



6. 最近の核融合炉壁候補材料の照射損傷

若井 栄一, ¹⁾室賀 健夫, ²⁾長谷川 晃

(日本原子力研究開発機構, ¹⁾核融合科学研究所, ²⁾東北大学大学院工学研究科)

(原稿受付: 2008年8月20日)

低放射化フェライト鋼, パナジウム合金, SiC/SiC 複合材料が核融合炉構造材料の候補として挙げられており, 現在, これらの高エネルギー粒子照射によるボイドスエリングや機械的特性変化などの照射損傷評価および耐照射性向上に関する研究成果が報告されている. 本章ではその成果の一部を紹介, 概説する.

Keywords:

reduced-activated ferritic steel, vanadium alloys, SiC/SiC composites, irradiation damage, irradiation resistance, irradiation-induced defects, void swelling, mechanical properties, irradiation embrittlement, thermal conductivity

6.1 低放射化フェライト鋼 (F82H), ODS フェライト鋼

6.1.1 研究背景

国際熱核融合実験炉 (ITER) 計画は1985年のジュネーブでの米ソ首脳会議をきっかけに始まり, 日, 欧州連合 (EU), 米国, ロシア, 韓国, 中国, インドの7極共同で進められた. そして, 2005年6月に ITER の建設地が仏国のカダラッシュに決定し, 2007年10月に ITER 協定が結ばれて ITER 国際核融合エネルギー機構が発足したところである. ITER 計画はこの7極によって進められ, 建設に10年 (2016年頃に完成予定), 運転・実験に20年, 解体に5年の計35年程の実施計画になっている. また, 原型炉の研究開発については, ITER 国際協力に伴ってブローダーアプローチ (BA) 活動として日欧の国際協力が2007年2月に日本国政府と欧州原子力共同体との間で協力署名が結ばれ, 10年間の予定で進められることになった. ところで, 実験炉 ITER と原型炉では, 炉壁材料が異なっており, ITER では強化型316LN 鋼等が選定され, 原型炉では低放射化性材料であるフェライト鋼が選定されている. また, 原型炉の建設開始時期は2025年頃の予定となっているので, これに向けた研究開発がこれから徐々に活発に進むことになる.

6.1.2 原型炉用構造材料の特徴

低放射化フェライト鋼の1つである F82H 鋼は, 核融合炉原型炉用の構造材料として耐熱鋼の組成をベースに材料設計を施し, 比較的高い高温強度と高靱性の両方の特性を備え, 溶接性も考慮して開発された材料である [1, 2]. この鋼は原型炉の運転中, 高照量の中性子を受けるため, 照射による脆化等を抑えることが重要であるが, Fe-xCr-2W-0.2V 系合金の中で Cr の添加濃度が約 8-9% 付近で照射脆化が極小値を取ることが報告されていて, F82H 鋼等の 8-9%Cr 系合金は最適な耐脆性特性を持っていると考えら

れる [3, 4]. また, 炉の運転管理, 材料のリサイクルや廃炉後の廃棄処理 [5] を考慮するために低放射化性の元素を用いて設計する必要があり, 耐熱鋼の特徴的な元素の中で核反応によって長寿命核種を生成する Mo 等の元素の代わりに比較的短寿命元素となる W 元素等に置き換えて設計されている. 日本で開発された低放射化フェライト鋼の1つである F82H 鋼の組成は Fe-8Cr-2W-0.04Ta-0.1C を基本組成とし, 0.2V-0.1Mn-0.07Si-0.003P-0.001S-0.0002B なる微量な元素を添加した合金である. この鋼は焼準熱処理を行った後, 焼き戻し熱処理を施すことにより, 転位密度と炭化物の大きさや数密度等を調整して, 適度な強度と延性を確保した焼き戻しマルテンサイト鋼である (図 1 参照). また, この鋼の他に, 高温強度を高めた微細分散粒子である Y₂O₃ を混ぜた ODS (酸化物分散型フェライト) 鋼の開発も一部進めている. ところで, 日本国では高温高压水の冷却方式の核融合炉システム設計 [6] をベースにして研究開発を進めているが, 低放射化フェライト鋼の使用上限温度を約 550°C とし, 冷却管温度が約 285~325°C となるため, 約 300°C から約 500°C の温度領域での照射損傷による材料特性変化 (微細組織, 引っ張り特性, 破壊靱性 (衝撃試験含む) 等) の評価が重要である. また, 核融合炉のブランケットでは核融合反応で生成した高エネルギー中性子との衝突によってはじき出し損傷を受けるとともに, 核変換生成物であるヘリウムや水素が材料中に生成される. 低放射化フェライト鋼の場合, 約 10 appm-He/dpa, 約 40 appm-H/dpa の割合で材料中に生成される. このため, 照射損傷の指標となるはじき出し損傷や核変換生成物である He や H による材料特性への影響, およびこれらの相乗的効果についても考慮して評価を進めるべきである. また, 中性子のエネルギーとそのスペクトル等に依存した欠陥形成過程 [7] によっても強度特性が変化するため, この点を考慮した評価と解析が不可欠である. 現在, 核融合ブランケット

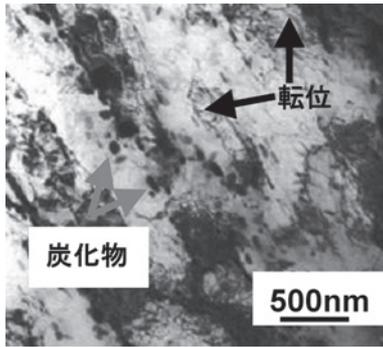


図1 F82H鋼の微細組織。ラスマルテンサイト組織を持ち、焼き戻し条件の制御によって転位密度と炭化物の大きさと数密度を調整することにより、適度な延性と強度を持たせた材料である。

は約100から200 dpa程度まで使用が検討されていて、原型炉設計評価には非照射材料の特性だけでなく、照射による強度特性変化を十分に把握しておくことが重要である。こうした背景から低放射化フェライト鋼の照射損傷による材料特性評価には、IFMIF（国際核融合材料照射施設）による評価が有効な照射方法[8]と考えられるが、IFMIF建設開始予定は2013年頃で、現在、工学実証・工学設計段階に入ったところである。また、IFMIFでは、例えば、高中性子束の照射（年間の稼働率80%の場合、約20 dpa/y）用キャプセルの体積は約0.5リットル[8]と小さいため、微小試験片を用いた材料特性評価が不可欠であるが、原型炉の構造材料等の設計に必要なデータ取得はある程度限定した範囲に留まることが予想される。このため、他の有効な照射場を利用した評価を進めておくことは重要である。強度特性評価に適した原子炉照射実験と、dpa, He, He/dpaなどの照射損傷指標をコントロールしやすく、高照射量のはじき出し損傷を導入できるイオン照射等の実験手法が有効活用されて進められている。本節では、これらの実験手法を併用して行っている最近のF82H鋼に関する照射損傷の研究（微細組織解析、照射硬化と照射脆化解析、等）について紹介する。

6.1.3 照射されたF82H鋼の微細組織や強度特性について

米国原子炉HFIRにて約250℃で約3 dpa照射したF82H鋼に形成した微細組織を図2に示す[9]。直径が約10 nm程度のバーガスベクトル $b = (a/2) \langle 111 \rangle$ タイプの転位ループが高密度 ($2 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$) に形成した。転位ループ上には析出的なコントラストが見られたが、析出物の回折斑点は明確に観察されなかった。これまでのFe-Cr二元合金の照射損傷の研究[10-14]から、Fe-Cr系合金は照射によって転位ループ上に α' 相が形成されやすいことがわかっている。このことからF82H鋼における転位ループ上の析出物と思われるコントラストも、クロムリッチの α' 相か α' 相に不純物が混ざった析出物であると考えられる。

図3は、HFIRターゲット位置にて400℃で50 dpaまで中性子照射（約736日間）したF82H鋼の微細組織の炭化物に注目した観察結果を示す[9, 15]。炭化物である $M_{23}C_6$ がラス境界に沿って成長していた。また、 $M_{23}C_6$ 上には微細な M_6C の形成が確認された。なお、照射前の焼き戻し条件

を変化させて炭化物の増減を調べた結果[16]では、焼き戻し熱処理だけで析出量は大きく変化することがわかっている。ただし、このような析出量の変化が生じてDBTT（延性脆性遷移温度）の変化は約20から30℃程度に収まっており、大きな変化とは言えない[16]。他方、これまでのフェライト鋼の研究報告では、 M_6C や α' 相の形成は照射脆化に大きな影響を及ぼすことが知られているので、照射による析出物形成は照射脆化との兼ね合いで十分に注意する必要がある[17]。

次に、ヘリウムの生成量が多くなる場合の結果をいくつか説明する。転位ループの密度がやや増大するとともに、キャビティの数密度が増加する傾向にあった。スエリングについては、これまでの高速炉照射実験結果から、いくつかの低放射化フェライト鋼の中でF82H鋼の耐スエリング性が高いことが知られていた[18]。しかし、図4に示すようにヘリウム生成量がある程度増加すると、約1%程度までスエリングが増大することがわかった[15]。TIARAにおけるFeとHeとHイオンの3重イオン同時照射実験等では、FeとHeの2重イオン照射実験に比べて、スエリングが最大約3%程度まで増加することが判明した[19, 20]。

