小特集

SiC 複合材料の近年の進歩と展望

Recent Research Progress and Prospects of SiC/SiC Composites

1. はじめに

1. Introduction

小西哲之^{1,2)} KONISHI Satoshi^{1,2)} ¹⁾京都フュージョニアリング(㈱,²⁾京都大学 (原稿受付:2022年7月5日)

核融合炉材料として, SiC 複合材は低放射化フェライト マルテンサイト鋼 (RAFM) に匹敵する極めて長い歴史を 持っている. 1970年代にセラミック繊維とマトリックスに よる複合材としての可能性が見いだされて以来、その低放 射化特性,高温特性から,核融合ブランケットへの応用は 核融合炉が構想できるようになった早期からすでに期待さ れ、そして数多くの炉設計に採用されてきた.基本的に核 融合炉は、プラズマの形式やその性能が何であろうと、生 成するエネルギーの多くの部分は中性子の運動エネルギー として燃焼するプラズマから放出されるため、そのエネル ギーを変換する部分はプラズマと空間的に隔絶している. 中性子のエネルギーを受け止め、変換して取り出す部分は 「ブランケット」と呼ばれるようにプラズマの外側にそれ をくるむように配置され、プラズマ部分からかなり独立し て設計することができる. エネルギーの利用のための取り 出しはブランケットから主要部分が行われるため、ブラン ケット設計、特に取り出す熱媒体の温度が高いほど、熱機 関により発電するのであれば高い効率が期待できることに なる. 金属よりも一般に高い耐熱性が得られるセラミック ス系材料は、このためかなり初期から設計においてはブラ ンケットを中心とした核融合炉構造材として採用されてき た. さらには、セラミックス系材料には一般に金属製より も低い放射化や短い半減期、小さな中性子吸収断面積があ ることが多いうえ、照射損傷からの回復特性や低いトリチ ウム透過係数などの特徴もあり,理想的には核融合炉材料 として大きな可能性も共通に認識されてきた.

しかし現実には核融合用の実用材料としての開発はそこ から数十年,大きく進展してきたとはいいがたい状況で あった.もっともこれはRAFM鋼などの金属材料でも類似 の問題であって、大量製造や溶接、加工などの工業技術、 規格基準や品質管理などの実用材料に不可欠の開発を行う レベルには、核融合研究開発自体なかなか到達できなかっ たのも事実である.いまだに増殖ブランケットを試験用に でさえ装着した核融合装置は世界のどこにもなく、模擬的 な条件でさえ、試作され試験されたブランケット設計は存 在しない.わずかに国際熱核融合実験炉 ITER のテストブ ランケットモジュール計画(TBM)が2035年以降に、それ もかなり保守的な概念ではじめて計画している状況であ る.まして工業的実用材料としての産業化までを考えれ ば、金属の先の先進核融合材料としてのセラミックスは、 ここ数十年以内に何らかの大きな開発段階を登るとは望め そうになかった.

ところが最近, 2つの異なる方向から, SiC 複合材料に 新たな可能性が期待できるようになった.一つは核融合外 の産業や研究分野において著しい進展がみられてきたこと であり,この小特集で詳述される核分裂用の事故耐性燃料 被覆管の開発や航空宇宙産業、そのほかの産業分野で、大 きな部材や過酷環境、工業的な製造加工技術の進歩が、新 たな可能性を開いている.これらの技術は、実用材料とし てのセラミックス複合材料の可能性と実績を高めてきたの で、その成果は核融合においても、過去の炉設計概念につ いての再検討を促すとともに、新たな設計や核融合装置の 可能性を示唆するものでもある. 耐熱性や強度, 耐照射性 などの基礎的な物性は学術的には高々数cm以内のサイズ, 場合によってははるかに小さな試験片で測定が行われる. これら性能の数値自体も過去数10年で進歩しているが、そ れよりもむしろ、サンプルの域を超えて実用に耐えうるサ イズや形状の製品が事業者によって製造できるようになっ

author's e-mail: s.konishi@kyotofusioneering.com

たということが SiC 系材料の一つの転機といえる. 技術開 発が核融合の外の産業界の資金と努力によって行われただ けでなく,技術的にも実用性,量産性の期待できる材料に 進化を遂げたといえる.

もう一つは、「ITER の実績に基づき、その延長上にあ る核融合原型炉」路線[1]とは異なる開発戦略を構想する 動きが世界的に発生しているという事態である. ITER-TBM は炉内機器 (in-vessel components) の一つとして水 平ポートの2か所(当初は3か所を予定)にブランケット試 験体を設置し、高温の熱媒体と燃料としての増殖トリチウ ムの取り出しを試験する.このための試験計画を策定する 活動は1990年代から Test Blanket Working Group (TBWG) として世界から専門家が参加して技術検討を行い、液体リ チウムや溶融塩などの先進的な概念が工学設計活動の中で 検討されて設計図書に残っている.しかし建設段階に入る と,確実に製作できる設計に早期に固定する必要が生じ, 現在検討されているモジュール4概念はすべて RAFM を 主要素材としている. それでもその据え付けはアセンブリ フェーズ2と言われる時期, さらに試験開始は2030年過ぎ で、中性子照射は2035年以降になると想定されている.も ちろんこの間に RAFM についても様々なレベルでの工学 的な開発課題は多くあり、他産業分野での開発が援用でき るものは多くはない. SiC 複合材含め他の素材はさらに開 発段階が低いため、そのレベルに達しておらず、ITER - 原 型炉の開発路線では今世紀前半には利用が考えられない.

一方,現在世界では ITER における燃焼プラズマの物理 的な実現を前提に、新興企業群を中心に商用核融合プラン トの開発が一斉に進められている. これらは総じて ITER と比較して小型の装置でより早期の核融合エネルギーの実 証をめざし、先進的な技術によるより早期の核燃焼の試験 と,装置の高性能高効率化とを選択する路線であり,ブラ ンケットや発電システムに液体増殖材や先進材料を好んで 使う傾向がある. プラズマの形式自体が液体ブランケット や液体壁でなければ核融合炉として成立しにくいという概 念も多く、固体増殖材を積極的に用いる企業はほとんどな い. ただ, こうした多くの企業でも, ブランケットの設計 まで十分検討ができているわけではないのも事実で、特に SiC複合材を用いるともRAFM材を用いるとも明言した設 計が存在しているわけでもない.時期的に ITER より早く 核燃焼を達成しようとしているので, ITER で確証された ブランケット概念を用いることが論理的にできないという ことと、なるべく高い温度(500℃以上)の熱取り出しを指 向しているために高温材料を漠然と期待している一方, RAFM を用いては成立しにくい炉概念が多く示されてい るという状況だけがある.これまでの核融合開発において みられたのと同じように,民間の新興企業による核融合開 発でも多くの場合プラズマが先行し、プラズマの性能に寄 与しないブランケットは、設計上の制約を引き受けること が多い. さらにその中でも材料は、最終的な技術上の困難 が、集約して向けられるという傾向があるのは残念ながら 事実である. 夢のような万能の材料が都合よく手に入るわ けではないし、一方地道な材料開発まで自力で行おうとす

る核融合関連企業があるわけでもない.ただ,現在起きて いるこの民間核融合において要求される性能の多くが, SiC 複合材以外ではほとんど不可能なものであり,それも 2025年以降の比較的近い将来に,ITERより先に核融合条 件で実用に供される可能性が SiC 複合材には存在する,と いう状況が発生しているのである.

以上2つのすぐれて現代的な理由によって,SiC複合材 を核融合で改めて考えるべき状況が発生している.そこで 本小特集では,現在どのようなSiC複合材が開発されてお り,またそれが核融合に応用されうるのかを概観すること になる.基本的には,具体的に核融合炉としてのシステム 構成が決まっていて,SiC複合材の性能と整合性が取れて いるような設計が存在しているわけではないことは注意す る必要がある.しかし一方では,現在一斉に開発が進めら れている新興民間企業による核融合開発が enebling technology と呼ばれる先進技術を積極的に利用して,これまで に考えられていないエネルギーシステムとして模索する中 で,SiC複合材がその一翼を担い,場合によってはその材 料開発の結果が,核融合の新たな魅力を実現し,社会によ る期待に応える可能性を持っていることは認識すべきであ ろう.

過去において「夢の材料」的に SiC 複合材を扱った炉設 計は,実は特に材料共存性や破壊靭性の観点では成立して いない,または期待に基づく性能の拡張を仮定していたと 言わざるを得ないところがある.部分的に材料の報告性能 が要求値を満たしていても,実際には多くの特性を同時に しかも確実に満たしてこそ設計が成立するのに対し,それ を満たす実用材料がいまだ存在していないのもまた事実で ある.しかし,このプラズマ・核融合学会誌で,今現在, SiC 複合材についての特集が組まれることの意義は,材料 研究者だけでなく,広く核融合関係者に認識されるべきで ある.

核融合は、エネルギーを取り出し、それが投入エネル ギーよりも実質的に大きく、エネルギー供給装置としての 意味を持たなければ開発する意義がない.また,社会的に 受容しうるレベルに放射性物質の影響を制御できなけれ ば、エネルギー源として成立しえない. プラズマ物理の持 つ高度な構造や意義を否定するものではないが、核融合は エネルギーであるからこそ重要な研究分野として存在でき ている. さらに現在, 核融合の成立に意義を見出せるとし たらそれは「低炭素, 脱炭素」であり、しかもその実質的 な意義と価値が投資家に認識されなければ投資対象になら ない. つまり民間の研究の成立性はおぼつかない. 国家と してのエネルギー環境政策に依拠する公的計画についても これは同様である.これらの状況を踏まえれば、燃焼プラ ズマの成立と並んで、産業上意義あるエネルギー源として の核融合の成立性を左右するポイントに SiC 複合材が現在 浮上していることは、核融合関係者が広く理解すべきこと である.高性能な材料は時として核融合のエネルギー源と しての存在意義を左右しうるし,核融合研究は材料も含め た総合的な技術体系としての成立性と可能性を示さなけれ ば存在しえない.本小特集は、その意味で、材料研究者だ けでなく,特に核融合研究の存在意義を認識しなければな らないすべての本会会員に工学分野会員として提示する最 新情報である.

参考文献

[1] 文部科学省核融合科学技術委員会「核融合原型炉研究 開発の推進に向けて」(2017年12月18日) https://www. mext.go.jp/b_menu/shingi/gijyutu/gijyutu2/074/ houkoku/1400117.htm

● ● 小特集 SiC 複合材料の近年の進歩と展望

2. SiC の腐食とセラミックス防食技術の開発

2. Corrosion of SiC and Development of Corrosion Protection Technology for Ceramics

近藤創介 KONDO Sosuke 東北大学金属材料研究所 (原稿受付:2022年4月26日)

耐食性の良いセラミックス SiC であっても,原子炉や核融合炉環境では照射加速(励起)腐食が課題となっている.セラミックスの腐食に関する理解はまだまだ道半ばであり,それゆえに研究対象としての面白さもある. 本章では分野外の読者にも面白さがなるべく伝わるように,これまでに得られている SiC の腐食に関する知見の 概要をまず述べ,大きな課題である照射加速腐食についてなるべく平易にそれでいて詳細に触れ,続いて最近の 防食の取り組みについて紹介する.

Keywords:

corrosion, ceramics, irradiation effects, fission reactor, fusion reactor

2.1 はじめに

原子炉や核融合炉といった中性子照射環境での腐食と は、水、液体金属 (Pb-Li etc.)、溶融塩 (LiF-BeF₂ etc.)、高 温ガス(He)などの冷媒,あるいは,核燃料(UO₂)や不純物 気体を含めたプラズマ構成ガス(H, N, O, He)と材料が 接する面で起こる.これ以外にも事故などで新規環境(例 えば,軽水炉では水蒸気)に晒されることも考えなくては ならない.環境と材料が相互作用しにくければ共存性に優 れているという.しかし、多くの場合は化学的あるいは物 理的反応により材料表面がある深さで変質したり、表面物 質が環境中に逃散して減肉したりする. 金属材料では反応 部を腐食しろとして扱い、尤度を持った厚さ設計を行うこ とになっている. セラミックスを構造部材として考える場 合は厚さの変化以外にも考える必要がある.例えば,表面 にある小さなキズが引張応力下で大規模破壊の起点となり うる特性だけを考えてみても、セラミックスでは腐食の理 解とその速度低減が金属材料と同等かそれ以上に重要だと 理解いただけると思う.

エンジニアリングセラミックスの中でも SiC や SiC/SiC 複合材料が原子炉や核融合炉の有力候補材とされる理由の 一つは、高温での優れた耐環境性と謳われる.そして、各 炉で SiC が使用できる上限温度は、炉ごとに異なる腐食環 境によって決まる場合が多い.液体金属や溶融塩に晒され る環境では環境、および材料中の不純物によって異なる性 能が報告されており、まだ使用可能な温度範囲を提示する には知見が不足している.それでも、高純度な SiC であれ ば 900 ℃程度までは問題なさそうだと予見される[1-3]. 軽水炉を例にとってみれば、事故時に高温水蒸気に晒され ることが問題となるが,SiCでは保護膜となるSiO₂(クリ ストバライト)の融点付近(1700℃)まではジルカロイ(約 1200℃から水蒸気と急速に反応する)に比べて著しく低い 反応速度である[4-6].UO₂との共存性については,1240 ℃まではほぼ問題なく1580℃以上で接触界面に少量の液 相を生じるものの,ジルコニウム/UO₂での液相生成開始 温度(1100-1300℃)よりは低いことが示されている [7,8].

高温高圧水に対しても、他のセラミックスと比べて、特 に溶存酸素がほとんど無い場合には高純度 SiC が高い耐性 をもっていることが図1からわかる.しかし、原子炉環境 ではシリカ (SiO₂) が冷却水の熱伝達特性に影響を及ぼす ため、その溶出は厳格に規制されている[9].溶存酸素が ない場合は Si は式(1)などの反応でシリカを形成し、C は CH₄、CO、CO₂ ガスなどとなり揮発するか、水素発生を 伴って表面に残存する場合もある[10,11].

$$\operatorname{SiC}(s) + 2\operatorname{H}_2O(l) \rightarrow \operatorname{SiO}_2(s) + \operatorname{CH}_4(\operatorname{aq}/g)$$
(1)

溶存酸素がある場合はこれに加えて,式(2)や(3)などの 反応が追加で起こり,シリカ生成が加速されるか直接それ が水和したケイ酸(Si(OH)₄)が生成する.

$$SiC(s) + 2O_2(aq/g) \rightarrow SiO_2(s) + CO_2(aq/g)$$
(2)
$$SiC(s) + 2O_2(aq/g) + 2H_2O(l)$$

 \rightarrow Si(OH)₄(aq) +CO₂(aq/g) (3)

高温高圧水下でのシリカの溶解は、その生成よりもはるか に速いため、溶存酸素は腐食速度を顕著に大きくする. 図1に ある SiC II~III は 緻 密 な 焼 結 SiC (SiC II は a-

Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai, MIYAGI 980-8577, Japan

author's e-mail:sosuke.kondo.d4@tohoku.ac.jp



図1 いろいろなエンジニアリングセラミックスの高温高圧水腐 食試験後(290℃,72時間)の重量減少量[10].

SiC, SiC III は β -SiC が主相)であるが、0.1 mg/cm²/月の 速度で腐食した場合、約 3.7 μ m/年の厚さ減少となり年間 約 55 kg のシリカが 1 次冷却材中に溶解し堆積することに なる[5]. これがタービン系の機器に付着して析出すれば、 タービン効率を低下させる要因となる.

