金属管(ID:4.0mm-OD:8.0mm)に 55 本スタックし、この複合体を 1.04mm の線径まで線引加工を行い、V/粉末フィラメント(V/F)比の違う 2 種類の多芯線材を得た。V/F=3.07 を SF 試料, V/F=2.76 を LF 試料とする。

熱処理後の試料について、NIMS 強磁場センターの 18T 汎用超伝導マグネットとハイブリッドマグネットを用いて I_c -B 特性及び H_{c2} 特性で評価した。 J_c 値は I_c 値を生成した全拡散相断面積で除した Layer J_c とした。また、SEM 及び EPMA を用いた微細組織観察と組成の定量分析測定を行った。

3. 実験結果

Fig.1 にジェット・ミル工程による Cu-Ga 化合物粉末の粒径の変化を示す。ジェット・ミルの回数を重ねることで、平均粒径が細くなる傾向が見られた。更に水素還元処理と 6 回のジェット・ミルを行うことで、約 $7\mu m$ の平均粒径を持つ細かい Cu-Ga 化合物が得られた。Cu-Ga 化合物の細粒化においてジェット・ミル及と水素還元処理の組み合わせは効果的であると考えられる。Fig.2 に J_c -B 特性における Cu-Ga 化合物の細粒化効果を示す。図中の破線は比較として従来の粒径の Cu-Ga 化合物を用いた線材の特性を示す。18T 以下の磁場領域において細粒化した線材の J_c 特性が著しく改善される傾向が見られた。これは細粒化によって V_3Ga 相の拡散生成が促進されたためであると考えている。また、V/F 比の小さい LF 試料の特性が良く、大きいフィラメント径による界面が増加したためである。当日は、 V_3Ga 超伝導相の微細組織と超伝導特性の関連について報告する。

謝辞

本研究は NIFS 運営交付金(NIFS08UCFF005-2)、NIFS 一般共同研究(NIFS07KKMF003)及び文科省原子力試験研究費により行われた。

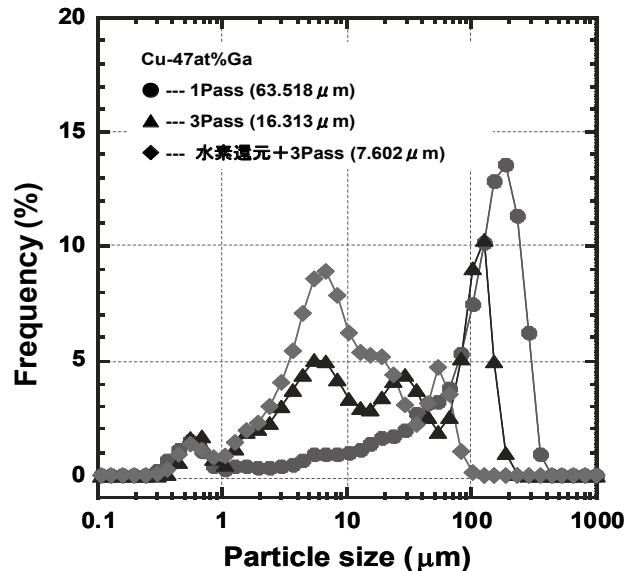


Fig.1 The grain size distribution analysis results of Cu-Ga compound powder via Jet-milling process.

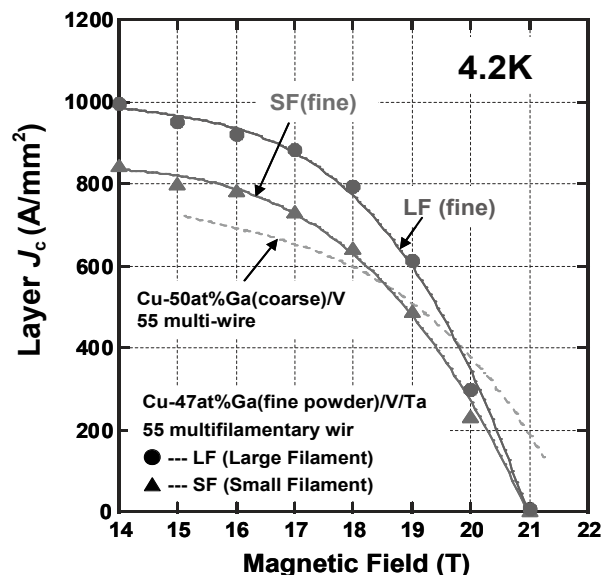


Fig.2 The typical J_c -B properties of the V_3Ga multifilamentary wires using Cu-Ga fine powder.

参考文献

1. Y. Hishinuma, et al, Supercond. Sci. and Tech., Vol. 20, No.6, (2007), p.569-p.573.
2. Y. Hishinuma et al, Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.188.
3. Y. Hishinuma et al, J. Phy. Conf. Ser.97, (2008), 012131.
4. Y. Hishinuma, et. al, Abstracts of CSJ conference Vol. 78, (2008),

Nb と Ag-Sn 合金の拡散により生成した Nb₃Sn 線材への Mg 添加効果

Effects of Mg Addition on Nb₃Sn Wire Fabricated through Diffusion Reaction between Nb and Ag-Sn Alloys

岩谷 雅義, 井上 廉(徳島大学); 竹内 孝夫, 木吉 司(物材機構)

IWATANI Masayoshi, INOUE Kiyoshi (The Univ. of Tokushima); TAKEUCHI Takao, KIYOSHI Tsukasa (NIMS)

E-mail: gangan@ee.tokushima-u.ac.jp

1. はじめに

今までの研究で、Ag-Sn の拡散反応により生成した Nb₃Sn はブロンズ法に劣らない特性を持ち、更に Mg を添加することで特性を改良できる可能性があることを見いだした[1]。また、Nb と Ag-Sn-Mg 合金の複合体を 2 段階で詰め込み加工をし 15824 芯の極細多芯線とした Nb/Ag-Sn-Mg 線材の non-Cu overall J_c は、Ti 及び Ta 添加を行っていないブロンズ法 Nb₃Sn 線材に劣らない overall J_c 特性を持っていることを明らかにしてきた[2]。今回の研究では、更なる超伝導特性の向上を期待して Ag-Sn-Mg 中の Sn 濃度を 9at% から 11at% に増加させた 15824 芯極細多芯線を作製した。同時に、Nb₃Sn 層厚を特定するために SEM 及び EPMA 分析を用いてより詳しい観察を行った。

2. 実験方法

以前に作製した Ag-11at%Sn-2at%Mg、Ag-11at%Sn-4at%Mg 及び Ag-11at%Sn-6at%Mg の 0.88mm φ の単芯線材を 75mm の長さになり、長さ 65mm、外形 20mm、内径 14mm の Nb パイプに詰め込み、溝ロールとカセットローラーダイスを使った加工で直径 0.82mm の 172 芯線材を作製した。加工途中で、断面減少率による加工率が 15% に達するごとに真空中で 450°C × 1h の中間焼鈍を行い、芯材が硬くなりすぎないようにした。また、一部の Ag-11at%Sn-2at%Mg、Ag-11at%Sn-4at%Mg 及び Ag-11at%Sn-6at%Mg 172 芯線材は加工を 1.1mm φ で止め、70mm 長に切断し、長さ 60mm、外径 20mm、内径 14mm の Nb パイプに詰め込み、前述と同様の方法で溝ロールとカセットローラーダイスを使って直径 0.82mm φ の 15824 芯の極細多芯線を作製した。このようにして作製した Ag-11at%Sn-2at%Mg、Ag-11at%Sn-4at%Mg 及び Ag-11at%Sn-6at%Mg の 172 芯及び 15824 芯線材を、それぞれ 50mm 長に切断し、真空中で 600°C ~ 800°C の温度で熱処理をして Nb₃Sn を拡散生成させた。熱処理後、試料は Cu メッキをした後、電圧リードと電流リードをとりつけて T_c 及び I_c の測定を行った。

3. 結果と考察

今回作製した Sn 濃度を 11at% に増加させた線材は Fig. 1 に示すように T_c および B_{irr} 特性は向上したものの、 I_c 特性は低下した。これは Sn 濃度を増加させたことで超伝導特性が向上したものの、Sn 濃度の増加に伴い加工硬化が激しくなり、芯材の異常変形により芯材の断線が起こったか、近接効果が起こったものと考えている。一方、Sn 濃度を 9at% とした線材は Fig. 2 に示すように、Ti 添加や Ta 添加をしていないブロンズ法によって作製された Nb₃Sn 線材と同等以上の non-Cu overall J_c 特性を持っているということが分かる。現在は、Mg 添加を行っていない Nb/Ag-11at%Sn の 172 芯及び 15824 芯極細多芯線材を作製中である。これらの線材と Mg 添加線材の超伝導特性を比較することで Mg 添加効果をより明確にすることができると考えている。

参考文献

[1] M. Iwatani, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.33

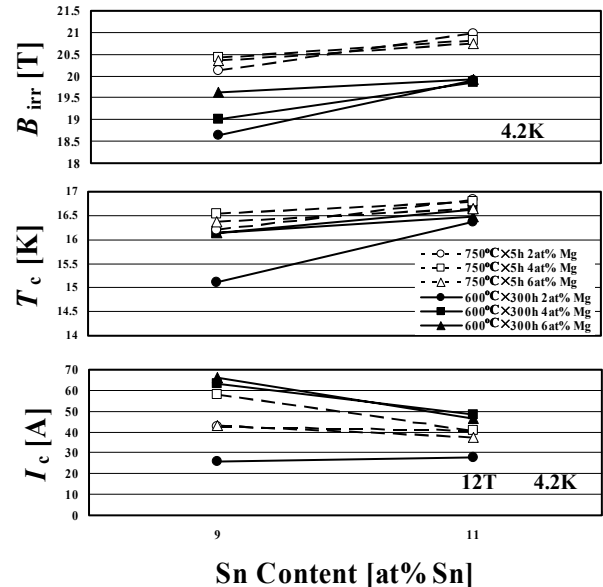


Fig. 1. B_{irr} (4.2 K), T_c , and I_c (4.2 K, 12 T) vs. Sn content curves for 15824-core wires including 2, 4, and 6 at%Mg. These wires were heat treated at 600°C and 750°C.

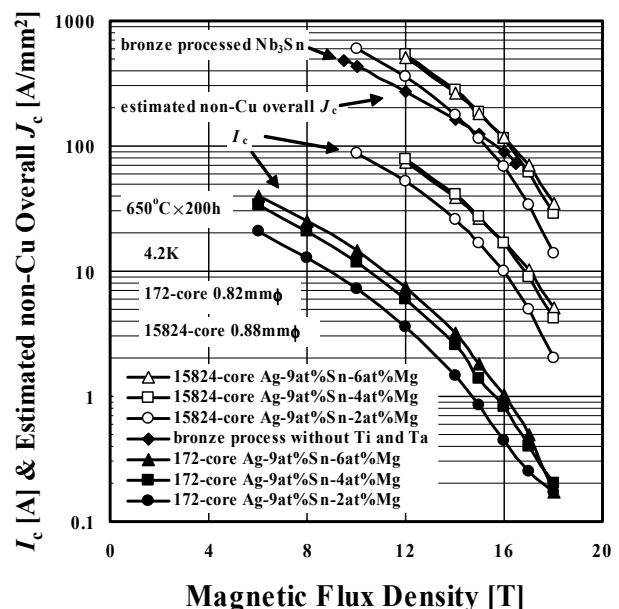


Fig. 2. I_c and estimated non-Cu overall J_c (4.2K) vs. B curves 172-core and 15824-core wires of Ag-9at%Sn-(2, 4, and 6)at%Mg. In the estimation of the overall J_c of 15824-core wires, we suppose that the thickness of Nb-pipe sheaths for the first and second stack are zero. These wires were heat treated at 650°C for 200 hr.

ジェリーロール法 Nb₃Sn 線材の開発(2)

Development of Jelly-Roll processed Nb₃Sn wires (2)

大圃 一実, 木村 守男, 中川 和彦 (日立電線);

高橋 雅也, 岡田道哉 (日立); 太刀川 恭治 (東海大); 竹内 孝夫 (NIMS)

OHATA Katsumi, KIMURA Morio, NAKAGAWA Kazuhiko (Hitachi Cable, Ltd.);

TAKAHASHI Masaya, OKADA Michiya (Hitachi, Ltd.); TACHIKAWA Kyoji (Tokai University); TAKEUCHI Takao (NIMS)

E-mail: ohata.katsumi@hitachi-cable.co.jp

1. はじめに

ジェリーロール(JR)法 Nb₃Sn 線材は 20T 以上の高磁界中で高い臨界電流密度特性を示すことが報告されており[1]、従来のブロンズ法に代わる高磁界用 Nb₃Sn 線材の製法のひとつとして期待されている。

前回、ジェリーロール層の Nb および Sn シート厚みを増すことにより、不連続な Nb₃Sn の生成が抑制され、J_c の向上に効果的であることを確認した[2]。今回、本線材の作製条件の最適化を図り、さらに高 J_c 化の可能性を調べる目的から、線径依存性について検討し、Nb₃Sn の生成と J_c 特性への影響について調べた。

2. 実験方法

ジェリーロール線材試料の作製は、Sn 合金製コアの周りに、圧延により作製した厚さ 0.09mm の Sn 合金 (Sn-2%Ti-5%Cu) シート 3 層と、厚さ 0.1mm の Nb 合金 (Nb-1%Ta) シート 6 層を、各 4 回繰り返して巻き付け、その外周に拡散バリアとして Nb 合金 (Nb-5%Ta) シートを巻き付け、Cu パイプに入れて複合材を作製した。

作製した試料を、前回まで測定評価を行った線径 φ1mm に加え、φ0.5mm、φ0.3mm まで伸線し、700℃×150hr で熱処理し、15~25T の磁場中での J_c 測定、断面観察などを行った。

3. 結果および考察

Fig.1 に 18T の磁場における non-Cu J_c の線径依存性を示す。non-Cu J_c は、線径 φ1mm のとき約 500 A/mm² であるが、線径の減少に伴い増加する傾向を示し、φ0.3mm では約 700 A/mm² に向上した。J_c の線径依存性の原因として、Fig.2 に示す熱処理後の線材断面を比較したが線径の違いによる大きな差異は見られず、また線材断面から見積もった Fig.1 に示す Nb₃Sn の体積分率からも、線径の減少による Nb₃Sn の生成割合の変化は小さいことがわかった。すなわち、J_c の線径依存性は Nb₃Sn 相の生成断面積でなく、寸法の減少で Sn の拡散距離が小さくなり、Nb₃Sn の組織、組成等に影響を及ぼした結果であろうと推定される。

線径の減少とともに J_c 特性が向上することから、よりフィラメント径の小さな多芯線材では高 J_c 化が可能であり、そのためには多芯線材の作製諸条件の最適化が重要と考えられる。

Table 1 Specifications of the Jelly-Roll wires.

Items	Specifications
Core (φ 3mm)	Sn-2%Ti
Jelly-Roll layer	Sn layer Nb layer
	Sn-2%Ti-5%Cu Nb-1%Ta
	0.27mm (0.09mm×3) 0.6mm (0.1mm×6)
No. of layer	4
Barrier	Nb-5%Ta (0.1mm×7)
Sheath	OFC (φ 12.7/φ 11.5)
Volume fraction	Sn Nb Cu
	0.25 0.57 0.18

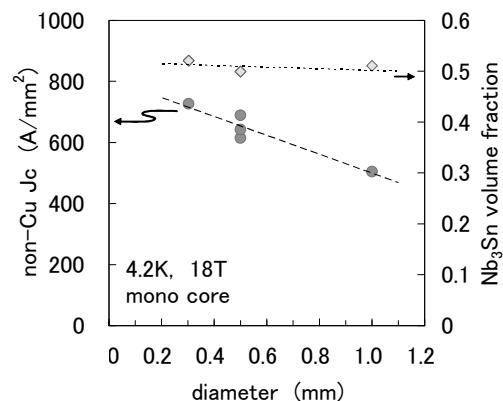


Fig.1 Dependence of non-Cu J_c and Nb₃Sn volume fraction on diameter of the wires.

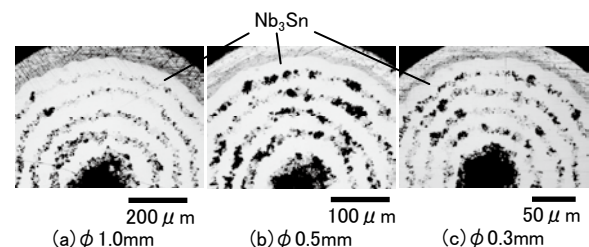


Fig.2 Cross-sectional views of the Jelly-Roll wires heat treated at 700℃ for 150h.

参考文献

1. K.Tachikawa, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., **15** (2005) 3486
2. 大圃,他: 第 78 回 2008 年春季低温工学・超電導学会講演概要集, p.45

補強材の配置の異なる Nb₃Sn 超電導線の3次元歪解析

Three directional FEM analyses of Nb₃Sn composite wires with different arrangements of the reinforcement material

延原正彦, 岡田一星, 村瀬暁, 七戸希(岡山大), 淡路智, 小黒英俊, 西島元, 渡辺和雄(東北大金研), 和気正芳(KEK)

M. Nobuhara, I. Okada, S. Murase, N. Nanato (Okayama University), S. Awaji, H. Oguro, G. Nishijima,

K. Watanabe (Tohoku University), M. Wake (KEK)

E-mail: masahiko.n@power.elec.okayama-u.ac.jp

1. まえがき

超電導応用で広く利用される Nb₃Sn 複合超電導線は, 製作時に必要な熱処理と使用する極低温の温度差によって残留歪が線材に生じ, Nb₃Sn の臨界電流密度 J_c の低下の原因となる。また, 室温でプーリーを通して事前曲げ歪を加えると J_c が向上することが知られている[1]。今まで Nb₃Sn 超電導線に用いられる補強材の有無によって事前曲げ歪効果の異なることを 3 次元歪を考慮した解析で明らかにしてきた[2]。本研究で補強材の配置の違いが 3 次元歪に及ぼす影響を FEM 解析を用いて検討した。

2. 解析モデルと解析方法

Fig. 1 に FEM 解析に用いた Cu-Nb による(a)外部補強,(b)内部補強,(c)補強材なしの 3 種類のモデルの断面図を示す。解析方法は次のような流れで行った。948 K の Nb₃Sn 生成熱処理温度から室温まで冷却し, その後事前曲げ歪を 90° ずつ繰り返して 2 回繰り返して, 4.2 K まで冷却する。その後, フープ応力に対応する引張り歪を印加する。そして Nb₃Sn フィラメント部に印加する 3 次元歪 (von Mises 歪) の平均値を評価した。事前曲げは曲げ無し (0%), 0.4%, 0.8%, 1.0% の 4 種類とした。

3. 解析結果と考察

Fig. 2 に補強材のない銅安定化 Nb₃Sn 超電導線の印加歪 - 3 次元歪の特性を示す。事前曲げを加えると 3 次元歪の最小値の減少, すなわち 3 次元歪の緩和がみられる。0.8% または 1.0% の時の最小値が最も低い値をとっている。このことは実験値でも 0.8% または 1.0% で J_c の最大値が得られていることから一致している[1]。Fig. 3 には事前曲げ歪 1.0% のときの印加歪 - 3 次元歪を示したが, 外部補強線材の 3 次元歪が最も低くなっていることが分かる。

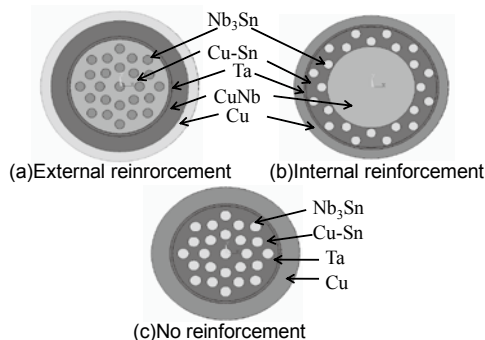


Fig. 1 Cross sectional views of three Nb₃Sn wire models

また, 事前曲げ歪が 1.0% で 3 次元歪が最小値をとる時の径方向(r)歪, 周方向(θ)歪, 長手方向(z)歪についても検討した。銅安定化線材 (補強材なし), 外部補強線材において周方向歪が低い値になっていることから 3 次元歪に周方向の歪がより事前曲げ歪効果に影響していると考えられる。内部補強線材では径方向歪が低い値となり, 他の 2 種類と異なった傾向を示した。

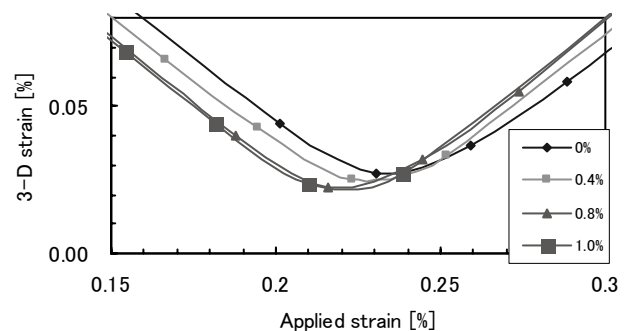


Fig. 2 Characteristics of 3-D strain vs. applied strain in Cu/Nb₃Sn (no reinforcement) for various bending strains

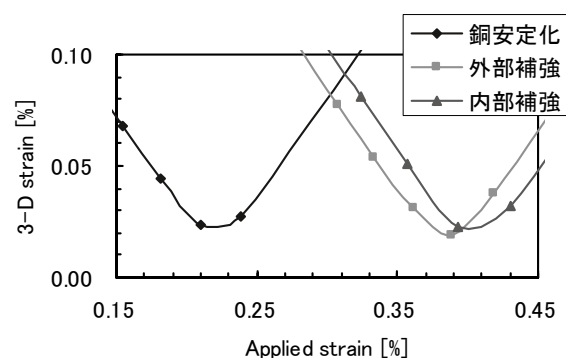


Fig. 3 Characteristics of 3-D strain vs. applied strain in 1.0% prebending strain for three models

参考文献

- (1) P. Badica et al : Supercond. Sci. Technol., Vol. 20, (2007) pp. 273-280
- (2) S. Murase et al : IEEE Trans. Supercond., Vol. 17(2007) 2676.

低損失極細多芯 Nb₃Al 線材 Low AC loss multifilamentary Nb₃Al conductor

伴野信哉, 竹内孝夫, 二森茂樹, 飯嶋安男, 菊池章弘 (物質・材料研究機構)
田中和英, 中川和彦 (日立電線), 土屋清澄 (KEK)
Banno N, TAKEUCHI T, NIMORI S, IJIMA Y, KIKUCHI A (NIMS)
TANAKA K, NAKAGAWA K (Hitachi Cable, Ltd.), TSUCHIYA K (KEK)
E-mail: banno.nobuya@nims.go.jp

1. はじめに

「リスタック Nb₃Al 線材」は、従来の製法と異なり、急冷後の過飽和固溶体線材を再スタックして線材化される。そのために、フィラメント径を従来材に比べて数分の一程度に縮小することも可能であり、磁化に起因するヒステリシス損失を数分の一以下に低減することが可能である。今回、リスタック Nb₃Al 線材の磁化特性を測定し、ITER スペックとも照らし合わせながら、その損失特性を最近の高性能 Nb₃Sn 線材 (RRP 線材) と比較した。

また最近 ITER モデルコイル試験では、CIC 導体内の曲げ歪みによる素線の劣化の問題が取り立たされている。そこでリスタック線材の曲げ歪み印加時の断面クラック観察を行い、本線材の曲げ歪み特性についても検討した。

2. 線材構成と実験方法

「リスタック法」は、従来の急熱急冷法により作製された Nb (Al) 過飽和固溶体線材を Cu 管の中に複数本束ね、通常のダイスにより複合加工伸線する方法である。Fig. 1 に試作した線材の断面図を示す。磁氣的結合を抑制するために、マトリクスには Nb の代わりにすべて Ta を使用している。試作材 (ME490-RS) の諸元を Table 1 に示した。

磁化は SQUID 装置を用いて測定した。磁場方向は軸に垂直で ±5T の範囲、また温度は 4.2K および 1.8K で行った。磁化は非胴部体積あたりの値として求めた。またヒステリシス損失は 4.2K、±3T のヒステリシスループから求めた。有効フィラメント径は、4T での磁化の値とスケール側により見積もった J_c の値から、ビーンモデルに従って導出した。曲げ歪み印加時の断面観察は、任意の曲率を持つ小さな治具を準備し、それに 1cm ほどの試料を挟み込む形で曲げ歪みを加え、精密研磨したその縦断面を観察することにより行った。

Table 1. Specifications of developed Nb₃Al conductor

	ME490-RS
Diameter (mm)	1.0
Filament No.	1512 (=84x18)
Filament dia. (μm)	13.6
Barrier	Ta
Barrier thickness (μm)	1.7
Outer sheath	Ta
Matrix/SC ratio (overall SC fraction %)	0.8 (28%)
Cu/non-Cu ratio (overall Cu fraction %)	0.988 (49%)

3. 結果と考察

Fig. 2 は開発線材 (ME490-RS) の non-Cu J_c および n 値の測定結果である。比較のために従来材の J_c 特性も示した。開発線材の J_c が中磁場領域で延びているのは、Nb (Al) 固溶体に施された強加工により Nb₃Al 変態後の組織が微細になったためと思われる。有効フィラメント径は約 14μm であ

り、設計値とほぼ同じであった。Fig. 3 は損失と J_c@12T の値を OI-ST の ITER 用 RRP Nb₃Sn 線材の特性と比較したものであり、本 Nb₃Al 線材の有効性が示された。ここで 12T での J_c は 15~25T での値からスケール側により求めた。挿入図は、高 J_c 用の RRP 線材との磁化曲線を比較したものである。また線材の曲げ試験では、曲げ歪みが約 0.6% 程度までは、内部にクラックの発生がないことが分かった。

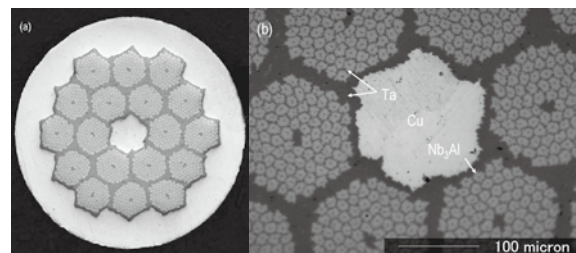


Fig. 1. Cross-section of sample (ME490-RS)

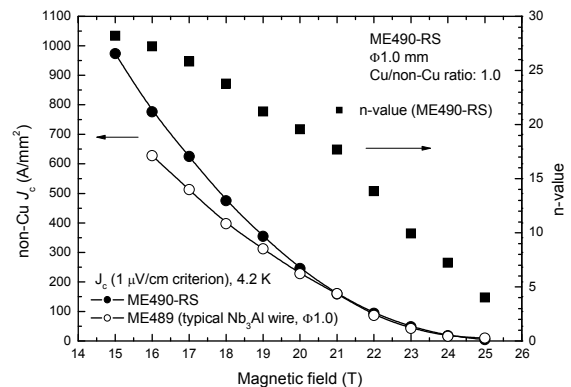


Fig. 2. Magnetization curve per SC volume of ME490-RS and HE2432 at 4.2 K

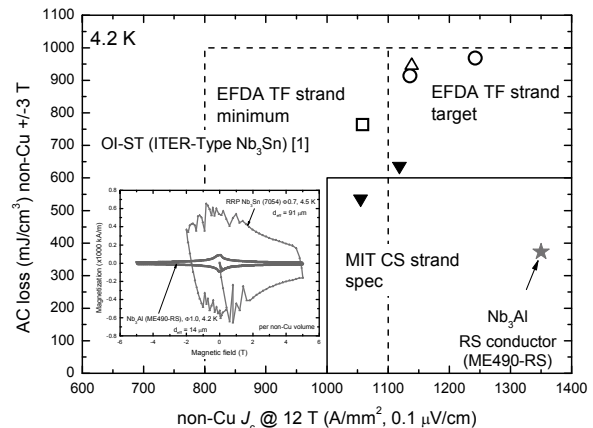


Fig. 3. Loss and J_c of re-stack Nb₃Al wire and RRP Nb₃Sn wire, with respect to ITER target specification.

[1] Parrell J A et al. 2005 Advances in Nb₃Sn strand for fusion and particle accelerator applications *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **15** 1200.

なお本研究の一部は、文部科学省原子力試験研究の一環として行われた。

(Y_{1-x}RE_x)BCO(RE=La, Pr)超伝導バルクの作製と特性評価 II

Preparation and properties of (Y_{1-x}RE_x)BCO (RE=La,Pr) bulk superconductor II

佐藤清知、山口大吾、内藤智之、藤代博之(岩手大)

SATO Kiyotomo, YAMAGUCHI Daigo, NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.)

E-mail: dof211293@yahoo.co.jp

1.はじめに

REBaCuO 系超伝導バルクの臨界電流密度 J_c 向上の手段の一つとして、元素置換によるピン止め中心の導入がある。REBaCuO 系において CuO₂ 面の Cu を Zn や Ni で、CuO 鎖の Cu を Ga や Co で、また、Y サイトを Lu で微量に置換することで $J_c(B)$ 特性の向上が報告されている[1,2]。本研究では YBCO の Y サイトをイオン半径の大きい La または Pr イオンで微量置換した場合の $J_c(B)$ 特性の向上について検討している。前回の学会では 77K での $J_c(B)$ 特性について報告したが[3]、今回はより低温での $J_c(B)$ 特性について検討した。

2.実験方法

(Y_{1-x}RE_x)Ba₂Cu₃O_{7- δ} (RE=La, Pr) [X=0, 0.005, 0.01] と Y₂BaCuO₅ (Y211) をモル比 10:3 で用意し、これに 0.5wt% の CeO₂ を加えた混合粉を直径 20mm 厚さ 10mm のペレット状に加圧・成形し前駆体とした。種結晶には Nd123 単結晶を使用し、cold seeding による MTG 法で大気中にて作製した。測定試料は種下 1mm および 3mm の位置から切り出し、400°C で 1 週間酸素アニールした。磁化測定は SQUID 磁束計を用いて行った。77K, 50K, 30K での磁化の磁場依存性から拡張型 Bean モデルを用いて、 J_c の磁場依存性を見積もった。

3.結果と検討

バルク試料の作製においては、La, Pr 共に置換量が x=0.01 より大きい試料は大気中で成長させることが困難であった。Fig.1 に(Y_{0.995}La_{0.005})BCO バルクの、Fig.2 に(Y_{0.99}Pr_{0.01})BCO バルクの 77K, 50K, 30K での J_c の磁場依存性を示す。La, Pr どちらの置換試料においても、低温になるにつれて J_c 値の改善が観測された。磁場依存性については La0.5%置換試料において、77K と 50K で二次ピークの高磁場側へのシフトがわずかに見られたが、Pr 置換試料において特性の改善は見られなかった。種下 1mm(Sample A) と 3mm(Sample B) の試料において J_c に違いが見られ、その起源の可能性の一つとして Y211 の分布の影響が挙げられる。Fig.3 に(Y_{0.995}La_{0.005})BCO バルクの種下 1mm と 3mm における SEM 写真を示す。双方において Y211 の分布やサイズに大きな違いは見られなかったことから、 J_c の違いの起源は他の要因によるものであることが示唆され、現在検討中である。

【参考文献】

[1]Y. X. Zhou et al., Supercond. Sci. Technol. 19 (2006) S556

[2]Y. Ishii et al., J. Cryo. Soc. Jpn. 42 (2007) 270

[3]佐藤ほか、2008 年度春季低温工学・超伝導学会、[1P-p12]

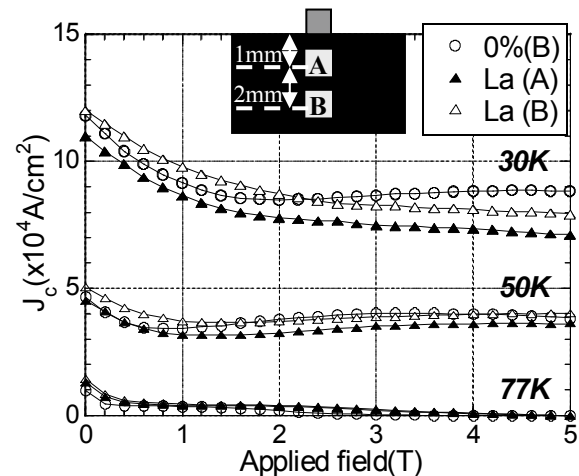


Fig.1. Magnetic field dependence of J_c at 77K, 50K and 30K for (Y_{0.995}La_{0.005})BCO bulk. Sample A and B are cut from the position 1mm and 3mm below the seed crystal, respectively.

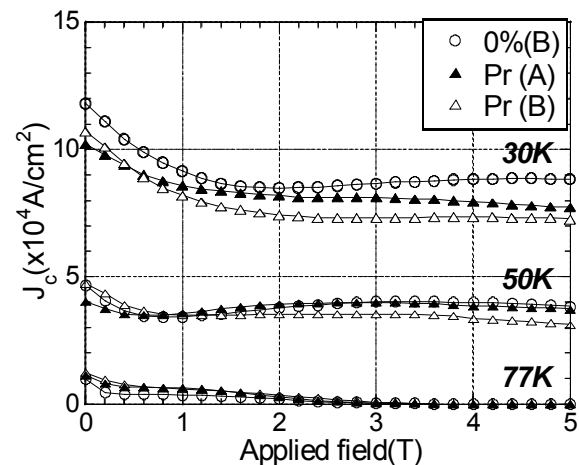


Fig.2. Magnetic field dependence of J_c at 77K, 50K and 30K for (Y_{0.99}Pr_{0.01})BCO bulk. Sample A and B are cut from the position 1mm and 3mm below the seed crystal, respectively.

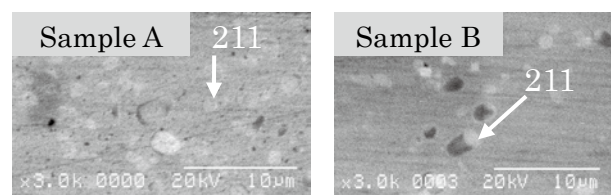


Fig.3. SEM images of (Y_{0.995}La_{0.005})BCO bulk.

YBCO スパッタ薄膜の臨界電流の角度磁場依存性

Angular dependence of critical current of sputter-deposited YBCO films

鈴木 光政, 阿部 雅人, 長谷川 琢哉, 小林 俊介, 吉澤 隆仁, 柏倉 隆之(宇都宮大)
 SUZUKI Mitsumasa, ABE Masato, HASEGAWA Takuya, KOBAYASHI Shunsuke, YOSHIZAWA Takahito,
 KASHIWAKURA Takayuki (Utsunomiya University)
 E-mail: msuzuki@cc.utsunomiya-u.ac.jp

1. はじめに

液体窒素温度領域で高い臨界電流密度 J_c を有する実用材料の開発が求められている。特に $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (YBCO) は、臨界磁場 B_{c2} が 77K でも高い値を維持するため、線材開発を目指した研究が進められている。YBCO 線材開発の課題の一つに J_c 異方性の問題があり、原因となるピンニング特性に関する研究が、レーザー蒸着膜などについて報告されている。

本研究では、スパッタ法により作製した YBCO 薄膜について、液体窒素温度領域での J_c 、及びその角度磁場依存性を測定したので報告する。

2. 実験

薄膜の製作には、DC スパッタ装置を用いた。ターゲットは、Y:Ba:Cu=1:2:3 の焼結体円板 (50mm ϕ × 5mm 厚) である。250Pa の酸素ガス圧、基板温度約 900°C、放電電流 160~200mA で、MgO(100)基板ないし STO(100)基板上に作製している[1]。臨界温度は直流四端子法によって測定した。 J_c を測定するため、薄膜をパターニング処理し、ブリッジを形成した。断熱セル内に試料をセットし、液体窒素温度領域で温度を制御しながら、 J_c を測定した。

3. AFM 画像と X 線回折図形

J_c 測定した 2 つの試料(A,B)について、各試料の 3 μm × 3 μm 表面の AFM 画像を図 1 に示す。両試料とも、 T_c は約 90K である。A の試料ではスパイラル成長のほかに、長方形の結晶粒が粒界に特徴的に観察される。試料 B では、全面にスパイラル状の YBCO 成長が見られる。試料 A の X 線回折図形を図 2 に示す。YBCO(006)の回折ピークの横に(200)のピークが見られたが、試料 B では見られなかった。(006)と(200)の回折強度比は、試料 A では 6%程度、B では 1%程度である。

4. 臨界電流密度

臨界電流 J_c は、電圧端子間距離 1mm に対して 1 μV 発生した時の値 (1 $\mu\text{V}/\text{mm}$) とした。試料 A の J_c は、77K で 1.15MA/cm² である。 J_c の磁場角度依存性を図 3 に示す。試料 A では $\theta = 0^\circ$ (磁場方向が膜面に平行) と $\theta = 90^\circ$ (磁場方向が膜面に垂直) の 2 箇所でピークが見られた。低磁場であるが、 $\theta = 90^\circ$ の J_c は、80~86K の温度範囲では $\theta = 0^\circ$ の J_c と同程度の値になる。また、 $\theta = 90^\circ$ でピークを示す幅は大きく、 $\theta = 0^\circ$ のピーク幅は高温高磁場になると小さくなっていく。試料 B では、 $\theta = 0^\circ$ でのみ強いピークが認められ、 $\theta = 90^\circ$ では、温度あるいは磁場の上昇とともに単純に低下している。

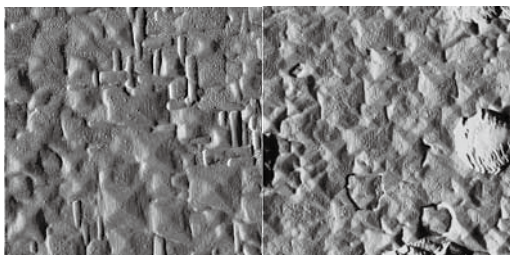


Fig. 1 AFM Images (Left: Sample A, Right: Sample B)

5. まとめ

作製した薄膜は、ほとんど c 軸配向であるが、a 軸配向の部分を含む試料もある。AFM 観察では、a 軸配向を含む試料表面では、長方形の結晶粒が観察され、これが a 軸配向の部分と推測される。a 軸配向を含む試料の J_c 磁場角度依存性では $\theta = 0^\circ$ と $\theta = 90^\circ$ の 2 箇所でピークが認められた。

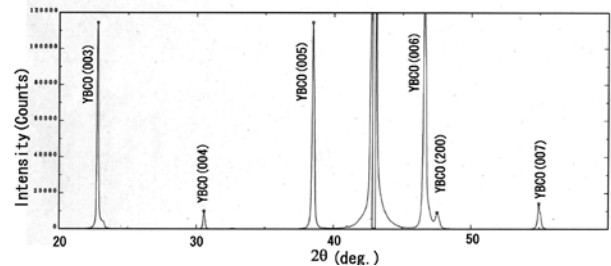


Fig. 2 X-ray diffraction pattern of sample A

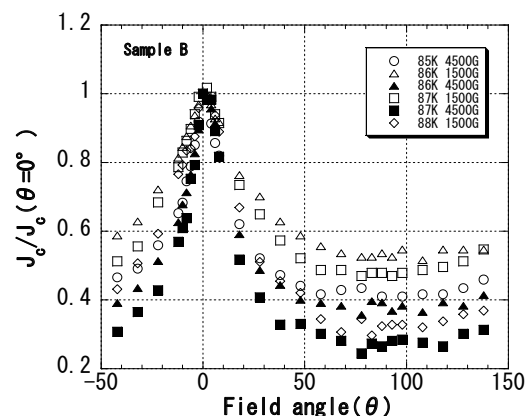
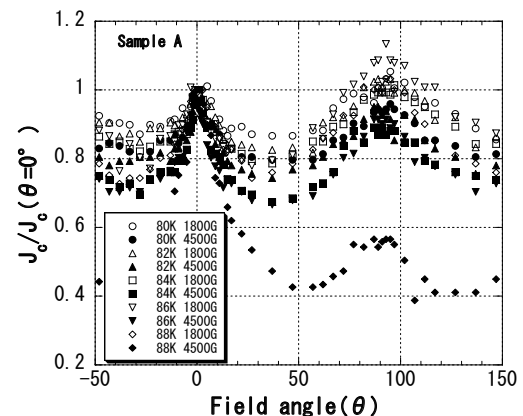


Fig. 3 $J_c/J_c(\theta=0^\circ)$ vs. Field angle

参考文献

- M. Suzuki, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 72 (2005) p.250

Sm₂Zr₂O₇ を添加した SmBa₂Cu₃O_{7-x} 薄膜の微細構造と磁束ピンニング特性

Flux pinning properties and microstructure in SmBa₂Cu₃O_{7-x} thin film doped with Sm₂Zr₂O₇

滝沢 智生, 吉田 隆, 一野 祐亮, 高井 吉明(名大工); 一瀬 中(電中研);

松本 要(九工大工); 向田 昌志(九大工); 堀井 滋(東大工);

TAKIZAWA Tomoo, YOSHIDA Yutaka, ICHINO Yusuke, TAKAI Yoshiaki (Nagoya Univ.);

ICHINOSE Ataru (CRIEPI); MATSUMOTO Kaname (Kyushu Inst. Tech.); HORII Shigeru (Univ. of Tokyo);

MUKAIDA Masashi (Kyushu Univ.)

E-mail: t-morikawa@ees.nagoya-u.ac.jp

1. はじめに

REBa₂Cu₃O_{7-x} (REBCO) 膜内に人工ピンニングセンタを導入することで、磁場中における臨界電流密度(J_c)が飛躍的に向上することが知られている。中でも BaZrO₃ (BZO) ナノロッドは c 軸相関ピンとして非常に有効であり、その成長機構について盛んに研究が行われている[1,2]。本研究では、REBCO と同様に BaO 面を持つ BZO に対応して、RE 面を持つ Sm₂Zr₂O₇(SmZrO) を新しい磁束ピンニング材料として添加した SmBCO 薄膜を MgO 基板上に作製し、その微細構造と磁束ピンニング特性を調べた。

2. 実験方法

SmBCO+SmZrO 薄膜は PLD 法(KrF エキシマレーザ: $\lambda = 248$ nm)を用いて、MgO(100)単結晶基板上に基板温度(T_s) 900°C、酸素圧力(p_{O_2}) 0.4 Torr で作製した。なお、本研究で作製した薄膜の膜厚は 500 nm で、膜内の SmZrO の添加量は 8 vol.%とした。微細組織観察に透過電子顕微鏡(TEM)、組成分析に走査透過電子顕微鏡(STEM)を用いた。さらに、BZO の測定に X 線回折装置(XRD)による逆格子マッピング測定を用いた。また、臨界電流密度(J_c)及び臨界温度(T_c)を直流四端子法により測定した。

3. 結果及び考察

Fig. 1 に SmBCO+SmZrO 薄膜の断面 TEM 像を示す。断面 TEM 像及び STEM による組成分析から、SmBCO+SmZrO 薄膜は膜内部に Sm-rich、Ba-poor な組成の直径約 10 nm の粒状の析出物が確認された。Fig. 2 に PLD-SmBCO+SmZrO 薄膜の XRD による逆格子マッピング像を示す。比較のために PLD-SmBCO 薄膜の逆格子マッピング像も示す。SmBCO+SmZrO 薄膜の断面 TEM 像から BZO ロッドは確認されなかったが、逆格子マッピング像から BZO の生成が確認された。BZO は、成長過程において SmZrO が拡散し、SmZrO の Zr と SmBCO の Ba が反応することにより生成されたと推察される。Fig. 3 に SmBCO+SmZrO 薄膜の 77 K、1 T における J_c の磁場印加角度依存性を示す。比較のため、SmBCO 薄膜の J_c の磁場印加角度依存性も示す。SmBCO+SmZrO 薄膜は全角度領域において SmBCO 薄膜よりも高い $J_c/J_c^{s.f.}$ 値を示した。これは、Fig. 1 で確認された SmZrO と考えられる粒状の析出物が 3 次元磁束ピンニングとして機能したことが原因と考えられる。また、SmBCO+SmZrO 薄膜は $B//c$ 方向になだらかなピークが確認された。逆格子マッピング及び J_c の磁場印加角度依存性から、SmZrO 膜内部に c 軸方向に異方性を持つ BZO ロッドが成長したため、 $B//c$ 軸方向になだらかなピークを示したと推察される。これまで、YBCO 薄膜においても、ピンとして Y₂O₃、BZO を用いた同様の報告例がある[3]。本研究で作製した PLD-SmBCO+SmZrO 薄膜は、膜内に生成された SmZrO と BZO がそれぞれ 3D-APC、1D-APC として機能していると推察される。

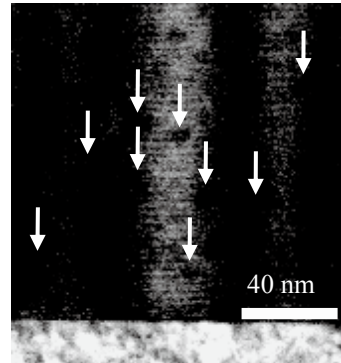


Fig. 1 Cross-sectional TEM image of PLD-SmBCO+SmZrO film. Arrows denote SmZrO nanoparticles.

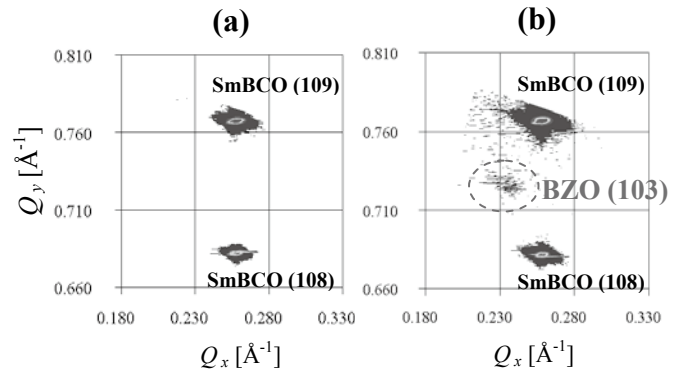


Fig. 2 Reciprocal space mapping of (a) PLD-SmBCO film and (b) PLD-SmBCO+SmZrO film.

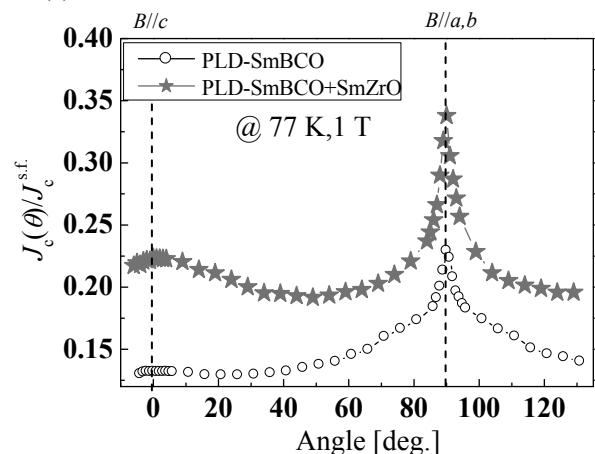


Fig. 3 Magnetic field angular dependence of J_c in PLD-SmBCO+SmZrO film and PLD-SmBCO film.

4. 謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金(19676005)の助成を受けて実施されたものである。

【参考文献】

1. A. Goyal et al., Supercond.sci.Technol. 18 (2005) 1533.
2. S. Kang et al.,Physica C 457 (2007) 41-46.
3. P. Mele et al., Supercond.Sci.Technol. 21 (2008) 015019.

TFA-MOD 法により作製した REBCO 線材の磁場特性

Magnetic properties of REBCO coated conductor by TFA-MOD process.

兼子敦、中西達尚、小泉勉、青木裕治、長谷川隆代（昭和電線）；

井上昌睦、木須隆暢（九大）；

高橋保夫、和泉輝郎、宮田成紀、山田穰、塩原融（SRL）

KANeko Atsushi, NAKANISHI Tatsuhiisa, KOIZUMI Tsutomu, AOKI Yuji, HASEGAWA Takayo (SWCC)；

INOUE Masayoshi, KISS Takanobu (Kyushu Univ.)；

TAKAHASHI Yasuo, IZUMI Teruo, Seiki Miyata, Yutaka Yamada, SHIOHARA Yuh (SRL)

E-mail: a.kaneko015@cs.swcc.co.jp

1. はじめに

希土類(RE)系高温超電導線材は、Bi系超電導線など従来の超電導線と比較すると磁場中における臨界電流特性が優れており、変圧器やモータなどの種々の応用機器への適用が提案されている。昭和電線ではコスト効果が期待されている有機金属塩塗布熱分解法(MOD法: Metal Organic Deposition Process)と製造時の雰囲気制御がし易い Batch 式本焼プロセスを組み合わせる事により、長尺YBCO線材の開発を行ってきた。これまで250mで310A/cmの作製に成功し、現在500m長尺線材の検証を行っている。近年、PLD法による成膜プロセスを開発するグループでは、GdBCO薄膜の長尺化やナノパーティクルの導入による磁場特性の改善が精力的に行われている。

今回、TFA-MOD法で作製した長尺線材の磁場特性を評価すると共に、磁場特性の向上を目的としたREBCO線材の開発に着手し、(Y, Gd)BCOの混晶系で $J_c > 1 \text{ MA/cm}^2$ を示すものが得られるようになったので、それらの結果について報告する。

2. 実験方法

磁場特性の評価に供したYBCO線材は $\text{CeO}_2/\text{IBAD-GZO}/\text{Hastelloy}$ 基板上にBa-poor溶液を用いたTFA-MOD法で作製した200mの長尺線材からサンプリングしたものである。

(Y, Gd)BCO線材は同じ構造の基板上にDip-coating法で前駆体仮焼膜を形成し、本焼条件の最適化を行った。前駆体仮焼膜の作製に用いた溶液は、YとGdと混合比を0.7:0.3とし、Baの組成比はYBCO膜と同様に $\text{Ba}_{1.5}$ とした。本焼プロセスはバッチ式の焼成炉を使用して50 Torrの減圧雰囲気で行った。

3. 結果及び考察

作製したYBCO線材は膜厚が $1.0 \mu\text{m}$ で $J_c = 2.0 \text{ MA/cm}^2$ 、 $I_c = 201 \text{ A/cm-width}$ (0T, 77K)を示した。Fig.1にYBCO線材の77Kにおける J_c -B特性を示す。外部磁場を $B \perp ab$ の方向に印加した場合、4Tの磁場中で $J_c = 30,000 \text{ A/cm}^2$ を示した。

Fig.2に外部磁場 $B = 0.5 \text{ T}$, 1.0 T , 3 T における同試料の I_c 値の磁場に対する角度依存性を示す。特に人工ピンを導入する処理をしたわけではないが、c軸に対して並行に磁場を印加した領域でピークを形成しており、特に0.5Tと1.0Tで顕著になる事が確認された。同一の試料を超電導工学研究所、九州大学、昭和電線の3箇所装置を変えて評価しているが、全ての結果において同様の傾向を示し、何らかのピンとして作用する物の存在を示唆している。

(Y, Gd)BCO混晶系線材については、本焼条件を絞り込み、

厚さ $1.0 \mu\text{m}$ の試料を 730°C の焼成で 156 A/cm-width のものができた。磁場中の特性評価の結果については当日報告する予定である。

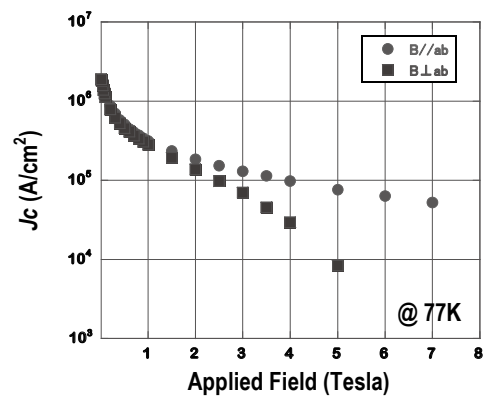


Fig.1 J_c -B characteristics of YBCO coated conductor fabricated by TFA-MOD process.

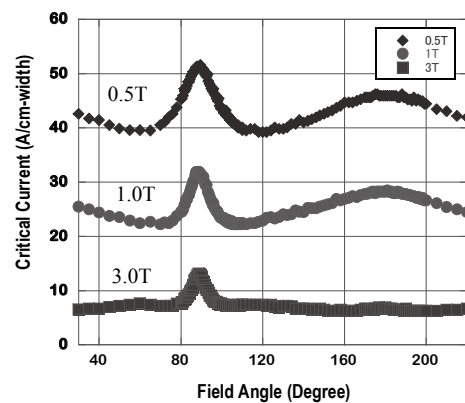


Fig.2 Angular dependence of I_c for YBCO coated conductor fabricated by TFA-MOD process.

謝辞

本研究は、(財)国際超電導産業技術研究センター (ISTEC)を通じて新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO)の委託を受けて実施したものである。

RE123 膜におけるc軸相関ピンと不可逆磁場の関連

A relation between c-axis correlated pinning and irreversibility field for RE123 films

難波 雅史, 淡路 智, 渡辺 和雄 (東北大); 甲斐 英樹, 向田 昌志 (九大); 岡安 悟 (原子力機構)

NAMBA Masafumi, AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.);

KAI Hideki, MUKAIDA Masashi (Kyushu Univ.); OKAYASU Satoru (JAEA)

E-mail : baji@imr.tohoku.ac.jp

【はじめに】 c 軸相関ピンの導入は, $\text{REBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{RE123})$ 膜の $B//c$ 方向の臨界電流密度 (J_c) を向上させることから, 非常に注目され盛んに研究が行われている. 一方, 磁束液体状態において, c 軸相関ピンは電気抵抗率の角度依存性 ($\rho(\theta)$) における $B//c$ 方向のディップによって特徴づけられる. 我々はこれまでに, このディップが不可逆磁場近傍の J_c の磁場印加角度依存性の振る舞いと非常に密接に関連することを明らかにしてきた[1]. そこで今回は, 典型的な c 軸相関ピンである柱状の照射欠陥を持つ重イオン照射した Er123 膜について, c 軸相関ピンによるディップと不可逆磁場の関連について調べる.

【実験方法】 試料は, PLD 法により成膜した Er123 膜 (pure Er123 film), 及びその膜に重イオン (Au^{15+}) を照射した膜である (CD Er123 film). 照射欠陥密度は, マッチング磁場でそれぞれ 0.1, 1 T とした. これら3種類の薄膜をブリッジ状に成形し, 直流 4 端子法を用い, 電気抵抗率の温度, 磁場, 磁場の角度依存性を定量的に評価した. 不可逆温度 T_i は電気抵抗率 $10^{-7} \Omega\text{cm}$ で決定した.

【実験結果と考察】 Fig. 1 に3種類の $\Delta\rho_n^{\max}$ の磁場依存性を示す. ここで, $\Delta\rho_n^{\max}$ とは $\rho(\theta)$ のディップの頂点 $\theta = 0^\circ (B//c$ 軸) とそこから外れた $\theta = 12^\circ$ の $T = 100 \text{ K}$ で規格化した電気抵抗率の温度依存性の差 $\Delta\rho_n = \rho_n(0^\circ) - \rho_n(12^\circ)$ の最大値である. $\Delta\rho_n$ は c 軸相関ピンによる磁束液体状態における分散の減少を意味しているので, $\Delta\rho_n^{\max}$ は磁束液体状態における c 軸相関ピン全体のピン力が反映していると示唆される. pure Er123 film は 17 T までの磁場領域で $\Delta\rho_n^{\max}$ は単調に増加した. すなわち, pure Er123 film の c 軸相関ピンと考えられる刃状転位は, 磁場の増加に伴い c 軸相関ピンのピン力が増加することが分かった. また, CD Er123 film では照射柱状欠陥の増加に伴い, $\Delta\rho_n^{\max}$ が向上することが分かった. さらに, 両 CD Er123 film は, CD1T Er123 film の 1 T を除き, 磁場の増加に伴い単調に減少することが分かった. $\Delta\rho_n^{\max}$ の振る舞いの違いは, pure Er123 film と CD Er123 film において主に働く c 軸相関ピンが異なることを示していると考えられる.

Fig. 2 に $\Delta\rho_n^{\max}$ が近い pure Er123 film と CD0.1T Er123 film の電気抵抗率の温度依存性より求めた $\theta = 0^\circ (B//c$ 軸) の T_i 及び, T_k の磁場依存性を示す. ここで, T_k はディップが現れ始める, すなわち c 軸相関ピンが働き始める温度である. マッチング磁場 0.1 T に対して, それよりはるかに大きい 10 数 T の磁場

領域でも, T_i, T_k 共に CD0.1T Er123 film の方が大きくなっている. このことから, マッチング磁場よりは少なくとも 100 倍以上高い磁場まで, 柱状欠陥が有効であることが分かった. また, さらなる高磁場領域では, 柱状欠陥が働かなくなり, pure Er123 film と CD0.1T Er123 film の T_i, T_k は一致すると予想される.

謝辞

本研究は科研費 (20-6749) の助成を受けたものである.

参考文献

[1] M. Namba *et al.*, Physica C **468** (2008) 1652.

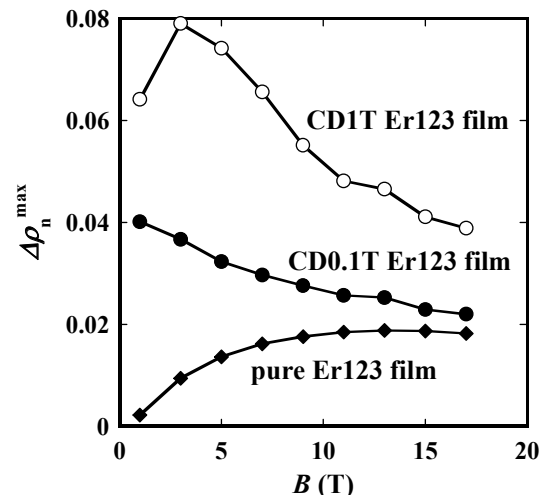


Fig. 1 Magnetic field dependence of $\Delta\rho_n^{\max}$ for all samples.

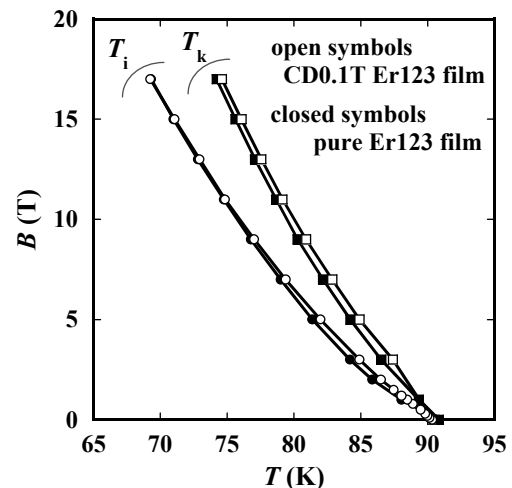


Fig. 2 Irreversibility lines at $B//c$ -axis and T_k for pure Er123 film and CD0.1T Er123 film.

高速 IBAD-MgO 基板の開発 (1) - MgO 層の高速・長尺成膜 -

Fabrications of IBAD-MgO substrate (1) -Rapid fabrication of MgO in long length-

吉積 正晃、伊藤 岳文、福島 弘之、宮田 成紀、須藤 泰範、衣斐 顕、山田 穰、和泉 輝郎、塩原 融 (超電導工学研究所)
 YOSHIZUMI Masateru, ITO Takefumi, FUKUSHIMA Hiroyuki, MIYATA Seiki, SUTOH Yasunori, IBI Akira, YAMADA Yutaka,
 IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh (SRL-ISTEC)
 E-mail: myoshizumi@istec.or.jp

1. はじめに

Ion Beam Assisted Deposition (IBAD) 法を用いた結晶粒配向中間層成膜技術[1]は、次世代線材として実用化が期待されている Y 系線材の開発において、高い超電導特性を得るための高結晶粒配向中間層付き基板作りに利用されているが、従来の YSZ や GZO を用いた成膜手法では十分な結晶粒配向度を得るには $1\mu\text{m}$ 程度の厚みが必要となるため製造速度が最高でも数 m/h 程度と遅く、実用化の課題の一つとされてきた。

近年、MgO を用いた IBAD 法により非常に薄い膜厚で高結晶粒配向が得られるため、大きく製造速度が向上する事が見出され、高い超電導特性と製造速度を同時に得ることが示された[2]。我々はこれまでに、製造速度 24m/h で作製した IBAD 層を用いて 41m 長 - 350A/cm 幅線材を得ることに成功したが[3]、未だ IBAD-MgO 層の製造速度としては不十分のため、これを改善する事を目的とした。

2. 実験方法

スパッタ用とアシスト用の 2 つのイオンガンを用いて IBAD-MgO 層を無結晶粒配向 GZO (ベッド層)/Hastelloy™ 基板上に成膜し、評価のために RF-sputtering 法により LMO 層、PLD 法により CeO₂ 層、超電導層、Sputtering により Ag 安定化層を成膜した。最終的な線材構造は Hastelloy™/GZO/IBAD-MgO/LMO/CeO₂/REBCO/Ag となる。作製した MgO 層の厚みは 10nm 以下である。MgO 層の成膜は、小型装置と、新たに導入された、小型装置の 3 倍のサイズのイオンガンを有する大型装置とを用いて、イオンビームの条件・線速などを変化させて、結晶粒面内配向の変化を調査した。結晶粒の配向性は XRD、極点図により評価した。

3. 実験結果

図1に、本研究において導入された大型 IBAD-MgO 用成膜装置の外観写真を示す。本装置は小型装置の 3 倍、 $6 \times 66\text{cm}^2$ のイオンガンを 2 台装備しており、小型装置に比して広い成膜エリアを有する仕様となっている。

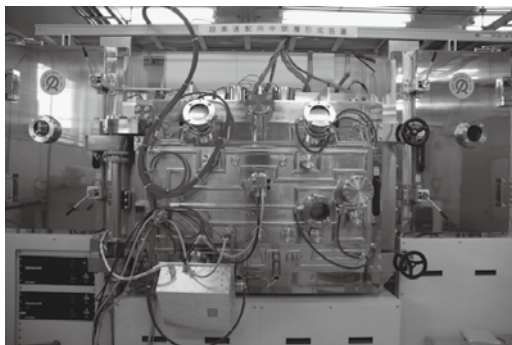


Fig.1 Photograph of high speed IBAD-MgO deposition system

高速製造を目的とした装置の大型化に際しては、高い結晶粒配向を大面積で得るためイオンビームの直進性・均一性が重要となる。大型装置を用いて、成膜時イオンビーム条件を変えて成膜した MgO 層の上に成膜した Sputtering-LMO 層

の面内配向度と成膜時間との関係を図2に示す。LMO 層の厚みは約 90nm である。図には比較として小型 MgO 成膜装置を用いて得られた MgO 層の上に LMO 層を成膜した試料の面内配向度を合わせて示す。図から、大型装置を用いて得られた試料の面内配向度は小型装置を用いて最良の面内配向度が得られた成膜時間と同じ、60 秒において最も良い面内配向度、19 度を得た。これにより、小型装置を用いては 24m/h の製造速度しか得られなかったが、今回導入した大型装置を用いる事により、3 倍近い 68m/h の製造速度を実現する事が出来た。

一方で、得られた面内配向度は、小型装置で得られたものに比してやや配向度が低い傾向にある。これは、イオンガンの大型化によるイオンビームの不均一性が原因であると考えられる。面内配向度の向上には、IBAD 成膜時の条件に加えて基板 (ベッド層) の表面平坦性・結晶性なども有効であり、今後、イオンビームの均一性向上と共にベッド層の改善を進める事により、高配向・高製造速度の実現を目指す。

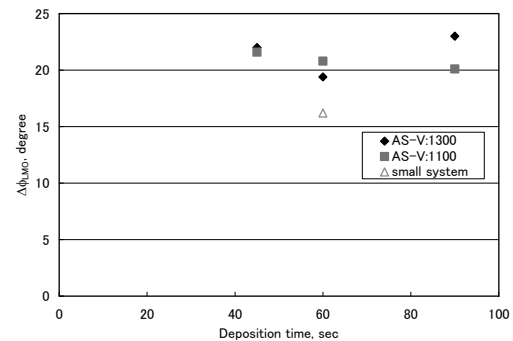


Fig.2 IBAD-MgO deposition time dependence of Df of LMO on IBAD-MgO deposited by high speed IBAD-MgO deposition system.

4. まとめ

大型イオンガンを有する装置を導入し、IBAD-MgO 層の製造速度向上を試みた。大型装置においても小型装置と同じ成膜時間において最も良い配向が得られ、RTR 成膜により 68m/h の製造速度を得た。面内配向は大型ガンの導入による照射イオンビームの不均一性・ベッド層の表面平坦性の改善により向上されると考えられる。

5. 謝辞

本研究は、イットリウム系超電導電力機器技術開発業務の一環として、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託により実施したものである。

参考文献

1. Y. Iijima, N. Tanabe, Y. Ikeno, O. Kohno: Physica C, vol.185 (1991) p.1959
2. P. N. Arendt, S. R. Foltyn: MRS Bulletin, vol. 29 (2004) p.543
3. M. Yoshizumi, H. Fukushima, S. Miyata, A. Ibi, Y. Yamada, T. Izumi, Y. Shiohara: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.110

IBAD-MgO 上での中間層の作製 Fabrication of interlayer by using PLD method on IBAD-MgO substrate.

花田 康, 羽生 智, 田下 千晴, 五十嵐 光則, 森田 克洋, 林田 知朗,
朽網 寛, 柿本 一臣, 飯島 康裕, 齊藤 隆 (フジクラ)

HANADA Yasushi, HANYU Satoru, TASHITA Chiharu, IGARASHI Mitsunori, MORITA Katsuhiko, HAYASHIDA Tomoaki,
KUTAMI Hiroshi, KAKIMOTO Kazuomi, IJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura Ltd.)
E-mail: yhanada@fujikura.co.jp

1. はじめに

RE 系次世代高温超電導線材を用いた応用機器の開発が内外で進められており、変圧器や限流器のほか、車両や船舶等に用いられるモーターを含む回転機等の開発を中心に、IBAD-PLD 法を用いてこれら応用機器へ向けた高温超電導線材の提供を行っている。機器開発の実現には長尺化での I_c の安定性もち、かつ低コストの超電導線材が必要となる。我々は IBAD 基板を $Gd_2Zr_2O_7$ (以下 GZO) から MgO に移行し、基板作製の高速化を検討している。キャップ層として、GdBCO 層との格子整合性が良い、 CeO_2 を使用している。今回、MgO 基板を用いて CeO_2 層の良好な配向及び、10m 長の CeO_2 層成膜が実現できたので報告する。

2. 実験方法

金属基板として、無配向 Ni 基金属テープ基板 (幅 10mm、厚さ 0.1mm) を用いている。IBAD-MgO 基板はバッファー層として、 Al_2O_3 、 Y_2O_3 を積層したものを用いており、IBAD-GZO 基板は金属基板上に 1000nm 程度積層した物を用いている。まず、PLD 法にて CeO_2 を各々の基板で最適化された条件にて成膜した。その上に PLD 法で Gd123 層及び Gd1(1.9)3 層を成膜した後、スパッタにて Ag 層を蒸着し、酸素アニール処理を施した。評価方法として、配向性は $CeO_2 \langle 220 \rangle$ の正極点測定での $\Delta\phi$ で行い、臨界電流評価は、液体窒素中での通電測定で行った。長尺線材では連続臨界電流測定装置により 70cm 間隔で Reel to Reel にて行った。

3. 考察、まとめ

MgO 基板、GZO 基板において、 CeO_2 層の配向性と CeO_2 膜厚の関係を示す Fig.1 に示す。 CeO_2 の配向性が 4° 以下になるには、GZO 基板では、700nm 程の膜厚を必要とするが、MgO 基板では 100nm 程度で 3° 台になり、100nm 以上の膜を付けても配向が進んでいないことから、MgO 基板では薄膜で CeO_2 の配向が終了していることがわかる。Fig.2 に Gd123 及び Gd1(1.9)3 を $1.0 \mu m$ 成膜したサンプル (10cm) の I_c 特性を示す。GZO 基板では I_c 値が飽和するまでに CeO_2 層の膜厚が 900nm 必要なのに対し、MgO 基板では 400nm 程度で十分な事がわかる。Fig.3 に MgO 基板で作製した 10m 長線材の I_c 特性を示す。両端の CeO_2 の $\Delta\phi$ は $3.9\text{--}4.0^\circ$ [450nm] となっており、長手方向に均一な配向性の基板を作製することができている。この基板を用いた結果、250~300A の均一な I_c 特性を得られた。10m 長線材の作製速度は、 CeO_2 層が 60m/h、Gd1(1.9)3 層が 20m/h である。 CeO_2 膜厚 300nm 程度に抑える事により作製速度 100m/h も可能になると思われる。これらの結果から、IBAD-MgO 基板を使用した CeO_2 中間層作製の高速化が可能である事がわかり、機器開発へ向けたコスト削減の見通しがたった。詳細については当日報告する予定である。

謝辞

本研究は経済産業省の「イットリウム系超電導電力機器技術開発」として独立行政法人「新エネルギー・産業技術総合開発機構」からの受託により実施された。

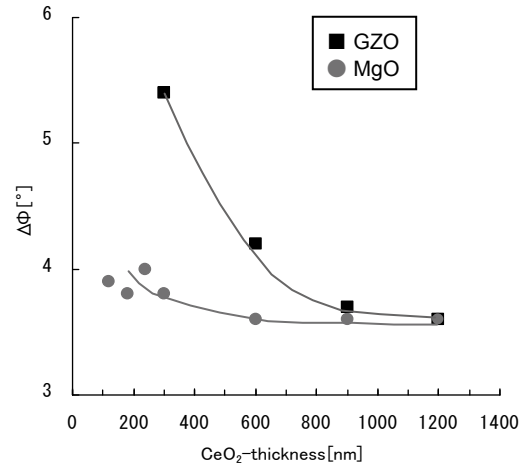


Fig.1 Thickness dependences of $\Delta\phi$ of CeO_2 layer. (Using an IBAD-GZO substrate and IBAD-MgO substrate)

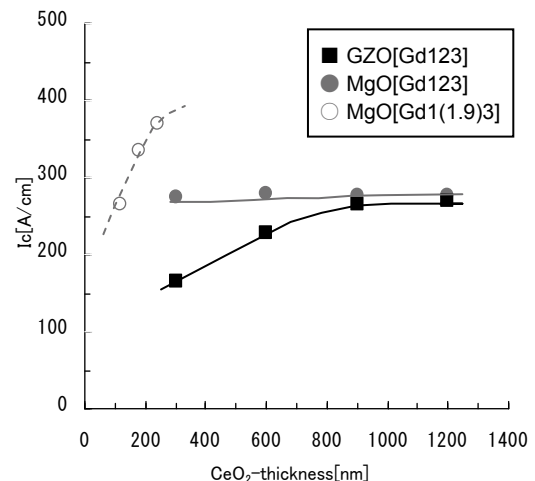


Fig.2 CeO_2 layer thickness dependences of I_c at 77K and 0T of GdBCO coated conductor. (Using an IBAD-GZO substrate and IBAD-MgO substrate)

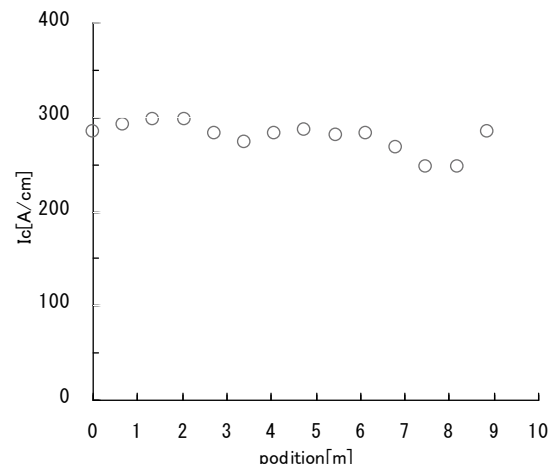


Fig.3 I_c distribution of 10m-long GdBCO coated conductor at 77K and 0T for every 0.7m. (using an IBAD-MgO substrate)

フッ素フリーMOD 法に適した薄膜超電導線材用中間層の開発

Development of buffer layers for REBCO coated conductors fabricated by fluorine-free MOD method

山口 高史, 本田 元気, 中西 毅, 種子田 賢宏, 大松 一也(住友電工)

YAMAGUCHI Takashi, HONDA Genki, NAKANISHI Tsuyoshi, TANEDA Takahiro, OHMATSU Kazuya(SEI)

E-mail: yamaguchi-takashi1@sei.co.jp

1. はじめに

超電導ケーブルや超電導マグネット等の電力機器への適用を目指して、REBCO (RE: 希土類元素) 系の薄膜超電導線材の開発が精力的に行われている。本研究ではフッ素フリーMOD 法による薄膜超電導線材開発の一環として、中間層改質を行った金属基板上へ薄膜超電導線材を作製した結果について報告する。

2. 実験方法

基板として配向金属基板を用い、その上に CeO_2 / YSZ / CeO_2 三層構造中間層を気相法によりエピタキシャル成長させた。線材試作のため、得られた基板を 1cm 角に切断し、 CeO_2 キャップ層の表面を粒状からテラス状に変化させることにより MOD 超電導層の生成促進を目的として[1]、 O_2 濃度 20%、もしくは 100ppm 中、 700°C ~ 900°C の温度で 30 分熱処理を行った。その上に Y、Ba、Cu を含む金属アセチルアセトナート系溶液を塗布し、大気中の仮焼成による熱分解を経て Ar-O_2 混合ガス雰囲気および酸素雰囲気で熱処理することで YBCO 膜を形成した。作製した線材は X 線回折や SEM 表面観察により結晶性を、誘導 J_c 法により $T=77\text{K}$ 、自己磁場下における超電導特性を評価した。

3. 実験結果と考察

図1に、各条件でアニールを施した基板表面の AFM 像を示す。アニール温度の上昇に伴い粒状からテラス状へと表面再構成が起こっていることが分る。また、酸素濃度の違いにより、表面再構成の様子が変化した。

図2に、基板熱処理温度と Y123(006)面の XRD ピーク強度との関係を示す。 O_2 20%の雰囲気にて熱処理を行った基板では、熱処理を行っていない基板とほぼ同等のピーク強度しか観測されず、Y123 相が十分生成されていないことが分かる。 O_2 100ppm の雰囲気にて熱処理を行った基板では、熱処理温度の上昇と共にピーク強度が強くなっており、Y123 相の

生成が促進され、高度に c 軸配向した膜ができていることが分かる。熱処理基板温度と NiO(111)面の XRD ピーク強度との関係を見ると、熱処理温度と共にピーク強度が強くなり、基板の Ni の酸化が進んでいる。また、 O_2 濃度が低い方が基板の酸化が抑制されており、熱処理による中間層改質効果と基板酸化による劣化の兼ね合いによって Y123 相の生成、配向への影響が決まると考えられる。

4. 謝辞

本研究の一部は超電導応用基盤技術研究体の研究として、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託を受けて実施したものである。フッ素フリーのMOD溶液を提供頂いた産業技術総合研究所の熊谷俊弥博士、山口巖博士、相馬貢博士に感謝致します。

5. 参考文献

[1]A. Pomar, et al., J. Mater. Res. 21 (2006) p. 2176

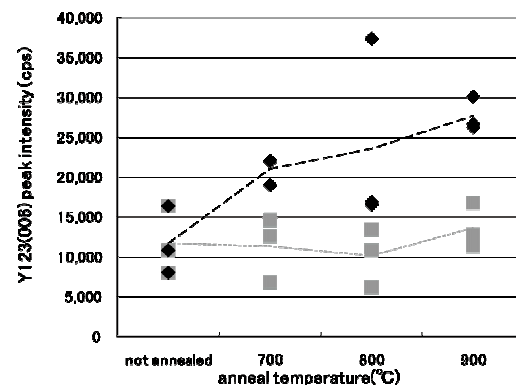


Fig. 2 XRD (006) peak intensity of YBCO on textured metal substrate.

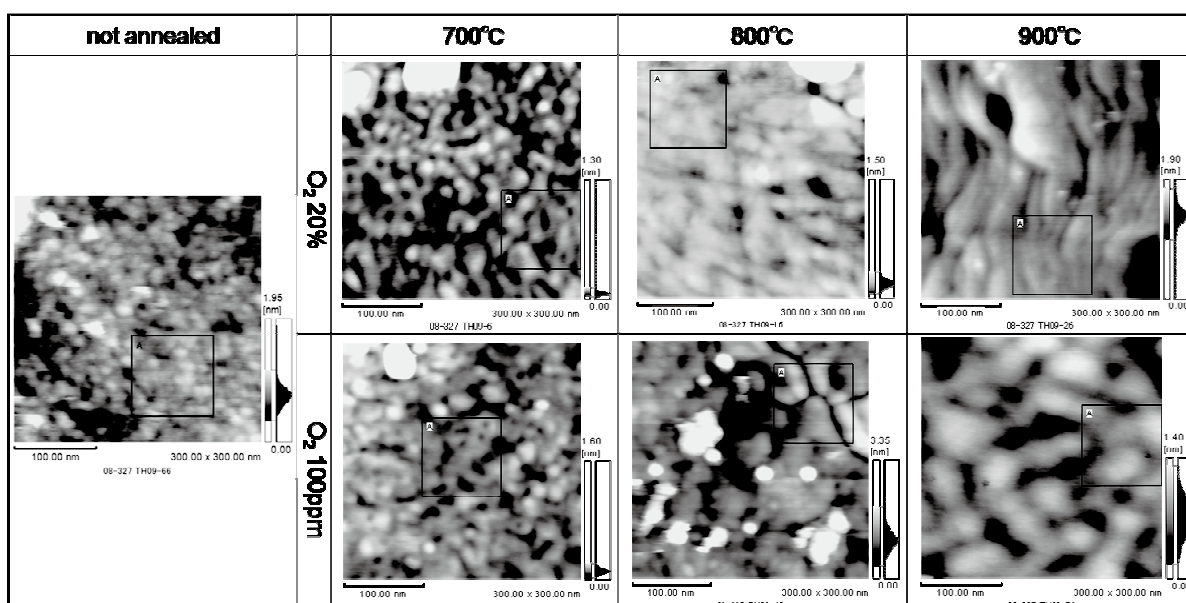


Fig. 1 $0.3 \times 0.3 \mu\text{m}$ atomic microscopy images of the surface of CeO_2 cap layers after annealing under different conditions.

RF-Sputtering 法による Re-123 系線材用 CeO_2 中間層の開発 Development of CeO_2 buffer layer for coated conductors by RF-Sputtering

中西 達尚, 小泉 勉, 兼子 敦, 青木 裕治, 長谷川 隆代 (昭和電線);
飯島 康裕, 齋藤 隆 (フジクラ); 高橋 保夫, 和泉 輝郎, 塩原 融 (SRL)

NAKANISHI Tatsuhisa, KOIZUMI Tsutomu, KANEKO Atsushi, AOKI Yuji, HASEGAWA Takayo (SWCC-CS);
IIJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura); TAKAHASHI Yasuo, IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh (SRL)
E-mail:t.nakanishi508@cs.swcc.co.jp

1. はじめに

Re-123 線材の臨界電流密度 (J_c) は、下地となる CeO_2 中間層の面内配向性と表面平滑性に大きく依存することが知られている。 CeO_2 中間層の作製プロセスは、高速成膜の観点から従来より PLD 法 (Pulsed Laser Deposition) による検討が多く行われており、自己配向する事が報告されている [1]。今回、我々は RF-Sputtering 法を使用して CeO_2 中間層膜の作製を行った。その結果、PLD 法と同様に Sputtering 法でも自己配向膜を作製可能であることを確認し、RTR (Reel-to-reel) プロセスによる長尺成膜が十分可能であることを実証した。

2. 実験方法

Hastelloy C276 テープ上に IBAD (Ion-beam-assisted-deposition) 法で成膜した GZO (Gd-Zr-O) 膜を基板として使用した ((株)フジクラ殿提供)。 CeO_2 の成膜は RTR 式の RF-magnetron sputtering 装置を用い、6mTorr、620-650°C の成膜条件で実施した。膜の評価は、XRD 法、AFM および SEM により行った。

作製した CeO_2 膜の中間層としての評価は、実際に YBaCuO 超電導膜を TFA-MOD (Trifluoroacetates-Metal Organic Deposition) 法により作製し、臨界電流 (I_c) を測定することによって判断した。

3. 実験結果

Fig.1 に成膜時間と面内配向 ($\Delta\phi$) の関係を示す。 CeO_2 中間層成膜前の IBAD-GZO の面内配向度は 14° であり、成膜時間の経過、即ち膜厚の増加と共に急激に改善され、90 分の成膜 (膜厚 $1.3\mu\text{m}$) で 4° を示し、PLD 法と同様に自己配向効果を確認した。ハステロイテープに 10m 間隔で IBAD 基板を接続した擬似長尺基板を作製し、長尺の RTR 式連続成膜試験を行った結果を Fig.2 に示す。 $\Delta\phi$ の値が 14° の IBAD-GZO 基板上で $\Delta\phi$ が $4\sim 6^\circ$ の CeO_2 中間層が得られ、Ra は 2nm 以下であった。この基板上に成膜した TFA-MOD 法による YBCO 膜 (膜厚: $1.4\mu\text{m}$) 短尺サンプルの I_c は $390\sim 400\text{A/cm-w}$ もの値が得られた。

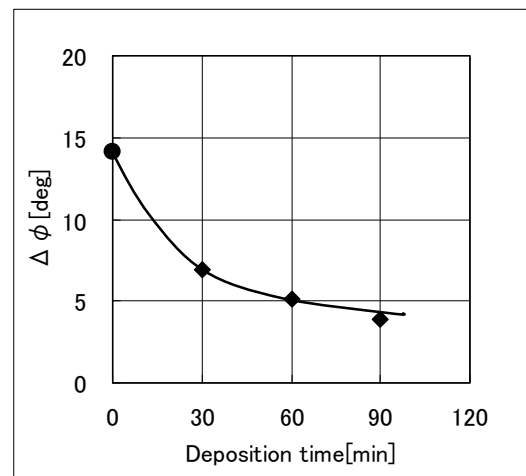


Fig.1 The dependence of the $\Delta\phi$ values on deposition time for the CeO_2 buffer layer.

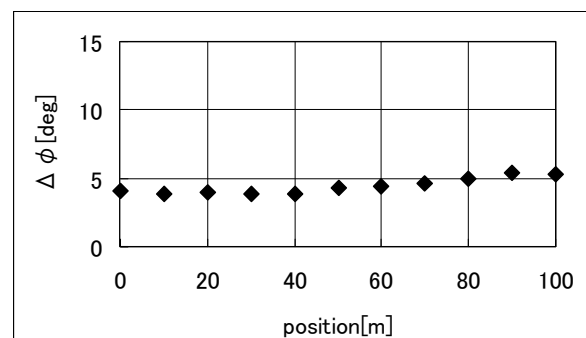


Fig.2 The $\Delta\phi$ distribution of CeO_2 buffer layer along the length direction in 100m long mimic tape.

謝辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託により実施したものである。

参考文献

[1] T. Muroga, *et al.*, *Physica C* 392-396 (2003) 796.

Estimation of in-plane thermal diffusivity in YBCO bi-crystalline thin film by use of the low temperature laser scanning microscopy

MATSEKH Arkadiy, KISS Takanobu, INOUE Masayoshi, (Kyushu Univ.);
YOSHIZUMI Masateru, SUTOH Yasunori, IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh (SRL-ISTEC)
E-mail: arkadiy@super.ees.kyushu-u.ac.jp

1. Introduction

Coated conductors, which are being multiple-layered structures, the influence of the substrate, buffer and protective layers on heat propagation becomes significant, which makes difficult film's thermal properties characterization. We propose one of the utilizations of low temperature laser scanning microscopy (LTLSM) to obtain effective in-plane thermal diffusivity of superconducting thin films taking into account the influence of the substrate. LTLSM is a useful method to obtain local properties in superconducting layers by detecting voltage response from focused laser beam stimulation¹⁾.

2. Experiment

To investigate thermal diffusivity, we used two YBCO (001)-tilted bicrystalline samples made from 150 nm and 400 nm thick films prepared by TFA-MOD on 0.5 mm thick SrTiO₃ (STO) bicrystal substrates with 6 deg in-plane misalignment. Samples were etched to a 1 mm long and 200 μm wide bridges, with 3 potential probes 255 μm apart at each side of the bridge. Two potential taps nearest to a grain boundary (GB) were used for measurements. Samples were mounted to a cold stage of the helium optical cryostat using heat-conducting grease.

We performed 1D LTLSM scanning along the bridge length through the middle part of the bridge, while constant bias current slightly above the GB critical current I_c^{GB} was applied. I_c^{GB} is about five times less than the intra-grain critical current (I_c^G) which secures that only GB is the origin of the signal, while adjacent grains remain superconductive with zero resistance.

3. Result and Discussion

Phase difference between the laser irradiation and the voltage response signals (i.e. phase delay) is presented in Fig. 1 as a function of irradiation coordinate (x) for different modulation frequencies, f_{mod} . It can be seen from the curvatures, that phase delay linearly depends on the distance from the position of grain boundary ($x-x_0$). From simplified 1D thermal conductivity equation, it can be shown that phase delay $\Delta\phi = -(\pi f_{mod}/k_{diff})^{1/2} \cdot (x-x_0)$, and thus thermal diffusivity coefficient k_{diff} can be estimated.

The slope of the dependence $d(\Delta\phi)/dx$ can be derived from the data presented in Fig. 1 as a function of modulation frequency. The dependence is presented in Fig. 2 for two samples with different YBCO thickness. Power law fitting results in $d(\Delta\phi)/dx \sim (f_{mod})^{0.46}$ for 150 nm sample and $(f_{mod})^{0.49}$ to 50 kHz for 400 nm sample, which is in satisfactory agreement with theoretical prediction. Data for 150 nm and 400 nm samples are the same, which suggest that YBCO thickness layer contribution is small, and thermal diffusion is mainly governed by the substrate properties. Effective in-plane thermal diffusivity estimated from the measurements is $k_{diff} = 1.95 \cdot 10^{-5}$ m²/s. From literature^{2, 3)}, thermal diffusivity of STO can be derived at 85-90K and as to be $1.8 \cdot 10^{-5}$ m²/s, which is in satisfactory agreement with our experimentally estimated value.

4. Summary

By applying LTLSM to low angle bicrystal samples we had studied thermal diffusivity of the sample under the influence of the substrate. Grain boundary was utilized as a local temperature sensor to visualize temperature distribution in the hot spot. From the phase of the LTLSM signal we succeed to estimate effective thermal diffusivity of the sample. Our results suggest that using similar technique it is possible to obtain effective thermal

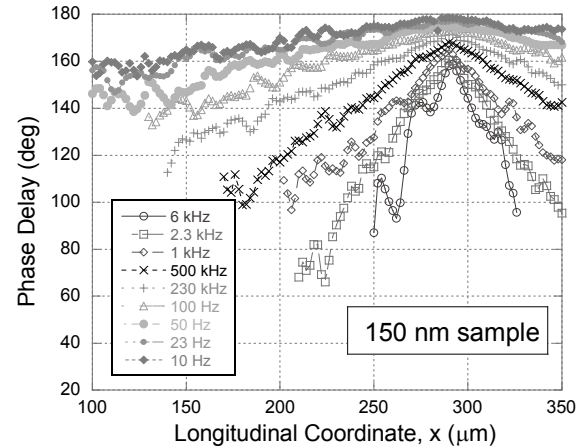


Fig. 1 Frequency dependence of the phase delay as a function of coordinate, derived from LTLSM signal. Phase delay linearly depends on the distance from the GB.

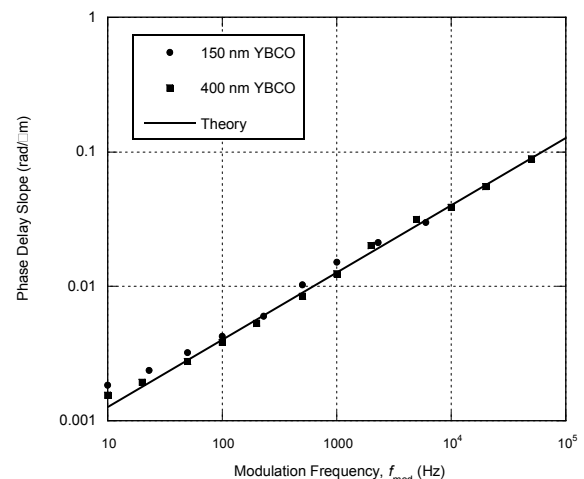


Fig. 2 Frequency dependence of the phase delay gradient $d(\Delta\phi)/dx$ derived from LTLSM signal phase delay vs. longitudinal coordinate. This dependence allows calculating effective thermal diffusivity. Circles are experimental points for 150 nm YBCO film, obtained at $I = 43$ mA, $V = 10$ μV, $T = 87.5$ K. Squares are for 400 nm YBCO film obtained at $I = 144$ mA, $V = 10$ μV, $T = 86$ K. Laser power for both samples was 0.5 mW. Solid line is $d(\Delta\phi)/dx = (\pi f_{mod}/k_{diff})^{1/2} = L_{heat}^{-1}$, with $k_{diff} = 1.95 \cdot 10^{-5}$ m²/s.

properties of practical multilayered coated conductors or thin films, utilized in HTS applications.

Acknowledgements: This work is partly supported by the New Energy and Industrial Technology Development Organization (NEDO) as Project for Development of Materials & Power Application of Coated Conductors, M-PACC and also by JSPS: KAKENHI (20360143).

References

1. T. Kiss et al., *IEEE Trans. Appl. Supercond* **15** (2005) 3656
2. A. Duran et al., *J. Phys. Condens. Matter* **20**, (2008) 6.
3. Y. Seumune, *J. Phys. Soc. Japan*, **20** (1965) 174.

Thermal degradation of critical current in YBCO coated conductors

ウリエッチ ダヴィデ, 木吉 司 (NIMS)
 UGLIETTI Davide, KIYOSHI Tsukasa (NIMS)
 E-mail: uglietti.davide@nims.go.jp

1. Introduction

In the construction of large devices, for example during the soldering of current terminals in power cables, the superconducting tape can be exposed to temperatures exceeding 300°C.

It is known that at high temperature the oxygen content in the YBCO phase decreases and the superconducting properties (among which the critical current) are degraded. It was also shown [1] that a further heat treatment in oxygen flow can reintroduce the oxygen in the superconducting phase and thus restoring the superconducting properties.

In this work the critical current of YBCO coated conductors was measured after heat treatments at various temperatures (up to 400°C) and duration times. The effect of post-annealing in oxygen flow was also studied.

2. Experiment

Two kinds of tapes from Superpower were selected for the experiment (see fig.1):

- Ag-YBCO tape 4 mm wide: a silver layer (2 μm thick) is deposited around the tape.
- Cu-YBCO: is the same tape as the Ag-YBCO, but an additional layer (20 μm thick) of copper has been electroplated: this is the standard tape for electro-technical applications.

Samples about 5 cm long were cut, and critical current was measured in liquid nitrogen. Then the samples were heat treated at various temperatures (up to 450°C) and duration times by placing the samples on a hot plate, in air. After the heat treatment the critical current was measured again in liquid nitrogen.

The re-oxygenation heat treatment was carried out only for the Ag-YBCO samples at 450°C for three hours, with an oxygen flow of 150 cm³/min.

3. Results

The critical current as a function of the heat treatment duration is plotted in fig.2 for the Cu-YBCO tapes. Two temperatures were considered: 300°C and 400°C. Cu-YBCO coated conductor is extremely sensitive to high temperature: I_c is decreased to about half of the original value after 1 min at 400°C. At 300°C, after 5 minutes I_c is reduced to 80% of the original value.

In fig.3 the critical current as a function of the heat treatment duration is plotted for the Ag-tape. In the same figure also the values measured after the post-annealing in oxygen flow are plotted. The Ag-YBCO tape is more resistant to high temperature than the Cu-YBCO tape: the degradation rate observed at 450°C on the Ag-YBCO is similar to the one observed at 300°C on the Cu-YBCO tape.

We suppose that the copper layer in the Cu-YBCO adsorbs the oxygen lost from the YBCO layer, while in the Ag-YBCO tape the Ag layer is permeable to oxygen, and the YBCO layer

can exchange oxygen with the atmosphere, thus losing less oxygen than in the case of the Cu-YBCO tape.

The oxygenation treatment is effective in reintroducing the oxygen in the superconducting phase and in restoring the critical current.

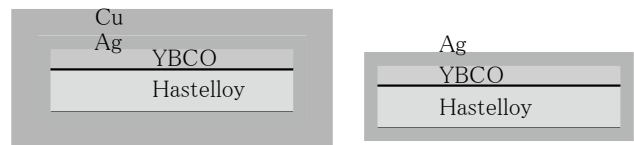


Fig.1 Schematic cross section of the tapes studied in the work. Left: Cu-YBCO tape. Right: Ag-YBCO tape.

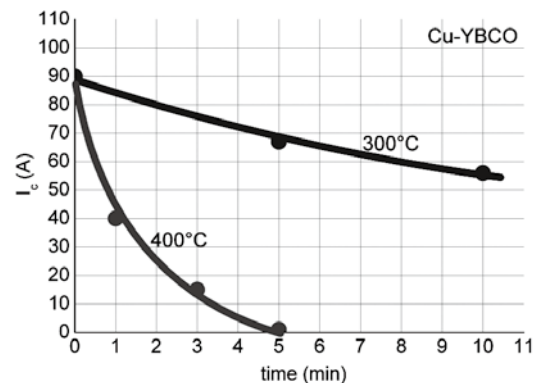


Fig.2 Critical current versus heat treatment duration for the Cu-YBCO tape at 300°C and 400°C.

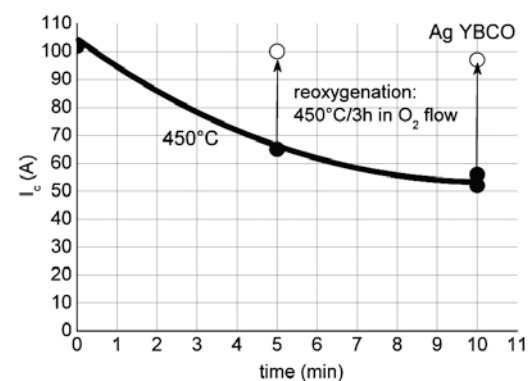


Fig.2 Critical current versus heat treatment duration for the Ag-YBCO tape.

References

1. H. Claus, et al.: Physica C, Vol.416 (2004) p.1

YBCO 超電導ケーブルの通電・伝熱特性評価用計算機シミュレータの開発

Developments of an Electrothermal Coupled Numerical Simulator for Designing YBCO Superconducting Cables

王 旭東, 佐藤 俊祐, 植田 浩史, 石山 敦士(早大); 八木 正史, 向山 晋一(古河電工); 鹿島 直二, 長屋 重夫(中部電力); 塩原 融 (ISTEC-SRL)

WANG Xudong, SATO Shunsuke, UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda Univ.); YAGI Masashi, MUKOYAMA Shinichi (Furukawa Electric); KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Company); SHIOHARA Yuh (ISTEC-SRL)

E-mail: wan-x-don@ruri.waseda.jp

1. はじめに

YBCO 超電導ケーブルは、複数の YBCO 超電導線材と銅フォーマーが並列に接続される構成となっている (Fig. 1 参照)。実システム応用では、これらの複合導体に運転電流の 10~30 倍程度の突発的な短絡事故電流が流入し、超電導線材が劣化・焼損してしまう恐れがある。それゆえ、銅安定化層や銅フォーマーを適切に設計する必要がある。我々は、耐過電流導体構成技術の確立を目指して、YBCO 超電導ケーブルの設計最適化に向けた検討を行っている。これまでに YBCO 超電導線材や YBCO 超電導ケーブルの過電流通電試験を行うとともに、これらの実験と併せて計算機シミュレータの開発を行ってきた。そして実験結果と比較することで、計算機シミュレータの妥当性の検証も行ってきた [1][2]。今回は、実ケーブルに近い構成の YBCO 超電導ケーブル用に計算機シミュレータを新たに開発したので報告する。なお、この計算機シミュレータを用いた解析結果については、別報 [3] で報告する。

2. シミュレーションモデル

YBCO 超電導ケーブルの耐過電流導体構成評価および設計用に、3 次元有限要素法と回路方程式に基づく電流分布解析・熱解析連成シミュレータを開発した。数値シミュレーションモデルを Fig. 2 に示す。

電流分布解析は、式 (1) (2) を用いて定式化した。YBCO 超電導線材は 3 次元有限要素法を用いてモデル化し、 I - V 特性には n 値モデルを採用した。境界条件として、超電導線材や銅フォーマーは端部のみで電氣的に接触しているとした。インダクタンス L と M は超電導線材の幅・長手方向依存性を無視し、幾何学的配置のみで決まると仮定した。超電導層およびシールド層は円筒導体と近似し、撚りピッチによって決まるスパイラル電流を円筒の回転方向と軸方向に分解して、それぞれ有限長ソレノイドと有限長円筒導体の理論解より L と M を求めた。銅フォーマーは円柱導体と近似し、断面一様に電流が分布していると仮定して、有限長円柱導体の理論解より L と M を求めた。 L 、 M および接触抵抗 R は集中定数として式 (2) に代入した。

$$\nabla \cdot \sigma (\nabla \phi) = 0 \tag{1}$$

$$\begin{bmatrix} R_{cond} & 0 \\ 0 & R_{shield} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} I_{cond} \\ I_{shield} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} L_{cond} & M \\ M & L_{shield} \end{bmatrix} \frac{d}{dt} \begin{Bmatrix} I_{cond} \\ I_{shield} \end{Bmatrix} + \begin{Bmatrix} V_{cond} \\ V_{shield} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} E_{cond} \\ \theta \end{Bmatrix} \tag{2}$$

式 (1) の ϕ は電気スカラーポテンシャル、 σ は導電率である。式 (2) の I は電流、 V は式 (1) の場の解析より求まる超電導線材における電圧降下、 E は両端電圧である。添え字の $cond$ は導体層および銅フォーマー、 $shield$ はシールド層を意味する。

熱解析は式 (3) を用いて定式化した。YBCO 超電導線材は 3 次元有限要素法を用いてモデル化し、熱容量、熱伝導率などの各物性値の非線形性を考慮し、各時間ステップ内で物性値は一定であるとして方程式を線形近似することにより、各時間ステップにおける超電導線材内の温度分布を計算している。境界条件はケーブルの最外層である PPLP 絶縁層の表面が液体窒素に触れているとして、液体窒素の非線形熱伝達特性を考慮した。なお、PPLP 絶縁層の熱特性は液体窒素が染み込んでいるとして、両方の特性を混合したモデルとして計算に用いた。

$$C \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q_j - Q_q \tag{3}$$

式 (3) の T は温度、 C は熱容量、 k は熱伝導率、 Q_j は電流分布解析から求まるジュール発熱、 Q_q は液体窒素による冷却である。

3. まとめ

YBCO 超電導ケーブルの設計最適化に向けて、計算機シミュレータの開発を行ってきた。今回新たに、実ケーブルに近い構成の YBCO 超電導ケーブルのための計算機シミュレータを開発した。今後は、3 芯一括ケーブル構造のシミュレーションモデル開発を行なっていく予定である。

なお、本研究は「超電導応用基盤技術開発プロジェクト」及び「イットリウム系超電導電力技術開発プロジェクト」の一部として NEDO の委託により実施したものである。

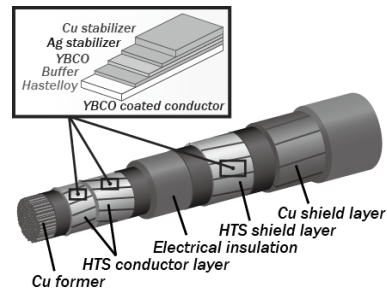


Fig. 1 Constructional example of a YBCO superconducting cable

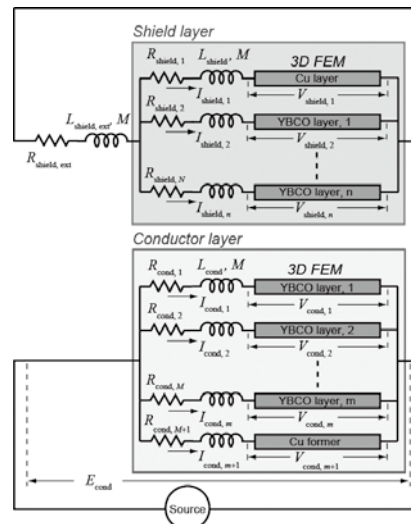


Fig. 2 Numerical simulation model

文献

1. A. Ishiyama, T. Iwata, H. Ueda, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., vol. 17 (2007), no. 2, pp.1672-1675
2. A. Ishiyama, X. Wang, H. Ueda, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., vol. 18 (2008), no. 2, pp. 1228-1231
3. S. Sato, X. Wang, H. Ueda, A. Ishiyama, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 79 (2008), 1C-p02

超電導変圧器用 1kA級大電流モデルコイルの開発

Development of 1kA-class high current model coil for superconducting power transformers

岡元 洋, 林 秀美 (九州電力); 岩熊 成卓 (九州大学); 齋藤 隆, 飯島康弘 (フジクラ);

和泉輝郎, 山田穰, 塩原融 (SRL)

OKAMOTO Hiroshi, HAYASHI Hidemi (Kyushu Electric Power Co.); IWAKUMA Masataka (Kyushu University);

SAITO Takashi, IJIMA Yasuhiro (Fujikura Ltd.); IZUMI Teruo, YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (SRL)

E-mail: hiroshi_a_okamoto@kyuden.co.jp

1. はじめに

イットリウム (Y) 系線材を使用した超電導電力機器の開発において、大電流を通電する巻線技術は重要な要素である。配電用変電所に設置する 66/6.9kV, 20MVA 三相変圧器の定格二次電流は 1673A であるので、二次巻線は線材 (素線) を多層並列化した構造となる。多層並列導体の課題は素線間の電流均流化である。素線電流のアンバランスは素線本数の増 (線材量の増加) となり、交流損失が増加するので素線転位の最適化等が必要である。今回、多層並列転位導体により 1kA 級大電流モデルコイルを試作・試験し、素線電流特性や交流損失を測定したので報告する。

2. 実験方法

Table 1、Fig1 には、Y 系線材 (安定化銅付き) で製作した大電流モデルコイルの仕様と外観を示す。円筒巻線の端部から取り出した 24 並列の素線には、分流電流測定用にログスキー (Rogowski) コイルを設置した。使用線材長は約 960m (40m × 24 並列) である。大電流モデルコイルは FRP 製低温容器に収納し、液体窒素 (77K) 中における直流 I-V 特性、素線分流特性、交流損失特性を測定した。その後、減圧して温度 66K に設定し、直流 (max.2kA)、交流 (max.1kA) を通電し、同様の測定を行った。

3. 実験結果及び考察

Fig. 2 には、温度 66K における交流 1kA (実効値) 通電時のモデルコイルの素線電流の分布を示す、バラツキの範囲は -20% ~ +30% である。今後、転位回数や転位手法の検討により素線電流のバラツキを小さくする。素線電流の均流化は、巻線の並列素線数や交流損失の低減に寄与する。Fig. 3 には、温度 77K と 66K におけるモデルコイルの交流損失の測定値と計算値を示す、低電流領域を除き両方の温度でほぼ一致している。上記の素線電流のバラツキは交流損失への影響が小さいようであるが、これは通電電流がモデルコイルの臨界電流以下であることが関連していると思われる。

謝辞

本研究は経済産業省プロジェクト「超電導応用基盤技術開発」の一環として、ISTEC を通じて NEDO 委託により実施した。富士電機システムズ (株) 関係者の支援には謝意を表します。

Table 1 Specifications of high current model coil

Wire size (mm)	$\approx 5.0 \times \sim 1.022$
Structure of conductor	12 stack and 2 parallel
Inner diameter (mm)	$\phi 350$
Height of coil (mm)	563
Number of turns	36
Number of transpositions	11

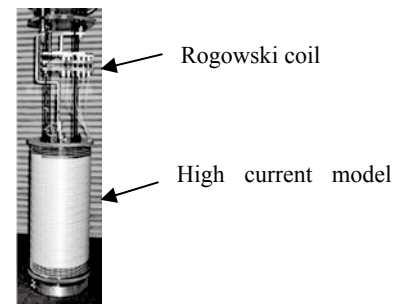


Fig. 1. 1kA-class high current model coil.

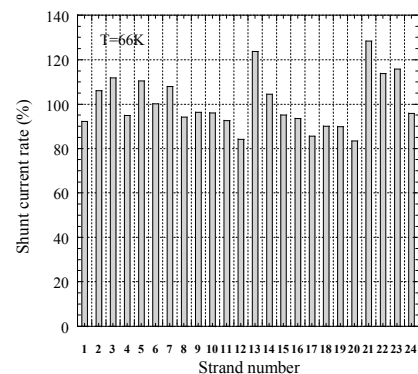
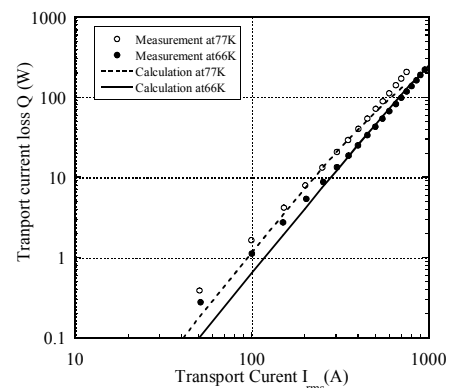
Fig. 2. Shunt current rate of strands at 1kA_{rms} and 66K.

Fig. 3. Comparison between measurement and calculation of transport current loss at 77K and 66K.

低交流損失 Bi2223 超電導線を適用した巻線の特性評価

Characteristics evaluation of the winding that applies low AC loss Bi2223 superconducting wire

福本 祐介, 上條 弘貴(鉄道総研); 坊野 敬昭, 富岡 章(富士電機アドバンステクノロジー);

山田 尚生(富士電機システムズ); 岩熊 成卓, 船木 和夫 (九大)

FUKUMOTO Yusuke, KAMIJO Hiroki (Railway Technical Research Institute);

BOHNO Takaaki, TOMIOKA Akira (Fuji Electric Advanced Technology); YAMADA Hisao (Fuji Electric Systems);

IWAKUMA Masataka, FUNAKI Kazuo (Kyushu University)

E-mail: yfuku@rtri.or.jp

1. はじめに

鉄道総研では、鉄道車両用主変圧器の超電導化の可能性について、検討を進めている。これまでに、軽量化のための最適設計、巻線構造や冷却システムの検討などを実施し、Bi2223 超電導線を用いた新幹線の架線電圧 25kV に対応する超電導主変圧器を試作して、その評価を行っている。しかし、実用化に向けて軽量化や効率向上の効果を出すためには、交流損失を低減することが最も重要な課題であり、これまでに、超電導線材の幅を狭くする、フィラメントにツイストを導入するなど、低交流損失対策を施した Bi2223 超電導線の開発を行ってきた[1]。

従来のもより幅の狭い低交流損失 Bi2223 超電導線を鉄道車両用主変圧器の巻線に適用した場合を想定し、1 次および 2 次巻線を模擬したモデルコイルを試作して、臨界電流値、電流分流特性および交流損失特性を評価したので報告する。

2. 巻線構成

1 次および 2 次モデルコイルの仕様を Table.1 に、1 次モデルコイルの外観を Fig.1 に示す。幅狭化による臨界電流値低下に伴う素線数増加のため、並列導体は素線を径方向に重ねたものを、軸方向に 2 組並べて構成した。なお、各モデルコイルにおいて、巻線の際に各素線に流れる電流を均等にするための転位が施されている。

3. 特性評価

1 次および 2 次モデルコイルについて、臨界電流値、電流分流特性および交流損失特性の測定を行った。

1 次モデルコイルの電流分流測定結果を Fig.2 に、交流損失測定結果を Fig.3 に示す。電流分流特性については、どの素線に関しても±7%以内の分流比で収まっている。また、交流損失測定結果についても、計算値とほぼ一致している。

2 次モデルコイルについても、電流分流比は±12%以内に収まり、交流損失特性も問題がないことを確認した。

今回、導体の多並列化のため、素線を軸方向に並べて導体を構成し巻線したが、それによる影響はみられなかった。

なお、この研究は、国土交通省の補助金を受けて行った。

Table.1. Parameters of model coil

	Primary model coil	Secondary model coil
Conductor composition	2×2 (4parallel)	2×8 (16parallel)
Turns	80turns	64turns
Inner diameter	240mm	240mm
Height	448.2mm	407.9mm
Critical current@77K (0.1 μV/cm)	117A	270A



Fig.1 Primary model coil

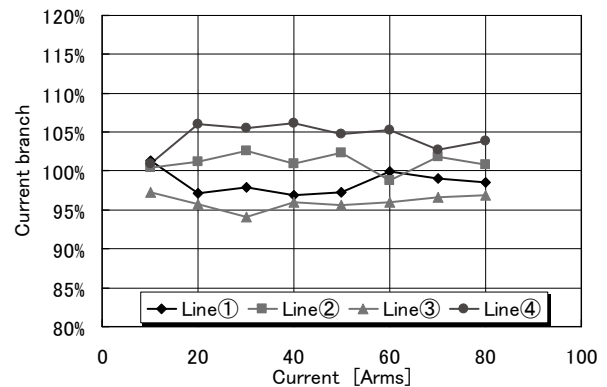


Fig.2 Current distribution properties (Primary model coil, 77K, 50Hz)

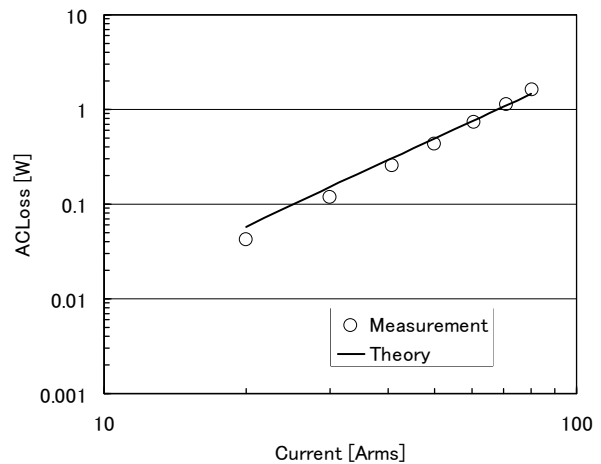


Fig.3 Ac Loss properties (Primary model coil, 77K, 50Hz)

参考文献

1. Y. Fukumoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.17

ミアンダ形金保護膜を持つ超電導薄膜限流素子の設計

Design Study of Superconducting Thin-film Fault Current Limiting Elements With a Meander-shaped Gold Layer

野中 壮平, 関野 正樹, 大崎 博之(東京大学)

NONAKA Sohei, SEKINO Masaki, OHSAKI Hiroyuki (The University of Tokyo)
E-mail: nonaka@ohsaki.k.u-tokyo.ac.jp

1. 序論

本研究では、超電導薄膜を用いた抵抗型限流器を対象とし、超電導層は基板全体に作製し、その上に蒸着させる金保護膜をミアンダ形とする超電導薄膜限流素子を提案し、研究を行っている。この限流素子の設計概念は、通常時は超電導層全体を電流が流れ、限流時には金保護膜に分流した電流がミアンダ形に流れるため発生抵抗が大きくなり、電流容量を損なわず、高電圧化を達成できる点にある。しかし、これまでの実験および数値解析の結果を見ると、限流動作時において金保護膜のカーブ付近での電界集中が著しく、それが素子の局所的な温度上昇の原因になっていると考えられる[1]。電界集中は金保護膜の形状の影響を受けていると考えられるため、本稿では、金保護膜の形状を変化させた場合の限流特性、特に電界強度分布に着目し、数値解析を行う中で特性の改善が見込める限流素子の設計を検討する。

2. 数値解析手法

限流素子の限流動作時における過渡的な特性を調べるため、有限要素法を用いた2次元電磁界解析と3次元熱伝導解析の連成解析を行う[2]。電磁界解析は電流ベクトルポテンシャル T を変数とし、薄板近似を用いて2次元化している。支配方程式は次式で表わされる。

$$\nabla \times (\rho \nabla \times T) = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (1)$$

ここで ρ は抵抗率、 B は磁束密度である。超電導体の E - J 特性は n 値モデルにより近似しており、臨界電流密度分布を考慮している。一方3次元熱伝導解析においては、熱伝導率や比熱の温度依存性、また境界条件によって液体窒素冷却やYBCO 薄膜のジュール損失による発熱を考慮している。

3. 解析結果と考察

解析条件としては、素子がない場合の電流のピーク値は4000 A、限流動作時に素子にかかる電圧は約158 V、シャント抵抗は0.2 Ω とし、Table 1 に示すように Case 1 から Case 6 まで金保護膜の厚さ(Thickness)、膜幅(Width)、間隔幅(Pitch)を変化させて解析を行った。

典型的な例として Case 1 の場合の限流動作直後における電界強度分布を Fig.2 に示す。丸で囲んでいる領域において特に電界が集中しているが、これは y 方向端部において金保護膜間に矢印のような電流が流れているためだと考えられる。Fig.3 に限流動作の前後における最大電界強度を示す。Fig.3 (a) に示すように、膜が厚い方が電界集中は弱い、発生抵抗も落ちてしまうため、Case 3 では焼損するほどの温度上昇はなかったが、あまり厚くすると温度上昇が激しすぎてしまう。間隔幅を小さくした Case 4 や膜幅を大きくした Case 5 では、電界集中は強まる結果となった。そこで膜厚は温度上昇が大きくなる範囲で厚くし、間隔幅は大きく、膜幅は小さくした Case 6 では、Fig.3 (b) に示すように比較的電界集中が弱い結果が得られた。

4. 結論

今回の解析では、金保護膜の形状を変えることである程度局所的な電界集中を緩和させられることがわかった。今後も

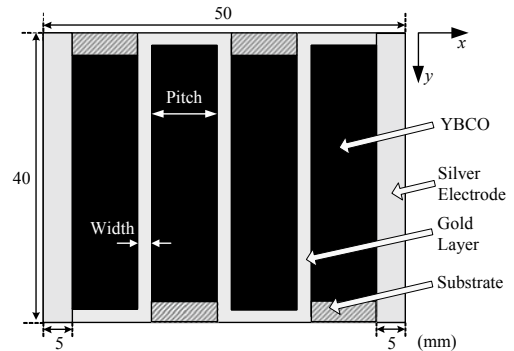


Fig. 1 Fault current limiting elements used in the experiment.

Case	1	2	3	4	5	6
Thickness[nm]	50	20	80	50	25	80
Width[mm]	2	2	2	2	4	2
Pitch[mm]	9	9	9	5.3	7	11

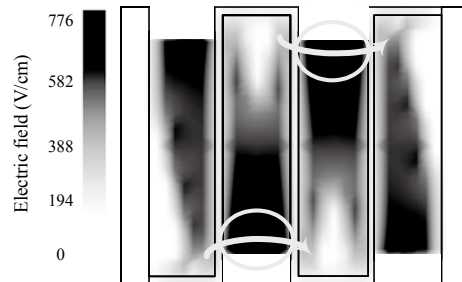


Fig. 2 Electric field at the current limiting point (Case 1).

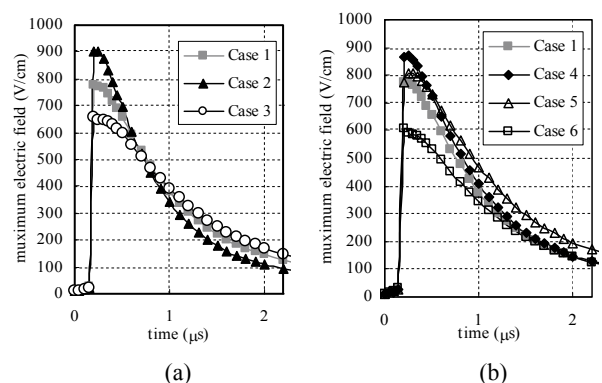


Fig. 3 Variation with time of electric field around a current limiting point. The current limiting point is aligned with 0.2 μ s.

