



解説

核融合炉ブランケットの先進中性子増倍材料としてのベリリウム金属間化合物の開発

土谷邦彦¹, 河村 弘¹, 三島良直¹, 吉田直亮², 田中 知³, 内田宗範⁴,
石田清仁⁵, 柴山環樹⁶, 宗像健三², 佐藤芳幸⁷, 岩切宏友², 大沼郁雄⁵

日本原子力研究開発機構, ¹東京工業大学, ²九州大学, ³東京大学, ⁴日本ガイシ(株),
⁵東北大学, ⁶北海道大学, ⁷秋田大学

(原稿受付: 2006年11月22日)

原型炉用増殖ブランケットに必要な「高温・高照射環境に耐えうる先進中性子増倍材料」の開発について、ベリリウム金属間化合物である Be_{12}Ti 等に着眼し、各種特性（機械的特性、化学的特性、照射特性等）および微小球製造技術開発を全日本規模の産学官連携のもとで実施している。この先進中性子増倍材料の開発における最近の成果について紹介する。

Keywords:

fusion blanket, blanket material, neutron multiplier, characterization, pebble fabrication

1. はじめに

核融合炉ブランケットでは、トリチウム生産効率を高めるために核融合反応で発生した中性子を増倍させる材料（中性子増倍材料）を装荷する必要がある。一般的に中性子増倍材料としては、主に機械的、化学的特性ならびに照射特性について、表1に示すような特性が要求されている。核特性上、増倍材料としては Be, Pb, Bi, Zr およびそれらの化合物が候補材として挙げられているが、 $(n, 2n)$ 反応の実効断面積が大きいこと、融点が高いこと、熱伝導率が大きいこと、電気抵抗が小さいこと等の観点から、金属ベリリウム (Be) が増殖材料の第1候補に選定されてきた[1-3]。この中性子増倍材料は、核融合発電の成否を握る重要な位置付けにあり、日本の先導により約15年間にわたってベリリウム微小球の製造技術と特性評価を両輪とした技

術開発を展開してきた[4-6]。

最近では、高い発電効率を目指した原型炉ブランケットに必要な『高温・高照射量に耐えうる先進的機能材料であるベリリウム金属間化合物開発』が実施されている[7-8]。特に、金属ベリリウム (Be) を原型炉ブランケットに用いた場合、中性子照射時におけるスエリングによるブランケット容器変形や事故時における高温水との反応による水素爆発等が懸念されている[9]。そこで、融点が高く、化学的に安定と思われる金属ベリリウムと高融点金属 (Ti, Mo, V 等) の金属間化合物 (Be_{12}Ti 等) に着眼し、これまでの核融合炉開発になかったチャレンジングな材料開発に着手した。

本解説では、これまで全日本規模の産学官連携で行ったベリリウム金属間化合物について、各種特性評価と微小球の製造技術開発の現状をまとめ、今後の課題、開発の展望について紹介する。

表1 中性子増倍材料に要求される主要機能と材料特性。

主要機能	要求される材料特性
高い中性子増倍特性	良好な核的特性
適切な温度保持	高い熱伝導率
健全性の保持	良好な耐放射線損傷特性 高い機械的強度, 耐久性 高い化学的安定性, 組織安定性 構造材料との良好な共存性
安全性	低い誘導放射能 冷却材との低い反応性
製作性	廉価で大量製造が可能 容易な取扱い

2. ベリリウム金属間化合物の特性

遷移金属とベリリウムの金属間化合物の代表例とその融点、比重を図1に示す。 Be_{12}M , Be_{13}M , Be_{17}M_2 (Mは遷移金属元素) といった高Be含有側に高融点で密度の小さい化合物組成が存在し、既存の耐熱金属に匹敵する高融点でTiAlよりも軽い材料が存在する。結晶構造は非常に複雑であり、核融合炉ブランケットに装荷する中性子増倍材料として注目された Be_{12}Ti は1単位胞に26原子が配置する hct 構造である。最近では、Be-V系などのベリリウム金属間化

Development of Beryllides as Advanced Neutron Multipliers for Fusion Blankets

TSUCHIYA Kunihiko, KAWAMURA Hiroshi, MISHIMA Yoshinao, YOSHIDA Naoaki, TANAKA Satoru, UCHIDA Munenori, ISHIDA Kiyohito,
SHIBAYAMA Tamaki, MUNAKATA Kenzo, SATO Yoshiyuki, IWAKIRI Hirotomo and OHNUMA Ikuo

corresponding author's e-mail: tsuchiya.kunihiko@jaea.go.jp

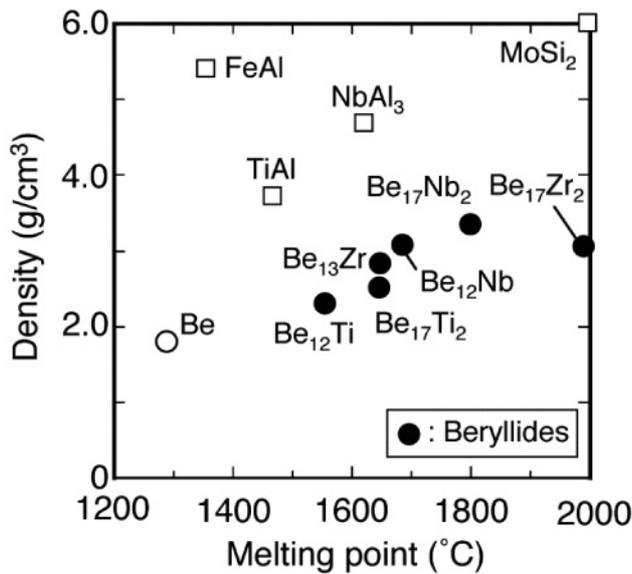


図1 ベリリウム金属間化合物の代表例とその融点と比重の関係 (JAERI-Conf 2004-006 より転載)。

化合物も研究が始められている。Nb, Zrなどの高融点金属との化合物も融点が高く耐熱材料としては魅力的である。ここでは、ベリリウム金属間化合物の特性評価として、比較的融点が低く取扱が容易な Be-Ti 合金について、3~10.5 at %の Ti を含む Be-Ti 合金を試作し、機械的特性、化学的特性、電子線、重水素・ヘリウム粒子および中性子照射による照射特性を調べた。これまで得られている Be-Ti 合金の物性および特性を表2にまとめた。

