

## セラミックス製の原子炉を目指した防食被覆技術の開発

近藤 創介<sup>a</sup>, 且井 宏和<sup>b</sup>, 下田 一哉<sup>c</sup><sup>a</sup> 東北大学 金属材料研究所 (〒 980-8577 宮城県仙台市青葉区片平 2-1-1)<sup>b</sup> (国研)産業技術総合研究所 (〒 463-8560 愛知県名古屋市守山区下志段味穴ヶ洞 2266-98)<sup>c</sup> (国研)物質・材料研究機構 (〒 305-0047 茨城県つくば市千現 1-2-1)

## Development of Corrosion-Resistant Coating Technology for Ceramic-Based Nuclear Reactors

Sosuke KONDO<sup>a</sup>, Hirokazu KATSUI<sup>b</sup> and Kazuya SHIMODA<sup>c</sup><sup>a</sup> Institute for Materials Research, Tohoku University (2-1-1 Katahira, Aoba-ku, Sendai-shi, Miyagi 980-8577, Japan)<sup>b</sup> National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (2266-98 Anagahora, Shimoshidami, Moriyama-ku, Nagoya-shi, Aichi 463-8560, Japan)<sup>c</sup> Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science (1-2-1 Sengen, Tsukuba-shi, Ibaraki 305-0047, Japan)

Keywords : SiC/SiC, CVD, Nuclear Materials, Ceramics, Corrosion

## 1. はじめに

2011年の福島第一原子力発電所事故では、全交流電源喪失および最終ヒートシンクの喪失が致命的となり、ジルコニウム合金製被覆管と水との酸化発熱反応が、さらなる燃料温度の急上昇を誘引し、炉心損傷を引き起こしたと考えられている。廃炉作業は現在も続いており、それらがうまく進んだとしても広範囲に拡散した放射性物質が社会に与えた影響の深刻さは言うまでもない。このことから、事故時にも炉心溶解を免れるような耐熱セラミックス材料で軽水炉の炉心構造体を構成することや、より抜本的に安全対策がなされた先進原子炉に適用可能なセラミックス材料の開発が待たれる。近年、炭化ケイ素(SiC)繊維強化SiC基複合材料(SiC/SiC)は、高温で強度が低下しないことや水蒸気と反応しにくいことから事故耐性燃料構造体をはじめとした炉心周りの構造材料として注目され、長期的に照射による材料特性変化が調査されている。その中で防食技術は必須と考えられており、本稿では材料がおかれる環境についてはじめに概説し、始まったばかりではあるが現在我々が取り組んでいる被覆技術の開発状況について紹介させていただこうと思う。

## 2. 材料が晒される中性子照射・腐食環境

原子炉や核融合炉環境での腐食とは、炉型にもよるが水、液体金属(PB-Li etc.)、溶融塩(LiF-BeF<sub>2</sub> etc.)、高温ガス(He)などの冷媒、あるいは、核燃料(UO<sub>2</sub>)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。金属材料では腐食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が、セラミックスの場合は減肉以外も重要な点が多い。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る特性だけを考慮しても、セラミックスでは腐食の理解とその速度低減が金属

材料以上に重要であると予想できる。

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能である。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(SiO<sub>2</sub>)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る<sup>1)</sup>。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CH<sub>4</sub>, CO, CO<sub>2</sub>ガス

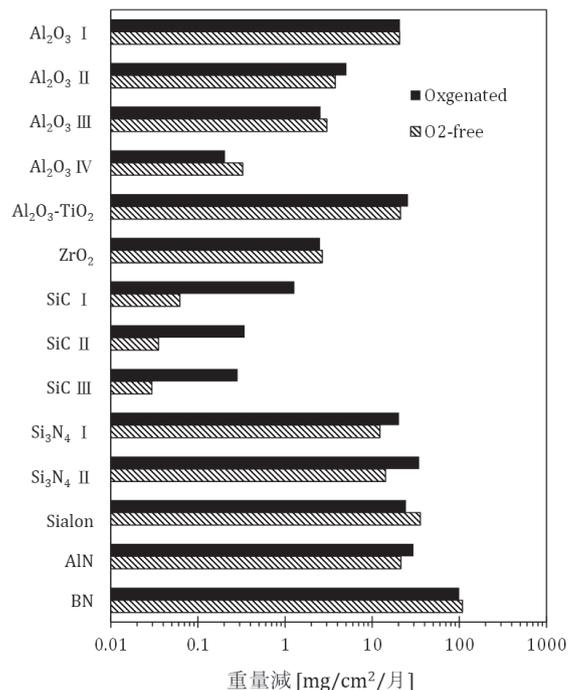
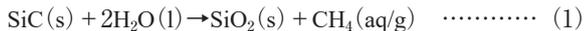
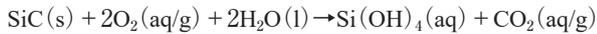
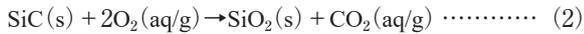


図1 エンジニアリングセラミックスの高温高圧水腐食試験後(290°C, 72時間)の重量減少量<sup>2)</sup>

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りうる<sup>2),3)</sup>。



溶存酸素がある場合はこれに加えて、式(2)や(3)などが追加で起こり、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)<sub>4</sub>)が生成する。



