

分散Sn法Nb₃Sn線材の開発 Development of Distributed Tin processed Nb₃Sn wire

川嶋 慎也, 財津 享司 (神戸製鋼); 村上 幸伸 (JASTEC)

KAWASHIMA Shinya, ZAITSU Kyoji, (Kobe Steel, Ltd.); MURAKAMI Yukinobu(JASTEC)

E-mail: kawashima.shinya@kobelco.com

1. はじめに

NMR マグネットをはじめとした高磁場用超電導マグネットの開発では従来に比べてコンパクトなマグネット開発が進んできている。超電導マグネットのコンパクト化には、高磁場領域での全断面臨界電流密度 (overall Jc) の高特性化が必要である。従来の高磁場用Nb₃Sn 線材としては、15~16wt%ブロンズを用いた線材が採用されている。^{[1][2]}ブロンズ中のSn濃度増加によってJc特性は向上するが、Cu中のSnの固溶限界が15.8wt%であるため、16wt%Snを超えるブロンズを用いた場合には硬いCu-Sn金属間化合物が生成してしまい、加工性に悪影響を及ぼしてしまう。このことから、Sn濃度増加による特性向上には大きな制約がかけられることになる。

本報告で取り上げる分散Sn法では、線材全体としてSn濃度を増加させたとしても、加工工程を制御することにより金属間化合物の生成を抑制することが可能である。従い、高磁場下で高特性を示す線材の製造方法として分散Sn法を採用することとした。また、さらなる超電導マグネットのコンパクト化に向けては臨界電流の向上が必須と考えられるため、低銅比の分散Sn法Nb₃Sn線材の開発を行った。本報告では、その加工性と特性を評価した結果を示す。

2. 実験方法

初めに、Nb棒をOFCケースに入れ、静水圧押し出しと伸線加工を行い、六角断面形状のNb単芯線を作製した。次に、Nb単芯線、241本をOFCケースに充填し、静水圧押し出しと伸線加工を行い、六角断面形状のNb多芯線を作製した。これとは別に、Tiを1.8wt%添加したSn棒をOFCパイプに挿入し、伸線加工により六角断面形状のSn単芯線を作製した。最後に、所望の銅比となる厚さのOFCパイプ内側にNbバリアを配置し、その中にNb多芯線 84本とSn単芯線 37本を組み込み、線径φ1.0まで伸線加工を行い、銅比 0.34の線材を作製した。伸線後の線材に種々の熱処理を施して特性評価サンプルとした。

臨界電流測定は14~18.5Tの磁場中にて、電界基準 $E_c=0.1 \mu\text{V/cm}$ で行い、この値を線材の全断面積で除し、overall Jcを求めた。また、一部サンプルについては走査電子顕微鏡(SEM)で線材断面の観察を行った。

3. 実験結果

今回設定した銅比 0.34の設計でも良好な加工性を示し、特性評価の線径であるφ1.0まで断線を生じずに加工可能であった。Fig.1に熱処理前の線材横断面のSEMの反射電子像を示す。最も明るく

見える箇所がSn芯部である。本サンプルが設計通りの銅比を示し、規則的なフィラメント配置と形状を維持したまま加工できていることが確認できる。

Fig.2にoverall Jcの磁場依存性を示す。18T、4.2Kにおいてoverall Jc=264A/mm²が得られ、n値は18Tで30以上の値を示した。これらの結果から、開発した分散Sn法Nb₃Sn線材はNMRマグネットに利用可能な高磁場向け線材であることを確認した。

4. まとめ

分散Sn法を用いた低銅比Nb₃Sn線材の開発を行い、従来使用されている高Sn濃度ブロンズを用いた線材を凌駕する高いoverall Jc特性を得た。さらに、良好な加工性や高n値も得ている。これらの結果から、低銅比分散Sn法線材は高磁場向けの実用的な線材の候補として考えることが可能である。

参考文献

- [1] T. Kiyoshi et. al, "Operation of a 930-MHz high-resolution NMR magnet at TML," IEEE Trans. On Appl. Supercond., vol. 15 in press.
[2] 宮崎隆好ほか：第65回2001年度秋季低温工学・超電導学会公演概要集, p. 164

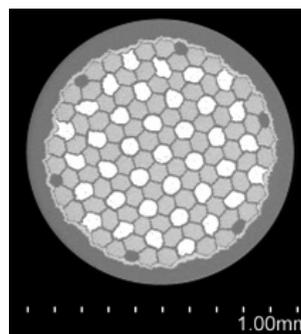


Fig. 1. Cross-sectional SEM image of non-reacted wire.

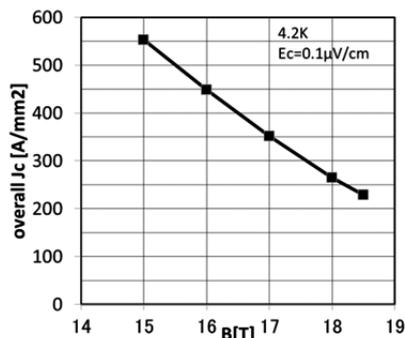


Fig. 2. Overall Jc versus magnetic field.

Cu-Sn-Zn 系ブロンズを母材とした Nb₃Sn 多芯線材の組織と超伝導特性Microstructure and superconductivity of Nb₃Sn multifilamentary wires with Cu-Sn-Zn system bronze matrix

菱沼 良光、三戸 利行(NIFS); 菊池 章弘、太刀川 恭治(NIMS); 谷口 博康、文珠 義之(大阪合金);
杉本 昌弘、高木 亮(古河電工)

HISHINUMA Yoshimitsu, MITO Toshiyuki (NIFS); KIKUCHI Akihiro, TACHIKAWA Kyoji (NIMS); TANIGUCHI Hiroyasu,
MONJU Yoshiyuki (OAW); SUGIMOTO Mas ahiro, TAKAGI Akira (FURUKAWA Elec.)

E-mail:hishinuma.yoshimitsu@nifs.ac.jp

1. はじめに

取扱い易い Nb₃Sn 線材開発に向けて、Cu-Sn-Zn 系ブロンズが提案され、拡散熱処理後の残留 Zn による Nb₃Sn 線材の機械的特性の改善や、Zn による Nb₃Sn 層の生成促進等の効果が期待されている[1]。Cu-Sn-Zn 三元系ブロンズ中に 19 本の Nb を組み込んだ前駆体を作製し、通常の線材加工を経由して Cu-Sn-Zn/Nb 19 芯前駆体線材を作製した。本報告では、熱処理温度 700°C における熱処理時間に伴う Cu-Sn-Zn/Nb 多芯線材の組織や超伝導特性の変化について報告する。

2. 実験方法

Table.1 に示す組成を持つ Zn 添加ブロンズ母材(溶製径 60mm)を水田式溶製法にて作製した。その後、19 本の Nb 丸棒(直径 5mm φ)をブロンズ母材に組み込み、HIP 処理及び押し出し加工を行った。その後、通常の伸線加工を行い、最終的に直径 1mm の 19 芯の多芯線材を得た。熱処理は線材を Zr 箔に包み、アルゴン雰囲気にて 700°C の 10h から 200h までの熱処理時間で行った。比較のため、通常のブロンズ法線材も熱処理を行った。熱処理後の Zn 添加 Nb₃Sn 線材断面における組織観察については、Nb₃Sn 相厚の測定、EPMA による組織観察と組成分析、SEM による破面観察を行った。また、超伝導特性は SQUID により臨界温度を測定した。

3. 実験結果

Fig.1 に EPMA による CSZ-C 線材断面の元素分布結果を示す。Nb 芯界面に均一な Nb₃Sn 相が生成した。また、Zn と Cu は Nb₃Sn 拡散層中に存在せず、マトリックス中に均質に残留した。Fig.2 に CSZ-C 及び D ブロンズ母材における Sn 及び Zn 組成の熱処理時間変化を示す。Zn 添加しても通常のブロンズ法と同様に拡散生成は時間とともに進化した。また、A 及び B 試料のブロンズでも類似した Sn と Zn 量の変化を示した。Cu-Sn-Zn 3 元系でも Cu-Sn 2 元系と同様な Ti 添加による Nb₃Sn 層の生成促進効果が認められた。さらに、19 芯線材を 409 本組み込んだ(Nb 芯:7771 本)極細多芯線(0.9mm φ)の加工も行った。

Table1 Composition of the bronze used in 19-core wires.

Sample (Symbol)	Bronze matrix composition (wt%)
CSZ-A (A)	Cu-10Sn-10Zn-0.3Ti
CSZ-B (B)	Cu-12Sn-6Zn
CSZ-C (C)	Cu-12Sn-6Zn-0.3Ti
CSZ-D (D)	Cu-13.5Sn-4Zn-0.3Ti
Ref.wire (F)	Cu-14Sn-0.2Ti

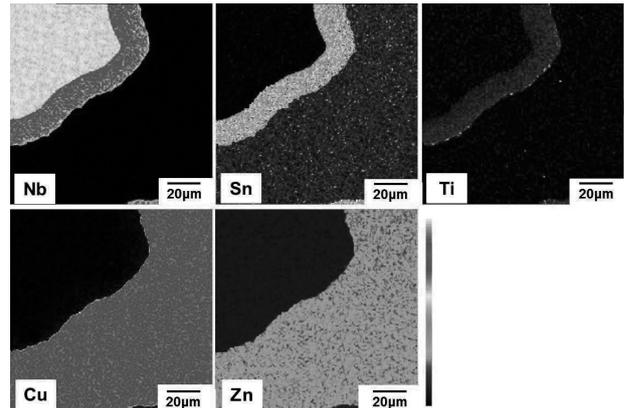


Fig.1 EPMA mapping on the cross-section of 19-core CSZ-C wire heat treated at 700°C for 200h.

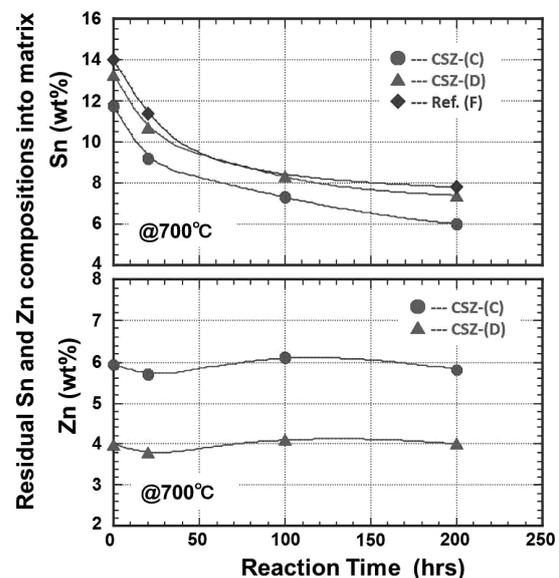


Fig.2 Sn and Zn concentration in the bronze versus the reaction time at 700°C for 19-core CSZ-C and D wires. The results in the Ref.F wire are also illustrated.