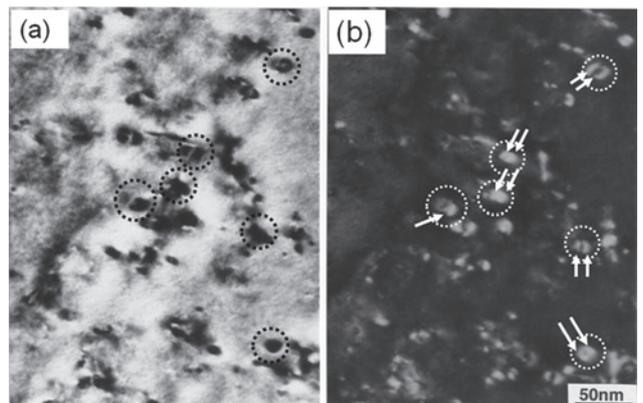


図2 照射後のF82H-std材に形成した転位ループ（250℃、3 dpa）

(a)明視野像（高倍率）、(b)ウィークビーム暗視野像
いくつかの転位ループの淵付近には、いろいろな向きに析出物のコントラストが観察される（例えば、点線で囲んだエリア内に矢印で示した部分に析出物（ α' 相）が形成していると考えられる）。

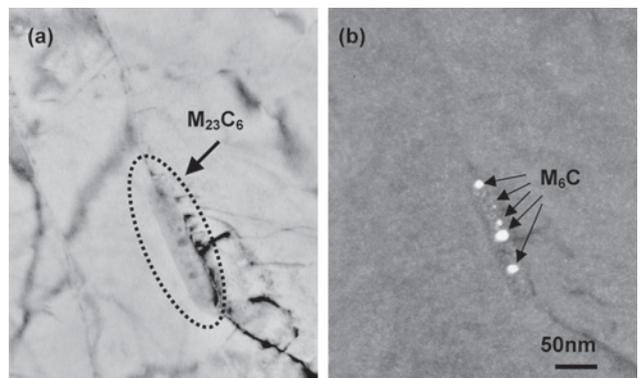


図3 約400℃で約50 dpa照射したF82H鋼の $M_{23}C_6$ 上に形成した M_6C 。(a)明視野像、(b)暗視野像(M_6C の回折斑点から撮影)。 $M_{23}C_6$ は照射中、ラス境界に沿って成長した。

次に、このようなスエリングの促進効果を抑制する検討を行った。まず、冷間加工(40%)や焼き戻し熱処理によって転位密度の増減によってスエリングを低下させることを示すことができた[21, 22]。さらに、炭素イオン注入法によってF82H鋼の固溶炭素濃度調整を施した実験を行い、その結果、スエリングを十分に抑制できることを示すことができた[20]。このように、照射前の組織を制御することによって、スエリングを制御できる見通しを得た。

6.1.4 低放射化フェライト鋼の照射損傷の概要

低放射化フェライト鋼の照射損傷は照射温度等に依存して典型的な現象が生じるが、300℃付近では照射による材料劣化は、主に照射硬化と照射脆化によって引き起こされると考えられる[23-28]。照射量の増加に伴って、照射硬化が増加していくことが知られているが、約50 dpa程度の領域で飽和傾向を示すことが報告されている[29]。照射温度が約400℃以上になるとスエリングが生じてくる。また、500℃付近以上でクリープによる材料の劣化がやや生じ始めると考えられる。ここでは、多くの実験データが揃っている照射硬化と脆化の研究を中心に説明することにする。照射硬化と脆化の因子としては次のようなものを挙げられる。

- ① 照射硬化の因子：格子間型転位ループの形成、転位密度の増加、ブラックドットの形成、キャビティの形成、析出物 (M_6C , α' 相, MX など) の形成
- ② 照射脆化の因子：照射硬化、析出物形成と成長、シンクサイトへの元素偏析 (He 含む) による界面結合力の低下等

材料は、一般的に硬くなると脆くなるという傾向にあるが、硬くならなくても、元素の偏析等によって脆くなったりする場合がある。したがって、低放射化フェライト鋼の照射損傷である照射硬化や照射脆化を取り扱う上でも、これらの因子を十分に解析して、その機構を理解しておくことは重要である。

6.1.5 低放射化フェライト鋼の照射硬化と脆化挙動とその抑制方法の検討

低放射化フェライト鋼は、高速炉構造材料として開発されたHT9[23]等と比べて、照射硬化や脆化が比較的に小さいことがわかっている。また、各国で開発された数種類の

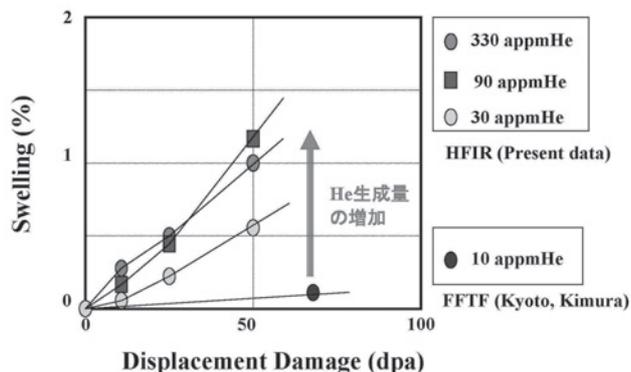


図4 HFIRにて、400℃で50 dpaまで照射したF82H鋼におけるスエリングのHe生成量依存性[15]。(生成He量が約10 appmは、FFTFの結果[18])。

低放射化フェライト鋼があるが、これらの鋼は中性子照射量に対する脆化等の挙動が異なることが報告されている[25]。各国で開発された低放射化フェライト鋼は合金元素の種類はほぼ同一であるが、微量な添加元素の濃度が異なることや、焼き戻しなどの熱処理条件が異なっている。照射脆化挙動が異なる原因は、これらが複合的に作用した結果であることが推測される。

このため、この脆化挙動の原因を調査するために、同一の組成のIEAヒート材であるF82H鋼を用いて、再熱処理を施すことにした。再熱処理は真空中にて1040℃で30分の焼準処理を行った後、焼き戻し熱処理の温度と時間をパラメータにして、照射によるレスポンスがどのように現れるかを検討することにした。焼き戻し温度は、750℃、780℃、800℃の3温度とし、焼き戻し時間は0.5時間とした。また、750℃では、0.5、1、2、10時間の4条件とした。これにより、点欠陥のシンクとなる転位密度や炭化物等の析出物の大きさや密度を変化させた。このような熱処理を施したF82H鋼の降伏応力とDBTTの変化(延性-脆性遷移温度)を図5に示した。今回調べた範囲では、DBTTに対する焼き戻し条件の依存性は小さかったが、強度特性や微細組織に関する依存性は大きく現れた。

次に、このような焼き戻し条件を変化させたF82H鋼を用いて中性子照射を実施した。照射はJMTR炉で約250℃等で約2 dpaまで中性子照射を実施し、照射後、引張試験とシャルピー衝撃試験を実施した[30-33, 16]。脆化の指標である照射によるDBTTの上昇温度(DBTTシフト)は、図6に示すように、照射前の焼き戻し時間と温度に依存する結果となった。したがって、低放射化フェライト鋼の照射硬化や照射脆化は、照射前の熱処理条件に強く依存して変化してしまうことを明らかにした。このような結果は、照射前の熱処理の条件によって材料中の固溶炭素量や転位密度が変化し、点欠陥の移動度に影響を及ぼし、欠陥クラスターの成長に影響を与えたためであると考えられる。

次に、熱処理法と、不純物添加(硼素と窒素元素の同時微量添加)法を同時併用して、さらなる照射硬化と脆化の低減の検討を併せて実施した。本研究で作製した試料は、Fe-8Cr-2W-0.1C-0.3V-0.04Ta系マルテンサイト鋼であるF82H鋼と60 ppmの硼素と200 ppmの窒素を複合添加したものである。鋼材の靱性は、硼素の偏析やボロンナイトライド(BN)の析出によって劣化する場合があるので、熱処理の条件を十分に注意し、ほぼ均一な組織を作った[34, 35]。また、強度特性等は未添加材とほぼ同等であることがわかった[36-38]。このようなF82H+B+N鋼等を同様に、約250℃にて約2 dpaで中性子照射を行った。シャルピー衝撃試験と引っ張り試験を実施した。これらの合金の照射硬化とDBTTシフトの関係を図7に示す。F82H+ ^{10}B +N鋼においては、 $^{10}B(n, \alpha)^7Li$ の反応過程によって照射中に約300 appmのHeが生成する。F82H+ ^{10}B +N鋼の照射硬化量は、F82H鋼とほぼ同程度であったが、照射によるDBTTシフト量は非常に大きくなった[16]。この原因は主に、Heが界面に偏析して界面の結合力を低下させたためと考えられる[39, 40]。F82H+ ^{11}B +N鋼の照射硬化量は、F

