

SuperKEKB ビーム最終集束用超伝導電磁石システム(8-1)

- QCS システムビームライン試験概要 -

Superconducting Magnet System for the Interaction Region SuperKEKB (8-1)

- Overview of the Performance Tests of the QCS Systems on the Beam Lines -

大内 徳人, 有本靖, 山岡広, 宗占国, 王旭東, 植木竜一, 川井正徳, 近藤良也, 青木香苗, 土屋清澄(KEK/総研大);
DiMarco Joseph (FNAL)

OHUCHI Norihito, ARIMOTO Yasushi, YAMAOKA Hiroshi, ZONG Zhanguo, WANG Xudong, UEKI Ryuichi, KAWAI Masanori,
KONDOU Yoshinari, AOKI Kanae, TSUCHIYA Kiyosumi (KEK/Sokendai); DIMARCO Joseph (FNAL)

E-mail: ohuchi@post.kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構の主力素粒子加速器であった電子・陽電子 KEKB 加速器は、1999 年から 2010 年までの 10 年間の運転を終了し、現在 SuperKEKB としてアップグレードを行っている。SuperKEKB 加速器では電子・陽電子ビーム衝突性能を KEKB の 40 倍まで向上させ、素粒子検出器 (Belle-II) のデータ収集・解析性能の向上も合わせて、その衝突実験性能を 50 倍に高める改造を行っている。この性能アップに最も重要な役割を担っているのが電子・陽電子ビームを衝突点で集束させる超伝導電磁石システム(QCS) [1] である。この QCS システムにより、SuperKEKB では衝突点での縦方向のビームサイズを KEKB の 1 ミクロンから 50 ナノメートルまで絞り込み電子・陽電子の衝突頻度(ルミノシティー)を KEKB の 20 倍向上させる。また、SuperKEKB 加速器の電子・陽電子の電流値を KEKB より 2 倍高くすることにより、加速器の衝突性能を 40 倍高める。

SuperKEKB の立上げ運転は 2 期に分けられており、第 1 期運転(Phase-1: 2016 年 2 月～6 月) [2] では QCS システムの加速器リングへの組込みは行わない状態でビーム運転・加速器調整を行った。この Phase-1 運転の後、2016 年 8 月に衝突点左側の QCS-L クライオスタットをビーム衝突点に設置・冷却システムの建設・励磁試験を 2016 年 7 月～12 月に行った。この結果は、2017 年第 94 回低温工学・超伝導学会にて報告した [3,4]。2017 年 3 月には、衝突点右側用に建設された QCS-R クライオスタットをビームラインに据付け、冷却システムの建設も完了した [5]。QCS-L/R 両システムは、2017 年 5 月から冷却試験を開始し、励磁試験・電源調整・インターロック試験完了後、6 月後半から 8 月末まで磁場測定を行った。今回の発表会では、ビームラインでの試験結果について、本発表も含めて 6 件の報告を行う。

2. 冷却・励磁試験

超伝導磁石を運転する上で最も基本的な機能である磁石の冷却・励磁性能については、2017 年 5 月からの QCS システム立上げ運転で最初に確認された。試験は、QCS-R システムから開始された。QCS-R 冷凍機は、TRISTAN 加速器 QCS 用に製作されたもので 20 年間保管されていたものである。QCS-R 超伝導電磁石は、初回の冷却では 20 K までしか冷却できず、問題点の調査後の 2 回目の冷却で液体ヘリウム温度まで冷却することができた。QCS-L システムは、約 44 時間で冷却を完了している。詳細については、本発表会 [9, 10] で報告される。

超伝導電磁石の励磁試験は、Belle-II 超伝導ソレノイドの発生する 1.5T のソレノイド磁場下で行われた。55 台の超伝導電磁石は励磁試験及び電源遮断試験を行い問題ないことを確認した。また、QCS 超伝導ソレノイド及び磁石部品である磁性体は、Belle ソレノイドから約 6 トンの電磁力を受けるがクライオスタット内支持構造への影響についても測定し、ビーム運転に問題ないことを確認した。

3. 磁場測定

磁場測定は、3 種類の測定装置により行われた。これらは、1) 2 台のクライオスタット後面から $\phi 0.1\text{mm}$ の BeCu のワイヤーをビームライン上に張り超伝導 4 極電磁石の磁場センター位置を直接測定する Single Stretched Wire(SSW)装置、2) 超伝導 4 極磁石及び超伝導補正磁石の積分磁場性能及びビームラインに沿った多極磁場(エラー磁場)分布を測定するハーモニックコイル装置、3) ビームラインに沿ったソレノイド磁場分布を測定する為のホール素子磁場測定装置である。

SSW 装置は、米国 FNAL 研究所との共同開発により製作した。また、磁場測定時には FNAL より共同研究者を KEK に招聘し、4 極磁場センターの測定を行った。ハーモニックコイルは、ビームラインに沿った超伝導 4 極磁石のボア径が異なる為、コイル半径が 3 種類の測定器を製作し測定を行った。磁場測定の結果については、本発表会 [6,7,8] で報告される。

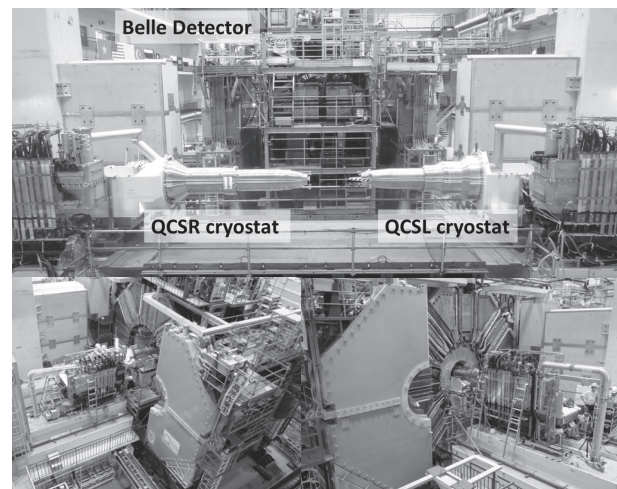


Fig.1 QCS magnet-cryostats in the SuperKEKB beam interaction region (IR). The upper picture shows two cryostats just after installation in the IR. The lower two pictures show the cryostat-setup to the Belle-II detector after moving the detector to the IR.

参考文献

1. N. Ohuchi, et al.: Proc. of NA-PAC' 13, Pasadena, USA, Sept. 2013, pp. 1232-1234; <http://www.JACoW.org>
2. H. Koiso : Proc. of IPAC2017, Copenhagen, Denmark, May, 2017, pp.1275-1280; <http://www.JACoW.org>
3. M. Kawai, et al.: Abst. of CSSJ Conf., Vol. 94 (2017), p97.
4. Z. Zong, et al.: Abst. of CSSJ Conf., Vol. 94 (2017), p98.
5. N. Ohuchi, et al.: Proc. of 14th Annual meeting of PASJ, Hokkaido, Aug. 2017, TUOM05.
- 6, 7, 8, 9, 10. : Abst. of CSSJ this conf., 1C-a02, 1C-a03, 1C-a04, 1C-a05, 1C-a06

SuperKEKB ビーム最終集束用超伝導電磁石システム (8-2) -Single Stretched Wire 法による超伝導 4 極電磁石磁場中心の測定 - Superconducting Magnet System for the Interaction Region of SuperKEKB (8-2) - Measurement of magnet center for superconducting-quadrupole magnets with single-stretched-wire method -

有本 靖, 植木 竜一, 大内 徳人, 増澤 美佳, 青木 香苗, 川井 正徳, 近藤 良成, 宗 占国, 土屋 清澄, 山岡 広,
王 旭東 (KEK/総研大); DiMarco Joseph (Fermilab)

ARIMOTO Yasushi, UEKI Ryuichi, OHUCHI Norihito, MASUZAWA Mika, AOKI Kanae, KAWAI Masanori,
KONDOU Yoshinari, ZONG Zhanguo, TSUCHIYA Kiyosumi, YAMAOKA Hiroshi, WANG Xudong (KEK/SOKENDAI),
DIMARCO Joseph (Fermilab)
E-mail: yasushi.arimoto@kek.jp

1. はじめに

SuperKEKB 衝突型加速器の最終集束系 (QCS)[1] は, 超伝導 4 極電磁石によりビームサイズを衝突点において鉛直方向に約 50 nm まで集束する。4 極電磁石に設置誤差があると 2 極磁場成分がビーム軸上に発生するのでビームは不要な偏向を受け, 加速器リングを周回することが出来なくなる。設置誤差は補正電磁石により補正することが出来るが, 補正電流を決めるために, あらかじめ 0.1 mm 以内の精度で設置誤差を知っておく必要がある。また補正コイルによる補正可能範囲は最も厳しい電磁石で 0.5 mm であるため, 設置誤差はこの範囲内であることも要求される。

QCS は素粒子測定器, Belle II のソレノイド ($B = 1.5$ T) 中に設置され, Belle II, QCS 補償ソレノイド (ESL/R)[2] による電磁力を受ける。4 極電磁石が格納されているヘリウム容器はロッドでクライオスタット真空容器から支えられているので電磁力により変位する。QCS クライオスタットに設けられた位置決めピンではこの内部の変位は測定出来ない。そこで 4 極電磁石の磁場中心の測定を行なうため, 我々は Single Stretched Wire (SSW) 法を導入した [3]。

2. SSW による 4 極電磁石の磁場中心測定

セットアップの概略を図 1 に示す。QCS の 4 極電磁石は HER(電子ビームライン) 軸と LER(陽電子ビームライン) 軸に 4 台ずつ配置される。Belle II 測定器内に QCS-L, QCS-R が設置され, その両側に 1 台ずつ SSW ユニット A, B が設置されている。ワイヤーは 4 極電磁石内を通して互いに 8.7 m 離れた SSW ユニット A, B 間に張られる。本システムでは $\phi 0.1$ mm の BeCu 製のワイヤーが用いられる。

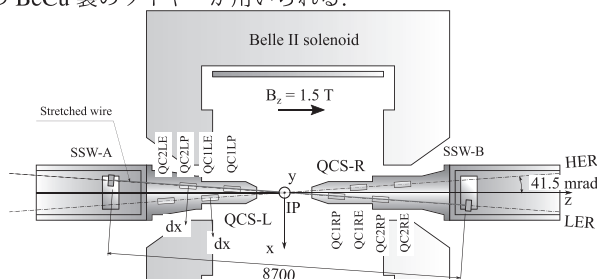


Fig. 1. Schematic layout of the SSW measurement at the interaction region and a coordinate system in this paper (top view).

LER(または HER) ビームラインに対するワイヤーの位置はレーザートラッカーにて加速器収納トンネルに設置された参照点と SSW ユニットに設けられた参照点を測量することにより

決定される。

測定結果を図 2-3 に示す。図 2, 及び図 3 はそれぞれ HER 及び LER ビームラインに設置された電磁石のビーム軸に対する x 方向の位置である。グラフの横軸は各電磁石の z 方向の位置である。丸は BelleII, ESL/R すべての電流を 0 A にした時, 三角は BelleII, ESL/R のすべてを運転電流まで通電した時のものである。測定時の四極電磁石の通電電流はすべて運転電流 (DC) である。ソレノイド On/Off により QC1LE, QC2LP, QC1LP については 0.1 mm 程度の変位が見られた。またソレノイド On 時のビームライン軸に対する 4 極電磁石の位置はすべて補正電磁石の補正範囲に収まっており, 再度 QCS をアラインメントする必要はないことが確認された。

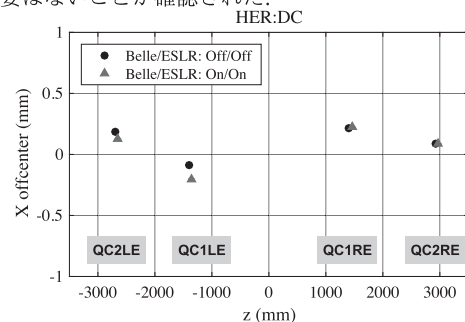


Fig. 2. Magnet centers of the quadrupole magnets in horizontal direction with respect to design positions on HER.

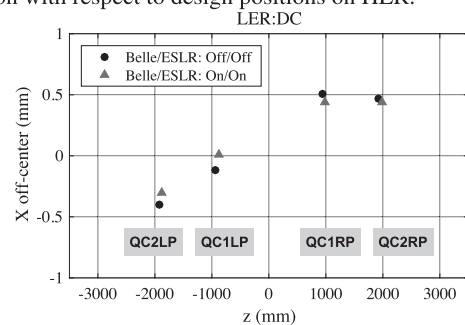


Fig. 3. Magnet centers of the quadrupole magnets in horizontal direction with respect to design positions on LER.

参考文献

1. N. Ohuchi, *et. al.*, Abstracts of this conference.
2. X. Wang, *et. al.*, Abstracts of this conference.
3. J. DiMarco, *et. al.*, IEEE Trans. on Appl. Supercond. **10** (1) (2000) 127.

SuperKEKB ビーム最終集束用超伝導電磁石システム (8-3)

– ハーモニックコイルによる超伝導4極電磁石の高次磁場成分の測定 –

Superconducting Magnet System for the Interaction Region of SuperKEKB (8-3)

– Measurement of higher order harmonics for superconducting-quadrupole magnets with harmonic coil –

有本 靖, 大内 徳人, 植木 竜一, 宗 占国, 王 旭東, 青木 香苗, 川井 正徳, 近藤 良成, 土屋 清澄, 山岡 広 (KEK/総研大)
 ARIMOTO Yasushi, OHUCHI Norihito, UEKI Ryuichi, ZONG Zhanguo, WANG Xudong, AOKI Kanae, KAWAI Masanori,
 KONDOU Yoshinari, TSUCHIYA Kiyosumi, YAMAOKA Hiroshi (KEK/SOKENDAI)
 E-mail: yasushi.arimoto@kek.jp

1. はじめに

SuperKEKB 衝突型加速器の最終集束系 (QCS) は, 2017 年 2 月にビームラインへのインストールが完了し, 6 月に低温試験が実施された. その後, Single stretched wire 法による 4 極磁場中心位置の測定を行ない, ハーモニックコイルによる磁場測定を行なった [1].

ハーモニックコイルの測定はこれまでに, 単体の 4 極電磁石に対し縦型のクライオスタットでの測定, 完成した QCS-L のクライオスタットでの測定を実施してきた. 今回 QCS-L と QCS-R がビームラインにインストールされ, Belle II 測定器も衝突点にロールインされ, 加速器運転時の形態に配置された. 今回このような最終的な配置でハーモニックコイルによる測定を行なった.

QCS は 8 台の 4 極電磁石から構成され, 電子ビームライン (HER), 陽電子ビームライン (LER) にそれぞれ 4 台ずつ設置される (図 1). 各 4 極電磁石には補正磁石が設置されており, 設置誤差, 多極磁場を補正出来るようになっている. また QCS は 1.5 T の磁場を発生する Belle II 測定器の超伝導ソレノイド内に設置されるため, この磁場をキャンセルするための補償ソレノイド 4 台が設置されている [2].

4 極電磁石の諸元については既に他の文献 [3] において報告されているので代表的な QC1LE についてのみ表 1 に掲載する.

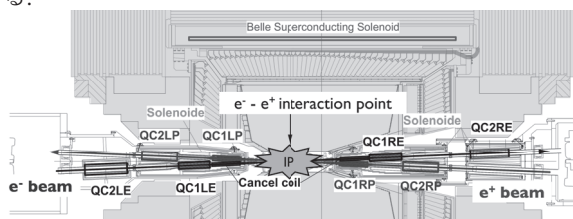


Fig. 1. Schematic layout of QCS at the interaction region.

