

## BaFe<sub>2</sub>(As, P)<sub>2</sub> 薄膜の臨界電流特性に対する膜組成の影響

### Effect of chemical composition on critical current characteristics of BaFe<sub>2</sub>(As,P)<sub>2</sub> thin films

筑本 知子, 安達 成司, 下出 貴史, 押久保 靖夫, 中尾 公一, 田辺 圭一 (ISTEC); 三浦 正志 (ISTEC・成蹊大)  
 CHIKUMOTO N., ADACHI S., SHIMODE T., OSHIKUBO Y., NAKAO K., TANABE K. (ISTEC); MIURA M. (ISTEC・Seikei Univ.)  
 E-mail: chiku@istec.or.jp

#### 1. はじめに

鉄系超電導体の中で BaFe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> (Ba122)系は 30K 程度の高い  $T_c$  と比較的低い異方性に加え、比較的良質な膜が得られることから、応用に適していると考えられる。

本研究では将来的には長尺線材を製造することを目標に、P 置換 Ba122 について、製造条件の最適化のため膜組成が臨界電流特性に及ぼす影響について、系統的に調べたので、その結果について報告する。

#### 2. 実験方法

BaFe<sub>2</sub>(As<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub>)<sub>2</sub> 薄膜は  $x=0.33\sim 0.4$  組成の焼結体ターゲットを用い、Nd:YAG レーザの 2 倍波 ( $\lambda=532\text{nm}$ ) を用いて、MgO 基板上に作製した。X 線回折の結果、膜はほぼ単相で、c 軸配向していることが確認された。また、膜厚は約 90nm であった。

臨界電流特性評価は四端子法 (PPMS, Quantum Design) の他、SQUID 磁束計を用いた磁化測定法により行なった。また組成の定量分析は EPMA-WDS 法により行なった。

#### 3. 実験結果

Fig.1 に  $T_c$  の  $x$  依存性を示す。ここで、 $x$  は分析組成、 $T_c$  は磁化測定における転移のオンセットから求めた。破線は単結晶についての電子相図であるが、 $T_c$  の変化は単結晶とほぼ一致していることがわかる。

Fig.2 に 4.2K での自己磁場中  $J_c$  値 (磁化法) の  $x$  依存性を示すが、 $x < 0.25$  で  $J_c$  が極端に低下した以外に、 $x$  と  $J_c$  には明確な相関は見られなかった。

そこで、他の元素比率との相関をみるために、 $0.25 \leq x \leq 0.3$  の組成範囲の試料について、 $T_c$  及び  $J_c$  (4.2K、自己磁場) の Fe/Ba 依存性をプロットしてみたのが、Fig.3 である。その結果、 $T_c$  については、Fe/Ba に依存せず、ほぼ一定であることから、 $x$  のみに依存する量であることが示唆される。一方、 $J_c$  については、Fe/Ba が化学量論組成である 2 より少し過剰になった方が、高くなる傾向にあった。

他の元素組成との関係については、当日議論する。

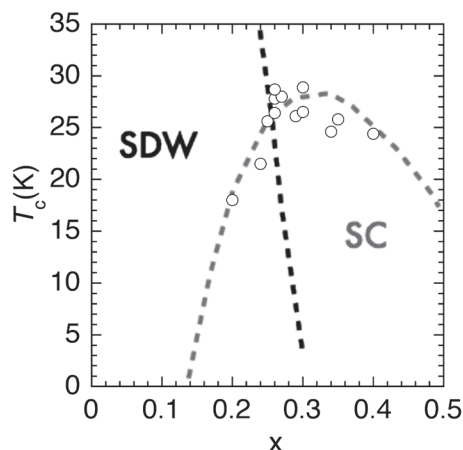


Fig.1  $T_c$  as a function of  $x$  in BaFe<sub>2</sub>(As<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub>)<sub>2</sub> films.

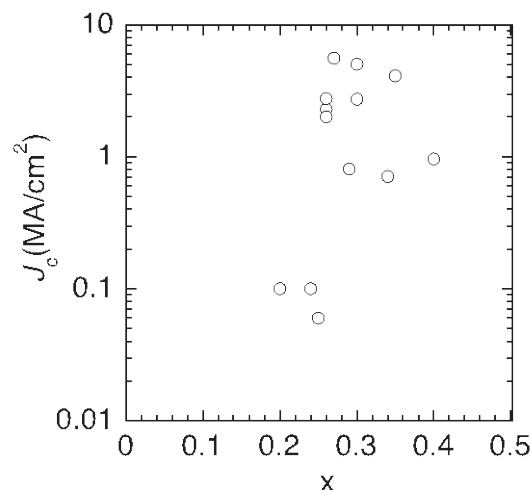


Fig.2  $x$  dependence of  $J_c$  measured at 4.2 K in a self field for BaFe<sub>2</sub>(As<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub>)<sub>2</sub> films.

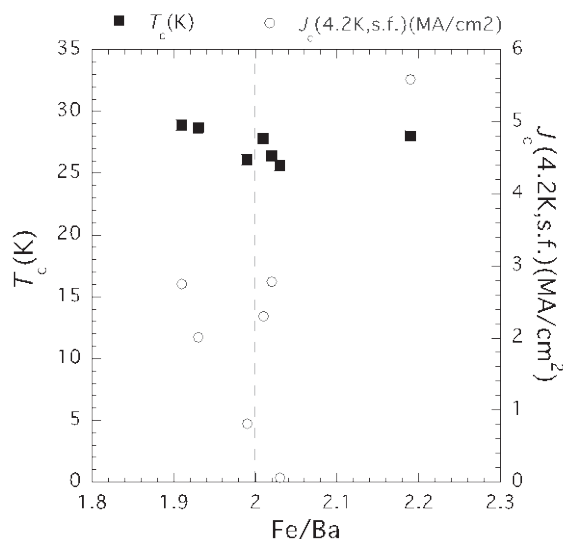


Fig.3 Dependence of  $T_c$  and  $J_c$  (4.2 K, self field) on Fe/Ba composition ratio for BaFe<sub>2</sub>(As<sub>1-x</sub>P<sub>x</sub>)<sub>2</sub> films.

#### 4. 謝辞

本研究は日本学術振興会の最先端研究開発支援プログラムにより助成を受けて実施したものである。

## Observation of magnetic flux quantum in Fe(Te, Se) thin film deposited on a CaF<sub>2</sub> single crystalline substrate

金 グラシア, 井上 昌睦, 今村 和孝, 東川 甲平, 木須 隆暢 (九大), BRACCINI Valeria, BELLINGERI Emilio, PUTTI Marina (CNR-SPIN Genova)

KIM Gracia, INOUE Masayoshi, IMAMURA Kazutaka, HIGASHIKAWA Kohei, KISS Takanobu, (Kyushu Univ.), BRACCINI Valeria, BELLINGERI Emilio, PUTTI Marina (CNR-SPIN Genova)

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

### 1. Introduction

It is well established that electromagnetic properties in a practical type II superconductor is governed by the dynamics of magnetic flux quantum in the superconductor. In the new series of iron based superconductors, however, the behavior of fluxoid in mesoscopic scale is not yet known well. To clarify fundamental properties of flux pinning in iron based superconductors, we studied trapped fluxoids in FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film on CaF<sub>2</sub> single crystalline substrate by use of a scanning SQUID microscopy (SSM).

### 2. Experiment details

FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film was deposited on CaF<sub>2</sub> single crystalline substrate by a pulsed laser deposition (PLD). The film shows 17.4 K of critical temperature ( $T_c$ , 90% onset) with 1.1 K of transition range as shown in Fig.1. The typical  $\theta$ -2 $\theta$  XRD pattern shows the reflected peaks from (00 $l$ ) of the film and CaF ( $h00$ ) peaks. In order to visualize trapped fluxoids in FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film, we used SSM system which is one of the most sensitive magnetic microscopy. The SSM is composed of DC SQUID magnetometer of Nb-based superconductor and 3D motorized sample stage. Sample temperature can be controlled from 5 K to 100 K.

### 3. Results and discussion

For the observation of trapped fluxoids, we applied external magnetic field of 1  $\mu$ T during sample cooling down to about 5 K. Fig.2 shows magnetic field distribution on FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film surface. Localized magnetic fields are clearly observed. The localized magnetic fields are corresponding to fluxoids because 1) the magnetic field distribution shows good agreement with theoretical one estimated from magnetic monopole analysis as shown in Fig.3, and 2) the localized signals appear below  $T_c$  and disappear above  $T_c$ . These results indicate that trapped fluxoids in FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film are successfully observed. On the other hand, influence of ferromagnetic materials is also observed. We will discuss the details of fluxoids and ferromagnetic properties.

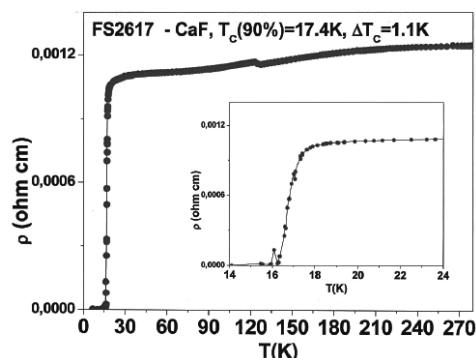


Fig. 1.  $\rho$ - $T$  characteristics of FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film.

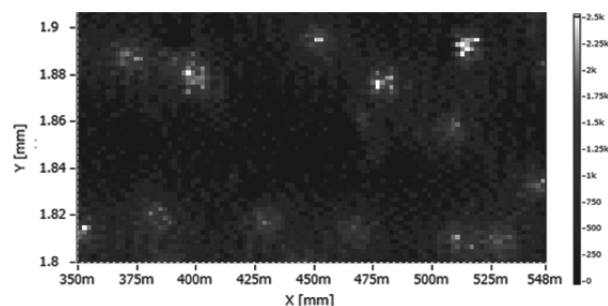


Fig. 2. Magnetic field distribution in FeTe<sub>0.5</sub>Se<sub>0.5</sub> thin film at 5 K in 1  $\mu$ T.

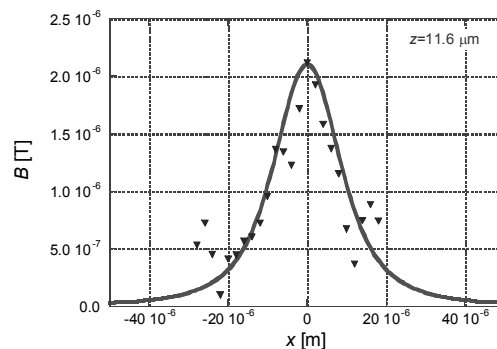


Fig. 3. Magnetic field distribution of a fluxoid. Solid curve is theoretical calculation with a lift-off distance of 11.6  $\mu$ m.

### Acknowledgement

This research was supported by the Strategic International Collaborative Research Program (SICORP), Japan Science and Technology Agency, as SUPER-IRON.

# 磁気顕微法による Fe(Se,Te)バルクならびに薄膜の局所臨界電流密度評価 Characterization of Local Critical Current Density in Fe(Se,Te) Bulk and Film by Magnetic Microscopy

東川 甲平, 細谷 築, 井上 昌睦, 木須 隆暢 (九大);

SALA Alberto, BRACCINI Valeria, BELLINGERI Emilio, PUTTI Marina (CNR-SPIN)

HIGASHIKAWA Kohei, HOSOYA Kizuku, INOUE Masayoshi, KISS Takanobu (Kyushu Univ.);

SALA Alberto, BRACCINI Valeria, BELLINGERI Emilio, PUTTI Marina (CNR-SPIN)

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

## 1. Introduction

For the performance improvement of iron-based superconductors, it is essential to clarify the relationship between local superconducting properties and the corresponding microstructures in a sample. However, general transport measurement or magnetization measurement only can estimate averaged properties such as critical current or averaged critical current density. In this study, local critical current density distribution was visualized in a Fe(Se,Te) bulk and a film by scanning Hall-probe microscopy (SHPM). This abstract only describes details for the film because of the limit of space, and those for the bulk characterization will be presented on site.

## 2. Method

The sample was a Fe(Se<sub>0.5</sub>Te<sub>0.5</sub>) film deposited on a CaF<sub>2</sub> single-crystal substrate. Critical temperature determined at 90% of the resistivity transition onset was 17.8 K. The thickness of the film was 100 nm, and critical current density,  $J_c$ , at 4 K and 1  $\mu\text{V}/\text{cm}$  was estimated to be 1 MA/cm<sup>2</sup> class by a transport method. The film was mounted on the cooling stage of the SHPM system by using thermally conductive grease. The stage was cooled by helium gas flow, and the temperature was controlled at 5 K. Then, we made a remanent state for the sample by removing an external magnetic field after the application of a sufficient intensity.

