

## 小特集 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

### 4. SiC および SiC/SiC 複合材料の中性子照射効果

長谷川 晃

(東北大学工学研究科)

#### Neutron Irradiation Effects in SiC and SiC/SiC Composites

HASEGAWA Akira

Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai 980-8579, Japan

(Received 5 November 2003)

Irradiation effects of SiC fiber reinforced SiC matrix composites were summarized. Based on studies of irradiation behavior of SiC/SiC composites, SiC fibers which have stoichiometric composition and highly crystallized structure are expected to have high resistance to irradiation, and advanced SiC/SiC composites for fusion application were developed using these advanced SiC fibers. In this paper, the mechanism of irradiation resistance and recent irradiation studies on size stability, mechanical properties and thermal diffusivity were introduced.

#### Keywords:

neutron irradiation, ion-beam irradiation, mechanical properties, size stability, thermal diffusivity, microstructure

#### 4.1 SiC/SiC 複合材料の中性子照射効果についての背景

SiC/SiC 複合材料はこの数年、めざましい変化を遂げてきた。それは使用する繊維の高度化と、複合化のプロセスの改良・新手法の開発によるところが大きい。中性子照射をしない段階ではかなりの高温強度特性の進歩が見られるが、核融合炉での使用を考えた場合には、中性子照射によるこれらの特性変化を評価することが必須である。一般に中性子照射効果を明らかにするための原子炉照射には時間がかかる。照射量にもよるが、試料の原子炉への装荷に半年程度、照射に約1年、キャプセルの冷却と解体に約1年、そしてRI取り扱い施設での照射後試験(PIE)となるが、短くても2年半、長い場合では5年近くかかってしまう。SiCは核分裂中性子の照射の場合でも誘導放射能が小さいため、鉄鋼材料などに比べるとPIEにおける照射試料の取り扱いは楽であるが、新材料ができてからその照射効果が明らかになるまでにはかなりの時間を要する状況には変わらない。最近のSiC/SiC複合材料開発においては、ほぼ毎年のように新しい材料が作られているが、照射試験に必要なタイムラグのために、現在得られている照射のデータはだいたい一世代前の材料ということになる。一方、近年の材料試験用の高速炉のシャットダウンにより、全世界的にみても照射効果を評価するための機会が減少しつつあること、SiC/SiCで必要とする1,000℃以上の照射が技術的に難しいことなどの事情もあり、照射データの蓄積にはますます時間がかかる傾向になっている。しかし、このような条件下でも少しずつデータが蓄積されつつある。本章では現在までに明らかになっているSiCおよびSiC/SiC複合材

料の照射効果について述べる。

SiC/SiC複合材料の照射による強度変化について最近の成果をまとめたのがFig.1である[1]。個々の材料の照射効果などについては次節以降で述べるが、高温での強度および化学的安定性の向上をめざして開発された先進SiC繊維と呼ばれている化学量論組成の高結晶性SiC繊維(Hi-Nicalon Type-SおよびTyranno SA)を使い、繊維上に150nm程度の炭素単層の被覆を施し、F-CVI法で作製した複合材料では、800℃で7.7 dpa ( $7.7 \times 10^{25}$  n/m<sup>2</sup>,  $E_n > 0.1$  MeV, HFIR/ORNL)の照射をしても、強度の低下が見ら

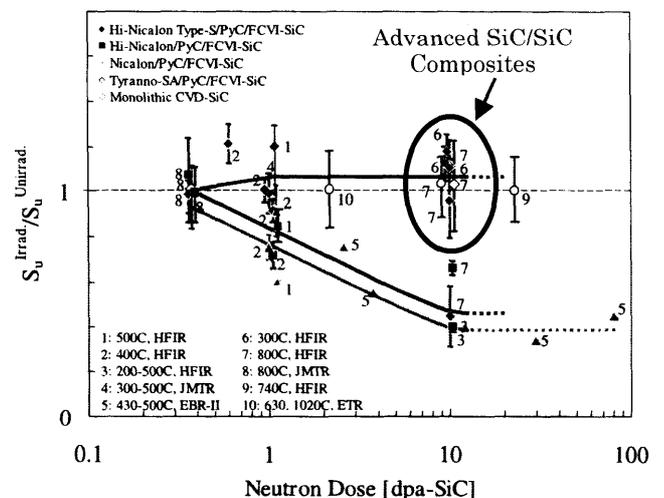


Fig. 1 Effects of neutron irradiation on bend strength of SiC/SiC composites [1].

author's e-mail: akira.hasegawa@qse.tohoku.ac.jp

れないことが確認されている[2]。この照射条件までは機械的特性にほとんど変化が見られない複合材料が開発されている。ただし、前述したように、非照射環境下で現在もっとも有望と考えられている NITE 法などで作製された試料についての照射データはまだない。