参考文献

[1] 太刀川、第 86 回秋季低温工学・超伝導学会講演概要集、p.68

謝辞

本研究は NIFS 運営交付金(連携研究 UJGG002)、NIFS 一般共同研究(KECF008)にて実施された。SQUID 測定は分子研ナノテクノロジープラットフォーム事業の援助を受けた。

中性子回折を用いた Nb₃Sn ラザフォードケーブルの内部ひずみ測定

Internal strain measurement for Nb₃Sn Rutherford cable by neutron diffraction

高橋 弘紀, 小黒 英俊, 淡路 智, 渡辺 和雄(東北大);

ハルヨ ステファヌス, 川崎 卓郎, 相澤 一也, 辺見 努(原子力機構); 中本 建志(KEK)

TAKAHASHI Kohki, OGURO Hidetoshi, AWAJI Satoshi, WATANABE Kazuo (Tohoku Univ.);

HARJO Stefanus, KAWASAKI Takuro, AIZAWA Kazuya, HENMI Tsutomu (JAEA); NAKAMOTO Tatsushi (KEK)

E-mail: kohki@imr.tohoku.ac.jp

1. はじめに

Nb₃Sn は強磁場用超伝導線材として磁場特性に優れ, 多くの適用実績を持つが, 一方でひずみ感受性が非常に強い物質でもある。そのため, Nb₃Sn 線材における超伝導特性のひずみ依存性を理解することは, その応用上極めて重要である。近年, 強磁場化する超伝導マグネットに対応するため, Nb₃Sn 線材を素線としたラザフォードケーブルが作製されている[1]。ラザフォードケーブル内の素線は一定のピッチで撚り合わされており, 素線の軸はケーブルの長手方向とある角度を持っている。そのため, ケーブル長手方向に印加した応力が素線のひずみに与える影響を正しく評価するためには, 量子ビームによる線材内部ひずみの測定が有効である。我々はこれまで, 中性子線や放射光を用いることで, Nb₃Sn 線材の内部ひずみを3次元的に測定し, 超伝導特性のひずみ依存性の理解を進めてきた[2]。そこで今回は, ラザフォードケーブルでの Nb₃Sn 線材の機械的特性を調べるため, 室温と低温における引っ張り応力下での内部ひずみを中性子回折を用いて測定したのでその結果を報告する。

2. 実験方法

測定に用いたラザフォードケーブルは, 素線としてφ0.8 mm のブロンズ法 Nb₃Sn 超伝導線材を使用したものである。補強材には Nb ロッド法で作製した CuNb を用い, フィラメントの外側に配置した断面構造となっている。この素線 16 本を束ねて平角状のケーブルにしてから熱処理を行った。Table 1 に素線とケーブルの諸元を示す。測定は, 内部歪み状態を変えるため室温で直径 65 mm のプーリーに繰り返し通すことで事前曲げ処理を施した試料 (PB φ65) と処理無しの試料 (w/o PB) について行った。中性子回折実験は J-PARC の物質・生命科学実験室 (MLF) に設置してある工学材料回折装置「匠」を用い, 室温及び低温 (11 K) において引っ張り荷重を印加しながら行った。匠は入射ビームと垂直方向に試料を挟んで南北2つの検出器バンクを持つため, 線材試料を入射ビームに対して 45 度傾けて配置することで, 線材長手方向と横方向の歪みを同時に測定することが可能である。

格子ひずみの算出においては, ひずみの基準となる格子定数 (d_0) を求めるため, 素線から取り出した Nb₃Sn フィラメント

Table 1. Specification of the CuNb/Nb₃Sn strand and the Rutherford cable used in this study.

Strand	
Superconductor	Bronze-processed Nb ₃ Sn
Reinforcement	Nb-rod-method Cu-20vol%Nb
Diameter	0.8 mm
Cu / CuNb / non-Cu	20% / 35% / 45%
Filament diameter	3.3 μm
Twist pitch	20 mm (S)
Rutherford cable	
Number of strands	16
Heat treatment	670°C × 96 hr
Dimensions	6.5 mm ^w × 1.5 mm ^l
Cabling pitch	65 mm (Z)

をバナジウム管に詰めたものを室温および低温で試料とし, d_0 との差を格子ひずみとした。

3. 結果と考察

Fig. 1 に室温において測定した Nb₃Sn (321)面の応力-ひずみ曲線を示す。図には同時に伸び計で測定した結果も示してある。また, 残留ひずみの値を Table 2 に示す。長手方向 (Axial), 横方向 (Lateral) のどちらの残留ひずみも, 事前曲げ処理によって緩和されていることが分かる。全体的な応力-ひずみ曲線の振る舞いは, 素線において見られた結果と定性的には同じ振る舞いを示すことが分かった。

また, 長手方向の応力-ひずみ曲線を伸び計の結果と比較すると, どちらの試料においても, ある応力以上では中性子で測定した内部ひずみの方が伸び計で測定したマクロなひずみよりも小さくなっている。これは, 撚ったケーブルを引っ張ることによる撚り締まりの効果が伸び計では見られていないと考えられる。このことは, ラザフォードケーブル中の Nb₃Sn のひずみ状態を正確に把握するためには, 量子ビームによる内部ひずみ測定が必要不可欠であることを示している。

当日は低温での測定結果も含め, その他の解析についても報告する。

参考文献

1. M. Sugimoto, *et al.*: Abstracts of CSSJ Conference, Vol. 87 (2013) p. 150.
2. S. Awaji: Supercond. Sci. Technol. **26** (2013) 073001.

Table 2. Residual lattice strain of the Nb₃Sn at room temperature.

PB φ65	Axial	-0.064%
	Lateral	-0.007%
w/o PB	Axial	-0.198%
	Lateral	0.028%

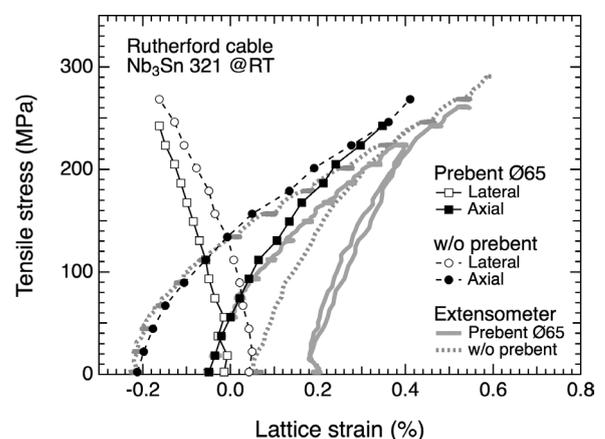


Fig. 1. Stress-lattice strain curves obtained from the 321 diffraction peak of Nb₃Sn in the Rutherford cables with the curves of the extensometer.

中間急冷焼鈍を利用した Nb₃Al 超伝導線材の開発 Fabrication of Nb₃Al superconductors using intermediate rapid-quenching process

伴野信哉, 竹内孝夫(物材機構); 中川和彦(SH カッパー)
Banno N, Takeuchi T (NIMS); Nakagawa K (SH Copper)
E-mail: banno.nobuya@nims.go.jp

1. はじめに

急熱急冷・変態法 Nb₃Al 超伝導線材では、ヘリウム温度での低磁界不安定性を抑制するために Ta バリアを用いた線材構造を採用しているが、ここ数年、Ta の加工限界により最終径に到達する前に断線してしまうことが大きな問題となっている。根本的な問題は、Nb/Al 複合線材において中間焼鈍ができないことである。高融点金属である Nb の軟化には約 800°C 以上の高温が必要であるが、低融点金属である Al と反応せずに 800°C 以上の熱処理を行うことは不可能であり、そのため中間焼鈍を行わなくても済むよう加工限界を抑えた設計となっている。しかしながら Ta の加工限界はさらに低く、従来設計では立ち行かなくなってきたり、根本的な解決策が望まれている。

本研究では、これまで Nb-Al 過飽和固溶体線材を生成するために用いられていた急熱急冷処理を、中間焼鈍の代わりに利用する急冷焼鈍技術を提案する。実際に Nb/Al 複合線材に対し、急冷焼鈍を適用した際の界面反応や硬度、加工性を調べたので報告する。

2. 実験方法

作製にあたり、ロッドインチューブ線材の他に、通常より厚めのジェリーロール(JR)・シングルピレットを準備した。本稿では JR 線材の例について報告する。JR ピレットは静水圧押し出しと伸線加工により減面し、線径 1.38mm の JR 線材とした。このときの Al 層厚は平均 7.5 μm である。これを、電極間距離を約 13cm、通線速度 0.3m/s として急冷焼鈍を行った。その時の制御電圧条件を 4V~10V で変化させ、生成相や界面の状態を光学顕微鏡及び FESEM で観察した。また各条件において、Ta 外皮、Nb 層、Al 層それぞれのビッカース硬度を測定した。

3. 結果と考察

Fig. 1 に JR シングル線材の断面写真を示す。外側の外皮は Ta で、その内側は Nb/Al の多層構造となっている。本線材を条件 4~10V と変えて急冷焼鈍したときの硬さの変化を Fig. 2 に示した。Ta は条件 6V 付近から、Nb は 5V 付近から軟化を始める様子がわかる。一方 Al は 7V 以上で急激な変化を示した。

次に生成相の変化の様子を SEM により観察した。硬さが変化する条件近傍の Nb/Al ジェリーロール部の様子を Fig. 3 に示す。Al と Nb の界面をよく見ると、5V では反応相は見られないが、6V では Al 側の界面に非常に小さい反応相が現れている。電圧が増加するにつれて、反応相は大きくなり、8V では Al 層部がほぼすべて反応して Nb-Al 化合物相が生成されている。Fig. 4 には、条件 8V の EPMA マッピング像を示した。Nb が Al 相内深くまで拡散していることがわかる。点分析では Al 層において 40 at% の Nb が検出された。Al の硬さの急激な変化は、化合物相の生成のためと考えられる。

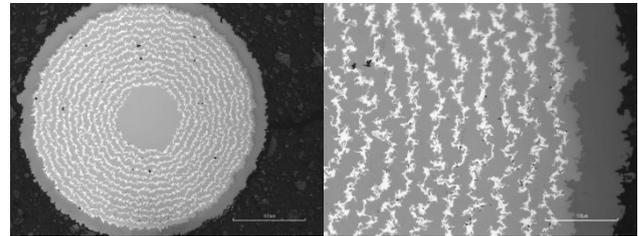


Fig. 1. Cross-section of JR single wire.

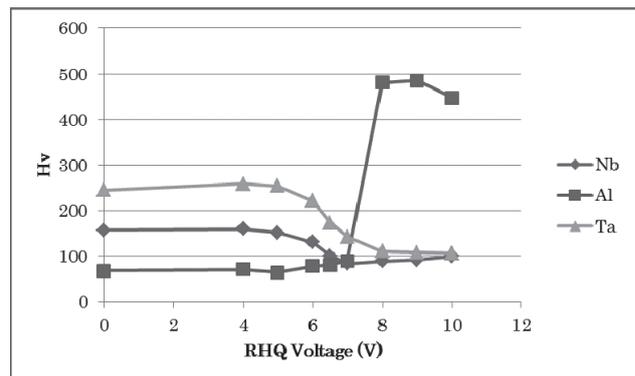


Fig. 2. Variation of Vickers hardness at Ta, Nb and Al parts as a function of intermediate RHQ voltage.

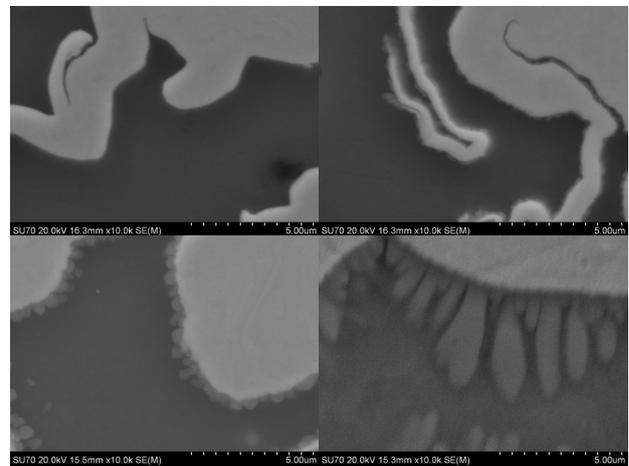


Fig. 3. SEM images of Nb/Al layer boundary at intermediate RHQ conditions of 5 V (upper left), 6 V (upper right), 7 V (lower left), 8 V (lower right).

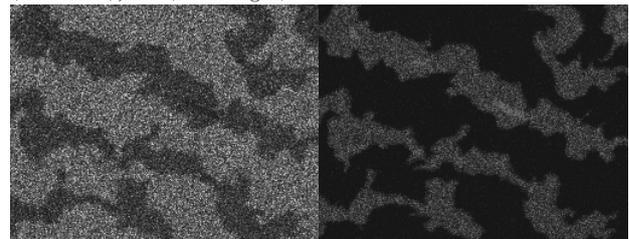


Fig. 4. EPMA mapping of Nb (left) and Al (right) layers at a condition of 8 V.