さらに、これらの腐食挙動は照射により影響を受ける可 能性が指摘されている.最初に報告されたのは高温高圧水 環境下[12]であり、続いて液体金属[13]や溶融塩[14]環境 でも照射加速腐食が報告されている.これらは高純度 SiC を対象とした炉外試験の報告であり、既存の材料で知られ ている照射誘起腐食のメカニズム、例えば水の放射線分解 によるラジカル生成などの環境変化や、ステンレス鋼に見ら れるCr欠乏層形成などの組成変化では説明ができない.本 章では、以下に高温高圧水中での照射加速腐食について現 段階の知見を述べ、その防食技術について紹介する.

2.2 照射下での SiC の腐食

照射加速腐食についての最初の報告は、5.1 MeV の Si イオンを照射した高純度 SiC についてであった [12].イオ ン照射は中性子照射による格子ダメージを模擬するために 用いられるが、イオン照射後、320℃、20 MPa,溶存酸素濃 度 8 ppm の高温高圧水に168時間晒した後の表面観察結果 が図 2 である. 図中の SEM 写真はちょうどイオンビーム が照射されていた部分と、試料押さえ具によって遮られ照



図 2 イオン照射後に高温高圧水腐食試験(320℃, 20 MPa, 168時間)した SiC 表面の(a-d)SEM 像,および(e,f)原子間力顕微鏡像[12].

射されていなかった部分との境界である. 照射温度は 400 ℃,もしくは800 ℃であり,どちらの試料も照射され た表面での損傷が非照射面に比べて大きいことがわかる. また,400 ℃照射の方がより損傷が大きいことも明らかで ある. 腐食試験前のイオン照射直後の試料の中で何が起 こっていたのか,照射温度の違いに注目して以下で調べて みる.

実は、この2つの照射温度は照射によるミクロ組織変化 の観点からやや特徴的な温度であり選択している.照射下 では、入射粒子とSiC構成原子(SiかC原子)の衝突で格 子構造が乱れていく「はじき出し損傷」と同時に、それら の非平衡に導入された格子欠陥(空孔や格子間原子)が対 消滅するか集合体を形成するなどして,なるべく結晶格子 中に歪を残さないでおこうとする「アニール効果」の両方 が同時に働いている.前者は単純には入射粒子の種類と運 動エネルギーで決まる一定速度をとるが、アニール速度は 原子の拡散速度に線形依存するので温度とともに指数関数 的に増大する.実際に両者の照射直後(腐食試験前)のミ クロ組織を覗いてみると(図3),400℃では電子顕微鏡で は明確に結像できないような小さな欠陥集合体しかないが (それでも、欠陥集合体の周囲にある格子歪がモヤモヤと したコントラストとして見えている),800℃では整然とした 格子列の中に板状に集合した転位ループ(ループ端に相当 する箇所を刃状転位の記号で示した)が観察できる.ちな みに、800℃においても空孔はほとんど可動でなく孤立して おり,動きの主体はもっぱら Si か C の格子間原子である [15, 16].

図4は、先ほど出てきた照射/非照射境界上で、表面形 状を読み取る原子間力顕微鏡(AFM)、および表面電位を 読み取るケルビンフォース顕微鏡(KFM)で同時測定した 結果である[17]. AFM の結果に見られる両照射温度での ステップ高さの差は、図3に示したように格子ひずみが 400℃照射でより大きいことから、格子膨張の程度の差に 起因していると理解できる.一方、KFM の結果は照射に よって表面電位(もしくは仕事関数=物質表面から1個の 電子を真空準位まで取り出すのに必要な最小エネルギー) が低下したことを示しており、その低下量は 400℃ 照射の



図 3 照射温度の違いによる照射誘起微細組織の相違(a)は T_{irr}= 400°C, (b)は T_{irr}=800°C[12].

方が 800℃ 照射より大きい. つまり, 照射によって表面の 電子がより取り出し易くなったのである. 溶存酸素が強く 影響する SiC の高温高圧水での腐食は, 酸素還元を対極反 応とした酸化反応であると予想される. 勘の良い読者はも うお気づきかと思うが, 腐食(酸化)するとは酸化体に電 子を奪われる(簡単のため本章では正孔注入という言葉は あえて使用しない)と同義であり, これらの結果は照射に より SiC の電子が(何故だかわからないが)奪われやすく なったことを予見している.

照射で電子が取り出されやすくなった理由を調べるた め、腐食の(あるいは、電子が取り出される)速さの指標 として腐食電流を測定した例が図5である[18].詳しい方 は、以下しばらく読み飛ばしていただければ幸いである が、現象の理解のために少しだけ説明する.腐食電流が落 ち込んでいる腐食電位では自然に腐食(試料表面と電解液 の間で電子の交換速度が等しい状態、ここでは、試料から 液中の何らかのものによって電子が取り除かれる速度と、 何らかのものから電子を表面に注入される、もしくは陽イ



図 4 イオン照射後の SiC 表面に形成された照射/非照射境界上 で測定した AFM 像,および KFM 像[17].



オンとして表面が溶け出す速度が等しい状態)が起こって いるが、それでは外部回路に電子が流れず何も測定できな い. そこで, 試料の電位を外部電源で腐食電位から変化さ せ(分極), 試料表面の電子の出入速度を平衡からずらし ている.これにより,不足した (or 余った) 電子が外部か ら供給(排出)される際に外部回路を流れる電流を縦軸に 示し、分極の大きさを横軸に示したものである.過電圧と 電流はターフェル式に従うので、腐食電位から左右に伸び た電流の線形部が腐食電位まで続くと仮定でき、その交点 から測定できなかった腐食電位での交換電流を予測でき る.これによれば、照射によって腐食電流値が増加してい ることがわかり、やはり800℃照射よりも400℃照射の方 が増加は大きいようである.興味深いのは、試料を照射後 に900℃で1時間保持すると腐食電流値が大幅に下がって いることである. 高温保持中には先述のアニール効果に よって欠陥が消えようとする. 最も頻度が高いと考えられ る消滅現象は、900℃で高頻度にジャンプする格子間原子 が、無数に存在している不動な孤立空孔と出会った結果起 こる対消滅である.

これらの欠陥挙動と電子の奪われやすさとの関係を調べ るため、電子スピン共鳴(ESR)法により試料中の不対電 子密度を測定した結果を**表**1に示した.SiC中ではSiとC 原子は共有電子で結ばれ、照射によって結合を切られて空 孔が生成し、その周囲には電子が取り残される.そして、 不対電子同士で新たな結合を形成するか、不対電子のまま 残される場合もある.これらの電子は結合電子よりも不安 定で、外部に取り出し易そうである(電子のエネルギー準 位は、価電子帯上端よりも高いバンドギャップ中に位置す ると書いた方が分野によってはわかり良いかもしれな い).不対電子密度は照射により2~3桁増加しており、 やはり400℃照射では増加量が大きく900℃保持によって 1桁程度減少している.

さて,表1には,腐食電流密度とオートクレーブ試験で の腐食量も一緒に載せてある.腐食電流値と腐食量につい て,各試料中の照射直後の不対電子密度に対してプロット したものが図6である.どちらも線形に近い相関が得られ ており,今のところ照射によって形成された欠陥(空孔が 支配的と予想される)に局在する不対電子が,腐食反応の 優先サイトになっているとの考えに矛盾は見つかっていな い.他にも,図2にも見られるようにSiCの腐食は粒界で 優先的に起こることが知られているが,これは粒界での高 い空孔濃度とそれに付随する不対電子が影響している可能 性もある.しかしながら,照射によるESR スペクトル形状

表1 照射による SiC 中の不対電子密度の変化.

$T_{ m irr}$ [°C]	Dose [dpa]	Icorr	$\varDelta h$	DB density
		[nA/cm ²]	[nm/day]	[cm ³]
400	1	7.4	526	$1.7 imes 10^{20}$
400	0.1	5.2	396	$1.1 imes 10^{20}$
400	1 (annealed)	0.0	15.2	1.9×10^{19}
800	1	2.1	18.1	4.5×10^{19}
Unirr	0	0.0	< 0.1	2.5×10^{17}



図6 不対電子密度と(a)腐食電流,および(b)腐食速度の相関 [18].

の変化(信号強度の変化は不対電子数密度の変化を,スペ クトル形状の変化は不対電子の周囲の環境変化を反映して いる)も認められており,空孔形成に伴う格子ひずみや結 合異常が腐食に及ぼす影響も指摘されている[18].セラ ミックス,特にSiCのような半導体性を有する材料の腐食 の素過程は複雑であり,照射がない場合に限っても金属材 料に比べてよくわかっていない.最近,格子欠陥が及ぼす 酸化の影響を分子動力学シミュレーションで明らかにしよ うとする試みもあり,やはり欠陥により酸化が促進される 結果が得られている[19].これらのSiCに特有な照射加速 腐食はまだまだ学術的には興味深く,工学的には解決すべ き課題が隠されている可能性もあり,中性子照射下での利 用のためには常に知見をアップデートしていかなければな らない.

2.3 防食技術

最初に述べたようにシリカは高温高圧水の下では水溶性 であるので軽水炉環境では別の保護膜が必要となる.SiC にとってより厳しい腐食環境となる沸騰水型原子炉 (BWR)を例にとると,溶存酸素低減のための水素注入水 質(HWC:Hydrogen water chemistry)などによる環境緩和 も考えられているが,水の放射線分解による酸化体の生成 は抑制できない.SiC 自身の改質も検討されているが合金 化的なアプローチは望めないので高純度化くらいしか試み られていない.耐食被覆の開発は、米国ではオークリッジ 国立研究所(ORNL)が中心になり、めっき法、物理蒸着 法、減圧プラズマ溶射などの被覆法を用いて、被覆材とし て Cr, Zr, CrN, TiN, ZrNを候補に評価が進められてきた 結果、現在は Cr, CrN, TiN に絞り試験炉照射試験が実施 されている[20-22].米国電力研究所(EPRI)では CVD による SiC 被覆時に Ti または Zr を含有させる試みが検討 されている[23].日本でも日立製作所によって Cr ボンド 層の上に Ti を被覆するなどの試みがある[24].

上述の被覆技術は加圧水型原子炉 (PWR) やBWR-HWC 模擬環境では腐食が抑制できた例も見られるが、BWR-NWC (normal water chemistry) 模擬環境では腐食による 重量減少が顕著になる他、セラミックスと金属との間の照 射下寸法変化挙動の違いから、照射するだけでき裂が発生 するといった新たな課題が見つかっている. それにより SiC が露出すると照射加速腐食の恐れがあるし、実際に炉 内照射下腐食試験でも SiC の加速腐食が報告されている [25]. 照射中の被覆層のき裂や剥がれの発生を防ぐために は SiC と照射下挙動のよく似たセラミックスを被膜に用い るべきであるが、基材と被膜が双方耐熱セラミックスとな るためその接着には技術的課題が多い. 我々が産業技術総 合研究所、および物質・材料研究機構と協力し最近開発し た手法では、SiC/SiC 上に高結晶で緻密な SiC, ムライト、 アルミナ等をレーザー援用 CVD で高速成長させるという アプローチを採用しており、照射後の耐食性も良好である ことがわかってきている[26,27]. 熱伝導や中性子経済を 担保するため被覆は薄い方が良いが、これまで耐熱コー ティングとして発展してきたセラミックス被覆の分野では 環境からの遮蔽をよくするために厚く緻密でない方が好ま れることが多かった.そのため、厚さ数 µm の脆性材料膜



図7 セラミックス被覆の密着性を評価するために開発したダブ ルノッチ型の微小試験片.

の評価法がなく,我々は密着性評価法の開発も同時に行っ ている.図7に示す微小試験法では,集束イオンビーム加 工法にて作製した試験片に界面に接するようにノッチを入 れ,情報からナノインデンターで押し込むことにより界面 (図中では③と④の間)にせん断応力が負荷されるように なっている.現在までの結果で,バルクと同程度のせん断 強度を界面で達成できるところまできており,イオン照射 後の腐食や強度への照射効果を報告した[28].また,SiC 表面自体の改質として,先述の活性な不対電子にガス原子 を予め結合させることによって不活性化する技術の開発に も取り組んでいる[29].

2.4 おわりに

SiC の腐食に関する話題をまとめ、最新の研究成果を拙 稿ながら紹介したが,やや照射加速腐食の機構論など筆者 の興味に沿いすぎる内容に紙幅を割きすぎてしまったよう で反省している.例えば、上の話題では高純度 SiC の話に 終始したが、実用化にあたっては SiC/SiC 複合材料を包括 する理解も必要となる.とはいっても, 複合材料の主要な 構成要素は上の高純度 SiC と同じ多結晶の立方晶 SiC なの で,ほとんど同じ議論が成り立つ.ここでは,読者の皆様 に、少なくとも、セラミックスならではの未知の照射効果 がまだまだ残っていると伝えられたのではと期待しつつ, 他分野の学生も若い研究者もぜひ参加してほしいと切に願 う.防食技術については別の機会に詳細を書かせていただ ければと密かに企てているが、今後は単純な被覆だけでな く複雑構造への被覆技術の登場が望まれるだろう.特に, SiC は接合が難しいために、3D プリンティングでの一体成 型で複雑な冷却流路を持つような炉心構造もありうる.原 子力や核融合炉分野発の新しい国産技術で他分野を含めて 世界をリードするような展開になればと願いながら, 日々 勉強と研究を怠ってはならないと本章を書きながら思い直 している.

参 考 文 献

- [1] B.A. Pint et al., J. Nucl. Mater. 367-370, 1150 (2007).
- [2] C.H. Park et al., Fusion Eng. Des. 136, 623 (2018).
- [3] M. Kondo, et al., Corrosion Sci. 197, 110070 (2022).
- [4] E.J. Opila, J. Am. Ceram. Soc. 82, 625 (1999).
- [5] K.A. Terrani et al., Am. Ceram. Soc. 97, 2331 (2014).
- [6] H.V. Pham et al., J. Nucl. Mater. 529, 151939 (2020).
- [7] J. Braun *et al.*, J. Nucl. Mater. **487**, 380 (2017).
- [8] D.R. Olander, J. Nucl. Mater. 115, 271 (1983).
- [9] 原子炉水化学ハンドブック,日本原子力学会編,P.197 (コロナ社,2000).
- [10] H. Hirayama et al., J. Am. Ceram. Soc. 72, 2049 (1989).
- [11] K. A. Terrani et al., J. Nucl. Mater. 465, 488 (2015).
- [12] S. Kondo et al., J. Nucl. Mater. 464, 36 (2015).
- [13] B. Li et al., Mater. Corros. 70, 1878 (2019).
- [14] J. Li et al., Corrosion Sci. 163, 108229 (2020).
- [15] S. Kondo et al., J. Nucl. Mater. 382, 160 (2008).
- [16] 近藤創介:セラミックス協会誌 49,1040 (2015).
- [17] S. Kondo et al., Corrosion Sci. 112, 402 (2016).
- [18] S. Kondo et al., Scr. Mater. 188, 6 (2020).

- [19] J. Xi et al., J. Nucl. Mater. 538, 152308 (2020).
- [20] C. Ang *et al.*, J. Nucl. Mater. **503**, 245 (2018).
- [21] S.S. Raiman et al., Corrosion 75, 217 (2019).
- [22] P.J. Doyle et al., J. Nucl. Mater. 536, 152203 (2020).
- [23] K. Yueh, SiC Composite for Fuel Structure Applications, DOE-EPRI-0000539 (2017).
- [24] R. Ishibashi et al., J. Nucl. Mater. 557, 153214 (2021).
- [25] P.J. Doyle et al., J. Nucl. Mater. 536, 152190 (2020).
- [26] 近藤創介 他:特願2022-031325.
- [27] 東北大学: R2 文科省原子力システム研究開発事業「次 世代フルセラミックス炉心設計を見据えた多重防食技 術の基礎基盤研究」成果報告書.
- [28] 近藤創介 他:原子力学会 2022年春の年会.
- [29] 関航太朗 他:原子力学会 2022年春の年会.



