

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 研究開発の目指す方向の積極的な共有を

## Let's Share the Direction of Research and Development

香川 豊<sup>\*1</sup>

KAGAWA Yutaka

セラミックスと呼ばれる物質は金属材料では持ち得ない軽量・耐熱性を持つことから、コーティングやガスタービンへの利用がすでに1950年代には検討されていた。70年近く経ち、実用化が進んだ今なお、セラミックス自体が持つ本質的な「脆さ」を克服できないまま、その弱点を巧みに打ち消して利用されている。耐熱コーティング（TBCs：Thermal Barrier Coatings）や耐環境コーティング（EBCs：Environmental Barrier Coatings）では、セラミックスの特性を活かすために様々な材料組織を作り出し、物質と組織の組み合わせ、材料と材料の組み合わせにより、セラミックスという物質の持つ利点を引き出して使える材料として利用されている。セラミックス複合材料（CMCs：Ceramic Matrix Composites）の歴史も古く、工業材料としての考え方の基礎はコンクリートの分野で考えられたものである。ガスタービン用CMCsの場合、セラミックス繊維を作製し、作製したセラミックス繊維をセラミックス中に複合化することにより小さく壊して大きく壊さない材料を実現している。「脆さ」という欠点を認めつつ、材料として物質の特徴を活かしている。これらの用途の場合、力学的特性や熱的特性などに関する理解は進んでおり、過去の知見から多くの現象を説明することができる段階であり、重要な基礎研究は終了していると言っても過言ではない。

CMCsの実用化開発が進む中、CMCs自体や使用環境からCMCsを守るEBCsでは基礎から応用に至る様々な課題が発生し、多くが未解決のまま今に至っている。新たに生まれた課題の解決には、高度な専門知識を必要とするものが多い。また、材料知識だけでは解決できず、部品としての形や使用時の環境・条件を前提として知ることが必要とされる。そのために、基礎・応用を問わず国際的なレベルの研究開発を材料分野のみから行うことは難しくなっている。材料科学と機械工学だけではなく、高温材料科学のような材料科学の新たな分野の参入

や、コンピューター科学、数理統計学などの新たな領域の専門家との共同研究開発がすでに始まっている。例えば、コンピューターの利用技術をCMCs研究開発に取り込むことから新しい分野が生まれ、新しい研究開発に発展している。バーチャルテストやデジタルツイン、人工知能を利用した解析や検査などである。材料分野からのみのアプローチではハイレベルな成果が望めないことは明らかである。

国内では、広域な科学技術分野の融合は難しいが、欧米ではすでに広範囲な技術分野の融合が開始され、CMCsやEBCs分野の発展に貢献し、新たな研究の潮流が生まれつつある。欧米に比べて研究開発者が少ない国内では、対応を工夫しなければ、魅力ある新材料のガスタービン分野への取り込みにおいて決定的な差をつけられかねない。分野を超えた融合を基にした基礎から応用に至るシームレスな取り組みの第一歩を踏み出すためには、企業から大学・国研の材料研究に対する正直な評価や注文が欠かせないと言える。このことは、欧米では当たり前のようになっていることである。しかし、筆者の経験でも、親しい間柄であっても大学や国研の研究に対して企業側から批判をしたり、注文をつけることは言いにくいようである。「これはやめて、こちらに進めたらどうか」とか「このような未解決の問題があって困っている」というようなことを研究者側に伝えなければハイレベルの研究が進まないうえに、真の産官学連携は難しいように思える。CMCsを用いた部品は国際商品であり、国際的なレベルで通用する科学技術の研究開発も同時に求められることは言うまでもない。

今回の特集に掲載されている解説を通して用いられているキーワードは「セラミックス」である。解説を「物質の特徴」と「特徴を材料として使う工夫」として見ると解説中の技術の役割が明確になるはずである。また、本特集が、材料の研究開発に対する要望を出しやすい体制や異種技術分野の融合が当たり前の状態になるための一助になることを期待している。

原稿受付 2021年6月18日

\*1 東京工科大学 片柳研究所

〒192-0982 八王子市片倉町1404-1

E-mail: kagawayk@stf.teu.ac.jp

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 先進遮熱・環境遮蔽コーティングシステムにおける材料設計

### Material Design of Advanced Thermal and Environmental Barrier Coating Systems



北岡 諭<sup>\*1</sup> 松平 恒昭<sup>\*1</sup> 山口 哲央<sup>\*1</sup>  
KITAOKA Satoshi MATSUDAIRA Tsuneaki YAMAGUCHI Norio

キーワード：遮熱コーティング，環境遮蔽コーティング，高温，物質移動，反応，粒界，界面

Key Words：Thermal barrier coating, Environmental barrier coating, High temperature, Mass transfer, Reaction, Grain boundary, Interface

#### 1. 緒言

航空機エンジンの燃費改善や発電用タービンの効率を向上させ、同時にCO<sub>2</sub>・NO<sub>x</sub>排出量の大幅削減を図るためには、燃焼器やタービン等の部品の耐熱性を向上させることにより、タービン入口温度の高温化を図ることや、高温燃焼ガス環境に曝される部品の冷却に要する圧縮空気量を削減することが効果的である。そのため近年では、タービン入口温度が1,700℃を超える高温の環境下において適用可能な部品の開発が進められている。

高温部品に使用されるNi基超合金の耐熱温度は、一方向凝固や単結晶などの結晶制御技術と高温耐食・耐酸化コーティングにより1,100℃（強度設計上では1,000℃）程度まで向上したが飽和傾向にある。そこで現在は、遮熱コーティング（TBC：Thermal barrier coating）技術と冷却技術の高度化により、タービン入口温度の上昇に対応している。現行のTBCシステムは、Fig. 1 (a)に示すように、耐熱合金基材の表面にPtAlやMCrAlYなどのAlを含む結合層を介して、破壊靱性に優れる6～8 mass% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>部分安定化ZrO<sub>2</sub>（YSZ）トップコートを付与した構造であり、基材裏面から部品全体を強制冷却する。トップコートを多孔質のセグメント（縦割れ）構造にしているのは、エンジンの起動・停止に伴うトップコート厚さ方向の温度勾配により誘起されるひずみを緩和するためである。また、YSZの組織安定性を考慮して、トップコート表面温度が最高1,200℃以下になるように設計されており、長期にわたる豊富な使用実績を有する。この良好な耐久性の一因として、結合層の酸化により生成した $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>（TGO：Thermally grown oxide）が、さらなる酸化に対する保護膜として機能する。

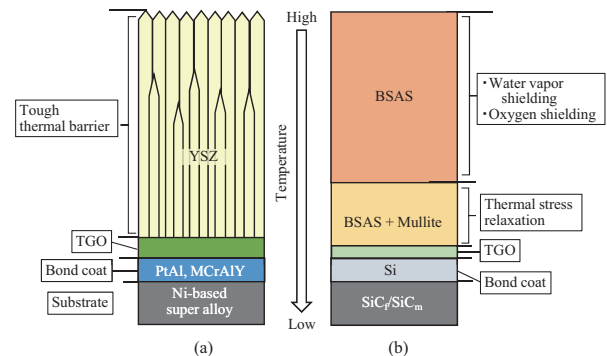


Fig. 1 Schematic diagrams of (a) conventional thermal barrier coating (TBC) and (b) recent practical applied environmental barrier coating (EBC) for hot section components in airplane engines

その一方で、地球環境問題の顕在化に伴うさらなる燃費改善とCO<sub>2</sub>・NO<sub>x</sub>排出量の削減要求の中で、TBCシステムにおいてもいっそうの遮熱特性向上とトップコートの耐用温度上昇が望まれている。そのため、現用の耐熱合金よりも軽量で耐熱性に優れるSiC繊維強化SiC複合材料（SiC<sub>f</sub>/SiC<sub>m</sub>）が注目されており、2016年に世界で初めて民間機用航空機エンジン的高圧タービンのシュラウド（静止部品）に適用されたことに端を発して、今後より多くの高温部品（燃焼器、タービン）に適用される計画である<sup>(1),(2)</sup>。時代はまさに金属からSiC<sub>f</sub>/SiC<sub>m</sub>への“材料変革期”に入ったといっても過言で無い。しかし、SiC<sub>f</sub>/SiC<sub>m</sub>を約1,100℃以上の水蒸気を含む燃焼環境下に曝すと、酸化により生成したSiO<sub>2</sub>-TGOが揮散・消失するため、部材の著しい減肉が進行する<sup>(3),(4)</sup>。そのため、SiC<sub>f</sub>/SiC<sub>m</sub>を上記部品に適用するためには、耐熱性酸化物で構成された耐環境性コーティング（EBC：Environmental Barrier Coating）が不可欠となる。また、SiC<sub>f</sub>/SiC<sub>m</sub>を構成する耐熱性SiC繊維の耐用温度が約1,400

原稿受付 2021年5月17日

\*1 （一財）ファインセラミックスセンター・材料技術研究所  
〒456-8587 名古屋市中村区六野2丁目4番1号

℃であるため、それ以上の高温にSiC繊維が曝される場合は、 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ といえども冷却が必須となる。したがって、EBCにおいても部材内への熱の流入を抑えるTBC機能を併せ持つことが望まれる。

$\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ のEBCには、優れた環境遮蔽性や熱機械的耐久性を併せ持つことが要求される。そのため、通常、EBCを多相積層構造にすることで各層毎に機能を分担させてEBCシステムとして優れたパフォーマンスを発現させる手法がとられる<sup>(5),(6)</sup>。例えば、近年実用化されたEBCシステムは、Fig. 1 (b)に示すように $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 基板側から順に、結合層／熱応力緩和層／酸素・水蒸気遮蔽層として機能させる目的でSi層／[BSAS (Barium-strontium aluminosilicate) - ムライト ( $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ ) 混合層／BSAS層] からなる多相積層構造を有する<sup>(2)</sup>。しかし、このBSAS系EBCはプラズマ溶射法により形成されており多孔質であるため、燃焼環境中の腐食種（酸素や水蒸気）がEBC中の空隙を介して高速拡散し、下地Si結合層を酸化させて $\text{SiO}_2$ -TGOを生成する。このTGOが上層のBSAS相と接触すると、1,300℃付近で共融点を有する融液が生成する。その結果、この温度以上の燃焼ガス環境下にEBCが曝されると、高速ガス流によりEBCが吹き飛ばされるとともに、EBC内に融液が浸透し積層構造の崩壊に至る<sup>(7)</sup>。このことは、融液生成温度以上の環境下においてEBCを使用するのは困難であることを示唆する。そのため、 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ の耐用温度に近い環境での使用を可能にするEBCの開発が世界レベルで進行している。我が国においても、内閣府・戦略的イノベーション創造プログラム (SIP) の「革新的構造材料」(2014～2018年度)の中で、(一財) ファインセラミックスセンター (JFCC) は産学官連携のもとに $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ への適用を目指したEBC開発を進めてきた。現在では、重工メーカーの主導によりEBCを施工した1,400℃級 $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ の実用化研究が進行している。

航空機エンジンの高温部品への $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ の適用は、上述したように静止部品であるシュラウドに始まり、燃焼器、静翼、動翼の順に慎重に進められるであろう。そのため、小型の静止部品にはEBCを施工した $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 、大型・複雑構造部品や動翼にはTBCを施工したNi基超合金を適用した“ハイブリッドタイプ”にならざるを得ない。したがって、航空機エンジンの性能向上を図るためには、EBCを施工した $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 製部品開発と、Ni基超合金部材を対象としたTBCの性能向上とを並行して進める必要がある。

トップコート表面温度の上昇に伴うTBC・EBCシステムの損傷の主な原因の一つとして、燃焼ガス中の酸素や水蒸気による結合層の酸化によって形成するTGO成長が挙げられる。TGOがある厚さ以上にまで成長すると、熱膨張係数差に起因して誘起されるひずみによりトップコートが剥離する。 $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TGO中の場合、約10  $\mu\text{m}$ の厚さで剥離する傾向にある。また、ガスタイトで

緻密な環境遮蔽層の場合 (TGOを含む) は、厚さ方向に形成される酸素濃度勾配により、層を構成する酸素イオンが内方向に、カチオンが外方向に相互拡散する。カチオンの拡散は相分解や積層構造の崩壊をもたらす。しかしながら、環境遮蔽性能が“素材”と“微細組織”に強く依存するにも関わらず、そもそも“素材中の物質移動”に関する情報が決定的に不足しているため、性能向上に対する取り組みは未だ試行錯誤的である。

我々は、膜中の物質移動機構を明らかにするため、モデル膜として焼結体から切り出した多結晶体ウエハ (厚さ100～250  $\mu\text{m}$ ) を用いて高温環境下において酸素透過試験を実施し、酸素ポテンシャル勾配 ( $d\mu_{\text{O}}$ ) 下における酸化物中の物質移動を評価・解析してきた<sup>(8)-(12)</sup>。モデル膜を使用することにより、膜を介した $d\mu_{\text{O}}$ や拡散距離が一定となることに加えて、物質移動に大きな影響を及ぼす微量成分の制御が容易になるため、膜本来の環境遮蔽性能を正確に把握することができる。また、酸素透過試験の場合は、膜の上下面が気相と接することから、基本的に高酸素分圧 ( $P_{\text{O}_2}(\text{hi})$ ) 側表面においては酸素分子の解離・吸着が進行し、低酸素分圧 ( $P_{\text{O}_2}(\text{lo})$ ) 側表面ではその逆反応が進行するため、より単純化して物質移動を考えることができる。

本報では、単純酸化物の $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜を例にして、酸素トレーサー ( $^{18}\text{O}_2$ ) を用いた高温酸素透過法による物質移動解析について紹介するとともに、一連の解析により得られる情報を基に、環境遮蔽性と構造安定性に優れたEBCを設計する方法について述べる。また、TBC・EBCにおける新たな開発課題と、それを解決するための革新的なコーティングの可能性について述べる。

## 2. 高温 $d\mu_{\text{O}}$ 下における $\text{Al}_2\text{O}_3$ 膜中の物質移動

現実のNi超合金用TBCシステムの場合、Al含有結合層の酸化に形成した $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TGOの粒界には、結合層中に添加された極微量の元素 ( $REs$ : Y, Hf等) が偏析し、それにより下地結合層のさらなる酸化が抑制されることが知られている。しかし、様々な因子が複雑に絡み合うため、ありふれた素材の $\text{Al}_2\text{O}_3$ にも関わらず、TGO中の物質移動については、現象論的解釈に留まり未だ統一的な見解が得られていない。

そこで我々は、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TGOモデルとして極微量の $REs$ を粒界偏析させた $\text{Al}_2\text{O}_3$ ウエハの高温酸素透過試験を実施し、粒界を介した物質移動機構を解析した。なお、緻密質・高純度の $\text{Al}_2\text{O}_3$ ウエハの酸素遮蔽性は後述するように極めて優れるため、実際の $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TGOの10倍以上の厚さのウエハの場合は、TGOが曝される1,100℃以下の温度での酸素の透過量が極めて僅かで $\text{ZrO}_2$ 酸素センサーでは検出できない。そのため、1,500℃以上の高温下で試験することで、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 粒界を介した物質移動を酸素センサーで検出可能なレベルにまで促進させた。

一例として、Fig. 2に1,650℃における $\text{Al}_2\text{O}_3$ ウエハ

( $REs$ 粒界偏析が有・無)の単位面積・単位厚さ当たりの酸素透過係数( $PL \cdot S_{gb}^{-1}$ )とウェハの上側チャンバーの $P_{O_2(upper)}$ の関係を示す<sup>(8)</sup>。ウェハの下側チャンバーの $P_{O_2(lower)}$ は一定(1 Pa)とした。なお、本報で対象とする酸化物膜の酸素透過は、何れも膜の粒界を介した物質移動により進行したことから、酸素透過係数 $PL$ を粒界密度 $S_{gb}$ で規格化した。つまり、この値は試験片形状や結晶サイズに依存せず、粒界特性にのみ依存するパラメータである。 $d\mu_0$ が低 $P_{O_2}$ の組み合わせで構成されている場合(低 $P_{O_2}$ 領域)、全てのウェハの酸素透過係数が $P_{O_2}$ の増加に伴い低下するとともに、傾きから算出した指数が $n = -1/6$ となる。一方、 $d\mu_0$ が高 $P_{O_2}$ の組み合わせで構成されている場合(高 $P_{O_2}$ 領域)、全てのサンプルの酸素透過係数が $P_{O_2}$ の増加に伴い増加するとともに、傾きから算出した指数が $n = +3/16$ となる。 $n$ 値より酸素透過を支配する主たる拡散種を推定することができ、 $n = -1/6$ は酸化物イオンの移動により、 $n = +3/16$ はAlイオンの移動により酸素透過が進行したことを示す。ここで、Alイオンの移動による酸素透過は、 $P_{O_2(lo)}$ 表面粒界における $Al_2O_3$ の分解と $P_{O_2(hi)}$ 表面粒界における新たな $Al_2O_3$ の生成を伴うため、Fig. 3に示すように $P_{O_2(lo)}$ 表面粒界が大きく凹み(Fig. 3 (b)中の矢印)、 $P_{O_2(hi)}$ 表面粒界が隆起(Fig. 3 (a)中の矢印)する。実際のYSZ-TBCシステムにおいては、トップコートの多孔質YSZが酸化物イオン伝導体であるため、YSZと下層の $Al_2O_3$ -TGOの界面の平衡 $P_{O_2}$ はYSZ表面の値に近いと考えられる。一方、TGO-結合層界面の平衡 $P_{O_2}$ は、例えば、1,100 °Cのときに $10^{-22}$  Paと非常に小さい。つまり、実際の $Al_2O_3$ -TGOは極めて大きな $d\mu_0$ 下に曝されている。この

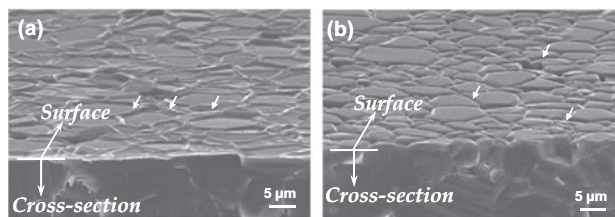


Fig. 3 SEM micrographs of the surfaces and cross-sections of the non-doped alumina exposed to  $P_{O_2(hi)}/P_{O_2(lo)} = 10^5$  Pa/1 Pa at 1,650 °C for 10 h: (a) the  $P_{O_2(hi)}$  surface side, and (b) the  $P_{O_2(lo)}$  surface side<sup>(8)</sup>

ことは $Al_2O_3$ -TGO中の物質移動は一様でなく、TGO表面近傍ではAlイオンの移動が支配的であり、TGO-結合層界面近傍では酸化物イオンの移動が支配的であることを示唆する。Alイオンの移動はFig. 3に示すように膜構造の崩壊や密着性の低下につながることから、膜の構造安定性を高めるためには、 $P_{O_2(hi)}$ 表面近傍のAlイオンの移動を抑制することが極めて重要となる。

さらに我々は、“粒界偏析する $Ln$  (Y, Lu) が酸化物イオンの移動を抑制するのに対して、HfがAlイオンの移動を抑制する”という機能発現の選択性が存在することを明らかにした。実際に、 $^{26}Al$ トレーサを用いた自己拡散実験( $d\mu_0$ 無し)においても、粒界偏析Yが酸化物イオンの移動のみを抑制しAlイオンの移動にはほとんど寄与しないことが確認<sup>(3)</sup>されたことから、「機能発現の選択性」が $d\mu_0$ の有無に依存しない本質的なものであることが示唆された。これらのことより、 $Al_2O_3$ 膜を二層構造(表面側: Hf粒界偏析層, 結合層界面側:  $Ln$ 粒界偏析層)にすることで、優れた酸素遮蔽性と構造安定性を併せ持つ保護膜を創生することができるものと考えられる。

### 3. $SiC_f/SiC_m$ 用EBCの環境遮蔽性と構造安定性の設計

$Al_2O_3$ ウェハの場合と同様に、高温において $SiC_f/SiC_m$ 用EBC候補材の焼結体ウェハ( $Yb_2Si_2O_7$ ,  $Yb_2SiO_5$ , ムライト( $Al_6Si_2O_{13}$ ))の酸素透過試験を実施した。そして、各種の物質移動パラメータを取得することにより<sup>(8)-(12)</sup>, 任意の温度、 $d\mu_0$ 下に曝された酸化物膜の酸素透過係数を計算で求めることができるデータベースを構築した。

次に、このデータベースを用いて、上記の酸化物膜をSi結合層を介して $SiC_f/SiC_m$ 基板上に配置した場合の酸化物膜の酸素透過係数の温度依存性を算出した。Fig. 4に計算結果を示す。ここで、 $P_{O_2(hi)}$ 表面側は $10^5$  Paで一定とし、 $P_{O_2(lo)}$ 表面側は各温度におけるSi-SiO<sub>2</sub>界面の平衡 $P_{O_2}$ に等しいと仮定して算出した。また、何れの酸化物膜においても、酸素透過は粒界を介した物質移動により支配されるので、縦軸の酸素透過係数はFig. 2と同様に粒界密度で規格化した値である。さらに、同じ $d\mu_0$ 下に $Al_2O_3$ 膜を曝した場合の酸素透過係数も合わせて示した。 $Al_2O_3$ 膜は、高温において下地のSi結合層の

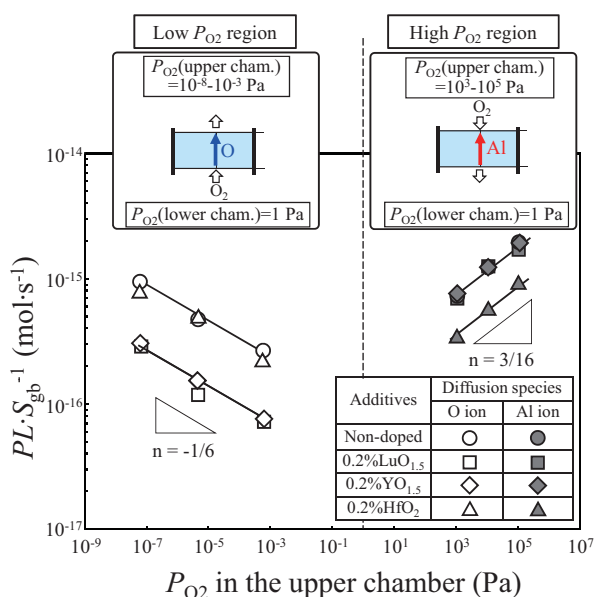


Fig. 2 Effect of equilibrium  $P_{O_2}$  in the upper chamber on the oxygen permeability constants of polycrystalline alumina at 1,650 °C. The open symbols indicate the data for specimens exposed to a  $d\mu_0$  that resulted from a  $P_{O_2}$  of 1 Pa in the lower chamber and a  $P_{O_2}$  in the upper chamber

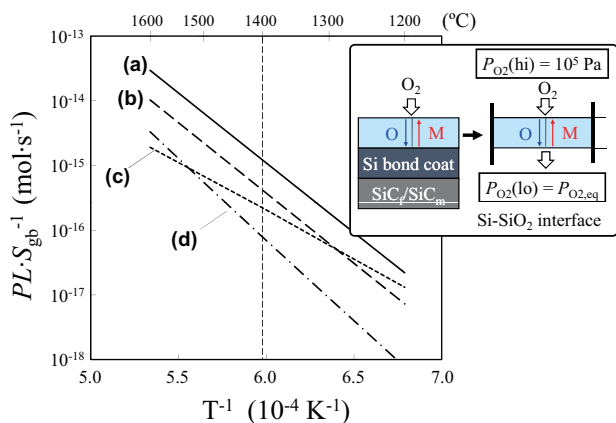


Fig. 4 Temperature dependence of the oxygen permeability constants of oxides exposed to  $P_{O_2}(hi) = 10^5$  Pa,  $P_{O_2}(lo) = P_{O_2,eq}$  for the oxidation of Si-bond coat; (a)  $Yb_2SiO_5$ , (b)  $Yb_2Si_2O_7$ , (c) Mullite ( $Al_6Si_2O_{13}$ ), and (d)  $Al_2O_3$ . Abbreviations; O=oxide ions; M=Yb ions for  $Yb_2SiO_5$  and  $Yb_2Si_2O_7$ , Al ions for Mullite and  $Al_2O_3$

TGOと反応しムライトを形成するだけでなく、下層のSi結合層やSiCf/SiCm基板との熱膨張係数差も大きいため実際には適用できない。あくまで、酸素遮蔽性の比較として示したものに過ぎない。

SiCf/SiCmの耐用温度の1,400 °Cの酸素透過係数は、 $Al_2O_3$ を除いて大きい順に、 $Yb_2SiO_5$ 、 $Yb_2Si_2O_7$ 、ムライトであった。これは丁度、耐水蒸気性に優れる順番と同じであり、酸素遮蔽性とは相反関係にある。また、 $Al_2O_3$ の場合と同様に、酸素透過係数の酸素分圧勾配依存性データ<sup>(8)–(12)</sup>より、複合酸化物膜中を移動するイオン種を決定することができる。

何れの複合酸化物膜においても、下地Si結合層界面近傍の低 $P_{O_2}$ 領域の酸素透過を支配するのは、酸化物イオンの $P_{O_2}(hi)$ 側から $P_{O_2}(lo)$ 側への粒界拡散であり、高 $P_{O_2}$ 領域の酸素透過を支配するのは、ムライト膜の場合はAlイオンの $P_{O_2}(lo)$ 側から $P_{O_2}(hi)$ 側への粒界拡散であり、Ybシリケート膜の場合は同じ方向へのYbイオンの粒界拡散である。ムライトとYbシリケートの主構成成分であるSiイオンの拡散は、その他のイオン種に比べて十分に遅く、酸素透過にはほとんど寄与しない。さらに、任意の温度、 $d\mu_0$ 下に曝された酸化物層内の任意位置における構成イオン種の化学ポテンシャル、酸素透過に関与する構成イオン種の粒界拡散係数と流束を推定することも可能である<sup>(8)–(12)</sup>。したがって、これらの物質移動パラメータを用いれば、EBCの酸素遮蔽性と構造安定性に関する要求性能を満たすための構造情報（例えば、結晶粒径、層厚等）を得ることができる。

以上の情報を基に、我々が提案したEBC構造（Fig. 5）は、SiCf/SiCm基板側から順に、結合層／酸素遮蔽層／水蒸気遮蔽層／熱衝撃緩和層（遮熱層）としての機能を付与した、SiAlON層／ムライト層／ $Yb_2Si_2O_7$ – $Yb_2SiO_5$ 傾斜層／セグメント構造を有する $Yb_2SiO_5$ 層からなる。ここで、 $Yb_2SiO_5$ は耐水蒸気揮散性に非常に優

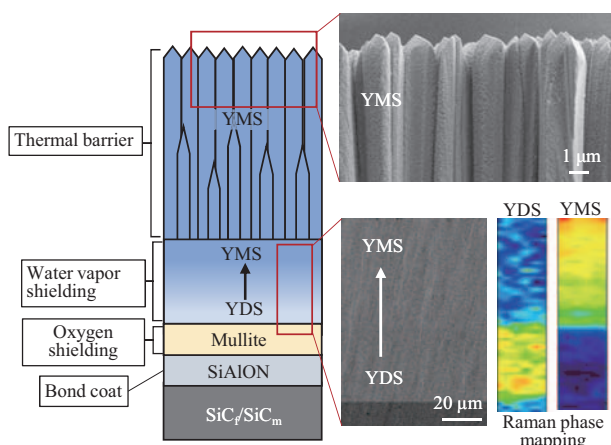


Fig. 5 Schematic diagram and the corresponding microstructures of durable EBC under development. Abbreviations: YMS,  $Yb_2SiO_5$ ; YDS,  $Yb_2Si_2O_7$ ; SiAlON, silicon-aluminum oxynitride

れ、かつ、現行の耐熱合金用遮熱コーティング素材のYSZよりも低熱伝導であることから遮熱層としても有望であるが、その熱膨張係数はFig. 5のEBC構成層の中で最大である<sup>(14)–(18)</sup>。そこで、トップコートの $Yb_2SiO_5$ 遮熱層をFig. 1 (a)のYSZ-TBCトップコートと同様に多孔質セグメント構造にすることで、エンジンの起動・停止に伴うひずみの緩和を図っている。

一方、ガス遮蔽性が要求される下地の水蒸気遮蔽層や酸素遮蔽層は緻密質でなければならない。そこで、水蒸気遮蔽層を $Yb_2Si_2O_7$ と $Yb_2SiO_5$ からなる積層構造にした。つまり、基板側に耐水蒸気揮散性が比較的良好で熱膨張係数がSiCf/SiCmに近い $Yb_2Si_2O_7$ を配置し、トップコート側に $Yb_2SiO_5$ を配置した。また、この積層配置は、“ $Yb_2Si_2O_7$ – $Yb_2SiO_5$ 界面におけるYb化学ポテンシャルの差（エネルギー障壁）によるYbイオンの外方向拡散抑制”機能の発現をもたらす<sup>(9)</sup>。さらに、下地の酸素遮蔽層には、EBC構成層の中で最も酸素遮蔽性に優れるムライトを配置した。高温の $d\mu_0$ 環境下にムライト層を曝すと層中をAlイオンが外方向に拡散するために、下地結合層側においてAl成分が欠乏しムライト層が分解する<sup>(9), (20)</sup>。そこで、ムライト層の構造安定化を図るために、Siよりも耐熱性に優れ、かつ、Alイオンの供給機能を有するSiAlONを結合層に配置した<sup>(20)</sup>。また、SiAlON層に含まれる窒素の存在により、SiAlON中のAlが欠乏しても結晶構造が維持されるため、 $SiO_2$  (Cristobalite)の生成を遅滞させることが期待できる。ちなみに、Cristobaliteは $\beta$ （高温相）→ $\alpha$ （低温相）転移により大きな体積変化を伴うことから、Cristobalite層の成長はEBCの剥離を誘発するため避けなければならない。なお、Fig. 5のEBCにおいては、 $Yb_2Si_2O_7$ 層–ムライト層界面の共晶温度が最も低く1,500 °Cであるが、1,400 °Cの想定使用温度よりも十分に高いことから耐熱性については問題ない。

Fig. 5のEBCを構成する複合酸化物は、それを構成す

る単純酸化物の蒸気圧が大きく異なる。その結果として、これらの複合酸化物原料を用いてプラズマ溶射法やシングル電子ビームPVD法によりコーティングすると、原料の溶融・蒸発を伴うため、得られるコーティングが仕込み組成から大きくズレた混相組織を形成する。例えば、Yb-Si-O系の場合、高温におけるSiOの平衡蒸気圧がYbOのそれの約5桁も大きいので、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 粉末を原料に用いてコーティングすると、得られる膜は $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ と $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ からなる混相組織となる<sup>21)</sup>。また、ムライト粉末を原料に用いた場合は、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ とムライトの混相組織となる。EBCの環境遮蔽性や耐熱サイクル性は微細組織に強く依存するため、このような混相組織の形成は可能な限り避ける必要がある。通常は、成膜に伴う組成ブレ分を考慮して仕込み組成を調整した原料を用いて対処する。

一方、我々は微細組織のより精密な制御を可能にするために、複合酸化物を構成する単純酸化物の蒸気圧の独立制御が可能なダブル電子ビームPVD法 (Fig. 6) を用いてFig. 5の多相積層EBCを形成した。すなわち、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層を形成する場合、2種類の焼結体ターゲット ( $\text{Yb}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ) を2つの電子ビームを用いて独立の出力で溶融・蒸発させることで、各焼結体溶融面からの揮散ガスの発生量を任意制御し、基板上に $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層を形成した<sup>22)</sup>。この際、コーティング面へのレーザー照射により1,000℃以上に基板を加熱しながらコーティングすることで、完全に結晶化した緻密質層を形成することができる。また、2つの電子ビームの出力を調整するだけで、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層から $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 層への積層化も容易である。さらに、 $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ トップコートには遮熱性と耐熱サイクル性に優れることが要求される。この場合は、蒸着速度を上げて基板を回転しながら成膜することによりShadowing効果によって多孔質のセグメント構造を形成することができる。

このようにレーザー加熱機構と基板回転機構付きのダ

ブル電子ビームPVD装置を用いれば、多相積層化や緻密質～多孔質セグメントの高次構造制御を容易に行うことができる。実際に、このEBCに対してバーナーリグによる熱サイクル試験 (最高1,400℃, 熱サイクル数は1,000回) を実施した結果、試験後もEBCは剥離せず積層構造を維持したことから、このEBCは優れた耐熱サイクル性を有することが実証されている<sup>23)</sup>。

#### 4. TBC・EBCにおける新たな開発課題

航空機エンジンの燃焼温度の上昇に伴い、エンジン内に取り込まれた火山灰や砂等が高温部品のコーティング表面に堆積・溶融し、TBCやEBCを損傷させることが問題となっている<sup>6)</sup>。この堆積・溶融物の主成分がCa-Mg-(Fe)-Al-Si-Oであることから、それを総称して(CMAS)と呼ばれている。Fig. 7に、エンジンの起動・高温保持・停止の熱サイクルに伴う $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$ 用EBCのCMAS損傷形態を示す<sup>24)</sup>。高温保持時において、コーティング表面に堆積したCMASの一部が溶融し、コーティングと反応する (①)。その後、エンジン停止に伴う冷却工程において、コーティング、反応層、CMASの熱膨張差により誘起されたひずみにより、コーティングの厚さ方向にき裂が発生する (②)。それと同時に溶融したCMASがコーティングの粒界、間隙、並びに、上記き裂を介して内部に侵入する。さらに冷却が進むと、ひずみの増大により反応層-EBC界面近傍において横方向のき裂が生成・成長し、コーティングの一部あるいは全面が剥離する (③)。この損傷工程は熱サイクル毎に繰り返されるため、熱サイクル数の増加に伴いEBCが減肉し環境遮蔽性能が低下する。き裂の生成・成長挙動はシステム構成層の熱膨張係数差の影響を受けるが、Ni基超合金用TBCシステムにおいても熱サイクルにより損傷が加速することは同じである。

CMASによるコーティング損傷を抑えるために、CMASとコーティングの反応によりCMASを積極的に消費させてコーティング内への融液の侵入を抑制する方法が提案されている。実際に、パイロクロア型酸化物の $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ -TBCは、この方法により現行のYSZ-TBCよりも優れた耐CMAS性を発現する<sup>6)</sup>。しかし、トップコートの表面温度が1,300℃を超える環境下において優れた耐CMAS性を長期間持続するトップコートは見出されていない。従来から進められてきたTBCトップコートの低熱伝導化は遮熱性の向上には有効であるが、表面温度の上昇をもたらすため、トップコートの焼結による緻密化 (遮熱性の低下) とCMASによる損傷を加速させる。そのため、TBCシステムの“遮熱性”と“耐CMAS性”を両立させる革新的なコーティング・コンセプトが求められている。

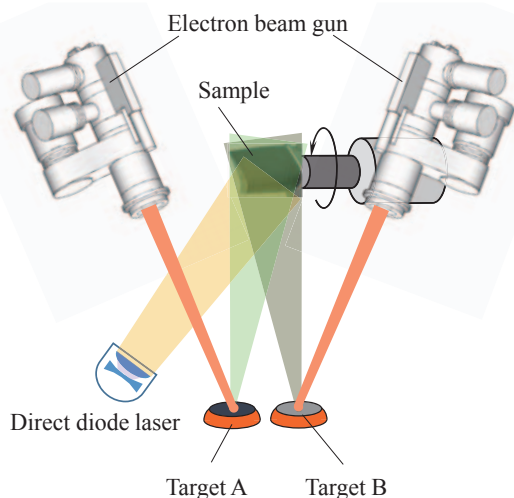


Fig. 6 Schematic diagram of double electron beam PVD apparatus with laser heating system

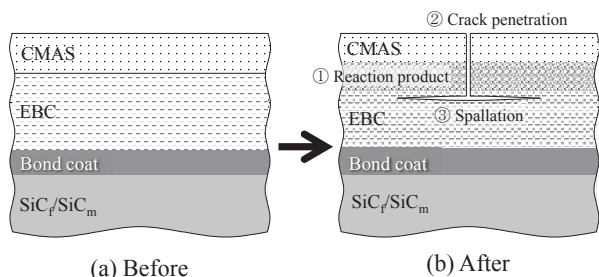


Fig. 7 Degradation mechanism for EBCs with CMAS deposits

## 5. 革新的TBC・EBC創生の可能性

### 5.1 高エントロピー酸化物

最近では、“高エントロピー酸化物”をTBCやEBCのトップコートに適用する研究開発が進められている。5種類以上の元素で構成された結晶の場合、原子配置の組み合わせが飛躍的に増大（高エントロピー化）して系のエネルギーが低下するために、熱的・化学的安定性が向上することを利用したものである。サイズと重さの異なる複数の元素で構成されるため結晶構造が局所的にひずみ、その結果としてフォノン散乱が促進されて熱伝導率が大きく低下することが期待されている。また、高エントロピー化により耐水蒸気性や耐CMAS性の向上も期待される。

### 5.2 輻射熱反射コーティング

熱エネルギーの伝達には伝導、対流、輻射の3つの形態がある。伝導のエネルギーは温度 $T$ に比例するのに対して、輻射（反射）のエネルギーは $T^4$ に比例するため、高温になるほど急激に熱エネルギーに占める輻射の寄与が大きくなる。燃焼ガスやそれに曝された部材表面からの放射熱（近赤外線～中赤外線領域）のエネルギーを“電磁波”と考え、この波長領域で超低熱伝導性のトップコート層に熱反射機能を向上させることができれば、トップコート表面からの通過熱量の低減により、基材の冷却に要するエネルギーの大幅削減が可能となり、トップコートと結合層の界面温度が低下するため、TGOの成長も抑制されるものと考えられる。加えて、トップコート表面温度の低下によりCMASとの反応が大幅に抑制されるものと予想される。すなわち、超低熱伝導性と熱反射性能を併せ持つTBC・EBCシステムにおいては、非常に優れた耐久性の発現が期待される。また、熱エネルギーを高温部に戻すことになるので、航空機エンジン燃費や発電用タービン効率の直接的な改善にもつながる。しかし、高温環境下において実用的に利用可能な熱輻射制御技術が未だ確立されていないことから、現行のシステムにおいては伝導の寄与を主体とした設計が行われている。

東京工科大学とJFCCらは、科学技術振興機構の「先端的低炭素化技術開発（ALCA）」の中で、2011～2019年度にかけて「周期積層コーティングによる輻射熱反射」のための設計指針を示した（Fig. 8）<sup>25), 26)</sup>。つまり、

輻射熱反射機能は、屈折率差が大きく、かつ、高温で互いが反応しない二種類の耐熱性酸化物を数100 nmの厚さで交互に積層させることで発現しうる。例えば、耐水蒸気性に優れるAl固溶 $Y_2Ti_2O_7$ （高屈折）と酸素遮蔽性に優れる $\alpha$ -アルミナ（低屈折）からなる組み合わせの場合は、光学的に平滑な異相界面が得られれば、1,000℃超の高温環境下において輻射熱反射機能が発現しうることを明らかにした。なお、Fig. 8のように輻射熱反射機能をトップコートに持たせるとCMASの付着や汚れ等によりその機能が消失することが懸念される。しかし、CMASやEBC構成酸化物は対象とする温度域の波長に対してほぼ透過であることから、この周期積層構造をEBC全体あるいは内部に配置することにより、CMAS付着による機能低下を回避できるものと考えられる。

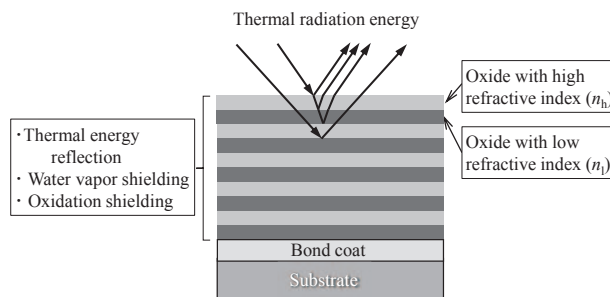


Fig. 8 Schematic diagram of next generation TBC/EBC with thermal energy reflection

## 6. まとめ

TGO素材中やEBC素材中の物質移動データを基に、環境遮蔽性と構造安定性に優れたTBC・EBCの先進設計について紹介するとともに、新たな開発課題やそれを解決するための革新的なコーティングの可能性について述べた。

最近では2050年までの脱炭素化に向けて、さらに高い目標設定が要求される研究・技術開発が世界レベルで進行している。その一環として、航空機エンジンや発電用タービンにおいても、水素やアンモニアを燃料に用いた開発が始まっている。したがって、今後の革新的TBC・EBCシステムの開発は、水素燃焼やアンモニア燃焼に対応することが必要となるであろう。

## 謝辞

本研究の一部は、JSPS科研費19H05792, JST-ALCA, 総合科学技術・イノベーション会議のSIP（戦略的イノベーション創造プログラム）【革新的構造材料】、並びに、文部科学省ナノテクノロジープラットフォーム（JPMXP09A19UT0035）の支援の支援を受けて実施されたものである。

## 参考文献

- (1) T. Kellner, GE Reports, Jul. 13, (2016).
- (2) K. L. Luthra, Ceramic Leadership Summit 2011, Aug. 2, (2011) <http://ceramics.org/wp-content/uploads/2011/08/gsl-emerging-apps-ge-luthra.pdf>
- (3) E. J. Opila, Oxidation and Volatilization of Silica Formers in Water Vapor, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 86, No. 8 (2003), pp. 1238-1248.
- (4) E. J. Opila, N. S. Jacobson, D. L. Myers, and E. H. Copland, Predicting Oxide Stability in High-Temperature Water Vapor, JOM, Vol. 58, No. 1 (2006), pp. 22-28.
- (5) D. L. Poerschke, J. S. Van Sluytman, K. B. Wong, and C. G. Levi, Thermochemical Compatibility of Ytterbia-(Hafnia/Silica) Multilayers for Environmental Barrier Coating, Acta Materialia, Vol. 61, (2013), pp. 6743-6755.
- (6) D. L. Poerschke, E. W. Jackson, and C. G. Levi, Silicate Deposit Degradation of Engineered Coatings in Gas Turbines: Progress Toward Models and Materials Solutions, Ann. Rev. Mater. Res., Vol. 47, (2017), pp. 297-330.
- (7) K. N. Lee, D. S. Fox, J. I. Eldridge, D. Zhu, R. C. Robinson, N. P. Bansal, and R. A. Miller, Upper Temperature Limit of Environmental Barrier Coatings Based on Mullite and BSAS, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 86, No. 8, (2003), pp. 1299-1306.
- (8) S. Kitaoka, Mass Transfer in Polycrystalline Alumina under Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, J. Ceram. Soc. Jpn., Vol. 124, No. 10 (2016), pp. 1100-1109.
- (9) S. Kitaoka, T. Matsudaira, D. Yokoe, T. Kato, and M. Takata, Oxygen Permeation Mechanism in Polycrystalline Mullite at High Temperatures, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 100, No. 7 (2017), pp. 3217-3226.
- (10) M. Wada, T. Matsudaira, N. Kawashima, S. Kitaoka, D. Yokoe, and M. Takata, Mass transfer in Polycrystalline Ytterbium Disilicate under Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, Acta Materialia, Vol. 135, (2017), pp. 372-378.
- (11) T. Matsudaira, S. Kitaoka, N. Shibata, Y. Ikuhara, M. Takeuchi, and T. Ogawa, Effects of an Oxygen Potential Gradient and Water Vapor on Mass Transfer in Polycrystalline Alumina at High Temperatures, Acta Materialia, Vol. 151, (2018), pp. 21-30.
- (12) T. Matsudaira, M. Wada, N. Kawashima, M. Takeuchi, D. Yokoe, T. Kato, M. Takata, S. Kitaoka, Mass Transfer in Polycrystalline Ytterbium Monosilicate under Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, J. Eur. Ceram. Soc., Vol. 41, No. 5 (2021), pp. 3150-3160.
- (13) P. Fielitz, K. Kelm, R. Bertram, A. H. Chokshi, and G. Borchardt, Aluminium-26 Grain Boundary Diffusion in Pure and Y-doped Polycrystalline  $\alpha$ -alumina, Acta Materialia, Vol. 127, (2017), pp. 302-311.
- (14) H. Klemm, Silicon Nitride for High-Temperature Applications, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 93, No. 6 (2010), pp. 1501-1522.
- (15) Y.-C. Zhou, C. Zhao, F. Wang, Y.-J. Sun, L.-Y. Zheng, and X.-H. Wang, Theoretical Prediction and Experimental Investigation on the Thermal and Mechanical Properties of Bulk  $\beta$ -Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 96, No. 12 (2013), pp. 3891-3900.
- (16) M.-H. Lu, H.-M. Xiang, Z.-H. Feng, X.-Y. Wang, and Y.-C. Zhou, A Promising Material for T/EBCs Applications, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 99, No. 4 (2016), pp. 1404-1411.
- (17) M. R. Winter and D. R. Clarke, Oxide Materials with Low Thermal Conductivity, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 90, No. 2 (2007), pp. 533-540.
- (18) E. Kawai, H. Kakisawa, A. Kubo, N. Yamaguchi, T. Yokoi, T. Akatsu, S. Kitaoka, and Y. Umeno, Crack Initiation Criteria in EBC under Thermal Stress, Coatings, Vol. 9, No. 9 (2019), pp. 697-723.
- (19) M. Wada, T. Matsudaira, N. Kawashima, M. Takeuchi, D. Yokoe, T. Ogawa, T. Kato, M. Takata, and S. Kitaoka, Effect of Water Vapor on Mass Transfer in Polycrystalline Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub> under Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, Acta Materialia, Vol. 201, (2020), pp. 373-385.
- (20) S. Kitaoka, T. Matsudaira, N. Kawashima, D. Yokoe, T. Kato, and M. Takata, Structural Stabilization of Mullite Films exposed to Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, Coatings, Vol. 9, No. 9 (2019), pp. 630-639.
- (21) B. T. Richards, K. A. Young, F. de Francqueville, S. Sehr, M. R. Begley, H. and N.G. Wadley, Response of Ytterbium Disilicate-silicon Environmental Barrier Coatings to Thermal Cycling in Water Vapor, Acta Materialia, Vol. 106, (2016), pp. 1-14.
- (22) T. Yokoi, N. Yamaguchi, M. Tanaka, D. Yokoe, T. Kato, S. Kitaoka, and M. Takata, Preparation of a Dense Ytterbium Disilicate Layer via Dual Electron Beam Physical Vapor Deposition at High Temperature, Material Letters, Vol. 193, (2017), pp. 176-178.
- (23) 北岡諭, 中村武志, CMC用環境遮蔽コーティングおよび界面コーティングの開発, 日本航空宇宙学会誌, Vol. 68, No. 6 (2020), pp. 181-187.
- (24) W. D. Summers, D. L. Poerschke, M. R. Begley, C. G. Levi, and F. W. Zok, A Computational Modeling Framework for Reaction and Failure of Environmental Barrier Coatings under Silicate Deposits, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 103, No. 9 (2020), pp. 5196-5213.
- (25) 田中誠, 松平恒昭, 和田匡史, 北岡諭, 吉田道之, 櫻田修, 香川豊, 耐環境性に優れた輻射熱反射保護膜の構造設計, 材料, Vol. 64, No. 6 (2015), pp. 431-437.
- (26) M. Tanaka, S. Kitaoka, M. Yoshida, O. Sakurada, M. Hasegawa, K. Nishioka, and Y. Kagawa, Structural Stabilization of EBC with Thermal Energy Reflection at High Temperatures, J. Eur. Ceram. Soc., Vol. 37, No. 13 (2017), pp. 4155-4161.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## セラミックス複合材料(CMC)の力学特性の特徴

### Characteristic of Mechanical Properties in Ceramic Matrix Composites (CMCs)



香川 豊<sup>\*1</sup>  
KAGAWA Yutaka

**キーワード**：CMCs, セラミックス複合材料, 高温材料, SiC/SiC, Ox/Ox, 損傷許容性, 設計基準, マトリックスクラック貫通応力, 破断応力

**Key Words**：CMCs, Ceramic matrix composite, high temperature material, SiC/SiC, Ox/Ox, Damage tolerance, Design criteria, Matrix through crack formation stress, Fracture stress

#### 1. 緒言

ガスタービンの高温部位の材料として耐熱金属材料は欠かせないものである。しかし、耐熱金属材料の使用温度向上には限界があるために、耐熱金属材料よりも高い温度での使用が可能なセラミックス材料が注目された。セラミックス材料は原子間の結合がイオン結合や共有結合なので軽量で耐熱性はあるものの、金属材料とは異なり脆性的な破壊挙動を生じる。セラミックス材料に引張り力を加えた時の破壊応力  $\sigma_F$  は

$$\sigma_F \approx \frac{K_c}{\sqrt{\pi c}} Y \quad (1)$$

で表される。ここで、 $K_c$ は臨界応力拡大係数、 $c$ は不安定破壊を生じる時のクラック長さ、 $Y$ は対象物の形状に依存する補正項である。セラミックス自体の高温・高強度という特性を利用するためには $K_c$ を向上させることが好ましい。このための機構は高靱化機構 (toughening mechanism) と呼ばれている<sup>(1)</sup>。

過去に高靱化機構に関しては世界中で研究が行われた。例えば、セラミックス中に異なるセラミックス粒子やウイスカーを添加したり結晶粒の大きさを変えるなど材料技術として可能性のあるものは全て試みられたと言っても良い。しかし、破壊靱性値 (例えば、 $K_{Ic}$ ) は最大でも  $K_{Ic} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  程度であり、工業材料として実用的なレベルに達することは難しかった。また、破壊靱性を向上させようとして材料の複合化組織を複雑なものにするとう強度が犠牲になり強度と破壊靱性の両立には限界があることも明らかになった。さらに、セラミックスの強度は内蔵する欠陥や傷の大きさに依存するので、式(1)で負荷時に  $c$  に到達する確率にも大きなばらつきがあり、金

属材料では比較的容易であった最低強度の保障などがセラミックスを用いた部品では非常に難しく、本格的な実用化には至らなかった。

この問題点を克服するためにセラミックス材料中に連続したセラミックス繊維を複合化した材料が作られた。脆性材料中に繊維を複合化することにより材料中でクラックの発生を抑制するものである。セメント中に炭素繊維や金属繊維を複合化することや炭素繊維を炭素複合化することは既に行われており、複合化の効果は確認されていた。セラミックス材料中へのセラミックス繊維の複合化はガラスマトリックスから開始された。その後、マトリックスの耐熱性がより高いガラスセラミックス、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、SiCへと耐熱温度の高い方向へと発展した。なお、古くから実用化されているC/C複合材料は同じ性質を持つが酸化雰囲気で使用できないので異なる材料系として取り扱われている<sup>(2)</sup>。以後、●/▲の記述方法で●は繊維の種類、▲はマトリックスの種類を示す。また、SiCという記述は物質名を示すのではなくSiCが基本となった材料であることを示している。

本解説では、CMCの利用を考えた場合の力学的特性の特徴と特徴の発現機構、実用的なCMCの特性を説明する。限られた紙面ではあるが、本解説を通して、繊維を複合化する意義を理解していただければ幸いである。なお、各種CMCの具体的な特性や用途に関しては著者の別の解説や参考文献を参考にさせていただきたい。

#### 2. CMCの複合化組織とCMCへの期待<sup>(3)</sup>

CMCはFig. 1に示すように直径が $10 \mu\text{m}$ 程度のセラミックス繊維を500～800本の繊維束とした物を織物や一方向に並べた繊維を交差させて積層構成にしたものをセラミックスマトリックスと複合化したものである。PMC (polymer matrix composites: 高分子系複合材料) やMMC (metal matrix composites: 金属系複合材料)

原稿受付 2021年5月14日

\*1 東京工科大学 片柳研究所

〒192-0982 八王子市片倉町1404-1

E-mail: kagawayk@stf.teu.ac.jp

の場合には比弾性率 ( $E/\rho$ ) や比強度 ( $\sigma/\rho$ ) の向上が大きな複合化の目的である。これに対して, CMCでは繊維とマトリックスの密度が非常に近い材料の組み合わせのために比特性ではなく, 破壊エネルギー  $\Gamma$  (破壊仕事) や損傷許容性  $D$  の向上を目指している。この点が, CMCの大きな特徴である。このために, CMCは軽量で耐熱性を持ち, 損傷許容性を兼ね備えているという性質によりエンジニアリングセラミックス材料とは異なる新たな構造用セラミックス材料として期待されている。

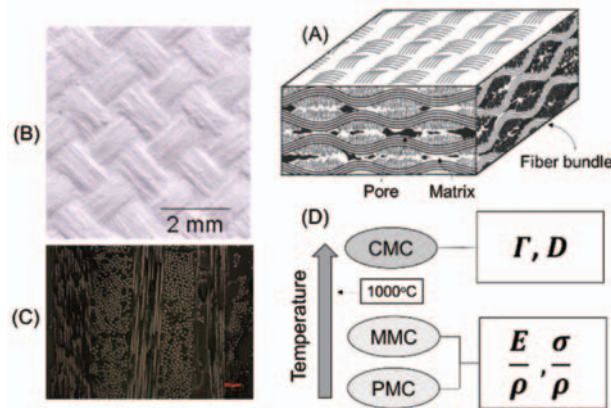


Fig. 1 A typical example of microstructure of CMC (A), surface appearance of Ox/Ox (B), polished section of SiC/SiC (PW fabric) (C), and typical expected properties of composites (D).  $E$ : modulus,  $\sigma$ : strength,  $\rho$ : density,  $\Gamma$ : work of fracture,  $D$ : damage tolerance.

### 3. CMCに見られる応力-ひずみ挙動の特徴

CMC (SiC/SiCの場合を示す) の繰り返し引張り負荷-除荷試験を行うとFig. 2に示す応力-ひずみ挙動になる<sup>(4)</sup>。Fig. 2中にはマトリックスクラックの密度 ( $\ell_{mc}^{-1}$ ) 変化も同時に示した。応力-ひずみ挙動は変形の初期には直線であり, 負荷-除荷の繰り返しによってもヒステリシス挙動は現れない。この領域では, クラックが存在しないということで説明されていることもあるので注意を要する。クラックが存在することはあるが, 貫通クラックに至らない領域である。この領域での一つのクラックに対する力学的な挙動に関しては, R曲線挙動という高靱化機構として解析が行われていた。

巨視的な応力-ひずみ曲線が直線から非線形領域に移行する負荷応力  $\sigma_a \approx \sigma_0$  の付近ではFig. 3 (A)のようにマトリックスクラックが  $C_1 \rightarrow C_2$  のように進展し断面を貫通するクラックがCMCの負荷方向に垂直に形成される<sup>(5)</sup>。

マトリックスクラックの長さが繊維直径の数倍以内の場合にはショートクラック (short crack) の範疇になり, マトリックス貫通クラックが形成される応力はマトリックスクラック長さに依存する。しかし, クラック長さが繊維の直径に対して数倍以上になった場合にはロングクラック (long crack) の範疇になり,  $C_1$  から  $C_2$  の状態になる時の外部から加える応力はマトリックスクラックの長さによらず一定の値になるために

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_0} = 1 \quad (2)$$

の関係になる。マトリックス貫通クラックが形成される時の負荷応力はマトリックスクラックの長さに依存しないことを示している。Fig. 3 (B)はこのようなCMCの特徴を図示したものである。図中で  $c^*$  はショートクラックからロングクラックへ遷移するマトリックスクラック長さであるが詳細は省略する。式(1)の条件と比較するとCMCの特徴が理解できる。

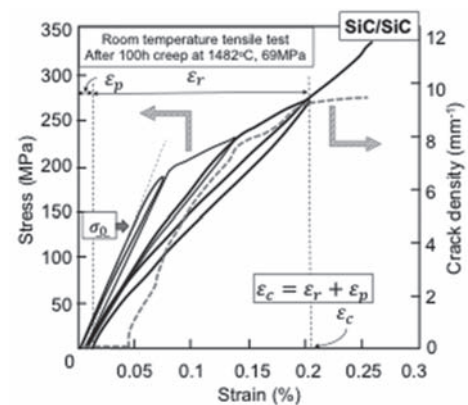


Fig. 2 Example of room temperature repeated tensile loading-unloading curve. SiC/SiC after 100h creep at 1482°C, under 69MPa. Gray broken line indicates change of crack density.