## 3. Results and Discussion

Fig. 1 shows the remanent magnetic field distribution obtained at 5 K. The magnetic field was trapped at separated domains. This indicates that there should be some defects at the boundaries of the domains. Furthermore, the corresponding distribution of current density distribution was also estimated from that of magnetic field by solving an inverse problem of the Biot-Savart law. Fig. 2 shows the results. The intensity of current density was relatively inhomogeneous as shown in the figure. According to the critical state model, the intensity of the current density corresponds to  $J_c$ . This means that  $J_c$  should also be non-uniform in the film. For example, Fig. 3 shows the histogram of the intensity of the current density. The value of  $J_c$  at 4 K and 1  $\mu\text{V}/\text{cm}$  was also estimated on the second horizontal axis of the graph by considering the temperature dependence and the difference of the electric field criterion. The intensity of current density was widely distributed; the maximum value was 2.6 times larger than the mode. The mode value of 1.3 MA/cm<sup>2</sup> in  $J_c$  agreed well with the above-mentioned reported value of 1 MA/cm<sup>2</sup> by the transport measurements. On the other hand, the maximum  $J_c$  stood at 3.4 MA/cm<sup>2</sup>. This kind of high  $J_c$  have never reported yet.

## 4. Conclusion

It was found that even a film deposited on a single-crystal substrate had a possibility to have local defects and inhomogeneous  $J_c$  distribution. The information about the spatial inhomogeneity will be helpful to clarify the potential of a material and to investigate its performance limiting factors.

## Acknowledgment

This work was supported by JST as a project of "SUPER-IRON".

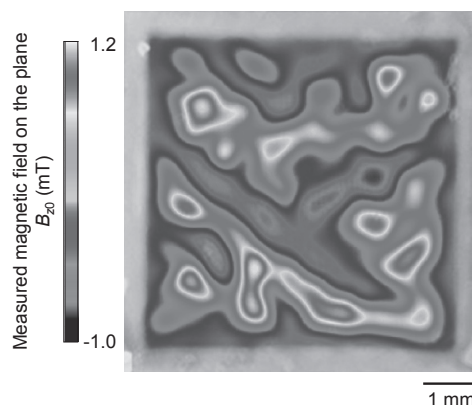


Fig. 1. Remanent magnetic field distribution in the Fe(Se,Te) film measured by the scanning Hall-probe microscopy at 5 K.

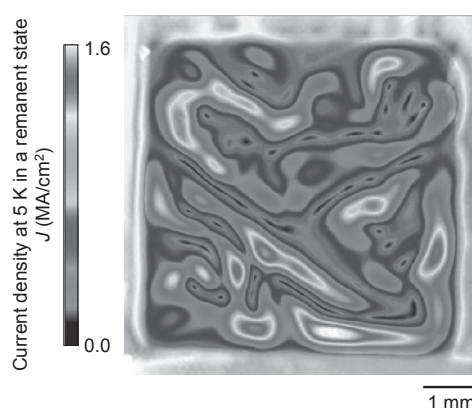


Fig. 2. Current density distribution estimated from the magnetic field distribution shown in Fig. 1.

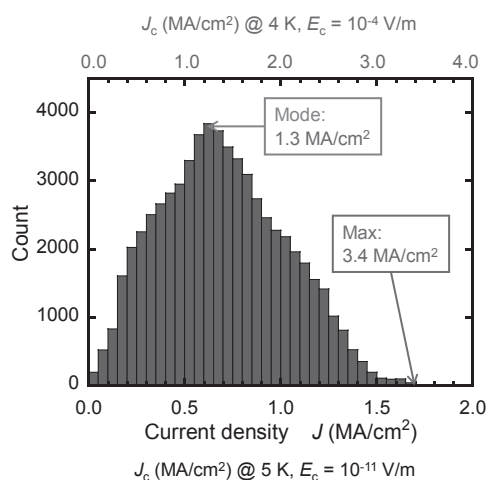


Fig. 3. Histogram of the intensity in current density distribution shown in Fig. 2. The corresponding value of  $J_c$  at 4 K is also estimated on the upper axis of the graph.

# PIT 法による Ag/(Ba,K)Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> テープの作製と輸送 J<sub>c</sub> 特性の改善

## Fabrication and Improved Transport J<sub>c</sub> of PIT Processed Ag/(Ba,K)Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> Tape

戸叶 一正(NIMS), GAO Zhaoshun(NIMS), 松本 明善(NIMS), 熊倉 浩明(NIMS)  
 TOGANO Kazumasa, GAO Zhaoshun, MATSUMOTO Akiyoshi, KUMAKURA Hiroaki  
 E-mail: TOGANO.Kazumasa@nims.go.jp

### 1. はじめに

鉄系超伝導体は高い臨界温度( $T_c$ )と極めて高い上部臨界磁界( $H_{c2}$ )を有するため、液体ヘリウムのみならず液体水素、冷凍機冷却など中温度での強磁場発生用線材としての応用が期待されている。そのため、11 系(Fe(Se,Te)), 122 系((Ba,K)Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub>, (Sr,K)Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub>), 1111 系(SmFeAsO)などを対象にして、Powder-in-tube(PIT)法による線材の作製が試みられている。しかし、測定される輸送臨界電流密度( $J_c$ )は低く、その改善が線材開発の大きな課題となっている。

122 系 PIT 線材については、超高压印可[1]、鉄シースをを用いた圧延、熱処理による配向化[2]などによって比較的高い  $J_c$  が報告されている。一方発表者たちは銀被覆線材についてかねてから研究を進めてきており、前回の講演では中間圧延と熱処理を繰り返す手法によって、 $J_c$  の向上が得られることを報告した[3]。本発表では、前駆体の高品質化および最終行程に一軸圧縮を加えるなどの工夫を加え、さらに大幅な  $J_c$  向上が得られたので報告する。4.2 K、10 T で  $10^4$  A/cm<sup>2</sup> を越える記録的な値が再現性良く得られている。

### 2. 実験方法

(Ba<sub>0.6</sub>K<sub>0.4</sub>)Fe<sub>2</sub>As<sub>2</sub> 前駆体を各元素単体の原料をボールミルで混合後、熱処理することによって作製し、その粉末を銀管につめて溝ロール加工、熱処理することによって最初に 2 mm 角の線材を作製した。次にこの線材に圧延と中間熱処理を 2 回繰り返してテープ状の線材とした。このテープから短試料を切り出し一軸圧縮を加え最終的な熱処理 (850°C) を施した。テープの最終的な厚みは 0.35-0.5 mm である。得られたテープについて、4.2 K、磁場中で臨界電流( $I_c$ )の測定を行い、銀被覆を除いたコア部の断面積で除して  $J_c$  を求めた。さらに顕微鏡、走査電顕、X 線回折などにより組織を調べ、 $J_c$  向上の原因について考察した。

### 3. 結果と考察

Fig. 1 は最終的に得られたテープの断面と電圧-電流特性の一例を示す。10 T での  $I_c$  は 122 A、コア断面あたりの  $J_c$  は  $2.1 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> となる。この値は鉄系の PIT 線材として今までに報告された中では最も高い。なお、10 T 以下では測定限界を超えるために  $J_c$  測定を行っていない。Fig. 2 はプロセスの各過程における  $J_c$ - $H$  の変化を示した。最初の線材 (~2 mm 角) の  $J_c$  は磁場中で  $\sim 10^3$  A/cm<sup>2</sup> に過ぎないが、前回報告したように圧延と中間熱処理を施すことによって  $J_c$  は 4 倍近く上昇する。今回の研究では、さらに一軸圧縮を加えることによって  $J_c$  は一桁近く上昇し、Fig. 1 に一例として示したように、 $10^4$  A/cm<sup>2</sup> (at 10 T) を越える  $J_c$  値が再現性良く得られるようになった。

組織観察の結果、中間の圧延、熱処理による  $J_c$  向上は組織の均一かつ微細化によるものと判断される。一方、最終的な一軸圧縮による微細組織には、大きな変化は無い。ただし圧延によって生成されたテープの横断方向に発生するクラックが、一軸圧縮では消えておりこのことがテープ長手方向の輸送  $J_c$  の大幅な向上の原因になっているものと推察される。

### 4. 謝辞

本研究は日本学術振興会の最先端研究開発支援 (FIRST) プログラムにより助成を受けたものである。

### 参考文献

1. J.D. Weiss et al, Nature Materials **11**(2012) 682.
2. Z.S. Gao et al, Scientific Reports, **2**, (2012)998.
3. K. Togano et al, Abstract of CSSJ Conference, **86**,(2012)45

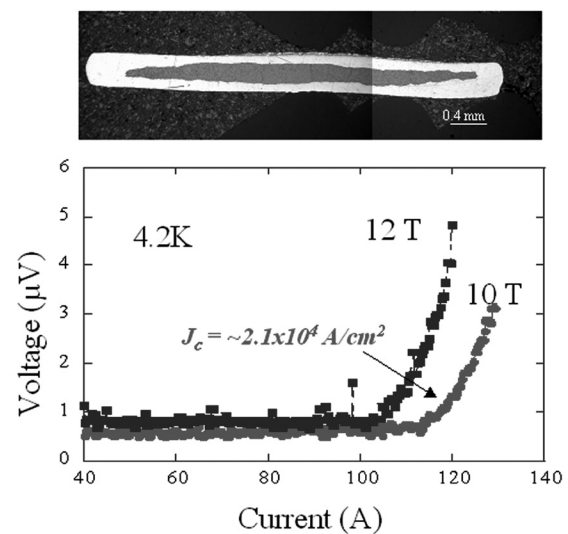


Fig. 1 Cross section and voltage vs. temperature curve of the tape

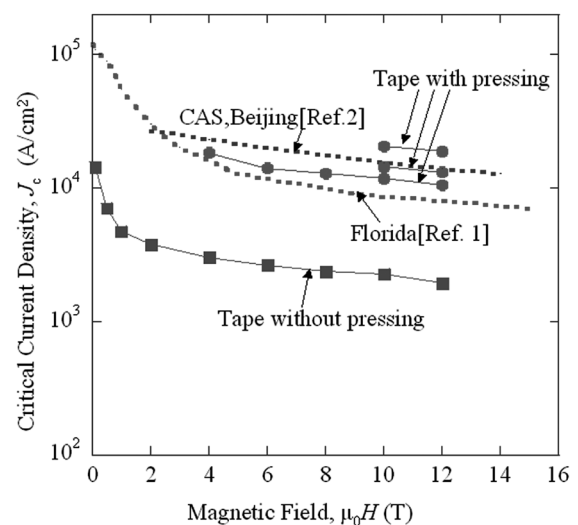


Fig. 2  $J_c$ - $H$  curves of three tapes processed by the cycles of cold deformation and heat treatment with uniaxial pressing at the final stage. The  $J_c$ - $H$  curve processed without uniaxial pressing and those of reported in ref. 1 and ref. 2 are shown for comparison.



# SmFeAsO<sub>1-x</sub>F<sub>x</sub> の高フッ素濃度化に伴う $T_c = 58.1\text{K}$ の達成

## Achievement of $T_c = 58.1\text{K}$ for SmFeAsO<sub>1-x</sub>F<sub>x</sub> with high fluorine concentration

藤岡 正弥 (NIMS), 岡崎 宏之 (NIMS), Saleem. J. Denholme (NIMS), 出村 郷志 (NIMS),  
 出口 啓太 (NIMS), 原 裕 (NIMS), 山口 尚秀 (NIMS), 竹屋 浩幸 (NIMS), 熊倉 浩明 (NIMS), 高野 義彦 (NIMS)  
 FUJIOKA Masaya (NIMS), OKAZAKI Hiroyuki (NIMS), Saleem. J. Denholme(NIMS), DEMURA Satoshi (NIMS)  
 DEGUCHI Keita(NIMS), HARA Hiroshi (NIMS), YAMAGUCHI Naohide(NIMS), TAKEYA Hiroyuki(NIMS),  
 KUMAKURA Hiroaki(NIMS), TAKANO Yoshihiko(NIMS)  
 FUJIOKA.Masaya@nims.go.jp

### 1. はじめに

従来、SmFeAsO<sub>1-x</sub>F<sub>x</sub> は 1200°C~1300°C 程度の高温度で合成されてきた。この方法では非常に大きな結晶粒が得られるが、その結晶粒子間にはアモルファスの FeAs 不純物によって満たされている。この不純物は粒子間に流れる超伝導流を妨げ、超伝導特性を著しく劣化させる原因となる。さらに、合成時に同じフッ素量を仕込んでも、不純物の形成量の違いによってフッ素置換量が異なるため、合成の再現性に大きな問題を与える。本研究では、この結晶粒間に形成される FeAs の不純物相を取り除き、より高密度なフッ素置換方法の確立を目的とした。本研究により不純物の少ない非常に均質な試料が得られ、超伝導転移温度は鉄系超伝導体の中で最も高い 58.1 K を示した。<sup>(1,2)</sup>