3. Failure Behavior of SiC Composites – Visualization of Damage Accumulation Process

野澤貴史

NOZAWA Takashi 国立研究開発法人量子科学技術研究開発機構 (原稿受付:2022年3月14日)

SiC 複合材料は核融合ブランケットなどの過酷環境での使用が想定されており, 健全性診断や寿命予測の評価手法の確立が不可欠である.本章では SiC 複合材料の照射影響を含む損傷の特徴を整理した上で, その主要因である微視き裂の発生・蓄積過程を実験的・解析的に可視化する技術について概説する.特に損傷時に発生するアコースティック・エミッションに着目し, き裂の検出・分類を可能とする評価技術の開発状況を紹介する.

Keywords:

silicon carbide composite, fusion structural material, failure behavior, failure criterion, damage monitoring, acoustic emission, digital image correlation, electrical resistivity, computer tomography, peridynamics

3.1 はじめに

炭化ケイ素 (SiC) 複合材料のうち,高結晶・化学量論組 成 SiC を特徴とする原子力用 SiC 複合材料は,エンジニア リングセラミックスとしての多くの利点に加え,特に耐照 射特性に優れることから,高温での高効率な発電をめざし た核融合炉先進ブランケットの有望な材料として開発が進 む[1].また近年では,福島第一原子力発電所事故を契機 に,軽水炉のより安全な燃料設計を目的とした事故耐性燃 料被覆管の応用検討が進む[2].これは事故時において 1000℃を超える高温域においてもジルコニウム金属燃料 被覆管のような溶融が生じ得ず,また水蒸気との反応によ る水素発生を著しく抑制できることから水素爆発のリスク を限りなく低くできることによる.このような過酷環境下 での使用に際し,機器の健全性診断と寿命予測のため,複 合材料の損傷蓄積状態を逐次把握することが重要である.

3.2 SiC/SiC 複合材料の破壊挙動

3.2.1 SiC/SiC 複合材料の特徴

SiC そのものはセラミックス独特の「脆い」破壊を示す ため、高強度の繊維により強化することで高性能な複合材 料として使用する.一般的に、複合材料は初期の弾性変形 の後、微視き裂の発生と進展、繊維の引き抜けによる擬延 性挙動(非線形挙動)を示す(図1).特に、繊維の効率的 な引き抜きを実現するには、適度に弱い界面層を絶妙なバ ランスをもって適用する.この繊維/マトリックス(F/ M)界面層には、これまで熱分解炭素の利用が最も良く検 討されている.ただし、熱分解炭素自体は耐照射性にやや 問題があるため、中性子照射環境での使用に際しては薄膜 にして適用することが検討されている.一般にこのように 設計された複合材料を我々は原子力グレード SiC 複合材料 と呼び,実用化をめざした開発を進めている.

3.2.2 損傷蓄積過程に及ぼす照射効果

SiC 複合材料の照射効果に関する研究開発は,日米協力 の中で30年以上継続的に実施されている.現在,約100 dpa までの耐照射性に関する実証試験が完了している[3].照 射初期の数 dpa での特性劣化は認められるものの,高温照 射試験ほどその照射劣化は限定的で優れた耐照射性を示 す.一方,低温側では照射による界面特性の変化により破 壊過程に違いが認められた(図2).例えば,低温側(約 300℃)ではF/M界面の脆化のため,き裂がマトリックス 側から繊維に界面を貫通して進展する事象が問題となっ た.中間の 600℃照射では,比較的緩やかな照射劣化で済



National Institutes for Quantum Science and Technology, AOMORI 039-3212, Japan

author's e-mail: nozawa.takashi@qst.go.jp





む場合がほとんどであったが、一部の材料では著しい特性 劣化が報告された[4].これは F/M 界面の過度な照射劣化 によるもので、例えば複合材料の試験片断面に見られる数 多くの細孔は、SiC マトリックスと繊維の寸法変化の違い により生じたものである.一般的に高結晶性 SiC 自体は照 射によって膨張するが、Hi-Nicalon Type-S 繊維は照射によ り収縮したためである[5].この劣化の要因はまだ明らか でないが、先進 SiC 繊維中の余剰炭素の影響が指摘されて いる[3].これに加えて、ラマン分光による微細組織観察 では、マトリックス中の余剰炭素による SiC マトリックス の特性変化の影響についても指摘がある[6].

3.2.3 繊維/マトリックス界面の役割

複合材料の健全性を担保するため重要な特性が F/M 界 面強度である.具体的には,F/M 界面の強度指標は大きく 界面せん断剥離強度,界面せん断摩擦力の2つに分類され る[7].前者はき裂発生の破損基準に関与し,後者は繊維 の引き抜き過程の評価において特に重要である.これら指 標は主に界面の化学的結合力だけでなく,界面層の構造 (アモルファスや層状構造)や界面粗さに強く依存する.特 に,高結晶性・化学量論組成 SiC 繊維を用いた場合はその 表面粗さのため界面のクランピング力は高くなる[8]ため, 比例限度応力が高くなる利点はあるものの,繊維の引き抜 き長さが極端に短くなり,擬延性が得づらい特徴がある. これらの特徴を理解した上で,F/M界面の破壊挙動を明ら かにすることが損傷蓄積過程を知る上で重要である.

3.3 損傷蓄積過程の評価技術

複合材料の損傷計測技術として、これまで電気抵抗法、 デジタル画像相関(DIC)法、アコースティック・エミッ ション(AE)法、エックス線コンピュータ断層撮影(X 線 CT)法などの様々な手法の検討が進む(図3).それぞ れの技術は一長一短あることから、これらを相補的に活用 し、材料挙動の解明に利用することが望ましい(図4).



T. Nozawa

3.3.1 電気抵抗法による損傷計測

電気抵抗法はき裂の蓄積に伴う電気抵抗の変化を計測 し,材料中の損傷度を評価するものである[9].例えば, 電気抵抗は端子間の距離に比例するため,破壊抵抗試験に おいてき裂進展に伴い電気はき裂を迂回して流れることを 利用し,き裂進展長さを予測することも可能である.一方 で,本手法では厳密な位置標定はできないため,損傷分布 を可視化するという目的においては課題が残る.

3.3.2 DIC 法による損傷計測

DIC法は材料の微視的な変形挙動を表面に施すスペック ルパターンの変形・移動量を画像解析により計算し,ひず み量に換算する技術である[10].平面または曲面の損傷分 布を2次元的に可視化し,き裂発生に伴う局所的なひずみ 分布を特定することが可能であり,構造解析に直結したひ ずみ情報が得られるのが最大の魅力である.一方で,得ら れる情報は表面情報に限られ,必ずしも万能ではない.一 般的に,塗料を表面に塗布してスペックルパターンを得る ため,塗料が試験結果に偏りを与えないように膜厚調整し たり高温での塗料と材料の共存性を確保したりするなどの 措置が必須である.

3.3.3 X線 CT 法による損傷計測

X線CT法は複合材料内部の三次元空間の欠陥分布を直 接知ることが可能な点に最大の魅力がある.マイクロ・メ ゾスケールの微視き裂を確実に検出するには測定精度に優 れるマイクロX線CT法が広く適用される[11].一方で,一 般的な装置は測定範囲が限られることから必ずしも大型部 材の評価には適さない.また,計測時間を要するため,破 壊過程のリアルタイム計測の難しさが課題として残る.

3.3.4 AE 法による損傷計測

AE 法は複合材料内部の損傷の蓄積過程を計測可能な手 法であり、損傷の蓄積過程を経時的に計測するのに適して

345



図4 AE 法と DIC 法を併用した SiC 複合材料の損傷蓄積過程の評価例(参考文献[1]の図1を引用).

いる[12].通常,複合材料のAE発生は,複合材料に特徴 的な擬延性過程に先立ち検出可能である[13].この弾性領 域における損傷はマトリックスや界面の微視き裂と考えら れ,それ自体広く分布して材料内部に存在することが予想 され,結果としてそれらが有機的につながらない限りは変 形挙動に及ぼす影響は小さく,マクロな破壊挙動にはその 違いが認められない.一般的に複合材料の構造設計におけ る破損指標は後述のとおり弾性限界を与える比例限度応力 が重要である.また,最大強度は形状を損なう限界応力と して大事な指標である.これらの点から,AE検出応力は どちらかというと品質確認や重大な破損前の予兆を知るた めの新たな指標としての活用が期待される.

AE 計測において、位置標定による破損位置を知ること は、破損の蓄積過程を追随する、つまり健全性診断と寿命 予測を行う上でも重要である。例えば AE 発生位置情報と 蓄積する AE エネルギーの変化を評価することで、複合材 料の寿命を予測可能である[14].また、得られる AE 波の 周波数応答の違いから個々の破壊モードに対応した損傷を 原理的には分類可能であり、このことは複雑な複合材料の 詳細な破損過程を理解するのに役立っている[15].

AE 計測は破損の位置標定が可能な技術である.例えば, センサーを試験片に直接貼り付ける手法,つまり材料中に 伝播する AE 波の音速を評価する手法により,各センサー に到達する AE 波の時間差を解析して位置標定が可能であ る.しかしながら,管材のような曲面を有する構造体の場 合,そもそもセンサーの貼り付けが困難なだけでなく,織 物構造によっては複合材料の異方性のため材料中の音速を 適切に評価することが困難なため,多くの場合,大まかな 破損位置を知るだけのゾーン判定に限られる.また,セン サーの耐熱性の問題などから高温試験への適用は多くの技 術的困難を伴う. 現在,これらの問題を解決すべく,水中に伝播する AE 波に着目した発展的な計測技術の開発が進められている. 水中伝播 AE 法は,破壊試験を水中で行い,水中を伝播す る AE 波をタンク表面で検出する手法である(図5).水中 伝播 AE 法ならではの課題はあるが,試験片へのセンサー の貼り付けを必要としないので,比較的複雑な形状の試験 体の損傷評価にも対応しうる魅力ある方法である.

水中伝播 AE 法における最大の課題はノイズの除去にあ る.これについては、図6に示すように、強度試験時の AE 信号について最大振幅を基準に整理し、破壊に直接的に寄 与したき裂の発生による高エネルギー AE 信号を抽出評価 することで、より高精度な位置標定が可能となる.特に地 震解析で多く活用されるレートプロセス理論[16]を適用 し、下方累積 AE 数と最大振幅の関係を得ることで、その 変化点(破壊機構が大きく変化する点)から客観的に振幅 フィルタリングの閾値の特定が可能となる.位置標定と振 幅フィルタリングの併用により、負荷開始の早期から継続 的に発生する AE 信号(ノイズを含めて数万~数十万点)



図5 (a)通常法及び(b)水中伝播 AE 法による試験の様子.



図6 水中伝播 AE 法による SiC 複合材料の損傷解析の例:(a)損 傷数と重心周波数の最大振幅依存性,(b)フィルタリング による損傷信号の分類.

を破壊に有意な AE 信号(位置標定で数千点,振幅フィル タリングを加えて数百点)だけに大幅に絞り込むことが可 能となる.

さらに AE 法では,重心周波数の経時変化を評価するこ とで,負荷レベルの違いによる損傷蓄積挙動の特徴を整理 可能である.一般に,平均周波数が高い場合は引張型,RA 値(立ち上がり時間を最大振幅で除した指標)が高い場合 はせん断型のき裂と知られており[17],SiC 複合材料の破 壊メカニズムの理解に活用している.

3.4 損傷診断技術

3.4.1 複合材料の損傷指標と破損基準

構造設計においてはこれまで比例限度応力と引張強さが 重要とされた.これらに加えて,新たにき裂発生を示す AE検出応力の重要性が増している.例えば,平織SiC複合 材料の比例限度応力と AE検出応力の異方性マップは,混 合モードを取り扱った破損基準であるTsai-Wu則により最 も適切に示される[13].図7に示す包括曲線の内側の負荷 条件であれば,比例限度応力や AE検出応力には達しない ことを意味する.その特徴は,引張負荷において最も厳し い制約を受ける点,AE検出応力は比例限度応力以下とな ること(特に圧縮で顕著)が明らかとなった.つまり,AE 検出応力がより保守側の基準を与えるので,安全裕度の決 定に活用できると考えている.

一方,層間特性の損傷は面内特性とは異なり,図8に示 すように単一モードの破損基準により良く再現できる.こ の場合,き裂発生と同時に破壊が生じるため,破壊強度は AE検出強度と概ね一致すると考えられる.

3.4.2 損傷診断に基づく構造健全性評価

ペリダイナミクスは、き裂の分類とき裂成長の予測を可 能とする非局所的モデリング技術として知られ、複合材料 のき裂進展挙動解析への適用性検討が進む[18].本数値解 析手法では、コンポーネントは多数の「材料点」に分割さ



図7 積層 SiC 複合材料の面内強度の破損基準(参考文献[13]の 図5を引用).



れる.各材料点の挙動は、その最も近い隣接点だけでなく、 材料点を取り囲む領域のその他の材料点の挙動に強く依存 し、それらの相互作用の結果、き裂発生の基準を超えた場 合に、き裂の発生が判断される仕組みである.そして、破 壊の判定の結果を損傷分布として解析的に可視化すること で損傷診断に役立てる.損傷判定に適切な基準が参照され ることが重要であり、前述のAE検出強度基準を適用する ことが今後期待される.

3.5 まとめ

SiC 複合材料の破壊はマトリックス及びF/M界面に発生 する微視き裂に強く依存し,その照射効果の影響について も明らかになりつつある.構造健全性のより詳細な理解の ため,微視き裂の発生に伴う損傷蓄積過程を把握し,適切 な損傷指標と基準をもって損傷診断することが重要であ る.本報では,そのための損傷蓄積過程の可視化技術につ いて紹介した.特に実験的手法として,新たに開発を進め る水中伝播 AE 法の概要と適用性を紹介した.しかしなが らすべてに万能な損傷計測技術はなく,目的に応じて技術 を選択し,補完的に活用することが依然として重要であ る.一方,損傷診断の数値解析手法として,ペリダイナミ クスの適用による損傷蓄積過程の可視化の取り組みを紹介 した.これらの損傷可視化技術に共通するのは,近年のコ ンピュータ処理技術の進展によるものであり,この分野は 機械学習を含め更なる技術発展が期待されるので,引き続 き良く注視したい.

参考文献

- [1] T. Nozawa et al., J. Nucl. Mater. 511, 582 (2018).
- [2] C.P. Deck et al., J. Nucl. Mater. 466, 1 (2015).
- [3] T. Koyanagi et al., J. Eur. Ceram. Soc. 38, 1087 (2018).
- [4] T. Nozawa et al., J. Eur. Ceram. Soc. 39, 2634 (2019).

- [5] S. Kondo et al., Acta Mater. 83, 1 (2015).
- [6] O. Karakoc et al., Compos. B224, 109189 (2021).
- [7] T. Nozawa et al., J. Nucl. Mater. 384, 195 (2009).
- [8] C. Sauder et al., Int. J. Appl. Ceram. Technol. 7, 291 (2010).
- [9] C.E. Smith *et al.*, Scripta Mater. **59**, 463 (2008).
- [10] F. Bernachy-Barbe et al., Compos. A68, 101 (2015).
- [11] A.M. Hilmas et al., J. Am. Ceram. Soc. 103, 3436 (2020).
- [12] G.N. Morscher et al., Compos. Sci. Technol. 67, 1009 (2007).
- [13] T. Nozawa et al., Fusion Eng. Des. 88, 2543 (2013).
- [14] E. Maillet et al., J. Eur. Ceram. Soc. 34, 1673 (2014).
- [15] T. Nozawa et al., J. Nucl. Mater. 455, 549 (2014).
- [16] B. Gutenberg and C.F. Richter, Geol. Soc. Am. Sp. Pap. **34**, 1 (1941).
- [17] 大津政康:アコースティック・エミッションの特性と 理論(第2版)(森北出版株式会社, 2005).
- [18] T.A. Haynes et al., J. Nucl. Mater. 540, 152369 (2020).

