(5) 核融合炉ブランケット構造材料開発 ～低放射化フェライト鋼， バナジウム合金，炭化珪素複合材料～

谷川 博康* 室賀 健夫** 檜 木 達 也***

1. 低放射化フェライト鋼

低放射化フェライト鋼(Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel: RAFM)は、1980年代初頭から欧州、米国、および日本で開発が進められてきた材料であり、熱交換器等に利用されていたフェライト/マルテンサイト系耐熱鋼(例えば Mod 9Cr-1Mo 鋼: T91)の組成を元に、添加元素の Mo や Nb 等をそれぞれ W や Ta 等で置き換えることで誘導放射能の低減(低放射化)を行いつつ、特性の向上を目指した研究が進められてきた。低放射化フェライト鋼は、耐熱性、耐照射性のみならず、その工業基盤の充実度とデータベースの豊富さから、核融合エネルギーの取り出しを担うブランケットシステム(BLK システム)構造材料の第一候補材料とみなされており、日本では F82H 鋼(Fe-8Cr-2W-V, Ta)，および JLF-1 鋼(Fe-9Cr-2W-V, Ta, N)が開発されてきた⁽¹⁾⁻⁽³⁾。低放射化フェライト鋼開発においては、延性脆性遷移を示すことから、特に低温(623 K 以下)照射で顕著となる延性脆性遷移温度(DBTT)の上昇を最小限にすることが材料開発の要点とされている。さらに原型炉にむけた開発課題としては、製造・製作技術の最適化、および設計技術基盤整備が挙げられる。

原型炉では、約1000トンの低放射化フェライト鋼部材を製造し、接合して BLK システムを製作することが想定されている。大量製造技術自体は、耐熱鋼をはじめとした一般鋼材の製造技術開発の恩恵に浴することができ、核融合炉用材料に特有の問題として低放射化鋼材の製造技術開発がある。特に、Nb と等価な元素という位置づけで置換添加され

ている Ta は、Nb と同様に炭化物形成によって鋼の耐熱性および靱性の向上に寄与すると期待されているが、一般鋼材ではほとんど用いられていないことから、Ta 添加効果に関する基礎研究、製鋼プロセス上の課題、溶接性に対する影響等が他の元素と比べると不足しているのが現状である。また、部材製造、溶接時の特性劣化抑制のために一般鋼材では添加されている N, Co, Ni 等の添加元素は、核融合炉材料では低放射化および耐照射性の観点からその添加量は制限されており、例えば F82H では、N 量制限は Cr 添加量を抑制することで対応が図られているが、今後大量製造を前提とした開発を進めるにあたっては N 等の添加の必要性や、使用部位ごとの照射レベルを考慮して部材ごとに低放射化レベルを設定する必要があると考えられている。

最大で約 150 dpa 程度の照射をうける原型炉 BLK システムの設計においては、低放射化フェライト鋼の延性脆性遷移挙動およびヘリウム脆化重要な技術課題となっている。まず、623 K 以下での照射による照射硬化や延性劣化を伴う脆化現象については、核分裂炉照射実験により、10 dpa 程度の損傷量で硬化はほぼ飽和し、20 dpa 程度で DBTT は 373 K 近傍まで上昇して飽和する傾向にあることが明らかになっている⁽⁴⁾(図 1)。このため、原型炉で必要となる 100～150 dpa までの重照射データや、疲労、クリープ等のより広範なデータ取得を目指した長期間照射実験が進められている。一方、この硬化・脆化現象は、熱処理条件によってある程度抑制できる可能性が見いだされている⁽⁵⁾。

次に、核融合中性子(14 MeV)照射によって生じる核変換生成物の影響についてのデータ獲得が開発課題である。最も代表的なものとして核変換生成物 He の材料特性に対する影

* 独立行政法人日本原子力研究開発機構 核融合研究開発部門核融合炉構造材料開発グループ研究副主幹(〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根 2-4)

** 大学共同利用機関法人自然科学研究機構 核融合科学研究所炉工学研究センター；教授(〒509-5292 土岐市下石町322-6)

*** 京都大学准教授；エネルギー理工学研究所(〒611-0011 京都府宇治市五ヶ庄)

(5) R & D of Fusion Blanket Structural Materials ~Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel, Vanadium Alloys, SiC/SiC Composites~; Hiroyasu Tanigawa*, Takeo Muroga** and Tatsuya Hinoki***(*Fusion Structural Materials Development Group, Fusion Research and Development Directorate Japan Atomic Energy Agency (JAEA), Tokai, Ibaraki. ** Fusion Engineering Research Center, National Institute for Fusion Science, Toki. ***Institute of Advanced Energy, Kyoto University, Uji)

