



解説

先進的ろう付接合法を用いたタングステン／銅合金 ダイバータ受熱機器の開発

Development of the Divertor Heat Removal Component with W and ODS-Cu by the Advanced Brazing Technique

時谷 政行

TOKITANI Masayuki

核融合科学研究所

(原稿受付：2018年3月19日)

DEMO炉や将来の核融合炉のダイバータ受熱機器には、高熱流束に耐え得る様々な概念の設計が検討されている。その中でも、タングステンをアーマ材料に、銅合金をヒートシンクあるいは冷却管材料とした設計（タングステン／銅合金ダイバータ）は、これまでの開発・製造および使用実績から考えて、現在最も信頼できる概念の一つである。一方で、タングステン／銅合金ダイバータ受熱機器を核融合炉に適用するにおいては、「銅合金の中性子照射効果の理解と整理」、「最適な銅合金の選定及び開発」、「タングステンと銅合金の信頼性のある接合技術の開発」が未だ解決できていない課題として残されている。本解説では、これらの課題解決に対する現段階での研究開発実績を、主に核融合科学研究所での核融合工学研究プロジェクトの研究成果を基に解説すると同時に、プロジェクト研究で生まれた信頼性のある接合技術である「先進的ろう付接合法」によるタングステン／銅合金ダイバータ受熱機器の開発について紹介する。

Keywords:

fusion reactor, divertor, copper alloy, tungsten, brazing, radiation effect, heat removal

1. はじめに

ダイバータは核融合炉のプラズマ対向機器の中で唯一、閉じ込め磁場周辺の磁力線と積極的に交差する位置に設置され、核融合反応を持続させるための重要な役割が二つ与えられる。一つ目は、磁力線に沿って入射する荷電粒子を中性化し、その中に含まれる不純物ガスを排気ポートに導くことで、プラズマの純度を保つ役割。二つ目は、入射する荷電粒子が表面に衝突する際に粒子の持つ運動エネルギーがダイバータ表面で熱に変換されるため、その熱を取り除く役割、である。本解説では、一つ目の役割については他の書物に譲るとして、二つ目の役割、つまり、「ダイバータ受熱機器」としての役割について、現状の課題と最新の研究開発状況を紹介する。

まず、核融合炉におけるダイバータ受熱機器にどの程度の除熱性能が要求されるのかについて、一般的な見積もりを行う。1 GWの定常核融合利得を得るには、33%のエネルギー変換効率を仮定した場合、約3 GWの核融合出力が必要となる。利用する核融合反応は



であるとする、全プラズマ対向機器への総熱負荷は $3 \text{ GW} \times 3.5 / (14 + 3.5) \sim 600 \text{ MW}$ となる。このうち、プラズマのコアおよび周辺部で100 MW程度が放射損失されると

仮定しても、ダイバータ受熱機器への総熱負荷は500 MWとなる。例えば、核融合科学研究所で設計が進められているヘリカル型核融合炉（FFHR-d1）では、上記の見積もりにより、ダイバータ受熱機器の平均熱負荷は 10 MW/m^2 を超えることがわかっている[1-5]。一方、トカマク DEMO炉の場合、ダイバータ・ストライクポイントの総延長距離がヘリカル型核融合炉と比較して単純に約1/10以下となるため、単位面積当たりの熱負荷値は、ヘリカル型核融合炉よりも厳しい条件となる。そのため、日本原子力研究開発機構（現量子科学技術研究開発機構：QST）を中心に行われた核融合出力3 GWのトカマク DEMO炉 SlimCSでは[6, 7]、ダイバータ周辺領域での放射損失による冷却を90%程度のレベルに設定することを必要条件として、 10 MW/m^2 程度のダイバータ熱負荷を目指す設計が進められた。また、近年では、核融合出力を3 GWレベルから1.5 GWレベルに下げること、ダイバータを含めた周辺プラズマ領域へ流入する総熱量（ダイバータ受熱機器への総熱負荷に相当する）を300 MW以下に制限すると同時に、ダイバータ領域での放射損失による冷却設計を見直し、ダイバータ受熱機器への熱負荷を 10 MW/m^2 以下に維持するトカマク DEMO炉の設計も検討されている[8]。

ここまでの話で、定常状態において、ダイバータ受熱機器が要求される除熱性能が理解されたと思う。次に、熱を

取り除くための受熱機器設計の話に移る。近年のトカマク DEMO 炉のダイバータ受熱機器設計では、プラズマと直接接触するアーマー材料にタングステンモノブロック、その中心部に熱伝導率の高い銅合金(CuCrZr)製の冷却管を接合する組み合わせ(タングステン/銅合金ダイバータ)が計画されている[8-10]。この組み合わせは、フランスのサンポール・レ・デュランスにて建設が進められている ITER (国際熱核融合実験炉) のタングステン/銅合金ダイバータで採用されている構造を踏襲したものである[11, 12]。ここで気が付くのは、ITER のみならず、中性子照射環境がさらに苛酷になる DEMO 炉において、なぜ、耐中性子照射特性に有利な低放射化フェライト鋼 (RAFM: F82H など) 製冷却管での設計[6]が姿を消しつつあり、逆に不利とされている銅合金 (CuCrZr) 製の冷却管での設計が主流になっているのか、という点であろう。その答えの一端が図 1 によって理解される。図 1 (a) は、2 種類の厚さの RAFM と Cu 板材表面に定常熱負荷を入力した場合に、入力熱負荷に応じて各材料内部に生じる入熱面(表面)と冷却面(裏面)の温度差(ΔT)の計算例である。計算に用いた各種パラメータを表 1 に示す。例えば、10 MW/m² の熱負荷では、1~1.5 mm の厚さの Cu で $\Delta T < 50^{\circ}\text{C}$ となるのに対し、RAFM では 1.0 mm で $\Delta T > 300^{\circ}\text{C}$ 、1.5 mm で $\Delta T > 500^{\circ}\text{C}$ となる。これらの場合で、材料内部に生じる熱応力を完全拘束の条件で計算した例を図 1 (b) に示す。図中の式にある E はヤング率[Pa]、 α は熱膨張係数[1/K]である。RAFM の降伏強度(σ_y)は 500 MPa 前後であるが、10 MW/m² で 600 MPa を上回る内部応力が生じることとなる。完全拘束条件はかなり厳しい条件設定ではあるが、実際には 1 mm ほど薄い厚さの冷却管の使用は考えられないため、現実的に 10 MW/m² 以上では使用できないことがわかる。一方、Cu の場合には、20 MW/m² で 100 MPa 程度の熱応力に抑えられる。この値は純銅の降伏強度(σ_y)程度で