小特集 sic 複合材料の近年の進歩と展望 4. SiC 複合材を利用したブランケット・熱交換器の開発

4. Development of Blanket and Intermediate Heat Exchanger with SiC Composite

小西哲之^{1,2)} KONISHI Satoshi^{1,2)} ¹⁾京都フュージョニアリング(株),²⁾京都大学 (原稿受付:2022年7月5日)

SiC 複合材を用いた核融合炉,特にブランケットと熱交換器について,その技術的な現状と意義,開発課題を 紹介する.SiC 複合材は,LiPb 液体金属と組み合わせて最も高い温度での核融合エネルギーの取り出しを可能と する材料であり,低放射化性と合わせて核融合の魅力を最大限引き出す可能性がある.エネルギー利用系はブラ ンケットだけでなく,タービン駆動媒体との適合性を考慮し,特に熱交換器のトリチウム透過,実用材料として の配管系の構成が技術的課題となる.

Keywords:

SiC, composite, blanket, intermediate heat exchanger, energy utilization, turbine

4.1 はじめに

核融合エネルギーシステムにおいて、500℃を大きく超 える温度領域でのエネルギー取り出しを想定すると、ブラ ンケットの構成材料はかなり限られ、少なくとも最も開発 が進んでいる低放射化フェライトマルテンサイト鋼 (RAFM)は用いることができない.一方,核分裂原子力で は高温ガス炉やガス冷却高速炉がグラファイトや SiC など の非金属材料を使用し、また火力発電においてはタービン 材料にもセラミック材料が用いられるのがむしろ常識と なっている. 脆性材料であるセラミックスは、特に高い安 全性と信頼性が求められる原子力の技術体系になじみにく いことも事実である.しかし様々な極限的設計要件を満た そうとしたとき、放射性物質の閉じ込めバウンダリーとし ての機能を想定しなければ、セラミックス系材料は有力で 画期的な材料となりうるし、特に偽延性により脆性をある 程度克服しうる SiC 繊維強化複合材は、核融合炉のエネル ギー変換と移送の過程で枢要な構成材料として想定できる [1]. 第1章に述べたように、特に最近の新興企業による 核融合開発ではほとんどすべての概念で液体増殖材と 500 ℃超の高温の取り出しが志向されている. それに対応 して成立が可能であるブランケット系統は液体 LiPb-SiC 複合材,液体Li-バナジウム合金,溶融塩-ニッケル基合 金など少数に限られる.ただしこれらの、概念として成立 が期待されたブランケットも、現実に利用できる材料とし ての製造や入手が困難であったり, show stopper と呼ばれ る致命的な欠陥を持たないという保証はない. それどころ か、Li-バナジウムでは MHD 圧力損失の低減のための絶縁 被覆とトリチウム抽出、溶融塩では低放射化と材料共存性 の両立という、解決の極めて困難な課題がそれぞれすでに 十分認識されている.しかし,核融合は軽水炉に比較して

構造,技術的難易度,物量によりコスト低減が望めないの で,高温による熱効率の向上はコスト競争力の確保のため に,さらには総合的に核融合の決定的な問題であるエネル ギー増倍率の確保のためにほとんど必須である.この可能 性を持つものとしてLiPb-SiCの組み合わせがエネルギーシ ステムとして検討されてきた.ここではその研究を概観 し,将来に向けた課題と可能性を論じる.

4.2 SiC 複合材によるエネルギーシステム

そもそも核融合エネルギーの取り出しは、燃焼プラズマ を取り囲む形で設置されたブランケットにより中性子の運 動エネルギーを変換して熱として媒体に移し、それをさら に発電のためのタービン駆動流体に移さなければ成立しな い. つまり、炉内機器であるブランケット単独ではなく、 そこからの熱移送と熱交換、またトリチウム回収まで含め て構想しなければならない. 増殖材として液体を用い, 高 温の熱を得ようとした場合、大部分の熱を増殖材が運ぶこ とになり、その流路と熱交換器が異なる素材となり、材料 共存性など,多くの材料間での整合性ある設計は不可欠で ある.もっともこれは例えば水冷却ブランケットでも類似 であって、ブランケット筐体は RAFM でも、 炉外での配管 はオーステナイト,蒸気発生器はニッケル基合金,などと 異なる材料でループを構成するのが一般的である. ところ が、このような観点で見たとき、核融合工学はまだ初期的 な段階であり、SiC 複合材によるエネルギーシステムはこ の最初の段階といえる. ここでは, 京都大学において研究 され、現在京都フュージョニアリング社により工学規模の 開発に進んだ SiC 複合材-LiPb 系を紹介する.

SiC 複合材による高温高効率のエネルギーシステムは, 同一の材料で構成されるわけではないし,熱サイクルの構

author's e-mail: s.konishi@kyotofusioneering.com

成も決定的な案があるわけではないが,図1に基本的構成 を一般化して示す. 核融合中性子をプラズマ近傍で受ける のはブランケットであるが、そこで中性子のエネルギーを 熱に変えて運び出す冷却媒体は、閉ループ中を通って熱交 換器に至り、ここで比較的低温になって再びブランケット に戻る.熱交換器からの二次媒体は熱利用系,例えば発電 用のタービンを駆動し、排熱を環境に排出して再び熱交換 器に戻る.これらの熱媒体はそれぞれ要求される機能が異 なるため異なる物質が温度, 圧力に応じて用いられるが, その経路に用いられる材料にはそれぞれの位置において異 なる機能が求められることになる. 高温液体金属媒体を用 いるシステムは, SiC 複合材を耐熱性, 耐食性, 低放射化性 の面で用いることになり、かなり厳しい条件を満たさなけ ればならないが、扱う媒体が非圧縮性、低圧の液体金属で あるため強度要求は必ずしも高いものではない.ただ,閉 ループを構成するために異なる条件を考慮する必要がある ことはあまりまだ認識されていない.

炉内機器であるブランケット筐体は特に低放射化と耐照 射性、耐熱性が重要であるが、実はトリチウム透過は大き な問題にならない. 例え透過したとしてもその先が真空容 器であれば DT プラズマと類似の閉じ込め領域に相当する からである,一方熱交換器は非照射であるので,核的特性 でなく、伝熱特性が求められるが、ここで重視しなければ ならないのは一次系から二次系へのトリチウム透過の低減 である.熱媒体が増殖材を兼ねるため極めて高いトリチウ ム濃度を持つ一方、タービン駆動媒体のトリチウム濃度を 可能な限り制限しなければならないからである. さらにこ こは二次媒体がタービン駆動媒体であれば、高圧に晒され ることを考慮する必要がある.最後にこれら2つの主要コ ンポーネントをつなぐ配管系であるが、これは現場配管を 含む作業性や接手などの,材料特性というよりは実用部品 としての成熟性が要求される. これらのすべてを満たす材 料はそれぞれ異なっており、どれも実用規模ではまだ現存 しないが、その見込みを得ることを目的に開発が進められ てきた.



図1 核融合エネルギー変換と SiC 複合材機器.

4.3 ブランケット筐体

ブランケット筐体はLiPbを単一の熱媒体とするときSiC 複合材の筐体にLiPbを流通しつつ、トリチウム増殖と熱移 送の双方を同時に行う.この Single Coolant Lithium Lead (SCLL)概念は、構造としては極めて単純である. 設計例と して、欧州のTAURO[2]やPPCS-D[3]、米国のARIES-AT [4]などがあり、核融合エネルギーの取り出し温度として は最高の900℃ないしそれ以上が期待される,最も高性能 の先進概念といえる.角パイプに液体LiPbを充填して流す ため構造は単純であり、増殖材の空間占有率も高い.磁場 中に導電体を流通するため,磁場に直交する電流回路が筐 体を通して成立しないように構成しないと MHD 圧力損失 が問題となる.SiC 複合材の電導度は金属よりかなり低い ので、SiC のみでブランケット構造を構成できればこの問 題は解決できる.筐体は耐熱性,耐食性,耐照射性の高い SiC 複合材を用いれば 1000 ℃程度が可能であり、むしろ照 射損傷の回復が期待されるので、最も高い温度の媒体が取 り出せるブランケット概念である. 欧州の TBM 概念であ る WCLL (Water Cooled Lithium Lead) などは LiPb にト リチウム増殖性能のみを求め、核融合中性子による熱はブ ランケット筐体内に別途流路を設けた水によって取り出す ため構造は複雑になるが金属材料で構成できる. Helium Cooled Lithium Lead (HCLL) 概念も同様である. この場 合,液体金属LiPbは増殖トリチウムの取り出しのためだけ に流通することになるため要求される流速が小さく、金属 材料を用いた容器でも MHD 圧力損失は許容範囲に収まる ように設計することができる[5].

金属筐体を用いる概念同様, SCLLで用いるSiC複合材筐 体には高温熱媒体が流通するので筐体としての閉じ込め性 能と高い信頼性が要求される.しかし内部に高圧で圧縮性 のヘリウムや水を封じ込める WCLL や HCLL 概念と異な り、非圧縮性の液体金属に圧力損失や静水圧に相当する程 度の圧力がかかるだけであるので、比重の重い鉛合金と 言っても、高々数気圧しかかからない.応力的には設計に よるが200 MPa程度しか要求されないので既存のSiC 複合 材で十分対応できる.事故事象として想定しなければなら ない漏洩発生時も,真空容器内に流入するだけなのでより 大きな装置の破壊や放射性物質の放出に進展しにくい、複 合材自身も偽延性があれば大破断に至る前に小規模な漏洩 で亀裂の発生を検出する Leak Before Break の考え方が成 立しうるので脆性破壊による大規模漏洩の懸念も低い.冷 却材やその流動が喪失しても対流による受動的冷却が期待 でき、また SiC 複合材の高い耐熱性により溶融などの懸念 も少ない.SiC 複合材の筐体は真空容器内に設置されるの で、低圧のLiPb 媒体を封入できればよく、トリチウム透過 などは問題にならない. そもそもプラズマ容器壁面に直接 液体金属を流す概念などがあるくらいである.応力とし て,通常状態で設計上課題になるものには表面熱負荷によ る熱応力がある.SiC 複合材は熱伝導度がかなり低く,室 温でオーステナイト鋼と同程度の 20 W/(m・K)程度, これ が照射を受けるとさらに数分の1に下がると言われてい る.一方,ブランケットは中性子負荷だけでなく,様々な

波長の電磁波や粒子による表面熱負荷をだいたい 1 MW/m²程度受けるものとみられている.これは表面の 温度を上昇させる一方,内部は冷却材により温度が規制さ れるため,温度差による熱応力が発生する.設計上は内圧 に耐える肉厚が必要である一方,外から中への熱応力は温 度差によって決まるので,薄いほど応力はかかりにくい. 過渡的な条件として健全性の上で一番問題となりうるの は、トカマクにおけるディスラプションなどの電磁力によ る外力であろう.LiPb 自体が導体であるので,プラズマの 動きに対して渦電流が発生し,主に転倒力となると思われ る荷重がかかるため,プラズマ設計に応じて詳細な検討が 必要である.

このように SiC 複合材 -高温 LiPb の組み合わせは構造が 簡単で,高温熱の取り出しと TBRや安全性成形性 [6] が期 待されるものの,まだモジュール規模でも試作例がない. これは大型構造物としての試作が可能であるほどに材料技 術として成熟していないことが最大の理由である.本小特 集の5章の ATF,6章の航空材料のように実用材料とし ての開発が進み,ようやく製作が可能になったというのが 現状である.京都フュージョニアリング社は,同概念によ るブランケット方式SCYLLAを構想し,2021年に10cm角の 管材をプリプレグ焼結により試作している(図2).

プリプレグを巻いて角管を構成し,加圧して焼成する製 法であり,この結果は,実用規模でのSiC 複合材製のブラ ンケットが近い将来に製造可能であることを示している. ブランケットは全体では70~100cm程度の厚みが中性子遮 蔽のために必要とされるが,その形状や構成にはかなりの自 由度がある.増殖材と冷却材を兼ねる LiPb ブランケット概 念では,発熱密度に応じた流束分布を設計することになる.

なお、筐体を RAFM でつくり、流通する LiPb との間に Flow Channel Insert (FCI) と呼ばれる絶縁用のモノリ シック SiC 材を挿入するのが DCLL (Dual Coolant Lithium Lead) 概念であり、これも SiC 材を用いた先進ブランケッ ト概念の一種である.この場合、RAFM 筐体は二重構造と して中に冷却用のヘリウムを流通して RAFM 部分の温度 を 500 ℃に抑える.一方内部を流通する LiPb は出口温度 700 ℃をめざすので、SiC 製の FCI は MHD 圧力損失対策と ともに断熱材としても機能する.複合材ではなく本小特集 のスコープ外であるが、この FCI はポーラスなモノリシッ クの SiC を積み上げたような形式とされているものの、流 路のすべての内側を、隙間なく覆うことができるかは現状 では説明されているとはいいがたく、実現性には課題を残



図2 SiC 複合材によるブランケット SCYLLA.

している.

4.4 中間熱交換器

LiPb ブランケットに限らず、核融合エネルギーシステム の中で,ほぼすべての概念において最も未熟で技術的成熟 度 TRL の低い部分の一つと言わざるを得ないのがこの熱 交換器である.かなり詳細に設計検討がされた様々な原型 炉概念においても、バランスオブプラントと言われる、核 融合特有ではなく既存工業技術で対応可能とみなされた部 分において,熱交換器は存在は仮定されてはいるものの, 現実に設計製作できる目途のあるものは極めて少ない、つ まり隠れた show stopper 候補であるのが実態である.困難 な課題は3点、①熱交換特性、②トリチウム透過性と③媒 体との共存性であり、SiC 複合材もこの例にもれない.他 の液体増殖材である溶融塩や液体Liについては状況はさら に厳しく、この3点を満たす熱交換器材料は見いだされて いない、もっとも検討が進んだ水冷却概念でさえ、蒸気発 生器技術は十分成熟していても, 共存性を支配する水化学 に課題があり、トリチウム透過性については条件を満たす ための透過防止膜が検討されている状況である.

たとえ核融合ブランケットの熱媒体として1000℃の熱 媒体がSCLLやSCYLLA概念によって取り出されたとして も、それだけで直ちに高い熱効率の核融合エネルギー利用 が成立するわけではない.熱交換特性は、液相から熱交換 パネル面への伝熱が実は支配的になるため、パネル材には 実はそんなに大きな熱伝導度は必要なく、オーステナイト や SiC 複合材の, 10~20 W/(m・K) 程度の熱伝導率で十分 に成立する.ただ,一次媒体から二次媒体になるべく損失 なく熱を伝達するためには,向流でなるべく低い温度差で 2つの媒体を熱交換器材料を挟んで流通する必要があり, 大きな伝熱面積を小さな体積に収めたコンパクト熱交換器 として構成することが重要である.図3に、NITE 法に よって製造した熱交換器要素を示す.板材表面に溝加工を したものを多数枚積層することで、効率よく熱交換を行う ことができる. 京都大学で実施した LiPb-He の2重ループ での900℃熱交換実験では、SiC複合材熱交換器は、真空容 器中で誘導加熱により 1000 ℃に加熱した LiPb から, He



図3 SiC 複合材による熱交換器の製作.