このような複合材料のデータが蓄積されつつある中で、複合材料を構成する SiC 繊維や高純度のモノリシック SiC の照射特性をまとめ、現在得られている先進 SiC/SiC 複合材料ではどのようなメカニズムにより耐照射性が期待されているのかと、核変換による He の効果などの核融合に関連して残されている研究課題と今後の見通しについて述べる。

## 4.2 SiC の照射効果

### 4.2.1 モノリシック $\beta$ -SiC のスエリングの照射温度依存性

SiC の中性子照射効果については古くは1960-70年代からスエリングの研究があり[3-5]、その後もイオン照射によるスエリングについてのデータが報告されている[6]。SiC の場合には粉末焼結や反応焼結、化学気相析出法(CVD)などいろいろな作り方があり、焼結助材を用いる場合には粒界への助材の析出などがあって、必ずしも高純度な SiC とは挙動が同じになるとは限らない。格子欠陥の挙動は試料中の不純物濃度にも依存するので、以下では比較的不純物の少ない高純度の CVD-SiC のデータを中心にまとめる。現在最も良く照射特性が調べられている SiC/SiC 複合材料のマトリックスが CVI 法で作製されており、これは CVD-SiC と同じものと考えてよい。

Fig. 2 に中性子照射とイオン照射によって得られた飽和スエリングの温度依存性を示す[6]。SiC のスエリングの照射量依存性は約400°C以上では  $1 \times 10^{25}$  n/m<sup>2</sup> (1 dpa 相当) 以上では小さくなり、ほぼ一定値になることが中性

子[4]でもイオン照射[6]示されており、図はその飽和したスエリング量を示している。微細組織的な観点からみた照射による寸法安定性の照射温度依存性は、(1)低温度領域(室温以下)、(2)中温度領域(100°C以上から1,000°C付近)、(3)高温度領域1,000°C以上の3つの領域に分けられる。

低温度領域においては、主に disordering により大きなスエリングが現れる。SiC は共有結合性の材料であり Si と C の異なる元素から構成されている。そのため、はじき出しによって形成される格子欠陥には Si と C のそれぞれの空格子点と格子間原子のほかに、はじき出された原子が空格子点に戻ったときに別の原子の格子位置に入ったアンチサイトと呼ばれる欠陥も存在する。これらが生成することで、Disordering が起こる。これらの形成挙動はイオン照射と RBS 法 (Rutherford Back Scattering) や透過電子顕微鏡によって調べられてきた[7,8]。照射イオン種にもよるが、室温以下の照射温度ではこの Disordering が起こりやすく、重イオンの場合には 0.2 dpa 程度で完全にアモルファス化してしまう。それ以上の損傷量を加えても He などのガス元素などがなければスエリングは約13%で飽和する。

照射温度が高くなり、中温度領域になるとアモルファス化が起こらなくなり、さらに格子欠陥の回復が進むため、照射温度の上昇とともにスエリングは減少する。この温度領域では、格子欠陥の易動度が小さく、C と Si の格子間原子のみが動きうる[3]。体積増加は主に格子間原子などの格子欠陥あるいはその微細な欠陥集合体の形成によると考えられている。

核融合炉材料として考えた場合には想定使用温度である 600~1,100°C の領域の挙動が重要である。これまでの中性子照射のデータでは 1,000°C 近傍でスエリングが最小になることが報告されている。これは空孔などの格子欠陥も動きやすくなり、再結合が活発になるためと考えられている。1,000°C 以上の温度領域では、照射は技術的な困難さから十分な精度のものがないが、SiC 中の原子空孔は 1,000°C 以上で易動度が増すことでボイド(空洞)を形成し、いわゆるボイドスエリングが起こることが報告されている。しかし Price のデータによると、その量は 10 dpa 程度においても 1%程度と報告されており[5]、それほど大きなスエリングにはならないといわれている。

また核融合炉でははじき出し損傷とともに He や H の核変換元素が他の候補材料に比べ多量に発生する。Fig. 3 は固体増殖ガス冷却炉を想定し、第一壁における核変換元素の生成量の照射量依存性を示したものである[9]。He/dpa は最大でそれぞれ約150、H/dpa は約80となる。第1壁から離れるにしたがって中性子のスペクトルが柔らかくなるため、ブランケット領域でこの比は約1/3程度まで減少すると予測されている[10]。He は SiC 中に全く固溶せず、空孔型の格子欠陥集合体を安定化させることでボイドスエリングを促進することが懸念されている。

中性子照射により Si や C から He や H を発生させる (n,  $\alpha$ ) 反応や (n, p) 反応の閾エネルギーは数 MeV の領域にあり、核分裂炉を使用した照射では純粋な SiC 中にこれらのガス元素を発生させることはできない。SiC へのボロン