2.1 ベリリウム金属間化合物の状態図研究

ベリリウム金属間化合物の材料開発の推進のための基礎データとして重要な合金状態図の整備を行った[10]。特に、核融合炉ブランケットで有望とされる Be-Ti および Be-V 二元系合金状態図の発展的な改良を企図した。Be, Ti および V の純金属を原料として、Be-Ti および Be-V 合金をアーク溶解により製し、平衡化熱処理後、EPMA により組織観察と組成分析を行い Be 側状態図を構築した。図2に Be-Ti および Be-V 二元系合金状態図を示す。この結果、ASM の状態図集に見られない複数の化合物相の存在が新たに確認された。また、第1原理バンド計算によって得られる化合物相の生成エネルギー等の熱力学量を従来の状態図計算 (CALPHAD) 法に導入することにより、上記合金の状態図の整備も行われている[11]。

2.2 トリチウム増殖率 (TBR) の評価

中性子増倍材料としての適用性に関して、トリチウム増殖率 (TBR) の観点から評価した[12]。評価した核融合炉ブランケット (図3参照) は、水冷却固体増殖ブランケットを基本モデルとし、トリチウム増殖材 (チタン酸リチウム (Li₂TiO₃)) 微小球と中性子増倍材微小球の充填領域が別れたものと両微小球を混合して充填したもの (混合充填) で予備的検討を行った。計算コードは DOT3.5, 核データは FUSION-40 を使い、Li₂TiO₃微小球の焼結密度は 85% TD, ⁶Li濃縮度は 50%とした。ベリリウム金属間化合物は Be₁₂Ti を用いた。予備的評価結果を表3に示す。この結果、

表2 Be-Ti 合金の物性および特性結果。

主な特性	特性結果
融点	1,500~1,700 °C
機械的特性	高いクリープ特性を有し、室温で脆性、高温では延性が発現する。
トリチウム増殖率 (TBR)	金属Beより10%程度低いものの、トリチウム増殖材料との混合充填により改善できる。
構造材料 (F82H) との両立性	反応層厚さが金属Beの1/5以下と小さい。
中性子照射による体積膨張率 (スエリング)	金属Beの1/50以下と小さい。
トリチウム保持放出特性	金属Beより放出温度が低く保持量が小さい。
耐酸化特性・水蒸気反応性	1,000 °Cにおいて金属Beの1/1,000以下と小さい。
中性子照射特性	金属Beに比べ、照射損傷が小さい。

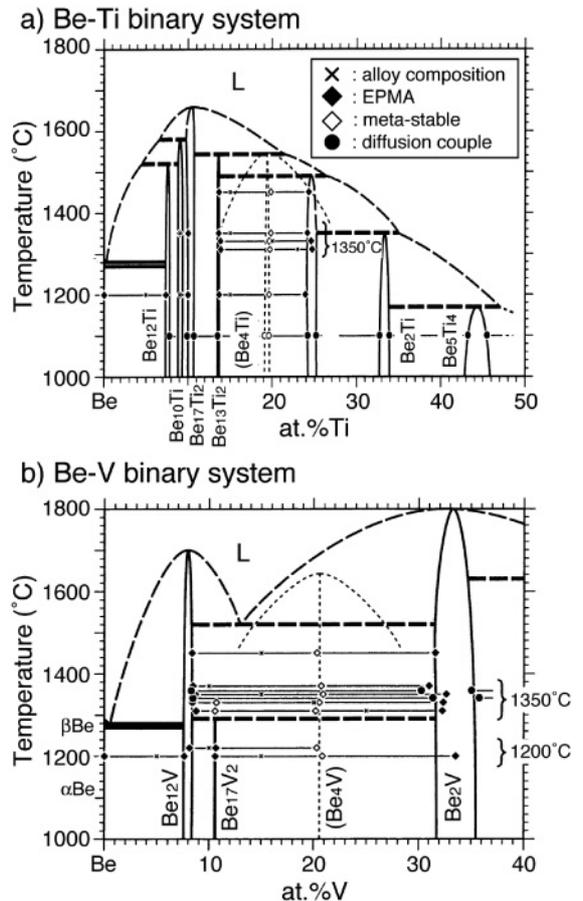


図2 Be-Ti および Be-V 二元系状態図 (JAERI-Conf 2004-006 より転載)。

Be₁₂Ti微小球を用いたブランケットの TBR は Be 微小球を用いた場合と比較して 1 割程度の減少にとどまった。一方、混合充填した場合の TBR は混合していない場合の TBR より 1 割程度改善できることが明らかになった。今後、現在検討しているテストブランケットモジュール (TBM) にベリリウム金属間化合物を装荷した場合の適応

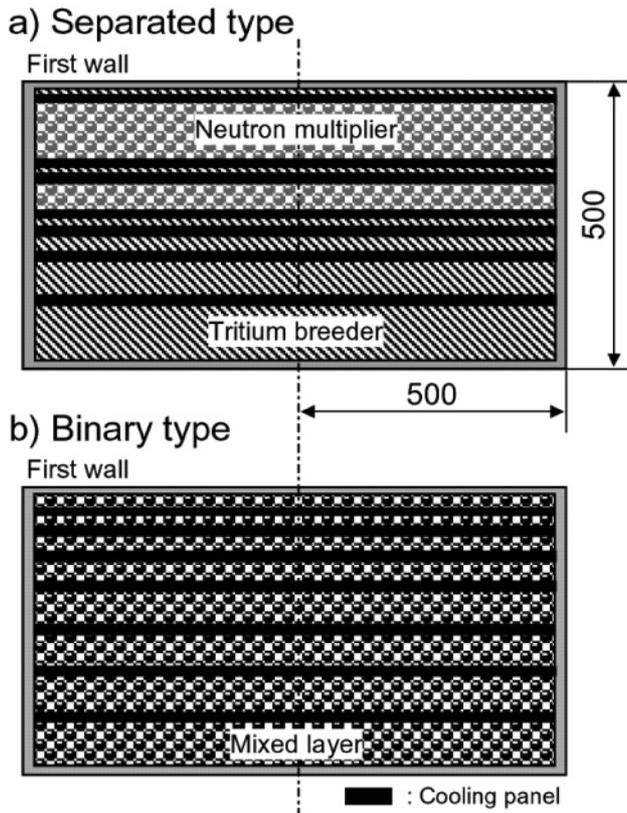


図3 予備的TBM評価に用いたブランケットの基本モデル (JAERI-Conf 2004-006より転載).