にkWオーダーの熱移送を行って900 ℃の出力を得ている. すべてのブランケット概念に共通の問題であるが、ブラ ンケットの冷却材は、増殖材と兼ねる液体ブランケットや ヘリウム冷却固体増殖の場合は熱媒体に増殖トリチウムを 含むし、固体増殖水冷却や液体増殖水冷却 WCLL のように 別途冷却材流路を設けても,透過による冷却材の高濃度ト リチウム汚染は避けがたい.一方タービンを駆動する高圧 媒体は熱機関の作動流体として膨張により大きな仕事を取 り出すし、熱機関は大きな運動エネルギーを伴う大規模な 工業機械装置である. つまり熱機関の駆動系は、核融合や 原子力の一次冷却材のような高度な気密性で閉じ込められ るわけではなく、高濃度トリチウム汚染は許容されない. このように、核融合エネルギー変換ではエネルギーを取り 出す一次媒体からタービン駆動媒体に熱を伝える中間熱交 換器は必須である. しかもこれら二つの熱媒体トリチウム 濃度を大体6桁以上は確保することが要求され,熱交換器 はその隔壁となる. ブランケットの熱を二次媒体に伝える には大きな伝熱面積が必要となるが、熱を伝えながらトリ チウムを透過させないことが必要とされる. 固体中のトリ チウム透過も熱伝導もフィックの法則に従って、面積に比 例し厚さに反比例するので,物性としての透過係数と熱伝 導度の比を大きく取れる素材が必要ということになる、こ の点でSiCは、素材としてかなり優れた特性が期待される. ただし、熱交換器としたときには透過フラックスと熱伝導 はそれぞれ総括物質移動係数、総括熱伝達係数の形で表さ れ、それぞれに固体内の伝導や拡散とは異なる移行過程が 存在することは認識しておく必要がある.

SiC 複合材は、それを構成する高結晶性 SiC 繊維も、マト リックスを形成する SiC 粒子も、極めて低いトリチウム透 過性, 拡散性を示す. ところが複合材になると, この特性 が大きく変わってくるのは、マトリックスと繊維の界面 や、マトリックスの粒子間の粒界が存在するためであり、 時にこれがトリチウムの透過経路の fast track となる. CVD によって複合材を構成する CVI では蒸気の浸透の経 路が必要であるため本質的に完全緻密質になりえない.液 相焼結では緻密質が可能だといっても、そのための添加剤 として例えばSiO2が存在していると、その透過性はヘリウ ムやトリチウムに対して極めて大きく, SiC の利点を大き く損なうことになる.図4に示した NITE 製熱交換器の水 素透過性は、トリチウムを用いても測定しており、低分圧 側で透過量が圧力の1/2乗でなく1乗に比例することか ら,2次側のトリチウム濃度を十分低く保てる見通しは得 られている.しかし、これがより大きな伝熱面積を持った 場合に、十分な信頼性で達成できるかは、今後、より大型 の熱交換器を試作して実際に測定する必要がある.

3番目の課題は材料共存性であるが、これは熱交換器で は2種の異なる媒体について考えなければならない. 核融 合で様々な増殖材が可能であるといっても、二次媒体が タービンを駆動し、それが一般工業製品として入手可能で あることまで考慮すると、媒体として使用が可能な流体は 極めて限られている. つまり原子力分野では、圧力水によ るランキンサイクルとヘリウムによるブレイトンサイクル



図4 SiC 複合材による熱交換器の実証.

しかないことになる.これに,火力発電等からの技術援用 を考えれば,超臨界水蒸気や超臨界 CO₂,空気などが候補 として加わる.温度領域としては,500℃近傍はこれら超 臨界水蒸気や超臨界 CO₂,900℃以上でヘリウムブレイト ンサイクルがあるが,実はこの中間にはあまり適当な媒体 は存在しない.火力発電では超超臨界水蒸気が用いられて いる.

熱交換器は、冷媒との共存性で一次系二次系の両方に対応できなければならない.液体金属 LiPb は、SiC 複合材については、1000 ℃の温度域まで共存性が長時間確認されている. He には共存性があるが、水蒸気を含む場合は6章で指摘されているように問題がある. SiC 複合材製熱交換器の場合、このほかに、空気や超臨界 CO₂との共存性も確認されている. 二次媒体はタービンを駆動する力学仕事のために高圧の圧縮性媒体となるが、熱交換器は金属製の圧力容器内に収納する. 熱応力に対しても、入口出口間の温度差は大きいものの比較的大きな寸法の間での差であり、薄い隔壁にかかる温度差は高々数 10 ℃で大きな問題にはならない.

4.5 配管系

炉内機器であるブランケットや,前述の中間熱交換器は それなりに機器開発として着目され,また実際既述したよ うに課題を摘出してその解決のための R&D を計画実施す ることができる.それに比べ,それらをつないで閉ループ を構成する配管系は,要求される工学技術に対して,TRL (技術成熟度)では現在最も隔たりが大きいかもしれない. 京都大学で運転したループでは,主要ループ部分はオース テナイト SUS316で大部分を構成し,500 ℃以下で運転し た.それでも,長期間の運転では配管屈曲部等に,エロー ジョンと思われる内部の減肉がみられており,おそらく Ni の溶出が起因と考えられる.高温媒体の配管系を構成しよ うとした場合,耐熱性と共存性で対応できる材料で,配管 材,バルブ,接手,ポンプを構成し,断熱と加熱を施しな がら現場施工をしなければならない.これらの配管材料は 工業的に入手できなければ、コストと技術的な信頼性,メ

ンテナンス、費用の点で実現はおぼつかない、京都大学の 実験では、1000℃にいたる試験部はすべてSiCで構成 し、熱交換による冷却後にループに戻すことでこの困難を 回避した.しかし、実際の核融合プラントを考えれば、ブ ランケットからの出口配管は、中性子照射の問題はないも のの, 100 m 程度の, 1000 ℃域の配管を引き回さなければ ならない. これには当然 SiC 複合材が必要となるが、この 長さの配管を SiC 複合材で構成できる見込みは現在のとこ ろない. CVI等による ATF 被覆管は4m程度の長さの管材 をすでに製造する見通しは得られていると思われるが、そ れらを気密に現場でつなぎ合わせる技術が問題である.着 脱にフランジを用いる場合は、フランジ構造とともに、液 体LiPbに耐えるガスケット, 高温でクリープしないボルト やスプリングワッシャーなど、すべて開発しなければなら ない. 断熱とトリチウム透過を考慮すれば, 配管系はすべ て真空断熱2重配管になるであろう.透過トリチウムの回 収も必要であるが、逆に言えばこの SiC 配管系に求められ る気密性は、常圧の液体金属を移送できればよく、トリチ ウム透過はどのみち回収対象であるので、気密性の要求は あまり厳しくはない. 配管の引き回しでは、熱膨張や機械 的振動,地震なども考慮すれば,柔軟性の乏しい SiC 配管 でも屈曲等による吸収しろを持たなければならないし、ド レンのための勾配、健全性確保のための監視技術、現場補 修,リーク検出など,極めて多くの実用的な技術の課題が 残っている. 配管系を現場で構成すれば, 寸法誤差の補正 のための修正作業は頻繁に発生しうるが、セラミック材料 では極めて困難であろう.実験の必要に迫られて、 ループ を運転する現場では様々な工夫が凝らされるが、基本的に 新しい材料の場合は、このような課題は多く、またその成 果は技術情報として残りにくい. このような技術は、残念 ながら科学研究として論文になることはあまり望めないの で大学の研究の対象にならず、一方売り上げや利潤が見込 めないから企業の研究対象にもなりにくい.

さらに、すでにRAFM材料についてはそのための活動が 始まっているが、ASME などに見られるように、実用材料 として成立するためには,材料には規格基準が必要であ る. 実用材料として使用する場合には誰でもアクセスでき 共有できる材料の共通の物性データが必要であり、またそ の性能は再現性良く十分な信頼性で得られなければならな いし、品質を管理するために標準化された試験方法が確立 していなければならない.ここでひとつ,SiC 複合材料に おける困難の一つが、材料の非等方性である. 複合材であ るから圧縮応力や引張応力には繊維とマトリックスは異な る寄与を持ち、さらに繊維とマトリックスの間の滑りも大 きく影響する.これが繊維方向に対して異なる数値を持つ ために、現在の設計手法にそもそも合わせることができな い. 機械設計では必ず構造物の応力とそれに対する強度を 3次元の有限要素法で評価するからである.これは機械強 度だけでなく熱交換器やブランケット筐体についても同様 で、熱伝導度も異方性を持っているが、熱の伝達経路が異 なる場合、正確な測定手段が確立していないし、定義され ていない. このような複合材固有の実用工学上の問題とい うのは産業界では往々にして見られていて、例えば鉄筋コ ンクリート (RC 材) では、きわめて普遍的な材料であるた め必要な品質を管理するための手法はそれなりに確立して いる.しかし新規な材料である SiC 複合材については、こ ういう技術課題が、核融合での利用実現までには大量に残 されている.

4.6 結言

以上見てきたように、核融合エネルギーの取り出しと変 換の技術として、SiC 複合材によるブランケットと熱交換 器により 900~1000 ℃を取り出し、利用する技術は萌芽的 には得られているといえる.この技術により、例えばブレ イトンサイクルなら50%超の変換効率が期待できる.また 同じくこの温度域の熱源は、プロセスヒートとしての利 用,熱化学的水分解による水素製造などへの応用が想定で きる. さらには、筆者らはバイオマスの吸熱分解による水 素製造や炭素固定も提案し、基礎的な実証も行っている. こうした技術による核融合エネルギーの利用研究は、単純 に30%の発電効率を想定したことで成立しているローソン 条件を,熱利用の観点で緩和できることは,案外知られて いない.現在でも結局核融合のQ値は一桁以下にとどま り, ITER でも Q=10 が短時間実証できるだけである. 世界 的に脚光を浴びる、早期をめざした比較的小型の民間核融 合でも、大きなQ値を具体的に実証どころか目標設定さえ できているところはほとんどない.実際は、投入エネル ギーと発電量や取り出しエネルギーの量と価値が、核融合 エネルギーの成否を決することになる. そのためには、そ ろそろ古典的なローソン条件を脱して,実用的なプラント 設計をもとに核融合炉のエネルギー源としての成立性を定 量的に議論すべき状況に入っていることは核融合関係者は 認識する必要がある. 核融合開発がエネルギー投資対象と して見られるようになった現在,投資の回収 (Return of Investment, ROI)の観点での評価が核融合について,特に 民間の開発で必須となったからである.

そのような状況の中,SiC 複合材によるエネルギー機器 が高温での熱取り出しと利用の可能性を示唆していること は、実は核融合全体の実現性,特に正味でのエネルギー実 証に対し,決定的な影響を持ちうることを指摘しておきた い.技術的な成熟度はともかく,可能性をこの段階で示し ておくことが重要なのであり,核融合エネルギーが有限の Q値で実験されているからこそ,必要なのである.残念な がらSiC 複合材の技術は核融合に関してはいまだに大学の 実験室レベルから大きく出てはいない.京都大学発ベン チャーである京都フュージョニアリング社は,この大学レ ベルの研究を工学レベルのTRLに引き上げるべく,民間出 資と政府の支援を駆使して大型化実証を2024年までに実施 すべく開始した.その成果は,ITERより早期に核融合エ ネルギーの取り出し試験をめざす様々な開発プログラムに 提供される予定である.

参 考 文 献

[1] S. Nishio et al., Fusion Eng. Des. 48, 271 (2000).

- [2] A.S.P. Ramirez et al., J. Nucl. Mater. 233, 1257 (1996).
- [3] D. Maisonnier *et al.*, Eur. Fusion Dev. Agreem. EFDA-RP-RE-5.0 (2005).
- [4] A.R. Raffery, J. Nucl. Mater. **307-311**, 21 (2002).
- [5] L.V Boccaccini et al., J. Nucl. Mater. 329, 148 (2004).
- [6] L.L. Snead et al., J. Nucl. Mater. 417, 330 (2011).

・ 小特集 SiC 複合材料の近年の進歩と展望

5. 事故耐性燃料被覆管材料としての SiC 複合材料の開発

5. Development of SiC Composites as Accident Tolerant Fuel Materials

檜木達也 HINOKI Tatsuya 京都大学 (原稿受付:2022年5月13日)

2011年の東日本大震災に伴う福島第一原子力発電所の事故以降,軽水炉の安全性を飛躍的に高めるために,事故耐性燃料被覆管としてSiC複合材料を用いることが期待されている.原子力級SiC複合材料に関して,事故時で求められる耐水蒸気特性,通常運転時に求められる耐高温水特性に関して概説し,SiC複合材料被覆管の製造技術及び研究開発状況を紹介する.

Keywords:

accident tolerant fuel, light water reactor, high temperature steam oxidation, high temperature water corrosion, fuel cladding, thermal shock

5.1 諸言

5.1.1 事故耐性燃料

事故耐性燃料は、想定外の事象に起因する事故も含め て,固有安全性の向上により,最終的には炉心における事 故発生リスクの飛躍的低減や事故拡大リスクの大幅な抑制 を達成する概念であり、2011年の東日本大震災に伴う福島 第一原子力発電所の事故後に、米国がaccident tolerant fuel として提唱した.国内においても日本原子力学会核燃料部 会において、「軽水炉燃料等の安全高度化ロードマップ検 討ワーキンググループ」が設立され、2015年6月から2018 年3月までの会合において, SiC 材料を含む事故耐性燃料 に関して検討が行われた. 被覆管に関しては, 改良ステン レス鋼, 改良ジルコニウム合金も合わせて検討を行い, SiC 被覆管は長期的な開発目標ではあるが、事故時の特長 として、寸法安定性が高い点、溶融点(SiC の場合は昇華 点)が高い点,水素発生がほとんどない点から事故の進展 において,高い防止・抑制効果が期待されるとされた.こ れらの検討内容は2018年12月に取りまとめられ[1],図1 に示すように,事故耐性燃料等の安全高度化ロードマップ もまとめられた. ロードマップにおいては, 安全性向上, 設計, 製造技術, 規制基準の観点で, 原理実証, 技術実証, 実用開発に関して検討を行った.SiC 被覆管に関しては 2030年以降の実用化をめざしている.

5.1.2 原子力級 SiC 複合材料

SiC 複合材料は,基本的に SiC 繊維, SiC マトリックス, 繊維/マトリックス界面相で構成される.核分裂炉,核融 合炉において,中性子照射の影響が大きな課題である.こ れまでの中性子及びイオン照射研究で結晶性の低い繊維及 びマトリックスの照射下での結晶化による収縮とそれに伴

Open Innovation Institute, Kyoto University, Uji 611-0011, Japan

う強度の著しい低下が明らかになっており、中性子照射環 境下で使用可能な材料として、高結晶性繊維と高結晶性マ トリックスで構成される材料が原子力級材料とされ、SiC 複合材料の優れた耐照射特性が報告されてきた[1-4]. 高 結晶性繊維としては, NGS アドバンストファイバー株式会 社製のHi-Nicalon type-SとUBE株式会社製のTyrannoSA が用いられる. 高結晶性マトリックスの形成方法として は、化学蒸気浸透 (chemical vapor infiltration: CVI) 法と液 相焼結(liquid phase sintering: LPS)法が用いられる.近 年,原子力級 SiC 複合材料においても高損傷量の照射,特 に SiC 複合材料にとっては軽水炉条件を含む低温域におい て、高結晶繊維の一つである Hi-Nicalon type-S 繊維の顕著 な収縮[5]やC界面相の変形や消失に伴い顕著な強度低下 が報告されている[6,7].しかしながら,軽水炉は高速炉や 核融合炉に比べ,損傷量は低いため,Hi-Nicalon type-S 繊 維や C 界面相に関しても, 十分に使用可能であると考えら れる.本章においては、これらも含む原子力級 SiC 複合材 料の軽水炉での事故耐性燃料としての利用に関する現状と 課題に関して述べる.