なお本研究の一部は科研費補助金(基盤研究(C), 23560379)により実施された。

極低温における Ti-6Al-4V 合金鍛造材の破壊靱性に及ぼす組織の影響

Effect of microstructure on fracture toughness for Ti-6Al-4V alloy forging at cryogenic temperatures

由利 哲美、小野 嘉則、緒形 俊夫(物質・材料研究機構); 長尾 直樹、砂川 英生(宇宙航空研究開発機構)
 Tetsumi Yuri, Yoshinori Ono, Toshio Ogata (NIMS); Naoki Nagao, Hideo Sunakawa (JAXA)
 E-mail: YURI. Tetumi@nims.go.jp

1. はじめに

現在、国産宇宙ロケットエンジンのターボポンプ用材料に Ti-5Al-2.5Sn ELI (Extra Low Interstitial) 合金¹⁾が使用されている。ターボポンプ用材料は、極低温下で高速回転する部位に適用されるため、極低温における高サイクル疲労特性と破壊靱性の把握が重要である。これまでに我々は、Ti-6Al-4V (Ti64) 合金鍛造材($(\alpha + \beta)$ -anneal材)に β 域から炉冷、空冷および水冷を施した材料(針状組織)を用い、極低温における高サイクル疲労特性について報告した。それらによると、 10^7 回疲労強度は、各 β -anneal材の方が $(\alpha + \beta)$ -anneal材より高く、また Ti64ELI 合金鍛造材($(\alpha + \beta)$ -anneal材)よりも高いこと等を報告した²⁾。一方、極低温での破壊靱性に影響する因子には、酸素量等の不純物元素量があり³⁾、一般的に極低温では不純物元素量を低減した ELI 材が使用されている。しかしながら、Ti64 合金の針状組織材は、極低温でも ELI 材($(\alpha + \beta)$ -anneal材)より高い破壊靱性を示すことが報告されている⁴⁾。本研究では、Ti64 合金を用いて、 β 域まで加熱後、炉冷、空冷、空冷および水冷を施し針状組織を変えた材料で、20 K ガスヘリウム(GHe)中における破壊靱性試験を行い、破壊靱性に及ぼす組織の影響について調べた。また、得られた結果より、 10^7 回疲労強度-破壊靱性バランスの検討も行った。

2. 実験方法

供試材は、前報と同じ Ti64 合金鍛造材²⁾($\phi 350 \times 200$ 、AMS4928 相当、 940°C -120min 保持後水冷、 705°C -170min 保持後空冷)の $(\alpha + \beta)$ -anneal材を用いた。試験片サイズの短冊状に切断後、 β 域温度の 1050°C -60min 保持後、炉冷(FC)、空冷(AC)および水冷(WQ)を施し、その後 720°C -120min 保持後炉冷を行った。比較のため、Ti64ELI 合金鍛造材($\phi 300 \times 200$ 、AMS4930 相当、 920°C -60min 保持後水冷、 705°C -120min 保持後空冷)の $(\alpha + \beta)$ -anneal材を用い、これについてはFC材のみ作成した⁵⁾。破壊靱性試験は、20 K(GHe 中)、77 K(液体窒素中)および293 K(大気中)にて行った。20 KGHe 中における試験は、冷凍機を用いて試験片を冷却しながら、ヒーターによる温度制御方法により実施した。試験片は、1/2TCT 試験片を用いた。293 K における試験は、ASTM E 1820-08a に準拠した弾塑性破壊靱性試験 J_{IC} 試験⁶⁾を、77 K および 20 KGHe 中における試験は、ASTM E 399-06 に準拠した平面ひずみ破壊靱性試験 K_{IC} 試験⁷⁾を行った。試験後、SEM による破面観察等を行った。

3. 実験結果

Fig.1 に、Ti64 合金の $(\alpha + \beta)$ -anneal材および各 β -anneal材の各試験温度における破壊靱性を示す。各材料とも、試験温度の低下とともに破壊靱性は低下している。 β 域からの冷却速度が遅い WQ 材、AC 材、FC 材の順、すなわち針状組織の幅のサイズが大きいくほど破壊靱性は高い値を示している⁴⁾。20 K においても FC 材および AC 材は、 $(\alpha + \beta)$ -anneal材よりも高い値を示す。Fig.2 に 20 K における Ti64 合金の $(\alpha + \beta)$ -anneal材と各 β -anneal材の 10^7 回疲労強度と破壊靱性の関係を示す。20 K における 10^7 回疲労強度は、 $(\alpha + \beta)$ -anneal材、FC 材、AC 材、WQ 材の順に高くなっていく²⁾。図中には、現在ターボポンプ用材料として使用されている Ti525ELI¹⁾合金と比較材の Ti64ELI 合金の $(\alpha + \beta)$ -anneal材と FC 材⁵⁾も示してある。Ti64ELI 合金 FC 材の破壊靱性は最も優れており、また $(\alpha + \beta)$ -anneal材よりも疲労強度は上昇しており、 10^7 回疲労強度-破壊靱性バランスは Ti525ELI 合金を上回る。一方、Ti64ELI 合金よりもコスト的に有利である Ti64 合金の FC 材および AC 材も、Ti525ELI 合金と同等あるいは上回る良好な 10^7 回疲労強度-破壊靱性バランスを示すことがわかった。SEM による破面観察結果については、発表当日

に行う予定である。

参考文献

- (1) NIMS SPACE USE MATERIALS STRENGTH DATA SHEET No.1: National Institute for Materials Science, Japan (2003)
- (2) T.YURI, et al.: Abstracts of CSJ conference, Vol.86 (2012) p.225
- (3) K.Nagai, et al.: ISIJ International, Vol.31 (1991) No.8 p.882
- (4) K.Nagai, et al.: Trans. of JIM, Vol.26 No.6 (1985) p.405
- (5) T.YURI, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol.85(2011) p.53
- (6) ASTM E 1820-08a: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness
- (7) ASTM E 399-06: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials

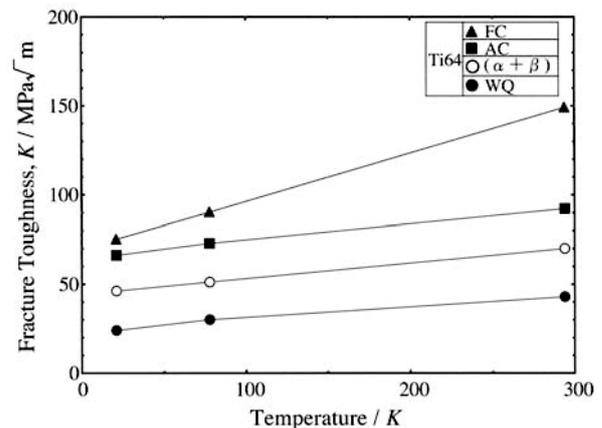


Fig.1 Temperature dependence of fracture toughness of $(\alpha + \beta)$ and β -annealed Ti-6Al-4V alloy.

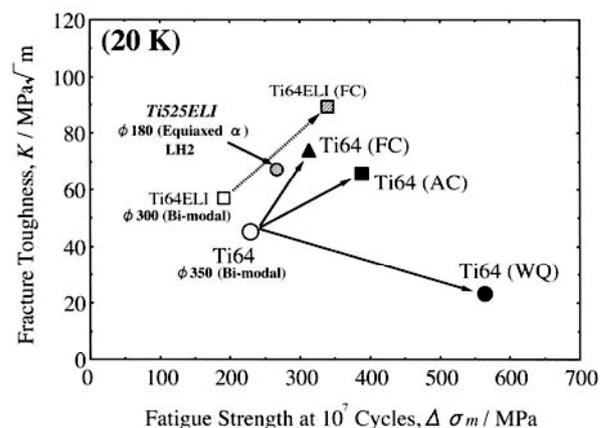


Fig.2 Relationship between fatigue strength at 10^7 cycles ($R=0.01$) and fracture toughness at 20 K.

Floating ground plane 構造を用いた直列バイアス SFQ 回路の評価

Evaluation of serially biased SFQ circuits using floating ground plane structures

高橋 章友, 山梨 裕希; 吉川 信行

TAKAHASHI Akitomo, YAMANASHI Yuki; YOSHIKAWA Nobuyuki

E-mail: takahashi-akitomo-vp@ynu.ac.jp

1. はじめに

現在、Single-Flux-Quantum (SFQ) 回路の大規模集積化に伴いバイアス電流の増加が無視できなくなっている。SFQ 回路はその特徴・構造上から外部磁場の影響を受けやすいため、供給バイアス電流量を可能な限り低減させる必要がある。そこで、低バイアス化の方法として直列バイアス供給法を用いたカレントリサイクル技術が提案されている[1]。

カレントリサイクルとは必要バイアス電流量が等しい各回路ブロックを異なるグラウンドプレーン上に配置し、それらを直列接続し、バイアス電流を供給することでバイアス電流量を低減する手法である。また、カレントリサイクルを実現するためには、異なるグラウンドプレーン間を非接触で信号伝送するための Driver/Receiver (DR)回路が必要となる。

今回我々は、Driver/Receiver 回路の安定動作を実現するために、新しい floating-ground-plane (FGP)構造を提案し、評価した。

2. 直列バイアス供給法を用いた SFQ 回路の構造

従来の直列バイアス SFQ 回路では、図 2(a)に示すように DR 回路の磁気カップリング部の直下にグラウンドプレーン境界が存在し、この境界から侵入する外部磁場により DR 回路の動作に影響を与えていた。実際に、従来の構造を用いた直列バイアスSFQ回路は正常動作が確認されているが[2]、バイアスマージンは縮小、シフトする傾向にあり、外部磁場の影響を受けやすい構造であると考えられる。そこで、この問題を解決するために、我々は新たに図2(b)に示す floating-ground-plane (FGP)構造を提案した。FGP 構造では、最下グラウンド層である GND1 層によりグラウンドプレーン境界が完全に覆われるため、DR回路のカップリング部は外部磁場から完全に保護される。

3. テスト回路の設計と測定結果

従来構造と FGP 構造における直列バイアス SFQ 回路の動作を比較するため、我々は図 2 に示すような小規模回路を設計した。本回路は 4-bit の Shift Resister (SR) が直列に 2 段接続されている。また、本回路の測定により、FGP 構造を用いた直列バイアス SFQ 回路の正常動作を確認することができたが、従来構造の回路は正常に動作しなかった。図 3 にシミュレーションと FGP 構造を用いた回路の測定における DC 電流バイアスマージンの比較を示す。

*本研究に使用された回路は、(独)産業技術総合研究所 (AIST) の超伝導クリーンルーム (CRAVITY) において、AIST-ADP2 プロセスを用いて作製された。AIST-ADP2 は、(公財)国際超伝導産業技術研究センター (ISTEC) のニオブ集積回路プロセスを AIST にて発展させたものである。

参考文献

1. M. W. Johnson, et al.: IEEE. Trans. Appl. Supercond., vol.13, No.2, (2003).
2. A. Takahashi, et al.: in Proc. Ext. Abstracts 14th Int. Supercond. Eletron. Conf. (ISEC 2013), Boston, MA, (2013).

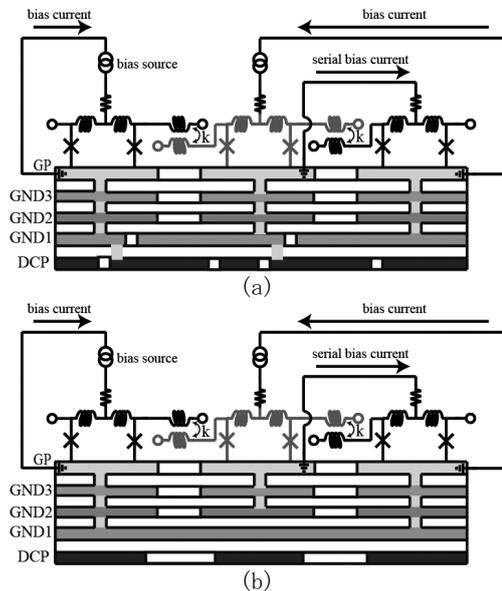


Fig.1 Cross-sectional view of serially biased SFQ circuits using AIST Nb 9-layer Josephson integrated-circuit process. (a) Conventional structure. (b) New floating-ground-plane (FGP) structure.

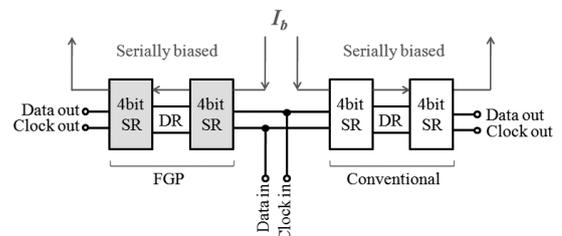


Fig.2 Block diagram of test circuits. Two stages of 4-bit shift resisters (SR) designed by using the conventional (right) and FGP (left) structures are biased serially.

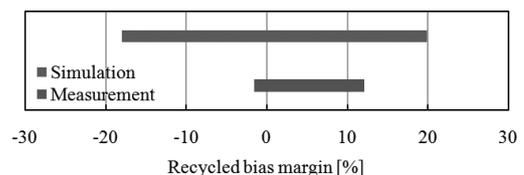


Fig.3 Comparison of simulated and measured DC current bias margins of serially biased SFQ circuits using the FGP structures.