表3 ベリリウム金属間化合物を用いた場合のTBRへの影響 (JAERI-Conf 2004-006より転載).

	分離充填型ブランケットのTBR	混合充填型ブランケットのTBR
Be	1.27	1.32
Be ₁₂ Ti	1.12	1.23
Be ₁₂ W	0.77	0.72

性について、詳細に検討をすすめていく必要がある。

2.3 化学的特性

(1) Be-Ti合金と構造材料との両立性

Be-Ti合金(Ti含有量:3-8.5at%)について、核融合炉構造材料(ステンレス鋼(SUS316LN等)やフェライト鋼(F82H))との両立性試験を行い、接触界面における反応層の厚さや反応生成物等の同定などの評価を行った。

Be-Ti合金とSUS316LNとの両立性試験[13-14]の結果、SUS316LN側にBeの進入による反応層(Be₂Fe相, BeNi相, Be相, Fe-Cr相等の混在している相)が形成されることがわかった。一方、Be-Ti合金とF82Hとの両立性試験[15]の結果、SUS316LNの場合と同様、F82H側にBeの進入による反応層が形成されており、この反応生成物がBe₂Fe相, Be相, Fe-Cr相等の混在している相であることがわかった。次にTi含有量と反応層厚さとの関係を図4に示す。αBe相を含んだBe-Ti合金(5at%Tiおよび7at%Ti)を用いたときのSUS316LN側反応層厚さは、Be金属の場合と比較して、600℃で約1/10以下、800℃で約1/5以下であった。これらの実験結果から、両立性という観点に

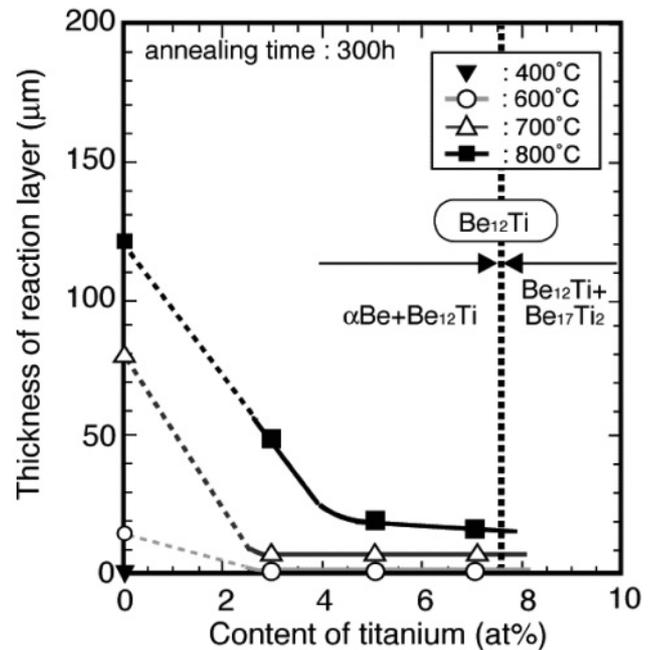


図4 Be-Ti合金中のTi含有量とF82H側反応層厚さとの関係[15].

おけるTi含有量の最適値は5at%以上であることが明らかになった。今後、構造材料とBe-Ti合金との両立性試験も行っていき、Beの拡散現象のさらなる解明を行う。

一方、中性子増倍材料とトリチウム増殖材料の微小球の混合充填を考慮したブランケットモデルについて、Be-Ti合金とLi₂TiO₃との両立性の評価が行われた[16]。800℃で1,000時間まで加熱した結果、Be₁₂TiではLiの拡散が認められなかったことから、Be₁₂TiはBeよりもLi₂TiO₃との両立性にも優れていることが明らかになった。

(2) 耐酸化性

金属ベリリウムは、高温における酸素との反応性が高く、実用上の観点から耐酸化性改善方策が求められている。このため、Be-Ti合金について、高温における酸素との反応を調べた[17]。試験では、800℃および1,000℃の乾燥空气中で高温酸化し、熱天秤により質量変化を測定した。図5に800℃におけるBe-Ti合金の酸化増量曲線を示す。Be-Ti合金の酸化増量は、同条件におけるBeおよびTiの酸化増量と比べて著しく小さいことがわかった。この傾向は、1,000℃においても同様であった。また、試験後のBe-Ti表面に生成した皮膜は非常に薄く、数十～百nm程度の厚さであった。XPSにより皮膜の化学成分を観測した結果、いずれの条件で酸化した試料についても皮膜は主にBeOから形成されており、Be-Ti表面に生成したBeOはBe表面に生成したものより緻密な形態を持つことが観察された。これらの知見により、1,000℃においても、Be-Ti合金は高温、酸素雰囲気下での安定性が極めて高いことがわかった。

(3) 水蒸気との相互作用

金属ベリリウムは、高温における水蒸気との反応性が高く、水侵入事故時に水素が発生し、重大事故になることが懸念されている。このため、Be₁₂Tiについて、高温における水蒸気との反応を調べた[18-19]。試験は、1%の水蒸気