数値解析を行って、電界集中をできるだけ抑えられて、なおかつ本来の目的である大容量な限流素子の設計に繋げていくことが必要となる。

参考文献

[1] Y. Ichiki, H. Ohsaki: Abstracts of CSJ Conference, vol. 75 (2008) p.101
[2] Y. Ichiki and H. Ohsaki: *IEEE Trans. on Appl. Supercond.*, vol. 17, no. 2, pp. 1811-1814, 2007

高温超電導コイルとバルク超電導磁気シールド材を併用した界磁を有する同期モータの特性解析

Characteristics of the synchronous motor using HTS coils and magnetic shielding bulk superconductors for the field

鈴木 達矢, 関野 正樹, 大崎 博之 (東京大学)

SUZUKI Tatsuya, SEKINO Masaki, OHSAKI Hiroyuki (The University of Tokyo)

E-mail: suzuki@ohsaki.k.u-tokyo.jp

1. はじめに

高効率化、高出力密度化が期待される超電導回転機は、電気推進船や全電気式航空機、風力発電などへの適用が検討されている[1,2]。本研究では、高温超電導コイルとバルク超電導磁気シールド材を併用することで強い界磁磁束を実現する同期モータの検討を行っている。本稿では、有限要素法により、界磁磁束とモータのトルク特性の解析を行った結果を報告する。

2. モータの構造

本研究の超電導モータの構造を Fig.1 に示す。回転子にバルク超電導体、固定子に、界磁に使用する高温超電導コイルと電機子コイルを持つ。Fig.2 は、モータの界磁の構造を表す。瓦形状のバルク超電導体を磁気遮蔽材として回転子に適用し、円筒状に配置する。その両側に高温超電導コイルを固定し、互いに逆向きに電流を流す。バルク超電導体は磁気シールド材として適用するので、コイルから発生する磁束がバルク超電導体により遮蔽される部分と外側へ出る部分が回転方向に交互に繰り返すことにより、8 極のモータの回転界磁となる。超電導コイルの寸法は、内半径 140mm、径方向の厚さ 80mm、軸方向の厚さ 80mm とする (Fig.2)。また、瓦型のバルク超電導体は内半径 180mm、外半径 220mm、中心角 45°、幅 168mm とする (Fig.2)。バルク超電導体の特性は、ここでは単純に等方性磁性体(比透磁率:10⁻³)で近似して反磁性を考慮する。また、バルク超電導体と超電導コイルの間のギャップは変数とし、 g で表す。

3. 解析結果および検討

三次元解析結果を Fig.3 と Fig.4 に示す。Fig.2 において、モータ界磁のモデルの中心を原点にとり、径方向の座標を r 、軸方向の座標を z とした。Fig.3は、 $z=0, r=240\text{mm}$ における径方向磁束密度 B_r (バルクにより遮蔽されない部分)の z に対する変化を表す。ただし、バルク超電導体と超電導コイルの間のギャップ g を $g=12\text{mm} \sim 28\text{mm}$ の間で変化させた。Fig.3 より、電機子部分での界磁による径方向の磁束密度は $g=12\text{mm} \sim 28\text{mm}$ の範囲内では 2.0T 以上得ることができる。Fig.4 はモータトルクの回転角度 θ に対する変化を表す。ただし、バルク超電導体の中心が、3 層になった電機子コイルの中心の位置にあるときを $\theta=0$ とした。モータの電気角を一周分変化させ、それぞれのトルクを表す。このとき、電機子コイルに流す三相交流電流は、一線あたり 20A とし、1 相の巻数は 1024 とした。Fig.4 より、モータのトルクは最大で 3000rpm 以上を実現できることがわかる。

4. まとめ

磁気遮蔽材としてのバルク超電導体と超電導コイルを組合せた同期モータの検討を、三次元有限要素法により行った。今後は、バルク超電導体の非線形特性を考慮した解析、電機子の構造や特性を変化させたときのモータ特性の解析、検討を行っていく予定である。

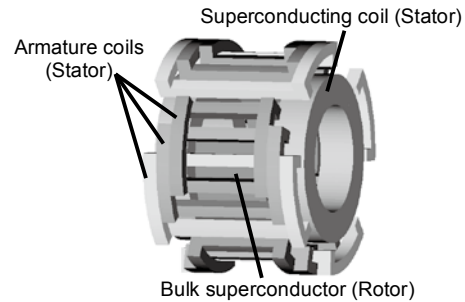


Fig.1 Motor configuration

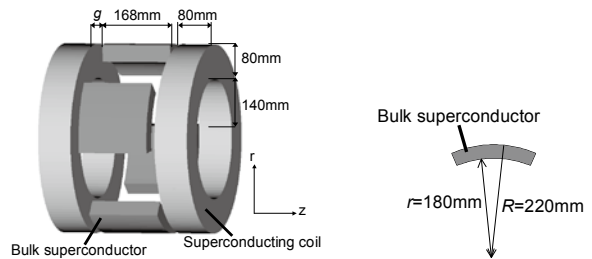


Fig.2 DC field generation

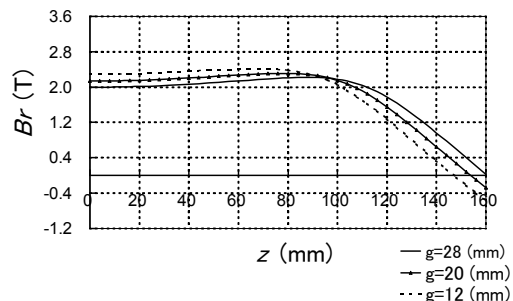


Fig.3 Dependence of B_r - z curve on the gap g

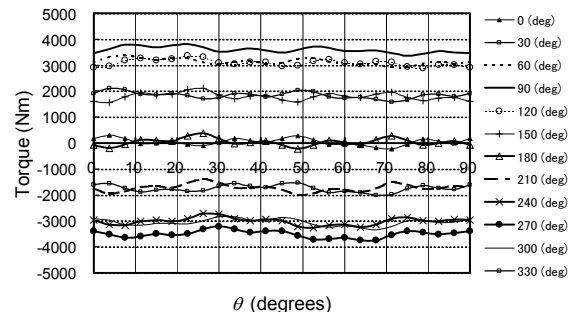


Fig.4 Dependence of torque- θ curve on the electric angle

参考文献

1. P. J. Masson, et al.: IEEE Transactions on Applied Superconductivity, Vol. 15 (2005) pp.2226-2229
2. C.Lewos, et al.: IEEE Power Engineering Society General Meeting, (2005) pp.1-8

KEPCO HTS 電力ケーブルの長期運転結果 Long term operation results of KEPCO HTS power cable

梁 炯哲, 金 東洛 (KBSI); 孫 松縞, 林 志炫 (KEPRI); 崔 河鈺,
崔 然惜, 李 炳燮, 鄭 元默 (KBSI); 柳 喜錫 (KERI); 黃 時亨 (KEPRI)

YANG Hyung Suk, KIM Dong Lak (KBSI); SOHN Song Ho, Lim Ji Hyun (KEPRI); CHOI Ha Ok,
CHOI Yeon Suk, LEE Byoung Seob, JUNG Won Moog (KBSI); RYOO Hee Suk (KERI); HWANG Si Dole (KEPRI)
E-mail: yanghs@kbsi.re.kr

1. はじめに

本研究では HTS 電力ケーブルの実系統適用性判断と運転技術の確立を目的で HTS 電力ケーブルの冷却性能評価とこのための評価方法及び計測技術の確立のための研究を行っている。このために住友電工で製造した HTS 電力ケーブルシステム(3相, 22.9kV, 1250A, 100m級, 図1、参照)を2006年に韓国電力実証試験センタに設置して[1]、熱負荷試験、初期冷却及び熱サイクル試験(8回以上)、任界電流測定試験、1ヶ月以上長期定格通電試験及び日負荷変動通電試験、3相不平衡通電試験などの試験を行って総運転時間は8,000時間を越えている。本発表では試験結果の中で主に冷却システム及び冷却関連試験結果について発表する。



Fig.1 Photograph of the KEPCO HTS cable system.

2. 冷却システム概要

図2に冷却システムの概略図を示す。HTS 電力ケーブルの冷却は過冷却液体窒素循環冷却方式で、減圧冷却システムと過冷却液体窒素循環システムに構成されている。本システムでは冷凍機を使わずにサブクーラーの中の液体窒素を減圧する方法で運転温度に冷却する方式を採用して運転中周期的な液体窒素の供給が必要なシステムである。サブクーラーで運転温度に冷却された過冷却液体窒素は北端末、HTS 電力ケーブル、南端末を冷却し、リータンパイプを通してリザーバタンクに戻ってくる。冷却システム及び計測システムに関しては参考文献[2]に詳しいので本稿では省略する。

3. 試験結果

無通電といくつかの通電電流に対してシステム全体、HTS 電力ケーブル、端末、液体窒素循環ポンプで熱量法を使って測定した熱負荷を図3に示す。冷却条件は各ケースに対してケーブル入口温度(T1)66.4K、液体窒素流量 40L/min.に同様である。全システムの熱負荷は無通電時の1.16kWから通電電流を増えるに伴って漸増して定格1250Aに対しては2.3kWまで増加する。この差は全ケーブルシステムの交流損失で1.14kWである。この中でHTS 電力ケーブルでの交流損失は614Wであり、測定した有効距離91mから計算すると交流損失は2.2W/m-phaseに相当する。

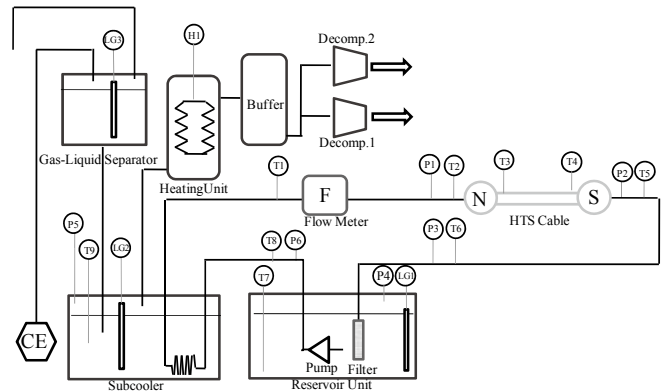


Fig.2 Schematic illustration of the cooling system for the KEPCO HTS cable. T1~T9; temperature sensors, P1~P6; pressure transducer, LG1~LG3; liquid level meter, H1; heater, N; north terminal, S; south terminal.

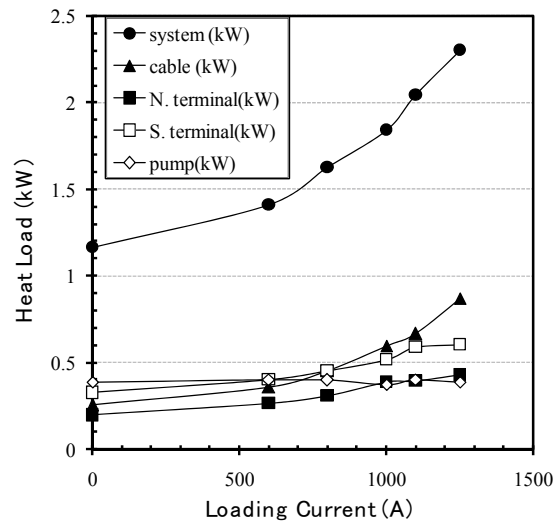


Fig.3 Heat loads of the KEPCO HTS cable system.

This work was partially supported by the Electric Power Industry Technology Evaluation and Planning (ETEP), an agency of the Korean government Ministry of Commerce Industry and Energy (MOCIE).

参考文献

- S.H. Sohn, et al.: IEEE Trans. on Appl. Supercon., Vol. 17 (2007) pp.2043~2046
- H.S. Yang, et al.: Adv. in Cryo. Eng., Vol. 53 (2008) pp.1067~1072

イットリウム系超電導ケーブルとその中間接続部の開発 Development of an YBCO HTS cable and cable joint

八木 正史, 向山 晋一(古河電工); 雨宮 尚之(京大); 石山 敦士(早大);
長屋 重夫, 鹿島 直二(中部電力); 塩原 融(超電導工研)

YAGI Masashi, MUKOYAMA Shinichi (Furukawa Electric); AMEMIYA Naoyuki (Kyoto Univ.); ISHIYAMA Atsushi (Waseda Univ.);
NAGAYA Shigeo, KASHIMA Naoji (Chubu Electric Power); SHIOHARA Yuh (ISTEC-SRL)
E-mail: m-yagi@ch.furukawa.co.jp

1. はじめに

現在、YBCO 線材を用いた高温超電導ケーブルの開発を進めている。超電導ケーブル開発で重要な技術事項として交流損失低減があり、本開発の中で、幅 10 mm の YBCO テープを細線化して 10 m 導体を作製した。この交流損失は 1kArms, 50 Hz で 0.1 W/m 以下を達成した[1]。さらに、もうひとつの重要な技術事項として、中間接続部の開発があり、10 m 導体に電気絶縁層、超電導シールドを取り付けて、超電導ケーブルを作製し、10 m-10 m の超電導接続部を実際に施工した。この超電導接続部は、低抵抗化を目指しており、測定の結果、10 nΩ 以下という十分に小さな抵抗値を達成した。さらに、接続部を含む超電導ケーブルに 31.5 kArms-2 秒間の過電流試験を実施し、十分な耐性を検証した。

2. 10 mY 系超電導ケーブルの仕様

YBCO 超電導線材の仕様は Ag 安定化層 25 μm / MOCVD-YBCO 1.1 μm / PLD-CeO₂ 0.35 μm / IBAD-GZO 1.1 μm / ハステロイ 100 μm、幅 10 mm であり、臨界電流(I_c)は約 100 A であった。この線材の Ag 安定化層上に幅 10 mm、厚さ 100 μm の銅テープを半円で複合させて、過電流対策とした。さらに、YAG レーザにより、5 分割(幅 2 mm)に細線化した。これらの超電導線材を使用して、30 cm, 1 m, 10 m の超電導導体を作製して、いずれも 1 kArms の交流損失は 0.1 W/m 以下を確認した。10 m の超電導導体に、そのまま図 1 のように 66/77 kV 用の電気絶縁層、超電導シールドを取り付けて、断熱管の中に入れて、実際の超電導ケーブルの形状とした。

3. 中間接続部の特性評価

中間接続部の構造を図 2 に示す。設計では、接続部の全長は 3.7 m で外径は 300 mm φ とコンパクトな形状とした。超電導の接続部では、Cu Former を V カットして溶接し、ケーブルの Cu Former と同外径になるように仕上げた。その上にケーブルの超電導線材 HTS1 と HTS2 をつぎあわせて、接続用の超電導線材 HTS3 を置き、半田接着した。この構造を実験室で行い、低抵抗を確認した。

超電導接続部の低抵抗の目標値として、将来の超電導ケーブルの容量を 5 kArms、交流損失を 0.5 W/m と想定すると、300 m 送電時には 150 W の損失が出るが、接続部はその 1/10 以下のジュール熱という要請から 0.6 μΩ (15 W=5,000²*0.6*10⁻⁶)以下とした。図 1 で示した 10 m の超電導ケーブルともう一つの 10 m の超電導ケーブルを実際に接続し、低抵抗接続の検証を実施した。

超電導導体の抵抗の測定結果を図 3 に示す。図中の破線が今回の目標抵抗値を表している。接続部の VI では 600 A の時に 3.1 μV 発生しており、抵抗値は 5.2 nΩ と算出され、目標の 1/100 の以下の低抵抗を実現した。また、超電導シールド部も 10 nΩ の低抵抗を確認した。

さらに接続部を含む 20 m の超電導ケーブルに 31.5 kArms-2 sec の過電流試験を行ったが、試験前後の臨界電流は正常であり、十分な耐性を検証した。

4. 謝辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構の委託により実施したものである。

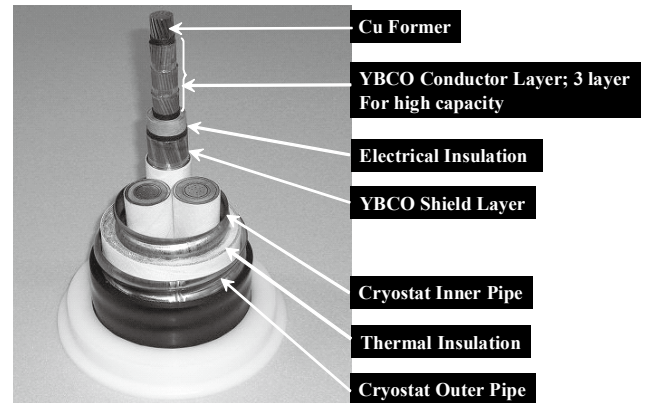


Fig.1 10 m YBCO Cable

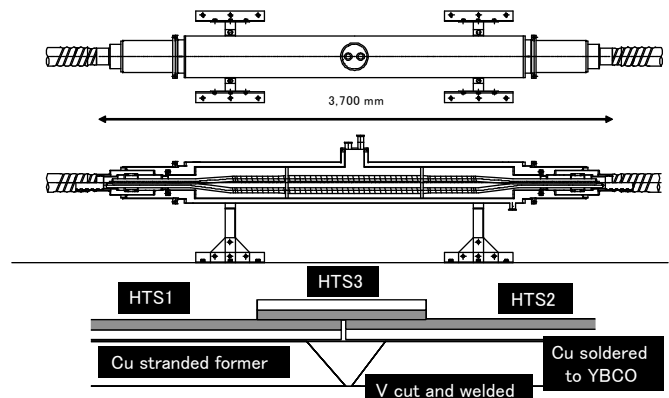


Fig.2 YBCO cable joint

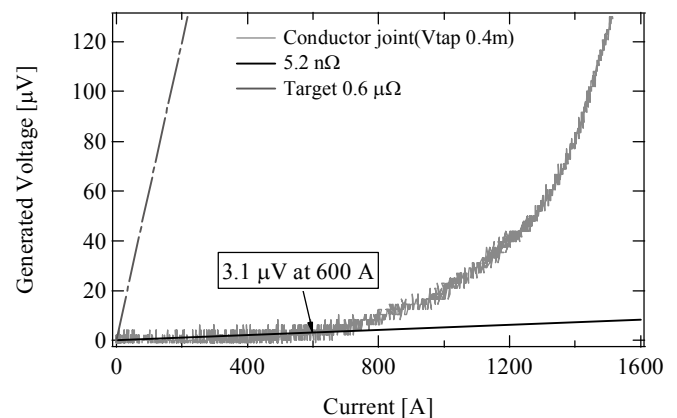


Fig.3 VI characteristics of YBCO conductor joint

参考文献

1. M. Yagi, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.205

超伝導送電用断熱二重管の亜鉛メッキによる熱輻射シールドの簡素化 Simplification of Heat Radiation Shield by Zinc-coated Cryogenic Pipe for Superconducting Power Transmission

那須 祐児, 杉本 建律, 浜辺 誠, 河原 敏男, 山口 作太郎 (中部大学); 石黒 康英, 新司 修 (JFE スチール)
 NASU Yuji, SUGIMOTO Tatsunori, HAMABE Makoto, KAWAHARA Toshio, YAMAGUCHI Satarou (Chubu Univ.);
 ISHIGURO Yasuhide, SHINSHI Osamu (JFE Steel)
 E-mail: te07013@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

長距離の直流超伝導送電を実用化させるには、配管部分での輻射熱を低減させる必要がある。一般の低温機器は、多層断熱材 (MLI) を 10 層以上使用して輻射熱を低減させるが、MLI を長距離送電システムに用いると、多量のアウトガスにより真空断熱の確立に多大な時間を要する。そこで我々は、MLI の使用量の少ない熱輻射シールドの確立を目指し、液体窒素冷媒のための断熱二重管の表面に亜鉛メッキを施すことで、輻射熱を下げる研究を行っている。

我々はこれまでに、MLI を使用せず、断熱二重管の内管の表面に亜鉛メッキを施すことで、輻射熱を 2.9 W/m まで低減できることを確認している[1][2]。これは、亜鉛メッキによって内管の表面の輻射率が低下したためである。この結果、亜鉛メッキ内管と MLI を併用すれば、MLI の使用量を削減しても十分な熱輻射シールド効果が得られると期待できる。そこで本発表では、内管に亜鉛メッキを施したときの、MLI の層数と輻射熱の関係を測定し、どの程度 MLI が削減できるのかを考察した。また、輻射熱をさらに低減させるための指針として、外管、内管の外径の影響も併せて調査した。

2. 実験装置

実験装置の概略図を Fig.1 に示す。装置は外管、内管の二重構造であり、両管の間は真空断熱されている。この装置の内管内に液体窒素を入れ、蒸発による液面の単位時間当たりの変化量から、内管内部への熱侵入量を求めた。被測定管として、外管をφ165 の電解研磨管 (EP)、内管をφ89 の亜鉛メッキ管 (Zn-coated) とし、内管の周囲に巻く MLI の層数に対する熱侵入量の測定を行った。また、外管、内管ともに電解研磨管とし、外管のサイズを φ165 から φ140 としたときの輻射熱、内管のサイズを φ89 から φ76 としたときの輻射熱を求め、管の外径が輻射熱に与える影響を測定した。

3. 結果

実験結果を Table 1 に示す。ここで q_R は単位長さ当たりの輻射熱であり、外管温度を 300 K、内管温度を 77.4 K とした。内管を亜鉛メッキ管とし、MLI の層数がゼロのときの輻射熱は 2.9 W/m であったが、その外側に 3 層の MLI を巻くことで輻射熱は 1.1 W/m まで低減できた。また、10 層の MLI を巻くと輻射熱は 0.5 W/m となった。この結果より、内管に亜鉛メッキ管を使用することで、MLI の使用量は 3 層で充分であり、使用量を従来の 1/3 以下にすることができる。また、Fig.2 の排気特性からわかるように、MLI の使用量を削減することで真空排気時間を短縮することができ、MLI を 10 層から 3 層にすることで真空排気時間は半分程度となった。

また、Table 1 より外管と内管の外径を小さくすることも輻射熱は低減できることが確認できた。以上の結果より、外管、内管に亜鉛メッキを施し、かつ外径を細くすることで輻射熱はさらに低減することが可能である。

謝辞

本研究は「文部科学省産学連携研究推進事業 (平成 17 年度～平成 21 年度)」による私学助成を得て行われた。

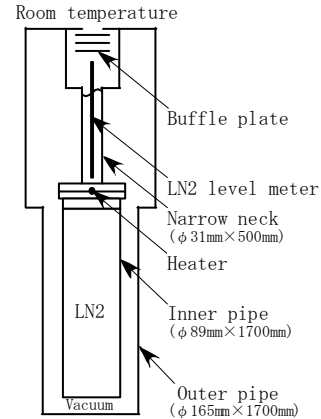


Fig.1 Schematic structure of the experimental setup

Table 1 Estimated radiation heat on cryogenic pipes

Outer Pipe	Inner Pipe	q_R [W/m]
EP (φ 165)	Zn-coated (φ 89) without MLI	2.9
	Zn-coated (φ 89) + MLI (3 Layers)	1.1
	Zn-coated (φ 89) + MLI (10 Layers)	0.5
EP (φ 165)	EP (φ 89)	9.6
	EP (φ 76)	8.0
EP (φ 140)	EP (φ 76)	7.1

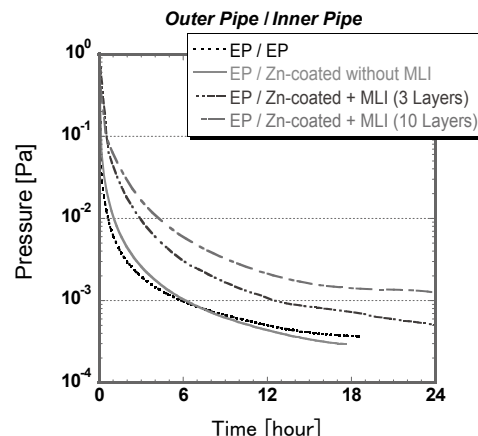


Fig.2 Evacuation time of cryogenic pipe with various surfaces

参考文献

- Y. Nasu, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.234
- Y. Nasu, et al.: ICEC22-ICMC2008 Program and Abstracts, (2008) p.58

直流超伝導送電ケーブル試験装置におけるペルチェ電流リードの特性と動作試験

Properties and performance of Peltier current lead for DC superconducting power transmission system

藤井 友宏, 佐々木 淳, 杉本 達律, 浜辺 誠, 河原 敏男, 山口 作太郎(中部大),
Kim A-rong, PARK Minwon(Chanwon 国大)

FUJII Tomohiro, SASAKI Atsushi, SUGIMOTO Tatsunori, HAMABE Makoto, KAWAHARA Toshio,
YAMAGUCHI Satarou(Chubu Univ.) KIM A-Rong, PARK Minwon(Changwon National Univ.)
E-mail:te08009@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

直流超伝導送電の実用化のためには、特に短距離の超伝導送電ではケーブル末端部の電流リードからの熱侵入低減が重要である。そこで、中部大学では電流リードからの熱侵入を低減するためにペルチェ素子を用いたペルチェ電流リード(PCL)[1]を採用することを提案している[2]。超伝導送電では大電流となるため、複数の PCL を直流超伝導送電システムの末端部に適用することで、実際に超伝導送電ケーブル試験装置の末端部からの熱侵入低減を試みた。その結果をについて報告する。

2. 実験装置

直流超伝導送電ケーブル試験装置およびPCLの概略図を図1に示す。ペルチェ材料として室温付近で性能の良いBiTe合金を用いている。ケーブルへの通電電流がペルチェ素子への通電電流となるように、BiTeは銅製の電流リードの一部に直接組み込まれている。銅リード40cm に対してBiTe合金の厚さは8mm程度である。ペルチェ効果によって熱侵入を低減するために、装置の+極側にはN型BiTe合金を用い、-極側にはP型BiTe合金を用いている(図1(a))。BiTe合金の室温側(T_H)、低温側(T_L)と銅リード低温端 (T_N)の3箇所の温度を計測し、通電時の温度変化を測定した。

3. 実験結果

PCLの通電試験結果として2種類のN型BiTe合金(#1,#2)両端の温度差(ΔT)の変化を図2に示す。ペルチェ熱がジュール熱を上回ることによって、BiTe合金両端の温度差は通電時の方が0A時よりも大きくなっており、#1のBiTe合金は27Aで最大80Kの温度分担が得られている一方、#1よりも熱伝性能の高い#2のBiTeはより大きい34Aで最大77Kの温度分担が得られた。また、#2の方はその後60Aまで電流値を増加させても温度分担はほとんど変わらなかった。ここで測定した温度分布から電流リードからの熱侵入量を見積もることができる。本講演ではこの熱侵入量の評価についても述べる予定である。

参考文献

1. S. Yamaguchi, et al.: Rev. Sci. Instrum75.(2004) pp.207-212
2. M. Hamabe et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) p.201

謝辞

本研究は文部科学省の社会連携研究推進事業(平成 17 年度～平成 21 年度)による私学助成を得て行われた。

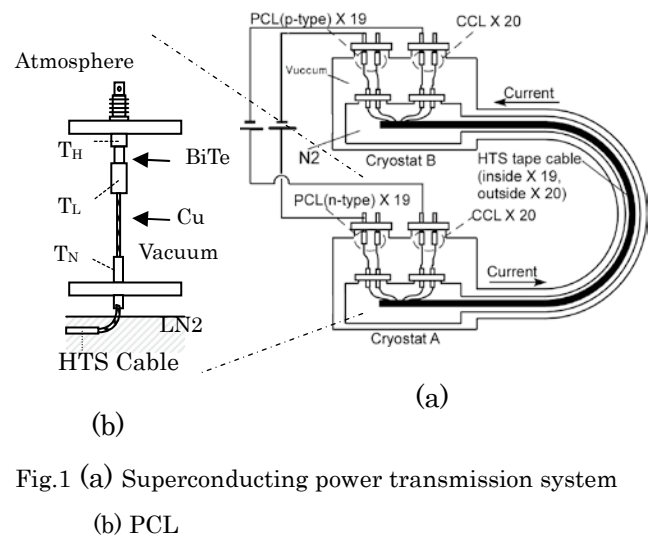


Fig.1 (a) Superconducting power transmission system
(b) PCL

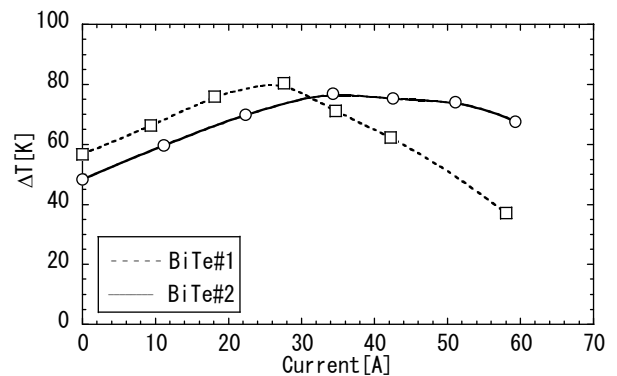


Fig.2 Performance of N-type BiTe

直流超伝導送電の配管内のケーブルの偏心による圧力損失への影響 Analysis of the pressure drop with decentering of the cable in the inner pipe of DC-SC power transmission line

佐々木 淳, イワノフ ユーリ, 杉本 達律, 浜辺 誠, 河原 敏男, 山口 作太郎(中部大),
SASAKI Atsushi, IVANOV Yury, SUGIMOTO Tatsunori, HAMABE Makoto, KAWAHARA Toshio,
YAMAGUCHI Satarou(Chubu Univ.)
E-mail:te04011@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

高温超伝導ケーブルを用いた直流超伝導送電システムでは、ケーブルは液体窒素(LN₂)により浸漬冷却される。このLN₂は冷却ステーション間を循環し再冷却されることになるが、システム全体の冷却コストを低減するためには、LN₂の循環効率を上げることが必要である。循環における損失の一因として、管壁面やケーブル表面でのLN₂との摩擦による圧力損失がある。これまでに、圧力損失の低減のための配管形状を提案し、数値流体力学に基づいた乱流解析から、圧力損失やポンプ動力を評価してきた[1]。今回は、ケーブルの偏心を考慮し、ケーブルが配管の中心に位置している場合と、下方に偏心している場合とについて、乱流解析から圧力損失を評価した。また、ケーブルの偏心がポンプ動力に与える影響についても議論する。

2. 数値計算

数値計算ソフトFLUENT®を用いて配管内の流れを解析した。解析にはk-ε乱流モデルを用い、ストレート管とベローズ管のそれぞれについて解析を行った。ストレート管の寸法は内径を40 mm、長さを500 mmとした。ベローズ部の寸法は内径を80 mm、山の高さを9 mm、ピッチを6 mmとし、長さを150 mmと210 mmの二種類とした。配管の内側に、ケーブルとして外径が40 mmと60 mmの円柱を設置した。そして、ケーブルが配管の中央にある場合、および中心から10、15、18 mmと偏心している場合で計算を行った。Fig. 1にベローズ部の長さが150 mmで外径40 mmのケーブルが15 mm偏心している状態を表したジオメトリを示す。境界条件は入り口流速をケーブル外径が40、60 mmのそれぞれに対して0.10、0.17 m/sとし、出口圧力をケーブル外径に関わらず大気圧とした。

この乱流解析より得られた圧力勾配と次式よりポンプ動力を求めた。

$$W_{Pump} = \rho v \Delta P \quad (1)$$

ここで、 ΔP は差圧、 ρ は密度、 v は流速である。

3. 実験結果

Fig. 2に乱流解析から求めたベローズ部の圧力勾配の一例を示す。ベローズ部の入り口付近では圧力降下が線形ではないので、図中に示すように、線形となったところの勾配より、ポンプ動力を求めた。Fig. 3に、ケーブル径が40 mmの時の、ポンプ動力および管摩擦係数への偏心の依存性を示す。ベローズ管の場合、偏心に比例してポンプ動力が小さくなる。偏心が18 mmの時、ケーブルが中心にある時に比べポンプ動力が約20%低くなる。ストレート管も同様の傾向であるが、偏心の影響はベローズ管に比べ小さくなる結果となった。

参考文献

1. A. SASAKI, et al.: Adv. Cryo. Eng., Vol. 53. (2008) pp.75-82

謝辞

本研究は文部科学省の社会連携研究推進事業(平成17年度～平成21年度)による私学助成を得て行われた。



Fig. 1 A geometry of the bellows pipe; length is 150 mm, decentering is 15 mm

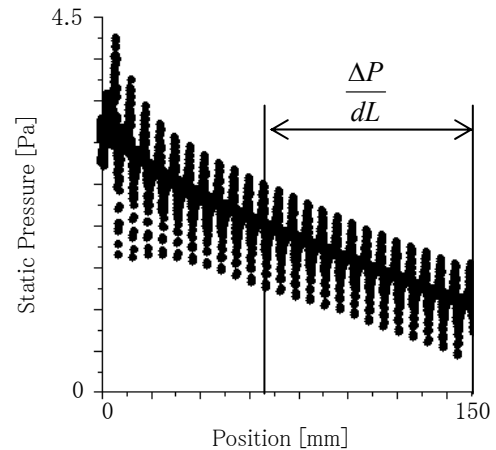


Fig. 2 Pressure gradient of the bellows pipe; length is 150 mm, decentering is 15 mm

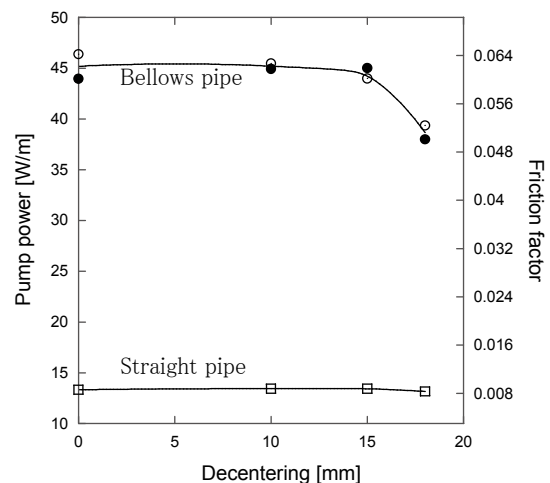


Fig. 3 Pump power on decentering of the cable: ○, 150 mm of the bellows pipe; ●, 210 mm of the bellows pipe; □, straight pipe

次世代線材の可撓性を活かした超伝導送電ケーブルの交流損失低減可能性

Possibility of AC loss reduction of superconducting cable using flexibility of 2G high Tc superconducting tape

竹内 活徳, 雨宮 尚之(京大・工)

TAKEUCHI Katsutoku, AMEMIYA Naoyuki (Graduate School of Engineering, Kyoto University)

E-mail: katsutoku@asl.kuee.kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

次世代高温超伝導線材を用いた超伝導送電ケーブルは、円断面のフォーマの上にテープ状の線材をスパイラル状に配置し構成されるため、ケーブルの断面は多角形となる。この多角形状ならびに線材間の有限のギャップに起因して、線材面に垂直な磁界成分が発生しこれがケーブルの交流損失を支配していることが知られている。もしここで、線材の可撓性を活用して、線材を配置する際、線材幅方向に対しても線材を曲げ、円断面のフォーマ(ないし内層)に沿うように配置できれば、線材に対する磁界の垂直成分が減少し、交流損失が低減できる可能性がある(Fig 1)。今回は、幅方向に線材を曲げて配置した超伝導ケーブルの電磁界解析を行い、線材が曲がらず幅方向に平面であるとした超伝導ケーブルと線材幅方向の電流分布を比較することによって、線材の可撓性を生かした交流損失低減の可能性について検討した。

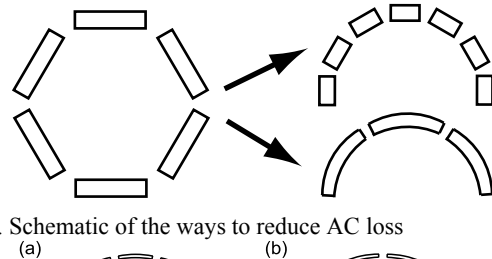


Fig 1. Schematic of the ways to reduce AC loss

2. 解析方法

解析対象は Fig 2 (a)および(b)に示すような断面の超伝導ケーブルであり、それらの仕様は Table 1 に示す通りである。線材の基板の比透磁率は1、導電率は0とした。また、計算負荷を軽くするため、線材軸とケーブル軸は平行であると仮定しケーブル断面内で解析を行った。軸対称性より $2\pi/15$ モデルを用いた。また、電流負荷率は0.5とした。

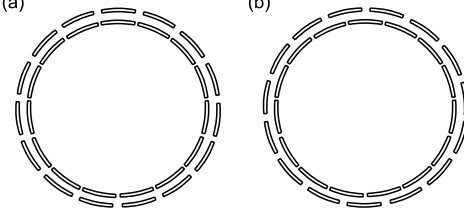


Fig 2. Schematic of cross section of two-layer cables consisting of coated conductors:

(a) tape-on-tape arrangement, (b) tape-on-gap arrangement.

3. 解析結果と考察

線材に可撓性を持たせたモデルと、可撓性を持たせないモデルについて、通電電流ピーク時の線材幅方向の電流密度分布を(c), (d)に示す。外層、内層ともにギャップ近傍で電流密度が増加しており、交流損失はほとんどがギャップ近傍で生じているという点は共通している。また、外層は内層の電流の影響を受け、ギャップ付近に電流が集中しやすいため、両者ともに外層の方が損失が大きい。しかし、線材の幅方向の電流分布を見ると、(c)ではギャップから離れるにつれ、電流密度が速やかに減衰するのにに対し、(d)では緩やかに減衰している。これは(d)では、ケーブル断面が多角形状をしており線材端部での線材に対する垂直磁界成分が大きくなり超伝導体への磁界の侵入がギャップ付近に集中しているからであると考えられる。交流損失は、主に磁界の垂直成分と電流密度で決まるので、(c)すなわち可撓性を持たせたモデルの方が、損失が小さくなっていると考えられる。Tape-on-tape における解析についても同様の結果が得られている。

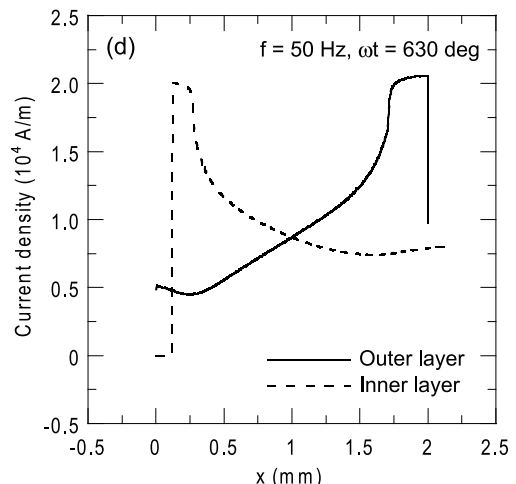
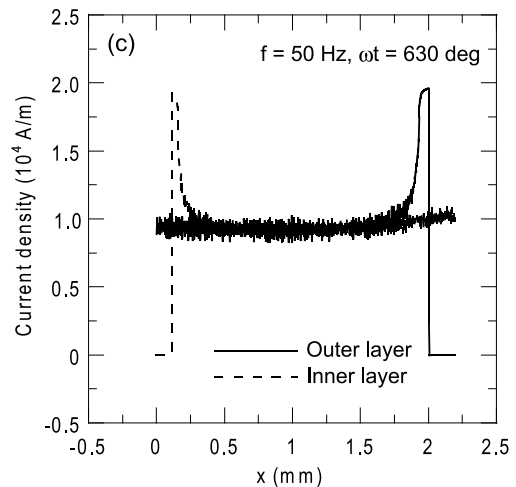


Fig 3. Current density in both inner and outer layer of tape-on-gap arrangement: (c) flexible, (d) non flexible

謝辞

本研究は、イットリウム系超伝導電力機器技術開発の一環として、新エネルギー・産業技術総合開発機構の委託のもと、超伝導産業技術研究センターとの共同研究の一部として実施されたものである。

参考文献

1. M. Nakahata and N. Amemiya: Supercond. Sci. Technol. 21 (2008)015007(6pp)

Table 1 Conductor and power cable specification

Inner diameter of inner layer	20.0534 mm
Outer diameter of inner layer	21.0084 mm
Number of conductors in both inner and outer layer	15
YBCO layer thickness	2 μm
Average space between conductor in inner layer	0.2 mm
Average space between conductor in outer layer	0.4 mm
Total critical current	2400 A
n value	30

2層超伝導送電ケーブルの交流損失低減に対する細線化の効果

Effect of decreasing tape width on AC loss reduction
in two-layer superconducting power transmission cable

伊藤 薫, 雨宮 尚之(京大・工)

ITO Kaoru, AMEMIYA Naoyuki (Graduate School of Engineering, Kyoto University)

E-mail: kito@asl.kuee.kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

イットリウム系超伝導線材を用いた高温超伝導送電ケーブルは、テープ状の線材を円断面のフォーマの上に多層にスパイラル状に巻いて構成される。ケーブルに電流を流すと、アンペールの法則に従い自己磁界がケーブルの周方向に発生する。この磁界が線材面に平行であれば、イットリウム系超伝導線材の極めて薄い超伝導層ゆえ交流損失はきわめて小さくなる。すなわちケーブルの断面が真円に近いほど交流損失は小さくなると考えられる。構成線材の幅を小さくすればケーブル断面形状を真円に近づけることができるが、一方では同じ臨界電流を得るために必要な線材の本数が増え、線材間ギャップの数も増える。線材間ギャップでは交流損失を支配する線材面に垂直な磁界成分が発生するので、細線化により線材間ギャップが増えすぎると損失低減の点で不利になる可能性もある。そこで、線材幅がケーブルの交流損失低減に対する効果について、多層ケーブルの最小構成である2層ケーブルを対象として数値計算により検討したのでその結果を報告する。

2. 解析モデル

Fig. 1 に示すように、超伝導線材が周方向に多角形状に配置された断面を持つケーブルを仮定する。一般に、ケーブルを構成する線材は長手方向に螺旋を描くように撚りが施されているが、本研究では線材軸とケーブル軸が平行であると単純化して、図に示す2次元断面において電磁界解析を行った。支配方程式を次に示す。これは電流ベクトルポテンシャルを用いてファラデーの法則とビオ・サバルの法則を変形することで導出される。

$$\nabla \times (\rho \nabla \times \mathbf{n}T) \cdot \mathbf{n} = -\frac{\mu_0 t_s}{4\pi} \frac{\partial}{\partial t} \iint_S \frac{\{\nabla \times (\mathbf{n}'T')\} \times \mathbf{r} \cdot \mathbf{n}}{r^3} dS - \frac{\partial \mathbf{B}_0 \cdot \mathbf{n}}{\partial t} \cdot \mathbf{n} \quad (1)$$

ここで \mathbf{B}_0 は外部から印加される磁束密度である。また、 t_s は超伝導層の厚さ、 \mathbf{n} は超伝導線材表面における磁界計算点 (Field point) の法線ベクトル、 \mathbf{n}' は超伝導線材表面における電流点 (Source point) の法線ベクトル、 S は超伝導線材面の面積、 T は磁界計算点の電流ベクトルポテンシャル、 T' は電流点の電流ベクトルポテンシャルである。今回の解析では外部磁界は存在しないために \mathbf{B}_0 は零となる。(1)式の支配方程式を用いて、線材の断面を有限個の要素に分割し、各要素に電流が流れているものとして、1次元FEMを適用して解析を行った。超伝導体の E - J 特性は n 値モデルを用いて表現した。

3. 解析結果

Table 1 に諸元を示す線材幅の異なる2種類のケーブルを対象に解析を行った、Fig. 1 にモデル化したケーブルの断面形状を、Fig. 2 にそのときの交流損失の計算値を示す。

線材幅は(a)の方が(b)よりも小さい。両者で臨界電流を揃えるため幅の小さい(a)の方が線材枚数を多くしている。そのため Fig. 1 を見ても、明らかに(a)の方が断面形状が真円に近い。Fig. 2 を見ると、線材幅の小さい(a)の方が全体の交流損失は小さくなるのが分かる。

また、Fig. 2 より外側の層(外層)に生じる損失の方が内側の層(内層)に生じる損失よりも大きいことが分かる。これは内

層の電流が作る磁界が外層の線材に外部磁界としてかかり損失を増大させるのに対し、外層の電流が作る磁界は内層にほとんど影響を与えないためと考えられる。

謝辞

本研究は、イットリウム系超伝導電力機器技術開発の一環として、新エネルギー・産業技術総合開発機構の委託のもと、超伝導産業技術研究センターとの共同研究の一部として実施されたものである。

Table 1. Specifications of two-layer cables

	(a)	(b)
Inner diameter of 1st and 2nd layers (mm)	22.3, 25.2	21.1, 23.8
Conductor number of 1st and 2nd layers	32, 36	16, 18
Conductor width (mm)	2	4
Superconducting layer thickness (μm)	2	2
Average space between conductors in 1st and 2nd layers (mm)	0.2, 0.2	0.2, 0.2
Total critical current (A)	2720	2720
n value	30	30

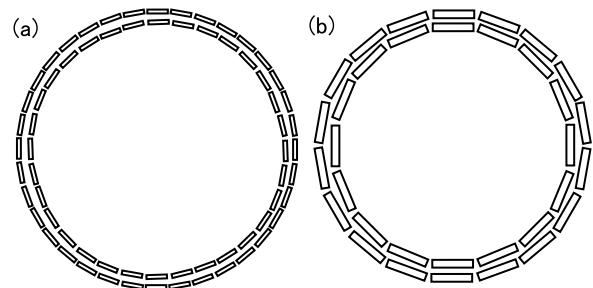


Fig. 1 Cross-sectional geometry of two-layer cables

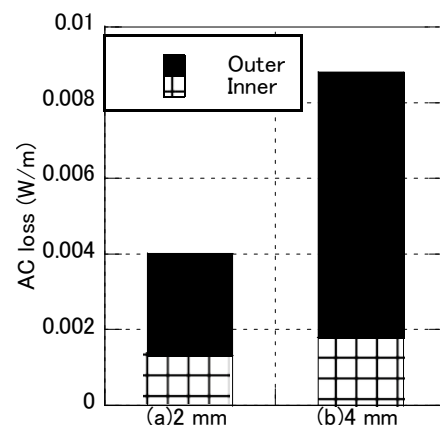


Fig. 2 Calculated AC loss in two-layer cables

小型レーストラックコイルの通電特性

Transport characteristics of racetrack shape RE coil

小方正文, 宮崎佳樹, 長谷川均, 笹川卓, 長嶋賢, (鉄道総研); 小野通隆, 小柳圭 (東芝)

OGATA Masafumi, MIYAZAKI Yoshiki, HASAGAWA Hitoshi, SASAKAWA Takashi,

NAGASHIMA Ken (Railway Technical Research Institute); ONO Michitaka, KOYANAGI Kei (Toshiba Corporation)

E-mail:ogata@rtri.or.jp

1. はじめに

RE 系線材(RE-Ba-Cu-O 材料を使用した高温超電導テープ線材)を浮上式鉄道用高温超電導磁石へ適用する概念設計検討[1][2]を進めている。これまでに、磁場 B (~5.5 T) および温度 T (10 K~)を任意に設定することが可能で、最大 1000 A まで通電可能な高温超電導線材の $I_c - B - \theta - T$ 特性評価試験装置[3]を開発し、実際に使用する線材サンプルを用いて臨界電流 I_c の異方性等の確認を行った。今回、RE 系線材を使用して線材長 100 m の小型レーストラックコイルを製作し、伝導冷却下で通電試験を実施した。

2. 小型レーストラックコイル

今回使用した RE 系線材の主要諸元を表 1 に示す。なお巻線には3本の線材を用いた。製作した小型レーストラックコイルを図 1 に、主要諸元を表 2 に示す。本コイルは、外径 50 mm、直線部長さ 150 mm のレーストラック形状 FRP 巻枠に、wire #1 を 1~41 層、wire #2 を 42~96 層、wire #3 を 97~138 層に巻き回した後、エポキシ樹脂で含浸加工した、線材長さ 100 m のシングルパンチンキーコイルである。コイル最内周と最外周には電流導入用リードと電圧計測用タップを、コイル中心とコイル曲線部中央最内周にホール素子を設置した。

3. 通電試験結果

本コイルを高温超電導線材特性評価試験装置[3]に組み込み、GM 冷凍機による伝導冷却下で、30 K までの I_c 、n 値および発生磁場特性を取得した。

Table 1 specifications of RE wire

Type	YBCO (MOD)
Width	4.4 mm
Thickness	0.2 mm
Minimum I_c (77 K, self-field)	94 A (#1) 88 A (#2) 75 A (#3)

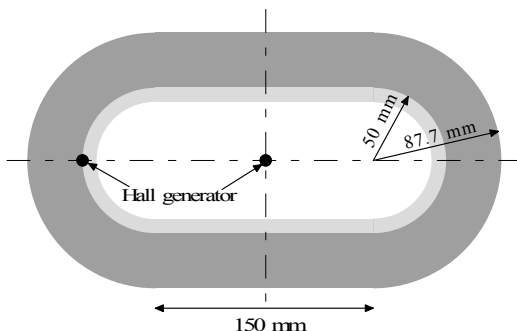


Fig.1 Racetrack shape RE coil

Table 2 Specifications of racetrack shape RE coil

Wire length	100 m
Inner diameter	50.0 mm
Outer diameter	87.7 mm
Straight length	150 mm
Turns	138 (#1: 1~41, #2: 42~96, #3: 97~138)

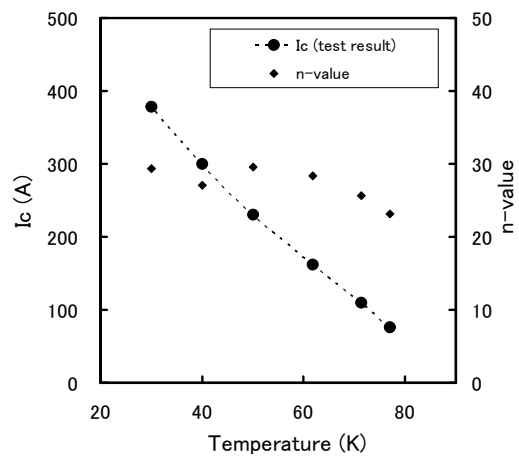


Fig.2 I_c and n-value of racetrack shape RE coil

図 2 に小型レーストラックコイルの I_c および n 値の温度特性結果を示す。一例として、最低温度 30 K における I_c は 379 A、そのときのコイル中心磁場は 0.35 T、コイル曲線部中央最内周磁場は 0.95 T であり、それぞれ計算値と良く一致していた。また n 値も、短尺同一線材サンプルで 30 前後、本コイルで 30 程度の値が得られており、線材劣化なく小型レーストラックコイルを製作することができたと考えている。

更に、本コイル製作に使用した線材は、事前に短尺サンプルを用いて $I_c - B - \theta - T$ 評価試験を実施し、 I_c 等の特性を詳細に確認しており、線材の単体特性とレーストラックコイル化後の特性についての比較検討も行った。

4. おわりに

今後は、小型レーストラックコイルの積層化の他、クライオ構造の簡素化も指向した、50 K にて最大経験磁場 1 T が発生可能な RE 系モバイルマグネットの開発を進めていく計画である。

本研究は国土交通省の国庫補助金を受けて実施した。

参考文献

1. K.Nagashima, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.76 (2007) p.84
2. K.Nagashima, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.77(2007)p.176
3. M.Ogata, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.78(2008)p.102

RE 系線材の浮上式鉄道用高温超電導磁石への適用検討(3)

-RE 系線材の通電特性評価-

Study of HTS magnet for maglev using RE-Ba-Cu-O wire

-Evaluation of I_c characteristics of RE wires-

長嶋 賢, 小方正文, 宮崎佳樹, 長谷川均, 笹川卓(鉄道総研)

NAGASHIMA Ken, OGATA Masafumi, MIYAZAKI Yoshiki, HASEGAWA Hitoshi, SASAKAWA Takashi(RTRI)

E-mail: ken@rtri.or.jp

1. はじめに

RE 系線材(RE-Ba-Cu-O 材料を使用した高温超電導テープ線材, RE は希土類元素)の浮上式鉄道用高温超電導磁石への適用について検討している。これまでに文献データを用いて, 超電導コイルや車載システムの重量を見積もった[1,2]。しかし超電導コイル重量は臨界電流(I_c)の磁場, 温度, 磁場角度の依存性によって大幅に変わってくるので, 実際に使用する線材の特性を把握する必要がある。そこで, 鉄道総研にて製作した線材評価試験装置[3]を用いて市販線材の性能評価を行い, そのデータを基にして, コイル重量の見積もりを行った。

2. 市販線材の臨界電流特性

製法の異なる複数の RE 系線材を入手して評価を行った。代表的なデータを図1に示す。この線材はまだ人工ピンの導入を行っていない MOCVD 線材(幅 4.1mm, 厚さ 0.1mm)であり, 磁場や磁場角度依存性は大きい。グラフ中には線材の c 軸に平行に磁場を印加した場合(実線)と, ab 面に平行に磁場を印加した場合(破線)のデータを示しているが, c 軸と磁場のなす角度については, 0° , 30° , 45° , 60° , 90° で測定した。その結果, 角度が増大するにつれて I_c が単調に増大する傾向が確認された。この線材については磁場強度が一定であれば, B//c 軸の I_c が最小で, B//ab 面の I_c が最大となる。低温では実線と破線の違いは大きいが高温になるほどその違いは小さくなっている。従ってこの線材でコイルの設計をする際には, B//c 軸の I_c データ(実線)を用いてコイルの最大経験磁場から運転電流を決めれば, より安全側の検討となる。

3. 市販線材で超電導コイルを製作した場合の重量

上記で測定した市販線材を用いて, 浮上式鉄道で使用している NbTi コイルと同一の中心線形状を有するレーストラックコイルを製作することを想定して巻き線の重量を見積もった。起磁力 700kA, 線材の負荷率 80%, 4.4mm 幅の 6 つのパンケーキコイルを積層して1コイルと構成する, 等の条件を課して, 線材の I_c とコイルの最大経験磁場との関係を求めたのが図1の右上がりの実線である。これと線材の特性曲線の交点それぞれの温度における運転電流となる。この運転電流から必要な線材の量を算出し, 超電導コイルの重量と運転温度の関係を求めたものが図2の実線である。超電導コイルは一つの磁石の中に4個入っており, その重量を縦軸にしている。重量は温度の上昇とともに増加しており, その傾向は高温になるほど大きい。一方, ロスアラモス国立研究所(LANL)で実施した短尺線材の I_c 測定結果[4]を用いて重量を計算すると, 図2の破線のようになる。すべての温度領域で市販線材に比べると 100kg 程度の軽量化が可能となる。

4. おわりに

今回の検討の結果, 現状の線材でも 40K 以下で使用すれば, NbTi の巻線に比べて軽量化のメリットが出てくると考えている。人工ピンの導入に成功すれば磁場中の I_c が向上するのでさらなる軽量化, あるいは運転温度の向上が可能となる。今後も, 入手可能な線材については材料を問わず積極的に特性評価を行い, データの蓄積あるいは可能な場合には公表をしていきたい。

本研究は国土交通省の国庫補助金を受けて実施した。

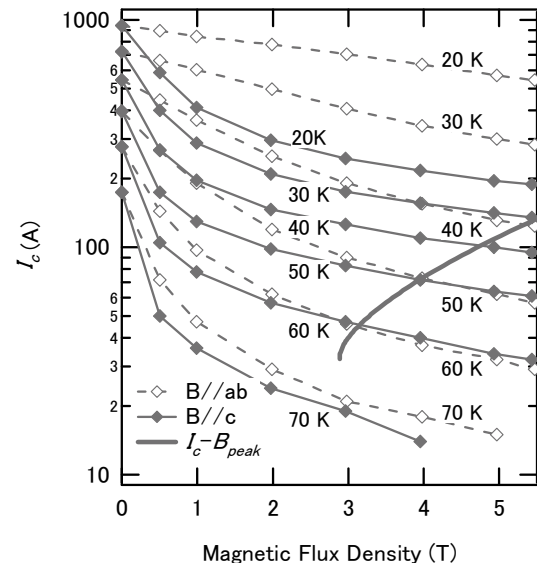
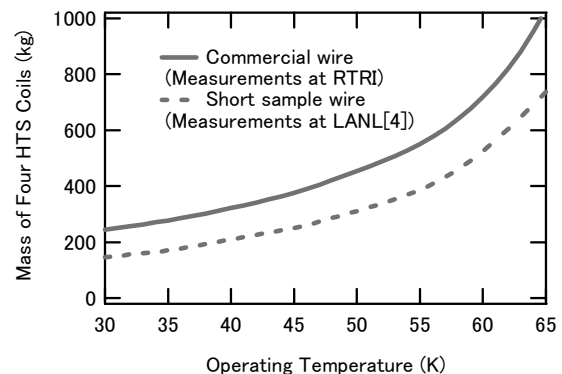
Fig.1 Measured I_c of commercial RE-Ba-Cu-O wire and the calculated $I_c - B_{peak}$ line of the racetrack coil.

Fig.2 Estimated mass of four HTS coils as a function of the operating temperature.

参考文献

1. K. Nagashima, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.76 (2007) p.84
2. K. Nagashima, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.77 (2007) p.176
3. M. Ogata, et al.: Abstracts of CSJ Conf., Vol.78 (2008) p.102
4. T. Holesinger, et al.: U.S. DOE Superconductivity for Electric Systems Annual Peer Review (2008) <http://www.energetics.com/meetings/supercon06/agenda.html>

高温超電導バルク体の捕捉磁界を利用した鉄ブロックの浮上実験

Levitation Experiment of Iron Block using Trapped Field in HTS Bulk Material

樋口 涼馬, 二ノ宮 晃, 石郷岡 猛 (成蹊大)

Ryoma Higuchi, Akira Ninomiya, Takeshi Ishigohka (Seikei University)

1. はじめに

着磁した高温超電導バルク体と鉄の間に復元力特性を持たせることが出来る[1]。これは超電導体のピンニング効果により鉄が超電導体に近づくと、磁束と垂直方向の鉄表面に入ってくる磁束の一部が鉄表面をそれて、超電導体と鉄の間に働く吸引力が減少するポイントが現れるためと説明されている[2]。この鉄と超電導体を用いた浮上システムで十分な浮上力を得ることが出来れば、永久磁石-超電導体から成る浮上システムの永久磁石を安価な鉄に置き換えることができる。

鉄-超電導体から成る浮上システムにおける浮上原理を確認するため、着磁した2つの超電導体の間に超電導体サイズよりも小さな鉄ブロックを浮上させる実験を試み、鉄ブロックが超電導体間に安定浮上することを確認した。今回は、着磁した超電導体間に浮上している鉄円柱 ($\phi 19 \times H20\text{mm}$) に働く電磁力と鉄円柱周辺の磁束密度の測定結果についての報告をする。

2. 電磁力および周辺磁界の測定方法

超電導体(新日鐵製の Gd-QMG bulk ; $\phi 66 \times 20\text{mm}$)の着磁には図1に示す銅鉄マグネットを使用した。この銅鉄マグネットの磁極の両側に 20mm のギャップを保持して超電導体を配置させ、C 軸(X 方向)に平行な 170mT の磁界を加えて、フィールドクール法で着磁を行った。着磁後は超電導体を冷却容器ごと磁極間から取り出し、図2に示すように冷却容器間のギャップを 28.8mm にしてから鉄円柱(軟鉄; $\phi 19 \times H20\text{mm}$)を超電導体間に配置させて、電磁力および鉄円柱左右両面に入る磁束を測定した。磁束密度の測定では、鉄円柱の左右両面にホールセンサー(図2の H1 と H2)を固定し、鉄円柱中央とエッジ部分においてYZ面に垂直に入る磁束を測定した。なお、超電導体の径方向(Z 方向)は磁束源に超電導体を使用しなくても安定浮上させることが出来るので、今回は超電導体の軸方向(X 方向)の安定性について述べる。

3. 実験結果

図3に鉄円柱をX 方向に変位させたときの鉄円柱に働く電磁力(EMF)と磁束密度の測定結果を示す。X 方向の変位が 0 の位置は超電導体間の中央を示しており、電磁力は図2のX 軸正方向を正としている。図3の電磁力の測定結果は右下がりの特性になっているので、鉄円柱に復元力が働いていることが分かる。図2から分かるように鉄円柱はやや左寄りに浮上していたので、X 方向の電磁力の平衡点(安定浮上する位置)は超電導体間の中央からずれている。また、磁束密度の測定結果から、鉄円柱が超電導体から遠ざかるとYZ面に垂直に入る磁束が増加し、近づくると減少していった。この特性は鉄円柱のエッジ部分よりも中央で顕著になっていた。

4. 今後の予定

今回行った実験では電磁力および磁束密度の両面から鉄円柱に働く復元力を示すことができた。今後はこの浮上システムでの超電導体の振る舞いについて詳しく調べていくと同時に、これを応用した輸送装置について検討していく予定である。

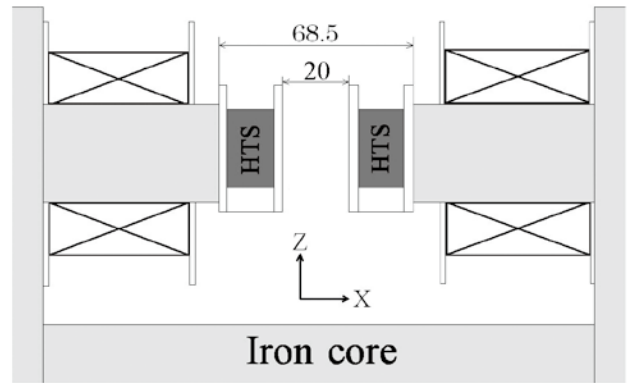


Fig.1. Magnetization of HTS bulks. C-axis is in X direction in this figure.

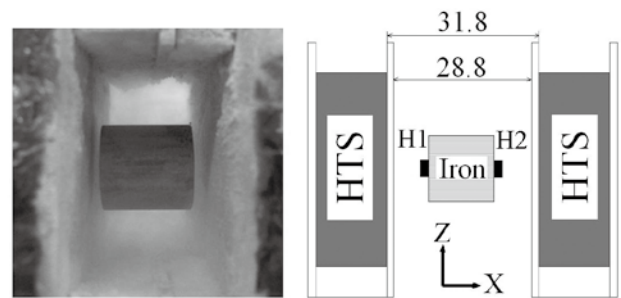


Fig.2. Iron cylinder ($\phi 19 \times H20\text{mm}$) levitating in the air-gap between HTS bulks (left), and schematic image of measurement system of flux density (right).

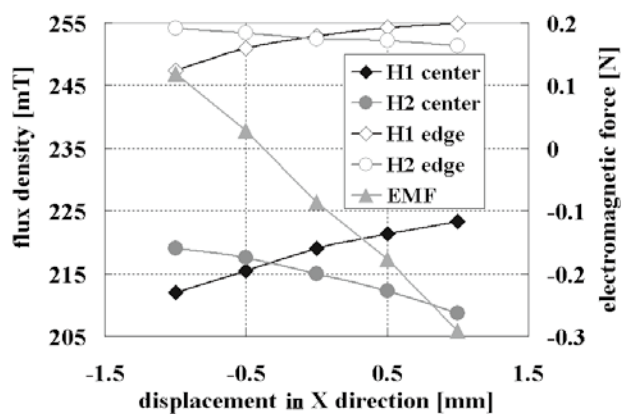


Fig.3. Magnetic flux coming vertically into right or left surface of iron cylinder with a size of $\phi 19 \times H20\text{mm}$ and electromagnetic force acting on the cylinder.

参考文献

[1] H.Ohsaki, K.Kanaya, Y.Fukasawa, E.Masada : Abstracts of CSJ Conference, Vol. 58 (1998) p.109
 [2] Y.Tsutsui, N.Kondou, T.Higuchi : Journal of Cryogenic Society, Vol.31 , No.2 (1996) pp17-21

複合着磁を用いた超電導磁気浮上搬送装置の提案

Proposal on Magnetically Levitated Conveying System using Hybrid-Magnetized High T_c Superconductors

丸尾 亮平, 宮武 頼史, 小森 望充 (九工大)

MARUO Ryohei, MIYATAKE Yoshihito, KOMORI Mochimitsu

E-mail: komori_mk@yahoo.co.jp

1 はじめに

高温超電導体の応用として、磁気浮上搬送装置での利用が提案されている。しかし、ピン止め浮上だけでは積載重量の増減に伴い浮上高さを再調整することは困難である。そこで本研究では、ピン止め浮上中の高温超電導体にパルス着磁(PFM)を行い、浮上高さや剛性を変化させることを目的とした。

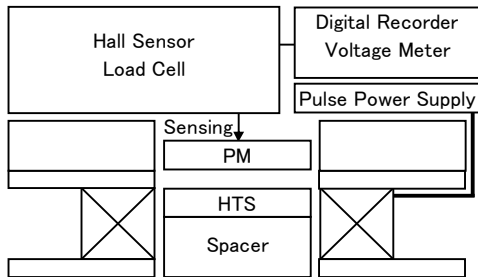
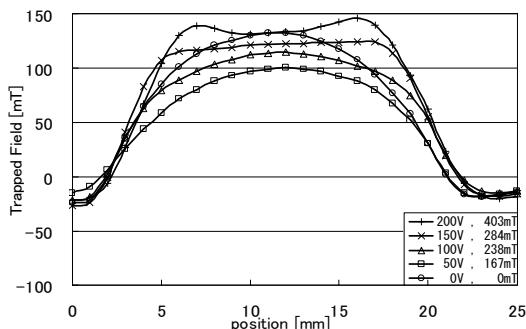


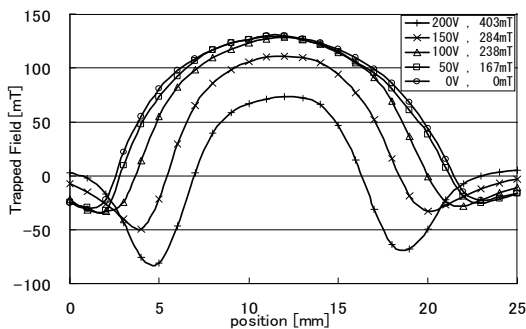
Fig.1. Experimental setup for the basic experiment.

2 実験方法

ピン止め浮上中の超電導体にパルス着磁を行うための装置を図1に示す。永久磁石と超電導体の間に一定のギャップを設けて液体窒素で冷却した後、超電導体にパルス着磁を行った。実験にはSm系の高温超電導体(Φ20×3.2mm, $T_c=92K$)と、Nd系の永久磁石(Φ20×4.6mm)を用いた。磁場の測定にはホールセンサを、浮上力の測定にはロードセルを用いた。



(a) Same direction.



(b) Opposite direction.

Fig.2. Change of trapped magnetic flux density after PFM.

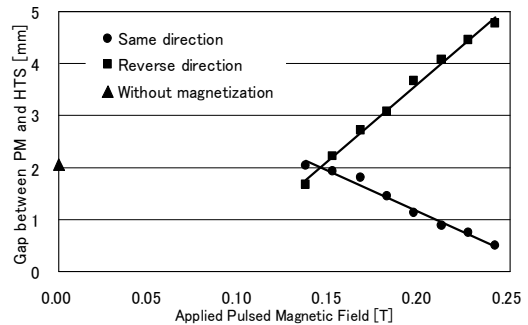


Fig.3. Change of levitation gap after pulsed field magnetization.

3 実験、結果および考察

3.1 基礎実験

パルス着磁を行う前後での超電導体の捕捉磁場の変化を測定した。図2は初期ギャップ3mmでピン止めさせた後、印加するパルス磁場の大きさを変化させたときの捕捉磁場を示している。図2(a)は永久磁石の磁場と同方向、図2(b)は逆方向にパルス磁場を印加した場合の捕捉磁場分布の様子を示している。同方向にパルス着磁を行った場合には印加磁場の増加に伴って捕捉磁場が増加し、逆方向にパルス着磁を行った場合には捕捉磁場が減少している。図3はパルス着磁による浮上高さの変化を調べたものである。同方向にパルス着磁を行った場合では印加磁場の増加に伴って浮上高さが低くなり、逆方向に行った場合では高くなっていることが確認できる。

3.2 着磁コイルを内蔵した磁気レールと浮上走行体

パルス着磁の応用として磁気浮上搬送装置の製作を行った。応用モデルとして浮上走行が可能となる磁気レール構造となっている。パルス着磁を行うための電磁石は磁気レールに内蔵している。この磁気レールの構造を図4に示す。電磁石はコの字型のコアに線径0.4mmの銅線を100巻したものを用いている。

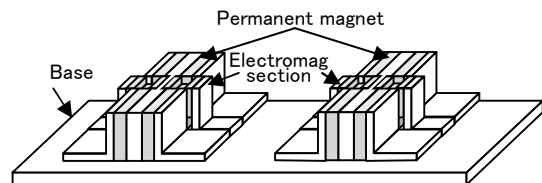


Fig.4. Structure of magnetic rail including electromagnet.

4 まとめ

ピン止め浮上中の超電導体にパルス着磁を行うことにより超電導体に捕捉されている磁場分布が変化し、浮上高さや剛性に影響を与えるということが確認できた。

同極対向させたバルク磁石による磁場形成

A magnetic field generation by a pair of superconducting bulk magnets with the same pole facing each other

横山 和哉(足利工大);岡 徹雄(新潟大);能登 宏七(岩手大)
 YOKOYAMA Kazuya (A.I.T.); OKA Tetsuo (Niigata Univ.); NOTO Koshichi (Iwate Univ.)
 E-mail: k-yokoyama@ashitech.ac.jp

1. はじめに

超伝導バルク体(以下、バルク体と呼ぶ)の応用の一つとして、試料を着磁して永久磁石のように用いる超伝導バルク磁石(以下、バルク磁石と呼ぶ)が大きな注目を集めている。バルク磁石は従来の永久磁石や電磁石の限界である 2 T を超える大きな磁場を容易に発生することができ、磁気分離やモーター・発電機、薬剤搬送システム、マグネトロンスパッタリングなどの産業応用が検討されている。今後、さらに応用を広げるためには、発生磁場の拡大とともに、様々な形状の磁場を提供する必要がある。これまでに、2つのバルク磁石を異極対向させて磁極間の開空間で軸方向に強磁場を発生させたり、複数のバルク磁石を平面上に配置して広範囲に磁場を発生させることに成功している。本文は、2つのバルク磁石を同極対向させて、磁極間の開空間で径方向に強い磁場を発生させることを目的とする。

2. 実験

2個の Gd123 バルク体(φ65×15 mm)を、それぞれ GM 冷凍機で最低到達温度(44 および 40 K)に冷却した後、両極とも N 極に着磁した。このとき、捕捉磁場を拡大するため、複数回パルス磁場(パルス立上り時間:10 ms)を印加した。着磁後のバルク体表面における捕捉磁場は、2.28 および 2.87 T であった。次に磁極の間隔を 50, 40, 30, 20 mm に変えながら、磁極間の開空間における径方向の磁束密度分布(B_x : 図1の挿入図参照)を、xyz 各方向 2 mm 間隔で測定した。

3. 結果および考察

図1に磁極間隔が 50 および 20 mm のときの、磁極に垂直な面(yz1 面)および磁極直上における磁極に平行な面(xy1 面)の x 方向の磁束密度分布(B_x 分布)を示す。なお、xy1 面上の破線はバルク磁石の外径を、一点鎖線(A線)はyz1 面と xy1 面の交線をそれぞれ表している。磁極間隔が 50 mm のとき、yz1 面において 0.5 T 以上の領域は両磁極表面から 15 mm 程度の部分に存在し、1.0 T 以上の部分もわずかに表れている。xy1 面において、 B_x の最大値はバルク磁石の外周付近に存在していることがわかる。磁極間隔が 20 mm のとき、yz1 面において 0.5 T 以上の領域が幅 60 mm でほぼ均等に磁極間全域広がっている。さらに、1.0 T 以上の領域も幅 45 mm で磁極間全域に存在している。xy1 面においては、 B_x の最大値が 1.5 T を超えたことにより、等圧線の間隔が密になり、磁場勾配が増大していることがわかる。これにより磁気力が増強され、磁気分離等の応用において有利である。

図2に B_x が 0.5 または 1.0 T 以上の領域の面積および最大磁束密度と磁極間距離の関係を示す。それぞれの面積は棒グラフで、最大磁束密度は○印で表している。各要素とも、磁極間距離を短くすることで大きくなっている。0.5 T 以上の領域は磁極間隔を 50 mm から 30 mm にすることにより 1.73 倍に広がるが、20 mm では 30 mm の場合に比べて約 30% 減少している。これは、磁極間距離を短くしたことで、測定範囲が狭くなったためである。一方、1.0 T 以上の領域は磁極間隔を小さくするとともに指数関数的に大きくなり、50 mm と 20 mm を比較すると 15.8 倍に大幅に拡大している。最大磁束密度も同様に大きくなり、50 mm と 20 mm で 1.39 倍に向上している。

4. まとめ

バルク磁石を同極対向させて、径方向に強い磁場を発生させることを試みた。φ65 mm の Gd123 バルク体をパルス着磁して、磁極間隔を変えながら開空間の磁束密度分布を測定した。その結果、0.5 または 1.0 T 以上の強磁場の領域を大幅に拡大することに成功した。同時に、最大磁束密度も向上させることができた。今後、径方向に強い磁場を活用した応用の一つとして、磁気分離の実験を行う予定である。

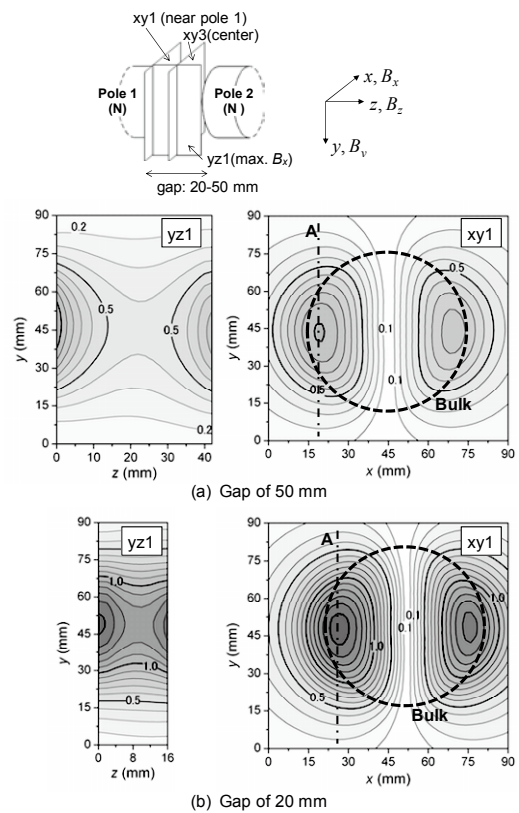


Fig. 1. B_x distributions on yz1 and xy1 planes in an open space between the magnetic poles in gaps of 50 and 20 mm.

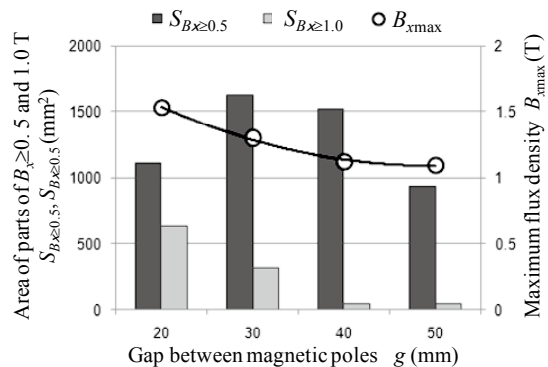


Fig. 2. Gap dependence of the area of parts of $B_x \geq 0.5$ and ≥ 1.0 T and the maximum flux density.

小動物用 SQUID システムによるマウス・ラットの脳磁図計測

MEG Measurement on Rats and Mice

Using SQUID Measurement System for Small Animals

石山 敦士, 飯島 良一, 葛西 直子(早大); 小野 弓絵(神奈川歯科大)

ISHIYAMA Atsushi, IJIMA Yoshikazu, KASAI Naoko (Waseda Univ.); ONO Yumie (Kanagawa Dental College)

E-mail: atsushi@waseda.jp

1. はじめに

近年種々の分野において、ヒトの脳内情報伝達過程に大いに興味もたれている。一方、マウスはその遺伝子解読が完了し、ノックアウトマウスなど脳機能研究に適した実験用動物として多用されている。そこで我々は、高感度、高空間分解能を有する小動物用 SQUID システムを開発し、遺伝子改変マウスを用いた脳機能研究を目指している。これまで、開発した SQUID 装置を用いてマウスの心磁図(MCG)計測に成功している^[1]が、さらにマウスの脳磁図(MEG)計測が可能になれば、脳内の情報伝達機構、脳疾患の解明、さらに疾患の発症や進行、薬利効果など、脳研究に大きく貢献できると考えられる。しかし、マウスの脳は微小で、それが発する磁場も微弱であり、測定も困難であるため、マウスの MEG 計測の成功例はまだない。そこで、今回、ラットとマウスを対象に MEG 計測の可能性を検討すべく、実験を行った。

発表では、研究の第一段階として行ったラットの視覚誘発 MEG 計測結果と、本研究の最終目標であるマウスの視覚誘発 MEG 計測の結果を報告する。

2. 計測

Fig.1 に本実験で用いた小動物用生体磁気計測システムの写真を示す^[1]。本システムは磁気シールドボックス内(0.63 × 0.63 × 0.85 m³)に収められ、磁気シールドボックス自体は電磁シールドルーム(2.1 × 2.1 × 2.5 m³)内に設置されている。

本実験では、3 匹の Wistar ラット A、B、C と、3 匹の C57BL/6Cr マウス A、B、C を実験対象とした。ラット A、C では、9、10 週齢時、ラット B では 8、9 週齢時、マウス A、B、C では 9、10 週齢時において計測を行った。ラット・マウスは腹腔へのネブプタール(50mg/kg)注射により麻酔した後、固定器具により頭部を固定し、測定台上にうつぶせに寝かせた。そして、ラット・マウスの右目に対し、4Hz の LED による光刺激を呈示し、視覚誘発反応の MEG 計測を行った。SQUID は 1 チャンネルであるため、ラットではラムダから鼻方向に向かって 3mm、マウスでは 2mm の各点で計測を行った。

SQUID 出力はサンプリング周波数 4000Hz、1~1000Hz アナログバンドパスフィルタ、50Hz ノッチフィルタを通し、PC 内にデジタルデータとして蓄積した。その後、140Hz のデジタルローパスフィルタを通し、光刺激提示開始時をトリガとして、7000 回の加算平均を行った。また、トリガより -50~-10ms における平均レベルを基準として、ベースライン補正を施した。

3. 計測結果

Fig.2 に、ラット B の 8、9 週齢時における MEG 計測の結果を示す。視覚刺激提示後 50ms 付近と 70ms 付近に反応磁界が現れている。また、本実験に用いた他のラット A、C でも同様の結果が得られた。Tsuyuguchi ら^[3]は 1Hz の光刺激、4000 回の加算平均の条件でラット MEG 計測を行い、視覚刺激提示後 50~80ms での反応磁界の出現を報告している。本計測結果は彼らの結果とほぼ一致している。

Fig.3 に、マウス A の 9、10 週齢時における MEG 計測の結果を示す。用いた条件では視覚誘発磁場は雑音により計測できなかった。またマウス B、C についても計測結果は同様であった。反応磁界が弱く雑音に埋もれているためと思われる。さらに SQUID システムの最小磁場分解能をあげるか、加算回数を増やすことが必要と思われる。また、マウスの頭部上で視

覚誘発反応磁場が計測できる場所が特定されておらず、今回の計測点以外の場所での計測を図ることも必要である。

4. まとめ

本研究では小動物用 SQUID 計測システムを用いて、ラットの視覚誘発 MEG の計測に成功した。今後は、マウスの MEG 計測において、計測点や頭の傾き、刺激方法などの改善を行い、本計測システムを用いたマウスの視覚誘発 MEG の計測を行う予定である。

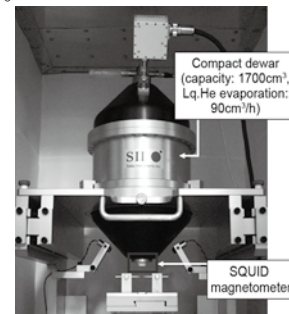


Fig.1 Biomagnetic measurement system for small animal

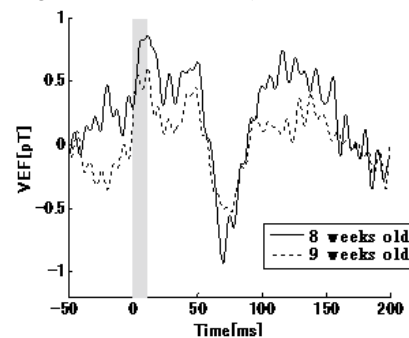


Fig.2 MEG for rat B

(The gray area indicates the interval of time between light stimulation presentations)

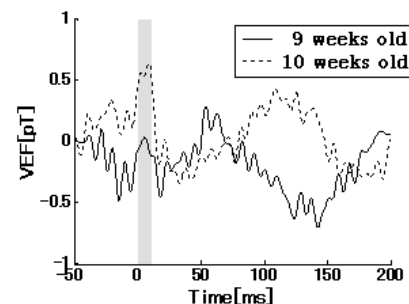


Fig3. MEG for mouse A

参考文献

- [1] Y.Ono, A.Ishiyama, N.Kasai. et al.: Development of biomagnetic measurement system for mice with high spatial resolution. *Appl Phys Lett* 85 (2004) p.332-334.
- [2] Y.Kasai, A.Ishiyama. et al.: Continuous measurements of MCG with heart disease model mice. *J Jpn Biomag Bioelectromag Soc* 20 (2007) p.212-213.
- [3] N. Tsuyuguchi, et al.: Measurement of Magnetic Evoked Field of Rat using micro SQUID, *Biomag* 2006 (2006) p.327

YBCO 導体における超電導層中の局所歪

Internal Residual Strain in SC Layer in YBCO Coated Conductor

長村 光造 (応科研)、菅野 未知央 (京大)、町屋 修太郎 (大同工大)、足立 大樹 (京大)、
佐藤 優 (Spring8)、落合 庄次郎 (京大)、Xie Yi-Yuan (Super Power)
OSAMURA K.(RIAS),SUGANO M.(Kyoto Univ.), MACHIYA S.(Daido Inst. Tech.), ADACHI H.(Kyoto Univ.),
SATO S.(Spring8), OCHIAI S.(Kyoto Univ.), XIE Y.-Y.(Super Power)
E-mail: kozo_osamura@rias.or.jp

1. はじめに

YBCO 導体の臨界電流の歪依存性において極大が出現することが知られており、それは極大位置で超電導層中の残留歪がゼロになる、いわゆる真性歪効果と考えられてきた。最近放射光により超電導層中の局所歪を精密に計測したところ、極大位置では残留歪がゼロにならないことが明らかとなった。したがってYBCO系の臨界電流極大はNb₃Sn系と本質的に異なることが示唆された。

2. 試料及び実験方法

試料としてCuを電着したYBCO coated conductorで、Hastelloy基板上にバッファ層を介して厚さ約1μmのYBCO層、さらにAg層が積層した構造をしており、ここでは幅12mm(SCS12050)と幅4mm(SCS4050)を用いた。室温及び液体窒素温度での引張試験、液体窒素温度での臨界電流の歪依存性の測定を行うとともに、Spring8で歪測定を行った。

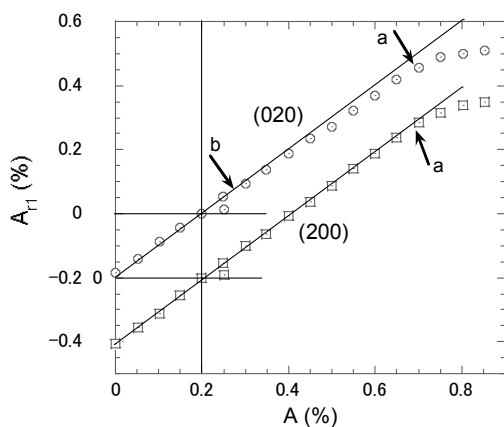


Fig.1 Applied strain dependence of the residual strains exerted on the YBCO layer determined from (020) and (200) lattice planes, where the origin of horizontal axis for the (200) data is shifted downwards by 0.2%.

3. 実験結果及び考察

図1は試料SCS4050についてのSpring8における室温での歪測定の結果を示す。(020)、(200)反射から得られたテープ長手方向の室温での残留歪を示す。外部からの引張歪がゼロのとき、YBCOテープ中には圧縮の残留歪 ($A_r = -0.2\%$) が存在し、引張歪の増加とともに、圧縮歪は小さくなり、 $A = 0.2\%$ のところで歪はゼロとなる。この歪をここでは force free strain (A_{ff}) と呼ぶことにする。これ以上の外部歪では、YBCO層中の歪は引張歪に変わる。このことより

$$A_{ff} = -A_r \quad (1)$$

であることが知られる。さらに歪を印加すると、図中”a”点の

ところ辺りで直線からずれる。これはYBCO層中の歪の緩和を意味するもので、YBCO層の部分的な破断によるものと考えられる。

外部歪ゼロでのYBCO層中の圧縮歪の存在は高温からの冷却過程に生ずる熱誘起の歪である。複合則を用いた計算結果によれば室温で $A_r = -0.17\%$ 、77 Kで $A_r = -0.26\%$ であることが推定され、室温での図1の結果 $A_r = -0.2\%$ とほぼ一致する。このことから、77 KでのYBCO層中の残留歪はほぼ -0.26% であると考えられる。

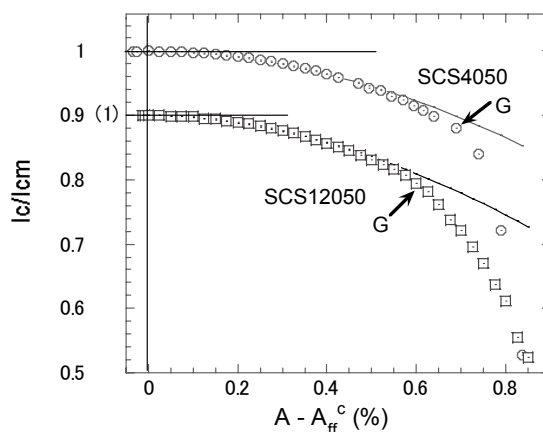


Fig.2 Change of the normalized critical current as a function of the intrinsic strain, $A - A_{ff}^c$.

一方液体窒素温度で臨界電流の引張歪依存性を調べた。臨界電流は外部歪に対して、 0.05% 以下の小さな歪 A_{ff}^c のところで僅かな極大を示したあと減少した。図2は臨界電流の極大値で規格化した値 ($I_c / I_{c,m}$) と相対歪 ($A - A_{ff}^c$) との関係を示す。ここで点Gは可逆歪限を示し、これより小さな歪範囲では、臨界電流は可逆的に変化することを示している。図2に示す二つの曲線は類似しており、臨界電流の相対歪依存性は E_{kin} の真性歪効果による経験式により、よく表される。

つまりNb₃Sn線材で知られている真性歪効果は臨界電流最大の外部歪のところではNb₃Sn超電導層内の残留歪がゼロになることであった。これは $A_{ff} = A_{ff}^c$ であることを要請する。しかし本研究で期待される77 Kでの歪は $A_{ff} = 0.26\%$ であり、 A_{ff}^c が 0.05% 以下であることと明らかに矛盾する。

今後残留歪を77 Kで直接測定し、臨界電流の歪依存性の結果と比較することにより正しく検証できると考えられるが、本研究の結果はYBCO超電導体でNb₃Snとは異なる新しい歪効果が発現しているものと強く示唆された。

謝辞：本研究の一部は日本学術振興会科学研究補助金（基盤B19360289）により実施したものである。

RE123、Bi 系超伝導体における最適キャリアドーピング状態 (2) Carrier Optimally-Doped States of RE123 and Bi-Based Superconductors (2)-

下山淳一、山崎裕也、影島慶明、滝本孝太、加來宏一、荻野拓、堀井滋、岸尾光二(東大理工)
SHIMOYAMA Jun-ichi, YAMAZAKI Yuhya, KAGESHIMA Yoshiaki, TAKIMOTO Kohta, KAKU Kohichi,
OGINO Hiraku, HORII Shigeru, KISHIO Kohji (Univ. of Tokyo)
E-mail: shimo@sogo.t.u-tokyo.ac.jp (J. Shimoyama)

【はじめに】我々は以前、Bi2212、Bi(Pb)2212 超伝導体の $H // c$ における臨界電流特性が、キャリアの弱いオーバードープ状態において最高となることを報告してきたが、当時の研究で用いていた単結晶は、Bi 過剰、Sr 不足組成であった。後にこれらの金属組成を定比に近づけると、 J_c や不可逆磁場大きく向上し、 T_c が最高となる最適キャリアドーピング状態においてそれらが最も優れることを明らかにした。これらは、定比金属組成でかつキャリアの最適ドーピング状態においては凝縮エネルギーが最大になり、ピン止め力が強くなる効果によるものと考えている。一方、Bi 系超伝導材料では金属組成の不定比性の制御技術が未だ十分に確立しておらず、ICP などによる組成分析も第 2 相や積層欠陥の存在のため適さない。また RE123 超伝導体においても薄膜や RE が中軽希土類の材料においては金属組成比を精密に整数比に制御することが難しい。さらに、重希土類の RE123 薄膜においてしばしば観測される 90 K 以下の T_c については基板からのストレスなど様々な解釈があるが、RE の Ba サイトへの置換の可能性も考えられるべきである。

以上の背景のもと、本研究では Bi2212、RE123 について意図的に金属組成を変えた場合の最適キャリアドーピング状態における T_c や臨界電流特性を調べている。今回は、金属組成が直接反映される c 軸長をパラメータとした Bi2212 単結晶の臨界電流特性、および Y123 焼結体における Y の Ba サイトへの置換の可能性を調べた結果を報告する。

【実験方法】仕込金属組成を変えた一連の Bi2212 単結晶を、フローティングゾーン法で育成した。仕込組成 Bi:Sr:Ca:Cu = 2:2:1:2 の単結晶は 5 % $O_2/95\%Ar$ 気流中で、他の組成の単結晶は空気中で育成した。得られた結晶棒から切断、劈開によって、 $2 \times 10 \times 0.1^{1/c}$ mm³ 程度の単結晶を取り出し、最適キャリアドーピング状態になるように空气中、700°C 近傍でアニール後、銅板上に落とし急冷した。これらから磁化測定用に 1.5 mm 角の単結晶を各一片切り出し、残りは粉碎し内部標準として用いた Si 粉末と混合後、粉末 X 線回折測定を行い、格子定数を評価した。磁化測定は SQUID 磁束計によって $H // c$ の配置で行い、 T_c は 0.5 Oe 下での ZFC 磁化の温度依存性から決定し、 J_c は磁化ヒステリシスの幅から拡張 Bean モデルにより算出した。

また、仕込組成 $Y_{1.1}Ba_{1.9}Cu_3O_y$ の焼結体は以下の手順で作製した。 Y_2O_3 、 BaO_2 、 CuO を出発物質に用い、湿式混合後、酸素気流中、900°C で 48 h 仮焼し、

ペレット成型後 910°C で 8 h 保持後に徐冷することにより十分に酸素を吸わせた。得られた焼結体を封入酸素ガス圧を制御した石英管内でアニールし、最後に最適キャリアドーピング状態にするため空气中 400°C でアニール後、急冷した。格子定数は粉末 X 線回折測定、 T_c は ZFC 磁化の温度依存性測定によって調べた。

【結果と考察】ほぼ最適キャリアドーピング状態になるように酸素量を制御した Bi2212 単結晶の c 軸長と 20 K における 0.5 kOe 下での J_c と最大ピン力密度 $F_p(\max)$ の関係を Fig. 1 に示した。 c 軸が長い、つまり Sr サイトにおける Ca や Bi の固溶量が小さい単結晶ほど優れた臨界電流特性を示した。これは、 c 軸長の評価が高臨界電流特性材料を得るための作製方法の最適化に有用な情報を与えることを意味するものである。

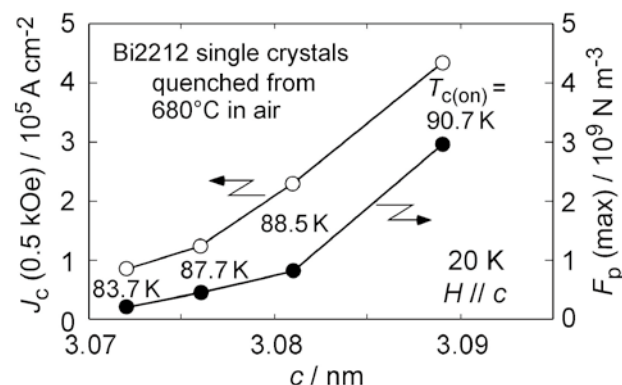


Fig. 1 Dependences of J_c in 0.5 kOe and $F_p(\max)$ at 20 K under $H // c$ on the c -axis length of Bi2212 single crystals with carrier nearly optimally-doped state.

一方、 $Y_{1.1}Ba_{1.9}Cu_3O_y$ 焼結体は、900°C、酸素気流中で焼成後、400°C、空气中でアニールを行った場合には通常の Y123 の $T_c \sim 92$ K を示したが、920°C、酸素 2.6 atm 中でアニールを行った試料は、400°C、空气中アニール後の T_c が 86 K になった。この試料の格子定数は、 $a = 0.3832$ nm、 $b = 0.3886$ nm、 $c = 1.1668$ nm であり、 a 軸が長く、 c 軸が短いことがわかった。このことは、微量ではあるが Y が Ba サイトに置換できることを示唆するものである。なお、この試料を 800°C、酸素 0.01 atm 下で再アニールし、同様な酸素量の制御を行ったところ T_c は 92 K になった。

【まとめ】Bi2212 単結晶においては最適キャリアドーピング状態近傍に酸素量を制御した場合、 c 軸長の評価が定比金属組成に近い材料作製条件の確立に有効であること、および Y123 でも Y 過剰 Ba 不足組成が存在することが示唆された。

Introduction and control of Y_2O_3 nanoparticulate defects in $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ films

メレ パオロ (九工大), 松本 要 (九工大), 一瀬 中 (電中研), 向田 昌志 (九大), 吉田 隆 (名大),
堀井 滋 (東大)

MELE Paolo (Kyushu Institute of Technology), MATSUMOTO Kaname (Kyushu Institute of Technology), ICHINOSE Ataru (CRIEPI); MUKAIDA Masashi (Kyushu University); YOSHIDA Yutaka (Nagoya University); HORII Shigeru (Tokyo University),

E-mail: pmele@post.matsc.kyutech.ac.jp

1. Introduction

For wide applications of $YBa_2Cu_3O_x$ (YBCO) high temperature superconductors to electric devices high critical current density (J_c) under magnetic fields are required. Many researchers used to induce artificial pinning centers (APCs) in YBCO films for enhancement of their J_c in a wide range of temperatures. A common way to induce APCs in YBCO films is to ablate a target comprising a mixture of YBCO and nanoparticles of non-superconducting phase, yielding a YBCO thin film incorporating non-superconducting nanorods, acting as 1D-APC. We used surface-modified YBCO targets: thin Y_2O_3 sectors, cut from Y_2O_3 substrate, were set on the YBCO targets, and thin films were ablated by PLD on $SrTiO_3$ buffered-MgO single crystals. We obtained high quality YBCO films incorporating nanoparticulate Y_2O_3 (3D-APCs). The optimally Y_2O_3 doped film raised the performance of YBCO films added with $BaZrO_3$ (BZO) nanorods [1].

2. Experimental procedures

Pure YBCO films were grown for reference by PLD on the $SrTiO_3$ (STO) single crystals at 800°C . The PLD conditions were: $E=340$ mJ/pulse, $T=800$ °C, $pO_2 = 200$ mTorr. YBCO+ Y_2O_3 mixed films were prepared on $SrTiO_3$ substrates by pulsed-laser deposition. Thin (0.5 mm thick) and narrow Y_2O_3 sectors were cut from an Y_2O_3 polycrystalline substrate, and stuck on the YBCO target by silver paint, which is a very easy fabrication technique. Areas of Y_2O_3 sectors were increased (2.51%, 5.44% and 9.22% of the YBCO pellet area) in order to systematically investigate the YBCO+ Y_2O_3 mixed films properties. Crystal phase and the orientations of YBCO films were determined by XRD. The J_c/B characteristics were measured by PPMS ($T=77$ K, $B=0-7$ T). Cross-sections and planar views of films were analyzed by transmission electron microscopy (TEM).

3. Results and discussion

In YBCO+ Y_2O_3 mixed thin films Y_2O_3 nanoparticles randomly dispersed inside the YBCO matrix were observed in the cross-sectional TEM images. The density of Y_2O_3 nanoparticles in YBCO films was controlled by varying the area of Y_2O_3 sector stuck on YBCO target: increasing the Y_2O_3 concentration on the modified target, the density of Y_2O_3 nanoparticles and matching field values also increased (Fig. 1). The maximum global pinning forces F_p at 77 K were 5.69 GN/m^3 , 7.78 GN/m^3 , 14.3 GN/m^3 and 1.15 GN/m^3 for pure YBCO film and for the Y_2O_3 2.51A%, 5.44A% and 9.22A%, respectively (Fig. 2). The 5.44 A% Y_2O_3 added sample presented very high value of pinning force at 77K, approaching the value obtained in YBCO films added with BZO nanorods [1], but almost without any depression on superconducting critical temperature: T_c of Y_2O_3 5.44A% sample is 89.2 K

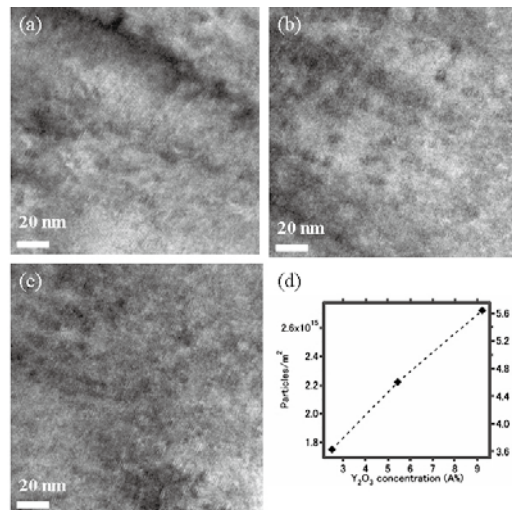


Fig. 1 - Plan-view TEM images of YBCO samples doped with: (a) 2.51 A% Y_2O_3 (b) 5.44 A% and (c) 9.22A%. (d) values of matching field for all the samples.

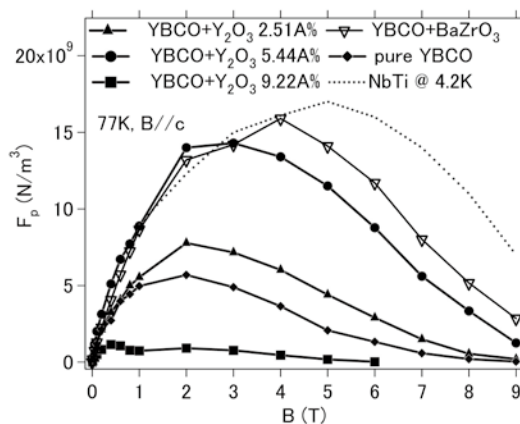


Fig. 2 - Global pinning forces F_p versus magnetic field B (77K, $B//c$) for pure YBCO film and YBCO films doped with Y_2O_3 compared with YBCO+ $BaZrO_3$ film and NbTi wires.

while YBCO+BZO film had a $T_c \cong 87$ K [1]. The results indicate that the further increase in F_p is possible and is high-impact goal to be pursued, together with finding the maximum pinning force that can be achieved in high magnetic fields

Acknowledgement

This work was supported by CREST-JST

References

[1] P. Mele et al., *Supercond. Sci. Tech.* 20, 244 (2007)

YBCO 薄膜におけるナノ析出物による強い磁束ピン止め(1)

—臨界電流の磁界角度依存性と透過電顕観察

Strong flux pinning in YBCO thin films due to nanometer-sized precipitates (1)

—Magnetic-field angle dependent critical currents and TEM observations

山崎 裕文, 大木 康太郎, 山田 博*, 中川 愛彦, 馬渡 康徳(産総研);(*現在、大島商船高専)

YAMASAKI Hirofumi, OHKI Kotaro, YAMADA Hiroshi*, NAKAGAWA Yoshihiko, MAWATARI Yasunori (AIST); (*present address: Oshima National College of Maritime Technology)

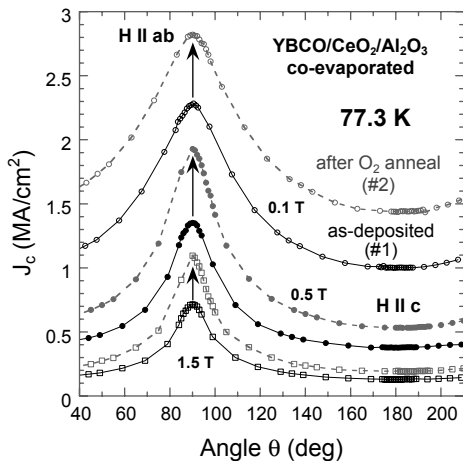
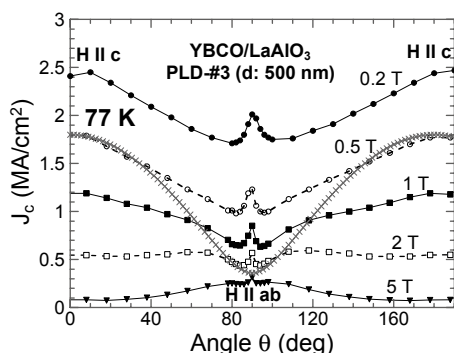
E-mail: h.yamasaki@aist.go.jp

1. はじめに

結晶が配向したエビタキシャル YBCO 薄膜は、単結晶や熔融バルク体と比較して、高い臨界電流密度 $J_c > 1 \text{ MA/cm}^2$ @77K を示すが、その高い J_c の起源(磁束ピン止め機構)はこれまでよく分かっていなかった。今回、 J_c の磁界角度依存性 $J_c(\theta)$ 測定と透過電子顕微鏡(TEM)観察から、YBCO 薄膜中に含まれる高密度のナノ析出物が主要なピン止め中心であり、 $J_c(\theta)$ の様子がナノ析出物のサイズによって異なることが明らかとなったので、報告する。

2. 典型的な2種類の YBCO 薄膜の J_c の磁界角度依存性

共蒸着法によって作製した YBCO/CeO₂/Al₂O₃ 薄膜(膜厚 $d = 300 \text{ nm}$, THEVA 社から購入 [1])の、液体窒素中で測定した $J_c(\theta)$ を図1に示す。試料 #2 は、試料 #1 を酸素中、425°C で 48 時間アニールし、 T_c を向上させたものである。YBCO 薄膜で一般的に観測される、 $H // ab$ のまわりの富士山型の $J_c(\theta)$ ピークが観測された。これに対し、我々がパルスレーザー蒸着(PLD)法で作製した薄膜の中には、 $H // c$ を中心とした、大きく、かつ、非常に幅広い $J_c(\theta)$ ピークを示すものがいくつかあった [2]。図2にその1例を示す。

Fig. 1 $J_c(\theta)$ in 300-nm-thick THEVA films #1 and #2.Fig. 2 $J_c(\theta)$ in a PLD-YBCO/LaAlO₃ film #3. Crosshatched curve (x) shows data calculated by Eq. (2) in the next page.

3. 透過電子顕微鏡観察

図2の $J_c(\theta)$ データを取得した PLD 薄膜 #3 について、TEM 観察を行った。図3(プランビュー)に示すように、直径が 6–25 nm の析出物が多数観察された [2]。本予稿には示さないが、図2と同様な $H // c$ を中心とした幅広い $J_c(\theta)$ ピークを示した YBCO/SrTiO₃ 薄膜でも、同様に、高濃度のナノ粒子(直径 5–20 nm)が観測された。そして、断面 TEM 観察から、それらが YBCO 相ではないこと、Zr ドープで観察されているような、 c 軸方向に整列したナノロッド [3] は形成していないことがわかった [2]。 $H // c$ の幅広い $J_c(\theta)$ ピークがこのような高濃度のナノ粒子によることが、強く示唆される。

図1の富士山型の $J_c(\theta)$ ピークを示した THEVA 薄膜 #1 についても TEM 観察を行ったところ、サイズが約 7 nm 以下の非常に微細な析出物が、多数観察された(図4)。試料作製において、全体の組成を少し Y リッチにして成膜しているため、これらが Y₂O₃ であることが示唆される。富士山型の $J_c(\theta)$ ピークが微細なナノ析出物によることが、初めて示された。

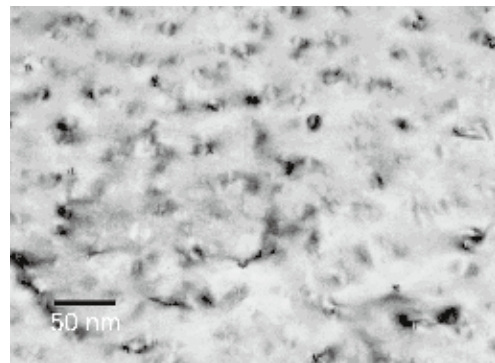


Fig. 3 TEM plan view of PLD film #3.

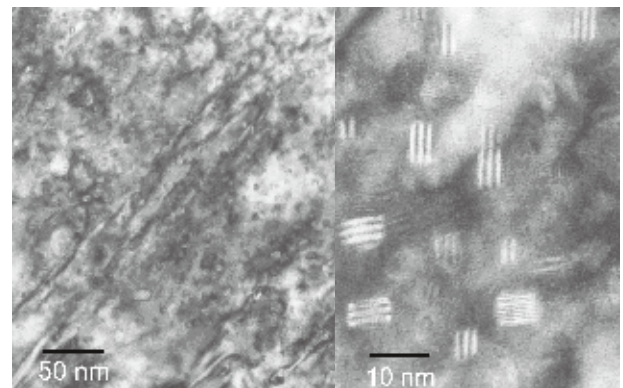


Fig. 4 TEM plan view of THEVA film #1.

参考文献

1. B. Utz et al: IEEE Trans. Appl. Supercond., 7 (1997) 1272
2. H. Yamada et al: Supercond. Sci. Technol., 17 (2004) 58
3. A. Goyal et al: Supercond. Sci. Technol., 18 (2005) 1533

YBCO 薄膜におけるナノ析出物による強い磁束ピン止め(2) —核相互作用の線形和と異方的GL近似による理論解析

Strong flux pinning in YBCO thin films due to nanometer-sized precipitates (2)

—Theoretical analyses based on a linear summation of the core pinning interaction and an anisotropic GL approximation

山崎 裕文, 大木 康太郎, 山田 博*, 中川 愛彦, 馬渡 康德(産総研);(*現在、大島商船高専)

YAMASAKI Hirofumi, OHKI Kotaro, YAMADA Hiroshi*, NAKAGAWA Yoshihiko, MAWATARI Yasunori (AIST); (*present address: Oshima National College of Maritime Technology)

E-mail: h.yamasaki@aist.go.jp

1. はじめに

前頁で、直径が 6-25 nm 程度で比較的大きい析出物を含む薄膜では、 $J_c(\theta)$ にc軸を中心としたブロードなピークが現れるが、直径が 7 nm 以下の非常に小さい析出物を含む薄膜では、 $H // ab$ 中心の富士山型の J_c ピークが観測されることを述べた。ナノ析出物のサイズの違いで磁界角度依存性が異なることを、ピン止め核相互作用の線形和(直接和)と角度に依存するコヒーレンス長 $\xi(\theta)$ を用いて説明した。

2. 富士山型の $J_c(\theta)$ ピークとランダムピンのスケール解析

THEVA 社製の共蒸着法 YBCO/CeO₂/Al₂O₃ 薄膜の $J_c(\theta)$ は、 $H // ab$ のまわりの富士山型の J_c ピークを示した(前頁図1)。このような $J_c(\theta)$ は、多くの場合、ランダムピンと呼ばれる相関のないピンに起因し、異方性パラメーター $\varepsilon(\theta) = (\cos^2\theta + \sin^2\theta/\gamma^2)^{1/2}$ を用いて、 $J_c(H, \theta) = J_c(\varepsilon H)$ と、 εH のみの関数となる [1]。前頁図1の $J_c(H, \theta)$ データについて J_c を εH に対してプロットしたところ、 $\gamma = 7$ のとき、各磁界で計算された $J_c(\varepsilon H)$ 曲線はなめらかにつながった(図1)。このスケール挙動から、これらの薄膜の $J_c(\theta)$ がランダムピンによることがわかるが、その磁界依存性は説明されていなかった。

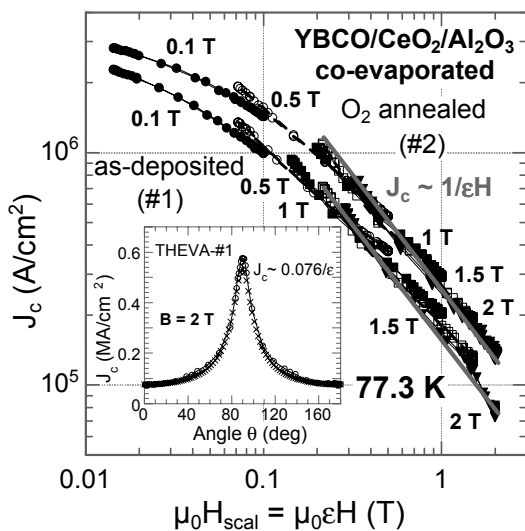


Fig. 1 J_c vs. $\varepsilon(\theta)H$ in THEVA films #1 and #2. Inset shows $J_c(\theta)$ at 2 T in film #1 and calculated data (x) using Eq. (1).

3. ピン止め核相互作用と異方的 GL 近似による理論解析

前頁図4のように、直径が 2ξ (≈ 7 nm@77 K) 以下の微細な絶縁体粒子(体積 V)が YBCO マトリクス中に存在する場合、量子化磁束の常電導核が粒子を含むことによって、 $(\mu_0/2)H_c^2 V$ だけ系のエネルギーが低下する(H_c : 熱力学的臨界磁界)。ピン止め核相互作用による要素的ピン力は、このエネルギーを、ローレンツ力で磁束がピンから外れるときの特性距離 ξ で除することによって得られ、 $f_p = \mu_0 H_c^2 V / 2\xi$ となる [2]。NbTi 線材では α -Ti 析出物による強いピン止めがあり、

要素的ピン力 f_p とピン濃度 N_p の積(直接和)で、実測のピン力密度 $F_p = J_c B$ を再現できる [3]。YBCO 薄膜でも直接和を仮定すると、 $F_p = f_p N_p = \mu_0 H_c^2 V N_p / 2\xi$ となり、ローレンツ力方向の $\xi(\theta) = \xi_{ab} \varepsilon(\theta)$ を用いて、

$$J_c = H_c^2 V N_p / 2\xi_{ab} \varepsilon(\theta) H \propto 1/\varepsilon(\theta) H \quad (1)$$

と計算される。多くの粒子がピン止めに寄与しない低磁界領域を除いて、図1の $J_c(\varepsilon H)$ は (1) 式に従い、また、2 T における $J_c(\theta)$ を $J_c(0^\circ)/\varepsilon(\theta)$ で近似した曲線(x)は、実験データを良く再現している(図1挿入図)。さらに、(1) 式で計算される J_c の絶対値は、実験値より1桁以上大きかったが、ピンの効率や、磁束クリーブの影響を考慮すれば、合理的である。

前頁の実験結果と上記の理論解析から、THEVA 薄膜におけるランダムピンの実態が直径 2ξ 以下の絶縁体粒子であることが明確になった。富士山型の $J_c(\theta)$ ピークは YBCO 薄膜やテープ線材で多く観測され、その場合にも、直径 2ξ 以下の微細なナノ析出物がピンとなっていることが示唆される。

次に、直径が 6-25 nm 程度で比較的大きい析出物を含む薄膜(前頁図3)についても同様の解析を行った。直径が $a > 2\xi$ の球状絶縁体粒子が磁束をピン止めする場合、特性距離が $a/2$ であることから [2]、 $f_p = \mu_0 H_c^2 \pi \xi^2$ となり、

$$J_c = H_c^2 \pi \xi_{ab}^2 N_p \varepsilon(\theta) / H \propto \varepsilon(\theta) / H \quad (2)$$

を得る。前頁図2の $\varepsilon(\theta)J_c(0^\circ)$ 曲線(x)は実験値とかなり一致したが、(2) 式の磁界依存性は 1 T 以上で成立した(図2)。1 T 以下は $J_c \propto \varepsilon/H^{1/2}$ で、有効的な $N_p \propto H^{1/2}$ が示唆される。

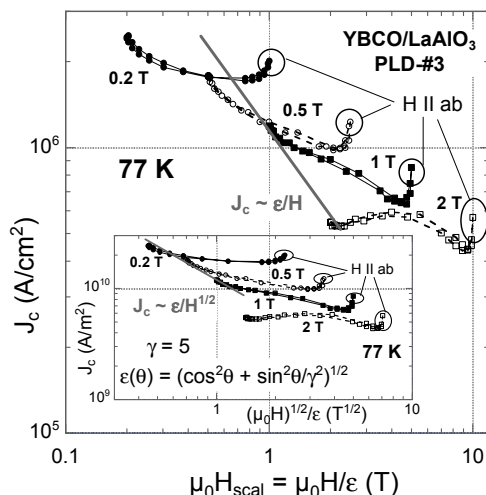


Fig. 2 J_c vs. $H/\varepsilon(\theta)$ (inset: vs. $H^{1/2}/\varepsilon(\theta)$) in the PLD film #3.

参考文献

1. L. Civale et al: Appl. Phys. Lett., 84 (2004) 2121
2. A. M. Campbell & J. E. Evetts: Adv. Phys., 21 (1972) 199
3. C. Meingast and D. C. Larbalestier: J. Appl. Phys., 66 (1989) 5971

TFA-MOD $Y_{1-x}RE_xBa_2Cu_3O_y$ 線材の磁場中高 J_c 化

Improvement of magnetic field dependence of J_c in $Y_{1-x}RE_xBa_2Cu_3O_y$ coated conductors

三浦正志, 吉積正晃, 山田穰, 和泉輝郎, 塩原融 (超電導工学研究所);

加藤丈晴, 平山司 (JFCC)

Masashi MIURA, Masateru YOSHIZUMI, Yutaka YAMADA, Teruo IZUMI, Yuh SHIOHARA(SRL);

Takeharu Kato, Tsukasa Kato (JFCC);

E-mail: m_miura@istec.or.jp

1. はじめに

近年、高温超電導体である $REBa_2Cu_3O_y$ ($REBCO$, $RE: Y, Gd, Sm$) は、液体窒素を冷媒とする温度 (65-77 K) において高い超電導特性を有するため、ケーブル、変圧器、超電導電力貯蔵装置 (SMES) などへの応用が期待されている。特に変圧器や SMES に用いる場合には磁場下での高い臨界電流密度 (J_c) が必要である。REBCO 線材の作製方法の一つに Trifluoroacetates Metal Organic Deposition (TFA-MOD) 法がある。TFA-MOD 法に対する磁場中 J_c 向上への試みとして、これまで単結晶基板上においては $BaHfO_3$ [3] や $BaZrO_3$ [4] などの導入が行われているが、金属基板上では Pulsed Laser Deposition (PLD) 法に比べて低い磁場中 J_c 特性に留まっている。

そこで本研究では、Y の一部を RE で置き換えた $Y_{1-x}RE_xBa_2Cu_3O_y$ (YREBCO) 超電導体内にナノ粒子を形成し、これらが磁場中超電導特性に及ぼす影響について検討した。

2. 実験方法

TFA-MOD $Y_{1-x}RE_xBa_{1.5}Cu_3O_y$ 溶液 ($RE=Sm, Gd$) に Zr 塩を溶解させ、 CeO_2 ($\Delta\phi=4$ deg.) / $LaMnO_3$ / IBAD-MgO / $Gd_2Zr_2O_7$ / Hastelloy TM C276 基板上に塗布、仮焼後、本焼を行い YREBCO+APC (Artificial Pinning Center) 短尺線材を作製した。本焼後の超電導層の膜厚は 0.8-1.9 μm である。

作製した TFA-MOD YREBCO 線材は、結晶構造評価を X 線回折 (XRD) 法、組成を誘導結合プラズマ発光分析法 (ICP) を用いて評価した。 T_c 、 J_c は四端子法を用いて、電気抵抗率の温度依存性および電流-電圧特性 (閾値 1 $\mu V/cm$) から算出した。また、微細構造観察を透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて行った。

3. 結果及び考察

Fig.1 に YREBCO+APC 線材の断面 TEM 像を示す [3]。図より 10~30 nm サイズのナノ粒子が数十 nm 間隔に、膜面方向だけでなく膜厚方向にもほぼ均一に分散していることが判る。この線材の EDS マッピング、XRD 測定及び SADP (Selected area diffraction pattern) 測定を行った結果、上述の分散粒子は $BaZrO_3$ であることが確認された。

Fig.2 に YGdBCO+BZO、YSmBCO+BZO 線材の 1T、77 K における J_c の磁場印加角度依存性を示す。図より YBCO に比べ、YSmBCO 線材は高い J_c を示すことが分かる。BZO ナノ粒子を有する YSmBCO+BZO 線材は、磁場印加に対して等方的な J_c - B - θ 特性を示すことが確認された [3]。さらに、Sm を Gd に変えることにより YGdBCO+BZO 線材は $J_{c,min}=0.64$ MA/cm² と最も高い値を示すことが確認された [4]。

以上、Y の一部を Gd に変えることにより高い自己磁場 J_c 、さらに BZO ナノ粒子を微細分させることにより等方的な J_c - B - θ 特性を得ることに成功した。

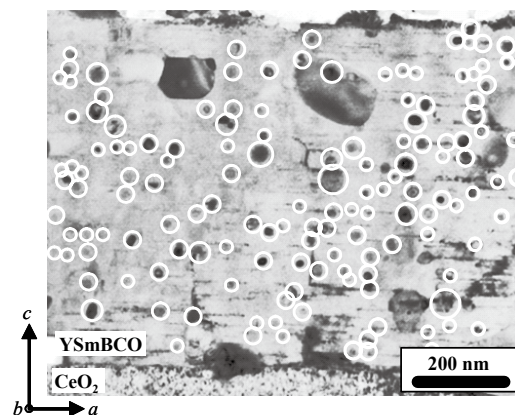


Fig.1 Cross-sectional TEM image of the YREBCO+APC coated conductors (CCs). Some nanoparticles are indicated by circles [3].

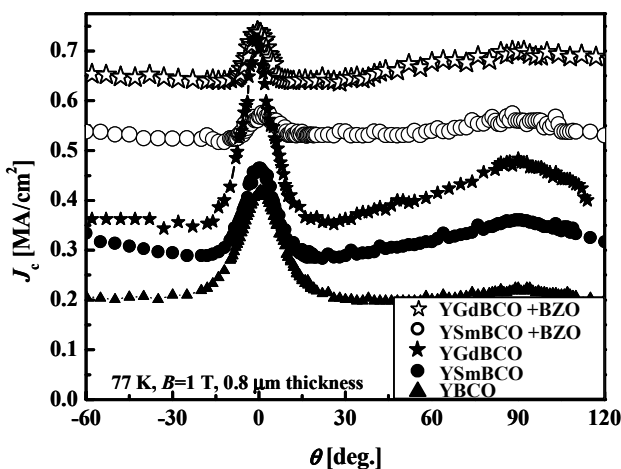


Fig.2 Field angular dependence of J_c at 77 K and $B=1$ T for YGdBCO+BZO [4] and YSmBCO+BZO [3] CCs compared with other CCs.