高速物理乱数生成器の安定化に向けたオンチップ処理回路の試作とその効果

Implementation and Effectiveness of On-Chip Data Processing Circuits for High-Speed Superconductive Random Number Generator

蜂谷 駿介, 山梨 裕希, 吉川 信行(低温工学会)
 HACHIYA Shunsuke, YAMANASHI Yuki, and YOSHIKAWA Nobuyuki (CSJ)
 E-mail: hachiya-shunsuke-mh@ynu.ac.jp

1. はじめに

暗号通信のセキュリティを高めるために物理乱数が着目されている。物理乱数生成器 [1] [2] の生成速度は一般的に遅く、高速に物理乱数を生成できるデバイスが求められている。

我々は超伝導単一磁束量子回路における電流比較回路を用いて高速 (数十 Gbps) に物理乱数を生成できるデバイスの開発を進めている [3]。しかし、生成速度の増加に伴い前後のビット間に相関が大きくなる問題が発覚した。そこで、処理回路を用いることによって物理乱数生成器から出力される乱数の相関を小さくし、より高速に物理乱数を生成できる方法を考案した。今回の発表ではその回路の試作・動作検証とその効果について調査した。

今回の測定結果では 100 kbps の低速測定でさえ前後のビット間に相関が現れてしまったが、後処理回路によって相関を小さくすることに成功し、乱数検定試験 [4] に合格する乱数を得ることができた。高速測定 (10 Gbps) においては得られた乱数の相関が大きすぎたために後処理を行っても乱数検定試験には不合格だったが、相関を小さくできることを示した。

2. 超伝導物理乱数生成回路

図 1 に電流比較回路を用いた物理乱数生成回路の回路図を示す。制御電流が小さい場合には出力が得られず出力確率が 0 になる。それに対して制御電流が大きい場合には出力確率が 1 となる。実際の回路には熱雑音が存在し、出力が確率的になる領域が存在するので出力確率が 0.5 となるような制御電流を動作点とすることによって物理乱数生成器として動作する。

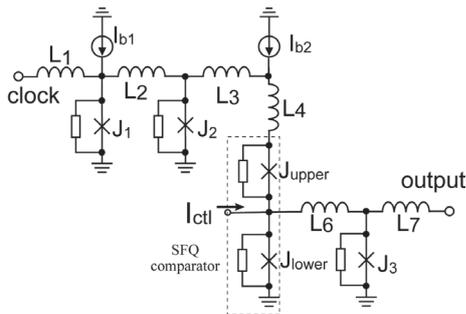


Fig.1 The equivalent circuit of random number generator with comparator

3. 後処理回路

今回設計した後処理回路のブロック図を図 2 に示す。この後処理回路は得られた物理乱数に隣接ビット間の相関がある場合にその相関を小さくするための回路である。処理回路の動作を図 2 を用いて説明する。図中の丸番号は n ビット目の乱数を示す。乱数生成器 (Random Number Generator : RNG) より出力された乱数は NDROC によって交互に分岐される。分岐されたうちの片方には 2 bit の遅延回路を挟み、分岐されたビットの排他的論理和 (exclusive OR : XOR) をとる。このようにすることによって 1 bit 目と 6 bit 目、3 bit 目と 8 bit 目といったように 5 ビット離れたビット間の

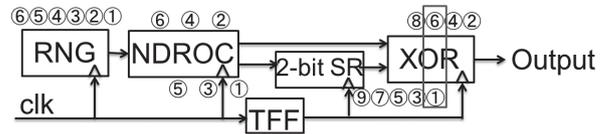


Fig.2 The block diagram of on-chip data processing circuits
 排他的論理和をとることができ、乱数の隣接ビット間の相関を小さくすることが出来る。

4. 低速測定における検定結果の比較

表 1 に低速における乱数測定の処理なしと処理ありにおける 15 種類の乱数検定結果を示す。

処理なしの検定結果が 15 個中 5 個の割合で乱数検定試験に合格しているのに対し、処理後の検定結果は 15 個中 15 個の検定試験に合格しているため、処理によって乱数の質が向上していることが分かる。特に Runs の検定は隣接ビット間の相関に大きくかわる検定であるので、検定結果を見ると隣接ビット間の相関が小さくなっていることが分かる。

高速試験においては、処理前の乱数の隣接ビットの相関が大きすぎたために処理を行っても乱数検定に合格することが出来なかったが、全体的に改善傾向が見られ隣接ビット間の相関が小さくなることが確かめられた。

Table 1 Statistical test of w/o processing and w/ processing in low-speed (100 kbps) test

Statistical test	w/o processing			w/ processing		
	P-value	Pro-portion	Result	P-value	Pro-portion	Result
Frequency	0	27/40	×	0.311542	40/40	○
BlockFrequency	0.105618	40/40	○	0.066882	39/40	○
CumulativeSums	0	27/40	×	0.392456	40/40	○
Runs	0	0/40	×	0.213309	39/40	○
LongestRun	0.437274	39/40	○	0.186566	40/40	○
Rank	0.534146	39/40	○	0.041438	39/40	○
FFT	0	0/40	×	0.941144	40/40	○
NonOverlappingTemplate	0	0/40	×	0.01265	38/40	○
OverlappingTemplate	0	19/40	×	0.484646	40/40	○
Universal	0	0/40	×	0.242986	38/40	○
ApproximateEntropy	0	0/40	×	0.534146	38/40	○
RandomExcursions	0	8/13	×	0.000134	19/19	○
RandomExcursionsVariant	0.001399	12/13	○	0.000120	19/19	○
Serial	0	0/40	×	0.311542	40/40	○
LinearComplexity	0.162606	40/40	○	0.066882	40/40	○

謝辞

本研究に使用された回路は、(独)産業技術総合研究所 (AIST) の超伝導クリーンルーム (CRAVITY) において、AIST-STP2 プロセスを用いて作製された。

参考文献

1. C. S. Petrie et al., IEEE Trans. Circuits Syst. I, Fundam. Theory Appl, vol.47, pp. 615-621, 2000.
2. A. Uchida et al., Nature Photonics, vol.2, pp.728-732, 2008.
3. T. Sugiura, et al., IEEE Trans. Appl. Supercond., vol.21, pp.843-846, 2009.
4. NIST, Special Publication 800-22 Rev. 1, 2008.

単一磁束量子回路の10K 動作に向けた NbTiN 薄膜の作製と評価

Preparation and evaluation of NbTiN films towards 10K operation of single-flux-quantum logic circuits

坂本 隼也, 赤池 宏之, 藤巻 朗(名大院工)

SAKAMOTO Shunya, AKAIKE Hiroyuki, FUJIMAKI Akira (Nagoya Univ)

E-mail: sakamoto@super.nuqe.nagoya-u.ac.jp

1. 研究背景

単一磁束量子回路(SFQ 回路)はジョセフソン接合を組み合わせることで構成され、高速動作・低消費電力性を有する回路である。このSFQ回路は、現在、製造技術の信頼性の高さから Nb 技術を用いて作製されており、動作温度は 4K である。そのため、回路冷却用の冷凍機を考慮したシステムの観点から消費電力を考えると、他技術に対する優位性が必ずしも十分でない可能性がある。従って、今後、回路動作温度の高温化が、回路自身の消費電力の低減化と同様に重要と思われる。

我々は、これまでに、集積化を可能にする NbN 接合技術の検討を行ってきた¹。NbN は 16K を超える臨界温度 T_c をもつため、SFQ 回路の 10K 程度までの高温動作化が期待できる超伝導材料である。ただし、良質な NbN 薄膜を得るには結晶構造の制御が不可欠であり、基板材料あるいは下層の結晶性が重要となる。集積回路においては、配線を含め多層化が必須であり、層間絶縁層に SiO_2 膜が使われることを考慮すると、その上に良質な薄膜を形成することが可能な材料が望ましい。そこで我々は今回 NbTiN に着目した。NbTiN は NbN と同程度の T_c をもち、さらに、下地基板材料によらず良質な薄膜を形成することが可能であることが知られている。さらに、NbTiN は NbN よりも低い抵抗率 ρ 、短い磁場侵入長 λ をもつ。短い λ は、回路設計上、寄生インダクタンスの低減に繋がりが、回路設計上都合がよい。以上のことから、今回、NbTiN を用いて SFQ 回路を作製すべく、NbTiN 薄膜の作製と評価を行った。

2. 実験手法

NbTiN 薄膜は、反応性 RF マグネトンスパッタ法を用いて室温にて堆積させた。用いたターゲットは、NbTi (重量比 5:1, ターゲットサイズ 3 inch ϕ)、基板には酸化膜付 Si を用いた。到達真空度は約 1.5×10^{-4} Pa であった。成膜に際しては、Ar 流量を 40 sccm と固定し、 N_2 流量を変化させることで窒素分圧比を変化させた。堆積条件を最適化するにあたり、可変のパラメータが多いが、NbTiN 中の窒素の分量が NbTiN の様々な相を決めることから窒素分圧比依存性の調査を行った。今回の実験では 2-4%の間で窒素分圧比を変化させた。² スパッタ電力は 150 W、スパッタリング圧力は 0.6 Pa である。成膜した NbTiN 薄膜の膜厚は 200nm 程度であり、堆積レートは 35nm/min であった。

薄膜の評価として、臨界温度 T_c と表面粗さの指標である二乗平均平方根粗さ(Rms: Root-mean-square)に着目した。 T_c は SFQ 回路の高温動作の指標、Rms 値はジョセフソン接合を作製する際に重要なパラメータとなることが予想されるからである。また、成膜したそれぞれの薄膜に対して XRD 測定を行った。

3. 実験結果と考察

実験結果を Fig.1 に示す。窒素分圧比の変化に伴い、 T_c 、Rms が変化していることが分かる。窒素分圧比に対して比例するように T_c は上昇するのに対し、Rms は 0.35-0.57 nm の範囲となり、窒素分圧に対して大きな相関は見られなかった。 T_c の最大値が得られた条件は、窒素分圧比が 3.9%の時であり、

T_c は 14.5 K、Rms は 0.44 nm であった。窒素分圧比が 3.9%の時の XRD 測定図を Fig.2 に示す。(111)配向面のピークと(200)配向面のピークが同程度の強度で混在していることが分かる。また、今回の実験では、窒素分圧比の変化に伴い、(111)配向面のピークと(200)配向面のピークの強度比の変化が確認された。このことから、窒素分圧比が変化することによって NbTiN の結晶構造が変化し、特性が変化しているものと考えられる。現在、さらなる NbTiN 薄膜の条件出しを行い、NbTiN を用いたジョセフソントンネル接合の作製を行っている。

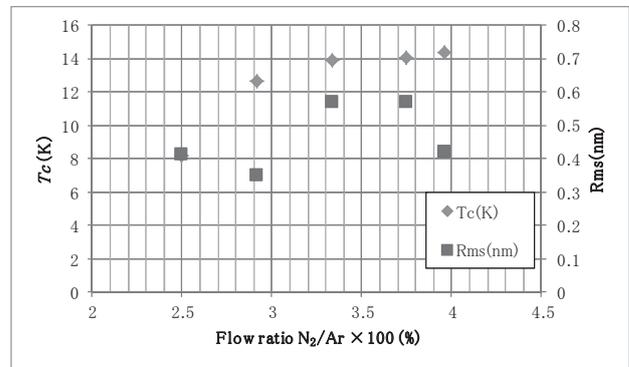


Fig.1 Dependence of T_c and Rms on the N_2 flow ratio for NbTiN films prepared at the total sputtering pressure of 0.6Pa with an Ar gas flow rate of 40 sccm.

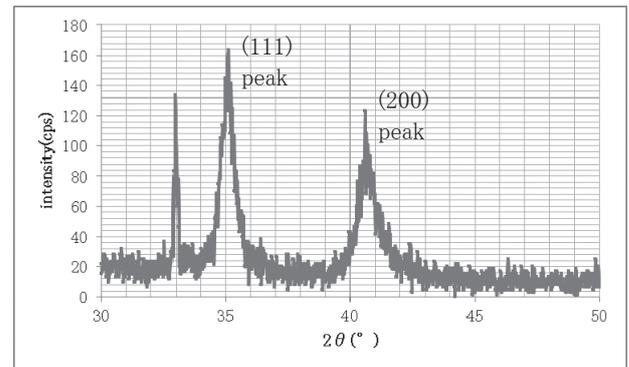


Fig.2 XRD pattern for an NbTiN thin film prepared on a Si substrate at a sputtering pressure of 0.6Pa with a 3.9% N_2/Ar flow ratio.

4. 謝辞

この研究の一部は、JST-ALCA「低エネルギー情報ネットワーク用光・磁気・超伝導融合システム」、ならびに科学研究費挑戦的萌芽研究 (25630171)、立松財団のもとで行われた。

参考文献

- H. Akaike, T. Funai, N. Naito, and A. Fujimaki, IEEE Trans. On Appl. Supercond., **23**, 1101306 (2013).
- H. Yamamori, H. Sasaki, and S. Kohjiro, Jpn. J. Appl.Phys., **108**, 113904 (2010).

PdNi 合金薄膜を形成した SQUID の磁場応答

Magnetic field response of SQUID with PdNi thin film

谷口 壮耶, 伊藤 大, 赤池 宏之, 藤巻 朗(名大院工)

TANIGUCHI Soya, ITO Hiroshi, AKAIKE Hiroyuki, FUJIMAKI Akira (Nagoya Univ.)