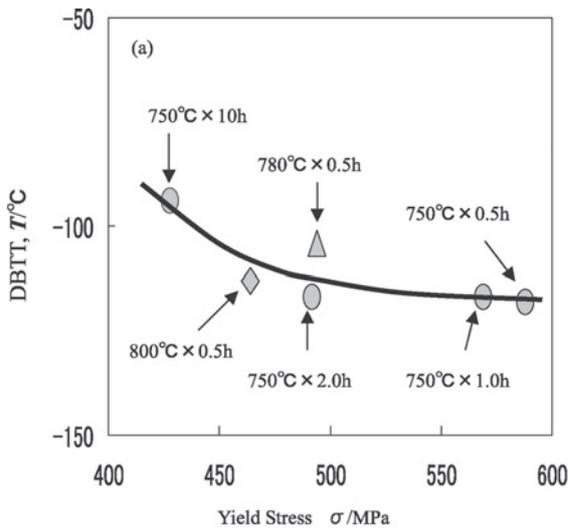


図5 照射前のF82H鋼における焼き戻し条件に依存する降伏応力とDBTTの関係。

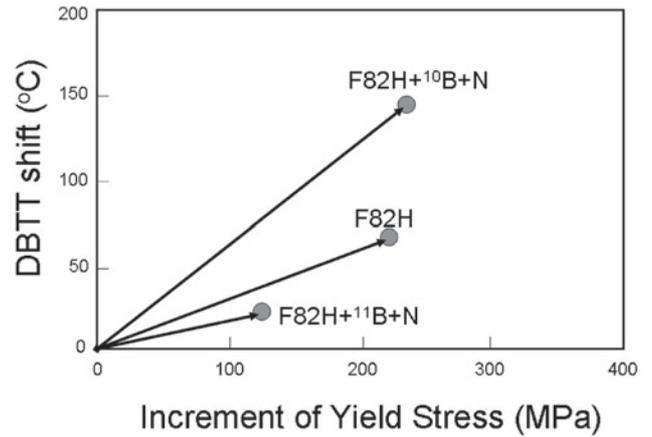


図7 約250°Cで約2 dpa照射したF82H鋼, F82H+¹¹B+N鋼, F82H+¹⁰B+N鋼の照射硬化量と照射によるDBTTシフト量の関係。

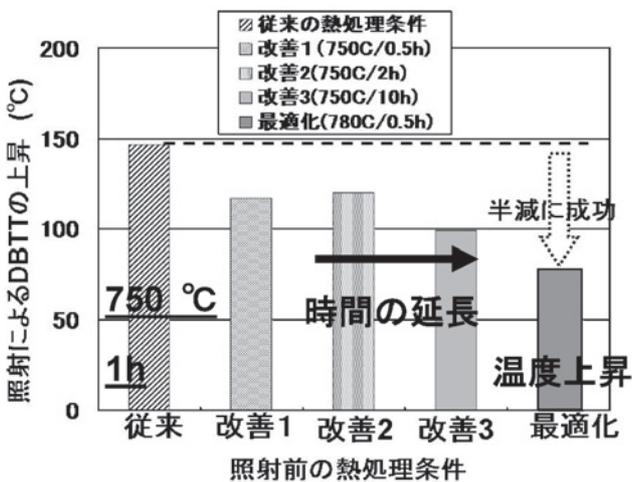


図6 F82H鋼の照射によるDBTTシフトの焼き戻し依存性。熱処理変化による微細組織制御によって見出された最適化熱処理条件。

F82H鋼に比べてやや低下し、DBTTシフト量については非常に小さくなった。このF82H鋼の焼き戻し条件は、図6で示したDBTTシフト最小の条件である。本研究で実施した硼素と窒素を複合添加法によって、熱処理を最適化したF82H+¹¹B+N鋼では、さらに、照射によるDBTTシフト量を半減以下に制御できることがわかった。

以上、低放射化フェライト鋼の照射硬化と脆化について述べたが、クリープ強度特性や疲労特性についても、限定された範囲の研究であるが、いくつかの重要な研究報告がなされている[41-47]。他方、高速炉構造材料であるオーステナイトステンレス鋼の研究では、1 dpa未滿の照射損傷領域でも、照射によるクリープ寿命が約10分の1程度に減少する場合もあることが報告されている[48,49]。これは、はじき出し損傷と生成He量に関係した現象であると考えられている。しかしながら、マルテンサイト鋼はオーステナイト鋼に比べて、クリープ特性の耐照射性が高いと考えられるので、そこまでのクリープ寿命の低下は生じないと期待される。今後、原型炉の設計評価を進めていくために、

まず、非照射材料での構造設計評価が重要な課題と言える。さらに、設計規格や維持規格上、重要となる環境効果として、腐食と照射の双方を取り入れた基準も必要になるだろう。ここで、照射効果の取り扱いとしては強度や靱性だけでなく、疲労やクリープ試験も含めた系統的研究と評価を進めていかなければならない。さらに、この評価に不可欠な各照射場は、それぞれ、その照射環境に依存した性質を持ち、必ずしも合理的な照射環境場とは限らない。従って、核融合炉材料用に適切な設計評価を進めていくには、必ず、計算科学等によるモデリング評価も併用した形で進めていくことが重要であると考えられる。(若井栄一)

6.2 バナジウム合金の照射損傷

6.2.1 緒言

核融合炉の低放射化構造材料として期待されるバナジウム合金、バナジウム合金と液体リチウムを用いたブランケット(V/Liブランケット)については、多くの解説記事があるので参照されたい[50-54]。バナジウム合金は高速炉燃料被覆管材料として検討された歴史があり、また、核融合炉低放射化材料として注目されるようになってから20年以上がたち、これらを合わせると、様々な組成の照射データの相当な蓄積がある。

核融合炉材料としては、種々検討の結果、構造材として必要な強度と靱性を得るのに適した組成としてV-4Cr-4Tiが選定された[50]が、この組成の材料の照射データは比較的限られている。特に、大型溶解に基づく安定した共通材料の供給と試験片の精密加工技術の進歩により、高い精度の照射データが得られるようになったのは比較的最近である。また、ITERテストブランケットモジュールへの適用を想定した部材製作技術開発や損傷評価も進みつつある[52,53]。本節では、金属バナジウムあるいはバナジウムモデル合金も含めながら、主候補材であるV-4Cr-4Tiの照射損傷について概説する。

6.2.2 バナジウム合金の照射損傷

(a) ボイドスエリング

一般にニッケル，オーステナイト鋼など面心立方金属に比べ，鉄，フェライト鋼など体心立方金属はボイドスエリングが少ない．体心立方金属であるバナジウム合金においても殆どの場合ボイドスエリングは充分低いことが確かめられている．純バナジウムでは一定の温度範囲で低照射量から高密度のボイドが発生する．**図8**はその一例で，ボイドが結晶方向に規則正しく並んでいる(ボイド格子)[55]．

ボイド格子は，Mo, Ta, W, Alなどで報告されており，一般に一旦ボイド格子が形成すると組織は高線量まで安定でスエリングは増加しない．

バナジウム合金に合金元素を添加するとスエリングは大きく変化する．FeやCrとの二元合金はスエリングを大きく増加させるが，チタンを添加するとボイドの発生は強く抑制されることが知られている．この機構としては，チタンがマトリクスの酸素と結合し析出するためボイドの核となる酸素が不足するという考えと，チタンが空孔の移動を遅くするという2つの見方がある．核融合候補材であるV-4Cr-4Tiにおいても，チタン添加の影響によりボイドスエリングは低い．よほどの高照射量か後述の核変換ヘリウムの効果が作用しない限り，ボイドスエリングは問題にはならないと考えられている．

(b) 照射による延性低下

これも体心立方金属共通に見られることであるが，照射による延性の低下，DBTT (延性-脆性遷移温度)の上昇がV-4Cr-4Ti合金でも起こる．しかし，照射の効果は温度によって大きく異なり，400℃付近以下では急激な延性の低下が起こるが，それ以上の温度では変化は穏やかである．したがって使用下限温度を400℃よりも上に設定することにより問題は回避できると考えられている．**図9**はV-4Cr-4Ti合金を各温度で照射後同じ温度で引張試験を行った結

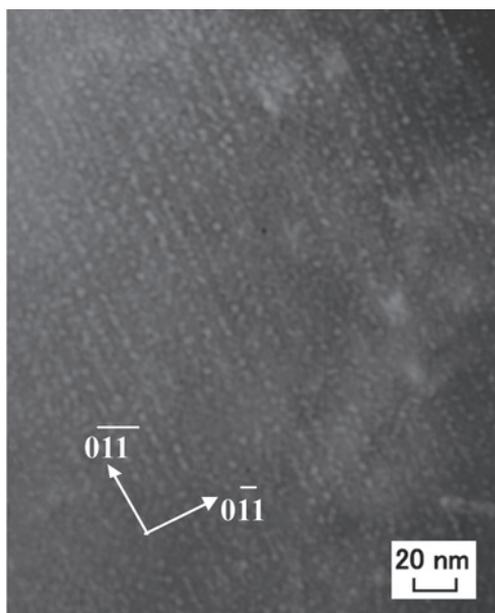


図8 純バナジウムの350℃中性子照射で発生したボイド格子．図中の矢印は体心立方晶における方位を示す[55]．

果を示す[56]．**図9**からわかるように，照射温度が400℃以下になると，大きく硬化するとともに，加工硬化と延びが消失する．このような不安定な塑性変形現象は比較的低温で照射された低放射化フェライト鋼でも認められている．

図9の下半分に，270℃の照射，引っ張り試験後の透過電子顕微鏡組織を示す[57]．照射で発生した欠陥集合体が高密度に形成しているが，帯状の領域で欠陥集合体が消失している．これは，塑性変形中に移動転位が欠陥集合体を掃き出すことによって生じたと考えられている．欠陥集合体が失われれば，そこは転位の移動しやすい通路となり，結局限られた領域に組成変形が集中し破断に至ることになる．これが加工硬化を起さず延びが消失した原因と考えられている．