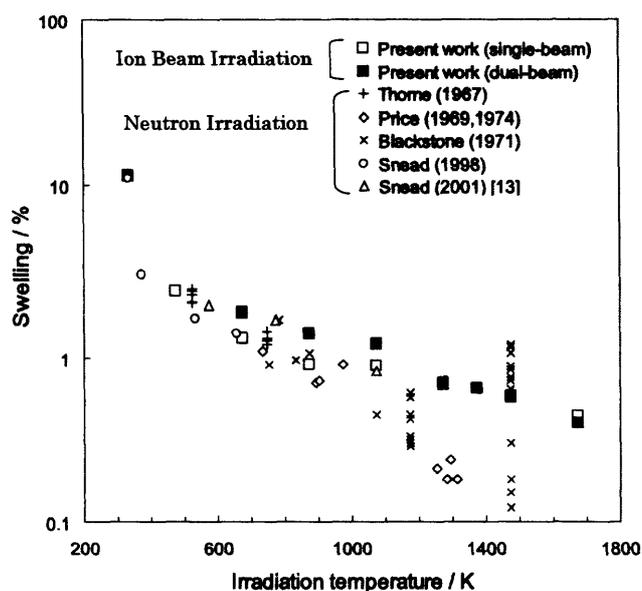


Fig. 2 Irradiation temperature dependence of swelling of monolithic  $\beta$ -SiC [6].

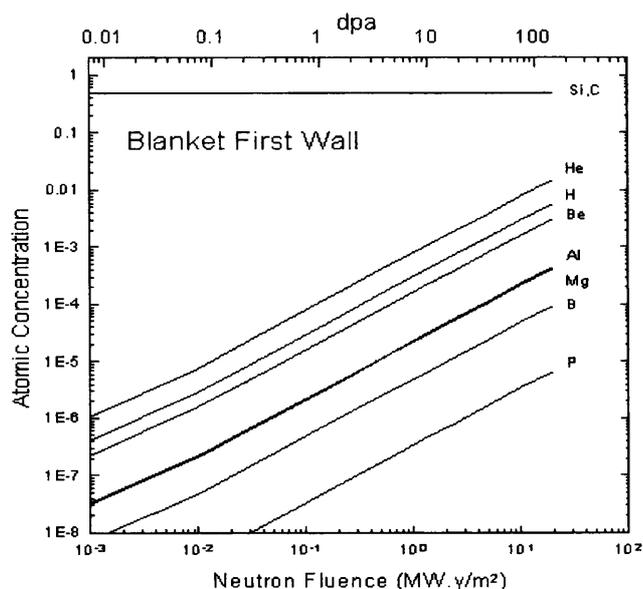


Fig. 3 Transmuted elements of SiC under 14 MeV neutron irradiation [9].

(B) 添加により熱中性子で He を発生させる方法はあるが [11], B 添加は SiC や SiC/SiC 複合材料中の分布の均一性や B 添加による複合化のプロセスへの影響が大きいため, 複合材料における He 生成の影響の評価方法としては使用されていない. このため, 現時点では, He や H などの核変換ガス元素の影響を調べるには, 加速器を用いた二重ビームや三重ビーム, He 予注入後の中性子照射などの方法が用いられている. 以下にその概要をまとめる.

$\beta$ -SiC (CVD) への Si イオンと He イオンの二重ビーム照射 (Dual Beam) によるはじき出しと He の同時発生条件下におけるスウェリングの結果についてまとめたものを Fig. 2 に示す [6]. この場合のスウェリングは照射表面の段差測定によっている. 400°C から 800°C の領域ではボイドは観察されないが格子欠陥集合体を安定化するため, He のない場合に比べて同時照射下ではスウェリングが少し大きくなる傾向が見られている [6]. 800°C 以上の高温照射の条件下では 1,000°C 以上になるとボイドは観察されるが, スウェリング量が小さいために段差測定による測定では He の明確な影響が見られないと報告されている [6].

我々の二重ビームや三重ビーム照射の結果でも, Si イオンによるはじき出しのみの環境では 1,000°C で 10 dpa 程度まで照射してもボイドがほとんど観察されないのに対し, He と Si イオンの同時照射では 800°C 以上で He によってボイドの形成が助長される傾向が見られている [12, 13]. ボイド形成によるスウェリング量についても, He/dpa 比が大きくなるとスウェリングが大きくなる傾向もある [13]. ボイドの分布については主に SiC の結晶粒界上に析出する傾向が見られている. ただし, 照射量が多くなると粒内にも見られるようになる. これは, 照射した試料が CVD で作製した多結晶であり, 亜結晶界の大きさが数十 nm 程度であることも影響していると考えられる. これらのボイドによるスウェリングは小さく, 1,000°C において 60

appmHe/dpa で 100 dpa 照射しても 0.3% という報告がある [14]. 高温条件での寸法安定性についてはスウェリング量が小さいために, 段差測定や微細組織で算出されたスウェリングの傾向がかならずしも一致しないところもあり, さらにデータを整理し検討する必要があると思われる.

