

## 小特集

# 原型炉級核融合ダイバータおよび先進加速器 コンポーネント開発に向けた共通課題と最新研究

## Common Issue and the New Research for DEMO-Fusion Divertor and Advanced Accelerator Components

## 1. はじめに

能登 裕之

NOTO Hiroyuki

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2019年5月23日)

本小特集では、核融合ダイバータ材料として期待されている先進タングステンおよび銅合金に焦点を当てた。これらの先進材料は、核融合工学分野において、極めて優れた特徴を持つ一方、中性子源を目的とした重水素加速器および素粒子生成を目的とした大強度陽子加速器といった異分野においても重要な位置づけにある。本小特集では、これらの最新研究や開發現状、実用化へ向けた民間企業の技術を紹介する。

**Keywords:**

tungsten, plasma facing materials, copper, heat sink materials, bonding technology

原型炉級次世代核融合炉ダイバータは、これまでにない高熱負荷や高エネルギー粒子負荷が重畳する環境に晒されることが想定されている。そのような環境で用いるためには、徐熱性が高く、耐照射特性に優れたコンポーネントの開発が必要不可欠である。現在、この特性を満たすべく開発が進められているのが、先進タングステン (W) / 銅 (Cu) ダイバータである。特にそれぞれの素材 (W, Cu) および接合法における特性の向上を図ることにより、コンポーネント全体の高性能化が期待されている。アーマ材となる W は、これまで再結晶脆化が懸念されてきたが、現在、これを克服するため、炭化チタン (TiC) を粒界に配置した高靱性化 W-1. 1 wt%TiC 合金が開発されている [1]。また、ヒートシンク部分となる Cu 材料は、これまで鉄基材料で注目されてきた酸化物分散強化法を取り入れた全く新しいコンセプトの高強度銅をめざしている。これらの素材研究は、核融合炉材料の分野において、すでに世界的にも注目を集めており、ハイライトな研究といえる [2]。加えて、本小特集では、これらの素材を用い、コンポーネント化する技術として、「接合法」にも着目した。W/Cu 接合はこれまでほとんど類を見なかったが、民間企

業の持つ独自の技術により冷却コンポーネントに適した接合法が開発されている。

一方で、本小特集では、異分野への応用も見据える内容ともなっている。現在、様々なタイプの加速器 (中性子源、ミュオン生成) 分野においても、コンポーネント化の接合技術やターゲット部のタングステン高靱性化といった点は、共通の課題となっている。つまり現在、異分野を超えてこれらの技術は強く求められる存在となってきている。図 1 には本小特集でとりあげる「核融合炉ダイバータ」、「ミュオン等の素粒子生成用大強度陽子加速器ターゲット」それぞれにおける W 材料、Cu 材料、およびその接合コンポーネントの共通点を示した。

このようにダイバータ開発は、加速器開発と比較し共通点が多く、その高性能化は互い大きな影響を与えると期待できる。本小特集では、コンポーネント開発に必要な不可欠な 4 つの技術における最新研究・技術について紹介する。

**参考文献**

- [1] A. Hasegawa *et al.*, Mater. Trans. 54, 456 (2013).  
[2] G. Carro, J. Nucl. Mater. 455, 655 (2014).

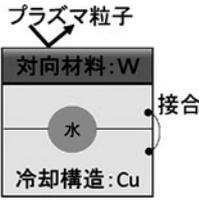
分野	核融合	大強度陽子加速器
部位	ダイバータ	ターゲット
将来的応用	実験炉→原型炉	600 MeV-8 GeV MLF-TS2 計画等
想定構造		
研究課題	W 高靱性化	共通 (第 2 章)
	Cu 高強度化: 第 3 章	
	W/Cu 異材接合: 第 4 章	

図1 本小特集でとりあげるW材料, Cu材料, およびその接合コンポーネントの共通点.



## 小特集 原型炉級核融合ダイバータおよび先進加速器コンポーネント開発に向けた 共通課題と最新研究

# 2. 大強度陽子加速器標的材・遮へい体として 期待されるタングステン

## 2. Tungsten Material as Target and Shielding for High-Power Proton Accelerator

牧村俊助, 栗下裕明, 原田正英<sup>1)</sup>, 河村成肇, 的場史朗, 三原 智,  
牧 宗慶, 新倉高一<sup>2)</sup>, 鄭 憲採<sup>2)</sup>, 長澤 豊<sup>2)</sup>, 尾ノ井正裕<sup>2)</sup>  
MAKIMURA Shunsuke, KURISHITA Hiroaki, HARADA Masahide<sup>1)</sup>, KAWAMURA Naritoshi,  
MATOBA Shiro, MIHARA Satoshi, MAKI Muneyoshi, NIKURA Kouichi<sup>2)</sup>,  
JUNG Hun-Chea<sup>2)</sup>, NAGASAWA Yutaka<sup>2)</sup> and ONOI Masahiro<sup>2)</sup>

高エネルギー加速器研究機構 (KEK) J-PARC センター,

<sup>1)</sup>日本原子力研究開発機構 (JAEA) J-PARC センター, <sup>2)</sup>金属技研株式会社

(原稿受付: 2019年5月23日)

宇宙の起源・物質や生命の根源の探求をめざし, 世界中で高エネルギー粒子加速器を用いた研究が展開されており, 更なる成果創出のため加速器の高輝度化・大強度化が望まれている. 特に大強度陽子加速器においては中性子・ミュオンを始めとする二次粒子生成のためにタングステン標的・遮へい体の開発が期待されている. しかし, その入手性や核融合分野におけるダイバータ材と同じく, 照射脆化や再結晶脆化の課題が, その性能を制限している. 本章では, 大強度陽子加速器標的材としてのタングステン材への期待, 材料開発の動向を紹介する.

### Keywords:

proton accelerator, neutron production target, muon production target, radiation shield, tungsten material, recrystallization embrittlement, radiation-induced embrittlement

### 2.1 高エネルギー陽子加速器によって生成される中性子・ミュオンを用いた研究

物質生命科学・素粒子物理学の発展のため高エネルギー陽子加速器によって加速された(数百 MeV から数百 GeV)陽子を標的材に衝突させ, 核破砕反応によって生成される中性子・ミュオンを用いた研究が展開されている. 本報告では, 特に高エネルギー陽子シンクロトロンを利用したパルス状中性子・ミュオン生成標的に関して述べる. 図1に J-PARC (Japan Proton Accelerator Research Complex, 大

強度陽子加速器施設)における二次粒子生成の概念図を示す.

#### 2.1.1 中性子研究

高エネルギー陽子加速器によるパルス状中性子源は, 物質・生命科学研究に利用するための大強度の中性子を発生させることを目的としている. 標的材料には, 中性子の生成効率から, 質量数の大きな水銀やタンタル, タングステンなどが用いられる. 発生した中性子は, 物質・生命科学研究に利用するにはエネルギーが高すぎるため, 減速材(水素含有物質)により冷熱中性子まで減速する. 加速器中性子源は, パルスの陽子ビームを発生させることできるため, 飛行時間法が利用でき中性子のエネルギー識別が容易に出来ることが特徴である.

物質・生命科学研究では中性子の波の性質を利用した冷熱中性子による中性子回折・散乱法を利用する. 中性子は透過性を持ち, 散乱は原子核及びスピンにより生じ, その強度は質量数に依存しない. 水素に対して散乱する反応断面積が高いため, 水素含有物質の構造解析に大きな役割を果たす. また, 大強度化および中性子を単色化させることで, 弾性散乱のみならず, 非弾性散乱情報を取得することができる. このとき運動量変化のみならず, エネルギー変

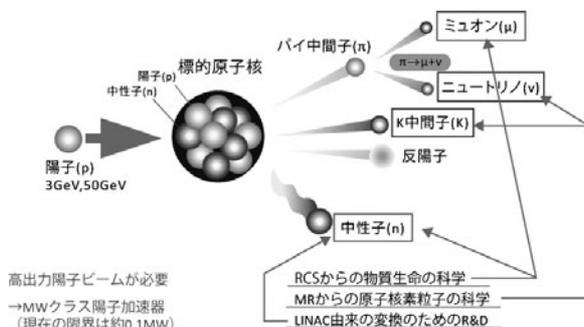


図1 J-PARCの陽子加速器で作られる粒子[1].