5.2 事故耐性燃料 SiC 複合材料の開発

原子力用SiC複合材料の開発は,主に核融合向け[8,9]に 進められ,材料の成熟度の向上とともに,ガス冷却高速炉 等の先進核分裂炉向け[10]の開発が進められている.基本 的には800℃以上での使用が主に想定されていた.軽水炉 の事故耐性燃料としての利用では,既存の設計をベース に,通常運転時では300~400℃程度での,中性子照射下で の高温高圧水環境での耐性が求められ,事故時においては 1200℃以上での高温水蒸気に対する耐性が求められる.本

author's e-mail: hinoki.tatsuya.3n@kyoto-u.ac.jp



原理実証: 原理的な実現性の判断段階(産官学連携、行政主導)

技術実証:産官学連携(行政支援)のもと必要な技術の実証段階。必要な規制基準の策定を行う。 実用開発:産業界を主体として、燃料集合体・制御棒の商用利用

図1 日本原子力学会核燃料部会「軽水炉燃料等の安全高度化ロードマップ検討ワーキンググループ」において作成した事故耐性燃料等の 安全高度化ロードマップ[1].



100% steam

図 2 CVD SiC,LPS SiC の板材と Zircaloy-2 管材の 1200 ℃, 1400 ℃で100%高温水蒸気を流した環境下で72時間保持後の外観[14].

章では SiC の基本的な耐水蒸気特性, 耐高温水特性を概説 し,事故耐性燃料 SiC 複合材料開発を概説する.

5.2.1 SiC の水蒸気酸化特性

現在軽水炉で使用されているジルコニウム合金は、高温

水蒸気と顕著な発熱反応が生じるため、シビアアクシデン ト事故時に炉内温度の急激な上昇と大量の水素発生が生じ る.SiC は酸化により表面に SiO₂が形成される.SiO₂ は大 気酸化においては比較的安定であるが、水蒸気に対しては)

反応し,酸化が進むことが報告されている[11]ものの,ジ ルコニウム合金に比べて,温度上昇は極めて緩やかになる ことと[12],水素発生量も非常に少なくなる[13]ことが想 定されている.

原子力級 SiC 複合材料の高結晶性 SiC マトリックスの参 照材として化学蒸着(chemical vapor deposition: CVD)法 と LPS 法で作製された CVD SiC, LPS SiC の板材とジルコ ニウム合金(Zircaloy-2)の管材を 1200 ℃, 1400 ℃で100% 高温水蒸気を流した環境下で72時間保持した結果を図2に 示す[14]. ジルコニウム合金は 1200 ℃において変形し, 1400 ℃では破損していた. SiC は LPS SiC が 1400 ℃で表面 が粗くなるのが観察されたが,それ以外に顕著な変化は見 られなかった. 重量変化に関しては,CVD SiC が減少し, LPS SiC が増加し,1200 ℃よりも1400 ℃の方が変化は大き かった. 高温水蒸気酸化では,下記のような反応が生じ, (1)は重量増加要因であるが,(2)と(3)は重量減少要因 となる.Al₂O₃は LPS SiC の焼結助剤に用いられているもの で,CVD SiC では生じない.LPS SiC の方がより厚い SiO₂ 酸化膜が形成されたことが重量増の原因と考えられる.

$$SiC + 3H_2O(g) \rightarrow SiO_2 + 3H_2(g) + CO(g)$$
(1)

$$SiO_2 + 2H_2O(g) \rightarrow Si(OH)_4(g)$$
(2)

$$Al_2O_3(s) + 3H_2O(g) \rightarrow 2Al(OH)_3(g)$$
(3)

LPS SiC の1400[°] 水蒸気酸化においては, Y₂Si₂O₇の形成 が確認された. LPS SiC では焼結助剤として, Y₂O₃ と Al₂O₃ が用いられているが, Y₂O₃-Al₂O₃-SiO₂の状態図から共晶点 は1370[°]Cと計算され [14], 共晶反応により Y₂Si₂O₇が形成 されたと考えられる. 航空・宇宙分野においても水蒸気を 含む高温環境での利用が想定されており, 耐水蒸気被覆開 発が進められており,シリケートが有望な被覆と考えられ ている [15]. Y₂Si₂O₇ に関しては均一で緻密な被覆が形成 されず,酸化が進行したと考えられるが, LPS SiC は Yb₂O₃ やLu₂O₃でも Y₂O₃ と同様に焼結できるため,適切な焼結助 剤を選択し,高温水蒸気酸化により均一なシリケートを形 成できれば優れた耐水蒸気特性を有することが可能とな る.

5.2.2 SiC の高温水腐食特性

SiC の高温水腐食は高温水中の溶存酸素に大きく依存 し、特に溶存酸素の多い環境では、粒界を中心とした腐食 が進行し、照射により更に進行することが明らかになって いる[16,17]. CVDSiCのような高純度SiCの腐食メカニズ ムに関しては、第2章で詳細に述べられているので、本章 では原子力級SiC 複合材料のSiCマトリックスのもう一方 の候補であるLPSSiCを中心に高純度SiCであるCVDSiC も含めて概説する.

CVD SiC においても、腐食は粒界から進むが LPS SiC は粒界に焼結助剤成分が存在し、CVD SiC よりも顕著な腐 食が見られた. Y_2O_3 , Al_2O_3 用いた材料では、腐食表面に存 在する粒界の焼結助剤のほとんどは溶出し残らなかった が、 $Al_5Y_3O_{12}$ (Yttrium Aluminum Garnet: YAG)のみ残留 していることが明らかになった. 粒界に YAG が形成され るように焼結条件を調製し LPS SiC を作製し、高温水腐食

特性の評価を行った、図3は従来のLPS SiC, 粒界に YAG が形成されるように調製したLPS SiC (Modified LPS SiC), YAG, CVD SiC を2 ppm の溶存酸素を含む 320 ℃, 20 MPa の高温水で168時間腐食した後の重量変化[14]を示してい る. 従来の LPS SiC は CVD SiC に比べて大きく腐食したの に対して、粒界を YAG が形成されるように調製した LPS SiC は腐食が大きく抑制された.腐食試験後の表面に も多くの焼結助剤が残留していた. YAG 単体は CVD SiC よりも腐食量は少なく、ほとんど腐食しなかった.SiCの 腐食が基本的に粒界から進むので、粒界が完全に YAG で 形成されていれば, CVD SiC よりも LPS SiC の方が腐食は 抑制されるはずであるが, 現時点では, Y2O3 や Al2O3 も残 存するため、CVD SiC よりも腐食量が大きかったものと考 えられる. ガーネット構造が腐食に対して有効であるので あれば,他の焼結助剤も含めて焼結条件の最適化により, LPS SiC の腐食特性の改善は可能であると考えられる.

5.2.3 SiC 複合材料管材の開発

SiC 複合材料の管材は組紐技術等により、繊維で管状の プリフォームを作製し、CVI 法によりマトリックスを形成 することによりこれまでに作製されている[18,19]. LPS 法でも同様に組紐技術を用いて繊維のプリフォームを作製 し、マトリックスを形成することも可能である[14]. LPS 法の場合には、第4章でも述べられているように、SiC 繊 維にマトリックス原料を含侵させた中間素材となるプリプ レグを用いて様々な形状物を作製することができる[20]. CVI 法の場合は, 原料ガスを含侵させるため厚い物を作製 することが困難であるが、LPS 法ではプリプレグを積層し て焼結することにより、均一で厚い物が容易に作製でき る. プリプレグは柔軟性があり、ある程度複雑な形状も型 を準備すれば作製することが可能である.管材に関しても 比較的大きな径のものは容易に作製できるが、軽水炉の被 覆管のように径の小さいものは、管状に巻き付ける際に反 発が大きいため困難であるが,巻き方の工夫などにより, 図4に示すように、内径10mm、外径12mmの管材はプリ プレグで作製できるようになった.

現状の設計では事故時に1200℃に達すると,非常用炉 心冷却設備により冷却材が注入され急冷されるため,被覆



図3 従来のLPS SiC, 粒界にYAG が形成されるように調製した LPS SiC (Modified LPS SiC), YAG,CVD SiCの2ppm の溶存酸素を含む320℃,20 MPaの高温水で168時間腐食 後の重量変化[14].



図4 プリプレグから LPS 法により作製した SiC 複合材料管材.

管においても耐熱衝撃特性が求められる. LPS 法に組紐技 術を用いて SiC 複合材料の管材を作製し、熱衝撃試験を実 施した.SiC 複合材料は従来材と異なり繊維/マトリック ス間の界面相を無くし、マトリックスに BN 粒子を分散さ せた材料を用いた.界面相が無いため耐酸化特性優れる材 料である[20]. 天然のBは熱中性子に対する吸収断面積 が大きいため、軽水炉で用いるためには同位体分離し た,¹¹Bを用いる必要があるが,本研究では天然のBを用い た BN の材料の管材を用いた. 耐高温水特性を考慮し, 粒 界に YAG が形成される条件で焼結を行った.参照材とし て、繊維強化されていない SiC セラミックスの管材も準備 した. 管材は 1200 ℃, 大気下で30分間保持し, 常温の水中 に投下を行い、1200℃から室温までの急冷を行った. 図5 (a)は、繊維強化されていない SiC セラミックスの管材で、 熱衝撃により、水中に入った瞬間に粉々に破損した. 図5 (b)は複合材料の管材であり、破損は生じなかった.実際 のシステムでは段階的に冷却されるが、BN 粒子分散 SiC 複合材料の管材は 1200 ℃で大気酸化後においても 1200 ℃ 近い熱衝撃に耐えることが確認できた[14].

5.3 結言

2011年の東日本大震災に伴う福島第一原子力発電所の事 故以降,SiC複合材料は究極の事故耐性燃料として米国を 中心に世界中で多くの研究が進められている.高純度SiC である CVD SiC に関しては,事故時の耐水蒸気特性,通常 時の耐高温水特性が明らかになっている.高温水蒸気酸化 により表面に形成されるSiO₂と水蒸気の反応は完全に抑 制することは出来ないものの,既存のジルコニウム合金や 他の金属材料の事故耐性燃料に比べて,事故発生及び事故 拡大リスクを大幅に低減できることが明らかになってい る.一方,高温水に対しては溶存酸素にもよるが,高純度 SiC においても腐食が課題となっている.



図 5 1200 ℃,大気下で30分保持後に室温の水中に投下した SiC セラミックス管材(a)及び SiC 複合材料管材(b).

原子力級 SiC 複合材料のもう一方のマトリックス候補材 である LPS SiC に関しては、焼結助剤を含むため、これら の耐水蒸気特性、耐高温水特性の理解が必要となる.基本 的には、高純度の CVD SiC の方が優れた特性を示すが、 LPS SiC は焼結助剤成分の反応で、耐水蒸気特性に優れた シリケート層の形成が可能である.耐高温水では焼結条件 の調製により、SiC よりも耐食性に優れた YAGを粒界に形 成することが可能である.焼結助剤の選択、焼結条件の調 製により、耐水蒸気、耐高温水特性を大幅に改善できる余 地があると考えられる.

中性子照射効果に関しては本章では述べていないが,従 来の知見から,軽水炉条件の温度,照射量での顕著な劣化 は考えられない.高温水腐食特性に関しては,中性子照射 の影響が懸念されており,米国においてもEUにおいても 軽水炉条件での中性子照射試験は進められている.京大で 開発した粒子分散SiC複合材料に関しても管材の中性子照 射試験をEUとの国際共同研究を通してベルギーのBR2 炉で中性子照射試験を行っている.

SiC 複合材料の製造技術は,航空・宇宙分野も含めて近 年大きく進展している.軽水炉分野においても,米国では, 既存の被覆管の実寸に近い材料の開発も進められている. 周辺技術も含めて,今後10年での大きな進展が期待され る.

参 考 文 献

- [1] 日本原子力学会核燃料部会軽水炉燃料等の安全高度化 ロードマップ検討ワーキンググループ活動報告書,主 査:阿部弘亭,2018年12月.
- [2] Y. Katoh et al., Ceram. Eng. Sci. Proc. 20, 325 (1999).
- [3] T. Hinoki et al., Mater. Trans. 43, 617 (2002).

- [4] T. Hinoki et al., J. Nucl. Mater. 307, 1157 (2002).
- [5] S. Kondo *et al.*, Acta Mater. **83**, 1 (2015).
- [6] T. Koyanagi *et al.*, J. Nucl. Mater. **511**, 544 (2018).
- [7] T. Nozawa et al., J. Eur. Ceram. Soc. 39, 2634 (2019).
- [8] P. Norajitra *et al.*, Fusion Eng. Des. **69**, 669 (2003).
- [9] F. Najmabadi, Fusion Eng. Des. 65, 143 (2003).
- [10] J. Čížek, et al., Metals 11, 1 (2021).
- [11] B.A. Pint et al., J. Nucl. Mater. 440, 420 (2013).
- [12] S.C. Johnson et al., Pro. ICAPP '12, 12175 (2012).

- [13] R. Ishibashi et al., Mech. Eng. J. 3, 15-00215 (2016).
- [14] T. Hinoki *et al.*, Coatings **12**, 623 (2022).
- [15] K.N. Lee et al., J. Eur. Ceram. Soc. 25, 1705 (2005).
- [16] J. Park et al., J. Nucl. Mater. 443, 603 (2013).
- [17] S. Kondo *et al.*, J. Nucl. Mater. **36** (2015).
- [18] C.P. Deck et al., J. Nucl. Mater. 466, 667 (2015).
- [19] E. Rohmer et al., J. Nucl. Mater. 453, 16 (2014).
- [20] 檜木達也 他: セラミックス 55,423 (2020).

● ● 小特集 siC 複合材料の近年の進歩と展望

6. 航空産業向け SiC 複合材料の開発

6. Development of SiC Composites for Aircraft Industry

中村武志 NAKAMURA Takeshi 株式会社 IHI (原稿受付: 2022年3月11日)

1970年代に東北大にて細径の炭化ケイ素(SiC)繊維が開発されて以来,SiC/SiC系のCMC(Ceramic Matrix Composites,以後CMCと記す)は長い開発時期を経て近年民間航空機へ実用化されるに至った.開発当初は CMCとしての高温強度が不足していたため,SiC強化繊維中の酸素濃度を下げることや,耐酸化性の低い炭素 (C)界面コーティングを窒化ホウ素(BN)に置き換えるなどの抜本的な改良が行われてきた.また,近年では水 蒸気により減肉していくことが問題となり,耐環境コーティングが開発された.これら航空機向けSiC複合材開 発の経緯について述べる.

Keywords:

ceramics, composite, cmc, sic, gas turbine, jet engine

6.1 緒言

CO2 削減などの環境問題への取り組みや原油価格の値上 がりに対するリスク回避のため、燃費の良い航空機エンジ ンが求められている. 航空機エンジンの燃費改善には、冷 却空気を削減する、もしくは重量を減らすことが有効であ り、軽量で耐熱性のある新しい材料が望まれている。とこ ろが現在主流の耐熱材料である Ni 合金は既に耐熱限界に 近い温度で運用されており、今後飛躍的な耐熱温度の向上 は難しい.また,Ni合金以外の金属材料は,高い比重や耐 酸化性などの課題から、実用化が難しい. そこで、Ni 合金 の代替材としてセラミックスの軽さと耐熱性を活かし、欠 点である脆さを強化繊維の混入にて克服したセラミックス 基複合材料が開発されている. CMC は1970年代に東北大 にて SiC 繊維が開発されて以来長年開発が進められ,2016 年より GE 社が民間航空機として最初の運用を開始した. 開発初期は強化繊維の耐熱性向上、その後界面の耐酸化性 向上,現在は CMC 表面の耐環境コーティングの開発が進 められてきた.材料・部品の開発動向を, IHI における事 例も含めながら紹介する.