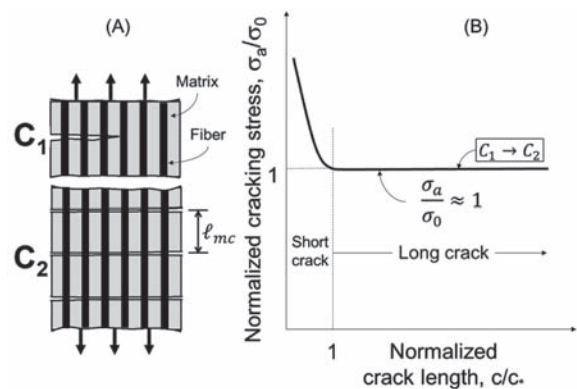


Fig. 3 Matrix crack growth process ( $C_1 \rightarrow C_2$ ) (A), and normalized cracking stress,  $\sigma_a/\sigma_0$ , vs. normalized matrix crack length,  $c/c^*$  (B).

CMCでは  $\sigma_0$  以下の負荷応力ではCMC中を貫通するマトリックスクラックは発生しないと考えることも良いために,  $\sigma_0$  を設計基準と考えることが多く行われている。

更に負荷が増加し,  $\sigma_a > \sigma_0$  となると, SiC/SiCは全てが弾性的な振る舞いをする材料からのみになっているにもかかわらず巨視的な応力-ひずみ曲線には大きな非線形が現れる。Fig. 2の場合には  $\sim 130\text{MPa}$  以上の負荷で非線形性が生じている。また, 引張りひずみが  $0.045\%$  を超えるとクラックの密度も徐々に増加している。この時には, Fig. 3 (A)中の  $C_2$  に示したようにマトリックスにほぼ等間隔 ( $\ell_{mc}$ ) のマルチプルフラクチャー (多重破断:

multiple fracture) と呼ばれる現象が生じる。

マルチプルフラクチャーを生じる領域では負荷時と除荷時のヒステリシスループの形が異なることや負荷-除荷時のコンプライアンスが変化するというCMC特有の損傷様式がある<sup>(6)</sup>。また、負荷荷重を少しずつ増加しながら負荷-除荷を繰り返すと、負荷-除荷の過程で永久ひずみ  $\varepsilon_p$  とヒステリシスループ挙動が見られる。ここで、 $\varepsilon_c$  を総引張りひずみ、 $\varepsilon_r$  を回復ひずみとすると

$$\varepsilon_c = \varepsilon_p + \varepsilon_r \quad (3)$$

の関係がある<sup>(5)</sup>。応力-ひずみ曲線上に非線形変形が見られる原因はマトリックス貫通クラックの発生によるものである。また、ヒステリシスループが生じる要因は繊維とマトリックス間の界面の滑り（負荷時と除荷時は反対方向）である。 $\varepsilon_p$  の大きくなる要因は①クラック間隔の減少、②界面せん断滑り応力  $\tau$  の減少である。

損傷許容性を表現するために損傷パラメータ  $D$  が用いられる。負荷が増加した時に除荷するとコンプライアンスが徐々に大きくなることから

$$D = 1 - \frac{E(\sigma_a)}{E} \quad (4)$$

で定義して用いられる。ここで、 $E(\sigma_a)$  は最大負荷が  $\sigma_a$  の場合の負荷あるいは除荷弾性率である。永久ひずみ  $\varepsilon_p$  を考えた損傷パラメータとしても用いられることがあり、 $D = \varepsilon_p / \varepsilon_c$  とすることも行われている。このように、永久ひずみと関連する損傷パラメータを利用すると材料中に蓄積された損傷を表現できるために、損傷許容性を持つ材料の評価に適している。

引張りひずみが  $\sim 0.2\%$  に達すると Fig. 3 (B) に示したクラック密度は  $\sim 9.5\text{mm}^{-1}$  となりクラック数の増加は停止し、この引張りひずみ以降では応力-ひずみ曲線の傾きが再び増加する。この増加は、マトリックスが一連のブロックになった後には繊維が荷重を負担するために生じる。繰り返し、引張り応力-ひずみ挙動に関してはすでにヒステリシスループの形とCMC中で生じているミクロ破壊との関連性が調べられている。応力-ひずみ曲線に大きく影響する因子として、界面力学特性が同じである場合、①マトリックス自身の強度のばらつき、②複合材料中に存在する残留応力（熱応力）が知られている。

#### 4. マトリックスクラック貫通応力 $\sigma_0$ を決めている因子

Fig. 4 は代表的なCMCの引張り試験後の破断面の走査型電子顕微鏡写真である<sup>(6)</sup>。(A)、(B)はSiC/SiCの室温と高温の場合、(C)はOx/Oxの場合を示している。破断面には繊維束単位での繊維の引き抜け（pullout：プルアウトとも呼ばれる）が見られる。これらの例のように、引張り試験を行って、損傷許容性を有することが確認される場合には繊維の引き抜けが見られることが普通であり、脆性的な破壊に近づくにつれて引き抜けの現象が見られにくくなる傾向にある。

プルアウト長さを  $\ell_p$  とすると

$$\ell_p = \frac{R_f}{2(m+1)\tau^{m/(m+1)}} \left[ \left( \frac{\ell}{R_f} \frac{\sigma_M^m(m+1)}{\ln 2} \right) \right] \Gamma \left[ \frac{m+2}{m+1} \right] \quad (5)$$

となる。ここで、 $\ell$  は基準ゲージ長さ、 $m$  は繊維強度のワイブル係数、 $\sigma_M$  は基準応力、 $\Gamma$  はガンマ関数を示している。プルアウト長さ、繊維の強度と強度のばらつき、界面せん断応力がプルアウト長さを決める因子である。同じプルアウト長さであっても前記の特性には異なる組み合わせがあることになる。

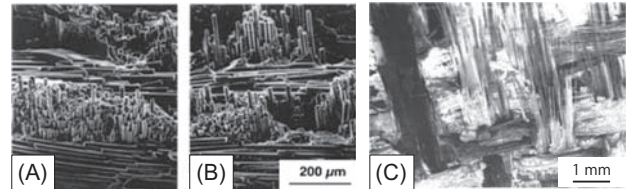


Fig. 4 Typical examples of fracture surface of typical CMCs. SiC/SiC (woven fabric) tested at room temperature (A), SiC/SiC tested at 1300°C (B), and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Ox/Ox) tested at room temperature (C).

破断面に繊維の引き抜けが生じたということは、マトリックスクラックが進展するときに Fig. 5 のように繊維によるマトリックスクラックのブリッジが発生したと考えることができる。繊維によるブリッジが発生するときに破断した繊維とブリッジしている繊維が混在する状態になるとマトリックスクラックをブリッジしている繊維の本数は  $\Delta c$  の区間内で一定となる。この状態を定常状態（steady state）と呼ぶ。定常状態では繊維によるブリッジングの効果は常に一定の値となる。

Fig. 5 (A)の繊維によるクラックブリッジングモデルから図中のXの部分の詳細に記述したものが Fig. 5 (B)である。マトリックスクラックが生じた部分ではマトリックスクラックが開くために繊維とマトリックス間の界面が滑らなければならない。界面が滑るためには界面の化学結合が切断されることが必要である。界面に施されるコーティングのために化学結合を切断するのに要するエネルギー  $\Gamma_c(\psi)$  は  $0.01 \sim 0.1\text{J/m}^2$  程度なので多くの場合、界面滑り抵抗が滑り長さ  $\ell_s$  を決めることになる。厳密には剥離エネルギーは剥離部先端のモードIとモードIIの比であるフェーズアングル  $\psi = \tan^{-1}(k_2/k_1)$  に依存する。ここで、 $k_1$  と  $k_2$  はそれぞれ界面剥離部先端でのモードIとモードIIの応力拡大係数である。ブリッジしている部分の繊維の引張り応力を  $\sigma_b$  とし、滑り部分での界面せん断滑り応力が  $\tau$  で一定であると仮定した場合、繊維とマトリックス間の滑り長さは

$$\ell_s \approx \frac{R_f \sigma_b}{2\tau} \quad (6)$$

で与えられる。

繊維のブリッジング応力を用いると Fig. 5 (C) のモデルでマトリックスクラックが Fig. 3 で  $C_1 \rightarrow C_2$  へと進展する

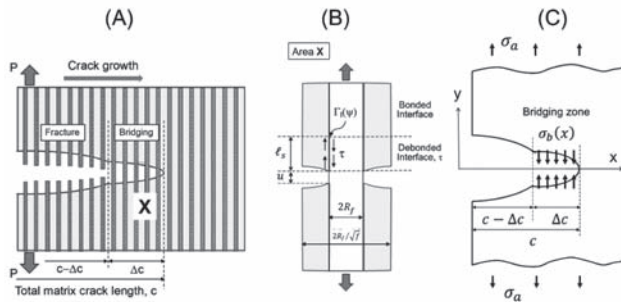


Fig. 5 (A) Schematic drawing of steady state crack growth behavior in unidirectional fiber-ceramic matrix composite.  $P$ : applied load,  $c$ : matrix crack length,  $\Delta c$ : fiber bridging zone length. (B) Details of matrix crack bridging by ceramic fiber.  $\Gamma_i(\psi)$ : interface debond energy release rate,  $\tau$ : interface shear frictional sliding stress,  $\ell_s$ : interface shear frictional length (equal to debond length),  $u$ : matrix crack opening displacement,  $R_f$ : fiber radius,  $f$ : fiber volume fraction. (C) Crack bridging model.

条件を求めることができる。Fig. 5 (C)のようにマトリックスクラックが長さ  $\Delta c$  で  $c - \Delta c \leq x \leq c$  でクラック閉口力として  $\sigma_b(x)$  の分布を持つ応力が働いているとする。この時、クラック先端部の応力拡大係数は外部からの負荷  $\sigma_a$  の同じ負荷状態でブリッジングが無い時に比較して

$$\Delta K_b = \frac{1}{\sqrt{\pi c}} \int_{c-\Delta c}^c \sigma_b(x) G(x) dx \quad (7)$$

減少する<sup>(5)</sup>。ここで、 $\sigma_b(x)$  はブリッジングしている部分での応力分布、 $G(x)$  はグリーン関数である。言い換えれば、クラック先端部でクラックが進展を開始する条件に達するためにブリッジングが生じない場合に比較してより多くの外部からの負荷が必要になるといえる。連続繊維によるマトリックスクラックのブリッジング現象はセラミックスの高靱化機構 (toughening mechanism) として解析されR曲線 (resistance curve) との関連性が議論されていた<sup>(1)</sup>。

マトリックスクラック先端部での応力拡大係数を  $K_{tip}$ 、複合材料に外部から加えた負荷により求められる応力拡大係数を  $K_a$ 、繊維によるクラックブリッジング力 (閉口力) によるクラック先端部での応力拡大係数の低減に寄与する項を  $\Delta K_b (< 0)$  とすると

$$K_{tip} = K_a + \Delta K_b \quad (8)$$

の関係が成立する。ここで、 $\Delta K_b$  は負の値 ( $\Delta K_b < 0$ ) となるので同じ  $K_a$  であってもブリッジングの効果によりマトリックスクラック先端部での応力拡大係数  $K_{tip}$  は小さくなる。マトリックスクラックの進展は  $K_{tip}$  が臨界値  $K_{crit}$  に達した時に生じる。クラック進展時に繊維によるブリッジングの寄与が一定になると定常状態に達する。このときのマトリックスクラックの進展条件は  $K_{crit} \approx (E_m/E) K_c$  になる。ここで、 $K_c$  はマトリックス単体の破壊靱性、 $E$  は複合材料の繊維軸方向のヤング率であり Fig. 5 (C) のモデルでは  $E \approx f E_f + (1-f) E_m$  になる。この式で、 $f$  は繊維の体積率、 $E_f$  は繊維のヤング率、 $E_m$  はマト

リックスのヤング率である。

マトリックスに生じたクラックが繊維を破断せずに進展するときクラック先端部が繊維の部分を通過するときクラック先端部が弓形になる。この現象はクラックボウイングと呼ばれている。クラックボウイング (crack bowing) によりマトリックスクラック進展抵抗はマトリックス単体時よりも大きくなる。CMCのクラック進展に見られる三次元的な効果の一つである。この機構により  $K_c$  は  $\Omega K_c$  になる。ここで、 $\Omega$  は1.2～1.4程度である。マトリックスが緻密なほどこの効果は大きい傾向にある。

クラックが長い場合には、この解析手法を用いて、定常状態としてマトリックスを貫通するクラックが生成する時の外部負荷  $\sigma_0$  を求めると

$$\sigma_0 = \left[ \frac{6(1-\nu^2) K_c^2 \tau E_f f^2 (1-f)(1+\eta)^2}{E_m R_f} \right]^{\frac{1}{3}} \quad (9)$$

となる。ここで、 $\eta = E_f f / E_m (1-f)$ 、 $\nu$  は複合材料のポアソン比、 $\tau$  は界面のせん断滑り応力、 $K_c$  はマトリックス単体の破壊靱性、 $R_f$  は繊維半径である。この式からわかるように、複合材料を構成する材料の組み合わせやディメンジョンが与えられた時に、貫通クラックが生じる応力はマトリックス単体の破壊靱性、界面せん断滑り応力に大きく依存することがわかる。式(9)はクラック長さを含まない。これがCMCの一つの特徴であり実用的なロングクラックの場合、マトリックスクラックが進展する条件はクラック長さに依存しない。式(1)でクラックの進展条件が与えられるマトリックス単体との大きな差異である。

なお、式(9)はCMC中に残留応力や熱応力が存在しない場合であり、残留応力が存在する場合には

$$\sigma_0^{total} = \sigma_0 + \sigma^T \quad (10)$$

となる。ここで、 $\sigma^T$  はマトリックス中の繊維軸方向の残留応力である。残留応力自体は測定しないとわからないので、通常は熱応力成分を考えることが行われている。この場合、 $\sigma^T \sim E_m \Delta T (\alpha_f - \alpha_m)$  である。

マトリックスクラック貫通応力  $\sigma_0$  は論文の著者の名称からACK理論<sup>(7)</sup> (Aveston-Cooper-Kelly) と呼ばれる。応力拡大係数を用いた解析はMCE理論<sup>(8)</sup> (Marshall-Cox-Evans) と呼ばれる。これ以外にも、異なる初期条件や界面力学特性の取り扱いを行った理論や有限要素法による解析など数多くの結果が報告されている。応力拡大係数を用いた解法ではクラック長さが短い場合の解も求めることが可能であることやグリーン関数を併用することにより無限体の場合の解ではなく任意の形の場合に対応した解を求めることができる利点を有する。

CMC中の繊維の構造が織物や0°/90°積層構成の場合でも、引張り力が加わると引張り方向に垂直方向の界面やマトリックスの破壊が最初に生じ、その後繊維軸が引張り方向を向いている部分でマトリックスクラックのブリッジング機構が働く。従って、繊維の働きに対する基本的な考え方はFig. 5の場合と同じである。Fig. 6は

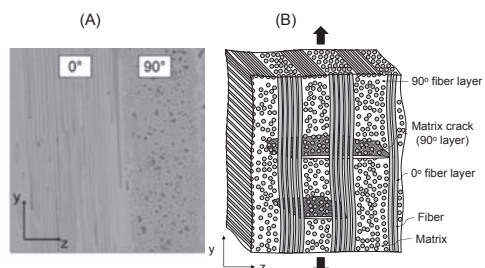


Fig. 6 Polished section of SiC/SiC 0°/90° structure (A) and schematic drawing of transverse crack growth behavior (B).

0°/90°構成のSiC/SiCの複合化組織写真(A)と繊維によるブリッジングのイメージ(B)を示したものである。式(9)から求められる応力を超えて負荷が働く時にはCMC中にマトリックスクラックが多数形成されるので高温使用環境下で劣化が生じやすくなる。このために、 $\sigma_0$ を設計基準と考え採用することが多く行われている。

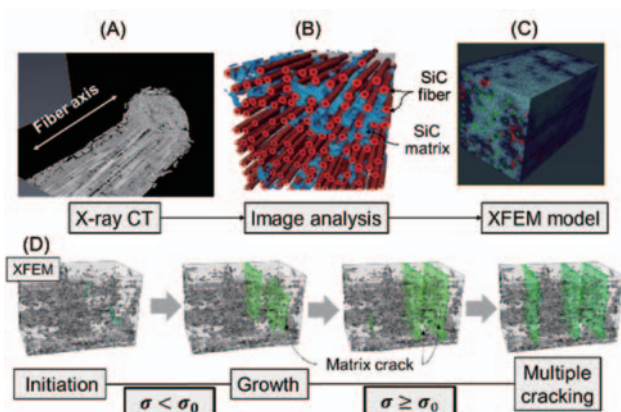


Fig. 7 Virtual test result for matrix cracking process in SiC/SiC minicomposite. X-ray CT image (A), Image analysis (B), XFEM mesh (C), and XFEM computation results (D).

以上述べてきた理論解析は詳細な条件を除けば大枠は完成されている。本解説で説明しているものは極一部分だけである。最近では、実際の複合化組織をコンピュータ上に構築し計算を行うことが行われている。Fig.7は一方向連続繊維を複合化したSiC/SiCのXFEM計算モデルと計算結果の例である。実際の組織を計算機の中で再現することにより連続体力学の解析では考慮することが難しい組織の不均一性や複合化組織のばらつきなどを考慮した実組織を用いた計算が可能である。Fig. 7の例ではマトリックスにクラックが等間隔に発生する現象を再現することが可能になっている。今後は、界面特性の導入や更にスケールの大きな解析モデルの導入などを行うことにより実複合化組織を用いた解析も近い将来可能になると思われる。

## 5. 疲労とクリープに対する $\sigma_0$ の意味

Fig. 8はSiC/SiCの1300℃、大気中での疲労特性(A)及

びクリープ特性(B)を示したものである。両者とも縦軸は初期のヤング率で規格化されたSiC/SiCのヤング率の変化を示している。蓄積された損傷の量を表現する式(4)と同じ意味を持つと考えて良い。この実験で使用したSiC/SiCの $\sigma_0$ は $\sim 80\text{MPa}$ であり、SiC/SiCのマトリックス貫通応力以下の場合の負荷では疲労、クリープ共に損傷は少なく、負荷応力が90MPa以上になると損傷の進展が進みやすくなることがわかる。Fig. 8 (C)は同じSiC/SiCに $\sigma_0$ 以上の引張り負荷を加えた時の材料中に発生するマイクロクラック (micro-crack) を示したものである。矢印で示した小さなクラックが材料中に数多く観察される。引張り負荷、疲労負荷、クリープ負荷ともに同じようなマイクロクラックの発生がコンプライアンス増加の原因になる。なお、1400℃以上の温度で同様の試験を行うと負荷応力が $\sigma_0$ 以下であってもクリープによる損傷が進展する。これは、繊維とマトリックスの耐クリープ特性によるものである。このような実験結果は $\sigma_0$ がCMCの設計に対する基準となる理由を示しているとも言える。

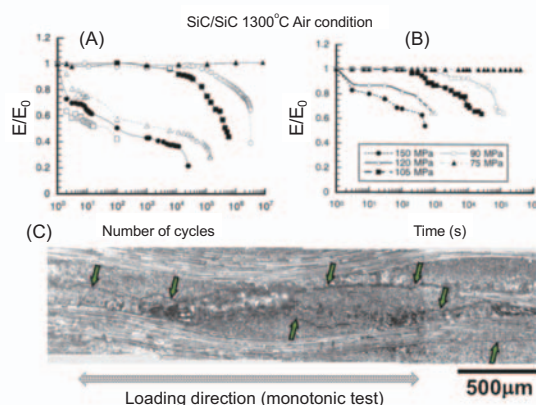


Fig. 8 Effect of applied stress level on the change of compliance in SiC/SiC (plane woven). Fatigue test at 1300°C in air (A), Creep test at 1300°C in air (B), and a typical example of microfracture behavior in SiC/SiC under monotonic tensile test (C).

## 6. 破断応力 $\sigma_F$ に影響する因子

破断強度(破断時の応力)に関してはLLS (local load shearing) とGLS (global load shearing) の機構に大別される<sup>(9)</sup>。GLSの場合には繊維やマトリックスにクラックが発生しても材料中で応力集中が生じることが少なく、個々の繊維が等しく荷重を負担できる状態である。これに対して、LLSは繊維やマトリックスの一部にクラックが生じるとクラックの発生により生じる応力集中により、材料中をクラックが進展しやすくなりCMCの破壊に至るものである。

GLSの場合には複合材料の引張り破断強度は

$$\sigma_{cu} = f\sigma_c \left[ \frac{2}{(m+1)} \right]^{1/(m-1)} \left[ \frac{(m+1)}{(m+2)} \right] \quad (11)$$

となる。ここで、

$$\sigma_c = \sigma_s \left( \frac{\tau \delta}{\sigma_s R_f} \right)^{1/m}, \quad \delta = \left[ \ell_0 \left( \frac{R_f \sigma_s}{\tau} \right)^m \right]^{1/(m+1)} \quad (12)$$

であり、 $\ell_0$ はゲージ長さである。最大強度は繊維のワイブル係数 $m$ に対する変化は少ないがスケールパラメータ $\sigma_*$ （あるいは、繊維の平均強度）に大きく依存する。また、繊維とマトリックス間界面のせん断滑り応力も重要である。GLS条件下での最大強度は繊維束単体の強度とほぼ等しくなる。

LLSの場合にはCMC中に生じる応力集中の具合により破断応力は異なる。すなわち、LLSの場合にはCMC中に存在する大きな欠陥(defect)の影響が大きくなる。欠陥により生じる応力集中によりGLSの時と比較してCMCの強度は

$$\sigma_{cu}^{LLS} = \sigma_{cu}^{GLS} \frac{1}{\sqrt{1+\omega^{2/3}}} \quad (13)$$

となる<sup>(6)</sup>。ここで、 $\omega$ は

$$\omega = \frac{\pi f^2 E_f E c \tau}{(1-f)^2 E_m^2 R_f \xi} \quad (14)$$

で与えられる。 $\xi \sim 1$ の定数である。 $\omega \rightarrow 0$ ならば欠陥の影響はなく強度はGLSの条件になる。繊維体積率の増加や界面せん断応力の増加がGLS条件に近づく要因になりうる。GLSの場合、CMCの強度(破断応力)は引張り負荷が加わっている方向に繊維軸を持つ繊維の体積率に大きく影響される。

## 7. 終わりに

CMCを利用する立場からCMCの力学特性の特徴を説明した。限られた紙面であるので全てを説明することはできないが、高温構造材料としてのCMCの力学特性の発現機構とその発現機構の概要を理解していただければ幸いである。なお、厳密な式の導入等は参考文献で補っていただきたい。

CMC自体の研究開発が従来の材料開発というステージから新たなステージに入っている。特に、本解説で取り上げたSiC/SiCでは実用化のために必要になっている基礎課題や応用課題を早急に解決することが求められている。課題は低コスト高品質製造技術からCMCの安全利用技術などの広範囲に及ぶ。更に高温での使用を目指す場合にはSiC繊維自体の耐クリープ特性や繊維表面コーティング材料などの材料自体の開発も必要である。近年の計算機科学技術の利用などもこれらの問題の解決ツールとして重要な技術になるといえる。

本解説で不明の点やCMCに関する問い合わせは必要な場合にはCMCセンター (<https://www.teu.ac.jp/karl/cmc/>) にお問い合わせ願いたい。また、産業界との情報交換の場としてはCMCコンソーシアム (<http://www.cmcc.ne.jp>) が(一社)日本ファインセラミックス協会(JFCA)内に設立されている。各種CMCの特徴については著者の最近の解説<sup>(10),(11),(12)</sup>を参照していただきたい。

## 謝辞

本原稿の内容につきましてコメントを頂きました(国研)宇宙航空研究開発機構 名誉教授八田博志博士、(国研)物質・材料研究機構 垣澤英樹博士ならびにXFEMの結果を提供していただいた一橋大学 教授七丈直弘博士に感謝いたします。

## 参考文献

- (1) 香川 豊, 八田博志, セラミックス基複合材料, (1990), アグネ承風社.
- (2) 香川 豊, セラミックス複合材料(CMC)を理解するために: 重要な特性の説明, 工業材料, 6月号, (2021).
- (3) A. Almansour et al., NASA Transformational Tools and Technology Project Report, (2017).
- (4) R.Y. Kim and N. Pagano, Crack Initiation in Unidirectional Brittle Matrix Composites, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 74 (1991), 1082-1090.
- (5) K. Goto and Y. Kagawa, Fracture Behaviour and Toughness of a Plane-woven SiC Fibre-reinforced SiC Matrix Composite, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 211, No.1-2 (1996), pp. 72-81.
- (6) S. Zhu et al., Monotonic Tension, Fatigue and Creep Behavior of SiC-Fiber-Reinforced SiC-Matrix Composites: A Review, Composite Sci. Technol., Vol. 59, No. 6 (1999), pp. 833-851.
- (7) J. Avestom, G. A. Cooper, and A. Kelly, in Properties of Fiber Composites: Conf. Proc. National Physical Laboratories, 15-26 IPC Science and Technology Press, Surrey, UK (1971).
- (8) D. B. Marshall, B. N. Cox, A. G. Evans, The Mechanics of Matrix Cracking in Brittle-matrix Fiber Composites, Acta Metallurgica, Vol. 33, No. 11 (1985), pp. 2013-2021.
- (9) W. A. Curtin, Theory of Mechanical Properties of Ceramic-Matrix Composites, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 74, No. 11 (1991), pp. 2837-2845.
- (10) 香川 豊, 七丈直弘, セラミックス複合材料の最近の進歩, まてりあ, Vol. 58, No. 7 (2019), pp. 376-381.
- (11) 香川 豊ら, セラミックス基複合材料・耐環境コーティング技術の最新動向, セラミックス, Vol. 55, No. 6 (2020), pp. 418-422.
- (12) 香川 豊, セラミックス基複合材料の力学特性および応用分野, 応用物理, Vol. 86, No. 6 (2017), pp. 467-473.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 次世代耐環境コーティングに向けた微粒子スプレーコーティング技術

### Fine Particle Spray Coating Technology for Next-Generation Environmental Barrier Coatings



篠田 健太郎<sup>\*1</sup>  
SHINODA Kentaro



鈴木 雅人<sup>\*2</sup>  
SUZUKI Masato



シャヒンムハマト<sup>\*3</sup>  
SHAHIEN Mohammed



明渡 純<sup>\*1</sup>  
AKEDO Jun



井上 貴博<sup>\*2</sup>  
INOUE Takahiro



高木 英行<sup>\*2</sup>  
TAKAGI Hideyuki



壹岐 典彦<sup>\*4</sup>  
IKI Norihiko

**キーワード：**ガスタービン，ジェットエンジン，セラミックコーティング，溶射，微粒子溶射，ハイブリッドエアロゾルデポジション，水蒸気腐食

**Key Words：**Gas Turbine, Jet Engine, Ceramic Coating, Thermal Spray, Fine Particle Spray, Hybrid Aerosol Deposition, Water Vapor Erosion

#### 1. 緒言

航空機のジェットエンジンや発電用ガスタービン（GT）は、燃焼温度の上昇がそのまま熱効率の向上につながる。従って、長い年月の間、タービン入口温度の向上を目指して研究開発が行われてきた。

その温度上昇は、Ni基超合金を中心とする材料開発、フィルム冷却やインピンジ冷却といった冷却技術に加えて、遮熱コーティング（TBC）が必須の要件となっており、久しい。例えば、大手重工メーカーの最新のタービンでは、タービン入口温度は、1650℃に達し、熱効率もコン

バインドサイクル発電用LHV（低位発熱量）で64%に達しているとされる<sup>(1)</sup>。1600℃級GTにおいて、金属部材表面、セラミックコーティング表面は、それぞれ950℃、1100℃程度であるとされるので<sup>(2)</sup>、TBC、冷却技術による貢献分はそれぞれ150℃、550℃程度と見積もられる。1650℃級においては、高い剥離耐久性に起因するTBCの厚膜化が有効な手段とされていることから<sup>(3)</sup>、TBCに求められる性能も表面温度で、1100～1150℃程度、断熱温度として150～200℃程度まで向上している可能性がある。航空機用のジェットエンジンでは、イットリア安定化ジルコニア（YSZ）系TBCでは焼結がシビアになる1200℃が限界温度とされている<sup>(4)–(6)</sup>。パイロクロア系の材料を用いることで1300℃程度まで使用できると考えられている<sup>(7)</sup>。なお、前述の発電用タービンにおいてもパイロクロア系やt系と考えられる新材料の検討が進められており<sup>(3),(8)</sup>、先進TBCには、既に一部適用されている可能性がある。

焼結や相変態挙動は、熱活性化過程であるため、TBCの寿命や熱伝導率変化はLarson-Millerパラメータを使っている程度整理することが可能となってきている<sup>(9)</sup>。

このように運転温度が上昇するに従って、タービンの損傷に与える因子が酸化に加えて、外的要因による

原稿受付 2021年6月1日

- \* 1 国立研究開発法人産業技術総合研究所先進コーティング技術研究センター  
〒305-8567 つくば市東1-1-1  
E-mail: kentaro.shinoda@aist.go.jp
- \* 2 国立研究開発法人産業技術総合研究所先進コーティング技術研究センター  
〒305-8569 つくば市小野川16-1
- \* 3 国立研究開発法人産業技術総合研究所先進コーティング技術研究センター  
〒305-8564 つくば市並木1-2-1
- \* 4 国立研究開発法人産業技術総合研究所再生可能エネルギー研究センター  
〒963-0298 郡山市待池台2-2-9

ケースが増えてきている。1200℃から特に1300℃を超える温度で顕著になっているのがCMAS（カルシウムマグネシウムアルミノシリケート）である<sup>(10)–(13)</sup>。砂塵によるCMAS問題は、1990–1991の湾岸戦争の時に顕在化した<sup>(14)</sup>。その後、大きく認識されたのは、2010年のアイスランドのエイヤフィヤトラヨークトル火山の噴火である。本火山の噴火によってヨーロッパ全域で航空機が飛行することができなくなった。耐CMAS用に設計したコーティングのコンセプトは、耐火山灰用にも有効に作用することが示された<sup>(15), (16)</sup>。なお、第二次世界大戦後、航空機が飛行できないことによる経済的損失が大きく取り上げられたのは2001年のアメリカ同時多発テロ事件911とこのアイスランドの噴火であった。新型コロナウイルス感染症によって引き起こされた空路の制限、そして、航空需要の低下は桁が違った問題であり、一刻も早い回復を願うばかりである。

SiC<sub>f</sub>/SiC（SiC系繊維強化SiC）セラミックス基複合材料（CMC）が航空機用ジェットエンジンに搭載されることがアナウンスされると、材料開発がそれまでのNi基超合金をベースとする金属系材料から、複合材料系へと大きくシフトすることとなる。このSiC<sub>f</sub>/SiC複合材料の開発そのものは1990年代に行われていた。Ni基超合金に比べると密度が1/3程度と極めて小さいことから比強度に優れ、重量が重要なファクターである航空機推進用においてブレークスルーを産んだ。しかしながら、高温水蒸気下での劣化が激しいことから、耐環境コーティング（EBC）の使用が必須である。

ここで厄介なのが、耐水蒸気腐食問題と耐CMAS課題が両立しにくくことである<sup>(17), (18)</sup>。耐水蒸気腐食特性に優れるのは一般に安定酸化物を形成しやすいガラス形成材料であるが、ガラスはCMASそのものであり、CMAS対策には不向きとも言える。

いずれにしても、燃焼ガス温度は既にタービン翼や燃焼器において高温部材の耐用温度を超える状態になっており、コーティングの剥離が許される状況ではなくなっている。設計段階でコーティングを組み込み、コーティングの信頼性を考慮した、プライマリライアントコーティングが要求される時代に入ったと言えるであろう<sup>(19), (20)</sup>。先に述べたLMパラメータを用いた寿命予測はコーティング設計の上で非常に重要な概念と考えられる。

このような中、2020年12月に「カーボンニュートラルに伴うグリーン成長戦略」が策定されるなど、カーボンニュートラルに向けた取組が活発化している<sup>(21)</sup>。この成長戦略の中で、水素は、発電・輸送・産業など幅広い分野で活用が期待されるカーボンニュートラルのキーテクノロジーとして、重要分野における「実行計画」の中で取り上げられている。また、2020年1月に策定された「革新的環境イノベーション戦略」では、日本が強みを有するエネルギー・環境分野において革新的なイノベーションを創出し、社会実装可能なコストを実現、これを

世界に広めていくことを目指しており、水素は5つの重要領域の一つとして位置づけられている（Fig. 1）<sup>(22)</sup>。

カーボンニュートラルに向けて水素発電をはじめ、水素を活用したエネルギーシステムの導入に関する取り組みが進む中、発電という考え方も太陽からのエネルギーとしてLNGなど種々の形式で蓄積されたエネルギーの変換とエンジニア上の時定数を考慮した循環として捉える方が自然かもしれない。このような位置づけの中で、コーティングに求められる役割がどのようなものであるか考えてみたい。

イノベーション・アクションプランの重点領域

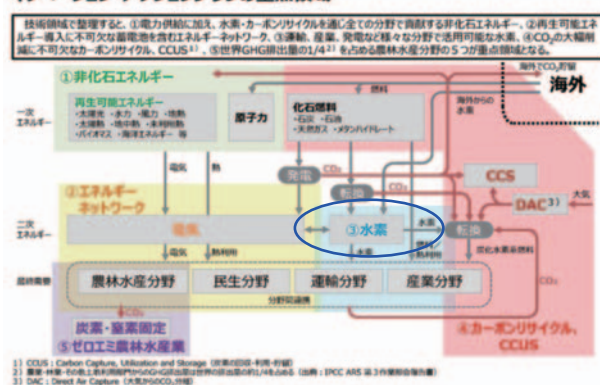


Fig. 1 Prioritized technology sets in the environment innovation technology

## 2. T/EBCの現状と課題

### 2.1 材料システムの変遷

冷却技術や焼結・相変態が起こりにくい新材料系を用いることで、材料自体の耐久性が担保されるのであれば、TBC（遮熱コーティング）の設計はいかにコーティングによって遮熱性能を高めるかにあり、（材料・構造の低熱伝導率化）×（膜厚）という式にいたる。実際、燃焼器などにおいては2 mm以上のTBCの要求や、アプリケーションによっては4 mmのTBCが必要との報告もある<sup>(23)</sup>。

TBCやEBC（耐環境コーティング）におけるもう一つのトレンドは多層化であろう。TBCはもともと遮熱のためのシステムであり、多孔質なYSZの厚膜が用いられていた。しかしながら、近年、エロージョンやCMAS耐性などの耐環境性能を上げる必要があることから<sup>(13), (16)</sup>、その解決手段のひとつとして表面への緻密膜の形成が試みられている。表面の緻密膜としては、CMASへの耐性が報告されているガドリニウムジルコネート（GDZ）が有力候補であるが、YSZに比べると靱性の低いことが問題である。それらを考慮して、Fig. 2に示すような多層化膜の構造が提案されている<sup>(24), (25)</sup>。Sampathらのグループによれば<sup>(24)</sup>、

1. ボンドコート（BC）上には高い靱性を持ち、熱成長酸化物（TGO）であるアルミナとの親和性がよい界面層を導入する。おそらく緻密度の高い薄いYSZ層が有

効と考えられる。60  $\mu\text{m}$ 程度までの厚みで緻密な大気圧プラズマ溶射 (APS) によって施工したYSZ層が靱性と耐久性を兼ね備え適している。

2. 続いて、多孔質で低熱伝導率の層を遮熱機能の目的で導入する。この層は熱劣化に伴って気孔率が減少し、熱伝導率の増加につながらないように安定性の高いYSZやGDZの膜を用いることができる。

3. トップ層にはGDZを用い、CMASや火山灰への対応を図る耐環境コーティングにする。GDZの破壊靱性が低いため、耐エロージョン特性を向上させるために緻密な層とするのがよい。熱サイクル特性の向上を狙って、さらに縦割れのクラックを導入した緻密コーティング (DVC: Dense Vertically CrackedもしくはSegmentation TBCと呼ばれる) によりコンプライアンスを向上させることが有効である。

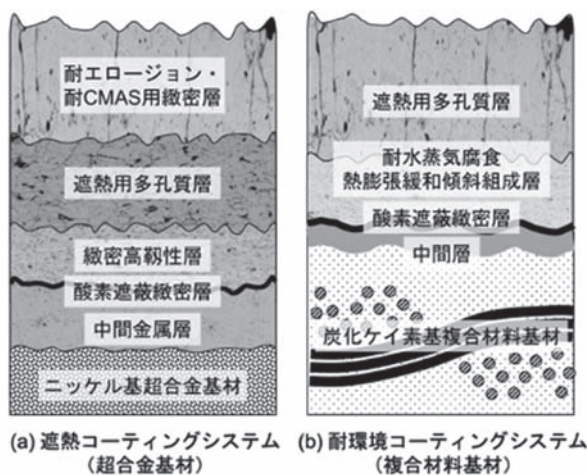


Fig. 2 Multi-functional/multi-layer coating system: thermal/environmental barrier coating systems for (a) Ni-base superalloy and (b) SiCf/SiC ceramic-matrix composite (adapted from Dr. Sanjay Sampath's work at Stony Brook University, Shinoda et al (2018)<sup>(25)</sup>).

このように、Ni基超合金をベースとするT/EBCシステムでは、BCの金属下地層、それから界面に生成するTGO層も含めると5層の多層コーティングシステムとなっており、かつそれらの層が違った皮膜構造を有することが要求される。例えば、多孔質皮膜の上に緻密皮膜を施行する技術が必要となるなどコーティングプロセスにも高度な要求がなされることになる。

この多層化は近年注目を集めているCMC上へのEBCでも基本設計方針の一つとなっている<sup>(7), (26), (27)</sup>。SiC系のCMCが高温下での水蒸気腐食に弱いことから、水蒸気腐食による減肉を守るためのコーティングが必須である。世代によって設計も異なるが、例えば、SiCf/SiC上へのT/EBCシステムとして、SiCf/SiC基材上にシリコン膜を溶射し、その上にBSAS (バリウムストロンチウムアルミノシリケート) の皮膜を堆積するために、Mullite層からBSASへの傾斜組織制御をおこなう。BSASの単

体の層によって、水蒸気腐食の対応をおこない、更に遮熱層として、YSZもしくは新材料セラミックのコーティングを施工できるように傾斜組成化して対応をする例が報告されている<sup>(28)</sup>。ここでも5層程度の多層構造が要求されており、TBC、EBCシステムともに高いコーティングの施工技術が要求されている。高温アプリケーションでは、基材と皮膜の熱膨張率差に起因する熱応力をいかに抑えるかが鍵となるが、TBCが、熱膨張係数の比較的大きなNi基超合金という金属を基材とするセラミックコーティングシステムであるのに対し、EBCが、熱膨張係数の小さなSiC系セラミックス基複合材料を基材とするセラミックコーティングシステムであることから、その設計概念は根本的に異なる (Fig. 3)<sup>(29)</sup>。

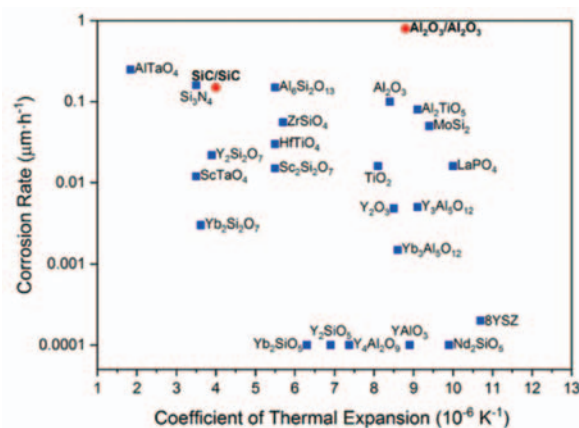


Fig. 3 Water vapor erosion rate and thermal expansion coefficient of EBC candidate materials (C. Gatzert et al (2019)<sup>(29)</sup>).

異なる材料で、かつ緻密層と多孔質層を積層させる場合の界面設計など、プロセス設計、材料設計、システム設計の融合が求められると考えられる。実際、最近のNASAのT/EBCの開発レポートでは、各層ごとに製膜手法を変更し、対応を行なっている<sup>(30)</sup>。そもそも熱力学的には界面は不安定であることから高温ではマイナス要因にもなりうる。熱膨張係数の緩和や熱伝導設計を適切に行うことが可能となるならば、多層化戦略そのものの見直しも必要となる可能性があり、そのためには材料開発やプロセスにおける革新が必須となろう。幸いにも日本は、まだまだ新しいコーティングプロセスを生み出す力が残っていると考えられ、金属におけるコールドスプレー、ウォームスプレー、そして、本稿で注目する中間領域の厚膜 (ファインセラミックコーティング) においてもエアロゾルデポジション (AD) 法、ハイブリッドAD (HAD) 法、サスペンション溶射、液相前駆体溶射、超音速フリージェットPVD、レーザーCVDなど新しい技術の研究開発が盛んに行われている。これらのいくつかのプロセスの堆積応力は圧縮応力となるため、プラズマ溶射の引張り応力に加えて正負の応力場を持つことになるため、原理的には応力を積極的に制御することがで

ことになる。現行の基盤技術となるプラズマ溶射法、EB-PVD法に加えて、これらのコーティング技術を積極的に組み入れていくことで、材料設計、界面設計に基づいて、TBC/EBCという高機能・多機能化システムへの対応も可能となっていくように思える。

## 2.2 EBCの損傷形態

EBCの損傷形態については、長らくNASAのLeeらが整理している。Fig. 4に示すようにEBC自体の水蒸気による減肉、水蒸気によるボンドコートの酸化、熱疲労・熱機械疲労、CMAS、エロージョン、FODによる6種類の損傷があるとされる<sup>(30),(31)</sup>。

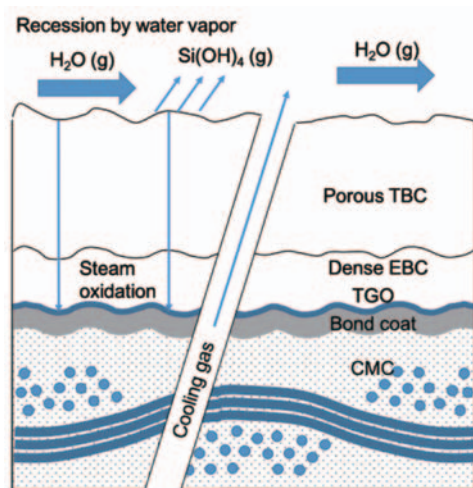
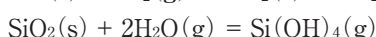
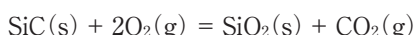


Fig. 4 Classification of EBC degradation mechanism (redrawn based on Lee (2019)<sup>(29)</sup> and Zhu et al (2018)<sup>(30)</sup>)

最終的には全ての因子が重要となるが、システム設計の上でまず抑えなければならないのが、水蒸気減肉と水蒸気酸化であろう。

絶対温度の因子としては、Siの融点である1414℃に加えて、1316℃ (2400°F) において、Siの酸化皮膜であるSiO<sub>2</sub>の相変態がある。クリストバライトは、SiO<sub>2</sub>の結晶組織であるが、体積変化を伴う相変態を起こす。1316℃において立方晶であるα相が析出するが、その冷却過程で200℃付近で常温で安定な正方晶であるβ相に相変態する。この時の体積変化に伴って酸化皮膜が破壊されるため、SiCをはじめとするSiO<sub>2</sub>をTGOとした保護機能を有する材料は1316℃が使用限界温度となる<sup>(31)</sup>。

また、形成したSiO<sub>2</sub>は、高温水蒸気と反応し、水酸化ケイ素生成物が揮発することによって直接的に減肉する。1100℃以上の温度でこの反応は顕著になってくる。



したがって、SiC<sub>f</sub>/SiCを高温水蒸気環境における劣化から保護するEBCが必須となる<sup>(32)</sup>。大司らのグループは米国オークリッジ国立研究所との共同研究によりこれらの材料の水蒸気減肉挙動について多く報告している<sup>(33-37)</sup>。特にこの時点において熱膨張率が低くSiCやSi<sub>3</sub>N<sub>4</sub>などに

近い材料のうちでも水蒸気酸化減肉に優れていたLuシリケートに着目し様々に特性評価を行っている。

一般に、希土類シリケートは高温水蒸気雰囲気での酸化反応により、その初期段階ではSi(OH)<sub>4</sub>を生成してSiが離脱しモノシリケートとなることが知られている。しかし、Y<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>やLu<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>などでは、SiCやH<sub>2</sub>Oとの反応を通じてダイシリケートの再生成が起こるとの報告がある。  

$$2\text{Y}_2\text{SiO}_5(\text{s}) + 2\text{SiC}(\text{s}) + 3\text{O}_2(\text{g}) \rightarrow 2\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7(\text{s}) + 2\text{CO}(\text{g})$$
<sup>(38)</sup>  

$$2\text{Lu}_2\text{SiO}_5(\text{s}) + \text{H}_2\text{O}(\text{g}) \rightarrow \text{Lu}_2\text{Si}_2\text{O}_7(\text{s}) + \text{Lu}_2\text{O}_3(\text{s}) + \text{nH}_2\text{O}(\text{g})$$
<sup>(34)</sup>

このようなモノシリケートとダイシリケートの高温水蒸気反応時の挙動については、後に詳細な比較検討の結果が報告されている<sup>(39)</sup>。Y, Gd, Er, Yb, Luによる各希土類モノシリケートについて、90%水蒸気-10%空気環境下で1350℃の熱暴露試験を行い、各々の酸化反応挙動について調査した結果、Gdを除くいずれのモノシリケートも水蒸気およびSiO<sub>2</sub>との反応によりダイシリケートを生成し、少量の重量増が認められた。ただしGdにおいては重量増が格段に大きく、別組成のシリケート(Gd<sub>4.67</sub>Si<sub>3</sub>O<sub>13</sub>)を生成した、と報告している。

またNASAでは、BSASや希土類(Sc, Er, Lu, Yb, Y等)シリケートとともにイットリア安定化ハフニア(YSHf)について水蒸気減肉挙動の報告をしている<sup>(40)</sup>。YSHfはYSZと同様に耐水蒸気酸化減肉性に優れるもののSiC<sub>f</sub>/SiCやSi<sub>3</sub>N<sub>4</sub>等の母材に比べて熱膨張率が大きいため、Siボンド層/ムライト(+BSAS)中間層/YSHfというように熱応力緩和のための中間層を導入してもクラックが発生し母材表面において酸化減肉が進むことを明らかにした。

一方で、EBCの研究はプラズマ溶射法で行われていることが多く、プロセスに依存する微細組織構造の影響が十分ではないと考えられる。次項で述べるように完全緻密なセラミックコーティングを被覆することも一部可能となってきたり、微細組織制御の観点からブレークスルーが期待できる。

## 3. 微粒子スプレーコーティング技術

### 3.1 概論

Fig. 5に代表的なセラミックコーティング手法及び最近注目を集めている新プロセスについて、実用的に対応できる膜厚領域とプロセス温度を軸に整理した<sup>(25)</sup>。プラズマ溶射をはじめとするT/EBCに用いられる主力製膜法については、別稿で詳しくまとめているため、そちらも参照されたい<sup>(41)</sup>。

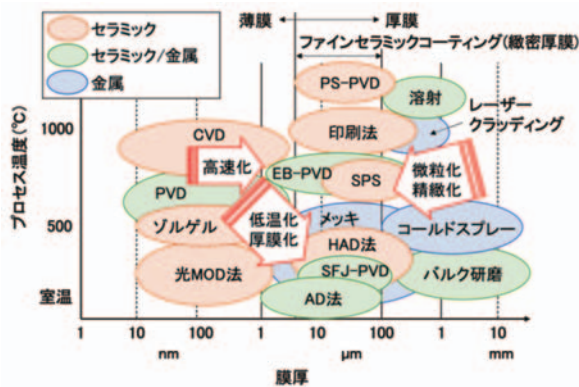


Fig. 5 Positioning of fine particle spray coating processes: CVD: chemical vapor deposition, PVD: physical vapor deposition, ELAMOD: excimer-laser-assisted metal organic deposition, AD: aerosol deposition, SFJ-PVD: supersonic free-jet PVD, HAD: hybrid aerosol deposition, SPS: suspension plasma spray, EB-PVD: electron beam-PVD, PS-PVD: plasma-spray PVD (modified from Shinoda (2018)<sup>25)</sup>).

この図からいくつかのトレンドを見ることができる。化学蒸着法 (CVD) やスパッタリングなどの物理蒸着法 (PVD) からAD法に至る低温化、厚膜化の流れはひとつのトレンドと言えよう。また、溶射分野ではサスペンションプラズマ溶射 (SPS) 法やサスペンションフレイム溶射など、懸濁液を用い、微細粒子を投入することを可能にした溶射技術に注目が集まっており、微細粒子化による精密組織制御の検討が大きなトレンドとなっている。

実際、印刷技術ではセラミックスのナノからマイクロ粒子をペーストとして塗布しており、微細な電子部品のMLCC (積層セラミックコンデンサ) やLTCC (低温同時焼成セラミックス) など幅広く使われている。基材がセラミックスで、熱的な制限が小さな場合には後焼成が可能のため主力なプロセスとなる。実際、CMC基材の場合、Ni基超合金に比べて熱的制約が少ないことが考えられ、塗布法の一つであるディップコートが検討されている<sup>42)</sup>。

第三のトレンドは、従来のPVDなどの高品質気相プロセスの高速堆積化であろう。電子ビーム物理蒸着法 (EB-PVD)<sup>43), 44)</sup> やガスフロースパッタリング<sup>45), 46)</sup> では気相法であっても100  $\mu$ m級厚膜の報告がなされている。これらのプロセスでは、もともとの堆積圧力領域よりも高い圧力を利用して高堆積を実現するクラスターの生成と利用をいかにこなうかが鍵と考えられる<sup>47-49)</sup>。また、溶射側からも原料を蒸発させて堆積させるプラズマ溶射PVD法 (PS-PVD)<sup>50), 51)</sup> などが開発されており、注目を集めている。

このように、最近では、セラミックコーティングを中心に新たなプロセス技術の開発とともに、その中間であるおよそ5-100  $\mu$ mの厚みの領域で、バルク並の微細構造、特性をもたせつつ厚膜を作製することが可能になってきている。AD法やコールドスプレー法など近年報告

されている固相粒子積層プロセスでは、皮膜の応力場が圧縮応力になり、緻密膜でも厚膜を得やすいことがひとつの理由と考えられる。また、他のプロセスにおいても微細構造によりポアの微細化や、そもそも堆積時の引張応力が従来の溶射プロセスに比べて小さくなるなど、従来の溶射膜と比べて微細組織制御した皮膜が創製できつつあることも、この厚膜領域に関心が寄せられる別の要因であろう。セラミック材料では微細組織を制御したものをファインセラミックスと呼ぶことから、この領域をファインセラミックコーティングと呼んでもよいであろう。薄膜と厚膜、厚膜化に伴うメリット、その他各種製膜法の詳細は別稿も参照して欲しい<sup>25), 52)</sup>。

### 3.2 ハイブリッドAD法

基材加熱をおこなわず、熱的アシストの全くない条件で、常温・固体状態のセラミックス微粒子がポアなく高密度、高強度に基材上に付着する現象「常温衝撃固化現象 (Room temperature impact consolidation: RTIC)」が見出され、その現象を利用した製膜方法としてAD法が注目されている<sup>53-56)</sup>。高温の熱処理を伴わないため、ナノ組織の結晶構造、複合構造をもつセラミックス膜を形成できるなどの利点がある。AD法の詳細は各種解説記事にまとめられているので参照いただきたい<sup>57-59)</sup>。

AD法は粉の技術と言っても過言ではなく、常温衝撃固化現象が有効に作用する製膜条件のウィンドウは現状では必ずしも広いとは言えない。また、応力集中によりエッジなどにおいて皮膜が剥離してしまうという緻密膜ならではの課題も残る。緻密度を適切にコントロールすることで、応力集中を緩和し、三次元被覆性能を向上させることができればタービン部材のような複雑三次元形状部材にも緻密性を付加することが可能になると考えられる。このような観点から、このAD法にプラズマを重畳し、堆積効率の向上や3次元被覆性の向上を狙ったプロセスがHAD法であり、内閣府SIP革新的設計生産技術 (FY2014-2018) の中で検討された<sup>60), 61)</sup>。

HAD法は、Fig. 6に示すように圧力効果を製膜原理の基本にするAD法のような手法 (Kinetic Spray法) と従来から使われてきた熱効果を基本原理とするプラズマ溶射法 (Plasma Spray法) とを連続的に切り替えられるようにし、両手法の長所をうまく融合させようとする技術である<sup>62)</sup>。AD法は、ドライな微粒子を空気などの搬送ガスにのせ、減圧下でのサンドブラストのように基材に吹き付け、高速衝突により生じる常温衝撃固化現象を利用し、粒子-基材、粒子同士を強固に結合させることにより、緻密、高密着なセラミックス膜、金属皮膜を常温で形成できる。通常の溶射法で用いる粒子より微細な粒子を用い、粒径制御をおこなうことにより、密着力の高い緻密な膜からポーラスな膜まで常温で形成する。

Fig. 7に溶射法や従来の薄膜法との特徴の比較を示す。一般に膜質は、従来の薄膜法で作製されたものよりやや劣るが、プロセス上、溶融・急速凝固、冷却を伴う溶射

法に比べて優れている。また、密着力は、固体粒子の衝突で強固なアンカー層が形成されるので、他の工法より優れている。また、設備も真空を用いるが、100-200 Pa程度の減圧領域のため、高価ではない。しかしながら、製膜速度は、従来の薄膜法に比べると30-100倍と格段に速いものの、溶射法に比べると原料粒子の利用効率も含めて格段に低い。従って、製膜コストや製膜適用厚みの点で大きな制約があった。その上、三次元的な表面への製膜では、段差部分やエッジ部分の製膜が困難であった。そこで、HAD法では、プラズマ援用により、溶射法での熱効果による粒子間結合の促進も利用し、これら従来AD法の欠点を補う。

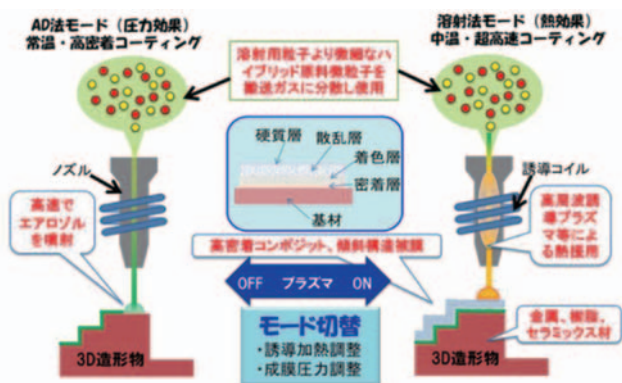


Fig. 6 Concept of hybrid aerosol deposition (HAD)<sup>60)</sup>

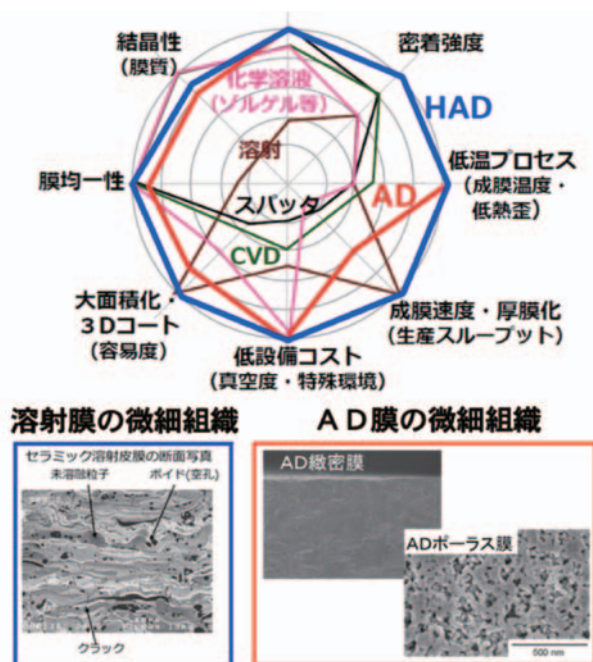


Fig. 7 Comparison of ceramic coating processes (Akedo and Shinoda (2017)<sup>62)</sup> © Ceramic Society of Japan)

HAD (ハイブリッドエアロゾルデポジション) 法は、堆積速度の大きなプラズマ溶射法と緻密で高密着な皮膜ができるAD法とのハイブリッドであり、堆積効率の向上や、AD法では応力集中により困難であった3次元被覆性能の向上も確認されている。このときのプラズマは熱プラズマと低圧プラズマの遷移領域のメゾプラズマと呼ばれるものでプラズマ化学的にも興味深い領域であり<sup>(48),(49)</sup>、本メゾプラズマジェットを用いることで、HAD法独自の興味深い組織も観察されている。

### 3.3 HAD法の最近の展開

プラズマ援用により三次元表面への被覆も容易になる。Fig. 8aは、異なる角度を有する角材のエッジ部に対し $\text{Al}_2\text{O}_3$ を製膜したものである<sup>63)</sup>。エッジ面に対して基材を傾けることなくそのまま噴射して製膜をおこなっているが、30°の低角から75°の高角に到るまで、製膜できていることを確認できる。AD法では、基材角度に対して粒子の衝突角度を大きくすると、グリットブラストのように皮膜が堆積する代わりに基材のエロージョンがおこり、製膜困難であることが知られている。しかしながら、HAD法では、プラズマ援用効果により、三次元形状への被覆特性が向上する。HAD皮膜の円筒面へ製膜した時の断面組織の低倍率の電子顕微鏡像をFig. 8bに示す<sup>64)</sup>。均質でクラックのない皮膜を得ることができているのがわかる。HAD法で得られた皮膜は、製膜条件にもよるが、マイクロピッカーを用いた試験で、アルミナの場合、300-1800 HV程度の間でコントロールすることが可能である。

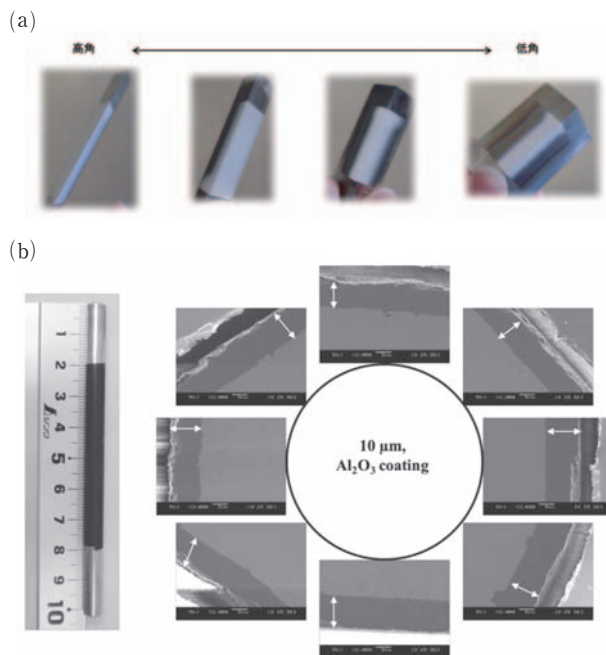


Fig. 8 Dense ceramic coatings deposited onto three-dimensional components by HAD: (a) onto edges (Shinoda et al (2017)<sup>63)</sup> © Ceramic Society of Japan), (b) onto cylinder (Shinoda et al (2020)<sup>64)</sup> © Japan Association of Corrosion Control)

HAD法の皮膜の特徴は、AD法と同様、原料粒子の特性を引き継ぐような条件で製膜することができることである。 $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 微粉末を原料としたときに、HAD法で得られた皮膜のX線回折パターンをFig. 9に示す<sup>64)</sup>。Arガス、Heガスのどちらをプラズマガスとして用いた場合にも、得られた皮膜は本原料パターンと同じ $\alpha$ 相から構成されることがわかる。プラズマ溶射によって、 $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 粉末を溶射すると、粉末は一度熔融してから、堆積時に急冷凝固するため、準安定相である $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ 相が得られることが知られているが、今回の結果は、溶射法とも異なる堆積機構を有していることを示している。

また、粒子活性表面が粒子の付着能力を向上させるため、多孔質材の封止も可能である。Fig. 10はアルミナで多孔質材を封孔した例である。溶射で見られるような粒子間の空隙やクラックは観察されない<sup>65)</sup>。

最近では、YSZ系においても緻密な皮膜を形成できるようになってきている<sup>66)</sup>。実際に類似技術によって、タービンプレードのTBC上に緻密膜を堆積した例も報告され出している<sup>67)</sup>。

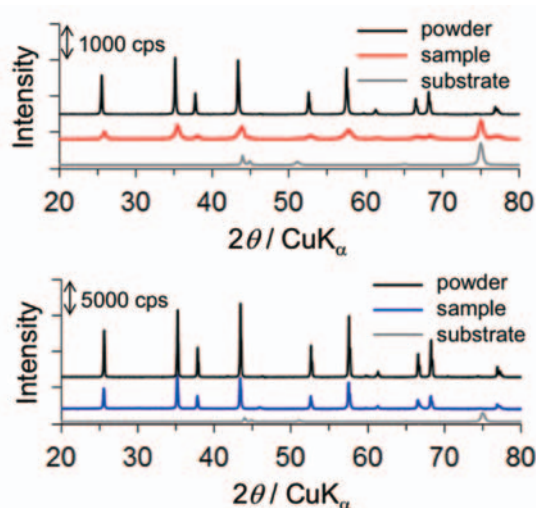


Fig. 9 X-ray diffraction patterns of HAD alumina coatings<sup>64)</sup>.