このように強度特性を大きく変化させる欠陥集合体は，単なる格子間原子の集合体ではなくチタンと酸素も集積していることが，アトムプローブ元素分析により明らかになっている(**図10**) [58]．チタンや酸素の集積により，欠陥集合体の転位の移動障壁としての作用が強まり，その結果欠陥集合体の少ない限られた領域に変形が集中したと考えられる．一方このことは，酸素不純物濃度を低減することにより，延性低下を抑制できる可能性を示している．これに関する研究は，6.2.3で紹介する．

(c) 照射下クリープ

バナジウム合金の照射下クリープデータは最近まで極めて限られていた．原因の一つにあげられるのが，照射下クリープ試験のために必要な圧力管クリープ試験片の高精度製作技術が確立していなかったことである．1990年代にロシアから，比較的低温で負荷応力が一定の値を超えると照射下クリープが急増するデータが示され，その検証が大きな課題となっていた．

近年製作加工性能の優れた高純度V-4Cr-4Ti合金(NIFS-HEAT)の製作[51]，微細加工や微小溶接技術などの進歩により製作精度の高い細管および圧力管クリープ試験片が製作された(**図11**) [59, 60]．日米協力JUPITER-II計画において液体リチウム環境での照射下クリープ試験が行われ，

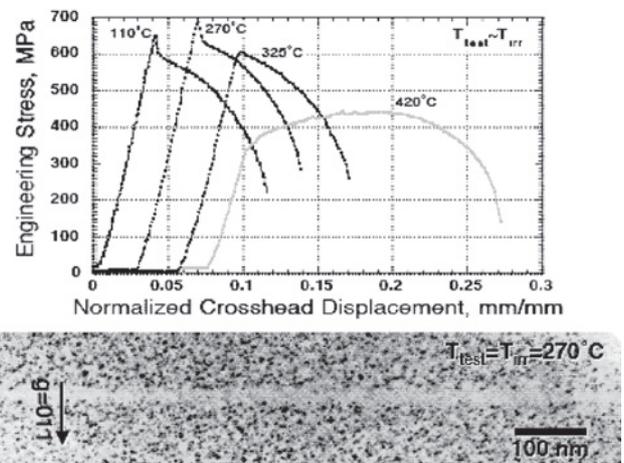


図9 V-4Cr-4Ti合金照射材の引張曲線に及ぼす照射温度(試験温度と同じ)の効果(上)，および270℃照射，引張試験の後の微細組織(下)[56, 57]．

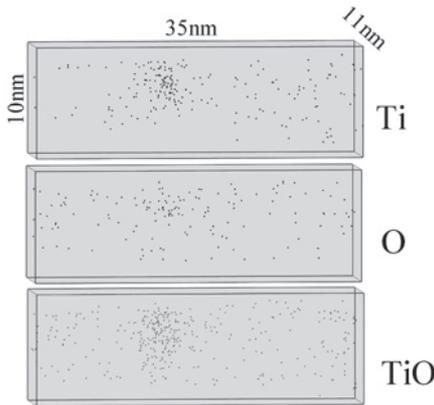


図10 アトムプローブ元素マッピングによる欠陥集合体の組成分析[58].

日米共通材料の比較やナトリウム雰囲気照射との比較を通じ、図12に示すように、応力の増加に伴って照射下クリープの急増は起こらないことが確かめられた[61]。より高温での照射下クリープの評価が現在進められている。

(d) 接合部材の照射効果

V-4Cr-4Ti合金の標準熱処理材を電子顕微鏡で見ると、高密度のTi-O (C, Nも含まれる)析出物が発生している。すなわちTiが酸素などと析出物を作ることにより、マトリクスから不純物を取り除き、延性、靱性を向上させている。しかし、この材料を溶接すると、析出が再溶解し不純物がマトリクスに広がってしまう。したがって、溶接部材では不純物の影響がより大きくなることが懸念される。

V-4Cr-4Tiの溶接は、アーク溶接、レーザー溶接などの技術開発が行われ、非照射特性に関しては母材とほとんど変わらない溶接部材の製作が可能になっている[62]。一方照射データはまだ限られている。低照射量での溶接部材のシャルピー衝撃試験からは、溶接部は低温での吸収エネルギーが低下するが、800℃の照射後焼鈍で完全に回復することが示されている[63]。

溶接部材の耐照射性については、高温高線量照射試験とともに、溶接後熱処理と照射後熱処理の効果を明らかにし

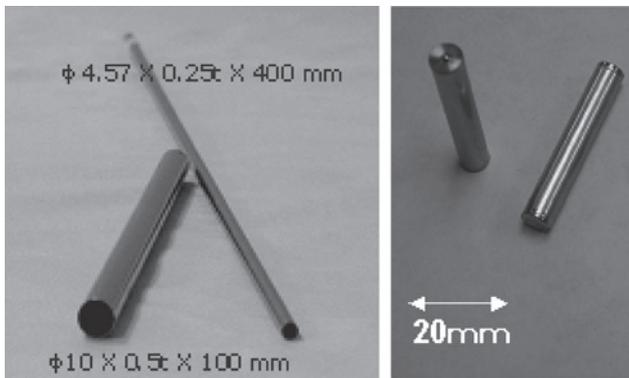


図11 高純度 V-4Cr-4Ti 共通材料 (NIFS-HEAT-2) から製作した細管材 (左) とそれを加工、溶接して作製した圧力管クリープ試験片 (右)。クリープ試験片の中には数10気圧のヘリウムガスを充填し、原子炉での高温中性子照射中の膨れから照射下クリープを測定する [59, 60]。

ていく必要がある。

(e) 核変換ヘリウム効果

V-4Cr-4Tiは体心立方晶単相であり、核変換で発生したヘリウムが途中トラップされることなく粒界に集積し、粒界脆化を引き起こすことが懸念される。ヘリウムによる脆化を抑制するには、前述のTi-O (CN)析出物や照射で発生する欠陥集合体がどれだけヘリウムを保持できるかにかかっている。

バナジウム合金のはじき出しと核変換の同時効果の研究の例としては、1990年代前半に高速実験炉を用いて行われたDHCE (動的ヘリウム導入実験)があげられる[64]。この試験は、高トリチウム分圧キャプセルの中でトリチウムの自然壊変によるヘリウム発生を利用したもので、トリチウム溶解度の高いバナジウム合金においてのみ可能な手法であった。ただし、当時の試験ではヘリウム発生量の評価が不十分であり、また試験温度も現在の関心範囲よりも低く、ヘリウム効果について十分な知見を得ることはできなかった。その後DHCEの再開が何度か計画されたが、実現には至っていない。

ヘリウム効果については、中性子照射前に加速器でヘリウムを予注入した試験など基礎的な研究が行われているが、精度の高いヘリウム効果の評価にはIFMIFによる検証が必要である。

6.2.3 バナジウム合金の耐照射性向上の試み

これまで述べたように、バナジウム合金の耐照射性の向上には、照射による伸びの低下や脆化の抑制には酸素等の不純物を低減することが、ヘリウム脆化には組織を微細化することが、それぞれ有効と考えられる。不純物の低減には、NIFS-HEATで行った製造プロセスの見直しによる高純度化という方法では限界があり、脱酸機能を有する元素を加えることが試みられている。特に、日本独自の開発としてYやAl, Siを加えたV-4Cr-4Ti合金の高度化が進められている[65]。

図13はV-4Cr-4Ti合金にY, Al, Siを添加した材料を400℃以下で照射したときの降伏応力の増加を非添加材と比べて、Y, Al, Siの添加により照射硬化が抑制されることがわかる[66]。照射硬化の抑制は延性低下を抑制

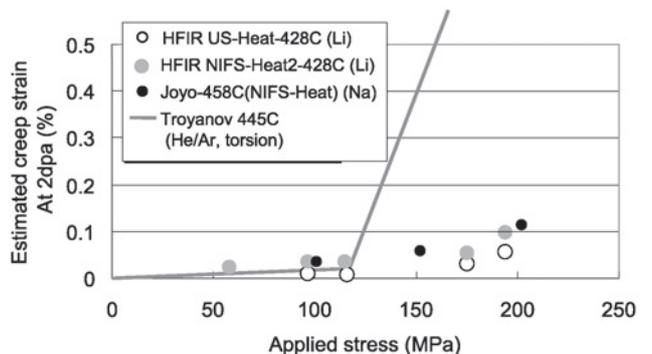


図12 428℃でLi雰囲気中で照射したアメリカの共通V-4Cr-4Ti材 (US-Heat) と日本の共通V-4Cr-4Ti材 (NIFS-Heat) における、2dpaで規格化した照射下クリープ変形量の応力依存性。比較のために、ナトリウム雰囲気での照射データを示す。実線は過去に示されたクリープの応力依存性[61]。

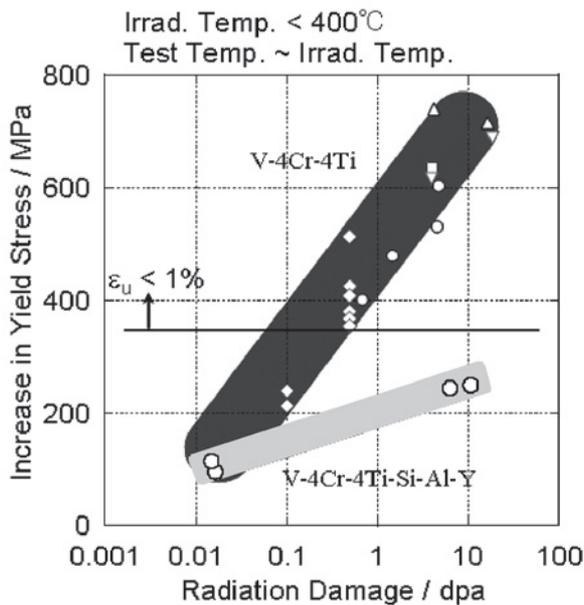


図13 V-4Cr-4TiとSi, Al, Y添材の、400°C以下での中性子照射による降伏応力増加量の比較。降伏応力が約350MPa以上になると、一様伸び(ϵ_u)が1%以下になることが確かめられている[66]。