あり、銅合金 (例えば、CuCrZr) の降伏強度 $\sigma_y \sim 400$ MPa と比較して十分に低い値である。CuCrZr の熱伝導率は Cu と大きく変わらないため、銅合金を使用することで 10 MW/m² 以上の熱負荷を想定したダイバータ受熱機器の設計が可能となる。この結果を招く根本的な理由は言うまでも無く、RAFM と Cu や銅合金 (例えば、CuCrZr) との熱伝導率の差である。核融合炉のダイバータ受熱機器のヒートシンク (ダイバータヒートシンク) もしくは冷却管 (ダイバータ冷却管) 材料には、耐中性子照射特性の観点から見れば RAFM を選択したいところではあるが、上述の見積もりから熱設計として成り立たないため、銅合金 (例えば、CuCrZr) 製ヒートシンク (もしくは冷却管) 材料での設計が主流になっている。また、ITER のダイバータ受熱機器では、熱負荷として、最大 20 MW/m² に 10 秒間耐えることが要求されている[11, 12]。図 1 の結果を見ると、この要求を満たすには、CuCrZr 製冷却管が必須であったことが示唆される。

ここまでで、ダイバータヒートシンク (もしくは冷却管) に銅合金を使用する必然性が理解されたと思う。その背景で、核融合炉でのダイバータ受熱機器設計では、最適な銅合金の選択が次なる課題となるであろう。というのも、ITER で採用された CuCrZr が DEMO 炉や将来の核融合炉において最適な選択であるとは現段階では言えないからである。どのような銅合金を選択するべきかについては、新たな銅合金の開発を含めて議論の余地があるが、商業ベースで入手可能な一般的な素材では、CuCrZr に代表される析出強化型銅合金 (PH-Cu)、GlidCop[®] に代表される酸化物分散強化銅 (ODS-Cu) が候補として考えられる[13]。ITER で CuCrZr が採用された経緯には、ODS-Cu の低い破壊靱性値への懸念が影響しており[14]、特に中性子照射環境下においては、室温~300[°]C 程度までの幅広い温度範囲で、破壊靱性値の顕著な劣化が問題視されている[15, 16]。一方で、CuCrZr は中性子照射の有無によらず、一度~400[°]C の温度を経験すると急激に強度が低下し、焼きなまし→溶体化クエンチ→時効処理を施さなければ二度と元の強度に戻すことはできない[13]。ダイバータ受熱機器として使用開始した後では、強度回復の熱処理が不可能であることは言うまでも無い。この性質は、ダイバータヒートシンク (もしくは冷却管) として運用するにおいて十分な温度マージンを確保できないというデメリットである。さらに、タングステンとのろう付熱処理時には、最後に必ず融点近傍からのガスによる急速冷却行程が必要となり、ダイバータ受熱機器構造体 (タングステン母材、銅合金母材、タングステン/銅合金の界面) に望まれない熱歪みの影響を与えかねない。これに対して、先に述べた ODS-Cu の代表的な素材である GlidCop[®] は、本来の強度が CuCrZr よりも高いだけでなく、たとえ融点近傍 (約 1000[°]C) まで温度上昇したとしても、温度が下がれば元の強度がほぼ維持される特性を有している。この特性は、ダイバータの安全性確保だけでなく、タングステンとのろう付熱処理時の最終冷却速度を極限まで遅くでき、望まれない熱歪みの影響を極力排除できるという利点に繋がる。もしも、中性子照射

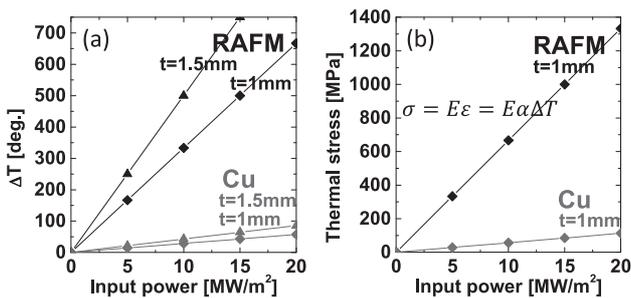


図 1 (a) 厚さ 1 mm と 1.5 mm の RAFM および Cu 板材表面に定常熱負荷を入力した場合、入力熱負荷に応じて各材料内部に発生する入熱面 (表面) と冷却面 (裏面) の温度差. (b) 入力熱負荷に依存して発生する表面と裏面の温度差から誘起される厚さ 1 mm の RAFM および Cu 板材の内部熱応力 [3].

表 1 図 1 の計算で用いた各種パラメータ.

	RAFM	Cu
Thermal conductivity [W/m·K]	30	350
Young's modulus [GPa]	200	120
Coefficient of thermal expansion [μ /K]	10	16.5

量の制御や急激な熱応力発生抑制などの工夫により、破壊靱性値への懸念が緩和されれば、GlidCop[®]に代表される ODS-Cu のダイバータヒートシンク（もしくは冷却管）への適用の道が見出せることとなり、ダイバータ受熱機器開発の自由度が広がる可能性が考えられる。

本解説では、GlidCop[®]に代表される ODS-Cu が持つ上述したような優位性を再び見直して利用するアイデアから端を発し、タングステンと銅合金（GlidCop[®]）のこれまでにない信頼性のある接合技術である「先進的ろう付接合法」を開発した経緯を、以下の章立てにおいて述べる。まず、第2章では、銅合金が中性子照射損傷を受けた場合の具体的な材料の特性劣化機構について解説し、核融合炉のダイバータヒートシンクにおける最適な銅合金選択の考え方と、選択した銅合金をできるだけ長期間使い続ける方策について解説する。第3章では、「先進的ろう付接合法」について、開発の経緯とその特長を述べる。第4章では、「先進的ろう付接合法」により製作した小型ダイバータ受熱機器試験体（小型ダイバータ試験体）の除熱性能試験結果について述べる。最後の第5章では、本研究内容をまとめ、今後の展望について述べる。

2. 銅合金の選択と中性子照射効果

核融合炉のダイバータヒートシンク材料として候補に挙げられる銅合金は、第1章で述べたように PH-Cu および ODS-Cu に分類される。核融合炉の中性子照射環境において、銅合金の使用限界照射量を定量化することは極めて難しい。なぜならば、照射欠陥の形成には中性子のエネルギースペクトルが影響を及ぼすが、当然ながら核融合炉環境を再現できる中性子照射場は現時点で存在しないからである。一方で、原子炉などの中性子照射施設を利用した基礎研究は、特に1980～1990年代をピークとして実施されてきており[13]、それらの基礎研究データを参照することで、核融合炉における使用限界照射量を以下のように4つの物理特性変化に分類しつつ、ある程度定量的に把握することが可能である。基礎研究データによると、中性子照射により銅合金に現れる物理特性変化は、①照射誘起硬化／軟化[13, 17-19]、②核変換ヘリウムによる照射脆化[20, 21]、③核変換生成物による熱伝導率の低下[22]、④ボイドスウェリング[23, 24]、に大別できる。①、②、③、④の順に、低照射量から高照射量まで dpa で規定される各限界照射量が存在する。ODS-Cu (GlidCop[®])、PH-Cu (CuCrZr)、Pure-Cu の①～④の限界照射量 (dpa) を表2に