E-mail: taniguchi@super.nuqe.nagoya-u.ac.jp

1. はじめに

半導体集積回路に比べ高速かつ低消費電力で動作する単一磁束量子(SFQ)回路は次世代のデバイスとして期待されている。しかし現在 SFQ 回路の高速性に見合った高集積可能なメモリが存在していないという課題がある。我々はこの課題に対して磁性体を用いて解決することを目指しており、これまでは磁性ナノ粒子を用いた研究を行ってきた[1]。磁性体の持つ磁化の向きを制御し情報を記録させれば、状態の保持に超伝導ループは必要ないため、メモリセル面積の小さなメモリを実現することができる。また強磁性体を利用することで位相のずれた π 接合を作製することができ、フェイズシフト[2]や新たな論理方式のデバイス[3]に利用することができる。

メモリデバイスへの応用を考えると、極低温下で磁性体の磁化を反転させる必要がある。今回は強磁性の性質の弱められた PdNi 合金を利用し、この材料が SQUID の磁場応答に与える影響を調査した。

2. 実験手法

まず Nb/AIOx/Nb による接合プロセスを用いて dc-SQUID の作製を行い、PdNi 合金膜を持たない SQUID の外部磁場特性を 4.2 K で測定した。SQUID のループに対して磁場(B_{coil})を加えると SQUID を流れる臨界電流(I_c)が変化する。この変化を外部磁場特性と呼んでいる。その後、SQUID 上に Pd と Ni を同時スパッタすることで PdNi 合金を堆積させ、リフトオフプロセスや Ar イオンビームミリングによって PdNi 合金のパターンを形成した。最後に再度 SQUID の外部磁場特性を測定し PdNi 合金パターンによる SQUID の特性変化を調べた。図 1 は実際に測定で利用された SQUID の顕微鏡写真である。

今回 SQUID に対して二種類の磁場を印加した。一つは外部磁場特性での I_c ピークのシフト評価のため $-100 \sim +100 \mu\text{T}$ 程度の弱い磁場を、もう一つは磁化の反転の評価のために $-2.5 \sim +2.5 \text{ mT}$ 程度の強い磁場を印加した。

SQUID 上に堆積した PdNi 合金の膜厚は 70 nm となっている。この PdNi 合金の Ni 割合は同時スパッタ時の Pd, Ni それぞれのスパッタレート比で決められており、今回は Ni の割合が 11, 17, 22at%となるサンプルを用意した。

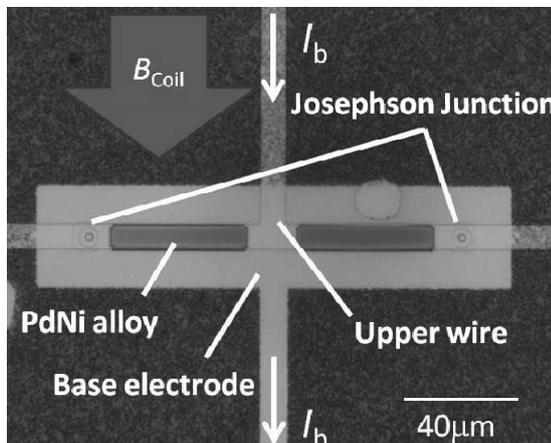


Fig.1 Microphotograph of SQUID

3. 実験結果・考察

図 2 は PdNi 合金中の Ni 割合が 22 at%となる PdNi 合金パターンを形成した SQUID に $-100 \sim +100 \mu\text{T}$ 程度の磁場を印加した場合の外部磁場特性をパターン形成前、形成後と比較したものである。PdNi 合金パターンが形成された後の外部磁場特性は形成前に比べ I_c ピークの位置がシフトしているのがわかる。また $-2.5 \sim +2.5 \text{ mT}$ 程度と強い磁場を印加した場合には、磁化の方向の反転は起きていないという結果が得られた。Ni 割合が 17 at%となる PdNi 合金パターンを形成した場合でも、22 at%の場合と同様に外部磁場特性にシフトが起きるが、磁化反転が見られないという結果が得られた。

一方、11 at%の PdNi 合金パターンを持つ SQUID について同様に調査したところ、他の場合に見られた磁場特性のシフトは見られなかった。

これらの結果から PdNi 合金は Ni 割合が 17 at%以上の時は強磁性的、11 at%の時は常磁性的に振舞っているのではないかと考えられる。この二つの割合の間の値がメモリ応用に向けては重要であると考えている。現在 Ni 比の異なる PdNi 合金の利用や、異なる測定などを行いさらなる考察を行っている。

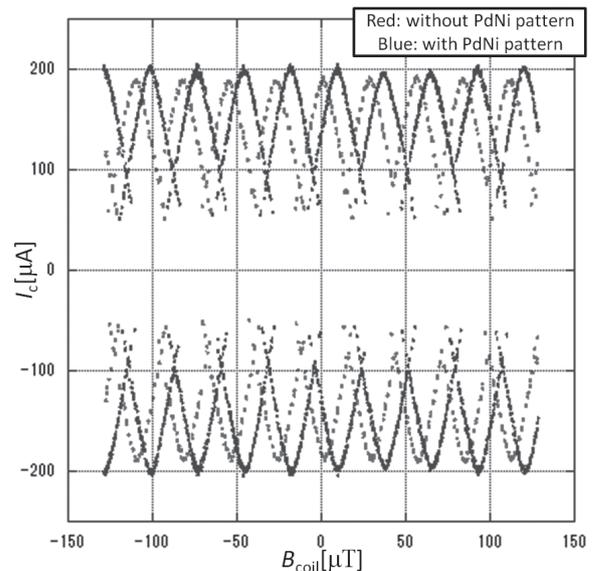


Fig.2 External-magnetic-field characteristics of SQUID with/without Pd_{0.78}Ni_{0.22} alloy patterns

謝辞

この研究は JST-ALCA「低エネルギー情報ネットワーク用光・磁気・超伝導融合システム」、ならびに科学研究費挑戦的萌芽研究(25630171)のもとで行われた。

参考文献

1. H. Akaike, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 21 no. 3(2011) p.131-134
2. B. Dimov, et al.: Supercond. Sci. Technol. Vol. 21 (2008) 045007
3. Esin Terzioglu, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol 8, no. 2, pp. 48-53

低電力化単一磁束量子マイクロプロセッサにおけるデータパスの試験

Design and Test of Data-Path for Low-Power Single-Flux-Quantum Microprocessors

早川 雄飛, 高田 賢介, 田中 雅光, 藤巻 朗(名古屋大学)

HAYAKAWA Yuhi, TAKATA Kensuke, TANAKA Masamitsu, FUJIMAKI Akira(Nagoya University)

E-mail: hayakawa_yuhi@super.nuqe.nagoya-u.ac.jp

1. はじめに

我々は、ハイエンドコンピュータの実現に向けて単一磁束量子(SFQ; single flux quantum)回路を用いたマイクロプロセッサの研究を行っている。SFQ 回路は、半導体回路に比べ 1~2 桁高いスループット、3 桁程度低い消費電力を持っており、半導体回路の抱える発熱の問題、配線遅延の問題を解決できる。しかし、SFQ 回路は極低温で動作するため、回路を冷やす冷凍機が必要である。この冷凍機の消費電力を考慮すると消費電力の面で半導体回路に対し SFQ 回路の優位性が必ずしも十分ではない。現在我々は、冷凍機の負荷を減らすために SFQ 回路を低電力化する低電圧 RSFQ 回路を研究している。

今回は、マイクロプロセッサにおけるデータパスの消費電力を従来に比べ 1 桁下げることを試みた。データパスは、主にレジスタファイルと算術論理演算装置(ALU)で構成される。低電圧化に伴いバイアス電流の変化に対する配線遅延の変化量が大きくなることが考えられる。また、相互作用の影響も考えられる。ここでの相互作用とは、接合がスイッチした際に、その付近に供給されるバイアス電流が一時的に変化することで、スイッチ時間が変化することを示す。

本稿では、低電圧化 RSFQ 回路によりデータパスを設計、試作し評価した結果を述べる。

2. 回路設計法

低電圧 RSFQ 回路の設計は、基本回路となる「セル」を組み合わせて回路を設計するセルベース設計で行った。バイアス電圧を標準セルライブラリ[1]の 2.5mV から 0.25mV とすることで消費電力を 1/10 とし、バイアス電流を供給するバイアス抵抗を 1/10 とした。バイアス抵抗値以外の回路パラメータは標準セルライブラリの設計から変更はしていない。低電圧 RSFQ 回路のセルのタイミングパラメータ情報は、タイミングパラメータを抽出し直し、それをもとにタイミング設計を行った。

3. 低電力化データパスの設計と評価

データパスの構成を図 1 に示す。データパスは、レジスタファイルと ALU で構成されている。レジスタは、D フリップフロップ(DFF)を用いた 8 ビットのシフトレジスタ(SR)にフィードバックループを付け加え非破壊読み出しを実現した構成としている。今回はレジスタ数を 2 とし、簡単のためクロスバースイッチによりレジスタの選択を実現した。ALU は、ビットシリアルアダプターに機能拡張をすることで、加算(ADD)、減算(SUB)、排他的論理和(XOR)、論理積(AND)、1 ビット右シフト、1 ビット左シフトの計 6 種類の演算を実装した。データ長は 8 ビット、パイプライン段数は 8 段とした。このデータパスは、全てのクロッキング方式をコンカレントフローとすることで、低電圧化に伴い増加する配線遅延の変化に対する耐性をつけ、バイアス電流マージンの縮小を抑えた。コンカレントフローは、データとクロックを並行に伝搬させるため、配線遅延が大きくなったとしてもデータとクロック間の相対的な時間変化は少ないと考えられる。今回設計を行ったデータパスは、設計周波数 30GHz、回路面積 2.17×0.94 mm²、ジョセフソン接合数 2864、バイアス電流の合計は、369mA となった。試作した回路写真を図 2 に示す。

測定は、レジスタにデータを格納し、レジスタ 1、レジスタ 2 ともにデータを格納された後、ALU にデータを転送する。その後、演算結果をレジスタに格納させ、out1、out2 から出力した波形を検証している。その結果、レジスタの正常動作は確認できた。ALU は、入力 a には「00000000」、入力 b には任意のデータを入力した場合、ADD は正常な動作を示した。入力 a に「00000000」以外のデータを入力した場合出力結果は不安定になる。これは、入力 a からのパルスの伝搬のデータパスとクロックパルスの伝搬のパスで、前述した相互作用が起き、その結果、タイミングエラーが起きていると考えられる。入力 b からのデータパスとクロックのパスに比べ、入力 a からのデータパスとクロックのパスは、非常に近いところからバイアス電流を供給しているため入力 b からのパルスに対しては相互作用が現れなかったと考えられる。詳細な解析は、更なるデータの蓄積が必要である。また、ALU はバイアス電流マージンが非常に狭かったため広げる必要がある。今後は、調査とともに、各論理セルのバイアス電流マージンを広げる最適化を行い、低電圧 RSFQ データパスの動作実証を目指す。

謝辞

本研究は、ALCA-JST の支援を受けたものである。本研究に使用された回路は、(独)産業技術総合研究所(AIST)の超伝導クリーンルーム(CRAVITY)において、AIST-ADP2 プロセスを用いて作製された。これらは、(公財)国際超伝導産業技術研究センター (ISTEC) のニオブ集積回路プロセスを AIST にて発展させたものである。

参考文献

- 1 Y. Yamanashi, et al. *IEICE Trans. Electron.*, vol. E93-C, no. 4, pp. 440-444, Apr. 2010.

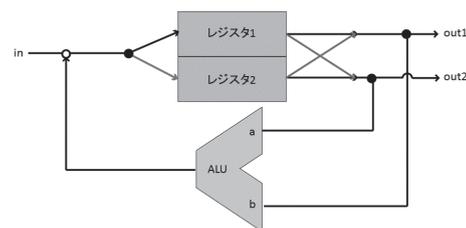


Fig.1 diagram of data-path

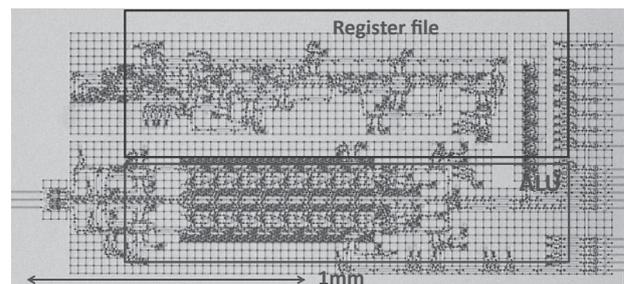


Fig.2 microphotograph of data-path

低電圧単一磁束量子回路によるビットシリアルマイクロプロセッサの動作実証

Demonstration of bit-serial microprocessors based on low-voltage rapid single-flux-quantum circuits

田中 雅光, 早川 雄飛, 高田 賢介, 藤巻 朗 (名大)

TANAKA Masamitsu, HAYAKAWA Yuhi, TAKATA Kensuke, FUJIMAKI Akira (Nagoya Univ.)