化を観測することができるので、物質中の振動・構造などを測りやすい。また、偏極中性子を利用することで、磁気構造を観測することができる。これらに示すように、中性子は物質・生命科学研究において幅広く利用可能な良好なプローブであると言える。中性子は強度の科学とも言われ、高エネルギー陽子加速器を利用した中性子源は、加速器の大強度化によって中性子研究において大きな役割を果たすことができる[2]。

一方で、これらに比較して低エネルギーの陽子加速器を利用して中性子を発生させる例では、核融合分野の構造材などの材料損傷を観察し、最適な材料を開発する国際核融合材料照射施設 (IFMIF) がある。他にもホウ素中性子捕捉療法 (BNCT) は、ホウ素の中性子捕獲反応を利用した粒子線医療照射を目的としており、腫瘍細胞に取り込まれやすいホウ素含有薬剤を投与し、そこに中性子を当てることで腫瘍細胞へ集中的にダメージを与え治療するものである。これらに加えて、研究機関や大学において、Li, Be を標的として小型中性子源の設置・運用が進んでいる。

### 2.1.2 ミュオン研究

ミュオンは電子と同じくレプトンに分類され、2.2マイクロ秒で電子と2つのニュートリノに崩壊する不安定な素粒子で、負の電荷をもつ粒子(負ミュオン,  $\mu^-$ )と、正の電荷をもつ反粒子(正ミュオン,  $\mu^+$ )が存在する。その認知度は低いですが、日常にありふれた素粒子であり電荷をもつ宇宙線の約7割をミュオンが占め、手のひらを上に向けると、毎秒1個程度のミュオンが通り抜けている。宇宙空間を飛び交う陽子などの一次宇宙線が地球に飛来し、大気(窒素や酸素)の原子核と反応しパイ中間子が生成され、そのパイ中間子が崩壊することでミュオンとなり、地表に降り注いでいる。

ミュオンを実験で用いるには宇宙線由来のミュオンでは数が少なく、人工的に加速した300 MeV以上の高エネルギーの陽子が必要となる。陽子ビームが標的に照射されて生成されたパイ中間子が標的物質表面で崩壊してミュオンが生成される場合、ミュオンはパイ中間子の二体崩壊により生成されるので決まった運動量で放出される上、反対側に放出されるニュートリノのスピンの(常に左巻き)が決まっているのでミュオンは100%偏極している。このようなミュオンを表面ミュオンと呼び様々な実験用途に供される。その他、崩壊ミュオンや正負のミュオンを使い分けることによって、物質の磁気的性質や水素の状態を調べるプローブや非破壊分析のような物性研究に用いられ、それ自体が素粒子物理学の研究対象となり原子核の電気的な大きさを調べたり、量子電磁気学の検証に役立っている[3]。なお、宇宙線ミュオンには現在の加速器技術では到達できないほど高いエネルギーをもつものが含まれ、岩石ならば数km程度を貫通することが可能である。この特徴を生かして、宇宙線ミュオンによる火山やピラミッド、原子炉のトモグラフィーなどに応用されている。

## 2.2 陽子加速器における中性子・ミュオン標的

### 2.2.1 陽子加速器を用いた中性子標的・ミュオン標的の歴史

高エネルギー物理学研究所(現在の高エネルギー加速器研究機構:KEK)では、ブースターシンクロトロンから供給される500 MeV, 5  $\mu$ Aのパルス状陽子ビームを標的材に発生させることによって、当時は画期的であったパルス状の中性子とパイ中間子が崩壊してできるミュオンを発生させ実験を行う利用施設が1980年に建設され、2006年まで運転が行われた。中性子標的はタングステン標的・劣化ウラン標的を経て、タンタル被覆タングステン標的へと改良が続けられた。パイ中間子およびミュオン(以後、両者を合わせてミュオンと呼ぶ)生成標的にはベリリウム固定標的が採用された[4]。その後、英国ラザフォードアップルトン研究所でも1990年代に800 MeV, 200  $\mu$ Aの陽子ビームパルス状中性子・ミュオンを用いた施設が建設され、2008年より、東海村J-PARCにおいて設計値3 GeV, 333  $\mu$ Aの陽子ビームを利用した物質生命科学実験施設(MLF)が建設された。ブースターシンクロトロンでは、陽子ビームをそれぞれの標的に振り分け、ビームタイムをシェアする方式を採用していたが、ISIS,J-PARC MLFでは、中性子を生成する水銀標的の上流にミュオン生成用の黒鉛標的が設置される串刺し標的の方式を採用しており、中性子とミュオンを同時に発生させることができる。

### 2.2.2 陽子加速器を用いた中性子標的・ミュオン標的

高エネルギー陽子が標的材に衝突する際には大きな熱が発生するため、標的材には耐熱性や熱衝撃耐性も要求される。また、高エネルギー陽子照射による弾き出し損傷・ヘリウムや水素同位体などの生成ガス・核破砕生成物によって性能が劣化する。これらの現象は原子炉・核融合炉材料でも起きるが高エネルギー陽子照射の場合は、特に生成ガス・核破砕生成物による影響が大きく、さらに残留放射能は保守性にも影響する、独自の研究が要求される。

標的材上で生成された中性子は減速材によって減速され、中性子反射ミラーを備えたビームラインによって、実験エリアに輸送される。一方でミュオンは荷電粒子であるため電磁石などの光学系で構成されるビームラインで実験エリアに輸送される。このとき標的材の密度が高いと発生する中性子・ミュオンの空間的広がりを抑制できるため、実験エリアでも、高密度の中性子・ミュオンを得られる一方で標的上の発熱密度も高まる。そのため標的材そのものが高温で十分な安定性を備えていることが必要となり、タングステンが標的材として期待されている。

中性子・ミュオン標的では加速器の大強度化に伴い、発熱密度や照射による影響を分散させやすい液体金属標的や回転標的が採用されている。この様な方式で標的を冷却している例として、中性子標的では米国オークリッジ国立研究所(ORNL), J-PARC MLFの水銀標的, ミュオン標的ではスイスのポール・シェラー研究所(PSI)のメソン標的, 米国ブルックヘブン国立研究所(BNL) E821実験用のミュオン生成標的, J-PARC MLFのミュオン回転標的がある。更なる大強度な中性子・ミュオンの発生をめざし、欧

州核破砕中性子源 (ESS), 米国 ORNL の第二標的計画, J-PARCMFLFでの第二標的計画でタングステンの回転標的が計画されている。

2.2.3 大立体角捕獲ソレノイド方式

陽子ビーム強度を増大させると中性子・ミュオンの強度を増大することができるが、陽子加速器の建設・運転経費の増大とともに標的周辺の高度な放射化を招く。そのため、近年、陽子ビーム強度を増大させる代わりに、高効率に中性子やミュオンを実験エリアに輸送する手法が検討されている。中性子の場合、中性子生成領域やモデレーター配置の最適化や中性子反射率を向上させるミラーの開発によって効率化を行う。荷電粒子であるミュオンビームを実験エリアに取り出す場合は、陽子ビームラインに標的からのミュオン捕獲用電磁石を可能な限り近づけ、大きな立体角でミュオンを捕獲する方式が採用されてきた。しかし、立体角を増大させるために電磁石を大きくすると幾何学的に陽子ビームラインとミュオン輸送のための電磁石が干渉し、さらに捕獲用磁場が陽子ビームラインに非対称な影響を与える。そのため、ミュオン標的を陽子ビームラインと、ほとんど同軸に設置された超伝導のソレノイド電磁石中に設置し大立体角でミュオンビームを捕獲する手法(大立体角捕獲ソレノイド方式)が採用されつつある。このとき、陽子ビームは、分割されたソレノイド電磁石間を通るので幾何学的な干渉も小さくなるとともに、ほぼ同軸のソレノイド中を輸送されるため、陽子ビーム軌道への影響を最小限にとどめることができる(図2)。

2.3 遮へい体としてのタングステン

2.3.1 遮へい体としてのタングステン

上述のように大立体角捕獲ソレノイド方式では、大強度磁場を実現するために超伝導磁石が採用される。このときソレノイド磁場が強ければ強いほど収集効果が高くなるが、二次放射線による発熱は超伝導状態を保つには大きすぎるので、半径の最適化と標的・超伝導電磁石間に遮へい体を挿入することが必要とされる。この遮へい体として有

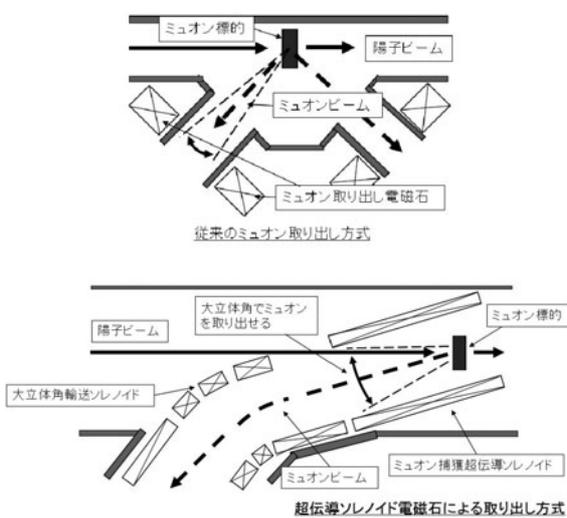


図2 ミュオンビーム取り出し概念図.