6.2 材料構成要素における開発経緯と動向

CMC に用いられる繊維は, SiC 繊維と Al₂O₃ 繊維が主流 である.耐用温度は SiC の方が高いが,コストは Al₂O₃ 繊 維が安いため,適用温度域によって使い分けが検討されて いる.本稿においては, SiC 繊維を用いた SiC マトリクス複 合材についての紹介を行う.

6.2.1 強化繊維について

CMC に用いる SiC 繊維は, 強度発現の観点と曲げ易さな *IHI Corporation, TOKYO 135-8710, Japan* どの成形上の利点から,直径が 10 µm 程度の細径のものが 用いられている.細径の SiC 繊維は,東北大の矢島教授等 によって1975年に開発され,日本カーボン(㈱のニカロン® 繊維 (NGS アドバンストファイバー(㈱登録商標),宇部興 産(㈱のチラノ繊維® (宇部興産㈱登録商標) として商品化 された.日本カーボン社は,GE 社および SAFRAN 社と合 弁で NGS アドバンストファイバー社を2012年に設立して, ニカロン®繊維の事業を同社が継承した.NGS アドバンス トファイバー社においては,富山の日本カーボン株式会社 に隣接する土地に,繊維工場を立ち上げた.さらに同社の 技術を移管して,米国アラバマ州HuntsvilleでGEが繊維の 量産工場を立ち上げ中である.

SiC 繊維はSiとCを含んだポリカルボシランというポリ マーから紡糸され、焼成してセラミック化する. 紡糸工程 では繊維の強度は非常に弱く, ハンドリング時の取り扱い が難しい事から,前述の2社以外ではSiC 繊維の量産がで きなかった.また、ポリマー状の繊維を無機化するために 焼成が必要であるが、繊維の溶融を防ぐために不融化工程 が必要であるが、焼成前の不融化工程で酸素を含んでしま うことから、ニカロン®NL-200 やチラノ LoxM®といった 初期の SiC 繊維の耐熱性は 1200 ℃程度で, SiC が本来持つ 耐熱性を発揮できなかった. Zr という酸素の分解を防ぐ元 素を含むチラノ ZMI®繊維や, 繊維に電子線を照射するこ とで不融化工程での酸素を不要にした、ハイニカロン®繊 維(NGSアドバンストファイバー㈱登録商標)が登場 し、繊維の耐熱性は1300 ℃程度に向上した. 更なる耐熱特 性向上のために混入酸素を低減し, 元素組成を Si と C の化 学量論比に近づけるために余剰な炭素を減らしたハイニカ

author's e-mail: nakamura0141@ihi-g.com

ロン®タイプS,結晶粒径を通常の数ナノから数十ナノサ イズにまで成長させたチラノ®SA 繊維が,最も耐熱性の 高い繊維として開発された.使用条件等によるが,現在こ の2種類の繊維が1400℃という高温環境で利用可能な繊 維として入手可能である.

細径 SiC 繊維の開発は日本が先行したが、米国において も Sylramic ®繊維(シーオーアイ・セラミックス・イン コーポレーテッド登録商標)が EPM プロジェクトで開発 された. さらに米国 UEET (Ultra-Efficient Engine Technology Program) プロジェクトでは Sylramic 配繊維を高温 処理することにより、繊維表面の BN 層を安定にした Sylramic[®]-iBN繊維が開発された. ただし, Sylramic[®]繊維は コストが高いこともあり、主な使途は研究開発に限定され ている.近年米国を中心に CMC の耐熱目標を 2700 F (1482 ℃)と設定する研究が見られる.前述のように現在 入手可能な SiC 繊維の耐熱温度は 1400 ℃であり、CMC の耐熱性向上には繊維の改善が必要となっている. このよ うな流れを受け、SiC 繊維の更なる耐熱性の向上をめざし、 NASA が Transformational Tools and Technologies (TTT) Program で, 2700度 F 級の開発を行っている. SiC 繊維の 結晶粒径を大きくするとクリープひずみ速度などが減少す るが、粒径の増大に伴って一発の破断強度は低下すること から,これらのバランスのとれた粒径をめざしている.ま た,繊維内部で粒径が細かく、気孔や余剰炭素も見られる ため、繊維外部と同様となる均質な組織をめざしている [1]. また, SiC 繊維はアモルファス構造であるため高い破 断伸び=破断強度が発現されるが,前述のハイニカロン® タイプS繊維等においても1400 ℃を超える高温で、アモル ファス構造から再結晶が進み, 強度が低下する. 1400 ℃を 超える温度域でアモルファス構造を維持し、同時に繊維の 製造コストを下げる取り組みとして, Si と C 以外の元素を 含めた繊維がポリマーから開発されている.ポリシロキサ ンを用いた SiCN 繊維や、ポリシラザンを用いた SiOC 繊 維、ポリボロシラザンを用いた SiBCN 繊維の研究が米国の 大学を中心に進められている[2].

繊維の耐熱性が高いと、CMCの高温強度が改善される のみでなく、CMCのマトリクス成形温度に自由度が増す 利点があり、そのメリットは大きい.現在日本においては これらSiC 繊維の耐熱性向上の取り組みが見られず、中長 期的な繊維の競争力維持には課題となっている.

6.2.2 界面について

繊維とマトリクスの界面には、互いが固着するのを防ぐ コーティングが施工されている.界面コーティングはマト リクス中に入ったクラックが繊維に伝播しないよう、界面 層中でクラックを逸らす働きを持つ.また、クラックが 入った後に、繊維とマトリクスの摺動を円滑に行う.図1 に繊維と界面の断面組織の例を示す.

(1)炭素(C)

クラックを逸らすには、炭素の一形態であるグラファイ トが有効である.グラファイトは強固な共有結合を持つ面 と、その面間を弱いファンデルワールス結合がつないでい る.繊維に平行に共有結合の面が存在する場合、クラック



図1 繊維と界面の組織例.

が繊維を切断せず,弱い界面内のファンデルワールス結合 を切断する方向(繊維に平行な方向)へクラックを逸らし てくれる.界面コーティングの厚さは百ナノメートル~ 1ミクロン程度[2]の薄いものが一般的であるが,施工さ れていない場合は繊維強度がほとんど発現されず,極端に 低強度の材料となる.CMCにとって界面コーティングは 非常に重要なものである.

SiC系CMCでは、初期には炭素界面をin-situで成形する 試みも見られたが、メタンを原料ガスとした CVI にて行う C界面コーティングが実用化され、安定した強度の発現が 得られた. バッチ処理 CVI (Chemical Vapor Infiltration, 化学気相含浸)による炭素界面施工は、技術難易度は それほど高くなく、初期の CMC として DuPont 社等から製 造販売された. ただし、C は大気中では 500 ℃以上で酸化 消失する. C界面が酸化消失すると、繊維とマトリクスが 互いに酸化して固着し、界面のない CMC と同じ状態とな る. このため、初期の CMC は 800 ℃~酸化が顕著となり、 CMC として求められる高温耐久性が十分でなかった. 特 にSiCマトリクスが酸化保護膜を形成する 1000 ℃以上まで に強度の底が存在し、中間温度域の強度が問題視された. (2) 窒化ホウ素 (BN)

C界面の酸化問題を解決するため、 仏ボルドー大の Naslain 教 授 や Societe europeenne de plopulsion (以 後, SEP と略記する)社(現在は SAFRAN グループの Safran Ceramics 社)が中心となり、Cより耐酸化性の高い BN 界面コーティングが開発された. 原料ガスとしては BCl₃ とNH3を用いるのが一般的である.BN は耐酸化温度が 700℃以上であり、マトリクスに覆われた場合はより高い 温度でも顕著に酸化されない.特に高温で製造された結晶 性の良い BN は、水蒸気による酸化にも耐性が高いことが 報告されている[3,4]. しかしながら, CVD (Chemical Vapor Deposition, 化学気相蒸着) や CVI による高温での BN 形成は反応速度が非常に早く, Cに比べ織物内部への施工 が難しい.よって、SiC 繊維を織物にしてからバッチ式で 施工する C 界面と違い、織物を形成する前に繊維上に処理 する連続式施工が好ましいとされている.連続式の BN 界 面は, 米国 Advanced Ceramics Corporation, NASA, 日本 カーボン社のグループが開発に成功したが、高温処理によ

る糸切れの多発で,BN界面コーティングの施工から撤退 した.現在はGE社,およびIHIが主に連続式BN界面の施 工を行っている.

(3) その他

BN は高性能型界面コーティングとして主流であり、こ れに変わる材料は、アイデアとしては雲母や多孔質なも の、繊維やマトリクスと接着しないものなど多数提示され ているものの[5]、BN 界面コーティングを超えるものはま だ見つかっていない.なお、BN 界面の改良としては、Si をドープした B(Si) Nが開発されている.Siの添加により BNの耐酸化性向上をめざしたものである.ポストBN界面 の開発としては、米国 Air Force Research Laboratory のグ ループが、希土類酸化物として Y₂Si₂O₇ の界面の開発を 行っていると報告している.Y₂Si₂O₇ 界面はスラリーに よって施工されているが、比較的均質な膜形成が可能と なっている.

また,日本ではIHIも参画した第 I 期の SIP (戦略的イノ ベーション創造プログラム)において,ポスト BN 界面と して Yb₂Si₂O₇ 界面の開発が進められた. CVD により繊維 織物上への施工に成功している[6].

6.2.3 マトリクスについて

SiC マトリクスとしては,気相含浸 (Chemical Vapor Infiltration,以後 CVI),液相含浸 (Polymer Impregnation and Pyrolysis,以後 PIP)法,溶融含浸 (Melt Infiltration,以後 MI)法が主な施工方法である.その他スラリー法などもあるが,この3手法が主流である.それぞれ一長一短があり,互いに組み合わせて用いることが多い.

(1) CVI法

CVI法はCVDを減圧下で行い,繊維間のような細い隙間 にもマトリクスの形成を可能としている.CVI法による SiCマトリクスは,主に仏Naslain教授とSEP社等によって 開発された.メチルトリクロロシラン等の原料ガスの熱分 解反応により,SiCマトリクスが形成される.織物内部へ なるべく均質に含浸するため,反応速度を十分に下げてお り,含浸プロセスに長い時間を要する.炉中の含浸速度差 が生じる事が多く,含浸対象の設置位置の置き換えが必要 で,プロセス中に炉の起動・停止サイクルが必要となる. 含浸反応性の高い副生成物の処理が可能な特殊な装置を必 要とし,技術的に難しく高コストとなる課題がある.

気相での製膜であり、緻密で純粋な SiC の膜状組織とな るため、剛性や熱伝導率が高い. SiC 繊維の剛性は200~ 400 GPaであるのに対し、CVIマトリクスの剛性は400 GPa 程度と繊維に比べて高い. そのため、CFRP のように繊維 が荷重を負担する複合材と異なり、荷重を負荷すると最初 はCVI法で施工されたマトリクスが比較的高い荷重を負担 し、CVIマトリクスにマイクロクラックが入る. その後応 力歪み線の線形域を越えてくると荷重が繊維へ再配分さ れ、繊維がより多くの荷重を負担することになる. CVI マトリクスクラック導入時に界面が機能し、繊維が破断し ていない場合、最終的な材料の破断は繊維の強度で決ま る. また、CVIマトリクスは純粋な SiC であることか ら、PIP やスラリー法で形成される不純物や割れを含むマ

トリクスに比べ,耐熱性や熱伝導率が高い.

(2) PIP法

ポリマーを繊維織物に含浸し,焼成してセラミック化す ることでSiCマトリクスを形成する手法である.原料ポリ マーには,ポリカルボシラン等のSiC繊維製造に用いられ る原料が適用される.SiC繊維の焼成時に体積収縮を起こ すため,砕けた組織でO(酸素)や余剰のC等を含んだ塊 状組織となる.低コストであるが,必要な含浸量を得られ るまでにサイクルを何度か繰り返す必要がある.また,砕 けた組織のため,耐酸化性のシール機構は期待できない. ただし,前述のCVI法のみでCMCを製造するよりも製造 期間は短くなるため,開発初期の日本では,CVI法で施工 後にPIP法で残りの空間を埋める組み合わせプロセスによ るマトリクス含浸が主に進められた.

図2にCVIとPIPでマトリクスを形成したCMCのミク ロ組織を示す.CVIは繊維上に形成された緻密な組織であ り,PIPはその間を埋める砕けた組織であることがわかる. この組織から明らかなように,CVI相は純粋なSiCの特性 に近く高弾性率,高熱伝導率であり,PIP相は見かけ上低 弾性率,低熱伝導率となる.

(3) MI法

MI 法は GE 社を中心に開発された. 骨材としての SiC 粉末と原料のC粉末や樹脂を混合した後に繊維織物に含浸 し,その後溶融した Si をかけることで Si と C を反応させ, SiC マトリクスを形成する手法である. 短時間で気孔の少 ない緻密な組織を形成できるが,反応速度が速すぎて制御 が難しく,残留 Si を数%含んだマトリクスとなる. そのた め,1300 ℃を超え Si 融点近くになると,残留 Si の溶出によ り強度が低下するという問題がある. 本手法による材料の 耐熱温度は一般的に 1350 ℃と言われている. また,含浸温 度がSiの融点である1412 ℃を越える必要があり,繊維の強 度低下が問題となる. そのため, CVI 等により繊維を保護 した後に行われる. また, MI のプロセス温度は, Si の融点 以上であり繊維を傷めない 1450~1500 ℃程度で行われる ことが多いが,プロセス中の温度制御も重要な課題である.

6.2.4 コーティングについて

Si系のセラミックは、水蒸気雰囲気中において Si(OH)₄



図2 CMCのミクロ組織例 (CVI+PIP法).

として減肉することが知られており, CMC を航空エンジ ンやガスタービンに適用する際に耐環境コーティング (Environmental Barrier Coating, 以後 EBC)の重要性が唱 えられてきた.

EBCとしては、1999年までに米国 EPM (Enhanced Materials Program) プロジェクトにおいて、第一世代の EBC が SiC/SiC 用に開発された.トップコートとしてはバリウ ムストロンチウムアルミノシリケート(以後,BSAS),ボ ンドコートとしてはムライト、BSAS の混合組織、さらに 下地に Si を施工した 3 層コーティングである.この EBC は SiC より 2 桁減肉量が小さく、耐用温度 1200~1300 ℃の EBCとして米国でスタンダードになっている.なお、 BSAS の耐水蒸気性はより高い温度であるが、BSAS と SiO₂ の共晶反応が耐熱温度の制限となっていることが NASA 等から報告されている.ボンドコートにSiを用いて いるため耐用温度は 1300 ℃程度となり、EBC の耐熱性の 課題となっている.米国では 2700 F級の目標を達成するた め、より高温に耐える EBCとして、Si-Hf系のボンドコート の開発が NASA で行われている[7].

トップコート材の探索として, Klemm は, 様々な耐熱材 料に対して実際の燃焼ガス環境を模擬したバーナーリグ試 験を実施し, 燃焼ガス中の水蒸気による供試材の揮散・減 肉速度と熱膨張係数との関係を定量的に評価した[8].

日本ではCFCC (Continuous Fiber Ceramic Composites) プロジェクト (「非酸化物系セラミックス複合材料の燃焼 環境下での耐久性向上研究」, NEDO 委託研究) 等におい て,1300 ℃級の耐用温度をめざした希土類酸化物系の EBC が開発された.トップコートはLu-Si-O系,ボンド コートは Yb-Si-O系を適用し,静的な環境下であるが 1300 ℃1000時間以上の評価を実施している.さらに,IHI も参画した第I期 SIP において,1400 ℃級 EBC の開発が進 められた[6].