高温高压水素でのシリカの溶解は、その生成よりもはるかに速く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は緻密である程度高純度なSiC (SiC IIは $\alpha$ -SiC, SiC IIIは $\beta$ -SiC)であるが、0.1 mg/cm<sup>2</sup>/月の速度で腐食した場合、約3.7  $\mu\text{m}$ /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<sup>1)</sup>。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り問題である。

さらに、これらの腐食挙動は核燃料やプラズマから飛来する中性子照射により影響を受けることが指摘されている。最初の報告は高温高压水環境下<sup>4)</sup>であり、続いて液体金属<sup>5)</sup>や溶融塩<sup>6)</sup>環境下でも照射加速腐食が報告された。加速メカニズムは良くわかっていないが、防食は喫緊の課題となり世界中で被覆技術の開発が進んでいる。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<sup>7)~9)</sup>。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<sup>10)</sup>。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<sup>11)</sup>。これら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、照射試験によりセラミックスと金属との間の照射下挙動の違いから、き裂が発生するといった新たな課題が見つかった<sup>12)</sup>。このことから、SiCと照射下挙動のよく似たセラミックスを被覆に用いるべきであるが基材と被膜の接着には技術的課題が多い。我々が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<sup>13)</sup>。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厚く緻密でない方が好まれることが多かったが、原子力用途では熱伝導や中性子経済を担保するため被覆は薄い方が好ましい。そこで、厚さ数 $\mu\text{m}$ の脆性材料膜の評価法の開発も同時に行っている。

### 3. CVD 成膜技術の開発

原子炉部材における被膜は、できるだけ高純度で緻密であり、基材との密着性に優れた薄膜であることが求められる。CVDはシリコンやSiCなどの半導体ウエハー製造法や絶縁

膜の成膜法として半導体分野で不可欠な気相成長技術であり、エピタキシャル成長による単結晶膜のように完全性の高い薄膜が得られる。一方、コーティング用途でもCVDによるTiCやTiCN, TiN, AlTiNなどはプレス金型や切削工具の高硬度化、耐摩耗性の向上や長寿命化に貢献してきた。特性向上や多様な基材に適応するため、モノリシック材料の単一層を被覆するだけでなく、微細構造制御や複合化・多層化技術も進展してきた。通常のCVDは1000℃程度(または以上)の高温プロセスであり、セラミックス膜と基材・部材の熱的・機械的特性の違いにより亀裂や剥離等の損傷が問題となる。CVDではないが、セラミックス被膜の健全性を担保するために、例えば熱遮蔽コーティング(TBC: Thermal Barrier Coating)では、中間層を挿入しTGO(Thermally Grown Oxide)を考慮するなど、所謂、傾斜機能構造が適用されている。このようにセラミックス被覆の健全性担保と特性向上には、被膜と基材の機械的・熱的特性を考慮し、被覆材や膜厚等の構造設計が重要である。このため、有限要素法等のシミュレーションは有用な手段であるが、実際に形成される被膜の特性は微細構造や組織、組成により大きく変動する。また、化学的安定性や異種材料界面構造は作製してみないと検証できない要因が多い。そこで本章では、SiC基材上にアルミナトップ層を被覆するために、高強度レーザーを援用したCVD(以下、レーザーCVD)により多層膜の被覆を検証した結果を概説する。

本研究では図2に示すような高強度レーザーを援用したコールドウォール型CVD炉を用いてセラミックス多層膜の合成を試みた。レーザーはNd:YAG(波長1064 nm)やファイバーレーザー(波長1080 nm)といった近赤外域の高強度レーザーを用いており、基板に照射することで1000℃以上まで急速に加熱して成膜する。このレーザーCVDによる成膜速度は一時間あたり数十 $\mu\text{m}$ ~数mmで成膜が可能であり、原料や反応ガスを切り替えることで、数十 $\mu\text{m}$ の膜厚であれば比較的短時間で多層膜を被覆することができる。

Si原料としてCVD-4000(Starfire社製)、Al原料としてAluminum acetylacetonate(Al(acac)<sub>3</sub>, Sigma-Aldrich社製)を

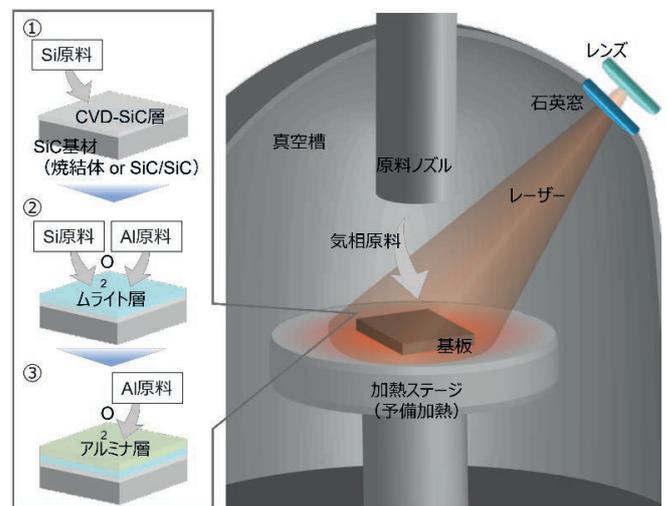


図2 レーザーCVD装置と三層成膜工程の概念図

用い、これらの2種の原料蒸気と酸素の組み合わせにより、SiC、ムライト、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ を積層した。具体的には、①Si原料のCVD-4000は単一原料でSiCが形成される(下地層)。②Si原料とAl原料、および酸素を供給することでムライト層が形成される(中間層)。③Al原料蒸気と酸素により $\text{Al}_2\text{O}_3$ が形成される(トップ層)。成膜速度は成膜条件にも依るが、本研究では各層5min以内(成膜時間は合計で15min程度)であり、基材を反応炉内に設置し、昇温・成膜・降温工程を含む1バッチあたりの時間は長く見積っても1時間以内であった。このような高速成膜技術により多層膜の最適化を比較的短時間で進めることができる。