E-mail: masami_t@ieee.org

1. はじめに

低電圧単一磁束量子 (LV-RSFQ) 回路により, 消費電力をサブミリワットに低減したマイクロプロセッサを 35 GHz で動作させることに成功したので報告する。単一磁束量子回路を低電圧で動作させると, 僅かにスイッチ速度が低下するものの, 回路内で静的・動的に消費される電力を大幅に低減でき, 結果として高いエネルギー効率を得ることができる [1]。本稿では, 電源電圧の最適化, 設計の工夫と作製プロセスの改善を取り入れたことによるエネルギー・遅延積の低減化, 試作したマイクロプロセッサの評価結果について報告する。

2. 設計

一般に, 遅延時間と消費エネルギーの間にはトレードオフがある。数値解析により, LV-RSFQ 回路における両者の電源電圧依存性を詳細に調べた結果, 電源電圧が $0.1-1.0 I_c R_S$ ($I_c R_S$ はジョセフソン接合の臨界電流値とシャント抵抗の積) の範囲で最もエネルギー・遅延積 (EDP) が優れていることが分かっている [1, 2]。今回は, 小さな EDP が得られることと同時に, マイクロプロセッサに不可欠な長距離配線に対する駆動能力を十分維持できることなどを考慮し, 電源電圧を従来の 1/5 となる 0.5 mV ($0.4 I_c R_S$) に決定した。

マイクロプロセッサは, レジスタファイル, 算術論理演算器 (ALU), プログラムカウンタ, 命令レジスタ, コントローラを含む簡単な構成とした。8 ビットのデータをビットシリアル方式で処理する。以前, 臨界電流密度 2.5 kA/cm^2 の標準プロセスで実証したマイクロプロセッサのプロトタイプ [3] を基に, AIST 10 kA/cm^2 アドバンスドプロセス (AIST-ADP2) 向けに再設計した。AIST-ADP2 では, 9 層の超伝導層が利用されるため, より自由度の高い配線が実現できる。長距離配線をできるだけ受動線路 (PTL) 配線にし, タイミング調整箇所を減らしたことで, 素子数を 23%, 回路面積を 50% 削減した。Fig. 1 に試作したマイクロプロセッサの写真を示す。約 4000 個のジョセフソン素子を $1.38 \text{ mm} \times 1.71 \text{ mm}$ に集積した。

3. 実験結果

今回の試作ではメモリは搭載せず, 代わりにシフトレジスタにデータを一時的に蓄えることとし, 高速クロックを用いたオンチップ試験を行った。

レジスタ演算, データ転送, 条件分岐を含むすべての命令が正常に実行できることを確認した。Fig. 2 にレジスタ演算テストにおけるバイアスマージンの周波数依存性を示す。最高 35 GHz までのクロック周波数での動作を確認した。動作クロック周波数は従来に比べ 2 倍に向上しており, 低電圧化によるクロック速度の低下の影響はほぼなく, 作製プロセスの進展に従った期待通りの改善が見られた。消費電力は 0.23 mW で, EDP は従来の設計の 1/15 に改善した。半導体回路に対しては 5-6 桁の優位性がある。

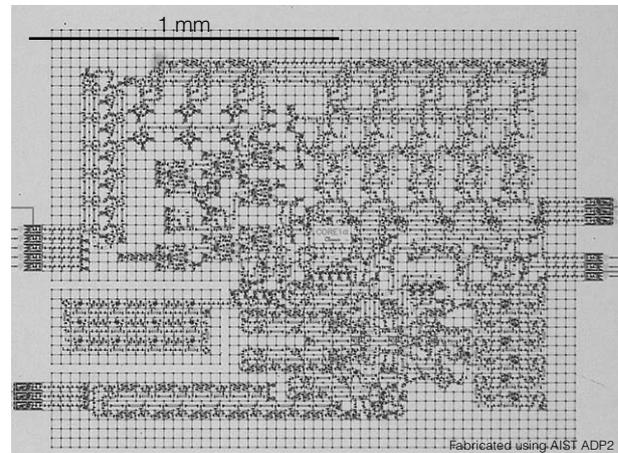


Fig. 1 Microphotograph of 0.5-mV LV-RSFQ microprocessor.

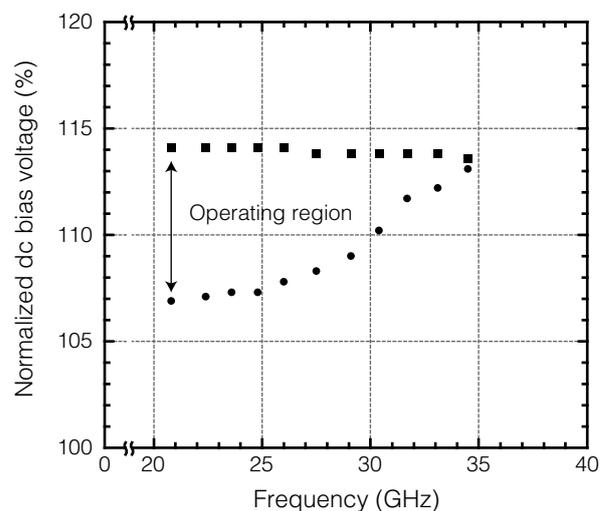


Fig. 2 Frequency dependence of bias margin in test sequence of register-to-register operations.

参考文献

1. M. Tanaka, et al.: Jpn. J. Appl. Phys., vol. 51 (2012) p. 053102.
2. M. Tanaka, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., vol. 23 (2013) p. 1701104.
3. M. Tanaka, et al.: Supercond. Sci. Technol., vol. 16 (2003) pp. 1460-1463.

謝辞

本研究は科研費 (22226009, 24760276), JST ALCA の助成を受けたものである。本研究に使用した回路は, (独) 産業技術総合研究所 (AIST) の超伝導クリーンルーム (CRAVITY) において, AIST-ADP2 プロセスを用いて作製された。また, 本研究の一部は東京大学大規模集積システム設計教育研究センターを通してケイデンス株式会社の協力で行われたものである。

4 テスラ級 MgB₂ 超電導バルク磁石の開発 Development of 4 Tesla Class MgB₂ Superconducting Bulk Magnets

石原 篤, 赤坂 友幸, 富田 優 (鉄道総研); 山本 明保 (東大, JST さきがけ); 杉野 翔, 岸尾 光二 (東大)
ISHIHARA Atsushi, AKASAKA Tomoyuki, TOMITA Masaru (Railway Technical Research Institute);
YAMAMOTO Akiyasu (The Univ. of Tokyo, JST-PRESTO); SUGINO Sho, KISHIO Kohji (The University of Tokyo)
E-mail: ai@rtri.or.jp

1. はじめに

冷凍機冷却による 5-30 K で応用可能な超電導バルク磁石として MgB₂ バルク体を検討した。金属系超電導体としては最高の転移温度 T_c (40 K) を持つ MgB₂ [1] は、超電導コヒーレンス長が長く電磁的異方性が低いことから、無配向の多結晶体においても 10^5 A/cm² 以上の比較的高い臨界電流密度 J_c を持つ巨視的超電導電流が得られる [2]。この結晶粒間における弱結合の不在は、多結晶試料全体にわたっての均一な超電導電流分布を可能とする [3]。また、MgB₂ バルク体はマグネシウムとホウ素の混合粉末に熱処理を施す *in-situ* 法などにより比較的容易に、かつ低コストで作製可能である。

MgB₂ は線材化研究が積極的に行われているが、弱結合フリーに由来する特徴は RE 系溶融凝固バルクで研究が進んでいる超電導バルク磁石としても最適である。すなわち、40 K 以下で動作可能な強力磁石として、輸送・医療等への応用が期待でき、とくに、高い磁場均質性が求められる MRI, NMR 等の計測機器への応用に適すると考えられる。

最近我々はクラックの無い均一な組織を持つ MgB₂ バルク体を作製する技術を開発し [4]、捕捉磁場の温度依存性 [5]、バルク径依存性 [6]、空間分布 [7]、時間安定性 [8]、熱処理条件 [9] などの基礎物性の解明を進めている。

本研究では MgB₂ バルク体の超電導バルク磁石としての素質を検討したので報告する。

2. 実験方法

Mg と B の混合粉末を 10-100 mm ϕ 、厚さ 10 mm の円盤状に成型し、Ar 雰囲気下で 850°C、3 h の熱処理を行い、MgB₂ バルク体を得た。一部のバルク体は、機械的強度を高めるために MgB₂ バルク体/金属(SUS)複合体とした。得られたバルク体試料をヘリウム冷凍機で 10 K まで冷却し、超電導マグネットを用いて磁場下冷却 (FC) 条件により最大 8 T の磁場下で着磁を行い、捕捉磁場特性の評価を行った。また、MgB₂ バルク体表面について SEM による微細組織の観察を行い、さらにバルク体から切り出した試料片に対して SQUID 磁束計により磁化特性を評価した。

3. 結果と考察

MgB₂ バルク体の作製

作製した MgB₂ バルク体試料は、いずれも表面にマクロスケールのクラック、ポイド等はみられず均一な組織を有することが分かった。バルク体から切り出した小片試料を用い、バルク体内の位置依存性を調べたところ、 T_c (>38 K)、 J_c ($\sim 2.5 \times 10^5$ A/cm²) とともに典型的な MgB₂ 線材と同等であり、また位置による差はほとんどなく、均一な試料が得られていることが分かった。この結果は、MgB₂ バルク体では組織、超伝導特性の均一性を維持したままバルク体サイズのスケールアップが図れることを意味しており、現在のところ、最大で直径 100 mm ϕ 、厚さ 10 mm の MgB₂ バルク体を得られている。

MgB₂ 超電導バルク磁石の捕捉磁場特性

直径 10-60 mm ϕ 、厚さ 10 mm のバルク体試料の表面捕捉磁場の温度依存性を評価したところ、最大の直径 60 mm ϕ のバルク体試料では 20 K において 2.2 T、30 K で 1.0 T を超える捕捉磁場が得られ、20 K においては 40 mm ϕ を超える試料において捕捉磁場の増加にやや飽和がみられた。2 個を対

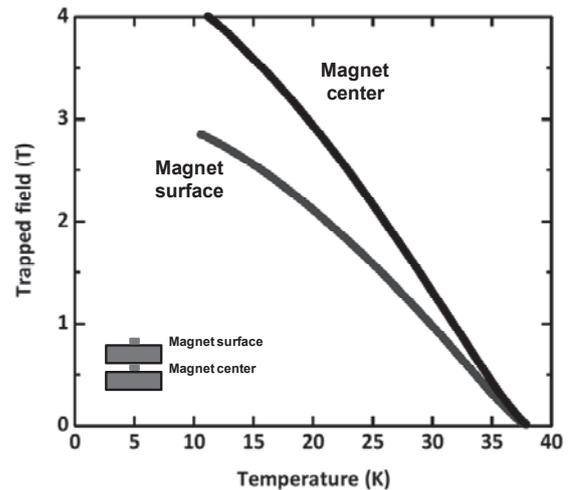


Fig. 1. Temperature dependence of the trapped magnetic field measured at center of the spacer (magnet center) and at the center of the bulk surface (magnet surface) of the bulk pair MgB₂ with 30 mm ϕ \times 20 mm t .

向させたバルクペア試料では、中心の位置において測定した捕捉磁場は 30mm ϕ の試料で 11K において 4 T を超える捕捉磁場が得られた (Fig.1)。また 20 K での周方向の捕捉磁場は優れた均一性を示すことが明らかになった。さらに 20 K における捕捉磁場の減衰率は 3 日間で 2% 以下であり、保持温度を 1 K 下げれば減衰率は 1 週間で 0.01% 以下であった。

4. 結論

MgB₂ バルク体を作製し、超電導バルク磁石としての素質を検討したところ、サンプル内部の高い均一性、高い磁場強度、優れた磁場安定性などのユニークな特徴を有していることが明らかになり、テスラ級の強力超電導バルク磁石候補として有望であるといえる。

5. 謝辞

本研究はJSPS科学研究費補助金(23246110)ならびにJST さきがけの助成を受けて実施したものである。

参考文献

- [1] J. Nagamatsu *et al.*, *Nature* **410**, 63 (2001).
- [2] D. C. Larbalestier *et al.*, *Nature* **410**, 186 (2001).
- [3] 山本明保 ほか, *応用物理* **79**, 48 (2010).
- [4] 例え、A. Yamamoto *et al.*, ISS2010 BLP-26 (2010).
- [5] 例え、富田優 ほか, 第 86 回低温工学・超電導学会 p.138 (2012).
- [6] 例え、A. Yamamoto *et al.*, 2012 MRS Spring Meeting & Exhibit, I14-6 (2012).
- [7] 例え、富田優 ほか, 第 85 回低温工学・超電導学会 p.135 (2011).
- [8] 例え、山本明保 ほか, 第 86 回低温工学・超電導学会 p.139 (2012).
- [9] 例え、富田優 ほか, 第 86 回低温工学・超電導学会 p.163 (2012).