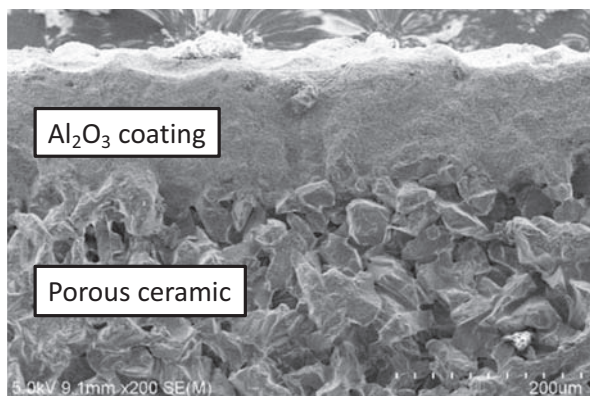


Fig. 10 Sealing of porous structure by dense alumina coating deposited by HAD

## 4. 次世代タービンシステム・水素タービン、酸素燃焼タービン

### 4.1 水素エネルギーに伴うタービンシステムの進化

水素燃焼ガスタービン技術の開発については、我が国では「水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術 (WE-NET)」(第I期: 1993-1998年, 第II期: 1999-2003年)において水素を低排出エネルギー媒体として利用するための技術を上流(水素製造技術)から下流(有効利用技術)まで総合的に開発することを目標に実施された。その第I期でサブタスク8において水素燃焼タービン技術の開発が行われた。ここでは、(1)水素燃焼タービン最適システムの評価、(2)燃焼制御技術開発、(3)タービン翼、ロータ等主要構成機器の開発、(4)主要補機類の開発、(5)超高温材料の開発、の各項目に関して調査および要素技術研究を行っている<sup>68)</sup>。燃焼ガス温度 $1700^{\circ}\text{C}$ に向けたセラミック材料利用部材の耐久性評価も行われており、EB-PVDによるYSZ製TBCの水素燃焼環境における挙動を検討し、概ね良好な成果が得られている<sup>69), 70)</sup>。ただし、高温高圧環境における試験ではあるものの30分程度の比較的短時間の評価であり、長時間の耐久性についてはさらなる検討が必要である。

タービン高効率化に向けたTIT向上、水素燃焼タービン技術いずれにおいてもセラミック部材を高温水蒸気による腐食減肉から保護するためのEBC技術の開発は最重要課題であり、我が国においても今後更に積極的に進めていく必要がある。

現在は、LNGの一部を水素に置き換えた混焼型の水素タービンの導入が始まっている。将来的には完全にLNGを水素に置き換えた専焼型の水素タービンが予定されている。

究極のゼロエミッションシステムとして検討されている燃焼システムとして、酸素水素燃焼タービンが挙げられる。燃料として水素を使うのは水素燃焼タービンと同じであるが、支燃ガスとして空気の代わりに純酸素を用いる。支燃ガスとして空気をを用いた場合には、空気中の80%を占める窒素により、 $\text{NO}_x$ の生成が高温になればなるほど避けられない。水素燃焼の場合は、燃焼速度が大きいので、燃焼制御が困難で、揺らぎによって $\text{NO}_x$ のような副生成物も発生しやすくなる。その一方で、酸素水素燃焼タービンでは、水素と酸素しか反応物がないため、生成物も水のみであり、究極のゼロエミッションシステムとなる。現在検討されているのは、ガスタービンに用いられているブレイトンサイクルと蒸気タービンに用いられているランキンサイクルを組み合わせた完全なクローズドサイクル型のタービンである (Fig. 11)<sup>71), 72)</sup>。運転温度にもよるが現行のガスタービンに比べて熱効率の10%程度の向上が見込まれている。

水素タービンや酸素水素燃焼タービンにおいて懸念されているのが高圧水蒸気である。特に酸素水素燃焼タービンでは、100%水蒸気が $1700^{\circ}\text{C}$ で、最大100気圧に到る



Table 1 List of phase 1 contractors of ARPA-E's ULTIMATE program (DOE).

| Contractors (State)                           | Titles                                                                                                                        | Amount (\$) |
|-----------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------|
| GE Research (NY)                              | ULTIMATE refractory alloy innovations for superior efficiency (RAISE)                                                         | 1,600,000   |
| Oak Ridge Natl. Lab. (TN)                     | Facility of evaluating high temperature oxidation and mechanical properties                                                   | 1,500,000   |
| Raytheon Technologies RC (CT)                 | Computationally guided ODS refractory HEAs via additive manufacturing                                                         | 800,000     |
| Raytheon Technologies RC (CT)                 | Environmental protection coating system for refractory metal alloys (EPCS for RMAs)                                           | 700,000     |
| Univ. Maryland (MD)                           | New environmental-thermal barrier coatings for ultrahigh temperature alloys                                                   | 600,000     |
| Univ. Virginia (VA)                           | High entropy rare-earth oxide (HERO) coatings for refractory alloys                                                           | 600,000     |
| Univ. Utah (UT)                               | Designing novel multicomponent niobium alloys for high temperature: integrated design, rapid processing & validation approach | 800,000     |
| Texas A&M Engineering Experiment Station (TX) | Batch-wise improvement in reduced design space using a holistic optimization technique (BIRDSHOT)                             | 1,200,000   |
| West Virginia Univ. (WV)                      | High-throughput computational guided development of refractory complex concentrated alloys-based composite                    | 700,000     |
| The Boeing Co.mpany (CA)                      | Ultra-high performance metallic turbine blades for extreme environments                                                       | 800,000     |
| National Energy Technology Lab. (OR)          | Rapid design and manufacturing of high-performance materials for turbine blades applications above 1300 Celsius               | 1,500,000   |
| Univ. Wisconsin-Madison (WI)                  | Additive manufacturing of ultrahigh temperature refractory metal alloys                                                       | 650,000     |
| Oak Ridge Natl. Lab. (TN)                     | Development of Niobium-based alloys for turbine applications                                                                  | 700,000     |
| Pacific Northwest Natl. Lab. (WA)             | Selective thermal emission coatings for improved turbine performance                                                          | 600,000     |
| MIT (MA)                                      | Additive manufacturing of oxidation-resistant gradient refractory composites                                                  | 600,000     |
| Penn State Univ. (PA)                         | Design and manufacturing of ultrahigh temperature refractory alloys                                                           | 1,200,000   |
| QuesTek Innovations LLC (IL)                  | Concurrent design of a multimaterial Niobium alloy system for next-generation turbine applications                            | 1,200,000   |

いっても過言ではなく、材料開発とともに、コーティングプロセスのブレークスルーが強く望まれている。

## 謝辞

本研究の一部は、水素利用等先導研究開発事業／従来技術を凌駕する超高効率発電共通基盤研究開発「酸素水素燃焼タービン発電の共通基盤技術の研究開発」(管理法人: NEDO (国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構)) によって行われた。ここに記して謝意を表する。

## 参考文献

- (1) 森本一毅, 松村嘉和, 飯島高善, 若園進, 片岡正人, 由里雅則, 1650℃級JAC型ガスタービンを中核とする第二T地点実証発電設備での検証結果, 三菱重工技報, Vol. 58, No. 1, Art. No. 7 (2021), pp. 1-10.
- (2) 小熊英隆, 月元晃司, 呉屋真之, 岡嶋芳史, 石坂浩一, 伊藤栄作, 高効率ガスタービン実現のための先進材料・製造技術開発, 三菱重工技報, Vol. 52, No. 4 (2015), pp. 5-14.
- (3) 岡嶋芳史, 鳥越泰治, 妻鹿雅彦, 桑原正光, 若園進, 世界最高温度1650℃級JAC型ガスタービン向け先進遮熱コーティングの開発, 三菱重工技報, Vol. 58, No. 1, Art. No. 8 (2021), pp. 1-5.
- (4) Thompson, J. and Clyne, T., The Effect of Heat Treatment on the Stiffness of Zirconia Top Coats in Plasma-Sprayed TBCs, Acta Mater., Vol. 49, No. 9 (2001), pp. 1565-1575.
- (5) Cipitria, A., Golosnoy, I., and Clyne, T., A Sintering Model for Plasma-Sprayed Zirconia TBCs. Part I: Free-Standing Coatings, Acta Mater., Vol. 57, No. 4 (2009), pp. 980-992.
- (6) Cipitria, A., Golosnoy, I., and Clyne, T., A Sintering Model for Plasma-Sprayed Zirconia Thermal Barrier Coatings. Part II: Coatings Bonded to a Rigid Substrate, Acta Mater., Vol. 57, No. 4 (2009), pp. 993-1003.
- (7) 大寺一生, 津田義弘, 荒木隆人, 森信儀, 佐藤彰洋, ジェットエンジンへの耐熱コーティング, 表面技術, Vol. 63, No. 1 (2012), pp. 19-23.
- (8) 鳥越泰治, 岡嶋芳史, 妻鹿雅彦, 岡田郁生, 発電用ガスタービン用先進遮熱コーティングの開発と実用化状況, 溶射, Vol. 55, No. 3 (2018), pp. 125-130.
- (9) Zhu, D., Miller, R., and Fox, D.: Thermal and Environmental Barrier Coating Development for

- Advanced Propulsion Engine Systems, 48th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference (2008), pp. 2130
- (10) Mercer, C., Faulhaber, S., Evans, A., and Darolia, R., A Delamination Mechanism for Thermal Barrier Coatings Subject to Calcium-Magnesium-Alumino-Silicate (CMAS) Infiltration, *Acta Mater.*, Vol. 53, No. 4 (2005), pp. 1029-1039.
- (11) Levi, C.G., Hutchinson, J.W., Vidal-Sétif, M.H., and Johnson, C.A., Environmental Degradation of Thermal-Barrier Coatings by Molten Deposits, *MRS Bull.*, Vol. 37, No. 10 (2012), pp. 932-941.
- (12) Drexler, J.M., Chen, C.-H., Gledhill, A.D., Shinoda, K., Sampath, S., and Padture, N.P., Plasma Sprayed Gadolinium Zirconate Thermal Barrier Coatings That Are Resistant to Damage by Molten Ca-Mg-Al-Silicate Glass, *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 206, No. 19-20 (2012), pp. 3911-3916.
- (13) Drexler, J.M., Shinoda, K., Ortiz, A.L., Li, D., Vasiliev, A.L., Gledhill, A.D., Sampath, S., and Padture, N.P., Air-Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings That Are Resistant to High-Temperature Attack by Glassy Deposits, *Acta Mater.*, Vol. 58, No. 20 (2010), pp. 6835-6844.
- (14) Smialek, J.L., Archer, F.A., and Garlick, R.G., Turbine Airfoil Degradation in the Persian Gulf War, *JOM*, Vol. 46, No. 12 (1994), pp. 39-41.
- (15) Gledhill, A.D., Reddy, K.M., Drexler, J.M., Shinoda, K., Sampath, S., and Padture, N.P., Mitigation of Damage from Molten Fly Ash to Air-Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 528, No. 24 (2011), pp. 7214-7221.
- (16) Drexler, J.M., Gledhill, A.D., Shinoda, K., Vasiliev, A.L., Reddy, K.M., Sampath, S., and Padture, N.P., Jet Engine Coatings for Resisting Volcanic Ash Damage, *Advanced Materials*, Vol. 23, No. 21 (2011), pp. 2419-2424.
- (17) Sun, L., Luo, Y., Tian, Z., Du, T., Ren, X., Li, J., Hu, W., Zhang, J., and Wang, J., High Temperature Corrosion of  $(\text{Er}_{0.25}\text{Tm}_{0.25}\text{Yb}_{0.25}\text{Lu}_{0.25})_2\text{Si}_2\text{O}_7$  Environmental Barrier Coating Material Subjected to Water Vapor and Molten Calcium-Magnesium-Aluminosilicate (CMAS), *Corros. Sci.*, Vol. 175 (2020), pp. 108881.
- (18) Ren, X., Tian, Z., Zhang, J., and Wang, J., Equiatomic Quaternary  $(\text{Y}_{1/4}\text{Ho}_{1/4}\text{Er}_{1/4}\text{Yb}_{1/4})_2\text{SiO}_5$  Silicate: A Perspective Multifunctional Thermal and Environmental Barrier Coating Material, *Scr. Mater.*, Vol. 168 (2019), pp. 47-50.
- (19) 篠田健太郎, 溶射プロセスの信頼性向上と可視化技術: 概論 (OS連動特集), 溶射, Vol. 53, No. 4 (2016), pp. 142-145.
- (20) 篠田健太郎, 溶射プロセスの可視化技術 (OS連動特集), 溶射, Vol. 53, No. 4 (2016), pp. 146-150.
- (21) 高木英行, 水素エネルギー・脱炭素燃料の動向 (特集 水素・脱炭素燃料の最新動向 (その1)), 日本ガスタービン学会誌, Vol. 49, No. 2 (2021), pp. 80-87.
- (22) 統合イノベーション戦略推進会議, 革新的環境イノベーション戦略 (<https://www.kantei.go.jp/jp/singi/tougou-innovation/pdf/kankyousenryaku2020.pdf>) (アクセス日: May 25, 2021) (2020).
- (23) Beele, W., Marijnissen, G., and Van Lieshout, A., The Evolution of Thermal Barrier Coatings-Status and Upcoming Solutions for Today's Key Issues, *Surf. Coat. Technol.*, Vol. 120 (1999), pp. 61-67.
- (24) Viswanathan, V., Dwivedi, G., and Sampath, S., Multilayer, Multimaterial Thermal Barrier Coating Systems: Design, Synthesis, and Performance Assessment, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 98, No. 6 (2015), pp. 1769-1777.
- (25) 篠田健太郎, 明渡純, 厚膜技術の必要性と最新動向, 表面技術, Vol. 69, No. 11 (2018), pp. 478-484.
- (26) Nakamura, T., Oka, T., Imanari, K., Shinohara, K., and Ishizaki, M., Development of Cmc Turbine Parts for Aero Engines, *IHI Eng. Rev.*, Vol. 47, No. 1 (2014), pp. 29-32.
- (27) Padture, N.P., Advanced Structural Ceramics in Aerospace Propulsion, *Nat. Mater.*, Vol. 15 (2016), pp. 804.
- (28) Spitsberg, I. and Steibel, J., Thermal and Environmental Barrier Coatings for SiC/SiC CMCs in Aircraft Engine Applications, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, Vol. 1, No. 4 (2005), pp. 291-301.
- (29) Gatzert, C., Mack, D.E., Guillon, O., and Vaßen, R.,  $\text{YAlO}_3$ -a Novel Environmental Barrier Coating for  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ -Ceramic Matrix Composites, *Coatings*, Vol. 9, No. 10 (2019), pp. 609.
- (30) Zhu, D., Aerospace Ceramic Materials: Thermal, Environmental Barrier Coatings and SiC/SiC Ceramic Matrix Composites for Turbine Engine Applications, NASA/TM-2018-219884 (2018), pp. 1-23.
- (31) Lee, K.N.,  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  Environmental Barrier Coatings with Reduced Bond Coat Oxidation Rates Via Chemical Modifications for Long Life, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 102, No. 3 (2019), pp. 1507-1521.
- (32) Lee, K.N., Miller, R.A., and Jacobson, N.S., New Generation of Plasma - Sprayed Mullite Coatings on Silicon Carbide, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 78, No. 3 (1995), pp. 705-710.
- (33) Ueno, S., Ohji, T., and Lin, H.-T., Recession Behavior of  $\text{Lu}_2\text{SiO}_5$  under a High Speed Steam Jet at High Temperatures, *Ceram. Int.*, Vol. 37, No. 4 (2011), pp. 1185-1189.
- (34) Ueno, S., Lin, H.-T., and Ohji, T., Corrosion and Recession Mechanism of  $\text{Lu}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ /Mullite Eutectic, *J. Eur. Ceram. Soc.*, Vol. 28, No. 12 (2008), pp. 2359-2361.
- (35) Ueno, S., Ohji, T., and Lin, H.-T., Recession Behavior of a Silicon Nitride with Multi-Layered Environmental Barrier Coating System, *Ceram. Int.*, Vol. 33, No. 5 (2007), pp. 859-862.
- (36) Ueno, S., Ohji, T., and Lin, H., Designing Lutetium Silicate Environmental Barrier Coatings for Silicon

- Nitride and Its Recession Behavior in Steam Jets, J. Ceram. Process. Res., Vol. 7, No. 1 (2006), pp. 20.
- (37) Ueno, S., Jayaseelan, D.D., and Ohji, T., Development of Oxide - Based EBC for Silicon Nitride, Int. J. Appl. Ceram. Technol., Vol. 1, No. 4 (2004), pp. 362-373.
- (38) Liu, J., Zhang, L., Hu, F., Yang, J., Cheng, L., and Wang, Y., Polymer-Derived Yttrium Silicate Coatings on 2D C/SiC Composites, J. Eur. Ceram. Soc., Vol. 33, No. 2 (2013), pp. 433-439.
- (39) Al Nasiri, N., Patra, N., Jayaseelan, D., and Lee, W., Water Vapour Corrosion of Rare Earth Monosilicates for Environmental Barrier Coating Application, Ceram. Int., Vol. 43, No. 10 (2017), pp. 7393-7400.
- (40) Lee, K.N., Fox, D.S., and Bansal, N.P., Rare Earth Silicate Environmental Barrier Coatings for SiC/SiC Composites and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Ceramics, J. Eur. Ceram. Soc., Vol. 25, No. 10 (2005), pp. 1705-1715.
- (41) 鈴木雅人, シャヒンムハマド, 篠田健太郎, 明渡純, 耐環境コーティング技術の現状と溶射プロセス高度化の方向性, 溶射, Vol. 57, No. 2 (2020), pp. 76-87.
- (42) Ramasamy, S., Tewari, S.N., Lee, K.N., Bhatt, R.T., and Fox, D.S., Slurry Based Multilayer Environmental Barrier Coatings for Silicon Carbide and Silicon Nitride Ceramics-I. Processing, Surf. Coat. Technol., Vol. 205, No. 2 (2010), pp. 258-265.
- (43) Schulz, U., Saruhan, B., Fritscher, K., and Leyens, C., Review on Advanced EB - PVD Ceramic Topcoats for TBC Applications, Int. J. Appl. Ceram. Technol., Vol. 1, No. 4 (2004), pp. 302-315.
- (44) Matsumoto, K., Itoh, Y., and Kameda, T., EB-PVD Process and Thermal Properties of Hafnia-Based Thermal Barrier Coating, Sci. Technol. Adv. Mater., Vol. 4, No. 2 (2003), pp. 153.
- (45) Ishii, K., High - Rate Low Kinetic Energy Gas - Flow - Sputtering System, J. Vac. Sci. Technol. A, Vol. 7, No. 2 (1989), pp. 256-258.
- (46) Jung, T., Kälber, T., and Heide, V., Gas Flow Sputtering of Oxide Coatings: Practical Aspects of the Process, Surf. Coat. Technol., Vol. 86 (1996), pp. 218-224.
- (47) Yamaguchi, N., Sasajima, Y., Terashima, K., and Yoshida, T., Molecular Dynamics Study of Cluster Deposition in Thermal Plasma Flash Evaporation, Thin Solid Films, Vol. 345, No. 1 (1999), pp. 34-37.
- (48) Yoshida, T., Toward a New Era of Plasma Spray Processing, pac, Vol. 78, No. 6 (2006), pp. 1093-1107.
- (49) 神原淳, メゾプラズマcvdによる高速低温堆積技術応用, プラズマ・核融合学会誌, Vol. 85, No. 2 (2009), pp. 88-93.
- (50) Smith, M.F., Hall, A.C., Fleetwood, J.D., and Meyer, P., Very Low Pressure Plasma Spray-a Review of an Emerging Technology in the Thermal Spray Community, Coatings, Vol. 1, No. 2 (2011), pp. 117-132.
- (51) Von Niessen, K., Gindrat, M., and Refke, A., Vapor Phase Deposition Using Plasma Spray-PVD™, J. Therm. Spray Technol., Vol. 19, No. 1-2 (2010), pp. 502-509.
- (52) 篠田健太郎, 明渡純: ファインセラミックコーティング技術, エアロゾルデポジション法の新展開 - 常温衝撃固化現象活用の最前線 -, 明渡純, Ed., シーエムシー出版, p. 75-92 (2019)
- (53) Akedo, J., Room Temperature Impact Consolidation (RTIC) of Fine Ceramic Powder by Aerosol Deposition Method and Applications to Microdevices, J. Therm. Spray Technol., Vol. 17, No. 2 (2008), pp. 181-198.
- (54) Akedo, J., Aerosol Deposition of Ceramic Thick Films at Room Temperature: Densification Mechanism of Ceramic Layers, J. Am. Ceram. Soc., Vol. 89, No. 6 (2006), pp. 1834-1839.
- (55) Akedo, J. and Lebedev, M., Microstructure and Electrical Properties of Lead Zirconate Titanate (Pb (Zr<sub>52</sub>/Ti<sub>48</sub>)O<sub>3</sub>) Thick Films Deposited by Aerosol Deposition Method, Jpn. J. Appl. Phys. Part 1, Vol. 38, No. 9B (1999), pp. 5397-5401.
- (56) Kuroyanagi, S., Shinoda, K., Yumoto, A., and Akedo, J., Size-Dependent Quasi Brittle-Ductile Transition of Single Crystalline Alpha-Alumina Particles During Microcompression Tests, Acta Mater., Vol. 195 (2020), pp. 588-596.
- (57) Shinoda, K., Gaertner, F., Lee, C., Dolatabadi, A., and Johnson, S., Kinetic Spraying of Brittle Materials: From Layer Formation to Applications in Aerosol Deposition and Cold Gas Spraying, J. Therm. Spray Technol., Vol. 30 (2021), pp. 471-479.
- (58) Akedo, J., Room Temperature Impact Consolidation and Application to Ceramic Coatings: Aerosol Deposition Method, Journal of the Ceramic Society of Japan, Vol. 128, No. 3 (2020), pp. 101-116.
- (59) Ichikawa, Y. and Shinoda, K., Current Status and Challenges for Unified Understanding of Bonding Mechanism in Solid Particle Deposition Process, Mater. Trans., Vol. 62, No. 6 (2021), pp. 691-702.
- (60) Shinoda, K., Noda, H., Ohtomi, K., Yamada, T., and Akedo, J., Promotion of Knowledge and Technology Transfer Towards Innovative Manufacturing Process: Case Study of New Hybrid Coating Process, Int. J. Automat. Technol., Vol. 13, No. 3 (2019), pp. 419-431.
- (61) 国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構: SIP (戦略的イノベーション創造プログラム) 革新的設計生産技術 高付加価値セラミックス造形技術の開発 成果報告書 (報告書管理番号: 20190000000416) , p. 122 (2019)
- (62) 明渡純, 篠田健太郎, 総説 ハイブリッドコーティング技術, セラミックス, Vol. 52, No. 10 (2017), pp. 687-691.
- (63) 篠田健太郎, 佐伯貴紀, 森正和, 明渡純, ハイブリッドエアロゾルデポジション法の開発, セラミックス, Vol. 52, No. 10 (2017), pp. 703-706.
- (64) 篠田健太郎, シャヒンムハマド, 明渡純, 最近の溶射技術の発展と防錆防食技術への展開, 防錆管理, Vol. 64, No. 9 (2020), pp. 313-321.
- (65) Sanami, K., Shinoda, K., Yumoto, A., and Akedo, J., Statistical Evaluation of Mechanical Properties of Thermally Sprayed Alumina Coatings by

- Nanoindentation Method, Mater. Trans., Vol. 62, No. 2 (2021), pp. 252-260.
- (66) Shahien, M., Suzuki, M., Shinoda, K., and Akedo, J., Ceramic Coatings Deposited from Fine Particles by Different Spraying Processes, J. Therm. Spray Technol., Vol. 29 (2020), pp. 2033-2047.
- (67) Bohno, T., Tanigawa, S., Mega, M., Kamo, K., Shinoda, K., and Akedo, J.: Dense Ceramic Coating Technology by Plasma-Assisted Aerosol Deposition Method on Porous Ceramic, Presented at 8th International Congress on Ceramics (April 25-30, 2021, Virtual) (2021)
- (68) 福田健三, WE-NETプロジェクトの現況, 水素エネルギーシステム, Vol. 19, No. 2 (1994), pp. 80-91.
- (69) 岡村隆成, 川岸裕之, 古閑昭紀, 伊藤勝康, 水素燃焼タービンシステムの 1700℃ 級タービン冷却翼評価試験, 日本機械学会論文集 B, Vol. 66, No. 643 (2000), pp. 845-852.
- (70) 大野哲雄, 水素利用国際クリーンエネルギーシステム技術 (WE-NET), 計測と制御, Vol. 39, No. 1 (2000), pp. 41-47.
- (71) 山下誠二, 矢嶋理子, 吉村健二, 西村元彦, 水素酸素燃焼タービンのエクセルギー解析, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 45, No. 3 (2017), pp. 170-177.
- (72) 山下誠二, 武浩司, 高効率ガスタービンのエクセルギー解析, エネルギー・資源学会論文誌, Vol. 37, No. 5 (2016), pp. 1-7.
- (73) ARPA-E, U.S. Department of Energy Announces \$16 Million in Funding for Phase 1 of Ultra-High Temperature Materials Program (<https://arpa-e.energy.gov/news-and-media/press-releases/us-department-energy-announces-16-million-funding-phase-1-ultra-high>) (アクセス日: May 22, 2021) (2020).
- (74) ARPA-E, His Ultimate Materials: Dr. Zak Fang and the Future of Gas Turbine Tech (<https://arpa-e.energy.gov/news-and-media/blog-posts/his-ultimate-materials-dr-zak-fang-and-future-gas-turbine-tech>) (アクセス日: May 22, 2021) (2020).
- (75) ARPA-E, 2021 Ultimate Kickoff Meeting (Virtual, March 19, 2021) (<https://arpa-e.energy.gov/2021-ultimate-kickoff-meeting>) (アクセス日: May 22, 2021) (2021).

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## エアロゾルデポジション法による環境遮蔽コーティングの形成技術

### Formation Technology of Environmental Barrier Coating by Aerosol Deposition Method



長谷川 誠<sup>\*1</sup>  
HASEGAWA Makoto

キーワード：エアロゾルデポジション，環境遮蔽コーティング，ムライト， $\beta$ -サイアロン，熱曝露

Key Words：Aerosol Deposition, Environmental Barrier Coating, Mullite,  $\beta$ -SiAlON, Heat Exposure

#### 1. 緒言

SiC繊維強化SiCマトリックス (SiC/SiC) 複合材料は軽量で耐熱性や耐酸化性に優れるため航空機エンジンの高圧タービンなどの高温部材としての利用が検討されている。SiCは比較的高い酸素分圧下においては、SiC表面に酸化によりSiO<sub>2</sub>が形成され、優れた耐酸化性を示す保護膜となり得るが、想定される使用環境は高温の燃焼環境下であり、O<sub>2</sub>やCO<sub>2</sub>、水蒸気を含むため、SiCにおける酸化物や水酸化物の揮散によってSiCの減肉が生じる<sup>(1)</sup>。そのため、環境遮蔽コーティング (EBC: Environmental Barrier Coating) の適用が不可欠である。EBCには優れた環境遮蔽性の他に熱・機械的な耐久性を併せ持つことが求められているため、EBCを多層の積層構造として各層毎に機能を分担させてEBC全体として優れた特性を発現させる手法がとられている。近年では、結合層としてSi、酸素遮蔽層としてムライト、水蒸気遮蔽層としてRare Earth (RE) -Silicateを用いた3層構造が提案されている<sup>(2)</sup>。さらには、稼働中にエンジン内へ取り込まれた空気中の砂や火山灰は高温により溶融しEBCに付着するが、このCaO、MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiO<sub>2</sub>からなる溶融液 (CMAS) からEBCを保護することも求められている。それゆえ、水蒸気遮蔽層上にCMAS遮蔽層としてRE-ZirconateやRE-Hafnateを適用した次世代のTBC/EBCの構造が提案されている<sup>(3)</sup>。さらにはRE-Zirconateの低熱伝導性を利用した遮熱層 (TBC) やエンジンの稼働、停止に伴い生じる熱衝撃を緩和するため、CMAS遮蔽層に柱状組織のセグメント構造を付与した熱衝撃緩和層の機能を合わせて付与することも検討されている。

従来の3層構造のEBCは、多くの場合、大気プラズ

マ溶射 (APS) 法によって成膜されてきたが、この手法では膜がポーラスとなる。そのため、使用環境下では焼結により膜が収縮し、界面方向に引張応力が発生することで膜に縦割れが生じる。このような膜の損傷は、環境遮蔽性能の低下や膜の剥離に繋がることから問題となっており<sup>(2),(4)</sup>、緻密でかつ結晶質なコーティングの形成が求められている。

エアロゾルデポジション (AD) 法は、室温にて緻密かつ結晶質な膜が得られることが知られている<sup>(5)</sup>。高温に加熱することなく数10  $\mu$ mの厚さまで、原料粉末の組成のズレ無く膜を形成する能力は、AD法の1つの利点である。これまで、 $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>(5)-(7)</sup>やZrO<sub>2</sub><sup>(8)</sup>などの多くの粉末による緻密な膜の形成が報告されており、粒子の基材衝突時に常温衝撃固化現象により成膜されると考えられている。そのため、EBCの構成材料であるムライトにおいてもAD法の適用が検討された。

本稿では、EBCの構成材料であるムライトおよび近年新たに提案された結合層である $\beta$ -SiAlONにおけるAD法での成膜技術と組織として大気熱曝露がAD法により作製したEBCの組織に与える影響について紹介する。さらには、一部の構造がAD法により作製された耐環境性に優れたセラミックス積層構造を有する輻射熱反射コーティングについても紹介する。

#### 2. AD法による $\beta$ -SiAlON結合層およびムライト酸素遮蔽層の形成

緻密かつ結晶質な膜の形成が可能であるAD法による成膜は、Fig. 1に示す成膜装置を用いて行う。装置はエアロゾルチャンバーと成膜チャンバーの2室より構成され、原料粉末をエアロゾルチャンバーに導入し、基材は成膜チャンバー内に設置する。真空排気の後、エアロゾルチャンバーにキャリアガスを流入させてエアロゾルを発生させ、同時に成膜チャンバーとエアロゾルチャンバーの圧力差により、ノズルを通してエアロゾル化した

原稿受付 2021年5月17日

\* 1 横浜国立大学大学院 工学研究院 システムの創生部門  
〒240-0067 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5  
E-mail: hasegawa-makoto-zy@ynu.ac.jp

原料粉末を基材へ送り成膜する。

Fig. 2は、AD法にて反応焼結SiC (Si-SiC) 基板上に結合層の候補材料である $\beta$ -SiAlON膜を形成した試料の一例である<sup>(9)</sup>。ノズル角度を $60^\circ$ 、ガス流量を12 L/minとして作製した。Fig. 2 (a)は試料の外観である。膜のマクロな欠損は見られず、マスキングした基材の両端以外の全面が成膜されている。ミクロな表面組織においても膜の表面にき裂や欠けは見られない。しかし、膜の表面の一部には粒子が衝突により潰れたような扁平な形状の領域が観察された (Fig. 2 (b))。このような領域の形成は、成膜時に粒子が基材に衝突したことにより塑性変形したためと考えられる。膜の断面組織にはボイドの形成は見られず、緻密な膜の形成がうかがえる (Fig. 2 (c))。粒子の塑性変形が成膜によりなされたとするならば、一般に結晶材料は塑性変形により変形の安定方位へと格子回転することから、膜は結晶配向 (集合組織) を有していると考えられる。Fig. 3は成膜した $\beta$ -SiAlONの (0001) 正極点図である。(0001) 面が成膜面に約 $10^\circ$  傾いた繊維集合組織が形成された。最大極密度の値はランダムレベルを1とした時の10倍程度であり、発達した集合組織が形成したと言える。

Fig. 4は、AD法にてSi基材上にムライトを成膜した試料の一例である<sup>(10)</sup>。ノズル角度を $60^\circ$ 、ガス流量を30～36 L/minとし、EBCにおける結合層と酸素遮蔽層を模して試料を作製した。試料の外観からは膜のマクロな欠損は見られず、マスキングした基材の両端以外の全面が成膜されている (Fig. 4 (a))。また、ミクロな表面組織でも、膜の表面にき裂や欠けは見られなかった (Fig. 4 (b))。さらに、 $\beta$ -SiAlON膜と同様に、膜の表面の一部には粒子が衝突により潰れたような扁平な形状の領域が観察され、成膜時に粒子が基材に衝突して変形していると考えられる。Fig. 4 (c)は成膜後の試料の断面組織である。膜の厚さは15  $\mu$ m程度であり、膜の断面には膜の厚

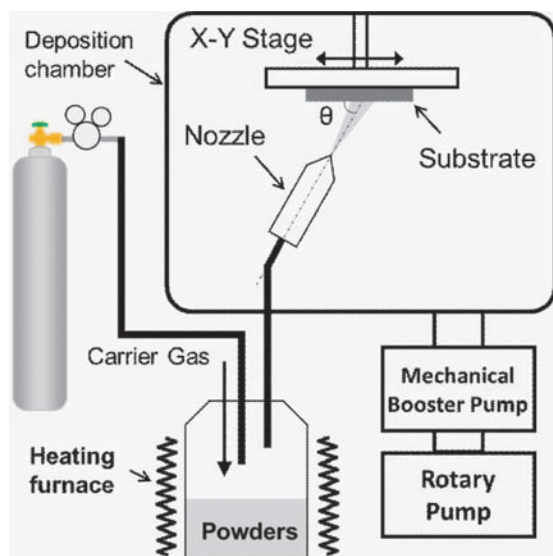


Fig. 1 Schematic illustration of aerosol deposition (AD) apparatus.

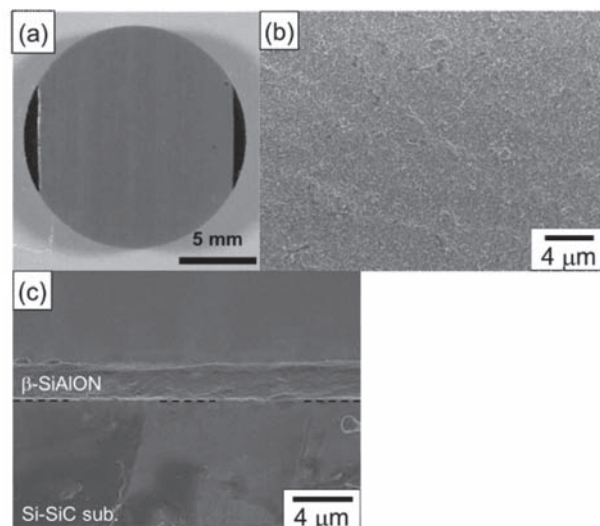


Fig. 2 Micrographs of a  $\beta$ -SiAlON coating deposited on reaction-sintered Silicon Carbide (Si-SiC) substrate: (a) Optical micrograph showing the entire as-deposited specimen, (b) SEM micrograph of the surface of as-deposited coating, and (c) Cross-section of as-deposited coating.

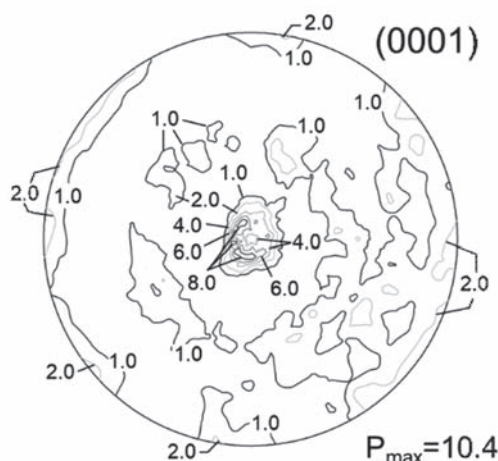


Fig. 3 (0001) pole figure of  $\beta$ -SiAlON coating deposited on Si substrate<sup>(9)</sup>. ((一社) 日本溶射学会 転載許可)

さ方向によらず微細なポアが若干見られるものの、おおむね緻密な組織を有する膜が形成された。また、Si基材とムライト膜の界面近傍での組織では界面に剥離は見られず、成膜前においては平滑であったSi基材表面が成膜により300 nm程度の凹凸部が形成することが確認された (Fig. 4 (d))。

$\beta$ -SiAlON膜およびムライト膜のいずれの膜の表面にも粒子の衝突により変形したような扁平な形状の領域が見られ、断面組織におけるアンカー層と考えられる300 nm程度の凹凸部の形成がムライト膜において認められた。また、塑性変形を示唆する集合組織の形成が $\beta$ -SiAlON膜においてみられることから、AD法の成膜原理に示されるように、ノズルから噴射された $\beta$ -SiAlONやムライト粒子が、基材表面にアンカー層を形成しながら破碎・変形をともなうて固着し、その後次々と飛来

する粒子が基材上の膜を押しつぶしながら破碎・変形を繰り返すことで、基材に酸化が無く、割れの無い緻密で結晶質な膜が形成したと考えられる。

### 3. Si基板上的ムライト膜の大気熱曝露による組織変化

AD法にて作製したムライト膜は緻密であることが確認され、ムライト膜表面からのX線回折の結果から、成膜時に基材の酸化は無く、均質で結晶質な膜の形成が認められている。また、Si, Al, Oが膜全体に均一に分布しており、膜表面、中央およびSi基材付近における $\text{Al}_2\text{O}_3$ の存在率はそれぞれ59.3, 61.4, 59.7 mol%であり、ムライト原料粉末は60.1 mol%であることを考えると、膜はムライト単相と判断された<sup>(10)</sup>。それゆえ、APS法にて作製されたEBCの膜はポーラスであり、Si結合層の酸化による $\text{SiO}_2$ の形成が問題となっているが<sup>(2)</sup>、AD法にて作製したムライト膜ではSiの酸化に起因する $\text{SiO}_2$ の形成は生じず、優れた酸素遮蔽性を示すと考えられる。実際、APS法にて作製されたEBCでの熱曝露のように $\text{SiO}_2$ の形成は認められなかった。しかしながら、緻密な膜であるため、高温での酸素分圧の勾配下による物質移動が生じ、以下に示すムライト膜の組織変化が生じた。

Fig. 5はムライト膜をSi基材上に膜厚 $15\mu\text{m}$ まで成膜した試料を対象に、1573 Kで10, 50, 100時間の大気熱曝露を実施し、試料の断面組織とその一部の領域を対象に元素分布を調べた結果である<sup>(10)</sup>。EDXの結果から熱曝露によりSi基材付近のムライト膜ではAlの割合が減少し、Siの割合は増加することがわかる。ムライト膜において、Alの割合が減少し、Siの割合が増加している基材近くの領域を変質層と呼ぶことにすると、変質層は緻密質であり、その厚さは大気熱曝露時間の増加とともに増大している。

一方、ムライト膜の厚さは減少し、ムライト膜と変質層の合計の厚さは増大している。ここで、1573 Kで100

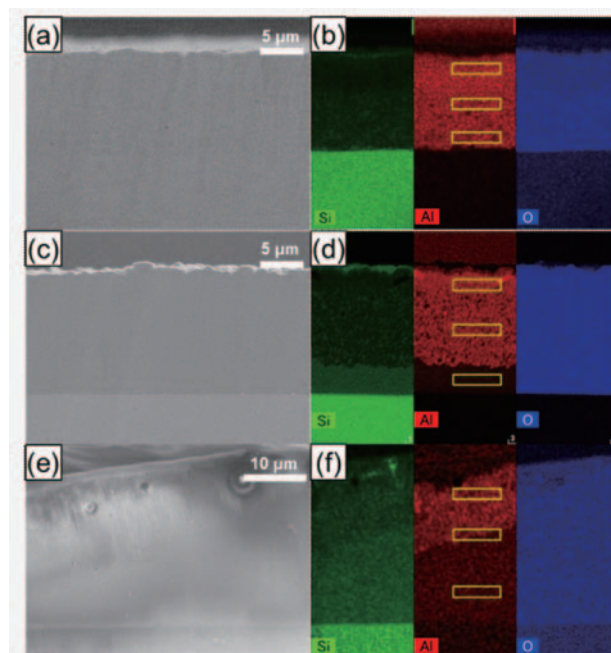


Fig. 5 SEM micrographs and EDX maps showing a cross-section of a mullite coating deposited on a Si substrate. EDX maps showing the distribution of the Si, Al and O elements. Measurements of chemical composition were conducted for the framed areas. The specimens were heat exposed in air at 1573K for (a), (b) 10, (c), (d) 50, and (e), (f) 100 hours<sup>(10)</sup>. ((公社) 日本金属学会 転載許可)

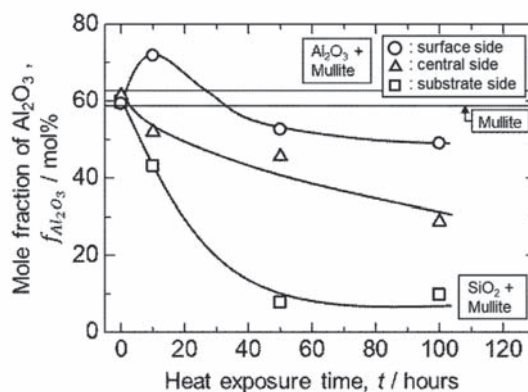


Fig. 6 Variation of the mole fraction of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  as a function of the heat exposure time<sup>(10)</sup>. ((公社) 日本金属学会 転載許可)

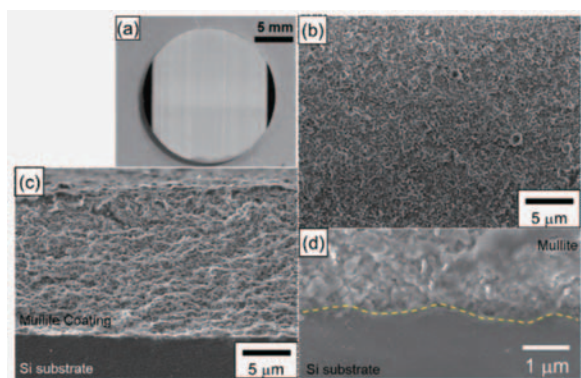


Fig. 4 Micrographs of a mullite coating deposited on Si substrate: (a) Optical micrograph showing the entire as-deposited specimen<sup>(10)</sup>, (b) SEM micrograph of the surface of as-deposited coating, (c) SEM micrograph of the cross-section of as-deposited coating, and (d) SEM micrograph in the vicinity of the interface between the Si substrate and the mullite coating<sup>(10)</sup>. ((公社) 日本金属学会 転載許可)

時間の熱曝露を実施した後のムライト膜は、X線回折の結果から、 $\text{SiO}_2$ とムライトの2相で構成されていることが示された。さらに、大気熱曝露にともなうムライト膜における膜厚方向の場所による相変化を把握するため、ムライト膜と変質層を含めた膜において、表面、中央およびSi基材付近 (Fig. 5 (b), (d), (f)中の枠内) の組成分析を定量的に行い、種々の熱曝露時間における $\text{Al}_2\text{O}_3$ の存在率を求めた。Fig. 6は得られた $\text{Al}_2\text{O}_3$ の存在率をモル分率にてプロットした結果である。熱曝露前はムライト単相であったが、1573 Kでの10時間の熱曝露では、膜の表面近くでは $\text{Al}_2\text{O}_3$ のモル分率が71.8%となり、( $\text{Al}_2\text{O}_3$ +ムライト) 2相領域となる。 $\text{Al}_2\text{O}_3$ とムライト

の存在する割合から、ムライト以外に $\text{Al}_2\text{O}_3$ が25%程度を占める状況となっている。一方、膜の中央部およびSi基材付近においては、いずれも( $\text{SiO}_2$ +ムライト) 2相領域である。 $\text{SiO}_2$ の存在する割合は、膜の中央部および基材付近では、それぞれ11.6および26.9 mol%であった。これより、同じ( $\text{SiO}_2$ +ムライト) 2相領域であっても、基材付近の方が膜の中央部に比べて $\text{SiO}_2$ が多く存在する。さらに熱曝露が50および100時間と進むと、膜のそれぞれの領域において $\text{Al}_2\text{O}_3$ のモル分率が低下しており、膜の表面および中央部付近ではおおむね45～55 mol%の範囲であり、Si基材近くでは、10 mol%程度となる。これより、いずれの領域も( $\text{SiO}_2$ +ムライト) 2相領域と判断できるが、 $\text{SiO}_2$ とムライトの割合は、場所により異なる。膜の表面および中央部付近での $\text{SiO}_2$ の割合は、6.5～23.5 mol%の範囲であり、ムライトが $\text{SiO}_2$ よりも多く存在している。一方、Si基材付近では、 $\text{SiO}_2$ の割合は83.0 mol%であり、 $\text{SiO}_2$ はムライトの4倍程度多く存在する。これらより、熱曝露によってムライト膜のいずれの領域においても $\text{SiO}_2$ の割合が増加すること、また、Fig. 5に見られる変質層は $\text{SiO}_2$ が80%以上含まれる( $\text{SiO}_2$ +ムライト) 2相状態であることが明らかとなった。

高温下において、ムライトや $\text{Al}_2\text{O}_3$ ウェハの上下面に酸素分圧勾配が付与された場合、Oが酸素分圧の高い側から低い側へ透過するのに対して、Alはその逆の低酸素分圧側から高酸素分圧側に拡散することが報告されている<sup>(11)</sup>。Si基材上のムライト膜表面の大気を高酸素分圧下、Si基材とムライト膜の界面近傍を低酸素分圧下とすると、上記の報告と同様の現象が生じると推察される。すなわち、Si基材とムライト膜の界面近くからAlが高酸素分圧側である膜表面へ拡散し、Alの濃度が膜の表面付近において増加するとともに界面近くからは減少する。そのため、1573 Kにて10時間の熱曝露を試料について実施すると、Alがムライト膜表面へ向かって拡散し、膜の表面付近では $\text{Al}_2\text{O}_3$ がリッチとなる( $\text{Al}_2\text{O}_3$ +ムライト) 2相領域となる。一方、中央部とSi基材近くは $\text{SiO}_2$ リッチとなる( $\text{SiO}_2$ +ムライト) 2相領域へと遷移したと考えられる。さらなる大気熱曝露では、 $\text{SiO}_2$ の割合が全ての領域において増加しているため、基材からムライト膜内へSiが拡散していると考えられる。このように、ムライト膜中のAlの膜の表面への拡散とSi基材から膜へのSiの拡散により変質層が形成したと考えられる。変質層に含まれる $\text{SiO}_2$ は膜の性能低下につながるということが知られている<sup>(11)</sup>。それゆえ、緻密な酸素遮蔽性に優れるムライト膜の適用にあたっては、ムライト内での変質層の形成を抑制するAlの供給が可能な結合層とのセットでの適用が必須となる。

#### 4. AD法による環境遮蔽コーティングの大気熱曝露

Alの供給が可能な $\beta$ -SiAlON層を結合層としてAD法にてSi-SiC上に成膜の後、ムライト層を成膜しEBCを作

製した<sup>(9)</sup>。断面からの組織観察より、 $\beta$ -SiAlON層が約4  $\mu\text{m}$ 、ムライト層が約50  $\mu\text{m}$ の厚さにて基材上に形成していることがわかる (Fig. 7 (a), (b))。1573 Kにて大気熱曝露を100時間まで実施すると、SiAlON層と基材間の剥離が試料の一部で見られ、熱曝露時間の増加にともない剥離する箇所が増加した。しかし、剥離の無い箇所ではAlの濃度がムライト層の表面側においては高く、SiAlON層とムライト層との界面のムライト側やSiAlON層においては低くなっていることから、ムライト層のAlがムライト層表面へ向かって拡散したことがわかる。しかしながら、Si基材上のムライト膜の様にSi濃度はAl濃度の低い領域において高くなり、変質層は形成しない (Fig. 7 (c), (d))。これらの事実は、緻密なムライト膜での酸素分圧の勾配によりムライト層中のAlのムライト層表面への拡散が生じるものの、SiAlON層からのAlのムライト層への供給によってムライト層中での変質層の形成が抑制されたと理解できる<sup>(11), (13)</sup>。

Si-SiC基材とSiAlON層の界面での剥離は、昇温にともなうSi-SiC、SiAlON、ムライトの熱膨張係数差に起因した熱応力による剥離とSi-SiCの酸化による剥離の2つの理由が考えられる。前者においては、各層と基材における熱応力を算出した結果、界面近傍の基材とSiAlON層は引張、ムライト層は圧縮の応力を受けることが明らかとなった。従来のEBCで報告されている膜に加わる力の向きと逆になっているが、これは、AD法では室温にて成膜しているため、室温で熱応力はかからず、昇温することにより熱応力が加わると考えているためである。そのため、剥離するならばムライト層のバックリングによりムライトとSiAlONの界面に生じるはずである。しかし、実際にはSi-SiC基材とSiAlON層の界面で生じている。SiAlON層の厚さはムライト層の厚さに比べて薄く、ムライトとSiAlONの界面が強固に接合しているならば、SiAlON層も一緒に剥離する可能性はある。一方、

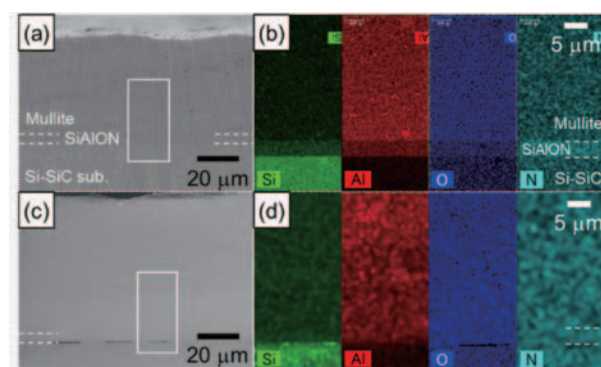


Fig. 7 SEM micrographs and EDX maps showing a cross-section of an EBC deposited on a Si-SiC substrate. EDX maps showing the distribution of the Si, Al, O and N elements. The distribution of the elements is represented by shading. The as-deposited EBC specimens (a), (b) were heat exposed in air at 1573 K for 100 hours (c), (d)<sup>(9)</sup>. ((一社) 日本溶射学会 転載許可)

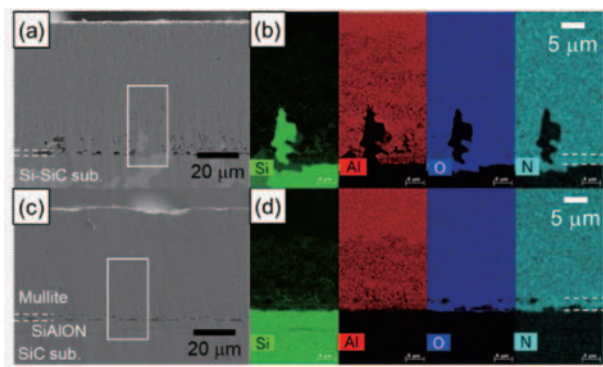
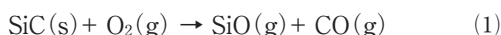


Fig. 8 SEM micrographs and EDX maps showing a cross-section of an EBC deposited on (a), (b) Si-SiC and (c), (d) SiC substrate. EDX maps showing the distribution of the Si, Al, O and N elements. The distribution of the elements is represented by shading. The EBC specimens were heat exposed in air at 1673 K for 10 hours<sup>(9)</sup>. ((一社) 日本溶射学会 転載許可)

後者については、SiC上にSiAlON層とムライト層が存在するため、低酸素分圧下でのアクティブ酸化が考えられ、



との反応によりSiOとCOガスが発生すると報告されている<sup>(14)</sup>。ムライト層表面からのOの移動は、酸化物イオンという形でAlと逆方向に移動すると知られており<sup>(11),(13)</sup>、仮に、SiAlON層においてもOとしてSiCに到達するならば、酸化によりSiOとCOガスが生成する。緻密なSiAlON膜であれば生成したガスは容易に透過できず、ガスの圧力により界面に沿った剥離が生じた可能性もある。そこで、N<sub>2</sub>ガス中において1573 Kにて熱処理し、ガス発生が抑制できる環境において各層の剥離の有無を確認した。マクロな領域では、膜の大規模な剥離は見られず、ミクロな領域においても微小領域での剥離は確認されなかった<sup>(9)</sup>。熱応力による膜と基材での界面剥離であるならば、N<sub>2</sub>ガス中での加熱でも剥離すると考えられるが、50時間の温度保持でも剥離が見られないことから、剥離はSiCの酸化によるSiOとCOガスの発生に起因すると結論した。

SiAlONはSiよりも耐熱性が高いことから、結合層にβ-SiAlONを用いて1673 KにてEBCを使用することが検討されている<sup>(15)</sup>。そこで、AD法にてSi-SiC基材上に作製したEBCを対象に1673 Kにて10 時間までの大気熱曝露を行った。10 時間の大気熱曝露では、基材とSiAlON層の界面およびSiAlON層とムライト層の界面近傍に比較的大きいボイドが界面に沿って多く見られ、ムライト層表面へ向かって広がっているように見えた。また、SiAlON層およびSiAlON層との界面近傍のムライト層におけるAlの濃度がムライト層の中央部付近まで低い傾向を示した (Fig. 8 (b))。さらには、基材中存在するSiが一部、SiAlON層やムライト層中に存在している (Fig. 8 (a))。このことから、1673 Kにおいては、Si-SiC

基材中に存在する残留Siが一部SiAlONやムライト層内に入る問題が生ずることが明らかとなった。Si-SiC基材に変えてSiCを基材としてAD法にて作製したEBCについても同様に1673 Kにて10 時間の大気熱曝露を実施すると、Si-SiC基材でのEBCと同様に界面に沿って多くのボイドが見られ (Fig. 8 (c))、Al濃度がムライト層の中央部付近まで低い傾向を示した (Fig. 8 (d))。しかしながら、SiC基材内にはSiは存在しないため、Si-SiC基材の様に残留Siが一部SiAlONやムライト膜内に入る問題は生じておらず、EBCの構造は維持されている。それゆえ、今後、SiC/SiC複合材料上にEBCを適用し1673 Kにて利用するにあたっては、Siが基材内に残存しない複合材料の利用が求められる。

## 5. 輻射熱反射機能を有するEBC/TBC

熱の伝達には、伝導、対流、輻射 (放射) の三形態が存在する。熱伝導は、熱エネルギーが温度に比例するのに対して、熱輻射では、輻射の熱エネルギーが温度の四乗に比例するため、高温になるほど熱エネルギー制御に対する影響が大きくなる。従来のTBCでは熱伝導のみを考慮しているが、特に1000℃以上では熱伝導制御とは別に熱輻射制御が求められ、高温熱源からの輻射熱エネルギーを有効に反射する機能が付与できれば、EBC内の温度を低下させ、SiCの酸化やSiCにおける酸化物や水酸化物の揮散を飛躍的に抑制できる可能性がある。

高温の輻射熱反射機能は、屈折率差が大きく、かつ高温で互いに反応しない2種類の耐熱性酸化物を交互に積層させることで電磁波の干渉効果により発現することが報告されている<sup>(16)</sup>。このような知見を元に、1300℃にて利用することを想定したEBCが提案されている (Fig. 9)。水蒸気遮蔽性に優れる屈折率の高いY<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub>と酸素遮蔽性に優れる屈折率の低いα-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を数100nmの厚さで交互に積層させることで検討がなされた結果、光学的に平滑なシャープな異相界面を得ることで輻射熱反射機能が発現することが見出されている<sup>(17)</sup>。これらの機能を高温にて維持するためには、少なくとも各層において緻密にすることで設計通りの屈折率を維持し、かつ、高温での熱収縮によるき裂の発生を抑制することが求められている。それゆえ、室温にて緻密かつ結晶質な膜が形成できるAD法の適用が検討されており、Y<sub>2</sub>Ti<sub>2</sub>O<sub>7</sub>およびα-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>における熱的安定性や結晶配向性について評価がなされている。

## 6. おわりに

本稿では、AD法でのβ-SiAlON結合層およびムライト酸素遮蔽層の成膜の可能性とその後の大気熱曝露にともなう組織変化について最近の成果を紹介した。さらには、一部AD法による成膜が検討されている耐環境性に優れた輻射熱反射コーティングについても紹介した。AD法による成膜では基材は酸化せず、原料粉末の組成

のズレ無く、割れの無い緻密かつ結晶質な膜が作製可能であることが利点である。作製した緻密なムライト膜は、酸素遮蔽コーティングとして有効であるものの、高温での酸素分圧の勾配下では、Alのムライト表面への拡散の抑制は難しく、近年新たに提案された結合層である $\beta$ -SiAlONとのセットでの適用が求められることを示した。また、 $\beta$ -SiAlONを結合層とした場合のEBCでは1673 Kでの利用可能性も見出ししている。今後も常温にて緻密な膜が形成できるAD法の特徴を生かし、高温構造材料への適用の検討を続けていく所存である。

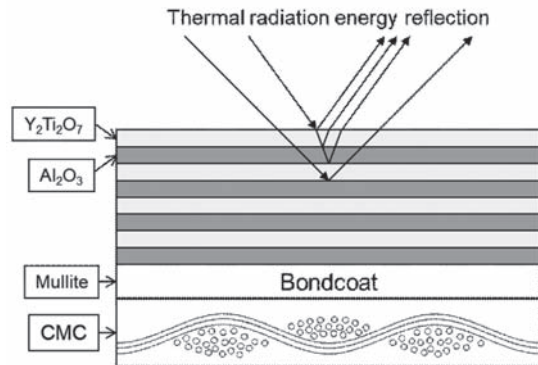


Fig. 9 Schematic of advanced EBC/TBC with excellent thermal energy reflection and corrosion prevention capability <sup>17)</sup>.