図3に成膜温度1050℃で合成したアルミナ被覆の断面SEM像を示す。図3(a)はSiC下地層に直接的にアルミナを被覆したものであり、アルミナ層中の亀裂やアルミナ/SiC下地層界面に剥離が著しく生じた。これは、アルミナとSiCの線熱膨張係数の差により、成膜温度(1000℃以上)から室温に降温する際にアルミナトップ層の最表面には高い引張応力が発生するためと考えられる。一方で、ムライト中間層を挿入することで熱応力は緩和され、亀裂や剥離の発生は大幅に抑制されたことがわかる(図3(b))。ここで、ムライト層

のAl/Si組成は成膜時のSi原料とAl原料の供給比により調整でき、Si過剰(Siリッチ:Al/Si=2.7)組成とAl過剰(Alリッチ:Al/Si=4.6)組成を用意し、後述するようにムライト組成が界面強度に及ぼす影響を調べた。

アルミナは多数の準安定相( $\chi$ ,  $\kappa$ ,  $\eta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ や $\theta$ )が存在し、1000から1100℃の熱処理で安定な $\alpha$ 相になることが知られる<sup>14)</sup>。CVDによるアルミナの形成相は成膜温度だけでなく他の成膜パラメータ(圧力や原料の飽和度など)にも影響されるが<sup>15)</sup>、本研究におけるアルミナトップ層は成膜温度1050℃では $\gamma$ 相が、1200℃では $\alpha$ 相が形成された。 $\gamma$ アルミナに比べて、より高温が必要な $\alpha$ アルミナでは亀裂や剥離を抑制することは困難であったが、成膜条件や膜厚を最適化し、図4に示すような多層膜が形成された<sup>16)</sup>。表面は微細な結晶自形の集合体で緻密質であり(図4(a))、断面には微小なクラックが多数存在するものの、剥離はみられない(図4(b)および(c))。断面TEM観察からは、数十~数百nm幅で柱状に成長したムライト層上に、微細なアルミナ結晶粒を介して比較的粗大な $\alpha$ アルミナ粒が成長することがわかった(図4(d, e, g, h))。一方、ムライト/SiC界面には数百nmの非晶質なSiCO遷移層を介して密着した界面が形成された