MgB₂ 超伝導バルク磁石における捕捉磁場のバルク厚依存性Thickness dependence of the trapped field properties in MgB₂ superconducting bulk magnets杉野 翔 (東大); 山本 明保 (東大, JST さきがけ); 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大);
石原 篤, 赤坂 友幸, 富田 優 (鉄道総研)

SUGINO Sho (The University of Tokyo); YAMAMOTO Akiyasu (The University of Tokyo, JST-PRESTO);

SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (The University of Tokyo);

ISHIHARA Atsushi, AKASAKA Tomoyuki, TOMITA Masaru (Railway Technical Research Institute)

E-mail: 6199551401@mail.ecc.u-tokyo.ac.jp

1. はじめに

金属系超伝導体として最高の転移温度 T_c (~40 K) [1]を持つ MgB₂ は、超伝導コヒーレンス長が長く電磁的異性が小さい。このため無配向の多結晶体においても 10^5 A/cm² 以上の高い臨界電流密度 (J_c) が得られるのが特徴である [2]。この結晶粒間の強い結合は、多結晶試料全体にわたっての均一な超伝導電流分布を可能にする [3]。また、MgB₂ バルク体はマグネシウムとホウ素の混合粉末を高温で反応させる *in-situ* 法などによって比較的容易に、かつ低コストで作製可能である。

これら弱結合フリーに由来する MgB₂ の特徴は、RE 系溶融凝固バルクで研究が進んでいる超伝導バルク磁石としても最適であると考えられ、冷凍機冷却による 5-30 K で応用可能な超伝導バルク磁石として MgB₂ バルク体を我々は提案してきた。これまでに MgB₂ 超伝導バルク磁石の優れた捕捉磁場強度、均一性、安定性について報告してきたが、捕捉磁場特性の決定因子の一つであると考えられる幾何学的形状因子 (geometrical factor) の寄与を理解することは捕捉磁場向上指針の確立、磁場設計に向けて不可欠である。本研究では、MgB₂ バルク磁石の捕捉磁場のバルク径依存性 [4] に続き、バルク厚を系統的に変化させた試料の捕捉磁場の挙動を評価したので報告する。

2. 実験方法

マグネシウムとホウ素を 1 : 2 のモル比で混合した粉末を、一軸プレスにより直径 20 mmφ、厚さ 10 mm の円板状に成型後、Ar 雰囲気下で 850°C、3 h の熱処理によって MgB₂ バルク体を作製した。一部のバルク体については、機械的強度を高めるために MgB₂ バルク体/金属(SUS)複合体とした。所定の厚さの MgB₂ バルク体試料を、超伝導マグネットを用いて磁場下冷却 (FC) 条件により約 5 K 下において 6 T の磁場下で着磁を行った。バルク体の捕捉磁場はバルク体表面中心に配置したホール素子を用いて測定した。試料温度は試料表面に配置したセルノックス温度センサーを用いて測定した。

系統的にバルク厚を変化させた MgB₂ バルク体の捕捉磁場の評価は、厚さ 10 mm のバルク体の捕捉磁場を測定後、同一のバルク体を所定の厚みに加工し、捕捉磁場測定と加工を繰り返すことで行った。また、厚さが 10 mm 以上の試料は等しい捕捉磁場を持つバルク体、及びそれらから加工した所定の厚みのバルク体を鉛直方向に複数個重ねること得た。また、バルク体から切り出した試料片に対して、SQUID 磁束計により磁化測定を行い、微細組織を SEM により行った。

3. 結果と考察

作製した MgB₂ バルク体表面の微細組織観察を行ったところ、クラック等の欠陥はみられず、比較的均一な組織が得られていることを確認した。また、バルク体内の複数の箇所から切り出した試料片の磁化測定を行ったところ、 T_c はいずれも約 39 K であり、 J_c は 20 K において 2×10^5 A/cm² 以上で、超伝導特性の位置による変化は確認されず、バルク全体がほぼ

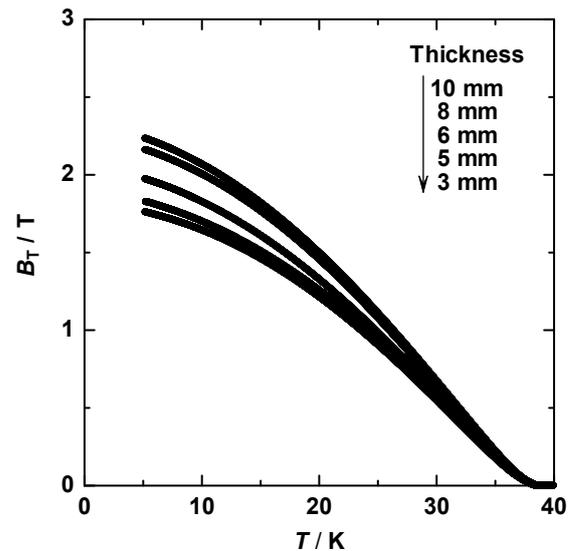


Fig. 1. Temperature dependence of trapped field measured at the center of the bulk surface for MgB₂ bulk samples with 20 mm in diameter and 3, 5, 6, 8 and 10 mm in thickness.

均一な特性を有していることが示唆された。

バルク厚の異なる MgB₂ バルク体の着磁後の捕捉磁場の温度依存性を Fig.1 に示す。バルク厚が 10 mm の試料においてはそれぞれ 2.23, 2.07, 1.81, 1.48 T の捕捉磁場が 5, 10, 15, 20 K において得られた。バルク厚を 8, 6, 5, 3 mm と薄くした試料においては、5 K において、それぞれ 2.16, 1.97, 1.82, 1.76 T の捕捉磁場を示し、捕捉磁場はバルク厚とともに系統的に減少した。講演ではバルク厚と捕捉磁場の関係について、Biot-Savart 則から予想される計算値と比較し、議論を行う予定である。

4. 謝辞

本研究はJSPS科学研究費補助金(23246110)ならびにJST さきがけの助成を受けて実施したものである。

参考文献

- [1] J. Nagamatsu *et. al.*, *Nature* **410** (2001) 63.
- [2] D. C. Larbalestier *et. al.*, *Nature* **410** (2001) 186.
- [3] 山本ほか, *応用物理* **79** (2010) 48.
- [4] 山本明保, 岩瀬和至, 廣田哲也, 下山淳一, 岸尾光二, 石原篤, 赤坂友幸, 富田優, Abstracts of CSSJ Conference, vol.87, p.182 (2013).

4.6 T の捕捉磁場を実現した MgB₂ 超電導バルク磁石 Development of 4.6 Tesla MgB₂ superconducting bulk magnets

吉田 卓史, 内藤 智之, 藤代 博之(岩手大)

YOSHIDA Takafumi, NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.);

E-mail: t2213027@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

MgB₂ は、金属間化合物の中で最も高い超電導転移温度 $T_c=39$ K を持つ。RE-Ba-Cu-O 系 (RE: 希土類元素) と比べるとコヒーレンス長が長く、弱結合の問題がない。そのため、多結晶体で超電導バルク磁石が実現されている [1]。

これまでの研究で我々は常圧合成法のカプセル法や高压合成法の HIP 法を用い、高密度 MgB₂ 超電導体バルクを作製してきた [2, 3]。HIP 法バルクは充填率が 90% 以上となり、捕捉磁場はカプセル法の 1.7 倍程度まで向上した。不純物として Ti をドーピングすることにより臨界電流密度 J_c が向上するという報告例がある [4]。そこで本研究では、HIP 法を用い、さらなる超電導特性の向上を目的として Ti ドープ MgB₂ 超電導体バルクを作製し、その捕捉磁場特性を評価した。

2. 実験方法

試料は Mg (純度 99.5%, ≤ 180 μm) と B (純度 99%, 300 mesh), Ti (純度 99.9%, ≤ 45 μm) の混合粉 (モル比 Mg:B:Ti = 0.8~0.95 : 2 : 0.05~0.2) を等方加圧成型したものを前駆体とした。前駆体を真空中でステンレス容器に電子ビーム溶接で密封した後、900 °C で 3 時間 HIP 処理を行った [2]。印加圧力は 98 MPa であった。試料の直径は約 35 mm、厚さは約 7 mm であった。

伝導冷却型超電導マグネットを用いて 5-10 T の磁場中でバルクを冷却して磁場を捕捉させ、バルク表面の中心にセットした極低温用ホール素子で捕捉磁場の温度依存性を測定した。さらに、バルクを二枚重ね、その中心の位置と上部バルク表面の捕捉磁場の温度依存性を測定した。電気抵抗率は直流四端子法で測定した。臨界電流密度 J_c は SQUID 磁束計で測定した磁気ヒステリシス曲線から拡張型ビーンモデルを用いて算出した。

3. 結果と考察

Fig. 1 に Ti ドープ試料とノンドーピング試料の捕捉磁場 B_t の温度依存性を示す。ノンドーピング試料と比べ、Ti ドープ試料の B_t は 0.8 T ほど高く、Ti ドープによる捕捉磁場特性の向上が確認できた。 B_t は、ドーピング量にほとんど依存しなかった。最大捕捉磁場は、Ti 5% ドープ試料において 13.2 K で 3.6 T であった。

Fig. 2 に Ti 5% と 10% ドープ試料を二枚重ねバルクの捕捉磁場の温度依存性を示す。中間及び表面における最大捕捉磁場は、それぞれ 14.1 K で 4.6 T, 16.3 K で 3.2 T であった。二枚の中間の値は、一枚の場合の約 1.3 倍であった。

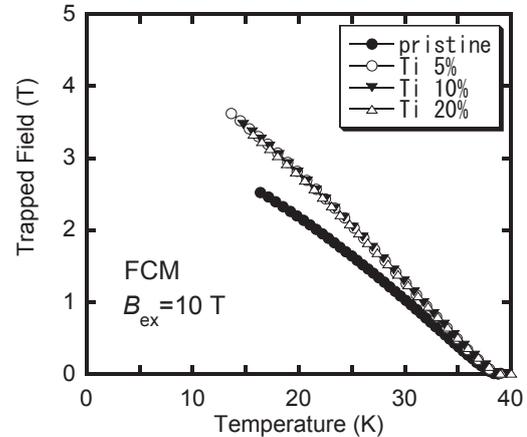


Fig.1 Temperature dependence of the trapped field for the pristine and Ti doped MgB₂ bulks.

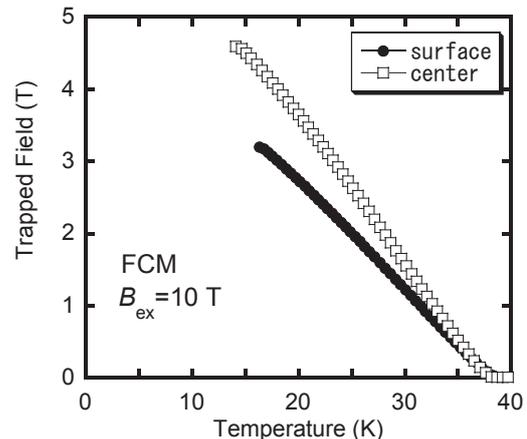


Fig.2 Temperature dependence of the trapped field for the Ti doped MgB₂ bulk pairs.

講演では、臨界電流密度 J_c 、コネクティビティの結果を併せて、Ti ドープ効果について議論する予定である。

謝辞

本研究の一部は、JSTのA-STEP (No. AS232Z02579B) および日立金属・材料科学財団の援助を受けて実施した。また、HIP法によるMgB₂バルク作製に関しては新日鉄住金(株)にご協力頂いた。

参考文献

- [1] T. Naito *et al.* : Supercond. Sci. Technol. **25** (2012) 095012
- [2] 佐々木 他 : 低温工学・超電導学会講演概要集 **86** (2012) 2C-a10
- [3] 吉田 他 : 低温工学・超電導学会講演概要集 **87** (2013) 3C-a09
- [4] T.A. Prikhna *et al.* : Physica C **402** (2004) 223-233

HIP 法で作製した MgB₂ バルクにおけるパルス着磁特性

Pulsed field magnetization of MgB₂ bulks fabricated by HIP method

氏家 徹, 吉田 卓史, 内藤 智之, 藤代 博之 (岩手大)

UJIE Toru, YOSHIDA Takafumi, NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.)