## 謝辞

本研究は、JST-ALCA（先端的低炭素化技術開発事業）、総合科学技術・イノベーション会議SIP（戦略的イノベーション創造プログラム）【革新的構造材料】（管理法人：JST）および科学研究費補助金（B）（18H01745）の支援を受けて実施した。ここに記し、謝意を表す。

## 参考文献

- (1) Park, D. J., Jung, Y. I., Kim, H. G., Park, J. Y. and Koo, Y. H., Oxidation Behavior of Silicon Carbide at 1200°C in Both Air and Water-vapor-rich Environment, *Corrosion Science*, Vol. 88 (2014), pp. 416-422.
- (2) Richarids, B. T., Sehr, S., Franqueville, F., Begley, M. R. and Wadley, H. N. G., Fracture Mechanisms of Ytterbium Monosilicate Environmental Barrier Coatings during Cyclic Thermal Exposure, *Acta Mater.*, Vol. 103 (2016), pp. 448-460.
- (3) Poerschke, D. L., Jackson, R. W., and Levi, C. G., Silicate Deposit Degradation of Engineered Coatings in Gas Turbines: Progress Toward Models and Materials Solutions, *Annu. Rev. Mater. Res.*, Vol. 47, (2017), pp. 297-330.
- (4) Latzel, S., Vaßen, R. and Stöver, D., New Environmental Barrier Coating System on Carbon-fiber Reinforced Silicon Carbide Composites, *J. Therm. Spray Technol.* Vol. 14 (2005), pp. 268-272.
- (5) Aakedo, J., Aerosol Deposition of Ceramic Thick Films at Room Temperature: Densification Mechanism of Ceramic Layers, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 89 (2006), pp. 1834-1839.
- (6) Hasegawa, M., Akiyama, K., Oki, Y., Tanaka, M., Kitaoka, S. and Kagawa, Y., Texture Development of  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ceramic Coatings by Aerosol Deposition, *Mater. Trans.* Vol. 57 (2016), pp. 1714-1719.
- (7) Tanaka, M., Kitaoka, S., Yoshida, M., Sakurada, O., Hasegawa, M., Nishioka, K. and Kagawa, Y., Structural Stabilization of EBC with Thermal Energy Reflection at High Temperatures, *J. Euro. Ceram. Soc.*, Vol. 37 (2017), pp. 4155-4161.
- (8) Fuchita, E., Tokizaki, E. and Sakka, Y., Formation of Zirconia Films by the Aerosol Gas Deposition Method, *J. Ceram. Soc. Japan*, Vol. 118 (2010), pp. 767-770.
- (9) 長谷川誠, 洪屋俊貴, 井内敦久, 水野泰輔, エアロゾルデポジション法により作製したモデル環境バリアコーティングの大気熱曝露による組織変化, 溶射, Vol. 57 (2020), pp. 88-96.
- (10) Shibuya, T., Mizuno, T., Iuchi, A., and Hasegawa, M., Formation of mullite coating by aerosol deposition and microstructural change after heat exposure, *Mater. Trans.*, Vol. 61 (2020), pp. 540-547.
- (11) Kitaoka, S., Matsudaira, T., Yokoe, D., Kato, T. and Takata, M., Oxygen Permeation Mechanism in Polycrystalline Mullite at high temperatures, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 100 (2017), pp. 3217-3226.
- (12) Richarids, B. T., Begley, M. R. and Wadley, H. N. G., Mechanisms of Ytterbium Monosilicate/Mullite/Silicon Coating Failure during Thermal Cycling in Water Vapor, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 98 (2015), pp. 4066-4075.
- (13) Kitaoka, S., Matsudaira, T., Kawashima, N., Yokoe, D., Kato, T. and Takata, M., Structural Stabilization of Mullite Films Exposed to Oxygen Potential Gradients at High Temperatures, *Coatings*, Vol. 9 (2019) 630; <https://doi.org/10.3390/coatings9100630>
- (14) Jacobson, N. S., Corrosion of Silicon-based Ceramics in Combustion Environments, *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 76 (1993), pp. 3-28.
- (15) Kawai, E., Kakisawa, H., Kubo, A., Yamaguchi, N., Yokoi, T., Akatsu, T., Kitaoka, S. and Umeno, Y., Crack Initiation Criteria in EBC under Thermal Stress, *Coatings*, Vol. 9 (2019) 697; <https://doi.org/10.3390/coatings9110697>
- (16) Naganuma, T. and Kagawa, Y., Temperature dependence of thermal energy reflection in layered oxide ceramic for thermal energy window coating, *Acta Materialia*, Vol. 52 (2004), pp. 5645-5653.
- (17) 田中誠, 松平恒昭, 和田匡史, 北岡諭, 吉田道之, 櫻田修, 香川豊, 耐環境性に優れた輻射熱反射保護膜の構造設計, 材料, Vol. 64 (2015), pp. 431-437.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 自己治癒セラミックスの設計：航空機エンジン部材への適用を目指して Design of Self-Healing Ceramics: Toward Jet Engine Applications



長田 俊郎<sup>\*1</sup>  
OSADA Toshio

キーワード：自己治癒材料，セラミックス，破壊力学，材料強度，ジェットエンジン

Key Words：Self-healing, Ceramics, Fracture, Strength, Jet Engine

### 1. 緒言

航空機エンジンのタービン翼用材料として、軽量で耐熱性に優れるセラミックスへの期待が再燃している。特に、近年開発された長繊維強化セラミックス基複合材 (Ceramic Matrix Composite, CMC) は、現在タービン部材を始めとした、幅広い部材への応用が期待されている。しかしながら、CMCであっても、セラミックスが本質的に脆い事には変わりなく、高温運転中に微細なき裂が発生する懸念がある。特に、動翼への適用を検討した場合、燃焼ガス中に含まれる微細な異物が高速回転するタービン動翼に衝突しき裂が発生する異物衝突損傷 (Foreign Object Damage, FOD) が最大の障壁となる可能性がある。

著者らは、これら問題解決に対し、セラミックス同様強くて軽い構造材料である「骨」の持つ、自己治癒機能に注目している<sup>(1)-(4)</sup>。骨は脆い物質で構成されているにも関わらず、長い寿命と高い信頼性を有する。これは、日々の活動で微細なき裂が発生したとしても「自己治癒」することが可能だからである。もしこのような機能を有する自己治癒セラミックスを開発できれば、飛行中に万が一微細なき裂が発生したとしても、き裂を自ら治すことで、健全な状態を維持することができるだろう。

当機構では、自己治癒セラミックスの治癒速度を最大化する設計手法の開発に長年取り組んできた。近年では、航空機用エンジンタービン翼の運転温度の一つである1000℃という環境において、従来比6万倍にあたる、最速1分で微細なき裂を完治可能な新たな自己治癒セラミックスの開発に成功している<sup>(2)</sup>。本稿では、筆者らが提案する自己治癒セラミックスの組成・組織設計手法<sup>(2)-(3)</sup>および自己治癒による強度回復予測技術<sup>(4)</sup>を中心

に、その研究動向について解説する。

### 2. 骨から着想する自己治癒機能の設計

#### 2.1 酸化誘起型自己治癒機能

自己治癒セラミックスは、1995年に提案されて以来<sup>(5)</sup>、世界各国で活発な研究が実施されてきた<sup>(6)</sup>。本材料はFig. 1に示すように酸化物系セラミックス内に「自己治癒エージェント」と呼ばれている非酸化物系セラミックス (例えば、炭化ケイ素SiC等) が分散した構造を有している。き裂が発生すると、治癒エージェントが外気の酸素と「自律的に」酸化反応し、生成した酸化物がき裂をに充填・接合し、強度を「完全」に回復することが可能である。これら自己治癒は非酸化物の高温酸化を活用しているため、「酸化誘起型自己治癒セラミックス」と呼ばれている。

その中でも、長年の研究において、アルミナ ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) に炭化ケイ素 (SiC) を複合した  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$  複合材は優れた自己治癒性と高温強度特性を有することが実証されている。詳細は他の文献<sup>(5)</sup>に譲るが、例えば、き裂が開くような、一定または繰り返し応力負荷条件下においても、更には、燃焼ガスを模擬した低酸素分圧下<sup>(4)</sup>であってもき裂を完治できる優れた自己治癒性を示す。これら優れた性能から、使用環境下であってもき裂をその場で完治できる優れた耐熱材料として注目を浴びてきた。ただ、そのき裂治癒速度はSiCの酸化反応を活用していることから温度感受性が高く、1300-1200℃の温度域では数時間内にき裂を完治できるものの、例えば1000℃では完治まで1000時間もかかるという問題を抱えていた<sup>(2)</sup>。したがって、 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$  複合材は、事実上1000℃において自己治癒性を有さない。

#### 2.2 自己治癒機構の解明<sup>(2)</sup>

自己治癒の高速化や可動範囲の低温化を達成し、1000℃においても短時間でき裂を修復するためには自己治癒機構の解明が必須となる。近年、筆者らの研究グループは、未解明であった自己治癒機構の解明に成功し

原稿受付 2021年5月18日

\* 1 国研) 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点  
設計・創造分野 超耐熱材料グループ  
〒305-0047 つくば市千現1-2-1  
E-mail: OSADA.Toshio@nims.go.jp

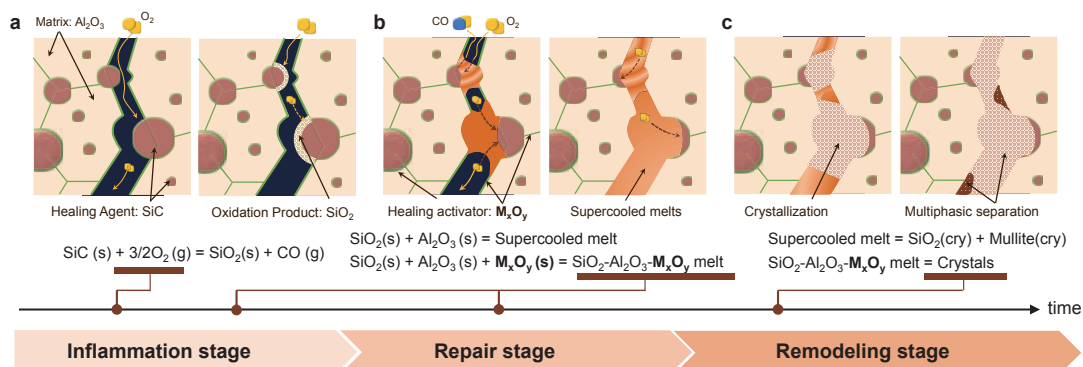


Fig. 1 Self-healing through (a) inflammation, (b) repair and (c) remodeling stage in  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$  composites and effect of 3D network of healing activator.

た<sup>(2)</sup>。構造解析の結果、自己治癒セラミックスにも、骨の治癒の素過程である炎症・修復・改変期に類似した素過程があることを解明し、これら素過程には、SiCだけでなく、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ の存在が重要であることを見出した (Fig. 1)。き裂が入ると、外部から侵入してきた酸素とSiCが反応して酸化物 ( $\text{SiO}_2$ ) が生成される (炎症期)。その後、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ が生成した $\text{SiO}_2$ と反応し、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ の過冷却融体 (粘度の低いガラス相) を一時的に生成してき裂を充填する (修復期)。さらに、過冷却融体が結晶化し、機械的に強固なクリストバライトとムライトの結晶相を生成する改変期に類似した素過程が存在していた (Fig. 1)。

### 2.3 治癒活性相の3Dネットワークを用いた設計<sup>(2)</sup>

次に、熱力学平衡計算を駆使し、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ と同じ役割を担い、修復・改変期の反応速度を格段に高度化する「治癒活性相」という新たな物質の探索を実施した (Fig. 2)。特に、過冷却融体形成下限温度に対応する、ガラス転移温度 $T_g$ に及ぼす治癒活性相の影響を計算した。本研究では、 $1000^\circ\text{C}$ 付近で使用される高温部材を想定して、酸化マンガン ( $\text{MnO}$ ) が極めて有効であることを見いだした。Fig. 3に示すように、 $\text{MnO}$ は $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ に添加することにより、 $T_g$ を大幅に低下させることが可能な物質である。低粘度な物質生成により、酸化の律速過程である酸化物中の酸素拡散速度が増加するとともに、複雑

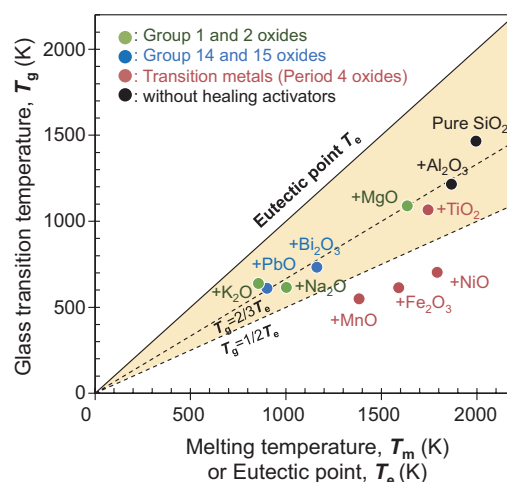


Fig. 2 Selection of healing activator via glass transition temperature  $T_g$  and eutectic point  $T_e$  calculated using FactSage thermodynamic software based on the composition of  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MxOy}$  glass.

なき裂空隙をしっかりと充填・接合することが可能となる。

一方、 $\text{MnO}$ の配置に関しては、骨細胞とそのネットワーク構造 (Fig. 3a) をヒントに、添加場所を、主なき裂進展経路である、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ の粒界や $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ 界面に添加場所を限定・局在化させた。これにより、どこにき裂が入っても、必ずき裂面に $\text{MnO}$ が存在することにな

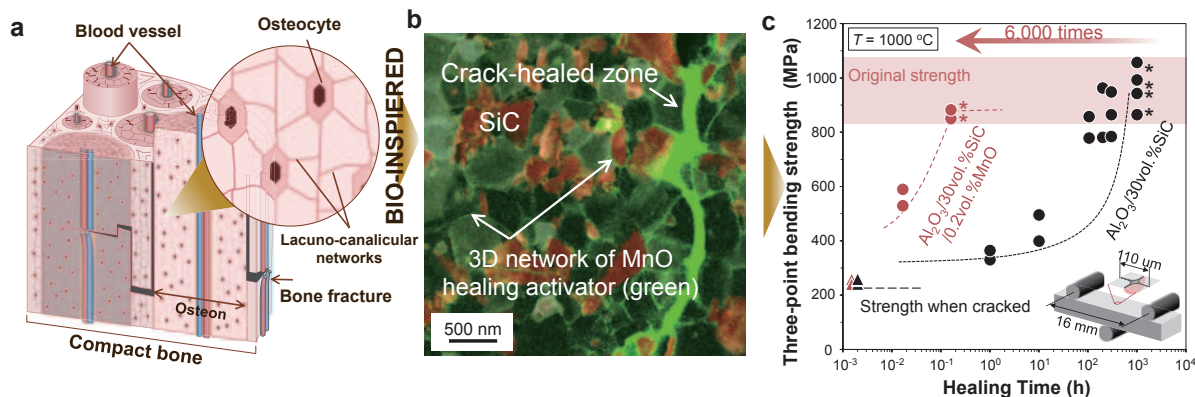


Fig. 3 Design of 3D network of healing activator inspired by human bone structure; (a) compact bone including self-healing and toughening structure, (b) 3D network of healing activator ( $\text{MnO}$ ) on interface, and (c) strength recovery behavior at  $1000^\circ\text{C}$ .

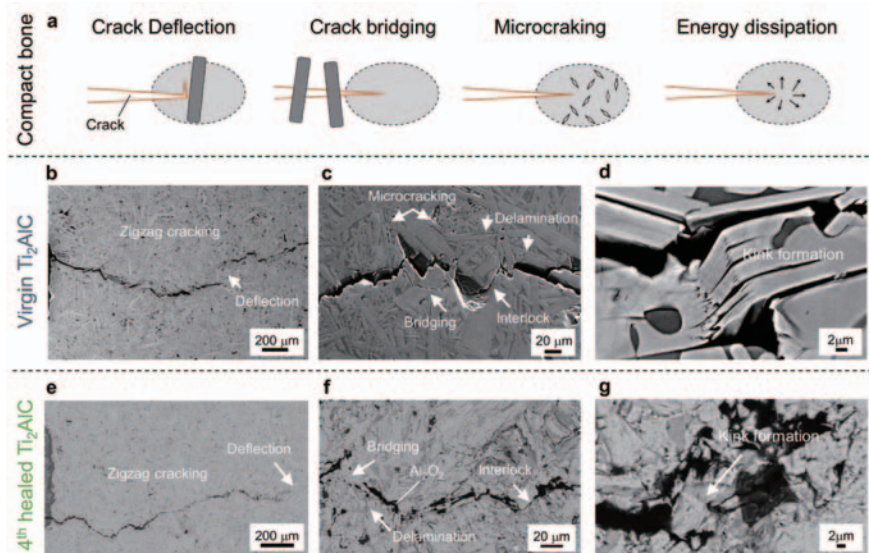


Fig. 4 Crack propagation in  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  with bone-like hierarchical toughening structure. (a) Toughening mechanisms in compact bone. (b) Zig-zag cracking due to deflection by elongated grains, (c) bridging, interlocking between fracture surfaces, (d) kink band formation in the virgin  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ . (e) Zig-zag cracking, bridging, (f) interlocking between fracture surfaces, (g) kink band formation during re-cracking in the 4th healed  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  sample.

り、微量添加であっても効果を最大化することが可能となる。状態図計算より得られた最適な温度で焼結し、最終的に治癒活性相の3次元ネットワーク構造を有する新たな自己治癒セラミックスの開発に成功した (Fig. 3b)。

#### 2.4 自己治癒の高速化<sup>(2)</sup>

治癒活性相の3次元ネットワーク構造を設計することで、 $\text{MnO}$ 添加量が0.2vol%の微量であっても、1000℃において、従来比6千倍にあたる、10分で微細なき裂（表面長さ約100  $\mu\text{m}$ ）を完治可能であることが実証された (Fig. 3c)。同時に、添加量を極微量に抑えることで、従来材の強度や破壊靱性値等の性能を犠牲にすることなく、治癒速度のみを向上することが可能である。この様に構築した材料設計指針に従い、部材の使用温度に対応した適切な元素をFig. 2中から選択することで、部材中に有効な自己治癒機能を発現可能となるだろう。

### 3. 骨から着想する繰返し自己治癒機能

生物の緻密骨は、活動により発生した予期せぬ損傷を自己治癒することで、強度や破壊靱性等の必須機能を「繰返し」かつ「完全」に回復することが可能である。これは、骨が自己治癒機能だけでなく、階層的強靱化構造<sup>(3)</sup>を兼ね揃えていることにより発現される特徴であり、骨が、長期間、高い信頼性を維持できる理由である。

例えば、ここまで説明してきたようなモノリシックセラミックスにおいては、破壊靱性値が低いため、僅か100  $\mu\text{m}$ の表面き裂が発生した場合であっても、強度が大幅に低下してしまう。(Fig. 3c)。これに対し骨は、階層的強靱化構造を有し、き裂進展を抑制し急速破断を防ぐことができるため、自己治癒に必要な十分な時間を確保しながら、繰返しかつ完全な機械的特性の回復が可能である。

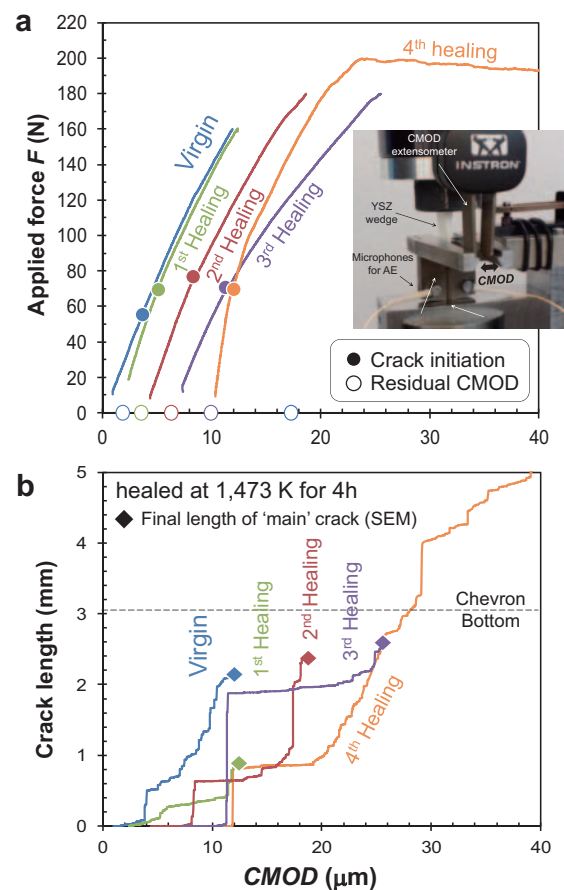


Fig. 5 Recovery of mechanical properties by repeatable cracking and healing in  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ : (a) Force versus displacement curves of multiple cracking and healing cycles. (b) Crack length versus crack mouth opening displacement CMOD of multiple cracking tests estimated AE techniques.

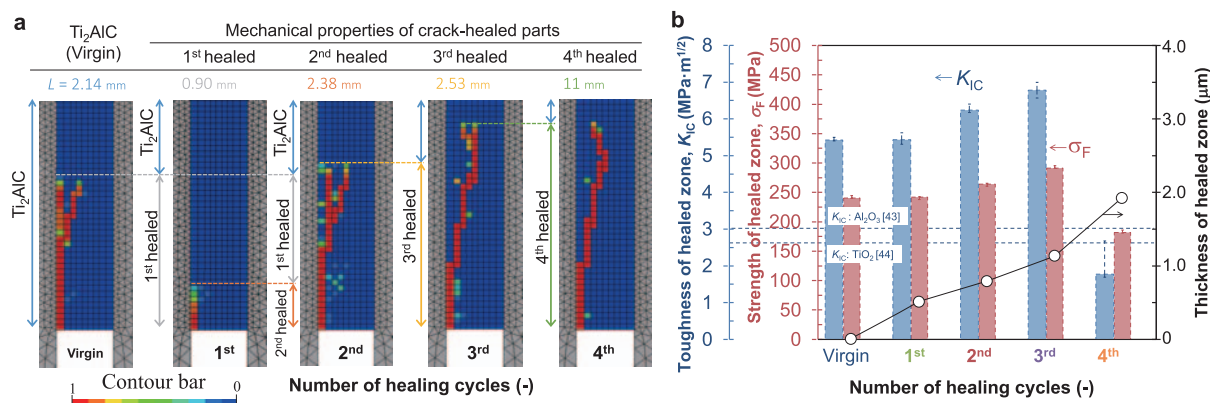


Fig. 6 Full strength and toughness recovery after repeated crack healing: (a) Crack path of crack propagating on chevron notch estimated by 3D FEM analysis, (b) Extracted local strength and toughness of each healing cycles.

ここでは、優れた自己治癒機能と共に、骨と同様な階層的強硬化構造を有するMAX相セラミックスにおける繰返し自己治癒現象について紹介する<sup>(3)</sup>。

### 3.1 MAX相における階層的強硬化構造<sup>(3)</sup>

MAX相は金属とセラミックスの特性を備えた特性を持つ新たな材料として注目されている。詳細は他の文献<sup>(3)</sup>に譲るが、ここではMAX相の中でも優れた自己治癒機能を有する $Ti_2AlC$ について紹介する。 $Ti_2AlC$ は高温酸化により $Al_2O_3$ および $TiO_2$ を生成するが、 $1000^\circ C \sim 1200^\circ C$ の温度域においては、酸化物相内の酸素分圧の影響から主に $Al_2O_3$ を生成する材料である。高強度な $Al_2O_3$ が治癒物質としてき裂を充填し、強度回復を達成するため、自己治癒材料として有望とされている。更に特筆すべき特徴として、人体の緻密骨に似た階層的構造を持つことが挙げられる。Fig. 4に、緻密骨<sup>(1)</sup>の高硬化機構 (Fig. 4a) および $Ti_2AlC$  (Fig. 4b-g) のき裂進展挙動を示すが、共にジグザグなき裂進展経路を示し、き裂偏向、架橋効果、マイクロクラッキング、およびエネルギー散逸効果といった骨同様の優れた硬化機構を有することが分かる。

### 3.2 繰返し自己治癒挙動の評価

繰返し自己治癒機能を評価するために、Fig. 5に示すような、シェブロンノッチを有する切欠き試験片に楔を打ちこみ、安定き裂成長を再現したWedge試験と、き裂発生・進展を検出するためのアコースティックエミッション (AE) 試験を組み合わせた新たな評価手法を開発した<sup>(3)</sup>。Fig. 5aに示した様に、MAX相はき裂発生後も、160N負荷で試験を中断するまで、急速破断することなく、き裂は長さ2.14mmまで安定的に成長した (Fig. 4b およびFig. 5b)。更に、これらき裂を $1200^\circ C - 4$ 時間の条件でき裂治癒処理を施し、再度Wedge試験を実施した。この様な、損傷治癒の工程を複数回繰返すことで、MAX相の繰返し治癒挙動を評価可能となる。

### 3.3 繰返しかつ完全な強度・靱性回復

得られた荷重変位曲線 (Fig. 5a), AEで検出されるき裂発生荷重、及び最終き裂長さに対し有限要素法

を用いた逆解析を実施することで、MAX相やき裂治癒部の破壊強度 ( $\sigma_F$ ) 及び破壊靱性値 ( $K_{IC}$ ) を算出した。Fig. 6aは有限要素法で得られるシェブロンノッチ部のき裂進展挙動、Fig. 6bはその際に入力した $\sigma_F$  及び $K_{IC}$ である。Fig. 6a中のコンターは損傷の度合いを意味し、赤い部分は完全に開口したき裂を意味する。得られたMAX相の $\sigma_F$ 及び $K_{IC}$ は240.6MPaおよび $K_{IC}=5.43MPa\cdot m^{0.5}$ であり、文献値に近い値を示した。これに対し繰返し治癒を施した場合、治癒部の $\sigma_F$ 及び $K_{IC}$ は3サイクルまで、初期値と同等かそれ以上にまで回復することが実証された。この様にMAX相はミリメートルオーダーのき裂を、「繰返し」かつ「完全」に治癒することが可能である。一方、4サイクルの治癒を施した場合、治癒部の $\sigma_F$ 及び $K_{IC}$ は初期値よりも低い値を示した。特に、 $K_{IC}$ はき裂を充填する $Al_2O_3$ や $TiO_2$ 等と同程度までに低下した。詳細な説明は先行論文<sup>(3)</sup>に譲るが、これは繰返し回数増加に伴い、治癒部 (酸化物層) が厚くなったことが要因であると考えている。従って、完全に治癒可能なき裂の大きさには限界があり、き裂の開口量を閾値以下に制御することが重要であると考えられる。同様に、発生したき裂が進展する前に治癒することも重要であり、自己治癒機能と階層的強硬化機能を両立させる設計が必須となる。

## 4. 自己治癒の予測技術開発<sup>(4)</sup>

自己治癒材料の設計には、材料の「生きる環境」を熟知する必要がある。生物の骨の構造も、人や鳥が地球の重力下で生きる上で、最適な構造へとそれぞれ進化し得られた構造である。したがって、人工的な自己治癒材料の設計においても、対象となる部品の使用環境を今まで以上に熟知し材料設計の出発点とした上で、最適化設計を実施することが重要となる。一方、材料を設計する当事者が部品の使用環境を知る上で、「バーチャルジェットエンジン (VJE)」は極めて有用であると筆者らは考えている。VJEは当機構の原田らによって先行的に提案された概念・手法である<sup>(7)</sup>。ここでは、筆者らが提案す

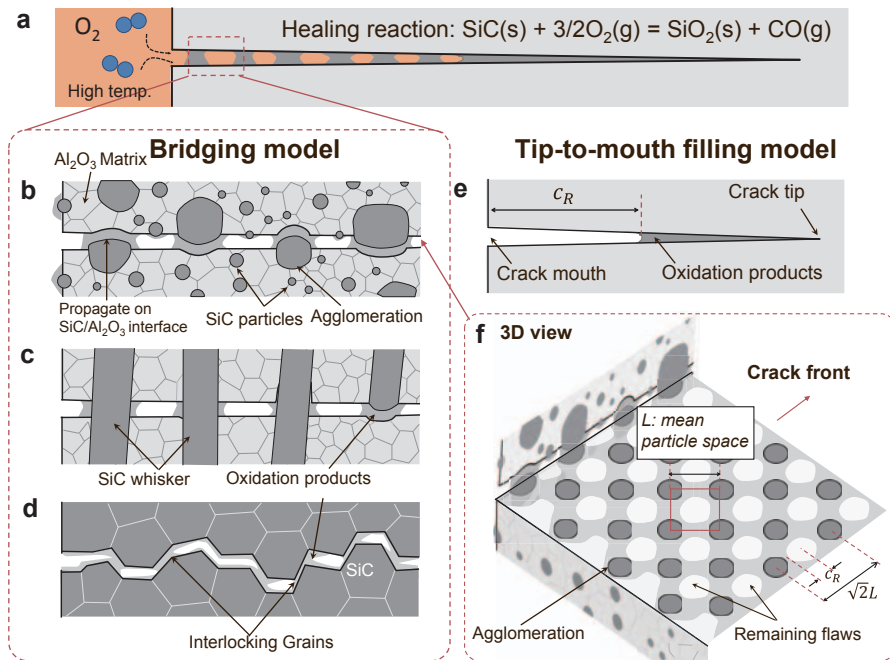


Fig. 7 Schematic illustrations for crack-gap filling models in self-healing composites. (a) Macroscopic crack gap filling, bridging model for (b) SiC particles composite, (c) SiC whiskers composite, and (d) monolithic SiC ceramics. (e) Tip-to-mouth filling model. (f) 3D structure of remaining cracks in the bridging model.

る治癒速度論を用いた予測技術とVJEとの連携例について紹介する。

#### 4.1 自己治癒速度モデル

自己き裂治癒は使用環境において治癒エージェントが酸化、体積膨張し、生成した酸化物がき裂空隙を充填する現象ある。筆者らは、このようなき裂充填モデルとして、BridgingモデルおよびTip-to-mouth充填モデルの二つのモデルを提案している<sup>(4)</sup>(Fig. 7)。前者および後者は、残存き裂の最小および最大サイズを推定するモデルであり、破壊力学と連携することで、強度の上限値および下限値をそれぞれ予測可能となる。本モデルを用い、治癒物質の体積増加速度 $V_h$ は以下の様に表される。

$$V_h = \frac{2Af_v f_e}{\Delta\rho} \left\{ k_p^0 \exp\left(\frac{-Q_{ox}}{RT_H}\right) \left(\frac{P_{O_2}}{P_{O_2}^0}\right)^m t_H \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (1)$$

ここで、 $T_H$ および $P_{O_2}$ は使用環境の温度と酸素分圧である。 $A$ はき裂の片面積、 $f_v$ は治癒エージェントの体積率、 $f_e$ は反応に有効なエージェントの面積率、 $\Delta\rho$ は酸化による単位重量増加あたりの体積増加量である。 $k_p^0$ および $Q_{ox}$ は治癒エージェント酸化の頻度因子および活性化エネルギー、 $R$ および $P_{O_2}^0$ はガス定数および標準酸素分圧である。(1)式により、使用環境、ミクロ組織、治癒エージェントの等温酸化特性から治癒による体積増加量を計算可能となる。他方、き裂の空隙体積 $V_g$ はき裂の形状から推定可能である。したがって、各温度で $V_h = V_g$ となる時間が最短き裂完治時間 $t_H^{\text{Min}}$ となる。

#### 4.2 パーチャルジェットエンジンとの連携を目指して

Fig. 8に種々のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC複合材において、様々な温度・酸素分圧で治癒した場合の最短き裂完治時間 $t_H^{\text{Min}}$ の予測値と実験値の比較を示す。図に示すように、本モ

デルは、SiC体積率：15%～100%、温度：800-1400℃、酸素分圧： $5 \times 10^{-4}$  – 0.21atmの範囲において、最短き裂完治時間を高精度に予測可能である。また、本予測式は、SiC単体にも適用可能であることから、現用されるSiC/SiC複合材にも適用可能である。

以上のような自己治癒予測技術とVJEを連携させることで、タービン使用環境において適切に自己治癒機能を発現させるための材料設計指針構築が可能となる(Fig. 9)。Fig. 9aはCF6エンジンの断面であり、例えば、タービン入り口温度を1500℃及び無冷却環境で運転した場合、低压タービン部の第一段静翼における材料使用環境は $T_H = 1200$ ℃および $P_{O_2} = 1.25$  atmと概算される。こ

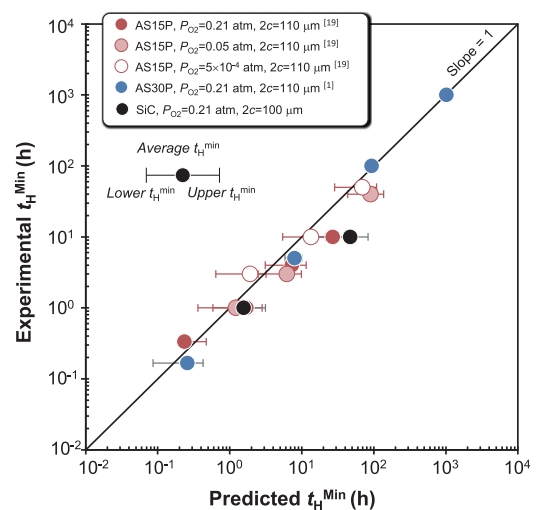


Fig. 8 Comparison of predicted and experimental minimum healing time for full strength recovery  $t_H^{\text{Min}}$  in self-healing ceramics including SiC healing agent with various  $f_v$ .

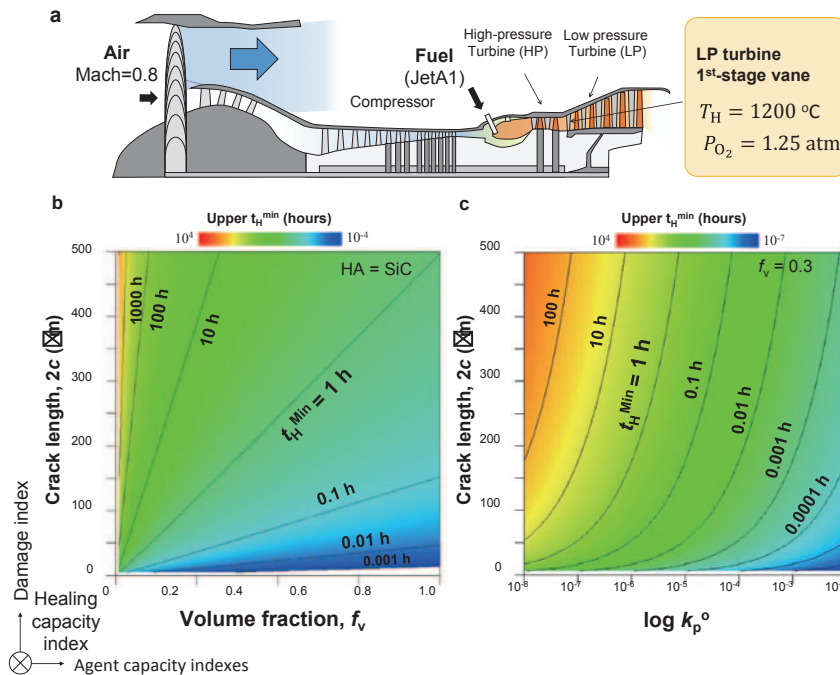


Fig. 9 Towards self-healing by design: parametric analysis on two major indexes contributing to the self-healing kinetics. (a) Cross-section of a conventional CF6 jet engine, (b) Contour plots for the effects of (b) volume fraction  $f_v$  and (c) the rate constant  $k_p^o$  on  $t_H^{\text{Min}}$  for various crack lengths as a damage index.

の条件下での使用を想定した場合の、Fig. 9bおよびcに示すように、最短き裂完治時間は、損傷量（き裂長さ）に対して、ミクロ組織情報（SiCの $f_v$ ）または治癒エージェントの酸化速度（例えば $k_p^o$ ）により推定可能である。この様に、最短き裂完治時間を低下させ、いち早く発生したき裂を完治させるためには、体積率向上よりも、 $k_p^o$ 向上のほうが有効である。一方、 $k_p^o$ 向上に関してはFig. 1で示したような炎症期の高速化に注目した取り組みが世界的に進められている。具体的にはSiCよりも低温で炎症期が開始する治癒エージェントの探索が活発化している。他方、き裂治癒過程において、酸化層内の酸素拡散が律速過程となる。したがって、2.3で紹介したように、修復期・改変期に注目することが設計のカギとなる。自己治癒セラミックス開発には、VJEと連携し対象部品の使用環境を推定し、その環境で $k_p^o$ を大幅に向上させる、最適な治癒活性相を選択することが極めて重要である。

#### 4. 今後の展望

本稿では、自己治癒機能に注目し、その設計・予測手法について解説した。この様にバーチャル空間において自己治癒機能を推定できれば、素材・重工メーカーにおいて、実際の試験をすることなく、材料の一次検討（味見）が可能となると考えている。一方で、実用化には強度、クリープ、疲労等、各種機械特性の取得・予測も重要となる。現在はセラミックスの機械特性予測の基礎となる「セラミックスの破壊統計<sup>(8)</sup>」を予測する枠組みを構築中である。今後も当機構では、自己治癒材料だけでなく種々の耐熱材料において、元素設計から機械的特性までをシームレスにつなぐ予測基盤技術の構築を推進する予定である。今後にご期待いただきたい。

#### 参考文献

- (1) Nalla, R.K., Kinney, J.H., Ritchie, R.O., Mechanistic fracture criteria for the failure of human cortical bone, *Nature Materials*, Vol. 2 (2003), pp. 164 - 168.
- (2) Osada, T., Kamoda, K., Mitome, M., Hara, T., Abe, T., Tamagawa, Y., Nakao, W., Ohmura, T., A Novel Design Approach for Self-Crack-Healing Structural Ceramics with 3D Networks of Healing Activator, *Scientific Reports*, Vol. 7 (2017), p. 17853.
- (3) Osada, T., Watabe, A., Yamamoto, Brouwer, J.C., Kwakernaak, C., Ozaki, S., van der Zwaag, S., Sloof, W.G., Full strength and toughness recovery after repeated cracking and healing in bone-like high temperature ceramics, *Scientific Reports*, Vol.10 (2020), p. 18990.
- (4) Osada, T., T Hara, T., Mitome, M., Ozaki, S., Abe, T., Kamoda, K., Ohmura, T., Self-healing by design: universal kinetic model of strength recovery in self-healing ceramics, *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol.21 (2020), pp. 593-608.
- (5) Chu MC, Sato S, Kobayashi Y, et al. Damage healing and strengthening behaviour in intelligent mullite/SiC ceramics, *Fatigue & Fracture Engineering Materials & Structures*, Vol.18 (1995), pp. 1019-1029.
- (6) Greil, P., Self-healing engineering ceramics with oxidation-induced crack repair, *Advanced Engineering Materials*, Vol.22 (2020), pp. 1901121.
- (7) Fukuda M, Harada H, Yokokawa T, et al. Virtual jet engine system. *Materials Science Forum*, Vol.638-642 (2010), pp. 2239-2244.
- (8) Ozaki, S., Aoki, Y., Osada, T., Takeo, K., Nakao, W., Finite element analysis of fracture statistics of ceramics: Effects of grain size and pore size distributions. *Journal of the American Ceramic Society*, Vol.01 (2018), pp. 3191-3204.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## Ybシリケート耐環境コーティングの自己治癒性と組織安定性に及ぼすSiC添加の効果

### Self-Healing Properties of Yb-Silicate Environmental Barrier Coatings and Effect of SiC Addition on Microstructural Stability



小川 和洋<sup>\*1,2</sup> 三谷 健斗<sup>\*1</sup>  
OGAWA Kazuhiro MITANI Kento

キーワード：耐環境コーティング，自己治癒，Ybシリケート，炭化ケイ素，組織制御

Key Words：Environmental Barrier Coatings, Self-healing, Yb Silicate, SiC, Microstructure control

#### 1. はじめに

近年，世界的な環境問題への危機感の高まりから，低燃費かつ低環境負荷の航空機エンジンの開発が求められている。そのためジェットエンジンでは，従来のNi基超合金製のタービンプレードを，より軽量で耐熱性に優れたSiC系セラミック基複合材料（CMC）へ移行する研究が進められている<sup>(1)</sup>。CMCはセラミックスの利点を活かしつつ，もろいという重大な欠点を克服することが期待されており，細い高強度のセラミック繊維を編み込み，それらの隙間に繊維と同じ化合物を含浸させて成形することで強化した材料である。SiC系CMCの構造<sup>(2)</sup>は，初めに，SiC繊維からなる維管束で3次元形状の織物を形成し，繊維とマトリックスの界面での固着を防ぐためにBN（窒化ホウ素）の界面層を施工する。この界面層はインタフェースコーティングと呼ばれ，これによってマトリックスに生じた亀裂の進展を反らし，繊維へ亀裂が進展することを防ぐことで，単一のSiCに比べて見かけの破壊抵抗を増加させることが可能である<sup>(3)</sup>。このSiC系CMCは，従来タービン翼に用いられたNi基超合金に比べて密度が約1/4と軽量であり，かつ耐熱温度も200℃高く優れた耐熱性を有している。

タービン翼にSiC系CMCを適用した場合の利点<sup>(4)</sup>は，燃料消費率の抑制と高い推力重量比であり，適用温度を1300℃として，全てのタービン翼にCMCを適用した場合，燃料消費率は4～5%減少し，推力重量比は10～15%の向上が見込まれている。したがって，今後の更なる高温化が進んだ場合において，CMCの適用による燃費削減への効果はより大きくなるものと考えられる。ま

た，タービン静翼およびシュラウド等の静止部にSiC系CMCを適用した場合，5～6%燃費が向上し，2030年には年間10万klの燃料削減になると経済産業省が試算しており<sup>(5)</sup>，環境負荷低減を目的として，SiC系CMC適用範囲の拡大が期待されている。

しかし，SiC系CMCを実機環境で使用する場合には，早急に解決すべき課題がある。実用化に向けた課題として，特に深刻であるものとして実際のエンジン燃焼環境における高温水蒸気による酸化劣化が挙げられる。ここで述べる劣化とは，SiC系CMC部材表面における酸化反応に起因した部材の減肉と呼ばれる現象である。SiCは水蒸気酸化によって $\text{Si}(\text{OH})_4$ となって揮発し，減肉する。そのため，基材を水蒸気酸化から保護する耐環境コーティング（Environmental Barrier Coating: EBC）の採用が不可欠である。

EBCは，これまでに酸素拡散の防止と密着性の向上を目的としたSiボンドコートと，熱応力緩和を目的としたMullite単体またはMulliteとBSAS（ $\text{BaO-SrO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ）の混合層をミドルコートとし，トップコートにはBSASを耐水蒸気酸化層として適用した3層構造が用いられていた。BSASはMulliteと同様に熱膨張係数が比較的小さく，低弾性率であることからき裂への耐性に優れた皮膜を得るために採用されている。しかしながら，最高温度1300℃の水蒸気環境下における亀裂発生およびぜい弱なガラス状領域の生成などの課題点も確認されたことから，更なる高温での適用は困難とされていた。

現時点では，BSASに替わる高温環境での耐水蒸気酸化性に優れた新たな材料として希土類シリケート（Rare Earth (RE) silicates）の適用が検討されている。皮膜構造はSiボンドコートとMulliteミドルコートを有する点は前述の場合と同様であるが，トップコートとしてRE mono-silicate（ $\text{RE}_2\text{SiO}_5$ ）またはRE di-silicate（ $\text{RE}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ），RE mono-silicate + RE di-silicateの混合層を用いた皮膜の適用が検討されている。RE silicateの中

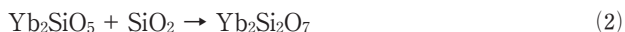
原稿受付 2021年5月10日

- \* 1 東北大学大学院工学研究科  
附属先端材料強度科学研究センター  
〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-11
- \* 2 日仏共同研究ユニットELyT-MaX  
〒980-8577 仙台市青葉区片平2-1-1  
E-mail: kogawa@rift.mech.tohoku.ac.jp

でも、運転温度において相変態が起こらない材料としてLu, Yb, Y, Er mono-silicate, および熱膨張係数がSiC, Mulliteに近いSc, Lu, Yb, Y di-silicateは過去の研究から有望視されている。これらのRE silicatesを含む材料研究は、EBCへの適用を目的としたものが多くを占めており、近年では火山灰などに含まれる無機質燃焼生成物CMAS (Calcium-Magnesium-Alumino-Silicate) による腐食耐性に関する研究も含め、材料および構造の最適化が取り組まれている。

以上のように、トップコート材料としてはRE silicatesが有力で、その中でも $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ はSiCとの親和性が高く、耐熱性および耐水蒸気腐食性に優れている。特に、本稿では、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ を主材料とするEBCにSiCを添加することでき裂に対する自己治癒性の付与とマイクロ組織の安定化が可能であること<sup>(6)</sup>から、SiC添加によるEBCの自己治癒性と組織安定性に関し、解説する。

この自己治癒ならびに組織安定化機構の化学反応式を以下に示す。



高温水蒸気酸化環境では、 $\text{SiO}_2$ が気体である $\text{Si}(\text{OH})_4$ となり揮発するが、SiCの添加によりこれを補うことで $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ の組織を安定させることができる。さらに、(1)式と(2)式の反応は体積膨張を伴う<sup>(7)</sup>ため、き裂を自己治癒する作用を有する。

## 2. EBC皮膜に求められる物理化学的特性

現在の航空機においては、タービン入口温度が最高で1600℃以上にも達する機種も開発されている<sup>(8)</sup>。また、ジェットエンジンのメンテナンスサイクルは数千時間にも及ぶ<sup>(9)</sup>。したがって、EBCはこれらの環境において継続して機能を発揮し続けることが求められる。Fig. 1にEBCが損傷する主要因を挙げる。これらの外的要因による損傷を抑えるにはEBCは以下のような物理化学的特性を有することが求められる。

- ・母材であるSiCと熱膨張係数が近いこと
- ・高い破壊靱性を有すること
- ・高い耐水腐食性を有すること
- ・高い耐熱性を有すること
- ・CMASに対して化学的に安定であること

$\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ は熱膨張係数がSiCと近いため、熱応力によるEBCのはく離に対するリスクが低い。また、耐水蒸気腐食性にも優れている。更に、SiC添加による自己治癒性の付与と組織安定化は、それぞれ破壊靱性値と化学的安定性の向上に資する。優れた性能のEBCを開発するためには、これらの特性を長時間にわたって安定的に発現させるための組織制御技術を確認することが不可欠である。

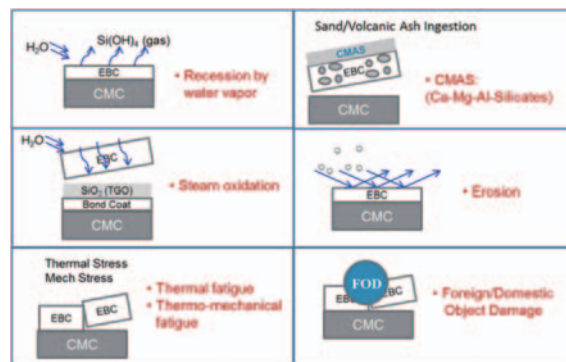


Fig. 1 EBC failure modes<sup>(10)</sup>

## 3. 溶射による組織制御

EBCの実用化を考慮した場合、成膜プロセスにより得られる皮膜組織が異なるという点、さらに製造コストの点からも検討が必要となる。特に、皮膜組織の緻密さおよび均一さ、成膜速度などの要素は数百 $\mu\text{m}$ 程度の厚さを有するEBCを得るうえで考慮すべき要素となる。セラミック皮膜を得ることが可能な成膜プロセスとしては、溶射法 (Thermal Spray) および蒸着法 (Vapor Deposition)、液相法 (Liquid Phase Method) が挙げられる。この中で溶射法は成膜速度が1 mm/minと格段に速く<sup>(11)</sup>、他の方法と比べてコスト面においても優位性がある。また、材料粉末の形態で組織を制御することが可能であることから、EBC製造に適した成膜方法であるといえる。ここでは、大気圧プラズマ溶射法 (APS) とサスペンションプラズマ溶射法 (SPS) の2種類の溶射法を用いた組織制御についてそれぞれ紹介する。

大気圧プラズマ溶射法はFig. 2に示すように陽極・陰極間に電圧を印加することで、窒素またはヘリウム、水素などのガスを電離させて1万℃を超える高温のプラズマジェットを発生させ、数十 $\mu\text{m}$ 程度の粒径の成膜材料粉末を熔融状態で積層する成膜技術<sup>(12)</sup>である。APS法はEBCの代表的な成膜プロセスとして用いられてきた<sup>(13)</sup>。サスペンションプラズマ溶射法 (SPS) は、粉末材料を懸濁液 (サスペンション) として供給することで、APS法では溶射が困難なシングルミクロンオーダー粒子の供給を可能としたものである。供給粉末の微細化により