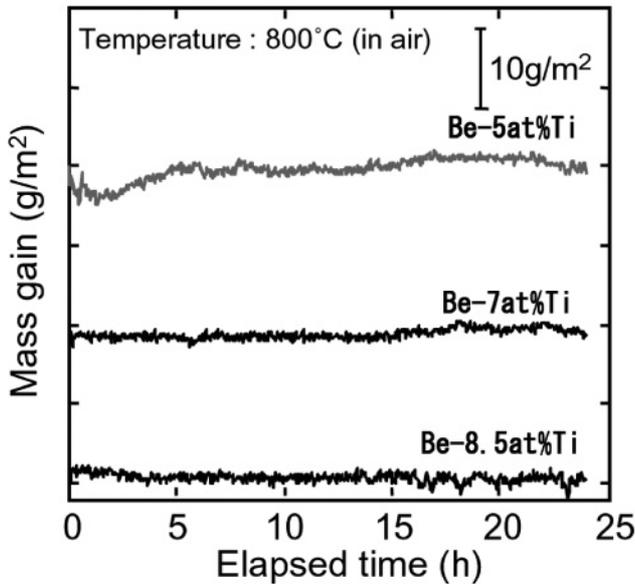


図5 800 °Cにおける Be-Ti 合金の酸化増量曲線(JAERI-Conf 2004-006 より転載)。

を含むアルゴンガスを Be₁₂Ti 試料に流通させ、水素の発生量を測定した。水素の生成は約 600 °C から始まり、試験温度の 1,000 °C まで水素濃度は増加した。1,000 °C で温度を保持したとき、スイープガス中の水素濃度は減少していることから、水素の発生は観測されなかった。試験後の Be₁₂Ti 試料の表面観察の結果、試料表面は水蒸気による酸化のため起伏が増加していたが、この酸化層は表面に限られており、内部への進行はなかった。金属ベリリウムと水蒸気との反応による水素発生率と Be₁₂Ti 試料との水素発生率の比較を図 6 に示す。同図に示されたとおり、1,000 °C においても、水素発生率は金属ベリリウムと比較して 1/1,000 以下であり、Be₁₂Ti は高温、水蒸気下で極めて高い安定性を有することが明らかにされた。

2.4 機械的特性

金属間化合物特有の脆性を改善するため、Ti もしくは V 含有量の異なる Be-Ti および Be-V 合金の機械的特性の評価の一環として、αBe を含む Be-Ti および Be-V 合金について、室温における圧縮強度を測定した[20]。その結果、αBe を含む Be-Ti および Be-V 合金の室温における破断伸びが 0.5~2% と Be₁₂Ti や Be₁₂V の破断伸びより多少改善されることを明らかにした。一方、発電ガスタービンへの耐熱材料開発が NEDO 事業として行われ[21]、Be-Ti 合金の比強度が評価された[22]。図 7 に示すとおり、1,200 °C での Be-8.5 at%Ti (Be₁₂Ti と Be₁₇Ti₂ の混相合金) の比強度はインコネル738LC よりも大きいことが明らかにされた。また、Be₁₂Ti と Be₁₇Ti₂ とからなる合金は、耐熱温度 1,100 °C を示す世界最高の高温クリープ特性を有していた。以上の結果より、Be-Ti 合金は耐熱性、低比重を兼ね備えた高温材料として魅力的な特性を有していることが明らかにされ、核融合炉ブランケットの中性子増倍材料としての使用温度も高くできる可能性があることを見出した。