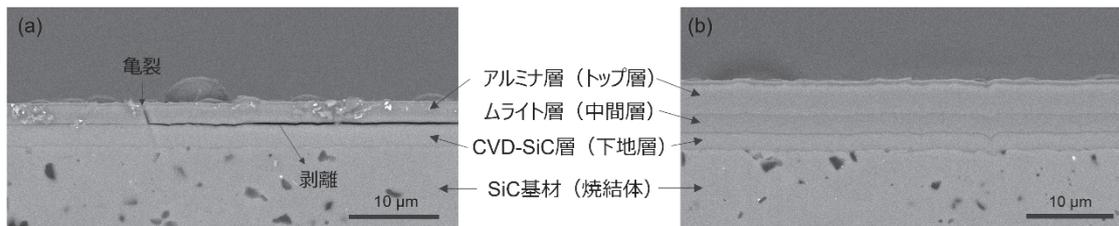


図3 レーザーCVDによりSiC基材上に成膜したアルミナ/SiC(a)およびアルミナ/ムライト/SiC(b)多層膜の断面SEM像

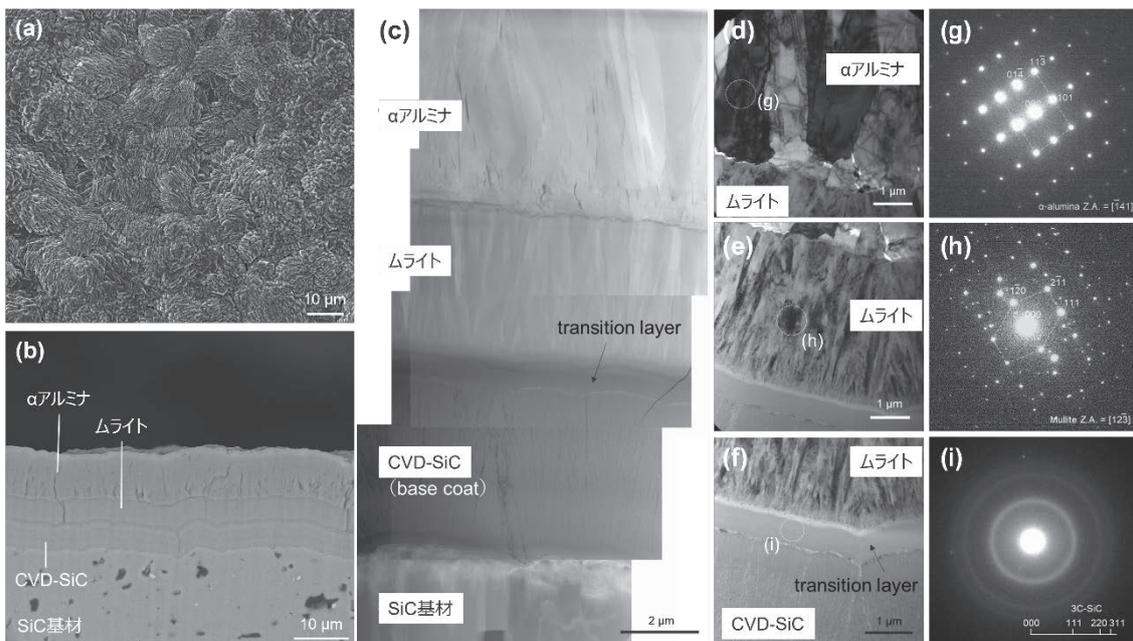


図4  $\alpha$ アルミナをトップ層とする多層膜の微細構造:

表面(a)および断面(b)SEM像、断面STEM-HAADF像(c)、 $\alpha$ アルミナ層(d)、ムライト層(e)、およびムライト層/SiC層界面(f)のTEM明視野像、 $\alpha$ アルミナ層(g)、ムライト層(h)、遷移層(Transition Layer)(i)の制限視野電子線回折像<sup>16)</sup>(Elsevierから許可を得て転載)

(図4 (f, i))。CVDにより高温で形成される $\alpha$ アルミナを直接的にSiC基材に被覆することは難しいが、レーザーCVDにより多層膜を高速(短時間)で合成し、その微細構造や組成、結晶相を調べながら条件最適化を図り、ムライトや遷移層を介することである程度の健全性を担保して被覆することができた。

#### 4. セラミックス被膜の評価

##### 4.1 密着性の評価

CVDによる硬質なセラミックス被膜、特に各層が数 $\mu\text{m}$ 程度となるような多層セラミックス被膜の各界面の密着性を評価する手法は残念ながら標準化されていない。ここでは、繊維強化型複合材料の層間剥離強度試験<sup>17)</sup>に用いられるダブルノッチ型圧縮試験を参考に、FIBによる試験片作製とナノインデントを用いた圧縮によるせん断試験を行った。図5 (a)には薄膜断面に形成された4本の試験片の真上から見た像であり、(b)には試験片を横から見た像を示す。この試験片では4つの異なる層、それぞれ①基板(焼結SiC)、②CVD-SiC、③ムライト中間層、および④アルミナトップ層が確認できる。この例ではノッチ先端が③と④の間にあるので、圧縮試験中はせん断応力がムライト-アルミナ界面に負荷される(ただし、曲げ応力をキャンセルするために界面は試験片中心に位置していた方が好ましく、ほとんどの試験片ではそうなるように加工している)。(c)は典型的な破壊後の試験片である。

Siリッチなムライト組成と、Alリッチなムライト組成をもつ2種類の間層(それぞれSRM, ARMとする)を用意し、各界面の破壊強度を比較してみた結果が図6である。結果のバラツキが大きいものの、SiCとの界面、アルミナとの界面

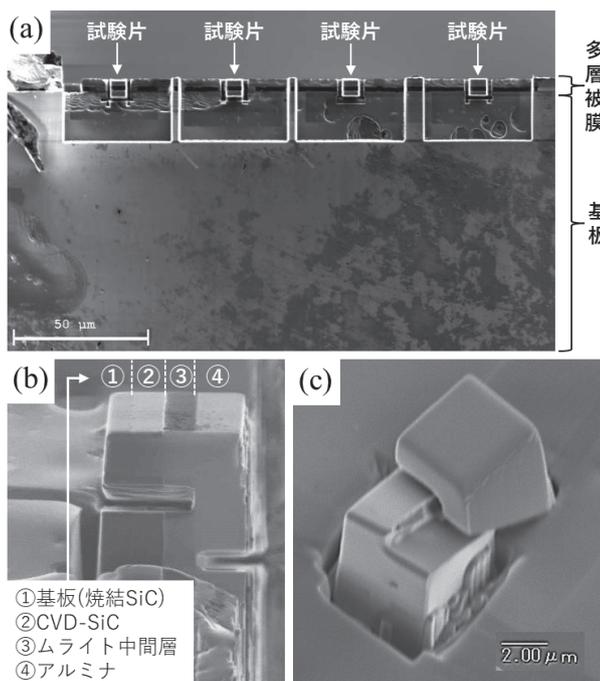


図5 セラミックス被覆の密着性評価を目的としたダブルノッチ型の微小試験片 (a, b) 試験前試験片外観, (c) 試験後

の双方でSRMが破壊強度の面で顕著に有利であることがわかる。いずれの試料でも試験片の作製は、FIBにて観察できる既存クラックの存在しない箇所から行っているため、ダブルノッチ試験片内部にたまたまクラックが存在する確率は大きくないと予想される。破面の観察からは、SRM, ARM双方でどの界面においても破壊はムライト層内で起こっていることが確認できており、何らかの理由で中間層の組成と中間層自身の強度に相関があり、目的の被膜性能を発揮するために組成制御が重要であることが示唆された。