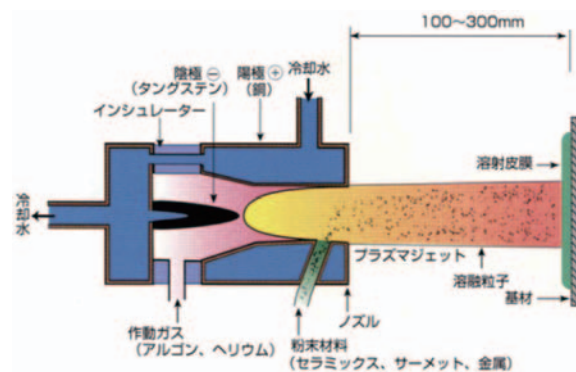


Fig. 2 Atmospheric plasma spraying<sup>(12)</sup>

SPS法はAPS法と比べてち密な皮膜形成が可能となる<sup>(14)</sup>。

Fig. 3にAPS法とSPS法で成膜された $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 皮膜の断面BSE画像を示す。ここでSPS法の場合には、ガス流量を200～320 SLM（標準状態（0℃，101.325kPa）における体積流量L/min）で変化させている。Fig. 3から、APS法およびSPS法でガス流量を変化させ成膜した皮膜のマイクロ組織は顕著に異なり、SPS法で成膜された皮膜では気孔サイズや微小き裂が小さくなっていることが確認できた。ただし、これらの溶射法は皮膜組成の制御に関して、熱エネルギー源として用いる1万℃を超えるプラズマフレームによる熱影響に起因する問題が存在する。EBCへの適用が期待されている $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ や $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ では、両材料の融点を超える2000℃以上において、材料中の $\text{SiO}$ および $\text{SiO}_2$ の分圧が他の成分に比べて著しく高くなる。そのため、成膜中に曝される高温のプラズマフレームによって $\text{SiO}_2$ 成分が揮発するという問題点を抱えている<sup>(13)</sup>。したがって、APS法を用いたEBC成膜においては、自己治癒性の付与と組織安定化を目的として添加するSiCが成膜中に揮発する可能性や主材料である $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ から $\text{SiO}_2$ 成分が抜けて $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ や $\text{Yb}_2\text{O}_3$ へと変化してしまう可能性が考えられる。

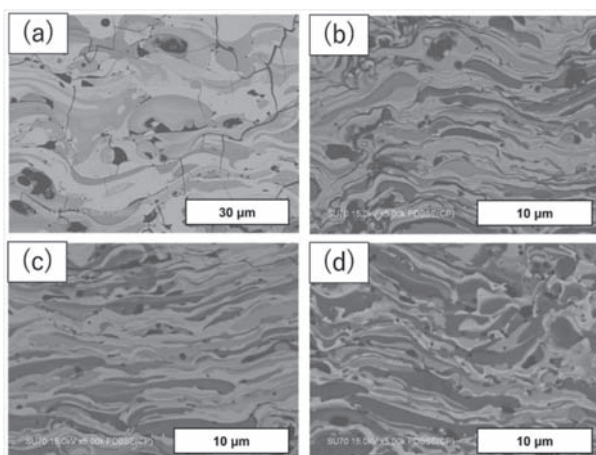


Fig. 3 Cross sectional BSE images of as-sprayed coatings, a) APS, b) SPS 200 SLM, c) SPS 260 SLM, d) SPS 320 SLM<sup>(6)</sup>

この問題を解決する方法として、造粒粉を用いたAPS成膜<sup>(6)</sup>や、 $\text{SiO}_2$ リッチサスペンション適用によるSPS成膜<sup>(15),(16)</sup>が提案されている。造粒粉は、Fig. 4に示すように各材料粉末を粉碎し、微小粒子から成る粉碎粉と呼ばれる形態の粒子を混合・焼結することによって両材料を単粒子内に含む形態の粉末である。造粒粉を用いることにより、成膜中のSiC粒子揮発の抑制を試みている。 $\text{SiO}_2$ リッチサスペンションは成膜中の $\text{SiO}_2$ 成分揮発量を考慮して $\text{SiO}_2$ 成分を増やしたサスペンションを用いることで、成膜後に所望の組成を得ることを目指したものである。

Fig. 5に、SiC添加方法による皮膜組成XRD分析の違いを示す。溶射後に1300℃で5時間高温酸化させた試験

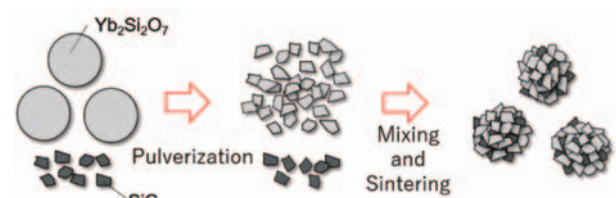


Fig. 4 How to make granulated powder

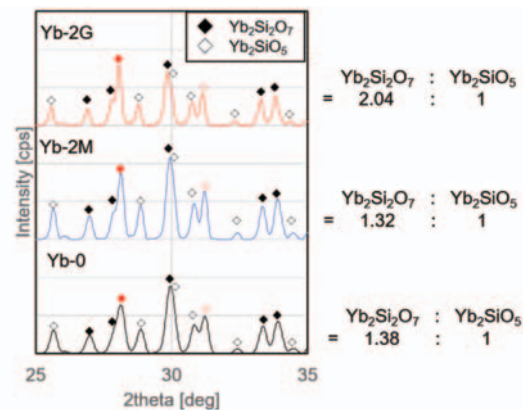


Fig. 5 Difference of Additive SiC for Composition

片に対してXRD分析を行った結果、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$ 造粒粉である図中のYb-2Gは、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$ を混合させたのみのYb-2Mと比べて、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ をより多く含んだ皮膜組成となっていることが確認できる。よって、造粒粉適用により $\text{SiO}_2$ 成分の揮発を抑制できる可能性が示された。

次に、Fig. 6にSPS法で成膜された $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 皮膜断面の1300℃，100時間の高温酸化後の組成比を示す。 $\text{SiO}_2$ リッチサスペンションを適用することで皮膜組成の $\text{SiO}_2$ 成分が高くなっていることがわかる。

これらの方法により、APS法、SPS法の双方においてEBC皮膜の組織制御が可能であると考えられる。

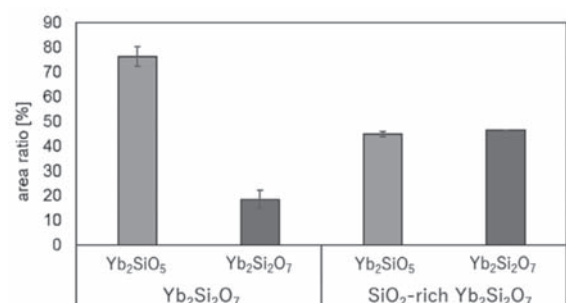


Fig. 6 Area ratio of SPSed  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$  coatings<sup>(16)</sup>

#### 4. 添加SiCによる組織制御

次に、添加SiCによる組織制御について解説する。冒頭で述べたように、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ にSiCを添加することで、き裂に対する自己治癒性と組織安定性を付与することが可能である。SiC部材を高温水蒸気環境から保護するというEBCの役割を考えると、き裂に対して自己治癒特性が速やかに応答し、すぐにき裂が埋まることが望ましい。さらに、この特性が長時間にわたって持続することも求められる。したがって、自己治癒性や組織安定性に及ぼすSiC添加条件の影響を評価することが不可欠である。ここでは、SiC添加量および添加SiC粒径による影響について説明する。

##### 4.1 自己治癒性

**4.1.1 添加SiC粒径による効果** Fig. 7とFig. 8に、添加SiC粒径を $0.3\ \mu\text{m}$ 、 $1\ \mu\text{m}$ 、 $2\ \mu\text{m}$ および $3\ \mu\text{m}$ の4種類で変化した $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$ 造粒粉皮膜のSEM観察結果を示す。SiC添加量は10 wt%固定であり、成膜にはAPS法を用い、高温酸化条件は $1300^\circ\text{C}$ で5時間とした。皮膜表面にビッカース硬さ試験機の圧痕を打ちこむことにより導入したき裂（白枠部）が5時間の高温酸化後には治癒していることが確認できる。また、添加SiC粒径が小さい条件では、高温酸化後の表面の粗面化が顕著になっている。これは、添加SiC粒径が小さいと粒子の比表面積が大きくなり、SiCの酸化反応が速く進行したためと考えられる。したがって、添加SiC粒径により、き裂の自己治癒性を制御可能であると考えられる。

本実験においては、SiC添加によるき裂の自己治癒性を加速試験で評価するために、添加量を10wt%とした。この場合は、き裂の治癒は問題なく確認できたが、 $1300^\circ\text{C}$ で5時間といった短時間でき裂が治癒しており、条件によっては、体積膨張が進み、表面が隆起している部分も確認された。そのため、10wt%の添加は過剰であることが考えられ、添加量の最適化が必要である。

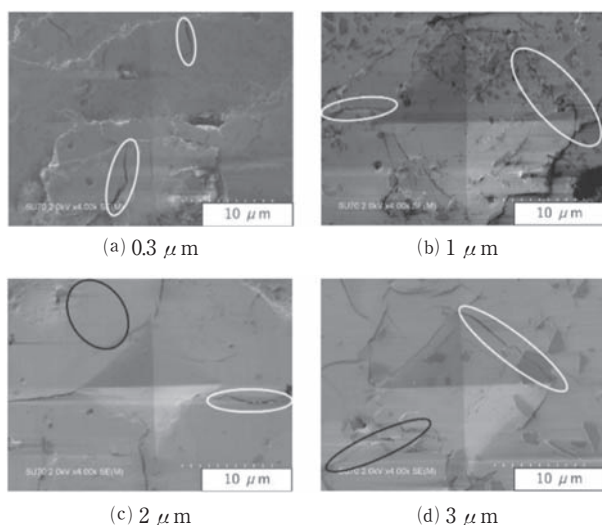


Fig. 7 SEM images of as-sprayed  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$  coatings<sup>(6)</sup>

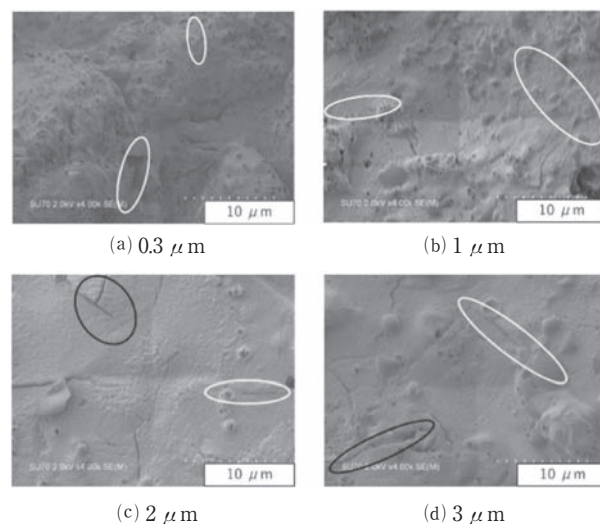


Fig. 8 SEM Images of oxidized  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$  coatings<sup>(6)</sup>

**4.1.2 SiC添加量による効果** 前節の結果を受け、SiC添加量が10wt%では過剰であることからSiC添加量を2.5wt%、7.5wt%とした $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$ 造粒粉皮膜の検討を行った。Fig. 9, Fig. 10に、それぞれのSiC添加による皮膜の断面SEM観察結果を示す。この際、添加SiCの平均粒径は $2.6\ \mu\text{m}$ であり、成膜はAPS法を用いた。

Fig. 9においては、実線枠のき裂が治癒していることがわかる。ただしその一方で、破線枠のき裂は高温酸化後も残存していた。また、Fig. 10においては、実線枠のき裂が治癒しているのみならず、破線枠では高温酸化後に新たにき裂が出現していた。すなわち、SiC添加量が少ない場合は全てのき裂を治癒するほどの自己治癒性が発現しなかったのに対して、SiC添加量を増やすと体積膨張が過大になり皮膜内に生じる圧縮応力によるき裂の発生が生じる可能性が示唆された。

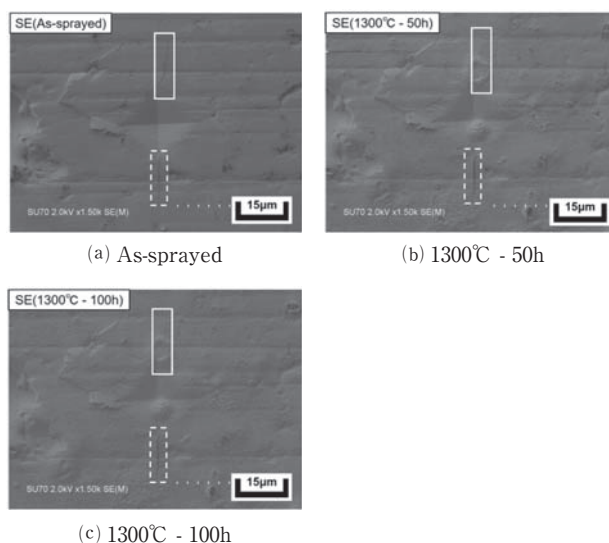
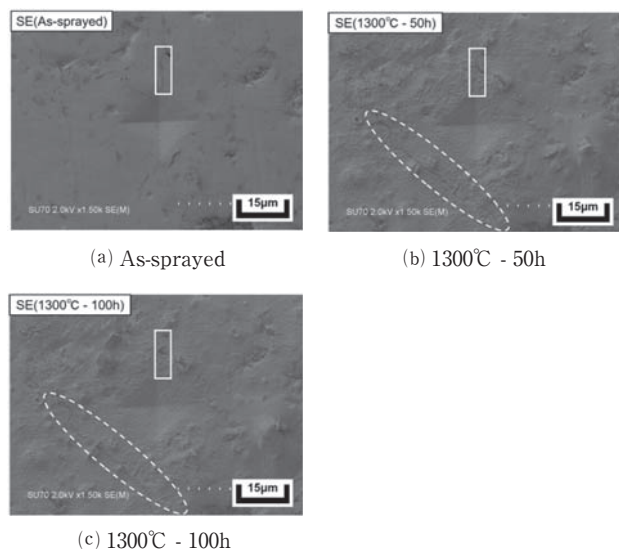


Fig. 9 SEM images of  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7/\text{SiC}$  2.5 wt% coatings

Fig. 10 SEM images of Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/SiC 7.5 wt% coatings

## 4.2 組織安定性

Fig. 11にYb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/SiC造粒粉皮膜の組成の経時変化を示す。ここで、縦軸の $R$ 値は

$$R = \frac{I_{Yb_2SiO_5}}{I_{Yb_2Si_2O_7}} \quad (3)$$

で表され、XRD分析におけるYb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>とYb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>の最強ピークの比である。 $R$ 値が低いほど、皮膜組成がYb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>に純化していることを示す。図は供給粉末の $R$ 値を1として、高温酸化を進めると $R$ 値がどのように変化するかを示したものである。試験片名は、X%SiC-Yとした場合、X%がSiC添加量 (wt%) を示し、Yが添加SiC粒径 ( $\mu$ m) を示す。YbD-0はSiCを添加していないYb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>単体の皮膜である。

Fig. 11より、SiC添加量7.5wt%、10wt%の条件では高温酸化の進行に伴って $R$ 値が低下している。その一方で、SiC添加量2.5wt%、5.0wt%の条件では $R$ 値が1より大きく高止まりしている。これより、SiC添加量により皮膜組成の経時変化は全く異なる推移をすることがわかる。また、添加SiC粒径について注目すると、同じSiC添加量でも添加SiC粒径が小さい方が $R$ 値の低下が速い。これは、4.1.1節の自己治癒性に対する添加SiC粒径の効果において述べたことと同様に、添加SiC粒径が小さい場合には粒子の比表面積が大きくなり、SiCの酸化反応やSiO<sub>2</sub>とYb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub>との反応が速く進行したためと考えられる。以上より、SiC添加量や添加SiC粒径によって組織安定性を制御できる可能性が示された。ただし、本データは高温酸化試験により得られたことに注意が必要である。EBCが使用されるガスタービンのタービン翼部は燃料の燃焼により生じた水蒸気を含んだ高温水蒸気環境である。高温水蒸気環境ではSiO<sub>2</sub>成分がSi(OH)<sub>4</sub>となり揮発する反応が発生するため、大気中高温酸化より過酷な環境となる。酸化時間が長くなるほど高温酸化環境と高温水蒸気環境との差異の影響が大きくなる懸念

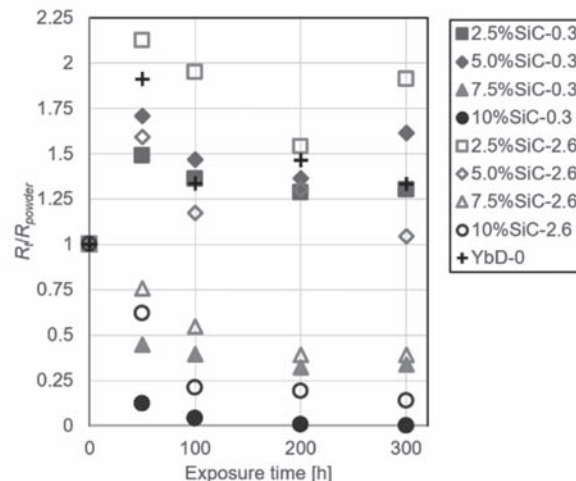


Fig. 11 Composition ratio of EBCs

される。したがって、今後、高温水蒸気環境における長時間のデータ取得が必要である。

## 5. まとめ

本稿では、Ybシリケート耐環境コーティングの自己治癒性と組織安定性に及ぼすSiC添加の効果について、溶射による組織制御と添加SiCによる組織制御の2つの観点から紹介した。現在、Yb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>/SiC造粒粉を用いたAPS成膜により、溶射中のプラズマフレームによる熱影響によるSiO<sub>2</sub>成分の揮発の影響を抑制することができている。また、SiC添加Ybシリケート耐環境コーティングの特徴である自己治癒性と組織安定性に及ぼす添加SiC粒径やSiC添加量の影響についての基礎的な検討も進んでいる。これまでに分かった主な特性は以下の通りである。

- ・ 添加SiC粒径が小さいほど酸化反応が速く進行し、酸化後皮膜表面の粗面化が顕著に起こる。
- ・ 皮膜組成のYb<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>7</sub>への純化についても、添加SiC粒径が小さいほど速い。
- ・ SiC添加量が多くなるほど自己治癒機能も顕著になるが、自己治癒性が過大となる場合は皮膜の割れが生じることがある。
- ・ SiC添加量が5.0 wt%以下の場合、組織純化がほとんど進行しない。

今後は、より実用段階を意識した検討を行っていく必要があると考えている。これまで得られた知見から、SiC添加条件が一つのみの単層構造ではSiCが酸化初期段階で反応を完了してしまう可能性があり、未反応のSiCを皮膜内に残存させることが重要である。したがって、皮膜最表層から基材側に進むにしたがってSiC添加量が増えるような多層構造を採用することで、過度な体積膨張を緩和しつつ皮膜全体の自己治癒性を維持するなどの改善策が考えられる。また、実用環境に近い高温水蒸気環境における長時間酸化のデータを取得し、耐水蒸気保護性能を保持できているか確認する必要がある。

## 謝辞

本解説記事の内容は、東北大学大学院博士課程前期2年の課程（修士課程）学生で2017年度修了の柳岡遼太郎君、および2019年度修了の北原匠君の修士論文の一部をまとめ直したものであり、両氏に謝意を表する。また、実験実施において、ご協力・ご助言頂いた(株)フジミインコーポレーテッドの益田敬也氏、ならびに東北大学大学院工学研究科附属先端材料強度科学研究センター市川裕士准教授、齋藤宏輝助教に謝意を表する。

## 参考文献

- (1) Irena Spitsberg and Jim Steibel, Thermal and Environmental Barrier Coatings for SiC/SiC CMCs in Aircraft Engine Applications, International Journal of Applied Ceramic Technology, vol. 1, Issue 4 (2004) pp. 291-301.
- (2) 田村崇, 中村武志, 高橋耕雲, 荒木隆人, 夏村匡, CMC 材タービン適用研究, 石川島播磨技報, 44, 4 (2004), 261-265.
- (3) 柴山環樹, 高橋平七郎, SiC/SiC複合材料研究・開発の現状と今後の展望, 日本金属学会誌, 64, 11 (2000), 985-991.
- (4) Kang N. Lee, Dennis S. Fox et al., Thermal and Environmental Barrier Coatings for SiC/SiC CMCs in Aircraft Engine Applications, Journal of the American Ceramic Society, 86, 8 (2003), 1296-1306.
- (5) 経済産業省, 航空機関連分野技術に関する施策・事業評価検討会資料6-8-4 軽量耐熱複合材CMC技術開発（産学連携）  
[http://www.meti.go.jp/policy/tech\\_evaluation/c00/C0000000H24/121129\\_koukuuki/koukuu6-8-4.pdf](http://www.meti.go.jp/policy/tech_evaluation/c00/C0000000H24/121129_koukuuki/koukuu6-8-4.pdf)（参照日2021年5月10日）.
- (6) 小川和洋, 北原匠, プラズマ溶射法によるYbシリケート系耐環境セラミックコーティングの開発と自己治癒機能の付与, セラミックス, Vol. 55, No. 6 (2020), pp. 450-453.
- (7) Son T. Nguyen et al., Strength Improvement and Purification of  $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7\text{-SiC}$  Nanocomposites by Surface Oxidation Treatment, Journal of the American Ceramic Society, Vol. 100, No. 7 (2017), pp. 3122-3131.
- (8) 防衛装備庁 航空装備研究所 エンジン技術研究部, 戦闘機用エンジンXF9の開発, 防衛技術シンポジウム2020研究紹介資料（参照日2021年5月10日）.  
[https://www.mod.go.jp/atla/research/ats2020/slide01\\_xf9.html](https://www.mod.go.jp/atla/research/ats2020/slide01_xf9.html)
- (9) (公財) 航空機国際共同開発促進基金, 航空エンジンの整備に関する現状と動向.  
<http://www.iadfor.jp/document/pdf/15-4-4.pdf>（参照日2021年5月10日）.
- (10) Kang N. Lee, Dongming Zhu, Rogerio S.Lima, Perspectives on Environmental Barrier Coatings (EBCs) Manufactured via Air Plasma Spray (APS) on Ceramic Matrix Composites (CMCs) : A Tutorial Paper, Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 30, Issue 3 (2021), pp. 40-58.
- (11) 日本溶射協会, 溶射工学便覧, p. 3, 407, 424-434.
- (12) 和光電化工業株式会社HP,  
[http://www.wakodenka.co.jp/whats\\_yosha3.html](http://www.wakodenka.co.jp/whats_yosha3.html)（参照日：2021年5月10日）.
- (13) Bradley T. Richards, Haydn N.G. Wadley: Plasma spray deposition of tri-layer environmental barrier coatings, Journal of the European Ceramic Society, Vol. 34, No. 12 (2014), pp. 3069-3083.
- (14) 小川和洋, -省エネルギー化に応える-溶射技術, 日刊工業新聞, 2017年9月14日.
- (15) 柳岡遼太郎, 市川裕士, 小川和洋, 益田敬也, 佐藤和人, サスペンション溶射施工シリケート系耐環境コーティングに関する基礎的検討, 溶射, Vol. 56, No. 1 (2019), pp. 2-7.
- (16) 北原匠, 柳岡遼太郎, 市川裕士, 小川和洋, 益田敬也, 佐藤和人,  $\text{SiO}_2$ リッチサスペンション適用によるYbシリケートサスペンション溶射皮膜制御, 溶射, Vol. 57, No. 1 (2020), pp. 20-26.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 発電用ガスタービン用先進遮熱コーティングの開発と実用化状況

### Development and Application of Advanced Thermal Barrier Coating for Power Generating Gas Turbine

鳥越 泰治<sup>\*1</sup>  
TORIGOE Taiji

岡嶋 芳史<sup>\*1</sup>  
OKJIMA Yoshifumi

妻鹿 雅彦<sup>\*1</sup>  
MEGA Masahiko

若園 進<sup>\*2</sup>  
WAKAZONO Susumu

桑原 正光<sup>\*2</sup>  
KUWABARA Masamitsu

キーワード：ガスタービン，遮熱コーティング，プラズマ溶射，熱サイクル耐久性，熱伝導率

Key Words：Gas Turbine, Thermal Barrier Coating, Plasma Spray, Thermal Cycle Durability, Thermal Conductivity

#### 1. 緒言

現在，我が国の電源構成の約 8 割は火力発電所が占めており，その発電効率は既に世界最高レベルに達しているが，エネルギーセキュリティの確保及び地球環境問題双方への対応から更なる発電効率向上への取組が求められている。我が国の天然ガス火力発電については，三菱重工業(株)にて，1980年代初頭から大容量・高効率ガスタービンの開発が行われており，2004年度から2020年度まで，国家プロジェクト「1700℃級ガスタービン要素技術開発」が実施された。本国家プロジェクトでは，1700℃級ガスタービンの実現に不可欠な各種要素技術の開発が進められた<sup>(1),(2)</sup> (Fig. 1)。

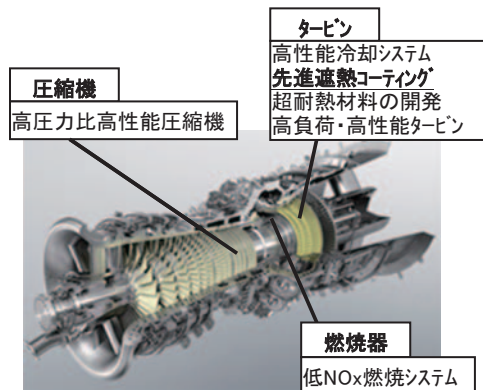


Fig. 1 Technical items of each component for 1700degree-c class gas turbine development project

遮熱コーティング (TBC : Thermal Barrier Coating) は，冷却翼のメタル温度低減に有効 (Fig. 2) な手段として発達してきた。1700℃級ガスタービンでは，TBCの使用環境が従来より厳しくなることから，高い信頼性を有するTBC材料，並びに製造技術の開発が進められ

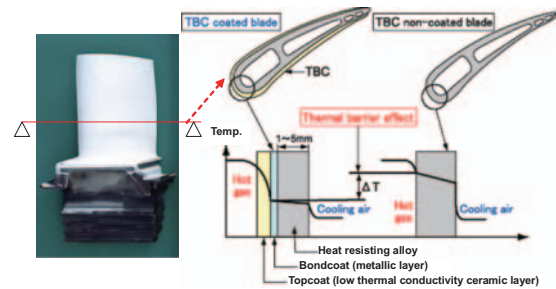


Fig. 2 Schematic diagram of Thermal barrier concept on TBC

てきた。本稿ではTBCの開発状況，開発した先進TBCの実証試験設備での実機検証状況，並びに実用化状況について報告するものである。

#### 2. 材料開発

##### 2.1 トップコート材料の開発<sup>(3)</sup>

1700℃級ガスタービンのTBCトップコートの表面温度は従来に比べて，高温化することが想定されている。そこで，高温結晶安定性が高く低熱伝導性を有するセラミックストップコート材料の開発を実施した。本プロジェクトでは量子論に基づく非経験的（第一原理的）計算による材料設計手法を用いて候補材料の抽出を実施した。すなわち，遮熱性能向上に必要なトップコート材料の低熱伝導性，及び耐熱合金とTBC材料との線膨張係数のミスマッチに起因する熱応力低減のため，線膨張係数を指標とし，融点2000℃以上の酸化物系材料を対象に候補材料の抽出を行った。抽出された候補材料に関して，焼結体での熱伝導率，線膨張係数，ヤング率，高温結晶安定性などの測定を行った後，TBC皮膜での評価を実施してその適用可能性を評価した。

##### (1)材料計算手法

Fig. 3の材料計算の流れに示すとおり，非経験的な第一原理バンド計算を，高融点で低熱伝導かつ線膨張係数が大きいセラミックスのスクリーニングに適用した。なお，三菱重工業(株)では10万件の化合物データベースから候補材料を自動抽出するシステムを構築し利用している。

原稿受付 2021年 6 月 1 日

\* 1 三菱重工業(株) 総合研究所  
〒676-8686 兵庫県高砂市荒井町新浜 2-1-1  
E-mail: taiji.torigoe.37@mhi.com

\* 2 三菱パワー(株)

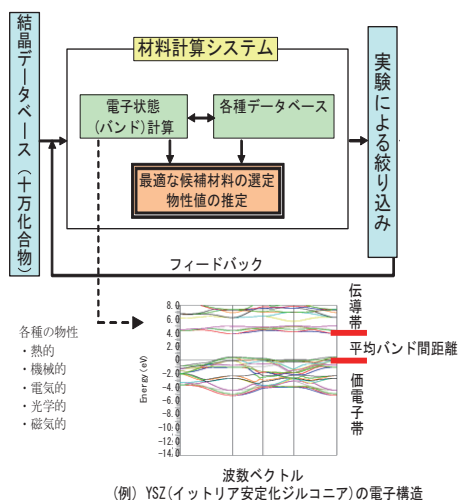


Fig. 3 Material calculation flow for advanced ceramics

## (2) 焼結体による物性値測定

材料計算により抽出したセラミックス材料の焼結体を試作し熱伝導率の測定に供した。その結果、予測通り、現用YSZに比べて各温度条件において低熱伝導率であることを確認した (Fig. 4)。また、線膨張係数、ヤング率についてもデータを取得し、基本特性として確認している。

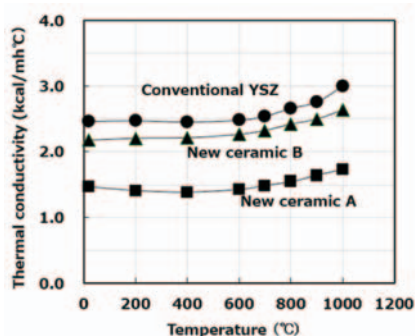


Fig. 4 Thermal conductivity (sintered body)

## (3) TBC成膜基本条件の開発とTBCとしての評価

材料計算及び焼結体評価で抽出されたトップコート候補材料は、スプレードライ法により溶射用粉末に造粒した後、溶射成膜技術の開発に供した。試験片は、基材にNi基耐熱合金IN738LCを用い、ボンドコートは減圧プラズマ溶射法 (LPPS: Low Pressure Plasma Spray) で  $\text{CoNiCrAlY[Co-32Ni-21Cr-8Al-0.5Y (mass\%)]}$  を  $100\text{ }\mu\text{m}$  成膜した。これに、各種の成膜条件で大気圧プラズマ溶射 (APS) 法にてトップコートを  $500\text{ }\mu\text{m}$  成膜し、最後に拡散熱処理を与え、具体的な特性評価を実施した。Fig. 5に試験片へのトップコート溶射成膜状況を示した。

溶射成膜条件は、飛行溶射粒子の温度、速度分布等の情報と、成膜後のマイクロ組織や皮膜特性との対応を取得し、適正化を行った (Fig. 6)。

TBCの重要な特性として熱伝導率以外に熱サイクル

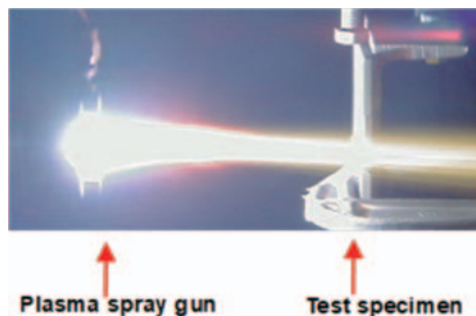


Fig. 5 Plasma spray situation of advanced ceramic material

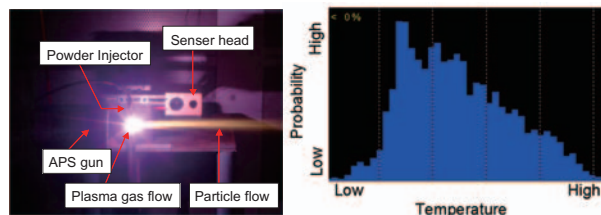


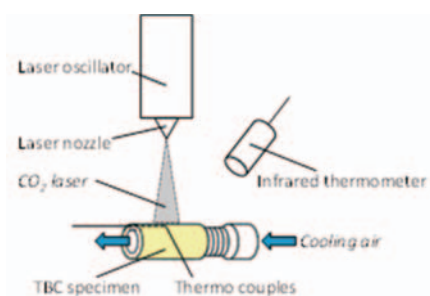
Fig. 6 The spray condition monitoring system and powder temperature distribution

耐久性が挙げられるが、これについては、Fig. 7に示す  $\text{CO}_2$  レーザを加熱源に用いた熱サイクル試験装置により評価した。即ち、試験片の表面 (TBCの施工面) からレーザを照射し、裏面 (非施工面) は冷却空気を導入することにより、板厚方向に温度勾配を付与した状態で、熱サイクル試験を実施し評価した。熱サイクル試験はTBC表面の最高加熱温度が  $1400^\circ\text{C}$ 、界面の最高温度が  $900^\circ\text{C}$  の条件で行った。本プロジェクトでは、成膜パラメータの検討を行い、良好な遮熱性と、高い熱サイクル耐久性を両立する成膜基本条件を抽出した。Fig. 8に、候補セラミックス材料のうち、New Ceramic Aを抽出した成膜条件で溶射し、作製したTBC試験片 (New TBC A) の  $1000^\circ\text{C}$  での熱伝導率測定結果を示すが、通常YSZに比べて熱伝導率が低いことがわかる。また、Fig. 9に熱サイクル耐久性試験結果を示す。候補セラミックスを用いたTBCの熱サイクル耐久性は、いずれも、YSZと同等以上であることを確認し、特にセラミックスBを用いたTBCは熱サイクル耐久性に優れることを確認した。

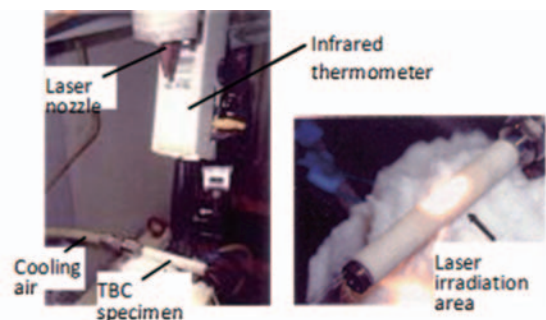
また、開発したTBCの高温結晶安定性の評価を行った。通常のYSZトップコート及び開発トップコートを  $1200$ 、 $1300$  及び  $1400^\circ\text{C}$  の各温度で  $1,000\text{h}$  の加熱を行い、結晶構造の変化、すなわち、初期の準安定正方晶 ( $t'$  相: tetragonal prime phase) が高温で徐々に分解し生成してくる有害な単斜晶 ( $m$  相: monoclinic phase) の量をX線回折法及び下記式により評価した。開発したトップコートはいずれもYSZに比べて結晶構造変化は少なく、高温安定性に優れることを確認した (Fig. 10)。

## (4) 高温エロージョン試験<sup>6)</sup>

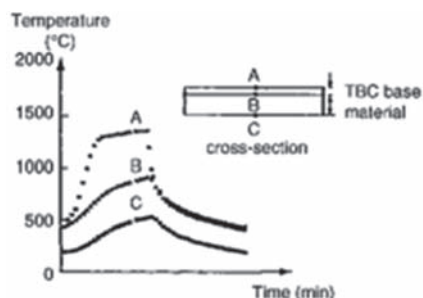
TBCトップコートの評価として、熱サイクル試験や結晶構造変化に加え、高温下でのエロージョン特性も重



(a) Schematic diagram of the laser thermal cycle test



(b) Thermal cycle test situation



(c) Example of temperature history curve

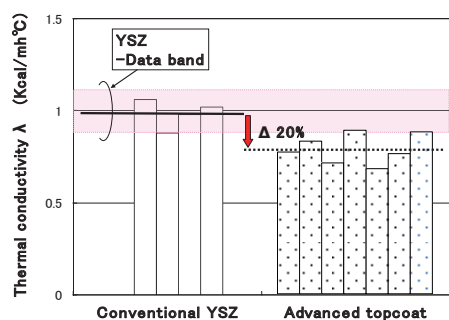
Fig. 7 CO<sub>2</sub> laser thermal cycle test system

Fig. 8 Thermal conductivity of advanced ceramic TBCs

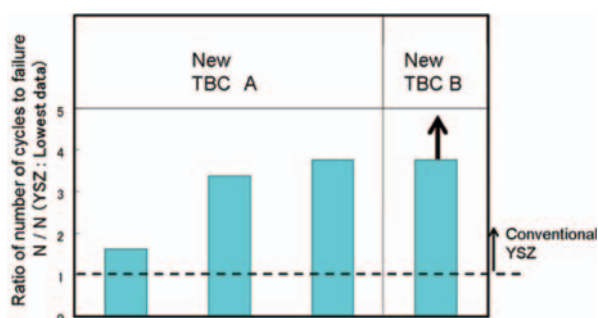


Fig. 9 Thermal cycle test results for the advanced ceramic TBCs

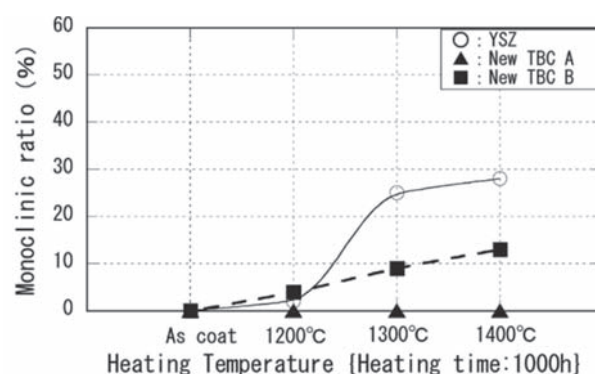


Fig. 10 Phase stability evaluation for new TBC

要である。そこで、実機環境下を再現したエロージョン試験装置を組み立て、試験片のエロージョン試験を実施した。Fig. 11に高温エロージョン試験装置概略を示す。TBC表面温度はサーモビュア、エロダント速度は粒子イメージ流速計測法（PIV：Particle Image Velocimetry）にて計測し、実機相当であることを確認した。Fig. 12に試験前・後の試験片外観を示す。エロダント投射部にエロージョンが認められた。開発したTBCが良好な高温耐エロージョン特性を有することを確認した。

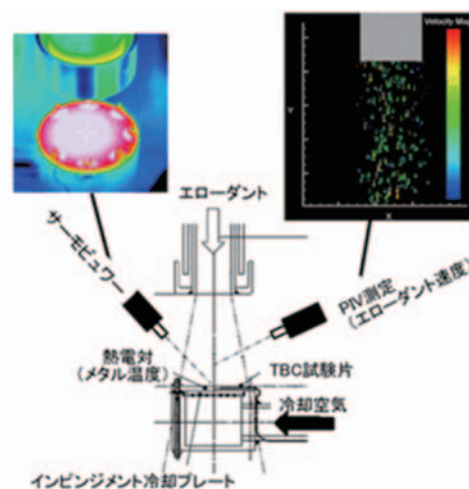
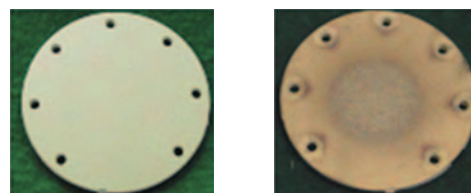


Fig. 11 High temperature erosion test equipment



(a) Before test

(b) After test

Fig. 12 Erosion test specimen

## 2.2 ボンドコート材料の開発

1700℃級ガスタービンのボンドコートの温度は、トップコート同様、従来に比べて高温化することが想定される。TBCの剥離原因の一つとしてボンドコートの酸化による熱成長酸化物（TGO：Thermally Grown Oxide）の形成が挙げられる。すなわち、1700℃級ガスタービンのボンドコートには従来以上に高い耐酸化性が要求される。それに加え産業用ガスタービンのボンドコートには施工性や運転中の割れ防止の観点から高い延性も要求される。そこで、既存材にはない高耐酸化、高延性ボンドコート材料を開発するため、耐熱合金の材料設計に用いている統計的合金設計手法を改良し、適用した。

### (1)材料計算手法

高耐酸化、高延性ボンドコート材料を開発するため、通常、耐熱合金の材料設計に用いている統計的合金設計手法を適用した。ただし、耐酸化性や延性（硬さ）に関するデータベースが充分ではなかったため、あらかじめアークメルト法による合金溶製を行うと共にこれを用いた短時間酸化試験を実施して回帰式を充実させ、合金設計プログラムに反映した。計算機上で目標とする酸化特性、延性（硬さ）を満足した組成については、状態図計算を行い有害相の生成が無いことを確認の上、ガスアトマイズ法により溶射粉末を製作した（Fig. 13）。

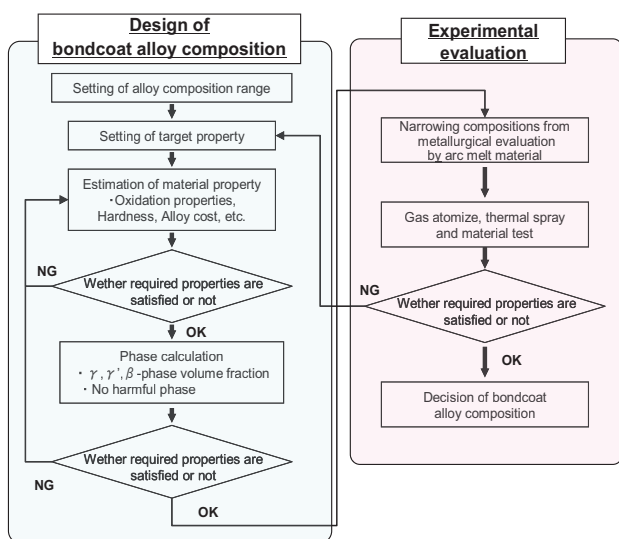


Fig. 13 Alloy design procedure for the bondcoat

### (2)成膜基本条件の開発と耐酸化性の評価

合金設計及びアークメルト材での評価の結果、良好な耐酸化性と延性（硬さ）を有するボンドコート材料候補材を抽出した後、ガスアトマイズ法により溶射粉末を製作した。その後、緻密なボンドコート皮膜を得るため、成膜条件の検討を実施した。Fig. 14に開発ボンドコート及び通常のCoNiCrAlYボンドコートのミクロ組織を示す。開発ボンドコートは通常のCoNiCrAlYと同様に緻密であり、硬さも通常のCoNiCrAlYが400HV0.1

程度に対して、開発ボンドコートは390HV0.1程度とほぼ同等であることから延性もCoNiCrAlYと同等と考えられた。開発ボンドコートの酸化試験は800～1000℃での温度範囲で、最長24,000hの長時間試験を実施した。Fig. 15に900℃×1,000hの大気炉加熱後試験片の光学顕微鏡観察結果を示した。通常のCoNiCrAlYではボンドコートが白色化し、β相（Co-Al金属間化合物）が消失していたが、開発ボンドコートではβ相の残存が認められる。Fig. 16に1,000℃×1,000hの大気炉加熱後試験片の界面近傍における透過型電子顕微鏡（TEM）観察結果を示した。通常CoNiCrAlYはTGOが2層構造であり、上層がポーラス、下層が緻密な組織形態であった。一方で、開発ボンドコートではTGOは緻密であり、通常のCoNiCrAlYよりも薄いことが分かる。Fig. 17に8,000h加熱したTBCのTGO生成状況を示した。試験条件は、CoNiCrAlYが900℃、開発ボンドコートの試験温度は950℃と50℃高いが、TGOの厚さは、同等以下であり、開発ボンドコートは通常のCoNiCrAlYに比べておよそ50℃以上耐酸化性が改善されていることが分かる。

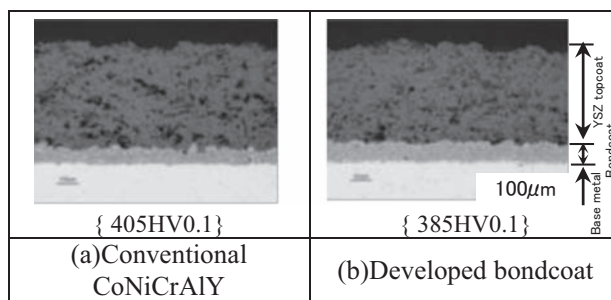


Fig. 14 Microstructure of new bondcoat

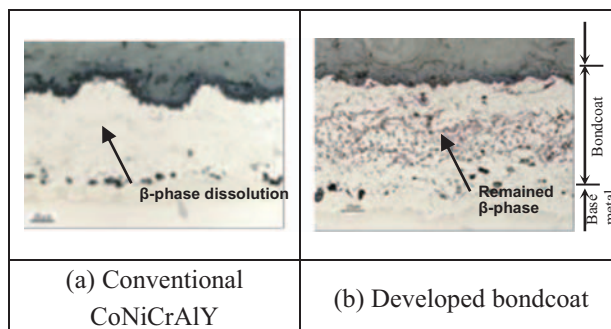
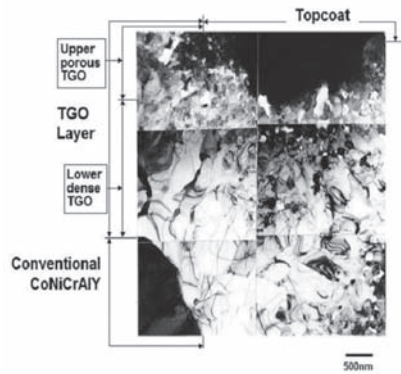
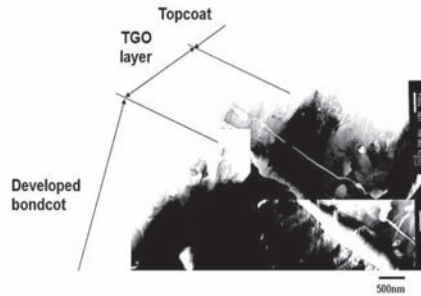


Fig. 15 Microstructure of bondcoat after oxidation test (900℃ × 1,000h)



(a) Conventional CoNiCrAlY



(b) Developed bondcoat

Fig. 16 TEM observation results for TGO layer after oxidation test (1,000°C × 1,000h)

|                       |                                                                                       |                                                                                 |
|-----------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------|
| Before oxidation test |                                                                                       |                                                                                 |
| After 8000h test      |                                                                                       |                                                                                 |
|                       | (TGO thickness : 13.5 μm)<br>(a) Conventional CoNiCrAlY<br>(Test temperature : 900°C) | (TGO thickness : 11 μm)<br>(b) Developed bondcoat<br>(Test temperature : 950°C) |

Fig. 17 SEM observation results after long term oxidation test (8,000h)

### 2.3 製造技術の高度化

開発した先進TBCは、実機部品への施工技術の開発を行った。実機のような複雑形状部品を溶射する場合に、部位によって膜厚や組織が不均一になる懸念がある。そこで膜厚推定が可能なシミュレーションによってロボットプログラムを作り込み (Fig. 18), そのプログラムで実機に施工し、付帯試験片 (Fig. 19) で膜厚分布測定とマイクロ組織観察、熱サイクル試験を実施した。膜厚やマイクロ組織に不均一がある場合や熱サイクル耐久性が低下する場合には、再度ロボットプログラムの作り込みを行った。このサイクルを繰り返すことで、皮膜特性の部位によるばらつきを減らし、要素試験片で確認された特性を実機部品でも再現できた。

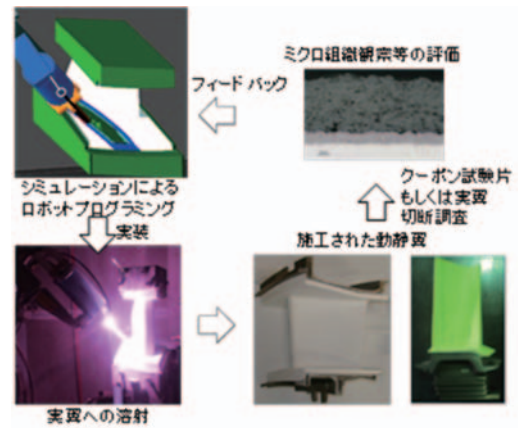


Fig.18 Refinement of robot programming to spray real blades and vanes.



Fig.19 Typical example after coupon test on row 1 vane.

### 3. 先進TBCの実機検証

開発した先進TBCは、三菱パワー(株)高砂工場内に設置の実証発電設備 (T地点: Fig. 20) を利用し、1600°C 級M501J形ガスタービンに2011年から実機長時間装着試験に供し、長期健全性評価を実施した。10,000時間を超える長期運転後、各部の健全性を確認すべく2014年10月に大規模な検査が行われた<sup>(5)</sup>。Fig. 21及びFig. 22に示すように実機運転環境でも先進TBCは良好な遮熱性と信頼性を有することを確認した<sup>(4),(6)</sup>。

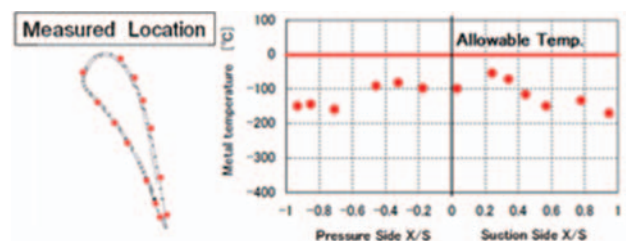
Fig. 20 Gas turbine combined cycle power generation plant demonstrator (T-Point)<sup>(5)</sup>Fig. 21 Metal temperature distribution of Row 1 Vane<sup>(4)</sup>



Fig. 22 Inspection results of M501J gas turbine (T-point)<sup>(6)</sup>

更に、先進TBCを厚膜化して遮熱性を向上した厚膜先進TBCは、2014年から実証発電設備M501J形ガスタービン1段静翼で長期信頼性検証に供され、定期的な外観観察を繰り返しながら2018年まで運転され、約18,000時間の運転後でも剥離等無く健全なことが確認された (Fig. 23)。

同様に、燃焼器・タービン動翼・分割環にも厚膜先進TBCは施工され、長期信頼性検証を行い、問題無いことが確認された。

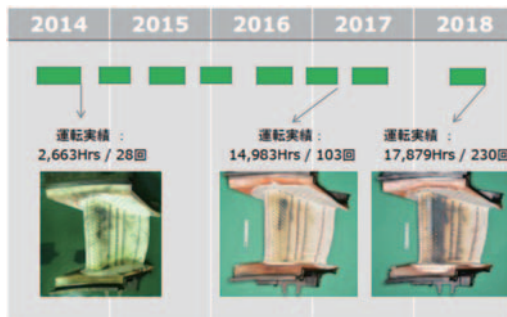


Fig. 23 Verification test of thicker advanced TBC on row 1 vane on T-point M501J<sup>(7)</sup>

M501J形ガスタービンで信頼性を検証した厚膜先進TBCは、更なる要素検討を実施の上、1650℃級M501JAC形ガスタービンの各部に適用され、2020年2月より、新設された第二実証発電設備 (Fig. 24) にて試運転が開始された。2020年4月に1650℃定格運転に到達し、これまで問題無く良好に運転されている<sup>(7)</sup> (Fig. 25)。



Fig. 24 The new pilot plant (T-point 2) of M501JAC gas turbine<sup>(7)</sup>

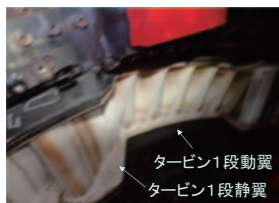


Fig. 25 Outview of TBC coated vane and blade after 2,000h operation (T-point 2) of M501JAC gas turbine (Oct.2020)<sup>(7)</sup>

#### 4. まとめ

GTCCの高効率化にはガスタービン入口温度の高温化が重要な役割を果たしており、三菱重工グループは2004年から2020年まで“1700℃級ガスタービン要素技術開発”に参画してきた。このプロジェクトで開発された先進TBCの特徴である高耐久性を最大限に活かし、厚膜化することで次世代1650℃級JAC形ガスタービンの開発に寄与した。

引続き、第二実証発電設備で厚膜先進TBCの長期信頼性検証を実施する予定である。

#### 謝辞

本研究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) の助成事業 (JPNP16002) の結果の一環として実施しており、発電ガスタービンの技術レベル向上に大きな貢献が期待される。NEDO及び関係各位に深く謝意を表します。

#### 参考文献

- (1) K.Tsukagoshi, et.al, “Development of 1700degC Class Gas Turbine Technology”, Mitsubishi Technical Review, Vol.44, No.1 (2007).
- (2) E.Ito, et.al, “Development of Key Technologies for the Next Generation Gas Turbine”, ASME Turbo EXPO (2007), GT2007-28211.
- (3) T.Torigoe, et.al, “Development of Advanced Thermal Barrier Coating for the Next Generation Gas Turbine”, Proceedings of the International Gas Turbine Congress (2011), IGTC11-180.
- (4) Y.Okajima, T.Torigoe, et.al, “Development of the advanced TBC for High Efficiency Gas Turbine”, Proceeding of Advanced High-Temperature Material Technology for Sustainable and Reliable Power Engineering (2015), 123HiMAT-2015.
- (5) S.Hada, K.Tanaka, et.al, “High-efficiency Gas Turbine Development applying 1600℃ class “J” Technology”, Mitsubishi Heavy Industries Technical Review, Vol. 52, No. 2 (2015), pp. 2-9.
- (6) E.Ito, K.Tsukagoshi, et.al, “Key Technologies for Ultra-High Temperature Gas Turbines”, Mitsubishi Heavy Industries Technical Review, Vol. 52, No. 2 (2015), pp. 15-22.
- (7) Y.Okajima, T. Torigoe, et.al, “Development of Advanced Thermal Barrier Coatings for The World Highest Turbine Inlet Temperature 1650℃ Class JAC Gas Turbine”, Mitsubishi Technical Review, Vol. 58, No. 1 (2021).