4. 謝辞

本研究はイットリウム系超電導電力機器技術開発 (M-PACC) の一環として、新エネルギー産業技術総合開発機構 (NEDO) からの委託を受け実施したものである。

また、本研究の一部は、(独) 日本学術振興会の特別研究員奨励費 (20・4011) の助成を得たものである。

【参考文献】

- [1] S. Engel et al., *Appl. Phys. Lett.*, **90** (2007) 102505.
- [2] J. Gutierrez et al., *Nat. Mater.* **6** (2007) 367.
- [3] M. Miura et al., *Appl. Phys. Express* **1** (2008) 051701
- [4] M. Miura et al., presented at the Applied Superconductivity Conference, Chicago, USA 21 August, 4MA05; to be published in *Appl. Phys. Express*

MOD 法による Zr 添加 RE123 膜における J_c 及び B_i 特性

J_c and B_i properties for Zr added RE123 films prepared by MOD method

淡路 智, 難波雅史, 渡辺和雄(東北大金研・強磁場センター), 三浦正志, 吉積正晃, 和泉輝郎, 塩原 融(超電導工研)

AWAJI Satoshi, NAMBA Masafumi, WATANABE Kazuo (HFLSM, IMR, Tohoku Univ.), MIURA Masashi, YOSHIZUMI Masateru, IZUMI Tetsuo, SHIOHARA Yuh (SRL)

E-mail: awaji@imr.tohoku.ac.jp

1. はじめに

REBa₂Cu₃O₇ (RE123, RE = rare earth)を用いたテープ線材開発において, MOD 法は低コストプロセスとして期待されている. しかし, 磁場を c 軸方向に印加した場合(B//c)の臨界電流密度 J_c 向上に有効な, Zr や Sn 添加によって PLD 法膜で形成されるナノロッドは, 成長プロセスの問題で, MOD の場合には形成されず, ナノ粒子となることが報告されている. 一方で, MOD 法の特性向上には, Ba 組成を化学両論組成から減らすこと(Ba-poor)や, RE サイトの Y を Gd や Sm で置換することで, 特性の向上が見られる[1].本研究では, これまでのところ MOD プロセスで高い臨界電流密度が実現できている(Y,Gd)123 に人工ピンとして ZrO を導入した試料に対して, 詳細な輸送特性を測定した結果について, 磁束ピンニングの立場から議論をする.

2. 実験方法

試料は TFA-MOD 法によって CeO₂/IBAD-GZO/Hatelloy 上に作製した(Y_{0.77}Gd_{0.23})123 に ZrO を 1wt% 添加した膜である[1]. この試料に対して, 通常の 4 端子法により, 電気抵抗と臨界電流の測定を, 磁場と温度および磁場印加角度を変化させて測定した. 試料の温度はヘリウムガスフローによって調整した. 磁場の印加角度は c 軸と平行方向をゼロ度として定義した. 臨界電流は $E=1\mu\text{V}/\text{cm}$ の基準で決定し, 不可逆温度は電気抵抗から, $\rho=10^{-2}\Omega\text{cm}$ となる温度として定義した. これは $J_c=10\text{A}/\text{cm}^2$ に相当する.

3. 結果と議論

図 1 に B//c に対する不可逆磁場 B_i を示す. 比較のため

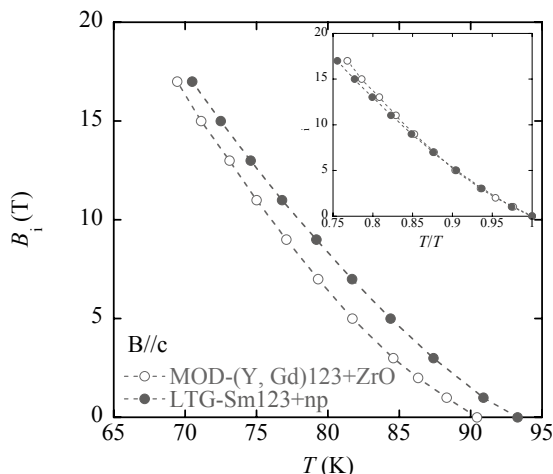


Fig. 1 Temperature dependence of B_i for MOD-(Y,Gd)123 and LTG-Sm123 films.

特性の高いとされる LTG 法によって MgO 単結晶基板上に作製された Sm123 膜の結果もプロットした[2]. MOD-(Y,Gd)123 試料の B_i は LTG-Sm123 膜よりも低い値を示すが, 挿入図に示すように臨界温度 T_c で規格化するとほぼ等しくなり, 低温領域では MOD-(Y,Gd)123 の方が若干高くなる傾向を示した. 図 2 に 77.3K における J_c の磁場印加角度依存性を示す. 特徴は, $\theta=0^\circ$ (B//c) にブロードなピークが見られる点と, $\theta=90^\circ$ (B//ab) のピークもブロードな点である. 60K まで冷却すると, $\theta=90^\circ$ のピークは, よりシャープかつ増大するが, $\theta=0^\circ$ のピークはブロードのまま大きくなる. これらの振る舞いは, LTG-Sm123 膜などの転位が c 軸相関ピンとして働いているとされる場合と, 低磁場領域で類似しているが, $\theta=0^\circ$ のピークの高磁場領域の挙動は若干異なっている. MOD 膜の場合, PLD と成長過程が異なるため, 柱状晶ができにくく, 膜の厚み方向に揃った刃状転移などはできにくいと考えられる. しかし, J_c 特性も θ 特性も, c 軸相関ピンの存在を示唆しており, c 軸方向に短い転位や双晶などでも c 軸相関ピンとして働いていると考えられる.

謝辞

本研究は, 超電導応用基盤技術研究開発業務の一環として, 新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の委託により実施したものである

Reference

- [1] M. Miura et al., Appl. Phys. Express, 1 (2008) 051701.
[2] S. Awaji et al., APL 90 (2007) 122501.

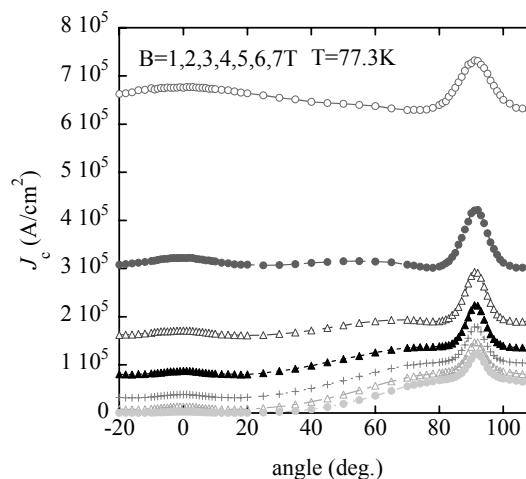


Fig. 2 Angular dependence of J_c for MOD-(Y,Gd)123.

TFA-MOD 法による低コスト YBCO 線材の開発(7) - 500 級線材の開発 -

Development of the low cost YBCO coated conductor using TFA-MOD process (7) - 500 m production by TFA-MOD process -

小泉勉, 中西達尚, 兼子敦, 青木裕治, 長谷川隆代 (昭和電線ケーブルシステム)
飯島 康裕, 齊藤 隆 (フジクラ)
高橋保夫, 和泉輝郎, 宮田成紀, 山田穰, 塩原融 (超電導工学研究所)

Tsutomu Koizumi, Tatsuhisa Nakanishi, Atsushi Kaneko, Yuji Aoki, Takayo Hasegawa (SWCC-CS)
Yasuhiro Iijima, Takashi Saitoh (Fujikura)
Yasuo Takahashi, Teruo Izumi, Seiki Miyata, Yutaka Yamada, Yuh Shiohara (SRL)
E-mail: k910576@snt1.swcc.co.jp

1. はじめに

Y 系超電導体に代表される RE-123 超電導線材は、他の酸化超電導線材に比べ、高い超電導特性を持つばかりではなく、製造速度が速いことが知られている。数ある RE 系超電導線材作製プロセスの中で、有機金属塩熱分解法 (TFA-MOD) は、原料溶液を基板に連続的に塗布・仮焼を行なうため、長尺線材の作製においては、比較的簡便な装置により、高速且つ安価に製造する事が可能である。更に本焼プロセスに一括処理が可能なバッチ焼成法を用いることにより、更に高速且つ安定な製造が可能となる。

本報では、Y 系超電導長尺線材における開発状況及びその結果について報告する。

2. 実験方法

トリフルオロ酢酸塩 (Y-, Ba-) 及びナフテン酸塩 (Cu-) を金属元素組成比 Y:Ba:Cu=1.0:1.5:3.0 として混合した原料溶液を、Hastelloy C-276®/Gd₂Zr₂O₇(IBAD)/CeO₂(PLD) で構成される幅 5mm の金属基板上に超電導工学研究所より移管を受けた Reel-to-reel (RTR) 式塗布・仮焼装置を用いて YBCO 超電導前駆体膜の成膜を行なった。

上記で得られた YBCO 超電導前駆体膜を、水蒸気を含む減圧低酸素雰囲気中、最高到達温度 750°C の条件下において本焼成を行った。その後、Ag 安定化層を形成し、酸素雰囲気中においてポストアニールを行い、試料とした。

臨界電流は、直流四端子法により液体窒素・自己磁場中にて測定を行った。尚、臨界電流値は電圧基準 1μV/cm で定義した。

3. 実験結果

(1) YBCO 超電導前駆体膜成膜速度の高速化

YBCO 超電導線材の低コスト化を図るため、YBCO 超電導前駆体膜成膜速度の高速化について RTR 塗布・仮焼装置を用いて検討を行った。全長 500m の Hastelloy® テープに 50m 毎に Hastelloy/GZO (IBAD)/CeO₂ (PLD) 基板を配置した模擬基板を作製し、運転速度 5m/h で成膜試験を行なった。Fig. 1 に、本条件にて成膜を行なった YBCO 超電導前駆体膜の本焼結果を示す。500m 全長に亘り、厚膜化に伴う臨界電流密度の低下は認められず、且つ短尺試料と同等の結果が得られたことから、本方式を用いた YBCO 超電導前駆体膜の成膜は有効であると考えられる。

(2) 500m 長 YBCO 線材の作製

H19 年に導入を行なった大型本焼装置を用いて 500m 長の YBCO 線材の作製を行い、評価を行なった。評価結果を Fig. 2 に示す。図中の特性分布は、超電導工学研究所のホール素子法評価装置を用いて測定を行ったものである。図に示すように、線材の大部分で 300A/cm-width を超える I_c 値を確認

することができた。また、全長通電試験において、500m の前半 250m において I_{c, etc}=310A/cm-width が得られた。

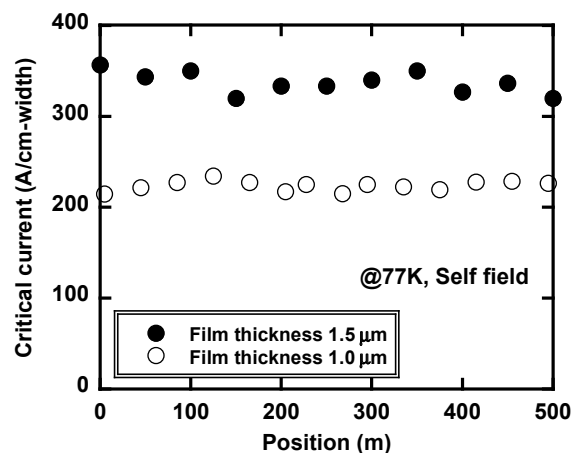


Fig. 1 Distribution of I_c properties of the YBCO precursor films using a reel-to-reel multi-coating system.

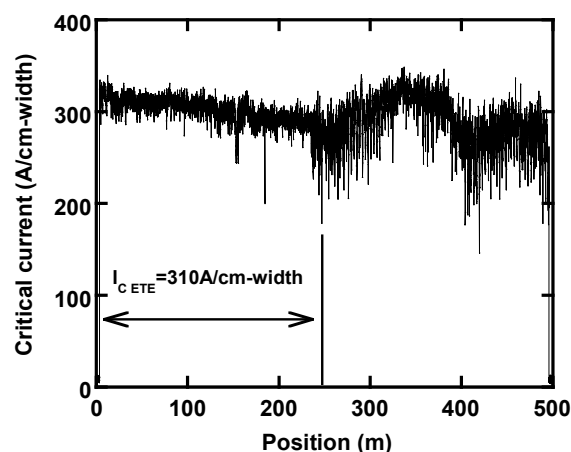


Fig. 2 Distribution of the critical current of the 500m-class YBCO tape.

謝辞

本研究は、超電導応用基盤技術研究体の研究として、(財)国際超電導産業技術研究センター (ISTEC) を通じて、新エネ総合開発機構 (NEDO) の委託により実施したものである。

アセチルアセトン金属錯体溶液を用いた塗布熱分解法による 薄膜超電導線材の開発

Development of REBCO wire by MOD method using metal acetylacetonate solution

中西 毅, 本田 元気, 山口 高志, 種子田 賢宏, 大松 一也 (住友電工)
 NAKANISHI Tsuyoshi, HONDA Genki, YAMAGUCHI Takashi, TANEDA Takahiro, OHMATSU Kazuya (SEI)
 E-mail: nakanishi-tsuyoshi@sei.co.jp

1. はじめに

REBCO (RE: 希土類元素) 系の高温超電導材料を電力送電用ケーブルやマグネット用コイルなどに用いるために、薄膜線材化する技術の研究開発が積極的に行われている。

塗布熱分解法(MOD法: Metal Organic Deposition法)は、原料溶液を基板上へ塗布、加熱分解して膜を形成する方法であり、大面積化や長尺線材化に有利な方法として注目されている。本研究では、アセチルアセトン金属錯体溶液をMOD法の塗布原料溶液として用い、ケーブルなどへ応用した場合に交流損失の少ないことが期待される低磁性の金属線材基板を用いて製膜を行った。

2. 実験方法

低磁性配向金属基板上へ拡散防止と超電導層と基板間の格子接合性を目的として、 $\text{CeO}_2 / \text{YSZ} / \text{CeO}_2$ から成る中間層を、気相法によりエピタキシャル成長させながら形成することで、MOD製膜用基材とした。

作製したMOD用基材と $\text{CeO}_2 / \text{YSZ}$ 単結晶基板を試験用の基板として用いた。Y、Ba、Cuの各金属アセチルアセトナート錯体混合溶液を基板上に塗布後、大気雰囲気による熱分解処理を行った。この塗布と熱分解処理を繰り返すことにより、狙いの膜厚に仕上げた。最後に、 $\text{Ar}-\text{O}_2$ 混合ガス雰囲気での熱処理と酸素ガス雰囲気での熱処理を経てRE=YであるYBCO超電導膜を形成した。得られたYBCO膜はX線回折測定により結晶性評価を行い、電子顕微鏡により表面観察を行った。超電導特性は、誘導 J_c 法を用い、液体窒素冷却下 $T=77\text{K}$ の自己磁場下において評価し、 T_c についても誘導法により測定を行った。

3. 結果

Fig.1にMOD用基材上に得られたYBCO膜表面の電子顕微鏡(SEM)像を示す。超電導層以外にも、異相と思われる相が観察された。Fig.2には、YBCO膜(103)のXRD極点図を示す。Fig.2より、得られたYBCO膜が2軸配向しており、 $\Delta\phi = 7.2^\circ$ から 8.8° の面内配向性を持つ事が分かった。以上の結果より、低磁性金属基板上へ2軸配向したYBCO膜を得ることに成功したことが分かった。超電導特性は、 $J_c =$

$0.9\text{MA}/\text{cm}^2$ 、 $T_c=89.6\text{K}$ の値を示した。また、同じ溶液を使用して作製した $\text{CeO}_2 / \text{YSZ}$ 単結晶基板では、 $J_c=3.0\text{MA}/\text{cm}^2$ 、 $T_c=89.9\text{K}$ の特性を示した。金属基板上と単結晶基板上との特性の差異は、基板の配向性の違いの影響を受けた為と考えられる。今後は、中間層の配向特性の向上や膜表面に見られる異相と思われる相の低減などを行い、さらなる特性向上を目指す。

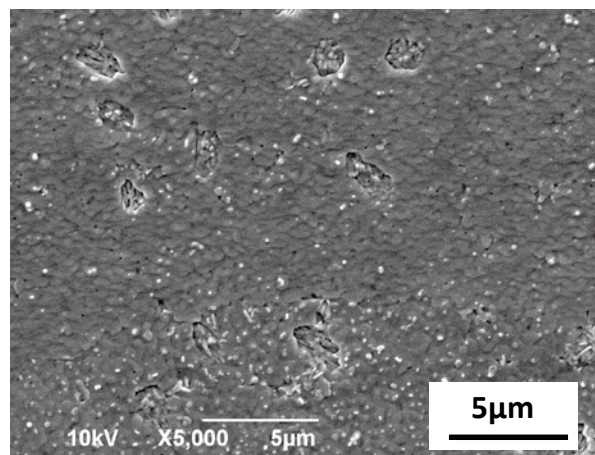


Fig.1 SEM image of YBCO film on metal substrate.

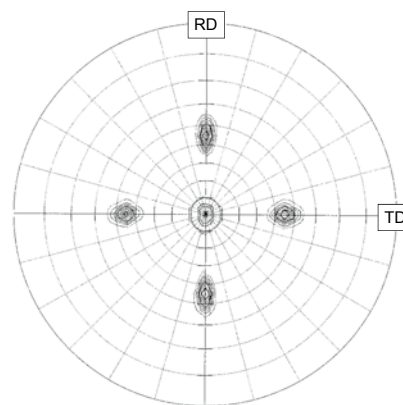


Fig.2 XRD pole figure of YBCO(103) on metal substrate.

4. 謝辞

本研究の一部は新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の委託を受けて実施したものである。アセチルアセトン金属錯体溶液によるYBCO超電導薄膜作製について、多数のご助言頂きました産業技術総合研究所の熊谷俊弥博士、山口巖博士に感謝申し上げます。

配向 Cu/SUS クラッドテープ上への 2 軸配向 YBCO 薄膜の作製

Preparation of biaxially oriented YBCO thin films on textured Cu/SUS clad tapes

上井 俊哉、富安 亮太、徳留 誠、白樂 善則(鹿児島大学);

嶋 邦弘、窪田 秀一(田中貴金属工業); 鹿島 直二、長屋 重夫(中部電力)

DOI Toshiya, TOMIYASU Ryota, TOKUDOME Makoto, HAKURAKU Yoshinori (Kagoshima University); SHIMA Kunihiro,

KUBOTA Shuichi (TANAKA Kikinzoku Kogyo K.K.); KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Co.)

E-mail: doi@eee.kagoshima-u.ac.jp

1. はじめに

Y 系超伝導線材の基材テープには、配向金属テープを使う手法と、無配向金属テープ上に IBAD 法により配向中間層を形成する手法が用いられている。現在、国内では IBAD 法を中心に開発が進められているが、低コスト化を考えた時には配向金属テープは熱処理のみで作製できるので魅力的である。これまで Ni もしくは Ni-W 合金テープが基材テープに用いられてきたが、Ni や Ni-W 合金は強磁性であるために交流電流通電時に大きな損失が発生してしまい、実用性に問題があった。そこで我々は、非磁性(反磁性体)である Cu を Y 系超伝導線材の基材テープとして開発してきた。

Cu は代表的な FCC 金属であり、冷間圧延と熱処理によって容易に{100}<001>集合組織を得ることができる。また Cu は Ni に比べて大幅に素材コストを低減できる。本年春の大会で、配向 Cu テープ上に Ni めっきを施し、その上に CeO₂/YSZ/CeO₂ 中間層を形成して高配向の YBCO 層を得て、77K、自己磁場中で $J_c = 4.5 \text{ MA/cm}^2$ と非常に高い特性を得たことを報告した。

今回、金属テープの機械的強度を向上させるために、配向 Cu テープと SUS316 を貼り合わせたクラッドテープ上に CeO₂/YSZ/CeO₂ 中間層を介して高配向の YBCO 層を作製したので報告する。

2. 試料および実験方法

30 μm 厚の配向 Cu テープは冷間圧延と熱処理によって作製し、SAB (Surface Activated Bonding) 法により 100 μm 厚の SUS316 テープと張り合わせた。その上にめっきで Ni 層を形成し、この Ni めっき層上に PLD 法を用いて CeO₂/YSZ/CeO₂ 層を形成し、その上に YBCO 膜を PLD 法で作製した。

CeO₂、YSZ、YBCO 薄膜の配向性を確認するために $\theta-2\theta$ 法による X 線回折測定(XRD)および極点図測定を行った。また、試料表面については走査電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した。試料の臨界電流密度(J_c)、臨界温度(T_c)は直流四端子通電法で測定した。

3. 結果と考察

Ni 層をめっきで形成した Cu/SUS316 クラッドテープ上に、CeO₂/YSZ/CeO₂ 中間層を形成し、その上に YBCO 層を 270nm 形成した。作製した YBCO 膜の(103)の極点図を測

定したところ、 $\alpha = 45^\circ$ のとき、 β 角が 0° から 90° おきにピークが確認でき、良好な 2 軸配向膜であることが分かった。また、 ϕ スキャン測定のピーク半値幅は 6.2 度と高い配向度を有していることが分かった。直流 4 端子法で測定したところ $T_c = 90.5 \text{ K}$ と良好な YBCO 層が得られていることが確認できた。図 1 に、77K、自己磁場中で測定した I-V 曲線を示す。臨界電流密度は $J_c = 2.4 \text{ MA/cm}^2$ と十分に高い値が得られた。また、YBCO の c 軸に平行方向に磁場を印加すると、弱磁場での急激な J_c の低下は観測されないことから、良好な粒界接合性が確保できていることが確認できた。以上のことから、Ni めっき Cu/SUS クラッドテープは、非磁性(常磁性)、低コスト、高配向であり、Y 系超伝導線材用の非常に優れた基材テープであることがわかる。

今回、機械的強度を高めるために、配向 Cu テープに SUS316 テープを張り合わせた。しかしながら、張り合わせに使用するテープは SUS316 には限定されず、多様な金属テープを使用することが可能である。例えば強磁性であっても構わない用途には SS 鋼などの超低価格な金属テープを用いることが可能であり、また SUS として最も一般的な SUS304 を使用しても構わない。また、高温強度などを重視する場合には Hastelloy を始めとする耐熱合金テープを配向 Cu テープと張り合わせることも可能である。YBCO/CeO₂/YSZ/CeO₂/Ni/Cu/高強度金属クラッドテープは非常に有望な Y 系線材であるものと考えられる。

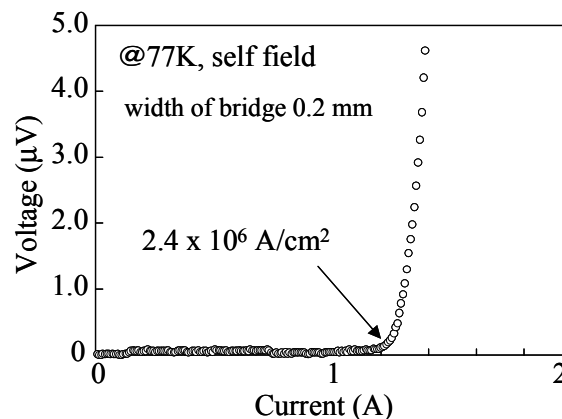


Fig.1 I-V curve of the YBCO deposited on the CeO₂/YSZ/CeO₂/Ni/Cu/SUS316 clad tape.

レーザースクライビング法の改良による超電導線材の細線化

Multifilament-process of coated conductors by modification of laser scribing method

町 敬人, 田辺圭一(超電導工学研究所)

TAKATO Machi, KEIICHI Tanabe (SRL-ISTEC)

E-mail: machi@istec.or.jp

1. はじめに

coated conductors を交流電力機器に応用するためには、交流損失を低減しなければならない。そのために、超電導層のアスペクト比を減少させる加工が必要である。これまでマルチフィラメント化する加工手法として、レーザースクライビング法を行ってきたが、レーザ加工の際にドロースが発生するという問題があり、フィラメント間の絶縁を保ったまま溝幅を低減することが困難であった。ドロースは Hastelloy が溶融したものであるため、後工程のエッチングでは除くことができない。そのために、レーザスポットよりもはるかに広くエッチングしなければ絶縁確保ができないことが溝幅が広がり I_c が低下する原因である。そこで、ドロースが発生しないレーザ加工条件を探るために、レーザ出力およびエッチング方法等の再検討を行った結果を報告する。

2. 実験方法

加工実験に用いた超電導線材は、4.5mm 幅の TFA-MOD 線材および 5.0mm 幅の PLD 線材で、いずれの線材も Hastelloy 基板上に GZO(IBAD)-CeO₂(PLD) のバッファ層が形成された全長 100mm のものを用いた。加工前の臨界電流値は 90-148A (77K self field) であった。スクライプ後のエッチングのマスク材としては、12.5 μ m 厚(糊層除く)のカプトンテープを用いた。スクライビングには、355nm の Q スイッチ型 Nd:YAG 5 W レーザ(片岡製作所 KLY-QV5 α)を使用した reel to reel での加工が可能なレーザ加工装置(ファインデバイス製)を用いた。その際にレーザの出力をアッテネータにより 100% から 20% まで変化させて、3つのフィラメントに分割した。フィラメント間抵抗を測定するために、試料の幅方向のエッジにもレーザによる加工を施した。レーザでスクライプ加工した線材は、過酸化水素とアンモニアの 1:1 混合液および硝酸系のエッチング液による 2段階エッチングまたは硝酸系エッチング液のみの 1段階エッチングによって溝内の Ag および超電導層を除去し、フィラメント間の絶縁抵抗の確保を行った。エッチングは目視によって、Hastelloy 基板が露出するまで実施した。各エッチング工程後は、純水でリンスした。

加工後の線材について、3次元形状観察装置(KEYENCE KS シリーズ)によりドロースの発生の様子を観察した。マルチフィラメント化された線材の性能は、フィラメント間抵抗および 77K self field での各フィラメントの臨界電流値 I_c の測定を行った。

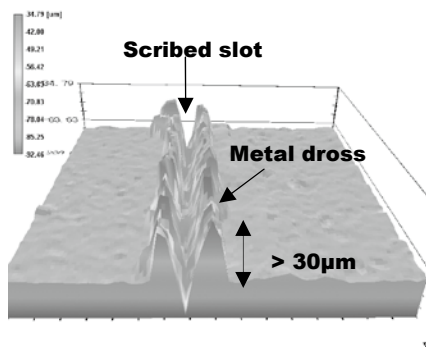


Fig.1 Surface morphology by using 100% laser power.

3. 実験結果

図1にレーザ出力が 100% の場合のフィラメント化された線材の溝周辺の 3次元形状観察結果を示す。これはエッチング前の表面状態である。ドロースは本来の試料表面から 30 μ m 以上の高さまで達する場合もあることが分かり、Hastelloy が溶けて固まった状態であるドロースはその後のエッチング処理によって取り除くことはできなかった。

ドロースが出ないような条件をレーザの出力を低下させながらトライアンドエラーにより探索した結果、25% から 20% ではドロースが発生しないことが分かった。こうして得られた溝について、Ag 層を過酸化水素とアンモニアの混合液で、超電導層を硝酸系エッチング液で除去した場合の溝の光学顕微鏡写真と表面状態を図 2(a),(b) に示す。この場合には、ドロースの発生がなかったために、溝の断面形状が長方形になっていることが分かる。低く押さえた出力により、レーザはカプトンと Ag 表面を削るのみで留まることより、これを我々は shallow laser scribing と呼んでいる。

Shallow laser scribing と 2段階エッチングで加工したフィラメント間抵抗は、1M Ω 以上(100mm 長)、溝幅は 100-200 μ m、エッチング時間は約 1/10、加工による I_c の低下率は 10-25% となり、従来の加工プロセスより改善することに成功した。

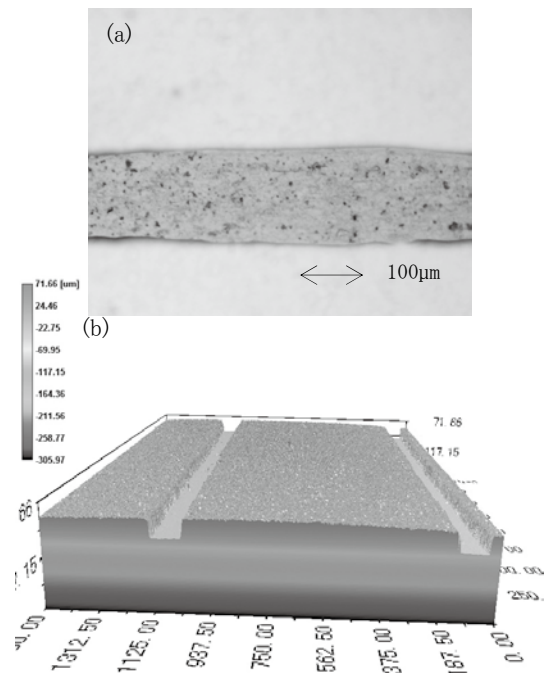


Fig.2 (a) Optical microphotograph of a slot and (b) the surface morphology after the shallow laser scribing.

4. 謝辞

coated conductors の試料を提供していただいた、昭和電線の青木氏(TFA-MOD 線材)およびフジクラの飯島氏(PLD 線材)に感謝いたします。本研究は、新エネルギー産業技術総合開発機構(NEDO)の委託を受けて実施したものである。

低温での材料試験とステンレス鋼の変形挙動・マルテンサイト変態

Mechanical testing; deformation behavior and martensitic transformation of stainless steels at cryogenic temperatures

緒形 俊夫 (NIMS)

OGATA, Toshio (NIMS)

E-mail: OGATA.Toshio@nims.go.jp

1. はじめに

1) 低温工学の進歩と材料試験

材料は低温で硬くなり、脆くなるものもあるため、構造材料を極低温で使用するには、使用温度での強度や疲労寿命などの特性を評価する必要がある。しかし、決して小さくはない試験片を数トンを負荷するジグとともに、真空断熱槽の中で極低温まで冷却・保持し試験を行うことは容易なことではない。近年、真空技術、計測技術、冷凍技術等の進歩の中で、極低温材料試験に関しても低温工学の発展が大いに役立ち、30年前は困難であった材料特性も取得できるようになった。最新の冷凍システムを用いた試験結果は、「構造材料」のセッションで報告するが、世界有数の設備を誇る NIMS の極低温材料試験と低温での試験技術を本報告でも紹介する。

2) ステンレス鋼の変形挙動と相変態

代表的な極低温構造材料の SUS 304L や SUS 316L 等のオーステナイト系ステンレス鋼は、低温で加工誘起マルテンサイト変態を生じ¹⁻⁴⁾、低温から極低温にかけて強度特性が変化するとともに、極低温ではセレーションを伴う不連続変形が起き、試験片温度が上昇し得られる特性が変化する⁵⁾。さらにオーステナイト系ステンレス鋼の低温における水素環境脆化には加工誘起マルテンサイト変態挙動が関与している⁴⁾。このような材料を水素環境下で用いるには、低温での強度変化のみならず、変態挙動を十分に把握しておく必要がある。

そこで本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼の室温から液体ヘリウム温度にかけての引張試験を行い、引張特性を求め、77 K 以下での荷重-伸び曲線と試験片の発熱挙動を把握するとともに、室温から極低温にかけての塑性変形量とマルテンサイト変態量の関係を系統的に初めて求めた。

2. 試験方法

供試材は、市販の SUS 304L 及び SUS 316L で、試験片平行部の初期のフェライト量は、フェライトスコープによる測定で SUS 304L と SUS 316L それぞれ約 0.6 % と 0.8 % である。

4 K の試験は液体ヘリウム中、77 K は液体窒素中であり、10 K から 70 K は、トランスファーチューブより液体ヘリウムを少しずつ治具上方の受け皿に流し込み試験片と治具等を冷却しつつ、Fig. 1 に示すように、試験片グリップに埋め込んだヒーターと温度センサーにより温度制御し、試験片中央部に括り付けた温度センサーで塑性変形中の試験片温度を測定した。また 190 K から 260 K は、市販の冷凍機により冷却制御したアルコール中に試験片を浸して、試験を行った。

試験片の温度測定は 4, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70 K で、塑性変形量ごとのフェライト量の測定試験は、4, 20, 40, 60, 77 K 及び 193, 223, 233, 243, 263 K と室温(296 K)で行った。

4, 20, 40, 60 K において塑性変形量ごとのフェライト量を測定する試験では、所定の塑性変形量の 5 %, 10 %, 15 % にて中断し除荷した後、クライオスタットを取り外して、フェライトスコープのプローブを冷媒直上で冷却状態の試験片に押し当

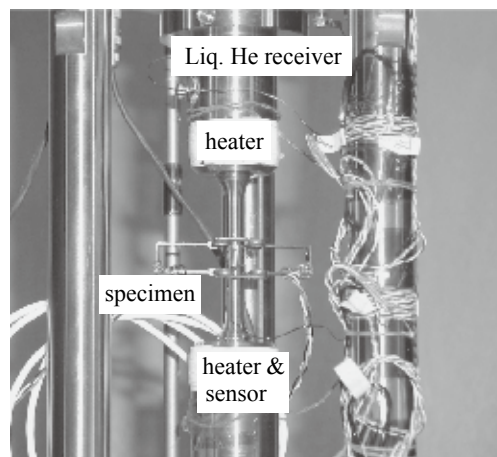


Fig.1 Instruments for temperature-controlled tensile tests.

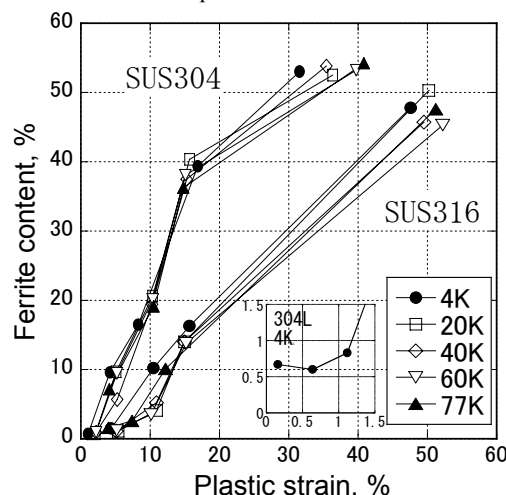


Fig. 2 Volume fractions of the α phase obtained by ferrite scope measurements of specimens for SUS 304L and SUS 316L deformed at 4, 20, 60, and 77 K.

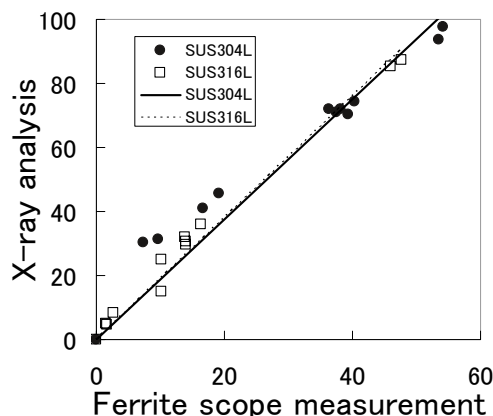


Fig. 3 Relation between the measured values obtained by the ferrite scope and X-ray diffraction analysis for SUS 304L and SUS 316L.

て変形途中かつ逆変態が生じる前のフェライト量を測定した。193~263 Kでは、引張試験を中断せずに負荷中の試験片にプローブをあてて測定した。4 Kと77 Kでの試験では、塑性変形量ごとに試験片を取り替え、室温でフェライト量を測定した。さらにフェライトスコープによって測定されたフェライト量と加工誘起マルテンサイトの α' 相や ϵ 相また γ 相量との相関を把握するため、X線回折による測定を行い、相関式を求めた。

3. 試験結果

4 Kから77 Kでフェライトスコープにて測定した α' マルテンサイトを含む包含的なフェライト量(α_{all})の塑性歪み量と温度による変化をFig. 2に示す。 α_{all} は、この温度域では温度による差はほとんど見られず、塑性歪み量とともに増加している。Fig. 3はフェライトスコープによって測定した α_{all} とX線測定によって求められた α' 量の相関で、傾き約1.9が求まり、フェライトスコープで簡便に変態挙動を把握できるようになった。

室温から193 KにかけてのSUS 304Lの塑性変形に伴う α_{all} の変化を77 Kと4 Kの変化と併せてFig. 4に示す。Fig. 3から、 α_{all} の60%が α' 相量100%に相当する。室温から193 Kにおいても、フェライト量は塑性歪みとともに増加しているが、さらに233 Kまでは温度の低下とともに増加している。233 Kから4 Kまでは温度による影響は小さく、ほぼ重なっている。Fig. 5に316Lの結果を示す。316Lにおいては、室温から233 K辺りまで、破断直前まではフェライト量は、ほとんど増加しない。223 Kで40%歪み付近、193 Kで20%歪み付近、4 Kで5%歪み付近からと、増加の開始が早まるとともに塑性歪みによって生じるフェライト量も増加している。これらの結果は、SUS 304LとSUS 316Lのオーステナイト相の温度と塑性歪みに対する安定性の差異を示すものである。

Fig. 6にマルテンサイト変態挙動を5%と40%の塑性歪み量での α_{all} で整理した結果を示す。SUS 304Lでは、5%歪みでも240 K以下の温度で、温度の低下とともにフェライト生成量が増加し、40%歪みでは220 K以下で急激な増加が見られ、230 K以下では、200 Kで極大を示すようにも見えるが、50% (X線測定では95%に相当)でほぼ一定となっている。一方SUS316Lにおいては、5%歪みでは4 Kまで温度が低下してもフェライトが測定されず、オーステナイト相が安定であることを示している。40%歪みでは220 K以下で温度の低下とともにフェライト量が増加していた。

以上、得られた成果は、微小歪み域での強磁性体の生成挙動の把握という観点では、強磁場マグネットの構造材料の設計の参考になり、水素エネルギー関連分野におけるこれら材料の環境脆化の評価及び水素や転移の挙動に伴う材料の脆化機構の解明に多くの貴重な指針を与えるとき期待される。

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)「水素安全利用等基盤技術開発—水素用材料基礎物性の研究」プロジェクトで実施した。

参考文献

- 1) C.J. Gunter and R.P. Reed, Trans ASM **55** (1962) 399
- 2) R.P. Reed and C.J. Gunter: "Stress-induced martensitic transformations in 18Cr-8Ni steel", Trans. Met. Soci. AIME **230** (1964) 1713-1720
- 3) J. Dash and H.M. Otte, Acta Met. **11** (1963) 1169
- 4) G. Han, J. He, S. Fukuyama, and K. Yokogawa, Acta Mater., **46** (1998) 4559-4570
- 5) 緒形俊夫、石川圭介、長井 寿:「ステンレス鋼、銅およびアルミニウム合金の極低温引張試験における歪み速度の影響」, 鉄と鋼 **71** (1985) 1390-1397

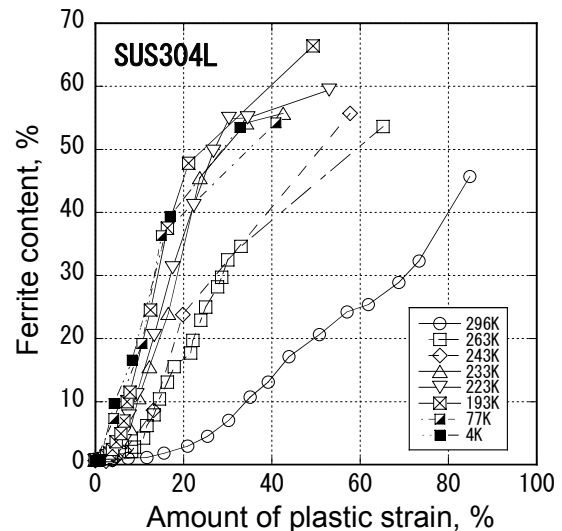


Fig. 4 Ferrite content obtained by ferrite scope measurements of specimens deformed from 296 K to 4 K for SUS304L.

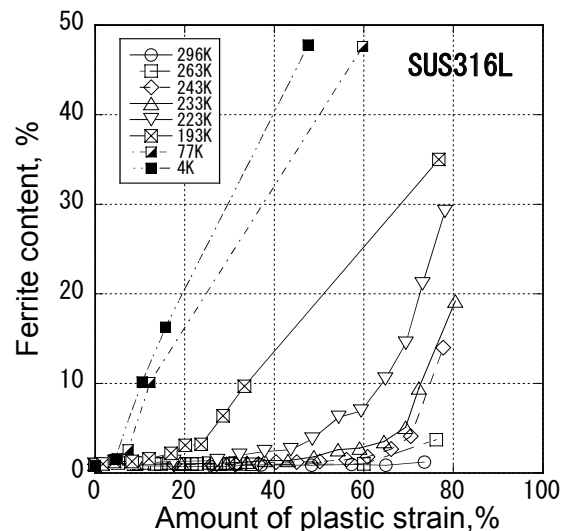


Fig. 5 Ferrite content obtained by ferrite scope measurements of specimens deformed from 296 K to 4 K for SUS316L.

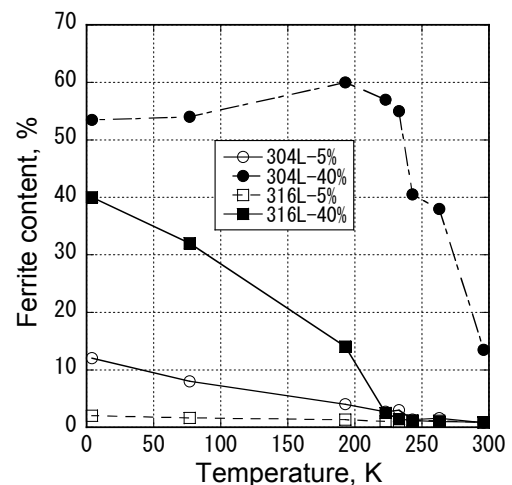


Fig. 6 Ferrite content at 5 and 40% plastic strain for SUS304L and SUS316L from 296 K to 4 K.

寺田寅彦と地球

鈴木 堯 士 (高知大学名誉教授・理学博士)

1. はじめに

寺田寅彦(1878年—1935年)の言葉として忘れてはならないのが、有名な「天災は忘れた頃来る」である。ただし名言であり、この言葉は後世に引き継がれ、息づいている。ところが、この言葉は寅彦のどの随筆・科学論文・講演要旨・書簡を探しても見当たらない。しかし、彼のいくつかの随筆には、これとほぼ同じことが少し違った表現で出ており、これらが寅彦の名言であるという伝承を生んだ根源ではないかと考えている。

寅彦は日本を代表する地球物理学者、実験物理学者、随筆家、俳人などと言われている。しかし、彼が地球科学者として、後世に残る科学論文を数多く執筆していることはあまり知られていない。

本稿では、寺田寅彦がどのように地球を解剖したのかを、主に科学論文に書かれた「寅彦の地球観」に焦点を合わせて述べてみたい。詳細は拙著『寺田寅彦の地球観—忘れてはならない科学者—』(2003)に記述しているので、ご覧いただければ幸いである。

2. 寅彦独特の連想的科学眼

224編に及ぶ寺田論文は、それぞれ独立した論文である。個々の論文にはそれぞれ明確な起承転結があり、単独の論文としても教えられることが多く、科学眼の鋭さを読み取ることができる。しかし、寺田論文の本当の素晴らしさは個々の論文ではなく、次に書かれる論文の中に内容をさらに発展させた「続き」があり、連続論文になっている場合が多いことである。さらに見逃してはならない重要な点は、「続き」で取り扱う題材・テーマが、前論文で扱ったものとは全く異なったり、大きく掛け離れていることである。これらを科学的根拠に基づいて分析し、結び付けていく発想力は見事という外はない。これは誰にも真似することのできない寅彦独特のものであると考えられるので、「寺田寅彦の連鎖(想)的科学眼」と名付けた(鈴木, 2003)。

以上述べてきたことを、寺田論文で2、3実例を挙げながら具体的に記述してみる。

3. 「椿の花の落下」から「地震予知問題」へ

椿の花の落下現象を見て、地震の予知ができるわけではない。連想的に寅彦の考えが進展し、最終的に両者が結び付いていく経緯を説明する(以下、カッコ内の数字は寺田論文が公表された年号を示す。紙面の都合で正式の論文名を記載できないが、鈴木(2003)の末尾にはここで引用する大半の論文の正式名が掲載されているので、参照されたい)。

椿花の落下運動(1932・33)→椿花の落下数の変化(1932・33)→伊東群発地震の発生回数の変化(1932)→関東地方の地震発生回数(1932)→地震の予知問題(1932)。

寅彦は1931—32年の2年間かけて、東京の寺田邸の庭と東大構内および理化学研究所(寅彦研究室の窓前)にある6本の椿について、その花の落ち方並びに落下数を詳細に観察・記録した。まず寅彦は椿花の落下数の日変化を、約1カ月間記録した。その結果、落下数は日を追って急勾配で増加し、あるピークを迎えると落下数が低勾配で減少していく事実

を確認した。つまり、落下数曲線は平均レベルの周りに分布するガウス曲線(左右対称曲線)にはならず、そのピークは前半の10日目付近にあり、非対称になることに気付いた。一方、ちょうどその時期、伊豆半島の伊東付近で群発地震が発生し(1930年)、寅彦はその群発地震の発生回数を2カ月間入念に調査した。その結果は前述した椿花の落下数変化に極めて類似したパターンを示すことを突き止めた。つまり、2カ月間(60日)の群発地震の発生ピークは前半の25日目にあり、その前後で非対称に次第に回数が減少していく曲線が得られた。寅彦は「自然現象の中には、全く類似した統計的分布を示す場合があると考えられる」と述べ、何の関係もない「椿花の落下」と「群発地震」とを結び付けて論じた。

さらに、寅彦の眼は関東地域で発生した月別地震発生回数へ向けられた。彼は1920年から1926年の7年間に、関東地域で起こった目立った地震の発生回数を調査した。その結果、時間的スケールは大きく異なるものの、前述した伊東群発地震の発生回数パターンと極めて類似していることに寅彦は気付いた。すなわち、関東地域での7年間の内、前半の1923年9月1日(関東大地震)にピークを持つ非対称の地震発生回数の変化を示す曲線が存在することを確認した。寅彦は論文の中で「問題の関東地震群は、1921年の終わりに始まっており、そのクライマックスが関東大地震であったと言う結論を導くことができるであろう」と述べ、控え目な表現ではあるが、巨大地震の予知に応用できることを匂わせている。以上は寅彦の連想的科学眼の1例である。

4. 「日本海島列の分布」から「日本海拡大論」へ

日本海拡大説を最初に提唱したのが寺田寅彦であることはよく知られている(鈴木, 1998, 2001, 2003)。この説が概ね正しかったことは、近年の調査・研究からほぼ実証された。寅彦の先見性・着想力の素晴らしさには驚かされる。しかし、彼がその事実いきなり気付いたわけではなく、幾つかの伏線があり、独特の連鎖的科学眼がこの説を導き出したと言える。

日本海沿岸の島列(1927)→島弧の曲率(1931)→島弧の曲率と緯度の関係(1931)→大和堆の存在(1934)→陥没説の否定(1934)→日本海拡大論(1934)。

本研究の最初のきっかけは、寅彦が日本海側には本州沿岸から25～53キロ離れた沖合に多くの島列(壱岐・対馬・沖島・隠岐・佐渡・飛鳥・奥尻島・利尻島・礼文島など15以上の島や諸島)が海岸線に沿って存在するのに対し、太平洋側の海岸線に沿っては全く島が存在していないコントラストに気付いた。寅彦は、日本海側にある各島と対岸の本州地域の地質を比較・検討した。また、これら島々と本州との間に存在する日本海海底のデータも集めた。その結果、日本海側にある各島は日本列島が南に漂移した際に本州から引きちぎられ、取り残された「落とし子」であると結論づけた。さらに、寅彦の眼は太平洋全体の島々に向けられ、どの島列も太平洋に向かって弓なりに張り出すような曲線を描き、アリューシャン列島→千島列島→日本列島→琉球列島→フィリピン列島と高緯度から低緯度に向かうにつれて列島の曲がり方がきつくなる(曲率半径が小さくなる)ことに気付いた。この原因として、彼は太平

洋海底の「シマ」(現在のマントル上部?)が流動し、流動する速度が低緯度ほど速いからではないかと考えた。さらに、寅彦は日本地図から本州を海岸線に沿って切り取り、それを朝鮮半島の北東端から北のアジア大陸海岸線に近付けると、ほぼピッタリ日本海側の海岸線に合わせることを確かめた。しかし、ウラジオストク付近の凹部分だけではどうしても隙間ができる。寅彦はこの「隙間」を埋める大陸塊が日本海の中央部に存在する浅瀬の「堆」(現在の大和堆)であることを自信を持って主張した。近年の深層ボーリング掘削の結果、この大和堆が白亜紀の花こう岩・火山岩からなる大陸地殻の塊片であることが証明された。

寺田寅彦の日本海拡大論は、近代の種々の地球科学的手法を使って、その正しさがほぼ実証された。ここまで日本地図を眺めながら寅彦の頭に浮かんだ発想が、最終的に日本海拡大論として結実した彼の「連想的科学眼」の素晴らしさを要約してみた。

5. 「土佐湾海底の地形」から「プレート論」へ

寺田寅彦が今から80年前の論文で、すでに「plate」という表現をしばしば使い、「プレートテクトニクス論」を展開していた事実を知る人は少ないと思う。その詳細は鈴木(2003,2005,2006)に記載している。また、ウェーゲナーの「大陸移動説」を初めて日本に紹介したのが寅彦である。1923年4月の日本天文学会春季定会で、彼は「ウェーゲナー大陸移動説」と題して講演し、その中で「シアルの板が浮かんでいる」、「板が動く」という彼独自の表現を使い、岩板(プレート)が地球表面を動いているという考えをすでに持っていた。土佐湾海岸の地形(1928)→土佐湾の深度変化(1932)→土佐湾の海底変化(1932)→サンゴ礁の成長と海底沈降(1934)→室戸岬の隆起(1934)→地震の発生メカニズム(1934)→海底の下方への引きずり込み(1934)→沈み込み帯(1934)→プレート論(1934)。

寺田寅彦は高知市付近の陸上地形図を眺めながら寅彦独特の科学眼で、高知市を東西に二分する浦戸湾をはさんで東部と西部の地形が食い違っていることにまず気付いた。それを確認するため土佐湾海底の深度変化も調べ、浦戸湾の東部地域が南に向かって500メートル沈り落ちたことを明らかにした。この延長上にサンゴ礁の成長と室戸岬の隆起に関する論文がある。すなわち、寅彦は日本海軍水路測量部が行なった二度の土佐湾水深測量(1884—1891年と1928年)の結果を比較・解析し、海底地形にどのような変化が起こったかを分析した。その結果、水深測量データから土佐湾では年間平均7ミリ沈んでいることを確認した寅彦は、サンゴ礁の成長速度が年間平均数ミリであることにも気付いていた。また、室戸岬先端部付近の海底が逆に隆起しているという事実を確認した。さらに、室戸岬沖の海底が下方に引きずり込まれ、その影響で沈降していた土佐湾の海底がある限界に達すると一気に跳ね上がり、大地震が発生し、室戸岬が隆起すると考えた(鈴木, 2006)。また、寅彦は室戸岬の突然の隆起に伴って、高知市を含め四国中央部の南斜面の地塊が扇状に南へ滑落したのではないかと推測した。また、海底の岩盤が下方に引きずり込まれる現象・場所に対して、寅彦が初めて使った「沈み込み帯」(subduction zoneではなく、depressed zoneと表現している)という言葉は、現在のプレートテクトニクス理論でもしばしば使用されている。この部分の寺田論文を直訳してみると、「大洋底から大陸縁に向かって液状シマの流れがあれば、大陸縁近くのシマの表層は、海岸縁の手前で沈み込み帯を

形成するように、下方に引きずり込まれると思われる。そのために、太平洋縁辺には多くの深い海溝を形成し得る」。70年前に書かれた寺田論文の中に、時代を一人で先取りした「プレート論」が明確に記述されているのである。

以上述べてきたように、寅彦が高知市を中心とする土佐湾沿岸の地形を調べて、直ちにプレート論にたどり着いたわけではない。誰にも真似のできない、独特の連鎖的発想力を通じて種々の題材を結び付けていってたどり着いた結論であり、寅彦の科学眼の鋭さを改めて痛感する。

ここまで寺田寅彦の科学論文に記載された「地球観」のごく一部を紹介させていただいた。その他「地震と漁獲高」、「地震と雷雨」、「地震と稲妻」、「地震発光現象」、「地震帯と緯度の関係」、「地震とアイソスタシー」、「地震で発生する割れ目」、「地震波伝播の異常」、「地震と津波」、「コロイドと地震」、「地殻の水平・垂直運動」、「地磁気と地殻構造」、「対流循環と地殻移動」、「火山の形」、「大島火山」、「浅間山火山」、「南硫黄島海底火山」、「温泉の成因論」、「石油の成因論」、「疑似周期性」、「X線ラウエ・スポット」、「岩塩結晶の変形作用」、「地沈り」、「山崩れ」、「砂層の崩壊に関する実験」、「砂層の階段状断層」など、本稿では紹介し切れなかった興味深い地球科学関係の科学論文が数多くある。これらの紹介は別の機会に譲りたい。

門弟の藤原咲平氏(第5代中央気象台長)は、「寺田先生は常に自然界の現象について、いかなる些細なことにでも興味を持って注意を向けられた。普通人が見落して過ぎることを、大した努力なしに常に拾い上げられた。そしてその豊富な見聞を先生の明晰な頭脳で整理された。先生は種々の自然現象を実験に基づいて研究し、統計物理学を重視された。先生の研究は一つ一つ噛みしめる時、無限の味がある。しかもこの味の解る人の少ないのを嘆く」(『氣象感觸』、1942)と述べている。確かに、これまで地球物理学者や地震学者が本格的にしかも幅広く寺田論文の内容を紹介した例を知らない。寅彦が種々の論文の最後に、地球物理学者・化学者・生物学者・海洋学者・地質学者・地球科学者に寺田手法を使ってさらなる研究に期待する、と口を酸っぱくして何度も述べているにもかかわらず、現代の自然科学者がこれを無視しているように見えることが非常に気掛かりである。

引用文献

- 鈴木堯士(1998) 四国はどのようにしてできた
—地質学的・地球物理学的考察—。南の風社, 197p.
鈴木堯士(2001) 寺田寅彦と地質学。「櫛」特集号, 1—12。
鈴木堯士(2003) 寺田寅彦の地球観—忘れてはならない科学者—。高知新聞社, 300p。
鈴木堯士(2005) 寺田寅彦と地球科学—時代を先取りした地球観の確立—。地球科学, 第59巻, 第1号, 68—71。
鈴木堯士(2006) 寺田寅彦と地球科学(その2)
—土佐湾での動く海底の研究から—。地球科学, 第60巻, 第3号, 263—267。

《引用した寺田論文は紙面の都合で割愛した。鈴木(2003)には論文題名・共著者名・発行年・雑誌名が掲載されているので参考にされたい》

超伝導加速空洞試験設備 (STF) 用クライオモジュールの開発の概要

Overview of the Cryomodule Development for Superconducting RF Test Facility (STF)

土屋 清澄、大内 徳人、加古 永治、小島 裕二、斎藤 健治、佐伯 学行、寺島 昭男、仲井 浩孝、野口 修一、早野 仁司、原 和文、東 憲男、久松 広美、細山 謙二、増澤 美佳、山本 明 (高エネ機構)

TSUCHIYA Kiyosumi, OHUCHI Norihito, KAKO Eiji, KOJIMA Yuzou, SAITO Kenji, SAEKI Takayuki, TERASHIMA Akiyo, NAKAI Hiroataka, NOGUCHI Shuichi, HAYANO Hitoshi, HARA Kazufumi, HIGASHI Norio, HISAMATSU Hiromi, HOSOYAMA Kenji, MASUZAWA Mika, YAMAMOTO Akira (KEK)
E-mail: kiyosumi tsuchiya@kek.jp

1. はじめに

高エネルギー物理の分野における次期大型加速器として、超伝導空洞を用いた線形衝突型加速器 ILC (International Linear Collider) の設計検討が始まっている。高エネルギー加速器研究機構 (KEK) においても、この ILC 用機器の開発を推進するため、超伝導加速空洞試験設備 (STF) を建設し、その各種試験が開始されている。本報では、まず、ILC の概略について述べ、次いで、KEK に於ける超伝導加速空洞用クライオモジュール (2K 飽和超流動ヘリウム冷却のクライオスタット) の開発の概要について述べる。

2. ILC の概要

現在、設計検討が進められている ILC のビームエネルギーは 500GeV (250 GeV x 2) であり、その主要機器は約 15km 長の 2 台の線形加速器 (リニアック) である。一台のリニアックで加速された 250GeV の電子と、もう一台のリニアックで加速された 250GeV の陽電子が正面衝突する配置となっている。両リニアックに必要となるクライオモジュールの数は 1680 台で、各クライオモジュールには 9 連の超伝導空洞が 9 台収納される。また、およそ 1/3 のモジュールにはビーム収束用の超伝導 4 極磁石が収納される。クライオモジュールの長さは約 12.6m、その真空容器の外径は約 965mm である。この超伝導リニアックの冷却には、25 kW@4.5K 相当の冷凍機が 5 台/リニアック 必要と考えられている。

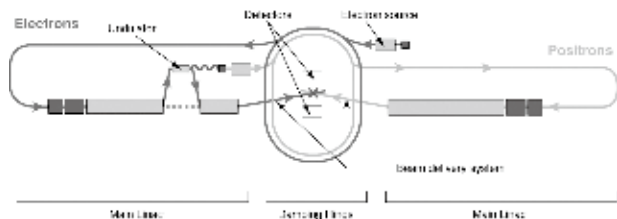


Fig. 1. Schematic layout of the International Linear Collider.

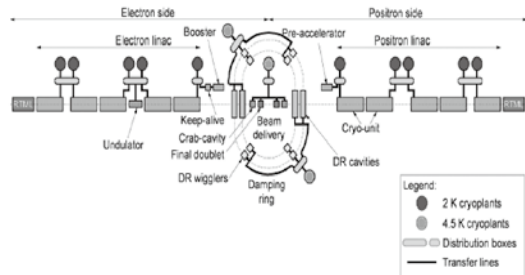


Fig. 2. Conceptual diagram for the ILC cryogenics.

3. STF クライオモジュール

超伝導加速空洞、クライオモジュール及び 2K 冷却システムの開発を目的として、高エネ機構では超伝導加速空洞試験設備 (STF) を建設した。ここでは ILC で考えられているクライオ

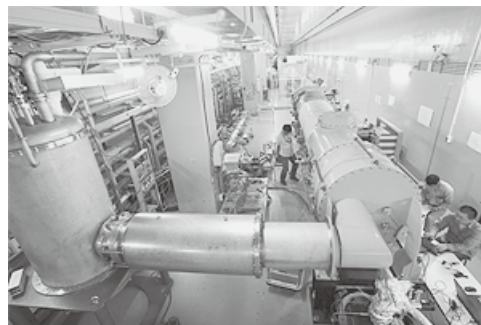


Fig. 3. Cryomodule and 2K pot installed into the STF tunnel.

モジュールの約 1/2 の長さ (約 6m) のものを 2 台 開発・製作した。図-3 に設置された STF クライオモジュールの試験風景を示す。クライオモジュールは、断熱真空容器、サポートポスト、2 種類の輻射シールド、冷却配管、空洞を収納したヘリウム容器、RF 入力カップラー、チューナー等からなる。本クライオモジュール開発における主要項目は以下である。

- 1) 構造設計、熱設計の確認と低コスト化
冷却時の熱収縮対策、構造強度は十分か、冷却によるアライメントの崩れは許容範囲内かどうか、各温度レベルへの熱侵入量は予想通りか等を確認するとともに、製作コストを下げる方策を検討する。
- 2) 異材継ぎ手の開発
超伝導空洞は Nb 製であり、その He 容器は Ti で作られることが多い。そのため冷却系配管 (SUS) との接続法 (Ti-SUS) の開発が必要である。また、将来的には、Ti より安価な SUS で He 容器を作ることが望まれ、Nb-SUS の接続法の開発が必要となる。
- 3) 磁気シールドの開発
超伝導空洞に外部磁場がかかると、RF 損失が増大する。そのため、10mG 以下に地磁気をシールドする必要がある。材料および形状の開発が必要である。

4. STF クライオモジュール試験の概要と今後

クライオモジュールをトンネル内に設置した後、3 回の冷却試験を行い、モジュールの冷却特性測定や超伝導空洞の特性評価を続けている。現在までに次のことが明らかとなった。1) 4 空洞の冷却 (4K まで) に約 49 時間、2K まで冷やすに約 1.5 時間を要する、2) 熱収縮対策に問題は無い、3) 冷却特性はほぼ予想通りであるが、より精度を上げるためには温度測定精度を上げる努力が必要、4) 冷却による空洞アライメントの崩れの測定は不明な点が多く、改良・検討が必要。

STF 試験設備の今後としては、我が国の空洞 4 台と、欧米の空洞 4 台を繋いで、計 8 台の空洞の高加速勾配運転を目指す S1-Grobal 計画、ILC における実機サイズのクライオモジュール (長さ 13m で 9 台の超伝導空洞を収納) 3 台を繋いでビーム加速試験を行う STF phase2 計画などが考えられている。

超伝導加速空洞試験設備 (STF) 用クライオモジュール冷却試験結果 Cold Test Results of The Cryomodules for Superconducting RF Test Facility (STF)

大内徳人, 土屋清澄, 小島裕二, 近藤良也, 斎藤健治, 寺島昭男, 仲井浩孝, 中西巧太, 野口修一, 早野仁司, 原和文, 細山謙二, 久松広美, 東憲男, 山本明 (高エネルギー加速器研究機構)

OHUCHI Norihito, TSUCHIYA Kiyosumi KOJIMA Yuuji, KONDO Yoshinari, SAITO Kenji, TERASHIMA Akio, NAKAI Hiroataka, NAKANISHI Kota, NOGUCHI Shuichi, HAYANO Hitoshi, HARA Kazufumi, HOSOYAMA Kenji, HISAMATSU Hiromi, HIGASHI Norio, YAMAMOTO Akira (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は、アジアに於ける線形衝突型加速器用 (International Linear Collider : ILC) 超伝導加速空洞システム開発のセンター設立を目指して、超伝導加速空洞試験設備 (STF) の建設と 9 セル空洞 4 台を組み込んだクライオモジュールの開発を行ってきた [1, 2]。STF の建設及びクライオモジュールの設計は 2005 年より開始され、2006 年 11 月よりクライオモジュールの組立を行い、2007 年 10 月には 9 セル空洞 1 台を組み込んだ状態で冷却試験を完了した。現在、4 台の超伝導空洞をクライオモジュールに組み込み冷却試験を行っている。本報告会では、このクライオモジュールの低温試験で得ることが出来た 2 K 冷却クライオモジュールの熱特性について報告を行う。

2. STF クライオモジュールの設計

クライオモジュールのパラメータ及び断面図を表 1 と図 1 に示してある。熱設計及び機械設計はドイツ DESY 研究所で開発された Tesla-Type-3 クライオモジュールを基に行われた。又、表 1 に示すようにクライオモジュールは 2 種類の超伝導空洞 (Tesla-like 形と Low-Loss 形) が試験できるように、2 台製作された (Module-A, Module-B)。

Table 1 Design Parameters of STF Cryomodule

	Module-A	Module-B
Cavity type	TESLA-like	Low-Loss
Vacuum vessel length (SS400)	5515 mm	5950 mm
Vac. vessel outer diameter	965.2 mm	965.2 mm
Gas return pipe length (SUS316L)	5832 mm	5830 mm
Cold mass, kg		
4 cavities	410	500
Gas return pipe	515	520
5 K shield (A1050)	185	190
80 K shield (A1050)	210	215
Helium supply pipe (SUS316L)	50	50
Heat Load (Static, 4 Cavities), W		
2 K	4.1	0.8
5 K	10.1	11.1
80 K	71.1	41.1

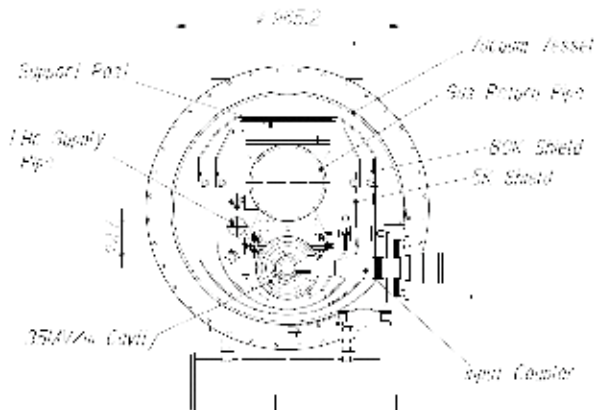


Fig. 1 Cross Section of STF Cryomodule

超伝導加速空洞は、2.0 K の飽和蒸気圧超流動ヘリウム (圧力 3.2kPa) で冷却され、液を保持するための容器は内径 300mm の蒸発ガスを回収する配管 (Gas Return Pipe) の下部に保持されている。2K 部への熱負荷を減少するために、80K と 5K の Al 製の熱輻射シールド板をクライオスタット内に持ち、又これらのシールド板は温度アンカーの定点として用いられている。

2 台のモジュールの熱負荷の設計値が、表 1 に示されている。2 K での定常熱負荷は、Module-A 及び-B に対して各々 4.1W と 0.8W である。

3. 冷却試験及び熱負荷測定

超伝導空洞の室温から 200 K まで冷却には 90 K のヘリウムガス循環方式、又それ以下の温度には液体ヘリウムを直接用いて冷却した [3]。4 台の超伝導空洞を 4.2K まで冷却するのに要した時間は 49 時間であった。2K への冷却は、液体ヘリウムを減圧することにより達成された。

2K 冷却後、クライオモジュール内 2K 部への定常熱負荷は飽和蒸気圧ヘリウムの蒸発量から測定した。蒸発ガス量は、減圧ポンプ排気側の室温部で体積流量計により測定した。5K 及び 80K への熱負荷は、熱輻射シールド板の冷却停止後の温度上昇を測定することにより求めた。

熱負荷の測定結果として、4 台の Tesla-like 空洞を格納した Module-A の結果を代表値として表 2 に示してある。2K への定常熱負荷は 5.4W と設計値より 1.3W 大きな値となっているが、各温度レベルへの熱負荷は設計値を概ね再現していると考えられる。又、クライオモジュール内の温度分布から、2K への熱負荷のうち 3.6W が超伝導空洞に接続された RF ケーブルからの侵入熱であることが分かっており、今後、RF ケーブルの熱的な改良が冷凍システムへの負荷軽減のために必要である。

Table 2 Static Heat Load of 4-Cavity-Module-A

2 K	5 K	80 K
5.4 W	8.2 W	66.1 W

4. まとめ

高エネルギー加速器研究機構で開発を行ってきた ILC 用超伝導加速空洞クライオモジュールを建設し、2K までの冷却に成功した。熱負荷の評価も行い、これらの結果は今後のクライオモジュールの設計に反映される。

参考文献

- [1] K. Tsuchiya, et al., : Presented at CSJ Conference, 2B-a01, Oct. 2008, Takamatsu.
- [2] T. Semba, et al., "Manufacture and Assembly of the 6 Meter-Long Cryomodules for Superconducting RF Test Facility (STF) at KEK", PAC'07, Albuquerque, pp. 2674-2676.
- [3] K. Hara, et al., : Presented at CSJ Conference, 2B-a03, Oct. 2008, Takamatsu.

超伝導加速空洞試験設備(STF)用 2K 冷凍システムの冷却

Cooling down of 2K Refrigeration System for Superconducting RF Test Facility

原 和文, 細山 謙二, 小島 裕二, 仲井 浩孝, 中西 功太(KEK);野口 雅人(前川);吉田 純(日立プラントテクノロジー);
兼清 貴之(日立テクノロジーアンドサービス);一谷 隆, 金田 知士(大陽日酸);佐久間 重光, 鈴木 浩一(大陽日酸東関東);
夏見 善雄, 小林 静(タチバナ)

HARA Kazufumi, HOSOYAMA Kenji, KOJIMA Yuuji, NAKAI Hiroataka, NAKANISHI Kota (KEK);
NOGUCHI Masato (Mayekawa); YOSHIDA Jun (Hitachi Plant Technologies);

KANEKIYO Takayuki (Hitachi Technologies and Services); ICHITANI Takashi, KANEDA Satoshi (Taiyo Nippon Sanso);
SAKUMA Shigemitsu, SUZUKI Kouichi (Taiyo Nippon Sanso Higashikanto);NATSUMI Yoshio,KOBAYASHI Shizuka(Tachibana)
E-mail: kazufumi.hara@kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構(KEK)で開発が始まった ILC (International Linear Collider)用超伝導加速空洞の試験設備(Superconducting Test Facility)は, 超伝導加速空洞を 2K の超流動ヘリウムで冷却し各種測定を行う。この超伝導加速空洞を冷却するための 2K 冷凍システムは, KEK および低温関連企業が共同で設計・製作を行っており現在その組立を終了し冷却運転を開始した。前回の発表では, 2K 超伝導加速空洞冷却試験用 STF 用 2K 冷凍システムの開発と製作を報告[1]したが, それに引き続き冷却運転の現状を報告する。

2. 2K 冷凍システムの構成

STF 用 2K 冷凍システムは, 「STF ヘリウム冷凍機検討会」[2]の 2K 30W 冷凍システムの概念設計に沿って 2K 冷凍機コールドボックスを開発し設計製作された。

STF 用 2K 冷凍システムのフローを図1に示す。STF 建屋地上部には, ヘリウム液化・冷凍機(Sulzer TCF200)と 2000L の液体ヘリウムデュアー, 液体窒素と熱交換器を使用してヘリウムガスを循環させるヘリウム循環システム, 10000L の液化窒素 CE が設置されている。地下にはそれらの装置と屋外 CE からの液体窒素を地下トンネルに設置された 2K コールドボックスへ約 40m の距離を高性能マルチトランスファーライン(Multi TRT)で移送し供給する。マルチ TRT は, コールドマスを小さくするように設計されており SUS 製の薄肉配管を使用している。

2K コールドボックスは, チタン製ジャケットに内蔵された超伝導空洞が納められているクライオモジュール[3]へ液体窒素, 液体ヘリウム, 超流動ヘリウムを供給する。コールドボックス内部上段の 4.5K タンクは, 超伝導加速空洞予冷と 5K シールド冷却, 超流動生成の液体ヘリウム, 下段の 2K タンクは, 超流動ヘリウムを供給する。超流動ヘリウムは, 4.5K タンクから供給される液体ヘリウムを超伝導加速空洞の戻りガスと熱交換を行い, 冷却し J-T 弁によって膨張させ 2K タンクに溜める。各タンク, クライオモジュールとの主な接続配管とバルブ等は, TRT と同じく SUS の薄肉配管を使用している。

超伝導加速空洞から熱交換器を通った戻りガスは, 地上部に設置されたメカニカルブースターポンプと油回転ポンプを組み合わせた減圧装置で排気されガスバックに戻される。減圧装置は, 超流動ヘリウムの圧力を一定に保つために吸入圧力をモニターしてヘリウムガスの流量を自動制御している。クライオモジュール内の超伝導加速空洞の液面制御は, 2K タンクの液面位置と等しくなる構造のため, 2K タンク液面計を見ながら J-T 弁の開度を調節して超伝導加速空洞の超流動ヘリウムの液面位置を制御している。

3. 冷却方法

昨年の 5 月から ILC 用超伝導加速空洞試験の冷却を行っており, 現在は 4 台の超伝導加速空洞を 2K まで冷却運転している。通常の冷却運転は, 朝から冷却し夕方まで停止するスタイルを採っており半日でのバッチ冷却である。室温から

200K までの超伝導加速空洞の冷却は, 始めに 80K シールドに液体窒素を供給しそれと同時にヘリウムガス循環システムを使用して約 18 時間(2 日間)で冷却される。翌朝, 液体ヘリウムデュアーから 2K コールドボックス 4.5K タンクに液体ヘリウムを溜めて直接超伝導加速空洞に供給し約 30 時間(3 日間)で超伝導空洞に 4.2K の液体ヘリウムを溜める。次の日, 蒸発した超伝導加速空洞の液体ヘリウム不足分を供給した後, 減圧装置を立ち上げ排気し約 4 時間で λ 点を越える。J-T 弁を調整しながら超流動ヘリウム液面を維持し各種測定試験を行う。以上のようなバッチ冷却運転において, トランスファーライン, コールドボックス等のコールドマスを小さくしたことは, 非常に有効でありまた安定した冷却運転に貢献している。

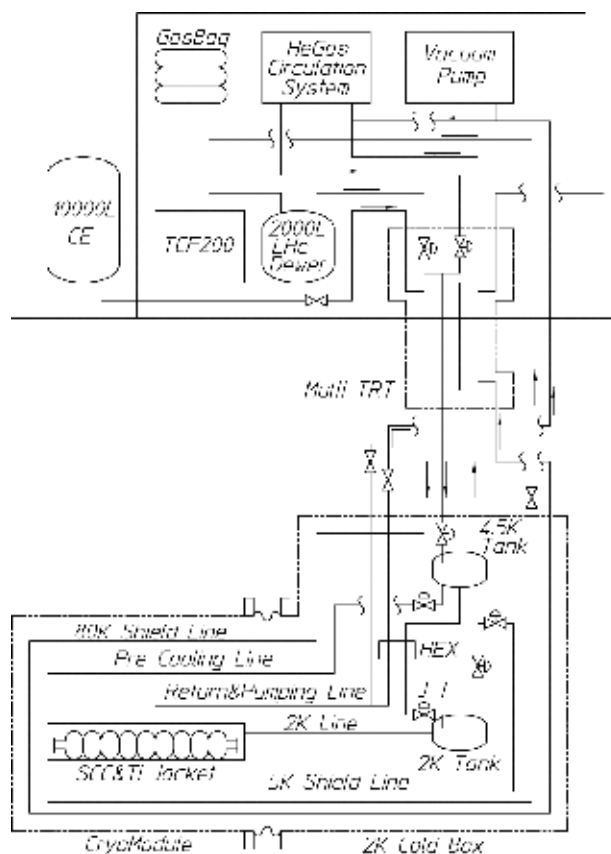


Fig.1 Flow of 2K Refrigeration System

参考文献

1. NAKAI H. et al., Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.121
2. Ichitani T. et al., Abstracts of CSJ Conference, Vol. 73 (2005) p.295
3. Tsuchiya K. et al., the preceding page of these Abstracts of CSJ Conference

KEKB 超伝導クラブ空洞の開発と運転

Construction and Commissioning of KEKB Superconducting Crab Cavity

細山謙二, 原和文, 本間輝也, 可部農志, 小島裕二, 森田欣之, 仲井 浩孝, 中西 功太, 赤井和憲, 海老原清一, 古屋貴章, 光延信二, 小野正明, 山本康史(KEK); 大久保光一, 仙入克也, 原博史, 柳沢剛(三菱重工神戸)
 HOSOYAMA Kenji, HARA Kazufumi, HONMA Teruya, KABE Atsushi, KOJIMA Yuuji, MORITA Yoshiyuki, NAKAI Hiroataka, NAKANISHI Kota, AKAI Kazunori, EBIHARA Kiyokazu, FURUYA Takaaki, MITSUNOBU Shinji, Ono Masaaki, YAMAMOTO Yasuchika (KEK); OHOKUBO Koichi, SENNYU Katuya, HARA Hiroshi, YANAGISAWA Tsuyoshi
 (Mitsubishi Heavy Industry Kobe Shipyard) E-mail: kenji.hosoyama@kek.jp

1. はじめに -KEKB とクラブ交差-

高エネルギー加速器研究機構の世界最強の衝突性能を誇る電子-陽電子衝突型加速器KEKBは電子(8GeV)および陽電子(3.5GeV)の大電流ビームをお互いに反対方向に回るように入射・蓄積し、両者を水平方向に有限の角度(約1.3度)で交差・衝突させる。

有限交差衝突するKEKBでは“電子と陽電子のバンチ(塊)が衝突点で完全に重なり合わないことによるビームの不安定性で衝突性能が低下することが予想される。そこで、超伝導クラブ空洞がつくる時間的に変化する強力な電磁場を利用して電子と陽電子のバンチをFig.1で示すように横方向にキックして傾け、二つのバンチを衝突点で重ね合わせてビーム不安定性を取り除き衝突性能を向上させる、所謂、クラブ交差(Crab Crossing)が考案された。

KEKBでは電子と陽電子リングに各1台、計2台のクラブ空洞を日光地区に設置して各バンチを横方向にキックさせて衝突点でクラブ交差させる方式が採用された。この方式では電子と陽電子のバンチはリング全周にわたってバンチの前後が左右に振られながら進行し衝突点でクラブ交差する。この方式では必要なクラブ空洞の台数が半分の2台で済むと同時に既存の超伝導加速空洞用の大型ヘリウム冷凍機を有効に利用できる利点がある。

2. 超伝導クラブ空洞とクライオスタット

大電流の電子や陽電子のバンチをクラブ交差させるために必要な時間的に変化する横方向の強力なキック力は、軸非対称のクラブ空洞の共振周波数508.9MHzのクラブモードと呼ばれる電磁場分布の垂直磁場を利用する。

クラブ空洞はニオブ板からプレス成型され、電子ビーム溶接で組み立てられるが、強力なキック電圧を実現するために空洞内面は滑らかに電解研磨され、微細な埃などが付着しないように清浄な環境下で組み立てられる。

大電流ビーム運転されるKEKBクラブ空洞は、バンチの空洞内の通過により、ビームの不安定性を引き起こす種々なモードが空洞内に励起されるが、それらを空洞の外部に取り出す必要がある。これらの危険なモードは空洞軸に沿って挿入された同軸結合器やビームパイプから空洞外に取り出され高周波吸収体で減衰される。

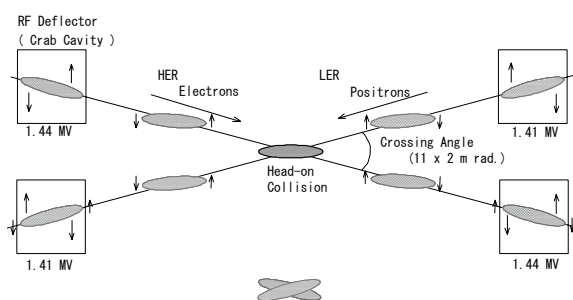


Fig.1 Crab Crossing and Finite Angle Crossing Scheme

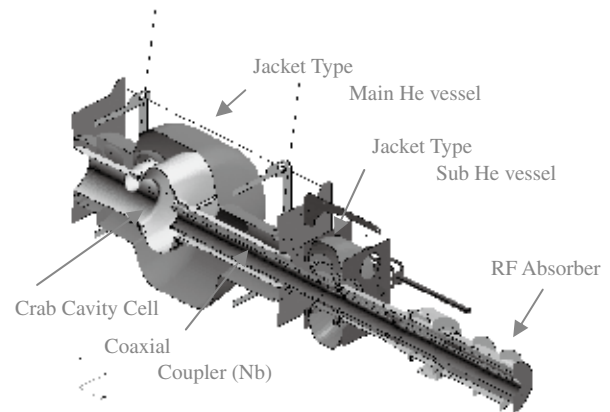


Fig.2 KEKB Crab Cavity and Coaxial Coupler

クラブ空洞や同軸結合器は高性能な断熱特性を持つクライオスタットに収納され、液体ヘリウムで冷却され極低温で運転される。ジャケット型のヘリウム槽に収納された超伝導クラブ空洞と同軸構造は室温部からの侵入熱を極力低減するために、液体窒素による80K熱シールド構造の真空多層断熱方式が採用されている。

クラブ空洞はKEKBの運転周波数508.9MHzに正確に合わせて運転されなければならない。通常、超伝導加速空洞などの周波数のチューニングは、空洞の軸方向に力を加えて空洞を変形させることによりを行うが、クラブ空洞は同軸結合器の内導体の挿入量を調節することによる周波数のチューニングを採用している。

ジャケット型ヘリウム槽に挿入されたクラブ空洞と同軸結合器と関連機器の断面をFig.2に示す。

3. クラブ空洞の製作・設置とクラブ衝突実験

2台のクラブ空洞HER、LER号機は、製作を開始してから3年後の2006年に完成した。テストスタンドでの性能試験の後、2007年1月にKEKBリングに搬入・設置され、冷却を開始した。途中、心配されたリークもなく、無事に冷却を完了、大電力の高周波試験で所定の性能を達成し、2月から開始されたビーム試験でクラブ衝突を確認することができた。両リングのビーム電流を増加させながらの調整運転の後、大電流での物理実験が開始されクラブ空洞の有効性が証明された[1]。その後、順調に約1.5年間営業運転を続けて現在に至っている。

4. おわりに

1/3縮尺クラブ空洞の製作の開始から、クラブ空洞の実用機を製作して、最終的なビーム試験にたどり着くまでに約14年の歳月が過ぎている。途中、冬の時代を耐えることができたのは、KEKの首脳陣をはじめ周囲の多くの人たちの暖かい支援によるものと感謝している。

参考文献

1. 細山謙二、低温工学 43 (2008) 132

KEKB 超伝導クラブ空洞用低温システム Cryogenic System for KEKB Superconducting Crab Cavities

仲井 浩孝, 可部 農志, 小島 裕二, 中西 功太, 原 和文, 細山 謙二, 本間 輝也, 森田 欣之(KEK);
兼清 貴之(日立テクノロジーアンドサービス); 柳澤 剛(三菱重工)

NAKAI Hirotaka, KABE Atsushi, KOJIMA Yuuji, NAKANISHI Kota, HARA Kazufumi, HOSOYAMA Kenji, HONMA Teruya,
MORITA Yoshiyuki (KEK); KANEKIYO Takayuki (Hitachi Technologies and Services); YANAGISAWA Takeshi (MHI)

E-mail: hirotaka.nakai@kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構(KEK)の KEK B-Factory (KEKB)加速器には, 8台の超伝導加速空洞に加え, 超伝導クラブ空洞2台が設置されている[1,2]。クラブ空洞は電子および陽電子のビームの向きを電磁気的に変えてビームを正面衝突させるようにし, 加速器の性能を示す指標であるルミノシティ(luminosity)の向上に寄与している。このクラブ空洞を冷却する低温システムと, クラブ空洞の性能を熱的に測定した結果について報告する[3]。

2. クラブ空洞用低温システム

ニオブ製の超伝導クラブ空洞は, その外側に被せた磁気シールドと共に液体ヘリウムジャケット(メインジャケット)内に取り付ける。クラブ空洞の共振周波数調整と不必要なモードを取り出すためのニオブ製超伝導同軸結合器を採用しているため, 長い同軸結合器を支え, 同軸結合器を冷却するためのスタブサポートを別の小さな液体ヘリウムジャケット(サブジャケット)内に設置している。また, 液体ヘリウムジャケット内で蒸発したヘリウムは, 高周波電力入力用の入力結合器を冷却して低温システムへ戻る。液体ヘリウムは KEKB トンネル内のトランスファーラインからメインジャケットへ供給され, メインジャケットとサブジャケットを結ぶ配管を経由してサブジャケットへも供給される。クラブ空洞の冷却経路を Fig. 1 に図示する。同軸結合器の冷却配管と入力結合器の冷却配管は別系統にし, 個別に冷却できるように設計されている。

クラブ空洞の2基のクライオスタットへは, 6.5kW ヘリウム液化冷凍機のある KEKB 日光実験室の地下トンネル内に設置し, 既に設置済みの8台の超伝導加速空洞クライオスタットと同様に, トンネル内のトランスファーラインから液体ヘリウムと熱放射シールド用の液体窒素を供給している。

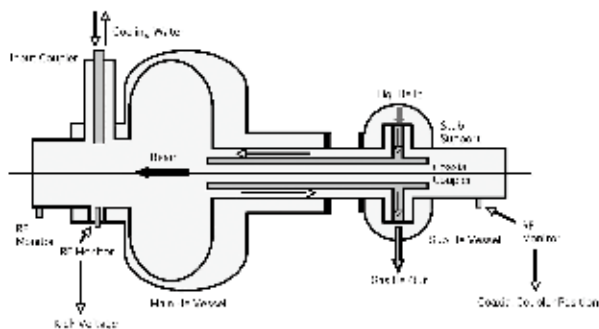


Fig.1 Cooling Scheme of Crab Cavity

3. クラブ空洞の性能測定

クラブ空洞での高周波電力損失による発熱を補償するため, クラブ空洞の液体ヘリウムジャケット内には200Wの電気ヒーターが取り付けられている。このヒーターを利用して, クライオスタット内に設置した後のクラブ空洞の Q 値を熱的な方法で測定した。クライオスタット内に設置した後の超伝導空洞の Q 値を測定する一般的な方法は, クライオスタット内の液体ヘリウム液面の下降速度から計算する方法であるが, 液面のゆらぎ

による測定誤差が大きくなる欠点がある。今回採用した方法は, このような液面位置測定の誤差を含まないものである。

最大高周波電力損失に対応する熱負荷(例えば100W)をジャケット内ヒーターで加え, ジャケット内の液体ヘリウム量(すなわち液面位置)が一定になるように, 液体ヘリウム供給弁の開度を調節する。供給弁の開度をそのまま固定して高周波電力をクラブ空洞へ入力し, 液体ヘリウムの液面位置が最初と同じ位置に維持できるようにヒーターからの熱負荷を調整する。最初のヒーターからの熱負荷と, 高周波電力を入力した時のヒーターからの熱負荷の差が, 高周波損失による熱負荷に対応する。この高周波損失による熱負荷からクラブ空洞の Q 値を計算する。Fig. 2 に, クラブ空洞 HER 号機の空洞単体で縦測定をした際の性能(白印)と, クライオスタット内に設置した後の横測定の際に上述の方法で測定した性能(黒印)を比較して示す。日時を変えて複数回測定を行い, 再現性を確認している。熱的な方法で測定した Q 値のばらつきが大きいものの, クライオスタット組み込み後もクラブ空洞の性能はそれほど劣化していないことが分かる。

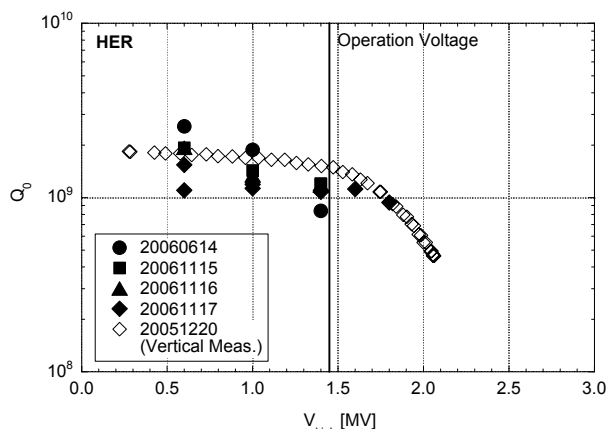


Fig.2 Measured Q-factors of Crab Cavity 'HER'

4. まとめ

KEKB 加速器に設置した2台の超伝導クラブ空洞は安定した性能を示し, KEKB 加速器のルミノシティ向上に寄与している。6.5kW ヘリウム液化冷凍機も8台の超伝導加速空洞と2台の超伝導クラブ空洞を冷却するのに十分な能力を維持している。

クラブ空洞の Q 値を測定するための熱的な方法を考案し, クライオスタット内に設置した後のクラブ空洞の Q 値を測定した。縦測定での測定結果と比較し, クライオスタット組み込み後もクラブ空洞の性能は劣化していないことを確認した。

参考文献

- Hosoyama K. et al., the preceding page of Abstracts of this CSJ Conference
- 細山謙二, 低温工学 **43** (2008) 132
- Nakai H. et al., Proc. 13th Int'l Workshop on RF Superconductivity, Beijing, China (2007) to be published

超 1 GHz NMR システムの開発 — 500 MHz HTS-NMR 用 Bi-2223 コイルの開発

Development of Bi-2223 coil for 500 MHz NMR magnet

濱田 衛, 長谷 隆司, 財津 享司, 尾崎 修, 寺尾 泰昭(神戸製鋼); 木吉 司, 崔 世鎔(NIMS); 高橋 雅人, 山崎 俊夫, 前田 秀明(理研); 細野 政美(日本電子); 大塚 昭弘, 吉川 正敏(JASTEC)

HAMADA Mamoru, HASE Takashi, ZAITSU Kyoji, OZAKI Osamu, TERAU Yasuaki (KSL); KIYOSHI Tsukasa, CHOI Seyong (NIMS); TAKAHASHI Masato, YAMAZAKI Toshio, MAEDA Hideaki (RIKEN); HOSONO Masami (JEOL); OTSUKA Akihiro, YOSHIKAWA Masatoshi (JASTEC)
E-mail: hamada.mamoru@kobelco.com

1. はじめに

NMR 装置は、磁場の増加に伴い感度と分解能が大幅に向上するため、強磁場化が望まれており、世界各国で強磁場 NMR 装置の開発が進められている。現在までに、金属系超電導線材を使用して 22.3 T (プロトンの共鳴周波数 950 MHz に対応)の装置が開発されており、我国でも(独)物質・材料研究機構らによって 21.6 T (920 MHz)および 21.8 T (930 MHz)NMR 装置が世界で初めて開発された。

Nb₃Sn の臨界磁場は約 25 T であり、23.5 T (1 GHz)を大きく超える磁場の発生は不可能である。一方、Bi 系に代表される酸化物系超電導線材は、30 T を超える磁場領域でも実用的なレベルの電流を流すことができ、強磁場 NMR 装置の実現には酸化物系超電導線材の使用が不可欠である。

NMR 装置では、磁場発生とともに、試料空間で、時間的に安定し、空間的に均一な磁場を得ることが要求される。従来の NMR 装置では、円形や矩形断面の金属系超電導線材を整列巻きして、空間的に均一な磁場を得るとともに、永久電流モードで時間的な安定度を確保してきた。酸化物系超電導線材は、テープ形状をしており、通常バンケーキ巻線法が使用される。この手法はバンケーキコイル積層間隔の管理が難しく、良好な磁場均一度を得ることが困難である。また Bi 系超電導線材では、線材に極めて微小ではあるが抵抗が存在し、さらに微小な抵抗で線材同士を接続することが困難である。

筆者らは、Bi 系線材を活用した電源駆動状態での 23.5 T (1.05 GHz)NMR 装置の開発を進めている[1]。開発の中間ステップとして、今回、Bi-2223 線材の両面を銅合金で補強することで機械的な特性と整列巻線の作業性の両方を向上させた線材を使用し、整列巻線コイルを製作した。このコイルを既存の NMR マグネットの最内層コイルと交換して、11.74 T (500 MHz)を発生し、電源駆動状態で NMR 用途に適した磁場均一度の調整を実施した。

2. コイル製作と特性評価

両側面に補強用ブロンズテープ材をはんだ付けした Bi-2223 線材(絶縁前線材幅 4.55 mm、厚さ 0.36 mm、絶縁被覆 12.5 μm ポリイミドテープ 2 層巻き)はアスペクト比が 12 を超え、巻線作業は困難であったが、丁寧な作業と習熟により克服し、整列巻線に成功した。コイル緒元は以下である。巻線内径 81.2 mm、巻線外径 121 mm、巻線長さ 375.23 mm、層数 48、総巻数 3869.8、巻線線材長さ 1229 m、磁場定数(計算値)0.0125T/A、最大経験磁場 11.75 T、運転電流 144 A。

完成したコイルを、NbTi 試験コイルに組み込み、外部磁場 8 T の下で 148A 通電し、マグネット中心で 9.85 T 発生したことを確認した。その後、本コイルを中磁場 NMR マグネット用最内層コイルとして組み込んだ。外層コイルの運転電流は 165 A 以下であり、全体を 165 A まで励磁すると 13.39 T (570 MHz)発生できるが、NMR コンソールの共鳴周波数が 11.74 T (500 MHz)か 14.09 T (600 MHz)と離散値であるために、500 MHz への励磁を行った。Fig.1 は最大 11.83 T (503.47 MHz)を発生

している状況である。この時のコイル負荷率は 55 %であった。

マグネットを理化学研究所へ移設後、世界最高級の電流安定度を持つ電源で励磁を行い、最大 11.85 T (504.35 MHz)へ到達した。その後、電源駆動状態のまま超電導シムによる磁場均一度の調整を行ったが、永久電流モードのマグネットと同程度の磁場均一度を得た。その後室温シムにより更に磁場均一度を向上させ、磁場周波数ロックで磁場を固定して NMR マグネットとしての性能を評価し、NMR 装置の基本性能として、従来レベルの感度と分解能を得た[2]。

なお、本マグネットは、クライオスタートに小型冷凍機を組み込み、酸化物系超電導体を利用した電流リードにより低温への熱の侵入を抑えることにより、液体ヘリウムと液体窒素を補充することなく 2 ヶ月以上の電源駆動運転を継続している。

3. まとめ

Bi 系酸化物テープ線材の整列巻線に成功し、電源駆動状態で、NMR 用マグネットとして必要な磁場均一度を得ることができた。このことを NMR 計測により実証できたのは大きな意味がある。

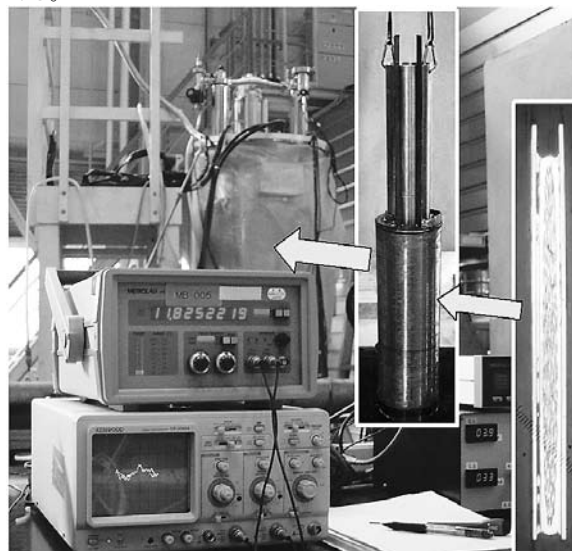


Fig.1 An NMR magnet using a Bi-2223 coil was ramped up to 503 MHz. Photographs of the coil and its wire cross section are also shown.

謝辞

この開発は、独立行政法人科学技術振興機構の先端計測分析技術・機器開発事業による成果である。

参考文献

1. T. Kiyoshi, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 18 (2008) p.860
2. Y. Yanagisawa, et al.: Abstracts of CSJ Conference, 1B-a07

超 1 GHz NMR システムの開発 – 500 MHz HTS-NMR の性能評価

Development of a beyond-1 GHz NMR system – Present status of 500 MHz HTS-NMR spectroscopy

柳澤 吉紀, 中込 秀樹(千葉大); 天明 宏之助(横浜大); 濱田 衛(神戸製鋼); 吉川 正敏, 大塚 昭弘(JASTEC); 細野 政美(日本電子); 木吉 司(NIMS); 高橋 雅人, 山崎 俊夫, 前田 秀明(理研)

YANAGISAWA Yoshinori, NAKAGOME Hideki (Chiba Univ.); TENNMEI Kounosuke (Yokohama City Univ.); HAMADA Mamoru (Kobe Steel); YOSHIKAWA Masatoshi, OTSUKA Akihiro (JASTEC); HOSONO Masami (JEOL); KIYOSHI Tsukasa (NIMS); TAKAHASHI Masato, YAMAZAKI Toshio, MAEDA Hideaki (RIKEN)

E-mail: y_yanagisawa@graduate.chiba-u.jp

1. はじめに

著者らは Bi-2223 インサートコイルを用いた 1.05 GHz (23.5T) NMR 分光器の開発を進めている[1]。Bi-2223 線材は n 値が低く超伝導ジョイントが開発されていないため電源駆動による運転が必要である。このため、電源リップルによる磁場変動が第 1 の課題である。また励消磁により Bi-2223 テープ線材中に生じる遮蔽電流による磁場のドリフトが第 2 の課題である。ここでは、前報に述べた 500 MHz HTS-NMR[2]について、長時間の磁場安定性、磁場安定化に用いる磁場-周波数ロックによる磁場安定化効果、溶液 NMR 計測結果について述べる。この種の計測は世界初である。

2. 実験

前報で述べた 500 MHz HTS-NMR を超安定化電源 (Danfysik, 854) を用いて通電し、以下の実験を行った。

(1) 磁石励磁から 20 日後の磁場安定度を NMR スペクトルの周波数から計測した。試料は重水素化アセトン溶液中 1%クロロホルム、計測は 3 分ごと 48 時間にわたって行った。

(2) 磁場-周波数ロックをかけた状態での NMR スペクトルの周波数・線形の安定性を 87 時間にわたって計測した。試料は(1)と同じものを使用した。また経時的な磁場均一度悪化を防ぐため、自動で均一度調整を行うルーチンであるオートシムを用いた。

(3) タンパク質の一種であるリゾチームの 2D NMR 計測を行った。計測手法は核の距離情報を計測する NOESY を用いた。タンパク質は 100 以上のピークを持ち NMR 計測は難しい。

3. 結果と考察

(1) NMR 磁石の磁場は、励磁直後には 19ppm/h で増加した。磁場は、その後、時間の対数に対して線形に増加し、増加率は時間とともに減少した。Fig. 1 に励磁 20 日後の時点での磁場変動を示す。磁場は ± 0.2 ppm 程度の振幅で振動しながら、 1×10^{-2} ppm/h の割合で増加している。磁場振動の振幅は電源の不安定性によるものである[3]。また磁場の上昇は、励磁時にテープ線材中に生じた遮蔽電流の作る磁場の減衰によるものである[4]。この磁場変動レベルは磁場-周波数ロックの動作可能な変動レベル (± 1.5 ppm) と比べて十分小さいので、ロックを働かせて磁場を固定化できる[5]。

(2) Fig. 2 に磁場-周波数ロックをかけた状態での NMR スペクトルの線形を示す。スペクトルのピーク周波数の変動は 5×10^{-10} 以下に抑えられており実践的な溶液 NMR 計測に必要な安定度を実現できている。またオートシムの働きによって、スペクトルの線形も一定に保たれている。

(3) 上述のように磁場-周波数ロックを働かせれば溶液 NMR に必要な磁場安定度が実現できることが実証された。次にリゾチームの 2D-NOESY スペクトルを Fig. 3 に示す。2D 計測では計測中に磁場が変動するとスペクトル縦軸に沿った大きなノイズが生じるが、そのようなノイズは見られない。すなわち計測中に磁場変動が磁場-周波数ロックにより完全に安定化されているといえる。

4. まとめ

Bi2223 HTS コイルを用いた 500 MHz 磁石を電源通電モードで運転し、磁場-周波数ロックにより磁場振動・ドリフトを安定化することにより、タンパク質の 2D NMR 計測を行うことに成功した。

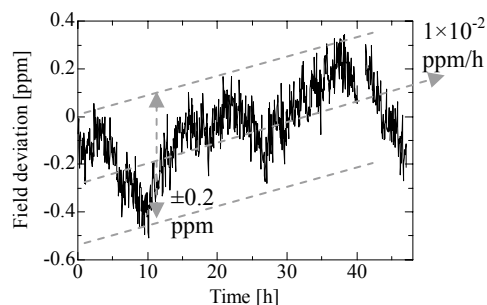


Fig.1 Normalized field fluctuation.

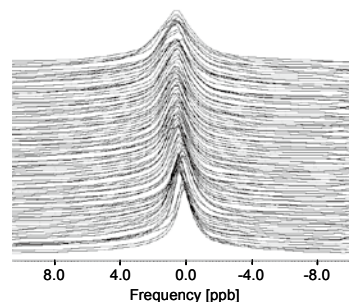


Fig.2 Long term stability of the NMR spectra with field-frequency lock.

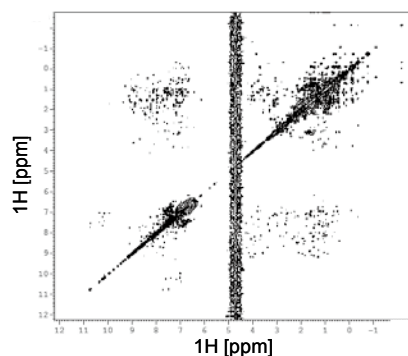


Fig.3 2D NOESY spectrum. The sample is 2mM Lysozyme in H₂O/D₂O

参考文献

1. T. Kiyoshi, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., 18 (2008) 860-863.
2. M. Hamada, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 79 (2008) 2B-a06
3. Y. Yanagisawa, et al., to be published in Journal of KIASC (2008)
4. Y. Koyama, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 79 (2008) 2B-a09; Physica C 投稿中
5. Y. Yanagisawa, et al., J. Mag. Res. 192 (2008) 329-337.

本開発は(独)科学技術振興機構の先端計測分析技術・機器開発事業による成果である。

超 1GHzNMR の実現に向けて

-Bi-2223 ダブルパンケーキコイルの遮蔽電流による磁場とヒステリシス効果(1)-

Towards beyond 1GHz NMR: Drift of screening-current-induced magnetic field and its hysteresis effect in a Bi-2223 double-pancake coil (1)

小山 泰史, 高尾 智明(上智大); 柳澤 吉紀, 中込 秀樹(千葉大); 濱田 衛(神戸製鋼); 木吉 司(物質・材料機構);
高橋 雅人, 前田 秀明(理研, 横浜市大)

KOYAMA Yasushi, TAKAO tomoaki(Sophia Univ.); YANAGISAWA Yoshinori, NAKAGOME Hideki(Chiba Univ.); HAMADA Mamoru(Kobe Steel); KIYOSHI Tsukasa(NIMS); TAKAHASHI Masato, MAEDA Hideaki(RIKEN SSBC, Yokohama City Univ.)

E-mail: y-koyama@sophia.ac.jp

1. はじめに

我々は Bi-2223 高磁場コイルを用いた超 1GHzNMR の開発を進めている¹⁾。Bi-2223 コイルでは、励消磁によりテープ線材に遮蔽電流が生じる。これにより長期的な磁場ドリフトが生じると、磁場-周波数ロックが動作しなくなり、磁場安定度が劣化して、高分解能 NMR 計測が不可能になる²⁾。本報では、複合多芯 Bi-2223 テープを巻いたダブルパンケーキコイルについて、遮蔽電流磁場ドリフトを実験し、NMR 磁石に及ぼす効果を検討した。

2. 実験方法

実験に使用した Bi-2223 ダブルパンケーキコイルの諸元を Table 1 に示す。 $Z=0$ のコイル中心と、 $Z=90$ mm のコイル端部(中心軸上)の両磁場の軸方向成分の測定を低温ホール素子により行った。コイルは 4.2 K で動作させ、以下の手順で周期的に励消磁を繰り返す試験を行った。

- (1)電流を 0 A から+ 100 A まで増加させた後、0 A まで減少させた。時間による磁場変動を 10 A 刻みに測定した。
- (2) 電流の極性を逆転させた後、コイル電流を 0 A から- 100 A まで増加させ、その後 0 A まで減少させた。
- (3) 電流の極性を再度逆転させた後、(1)と同様の手順で測定を行った。このサイクル試験の後、電源との接続を外し、残留磁場を 50 時間以上にわたり測定した。また、(1)の+ 100 A、消磁過程での+ 50 A、(2)の- 100 A の三点について、磁場の時間的変動を観測した。

3. 実験結果

Fig. 1はコイル中央の遮蔽電流磁場 B_{CS} であるが、顕著なヒステリシス効果を示す。ここで B_{CS} は、計測磁場からコイル電流磁場を引いた値である。コイルに 0 A(O点)から+ 100 A(A点)まで通電(励磁)すると、コイル電流とともに B_{CS} はマイナス方向に増加し、-192 Gで飽和傾向になった。A点から0 A(B点)まで消磁したときには、50 Aでゼロ点を通るまでは、 B_{CS} は時間とともに減少し、それより小さい電流では時間とともに増加した。B点に達した後、+112 Gの残留磁場がみられた。

コイル中央磁場の時間による変動をFig.2(a),(b)に示す。それぞれ+ 100 A, + 50 Aのものである。+ 100 Aの時、 B_{CS} は負であり(Fig.1)、コイル中央の測定磁場は $B_A - |B_{CS}|$ に等しい。ここで、 B_A はコイル電流が作る磁場である。 B_{CS} が緩和すると、測定磁場は時間とともに増加する(Fig.2(a))。一方、+ 50 Aでは、 B_{CS} はほぼゼロであるから(Fig.1)、遮蔽電流磁場の緩和もゼロである。そのため、磁場はFig.2(b)に示すとおりほぼ一定である。

さらに、残留磁場の測定により、①遮蔽電流磁場の緩和はフラックススクープが支配的であり、その活性化エネルギーが 63 meVであること、②Bi2223テープはフィラメント間の一部が実効的にブリッジされており永久電流の遮蔽電流が生じる、などが明らかになった。この場合、磁場ドリフトの変化率は時間と共に小さくなり、1000時間程度でLTSの永久電流の減衰

率と同レベル($<10^{-8}$ /hr)になるので、磁場周波数ロックは正常に動作し、高分解能NMR計測を実現できることが明らかになった。

4. まとめ

Bi-2223コイルの遮蔽電流磁場は顕著なヒステリシス効果を示す。磁場はフラックススクープに支配されている。残留磁場の減衰率は1000時間程度でLTSの永久電流の減衰率に近づくことから、Bi-2223内層コイルを超1GHz NMRに用いても問題ないことが実証できた。

Table 1. Physical parameters of a Bi-2223 coil

Number of double-pancakes	19
Inner diameter	75 mm
Outer diameter	104 mm
Length	168 mm

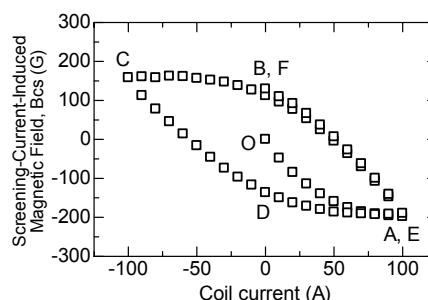


Fig.1 Hysteresis effect of the screening-current induced magnetic field as a function of the coil.

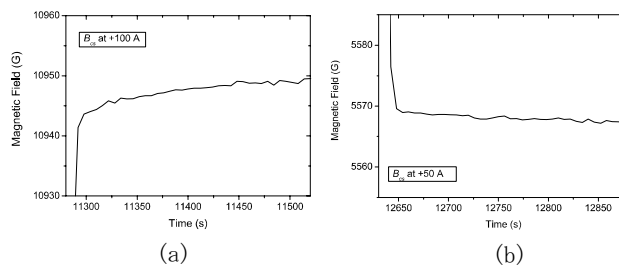


Fig.2 Drift of the screening-current induced magnetic field with time; (a) B_{CS} at +100 A (b) B_{CS} at + 50 A.

参考文献

1. T.Kiyoshi, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., 18 (2008) 860-863
2. Y.Yanagisawa, et al., J Mag. Res.192 (2008) 329-337

本開発は、(独)科学技術振興機構の先端計測分析技術・機器開発事業による成果である。

超 1GHz NMR の実現に向けて -

Bi-2223 ダブルパンケーキコイルの遮蔽電流による磁場とヒステリシス効果(2)

Towards beyond 1GHz NMR : Drift of screening-current-induced magnetic field and its hysteresis effect in a Bi-2223 double-pancake coil (2)

柳澤 吉紀, 中込 秀樹(千葉大); 小山 泰史, 高尾 智明(上智大);

濱田 衛(神戸製鋼); 木吉 司(NIMS); 高橋 雅人, 前田 秀明(理研, 横浜市大)

YANAGISAWA Yoshinori, NAKAGOME Hideki (Chiba Univ.); YASUSHI Koyama (Sophia Univ.);

HAMADA Mamoru (Kobe Steel); KIYOSHI Tsukasa (NIMS); TAKAHASHI Masato, MAEDA Hideaki (RIKEN)

E-mail: y_yanagisawa@graduate.chiba-u.jp

1. はじめに

著者らは Bi-2223 インサートコイルを用いた 1.05 GHz (23.5T) NMR 分光器の開発を進めている[1]。NMR 磁石に Bi-2223 内層コイルを用いる場合、励消磁により線材中に生じる遮蔽電流の緩和によって長期的な磁場ドリフトが生じ、NMR 分光器に組み込まれた磁場一周波数ロックの動作限界を超え、NMR 計測が出来なくなる可能性がある[2]。本報告では Bi-2223 ダブルパンケーキコイルに生じる遮蔽電流による磁場を finite thickness rectangular superconductor bar model[3]を用いて計算し、励消磁に伴うヒステリシス効果と残留磁場のコイル電流依存性に関して前報で示した実験結果[4]と比較した。

2. 計算方法

Bi-2223 線材中に流れる遮蔽電流により生じる磁場は以下の手順で計算した。

(i) コイルに直流電流を通电した状態での磁場分布を有限要素法により計算する。

(ii) Fig.1(a)に示すようにパンケーキを超電導体の同心円としてモデル化する。テープ線材のアスペクト比は約 20 と大きいため半径方向の磁場がつくる方位角方向の遮蔽電流のみを考慮した。遮蔽電流密度は finite thickness rectangular superconductor bar model[3]により計算する。このモデルでは磁束は Fig.1(b)に示すように侵入し、磁束フロント位置 x_0 は式(1)で表される。ここで $2a$:テープ幅、 d :テープ厚さ、 J_c :臨界電流密度、 B_a :外部磁場の垂直成分、 μ_0 :真空の透磁率である。ここでは J_c は線材における単位長さあたりの電流密度を用いた。テープ線材中のシート電流(厚さ方向における単位長さあたりの電流値)は式(2)で表される。シート電流をテープ幅方向に積分すれば線材中に流れる遮蔽電流値が求まる。遮蔽電流の符号は $x < 0$, $x > 0$ の領域でそれぞれ反対になる。また消磁の場合には Fig.1(c)に示すように新たな磁束フロントが生じ、最初に生じた遮蔽電流の反対符号の遮蔽電流が流れる。

$$x_0 = \frac{a}{\cosh(\pi B_a / J_c \mu_0 d)} \quad (1)$$

$$\left. \begin{aligned} |J_s| &= \frac{2J_c d}{\pi} \arctan \left[\left(\frac{a^2 - x_0^2}{x_0^2 - x^2} \right)^{1/2} \frac{x}{a} \right] & 0 \leq x \leq x_0 \\ |J_s| &= J_c d & x_0 < x \leq a \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

(iii) (i) で計算した磁場分布を式(1), (2)に適用し各超電導リングの遮蔽電流密度を求め、それによって発生する磁場を Biot-Savart の法則を用いて計算する。

3. 解析結果

励磁電流を 0A→100A→-100A→100A の手順で変化させた場合の遮蔽電流によるコイル中心磁場(軸方向)のヒステリシスループを Fig. 2 に示す。実線が解析値、白丸が実験値である。計算には前報に記載したコイル寸法を用い、臨界電流密

度は 1.5×10^8 A/m² とした。実験値と解析値の傾向はよく一致しているが、励磁電流が大きくなるにつれて実験値と比べ解析値のほうが大きくなっている。これは、解析では臨界電流密度を磁場によらず一定と仮定しているのに対し、実際にはテープ線材が受ける磁場が大きくなると臨界電流密度が低下し遮蔽電流による磁場の値が小さくなるためであると推察される。またコイルの端部においては磁場の正負が逆のヒステリシスループがみられ中心部と同様に実験値と解析値はよく一致した。

4. まとめ

Bi-2223 ダブルパンケーキコイルに生じる遮蔽電流を finite thickness rectangular superconductor bar model を用いて計算することにより、実験結果と良く一致するヒステリシスループが得られた。当日には残留磁場の励磁電流依存性についても報告する。

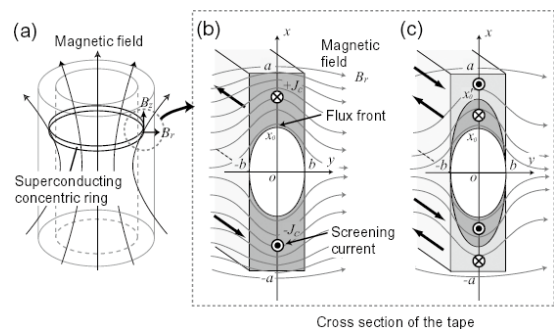


Fig.1 Numerical calculation model of the screening current-induced magnetic field.

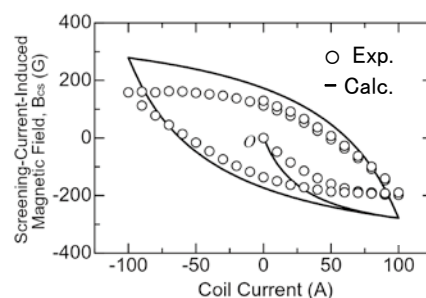


Fig.2 Hysteresis effect of the screening current induced magnetic field at a coil center.

参考文献

1. T. Kiyoshi, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., 18 (2008) 860-863.
2. Y. Yanagisawa, et al., J. Mag. Res. 192 (2008) 329-337.
3. E. H. Brandt, Phys. Rev. B 54 (1996), 4246-4264.
4. Y. Koyama, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 79 (2008) 2B-a08; Physica C 投稿中.

本開発は(独)科学技術振興機構の先端計測分析技術・機器開発事業による成果である。

高電流密度型永久電流スイッチの開発

Development of a persistent current switch operated in high current density.

寺尾 泰昭、尾崎 修、濱田 衛(神戸製鋼)、奥井 良夫、広瀬 量一(JASTEC)、

TERAO Yasuaki, OZAKI Osamu, HAMADA Mamoru(Kobe Steel,Ltd.),OKUI Yoshio,HIROSE Ryoichi(JASTEC)

E-mail:terao.yasuaki@kobelco.com

1. はじめに

磁場の時間安定性が求められる NMR や MRI、電源から切り離して運用する磁気浮上列車では、永久電流モードでの運転が求められ、PCS (Persistent Current Switch、永久電流スイッチ) は必須である。PCS には無誘導性、スイッチオープン時の高抵抗などが求められ、我々はこれらの条件を満たしつつ、より安定した運転が可能な PCS を目指し開発を行なっている。今回 PCS の巻線構造と導体に掛かるローレンツ力の向きが安定性に及ぼす影響を調査した。

2. 作製サンプル/実験方法

PCS の安定性に影響を及ぼす因子として巻き乱れや導体に印加されるローレンツ力の分布が考えられる。これらに注目し Table. 1 に示す CuNi/NbTi 超電導導線を用い以下の 3 タイプの PCS を作製した。

No.1: 二つ折りした導体をツイストしてボビンに巻く

No.2: 隣り合う層間で巻線方向が反転するように整列に巻く

No.3: 二つ折りした導体を隣り合う層で巻線方向が反転するように整列に巻く

Fig. 1 に各 PCS の断面形状及びサイズを示す。なお、室温時の抵抗値を No.1 が約 8Ω であり、No.2, No.3 が共に約 50Ω とした。各 PCS に対して磁場中でクエンチ電流を評価した。印加磁場の条件は $0T \sim 2T$ とし印加磁場の方向を PCS の軸と平行方向に印加した場合と、PCS を磁場軸より 30° 傾け印加した場合とした。

3. 結果及び考察

各 PCS のクエンチ電流の磁場依存性を Fig. 2 に示す。No.1 は巻き乱れが多く、導体が動き易いため磁場の印加方向に関係なく安定性が低いと考えられる。No.2 は稠密に巻かれており、また Fig. 3(a) に示すように平行磁場の場合はローレンツ力を隣り合う層間で支え合い、導体の動きが抑制されるため安定性が高くなったと考えられる。一方、印加磁場の向きが傾くことで安定性が低くなっているが、これは Fig. 3(b) に示すように、隣接する層間が軸方向にずれる方向にローレンツ力が働くためと考えられる。No.3 は稠密に巻かれており、また印加磁場の角度が変わっても常に隣り合う線同士でローレンツ力を支えあう構造のため、安定性は磁場の方向に関係なく常に高いと考えられたが、今回の試験において、低磁場での安定性は高いものの平行磁場の試験において、高磁場領域で安定性が著しく低下した。現時点でこの現象を説明できず、今後更に詳細調査を行なう。

4. まとめ

3 つの異なる構造の PCS を作製し、安定性に対する各 PCS の構

造と導体に掛かるローレンツ力の向きの影響を検証した。その結果、また課題は残るものの、巻き乱れのあるものや層間がずれるような力が働くものに関しては安定性が低く、稠密巻きでローレンツ力による線の動きが抑制されたものに関しては安定性が高くなること分かった。

Table. 1 Specifications of CuNi/NbTi wire

Materials	Superconductor	Nb47wt%Ti(+/-1wt%)
	matrix	Cu-10%Ni
Ratio Cu/Supercon		1.35 ± 0.1
Filament Number		54
Filament Diameter (μm)		44
Dimension	Bare (mm)	0.5
	Insulated (mm)	0.54 ± 0.01

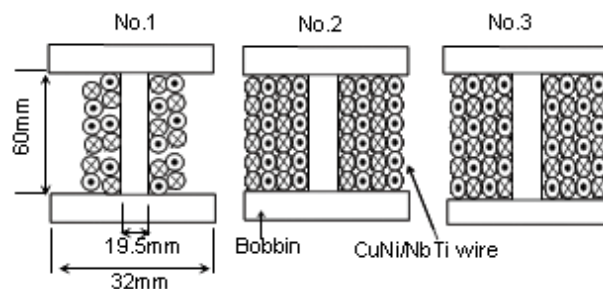


Fig. 1 Cross sections of PCS tested

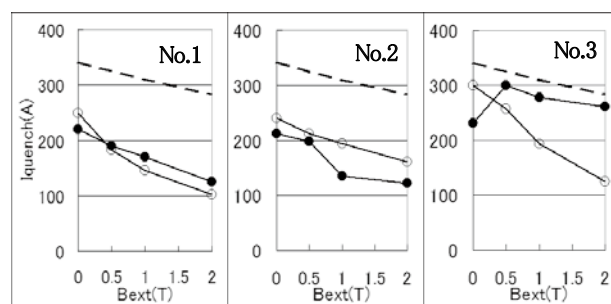


Fig. 2 Dependence of quench current on the magnetic field. Opened circles are results in parallel field. Closed circles show the result in the case of 30° tilted field. Dotted lines show short sample performance.