SiC 中の He の挙動については He 予注入や核変換を利用した方法で調べられている. それによると, He を予注入した CVD-SiC や, B を添加して焼結した SiC を中性子で照射して He を形成させた SiC の場合でも, 1,200°C 以上の照射後焼鈍でヘリウムのキャビティ (He を高濃度に含むボイド) が結晶粒界上に析出している [11, 15]. これらの結果から, SiC の場合には粒界がキャビティの主要なトラッピングサイトとして働いていることが示唆される. 核分裂中性子照射のみでは, 核融合環境下で予想されるこのようなキャビティ組織を含んだ試料を作ることができないので, このように微細なキャビティが粒界に集まったときに, SiC の機械的特性にどのような影響を及ぼすかを明らかにすることが必要である. 結晶粒が微細で, その上に析出するキャビティも微細であれば破壊に対する影響が小さくなる可能性もあるが, 粗大なキャビティが形成される場合には粒界脆化が起こる可能性もあり, さらに検討していく必要がある.

水素については SiC 中での固溶度や拡散に関する定量的なデータが乏しい. 水素は SiC 中にはほとんど固溶しないと考えられている. これまでの水素イオン注入後の昇温脱離試験によるデータから考えると 800°C 以上で易動度が増すことが考えられている. トラッピングサイトとなるようなはじき出し損傷が存在する環境下での水素の拡散の挙動についてはまだ十分なデータがないが, He 予注入後の重水素 (D) 注入とその熱脱離スペクトルから, 予注入した He により D がトラップされる傾向があること, Si や C との結合の種類によっても照射の影響が異なる可能性があることが報告されている [16]. 水素のボイドスウェリングへの影響は, 三重ビーム (Si イオン, He イオン, H イオンの同時照射) を使った研究で調べられている. Si イオンと H イオンの同時照射ではボイドの核発生への影響は見られないが, He と H が一緒に照射されボイドが形成され場合には照射温度によっては水素と一緒に照射するとわずかにボイドが大きくなる傾向が見られている [12, 13].

#### 4.2.2 強度特性への照射の影響

SiC/SiC 複合材料の照射データはこれまでほとんどが曲げ試験法で得られてきた. これは試験法が簡便なこと, 試験片の形状が簡単でかつ体積が少なくてすむため照射に適していることなどが理由であった. 照射による曲げ特性にほとんど変化のない材料ができつつある現段階では, 今後の設計データに生かせるような引っ張り試験による強度評価などが必要な段階にきている. そのためには試験片のサイズ効果を考慮した試験法の開発が必要である. これについては日米協力核融合分野の JUPITER および JUPITER-II 計画などでかなり試験法が検討され, 非照射の段階ではほぼ試験法は確立されたと考えてもよいであろう [17]. 今後は, これらの試験片を用いた照射データの取得が課題で

ある。

以下では、複合材料の強度特性を振り返り、複合材料における強度特性への照射の影響を述べる。モノリシックのSiC等のセラミックスの場合、応力がかかり、弾性変形をした後、粒界や表面から微細なき裂が発生すると、それが急速に進展し、塑性変形をすることなく破壊に至る。SiC/SiCはこのような急速破壊を抑制するために、繊維強化したもので、き裂間の繊維のブリッジングとその後の繊維の引き抜きにより破壊に必要なエネルギーが増加したのが特徴である。このような破壊過程への照射の影響として、繊維の劣化（体積収縮・強度低下）による繊維・マトリックス間の剥離と、ブリッジングおよび繊維のプルアウトが起こらなくなることで複合材料全体の強度が低下する。一方、工学的に見ると、マトリックスにき裂の発生する弾性限界応力(PLS)が重要である。これまでの複合材料では照射により弾性率そのものが低下し、弾性限界応力も低下することから、材料が健全性を保つに必要な許容応力、許容ひずみそのものが低下することが問題であった。これについてはマトリックスの充填率が低いこと、繊維の収縮による繊維・マトリックスの剥離などが原因と考えられている。最新の材料では結晶性の高い繊維を用いるため、繊維の体積収縮がほとんどなく、繊維・マトリックス間の剥離が起こらず、かつ複合材料の弾性率の変化も小さく、弾性限界応力の低下も見られないようになっている[2]。今後は、先進SiC繊維を使い、さらにマトリックスの充填密度の上がっているNITE法などの新しい製法で作製された複合材料で、中性子照射後にどのような挙動を示すかが興味のあるところである。