示す[4, 13, 17-24]。この表からわかるように、まず、銅合金が中性子負荷に対して弱いとされる要因は、0.1～1 dpa 程度で訪れる照射誘起硬化／軟化にある[13, 17-19]。材料が機械的健全性を保つためには靱性の確保が重要であるが、照射誘起硬化／軟化は靱性の低下を招く主要因である。銅合金は、面心立方格子 (fcc) のマトリクスであるが故に潜在的に優れた延性を有しているが、析出あるいは分散されたナノレベルの強化粒子が平均的にマトリクス中の加工転位の動きの障害物となることで高い強度も兼ね備えている。照射誘起硬化は、マトリクス中に飽和状態まで形成された転位ループや積層欠陥四面体 (SFT: Stacking Fault Tetrahedra) などの点欠陥集合体が加工転位の動きを不均一に阻害し、均一変形能力が失われることで発生する[18]。つまり、外部から変形応力が印加されたとしても、点欠陥集合体密度が高く、それらによって動きを阻害された加工転位が存在する領域 (マトリクス) からは、フランクリード機構による新たな加工転位の生成が抑制されるため、点欠陥集合体密度の低いマトリクスだけで加工転位が可動・生成することになる。この場合、降伏点以降の応力-歪み曲線は加工硬化を示さず、加工 (変形) 量の増加とともに応力の減少が生じることとなる。これに対して照射誘起軟化は、分散強化粒子が中性子照射によって粗大化することに加え、照射誘起再結晶により転位密度や分散粒子密度までもが減少することで、加工転位の障害物となるものが失われることに起因して発生する[13]。照射誘起硬化／軟化は温度に敏感であり、その境界温度は表2に示した通り CuCrZr で約 280℃、GlidCop[®] で約 300℃ である。つまり、中性子負荷を受ける温度が境界温度よりも下であれば照射誘起硬化が生じ、上であれば照射誘起軟化が生じるといわけである。GlidCop[®] の場合、分散強化の目的で用いられるアルミナ (Al₂O₃) が CuCrZr 中の析出物よりも中性子照射に対して安定であるため、照射量増加に伴う照射誘起軟化の発生が、CuCrZr と比較して緩やかであることが報告されている[24, 25]。この事実から考えると、高温下で照射誘起軟化を抑制したい場合には CuCrZr よりも GlidCop[®] の方が有利であると言える。

照射誘起硬化／軟化の次に問題となる照射限界は順に、6 dpa 程度で訪れる核変換ヘリウムによる照射脆化[20, 21]、10 dpa 程度で訪れる核変換生成物による熱伝導率の低下[22]、100 dpa (ピーク温度: ~400℃ にて) 程度で訪れるボイドスウェリング[23, 24]、となる。機械的な健全性を保った状態で使用を続けたい場合、照射誘起硬

表2 中性子照射に伴う ODS-Cu, PH-Cu, Pure-Cu の各種物理特性変化の限界照射量と照射誘起硬化／軟化の境界温度[4, 13, 17-24]。

Materials	Yield strength at room temp.	Threshold temp. of radiation-induced hardening/softening	Dose limit for radiation-induced hardening	Dose limit for radiation-induced softening	Embrittlement by transmuted He	Degradation of the thermal conductivity by transmutation products	Void swelling properties
GlidCop [®] (ODS-Cu)	>400 MPa	300℃	~0.2 dpa	1 ~ 2 dpa (slowly)	6 dpa @350℃	20% (10 dpa)	100dpa @400℃ below 1%
CuCrZr (PH-Cu)	>400 MPa	280℃	~0.2 dpa	~1 dpa	(assumed at 40appm limit with 7appm/dpa)	20% (10 dpa)	100dpa @400℃ below 2%
Pure-Cu	~60 MPa	---	~0.1 dpa	---		20% (10 dpa)	50dpa @400℃ 25%

化／軟化の限界照射量である約1 dpaが使用限界となるが、この特性には先に述べたように温度依存性（境界温度）があることがわかっており、GlidCop[®]の場合であれば、300℃に維持した状態で温度変動無く使用することができれば、照射誘起硬化と軟化がバランスし、原理上は1 dpaを越えても使用限界に達しないと考えられる。以上のことから、核融合炉でのダイバータヒートシンクの銅合金にはGlidCop[®]を使用し、できる限り300℃を維持することが好ましい方法の一つであると言える。この調査結果を踏まえて、核融合科学研究所で設計が進められているFFHR-d1のダイバータヒートシンクでも、GlidCop[®]を300℃に近い温度で使用することが、基本オプションとして提案されている[4]。特に、FFHR-d1では、ダイバータ受熱機器をブランケットの背後に設置することで、低い場所では～0.1 dpa/yearまで中性子負荷を抑制できる設計が取り入れられており[26,27]、トカマク炉のダイバータ冷却配管用銅合金で予測されている2-6 dpa/year[8]と比較して機械的健全性の寿命を延ばせる可能性がある。中性子照射を受けた後のODS-Cuで生じると考えられる破壊靱性値の低下については依然として懸念材料ではあるが、ヘリカル型核融合炉は潜在的にディスラプションの無い運転が可能であるため、設計の工夫なども取り入れてできる限りその懸念を回避したいと考えている。

一般的には、0.1-1 dpa程度が銅合金の使用限界として考えられているが、一方で、銅合金の中性子照射下での使用におけるチャレンジングな考え方としてここで述べておきたいことは、「照射誘起硬化／軟化による機械的健全性の劣化が銅合金の使用限界と捉えるべきかどうか？」である。つまり、ダイバータ受熱機器の支持や応力緩和構造などは耐中性子負荷特性に優れた低放射化フェライト鋼で担保し、銅合金はヒートシンクとしての役割に徹するという考え方に立てば、照射誘起硬化／軟化の問題は無視できることになり、中性子負荷による使用限界は、核変換ヘリウムによる照射脆化が訪れる6 dpa程度まで許容されることとなる。さらに、核変換ヘリウムによる照射脆化も照射誘起硬化／軟化と同様に、機械的健全性に係る問題であると包括的に捉えるならば、核変換生成物による熱伝導率の低下が訪れる10 dpa程度まで使用限界を拡大することができるかもしれない。加圧水を使用する場合には、配管に印加される水圧も考慮する必要があるため、6 dpaや10 dpaに使用限界を定めるのは少々極端な飛躍であるかもしれないが、中性子照射に伴う材料学的な問題を定量的に認識し、ダイバータ受熱機器の設計にフィードバックすることは、ダイバータ設計の幅を広げる重要な方策である。

一方で、ダイバータヒートシンクに適用可能なGlidCop[®]以外のODS-Cuの素材開発を現時点で行っておくことも重要である。GlidCop[®]素材は、アトマイゼーションによる内部酸化・還元過程により作成されたアルミナ(Al₂O₃)混入のCu素材粉末をカプセルに封入し、熱間押し出しとその後の冷間圧延工程を経て生成される。これに対して、例えば、核融合科学研究所の核融合工学研究プロジェクトで開発中のODS-Cuでは、Cu素材粉末とAl粉末あるいはZr

粉末をメカニカルアロイング(MA)とその後の熱間等方圧加圧法(HIP)により合金化する方法が提案され、最適化に向けた改良が進められている[28]。このような素材開発過程において、GlidCop[®]を凌ぐ素材が開発されることがあれば、高性能でかつ安全性の高いダイバータ設計に大きく貢献することになるであろう。