力視されているのがニッケルと銅を微量に添加したタングステン合金である。このタングステン合金は陽子ビームに直接、晒されるわけでは無いので、耐熱性能や耐照射性能はそれほど要求されない。密度が高く(18 g/cc以上)遮へい体としての性能が高い上、非磁性であるために高磁場磁石内でも問題なく使用できる。さらには熱伝導度も高いため、比較的容易に放射線による発熱を冷却水によって除去することが可能である。

大立体角捕獲ソレノイド内に配置するタングステン遮へい体の寸法は、直径1.2 m、内径0.24 m、長さ1.8 m、総重量は約30トンである(図3)。現在、遮へい体を放射状に12分割(1分割は30°)し、一本当たりの重量が約2.5 tonとなる(1/12 遮蔽体)構造を検討している(図4)。1/12 遮蔽体は積層したタングステン合金の両側面に冷却板を配置し、真空中への脱ガスを抑えるためにステンレスで被覆する構造を計画している。1/12 遮蔽体を円筒形に組み立てた遮へい体全体は、ビーム下流側の面のみを架台で支持する片持ち支持構造である。実際に大立体角捕獲ソレノイド内に配置する放射線遮へい体をタングステン合金で製造するには次の課題を解決する必要がある。

2.3.2 課題1：調達可能なタングステン合金寸法

遮へい体の構造や製造方法を定める最も大きな課題の一つが、調達できるタングステン合金の大きさである。目的とするタングステン合金の国内での用途の殆どが小型のブロック片や微小な部品であるため、1/12遮へい体を調達可能な材料で製造すると約600~1000個のタングステン合金片を積層する必要がある。その場合、タングステン合金片の加工や組立に膨大な時間と手間がかかると同時に増える接触熱抵抗のため冷却効率も低下する。これらの課題を解決するため、海外も含めた大型のタングステン合金片の調達を模索しており、タングステン材の主要な供給国である中国メーカにおいては、比較的大きなタングステン合金

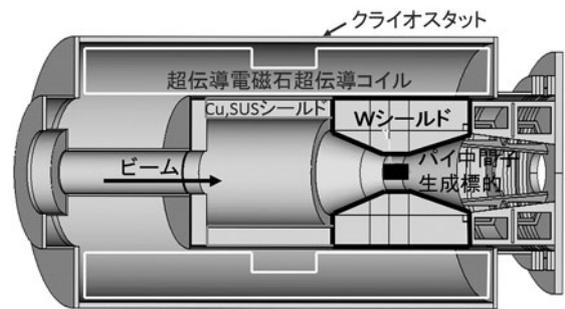


図3 COMET 実験用標的部断面図.

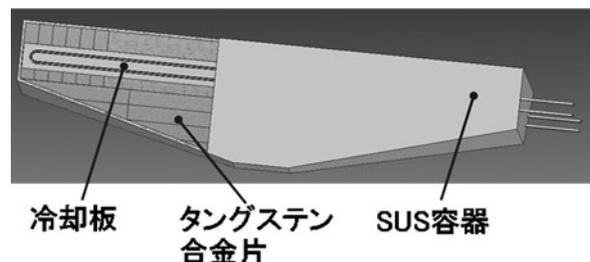


図4 1/12 遮蔽体.

を製造できることが判明している。

### 2.3.3 課題2：遮へい体の片持ち支持構造

二次放射線によって発生する熱は冷却板に埋め込まれた配管中の冷却水で除熱する。その際、二次放射線によって冷却水中に大量のトリチウム水を生成するため、可能な限り、ミュオン生成標的から離れた位置に冷却配管を配置する必要がある。タングステン合金は鉄の倍以上の比重があるため、占める体積に比して重量が大きい。当該遮へい体のように、タングステン合金による数十トンクラスの構造物は、世界中を見渡しても稀である。また、遮へい体設置エリアの都合上、支持架台の大きさにも制限があり、片持ち支持構造で支えなければならないため、支持構造体にかかる負荷が非常に大きいという課題もある。

### 2.3.4 現在の開発状況

現時点では、1/12 遮へい体の製造法として、箱型のステンレス容器内にタングステン合金片と冷却板を配置し、HIP (熱間等方圧加圧法) により全体を一体化した後に、ステンレス容器外面を切削し製作精度を担保する方法の試作・検討を進めている。

HIP 以外の方法として、鑄ぐるみによる製造検討も行った。これは国内で材料を調達し多量のタングステン合金片をステンレス容器内に積層せざるを得ない場合に備えて、タングステン合金片の加工の工程を減らすと同時に熱接触を保つことを目的としている。この場合、ステンレス容器の中に、隙間を設けながら製作精度の粗いタングステン合金片を積層し、その中に溶融した鉛等の鑄ぐるみ材を充填することで、隙間を埋め、一体化するという方法である。しかし試作の段階でタングステン合金は表面の濡れ性が非常に悪く、合金表面の濡れ性改善が必要であることが判明した。また、鑄ぐるみ材による遮へい密度の低下、および遮へい体の変形による鑄ぐるみ材とタングステン合金片の接触面の剥離といった課題を解決する必要がある。

現在、タングステン合金の物性試験や接合試験、冷却試験などを行いながら、詳細設計を行う為の検証を積み重ねている。2019年度中にタングステンシールドの製造法を確定し、1/12 遮蔽体の製作に取り掛かる計画である。

## 2.4 二次粒子生成標的材料としてのタングステン

密度の高さ、融点の高さなどによって標的材料としてのタングステンへの期待が高まっているが、タングステンが高温に晒されることによって起きる再結晶脆化および高エネルギー陽子照射による照射脆化は大きな課題である。同様な課題を抱える核融合分野ではダイバータ材としてカリウムドーパタングステンやレニウム固溶タングステン、タングステン複合材料に関する研究が精力的に進められている。

### 2.4.1 微細粒・ナノ粒子分散型再結晶タングステン合金, Toughened Fine-Grained Recrystallized (TFGR) W-TiC

微細粒・ナノ粒子分散型再結晶タングステン合金, Toughened Fine-Grained Recrystallized (TFGR) W-TiC は東北大学 金属材料研究所 附属量子エネルギー材料科学

国際研究センター (東北大 金研) 栗下准教授 (当時) のグループによって主に核融合炉材料として開発された。TFGR W-TiC は等軸微細粒構造の再結晶状態にありながら、チタン (Ti) 原子と炭素 (C) 原子の粒界での固溶・偏析により、本来割れやすい再結晶後の全ての粒界が割れにくい強い粒界に変えられているため、室温で 3 GPa を超える高い曲げ強度と延性を示す。また、結晶粒内と粒界に炭化チタンのナノ析出物を有するため、粒子照射環境で課題となる照射脆化を低減するシンク (逃げ場) サイトを多く有する [5, 6]。このように理想的とも言える TFGR W-TiC ではあるが小型な試料しか製造できないなど実用化に向けた大きな課題を残している。

### 2.4.2 金属技研株式会社との共同研究の現状

このような状況の中、KEK では熱処理メーカーである金属技研株式会社との共同研究のもと栗下氏の協力を得て、標的材料として TFGR W-TiC の開発を再開した。目標は製造環境を整備し、TFGR W-TiC を再現すると共に大型化・実用化に向けた開発を行うことである。

TFGR W-TiC は、「粉末調合」、「メカニカルアロイング (以下; MA) 処理」、「高真空下での加圧焼結」、「粒界すべり処理」によって製造する。

#### (工程 1 : 粉末調合)

高純度タングステンと微量の炭化チタン (約 1.1 wt%) の原料粉末を、侵入型ガス不純物を極力、排除するために酸素濃度 1 ppm 以下の高純度グローブボックス (GB) 内で調合・混合して MA 容器内に封入する (図 5)。また、真空中で 1000°C までベーキング可能な管状炉を併設しており、粉末中の酸素・窒素濃度を通常の 1/10 以下に低減できる。

#### (工程 2 : メカニカルアロイング処理)

MA 処理では、MA 容器壁面と容器内のボールとの衝突で混合粉末に大きな機械的エネルギーを付与する三軸加振型ボールミルによって、結晶粒のナノサイズ化および合金化 (添加した TiC の Ti 原子と C 原子への分解、およびそれらのタングステン母相への強制固溶) を行う。従来の開発では 1 気圧の水素雰囲気中で粉末調合、MA 処理が行われていたが、本共同研究では設備・手続きの簡素化のため、真空中で MA 容器中に粉末を封入することによって真空中での MA 処理を実現した。

#### (工程 3 : 高真空下での加圧焼結)



図 5 高純度グローブボックスの写真 [7]。

MA 処理された粉末は熱間等方圧加圧法 (HIP 法) によって焼結を行う。HIP の使用は, MA 処理粉末の大気との接触を防止し, 粒成長の起こりにくい比較的低温 (1350°C) で緻密化を行うためである。この HIP 処理の結果, タングステン母相中に強制固溶していた Ti と C の各原子は粒界に固溶偏析し, また結晶粒内と粒界にナノ粒子として析出するが, 固溶偏析も析出も不十分であり, 気孔も残留している。そこで, 引き続いて粒界すべり処理を行う。(工程 4 : 粒界すべり処理)

続いて材料中に加工組織を残さず, 未だ原子状に分解したままの炭化チタンをすべての粒界に均一に偏析・析出させるとともに残留気孔を排除するために, ホットプレスによって 1500°C ~ 1800°C の温度中, 最大 100 MPa 程度の圧力で, 超低速にて変位制御を行いながら変形させ, 長時間に渡り「粒界すべり処理」(超塑性変形) を継続する。これまでに金属技研と KEK の共同研究体制では, 直径 20 mm, 厚み 3 mm の TFGR W-TiC の製造に成功した。切り出した試料は三点曲げ試験において室温で 2.6 GPa の破壊強度を持ち, わずかではあるが延性を示した (図 6, 7)。

#### 2.4.3 現在の課題

現段階では東北大金研で製造された TFGR W-TiC の性

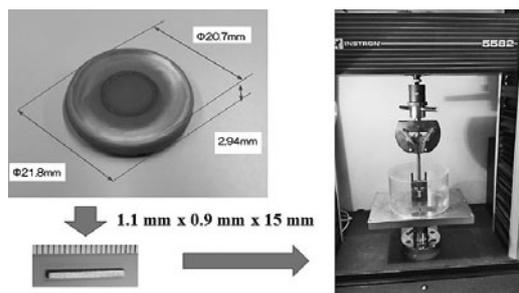


図 6 三点曲げ試験図。

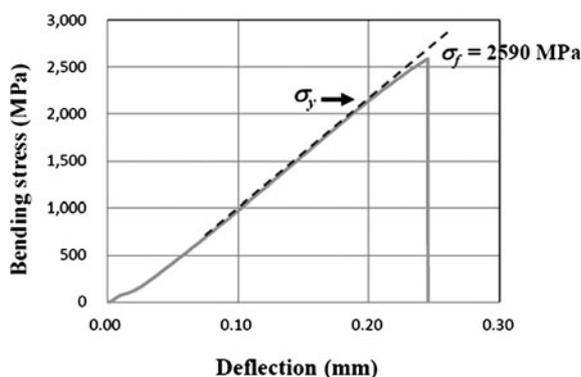


図 7 三点曲げ結果 [7].