E-mail: t2212003@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

転移温度 $T_c=39$ K を持つ MgB₂ は、コヒーレンス長が長く電磁的異方性が低いことから、弱結合の問題がなく多結晶体においても高い臨界電流密度 J_c を示すため、超電導バルク磁石に関する研究が盛んに行われている。MgB₂ のピンニングセンターは主に粒界であると考えられている。磁場中冷却着磁法 (FCM) において、カプセル法で作製されたバルク (充填率約 50%) と、Hot Isostatic Pressing (HIP) 法を用いたバルク (充填率 90% 以上) の捕捉磁場はそれぞれ 1.4 T (13.5 K), 2.2 T (13.8 K) であり、高密度化による捕捉磁場の向上が報告されている[1]。FCM に比べて、パルス着磁 (PFM) は超電導マグネットを使用せず比較的安価、短時間で着磁できるため、産業応用に対するメリットが大きい。我々は、これまでにカプセル法、Mg-RLI 法で作製された MgB₂ バルクにおけるパルス着磁特性を報告した[2-4]。本研究では、FCM 法において高い捕捉磁場を示す HIP 法により作製した MgB₂ バルクに対してパルス着磁を行い、最大捕捉磁場と磁場分布、温度変化を測定した。

2. 実験方法

測定には HIP 法で作製された MgB₂ バルク (ϕ 38 mm, 7 mm) を用いた。FCM における捕捉磁場は 2.46 T (15 K) である。PFM は各初期温度 T_s で、ソレノイド型パルスコイルを用いて、立ち上がり時間約 13 ms のパルス磁場を印加した。印加磁場 B_{ex} は 0.80 - 2.21 T で行った。捕捉磁場 B_T は、バルク表面中心に設置した axial-type のホール素子を用いて測定した。捕捉磁場分布はバルク表面 1 mm 上方において測定した。バルク温度は、バルク表面と SUS リング側面に設置したセルノック温度計を用いて測定した。

3. 実験結果

Fig. 1 に各初期温度におけるバルク表面の捕捉磁場の印加磁場依存性を示す。挿入図は $T_s=14$ K, $B_{ex}=1.97$ T における局所磁場 B_L^c と印加磁場の時間依存性である。印加磁場の増加に伴い、捕捉磁場も増加した。1.5 T 以上の磁場を印加するとすべての温度で、挿入図のようにフラックスジャンプが発生した。カプセル法で作製したバルクではフラックスジャンプは観測されていない[2]。これは、高密度バルクが、カプセル法バルクより約 3 倍高い J_c (20 K において 3.5×10^5 A/cm²) を持つことに起因していると考えられる。最大捕捉磁場は $T_s=20$ K, $B_{ex}=1.78$ T において 0.75 T であった。フラックスジャンプが起きても、カプセル法 MgB₂ バルクと同等の捕捉磁場を示した[2]。捕捉磁場の時間依存性から推測すると、フラックスジャンプが起きなければ 1 T 以上の磁場を捕捉することが期待される。

Fig. 2 に各温度におけるパルス磁場印加後の最大到達温度 T_{max} の印加磁場依存性を示す。すべての温度で印加磁場の増加とともに T_{max} も増加し、最大で約 40 K まで上昇した。また、高磁場側では各温度における T_{max} の差が小さくなった。挿入図に $T_s=14$ K, $B_{ex}=2.21$ T におけるバルク表面温度の時間依存性を示す。表面温度はパルス磁場印加後、急激に上昇し、約 30 秒で初期温度まで冷却された。これは、MgB₂ の小さな比熱と、高い熱伝導率に起因すると考えられる。

講演では、形状が異なる MgB₂ バルクと、Ti をドーブした MgB₂ バルクのパルス着磁の結果を報告する。また、試料形状や不純物ドーブが及ぼす、捕捉磁場と温度変化への影響を議論する。

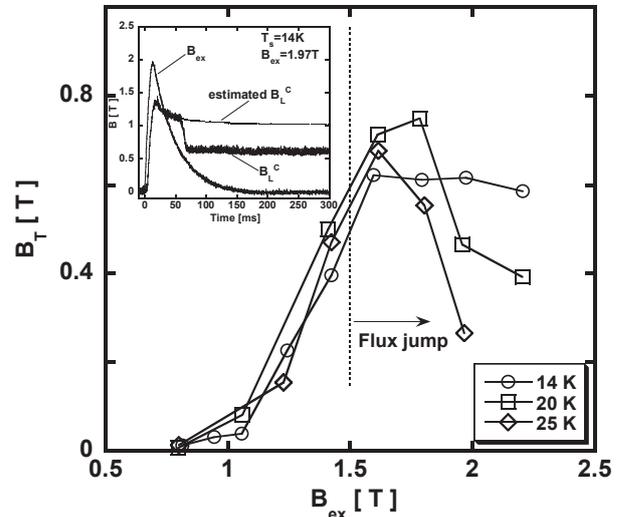


Fig.1 Trapped field B_T at the center of the bulk surface as a function of applied pulsed field B_{ex} . The inset shows time dependence of the local field B_L^c and B_{ex} ($T_s=14$ K, $B_{ex}=1.97$ T).

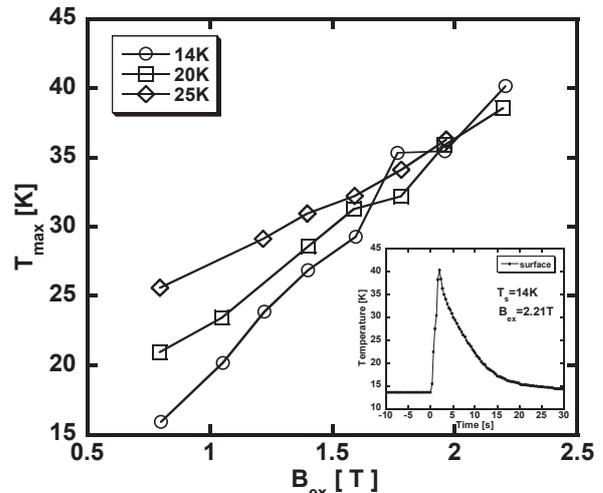


Fig.2 The maximum temperature T_{max} as a function of applied pulsed field B_{ex} . The inset shows time dependence of the temperature change on the bulk surface for $T_s=14$ K, $B_{ex}=2.21$ T.

謝辞

本研究の一部は、JCT の A-STEP (No. AS232Z02579B) および日立金属・材料科学財団の援助を受けて実施した。また、HIP 法による MgB₂ バルク作製に関しては新日鉄住金 (株) にご協力頂いた。

参考文献

1. T. Sasaki *et al.* : Abstract of CSSJ Conference, vol. 86, (2012) p.140
2. H. Fujishiro *et al.* : IEEE Trans. Appl. Supercond. 23 (2013)
3. H. Fujishiro *et al.* : Jap. J. Appl. Phys. Vol. 51, (2012) 103005
4. T. Ujiei *et al.* : Abstract of CSSJ Conference, vol. 87, (2013) p.184

Gd-Ba-Cu-O/MgB₂ ハイブリット型超伝導バルク磁石の開発

Development of Gd-Ba-Cu-O/MgB₂ hybrid superconducting bulk magnets

内藤 智之、藤代 博之(岩手大); 手嶋 英一(新日鐵住金)

NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.);

TESHIMA Hidekazu (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.)

E-mail: tnaito@iwate-u.ac.jp

1. はじめに

超伝導バルク磁石の開発は溶融法で作製されたRE-Ba-Cu-O系バルクが主流である。よく知られているように、その捕捉磁場性能は非常に高く、エポキシ樹脂含浸によって機械的強度を高めたY-Ba-Cu-Oバルク(直径26.5mm、厚さ15mm)において29Kで17テスラの磁場が捕捉されている[1]。近年の溶融バルク作製技術の向上によりGd-Ba-Cu-Oバルク(直径46mm、厚さ15mm)を用いることで40K程度(1段の冷凍機冷却で到達可能)において10テスラ級の捕捉磁場を比較的容易に得ることが可能になっている[2]。但し、RE-Ba-Cu-O系にはセラミックス故の低い機械的強度や大型化が困難という問題もある。前者の問題は上述の樹脂含浸や金属リング嵌合等によって克服されつつある。後者の大型化については直径140~150mmのバルク作製に成功した例[3]があるものの容易に作製できる状況には無いと言える。一方、数年前からMgB₂を用いたバルク磁石開発が実施されるようになり、比較的多くの報告がなされるようになってきた[4]。MgB₂は金属系の中では比較的高い超伝導転移温度 $T_c=39$ Kを有することから冷凍機冷却による使用が可能であることやコヒーレンス長が長く弱結合の問題が生じないことから結晶配向不要な多結晶体で巨視的超伝導電流を流すことが可能であるなどの特徴を持つ。現在の捕捉磁場は15Kで2~4テスラ級とRE-Ba-Cu-O系に及ばないが、多結晶体のため大型化は容易であり、また金属系故の高い機械的強度も期待される。そこで、本研究では、RE-Ba-Cu-O系バルクの作製が容易でないサイズ領域において有効であると期待されるRE-Ba-Cu-O系バルクとMgB₂バルクを組み合わせたハイブリット型バルク磁石を試作し、その捕捉磁場特性を明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

本研究ではRE=GdのGd-Ba-Cu-Oバルクを用いた。Gd-Ba-Cu-OバルクはGd123 : Gd211 = 1 : 3の組成比に0.5wt%のPtと10wt%のAgを添加した混合粉を用い、改良型QMG法[5]で作製された。MgB₂バルクは熱間等方圧加圧(HIP)法で作製された。Mg:B=1:2の混合粉を金属容器に真空密封してHIP処理した。焼結条件は温度900°Cで3時間保持、印加圧力98MPaであった。ハイブリット型バルクは、得られたMgB₂バルクをリング形状に加工し、その中にGd-Ba-Cu-Oバルクを配することで用意した。伝導冷却型10テスラ超伝導磁石を用いて磁場中冷却法によりバルクを磁石化した。捕捉磁場は低温用ホール素子(BHT-921, F.W.Bell社)を用いて測定した。バルクはヘリウム冷凍機を用いて伝導冷却した。

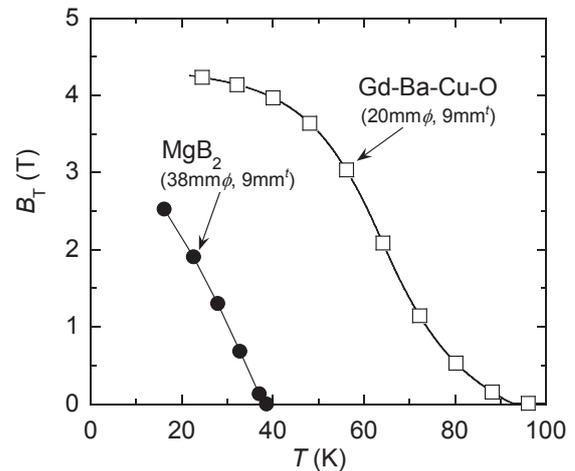


Fig.1 Temperature dependence of the trapped magnetic field of both Gd-Ba-Cu-O and MgB₂ bulks.

3. 実験結果および考察

Fig.1にGd-Ba-Cu-OバルクおよびMgB₂バルクそれぞれの捕捉磁場の温度依存性を示す。Gd-Ba-Cu-Oバルクは5テスラの磁場中、22Kで磁石化された。この温度での捕捉磁場値は4.3テスラであった。一方、MgB₂バルクは印加磁場5テスラ、15Kで磁石化された。このときの捕捉磁場値は2.5テスラであった。講演では、ハイブリット型バルクの捕捉磁場特性について、シミュレーションの結果と併せて議論する予定である。

謝辞

本研究の一部は、JSTのA-STEP (No. AS232Z02579B)および日立金属・材料科学財団の援助を受けて実施した。

参考文献

- [1] M. Toimta and M. Murakami, Nature **421** (2003) 517
- [2] H. Teshima *et al.*, Physics Procedia **45** (2013) 61
- [3] H. Teshima and M. Morita, Physics Procedia **36** (2012) 572; N. Sakai *et al.*, Physica C **460-462** (2007) 305
- [4] For example, T. Sasaki *et al.*, Physics Procedia **45** (2013) 93
- [5] M. Morita *et al.*, Physica C 253-240 (1994) 209-212