##### 4.2 膜の多軸強度評価

軽水炉の燃料被覆管などの直接燃料と接する炉心構造材においては、管の外側被覆材には内部の燃料膨張に起因する2軸応力が負荷される。このことから、本研究では被膜にとって最も高負荷なフープ応力状態となる等2軸引張応力を膜表面に付与するため、ディスク形状の試験片を用いた圧縮(リングオンリング)試験を実施した。ここでは、SiC被膜が黒鉛基板上にCVD法により成膜されており荷重は黒鉛を介して被膜に負荷される。図7 (a)に示したように、試験片の寸法はASTM C14919-05<sup>18)</sup>を参考に外径をディスク試料と同じ $\phi 10\text{ mm}$ とし、ロードリング径は $\phi 4.5\text{ mm}$ 、サポートリング径は $\phi 9\text{ mm}$ とした。(b)に示したように、ロードリング上に乗せたボールを圧縮試験機で押下することによりサポートリ

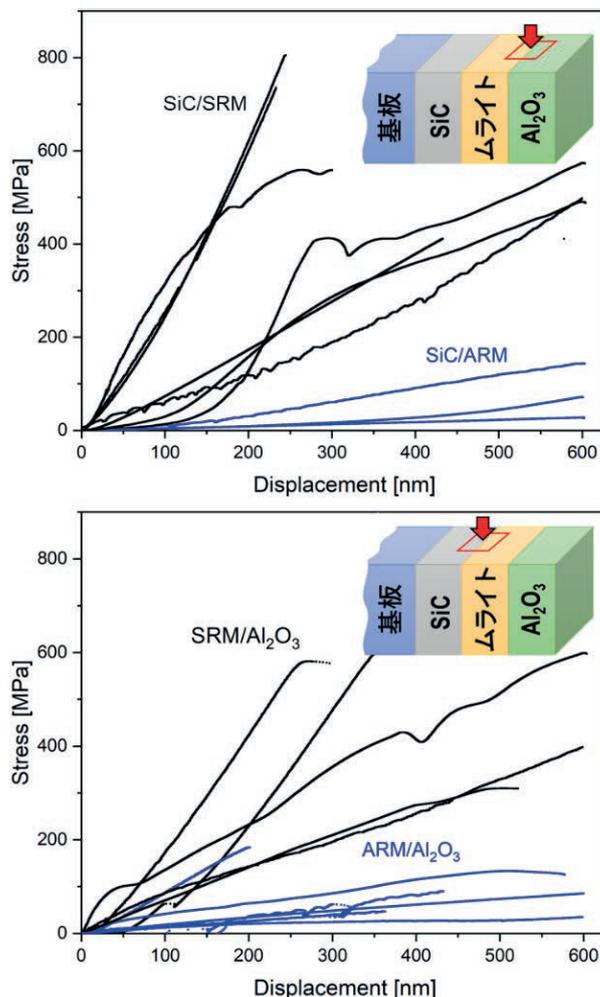


図6 各被膜界面から作製したダブルノッチ試験片の圧縮せん断試験結果

ング(上)側の試料表面には等2軸圧縮応力が、サポートリング(下)側の試料表面、すなわち被膜には等2軸引張応力が(c, d)に示した様にサポートリングの内側では一様に負荷される。サポートリングには覗き穴が設けてあり、試験中はカメラで下から覗きデジタルイメージ相関法により被膜の歪みを測定している。試料表面の歪みが線形から最初に外れた位置を破断位置として、その時の負荷荷重から Hsueh ら<sup>19)</sup>の開発した計算手法により被膜の破断応力を導出している。

図8は上記で求めた破断応力の膜厚依存を示している。図中には破断後の試料外観と、破断面のSEM像も示している。断面SEMからは破断後も被膜の基板からの剥離は認められなかった。また、き裂の起点はすべての試料においてロードリング内部で認められたこと、および、き裂が放射状に進展していることから考えて目的の等2軸応力が被膜に負荷されたと考えられる。膜厚の減少にともない強度が増加する傾向は、破壊の起点となりうる内部の欠陥の存在確率の減少を考

えれば妥当であり、膜厚が約20  $\mu\text{m}$ 以上では破断応力が約200 MPaに漸近している。CVD法で作製されたバルクSiCの一軸引張応力が250-300 MPa程度でありそれよりはやや小さな値となっているが、より初期亀裂に敏感な等2軸引張試験であることを考えればかなり緻密な成膜ができていると結論付けられそうである<sup>20)</sup>。

#### 4.3 被膜の健全性評価

SiC複合材料の高温劣化は酸素のクラックを經由した母材内部への拡散侵入による酸化脆化が最も致命的なものとして考えられている。そこで、耐酸化対策として次に考え出された最も単純な方策は、複合材料全体を被覆する方法である。このような被覆材は特に耐熱性被覆(Thermal Barrier Coating: TBC)、耐環境性被覆(Environmental Barrier Coating: EBC)と呼ばれ、近年最も精力的に研究がなされている分野である。熱負荷を受ける実用時においてCVD-SiC層、ムライト層、アルミナ層のような多層構造を持つ被覆では各層の熱膨張係