### 2. 実験方法

SmFeAsO<sub>1-x</sub>F<sub>x</sub> を合成する際、低温焼成と徐冷を取り入れた。まず、従来の合成方法と比較するために 980°C と 1200°C で焼成し、それぞれの試料について炉冷と徐冷 (5 °C/h) を行った。得られた試料の結晶性、不純物の有無を評価し、格子定数の変化から、徐冷中に試料内のフッ素濃度がどのよう

に変化していくかを調べた。低温で徐冷した試料に関しては、フッ素の仕込み量を  $x = 0 \sim 0.3$  まで 0.02 きざみで細かく振って、超伝導特性の変化を調べた。

### 3. 結果

Fig. 1 に得られた試料の研磨面を示す。1200 °C で焼成した場合、FeAs 不純物が見られるのに対して、低温で焼成した場合は非常に均質な試料が得られた。しかし、フッ素の仕込み量を 20 % まで増やすと、炉冷した試料では SmAs 不純物の析出が確認された。一方、徐冷した場合は、この不純物が減少し、均質な試料が得られている事がわかった。また、Fig. 2 に電気抵抗率の温度依存性を示す。フッ素の仕込み量が増えるにしたがって、超伝導転移温度が上昇し、電気抵抗率が減少している事がわかった。Fig. 2 の挿入図から、 $x = 0.26$  の試料では、超伝導転移温度を 58.1 K で確認した。

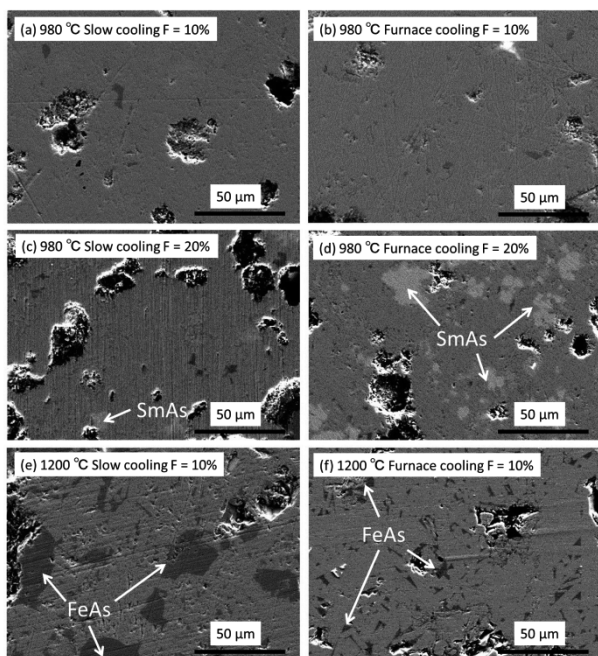


Fig.1 SEM images of the polished surface of samples. (a): SmFeAsO<sub>0.9</sub>F<sub>0.1</sub> sintered at 980 °C with the slow cooling. (b): SmFeAsO<sub>0.9</sub>F<sub>0.1</sub> sintered at 980 °C with the furnace cooling. (c): SmFeAsO<sub>0.8</sub>F<sub>0.2</sub> sintered at 980 °C with the slow cooling. (d): SmFeAsO<sub>0.8</sub>F<sub>0.2</sub> sintered at 980 °C with the furnace cooling. (e): SmFeAsO<sub>0.9</sub>F<sub>0.1</sub> sintered at 1200 °C with the slow cooling. (f): SmFeAsO<sub>0.9</sub>F<sub>0.1</sub> sintered at 1200 °C with the furnace cooling.

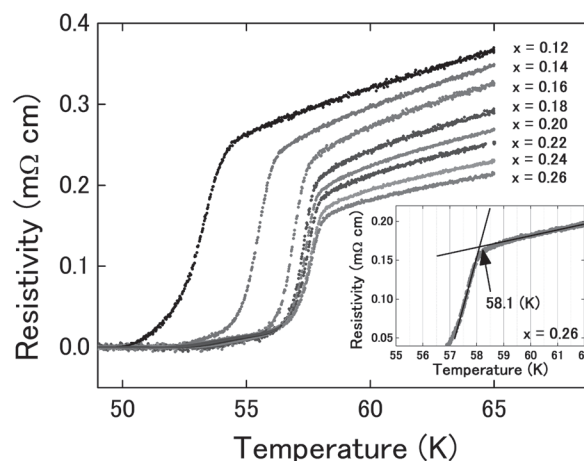


Fig. 2 Resistivity versus temperature for the samples from  $x = 0.12$  to  $x = 0.26$ . Insert shows the expanded view near  $T_c^{\text{onset}}$  of the sample with  $x = 0.26$ . Black lines are fitted lines for an estimation of  $T_c^{\text{onset}}$ .

### 4. まとめ

従来用いられてきた高温焼成と異なり、低温焼成では FeAs の不純物相が形成されない事、また合成の降温過程でフッ素が徐々に試料内に導入されていく事が明らかとなった。そのため、徐冷は試料内のフッ素濃度を上昇させる上で有効であり、結果として従来の方法では到達出来なかった 58.1K まで超伝導転移温度を引き上げる事に成功した。

### 5. 参考文献

- 1) M. Fujioka, et al.: arXiv:1303.1309 [condmat]
- 2) M. Fujioka, et al.: arXiv:1303.3725 [condmat]

## MgB<sub>2</sub> 超電導バルク磁石の開発 Development of MgB<sub>2</sub> Superconducting Bulk Magnets

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

### 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> は金属系超電導体としては最高の転移温度  $T_c$  を持ち[1]、異方性が低く、比較的長いコヒーレンス長を持つことから、無配向の多結晶体においても  $10^5$  A/cm<sup>2</sup> 以上の比較的高い臨界電流密度  $J_c$  を持つ [2]。また、弱結合がなく試料全体で均一な特性[3]を示す MgB<sub>2</sub> は、超電導バルク磁石としての応用に実用上有利であると考えられる。特に、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が期待できる。

これまで我々は均一性の優れた MgB<sub>2</sub> 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]、サイズ依存性[6]、空間分布[7]、時間安定性[8]、熱処理温度・時間依存性[9]などの基礎物性の解明を進めている。

本研究では MgB<sub>2</sub> 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 粉末、B 粉末を混合し、プレスにより 10-100 mmφ、厚さ 10 mm の円盤状に成型し、Ar 雰囲気下で 650-1000°C、1-12 h の熱処理を行い、MgB<sub>2</sub> バルク体を得た。一部のバルク体は、MgB<sub>2</sub> バルク体に金属(SUS)リングを用い、機械的強度の向上を図った。得られたバルク体試料を冷凍機で 15 K まで冷却し、超電導マグネットを用いて磁場中冷却により 6 T の磁場下で着磁を行った。また、MgB<sub>2</sub> 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

#### MgB<sub>2</sub> バルク体の作製

様々な熱処理温度で作製した、直径 20 mmφ、厚さ 10 mm のバルク体試料の表面捕捉磁場を評価したところ、750°C 以上広い熱処理温度で 15 K で 1.5 T 以上の高い捕捉磁場を示し、850°C、3 h で熱処理を行った試料が全測定温度領域で最も捕捉磁場が高く、15 K で 1.82 T を示すことが分かった。また 850°C、3 h の熱処理条件で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/cm<sup>2</sup>) とともに典型的な MgB<sub>2</sub> 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。現在のところ、この条件で直径 100 mmφ、厚さ 10 mm の MgB<sub>2</sub> バルク体までが得られている。

#### MgB<sub>2</sub> 超電導バルク磁石の捕捉磁場特性

直径 10-60 mmφ、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 mmφ のバルク体試料では 20 K において 2.1 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 mmφ 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(図 1)。2 個を対向させたバルクペア試料では、中心の位置において測定

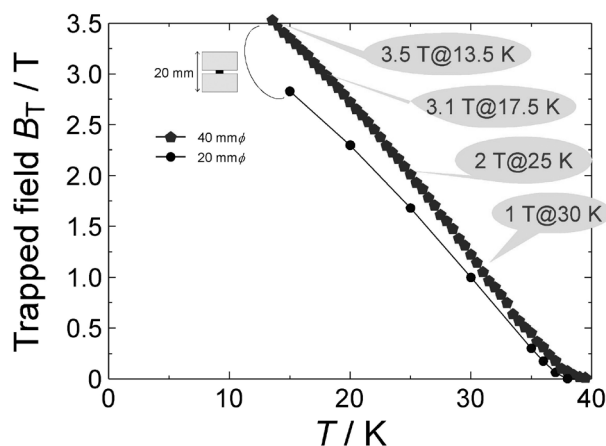


Fig.1. Trapped magnetic field as a function of temperature for MgB<sub>2</sub> bulk pairs with 20 or 40 mmφ, 20 mm<sup>t</sup>.

した捕捉磁場は 40 mmφ の試料で 13.5 K において 3.5 T であり、単一試料の 1.5 倍以上の捕捉磁場が得られていることが分かった。また 20 K での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

MgB<sub>2</sub> 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、広い熱処理条件、サンプル内部の高い均一性、優れた磁場安定性など RE 系溶融凝固バルクとは異なる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).

MgB<sub>2</sub> 超伝導バルク磁石における不純物ドーピング効果Effects of impurity doping on the field-trapping properties of MgB<sub>2</sub> superconducting bulk magnets

岩瀬 和至 (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)

IWASE Kazuyuki (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: 5339309776@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 MgB<sub>2</sub> は、超伝導コヒーレンス長が長く電磁的異方性が小さい。このため無配向の多結晶体においても  $10^5$  A/cm<sup>2</sup> 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。また、MgB<sub>2</sub> 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作製可能である。これらは MgB<sub>2</sub> の液体ヘリウム不要の冷凍機冷却による強力小型超伝導バルク磁石としてのポテンシャルを浮上させており、医療・エネルギー分野への応用が期待できる [2]。本研究では MgB<sub>2</sub> 小型超伝導磁石の実用化に向けて、発生磁場強度の改善指針を得ることを目的とした。超伝導バルク磁石の発生磁場は、バルク内に捕捉された量子化磁束の密度に対応し、バルク体の大きさ(円柱形状では半径)と  $J_c$  の積に比例する。MgB<sub>2</sub> の  $J_c$  特性向上には、B<sub>4</sub>C や SiC などの炭素化合物のドーピングが有効なことが知られている。本研究ではドーパントとしてカルシウム化合物や炭素化合物を検討した。まず小片試料を用いて *in-situ* 法 MgB<sub>2</sub> バルクの  $J_c$  向上に有効なドーパントやドーピング量の知見を得た。その後、その知見をもとに直径 30 mmφ のバルク磁石を作製し、捕捉磁場特性を評価した。

## 2. 実験方法

小片試料の作製は Powder-in-Closed-Tube 法により行った。Mg, B と CaCO<sub>3</sub> 等のカルシウム化合物、炭素化合物のドーパントを 1 : 2 :  $x$  ( $x = 0 \sim 0.1$ ) のモル比で混合した。この混合粉末をステンレス管に充填した後、一軸プレスを施し真空石英封管中で 850°C, 3 h の熱処理を行った。得られた試料に対して、粉末 X 線回折、SQUID 磁束計による磁化測定、交流四端子法による電気抵抗率と不可逆磁場の評価と FE-SEM による微細組織観察を行った。MgB<sub>2</sub> バルク磁石は、小片試料で最適化した組成比の混合粉末を直径 30 mmφ、厚さ 10 mm の円柱状に成型後、Ar 雰囲気下 850°C, 3 h の熱処理を行うことで作製した。得られた MgB<sub>2</sub> バルクは、GM 冷凍機を用いて超伝導マグネットによる外部磁場のもと磁場中冷却 (FC) により着磁し、外部磁場を除去した後バルク体が捕捉した磁場を表面中心に配置したホール素子を用いて測定した。

## 3. 結果と考察

まず、 $J_c$  改善に有効なドーパントやドーピング量について小片試料を用いて予察的な検討を行った。CaCO<sub>3</sub>, CaO, CaC<sub>2</sub> 等のカルシウム化合物や B<sub>4</sub>C, SiC 等の炭素化合物のドーピングにより  $J_c$  の向上がみられた。Fig.1 に不純物ドーピング *in-situ* 法 MgB<sub>2</sub> 小片試料の 20 K における  $J_c$  の磁場依存性を示す。CaCO<sub>3</sub> ドーピング試料においては、1% 程度の少量のドーピングでも磁場下の  $J_c$  が大きく向上し、4% のドーピングではより高磁場下での  $J_c$  向上が顕著であった。これはホウ素サイトへの炭素置換効果に由来すると考えられる。

次に、小型試料で得られた知見をもとに不純物ドーピング MgB<sub>2</sub> バルク体を作製した。

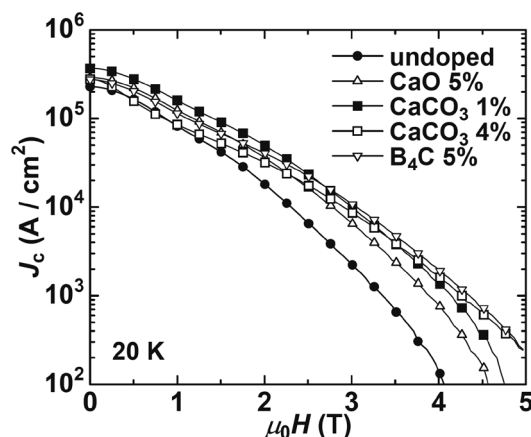


Fig.1 Magnetic field dependence of  $J_c$  at 20 K for undoped and impurity doped MgB<sub>2</sub> bulks.