モノリシックSiCの照射による強度の変化についても最近興味深いデータが得られている。800℃で7.7 dpa照射したCVD-SiCでは照射によって曲げ強度が上昇する傾向が得られた[18]。また弾性率や破壊靱性値の変化についても、ナノインデントや押し込み試験を用いてデータが得られている。Fig. 4はSiCの破壊靱性値に及ぼす照射温度の影響を示したものである[19]。図に示すように、800℃よりも低い照射温度では照射温度が低いほど弾性率は低下する傾向がある。一方、ビッカース硬さは照射温度が上昇するほど増加する傾向が見られた。これらの複合効果により押し込みにより発生するき裂長さ測定で求めた破壊靱性値が大きくなったと考えられる。今後この温度領域でのデータのさらなる充実が必要であるが、高温で使用する複合材料にとっては興味深いデータである。同様に照射によるき裂進展抵抗が増加する傾向は重イオン照射材でも観察されており、その理由としては照射欠陥集合体によるき裂のブランピングなどが考えられている[20]。また1,000 appmのHeを予注入したモノリシックSiCの曲げ試験結果でもHeの予注入まま材、および予注入後に照射温度800℃で7.7 dpaの中性子照射した試験片でも破断曲げ強度の上昇傾向が見られている[18]。

今後はポイドを形成を促進するようなHeが存在する条件下での1,000℃以上の温度で照射した場合の強度変化の挙動が課題であろう。スウェリングによる圧縮応力の発生

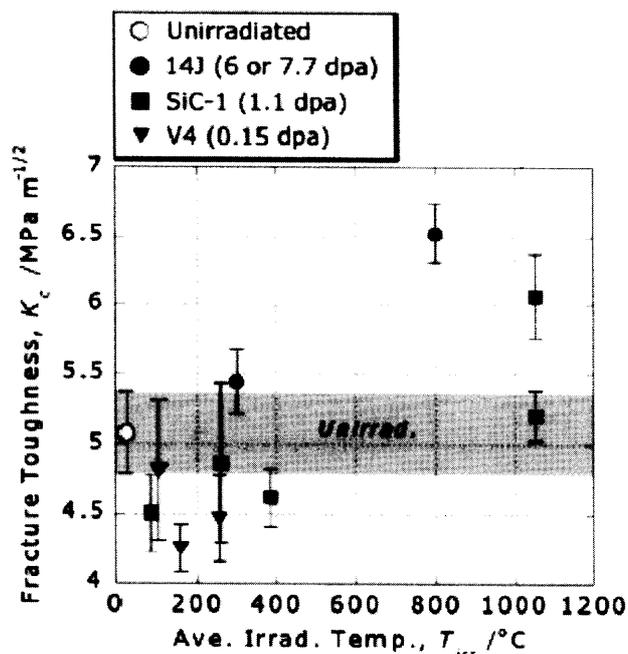


Fig. 4 Irradiation temperature dependence of fracture toughness in monolithic SiC measured by indentation test [19].

は複合材料中でのき裂の進展を抑制する可能性がある。また、ポイド（あるいはキャビティ）が結晶粒界で微細なままであれば、粒界強度がわずかに低下することでクラックのブランピングが起こりやすくなってマトリックスのSiCの破壊抵抗が増すことも期待できる。しかし、結晶粒界のポイドによって極端に粒界が弱くなった場合には粒界破壊が起こることも懸念される。いずれにせよ、このような条件下でのデータを集めることが必要である。

#### 4.2.3 照射下クリープ挙動

SiCの照射下のクリープについてのデータは少ない。それは照射キャプセル内でのセラミックス試料への応力負荷の困難さなどがあるためである。非照射環境下では、SiC繊維を使って、繊維の曲げの回復からクリープ挙動を調べるBSR (Bend Stress Relaxation) 法により評価が進められており[21]、これらの方法を使って原子炉内でのクリープ挙動評価が試みられているが、まだ成果は整理されていない。これまでに原子炉照射後の曲げ試験片のBSR法によるクリープ挙動の評価や[22]、CVDで作製されたSiC繊維への高エネルギープロトン照射とTorsion (ねじりクリープ)を組み合わせたデータがある[23]。Fig. 5はそれらをまとめたものである[23]。その傾向は450℃から800℃までは照射量によるクリープひずみ量が(照射量)<sup>1/2</sup>に比例し、ひずみ速度が応力に比例する。この温度領域ではCの格子間原子と空孔のみが動けるため、これらの易動度がクリープ変形の律速となっていると言われている。照射によりこれらの欠陥が増えて再結合が増えたり、欠陥集合体を作るとなるとクリープ速度が低下し、一定値に近づくと予測されている。温度が1,000℃以上になると欠陥同士の間で再結合が急に大きくなるために照射によるクリープ速度が低下していくが、一方で熱クリープがドミナントになり、全体と

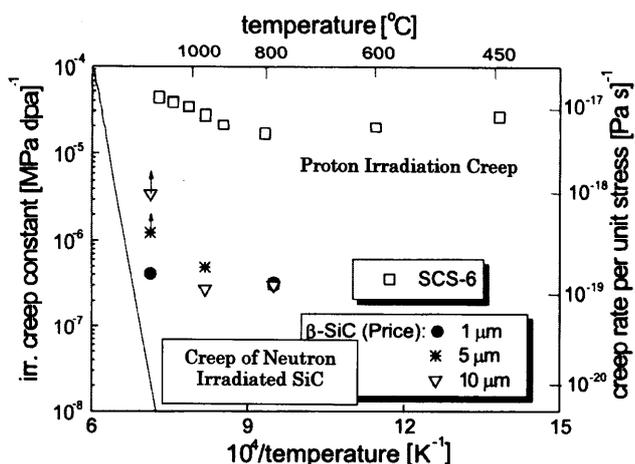


Fig. 5 Temperature dependence of creep rate of SiC [23].