Table 1. QC1LE main parameters.[3]

Coil I.R. [mm]	Coil O.R. [mm]	G [T/m]	L_m [mm]	I_{design} [A]	Yoke
33.0	38.49	91.6	373.1	2000	Permendur

2. ハーモニックコイルによる磁場測定

ハーモニックコイルは磁場分布を測定する長さ 20 mm のショートコイルと積分磁場を測定する長さ 600 mm~800 mm のロングコイルから構成されている. 各コイルは 2 極巻線と 4 極巻線でアナログバックアップされたタンジェンシャル巻線とデジタルバックアップに用いられる 2 極巻線と 4 極巻線から構成されている. これらの巻線の組み合わせにより 4 極磁場成分に

対し 10^{-5} の多極磁場成分の測定感度を達成している. 我々は電磁石の内径に合わせて巻線半径が 12 mm, 25 mm, 33 mm と異なる 3 本のハーモニックコイルを製作した.

図 2 にショートコイルで測定された QC1LE の電磁石軸方向のプロファイルを示す. a) は 4 極成分, b) は 6 極成分, c) は 8 極成分, d) は 12 極成分のプロファイルである. 点線, 実線はそれぞれスキュー成分, ノーマル成分の測定値を表わし, 1 点鎖線は 3 次元磁場解析 (Opera3D/TOSCA) 結果を表わしている. 縦軸は 4 極磁場成分の直線部を 10000 として規格化した多極磁場成分の振幅である. 4 極成分のプロファイルはフリンジ部の若干のずれを除けば概ね計算値と合っている. 6 極成分はエンド部において 10 units 程のピークが見られている. これは正負に振れているので BL 積では小さくなるためビームへの影響はほとんど無いと考えられる. また 8 極, 12 極成分は計算でリードエンド部に表われているピークを再現している.

本発表会では他の 4 極電磁石, ロングコイルによる積分磁場の測定結果についても紹介する.

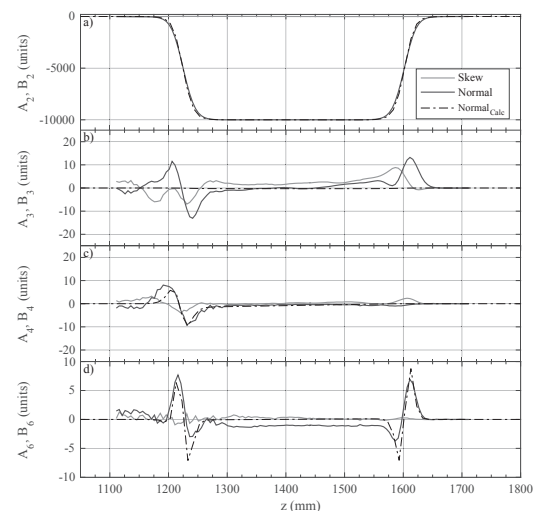


Fig. 2. Z-scan profiles of QC1LE. Horizontal axis is distance from the interaction point and vertical axis is amplitude of harmonics components. Dashed, and solid lines are measured skew and normal components, respectively. Dot-dashed line is calculated normal components. Lead end is left side on this plot.

参考文献

1. N. Ohuchi, *et. al.*, Abstracts of this conference.
2. X. Wang, *et. al.*, Abstracts of this conference.
3. N. Ohuchi, *et. al.*, Proceedings of NA-PAC (2013) 759.

SuperKEKB ビーム最終収束用超伝導電磁石システム(8-4)

-ビームライン軸上のソレノイド磁場測定と解析評価-

Superconducting Magnet System for the Interaction Region of SuperKEKB (8-4)

- Measurements and Analysis of Solenoid Field on Beam Line Axis -

王 旭東, 山岡 広, 有本 靖, 川井 正徳, 近藤 良也, 宗 占国, 土屋 清澄, 大内 徳人(KEK/総研大)
 WANG Xudong, YAMAOKA Hiroshi, ARIMOTO Yasushi, KAWAI Masanori, KONDOU Yoshinari, ZONG Zhanguo,
 TSUCHIYA Kiyosumi, OHUCHI Norihito (KEK/SOKENDAI)
 E-mail: wanxdon@post.kek.jp

1. はじめに

KEK では、電子・陽電子ビーム衝突型加速器 KEKB のアップグレード(SuperKEKB)を 2010 年から行っている。SuperKEKB ビーム衝突領域(Fig. 1)の超伝導電磁石システム(QCS-L, QCS-R)は、ビーム最終収束用に 8 台の超伝導 4 極電磁石(QC1, QC2), ビーム運転調整用に 43 台の超伝導補正多極磁石, また素粒子検出器 Belle-II の発生する 1.5 T のソレノイド磁場をキャンセルし、ビームライン上のソレノイド磁場の積分値をゼロとするために 4 台の補正用超伝導ソレノイド(ESL, ESR1-3)が設計された[1, 2]。本発表は、ホールプローブを用いたビームライン軸上のソレノイド磁場の測定結果と解析評価について報告する。

2. ビームライン軸上のソレノイド磁場測定と解析結果

測定装置の写真と測定システムの概略図を Fig. 2 に示す。ドライブモーターで走行するステージ上に、ホールプローブ固定用のアルミニウムロッドを取り付けた台座があり、衝突点に向かってビームライン軸上を走査し、ビームライン軸に沿ったソレノイド磁場成分(B_z)を測定した。ホールプローブは Lakeshore 社製の MMZ-2502-UH を用いて、ロッドの先端にあるアルミニウムホルダーにより固定した。測定中の台座の位置は磁気センサーにより測定し、測定開始位置と終了位置でのレーザートラッカーの測量結果と合わせることで、衝突点(IP, Fig. 1 参照)を原点としてビームライン軸を z 方向とする座標系を構成した。磁場測定は、Belle-II の超伝導ソレノイドを定格電流 4096 A まで励磁した後に、ESL を 404 A, ESR1 を 450 A, ESR2-3 を 151 A までそれぞれ設計電流値に励磁してから行った。ドライブモーターにより 10, 20 mm 間隔でホールプローブを移動させ、ガウスメーターからの磁場測定値と磁気センサーからの台座位置情報をあわせてビームライン軸上の B_z 分布を評価した。磁場解析は、ソレノイド磁場に影響する Belle-II の超伝導ソレノイドおよび磁気ヨーク、ESL と ESR1-3 およびその内側にある磁気ヨークを 3 次元モデル化して、ANSYS によりビームライン軸上の磁場を評価した。

陽電子ビームライン軸上の B_z 分布の測定結果と解析結果およびそれらの差分を Fig. 3 に示す。Belle-II の超伝導ソレノイドが発生する B_z は正であり、ESL と ESR1-3 はそれをキャンセルするため負方向となる。衝突点を原点として、Fig. 1 との左右の位置関係は同じである。Fig. 3 において、それぞれ約 -1.6 ~ -0.7 m が ESL, 約 0.7 ~ 2.25 m が ESR1, 約 2.7 ~ 3.3 m が ESR2-3 の位置である。ESL と ESR1 はそれぞれ中間付近から衝突点に向かって磁気ヨークがなく、それらの磁場が強いため、 B_z が負側に大きく変化している。他の磁気ヨークがある部分は、ヨークの影響で内部のビームライン上の磁場がほぼゼロである。ソレノイド磁場分布の測定値と解析値はよく一致するが、絶対値に誤差がある。特に ESL 空心部の磁場が設計より最大で 200 mT 大きい、電流値の誤差が原因と考えられる。詳細な結果は発表にて報告する。測定値と解析値の積分磁場の差分は、QCS-L で -97.1 mT·m, QCS-R で -73.0 mT·m である。今後は、積分磁場の差分をゼロとなるように ESL と ESR1-3 の電流調整を行う予定である。

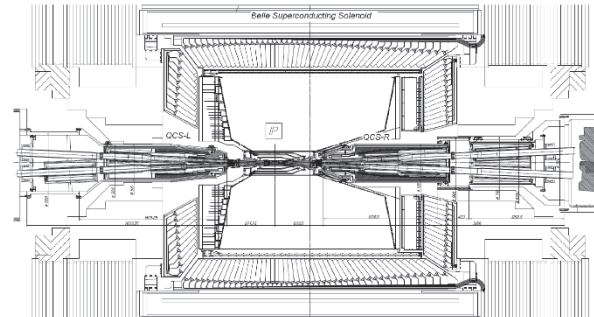
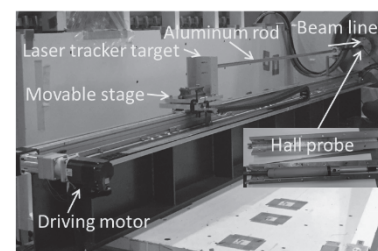
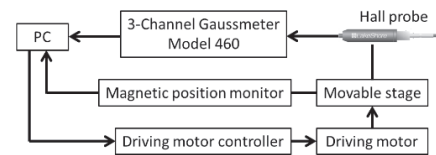


Fig. 1 Schematic drawing of the interaction region, Belle superconducting solenoid and final focusing superconducting magnet system



(a)



(b)

Fig. 2 (a) Experimental setup and (b) measurement system of solenoid field measurements

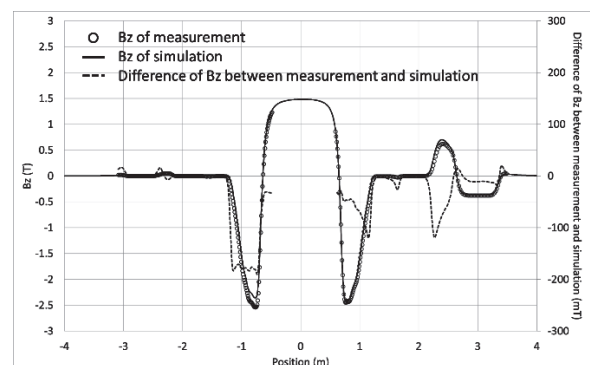


Fig. 3 Experimental and simulation results of B_z on the positron beam line

参考文献

1. N. Ohuchi, et al.: IEEE transactions on applied superconductivity, Vol. 21 (2011) pp.1829-1832
2. X. Wang, et al.: IEEE transactions on applied superconductivity, Vol. 26 (2016) 4102205

SuperKEKB ビーム最終収束用超伝導電磁石システム(8-5)

- QCS-L/R 冷却システムの運転状況 -

Superconducting Magnet System for the Interaction Region of SuperKEKB(8-5)

- Commissioning and Operation of the QCS-L/R Cryogenic Systems -

川井 正徳, 近藤 良也, 大内 徳人, 有本 靖, 宗 占国, 山岡 広, 土屋 清澄, 王 旭東, 青木 香苗, 植木 竜一(KEK);
遠藤 友成, 河村 郁生, 倉澤 賢(株式会社日立プラントメカニクス)

KAWAI Masanori, KONDOU Yoshinari, OHUCHI Norihito, ARIMOTO Yasushi, ZONG Zhanguo,
YAMAOKA Hiroshi, TSUCHIYA Kiyosumi, WANG Xudong, AOKI Kanae, UEKI Ryuichi(KEK);

ENDO Tomonari, KAWAMURA Ikuo, KURASAZA Masaru(Hitachi Plant Mechanics Co., Ltd.)

E-mail: masanori.kawai@kek.jp

1. はじめに

高エネルギー加速器研究機構(KEK)では、電子・陽電子衝突型加速器 KEKB のリミノシティーを約 40 倍に高めた SuperKEKB 加速器の建設が行われている。S-KEKB 加速器のビーム衝突点では、ビームサイズを収束させ電子・陽電子の衝突の頻度を上げるための 8 台の最終収束用超伝導 4 極電磁石(QCS)と 43 台のビーム補正用コイル、4台の Belle 測定器ソレノイド磁場キャンセルコイルがビーム衝突点を挟んで 2 台のクライオスタット(QCS-L, QCS-R)に分割され組込まれている。これらの超伝導電磁石は、TRISTAN/KEKB 加速器で使用された冷凍能力 250W@4.4K のヘリウム冷却システムを 2 基使用して冷却される。クライオスタットは 2016 年 8 月に L 側が、2017 年 2 月に R 側が S-KEKB ビームラインに設置され、その後、ヘリウム冷凍システムとの結合・パワーケーブル配線工事等を 3 月に完了し、2017 年 5 月～8 月に QCS 単独での冷却試験・励磁試験と Belle 超伝導ソレノイドを含めた複合励磁試験・磁場測定を実施した。本発表では、QCS 超伝導電磁石冷却システムの冷却試験結果と運転状況について報告する。

2. QCS 超伝導電磁石の冷却試験

QCS 超伝導電磁石システムの冷却は、1990 年に製作され TRISTAN 加速器及び KEKB 加速器で使用していた冷凍能力 250W@4.4K (冷凍液化能力 160W@4K+28.4L/h) のヘリウム冷凍システムを 2 基使用し、QCS-L/R を其々単独で冷却を行う。冷却方式は、単相過冷却ヘリウムを 20g/s 強制循環させて冷却する。QCS-L 用冷凍システムは、2013 年 2 月に冷凍機単体での性能確認試験を実施し、冷凍能力測定と制御系を含むシステムの健全性の確認を行った。2016 年 8 月に冷凍システムと QCS-L クライオスタットとの結合を行い、10～12 月に冷却試験と励磁試験を実施した。QCS-R 用冷凍システムは、TRISTAN 実験終了後の 1996 年から 20 年間保管されていた冷凍システムを移設・整備し、今年 3 月に QCS-R クライオスタットと結合をし、5 月から自動制御運転での冷却システムの動作確認と冷却及び加温試験、冷凍負荷測定、インターロック試験を実施した。初回の冷却では 20K までしか冷却できず、コールドボックス入口フィルターの分解点検、クライオスタット及び真空断熱トランスファーチューブの真空層の真空引き、冷凍機膨張タービンの調整等を行い、2 回目の冷却では約 44 時間で液体ヘリウム温度まで冷却することができた。また、約 65 時間でサブクーラーに液体ヘリウムが 55%まで溜まり、電磁石通電可能状態となる定常モードになった。次に、電磁石クエンチ・冷凍機膨張タービン重故障・ヘリウム圧縮機重故障を模擬的に発生させ、インターロック及び冷凍システム復帰処理が動作することを確認した。冷凍負荷測定の詳細については本発表会(8-6)で報告される。8 月に磁場測定を行うため 3 回目の冷却を行ったが、約 20K から冷却が停滞し、液体ヘリウム温度に達するに約 80 時間を、定常モードになるに約

100 時間を要した。原因として、冷凍システムの冷却ガス流量や圧力の調整不足と予冷時に使用するコールドボックスパイプ弁からの冷却ガスのシート漏れが考えられる。今秋に冷凍システムの改良とオーバーホール等を行い、2018 年 1 月に再度冷却試験を実施する予定である。また、電磁石通電時、電流リードを定格電流値、定格冷却ガス流量で運転した場合、リード下部からクエンチが発生するため、電流リードに設計値の約 1.5 倍の冷却ガスを流して対応した。このため、冷凍能力に余力がない状態での運転となっているので、今秋、電流リードの改良を行っている。

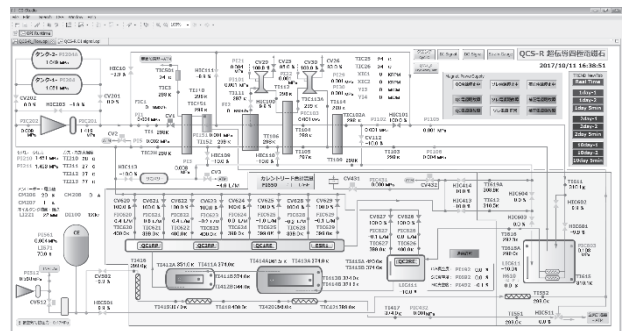


Figure 1. Flow diagram of the QCS cryogenic system

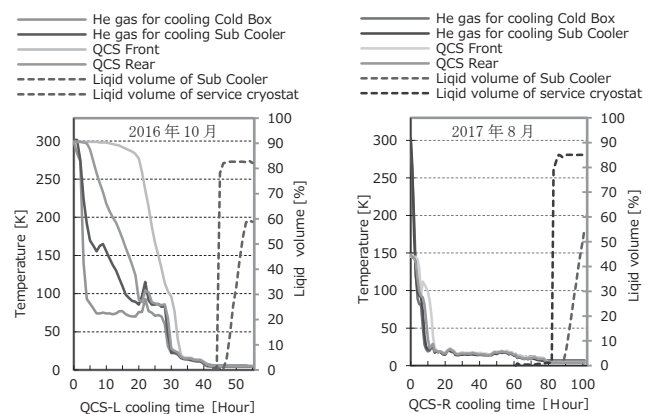


Figure 2. Cool down condition of the QCS-L/R Magnet



Figure 3. Two LHe Vessels of the SC magnet cryostat and Current leads, control valves, and instrument wires in the service cryostat