Keywords: RAFM, fabrication technologies, irradiation effect, structural designing interface, vanadium alloys, compatibility, SiC/SiC composites, mechanical properties, swelling

2008年6月12日受理

図1 低温照射(300℃～400℃)による各種低放射化フェライト鋼の照射脆化照射量依存性。F82Hの照射脆化は20 dpaで飽和傾向にある⁽⁴⁾。

図2 2重イオン(Fe, He)照射と高速中性子照射によるボイドスエリング量の損傷量依存性。

響が挙げられるが、その正確な評価は現行の核分裂炉照射では極めて困難であるため、国際核融合照射施設 IFMIF によるデータ獲得やその他の模擬照射手段(核分裂炉照射、イオン照射等)による現象の機構論的解明とそれに基づくモデリング・計算機シミュレーション実験が必須となる。

図2は、高速中性子照射(○)と2重イオン照射(鉄イオンとヘリウムイオン)の場合のボイドスエリング量の弾きだし損傷量依存性である⁽⁶⁾。高速中性子を照射した場合に比べ、イオン照射した場合はスエリング開始までの潜伏期間となる損傷量が異なり、ヘリウム同時照射の場合のスエリングは高速中性子照射に比べて大きくなる。イオン照射と高速中性子の場合とでは損傷速度が桁違いに異なることも影響しているが、ヘリウムの存在がボイドを形成する空孔集合体の核形成を促進すると考えられている。また、ヘリウムバブルは粒界上に析出し、粒界脆化を引き起こすことが確認されており、照射脆化を促進させることが懸念されている。

低放射化フェライト鋼にイットリア酸化物粒子を分散させた9Cr-ODS鋼⁽⁷⁾は、高強度、耐照射性および耐ヘリウム脆

化性に優れており、低放射化フェライト鋼との併用により、より効率的で現実的な原型炉設計が可能になるため、その開発研究も進められている。

以上の開発課題は日米協力研究、ITER-TBM 開発および2007年7月より開始された「幅広いアプローチ」活動(BA活動)において取り組まれることになっており、低放射化フェライト鋼および酸化物分散強化鋼のカップリング技術開発研究などを通して核融合炉発電システム実証を主目的とする原型炉の建設が可能となる。(谷川博康)

2. バナジウム合金

バナジウムは高融点金属に属し、その合金は低放射化フェライト鋼に比べて高い高温強度を有する。高熱負荷を受ける核融合炉ブランケット構造材としては、熱伝導度、熱膨張、剛性率などで決まる熱応力特性に優れていることも大きなメリットである。

バナジウム合金は、かつて高速増殖炉の被覆管材として開発が進められたが、液体ナトリウムとの共存性の問題が解決せず1970年台に開発が中断した。核融合炉材料として再び注目されるようになったのは、上記特性に加えて、低放射化特性に優れていることが大きな理由であった。特に、バナジウム合金を構造材料として使用し、液体リチウムを冷却材兼トリチウム増殖材に用いる「自己冷却液体リチウムブランケット」は、高温仕様、低放射化特性だけでなく、定期交換を余儀なくされる中性子増倍材やセラミックス増殖材、トリチウム回収のためのガスライン等が不要な単純構造を有し、高い冷却性能を持つ優れたシステムとして、長期的な展望の下研究開発が進められている⁽⁸⁾。

バナジウムはTiとCrを添加することにより靱性と高温強度を高めることができ、加工性、高温強度、耐照射脆化などの特性が総合的に優れるV-4Cr-4Tiの組成が現在広く候補材として認められている⁽⁹⁾。

バナジウム合金は工業用材料としてはまだ使用されておらず、その実用化に向けた開発においては大型溶解法、加工法、接合法など基礎技術の高度化が不可欠である。1990年代後半には米国で大型溶解と板材等の製作が行われ⁽¹⁰⁾、2000年前後に日本(核融合科学研究所等)で酸素などの侵入型不純物元素量を抑えた合金の大型溶解と各種加工接合技術の開発が実施され⁽¹¹⁾、近年になってロシアでブランケットモジュール試験を想定した大型溶解と部材製作が行われた。

図3に日本で製作したV-4Cr-4Ti合金の部材を示す。

V-4Cr-4Ti組成を基盤とした日本独自の改良も進められている。Yなどの微量添加によりマトリックス中の酸素を低減し、照射脆化を抑制し耐酸化性を向上させた合金の開発⁽¹²⁾、レベテーション溶解法⁽¹³⁾、メカニカルアロイング⁽¹⁴⁾などによる緻密な組織制御、などが例として挙げられる。