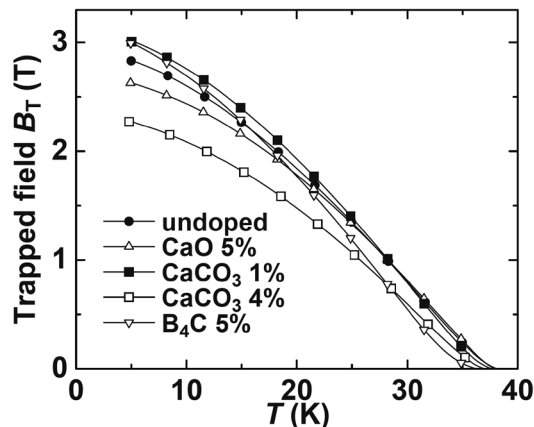


Fig.2 Temperature dependence of trapped field for 30mmφ MgB<sub>2</sub> bulk magnets doped with or without additives.

Fig.2 に不純物ドーピングを行った直径 30 mmφ のバルクの捕捉磁場の温度依存性を示す。ドーパントによって捕捉磁場の温度依存性は異なる挙動を示した。特に 1% の CaCO<sub>3</sub> ドーピングを行ったバルクでは、ノドープのバルクと比較して 20 K 以下の温度領域で高い捕捉磁場を示し、MgB<sub>2</sub> バルク磁石の表面磁場として初めて 3 T を上回る値を記録した。Fig.1 でみられたドーピング試料の磁場中における高い  $J_c$  が捕捉磁場向上の起源と考えられる。

## 参考文献

- [1] J. Nagamatsu *et al.*, *Nature* **410** (2001) 63.  
[2] 山本ほか, *応用物理* **79** (2010) 48.



MgB<sub>2</sub> 超伝導バルク磁石における捕捉磁場のバルク径依存性Diameter dependence of the trapped field properties in MgB<sub>2</sub> superconducting bulk magnets山本 明保 (東大, JST さきがけ); 岩瀬 和至, 廣田 哲也, 下山 淳一, 岸尾 光二 (東大);  
石原 篤, 赤坂 友幸, 富田 優 (鉄道総研)

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

IWASE Kazuyuki, HIROTA Tetsuya, SHIMOYAMA Jun-ichi, KISHIO Kohji (The University of Tokyo);

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

E-mail: yamamoto@appchem.t.u-tokyo.ac.jp

## 1. はじめに

冷凍機冷却による 15-30 K で応用可能な超伝導バルク磁石として MgB<sub>2</sub> バルク体を検討した。金属系超伝導体としては最高の転移温度  $T_c$  (40 K) を持つ MgB<sub>2</sub> は、超伝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/cm<sup>2</sup> 以上の比較的高い臨界電流密度  $J_c$  を持つ巨視的超伝導電流が得られる[1]。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伝導電流分布を可能とする[2]。また、MgB<sub>2</sub> 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。

MgB<sub>2</sub> 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伝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、高い磁場安定性と磁場均質性が求められる MRI, NMR など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 MgB<sub>2</sub> バルク体を作製する技術を開発し、比較的大型のバルク体の作製が可能となった[3]。本研究では、Mg と B の混合粉末の圧粉成型体を熱処理することにより 100 mm  $\phi$  までの大型円盤状 MgB<sub>2</sub> バルク体を作製し、その捕捉磁場のバルク径依存性を評価した。

## 2. 実験方法

Mg (99.6%, 325mesh) と B (99%, 300mesh) の混合粉末を直径 10, 20, 30, 40, 50, 60, 100 mm  $\phi$ 、厚さ 10 mm の円盤状に成型し、アルゴン雰囲気下で 850°C, 3 h の熱処理を行うことで MgB<sub>2</sub> バルク体を得た。一部のバルク体については、機械的強度を高めるために MgB<sub>2</sub> バルク体/金属(SUS)複合体とした。得られた MgB<sub>2</sub> バルク体試料をヘリウム冷凍機で冷却し、超伝導マグネットを用いて磁場下冷却(FC)条件により 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。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った。

## 3. 結果と考察

作製した MgB<sub>2</sub> バルク体試料の表面を光学顕微鏡で観察したところ、やや大きな 100 mm  $\phi$  バルク体試料を含め、マクロスケールのクラック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試料の磁化特性を調べたところ、 $T_c$  は約 39 K であり、 $J_c$  は 20 K において  $2 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> 以上であり、バルク径の異なる試料においても同様であった。この結果は、MgB<sub>2</sub> バルク体においては、組織的な均一性や良好な超伝導特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示唆する。

直径 10-60 mm  $\phi$ 、厚さ 10 mm のバルク体試料を 20 K において着磁後、バルク体表面中心の位置において測定した

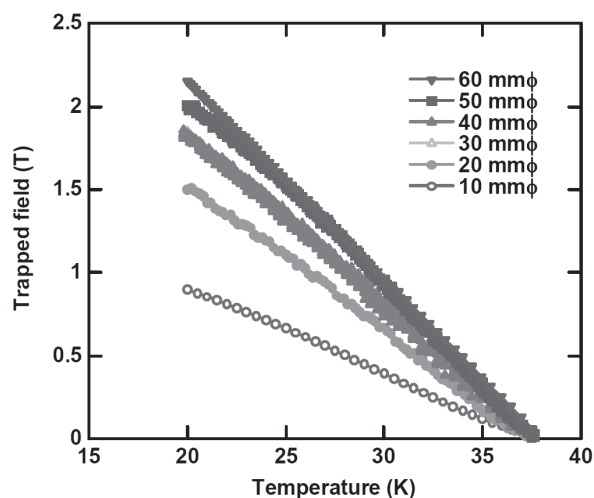


Fig. 1. Temperature dependence of trapped field at the center of bulk surface for the MgB<sub>2</sub> bulk samples with 10, 20, 30, 40, 50 and 60 mm  $\phi$  in diameter and 10 mm in thickness.

捕捉磁場の温度依存性を Fig. 1 に示す。直径 10 mm  $\phi$  試料の 20 K における捕捉磁場は約 1 T であったが、直径 20 mm  $\phi$  試料で約 1.5 T、直径 30 mm  $\phi$  試料で約 1.8 T、最大の直径 60 mm  $\phi$  試料では約 2.2 T が得られ、バルク径の増大とともに捕捉磁場は向上する傾向を示した。これはバルク径が大きくなることにより、電流周回体積が増大し、捕捉磁場が上昇したことを示す。一方で、直径 30 mm  $\phi$  以下の試料と比較すると、直径 40 mm  $\phi$  以上のバルク径がより大きな試料において、捕捉磁場の増加率は緩和する傾向がみられた。試料内の  $J_c$  特性にバルク径依存性、及び位置依存性はみられなかったことから、バルク径の大きな試料においては  $J_c$  の磁場依存性などが影響していると考えられる。

## 4. 結論

バルク径の異なる MgB<sub>2</sub> 超伝導バルク体を作製し、その超伝導特性と捕捉磁場特性を調べた。バルク径の増大とともに捕捉磁場は向上する傾向を示し、最大の直径 60 mm  $\phi$  試料では約 2.2 T の捕捉磁場が得られた。

## 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] D. C. Larbalestier *et al.*, *Nature* **410**, 186 (2001).
- [2] 山本明保 ほか, *応用物理* **79**, 48 (2010).
- [3] 例えば, A. Yamamoto, H. Yumoto, J. Shimoyama, K. Kishio, A. Ishihara and M. Tomita, ISS2010 BLP-26.



HIP 法で作製した MgB<sub>2</sub> バルクにおける捕捉磁場の径依存性Diameter dependence of the trapped field in the MgB<sub>2</sub> bulk fabricated by HIP method

吉田 卓史, 佐々木 智久, 内藤 智之, 藤代 博之(岩手大)  
 YOSHIDA Takafumi, SASAKI Tomohisa, NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.);  
 E-mail: t2213027@iwate-u.ac.jp

## 1. はじめに

MgB<sub>2</sub> は、金属間化合物の中で最も高い超電導転移温度  $T_c=39\text{K}$  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いこと弱結合の問題がなく、多結晶体でバルク磁石が作製可能でテスラ級の捕捉磁場が実現されている[1]。

*in-situ*法で作製した MgB<sub>2</sub> は、焼結過程で原理的に空隙が生じるため常圧で焼結すると充填率は約 50% である。従って、充填率を向上させることでピンニングセンターである粒界や臨界電流密度  $J_c$ 、コネクティブィティ  $K$  が増大し、捕捉磁場の向上が期待できる。また、ピンモデルによると  $J_c$  が一定の場合、バルクの径と捕捉磁場には比例関係がある。本研究では、径の異なるいくつかの高密度 MgB<sub>2</sub> バルクを HIP (Hot Isostatic Pressing) 法を用いて作製し、その捕捉磁場の径依存性を明らかにすることを目的とする。

## 2. 実験方法

試料は Mg (純度 99.5%, 80 mesh) と B (純度 99%, 300 mesh) の混合粉 (モル比 Mg:B = 1.05:2) を一軸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。Table 1 に作製試料を示す。試料名の#の後の数字は、バルクの直径を示す。充填率はどの試料も約 90% であった。

伝導冷却型超電導マグネットを用いて 5T の磁場中で MgB<sub>2</sub> 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。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ピンモデルを用いて算出した。

## 3. 結果と考察

Fig.1 に MgB<sub>2</sub> バルクの捕捉磁場の温度依存性を示す。HIP#26 は 13.1 K で 2.51 T、HIP#38 は 16.0 K で 2.53 T、HIP#65 は 15.4 K で 2.93 T の磁場を捕捉した。挿入図に 20 K における捕捉磁場の径依存性を示す。各試料の捕捉磁場を比較すると、それぞれ 1.93 T、2.18 T、2.47 T であり、バルクの径が大きくなるとともに捕捉磁場が向上した。しかし、 $J_c$  一定のピンモデルで考えられるような比例関係にはならなかった。Fig.2 に 20 K における  $J_c$  の磁場依存性を示す。ゼロ磁場中において、 $J_c$  はどの試料も約  $3.5\text{--}4.0 \times 10^5 \text{ A/cm}^2$  と同程度の値であるため、Fig.1 の挿入図の関係はできない。実験結果の径依存性を説明するには、 $J_c$  の磁場依存性を取り入れて、検討す

Table 1 Specification of samples

Sample	Diameter(mm)	Thickness(mm)
HIP#26	26	6.5
HIP#38	38	6.8
HIP#65	65	18.8

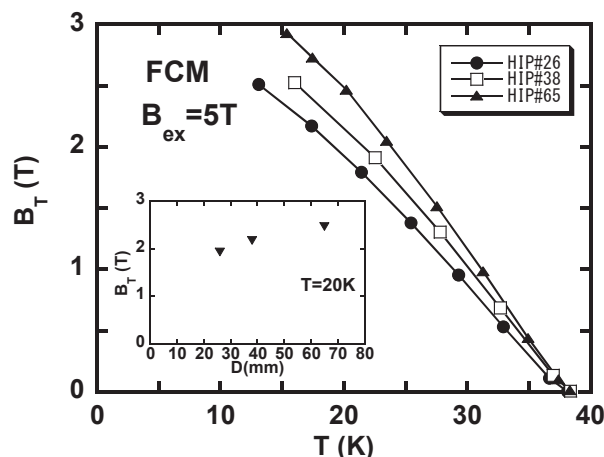


Fig.1 Temperature dependence of the trapped field for the MgB<sub>2</sub> bulks. The inset shows diameter dependence of the trapped field for the MgB<sub>2</sub> bulks at 20K.

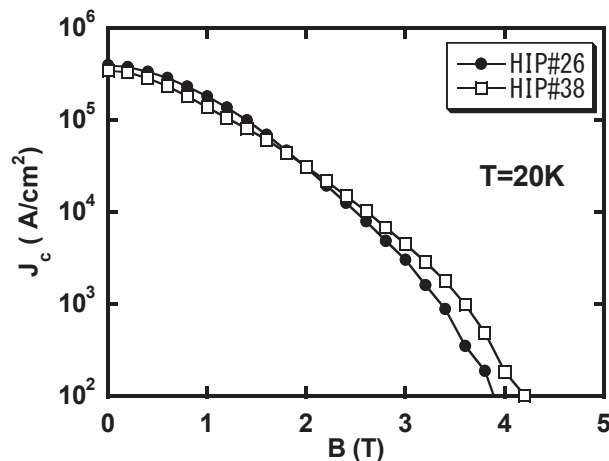


Fig.2 Temperature dependence of the critical current density for the MgB<sub>2</sub> bulks.