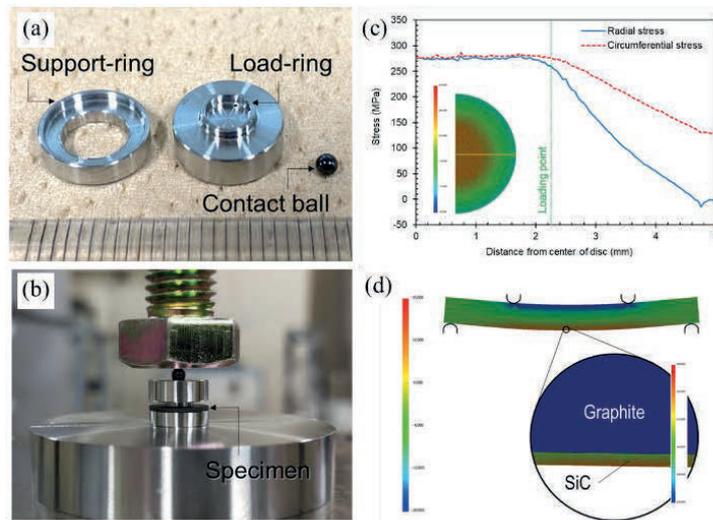


図7 被膜のリングオンリング試験の概要  
(a) 試験治具外観、(b) 試験中の様子、  
(c, d) 被膜内の応力分布についてのFEM解析結果

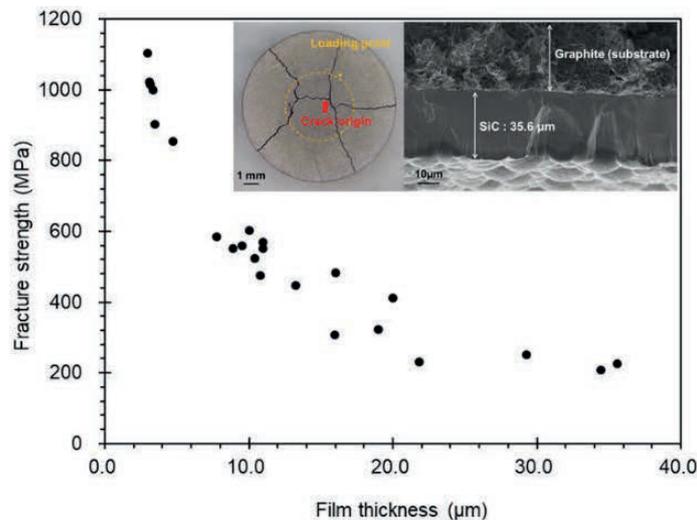


図8 被膜の破壊強度の膜厚依存

数や弾性率の違い、および両層の密着性の違いなどから熱応力を受けることから基材と被覆層との剥離という致命的な損傷を伴う可能性がある。本研究では、CVD後の膜厚を顕微鏡で計測、弾性率を実験的に取得し、軽水炉環境での定常運転時の熱履歴から被膜の健全性を数値計算で評価した。図9(a)には、CVDによるSiC複合材料上への3層構造(CVD-SiC層、ムライト層、 $\alpha$ -アルミナ層)からなるEBCの走査型電子顕微鏡(SEM)による微細組織：(a)断面写真、(b)EDSによる元素ライン分析の結果を示す。CVD-SiC層=約20 $\mu\text{m}$ 、ムライト層=約30 $\mu\text{m}$ 、 $\alpha$ -アルミナ層=約30 $\mu\text{m}$ であった。3層構造が測定領域となるようにナノインデンテーション装置を用いて、数十nm程度の圧痕を3 $\mu\text{m}$ の間隔で17点を2列インデント(最大荷重2mN, 2sec保持)することで薄膜試料による短時間(約5分/試料)試験を極薄の被膜(約50 $\mu\text{m}$ )の断面に一挙に行う連続試験を用いた。図10には、ナノインデンテーション試験による3層構造のEBCの平面イメージング：(a)硬度、(b)弾性率を示す。CVD-SiC層は、高硬度(約45GPa)かつ高弾性率(約420GPa)であり高純度のCVD-SiC材と同程度の値を示していた。ムライト層は硬度(約20GPa)かつ弾性率(約200GPa)であり、 $\alpha$ -アルミナ層は硬度(約30GPa)かつ弾性率(約300GPa)であった。

次に、き裂や剥離がない場合に各層に働く熱応力は、以下

の式(4)~(7)から計算した。

$$\sigma_t^T = \frac{E_t \Delta T [E_u h_u (\alpha_t - \alpha_u) + E_b h_b (\alpha_t - \alpha_b) + E_s h_s (\alpha_t - \alpha_s)]}{E_t h_t + E_u h_u + E_b h_b + E_s h_s} \quad (4)$$

$$\sigma_u^T = \frac{E_u \Delta T [E_t h_t (\alpha_u - \alpha_t) + E_b h_b (\alpha_u - \alpha_b) + E_s h_s (\alpha_u - \alpha_s)]}{E_t h_t + E_u h_u + E_b h_b + E_s h_s} \quad (5)$$

$$\sigma_b^T = \frac{E_b \Delta T [E_t h_t (\alpha_b - \alpha_t) + E_u h_u (\alpha_b - \alpha_u) + E_s h_s (\alpha_b - \alpha_s)]}{E_t h_t + E_u h_u + E_b h_b + E_s h_s} \quad (6)$$

$$\sigma_s^T = \frac{E_s \Delta T [E_t h_t (\alpha_s - \alpha_t) + E_u h_u (\alpha_s - \alpha_u) + E_b h_b (\alpha_s - \alpha_b)]}{E_t h_t + E_u h_u + E_b h_b + E_s h_s} \quad (7)$$