バナジウム合金は水素を吸収するにより脆化することが知られている。水素(同位体)を多量に用いる核融合炉ブランケ

図3 核融合科学研究所で製作した V-4Cr-4Ti 部材：
(a) 板材，線材，(b) 管材，(c) W 被覆，(d) レー
ザ溶接。

ットにおいて水素脆化が懸念されるが，使用温度域(400～700℃)と水素分圧の極めて低い液体リチウム冷却材環境を考慮すると，水素脆化はさほど問題にならないと予想されている．ただし，液体リチウム以外の水素分圧の高い環境で使用する場合は注意が必要であるとともに，加工，接合，被覆などの製作過程において水素の混入による脆化を防ぐことを心掛ける必要がある．

いくつかの組成のバナジウム合金に関しては，100 dpa までの高速炉照射データがある．純バナジウムやいくつかの二元合金では高いボイドスエリングが認められるが，Ti を添加した合金ではスエリングはほとんど起こらないことが明らかになっている．一方400℃以下で照射を受けると，延性が大きく失われるという現象が報告され，400℃付近が使用下限温度と考えられている．部材製作技術の進歩に伴い，溶接部材の照射挙動についても詳細な研究が進みつつある⁽¹⁵⁾．

バナジウムおよびバナジウム合金は活性な金属であり，環境中の酸素，窒素，炭素を吸収して特性が変化する．バナジウムを用いたブランケットの最有力候補は液体リチウム冷却材であることは既に述べたが，強い還元性雰囲気中の液体リチウムにより，バナジウム合金の酸化の問題が解消されるというメリットもある．一方，液体リチウム中の窒素不純物が腐食を促進することも知られており，液体リチウムの純度管理は重要な課題である．液体リチウム以外の冷却材を用いる場合は，さらに耐酸化性を高める合金開発が必要である．環境不純物効果は照射試験においても注意する必要がある，真空や希ガス環境での中性子やイオン照射試験において，特性変化に酸素などのピックアップが影響を与えていた例が度々見られている．

最近日米協力研究で行われた液体リチウム環境の中性子照射試験により，バナジウム合金の基本的な照射挙動が明らかになりつつある．特に圧力管を用いた照射下クリープ試験に

図4 日本(a)とロシア(b)が構想する V 合金/液体リチウムおよび V 合金/Be/液体リチウム テストブランケットモジュール．

関しては，試験片の製作精度が向上したことも加わり，精度の高い評価が可能となっている⁽¹⁶⁾．

しかしながら，核変換ヘリウム効果やヘリウム発生下でのクリープ等のデータがいまだに乏しく，核分裂炉の高度利用による評価を進めるとともに，強力中性子源による照射データの整備が必要である．これらを含めた照射データの整備計画，中性子照射環境でのブランケットモジュール機能試験計画と整合したバナジウム合金ブランケット開発計画が国際的に検討されている．図4に，日本とロシアで構想されている，国際熱核融合炉実験炉(ITER)を用いたブランケットモジュール試験装置の概略を示す⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾．(室賀健夫)

3. 炭化珪素複合材料

原子力分野における炭化珪素(SiC)セラミックスの研究は1960年代後半からガス炉における被覆粒子燃料への被覆材として行われ⁽¹⁹⁾，照射下で安定な材料として，現在でも候補材とされている．SiC が構造材料として，注目されたのは Yajima 等による SiC 系繊維の開発⁽²⁰⁾を発端とした，SiC 繊維強化炭化珪素複合材料(SiC/SiC 複合材料)の開発に因るのである．SiC/SiC 複合材料とは，炭化珪素セラミックスを炭化珪素繊維で強化した材料である．実際には，繊維とマトリックスの間に相対的に弱い炭素(C)や窒化ホウ素(BN)の界面相を施し，亀裂が捕捉，偏向されることにより，破壊靱性が保たれている．

核融合構造材料として，本格的に検討され始めたのは1990年代初頭からであるが，当初作製された SiC/SiC 複合材料は，酸素を多く含む第一世代の SiC 繊維や，多量の余剰 C を含む第二世代の SiC 繊維で強化された材料であり中性子照射後に十分な強度が得られなかった⁽²¹⁾．気相浸透反応(chemical vapor infiltration: CVI)法で形成された純度の高い SiC マトリックスは，照射下でわずかにスウェリングするのに対して，第一世代および第二世代の SiC 繊維は緻密化したため，繊維マトリックス間に生じる大きな残留応力に