しては、Fig. 5に示すようなクリープ速度の温度依存性をとるようになると言われている。非照射の条件下では繊維とマトリックス間のクリープ変形挙動の違いによる内部応力の蓄積や界面剥離などの解析が行われている[24]が、数値解析のためにはそれぞれの要素のクリープ挙動の精度を上げることが必要と考えられる。SiCにおける照射下のクリープについてはまだ明らかになっていない点も多く、試験法の開発を含めた研究が必要である。

4.2.4 熱伝導率における照射効果

SiCの熱伝導は他のセラミックスと同様に、フォノンによる伝導であり、格子欠陥や結晶粒界などによって熱伝導率が低下することが報告されている[25-26]。Fig. 6は各種の方法で作成されたモノリシックSiCの熱伝導率の測定温度依存性と、それに及ぼす照射の影響を示したものである[27]。熱伝導率は製造法などによっても影響を受けるが、照射温度の上昇により、熱伝導率の低下が相対的に小さくなることが示されている。これは照射温度の上昇により、格子欠陥の再結合が活発になって、フォノン伝導を阻害するような格子欠陥や照射欠陥集合体が少なくなっていることと対応している。

Fig. 7は原子炉内で中性子照射下で測定したモノリシックβ-SiCの熱伝導率の測定の結果である。このデータについては現在解析が進められており縦軸の絶対値を校正する必要があるが、照射初期の比較的照射量の少ない領域で熱伝導率が急激に低下し、その後は低下が飽和していることが明らかとなった[28]。

複合材料においては繊維とマトリックスの界面もフォノンの散乱因子にもなり、また積層繊維間の空隙やマトリックス中の残留気孔によりマトリックスの充填率が低く密度が2.5 g/cm³程度の場合には照射以前から熱伝導率が低い(10 W/mK)ことから、照射による低下はあまり明確には現れない傾向がある[25]。一方、最近開発されたNITE法では、マトリックスの充填密度が99%近くとなり、複合材料の密度もSiCの理論密度に近い物が作られるようになり、30 W/mK程度の熱伝導率を示すものも報告されている[29]。NITEについては今後、照射によるマトリックス

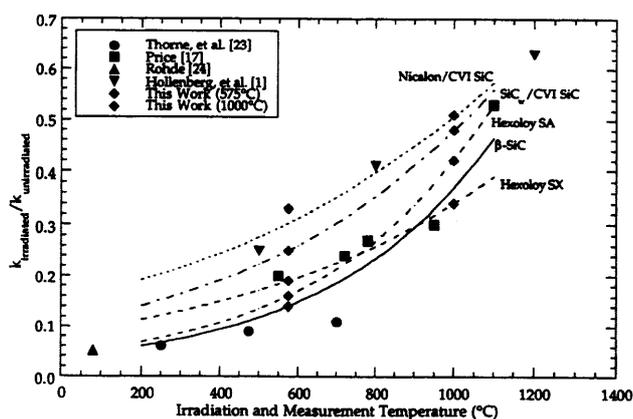


Fig. 6 Irradiation temperature dependence of thermal diffusivity of SiC and SiC/SiC composites [27].

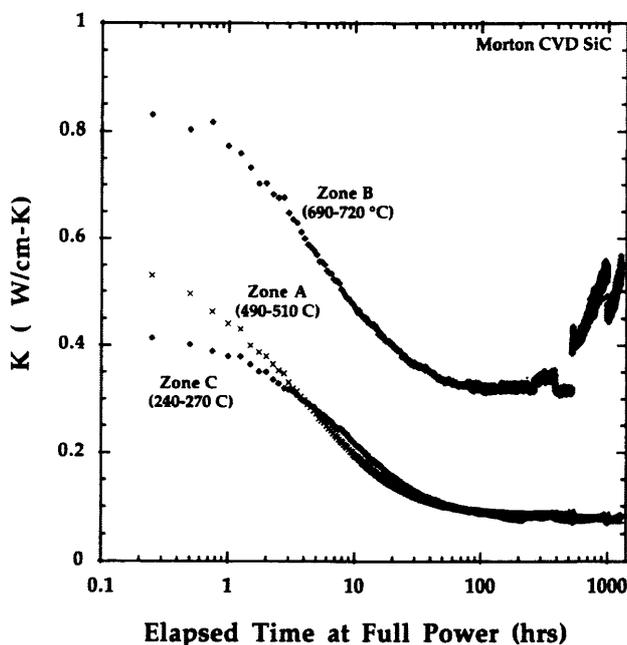


Fig. 7 History of thermal diffusivity of β-SiC during reactor irradiation [28].