能には到達できていない。原因は「MA 処理の最適化不足」, 「不純物酸素の除去不足」と推測している。

MA 処理後の粉末を走査型電子顕微鏡付属のエネルギー分散型 X 線分析によって観察したところ, ナノサイズ化されているはずの炭化チタンが 1  $\mu\text{m}$  程度の粒径のまま残存していることが確認された。MA 処理時間を延ばす事で解決は可能である一方で, MA 処理中に, モリブデン合金製の容器およびボールから不純物として混入するモリブデン濃度 (現段階でも 2 wt% 程度のモリブデンが混入している) が高まることが予想される。MA 処理の振動数, 処理時間, 容器, ボール材質の最適化が必要とされる。

完成した TFGR W-TiC の不純物酸素濃度を確認したところ, 380 ppm であった。この値は, 高純度グローブボックス内でのベーキングのおかげで, 小さな値ではあるが, 東北大金研での酸素濃度 160 ppm よりも多い。MA 処理時間や, 各工程での待機時間が影響していると考えられ, 効率的な作業工程の立案によって低減をめざしている。

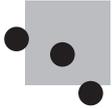
本開発では, 製造試料の大型化・実用化をめざしており, 上記開発と並行して大量粉末処理装置の開発, 大型試料製造装置の開発を産学連携の下, 進めている。

#### 2.5 おわりに

大強度粒子加速器における様々な技術は核融合分野と共通している。本章で述べたタングステンに関する技術だけではなく, 極限環境に使用される材料, 液体金属に関する技術, トリチウムハンドリング技術や遠隔操作に関連する技術なども共通な課題を抱えており, 共同研究を進める事によって, 相乗効果を期待できる。KEK では既に MA 処理の基礎研究に関して核融合研との共同研究を展開している。

#### 参考文献

- [1] <http://www.j-parc.jp/ja/jparc.html> より引用
- [2] 日本中性子科学会誌 波紋 vol.28 No.1 (2018) 「パルス中性子50周年記念」特集。
- [3] K. Nagamine, *Introductory Muon Science*, (Cambridge University Press, 2003), On line ISBN 9780511470776
- [4] 池田 進・西山樟生 他: KEK 陽子加速器の軌跡-中性子・ミュオン- (高エネルギー加速器研究機構, 2007) ISBN 978-4-9901936-3-8.
- [5] H. Kurishita *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **398**, Issues 1-3, 87 (2010).
- [6] H. Kurishita *et al.*, *Mater. Trans.* **54**, 456 (2013).
- [7] 物構研ハイライトより引用  
<https://www2.kek.jp/imss/news/2019/highlight/0218-WTiC/>



## 小特集 原型炉級核融合ダイバータおよび先進加速器コンポーネント開発に向けた共通課題と最新研究

### 3. ダイバータ用 ODS-Cu の開発

#### 3. Development of Oxide Dispersion Strengthened (ODS) Copper for the Divertor of Nuclear Fusion Reactors

大野直子, Aghamiri S.M.S., 鶴飼重治, 笠田竜太<sup>1)</sup>,  
能登裕之<sup>2)</sup>, 菱沼良光<sup>2)</sup>, 室賀健夫<sup>2)</sup>

OONO-HORI Naoko, AHGAMIRI S.M.S., UKAI Shigeharu, KASADA Ryuta<sup>1)</sup>,  
NOTO Hiroyuki<sup>2)</sup>, HISHINUMA Yoshimitsu<sup>2)</sup> and MUROGA Takeo<sup>2)</sup>

北海道大学 大学院工学研究院, <sup>1)</sup>東北大学 金属材料研究所, <sup>2)</sup>核融合科学研究所

(原稿受付: 2019年5月23日)

銅は高い熱伝導率を持つためダイバータ用部材として有用であるが強度が低く、照射によって著しく脆化するため単体での使用は難しい。我々のグループでは銅の酸化物分散強化 (ODS 化) と組織制御によって、引張強度と延性を向上させた ODS-Cu を開発した。本章は ODS-Cu の着想に至った経緯・これまでに開発した ODS-Cu の性質、作製に至るまでに駆使した微細組織制御について述べる。

#### Keywords:

divertor, copper, oxide dispersion, microstructure control, processing, strengthening

#### 3.1 緒言

##### 3.1.1 核融合炉ダイバータとしての銅合金

粒子排気・熱除去・プラズマ閉じ込め改善の3つの機能を担うダイバータは、プラズマの直撃と高い熱負荷を受ける。ダイバータ背面で熱伝達を担うヒートシンクには、適用できる材料の選択肢が狭く、鉄鋼材料による熱除去は不可能であり、熱伝導度の高い銅の利用が望ましいとされている。構造材としての銅は強度を担保するために他の金属との合金化が必要であるが、銅への合金元素の添加は熱伝導率低下を招く上、銅及び銅合金は核融合反応で発生した中性子の照射によって著しい脆化を起こすことが知られている。これまでに原子炉用に開発されてきた銅合金としては、国際熱核融合実験炉 ITER のダイバータ冷却管に適用される CuCrZr 合金、内部酸化法で作製された GlidCop® AL-25, その他 CuNiBe 合金等が挙げられるが、いずれも 1 dpa 程度の照射で延性がほぼ 0 まで低下してしまうことが報告されている [1, 2]。延性低下の原因は、照射欠陥に起因する転位チャネリングであると言われている。

##### 3.1.2 強度・耐照射性の向上をめざした銅の ODS 化

銅の高熱伝導率を維持して強度を向上させ、更に照射脆化を克服する銅のデザインとしては、純銅にナノ酸化物粒子を分散させた酸化物粒子分散強化銅 (ODS-Cu) が有力である。ODS は高速炉用燃料被覆管や核融合炉ブランケット用構造材として鉄基 ODS 合金において30年以上の開発・研究実績があり、母相の強度を向上させ、更に酸化物粒子・母相の界面に照射損傷によって発生した点欠陥を吸

収し照射脆化を抑制することが広く知られている。また ODS では母相に合金化元素を固溶させる必要が無いため、純銅の母相を保つことで高熱伝導率の維持も期待できる。著者らの研究グループは平成28年度から核融合科学研究所の LHD 計画共同研究 (課題番号: NIFS16K0BF035 代表者: 笠田竜太 世話人: 室賀健夫) 及び科研費基盤 A (課題番号: 16H02443 研究代表者: 室賀健夫) の枠組みにおいて北海道大学、東北大学、核融合科学研究所の3グループで ODS-Cu 開発に着手した。3グループともに以後に説明する合金化および焼結手法は、ほぼ同様であるが、それぞれでこれまでの知見を活かし異なる技法を盛り込んでいる。例えば東北大学では、水冷型高エネルギーボールミル合金化プロセスを取り入れ、核融合科学研究所では大型化を狙った熱間等方加圧 (HIP) による焼結プロセスに取り組んでいる [3]。北海道大学のグループでは、潤滑剤の添加や水素雰囲気処理などを取り入れることにより Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ナノ粒子の純銅中への微細分散に成功し、加工熱処理を用いた組織制御によって室温で破断伸び最高19%、引張強さ 491 MPa を達成した。本章では北海道大学のグループにおける ODS-Cu の作製・微細組織・強度を中心に解説する。

#### 3.2 ODS-Cu の作製

##### 3.2.1 メカニカルミリングによる Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の微細分散

図1に ODS-Cu の作製手順を示す。Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を銅中に分散させるため、純銅粉末および 0.5 mass% の Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粉末を遊星型ボールミルに投入し、Ar 雰囲気にて48時間のメカニカル

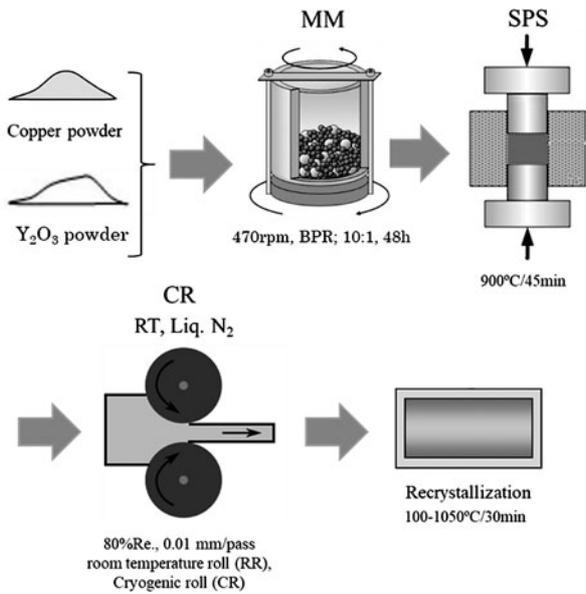


図1 ODS-Cuの作製手順.