る必要がある。講演では、これらをもふまえてバルクの直径と捕捉磁場特性との相関について議論する予定である。

## 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

2枚重ねにした MgB<sub>2</sub>バルクにおけるパルス着磁特性Trapped magnetic field between double stacked MgB<sub>2</sub> bulks magnetized by pulsed field

氏家 徹, 内藤 智之, 藤代 博之 (岩手大); GIOVANNI Giunchi (EDISON)

UJIIE Toru, NAITO Tomoyuki, FUJISHIRO Hiroyuki (Iwate Univ.); GIOVANNI Giunchi (EDISON)

## 1. はじめに

パルス着磁法(PFM)は、瞬間的に磁場を印加するため着磁時の発熱量が大きく、磁場中冷却着磁法(FCM)よりも捕捉磁場の値は低くなる。しかし、超伝導マグネットを必要としないため比較的安価、短時間で着磁が可能であるといった利点があり、産業応用への期待が高まっている。PFMの研究は、RE-Ba-Cu-O系(RE:希土類元素)超伝導バルク体において盛んに行われてきたが、MgB<sub>2</sub>超伝導バルク体に関する報告例は多くない[1]。本研究では、EDISON社でMg-RLI法により作製した高密度なMgB<sub>2</sub>バルクを2枚重ねにした状態で、PFMにより着磁し、捕捉磁場特性の評価を行った。また、有限要素法を用いたPFMのシミュレーションを行い[2]、磁束運動や温度変化を解析した。

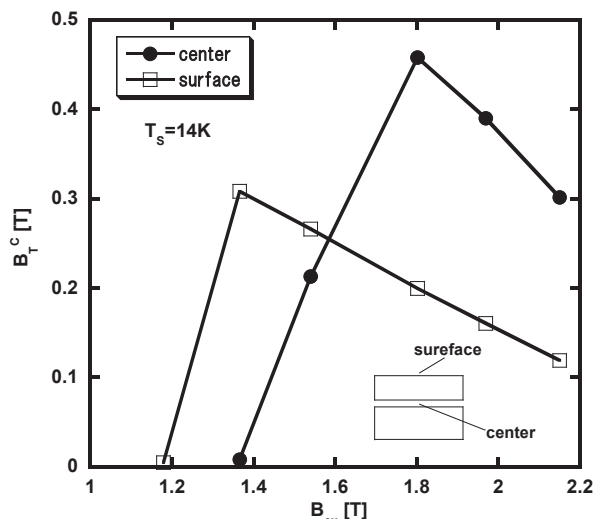
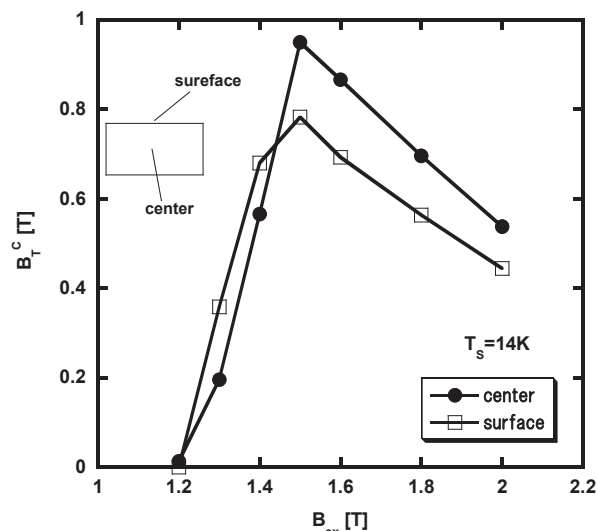
## 2. 実験方法

測定に用いたMgB<sub>2</sub>バルク体はMg-RLI法により作製された。上部バルク(φ55 mm×10 mm<sup>3</sup>)と下部バルク(φ54 mm×15 mm<sup>3</sup>)の間に1 mm厚の真鍮板ではさみ、PFMにより着磁した。PFMは各設定温度で、ソレノイド型パルスコイルを用いて、パルス磁場(立ち上がり時間12 ms)を印加した。バルク温度は、下部バルクの金属リング部にcernox温度計をつけて測定した。捕捉磁場は、バルク間および上部バルク表面に設置したホールセンサーにより測定した。また着磁後、上部のホールセンサーを用いて表面1 mm上方の捕捉磁場分布を測定した。

## 3. 実験結果

Fig.1に14 Kにおけるバルク内部と表面の中心捕捉磁場 $B_T^c$ の印加磁場依存性を示す。内部および表面における最大中心捕捉磁場は、それぞれ0.46 T ( $B_{ex}=1.8$  T)、0.31 T ( $B_{ex}=1.37$  T)であった。バルク表面の方が、内部よりも低い印加磁場で磁束が侵入した。また、捕捉磁場のピークを示す印加磁場は表面と内部で異なった。

Fig.2にPFMのシミュレーションによる、1枚のMgB<sub>2</sub>バルクの中心捕捉磁場の温度依存性を示す[1]。バルク表面、内部ともに同じ印加磁場で磁束が入り始め、ピークを示した後に低下することで定性的には実験値を再現している。しかしシミュレーションでは、立ち上がり部で表面の捕捉磁場が中心より高い結果であるが、最大捕捉磁場を示す印加磁場は等しく、実験結果と一致しなかった。この原因として、バルクの冷却が不十分であるため上部バルクの温度が下部バルクより高くなっているか、または上下バルクの超伝導特性の違いなどが考えられる。

Fig.1 Applied field dependence of the trapped field by PFM for the MgB<sub>2</sub> bulkFig.2 Applied field dependence of the trapped field by PFM simulation for the MgB<sub>2</sub> bulk

講演では、1枚バルクのPFMの結果も報告する。また、2枚重ねバルクにおけるPFMのシミュレーション結果についても併せて報告する。

## 参考文献

- [1] M. Oyama et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 86 (2012) p.164
- [2] H. Fujishiro et al.: Supercond. Sci. Technol. 23 (2010) 105021

# ITER 中心ソレノイド用超伝導導体の導体性能評価

## Performance of Superconductors for ITER Central Solenoids

名原 啓博, 辺見 努, 梶谷 秀樹, 尾関 秀将, 井口 将秀, 布谷 嘉彦, 磯野 高明, 松井 邦浩, 小泉 徳潔,  
堤 史明, 宇野 康弘, 川崎 勉, 押切 雅幸, 渋谷 和幸, 高橋 良和, 奥野 清 (原子力機構)

NABARA Yoshihiro, HEMMI Tsutomu, KAJITANI Hideki, OZEKI Hidemasa, IGUCHI Masahide, NUNOYA Yoshihiko,  
ISONO Takaaki, MATSUI Kunihiro, KOIZUMI Norikiyo, TSUTSUMI Fumiaki, UNO Yasuhiro, KAWASAKI Tsutomu,  
OSHIKIRI Masayuki, SHIBUTANI Kazuyuki, TAKAHASHI Yoshikazu, OKUNO Kiyoshi (JAEA)

E-mail: nabara.yoshihiro@jaea.go.jp

### 1. はじめに

ITERの中心ソレノイド(CS)用Nb<sub>3</sub>Sn導体(定格電流40kA, 最高磁場13T)として、長さ613mの導体を7本、918mの導体を42本、全て日本が調達する。CSはパルス運転するため、導体への繰り返し荷重により分流開始温度 $T_{cs}$ が低下する可能性があったが、撚りピッチを短くすることで $T_{cs}$ の低下を防ぎ得ることが示された[1]。そこで、日本の素線メーカー3社が製作した4種類の素線を用い、短い撚りピッチの短尺導体を4本製作して、昨年11月からスイスのCRPPにあるサルタン装置を用いて導体性能を評価した。その結果を本稿で報告する。

### 2. 分流開始温度について

従来の撚りピッチの導体Aと、短い撚りピッチの導体B~Eの、サイクル数に対する $T_{cs}$ (通電電流40kA、印加磁場10.85T)をFig.1に示す。導体Aはサイクル数に対してほぼ直線的に $T_{cs}$ が低下したのに対し、導体B~Eは $T_{cs}$ がサイクル初期に上昇した後、ほぼ一定化した。また、室温への昇温・再冷却に関しても、導体Aの $T_{cs}$ は僅かに低下したのに対し、導体B~Eの $T_{cs}$ は上昇傾向を示した。導体B~Eの $T_{cs}$ が低下しなかったのは、1次から4次の撚りピッチを約半分に短くすることで、各素線が個々に動くことを抑制し、素線の変形を小さく抑えられたためと推測される。また、 $T_{cs}$ が上昇したのは、撚りピッチを短くしたことによって撚線の剛性が高まったため、厚肉のジャケット材から受けていた大きな熱収縮を導体両端に設置した拘束治具では抑え切れなくなって、試験中に撚線の収縮歪みが解放されて行ったことが原因と思われる。

また、サルタン装置では13Tに到達できないため、通電電流40kAで印加磁場9.95T, 10.25T, 10.55T, 10.85Tにおける導体DとEの $T_{cs}$ をサイクル運転後に測定し、13Tでの $T_{cs}$ を直線外挿で推測した(Fig.2)。その結果、仕様値の5.2Kに対し、導体Dは1.43K、導体Eは1.09Kの裕度があることがわかった。Fig.1で導体BとCの $T_{cs}$ は導体DとEの間にあるので、導体BとCの13Tでの裕度は約1.25Kと予想される。

### 3. 交流損失について

サイクル運転後の導体A~Eの交流損失 $Q_h$ をFig.3に示す。通常、撚りピッチを短くすると $Q_h$ は低くなることが知られている。しかし、本試験結果は逆に、導体B~Eの $Q_h$ は導体Aの $Q_h$ より約5倍も高い。これは、撚線時に生じた素線の安定化銅部の潰れやCrメッキの剥げによって[1]、素線間の電気抵抗が低下したことが原因と考えられる。素線の潰れやCrメッキ剥げは撚線技術の最適化によって軽減し得るが、現状の非常に短い撚りピッチでは、これらを劇的に減らすことは難しいと思われる。

### 4. まとめ

日本製の4種類の素線を用いて短い撚りピッチの導体を4本製作し、サルタン装置で導体性能を評価した。その結果、 $T_{cs}$ はサイクル負荷や昇温・再冷却に対して低下せず、定格運転条件で1.0K以上の裕度があることを確認した。一方、撚りピッチを短くすることで、交流損失は約5倍に増加した。 $T_{cs}$ の

低下を防ぐのと同時に、 $Q_h$ の上昇も防ぐことができる適度な短さの撚りピッチを選定する研究が今後は重要になると考える。

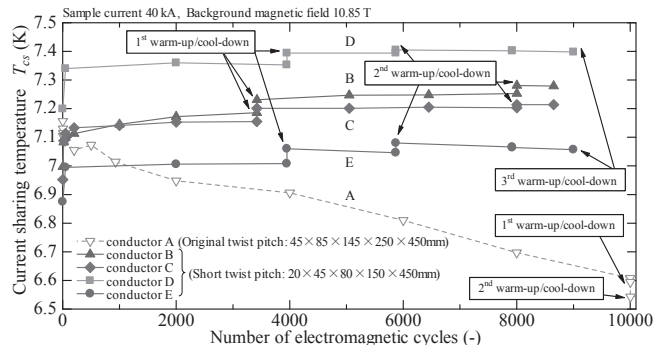


Fig.1 Current sharing temperature against number of cycles.

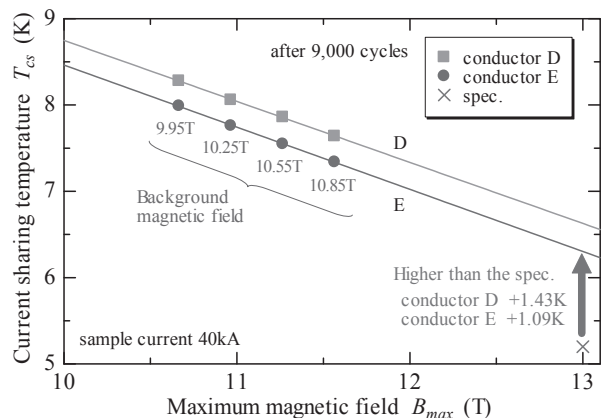


Fig.2 Current sharing temperature against maximum magnetic field including the magnetic field generated by sample current.