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## CMC, EBC開発動向の紹介

### Introduction of CMC and EBC Development Status



中村 武志<sup>\*1</sup>

NAKAMURA Takeshi

キーワード：セラミックス，複合材料，CMC，EBC，SiC，ガスタービン，ジェットエンジン

Key Words：Ceramics, Composite, CMC, EBC, SiC, Gas Turbine, Jet Engine

#### 1. 緒言

環境問題への対応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近年特に求められており、軽量で耐熱性のある新しい材料が望まれている。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。そ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（Ceramic Matrix Composites, 以後CMCと記す）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、(株)IHIにおける事例も含めながら紹介する。

#### 2. CMCの各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 $Al_2O_3$ 繊維が主流である。耐用温度はSiCの方が高いが、コストは $Al_2O_3$ 繊維が安いので、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。

##### 2.1 強化繊維

CMCに実用的な細径の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(株)のニカロン®繊維（NGSアドバンストファイバー(株)登録商標）、宇部興産(株)のチラノ®繊維（宇部興産(株)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社と合併で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、年産10トンの繊維工場を立ち上げ中である。さらに、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を含んだポリマーから紡糸され、焼成してセラミック化する。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(株)登録商標）が登場し、繊維の耐熱性は1300℃程度に向上したが、さらなる特性向上—特にクリープ特性向上のために、余剰な炭素を減らし元素組成をSiとCの化学量論比に近づけたハイニカロン®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なっている。なお、チラノ®SA繊維においては、2015年度～2019年度にNEDO委託研究として実施された「次世代構造部材創成・加工技術開発」において、欠陥の低減等による繊維強度の改善が成された。

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®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、主な用途は研究開発に限定されている。なお、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。SiC繊維の更なる耐熱性の向上を目指し、NASAがTransformational

原稿受付 2021年5月11日

\*1 (株)IHI 航空・宇宙・防衛事業領域  
技術開発センター 材料技術部  
〒190-1297 西多摩郡瑞穂町殿ヶ谷229

Tools and Technologies (TTT) Programで、2700度F級の開発を行っている。SiC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目指している。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、外部と同様な均質な組織を目指している<sup>(1)</sup>。また、SiC繊維は1400℃を超える高温で、アモルファス構造から再結晶が進み、強度が低下することが開発当初から知られている。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、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<sup>(2)</sup>。

## 2.2 界面

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。Fig. 1にCMC破面と界面の断面組織の関係を、電子顕微鏡写真として示す。

### (1) 炭素 (C)

クラックを逸らす働きを持つ物質としては、炭素の一形態であるグラファイトが知られている。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、クラックが繊維を切断せず、弱い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<sup>(2)</sup>のオーダーであるが、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、前述のように施工が比較的容易なC界面コーティングが最初に実用化された。Cは大気中では500℃以上で酸化消失する。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。開発当初このCMCの耐酸化性を改善させる手法として、数十ナノメートルの極薄の界面が提唱された。これはCが酸化により不在となった箇所を、マトリクスや繊維が酸化膨張してそれ以上の酸化をシールして防ぐことを期待したものであった。ただし、薄すぎる界面は高温長時間で安定でなく、前述の様に界面は百ナノメートルの厚さは必要と考えられる。

### (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。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顕著に酸化されない。特に高温で製造されたBNは、厳しい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<sup>(3,4)</sup>。しかしながら、CVDやCVIによる高温でのBN形成は反応速度が非常に早く、Cに比べ繊維物内部への施工が難しい。よって、SiC繊維を繊維物にしてからバッチ式で施工するC界面と違い、繊維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。

### (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<sup>(5)</sup>、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。近年米国Air Force Research Laboratoryのグループは、希土類酸化物として $Y_2Si_2O_7$ の界面の開発を行っていると報告している。 $Y_2Si_2O_7$ 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 $Yb_2Si_2O_7$ 界面の開発が進められ、レーザーCVDにより繊維束上へ、熱CVDにより繊維織物上への施工に成功している<sup>(6)</sup>。レーザーCVD法によりSiC繊維上で加熱することで、繊維上に多相積層構造を有する界面コーティングを形成したYbシリケート層断面の組織写真を、Fig. 2に示す。SiC繊維側から順に、ナノオーダーの気孔を有する多孔質層と緻密質層で構成されていることがわかる。次に、SiC単繊維が1600本からなる繊維束に対して界面コーティングを施した後、この繊維束内にSiCマトリクスを充填してミニコンポジットを作製し、引張試験を実施した。その結果、損傷許容性発現に不可欠な繊維の引き抜けが発現することを確認した。

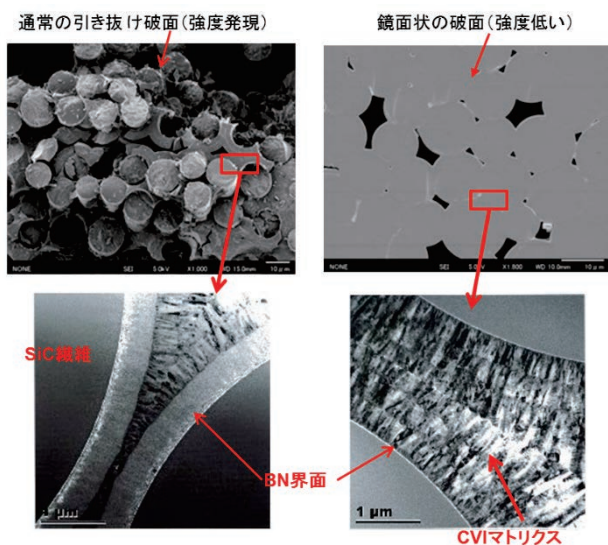


Fig. 1 Comparison of fracture surfaces and interphases (BN)

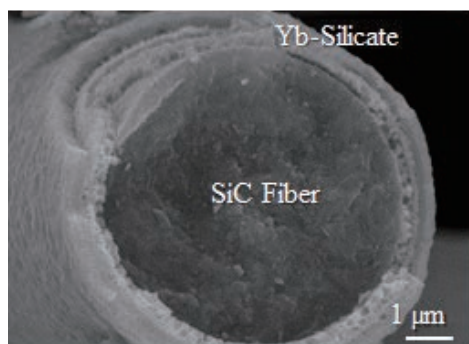


Fig. 2 Yb-Silicates coated on SiC fiber by laser CVD

### 2.3 マトリクス

SiC系マトリクスとしては、気相含浸（Chemical Vapor Infiltration, 以後CVIと記す）、液相含浸（Polymer Impregnation and Pyrolysis, 以後PIPと記す）法、熔融含浸（Melt Infiltration, 以後MIと記す）法が主な施工方法である。現在この3手法が主流であり、互いに組み合わせて用いることが多い。

#### (1) CVI法

SiCマトリクスの形成法であるCVI法は、界面コーティングの施工でも用いられている。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。繊維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、プロセスに長い時間を要する。また、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、物性値としては剛性や熱伝導率が高い。SiC繊維の剛性は200～400GPaであるのに対し、CVIマトリクスの剛性は400GPa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一般的な複合材と異なり、荷重を負担すると最初は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り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。その後最終的な材料の破断は繊維の強度で決まる。つまりCVIマトリクスは力学的な挙動に影響を与える。また、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熱伝導率が高く、断熱性は低いが冷却の効率を上げるには適している。

#### (2) PIP法

ポリカルボシラン等のSiC繊維の原料ポリマーを繊維組織物に含浸し、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。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。特殊な装置を必要としないため低コストであるが、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、耐酸化性の付与は期待できない。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、特に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ハイブリッドプロセスによるマトリクス含浸が主に進められた。

Fig. 3にCVIとPIPでマトリクスを形成したCMCのマイクロ組織を示す。CVIは緻密な組織であり、PIPは砕けた組織であることが分かる。この組織から分かるように、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。

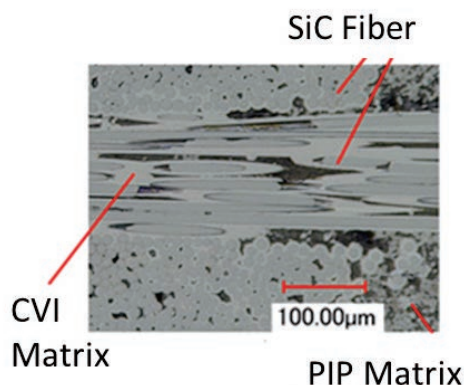


Fig. 3 Microstructure of CMC (CVI+PIP processes)

こうしたマトリクスの特性の差が耐熱衝撃性に影響を及ぼすか、700および900℃の高温保持から水中投下後CMCの残存強度を取得したところ、CVIマトリクスのみで製造したCMCに比べ、CVI+PIPで製造したCMCの方が良好な結果を示した<sup>(7)</sup>。CVI組織で得られた高熱伝導率より、弾性率の向上により発生した熱応力や、面内のCMC強度が下がることが原因と考えられる。Fig. 4に熱伝達率が5000および17000W/(m<sup>2</sup>・k)の際の、表裏面から冷却された平板における面内発生熱応力と、マ

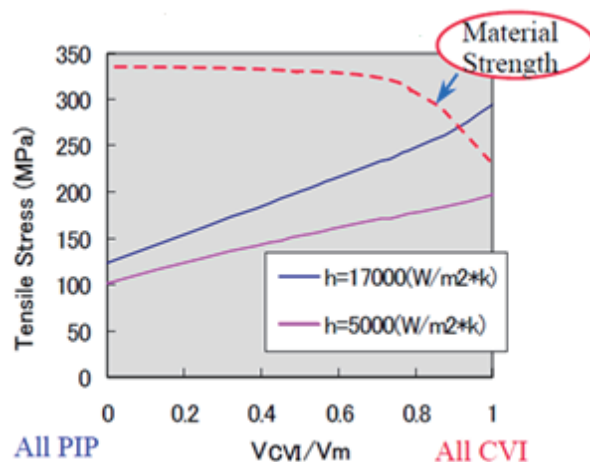


Fig. 4 Study for thermal shock resistance of CMC depending on matrix ratio (CVI and PIP process)

トリクス組成の関係を示す。図中に示すように通常CVIのみで製造されたCMCは、ハイブリッドプロセスで製造されたCMCより、面内引張強度が下がる傾向がある。CVIのみで製造されたCMCは、熱伝達率が高い水クエンチに相当する場合、発生する熱応力が強度を超える事が示唆される。

### (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粉末を混合した後に繊維織物にスラリー法で含浸し、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。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点がある。また、プロセス温度がSiの融点である1412℃を越えるため、繊維との反応や繊維の強度低下が問題となる。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、発熱を伴うため、プロセス中の温度制御も重要な課題である。

### 2.4 コーティング

Si系のセラミックは、水蒸気雰囲気中において $\text{Si}(\text{OH})_4$ 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と記す）の重要性が唱えられてきた。電力中央研究所の報告によると、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、SiC、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ の比較では $\text{Si}_3\text{N}_4$ が最も減肉量が多く、並べた順に少なくなる。ガス温度1250℃、全圧1.52MPa、ガス流速110m/s、水蒸気分圧120 kPa、曝露時間15000hrにおいては、減肉量はそれぞれ約8 mm、5 mm、1 mmとなり、ガスタービン部品のように高温・長時間に曝露される場合はEBCが必要と結論付けられている<sup>(8)</sup>。

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と略記する）、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 $\text{SiO}_2$ 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を用いているのは、SiC系のCMCとの密着性や化学的安定性が良い、酸素を補足するのがその理由であるが、前述のようにSiの耐用温度は1300℃であるため、最近ではより高温に耐えるEBCとして、NASAでSi-Hf系のボンドコートの開発が行われている<sup>(9)</sup>。

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<sup>(10)</sup>。その結果、Ybシリケート（ $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ ）が耐水蒸気揮散性に優れ、特に $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ が非常に優れること、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ の熱膨張係数はCMC基板と同等であるが $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ のそれは若干大きいことを報告している。

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℃級の耐用温度を目指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。第I期SIPで提案した開発EBCの積層構造の模式図をFig. 5に示す。EBCには、CMC基板側から順に、結合層／酸素遮蔽層／水蒸気遮蔽層／熱衝撃緩和層（遮熱層）の機能を付与し、機能毎に $\text{SiAlON}$ 層／ムライト層／ $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ － $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 傾斜層／セグメント構造を有する $\text{Yb}_2\text{SiO}_5$ 層を配置した。開発EBCに対してバーナリグによる熱サイクル試験（最高1400℃、熱サイクル数は1000回）を実施した結果、試験後もEBCは剥離せず積層構造を維持したことから、開発EBCは優れた耐熱サイクル性を発現することが実証された<sup>(6)</sup>。

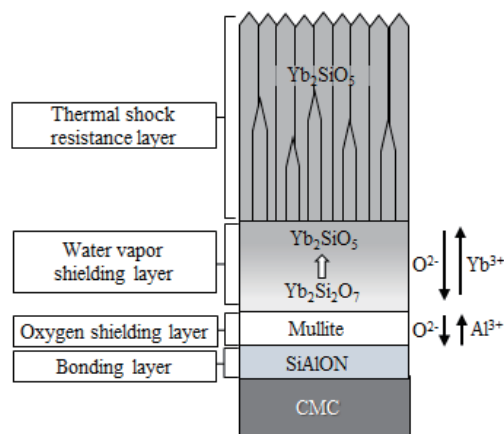


Fig. 5 Schematic view of EBC developed under SIP I

近年では、タービン入口温度の高温化に伴い、EBCに火山灰・砂等の溶融物（CMAS：Calcium-magnesium alumino-silicate）に対する耐性も要求されている。EBC表面に付着したCMASはEBCと反応し、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<sup>(11)</sup>。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セグメント間隙へのさらなる融液の浸透が抑制されるためである。しかし、エンジン燃費向上に向けたCMC部品表面

温度の上昇は、EBC-CMAS間の反応を促進することに繋がるため、EBCトップコートには一層の耐CMAS性が要求される。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。

### 3. 適用部品開発

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<sup>[12]</sup>。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。

開発部品の例として、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てきた。また、翼部品としては軍用であるが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<sup>[13]</sup>。動翼ではF414において搭載試験を行っている。また、ADVENTという開発エンジンにおいて、やはり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。一方SAFRAN社は民間機用であるLEAPへの適用を目指し、低圧タービン動翼の回転試験を行った。また、排気部への適用を目指し、CMCとしては大型部品となるCenter BodyをCMCに置き換えた飛行試験等を行っている。

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。また、最初の本格的な適用例としては、GE社が民間機向けLEAPエンジンの高圧タービン向けにCMCシュラウドを実用化した<sup>[14]</sup>。

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<sup>[15]</sup>。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。ESPRプロジェクトではCMCシュラウドについて、計20時間という短い時間であったがタービン入り口温度最大1650℃でのエンジン搭載試験を実施した。エンジン試験は無事終了し、搭載試験後に外観、およびマイクロ組織観察を行ったが、損傷等は見られなかった。

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<sup>[16]</sup>。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、社

有の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、航空エンジン寿命相当以上の耐久性が確認され、その有効性を示した。タービン静翼は別途バーナーリグによる熱サイクル試験も行い、5000回終了後も問題ないことを確認した。

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。本開発材を用いて実際の高圧タービンシュラウド部品が製造可能か確認するため、部品の試作評価も行っている。Fig. 6に試作したシュラウドの外観を示す。また、試作したタービンシュラウドを用いて「熱サイクル試験」「実体強度試験」を行い、部品形状の開発材がエンジン環境に適用可能であるか評価を行った。エンジン試験条件を考慮し、高温大気中で疲労試験を実施した。エンジン試験条件を想定した荷重、あるいはそれ以上の荷重で所定の回数破壊しないことを確認した。本結果から、CMCシュラウドの強度発現性の確認、および設計手法の妥当性を確認した。これらの開発成果により、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」において、本試作部品を用いたエンジン搭載試験を行う計画である。

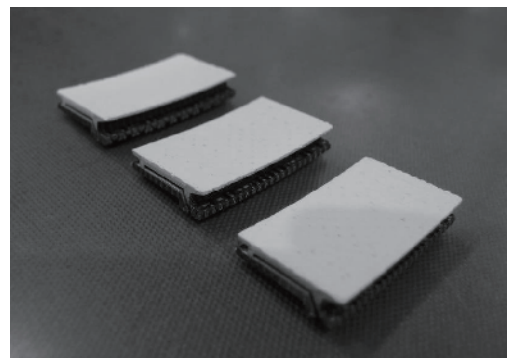


Fig. 6 Manufactured CMC shrouds applied 1400 deg.C class materials and processes

### 4. おわりに

航空機用エンジンの耐熱材として期待される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製造の難易度が高く、様々な改良・開発が進められてきている。繊維においてはさらなる耐熱性を志向し、成分の最適化、結晶粒の調整が行われた。界面については、CからBNへ移行し、さらに次世代型が期待される。マトリクスについては、各社様々な製造法を生み出してきた。IHIは1400℃級のCMCマトリクスを開発し、エンジン搭載試験を目指している。表面コーティングであるEBCは、1200℃級のBSASが米国でスタンダードとなっているが、ボンドコートSiの代替材や希土類シリケート、耐CMAS性を持ったトップコートが開発され始めている。適用候補部品は、燃焼器、シュラウド、アフターバーナフラップ等でエンジン搭載評価

が進み、タービン静翼や動翼においてもエンジン搭載評価が進められている。

今後もCMCは耐熱材として有望であり、開発予算が大きい米国が開発を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優れた技術を有しているが、厳しい開発競争を通して優位に立つために一層の技術力向上が必要である。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なか、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)、および総合科学技術・イノベーション会議のSIP (戦略的イノベーション創造プログラム)【革新的構造材料】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

- (1) 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) Zhongkan Ren et al, Nonoxide polymer-derived CMCs for “super” turbines, American Ceramic Society Bulletin, Vol. 98, No. 3 (2019), pp. 34-39.
- (3) Cameron G. Cofer et al, Oxidative and Hydrolytic Stability of Boron Nitride-A New Approach to Improving the Oxidation Resistance of Carbonaceous Structures, Carbon, Vol. 33, No. 4 (1995), pp. 389-395.
- (4) Yu Cheng et al, BN coatings prepared by low pressure chemical vapor deposition using boron trichloride-ammonia-hydrogen-argon mixture gases, Surface & Coatings Technology 204 (2010) pp. 2797-2802.
- (5) R.J.Kerans et al, Interface Design for Oxidation-Resistant Ceramic Composites, Journal of American Ceramic Society, Vol.85 Number11 (2002), pp. 2599-2632.
- (6) 北岡 諭, セラミックス基複合材料用環境遮蔽コーティングおよび界面コーティング技術の開発, 日本航空宇宙学会誌, 68-6 (2020), pp. 181-187
- (7) T. Nakamura, DEVELOPMENT OF A CMC THRUST CHAMBER, 23rd Annual Cocoa Beach Conference and Exposition on Advanced Ceramics and Composites Volume 20, Issue 4, (1999), pp. 39-46.
- (8) I.Yuri et al, Recession Rate Prediction for Ceramic Materials in Combustion Gas Flow, Proc.2003 ASME TURBO EXPO, Power for land, Sea and Air, GT2003-38886.
- (9) Dongming Zhue et al, Development and Performance Evaluations of HfO<sub>2</sub>-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.
- (10) H. Klemm, Silicon Nitride for High-Temperature Applications, J. Am. Ceram. Soc., 93 (2010), pp. 1501-1522.
- (11) D. L. Poerschke, E. W. Jackson, and C. G. Levi: Silicate Deposit Degradation of Engineered Coatings in Gas Turbines: Progress Toward Models and Materials Solutions, Ann. Rev. Mater. Res., 47 (2017), pp. 297-330.
- (12) I.Spitsberg et al : Thermal and Environmental Barrier Coatings for SiC/SiC CMCs in Aircraft Engine Application, International Journal of Applied Ceramic Technology, Vol.1 Number4 (2004), pp. 291-301.
- (13) AVIATION WEEK & SPACE TECHNOLOGY, March 9, 2009, pp. 36-38.
- (14) Jim Steibel, Ceramic matrix composites taking flight at GE Aviation., American Ceramic Society Bulletin, Vol. 98, No3, (2019), pp. 30-33
- (15) Tamura Tadashi et al, Research of CMC Application to Turbine Components, IHI Engineering Review, Vol. 38 Number2, (2005), pp. 63-69.
- (16) 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, Vol. 53, No. 4, (2013), pp. 34-37.

特集：ガスタービン/ジェットエンジンにおけるセラミック材料・コーティング技術

## 耐熱コーティング技術およびセラミックス複合材料開発の紹介

### Introduction of High Temperature Coatings Technology and Ceramic Matrix Composite Development



根上 将大<sup>\*1</sup>  
NEGAMI Masahiro



久間 康平<sup>\*1</sup>  
KYUMA Kohei



田中 拓磨<sup>\*1</sup>  
TANAKA Takuma



高木 健<sup>\*1</sup>  
TAKAGI Takeshi



井頭 賢一郎<sup>\*1</sup>  
IGASHIRA Kenichiroh

キーワード：遮熱コーティング，耐環境コーティング，セラミックス複合材料

Key Words：Thermal Barrier Coatings, Environmental Barrier Coatings, Ceramic Matrix Composite

#### 1. 緒言

航空エンジン及び産業用ガスタービンに対しては，近年よりいっそうの環境負荷低減，及び省エネルギー化が求められるようになっており，従来の金属耐熱材料のみの利用ではその達成は困難となりつつある。既存の金属材料に対しては，遮熱コーティング（Thermal Barrier Coatings, TBC）等のセラミックスコーティングを付加的に施工し，部材としての特性を向上させる技術が適用されており，さらに次世代の耐熱構造材料として，SiC系セラミックス複合材料（Ceramic Matrix Composite, CMC）の適用が期待されている。一方でこれら技術の適用に当たっては，従来の金属材料とは異なる特有の課題が存在する。

本稿では，産業用ガスタービン動静翼に適用するTBCと，航空エンジン燃焼器用CMC材料の当社での開発状況を紹介します。

#### 2. 遮熱コーティング技術

##### 2.1 遮熱コーティングについて

産業用ガスタービンの燃焼器やタービン上流段を通過する作動ガス温度は，これらに適用される金属材料の耐熱温度を大きく上回るため，これを保護するためにTBCが適用されている。

TBCの概念図をFig. 1に示す。TBCは通常ボンドコートとトップコートの二層構成となっており，熱伝導率の低いセラミックトップコートにより基材金属温度を低下させる働きをもつ。これにより金属部品の寿命延長が可能となり，また，この遮熱効果の分だけガス温度を向上

させることで効率向上を図ることも可能である。

産業用ガスタービン用のTBCにおいて，ボンドコート材料としてはMCrAlX合金（MはNi, Co等，XはY, Hf, Si, Ta等）のオーバーレイコーティングが主に用いられる。ボンドコートのコーティングプロセスとしては減圧プラズマ溶射（Low Pressure Plasma Spray, LPPS），大気プラズマ溶射（Air Plasma Spray, APS），高速フレイム溶射（High Velocity Oxygen Fuel, HVOF）などが用いられ，適用箇所やコスト要求に応じて使い分けられている。

トップコート材料としては主に7-8%イットリア安定化ジルコニア（Yttria Stabilized Zirconia, YSZ）が用いられている。また，施工プロセスは産業用ガスタービン向けではAPSが一般的である。遮熱コーティングを施工した当社産業用ガスタービン動翼の外観写真をFig. 2に示す。

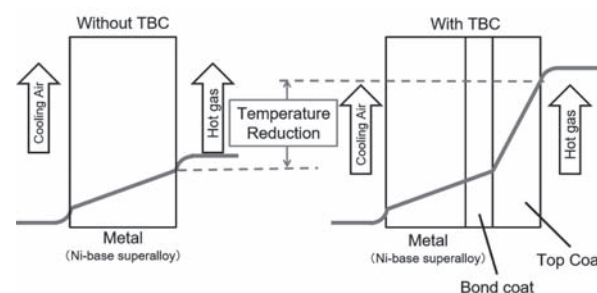


Fig. 1 Thermal insulation effect of TBC

##### 2.2 遮熱コーティングの寿命向上技術

TBCは施工された高温部品の運用期間中に，腐食，酸化，エロージョン，焼結など様々な損傷を受ける<sup>(1)</sup>。特に深刻になるのがTBC自体のはく離である。産業用ガスタービンの場合，運用時間が長時間に及ぶため，ボ

原稿受付 2021年5月10日

\* 1 川崎重工(株) 技術開発本部 技術研究所  
〒673-8666 明石市川崎町 1-1  
E-mail:negami\_masahiro@khi.co.jp



Fig. 2 Turbine blade with TBC

ンドコートの高温酸化によりトップコートとの界面に熱成長酸化物 (Thermally Grown Oxide, TGO) が形成、成長する。TGOの過大な成長は、TGOとトップコート及びボンドコートとの線膨張係数のミスマッチによる界面熱応力を増大させ、TBCのはく離損傷を引き起こす<sup>(2),(3)</sup>。したがって、TBCのはく離を抑制し寿命を延長するためには、TGOの成長速度を抑えることが重要である。

当社ではこれまでに各種のTGO抑制技術の開発に取り組んでおり、希土類酸化物の中間層を付与する手法<sup>(4)</sup>、予備酸化処理による手法<sup>(5)</sup>を開発してきた。本稿では後者の予備酸化処理によるTGO成長抑制技術について紹介する。

ボンドコートの高温酸化生成物は、最終的には安定酸化物である  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  が主体となるが、酸化の初期においては  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  等の準安定  $\text{Al}_2\text{O}_3$  や  $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Al}_2\text{O}_4$  などの複合酸化物が生じる。これらの酸化物は保護酸化膜としての能力が低く、また自身の酸化物成速度も大きいため、TGO成長速度増大の要因となる。そこでボンドコート表面に予め保護性の高い  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  酸化膜 (以後、予備酸化膜) を意図的に形成すること (以後、予備酸化処理) で、準安定  $\text{Al}_2\text{O}_3$  や複合酸化物の発生を抑制し、以後のTGOの成長速度を低減する。

Fig. 3は、予備酸化処理したNiCoCrAlYボンドコートの断面像である。NiCoCrAlY表面に約0.2  $\mu\text{m}$  の  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  が形成されており、この予備酸化膜がTGO成長抑制に寄与する。このように選択的かつ均質に  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  を形成させるためには、NiCoCrAlYの初期酸化挙動の理解や雰囲気管理が重要となるが、これに対しては大型放射光

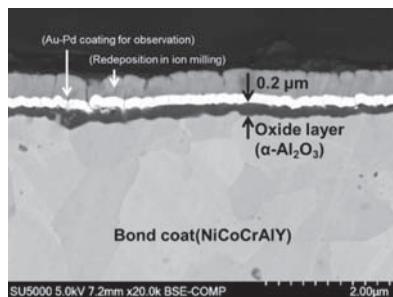


Fig. 3 Cross-section SEM image of NiCoCrAlY surface after pre-oxidation

施設SPring-8を利用した高温in-situ X線回折測定を活用により、予備酸化処理の指針を得ることができた。

TGOの抑制効果を確認するため、予備酸化膜を形成させたTBCと、未形成のTBCそれぞれに対し、大気雰囲気での1050℃、3000 hの高温酸化試験を実施した結果をFig. 4に示す。予備酸化膜を形成させたTBC (Fig. 4 (b)) は、未形成のTBC (Fig. 4 (a)) に比べ、著しくTGO成長が抑制されている。つまり、予備酸化膜がTBCの耐久性向上に有効であることが示された。

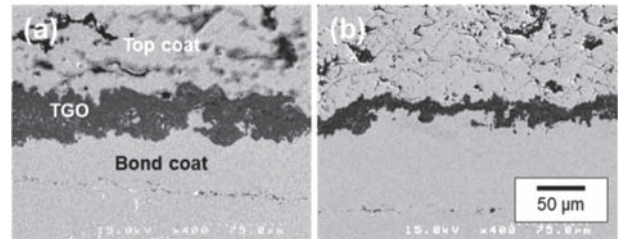


Fig. 4 SEM images of top coat/bond coat boundary of the TBC samples after isothermal oxidation at 1050°C for 3000 hour, (a) without pre-oxidation sample, (b) with pre-oxidation sample

### 2.3 耐久性評価技術

TBC耐久性の重要な指標の一つに、熱サイクル環境ではく離耐久性があげられる。これについては、「バーナリグ試験」「等温場熱サイクル」の2つの試験方法にて評価を行っている。それぞれ長所、短所があり、両者を使い分けながらTBCの耐久性評価や技術開発を行っているが、ここではその試験法について紹介する。

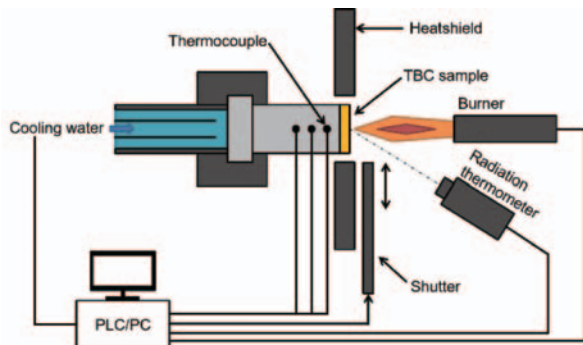
#### 1) バーナリグ試験

バーナリグ試験は、間欠的なバーナーによる加熱でTBCの耐久性を評価する試験である (Fig. 5)。試験片は円柱形状でその端面にTBCが施工されており、TBCが施工されていないもう一方の端面が水冷される構造となっている。これにより、実機と同様に膜厚方向に温度勾配がついた状態でサイクル加熱を行い、耐久性が評価できるようになっている。なお、本試験はJIS規格の「遮熱コーティングの温度傾斜場での熱サイクル試験方法 (JIS H 7851 : 2015)」を参考として実施している。

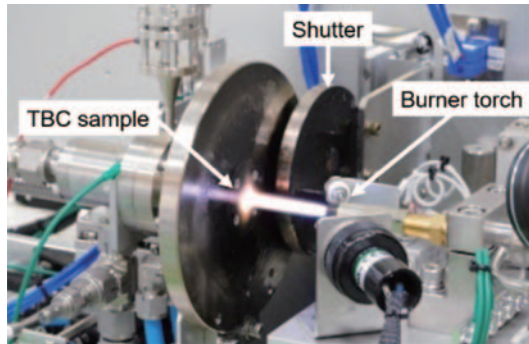
評価の一例として、2.2節で紹介した予備酸化膜を付与したTBCの信頼性評価試験の結果をFig. 6に示す。実機相当の温度負荷で約2000サイクルのバーナリグ試験を行った。試験後のトップコートの表面には損傷等生じておらず、予備酸化膜を付与したTBCが十分な耐久性を持っていることが確認できた。

#### 2) 等温場熱サイクル試験

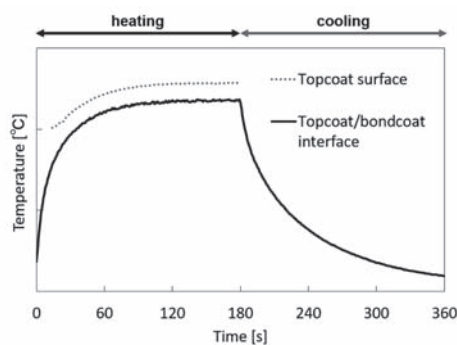
バーナリグ試験では実機と同様の温度勾配環境を模擬できるが、①長時間試験が難しくボンドコートの酸化のような長時間劣化の再現が困難、②同時多数個の試験ができない、というような短所もある。そこで、Fig. 7に示す等温場熱サイクル試験を併用してTBCの評価を



(a) Schematic representation of burner rig test



(b) Appearance of test equipment



(c) Typical temperature profile of TBC

Fig. 5 Burner rig test

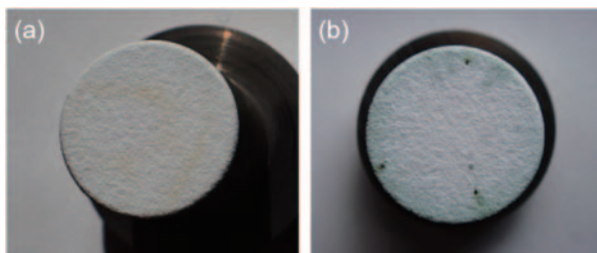
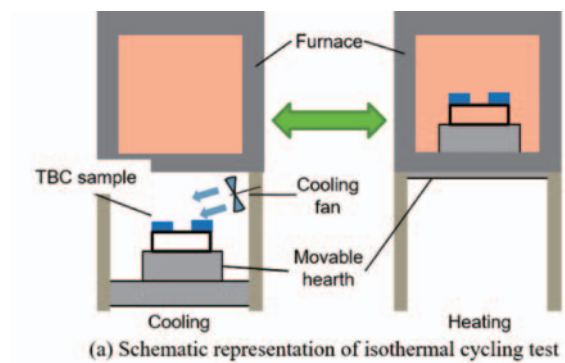
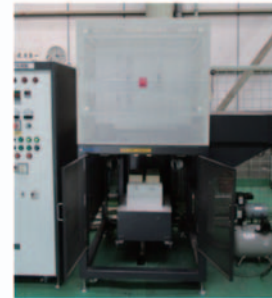


Fig. 6 (a) TBC sample before burner rig test and (b) TBC sample after completion of &gt;2000 cycles burner rig test at a load equivalent to that of actual gas turbine.

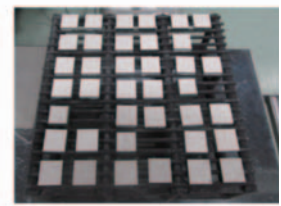
行っている。この試験は、数十分～数時間の炉中加熱と、炉外での冷却を試験片に繰り返し与える試験である。試験装置は、電気炉に試験片の自動昇降機構と試験片の強制空冷用ファンを取り付けたものであり、サイクル試験を自動で行うことが可能である。



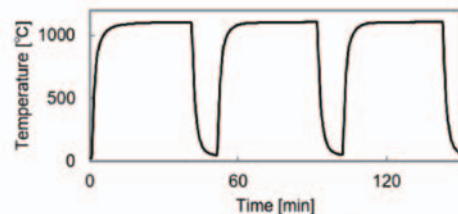
(a) Schematic representation of isothermal cycling test



(b) Appearance of test equipment



(c) TBC samples



(d) Typical temperature profile of TBC sample

Fig. 7 Isothermal furnace cycling test

等温場熱サイクル試験は、バーナリグ試験のようにTBC被膜内に温度勾配を付与することができないが、バーナリグに比べ長期間の試験を行うことが容易であることから、高温酸化によるTGOの成長と熱サイクルの重畳した損傷を模擬して評価ができる。

また、数十個の試験片を同時に評価可能であることから、各種TBC被膜のスクリーニング評価にも活用している。

### 3. セラミックス複合材料の開発

#### 3.1 川崎重工におけるセラミックス材料の開発

現在、当社では国際共同開発に参画して航空エンジンの製造分担による事業展開をしており、シェア拡大に向けた研究開発を実施中である。

ガスタービンの主な燃費向上の手法としては高圧高温化が挙げられるが、それとともに火炎温度の上昇に伴うNOx排出量増加という課題がある。従来のNi基超合金に比較し、耐熱性の高いCMC、中でもSiC繊維とSiC母相によるSiC/SiC-CMCを燃焼器部品に適用し、冷却空気量を低減する事により、燃費改善と環境適合性を両立した燃焼器が実現できると考えられる。当社では1980年代から新エネルギー・産業技術総合開発機構（以下、

NEDO)からの支援を受け、「セラミックガスタービンの研究開発」や、「産業用コージェネレーション技術開発」により、産業用ガスタービン向けにモノリシックセラミックスの適用検討を行い、航空用エンジンへの適用研究としては、NEDO主導による「超音速輸送機用推進システムの研究開発」や「環境適合型次世代超音速推進システムの研究開発」、「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」、基盤技術研究促進センターおよび民間企業14社の共同出資事業「先進材料利用ガスジェネレータ技術開発」においてCMCの燃焼器ライナに対し、多くの研究実績を有している。一方、民間航空機エンジンへの実適用に向けた量産技術や長期耐久性の保証については、未だ課題があると言わざるを得ない状態である。

そのため、NEDO委託事業「次世代構造部材創製・加工技術開発 (2015年度- 2019年度)」により、実用化を見据え大量生産可能なプロセスによるCMCの材料開発を完了し、現在、NEDO助成事業「次世代構造部材創製・成形技術開発 (2020年度 - 2022年度予定)」による、高レート低コスト製造技術開発や、SIP2期の「統合型材料開発システムによるマテリアル革命 (2018年度 - 2022年度予定)」によりMI (マテリアルインテグレーション) 技術の開発を行うなど、実用化に向けた開発を実施している。次節以降では、2019年度まで実施された次世代構造部材創製・加工技術開発プロジェクトにおけるCMC材料の開発成果の一部を述べる。

### 3.2 川崎重工におけるCMC燃焼器の特徴

燃焼器へのCMCライナ適用検討例として、GE社<sup>(6)</sup>および当社が採用している形態の違いをFig. 8に示す。当社では、前述の様々なセラミックおよびCMC適用技術開発の経験から“セラミック部品は極力小型化・単純形状化すべき”とする指針を得ており、セグメントパネル形式の採用はこれを反映したものである。この形式では、部品点数、固定箇所が増加するというデメリットがあるが、製造時不具合や運用時不具合に対し、該当セグメントパネルの交換で対応可能となるメリットがある。

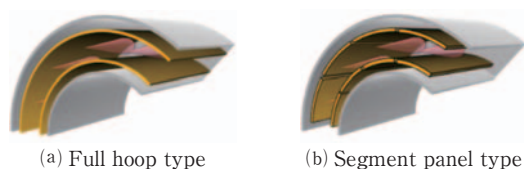


Fig. 8 Comparison between full hoop type and segment panel type combustor liner

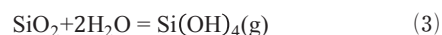
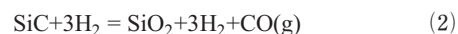
次に、当社のCMC材料の特徴を述べる。SiC/SiCの製造手法の主要なものとしては、MI (Melt Infiltration) 法、CVI (Chemical Vapor Infiltration) 法、PIP (Polymer Impregnation and Pyrolysis) 法などが知られている。MI法は、SiC繊維による予備成形体 (プリフォーム) の内部に炭素原料を予め配置しておき、その

後溶融シリコンを含浸、材料内部で化学反応させることでSiCを得る手法である。本手法は、他の案件と比較し、短時間低コストで緻密な母相を得られる手法であるが、内部に金属シリコン (融点: 約1400℃) が残留し、耐熱性を悪化させるとされている。一方で、ガス原料をプリフォーム内部に浸透させSiC母相を得るCVI法や、液状SiC前駆体ポリマーをプリフォーム内部に含浸、焼成することでSiC母相を形成するPIP法では、金属シリコンが残留しないため、クリープ強度が向上することが報告<sup>(7)</sup>されている。

CVI法では、緻密な結晶性の高いSiCが得られる一方で、SiCの成形速度が遅く、高価であるのに対し、PIP法では、成形速度は早い一方で、結晶性の低いSiCしか形成出来ないという問題点がある。当社では、これら2つの手法を組み合わせ、コストと性能を両立したCMC材料を得ることを検討した。また、これら2つの成形手法共通の課題として、マトリックス中に多くの気孔やクラックが残留するというものがある。例えばPIPにおいては、液状SiC前駆体ポリマーとして一般に使われるポリカルボシランの重量収率は約70%である上、焼成による体積減少が非常に大きく、内部に気孔が残留する。この対策として、液状SiC前駆体ポリマーにフィラーとしてSiC粒子を懸濁したスラリーを含浸剤に用いることで収率を向上する、含浸・焼成作業を複数回実施することで気孔やクラックを低減するという工夫が行われる。いずれにおいてもプロセス数の増加は高コスト化につながるため、いかにコストを抑えつつ、内部の欠陥を低減するのが肝要である。

### 3.3 CMCの水蒸気酸化耐性向上検討

SiCの劣化要因の1つにエンジンの燃焼ガス、すなわち水蒸気を含む高温高压高速気流による減肉現象 (リセセッション) が知られている。ここで、リセセッションの反応機構は下記の通りであり、水蒸気存在により、保護的酸化物であるSiO<sub>2</sub>は形成後即座に蒸気圧の高いSi(OH)<sub>4</sub>に変化し揮散することを繰り返すために、短時間で減肉する。

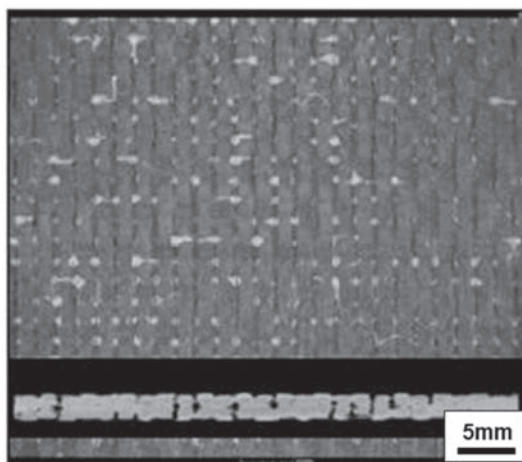


リセセッション対策のため、耐環境コーティング (Environmental Barrier Coatings, EBC) の施工により、CMC基材を水蒸気や酸素から隔離するといった対策が取られ、CMCの耐久性向上が進められている。一方、実際の製品適用においては、使用中のEBCのはく離や、加工端部にCMC基材が露出した部位が存在するなど、CMC自体の耐久性についても向上することが望まれる。前述の通りCMCではその製法上、内部に多くの空孔を有するため、表面からのみでなく、これらの空孔を通過した酸素や水蒸気により内部から酸化すること

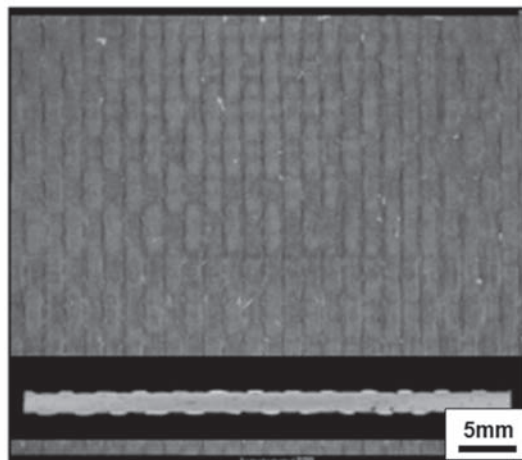
が耐久性低下の一因となっている。

当社の2000年代での開発により、耐久性向上を目的にガラス粉末をマトリックス中に混合し、一旦溶解させることでクラックを封止する技術開発を実施しているが<sup>8)</sup>、本手法では、CMCの熱伝導率が低下し、実使用環境中で発生する熱応力が增大するという課題もあり、耐久性と熱伝導率が両立されるCMC材料が求められる。

本件では、PIP法における使用材料、含浸時のフィラー量や含浸時の環境、焼成条件といったPIPの各種条件はもとより、プリフォームの織組織やCVI法により形成されるSiC相とPIP法によるSiC相比率など、種々の条件を総合的に見直し、従来と同じ工程数のまま、空孔率を極限にまで低減し、PIP法の限界とされていた約10%程度の空隙率を約5%程度とすることに成功した。改善前後のCMCのX線CT像をFig. 9に示す。図の白色部は空孔の投影位置を示しており、サンプル全体として数十 $\mu\text{m}$ オーダーの様な大きな空孔は非常に低減しており、かつ均質な組織が得られている。



(a) The sample before improvement



(b) The sample after improvement

Fig. 9 X-Ray image of CMC sample

次に、空孔量の低減効果の確認のため、高温高圧水蒸気環境下で暴露試験を実施し、暴露後の強度を曲げ強度で評価した。水蒸気暴露条件は、水蒸気分圧として0.256 MPa、雰囲気温度1400℃としている。Fig. 10に暴露試験後の強度変化率を示す。ここで、図中の直線は、水蒸気暴露時間と残存強度率に比例関係があるとした場合の近似直線である。空孔量低減前後で初期強度が異なるため、ここではそれぞれの初期強度で規格化している。

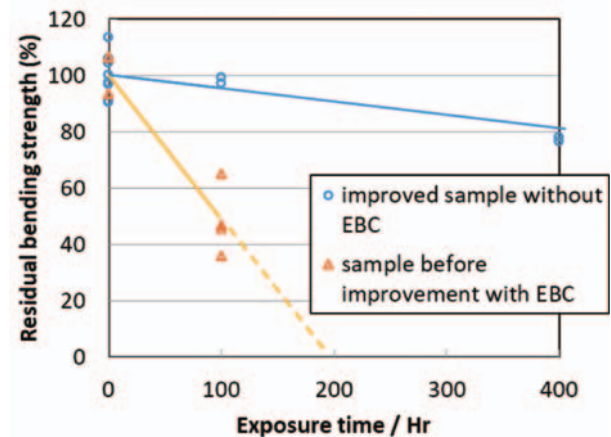


Fig. 10 Bending strength after steam exposure test

図からわかる通り、材料の緻密化を行うことにより、従来材料にEBCを付与した材料よりも高い耐久性を獲得することができた。

### 3.4 EBCによる開発CMCの水蒸気酸化耐性向上

開発したCMC材料に対して、EBCを付与することによるさらなる水蒸気酸化耐性の改善について検討した。

まず、初期のEBC材料としてはムライトやBSAS (Barium Strontium Alumino-Silicate) が用いられてきたが、現在は、BSASなどに比べ水蒸気酸化耐性が高い希土類シリケート材が有望視されている<sup>9)</sup>。希土類シリケート材の中でも、SiCの線膨張係数とのマッチングが良い $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ を選定した。但し、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ は酸素透過性が初期のEBC材であるムライトに比べ高い<sup>10)</sup>ため、酸素遮蔽層として $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層とCMCの間にムライト層を設けた二層コーティングとした。EBCの施工はAPSで実施した。

開発したCMC材料に上記EBCを施工し、水蒸気暴露試験を行った。水蒸気暴露条件は、3.3節の試験と同じ水蒸気分圧0.256 MPa、雰囲気温度1400℃とし、試験時間は400 hとした。Fig. 11に曲げ強度試験での、初期強度に対する暴露試験後の強度変化率を示す。EBC無しのCMCは水蒸気暴露後には平均曲げ強度が約22%低下した。一方、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 単層EBCを施工したCMCでは12%、また、 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ /ムライトの2層EBCを施工したCMCでは5%に強度低下率が抑えられた。 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ /ムライトの2層EBCを施工したCMCの水蒸気暴露後の断面SEM像及び酸素のマッピング像をFig. 12に示す。 $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ 層、

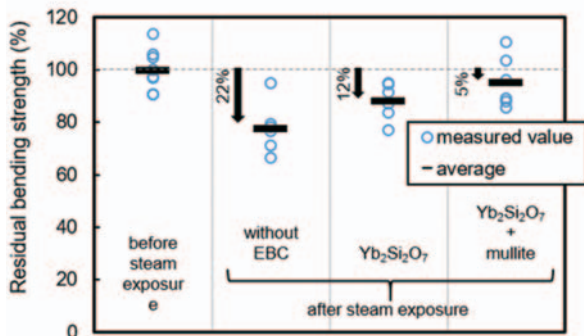


Fig. 11 Bending strength after steam exposure test

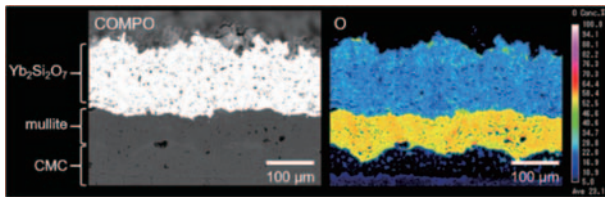


Fig. 12 Cross-section SEM image and EPMA mapping image of the EBC coated CMC sample after 400h steam exposure test at 1400°C.

ムライト層のいずれにも減肉は確認されず、また基材のCMCはほとんど酸化していないことが確認された。つまり、開発したCMC材料は上記EBCと組み合わせた部材とすることにより水蒸気酸化耐性が向上し、高い耐久性が得られることが明らかとなった。

#### 4. 結言

当社における産業用ガスタービン向けTBC技術と、航空エンジン燃焼器向けのCMC材料の開発について紹介した。

TBC自体はすでに広く適用されている技術であるが、さらなる耐久性、信頼性および遮熱特性の向上が求められている。本稿ではそれに対する取り組みの一部として、当社における長寿命化技術と耐久性評価技術について紹介した。

CMC材料については、セグメントパネル形状の燃焼器ライナをターゲットとして開発を行い、優れた耐久性を持つCMC材料を開発することに成功した。一方で実用化のためには、製造プロセスのさらなる高レート、低コスト化が必要と考えられる。また検査、加工技術なども従来の材料とは異なるものが求められる可能性がある。実用化に対するハードルは決して低くはないが、引き続き開発に取り組んでいく。

#### 謝辞

本研究の一部は、2015年度～2019年度に実施した、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）の委託事業の結果得られたものであり、ここに記すとともに、謝意を表する。

#### 参考文献

- (1) Levi, C. G., Hutchinson, J. W., Vidal-Sétif, M. and Jonson, C. A., Environmental degradation of thermal barrier coatings by molten deposits, MRS Bulletin, Vol. 37 (2012), pp. 932-941.
- (2) DeMasi-Marcin, T. J., Sheffler, D. K. and Bose, J., Mechanisms of Degradation and Failure in a Plasma-Deposited Thermal Barrier Coating, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 112 (1990), pp. 521-526.
- (3) Freborg, A. M., Freguson, B. L., Brindley, J. W. and Petrus, G. J., Modeling oxidation induced stresses in thermal barrier coating, Materials Science and Engineering: A, Vol. 245 (1998), pp. 182-190.
- (4) 特開2006-117975.
- (5) Negami, M., Hibino, S., Kawano, A., Nomura, Y., Tanaka, R., Igashira, K., Development of Highly Durable Thermal Barrier Coating by Suppression of Thermally Grown Oxide, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 140, (2018), pp. 082101 (8 pages).
- (6) Steibel, J., Ceramic matrix composites taking flight at GE Aviation, American Ceramic Society Bulletin, Vol. 98, No. 3 (2019), pp. 30-33.
- (7) DiCarlo, J. A., Advances in SiC/SiC Composites for Aero-Propulsion, NASA/TM-2013-217889 (2013).
- (8) 井頭賢一郎, 水田明能, 西尾光司, Si-M(Ti, Zr)-C-O fiber/SiC 複合材料の高温耐久性に及ぼすクラックシールの効果, 日本金属学会誌, Vol. 66, No. 11 (2002), pp. 1080-1090.
- (9) 鈴木雅人, シャヒンムハマド, 篠田健太郎, 明渡純, 耐環境コーティング技術の現状と溶射プロセス高度化の方向性, 溶射, Vol. 57, No. 2 (2020), pp. 76-87.
- (10) 北岡諭, 環境遮蔽コーティングの現状と将来展望, まてりあ, Vol. 58, No. 7 (2019), pp. 387-390.

## 次世代ジェットエンジンの性能・重量評価

## Performance and Weight Estimation of Next Generation Jet Engines

田口 秀之\*<sup>1</sup>  
TAGUCHI Hideyuki西田 俊介\*<sup>1</sup>  
NISHIDA Shunsuke岡井 敬一\*<sup>1</sup>  
OKAI Keiichi

## ABSTRACT

The performance and weight of a next-generation jet engine with a thrust of 20,000 lbf class are evaluated. The specifications of a geared turbo fan (GTF) engine as a reference engine are defined, and the high-altitude performance and weight is estimated, as the first step. In addition, the performance and the weight of parallel hybrid (PH) engine and turbo-electric (TE) engine using a superconducting motor/generator are compared to that of GTF engine. Using the results of these studies, the issues when adding electric elements to the jet engine are discussed.