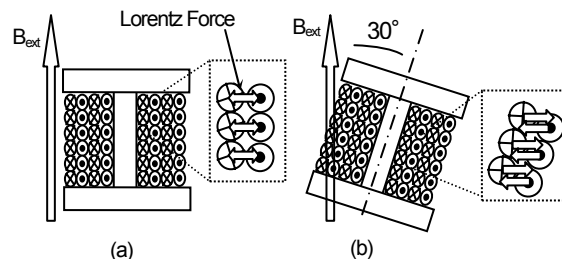


Fig. 3 Direction of Lorentz forces in the No.2 PCS

ペロブスカイト酸化物試料の置換効果による蓄冷材開発

Development of regenerator by substitution effect of perovskite oxide samples

松原 隆博, ニッ森 敬浩, 山本 佳昭, 池田 博 (筑波大)

MATSUBARA Takahiro, HUTATSUMORI Takahiro, YAMAMOTO Yoshiaki, IKEDA Hiroshi (University of Tsukuba)

E-mail: s0720683@ipe.tsukuba.ac.jp

1. はじめに

GM 冷凍機等の小型冷凍機では冷凍能力を左右する要素として蓄冷材が挙げられる。我々は作成が容易で、よく知られている ABO_3 (A:希土類元素, B:金属元素) のペロブスカイト型酸化物に注目し、蓄冷材の開発を目指してきた¹⁾。前回我々は系統的に A サイトの希土類, B サイトの金属元素を変化させ ABO_3 型ペロブスカイト酸化物の試料作製を行い、磁化測定と比熱測定を行った。それぞれの試料において磁化と比熱の性質は大きく異なるが、B サイトの原子番号の隣合う元素同士で磁化の性質、比熱の性質共に似た傾向に分けられることを報告した²⁾。今回新たに A 及び B 元素を系統的に換えた試料を作成し、試料評価として比熱測定と磁化率測定を行った。今までの測定データと共に、比熱の振る舞いを二つの A サイト置換, B サイト置換という異なる二つの観点から比較して検討を行ったので報告する。

2. 試料作製

今回作成した試料は A サイト元素を Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er と固定し、B サイト元素を Ga, Y, Nb と換えて新たな試料作製を試みた。高純度(99.99%以上)の原料粉を秤量し、乳鉢で攪拌した。この試料を電気炉で仮焼きし、さらに乳鉢で攪拌した。原料粉を 20mm φ の成型器で圧をかけ円柱状のペレットにした。このペレットをアルミナの燃焼ボートにのせ、管状電気炉で 1250 から 1500°C 範囲の空気雰囲気中で焼成した。

3. 試料評価

焼成したペレット状の試料は、ダイヤモンドカッターを用いてそれぞれ 100mg, 5mg 程度に加工した。磁化測定に関しては Quantum Design 社製 SQUID 磁束計の MPMS で室温(280K)から 5K まで行い、比熱測定に関しては Quantum Design の PPMS で 200K から 5K まで行った。

4. 結果と考察

5K から 50K までの $TbYO_3$, $HoYO_3$, $PrYO_3$, $GdYO_3$, 及び $EuNiO_3$ の比熱測定の結果を Fig.1 に示す。10K 以下において A サイトが Tb の時大きく比熱は上昇し、また Ho がブロードなピークをもつこの形は、前回示した B サイトイオンが Co, Ni の場合と似かよっており、B サイトイオンが Y の場合の比熱の振る舞いは、これらのグループと同じ要因で起きていると考えられる。

次に見方を変え、A サイトを固定し B サイト置換という見方で今までの試料も含めて検討を試みた。その中から特に低温部で比熱にピークがあった特徴的な試料について比較したものを Fig.2 に示す。最も鋭角なピークが現れたのは A サイトが Tb の場合であり、そこから原子番号が一つずれた Gd, Dy はピークがブロードになっている。また、そのピーク位置に関しても、A サイトが Tb の $TbNiO_3$, $TbCoO_3$, $TbMnO_3$ の各試料が 7K で現れたのに対し、 $GdMnO_3$ が 6K, $GdCoO_3$ と $GdNiO_3$ が 5K 以下で現れ、 $DyMnO_3$ が 7K 付近、 $DyCoO_3$, $DyNiO_3$ が 5K 以下で現れた。比熱のピークの現れる温度について A サイトが Tb の場合に高温側に現れ、ピーク位置のシフトはランタノイドによるものであることが示唆される。

Tb でこのような振る舞いをする原因として考えられることは、ランタノイドは基本的に 3 価のイオンになるが、4 価のイオンをとりうるものも幾つかあり、今回比較した試料の中で唯一 4 価のイオンになりうる Tb が異なる振る舞いを示したと考えられる。

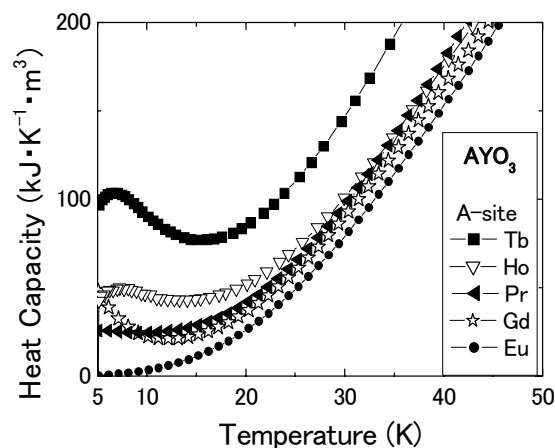


Fig.1 Magnetization of AYO_3 samples (A=Tb, Ho, Pr, Gd, Eu) from 5K to 50K

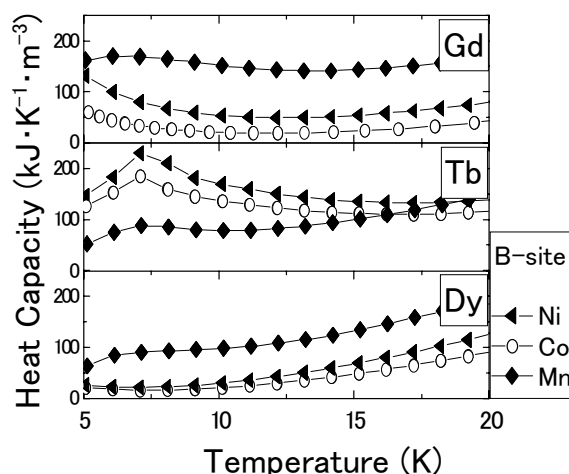


Fig.2 Heat Capacity of ABO_3 samples (A=Gd, Tb, Dy, B= Ni, Co, Mn) from 5K to 50K

参考文献

- 1) H. Ikeda, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.116
- 2) T. Matsubara, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.210

宇宙用スターリング冷凍機の開発

Development of a space borne Stirling cryocooler

金尾憲一, 大塚清見, 恒松正二, 植崎勝弘(住友重機械工業)

満田和久, 中澤暁(宇宙航空研究開発機構); 藤本龍一(金沢大学); 長谷部信行(早稲田大学); 小林礼人(日本医科大学)

Ken-ichi KANAOKI, Kiyomi OTSUKA, Shoji TSUNEMATSU, Katsuhiro NARASAKI (SHI),

Kazuhisa MITSUDA, Akira NAKAZAWA (JAXA), Ryuichi FUJIMOTO (Kanazawa University),

Nobuyuki HASEBE (Waseda university), Hiroto Kobayashi (Nippon medical school)

E-mail: knc_kanao@shi.co.jp

1. はじめに

検出器を冷却し、感度を向上させるために機械式冷凍機を用いるミッションが増えている。本報では、人工衛星搭載用に開発された1段スターリング冷凍機について述べる。

2. 冷凍機の概要

この冷凍機は、分離型スターリング冷凍機で、可動部をフレクシャースプリングで支持して、ピストンとシリンダーを一定の関係に保ち、磨耗を防止している。コールドヘッドでも、ディスプレイレーザーを同様の機構で支持している[1]。

3. 「すざく」搭載機の経過

2005年7月10日に打ち上げられたX線天文衛星「すざく」に搭載された冷凍機[2]は、3.2年経過した現在も順調に稼働中である。図1に示すように、冷凍機はXRSデューアの輻射シールド(OVCS:Outer Vapor-Cooled Shield)を冷却して熱侵入を抑制している。図4は、3枚の輻射シールドの温度と冷凍機の消費電力の推移を示したものである。打ち上げ後647日目にネオンタンクの固体ネオンが枯渇して、温度が大きく上昇しているのがわかる。寒剤は枯渇したが、冷凍機は運転を続け、引き続き軌道上での性能評価を行なう予定である。

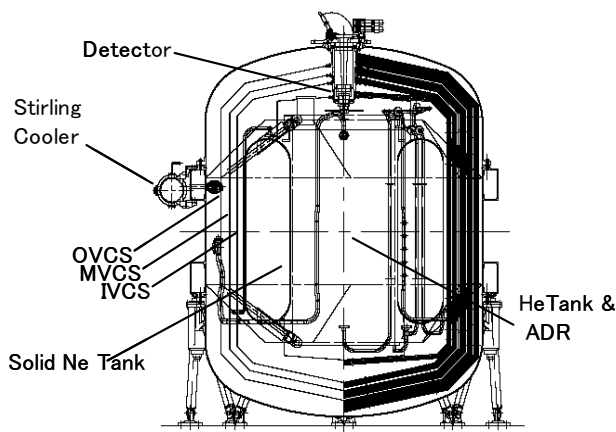


Fig. 1 Cross sectional view of Suzaku/XRS dewar

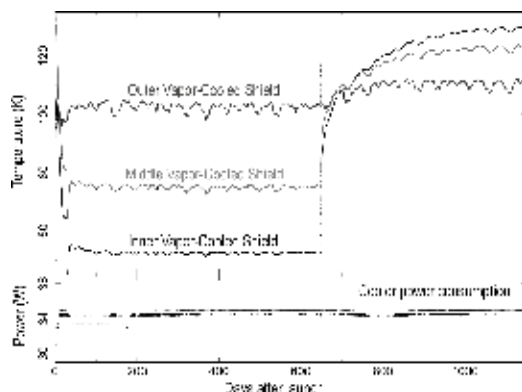


Fig. 2 Temperature and power in orbit

4. 「かぐや」搭載機の経過

2007年9月14日に打ち上げられた月探査機「かぐや」にも同型機が搭載されている。ガンマ線分光計(GRS)の中で、検出器を冷却している。図3は、GRSの外観写真である。GRSの冷凍機は2007年12月から定常運用を開始した。図4に温度と消費電力の推移を示す。観測の関係で、運転状況は一定ではないが、現在まで順調に稼働している。

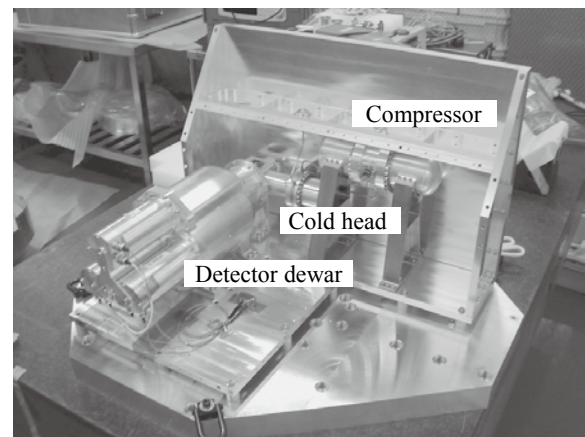


Fig. 3 GRS of Kaguya

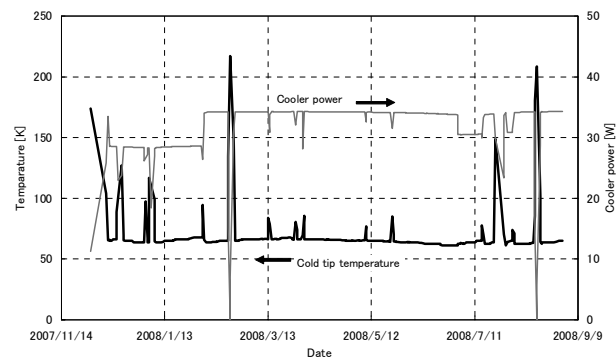


Fig. 4 Temperature and power in orbit

まとめ

宇宙用1段スターリング冷凍機を開発し、地上と宇宙で運転実績を積み重ねている。地上では運転積算時間が70,000時間に達し、宇宙空間では「すざく」、「かぐや」に搭載され2008年10月15日現在、それぞれ28,000時間、7,200時間経過し、順調に稼働中である。また、2010年には金星探査機(PLANET-C)にも同型機が搭載され打ち上げられる予定である。

参考文献

1. N. Watanabe, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 63 (2000) p.166
2. R. Kelley et al.: Publications of the Astronomical Society of Japan, Vol. 59 (2007) p.S77

宇宙用1K級冷凍機の開発（その4） Development of 1K-class cooler for space use (4)

大塚清見, 恒松正二, 榑崎勝弘(住友重機械);

村上浩, 中川貴雄, 杉田寛之, 佐藤洋一(宇宙航空研究開発機構); 村上正秀(筑波大)

OTSUKA Kiyomi, TSUNEMATSU Shoji, NARASAKI Katsuhiko (SHI); MURAKAMI Hiroshi, NAKAGAWA Takao, SUGITA Hiroyuki, SATO Yoichi (JAXA); MURAKAMI Masahide (University of Tsukuba)

1. はじめに

2017年の打上げを目指して概念設計を進めている赤外線天文衛星 SPICA (Space Infrared Telescope for Cosmology and Astrophysics) [1] の赤外線センサには2 K以下の冷却温度が要求されるものがある。この冷却要求(冷却能力 5 mW@1.7 K)を実現するために2段スターリング冷凍機と³Heを作動ガスとしたJT回路系を組み合わせた1K級冷凍機を開発している。2003年には、冷却能力 12 mW @1.7 Kを達成することができた[2][3]。

今回は、2段スターリング冷凍機の冷却能力を向上させ、オリフィス径を24 μ mに変更したことにより、冷却能力 16 mW @1.7 Kが達成できたので報告する。

2. 1K級冷凍機の構成

1K級冷凍機は、予冷機(2段スターリング冷凍機)とJT回路系で構成している。予冷機の2段スターリング冷凍機は、赤外線天文衛星「あかり」(ASTRO-F) [4] に搭載したのから2段目ディスプレイサ径を拡大し、2段目の冷却能力を向上させたものを使用した。JT回路系は、3段の2重管式熱交換器、JTバルブ(オリフィス)及び一体型JT圧縮機2台で構成している。真空容器内の熱交換器部の写真をFig.1に示す。

3. 試験結果

JT圧縮機の吐出圧力と1Kステージ温度及び1Kステージの冷却能力のグラフをFig.2に示す。吐出圧力 590 kPaの時、16 mW@1.7 Kを達成している。1Kステージの冷却能力とJT流量及びJT圧縮機の消費電力のグラフをFig.3に示す。吐出圧力 590 kPaの時、JT圧縮機2台の消費電力は76.6 W, JT流量は2.65 mg/secであった。このときの2段スターリング冷凍機の消費電力は89.4 Wであり、1K級冷凍機としての消費電力は166 Wであった。

4. まとめ

2003年度に試作した1K級冷凍機の予冷用2段スターリング冷凍機を2段目の冷却能力を向上させたものに交換し、オリフィス径を24 μ mに変更した結果、最大冷却能力が16 mW @1.7 Kとなり、30%以上向上することができた。冷却能力、消費電力及び質量については開発目標を達成できている。今後は、寿命評価試験及び打ち上げ時の耐振性評価試験の実施、冷凍機の発生する振動を低減させることに重点を置いて開発を進めていく予定である。

参考文献

1. Nakagawa, T. Murakami, H. "Mid-and far-infrared astronomy mission SPICA," *Advances in Space Research* 2007; 40: pp. 679-683
2. Otsuka, K., et al., "Abstract of CSJ Conference, Vol. 69 (2003) p.173
3. Narasaki, K., et al., "Development of 1K-class mechanical cooler for SPICA," *Cryogenics*, vol. 44 (2004), pp. 375-381.
4. Murakami, H., et al., "The infrared astronomical mission AKARI," *Publ. Astron. Soc. Japan*, 59, 2007 Oct.10. pp. S369-S376



Fig. 1 Heat exchanger assembly with the orifice and the by-pass line

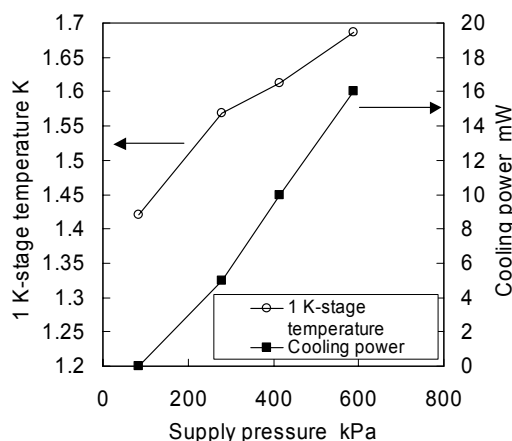


Fig. 2 1 K-stage temperature and cooling power for supply pressure

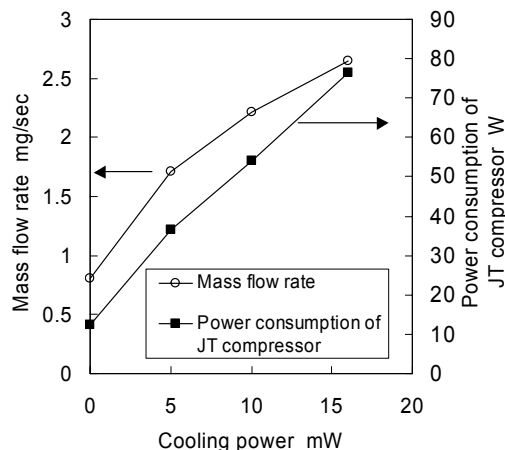


Fig. 3 JT mass flow rate and power consumption of 1 K-class JT compressor for cooling power

小型冷凍機を用いた液体キセノン基礎実験システムの開発と性能試験

Development and cooling test of cryocooler-equipped liquid xenon experimental system

春山富義, 笠見勝祐, 鈴木祥仁, 田内利明, 田中秀治, 三原 智 (KEK); 金子大輔 (東大); 東 貴俊 (佐賀大)
 HARUYAMA Tomiyoshi, KASAMI Katsuyu, SUZUKI Shoji, TAUCHI Toshiaki, TANAKA Shuji, MIHARA Satoshi (KEK);
 KANEKO Daisuke (Tokyo Univ.), HIGASI Takatoshi (Saga Univ.),
 E-mail: haruyama@post.kek.jp

1. はじめに

大量の液体キセノンを検出媒体として用い、高エネルギーの γ 線や未知の粒子を検出する実験が世界各地で成功裡に進められている。900Lの液体キセノンを使用して μ 粒子の稀崩壊現象を探索するMEG($\mu \rightarrow e\gamma$)プロジェクトがスイスPSI研究所で物理データを取り続けており、また50Lの液体キセノンによる暗黒物質探索XENON実験がイタリアGran Sasso地下実験施設で行われている。更に、液体キセノンによる高感度 γ 線検出を利用したPET応用の基礎実験がフランスやKEKにおいて進められている。

本発表では液体キセノンの低温物性や液体中の発光、電子の動き、不純物の影響等の基礎データを蓄積するため、KEKにおいて開発した液体キセノンシステムの概要と試運転結果について報告する。

2. 小型冷凍機による液体キセノン基礎実験システム

実験を構成する低温設備は、最大内容量4Lの液体キセノンチャンバー、小型パルス管冷凍機、液相循環精製用ダイヤ

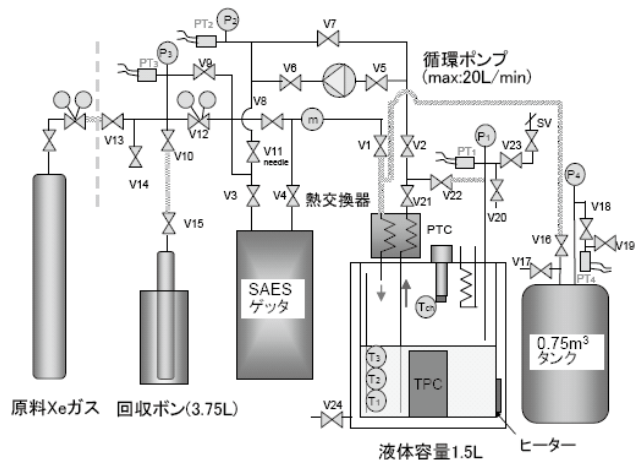


Fig.1. Schematic flow diagram of LXe experimental setup.

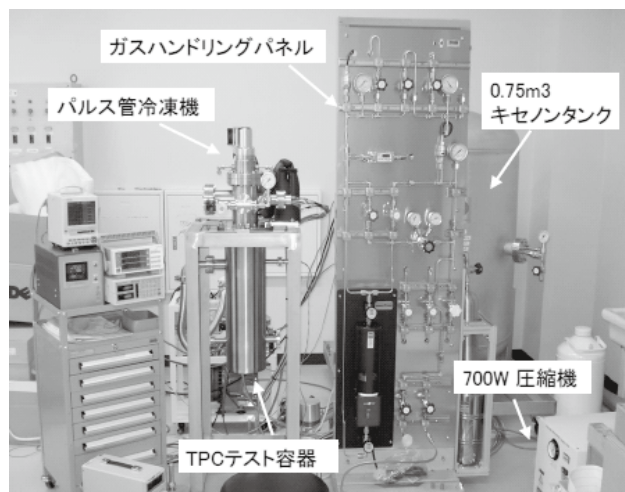


Fig.2. Photo of LXe experimental setup

フラムポンプ、ゲッター精製装置、キセノンガス回収タンクなどである。Fig.1に全体フロー図を、Fig.2に全景写真を示す。

液体キセノン中に水分と酸素が残留すると、高エネルギー粒子によるシンチレーション光と電離電子が吸収されてしまうため、主として配管継ぎ手はVCRを、また配管部品は半導体仕様とした。原料キセノンガスは99.999%であるが、水分、酸素分もppbレベルまで高純化することが必要である。不純物は主に液体中に拡散するので液体の一部を取り出し、循環ポンプによってゲッター(SAES:モトール)を通すことで純化する。寒冷を有効に使い冷凍機の負荷を低減するため、循環ラインにプレートフィン型熱交換器を設置した。

今回行った試験内容は以下の通りである。

- ・パルス管冷凍機の165Kにおける冷凍能力測定
- ・液体キセノンチャンバー内への自動液化
- ・冷凍機による温度圧力安定制御
- ・ダイヤフラムポンプとゲッターを用いた循環精製
- ・ガス自動回収

3. 液体キセノン基礎実験システムの試運転

このシステムの特長の一つは、定格8w@77Kのパルス管冷凍機を700W(100V)の空冷圧縮機(PDC080:岩谷)で運転し、従来のように液体窒素等の寒剤を使用しないことである。まず、この冷凍機冷凍能力の温度依存性を求めた。その結果165Kにおける冷凍能力が ~ 24 Wあり、チャンバを冷却し、キセノンを液化、低温保持するのに充分であることが確認できた。

もう一つの特長は内容積750Lのガスタンクで、実験終了時や停電等の異常時にチャンバ内に液化した液体キセノンが全量蒸発しても0.1MPaの圧力上昇で回収できる。Fig.3に小型冷凍機のみでチャンバ予冷、液化、蒸発回収の試運転を行ったときのチャンバ内温度の様子を示す(データは予冷途中から)。予冷5時間、液化速度は0.16L/hで1Lの液体を溜めた。チャンバ内に液体キセノン温度で動作する光電子増倍管が2台セットされており、液化直後、液体キセノンが発する174nmのシンチレーション光を初めて捉えた。今後、定量の不純物を加えて信号の変化等を測定する。

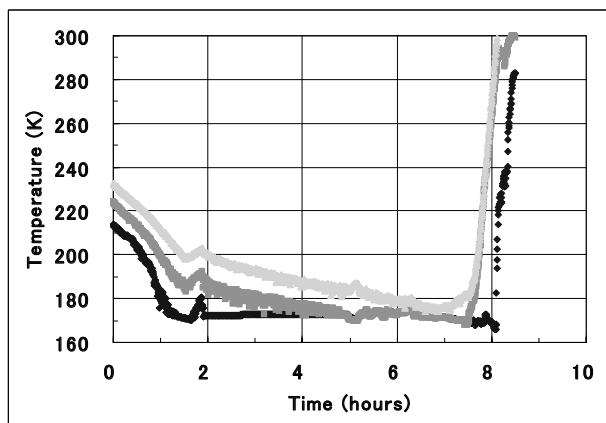


Fig.3. Typical cool-down and warm-up characteristics of Xe chamber.

パルス管冷凍機を用いた新しいタイプの希釈冷凍機開発 Development of new type Dilution Refrigerator using pulse tube refrigerator

畑 徹, 小原顕(大阪市大); 西谷富雄, 研谷昌一郎, 半田梓(岩谷瓦斯)

HATA Tohru, OBARA Ken (Osaka City Univ.);

NISHITANI Tomio, TOGITANI Shoichro, HANDA Azusa (IWATANI INDUSTRIAL GASES Co.)

E-mail: hata@sci.osaka-cu.ac.jp

1. はじめに

従来の希釈冷凍機は液体ヘリウムを用いるため大型で、操作も複雑かつ一定時間毎の寒剤の補給が必要となりメンテナンスも面倒なものであった。今回、我々はパルス管冷凍機を用いることにより液体ヘリウムなどの寒剤を不要とする希釈冷凍機を開発した。また、複雑なバルブ操作を自動化し、素人でも扱えるものを開発した。

2. 希釈冷凍の動作原理(寒剤仕様と冷凍機仕様)

希釈冷凍の原理は、絶対零度においてもヘリウム3がヘリウム4中に約6%とけ込むことができるという点に立脚している。ヘリウム3と4の混合ガスを数K以下の温度に冷却するとヘリウム3分子間、ヘリウム4分子間、ヘリウム3-4分子間の結合力の違いにより、ヘリウム3とヘリウム4の2つの液体相に分離する。地上では重力のため軽いヘリウム3液体がヘリウム4液体の上に浮く。絶対零度に近づくにつれ、ヘリウム3の相は100%ヘリウム3となるが、ヘリウム3-4分子間力がヘリウム3分子間よりも大きいので、ヘリウム4の相には6%のヘリウム3が解け込んで平衡状態となる。このヘリウム4中にあるヘリウム3の濃度を外部より強制的に減らそうとすると濃度を一定に保とうとして、上部のヘリウム3がこのヘリウム4相にとけ込む。このとき、両相のエンタルピー差により冷却が起こる。これが希釈冷凍の動作原理である。Fig. 1に蒸発冷却と比較した希釈冷凍の動作原理を示す。蒸発冷却も希釈冷凍も、ヘリウム3ガスを液化するプロセスが初期条件として必ず必要となる。この約1Kの温度を作り出すのに通常は液体ヘリウムを寒剤として使用するが、今回は冷凍機を用いる。残念ながら冷凍機では1Kの温度には到達できないので、ヘリウム3ガスの液化には、ヘリウム3ガスのジュール・トムソン(JT)膨張冷却を利用する。そのため、JT膨張弁が必要となる。一方、混合室(Mixing Chamber)内でヘリウム3をヘリウム4に強制的にとけ込ませるには、分溜室(Still)においてヘリウム3を選択的に蒸発させヘリウム3濃度を減少させる。するとヘリウム3は浸透圧によって混合室からドライブされる。

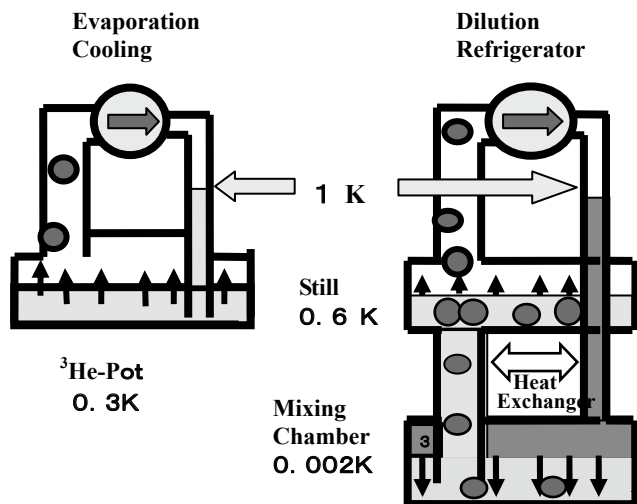


Fig.1. Principle of evaporation cooling and dilution refrigerator.

3. パルス管冷凍機仕様の利点

寒剤を用いる従来型の希釈冷凍機に比べてパルス管冷凍機仕様の希釈冷凍機の利点の主なものを以下に列記する。①液体ヘリウム、液体窒素などの寒剤の一定時間毎の補給が不要で運転時においてメンテナンスフリーであること、②GM冷凍機に比べ低振動であるため一般に振動を嫌う低温実験に向いている。③寒剤を用いないため室温からの予備冷却を含めてスイッチのオン・オフのみで稼働させることができ完全自動化が可能となる。

4. 動作結果

プロトタイプIIの冷却プロセスをFig. 2に、Fig. 3に循環量と最低到達温度の関係を示す。300Kから10Kまでの予備冷却に約17時間、最低温度近くには約30時間であった。また、プロトタイプIIでは14mKに到達し、さらなる循環量のアップにより8mKに到達する予定である。

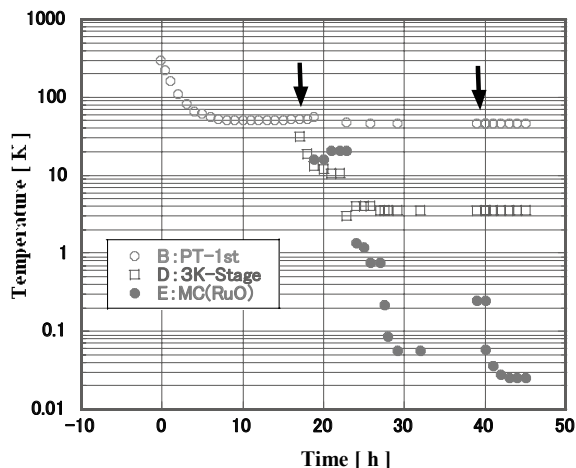


Fig.2. Cooling process from room temperature.

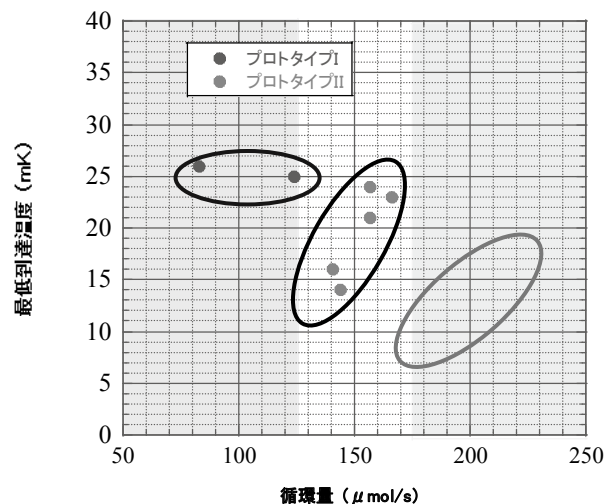


Fig.3. Lowest temperatures as a function of circulation rate.

超伝導応用システムのための電流リード部のガス冷却システムの検討

Proposal of the gas cooled current lead for application systems using high T_c superconductors

河原敏男、佐々木淳、藤井友宏、杉本達律、福田真治、浜辺誠、山口作太郎(中部大)

KAWAHARA Toshio, SASAKI Atsushi, FUJII Tomohiro, SUGIMOTO Tatsunori, FUKUDA Shinji, HAMABE Makoto, YAMAGUCHI Sataro (Chubu Univ.)

E-mail: toshi@isc.chubu.ac.jp

1. はじめに

昨今のエネルギー・環境問題の解決のために超伝導技術の応用は非常に期待されている。その中で、直流超伝導送電は超長距離の送電を高効率に行えるため、大規模太陽光発電等との組み合わせで世界規模の再生可能エネルギー網が可能となる。中部大学では、20 m 級の直流超伝導送電線システムを世界で初めて作製し、実用化を目指して熱侵入低減のための各種パラメータを評価している[1]。直流の場合の熱侵入には、超伝導ケーブルの断熱2重管での熱侵入と、電流リードからの熱侵入があり、実用化のために熱の侵入の低減が必須の研究課題だからである。その中で電流リードでの熱侵入を低減する方法としてペルチェ素子を利用したペルチェ電流リード(PCL)がある[2]。PCL では電流が流れたときの冷却効果と熱電材料での低熱伝導率により熱侵入を抑える。

液体ヘリウムを用いた超伝導マグネットが既に実用化されているが、その電流リードの冷却方法として、ガス冷却電流リードがある [3]。高温超伝導体では、液体窒素によるガス冷却電流リードによる熱侵入の低減が期待される。そこで、PCL にガス冷却を組み合わせたことを検討した。

実際の応用システムを考えると、電流リード以外の熱侵入により蒸発するガスも冷却ガスとして利用可能である。送電線システムでは断熱2重管での熱侵入が考えられる。あるいは、車載超伝導モーターを用いた電気自動車が、省エネルギーで CO_2 排出量の少ない車として開発が進められているが、この場合は、モーター系での熱侵入は電流リードの2倍になるという見込みもある。そこで、これらオーバーガス条件下も含めてガス冷却 PCL での熱侵入を評価することとした。本発表では、ガス冷却電流リードの熱分布を計算することにより熱侵入を評価した結果について述べる。

2. シミュレーション方法

電流リードの熱分布は、電流方向の一次元熱伝導方程式で評価する[4]。熱バランスは、熱伝導による熱流入、電流リードでのジュール熱、ペルチェ効果の熱ポンプ効果を考える。そして、ガス冷却の場合、冷却ガスへの熱伝達によりみ出される熱量を考慮するが、これを熱交換効率 f で表現する。 $f=0$ では、冷却ガスと電流リードの間に熱交換は無い。 $f=1$ では、ちょうど電流リードでの発熱と冷却ガスが熱交換により熱平衡になる。さらに、今回、システムからの蒸発ガスを考慮するため、 f は0から3の範囲で計算する。また、熱電部は室温側に導入するが、その特性値は、フェロテック社製のp型の熱電材料についての実験値を用いた。それぞれの f について熱侵入量を極小にする形状因子(Shape factor)を求めて、そのときの熱侵入量、電流リードの温度分布を計算した。

3. 結果と議論

Fig.1 に熱侵入量の冷却ガス熱交換率依存性を示す。ガス冷却電流リードを構成することにより、 $f=1$ での熱侵入は、28.5 W/kA から17.9 W/kA へと減少する。この場合、37%の改善である。さらに、システムからの蒸発ガスが多い場合、例えば $f=2$ でさえ、13.5 W/kA へと減少し、52%の改善となる。このようにシステム全体を考えると、ガス冷却システムでは熱侵入量が大きく減少する。

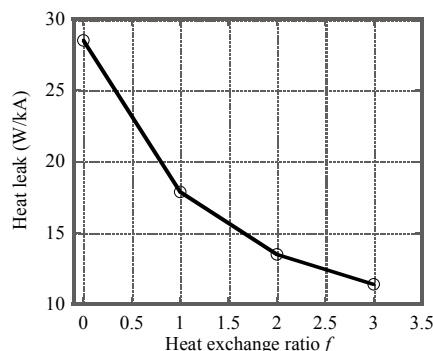
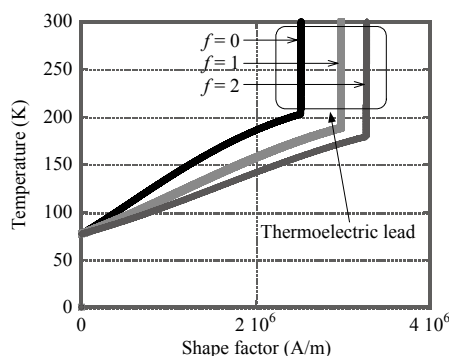


Fig.1 Heat leak with over-gas conditions

Fig.2 Temperature distribution on the PCL at $f=0$, $f=1$ and $f=2$

熱侵入が極小となる時の形状因子を求めると、冷却ガス熱交換率が大きいとき、銅部、熱電材料部とも $f=0$ に比べて大きくなる。例えば、 $f=2$ では、それぞれ30%(銅部)、32%(熱電部)大きくしたほうが良い。これは、冷却ガスが増えるに伴い、抵抗を大きくした場合のジュール熱分を吸収できるということである。そこで、 $f=0, 1, 2$ の場合の電流リードの温度分布を計算し、Fig.2 に示す。形状因子の大きい部分が室温に近く、すなわち、熱電部がある。温度は熱電部で大きく変化し、熱侵入を減少させていることが分かる。 $f=0$ と $f=2$ を比べると、後者では、抵抗の大きい熱電部で受け持つ温度変化を大きくすることが可能であり、よりPCLが有効である。

4. まとめ

応用システムを考慮しオーバーガス条件も含めてガス冷却電流リードの評価を行った。ガス冷却効率が大きくなるにつれて、熱侵入は大きく減少し、例えば、 $f=2$ で52%の低減が可能であった。今後、実際にテストベンチを作製し、ガス冷却PCLの評価を行っていく予定である。

参考文献

1. S. Yamaguchi, *et al.*: J. Phys.: Conf. Ser., Vol. 97 (2008) 012290
2. S. Yamaguchi, *et al.*: Rev. Sci. Instrum., Vol. 75 (2004) pp.207
3. K. R. Efferson: Rev. Sci. Instrum., Vol. 38 (1967) pp.1776
4. H. Okumura, *et al.*: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 7 (1997) pp.715

氷を保冷剤として用いた極低温保冷システムの概念設計 Conceptual design of a cold storage system with ice as a cryogen

水野 克俊, 岡村 哲至(東工大); 宮崎 佳樹, 長嶋 賢(鉄道総研); 上村 真也(東芝)

MIZUNO Katsutoshi, OKAMURA Tetsuji (Tokyo Tech); MIYAZAKI Yoshiki, NAGASHIMA Ken (RTRI); UEMURA Shinya (TOSHIBA)
E-mail: mizuno.k.aa@m.titech.ac.jp

1. はじめに

モバイル超電導マグネットの軽量化のために冷凍機なしでも長時間極低温を維持可能な方法を検討している。マグネットを使用しないときは冷凍機で冷却しておき、使用する際には冷凍機を切り離れた軽量な状態で運転しようというものである。一般的なマグネットとは異なり、モバイルマグネットにおいては強度の都合から荷重支持材を介しての熱伝導が大きくなると予測される。このような状況下では従来のふく射シールドだけでは断熱が不十分であるので、我々は新たな固体保冷剤を用いた保冷システムを提案する。そこで今回は固体窒素よりも比熱では劣るものの、取り扱いがより簡易であろう氷を保冷剤として用いた時の保冷能力に与える影響を一次元熱解析により検証した。

2. 氷の保冷剤としての利点

氷は低温における比熱が他の金属材料よりも優れており、わずかな重量でも保冷能力に対し十分な効果が得られると考えられる(Table.1)。また固体窒素と比較すると室温以下の使用では気化する恐れがないため安全弁等の配管が不要で構造が簡易なうえ、配管を介しての余計な熱侵入も抑えることができる。加えて熱伝導に優れているため、超電導コイルを氷に含浸しなくとも安定して冷却できると思われる。さらに室温付近まで相変化をすることがないので超電導コイル周りだけでなく、より高温にさらされるふく射シールドへの取り付けも可能になり設計の自由度が高いという利点がある。

3. 氷の配置場所と最適なふく射シールド数

保冷剤は設置場所によってその役割が大きく異なる。コイル側に保冷剤を取り付けた場合、熱侵入は変化しないでコイルの熱容量が増加する。一方ふく射シールド側の場合、コイルの熱容量は変わらないものの、シールドの温度上昇を低く抑えられてコイルへの熱侵入を減らすことができる。そのためふく射シールドと超電導コイルの最適な熱容量の配分があると考えられ、どちらに保冷材を取り付けたほうが効果的かを見極める必要がある。

また、定常状態におけるふく射シールドの役割はふく射伝熱の低減であり熱伝導には効果がない。そのため今回想定するような熱伝導による熱侵入の大きい系では、過剰な多層ふく射シールドは意味がなく、むしろマグネットの肥大化を招いてしまう。そのためシールドの枚数は最低限度に減らしておき、保冷剤によって熱容量を稼いだほうが重量、サイズ面で有利になると考えられる。

4. 一次元熱解析による最適構成の検討

本研究では10kgの超電導コイルを有するモバイル高温超電導マグネットを想定して熱解析を行った。20Kまで冷却された状態から冷凍機を切り離すものとし、6時間後のコイル温度およびコイルへの熱侵入量を予測した。計算は a.ふく射シールド1枚だけのもの b.コイルに氷を追加したもの c.ふく射シールドに氷を追加したもの d.ふく射シールドを2枚に増やした計4つのモデルについて行った(Fig.1)。なお、氷の重量はふく射シールドと等しく2kgとした。計算結果をFig.2に示す。コイルに保冷剤を追加した場合、熱侵入量は若干シールド1枚のときよりも増加している。これは熱容量が増えたことにより

コイルの温度上昇が抑えられ、コイルとシールド間の温度差が大きくなったためである。ただし熱侵入の増分はわずかであり、シールドの温度のほうがコイルへの熱侵入に対しては支配的であると言える。シールドに氷を追加した場合は熱侵入が大幅に減少しており、わずかではあるもののコイルに氷を追加した場合よりもコイル温度が低くなっている。これは計算に用いた系では、ふく射シールドのほうが超電導コイルよりも軽量であるため氷を取り付けたときの熱容量の上がり幅が大きく、コイルへの熱侵入の低減の効果がより優れていたためである。

今回の計算ではふく射シールドが2枚のときが最も保冷能力に優れている結果になった。しかしながら、氷を保冷剤として用いた場合もコイル温度はかなり近い値をとっており、マグネットの構造の簡易さと全体の大きさも考慮すれば氷にも十分な利点があると考えられる。

Table.1 Specific heat of some materials at 50K [1] [2]

Solid nitrogen	Ice	Al	Cu
1473[J/kg·K]	447	139	98

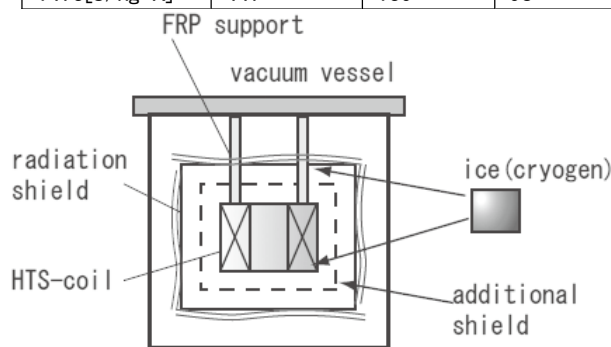


Fig.1 Cold storage system model

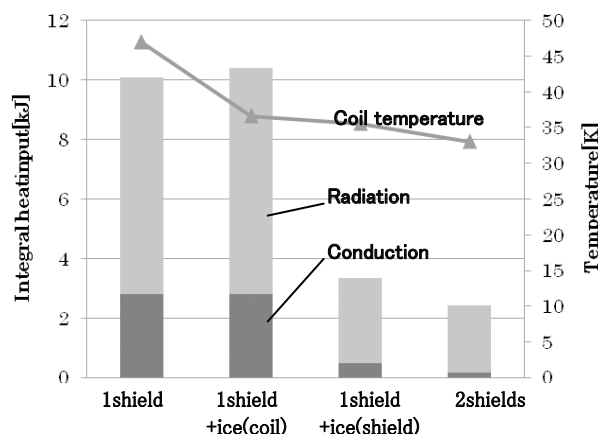


Fig.2 Heat input and coil temperature in 6 hours

参考文献

1. Scott TA, et al.: Phys Rep, Vol.27-3 (1976) p.89-157
2. Giaque W.F, et al.: J.Am.Chem.Soc, Vol. 58 (1970) p.1144-1150
3. Y. Iwasa: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 57 (1997) p.106-107

スラッシュ水素を用いた蒸発ガロス低減/エネルギー効率向上技術の開発

R&D of Advanced Boil-off Reduction Technologies with Slush Hydrogen

神谷 卓伸, 前村 孝志, 中村 亮, 中道 憲治, 木村 誠一郎, 木原 勇一 (MHI)

E-mail: takanobu_kamiya@mhi.co.jp

1. 概要

来る水素社会に向けた水素利用の形態として、液体水素は、エネルギー密度が高く、遠、中距離の輸送コストが安いことから、燃料電池自動車、家庭用燃料電池等、水素社会を構成するインフラへ水素を供給する有力な手段と位置付けられている。現在、主要自動車メーカは、燃料電池車用の水素燃料媒体として、比較的入手し易い、高压ガス (350~700 気圧) を主に使用している。

液体水素は、高压ガスに比べ、現状での流通量は少ないが、高いエネルギー密度を持ち、しかも大気圧下で利用可能な媒体であることから、性能や運用/安全性においても高压ガスより有効である。一方、液体水素は大気圧下では、利用時に蒸発ガスが発生するという問題がある。特に、貯蔵時の容器への外部侵入熱による蒸発ガスと、移送/充填時の配管の予冷ロス、液体水素が加圧された状態から圧力を開放する際に発生するフラッシュロスは、水素ステーションにおいて水素利用率を低下させる要因となっている。そこで、本研究ではこれら液体水素利用時に発生する水素ロスを、スラッシュ水素を用いることで低減し、システム全体のエネルギー効率を向上すること目的として、研究開発を実施した。

2. 研究の背景

液体水素貯蔵の課題である蒸発水素ガス、これを低減させる観点でスラッシュ水素を活用することに着目した。スラッシュ水素は、液体水素を冷却して生成される固/液混合水素(シャーベット状、ないしはパウダー状)の流体である。スラッシュ水素質量に対する固体粒子の質量比(以降、重量固化率wt%)が50wt%の場合、大気圧液体水素と比較し、密度が16%、冷熱保有量が18%増加する。これによりスラッシュ水素は輸送効率とBOG発生抑制という点で液体水素より優れる。スラッシュ水素に関わる技術開発を行うことにより、今後のスラッシュ水素利用向上に繋げる。

3. 研究開発内容

(1) スラッシュ水素の製造

製造方法としては、オーガ法(液体水素(LH₂)と熱交換することにより固体水素を生成し、この固体水素を切削することでパウダー状の固体粒子を製造する[1]) (図1)を用いた。ここで、液体水素中の固体粒子の密度(重量固化率)を向上させるため、固体粒子径を数十 μm 迄コントロールする技術により、重量固化率を50~60%迄向上させることができた(図2)。

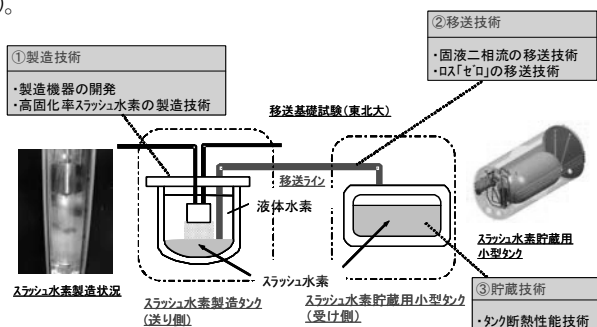


図1 試験装置

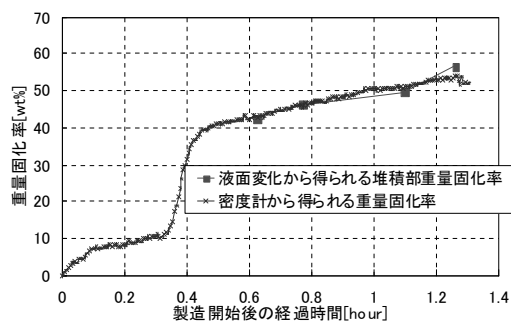


図2 製造試験結果

(2) スラッシュ水素の移送/貯蔵

スラッシュ水素の移送状況を可視化する試験を実施し、受け側容器でスラッシュ水素の移送を確認した(図3)。また、スラッシュ水素移送時のフラッシュロス発生量は、液体水素移送に比べて大幅に低減されることを確認した。同時に高固化率のスラッシュ水素を移送する際に発生するエイジング等の技術課題の抽出、および対策についても実施し、移送/充填のための基礎技術を開発した。

車載を想定した100リットルクラスの高断熱性能タンク(図1)を製作し、タンク単体で液体水素および液体水素充填時の断熱性能を検証する試験を実施した。その結果、従来タンク性能5%/dayに対し3.3%/dayを確認した。さらに、重量固化率30%以上のスラッシュ水素を高断熱性能タンクへ移送した。スラッシュ水素充填後の貯蔵時BOG計測結果よりスラッシュ水素のBOG率を評価したところ、満タン時換算で2.9%/dayとなることを確認した。

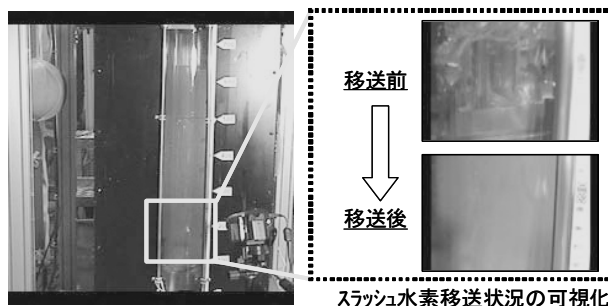


図3 スラッシュ水素移送状況

4. まとめ

スラッシュ水素の製造、輸送、貯蔵に関し、重量固化率50~60%の製造と30wt%のスラッシュ水素の移送を実証を行うことができた。また、スラッシュ水素製造、移送、貯蔵をモデル化した装置システムにより、移送先である車載を想定して製作した小型タンク(100リットルクラス)を併用することで3%/dayを切るスラッシュ水素によるBOG低減効果を確認した。

なお、本研究は(独)新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)からの委託研究にて実施した成果である。関係各位に感謝いたします。

参考文献

1. D. E. Daney, et al.: Hydrogen slush production with a large auger, Advanced in Cryogenic Engineering, vol. 35

KSTAR SHe サーキュレータおよび GHe コールドコンプレッサの試運転結果

Commissioning results of SHe circulator and GHe cold compressor for KSTAR HRS.

脇阪 裕寿, 高橋 俊雄, 吉永 誠一郎, 栗原 和昭, 佐治 脩好 (IHI); FAUVE Eric (ALDTA)

WAKISAKA Hirohisa, TAKAHASHI Toshio, YOSHINAGA Seiichiro, KURIHARA Kazuaki, SAJI Nobuyoshi (IHI);

FAUVE Eric (ALDTA)

E-mail: hirohisa_wakisaka@ihi.co.jp

1. はじめに

KSTAR (韓国の核融合プロジェクト) では超伝導マグネットを超臨界圧ヘリウム (SHe) による強制冷却を行うために SHe サーキュレータ (以下, サーキュレータ) と GHe コールドコンプレッサ (以下, コンプレッサ) の採用を計画した。IHI は, KSTAR においてサーキュレータ2台とコンプレッサ1台を納入した。Fig.1 に示すようにサーキュレータ (Fig.1 中の C1, C2) は TF コイルと PF コイルの冷却用として, コンプレッサ (Fig.1) はサーマルダンパ内の LHe のサブクール用としてディストリビューションボックスに設置されている。

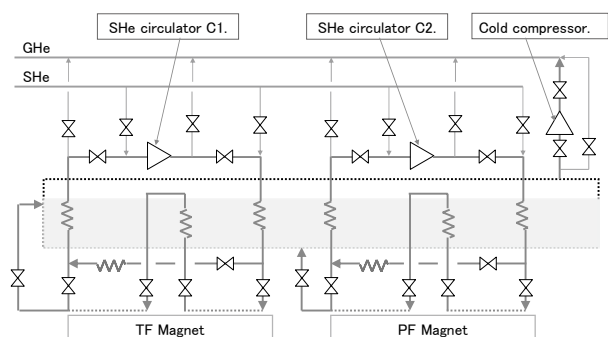


Fig.1 Helium circuits of the distribution box [1].

2. 各機器の仕様

サーキュレータの仕様を Table.2 にコールドコンプレッサの仕様を Table.3 に示す。各項目はいずれも定格条件における数値で, サーキュレータは2台が同じ仕様である。

Table.2 Specification of SHe circulators.

Mass flow rate	300 (g/s)
Inlet pressure	2.9 (barA)
Outlet pressure	5.6 (barA)
Inlet temperature	4.4 (K)
Predicted adiabatic efficiency	74 (%)
Rotation speed	974 (rps)

Table.3 Specification of GHe cold compressor.

Mass flow rate	310 (g/s)
Inlet pressure	1.09 (barA)
Outlet pressure	1.3 (barA)
Inlet temperature	4.3 (K)
Predicted adiabatic efficiency	72 (%)
Rotation speed	219 (rps)

3. 機器の構造

サーキュレータ, コンプレッサともに構造はカートリッジ方式を採用しており, ディストリビューションボックスの真空を保

持したままインペラ等の回転体や軸受を交換することができる。また, ケーシングには常温から低温への熱侵入低減対策としてヒートインターセプトが設けられており, 80K のラインから He をバイパスさせて中間冷却している。サーキュレータの軸受はフォイル式のガス軸受を使っており, コンプレッサは回転数が遅いためグリース封入式の転がり軸受を採用している。

4. 試運転の結果

サーキュレータ (Fig.1 中の C1) の性能試験結果を Fig.4 に示す。結果は予想していた性能よりも若干低くなっており, 最高回転数 (1044rps) まで回すことによって仕様を満足できた。なお, サーキュレータの入口温度には推定が含まれているため, サーキュレータの能力は十分に把握しきれていない。

一方コンプレッサは, 配管系に流量計が設置されていないため正確な性能を得ることはできなかった。しかしながら, 回転体としては非常に安定して動作しており, 転がり軸受は, 温度も安定して連続運転できている。

また, 冷却系全体としてクエンチ発生時のシミュレーションが行われた。24時間に72回の圧力上昇を模擬的に発生させたが, サーキュレータを含めた冷却系は安定して動作していることが確認された。

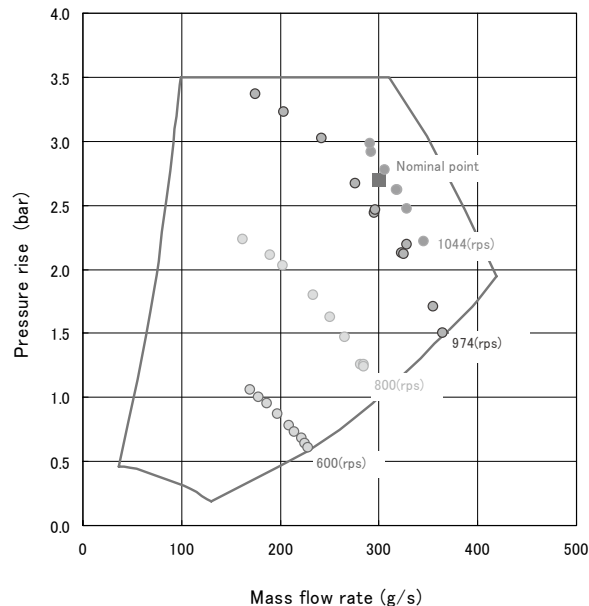


Fig.4 Performance test of SHe circulator (C1).

参考文献

- H.S.Chang, et al.: "Commissioning results of the KSTAR helium refrigeration system." ICEC22 (2008)

J-PARC 低温水素システムの冷却試験

Cryogenic test of the cryogenic hydrogen system in J-PARC

達本 衡輝, 麻生 智一, 大都 起一, 加藤 崇, 長谷川 勝一, 上原 聡明, 櫻山 久志, 川上 善彦(原子力機構)
 TATSUMOTO Hideki, ASO Tomokazu, OHTSU Kiichi, KATO Takashi, HASEGAWA Shoichi, UEHARA Toshiaki,
 SAKURAYAMA Hisashi, KAWAKAMI Yoshihiko (JAEA)
 E-mail: tatsumoto.hideki@jaea.go.jp

1. はじめに

J-PARC の核破砕中性子源では、1 MW 級の陽子ビームによる核破砕反応によって発生した高速中性子を超臨界圧水素(1.5 MPa, 20 K)によって冷中性子に減速させるための低温水素システムを製作した。昨年の12月から4月までの試運転により、各機器の性能を確認し、かつ、低温水素システムの安定な運転方法を確立した。本年5月30日午後2時25分、陽子ビームが中性子源の水銀ターゲットに入射され、J-PARC で初めての核破砕パルス中性子の発生に成功した。本講演では、低温水素システムの初期冷却試験とその試験結果について報告する。

2. 低温水素システム

Fig.1 に低温システムの概要を示す。水素循環システムは、超臨界圧水素(1.5 MPa, 18 K)を強制循環させる2台の水素循環ポンプ、オルソ・パラ変換器、熱交換器、および、パルスの熱負荷による圧力変動を効果的に制御するためのヒータとベロー構造でループの容積を変動できるアキュムレータから構成されている。水素循環システムは、熱交換器を介してヘリウム冷凍機(6 kW@17 K)により冷却される。水素に対する安全対策として、水素循環システムはすべて不活性ガスで覆われたブランケット構造を採用した。

3. 初期冷却試験

低温水素システムの初期冷却特性を Fig.2 に示す。水素循環システムの圧力は、常に臨界圧以上の1.5 MPaに保持しながら、常温から定格温度(18 K)まで冷却した。常温付近で十分な循環流量を得るために、定格回転数(40,000 rpm)より高い52,000 rpmとした。2台並列運転の場合、常温で3.2 g/sの循環流量が得られた。また、冷却過程においてアキュムレータの変動は系内の大きな圧力変動を引き起こすため、アキュムレータを固定する必要があった。それゆえ、ベロー内のヘリウムガスの圧力を水素循環システムより高い1.6 MPaに保持し、十分伸びきった位置(アキュムレータレベル90.5 mmに相当)にした。アキュムレータの最大変動容積は15.6 Lである。

一方、ヘリウム冷凍機は、常温でタービンを起動し、液体窒素による予冷は行わずに冷却運転を行った。比較的温度が高い領域では、加温弁によりコールドボックス入口の高圧・常温のヘリウムガスを膨張タービン出口の低圧・低温のヘリウムガスと混合することにより水素循環システムへの供給温度を調整した。

臨界温度である33 K近傍では、密度や比熱等の水素の物性値が急激に変化する。そのため、供給温度が45 Kで、熱交換器における水素側の温度差が4 K以下になるまで供給温度をヘリウム冷凍機の内部ヒータにより一定に保持した。このときに液体窒素の供給を開始した。さらに、水素循環ポンプの回転数も定格回転数である40,000 rpmに調整した。その後、冷凍機の内部ヒータにより供給温度を直接制御し、定格温度まで冷却した。

冷却過程において、水素ヒータにより、水素ヒータ出口温度を21 Kに保持した。これは、定格状態(供給温度:18K、循環流量:162 g/s)において、水素ヒータ出力約4 kW(1 MWの陽子ビームによる熱負荷に相当)の場合の水素ヒータ出口温度に相当している。ビームによる熱負荷を水素ヒータにより補償することによって、ビームの入射、および、停止に関係なくヘリウム冷凍機への熱負荷を常に一定に保つためである。一

方、アキュムレータは、22.9 Kで、ベロー内のヘリウムガスの圧力制御を停止し、ヘリウムガスの温度降下に伴う密度変化を利用して自発的にアキュムレータを収縮させた。定格状態では、アキュムレータレベルをほぼ中間位置である49.0 mmまで収縮させることに成功した。本初期冷却試験において、構築した自動シーケンスを用いて、常温から定格状態まで18時間以内で安定に冷却することを確認できた。

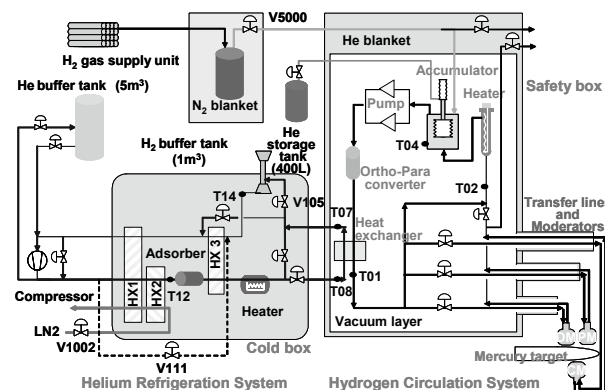


Fig.1 Overview of the cryogenic hydrogen system.

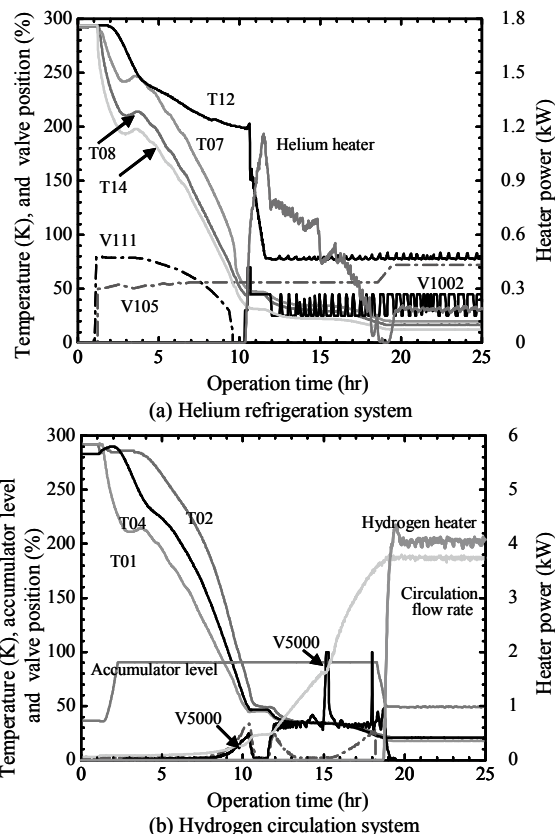


Fig.2 Cool-down process of the cryogenic hydrogen system.

Ta 繊維補強 Nb₃Sn 線材のアルミナ分散強化銅添加による機械特性向上

Mechanical Characteristic Improvement by Alumina Dispersed Copper Addition for Ta-Filament-Reinforced Nb₃Sn wire

西島 元, 渡辺 和雄(東北大); 大圃 一実, 中川 和彦(日立電線); 片桐 一宗, 笠場 孝一(岩手大)

NISHIJIMA Gen, WATANABE Kazuo (Tohoku University); OHATA Kazumi, NAKAGAWA Kazuhiko (Hitachi Cable); KATAGIRI Kazumune, KASABA Koichi (Iwate University)

E-mail: gen@imr.edu

1. はじめに

Ta 繊維補強 Nb₃Sn 線材[1]は各フィラメントを Ta 繊維によって補強する構造をとっている。この線材の特徴は他の高強度 Nb₃Sn 線材[2-4]と比べて非常に高延性であることと、材料の熱膨張係数の違いに起因する予歪 (thermal pre-compression) が 0.1% 程度と非常に小さいことである[5]。これは Ta の延性が高いためと、熱膨張係数が Nb₃Sn のそれと近いためである。また、Ta 繊維によって Nb₃Sn フィラメントそのものが強化されているために、臨界電流の歪感受性が他のブロンズ法線材と比べて小さいことも特徴である。

しかし、いま歪感受性が同じで予歪の大きさの異なる Nb₃Sn 線材を考えたときに、大きな引張り歪領域では予歪大きい線材のほうが使える臨界電流は大きい。歪感受性だけでなく、予歪も含めた印加歪 (applied strain) を考える必要があり、予歪が大きいほうが高歪応用に有利であると考えられる。

そこで本研究では予歪増加のためにアルミナ分散強化銅 (Oxygen Dispersion Strengthened Copper: ODS-Cu) を添加した Ta 繊維補強線材の電磁機械特性を調べた。

2. 試料線材諸元および実験

Table 1 に試料線材諸元を、Fig. 1 に断面写真を示す。試料線材はどちらも Ta 繊維補強ブロンズ法 Nb₃Sn 線材であり、違いは ODS-Cu 添加の有無である。

実験は 4.2 K, 14.5 T 中で引張り歪を印加しながら臨界電流を測定した。マグネットの磁場空間 (φ 52 mm) の制限から試料長は 40 mm であり、電圧端子間距離は 5 mm とした。歪は電極間距離をクリップゲージで測定した [6]。

3. 機械特性

Fig. 2 に 4.2 K, 14.5 T における Ta 繊維補強 Nb₃Sn 線材の、臨界電流の歪依存性 (I_c - ϵ) と応力-歪曲線 (σ - ϵ) を示す。図には、ODS-Cu 添加線材と添加しない線材とを比較した。また、比較のために reference[5] のデータ (Ta 含有率 15%) もプロットした。

ODS-Cu 添加によって I_c - ϵ 曲線のピークが高歪側にシフトしている。これは、ODS-Cu の熱膨張係数が大きいために Nb₃Sn に大きな圧縮歪が加わったと理解できる。 I_c - ϵ 曲線が高歪側にシフトしたことで、より高歪側でも使える可能性が示された。一方、Fig. 2 挿入図に示すように、歪感受性は ODS-Cu 添加によって変化しなかった。応力-歪特性も ODS-Cu 添加によって向上した。

参考文献

- [1] G. Iwaki et al., IEEE Trans. Appl. Supercond. 12 (2002) 1045.
- [2] K. Watanabe et al., IEEE Trans. Magn., 30 (1994) 1871.
- [3] S. Murase et al., IEEE Trans. Magn., 32 (1996) 2937.

[4] H. Sakamoto et al., IEEE Trans. Appl. Supercond. 10 (2000) 1008.

[5] G. Nishijima, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond. 15 (2005) 3442.

[6] K. Katagiri et al., Adv. Cryog. Eng. 36 (1990) 69.

Table 1 Specification of Ta/Nb₃Sn wires

	w/o ODS	20% ODS-Cu
Wire diameter	1.0 mm	
Filament diameter	8.1 μ m	8.0 μ m
Ta fiber diameter	6.4 μ m	6.3 μ m
Twist pitch	20 mm	
Ta reinforcement	21%	
ODS-Cu	-	20%
Cu stabilizer	33%	13%
Heat treatment	650 °C × 200 hrs	

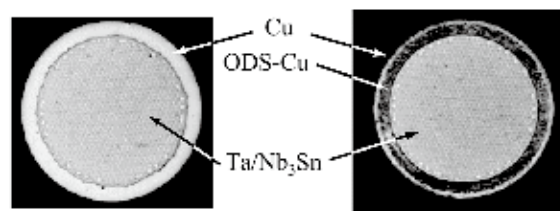


Fig. 1 Cross-sectional views of Ta/Nb₃Sn wires.

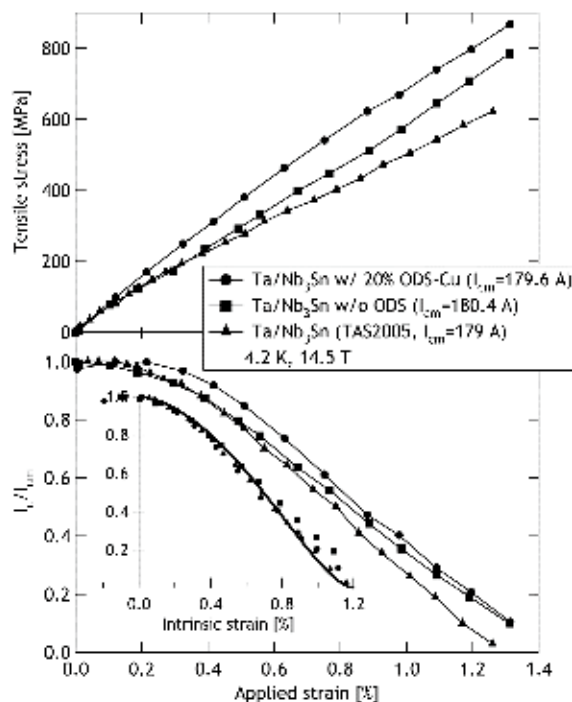


Fig. 2 Tensile stress and normalized critical current (I_c/I_{cm}) as a function of applied tensile strain.

中性子回折を用いたNb₃Sn線材の3次元歪測定

Direct 3D-strain measurements by neutron diffraction on Nb₃Sn wires

小黑英俊, 淡路智, 西島元, 高橋弘紀, 渡辺和雄(東北大); 鈴木裕士, 土屋佳則(原子力機構)
町屋修太郎(大同工大); 長村光造(応用科学研),

OGURO Hidetoshi, AWAJI Satoshi, NISHIJIMA Gen, TAKAHASHI Kohki, WATANABE Kazuo (IMR, Tohoku Univ.),
SUZUKI Hiroshi, TSUCHIYA Yoshinori(JAEA); MACHIYA Shutaro(Daido Univ.); OSAMURA Kozo(RIAS)

E-mail: h-oguro@imr.tohoku.ac.jp

1. はじめに

我々は, Nb₃Sn 線材の超伝導特性と歪との関係を正確に理解するために, 3次元歪に注目して研究を行っている[1]. その一つの実験手法として, 中性子回折実験による3次元歪測定を行っている[2]. 中性子回折を用いると, 中性子の透過率の高さから, Cuの殻で覆われた実用 Nb₃Sn 複合多芯線材の Nb₃Sn の回折ピークが得られる. そこから Nb₃Sn の結晶面の面間隔が求められ, さらにゼロ歪のものと比較することで, 歪を直接求めることができる.

今回は, 高強度 Nb₃Sn 線材に引張り歪を加えた状態で中性子回折実験を行い, その時のひずみゲージ, 伸び計から得られる歪の値と比較した. この実験から, Nb₃Sn 線材を引張ったときに, 線材内部の Nb₃Sn が受ける歪がどのように変化するかを明らかにする.

2. 実験方法

1.0 mm の CuNb 補強ブロンズ法 Nb₃Sn 超伝導線材を用いて, 実験を行った. まず, 残留歪の測定を行った. 線材を 1 辺 1 mm の立方体状に積み上げ, これを用いて, 線材の軸(長手)方向とそれと垂直の横方向の歪を測定した. この測定は, 室温と低温(10 K)において行い, それぞれの温度における残留歪を評価した.

次に, 引張り応力下における試験を行った. このとき試料は, Nb₃Sn 線材 7 本をエポキシ樹脂で固めて, 一体化させた. その束ねた線材を引張りながら, 中性子回折実験を行った. このとき, 同時にひずみゲージと伸び計で引張り歪を測定しており, この値と中性子回折から得られた残留歪の値を比較した.

測定は, 原子力機構の RESA を用いて行った. このとき, Nb₃Sn の 321 回折にしぼって測定を行った.

歪を算出する際の歪ゼロの試料として, 線材から取り出した Nb₃Sn フィラメントの, 低温 X 線回折の結果を利用した.

3. 結果と考察

Fig. 1 に引張り応力下で測定した, Nb₃Sn 321 回折ピークを示す. ここには, 引張り歪の大きさが 0% から 0.5% までの結果と, 歪ゼロの基準としての, Nb₃Sn フィラメントの結果を示してある. この図から, 引張り歪が大きくなると, ピークの位置が低角度側にずれていく様子が分かる. この結果から求めた 321 面の面間隔と, そこから計算した残留歪の値を Fig. 2 に示す. この図の縦軸は中性子回折の結果から求めてあり, 横軸はひずみゲージで測定した歪を示している. これを比較すると, 引張り歪の増加の値(横軸)と残留歪の変化の値(縦軸)は一致する. これは, 線材表面で測定を行っているひずみゲージ, もしくは伸び計の結果が, 線材内部の Nb₃Sn に加わっている残留歪の変化が等しいことを示している. つまり, 線材の表面と内部とで加わる歪が等しいことが, この結果から分かった.

当日は, 異なる Nb₃Sn 線材の結果も合わせて, 残留歪の測定結果とともに報告する.

本研究は科学研究費補助金基盤(B)及び, 科学研究費補助金(特別研究員奨励費), 新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)平成 16 年度産業技術研究助成事業の援助を受けました.

参考文献

- [1] H. Oguro *et. al.*, *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **18** (2008) 1047-1050
[2] H. Oguro *et. al.*, *J. Appl Phys.* **101** (2007) 103913

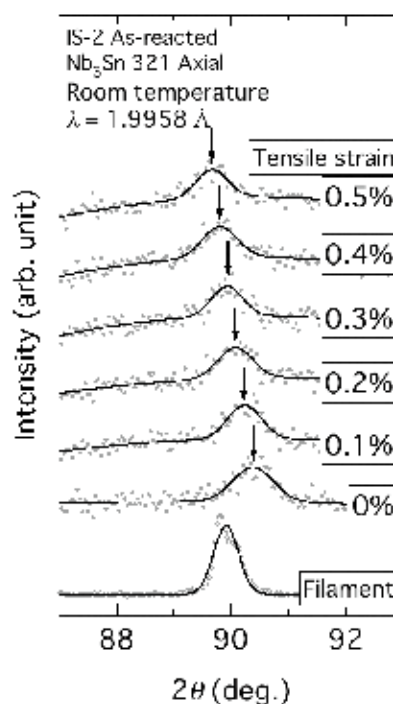


Fig. 1 The 321 diffraction peaks of Nb₃Sn for CuNb/Nb₃Sn wires under tensile strain at room temperature.

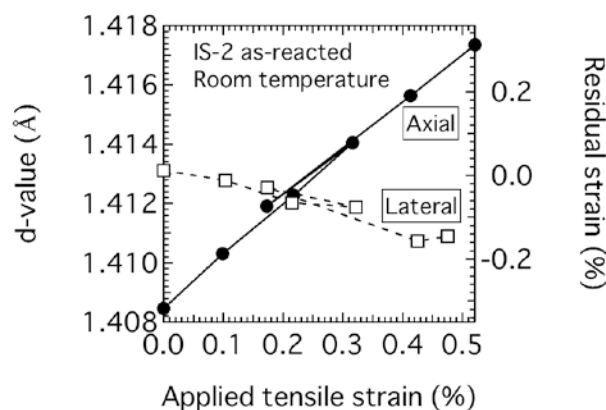


Fig. 2 The lattice spacing of the 321 peak and residual strain of Nb₃Sn for CuNb/Nb₃Sn wire as a function of the applied tensile strain at room temperature.

ブロンズ法 Nb₃Sn フィラメントの EBSD 分析

EBSD analysis of bronze route Nb₃Sn filaments

竹内 孝夫, 伴野 信哉, 飯嶋 安男, 菊池 章弘(物材機構); 土屋 清澄(高エネ機構); 小泉徳潔(原子力機構)
 TAKEUCHI Takao, BANNO Nobuya, KIKUCHI Akihiro, IJIMA Yasuo (NIMS); TSUCHIYA Kyosumi (KEK); KOIZUMI Norikiyo
 (JAEA)
 E-mail: TAKEUCHI.Takao@nims.go.jp

1. はじめに

粒界の力学強度が比較的強い Nb₃Al では、引っ張り破断面に現れる劈開様式は、粒内劈開が主であり、粒界に沿ってクラックが伝播する粒界劈開はほとんど観察されない。したがって、他の A15 型化合物と違って、破断面を観察することによって結晶粒径を測定・評価することができない。そこで、Nb₃Al の結晶粒径を測定するために電子後方散乱回折 (EBSD) 法を導入した。3kV で加速した Ar イオンビームにより切断して力学的歪みの少ない平滑断面に加工 (CP 加工) し、これに電子線を照射すると、入射電子線が試料内で一度非弾性散乱してわずかに運動エネルギー失った後、再びブラッグ反射を起こして菊池パターンを形成する。菊池パターンの解析を行うことにより、照射点の結晶方位を知ることができる。この電子線を網目状に走査させることにより、2次元の結晶方位情報を集積することができる。Nb₃Al については、隣接する測定点の結晶方位差が 5° を越える場所に粒界があると定義して結晶粒径等の情報を統計処理した。

このようにして定義した Nb₃Al の粒界構造が妥当か実は判断が難しい。妥当性を検証するには、TEM による粒界観察結果と直接比較するのが有効と考えられるが、それは容易ではない。一方、同じ A15 型化合物である Nb₃Sn の場合は、その粒界構造を引っ張り破断面の SEM 観察によって容易に知ることができる。すなわち、ブロンズ法で作成した Nb₃Sn フィラメントの場合には、ブロンズ側からフィラメント中心に向かって Sn の濃度勾配が存在し、ブロンズ側 (フィラメント外周部) には化学量論組成の高 Sn 濃度の Nb₃Sn が等軸晶として生成し、一方、フィラメント内部では中心部に向かって柱状晶が放射状に生成する。これと同じ形態の結晶粒組織が EBSD 分析によっても観察できれば、A15 型化合物の結晶粒組織の解析手段としての EBSD 法の妥当性が確認できる。

2. 断面と CP 加工した平滑断面の SEM 画像

Fig. 1, Fig. 2 に引っ張り破断面および CP 加工した平滑断面に現れる典型的な Nb₃Sn フィラメント SEM 画像を示す。両者ともフィラメント外周部には等軸晶が、また中心部には未反応 Nb 芯とそこに向かって成長した柱状晶が確認できる。

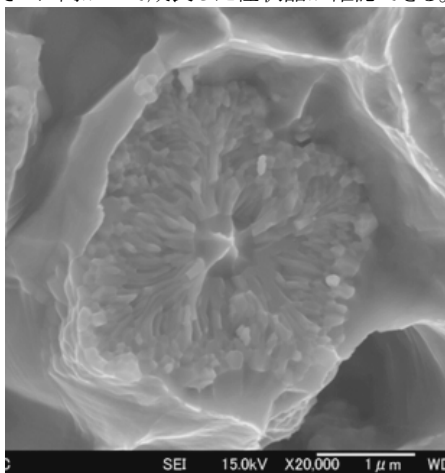


Fig.1 A typical SEM image of bronze route Nb₃Sn filaments fractured.

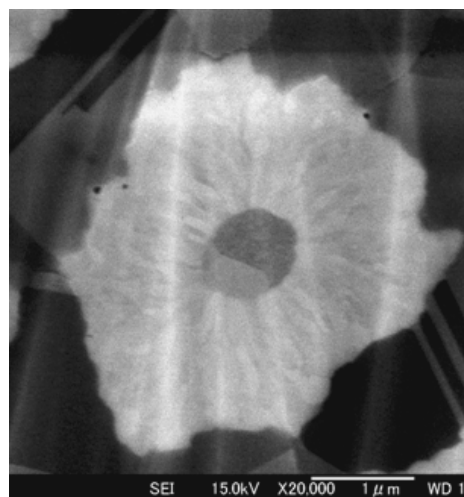


Fig.2 A SEM image of another Nb₃Sn filament that has been cross-section polished with Ar ion beam.

3. EBSD解析した結晶方位マップ画像

Fig. 2 の Nb₃Sn フィラメントについて、逆極点図を利用した色配置で結晶方位を表示したのが Fig. 3 である。5° を越える結晶方位差がある隣接する測定点間を粒界として黒線で繋いでプロットしている。等軸晶と柱状晶が判別でき、長時間測定による電子線のドリフトを考慮すると、EBSD による A15 相の結晶粒界の解析手法は概ね正しいと判断できる。

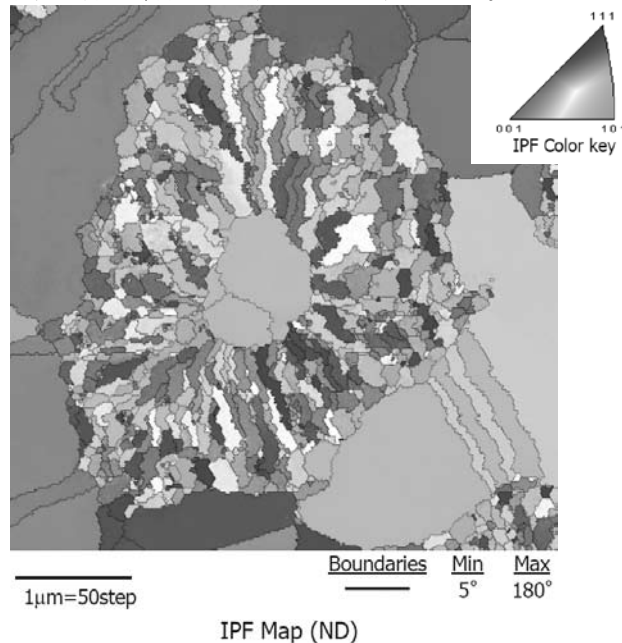


Fig.2 Normal direction crystal orientation map of the Nb₃Sn filament in fig. 2.

本研究の一部は、原子力委員会の評価に基づく文部科学省原子力試験研究費、並びに科学研究費補助金により実施された。

Ti₂Sn₃ 化合物と新しいブロンズ法 Nb₃Sn 線材

Ti₂Sn₃ Intermetallic Compound and New Bronze Processed Nb₃Sn Conductor

菊池 章弘, 吉田 勇二 (NIMS); 谷口 博康 (大阪合金)

KIKUCHI Akihiro, YUSHIDA Yuji (NIMS); TANIGUCHI Hiroyasu (OAW)

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

1. はじめに

現在、4.2K で 10T 以上の超伝導磁石には Nb₃Sn 線材が使用されている。Nb₃Sn 線材の製造プロセスも、周知の通りにブロンズ法、内部 Sn 拡散法、粉末法等があるが、実用製法として経済活動の担い手となっているのはブロンズ法のみであろう。内部 Sn 拡散法はブロンズ法よりも高い臨界電流密度が比較的容易に得られるが、高臨界電流密度タイプの断面構成ではフィラメント径の縮径が困難で、これに付随して断線発生に至っており、つまりは線材製造の歩留まりが安定しない。シングルバリアの断面構成ではブロンズ法並のフィラメント径を可能とするものの、内部 Sn 拡散法に特有の熱処理後に発生する大きなボイドが線材強度と耐歪み特性の雲行きを怪しくさせている。粉末法も Nb 管に粉末を充填して界面反応させる構成では、ブロンズ法と同等のフィラメント径とするには無理がある。つまりはいずれの他製法も帯に短し襷に長しという状況で、現行ブロンズ法線材の後継となるような現実的なコストを踏まえた新しい Nb₃Sn 線材の開発が必要である。

現行ブロンズ法の最大の課題は臨界電流密度を高めることが困難なことにある。ブロンズ法線材の臨界電流密度は、第一に原料のブロンズ中の Sn 濃度が Nb₃Sn 相の体積率を規制することに起因する。一般的には 14-16wt%Sn のブロンズが原料として使用されている。また現行ブロンズ法では、拡散生成した Nb₃Sn 相の組成に濃度勾配があり、また結晶粒のサイズや形状も異なっている[1]。これは臨界電流密度に影響を及ぼす第二の因子である。原料のブロンズ合金の高 Sn 濃度化が検討されているが、δ 化合物の析出が著しくなって冷間加工性が大きく劣化する。オスプレー法では δ 粒子が微細に分散し、20wt%Sn ブロンズ合金が製造された報告もあるが[2]、ブロンズ原料のコストを高めることに疑いはなく、また実際にそれを使用して極細多芯線材が試作された報告はない。

2. ハイブリッドブロンズ法の提案

我々は、ブロンズ法、内部 Sn 拡散法及び粉末法の 3 種の製法の利点を融合した「ハイブリッドブロンズ法」を提案し、現行ブロンズ法との優位性、さらには実用化の可能性を検討している。ハイブリッドブロンズ法は、現行ブロンズ法線材の断面構造及び製造工程を基軸とするが、ただし数百本のサブマルチ材(ブロンズ/Nb)の内、一部のサブマルチを Sn 基化合物粉末が充填されたモジュール(ブロンズ/Sn 基化合物粉末)に置き換えて、線材全体における Sn 濃度の増加を図る。原料に適用する Sn 基化合物粉末は、本新製法の実現にとって極め

て重要な鍵を握る。Sn 基化合物粉末には、以下の大筋の特徴が求められると考えられる。

- (1) 可能な限り高 Sn 濃度の単一組成である。
- (2) 機械的に極めて脆く微粉化が容易で、さらに加工中に追加粉砕して線材長手方向への流動性が高い。
- (3) 適当な高融点で発熱を伴う押し出し加工でも溶融しない。
- (4) 伸線加工途中で中間焼鈍を行ってもブロンズ並びに複合前駆体の加工性に影響を与えない。
- (5) Nb₃Sn を生成する際にブロンズを媒介として Nb フィラメントに Sn を十分に供給できる。

3. 新しい Ti-Sn 化合物 (Ti₂Sn₃ 化合物)

従来の T. B. Massalski による Ti-Sn 平衡状態図では、最も高 Sn 濃度の中間化合物は Ti₆Sn₅ となっている。内部 Sn 拡散法の原料である Ti 添加 Sn 棒でも、微量な Ti₆Sn₅ 粒子が析出物として含まれている。ところが、C. Kuper 等は、Ti₆Sn₅ よりも高 Sn 濃度の Ti₂Sn₃ 化合物の存在を示唆し、さらに Fig. 1 に示す新しい二元系状態図を提案した。この Ti₂Sn₃ 化合物は、上記に掲げた条件を満たしてハイブリッドブロンズ法に適用できる可能性がある。

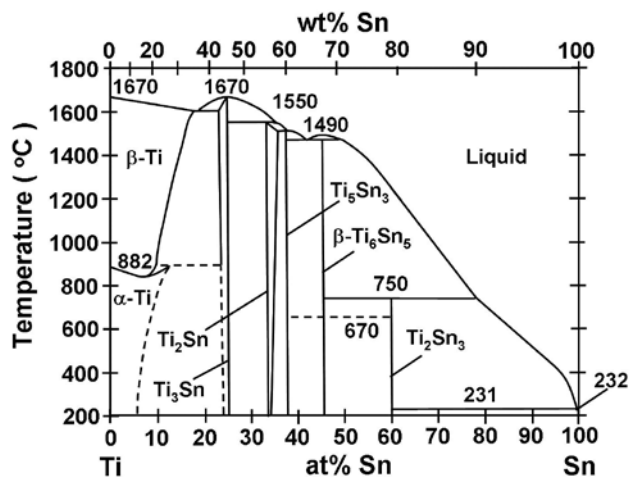


Fig. 1 New binary Ti-Sn phase diagram by C. Kuper, et al.

今回、これまで一般的に馴染みのない Ti₂Sn₃ 化合物の合成条件や脆さや粉砕性等について調査して、単相の Ti₂Sn₃ 粉末を試作した。さらに Ti₂Sn₃ 粉末を用いてハイブリッドブロンズ法線材を模擬した短尺多芯線材も試作し、中間焼鈍を加えた前駆体線材の加工性や熱処理後の微視的組織及び超伝導特性について検討し、現行ブロンズ法との比較を行った。

ジェリーロール法及びロッド法線材における Nb₃Sn 層の生成と高磁界特性

Synthesis and High-Field Performance of Nb₃Sn Layers in Jelly Roll and Rod Processed Wires

太刀川 恭治, 林 裕貴(院), 中田 光荣(院), 佐々木 弘樹(院), 山口 真弘(院)(東海大・工); 竹内 孝夫(NIMS)
 K.Tachikawa, Y.Hayashi, K.Nakata, H.Sasaki, M.Yamaguchi (Faculty of Engr., Tokai Univ.); T.Takeuchi(NIMS)
 E-mail:tacsuper@keyaki.cc.u-tokai.ac.jp

1. はじめに

Sn-Ta 系合金シートおよびロッドを用いて作製したジェリーロール(JR)法並びにマルチロッド(MR)法 Nb₃Sn 線材は、残留ブロンズ量が少なく優れた高磁界特性を示す。本研究では JR と MR 法線材の組織と特性をしらべ、比較、検討を行った。

2. 実験方法

種々の組成の Sn-Ta に少量の Ti を置換し、これに Cu を添加した混合粉末をそれぞれ形状の異なる石英るつぼに入れ、真空炉において ~770°C で熔融拡散し、ボタン状と棒状の Sn-Ta 系合金を作製した。JR 複合体は、ボタン状の Sn 基合金をプレスしてプレート状に加工し、圧延して厚さ 80 μm のシートとして厚さ 100 μm の Nb シートと重ね、Nb-3.3at%Ta 芯に巻きつけて作製した。また棒状の Sn 基合金をプレス後削り出して 7.0mm φ の丸棒とし MR 法用ロッドを作製した。これらをそれぞれ Nb-3.3at%Ta シースに挿入して溝ロール加工後線引きした。JR 法では単芯線とし、MR 法では対辺長 1.22mm φ の六角線を 19 または 37 芯に束ね、Nb バリアで覆い Cu シースに挿入後、静水圧押出と線引きにより多芯線を作製した。

これらの線材は真空炉において 700~775°C で熱処理し、試料とした。線材断面の組織を EPMA と EDX により分析し、また臨界電流 I_c を垂直磁界下で 4 端子法によって 1 μV/cm の基準で測定し、I_c を線材断面積で除して non-Cu J_c をもとめた。

3. 実験結果と考察

Fig.1 に熱処理後の 37 芯 MR 法 Nb₃Sn 線材断面における Cu, Nb, Sn の EPMA 元素マッピングを示した。すべての Sn 基合金ロッドの Nb-Ta シース部に厚く Nb₃Sn 層が形成されており、Nb バリアにより Sn が Cu シースに溶け出すことは無かった。Sn 基合金ロッドがあった部分には Sn が残留しており、また Nb もみられたことから MR 法線材においても JR 法線材と同様に Sn と Nb の相互拡散により Nb₃Sn 層が生成されると考えられる。

Fig.2 に Fig.1 の Nb₃Sn 層付近の拡大像および JR 法線材と比較した定量分析結果を示した。JR 法線材の Nb₃Sn 層では Sn 量が化学量論比の ~25at% 含まれるのに対して、MR 法線材では ~23at% と少なかった。JR 法線材における Sn の拡散は、薄く加工された Sn 基合金シートに接した Nb シートへ平面的に拡散するが、MR 法線材ではフィラメントの内側に挿入された Sn 基合金ロッドから外側の Nb シースへ拡散し、これにより Sn 量に違いが生じる可能性がある。また、MR 法線材の Nb₃Sn 層に含まれる Ta や Ti 量は JR 法線材に比較してやや多く、Cu は検出されなかった。

Table.1 に異なる Nb₃Sn 線材の non-Cu J_c と non-

-barrier J_c を示した。19 芯 MR 法線材の non-Cu J_c は 22T, 4.2K で JR 法線材と同等の ~120A/mm² を示し、これは Bronze 法線材における non-Cu J_c の約 2 倍の値に相当する。しかし、22T 以下の低磁界においては JR 法線材が MR 法線材の特性を上回る。SEM 観察によると JR 法線材に比べて MR 法線材の Nb₃Sn 層の粒径は、やや大きくなっており、これが低磁界における磁束のピン止め力に影響していると考えられる。なお、Sn-Ta ロッドの中央に Nb 芯を挿入した MR 法線材の作製も試みた。

終わりに MR 法線材の静水圧押出と線引き加工をしていた日立電線(株)殿及び六角素線の加工でお世話になった NIMS の瀧川博幸氏に深甚な感謝を示します。

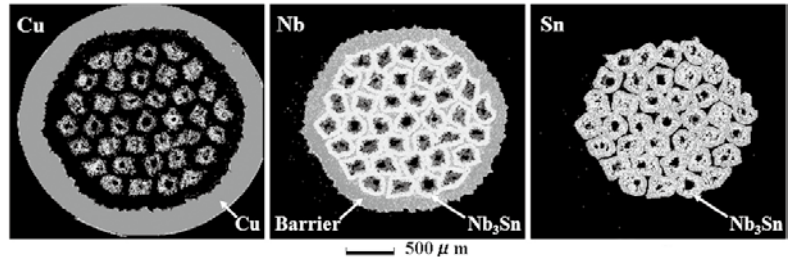


Fig.1 EPMA composition mappings on the cross-section of 37 rod wire reacted at 750°C for 100h, the rod composition being 4/1(Sn/Ta)-3at%Ti+3wt%Cu.

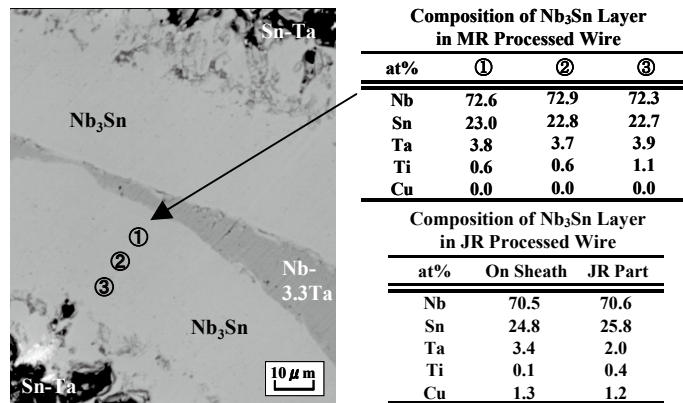


Fig.2 BEI image near Nb₃Sn layers formed in the 37 rod wire shown in Fig.1. The composition of Nb₃Sn layers in MR and JR processed wires are also indicated.

Table.1 non-Cu J_c/non-barrier J_c of different Nb₃Sn wires at quoted magnetic fields and 4.2K. Only non-Cu J_c value is indicated for the JR wire.

Wire Specification	25T	24T	23T	22T	21T	20T
19Rod Wire 3/1-3Ti+2.5Cu Rod 1.54mm φ	14.5	45.9	82.0	119.0	156.1	202.9
	18.1	57.3	102.4	148.7	194.9	252.4
37Rod Wire 4/1-3Ti+3Cu Rod 2.50mm φ	13.5	41.8	72.3	104.7	138.8	176.1
	17.6	54.4	94.1	136.3	180.6	228.8
JR Wire 4/1-3Ti+3Cu Sheet 1.42mm φ	12.3	43.0	79.9	125.1	175.1	230.0
Bronze Wire* Nb-7.5Ta Core/ Cu-16Sn-0.2Ti Matrix				50.0	80.0	115.0
				53.0	85.0	123.0

* S.Endoh et.al. : NIMS TML Annual Rept. (Aug.2007) P57.

減面加工を施した RHQT 法 Nb₃Al 線材の超伝導特性 Superconducting properties of RHQT-Nb₃Al wire processed by dies

物質・材料研究機構 飯嶋安男、菊池章弘、伴野信哉、竹内孝夫

Y. Iijima, A. Kikuchi, N. Banno and T. Takeuchi

National Institute for Material Science, Japan

E-mail : IIJIMA.Yasuo@nims.go.jp

【1】はじめに

急熱急冷変態法 Nb₃Al 線材は、高磁場での臨界電流密度特性が優れており、また、歪に対する超伝導特性の劣化が少ないことから、大空間に高磁場が必要な核融合炉用マグネットや高解像度 NMR マグネット等の候補材料として研究が進められている。前回大会において、我々はマトリックスを Ta にした Al 厚の厚い JR 法単芯 Nb/Al 線材を前駆体線材に用い急熱急冷処理条件と超伝導特性の関係について報告を行った。Ta マトリックスは低磁界中での超伝導不安定性の減少及び Al がマトリックスへ拡散し化学量論組成からずれることを防止するために用いている。また、多芯線材では線材表面と中心とでは昇温および急冷過程で若干のずれが生じ、それらが合わさった超伝導特性を示すことが考えられるため、急熱急冷処理条件の違いによる超伝導特性への影響を単純化するために単芯線材を用いた。その結果、Nb/Al 拡散対の Al 厚を 600nm と大きくしても、従来の Al 厚の薄い JR 法 Nb₃Al 多芯線材とほぼ同等の超伝導特性が得られた。

本製法の急熱急冷まま材に減面加工をすると、変態熱処理後の J_c-B 特性が向上することが知られている。本報告では、Ta マトリックス JR 法単芯 Nb/Al 線材の急熱急冷まま材を減面加工し、急熱急冷処理条件および加工度と超伝導特性の関係について報告する。

【2】実験方法

Ta マトリックス JR 法単芯前駆体線材は日立電線㈱で作製した線材を用いた。線径は 0.53mm、Ta マトリックス比 0.6、Al 厚約 600nm である。RHQ 処理は、通電電極間隔:300mm、線材移動速度:0.33、0.40、0.50、0.67、1.00m/s の 5 条件を行った。最高到達温度までの昇温時間としては 0.90、0.75、0.60、0.45、0.30s である。その条件の内、加工無しで J_c 特性の優れていた昇温時間 0.75s と、それより昇温時間の短い 0.45s の 2 条件の急熱急冷ままの線材を、5%濃度の希硫酸液の中で陽極酸化し、引抜きダイスを用い伸線加工を施した。φ 0.53mm から最終 φ 0.3mm まで全部で 6 条件サンプリングし、φ 0.3mm での最終減面率は約 70%であった。

A15 相への変態熱処理は一般的な 800°C-10hr の熱処理を 800°C まで 1hr で昇温、10hr 保持、炉冷して実施した。

超伝導特性は 4 端子抵抗法で測定した。T_c は抵抗遷移の中点の温度とし、I_c は電圧が 1 V/cm 発生したときの電流値とした。また、I_c 測定は線材保護のためのシャント抵抗を使用して行った。試料の組織観察には、光学顕微鏡等を用いた。

【3】実験結果

減面加工は余計な加工歪をかけないようにするためダイス伸線とし、Nb はそのままではダイス伸線が出来ないため潤滑材として線材表面に陽極酸化を施して行った。昇温時間が 0.45s と 0.75s の 2 条件について減面加工を行ったが、昇温時間が 0.75s、加熱エネルギーが 5.19J/mm³ の試料で途中 1 回くびれのようなものが現れた。しかし、全ての試料が最終 0.3mm まで問題なく減面加工することが出来た。

図 1 に昇温時間が 0.75s の試料を減面加工したときの減面率と T_c との関係を示す。減面率を大きくしていくと初め T_c は下がり、さらに大きくすると約 50% で最大値を示し、減少するという傾向を示した。昇温時間が 0.45s の場合も同様な傾向を示し、また、T_c 値の変化の大きさの違いはあるが多芯線材でもほぼ同様な傾向がこれまで得られている。減面加工した試料で得られた最高の T_c は 17.91K である。加熱エネルギーが 5.19J/mm³ の試料は T_c がばらついているが、これは減面加工のときにくびれが現れていることから、局所的に極微量の A15 相が急熱急冷処理で直接析出していたためと考えられる。

21T での減面率と J_c との関係は、減面率が 20% までは加工無しとほぼ同じ J_c を示し、さらに減面率を大きくしていくと約 70% まで J_c が増加しつづける。しかしながらその増加量は、多芯線材で得られた最高の値の約半分である。詳細は当日報告する。

本研究の一部は文部科学省の原子力試験委託費から助成を受けて実施されたものである。

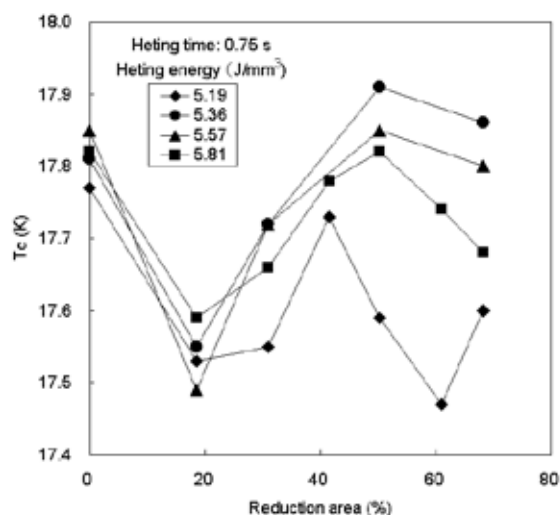


Fig. 1 T_c versus reduction area curves of the RHQT-Nb₃Al wire.

次世代加速器用 Ta マトリクス RHQT 法 Nb₃Al 線材の開発

Development of Ta-Matrix RHQT Processed Nb₃Al Wire for Future Accelerator Magnet

A 上智大学, B 高エネ研, C 物材研, D 日立電線(株)
 竹中康記^A, 福田嵩大^A, 高尾智明^A, 寺島昭男^B, 土屋清澄^B, 山本明^B,
 飯嶋安男^C, 菊池章弘^C, 竹内孝夫^C, 二森茂樹^C, 伴野信哉^C, 田川浩平^D, 田中和英^D, 中川和彦^D
^A Sophia Univ., ^B KEK, ^C NIMS, ^D Hitachi Cable
 K. Takenaka^A, T. Fukuda^A, T. Takao^A, A. Terashima^B, K. Tsuchiya^B, A. Yamamoto^B,
 Y. Iijima^C, A. Kikuchi^C, T. Takeuchi^C, S. Nimori^C, S. Banno^C, K. Tagawa^D, K. Tanaka^D, K. Nakagawa^D

1. はじめに

急熱急冷・変態(RHQT)法による Nb₃Al 多芯線は耐歪み特性に優れ、かつ高磁場で高い電流密度が期待されることから、将来の加速器用高磁場線材として魅力あるものである。我々は、15T 級高磁場磁石用線材として、この線材開発を進めている。然し乍ら、近年、Nb matrix Nb₃Al 線材は強い低磁場不安定^{1),2)}を示すことが明らかとなった。この原因として、matrix 材として使われている Nb が考えられ、それによる磁化を減らすことが望まれる。本研究では、matrix 材として Nb よりも T_c , H_{c2} が低い Ta を用いた Nb₃Al 線材を試作し、その機械的特性と臨界電流特性を調べたので、その結果について報告する。

2. 線材諸元

試作した Ta matrix 線材(ME476)および比較に用いた従来の Nb matrix 線材(ME451)の諸元を Table 1 に示す。

Table 1 Wire Parameters

	ME476	ME451
Wire diameter (mm)	1.35	1.37
Matrix	Ta	Nb
Matrix ratio	0.8	0.7
Filament diameter (μm)	69	63
Filament spacing (μm)	8	6.4
Number of filaments	222	294

3. 機械的強度

J_c 特性向上のため、通常、急熱・急冷処理後の線材には減面加工(AR: Area Reduction)が施される。そのため、この過程における線材の機械的特性(ビッカース硬度、引張強度、伸びなど)の測定を行った。線材断面各部の傾向が見られる硬度は加工度とともに徐々に上がるが、通常の減面率の範囲内では、急激な変化は生じないこと、Nb matrix 線材と比べると、Ta matrix 線材の加工による硬化は少し大きいこともわかった。引張試験結果より求めた 0.2%耐力、破断伸びは matrix 材が Nb でも Ta でも大きな差はないことがわかった。

4. 臨界電流特性

長さ 340 mm のコイル状線材を用いて、10~18 T 領域の J_c 測定を行った。Fig. 1 に RHQ 電流値を変えた場合の non Cu J_c 値を示す。高 J_c 値を得るための最適 RHQ 電流値は 226 A、最適 AR 率は 45 % であるとわかった。本研

究で得られた最大 Non-Cu J_c 値は 15 T、4.2 K において、807 A/mm² であった。

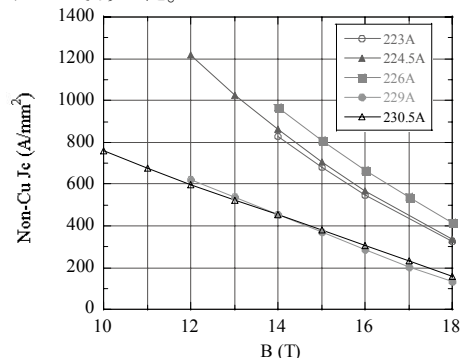


Fig. 1. Non-Cu J_c of the samples treated by different RHQ currents. The diameters of the samples are 1.0 mm, which correspond to 45 % area reduction.

5. 磁化特性

Ta matrix 線材(ME476)を 1.0 mm φまで減面加工したものの磁化曲線を Fig. 2 に示す。Matrix 材を Ta にすることにより、4.2K における低磁場 Flux jump は押さえることが出来た。しかしながら、2K では、小さな Flux jump が存在することがわかった。

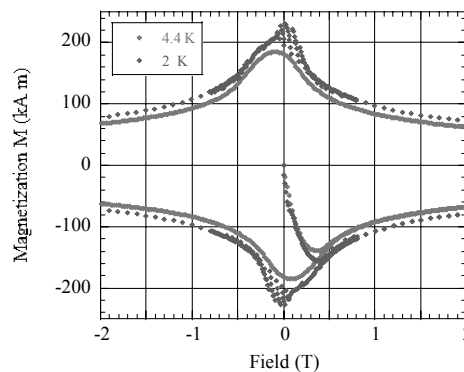


Fig. 2. Volume magnetization of a sample with Ta matrix (ME476) at 4.4 K and 2 K.

6. 結論

Ta matrix 線材では、磁気的不安定性がかなり押さえられること、機械的特性も Nb matrix の場合と大差がないことが分かった。然し乍ら、non-Cu J_c 値は、従来の Nb matrix 線材に比べ多少低い(85%)ようである。

参考文献

1. A. Kikuchi et al. "Characteristics of round and extracted strands of Nb₃Al Rutherford cable," *IEEE Trans. Appl. Superconductivity*, vol. 17, no. 2, pp. 2697-2701, 2007.
2. A. Kikuchi et al., "Cu stabilized Nb₃Al strands for the high field accelerator magnet," *IEEE Trans. Appl. Superconductivity*, vol. 18, no. 2, pp. 1026-1030, 2008.

押出加工によるリスタックNb₃Al線材の作製とJ_c特性

Fabrication and transport properties of re-stack Nb₃Al wire by extrusion process

田中 和英、中川 和彦、田川 浩平 (日立電線) ;
伴野 信哉、竹内 孝夫、飯嶋 安男、菊池 章弘 (物材機構)

TANAKA Kazuhide, NAKAGAWA Kazuhiko, TAGAWA Kohei (Hitachi cable);
BANNO Nobuya, TAKEUCHI Takao, IJIMA Yasuo, KIKUCHI Akihiko (NIMS)

E-mail: tanaka.kazuhide@hitachi-cable.co.jp

1. はじめに

我々はこれまで、Nb₃Alシングル線を複数本組込んで一次多芯線を作製し、これを急熱急冷(RHQ)処理した後に、二次多芯線として安定化Cuに充填、複合化する「リスタックNb₃Al線材」の検討を行ってきた[1-2]。

この線材は、急冷後のNb (Al) 過飽和固溶体の状態で、Cu安定化材を外部に付与するために、線材に強加工を施している。この強加工により、Nb (Al) 過飽和固溶体相中に、高密度の転位等による高いひずみエネルギーを蓄積することが可能となる。また、フィラメントの縮径化も実現できることから、耐歪特性に優れた高J_c線材として期待される。

本報では、低放射化材料のTaをマトリックス材としたリスタックNb₃Al線材を、量産化に適する押出加工により作製し、得られた線材の加工性とJ_c特性を評価した結果について報告する。

2. 実験方法

NbシートとAlシートを共巻きしたジェリーロール/Nb₃Al前駆体を用いて一次多芯線(84芯)を作製した。これを線径1.38mmまで伸線後、RHQ処理することにより、Nb/(Nb-Al)過飽和固溶体線材とした。得られた線材を六角形状に伸線した後、Cuパイプに18本組込み、二次多芯線(リスタック線)とした。これを(1)押出加工した場合、(2)共引き伸線した場合の2条件で縮径加工した。

Table 1に作製したリスタック線材の仕様を示す。フィラメント径やバリア層厚みは、線径1mmまで加工したときの数値である。線材のCu比は0.99であり、線径1mmまで加工するとフィラメント径は14 μmと見積もられる。Fig. 1にリスタック線材の代表的な横断面を示す。左図は全体像、右図は線材中心部の拡大である。

A15相への変態熱処理は、800℃、10時間(真空中)で実施した。I_cの測定は、4端子抵抗法を用いて液体ヘリウム中で行い、I_cは1 μV/cmの電界基準で定義した。J_cは、I_cを断面内のCu以外の面積で除することにより求めた。

3. 結果及び考察

リスタック線材を共引き伸線すると、線径が約2mmで表面にくびれが発生した。一方、押出加工を適用した場合には、くびれの発生が抑制された。これは、押出による強加工でCuパイプとNb₃Alフィラメントの密着性が向上したためと考えられる。また、押出加工を行っても、線径1.0mmまで加工できたことから、RHQ処理後も押出が適用可能であることを実証した。

Fig. 2に押出加工した場合と共引き伸線した場合のリスタック線のNon-Cu J_cの磁場依存性を示す。比較のために、リスタック前の一次多芯線(as RHQ)のJ_cについても併せて示す。押出加工を行っても、共引き伸線した場合と同等のJ_cが

得られることがわかった。押出加工した線材においては、線径1.0mmと0.6mmで有意差がないことがわかった。また、リスタック前の線材のJ_cと比較して、20T中で約1.2倍に向上することがわかった。

当日は、加工性改善のために実施した中間焼鈍の有効性についても報告する。

Table 1 Specifications of the re-stack Nb₃Al wire.

	Second stack (Re-stack)
Wire diameter (mm)	1.0
Number of filament	84×18(=1512)
Filament diameter (μm)	14
Barrier	Ta
Barrier thickness (μm)	2.3
Matrix/SC ratio (SC fraction %)	0.80 (28%)
Cu/non-Cu ratio (Cu fraction %)	0.99 (49%)

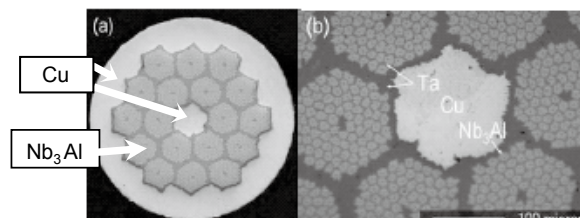


Fig.1 Cross sectional view of the re-stack Nb₃Al wire.

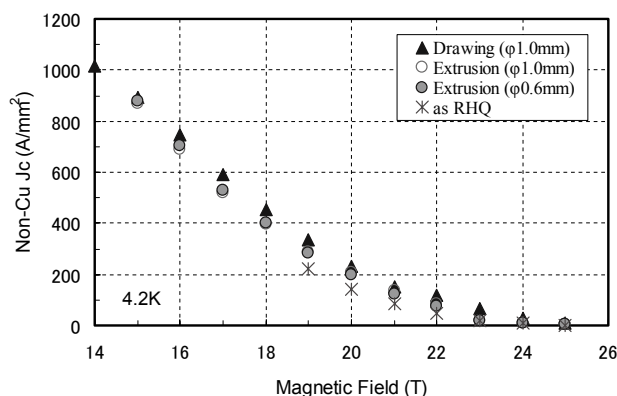


Fig. 2 Magnetic field dependence of J_c measured for various Nb₃Al wires.