SuperKEKB ビーム最終集束用超伝導電磁石システム(8-6)
 -QCS-L/R クライオスタットの熱負荷評価-

Superconducting Magnet System for the Interaction Region of SuperKEKB (8-6)
 -Heat loads of the QCS-L/R cryostats-

宗 占国, 大内 徳人, 川井 正徳, 近藤 良也, 有本 靖, 土屋 清澄, 王 旭東, 山岡 広, 青木 香苗 植木 竜一 (KEK);
 遠藤 友成 (株式会社 日立プラントメカニクス)

ZONG Zhanguo, OHUCHI Norihito, KAWAI Masanori, KONDOU Yoshinari, ARIMOTO Yasushi, YAMAOKA Hiroshi,
 TSUCHIYA Kiyosumi, WANG Xudong, AOKI Kanae, UEKI Ryuichi (KEK); ENDOU Tomonari (HITACHI)
 E-mail: zhanguo.zong@kek.jp

1. はじめに

QCS クライオスタットは Belle 測定器に挿入されるので、外形サイズは厳しい制限を受ける。このために超伝導電磁石コイルを冷却するヘリウム容器内液体ヘリウム(LHe)の含有体積は非常に小さくなっている。このような横型クライオスタットでは LHe のガス溜りによるコイル温度の上昇が懸念される[1]。これを避けるために QCS 超伝導電磁石は過冷却器(サブクーラー)の熱交換器により作られる圧力 0.161MPa の単相過冷却 LHe による強制循環対流で冷却される。今年5月~8月の冷却試験時[2-7]に QCS クライオスタットの LHe 容器内部の LHe 状況(温度分布)を容器内部の Cernox センサー温度計によって測定した。本稿では、測定された温度分布により、QCS-L/R クライオスタットへの過冷却 LHe 流量と状態を計算し、QCS クライオスタットの LHe フローへの熱侵入量を求めたので、その結果について報告する。

2. QCS-L/R クライオスタットの冷却

QCS クライオスタット内には、2つの LHe 容器があり、これらの中に QCS 超伝導電磁石が設置されている。加速器衝突点(IP)に対する位置関係から、それらは後方部および前方部 LHe 容器と呼ばれる。2つの LHe 容器は、1つの過冷却 LHe フローによって直列に冷却される[8]。後方部および前方部容器の LHe 温度は、Cernox 温度計(感度: ~80 Ω/K@4.5K)によって測定される。図1に LHe 容器の冷却フローと Cernox 温度計の位置を示す。インタフェースとしてのサービス容器には、超伝導電磁石の電流リード、低温制御バルブ及び計装配線のポートが組込まれ、冷凍機からの低温配管を LHe 容器への供給または戻り配管と接続するように設計されている。

QCS クライオスタットの冷却は、等圧プロセスであると考えられる。クライオスタットへの侵入熱は、過冷却 LHe の温度上昇によって吸収される。温度を測定することにより、熱負荷を計算し、LHe の過冷却状態を確認することができる。

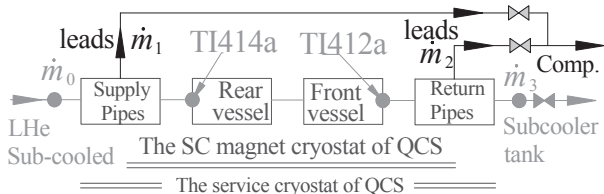


Fig.1 Cooling scheme of the QCS-L/R cryostats and positions of the Cernox temperature sensors.

3. QCS-L/R クライオスタットの熱負荷

測定された QCS-L/R クライオスタット内 LHe 容器の温度は図2及び図3(LHe の T-S 線図)に示す。QCS クライオスタットの入口温度としての過冷却器温度(TI615)は、過冷却器圧力(0.123MPa)の飽和温度で、4.44K である。過冷却 LHe の温度は、サービス容器の供給配管、後方部および前方部 LHe 容器の熱負荷により、上昇する。図3に示すように、後方部(TI414a)および前方部(TI412a)LHe 容器の温度は、クライ

オスタット圧力(0.161MPa)の飽和温度(4.75K)よりも低く、この結果より、すべての QCS 超伝導電磁石は過冷却 LHe で冷却されていることが確認できた。

LHe の温度上昇より求めた QCS クライオスタットの熱負荷を表1に示す。QCS-L クライオスタットの LHe 容器の熱負荷(Q2)は、QCS-R より大きい。これは QCS-L に働く電磁力が QCS-R のものより大きいため、断面積の大きなサポートロッドが用いられ、その熱伝導による侵入熱が大きいことに因る[9]。

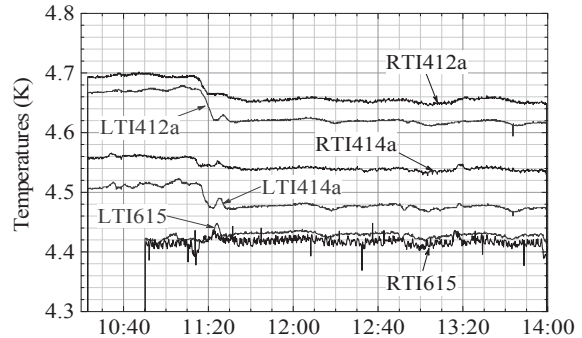


Fig.2 Measured temperatures of the QCS-L/R cryostats.

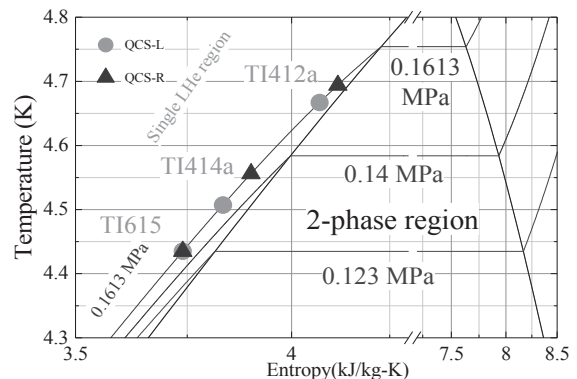


Fig.3 Cooling processes of the QCS-L/R cryostats in the helium T-S diagram.

Table 1 Measured heat loads of the QCS-L/R cryostats.

The QCS cryostats	QCS-L	QCS-R
mass flow rates (g/s)	22.6	17.4
Supply line (Q1, W)	12.5	14.9
Two LHe vessels (Q2, W)	24.8	17.4
Total heat loads (W)	37.4	32.3

参考文献

1. K. Tsuchiya et al., KEK OHO'87 (1987), OHO'97 (1997).
- 2, 3, 4, 5, 6, 7, Abstracts of CSSJ this Conf., 1C-a01, 1C-a02, 1C-a03, 1C-a04, 1C-a05. CSSJ2017: 2C-a05.
8. Z. Zong et al. PASJ-2017, TUP064.
9. N. Ohuchi et al., MT25, Mon-Af-Po1.11, 2017.

β -annealを施した Ti-6Al-4V 合金棒材の極低温高サイクル疲労特性

High-cycle fatigue property for β -annealed Ti-6Al-4V alloy bar at cryogenic temperature

由利 哲美、小松誠幸、小野 嘉則(物質・材料研究機構)
Tetsumi Yuri, Masayuki Komatsu, Yoshinori Ono (NIMS);
E-mail: YURI. Tetumi@nims.go.jp

1. はじめに

軽量・高強度特性が要求される国産宇宙ロケットエンジンのターボポンプ用材料にはチタン合金が使用されており、極低温環境での高速回転による使用になるため、実使用環境下である極低温における高サイクル疲労特性を把握することは重要である[1]。我々はこれまでに、Ti-6Al-4V (Ti64) 合金鍛造材($\alpha + \beta$ -anneal 材)に β 焼鈍を施した針状組織材(β -anneal 材)を用い極低温において高サイクル疲労試験(応力比:R=0.01)を行った結果、高サイクル疲労特性は β -anneal 材の方が($\alpha + \beta$)-anneal 材より顕著に優れていることを報告した[2]。一般的に、室温におけるチタン合金の高サイクル疲労特性は、加工度の大きい圧延材(棒、板)の方が鍛造材より高い値を示すので[3-4]、圧延材に β 焼鈍を施した場合の疲労特性に関心が持たれる。そこで本研究では、Ti64 圧延棒材を用いて鍛造材と同様に β -anneal 材[2]を作成し、極低温において高サイクル疲労試験を行い、鍛造材の高サイクル疲労特性と比較・検討を行った結果について報告をする。

2. 実験方法

供試材は、Ti64 合金圧延棒材($\phi 15 \times 4000$, JIS H 4650 60種、930°Cで圧延、705°C-170min 保持後空冷)($\alpha + \beta$)-anneal 材を用いた。比較材は、鍛造材($\phi 350 \times 200$, AMS4928 相当、940°C-120min 保持後水冷、705°C-170min 保持後空冷)の($\alpha + \beta$)-anneal 材である[1]。丸棒を試験片サイズに切断後、 β 域温度の1050°C-60min 保持後空冷を施した後、720°C-120min 保持後炉冷を行った。20 K ガスヘリウム(GHe)中における試験は、冷凍機を用いて行った。高サイクル疲労試験は、正弦波での荷重制御にて、応力比 R=0.01 で行った。試験周波数は 20 KGHe 中では 5~15Hz で実施し、破断しない場合の試験打切り回数は 10^7 回とした。光顕による組織観察、X 線による集合組織測定、試験後の SEM による破面観察および EBSD による疲労破壊起点の方位解析を行った。

3. 実験結果

20 KGHe 中における引張特性を Table 1 に示す。棒材($\alpha + \beta$)-anneal 材の引張強度(σ_B)は、鍛造材($\alpha + \beta$)-anneal 材の σ_B より約 170MPa 高い値を示すが、 β -anneal 材では約 50MPa 高い程度である。Fig.1 にそれぞれの光学顕微鏡組織写真を示す。棒材と鍛造材の($\alpha + \beta$)-anneal 材は等軸 α 相と針状組織から成る bi-modal 組織で、それぞれの等軸 α 相のサイズは約 $8 \mu\text{m}$ と約 $20 \mu\text{m}$ である。一方、両者の β -anneal 材は粒界 α 相を含む針状 α 相組織で、旧 β 粒径のサイズはそれぞれ約 $870 \mu\text{m}$ と約 $930 \mu\text{m}$ である。各供試材の 20 KGHe 中における S-N 曲線を Fig.2 に示す。鍛造材では、 β -anneal 材の方が($\alpha + \beta$)-anneal 材より顕著に高い疲労特性を示すが、棒材の($\alpha + \beta$)-anneal 材と β -anneal 材の疲労特性は、ほぼ同程度である。両者を比較すると、($\alpha + \beta$)-anneal 材の疲労特性は、棒材の方が鍛造材より顕著に高い。また、 β -anneal 材の疲労特性も棒材の方が鍛造材より高い値を示すものの($\alpha + \beta$)-anneal 材ほど顕著な差は見られない。発表当日は、集合組織測定や疲労破壊起点の EBSD による方位解析等により、疲労特性について検討した結果について報告する予定である。

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.: Adv. Cryo. Eng., Vol.60 (2014) p.27
- (3) K.NAGAI et al.: ISIJ International, Vol.31 (1991) No.8 p.882
- (4) E.TAKEUCHI et al.: 鉄と鋼, Vol.96 (2010) No.1 p.36

Table 1 Tensile properties of ($\alpha + \beta$) and β -annealed Ti-6Al-4V alloy bar and forging in gaseous helium at 20 K. $\sigma_{0.2}$: 0.2% Proof Stress, σ_B : Tensile Strength, ϵ : Elongation, ϕ : Reduction of Area

Materials		$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	ϵ (%)	ϕ (%)
bar	($\alpha + \beta$)-annealed	1824	1876	8.2	19.1
	β -annealed	1563	1703	7.3	4.8
forging	($\alpha + \beta$)-annealed	1604	1710	11.1	20.8
	β -annealed	1522	1656	3.4	4.9

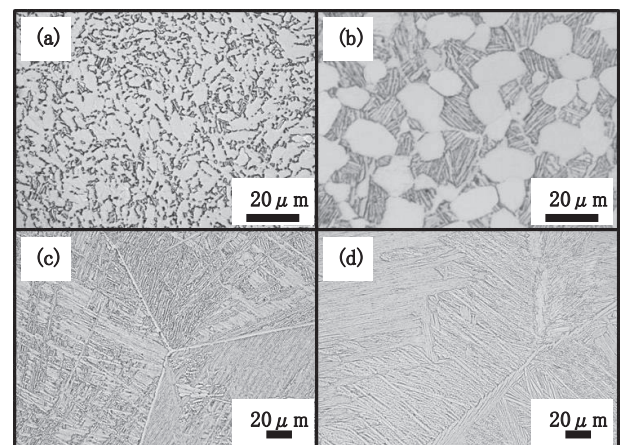


Fig.1 Optical micrographs of Ti-6Al-4V alloy bar (a), (c) and forging (b),(d). (a),(b): ($\alpha + \beta$)-annealed, (c),(d): β -annealed.

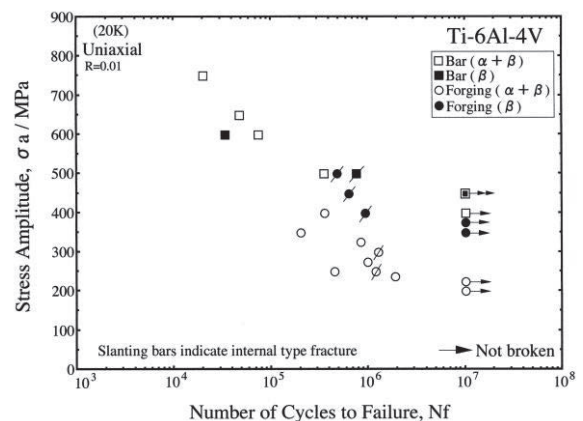


Fig.2 S-N curves of ($\alpha + \beta$) and β -annealed Ti-6Al-4V alloy bar and forging in gaseous helium at 20 K.