の熱伝導率の変化がどの程度に抑えられるかが問題となってくると思われるが、前述のように繊維・マトリックス界面が存在し、熱伝導率そのものが高純度のモノリシックSiCよりも低いこと、照射温度が800~1000°Cの領域で欠陥の集積効果の少ない環境下であることを考えると、この30 W/mKよりも大きく低下することはない可能性もある。一方で、NITE法特有の焼結助材などの影響がどのように現れるかが課題である。今後、これらの新しい複合材料の高温環境下での中性子照射が行われることで、熱伝導率の低下がどの程度になるのが明らかとなることが期待される。

一方で、これまでのARES-AT, DREAM, TAUROなどの核融合炉の設計では、SiC/SiCの熱伝導率は20 W/mKという値が想定されており、現在の複合材料の熱伝導率から考えて、熱伝導率の照射による低下は高温環境で使用す

る核融合炉システムの場合には問題にならない可能性もある。

### 4.3 SiC 繊維の照射効果

SiC 繊維の照射特性は繊維内の微細組織と化学量論組成、不純物酸素などに強く依存する。照射によるはじき出しにより拡散が促進されることから、繊維形成時に残っていた非晶質のSiやCと、不純物として残った酸素が結合し、CO になって繊維外に出ていくことや、結晶化やSiO<sub>2</sub>などを形成することから体積収縮がおこる。実験的には繊維の密度測定により、その収縮度が定量化される。Fig. 8は照射量によるSiC 繊維の体積収縮挙動を示したものである[30]。高結晶性の繊維(Sylramic or Dow X がそれに相当する)では80 dpa 近くまで照射しても体積収縮はほとんど見られない。最近のNicalon-TypeSやTyrannoSAなどの高結晶性・化学量論組成の先進繊維でも同様に照射による体積収縮が生じないと考えられており、それがこれらの繊維を用いた複合材料の耐照射性を向上させる主なメカニズムとなっていると考えられている[2]。

### 4.4 SiC 繊維・マトリックス界面の照射効果

前述のようにSiC/SiC 複合材料では、強度保持のためには繊維とマトリックスが繊維上の被覆層により適度に一体化していることが必要である。この被覆にはこれまでは炭素被覆が多く用いられている。非照射環境下では、100~150 nm の炭素被覆が複合材料の強度を最も良く発現する[31]。最近の先進SiC 繊維を使った複合材料の場合、50 nm 以下の被覆でも十分な強度を出すとの報告もある。炭素層は一般には照射の影響を受けやすいと言われているが、HFIR/ORNL での800℃・7.7 dpa の照射程度ではまだそれが効果的に働いているようである。さらに重照射した場合の耐照射性向上のため、炭素単層よりもより照射の影響の受けにくい炭素とSiC の多層膜や、擬多孔質SiC 層などを中間層とした複合材料が開発されている[31]。これらの新しい複合材料の照射挙動についてはイオン照射などで照射下での安定性などについて報告されているが[14]、強度へ

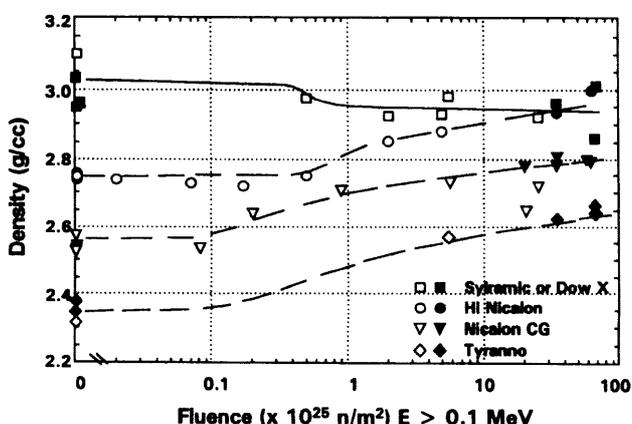


Fig. 8 Fluence dependence on density change of various SiC fiber during [30].

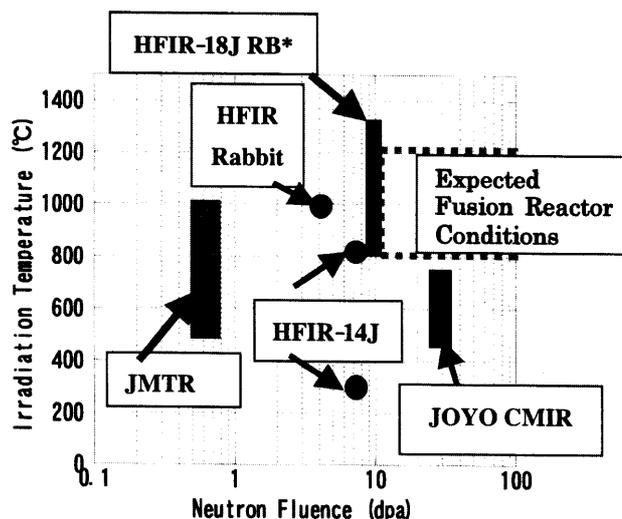


Fig. 9 Results and future plan of reactor irradiation experiments for SiC/SiC composites.