参考文献

- [1]N. Banno, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.76 (2007) P.187
[2]K. Tanaka, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.78 (2008) P.80

一括励磁方式 15T (Nb₃Al/Nb-Ti) 超伝導マグネットの製作と試運転

Fabrication and trial run of a 15T superconducting magnet consisting Nb₃Al coils connected in series with Nb-Ti one

竹内 孝夫, 伴野 信哉, 北口 仁, 菊池 章弘, 飯嶋 安男 (物材機構); 吉川 正敏 (JASTEC);
田川 浩平, 田中和英, 中川和彦 (日立電線)

TAKEUCHI Takao, BANNO Nobuya, KITAGUCHI Hitoshi, KIKUCHI Akihiro, IJIMA Yasuo (NIMS); YOSHIKAWA Masatoshi (JASTEC); TAGAWA Kohei, TANAKA Kazuhide, NAKAGAWA Kazuhiko (Hitachi Cable, Ltd.)
E-mail: TAKEUCHI.Takao@nims.go.jp

1. はじめに

急熱急冷・変態 (RHQT: rapid heating, quenching and transformation annealing) 法 Nb₃Al 線材は、機械的歪みに対する超伝導特性の劣化が小さいという特徴のために、次世代核融合炉・加速器など大きな電磁力が加わる大型超伝導マグネット線材として開発が進められている。一方、高磁界下での高い臨界電流密度特性のためにコンパクト高磁界超伝導マグネット線材としても実用化への期待があり、これまでも幾つかの内層コイルを試作しその試運転の結果を報告してきた。RHQT 法 Nb₃Al 線材はフィラメントバリアを兼ねるマトリックス材が Nb のため、低磁界で有効芯径が大きくなり低磁界不安定性が生じ、バックアップ磁界なしで単独励磁すると Nb₃Al コイルには大きなフラックスジャンプが発生する。しかし、Nb の B_{c2} 以上のバックアップ磁界中で励磁すれば低磁界不安定性を抑制できる。実際、2006 年には 101mm のクリアポアに 15T を発生する Nb₃Sn/Nb-Ti 外層マグネットに Nb₃Al 内層コイルを組み込み別電源で励磁することにより 4.5T を追加して合計 19.5T の磁界発生に成功した。しかし、そのような 2 電源励磁方式は実用超伝導マグネットとして、できれば避けたい。

本研究では、臨界電流測定等に利用する物性研究用マグネットを兼ねて、Nb-Ti 外層コイルと Nb₃Al 内層コイルを直列接続し 1 電源で一括励磁する 15T 超伝導マグネットの製作を試みたので、その製作と試運転結果について報告する。

2. 構成

使用した Nb-Ti 外層コイルは、従来、チューブ法 Nb₃Sn 内層コイルと組み合わせて、一括励磁運転により、定格電流 295A でクリアポア 30mm φ の空間に 8.1T (Nb-Ti)+5.9T (Nb₃Sn) =14T を発生していたものを再利用した。従来マグネットと同じ定格電流を採用して、1T 高い 15T (Nb₃Al: 6.9T) を 10mm 広い 40mm φ 空間に発生させる設計とした。定格電流に合わせるために、Cu クラッド安定化 Nb₃Al 平角線は、従来材 (1.8^w x 0.8^t mm²) より細い Cu クラッド平角線 (1.6^w x 0.7^t mm²) を使用した。表 1 に 15T 超伝導マグネットの仕様を示す。Nb₃Al の全巻き線長さは 1021m である。絶縁材はアルミナシリカ繊維袋編みで真空雰囲気での変態熱処理 (800°C x 10h) においては昇温途中の 500°C で 2h の中間ステージを採用した。変態熱処理後にバインダー除去処理を施し、さらにワックス含浸処理を

表1 Nb-Ti/Nb₃Al コイルの仕様。

	Nb ₃ Al (1)	Nb ₃ Al (2)	Nb-Ti
Bare strand size (mm ²)	1.6 x 0.7	1.6 x 0.7	1 x 2
Cu/non-Cu ratio	0.4	0.4	2
D _{inner} (mm)	45.0	71.3	139.6
D _{outer} (mm)	71.3	116.4	254.2
Height (mm)	200.0	200.0	250.0
No. layers	14	24	56
No. turns	1484	2544	6886
Length of wire (m)	271.1	750.3	
Inductance (H)	0.9		4.8
I _{op} (A)	295		
Generating field (T)	6.9		8.1

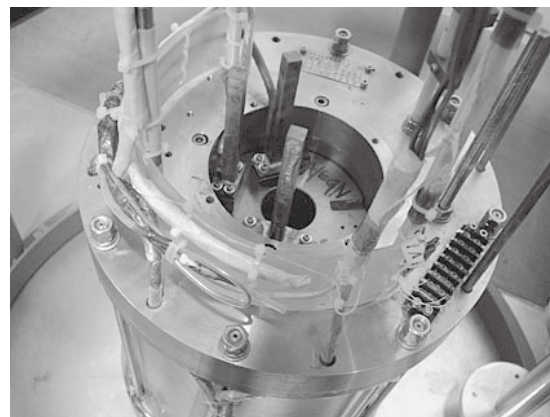


図1 Nb-Ti/Nb₃Al コイルの電極部の様子。

施した。2 つ Nb₃Al コイルはコイルフランジに立てた電極を介して半田接続した (図 1)。

3. 通電結果

1回目の励磁では、290.5A まで通電したときに Nb-Ti コイルからクエンチが発生した。トレーニングを期待して再冷却後 2 回目の励磁を行ったところ、定格運転値の 295A まで通電することに成功した。図 2 に Nb-Ti 外層コイル電圧、Nb₃Al 内層コイル電圧、運転電流値、ホールセンサーでモニターした中心磁界の時間変化を示す。定格電流で保持している間に励磁電源 (300A max) が空冷不足から過熱のためシャットダウンしたが、マグネットはクエンチせずに減磁した。丸印で示した箇所において、懸念されていた低磁界不安定性 (フラックスジャンプ) が発生したが、一定速度でコイル電流を増加させていた励磁電源はそのまま運転電流を増加し続けている。ただし、中心磁界はフラックスジャンプに対応して一瞬低下した。コイルに並列に接続した保護抵抗に電流が分流したためと思われる。

本研究の一部は、原子力試験研究委託費を利用して行われた。

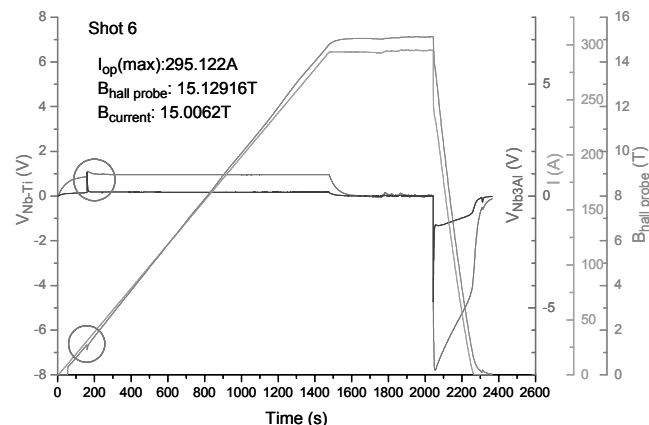


図2 定格 (295A, 15T) に達したときの励磁パターン。

ヘリウムヒートパイプのフラッディング限界評価

Evaluation of flooding limit in helium heat pipe

山田 航司, 鈴木 啓愛, 岡村 哲至(東工大); 栗山 透(東芝)

YAMADA Kouji, SUZUKI Hiroa, OKAMURA Tetsuji (Tokyo Tech); KURIYAMA Toru (TOSHIBA)

E-mail: yamada.k.at@m.titech.ac.jp

1. はじめに

超電導機器の冷却にヒートパイプを利用することができれば、浸漬冷却に用いられる極低温冷媒の再凝縮効果や、高い熱輸送能力を生かした伝熱素子としての活用法が期待される。過去に代表的な極低温冷媒であるヘリウムを作動流体としたサーモサイフォン式ヒートパイプの熱輸送限界の原因の一つであるフラッディング限界とヒートパイプの管内径、管長との関係について実験が行われている⁽¹⁾。本研究では、フラッディング限界の定義法を新たに考案し、この手法を用いてフラッディング限界熱輸送量の評価を行った。

2. 実験方法

Fig.1 に実験装置の概略図を示す。液貯めに液体ヘリウムを貯め、底面に取り付けられたヒータにより熱入力を変化させ、液体ヘリウムを蒸発させる。蒸発したヘリウムガスは上昇し、最上部の凝縮熱交換器で GM 冷凍機によって液化され、重力の効果で壁面を伝い、再び液貯めに落下する。本実験では、各入力熱量において、ある時間において液貯め温度が急激に上昇したとき、フラッディング現象が起こったと判断した。

Fig.2 に内径 3mm、管長 300mm のヒートパイプでの凝縮熱交換器の温度を 4.4K に制御した場合の液貯め温度が急激に上昇するまでの時間と入力熱量の関係を示す。このデータの近似曲線の漸近線より、この条件下におけるヒートパイプのフラッディング限界熱輸送量は 0.167W であると判断した。

3. 実験結果および考察

Fig.3 に管径 3mm、管長 100mm のヒートパイプにおけるフラッディング限界熱輸送量と温度の関係を示す。この図より、作動流体の飽和温度が低下するとフラッディング限界熱輸送量が増加していることがわかる。これは、ヘリウムでは臨界温度から 1 気圧の飽和温度に至るまでに蒸発潜熱が急激に上昇することから、加熱部からのガスの質量流量が減少することになり、フラッディング現象が起こりにくくなったためだと考えられる。点線は、門出らが提案した、水を作動流体としたフラッディング限界評価式⁽²⁾の界面摩擦係数に含まれる定数の値をヘリウム用に修正した評価式の計算結果である。この結果は、修正評価式を用いることでヘリウムを作動流体とした場合のフラッディング限界熱輸送量を誤差 10%以内の精度で評価できることを示している。しかし、追加実験を行い、修正評価式の妥当性について検討を行った結果、管径 5mm、管長 100mm のヒートパイプでは最大で約 40%の誤差が生じた。実験結果をより増やすことによって修正評価式の妥当性をさらに検討することが不可欠である。Fig.4 に 4.6K におけるヒートパイプのフラッディング限界と管径、管長の関係を示す。この図より、フラッディング限界熱輸送量は管径の増加に従って増加していることがわかる。また、管径 3mm においては管長の増加に従ってフラッディング限界熱輸送量は減少しているが、管径 5mm においては管長が変化してもほぼ変化していないことがわかる。管径によって管長がフラッディング限界に及ぼす影響が異なるのかということをより詳しく考察するため、今後はより広範な管径で実験を行う必要がある。

参考文献

1. H. Suzuki, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 73 (2005) p.173

2. M. Monde, et al.: Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. B, Vol. 61(1995) p.4101-4108

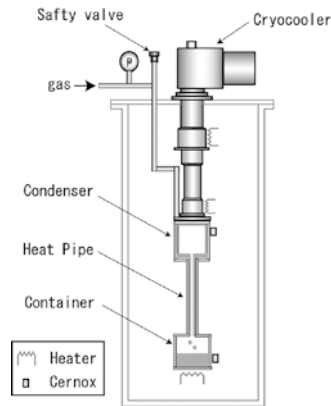


Fig.1 Experimental apparatus

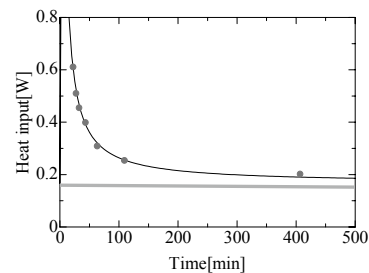


Fig.2 Dependence of flooding time and heat input (Diameter:3mm,Length:300mm)

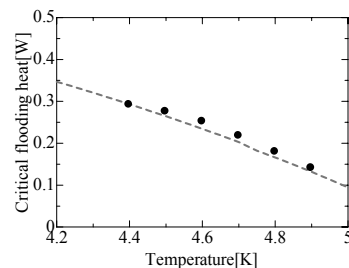


Fig.3 Dependence of temperature and critical flooding heat (Diameter:3mm,Length:100mm)

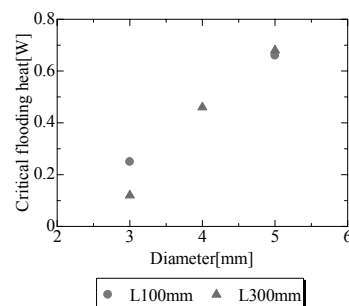


Fig.4 Effect of the diameter and length on flooding heat input (Temperature:4.6K)

可視化による液体 ^3He 沸騰熱伝達の解析

Analysis of Pool Boiling Heat Transfer in Liquid ^3He by Visualization

川田 草平, 片桐 政憲, 山田 真一郎, 堀 純也, 藤井 佳子, 畑中 啓作 (岡山理大)

KAWADA Sohei, KATAGIRI Masanori, YAMADA Shinichiro HORI Jun'ya, FUJII Yoshiko, HATANAKA Keisaku (OUS)

E-mail: s07pm05ks@std.ous.ac.jp

1. はじめに

液体の核沸騰状態は、非沸騰状態や膜沸騰状態に比較して良好な熱伝達特性を有している。しかし、核沸騰状態の気泡の振る舞いは非常に複雑であり、その伝熱機構についてはいまだ決定的な説明がなされていない。本研究では、液体ヘリウム3の気泡の振る舞いを可視化法を用いて高速度カメラで撮影し、その解析を行った。

2. 実験装置・方法

Fig. 1に可視化セルを示す。直径7mmの無酸素銅を伝熱体とし、伝熱体上部平面を伝熱面とした。伝熱面は電解研磨を行い、表面を滑らかに仕上げた。伝熱面に一定の熱流束を印加した状態で、液体温度を変化させ、シャドウグラフ法を用いて気泡を観測した。伝熱面温度、発泡点数、伝熱面から単位時間に発生する気泡数、気泡径について解析を行った。

3. 測定結果

Fig. 2に伝熱面温度 T_W と発泡点数 N_n の関係を示す。観測される発泡点数は液体温度 T_0 の上昇時と下降時で大きなヒステリシスを示した。Fig. 3に伝熱面と液体の温度差 ΔT と T_W の関係を示す。 ΔT は T_W が 0.7K 以下で急激に大きくなった。上記のヒステリシスに対応した ΔT はグラフに示した程度である。Fig. 4に伝熱面から離脱した気泡数 N_B と T_W の関係を示す。気泡数においても液体温度の上昇時と下降時で大きなヒステリシスが見られた。各温度点で伝熱面から離脱する気泡径は、発泡点の場所によって大きさが異なった。また、液温下降時において気泡径の大きい気泡が発生する発泡点は、気泡径の小さい気泡が発生する発泡点と比較すると、気泡の発生を低温まで維持し続けた。加えた熱量は気泡の潜熱によって奪われる経路と気泡が温度境界層を攪拌することによる経路の2通りがあるが、現在、各温度でその比率を算出中である。

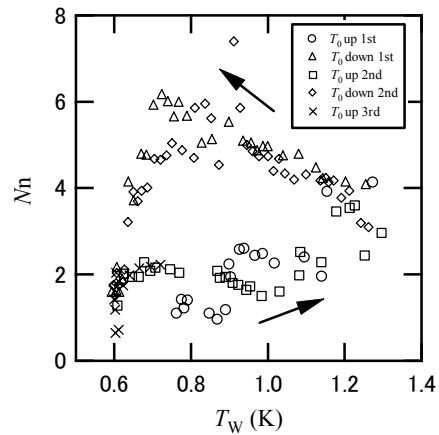


Fig. 2. T_W dependence of boiling point number N_n .

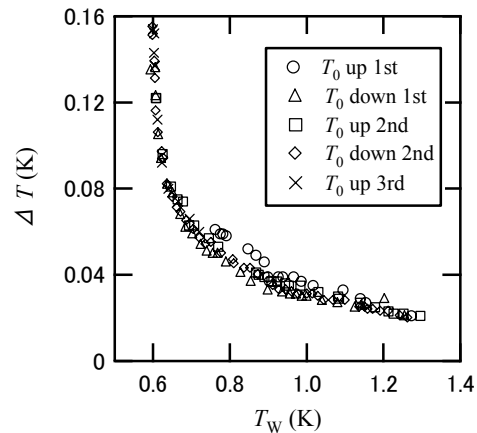


Fig. 3. T_W vs. $\Delta T = T_W - T_0$.

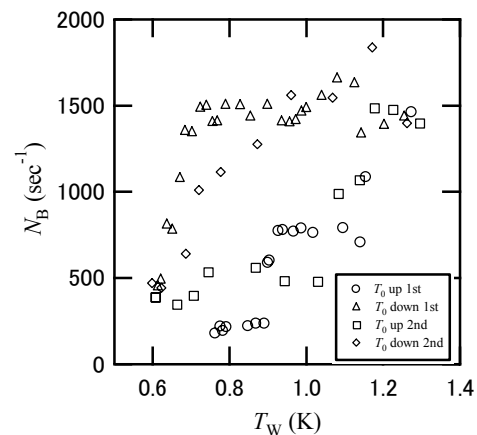


Fig. 4. T_W vs. bubble number N_B .

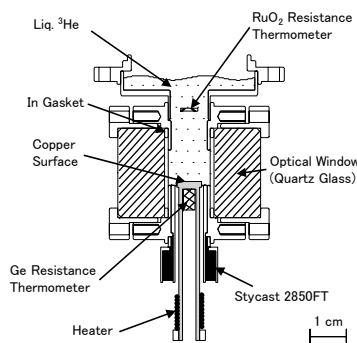


Fig. 1 Visualization Cell.

1K 以下の微小な比熱測定

Small Specific Heat Measurements below 1K

淀 裕行, 赤塚 智紀, 藤森 裕太, 堀 純也, 藤井 佳子(岡山理大)

YODO Hiroyuki, AKATSUKA Tomonori, FUJIMORI Yuta, HORI Jun'ya, FUJII Yoshiko (OUS)

E-mail: s07pm16yh@std.ous.ac.jp

1. はじめに

カルコゲン化合物 $A_xV_6S_8$ は Nb_3Te_4 構造を有し、V-V ジグザグ鎖が c 軸方向に並ぶ擬一次元化合物である。 $A=In, Tl$ の粉末試料で交流磁化率測定を行ったところ、二段階変化を示し、超伝導転移した。これらの物質の超伝導転移機構を明らかにするため熱緩和法により約 0.2K まで微小な比熱の測定を行っている。ここでは、微小な比熱を正確に測定する際に重要な技術について発表する。

2. 測定セルと熱浴

微小な熱容量測定では、測定セル各部の熱接触を良くすること、アデンダの熱容量を試料の熱容量に対してできるだけ小さくすること、測定セルと熱浴を繋ぐ熱抵抗線以外からの熱の出入りを小さくすること、熱浴は測定セルに対して十分な熱容量を持つことが重要である。

Fig.1 に測定セルを示す。温度計には RuO_2 抵抗温度計 ($1mm \times 2mm \times 0.5mm$) を、ヒーターにはストレインゲージ(室温抵抗 350Ω) を用いた。温度計とヒーターのリード線には Nb-Ti 超伝導線を用いた。また、ヒーターのリード線で測定セルを支持した。熱抵抗線には白金線 ($\phi 20 \mu m \times 20mm$, 純度 99.98%) を用いた。

測定回路は、温度測定に交流ブリッジ (RV-Elektronikka AVS-46) を用い、熱緩和時間の測定に2位相ロックインアンプ (SRS SR830) を用いた。

3. 測定結果

Fig.2 に銅(純度 7N)の熱容量測定結果と文献値から計算した銅の熱容量を示す。銅の熱容量測定により、我々の熱容量測定の精度は 1K 以下では 2.8% であることが確認された。

Fig.3 にアデンダの熱容量測定結果と文献値より計算したアデンダの各部の熱容量を示す。Fig.3 において、文献値より計算したアデンダの各部の熱容量の合計(e)と、我々が実際に測定したアデンダの熱容量の差は、測定セルに使用している RuO_2 抵抗温度計と、ヒーターによるものであることがわかった。

この結果を測定セル各部の熱抵抗と関連させ議論する。

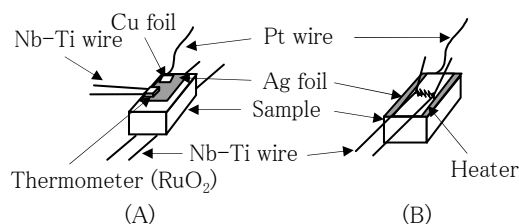


Fig.1 Schematic drawing of a sample cell. (A) Upper side. (B) Under side.

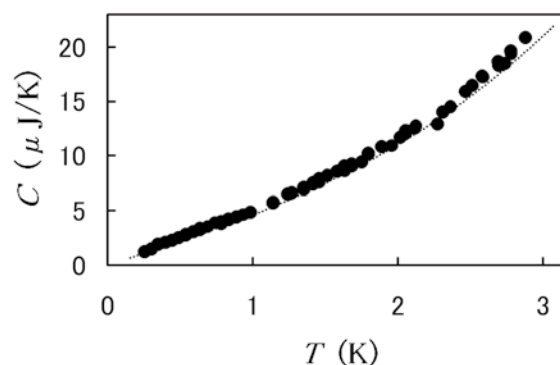


Fig.2 Heat capacity of a copper (396.21mg). The solid circle points are ours. The broken line is a calculated value from a reference.

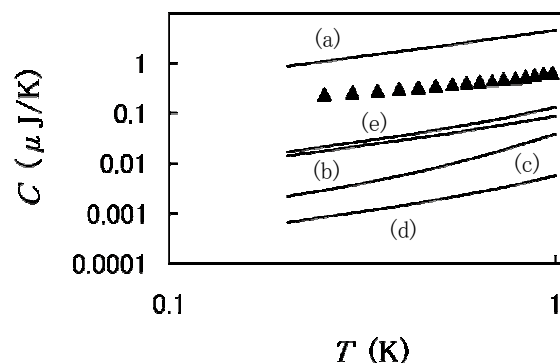


Fig.3 Heat capacity of an addenda. The solid triangles are ours. Solid lines (a~e) are heat capacities of each materials calculated from references for our addenda. (a)Cu, (b)Ag foil, (c)GE varnish, (d)Ag paste, (e) = (a) + (b) + (c) + (d)

バイブレイティングリード法による Al の減衰の温度依存性

Temperature dependence of attenuation in Al using vibrating reed method

伊藤 慧太郎, 野村 秋之, 堀 純也, 藤井 佳子, 畑中 啓作(岡山理大)

ITO Keitaro, NOMURA Akiyuki, HORI Jun'ya, FUJII Yoshiko, HATANAKA Keisaku(OUS)

E-mail: s07pm03ik@std.ous.ac.jp

1. 緒言

本研究はバイブレイティングリード法を用いて, Al の減衰 Γ を室温(300K)から液体窒素(77K)まで測定することを目的としている。減衰 Γ とは試料自身の摩擦(内部摩擦)を示す値で, 原子, 不純物の配置などで大きく変わると考えられ物質の内部構造を論じる場合に非常に重要なものである。バイブレイティングリード法は低温装置内に配置できる程度の小さな試料でも減衰 Γ の測定が可能のため, この方法を用いて研究を行っている。

2. 測定方法及び試料

Fig.1.に測定回路の模式図を示す。バイブレイティングリード法では, 試料の一端をホルダーに固定し, 自由端側をはさんで両側に電極を配置する。これにより, 試料と電極の間でコンデンサーが形成される。測定では, Drive 電極側からの交流電場により試料を電氣的に振動させ Detect 電極側の電気容量の時間変化から共振周波数 f_0 と振幅の検出を行う。

バイブレイティングリード法において, 減衰 Γ は次式で表される。

$$\Gamma = \Delta\omega / 2 \quad \dots \quad (1)$$

ここで, $\Delta\omega$ は振幅の半値幅である。半値幅は共振周波数 f_0 の振幅を $1/\sqrt{2}$ した大きさになる周波数の幅である。

Al は純度 99% (2N) と 99.999% (5N) について測定を行った。入手先の異なる圧延板と地金(インゴット)から切り出し, 熱処理前のもものと, 焼きなましたものについて測定を行った。熱処理は 400°C で 1, 4, 8 時間の 3 種類を行い, 焼きなましは 36 時間かけて試料を 150°C に戻した。試料の形状は長さ 20 mm, 幅 3 mm, 厚さ 0.3 mm と 0.5 mm の 2 種類を用いた。

3. 測定結果

Fig.2. Fig.3. に室温(300K)から液体窒素(77K)の温度範囲内の減衰 Γ のグラフを示す。2N の Al は温度が下がると共に, 減衰が単調に低下していったが, 高純度の 5N の Al は 130K 付近でピークが観測された。この原因を調べるために, Al を 400°C で熱処理時間を変化させながら焼きなましを行ったり, 圧延板とインゴットから試料を切り出して測定を行った。また試料の厚みも変化させたが, ピークの大きさは異なるが約 130K にピークが観測された。またここには示していないが熱処理によりピークが非常に大きな値で 130K より高温側に

出る試料も一部あり, 現在はこの原因を調べるための測定を行っている。

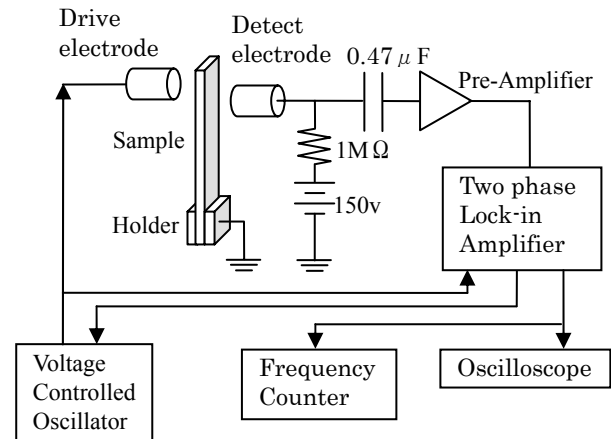


Fig.1. Schematic set-up of a vibrating reed and block diagram.

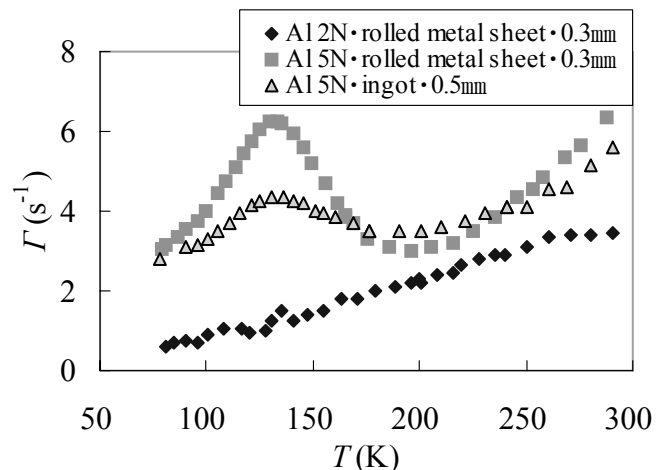


Fig.2 Temperature dependence of attenuation for various Al samples.

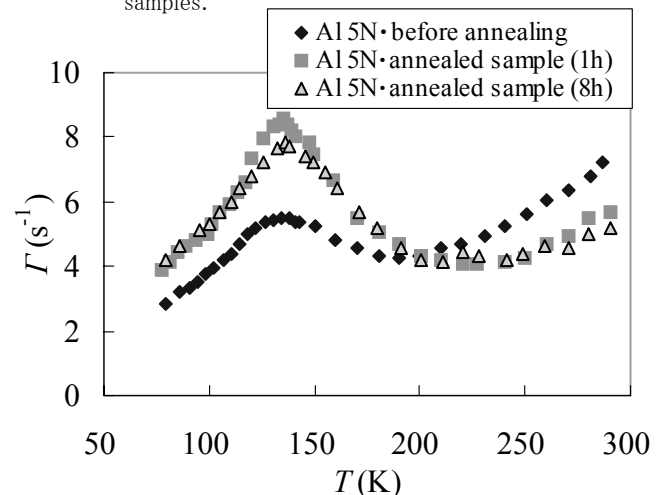


Fig.3 Temperature dependence of attenuation in Al for annealed samples.

GM 冷凍機の 2 段階蓄冷材による冷凍性能評価

Cooling performance of a GM cryocooler altering 2nd-stage regenerator materials

今津 卓也, 増山 新二(大島商船高専); 沼澤 健則(NIMS)
 IMAZU Takuya, MASUYAMA Shinji (Oshima National College); NUMAZAWA Takenori (NIMS)
 E-mail: masuyama@oshima-k.ac.jp

1. はじめに

4K 小型冷凍機のさらなる冷却性能向上は、超電導機器やセンサの冷却などにおいて、最も期待されている技術的課題の一つである。小型冷凍機の性能に大きく影響しているものとしては、蓄冷材が挙げられ、特にその比熱が大切である。Er₃Ni や HoCu₂ などの磁性体蓄冷材の開発により、2 段小型冷凍機で 4K レベルの冷却が可能となっている。また次世代の蓄冷材として期待されている Gd₂O₂S(GOS), GdAlO₃(GAP)などのセラミックス蓄冷材にも、注目すべきである。

本研究では、2 段 GM 冷凍機の 2 段階蓄冷材に GOS と HoCu₂ を積層させ冷凍性能評価を行った結果、および REGEN3.3 による蓄冷器の数値解析結果を報告する。

2. GM 冷凍機と 2 段階蓄冷器

本研究で使用した 2 段 GM 冷凍機は、SHI 製の 0.1W@4.2K モデルである。この冷凍機は、100V 単相電源で動作する空冷コンプレッサ(消費電力 1.3kW@60Hz)を使用しているため、手軽に極低温が得られる冷凍機の一つである。実験では、冷凍機を上下反対(コールドヘッドが上向き)で使用している。また、動作周波数は 1.2Hz である。

図 1 に 2 段階蓄冷材の概略図を示す。蓄冷材は、長さ 100mm、内径 15mm の円筒空間内に充填される。今回は、高温端から 40mm まで Pb 球を入れ、一定とした。残りの 60mm の空間に HoCu₂ 球(直径 0.2mm), GOS 球(直径 0.25mm)を充填し、それらの割合を変えながら性能試験を行った。また、GOS の割合を示す座標を図に示すように決めた。つまり $x=0$ で、GOS:0%, HoCu₂:100%, $x=1$ で GOS:100%, HoCu₂:0%, となる。

3. 蓄冷器解析ソフト REGEN3.3

NIST が開発している蓄冷器解析ソフト REGEN は、2008 年 4 月にバージョン 3.3 が発表[1]された。

計算は、2 段階蓄冷器のみを行った。計算条件をいくつか抜粋すると、蓄冷材を 150 分割、高温端・低温端温度をそれぞれ 35K, 4.2K とした。また、圧力は、高压 2.1MPa, 低压 0.8MPa とした。その他の条件は、図 1 の $x=0$ の時に実験から得られた冷凍能力(0.15W@4.2K)に合うように設定した。

4. 実験結果

4-1 冷却特性

図 2 に、 x を 0~0.67 まで変化させたときの冷却特性を示す。最低到達温度は、いずれも 3.1~3.2K と、ほぼ同じであるが、その冷却過程に違いが出た。GOS を増やしていくと、それ全体が冷却されるまでに多くの時間が必要となっていることが分かる。

4-2 冷凍能力特性

2 段階ステージの冷凍能力実験結果を図 3(a)に示す。ステージ温度が 7K 以上になると、冷凍能力に大きな差が現れ、GOS の量が増えるほど冷凍能力が低下している。これは、GOS をこの温度領域で使用するには適さないことを示していると考えられる。図 3(b)は、4.2K における冷凍能力の実験結果、ならびに数値解析結果を示す。横軸は、GOS の割合を規格化したものである。数値解析は、 $x=0$ の時の実験結果(0.15W@4.2K)を基準として計算した。この結果より、数値解

析は凸型のカーブとなり、 $x=0.33$ の時、ピークとなった。この時の冷凍能力は 0.19W であり、蓄冷材の体積割合は、Pb:HoCu₂:GOS = 4:4:2 である。 $x=0$ 、つまり Pb:HoCu₂:GOS = 4:6:0 と比較すると 27%の向上である。なお、HoCu₂ を同じ形状の Er₃Ni に置き換えた場合では、20%(0.18W)向上すると見積られている。一方、実験結果は $x=0.5$ の時、最も大きな冷凍能力を示し、その値は 0.17W であった。GOS を使用することにより 13%冷凍能力が向上した。実験と計算結果を比較すると、数値解析の方が性能が高く見積られている。この差については、今後検討していきたい。

5. まとめ

2 段 GM 冷凍機の 2 段階蓄冷材に、Pb, HoCu₂, GOS を積層させた時の冷凍性能評価を行った。実験では、低温側に GOS を適量入れることにより、4.2K での冷凍能力が 13% 向上した。しかしながら、7K 以上の温度領域では、冷凍能力の減少が確認された。

REGEN3.3 を使用して、蓄冷器の数値解析も併せて行った。現状では、実験と数値解析は一致していないものの、大まかな現象を把握するには有効な手段であると考えている。

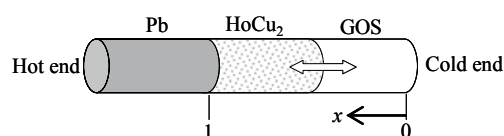


Fig.1 A schematic of hybrid regenerator materials

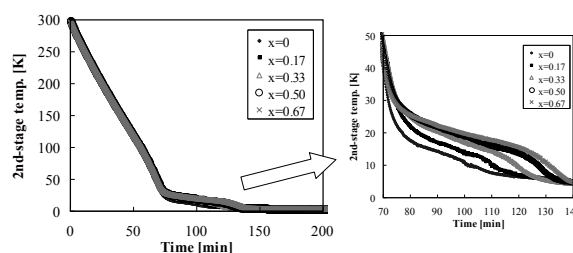


Fig.2 Cool down curves of the 2nd-stage

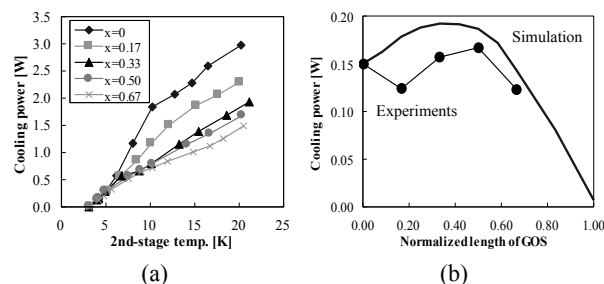


Fig.3 Cooling power of the 2nd-stage altering regenerator materials. (a) experimental results; (b) comparison of experiments with simulation at 4.2 K.

参考文献

1. <http://math.nist.gov/~AOGallagher/auxfiles/regenstart.html>

蓄冷材の構成が GM 冷凍機の性能に及ぼす影響

Consideration of GM Cryocooler Performance by Varying Regenerator Material Configuration

佐川 敬一, 岡村 哲至(東工大); 栗山 透(東芝)

SAGAWA Keiichi, OKAMURA Tetsuji (Tokyo Tech); KURIYAMA Toru (Toshiba Co.)

E-mail: sagawa.k.ab@m.titech.ac.jp

1. はじめに

GM 冷凍機内の 2 段蓄冷器に充填している球状の蓄冷材について、物質は同一であるが球径を変化させた時の GM 冷凍機の性能に及ぼす影響を、実験と計算により調査した。蓄冷材は球径が約 0.06mm から 1.18mm の鉛を用いて実験を行った。一方、蓄冷器の熱損失を見積もるために、球径が変化した時の圧力損失や蓄冷器効率を計算し、冷凍能力試験の実験結果との比較を行った。

2. 実験方法

本実験ではシリンダ内径が 1 段 70mm、2 段 32mm の 2 段コールドヘッドを用い、圧縮機は 5kW 入力のものを使用した。ストロークは 20mm で運転した。また全ての実験において同じ 1 段蓄冷器を用い、等しい充填圧力で測定を行った。実験に用いた鉛球を Fig.1 に示した様に球径ごとに 10 種類に分類し作製した蓄冷器の詳細を Table.1 に示す。全ての蓄冷器の高温側には球径が 0.250mm~0.355mm の鉛球を充填し、低温側に充填する鉛球の球径を変化させて 6 種類の蓄冷器を作製しそれぞれの冷凍能力を測定した。また、作製した全ての蓄冷器の空隙率や鉛球の充填質量は同程度とした。

また本実験と同様の実験条件を用いて、2 段蓄冷器に充填した鉛球の、球径に対する圧力損失と蓄冷器効率を計算し熱損失の見積もりを行なった。

3. 実験結果

Fig.2 に 6 種類の蓄冷器 I, II, III, IV, V, VI を用いて 2 段階の冷凍能力を測定した結果を示す。全ての場合において 1 段階を 45K に保ち、冷凍機は 74rpm で作動させた。Fig.2 の冷凍能力を 5K, 6K, 8K, 10K の温度ごとに表示したものが Fig.3 である。これより、球径が 0.210mm~0.250mm の鉛球が充填されている III の蓄冷器はどの温度においても高い冷凍能力が得られる事がわかった。

2 段蓄冷器に充填した蓄冷材の、球径の変化に対する圧力損失と蓄冷器効率を計算し、それらがもたらす熱損失を見積もった結果を Fig.4 に示す。球径が小さくなるほど圧力損失が上昇するため、熱損失が増える ($Q_{loss}(\Delta P)$)。一方で球径が小さくなるほど伝熱面積が増加するため NTU の上昇と共に蓄冷器効率が良くなり、熱損失が減少する ($Q_{loss}(NTU)$)。これら 2 種類の熱損失を合計したものが Fig.4 において実線で示されている ($Q_{loss}(Total)$)。この計算結果より、2 種類の熱損失の合計が最も小さくなる球径が存在していることがわかり、その球径は約 0.2mm 程度であることがわかった。

4. まとめ

GM 冷凍機の 2 段蓄冷器において、充填する鉛球の球径を変化させて蓄冷器を作製し、冷凍能力の変化を測定した。空隙率や充填質量を変化させずに冷凍能力を測定した結果、高い冷凍能力を得るために最適な球径が存在する事が明らかになった。また球径の変化に対する圧力損失と蓄冷器効率を計算し、熱損失の見積もりを行なった結果、最も熱損失が小さくなるのは 2 段蓄冷器に充填する球径が 0.2mm 程度の時であることがわかり、実験において高い冷凍能力を発揮した球径は計算結果によっても示された。

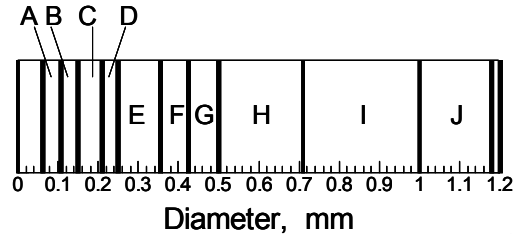


Fig.1 Classified categories according to a diameter of Pb spheres.

Table.1 Details of the tested six regenerators.

Regenerator No.		I	II	III	IV	V	VI
Hot side	Diameter(mm)	E					
	Porosity(%)	37					
	Weight(g)	355					
Cold side	Diameter(mm)	B	C	D	F	H	J
	Porosity(%)	39	38	38	39	38	39
	Weight(g)	339	346	346	335	350	342

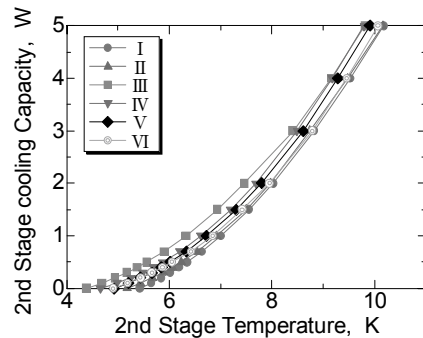


Fig.2 Cooling capacity for each regenerator.

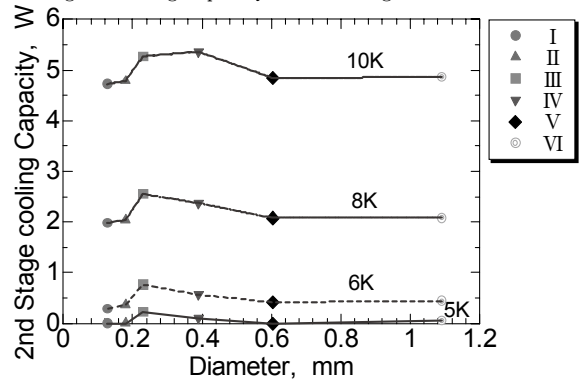


Fig.3 Dependence of the Pb spheres diameter on the cooling capacity.

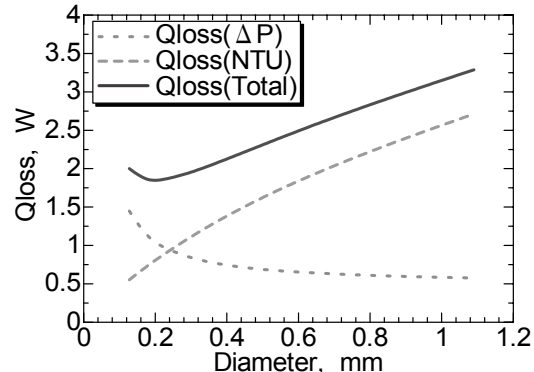


Fig.4 Effect of diameter on the cooling loss in the 2nd regenerator.

可視化装置を用いた固体窒素接触熱コンダクタンス計測

Measurement of Thermal Contact Conductance of Solid Nitrogen by Visualizing System

萩谷 功, 根本 武夫, 田中 弘之, 佐保 典英(日立製作所 機械研究所)
 HAGIYA Isao, NEMOTO Takeo, TANAKA Hiroyuki, SAHO Norihide (MERL, Hitachi)
 Isao.hagiya.un@hitachi.com

1. はじめに

高温超電導機器の蓄冷体として、固体窒素が MIT グループにより提案された¹⁾。固体窒素を蓄冷体として用いることで、冷凍機の断続運転や冷却低温化、低コスト化が期待されているが、固体窒素と被冷却体の接触熱抵抗が問題となる²⁾。改善案^{3), 4)}も検討されているが、実用化のためには、コスト低減できるバルクの固体窒素の活用が必要である。

本報告は、冷凍機-バルク固体窒素-被冷却体間の熱コンダクタンス実測を目的とし、試作した装置と計測結果について報告する。

2. 実験装置と手順

可視化実験装置の概要図を Fig.1 に示す。真空容器内部に試料を収納するホルダを設けた。この試料ホルダの側面にはガラス窓、もしくは開口部を設け、装置外部から試料を観察できるようにした。さらに、真空容器外側に設けたマイクロメータには上側銅ブロック(A)がつながれており、試料ホルダの厚さ(C部長さ)をマイクロメータで調整できる。試料の冷却には GM 1 段式冷凍機を用いた。さらに、上側銅ブロックに設けたヒーターにより、試料を加熱した。

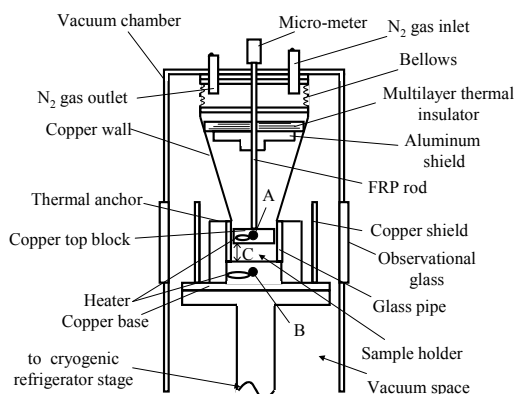


Fig.1 Schematic diagram of the experimental system

上側銅ブロックに設けたヒーター加熱量と、そのときの銅ブロック温度(A点で測定)と冷凍機温度(B点で測定)の間の温度差から冷凍機-バルク固体窒素-被冷却体間の熱コンダクタンス h [W/Km²] を得られる。

実験手順を以下に示す。(i) 試料ホルダの厚さを調整する。(ii) 窒素ガスを装置内に加圧封入して液化する。(iv) 試料ホルダに液体窒素が溜まったことを目視により確認した後、窒素ガス封入を停止する。(v) 窒素を固化する。(vi) 上側銅ブロックに設けたヒーターにより固体窒素を加熱する。

3. 実験結果および考察

本実験装置で生成した固体窒素の写真を Fig.2 に示す。(a) が試料ホルダの厚さを 10mm とし、伝導冷却によって固化した窒素であり、(b) が比較のために減圧蒸発によって固化した窒素である。固体窒素(b) は凹凸が多いことに比べ、固体窒素(a) の形状は比較的滑らかであることが見られた。

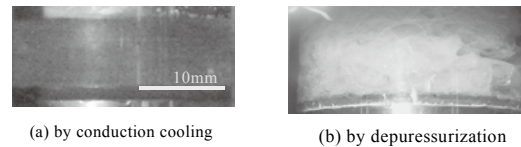


Fig.2 Visualized solid nitrogen for different method

Fig.3 にステージ温度を変えたときの冷凍機-バルク固体窒素-被冷却体間の熱コンダクタンスを示す。このときの試料ホルダの厚さは 1mm である。ステージ温度が 25K のときと 30K のときを比べると熱コンダクタンスは 7.4 W/Km² から 11.0 W/Km² に上昇した。そして、ステージ温度が 30K のときと 35K のときを比べると、熱コンダクタンスが 11.0 W/Km² から 41.2 W/Km² に大きく上昇した。これは、固体窒素と被冷却体が熱収縮すると接触抵抗が増加するためだと考える。

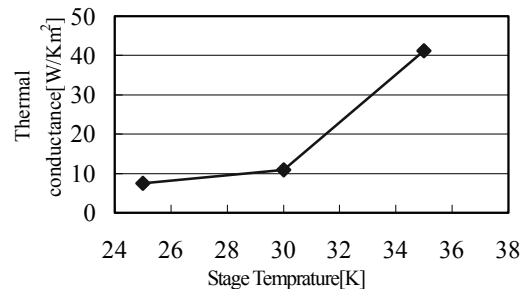


Fig.3 Thermal conductance vs stage temperature

次に、接触熱コンダクタンスの値を求める。実測で求められる熱コンダクタンスは接触熱コンダクタンスと(固体窒素内)伝導成分熱コンダクタンスの合成値である。接触熱コンダクタンスは固体窒素の厚さによらないので、固体窒素の厚さが異なる熱コンダクタンスを測定することで、接触熱コンダクタンスを得ることができる。Table.1 に試料ホルダの厚さを変えたときの熱コンダクタンスを示す。このときのステージ温度は 25K である。このとき、厚さが 4 倍になると、熱コンダクタンスは 7.4 W/Km² から 5.9 W/Km² に低下した。これより、接触熱コンダクタンスは 8.1 W/Km²、伝導熱コンダクタンスは 87.3 W/Km² になると考えられる。

Table.1 Thermal contact conductance vs thickness of solid nitrogen

SN ₂ thick [mm]	1	4
Thermal conductance [W/Km ²]	7.4	5.9

参考文献

- 1) H.Isogami, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond. Vol. 11 (2001), p.1852
- 2) T. Nakamura et al.: J. Cryo. Soc. Jpn, Vol. 37 No. 9 (2002), p.465
- 3) T. Nakamura et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 69 (2003), p.61
- 4) R. Ono et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 74 (2006), p.99

ヘリウム循環装置における液面制御

Liquid level control in a Helium Circulation System

岡本 雅美, 厚田 和宏, 武田 常広 (東大院新領域)

OKAMOTO Masayoshi, ATSUDA Kazuhiro, TAKEDA Tsunehiro (Univ. of Tokyo)

E-mail: okamoto@brain.k.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

MEG (脳磁計) の液体ヘリウムのランニングコスト低減のため、我々の研究室では GM 冷凍機を用いた MEG 用ヘリウム循環装置 (HCS) を開発した [1, 2]。GM 冷凍機は液化能力を可変できないため、HCS にて液化能力を制御する必要がある。

本発表では、液化能力を可変するいくつかの方法について報告する。現状では、凝縮器に設置したヒータにより液面制御を行っている。他の方法として、GM 冷凍機のコールドヘッドの電源周波数を可変させる方法、40K 流量を可変させる方法が考えられる。ヒータ制御では凝縮器ヒータが、電源周波数制御ではインバータが必要となるが、40K 流量制御では HCS の構成要素であるマスフローコントローラを用いるため、制御のために新たな装置を必要としないという利点がある。

2. 評価方法

Fig.1 に HCS のシステム図を示す。デュワ上部から循環ポンプにより吸引されたヘリウムガスは 40K ステージにて冷却され 4KG ラインを熱シールドしながらデュワ中央部に供給される。また、デュワで蒸発したヘリウムガスは 4KG ラインを通り凝縮器に吸引され液化される。液化されたヘリウムは、重力により 4KL ラインを通してデュワに戻る。

蒸発ガスが液化されるとデュワの圧力は減少していく。HCS はデュワ圧が所定の値以下になった時に、ガスポンプからヘリウムガスを供給する制御を行っている。したがって、液化能力の評価は液面の変化だけでなく、ヘリウムガスの供給間隔やデュワ圧の減少速度でも評価できる。

3. GM 冷凍機のコールドヘッドの電源周波数による制御

GM 冷凍機のコールドヘッドのモータの電源周波数を汎用インバータ FRENIC-Mini (富士電機機器制御) で可変させた時の液化能力の変化を Fig.2 に示す。

45Hz で液化速度は最大となり、60Hz では液面が減少した。約 58Hz で液面が一定になると思われる。液面の制御は、例えば、周波数を 50Hz と 60Hz を切り替えることで可能となる。

4. 40K ガスラインの流量による制御

Fig.3 に 40K ガス流量と液化速度の関係を示す。現在使用しているポンプでは 9L/min が最大流量である。流量を下げると液化速度が低下し、5L/min では液面が下降に転じた。さらに 3L/min ではデュワ圧力が上昇に転じた。5L/min においてデュワ圧が下降しているのに液面が下降するのは、デュワからヘリウムが若干漏れているためと考えられる。

40K 流量が下がると 40K ステージの温度が下がり、シールド効果を上げる方向に働いたため、液化能力の低下はその分緩和されると思われる。しかし、流量を下げると一様に液化速度が落ちるため、その効果は 40K ガスによるシールド効果より弱いと言える。

5. まとめ

HCS の液化能力の制御は、凝縮器に設置したヒータによる制御の他に、冷凍機コールドヘッドの電源周波数、40K 流量によっても制御できることがわかった。

参考文献

1. T. Takeda, et. al.: An efficient helium circulation system with small GM cryocoolers, Cryogenics, Vol. 48 (2008) p. 6-11
2. T. Takeda, et. al.: J. Cryo. Soc. Jpn, Vol. 43 (2008) p.174-179

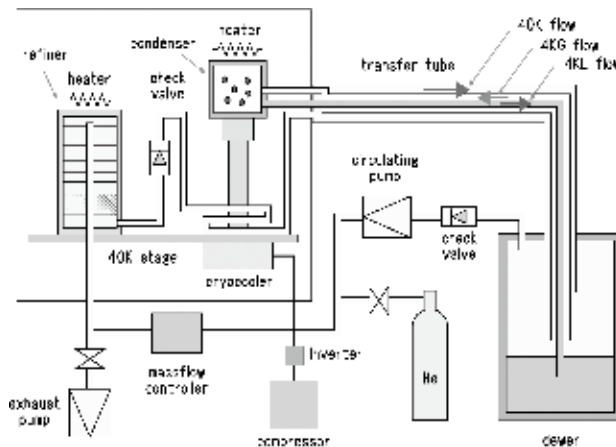


Fig.1 Helium circulation system.

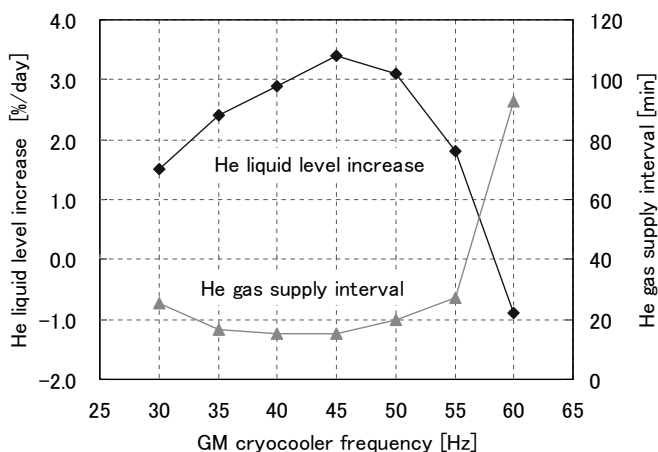


Fig.2 Change of He liquid level increase and He gas suction interval by GM cryocooler frequency.

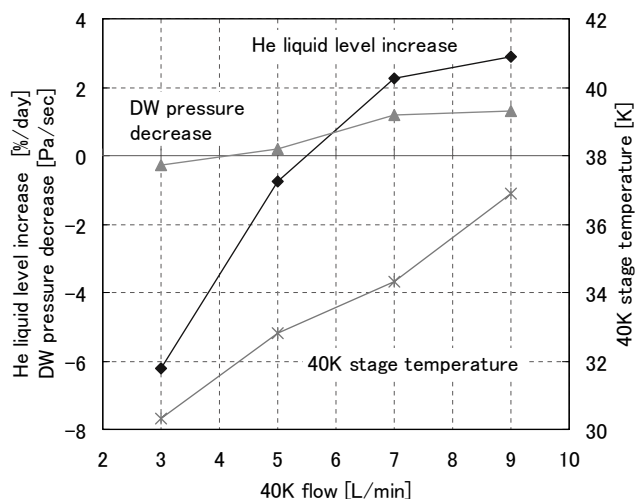


Fig.3 Change of He liquid level increase and DW pressure decrease by 40K flow.

液体ヘリウム中でのカーボンナノチューブの生成実験 SYNTHESIS OF CARBON NANOTUBES IN LIQUID HELIUM

重松 利信, 川崎 仁晴, 城野祐生, 中島賢治, 小野文慈, 須田義昭(佐世保高専)

SHIGEMATSU Toshinobu, KAWASAKI Hitoharu, JYONO Yuuki, NAKASHIMA Kenji, ONO Bunji and SUDA Yoshiaki
(SASEBO National College of Tech.)

E-mail: shige@post.cc.sasebo.ac.jp

1. はじめに

1991年の飯島のカーボンナノチューブの発見以来、生成法に関する研究は盛んに行われている。その中で液中放電法による生成法ではカーボンオニオンなど新構造体の発見があった1)。特に液体窒素中放電生成法では、高品位な多層カーボンナノチューブの生成の報告されている2)。

我々は新構造体の探索と生成機構の解明を目指して、液体ヘリウム中での生成法を試みている。液体ヘリウム中での生成方法が確立すれば、光計測による生成過程解析へと進むことができる。

2. 実験装置

実験セルの冷却および実験空間の確保にはガラスデュワーを用い、実験セルは液体ヘリウムに浸漬して使用する。セル部の概略図を Fig.1 に示す。アーク放電を行わせる電極は両極ともφ10のカーボンロッド(99.99%)を用い、放電しやすいように先端は鋭利にしている。下部電極は固定されており、上部電極は可動式である。実験では電極間隔を約0.5mmに保ち、冷却し、電流制御により放電させる構造である。放電は1秒間行う。予備実験によって、1秒間の放電でほぼ0.1mmolのカーボンが蒸発することがわかっている3)。生成物は実験終了後、回収し、SEMあるいはTEMで観測する。

予備実験として、液体窒素中で電流密度8kA/cm²、10kA/cm²、12kA/cm²、14kA/cm²の実験を行い、最も生成率の高い10kA/cm²と12kA/cm²について液体ヘリウム中での放電実験を行った。

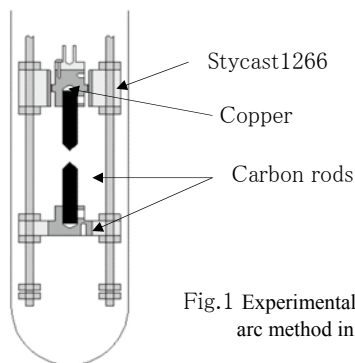


Fig.1 Experimental cell for contact arc method in liquid.

3. 生成物の評価

生成物の評価はSEMおよびTEMで行った。Fig.2に電流密度10kA/cm²での生成物のSEM写真を示す。太さの異なる多数の糸状のカーボン生成物があることがわかる。Fig.3は生成物の1本を拡大したTEM像である。カーボン生成物はチューブ状であり、内径は2~4nm、外径はほぼ20nmである。多層形状であるがその層数はTEMの解像度の関係で把握することはできてない。先端は球状をしており、多層のフラーレンが付いているように思われる。

4. おわりに

液体ヘリウム中での放電実験によって、初めてカーボン生成物を得ることができた。生成物はナノチューブ状をしており、多層であった。また、その先端は球状で、まるでフラーレンが

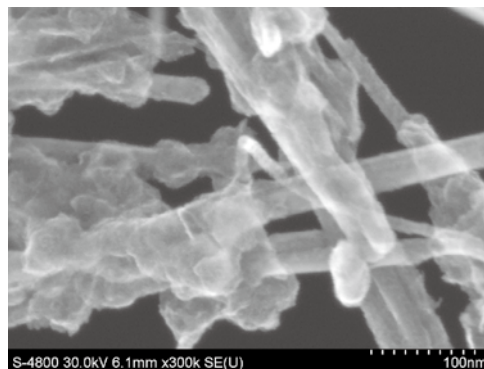


Fig.2 FESEM images of the nano-material products using contact arc experiment in liquid helium.

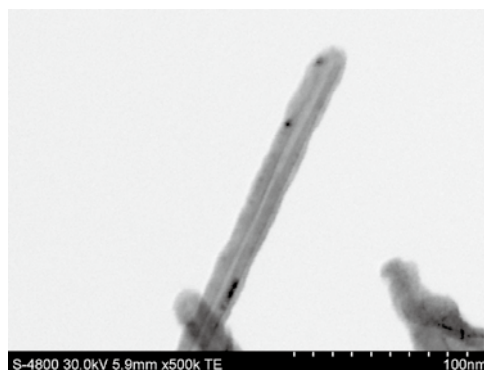


Fig.3 TEM images of the nano-material products using contact arc experiment in liquid helium. Though its inside diameter is 2~4nm, its outside diameter is approximately 20nm. Unfortunately, it is not possible to find out how many walls these clusters have because of the low sensitivity of TEM imaging. This shows that it has multi-walls.

形成されているように思われる。しかしながら生成効率は非常に低く、生成物の中からチューブ状の生成物を見極めるのに苦勞を要する。現在、生成量を上げるためにカーボンロッドの形状変更や放電時間等の調整を検討している。

参考文献

1. N.Sano, H.Wang et al., Nature, **414**, (2001) p.506
2. M.Ishigami, J.Cumings et al., Chem, Phys. Lett., **319**, (2000) p.457
3. T.Nishimoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, **75** (2006) p.109

Arガスフロー中で作製した In-situ 法 MgB₂/Fe 線材

— 組織と超伝導特性 —

In-situ MgB₂/Fe Wire Fabricated in Ar Gas Flow

— Microstructure and Superconducting Properties —

渡辺 喜史, 松岡 宏明 (日大理工); 前田 穂(UOW), 川上 隆輝, 久保田 洋二(日大理工)

WATANABE Yoshifumi, MATUOKA Hiroaki(CST), MAEDA Minoru(UOW),

KAWAKAMI Takateru, KUBOTA Yoji(CST)

E-mail: yw4423@yahoo.co.jp

1. はじめに

MgB₂は金属系超伝導体の中で最も高いT_c(39K)を示し、20K 近傍での実用化に向けた研究が盛んに行われている。我々は、In-situ 法 MgB₂ 線材を作製する時に圧延加工で、Mg が繊維状に伸びることに注目してきた[1]。これまで、MgB₂ 線材の作製過程で熱処理する際には、静的 Ar ガス雰囲気中で焼成してきた。今回は Ar ガスフロー中でMgB₂ 超伝導線材を作製し、組織及び、超伝導特性を調べたので、その結果を報告する。

2. 実験

試薬の Mg(99.9%, 50μm)と B (97%, 0.8μm)を化学量論比 Mg : B=1 : 2 で 40 分間混合し、加重 4.8 トンでφ 5.55mm の円柱状に圧粉成型をする。成型体を長さ 40mm、外径 9.5mm、内径 5.6mm の Fe パイプに詰め、角型ロールと丸型ロールで圧延加工を施し、線径が 0.93mm の線材に縮径した。Ar ガスフロー中で 600°C・4h 熱処理した試料(S1)と静的 Ar ガス雰囲気中で同じ熱処理した試料(S2)を作製した。試料の形態、組成及び J_c は、SEM、XRD と SQUID を用いて調べた。

3. 結果

Fig. 1 は試料の XRD パターンを示す。各試料では主相として MgB₂、また不純物相として MgO と Mg が観測された。これより MgO の生成量は、作製過程に依存しないことがわかった。しかし、試料 : S1 の残留 Mg 量は、試料 : S2 に比べて少なかった。したがって、Ar ガスフローを用いた作製方法は静的 Ar ガス雰囲気を用いた作製方法と比べ、より多くの MgB₂ を生成できることを示唆している。

Fig. 2 に試料の SEM 像を示す。線材の圧延方向は写真の横方向であり、S1、S2 ともに繊維状組織が圧延方向に伸展していることが確認できる。

Fig. 3 に 20K における試料の J_c の磁場依存性を示す。S1 の J_c は 0~3T の磁場中では S2 より約 2 倍である。より詳細な検討は当日報告する予定である。

参考文献

[1] D.Uchiyama, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 71 (2004) p.108

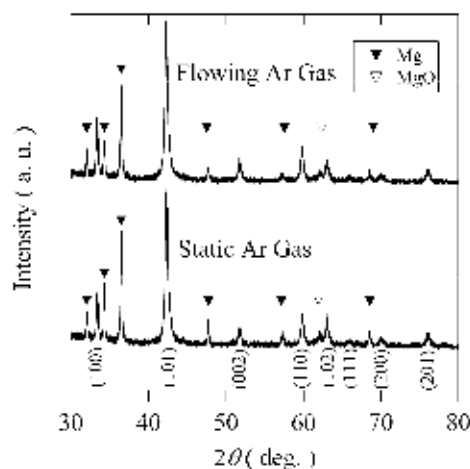


Fig. 1 XRD patterns for MgB₂ wires in flowing Ar gas and static Ar gas

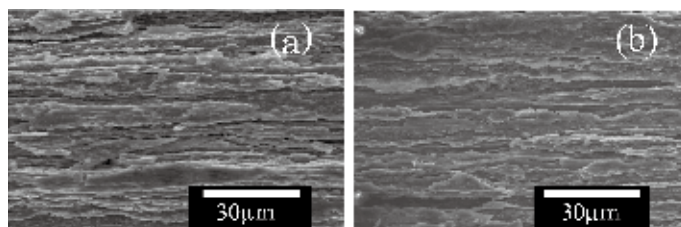


Fig. 2 SEM images of the MgB₂ cores. (a) sintered at 600°C for 4h in static Ar gas, (b) sintered at 600°C for 4h in Ar gas flow.

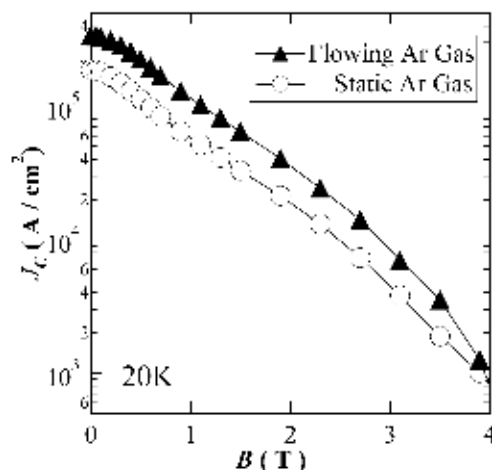


Fig. 3 Critical current densities of the MgB₂ wires as a function of applied magnetic fields at 20K

Mg と B の mol 比が異なる圧粉体で作製した MgB₂ バルクの超伝導特性Influence of different mixing ratios of Mg and B powder on structural and superconducting properties in MgB₂

松岡 宏明, 渡辺 喜史(日大理工), 前田 穂(UOW), 川上 隆輝, 久保田 洋二(日大理工)

Matsuoka Hiroaki, Watanabe Yoshifumi (Nihon University), Maeda Minoru (University of Wollongong),

Kawakami Takateru, Kubota Yoji (Nihon University)

E-mail:matsu_cst@yahoo.co.jp

1. はじめに

金属系超伝導体の中で最も高い超伝導転移温度を持つ MgB₂ は J_c を上げるための様々な研究が行われてきた。 J_c の改善には MgB₂ の密度を高めることが有効である。また、MgB₂ の製作過程で最も生成されやすい不純物である MgO は絶縁体であるため、その抑制も重要である。

今回、Mg:B のモル比を変えた圧粉体から作製した試料を用いて、密度、MgO 生成量および超伝導特性について調べたので報告する。

2. 試料と実験

実験に用いた試薬は粒径 134 μ m、純度 99.9% の Mg 粉末と粒径 45 μ m、純度 99% の B 粉末である。試料作製の詳しい方法は[1]に述べる。Mg:B のモル比を 0.1:2、0.5:2、1:2 と変えた混合粉末と、B 粉末を用意し、それぞれを矩形に圧粉成型する。その後、圧粉体に Mg 粉末を添加し、Mg:B のモル比が 1:1 になるようにして Ar ガス中で Ta 管に封入し、温度 1100 で 2 時間焼成する。作製した試料の試料名と圧粉体の Mg:B のモル比、密度を Table 1 に示す。各試料の組成分析、表面観察と磁化測定には XRD、SEM と SQUID を使用し、 J_c は磁化曲線から Bean モデルを用いて算出した。

3. 実験結果

Table 1 の試料 S1 は B の圧粉体から作製した MgB₂ であり、S2 から S4 へと試料が変わるとともに、圧粉体中の Mg のモル比は 0.1 から 1 へと増加している。この表より、圧粉体の Mg のモル比を増やすと、逆に密度が減少している。XRD パターンから、不純物として微量の MgO が観測されたが、すべての試料は MgB₂ をメインピークに持ち、ほぼ単相であると考えられる。Fig. 1 に 63° 付近の XRD パターンを示す。この図より MgO の(220)面の強度は、圧粉体中の Mg のモル比を減らすほど小さくなっている。このことは、試料の MgO は Mg 粉末に含まれる MgO に起因していることを示唆している。したがって、MgO の生成を抑制するためには、Mg 粉末の混合比を減らす必要があるだろう。Fig. 2 に各試料の J_c の磁場依存性を示す。 J_c の磁場依存性はどの試料もほぼ同じである。 J_c の大きさは試料 S1 と S2、また S3 と S4 がほぼ同じであり、2 つの群に分類できる。さらに 3.5T の J_c は S1 と S2 のほうが S3 と S4 よりも約 2 桁も大きくなっている。Table 1、Fig. 2 より、 J_c の減少は密度に起因していると考えられる。詳細な検討は当日報告する。

[1]M. Maeda *et al*, *Supercond. Sci. Technol.* **21**, 032004(2008)

Table 1 Specification of samples

Sample	Mg:B mole ratio of mixing powder	Density (g/cm ³)
S1	B only	2.0
S2	0.1:2	1.6
S3	0.5:2	1.2
S4	1:2	1.1

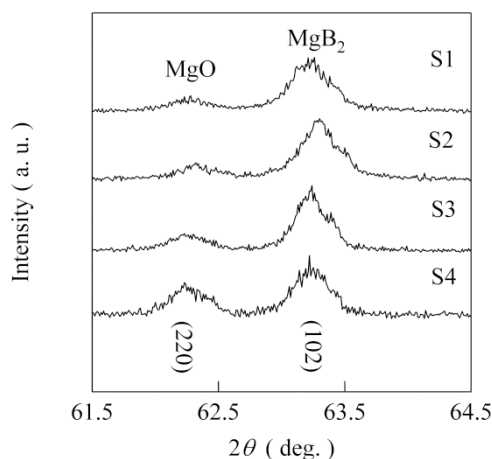
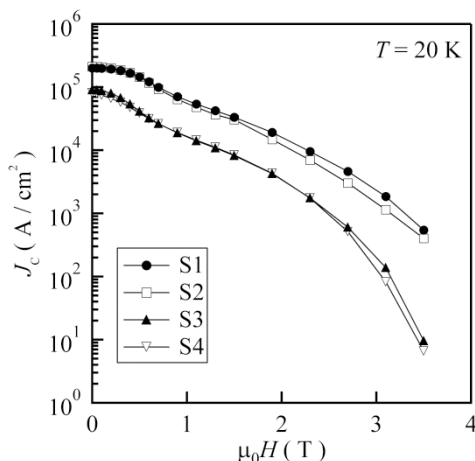


Fig. 1 X-ray diffraction patterns for samples within the angular range from 61.5° to 64.5°

Fig. 2 J_c vs B curves of samples

多結晶 MgB₂ 超伝導体の結晶粒内及び粒間臨界電流特性に及ぼす酸素の影響 Influence of oxygen exposure on intra- and inter-grain critical current characteristics in polycrystalline MgB₂ bulk

森田 泰弘, 前田千尋, 倪 宝榮 (福岡工大)
Y. Morita, T. Maeda, B. Ni (Fukuoka Inst. Tech.)
E-mail: nee@fit.ac.jp

1. はじめに

我々はこれまでに微小交流磁界重量法(Campbell法)の交流磁界(b_{ac})vs.交流磁束侵入距離(λ)特性の分析より、超伝導バルク中に存在するMgO等の欠陥を定量的に評価できる事を報告してきた[1]。今回、MgB₂超伝導バルクの作製時に存在する酸素が結晶粒内および結晶粒間の臨界電流特性(J_c)にどのような影響を及ぼすかを、Campbell法を用いて計測・考察したので、報告する。

2. 実験

測定に利用した試料は改良 PIT 法により作製を行った。出発原料には Mg (125-300 μ m, 4N) と B (300mesh, 2N)及び市販の MgB₂ 粉末を使用した。配合比を 1.2:2:0.5 (Mg:B:MgB₂)のモル比に設定し、900°Cで 36h の熱処理にて試料を作製した。測定試料として、上記の方法で作製した試料をバルクおよび粉末試料(as-grown 試料)に加工し、それぞれを 600°Cで 6時間の酸素アニールを施した試料(post-anneal 試料)の計 4 種類を用意した。さらに結晶粒内 J_c を評価することを目的として、粉末試料の結晶粒間の電流パスを完全に分断するために、熱処理後に MgO 微粒子(10nm)を 1:3(MgB₂:MgO)の重量比で混合した。

SEM による微細組織の観察によると as-grown 試料の粒径の分布は、おおよそ 0.2~2.5 μ m の範囲にあり、最頻値が 0.8 μ m であることが分かった。post-anneal 試料についても、粒径の分布はあまり変わっておらず、最頻値についても同じであった。しかし Fig.1 に示す X 線回折の結果によると as-grown 試料に比べ post-anneal 試料では、MgO を表すピークが増加しており、酸素アニールによる MgO の増加が確認された。

各試料の J_c を Campbell 法により評価した。バルク試料については b_{ac} vs. λ 特性における初期の傾きから結晶粒間の J_c を評価した。一方、粉末試料の場合では b_{ac} vs. λ 特性全体の profile から評価される J_c を結晶粒内のものとみなした。また SQUID により結晶粒内、粒間の平均としての J_c の磁場依存性について測定を行った。

3. 結果及び考察

Fig.2 に Campbell 法による結晶粒内、粒間 J_c の評価を示す。as-grown 試料および post-anneal 試料の結晶粒間 J_c をそれぞれ \square, \triangle で、結晶粒内 J_c を、それぞれ \diamond, \times で表示している。Fig.2 の結果によると、バルク試料において酸素アニールを施した場合、結晶粒間 J_c は酸素アニール前の約 1/2 に減少した。これは、結晶粒表面の酸化により電流

パスが減少したことによると考えられ、XRD の測定からも、その酸化を裏付ける結果が得られている。一方、粉末試料においては酸素アニールを施しても、その結晶粒内 J_c は酸素アニール前と殆ど変わらず、おおよそ 4.0×10^{11} (A/m²)程度の高い臨界電流密度を示している。すなわち酸化の影響は結晶粒内に影響を及ぼさないことを意味する。以上の結果により、MgB₂ バルクを作製するときに存在する酸素は、結晶粒内の臨界電流特性には殆ど影響しないが、結晶粒表面に酸化物が生成し、結晶粒間の電気結合度を低減させ、全体の臨界電流特性を劣化させていると結論付けられる。

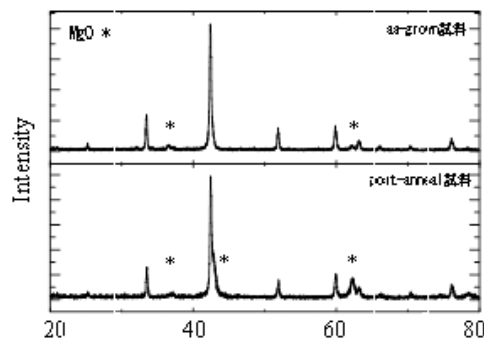


Fig.1 XRD patterns of the as-grown and post-anneal samples.

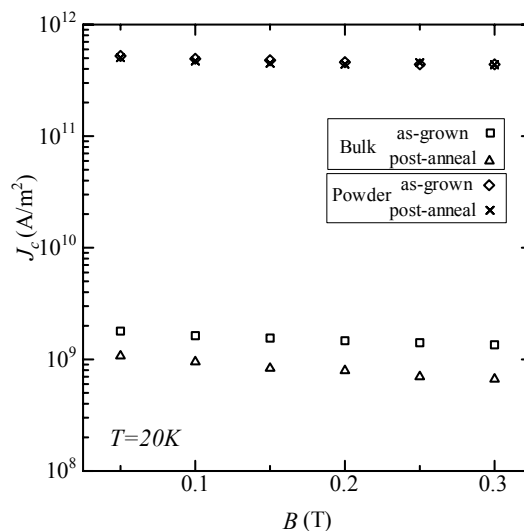


Fig.2 Magnetic field dependence of intra- and inter-grain J_c by Campbell's method

参考文献

1. Y. Morita et al.: "Estimation of current path in polycrystalline MgB₂ bulk using Campbell's method" Abstracts of CSJ conference Vol.77 (2007) p.183.

DI-BSCCO の熱伝導率

Thermal conductivity of DI-BSCCO tapes

内藤 智之, 藤代 博之(岩手大); 山田 雄一(住友電工)

NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.); YAMADA Yuichi (SEI)

E-mail: tnaito@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

住友電工によって開発されたDI-BSCCOテープ(銀合金シースBi2223超伝導テープ)は、臨界電流 I_c が200Aを超えるなど従来のBi2223超伝導テープに比べて高い性能を有することが知られている[1,2]。一般に超伝導線材を超伝導コイルマグネットや電流リードとして用いる場合、熱伝導率から熱侵入量を見積もることが設計段階で不可欠となる[3]。本研究では、シース材等が異なる4種類のDI-BSCCOテープについて熱伝導率の温度依存性を測定した。

2. 実験方法

DI-BSCCOテープは住友電工で作製された。今回測定した試料は、シース材が銀合金のタイプH(標準品)、銀合金(金の割合5.4 wt.%)のタイプG、タイプHをステンステープで挟んで機械的特性を強化したタイプHT、および交流用途にBi2223フィラメントをツイスト加工したタイプAC(シース材は銀合金)の4種類であった。

熱伝導率は定常熱流法により6-250 Kの温度範囲で測定した。セッティングの概略図をFig.1の挿入図に示す。熱流はテープ面(すなわちBi2223フィラメントの ab 面内)に平行に印加した。また、電気抵抗率は直流4端子法で測定した。

3. 実験結果

Fig.1に4種類のDI-BSCCOテープの熱伝導率の温度依存性 $\kappa(T)$ を示す。タイプH、HTおよびACの $\kappa(T)$ は基本的に同様の振る舞いを示した。250 Kから60 Kまでは降温とともに非常に緩やかに減少した。その後、60 K以下で増加し始め、15 K付近で鋭いピークを示した。一方、タイプGの $\kappa(T)$ は降温とともに単調に減少した。タイプGの熱伝導率の絶対値は他の3タイプと比べると100 Kで約1/3であった。

Fig.2に、4種類のDI-BSCCOテープの電気抵抗率の温度依存性を示す。超伝導転移温度はすべてのテープで約111 Kであり、Bi2223フィラメントの超伝導特性が良好であることを示している。

4. 考察

タイプH、HTおよびACの $\kappa(T)$ の振る舞いは高純度金属の $\kappa(T)$ とよく類似している。一方、タイプGの $\kappa(T)$ の振る舞いは合金の $\kappa(T)$ とよく類似している。測定した熱伝導率はフォノン成分と電子成分からなる。電気抵抗率の温度依存性とヴィーデマン・フランツ則から各テープについて電子熱伝導率を見積ると、244 (タイプH), 198(タイプHT), 110(タイプG), and 282 $\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$ (タイプAC)となる。これらの値は、各テープの常伝導領域の全熱伝導率とほぼ一致することから、ほとんどの熱が金属シース部分の電子によって運ばれていることが分かる。

タイプACのピーク値がタイプHの2倍程度になっている。これはBi2223フィラメントがツイスト加工されていることに起因して銀比(シース材とBi2223フィラメントの体積比)がタイプHに対して大きいことによると考えられる。一方、タイプHTの熱伝導率の絶対値はタイプHの熱伝導率に比べて約20-25%程度小さい。タイプHTではテープ全体の厚さとステンステープの厚さの比が1:0.29である。従って、

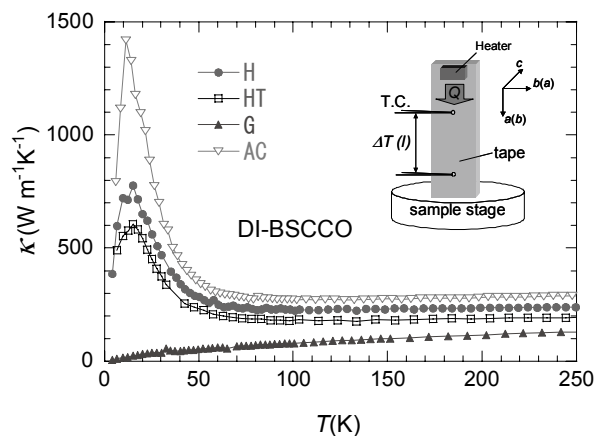


Fig.1 The temperature dependence of the thermal conductivity for four types of DI-BSCCO tapes.

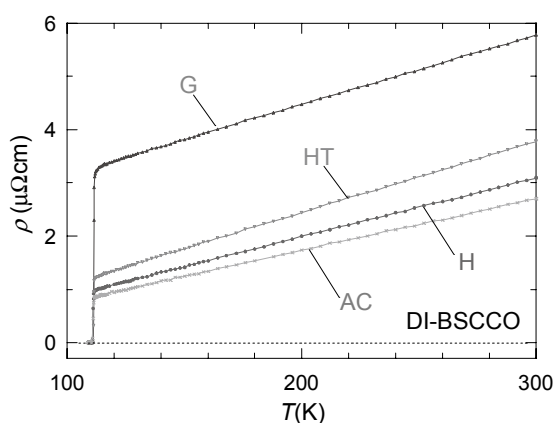


Fig.2 The temperature dependence of the electrical resistivity for four types of DI-BSCCO tapes.

印加した熱流の大部分が銀合金シース部分を通り、補強材であるステンステープ部分の寄与が非常に小さいと考え、タイプHとタイプHTの熱伝導率の差は説明できる。

参考文献

1. S. Yamada *et al.*: Physica C 463-465 (2007) 821.
2. http://www.sei.co.jp/super/hts_e/index.html
3. For an instance, T. Sasaoka *et al.*: Appl. Phys. Lett. 64 (1994) 1304.

圧延条件が Bi2223 ツイスト線材のフィラメント形状と J_c におよぼす影響

Effect of rolling condition on the shape of filaments and J_c of Bi2223 twist tapes

來原 央, 稲田 亮史, 中村 雄一, 太田 昭男(豊橋技術科学大学)
 KURIHARA Chikasa, INADA Ryoji, NAKAMURA Yuichi, OOTA Akio (TUT)
 E-mail: c-kurihara@super.eee.tut.ac.jp

1. はじめに

Bi2223 超電導テープを交流機器へ応用する際に、線材内で発生する交流損失の大幅な低減が重要な課題となっている。外部変動磁界による磁化損失低減にはフィラメント間の電磁結合の抑制が必要である。その方法としてフィラメントツイストの導入がある。しかし、フィラメントにツイスト加工を施すことにより、 J_c 低下が生じやすいことが課題である。本実験では、圧延条件を変化させて、テープ及びフィラメントの形状と J_c への影響を評価した。

2. 実験方法

本実験に用いた前駆体粉は、Bi2212 粉と $\text{Ca}_2\text{CuO}_3 + \text{CuO}$ 粉を混合する 2 粉末法により作製し、それに Bi2223 相を 2wt% 添加したものを用意した。シース材には Ag-Cu 合金を使用し、PIT法により圧延前のツイストピッチが 2mm, 5mm となるようにツイストしたテープと、ツイストをしていないテープをそれぞれ作製した。圧延は、まず圧下率(PR 比)10%でテープ厚約1mmまで圧延し、その後圧下率3%, 5%, 10%, 15% の 4 通りでテープ厚が約0.3mmになるまで圧延を行った。完成したテープの臨界電流 J_c は直流4端子法、77K、電界基準 $1\mu\text{V}/\text{cm}$ にて測定した。また、テープ横断面でのフィラメント形状を光学顕微鏡により観察した。

3. 結果及び考察

圧延中のテープの幅と厚さの変化を測定したところ、ツイストの有無に関らず圧下率が大きいほどテープは幅方向へ広がるのが分かった。また、同一圧下率でツイストピッチを変えた場合、ツイストピッチが短いテープほど幅が広がる傾向を示した。Fig.1 にツイストピッチが 2mm で圧下率が 3%と 15%の完成テープの横断面を示す。Fig.1 から、圧下率 15%のテープの方が3%のテープに比べて各フィラメントの幅が広がる傾向にあることが分かる。これをさらに定量的に評価するため、各テープの全てのフィラメントの幅(W)と厚さ(H)からアスペクト比(W/H)を求めた。Fig.2 に圧下率 3%で(a)ツイストピッチ 2mm と (b)ツイストをしていないテープ、さらに(c)圧下率 15%で 2mm のテープのフィラメントのアスペクト比とフィラメント幅の関係を示す。縦軸は各フィラメントのアスペクト比を、横軸はフィラメント幅の 2 乗値を示す。Fig.2 の(a),(b)より、ツイストを施したテープの方がフィラメント幅が広くアスペクト比が大きいフィラメントが多いことが分かる。次に(a),(c)を比較すると、同じツイストピッチでは、圧下率の大きい方がフィラメント幅の短いものが少なくなっており、全体的に幅が広くアスペクト比の大きなフィラメントが多くなっている。このことは、ツイストピッチが同じ場合は圧下率が大きいほどフィラメントのアスペクト比が大きくなり、それに伴って配向性が向上する可能性を示している。Fig.3 に完成テープの J_c を示す。ツイストを施したテープはツイストをしていないテープよりも J_c が低くなる傾向がある。同じツイストピ

ッチのテープで圧下率の影響を見ると、圧下率が 3%から 10%と大きくなるほど J_c が高くなる傾向が見られた。また、ツイストをしていないテープでは、圧下率 15%のテープの J_c が最も高かった。これは、圧下率が大きいほどアスペクト比が大きなフィラメントが増えたため、Bi2223 相の配向性が向上して J_c が上がったと考えられる。しかし、ツイストテープでは圧下率 15%で逆に J_c が低下した。これは圧下率が大きすぎるとテープ端部でのフィラメント配向に悪影響を与えている可能性も考えられる。

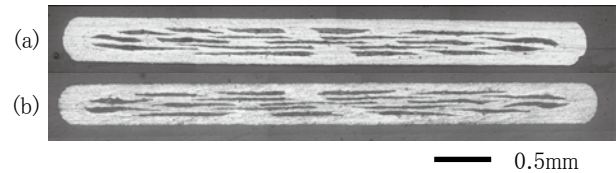


Fig.1 Cross sections of the tapes with twist pitch of 2mm. (a) PR=3%. (b) PR=15%.

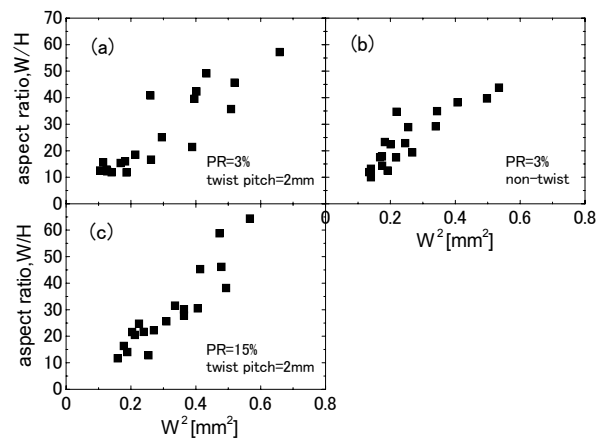


Fig.2 The relation between aspect ratio and width of the filaments of final tapes. (a) PR=3%, twist pitch=2mm. (b) PR=3%, non-twist. (c) PR=15%, twist pitch=2mm.

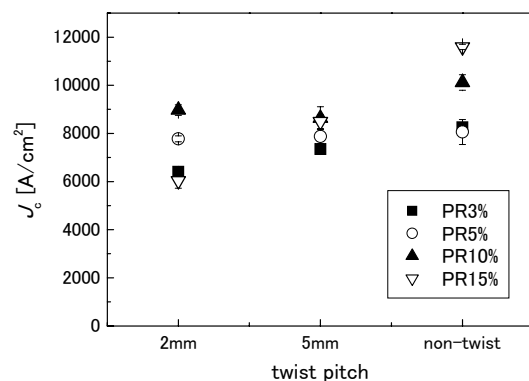


Fig.3 J_c values of the tapes with different pass reduction ratio.

走査ホール素子顕微鏡を用いた Bi2223 多芯ツイスト線材の 残留磁界分布測定

Evaluation of remanent magnetic field on Bi2223 twisted multifilamentary tapes using Scanning Hall-probe Microscopy

荒木 優次, 馬場 翔平, 牧原 友秀, 稲田 亮史, 中村 雄一, 太田 昭男(豊橋技術科学大学)

坂元 周作(木更津工業高等専門学校) 李 成山, 張 平祥(西北有色金属研究院)

ARAKI Yuji, BABA Syohei, MAKIHARA Tomohide, INADA Ryoji, NAKAMURA Yuichi, OOTA Akio (TUT);

SAKAMOTO Shusaku (KNCT); LI Chengshan, ZHANG Pingxiang (NIN)

1. はじめに

Bi2223 高温超電導線材の低交流損失化には、多芯化されたフィラメントのツイストや、フィラメント間への高抵抗バリア材の導入が必要となる⁽¹⁾。このような交流用線材の構造は極めて複雑となるため、線材長手方向の特性分布状況(臨界電流密度 J_c , フィラメント間接触の有無, 等)を簡便な手法で把握することが、線材の品質評価に向けて強く望まれる。

一方、我々は各種産業分野において多用される様々な構造材料の疲労損傷を磁氣的に評価することを目的として走査ホール素子顕微鏡(Scanning Hall-probe Microscopy, 以後 SHM)を開発した⁽²⁾。さらに、SHM で測定した非ツイスト線材の残留磁界分布による線材の均質性評価も試みている⁽³⁾。本研究では、多芯ツイスト線材における残留磁界分布を SHM により測定し、通電特性の分布状況と比較することで、ツイスト線材の均質性評価を試みた。

2. 実験方法

SHM は、試料表面上で 2 次的にホール素子を走査させながら磁界測定を行うことで、試料表面の磁界分布を可視化することができる⁽²⁾。装置に使用したホール素子の感磁面積は $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ 、測定時の試料とホール素子の間隔(リフトオフ)は約 0.6mm で、試料面に対して垂直な磁界成分を検出する。

測定に用いた 37 芯ツイスト線材の諸元を Table 1 に示す。ツイストピッチが異なる 2 種類の試料 T1 (22mm) および T2 (6mm) を作製した。ゼロ磁界中で試料を 77K に冷却した後、試料面近傍にネオジウム磁石 ($30\text{mm} \times 30\text{mm} \times 5\text{mm}$) をセットし、磁石を試料長手方向に移動させて試料全域に 0.1T の垂直磁界を印加した。磁界除去後の残留磁界を SHM により測定した後、試料長手方向の I_c 分布を 10mm 間隔で接触型電圧端子を用いて測定し⁽³⁾、残留磁界分布との比較を行った。

3. 結果と考察

Fig. 1 に、SHM で測定したツイスト線全域における残留磁界 2 次元分布を示す。図において、X 方向が試料長手方向、Y 方向が試料幅方向に対応している。試料 T1 では Y 方向で見た場合、残留磁界は試料中心部で最大値を示し、試料端部近傍で最小値を示す。この傾向は、非ツイスト線材の結果と良く似ている⁽³⁾。また、 $X=100\text{mm}$ 近傍で若干磁界の低い箇所が見られるが、全体的には均一な磁界が残留している。短いツイストを施した試料 T2 においても、Y 方向の分布には T1 と同様の傾向が見られたが、X 方向において残留磁界が著しく低い部分が断続的に観測された。この部分において、超電導特性が局所的に劣化している可能性が示唆される。

Fig. 2 に、試料長手方向における I_c 値 (10mm ごとに測定) と残留磁界の最大値 $B_{r-\text{max}}$ の分布の比較を示す。ツイスト長の長い試料 T1 では、 $B_{r-\text{max}}$ および I_c 値共に均一な分布を示していることが確認できる。一方、ツイスト長の短い試料 T2 では、 $B_{r-\text{max}}$ が大きく低下している箇所では I_c も著しく低い値を示しており、 I_c と $B_{r-\text{max}}$ の間には良い相関があることが分かる。以上より、ツイストを加えた線材においても残留磁界の分布状況から通電特性の均質性を把握できると考えられる。

Table 1. Characteristics of twisted tapes.

Name	T1	T2
Tape length	600mm	780mm
Tape cross section	$0.316 \times 3.63\text{mm}^2$	$0.347 \times 3.49\text{mm}^2$
No. of filaments	37	37
SC volume fraction	23.3%	22.1%
Twist pitch	22mm	6mm

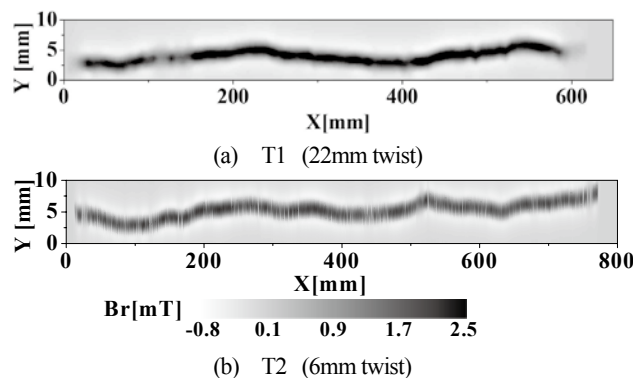


Fig. 1. 2D-distribution of remanent magnetic field B_r on twisted tapes with different twist pitch lengths.

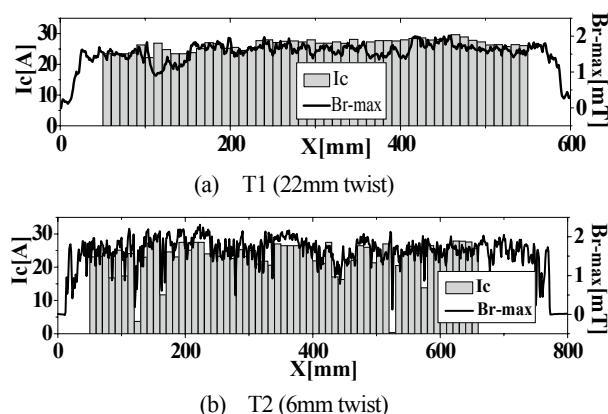


Fig. 2. Longitudinal distributions of both I_c and $B_{r-\text{max}}$ values for twisted tapes with different twist pitch lengths.

4. 謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金 (No. 20686020), (財) 東電記念科学技術研究所研究助成, 立松財団研究助成および豊橋技科大未来技術流動センター若手研究者プロジェクト助成の支援により実施された。

参考文献

- (1) R. Inada, et al.: TEION KOGAKU 43 (2008) pp.252-259.
- (2) A. Oota, et al.: Rev. Sci. Instrum. Vol. 70 (1999) 184-186.
- (3) 坂元, 他: 電気学会論文誌 A, 121 巻 6 号 (2002) pp.591-596.

走査ホール素子顕微鏡を用いた Bi2223 バリア線材の残留磁界分布の評価

Evaluation of remanent magnetic field distributions on Bi2223 tapes with barriers by using scanning Hall-probe microscopy

稲田 亮史, 馬場 翔平, 荒木 優次, 光野 克紀, 中村 雄一, 太田 昭男 (豊橋技科大);
坂元 周作 (木更津高専); 李 成山, 張 平祥 (西北有色金属研究院)

INADA Ryoji, BABA Shohei, ARAKI Yuji, MITSUNO Yoshiki, NAKAMURA Yuichi, OOTA Akio (TUT);
SAKAMOTO Shusaku (KNCT); LI Chengshan, ZHANG Pingxiang (NIN)
E-mail: inada@eee.tut.ac.jp

1. はじめに

我々は, Bi2223 高温超電導線材の交流機器応用に向けて, フィラメント間に高抵抗バリア層を導入した低損失線材の作製と損失特性の評価を進めている[1]。バリア線材は極めて複雑な線材構造を有するため, 通電特性および線材構造の均質性を線材長に渡って非破壊かつ簡便に評価することが, バリア線材の品質保証および更なる特性向上に向けて重要である。

本研究では, 移動型磁石を用いて磁化したバリア線材幅広面上の残留磁界を走査ホール素子顕微鏡 (Scanning Hall-probe Microscopy, SHM) により測定し, バリア線材の均質性の非破壊評価を試みた。

2. 実験方法

パウダー・イン・チューブ法により作製した 19 芯バリア線材 (非ツイスト) の横断面写真を Fig. 1 に示す。バリア材には $\text{Ca}_2\text{CuO}_3 + \text{SrCO}_3$ (混合比 1:1) を用いている。図から明らかなように, バリア層は断続的ではあるが, フィラメント間に介在した構造が得られている。Table 1 に試料形状パラメータをまとめて示す。

77K での通電特性 (臨界電流 I_c) 評価に用いた約 16cm 区間を切り出し, 再度ゼロ磁界下で 77K に冷却した。その後, 移動型磁石を用いて試料全域に 0.1T の垂直磁界を印加し, 再びゼロ磁界としたときの試料面上の残留磁界分布を SHM により測定した[2]。使用したホール素子の感磁面積は $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$, リフトオフは 0.6mm であり, 試料面に対して法線方向の磁界成分 (B_{tz}) を検出する。

3. 結果と考察

Fig. 2 に測定された残留磁界 (B_{tz}) の 2 次元面分布を示す。図において, X 方向は線材長手方向, Y 方向は線材幅方向にそれぞれ対応している。Y 方向で見た場合, B_{tz} は試料中心部近傍において最大となり, 線材端部近傍において最小となる特徴的な変化を示す (Fig. 3)。この特徴的な B_{tz} の振る舞いが, 線材長手 (X) 方向の大部分 ($X = 30 \sim 180\text{mm}$) に渡ってほぼ均一に得られているが, 試料両端近傍では B_{tz} の絶対値は減少している。フィラメント同士の物理的接触がない場合, B_r は個々のフィラメント内を流れる永久電流が作る磁界の重ね合わせで与えられる。また, 臨界状態モデルから, フィラメント内の永久電流密度の絶対値は臨界電流密度 (J_c) に等しい。以上より, B_{tz} の絶対値の低下している試料の両端部分では, J_c も低い可能性が示唆される。

Fig. 4 は, 線材幅 (Y) 方向における残留磁界 B_{tz} の最大値 $B_{tz-\text{max}}$ と 10mm 間隔で測定した I_c を線材長手 (X) 方向に対して示したものである。均一かつ高い B_{tz} の得られた $X = 30 \sim 180\text{mm}$ の区間では, I_c も $37 \sim 42\text{A}$ ($J_c = 18 \sim 21 \text{ kA/cm}^2$) とほぼ均一な値を示し, 事前測定した区間全体の値 (Table 1 参照) よりも大きな値を示した。一方, B_{tz} が大きく低下した $X > 140 \text{ mm}$ では I_c も著しく低い値となり, 両者に良い相関があることが確認された。

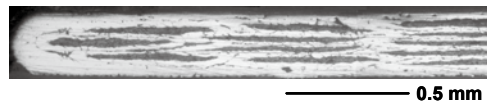


Fig. 1. A transverse cross sectional view of the barrier tape.

Table 1. Specifications of barrier tape.

Tape cross section	3.83 mm × 0.276 mm
Average size of a filament	0.420 mm × 0.028 mm
$I_c (J_c) @ 77 \text{ K}, 0 \text{ T}$ (16cm-section)	28.6 A (14.1 kA/cm ²)
Fraction of Bi2223 filaments	20%

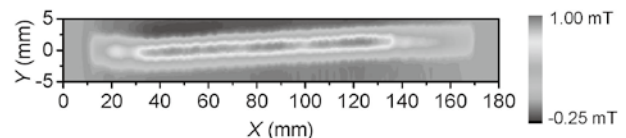


Fig. 2. 2D contour maps of remanent magnetic field B_{tz} on the broad face of barrier tape.

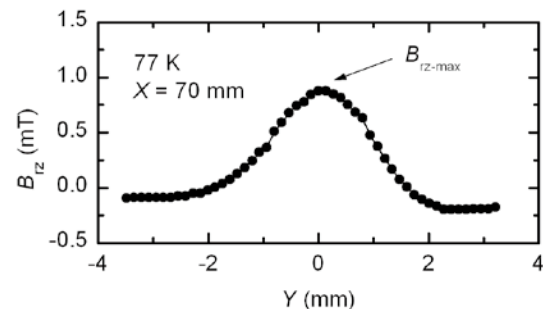


Fig. 3. Distributions of B_{tz} values at $X = 70\text{mm}$, at along a Y direction of barrier tape.

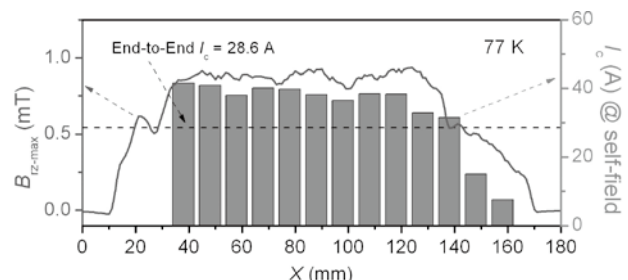


Fig. 4. Longitudinal distributions of both $B_{tz-\text{max}}$ and I_c values for barrier tape.

謝辞

本研究の一部は, 科学研究費補助金 (No. 20686020), (財)東電記念科学技術研究所研究助成, 立松財団研究助成および豊橋技科大未来技術流動センター若手研究者プロジェクト助成の支援により実施された。

参考文献

- [1] R. Inada, et al.: TEION KOGAKU **43** (2008) 252-259.
[2] A. Oota, et al.: Rev. Sci. Instrum. Vol. **70** (1999) 184-186.

Bi2223 線材の J_c 特性に及ぼすポストアニールの影響Effect of post annealing on the J_c property of Bi2223 tape

中村 雄一, 成定 利明, 来原 央, 稲田 亮史, 太田 昭男(豊橋技科大)

NAKAMURA Yuichi, NARISADA Toshiaki, KURIHARA Chikasa, INADA Ryoji, Oota Akio (Toyohashi University of Technology)

E-mail: nakamura@eee.tut.ac.jp

1. はじめに

銀シース Bi2223 の焼成プロセスにおいて、本焼温度で熱処理したあとに低温でのポストアニールを入れることにより、 J_c 特性が向上することが報告されている[1,2]。この理由としては、焼結温度で存在する Bi、Pb 過剰な液相の粒界への偏析を抑制し、粒界における超電導結合性を向上させることであると提案されているが、その詳細についてはまだ十分明らかになっていない。そこで本研究では、Ag-Cu 合金シース Bi2223 線材の作製プロセスにおいて、種々のポストアニールパターンで熱処理を行い、ポストアニールの本質的な効果について検討した。

2. 実験方法

試料としては、PIT 法により作製した 19 芯の Ag-2%Cu 合金シース Bi2223 テープ線材を使用した。前駆体としては平均組成を Bi:Pb:Sr:Ca:Cu=1.8:0.3:1.87:2.0:2.6 として、2 粉末法により作製した仮焼粉に、Bi2223 相を主相とする Bi2223 粉を 2wt% 添加したものをを使用した。熱処理としては、大気中 840°C で 20h 一次焼成の後、中間圧延を行い、二次焼成として Fig.1 に示すように、大気中 840°C で 150 時間熱処理後、PTN1~6 の種々のポストアニールを含む熱処理パターンで行った。ここで PTN1 が我々が通常行っている熱処理パターンであり、840°C の熱処理後、連続して 820°C でポストアニールを行っている。得られた試料について、直流 4 端子法による J_c 評価、SEM による組織評価、XRD による Bi2223 相の生成率の評価を行い、ポストアニールの違いによる影響について検討した。

3. 結果及び考察

XRD により Bi2223 相と Bi2212 相の比率を各々のピーク強度から評価した結果、今回作製した試料では、どの試料においても 840°C 25h の 1 次焼成後の Bi2223 の比率は約 80%、最終的な試料の Bi2223 相の比率もほぼ 90% 以上であり、XRD で評価した Bi2223 相の生成率には大きな違いは見られなかった。Fig. 2 に得られた試料の J_c 特性を示す。結果として、我々が通常行っている PTN1 の J_c が一番高かったが、840°C での熱処理後低温での熱処理を行わずに冷却した PTN2 及び 3 の試料の J_c は PTN1 の 1 割程度と共に最も低い値であった。全体の熱処理時間を PTN1 と合わせた PTN2 でも J_c が低かったことは、840°C での熱処理だけでは、良好な J_c 特性を得ることが困難であることを意味している。そこで PTN3 のあとに 820°C での熱処理パターンを入れた PTN4 及び 5 を見ると、室温から単に 820°C にした PTN4 に比べ、一旦 840°C に上げた PTN5 の方が高い J_c 値を示し、PTN1 と同程度の値を示した。このことは本試料では単に 820°C に保持するだけでは J_c の改善には不十分で、840°C に上げたあとに 820°C で保持するのが必要であることを示し、一般に言われるように高温で生成し粒界に偏析した液相が、ポストアニールでの凝固過程で除去されることで J_c が改善されている可能性を示唆している。ただし平衡状態的には本実験で用いた組成では液相の存在は無いはずであり、Bi2223 相の比率は 80% 以上有り他の不純物相ピークもほとんど無かったことから、液相が存在するものと考えられる。一方、820°C での保持を無くし、820°C までの除冷のみを行った PTN6 では、PTN4 より高い J_c を示したものの、

PTN1, 5 の 7 割程度の値であった。また組織的には、今回作製した試料の中で PTN6 で作製した試料が 14:24 相などの残留粒子が最も少なく、組織的にも J_c が低い理由は説明できない。840°C から 820°C まで除冷した PTN6 においても、徐冷の間に液相は粒界の電流パスを遮ることなく凝固できると考えられるが、この試料でも J_c が十分に高くなかったことから、徐冷の後 820°C で保持することが、高い J_c を得るために重要であると考えられる。これらを踏まえ 840°C での高温焼成の役割と低温のポストアニールの意味などについても議論する。

4. まとめ

種々のポストアニールパターンで熱処理を行い、その影響について検討を行った。その結果、840°C から 820 度に冷却した後保持するパターンで、高い J_c が得られ、大気中焼成において 820°C での熱処理が高い J_c を得るのに有効であることがわかった。

参考文献

1. F. Nakao-Kametani, et al.: Supercond. Sci. Technol., Vol. 18 (2005) p.S290.
2. T.-M. Qu, et al.: Physica C, Vol. 463-465 (2007) p.833.

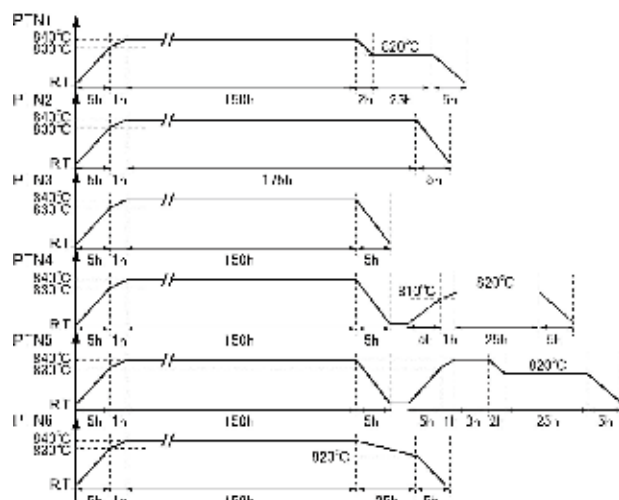
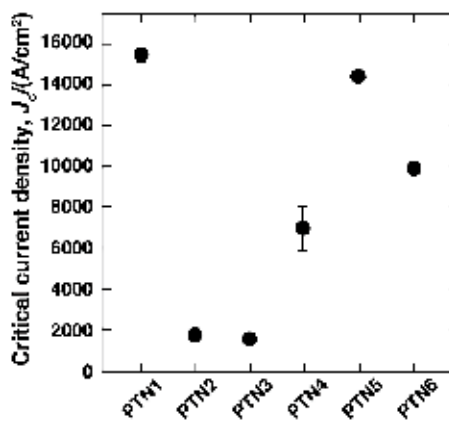


Fig.1 Heat patterns used in this study

Fig.2 J_c values of the samples with various post annealing

母材抵抗率の向上が Bi2223 多芯ツイスト線材の交流損失特性におよぼす影響

Influence of enhancing matrix resistivity on AC loss properties of twisted Bi2223 multifilamentary tapes

稲田 亮史, 荘口 和真, 中村 雄一, 太田 昭男 (豊橋技科大); 李 成山, 張 平祥 (西北有色金属研究院)
 INADA Ryoji, SOGUCHI Kazuma, NAKAMURA Yuichi, OOTA Akio (TUT); LI Chengshan, ZHANG Pingxiang (NIN)
 E-mail: inada@eee.tut.ac.jp

1. はじめに

Bi2223 線材はアスペクト比 15~20 程度のテープ形状を有しており、線材幅広面に垂直な交流横磁界下では、平行横磁界下よりも一桁以上大きな交流損失(磁化損失)を発生する。商用周波数帯において垂直磁界損失を低減するには、フィラメントにツイストを施すだけではなく母材の高抵抗化が必須となる。フィラメント間に酸化バリア材を導入した線材では、ツイストを加えた際の通電特性の劣化が深刻であり、垂直磁界損失の低減に関して現状では十分な検証ができていない^[1]。一方、母材を高抵抗合金でリプレースする手法は、バリア線材より加工性が高いため、垂直磁界損失の低減化に向けた線材構造に関する原理検証は行いやすいと言える。

本研究では、垂直磁界損失の低減効果を得るための線材構造に関する知見を得ることを目的として、通電特性への影響が少なく、77K で純銀より高い抵抗率を有する Ag-Au 合金を母材とするツイスト線材を試作し、垂直磁界下での交流損失特性を評価した。

2. 実験方法

Ag-8wt%Au 合金を母材とする 19 芯ツイスト線材は、通常のパウダー・イン・チューブ法を用いて作製した。四端子法で事前に測定した 77K での Ag-8wt%Au 合金の抵抗率 ρ_m は $2.2 \times 10^{-8} \Omega \text{m}$ であり、純銀 ($= 0.27 \times 10^{-8} \Omega \text{m}$) と比較して 8 倍程度高い値を示した。完成試料の断面寸法は幅 2.5 mm, 厚さ 0.25mm, ツイスト長 $L_t = 4\text{mm}$ である。試料諸元を Table 1 にまとめて示す。なお、断面観察結果において、フィラメント間の直接接箇所は見られなかった。77K・垂直横磁界下における交流損失は、ピックアップコイル法により測定した。

3. 結果と考察

Fig. 1 に、77K, 45Hz における垂直磁界下での交流損失 Q_m の磁界振幅依存性を示す。Table 1 に示す試料形状を考慮して、フィラメント同士が完全に結合している場合(実線)、およびフィラメント間結合が完全に分断されている場合(破線)について、楕円断面モデルを適用して計算したヒステリシス損失値を、比較のために合わせてプロットしている^[2]。図から明らかのように、 $B_0 > 5\text{mT}$ 以上の範囲において損失値は、完全に結合している場合の予測値より低い値を示しているが、結合が完全に分断された場合よりも依然として大きいことが分かる。

Fig. 2 に、30-80Hz の範囲で測定した損失値から求めた損失ファクタ $\Gamma (= \mu_0 Q_m / 2B_0^2 S_{\text{tape}})$ を示す。図より、測定値は結合している場合(実線)よりも低磁界側で最大となることが確認できる。 Γ が最大となる磁界値は試料の中心到達磁界とほぼ一致することから、測定損失中に含まれるヒステリシス損失は低減されていると考えられる。しかしながら、周波数の増加と共に Γ は単調に増加しており、母材を 8 倍程度向上させ 4mm 程度と短いツイストを施した試料においても、商用周波数帯では依然として結合損失の寄与が含まれていると推測される。

Table 1. Specification of twisted tape with Ag-Au alloy matrix.

Number of filaments	19
Twist pitch L_t	4 mm
Tape cross section	2.50 mm × 0.25 mm
Filamentary region	2.20 mm × 0.18 mm
Averaged filament size	0.37 mm × 0.017 mm
J_c at 77 K and 0 T	10.5 kA/cm ²
Fraction of Bi2223 filaments	21%

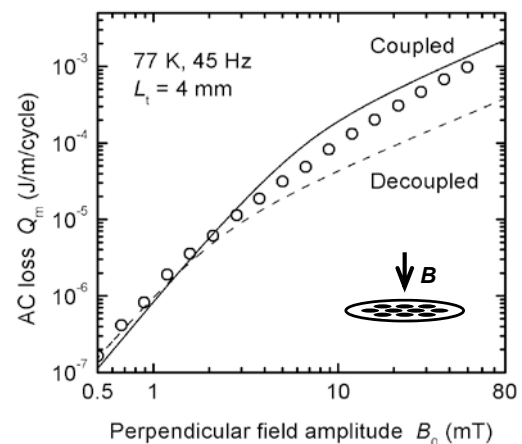


Fig. 1. AC losses Q_m at 45Hz and 77 K of twisted tape with Ag-Au alloy matrix plotted against AC perpendicular field amplitude B_0 .

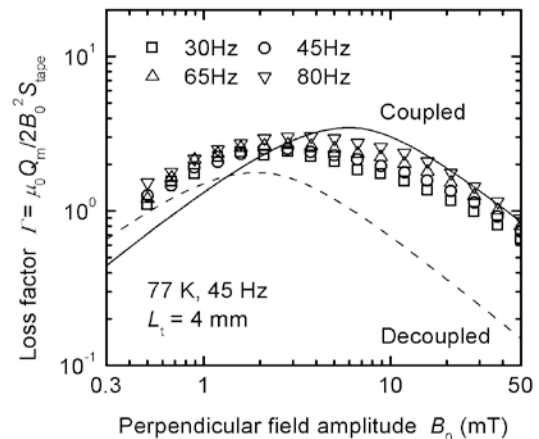


Fig. 2. Loss factor $\Gamma = \mu_0 Q_m / 2B_0^2 S_{\text{tape}}$ at various fixed frequencies of twisted tape with Ag-Au alloy matrix plotted against perpendicular field amplitude B_0 .

謝辞

本研究の一部は、科学研究費補助金 (No. 20686020), (財)東電記念科学技術研究所研究助成および豊橋技科大未来技術流動センター若手研究者プロジェクト助成の支援により実施された。

参考文献

- [1] R. Inada, et al.: TEION KOGAKU **43** (2008) 252.
- [2] B. ten Haken, et al.: Physica C **377** (2002) 155.

高温超電導線材の放射化特性

Radiation effect of HTS conductor

植田 浩史, 石山 敦士(早大); 鹿島 直二, 長屋 重夫(中部電力); 宮原 信幸(放医研)

UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University);

KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Company); MIYAHARA Nobuyuki (NIRS)

E-mail: hiroshi-ueda@waseda.jp

1. はじめに

近年, 高温超電導線材の高性能化が進み, SMES や Si 単結晶引き上げ装置に応用されるようになってきている。

将来は, 核融合や加速器への応用も期待される。このような応用の場合, 放射線環境中での利用がありうる。放射線環境中で用いる機器の放射化はメンテナンス時の装置運用や被ばく管理上好ましくない。さらに機器廃棄時にも高レベル廃棄物となる可能性を考慮する必要がある。そこで今回, 高温超電導線材の常温での中性子照射実験を行い, 照射前後の液体窒素中の超電導特性を調べたので報告する。

2. 実験方法

放射線照射実験を以下の手順で行った。

- 照射前に高温超電導線材の I - V 特性を液体窒素中で測定する。
- 放医研低線量タンデム加速器からの 2 MeV 中性子を室温中でサンプルに照射し生成する RI の測定を行う。Be ターゲット上の deuteron (重水素) 電流は 400 μ A でターゲットからの距離 117 cm で照射野直径 30 cm, 照射線量率は 2 Gy/h で, 照射を 1 時間 (2 Gy) 行った。
- 照射終了後, Ge 検出器により超電導線材中に生成した RI をガンマ線スペクトルより推定する。
- 測定終了後, 液体窒素中でサンプルの I - V 特性の測定を行い, 放射線による損傷の程度を見極める。

今回実験に用いた Bi2223 および YBCO サンプルの諸元を Table 1 に示す。

3. 実験結果

3.1 I - V 特性

照射前後の I - V 特性を Fig. 1 に示す。Bi2223 の場合は照射後の I_C は照射前に比べ, 140 A から 120 A に低下した。一方, YBCO の場合は照射前後の I_C はそれぞれ 96.4 A と 96.9 A で劣化は確認されなかった。

3.2 ガンマ線スペクトル測定

Table 2(a)に Bi2223 線材内に生成したガンマ線放射性核種およびその由来元素を Ge スペクトルから推定した結果を示す。Bi は元来放射性核種であり短寿命であることが予想されることから Ge 測定を行った 3 日後には減衰して消滅したものと考えられる。 ^{110}Ag は安定化銀が放射化し, 生成されたものと考えられる。

Table 2(b)に YBCO 線材内に生成したガンマ線放射性核種およびその由来元素を Ge スペクトルから推定した結果を示す。

Table 1. Specifications of HTS samples

	Sample 1	Sample 2
material	Bi-2223	YBCO
manufacturer	Sumitomo Electric DI-BSCCO (Type H)	AMSC 344 Superconductors
process	CT-OP	RABiTS/MOD
width	4.4 mm	4.4 mm
length	200 mm	200 mm
thickness	0.22 mm	0.22 mm
weight	1.5799 g	1.6277 g

基板の NiW から ^{57}Co , ^{58}Co , ^{65}Ni , ^{185}W が, 安定化層の銀から ^{110}Ag と ^{187}W が, 銅から ^{65}Ni が生成されたと考えられる。中性子照射後の高温超電導線材の劣化と放射性核種の生成との関係は不明である。

4. 今後の予定

今後は, 中性子照射前後の超電導特性を, 1) 磁場中 I_C 測定, 2) 運転温度, 通電中に放射線照射することで調べる。さらに, 10 MeV 中性子による照射実験を行い, 中性子エネルギーの相違による生成核種の相違が認められるか確認する。

なお, 本研究は文部科学省科学研究費補助金 (20360130) の助成を得て, 実施したものである。

参考文献

- H. Ueda, A. Ishiyama, N. Kashima, S. Nagaya, N. Miyahara, "Radioactive analyses of HTS conductors", Abstracts of CSJ Conference, vol.78 (2008)

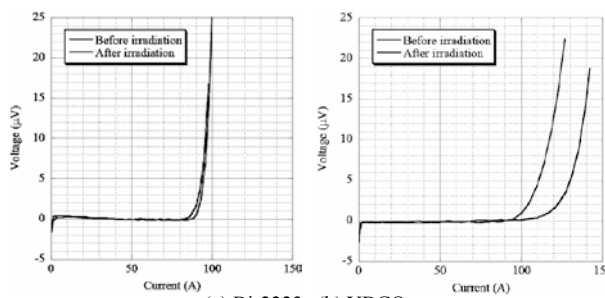


Fig. 1. End-to-end I - V curve in (a) Bi-2223 and (b) YBCO placed in LN_2 before and after 2-Gy irradiation.

Table 2. Induced RI by 2-Gy Irradiation at Room Temperature (a) Bi-2223 tape

Daughter nuclide	Half-life	Radioactivity 35 min after irradiation	Radioactivity after irradiation	Mother nuclide
^{110}Ag	250.4 days	9.403 Bq	9.404 Bq	Ag

This measurement has been carried out 35 min after the irradiation.

(b) YBCO tape

Daughter nuclide	Half-life	Radioactivity 1.7 h after irradiation	Radioactivity after irradiation	Mother nuclide
^{110}Ag	250.4 days	8.381 Bq	8.383 Bq	Ag
^{57}Co	70.92 days	41.99 Bq	42.02 Bq	Ni, Co, Fe
^{58}Co	70.8 days	41.95 Bq	41.98 Bq	Ni, Co, Fe
^{185}W	23.7 h	9592 Bq	10081 Bq	W, Re
^{55}Co	17.5 h	0.792 Bq	0.8472 Bq	Fe, Mn
^{56}Mn	2.579 h	23.01 Bq	36.34 Bq	Mn, Fe, Co
^{65}Ni	2.52 h	151.5 Bq	241.8 Bq	Ni, Cu, Zn
^{116}In	54.15 min	73.64 Bq	271.7 Bq	In, Sn, Cd
^{208}Tl	3.05 min	0.270 Bq	3.146×10^3 Bq	Pb, Bi, Th

This measurement has been carried out 1.7 h after the irradiation.

重イオン照射が DyBCOコート線材の臨界電流特性に与える影響

Effect of heavy ion irradiation on the critical current properties in DyBCO coated conductors

磯部 現, 水間 祐貴, 木内 勝, 小田部 荘司, 松下 照男 (九工大);

岡安 悟 (原子力機構); Werner Prusseit (THEVA GmbH)

ISOBE Gen, Mizuma Yuki, KIUCHI Masaru, OTABE Edmund Soji, MATSUSHITA Teruo (Kyushu Inst. of Tech.);

OKAYASU Satoru (JAEA); Werner Prusseit (THEVA GmbH)

E-mail: isobe@aquarius10.cse.kyutech.ac.jp

はじめに 超電導線材において、高磁界中の臨界電流密度 J_c の向上が求められおり、nano-rodなど人工的なピンニング・センターの導入が試みられている。人工ピンの導入により磁界中 J_c が改善されつつあるが、導入するピンのサイズや数密度が臨界電流特性に与える影響が、定量的に議論がなされていない。本研究では、重イオン照射によりサイズと数密度の分かる円柱状欠陥を導入し、ピンのサイズと数が臨界電流特性に与える影響を調べた。

実験 試料は THEVA GmbHによる DyBCOコート線材であり、厚さ 90 μm の Hastelloy C276上に、中間層として ISD (Inclined Substrate Deposition) 法による厚さ 3.7 μm の MgO配向層と 0.3 μm の MgO-cap層が作製され、その上に共蒸着法により厚さ 1.5 μm の DyBCO層、0.5 μm の Ag保護層が成膜されている。

テープ面に対して垂直方向より Auまたは Niイオンを照射した。磁束量子 $\phi_0 = 2.068 \times 10^{-15} (\text{Wb})$ 、単位面積当たりの欠陥 $\phi_i (\text{m}^{-2})$ を用いて、照射量はマッチング磁界 $B_\phi = \phi_0 \phi_i$ として評価できる。照射の条件、照射後の臨界温度 T_c 、照射で出来る円柱状欠陥の半径 r_0 を Table 1に示す。照射前の T_c は 89.7 Kであった。磁界をテープに対して垂直、すなわち円柱状欠陥に対して平行に印可し、SQUID磁力計による直流磁化測定から臨界電流密度を、磁化緩和測定から E - J 特性、 n 値を評価した。

結果と検討 Fig. 1に Au イオン照射前後の J_c - B 特性を示す。低磁界では、照射後により J_c が低下している。低磁界における J_c の劣化と T_c の劣化の間には相関が見られており、超電導組織の劣化が原因であると考えられる。一方、高磁界では Auイオンを照射した試料において、大幅に J_c が向上しており、柱状欠陥が有効なピンとして働いていると考えられる。臨界電流密度の磁界依存性は Au を 2T 照射した試料において最も優れた特性を示した。これは、以前 Ni イオン照射を行った際、照射量が増えるにつれて高磁界中での J_c が向上したことと同様であり、ピンの数が多いほうが高磁界中で有効なピンとして働く傾向があることが分かる。Ni イオンを照射した試料では大幅な特性改善は見られなかった。Ni イオン照射による欠陥は、Au イオン照射による欠陥に比べサイズが小さく、要素的ピン力が弱いためであると考えられる。

Fig. 2に照射前後の n 値の測定結果を示す。Au イオン照射後の試料で n 値が増加している。Au イオン照射後の試料では、照射によってできたシャープなピン力の分布を持つピンが、支配的に作用することで、 n 値が増加したことが考えられる。これらの結果について、磁束クリープ・フローモデルと、要素的ピン力の加算理論を用いて解析を行った。

Table 1 Condition of the irradiation, T_c after the irradiation and size of columnar defects.

ion	energy (MeV)	B_ϕ (T)	T_c (K)	r_0 (nm)
Au	320	1.0	88.3	8
Au	200	2.0	87.1	5
Ni	200	5.0	89.2	2

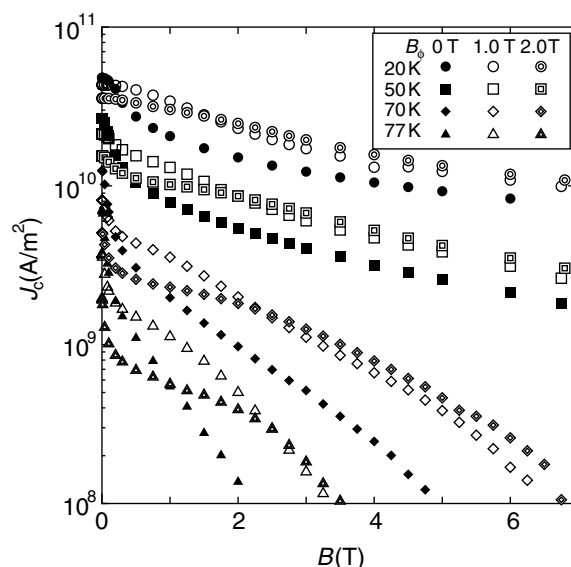


Fig.1 Critical current density of DyBCO coated conductor before and after the Au ion irradiation.

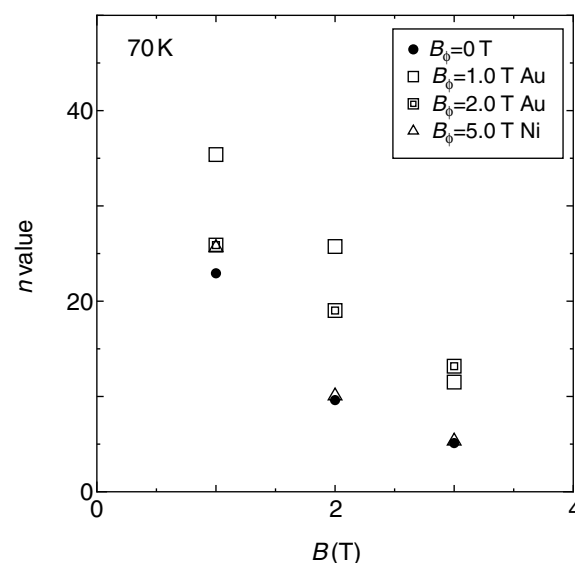


Fig.2 n value of DyBCO coated conductor before and after the heavy ion irradiation.