Alloy718 Ni 基超合金の低温での高サイクル疲労破壊 High-cycle fatigue failure at low-temperature in Alloy718 Ni-based superalloy

小野 嘉則, 小松 誠幸, 由利 哲美, 長島 伸夫 (物材機構); 竹腰 正雄, 砂川 英生 (宇宙航空研究開発機構)
 ONO Yoshinori, KOMATSU Masayuki, YURI Tetsumi and NAGASHIMA Nobuo (NIMS);
 TAKEGOSHI Masao and SUNAKAWA Hideo (JAXA)
 E-mail: ONO. Yoshinori@nims.go.jp

1. 緒言

Alloy 718 Ni 基超合金は、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。同合金は、液体ロケットエンジンの部材にも使用されており、種々の製造状態(鍛造材、鋳造材、溶接材)や使用温度での強度特性データの蓄積が図られている[1]。著者らは Alloy718 鍛造材の高サイクル疲労特性(応力比 $R=0.01$)を評価し、高応力・低寿命側では NbC を起点としてき裂が発生し、低応力・長寿命側では γ 粒内割れで形成されるファセットを起点とした破壊が起こることを報告している[2]。本研究では、より γ 組織が粗大で、かつデンドライト組織と Nb-rich の介在物も存在する Alloy718 鋳造材について、低温で高サイクル疲労特性試験を行い、破壊様相について詳細に観察した結果を報告する。

2. 実験方法

供試材は、AMS5383 に準拠して作製された精密鋳造材である[3]。真空中で溶解・鋳造後、1366 K で 1 h の均質化処理後 Ar ガスで冷却し、所定の条件で HIP 処理を施した。その後、1227 K で 1 h の溶体化処理後 Ar ガスで冷却したのち、993 K で 8 h および 896 K で 10 h の二段時効処理を施し、Ar ガスにて冷却した。得られた供試材について、液体窒素温度(77 K)で引張試験と高サイクル疲労試験を行った。引張試験は、初期ひずみ速度 $2.38 \times 10^{-4} \text{ s}$ の条件下で 4 本行い、0.2%耐力、引張強度、伸び、絞りの平均値は、それぞれ 1016 MPa、1192 MPa、9.6 %、15.1 %である。高サイクル疲労試験は、応力比 (R) は 0.01 とし、周波数 10 Hz の正弦波軸荷重制御で最長 10^7 回まで行った。破断した試験片の破面について SEM で観察を行うとともに、一部の試験片は疲労破壊起点部付近について SEM-EBSD 法により結晶方位解析を行った。

3. 結果

Fig. 1 に、Alloy718 鋳造材の組織写真を示す。 γ 粒径は 1mm よりも大きく、かなり粗大である。また γ 粒内にはデンドライト組織が観察され、デンドライトのアーム間には Nb-rich の介在物が多数観察された。Fig. 2 は、供試材の 77 K での S-N 線図である。 10^5 回付近までに破断した試験片では、SEM-EDX 分析の結果、Nb-rich の介在物を起点とした疲労き裂発生の様相が確認された。Fig. 3 は、 10^7 回付近で破断した試験片の破壊様相であり、破面のマクロ写真(a)と起点部付近の拡大写真(b)を示している。疲労き裂は試験片内部から発生しており、起点部には応力軸に対して角度を持った平坦部(ファセット)が観察された(Fig. 3(b)中矢印)。この疲労破壊様相の変化は Alloy718 鍛造材と同じ傾向である。起点部のファセットとその周辺のある程度平坦な破面について、SEM-EBSD による方位解析を行った結果、ファセットは $\{111\}$ 、その周辺のき裂進展部は $\{100\}$ であることが判明した。講演では得られた結果をもとに疲労破壊機構について検討した結果も報告する。

参考文献

- [1] Y. Ono, et al.; Bull. Iron Steel Inst. Jpn., Vol. 20, No. 6 (2015), p.220-226.
 [2] Y. Ono et al.: TRANS. OF JSME, A70, 696 (2004), pp. 1131-1138.
 [3] Space Use Materials Strength Datasheet, National Institute for Materials Science, No. 10 (2007).

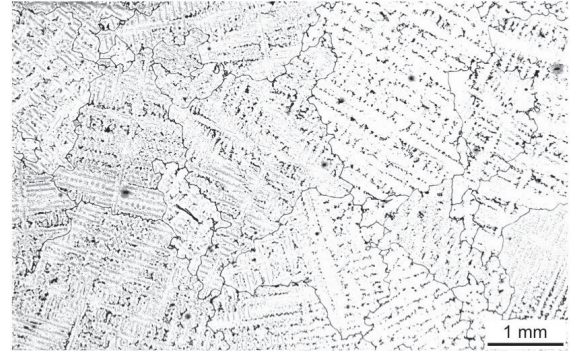


Fig. 1 Optical micrograph of Alloy 718 casting.

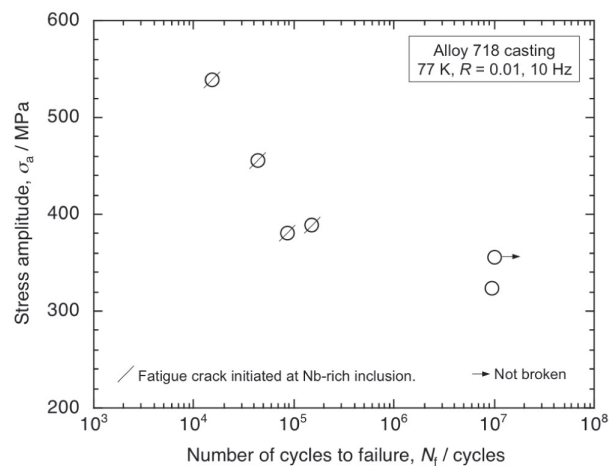


Fig. 2 S-N curve of Alloy718 casting at 77 K.

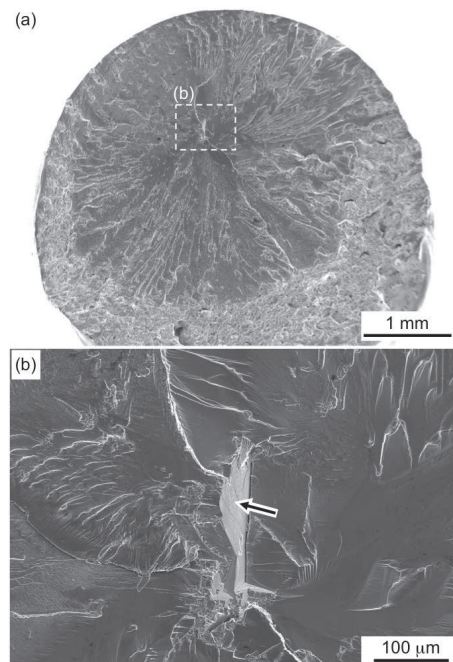


Fig. 3 SEM images showing the fracture surface (a) and the vicinity of the fatigue crack initiation site (b) of the specimen tested at 77 K ($\sigma_a=323$ MPa, $N_f=9.44 \times 10^6$ cycles).

宇宙航空用の軽量低温容器の開発

Development of light-weight cryogenic container for space and aviation

神田 昌枝, 山口 作太郎, 岩田 暢祐, Vladimir Vyatkin (中部大学);

小島 孝之, 田口 秀之, 岡井 敬一 (JAXA); 西 義武 (東海大学)

KANDA Masae, YAMAGUCHI Satarou, IWATA Yousuke, VYATKIN Vladimir (Chubu University);

KOJIMA Takayuki, TAGUCHI Hideyuki, OKAI Keiichi (JAXA); NISHI Yoshitake (Tokai University)

E-mail: kanda@isc.chubu.ac.jp

1. 緒言

従来の航空機は主に油圧・空気圧・電気の3つのパワーシステムで構築されていたが、近年ではA380(エアバス)、B787(ボーイング)を中心に運航性能(燃費)、整備性、安全性の向上から航空機の電気・電動化(MEA: More Electric Aircraft)が進んでいる。電気システムは、稼働中も連続的に自己診断が可能となり、システムの作動状態を常に監視できるので安全性の向上につながる。しかしながらMEA導入には、大電力が必要なのでバッテリー発火対策や新しい電気システムが必要となる。また、MEA導入により電気システムの重量が増大する可能性が高く、軽量な大電技術が必要となる。そこで本研究チームは、超伝導技術に注目した。

しかしながら超伝導技術を宇宙・航空機用に応用するためには、軽量化・小型化が重要な技術課題である。中部大学が開発した超伝導送電技術は、地上用に設計されているため、超伝導ケーブルは軽量であるが、断熱二重管は極めて重い。そこで本研究グループでは、地上用として開発された超伝導送電技術を宇宙・航空機へ応用するため、従来、開発された断熱二重管よりも軽量なクライオスタット(断熱真空容器)を開発することを目的とした。本研究では、クライオスタットの材料として、炭素繊維強化プラスチック(CFRP)より軽量のMg-Li合金の低温下における物性特性の評価について検討を行った。

2. 実験試料・方法

実験試料は、CFRPよりも比重が小さい(株)三徳製のMg-Li合金(サンマリア)を使用した。通常、航空機用材料として使われているAlの比重が2.69 g/cm³、CFRPの比重が1.6 g/cm³であるが、Mg-Li合金は1.36 g/cm³と従来の航空機用材料よりも比重が小さい。今回、以下の組成(Li=~14mass%(36at%), Al=~3mass%(2at%), Ca≤1mass%(0.5at%), Mg=Bal.~82mass%(61.5at%))のMg-Li合金で、体心立方晶を中心とした結晶相を使用した。

Mg-Li合金の低温下における物性特性を評価するため、熱膨張測定を行った。測定装置は、真空理工(株)製の熱機械試験機TM-7000型(押棒式)で、測定温度は-190℃から35℃まで測定した。昇温速度は、5℃/minで、Heガス中の測定雰囲気で行った。なお試験片形状は、4.8×4.4×19.8mmである。また、低温域での結晶構造を調べるためにX線回折装置(X-ray Diffractometer: XRD), Rigaku RINT-2100/PCで測定を行った。¹⁻³⁾試験片形状は、10×10×1mmで放電加工機によって試験片を作製した。

3. 実験結果

図1に-190℃から35℃まで測定した熱膨張(線膨張)測定の結果を示す。-190℃では熱膨張(L(T)/L(293K)-1)が-0.547%、また35℃では熱膨張が0.057%となった。この値は、熱膨張20℃を基準として求めた。以上のことから、通常の金属材料と同様に低温では熱収縮が起こることが分かった。

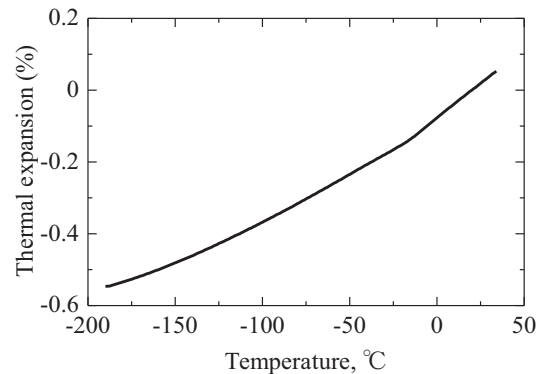


Fig.1 Thermal expansion (L(T)/L(293K)-1) of Mg-Li Alloy from liquid nitrogen to room temperature.

4. 考察

図1の結果より、-140℃付近で温上昇に伴い熱膨張率(dL/dT)が $1.5 \times 10^{-5}/K$ から $2.5 \times 10^{-5}/K$ に変化し、さらに、-15.6℃付近で温上昇に伴い熱膨張率(dL/dT)が $2.5 \times 10^{-5}/K$ から $3.5 \times 10^{-5}/K$ に変化することを見いだした。

この現象を結晶学的に検証する為、低温域でのXRDをMg-Li合金で行った。その結果、温度を下げて測定すると体心立方晶の回折ピーク群は高角度側にシフトすることを確認したが、それだけでなく、-15.6℃付近以上でのピークが高角度側にシフトする温度依存性は、その直下の温度依存性より大きく、-140℃付近以下の温度依存性よりさらに大きいことが分かった。つまり、Mg-Li合金の体心立方晶の各格子面間隔が低温で収縮するだけでなく、熱膨張係数の微妙な変化に対応していることを確認した。

5. 結言

本研究では、クライオスタットの材料として、炭素繊維強化プラスチック(CFRP)より軽量のMg-Li合金の低温下における物性特性の評価について検討を行った。その結果、液体窒素温度において収縮していることを確認した。

参考文献

1. M. Kanda, et al.: Materials Transactions Vol. 56 (2015) pp.2029-2033
2. M. Kanda, et al.: Materials Transactions Vol. 56 (2015) pp.1505-1508
3. M. Kanda, et al.: Materials Transactions Vol. 53 (2012) pp.1806-1809

溶接ならびに曲げ加工を施したステンレス鋼における 局所磁化分布の磁気顕微鏡観察

Magnetic Microscopy for Local Magnetization Distribution in Bent and Welded Stainless Steel

太田 省吾, 中桐 裕貴, 東川 甲平, 井上 昌睦(九大); 鈴木 賢次, 富田 優(鉄道総研); 木須 隆暢(九大)
Ohta Shogo, Nakagiri Hiroki, Higashikawa Kohei, Inoue Masayoshi (Kyushu Univ.);
Suzuki Kenji, Tomita Masaru (Railway Technical Research Institute); Kiss Takanobu (Kyushu Univ.)
E-mail: s.oota@super.ees.kyushu-u.ac.jp

1. はじめに

ステンレス鋼は非磁性であることから超伝導分野での応用としてクライオスタットなどに広く用いられている。また、最近では超伝導回転機において超伝導コイルを収容する真空ベッセルで非磁性部材として使用されている。しかし、ステンレス鋼では、機械歪によって、非磁性のオーステナイト相から磁性を有するマルテンサイト相への相変態が生じることが知られており[1]、熔融急冷過程においても同様の相変態が生じる事から、冷間加工部位や溶接部位の磁化特性の把握は重要となる。さらに、空間分解能をもって磁化分布を測定することで加工の空間均一性に加えてその精度や歪を評価できる可能性がある。本研究では、各種オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部および曲げ加工部に対して、空間分解能を持って磁気信号を取得する手法として走査型ホール素子顕微鏡(SHPM)を用いた局所磁化分布の測定を試みた。

2. 方法

今回測定対象とした試料は SUS304, SUS316 とそれぞれの低炭素鋼である SUS304L, SUS316L である。これらの試料の写真を Fig. 1 に示す。Fig. 1 からわかるように、各試料には TIG 溶接と 45° 曲げ加工と 90° 曲げ加工が施されている。それぞれの加工部をネオジウム磁石で磁化させた後に SHPM を用いて該当箇所の磁界分布を測定した。なお、測定における空間分解能は 0.5 mm × 0.1 mm とした。

3. 結果・考察

SUS304 の試料の溶接部に対して観測した磁界分布を Fig. 2(a) に示す。Fig. 2(b) に示す試料の写真と比較すると、両端の試料切断部を除けば、溶接部のみから磁気信号が得られていることがわかる。また磁気信号の強度には分布があり、局所的な溶接の状態を反映しているものと考えられる。したがって本手法によれば、溶接加工により生じた磁性を空間分解能をもって詳細に観測でき、溶接加工の均一性評価が可能になると考えられる。さらに、組織構造観察と組み合わせることで特徴的な磁気信号が得られた場合にその要因を特定することができる可能性がある。

同様に 4 つの試料の 45° 曲げ加工部に対して観測した磁界分布を Fig. 3 に示す。Fig. 3 より、曲げ加工部から磁気信号を得られていることがわかる。したがって本手法によれば、曲げ加工部についても生じた磁性を空間分解能をもって観測できることがわかる。加えて Fig. 3 から 304 系試料から得られた磁気信号は 316 系試料より強く、また SUS304 と SUS316 から得られた磁気信号はそれぞれの低炭素鋼試料である SUS304L と SUS316L より強いということがわかる。これより、曲げ加工によって生じる磁性の材料間における系統的な違いを定量的に把握する事が出来る。

以上のように、本手法によればステンレス鋼の加工により生じた磁性や加工の均一性の評価が可能となり、加工精度の向上に関する有用な知見や材料を選定する上での判断材料が得られるものと期待される。

[1] 榎田ほか、日本 AEM 学会誌、Vol. 13, No. 2 (2005) 99-106

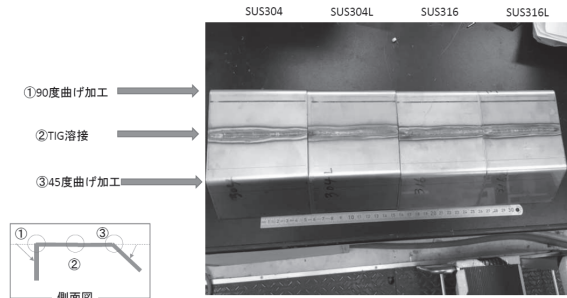


Fig. 1 Illustration and photograph of the bent and welded samples of stainless steel.

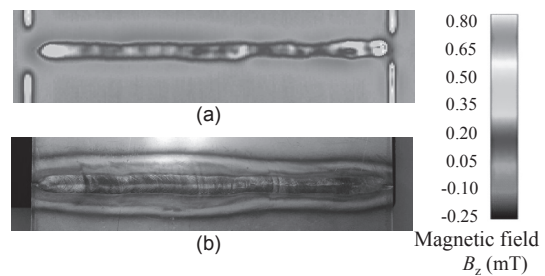


Fig. 2 (a) magnetic field distribution obtained by the SHPM for the welded region of SUS304 and (b) its photograph of the corresponding region.