の影響についてはまだほとんど明らかになっていない状況であり、今後の照射実験が待たれるところである。

### 4.5 複合材料の照射効果の今後の計画

SiC/SiC 複合材料の中性子照射効果については、前述したように原子炉照射による時間遅れから先進材料の開発に対して常に数年遅れで進められてきた。最近、ようやく材料開発による特性改善についても飽和しつつあるので、このあたりで追いつける可能性がでてきた。Fig. 9では最近の照射装置における実績と、近い将来に照射が開始されるものについて示した。この図からも明らかなように、現状では核融合炉の想定運転温度である1,000℃以上の領域におけるデータがあまりに少ない。これは高温照射のための温度測定可能な照射装置(キャプセル)の開発がこれまで行われてこなかったことにもよる。しかし最近の耐照射性向上を目的として開発が進められているNITE法などで作製したいわゆる先進SiC/SiC 複合材料におよぼす照射の影響については、その材料設計の基本方針の有効性を示すためにも高温・重照射の照射実験を実施していくことが重要である。日米科学技術協力事業・JUPITER-II 計画において、ORNL(米国・オークリッジ国立研究所)のHFIRを使って1,000℃での高温照射(4 dpa)が行われており、今後のPIEの結果が注目される場所である。さらにJUPITER-II 計画では、HFIRを用いた1,100℃以上の照射実験が検討されている。前述したようにSiC/SiCの場合、1,000℃以上の環境を原子炉内で精度良くかつ安全に実現するための照射装置の開発が必要であり、原子炉での数少ない照射の機会を生かしていくためにもいくつかの研究機関による国際共同研究として進めていく必要がある。

### 参考文献

- [1] R.H. Jones *et al.*, J. Nucl. Mater. 307-311, 1057 (2002).
- [2] T. Hinoki *et al.*, J. Nucl. Mater. 307-311, 1157 (2002).
- [3] R.J. Price, J. Nucl. Mater. 33, 17 (1969).

- [ 4 ] R.Blackstone and E.H. Voice, *J. Nucl. Mater.* **39**, 319(1971).
- [ 5 ] R.J. Price, *J. Nucl. Mater.* **48**, 47 (1973).
- [ 6 ] Y. Katoh, H. Kishimoto and A. Kohyama, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1221 (2002).
- [ 7 ] W.J. Weber and L.M. Wang, *Nucl. Instrum. Methods. B* **106**, 298 (1995).
- [ 8 ] L.L. Snead and S.J. Zinkle, *Nucl. Instrum. Methods. B* **116**, 92 (1996).
- [ 9 ] T. Noda *et al.*, *Proc. 2nd IEA/JUPITER Joint Int. Workshop on SiC/SiC Ceramic Composites for Fusion Applications*, Oct. 23-24, 1997, p.243.
- [10] L.El-Gueebaly, ARIES II/IV Report.
- [11] K. Sasaki *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **179-181**, 407 (1991).
- [12] A. Hasegawa *et al.*, *Fusion Sci. Technol.* **44**, 175 (2003).
- [13] A. Hasegawa *et al.*, *unpublished data*.
- [14] H. Kishimoto *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1130 (2002).
- [15] A. Hasegawa *et al.* *J. Nucl. Mater.* **264**, 355 (1999).
- [16] T. Sugiyama *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1080 (2002).
- [17] T. Nozawa *et al.*, *Small Specimen Test Techniques*, Vol. 4, ASTM STP1418 (2002) p.294.
- [18] L.L. Snead *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1141 (2002).
- [19] S. Nogami *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1163 (2002).
- [20] K.H. Park *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1187 (2002).
- [21] R.E. Tressler and J.A. DiCarlo, *Ceramic Transactions* **57**, 95 (1995).
- [22] R.J. Price, *Nucl. Technol.* **35**, 87 (1977).
- [23] R. Scholz *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1183 (2002).
- [24] J.L. Chermant and J. Holmes, *Ceramic Transactions* **57**, 95 (1995).
- [25] G.W. Hollenberg *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **219**, 70 (1995).
- [26] L.L. Snead *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **233-237**, 26 (1996).
- [27] G.E. Youngblood *et al.*, DOE-ER-0313/22, 75 (1997).
- [28] L.L. Snead *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 545 (2000).
- [29] Y. Katoh *et al.*, *Ceramics Transactions* **144**, 77 (2002).
- [30] G.E. Youngblood *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1551 (1998).
- [31] T. Hinoki *et al.*, *Ceramics Transactions* **144**, 55 (2002).