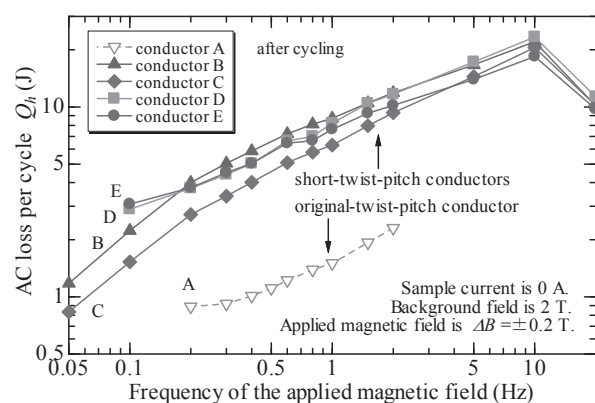


Fig.3 AC loss against frequency of applied magnetic field.

### 参考文献

1. Y. Nunoya, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 86 (2012) p.221



# ITER 中心ソレノイド(SC)コイル用 Nb<sub>3</sub>Sn 撚線の開発 Development of Nb<sub>3</sub>Sn Cable for ITER Central Solenoid

高橋 良和、名原 啓博、尾関秀将、辺見 努、布谷 嘉彦、磯野 高明、押切 雅幸、堤 史明、宇野 康弘、渋谷 和幸 (原子力機構) ; 村上幸伸 (JASTEC) ; 谷正則 (三菱電線) ; 都竹星志、佐藤豪 (日立電線) ; 杉本昌弘 (古河電工)

TAKAHASHI Yoshikazu, NABARA Yoshihiro, OZEKI Hidemasa, HEMMI Tsutomu, NUNOYA Yoshihiko, ISONO Takaaki, OSHIKIRI Masayuki, TSUTSUMI Fumiaki, UNO Yasuhiro, SHIBUTANI Kazuyuki (JAEA); MURAKAMI Yukinobu (JASTEC); TANI Masanori (Mitsubishi Cable); TSUZUKU Seiji, SATO Go (Hitachi Cable); SUGIMOTO Masahiro (Furukawa)

E-mail: takahashi.yoshikazu@jaea.go.jp

## 1. はじめに

ITER計画において、原子力機構は中心ソレノイド(CS)コイル用導体の調達[1]を担当し、製作したCS導体をコイル製作担当の米国に送付することになっている。導体はケーブル・イン・コンジット型と呼ばれるもので、576本のNb<sub>3</sub>Sn素線と288本の銅素線で構成される撚線を、矩形の中に円形の穴がある高マンガン鋼(JK2LB)製ジャケットに挿入し、ジャケットを圧縮成型したものである。撚線は5段階の撚線で構成され、6本の4次撚線を中心チャンネルの周りに撚り合せたものである。最近、従来の設計より短い撚りピッチの撚線の導体が短尺導体試験(サルタン試験)[1]において、Fig. 1に示すように、繰り返し通電による超伝導性能劣化がない非常に良好な特性を示した。しかし、撚りピッチが短いため、同じ外径の撚線を製作するには、より大きなコンパクションを撚線製作時に加える必要があるため、コンパクション・ローラを工夫し、超伝導素線へのダメージを小さくする必要がある。本講演では、この短い撚りピッチの撚線の製作技術及び素線へのダメージの検査方法などについて報告する。

## 2. 撚線の撚りピッチとボイド率

従来の撚りピッチ(NTP)と短い撚りピッチ(STP)の各段階の撚りピッチは、1次から5次までの順序でそれぞれ

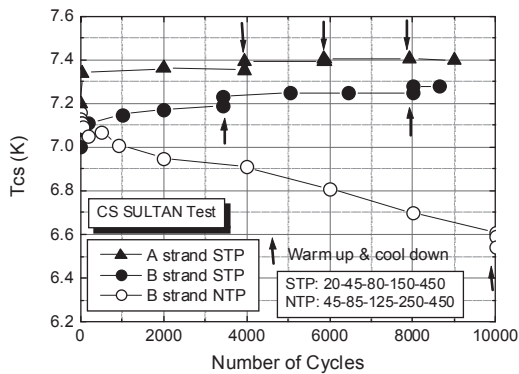


Fig. 1 Measured Tcs of SULTAN samples. STP: Short twist pitch, NTP: Normal twist pitch.

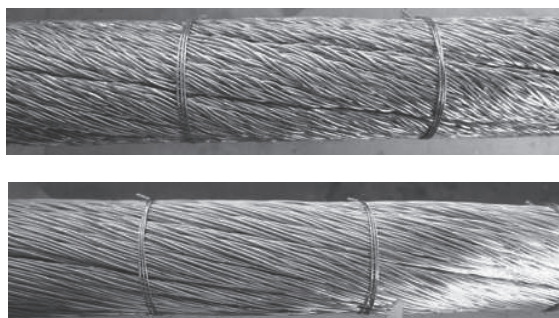


Fig. 2 Appearance of STP (top) and NTP (bottom) cables without wrapping tapes.

れ45/85/125/250/450、20/45/80/150/450mmである。計算された素線エリア内のボイド率はそれぞれ34.3%と31.9%である。また、両方の撚線の外観写真をFig. 2に示す。写真より、STPは1次撚りから素線同士がよく撚り合されていることがわかる。これにより、電磁力による素線の動きが少なく、特性劣化がないことが推察される。

## 3. 素線へのダメージ検査

ボイド率が小さいことから、撚線作業における素線へのダメージが懸念されるので、撚線後分解検査により、素線のダメージを観察した。素線外径は0.83mmで、0.1mm厚さの安定化銅が外周にあるので、ダメージを受けた部分の凹みの深さが0.1mm以下の場合、超伝導性能に影響ないと考えられる。そこで、凹み深さ0.1mm以上と0.2mm以上の凹みの数をFig. 3にまとめた。凹みの数及び深さはNb<sub>3</sub>Sn素線の方が明らかに少ない。これは銅素線が柔らかいので、クッションの役目をしていると考えられる。

## 4. 今後の予定

人工的に素線に凹みをつくり、その臨界電量値を評価し、ダメージの許容限界を確認する。この結果を、特性劣化の小さい実機最長910mの撚線を製作する技術の確立に反映させる。

\*The views and opinions expressed herein do not necessarily reflect those of the ITER Organization.

## 参考文献

1. Y. Nunoya, et al.: Abstracts of CSSJ Conference, Vol. 86 (2012) p.221.

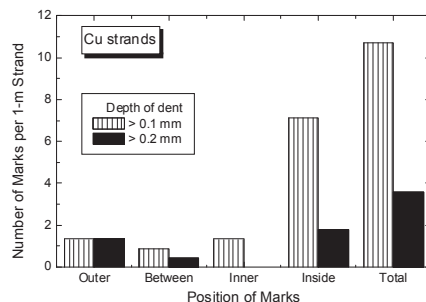
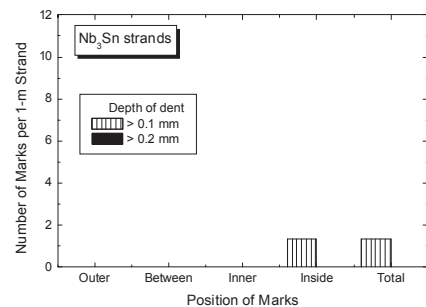


Fig.3 Typical results of destructive examination on SULTAN sample. Top: Nb<sub>3</sub>Sn strands, Bottom: Cu strands

# ITER 中心ソレノイド用ジャケット調達の進捗

## Progress of Procurement of ITER Central Solenoid Jacket

尾関 秀将, 濱田 一弥, 高橋 良和, 布谷 嘉彦, 河野 勝己, 押切 雅幸, 齊藤 徹, 磯野 高明 (原子力機構);  
手島 修, 松並 正寛 (神鋼特殊鋼管)

OZEKI Hidemasa, HAMADA Kazuya, TAKAHASHI Yoshikazu, NUNOYA Yoshihiko, KAWANO Katsumi, OSHIKIRI Masayuki,  
SAITO Toru, ISONO Takaaki (JAEA); TESHIMA Osamu, MATSUNAMI Masahiro (Kobe Special Tube Co., Ltd.)  
E-mail: ozeki.hidemasa@jaea.go.jp

### 1. はじめに

国際熱核融合実験炉(ITER)計画において、原子力機構は中心ソレノイド(CS)用導体の調達を分担している。CIC 導体である CS 導体は、ジャケット管に高マンガンステンレス鋼である JK2LB を採用している。ジャケットの形状は、製品製作時において外形が 51.3mm 角の角型、内径は 35.3mm の円である矩形型であり、1 本当たりの長さは 7m、重さは約 100kg である。ITER 調達分の製作総長さは、予備分も含めると約 43km(約 6100 本)に及ぶ。これまでの CS ジャケットの R&D において、ITER に要求される寸法及び機械特性を満たす製造工程を確立した[1]。現在は製品の非破壊検査手法の確立を進めている。検出すべき欠陥サイズは、ジャケットの疲労き裂進展速度の結果から、ITER 運転の 6 万回荷重に耐える許容初期欠陥サイズ 10mm<sup>2</sup> より十分小さいものが選定された。具体的には、Fig. 1 の左に示す長さ 2mm、幅 1mm、深さ 0.5mm の半円形ノッチ(基準人工欠陥)で、1mm<sup>2</sup> より小さい。これをフェーズドアレイ超音波探傷(PAUT)によって検出できるよう、メーカーと協力して R&D を進めてきた。本発表ではその成果について報告する。

### 2. 人工欠陥サンプルと PAUT の原理

R&D に用いる上記の検出目標欠陥を加工したサンプルには、Fig. 1 の右のように欠陥を配置した。基準欠陥はジャケット内周及び外周の全周位置での検出を目標とするため、0°、22.5° 及び 45° 位置に配置し(薄肉部のジャケット位置を相対的に 0° と定める)、さらに欠陥の向きによる検出感度の違いも考慮して、軸方向と周方向のものを用意した。

PAUT の原理は、複数の探触子を有するプローブから超音波ビームを発生させ、合成波面を形成して被検査体に入射させる。各素子の音波発生のタイミングを調整することで、音波ビームのステアリング・スキャンニングが可能となる。欠陥部では超音波が反射し、その反響音を検出することで欠陥位置を特定するものである。

### 3. PAUT の R&D の結果

CS 管は外表面が矩形で平面を有するのに対して内面は円形であることから、平面から入射した音波が内部で散乱されやすく欠陥信号とノイズを分離するのがこれまでは困難であり、従来の斜角探傷法では、外表面と内表面が局所的にほぼ平行となる 0° 位置においてのみ探傷が可能であった[1]。

今回の R&D では、人工欠陥サンプルに対して内表面と外表面に異なる手法を適用した。内表面には、垂直探傷法という合成波面を入射面と平行にして音波を進入させる手法を適用した。その概念図を Fig. 2 の左図に示す。垂直探傷法の実施には、Dual-32 素子、5MHz のプローブを使用した。この手法により、内表面の 22.5° 及び 45° の全ての人工欠陥信号を捉えることが可能となった。

一方、外表面には Creeping Wave(表面波)という、入射面で音波を屈折させ、外表面付近を沿うように進ませることで表面近傍の欠陥を検出する手法を適用した。その概念図を Fig. 2 の右図に示す。この実施には、64 素子、5MHz のプローブに、24° の入射角を生成するウェッジを使用した。この手法による探傷結果の 1 例として、Creeping Wave により外表面 22.5° 位置の軸方向欠陥を検出した様子を Fig. 3 に示す。この図

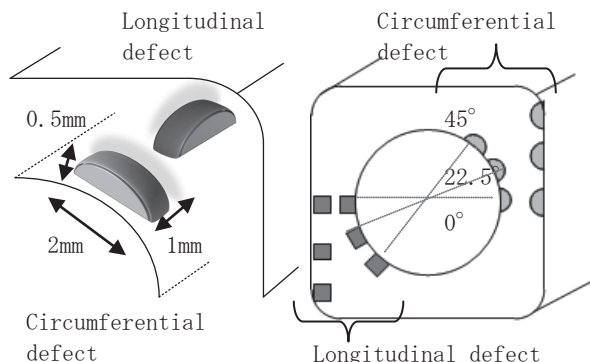


Fig. 1 (Left:) The size of standard artificial defect. (Right:) The arrangement of the defects on the sample.

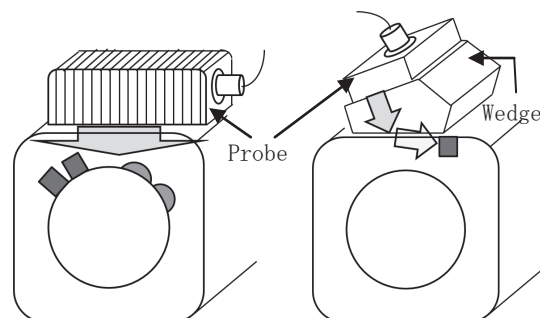


Fig. 2 (Left:) Schematic view of Linear Scan. (Right:) Schematic view of Creeping Wave Scan.