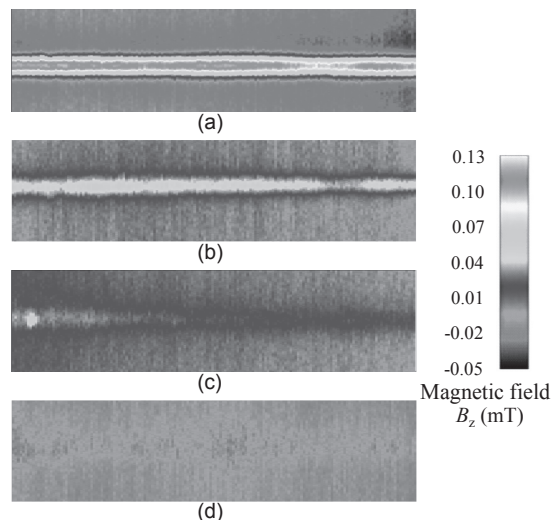


Fig. 3 magnetic field distributions obtained by the SHPM for 45-degree bent regions for the four samples: (a) SUS304, (b) SUS304L, (c) SUS316, and (d) SUS316L.

日本における ITER 超電導コイルの調達進捗

Progress of procurement of ITER superconducting coil in Japan

小泉 徳潔, 中平 昌隆, 松井 邦浩, 辺見 努, 井口 将秀, 尾関 秀将, 梶谷 秀樹, 諏訪 友音, 櫻井 武尊, 佐藤 和義,
中本 美緒 (量研機構)

KOIZUMI Norikiyo, NAKAHIRA Masataka, MATSUI Kunihiro, HEMMI Tsutomu, IGUCHI Masahide, OZEKI Hidemasa,
KAJITANI Hideki, SUWA Tomone, SAKURAI Takeru, SATO Kazuyoshi, NAKAMOTO Mio (QST)
E-mail: koizumi.norikiyo@qst.go.jp

1. はじめに

量子科学技術研究開発機構 (量研機構; QST) は, ITER における日本の国内機関として, ITER TF 導体の 25%, 全 CS 導体[1], 及びトロイダル磁場コイル[2] (Fig.1: スペア 1 個を含み 19 個。以下, TF コイルと記す。)のうち 9 個の TF コイル, 19 個分のコイル容器の調達を担当している。TF コイルは, ITER の超伝導コイルの中でも最大の超伝導コイルであり, かつ, 製作の難易度も最も高いコイルであり, これに使用する TF 導体の日本での調達は完了している。本稿では, CS 導体, TF コイル及びコイル容器の製作進捗を報告する。

2. CS 導体調達

CS 導体の製作では, 2017 年 10 月に 49 本全ての CS 導体の製作を完了させた。これにより, 日本が分担する ITER 導体の製作は, すべて完了した。Fig.2 に最終 CS 導体の完成時の写真を示す。

3. TF コイル調達進捗

TF コイルの製作進捗は, 以下のとおりである。

- ・巻線: 32 ダブル・パンケーキ (DP) 完了 (全 DP 数 = 63)
- ・熱処理: 32DP 完了
- ・トランスファー及び導体絶縁: 23DP 完了
- ・DP 含浸: 16DP 完了
- ・DP 積層及び巻線部絶縁 (Fig.3): 2WP 完了
- ・WP 含浸 (Fig.4): 1WP 完了

前回の報告[3]から, 新たに WP 含浸作業を進めた。

4. TF コイル容器調達進捗

日本における TF コイル構造物の製作では, 内側コイル容器 (Fig.1 の AU 及び AP) 2 機の製作を完了している。初号機の外側コイル容器 (Fig.1 の BU 及び BP) の製作も最終段階と

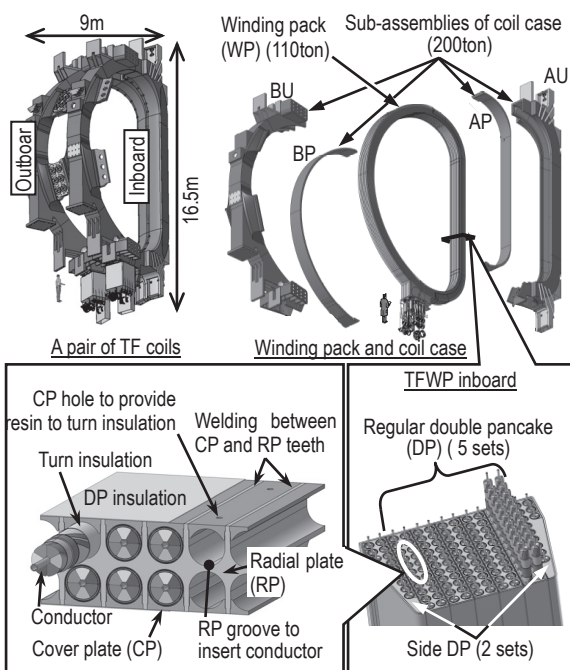


Fig.1 ITER TF coil and structures

なっている。詳細については, 別報(1C-p02)で報告する。

5. まとめ

日本では, 日本が担当する ITER TF 及び CS 導体の製作を完了させ, 並行して, 9 機の TF コイル及び欧州分のコイル容器の製作を進めている。半数の DP の巻線, 熱処理を完成させるとともに, 初号機 WP の含浸も完成させた。加えて, 内側コイル容器を 2 機完成させるなど, ITER の 2025 年ファースト・プラズマを目指して, 順調に製作を進めている。

参考文献

- [1] J. Plasma Fusion Res.: 92, No.6 (2016) 396-401
- [2] ITER TFコイル特集号: 低温工学, 47 (2012) 135-139
- [3] 2017年度春季低温工学・超電導学会予稿集 (2017) 31



Fig. 2 Completed 49th (last) ITER CS conductor.



Fig.3 2nd ITER TF coil WP after WP insulation.

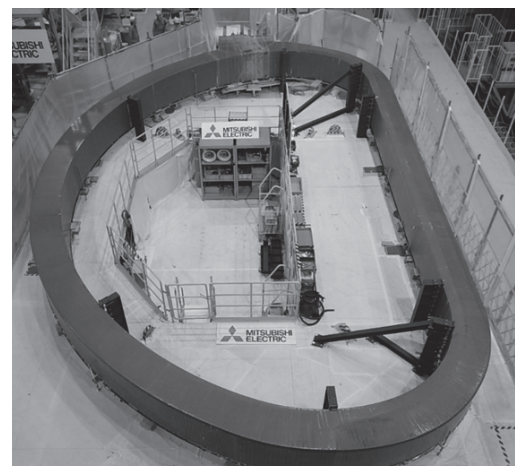


Fig.4 Impregnated WP of 1st ITER TF coil.

ITER TF コイル構造物 サブ・アセンブリの製作進捗

Manufacturing progress of Sub-assemblies for ITER TF Coil Structure

櫻井 武尊, 井口 将秀, 尾関 秀将, 藤原 英弘, 堤 史明, 猪野 昌信,
HONG Yunseok, 高野 克敏, 栗田 智久, 中平 昌隆, 小泉 徳潔(量研機構)

SAKURAI Takeru, IGUCHI Masahide, OZEKI Hidemasa, FUJIWARA Eikou, TSUTSUMI Fumiaki, INO Masanobu,
HONG Yunseok, TAKANO Katsutoshi, KURITA Tomohisa, NAKAHIRA Masataka, KOIZUMI Norikiyo (QST)
E-mail: sakurai.takeru@qst.go.jp

1. はじめに

量子科学技術研究開発機構(量研機構)は ITER 計画において 19 個のトロイダル磁場コイル(TF コイル)構造物の調達を担当している。TF コイル構造物は超伝導巻線を格納する高さ 16.5m、幅 9m、重量 200トンの構造物本体とコイル間構造物から成る。TF コイル構造物本体はサブ・アセンブリと呼ばれる 4 つの構造物から構成され、トカマク中心側(内側)容器のサブ・アセンブリを AU、その蓋となるサブ・アセンブリを AP と呼ぶ。同様に、外側のサブ・アセンブリはそれぞれ BU、BP と呼ぶ。(Fig.1)量研機構では 2014 年 4 月から実機 TF コイル構造物製作を開始し、2017 年 7 月には内側構造物のサブ・アセンブリ初号機が完成し、現在、外側構造物のサブ・アセンブリ初号機も製作大詰めを迎えている。本稿ではそのサブ・アセンブリ初号機の製作における課題と対処をはじめとした TF コイル構造物製作の進捗について報告する。

2. サブ・アセンブリの製作

サブ・アセンブリは合理的に製作できる材料の大きさに限りがあるため、ベーシック・セグメントというサブ・アセンブリを分割した単位で製作し、それらを溶接接合して製作する[1]。ベーシック・セグメントを接合した主構造体を最終機械加工し、TF コイルを冷却するための冷却配管を取付けることでサブ・アセンブリが完成する。

3. 冷却配管の取付け

当初、TF コイル構造物用冷却配管は構造物に CuSi を接合材料とする、アークブレイジングで取り付ける計画であったが、配管に割れが生じることが判明した。そこで、構造物内表面に矩形溝を掘り、そこに円管を取り付け、配管溝と円管の間隙はエポキシ樹脂で埋めることとした。エポキシ樹脂は、それ自身の取扱いの難しさや硬化させるために指定の温度条件で加熱をしなければならないなどの課題があったが小規模試験の繰り返し及び実規模試験により施工技術を確認した。

一方、AP 直線部はプラズマから照射される中性子による核発熱により、樹脂を使用すると熱歪で割れてしまう恐れがあった。そこで矩形銅管内にステンレス配管を挿入し、熱間等方加圧法(HIP 法)により矩形銅管とステンレス配管を接合して HIP 管を製作した。HIP 管とステンレス鋼である AP は、ニッケルプレートを経介し、HIP 管-ニッケルプレート、ニッケルプレート-AP 間を AP の変形を極力抑えるためにレーザービーム溶接により冶金的に接合することとした[2]。

4. 最終機械加工及び仮組検査

TF コイル構造物には最終寸法公差 2mm という非常に厳しい要求がある。しかしながら、溶接変形は不可避なため、公差を満足するために余肉を付け、最終的に機械加工で仕上げることにした。余肉は各製作段階において加工されるが、最終加工工程では、TF コイルに組み上げる工程で使用される余肉以外を加工し、サブ・アセンブリとしての最終形状となる。

超伝導巻線部を TF コイル構造物に格納した後、AU-AP、BU-BP、AU-BU がそれぞれ溶接され封止される。これらの箇所は溶接後の補修が難しく、精度良く溶接を実施するために

非常に厳しい合わせ精度が溶接開先に求められる。仮組試験では、それらの溶接開先が精度良く合うか確認するため、実物同士を仮組みする。AU-AP の仮組みにおいては、地面に開口面を上向きにして設置された AU に向かい AP を下ろしていくという方法(Fig.2)で、隙間:0.5mm±0.25mm、食い違い:0.3mm 以下という厳しい公差を、AU と AP が取り合う全長約 14m の開先に渡って達成した[2]。BU 及び BP においても既に最終加工は完了しており、2017 年冬に BU-BP 及び AU-BU の仮組試験を実施する予定である。

5. TF コイル構造物製作の進捗

現在、内側構造物では 2 機分のサブ・アセンブリが完成し、6 機分の主構造体及び 6 機分のベーシック・セグメントの組み立て作業を継続している。外側構造物では 1 機分のサブ・アセンブリがほぼ完成し、5 機分の主構造体及び 9 機分のベーシック・セグメントの組み立て作業を進めている。未着手号機は内側構造物で 5 機、外側構造物で 4 機であるが、随時製作開始予定である。

謝辞

TF コイル構造物の調達活動にご協力頂いている三菱重工業(株)、現代重工業(株)、イーエナジー(株)、(株)東芝、並びに関連会社の皆様に厚く御礼申し上げます。

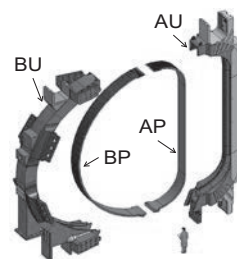


Fig. 1 Sub-assemblies of TF Coil structure

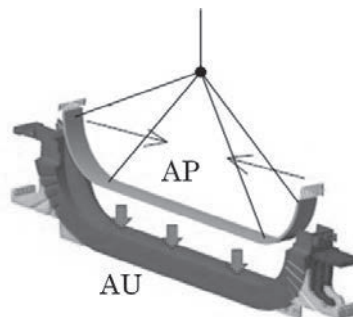


Fig. 2 AU-AP Fitting test

参考文献

1. T. Sakurai, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 94 (2017) p.32
2. M. Iguchi, et al.: MT-25, Under reviewed

ITER TF ジョイント部における常温下での半田接合面健全性検査手法の開発

New inspection method of soldering region at room temperature for ITER TF Joint

梶谷 秀樹, 辺見 努, 中本 美緒, 葛西 裕磨, 山根 実, 清水 辰也, 松井 邦浩, 小泉 徳潔(量研機構)
 KAJITANI Hideki, HEMMI Tsutomu, NAKAMOTO Mio, KASAI Yuma, YAMANE Minoru, SHIMIZU Tatsuya,
 MATSUI Kunihiro, KOIZUMI Norikiyo (QST)
 E-mail: kajitani.hideki@qst.go.jp

1. はじめに

ITER TF コイルのジョイント部 (Fig.1) では, ジョイント抵抗 (R_j) を, 数 $n\Omega$ の低抵抗とする必要がある。しかし, 実機 TF コイルのジョイント抵抗を低温にて測定することは, TF コイルは, 高さ14 m, 幅9 m, 重さ300 トンの巨大なD型コイルであることから, それに合わせて巨大な装置が必要となるため, 容易ではない。 R_j の大きさは, 主に燃線とジョイントボックス銅スリーブ間の接触抵抗 (R_c) とジョイント部同士を接合する半田接合面の抵抗 (R_{sol}) によって決まる。このうち, 前者については, これまでの研究によって, R_c の健全性を室温で評価することのできる検査手法を開発した[1]。一方で, 後者に関しては, 従来, 製造過程における適切なプロセス管理や目視検査によって, 品質を確認してきているが, 直接的な検査法でないため, 量産化を考えた場合, より確実な検査法を確立させることが課題となっていた。そこで, 著者らは, R_c と同様に R_{sol} の健全性を室温で評価できる手法を開発した。本講演では, 開発した検査手法の詳細について報告する。

2. 半田接合面の許容欠陥サイズ

ジョイント部間の半田接合面が健全な場合 (欠陥無) と不健全な場合 (欠陥有) では, 通電時の銅スリーブの電流分布に違いが生ずる。そのため, 銅スリーブの電圧を取得することで, 欠陥の有無を検出できる可能性がある。しかし, 実際の測定精度を考えると, どんな欠陥でも検出できる訳ではなく, 検出できるか否かは, その欠陥サイズや場所に依存することが考えられる。そこで, まずは半田接合面検査の実現性を確認するため, 解析モデルを用いて, R_j の観点から許容される半田接合面の欠陥サイズを特定し, それ以上の欠陥が半田接合面に存在する場合に, 欠陥が検知可能か否かを検討することにした。結果としては, 全半田接合面面積 (S_{sol}) に対して, S_{sol} の 4/5 以上の欠陥 (以下, 4/5 欠陥という) が存在すると, R_j の ITER 仕様値である $3 n\Omega$ を逸脱することがわかった。つまり, 検出すべき最小欠陥サイズは, 4/5 欠陥ということになる。

3. 検査手法

解析モデルを用いて, 室温にてジョイント部に 20 A の往復電流を通電した場合, 例えば導体及びジョイント端部側に 4/5 欠陥が存在するケースでは, 欠陥が無いケースと比較して, 銅スリーブの電圧プロファイルに違いが生じることがわかった (Fig.2)。欠陥が無い場合は, 大凡 $1 \mu V$ の発生電圧であるのに対して, 4/5 欠陥が導体及び端部側に存在する場合は, それぞれ数十 μV の電圧上昇及びマイナス電圧が発生している。これは, 欠陥が無い場合は, 銅スリーブ内の電流は, 比較的導体側の領域で, もう一方の銅スリーブ部に転流するのに対して, 導体側に欠陥が存在する場合は, ジョイント端部まで電流が迂回し, 端部側に欠陥が存在する場合は, 逆電流が発生することで, 電流分布が変化するためである。このように, 銅スリーブの電圧を測定し, 数十 μV の電圧が発生しないこと及びマイナス電圧が発生しないことを確認することで, 半田接合面の健全性を確認することができる。

4. 検査結果

ITER TF コイルジョイント部の測定では, 巻線部 (WP) に 20 A を通電し, 10 mm ピッチで銅スリーブの電圧を測定した。Fig.3 に, TF コイルジョイント部での測定結果と, 3 項で示した解析結果を示す。このように, 測定結果は, いずれも大凡欠陥無しの場合の解析結果と一致し, 数十 μV の電圧上昇及びマイナス電圧は発生していないことが確認できる。このことから, 本手法の妥当性を確認できるとともに, 製作した TF コイルジョイント部半田接合面の健全性も確認することができた。

参考文献

1. H. Kajitani, et al.: Abstracts of CSSJ Conference, Vol. 94 (2017) p.34

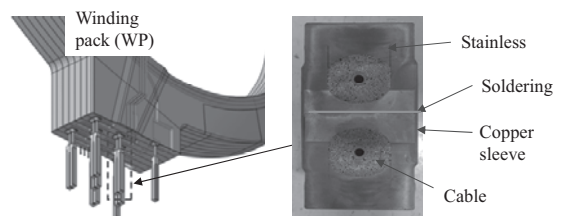


Fig.1 ITER TF joint.