し、使用温度下限を400°C以下まで下げることができると期待されている。

組織を微細化する方法の一つとして、メカニカルアロイング法による微細結晶粒材料の試作が行われている[67]。微細粒により高温強度が向上し、照射欠陥の吸収サイトが増えるので照射による組織変化も抑制されることが示されている。また、組成や製法を変えずに、V-4Cr-4Tiの加工熱処理履歴を変えることにより析出を予め高密度に発生させて強化することもでき、この方法で熱クリープ変形を抑制できることが確かめられている[68]。しかしこれらの方法で照射下クリープやヘリウム脆化が抑制できるかについては、今後の研究により明らかにする必要がある。

6.2.4 まとめと今後の課題

バナジウム合金はボイドスエリングは低く、低温での延性低下、高温でのヘリウム脆化を避ける温度領域(概ね450°Cから650°C~700°Cの範囲)で使用すれば長期間の照射に耐えることが期待される。この範囲での寿命を決定するのは照射下クリープと予想され、照射下クリープの正確な評価およびモデリングによる信頼できる予測、照射下クリープを抑制するための材料の改良が主要課題である。また、バナジウム合金の照射特性はC, N, O不純物の影響を受けるので、不純物の効果の研究とそのための不純物を制御した照射試験の役割が大きい。核融合炉ブランケットへの適用においては、接合だけでなく、絶縁被覆などを施す必要があり[54]、被覆製作時の不純物の混入の照射特性への影響なども把握する必要がある。他の構造材料の照射損傷評価と共通であるが、核変換ヘリウムの効果の評価が最重要課題であり、IFMIF以前に核分裂炉の有効利用やモデリングなどにより、予測の精度を上げておく必要がある。

バナジウム合金およびバナジウム合金を用いたブランケットは、先進材料あるいは先進ブランケットと位置づけ

られ、長期的な展望で高性能のシステムの構築をめざすものである[52]。したがって、現在のV-4Cr-4Ti候補材にとらわれず、広い視野でより優れた材料を開拓する努力も重要である。照射基礎研究や損傷モデリングはこのための有効な手段である。(室賀健夫)

6.3 SiC/SiC 複合材料

6.3.1 序論

経済性を考慮した実用核融合炉では、核融合反応によって得られる熱エネルギーをより高い効率で電気などのエネルギーに変換することが求められる。そのためにブランケットから熱を取り出す一次系の温度をできるだけ高くした先進ブランケットが検討されている。SiCは約1400°Cの高温まで、室温とほとんど変わらぬ強度を持つこと、14 MeV中性子照射を受けても長寿命の放射化元素の生成が少ないことから、高い熱効率が期待できる1000°Cを越える取り出し温度を想定した高温型のブランケット用材料として開発と研究が行われてきた[69-72]。その摘要例として、固体増殖・Heガス冷却のARIES-Iや、Pb-Liの自己冷却型のARIES-ATのように1000°C以上の高温での高温強度、緻密性、高い熱伝導率、冷却材との共存性などが求められている[72]。

近年ITERでの増殖実証のためのテストブランケットモジュール(TBM)の設計と製作計画が具体化してきている。現段階で提案されているいくつかのITER-TBMにおいて、SiC/SiCは、Pb-Li増殖材を使ったDCLL(Dual Coolant Lead-Lithium)のシステムの冷却材流路内挿入物(Flow Channel Insert:FCI)としての使用が検討されている[73]。このDCLLブランケットとは、構造材が低放射化鉄鋼材料で、ブランケット壁が構造材を兼ねる。その構造壁の内部に流路を作りHeガスで冷却し、さらに壁で作った空間内を液体金属増殖材のPb-17%Liをゆっくり流し、T増殖を行うというブランケットである。このブランケットシステムにおけるFCIは、発熱するPb-Li(DEMO炉では800°C)と構造壁(使用温度:400-500°C)の間の熱絶縁性と、磁場中を流れる液体金属中に発生する誘導電流によって発生するMHD(Magnetohydrodynamic)圧力損失の抑制のための電気抵抗体としての役割を持たせた機能性部材である。したがって熱伝導率が低いこと、電気抵抗が大きなこと、またそれらを担保する緻密性や高温でのPb-Liとの共存性などが求められる。一方、構造材料ではないので、機械的強度としては高温型ブランケット(設計最大応力:約200MPa[74])ほどのものは求められていないが、熱絶縁体として用いるために上述のような大きな温度差による熱応力に耐えられるだけの機械的強度(約100MPa)が求められており[73]、実質的には構造部材なみの強度が必要と考えられている。さらにDEMO炉でのFCIの場合、中性子照射下でのこれらの特性劣化が少ないことなどが必要となる。

これまで述べたように、SiC/SiC複合材料は、高温型ブランケットの構造材料としてのみならずDCLLにおけるFCIなどの条件下での使用も想定されており、それに対応するために照射研究が進められ、またこれまでの照射デー

タの整理が行われている。SiC/SiC 複合材料についてはこれまでも多くのレビューがあり、詳細はそれらを参照していただきたい[69-70]が、本編では、特に最近発表されたSiC および SiC/SiC 複合材料についてのレビューをもとに[71, 74, 75], その照射特性についてまとめる。

6.3.2 SiC/SiC 複合材料とその照射効果の概要

SiC/SiC 複合材料はSiCの繊維を強化材として、基本形状を作製し、それに繊維・マトリックス界面相を形成させた後に、SiCのマトリックスを充填して作製する。SiCのみで作製されるわけではなく、マトリックスや繊維中には不純物や焼結助剤、あるいは残留気泡などが存在し、さらに繊維表面にはマトリックスと繊維が一体化するのを防ぎ、複合材料の特性を発揮させるための炭素あるいはSiCからなる界面相が存在する。これらを総合したのがSiC/SiC 複合材料である。複合材料の組織的な特徴からこれらをまとめると、図14のようになり、それぞれに中性子照射の効果に関わる。具体的には、① SiC 本来の諸特性とそれに及ぼす照射効果(高純度、単結晶のSiC)と、②構造欠陥や不純物、さらに粒界などを含むSiCの特性とそれらにおける照射効果、そして③ SiC 繊維、④複合材料のマトリックスSiC、⑤繊維・マトリックス界面といった複合材料の各要素の特性とそれらにおける照射効果、⑥これらを含むバルク材としてのSiC/SiC 複合材料の照射効果を考える必要がある。本報では最近まとめられた①のSiCの照射特性について概観し、その後②～⑥について述べる。

6.3.3 SiCの照射特性

SiCについてはいくつかの作製方法があり、その製法によってSiCの純度や結晶性および物理的な特性が大きく変わる。そのため、これまでよくわかっていなかったSiC本来の物性とそれに及ぼす照射効果について、物性値および照射データが整備されてきた。この目的のために、比較的高純度素材が得られるCVD (Chemical Vapor Deposition)法で作製されたSiCを中心に調べられており、本報ではこれを中心に述べる。近年、CVD-SiCの照射データがそろってきたのは、米国で高温ガス炉の新型の燃料体の研究が進められ、HFIR (High Flux Isotope Reactor: ORNL)を使った中性子照射データの取得が進み、これらのデータの蓄積と系統的な整理が進んだことによる[76]。またイオン照射を使って高温、高dpa (10 dpa 以上)、HeやHの重量

効果などの照射実験も行われ、1000℃ 以上での重照射環境下での組織学的なデータの解析も進んできた[77-79]。

CVD以外のホットプレス法や焼結法、液相生成法や有機硅素ポリマーから作製したSiCなどでは、不純物や化学量論組成、添加材などの因子によって特性が変わることが知られている。今後このCVD-SiCのデータを標準としてそれぞれの材料因子の検討が加えられていくことになると考えられる。これら製法による違いについては参考文献などを参照されたい[69, 76]。

SiCのはじき出し欠陥生成の特徴は以下のようになる。中性子照射によるのはじき出しによってダイヤモンド構造を持つSiCの格子中にSiとCの空孔、およびSiとCの格子間原子が発生する。これらの一部は再結合で回復するが、その時本来のSiの格子位置にCが入ったり、本来のCの格子位置にSiが入ったりするとアンチサイトと呼ばれる点欠陥も生成する。これらの点欠陥から格子欠陥集合体への形成と成長の詳しいメカニズムはよくわかっていないが、これまでに明らかになっている中性子照射とイオン照射によって得られた照射量と照射温度による欠陥の種類を図15に示す[76, 80]。これらの点欠陥が集まることで、照射温度によってはブラックスポットと呼ばれる微細な欠陥 (図中BSD: Black Spot Defect)や、転位ループ、ボイドの形成が認められている。

図中で示した欠陥の種類や形状などについては本報では省略するが、このようにして生成した照射欠陥の蓄積による特性変化として体積膨張(スエリング)が生じ、熱伝導率、電気抵抗率、弾性率、硬さ、破壊靱性などの変化が起こる。これらの中でもスエリングの挙動が最もよく調べられており、それらを以下にまとめる。