長尺 GdBCO 線材の臨界電流特性の温度、磁界、磁界印加角度依存性 Temperature, magnetic field and field's angle dependence of critical current property in long length GdBCO coated conductor fabricated by RTR process

井上 昌睦, 東川 甲平, 木須 隆暢(九大); 淡路 智, 渡辺 和雄(東北大学);
福島 弘之, 衣斐 顕, 宮田 成紀, 山田 穰, 塩原 融(SRL)

INOUE Masayoshi, HIGASHIKAWA Kohei, KISS Takanobu (Kyushu Univ.); AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.);
FUKUSHIMA Hiroyuki, IBI Akira, MIYATA Seiki, YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (SRL)
E-mail: inoue@ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

YBCO 超伝導体比べて T_c が高く、77K での臨界電流特性も優れている GdBCO 超伝導体を用いた線材の開発研究が現在精力的に行われており、既に IBAD/PLD 法により平均 440A の J_c を有する 500m 長の線材が得られるに至っている[1]。本研究では、GdBCO 線材を用いた機器設計の際に要求される臨界電流特性の温度、磁界、磁界印加角度依存性を明らかとするため詳細な実験を行った。

2. 実験

試料は、Reel to Reel プロセスを経て作製された長尺の GdBCO 線材 (Ag/GdBCO/CeO₂/Gd₂Zr₂O₇/Hastelloy™) を 1cm 程度切り出し、フォトリソグラフとウェットエッチングによってマイクロブリッジ状に加工したもので、ブリッジの幅及び長さはそれぞれ、70 μ m、1mm である。同試料の電流-電圧特性を、4K~77K の温度 (T) 領域、自己磁界~27T の磁界 (B) 領域、-10~100° の角度 (θ) 領域に亘り系統的に調べた。なお、磁界の印加角度は基板面に対して平行方向 ($B//ab$) を 0°、垂直方向 ($B//c$) を 90° と定義している。

3. 実験結果及び考察

Fig.1 に、77K 及び 65K における臨界電流密度 (J_c) の磁界依存性を示す。 J_c の異方性 ($J_{c@B//ab} / J_{c@B//c}$) について見てみると、高磁界領域では大きな異方性を示すものの、比較的低い磁界領域であれば、異方性が小さいことが分かる。具体的な J_c 比は、77K、1T で約 1.2、65K、1T で約 1.1 となっており、液体窒素温度近傍であっても、1T 以下であれば、ほぼ等方的な J_c 特性とみなせることが分かる。

Fig.2 に 40K 以下の温度領域における J_c - B 特性を、Fig.3 に低温・高磁界での J_c - θ 特性を示す。今回実験に用いた線材においては人工ピンを導入していないため、垂直磁界の J_c が全角度に亘る最小の J_c に対応している (Fig.3)。そこで、垂直磁界中の J_c - B 特性 (Fig.2 中の ●) を見てみると、20K まで冷却することにより 27T の高磁界中でも約 2MA/cm² の J_c が得られることが分かる。一方、平行磁界中の J_c 特性は、温度の低下に伴う Intrinsic なピンニング特性の上昇を反映して大きく向上しており、40K における J_c - B 特性は、垂直磁界中 20K の J_c - B 特性に対して実測した全ての磁界領域 (8T~27T) に亘って上回っている。このような平行磁界中の高 J_c 特性を積極的に活かした機器設計が考えられるが、その際には、0° 近辺で J_c が大きく変化することを考慮した精密な設計が必要になるものと考えられる。

これらの結果は、同線材を用いた機器設計を行う際の基礎データとして有用[2]であるとともに、現在導入が進められている人工ピンの効果を検討する上でも重要である。上記他の条件下における臨界電流特性の詳細については、当日報告する。

謝辞

本研究は、イットリウム系超伝導電力機器技術開発の一環として、ISTECを通じて、NEDOからの委託を受けて実施するとともに日本学術振興会の科研費 (20360143) の助成を得て行ったものである。

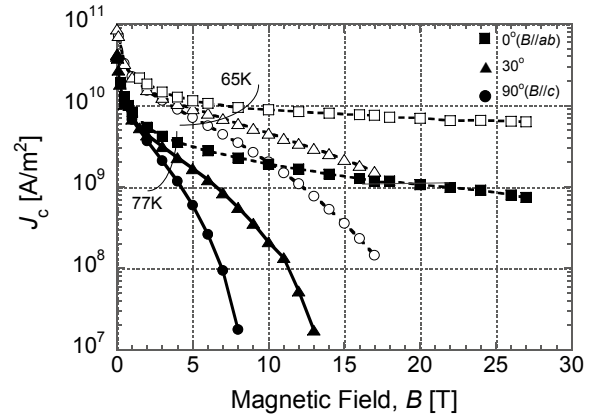


Fig.1 J_c - B characteristics at 65K and 77K in 0° ($B//ab$), 30° and 90° ($B//c$). It can be seen that the anisotropy is very small at low field region.

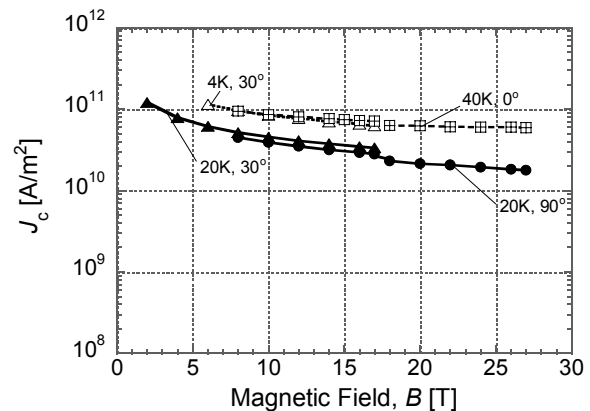


Fig.2 J_c - B characteristics below 40K at three field's angles, 0°, 30° and 90°.

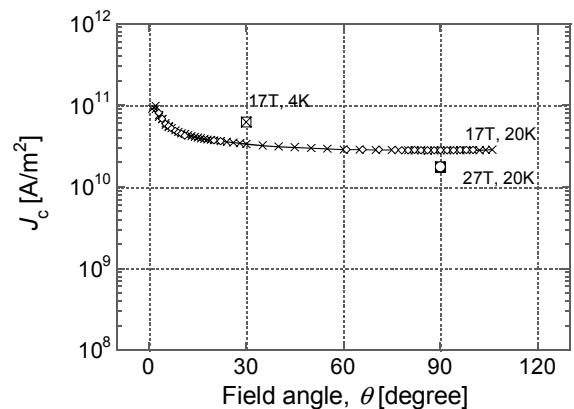


Fig.3 J_c - θ characteristics at high field (17T and 27T) and low temperature (20K and 4K).

参考文献

1. M. Igarashi et al.: Abstract of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.113
2. K. Higashikawa et al.: presented at this conference, 3B-a07

低傾角YBCOバイクリスタル粒界の磁界誘起クロスオーバー領域における粒間 J_c の検出

Detection of inter-grain J_c at low angle bi-crystalline YBCO film across magnetic field induced crossover regime

木須隆暢、井上昌睦、Arkadiy Matsekh (九大シス情); 吉積正晃、須藤泰範、和泉輝郎、塩原 融 (超電導工研)

KISS Takanobu, INOUE Masayoshi, MATSEKH Arkadiy, ZULKIFLI Zulistiana (Kyushu Univ.);

YOSHIKAZUMI Masateru, SUTOH Yasunori, IZUMI Teruo, SHIOHARA Yuh (SRL-ISTEC)

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

1. はじめに

高温超伝導体ではその d 波対称性により、結晶粒界の傾角の増大と共に粒界を透過する臨界電流密度は指数関数的に低下することが知られている¹⁾。しかしながら、実用上重要となる磁界下の振る舞いは十分に明らかとされていない。四端子法を用いた測定により、外部磁界の増大と共に、粒内 J_c と粒間 J_c の差は減少し、高磁界領域において両者は一致することが報告されている²⁾。しかしながら、粒界の幅は電極間距離に比べ何桁も小さく、一般に用いられるマクロスケールの測定では、粒内の損失が支配的となる高磁界領域においては、粒間の真の J_c を検出する事は困難である。本研究では、この点を指摘すると共に、局所的な $I-V$ 測定の結果より、磁界下の低傾角粒界における電流輸送特性について考察した。

2. 実験

試料には、傾角 6° の(001)SrTiO₃ バイクリスタル基板の上に成膜した YBCO 薄膜を用い、粒界を垂直に横切る向きにマイクロブリッジを形成した。四端子法によりブリッジ両端での電流 (I)-電圧 (V) 特性を評価すると共に、高磁界型低温レーザー走査顕微鏡³⁾により、レーザースポットによる励起に対する電圧応答成分を検出し、そのバイアス電流依存性から μm 程度の局所領域での $I-V$ 特性を評価した。

3. 実験結果および考察

Fig. 1 に模式的に示すとおり、観測される電圧は、粒界での電圧と粒内の電圧の直列接続となる。一般に、粒内の電極距離 L_{intra} は粒界面の距離 L_{GB} に比べ極めて大きいことから、電界 E_{intra} がゼロでない領域では、粒界での発生電圧の検出が困難である。局所観測により L_{intra} を小さく取ることによって初めて粒界特性の観測が可能となる。

Fig. 2 はレーザースポットにより数 μm 程度の領域のみを励起し、それぞれ粒界位置ならびに粒内での測定を示す。粒界照射時にもレーザースポット径は粒界幅よりも大きいことから、粒界と粒内の応答とが重畳された $I-V$ 特性を得る。この特性より、粒内からの応答のみを差し引くことによって真の粒界からの応答を抽出することに初めて成功した。その結果、Fig. 2(a) に示す低磁界領域 ($B=0.3\text{T}$) では粒内 J_c は粒間 J_c に比べ大きな値を取るのに対し、同図 (b) に示すとおり、高磁界領域 ($B=5.0\text{T}$) において両者が逆転することを明瞭に捉えた。

4. まとめ

μm オーダーの高分解能計測を可能とする、低温レーザー走査顕微鏡を用いて、粒界での局所的な電流-電圧特性を評価し、粒内の特性との定量的比較を行った。その結果、高磁界下のクロスオーバー領域において、粒間 J_c と粒内 J_c の差異を明確に捉えることに世界で初めて成功した。このことは、粒界での損失状態が、高磁界領域においてバルクのそれと比べ明らかに異なることを示しており、粒界における量子化磁束挙動を理解する上で、極めて重要な知見といえる。

謝辞: 本研究は、超電導応用基盤技術研究開発の一環として、ISTEC を通じて、NEDO からの委託を受けて実施するとともに日本学術振興会の科研費 (18360153) の助成を得て行ったものである。

参考文献

1. D. Dimos et al.: *Phys. Rev. B* **41** (1990) p. 4038.

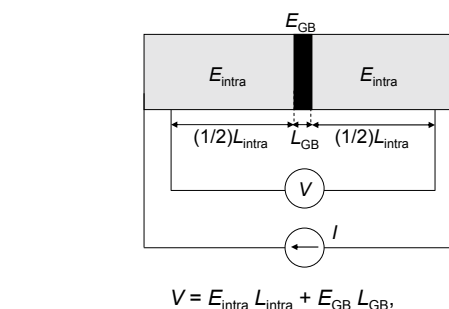


Fig. 1 Schematic diagram of bi-crystalline film showing the relationship between measured voltage and local electric field at grain boundary and intra-grain region.

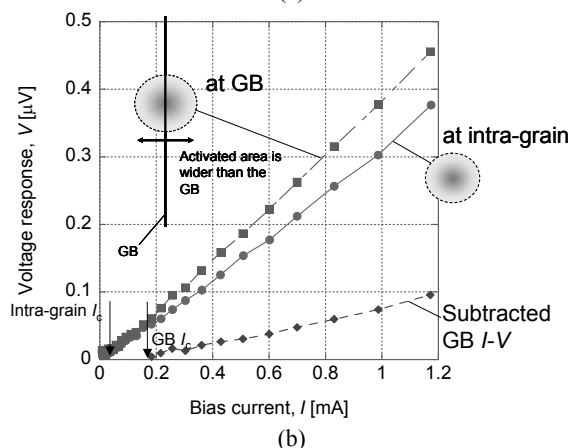
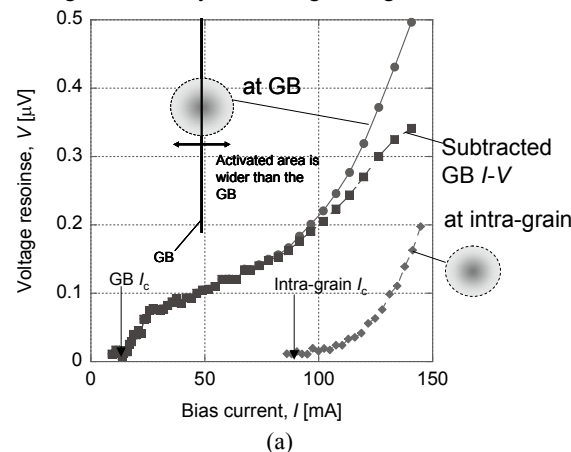


Fig. 2 Local $I-V$ characteristics at grain boundary and intra-grain region obtained by the high field type low temperature laser scanning microscope (HF-LTLSM). We can extract grain boundary response only from those two spot measurements. External field was applied perpendicular to the film surface (a) $B=0.3\text{T}$ and (b) $B=5.0\text{T}$.

2. N. F. Heinig et al., *Phys. Rev. B*, **60** (1999) 1409.

3. T. Kiss et al., *IEEE Transaction on Appl. Supercond.* **13** (2003) 2607.

銀拡散接合による線材補修部の電流分布の評価 Current distribution at repair joints made by silver diffusion soldering

本田 貴裕, 阿比留 健志, 井上 昌睦, 木須 隆暢(九州大学); 加藤 順子, 筑本 知子, 中尾 公一, 塩原 融(SRL);
飯島 康弘, 柿本 一臣, 齊藤 隆(フジクラ)

HONDA Yoshihiro, ABIRU Kenji, INOUE Masayoshi, KISS Takanobu (Kyushu University); KATO Junko, CHIKUMOTO Noriko,
NAKAO Koichi, SHIOHARA Yuh (SRL); IJIMA Yasuhiro, KAKIMOTO Kazuomi, SAITO Takashi (Fujikura)

E-mail: y_honda@super.ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

希土類系酸化物高温超伝導体の線材化プロセスは急速な進展を遂げており、それを用いた機器開発が視野に入りつつある。機器応用では、素線の開発に加え、線材の接続や補修技術の確立が急務である。低臨界電流領域の補修技術、ならびに素線接続技術として、高臨界電流を有する短尺線を銀拡散接合を用いてパッチ状に複合化する手法が提案されている。本研究では、銀拡散法による補修箇所の電流分布を評価し、補修の効果について考察した。

2. 実験

測定に使用した走査型ホール素子磁気顕微鏡システムに備え付けられているホール素子は、ステッピングモータにより駆動されており、 xyz の各軸に対して、15cm、15cm、3cmの走査可能範囲を持つ。また、駆動分解能は xy 平面に対して $1\mu\text{m}$ 、 z 軸に対して $0.25\mu\text{m}$ である。測定試料の冷却には伝導冷却方式を用いており、液体窒素によりステージ温度は約 80K まで冷却される。また、同システムには最大で 500A の電流を印加することができる。試料を冷却した後、電流を印加し、発生した自己磁場分布の垂直成分をホール素子により測定する。得られた自己磁場分布をフーリエ変換し、ビオ・サバルの式の逆変換を解くことで、試料の電流分布を求めることができる。

補修の手法には、欠陥部の低 I_c 領域に、同じ線材幅を持つ I_c 劣化のない短尺線材を貼り合わせる手法を用いている。補修部分では、それぞれの線材の安定化層である銀同士を向かい合わせて、銀拡散接合を行った。

3. 結果及び考察

(1) 単一欠陥を有する線材の補修

まず欠陥として線材幅方向に約 7.5mm の切込みを人工的に入れた 1cm 幅の YBCO 線材の電流分布について調べた。次に同様の欠陥を有する YBCO 線材に補修を施した後、その電流分布について調べた。

欠陥を導入した線材に約 20A の電流を印加した際の電流分布を Fig. 1 (a) に示す。電流が欠陥部に沿って迂回しながら流れていることがわかる。また、この線材の両端では約 $1\mu\text{V}$ の電圧が発生している。これは欠陥部の先端に集中して流れている電流による損失である。

次に Fig. 1 (a) と同様の欠陥を有する YBCO 線材に補修を施した際の電流分布について調べた。各バイアス電流におけるパッチ部分の電流分布を Fig. 1 (b), (c), (d) に示す。図中の白線は切込み部分に対応している。約 20A のバイアス電流を印加した際の電流分布において、欠陥部分があたかも消失しているかのように見える。これは切込み線材に流れる電流成分が、補修線材に流れる遮蔽電流によりちょうど打ち消されているためだと考えられる。さらにバイアス電流を増加させると、下部の切込み線材で担えない電流分が、上部の補修線材に遷移する様子が分かる。

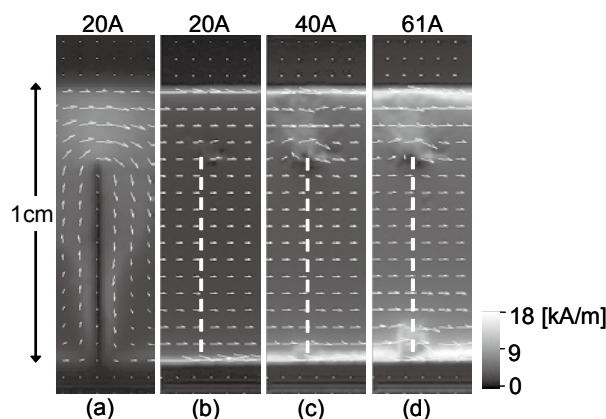


Fig. 1 (a) Current distribution around a transverse defect. (b), (c), (d) current distribution around a repair joint with bias current of 20, 40 and 61A where a short CC piece was spliced onto the defect.

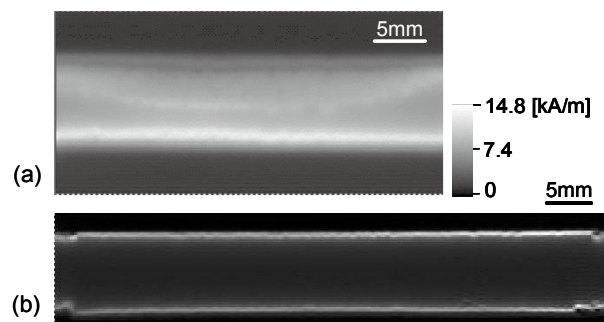


Fig. 2 (a) Current distribution in a sample which has broad low- I_c region in a range of several cm. (b) Current distribution at repair splice.

(2) ならかな I_c の劣化領域を有する線材の補修

さらに、ならかな I_c の劣化領域を有する線材に、補修を施した後の電流分布について調べた。Fig. 2 (a) に示す様な、典型的に数 cm の領域に渡ってならかな I_c の劣化領域を有する YBCO 線材に対し、均一な I_c の補修ピースを接合した。50A を印加した際の電流分布を Fig. 2 (b) に示す。同図より、補修によって I_c 不均一性が改善され、等価的に均一な I_c を有する線材と同様の電流分布を実現できることが明らかとなった。

参考文献

- 阿比留 健志、他、「RE123 超伝導線材の欠陥補修接続部位における非線形電流分布の観測」平成 20 年 応用物理学会 九州支部

電流を輸送している高温超伝導テープ線材の電磁界解析

Electromagnetic field analysis of high Tc superconducting tapes carrying transport current

赤地 健(横浜国大・工); 雨宮 尚之(京大・工)

AKACHI Ken (Graduate School of Engineering, Yokohama National University); AMEMIYA Naoyuki(Graduate School of Engineering, Kyoto University)

E-mail: ken@asl.kuee.kyoto-u.ac.jp

1. はじめに

冷却コストの低減及び高磁界発生等の観点から、高温超伝導テープ線材のNMRや加速器用マグネットへの応用が考えられている。しかし高温超伝導テープ線材に電流を通電すると、Fig. 1に示すように線材内において外部磁界と自己磁界に対する遮蔽電流(磁化電流)が誘起され、通電電流に重畳される。この時、通電電流が発生する磁界に遮蔽電流が発生する磁界を加えたものがマグネットの発生磁界となるが、この遮蔽電流の時間変化に伴い、遮蔽電流が発生する磁界(これを誤差磁界と呼ぶ事にする)も時間変動し、この事に起因してマグネットに要求されている磁界の時間的安定性を低下させる可能性がある。

本研究では、コイルの中で線材長手方向に分布した遮蔽電流に起因して発生する誤差磁界の時間変動を解析する為に、遮蔽電流の時間変動を考慮した有限長の高温超伝導テープ線材の電磁界解析モデルを構築した。

2. 解析モデル

本研究では、薄板近似を適用して高温超伝導テープ線材をモデル化した。ただしファラデーの法則に電流ベクトルポテンシャル T を用いて変数変換し、得られた(1)式を支配方程式とした。又、超伝導体の E - J (電界-電流密度)特性には n 値モデルを用いて1次元FEMで解析を行った。

$$\nabla \times (\rho \nabla \times nT) \cdot n = -\frac{\mu_0 t_s}{4\pi} \frac{\partial}{\partial t} \iint_S \frac{[\nabla \times (n'T')] \times r \cdot n}{r^3} dS - \frac{\partial B_0}{\partial t} \cdot n \quad (1)$$

ただし、 t_s は超伝導層の厚さ、 n は超伝導線材表面における磁界計算点(Field point)の法線ベクトル、 n' は超伝導線材表面における電流点(Source point)の法線ベクトル、 S は超伝導線材面の面積、 T は磁界計算点の電流ベクトルポテンシャル、 T' は電流点の電流ベクトルポテンシャルである。

又、Fig. 2及びFig. 3に示すように、線材の端では電流リードを介して線材幅方向に一樣に電流が流入しているとした境界条件を与えた。

3. 解析結果及び考察

Table 1に諸元、Fig. 3に概念図を示す高温超伝導テープ線材に、0.5 sでランプアップしその後は一定値を保つ電流を流して、通電開始から1000 s経過後までの線材内の幅方向電流密度分布を解析した。その結果をFig. 4に示す。これを見ると、超伝導線と接続している電流リードである1st element(線材端)では、電流をランプアップした瞬間も1000 s経過後も電流分布は均一である。10th element(線材の1/4内側)では自己磁界に対する遮蔽電流の影響で電流分布の均一性が失われている事がわかる。ただし1000 s経過すると均一な電流分布に近づいており、これは線材内に発生した遮蔽電流が時間経過に従って減衰した為である。

4. まとめ

遮蔽電流が発生する誤差磁界の時間変動を解析する為に、遮蔽電流の時間変動を考慮した有限長の高温超伝導テープ線材の電磁界解析モデルを構築した。このモデルにより、線材長手方向に分布した遮蔽電流の時間変動を解析する事が出来た。今後はこのモデルを用いて有限長の高温超伝導テープ線材をパンケーキ状に巻いたコイルの電磁界解析を行い、パンケーキコイルにおいて遮蔽電流の時間変化に伴う誤差磁界の時間変動を明らかにし、その抑制策について検討する予定である。

Table 1. Specifications of superconducting tape

Tape width	4.5 mm
Tape length	200 mm
Thickness of superconductor layer	1 μ m
Critical current density	2×10^{10} A/m ²
n value	20
Electrical conductivity of normal conductor	59.6×10^6 S/m

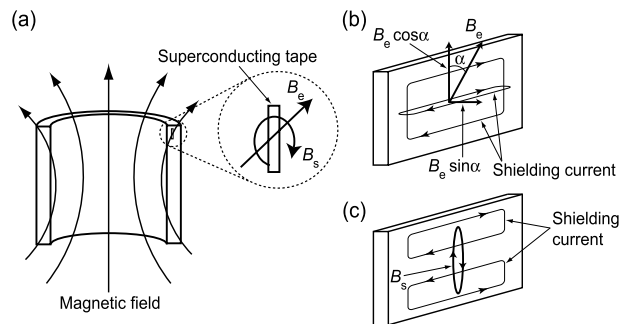


Fig. 1 Magnetic fields and shielding currents: (a) external magnetic field B_e and self magnetic field B_s , (b) shielding current against B_e , and (c) shielding current against B_s

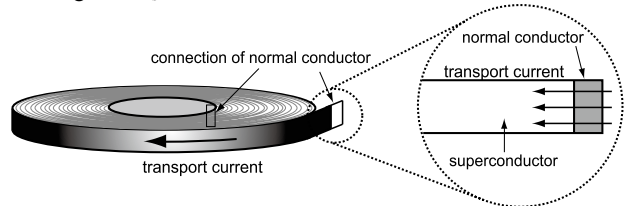


Fig. 2 Schematic of single pancake coil

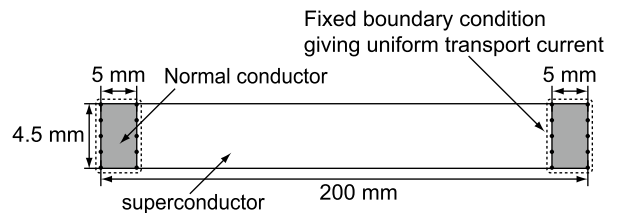


Fig. 3 Schematic of analyzed superconducting tape

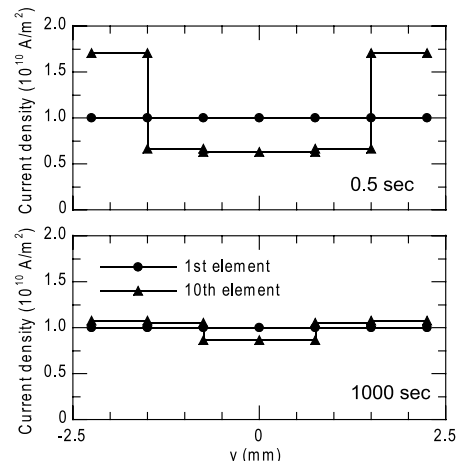


Fig. 4 Current profile across superconducting tape

YBCO 超電導線材の過電流パルス通電による特性劣化試験

Degradation of YBCO Coated Conductors due to Over-current Pulse Drive

河野 秀太郎, 王 旭東, 西尾 幸恭, 佐藤 俊祐, 植田 浩史, 石山 敦士 (早稲田大学); 鹿島 直二, 長屋 重夫 (中部電力); 八木 正史, 向山 晋一 (古河電工); 加藤 英幸 (産総研); 塩原 融 (ISTEC-SRL)

KONO Hidetaro, WANG Xudong, NISHIO Yukiyasu, SATO Shunsuke, UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University); KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power); YAGI Masashi, MUKOYAMA Shinichi (Furukawa Electric);

KATO Hideyuki (AIST); SHIOHARA Yuh (ISTEC-SRL)

E-mail: atsushi@waseda.jp

1. はじめに

YBCO 超電導線材をケーブルや限流器などに応用する際、突発的な短絡電流の流入により、線材の温度が急上昇し、超電導特性が劣化してしまう可能性が考えられる。そこで我々は、線材の熱的安定化基準を確立するために、過電流パルス通電による特性劣化試験を行ってきた^[1]。今回は、細線化線材(銅複合化有り・無し)の二種類を用いて、特性劣化試験および非破壊層間剥離評価試験・EPMA 元素分析による剥離箇所の評価を行い、細線化や銅複合化の影響などを調査したので、その結果を報告する。

2. 実験方法

今回の実験に用いた 7 本の線材 (Sample 1~7) はすべて IBAD /MOCVD 法で作製されたもので、もともと幅 1 cm だった線材をレーザーを用いて幅方向に 5 分割した、幅 2 mm の細線化線材である。また、Sample 1~4 は安定化層として銀層 (15 μm) の上に銅層 (100 μm) がハンダ付けされた銅複合化線材で、Sample 5~7 は銅無しの線材である。銅複合化の有無を除いて、Sample 1~7 は同一諸元となっている。また、Sample 1,4,5,7 は細線化前の線材のエッジ部分であった箇所、Sample 2,3,6 はエッジ部分でない箇所となっている。

まず、過電流パルス通電による特性劣化試験の前に非破壊層間剥離評価試験により、劣化前の線材の層間の状態を調べた。非破壊層間剥離評価試験の手順を以下に示す。

- (i) 線材の Hastelloy 側に交流のレーザー光を照射する
- (ii) 線材内部を熱が伝わっていき、やがて安定化層面から赤外線が放射される
- (iii) その赤外線の振幅と位相差を測定する

この測定を、レーザー光を照射する点を線材長手方向に 1 mm ピッチでずらしながら行った。線材上に層間剥離している箇所があれば、その箇所では熱伝導が悪くなるので、線材から放射される赤外線の振幅が小さくなり、位相が遅れる。これにより層間剥離が見つけられるという原理である。続いて、過電流パルス通電による特性劣化試験を行った。本実験では、2 A 以上の I_c の低下を劣化と定義し、劣化開始時の最高到達温度を測定した。なお、運転温度は 77 K とした。その後、再び非破壊層間剥離評価試験を行い、その結果を劣化試験前のものと比較し、層間接触の変化を調べた。線材上に層間剥離している箇所があれば、その部分に関して EPMA 元素分析を行い、どの層間で剥離しているのかを調査した。

3. 実験結果

特性劣化試験の結果として得られるグラフの例として、Sample 1 の結果を Fig. 1 に示す。このグラフは各過電流パルス通電時の最高到達温度 T_{max} と各過電流パルス通電後の I_c を示したものである。各図中の折れ線グラフは T_{max} を表し、棒グラフは I_c を表している。凡例の各電流値は過電流パルスのピーク電流値である。また、横軸の V₁₂, V₂₃, …, V₉₁₀ は線材上に配置された 10 本の電圧タップにより分けられた各区分を示している。この Sample 1 の場合、119 A の過電流パルス通電により区分 V₅₆, V₆₇, V₇₈, V₈₉ が劣化しており、その時の最高

到達温度から劣化開始温度は 711-956 K と求められる。そのようにして、各線材の劣化開始温度をまとめたものを Fig. 2 に示す。Fig. 2 を見ると、銅複合化線材のエッジ部分である Sample 1 と Sample 4 の劣化開始温度がそれぞれ 711-956 K、568-633 K と、他の線材と比べてやや高くなっていることがわかる。また、非破壊層間剥離評価試験により、Sample 1 と Sample 4 に劣化試験後、剥離が観測された。Sample 1 の剥離箇所に関して EPMA 元素分析を行ったところ、その剥離は銀層と銅層の界面のハンダ部分で生じたものとわかった。

4. まとめ

今回の実験からは、銅複合化線材のエッジ部分の線材 (Sample 1,4) の劣化開始温度がやや高いという結果が得られた。その原因については調査中だが、エッジ部分とエッジでない部分で、銀層と銅層の界面のハンダの分布に偏りがあることなどが可能性として考えられる。また、非破壊層間剥離評価試験により、2 本の線材 (Sample 1,4) に剥離が確認され、Sample 1 の剥離に関しては銀層と銅層の界面のハンダ部分で生じたものであることがわかった。今後は引き続きこの手順で実験を行うとともに、過電流パルス通電時の熱応力解析、SEM・TEM による剥離箇所の観察などを行うことで、劣化原因や層間剥離の影響を調査していく予定である。

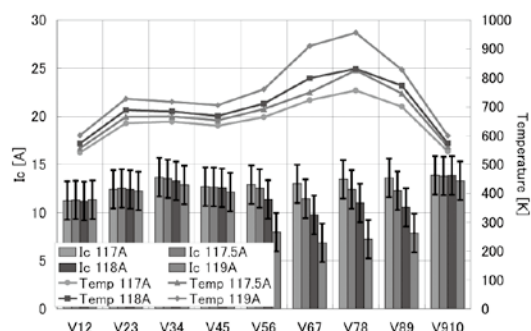


Fig.1 Distributions of I_c and T_{max} (Sample1)

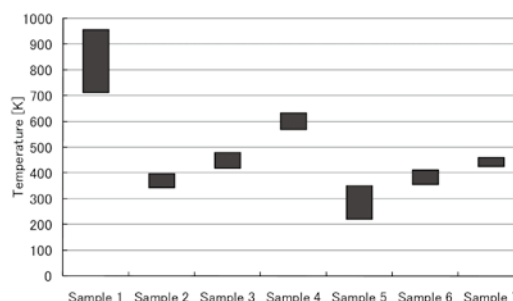


Fig.2 Degradation temperature

なお本研究は、超電導応用基盤技術研究体の一部として新エネルギー産業技術総合開発機構の委託により実施したものである。

文献

1. A. Ishiyama, Y. Tanaka, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 75 (2006) p.183

REBCO 超電導線材の低交流損失性を保った接続部における交流損失特性

AC loss characteristics of joint that keeps low AC loss of REBCO coated conductors

山崎 怜士, 柳田 治寛, 岩熊 成卓, 船木 和夫(九大); 加藤 順子, 筑本 知子, 中尾 公一,
和泉 輝郎, 山田 穰, 塩原 融(SRL); 齊藤 隆(フジクラ)

YAMASAKI Satoshi, YANAGIDA Haruo, IWAKUMA Masataka, FUNAKI Kazuo (Kyushu Univ.); KATO Junko,
TIKUMOTO Tomoko, NAKAO Koiti, IZUMI Teruo, YAMADA Yutaka, SIOHARA Yuu (SRL); SAITO Takashi (Fujikura Ltd.)
E-mail: satoshi@kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

REBCO 超伝導テープ線材の開発において、電力ケーブルや変圧器・SMES 等の機器応用を踏まえ、低交流損失化を目指してテープ線材を分割し細線化する技術や、 I_c が高く安定している長尺の線材作製の研究開発が行われている。そうした中で、長尺化プロセスにおける線材作製の歩留まりの解決策として、銀拡散接合やはんだ接合により、短尺の分割線材を接合して長尺化する手法や、欠陥部位に超伝導線材の補修ピースを接合して改善する方法が挙げられている。

そこで本研究では、銀拡散接合やはんだ接合による接合試料や補修線材の短尺線材を用いて、鞍型ピックアップコイル法により、交流損失特性を測定・評価した。

2. 試料及び測定法

供試材には、レーザースクライビングによって加工された YBCO 超伝導テープ線材の 5 分割線材 (SRL 名古屋研製) [1]を用いて、Fig.1 (a) のように、2 本の試験片の端部の銀層を対向させ、長さ 10mm, 20mm にわたり銀拡散接合・はんだ接合した線材、Fig.1 (b) のように、長さ 60mm の 5 分割線材の #3, #5 の各フィラメントに対して人工欠陥を作り、同様に試験片で銀拡散接合によって補修した線材に対して、鞍型ピックアップコイル法により、過冷却による 66K, 77K の温度で、接合部のない線材同様に、磁化及び交流損失を測定した。磁界は試料幅広面に対して垂直に印加した。

3. 試験結果及び考察

Fig.2 に YBCO 超伝導テープ線材の接合部のない無分割線材及び 5 分割線材、また Fig.1 (a) のように銀拡散接合した 5 分割線材の各温度における垂直磁場中の交流損失の比較の結果を示す。接合前後の交流損失特性を比較すると、中心到達磁界以上では、ほぼ一致していることが分かる。また、無分割線材と比較して接合短尺線材の交流損失が約 1/5 に低減化されていることが分かる。これは、我々がこれまでに報告した、分割線材は無分割線材に比べて分割数分の一に交流損失が低減化されるという結果と一致している[2]。

次に、Fig.3 は Fig.1 (a) 銀拡散・はんだ接合した 5 分割接合短尺線材と Fig.1 (b) 人工欠陥を銀拡散接合で補修した線材の交流損失の比較の結果を示す。この結果から、両者の交流損失がほとんど変わらないことから、接合による交流損失への影響がほぼないことがいえる。

以上のことから、銀拡散結合法を用いて超伝導テープ分割線材の接合を行う[1]と、 I_c 及び交流損失を低下させずに、接合あるいは補修が可能であることが分かる。

4. まとめ

交流損失特性において、無分割線材と 5 分割接合線材を比較した場合、接合前同様に約 1/5 の低減化が確保できる。また、今回の同じ長さ線材において銀拡散接合とはんだ接合、補修線材の交流損失特性に大きな違いがないことが分かる。

したがって、接合及び補修技術が超伝導分割線材の交流応用に有効な手法であるといえる。

本研究は、超伝導応用基板技術研究開発の一環として、ISTEC を通じて NEDO の委託を受けて実施しているものである。

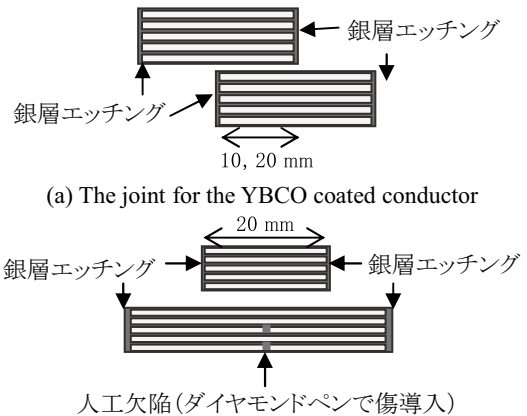


Fig.1 Schematic diagram of the diffusion joint of YBCO coated conductor

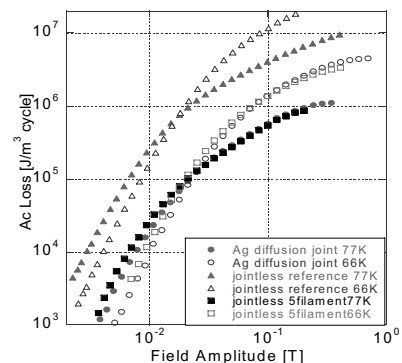


Fig.2 The AC Loss of jointless reference and jointless 5-filament YBCO, Ag diffusion joint YBCO at 66K, 77K

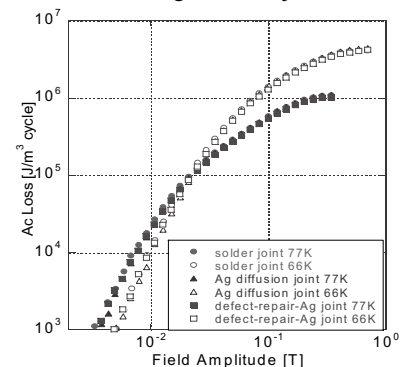


Fig.3 The AC Loss of solder joint YBCO and Ag diffusion joint YBCO, defect-repair-Ag joint YBCO at 66K, 77K

参考文献

1. J. Kato, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.153.p.114
2. M. Iwakuma, et al.: Supercond.Sci.Technol.19 (2006) 350-358

等間隔に配置した coated conductor の垂直磁界損失特性

Properties of perpendicular-field losses in equally spaced coated conductors

柁川 一弘, 船木 和夫(九州大学); 式町 浩二, 平野 直樹, 長屋 重夫(中部電力)

KAJIKAWA Kazuhiro, FUNAKI Kazuo (Kyushu Univ.); SHIKIMACHI Koji, HIRANO Naoki, NAGAYA Shigeo (Chubu Electric Power Co.)
E-mail: kajikawa@sc.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

希土類系高温超伝導体を線材化した coated conductor は、高磁界中でも良好な超伝導特性を維持できるため、次世代の超伝導線材として開発が盛んに行われている。この coated conductor を用いて超伝導機器を構築する際、製作工程の容易さから、ダブルパンケーキコイルとして巻線される場合がほとんどである。ところで、coated conductor 内の超伝導層は高アスペクト比を有するため、テープ幅広面に対して垂直な変動磁界にさらされると、多大な交流損失を発生する。また、パンケーキコイルでは複数ターンの coated conductor が一定間隔で配置されるが、素線間の磁気的な相互作用により発生する交流損失が影響を受ける。従って、パンケーキコイルを用いたパルス・交流用超伝導機器では、その交流損失特性を詳細に把握する必要がある。本研究では、coated conductor 内の超伝導層をストリップ近似し、複数の超伝導ストリップを等間隔で束ねた場合に発生する垂直磁界損失を、有限要素法により数値的に評価する。また、従来の各種理論と比較・検討し、積層ストリップの交流損失特性を定量的に明らかとする。

2. 積層ストリップの交流損失評価

無限に長い超伝導ストリップの厚さ d がその幅 $2a$ に比べて十分小さい場合、電流ベクトルポテンシャルの幅広面に垂直な成分 T の幅方向分布のみを求めることで、交流損失を評価できる[1]。本手法は、線軸が互いに平行な複数の超伝導ストリップを空間内に配置した場合にも適用できる[1]。 T を未知数とする支配方程式を数値的に解くために、ストリップ幅方向を等間隔の微小な区間に分割し、一次元有限要素法により離散化した。また、時間に関しては、後退差分法を用いた。超伝導体の電流電圧特性は一般に非線形であり各時間ステップで収束計算が必要なため、Newton-Raphson 法を採用する。

3. 数値計算結果

臨界電流密度 J_c が局所磁界の大きさに依存しない Bean モデルを仮定する。また、幅 $2a$ が 10 mm の超伝導ストリップ N 枚を、幅広面が互いに向き合うように間隔 g で均等に配置し、振幅 H_m の外部交流磁界を垂直に印加する。

Fig. 1 に、ストリップ間隔 g を 1 mm に固定した場合における超伝導体単位体積・一周期当たりの交流損失 W の数値計算結果を示す。ただし、 $H_c = J_c d / \pi$ であり、臨界電流密度 J_c を 2 MA/cm²、ストリップ厚 d を 1 μ m とした。Fig. 1 に示す一点鎖線は、ストリップ単体の場合の交流損失理論曲線である[2,3]。また、実線は、ストリップを無限に積層した場合の理論曲線である[4]。一方、点線は、 $2a$ に等しい厚さを持つ無限平板の理論曲線である。それぞれの理論曲線を比較すると、実線は一点鎖線よりも全振幅領域で小さい。これは、ストリップ間の磁気的相互作用により、形状効果が緩和されるためである。また、実線と点線について、小振幅ではそれぞれ 4 乗と 3 乗に比例する。しかし、中心到達磁界よりも小さな中振幅以上で、両者は良く一致することがわかる[5]。有限枚のストリップを積層した場合の数値計算結果を各種印で示しているが、ストリップ単体の場合は Halse の式と完全に一致する。また、枚数 N が多くなるほど損失は単調に減少し、Mawatari の式に近づいていくが、今回の計算条件ではそれよりもまだ大きく、数値計算結果は両理論曲線の間をとる。さらに、小振幅では枚数依存性が大きい、大振幅ではほとんど無視できるといえる。

次に、積層導体の厚さ t を 30 mm に固定し、有限枚のストリップをその内部に均等配置した場合の結果を Fig. 2 に示す。また、積層導体と同一のアスペクト比 $\alpha (= t/2a)$ を持つ均一な超伝導体について、エネルギー最小化条件[6]を用いて評価した交流損失の数値計算結果も併せて、実線で示す。ただし、 Q は導体の臨界電流 I_c が一定の場合の単位長さ当たりの交流損失、 $Q_0 = \mu_0 I_c^2 / \pi$ 、 $H_p = I_c / 2t$ である。小振幅の交流損失は均一超伝導体と差異があるが、振幅が大きくなると両者はほぼ一致することがわかる。また、枚数 N が多くなるほど、両者が一致するようになる最低条件が小振幅側にずれる。

なお、本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の支援の下、実施したものである。

参考文献

1. K. Kajikawa, et al.: Physica C 445-448 (2006) 1058
2. M.R. Halse: J. Phys. D: Appl. Phys. 3 (1970) 717
3. E.H. Brandt, et al.: Phys. Rev. B 48 (1993) 12893
4. Y. Mawatari: Phys. Rev. B 54 (1996) 13215
5. J.R. Clem, et al.: Supercond. Sci. Technol. 20 (2007) 1130
6. K. Kajikawa, et al.: Physica C 412-414 (2004) 1045

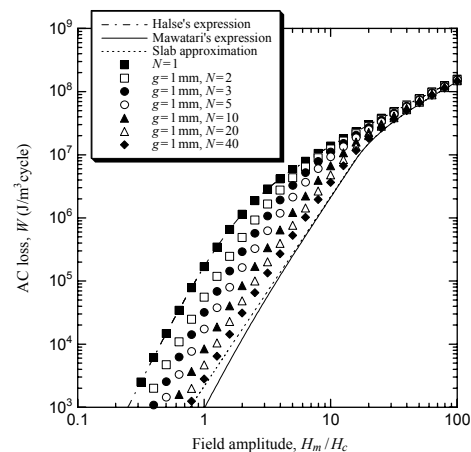


Fig. 1 Comparison among various AC losses for fixed distance between superconductor strips.

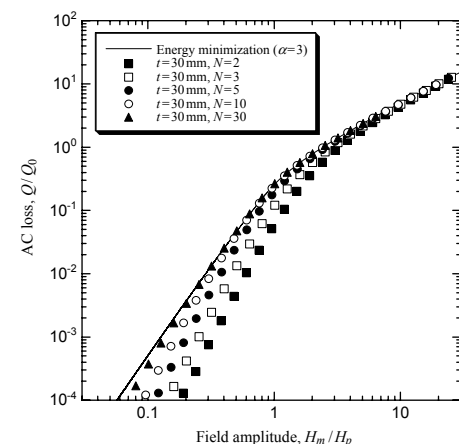


Fig. 2 Comparison among various AC losses for fixed thickness in assembled conductors of superconductor strips.

分布磁場中における超電導並列導体の交流損失

AC loss in transposed parallel SC conductors with magnetic field distribution

林田 昌之, 中村 章, 岩熊 成卓, 船木 和夫 (九州大学)

HAYASHIDA Masayuki, NAKAMURA Akira, IWAKUMA Masataka, FUNAKI Kazuo (Kyushu University)

1. はじめに

我々は大電流量酸化超電導体の構成法として、素線を用いて巻線を行い、その途中で転位を施す方法を提案している。本研究はこの転位並列導体に不均一な外部磁界を印加した場合に発生する付加的交流損失を定量的に明らかにすることを目的としている。

今回は、巻き数の半分で転位し、線の終端で巻き乱れが発生した場合の二本転位並列導体について解析を行っている。

2. 並列導体の基礎方程式

図1は巻き数の半分の位置で転位を行い、さらにN巻きのコイルの終端で巻き乱れが起こり Δl ずれた場合の2本転位並列導体の図で、図2はこの導体に印加する磁界分布のグラフである。始端での磁界振幅を B_m とする。

このように巻き乱れによるずれがあると並列導体に磁束が鎖交し、それを打ち消すように遮蔽電流が発生する。

今回は遮蔽電流 I が素線の臨界電流値 I_c に達しない場合での付加的交流損失の特性評価を行う。その場合の損失式は以下ようになる。

$$I = -\frac{w}{K'} \frac{\omega\tau}{\sqrt{1+(\omega\tau)^2}} \frac{\Phi_{B(x)}}{N\mu_0 d_s L} \sin(\omega t + \varphi)$$

$$W = \int_0^T \frac{2RI^2}{2uwNL} dt$$

$$= \frac{1}{k'} \frac{\pi\omega\tau}{1+(\omega\tau)^2} \frac{1}{2N^2\mu_0 d_s u} \left(\frac{\Phi_{B(x)}}{L} \right)^2$$

ただしこの式は以下の条件の場合にのみ適用される。

$$\Phi_{B(x)} \leq \frac{k'}{w} \frac{\sqrt{1+(\omega\tau)^2}}{\omega\tau} N\mu_0 d_s L I_c$$

3. 解析結果

図3は B_m を 0.2T として Δl を動かした場合の付加的交流損失の解析結果を示している。

この結果は我々がこれまで行ってきた、転位位置がずれた場合の二本転位並列導体の付加的交流損失と同じような特性を示している。

具体的には、非飽和条件下での付加的交流損失が、ずれの2乗に比例していること、さらには n が大きくなるにつれて大きくなることである。

4. まとめ

本解析によって、巻き数の半分で転位し、線の終端で巻き乱れが発生した場合の二本転位並列導体について特性を評価することができた。

今回は遮蔽電流が臨界電流値に達しない場合である非飽和条件の解析であるが、非飽和条件下では付加的交流損失が、ずれの2乗に比例する、また、 n が大きくなるにつれて損失が大きくなるという結果を得ることができた。

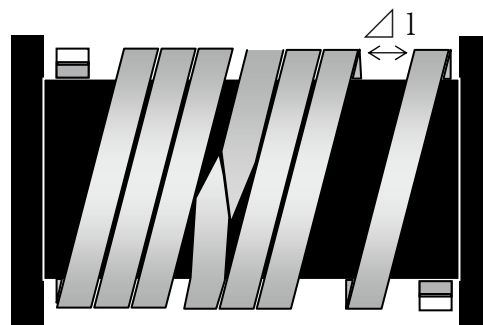


Fig.1 Transposed parallel SC

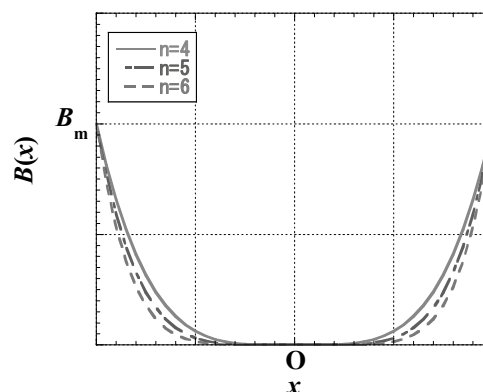


Fig.2 Magnetic field distribution

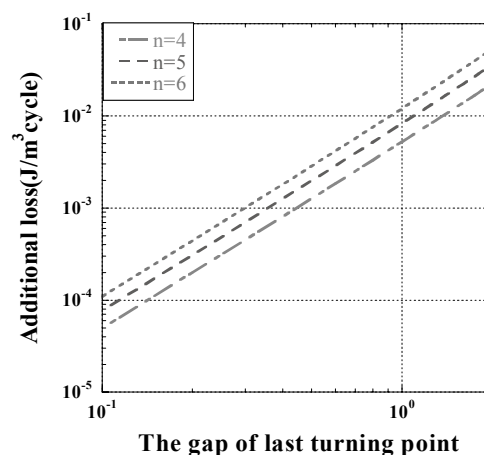


Fig.3 The gap of last turning point dependences of the Additional loss

RE123 線材の磁界環境下における一軸機械歪依存性の評価

Estimation of in-field axial strain dependence in RE123 coated conductors

今村和孝, 東川甲平, 井上昌睦, 木須隆暢(九大); 新海優樹, 加藤武志 (住友電工); 山田穰, 塩原融(SRL)

K. Imamura, K.Higashikawa, M. Inoue, T. Kiss(Kyushu univ); Y.Shingai, T.Kato(SEI); Y.Yamada, Y.Shiohara(SRL)

e-mail; imamura@ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

近年、RE123 超伝導線材は $I_c=350\text{A/cm-w}$ 、長さ 500m のものが作製されており、応用機器への適用が期待されてきている。RE123 超伝導線材で特に期待されている高磁界マグネットでは、線材に大きなフープ力を生じるため、電流輸送特性と共に機械歪特性や応力特性等が重要なパラメータとなる。本研究では、RE123 線材の磁界環境下における臨界電流特性の一軸機械歪依存性を評価した。

2. 実験方法

Fig.1 に試料ステージの概略を示す。U字型治具と一体で変形するよう測定試料を固定する。ステッピングモータにより治具の両端のギャップを変化させ、試料に均一な引張および圧縮歪みを生じさせる。測定試料は Gd123 コート線材を用いた。測定は、直流四端子法による電圧—電流測定を、機械歪、磁界を系統的に変化させながら行った。

3. 実験結果

実験より得られた J_c の歪み依存性を Fig.2 に示す。引張・圧縮歪の印加にとまない J_c が低下している。また、1T 程度の低磁界では自己磁界中に比べ歪みの影響による J_c の低下率が小さくなっており、2T 以上では印加磁界が大きくなるにつれて、 J_c の低下率が大きくなっていることがわかる。

実験で得られた $E-J$ 特性を用いてパーコレーションモデル⁽¹⁾に基づくピンニング特性解析を行った。各歪み率での磁束ガラス-液体転移磁界 B_{GL} の値を Fig.3 に示す。 J_c と同様に歪みの印加にとまない低下しており、 E_{kin} によって示された金属系線材のスケーリング則⁽²⁾と類似する結果が得られた。上部臨界磁界と同様、 B_{GL} が歪みにより減少する事が高磁場側での J_c の歪み依存性の増大の要因と考えられる。ピンニング特性の解析結果の詳細については当日報告する。

謝辞

本研究は超電導応用基盤技術研究開発の一環として、ISTEC を通じて NEDO からの委託を受けて実施すると共に、日本学術振興会の科研費 (20360143) の助成を得て行ったものである。

参考文献

- 1.T.Kiss et al., :Applied Superconductivity, Institute of Physics Conference Series(158)1121-1124(1997)
2. J.W.Ekin :Cryogenics 30,823 (1984)

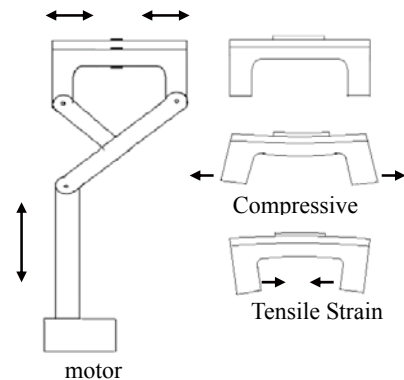


Fig.1 Sample stage

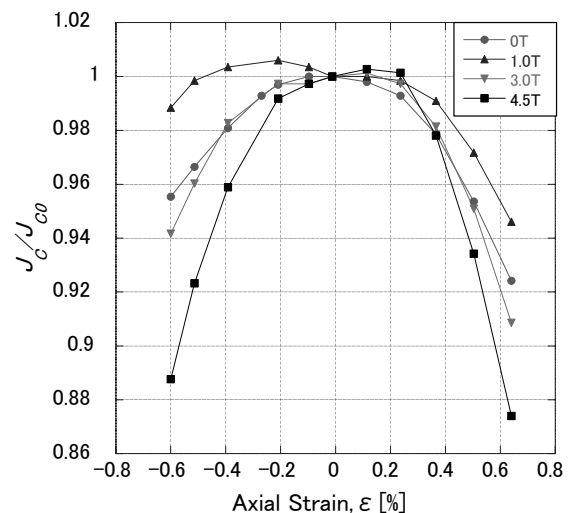


Fig.2 Strain effects on J_c in YBCO coated conductor.

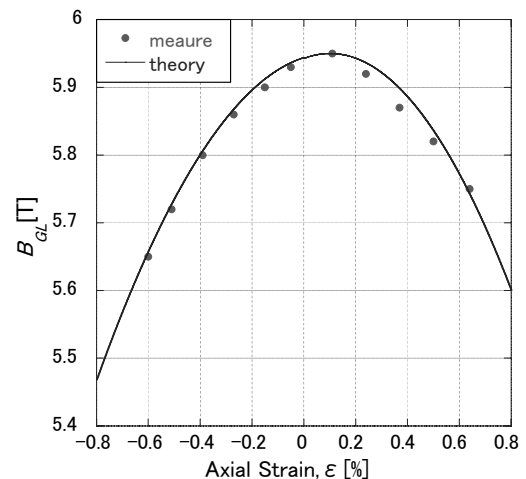


Fig.3 Strain effects on the vortex glass-liquid transition field, B_{GL} .

Ag を添加した Dy123 緻密質バルクの機械的特性評価

Evaluations of mechanical properties in Ag added Dy123 bulks with low porosity

村上 明(弘前大);片桐 一宗(岩手大);岩本 晃史(核融合研)
 MURAKAMI Akira (Hirosaki Univ.); KATAGIRI Kazumune (Iwate Univ.); IWAMOTO Akifumi (NIFS)
 E-mail: amura@mech.hirosaki-u.ac.jp

1. はじめに

前駆体を酸素中で加熱し、半熔融状態にした後、大気中で結晶成長させた Dy 系バルクは、緻密質の材料であるため [1], 優れた機械的特性を有するバルクとして有望である。発表者らのこれまでの研究では、作製の全工程を大気中で行い作製された気孔を含む従来の Dy 系バルクよりも、緻密材は優れた機械的特性を示した [1,2]。本研究では、機械的特性の更なる向上を期待して Ag を添加して作製した Dy 系緻密材の機械的特性を、バルクから採取した試験片の曲げ試験を通して評価した。さらに、各試験片の機械的特性と Ag 粒子の分布状況との関係を比較し、機械的特性向上の方向性について検討した。

2. 実験方法

大きさの異なる 2 個の Dy 系緻密材(新日本製鐵製)の機械的特性を評価した。直径 ϕ および厚さは、一方が 30 および 10 mm, もう一方が 46 および 25 mm である。これらは、10 wt.% の Ag と 0.5 wt.% の Pt を $\text{DyBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ と $\text{Dy}_2\text{BaCuO}_5$ (75:25) の粉末に添加して混合・成形した前駆体を、100 %酸素雰囲気中で 1423 K まで加熱して 1 時間保持した後、1313 K まで冷却し、大気中で Nd123 種結晶を配置して徐冷・結晶成長させたものである。これまでに報告した Ag 無添加の緻密材の曲げ試験 [2] と同様に、 $2.8 \times 2.1 \times 24 \text{ mm}^3$ の試験片を、2.1 mm 方向とバルクの厚さ (c 軸) 方向とがほぼ一致するようにバルクから切り出し、その後 723 K で 100 時間、酸素アニールを施した。支点間距離 21 mm の 3 点曲げ負荷を、試験片の 2.1 mm 方向に対して負荷容量 2 kN のインストロン 4464 万能試験機によりクロスヘッド速度 0.1 mm/min で大気中で行った。破断した各試験片の側面をラッピングシートで研磨した後、破断部近傍の光学顕微鏡写真を得た。17 μm 以上の最大長を有する Ag 粒子の分布状況(面積率、平均粒径など)を、ソフトウェアを用いて評価した。

3. 結果および考察

Ag を添加した緻密材(以下、Ag 添加材)でも Ag 無添加の緻密材(以下、Ag 無添加材)と同様に、気孔は殆ど観察されなかった。Ag 添加材の曲げ強さを、Ag 無添加材の曲げ強さの平均値(破線)と共に Fig.1 に示す。Ag 添加材は、Ag 無添加よりも優れた破壊強度特性を示した。また、Ag 添加材では、Ag 無添加材で見られた酸素アニールに伴う曲げ強さの低下が改善された。Ag 添加材でも Ag 無添加材と同様に、 $\phi 46$ の曲げ強さは $\phi 30$ のそれよりも低い傾向を示した。

曲げ強さと Ag 粒子の面積率との関係を Fig.2 に、曲げ強さと Ag 粒子の平均粒径との関係を Fig.3 に示す。Ag 粒子の面積率は、3~6%程度であり、試験片による著しい違いは見られなかった。また、それにより曲げ強さと Ag 粒子の面積率との間に明確な依存性は確認できなかった。一方、Ag 粒子の平均粒径の減少に伴い曲げ強さには上昇する傾向が見られ、細かい Ag 粒子を分散させることによる破壊強度特性の更なる向上の可能性が示された。これは、作製段階での冷却に伴うき裂の生成や、バルク内部に分布する微視き裂の荷重に伴う進展を抑制する効果が大いことなどによると考えられる。

参考文献

- H. Teshima, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.158.
- R. Hashimoto, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.111.

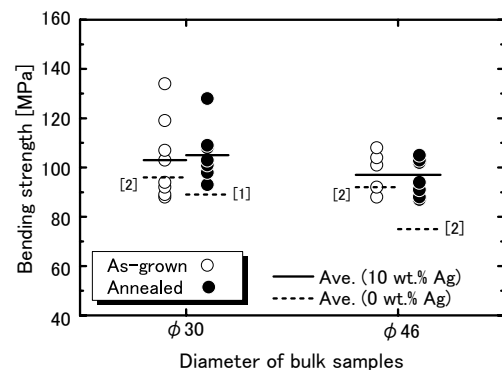


Fig.1 Bending strength of low porosity Dy123 bulks with 10 wt.% Ag.

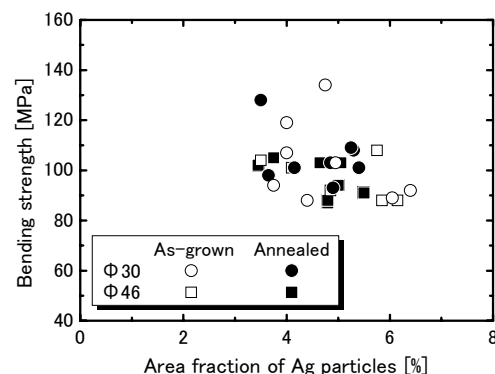


Fig.2 Relationship between bending strength and area fraction of Ag particles.

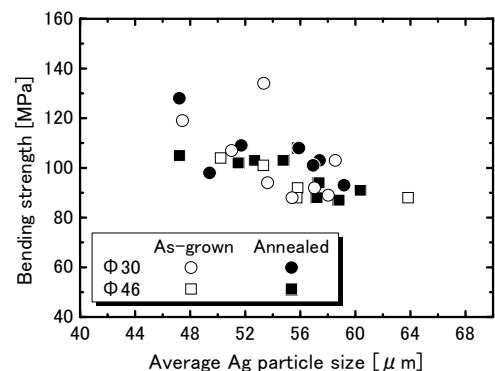


Fig.3 Relationship between bending strength and average Ag particle size.

YBCO 超電導線材の疲労特性

Fatigue properties of YBCO coated conductors

川井 優季*, 田中 洋輔, 植田 浩史, 石山 敦士 (早大); 飯島 康裕, 齊藤 隆 (フジクラ)
鹿島 直二, 長屋 重夫 (中部電力); 山田 穰, 塩原 融 (ISTEC-SRL)

KAWAI Yuuki, TANAKA Yousuke, UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda Univ.);

IJIMA Yasuhiro, SAITOH Takashi (Fujikura); KASHIMA Naoji, NAGAYA Shigeo (CHUBU Electric Power Co.);

YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (ISTEC-SRL)

E-mail :atsushi@waseda.jp

1. はじめに

SMES用の超電導コイルにYBCO線材を用いた場合、線材は冷却による圧縮ひずみ(熱ひずみ)だけでなく、周期的な励磁・減磁に伴ってローレンツ力による引張り・圧縮ひずみ(機械ひずみ)を繰り返し受けることになる。従って、線材の超電導特性がひずみによってどのような影響を受けるのかを知っておくことは重要である。そこで我々はYBCO超電導線材について、ひずみ- I_c 特性およびひずみの繰り返し印加による疲労特性を実験的に調査してきた^{[1][2]}。今回は銅を複合化したIBAD/MOCVD法線材のひずみ特性試験と疲労試験を行ったので報告する。

2. 実験装置

試料線材の諸元をTable 1に示す。これまでのIBAD/PLD法およびIBAD/MOCVD法線材に0.3%~0.6%のひずみを印加した疲労試験においては劣化は見られなかった。そこで今回はIBAD/MOCVD法の銅複合線材について実験を行った。実験装置の概略図をFig. 1に示す。試料線材はstainless steel (SUS304)製のU字型の治具底面に半田付けされている。ステッピングモータでa点を上下に動かすことによって、線材長手方向にひずみが印加される仕組みとなっている^{[1][2]}。

3. 実験方法

実験は液体窒素浸漬冷却、自己磁場下で行い、ひずみは線材が単体で冷却されたときのひずみを基準とした。

始めに、 $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ 基準でひずみを加えない状態で I_c を測定し、これを I_{c0} とした。次に、線材にひずみ ε を印加し、この状態で I_c 測定を行った。そしてこのひずみを除去せずさらに大きくして、再び I_c 測定を行った。この作業を、ひずみを大きくしながら繰り返し行い、ひずみと I_c の関係($I_c/I_{c0}-\varepsilon$ 特性)を求めた(ひずみ特性試験)。

そして、ひずみ ε_{max} を線材に対して繰り返し印加し(「 $\varepsilon = 0 \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_{\text{max}} \rightarrow \varepsilon = 0$ 」というサイクルを繰り返す)、 $I-V$ 特性の変化を測定・評価した(疲労試験)。

4. 実験結果

ひずみ特性試験では最初ひずみを加えても I_c はほぼ変化せず、ひずみが約0.2%を超えてから I_c は単調に低下していく傾向が見られた。この結果を銅無しの場合のIBAD/MOCVD法線材の結果と併せてFig. 2に示す。

疲労試験では、0.5%のひずみを6800回印加したが、 I_c の劣化は見られなかった。この結果をFig. 3に示す。

5. まとめ

疲労試験においてIBAD/MOCVD法の銅複合線材に6800回繰り返しひずみを印加したが劣化が見られなかった。発表当日はこれまでのIBAD/PLD法線材、IBAD/MOCVD法線材の結果も併せて報告する。

Table 1. Specifications of YBCO sample tapes

Process		IBAD/MOCVD	
Length	mm	80	
Width	mm	3.3	
Thickness	Cu	μm	100
	Ag	μm	15
	YBCO	μm	0.9
	CeO ₂	μm	0.35
	GZO	μm	1.1
	Hastelloy	μm	100

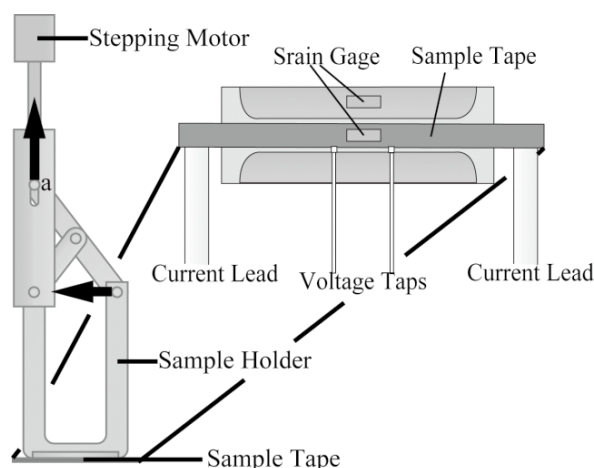


Fig. 1. Experimental apparatus

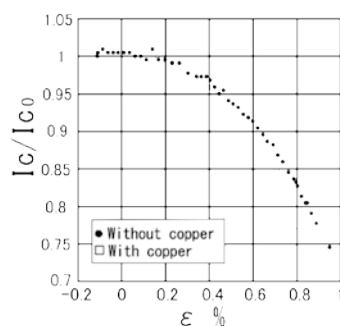


Fig. 2. $I_c/I_{c0}-\varepsilon$ relation

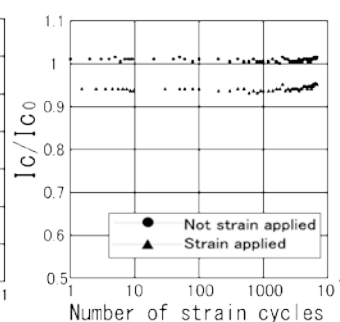


Fig. 3. Fatigue properties of YBCO coated conductors

なお本研究は、超電導応用基盤技術研究体の研究として新エネルギー産業技術総合開発機構の委託により実施したものである。

文献

1. A. Ishiyama Y. tanaka et al.: Conference Rec. IEE Japan, Vol.5(2007)P26
2. A. Ishiyama Y. tanaka et al.: The Papers of Technical Meeting, IEE Japan ASC(2008)P53-P58

球状バルク超電導体のアクティブ磁気浮上における安定性評価

Stability Position control of active magnetic levitation using sphere-shaped HTS bulk

陸 旭棟, 青木 徹, 石垣 善弘, 植田 浩史, 我妻 洸, 石山 敦士(早大);
 岩本 晃史, 柳 長門, 三戸 利行(NIFS)

RIKU Kyokutoh, AOKI Tohru, ISHIGAKI Yoshihiro
 UEDA Hiroshi, AGATSUMA Koh, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University);
 IWAMOTO Akihumi, YANAGI Nagato, MITO Toshiyuki(NIFS)
 Email: atsushi@waseda.jp

1. はじめに

電磁石(以下、コイル)を用いてバルク超電導体(以下、バルク体)をアクティブ磁気浮上させるシステムは、コイルの通電電流量を変化させることでバルク体の浮上高度の制御が可能となる。さらに無制御で浮上安定性を確保できるため、鉛直方向の磁気浮上装置への応用が期待される。そこで本研究では、磁気浮上装置を慣性核融合に応用することを考えた。慣性核融合の課題の一つに、如何にして燃料を非接触でレーザー照射点に精度良く移動させるかということがある。我々は、銅コイルを用いたアクティブ磁気浮上によって、ターゲットとなる球状バルク体を位置制御するシステムを提案し、その実験を行ってきた⁽¹⁾。これまで、安定浮上可能な磁場分布を作り、位置精度を向上させることに成功した。今回は実験および電磁場解析によって、コイルの形状が磁場分布と浮上安定性に与える影響について評価したので報告する。

2. コイル設計

安定浮上を可能にする磁場分布を作るために、我々は、Fig.1(a)に示すようなコイルシステム(Coil A)の上に、Fig.1(b)のように、逆向きの磁場を発生するコイル(Coil B)を配置した⁽²⁾。今回は Coil B の形状が、浮上安定性にどのように影響するのかを調査するため、4種類のコイルを試作した。諸元を Table.1 に示す。このとき、コイルの断面積を 320 mm²、電流密度を 12 A/mm²と一定とし、同じ起磁力となるようにコイルを製作した。また、Coil A と Coil B の間隙を一定とした。

3. 安定性評価

Fig.1(b)に示すように磁場のくぼみを作り出すことによって安定浮上が可能となる。Fig.2 に磁場分布測定の結果を示す。コイル NO.2 から NO.4 では中心軸から水平方向にずれると鉛直方向の磁場が強くなってコイルの中心軸付近にくぼみが観測できた。しかし、コイル NO.1 の磁場分布には、くぼみが観測されなかった。コイル NO.2 と NO.3、NO.4 を比べると、コイル NO.2 では中心軸から水平方向に 5 から 6 mm の位置で磁場が最大となり、それより外側では磁場が減少した。

次に、浮上高度実験を行った結果を Fig.3 に示す。コイル NO.1 では磁場分布を反映して、バルク体が水平方向に不安定であり、浮上高度を測定できなかった。コイル NO.4 は Coil B 大きすぎるため目標浮上高度付近まで、バルク体が浮上できなかった。以上のことより、今回のモデルではコイル NO.2 と NO.3 が試作コイルの中で安定浮上に適していると考えられる。

そこで、Fig.4 のシステムで NO.2 と NO.3 のコイルを用いて位置制御を行った。その結果、コイル NO.2 の標準偏差=約 21 μm、コイル NO.3 の標準偏差=約 26 μm となり、コイル NO.2 の方が安定した制御をすることができた。

4. まとめ

今回シミュレーションおよび実験の結果により、磁場分布を作る上で重要な Coil B の形状の影響を数値解析と実験により評価した。今後は、試作したシステムにおいて水平方向安定性の評価を行う予定である。また、今までは球状バルク体を対象としたが、これからは、実際の応用を想定して、ガイドコーン付球殻状バルク体の位置制御と安定性の評価を行っていきたいと考えている。

Table. 1 Specifications of coils.

	thickness	breadth	material	copper
NO.1	32mm	10mm	turns	250
NO.2	23mm	14mm	diameter	8mm
NO.3	18mm	18mm		
NO.4	14mm	23mm		

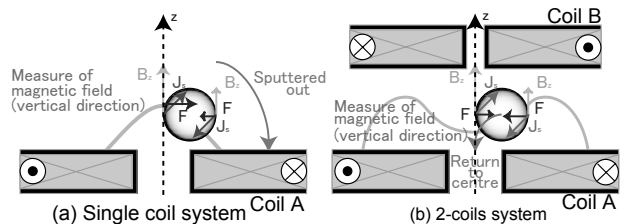


Fig. 1 Principle on stability of horizontal direction. (a) Single coil system, (b) 2-coils system.

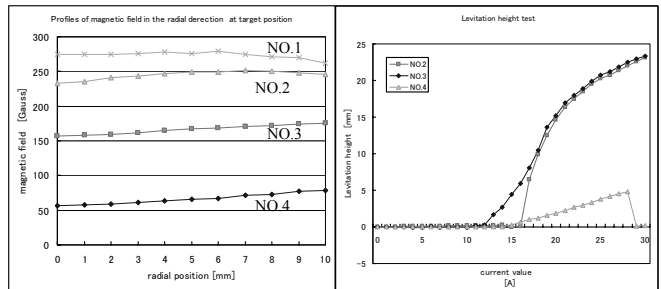


Fig.2 Distribution of magnetic field in the radial direction at target position

Fig.3 Levitation height

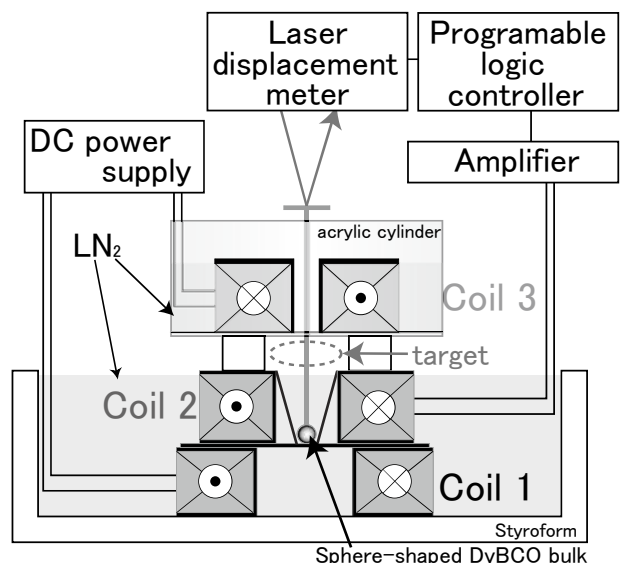


Fig. 4 Schematic drawing of experimental set up.

参考文献

1. H. Ueda, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 74 (2006) p.118
2. K.Riku, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008)p.

バルク超電導体の長期使用の特性変化

The superconducting performance of bulk superconductor of long-term use

富田 優, 福本 祐介, 鈴木 賢次, ミアアラ ムラリダ (鉄道総研)

竹内 恵, 山下 篤也 (日本科学未来館)

TOMITA Masaru, FUKUMOTO Yusuke, SUZUKI Kenji, MIRYALA Muralidhar (Railway Technical Research Institute);

TAKEUCHI Kei, YAMASHITA Atsuya (Miraikan)

E-mail: tomita@rtri.or.jp

1. はじめに

バルク超電導体の磁場特性についてのこれまでの研究で、冷却、電磁学的な負荷による劣化現象等が報告されており、その対策として樹脂含浸等の強化法が報告されている¹⁾。しかし、バルク超電導体の長期間の使用における磁場特性の変化については、詳しく理解されていないのが実状である。そこで、日本科学未来館に6年間展示用として使用した磁気浮上式列車模型「みらい CAN マグレブ」のクライオスタット内部のバルク超電導体の特性について調査した。新たな磁気浮上模型のクライオスタットの設計、製作の指標とするため、捕捉磁場の測定、酸素アニールを実施し、経年変化とその原因について検討した。

2. 試料および測定方法

模型は、クライオスタット内にあるバルク超電導体を液体窒素による浸漬冷却によって冷却し、対向側のネオジ磁石から得られる磁界によって、安定的に浮上している。バルク超電導体は溶融法によって製作したイットリウム系酸化物超電導体で、使用期間は約6年である。長期間使用されたバルク超電導体の経年劣化について評価するため、捕捉磁場分布を測定し、初期の磁場分布と比較した。

測定方法は、バルク超電導体について、磁場中冷却(外部印加磁界 2T、液体窒素による浸漬冷却)により磁場を捕捉させ、外部印加磁界を除去したのち、ホール素子を用いて表面の磁場分布を測定した。その後、450℃で100時間の条件下で、酸素アニールを施し、再度磁場分布を測定した。

3. 測定結果

Table.1に測定によるバルク超電導体の捕捉磁場ピーク値を、Fig.1 に約6年間使用し、酸素アニールを施す前の捕捉磁場分布を示す。初期のピーク磁場値は1.10テスラで、約6年間使用した後の値は0.857テスラとなり、捕捉磁場の低下が見られた。また、その後の酸素アニールによる磁場改善は得られなかった。この捕捉磁場の低下(経年劣化)の原因については、機械的な材料破壊によるものと考えられる。このため、Fig.2 に示した新たなクライオスタットの製作においては、Fig.3 に示すような、樹脂含浸を施したバルク超電導体を採用した。

4. 謝辞

(独)科学技術振興機構(JST)理事長の北澤宏一先生に、ご指導と多大なるご支援を頂き謝意を表します。

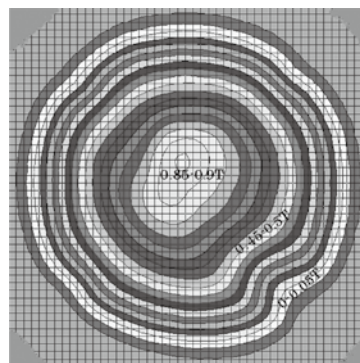


Fig.1. The trapped field distribution of bulk superconductor of long-term use



Fig.2. Newly developed cryostat that bulk superconductors entered



Fig.3 Bulk superconductor with resin impregnation

Table.1. Peak trapped field of bulk superconductor

Bulk superconductor	Before use	After use	After annealing
YBCO, 45mm in diameter	1.10T	0.857T	0.804T

参考文献

1. M. Tomita, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 60 (1999) p.216

Pt-Rh 線を複合化した Dy-123 系超電導溶融体の特性評価 Characterization of Dy-123 system superconductor with Pt-Rh wires

島田 浩典(明星大); 藤本 浩之(鉄道総研); 山口 俊久, 吉澤 秀二(明星大)
SHIMADA Hironori (Meisei Univ.); FUJIMOTO Hiroyuki (Railway Tech. Res. Inst.);
YAMAGUCHI Toshihisa, YOSHIZAWA Shuji (Meisei Univ.)
E-mail: : fujimoto@rtri.or.jp

1. はじめに

希土類 (RE) 系超電導溶融体は、非超電導相である Dy-211 の微細分散により、より高い磁場の捕捉が可能である。しかし、高磁場中で冷却を行うと、誘起電流により熱が生じ、マイクロクラックが形成・密集し、最終的には破断に至ることが報告されている[1-3]。これまで、我々は発熱を直接金属線で外部に逃がすことを目的として、成型する前に Pt 線を複合化して Dy-123 系超電導溶融体の作製を試みた結果、大気中では Pt 線が拡散してしまうことを確認した[4]。そこで、Pt の合金であり、Pt 線より融点の高い、Pt-Rh 線を複合化した溶融体を作製して[5]、超電導特性と熱伝導特性の測定を行った。

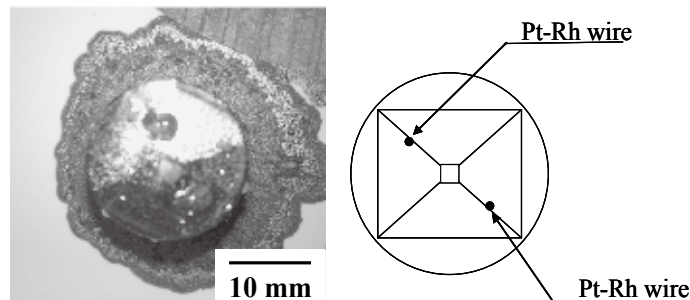


Fig.1 Photograph and illustration of the Dy-123 sample with Pt-Rh wires.

2. 作製方法

出発原料として、仮焼粉である Dy-123 と Dy-211 を準備し、これらの仮焼粉を最適なモル比である 1:0.3 に秤量し、有機溶媒中で湿式混合した。そして、融点降下と機械的強度の向上を目的に Ag₂O を 30wt% 添加し、混合した粉末を直径 20mm、厚さ 20mm の円盤状の前駆体にプレス機で成型した。成型する際に、直径 0.4mm、長さ 18mm の Pt-Rh 線 (Pt:Rh=87:13) を複合化した。さらに、成型したバルク体の下に、バルク体と同様の混合モル比で Dy-123 と Dy-211 を有機溶媒中で湿式混合して、プレス機で成型した敷きバルクを置き、その下にアルミナ基板を置いた。その後、温度勾配を有する電気炉を用いて溶融凝固後、種付けを行い、単一ドメインの結晶を生成させた。種結晶として、Nd-123 単結晶を用い、結晶の成長時間は、170 時間とした。

作製した溶融体の超電導評価として捕捉磁場測定、Pt-Rh 線近傍の評価として SEM-EDX および微小領域の XRD、そして熱伝導率測定を行った。捕捉磁場は、印加磁場 2T とし、磁場中冷却法を用いて液体窒素中にて行なった。微小領域の XRD では、コリメータは 0.03 mm を用いた。熱伝導測定は、300 ~ 4 K の温度領域にて行なった。

3. 結果と考察

Fig.1 に Pt-Rh 線を 2 本複合化した溶融体の外観写真を示す。ファセットラインが種結晶を中心に形成しており、端までは至っていないが、表面において単一ドメインの成長が確認できた。また、Pt-Rh 線がドメイン内に複合化していることも確認した。この結果、結晶成長の際、Pt-Rh 線による結晶化への影響が少ないことがわかった。

Fig.2 に溶融体の 77K での捕捉磁場の測定結果を示す。印加磁場 2 T に対して、0.13T の磁場を捕捉し、単一ピークを示している。これにより、Pt-Rh 線による超電導相への影響は小さいものと考えられる。また、表面において、単一ドメインが端まで至っていないことから、熱処理条件を最適化することにより、さらに磁場を捕捉する可能性があることを示している。

Pt-Rh 線近傍の SEM 観察を行なったところ、中央にある灰色の Pt-Rh 線の周囲に 3 つの層が形成されていることがわかった。また、EDX の測定により、Ba や Cu、Ag が混合しており、このことから、Pt-Rh 線に含まれる一部の Pt が拡散して、層を形成したことがわかった。また、Pt 線の複合化とは異なり、大気中にて Pt-Rh 線が完全に反応することはなかった。

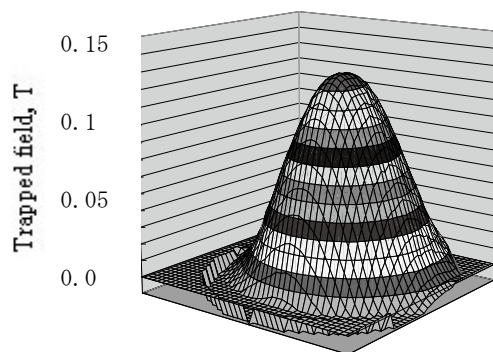


Fig.2 Trapped field distribution of the Dy-123 sample with Pt-Rh wires at 77K.

微小領域の XRD 測定を行ったところ、外側の層は Ag、中間層は Ba·Cu·Ag·Pt·O からなる多数の化合物、内側は Pt と Ag が存在することがわかった。また、内側の Ag と Pt 領域を含めて、Pt-Rh 線の直径が約 0.4mm であることがわかった。また、中間層は、Ba·Cu·O に関するピークが検出された。これは、Dy-123 から Ba·Cu·O と Dy-211 に分解した (包晶反応の中間過程) ときに、Pt が拡散した部分の Ba·Cu·O がそのままの状態に残留した可能性が考えられる。さらに外側の Ag の層は、冷却時の中間層と超電導相 Dy-123 との間の熱膨張率の違いにより生じたクラックに入り込んだと考えられる。

さらに、熱伝導測定を行ったところ、1 割 ~ 3 割の熱伝導率の向上がみられた。

参考文献

1. Nariki S, Sakai N and Murakami M, *Physica C*, 357 (2001) S814.
2. Nariki S and Murakami M, *Supercond. Sci. Technol.*, 15 (2002) S86.
3. Tomita M and Murakami M, *Nature*, 30 (2003) S517.
4. Shimada H, Fujimoto H, Yoshizawa S, "Superconductivity of Dy-123 system superconductor composed with Pt wires," *Physica C* in press.
5. Shimada H, Fujimoto H, Yoshizawa S, *Physica C*, 468 (2008) S1359.

有効電力法による交流超電導コイル保護システム

Protection system for AC superconducting coils by an active power method

井上 貴裕, 七戸 希, 村瀬 暁 (岡山大学)

INOUE Takahiro, NANATO Nozomu, MURASE Satoru (Okayama University)

E-mail: nanato@cc.okayama-u.ac.jp

1. はじめに

超電導コイルのクエンチ検出法として、著者らはこれまでに有効電力法を提案し、その有効性を報告している^{[1]-[3]}。本稿では、交流超電導コイルを想定し、Bi2223 超電導コイルをサンプルとして交流通電のもとで保護試験を行ったので、その結果を報告する。

2. クエンチ保護試験

有効電力法の詳細は参考文献に譲る^{[1]-[3]}。内外 2 層構造の超電導コイルのうち、内層コイル(SC1)のクエンチ保護を行う試験回路をFig.1に示す。通常運転状態では、Switch1がon、Switch2がoffとなっているので電流は電源と超電導コイルを含む回路を流れている。運転中に超電導コイル巻線導体内にて常電導領域が発生し、有効電力信号が閾値を超えた場合、ゲート信号が切り替わり、Switch1がoff、Switch2がonとなるので、電源は開放になり、SC1に貯まった磁気エネルギーは保護抵抗にて回収される仕組みである。実験では、Bi-2223 高温超電導 2 層コイルを使用し、液体窒素から上半分を引き出して昇温させクエンチに対する保護動作を確認する。試験コイルの諸元を Table1 に示す。SC1 に $i_1=28\text{A Peak}$, 60Hz の正弦波電流を通電している状態で、SC2 に $i_2=13\text{A peak}$, 60 Hz の正弦波電流を通電し、SC1 に相互誘導を生じさせる。クエンチ判定に用いる閾値は 1.0W に設定した。試験結果を Fig.2 に示す。同図 P' によりクエンチが検出され、設定した閾値に達した瞬間に通電電流 i_1 が遮断され保護動作が行われていることがわかる。本実験において、超電導コイルが保護されるまでの、最高到達温度は約 130K であった。HTS コイルの許容温度を 200K とした場合^[4]安全に保護ができているといえる。なお、閾値と上昇温度の関係については当日に発表する。紙面の都合上省略するが、SC2 のクエンチ保護も SC1 と同様に行えた。

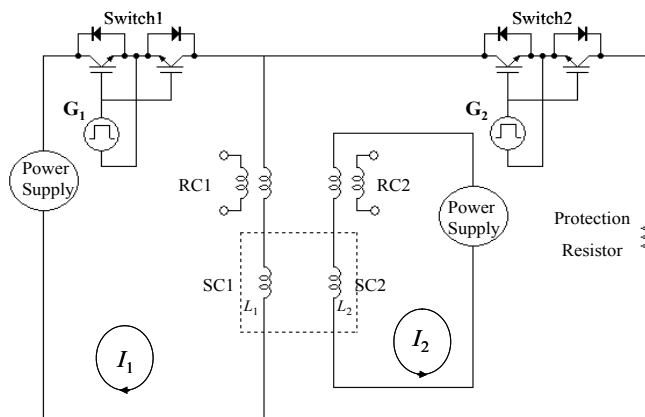


Fig.1 Experimental circuit

本研究の一部は文部科学省(科学研究費補助金・若手 B (19760277))の助成によることを付記し、ここに謝意を表します。

参考文献

- [1] K. Takeuchi, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77 (2007) p.88
 [2] N.Nanato:IEEJ Trans.FM,Vol.128,No.6 (2008)p.386-392
 [3] T.Inoue, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008) p.91
 [4] L.Y.Xiao, et al.: Cryogenics, Vol. 39 (1999) p.293-298

Table1 Specifications of Bi2223 coils

	FRP	
Inner diameter	140mm	
Outer diameter	150mm	
Height	210mm	
	Inner coil(SC1)	Outer coil(SC2)
Number of turns	35.5	40.5
Inductance	$L_1=130\mu\text{H}$	$L_2=156\mu\text{H}$
I_c (at 77K,self-field)	58A	65A

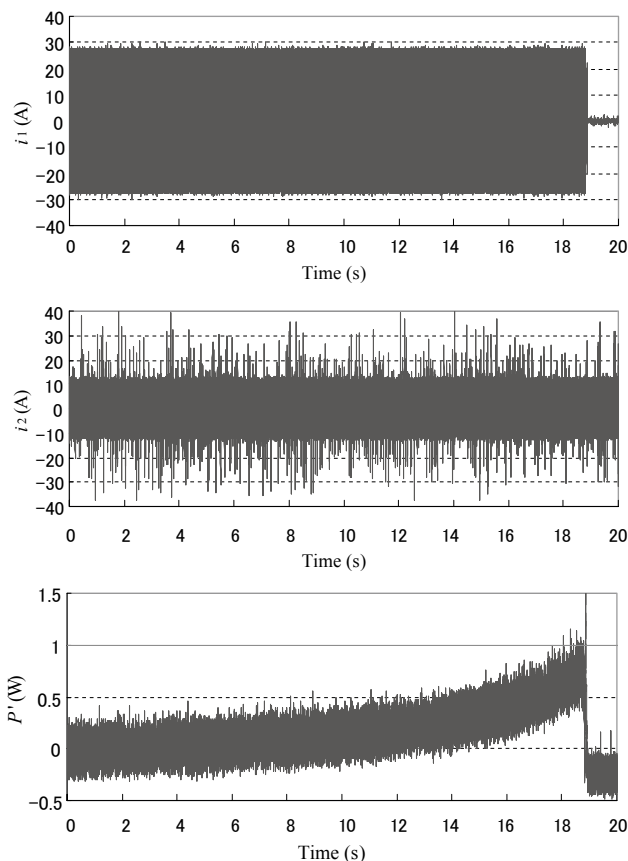


Fig.2 Experimental results for a quench detection test

熱電素子通電による高温超電導マグネット磁場安定化に関する研究 Study on stabilizing magnetic field of HTS magnet with thermoelectric element

山田 晃裕, 小柳 圭, 戸坂 泰造, 岡村 哲至(東京工業大学); 栗山 透(東芝)
YAMADA Akihiro, KOYANAGI Kei, TOSAKA Taizo, OKAMURA Tetsuji (Tokyo Tech);
KURIYAMA Toru(TOSHIBA)

1. まえがき

これまでの研究において、電源システムとして熱電素子を用いることで1 [T]級高温超電導(HTS)マグネットの励磁ができることを実験により確認し、課題であった励磁時間を短縮することに成功した。そこで、次の応用として、この超電導マグネットで磁場変動の安定化を目指す。本来用いられる外部電源では50/60Hzの周波数のノイズがのってしまうが、電源に熱電素子を用いることでその変動が抑えられる可能性がある。そこで本研究ではその安定性に関する研究を報告する。

2. 実験装置

Fig.1に実験装置を示す。Bi2223線を用いたHTSコイルと熱電素子はHTS線を介して接続され、極低温冷凍機によって冷却される。熱電素子に温度差をつけて起電力を得るために素子上部から銅板に熱入力するためのヒーターが貼ってある。その発生したわずかな起電力が電流を生み出し、コイルに磁場を発生させる。

3. 実験結果

熱電素子に熱入力し、コイルがおよそ0.6[T](70[A])印加時にサンプリングタイム135[Hz]で計測したコイル両端電圧の平均の時間変化をFig.2に示す。ここでコイル両端電圧に注目したのはコイル電圧が電流の変化率を表し、電流値に換算できること、また機器を介していないため誤差が小さいからである。この図は30秒間で計測値全体の平均からどの程度ずれているかを表し、およそ $\pm 0.005\%$ の範囲でデータが変動していることがわかる。

次にコイル両端電圧の周波数特性をFig.3に示す。この図より20[Hz]以下での低周波領域の成分が大きいことがわかる。この要因としてコイル電圧以外のデータ(初期電圧, 熱電素子両端電圧, ホール素子電圧, セルノックス温度計)にも計測されているためノイズであると示唆される。

そこで今後は、このノイズを除去するための装置や計測の工夫が必要であり、コイルの電圧変動の正しい値を計測するための研究を進める。

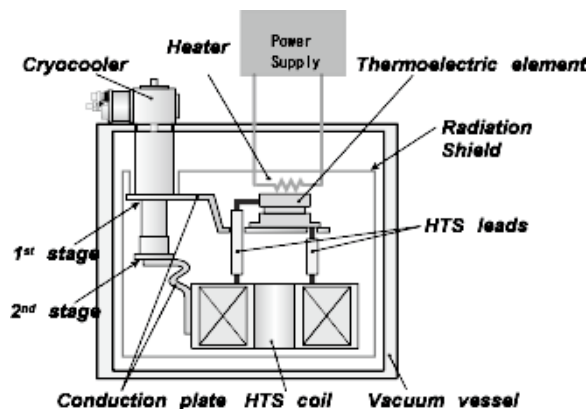


Fig.1 Schematic view of experimental apparatus

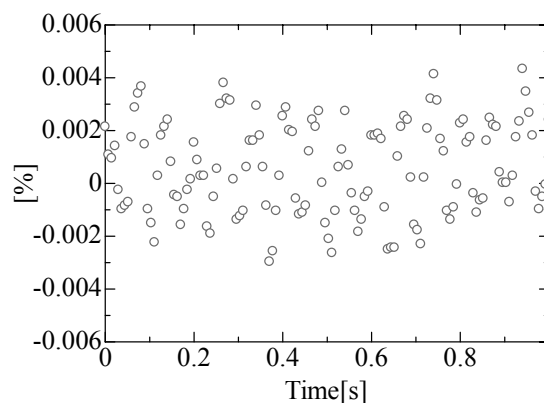


Fig.2 Coil Voltage

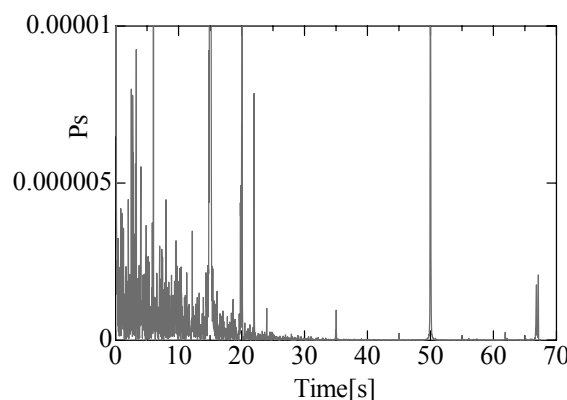


Fig.3. Frequency analysis of coil voltage

Ta バリア MgB₂ 線材を用いた小パルスコイルの試作

2 直流通電特性とパルス励磁試験

Test of small pulse coil using Ta barrier MgB₂ wire

2 Properties when DC energizes and pulse energization test

中尾 彰浩, 久保 輝朗, 田中 和英, 岩熊 成卓, 柁川 一弘, 船木 和夫(九大);
岡田 道哉(日立);熊倉 浩明(NIMS);三戸 利行(NIFS);林 秀美(九州電力)

NAKAO Akihiro, KUBO Teruaki, TANAKA Kazuhide, IWAKUMA Masataka, KAJIKAWA Kazuhiro,
FUNAKI Kazuo (Kyushu Univ); OKADA Michiya (Hitachi Ltd.); KUMAKURA Hiroaki (NIMS);
MITO Toshiyuki (NIFS); HAYASHI Hidemi (Kyushu Electric Co.Inc.)
E-mail: nakao@sc.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

MgB₂ 線材は金属系超電導体としては最高の臨界温度である 39K を有し、実用線材として幅広く使用されている NbTi 線材の臨界温度に比べ 20K 程度高い。このため、液体水素温度レベルの温度領域に至る幅広い温度領域におけるコイル用線材として期待されている。本報では、交流損失低減を目的として試作された Ta バリア MgB₂ 多芯線材による小パルスコイルを用いて、掃引電流を通電した際のコイルの安定性について評価する。また、三角波状過電流を与えた際のコイルの安定性、及びクエンチ状況の報告を行う。

2. 実験

2.1)実験方法

試料として Ta バリア CuNi シース MgB₂ 多芯線材による小パルスコイルを用いた。線材の横断面図、及び線材とコイルの諸元を Fig.1 に示す。コイルには、コイル中心部、下フランジ部、及び MgB₂ 巻線部下端の三箇所に温度センサーを取り付け、それぞれ Tic, Tib, Tob とした(Fig.2)。伝導冷却装置を用いてコイルを冷却し、コイルに与える掃引電流の掃引速度を変化させた際のコイル両端電圧を測定した。測定温度は 14K である。また、三角波状過電流を与えた際の各温度センサーの温度変化を測定した。ただし、両者ともゼロ磁場中で測定した。

2.2)測定結果

掃引電流の各掃引速度におけるコイル両端電圧の変化を Fig.3 に示す。掃引速度は 6.67A/s, 1.67A/s, 0.83A/s, 0.33A/s の四条件である。Fig.3 より、掃引速度が大きいほどコイル両端電圧は大きいことがわかるが、誘導電圧分を除いて考えると、その変化はほぼ同じである事がわかる。またその変化は緩やかなものであり、測定した掃引速度においてはコイルは安定であると考えられる。

三角波状過電流を 300s 与え続けた際の各温度センサーの値を Fig.4 に示す。電流値は I=1.5I_c, I=1.75I_c, I=1.9I_c の三条件である。ただし、I_c=29.5A, f=3Hz であり、横軸は通電開始時を 0s としている。Fig.4 より、I=1.5I_c, I=1.75I_c では各温度センサーとも数 K の温度変化はあるものの、クエンチには至っていない。またセンサー毎に差があり、温度変化は局所的なものでコイル全体としては安定であると考えられる。一方、I=1.9I_c では、各センサーとも通電開始から大きな温度変化が確認され、最終的にクエンチしていることがわかる。

3. まとめ

Ta バリア CuNi シース MgB₂ 多芯線材による小パルスコイルを用いて、コイルの安定性の評価試験を行った。試験結果より、誘導電圧分を除いた場合、コイル両端電圧の変化に対し測定範囲内における掃引速度への依存性が無く、コイルは安定であることがわかった。また臨界電流を大幅に上回る I=1.75I_c の三角波状電流に対しても、温度変化はあるもののクエンチには至らず、安定であることがわかった。

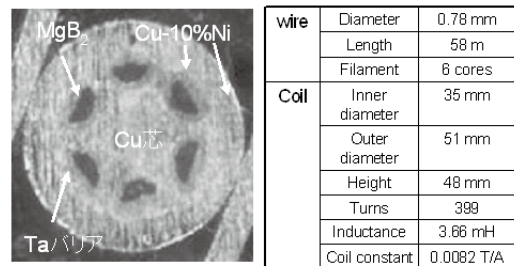


Fig.1 Data of Ta-barrier CuNi sheathed MgB₂ wire and coil.

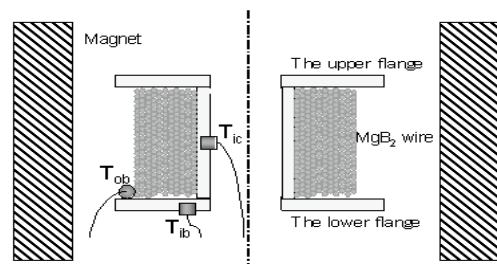


Fig.2 Cross-section of MgB₂ coil and magnet.

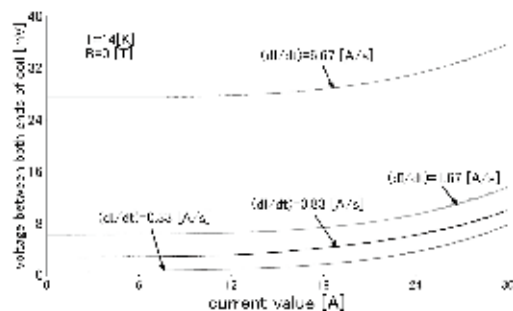


Fig.3 Voltage between both ends of coil when sweep rate changed.

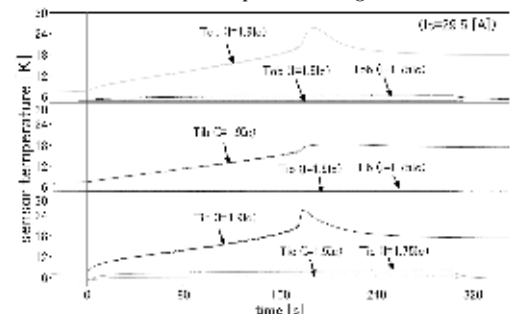


Fig.4 Alteration of sensor temperature with triangle waving overcurrent turned on.

【謝辞】本研究は、科研費基盤研究(A)「電力装置用導体を目指した MgB₂新線材技術開発」(16206032)支援の下に実施した。

Dy-Ba-Cu-O 系バルク電流リードの冷凍機冷却状態での通電特性

Transport Properties of Dy-Ba-Cu-O Bulk Current Leads under the Cryocooler-cooled condition

手嶋 英一、森田 充(新日鐵)、小方正文、長嶋賢、岩松勝(鉄道総研)

TESHIMA Hidekazu, MORITA Mitsuru (Nippon Steel Corp.),

OGATA Masafumi, NAGASHIMA Ken, IWAMATSU Masaru (Railway Technical Research Institute)

E-mail: teshima.hidekazu@nsc.co.jp

1. はじめに

RE-Ba-Cu-O (RE は Y または希土類元素) 系高温超電導バルク材は、熱伝導率が低く、磁場中でも臨界電流密度が大きいので、磁場中・大電流応用での電流リード用材料として期待されている[1]。特に、RE=Dy 系は、RE 系材料の中でも熱伝導率が低く[2]、電流リードには理想的な材料である。本研究では、Dy 系バルク材を用いて電流リードを作製し、GM 冷凍機を用いた冷凍機冷却状態において通電特性を評価した。

2. 実験

本研究で用いた Dy 系バルク材は、高配向した超電導相(123相)中に $1\mu\text{m}$ 程度の非超電導相(211相)が微細分散した試料で、Dy123相:Dy211相=1:3の組成比に0.5wt%のPtを添加した原料粉を用い、改良型 QMG 法[3]により作製した。46mm ϕ 級のバルク母材から $3\text{mm}\times 0.8\text{mm}\times 40\text{mm}$ の薄板形状バルク材を切り出し、その両端に銅製電極端子を半田付けし、FRP カバーで補強することで、Fig.1 のような Dy 系バルク電流リード試験体を作製した。冷凍機冷却条件での通電試験は、(財)鉄道総合技術研究所が開発した HTS リード基礎特性試験装置[4]を用いて行った。通電試験においては、電圧は両端の銅端子内側ボルト穴間で測定された。すなわち、測定電圧から計算される抵抗は、超電導体の抵抗、超電導体と銅端子間の接続抵抗、銅端子の抵抗(の一部)の和となる。

3. 結果

銅ブスバーを介して電流リード試験体を試験装置に接続し、0.5T を印加した状態で、所定の温度まで冷却した後、掃引速度 12A/秒で I-V 特性を測定した。I-V 特性はほぼ線形に変化し、ある電流値で電圧が急上昇した。この電流値を臨界電流として、Fig.2 に臨界電流の温度依存性の結果を示す。Dy 系バルク電流リードはコンパクトなサイズでも、冷凍機冷却状態において大電流を流すことが可能であることが確認できた。例えば、77K での冷凍機冷却状態での臨界電流は約 420A で、液体窒素浸漬冷却での値(370A)と同程度であった。冷凍機冷却と液体窒素浸漬冷却の臨界電流の違いは、電流リード試験体への接続方法の差異(冷凍機冷却:銅ブスバー接続、液体窒素冷却:銅編線接続)によるものと考えられる。すなわち、銅編線の方が銅ブスバーよりも電気抵抗が大きいため、通電によるジュール発熱の影響で臨界電流が低下したと推察される。そこで、

冷凍機冷却状態で片側の銅ブスバー(室温: $12\mu\Omega$)をより電気抵抗の大きい銅線(室温: $140\mu\Omega$ と $280\mu\Omega$ の2種類)に代えて通電試験を行ったところ、接続部材の抵抗が大きいほど臨界電流が小さくなることが確認できた。さらに、接続部材の抵抗が大きい場合に臨界電流測定中に端子部で温度上昇が観測されたので、所定の電流値(150A等)において2時間にわたって連続通電試験を実施し、温度上昇の影響についても比較検討を行った。

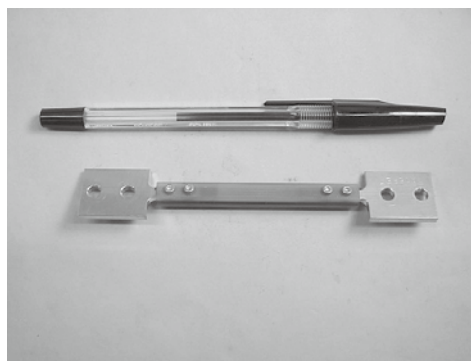


Fig.1 Appearance of the Dy-Ba-Cu-O bulk current lead.

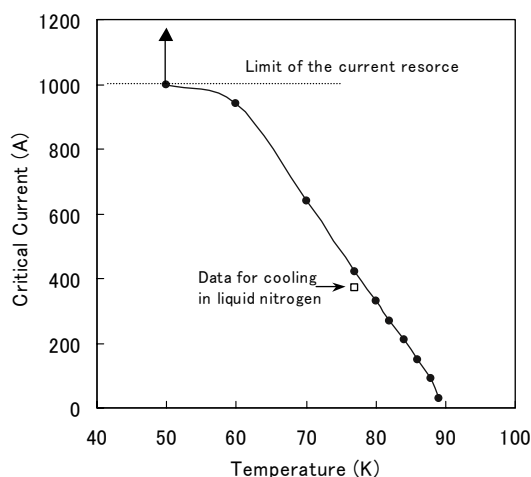


Fig.2 Temperature dependence of the critical current of the Dy-Ba-Cu-O bulk current lead.

参考文献

1. 手嶋 他, 低温工学 **39**(2004) 73-79
2. 手嶋 他, 2004 年度春季低温工学・超電導学会(2E-p27)
3. M.Morita et al., Physica C **253-240**(1994)209-212
4. 小方 他, 2006 年度春季低温工学・超電導学会(2P-p28)

LHD超伝導ヘリカルコイルにおける常伝導転移自動判定システムの開発

Development of Automatic Normal-Transition Detection System for the LHD Superconducting Helical Coils

関口 温朗, 柳 長門, 今川 信作(NIFS)
 SEKIGUCHI Haruo, YANAGI Nagato, IMAGAWA Shinsaku
 E-mail: sekiguchi.haruo@LHD.nifs.ac.jp

1. はじめに

大型ヘリカル装置(LHD)の超伝導ヘリカルコイルでは、従来、クエンチに至らない短時間の常伝導転移については、人間によるバランス電圧波形の監視と計測後のオフラインでのデータ解析とで発生の有無を判定してきた。この処理をコンピュータで自動化できれば、時間と労力の軽減のみならず、人間の目では見過ごされていたごく微少な常伝導転移を検知できる可能性もあると考え、PCベースの計測装置によるデータ収集とリアルタイム解析による常伝導転移自動判定システムの開発を行った。

2. ヘリカルコイルのバランス電圧と常伝導転移

LHDの超伝導ヘリカルコイルは2本1対からなり、バランス電圧とはそれぞれのコイルの両端電圧の差信号である。コイル通電時に機械的な擾乱が発生し、2本のうちどちらかのコイルで常伝導転移が生じると、バランスに特有な信号波形が観測されるのでその発生を検出することができる。ヘリカルコイルは中心からH-I, H-M, H-Oの3ブロックに分かれており、それぞれのブロック毎にバランス電圧を計測することで、コイル内の常伝導転移発生箇所をより詳しく知る事が可能である。

3. 短時間の常伝導転移の判定条件

ヘリカルコイルには各ブロックに独立したクエンチ検出器が設置されており、何れかのブロックでバランス電圧が200 mVを超えて2秒間以上継続すると「クエンチ発生」と判定される。この判定条件を満たさない短時間の常伝導転移に対しても、バランス電圧の計測で発生を検出することは可能であるが、判定は難しい。なぜなら、バランス電圧値のこのレベルでの変動は、常伝導転移以外にもプラズマ放電や磁場反転励磁の際の磁束跳躍等によって生じるからである。そのために、従来は、常伝導転移かどうかの判定には、計測後に改めて信号波形を詳細に解析する必要であった。



Fig.1 New data acquisition system for the normal-transition detection.

今回開発した常伝導転移自動判定システムでは、PCベースの計測装置を新たに導入し、そこで収集したデータをPC上で自動解析することによって、常伝導転移を判定する。PC上で自動解析するためにはどのような判定条件が必要かを調べるために、過去の通電時の波形データを検討した結果、以下のような条件が必要であると考えた。

- (1) H-IブロックとH-Mブロックのバランス電圧の差電圧
- (2) コイルの両端電圧値の変動量
- (3) バランス電圧信号波形の形状に基づく判別

(1)は、ヘリカルコイルで常伝導転移が発生するブロックが、常にH-Iであるという事実に因る[1]。これより、H-Iブロックのバランス電圧とH-Mブロックのバランス電圧の差電圧が常伝導転移の際の抵抗成分に相当すると考えられる。自動判定の

ための条件としては抵抗成分の閾値を考える必要があるが、過去のデータを検討した結果「2 mV以上を100 ms以上継続」を条件とすれば、これまでの全ての常伝導転移に対して検出可能であることがわかった。この判定条件により、常伝導転移を検証しなければならないデータ量を大幅に削減することが可能になった。

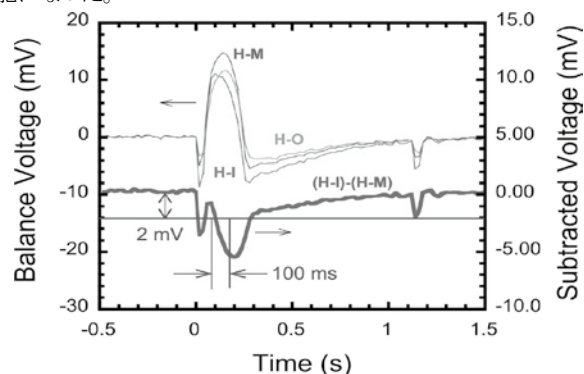


Fig.2 Waveform of the balance voltage signals at the normal-transition. The subtracted signal is the difference between the balance voltage signals of H-I and H-M blocks.

ところが、(1)の条件だけではプラズマ放電や磁束跳躍の場合の信号波形は除外できない。そのための判定条件として(2)と(3)が必要になる。(2)はプラズマ放電時の波形を除外するための条件である。常伝導転移では、抵抗成分による電位降下の値(～100mV)とそのときの両端電圧の値(～10V)の違いから、両端電圧値はほとんど変動しないが、プラズマ放電では両端電圧の値が有意に変化するからである。(3)の条件は、磁束跳躍の波形を判定するためのものである。磁束跳躍ではH-IブロックとH-Oブロックのバランス電圧の極性が反転し、信号波形が時間軸に対称となるが、常伝導転移では対称にはならない。そのためH-IブロックとH-Oブロックのバランス電圧値の和が一定レベル以下であれば、その波形は磁束跳躍の場合であると判定できる。

4. まとめ

本システムでは以上の方法によって常伝導転移の自動判定を行っている。

ただし、現状はまだ誤判定が多数存在するので、判定精度を高めるためには判定条件の閾値をより最適なものにする検討が必要であると同時に、これら以外の有効な判定条件を追加する必要がある。その1つとして、今年度、ピックアップコイルの信号を取り込む改造をおこなった。ピックアップコイルはヘリカルコイルの全長に117個取り付けられており、コイルのどの位置で常伝導転移が発生したかを検出できる。この信号を判定条件に加えることで、より精度の高い常伝導転移の判定をするための検討を行っている。

参考文献

1. S. Imagawa, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 65 (2001) p.34

超 1GHz NMR システムの開発

— 500MHz HTS-NMR の振動特性と NMR 信号 —

Development of a beyond-1GHz NMR system

— Characteristic of vibration and NMR signal of 500MHz HTS-NMR —

天明 宏之助(横浜市大)、柳澤 吉紀、中込 秀樹(千葉大)、濱田 衛(神戸製鋼)、大塚 昭弘(JASTEC)、木吉 司(NIMS)、高橋 雅人、前田 秀明(理研)

TENNMEI Kohnosuke(YCU)、YANAGISAWA Yoshinori、NAKAGOME Hideki(Chiba Univ)、HAMADA Mamoru(Kobe Steel)、OTSUKA Akihiro(JASTEC)、KIYOSHI Tsukasa(NIMS)、TAKAHASHI Masato、MAEDA Hideaki(RIKEN)

E-mail: f04067-9@tsurumi.yokohama-cu.ac.jp

1. はじめに

我々は Bi-2223 内層コイルを用いた超 1GHz NMR にむけた開発をスタートさせた。今回、第 1 段階として 4KGM 冷凍機を用いた He 再凝縮方式の 500MHz LTS/HTS-NMR を開発し、電源駆動モードで NMR 計測を実施したが、振動による NMR のサイドバンドが観測された。良質な NMR 信号を取得するためには振動対策が必要である。ここでは、加速度計測により振動の要因を特定する実験を実施したので、報告する。

2. 実験方法

Fig.1 の NMR 装置周辺に圧電型加速度センサ(特許機器(株) PA2000)を置き、水平方向、鉛直方向の加速度や変位を測定し、NMR 信号に影響を与える振動要因を特定した。

3. 実験結果

3-1. NMR 信号とサイドバンド

Fig. 2 に電源駆動モードで得られた NMR スペクトルを示す。スペクトルには、5Hz, 10Hz, 50Hz, 100Hz にサイドバンドピーク、30Hz 付近にサイドバンド群が現れた。同時に加速度センサで計測した振動スペクトルを Fig.3 に示す。Fig.1 に対応する周波数に振動が発生している。

3-2. 100Hz, 50Hz の振動

Fig.1 の① (GM 冷凍機)、⑤⑥ (フレキシ管)、と⑧ (コンプレッサー) に 100Hz, 50Hz の共振ピークがみられた。⑧ が最も大きいので、振動源はコンプレッサーである。フレキシ管をアンカー固定したが振動変化は少ないので、コンプレッサーのガス圧の脈動の影響が支配的であると考えている。

3-3. 10Hz 以下の振動

Fig.1 の①、② (He 注液塔)、③ (上フランジ面) の変位量によれば、GM 冷凍機のディスプレイサの周期的な動き(約 1 Hz)により 1Hz で離散化された 10Hz 以下の多数の振動ピークが現れる(鉛直、水平方向)。また空中を走るフレキシ管に 5Hz の固有振動がみられるが、これはフレキシ管の固定により減少した。さらに、③、⑦ (地面) の変位量により、冷凍機の振動で、地

面が鉛直方向に 0.2Hz で振動していることが分かった。

3-4. NMR コイルの固有振動

一般に NMR コイルは He 注液塔から吊るす構造である。Fig.1 の②、③、④ (クライオの胴) の加速度に、この種の支持/磁石系の共振現象 (24Hz) が現れた。これが、Fig.1 の 30Hz 付近のサイドバンド群の要因になっていると考えている。

4. まとめ

GM 冷凍機の振動に伴う振動の要因を明らかにした。今後は、振動対策を検討していく。本開発は(独)科学技術振興機構の先端計測分析技術・機器開発事業による成果である。

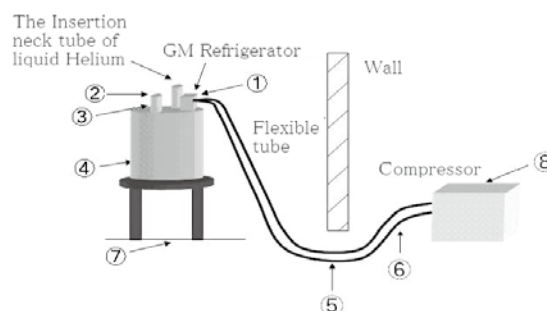


Fig.1. A schematic view of the vibration measurement.