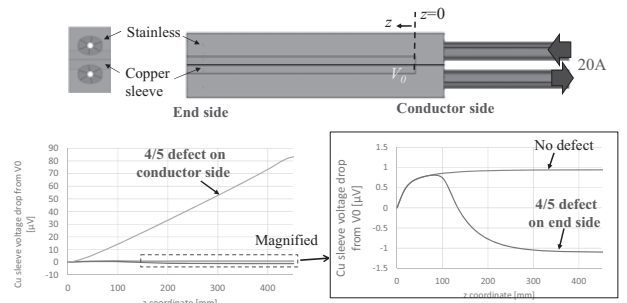


Fig.2 Calculation results.

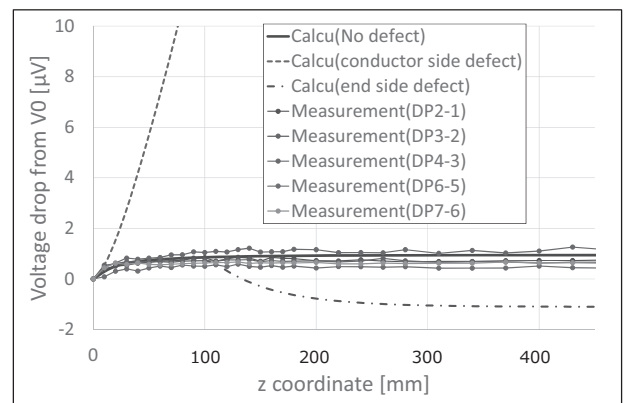


Fig.3 Measurement results of ITER TF joints.

ITER TF インサートコイルの分流開始温度特性

Current sharing temperature of the ITER TF insert coil

諏訪 友音, 尾関 秀将, 齊藤 徹, 辺見 努, 高橋 良和, 河野 勝己, 小泉 徳潔, 磯野 高明 (量研機構)
 SUWA Tomone, OZEKI Hidemasa, SAITO Toru, HEMMI Tsutomu, TAKAHASHI Yoshikazu, KAWANO Katsumi,
 KOIZUMI Norikiyo, ISONO Takaaki (QST)
 E-mail: suwa.tomone@qst.go.jp

1. はじめに

ITER のトロイダル磁場(TF)コイルには Nb₃Sn 超伝導素線を使用したケーブルインコンジット導体(CICC)導体がいられる。運転時には TF コイルを繰り返し励磁することや、メンテナンスの際などに TF コイルを昇温再冷却する必要があるため、導体には電磁力サイクルと温度サイクルが加わる。今回、量研機構では、約 40 m の実機 TF 導体を用いてコイル形状の TF インサートコイルを製作し、定格運転条件(11.8 T, 68 kA 通電)において、フープ力下における導体の性能評価を実施し、電磁力サイクルと昇温再冷却が導体性能に与える影響を調べた。また、これまで導体性能評価として行われてきた SULTAN 試験[1]を TF インサートコイルと同じ導体を用いて実施し、結果を比較した。本報告では、TF 導体の分流開始温度に対する電磁力サイクルと昇温再冷却による影響を報告する。

2. TF インサートコイル

TF インサートコイル(Fig. 1)は、直径 1.44 m、高さ約 0.6 m、8.875 ターンのソレノイドコイルであり、コイルに働く電磁力を支持するためのステンレス鋼製のマンドレルが取り付けられている。試験では、TF インサートコイルを CS モデルコイルに挿入し、定格運転と同じ条件である外部磁場 10.8 T 中、68 kA 通電における TF 導体の分流開始温度を測定した。TF インサートコイルの中心付近では、1/4 ターン(1.13 m)間隔で電圧タップを取り付けて電圧を測定し、導体上に取り付けた Cernox 温度計によって導体温度を測定した。

3. 分流開始温度測定

通電中、導体内に流している He の温度を徐々に上げていき、導体に発生した電界が 10 μV/m となるとききの温度を分流開始温度(T_{cs})と定義した。定格運転条件と同じ 68 kA 通電を繰り返し行うことで 1000 回の電磁力サイクルを導体に加え、 T_{cs} に対する電磁力サイクルの影響を調べた。また、電磁力サイクル試験後に 300 K から 4.5 K までの昇温再冷却を 5 回行い、 T_{cs} の変化を調べた。

3. 結果

Fig. 2 に、電磁力サイクルによる T_{cs} の変化を示す。TF インサートコイルと SULTAN 試験の初期 T_{cs} はそれぞれ 7.07 K、6.35 K であり、1000 サイクル後では 6.82 K、5.89 K であった。50 サイクル後から 1000 サイクルまでの T_{cs} の低下はどちらも約 0.1 K であった。

Fig. 3 に、昇温再冷却による T_{cs} の変化を示す。3 回目と 4 回目の昇温再冷却の間に実施したクエンチ試験により T_{cs} が低下することが確認されたが、今回は昇温再冷却の影響のみ着目するため、クエンチ試験による T_{cs} の低下は直線近似により除去している。昇温再冷却による T_{cs} の低下を直線近似すると、昇温再冷却 1 回あたりの T_{cs} の低下は TF インサートコイルでは 0.07 K、SULTAN では 0.20 K となり、SULTAN の方が TF インサートよりも 3 倍劣化することがわかった。

4. まとめ

実機 TF 導体を用いた TF インサートコイルの分流開始温

度を測定した結果、初めの 50 回の電磁力サイクルにより T_{cs} は低下し、それ以降、電磁力によって T_{cs} はほぼ変化しないことがわかった。また、約 26 回の昇温再冷却を行うまで TF インサートコイルの T_{cs} は 5 K(ITER TF コイルの運転温度)以上を維持できると予想される。本実験により、TF コイルの運転に際し参考となる、データを取得することができた。

参考文献

1. Y. Nabara, et al.: IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 22 (2000) 4804804

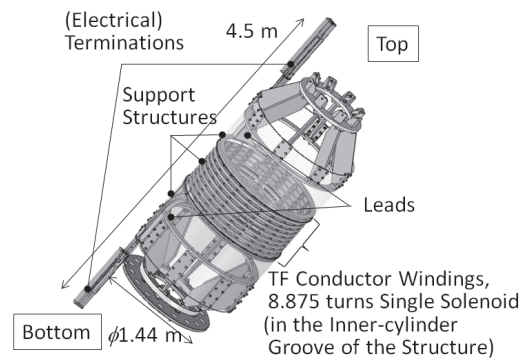


Fig. 1 Schematic view of TF insert coil.

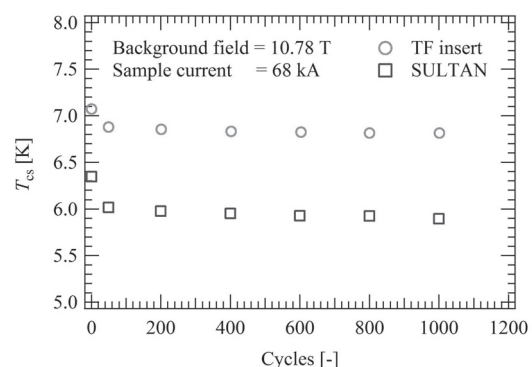


Fig. 2 Current sharing temperature (T_{cs}) against electromagnetic loading cycles.

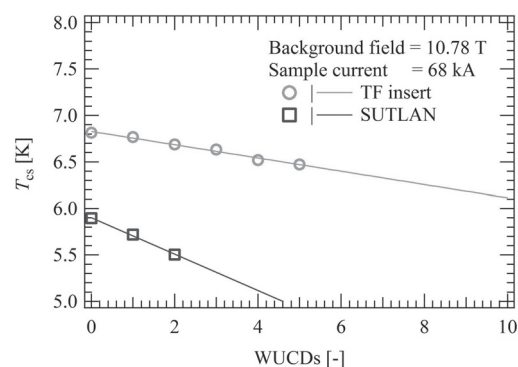


Fig. 3 T_{cs} degradation by warm-up/cool-down (WUCD) cycles after 1000 electromagnetic loading cycles.

ITER TF コイル用 CIC 導体の超伝導性能におけるフープ歪の影響評価

Evaluation of Hoop Strain Effect on the Superconducting Property of ITER TF CIC Conductor

武藤 優真, 石山 敦士, 我妻 洸(早稲田大学); 小泉 徳潔, 梶谷 秀樹, 村上 陽之(量子科学技術研究開発機構)
 MUTO Yuma, ISHIYAMA Atsushi, Agatsuma Ko(Waseda Univ.);
 KOIZUMI Norikiyo, KAJITANI Hideki, MURAKAMI Haruyuki(QST)
 E-mail: green-day@ruri.waseda.jp

1. はじめに

ITER TF コイル用ケーブル・イン・コンジット(CIC)導体の超伝導性能評価試験として、SULTAN 試験及び TF インサート(TFI)試験が実施された。その試験結果から、導体性能の電磁力依存性を検証するために、有効歪(ϵ_{eff})と電磁力(F)の関係性が評価された[1]。TFI 試験では、引張歪であるフープ歪(ϵ_{hoop})が印加され、素線に印加されている熱歪が解放されるため、素線の臨界電流(I_c)が上昇し、導体性能も上昇する。しかし、SULTAN 試験と TFI 試験の ϵ_{eff} - F 線図を比較した結果、両者の違いはフープ歪の影響だけでは説明できない結果となった。そこで本研究では、フープ歪がどのように導体性能へ影響するかを調査するために、これまで開発した解析プログラムを用いて、SULTAN と TFI を模擬した場合の臨界電流計算を行ったので報告する。

2. フープ歪影響の評価方法

SULTAN 及び TFI 試験で用いられた CIC 導体は Nb₃Sn 超伝導素線 900 本、銅線 522 本多段階で撚り合わせた撚線をステンレス製ジャケットに格納したものである。TF コイル用 CIC 導体は、定格外部磁場 10.8 T のもと、68 kA の大電流が通電されるため、導体内には、複雑に磁場や電磁力による素線の曲げ歪が分布する。本研究では、これらの影響を考慮した導体内部の代表的な素線に対して、これまで開発した素線曲げ変形特性評価手法[2]を用いて I_c 計算を行い、フープ歪の有(TFI)/無(SULTAN)で素線 I_c を比較した(Fig.1)。ただし、このような素線 I_c の計算だけでは、どのように導体性能(つまり、 ϵ_{eff} - F 線図)にフープ歪が影響しているのかわからないために、次のような検討を行った。

素線性能は、一般的に磁場 B 、温度 T 、歪 ϵ で決定される($I_c(B, T, \epsilon)$)。ここでは、 $I_c(B, T, \epsilon)$ と ϵ_{eff} - F 線図をリンクさせるために、 T を SULTAN 試験における分流開始温度 T_{cs} とした時、素線 I_c が ϵ_{eff} に一致するように $I_c(B, T, \epsilon)$ をフィッティングした。そして、上記の曲げ計算(Fig.1)で求めたフープ有(TFI)/無(SULTAN)のそれぞれの I_c を、Fig.2 に示すように $I_c(B, T, \epsilon)$ に当てはめ、その時の歪値を評価した。 $I_c(B, T, \epsilon)$ の歪は軸歪を表すために、この時の歪値が素線解析によって得られた有効歪となる。この結果を、導体試験結果で得られた ϵ_{eff} - F 線図と比較することで、フープの影響を調査した。

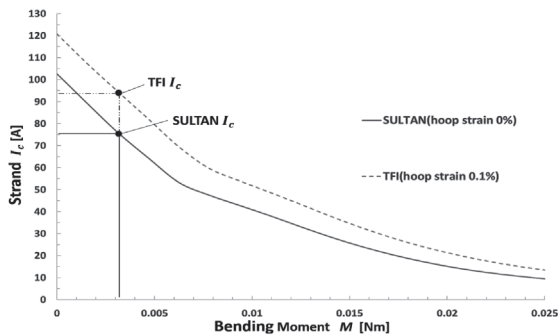


Fig.1 Bending moment vs I_c for a strand of TF coils used to SULTAN/TFI test

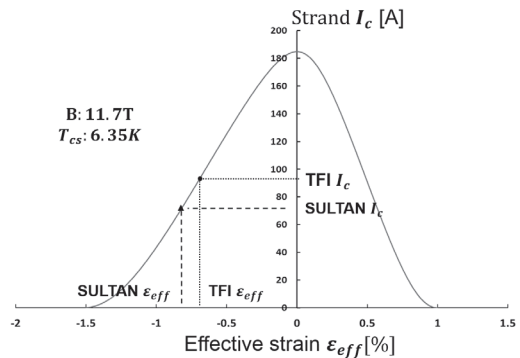


Fig.2 Effective strain vs I_c for a strand of TF coils used to SULTAN/TFI test

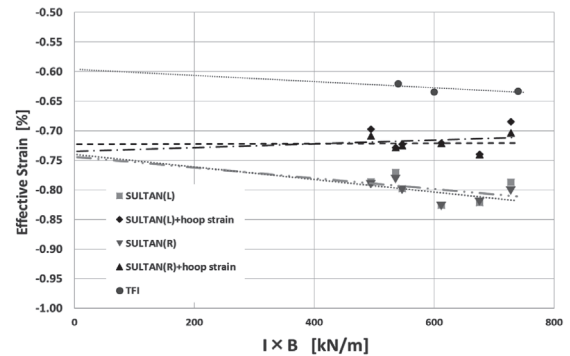


Fig. 3 Conductor evaluations of TF coils by SULTAN/TFI test and analysis

3. 解析結果

解析より得られた ϵ_{eff} - F 線図を試験結果と共に Fig.2 に示す。本解析では素線に生じる初期歪は試験結果から -0.75% として計算しており、フープ歪は TFI での各電磁力に対応する値が、SULTAN の試験結果に印加されているものとして計算を行った。

4. 考察

SULTAN にフープ歪が印加された場合の解析結果では有効歪の絶対値は減少しており、導体性能の向上が見られたが、TFI の試験結果と同等の向上は見られなかった。また、解析結果ではフープが電磁力に比例して大きくなるため、電磁力が上昇すると導体性能も向上する傾向にあるのだが、TFI の試験結果ではそういった傾向は見られなかった。この結果から SULTAN と TFI の試験結果は単純なフープ歪の印加で考えることはできず、他の要因が関係していることが考えられる。

参考文献

[1] T. Suwa, et al.: Abstracts of CSSJ Conference, Vol. 95 (2017) 1C-p04
 [2] H.Kajitani, et al.: TEION KOGAKU Vol. 50 (2015) No. 12

大気暴露下で急熱急冷処理した Nb₃Al 超伝導線材

Nb₃Al Superconducting Wires through the Rapid-Heating/Quenching Treatment in an Open Air

菊池 章弘, 飯嶋 安男, 櫻井 義博, 土谷 悦子, 瀧川 博幸, 篠原 直子, 金井 秀之, 二森 茂樹, 一ノ瀬 泉 (NIMS);
土屋 清澄 (KEK); 内田 聖, 古川 大, 則本 知哉, 西岡 美紀, 中村 一也, 高尾 智明 (上智大)

KIKUCHI Akihiro, IIJIMA Yasuo, SAKURAI Yoshihiro, TSUCHIYA Etsuko, TAKIGAWA Hiroyuki, SHINOHARA Naoko,
KANAI Hideyuki, NIMORI Shigeki, ICINOSE Izumi (NIMS); TSUCHIYA Kiyosumi (KEK); UCHIDA Mio,
FURUKAWA Dai, NORIMOTO Kazuki, NISHIOKA Miki, NAKAMURA Kazuya, TAKAO Tomoaki (Sophia Univ.)