近年では、中東等での航空輸送量の増加や、航空機エン ジンタービン入口温度の高温化に伴い, EBC に砂・火山灰 等の溶融物 (Calcium-magnesium alumino-silicate:以後 CMAS) に対する耐性も重要になっている. EBC 表面に付 着したCMASはEBCと反応・溶融し、EBC内へ浸透する. 希土類シリケートの耐CMAS性は, BSAS系EBCよりも優 れることが知られている[9]. これは、希土類シリケート層 がCMASと反応しCa成分を多く含むApatite 等を形成す ることで、CMAS中の融液残量が大幅に低減しEBC内への さらなる融液の浸透が抑制されるためである. Apatiteの 作り易さは、希土類元素のRE3+のイオン半径に依存して おり、イオン半径が小さい Sc3+, Lu3+, Yb3+等は Apatite を作りにくいことが知られおり, 耐 CMAS 性の観点か らは有効でないと考えられる. 今後エンジン燃費向上に向 けた部品表面温度の上昇が起きるため, EBC-CMAS 間の 反応が一層の課題となってくる. IHI は現在進められてい る NEDO 助成事業「次世代複合材創製・加工技術開発」の 中で,1400 ℃で耐 CMAS 性を持つ EBC を開発中である.

6.2.5 適用部品開発について

GE社は、CMCの適用候補として燃焼器ライナー、静翼、

シュラウド,動翼,タービンフレーム,排気ノズルフラッ プ等を挙げており,燃料消費率,推重比に与える効果を示 している[10].この試算は CMC が現状より 93 ℃耐熱性を 向上した場合(超合金の耐熱温度より 204 ℃高い)で検討 され、タービンエアフォイル全てに CMC を適用した場合, 燃料消費率は数%改善され,推重比は10%以上改善される ことが示されている.

CMC の最初の適用としては,SAFRAN 社が軍用機向け M88-2 エンジンの排気ノズルフラップに用いた例が挙げら れる.本部品のマトリクスは SiC であったが,繊維は炭素 繊維であり,C/SiC 材である.

GE 社はシュラウドや燃焼器ライナーを試作し,ガス タービンでの長時間搭載評価を行った.また,翼部品とし ては F35 用開発エンジンである F136の低圧タービン 3 段 静翼に,CMC 静翼を適用してエンジン搭載評価を行った [11].動翼では F414, ADVENT という開発エンジンにお いて,タービン動翼の搭載試験を行っていることが報告さ れている.また,民間機向けの最初の適用として LEAP エンジンの高圧タービンに CMC シュラウドを実用化した [12].また,GE90の後継となる GE9X エンジンにおいて, シュラウドの他に燃焼器やタービン静翼にも CMC を適用 していることが報告されている.

日本においては ESPR プロジェクト (Research and Development of Environmentally Compatible Propulsion System for Next-Generation Supersonic Transport; 「環境適合型次世代超音速推進システム」研究開発, NEDO 委託研究) にて, CMC の適用に向けた開発が進められた[13]. 対象部品としては, タービンシュラウド, タービン静翼等である.

その後 METI や NEDO の開発プロジェクトにおいて, IHI は CMC の静翼や動翼の開発を進めてきた[14]. ター ビン静翼においては中空,および中実の2形態につき,産 業用ガスタービンに搭載してエンジン環境での耐久試験を 行った. その結果有効性を示した.

なお、IHI は NEDO 委託研究「次世代構造部材創成・加 工技術開発」の中で、1400 ℃級のCMC材料を開発した.本 開発材を用いて、部品の試作・評価も行っている.図3に 試作したシュラウドの外観を示す.現在実施している NEDO 助成事業「次世代複合材創製・成型技術開発」にお



図3 試作した CMC シュラウド.

いて、本試作部品を用いたエンジン搭載試験を行い、問題 なく試験を終了した.

6.3 まとめ

航空機用エンジンの耐熱材として適用が始まった CMC は、繊維、界面、マトリクス、コーティングの各材料構成 要素の全てにおいて要求技術の難易度が高く、世界的にも 製造可能なメーカーは限られているが、GE 社の実用化実 績をベースに、更なる耐熱性の向上や適用部品の拡大をめ ざし、様々な改良・開発が進められている.

今後の CMC 開発は、繊維の製造技術を日本より移管し ており、開発予算も大きい米国が牽引すると思われる.日 本としても各要素では世界をリードする技術を有している が、材料・設計・製造の全体を統合した総合的な技術が必 要である.GE 社が国の支援も受けて SiC 繊維や CMC の量 産工場を米国に整備していく中、次世代航空エンジン耐熱 材料の主役となる CMC の開発において、官民一体となっ た開発が望まれる.

謝 辞

本研究の一部は,国立研究開発法人 新エネルギー・産 業技術総合開発機構(NEDO)の研究委託を受けて実施し た成果に基づくものです.本研究を進めるにあたって,関 係各位から多くのご協力をいただきました.ここに感謝の 意を表します.

参考文献

- J. DiCarlo *et al.*, Ultra High Temperature(UHT)SiC Fiber, Presentation to NASA Aeronautics Research Institute at Completion of a Phase 2 Seedling Fund Task (03/18/ 2015).
- [2] Z. Ren et al., Am. Ceram. Soc. Bull. 98, 34 (2019).
- [3] C.G. Cofer et al., Carbon 33, 389 (1995).
- [4] Yu Cheng et al., Surf. Coat. Technol. 204, 2797 (2010).
- [5] R.J.Kerans et al., J. Am. Ceram. Soc. 85, 2599 (2002).
- [6] 北岡 諭:日本航空宇宙学会誌 68,181 (2020).
- [7] D. Zhue *et al.*, Development and Performance Evaluations of HfO2-Si and Rare Earth-Si Based Environmental Barrier Bond Coat Systems for SiC/SiC Ceramic Matrix Composites, 41st International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films San Diego, California May 2, 2014.
- [8] H. Klemm, J. Am. Ceram. Soc. 93, 1501 (2010).
- [9] D.L. Poerschke et al., Ann. Rev. Mater. Res. 47, 297 (2017).
- [10] I. Spitsberg *et al.*, Int. J. Appl. Ceram. Technol. 1, 291 (2004).
- [11] Aviat Week Space Technol. March 9, 36 (2009).
- [12] J. Steibel, Am. Ceram. Soc. Bull. 98, 30 (2019).
- [13] T. Tamura *et al.*, Research of CMC Application to Turbine Components, er2, P63-69 (2005).
- [14] 中村武志:航空機エンジン用 CMC タービン部品の開発, 石川島播磨技報 53, 34 (2013).



7. まとめ

7. Summary

檜木達也 HINOKI Tatsuya 京都大学 (原稿受付:2022年5月18日)

1970年代に SiC 系繊維の開発が成功し[1], SiC 繊維で強 化された SiC セラミックス複合材料 (SiC 複合材料)が構造 材料として注目され始めた. 耐熱性, 軽量性の観点で航 空・宇宙分野を始めとする産業分野での研究開発が進展 し、核分裂・核融合の原子力分野においては、低放射化特 性から核融合を中心に研究開発が進展した. 1990年代に結 晶性の高い第3世代のSiC繊維が開発され[2,3], これらを 用いた高結晶性の SiC 複合材料の優れた耐照射特性が明ら かになり[4], 原子力級 SiC 複合材料が確立し, ガス冷却高 速炉等の先進核分裂炉への応用に関する研究開発も進めら れるようになった。2011年の東日本大震災に伴う福島第一 原子力発電所の事故後は, 第5章で述べられているよう に, 耐高温酸化特性から事故耐性燃料として, 軽水炉への 適用が国際的にも検討され、関連する研究開発や規格基準 においても,進展が見られるようになった[5]. 航空・宇宙 分野においては、第6章で述べられているように、2016年 に民間航空機エンジンへの適用が開始されており、適用部 品や適用エンジンの拡大が見込まれている. 作製時に要求 される耐熱性から、原子力分野と同様に第3世代のSiC 繊維が用いられている. 第4章で述べられているように近 年,核融合ベンチャー企業による SiC 複合材料を用いた先 進的な取り組みも動き始めている.

SiC 複合材料開発は,航空機エンジンへの実装,事故耐 性燃料開発への米国を中心とする大型投資,近年の核融合 への注目度の向上等により、ここ10年で非常に活発になっ ている.従来の長期的な実用化をめざす基礎研究から、第 4章,第5章,第6章で示されているような実用部材開発, 第2章,第5章,第6章で示されているような耐環境特性 評価,第3章で示されているような寿命予測技術開発等, 実用化に近い応用研究へシフトしている.

表1はSiC複合材料研究開発における、核融合、ガス冷 却高速炉,軽水炉,航空・宇宙分野の主な課題をまとめた ものである.大型化や実用部材の作製技術に関しては、第 6章で述べられているように航空機エンジンで実用化され ており,第4章での核融合部材でも進められているプリプ レグ技術等水平展開できる技術開発も進められている. SiC 複合材料は強化繊維に依存した異方性もあり, 航空機 エンジンでの動翼や軽水炉での長尺管等複雑形状になるほ ど, 接合技術も含めて克服すべき課題は残されている. 高 純度 SiC に関しては、広範囲の温度域、高照射量でも優れ た耐中性子照射特性を示すことは明らかになっているが, 繊維/マトリックス界面相や, SiC 繊維や焼結材に含まれ る不純物は中性子照射の影響を受けるため、アプリケー ション毎の照射条件における耐照射特性の理解が必要とな る. 高温での特性に関しては、事故時を想定すると原子力 分野においても航空・宇宙分野においても耐酸化特性は必 要となる.特に軽水炉の事故耐性燃料では第5章でも述べ られているように、耐水蒸気特性が重要となるが、航空

n				
	Fusion	GFR	LWR	Aerospace
Large scale development	\checkmark	\checkmark	\checkmark	✓
Joining	\checkmark	\checkmark	\checkmark	✓
Neutron irradiation	✓ (high dose and high temp.)	✓ (high dose and high temp.)	 ✓ (low dose and low temp.) 	_
High temp. strength	\checkmark	\checkmark	✓ (accident)	✓
High temp. Oxidation	✓ (accident)	✓ (accident)	✓ (accident)	✓
Corrosion	✓ (LiPb)	-	✓ (water)	_
Hermeticity or hermetic coating	\checkmark	\checkmark	\checkmark	_
Environmental barrier coating	-	-	\checkmark	✓
Lifetime prediction	\checkmark	\checkmark	\checkmark	\checkmark
Standardization	\checkmark	\checkmark	\checkmark	✓

表1 核融合、ガス冷却高速炉、軽水炉、航空・宇宙分野での SiC 複合材料研究開発課題.

Open Innovation Institute, Kyoto University, Uji 611-0011, Japan

author's e-mail: hinoki.tatsuya.3n@kyoto-u.ac.jp

機・エンジンにおいても同様な温度域での耐水蒸気特性が 必要であり、共通の課題となる。第2章で述べられている ように、セラミックスの腐食に関しては、不明な点が多く 特に、照射下での腐食に関しては、今後更に理解を進めて いく必要がある.第2章,第5章,第6章でも述べられた ように、防食、表面改質を含めて SiC 複合材料に適用可能 な耐環境被覆技術の開発が必要なる. セラミック複合材料 は破壊や劣化のメカニズムが金属材料とは異なり,第3章 で述べられたように,破壊挙動の理解に基づく寿命の理解 が重要な課題となる.実用化の上では規格・基準は重要な 要素である. 航空機エンジンでは既に実装されているの で,確立されている部分もあるが,原子力分野においても, 事故耐性燃料や高温ガス炉を念頭に、米国では ASME (The American Society of Mechanical Engineering) や ASTM International での整備が進められている.表1で示 した課題には大きなブレークスルーを必要とするものも含 まれており、大学等の研究機関で開発された活用できる技 術もあるはずである.また,設計とリンクするものも多い ため,実用化のための要件に関する産業界の知見は必要で ある.これらの課題の解決には産学連携が重要になると考 えられる.

最後に,SiC 複合材料は過酷環境で使用できる金属に変 わる材料として,航空・宇宙分野や原子力分野への適用が 検討され,進められている.航空・宇宙分野も原子力分野 も非常に過酷環境であり,全く異なるようで共通する課題 も多い.米国でも各分野でコアとなるコミュニティは異な るが,米国セラミックス協会の会議では,それぞれの分野 のセッションや破壊挙動などの共通するテーマも含めて, 主要な研究者が一堂に会する.国内でも,米国から数年遅 れで,コミュニティが広がり始めている.本特集が原子 力・核融合分野と航空・宇宙分野を繋げることに貢献し, 限られたリソースの中で,国内のSiC 複合材料開発を促進 し,航空・宇宙や原子力を中心に幅広い分野で日本が世界 をリードできる一助となれば幸いである.

参考文献

- [1] S. Yajima et al., Nature 261, 683 (1976).
- [2] M. Takeda et al., J. Nucl. Mater. 258-263, 1594 (1998).
- [3] T. Ishikawa et al., Letters to Nature 391, 773 (1998).
- [4] T. Hinoki et al., J. Nucl. Mater. 307-311, 1157 (2002).
- [5] S. Kondo et al., J. Nucl. Mater. 464, 36 (2015).

∞ 小特集執筆者紹介 ∽∞ ∞



小西哲之

京都フュージョニアリング株式会社共同創 業者・取締役・chief fusioneer.東京大学博 士(工学).専門は核融合工学全般,サステ イナビリティ学.京都大学は無事退官した ものの,会社のほうが有名になってしま

い,核融合は生涯現役.専門はトリチウム,ブランケット,炉 設計,安全性経済性などを一通りやり,最後は「核融合炉の実 現のための装置」として核融合起業,経営を追加.現在の特技 は農学系の特任教授としてアーティチョークの栽培.



近藤創介

東北大学金属材料研究所 准教授.博士(エネ ルギー科学)・京都大学大学院.学生時代から 構造材としてのSiC研究を行っている.学位論 文では加速器照射下での原子挙動の研究を,

ポスドクでは米国オークリッジ国立研究所で強度との相関に ついて,京大に帰ってからは腐食について研究し,東北大では それらを組み合わせた防食法を探っている.趣味のギターに も25年間熱中しており,同じ対象にいつも新鮮な気持ちで向 き合うことが得意なのかも知れないと最近思っている.



野澤貴史

量子科学技術研究開発機構,核融合炉構造材 料開発グループ・グループリーダー.

京都大学博士(エネルギー科学). SiC/SiC 複合材料のマクロ・マイクロメカニクスを専門. ここ数年は低放射化フェライト鋼を中心に, 微小試験片技術や材料の規格化に向けた活動など,実用化をめざした研究開発に従事.一時始めた運動も,ここ最近は自粛モードで身も心も残念な感じですが,家族マラソン参加を新たな目標に再始動(の予定)です.



檜木達也

京都大学 オープンイノベーション機構 特定 教授. 原子力, 核融合, 航空宇宙を対象とした 耐環境材料開発を行っている. SiC 複合材料開 発をはじめ, SiC 繊維強化タングステン複合材

料, 耐環境被覆技術開発などを行っている. 特技はフリスピー キャッチ(ミミ, シーズー, 7歳).



なか むら たけ し

航空・宇宙・防衛事業領域 技術開発センター 材料技術部 主幹,工学修士(名古屋大).

入社時より航空機用エンジンのCMC部材開発 に携わってきました.航空機エンジン用部材

は耐熱性を上げることが最も重要で、材料的な見地から界面・マトリクス・耐環境コーティングの改良に取り組んでいます. 趣味は映画鑑賞で、ジャンルによらず年間20本くらいのペースで観ています.