ミリング (Mechanical milling: MM) を行った. 純銅は延性が高いため, ミリング中に粘って MM 不良を招き, ボールミルの壁面にこびりついて粉末の回収率を悪化させる特徴がある. 本研究では 0.5–2 mass% のステアリン酸を MM 潤滑剤として添加し, 420–470rpm の範囲で MM 後の粉末回収率・粉末形状及び  $Y_2O_3$  の分解を調査した.

図2はMM条件とMM後の粉末概観である. ①–③のSEM像より, 同じボールミル回転速度420rpmではステアリン酸の量が多いほど粉末回収率が上昇するが, 2 mass%では過剰添加による粉末の汚染が目立つ. 粉末回収率は回転速度を470rpmまで上昇させることで向上し, 1 mass%のステアリン酸添加で94%の粉末回収率を得ることに成功した(図2④). 図3は1 mass%ステアリン酸・ボールミル回転速度470rpmの条件で, 最高96時間までMMをした粉末のXRDプロファイルである[4]. グラフの一番下はMM無しのもので, 下から上に1h, 6h, 12h, 24h, 48h, 60h, 70h, 96hとMM時間が長くなる. 図3よりMM時間が長くなるにつれて銅のピーク幅が広がることが見てとれるが, これはMMの強加工によって銅中に大量の転位が導入され, 結晶子が小さくなることに由来する.  $Y_2O_3$ の銅中への分解はMMによって銅マトリクスに導入される歪に依存しており,  $Y_2O_3$ のピークは24時間のMMではほぼ消失する. 銅マトリクスに導入される歪量が飽和するのはおよそ48時間以降である[4]. また, 炭素または炭化物のピークがすべての条件において存在するが, これはステアリン酸由来のものである. MMの潤滑剤としてステアリン酸を用いることで, 炭素のほかに酸素も粉末に多く混入してしまう(1 mass%のステアリン酸添加によってMM後に0.26 mass%が含まれる). この「過剰な酸素」は焼結時に母相の銅と反応し粗大な  $Cu_2O$  となり, 介在物として圧延加工時の割れの原因となる. 本研究では焼結前に水素気流下で600–1000°Cの熱処理を施すことによって過剰酸素濃度の低減を試みた.  $He/5\%H_2$ の混合気流と純  $H_2$  気流の両

試料番号	①	②	③	④
回転速度(rpm)	420	420	420	470
ステアリン酸濃度(mass%)	0.5	1.0	2.0	1.0
概観				
粒子形状 (SEM) ※全て同じ縮尺				
粉末回収率(%)	54	82	95	94

図2 MM後の粉末概観と回収率.

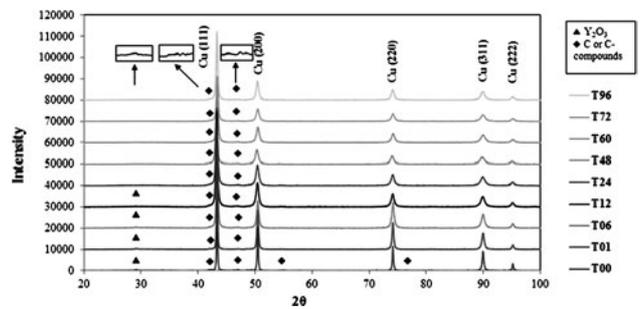


図3 MM後の粉末XRDプロファイル[4].

方で熱処理を試みた結果, 純  $H_2$  気流によって 0.17 mass%まで過剰酸素濃度を低減した.

### 3.2.2 焼結後の微細組織

MM後の粉末を放電プラズマ焼結により900°C, 45分の条件で焼結した. 図4は焼結後のODS-Cu中に含まれる酸化粒子の透過型電子顕微鏡 (TEM) 像で, 図の矢印の先は酸化粒子を示している[4]. 酸化粒子の平均サイズは10.8 nm, 体積率は0.0075で, 内部酸化法によって作製された市販の酸化粒子分散強化合金である GlidCop® AL-25の酸化粒子(三角平板の一辺10 nm, 厚さ2.5–5 nm, 数密度  $4.5 \times 10^{22} m^{-3}$  より体積率約0.01と見積もる[5])と同程度の分散である. しかし三角平板状の GlidCop® AL-25中の酸化粒子に対して本研究で開発した材料(以下, 開発材)の酸化粒子はほぼ球形であり, 照射によって生じ

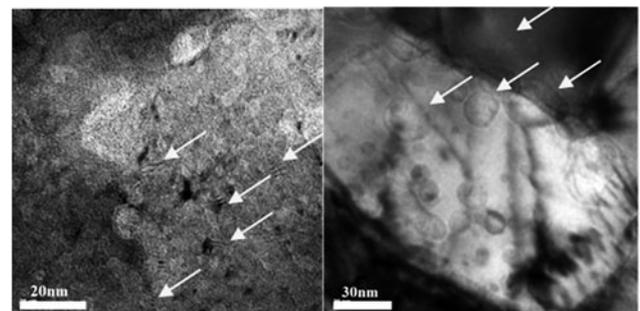


図4 焼結後 ODS-Cu 中の酸化粒子概観[4].

た点欠陥を等方的に捕獲できると考えられる。左側の写真で示した酸化粒子には細かいモアレ縞が見られ、銅の格子と酸化粒子の格子が半整合であることが示唆される。右側の写真に示した酸化粒子は非整合である。モアレ縞の見られる酸化粒子のサイズは5–15 nmであり、非整合の酸化粒子は15 nm以上である。

### 3.3 加工熱処理による ODS-Cu の特性向上

#### 3.3.1 圧延→再結晶による強度と伸びの飛躍的向上

3.2で説明した焼結材に最高80%までの冷間圧延を施した後、100–1050℃までの範囲で再結晶熱処理を行い、微細組織と強度の関係を調査した。図5は作製した試料の引張応力-ひずみ曲線で、焼結後加工無し (as-SPS) [4]、焼結後80%冷間圧延 (80%CW) [5]、冷間圧延後700–900℃の間で15–60分再結晶熱処理を行った試料[5]を比較している。表1に冷間圧延後及び再結晶熱処理後の0.2%耐力 ( $\sigma_{0.2}$ )、最大引張強度 ( $\sigma_u$ )、一様伸び ( $el_u$ )、全伸び ( $el_t$ )を示す。焼結後加工しないままの開発材の0.2%耐力は272 MPa、全伸びは12%で、市販材のGlidCop® AL-25 (0.2%耐力: 296 MPa、全伸び: 19%) に匹敵する性能を持つが、伸びがやや小さい[4]。80%の冷間圧延を施すと、強度は焼結材の2倍以上に上昇するが、伸びが数%まで落ち込む。しかし、冷間圧延後に適切な温度で熱処理を行うことにより、80%冷間圧延と同程度の強度を保ったまま、伸びをGlidCop® AL-25と同程度まで向上させることに成功した。

#### 3.3.2 引張強度と集合微細組織の関係

3.1で引張強度を示した開発材についてSEM-EBSDによる結晶方位解析を行い、集合微細組織の引張強度への寄与を調査した。図6に焼結後の冷間圧延による集合組織の変化を示す[5]。逆極点図方位マップを見ると、圧延率の上昇に伴い緑色の結晶粒が増加・成長し、80%圧延においてはほぼ全面が緑色の結晶粒に覆われる。図6dに示される

目盛の大きさが1 mmであることを考慮すると、60%→80%圧延に移行する際の緑色結晶粒の成長は極めて異常である。同組織の方位分布関数(図6 a-d 下)から、逆極点図方位マップで見られた緑色結晶粒は{011}〈211〉の黄銅方位であることがわかる。圧延による黄銅方位の形成は合金型のFCC金属に一般に見られる事象であり、純銅の圧延において優先される銅方位{112}〈111〉とは異なる。黄銅方位が形成される理由としては、①せん断帯の蓄積②双晶変形による{112}〈111〉からの結晶の回転が挙げられるが、開発材の微細組織観察では両方とも殆ど観察されなかった。代わりに $a/6\langle 112 \rangle$ で表されるショックレーの部分転位が多数観察されたことから、我々は黄銅方位は部分転位の移動によって形成されたと考えている[5]。酸化粒子によって $a/2\langle 101 \rangle$ 完全転位がピン留めされ、その結果 $a/6\langle 112 \rangle$ の部分転位に分かれた後、それらの転位が{111}すべり面上を移動すると、{110}面が〈211〉方向に回転し、黄銅方位が形成される。TEM観察から、この単結晶の様相を呈する結晶粒は、同じ方向を持つ無数の微結晶によって構成されていることが判明した[5]。微結晶の亜粒界による結晶粒界強化および圧延によって導入された転位による強化が、80%冷間圧延後の引張強度の著しい向上に寄与したと考えられる。