3. 先進的ろう付接合法

3.1 ヘリカル型核融合炉(FFHR-d1)の基本ダイバータ構造

FFHR-d1は、核融合科学研究所の核融合工学研究プロジェクトを中心に設計およびR&Dが進められている。ダイバータ受熱機器の構造は、平板のタングステンアーマータイルを2章で述べたGlidCop[®]製のヒートシンクに接合する方式を基本オプションとしている[3,4,29]。GlidCop[®]には、アルミナ添加量が異なる素材がいくつか製造されているが、現段階では熱伝導率を優先させて、アルミナ添加量が0.3 wt%のAL-15グレードを採用している。平板タングステンアーマー構造を候補とした理由は、複雑な3次元形状のヘリカルダイバータへの適用に向いていること、大部分が銅合金となり、除熱に有利であること、ヘリカル型核融合炉であるが故にディスラプションが無く、熱衝撃により平板タングステンアーマーが脱落する危険性が少ないこと、などが挙げられる。

現在製作が進められているITERのタングステン／銅合金ダイバータでは、国内実施機関(JADA)が担当する外側ターゲット部(OVT)においては、タングステンモノブロックに予め接合されている無酸素銅(Cu)緩衝層内部に、ろう材とCuCrZr冷却管を挿入することで接合される。OVT受熱部の代表的なタングステンモノブロックの寸法は幅27.8 mm、高さ28 mm、軸方向厚さ12 mmであり、CuCrZr冷却管は外形15 mm、内径12 mmである[11]。この無酸素銅(Cu)緩衝層は、ろう付接合時の高温熱処理時およびその冷却過程で熱膨張率の違いにより接合部に生じる残留応力の緩和を目的としたものであり[30]、直接鋳造法などの接合技術を用いて事前にタングステンモノブロック側に接合されている。ろう材はNi-Cu-Mn合金系箔(NiCuMan-37、融点：925℃)が使用される。CuCrZrは析出強化型の銅合金であるため、ろう付温度980℃に保持した後、1℃/s以上の冷却速度で冷却の後、480℃で時効処理が行われる[11]。

3.2 ろう付試験体の製造

FFHR-d1の平板タングステンアーマー構造においても、GlidCop[®]製ヒートシンクとの接合にはろう付を採用するが、銅合金の種類が異なることと、核融合炉では無酸素銅(Cu)緩衝層の使用は中性子負荷の観点からできるだけ避ける必要があるため、3.1節で述べたITERのろう付接合技術をそのまま適用することはできなかった。そこで本研究では、信頼性のある接合技術である「先進的ろう付接合法」を新たに開発した。図2に、本接合法の構造概念図をITERの外側ダイバータターゲット部(OVT)と比較して示す[11]。(実際のITERダイバータはタングステンモノブロックとパイプ形状のCuCrZrを使用しているが、本概

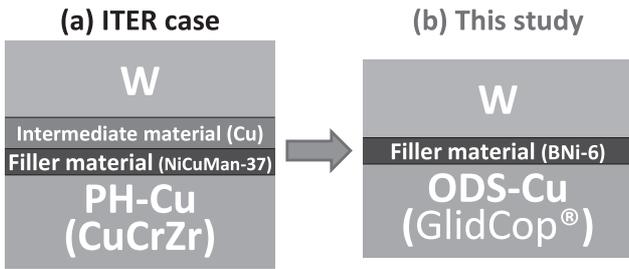


図2 (a)ITERの外側ダイバーターゲット部(OVT)に採用されるろう付接合構造[11]と、(b)本研究で開発した「先進的ろう付接合法」の構造概念図。(実際のITERダイバーはタングステンモノブロックとパイプ形状のCuCrZrを使用しているが、本概念図では比較説明のため、平板形状に単純化している。)

念図では比較説明のため、平板形状に単純化している。) 図からわかるように、ITER構造との大きな違いは、無酸素銅(Cu)緩衝層を必要としないタングステンと銅合金のろう付接合(直接ろう付接合)であり、これが「先進的」と表記する最大の理由である。直接ろう付接合の利点は、先に述べた耐中性子負荷特性の観点に加え、異種材料の接合点数と接合面積が減ることによる熱伝導性能の向上や製造コスト削減が挙げられる。この直接ろう付接合法を実現するための第一条件は、①銅合金にODS-CuであるGlidCop®(Cu-0.3 wt%Al₂O₃)を用いること、②ろう材にNi-P系のBNi-6(Ni-11%P)を用いること、である。BNi-6ろう材の厚さは38μmが最適である。第二条件は、第一条件を満たした上で、真空中で③図3のろう付熱処理を行うことである。この熱処理には、図中に示すように、(1)960℃のろう付接合温度で、(2)10分間保持した後、(3)自然炉冷却で長い時間を掛けて100℃以下まで冷却させるという3つの要素があり、これらを満たすことが良好な接合界面を得る必要条件となる。960℃は先に述べたITERのろう付接合時の温度よりも20℃低い温度であるが、BNi-6の融点は875℃であり、ろう付温度としては十分に高い温度である。CuCrZrの場合は、材料全体をできる限り融点(約1100℃)に近い温度で均一保持した後、急速冷却で室温近傍まで低下させなければ必要な強度が得られないため、(1)~(3)の要素を取り入れることはできない。一方で、タングステンと銅合金は熱膨張率が異なるため、「(1)できる限り低い温度」で「(2)短時間のろう付熱処理」、その後は「(3)遅い冷却速度」であるほうが、接合界面への望まれない熱応力の発生を回避することが可能となる。このように考えると、失敗することなく、健全な接合界面を得るにおいて、図3の熱処理過程は理にかなっていることが理解されるであろう。本研究での試験体製造では、960℃から100℃以下までの冷却時間を48時間程度確保している。

3.3 接合部の微細構造

以上の方法により製造されたタングステンとGlidCop®の直接ろう付接合部(W/BNi-6/GlidCop®)の写真を図4に示す[4]。極めて薄く、巨視的な欠陥が無い良好な接合層が形成されていることがわかる。同時にろう付熱処理を行った3体全ての試験体において、同様な接合部が得られている。接合部のより詳細な組織観察のため、接合界面近