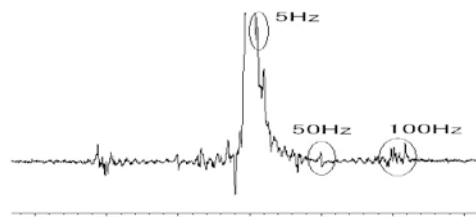


Fig.2. NMR spectrum (CHCl_3 in Acetone-d₆)

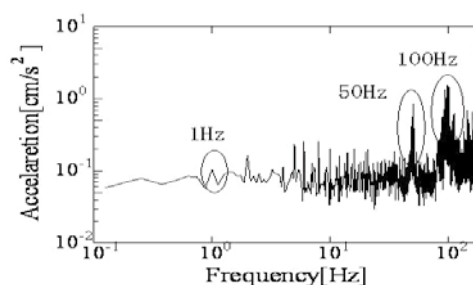


Fig.3. Acceleration spectrum at the top of GM Refrigerator

SS/Fe シース MgB₂ 細径線材の加工性と超電導特性Superconducting properties and workability of SS/Fe sheathed MgB₂ thin wires

根本 豊, 大木 茂人, 山田 豊, 太刀川 恭治(東海大); 中吉 勲, 西村 俊一(トクセン工業)
 桑島 英行, 村瀬 暁(岡山大); 熊倉 浩明(NIMS)

NEMOTO Yutaka, OHKI Shigehito, Yutaka YAMADA, Kyoji TACHIKAWA (Tokai University); NAKAYOSHI Isao,
 NISHIMURA Shunichi (TOKUSEN); KUWASHIMA Hideyuki, MURASE Satoru (Okayama University);
 KUMAKURA Hiroaki (NIMS)
 E-mail : 8aazm020@mail.tokai-u.jp

1. はじめに

MgB₂超電導体は39 Kの高い臨界温度を有することから、液体水素中(20 K)あるいは4.2 Kに比べ冷却能力が格段に向上するその近傍温度において冷凍機冷却による利用が期待されている。本報では、In-situ PIT法を用いて作製したSS/Fe 2重シース MgB₂ 細径線材の加工性と超電導特性について報告する。

2. 実験方法

Fig. 1に、In-situ PIT法によるSS/Fe 2重シース MgB₂ 細径線材作製方法を示す。MgH₂ 粉末およびアモルファス B 粉末に0~5 mass%のSiC粉末を添加した混合粉末を外径6 mmφ、内径4 mmφの純鉄シースに充填し、SiC粉末にはナノパウダーを用いた。溝ロール加工後、さらに0.53 mmφまで線引き加工した。その後、同線材を外径0.8 mmφ、内径0.6 mmφのステンレス鋼管(SS:SUS304)に挿入し、同様に線引き加工して、直径0.53~0.19 mmφの細径線材を作製した。熱処理は630°C×10 h、Ar雰囲気中で行った。MgB₂ 細径線材を光学顕微鏡(OM)及びSEMによる組織観察、X線回折法(XRD)を用いた生成相の同定を行った。ビッカース硬さ試験により、SS/Fe シース部の加工硬化傾向を調査した。4.2 Kにおける臨界電流(I_c)の磁場依存性については物質・材料研究機構(NIMS)において、10 K~30 KのI_cの温度および磁場依存性については岡山大学で測定した。

3. 実験結果および考察

Fig. 2に0.53~0.27 mmφにおけるSS/Fe シースのビッカース硬さと加工および熱処理条件との関係を示す。SSの硬さは、線引き前ビッカース硬度: 211 Hvであったが、線引き後381 Hv(0.53 mmφ)、415 Hv(0.38 mmφ)および526 Hv(0.27 mmφ)に加工硬化した。線引き加工後は、SSの方がFeより約100 Hvほど高く、より加工硬化が進んでいる。また、熱処理後SSは約100 Hv、Feは約200 Hv低下し、SSはFeより硬度の低下が少ない。

Fig. 3にMgB₂線材(0.38 mmφ)の4.2 K~30 KにおけるI_cの磁場依存性を示す。4.2 KにおけるI_c値に比べ、20 KのI_c値は約1/3程度に低下している。また、外部磁場0~0.5 Tでは、I_cの低下が比較的なだらかなのであるが、これはシース材として用いた純鉄の影響と思われる。

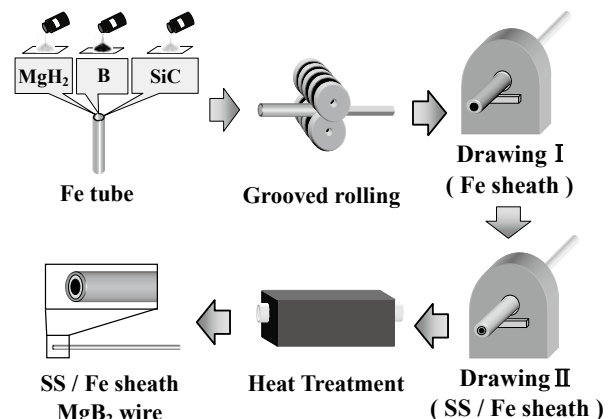


Fig. 1 Preparation procedure for SS/Fe sheathed MgB₂ wires

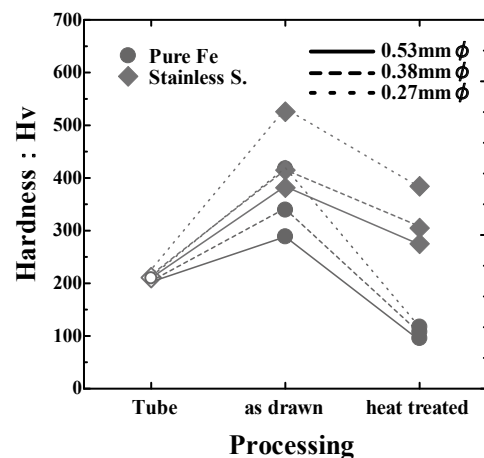


Fig. 2 Vickers hardness versus processing in MgB₂ wires

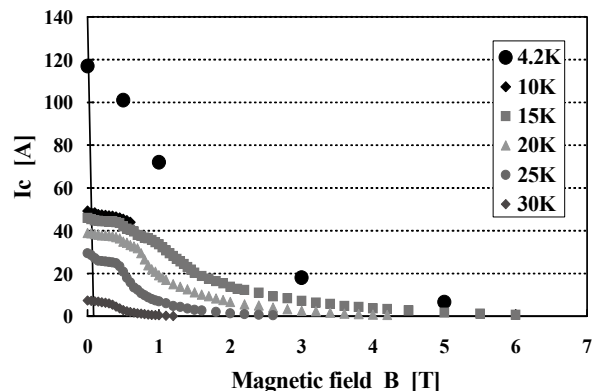


Fig. 3 Magnetic field and temperature dependence of I_c for the MgB₂ wires of 0.38 mm in diameter

in situ PIT 法 MgB₂ テープの不純物添加効果 Effect of impurity addition for in situ powder-in-tube-processed MgB₂ tapes

山田 秀之(筑波大, JR東海), 五十嵐 基仁 (JR東海);

熊倉 浩明(物材機構, 筑波大), 北口 仁, 松本 明善 (物材機構)

Hideyuki Yamada (Tsukuba Univ., Central Japan Railway Co.), Motohiro Igarashi (Central Japan Railway Co.);

Hiroaki Kumakura (NIMS, Tsukuba Univ.), Hitoshi Kitaguchi, Akiyoshi Matsumoto (NIMS)

E-mail:h.yamada@jr-central.co.jp

1. はじめに

MgB₂ 線材の一般的な作製方法である PIT 法で, in situ 法により MgB₂ テープを作製して, 不純物を添加した場合の効果について, 抵抗率, コネクティビティ及び MgO 生成の観点から評価した。

エチルトルエン(C₉H₁₂)を添加した MgB₂ 線材において, SiC 添加と比較して 40K での抵抗率が低く, コネクティビティが高いこと, また, X 線回折より, MgO の生成量が少ないことがわかった。よって, これらが Jc 向上の要因であると考えられる。

また, 熱処理温度を変えた場合の Jc-B 特性及び Tc への影響について確認し, 800°C で熱処理した場合, 20K の比較的高い温度では 650°C より Jc が高いことがわかった。Tc が高くなっていることから, これによって 20K での Jc が高くなっていると考えられる。

2. 実験方法

MgB₂ 線材は市販の MgH₂ 粉末もしくはプラズマ法を用いて作製した微細 Mg 粉末, 及び市販のアモルファス B 粉末を用いて作製した。添加物として, 10mol%エチルトルエンならびに 10mol%SiC 粉末を使用した。添加したエチルトルエンが蒸発しないように, ボールミルを用いて1時間の粉末混合を行った。作製した混合粉末を外径 6mm, 内径 3.5mm の純鉄管に充填した後, 溝ロール加工と平ロール加工を用いて幅 4mm, 厚さ 0.5mm のテープに伸線加工した。なお, 粉末の混合と混合粉末の鉄管への充填は, 粉末の酸化を避けるため, グローブボックスを用いて, 高純度アルゴンガス雰囲気下で実施した。伸線加工後の熱処理は, アルゴン気流中で 600°C または 800°C で 1 時間実施した。

臨界電流 I_c は, 4端子抵抗法により 12T 以下の磁界中で測定した。磁場はテープの面に平行に印加した。I_c は 1 μV/cm の電圧が発生する電流と定義した。

3. 結果

Table に, 抵抗率, コネクティビティ, 及び Jc(4.2K, 10T)を示す。なお, コネクティビティはカーボン置換量及び 300K と 40K の抵抗率の差から, Rowell の式¹⁾を用いて評価した。SiC 添加線材の場合, 無添加線材と比較すると, 40K での抵抗率が上がり, またコネクティビティが下がるが, エチルトルエン及び SiC 粉末を同時添加すると, 40K での抵抗率は SiC 添加線材より小さくなり, コネクティビティは無添加線材より大きくなることわかった。また, 微細 Mg 粉末を用いた場合にも, 同様に, MgH₂ 粉末を用いて SiC 添加した線材や無添加線材よりも, 40K での抵抗率が小さくなり, かつコネクティビティは大き

くなった。

また, X線回折を実施したところ, エチルトルエン添加線材及び同時添加線材では, MgO の量が無添加線材より若干少ないことがわかった。

Figure に, エチルトルエン及び SiC 粉末を同時添加し, 650°C または 800°C で熱処理した線材の 4.2K~20K での臨界電流密度 Jc の磁場依存性を示す。なお, MgH₂ 粉末の代わりに微細 Mg 粉末を使用している。20K では, 800°C で熱処理した方が, 650°C より Jc が高いことがわかる。

	ρ(40K) (μΩcm)	1/F(Connectivity) (%)	Jc(4.2K, 10T) (A/mm ²)
Pure	116	9.0	33
10mol%SiC	324	8.2	120
30mol%SiC	407	6.0	155
10mol%C ₉ H ₁₂	152	9.9	133
10mol%SiC+ 10mol%C ₉ H ₁₂	221	10.0	330
ArcPlasma Mg +10mol%SiC	114	14.7	275

Table Resistivity at 40K and Connectivity of MgB₂ core.

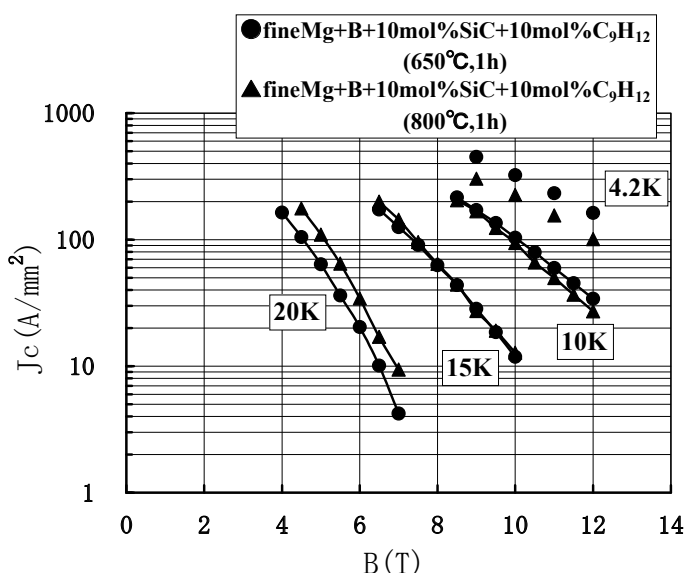


Figure Temperature dependence of Jc-B curves for MgB₂ tapes.

参考文献: 1) J. Rowell SuST 16(2003), R17

Mg チューブを用いて外部拡散法により作製した MgB₂ 線材の超伝導特性と組織

Superconducting properties and structures of MgB₂ wires prepared by external diffusion process using Mg tube

和田 恭輔, 堀 貴之, 山田 豊, 太刀川 恭治(東海大); 熊倉 浩明(NIMS)
 WADA Kyosuke, HORI Takayuki, YAMADA Yutaka, TACHIKAWA Kyoji (Tokai University);
 KUMAKURA Hiroaki (NIMS)
 E-mail:8aazm026@mail.tokai-u.jp

1. はじめに

MgB₂ 線材は主に PIT(Powder In Tube)法によって作製されることが多く、特に In-situ 法では MgB₂ 合成時に多数の空孔が形成され、臨界電流特性の低下の一因となっている。そこで本報では、高密度の MgB₂ コアを得る方法として、Mg 金属チューブと B 粉末を用いた外部拡散法により MgB₂ 線材を作製し、超伝導特性と組織について評価した。

2. 実験方法

Fig. 1 に外部拡散法による MgB₂ 線材の試料作製方法を示す。外径/内径が 13/6 mmφ の純 Fe シースに、外径/内径が 6/4 ~ 4.5 mmφ の Mg 金属チューブを挿入し、そのチューブ内に 5 mol% の SiC 粉末を添加したアモルファス B 粉末を充填した後、溝ロール加工および線引き加工により直径 1.0~0.8 mmφ の MgB₂ 線材を作製した。630°C~700°C で 3 h~10 h、Ar 雰囲気中で拡散熱処理を行い、一部の試料についてはホットプレス処理を行った。4.2 K における臨界電流(I_c)の磁場依存性については NIMS にて測定した。

3. 実験結果および考察

Fig. 2 に Mg チューブ外径/内径:6/4 mmφ より作製した直径 1.0 mmφ 試料横断面の光学顕微鏡写真を示す。Mg 金属の室温加工は難しいと言われているが、1.0 mmφ 伸線後の断面(a)に依れば、Mg チューブには溝ロール加工の形跡が残り、初期厚さ 1.0 mm は薄いところで 0.07 mm まで加工されていた。また、630°C×10 h 熱処理後の断面(b)に依れば、Mg 金属と B との拡散反応により線材中央部に MgB₂ が生成し、Mg の拡散によって空孔が生じるとともに未反応の Mg が残留している。線材中心部の X 線回折に依れば、拡散反応 1 h 後では MgB₂ の生成はほとんど見られず、未反応の金属 Mg が多く残っているが、3 h 後には MgB₂ の生成が支配的になった。その後、時間経過とともに Mg のピークは減じ、10 h 後にはほとんど MgB₂ のピークとわずかな Mg₂Si の生成が認められた。

Fig. 3 に 4.2 K における臨界電流密度(J_c)の磁場依存性を示す。なお、MgB₂ コア断面積は線材中央部の拡散反応部とした。Mg6/4 mmφ で 630°C×10 h 熱処理した試料の I_c は、5 T で 118 A、J_c は 1.9×10³ A/mm² であったが、ホットプレス試料では 91 A、J_c は 1.0×10³ A/mm² とやや下がった。これは生成した MgB₂ 組織がプレス処理により潰され、粒界の結合が弱くなったためと思われる。また、Mg6/4.2 mmφ の試料の I_c は 5 T で 128 A、J_c は 2.5×10³ A/mm² と最も高かった。これは、0.8 mmφ まで細く伸線した結果 Mg の拡散距離が短くなることにより、拡散反応が十分に進行して残留 Mg がほとんどなくなり、化学量論比に近い状態で MgB₂ が生成したためと考えられる。

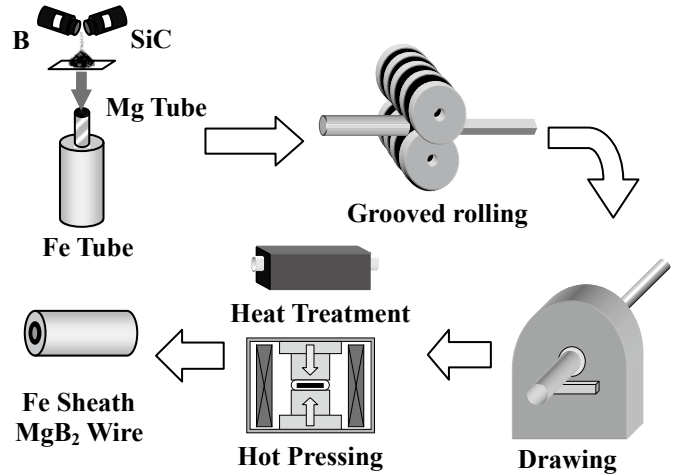


Fig. 1 Preparation procedure of MgB₂ wires by external diffusion process using Mg tube.

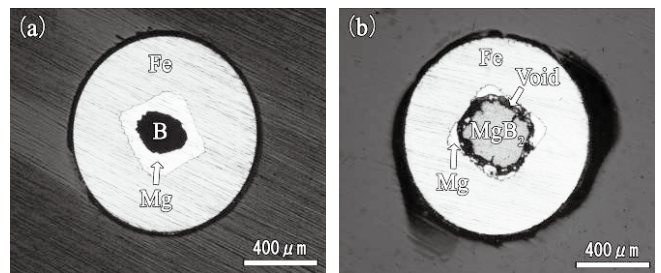


Fig. 2 Macrostructures of cross sections in MgB₂ wires of 1.0 mmφ in diameter. (a) as drawn, (b) heat-treated at 630°C for 10 h.

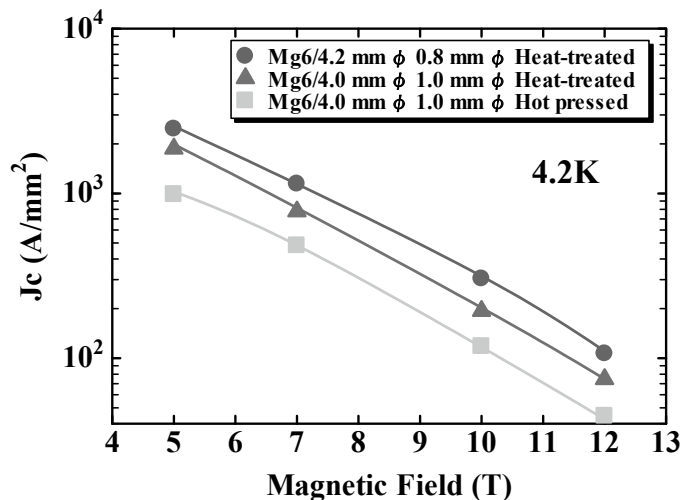


Fig. 3 Magnetic field dependence of J_c at 4.2 K for the MgB₂ wires heat-treated and hot pressed at 630°C for 10 h.

内部 Mg 拡散法による MgB₂ 多芯線材の作製

Fabrication of multi-filamentary MgB₂ wires by internal Mg diffusion process

戸叶一正 (NIMS); 許子萬 (東大, NIMS); 松本明善, 熊倉浩明 (NIMS)

TOGANO Kazumasa (NIMS); HUR Jahmahn (Univ. Tokyo, NIMS); MATSUMOTO Akiyoshi, KUMAKURA Hiroaki (NIMS)

E-mail: TOGANO.Kazumasa@nims.go.jp

1. はじめに

MgB₂の線材化では現在 Powder-in-tube(PIT)法が研究の主流となっている。しかし PIT 法は粉末同士の焼結反応を基本としているため、内部での空隙発生を本質的に避けることが難しい欠点を有する。これに対して発表者達は複合体の拡散反応を利用した新しい線材化技術について研究を行ってきた。なかでも金属を被覆材として、純 Mg 芯の周囲に B 粉末層を配置した複合体を加工後、熱処理する内部 Mg 拡散法(IMD)が、緻密な MgB₂ 層を有する線材化法として有望なことを明らかにしてきた。

本報告では B との反応が少ないと期待される Ta を被覆材とし、さらに熱処理温度を工夫することにより PIT 線材を凌ぐ優れた J_c - H 特性をもつ IMD 線材の作製に成功したので報告する。

2. 複合線材の作製

外径 6mm、内径 3.5mm の Ta 管の中に直径 2mm の純 Mg 棒を挿入し、Ta 管内壁と Mg 棒との隙間に B+10mol% nano-SiC 粉末を詰めた複合体ビレットを作製した。この複合体を溝ロール、線引きにて 1.3mm 径の線材に加工した。次に得られた線材を 7 本束ねて外径 6mm、内径 4mm の Cu-10%Ni 合金の管に挿入し、この複合体を再び溝ロール、線引きにて 1.3mm 径の線材に加工した。なお加工は全て冷間で行い、また中間焼鈍は入れていない。Fig. 1 は加工後の 7 芯の多芯線材の横断面、縦断面の組織を示した。これから分かるように、複合体として一様に加工されていることが分かる。このことは純 Mg が室温で加工性を有しないという一般的な概念から考えると驚きである。Mg が B の微粉末に囲まれた形態が Mg の変形に何らかの有利な働きをしたものと考えられる。

3. 組織

熱処理は Ar 雰囲気の中での管状炉で 600–800°C の範囲で行った。Fig. 1 は 645°C で 1 時間熱処理した線材の横断面、縦断面の組織を示した。Mg のあった各芯の中心は空洞となり、その周囲の Ta の内壁に沿って数十ミクロンの厚みで反応層が生成された。このような反応層と空洞の生成は Mg の融点 (650°C) 以下の熱処理温度でも十分に起こる。このことは IMD の反応が Mg 融液の B 層への浸透(Infiltration)によって起こるといふ今までの概念に一見反するように思える。理由についてはまだ分かっていないが、Mg/B 界面での反応による発熱が Mg 芯の温度を融点以上に引き上げて、その結果 Mg の融解と浸透をもたらしたと思われる。反応層は MgB₂ を母相として B-rich の化合物あるいは未反応の B の不純物粒子が分散した複合組織となっている。熱処理温度が低温の場合は粒子は細かく Ta 壁に近くなるほど密となる不均一な分布を示す。高温になると分散粒子は粗大化し、また反応層の厚みが長手方向で不均一になる傾向が見られた。

4. 超電導特性

線材は 600°C 以上の熱処理で超電導性を示し、Mg の融点以下の 640–650°C 付近で 4.2K、10T の I_c が 40A を越える高特性が得られた。熱処理温度が 700°C 以上になると I_c 値の低下とともに値の再現性が悪くなる。Fig. 3 は J_c を反応層の面積で除した輸送臨界電流密度—磁場特性を示した。現在まで

に得られた最高の値は 4.2K、10T で $9.9 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ である。この値は PIT 法線材を含めても今までに報告された中で最も優れた値の一つである。

4. 結論

純 Mg を芯とし、Ta を被覆材とする IMD 法で 7 芯の多芯線材を試作した。大きな減面率で複合体として冷間加工が可能で、Mg の融点以下の温度で反応が著しく起こること、その結果 PIT 線材を凌ぐ特性が得られたことを報告した。これらの結果は、IMD 法が MgB₂ の線材化技術として実用的にも有望なことを示している。

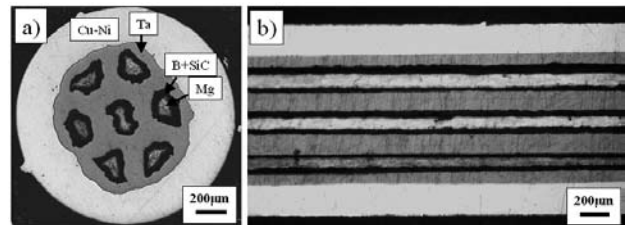


Fig. 1 Transverse a) and longitudinal b) cross sections of the as-drawn wire

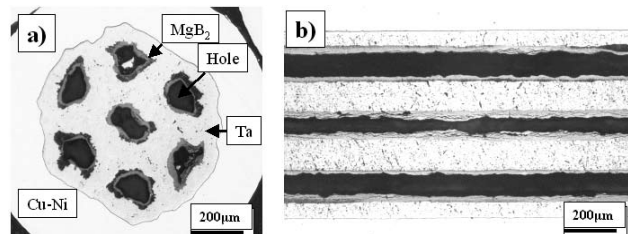


Fig. 2 Transverse a) and longitudinal b) cross sections of the wire heat treated at 645°C for 1h

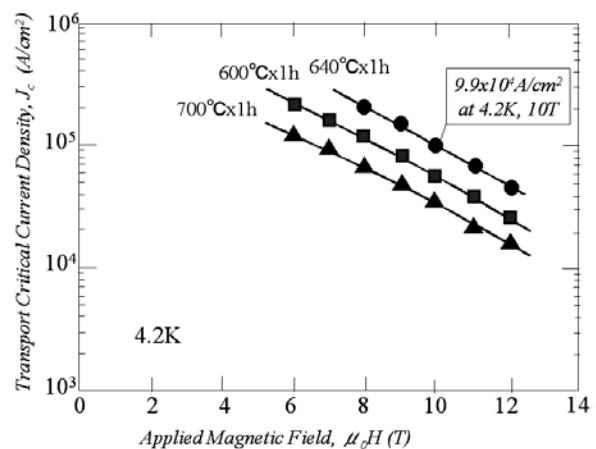


Fig. 3 Transport J_c - H curves for the IMD processed 7 core multi-filamentary wires with Ta sheath heat treated at several temperatures.

高密度 MgB₂ バルクにおける Connectivity の制御

Control of connectivity in dense MgB₂ bulks

望月 利彦, 花房 慶, 下山 淳一, 荻野 拓, 堀井 滋, 岸尾 光二(東大)

MOCHIZUKI Toshihiko, HANAFUSA Kei, SHIMOYAMA Jun-ichi, OGINO Hiraku, HORII Shigeru, KISHIO Kohji
(University of Tokyo)

E-mail: tt086731@mail.ecc.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

MgB₂ は、約 40 K という金属系超伝導体では最も高い T_c を持つことに加え、低い異方性と長いコヒーレンス長に由来して無配向のバルク体でも高い臨界電流密度 J_c を示す。しかし、NbTi や Nb₃Sn など実用超伝導線材に比べて、磁場下の J_c が低いことが MgB₂ 線材の広範な実用の障害になっている。これに対し高純度化・高密度化による connectivity の向上は極めて重要な改善指針の一つであり[1]、これを意識した研究が最近増えてきている。一方、我々は MgB₂ と B の混合粉末のテープ状圧粉体に Mg を拡散させる premix-PICT 拡散法により、クラックの無い高密度 MgB₂ バルクが作製できることを報告してきた[2]。premix-PICT 拡散法によって生成する MgB₂ の相対密度 P は以下の式で表わされる。

$$P = P_{\text{initial}} \cdot \frac{V_{\text{MgB}_2}}{V_B + V_{\text{MgB}_2}}$$

$$= P_{\text{initial}} \cdot \frac{(1+x) \cdot \rho_B}{(1-x) \cdot \rho_{\text{MgB}_2} + (1+x) \cdot \rho_B \cdot x}$$

P_{initial} : 初期充填率, V_{MgB_2} , V_B , V_{MgB_2} : 生成した MgB₂, 原料 B, premix した MgB₂ の体積, x : Mg と 2B の原子量比 ($\chi = M_{\text{Mg}}/2M_B = 1.124$), x : premix 量, ρ_{MgB_2} : MgB₂ の理論密度 (= 2.624 g/cm³), ρ_B : B(アモルファス)の密度 (= 1.73 g/cm³)

上式より、 P_{initial} が一定ならば、premix 量を少なくしたほうが、より高密度な MgB₂ バルクを作製できることが示唆される。

そこで本研究では、B に premix する MgB₂ の割合を系統的に変化させた高密度バルクを作製し、超伝導特性、常伝導状態の抵抗率、微細組織を評価し、connectivity の制御因子の解明と高 J_c 化にむけた混合比の最適化を目指した。拡散反応温度については従来の 800 - 900°C より低温で行い、MgB₂ の粒成長抑制による J_c の改善も狙った。

2. 実験方法

Mg, B, MgB₂ の粉末を (Mg + 2B) : MgB₂ = (1-x) : x ($x = 0.05, 0.1, 0.2, 0.3, 0.5$) のモル比となるように秤量し、B, MgB₂ の粉末を乳鉢で乾式混合したものと Mg 粉末とを順に Nb 管に充填した後、両端を一軸プレスによって封じ、粉末充填部も一軸プレスによってテープ状に成型した (premix-PICT 拡散法)。これらを石英管に真空封入し、750°C で 48 時間保持することにより MgB₂ バルクを作製した。得られた試料について、SQUID 磁束計による磁化測定から超伝導特性を、交流四端子法により常伝導状態の抵抗率を評価し、SEM, TEM により微細組織観察を行った。

3. 結果と考察

粉末 X 線回折測定より今回作製した一連の試料は全て少量の MgO を含むものの MgB₂ が主相として生成していることを確認した。premix する MgB₂ の割合を減らした場合、クラックの発生が考えられたが、全ての試料においてクラックは認められなかった。試料の密度は 5%premix 試料が最も高く、premix する MgB₂ の割合が増加するにつれて低下する傾向にあった。300 K と 40 K での電気抵抗率の差 $\Delta\rho$ から求めた connectivity = $\Delta\rho_{\text{standard}} / \Delta\rho$ ($\rho_{\text{standard}} = 6.32 [\mu\Omega \text{ cm}]$ [1]) の相対密度依存性を Fig. 1 に示す。パーコレーションモデルに基

づいた理論的な関係を実線で表した[1]。connectivity は密度が高いほど高くなる傾向を示し、5%premix 試料が最も高い connectivity を持つことがわかった。また、比較的低密度の試料の connectivity は理論的な計算値とほぼ一致したが、相対密度 80%以上の高密度試料ではそれを下回ることから、高密度試料では connectivity の制限因子として密度以外の因子が存在するのではないかと考えられる。

Fig. 2 には一連の試料の 20 K における J_c の磁場依存性を示す。低磁場の J_c は、connectivity が最高の 5%premix 試料が最も高く、premix 量が増加するにつれて、すなわち connectivity が低下するにつれて自己磁場の J_c も低下した。この結果からもやはり、 J_c の改善には connectivity の改善が重要であることがわかる。なお、従来より低温での拡散反応による顕著な J_c の改善は認められなかった

講演では試料の微細組織観察結果も示し、高密度バルク試料における connectivity の制限因子について議論する。

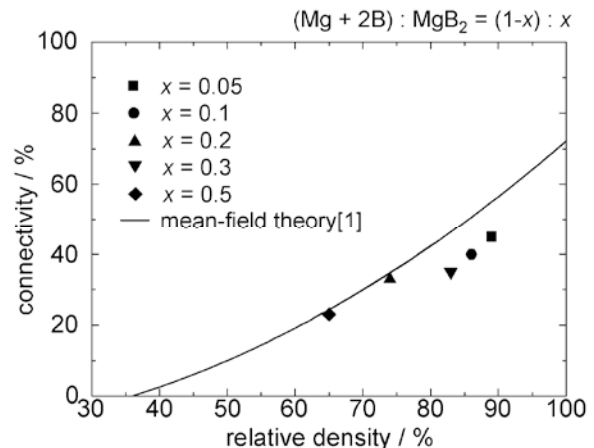


Fig. 1 Relationship between relative density and connectivity of MgB₂ bulks with different premix rate.

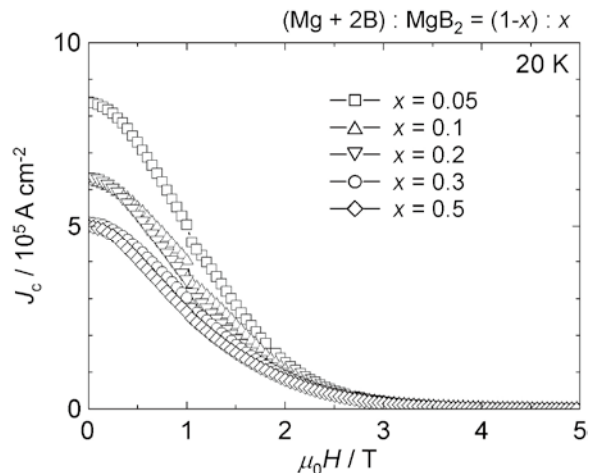


Fig. 2 Magnetic field dependences of J_c at 20 K for MgB₂ bulks with different premix rate.

[1] A. Yamamoto *et al.*: *Supercond. Sci. Technol.* **20** (2007) 658-666

[2] I. Iwayama *et al.*: *Physica C* 460-462 (2007) 581-582

MgB₂ 多結晶バルク体の粒界性格の解析Analysis of grain boundary characteristics in polycrystalline MgB₂ bulks

大橋 徹也, 波多 聡, 池田 賢一, 中島 英治(九州大学); 下山 淳一(東京大学)
 OHASHI Tetsuya, HATA Satoshi, IKEDA Ken-ichi, NAKASHIMA Hideharu (Kyushu university);
 SHIMOYAMA Jun-ichi (University of Tokyo)
 E-mail: ohashi@mm.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

MgB₂ 多結晶体において、結晶粒界は臨界電流特性に大きく影響を及ぼすため、MgB₂の粒界性格に関する知見を得ることは重要である。本研究では、B と MgB₂ の混合粉末に Mg を拡散させる方法[1]で作製された高密度 MgB₂ 多結晶バルク体について SEM (Scanning electron microscope) - EBSD (Electron Backscatter Diffraction) 法による結晶方位解析等を行い、臨界電流特性に及ぼす粒界性格の影響を考察した。

2. 試料作製および実験方法

無添加 MgB₂ バルク体の作製では、MgB₂(粒径約 1 μ m)と α -Mg(0.3 μ m)を混合した粉末、および Mg (150 μ m)粉末を Nb 管(3.0/2.6mm ϕ)内で隣り合うように充填した。各粉末の量はモル比で Mg:B:MgB₂=1.2:2:0.5 とした。Nb 管の両端を一軸プレスで封じた後、真空中で 800 $^{\circ}$ C-180h の熱処理を施して MgB₂ バルク体を得た。

鏡面研磨を施した試料を SEM 内で約 70 $^{\circ}$ に傾斜させて大きさ 15nm の電子プローブを照射し、後方散乱回折により発生した菊池図形に指数付けを行った。これらの作業を広範囲に行うことで MgB₂ バルク体の結晶方位分布図を得た。次に、得られた結晶方位情報から、隣接する結晶どうしの最小方位差 (Misorientation Angle) を測定し、MgB₂ バルク体における粒界性格の解析を行った。更に、走査透過電子顕微鏡法 (STEM: Scanning Transmission Electron Microscopy) とエネルギー分散 X 線分光法 (EDXS: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) を併用した元素マッピングを実施した。

3. 結果および考察

Fig. 1 に MgB₂ バルク体から得た結晶方位分布図を示す。MgB₂ 初期粉末が残存もしくは粒成長していると考えられる粒径 1 μ m~3 μ m 程度の粗大な結晶粒と、Mg の拡散により反応生成したと考えられる粒径 0.3 μ m~1 μ m 程度の微細な結晶粒が存在することを確認した。

次に、この結晶方位分布図から求めた隣接する結晶どうしの最小方位差の頻度分布を Fig. 2 に示す。図中の点線 (Mackenzie plot) は、ランダムな方位を持つ場合を仮定した結晶粒間の最少方位差頻度分布である。○印で示すように 19.3 $^{\circ}$ 、23.5 $^{\circ}$ 、36.3 $^{\circ}$ 、87.3 $^{\circ}$ 付近に特徴的なピークが存在している。解析の結果、これらのピークは対応粒界(二つの結晶の格子点在一定周期で一致する粒界)に相当していることが判明した。一般に、対応粒界は整合性が高く粒界エネルギーが低い粒界であることが知られている。今回の MgB₂ バルク体では、全粒界の約 15%がこの様な整合性の高い対応粒界であった。残りの約 85%はランダム粒界であると考えられる。

更に、Fig. 3 に示す STEM-EDXS 解析の結果から、結晶粒界には 5nm~20nm の微細な MgO が点在していることが明らかになった。Fig. 1 中の矢印で示すような、粒界近傍の結晶方位が特定できない領域(黒点で示した領域)の少ない粒界の多くは、対応粒界となる最小方位差を持つ。一方、結晶方位が特定できない領域幅の広い粒界はランダム粒界である。これらのことから、MgB₂ 結晶の粒界性格の違いと MgO の分布には相関がある可能性が示唆される。

講演では、SiC と C₁₀H₈ を共添加した MgB₂ バルク体の粒界性格の解析結果についても議論する予定である。

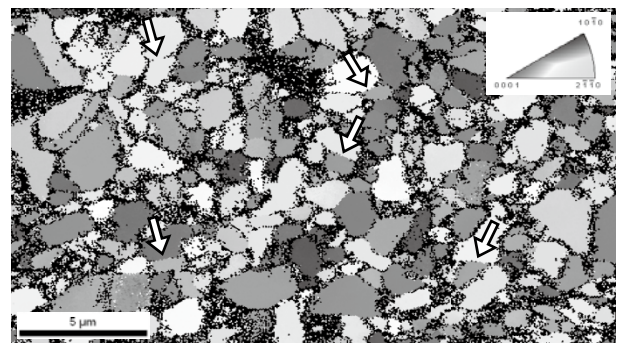


Fig. 1 Crystal orientation distribution map in an MgB₂ bulk specimen determined by SEM-EBSD.

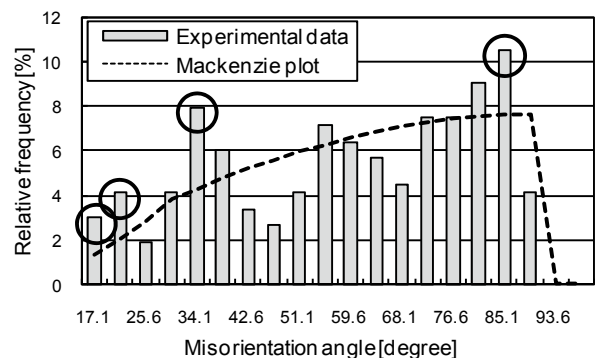


Fig. 2 Distribution of Misorientation angles between adjacent MgB₂ crystals.

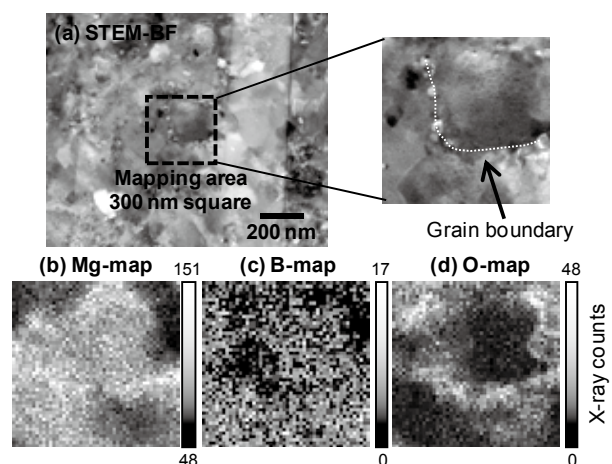


Fig. 3 STEM-EDXS elemental mapping for a non-doped MgB₂ bulk specimen. (a) STEM bright-field image, (b) Mg map, (c) B map and (d) O map.

参考文献

1. I. Iwayama, et al.: Physica C 460-462 (2007) 581-582.

MgB₂ 多結晶材料における結晶子サイズ Crystallite size in polycrystalline MgB₂ materials

花房 慶, 望月 利彦, 荻野 拓, 堀井 滋, 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大)
HANAFUSA Kei, MOCHIZUKI Toshihiko, OGINO Hiraku, HORII Shigeru, SHIMOYAMA Jun-ichi,
KISHIO Kohji (University of Tokyo);

E-mail: tt076699@mail.ecc.u-tokyo.ac.jp (K. Hanafusa)

1. はじめに

MgB₂ 超伝導体は 40 K 級の T_c を有し、15~20 K で 4~5 T、あるいは 4.2 K で高磁場を発生する超伝導マグネットへの応用が期待されている。しかし、その応用に向けてはコネクティビティやピン力の改善による臨界電流特性の向上が課題であり、様々な方法で特性改善の努力が行われている。MgB₂ 多結晶体では粒界が主たるピン止めサイトであると考えられている一方、個々の粒子は結晶子の集合体である。最近では、X 線回折ピークの拡がりから MgB₂ の結晶粒径の評価がしばしば行われているが、その統計的意味については十分な議論がなされていない。前回我々は、低温合成 MgB₂ バルク及び線材において X 線回折により見積もられる結晶子サイズは極めて小さく、また非常に広い結晶粒径分布を有することを報告した。今回はさらに低温で合成した MgB₂ 線材、拡散法で作製した高密度バルクを含め様々な条件で作製した試料の結晶子サイズの解析結果と臨界電流特性を報告する。

2. 実験方法

Mg、B の粉末を Mg : B = 1 : 2 の割合になるように秤量し、乳鉢で乾式混合したものを原料粉末とし、PICT 法[1]及び PIT 法によって MgB₂ バルク、線材試料を作製した。線材試料については、低温相生成に効果がある Ag を 2% 添加した試料も作製した。得られた試料について、X 線回折により構成相の同定、回折プロファイルの解析を行い、SQUID 磁束計により、 T_c 、 J_c を評価し、SEM により微細組織観察を行った。Cu-K α 線を用いた X 線回折プロファイルの解析については、 $2\theta = 20 \sim 110^\circ$ 、ステップ幅 $0.02 \sim 0.05^\circ$ 、積算時間 20~60 秒の条件で測定したデータについて装置関数の逆畳み込み[2]を行い、回折ピーク近傍のデータを擬 Voigt 関数で近似し、積分幅からは修正 Williamson-Hall 法 [3]、フーリエ変換形からは修正 Warren-Averbach 法[3]に基づき、体積加重平均粒径(D_V)および、面積加重平均粒径(D_A)をそれぞれ見積もった。

3. 結果と考察

Fig. 1 は様々な焼成条件で作製した PICT 法 MgB₂ バルク、及び PIT 法線材について、二種類の平均粒径の焼成温度依存性にまとめたものである。これより、500°C で焼成した線材試料では 600°C で合成した試料と比べて大きな変化がないことから、合成温度の低温化による結晶粒が微細化していないこと、及び長時間の焼成を行っても結晶粒径に大きな変化がないということが分かった。一方、高温で焼成したバルク試料については、系統的に D_V が上昇したが、 D_A はあまり変化がみられなかった。これは結晶粒径分布が広がっていることを示唆する。Fig. 2 には 20 K におけるバルク、線材試料の J_c の磁場依存性を示した。線材試料の J_c は低磁場で約 10^5 A/cm²、不可逆磁場($J_c = 10^2$ A/cm² で定義)は約 4 T でありバルク試料に比べて明らかに低いが、これは線材とバルクの微細組織の違いに起因したものと考えられる。

一方、Warren-Averbach 法から得られる D_A は結晶の表面積に対する体積の割合に比例するため、 J_c 改善のための一つの良い統計的指標となると考えられる。しかし、 D_A はバルク試料で 20 nm 程度と非常に小さいのに対し、 J_c は 10^5 A/cm² 台でしかなく、本系で最高の J_c を示す薄膜試料に比べて 3 桁も低い。また、 D_A は松下らが報告した FE-SEM 像の解析による粒径[4]に比べて一桁小さい。これはコネクティビティによって J_c が制限されているだけでなく、すべての小さな粒の結晶粒界が有効にピン止めサイトとして機能しているわけではないことを示唆する。講演では、高密度 MgB₂ バルクの結晶子サイズの解析結果と臨界電流特性も報告し、粒界のピン止め機構について総合的に議論する予定である。

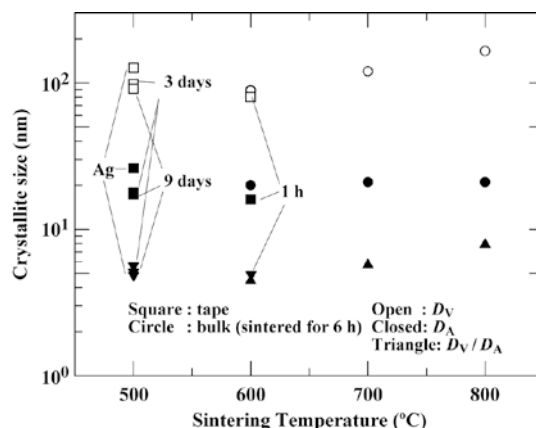


Fig. 1. Sintering temperature dependences of crystallite size for bulk and tape samples of MgB₂; open and closed symbols represent D_V and D_A , respectively, and triangle and inverted triangle symbol show D_V/D_A . For tape samples, sintering time and Ag-addition were indicated in figure.

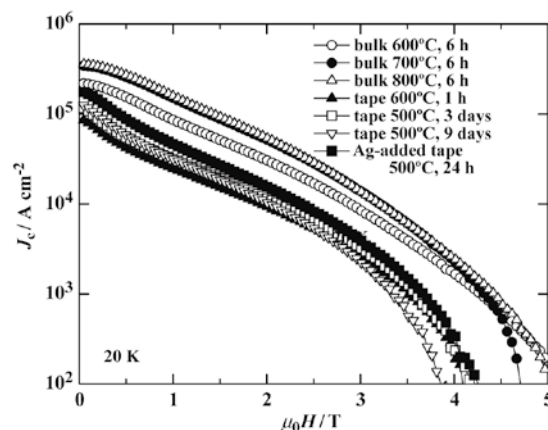


Fig. 2. J_c - H curves for MgB₂ bulks and tapes at 20 K.

参考文献

- [1] A. Yamamoto *et al.*, *Supercond. Sci. Technol.* vol.17 (2004) p.921.
- [2] T. Ida and H. Traya, *J. Appl. Cryst.* Vol. 35 (2002) p.58.
- [3] T. Ungar *et al.*, *J. Appl. Cryst.* Vol. 34 (2001) p.298.
- [4] T. Matsushita *et al.*, *Supercond. Sci. Technol.* Vol. 21 (2008) 015008.

プリカーサー・アニール法によって作製した MgB₂ 薄膜における C 添加効果

The superconducting properties in Carbon doped MgB₂ thin films fabricated by precursor post-annealing process

松本 明善(物材機構), 高橋 健一郎(物材機構); 北口 仁(物材機構); 熊倉 浩明(物材機構)

MATSUMOTO Akiyoshi(NIMS), TAKAHASHI Ken-ichiro(NIMS); KITAGUCHI Hitoshi (NIMS); KUMAKURA Hiroaki(NIMS)

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

1. はじめに

我々はこれまでにパルス・レーザー蒸着法(PLD)によって作製したプレカーサー膜を種々の温度で後熱処理を行うプリカーサー・アニール法によって、MgB₂ 薄膜の作製を行い、この薄膜が高磁界において高臨界電流密度特性を有する事を示してきた¹。一方、HPCVD法による薄膜においてはC添加によって高いH_{C2}および高い臨界電流密度特性が達成されている²。本研究ではプレカーサー・アニール法におけるC置換の効果について研究を行ったので報告する。

2. 実験方法

C添加した薄膜作製はプリカーサー・アニール法によって作製した。本手法ではPLD法によって作製するプリカーサー膜にターゲットからC添加を行う手法を用いた。PLD法はターゲットにパルス・レーザーを照射し、対向位置にある基板に目的とする材料を堆積させていく。このとき、ターゲットに種々のC源を添加する事によって容易にC添加したプリカーサーを作製することができる。今回、C源としては線材分野でC置換元素として非常に効果があるSiCおよびエチルトルエン(C₉H₁₂:図中ETと表示)を添加してターゲットを作製した。これらのターゲットに400mJの出力のエキシマレーザー(KrF)を照射し、プリカーサー膜を作製した。プリカーサー膜は成膜後、600℃近傍の温度で高純度アルゴン雰囲気中にてアニールを行った。作製された薄膜については磁場中での電気抵抗測定および各磁場における臨界電流密度(J_c)測定を行った。

3. 結果と考察

Fig.1に各ターゲットを用いて作製した薄膜の電気抵抗測定から得られたゼロ抵抗を示した転移温度 T_{Czero} および臨界磁界(H_{C2})の結果を示した。プリカーサー・アニール法で作製した薄膜は無添加薄膜においても他の薄膜と比べ低い 28K程度の転移温度を示す。これは後アニール処理における熱処理温度が低いため、結晶性の低い MgB₂ が形成されるためと考えられる。C添加したターゲットを用いて作製した薄膜はその全てにおいて T_{Czero} が無添加のものに比べて減少していることがわかる。また、SiC 添加薄膜およびエチルトルエン添加薄膜はそれぞれ添加量とともに T_{Czero} が減少していく様子が見られる。このなかで 5%SiC 添加ターゲットを用いて作製した薄膜は、21K 程度と 7K 近くも減少した。これは C 添加によって結晶性がさらに悪くなったためと考えられる。一方、それぞれの薄膜における H_{C2} も図中に示した。これらの値は磁場中での電気抵抗から常伝導抵抗の 90%をクライテリオンとして 0K に外挿した値である。C添加依存性を見ると T_{Czero} が低いにもかかわらず、H_{C2} は無添加薄膜と同程度であることがわかる。これは、dH_{C2}/dT が無添加線材にくらべて急峻であることからC置換による効果の一つと考えられる。

Fig.2 にそれぞれの線材の J_c-B 特性の結果を示す。無添加線材は高磁界においても高い臨界電流密度特性を有し、その値は Nb₃Sn 線材に匹敵する。一方、C置換線材はいずれも無添加線材に比べて非常に低いことがわかる。磁場依存性に関しても大きく改善された様子は確認できない。これまでの多くの結果から本手法によって作製した薄膜において MgB₂ 結晶粒は 10~30nm 程度のナノ粒子からできている。C 添加

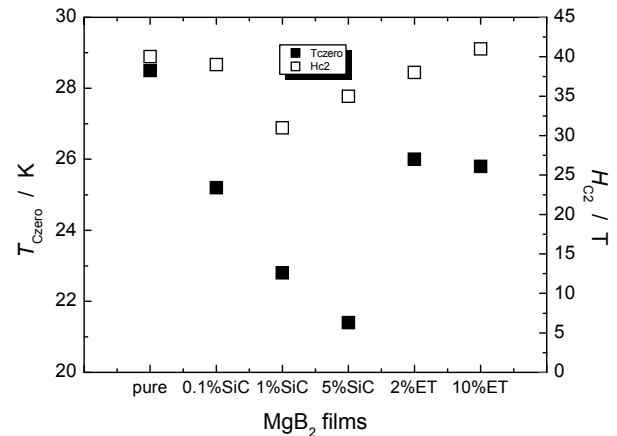


Fig.1 T_{Czero} and H_{C2} of each C-doped thin films

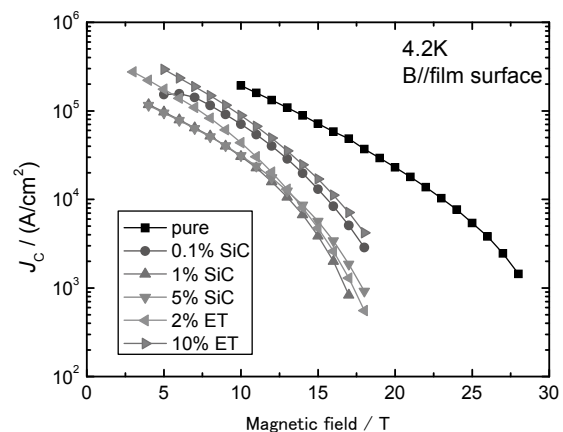


Fig.2 J_c - B curve of each C-doped thin films

は結晶粒を細かくする効果があるが、既に微細粒子であるため、その効果は低いと考えられる。一方、C 添加により不純物は多量に結晶内だけでなく、結晶粒間にも存在し、超伝導電流経路障害要因として働き、J_c の低下を引き起こしているものと考えられる。

4. 謝辞

本研究の一部は科研費(19760016)の助成を受けたものである。

参考文献

1. A. Matsumoto, et al.: APEX, Vol. 1 (2008) 021702
2. A. V. Pogrebnnyakov, et al.: Appl. Phys. Lett., Vol. 85 (2004) p.2017

液体水素用超電導液面計の最適設計に向けた数値計算

Numerical calculation toward an optimum design of superconducting level sensor for liquid hydrogen

戸町 恭平, 柁川 一弘, 田中 和英, 船木 和夫(九大); 神谷 卓伸(三菱重工); 岡田 道哉(日立); 熊倉 浩明(NIMS)
 TOMACHI Kyohei, KAJIKAWA Kazuhiro, TANAKA Kazuhide, FUNAKI Kazuo (Kyushu Univ.)
 KAMIYA Takanobu (MHI); OKADA Michiya (Hitachi); KUMAKURA Hiroaki (NIMS)
 E-mail: tomachi@sc.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

水素燃料は環境問題や代替エネルギー開発という観点で、近い将来のエネルギーシステムへの利用が期待されている。その際、高压ガスだけでなく、より多量の水素を保持することができる液体水素として利用することも重要である。そこで、容器内の液体水素の残量を把握する必要があるが、現在のところ高精度かつ高信頼度に液位を計測するシステムは確立されていない。我々はこれまでに MgB₂ 線材を用いて超電導式の液位センサを試作し、その動作試験結果から実用化への可能性を実証した[1]。本研究では、まず実験結果を数値計算により再現する。次に、実用化に不可欠な動作電流の軽減のため、影響を与える各種パラメータ依存性を検証する。

2. 数値計算

超電導式液位センサの挙動に関して、以下の一次元熱平衡方程式を解くことにより、その温度分布を評価する。

$$\gamma C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\kappa \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \rho \left(\frac{I}{S} \right)^2 - \frac{P}{S} h (T - T_b) \quad (1)$$

ここで、 T は超電導線材の局所的な温度、 T_b はバックグラウンド温度、 γ は体積密度、 C は比熱、 κ は熱伝導率、 I は通電電流、 h は冷媒の熱伝達係数である。また、直径 d の円断面を持つ線材の冷却周囲長 P 、断面積 S はそれぞれ $P = \pi d$ 、 $S = \pi d^2 / 4$ と表される。抵抗率 ρ は次のように設定した。

$$\rho = \begin{cases} 0 & (T \leq T_c) \\ \rho_n \frac{T - T_{cs}}{T_c - T_{cs}} & (T_{cs} < T < T_c) \\ \rho_n & (T \geq T_c) \end{cases} \quad (2)$$

$$T_{cs} = T_c - \frac{I}{I_{c0}} (T_c - T_0) \quad (3)$$

ここで、 ρ_n は線材の常伝導抵抗率、 T_c は臨界温度、 T_{cs} は電流分流温度、 I_c は基準温度 T_0 における臨界電流である。数値解析プログラムは、(1)式を基礎方程式として微小区間の幅 Δx と微小時間間隔 Δt を用いて差分法により定式化した。

3. 実験結果の数値的再現および低電力化についての検討

実験に用いた試料線材は、MgB₂ 超電導体の周囲に CuNi を配した単芯線構造であり、線径 d は 0.3 mm、線材長 L は 200 mm である。線材や冷媒のその他のパラメータを Table 1 に示す。これより、液位センサの動作試験を数値的に模擬し、実験で得られた結果と比較したものが Fig.1 であり、実験結果をほぼ再現することができた。ここで、2 A 通電では、液面上昇時と下降時で出力電圧に差異がある。そのときの各時刻の液位に対する温度分布が Fig.2 であるが、液面上昇時と下降時でヒステリシスが生じている。数値計算では動作電流を 2.3 A 以上にすることで、このようなヒステリシスは消失した。

数値計算により、液位センサ動作試験における消費電力の各種パラメータ依存性を検証したところ、省電力のためには細線化および臨界温度の低減が最も有効であることがわかった。その詳細については当日報告する。

謝辞

本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) 平成 20 年度産業技術研究助成事業 (課題番号: 08B38006a) の一環として実施したものである。

参考文献

1. K. Kajikawa, et al.: Abst. CSJ Conf. Vol. 76 (2007) p.49

Table 1 Basic parameters for numerical calculation

MgB ₂ の臨界温度	36 K
液体水素温度	20.4 K
基準温度	20 K
基準温度における臨界電流密度	100 kA/cm ²
液体水素の熱伝達係数	1 W/cm ² ·K
水素ガスの熱伝達係数	0.07 W/cm ² ·K

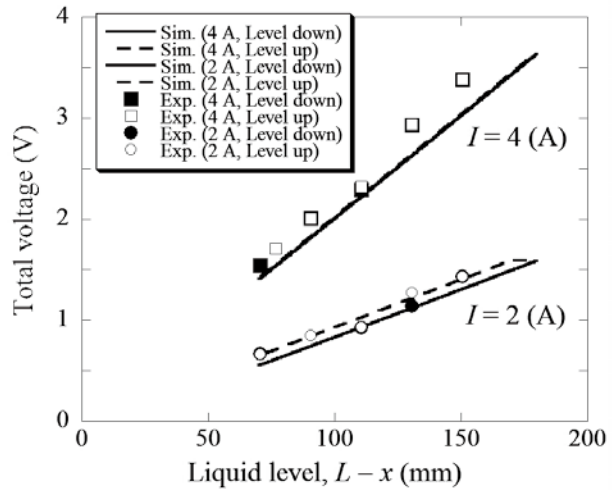


Fig.1 Comparison between experimental and numerical results

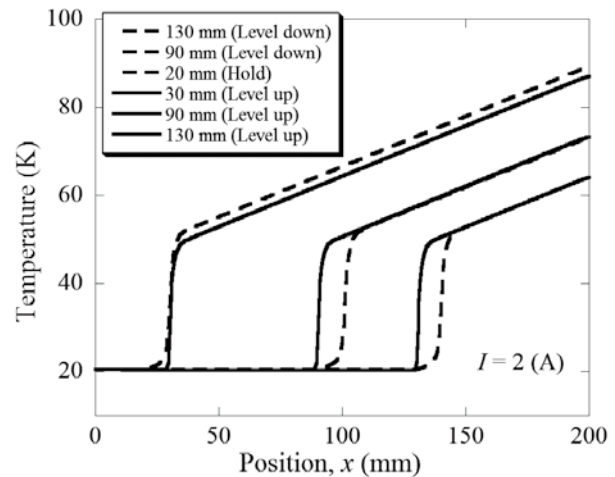


Fig.2 Numerical results of temperature distribution along wire

MgB₂ 線材から成る固定子巻線の交流損失特性に関する一考察A discussion on AC loss properties in stator windings consisting of MgB₂ wires

川野 友裕, 柁川 一弘(九大);中村 武恒(京大);高橋 雅也, 岡田 道哉(日立)

KAWANO Tomohiro, KAJIKAWA Kazuhiro (Kyushu Univ.); NAKAMURA Taketsune (Kyoto Univ.)

TAKAHASHI Masaya, OKADA Michiya (Hitachi)

1. はじめに

現在、我々人類が抱えているエネルギー問題や環境問題はエネルギー供給を化石燃料に求める限り深刻にならざるを得ない。その解決策の一つとして水素利用社会の可能性が模索されている。我々の研究グループでは、その水素利用社会において必要となる液体水素を、循環もしくは移送するためのポンプを駆動するモータの超電導化を検討している[1]。つまり、2次エネルギーとして生成した高付加価値を持つ液体水素を送液中に極力気化させないために、駆動モータの超電導化により低損失化を目指す。まず、かご型誘導モータの回転子を超電導線材で構成することにより、従来機では原理的に不可能な同期運転を実現でき、回転子巻線で発生する損失を大幅に低減できる[2]。さらなる損失低減を目指して、固定子巻線をも超電導線材で構成した全超電導モータを開発するために、三相交流電流に伴い発生する交流損失を実験的に評価する必要がある。適用線材として想定するMgB₂線の交流損失測定を実施するに先立ち、本研究では固定子巻線が経験する鉄心スロット内磁界分布を評価し、その交流損失を理論的に見積もることとする。また、交流損失のスロット幅依存性・ターン数依存性も評価したので、併せて報告する。

2. 鉄心スロットのモデル化

誘導モータを全超電導化するに当たり、既存機(3相4極36スロット二層分布巻構造)の銅巻線を超電導巻線で置き換えることにより、その損失低減効果を確認したいと考えている。そこで、まずスロット内の磁界分布を事前に把握するために、既存機のスロット内磁界分布を汎用有限要素法ソフトウェアにより解析した。既存機のモデルは、比透磁率2000の鉄心に設けたスロット内に、二つの銅コイル(比透磁率1、抵抗率2 μΩ・cm)を配置して構成されている。銅と鉄心の間は真空となっている。周波数60 Hzの三相交流電流を通電すると、二つのコイルに流れる電流の位相差は2π/3となる。

この磁界解析より、鉄心スロット側面に対して磁力線がほぼ垂直に侵入していることが分かった。また、本モデルのスロット最深部の磁界の大きさはほぼ0とみなしてよいことも分かった。この結果から、固定子巻線において、鉄心を除いて周期的に無限に鏡像を考えると、磁力線が解析結果で得られたものと同様となる。つまり、固定子巻線は無限ソレノイドに近似することができる。

3. 交流損失の理論的評価

全超電導モータの固定子巻線に用いるMgB₂線として、直径1 mm、フィラメント径0.5 mm、臨界電流 I_c が150 A (20 K)の単芯線を想定する。本研究では、既存機の起磁力 NI が234 A_{peak}であることを考慮して、MgB₂線3ターンで巻線を構

成すると、1次電流は78 A_{peak}、負荷率 i は0.52となる。そこで、前述のように鏡像を考え、それを無限平板で近似する。

臨界電流密度一定のBeanモデルを仮定すると、平板に対しての内側磁界 H_1 と外側磁界 H_2 がそれぞれ

$$H_1 = H_{1m} \cos(\omega t + \alpha) \quad (1)$$

$$H_2 = H_{2m} \cos \omega t \quad (2)$$

で与えられる場合の交流損失理論式[3]が既に導出されている。ここで、 H_{1m} は内側表面の磁界振幅、 H_{2m} は外側表面の磁界振幅、 α は内外表面磁界の位相差である。この理論式を用いて算出した単位体積・一周期当りの交流損失は平均で1.4 kJ/m³・cycleとなった。また、以前実施した有限要素法による計算値[1]は6.0 kJ/m³・cycleであり、両者に4倍程度の相違が見られた。

次に、この理論式から、固定子巻線の交流損失におけるスロット幅依存性、ターン数依存性を評価した。Fig.1は、前者のスロット幅依存性の結果である。Fig.1より、スロット幅を小さくすると、交流損失が増加することが分かる。また、後者に関しては、ターン数を増加すると交流損失が減少するという結果が得られた。

謝辞

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

参考文献

- [1] K. Kajikawa et al., 2008 Annual Meeting Record, I.E.E. Japan, no. 5-110 (2008)
- [2] T. Nakamura et al., Supercond. Sci. Technol., 21 (2008) 085006
- [3] K. Kawasaki et al., Physica C, 357-360 (2001) 1205

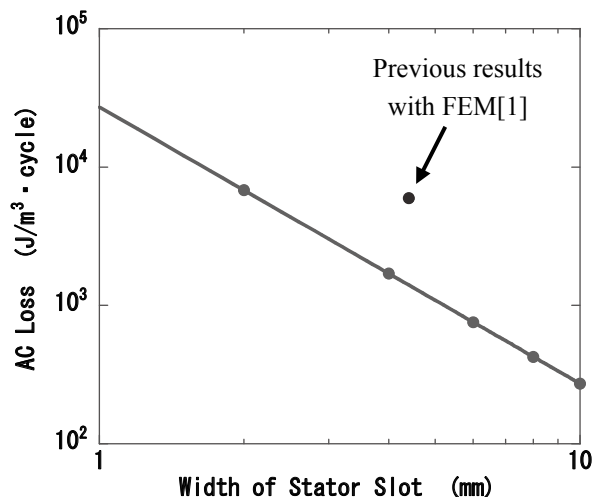


Fig.1 Dependence of AC loss on width of stator slot

J-PARC ニュートリノビームライン用超伝導電磁石システム(17)

- 全実機の縦試験結果および現状報告 -

Superconducting magnet system for the J-PARC neutrino experiment (17)

- Test Results of All the Superconducting Combined Function Magnets and Status Report -

佐々木 憲一, 岡村 崇弘, 中本 建志, 木村 誠宏, 安島 泰雄, 荻津 透, 東 憲男, 荒岡 修, 飯田 真久, 大島 洋克, 笠見 勝祐, 菅原 繁勝, 田中 賢一, 寺島 昭男, 都丸 隆行, 榎田 康博, 山本 明 (KEK);

市原 直, 岡田 泰之, 湊 恒明 (三菱電機)

K. Sasaki, T. Okamura, T. Nakamoto, N. Kimura, Y. Ajima, T. Ogitsu, N. Higashi, O. Araoka, M. Iida, H. Ohhata, K. Kasami, S. Sugawara, K. Tanaka, A. Terashima, T. Tomaru, Y. Makida, A. Yamamoto (KEK);

T. Ichiara, Y. Okada, T. Minato (Mitsubishi Electric)

E-mail: ken-ichi.sasaki@kek.jp

1. はじめに

現在、高エネルギー加速器研究機構(KEK)と日本原子力研究開発機構(JAEA)が共同で建設している大強度陽子加速器J-PARCにおいて、50GeV-750kW陽子ビームを利用した次期ニュートリノ振動実験計画が進行中である。

KEK では、ニュートリノビームラインに使用される 2.6T の2極磁場と 19T/m の4極磁場を同時に発生する複合磁場型超伝導マグネットを開発した[1]。メーカーへの技術移転の後、実機製造が 2005 年から開始され[2]、予備機 4 台を含む合計 32 台の製造および冷却試験が 2008 年 7 月に終了した。本報では、全磁石の冷却試験結果、およびビームライン建設の進捗状況について報告する。

2. 冷却試験結果

製作された超伝導電磁石は、いったんKEKに輸送され、縦型クライオスタットでの性能確認試験の後に、横型真空容器への組み込みのために再び神戸の製作工場へ戻される。KEKで行う性能確認試験は、1)定格電流通電試験、2)クエンチ保護ヒータ性能確認試験、3)インダクタンス測定、4)磁場測定、5)フルダンプ試験、6)RRR測定、である。

1)の試験では、すべての磁石が、最大定格電流 7345 A を超える 7700 A までトレーニング無しに到達した。3)、4)、6)の試験においても、結果の再現性は良好であり、要求性能も満足している。

試験 2)に関して、本超伝導磁石には保護ヒータ抵抗が計 8 カ所に取付けられている。ヒータエネルギーが入力されてから実際に磁石に常伝導部が生じる間での時間遅れを、すべての磁石について Fig.1 にまとめる。各点はリードエンド側またはリターンエンド側各4カ所の平均値を示し、エラーバーはその標準偏差を示す。全ヒータの時間遅れは 40 msec 以下であり、数値計算結果から要求される時間遅れ・100 msec より十分短い。Fig.1 中、SCFM-18 以降の拡散時間が平均的に遅れているのは、保護ヒータの過負荷を避けるために、入力するエネルギーを 100 J から 50 J へ下げたためである。入力エネルギーを下げても保護性能にはほとんど影響は無い。Fig.2 はフルダンプ試験時の MIITs および計算される磁石中のピーク温度を示したものである。入力エネルギーを下げた SCFM-18 以降でもピーク温度は 160 K 以下であり、十分磁石を保護できている事が分かる。

3. 建設進捗状況

2008 年 8 月、全 14 台のダブレットクライオスタットの東海サイトへの設置を終了した。現在はダブレット間を接続するインターコネクタクライオスタットへ取付ける機器(ビームモニター・補正磁石)の最終調整を行っている。地上部から地下トンネル内へ冷媒および電流を供給するためのトランスファーラインについて、設置はほぼ終了しており、ダブレットおよび冷凍機とトランスファーラインの接続を今後行っていく予定である。

4. まとめ及び今後の予定

全 32 台の量産機の製作および縦型クライオスタットでの冷却試験が終了し、全磁石について要求性能を満足する結果が得られた。

今後の予定として、2008 年 11 月末までにシステムの全装置の設置を完了、12 月の冷凍システムの試運転を経て、来年 1 月から超伝導磁石システムとしての試運転を開始、3 月末まで行う予定である。

参考文献

1. T. Nakamoto, et al.: Proc. Particle Accelerator Conf. (2005) p.495 - 499
2. K. Sasaki, et al.: IEEE Trans. on Appl. Supercond. Vol. 17 (2008) p.1086 - 1086

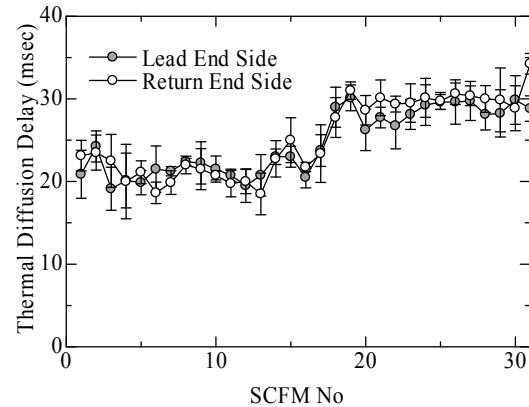


Fig.1 Histogram of thermal diffusion delay.

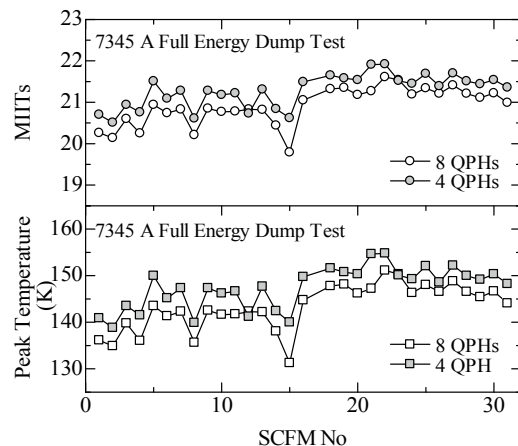


Fig. 2 Histogram of MIITs and maximum peak temperature at 7345 A full energy dump test.

Nb₃Al 加速器用高磁場超伝導磁石の開発 Development of High Field Accelerator Magnet with Nb₃Al

佐々木 憲一, 徐 慶金, 中本 建志, 寺島 昭男, 土屋 清澄, 山本明 (KEK);
菊池 章弘, 竹内 孝夫 (NIMS)

K. Sasaki, Q. Xu, T. Nakamoto, A. Terashima, K. Tsuchiya, A. Yamamoto (KEK);
A. Kikuchi, T. Takeuchi (NIMS)
E-mail: ken-ichi.sasaki@kek.jp

1. はじめに

これまで KEK では、次世代加速器応用を目指した Nb₃Al 超伝導線の開発を進めてきており、NIMS と協力して急熱急冷・変態法による Nb₃Al 線について、電流密度向上や長尺線製造技術の開発などを行ってきた[1]。これまでの成果として、1 km 程度の線材製作技術をほぼ確立し、さらに、その素線を用いて加速器用ラザフォードケーブルを試作した。以上の結果から、線材の観点からは小型の高磁場超伝導磁石が製作できる目処が立ったといえる。そこで次のステップとして、Nb₃Al 線材を用いた 15 T 級高磁場小型超伝導磁石の開発を目標とし、2007 年から基礎設計を行ってきた。本報告では磁石設計・開発状況および要素技術の開発状況について報告する。

2. 磁石設計

本磁石設計の基本コンセプトは、1)シェル構造の採用、2)Common Coil 配置の採用、3)バックアップコイルとしての Nb₃Sn コイルの使用、の3つである。シェル構造とはアメリカの LBNL で開発された磁石構造で[2]、磁石最外層につけたアルミシエルの熱収縮を利用して、冷却時にプリストレスがコイルにかかる構造になっている。よく用いられるカラー構造と比較して、分解・最組み立てが容易であり、R&D に向いている。2)の Common Coil 配置では、電磁力のプロファイルが比較的単純であり、磁石サポートがしやすい点を考慮して採用した。3)の Nb₃Sn コイルの使用については、すでに LBNL で製作済みの Nb₃Sn コイルを利用する事で磁石開発期間の短縮を期待している。Fig. 1に今回2次元設計した磁石の断面図を示す。本磁石には2層レーストラックが5つであるが、中心のコイルに関しては他の4つと違い、各層の巻き方が逆方向となる。また、できるだけ高いピーク磁場を得るため、Nb₃Sn コイルは Nb₃Al のコイルに挟まれるように配置される。ヨーク径は 480 mm、アルミシエルの厚さは 42 mm である。冷却したときにコイルにかかるプリストレスは、アルミシエルの厚さと周長が主に影響する。本設計においては、コイル中心の x 方向にかかるストレスが、励磁したときの電磁力と釣り合うようにシエルの厚さを決定している。ピーク磁場は 12.3 kA、4.2K の時に 14.3 T である。

3次元設計について、ANSYS を用いて電磁・応力計算を進めている。現在、磁石長さは約 360 mm を予定しているが、Nb₃Sn コイルと Nb₃Al コイルを同じ長さにしてしまうと、ピーク磁場が Nb₃Sn コイルのエンド部内側になってしまう。そのため、Nb₃Al の長さを若干短くして、ピーク磁場が Nb₃Al コイルの中心になるような設計を検討中である。

3. 製作準備

今回採用したシェル構造は、我々がこれまで設計・製作してきたカラー構造の磁石とは製作手法が異なっており、特に室温におけるコイルへのプリストレスの掛け方が大きく異なる。カラー構造では、冷却・励磁後の電磁力に耐える全てのプリストレスを、オイルプレス機を用いて室温の状態に加える。一方、シェル構造では基本的に冷却時の熱収縮でプリストレスを与えるため、室温ではそれほど大きなストレスをコイルに加える必要がなく、Fig. 1 中の点線丸で示した隙間に、ブラダと呼ばれるステンレスシートでできた風船を挿入、膨らませる事によりス

レスを加える。今回、磁石製作の前準備として、Fig. 2 に示すブラダの製作・試験を行い、製作に必要な荷重がかけられる事を確認した。

4. 今後の予定

今年中に3次元設計までを終え、コイル部品の製作を始め、来年度始めには最初のコイルの巻き線を開始する予定であり、最終的な磁石製作を 2010 年度に行う事を目標としている。

参考文献

1. C. Mitsuda, et al.: J. Phys.: Conf. Ser. 97 012059 (2008) 8pp
2. R. R. Hafalia, et al.: IEEE Trans. on Appl. Supercond. Vol. 12 (2002) p.47 - 50

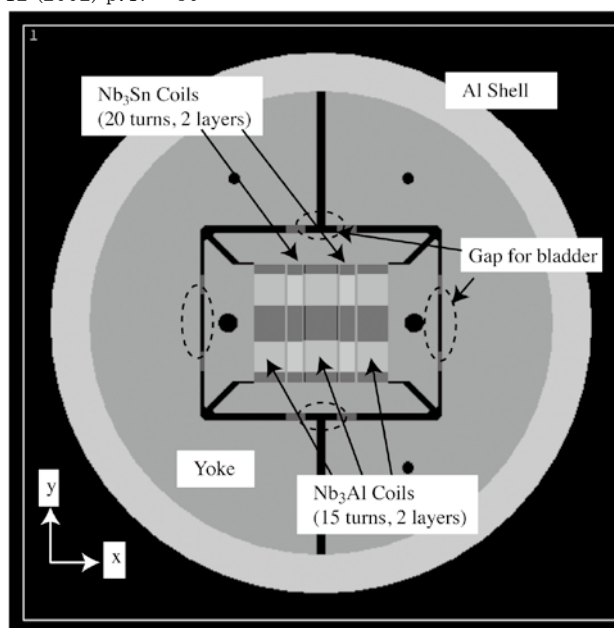


Fig.1 2D design of 15 T subscale high field magnet with Nb₃Al.

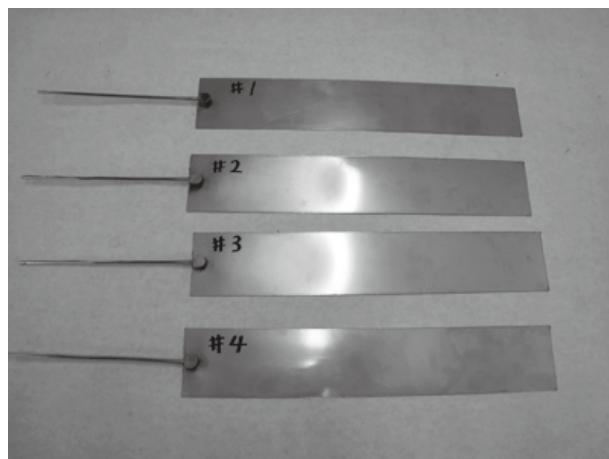


Fig.2 Bladders fabricated at KEK

高温超伝導電流センサーと SQUID を用いたビーム電流モニターの実用化

Practical use of beam current monitor with HTS current sensor and HTS SQUID

渡邊 環, 佐々木 雄一郎 (理化学研究所)
 WATANABE Tamaki, SASAKI Yuichiro (RIKEN)
 E-mail: wtamaki@riken.jp

1. はじめに

現在, 理研仁科加速器研究センターにおいて, 水素からウランまでの全元素のRIビームを発生させる, 次世代の重イオン加速器施設「RIビームファクトリー(RIBF)」が稼働中である[1]。この加速器において, 重イオンビームの電流値を正確に測定することは, 加速器を効率良く運転し, 運転性能を向上させ, ユーザーにビームを安定に供給する上で, 極めて重要である。ビーム輸送系におけるビーム電流の測定のために, 総計 50 台のファラデーカップを使用している。しかし, ウランなどの高エネルギー重イオンビームの電流を測定する場合, ビームがカップに当たることによって発生する二次電子の完全なサプレッションが困難であり, 測定誤差が大きい。この問題の解決と, 非破壊測定を目的として, 高温超伝導電流センサーと SQUID を用いたビーム電流モニター(SQUID モニター)の開発を行ってきた[2]。今回の学会では, ビーム破壊型モニターの問題点と, SQUID モニターの開発・実用化について発表する。

2. ファラデーカップ

ファラデーカップとは, 金属のカップにビームを当て, カップからグラウンドに流れる電流を読むビーム電流計のことである。しかし, 発生する二次電子がグラウンド側に逃げてしまうと, その分だけビーム電流を多く読み, 誤差の要因となる。これを防ぐために, 通常カップの前にサプレッサー電極を置き, 負の電位を形成し, 発生する二次電子をカップに戻す。サプレッサー電極に, 通常とは逆の正の電圧をかけ, 二次電子の発生量を調べた。ウランビームの場合, ビームのエネルギーと価数に依存するが, 多い箇所ではビームの約 10 培近くの二次電子が発生していることが解った[3]。ここ数年, 3次元の電場計算を行うなど, 新しい設計を行い, 様々な改良を重ねたが, 完全なサプレッションは困難であり, まだ 10%弱の誤差がある。

3. SQUID モニターの実用化

Fig.1 に理研リングサイクロトロン(RRC)本体室内に設置した, SQUID モニターの写真を示す。以下の問題点, (1) 最大 0.6 MW の大出力 RF キャビティー励振による RF ノイズ, (2) 最大 1.67 T の主磁場励磁による漏洩磁場, (3) 年間積算

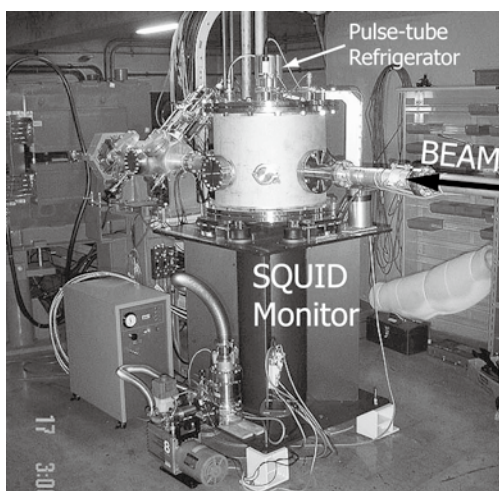


Fig.1 HTS-SQUID monitor in the beam transport line of RIKEN ring cyclotron (RRC).

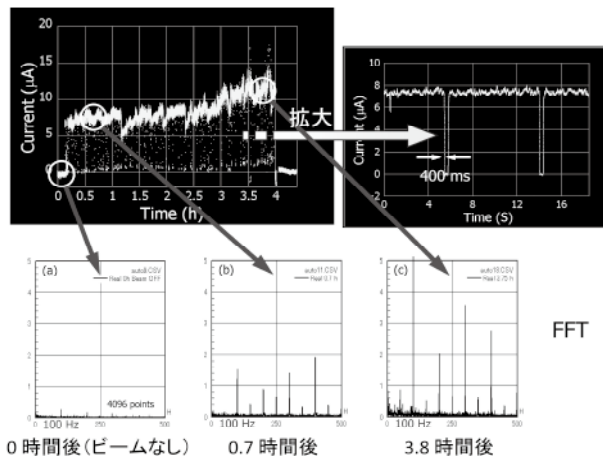


Fig.2 Measurement of 63 MeV/u Ar beam extracted from RRC. Magnified image shows dips in current caused by ECR ion source discharge. Results analyzed by fast Fourier transform (FFT), which were measured at 0 h (beam off), 0.7 h (b) and 3.75 h (c).

25.5 Sv の中性子束と 3.0 Sv のガンマ線(4m 上の放射線モニターによって測定したので実際はこの値をはるかに上回る)による放射線障害, を克服し, 重イオンビーム (65 MeV/u $^{40}\text{Ar}^{15+}$) を 500 nA の分解能で測定することができた。Fig.2 に原子核物理実験で使用された重イオンビームの, 約 4 時間にわたる電流測定結果を示す。ECR イオン源の放電による急峻なスパイクが度々観測された(右拡大図)。また, ビーム電流が振幅変調されていることが解ったので, 信号をファーストフーリエ変換し, 解析を行った。結果を, 同じく Fig.2 に示す。これより, ビーム電流が増大するに従って, 主に 100 Hz の成分が増大していることが判明した。従来の破壊型の測定では不可能であった測定を, SQUID モニターは可能ならしめた。今後, ビーム電流を非破壊で正確に測定することに留まらず, 加速器の特性を含めたビームの質を詳しく調べ, 加速器の性能を改善していくことが, SQUID モニターに期待されている。

RIBFにおいて, 未知の新同位元素探索実験が, 11月から再開される。現在, この実験に向けて, SQUID モニターの実用化を目指している。実用化のために, 以下の点を改良してきた。

(1) コモン・ノーマルモードのノイズを除去すべく, ノイズカットトランスを導入し, アルミの定盤を二次側のグラウンドとした。計測器類は全て定盤にのせ, 定盤よりグラウンドを取った。なお, 不要なループは極力なくす様に配線を行った。

(2) SQUID モニターを, 四面体のヘルムホルツコイルケージで囲み, 外部磁場を磁気センサーにより検出し, アクティブに磁場をキャンセルする方法を試みている。

参考文献

1. Y. Yano: Nucl. Instr. and Meth. B, **261** (2007) p.1009
2. T. Watanabe, et al.: Supercond. Sci. and Technol., **17** (2004) S450
3. T. Watanabe, et al.: Proc. of 5th Annual Meeting of Particle Accel. Society in Japan, (2008) to be published

電磁力による超電導線材の wire motion

Superconducting wire motion under the influence of electromagnetic force

ルワリー カイラシュ^A, 山中 淳彦^B, 中西 功太^A, 寺本 喜彦^B, 細山 謙二^A (^AKEK, ^B東洋紡)
 RUWALI Kailash^A, YAMANAKA Atsuhiko^B, NAKANISHI Kota^A, TERAMOTO Yoshihiko^B, HOSOYAMA Kenji^A
 (^AKEK, ^BTOYOBO)
 E-mail: atsuhiko_yamanaka@toyobo.jp

1. はじめに

超電導コイルにおける wire motion は不安定化の重要要因の1つと考えられており、その低減方法の構築は超電導コイルの開発にとって重要である。そのための第1ステップとして電磁力による wire motion の観測を試みた。

既に高強度ポリエチレン(PE)繊維を用いた絶縁支持材の使用による wire motion の低減と安定性向上が報告されており[1]-[3]、絶縁材の熱膨張や摩擦特性などの重要性が示唆されている。本件では超電導コイル用絶縁材として使用されているポリイミドフィルム(PI)及び高強度 PE 繊維上での超電導線材(SC)の電磁力による wire motion の観測を試みた。

2. 実験

電磁力による wire motion を観測するため、図1に示す装置を作製した。U字状のホルダー上にSCを固定し、磁場中で通電し、SCの wire motion をU字部分の両端電圧によって観測した。なおSCは外部からの引張り張力によって固定され、SCとU字ホルダー間の絶縁シートにはPIフィルムと高強度PE繊維を使用した。実験条件を表1に示す。

高強度PE繊維にはダイニーマ® SK-60, 1320dtexを使用した(以下DF)。使用形態は縦/横に15ヤーン/インチの平織りの織物とした。PIフィルムは厚み125 μ mのものを用いた。

Table 1 Specifications of superconducting wire

Parameter	Value
Wire diameter (mm)	0.7
Filament diameter (μ m)	6
NbTi/Cu	1 : 1.8
I_c	383A@4T, 100A@8.57T
Back-up field	6T
Current ramp rate of test superconducting wire	0.85 A/sec

3. 結果と考察

まずSCにかかるテンションと wire motion について議論する。図2にDFシート上に固定したSCのタップ電圧を示す。タップ電圧のピーク状の異常は wire motion によると思われる。Wire motion の発生電流はSCにかけるテンションの増加に伴い高くなる。これは wire motion の要因となる電磁力に抗する面圧の増大によると思われる、SCの固定性向上は wire motion 防止効果があることを示す。この結果はコイルにおけるポピン材の熱膨張率の重要性を示唆するものである。

次に絶縁シート材の種類と wire motion の関係について考察する。図3に14.1Nのテンション下でDF及びPI上に固定したSCのタップ電圧を示す。wire motion によると思われる電圧異常を比較すると、DF上のそれは小ピークが数多く発生し、一方のPIでは高いピークが認められる。これはSCが接する材料によって wire motion の大きさが変わることを示し、DF上の wire motion はPI上のそれと比較してより小さくスムーズなのではないかと推測されるが、その要因考察には摩擦係数との対応などさらなる検討が必要であろう。

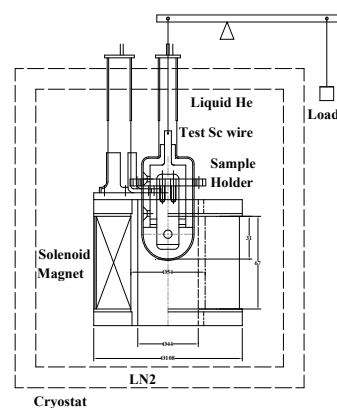


Fig.1 Schematic view of experimental set up.

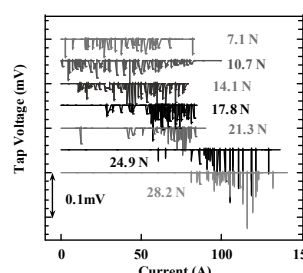


Fig.2 Measured voltage signal due to wire motion on DF cloth sheet.

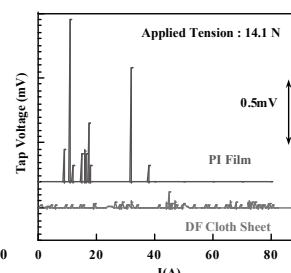


Fig. 3 Measured voltage signal due to wire motion on DF cloth and PI film.

7. 結論

電磁力により発生する wire motion の観測を試み、以下の結論を得た。

- (1) 本作製装置にて電磁力によって発生する wire motion を観測できた。
- (2) wire motion が発生する電流値は線材にかかるテンションの増加に伴い増加した。
- (3) DFシート上ではPI上に比べ小さな wire motion が数多く発生した。

8. 謝辞

本研究を行うに当り、実験指導を頂いたKEKの小島裕二先生、繊維物性について御助言頂いた信州大・倪慶清教授に対し深甚なる謝意を表します。また実験結果について議論頂いた東洋紡 森脇敦史氏、繊維物性評価に御助力頂いた同 東浦真哉氏に感謝致します。

参考文献

1. T. Kashima, et al.: Adv. Cryog. Eng., Vol. 41 (1996) p.441
2. T. Takao, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 9 (1999), p.1133
3. A. Yamanaka, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 11 (2001), p. 4061

高温超電導線を添えてオンの抵抗を小さくした並列接続 MOSFET

The Low-resistance Multi-parallel-connected MOSFET's with HTS Tapes

根本 薫, 渡辺 英司, 菊川 和雅 (JR東海)

NEMOTO Kaoru, WATANABE Eiji, KIKUKAWA Kazunori (CJR)

E-mail: k.nemoto@jr-central.co.jp

1. はじめに

MOSFET は素子の並列接続および液体窒素温度レベルへの冷却によりスイッチ-オンの抵抗を小さくできることが知られている。我々は、永久電流モードで運用する一般の各種超電導磁石への応用を念頭に、多数の MOSFET 素子を並列接続し、更に高温超電導線を接続配線に添えて抵抗の小さいモジュールを試作した。本発表では、MOSFET を永久電流モードで運用する超電導磁石に適用することにより期待される効果、および試作した MOSFET モジュールについて述べる。

2. MOSFET の永久電流モード超電導磁石への応用

永久電流モードで運用する超電導磁石に、MOSFET を適用する回路の一例を Fig.1 に示す。この例では、超電導コイルに対し、超電導永久電流スイッチと MOSFET を並列に接続した回路としている。MOSFET は室温からの冷却によりオン抵抗が減少するが、概ね 40K 以下になると逆にオン抵抗が急増するため、設置箇所は温度 50~80K 程度の部位とする。

このような回路構成において、オン抵抗が十分小さい MOSFET を適用することにより、次のような効果が得られる。

(1) 励磁後の永久電流モードへの移行時間の短縮

コイルを励磁した後、永久電流モードに移行するときの熱式超電導永久電流スイッチのオフ→オン切替は、その臨界温度を越える加熱状態から、臨界電流が十分な大きさとなる極低温への冷却が必要である。超電導材および冷却条件によっては、このようなオフ→オン切替の所要時間が数分に及ぶことも考えられる。このオフ→オン切替の際に MOSFET もオンに切り替えると、僅かな抵抗は残るが、瞬時に実質的な永久電流モードに移行する。これにより励磁時の通電時間を短縮することができ、電流リードからの侵入熱量が軽減される。

(2) 超電導永久電流スイッチの通電安定化

永久電流モードでの運転中に、大きな擾乱が超電導永久電流スイッチに加わると仮定すれば、常電導転移する可能性が考えられる。このような場合に MOSFET をオンの状態にしておけば、電流が MOSFET に転流し、超電導永久電流スイッチの常電導転移部での発熱を小さく抑制できる。MOSFET のオン抵抗が十分小さければ、常電導転移部での発熱量が冷却熱量を下回り、永久電流スイッチを超電導状態に復帰させることができる。

なお、適用先の超電導磁石に必要なとされる電流減衰率によっては、超電導永久電流スイッチを省略し、MOSFET と超電導コイルで模擬的な永久電流モードの回路とすることも考えられる。

3. 高温超電導線を添えた並列接続 MOSFET モジュール

324 個の MOSFET 素子を並列接続し、Bi 系高温超電導線を接続配線に添えることにより、素子と配線からなる並列接続の構成全体としてオン抵抗の小さいモジュールを試作した。採用した MOSFET 素子は ST マイクロエレクトロニクス製 STY60NM50 であり、室温および液体窒素浸漬でのオン抵抗は、それぞれ 33mΩ および 5mΩ であった。

Fig.2 にはモジュール内の配線に高温超電導線を沿えた回路を模式的に示した。27 個の素子を1列に並べて並列接続し、これを更に6列×2段に配列して並列接続する構成とし

た。これに FRP の保護シートを取り付けて Fig.3 および Table 1 に示すようなモジュールとした。

液体窒素浸漬におけるモジュールのオン抵抗実測値は 16 μΩ であった。これは素子1個のオン抵抗 5mΩ を並列数 324 個で割算して得られる 15 μΩ に比較しほぼ同じ大きさであり、モジュール内配線の接続抵抗を十分小さくすることができた。

モジュールに対する通電試験としては、伝導冷却条件において定格電流 200A の 5 分間連続通電、および通電電流 300A からのオフ切替による遮断を実施し、異常な温度上昇や損傷の無いことを確認した。

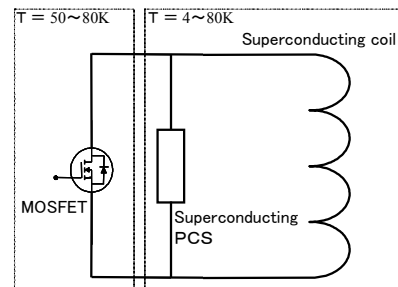


Fig.1 An Example of MOSFET Application Circuit for Persistent-Current Mode.

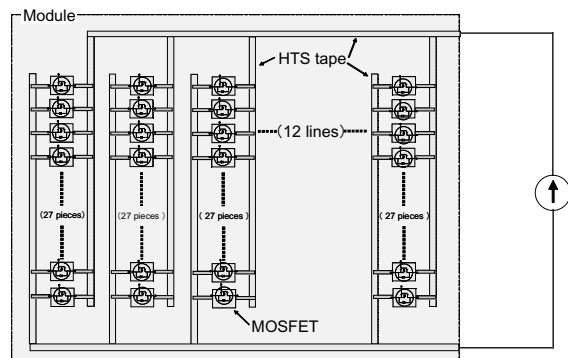


Fig.2 Multi-parallel-connected MOSFET's with HTS Tapes.

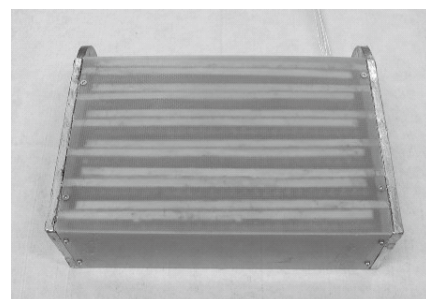


Fig.3 A photograph of a MOSFET module.

Table 1 MOSFET module properties.

On-state resistance	16 μΩ at 77K
On-state rated current	200A at 77K
Off-state rated voltage	350V at 77K
Size (excluding terminals)	175 x 110 x 54mm

Design of magnets employing coated conductor tapes

ウリエッチ ダヴィデ, 木吉 司 (NIMS)
 UGLIETTI Davide, KIYOSHI Tsukasa (NIMS)
 E-mail: uglietti.davide@nims.go.jp

1. Introduction

At the present time, the highest field for solenoid magnets built with low temperature superconducting materials is limited to about 23 T. Since few years HTS conductors (Bi2223 and YBCO) are available on the markets, and small insert coils have been tested [1] to demonstrate the possibility to generate higher fields. The main limitations are the mechanical properties of the conductors and the anisotropy, which can strongly limit the coil current.

2. Anisotropy

The critical current was measured at 12 T using a rotating sample holder: I_c versus angle is plotted in fig. 1. The maximum in the critical current is not located at 0° (magnetic field parallel to the tape wide face) because the c -axis of the YBCO grains is tilted with respect to the tape normal [2]. The critical current in YBCO tapes is very sensitive to the angle between the magnetic field and the tape: for angles larger than 40° I_c is reduced to 20% of the value at 0° .

3. Mechanical and superconducting properties

In a solenoid magnet, the coil current is limited by the superconducting transport property, (critical current density) and by the mechanical properties of the conductor (Young modulus and critical strain). A clear comparison of the superconducting and mechanical properties is difficult, because various physical quantities (critical current density, Young modulus, critical strain) should be compared.

In order to analyze in a more explicit way the performances of conductors and optimize the magnet design, the "mechanical critical current density", J_{cmec} , is defined for a thin solenoid as

$$J_{cmec} = \frac{\sigma_c}{BR} \quad \text{with} \quad \sigma_c = E\varepsilon_c$$

where B is the magnetic field, R the radius, E the Young modulus and ε_c the critical strain.

The critical strain is determined either by the conductor critical strain or by the coil type. Margin on the mechanical properties can be introduced as a margin on the critical strain.

4. Coil design – compact 1 GHz NMR magnet

We consider the design of a 1 GHz NMR magnet. The outer section made of NbTi generates 8 T in 260 mm diameter bore, while the inner section is made of YBCO coated conductor.

Usually during the coil design the calculations on the maximum stress are carried out independently from the requirements for the critical current, but in this work, using the mechanical critical current density, it will be possible to compare the mechanical and the superconducting limits on the same plot.

The full coil is subdivided in thinner sections and the magnetic field is calculated for each section. The coil current for each section is calculated according to the following procedure.

The mechanical critical current density of the tape is calculated assuming $E = 170$ GPa and $\varepsilon_c = 0.15\%$. For the engineering critical current density of the tape the value with the magnetic field perpendicular to the tape wide face (J_{\perp}) is assumed. The coil current density is calculated as the minimum between the mechanical critical current density and 50% (margin) of the superconducting critical current density (see fig.2).

For comparison, the J_{cmec} of a Ta reinforced Nb_3Sn wire ($E = 90$ GPa) is also plotted in fig.2. For both Nb_3Sn wire and YBCO tape the coil current is limited by the mechanical properties, but the YBCO tape has a higher Young modulus, thus can carry larger currents.

The volume of the 1 GHz YBCO magnet is about 25 dm^3 , while the 920 MHz magnet at TML made with Nb_3Sn has a volume of about 185 dm^3 . The cost of the 1 GHz magnet is about two times higher than for the 920 MHz magnet. A reduction of 50% in the YBCO fabrication price will make coated conductors a valid substitute of Nb_3Sn wires.

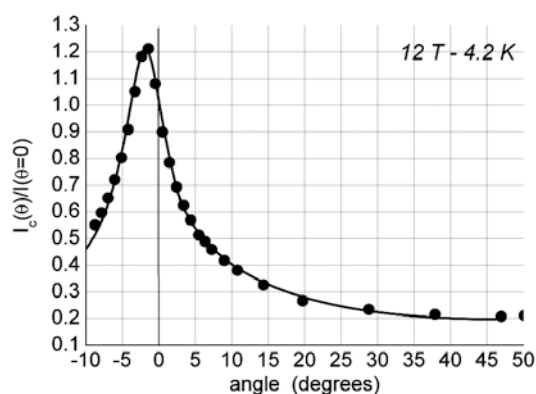


Fig.1 Reduced critical current versus angle for YBCO.

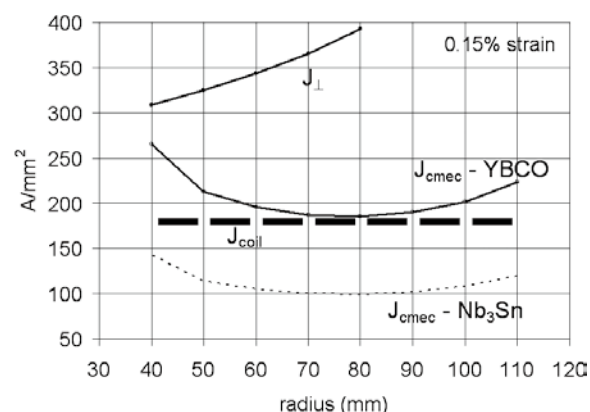


Fig.2 Reduced critical current versus angle for YBCO.

References

1. T. Kiyoshi, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 10 (2000) pp. 472-477
2. B. Majorov, et al.: IEEE Transactions on Applied Superconductivity, Vol. 15 (2005) pp. 2582

GdBCO 線材電流輸送特性の温度・磁界・磁界印加角度・機械的ひずみ依存性を考慮した高磁界マグネットコイルの電磁界-熱-構造連成解析

Electromagnetically-Thermally-Structurally Coupled Analysis of High-Field Magnet Coil Taking Account of Current Transport Characteristics in GdBCO Coated Conductor as a Function of Temperature, Magnetic Field, Its angle and Mechanical Strain

東川 甲平, 木須 隆暢, 井上 昌睦, 今村 和孝 (九大); 淡路 智, 渡辺 和雄 (東北大); 福島 弘之, 山田 穰, 塩原 融 (SRL)

HIGASHIKAWA Kohei, KISS Takano, INOUE Masayoshi, IMAMURA Kazutaka (Kyushu Univ.);

AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.); FUKUSHIMA Hiroyuki, YAMADA Yutaka, SHIOHARA Yuh (SRL)

E-mail: kohei@super.ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

近年、500 m 級の GdBCO 線材で $I_c = 350$ A/cm-w (end-to-end) が達成されるなど、希土類系高温超電導線材の高 I_c 化ならびに作製プロセス向上には目覚ましい進展が見られる。そこで今回は、上記線材開発状況と機器応用との関係を把握すべく、同線材の臨界電流特性を詳細に評価した上で、高磁界マグネットを例にその可能性を検討した^[1]。その結果、上記線材を 10 km 程度用いることができれば、コイル単体で最大 40 T にも及ぶ磁界の発生も可能となることわかった。ただし、高磁界高温超電導コイルの電流量は、臨界電流よりはむしろ熱特性から定まり、また電磁力に起因する機械的ひずみの影響を受けることが予測される。そこで本研究では、GdBCO 線材の電流輸送特性を温度・磁界・角度^[2]・機械的ひずみ^[3]の関数として定式化し、電磁界-熱-構造連成解析コードに適用することで、高磁界マグネットコイルの設計基準について考察した。

2. 解析モデル (40 T 級コイルの設計例)

Fig. 1 に解析対象となる GdBCO コイルの概略図を示す。 $I_c = 350$ A/cm-w (77 K 自己磁界下) を有する GdBCO 線材の使用を想定しており、巻線にはエポキシ含浸、パッキングファクタには 50% を想定している。使用線材長は 8.1 km であり、コイル形状 (内径・外径・高さ) は、最大発生磁界 40.0 T、運転温度 4.2 K、最大フープ張力 1 kN、最小曲げ半径 15 mm を制約に、使用線材長が最小となるように決定している。ただし、本コイルは、線材の経験磁界に対応する臨界電流値 ($I_c = 670$ A) まで通電して初めて 40.0 T の磁界発生が可能となることに注意を要する。

3. 解析方法 (電磁界-熱-構造連成解析)

一方、本研究では、Fig. 2 に示す電磁界-熱-構造連成解析によって、熱特性さらには機械特性がコイルの電流量に与える影響を検討する。具体的には、線材の電流輸送特性を温度・磁界・角度・機械的ひずみの関数として定式化し、熱解析から得られる温度分布と構造解析から得られる機械的ひずみ分布の双方をコイルの通電特性解析に反映している。

4. 結果・考察

上記コイルの電流 (I) - 電圧 (V) 特性に関する解析結果を Fig. 3 (a) に示す。電磁界解析のみによって得られた曲線は、パーコレーション遷移モデルにおける glass 領域に対応する形で、両対数プロット上で上に凸となっている。また、 $I = 670$ A で最大電界が $1 \mu\text{V}/\text{cm}$ となり、これが上述の設計点である。一方、電磁界-構造連成解析によれば、曲線形状は同様であるものの、曲線が低電流側にシフトすることがわかる。さらに、電磁界-熱-構造連成解析によれば、 $I = 660$ A までしか定常状態として超電導状態を保つことができないことが示されている。このように、Fig. 3 (b) に示すような機械的ひずみ (線材長手方向に最大 0.48%) や温度上昇 (4.20 K から 4.54 K) の影響を受けて、一般的な電界基準、あるいは磁界分布のみから見積もられた臨界電流のみではコイルの電流量を正確に把握できないケースが存在する。詳細は発表当日に報告する予定である。

謝辞

本研究は、イットリウム系超電導電力機器技術開発の一環として ISTEC を通じて NEDO からの委託を受けて実施するとともに、日本学術振興会の科研費 (20360143, 20・01945) の助成を得て行ったものである。

参考文献

- [1] K.Higashikawa et al.: Abstracts of CSJ Conference, vol. 78 (2008) p. 54.
- [2] M.Inoue et al.: presented at this conference, 2P-p21.
- [3] K. Imamura et al.: presented at this conference, 2P-p29.

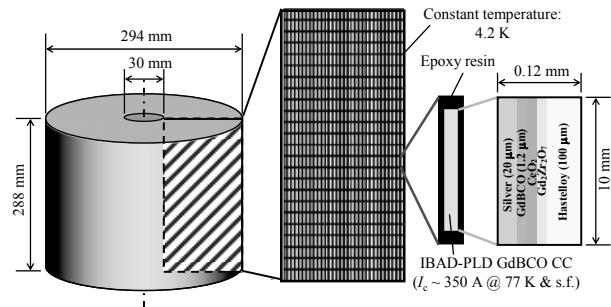


Fig. 1. Schematic diagram of a GdBCO coil for the coupled analysis.

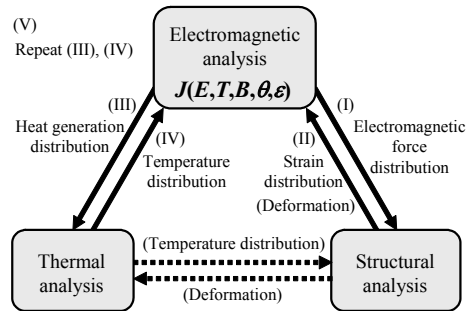


Fig. 2. Conceptual diagram of the coupled analysis.

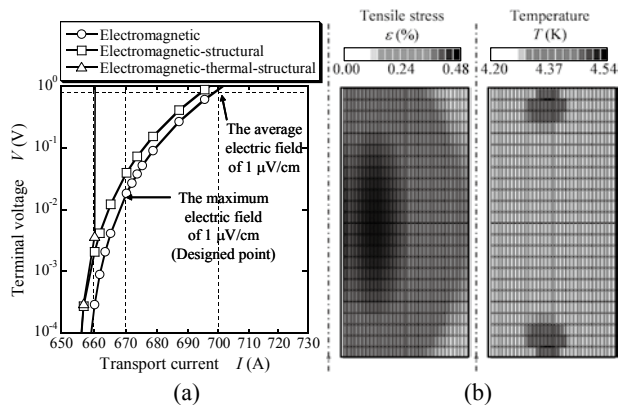


Fig. 3. Results of the coupled analysis.

- (a) transport current, I , versus terminal voltage, V , curve of the coil.
- (b) distributions of tensile strain and temperature in the coil at $I = 660$ A.

TFA-MOD 法 YBCO テープ線材を用いた電流リードの開発① (円筒型電流リードの作製とその特性)

Development of current leads prepared by the TFA-MOD processed YBCO tapes ① (Cylindrical type current lead and its properties)

堺 智、塩原 敬、大木 茂人、山田 豊、太刀川 恭治(東海大)、小泉 勉、引地 康雄、青木 裕治、長谷川 隆代(昭和電線)
 SAKAI Satoshi, SHIOHARA Kei, OHKI Shigehito, YAMADA Yutaka, TACHIKAWA Kyoji (Tokai University);
 KOIZUMI Tsutomu, HIKICHI Yasuo, AOKI Yuji, HASEGAWA Takayo (SWCC)
 E-mail:8aazm013@mail.tokai-u.jp

1. はじめに

電流リードには一般的に Cu 又は Cu 合金が用いられるが、通電時の発熱や熱伝導による熱侵入が避けられない。一方、酸化物系超電導体は“電流はよく通すが、熱は伝えにくい”ため理想的な電流リードが実現できる。本報では TFA-MOD 法 $Y_1Ba_2Cu_3O_7$ (YBCO)超電導テープ線材を用いた 1,000 A 級円筒型電流リードの開発について報告する。

2. 実験方法

TFA-MOD 法により作製した YBCO 線材は、厚さ 100 μm の Hastelloy 基板上に酸化物の中間層を経て厚さ 1 μm の YBCO 超電導層、その上に 20 μm の Ag 保護層から構成されており、幅 4.5 mm である。Fig. 1 に試作した電流リードの外観写真および模式図を示す。内径 20 mm、厚さ 1 mm、長さ 200 mm のステンレス鋼(SS)管の外側を A-A' 断面に示すように 12 角型に機械加工後、12 本の YBCO 線材を並べ、両端で銅電極にハンダ接合した。SS 管はシャントとしての働きと共に、YBCO 線材の熱応力を軽減する。全ての YBCO 線材に 120 mm 間隔で 12 対の電圧端子(V_{YBCO})を取り付け、両端銅電極上にも電圧端子(V_{Cu})を設置した。

3. 実験結果および考察

Fig. 2 に今回使用した YBCO 線材の 77 K における I_c 値を示す。各線材の I_c 値のバラツキは少なく、98 A~110 A の範囲で平均 103 A であった。また、12 本の線材の I_c 値の合計は 1236 A となった。

液体窒素中における通電試験によれば、1,000 A 通電では YBCO 各線材に電圧の発生は全く見られなかった。1,100 A 付近より一部の線材にわずかながら電圧が生じたが、1,200 A までクエンチすることなく通電できた。Fig. 3 に 1,000 A 通電を 10 分間安定して行った結果を示す。YBCO 各線材に電圧の発生は見られず、両端 Cu 電極間の電圧は 230 μV とほぼ一定であった。

Fig. 4 は YBCO 線材および SS 管の熱伝導率より計算した 4.2 K~77 K における熱侵入量と各長さとの関係を示す。本電流リードの有効長さ 150 mm においては、熱侵入量は YBCO 線材(12 本)で 115 mW、SS 管で 114 mW、計 229 mW と算出される。これは従来の Cu 製の電流リードの約 1/5 以下であり、更なる低減が可能である。

謝辞

本研究は東海大学と昭和電線ケーブルシステム(株)の共同研究の成果であり、超電導応用基盤技術開発(NEDO)プロジェクトの成果を引用している。

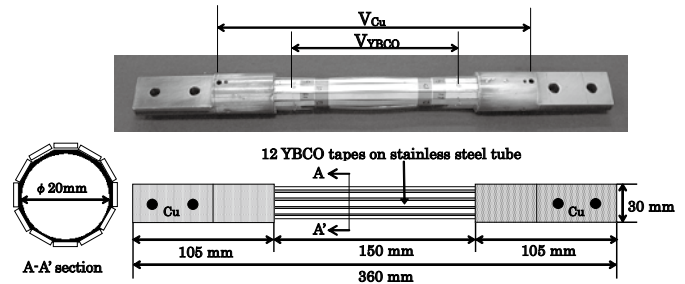


Fig. 1 Current lead using twelve YBCO tapes.

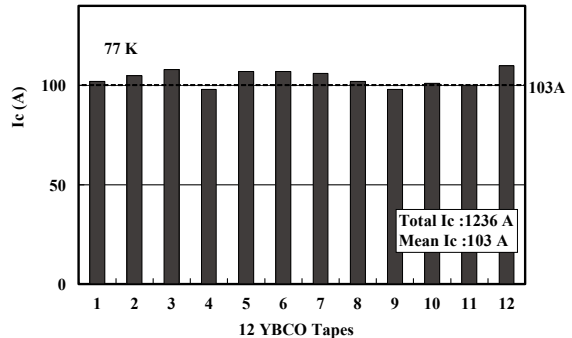


Fig. 2 I_c values of the 12 YBCO tapes at 77 K and self-field.

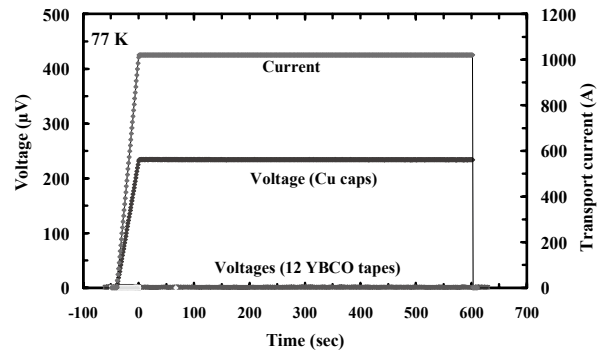


Fig. 3 Transport performance of 1,000 A at 77 K and self-field in the YBCO current lead.

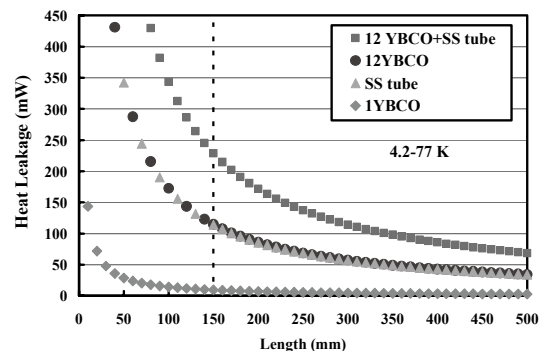


Fig. 4 Heat leakage versus length of the YBCO tapes and stainless steel tube between 4.2 K and 77 K.

TFA-MOD 法 YBCO テープ線材を用いた電流リードの開発② (平角型電流リードの作製とその特性)

Development of current leads prepared by the TFA-MOD processed YBCO tapes ② (Board type current lead and its properties)

塩原 敬、堺 智、大木 茂人、山田 豊、太刀川 恭治(東海大)、小泉 勉、引地 康雄、青木 裕治、長谷川 隆代(昭和電線)

Kei SHIOHARA, Satoshi SAKAI, Shigehito OHKI, Yutaka YAMADA, Kyoji TACHIKAWA (Tokai University);

Tsutomu KOIZUMI, Yasuo HIKICHI, Yuji AOKI, Takayo HASEGAWA (SWCC)

E-mail: 8aazm013@mail.tokai-u.jp

1. はじめに

前報「TFA-MOD 法 YBCO テープ線材を用いた電流リードの開発①」では、円筒(12角)型超電導電流リードを作製し、その通電特性等を報告した。本報では、作製が比較的容易な平角型の電流リードの通電特性等について報告する。

2. 実験方法

TFA-MOD 法 YBCO 線材は前報①と同様な線材を使用した。Fig. 1 に試作した電流リードの外観及び模式図を示す。巾 36 mm、厚さ 3 mm のステンレス鋼(SUS304:SS)板の両面に 12 本(片側 6 本)の YBCO 線材を並べ、両端を銅電極にハンダ接合した。YBCO 線材には 120 mm 間隔で 12 対、銅電極部にも 1 対の電圧端子を取り付けた。

本実験で用いた YBCO 線材の 77 K、自己磁場下における各 I_c 値は 95 A~105 A の範囲で、平均 103 A、12 本の線材の I_c 値の合計は 1216 A であった。

3. 実験結果および考察

Fig. 2 に液体窒素中における通電時の銅電極間 (V_{Cu-Cu})、正極側の銅電極(V_{Cu+})および YBCO 各線材の発生電圧 (V_{YBCO})について示す。通電電流 1,000 A では 12 本の YBCO 線材全てに電圧は生じなかった。1,100 A 付近より I_c の最も低かった線材($I_c=95$ A)に電圧が生じ始めたが、1,200 A までクエンチすることなく通電出来た。電極部の電圧は通電電流と共にほぼ直線的に増加し、1,000 A で V_{Cu-Cu} は約 290 μ V、 V_{Cu+} は約 160 μ V であった。また、1,000 A 通電を 10 分間行ったが、線材全てに V_{YBCO} の発生は見られず、銅電極部の電圧も一定で安定した通電が出来た。Fig. 3 に前報同様熱伝導率より計算した YBCO 線材及び SS 板の高温端側(77 K)から低温端側(4.2 K)への熱侵入量と各長さとの関係を示す。本電流リード(有効長さ 150 mm)の熱侵入量は、345 mW と算出され、組み立てに用いた SS 板(3 mm)の熱侵入量(230 mW)が YBCO 線材の熱侵入量(115 mW)よりもかなり大きい。そこで、SS 板の厚さを 1 mm に薄くすることにより総熱侵入量は約 190 mW と従来の Cu 製電流リードの約 1/6 に低減するものと期待される。

謝辞

本研究は東海大学と昭和電線ケーブルシステム(株)の共同研究の成果であり、超電導応用基盤技術開発(NEDO)プロジェクトの成果を引用している。

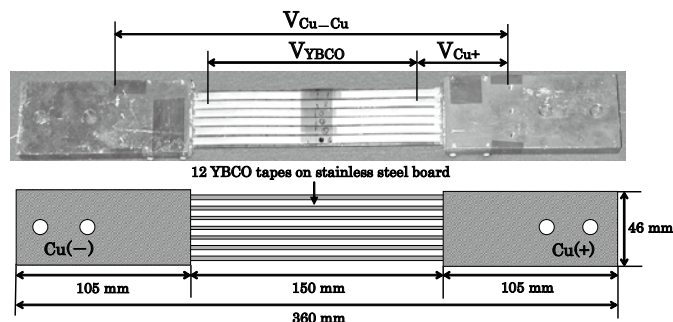


Fig. 1 Current lead prepared by the 12 YBCO tapes on the stainless steel board

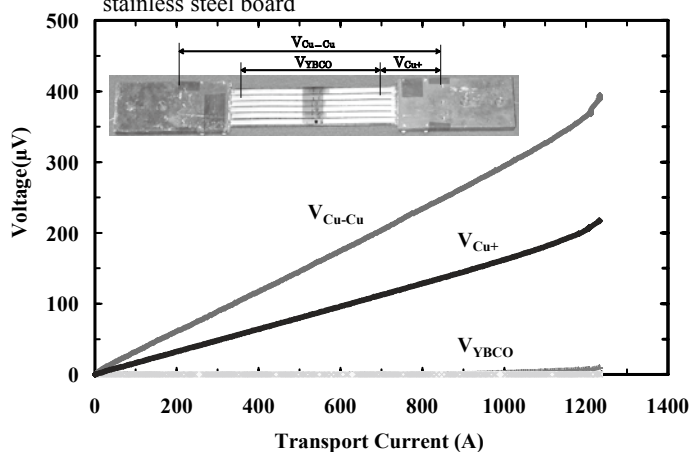


Fig. 2 Voltage of 12 YBCO tapes (V_{YBCO}), between Cu caps (V_{Cu-Cu}) and at positive Cu joint ($Cu+$)

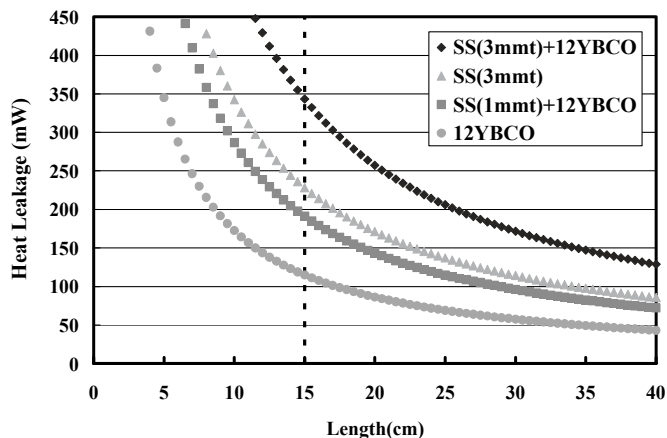


Fig. 3 Heat leakage versus length of the YBCO tapes and stainless steel board between 4.2K and 77K

HTS テープ線材の磁場遮蔽

Magnetic field shielding by HTS tape conductors

松本 真治, 内田 公, 木吉 司, 崔 世鎔, ウリエッティ ダビデ (物材機構)
 MATSUMOTO Shinji, UCHIDA Akira, KIYOSHI Tsukasa, CHOI Seyong, UGLIETTI Davide (NIMS)
 E-mail: matsumoto.shinji@nims.go.jp

1. はじめに

Y 系線材に代表される第2世代高温超伝導 (2G-HTS) 線材による超伝導コイル開発は、実用を目的としたものになりつつある。2G-HTS テープ線材による超伝導コイルを設計・製作する場合、従来の超伝導線材においてはあまり考慮されなかった、線材による磁場遮蔽効果や線材を貫く磁束の時間変化のため、磁場を設計のとおり発生させることができない可能性がある。特に、Y 系テープ線材の場合、極めて高い配向性を持つ超伝導層が存在するため、磁場遮蔽効果は大きいと推測された。本研究では、Y 系 HTS テープ線材を積層させ、磁場の遮蔽効果について測定したところ、積層枚数に依存した磁場遮蔽効果が見られたので報告する。

2. 実験方法

磁場遮蔽効果の測定は、Fig. 1 に示すように、ホール素子 (F.W.BELL-BHT921) の上下 (外部磁場中心軸に対し) を、同じ枚数を積層させた Y 系テープ線材で挟み込み磁場 (B_{hall}) を測定した。線材は、TABLE I の諸元のもの 30mm の長さの短冊状にして積層させた。本研究においては、テープ線材の枚数は、片側の積層枚数で表記する。外部磁場 (B_{ex}) は、物質・材料研究機構強磁場共用ステーションにおいて、冷凍機冷却型超伝導マグネット (JASTEC-12T/100mm) を用いてテープ線材の幅広面に垂直方向に印加した。テープ線材は、実際のコイルを想定して、線材間をカプトンテープで絶縁し、アピエゾングリース N を塗布し積層した。

3. 実験結果

15枚積層した場合の、外部磁場 1 サイクル (0T→11T→0T) での測定結果を Fig. 2 に示す。外部磁場を印加しないでテープ線材を 4.2K まで冷却した初期状態から、印加した外部磁場が約 1.5 T に到達するまで、ホール素子の位置においてはテープ線材の磁場遮蔽効果で磁場が侵入していないことがわかった。ホール素子で測定した磁場から外部磁場を差し引いたもの (ΔB) も Fig. 2 に示す。11T まで外部磁場を印加しても、約 0.5T の磁場遮蔽効果は残っており、その後印加磁場が減少するにつれてテープ線材が磁束を捕捉してゆく様子が測定できた。遮蔽効果の最大値 ($B_{s,max}$) は、-1.58 T (外部磁場: 1.78T) であった。また、1 サイクル終了した時点においては、テープ線材が磁束を捕捉した状態にあり、この実験結果は、HTS テープ線材を積層することで HTS バルク磁石と同じような磁石が製作できることを示唆している。積層枚数を変化させて初期状態から、外部磁場を連続して4サイクル変化させた場合の各サイクルにおける磁場遮蔽効果の最大値を Fig. 3 に示す。

4. まとめ

Y 系線材に代表される2G-HTS 線材による超伝導コイル開発において影響が懸念される、線材による磁場遮蔽効果について調べた。Y 系 HTS テープ線材を用いた実験結果からは、磁場遮蔽効果は 10T を超える磁場中においても残っていることがわかった。また、外部磁場を一定に保持した場合、ホール素子で測定している磁場が時間変化することもわかり、実際に2G-HTS 線材でコイルを設計・製作する場合、どのように影響するかについて更に検討する必要がある。

TABLE I Properties of YBCO HTS tape conductor

Parameter	Value
Conductor	SuperPower/YBCO 2G-HTS Tape
	Surround Copper Stabilizer (SCS) 12050
Width	12.0 mm
Thickness	0.091 mm
I_c (@1 μ V/cm)	259 × (1 ± 0.01) A

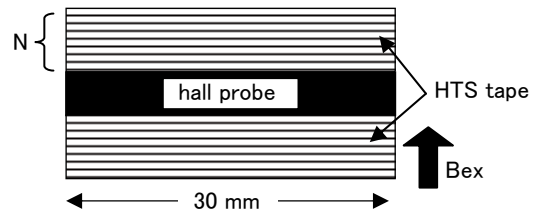


Fig. 1 Magnetic field shielding was measured using a hall probe between layered HTS tape conductors. N is the number of layered HTS tape conductors.