図6dで示した80%冷間圧延材に800℃/30分の再結晶熱処理を施した後の集合組織を図7に示す[5]。80%冷間圧延後はまるで単結晶のように広がった黄銅方位が出現したが、800℃/30分の再結晶熱処理後はGoss方位

表1 圧延・再結晶熱処理後試料の引張試験結果。

加工熱処理条件	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$el_u$ (%)	$el_t$ (%)
80%圧延	460	550	2.3	3.2
700℃/30 min	460	528	4.2	13
800℃/30 min	430	491	3	19

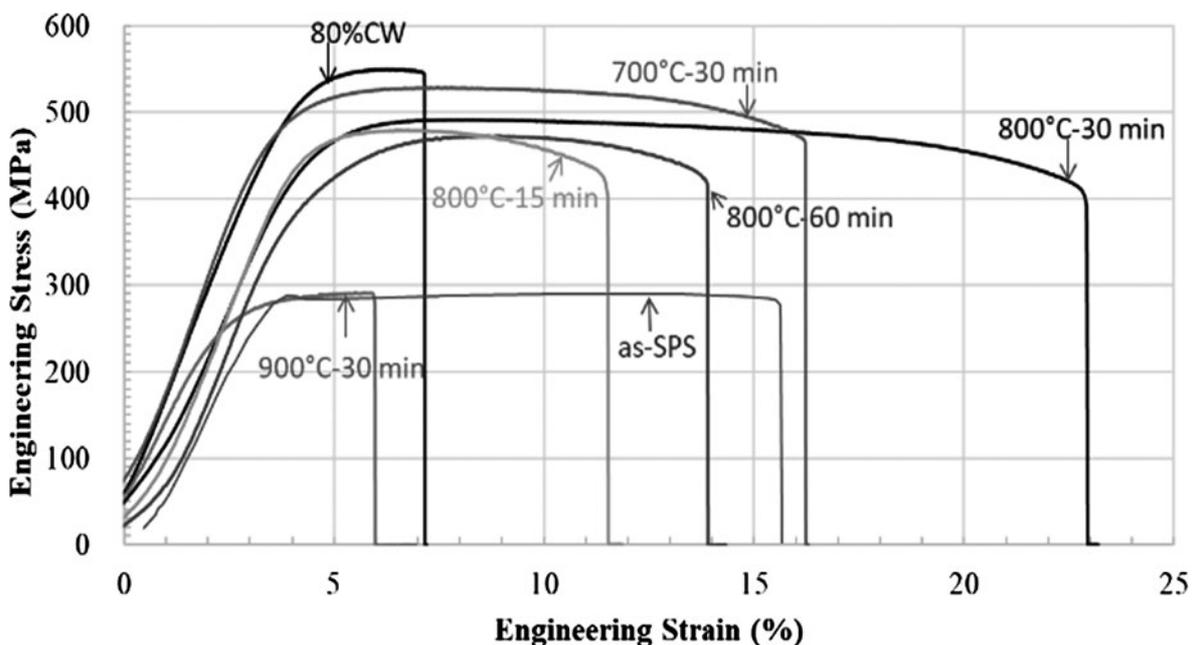


図5 焼結・圧延→再結晶後のODS-Cuの引張応力-ひずみ曲線。

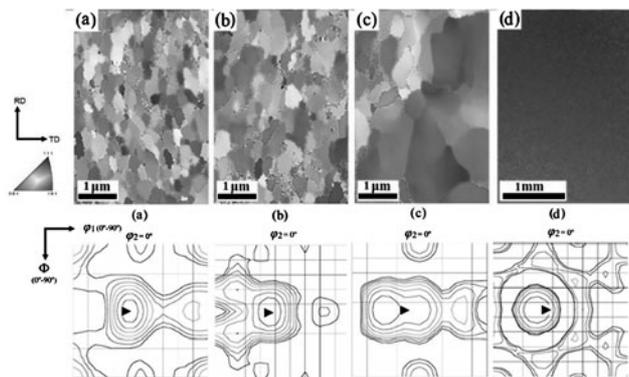


図6 (a-d)20%, 40%, 60%, および80%冷間圧延後 ODS-Cu の逆極点図方位マップおよび各集合組織のφ2=0°における方位分布関数[5].

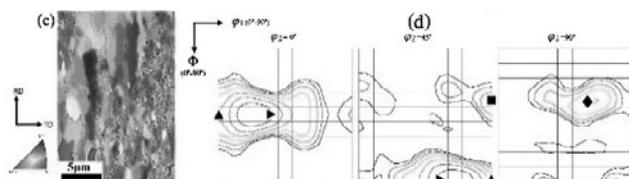


図7 80%冷間圧延→800℃/30分再結晶熱処理後の逆極点図方位マップおよび集合組織のφ2=0°, 45°, 60°における方位分布関数[5].

( $\{011\} \langle 100 \rangle$ )・S方位 ( $\{123\} \langle 634 \rangle$ )・銅方位が再び現れ、1 μm以下の小さな結晶粒と数μmの転位の少ない大きな結晶粒で構成される二相組織に変化している。80%冷間圧延後のものに匹敵する強度を保ちながら19%の全伸びを確保できた理由はこの二相組織に由来し、小さな結晶粒によって強度を、大きな結晶粒（再結晶粒）によって伸びを確保していると考えられる。また、開発材の再結晶熱処理温度は一般的な冷間圧延後の銅の熱処理温度（200℃程度[6,7]）よりも数百度高く、~700℃程度から開始する[5]。これは母相中に緻密に分散された酸化物粒子の粒界ピン留め効果によるもので、ダイバータの使用温度（熱負荷 20 MW/m<sup>2</sup>、銅の熱伝導率 350 W/m/K、冷却水温度を 100℃、板厚を 1 mm として 150℃程度[8]）では開発材の熱負荷による再結晶等の組織変化は起こらず、結晶粒界強化が有効であるといえる。

### 3.4 今後の課題

本章では核融合科学研究所の LHD 共同研究及び科研費基盤 A による共同研究の枠組みで、北海道大学において実施した ODS-Cu の開発成果の一部を示した。潤滑剤にステ

アリン酸を用いた ODS-Cu の作製に成功し、その後の冷間圧延→再結晶熱処理を用いた組織制御によって、高強度と高延性の両立を達成できた。本開発材は現在 BR-2 において中性子照射実験に供しており、次年度以降に照射後の引張試験を行う予定である。ODS 化の最大の目的は照射後延性を維持することであり、それがどの程度達成されているかを見極める予定である。併せて、同じ共同研究の枠組みにおいて、熱伝導率の測定やマイクロピラー試験によるイオン照射材の評価を行う予定である。また、開発材の更なる強度と延性の向上を目的とし、液体窒素温度による圧延加工を試み、室温圧延に比べて結晶粒の微細化を促進させ引張強度を向上させることにも成功している（論文執筆中）。

ODS-Cu の冷間圧延・再結晶熱処理が強度・延性を確保するための有力な製造方法と考えられるが、その場合、実用的には冷間圧延時に割れが発生しないための改善が不可欠である。割れの原因は、MM 中にステアリン酸の分解で生成した酸素の混入による Cu<sub>2</sub>O の生成にある。Cu<sub>2</sub>O 存在物を起点にして冷間圧延中に亀裂が入ることが知られている。水素気流下での粉末の熱処理によってある程度は酸素を低減できるが、これには限界がある。MM 中に酸素を混入させないためには、潤滑材（ステアリン酸）を用いないことであるが、そうすると粉末同士がくっ付き Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の微細分散が達成できない。そこで、ステアリン酸を添加せず、H<sub>2</sub>/He 雰囲気中の MM を試したが [9]、Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の微細分散は実現できるものの焼結に適した細かい粉末を得ることが難しかった。ステアリン酸を添加せずに MM 処理する他の方法は、水冷ポットを用いて十分冷却することにより粉末の粗大化を抑制する方法である。この場合はステアリン酸を添加しないので酸素混入はなく、かつ微細な酸化物粒子を得られる可能性がある。実用的には、このようにして製造した MM 粉末から固化成型体を作製し冷間圧延と再結晶処理で冷却パイプに加工する方法が現実的と考えられる。

### 参考文献

- [1] S.A. Fabritsiev *et al.*, Nucl. Mater. **233-237**, 127 (1996).
- [2] S.J. Zinkle, J. Nucl. Mater. **449**, 277 (2014).
- [3] B. Huang *et al.*, Nucl. Mater. Energy **16**, 168 (2018).
- [4] S.M.S. Aghamiri *et al.*, Nucl. Mater. Eng. **15**, 17 (2018).
- [5] S.M.S. Aghamiri *et al.*, Mater. Sci. Eng., A **749**, 118 (2019).
- [6] Y. Wang *et al.*, Nature, **419**, 912 (2002).
- [7] L. Lapeire *et al.*, Acta Mater. **95**, 224 (2015).
- [8] 鈴木 哲 他：プラズマ・核融合学会誌 **82**, 699 (2006).
- [9] S.M.S. Aghamiri *et al.*, J. Alloy. Comp. **783**, 674 (2019).