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

1. はじめに

急熱急冷法 Nb₃Al 線材のキロメートル級長尺丸線材の製造法は、以下の3つの工程、「ジェリーロール法前駆体線材の製造」、「急熱急冷処理による過飽和固溶体の合成」、「連続めっきによる安定化銅複合」で構成される。実用化するには、更なる特性改善と共に、汎用性のあるプロセスに改良することも重要である。本研究は、急熱急冷処理の簡素化及び装置の低コスト化に資するべく、大気中で急熱急冷処理を試みた。

2. 国内外で製造された急熱急冷装置

1994年、金属材料技術研究所(現・物質・材料研究機構)の Iijima 等により急熱急冷装置が初めて報告された[1]。急熱急冷装置 (Fig. 1) は、真空チャンバー内に、複数のリールやプーリー、Ga 浴槽が格納された構造で、2,000°Cもの高温になる連続通電加熱は、 2×10^{-5} Torr 以下の高真空中で実施すると明記されている。それ以来、1998年頃の米国オハイオ州立大学の Collings 等のグループの装置[2]や、2003年頃のイタリア Edison Termoelettrica spa 社の Ceresara 等のグループの装置[3]でも、 10^{-5} Torr 以下の高真空中で急熱急冷処理が行われていた (Fig. 2)。また最近では、中国の Western Superconducting Technologies 社でも、同様な装置による急熱急冷法 Nb₃Al 線材の研究開発が行われている[4]。

このように、急熱急冷処理は激しい酸化が懸念され、高真空中で行うことが国内外で通例であった。実用的な長尺線材製造のために装置は大型化していくが、大きな高真空チャンバーは高価で多額の初期投資を必要とする。これも同製法の広い普及が阻まれる1つの要因かもしれない。

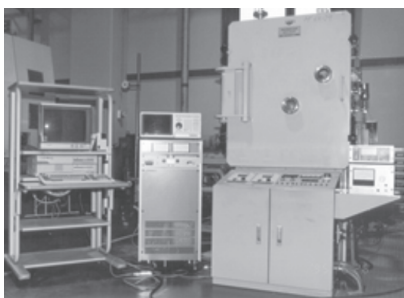


Fig. 1 1st reel to reel RHQ apparatus at NRIM (Present NIMS).

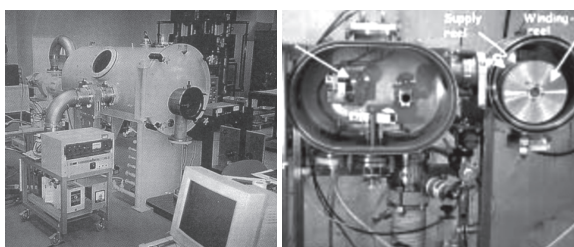


Fig. 2 RHQ apparatus at Ohio State Univ. in US (left) [2] and at Edison Termoelettrica spa in Italy (right) [3].

3. 初の大気暴露下での急熱急冷処理

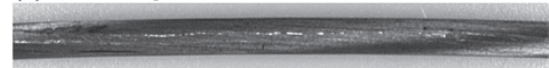
Fig. 3 は実際に大気中で急熱急冷処理を行っている様子である。写真右側で、線材は約 2,000°C に加熱され、白く発光している。激しい酸化現象による線材の溶断はなく、大気中での連続処理が可能であることが判明した。



Fig. 3 Reel to reel RHQ treatment in an open air.

急熱急冷処理後の線材表面は、明らかに従来の真空処理と異なっていた。Fig. 4(a)は RHQ 処理前の線材、(b)は従来の真空処理した線材、(c)は今回の大気処理した線材である。大気処理した線材表面には、ゴツゴツとした Ga 化合物の生成がなく、滑らかな表面状態となる興味深い結果が得られた。

(a) Before RHQ Treatment



(b) After RHQ Treatment in the High Vacuum



(c) After RHQ Treatment in an Open Air

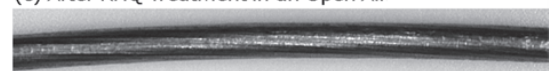


Fig. 4 Comparison of the wire surface morphology before and after RHQ treatment in the high vacuum or in an open air.

謝 辞

組織観察の一部は NIMS 材料分析ステーション、高磁場特性の評価は NIMS 強磁場ステーションの支援を受けた。また本研究は NIMS プロジェクト研究「機能材料のシーズ顕在化に向けたプロセス技術の創出」の一環として行われ、さらに NIMS 連携拠点推進制度の支援を受けた。ここに謝意を表す。

参考文献

1. Y. Iijima, M. Kosuge, T. Takeuchi and K. Inoue, Adv. Cryo. Eng. Matr., Vol. 40 (1994) p. 899.
2. F. Buta, M. D. Sumption, M. Tomsic, and E. W. Collings, Adv. In Cryo. Eng., Vol. 46 (2000) p. 1011
3. S. Ceresara, M. Ciotti, F. Felli, G. Giunchi, A. Mauro, T. Petrisor and M. Spadoni, Physica, C386 (2003) p. 394.
4. X. F. Pan, et. al, IEEE Trans. Appl. Supercond., Vol. 25 (2015) 6000304.

高スズ濃度ブロンズ合金の高温機械特性に及ぼす Ti 添加効果

Effects of Titanium Addition on the Mechanical Property of High Tin Bronze Alloys at Elevated Temperatures

谷口 博康 (大阪合金); 菊池 章弘 (NIMS); 水田 泰次, 水田 泰成 (大阪合金)
 TANIGUCHI Hiroyasu (OAW); KIKUCHI Akihiro (NIMS); MIZUTA Taiji, MIZUTA Yasunari (OAW)
 E-mail: taniguchi@osakagokin.co.jp

1. はじめに

現在の Nb₃Sn 線材の原料に使われる超伝導用ブロンズには、そのほとんどに微量の Ti が添加されている。Nb とブロンズの界面における Nb₃Sn の生成が促進されたり、Nb₃Sn 中に取り込まれて高磁場特性が改善されたりすることが主たる理由として考えられている[1]。他方、ブロンズ法 Nb₃Sn 線材の製造工程には、各社で熱間押出が組み込まれており、国際熱核融合実験炉 (ITER) や高磁場 NMR 等に向けて量産されている。ところが、一般的にブロンズは熱間加工が困難とされており、学術的には 500°C 程度のところで中間温度脆性を示すと認識されている。先に Kanno 等は、真空溶解により作製した Cu-8mass%Sn 合金に対して、P、Mg、あるいは B をそれぞれ微量添加し、ブロンズ合金の高温機械特性について研究した[2]。無添加及び第三元素添加のいずれの合金も、400°C 程度で中間温度脆性により粒界破壊して延性が著しく低下したが、B と Mg の微量添加合金では、600°C 以上で延性の大幅な改善が確認されたと報告されている (Fig. 1)。本研究で作製する超伝導用ブロンズ合金は、文献[2]とは異なって大気溶解の水田式によるもので、さらにスズ濃度も大幅に高く、同じブロンズ合金でも異なる点が多い。そこで本研究では、Kanno 等による過去の実験結果を水田式高スズ濃度ブロンズで追試するとともに、Ti 添加の効果もあわせて、ブロンズの高温機械特性の比較検討を行った。微量 Ti 添加によるブロンズの高温機械特性の改善のメカニズムを解明することが、本研究の目的である。

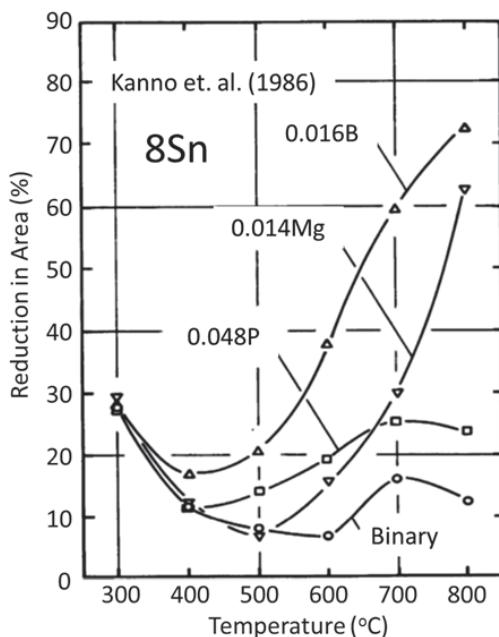


Fig. 1 Reduction in area versus tensile testing temperature for Cu-8 mass%Sn binary alloy and Cu-8 mass%Sn containing 0.048 mass%P, 0.014 mass%Mg or 0.016 mass%B. Mean grain size is 200 μm [2].

2. 実験方法

今回、量産される Cu-13.5mass%-0.3mass%Ti 組成の他、Cu-13.5mass%-0.02mass%Mg、Cu-13.5mass%-0.02mass%B 及び比較のための二元系組成の合計 4 組成のブロンズ試料を水田式溶製法により作製した。文献[2]で検討された P 添加は、P が Nb₃Sn の超伝導特性を劣化させる有害元素であることから、本検討から除外した。溶製塊は、量産サイズ (~φ220) よりも小さい φ80 の実験サイズで、溶製後は組織の均質化のために 600°C で 200h の均質化熱処理を大気中で実施した。高温における機械的性質の評価は高温引張試験を実施した。東京衝機製造所製の縦型引張試験機 (RUE-TK18, 最大負荷容量 300kN) を使用して任意の一定温度で行った。試験片は JIS 規格 14 号比例 (平行部直径; 7mm, 平行部長さ; 35.1mm) に切削加工し用意した。試験片を縦型環状炉中に設置し、目的温度に加熱保持して大気中で試験を実施した。

3. 実験結果

Fig. 2 は、作製した 4 組成のブロンズ合金試料の伸びと引張試験温度の関係である。文献[2]の結果と同様に、すべての合金組成で 300°C~400°C の間の伸びが極小値を取り、引き続いて 600°C 以上の高温では、二元系以外の合金で伸びが改善する結果が得られ、文献[2]の実験結果とはほぼ一致した。本研究では、Ti 添加による伸びの改善が、B や Mg 添加の改善よりも格段に大きいことがわかった。当日は、試験片の破断面の組織観察等の結果も報告し、高温延性の改善のメカニズムについて議論する。

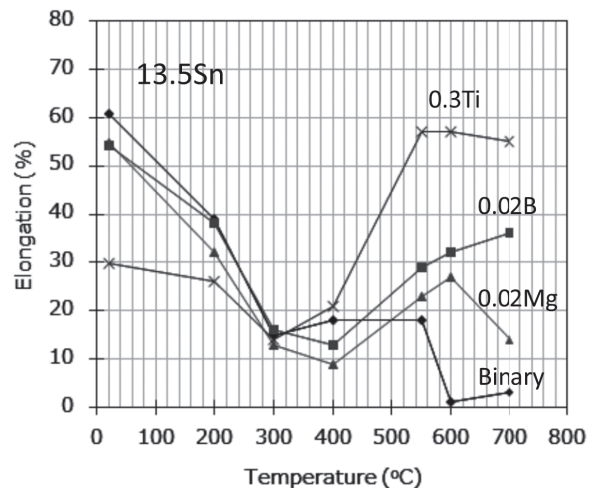


Fig. 2 Elongation at elevated temperatures of Cu-13.5Sn-0.3Ti, -0.02Mg, -0.02B and binary bronze alloys.

参考文献

1. K. Tachikawa, H. Sekine and Y. Iijima, J. Appl. Phys., Vol. 53 (1982) p. 5354.
2. 菅野幹宏, 大迫敏行, 下平憲昭, 鈴木寿, 日本金属学会誌, 第 50 卷 (1986) p. 782.

ブロンズ法 Nb₃Sn 線材の高強度化に向けた 三元系ブロンズ母材への In 添加

Indium addition to the ternary bronze matrix for the high mechanical strengthening on the bronze processed Nb₃Sn wire

菱沼 良光(核融合研); 谷口 博康((株)大阪合金工業所); 菊池 章弘(物質・材料研究機構)

HISHINUMA Yoshimitsu (NIFS); TANIGUCHI Hiroyasu (OAW); KIKUCHI Akihiro (NIMS)

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

1. はじめに

Nb₃Sn 線材の高強度化への新しい試みとして、Zn を固溶した高 Sn 濃度 Cu-Sn-Zn 三元系合金母材を用いた Nb₃Sn 極細多芯線材の試作に成功し、Nb₃Sn 相生成後の母材における均質な Zn の残存を報告している[1]。そして、拡散熱処理後の母材が (Cu,Zn) 固溶体へ変態することで、母材自体が固溶強化され、最大の臨界電流特性が得られる引張応力が従来線材よりも高応力側にシフトするなど、Nb₃Sn 極細多芯線材の機械特性が改善されることが明らかになった[2]。

しかしながら、Cu-Sn-Zn 組成における Sn と Zn の間には互いに Cu への固溶量がトレードオフの関係にあり、Zn の Sn 当量は 0.5 である。含有 Zn 量を増やす場合、Sn 量を減らさなければ δ 相が析出し、ブロンズ合金の塑性加工性が著しく劣化する。Sn 濃度を極端に減らすことなく高い臨界電流特性を維持し、その上で高強度化が両立するような第三元素が理想的である。そこで、本研究ではインジウム (In) に注目し、Cu-Sn-In 三元系合金/Nb 拡散対を試作して、三元系合金母材における In 添加効果について検討した。

2. 実験方法

Table.1 に示す Cu-Sn-In 合金を高周波溶解炉で溶製し、大気中で 600°C の 200 時間の均質化熱処理を行った。その後、Cu-Sn-In 合金中に Nb 棒を挿入した拡散対を作製し、中間焼鈍しながら最終線径 1.0mm Φ まで引抜加工を行った。作製した試料は真空熱処理を行い、Nb₃Sn 相を生成させた。

熱処理後の拡散対断面における組織観察については、EPMA による組織観察と組成分析を行った。また、臨界温度 (T_c) は SQUID によって測定した。臨界電流密度 (J_c) 特性については、4.2K 中で 18T までの外部磁場を印加させて直流 4 端子法にて臨界電流 (I_c) を測定した。なお、 I_c 基準は 1 μV/cm の電圧が発生した時の電流値とした。また、本研究における J_c 特性の評価は Nb₃Sn 相断面あたりの J_c (Layer J_c) とし、Nb₃Sn 相の断面積で I_c 値を除いた値とした。

3. 実験結果

一般的に、Cu における固溶強化は、Cu 母材と溶質原子の間の原子サイズの差により生じるひずみ場と剛性率の寄与によるものと理解されている[3]。特に、原子サイズの差によって生じるひずみ場の影響が大きいと考えられる。種々の Cu 基二元系合金における溶質原子濃度と格子定数の関係から、In は Zn よりも大きい格子定数の変化を示すので、Zn よりも効果的な固溶強化因子として期待できる。Fig.1 に、Sample-A (14.0Sn-3.0In) 拡散対断面における EPMA による SEM 像と元素分布を示す。Cu-Sn-In 三元系合金母材/Nb 界面に均質な