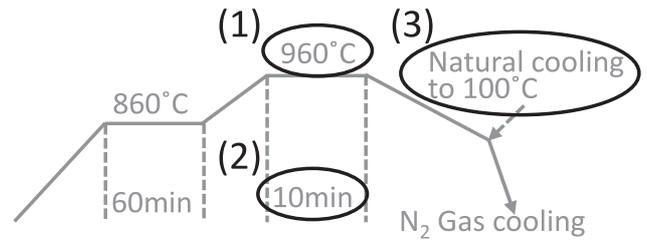


図3 先進的ろう付接合法で用いるろう付熱処理過程[4]。

傍の走査型電子顕微鏡(SEM)像を図5に示す[4]。図5(a)では、接合界面の左側がタングステン、右側がGlidCop®である。全体SEM像中の上方にある長方形の窪みは、断面の詳細観察のため、集束イオンビーム加工観察装置(FIB)により微細加工を施した領域である。FIBで加工を施した領域の接合界面近傍の拡大SEM像を同時に示している。これらのSEM像から、マイクロレベルにおいても亀裂や空隙の無い緻密な接合界面であることがわかる。また、驚くべきことに、タングステンとGlidCop®の結晶粒が互いに入り組んでおり、あたかも当初から連続していた材料であるかのように見える。ここで気になることは、タングステンとGlidCop®の間に挿入されていたBNi-6ろう材はどこに行ったのか、そして、なぜタングステンとGlidCop®の界面が結晶粒レベルで緻密に入り組んだ接合構造となれたのか、という点である。それを確かめるために、FIB加工領域に対してエネルギー分散型X線分析装置(EDS)の元素マッピング機能により組成分析を実施した。その結果が図5(b)である。見てわかるように、タングステン中には特に目立った元素侵入は認められないが、GlidCop®側にはタングステン(W)に加えてBNi-6ろう材の成分であるNi、Pが侵入・分布していることが明らかになった。Ni、Pの主要な分布深さは~120μm、深い場所ではその数倍以上の深さまで達しており、固体中の移動としては長距離なものである。可能な移動機構としては二つの説が考えられる。一つ目の説は、主に結晶粒内を単純に拡散した説である。例えば、文献値よりCu中のNiの拡散係数を仮定し[31]、図3の熱処理過程中的Cu中へのNiの拡散深さを見積もると、EDSで検出された深さ程度の単純拡散が起きても全く不思議では無い。二つ目の説は、移動後

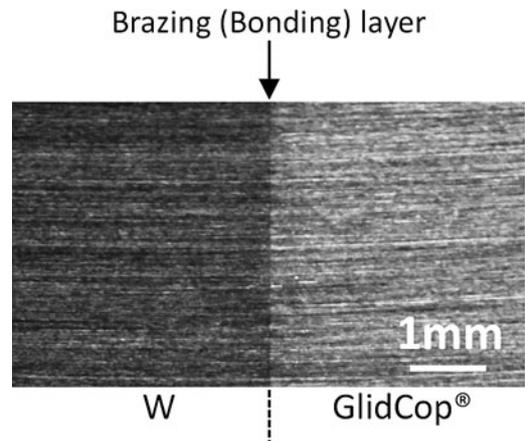


図4 W/BNi-6/GlidCop®のろう付接合部付近の写真[4]。

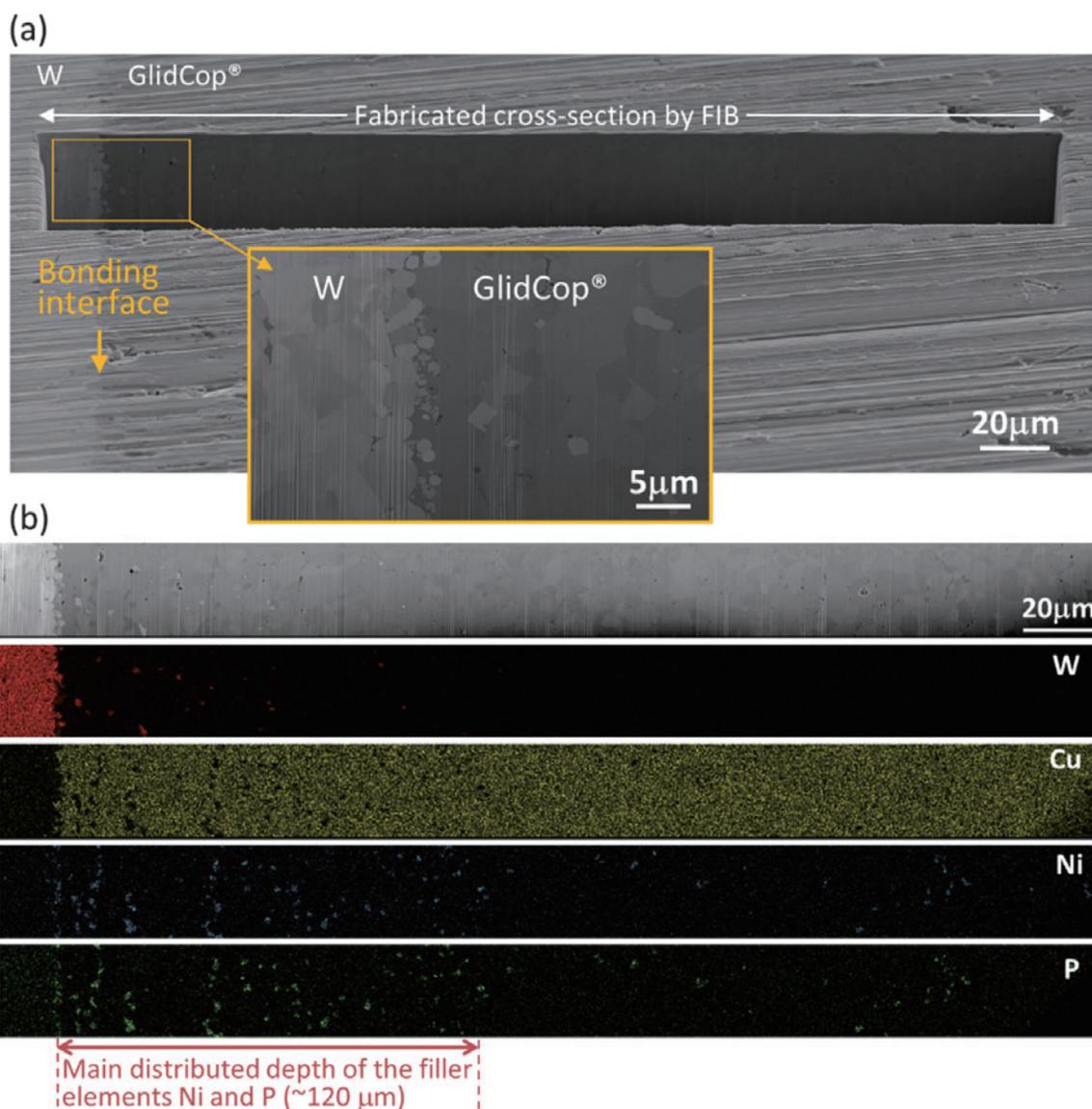


図5 (a)ろう付接合部のSEM像。接合界面(Bonding interface)の左側がタングステン(W)、右側がGlidCop[®]。SEM観察領域の上側はFIBで加工した断面観察用の領域。接合界面付近の断面観察領域を拡大表示したSEM像を同時に示している。(b)FIBで加工した領域の全体SEM像と対応するEDS元素マッピング像[4]。