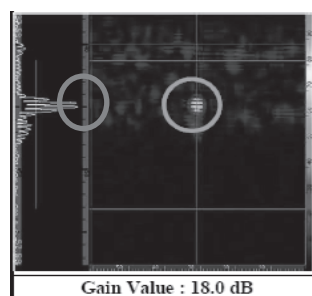


Fig. 3 Typical signal of longitudinal standard artificial defect at 22.5 degree position of outer surface of the sample, detected by Creeping Wave Scan.

に示すように、外表面の全ての軸方向疵の探傷が可能であることがわかった。外表面の周方向疵については、ノイズとの分離が難しく、また外観検査による方が検査に要する時間の効率がよいため、外観検査を適用することとした。

### 4. 実機製作適用の探傷方法について

本 R&D により、垂直探傷法及び Creeping Wave を利用した探傷の有用性が示された。これらの手法を用いて、CS 実機用ジャケットの検査を開始する。

#### 参考文献

- H. Ozeki, et al.: Abstracts of CSJ Conference, Vol. 86 (2012) p.223

## ITER TF コイルの調達進捗 Status of ITER TF coil procurement

小泉 徳潔, 松井 邦浩, 辺見 努, 梶谷 秀樹, 高野 克敏, 山根 実, 井口 将秀 (原子力機構);  
澤 直樹, 山本 暁男 (三菱重工); 久野和雄 (三菱電機)

KOIZUMI Norikiyo, MATSUI Kunihiko, HEMMI Tsutomu, KAJITANI Hideki, TAKANO Katsutoshi, YAMANE Minoru,  
IGUCHI Masahide (JAEA); SAWA Naoki, YAMAMOTO Akio (MHI), KUNO Kazuo (MELCO)  
E-mail: koizumi.norikiyo@jaea.go.jp

### 1. はじめに

原子力機構は、ITER 計画において、9 個の TF コイル(図 1)と 19 個(予備 1 機を含む)の TF コイル構造物の調達を担当している。なお、TF コイル構造物は、主要部であるコイル容器と ITER サイトでの組立時に使用するコイル間支持構造物である付属品で構成される(図 2)。TF コイル及び構造物の調達は、3 段階に分けて段階的に行われており、2012 年より、第 2 段階である、TF コイル及び構造物の第一号機の製作準備に着手した[1]。また、第 1 段階の一部の試作、及び製作技術の最終確認のために実施される実規模ダブル・パンケーキ (DP) の製作も第 2 段階に先立って実施する。加えて、2, 3 号機用ラジアル・プレート (RP) 及び構造物材料の製作にも着手した。さらに、当初計画に加えて、TF コイル巻線部 2 機の製作準備にも着手した。本講演では、TF コイル及び TF コイル構造物の調達活動の進捗を報告する。

### 2. TF コイル調達進捗

TF コイルの調達のうち、RP の製作では、2012 年 7 月から、ダミー DP 用及び TF コイル一号機用の 7 枚(計 8 枚)の RP 材料の製作を実施しており、2013 年 4 月にこれらの製作を完了する。本材料の製作では、溶接性と 4K における機械強度を確保することを目的に、材料成分を最適化し、実際に製作した材料は 4K における機械強度を満足した。さらに、2, 3 号機用の RP 材料も同様の要求仕様において、製作準備を進めている。これと並行して、実規模の試作も実施し、主な技術課題を解決することができた[2]。

巻線部の製作においては、巻線機(図 3)、熱処理炉等の製作治具の製作を進めている。2013 年夏より、これらの製作治具の検証も兼ねたダミー DP の試作に着手する計画である。ダミー DP の試作において、主要製作技術を検証した後に、実機コイルの巻線に着手する計画である。また、冷媒入口部及びジョイント部の実規模検証試験体の製作も進めている。

### 3. TF コイル構造物調達進捗

構造物の調達では、溶接変形の低減等の合理化を目的として、実規模試作を実施しており、これまでの評価に比べて、溶接変形を低減すること等に成功している。より詳細については、[3]で報告する。

構造物の製作では、構造材料の製作に長時間を要するため、2013 年 2 月より実機構造材料の製作に着手している。2013 年の秋までに 1 号機の材料調達を完了させ、実機コイル容器の製作に着手する計画である。

### 4. まとめ

原子力機構は、国内及び海外メーカの協力のもと、TF コイル及び構造物の第一号機の製作、巻線部 2 機の製作、及び第 2 号機以降の材料の調達に着手した。

### 参考文献

1. 松井邦浩, 他.: 秋季低温工学予稿集 (2012) p.220
2. 高野克敏, 他.: 春季低温工学予稿集 (2013) 3C-p07
3. 井口将秀, 他.: 春季低温工学予稿集 (2013) 3C-p05

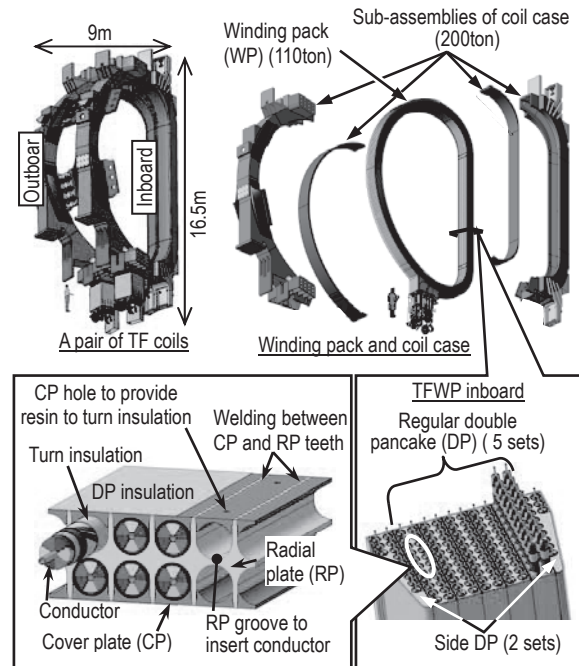


Fig.1 ITER TF coil and structures.

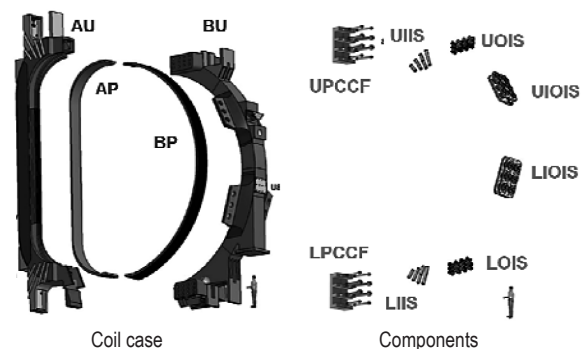


Fig. 2 TF coil case and its components.

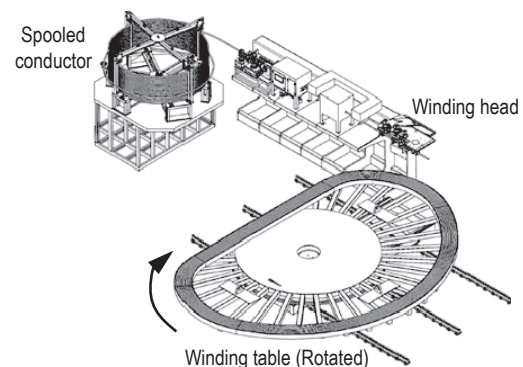


Fig. 3 Schema of TF coil winding machine.



## TF コイル構造物調達の見通し Progress of Procurement of TF Coil Structures

井口 将秀, 辺見 努, 千田 豊, 森本 将明, Hong Yun-Seok, 西 宏, 小泉 徳潔(原子力機構)  
渡海 大輔, 新見 健一郎, 山田 弘一(川崎重工業)

IGUCHI Masahide, HEMMI Tsutomu, CHIDA Yutaka, MORIMOTO Masaaki,  
Hong Yun-Seok, NISHI Hiroshi, KOIZUMI Norikiyo (JAEA)  
TOKAI Daisuke, NIIMI Kenichiro, YAMADA Hirokazu (KHI)  
E-mail: iguchi.masahide@jaea.go.jp

### 1. はじめに

TF コイル構造物は高さ 16.5m, 幅 9m の D 形状の超伝導巻線部を格納する高窒素添加型オーステナイトステンレス鋼製のサブアセンブリと, TF コイル及び他の機器とを接続する付属品で構成され, 両者の総称として用いられる (Fig.1). サブアセンブリは Fig.1 に示すようにベーシックセグメントを溶接で接合することで製作される. TF コイル構造物は最終寸法公差 2mm(約 1/8000)以下という厳しい公差が要求されており, 公差達成のためには, 溶接後の機械加工が必要である. そのため, 合理的な製造のためには, 詳細な溶接変形を把握し, 機械加工量を低減することが重要である. フェーズ II と呼ばれる TF コイル構造物製作前段階の試作試験では, 実機断面形状を有する小規模試験体を用いたベーシックセグメント間溶接変形(セグメント間溶接変形)検証試作を行うとともに, この溶接変形結果を用いた有限要素法解析により, セグメント間溶接変形量の予測値のさらなる高精度化を目的に, 実機大 A3 セグメント試験体及び実機 A2 セグメントの半分長さである 4m 長さの A2 セグメント試験体を用いた, セグメント間溶接変形検証試作を行っており, 本講演では, この試作結果について報告する.

### 2. 実機大セグメント間溶接変形検証試作条件

フェーズ II で実施したセグメント間溶接変形検証試作結果を Fig.2 に示す. フェーズ II では, 1m 長さの A2 セグメント試験体を半分に分割し, セグメント間溶接の変形測定を行うとともに, この溶接変形結果を用いた有限要素法によりセグメント間溶接変形量を推定した. その結果, A3 セグメントと A2 セグメントとのセグメント間溶接により, Fig.2 に示すような角変形が  $0.26^\circ$  生じると予想された.

Fig.3 に本試作試験で使用した試験体の概略を示す. A3 セグメント試験体はフェーズ II で試作されたもので, 全て高窒素添加型オーステナイト系ステンレス製である. 4mA2 セグメント試験体は, Fig.2 左にある高窒素添加型オーステナイト系ステンレス鋼製の 1mA2 セグメント試験体と剛性を模擬するための炭素鋼製の 3mA2 セグメント試験体を溶接により繋ぎ合わせて製作した. A3 セグメント試験体と 4mA2 セグメント試験体のセグメント間溶接は, 1mA2 セグメント試験体側と A3 セグメント試験体とを溶接することで実施した.

溶接方法は片側狭開先 TIG 溶接であり, 溶接ワイヤとしてオーステナイト系ステンレスワイヤである FMYJ11 を使用した. 両試験体組み立て時に溶接変形を見越した逆歪及び伸びは考慮しておらず, また, 溶接時に変形を抑える拘束治具は側板内面にのみ溶接により設置している. 溶接手順として, 側板の溶接実施後, 外板部分を溶接した. 溶接変形は, 溶接前後において光学式 3次元デジタル計測器を用いて計測した.

### 3. 実機大セグメント間溶接変形検証試作結果

Fig.4 にセグメント間溶接後の試作体を示す. セグメント間溶接施工は問題なく実施された. 3次元寸法計測結果から, A3 セグメント試験体と 4mA2 セグメント試験体とのセグメント間溶接により, 両試験体の間に約  $0.18^\circ$  の角変形が計測された.

この結果は有限要素法による予測結果よりも  $0.08^\circ$  小さいことを確認した.

### 4. まとめ

原子力機構は, より合理的な TF コイル構造物製作を実現するために, 実機大セグメント間溶接変形検証試作を実施し, 機械加工に対する設計予肉量を当初想定量よりも低減でき, 合理的に高精度の製作を行う見通しを得た.