図5 CVD SiC, SiC/SiC 複合材料の強度特性に及ぼす中性子照射効果。

図6 CVD SiC のスウェリング特性に及ぼす照射温度の影響。

より、界面強度の著しい劣化、剥離を生じたことが原因であった。

1990年代後半に、高純度 SiC で形成された第三世代の SiC 繊維を用いた SiC/SiC 複合材料の照射後試験結果が報告され始め⁽²²⁾、近年の「耐照射特性に優れた SiC/SiC 複合材料」の基礎が確立した。耐照射特性に優れる SiC/SiC 複合材料に要求されるのは、高純度 SiC から成る高結晶性 SiC 繊維である。また、繊維と同様にマトリックスに関しても、高結晶性 SiC が必要であり、CVI 法や近年開発されたナノインフィльтраシヨン遷移共晶相 (nano-infiltration and transient eutectic phase: NITE) 法⁽²³⁾により作製することができる。図5に高純度の CVD SiC、第二世代の SiC 繊維、第三世代の高純度 SiC 繊維を用いて CVI 法で作製した SiC/SiC 複合材料の代表的な非照射材と照射材の強度試験結果を示す。CVD SiC の照射後の強度上昇に関するメカニズムは完全に明らかになっていないものの、幅広い照射条件において同様な結果が得られている⁽²⁴⁾。第二世代の繊維を用いた SiC/SiC 複合材料の強度劣化に関しては、前述したとおりであり、第三世代の繊維を用いた SiC/SiC 複合材料に関しては、繊維、マトリックスともに、高純度の SiC で形成されており、同様なスウェリング特性を示すことから照射後も安定した強度特性を示した。

強度特性以外の SiC の照射下での特長としては、スウェリング特性が挙げられる。SiC は 200°C 程度以上、1100°C 程度以下の範囲では、基本的に 1 dpa 以下で一定になる。これは、イオン照射による核融合環境下を模擬したヘリウム (He) 同時照射をした場合も同様な傾向を示す⁽²⁵⁾。図6は 3dpa のイオン照射を行った CVD SiC のスウェリング特性を示したものである。照射温度の上昇に伴い、スウェリング量は低下する傾向にある。800°C 以下においては、He の影響によりスウェリング量は大きくなるが、それほど大きな差は生じない。200°C 程度以下では、アモルファス化が生じるために、照射環境下での使用には適さない。1100°C 程度以上に限っては、ボイド形成による照射量に依存したスウェリ

ングが懸念されるが、基本的には、非常に低い領域で抑えられているため、想定される照射量によっては、使用が可能である。

原子力用 SiC/SiC 複合材料は、10 年程度の間目覚ましい進展を遂げた。しかしながら材料の進展が著しかったために、決まった材料でのデータベース整備が遅れている。今後の課題としては、照射環境下も含めた幅広いデータベース整備や評価基準の策定、ならびに、被覆、接合等の周辺技術の開発等が挙げられる。繊維の強化方向に依存した異方性を考慮した材料設計技術の構築も重要な課題である。

現在、核融合炉材料の研究は、素材開発段階から実用化への実証開発段階へと移行しつつある。上記の3種類の各候補材料の開発段階はそれぞれ異なるものの、共通の課題として、被覆・接合技術があげられる。低放射化フェライト鋼においては、プラズマ対向壁として、タングステン被覆技術の開発や酸化物分散強化鋼との接合技術開発の課題がある。バナジウム合金では、液体リシウムとの電気絶縁のためのセラミックス被覆技術が重要な課題となっている。SiC/SiC 複合材料では、タングステン被覆技術および複合材料の接合技術の開発が課題となっている。これらの課題の研究開発は、2007年に6年計画にて開始した日米共同研究「TITAN 計画」において実施されている。(檜木達也)

文 献

- (1) M. Tamura, H. Hayakawa, H. Tanimura, A. Hishinuma and T. Kondo: J. Nucl. Mater., **141/143** (1986), 1067.
- (2) 芝 清之, 菱沼章道: プラズマ核融合学会誌, **74** (1998), 436.
- (3) A. Kohyama, Y. Kohno, M. Kuroda, A. Kimura and F. Wan: J. Nucl. Mater., **258-263** (1998), 1319-1323.
- (4) S. Jitsukawa, A. Kimura, A. Kohyama, R. L. Klueh, A. A. Tavassoli, B. van der Schaaf, G. R. Odette, J. W. Rensman, M. Victoria and C. Petersen: J. Nucl. Mater., **329-333** (2004), 39-46.
- (5) E. Wakai, M. Ando, S. Matsukawa, T. Taguchi, T. Yamamoto, H. Tomita and F. Takada: Fusion Sci. Technol., **47** (2005), 856-860.