で与えられる。 $h$ は皮膜厚さ、添え字の $t, u, b, s$ はそれぞれトップコート( $\alpha$ -アルミナ層)、アンダーコート(ムライト層)、ボンドコート(CVD-SiC層)、基材(SiC複合材料)を表す。まず、軽水炉での定常運転時の燃料被覆管の内外面での温度差( $\Delta T = 100^\circ\text{C}$ )において、弾性率と熱膨張係数を用いて各層の熱応力を計算した結果、SiC複合材料では $\sigma_t = -106\text{MPa}$ 、 $\sigma_u = -23\text{MPa}$ 、 $\sigma_b = -1.4\text{MPa}$ 、 $\sigma_s = 7.7\text{MPa}$ 、となり、トップコートである $\alpha$ -アルミナ層には最大約106MPaの圧縮応

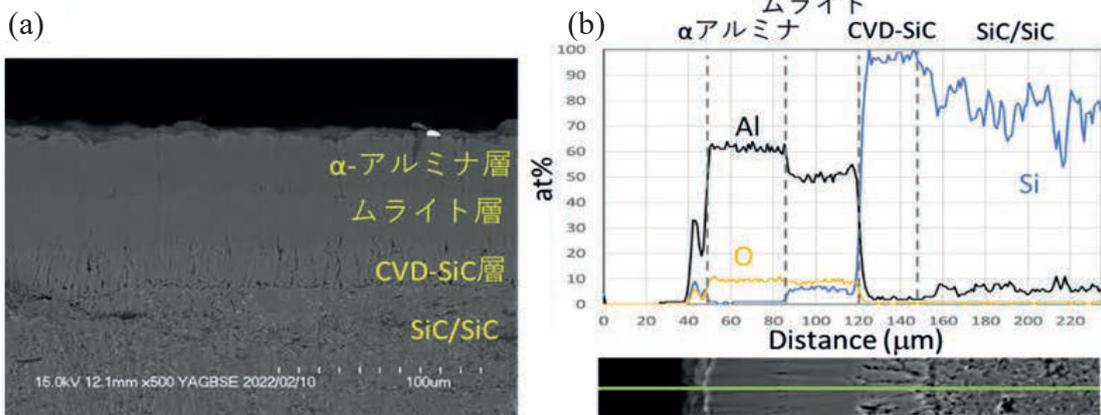


図9 SiC/SiC上への3層構造EBCの微細組織：(a)断面写真、(b)元素ライン分析

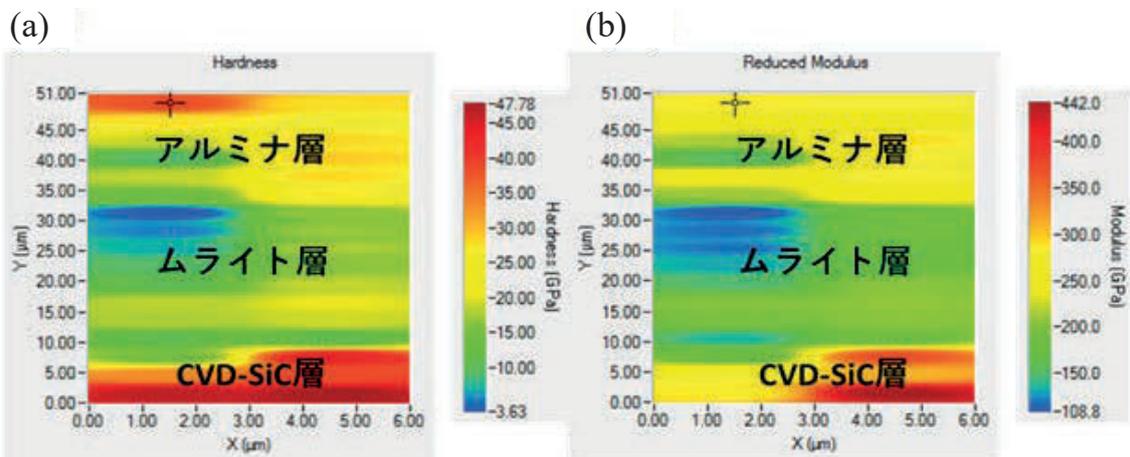


図10 SiC/SiC上への3層構造EBCのナノインデンテーション試験による平面イメージング：(a)硬度、(b)弾性率

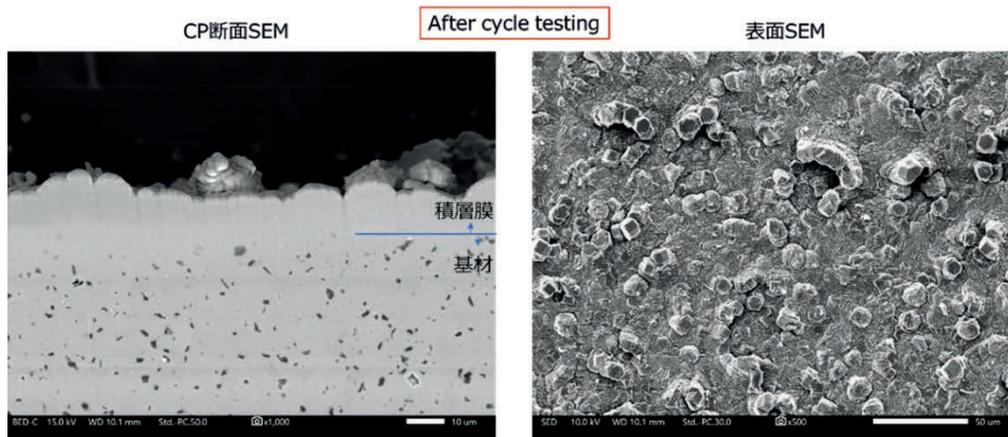


図 11 繰り返し熱サイクル試験後の FE-SEM による表断面の微細組織変化

力が働いていると考えられる。しかし、CVDによるアルミナ層は図4に示すように緻密であり、 $\alpha$ -アルミナ焼結体の圧縮強度(>2000 MPa)と同程度有すると考えると定常運転時の熱応力は全く問題ないことが簡単に予想できる。また、アルミナの限界熱衝撃温度である温度差( $\Delta T=300^\circ\text{C}$ )を与えた場合、最大約322 MPaの引張応力がアルミナトップ層にはかかるが、 $\alpha$ -アルミナ焼結体の3点曲げ強度は約440 MPaあり、不測の事態(加速試験)が起こっても被膜の健全性は理論的には高いものと予測できる。そのため、 $\alpha$ -アルミナ層を施した試料を用いて熱サイクル試験機を用い、大気中600℃、1時間保持⇔300℃、20分保持を100回繰り返す熱履歴を与えた熱サイクル試験を実際に行うことで実証実験を行った。図11には、繰り返し熱サイクル試験後の走査型電子顕微鏡による断面・表面写真を示す。顕著な変化も見受けられず優れた被膜の密着性が確認できた。

## 5. おわりに

以上、セラミックス被覆の開発状況について概説したが、やや叙述的な結果の羅列となってしまった。特に、加速腐食のメカニズムや被膜強度の支配因子に関する詳細の議論は拙稿にてほとんどできなかったが、使用中に中性子が飛来し材料中に格子欠陥を蓄積していくという特殊な環境<sup>21)</sup>と相まって、表面では複雑な現象が起こっており理解できていないところが多い。それゆえに学術的な興味がそそられる分野でもあるため、今後は本特集の読者の皆様をはじめ、異分野からのご参加やご指導をぜひ賜りたいと願っている。

## 謝 辞

本研究は文部科学省原子力システム研究開発事業 JPMXD 0220354314, JPMXD 0222682488 の助成を受けたものです。

(Received October 16, 2023)

## 文 献

- 1) 日本原子力学会；原子炉水化学ハンドブック, p.197 (コロナ社, 2000).
- 2) H. Hirayama, T. Kawakubo, A. Goto, T. Kaneko; *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 2049 (1989).

- 3) K. A. Terrani, Y. Yang, Y. -J. Kim, R. Rebak, H. M. Meyer III, T. J. Gerczak; *J. Nucl. Mater.*, **465**, 488 (2015).
- 4) S. Kondo, M. Lee, T. Hinoki, Y. Hyodo, F. Kano; *J. Nucl. Mater.*, **464**, 36 (2015).