のNiやPは塊で存在するものもあれば結晶粒内に拡散して存在するものも認められることから、液層になったろう材成分(Ni, P)がGlidCop[®]中の結晶粒界に優先的に侵入し、毛細管現象を伴って深部まで拡散した説である。粒界拡散の末に辿り着いた先で塊となったものもあればGlidCop[®]結晶粒中に粒内拡散して留まったものもあるのではないかと考えられる。タングステンとGlidCop[®]の界面が結晶粒レベルで緻密に入り組んだ接合構造となれた理由は、ろう材成分のPがCu中に固溶することで共晶反応を伴うCuの融点降下が生じ、界面近傍のGlidCop[®]素材が僅かに熔融し、タングステン素材側の凹凸に柔軟に馴染むことで、緻密に入り組むことが可能となったのではないかと推察される。融点降下を引き起こした後のろう材成分は、上述した移動機構によりGlidCop[®]深部まで拡散したため、接合界面近傍にはほとんど残留しなかったことになる。当初の計画では、図2(b)に示すようにBNi-6ろう材が界面に残る形での直接ろう付接合を想定していたが、実際には、上記の

過程を経て、接合層がほとんど認められないタングステンとGlidCop[®]の真の直接接合界面が得られる結果となった。この事実も、本接合手法を“先進的”と表記する理由の一つである。両材料が緻密に入り組んだ直接接合界面が得られたことは、後に述べる機械的強度特性や熱伝導特性にとって大きな利点となった。

3.4 接合継手の機械的強度特性

接合部の機械的強度特性評価(継手強度評価)を行うために、ブロック状の接合試験体から接合界面を中心に $36 \times 5 \times 1.5 \text{ mm}^3$ の試験片を切り出し、図6(a)で模式的に図示するように、接合層に対して3点曲げ試験を実施した。(この図では接合層を強調するように厚めに描いている。)6本の試験片(No.1-6)の室温時の応力-歪み曲線を図6(b)に示す。多くの試験片で200 MPa近傍の最大強度が得られているだけでなく、明瞭な降伏点も確認できる。一般的に、ろう付接合界面は脆性であると予想され、200 MPaの継手強度で降伏点を得られることは驚くべき事

実である。純タングステンの延性-脆性遷移温度は室温以上であり、GlidCop®の降伏強度はろう付熱処理後においても300 MPa程度であるため、タングステンとGlidCop®の純粋な素材自体が変形に寄与している可能性は低いと考えられる。本変形機構の詳細については、変形・破断箇所の微細構造解析により調査中であるが、図5に示すように、接合層がほとんど認められなくなったタングステンとGlidCop®の接合部組織に関係があるものと考えられる。降伏点が得られるということは、接合継手が外部からの変形エネルギーを吸収できる靱性を獲得しているということである。この特性は特に、ろう付熱処理時の冷却過程で生じる接合界面への残留応力の緩和に対して有効であると考えられ、先進的ろう付接合法の成功率が高い要因であると理解される。図6(b)中では、例えばNo.2の試験片など、150 MPa程度で破断しているものも存在する。この理由としては、接合部の大部分は継手強度200 MPa程度で靱性を有しているが、接合部の場所依存性により150 MPa程度の継手強度になっているところも存在すると考えられる。さらに、核融合炉でのダイバータ受熱機器の使用温度を想定し、高温での接合継手の強度評価も、同じく6本の試験片への曲げ試験で実施した。その結果を図6(c)に示す。各試験片の評価温度は図中に示す通りである。試験機の都合で最高で205℃の試験温度となっているが、少なくとも約200℃までの温度において、継手強度は200 MPa程度からほとんど劣化することが無いことに加え、高温になるにつれて靱性の発現が顕著になっていることがわかる。この結果は、核融合炉運転中の予期しないエクスカージョンによ

るダイバータ熱負荷の増大時に、接合部に印加される熱応力を吸収することで、ダイバータ受熱機器を信頼性の高い状態で維持できる可能性を示唆するものである。

4. 小型ダイバータ試験体の除熱性能評価

上記の経緯に基づき、「先進的ろう付接合法」により、W/BNi-6/GlidCop®の接合構造を有する小型ダイバータ試験体を製作した。図7に(a)写真と(b)製作図面を示す[4]。図中のCH1~8は、ろう付熱処理後に放電加工にて施工した熱電対挿入用の穴である。ろう付熱処理後の外観において、特に目立った亀裂や変形などは確認されず、製作図面通りの健全な状態で接合することに成功した。この試験体に対して、核融合科学研究所の超高熱負荷試験装置(ACT2)を用いた熱負荷試験を実施した。ACT2は、核融合炉ダイバータでの熱負荷を定常的に模擬するために開発された装置であり、ダイバータ試験体を水冷にて強制冷却しながら、最大で300 kWの熱負荷を印加することができる。ACT2の代表的な装置パラメータを表3に示す[32]。図7の小型ダイバータ試験体への熱負荷は定常状態とし、3枚のタングステン平板表面に均一に最大で15 MW/m²まで印加した。電子ビームのタングステンへのエネルギー付与率は、Ref.[32]を参照した。熱負荷中は図(a)中の"Water"の表記通りに銅合金パイプに冷却水を流した。冷却水の圧力、流量、温度はそれぞれ、~0.3 MPa、~52 L/min、

表3 ACT2の代表的な装置パラメータ[32]。

Parameter	Value
Max. beam power	300 kW
Acceleration voltage	40 kV DC
Beam diameter (FWHM)	~9 mm
Beam deflection frequency in x direction	500 Hz
Beam deflection frequency in y direction	5000 Hz