## 小特集 原型炉級核融合ダイバータおよび先進加速器コンポーネント開発に向けた共通課題と最新研究

### 4. タングステン/銅の異材接合技術

#### 4. Bonding Technology between Dissimilar Materials Such as Tungsten and Copper

辺野 喜英郎

BENOKI Hideo

日本タングステン株式会社

(原稿受付：2019年5月23日)

タングステンは特定の過酷な条件下で使用されるが、希少でかつ高価な金属であることから、異種材料と接合して使用されることが多い。本章ではその接合事例として、日本タングステン株式会社が開発した無欠陥接合法「NDB」について製造工程や接合特性を交えながら紹介する。

#### Keywords:

tungsten, copper, NDB, direct bonding, non defective bonding, brazing, electrical resistance, thermal conductivity

#### 4.1 はじめに

高融点金属であるタングステン (W) は、ダイバータや加速器、抵抗溶接、プラズマ放電など、特定の過酷な条件下で使用されるが、希少でかつ高価な金属であることから、異種材料と接合して使用されることが多い。接合される異種材料としては、冷却効果を期待して熱伝導率の高い銅 (Cu) が台金として使われることが一般的であり、台金である Cu には適宜水冷穴などが設置され、W の温度上昇を抑制する工夫がなされている。W と Cu は、圧入やろう付などの方法により接合された構造が一般的であるが、その接合界面において熱伝導が妨げられると、W 側で発生した熱が Cu 側に速やかに伝達されず、W の消耗につながる場合がある。また、発生した熱により、材料間の熱膨張差やろう材の融点に達することにより、W が接合部において脱落する場合がある。そこで当社では、これらの課題を解決するため、W と Cu を直接接合する方法として NDB (Non Defective Bonding) を開発、製品化し、各種用途に展開している。

#### 4.2 製造工程

NDB による W と Cu の接合品 (以下、「NDB 品」) は、図 1 の工程で製造される。

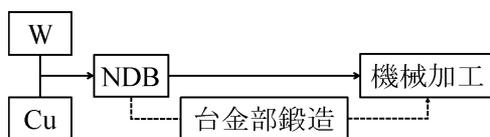


図 1 NDB 品の製造工程.

#### 4.3 接合メカニズム

##### 4.3.1 NDB の接合過程

NDB の工法を図 2 に示す。治具に W をセットし、Cu 片を乗せ、非酸化雰囲気電気炉中で Cu を溶解し、その後冷却して Cu を凝固させ、台金を形成させる。

NDB の理論的な接合メカニズムは充分には解明されていないが、下記のような過程を経て接合されるものと考えられる。

(1) Cu と W が機械的に接している段階……NDB セット時

この段階では Cu はミクロ的には微細な凹凸を持つ W 表面の凸部の一部と接している。

(2) Cu の溶解により W との接触面積が増加する段階……NDB 処理初期段階

W の微細な凹凸表面に Cu が入り込み、Cu と W の原子間距離がオングストローム単位となり、原子間相互の引力が増大していくと考えられる。(図 3 参照)

(3) Cu と W との原子間距離がさらに近くなる段階……NDB 処理中期段階

原子間相互の引力により、さらに原子間距離が縮まり、原子間引力が平衡な位置に達し、エネルギー的に最も安定

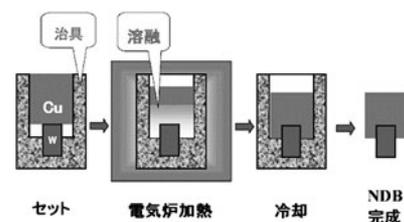


図 2 NDB の工法.

な状態になると考えられる。また、自由電子が共通化され、擬似的な金属結合が形成されると予想される。(図3参照)

(4) Cuが凝固する段階……NDB処理終期段階

Cuが冷却されて凝固し、台金が形成される。

### 4.3.2 NDBと焼き嵌め、または圧入との比較

NDBは原子レベルでの引力で接合が行われているのに対し、焼き嵌めや圧入はお互いの摩擦と圧力による機械的な接合が行われている。したがって、WをCuの台金にはめ込む場合、WはCuより熱膨張が小さいため、使用時に加熱されるとCuがWよりも膨張して圧力の低下、もしくは解離で外れる場合がある。一方、NDBの場合は擬似的な金属結合による接合であるため、熱膨張差が直接の原因として外れることはない。

### 4.3.3 NDBとろう付の比較

ミクロ的にはNDB、ろう付共に接合メカニズムは同じであるが、ろう付の場合は高価な銀ろうが使用され、また、雰囲気(炉中)ろう付以外はフラックスが必要となり、作業に熟練を要する。一方、NDBはWとCuを直接接合するので、ろう付が不要であり、より接合の信頼性が向上する。また、NDBは接合部に中間層(ろう層)を有していないため、ろう付よりも電気抵抗が小さく、熱伝導性にも優れる。

表1に従来のろう付による接合品(以下、「ろう付品」とNDB品の特色の比較を、写真1にろう付品の接合部断面組織を、写真2にNDB品の接合部断面組織を示す。

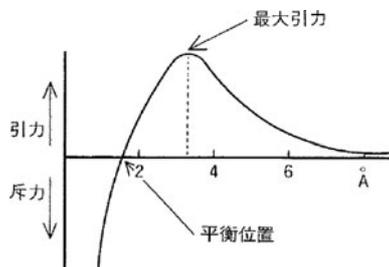


図3 原子間の引力および斥力と原子間距離の関係。

表1 従来のろう付とNDB比較。

	ろう付	NDB
接合面積	60~80%	ほぼ100%
ろう付強度(せん断強度)	98 N/mm <sup>2</sup> 以上	127 N/mm <sup>2</sup> 以上
接合部	フラックスが残留することがある	—

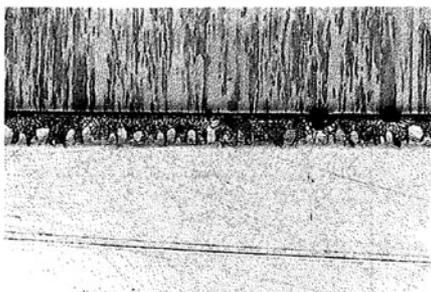


写真1 ろう付品の接合部断面組織。

## 4.4 接合特性

### 4.4.1 接合強度(図4参照)

NDB品はろう付品よりも高い接合強度を示している。その破壊状態は、ろう付品が接合部(ろう層)から破壊しているのに対し、NDB品は台金そのものが破壊しており、台金強度より高い接合強度を有していることが示唆される。

また、NDB品もろう付品も、熱衝撃による接合部の強度低下は見られない。むしろ、熱衝撃によりCuの台金がやや硬化したためか双方とも高くなる傾向がみられる。

### 4.4.2 熱伝導率(表2参照)

熱伝導率はろう付品よりNDB品の方が高い値を示している。これはNDBが接合部に中間層(ろう層)を介しないことと、接合率がほぼ100%に近いためと考えられる。

### 4.4.3 電気抵抗(表3, 図5参照)

電気抵抗も熱伝導率の場合と同じ理由でろう付品よりNDB品の方が低く、しかもばらつきの小さい値を示している。

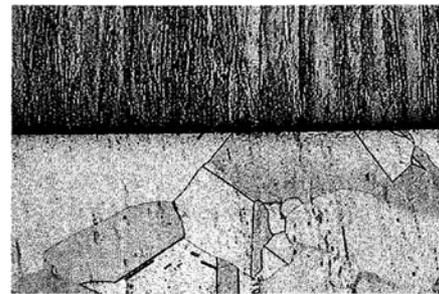


写真2 NDB品の接合部断面組織。

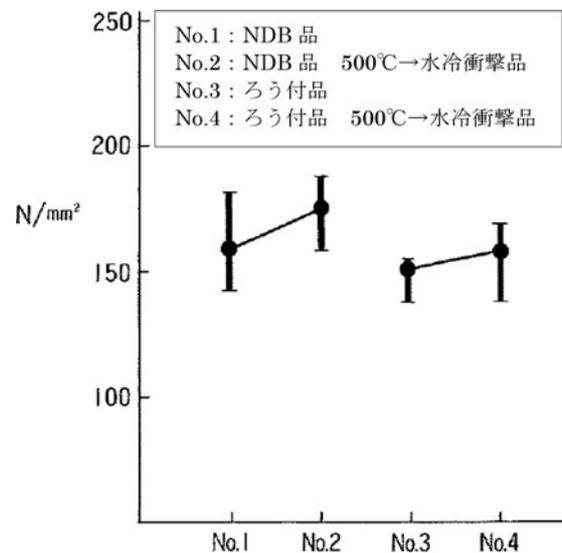


図4 NDBとろう付品の接合強度。

表2 各接合品の熱伝導率。

No.	接合方法	測定温度 [°C]	熱拡散 [cm <sup>2</sup> /sec]	比熱 [J/g·°C]	熱伝導率 [J/cm·sec·°C]
1	NDB	28.4	0.58581	0.20450	1.67720
2		27.8	0.60193	0.21990	1.85442
3	ろう付	27.9	0.75914	0.19930	2.11815
4		27.6	0.67889	0.20930	2.00919