- 5) B. Li, Y. Sheng, H. Liu, X. Lu, X. Shu, A. Xiong, X. Wang; *Materials and Corrosion*, **70**, 1878 (2019).
- 6) J. Li, L. Yan, H. Huang, Q. Huang, C. Ren, G. Lei, J. Lin, C. Fu, J. Bai; *Corrosion Sci.*, **163**, 108229 (2020).
- 7) C. Ang, C. Kemery, Y. Katoh; *J. Nucl. Mater.*, **503**, 245 (2018).
- 8) S. S. Raiman, P. Doyle, C. Ang, Y. Katoh, K. A. Terrani; *Corrosion*, **75**, 217 (2019).
- 9) P. J. Doyle, T. Koyanagi, C. Ang, L. Snead, P. Mouche, Y. Katoh, S. S. Raiman; *J. Nucl. Mater.*, **536**, 152203 (2020).
- 10) K. Yueh; SiC Composite for Fuel Structure Applications, DOE-EPRI-0000539 (2017).
- 11) R. Ishibashi, K. Ishida, T. Kondo, Y. Watanabe; *J. Nucl. Mater.*, **557**, 153214 (2021).
- 12) P. Doyle, K. Sun, L. Snead, Y. Katoh, D. Bartels, S. Zinkle, S. Raiman; *J. Nucl. Mater.*, **536**, 152190 (2020).
- 13) 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
- 14) J. Musil, J. Blažek, P. Zeman, Š. Prokšová, M. Šašek, R. Čerstvý; *Appl. Surf. Sci.*, **257** 1058 (2010).
- 15) A. Ito, H. Kadokura, T. Kimura, T. Goto; *J. Alloys Compd.*, **489**, 469 (2010).
- 16) R. Usukawa, H. Katsui, K. Shimoda, S. Kondo, M. Hotta; *Ceram. Int.*, **49**, 10946 (2023).
- 17) ASTM C1292: Standard Test Method for Shear Strength of Continuous Fiber-Reinforced Advanced Ceramics at Ambient Temperatures.
- 18) Standard Test Method for Monotonic Equibiaxial Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature. Standard ASTM C1499-04, West Conshohocken, 2005.
- 19) C. H. Hsueh, C. R. Luttrell, P. F. Becher; *Dent Mater.*, **22**, (5), 460 (2006).
- 20) S. Iwamoto, S. Kondo, H. Katsui, K. Shimoda, H. Yu, Y. Ogino, R. Kasada; *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, **1-9** (2023). DOI: 10.1111/ijac.14553
- 21) 近藤創介；セラミックス 12月号：bulletin of the Ceramic Society of Japan **49** (12), 1040-1044, (日本セラミックス協会, 2014).