図16は照射温度に対するCVD-SiCのスエリング挙動をまとめたものである[76]。特徴的なのは①800~1200℃の温度領域でスエリングが最小となり、それより低い温度領域あるいは高い温度領域ではスエリングが大きくなること、後述するように②800℃以下の照射温度では、ある一定の照射量以上でスエリングは約1~2%で飽和すること(Saturated Regime)、③1000℃以上の領域では照射量の増加に伴ってスエリングが増加すること(Non-Saturated Regime)である。

800℃から1200℃の照射温度領域でスエリングが最も小さくなるのは、この温度領域では欠陥の生成と消滅がバランスしているために、スエリングの原因となる欠陥の蓄積が起こりにくくなっていることが原因と考えられている。この温度領域では欠陥の易動度が大きくなるので、転位ループなどの欠陥集合体も形成される。さらに温度が上昇し、1000~1100℃以上の温度領域では、空孔型欠陥の易動度がさらに大きくなり、ボイド(気泡)の形成が見られる。これによりこの温度領域ではボイドによる体積膨張、すなわちボイドスエリングが起こる。1000℃以上の照射温度領域でのスエリングは照射量とともに増加することが最近の研究の結果明らかとなり、1500℃での、8.5 dpa照射で約2%のスエリングを示すことが報告されている[77]。高温型の核融合動力炉では1000℃~1200℃での使用が想定さ

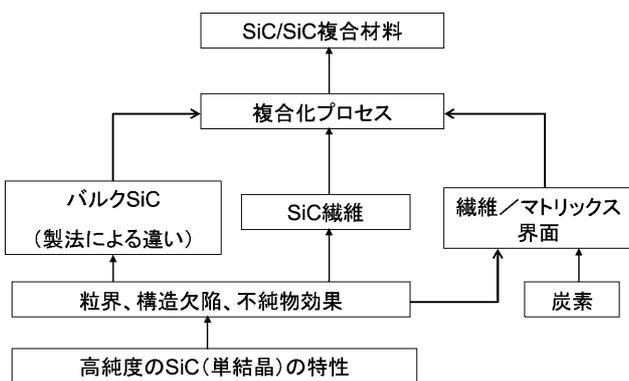


図14 SiC/SiC 複合材料の構成。

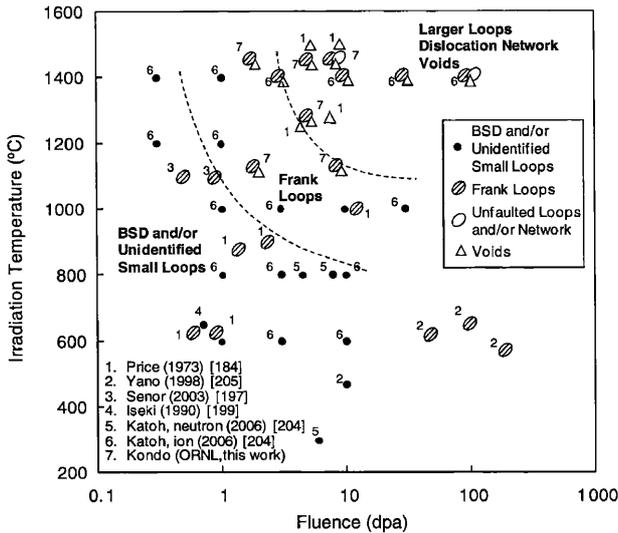


図15 CVD-SiCにおける照射温度と照射量による照射欠陥の種類分類[76].

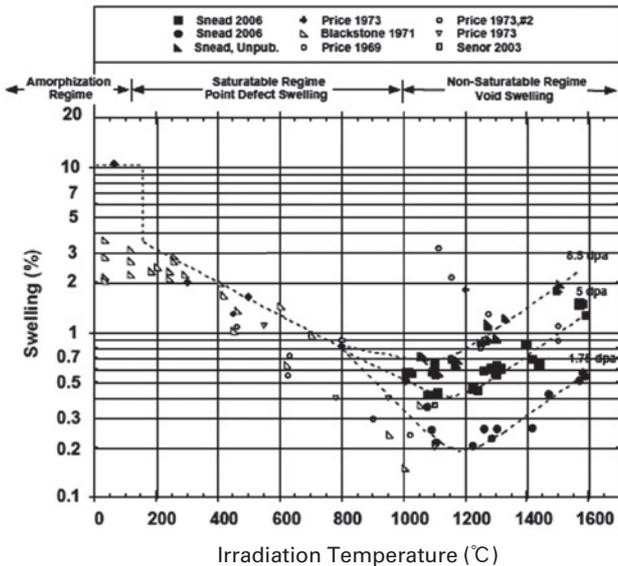


図16 CVD-SiCのスエリングの照射温度依存性[76].

れているが、この温度領域で 100 dpa 近い照射量を受けた場合、どの程度のスエリングとなるかが今後の課題である。

SiCの低温側の照射挙動は以下のように説明されている。まず約 150°C 以下の温度で照射した場合、ある照射量を越えると照射した SiC はアモルファス化（非晶質化）する。これは中性子照射のみならず加速器照射でも同様なことが確認されている[80]。照射によって格子欠陥が発生しても温度が低いために易動度が低く再結合も起こりにくいので、格子の固まりとして構造を持たない微細なアモルファス領域が発生し、β-SiC の持つダイヤモンド構造からアモルファスへの構造変化による体積膨張(スエリング)が起こる。照射量が増加するとともに蓄積する欠陥の量が増えアモルファス領域が増加する結果、スエリングは対数的に増加し、全体がアモルファス化するとスエリング量が飽和する[81]。この時の飽和スエリング量は 10~15% であ

る。このアモルファス化する温度は照射量や温度、照射粒子(中性子か、荷電粒子か)によって異なるが、およそ 150°C 前後と言われている。

200°C 以上から 800°C の温度範囲での照射においては点欠陥の回復が起こるようになるためアモルファス化は起こらないが、微小な欠陥(ブラックドットあるいは転位ループ)の蓄積によりスエリングが起こる。そのスエリングによる密度変化の照射量と照射温度依存性を示したのが図17である[81]。この図からわかるのは、照射温度の上昇によってスエリングが発生する損傷量が大きくなること、さらにスエリングが飽和する照射量があること、その飽和照射量が温度の上昇とともに増加することなどである。飽和したスエリングは 1~2% であり、飽和照射量は 200°C では約 1×10^{24} n/m² (0.1 dpa)、600°C では約 1×10^{24} n/m² (1 dpa) である。800°C ではスエリングは数 dpa で飽和する。

スエリング以外の照射に関わる特性変化として熱伝導率の変化がある。熱伝導率は冷却効率や熱ひずみの発生など高温用のエネルギー機器材料にとっては重要な材料パラメータである。SiC は共有結合性のセラミックスであり、その熱伝導率は格子のフォノン伝導によって起こる。そのためこれまで述べたように、格子欠陥の発生や不純物の混入により格子構造が乱れると、これらによってフォノンが散乱され熱伝導率が低下する。そのため、照射による照射欠陥が蓄積して起こるスエリングと対応するように SiC の熱伝導率の低下が見られる。図18は 800°C 以下の温度で照射した試験片における室温での熱伝導率を示したものである[76]。この温度領域で照射した SiC の熱伝導率はスエリングと同様の照射温度依存性があり、図に示すようにある一定量の照射線量以上では熱伝導率の低下が飽和する[82-84]。これはフォノンを効果的に散乱する小さな格子欠陥の蓄積する状況に対応していると考えられている。一方、1000°C 以上の高い照射温度領域でも、図19のように照

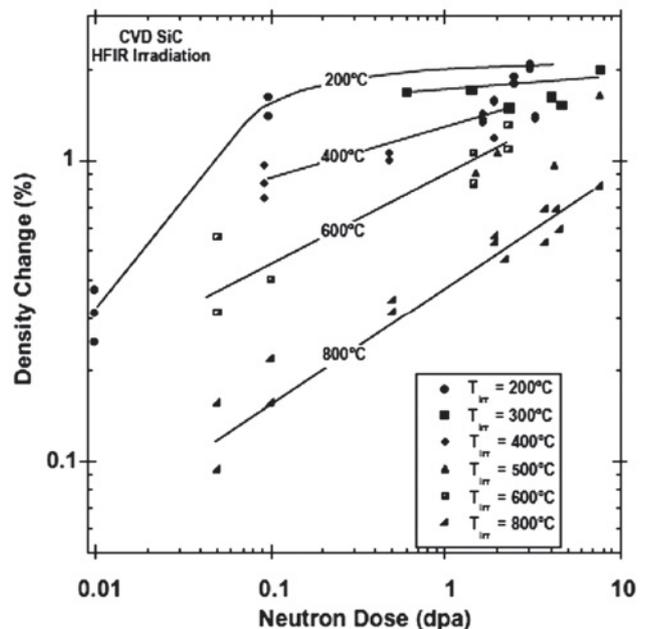


図17 CVD-SiC の密度変化の照射量と照射温度依存性[76].