キーワード：ジェットエンジン, 性能, 超電導, 電動化

Key words : Jet Engine, Performance, Superconductivity, Electrification

## 1. はじめに

これまで、宇宙航空研究開発機構（JAXA）において、高効率軽量ファン・タービン技術実証プロジェクト（aFJR）<sup>(1)</sup>、グリーンエンジン技術の研究開発<sup>(2)</sup>が進められてきた。現在は、この研究成果を引継ぎ、コアエンジン技術実証プロジェクト（En-Core）<sup>(3)</sup>、次世代ジェットエンジンの設計・解析技術開発（DANTE）が進められている。DANTEにおいては、離陸推力で20,000 lbf級の次世代ジェットエンジンを検討対象として、新規エンジン要素を含むエンジンシステムを比較検討するための設計・解析手法を確立することを目指している。本論では、比較検討の基準となるGeared Turbo Fan（GTF）エンジンの性能・重量評価結果と、電動要素を含む電動化エンジンの比較検討結果について概説する。

## 2. 要求仕様設定

## 2.1 新規エンジン要素の導入における課題

次世代ジェットエンジンの設計・解析技術開発（DANTE）は、既存のジェットエンジンを基準として、様々な新規エンジン要素を導入した際の性能向上と重量増加をできるだけ正確に推算し、その新規エンジン要素の効果を評価することを目的としている。従来、新規エンジン要素として、モータ、発電機、熱交換器、ウェーブロータ、デトネーション燃焼器等の適用が提案され、導入による性能向上の効果が検討されている。一方、新

規エンジン要素の追加による重量増加の影響について、熱交換器付きエンジンの重量評価<sup>(4)-(5)</sup>や電動要素付エンジンの重量評価<sup>(6)</sup>を行った先行研究があるが、詳細に検討した例は少ない。その原因として、新規エンジン要素を組み込む際に発生するジェットエンジン本体の改造に伴う重量増加を評価するためには、ジェットエンジン全体の再設計を行う必要があることが挙げられる。

## 2.2 基準エンジンの定義

そこで、本研究では、短期間で設計を変更できる基準エンジンを定義することにした。エンジンの推力レベルとしては、近い将来の需要の高い150席級の旅客機に搭載できる20,000 lbf級を選択した。エンジン方式としては、Pratt&Whitney社が先行開発して燃料消費率の低減を達成し、Rolls Royce社も追従開発をしているGeared Turbo Fan（GTF）方式を選定した。

Fig. 1に、本研究で基準エンジンとして設定したDANTE-GTF Engineを示す。エンジン各部の空力設計

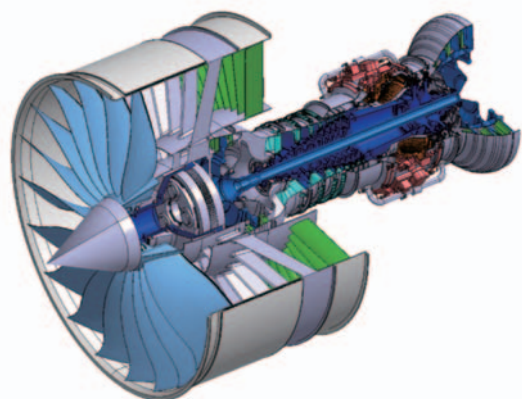


Fig. 1 DANTE-GTF Engine

原稿受付 2020年8月30日

査読完了 2021年6月8日

\* 1 宇宙航空研究開発機構

〒182-8522 調布市深大寺東町 7-44-1

E-mail: taguchi.hideyuki@jaxa.jp

においては、開発済のPW1100G-JMの文献(7)も参考にしつつ、ファン、低压圧縮機、高压圧縮機、燃焼器、高压タービン、低压タービンおよび変速ギアを独自に設計し、CFD解析で性能評価を行った。

Table 1に設計点仕様を示す。国内線旅客機に適用することを想定し、設計点の高度は10689m、マッハ数は0.78とした。エンジン入口から燃焼器入口までの全体圧力比を36、バイパス比を13とした。ギアの変速比は3とし、ファン軸回転数は4000rpm、低压軸回転数は12000rpmとした。高压軸回転数は18000rpmとした。

Table 1 Specifications at Design Point

|                        |           |
|------------------------|-----------|
| Altitude               | 10689m    |
| Mach number            | 0.78      |
| Overall Pressure Ratio | 36        |
| Bypass Ratio           | 13        |
| Fan Rotation Speed     | 4000 rpm  |
| LPC Rotation Speed     | 12000 rpm |
| HPC Rotation Speed     | 18000 rpm |

### 2.3 圧力比と効率の設定

DANTE GTF Engineの要素設計においては、最新のジェットエンジンの諸元を参考にしつつ、燃料消費率の更なる低減を目指して、少し高め目標値を設定した。

Table 2にエンジン要素の設計点圧力比を示す。コア導入部のファン圧力比は1.2、低压圧縮機の圧力比は1.5、高压圧縮機の圧力比は20とした。低压圧縮機と高压圧縮機の圧力比バランスについて、トレードオフ検討を行ったが、本研究では空力設計の最適化検討までは行わない前提としたため、燃料消費率に対する影響は少なかった。高压タービンと低压タービンの圧力比は、ファン・圧縮機の必要動力を基にして設定した。

Table 2 Pressure Ratio

|                          |      |
|--------------------------|------|
| Outer Fan (Bypass)       | 1.37 |
| Inner Fan (Core)         | 1.2  |
| Low Pressure Compressor  | 1.5  |
| High Pressure Compressor | 20.0 |
| High Pressure Turbine    | 5.13 |
| Low Pressure Turbine     | 6.12 |

Table 3に、エンジン性能解析で目標値として設定した、エンジン要素のポリトロプ効率と段数を示す。ファン、低压圧縮機、高压圧縮機のポリトロプ効率は89%とした。高压タービン、低压タービンのポリトロプ効率は90%とした。エンジン要素のポリトロプ効率については、エンジンの燃料消費率に大きく影響することを確認している。エンジン要素の空力設計において、全てのエンジン要素で設定した目標値を達成できることを確認している。ただし、高压圧縮機については、想定

Table 3 Specifications of Components

|                          | Polytropic Efficiency | Number of Stages |
|--------------------------|-----------------------|------------------|
| Outer Fan (Bypass)       | 89%                   | 1                |
| Inner Fan (Core)         | 89%                   | 1                |
| Low Pressure Compressor  | 89%                   | 1                |
| High Pressure Compressor | 89%                   | 8                |
| High Pressure Turbine    | 90%                   | 2                |
| Low Pressure Turbine     | 90%                   | 3                |

している作動範囲を実現する設計に達していないため、継続して改良設計を行っている段階である。

### 3. 高空性能解析

DANTE-GTF Engineについて、国内線旅客機の飛行範囲を想定して、高空性能解析を行った。高空性能解析はエンジン性能解析ソフトウェア<sup>(8)</sup>に新規に設計したエンジン要素の性能マップを組み込んで実施した。また、想定した飛行範囲において、各エンジン要素の作動点が作動範囲から逸脱しないことを確認した。ただし、高压圧縮機に関しては新規設計の圧縮機では作動範囲を逸脱するため、既存の圧縮機からスケーリングして、性能解析に適用した。

Fig. 2にDANTE-GTF Engineの正味推力マップを示す。高度0～12000m、マッハ数0～1の範囲で正味推力を推算した。離陸時が最も正味推力が大きく、高度、マッハ数が上昇すると、いずれも正味推力が低下している。

Fig. 3にDANTE-GTF Engineの燃料消費率マップを示す。高度とマッハ数の解析範囲は正味推力と同様である。高度が上昇すると、燃料消費率は低下する傾向にある。一方、マッハ数が上昇すると、燃料消費率は上昇する傾向にある。

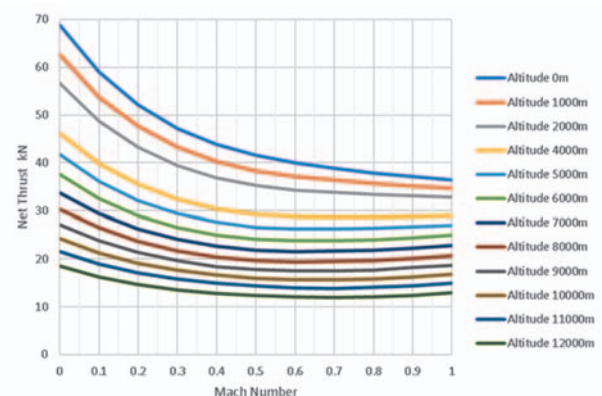


Fig. 2 Net Thrust Map (DANTE-GTF Engine)

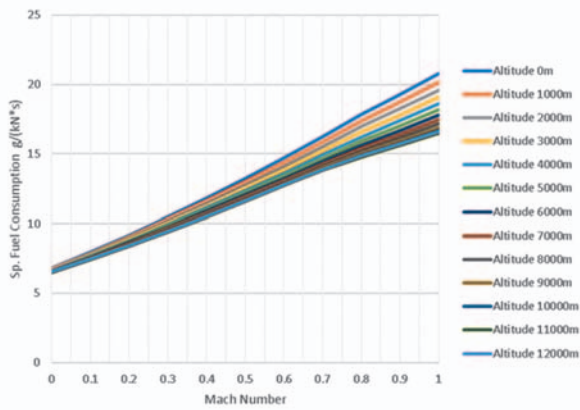


Fig. 3 Specific Consumption Map (DANTE-GTF Engine)

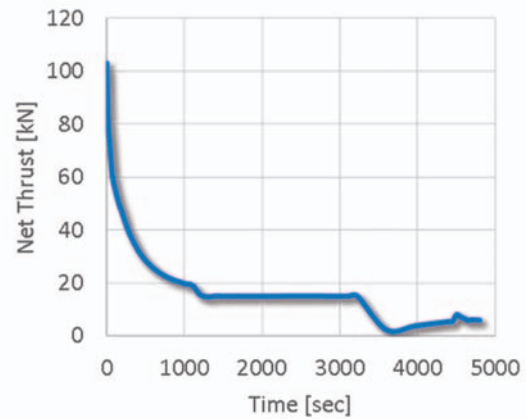


Fig. 5 Assumed Trust Pattern

#### 4. 航空機運航時の燃料消費量の推算

DANTE-GTF Engineの高空性能解析結果を適用して、航空機運航時の燃料消費量（積算値）の推算を行った。

Fig. 4に、燃料消費量の推算で使用した仮想飛行経路（高度、マッハ数履歴）を示す。巡航条件は、DANTE-GTF Engineの設計点と同じとし、高度10689m、マッハ数0.78とした。仮想飛行経路は先行研究<sup>(6)</sup>の結果を参照して設定した。

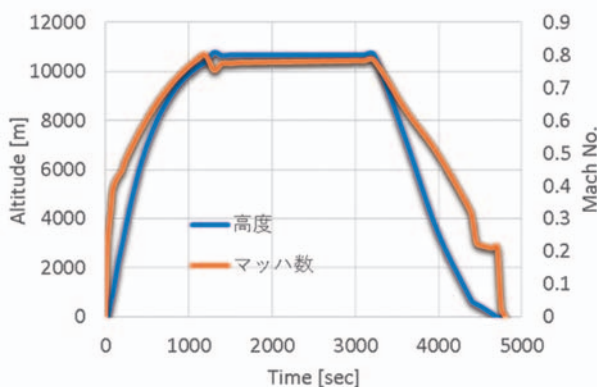


Fig. 4 Assumed Flight Trajectory

Fig. 5に仮想飛行経路を飛行するために必要な仮想推力パターンを示す。この推力パターンも先行研究<sup>(9)</sup>の結果を参照して設定した。離陸時に大きな推力を必要とするため、離陸推力に合わせて、エンジンの大きさを調整し、燃料消費量を推算した。

燃料消費量の推算においては、既存エンジンとの比較のため、CFM56 Engineのエンジン諸元を公表データから推測して解析モデルを設定し、燃料消費量を推算した。また、DANTE-GTF Engineについて、飛行時の必要推力に合わせた寸法拡大を行った上で、Table 3で設定した効率の場合と、エンジン全要素について更に1%の効率改善を実現できる場合の燃料消費量を推算した。

Fig. 6に燃料消費量（Fuel Burn）の推算結果を示す。グラフの縦軸は燃料消費量の積算値とした。

この図から、CFM56 Engineに比べて、DANTE-GTF Engineの燃料消費量は、16%程度低減していることが判

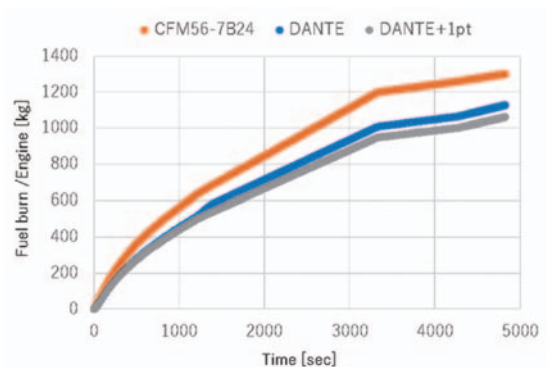


Fig. 6 Fuel Burn (DANTE-GTF)

る。この性能の違いの主な要因は、バイパス比と全体圧力比の設定値の違いによるものと考えられる。

DANTE-GTF Engineにおいて、エンジン全要素の効率を1%向上させた場合は、基準エンジンに比べて燃料消費量が2.5%程度低減している。

今後も、各エンジン要素の改良設計結果を受けて、要素レベルの効率改善がエンジン全体性能に与える影響を評価する予定である。

#### 5. 重量推算

次世代ジェットエンジンに新規エンジン要素を導入する場合、性能向上効果を推算するとともに、追加のエンジン要素による重量増加の程度についても、正確に推算することが重要である。そこで、今後の検討の基準とするために、DANTE-GTF Engineの構造解析と重量推算を進めている。

高圧系のコアエンジンを構成する高圧圧縮機、燃焼器、高圧タービンについては、グリーンエンジン技術の研究開発<sup>(2)</sup>において、熱構造解析、翼振動モード解析、軸振動モード解析等を行い、構造成立性を確認した形状でエンジンモデルを作成した。

Fig. 7に減速ギアの形状モデルを示す。PW1100G-JM用の減速ギアの公開情報を参考にして、DANTE-GTF用に減速比3のサンギア、遊星ギア、リングギアを設計し、重量推算用のモデルを作成した。

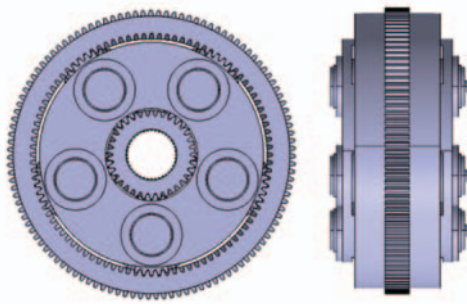


Fig. 7 Reduction Gear Model

低圧系を構成するファン、低圧圧縮機、低圧タービンについては、各要素の基本設計結果とCFD解析結果を反映して、翼、ディスク、ケーシングの形状を設定し、構造解析を進めている。

Fig. 8に低圧系を含むエンジン全体のケーシングの構造モデルを示す。ケーシング各部の肉厚は、エンジン各部の内部温度と内部圧力を境界条件として、構造最適化解析を行って設定した。各部の支持構造の形状については、国産ターボファンエンジンFJR710の図面等を参考にして設定した。

Fig. 9に構造最適化解析で使用したケーシング内部温度の境界条件、Fig. 10に同解析で使用したケーシング内部圧力の境界条件を示す。

現段階では、ケーシングの内部温度、内部圧力に対する構造成立性は確認できており、自重と推力荷重の評価を進めている。推力荷重に対して、局所的に補強が必要

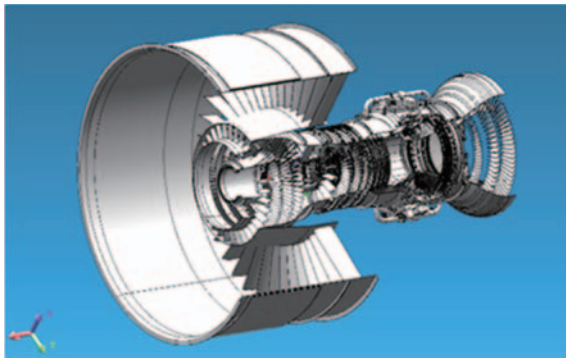


Fig. 8 Structure Model of Casing

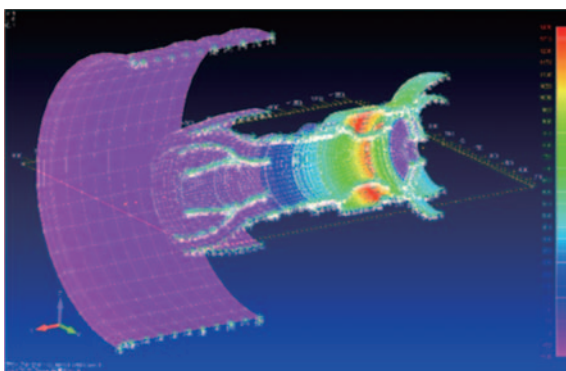


Fig. 9 Temperature Distribution of Casing

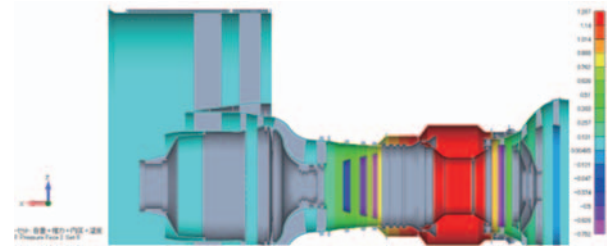


Fig. 10 Pressure Distribution of Casing

な個所があることが判明しているが、重量に対する影響は少ないと考えている。

また、低圧系の回転部品の構造強度については、想定寿命を設定し、ファンから評価を始めている。

並行して、現時点のDANTE-GTF Engineの構造モデルを用いて、従来エンジンとの重量比較を行った。従来エンジンの重量推算是、以下の手順で行った。

- (1) DANTE-GTFの構造モデルを用いて、ファン部、コア部の換算密度（体積に対する重量）を計算。
- (2) 公開情報のエンジン寸法とバイパス比から、ファン部、コア部の体積を概算し、DANTE-GTFの換算密度を適用して重量を推算。

Table 4 に、従来エンジンとDANTE-GTF Engineの仕様（離陸推力、ファン直径、バイパス比）、推算重量、離陸推力当たりの重量の比較を示す。従来エンジンの例として、推力が同程度のCFM56 Engineの推力当たりの重量を推算した。実際の重量と比べて、3%程度の推算誤差があったが、エンジン形式の比較検討の際に、参考情報として利用可能とされる。

CFM56 Engineに比べて、DANTE-GTF Engineの推力当たりの重量は、約8%小さくなった。この要因としては、DANTE-GTF Engineの方がバイパス比が大きく、同じ推力に対して相対的にコアエンジンが小さいことが考えられる。

Table 4 Comparison of Estimated Weight

| Engine Type               |       | CFM56      | DANTE-GTF  |
|---------------------------|-------|------------|------------|
| Take-off Thrust           |       | 105 kN     | 70 kN      |
| Fan Diameter              |       | 1524 mm    | 1600 mm    |
| Bypass Ratio              |       | 5          | 13         |
| Estimated Weight          | Fan   | 523 kg     | 305 kg     |
|                           | Gear  | 0          | 341 kg     |
|                           | Core  | 963 kg     | 363 kg     |
|                           | LPT   | 415 kg     | 161 kg     |
|                           | Total | 1901 kg    | 1169 kg    |
| Estimated Weight / Thrust |       | 18.1 kg/kN | 16.7 kg/kN |
| Actual Weight /Thrust     |       | 18.6 kg/kN | -          |

## 6. 電動化エンジンの性能・重量検討

DANTE-GTF Engineをベースにして、新規エンジン要素として、推力に寄与する電動要素（モータ、発電機）を組み込んだ電動化エンジンの性能・重量検討を行った。

Fig. 11に電動化エンジンの一形態として検討した、DANTE-PH (Parallel Hybrid) Engineの構造モデルを示す。このエンジンでは、低压軸の後端に超電導モータを接続し、ファン駆動力の約1割を電気でアシストする想定とした。飛行フェーズによってファン駆動力が変化するが、アシスト率は約1割で固定した。電気でアシストする場合、その時間によって搭載する必要のあるバッテリーの重量が変化するため、エンジン本体、超電導モータ、バッテリー、電装品、および燃料消費量の合計を推進系重量として、比較検討の対象とした。尚、超電導モータでアシストする動力分をコアエンジンの必要動力から差し引いてコアエンジンを軽量化する検討は行っていない。

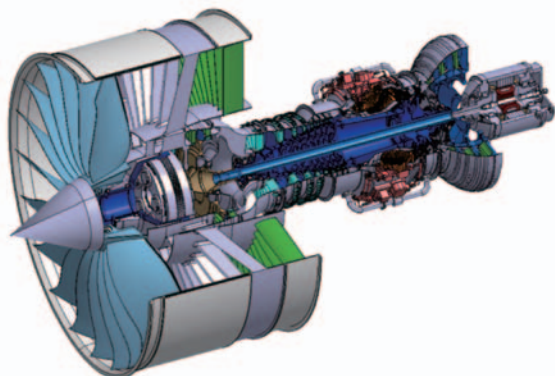


Fig. 11 DANTE-PH (Parallel Hybrid) Model

Fig. 12に更に電動化を進めた概念として、DANTE-TE (Turbo-Electric) Engine<sup>(9)</sup>を示す。このエンジンでは、コアエンジンに直結された超電導発電機で全てのファン駆動力を発生し、超電導モータでファンを駆動することとした。このため、DANTE-PH Engineの約10倍の駆動力の超電導発電機／モータを使用する必要がある。

超電導モータ／発電機については、固定子に液体水素温度で良好な超電導特性を示すMgB2線材、回転子に液体窒素温度で作動するYBCO線材を適用した全超電導モータ／発電機を想定し、先行研究<sup>(1)</sup>の設計手法を用いて設計した。軽量化のため、将来の技術開発を想定して、負荷の程度を決める電気装荷を実績値の約2倍の400kA/mとし、回転数も実績値の約2倍の12000rpmまで許容することとした。

Table 5に超電導発電機／モータの基本設計結果を示す。実績のある常電導モータの出力密度が5kW/kg程度であることに對し、今回の検討では17～38kW/kgと、大幅な軽量化を想定している。超電導モータ／発電機を実際に製作する場合は、極低温冷媒の遮熱構造やシール

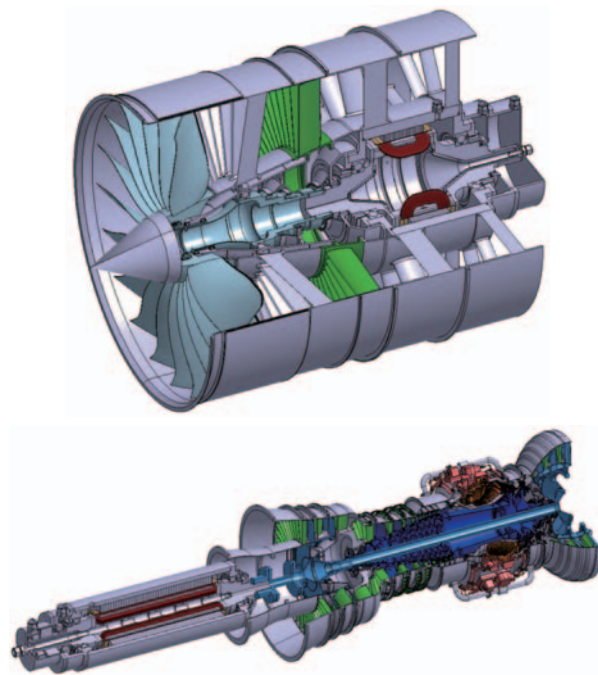


Fig. 12 DANTE-TE (Turbo Electric) Model

Table 5 Specifications of Super-Conducting Generator / Motor

| Device         | Rotation Speed | Power | Weight | Power Density |
|----------------|----------------|-------|--------|---------------|
| Assist Motor   | 12000rpm       | 1.4MW | 70kg   | 21kW/kg       |
| Core Generator | 12000rpm       | 12MW  | 374kg  | 38kW/kg       |
| Fan Motor      | 4000rpm        | 12MW  | 707kg  | 17kW/kg       |

構造も設計する必要があるため、出力密度が少し低下し、モータ／発電機の重量が増加する可能性がある。

推進系重量は、エンジン1台当たりのエンジン本体、モータ／発電機、バッテリー、電装品および燃料消費量の合計と定義した。

DANTE-PH Engineについては、動力アシストをする時間の長さに応じて、必要とする電力量が変化し、搭載するバッテリーの重量が大きく変化するため、以下の3種類について検討した。

- (1) T/O (Take-off) Assist  
最大推力を必要とする離陸時のみの短時間のファン動力を超電導モータでアシストする。
- (2) Climb Assist  
離陸から加速上昇までの飛行フェーズのファン動力を超電導モータでアシストする。
- (3) Full Assist  
離陸、加速上昇、巡航、着陸までの全飛行フェーズのファン動力を超電導モータでアシストする。

バッテリーの重量については、アシスト動力の時間履歴から必要電力量を積算して、エネルギー密度で除する

ことで求めた。バッテリーのエネルギー密度は、将来の技術開発を想定して、実績値の約2.3倍の500Wh/kgとした。

Fig.13に DANTE-GTF Engine, DANTE-PH Engine, DANTE-TE Engineの推進系重量の比較を示す。この図から、今回比較した3つのエンジン方式においては、電導化エンジンの重量推算で、将来技術を想定した楽観的な仮定を置いたものの、DANTE-GTF Engineが最も推進系重量が軽くなるという結果であった。

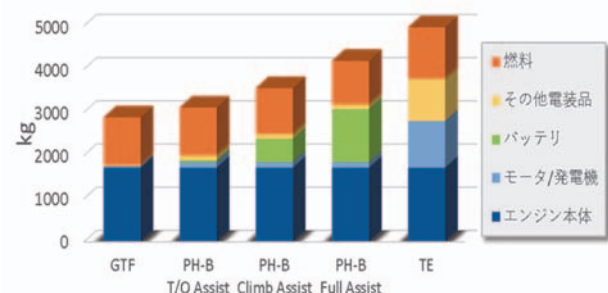


Fig. 13 Weight of Propulsion System and Fuel

DANTE-PH Engineについては、アシスト時間が長くなると、燃料消費量が少し低減するものの、それ以上にバッテリー重量が増加して、推進系重量全体も重くなる傾向であることが判った。DANTE-PH EngineのT/O Assistであれば、DANTE-GTF Engineよりは推進系重量が重いものの、過大なバッテリー重量の増加が無いため、今後、詳細な検討を行う価値がある可能性がある。推進系重量が少し上昇しても、着陸後に超電導モータで無排気タキシングできる等の付加価値を見出せる可能性がある。

DANTE-TE Engineについては、本検討ではエンジンサイクルはDANTE-GTF Engineと共通であり、動力伝達でギアの代わりに超電導モータ/発電機を使用するが、動力伝達時の効率は同じで、燃料消費量の変化は無いものとした。一方、DANTE-TE Engineでは12MW級の超電導モータ/発電機およびインバータ等の電装品を搭載する必要があり、エンジン本体と同程度の重量増加があるため、推進系重量は最大となった。実際には、駆動用電力の周波数変換に用いるインバータにおける電力損失も考慮する必要があるため、更に重量が増大する可能性がある。このため、今回の検討の範囲では、この方式を選択する理由が見当たらない。今後、違う推力レベルや、分散ファン等を適用した際に利点を見いだせるか、追加の検討が必要である。

DANTE-TE Engineに燃料電池を組み合わせ、同じ燃料流量で追加の電力を発生させることで熱効率を向上させることも、可能性として考えられる。しかしながら、現在のDANTE-TE Engineに燃料電池の重量が加算されると、仮に燃料消費量を0にできたとしても、DANTE-

GTF Engineより推進系重量が重くなることは明確であり、現段階で検討の対象とする必要は無いと思われる。

## 6. 結論

推力20,000lbf級の次世代ジェットエンジンについて、新規エンジン要素を組み合わせた場合の性能・重量評価を行うことを目的として、基準エンジンと電動化エンジンの性能・重量評価を行った。結果として、以下の知見を得た。

- ・バイパス比13、エンジン全体圧力比36のGeared Turbofan Engine (DANTE-GTF Engine) を設計し、高度0～12000m、マッハ0～1の範囲で作動できることを確認した。
- ・DANTE-GTF Engineの航空機搭載時の燃料消費量の推算を行い、従来エンジンより約16%の燃料消費量低減を実現できる可能性を確認した。
- ・DANTE-GTF Engineの熱構造解析と重量推算を行い、従来エンジンより約10%の軽量化を実現できる可能性を確認した。
- ・ファン動力の約1割を超電導モータでアシストするParallel Hybrid Engine (DANTE-PH Engine) の性能・重量推算を行い、離陸時に限定したアシストであれば、DANTE-GTF Engineに対して推進系重量（エンジン本体、電動機器、バッテリー、燃料消費量の合計）の上昇が少ないことを確認した。
- ・DANTE-PH Engineにおいて、アシスト時間が長くなると、燃料消費量の低減効果よりバッテリー重量の増大効果の方が大きく、推進系重量が増大することを確認した。
- ・ファン動力の全てをコアエンジンで発電した電力で供給するTurbo-Electric Engine (DANTE-TE Engine) の性能・重量推算を行った結果、今回の検討範囲では、推進系重量が最も大きくなった。

## 謝辞

本研究を遂行するにあたり、共同研究先である東京大学新領域創成科学研究科の大崎教授、寺尾助教の助言を受け、超電導機器の設計解析を実施した。また、JAXA コアエンジン技術実証プロジェクト (EnCore) の福山客員研究員より、航空機軌道解析結果の提供を受けた。ここに謝意を表する。

## 参考文献

- (1) 西澤敏雄, JAXA の研究開発プロジェクト: 高効率軽量ファン・タービン技術実証 (aFJR), 日本ガスタービン学会誌Vol. 47 No. 1 (2018), pp. 53-54.
- (2) 田口秀之, 中村俊哉, 田頭剛, 石井達哉, 山本武, 山根敬, 次世代ジェットエンジンに適用するグリーンエンジン技術の研究開発, 第46回ガスタービンセミナー (2018).
- (3) 山根敬, コアエンジン技術, JAXA航空シンポジウ

- ム 2019, <http://www.aero.jaxa.jp/news/event/pdf/sympo190905/sympo19090503.pdf>.
- (4) Xu, L., Kyprianidis, K. G. and Grönstedt, T., , "Optimization Study of an Intercooled Recuperated Aero-Engine," AIAA Journal of Propulsion and Power, 29 (2) pp. 424-432 (2013).
- (5) ニノ宮竜成, 伊藤優, 長崎孝夫, 「翼型熱交換器で構築した軽量ICRエンジン搭載航空機のフューエルバーン」日本ガスタービン学会誌, 47 (6) pp. 429-436 (2019).
- (6) 大島竜輝, 姫野武洋, 渡辺紀徳, 伊藤優, 「サイクル解析と重量推算に基づく電動化航空推進システムの性能評価」第48回日本ガスタービン学会定期講演会, B-1, (2020).
- (7) 佐藤篤, 今村満勇, 藤村哲司, PW1100G-JMエンジン開発, IHI技報, Vol. 53, No. 4 (2013).
- (8) GasTurb 13, <https://www.gasturb.de/software>.
- (9) 福山佳孝, 山根敬, 西澤敏雄, 航空機運航燃料消費量へのエンジン性能と重量の影響評価-エンジン回転数による推力制御の場合, 第46回日本ガスタービン学会定期講演会 (2018).
- (10) Okai, K., Taguchi, H., Terao, Y., Ishida, Y., Ohsaki, H., Electromagnetic-Component-Coupled Performance Analysis of Future Turboelectric Aircraft Propulsion Systems, AIAA-2020-3678, AIAA/IEEE Electric Aircraft Technologies Symposium (2020).
- (11) Terao, Y., Ishida, Y., Ohsaki H., Heideman, D. Okai, K., Taguchi, H., Electromagnetic Analysis of Fully Superconducting Synchronous Machines for Future Turbo Electric Propulsion Systems, AIAA-2020-3550, AIAA/IEEE Electric Aircraft Technologies Symposium (2020).

## 2 MW級ガスタービン用水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の開発とエンジン実証試験

### 100% Hydrogen Dry Low NO<sub>x</sub> Combustor Developments for 2MW Class Gas Turbine and Engine Demonstration Test

堀川 敦史<sup>\*1</sup>  
HORIKAWA Atsushi

山口 正人<sup>\*1</sup>  
YAMAGUCHI Masato

青木 茂樹<sup>\*1</sup>  
AOKI Shigeki

Harald H.-W. Funke<sup>\*2</sup> Karsten Kusterer<sup>\*3</sup> Manfred Wirsum<sup>\*4</sup>

#### ABSTRACT

Kawasaki Heavy Industries, LTD. (KHI) has research and development projects for a future hydrogen society. These projects comprise the complete hydrogen cycle, including the production of hydrogen gas, the refinement and liquefaction for transportation and storage, and finally the utilization in a gas turbine for electricity and heat supply. Within the development of the hydrogen gas turbine, the key technology is stable and low NO<sub>x</sub> hydrogen combustion, namely the Dry Low NO<sub>x</sub> (DLN) hydrogen combustion. KHI, Aachen University of Applied Science, and B&B-AGEMA have investigated the possibility of low NO<sub>x</sub> micro-mix hydrogen combustion and its application to an industrial gas turbine combustor. From 2014 to 2018, KHI developed a DLN hydrogen combustor for a 2MW class industrial gas turbine with the micro-mix technology. Thereby, the ignition performance, the flame stability for equivalent rotational speed, and higher load conditions were investigated. NO<sub>x</sub> emission values were kept about half of the Air Pollution Control Law in Japan: 70ppm (O<sub>2</sub>-16%). From May 2020, KHI started the engine demonstration operation by using an M1A-17 gas turbine with a co-generation system located in the hydrogen-fueled power generation plant in Kobe City, Japan. During the first engine demonstration tests, adjustments of engine starting and load control with fuel staging were investigated. On 21st May, the electrical power output reached 1,635 kW, which corresponds to 100 % load (ambient temperature 20 °C), and thereby NO<sub>x</sub> emissions of 55 ppm (O<sub>2</sub>-16%, 60 RH%) were verified. And finally, power output reached to 1800kW and NO<sub>x</sub> emissions were 60 ppm (O<sub>2</sub>-16%, 60 RH%) . Here, for the first time, a DLN hydrogen-fueled gas turbine successfully generated the electricity and heat.

キーワード：ガスタービン，水素，燃焼器，ドライ低NO<sub>x</sub>，発電

Key words : Gas Turbine, Hydrogen, Combustor, Dry Low NO<sub>x</sub>, Power Generation

#### 1. はじめに

2018年7月，第五次エネルギー基本計画が閣議決定された<sup>(1)</sup>。その中で，国際的な水素サプライチェーンの構築と共に，安定的かつ大量に水素を消費する水素発電の開発を進めることが重要と記載されている。また，2019

年3月，水素・燃料電池戦略ロードマップ～水素社会実現に向けた産学官のアクションプラン～<sup>(2)</sup>の中で，2020年までに水素専焼発電での発電効率向上（1 MW級ガスタービンにおいて，水噴射NO<sub>x</sub>低減方式の26%→ドライ低NO<sub>x</sub>方式の27%）の記載がある。当社では，Fig. 1に示す液化水素サプライチェーンならびに水素発電を実現するための各種技術開発と実証を進めている<sup>(3)</sup>。

水素利用技術開発の中では，国立研究開発法人 新エネルギー・産業技術総合開発機構（以後，NEDOと記す）課題設定型産業技術開発費助成事業「水素社会構築技術開発事業／大規模水素エネルギー利用技術開発／ドライ低NO<sub>x</sub>水素専焼ガスタービン技術開発・実証事業」において，ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器を実装し，水素専焼ガスタービンの技術確立に向けた各種の技術試験を実施した<sup>(4)</sup>。

原稿受付 2020年12月25日

査読完了 2021年6月8日

\* 1 川崎重工業(株)

〒673-86663 明石市川崎町1番1号

E-mail: horikawa\_a@khi.co.jp

\* 2 Aachen University Applied Science

Hohenstaufenallee 6, 52064 aachen, Germany

\* 3 B&B-AGEMA GmbH

Jülicher Strasse 338, D-52040 Aachen

\* 4 RWTH Aachen University

Mathieustrasse 9, 52074 Aachen

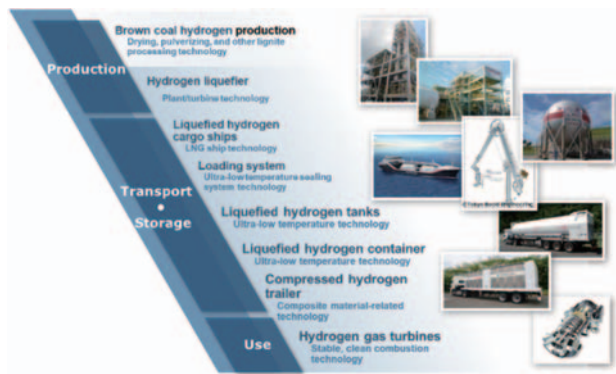


Fig. 1 Technology developments for Hydrogen Society in Kawasaki Heavy Industries, Ltd.

本論では、2 MW級ガスタービン用水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の開発とエンジン実証試験について述べる。

## 2. 水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の開発

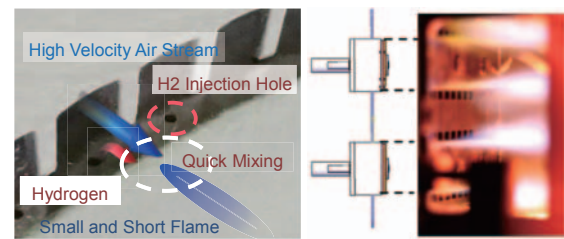
ガスタービンは燃料多様性に優れることから、水素ガスを燃料とすることは十分可能である。しかしながら、水素特有の燃焼特性に適合する燃焼技術が必要であり、逆火や燃焼振動が発生しない水素の安定燃焼と低NO<sub>x</sub>性を兼ね備えた燃焼器の開発、ならびにエンジン運転技術の開発が鍵となる<sup>(5)</sup>。

### 2.1 Micro-mix水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼技術の産業用ガスタービンへの適用

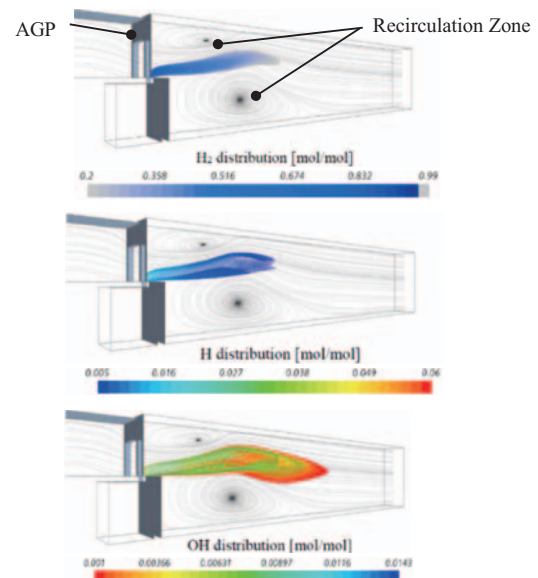
当社では、ドイツ・アーヘンにあるAcUAS (Aachen University Applied Science) が保有する微小な水素火炎を用いたmicro-mix水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼技術に着目し、B&B-AGEMA 社と共同で、産業用ガスタービン燃焼器への適用検討ならびに燃焼器の概念設計を実施した<sup>(6),(7),(8)</sup>。

Fig. 2にmicro-mix水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼技術の概念図ならびに燃焼CFD解析結果例を示す<sup>(9)</sup>。微小な水素噴射孔 (直径1 mm以下) から水素を噴射し、直交する空気噴流と急速に混合、水素火炎を形成する。微小な水素火炎を形成することで、局所的な高温域の発生を無くし、反応時間を短くしてNO<sub>x</sub>の発生を抑制する。また、水素噴射孔背後ならびに空気通過部AGP (Air Guiding Panel) と水素供給リングの背後に形成される循環域の間のせん断域にて、活性化学種であるOHラジカルやH原子が生成され水素火炎が保持される。このため、水素供給リング内への水素火炎の侵入ならびにAGP上流側への遡上、いわゆる逆火は発生しない。

Fig. 3にmicro-mixバーナモジュールを搭載した燃焼器の形状図 (初期構想段階) を示す<sup>(10)</sup>。当社の産業用ガスタービンでは、逆流缶型燃焼器を用いている。このため、AcUASでの水素燃焼試験で用いていた矩形micro-mixバーナを缶型燃焼器形状に合うようにリング形状とした。水素供給リングを複数にすることにより、水素の焚き量 (運転負荷) に応じて使用するリング数を変更す



a) micro-mix hydrogen flame



b) Structure of hydrogen flame and flame holding (Examples of CFD analysis)

Fig. 2 Micro-mix hydrogen dry low NO<sub>x</sub> combustion principle

る。エンジン起動時から低負荷時には、使用する水素供給リング数を1または2とし、希薄状態による吹き消えや燃料噴射差圧が低いことに起因する燃料噴射の不均一と未燃ガスの発生を抑制し、安定した保炎と高い燃焼効率を維持する。また、高負荷時には、各水素供給リングからの燃料流量を運転状態に応じて最適化することにより低NO<sub>x</sub>燃焼の両立が可能となる。

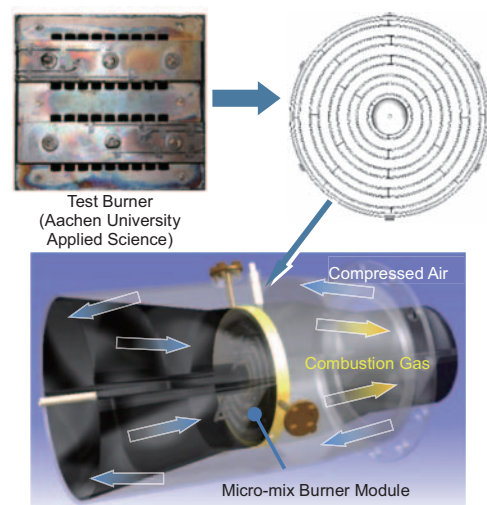


Fig. 3 Schematic view of the first conceptual design of hydrogen DLE combustor with micro-mix burner module

## 2.2 2 MW級ガスタービン用水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の開発

2014・2015年度、総合科学技術・イノベーション会議のSIP（戦略的イノベーション創造プログラム）「エネルギーキャリア／水素燃焼技術の開発」（管理人：国立研究開発法人 科学技術振興機構 以後、JSTと記す）において、概念設計をベースに2 MW級ガスタービン用水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の試作と水素燃焼試験を実施した<sup>(11),(12),(13)</sup>。Fig. 4にM1A-17ガスタービンと試作燃焼器を示す。また、Fig. 5に燃料ステージングのコンセプトを示す。着火用燃料ガスにより着火し（Fig. 5 (A)）、回転数上昇時に水素に火移りさせる（Fig. 5 (B)）。無負荷運転時（Fig. 5 (C)）には水素100%に切り替わっており、負荷条件によって利用する水素供給リングの数を変更する（Fig. 5 (D), (E)）。

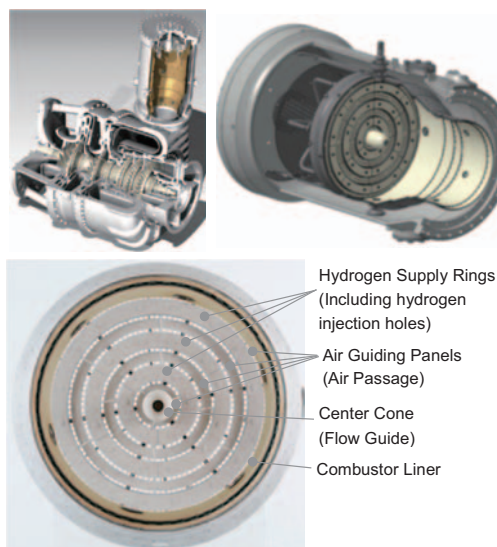


Fig. 4 Schematic view of Kawasaki M1A-17 gas turbine, prototype hydrogen DLE combustor and micro-mix burner module

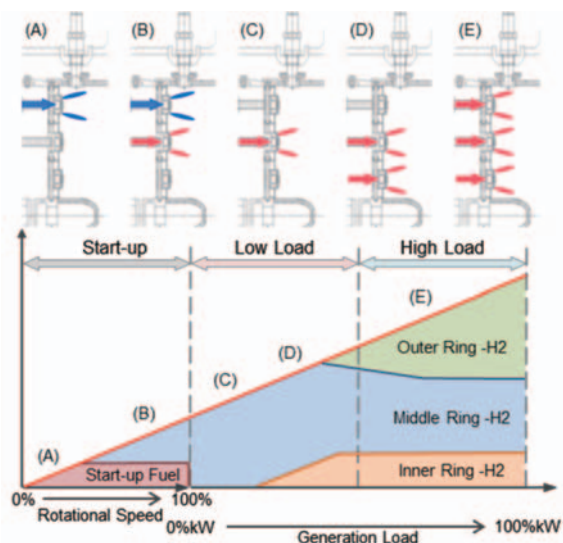


Fig. 5 Hydrogen supply in the engine start-up and power generation conditions

2015年、試作燃焼器を用いた実機条件に相当する燃焼器入口・出口条件での水素燃焼試験をRWTHアーヘン大学IKDG（Institut für Kraftwerkstechnik, Dampf und Gasturbinen）にて実施した。Fig. 6にRWTHアーヘン大学IKDGでの燃焼器試験と100%負荷条件相当時の水素燃焼状態を示す。この試験では、NO<sub>x</sub>値は35～40ppm（残存酸素16%換算値）となり国内の大気汚染防止法を十分に下回ることを確認した<sup>(12)</sup>。しかしながら、NO<sub>x</sub>値とトレードオフの関係にある燃焼器圧力損失率が拡散燃焼器（天然ガス燃焼時）よりも1%高く、圧力損失率を下げ、かつNO<sub>x</sub>値を維持する課題が残った。Fig. 7に燃焼器出口ガス温度一定の下、燃焼器空気流量を変化させた際の燃焼器圧力損失とNO<sub>x</sub>値の関係を示す。燃焼器圧力損失率1%の増減によりNO<sub>x</sub>値が約5～10ppm変わる。また、条件によっては高周波の燃焼振動が発生し、燃焼器部品に損傷が生じた。

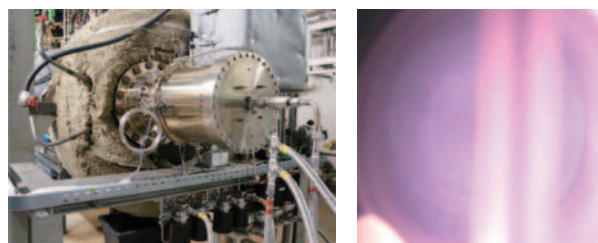


Fig. 6 Prototype combustor installed to the high pressure test facility at RWTH Aachen University, IKDG (left) and inside MMX combustor at design conditions (right)

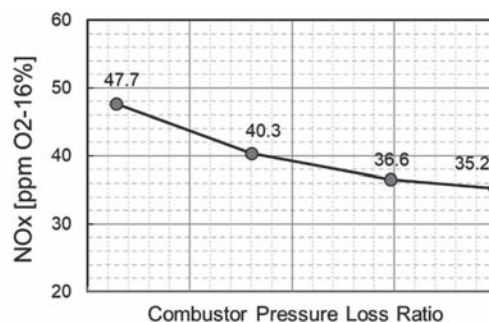


Fig. 7 The relationship between combustor pressure loss ratio and NO<sub>x</sub> emission

2016年度から2018年度にNEDO委託業務「水素利用等先導研究開発事業／大規模水素利用技術の研究開発／水素ガスタービン燃焼技術の研究開発」において、実用化に向けたさらなる改良を実施すべく、以下の2点を開発目標とし、燃焼器要素開発を実施した<sup>(14)</sup>。

- ①50%負荷から定格100%負荷運転に相当する燃焼器入口条件において、NO<sub>x</sub> 35ppm（残存酸素16%換算値）以下の達成。
- ②着火、エンジンの回転数上昇時を想定した各種条件において、水素燃焼で失火や逆火が生じず、500℃以上の燃焼ガスを安定に生成する安定燃焼の達成。

NO<sub>x</sub>値低減と燃焼器圧力損失率のバランスを図るべく、micro-mixバーナモジュール形状の改良を実施した。Fig. 8に2つのmicro-mixバーナモジュール形状を示す。

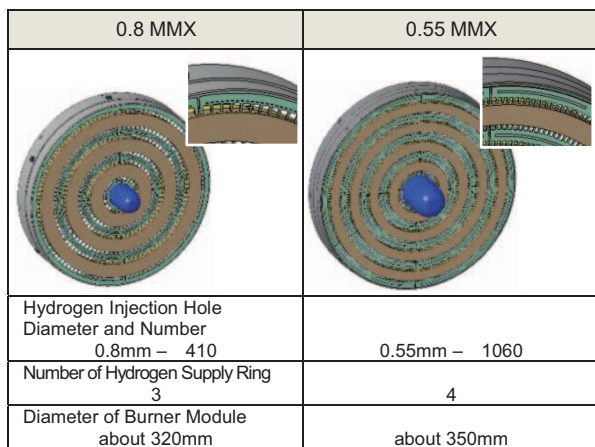


Fig. 8 Schematic view of improved MMX burner geometries; 0.8 MMX (left) and 0.55 MMX (right)

0.8MMXは、3つの水素供給リングに0.8mmの水素噴射孔がトータルで410個、バーナ直径は約320mmであり、初期の試作MMXバーナ形状に近い。一方の0.55MMXは、4つの水素供給リングに0.55mmの水素噴射孔がトータルで1064個、バーナ直径および燃焼器ライナー最大径は約350mmとなっている（燃焼器出口径は0.8MMXに同じ）。水素噴射孔を小さくすることにより水素火炎サイズを小さく、高温燃焼ガスの滞留時間を短くすることで、NO<sub>x</sub>低減を狙った形状とした。

0.8MMXと0.55MMXについて、水素燃焼試験を実施し、NO<sub>x</sub>排出特性、燃焼安定性等を評価した。Table 1に評価項目と試験実施設備を記す。

Table 1 Evaluation Item and Test Facility

| Evaluation Item                                | Test Facility                |
|------------------------------------------------|------------------------------|
| Ignition Performance                           | KHI Akashi Works             |
| Flame Stability for Engine Start-up Conditions | KHI Akashi Works             |
| NO <sub>x</sub> Emissions                      | RWTH Aachen University, IKDG |
| Combustion Instability                         | RWTH Aachen University, IKDG |
| Combustor Parts Temperature                    | RWTH Aachen University, IKDG |
| Combustor Outlet Gas Temperature Profile       | KHI Akashi Works             |
| Flame Stability in High Load Conditions        | RWTH Aachen University, IKDG |
| Endurance of Combustor Parts                   | RWTH Aachen University, IKDG |

### 着火性能の確認

Fig. 5 (A)に示す様に外側の水素供給リングに着火用燃料ガス、ここでは天然ガスと水素を供給し、それぞれ着火性能を確認した。Fig. 9に着火試験時の火炎の様子をそれぞれ示す。Fig. 9には、0.55MMXの結果を示すが、0.8MMXおよび0.55MMXのそれぞれで、回転数5%～

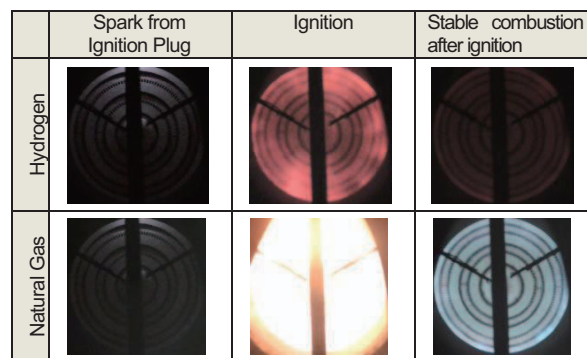


Fig. 9 Pictures of ignition performance investigation test (0.55 MMX)

20%に相当する空気流量条件、天然ガスおよび水素で拡散燃焼器と同等の安定した着火性能を確認した。

### 回転数上昇を想定した条件での保炎性

着火後、Fig. 5 (B)およびFig. 5 (C)に示す様に中央の水素供給リングに水素を供給し、回転数を上昇（加速）させる。中央の水素供給リングのみに水素を供給し、保炎性の確認試験を実施した。Fig. 10に回転数上昇を想定した空気流量および水素流量条件での保炎試験時の水素火炎の様子を示す。Fig. 10には、0.55MMXの結果を示すが、0.8MMXおよび0.55MMXのそれぞれで、水素火炎は非常に安定しており、110%回転数に相当する空気流量条件でも吹き消えは生じなかった。

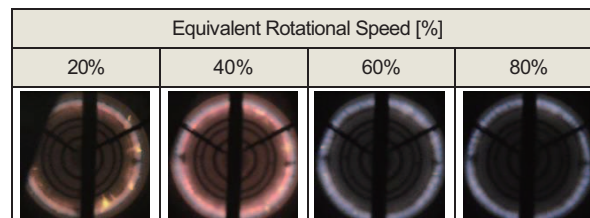


Fig. 10 Pictures of hydrogen flame for each rotational speed equivalent conditions. (0.55 MMX)

### 高負荷時のNO<sub>x</sub>特性

Fig. 11にNO<sub>x</sub>特性と水素供給リングへの水素流量割合を示す。横軸に負荷率に相当する燃焼器出口ガス温度、縦軸にNO<sub>x</sub>値と燃焼器圧力損失率を示している。燃焼器圧力損失率（TPLR: Total Pressure Loss Ratio）は、0.8MMX (Fig. 11○), 0.55MMX (Fig. 11□)とも拡散燃焼器と同じ値に調整した。0.8MMXでは、負荷率の増加と共にNO<sub>x</sub>も増加し、100%負荷条件相当で40ppmとなった。0.55MMXでは、50%から100%負荷条件相当の範囲で35ppmを下回る結果を得た。0.55MMXでは、水素火炎をより微細にしたことによる水素火炎中の局所的な高温領域と高温燃焼ガス滞留時間の低減、ならびに各水素供給リングへの水素供給量バランスの最適化によりNO<sub>x</sub>の低減が図ることができたと考えている。

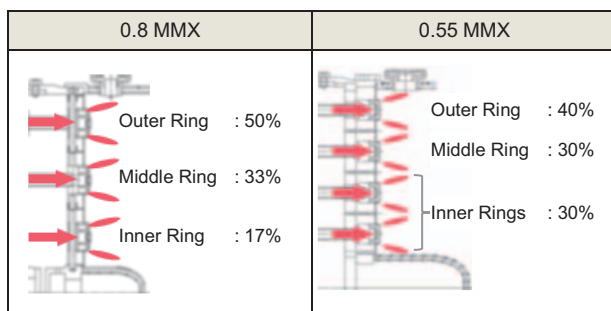
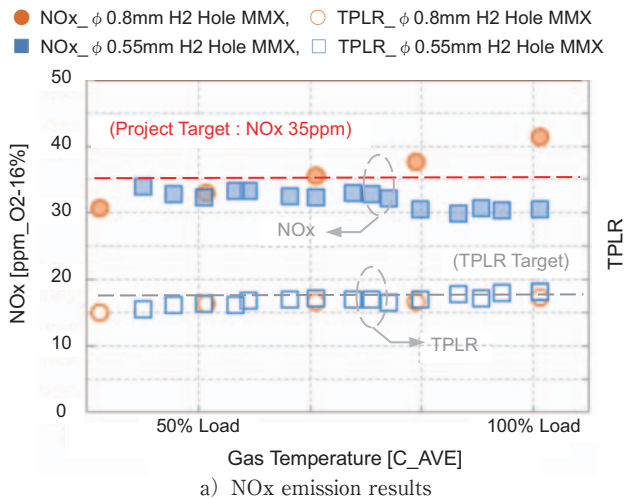


Fig. 11 NOx emission ( $O_2$ -16% corrected values) results and hydrogen flow rate ratio for each hydrogen supply rings

### 燃焼振動

Fig. 12に0.8MMXおよび0.55MMXで見られた特徴的な燃焼振動の計測結果を示す。横軸に周波数、縦軸に振幅の強さ (RMS値) を示している。0.8MMXでは、50% 負荷付近で4.6kHzの燃焼振動が計測され、90%負荷以上では完全に無くなった。0.55MMXでは、50%から60%負荷付近で4.4kHzの燃焼振動が計測され、80%負荷付近からは2.7kHzと5.4kHzの燃焼振動が計測された。RWTHアーヘン大学IKDGの試験設備では、ガスタービン実機のノズルに相当する絞りダクトを設置していないため、燃焼器下流でのチョーク条件を再現できていない。燃焼振動は、燃焼器の境界条件によっても変化することから、エンジン実証試験時には燃焼振動の出方に十分留意することとした。

### 燃焼器部品温度

各燃焼器部品の温度をK型シース熱電対で計測した。Fig. 13に熱電対挿入位置、Fig. 14に100%負荷条件相当時の温度計測結果を示す。Fig. 14には、0.8 MMXの結果を示すが、0.8MMXおよび0.55MMXのそれぞれで各燃焼器部品ともインピンジ冷却およびフィルム冷却を適用したことにより社内設計基準を十分に満たし、500℃以下となった。(Fig. 14のカラーコンターはCFD解析結果の流体温度分布を示している)

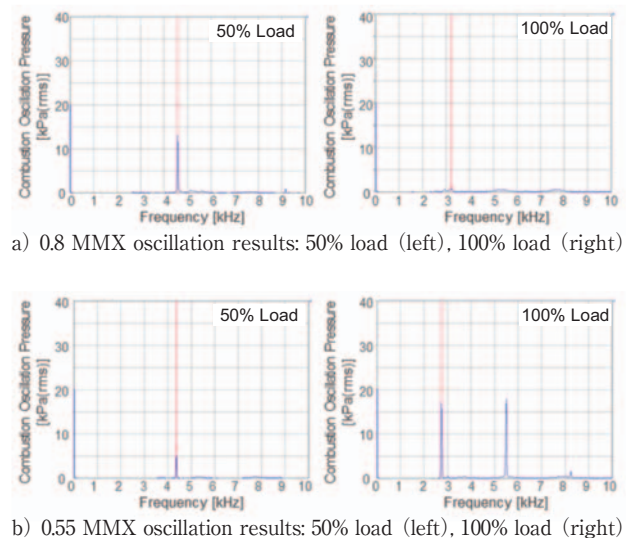


Fig. 12 Combustion oscillation frequency and pressure amplitude of 0.8 MMX and 0.55 MMX

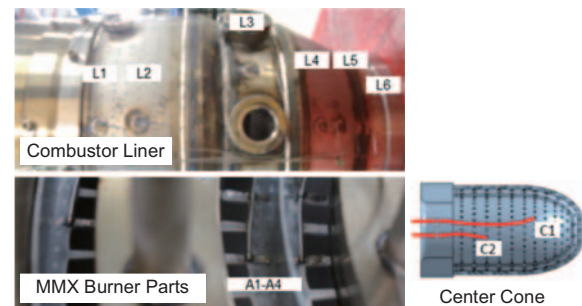


Fig. 13 Thermocouples position installed on the combustor part

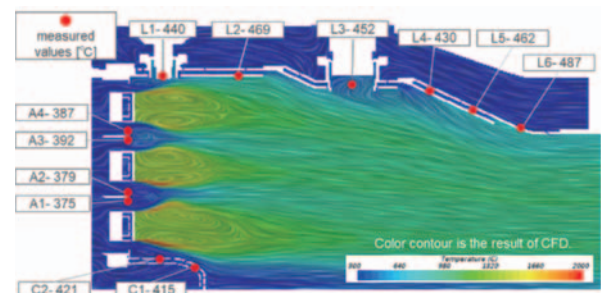


Fig. 14 Combustor parts temperature at 100% load conditions (0.8 MMX)

### 燃焼器出口温度分布

燃焼器出口での燃焼ガス温度分布を5点式櫛型全温計測プローブで計測した。Fig. 15にプローブ位置と100%負荷条件相当における0.8MMX (Fig. 15●) と拡散燃焼器 (Fig. 15▲) の温度プロファイルを示す。両者ともほぼ同じ温度プロファイルであることを確認した。パターンファクタとしても概ね等値であり、燃焼器出口温度分布に起因する燃焼器下流のダクト部品、タービンへの熱的影響は小さいと判断した。

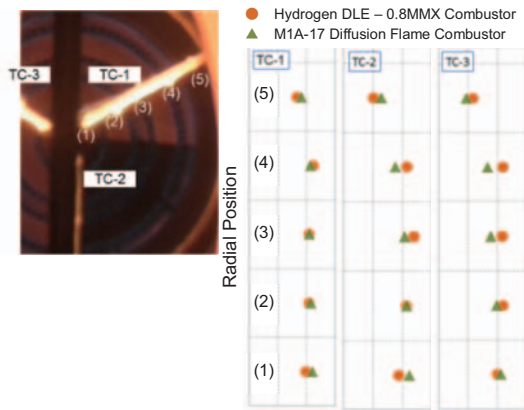


Fig. 15 Gas temperature measurement probe position and comparison of gas temperature profile

### 燃料流量変動時の燃焼安定性

中小型ガスタービンでは、負荷変動に応じて時々刻々と燃料流量が変化する。また、急負荷遮断の様な100%負荷条件相当から無負荷条件相当まで燃料を急減させることもある。その様な燃料操作に対しても異常な燃焼状態への遷移や、失火が起きないことを確認する試験を実施した。

燃焼器内部での水素火炎挙動を把握すべく、B&B-AGEMA社が保有する高温場の可視化計測を可能とするBoroscope (borescope) 技術をmicro-mix燃焼器に適用した<sup>15)</sup>。Fig. 16にBoroscope本体とmicro-mix燃焼器の圧力ケーシングに装着した状態を示す。

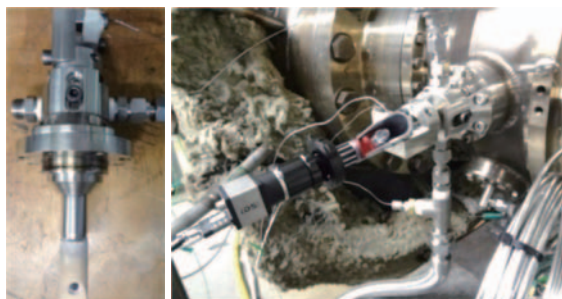
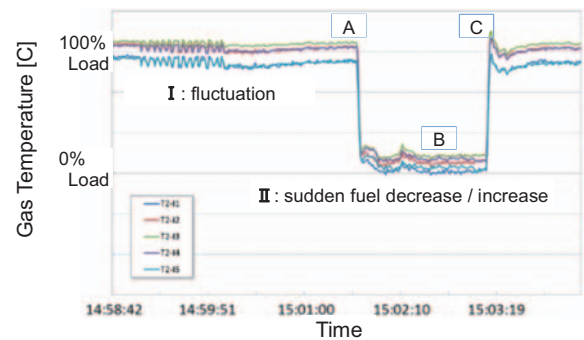
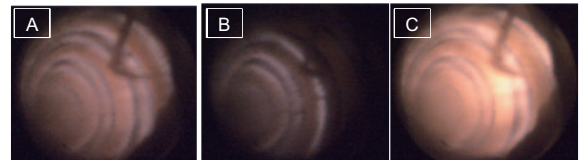


Fig. 16 Pictures of Boroscope body and Boroscope assembly together with CCD camera, installed on MMX pressure casing

Fig. 17に燃焼安定性を確認した試験時の燃焼器出口ガス温度の時系列データと燃焼器内部の燃焼状態をそれぞれ示す。(それぞれのラインはRWTHアーヘン大学IKDGの試験設備で用いた5点式全温計の温度を示す) Fig. 17 (a) I : 100%負荷条件相当から $\pm 2.5\%$ の燃料流量変動を付加する操作を実施し、異常な燃焼状態に遷移しないことを確認した。Fig. 17 (a) II : 100%負荷条件相当から無負荷条件相当まで燃料の急減と無負荷条件相当から100%負荷条件相当まで燃料を急増する操作を実施し、失火やmicro-mixバーナ部の焼損が発生しないことを確認した。



a) Combustor outlet gas temperature



b) Pictures of hydrogen flame

Fig. 17 Time series data of combustor outlet gas temperature and pictures of hydrogen flame (0.8 MMX)