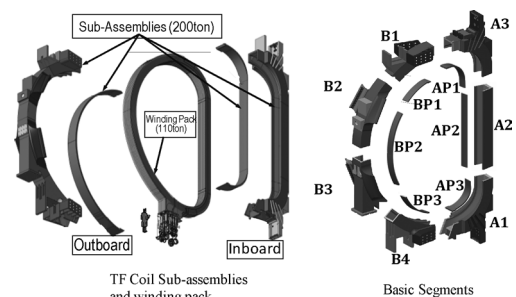


Fig. 1 Configuration of ITER TF Coil Structure

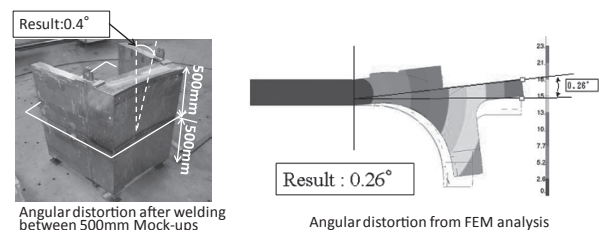


Fig. 2 Results of angular distortion of segment welding in Phase II

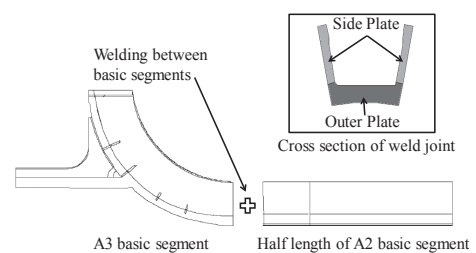


Fig. 3 Configuration of test mock-ups

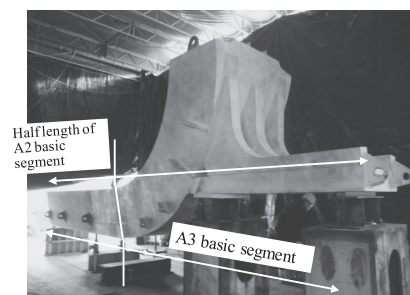


Fig. 4 Test mock-up after welding

# Manufacturing Strategy for ITER Toroidal Field Coil Structure

Hong Yun-Seok, 井口 将秀, 森本 将明, 中平 昌隆, 辺見 努, 千田 豊, 西 宏, 小泉 徳潔 (原子力機構)

Hong Yun-Seok, IGUCHI Masahide, MORIMOTO Masaaki, NAKAHIRA Masataka,  
HEMMI Tsutomu, CHIDA Yutaka, NISHI Hiroshi, KOIZUMI Norikiyo (JAEA)

E-mail : zerusha@naver.com

## 1. INTRODUCTION

ITER TF coil structure (TFCS), which is the main structural component in the magnet system, plays an essential part for supporting of the out-of-plane magnetic force as well as restraint centering force of 400MN. The deliverables for this structure consist of 19 sets including 1 spare and the supply is split between EU (10 sets) and Japan (9 sets). JADA (Japanese Domestic Agency) who has the responsibility of this structure had a contract for EU TFCS with HHI (Hyundai Heavy Industry). This paper will focus on the brief report regarding the status and future plan with schedule of HHI's procurement.

## 2. MANUFACTURING STRATEGY

TFCS consists of TF coil case and attachments. To be exact, TF coil case is the manufacturing portion of HHI and it is mainly composed of AU, AP, BU and BP as shown in Fig. 1.

TFCS manufacturing is divided into 4 serial phases from preparation of call-for-tendering, basic design and development to procurement for real product based on final design. HHI has a responsibility of Phases 2 and 3. Phase 4 is before making a contract and HHI is expecting to obtain this order. These fabrication schedules are presented in Fig. 2.

Phase 2 is for completion of detail manufacturing plan and design, and qualification through 1-m mock-up and a full scale basic segment trial. The objective of 1-m mock up is to check the weldability and the tendency of deformation caused by welding. In addition, the jig availability can be investigated. This preceding work was already carried out as Fig. 3.

The full scale trial reflecting the performance experiences of 1-m mock-up is conducted to simulate the expecting behavior of final product during welding as realistic as possible. The widening and shrinkage of width direction, shrinkage of longitudinal direction and angular distortion due to welding deformation are items to be confirmed in this stage. The applicability for jig concept shown in Fig. 4 is one of the key factors to be demonstrated.

In the step of Phase 3, the manufacturing plan and drawings for TFCS are finalized from the results of Phase 2. For the closure welding test of a TF coil, mock-up structure is also fabricated and shipped to EU with welding wire. In parallel, first module of TFCS and 5 sets of TFCS material for EU are procured. The basic module of the TFCS has two subassembly weldments, a case and a cover plate. Each of these subassemblies contains the parts fabricated by bending and machining of rolled plates and forged blocks. A number of welding and jigs are required in all stages of fabrication to ensure that the TF coil modules fit together properly and to match them with other components at the time of final assembly.

## 3. CONCLUSIONS

The manufacturing design for ITER TFCS is on the final stage. The structural design of major components has been almost completed and will be finalized by JAEA soon. Through the manufacture of some trials, higher manufacturing techniques are being developed to satisfy the severe criteria on TFCS and to reduce the cost. These preliminary studies between JAEA and HHI will bring successful result of real manufacturing and it will set an example for international collaboration in other projects.

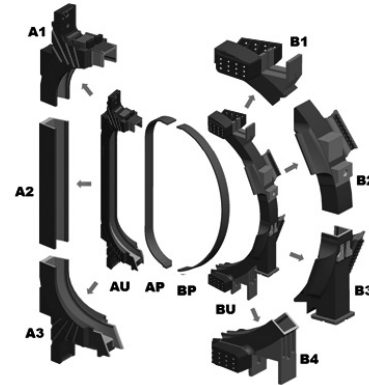


Fig. 1 Detail geometry of ITER TF coil case and its segments

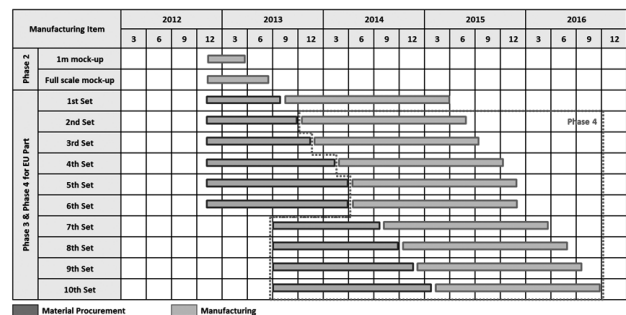


Fig.2 Detail schedule for manufacturing of HHI portion

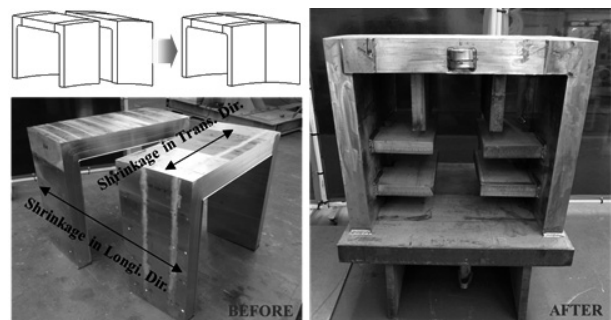


Fig. 3 Weldment of 1m mock-up

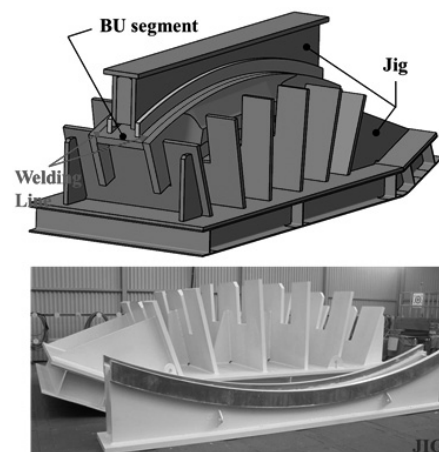


Fig. 4 Full scale mock-up shape with jigs before welding

## TFコイル・ラジアル・プレートの実規模試作結果 Result of the TF coil radial plate manufacturing trials

高野 克敏, 松井 邦浩, 小泉 徳潔(原子力機構) ;  
澤 直樹, 大川 智宏, 坪田 秀峰, 岡本 健(三菱重工業)  
TAKANO Katsutoshi, MATSUI Kunihiro, KOIZUMI Norikiyo ( JAEA) ;  
SAWA Naoki, OKAWA Tomohiro, TSUBOTA Syuho, OKAMOTO Takeru ( MHI)  
E-mail: takano.katsutoshi@jaea.go.jp

### 1. はじめに

TF コイルの巻線部に使用されるラジアル・プレート(RP)は、Fig.1 に示すように、高さ13m、幅9m、厚さ10cmの大型構造物であるが、数mmの平面度で製作することが要求されている。また、実機RPの製作は10分割したRPセグメントをレーザー溶接して組み立てる計画であり、各RPセグメントはステンレス鋼製の厚肉板から機械加工で製作され、1枚のRPは数週間ピッチで製作する必要がある。このため、原子力機構では、高精度で合理的な製作方法を検討し、実規模RPセグメントの試作試験及び溶接性試験を実施して製作技術開発を進めてきた。また、実機RPの材料製作では、溶接部の品質及び機械強度を満足するために化学成分を最適化した材料の製作が進められている。本講演では、これらの試作試験結果と実機RP材料の調達進捗について報告する[1]。

### 2. 実規模 RP セグメント試作

10個のRPセグメント製作における機械加工は、TFコイル製作工程上の律速段階となるため、更なる機械加工時間の短縮と高精度な機械加工技術の確立が求められている。一方、RPには、断面が対称な標準RP(rRP)と非対称な側面RP(sRP)があり(Fig.1)、これらは機械加工による変形の挙動が異なると考えられる。このため、これら2種類の実規模RPセグメントの試作試験を実施することとした(Fig.2)。試作試験の結果、機械加工条件を最適化することにより、大幅な加工時間の短縮が図られ、TFコイルの製作工程を十分に満足する加工技術の確立に成功した。また、加工変形においても、要求値1mm以下を十分に満足する1)rRP:0.3mm以下、2)sRP:0.6mm以下の高精度な製作精度を達成した。

### 3. 溶接性試験

RPの組立ては、10個の各RPセグメントを溶接して組立てる計画である。組立後のRPに対しても数mmの厳しい公差が要求されており、組立時の溶接変形を十分に小さく抑える必要がある。そこで、1)溶接変形が小さく、2)溶接時間の短縮も図れるレーザー溶接を採用することとした。ただし、レーザー溶接の溶け込み深さの制限から、始めの約50mmの厚さをレーザー溶接し、残りの部分はTIG溶接することとした。

RP材料は、高窒素が含有された完全フルオーステナイト材料であるため、割れ感受性が高く、高度なレーザー溶接技術の開発が求められる。そこで、割れの無い健全な溶接部を達成するために溶接条件の最適化試験を実施した。試験後の溶接部における横断面、縦断面のマクロ観察の結果(Fig.3)、割れの無い、健全な溶接品質を確認した。

### 4. 実機 RP 材料調達

RPの材料製作では、上述のとおり、割れ感受性の高い材料をレーザー溶接するため、溶接部に欠陥が生じるリスクの軽減を図る必要があるとともに、機械特性の要求値(900MPaの耐力、180MPa m<sup>1/2</sup>の破壊靱性値(K<sub>IC</sub>))を満足する必要がある。このため、RP材料製作における化学成分値を最適化し、製作メーカーが制御可能な範囲で目標値を定め、材料を製作することとした。

また、RPの材料製作は、実機TFコイルの製作に先駆けて、2012年7月からダミーDP用(1枚)及びTFコイル第1号機用

(7枚)の計8枚の材料製作を進めており、2013年4月末に製作を完了する計画である。これまで製作した計8枚の内、7枚の材料は、機械特性を全て満足している結果が得られおり、残り1枚の機械特性試験を4月末に完了する。

### 5. まとめ

実規模RPセグメント試作、溶接性試験の結果、RP製作における主要な技術課題を解決することができた。また、TFコイル第1号機用のRP材料の調達を進めており、これまで製作した材料は全て機械特性を満足している。

### 参考文献

[1] 小泉徳潔, 他, 2013 春季低温工学会予稿集, 3C-p04.

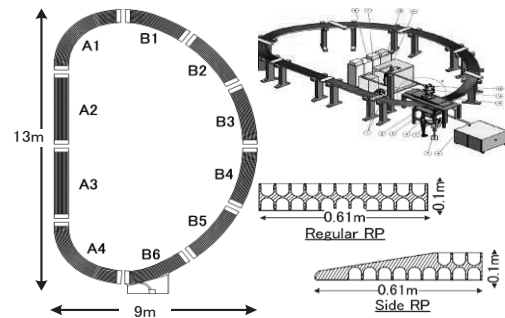
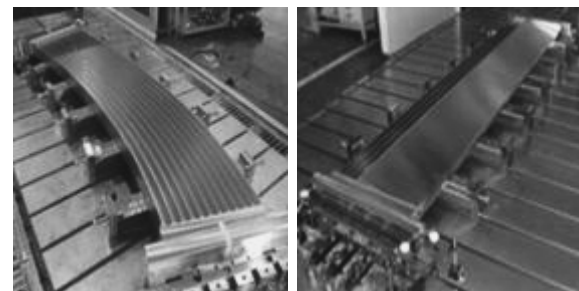


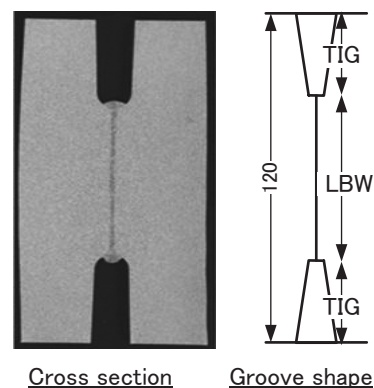
Fig.1 RP manufacture.



Regular RP Segment

Side RP Segment

Fig.2 Full-scale trial RP Segment manufacture.



Cross section

Groove shape

Fig.3 RP Welding Test.