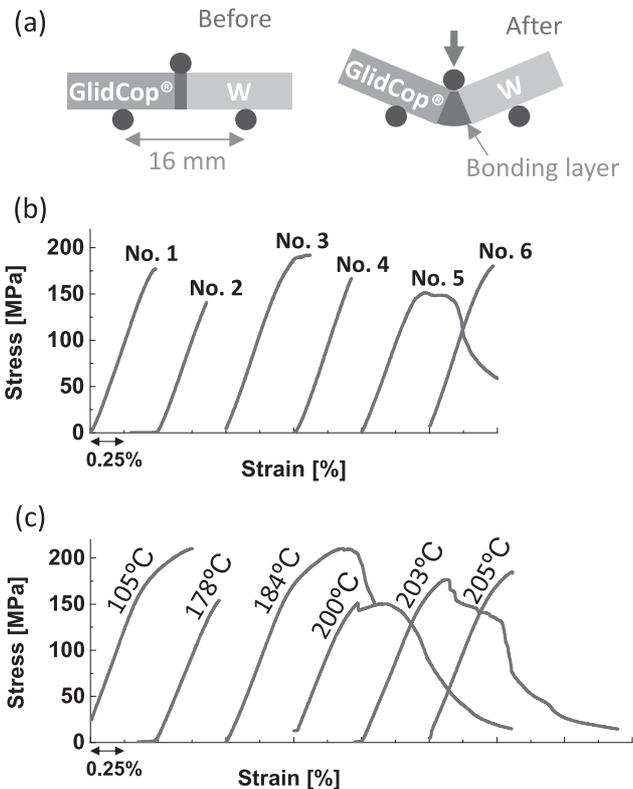


図6 (a) 3点曲げ試験前後での試験片模式図。(b)室温および(c)高温での3点曲げ試験による応力-歪み曲線[4]。

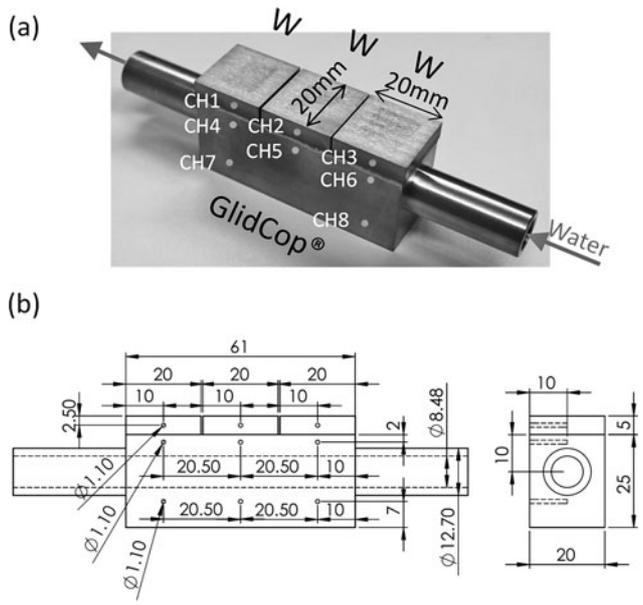


図7 W/BNi-6/GlidCop®小型ダイバータ試験体の(a)写真、および(b)製作図面[4]。

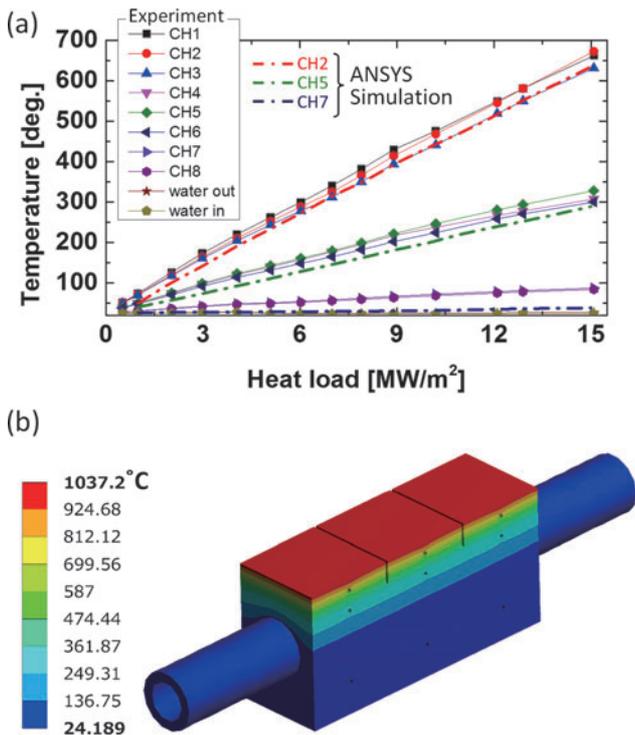


図8 (a)定常熱負荷中のW/BNi-6/GlidCop[®]小型ダイバータ試験体の温度分布 (シンボルは熱電対による計測結果、破線はANSYSによるシミュレーション結果)(b)図7(b)より構築した有限要素モデルと15 MW/m²定常熱負荷中の温度分布の計算結果[4].

~25°Cとした。入力熱負荷(MW/m²)に対するCH1~8に挿入した熱電対の温度計測結果を図8(a)中にシンボルで示す。15 MW/m²時においてもタングステン内部の温度(CH1, 2, 3)は~650°C程度に抑えられた。650°Cは, BNi-6ろう材の融点(875°C)やタングステンの再結晶脆化温度(1100~1500°C以上)に比べて十分に低い温度であり, 除熱能力にはまだ余裕があることがわかる。熱負荷後の小型ダイバータ試験体を確認したところ, 亀裂などの損傷は見られず, 健全な状態が保たれていた。

また, 有限要素法解析(ANSYS: ANSYS, Inc.)によって導出した熱電対と同位置での温度値を図8(a)中に破線で示す。さらに, 15 MW/m²の定常熱負荷時における有限要素モデルと温度分布を図8(b)に示す。熱負荷領域は3枚のタングステン平板表面に均一とし, 接合界面には60 W/m²・Kの熱伝導率を持つ薄膜があると仮定し, タングステン平板表面からの放射率(ϵ)は0.3とした。タングステンと銅合金の熱伝導率が温度上昇に伴って連続的に減衰する効果も含めている。ANSYSの計算結果は実験値と良い一致を示している。この結果から, 小型ダイバータ試験体の構造がどれほどの熱負荷まで許容できるかどうかを冷却水温度が室温の場合を仮定して外挿してみる。解析の結果から, 例えば20 MW/m²では, タングステン平板最表面の温度は約1400°C, GlidCop[®]製ヒートシンクの温度(CH4, CH5, CH6)は約400°Cとなり, 材料の使用限界としてはまだ許容範囲内である。一方, この結果を第2章で述べた中性子照射環境下における銅合金の機械的健全性評価に適用すると, 接合界面に近い位置のGlidCop[®]では, 15 MW/m²

までは照射誘起硬化が材料の機械的特性劣化の主要素となるが, 20 MW/m²の熱負荷に至るにつれて徐々に照射誘起軟化が発現する状況に変化することとなる。また, 温度上昇に伴うタングステンの再結晶脆化に関しては, 15 MW/m²までは気にする必要は無いが, 20 MW/m²の熱負荷に至るにつれて部分的に再結晶脆化が生じる可能性がある。

次に, 図8の小型ダイバータ試験体熱負荷試験結果を, 3.1節で述べたITER用のタングステン/銅合金ダイバータへの熱負荷時の有限要素法解析結果と比較してみる。Ref.[12]によると, ITERダイバータでは, 熱負荷時間に対する温度上昇のフラット・トップは約10秒程度で訪れると見込まれており, 冷却水温度を100°Cと設定した場合, 20 MW/m²のフラット・トップでのタングステン最表面の温度は約2000°Cに達するとの解析結果が得られている。冷却水の条件や構造体の形状が異なるため直接的な比較は好ましいとは言えないが, 図7のダイバータ試験体はおおよそITERダイバータの冷却性能と同等あるいはそれ以上であることが示唆される。また, FFHR-d1のダイバータで見込まれる10 MW/m²の熱負荷に対しても十分な冷却性能であることも明らかである。

5. まとめと今後の展望

本解説では, 「先進的ろう付接合法」を用いたタングステン/銅合金ダイバータ受熱機器の開発について, 主に核融合科学研究所での核融合工学研究プロジェクトの研究結果を基に解説した。