2.5 イオン照射効果

Be₁₂Ti について、トリチウム吸収 (インベントリー) 特

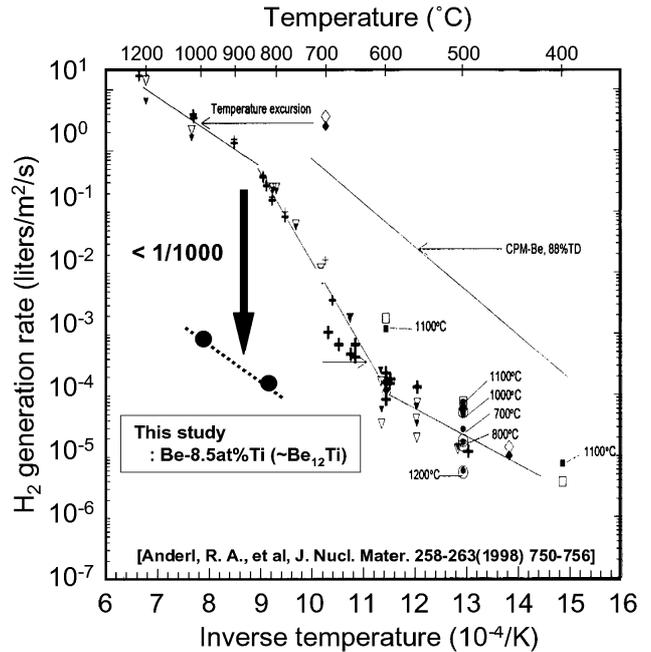


図6 Be₁₂Ti と水蒸気との水素発生率の関係 (Andert らの金属ベリリウムと水蒸気との水素発生率の試験データにプロット)。

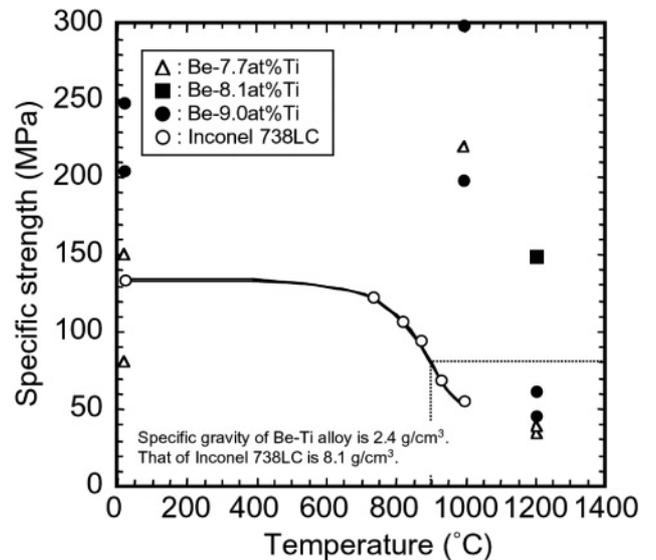


図7 Be-Ti 合金の比強度における温度依存性[22] (耐熱合金であるインコネル 738LC との比較)。

性を調べるため、重水素を打ち込んだ試料について、その場透過電子顕微鏡 (TEM) 観察を行った[23]。Be₁₂Ti を室温で照射した場合、照射量が 6×10^{20} D/m² を超えたところから、直径 2 nm 程度の微小な欠陥が高密度に観察された。一方、400 °C で照射した場合、照射量が 6×10^{21} D/m² に達しても欠陥は観察されず、欠陥は金属 Be よりも約 1 桁高い照射量で生成することがわかった。また、重水素イオン照射・昇温脱離特性 (図 8 参照[24]) を調べたところ、Be₁₂Ti では約 100 °C から重水素の脱離が観測されたが、Be は 550 °C まで脱離が観測されなかった。また、300~600 °C までの重水素保持率は Be₁₂Ti で 5% と Be (66%) と比べ

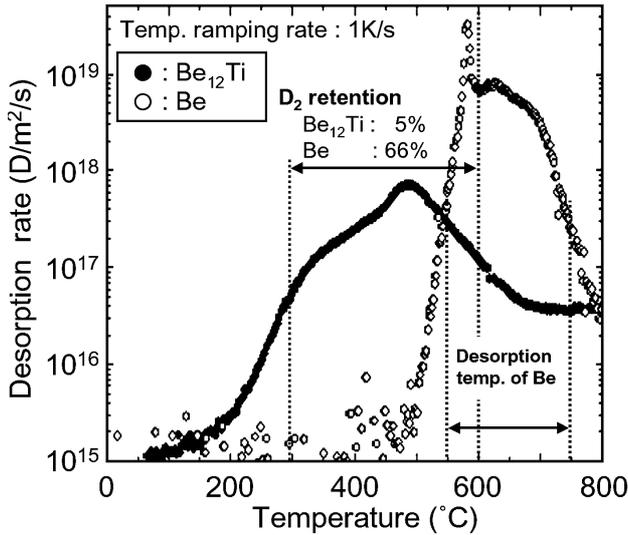


図8 重水素イオン照射後の昇温脱離特性[24] (重水素 (8 keV, D₂⁺)照射量: 1×10²¹ D/m², 照射温度: 400 °C).

て非常に小さいことが明らかになった。このことは、Be-Ti合金は基本的に水素同位体のインベントリーが小さく、耐照射特性にも優れていることを示唆している。これらの知見に基づき、単純な反応速度論的手法を用いて、照射下における欠陥の蓄積過程の評価も行われている[25]。

また、Be₁₂Tiに室温、300 °Cおよび500 °Cで1.25 MeVの電子(照射損傷模擬)および100 keVのヘリウムイオン(He生成模擬)を打込み、透過型顕微鏡観察および微小硬さ計(ナノインデント)により機械的特性を評価した[26]。イオン照射後の透過型顕微鏡写真を図9に示す。室温で照射したBe₁₂Tiには欠陥はなく、500 °Cでも小さな欠陥が存在するのみであった。15,000 appmHeまでHeイオンを打ち込んだBe₁₂Tiの硬さ試験においては、10,000 appmのHeイオン照射領域までは硬さに大きな変動はなかったが、15,000 appmHeまで照射すると硬さは著しく低下した。これは、Be₁₂Ti内にHeバブルやプリスターなどが形成したためと考えられる。また、Be₁₂Tiは照射後、照射欠陥等が形成していないことから、複雑な結晶構造により点欠陥の形成や離散集合が抑制されていることが考えられる。

今後、イオン照射による模擬試験により、重照射時のベリリウム金属間化合物のトリチウムインベントリー、照射特性等を明らかにし、核融合炉条件への適用性について評価を進める。

2.6 中性子照射特性

日本原子力研究開発機構の材料試験炉(JMTR)を用いて、Be₁₂Ti試料の中性子照射試験を行った。中性子照射は、照射温度が約500 °C、ヘリウム生成量が70 appmHe、照射損傷量が0.5 dpaの条件で行った。中性子照射後、トリチウム放出を調べた結果[27, 28]、Be₁₂Tiが金属ベリリウムに比べてトリチウムを放出しやすいことがわかった。また、トリチウム放出特性試験後、1100 °Cで1時間加熱した試料のスワリング量(図10参照)は、Be₁₂Tiが3%以下であり、同じ照射・測定条件で試験した金属ベリリウムと比べて1/10~1/20以下となることもわかった。

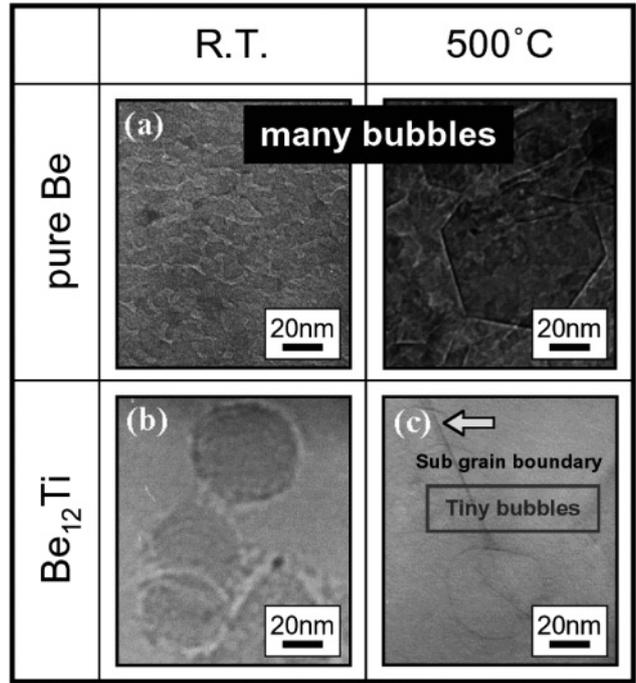


図9 イオン照射後のBeとBe₁₂Tiの透過型顕微鏡写真(2.15×10²² e/cm² - 1.40×10¹⁵ Heions/cm²).