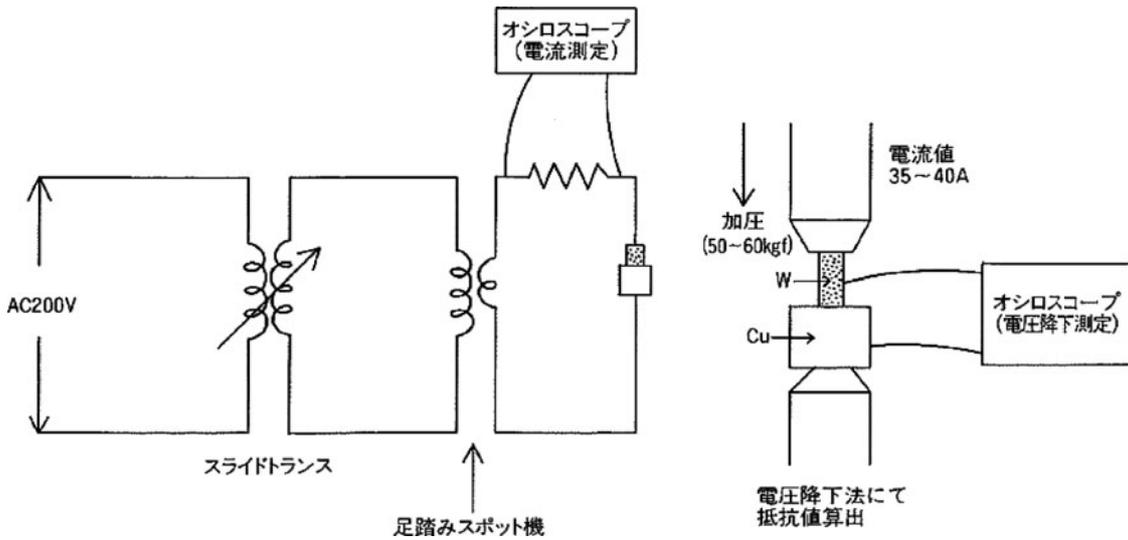


図5 測定回路.

表3 各接合品の電気抵抗.

	No.	測定値 [ $\mu\Omega$ ]			平均値 [ $\mu\Omega$ ]	全平均 [ $\mu\Omega$ ]
ろう付品	1	53.26	49.64	53.35	52.08	49.28
	2	58.67	58.41	57.80	58.29	
	3	31.06	31.44	31.25	31.25	
	4	34.20	34.64	34.55	34.46	
	5	69.87	70.53	70.53	70.31	
NDB品	1	30.03	29.60	27.73	29.12	31.82
	2	30.26	30.26	33.77	31.43	
	3	42.49	42.22	45.94	43.55	
	4	29.54	28.07	27.78	28.46	
	5	26.92	26.38	26.38	26.56	

#### 4.5 まとめ

以上, NDBの特徴を述べたが, まとめると次のようになる.

- (1) ろう材およびフラックスを使わない直接接合であるため, 不具合のない健全な接合を行うことができる.
- (2) 接合面積率はほぼ100%に近いものが得られる.
- (3) 接合強度は  $127 \text{ N/mm}^2$  以上が得られる.
- (4) 熱伝導率はろう付よりも高い値を示す.
- (5) 接合部の電気抵抗はろう付よりも低い値を示す.

今後の展望として, NDBの特徴を活かして, その他の用途に応用していくことで, NDBの適用範囲拡大が期待される.

#### 参考文献

- [1] 日本タングステン株式会社: ニッタン技報 19, 7 (1992).



## 小特集 原型炉級核融合ダイバータおよび先進加速器コンポーネント開発に向けた共通課題と最新研究

### 5. まとめ

#### 5. Conclusion

能登 裕之

NOTO Hiroyuki

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2019年5月23日)

今回の小特集では、核融合開発において、最も難しいコンポーネントの一つとされるダイバータに関する素材およびその接合技術をもとに最新研究の動向や成果を紹介した。また同時に種々の次世代加速器においても、その核融合研究の成果が直接的にフィードバックできることが明らかになった。

第2章における高靱性化タングステンは、核融合プラズマ対向材料として期待される一方で、大強度陽子加速器のターゲットの高性能化に寄与できる可能性を示唆した。これは、高温における再結晶化時の脆化を抑制できる手法が求められている中で再結晶脆化の原因でもある粒界をいかにして強化するかという点で、異分野間の共通のブレイクスルーといえる。

第3章では、分散強化銅の開発状況を紹介した。現在、これまで鉄基材料で長きにわたり研究が続けられてきた酸化物分散強化 (ODS) 技術を銅基材料に適用する研究に注目が集まっている。しかし紹介されたように初めての異なる基材料に適用するという点で、これまで鉄基ODS銅では見られなかった技術的問題が浮かびあがってきた。しかし筆者らの新しいアプローチは強い新規性を示すものであり、今後のコンポーネント高性能化に寄与できると期待できる。

第4章では、ダイバータ製作を念頭に置き、プラズマ対向のためのアーマー材となるタングステン (W) とヒートシンク材料となる銅材料 (Cu) の接合技術に注目した。この部分の最大の課題は、これら異材間では大きく熱膨張率が異なること、融点が大幅に異なること、互いに固溶限を持たないなどの理由により一般的溶融接合はもちろん通常の界面反応接合 (拡散接合など) による接着は困難と考えられている。しかしながら W/Cu の組み合わせはダイバー

タコンポーネント同様に一般的ヒートシンクコンポーネントとして需要があり、日本タングステン社ではその接合・コンポーネント化のために無欠陥接合法 (NDB) を開発した。

このような異分野における共通の課題に向けた研究の進行および連携は将来的な核融合/加速器分野の研究成果に対し、相互的フィードバックが期待できる。その概念図を図1に示す。今回の特集では異分野の中でも「大学共同利用機関の連携」、「産学による連携」といった複合的な枠組みを取り上げた。このような複合的連携の試みは、核融合工学のような自然科学分野を連携して実現する開発研究にとっては、これからより一層重要な取り組みであると考えられる。その理由として、より高度化し専門に特化した分野同士が連携した時の加速度的飛躍が予想できるためである。また、将来的に、その開発を実践的に支える高度な民間企業の技術力を深く理解することは非常に重要であると考えられる。

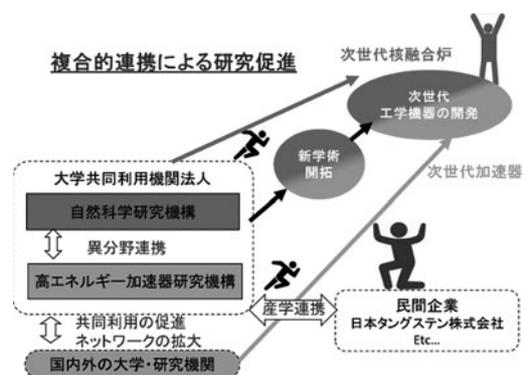


図1 複合的な連携による研究促進の概念。

小特集執筆者紹介



の と ひろ ゆき  
能 登 裕 之

大学共同利用機関法人 自然科学研究機構  
核融合科学研究所, 助教. 2014年京都大学大学院  
エネルギー科学研究科博士後期課程修了.  
専門は耐熱系金属材料の同種・異材接合であ  
り, 現在は, 核融合炉ダイバータおよびブランケット用構造材  
料の開発研究を行っています. そのような開発研究を行う一  
方で, 全国の大学および研究所の皆様との共同研究を通じ, 学  
術発展にも貢献できるよう努めてまいります.



ま き むら しゅん すけ  
牧 村 俊 助

高エネルギー加速器研究機構・J-PARC セ  
ンター・技師. 研究分野 陽子加速器標  
的. 奥さん, 娘, 息子, 黒柴, リクガメ, ト  
カゲと一緒に水戸市に暮らしています. 毎朝五時半の犬の散  
歩が心の癒し. 仕事に関しては, 無知が最大の武器. 知らぬが  
仏の精神で突き進みます. 核融合と加速器分野の連携が新た  
なイノベーションを産み出すと信じています.



お お の なお こ  
大 野 直 子

北海道大学大学院工学研究院材料科学部門助  
教. 2008年東北大学工学研究科知能デバイス  
材料学専攻博士後期課程修了, 京都大学エネ  
ルギー理工学研究所特定研究員を経て, 2011  
年より現職. 金属材料学・原子力材料工学. ODS 合金等, 原子  
炉炉心構造材の開発および照射損傷. フランス・CEA サク  
レー研究所にて9か月の在外研究を経て今年7月に帰国. 日  
本語・英語・フランス語の3か国語話者.



べ の き ひで お  
辺 野 喜 英 郎

日本タングステン株式会社・電機部品事業本  
部・商品企画グループ所属. 2006年, 熊本大学  
大学院・修士, 同年より日本タングステン株  
式会社に入社し2019年より現職. タングステ  
ン・モリブデン系材料を担当. 趣味は, 音楽鑑賞, 温泉, ドラ  
イブ, パー巡り, 断捨離. 最近ギターのレッスンに通い始め  
て, 自分の指の動きと格闘する日々を過ごしています.