除熱性能の観点から, 核融合炉のダイバータヒートシンクや冷却管は銅合金を使用せざるを得ない状況であり, FFHR-d1[1-4], トカマク DEMO 炉[8-10]のダイバータ受熱機器設計では, 実際に銅合金の使用が計画されている。銅合金は耐中性子照射特性に不利と考えられているが, 中性子照射に伴う材料学的な問題を定量的に認識し, ダイバータ受熱機器設計にフィードバックすることが, 設計の自由度拡大と冗長性確保にとって重要である。本解説では, 商業ベースで利用可能な銅合金の中から, GlidCop[®]が本来有する優位性に着目し, その耐中性子照射特性を調査した。その結果から, 300°Cに維持した状態で温度変動無く使用することができれば, 最初に訪れる照射誘起硬化/軟化の問題をある程度回避することができ, 材料の使用寿命を延ばせる可能性を示した。FFHR-d1のダイバータ受熱機器では, このような銅合金の中性子照射特性を認識し, ヒートシンクにGlidCop[®]を, アーマー材は平板構造のタングステンを採用することを基本オプションとしている。タングステンとGlidCop[®]の信頼性のある接合技術の確立のため, 新たに「先進的ろう付接合法」を開発した。一般的に, 緩衝層を必要としない直接ろう付接合法は, 除熱性能や製造コストの面から優位性が高いが, ろう付熱処理時に接合界面に生じる残留応力の緩和が難しく, 接合継手強度の確保が困難と考えられてきた。しかしながら, 「先進的ろう付接合法」では, 緩衝層を介していないにもかかわらず, 優れた強度と靱性を有する信頼性の高い接合継手を得ることに成功した。この理由は, マイクロレベルで亀

裂や空隙の無い緻密な接合界面が得られたことに起因している。本接合法を用いて小型ダイバータ試験体を製造し、熱負荷試験を実施した結果、最大15 MW/m²までの定常熱負荷時において良好な除熱性能が確認された。ANSYSによる熱解析結果を含めて、本小型ダイバータ試験体は、FFHR-d1ダイバータで想定される熱負荷に対しても十分な除熱性能を有していることが示された。一方で、ディスプレイによる熱衝撃を想定しておかなければならないトカマク炉の場合は、GlidCop[®]の破壊靱性値の低さは許容できない可能性もあり、破壊靱性値が改善された新たなODS-Cuの素材開発も並行して進めておく必要がある。

今後の計画では、曲げ試験によって破断したタングステン/GlidCop[®]接合継手部の微細構造解析を実施することで破壊の開始点を突き止め、更なる継手強度の増強には何が必要なのかについて研究を進める。また、小型ダイバータ試験体においては、20 MW/m²以上での熱負荷試験を実施し、限界熱負荷値を見極める。一方で、小型ダイバータ試験体の構造を基本とした大型ダイバータ試験体の製造を行い、FFHR-d1ダイバータの実規模ダイバータ受熱機器製造時に何が課題となるかを抽出する。現時点で考えられる代表的な課題としては、冷却流路設計が挙げられる。GlidCop[®]製ヒートシンクに冷却流路を形成する場合には、GlidCop[®]同士の接合が必要な箇所が出てくる可能性があるため、その接合方法の検討も開始する。以上の結果を基に、FFHR-d1ダイバータの実規模ダイバータ受熱機器の製造方法の確立を目指す。

謝辞

本稿を執筆するに当たり、核融合科学研究所の核融合工学研究プロジェクトの皆様のご協力に深く感謝いたします。岡山理科大学の平岡裕教授との有意義な議論に深く感謝いたします。金属技研株式会社の皆様には熱処理においてお世話になり、深く感謝いたします。本稿の内容の一部は科学研究費補助金(17K06997)の助成を受けました。

参考文献

- [1] A. Sagara *et al.*, Fusion Eng. Des. **89**, 2114 (2014).
- [2] J. Miyazawa *et al.*, Nucl. Fusion **52**, 123007 (2012).
- [3] M. Tokitani *et al.*, Plasma Fusion Res. **10**, 3405035 (2015).
- [4] M. Tokitani *et al.*, Nucl. Fusion **57**, 076009 (2017).
- [5] A. Sagara *et al.*, NIFS-MEMO-79, ISSN 1882-806X (2017).
- [6] K. Tobita *et al.*, Nucl. Fusion **49**, 075029 (2009).
- [7] N. Asakura *et al.*, Nucl. Fusion **53**, 123013 (2013).
- [8] N. Asakura *et al.*, Nucl. Fusion **57**, 126050 (2017).
- [9] J.H. You *et al.*, Nucl. Mater. Energy **9**, 171 (2016).
- [10] J.H. You *et al.*, Fusion Eng. Des. **109-111**, 1598 (2016).
- [11] K. Ezato *et al.*, J. Plasma Fusion Res. **92**, 427 (2016).
- [12] T. Hirai *et al.*, Nucl. Mater. Energy **9**, 616 (2016).
- [13] S.J. Zinkle *et al.*, Fusion Mater. U.S. Department of Energy DOE/ER-0313/16 (1994).
- [14] V. Barabash *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 21 (2007).
- [15] S. Tähtinen *et al.*, J. Nucl. Mater. **258-263**, 1010 (1998).
- [16] G. Kalinin and R. Matera, J. Nucl. Mater. **258-263**, 345 (1998).
- [17] S.A. Fabritsiev *et al.*, J. Nucl. Mater. **283-287**, 523 (2000).
- [18] B.N. Singh *et al.*, J. Nucl. Mater. **238**, 244 (1996).
- [19] B.N. Singh and S.J. Zinkle, J. Nucl. Mater. **206**, 212 (1993).
- [20] S.A. Fabritsiev *et al.*, Fusion Eng. Des. **36**, 505 (1997).
- [21] T. Muroga *et al.*, J. Nucl. Mater. **258-263**, 955 (1998).
- [22] S. Ishino *et al.*, J. Nucl. Mater. **283-287**, 215 (2000).
- [23] F.A. Garner and M.L. Hamilton, J. Nucl. Mater. **191-194**, 386 (1992).
- [24] D.J. Edwards *et al.*, J. Nucl. Mater. **191-194**, 416 (1992).
- [25] S.A. Fabritsiev *et al.*, J. Nucl. Mater. **195**, 179 (1992).
- [26] T. Tanaka *et al.*, Fusion Eng. Des. **89**, 1939 (2014).
- [27] H. Tamura *et al.*, Fusion Eng. Des. **98-99**, 1629 (2015).
- [28] H. Noto *et al.*, Fusion Eng. Des. **124**, 1024 (2017).
- [29] A. Sagara *et al.*, Nucl. Fusion **57**, 086046 (2017).
- [30] K. Ezato, J. Plasma Fusion Res. **85**, 548 (2009).
- [31] 門間改三 他：日本金属学会誌 **28**, 192 (1964).
- [32] Y. Hamaji *et al.*, Plasma Fusion Res. **11**, 2405089 (2016).



とき たに まさ ゆき
時谷政行

自然科学研究機構 核融合科学研究所 ヘリカル研究部 核融合システム研究系 高熱流プラズマ対向壁研究部門 助教 博士(工学)。2007年九州大学大学院総合理工学府博士課程修了。専門は照射損傷学、核融合炉材料学。現在は、高熱流プラズマ対向機器の開発研究、プラズマ・壁相互作用の研究に従事。核融合科学研究所での核融合工学研究プロジェクト発足と同時に、独自の方法でタングステン/銅合金ダイバータ受熱機器の開発を始めました。最初の頃は失敗ばかりでしたが、最近は納得できる受熱機器試験体ができるようになりました。趣味はコーヒー、ドライブ。