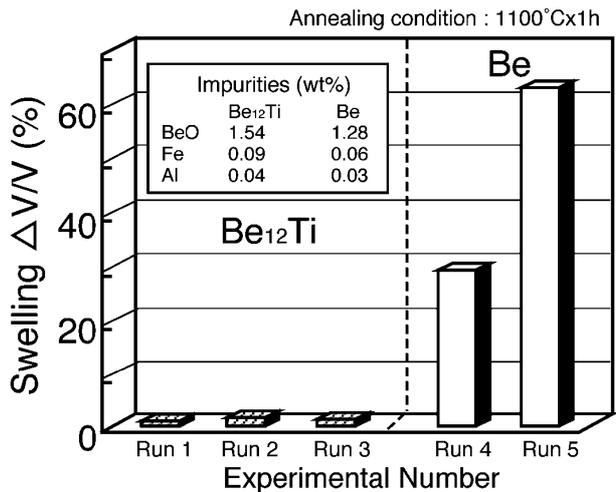


図10 中性子照射後のBe₁₂Tiのスワリング特性(照射温度: 500 °C, ヘリウム生成量: 70 appmHe, 照射損傷量: 0.5 dpa)(JAERI-Review 2002-032 より転載)。

また、高速中性子照射量4×10²⁰ n/cm²、照射温度330 °C、400 °Cおよび500 °Cの条件で照射したBe₁₂Tiの熱伝導率評価を行った[29]。レーザーフラッシュ法で1,000 °Cまでの熱拡散率および比熱の測定を行い、熱伝導率を算出した。その結果、未照射および中性子照射後のBe₁₂Tiの比熱は、ほとんど同じ値であった。未照射Be₁₂Tiの場合、温度の上昇とともに熱拡散率は減少する傾向であった。照射済Be₁₂Tiの場合、温度の上昇とともに熱拡散率は増加する傾向であった。また、600 °Cにおける照射済Be₁₂Tiの熱伝導率は未照射のBe₁₂Tiの約半分であった。得られた熱伝導率より、Be₁₂Ti微小球を用いた場合の充填体の有効熱伝導率を評価したところ、Be微小球を用いた場合と比較して800 °Cで約10~20%低い値であった。

そのほか、IEA 核融合材料国際協力プログラム「ベリリウム金属間化合物共同照射試験 (HIDOBE 計画)」に供する、 α Be が共存する Be-Ti 合金試料 (Ti 含有量: 5 at% および 7 at%) を製作し、照射試験炉 HFR を用いた 4 年間の照射により、Be 中の He 生成量として 6,000 appm のデータを取得する計画である [30]。

3. 製造技術

ベリリウム金属間化合物は脆いため、回転電極法による微小球の製造は Be 微小球製造のように容易ではない。開発当初、HIP (高温等方加圧) 法で製作した Be_{12}Ti 製回転電極棒による微小球の試作試験を行ったところ、アーク加熱による熱衝撃によって電極棒が破損し、微小球の製造ができなかった。このため、Be-Ti 合金の脆性を改善するため、溶解鋳造法を基本とした電極棒の開発を行い、回転電極法による微小球製造試験を開始した。まず、脆性を改善するための試験として、チタン含有量 (5~15 at%Ti) による Be-Ti 合金の延性を調べた [28]。Ti 含有量と Be-Ti 合金の硬さの関係を図 11 に示す。7 at%Ti までのチタン含有量をもつ電極棒は Be_{12}Ti 相と α Be 相の混合した組織を有し、十分な延性を有することが明らかされた。この組成を有する材料を溶解鋳造法により小規模電極棒を製作し、回転電極法で微小球を試作した結果、アーク加熱により電極が破損することなく、微小球を得る見通しを得た [31]。

核融合炉ブランケットに必要な微小球を製造するために回転電極法の適用がまず取り組まれている。また、不純物低減やリサイクルの観点から、回転電極法に使用する電極は真空溶解鋳造で製造する必要があることから、ベリリウム金属間化合物は溶解鋳造が基本製法であると考えられる。今後、溶解鋳造による電極棒の開発のため、室温で脆く融点の高い本材料で健全なインゴットを作ることが最大の課題であり、実験設備を整備し、本格的な試作試験を展

開することが必要不可欠である。

4. 核融合炉用以外に期待される用途

ベリリウム金属間化合物の核融合炉以外への応用として、発電ガスタービンへの耐熱材料開発が NEDO 事業として行われた [21]。前述したように、 Be_{12}Ti と $\text{Be}_{17}\text{Ti}_2$ のベリリウム金属間化合物を含む Be-Ti 合金は、耐熱温度 1,100 °C を示す世界最高の高温クリープ特性を有しているとともに、耐酸化特性は、Ni 基超合金や TiAl などを遥かにしのぐことが明らかになった。この結果から、この Be-Ti 合金は高温材料として発電ガスタービンなどの運転効率向上に魅力的な特性を有していることを明らかにした。

また、ラーベス相を有する Be_2M のベリリウム金属間化合物について、 Be_2Ti の水素吸蔵特性試験が NEDO 事業として行われた [32]。その結果、 Be_2Ti の水素吸蔵量が約 2 mass% までであることがわかり、水素吸蔵合金としての可能性も秘めていることがわかった。

5. まとめ

ベリリウム金属間化合物の材料開発に関して、比較的融点の低い Be-Ti 合金にまず着目し、各種特性評価を行った結果、核融合炉ブランケットの中性子増倍材料の第 1 候補材である金属ベリリウムよりも良好な特性を有していることを明らかにし、高温・高照射量に耐えうる先進的機能材料であるとともに、固体増殖ブランケットの安全性等に関する設計裕度を広げることが可能であることも明らかにした。今後の課題は、さらに高温・高照射に耐えうる材質の選定、原型炉ブランケットの想定使用条件における照射特性データの取得等、種々のマイクロ特性解明、微小球製造技術の確立を早急に進め、核融合炉発電の成立性を実証することである。一方、このベリリウム金属間化合物は一般耐熱材料などの用途にも活用が期待でき、脆性を克服する材料開発や製造技術開発を行うことも必要不可欠である。また、未知の材料開発段階であるので、国内での産学官連携や国際協力を効率的に活用しつつ、研究の裾野を広げながら、研究開発を推進することが重要である。