照射量の増加とともに熱伝導率は低下する傾向が見られるが、8.5 dpa の範囲までで低下が飽和する傾向は見られていない[76]。1000℃以上の高温の場合、フォノンの散乱は低温領域の微細な欠陥とは異なり、ポイドなどの別の大きなタイプの欠陥によっておこると考えられる。これらの欠陥の蓄積がどの線量で飽和するのか明らかではないが、少なくとも10 dpa程度までは飽和しないと考えられていることから、照射量の増加による熱伝導率の低下はまだ起こる可能性がある。

照射によるSiCの電気伝導度の低下についても研究が進められている。これはFCIとして使われる場合の重要な材料パラメータである。CVD-SiCの電気伝導度については室温から500℃まで1000~5000[S/m]であるのに対して、400℃~1020℃での数dpaの照射により電気伝導度は1/100~1/10000にわたって低下する[85]。また照射温度が高いほど電気伝導率の低下が大きくなる傾向が見られている。つまり照射によって電気抵抗率は増加する傾向が報告されている。これは電気絶縁性を求められるFCIにとっては望ましい方向の変化といえる。ただし、SiC/SiC複合材料の場合は、繊維や繊維・マトリックス界面などのいくつかの相が含まれていることから、もともとがCVD-SiCよりも電気伝導率が1/100程度と小さいこと、また界面の特性もあり、複合材料では必ずしも照射によって電気伝導率が低下するとは限らないようである。

6.3.4 SiC/SiC 複合材料の照射効果

これまでの研究により耐照射性の高い複合材料の条件としていくつかの条件が明らかになっている[69, 70, 86]。それは、①結晶性の高いSiC繊維を使うこと（例えばHi-Niclaon type S, あるいはTyranno-SAなど）[86]、②繊維・マトリックス間の中間相に中性子照射に対して不安定な炭素をできるだけ使わないこと、例えばSiC-Cの多層膜

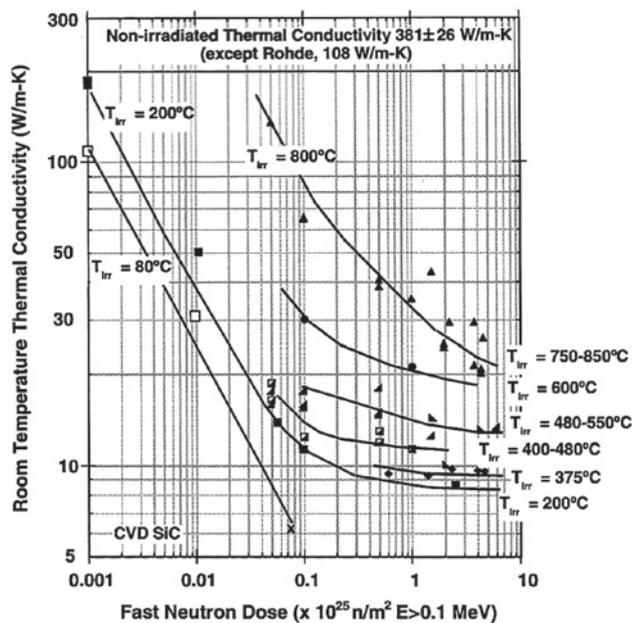


図18 中性子照射したCVD-SiCの室温における熱伝導率の変化におよぼす照射温度および照射量依存性（その1）[76]。

(Multi Layer: ML) や、100 nm以下の薄い熱分解炭素(PyC)層などの使用が考えられている。複合材料のマトリックスとしてはFCVI-SiCまたはNITE-SiCなどが照射試験に供されている[69, 70]。FCVI-SiC (Forced Chemical Vapor Infiltration)は高純度のSiCマトリックスが得られること、NITE-SiC (Nano-Infiltration and Transient Eutectic-phase:NITE)は高密度のSiCマトリックスが得られることなどが特徴である。照射データについては現状ではFCVI-SiCの照射データが中心で[87, 88]、NITE-SiCを使った複合材料の照射データはまだ限られている[89]。

結晶性の高いSiC繊維を使い、FCVI法で作製された高純度のSiCマトリックスからなるSiC/SiC複合材における最近得られた照射挙動をまとめると以下ようになる。もともとが耐照射性の高い複合材料であるため、繊維・マトリックス界面層としてPyCやMLを使ったいずれの複合材料においても、約10 dpa程度までは機械的特性に大きな劣化は認められていない[71, 88, 90]。詳細にみると界面層における剥離応力が低くなったり、界面の摩擦応力が大きく低下したりという現象は見られるものの、複合材料としての全体の機械的特性を見ると、照射によって比例限は若干低下する傾向があるものの、最大引張り強度は照射によってわずかに増加する傾向が見られている[91]。界面の安定性については、MLの方がPyCよりも安定とされているが、この他にも複合材料の各要素のスエリング挙動の違いや、クリープによる応力緩和などいくつかの現象が影響を与える。また、複合材料の強度は一つのパラメータで決まるわけではなく、界面の摩擦応力が低下しても複合材料の強度としては大きな変化を生じない場合もある[82]。今後、JUPITER-II計画やJMTR、さらにJOYOで高温照射した試料のデータが蓄積されていくものと期待される。

ここ数年の照射データの蓄積について、高純度のSiCについては多くの知見が蓄積され、SiCの照射挙動の全体が明らかになりつつある。しかし、欠陥集合体の生成から成長についての挙動や、それに及ぼす不純物、粒界、焼結

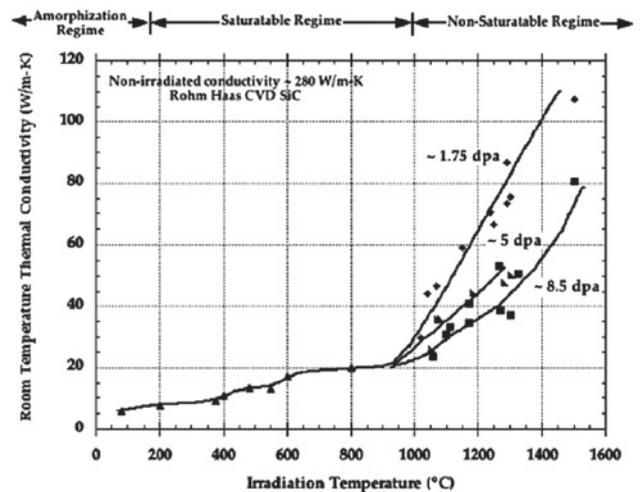


図19 中性子照射したCVD-SiCの室温における熱伝導率に及ぼす照射温度依存性（その2）。

助剤などの影響についてはまだ不明な点が多い。今後高純度材のデータとの比較により、これらが明らかになっていくものと期待される。一方、核融合炉に特徴的な気体核変換元素および固体核変換元素の影響については、原子炉照射によって調べることはできないので加速器照射によって調べていくしかない。本報では紙面の都合上割愛したが、Heの同時注入によるキャビティの核生成の促進と、水素の効果などについて組織学的観点からまとめられている[77-79]。ただし、スエリングや強度特性、熱伝導率などのように、測定にある程度の体積の必要なものについては中性子照射が欠かせない評価手段であり、核変換効果については強力中性子源による照射研究の推進が待たれるところである。
(長谷川 晃)