Table. 1 Nominal compositions of the Cu-Sn-In ternary bronze matrices for the several Cu-Sn-In/Nb mono-cored composites

Item (code)	Matrix (mass%)
Sample-A	Cu-14.0Sn-3.0In
Sample-B	Cu-16.0Sn-0.5In
Sample-C	Cu-16.0Sn-1.0In
Sample-D	Cu-16.0Sn

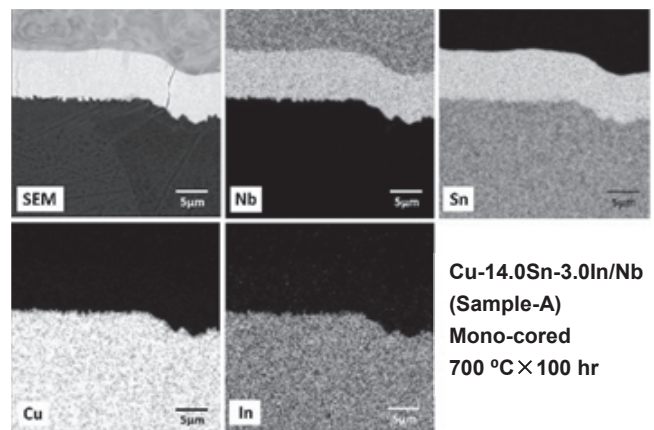


Fig. 1 Typical SEM image and element distribution mappings on the cross-sectional area of the Cu-14.0Sn-3.0In/Nb mono-cored composite (Sample-A) sintered at 700°C for 100hrs

Nb₃Sn 相が生成しているのが分かる。この傾向は他の Cu-Sn-In 三元系合金母材の場合でも確認できた。さらに、Nb₃Sn 相の厚さは三元系合金母材の Sn 量に依存して増加した。一方、In は、Cu-Sn-Zn 三元系合金母材と同様に Nb₃Sn 相生成後の母材に均一に残留することが分かった。

以上の結果から、In は Zn の場合と同様に、拡散熱処理後の母材における固溶強化因子として作用する可能性があると考えられる。当日は、 T_c や J_c などの超伝導特性も報告する。

謝辞

本研究は NIFS 核融合工学プロジェクト(UFFF036)、NIFS 一般共同研究 (NIFS14KECF013)、及び科研費 (基盤 (B)16H04621) の支援を受けた。

参考文献

- 1) Y. Hishinuma et al.: J. Cryo. Super. Soc. Jpn., vol. 50, (2014), p.194-201.
- 2) Y. Hishinuma et.al: Abstract of the 94th conference meeting on Cryo. Super. Soc. Jpn., (2017), p.39.
- 3) R. L. Fleischer, Acta Metallurgica, vol. 11, (1963), p.203-p.209

高 J_c 分散スズ法 Nb_3Sn 線材の開発Development of high J_c Nb_3Sn wires processed by distributed-tin method

川原田 喬生, 川嶋 慎也, 寺尾 泰昭, 一原 主税(神戸製鋼所); 村上 幸伸, 加藤 弘之(JASTEC)
 KAWARADA Takao, KAWASHIMA Shinya, TERAO Yasuaki, ICHIHARA Chikara (Kobe Steel, Ltd);
 MURAKAMI Yukinobu, KATO Hiroyuki (Japan Superconductor Technology, Inc.)
 E-mail: kwarada.takao@kobelco.com

1. 緒言

高磁場マグネットや次世代加速器への適用を目指し、分散スズ法(Distributed-Tin method; DT法)による Nb_3Sn 線材の高 J_c 化開発を進めている[1]。組織分析結果からSn拡散距離に着目して設計を見直すことで non Cu J_c (16T, 4.2K) = 950 A/mm²を達成した[2]。現在、更なる J_c 向上を目指した次期線材の開発を進めている。

2. 組織分析結果

Fig.1(a)に、EPMA分析によるSnマッピング結果を示す。また、同図内には2本の白直線ではさまれた領域のライン分析結果も示す。ライン分析からSnモジュールからの距離に対しSn濃度が減少していることが分かった。また、Fig.1(b), (c)にFig.1(a)におけるNo.1, No.2領域のSEMによる破面観察結果を示す。No.1のNbモジュール中心部は結晶性の悪い領域やNb残芯が見られる粗悪な組織であるのに対し、No.2のNbモジュール端部では均一な粒径の Nb_3Sn 結晶粒が生成されていることが分かった。Nb中心部の粗悪な組織部分の面積を算出したところ、全体の Nb_3Sn 組織に対し約50%であった。これらの分析結果から、Snモジュールから遠い中心部が粗悪な組織となった原因はSnがNbモジュール内部まで十分に拡散していなかったためであると推測された。

3. Sn 拡散距離に着目した試作の結果

Snの拡散状態を改善するために、Nb-Snモジュールの中心間距離をSn拡散距離と定義し、このSn拡散距離を短縮する試作を行った。Fig.1で示したSn拡散距離60 μ mの線材を更に伸線加工し、Sn拡散距離がそれぞれ56 μ m, 48 μ mとなるようにした。Fig.2(a)に示すように、Sn拡散距離が60 μ mである線材に対し、48 μ mである線材の non Cu J_c (16T, 4.2K)は約19%向上し、950 A/mm²であった。また、Fig.2(b)のSn拡散距離56 μ mにおけるNbモジュール中心部のSEM画像が示すように、Fig.1(b)と比較してNb残芯がなく、多くの均一な粒径の Nb_3Sn 結晶粒が観察された。すなわち、Nbモジュール中心部の組織状態が改善されていることが確認できた。ここで、Sn拡散距離48 μ mの non Cu J_c が56 μ mとあまり変わらなかった理由は56 μ mにおいても組織状態が十分に改善されていて non Cu J_c が飽和したためか、もしくは線径が細くなるほど臨界電流の正確な測定が難しくなるためだと推測している。

4. 次期開発線材の設計

上述した分析および試作結果を反映し、次期開発線材の設計図をFig.3に示す。本設計ではNb/Sn比率を維持したままNb, Snの仕込み量を増加させ、また、Sn拡散距離の短縮のため、各モジュールのサイズを縮小し、総本数を増加させた。開発結果については当日報告する。

参考文献

1. S. Kawashima, et al.: CSSJ Conference, Practical Development of Distributed Tin processed Nb_3Sn wire (2014)
2. S. Kawashima, et al.: FCC week 2017, 2TUP24 (2017)

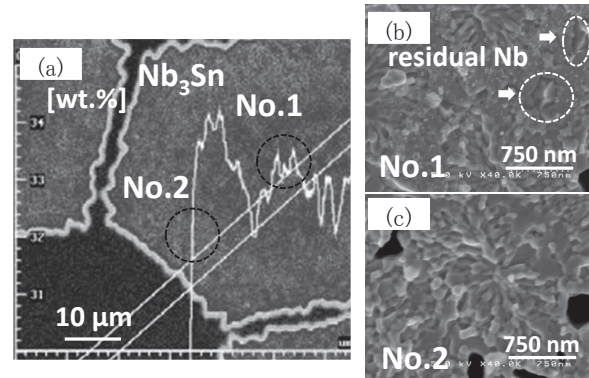


Fig.1 (a) Sn mapping on the Nb_3Sn area by EPMA analysis, (b) Fracture SEM image of No.1, (c) Fracture SEM image of No.2

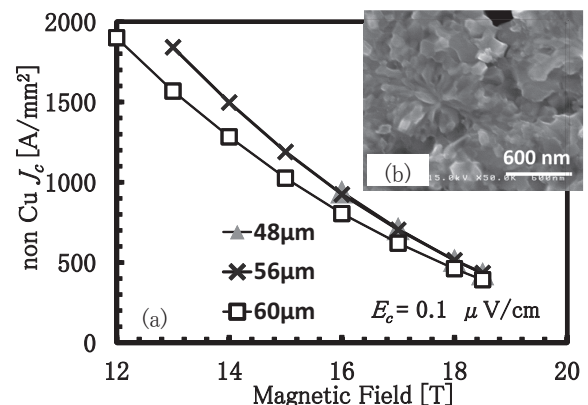


Fig.2 (a) J_c - B characteristics of samples, (b) Fracture SEM image of central area in Nb module (Sn diffusion distance : 56 μ m)

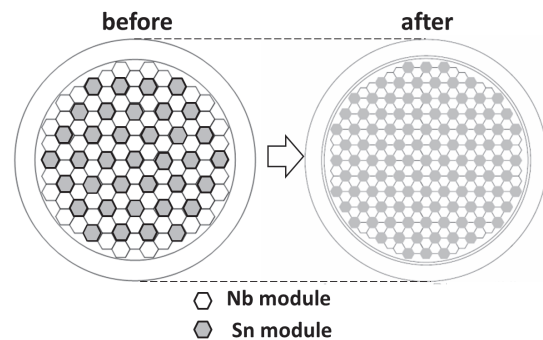


Fig.3 Cross sections of DT wire designs

内部スズ法 Nb₃Sn 線材における Cu マトリクスへの新しい元素添加の試み New element addition to Cu matrix in internal tin process Nb₃Sn wires

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

BANNO Nobuya (NIMS); YU Zhou (SWJTU, NIMS); MORITA Taro (Sophia Univ., NIMS);

YAGAI Tsuyoshi (Sophia Univ.); MIYAMOTO Yasuo (Tokai Univ.); TACHIKAWA Kyoji (NIMS, Tokai Univ.)

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

1. 緒言

NMR の高性能化、DEMO 炉、FCC 大型加速器 PJ などの強磁場マグネットの実現に向けて、Nb₃Sn 線材の J_c 特性や機械的特性等の高性能化は、大きなインパクトをもたらす課題である。特に既存線材の J_c 特性は、断面設計や熱処理条件の最適化により、ほぼ飽和状態であり、大きなブレークスルーが期待されている。本研究では、Nb₃Sn 層の拡散成長の観点から、内部スズ法における Cu マトリクスへの元素添加を試み、Nb₃Sn 層の生成促進を図りつつ、新しい拡散反応現象を探求している。

これまでに我々は、拡散反応現象の点で興味深い Zn、Ge、Ga の添加を試みた。中でも Zn 添加は、母材中の Sn の化学ポテンシャルを増加させ、これにより Nb₃Sn 層の成長速度が向上するなど、拡散反応制御の点で興味深い結果が得られている。また Ge 添加は、高磁界特性の向上が期待される一方、Nb₃Sn 層の生成を抑制する傾向にあり、Nb₃Sn 層の周囲に偏析しやすい。Ga は Nb₃Sn 層に拡散しやすく、T_c(B₂₀) を改善する効果が認められる。

今回、新たに母材への Mg 添加と Zn+Ge の同時添加を試みた。これらにより、結晶粒の微細化(粗大化の抑制)等の興味深い現象が見られたので、その結果を報告する。

2. 実験方法

Mg 添加については、その組成を 1wt%とし、シングルスタックタイプ(SS)(Nb: 37 芯、SS-1Mg)(Fig. 1 (a))の試作材を作製し評価した。Zn+Ge 同時添加については、組成をそれぞれ 14wt%、1wt%とし、マルチフィラメントタイプ(MF)(Nb: 19×36=684 芯)(Fig. 1 (b))の試作材を作製し評価した。線材作製方法の詳細は文献[1, 2]を参照されたい。

各線材は 550°C×100 h、650°C×100 h の予備加熱をしたのち 700°C~800°C の熱処理を施した。熱処理はいずれも 1 気圧の Ar 雰囲気中で行った。熱処理後の線材断面を FESEM、EPMA、EDX により観察し、マトリクスならびに生成された Nb₃Sn 層の組成分析を行った。平均結晶粒径は、画像解析により求めた領域面積と、領域内の粒子数から求めた。

3. 実験結果と考察

Cu-1Mg と GB(Gold Brass, Cu-15%Zn)母材比較試料の Nb₃Sn(NS)層の結晶組織を Fig. 2 に示した。NS 層厚さ全範囲での平均粒径はそれぞれ 261、280 nm となり、1Mg 添加で結晶粒の微細化が見られた。さらにマトリクスから厚さ半分の範囲で解析すると、粒径は各々 243、277 nm となり、微細化の効果がより大きくなる。

Fig. 3 は 14Zn+1Ge 同時添加試料の EPMA マップである。この場合、明瞭な Ge の NS 層周囲への偏析は見られず、NS 層内部に少量固溶しているように見える。サブバンドル間に Ti の詰まりが見られたが、これは Nb 芯への直接的な Ti 添加等により改善が期待される。Fig. 4 には 800°C×50 h の熱処理を施した GB 比較試料、14Zn-1Ge 試料の NS 層の結晶組織を示した。GB では結晶成長が著しくほとんど粒内破断しているのに対し、微量 Ge を同時添加した試料では、結晶粒粗大化に対し明らかな抑制効果が見られている。

- [1] N. Banno, Y. Miyamoto, K. Tachikawa, IEEE TAS **27** (2017) 6000205.
[2] N. Banno, Y. Miyamoto, Z. Yu, T. Morita, T. Yagai, S. Nimori and K. Tachikawa, presented at EUCAS2017.

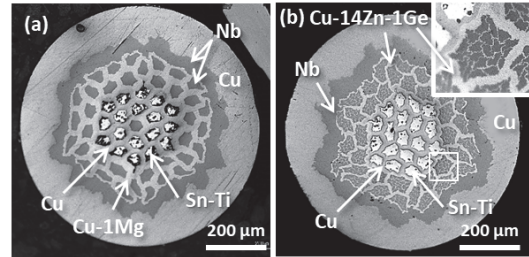


Fig.1. Cross-sections of developed precursor wires. (a) SS-1Mg and (b)MF684-14Zn1Ge.

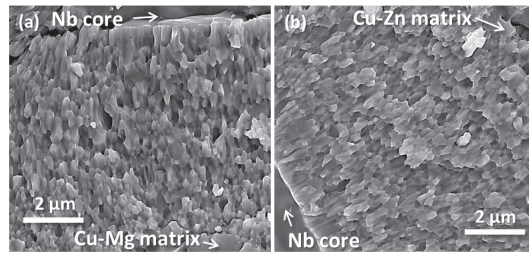


Fig.2. Fractured microstructures of Nb₃Sn layer of (a) SS-1Mg and (b) reference GB matrix wires. The average grain size is 261 and 280 nm, respectively.

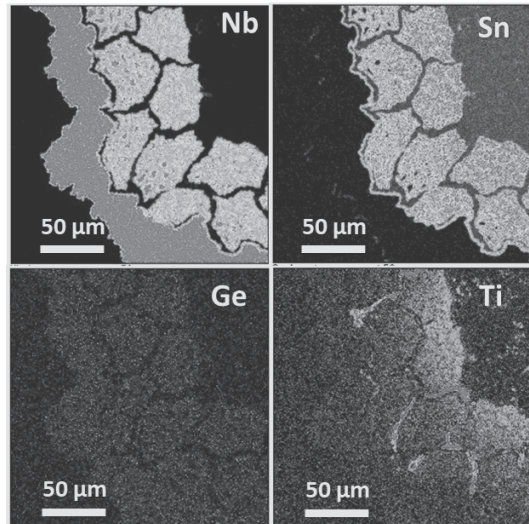


Fig.3. EPMA mappings on the cross-section of MF684-14Zn1Ge wire after the heat treatment at 750°C for 50 h.

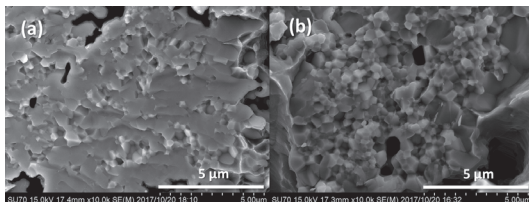


Fig. 4. Fractured microstructures of Nb₃Sn filament in (a) a reference (MF684-GB) and (b) MF684-14Zn1Ge wires after 800°C for 50 h.