謝辞

本研究は、九州大学共同利用研究集会や日本金属学会ベリリウム金属間化合物研究会等を通して得られた成果をまとめたものである。著者の他、北海道大学の高橋平七郎名誉教授、名城大学の森田健治教授、富山大学の波多野雄治教授および日本ガイシ(株)には、様々な有益な議論をいただきましたことに感謝いたします。また、本解説では、NEDO 産業技術研究助成のもとで実施した成果も一部紹介した。最後に、執筆する機会をいただきましたプラズマ・核融合学会誌の編集委員である大阪大学の上田良夫教授および京都大学の山本靖助教授に感謝いたします。

参考文献

- [1] 池上英雄, 宮原 昭他編, 核融合研究 II - 核融合炉工学 - (名古屋大学出版会, 1995)。

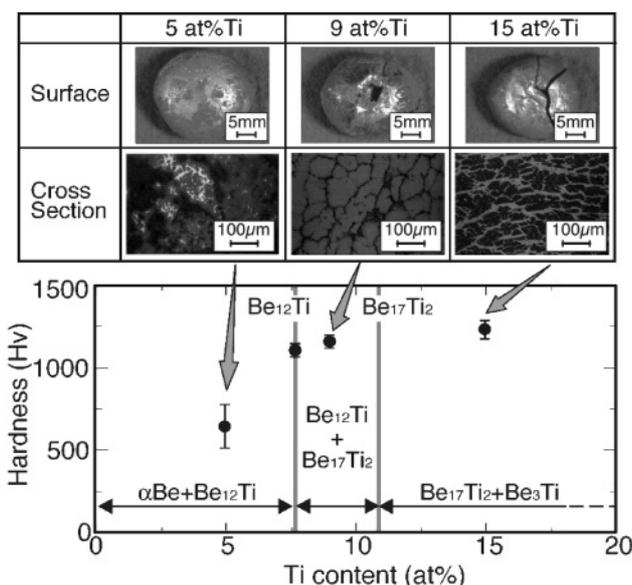


図 11 Ti 含有量の違いによる Be-Ti 合金の硬さの関係 (JAERI-Review 2003-032 より転載)。

- [2] S. Tanaka, Y. Ohara and H. Kawamura, *Fusion Eng. Des.* **51-52**, 299 (2000).
- [3] A. Cardella, E. Rigal, L. Bedel, Ph. Bucci, J. Fiek *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 133 (2004).
- [4] 石塚悦男, 河村 弘, 坂本直樹, 西田精利, 齋藤 実: JAERI-M 94-032 (1994).
- [5] 石塚悦男, 河村 弘: 核融合炉 第4号 (1996年2月).
- [6] H. Kawamura and M. Okamoto, *Proc. 3rd IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, JAERI-Conf 98-001 (1998).
- [7] H. Kawamura, H. Takahashi, N. Yoshida, Y. Mishima, K. Ishida, T. Iwadachi, A. Cardella, M. Uchida, K. Munakata, Y. Sato, V. Shestakov and S. Tanaka, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 112 (2004).
- [8] 日本金属学会2005年春季(第136回)大会 公募シンポジウム「先進核融合機能材料としてのベリリウム金属間化合物の物性とその応用展開」, 日本金属学会講演概要 (2005) p.81.
- [9] D.A. Petti, G.R. Smolik and R.A. Anderl, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 1390 (2000).
- [10] I. Ohnuma, R. Kainuma, M. Uda, T. Iwadachi, M. Uchida *et al.*, *Proc. 6th IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, JAERI-Conf 2004-006 (2004) p.172.
- [11] 徳永辰也, 西村雅俊, 大谷博司, 長谷川光弘: Ti-Be および V-Be 2 元系状態図の熱力学的解析, $S_2 \cdot 11$ 日本金属学会講演概要 (2005) p.86.
- [12] H. Yamada, Y. Nagao, H. Kawamura, M. Nakao, M. Uchida and H. Ito, *Fusion Eng. Des.* **69**, 269 (2003).
- [13] H. Kawamura, M. Uchida and V. Shestakov, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 638 (2002).
- [14] K. Tsuchiya, M. Uchida and H. Kawamura, *Fusion Eng. Des.* **81**, 1057 (2005).
- [15] K. Tsuchiya, H. Kawamura and T. Ishida, *J. Nucl. Mater.* *to be published*.
- [16] M. Nakamichi, H. Kawamura and M. Uchida, *Fusion Eng. Des.* **69**, 1057 (2005).
- [17] Y. Sato, M. Uchida and H. Kawamura, *Proc. 6th IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, JAERI-Conf 2004-006 (2004) p.203.
- [18] K. Munakata, H. Kawamura and M. Uchida, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1357 (2004).
- [19] K. Munakata and H. Kawamura, *Proc. 7th IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, INL/EXT-06-01222 (2006) p.59.
- [20] Y. Mishima, K. Yamamoto, Y. Kimura, M. Uchida and H. Kawamura, *Proc. 6th IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, JAERI-Conf 2004-006 (2004) p.184.
- [21] 新エネルギー・産業技術総合開発機構, 平成15年度成果報告書, 報告書バーコード10002838.
- [22] Y. Mishima, N. Yoshida, H. Kawamura, K. Ishida, Y. Hatano, T. Shibayama, K. Munakata, Y. Sato, M. Uchida, K. Tsuchiya and S. Tanaka, *J. Nucl. Mater.* *to be published*.
- [23] H. Iwakiri, K. Yasunaga, N. Yoshida, M. Uchida and H. Kawamura, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 880 (2004).
- [24] H. Kawamura, Y. Mishima, N. Yoshida, K. Ishida, Y. Hatano, T. Shibayama, K. Munakata, Y. Sato, M. Uchida, K. Tsuchiya and S. Tanaka, *Proc. 7th IEA International Workshop on Beryllium Technology*, INL/EXT-06-01222 (2006) p.1.
- [25] N. Yoshida, H. Iwakiri and Y. Watanabe, *Proc. 7th IEA International Workshop on Beryllium Technology*, INL/EXT-06-01222 (2006) p.48.
- [26] T. Shibayama, M. Nakamichi, M. Uchida, H. Kawamura, H. Kinoshita, Y. Kiyonagi, H. Takahashi and N. Nomura, *Proc. 6th IEA International Workshop on Beryllium Technology for Fusion*, JAERI-Conf 2004-006 (2004) p.216.
- [27] M. Uchida, E. Ishitsuka and H. Kawamura, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 653 (2002).
- [28] H. Kawamura, E. Ishitsuka, K. Tsuchiya, M. Nakamichi, M. Uchida, H. Yamada, K. Nakamura, H. Ito, T. Nakazawa, H. Takahashi, S. Tanaka, N. Yoshida, S. Kato and Y. Ito, *Nucl. Fusion* **43**, 675 (2003).
- [29] M. Uchida, E. Ishitsuka and H. Kawamura, *Fusion Eng. Des.* **69**, 499 (2003).
- [30] J.B.J. Hegeman, J.G. van der Laan, H. Kawamura, A. Moslang, I. Kupriyanov, M. Uchida and K. Hayashi, *Fusion Eng. Des.* **75-79**, 769 (2005).
- [31] M. Uchida, H. Kawamura, M. Uda and Y. Ito, *Fusion Eng. Des.* **69**, 491 (2003).
- [32] 新エネルギー・産業技術総合開発機構, 平成14年度成果報告書, NEDO-WE-NET-0211.