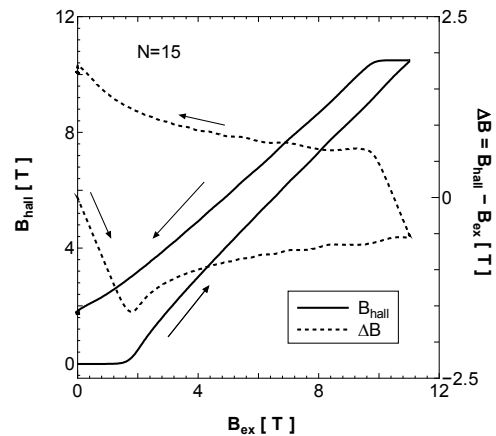


Fig. 2 Magnetic field shielding by YBCO HTS tape conductors for N=15.

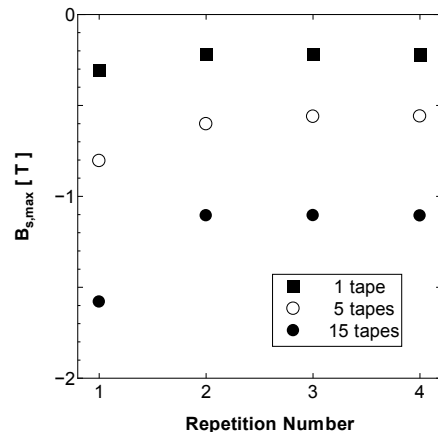


Fig. 3 Maximum values of magnetic field shielding depending on the number of layered YBCO HTS tape conductors.

インドネシア超伝導重力計の設置

Indonesia Superconducting Gravimeter Project

池田 博 (筑波大学) 東 敏博、福田洋一 (京都大学)

IKEDA Hiroshi, (University of Tsukuba) HIGASHI Toshihiro, FUKUDA (Kyoto University)

E-mail: ikeda@bk.tsukuba.ac.jp

1. はじめに

超伝導重力計は地球上の重力を測定して地球内部の動きや地球自由振動の測定により地球の動的特性を解明しようとしている。我々はこれまで南極昭和基地や北極ニューオールセン基地、スーパーカミオカンデのある神岡鉱山に超伝導重力計を設置してきたが、今回は以前に阿蘇火山観測センターで使用していた超伝導重力計を修理してインドネシアのチビノンにある国土地理院に設置した。その準備としての調整や液体ヘリウムの冷却系とGM冷凍機による液面保持について、さらにインドネシアへの輸送について以下に報告する。

2. 超伝導重力計

重力の測定方法として絶対値を測定する絶対重力測定と重力差や時間的変化を測定する相対重力測定の2つに大別される。超伝導重力計は相対重力計で超伝導コイルのつくる極めて安定な磁場で浮上した1インチのニオブ球の位置変化を検出することで重力の変化を測定する装置である。液体ヘリウム温度で使用しているためノイズはカットされ、絶対重力計に比べて3桁以上感度が高く、1ナノガル (10^{-11}m/sec^2) までの測定が可能である。そのため、超伝導重力計は地球深部のダイナミックスを目的とするために国際観測プロジェクトGGPが組織され現在も観測されている。現在、赤道域における観測点がない状態である。そのため重力の経度依存性を観測するためにはインドネシアでの観測が切望されていた。

3. 調整と超伝導重力計の輸送

超伝導重力計 (CT-022) が筑波大学に搬入されたのは2007年12月である。それから重力計の調整を行い勾配調整で2.3V/10mAを達成した。その後、GM冷凍機を取り付けた。インドネシアでの電力事情から通常は水冷式のコンプレッサーを使用しているが、今回は空冷式のコンプレッサーを使用することにした。しかし、選定したコンプレッ

サーは3相200Vで冷凍機は単相200Vなので抵抗とコンデンサーを利用した位相変換用のボックスを作製して冷凍機を作動できるようにした。

動作試験の結果、冷凍機1段で68K、2段で10Kを達成した。動作テストを2ヶ月行い問題ないことを確認した。蒸発量は0.3%/日であった。8月21日にインドネシアに向けて輸送した。その際、重力計には液体ヘリウムを充填した状態で保圧弁により圧力を維持して飛行機で輸送した。現地での立ち上げは9月15日から行ったが、その時点でのヘリウム液面は41%だったので輸送中の蒸発量は2.2%/日であった。現地での立ち上げは超伝導状態の確認後、レビテーションを行い最終調整感度として2.3V/10mAを達成した。その後、現地で液体ヘリウムのトランスファーを行った。液体ヘリウムはシンガポールからの輸入となり充填後、1週間が経過しており液面は重量測定のため計測し直して約90リットルであった。その後、冷凍機の取り付けを行ったが、インドネシアは3相電圧は380Vであり、ジャカルタで200V用の3相トランスを購入して対応した。冷凍機を運転して蒸発量は0.3%/日であることを確認した。Fig. 1に示したのはインドネシアに設置して最初に観測した潮汐信号である。

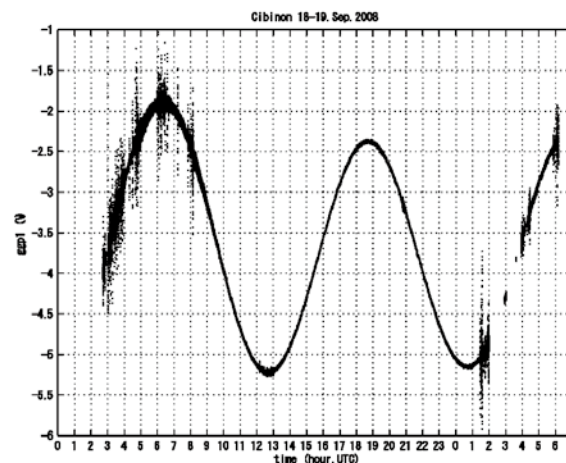


Fig.1 Superconducting Gravimeter Signal

脳磁計(MEG)用ヘリウム循環装置のノイズ削減

Noise Suppression in the Helium Circulation System for MEGs

武田 常広、岡本 雅美、厚田 和宏、片桐 啓志(東京大学)

Tsunehiro Takeda, Masayoshi Okamoto, Kazuhiro Atsuda, Takashi Owaki and Keishi Katagiri(The Univ. of Tokyo)

E-mail: takeda@brain.k.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

脳磁計(MEG)は脳の動的な活動を計測するためには欠かせない装置となってきたが、年間数千リットルにもなる大量の液体ヘリウム使用と、頻繁に行わなくてはならない移送作業が、MEGを使用する上で大きな障害になっている。我々は、蒸発熱は極めて小さいが、顕熱は液体窒素にも匹敵するほど大きいという、液体ヘリウムの特性に着目した、新しい発想のヘリウム循環システム(HCS)を開発してきた[1]。今回は、開発したHCSを東京大学柏キャンパスにある440CHベクトル型MEG(横河電機、PQ1160C)に搭載した後、約1年間の運転中の、磁気ノイズ削減の結果について報告する。

2. 開発のコンセプト

MEGシステムに使用されているSQUIDは、超伝導状態にあるためその発生する熱は極めて小さい。従って、蒸発したヘリウムガスの冷却能力は、ほとんどデュワの壁からくる輻射熱と、上部から侵入する伝導熱を奪うために使われている。他方、ヘリウムガスから液体ヘリウムを生成する過程では、常温ヘリウムから数十Kのヘリウムガスを作ることは比較的容易だが、その低温ガスを更に冷やして、液体ヘリウムを作るために大量のエネルギーが必要になる。そこで、生成が容易な低温ヘリウムガスをデュワのネックチューブ部に大量に流し侵入熱を奪うことにより、デュワの液体ヘリウム部に侵入する熱を少なくし、結果的に液体ヘリウムの蒸発量を抑えて、システム全体の熱効率を大幅に改善できるシステムを開発した。冷凍機は信頼性の高い4K1.5WGM冷凍機2台を用い、循環装置内に混入する不純物を精製し、精製器が不純物で閉塞した場合自動運転で閉塞を解除できる精製器を開発した。

3. 装置および特性

Fig1は、東京大学柏キャンパスにある、440CH ベクトル型MEG 装置に装着されて運転中の HCS の外観を示す。MEGは3層パーマロイの磁気シールドルーム(MSR)の中に設置されており、HCSは1層パーマロイ MSR の中に設置されている。太さ76mm、長さ役2mの7重管トランスファーチューブ(TT)が、2つのMSRの壁を貫通して両者を結合している。

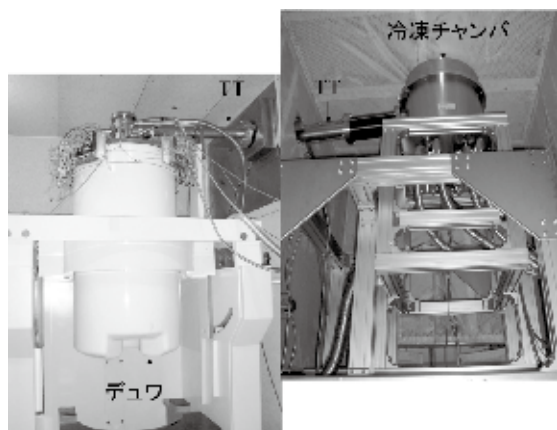


Fig.1 HCS (right) attached to a MEG(left).

Fig.2は、上から、HCS内の温度変化、デュワ内の温度変化、デュワ内の液体ヘリウムの液面高を示している。横軸は時間で、3日分の変化を表示している。

Fig.3は、MEGで計測されたノイズを示している。(a)は、HCSをMEGに取り付ける前で、50Hzに200fT/Hz^{1/2}のノイズがあるが、他の周波数ではほぼ10fT/Hz^{1/2}以下であることが示されている。(b)はHCS取付直後のノイズレベルを示す。冷凍機の発生する1Hzとその高調波のノイズが大きく現れている。(c)は振動を抑えた後ノイズ、(d)は電源ノイズを抑えた後のノイズレベルを示す。ほぼ、問題のないレベルになっている。

参考文献

1. T Takeda, et al.:Cryogenics, Vol. 46, (2008) p.6-11

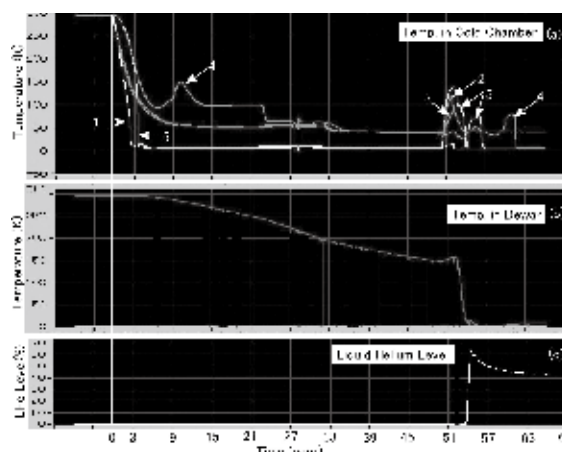


Fig.2 Temperature change at various points in HCS from start up of HCS for 3 days (a); 1: at second stage of cryocooler, 2: at first stage of cryocooler, 3: at pipe C near cryocooler, 4: at pipe A, 5: at pipe B; (b) temperature change in the Dewar, and (c) change of liquid helium level in Dewar.

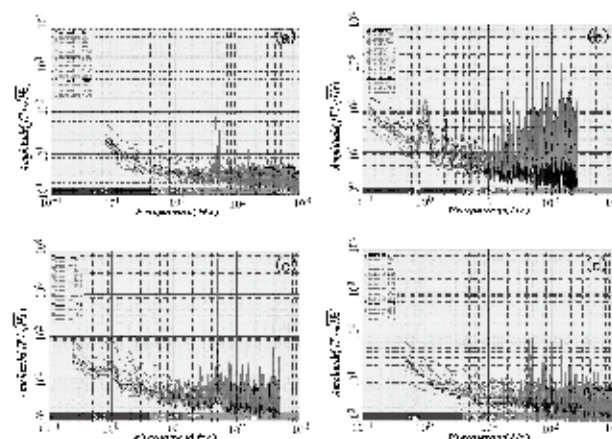


Fig.3 Noise amplitude spectra of the selected 28 channels of the system, (a) before HCS installation, (b) just after HCS installation, (c) after stiffness increase of the HCS mount, and (d) after grounding improvements.

Characterization of a low frequency magnetic noise from a two-stage pulse tube cryocooler

Eshraghi Mohamad Javad, Sasada Ichiro(Kyushu University); Kim Jin-Mok, Lee Yong-Ho(KRISS)

E-mail: javad4@asem.kyushu-u.ac.jp

1. Introduction

Existence of low frequency magnetic noise in cryocooler based SQUID systems has been reported by several authors. For example in Ref. [1] low frequency noise of a Gifford-McMahon cryocooler (GM) has been measured by a drung type magnetometer.

In Pulse Tube cryocoolers (PT) magnetic regenerative materials such as Er₃Ni and HoCu₂ are used in the 2nd stage regenerator [2], because of their large heat capacity at temperatures below 15 K. Er₃Ni and HoCu₂ show a phase transition from paramagnetic to antiferromagnetic around 10 K and 7 K respectively, and this phase transition is responsible for their large heat capacity at low temperatures. The excursion of helium gas (1.8 Hz) through regenerative materials in PT will change their temperature periodically, so the magnetic susceptibility of regenerator will be changed accordingly. Variation in magnetic susceptibility of regenerators due to the temperature change could be a source of the low frequency magnetic noise in the existence of the background magnetic field.

As to our knowledge there is no quantitative characterization study on the magnetic noise generated by the two-stage PT for cooling LTS SQUIDS and also the noise source or sources are still unidentified. Therefore characterizing the noise of such systems and finding the noise source and also evaluating the interference of the noise on LTS SQUID operation and a relatively simple method to reduce the magnetic noise are of great importance.

2. Experimental setup

With a fundamental mode orthogonal fluxgate magnetometer [3] of miniature size that works over a wide temperature range we measured the time varying component of the magnetic noise during the cool down process. Our PT cryocooler used in this measurement consists of a cryostat and a valve motor separated by about 2 meters.

The cryostat was set in a cylindrical magnetic shield developed in our laboratory whose transverse shielding factor (TSF) for a low-frequency magnetic field is as large as 40,000 when magnetic shaking enhancement is on, whereas 140 along its axis [4].

3. Measurement result and discussion

For analyzing the time dependence of the 1.8 Hz magnetic noise (hence its temperature dependence), the amplitude of the 1.8 Hz peak has been sampled from FFT spectrum every 16 seconds. The 1.8 Hz component in magnetic noise spectrum always existed while the PT was operating. During the cool down process, the 1.8 Hz component of magnetic noise has an almost constant value down to reaching 22 K. After this point it shows a rapid increase to a maximum around 12 K as shown in Fig. 1, after reaching the maximum, it tends to decrease.

We found that the plot of the 1.8 Hz component of magnetic noise and that of temperature variation during the cool down process resemble each other.

With a superconducting shielding covering the magnetic regenerative materials we have measured the magnetic noise with a first order planar gradiometer DROS mounted on the 2nd stage cold head, at 7 cm horizontal separation from regenerative part. When the magnetic noise reaches its minimum value (near 4 K), the amplitude of the magnetic

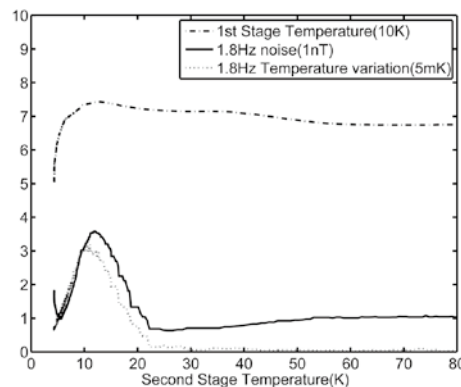


Fig.1 Temperature dependence of 1.8 Hz magnetic noise (solid line) and 1.8 Hz variation of 2nd stage temperature (dotted line) resemble each other. First stage temperature is also shown.

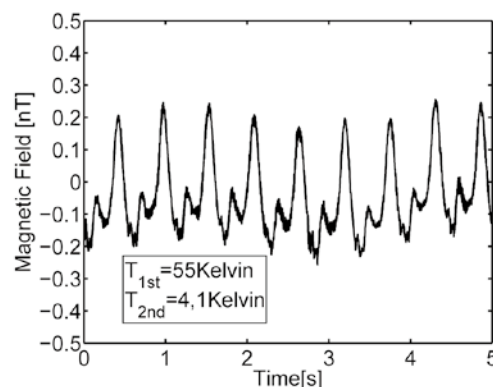


Fig.2 Magnetic noise waveform measured by a first order gradiometer DROS when the noise level is minimum near 4 K. The frequency of large peaks is 1.8 Hz.

noise measured was less than 500 pT as shown in Fig. 2, which is well within the dynamic range of the DROS.

4. Conclusion

Magnetic noise of a two-stage PT has been characterized with the fundamental mode orthogonal fluxgate magnetometer. We found that a larger part of the 1.8 Hz magnetic noise is caused by the temperature variation in magnetic susceptibility of the magnetic regenerative materials and that it is dependent not only on the 2nd stage temperature but also heavily on the first stage temperature. We showed that the noise can be reduced to 500 pT in peak-to-peak with a superconducting shield that surrounds magnetic regenerators.

References

1. K. Kazami, et al., Supercond. Sci. Tech., (May 1994) 7, Issue 5, 256
2. Hashimoto, et al., Advances in Cryogenic Engineering, Vol. 37. Plenum Press, New York, 1992, p. 859.
3. I. Sasada, IEEE Trans. Magn. (2002) Vol. 38, No. 5
4. I. Sasada, T. Kimura, J. Appl. Phys. (2006) 99, No. 1

レーザー核融合高速点火方式用クライオターゲットの開発 —ターゲット組立て後の常温気密性試験装置の開発—

Development of the cryogenic target for Fast Ignition of Inertial Confinement Fusion
—Development of a system to check a leak on the target at room temperature —

藤村 猛, 中井 光男, 長井 圭治, 本間 啓史, 田邊 賢一, 乗松 孝好 (大阪大学レーザーエネルギー学研究センター);
岩本 晃史, 坂上 仁志, 三戸 利行 (核融合科学研究所)

FUJIMURA Takeshi, NAKAI Mitsuo, NAGAI Keiji, HOMMA Hirofumi, TANABE Kenichi, NORIMATSU Takayoshi, (ILE);
IWAMOTO Akifumi, SAKAGAMI Hitoshi, MITO Toshiyuki (NIFS)
E-mail: t-fujimura@ile.osaka-u.ac.jp

要旨

レーザー核融合高速点火方式に用いられるクライオターゲットの開発の現状について報告する。ターゲットに構造上の問題がないかを常温において検査した。検査方法として六フッ化硫黄(SF6)ガスをターゲットに注入し、ターゲット内部の位相変化を干渉計測を用いて測定し、ガスが詰まりなく導入されること、及び接着不良による漏れがないことを確認した。

1. 緒言

大阪大学レーザーエネルギー学研究センター(ILE)では核融合発電を目指して高速点火実証実験(FIREX)計画が進められている[1]。ILEでは高速点火手法がより高い利得を得ることが出来るため、注力して研究している[2]。燃料のイオン温度が5keV、エネルギー利得0.1を目標としたFIREX-Iという計画が進められている。この計画においてはFig.1に示すようなターゲットが必要である[3]。このターゲットに水素同位体燃料をガスフィーダーを通して充填させ固化させることでターゲットは完成となる。これまで、ターゲットに燃料を充填する実験は行われた[4]。ここでガスフィーダーの先端直径は10 μ mと細いため、組立工程で詰まりが生じ、燃料が入らないことがある。また、組立ての段階で接着不良があり、漏れが生じることがある。そこで常温の段階でガスフィーダーの詰まりと接着不良による漏れがないことを確認するための試験装置を開発する必要がある。SF6ガスを注入し干渉計測でターゲット内部の位相変化を測定することにした。圧力計では配管に詰まりがあった場合にターゲット内部にガスが入ったかを判断できないが、干渉計測によってターゲット内部の圧力変化を読み取ることができる。ここで圧力変化は漏れによる圧力低下と透過による圧力低下があるが、計算によるとSF6をターゲットに0.2MPa封入したとき12分間で400Paしか漏れによる圧力低下はない。この圧力低下によって変化する光路長はHeNe(633nm)の 2.4×10^{-3} 波長分であり、漏れに対して十分小さいことが考えられる。

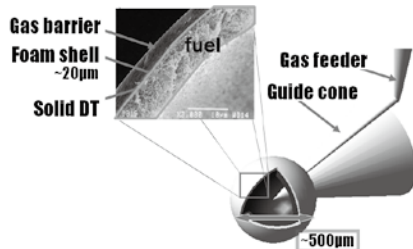


Figure 1. A schematic view of a cryogenic target with a plastic foam shell and a gas feeder.

2. 実験方法

常温実験の実験装置の概略をFig.2に示す。光源にはHe-Neレーザー(633nm)を用いた。ターゲットを透過した光と透過しなかった光を干渉させた。今回はFig.1に示すようなフォームターゲットではなくポリスチレンシェルターゲットを使用

した。ターゲットを真空排気した後、0.2MPaのSF6ガスをターゲットへ注入し、封じ切にして12分間干渉縞を観察した。その後冷却試験へと移行し、約12K程度まで冷やした後にターゲットへ水素を注入し、常温での試験結果との関係調べた。

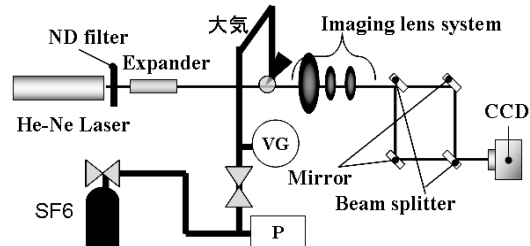


Figure 2. Experimental set-up of a system to check a leak on the target at the room temperature.

3. 結果と考察

ターゲットを真空排気した後SF6ガスを注入すると中心付近の位相が約2.5波長分変化した。この変化量は0.2MPaのSF6ガスを注入したときの光路長とほぼ同じであり、詰まりなくガスが導入されたことがわかる。その後、12分間の観察によりFig.3に示すような干渉縞の写真を得ることができた。D2782ターゲットは時間の経過とともに中心の位相が1/2波長シフトしており、ターゲット内部のガス圧が0.08MPa減っていることを示している。この圧力低下は透過によるものに比べ遥かに高い。そしてD2785ターゲットは12分間の観察中干渉縞の様子が変化していない。このことからD2782ターゲットは接着不良による漏れがあり、D2785はそういった漏れがないといえる。D2782ターゲットは冷却試験において漏れがあることがわかっている。今回開発した装置でガスフィーダーの詰まりと接着不良による漏れの有無を検査できることがわかった。

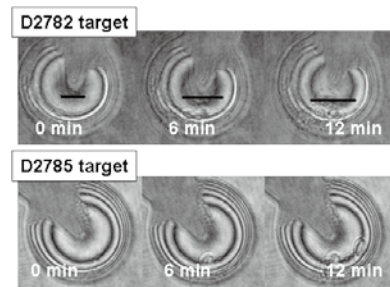


Figure 3. Optical images of interference fringes of D2782 target and D2785 target.

参考文献

- [1] H. Azechi and the FIREX project, *Plasma Phys. Control. Fusion* **48** B267-B275 (2006).
- [2] R. Kodama *et al.*, *Nature* **418**, 933 (2002).
- [3] K. Nagai *et al.*, *Nucl. Fusion* **45** 1277-1283 (2005).
- [4] A. Iwamoto *et al.*, Proceedings of the 21st IAEA conference Fusion Energy 2006 IF/P5-1 (2006).

レーザー核融合高速点火方式用クライオターゲットの開発 — 固体水素燃料充填予備試験 — Development of cryogenic targets for FIREX-I — Preliminary cool down tests for solid fuel layering —

岩本 晃史, 前川 龍司, 坂上 仁志, 三戸 利行(NIFS);

藤村 猛, 中井 光男, 長井 圭治, 乗松 孝好, 疇地 宏(阪大レーザー研)

IWAMOTO Akifumi, MAEKAWA Ryuji, SAKAGAMI Hitoshi, MITO Toshiyuki (NIFS);

FUJIMURA Takeshi, NAKAI Mitsuo, NAGAI Keiji, NORIMATSU Takayoshi, AZECHI Hiroshi (ILE, Osaka Univ.)

E-mail: iwamoto.akifumi@LHD.nifs.ac.jp

1. はじめに

レーザー核融合研究の世界的な流れとして、高出力レーザーを使用した中心点火方式による点火燃焼実験が計画されている。その主な計画の一つは米国で建設が進められ2010年の点火燃焼実験を目指している National Ignition Facility (NIF) [1]である。この施設は最大で4.2MJ出力のレーザーを使用して、DT燃料による点火燃焼実験を計画している。また仏国の Laser Mega Joule (LMJ)も同様なレーザー装置を建設中であり、2014年の点火燃焼実験を計画している。

一方、国内では大阪大学レーザーエネルギー学研究中心(ILE)が現在 Fast Ignition Realization Experiment (FIREX)計画を遂行中である。この計画では高速点火方式と呼ばれる新方式によるレーザー核融合実験を目指しており、核融合反応を起こすために2種類のレーザーを必要とする。一つは燃料を超高密度まで圧縮するレーザー、もう一つはその圧縮された燃料を加熱し、核融合反応を導くレーザーである。新方式であるため、ほぼ開発が完了している中心点火方式とは異なる仕様のターゲットを新たに開発する必要がある。ILEとNIFSが共同でそのターゲットの開発を行っている。

2. FIREX用ターゲットの仕様

Fig. 1に現段階でのFIREX用ターゲットを示す。燃料は水素の同位体である。球殻状の燃料層が必要であるため、燃料はフォームシェル内全体に満たされるのではなく、毛细管現象を利用してフォーム層内に液体状の燃料をしみ込ませ、その後、固化することで、残留ガス圧の低い理想的なターゲットを作成することを目指している。この燃料層には表面荒さや真球度など厳しい基準を満たす必要がある。このフォームシェル内に充填された固体燃料層の表面状態などを必要な仕様まで到達させるためには、ただ単に固化させるだけでは不十分であり、その後、その固体燃料の再配分などの処理が必要になる。

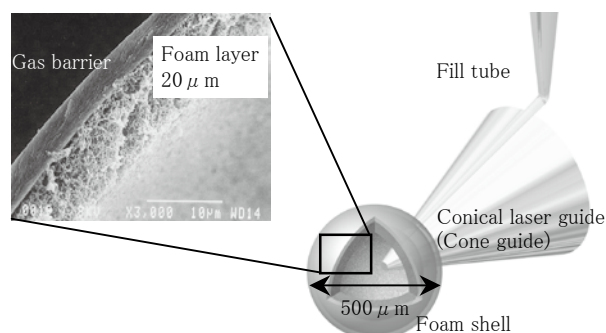


Fig. 1 Typical target for FIREX

3. 実験

実験は、この形状のターゲットはどのような冷却状態であり、固体水素の再配分がどの程度見られるかを調べる目的で行われた。実験には内部の様子が確認できるようにフォームシェルの代わりに、ポリスチレン(PS)シェルを取り付けたダミーターゲットを用いた(Fig. 2)。このダミーターゲットをヘリウムガス雰囲気(12.4K, 20Pa)で冷却し、PSシェル内に液体水素をある程度充填した後、100mK温度を下げ、水素を固化させた。その後、12.0Kまで温度を下げた後、その内部の固体水素の状態変化を24時間観察した。

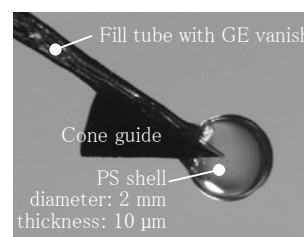


Fig. 2 Dummy target with PS shell

4. 結果

Figs. 3(a) and (b)に固化直後から24時間後の固体水素の状態変化を示す。最終的には固体水素はシェルの下半球に堆積し、また、コーンガイドに接触するのを避ける状態になった。この実験ではノーマル水素を使用しているため、冷却後はオルソ水素からパラ水素への変換が起こるはずである。内部の固体水素の状態変化は、この変換熱による昇華が原因であると考えている。変換の時定数を2日程度と仮定すると、変換熱は250W/m³程度である。また、最終的な固体の状態から、周囲と比較してコーンガイドの温度は高いと考えられる。これは、室温からコーンガイドへのふく射が原因であると考えている。このふく射は約50nWと見積もった。



Figs. 3(a) and (b) Variation of solid hydrogen.

参考文献

1. T. C. Sangster, et al., "Overview of inertial fusion research in the United States," Nucl. Fusion 47 (2007) S686-S695.

液体窒素汲み出しポンプの開発(Ⅲ)

Development and Fabrication of Liquid Nitrogen Draw Pump (Ⅲ)

小田嶋 豊 (東大)

ODASHIMA Yutaka (Uni of Tokyo)

E-mail: odashima@adm.c.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

東京大学総合文化研究科・教養学部の低温サブセンター(高圧ガス製造所として都の環境局改善部環境保安課に届け出している名称は「教養学部低温サブセンター」)では15年ほど前にヘリウム液化機が設置された。それ以前は、本郷と教養学部サブセンターとの間(10km)を液体ヘリウムとヘリウムガスをトラック輸送で行っていた。設置後は、低温で壊れない、かつ、低温で取り外し簡単なジョイントの開発で低温カプラ(液体ヘリウム用)、低温クイック・カプラ(液体窒素用)等を開発した。また、パソコンを用いた液体ヘリウム・液体窒素の寒剤を申し込み無し24時間、365日年中無休の供給を行った(電気・ガス・水道同様)。その後も、液体ヘリウム自動供給停止装置、Webカメラによる監視等を行ってきた。

教養学部低温サブセンターで行う開発の基本的考えは、常温(300k前後)で使用しているものを、少し改良して低温(77k以下)用に改良・開発である。

今回の報告は、電動式石油汲み出しポンプの便利さを液体窒素の汲み出し作業に採用できないかである。

2. 液体窒素汲み出しポンプの開発の経過

電動式ポンプはモータとタービンで構成されている。テストは、ブラシモータを石油エーテル中で稼働させ(24時間以上)、軸受けで使用しているベアリングのグリスを取のぞく事から始めた。次にこのモータを液体窒素中で稼働させた。このブラシモータは液体窒素中で稼働中ブラシが磨り減りモータは停止してしまった。ある時、ラジコン飛行機に出会った。以前は、動力部分にガソリンエンジンを使用していたが、今は動力部分がモータに変わっていて非常に小さく軽くなっていた。モータを見せて頂くとブラシレスモータであった。

このモータの軸受け部分のベアリングを低温使用のものに変え液体窒素中で稼働した。そして、採用することにした。モータの出力は7~9W、1A前後である。Fig.1はモータ本体:コイル部分、稼働部分とベアリング Fig2.はタービンである。

Fig.1 is the main body of motor: Coil part, operation part and bearing. Fig2. is turbine.

Fig.1



Fig.2



Fig.3 はポンプの部分写真である

Fig.4 はテスト中、1400MM揚程を達成。

Fig.3 is a partial photograph of the pumps.

Fig.4 is test.pomp up 1400MM.

Fig.3



Fig.4



Fig.3の中央の部品はポンプ本体。右側の2つの黒い箱は電源。左側の部品は電磁弁、低温バルブ、チューブ。

Fig.4の中央、パイプから噴出しているものは液体窒素である。

詳しい報告は、講演当日に行う。

医薬用たんぱく質の高速分離・精製・回収用高勾配磁気分離システム

Improvement of High Gradient Magnetic Separation System for Trapping Immunoglobulin in Serum by Magnetic Nano-Beads

我妻 洸, 淵野 修一郎, 古瀬 充徳(産総研); 松川 一弘(九大); 植田 浩史, 石山 敦士(早大)

AGATSUMA Koh, FUCHINO Shuichiro, FURUSE Mitsuo (AIST); KAJIKAWA Kazuhiro (Kyusyu University);

UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University);

E-mail: koh.agatsuma@aist.go.jp

1. はじめに

近年、最先端バイオ医療技術が相次ぎ実用化されようとしている。とくに、ヒト免疫機能を使う抗体医薬は高い効能が期待できるうえ、副作用も比較的少ないため、今後の医療の中心とみられている。抗体医薬は今後の医薬の主流に成るとされ、2007年の世界市場は約2兆円で、当面は年20%の勢いで拡大する見通しで、4年後の2011年には2倍の4兆円規模に成ると期待され、我が国の製薬会社各社は開発・実用化で先行している欧米勢への対応を急いでいる。この抗体医薬やワクチンの開発・実用化に欠かせない技術が抗体の連続・大量・高速の分離・精製技術である。近年、バイオ・創薬の分野において、マイクロ/ナノビーズを用いた細胞・分子の分離(スクリーニング)技術が進歩し、多くの細胞・分子のタンパク質をビーズを用いて分離可能に成った。我々は医療用たんぱく質のうち特に血清中に微量存在する重要な免疫グロブリンの分離・精製に超伝導マグネットを用いた磁気ビーズによる高勾配磁気分離システムを応用する研究を行ってきた。

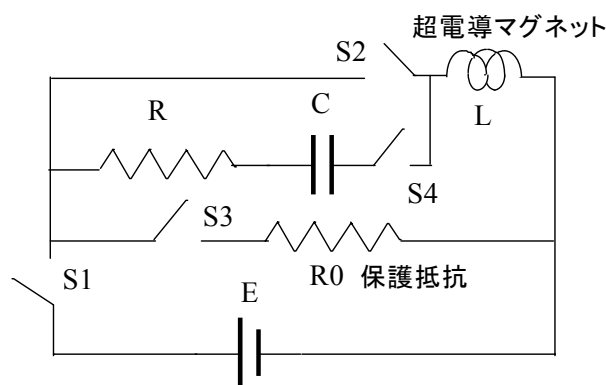
2. 磁性細線簡易フィルターによるナノ磁気ビーズの捕捉率と回収率の実験結果

先行する非磁性ナノビーズは、分離にはアフィニティー・クロマトグラフィーを用いるため、希釈する必要がある。これに対し磁性ビーズの場合は、希釈する必要はなく、高濃度のまま分離可能である。また、磁気ビーズと抗体が会合し結合する確率は、同じ質量の磁気ビーズを拡散させるとすると、磁気ビーズの直径が小さいほど、多数の磁気ビーズがコロイド状に分散して含まれることになり、結合する確率は高くなり、処理時間の大幅短縮になり有利である。したがって、可能な限り磁気ビーズの直径は小さいほうが良いと考えられる。しかし、磁気ビーズの直径が小さいと、磁気力が小さくなる為、既存技術では、分離できる磁気ビーズの大きさは約1.5ミクロン程度以上に制限されるが、超伝導マグネットを用いることにより磁気ナノビーズを、簡便な磁性細線フィルターでも、高勾配磁気分離で効率よく分離・精製(捕捉)出来ることを報告した。しかし、捕捉された磁気ビーズは、磁場をゼロにしても、残留磁気によりビーズ同士が互いに引き合っ大きな塊となり、残留磁気が残っているフィルターに捕捉されたままで、回収され難い難点があった。そこで、我々は、ビーズおよびフィルターの残留磁気を、超伝導マグネットを交流消磁回路として利用する方法でナノビーズの回収率改善を検討したので報告する。

3. 超伝導マグネット利用磁気ビーズ回収率向上用消磁回路

通常消磁にはLRC直列回路を用いた交流消磁法が用いられている。Lは磁場を発生させるコイルでもあり、これに抵抗とコンデンサーを直列接続し、交流電圧をかけてLRCの直列共振により交流磁場を発生させ減衰させる。しかし、コイルが常電導では、装置が大掛かりで高価なものになる。さらに、この交流消磁を行う装置を、高勾配磁気分離装置に新たに組み込むことは、物理的・空間的にも困難であり、また装置も大掛かりになり、費用もかさむことになる。幸い、我々が今提案している超伝導マグネットを用いた高勾配磁気分離装置には、

高い磁場を作り出す、大きなインダクタンスをもち、かつ抵抗の殆ど無い超伝導マグネットシステムが用いられている。そこで、この超伝導マグネットを消磁用の磁場発生装置として利用し、交流電源が不要な、交流消磁を行わせる付加回路を考案した。すなわち、Fig. 1に示すような付加回路を用意し、消磁に必要な残留磁場以上の磁場を超伝導マグネットにより発生させた状態(直流通電状態)から、抵抗RとコンデンサーCを直列接続にスイッチ回路で切り替えることにより、LRCの直列共振を利用し、交流磁場を発生・減衰させて消磁を行うことが出来る。また、この消磁回路付超伝導マグネットの消磁磁場特性の回路解析結果をFig. 2に示す。実験により、この超伝導マグネット利用消磁回路を付加することで、磁気ビーズ回収率の大幅改善の達成を目指す。



$$R = 10.0 (\mu\Omega), L = 22.13 (H), C = 0.01 (\mu F)$$

Fig. 1 Demagnetization LRC circuits added to superconducting magnet to improve the recovery ratio of magnetic nano-beads.

$$\text{Tesla (T)} \quad R = 10.0 (\mu\Omega), L = 22.13 (H), C = 0.01 (\mu F)$$

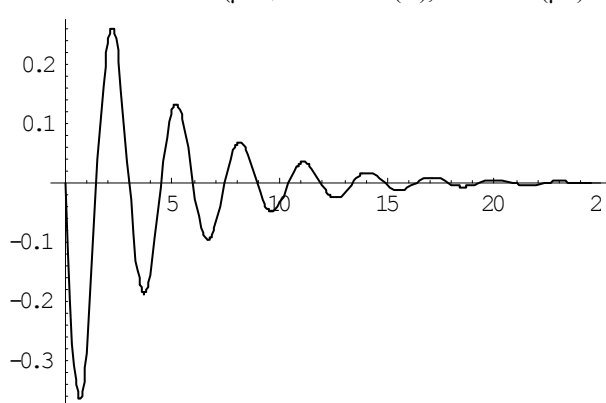


Fig. 2 Demagnetization field induced by superconducting magnet with LRC circuits.

医薬用たんぱく質の高勾配磁気分離システムによる 高速分離・精製・回収用フィルターの設計

Design on Filter of High Gradient Magnetic Separation System for trapping Immunoglobulin in Serum

植田 浩史, 石山 敦士 (早大); 我妻 洸, 淵野 修一郎, 古瀬 充穂 (産総研); 柁川 一弘 (九大)

UEDA Hiroshi, ISHIYAMA Atsushi (Waseda University);
AGATSUMA Koh, FUCHINO Shuichiro, FURUSE Mitsuhito (AIST);
KAJIKAWA Kazuhiro (Kyusyu University);
E-mail: hiroshi-ueda@waseda.jp

1. はじめに

我々は、医療用たんぱく質のうち特に血清中に微量存在する免疫グロブリンの分離・精製に超電導マグネットを用いた高勾配磁気分離システムを応用する検討を行ってきた。既存技術では、磁気分離に永久磁石を用いているため、磁気力が弱く、分離できる磁気ビーズの大きさは約 $1.5 \mu\text{m}$ 程度以下には出来ない。ナノサイズの医用たんぱく質を効率良く分離するには、磁性ビーズをナノサイズにすることが望まれる。磁性ナノ微粒子を効率良く磁気分離出来れば、たんぱく質と特異的に結合する物質を磁性ナノ微粒子の表面に付けることにより、免疫グロブリンなどの医用たんぱく質の連続・高速の分離・精製が可能になる。我々は永久磁石の代わりに超電導マグネットを用いることによりはたらく磁気力を強めて、磁性ナノ微粒子を高勾配磁気分離で効率よく分離・精製できることを実験で示した[1]。しかし、磁性ナノ微粒子を高速で高効率に回収するには、目詰まりを起こさないフィルターの開発が重要であることがわかった。今回、磁性ナノ微粒子の高速回収用フィルターの設計・検討を行ったので報告する。

2. 磁気力の計算

超電導磁石を用いた高磁界・高勾配磁気分離装置により、磁気粒子が受ける磁気力 F_M は外部磁場が十分大きい場合、次式で表される。

$$F_M = V_p (M_p \cdot \nabla) H \quad (1)$$

ただし、 V_p : 磁気ビーズの体積、 M_p : 磁気粒子の飽和磁化、 H : 磁気ビーズが置かれている磁場の大きさである。

今回は SUS 丸細線 (径 $20 \mu\text{m}$) の磁気飽和を考慮して、磁場をパラメータとして径 100 nm の磁気粒子 1 つにはたらく磁気力を計算した。SUS 丸細線の磁化曲線は、非線形性を考慮し、材質としては SUS430 を想定した。

3. フィルターの構造

Fig. 1 に我々が想定しているフィルターの構造を示す。フィルターは、捕捉する磁性ビーズの径より大きな間隔で、互いに平行な磁性細線を配置し、それを交差するように複数積層する。

磁性ビーズがフィルターに目詰まりせずに回収できるためには、水平方向間隔をなるべく広げる必要がある。一方、磁気力を発生させるためには、細線間隔を密にすることが必要になる。従って、磁性ビーズを分離・回収するためには、所望の磁気力を発生しつつ、間隔が適度に離れたフィルターの設計が必要になる。

4. 計算結果

今回は、水平方向線材間隔 $40 \mu\text{m}$ 、積層方向間隔 $25 \mu\text{m}$ で計算を行った。Fig. 2 に磁性細線周囲の磁場分布と磁気力分布を示す。線材が交差する場所で磁場が強くなり、その周囲で大きな磁気力が発生していることがわかる。

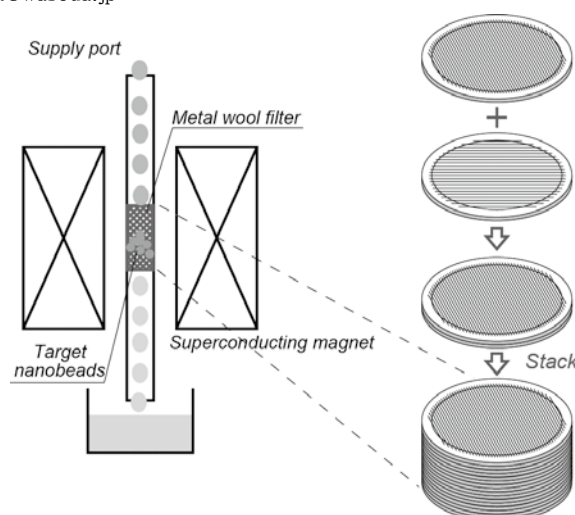


Fig. 1. Schematic drawing of filter for high gradient magnetic separation system.

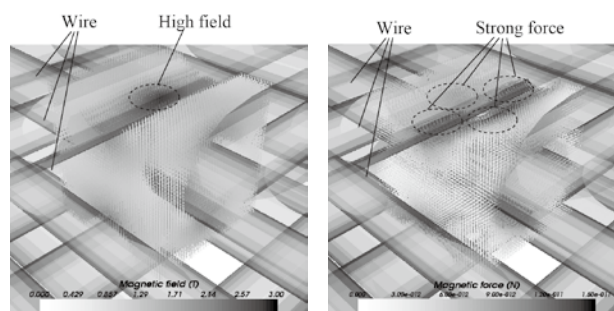


Fig. 2. Distribution of magnetic field and force around wire.

5. 今後の予定

フィルターを製作し、磁気分離の実験を行う。さらに、流体解析を併用することで、詳細に磁気粒子の挙動および磁気粒子の捕獲領域の形状を検討し、分離性能を評価する。

参考文献

1. K. Agatsuma, et al, "Previous Test of High Gradient Magnetic Separation System for trapping Immunoglobulin in Serum", Abstracts of CSJ Conference, vol.77 (2007).
2. H. Ueda, et al, "Design Study on Filter of High Gradient Magnetic Separation System for Trapping Immunoglobulin in Serum", Abstracts of CSJ Conference, vol.77 (2007).
3. K. Agatsuma, et al, "Design on Filter of High Gradient Magnetic Separation System for trapping Immunoglobulin in Serum", Abstracts of CSJ Conference, vol.78 (2008).
4. K. Agatsuma, et al, "Improvement of High Gradient Magnetic Separation System for trapping Immunoglobulin in Serum by Magnetic nano-beads", Abstracts of CSJ Conference, vol.79 (2008).

HTS バルク磁石を用いたドラム缶洗浄廃液磁気ろ過システムの検討 Study on magnetic filtration system using HTS- bulk magnet for wash water of drum

三島 史人, 寺田 隆哉, 秋山 庸子, 泉佳伸 (阪大院工), 飯野 勝彦, 植田 博行 (日本板硝子エンジニアリング (株))

大西 徹造 (中央産業 (株)), 小林 豊, 大西 豊 (関西ドラムセンター), 西嶋 茂宏 (阪大院工)

MISHIMA Fumihito, TERADA Takaya, AKIYAMA Yoko, Yoshinobu Izumi (Osaka Univ.), IINO Katuhiko, UEDA Hiroyuki (NSGE), OHNISHI Tetuzo (Chuo Sangyo CO., LTD.), KOBAYASHI Yutaka OHNISHI Yutaka (Kansai Drum Center Joint Business Cooperatives) and NISHIJIMA Shigehiro (Osaka Univ.)

E-mail : f-mishima@qb.sec.eng.osaka-u.ac.jp

1. はじめに

ドラム缶廃棄物が深刻な環境問題を引き起こしている。産業廃棄物のドラム缶の野積みが問題で、ドラム缶中の残渣が周辺の環境を汚染するからである。このため、ドラム缶を洗浄し再利用する試みが精力的になされている。しかしながら、新たな問題が浮上してきた。すなわち、ドラム缶の洗浄廃水の処理の問題である。ドラム缶 1 本当たりの洗浄に利用する水は 70 リットル、国内ドラム缶洗浄工場だけでも現状で 1350 万本あり、年間、約 100 万トンの洗浄水が消費されている。

洗浄するドラム缶は化学会社、石油会社、食品会社、薬品会社等で使用されたものであり、洗浄するとき発生する種々の油分、薬品等を含んだ混合廃水を対象としているため、その洗浄水の処理には困難が伴う。その結果として産廃処理、下水処理、あるいは、一部、放流されたりしているのが現状である。この廃水を適切に処理・再利用することが可能となれば、環境保全に貢献するのみならず、工業用水の使用量を減少させ、経済的メリットも期待できる。

そこで磁気シーディング機で、洗浄廃水中の汚濁物質を、強磁性フロック化した後、磁気力によりろ過する磁気ろ過システムの開発を行っている。本研究では主に、磁気ろ過システムを構築するための基礎的評価を行った。

2. 磁気清澄システム

最終的な装置としての基本概念図と写真を図 1 に示す。ビーカーレベルの実験結果から、本磁気ろ過システムでは大きいフロックを永久磁石で捕捉し、それ以外の小さいフロックに関してバルク超伝導磁石で精密磁気ろ過を行うことが効果的であることが示された。実用的にも大きなフロックによる磁気ろ過器への負荷を軽減し、長時間の運転を可能にするこの組み合わせのシステムが適切と考えられる。本磁気ろ過システムフローは原水槽からドラム缶洗浄廃液を担槽槽にポンプで送り、そこで廃液を pH 調整し、強磁性粒子と凝集剤を添加し、COD 成分に強磁性を付与する。そしてその廃液は永久磁石を用いた磁気ろ過アシスト装置に入る。そこで捕捉できなかった小さなフロックは

次に HTS バルク磁石による精密磁気ろ過装置に入り、最終的に処理水となる。現在はパイロットプラントとして稼働段階にある。永久磁石を用いた磁気ろ過装置 (SAN-S-EGtype-AP-80) は表面磁束密度 0.3T (550W×180D×17H [mm]) の永久磁石が 22 枚配置され、廃液中を永久磁石が循環する。磁石表面の捕捉された COD 成分は常にスクレーパーで処理され、磁石表面はきれいな状態を保つ。スクレーパーによって出たスラッジ中の強磁性粒子については再利用を検討している。また磁気シーディングに用いる強磁性粒子に関して、ドラム缶の表面処理研磨の際に排出される鉄粉を使用するための検討を考えている。精密磁気ろ過装置の磁場発生源には HTS バルク磁石装置を用いる。クライオスタッド表面にて 5 T 付近を出力することで、微小なフロックを捕捉し、磁気ろ過可能である。

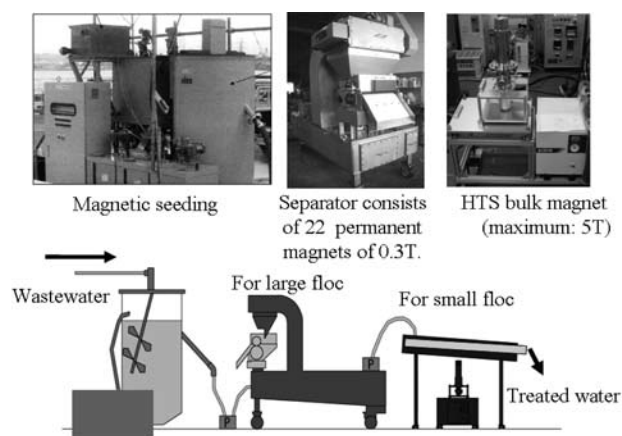


Fig.1 Schematic illustration and photograph of the magnetic filtration system.

3. まとめ

本装置の処理水はすすぎ水として利用できるため、新規工業用水の購入量を減少でき、その経済性は大きい。また本設備の流通経路も確保できており、短時間で普及する可能性がある。将来的には種々の化学工業界の廃水処理や工場の廃水で汚染されている中国や東南アジア諸国の河川や湖の環境改善に展開できる技術であり、本年度中での開発を目指す。

超電導磁石を用いた水生生物の磁気分離に関する基礎的研究

Fundamental study on magnetic separation of aquatic organisms using superconducting magnet

坂口 芙美、秋山 庸子、泉 佳伸、西嶋 茂宏(阪大)

SAKAGUCHI Fumi, AKIYAMA Yoko, IZUMI Yoshinobu, NISHIJIMA Shigehiro(Osaka Univ.)

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

1. はじめに

現在、地球規模の環境変化や養殖魚介類の移植などが原因で、外来水生生物による海洋生態系の破壊・攪乱という問題が起きている。その対策として、水生生物を殺滅あるいは除去する処理技術の開発が求められており、本研究では、高速大量処理が可能である磁気分離法に着目した。

水生生物処理に磁気分離法を適用するにあたって、水生生物に強磁性を付与する磁気シーディング技術とそれを高速・高効率に捕獲する磁気分離技術が重要となる。ここでは、磁気分離装置中における粒子軌跡シミュレーションおよび超電導磁石を用いた磁気分離実験を行うことで、システムの検討を行った。

2. 計算体系

高速処理が可能な磁気分離装置を設計するために、粒子軌跡シミュレーションを行い、システムについて検討した。まず、解析ソフトの ANSYS® Ver.10.0(ANSYS, Inc.)を用い、システムの磁場強度および流速の分布の解析を行った。解析結果を(1)、(2)式に代入して、ある節点での磁気力 F_M とドラッグ力 F_D を求めた。磁気力とドラッグ力の合力を運動方程式に代入して粒子の加速度、速度、および位置を求めた。これを繰り返すことで粒子軌跡を求めた。

$$F_M = \frac{4}{3} \pi a^3 \mu_0 \chi H \text{grad} H \quad (1)$$

$$F_D = 6 \pi a \eta (v_f - v_p) \quad (2)$$

a : 強磁性粒子の半径、 μ_0 : 真空の透磁率
 χ : 磁化率、 H : 磁場強度、 $\text{grad}H$: 磁場勾配
 η : 流体の粘性、 v_f : 流体の流速、 v_p : 粒子の流速

超電導磁石(ボア中心磁場 2T)のボアを通過する流路中に磁気フィルターを設置し、強磁性粒子を流速 0.1m/sで流入させた。磁気フィルターは、磁性細線(亜鉛引織網、 ϕ 0.63mm、線間隔 3mm)を用いた格子状メッシュフィルタの間にスペーサー(厚さ 10mm)を挟んで重ね合わせたものである。Fig.1 に計算体系の概要図を示す。

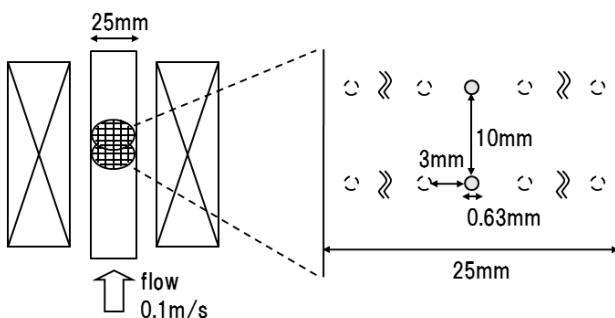


Fig.1 A schematic view of magnetic separation system

3. 結果

粒子軌跡シミュレーションの結果から、2本の磁性細線の周囲 0.63mmの範囲で粒子が捕捉される可能性が示された。これは、磁性細線2本の比捕獲半径 α_0 (=捕獲半径/磁性細線の半径) が2ということになる。この結果をもとに、(3)式を用いて、2枚毎のフィルター間の粒子濃度分布が均一と仮定した場合の粒子の回収率 R [%] を計算した。

$$R = \left[1 - (1 - \alpha_0)^2 \right]^n \times 100 \quad (3)$$

$$\alpha_0 = \frac{2 \zeta a l}{S} \quad (4)$$

α_0 : フィルター2枚あたりの吸収係数
 n : フィルターの枚数、 a : 磁性細線の半径
 l : 磁性細線の総延長、 S : 流路断面積

フィルターの枚数と回収率との関係を Fig.2 に示す。回収率はフィルター4枚で 92%、8枚で 99%という計算結果が得られた。

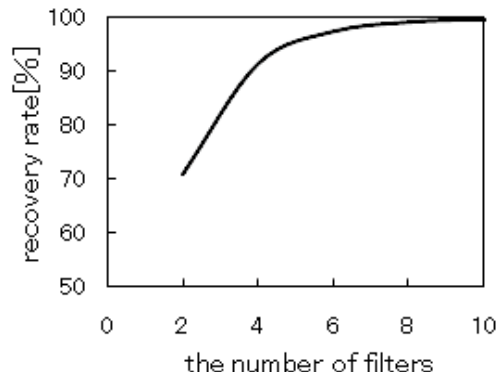


Fig.2 The relationship between the number of filters and recovery rate [%]

4. まとめ

粒子軌跡シミュレーションおよび回収率計算から、フィルターを8枚用いると99%の回収率が得られるという結果が得られた。しかし、実際にはフィルターが流路中で障害物となることと強磁性粒子を捕獲することにより、フィルター近傍で粒子濃度分布は変化し、不均一になる。したがって、回収率も変化すると考えられる。そのため、超電導磁石を用いた磁気分離実験を行い、計算結果と比較する必要がある。その比較をもとに、引き続きメッシュフィルタの枚数や間隔、磁性細線の太さ、格子サイズなどを最適化することで、高い分離効率を得られる条件を検討する予定である。

謝辞

この研究の一部は住友電気工業(株)の支援を受けて行われた。

20 KHe ガス中における Ti-6Al-4V ELI 合金の機械的性質 Mechanical Properties of Ti-6Al-4V ELI Alloy in Gaseous He at 20 K

由利 哲美、小野 嘉則、緒形 俊夫(物質・材料研究機構)

Tetsumi Yuri, Yoshinori Ono, Toshio Ogata (NIMS)

E-mail: YURI. Tetumi@nims.go.jp

1. はじめに

前報¹⁾では、代表的なチタン合金である Ti-6Al-4V ELI 合金 (Ti64 ELI) の液体ヘリウム温度(4 K)における機械的性質を求め、液体水素ロケットエンジン用材料として使用されている Ti-5Al-2.5 ELI 合金²⁾ (Ti525 ELI) との各特性について比較した結果について報告した。それによると、Ti64ELI の 4 K における各機械的性質は、Ti525 ELI と同水準もしくはそれ以上と良好であった。液体水素ロケットエンジン用部材は、液体水素(20 K)に曝された状態による使用なので、液体水素中での評価が重要である。しかしながら、安全性や設備維持費等で高コストとなるためデータの取得は簡単ではない。そこで本研究では、冷凍機等を用いた 20 KHe ガス雰囲気環境下における Ti64ELI¹⁾ の各機械的性質を求めた結果と得られた材料特性の妥当性について報告する。

2. 実験方法

供試材は、前報¹⁾ 同様、市販材の Ti64 ELI 鍛造まま材 (ϕ 300) である。等軸 α 相の平均粒径は約 $17 \mu\text{m}$ である。液体ヘリウム(4 K)、液体窒素(77 K)および室温(293 K)における試験結果は前報¹⁾ で報告してある。20 K における引張試験は、トランスファーチューブのバルブにより液体ヘリウム量を調整し試験片冷却を行いながら、ヒーターによる温度制御方法³⁾ にて、また高サイクル疲労試験は、冷凍機を用いて試験片を常時冷却しながら、ヒーターによる温度制御方法にて実施した。試験片温度は試験片中央部に取り付けられた温度センサーにて測定し、試験片温度が一定に保持されていることを確認しながら行った。疲労試験片は、砂時計型試験片で試験片表面は最終的にエメリー紙 600 番で軸方向に仕上げたものを用いた。疲労試験は、正弦波での荷重制御にて行い応力比 $R=0.01$ とした。試験周波数は 4 K における条件とほぼ同様、 10^5 回までは 5 Hz で行い、破断しなかった試験片についてはその後 10 Hz に加速して試験を行った。

3. 結果

各試験温度における引張試験の結果を Fig.1 に示す。Ti525 ELI は、液体水素中で 0.2% 耐力および引張強度は最大値を示す^{2,4)}。本実験の 20 KHe ガス雰囲気においては、0.2% 耐力は 4 K とほぼ同等であり、引張強度では最大値を示した。また、絞り是最小値を示し、Ti525 ELI の液体水素中の結果と同様の傾向を示した。Fig.2 に各試験温度における S-N 曲線を示す。試験温度の低下とともに疲労強度は高くなる傾向を示すものの、本実験範囲内では、4 K および 20 KHe ガス雰囲気の疲労特性には明瞭な差は認められない。Ti525 ELI^{2,4)} の 4 K および 20 K 液体水素中の疲労特性の結果も、本供試材のものとはほぼ同様の傾向を示す。各試験後の SEM による破面観察の結果、20 KHe ガス雰囲気中で行った引張破面には、チタン合金の低温での試験で観察される溝状破面が観察された。また、疲労破面の起点は、4 K および 77 K と同様のファセットによる内部破壊であった。以上より、20

KHe ガス雰囲気中で行った各試験にて得られた特性および破壊挙動には、特異な結果は認められなかった⁵⁾。したがって、チタン合金については、20 KHe ガス雰囲気中での試験で得られた材料特性は、液体水素環境下での材料特性に代替できると考えられる。

参考文献

- (1) T.YURI, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.78(2008) p.41
- (2) NIMS SPACE USE MATERIALS STRENGTH DATA SHEET No.1: National Institute for Materials Science, Japan (2003)
- (3) T.OGATA, et al.: TEION KOGAKU, Vol.42, No.1 (2007) p.10
- (4) NIMS SPACE USE MATERIALS STRENGTH DATA SHEET No.3: National Institute for Materials Science, Japan (2003)
- (5) 2002 Annual Summary Report on Results, NEDO - WE - NET - 0210 (2003) p.332

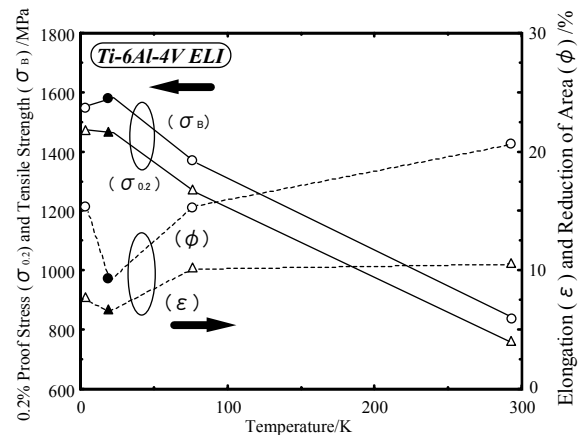


Fig.1 Tensile properties of Ti-6Al-4V ELI at 293, 77, 20 and 4 K.

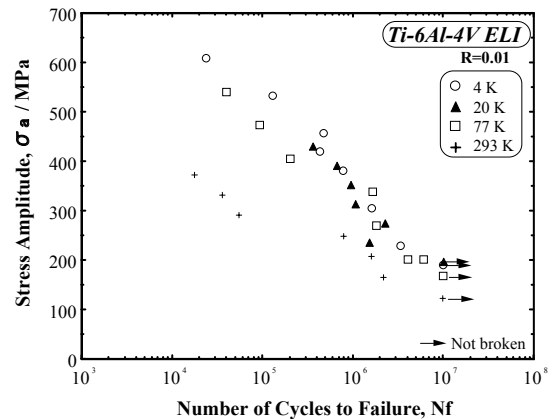


Fig.2 S-N curves of Ti-6Al-4V ELI at 293, 77, 20 and 4 K.

小型冷凍機を用いた極低温での高圧水素環境脆性評価試験

Evaluation of high pressure hydrogen embrittlement at cryogenic temperatures with a refrigerator

緒形 俊夫 (NIMS)

OGATA, Toshio (NIMS)

E-mail: OGATA.Toshio@nims.go.jp

1. はじめに

燃料電池車の水素燃料を充てんする水素ステーションで高圧水素生成の手段の一つとして検討された、液体水素を急速気化する際の極低温高圧水素環境下の材料特性を取得するため、これまで試験片内空隙に高圧水素を充てんして液体ヘリウムで試験片を冷却した引張試験の結果を報告²⁾した。試験に長時間を要する疲労試験を極低温高圧水素環境下で行うため、GM 冷凍機を1台付けたクライオスタットを作製した。本報告では、この冷凍システムの冷却の様子とこれを用いた極低温高圧水素環境下の疲労試験結果を紹介する。

2. 試験方法

GM 冷凍機付きクライオスタットは、荷重容量50kNの油圧サーボ型材料試験機に取り付け、引張、疲労、破壊靱性等の試験片を20K~180Kの極低温に保つために作製した。また液体ヘリウムを注入すれば、4Kでの試験も可能である。用いたGM 冷凍機の冷凍能力は、1W@4.2K、30W@40Kである。荷重負荷治具の剛性を保つため、クライオスタットの深さは、60cmとした。冷却前に、クライオスタット内をヘリウムガスで置換した。冷却後、試験片上下の掴み部のヒータにより試験片の温度を制御した。

190K以上の試験は、市販の低温冷凍機により冷却温度制御したアルコール中で行った。

疲労試験の供試材は市販のSUS304Lの13mmφ丸棒材である。簡便な高圧水素下材料試験法として試験片内の微小空隙に高圧水素環境を設定する方法(特願2006-320281:「材料試験装置と材料試験片」)を用いた。¹⁻²⁾砂時計型疲労試験片の最小直径部の外径は6.0mmで、微小空隙の内径は2mmである。試験片内の微小空隙に水素或いは参照ガスとしてヘリウムガスをボンベから封入した。ボンベ圧は9~14MPaで、およそ10MPaと称する。

3. 試験結果

Fig. 2に冷却曲線を示す。冷却開始後、試験片温度は、約11時間で20K以下になり、最低到達温度は17Kである。20Kで最大試験応力700MPaの試験では、荷重負荷後、試験片温度が数10度上昇するが、試験片の加工硬化が進むにつれ発熱は小さくなる。10MPa水素を注入した方が10MPaヘリウムガスを注入したものより、発熱が大きく、10Hzの試験では、空隙内の液化した水素の影響のためか数度上昇したままになるので、試験周波数を10Hzから5Hzに下げた。

20K、最大試験応力700MPaでの試験結果を、室温(RT)と190Kでの疲労寿命の結果と併せて、Fig. 3に示す。引張特性と同様に、疲労寿命への影響が見られた室温や190Kと比べて、20Kで水素による影響は、有るとははっきり言えない。

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)「水素社会構築共通基盤整備事業」プロジェクトで実施した。

参考文献

1. Ogata: Collected Abstracts of the 2006 Spring Meeting of JIM (2006), p.230
2. Ogata: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 76 (2007) p.197

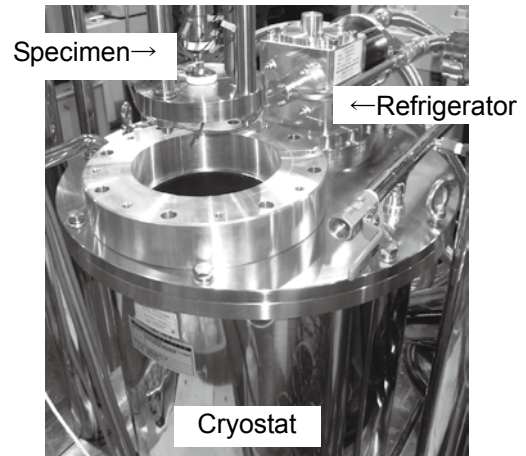


Fig.1 Mechanical testing cryostat with a refrigerator

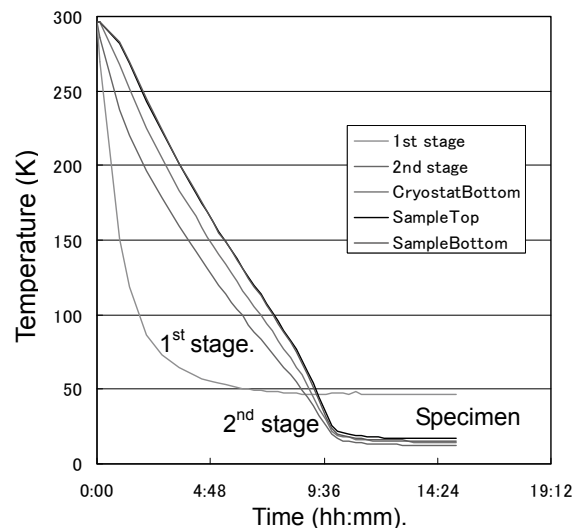


Fig.2 Cooling curves of the cryostat and specimen.

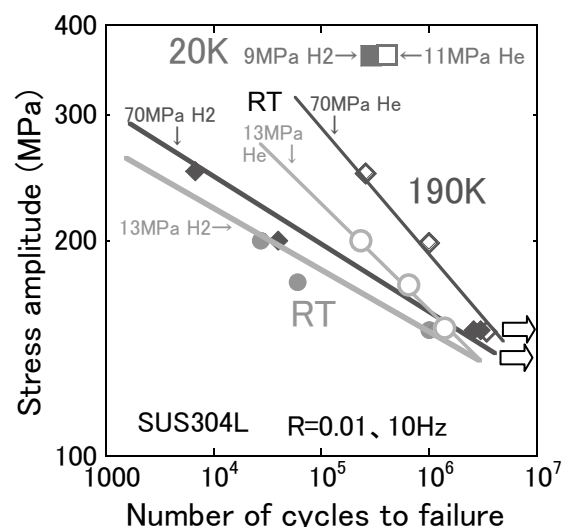


Fig. 3 Effects of hydrogen pressure and specimen temperature on fatigue properties of SUS304L.

液体水素中における CP Ti の変形挙動に及ぼす核沸騰・膜沸騰遷移の影響(2)

Effect of transition from nucleate to film boiling on deformation behavior of CP Ti in liquid hydrogen (2)

柴田 浩司, 緒形 俊夫, 由利 哲美(NIMS); 藤井 秀樹, 大宮 慎一(新日鐵)
SHIBATA Koji, OGATA Toshio, YURI Tetsumi (NIMS); FUJII Hideki, OMIYA Shinichi (NSC)
E-mail: SHIBATA.koji@nims.go.jp

1. はじめに

液体ヘリウム中に比較して、液体水素中での引張変形挙動に関する研究は少ない。今後、超電導マグネット、燃料電池自動車などで液体水素の利用が一層広がるだろうことを考えると、それら低温技術の十分な信頼性、安全性を確保するためには、構造材料の液体水素中における少なくとも引張変形挙動を十分理解しておくことが必要である。前報[1]で CP チタン (ASTM Gr.2) の液体水素中での引張試験の計算機シミュレーションを行い、実際に観察される引張り変形挙動と比較検討したが、本研究では、核沸騰・膜沸騰遷移の仕方を変化させて比較検討した。

2. 方法

引張試験は、前報同様平行部の長さ 35mm、直径 7mm の丸棒試験片を用い、0.2%耐力の測定までは平均ひずみ速度が $2.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、それ以降は $9.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ となるようなクロスヘッド速度一定条件下で行った。計算機シミュレーションの方法も、前報の方法と同様である。ただし、本研究では、Fig.1 の試験片と冷媒の温度差と熱流束との間の関係図に示すように、核沸騰から膜沸騰へ遷移する時の様子を変化させた。すなわち、核沸騰および膜沸騰時の温度差・熱流束曲線および A 点、B 点は、Brentari ら[2]の文献によるものであるが、核沸騰から膜沸騰への遷移が(1)から(4)のように生じると仮定したときの、変形挙動とりわけセレーションの発生挙動に及ぼす影響を検討した。前報では、(1)の場合に示すように、遷移は C を経由せず A と B を直接結ぶ斜線に沿って生じるように仮定した。

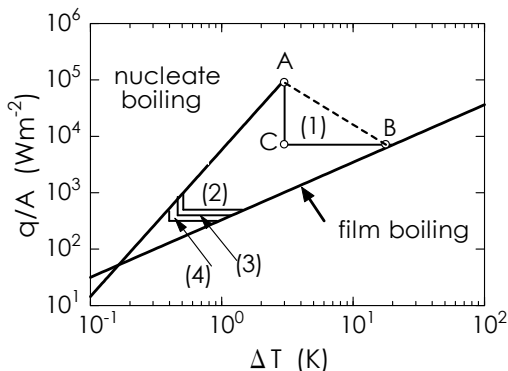


Fig.1 Assumed curves of the transition from nucleate to film boiling on the specimen surface in liquid hydrogen. ΔT is the temperature difference between specimen surface and the coolant. q/A is heat flux. Curves for nucleate and film boiling, and points A and B are after Brentari and Smith[2]. In the present paper, effects of the transitions (1)–(4) on tensile deformation behavior were compared. Transitions were assumed to occur from A to B through C as shown in the case of the transition (1), while in the previous paper assumed to occur directly from nucleate to film boiling as shown by a dotted line AB.

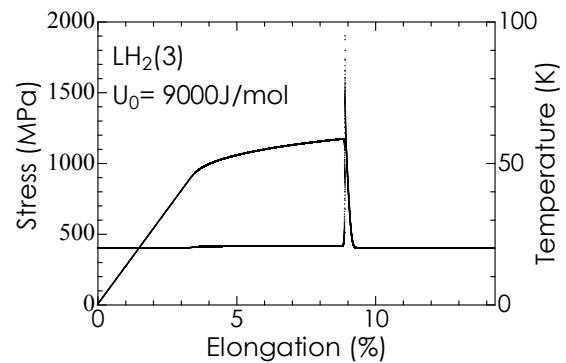


Fig.2 Calculated stress-elongation curve of CP Ti in liquid hydrogen when the transition (3) in Fig.1 was assumed to occur. U_0 is activation energy of dislocation movement.

30%を越えるような大きな伸び変形まで計算すると時間がかかるので、前報[1]同様、最大荷重点付近における応力-伸び曲線は、予め最大荷重点付近まで変形した材料を仮想して、あらためて引張ったときの変形挙動をシミュレートした。

3. 結果および考察

液体ヘリウム中での実際の引張試験結果では、塑性変形が開始すると同時にセレーションが観察される。しかし、液体水素中では最大荷重点近くまでセレーションは観察されず、2本試験した 1本の試験片では最大荷重点近くで大きな荷重低下が1度生じてから再び荷重が増加する過程で破断に至り、もう1本の試験片では、最大荷重点近くで突然破断した。

Fig.1 の遷移(1)を仮定して計算すると、セレーションは全く現れない。遷移(2)でも同様であるが、遷移(3)、(4)を仮定するとセレーションが現れる。Fig.2 に、Fig.1 の遷移(3)を仮定し転位の移動の活性化エネルギー U_0 を 9000 J/mol ときの計算結果を示す。 U_0 を 9000 J/mol より大きくすると荷重低下の程度が小さくなり、複数の荷重低下の繰り返し(セレーション)が見られるようになる。以上の結果は、前報告の結果と同様である。

4. まとめ

試験片表面での核沸騰・膜沸騰遷移の仕方を変化させて、CP Ti の液体水素中における変形挙動を計算機シミュレーションにより解析した結果、前報と同様な結果が得られた。

参考文献

1. K. Shiabta et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78 (2008), p.39.
2. E. G. Brentari and R. V. Smith, Advances in Cryogenic Engineering Materials, Plenum, New York, 10(1965), p.325–341.

Alloy718 Ni 基超合金の高サイクル疲労特性と破面形態

High-cycle fatigue properties and fracture surface morphology of Alloy 718 nickel-base superalloy

小野 嘉則, 由利 哲美, 竹内 悦男, 緒形 俊夫 (物質・材料研究機構)
松岡 三郎 (九州大学), 堀 秀輔 (宇宙航空研究開発機構)

ONO Yoshinori, YURI Tetsumi, TAKEUCHI Etsuo, OGATA Toshio (National Institute for Materials Science)
MATSUOKA Saburo (Kyushu University), HORI Shusuke (Japan Aerospace Exploration Agency)
E-mail: ONO. Yoshinori@nims.go.jp

【1. 緒言】

Alloy 718 Ni 基超合金は、低温でも優れた強度-延性バランスを有し、溶接性も良いことから、航空・宇宙機器に多用されている。著者らは、同合金にショットピーニング(SP)を施すことにより、室温および低温の高サイクル疲労特性が改善されること(Fig. 1 参照)、き裂発生位置が試験片表面から内部に移ることを報告している^{1), 2)}。また、疲労破壊起点部の様相は、試験応力によって変化することも報告している³⁾。したがって、Alloy 718 の疲労特性は、起点部の位置や様相と密接に関連していると考えられる。本研究では、疲労破壊起点部の位置、種類、大きさに着目して調査し、疲労特性との関連性について検討した。

【2. 実験方法】

供試材は AMS5663J に準拠した鍛造材である。熱処理条件は既報^{2), 3)}をご参照頂きたい。疲労試験片は、最小径部直径が 4.5 mm の砂時計型を用い、表面はエメリー紙で軸方向に研磨を行い、600 番で仕上げた(AP 材)。その後、直径 0.3~0.4 mm のガラスビードで SP 処理を施した(SP 材)。SP の条件は、アークハイト値: 0.15~0.28 mmN、カバレッジ: 125%以上である²⁾。疲労試験は、77 K で行い、軸荷重制御、応力比 R=0.01, 正弦波形のもとで行った。周波数は 10 Hz を採用した。破面は、SEM を用いて観察し、併せてエネルギー分散型 X 線分光法(EDS)により組成分析も行った。

【3. 結果および考察】

Fig. 1 に 77 K における S-N 線図を示す。図中には疲労破壊起点部の位置と種類も示している。起点部は、①炭化物(NbC³⁾)のみ、②ファセットのみ、③炭化物とファセットの混在の三種類に大別できた。AP 材では、起点部が全て表面に接しており、 $\sigma_a=500$ MPa 付近を境に高応力側では①、低応力側では②または③のファセットが関連した破壊形態である。一方、SP 材では、 $\sigma_a=700$ MPa 付近を境に高応力側では表面、低応力側では内部に起点部があり、特性が顕著に改善された後者の応力域では全てファセットが関連した破壊である。Fig. 1 において、表面炭化物起点の破壊に比べ、ファセットが関連した破壊の場合には寿命が明らかに長くなっている。AP, SP 両材の S-N 線図は、高強度鋼で報告されている二重 S-N 曲線⁴⁾に類似しており、それぞれ表面炭化物起点破壊からファセット関連破壊への遷移応力が異なるものと位置づけることができる。Fig. 2 は、AP 材(a)、SP 材(b)で起点部にファセットのみが観察された例を示す。起点部(Stage I)と結晶学的な粒内破壊で特徴づけられるき裂進展域(Stage IIa)で構成されるファセット領域のサイズは、同じ試験条件にもかかわらず、SP 材の方が明らかに大きい。

以上の結果より、SP 材で疲労特性が改善されたのは、表面の炭化物を起点としたき裂発生が抑制されたこと、ならびに試験片内部でファセットに関連した破壊になり、かつその領域が AP 材に比べて大きくなったことと関係していると考えられる。

【参考文献】

- [1] E. Takeuchi et al.: TRANS OF JSME, A71, 707 (2005), pp. 1051-1057.
- [2] Y. Ono et al.: Proceedings of ICMC 2006, 2 (2006), pp.69-73.
- [3] Y. Ono et al.: TRANS. OF JSME, A70, 696 (2004), pp. 1131-1138.
- [4] 例えば、T. Sakai et al.: TRANS. OF JSME, A67, 663 (2001), pp. 1805-1812.

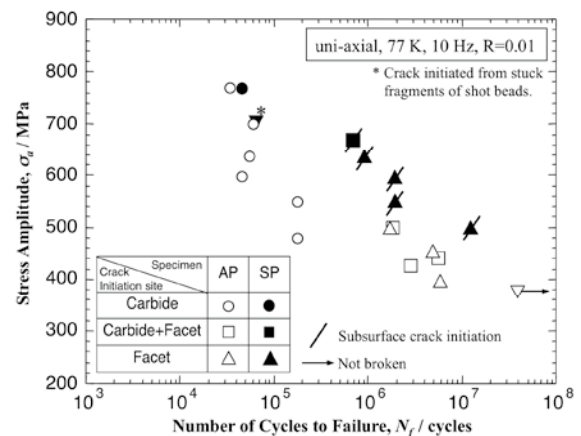


Fig. 1 S-N data obtained at 77 K for as-polished specimens (AP) and shot-peened specimens (SP).

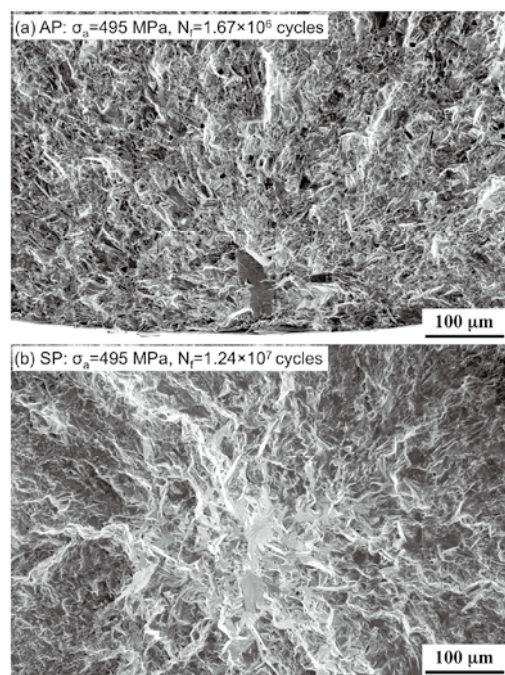


Fig. 2 SEM micrographs showing the vicinity of fatigue crack initiation site of the as-polished specimen (AP) (a), and the shot-peened specimen (SP) (b).

液体窒素温度下での電磁鋼板の磁気特性

Magnetic properties of electrical steel sheet at liquid nitrogen temperature

宮城 大輔, 乙女 大三朗, 中野 正典, 高橋 則雄(岡山大学)

MIYAGI Daisuke, OTOME Daizaburo, NAKANO Masanori, TAKAHASHI Norio (Okayama University)

E-mail: miyagi@elec.okayama-u.ac.jp

1. はじめに

環境問題やエネルギー枯渇問題に対処するための一つの手段として、低損失かつ高効率な次世代の電気機器の可能性を秘めている超電導電気機器の開発が活発化している。その中で、モータや変圧器等に用いられる鉄心部の電磁鋼板を低温下で用いるか、または常温下で用いるのかは重要な設計指針となる。これまでに、液体窒素温度下での電磁鋼板の磁気特性の測定に関して、リング試料を用いた測定結果が数十年前に報告されているものの[1], 単板磁気試験器を用いて体系的に行われた例は少ない[2]。そこで、本研究では、超小形単板磁気試験器(SST)を用いて、液体窒素温度下での電磁鋼板の磁気特性の測定を行ったので報告する。

2. 測定装置

図 1 に測定に用いた超小形単板磁気試験器の概略図を示す。測定に用いる単板磁気試験器は液体窒素中に配置されるため、JIS 規格にある単板磁気試験器(試料幅は 100mm)と比較して大幅に小型化し、試料幅を 10mm とした。最大磁束密度 B_m を測定する B コイルは、図 1(b)に示すように、試料が収まるよう加工したガラス繊維強化プラスチック(GFRP)を巻き枠として、 $\phi 0.03\text{mm}$ の銅線を 10mm 幅に 100 ターン均等に巻かれたコイルである。B コイルのエアーターンを測定し、空隙補償を行っている。磁界の強さ H の測定には、図 1(a), (c)に示すように試料表面からの距離が異なる位置に 2 個の H コイルを配置して、各 H コイルで測定される磁界の強さから、試料表面の磁界の強さを線形近似により求める 2H コイル法を用いた。H コイルは、GFRP を巻き枠にして、 $\phi 0.03\text{mm}$ の銅線を 10mm 幅に 250 ターン巻いて作製され、図 1(c)に示すように配置した。また、B コイル、H コイルともに、液体窒素中ではコイルの巻き枠が縮み、各コイルの断面積が変化するため、液体窒素中におけるエアーターンの補正も行った。

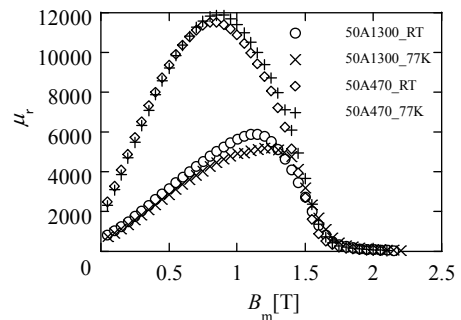
測定試料は、無方向性電磁鋼板 50A470, 50A1300 を 10mm×80mm にワイヤカット加工した試料とし、圧延方向に励磁を行った。励磁周波数は 50Hz とした。さらに、四端子法により、圧延方向の導電率の測定を行った。

3. 測定結果および考察

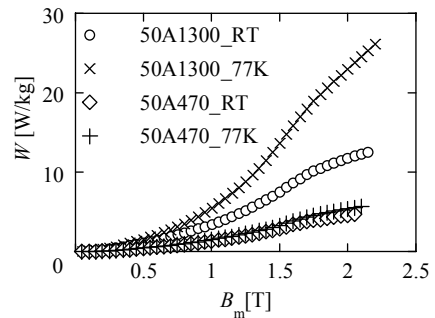
図 2 に、50A470 と 50A1300 の常温時(RT)および液体窒素温度時(77K)での励磁周波数が 50Hz 時の磁気特性の測定結果を示す。図 2(a)に示すように、50A470 では、液体窒素

温度時の比透磁率 μ_r の最大値は、常温時に比べて約 17% 大きくなっている。一方、50A1300 では、液体窒素温度時の μ_r の最大値は、常温時に比べて約 12% 小さくなっている。図 2(b)に示すように、鉄損 W は、両試料において、液体窒素温度時の方が、常温時よりも増加する結果が得られた。50A470 では、 B_m が 2T の時に鉄損は約 12% 増加しているが、50A1300 においては、1.5T 以上では 2 倍近く増加する結果が得られた。

表 1 に、各試料の常温時と液体窒素温度時の導電率の測定結果と常温時の導電率を基準とした時の液体窒素温度時の導電率の増加率を示す。低温にすることにより、電磁鋼板の導電率は増加する結果が得られた。そして、シリコンの含有量、すなわち試料のグレードが上がるほど液体窒素温度時の導電率の増加率は小さくなる結果が得られた。また、液体窒素温度時の 50A1300 は、導電率が常温時の約 4 倍と大幅に増加するため、渦電流も大幅に増加して、その影響により比透磁率は減少し、鉄損は大幅に増加すると考えられる。



(a) $\mu_r - B_m$ curve



(b) $W - B_m$ curve

Fig.2 Magnetic properties at RT and 77K (50A470 and 50A1300, 50Hz).

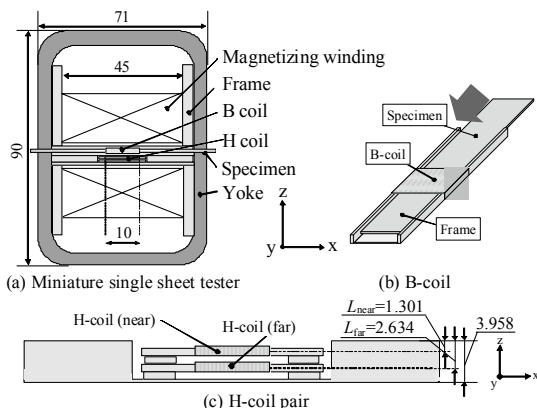


Fig.1 Miniature single sheet tester.

Table 1 Electrical conductivity at RT and 77K.

Specimen	conductivity [$\times 10^6$ S/m]		increase rate [%]
	RT	77K	
50A470	2.75	3.60	131
50A1300	4.65	18.5	398

参考文献

1. T. Yamaguchi, et al.: Trans. IEE of Japan, Vol. 98-A, No.12 (1978) pp.629-635
2. D. Otome, et al.: The papers of Technical meeting on magnetic, IEE Japan, MAG-08-78 (2008) pp.7-12

極低温における織物ガラス繊維強化プラスチック積層材料の モード III 疲労はく離進展

Mode III fatigue delamination growth of glass fiber reinforced polymer woven laminates at cryogenic temperatures

進藤 裕英, 成田 史生, 渡邊慎也, 鈴木 雅人(東北大工)

SHINDO Yasuhide, NARITA Fumio, WATANABE Shinya, SUZUKI Masato (Tohoku University)

E-mail: shindo@material.tohoku.ac.jp

1. Introduction

Glass fiber reinforced polymer (GFRP) woven laminates are mainly used for the insulation of superconducting magnet coils at cryogenic temperatures. Due to low interlaminar strength, the susceptibility of composite laminates to initiation and growth of delaminations must be considered. However, prediction of initiation and growth of delaminations is complicated and the success of the predictions relies on accurate interlaminar fracture data for the composite laminates under both static and fatigue loading at different environmental conditions. Recently, Rizov et al. [1] studied the mode III delamination properties of G-11 GFRP woven laminates at RT, 77 K, 20 K, and 4 K. Although some studies on cryogenic fracture of GFRP woven laminates have been published, few have focused on fatigue crack growth at cryogenic temperatures. The purpose of this paper is to understand the interlaminar crack growth of GFRP woven laminates at cryogenic temperatures under Mode III loading.

2. Experimental procedure

G-11 GFRP woven laminates (Arisawa Mfg. Co. Ltd., Japan) [2] were employed in the present study. The composite laminate sample was cut into rectangular specimens for sprit cantilever beam (SCB) testing, with the fabric fill direction parallel to the specimen longitudinal direction. The size of the specimens was nominally 3.2 mm thick, $B = 10$ mm width, and 70 mm length. A 13 μ m thick Teflon film was inserted along one edge of the panel at the midplane prior to processing to provide a starter crack. The specimen configuration is illustrated in Fig. 1.

Fatigue tests of the SCB specimens were conducted using a 30 kN axial loading capacity servo-hydraulic testing machine at RT, 77 K, and 4 K. The low temperature environments were achieved by immersing the loading fixture and specimen in liquid nitrogen (77 K) or liquid helium (4 K). The specimen was put between two steel plates. The loads of P and $2P$ were applied to the specimen via steel pins through the steel plates. The tests were performed under constant amplitude cyclic displacement at a cyclic frequency of 5 Hz. A displacement ratio (i.e., ratio of minimum displacement δ_{\min} to maximum displacement δ_{\max} during fatigue) of $R = \delta_{\min}/\delta_{\max} = 0.1$ was employed.

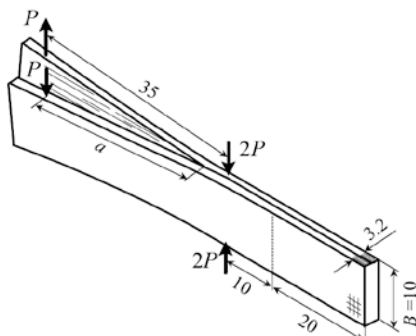


Fig. 1. Split cantilever beam specimen.

The specimen was fatigue loaded with a maximum displacement δ_{\max} . Maximum and minimum applied displacements, maximum and minimum loads, and number of cycles N were periodically recorded during each test. Load P was automatically logged by computer from the load cell, and applied displacement δ was measured by the testing machine's displacement. The compliance C was defined as the ratio δ/P . Crack lengths a were calculated from the compliance data using finite element analysis. After testing, a scanning electron microscope (SEM) was used for observations of fatigue delamination growth mechanisms for each environment.

3. Finite Element Analysis

In order to characterize the fatigue delamination growth of G-11 woven laminates at RT, 77 K and 4 K, a three-dimensional finite element analysis was performed. The delamination length a as a function of cycle number was determined from the compliance data. The Mode III energy release rate G_{III} was also determined for each crack length using the virtual crack closure technique. Using the maximum and minimum energy release rates, $G_{III\max} = G_{III}(\delta_{\max})$ and $G_{III\min} = G_{III}(\delta_{\min})$, the energy release rate range $\Delta G_{III} = G_{III\max} - G_{III\min}$ can be expressed as [3]

$$\Delta G_{III} = (1-R^2) G_{III\max} \quad (1)$$

3. Results and discussion

The Mode III cyclic fatigue delamination growth rate da/dN in G-11 woven laminates is shown in Fig. 2 as a function of the energy release rate range ΔG_{III} at RT, 77 K and 4 K. The fatigue crack propagation results show that higher resistance to fatigue delamination growth is obtained for the cryogenic temperature conditions. The results at 77 K are superior to those at 4 K.

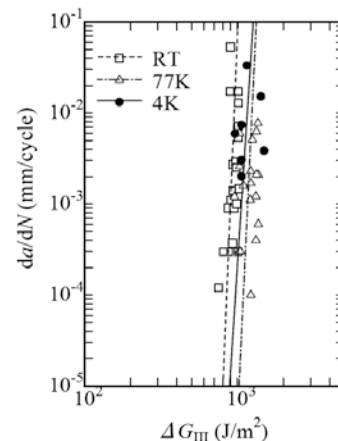


Fig. 2. Cyclic fatigue delamination growth rates

Reference

1. V. Rizov, et al.: Appl. Compos. Mater., Vol. 13 (2006), p.287.
2. Y. Shindo, et al.: Eng. Fract. Mech., in press.

Pt-Rh 線を分散複合化した Dy-123 系超電導溶融体の作製

Preparation of melt growth Dy-123 superconductor with dispersed Pt-Rh wires

島田 浩典(明星大); 藤本 浩之(鉄道総研); 吉澤 秀二(明星大)

SHIMADA Hironori (Meisei Univ.); FUJIMOTO Hiroyuki (Railway Tech. Res. Inst.); YOSHIZAWA Shuji (Meisei Univ.)

E-mail: fujimoto@rtri.or.jp

1. はじめに

希土類 (RE) 系超電導溶融体は、非超電導相である Dy-211 の微細分散により、より高い磁場の捕捉が可能である。しかし、高磁場中で冷却を行うと、誘起電流により熱が生じ、マイクロクラックが形成・密集し、最終的には破断に至ることが報告されている[1-3]。これまで、我々は発熱を直接金属線で外部に逃がすことを目的として、成型する前に Pt 線を複合化して Dy-123 系超電導溶融体の作製を試みた結果、大気中では Pt 線が反応して、金属線として残留しないことを確認した[4]。しかし、Pt 線より融点の高い、Pt-Rh 線を複合化した溶融体 (以下 PR 溶融体) を作製すると、Pt-Rh 線が残留することを示した[5]。本研究では、長さが短い (例えば、1~3mm) の Pt-Rh 線が分散するように混合化 (以下 PRS 溶融体) した、Dy-123 系超電導溶融体の作製を試みた。

2. 作製方法

出発原料として、仮焼粉である Dy-123 と Dy-211 を準備し、これらの仮焼粉を最適なモル比である 1:0.3 に秤量し、有機溶媒中で湿式混合した。そして、融点降下と機械的強度の向上を目的に Ag₂O を 30wt% 添加し、混合した粉末を直径 30mm、厚さ 15mm の円盤状の前躯体にプレス機で成型した。成型する際に、直径 0.4mm、長さ 3mm の Pt-Rh 線 (Pt:Rh=87:13) を 30 本混合した。さらに、成型したバルク体の下に、バルク体と同様の混合モル比で Dy-123 と Dy-211 を有機溶媒中で湿式混合して、プレス機で成型した敷きバルクを置き、その下にアルミナ基板を置いた。

温度勾配を有する電気炉を用いて、溶融凝固後、種付けを行い、単一ドメインの結晶を生成させた。種結晶として、Nd-123 の単結晶を用い、結晶の成長時間は、150 時間とした。

作製した溶融体の超電導評価として、臨界温度 (T_c)、臨界電流密度 (J_c)、および捕捉磁場測定を行い、Pt-Rh 線近傍の評価として、SEM-EDX および微小領域の XRD を用いた。捕捉磁場は、印加磁場 1.8T とし、磁場中冷却法を用いて液体窒素中にて行なった。微小領域の XRD では、コリメータは 0.03 mm を用いた。

3. 結果と考察

Fig.1 に Pt-Rh 線を分散化した PRS 溶融体の外観写真を示す。ファセットラインが種結晶を中心に形成していることから、表面において単一ドメインの成長が確認できた。この超電導体の T_c は約 90K (off-set)、 J_c は 4.5kA/cm² (0T) であった。また、捕捉磁場測定を行ったところ、溶融体が捕捉した磁場は、単一ピークを示した。

Fig.2 に、作製した PRS 溶融体の光学顕微鏡の観察結果を示す。それによると、PR 溶融体に見られた、中間層と Ag からなるとみられる層を観察した。また、Pt-Rh 線を分散混合化したことによるクラックなどの欠陥は、顕著に見られなかった。しかし、分散した Pt-Rh 線の近傍を観察したところ、PR 溶融体とは異なり、条件によって Pt-Rh 線が反応してしまう場合が見られた。これは、Pt-Rh 線を分散複合化することにより、条件によっては Pt がより拡散しやすい状況ができたと考えられ、その状態で Pt-Rh 線に Ag が入り込んだと推測される。中間層と思われる部分について、微小領域の XRD 測定を行ったところ、

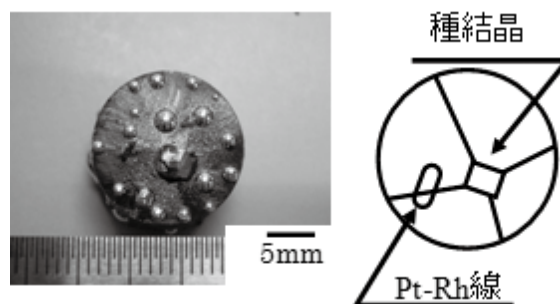


Fig.1 Photograph and illustration of the Dy123 sample with dispersed Pt-Rh wires.

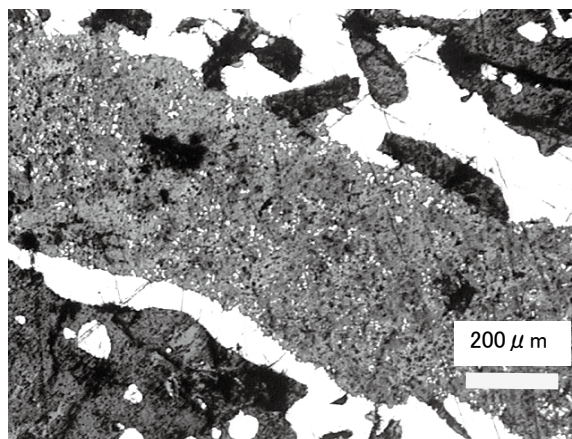


Fig.2 Optical micrograph of microstructure surrounding the Pt-Rh wire in the Dy123 sample.

Ba·Cu·O の化合物を中心に Pt および Ag が検出され、PR 溶融体に比べ、Ba·Cu·O の割合が大きかったことがわかった。また、Ag 層には、入り込んだ Cu·O の化合物が検出された。これは、PR 溶融体に比べて、Pt の拡散量が多く、包晶反応の中間過程において、Ba·Cu·O の化合物が多く残ったことによるものと考えられる。

参考文献

1. Nariki S, Sakai N and Murakami M, *Physica C*, **357** (2001) S814.
2. Nariki S and Murakami M, *Supercond. Sci. Technol.*, **15** (2002) S86.
3. Tomita M and Murakami M, *Nature*, **30** (2003) S517.
4. Shimada H, Fujimoto H, Yoshizawa S, "Superconductivity of Dy-123 system superconductor composed with Pt wires," *Physica C* in press.
5. Shimada H, Fujimoto H, Yoshizawa S, *Physica C*, **468** (2008) S1359.

Gd 系 123 高性能溶融バルク緻密材の作製と特性評価 (II)

Preparation and properties of high-quality melt growth Gd123 bulks with low void density (II)

藤本 浩之 (鉄道総研); 手嶋 英一, 森田 充 (新日鐵)

FUJIMOTO Hiroyuki (Railway Technical Research Institute); TESHIMA Hidekazu, MORITA Mitsuru (Nippon Steel Corp.)

E-mail: fujimoto@rtri.or.jp

1. はじめに

希土類 (RE) 系酸化物高温超電導バルク材は、液体窒素温度でも高い臨界電流密度、強い捕捉磁界、さらに強い磁気浮上力を有し、強力磁石、非接触軸受、回転機、磁気分離、電流リードなど、種々の超電導応用機器が提案されている。バルク体の高性能化やバルク応用機器の実用化のためには、電磁気的特性とともに、機械的特性の把握とその向上が非常に重要である。一般に、希土類系バルク材は大気中での溶融法で作製されるが[1]、プロセスに起因して試料内部にボイド (気孔) が存在する。ボイドは欠陥であり、機械的強度向上のためにはボイド密度の低減が必要である。これまでに、酸素中溶融によって Sm 系や Dy 系のボイド密度を減少させ、機械的強度が改善することが報告されている[2]。そこで、本研究では、ボイド密度が低い、電磁気的特性の優れた Gd 系 ($\text{GdBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$:Gd-123) 超電導バルク体試料を作製し[3]、その特性 (曲げ強度、硬さ、破壊靱性などの機械的特性と組織観察、超電導特性) を評価した。

2. Gd-123 の作製方法と特性評価

本研究で評価した Gd 系バルク材は、Gd123 相:Gd 211 相 = 3:1 の組成比に 0.5wt% の Pt と 10wt% の Ag_2O を添加した原料粉を用い、試料内部のボイド密度を低減させるため酸素中で溶融させた後、大気中で結晶成長させるという二段階雰囲気調整熱処理法にて作製した。その結果、直径 46mm、厚さ 15mm 程度の超電導バルク体を得た[3]。ここでは、二段階雰囲気調整熱処理法にて作製したものを緻密材、比較のため全て大気中で作製したものを標準材と呼ぶ。機械的特性は、 $4 \times 3 \times 36 \sim 40 \text{ mm}^3$ の試験片を用いて室温にて四点曲げ試験で評価した。また、弾性率、破壊靱性、硬さ、粗さ、密度測定をあわせて行った。試料の組織は、光学顕微鏡、レーザ顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM) により評価した。さらに、超電導特性を評価した。

3. Gd-123 の機械的特性等評価結果

本研究での Gd 系バルク材の機械的特性評価は、フェインセラミックスの試験評価方法を参考に実施した。試験片は、円柱状バルク体を上中下の三段以上に切断加工した後、主に JIS R 1601 (曲げ強度試験) に基づいた寸法・形状に切断加工して得た。そして試験片の表面をラッピングフィルムなどで鏡面仕上げして、組織を観察し、ボイド率、銀分布、211 相分布、粗さ (JIS-B-0601) を測定した。また、ビッカース硬さ (JIS-Z-2244) は試験片各面で測定し、さらに、弾性率と破壊靱性の測定を JIS を参考に行った。

図 1 に作製評価した Gd-123 緻密バルク材と標準材の光学顕微鏡の組織観察の比較結果を示す。その結果、標準材では数十 μm 程度のボイドが多数存在する (ボイド率 15% 程度) が、緻密材ではボイドがほとんど存在しない (ボイド率 3% 以下) ことが分かった。また、表 I のように、ビッカース硬さの平均値は、標準材で 450、緻密材で 450 とほぼ同様の値を得た。曲げ強度 (室温) の平均値は、標準材で 58MPa、緻密材で 72MPa であり、組織の緻密化により 1.2 倍以上向上したことは、報告済みである [3]。

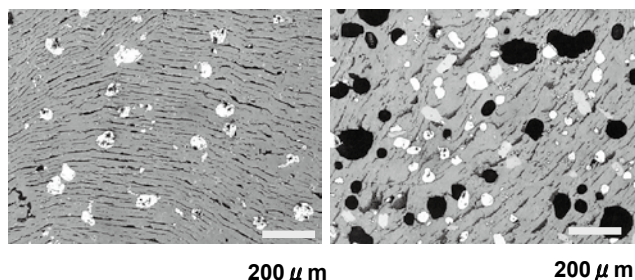


Fig.1 Lower magnification optical micrograph of the single-domain Gd-123 melt-textured superconducting bulk specimen. Left: Gd-123 Dense bulk (annealed), voids almost removed (voids density <3%), Right: Gd-123 Standard bulk (annealed), 20~30 μm , many voids remain (void density ~15%)

TABLE I AVERAGE VICKERS HARDNESS, H_v OF THE SPECIMENS AMONG GdBaCuO/Ag BULKS.

Specimens	Surfaces	Hardness, H_v Average
Standard bulk	Top, as grown	450
Dense bulk	Top, as grown	450
Both bulks	Top, annealed	Not effective

さらに、緻密材の超電導特性は、77K、1T で J_c が $10,000 \text{ A/cm}^2$ 以上あり、酸素中で溶融させたにもかかわらず標準材と同程度であった。以上の結果から、Gd 系では、ボイド密度低減による機械的特性の改善と高い超電導特性の維持が両立することが明らかになった。

4. まとめ

酸素中で溶融法により作製した大型 (直径 46mm) の単一ドメイン Gd 系バルク超電導緻密材 (Gd-211 と Pt・Ag を添加) は、高い超電導特性を示し、その室温での機械的特性向上と微細組織との関係を明らかにすることができた。

参考文献

- M. Morita et al.: Physica C 235-240 (1994) 209.
- H. Teshima et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 77, (2007), 2P-p13, p.158 [第 77 回 2007 年度秋季低温工学・超電導学会].
- H. Fujimoto et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 78, (2008), 2D-a04, p.145 [第 78 回 2008 年度春季低温工学・超電導学会].

Nd:YAG レーザを用いたパルスレーザー蒸着(PLD)法による (Eu,Er)Ba₂Cu₃O_z 薄膜の作製 Preparation of (Eu,Er)Ba₂Cu₃O_z films by pulsed laser deposition (PLD) method using Nd:YAG laser

金井 和章, ダ・シルバ インディカ, 前田 敏彦(高知工科大)
KANAI Kazuaki, DE SILVA Indika, MAEDA Toshihiko (Kochi Univ. Tech.)
E-mail: 125004d@gs.kochi-tech.ac.jp

1. はじめに

エキシマレーザーに比べ比較的安価で安全性が高いとされる Nd:YAG レーザを用いて、パルスレーザー蒸着(PLD)法によるいわゆる "1-2-3" 型酸化物超伝導薄膜の成膜とその超伝導特性についての検討を行っている。現在は、希土類サイトを複数の希土類の固溶サイトとした膜の作製を中心に成膜条件の検討を進めており、これまでに、イオン半径がほぼ等しい Y³⁺ と Ho³⁺(それぞれ 0.1019 nm, 0.1015 nm; 8 配位)の固溶系である (Y,Ho)Ba₂Cu₃O_z について、面内配向性や膜表面のパーティクル付着量が、現在広く用いられているエキシマレーザーを用いた PLD 法で作製されたものと同等程度の薄膜の形成が可能であることを (100)MgO 基板上で確認している。今回は、イオン半径が異なる Eu³⁺ と Er³⁺(それぞれ 0.125 nm, 0.1004 nm; 8 配位)の固溶系についてその成膜条件の検討を行った結果について報告する。

2. 実験方法

PLD 法に用いた Nd:YAG レーザは Q スイッチパルスレーザーで、成膜には 4 倍波 (波長:266 nm) を使用した。基板としては (100) SrTiO₃ (STO)あるいは (100) MgO 単結晶基板を用いた。ターゲットは固相反応法により作製し、その組成を (Eu_{1-x}Er_x)Ba₂Cu₃O_z (x=0.758)とした。この組成は、希土類サイトの平均イオン半径が Y³⁺(Ho³⁺)のそれと同じになるように決められたものである。成膜条件は、ヒーター温度 780~860°C, 酸素ガス圧 18~22 Pa, ターゲット/基板間距離 (d_{TS}) 35~40 mm, レーザパルスの繰り返し周波数 10 Hz, 成膜時間 1200 s, ターゲット表面でのレーザーエネルギー密度 1~2 J/cm² とした。

得られた薄膜は、X 線回折法 (θ -2 θ 法, 極点図測定 (ϕ -scan)), 電気抵抗測定 (4 端子法)により評価した。

3. 結果と考察

(Eu_{0.24}Er_{0.76})Ba₂Cu₃O_z 薄膜について成膜条件の最適化を行った結果、STO 基板を用いた場合、ヒーター温度 850°C, d_{TS}=40 mm, 酸素圧力 22 Pa において良好な c 軸配向膜が得られた。この膜の面内配向を ϕ -scan 測定により評価した結果を Fig. 1 に示す。(103) 反射における良好な 4 回対称性から、STO (100) 面上での "cube-on-cube" 成長が確認された。

MgO 基板を用いた場合には、良好な c 軸配向膜は得られたものの、面内配向度においては "cube-on-cube" から c 軸まわりに 45° 回転した粒の混在、及び約 18.5° 回転した粒の混在が確認された。これらの粒の混在は、基板/膜間の格子定数のミスフィットが比較的大きい MgO 上の YBa₂Cu₃O_z 膜の場合にしばしば観察され、成膜条件の最適化により消失させることが可能であることが知られているが、今回の我々の膜については、現段階で消失させるに至っていない。

STO 基板上で良好な "cube-on-cube" 成長を確認できた膜について、4 端子法による電気抵抗の温度依存性を測定した結果を Fig. 2 に示す。なお膜厚が未測定であるため、

電気抵抗率 ρ ではなく電気抵抗 R をプロットしてある。膜厚を 300 nm と仮定すれば、臨界温度 (T_c) 直上の ρ の値は 0.3 m Ω •cm 程度と見積もられる。ゼロ抵抗を示した温度は 85 K であり、やや低い値となった。これは主要な希土類元素が重希土類である Er であることも一因と考えられる。

4. 結言

Nd:YAGレーザーを用いた PLD 法により STO 基板上に作製した (Eu,Er)Ba₂Cu₃O_z 薄膜において、良好な "cube-on-cube" 成長を確認した。今後は、組織観察、臨界電流密度 (J_c) の評価等を行っていく予定である。

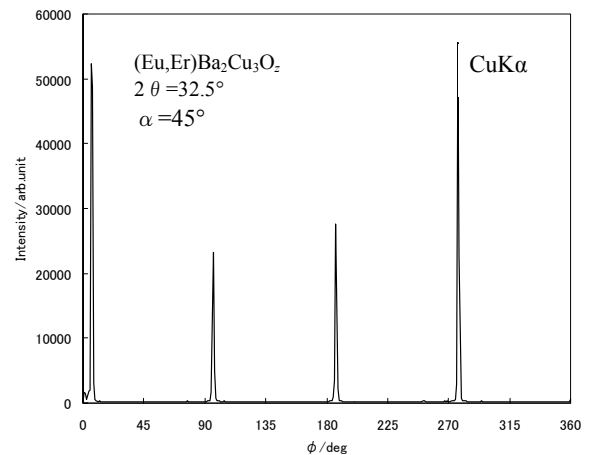


Fig. 1. ϕ -scan profile of (Eu_{0.24}Er_{0.76})Ba₂Cu₃O_z film.

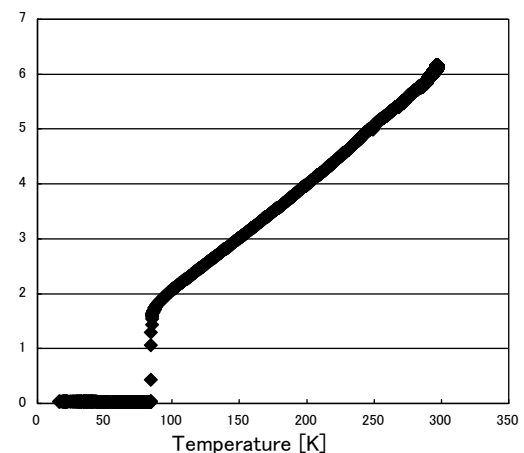


Fig. 2. Temperature dependence of resistance of (Eu_{0.24}Er_{0.76})Ba₂Cu₃O_z film

ボックス回転型低温6元対向スパッタによる 超伝導トンネル接合用ニオブ薄膜の特性

Characteristics of Nb films for STJ fabricated by
a newly rotating box type multi-facing target sputtering system

諸橋 信一, 波多野 雅也, 河野 佑介, 磯部 尚紀, 永田 省吾(山口大学院)

SHINICHI Morohashi, MASAYA Hatano, YUSUKE Kawano, NAOKI Isobe, SHOGO Nagata (YAMAGUCHI UNIV)

E-mail: smoro@yamaguchi-u.ac.jp

1. はじめに

超伝導トンネル接合 (STJ) 素子は、X 線検出器として半導体検出器を遙かに凌駕する性能を持っており、高分子材料の非破壊検出・分析用検出器、あるいはテラヘルツ光の検出器として宇宙観測用途に期待されている。

本研究では、高性能な X 線検出器用 STJ 素子作製のために、1) 低温・6元・コンパクトを特徴とする新規の多元スパッタ装置を開発、2) このスパッタ装置により STJ 電極用ニオブ (Nb) 薄膜の作製、を行った。

2. ボックス回転型低温6元対向スパッタの特徴

高性能な検出器の実現のためには、厚さ 1nm のトンネルバリアの接合界面での乱れに起因するリーク電流を抑制する作製方法すなわち、低温スパッタが必要となる。しかも2層以上の積層が可能な低温・多元スパッタが必要である。我々はこれまで、マグネトロンスパッタに比べてプラズマ生成に必要な γ 電子が基板側、すなわち作製する STJ 素子に入射しにくい構造をもつ従来型2元対向ターゲット式スパッタを用いて STJ 素子の作製を行い、 $\sim 1 \text{ pA}/\mu\text{m}^2$ オーダーの低リーク電流密度の素子特性が得られ、対向ターゲット式スパッタが低ダメージに有効であることを報告してきた。

低リーク電流密度化とともに、STJ 素子に X 線照射したときに励起される準粒子が途中でロスしないでバリアをトンネルする接合構造の工夫が重要で、我々はこの準粒子の生成・収集効率を高める新規 STJ 素子構造を提案している³⁾。この接合構造作製には層間絶縁膜作製も含めて、接合界面にダメージを与えない低温でかつ6元のスパッタが必要である。

新規に開発したボックス回転型低温多元対向スパッタ (BFTS) の概念図を図1に示す。2つの対向する4角柱をおき、それぞれのボックス内の磁石は閉じた磁気回路を形成しており、正対するボックスの磁石は反対磁極になっている。正対するボックスを回転することで4元スパッタが可能となる。図では4元スパッタの場合の4角柱で説明しているが、閉じた磁気回路を構成していれば六角柱、八角柱などでもよい。その特徴は、(a) 磁石の高機能的な配置によるマルチターゲット化、(b) 従来型対向ターゲットスパッタに比べて、高プラズマ密度化により低温スパッタの実現、(c) マルチターゲット化によりカソード容積が従来型対向ターゲットスパッタの約 1/2 以下となり、コンパクト化・省エネ化の実現、である。

製作したボックス回転型多元対向スパッタ装置はグローブボックス付試料交換室+トンネルバリア形成室+スパッタ室の3室構成になっている。スパッタ室は、対向する6角柱のカソードにより、提案している新規 STJ 素子用の接合電極用 Nb, Ta, Al, W 薄膜の4層及び、 SiO_2 と Al_2O_3 の2種類の層間絶縁膜、計6層の薄膜作製が可能な直径 100 mm Φ の6つのターゲットを備えている。到達圧力は 1.0×10^{-6} Pa である。金属、絶縁体のスパッタできるように、スパッタ電源として DC, RF 両方設置しており、基板は最大 3 インチ Φ である。

3. Nb 薄膜作製とその特性

Al_2O_3 薄膜を 10 nm 堆積した Si 基板上に、スパッタ時の Ar 圧力は 0.75 - 1.75 Pa の範囲で、Ar 流量 30 sccm、堆積速度約 60 nm/min で、Nb 薄膜を 100 nm、DC スパッタで堆積した。超伝導転移温度 T_c はバルク Nb と同じ 9.3 K が、残留抵抗比は最大 4.6 が得られた。このときの基板温度は 50°C 以下であった。これらの結果は、不純ガスの取り込みの小さな高品質な Nb 薄膜の、低温作製が実現していることを示している。

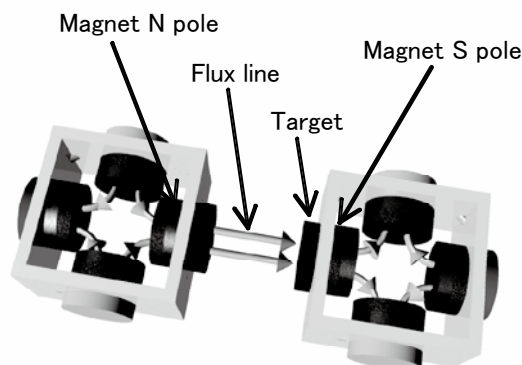


Fig.1 A schematic diagram of a novel rotating box type multi-facing target sputtering cathode

4. まとめ

高機能的な STJ 素子を作製するために、新型の低温・多元・省エネ・コンパクトを特徴とするボックス回転型低温6元対向スパッタを開発した。この装置を用いて STJ 素子用の Nb 薄膜を作製した。Nb 堆積中の基板温度は 50°C 以下と低温スパッタであることを実証し、膜厚 100 nm で RRR は 4.6、 T_c は 9.3 K と高品質な特性が得られた。

5. 謝辞

本研究の一部は、平成17、18年度経済産業省地域新生コンソーシアム研究開発事業「有機 EL 電極・保護膜形成用新型低温スパッタ装置の開発 (研究代表者: 山口大学諸橋信一) 17S6014」により実施したもので、関係各位に感謝する。

参考文献

1. S. Morohashi, M. Ikuta, T. Miyoshi, D. Matsumoto, S. Ariyoshi, M. Ukibe, M. Ohkubo and H. Matsuo, IEEE Trans. Applied Superconductivity., Vol. 15 (2005) p.98
2. S. Morohashi, Y. Takada, C. Yamamoto and M. Ohkubo, Physica C., Vol. 460-462 (2007) p.1430.
3. S. Morohashi, J. J. Appl. Lett., Vol. 34 (1995) p. L1352