参考文献

- [1] M. Tamura, H. Hayakawa, M. Tanimura, A. Hishinuma and T. Kondo, *J. Nucl. Mater.* **141-143**, 1067 (1986).
- [2] H. Hayakawa, A. Yoshitake, M. Tamura, S. Natsume, A. Gotoh and A. Hishinuma, *J. Nucl. Mater.* **179-181**, 693 (1991).
- [3] R.L. Klueh and D.J. Alexander, *J. Nucl. Mater.* **223-237**, 336 (1996).
- [4] A. Kohyama *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **223-237**, 138 (1996).
- [5] K. Tobita and R. Hiwatari, *J. Plasma Fusion Res.* **78**, 1179 (2002).
- [6] S. Mori, S. Yamazaki, J. Adachi and T. Kobayashi, *Fusion Eng. Des.* **18**, 249 (1991).
- [7] K. Satoh, T. Yoshiie, Q. Xu, Y. Satoh, E. Wakai, C. Kutsukake and T. Nishitani, *Mater. Trans. JIM* **46**, 445 (2005).
- [8] A. Moselang, V. Heinzl, H. Matsui and M. Sugimoto, *Fusion Eng. Des.* **81**, 863 (2006).
- [9] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 203 (2002).
- [10] E. Wakai, A. Hishinuma, Y. Kato, H. Yano, S. Takaki and K. Abiko, *J. De Phys. IV C7*, 277 (1995).
- [11] E. Wakai, A. Hishinuma, Y. Kato, S. Takaki and K. Abiko, *Proc. 1st Int. Conf. Ultra High Purity Base Metals (UHPM-94)* (1995) p. 488.
- [12] E. Wakai *et al.*, *Phys. Stat. Sol. A* **189**, 79 (2002).
- [13] E. Wakai, A. Hishinuma, T. Sawai, S. Kato, S. Isozaki, S. Takaki and K. Abiko, *Phys. Stat. Sol. A* **160**, 441 (1997).
- [14] E. Wakai, A. Hishinuma, K. Usami, Y. Kato, S. Takaki, K. Abiko, *Materials Trans. JIM* **41**, 1180 (2000).
- [15] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **282-287**, 799 (2000).
- [16] E. Wakai, *et al.*, *presented in ICFRM-13; accepted to J. Nucl. Mater.*
- [17] P. Dubusson, D. Gilbon and J.L. Seran, *J. Nucl. Mater.* **205**, 178 (1993).
- [18] T. Morimura, A. Kimura and H. Matsui, *J. Nucl. Mater.* **239**, 118 (1996).
- [19] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 278 (2002).
- [20] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **318**, 267 (2003).
- [21] E. Wakai, T. Sawai, A. Naito and S. Jitsukawa, *J. Electron Microscopy* **51**, S239-S243 (2002).
- [22] T. Sawai, E. Wakai, T. Tomita, A. Naito and S. Jitsukawa, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 312 (2002).
- [23] A.F. Rowcliffe *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1275 (1998).
- [24] A. Hishinuma *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 193 (1998).
- [25] M. Rieth, B. Dafferner and H.-D. Rohrig, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1147 (1998).
- [26] R.L. Klueh, M.A. Sokolov, K. Shiba, Y. Miwa and J.P. Robertson, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 478 (2000).
- [27] M. Ando *et al.*, *J. Jpn. Inst. Metals* **71**, 1107 (2007).
- [28] J. Rensman *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1113 (2004).
- [29] M. Ando *et al.*, *J. Jpn. Inst. Metals* (2008), *accepted*.
- [30] E. Wakai, T. Taguchi, T. Yamamoto and F. Takada, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1133 (2004).
- [31] E. Wakai *et al.*, *Mater. Trans.* **46**, 481 (2005).
- [32] E. Wakai *et al.*, *Mater. Trans.* **45**, 2638 (2004).
- [33] E. Wakai *et al.*, *Fusion Sci. Technol.* **47**, 856 (2005).
- [34] M. Ueno and T. Inoue, *Trans. ISIJ* **13**, 210 (1973).
- [35] M. Ueno, K. Ito, *Iron and Steels* **74**, 910 (1988).
- [36] E. Wakai *et al.*, *Mater. Trans.* **45**, 407 (2004).
- [37] E. Wakai *et al.*, *Mater. Trans.* **45**, 2641 (2004).
- [38] N. Okubo *et al.*, *Mater. Trans.* **46**, 193 (2005).
- [39] E. Wakai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **343**, 285 (2005).
- [40] E. Wakai, *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **356**, 95 (2006).
- [41] Y. Miwa, S. Jitsukawa and M. Yonekawa, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1098 (2004).
- [42] J. Bertsh, S. Meyer and A. Moslang, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 832 (2000).
- [43] Y. Murase, J. Nagakawa and N. Yamamoto, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 527 (2002).
- [44] T. Hirose *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 304 (2002).
- [45] H. Tanigawa *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 293 (2002).
- [46] N. Yamamoto, J. Nagakawa and K. Shiba, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 400 (2000).
- [47] N. Yamamoto *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **217**, 307 (2002).
- [48] N. Miyaji, Y. Abe, T. Asayama, K. Aoto and S. Ukai, *J. Soc. Mat. Sci. Japan*, **46**, 500 (1997).
- [49] K. Aoto, Y. Abe, I. Shibahara and Y. Wada, *IAEA-TECDOC-817*, 27 (1993).
- [50] T. Muroga, M. Gasparotto and S.J. Zinkle, *Fusion Eng. Des.* **61-62**, 13 (2002).
- [51] T. Muroga, T. Nagasaka, K. Abe, V.M. Chernov, H. Matsui, D.L. Smith, Z.-Y. Xu and S.J. Zinkle, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 547 (2002).
- [52] 田中 知, 秋場真人, 榎枝幹男, 長谷川 晃, 小西哲之, 室賀健夫, 相良明男: *プラズマ・核融合学会誌* **81**, 343 (2005).
- [53] T. Muroga, *Mater. Trans.* **46**, 405 (2005).
- [54] T. Muroga, J.M. Chen, V.M. Chernov, K. Fukumoto, D.T. Hoelzer, R.J. Kurtz, T. Nagasaka, B.A. Pint, M. Satou, A. Suzuki and H. Watanabe, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 780 (2007).
- [55] H. Watanabe, T. Muroga and N. Yoshida, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 403 (2002).
- [56] D.J. Alexander, L.L. Snead, S.J. Zinkle, A.N. Gubbi, A.F. Rowcliffe, W.S. Eatherly and E.E. Bloom, *ASTM-STP* **1325**, 1119 (1999).
- [57] P.M. Rice, S.J. Zinkle, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1414 (1998).
- [58] N. Nita, Y. Anma, H. Matsui, T. Ohkubo and K. Hono, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 858 (2007).
- [59] T. Nagasaka, T. Muroga and T. Iikubo, *Fusion Sci. Technol.* **44**, 465 (2003).
- [60] K. Fukumoto, H. Matsui, M. Narui, T. Nagasaka and T. Muroga, *J. Nucl. Mater.* **335**, 103 (2004).

- [61] K. Fukumoto, M. Narui, H. Matsui, T. Nagasaka, T. Muroga, M. Li, D.T. Hoelzer and S.J. Zinkle, *presented at ICFRM-13* (Dec. 2007, Nice).
- [62] N.Heo, T.Nagasaka, Takeo Muroga, A. Nishimura, K. Shinozaki and H. Watanabe, *Fusion Sci. Technol.* **44**, 470 (2003).
- [63] T. Nagasaka, T. Muroga, H. Watanabe, K. Yamasaki, N. J. Heo, K. Shinozaki and M. Narui, *Mater. Trans.* **46**, 498 (2005).
- [64] D.L. Smith, H. Matsui, L. Greenwood and B. Loomis, *J. Nucl. Mater.* **155-157**, 1359 (1988).
- [65] M. Satou, T. Chuto and K. Abe, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 367 (2000).
- [66] T. Chuto, M. Satou, A. Hasegawa, K. Abe, T. Muroga and N. Yamamoto, *ASTM STP 1447*, 693 (2004).
- [67] S. Kobayashi, Y. Tsuruoka, K. Nakai and H. Kurishita, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 447 (2004).
- [68] J.M. Chen, T. Nagasaka, T. Muroga, S.Y. Qiu, C. Li and N. Nita, *J. Nucl. Mater.* **374**, 298 (2008).
- [69] 加藤雄大, 西尾 敏, 長谷川 晃, 檜木達也, 小笠原俊夫: “SiC系セラミックス複合材料とその核融合炉応用研究の動向” *プラズマ・核融合学会誌* **80**, 12 (2004).
- [70] 長谷川 晃: “核融合炉材料研究の最新の現状と課題: 構造材料・SiC/SiC複合材料などのセラミックス材料” *金属* **77**, 22 (2007).
- [71] Y. Katoh, L.L. Snead, C.H. Henager, A. Hasegawa, A. Kohyama, B. Riccardi and H. Hegeman, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 659 (2007).
- [72] A.R. Raffray, R. Jones, G. Aiello, M. Billone, L. Giancarli, H. Golfier, A. Hasegawa, Y. Katoh, A. Kohyama, S. Nishio, B. Riccardi and M.S. Tillack, *Fusion Eng. Des.* **55**, 55 (2001).
- [73] C.P.C. Wang, V. Chernov, A. Kohyam, Y. Katoh, N. Morley, T. Muroga, K.W. Song, Y.C. Wu, and M. Zmitko, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 1287 (2007).
- [74] L.L. Snead, T. Nozawa, Y. Katoh, T.S. Byun, S. Kondo and D.A. Petti, *J. Nucl. Mater.* **371**, 329 (2007).
- [75] T. Nozawa, T. Hinoki, A. Hasegawa, A. Kohyama, Y. Katoh, L.L. Snead, C.H. Henager Jr. and J.B.J. Hegeman, *presented in ICFRM-13* (2007), *to be published in J. Nucl. Mater.*
- [76] L.L. Snead, T. Nozawa, Y. Katoh, T.S. Byun, S. Kondo and D.A. Petti, *J. Nucl. Mater.* **371**, 329 (2007).
- [77] Y. Katoh, H. Kishimoto and A. Kohyama, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1221(2002).
- [78] S. Miwa, A. Hasegawa, T. Taguchi, N. Igawa and K. Abe, *Mater. Trans. JIM* **46**, 536 (2005).
- [79] T. Taguchi, N. Igawa, S. Miwa, E. Wakai, S. Jitsukawa, L. L. Snead and A. Hasegawa, *J. Nucl. Mater.* **335**, 508 (2004).
- [80] Y. Katoh, N. Hashimoto, S. Kondo, L.L. Snead and A. Kohyama, *J. Nucl. Mater.* **351**, 228 (2006).
- [81] L.L. Snead and S.J. Zinkle, *Nucl. Instrum. Methods B* **191**, 497 (2002).
- [82] L.L. Snead, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 524 (2004).
- [83] L.L. Snead, S.J. Zinkle and S.J. White, *J. Nucl. Mater.* **340**, 187(2005).
- [84] M. Rohde, *J. Nucl. Mater.* **182**, 87 (1991)
- [85] Y. Katoh and L.L. Snead *presented in ICFRM-13*(2007), *to be published in J. Nucl. Mater.*
- [86] T. Hinoki, L.L. Snead, Y. Katoh, A. Hasegawa, T. Nozawa and A. Kohyama, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1157 (2002).
- [87] G. Newsome, L.L. Snead, T. Hinoki, Y. Katoh and D. Peters, *J. Nucl. Mater.* **371**, 76 (200).
- [88] Y. Katoh, T. Nozawa, L.L. Snead and T. Hinoki, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 774 (2007).
- [89] T. Hinoki, K. Ozawa, Y.B. Choi and A. Kohyama, *presented in ICFRM-13* (2007), *to be published in J. Nucl. Mater.*
- [90] T. Nozawa, Y. Katoh and L.L. Snead, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 685 (2007).
- [91] K. Ozawa, T. Nozawa, Y. Katoh, T. Hinoki and A. Kohyama, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 713 (2007).