解説執筆紹介



つち や く に ひこ
土谷 邦彦

1994年東京工業大学大学院理工学研究科後期博士課程修了。日本原子力研究所入所。以来、核融合炉ブランケット増殖関連材料開発に従事。現在、日本原子力研究開発機構核融合研究開発部門 核融合エネルギー工学研究開発ユニットブランケット照射開発グループ、副主任研究員、博士(工学)。



かわ むら ひろし
河村 弘

大阪大学工学部冶金・金属材料工学科卒業後、1977年に日本原子力研究所に入所、1989年に軽水炉燃料の熱的照射挙動に関する研究で博士号取得。1992年より2005年まで核融合炉ブランケット増殖関連材料開発に従事。現在、日本原子力研究開発機構 経営企画部次長、工学博士。



み し ま よ し なお
三島 良直

1975年東京工業大学大学院金属工学専攻修士過程修了。1979年カリフォルニア大学バークレー校大学院材料科学専攻博士課程修了。同大学Assistant Research Engineerを経て、1981年東京工業大学精密工学研究所助手、1989年同助教授、1997年同大学院総合理工学研究科材料物理科学専攻教授、現在に至る。工学博士、Ph.D.



よ し た な お あ き
吉田 直亮

1945年6月3日生まれ。1973年大阪大学大学院基礎工学研究科物理系専攻博士課程修了。マックス・プランク金属物理学研究所客員研究員、九州大学応用力学研究所助手、同助教授などを経て1984年より同教授、現在に至る。格子欠陥、照射損傷の基礎研究を経て、現在ではプラズマ-壁相互作用や中性子照射効果など核融合炉材料に関わる研究に従事。



た な か さ と る
田中 知

1977東京大学大学院工学系研究科博士課程修了。東京大学助手、助教授を経て、1994東京大学大学院工学系研究科システム量子工学専攻教授。核融合工学、核燃料サイクル工学、放射性廃棄物処理処分の基礎科学の研究に従事。



うち た むね のり
内田 宗範

1986年東北大学金属工学科卒業。同年、日本ガイシ株式会社入社。2000年から2004年まで日本原子力研究所(現日本原子力研究開発機構)に研究員として出向。現在、日本ガイシ株式会社金属事業部技術部長、工学士。



い し た きよ ひと
石田 清仁

1974年東北大学大学院工学研究科金属材料工学専攻博士課程修了。大同製鋼(株)(現大同特殊鋼(株))入社。1982年東北大学工学部金属材料工学科助教授、1990年2月~11月英国、サレー大学客員教授を経て1993年東北大学工学部材料物性学科教授、1997年同大学院工学研究科材料物性学専攻教授、1998年同未来科学技術共同研究センター教授、2005年同大学院工学研究科金属フロンティア工学教授、現在に至る。工学博士



しば やま たま き
柴山 環樹

1992年北海道大学大学院工学研究科博士後期課程修了。同年東北大学金属材料研究所助手、2002年北海道大学大学院工学研究科助教授、以来、原子力材料開発に従事し電子顕微鏡による照射効果の研究に取り組んでいる。現在、北海道大学 エネルギー変換マテリアル研究センター量子エネルギー変換材料分野 助教授。博士(工学)。



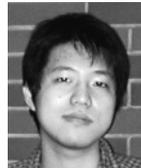
む な か た けん ぞう
宗像 健三

1989年九州大学工学部応用原子核工学科博士後期課程修了、工学博士。住友金属鉱山株式会社に勤務の後、現在、九州大学大学院総合理工学研究院・助教授。核融合炉や核分裂炉の燃料サイクルに関する研究に従事。趣味は、スノーボード、テニスなど。



さ とう よし ゆき
佐藤 芳幸

1988年東北大学大学院工学研究科修士課程金属工学専攻修了。1991年秋田大学鉱山学部助手、1998年同助教授、現在に至る。博士(工学)。



いわ きり ひろ とも
岩切 宏友

宮崎県都城市出身。2000年九州大学大学院総合理工学研究院博士後期過程単位取得退学後、九州大学応用力学研究所助手、博士(工学)。専門は照射損傷学、核融合炉材料。



おお ぬま いく お
大沼 郁雄

1993年東北大学大学院工学研究科材料物性学専攻博士前期課程修了。同年東北大学工学部材料物性学科助手、2006年東北大学大学院工学研究科金属フロンティア工学専攻創形創質プロセス学講座計算材料構成学分野助教授、現在に至る。博士(工学)。