### 燃焼器部品の健全性

燃焼器部品の健全性を確認するため、100%負荷条件相当を2時間保持する試験を実施した。Fig.12に示した燃焼振動に起因する高サイクル疲労の有無を判断するためには、繰り返し数(燃焼振動の周波数)の $10^7$ 回に到達する約1時間(2.8kHzの場合)で十分であるが、ここではRWTHアーヘン大学IKDGの試験設備の水素貯蔵能力を活用し、100%負荷条件相当を2時間保持とした。Fig. 18に0.55MMXを用いた試験時の時系列データを示す。2時間の間、NO<sub>x</sub>は35ppm以下、燃焼器圧力損失率も安定していた。

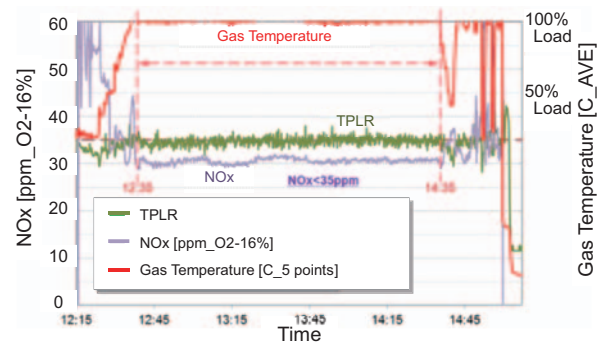


Fig. 18 Time series data of the 2 hours 100% load conditions hold test (0.55MMX)

Fig. 19に試験後の燃焼器部品を示す。Fig. 19には、0.55MMXの結果を示すが、0.8MMXおよび0.55MMXのそれぞれで、100%負荷条件相当を2時間保持する試験を実施し、目視確認で焼損や変形が無いことを確認した。また、全ての燃焼器部品に浸透探傷検査を実施し、クラック等が生じていないことを確認した。

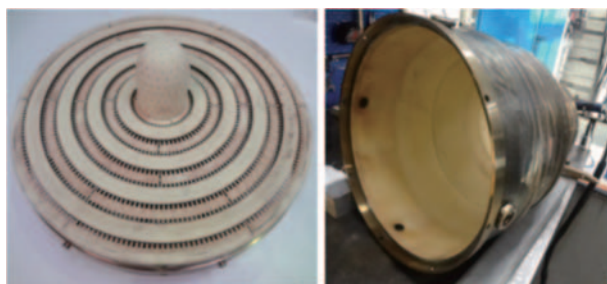


Fig. 19 Pictures of combustor parts after the test (0.55 MMX)

### 3. 水素ガスタービンエンジン実証試験

#### 3.1 水素CGS実証プラントと水噴射NO<sub>x</sub>低減方式を用いた水素100%発電実証

2015年度から2018年度で実施したNEDO課題設定型産業技術開発費助成事業「水素社会構築技術開発事業／大規模水素エネルギー利用技術開発／水素CGS活用スマートコミュニティ技術開発事業」において、当社は、水素専焼/混焼ガスタービン開発を核とした水素コージェネレーションシステムを担当した<sup>(3),(5)</sup>。

この事業では、当社のPUC17型常用発電装置（定格発電出力1MW級）を使用し、拡散燃焼器をベースとした水素燃料対応燃焼器を搭載したM1A-17型ガスタービンエンジンを装備した。燃料ガスの組成変化に柔軟に対応し、水素ガス専焼（純水素100%）、都市ガス専焼、水素と都市ガスを任意の割合で混合した混合ガスによる混焼運転が可能なことを特徴としており、NO<sub>x</sub>低減には水噴射を用いた。

Fig. 20に神戸市のポートアイランドに設置した水素コージェネレーション実証設備の全景と本実証で用いた拡散燃焼器を示す。2017年12月の設備完成以降、ガスタービン発電装置単独での試運転や、天然ガスによる運転試験を経たうえで、水素と天然ガスの混焼および水素専焼による熱電供給の実証試験を実施した。

2018年4月19日と20日に実施した実証試験において、水素のみを燃料として、近隣の4施設への熱電の同時供給を実現し、市街地における水素ガス専焼のガスタービン発電による熱電供給を世界で初めて達成した<sup>(6)</sup>。Fig. 21にその際の運転監視装置のモニタ表示を示す。水素ガス流量が約2,200Nm<sup>3</sup>/h、水噴射によりNO<sub>x</sub>値約50ppm（残存酸素16%換算値）となった。

#### 3.2 水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>発電実証

2019年度からNEDO課題設定型産業技術開発費助成事業「水素社会構築技術開発事業／大規模水素エネルギー利用技術開発／ドライ低NO<sub>x</sub>水素専焼ガスタービン技術開発・実証事業」において、2章で紹介したドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器を用いた水素専焼ガスタービン技術の開発を実施した。

#### 設備改修とドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の実装

2019年度は、ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の実装に向けた設備改修を実施した。拡散燃焼器では、燃料供給ラインは



a) Hydrogen fueled power generation plant



b) Diffusion flame combustor, fuel injector and image of water injection

Fig. 20 Picture of hydrogen fuelled gas turbine cogeneration power plant and diffusion flame combustor

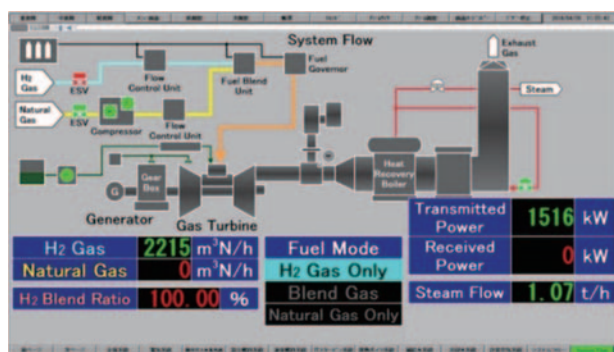
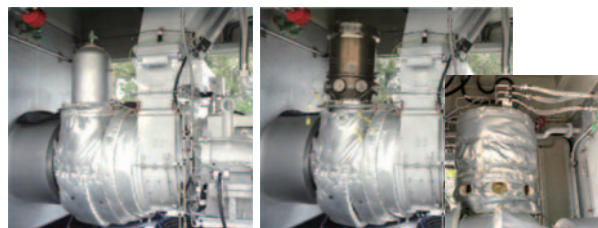


Fig. 21 Picture of control monitor at 100% hydrogen operation

1ラインであったが、Fig. 5に示した燃料ステージングによる安定したエンジン運転を可能とするため、燃料ラインの増設や制御システムの改修を行った。2020年3月にドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器をエンジンに搭載し、周辺機器の設置を完了した。Fig. 22にエンジンに搭載状態の拡散燃焼器とドライ低NO<sub>x</sub>燃焼器の比較を示す。

Fig. 22 Pictures of diffusion flame combustor (left) and dry low NO<sub>x</sub> combustor (right), and after piping of gas supply

2020年5月よりエンジン運転技術を確認するための技術試験を実施した。技術試験の間は、負荷抵抗器にて発電した電力を吸収した。Fig. 23に技術試験の様子を示す。

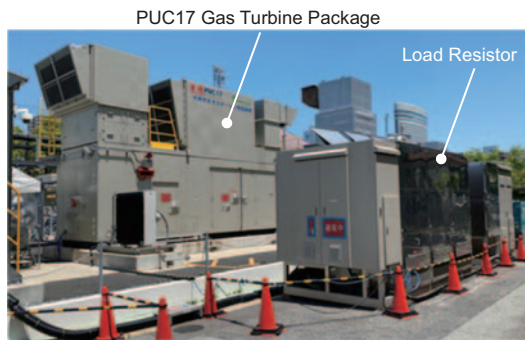


Fig. 23 Picture of technology verification test with dry low NO<sub>x</sub> combustor

初回のエンジン試験では、Fig. 8に示した0.8MMXを実装した。本燃焼器でのエンジン試験を事故やエンジントリップ等が無く、安全に運転技術を確認し、運転ノウハウを習得することを優先させるため、燃焼器要素試験において100%負荷条件相当で燃焼振動の無い0.8MMXを選択した。

#### エンジン起動調整試験

2020年5月12日よりエンジン起動調整試験を実施した。起動用燃料ガスである天然ガス流量ならびに起動途中の水素投入のタイミングと流量を調整し、無負荷運転に到達した。Fig. 24に起動時の時系列データを示す。横軸に時間、縦軸に回転数と燃料ガス流量をそれぞれ示している。プレパージ後、回転数約5%で天然ガスに着火、起動途中から水素を投入し回転数を上昇させ、着火後、約40秒で100%回転数に到達させた。

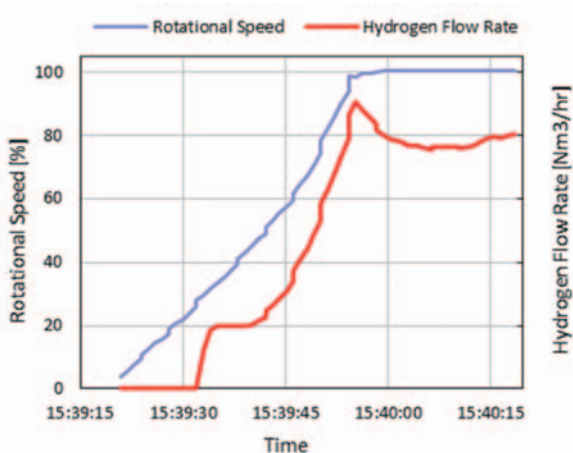


Fig. 24 Time series data of the engine start test on 12<sup>th</sup> May, 2020

#### 負荷試験

2020年5月18日から負荷試験を実施した。5月19日、吸気温度25℃における100%負荷-1530kWに到達した。Fig. 25に5月21日の試験時の時系列データを示す。21日

には吸気温度20℃における100%負荷-1635kWに到達した。このときのNO<sub>x</sub>値は約55ppm（残存酸素16%，相対湿度60%換算値）となり、燃焼振動の振幅の強さ（RMS値）は3kPa未満の安定した運転状態であった。

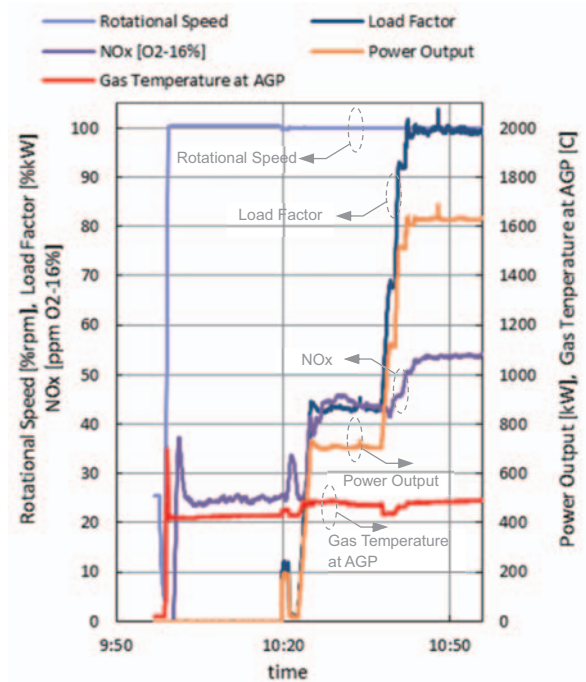


Fig. 25 Time series data of the engine loading test on 21<sup>st</sup> May, 2020

また、負荷移行速度も現天然ガスDLE燃焼器並みの速さに設定し、負荷の上げ下げに対して、燃料ステージングおよび追従性に問題がないことを確認した。

初回エンジン試験後、燃焼器部品を取り外し、目視確認により燃焼器内部およびトランジションダクト等に異常がないことを確認した。Fig. 26に燃焼器内部の様子とAGP近傍のガス温度計測するための熱電対（先端部）を示す。色あいはサーモペイントの結果を示す。オレンジ色：温度低、黒色：温度高。Fig.25中の赤線（Gas Temperature at AGP）が熱電対での温度計測値を示している。着火時、瞬間的に800から900℃に達するが、無負荷運転から100%負荷においては500℃以下となった。

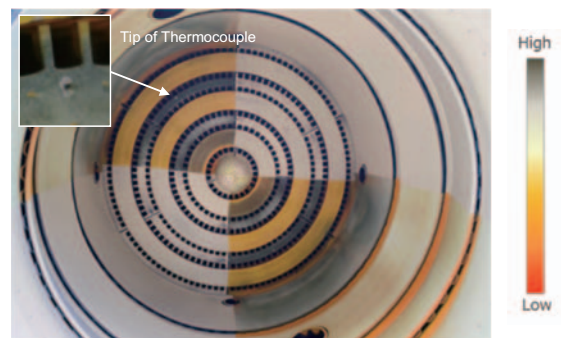


Fig. 26 Pictures of inside combustor parts after 1<sup>st</sup> engine test and tip of thermocouple for gas temperature measurement at AGP

Table 2に初回エンジン試験の運転履歴を示す。エンジン起動16回、トータル運転時間35.9時間、そのうち100%負荷運転時間10時間。燃焼器部品周囲ならびに設備に異状の発生無く、初回エンジン試験を終えた。

Table 2 Summary of 1<sup>st</sup> engine test: from 12<sup>th</sup> May to 2<sup>nd</sup> June

|                                 |                                              |
|---------------------------------|----------------------------------------------|
| Test Period                     | 12 <sup>th</sup> May to 2 <sup>nd</sup> June |
| Operation Day                   | 14 days                                      |
| Number of Engine Starting       | 16 times                                     |
| GT Operation Time               | 35.9 hours                                   |
| 100%Load Operation Time         | 10 hours                                     |
| More than 1000kW Operation Time | 14.8 hours                                   |

### 熱電供給実証

初回エンジン試験に引き続き、各種の運転制御パラメータの調整を実施した。2020年9月にFig. 23に示した負荷抵抗器を取り外し、10月から系統連系試験ならびに熱電供給実証試験を実施した。2020年11月4日に本水素専焼ドライ低NO<sub>x</sub>燃焼技術を用いた熱電供給に成功した。Fig. 27にその際の運転監視装置のモニタ表示を示す。1700kW発電出力時のNO<sub>x</sub>値約55ppm（残存酸素16%，相対湿度60%換算値）となった。

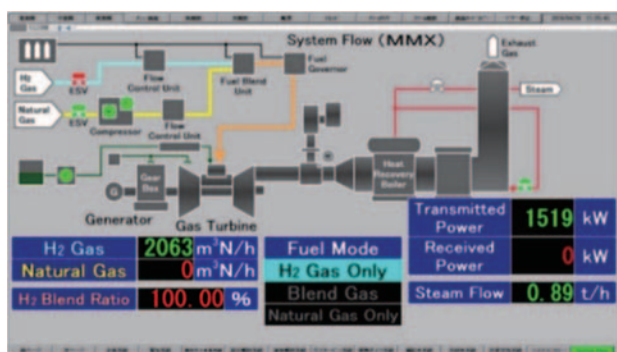


Fig. 27 Picture of control monitor at 100% hydrogen operation, heat and power supply with 0.8MMX combustor technology on 4<sup>th</sup> November, 2020

2021年1月18日には定格出力100%負荷-1800kWにおいて、NO<sub>x</sub>値は約60ppm（残存酸素16%，相対湿度60%換算値），エンジン効率は水噴射によるNO<sub>x</sub>低減方式にくらべ、約1%改善し、27%となった。NO<sub>x</sub>値はFig.11に示した燃焼器要素試験時より高い値を示したが、これは燃焼器要素試験とエンジン実機での燃焼器境界条件の差異（空気流量、温度、流れの均一度等）ならびに安定燃焼を重視した各水素供給リングへの燃料配分設定によるものと考えている。Fig. 28に1月18日試験時の燃焼振動の計測結果を示す。無負荷から100%負荷の全域で燃焼振動の振幅の強さ（RMS値）は3kPa 未満となった。

2021年1月末、NEDO課題設定型産業技術開発費助成事業「水素社会構築技術開発事業／大規模水素エネ

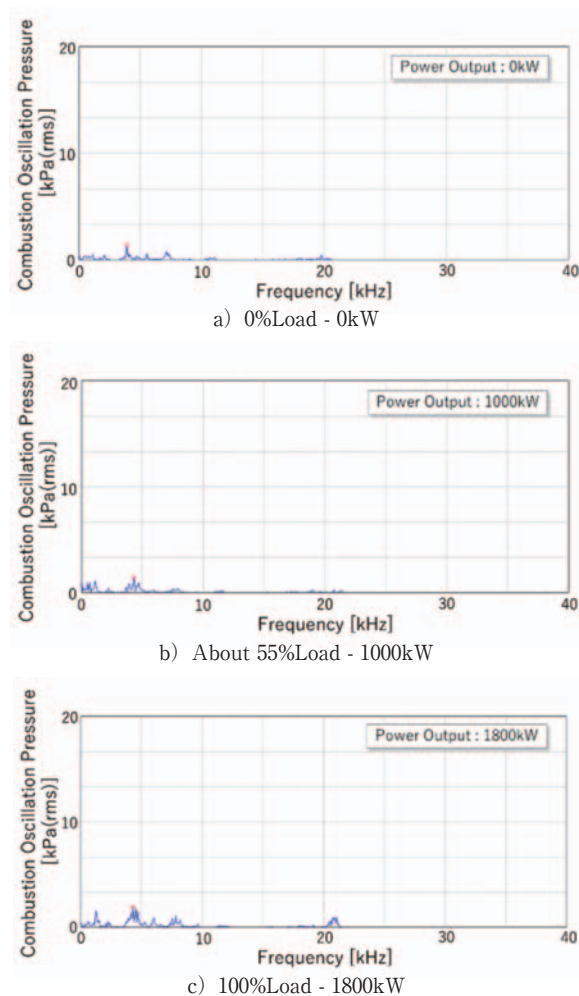


Fig. 28 Combustion oscillation frequency and pressure amplitude in the heat and power supply test on 18<sup>th</sup> January, 2021

ギー利用技術開発／ドライ低NO<sub>x</sub>水素専焼ガスタービン技術開発・実証事業」におけるエンジン実証運転を終了した。本実証運転期間（2020年10月から2021年1月）において、起動回数：55回、運転時間：254時間、等価運転時間：800時間となった。エンジン実証試験終了後、燃焼器部品を分解点検、浸透探傷検査を実施し、クラック等が生じていないことを確認した。Fig. 29にエンジン実証試験終了後の0.8MMXバーナモジュールを示す。



Fig. 29 0.8MMX burner module after engine demonstration tests

## まとめ

水素専焼ドライ低NOx燃焼器の開発ならびにエンジン実証試験を実施し、以下を得た。

### 燃焼器要素開発

- ・ Micro-mix水素専焼ドライ低NOx燃焼技術を適用した産業用ガスタービン燃焼器の概念設計を実施した。
- ・ 2 MW級ガスタービン用水素専焼ドライ低NOx燃焼器を試作し、水素燃焼試験により、50%から100%負荷相当条件でNOx値35ppm以下（残存酸素16%換算値）を得た。
- ・ NOx値を大気汚染防止法の半分に抑制し、実際のガスタービンエンジン運転においても規制値を十分に下回る見通しを得た。
- ・ 着火から各回転数条件、低負荷から高負荷での燃焼安定性を確認し、エンジン運転時の燃料制御の方針、制御機器構成の検討が可能となった。

### エンジン技術試験と熱電供給実証

- ・ 神戸市のポートアイランドに設置した水素コージェネレーション実証設備において、水素専焼ドライ低NOx燃焼器での運転を可能にする設備改修を行った。
- ・ エンジン起動調整試験を実施し、起動用燃料ガス流量ならびに起動途中の水素投入のタイミングと流量の調整を行い、安定した起動が可能となった。
- ・ 2020年5月21日、吸気温度20℃における100%負荷-1635kWに到達した。このときのNOx値は約55ppm（残存酸素16%、相対湿度60%換算値）となり、燃焼振動も無く安定した運転状態であった。
- ・ 2020年11月4日、本水素専焼ドライ低NOx燃焼技術を用いて熱電供給を達成した。
- ・ 定格出力100%負荷-1800kWにおいて、NOx値は約60ppm（残存酸素16%、相対湿度60%換算値）、エンジン効率は27%となった。

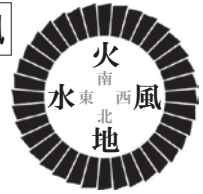
## 謝 辞

本内容の一部は、総合科学技術・イノベーション会議のSIP（戦略的イノベーション創造プログラム）「エネルギーキャリア／水素燃焼技術の開発」（管理人：JST）ならびにNEDO委託業務「水素利用等先導研究開発事業／大規模水素利用技術の研究開発／水素ガスタービン燃焼技術の研究開発」、NEDO課題設定型産業技術開発費助成事業「水素社会構築技術開発事業／大規模水素エネルギー利用技術開発／水素CGS活用スマートコミュニティ技術開発事業」および「ドライ低NOx水素専焼ガスタービン技術開発・実証事業」にご支援を頂き得られた成果です。

## 参考文献

- (1) 経済産業省 ニュースリリース ウェブサイト; 新しいエネルギー基本計画が閣議決定されました, <https://www.meti.go.jp/press/2018/07/20180703001/20180703001.html> (アクセス日2018年7月5日)。

- (2) 経済産業省 ニュースリリース ウェブサイト; 水素・燃料電池戦略ロードマップを策定しました～水素社会実現に向けた産学官のアクションプラン～, <https://www.meti.go.jp/press/2018/03/20190312001/20190312001.html> (アクセス日2019年3月13日)。
- (3) 西村元彦,水向健太郎,洲河誠一; 国際液化水素サプライチェーンの技術構築の現状, エネルギー・資源学会誌, 通巻229号, Vol. 39 No. 3, (2018), pp. 153-157.
- (4) NEDO News Release ウェブサイト; 世界初, ドライ低NOx水素専焼ガスタービンの技術実証試験に成功, [https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5\\_101337.html](https://www.nedo.go.jp/news/press/AA5_101337.html) (アクセス日2020年7月21日)。
- (5) 堀川敦史,川崎重工における水素焚きガスタービンの開発状況, 火力原子力発電協会, 会誌「火力原子力発電」10月号, Vol. 70, No. 757, (2019)。
- (6) Funke, H., et al; Numerical and Experimental Characterization of Low NOx Micromix Principle for Industrial Hydrogen Gas Turbine Applications, Proceedings of ASME Turbo Expo 2012, Copenhagen, Denmark, GT2012-69421.
- (7) Funke, H., et al; Experimental and Numerical Characterization of the Dry Low NOx Micromix Hydrogen Combustion Principle at Increased Energy Density for Industrial Hydrogen Gas Turbine Applications, Proceedings of ASME Turbo Expo 2013, San Antonio, Texas, GT2013-94771.
- (8) Haj Ayed, A., et al; Numerical Study on Increased Energy Density for the DLN Micromix Hydrogen Combustion Principle, Proceedings of ASME Turbo Expo 2014, Dusseldorf, Germany, GT2014-25848.
- (9) Kroniger, D.他; Numerical Study of Hydrogen-fueled Micromix Combustion and Experimental Validation of NOx Emissions, 第48回ガスタービン学会定期講演会(オンライン開催), 講演論文集A-14, (2020)。
- (10) 堀川敦史,他; ドライ水素低NOx燃焼技術の開発, 第43回ガスタービン学会定期講演会(米子), 講演論文集A-7, (2015)。
- (11) Horikawa, A., et al; Application of Low NOx Micro-Mix Hydrogen Combustion to Industrial Gas Turbine Combustor and Conceptual Design, Proceedings of International Gas Turbine Congress 2015, Toyko, pp. 141-146
- (12) 岡田邦夫,他; 2MW級ガスタービンにおけるドライ低NOx水素専焼燃焼器の開発, 第44回ガスタービン学会定期講演会(酒田), 講演論文集C-3, (2016)。
- (13) 古賀和樹,他; 2MW級ガスタービン用ドライ水素専焼低NOx燃焼器の開発, 第45回ガスタービン学会定期講演会(松山), 講演論文集B-7, (2017)。
- (14) Horikawa, A., et al; Application of Low NOx Micro-Mix Hydrogen Combustion to 2MW Class Industrial Gas Turbine Combustor, Proceedings of International Gas Turbine Congress 2019, Toyko, IGTC-2019-129.
- (15) Dickhoff, J., et al; Development of an Air Cooled Borescope for Infrared Thermal Load Monitoring in Industrial Gas Turbine Combustors and Operational Experience, Proceedings of International Gas Turbine Congress 2019, Toyko, IGTC-2019-155.
- (16) NEDO News Release ウェブサイト;世界初, 市街地での水素100%による熱電供給を達成, [http://www.nedo.go.jp/news/press/AA5\\_100945.html](http://www.nedo.go.jp/news/press/AA5_100945.html) (アクセス日2018年4月25日)。



## ホンダエアロインクの設立と運営

### Establishment and Operation of Honda Aero, Inc.



藁谷 篤邦<sup>\*1</sup>  
WARAGAI Atsukuni

キーワード：ジェットエンジン，原動機，生産，認定

Key Words：Jet Engine, Prime Mover, Production, Certification

#### 1. ホンダエアロインク（以下HAI）の紹介

Hondaは、2004年に航空エンジン事業の拠点として、HAIをアメリカに設立した。同年、このHAIとGEの間で50：50のJV、GE Honda社が設立された。Fig. 1に関連会社の役割を示すが、GE Honda社はセールスとサービスの窓口であり、実務は、GEとHondaが行う構造となっている。

Hondaは、(株)本田技術研究所が開発業務を行い、HAIはビジネスのヘッドクォーターの役割に加え、GE Honda社への人材供出、50%のエンジン部品の供給、エンジンの組立検査出荷試験（以下AIT）及び、市場に出たエンジンの修理やオーバーホールを請け負っている。

一方、GEは、開発業務、GE Honda社への人材供出、50%のエンジン部品供給に加え、サービスポータルを提供と運営を行っている。

HAIでは現在、GE Honda社の最初の製品である推力2095lbfの小型ターボファンエンジン、HF120を生産している。HF120は、Hondaが独自に開発したHF118-2エンジンをベースに、GEと共同で低圧圧縮機と低圧タービンを2段化し、推力を増強、推重比と燃費を向上させたエンジンで、現在はHondaJetに搭載されている。高性能と高信頼性により、HF120は、小型ターボファンエンジンにおいて、4年連続でベストセラーとなっている。

筆者は、2003年に初飛行を成し遂げたHondaJetのプロトタイプ用のエンジン、HF118-2の開発責任者を努めた。その後、HAIの設立時にHAIの副社長兼、GE Honda社の上級副社長としてアメリカに赴任し、2008年に3代目HAI社長の任についた。2009年に日本に戻り、航空機エンジンR&Dセンター長に就任した後、2015年にHAIの5代目社長として再び渡米し、2020年秋に退職するまで、通算34年間、Hondaの航空エンジン事業に従事してきた。

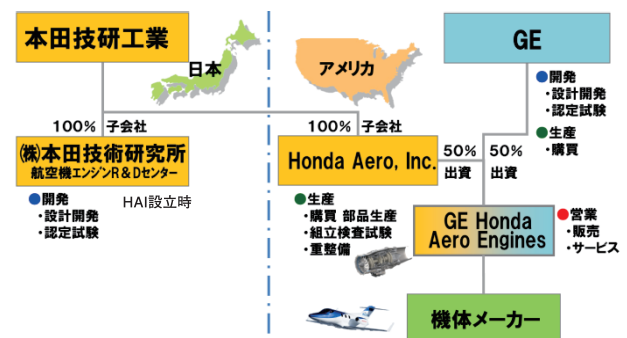


Fig. 1 関連会社相関図

#### 2. ジェットエンジン工場の建設

JV設立当初は、GEがエンジン生産を行う予定であったが、諸事情からHAIが行う事となった。それに伴いエンジン認定開発の進捗状況に合わせて、2009年にエンジン生産工場建設を開始した。

この際、市場での製品の使用状況を把握して今後の開発に活かす為、また利益の源泉であるサービス事業を取りこむ為、エンジンの整備も行える様に計画した。同じ工場で生産と整備を行うことはこの業界では、めずらしい形態となっている。

Hondaにとって、ジェットエンジン工場建設は初めての経験であり、以下の様な要件を設定する所から始めた。

- 気温、湿度がエンジン試験に適している。
- 地域のエミッション総量規制に余裕がある。
- サービスと物流の観点から、空港に接している。
- サービスの観点から、多くのユーザーが訪れ安い。
- Airframe and Powerplant License（以下A&Pライセンス）を持つ人材を確保しやすい。
- パートナーであるGEの拠点に近い。

Fig. 2は、それらの要件を図式化している。細かい線はビジネスジェット（以下BJ）の飛行経路を示しており、シカゴ、ニューヨーク、フロリダを結んだ三角形が最も飛行頻度の高い地域であることがわかる。また中西部より東に、A&Pライセンスを持った人材が多く、南部は

原稿受付 2021年5月10日

\* 1 元本田技術工業、ホンダエアロインク社長（退職）  
E-mail: awcinday@gmail.com

温度、湿度の観点から適さない。これらの要件から候補地を三角形の中にある3州（バージニア州、ノースカロライナ州、テネシー州）の4都市に絞り込み、工場建設に関するエキスパートでチームを組んで、現地調査を行った。この際、チームの移動にBJを使用し、機内で候補地の予習、結果レビューを行い、場合によっては食事も取ることで効率的に調査を行い、2日間で候補地を決定できた。民間航空機を含む従来の移動手段では、一週間以上は要したので、BJの有効性を改めて実感できた。

最終的には、ノースカロライナ州バーリトンに決定したわけだが、州や地域のインセンティブに加え、最初の顧客である、ホンダエアクラフトの本社、及びGEの工場が近傍にあったことも大きな要因であった。

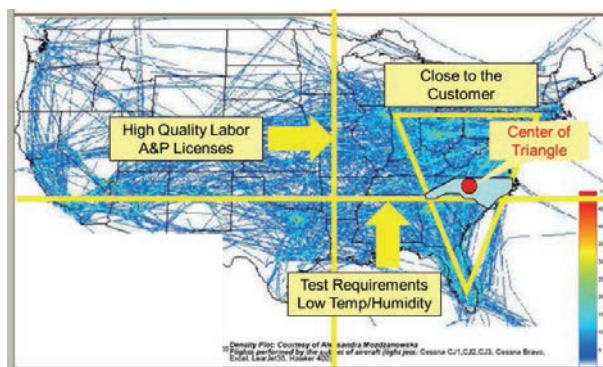


Fig. 2 工場の設置要件



Fig. 3 ローカル空港に近接



Fig. 4 HAI全景

### 3. Production CertificateとRepair Station Certificate

航空エンジン事業は規制産業であり、事業を行う為には、アメリカ連邦航空局（以下FAA）から3つの認証、設計の法規への適合性を証明するType Certificate（以

下TC）、品質システムがTCに適合した製品の継続的な製造を保証できることを証明するProduction Certificate（以下PC）及び、型式認定で定めた基準での整備を保証するRepair Station Certificate（以下RSC）を、取得しなくてはならない。TCはGE Honda社で、PC及びRSCはHAIで取得した。

#### Production Certificate

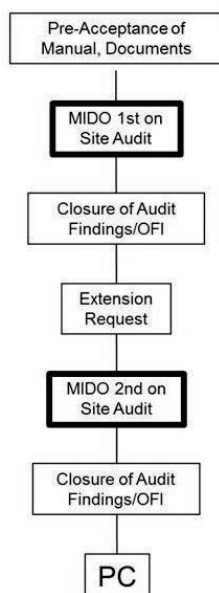


Fig. 5 PC審査の様子（白いユニフォーム以外が審査官）

PCの取得は、Hondaにとっては、もちろん初めての経験であるが、FAAにとってもジェットエンジンのPCの審査は、23年ぶりであった。

PCの審査では品質システム等の書類審査の後、地域のFAA（アトランタ）が1次審査を行い、これに合格後、全米のFAAから専門家が集められ、2次審査が行われた。

最新の完全ペーパーレスシステムを採用した事、組立や検査に携わるアソシエイトが、良く訓練され、審査官の質問に的確に答えられた事が評価され、「今後はHAIのシステムが業界のスタンダードになるであろう。」との褒め言葉と共に、2015年3月にPCを取得した。

これにより、エンジン生産が可能となったわけだが、加えて、部品の内製や、独自のサプライヤー網構築が可能となったことの意義は、大変大きい。

RSCの認定でも同様な審査が行われ、2016年に認証された。ここでは通常のRSCの審査に加え、同一施設内で、新品のエンジンや部品と、サービスに入っているエンジンや部品が、明確に区別され、管理されている事が、重要な審査項目であった。

因みに、FAAは地域ごとに管轄が分かれており、本来ならば全国的に統一した基準で運営されるべきと思うが、地域によって違いがあるように感じた。また、TCの認定を行い、技術を取り仕切るエンジニアリング部門

(ECOやACO)、PCの認定を含む製造を監督する部門(MIDO)、RSC認定を含み、市場に出た製品の整備、運行状況を監督する部門(FISDO)はFAA内で別々の組織であるが、それぞれが、独自の文化をもっていることや、それらが基本、官僚組織ではあるにも拘らず、各々の組織のTOPの個性が色濃く反映されることは興味深かった。

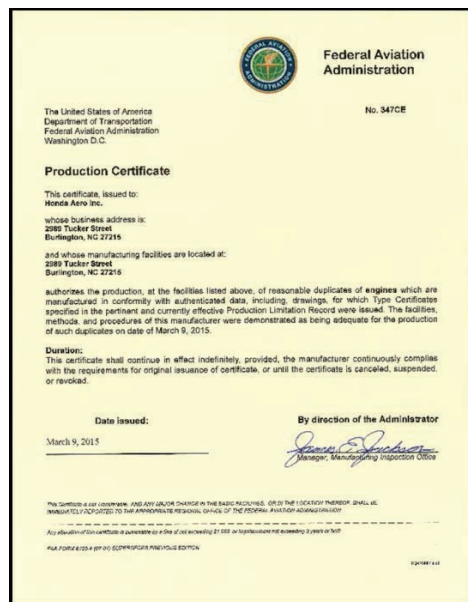


Fig. 6 Production Certificate

#### 4. ジェットエンジンの生産

Hondaの他の製品と比べ、ジェットエンジンの生産量は、2から3桁少ないので、ラインではなくセル方式で生産している。

航空エンジン生産では、その性質上、高い品質管理が求められる。また、Hondaにおいて、ジェット機やジェットエンジンは、言わばクラウンジュエリーの製品であり、品質には最大の注意を払ってきている。

その一環として、エンジン部品は200% Qualityと称し、ダブルチェックを行っている。組立工程では、締め付けトルクや小組寸法など、工程ごとに重要箇所を計測し、それらが基準を満足して、初めて次工程に進めるコンピューターベースのシステムを採用しており、これにより組立品質を自動的に保証できるようにしている。デプスゲージなどの計測器からのデータは、自動的にシステムに転送され、入力ミスなど、人為的なミスを極力減らしている。

全てのエンジンは、出荷運転試験を行い、推力、燃費、振動、オイル消費等、顧客に保証した数値を実証することで、品質を保証している。万全の注意を払って、部品の検査や組立てを行っているが、稀に試験結果が、それらの要件を満たさない場合がある。

代表的な例として、振動過大があり、特に生産初期には、振動要件を満たさない場合が、度々見られた。低圧

系の振動過大の場合は、テストセルでのエンジン運転でバランス取りを行い解決可能であるが、高圧系の振動過大の場合は、その都度、エンジンを分解しなくてはならない。これは労力と時間を要し、場合によっては、オンタイムデリバリーにも影響を及ぼす。そこで単純な剛体軸としての動的バランス取りに加え、経験を加えた独自のバランス取り手法を設計チームと協力して開発し、直行率を向上させた。

完成検査では、ボアスコープで運転後のエンジン内部を検査したり、外装品や機体用部品の取り付け状況を確認したりするわけだが、ヒューマンエラーを極力排除するため、画像をAIでチェックするシステムを開発した。近々に稼働予定である。



Fig. 7 エンジン組立の様子



Fig. 8 エンジンテストセル

#### 5. サプライヤーとの葛藤

HAIはエンジン全体の50%の部品を購入または製造しているが、開発段階ではPCを持っていなかった為、GEが承認しているサプライヤーを活用した。PC取得後は、徐々に独自のサプライヤーを開拓して来ているが、まだ少数である。それらのサプライヤーは、Fig. 9、及び10に示すように、一部ヨーロッパや東アジアにも存在するものの、メインはアメリカ国内である。

Hondaは自動車業界ではその地位と規模から、サプライヤーに対してそれなりの立場にあるが、航空エンジン事業ではHAIは弱小であり、立場は弱い。正直なところ、サプライヤーのビジネス規模の方が大きい場合が多い。また、サプライヤーの数も限られているため、HAIにはあまり選択の余地がないのが実情である。

製造が難しい部品においては、不本意ながら、期日ま

で、設計要求を全て満たした部品が納品されない事が稀ではない。そのような場合、経済的、納期的理由から、簡単にその部品を不採用とすることは難しい。その際は、社内のMRB（Material Review Board）で採用の可否を議論し、救える物は採用し、個々の問題を解決していくわけだが、恒久的には、設計を変えるか、製造工程の改善が必要である。TC取得後の設計変更は、場合によっては認定文書にも立ち返る必要があるなど、かなりの工数を要し困難な場合が多い。よって、サプライヤーと協力して製造工程を改善するケースが多い。

しかし、サプライヤーもノウハウ保持の観点から内部工程の開示には慎重であり、まずは信頼関係を築く所から始めなくてはならない。彼らとしてはノウハウが他社に流れ、仕事を奪われることを警戒している。

やっと信頼を取り付け、時間をかけて工程を改善し製造が順調になると、サプライヤーからは、工程の変更を理由に、価格UPを要求される場合が多い。

Quality, Cost, Delivery（以下QCD）を同時に満たすことは難しく、設計段階で、高い次元で、同じ物を、同じ様に繰り返し製造できる設計を行う事の重要性を、改めて思い知らされた。



Fig. 9 アメリカでのサプライヤー分布

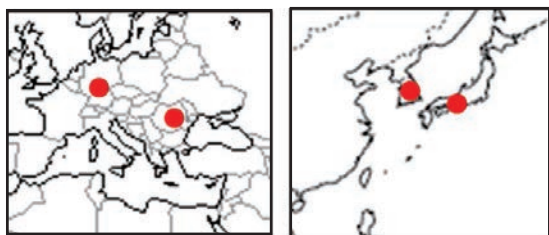


Fig. 10 US以外のサプライヤー分布

## 6. 部品製造内製化の開始

当初、HAIではエンジン生産において、AITだけを行って来たが、エンジンのQCDを改善していくには、これを左右している部品のQCDを、自らコントロールする必要があると判断し、2015年より部品の内製化を開始した。

サプライヤーにおいてQCDの遵守が難しい部品の中から、エンジンの競争力確保の為に鍵となる部品や、製

造技術を内部に留保したい部品を対象部品として選んだ。

具体的にはFig. 11に示すように、軽量化を狙って、炭素長繊維成形複合材料をプレス整形でつくるFAN静翼、圧縮機の性能確保に重要なディフューザーを内包するGas Generator Case、エミッション特性に大きく影響するエフュージョン冷却のための微細な斜孔（Fig. 12参照）を持つ燃焼器である。

どれも、元々製造困難な部品であり、内製化を軌道に乗せるまでに相当の時間を要したが、設計と製造のエンジニアが協力し、QCDを自ら改善できた成果は大きい。

設計は日本で行われたので、日本人エンジニアが多く、製造はアメリカなので、アメリカ人エンジニアが多い。それ故、当初は時差と言語、更には文化の違いから、設計と製造間のコミュニケーションが悪く、プロジェクトが遅れ、互いにフラストレーションがたまる事態が、度々見受けられた。

対策として、比較的長期に亘って、日米の互いの部署を訪問しあう人材交流プログラムを立ち上げ、Face to Faceで議論し、互いを知る機会を設けることで、次第にベクトルが合い、目標を達成することができた。

最近では、最新技術であるアディティブマニュファクチャリング技術の一種、3次元金属積層技術にも挑戦している。この技術は、ジェットエンジンの部品製造のみならず、設計手法そのものを変えていく技術であり、この技術に適した設計を採用し、製造技術を使いこなすことで、将来を変えて行けると信じ、自前化に邁進している。

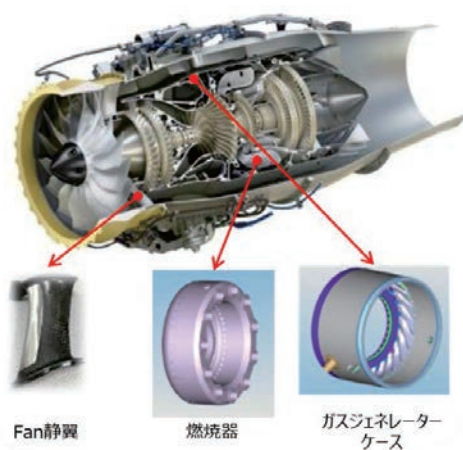


Fig. 11 内製部品



Fig. 12 燃焼器壁の斜孔（断面）

## 7. アメリカ人との働き方

Hondaでは企業統治の根幹として、Hondaフィロソフィーを現地法人にも適用している。HAIでも幹部にはHondaのアメリカ現地法人から人材を登用し、Honda文

化の浸透を図った。しかし、Hondaの従来製品には無い、航空エンジン特有の専門性が必要な分野もあり、そのような分野では、幹部にもHondaのバックグラウンドを持たない人材を登用した。そうしたアソシエイトを対象に、Hondaフィロソフィーの啓蒙活動を、定期的に、具体例を使って行い、企業文化の浸透を図ってきた。

問題が生じた際、解決方針を企業の原理原則であるフィロソフィーに則って決める事は、原理原則を大事にするアメリカ人アソシエイトにも理解されやすく、正直、日本で働いていた時以上に、その重要性を実感した。

2020年、COVID-19の影響で大幅減産となり、通常の生産活動が止まる時期があった。その際、現地の若手アソシエイトから、Hondaフィロソフィーを背景に、導入したばかりの3次元金属積層機を用いて、人工呼吸器の部品を作りたいとの提案があった事は、印象的であった。残念ながら医療機器の製造は品質保証の問題もあり、実現できなかったが、これを機会に社内に在庫していた、医療用マスクやグローブを近隣の医療機関に寄付し、地域に貢献することが出来た。

このように現地のアソシエイトにもHondaフィロソフィーは好評で、自ら起業するためにHondaを辞めたアソシエイトから、自分の会社のフィロソフィーに反映したい、とのコメントをもらった時は嬉しく思った。

## 8. パートナーとの関係

パートナーのGEはアメリカの中のアメ리카と言われる会社であり、大変素晴らしい人材と企業文化を持つ。

Hondaとの共通点は、どちらも技術を尊重する会社であり、良い技術は、それが自分の会社から生まれたもので無くても認める文化を持っている。これは共同で開発する際には、特に大きな利点だった。なんらかの問題に直面した時にも、解決の為に技術提案を「Not Invented Here」と言って拒否することなく、互いの利点を存分に引き出し、速やかに問題を解決することが出来た。

一方、サプライヤーに対する考え方はかなり違う。Hondaはサプライヤーを育て、一緒に歩むという長期視点の考えであるが、GEは短期視点であり、購買においては、数年ごとに競争入札を行い、価格競争力がなければ、容赦なく切っていく。同様な話はGMやFordでも聞いた事があり、これはGEというよりアメリカの会社の特徴なのかもしれない。どちらが良いかは、なかなか難しい問題であるが、新参者が成功するには、Hondaのやり方に活路があると信じている。

GEには、新たな分野を含め、新規ビジネスを立ち上げる際に、その事業性をビジネスの開発段階に応じて、様々な観点から評価するシステムが有り、学ぶ点が多かった。

マーケティングにおいても、様々な人や会社とも情報交換を行い、我々には、ちょっと怪しいと感じる会社や情報であっても、真摯に話を聴き、そこから学べるものは学ぶという姿勢には大いに啓発された。

技術面では、60年の歴史と経験が違いを生んでいる。彼らは、市場で発生する部品やエンジンの劣化の症状や、その劣化速度を把握しており、これは新参者である我々単独では、決して得られない情報であった。

過去に経験した問題を反映した「設計べからず集」を持ち、これをエンジンレイアウトに反映している。更には、様々な加工手法ごとに、過去の膨大なデータに裏打ちされた加工精度の統計データベースを築いており、加工精度の6シグマを満たす図面公差を許容する設計により、製造時のトラブルを最小限に抑えている。

GEは、製品開発においても、製品の安全性や性能を、一定以上の品質に保つ為、設計システムと、そのアウトプットを評価する評価システムを確立している。しかし、全てがシステムに依存しているように見える中、それらの評価会の席で「これは誰が評価したのか？」とか「彼が評価したのであれば、安心だ」といったコメントを聞くことがあり、やはり人に依存する部分が小さくない事を確認出来た時は、安心すると共に、親しみを感じた。

## 9. 今後の展開

この事業に参入した2004年頃は、エアタクシーという新たな事業が語られ、小型BJ事業も大いに発展すると期待された。しかし、リーマンショックで、エアタクシー構想は消滅し、あるBJ会社のTopが「20年前に戻った。」と言ったほど、事業規模も大きく落ち込んだ。その後、緩やかな回復基調にあったが、COVID-19により、航空業界全般は再び苦境に立たされている。

そんな中、昨今BJは、対ウイルスを含めたセキュリティの高さが注目され、成長の機会が訪れている。また近年注目が集まっているドローンといった新たな移動手段や、地球温暖化対策としての新たな航空用パワーユニットが話題となり、変革の時代の予兆が感じられる。HAIの様な新参者にとっては、変革の時代こそ、大きなチャンスであろう。今、異分野から、様々な企業がこれらの新たな市場への参入を図っているが、空を飛ぶ以上、安全性を保証する品質保証基盤技術は必須である。時間をかけて自力でこの重要な基盤技術を確立してきたHAIは、新たな分野にも、挑戦して行く。

## 謝辞

ホンダエアロインクの現社長である、築山氏には、本稿取りまとめに際し貴重な助言を得た。ここに期して謝意を表する。

## 調査研究委員会報告

## 航空機エンジン材料の国際標準化に向けたデータベース構築

川岸 京子

KAWAGISHI Kyoko

産官学連携委員会の下部組織である「ガスタービンを考える会」では、発電タービンに関する研究提案「機動性に優れる広負荷帯高効率ガスタービン複合発電の要素研究」がNEDOプロジェクトとしてスタートしたことを受け、次の新たな研究提案を模索してきた。そうした中で、航空機エンジン材料を対象とした研究プロジェクトの検討が始まり、2018年に調査研究委員会としてプロジェクト内容を検討するための活動を開始した。

エンジン用高温材料に関しては各国で研究開発が行われてきた。現行エンジンに使用されている材料はGE, P&W, RR, Cannon-Muskegon社により開発されたものが多い。近年の新材料としては米国GE社、C-M社による開発が主となっている。これに対して、国立研究開発法人物質・材料研究機構は、高効率航空機エンジンの実現に向けて高温強度に優れた耐熱材料の研究開発を進めてきた。動翼、静翼用材料として、耐環境特性と高温強度のバランスに優れ、世界最高のクリープ強度を持つ第6世代単結晶超合金TMS-238、ReやRuを含まず熱疲労とクリープ特性のバランスに優れた第1世代単結晶超合金TMS-1700 (MGA1700) などがある(図1)。また、ディスク用材料として、従来材より75℃高い耐用温度を持つ鍛造材TMW-4M3(図2)、粉末冶金材TMP-5002, 5006 (HGN200, 300)を開発している。これらの材料はいずれも現在汎用材料として広く使用されているものに比べて優れた特性を持ち、実用化されればエンジンの効率向上に寄与することは必至である。高強度材料の実用化は、冷却空気の削減、部材薄肉化による軽量化を可能とするため、燃料消費量の削減、CO<sub>2</sub>排出量の削減につながる。しかしながら、現状ではこれら国内開発

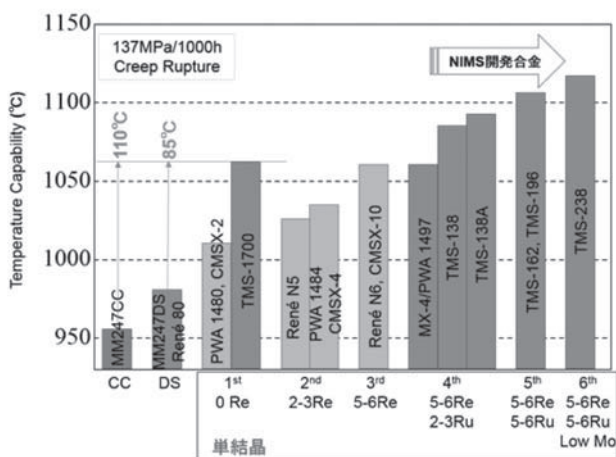
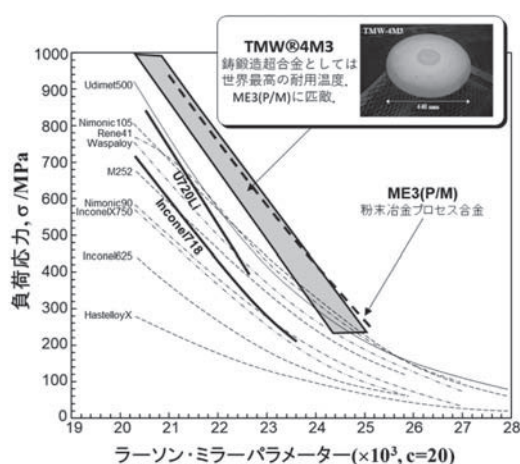
の材料が民間エンジン部材に実用化されるには一部にとどまっている。

民間エンジン製造における日本の国際シェアを拡大するためには、実機開発を視野に入れて戦略的に新たな技術開発を進めることが必要である。エンジン開発の基礎となる材料技術は発電用ガスタービンと直結する中であって、日本の研究開発、技術力は国際的に非常に高いレベルにある。よってこれを十分に生かすことで国際的に高い競争力を見込むことができる。一方、実際にこれらの材料を民間の航空エンジンにて使用するためには、材料データベースとそれを活用した寿命予測技術により、その材料の信頼性をFAA等の認定機関に認証させる必要があるが、これらを一社で技術構築するには膨大な費用がかかるため、実用化への大きなハードルとなっている。

国内開発の材料をエンジン部材として実用化するためには以下の検討が必要であると考えられる。

- 認証が得られるレベルの材料データ、製造プロセス、加工プロセス、試験機関の認証取得
- 国産材料を適用が想定される部品とそれに応じた材料組成の選定
- 設計マージン設定に必要な、材料特性のバラつきを考慮したデータ取得

上記の課題を受け、本委員会では、民間エンジン製造に必要な国産新材料および比較材として汎用材料の材料特性データベースを取得するプロジェクトを提案することとした。将来の認証取得を目指してデータを蓄積し、信頼性を高めることで、国際協力エンジンプロジェクト参画においては国内産業界の優位性を向上させ、また

図1 タービン翼用Ni基超合金の耐用温度<sup>(1)</sup>図2 タービンディスク用Ni基超合金のクリープ特性<sup>(2)</sup>

オールジャパンの取り組みにより純国産エンジン製造につながることで、国際市場において競争力の向上をめざすものである。

プロジェクトの提案先を検討するにあたり、文部科学省、経済産業省に対して適切な予算、制度の有無の情報交換を開始した。その結果、国立研究開発法人科学技術振興機構（JST）によるSIP統合型材料開発システムによるマテリアル革命の1課題「C2 高性能化のためのNi粉末鍛造プロセスの開発」のうちのサブテーマとして、「C2-2 航空機材料の国際標準化・認証のための材料データベースの構築」という課題名で2020年4月より採択された。この事業では、材料データベース作成のためのフレームワーク構築を目的とし、先行事例調査によりデータベース構築に必要な試験項目、条件を決定するとともにラボスケールでの材料試験を予備的に開始し、データベースの仕様の検討にフィードバックさせる計画となっている。参画機関は国研2（物質・材料研究機構、宇宙航空研究開発機構）、企業5（株式会社IHI、川崎重工業株式会社、三菱重工航空エンジン株式会社、株式会社本田技術研究所、三菱パワー株式会社）となっている。初年度の研究の進捗評価が行われ、2年目となる今年度も課題の継続が認められており、順調に計画が進行している。

SIP事業により、現在TRL1（基礎理論の着想段階：Ni基超合金の提案・権利化）あるいはTRL2（技術要素範囲の明確化：材料成分や熱処理条件などの製造方法が決定していること）にある国産材料をTRL3（コンセプト実証：既存合金に対して、競争力があることが少数のデータで確認できていること・スペックが仮設定されていること）に進める計画である一方、エンジンとしての実証試験まで到達するには非常に多くの試験と費用がさらに要求される。そこで、より大規模な予算での材料試験によりTRL4（サブコンポーネント試験：ヒート、ロットごとのばらつきデータ蓄積・ロバスト性の確認・模擬形状部品製造による製造性確認）を達成する

ために新規プロジェクトをSIP事業の後継として検討することとした。経済産業省航空機武器宇宙産業課との数か月にわたる意見交換の結果、大変なご尽力をいただき、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）の新規事業に応募することが可能となった。委員会の協力のもと本年4月に応募書類を提出し、採択審査を経て、「航空機エンジン向け材料開発・評価システム基盤整備事業」研究開発項目③「航空機エンジン用評価システム基盤整備」として5月下旬に採択が決定した。参画企業の負担軽減のため交渉を重ねた結果、助成率100%の事業として採択されたことは非常に大きな成果である。

応募時点の参画企業はSIPと同様に国研2（物質・材料研究機構、宇宙航空研究開発機構）、企業5（株式会社IHI、川崎重工業株式会社、三菱重工航空エンジン株式会社、株式会社本田技術研究所、三菱パワー株式会社）となっているが、今後は発電分野へのデータ展開、国内サプライチェーンの構築等の発展を視野に入れ、大学や他企業の参画も可能と考えている。5年間を予定している本事業により、TRL5（コンポーネント試験：回転リグ試験等）につながる十分な成果をあげることが期待されている。調査研究委員会は関係省庁および企業との連携の下、SIP、NEDO両事業の成功に向けて今後も支援を継続する予定である。

## 参考文献

- (1) 川岸京子, 超耐熱合金の直接完全リサイクル, 第15回環境研究シンポジウム講演要旨  
<[http://kankyorenrakukai.org/symposium\\_15/pdf/koen\\_2.pdf](http://kankyorenrakukai.org/symposium_15/pdf/koen_2.pdf)> (参照日 2021年6月21日).
- (2) 長田俊郎他, Ni-Co 基鍛造超合金におけるミクロ組織制御法及び強化因子の定量的解析, 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会報告書 (2011)

(調査研究委員会委員長)

## 訃 報

ご逝去の報に接し、謹んで哀惜の意を表すとともに、ご冥福をお祈り申し上げます。

名誉会員・元会長 柘植 綾夫 氏  
2021年4月8日逝去（享年77歳）

### 〔本会関係略歴〕

2000年10月 入会  
会長（2002年）、副会長（2001年）  
2014年4月 名誉会員

### 〔略歴〕

1967年3月 東京大学工学部船用機械工学科卒業  
1969年3月 東京大学大学院工学研究科修士課程修了  
1973年3月 東京大学大学院工学研究科博士課程修了  
1969年4月 三菱重工業(株)本社技術本部技術管理部入社  
1987年11月 Harvard Business School, AMP101（1987）修了  
1997年4月 同社技術本部高砂研究所所長  
2000年6月 同社取締役技術本部長  
2002年4月 同社代表取締役・常務取締役技術本部長  
2005年1月 同社特別顧問  
2005年1月 内閣府総合科学技術会議常勤議員  
2007年12月 芝浦工業大学学長（2012年3月退任）



## 追 悼

### ガスタービン学会での柘植綾夫さん

渡辺 紀徳<sup>\*1</sup>

ガスタービン学会での柘植さんはいつも微笑んでおられました。

会長を務められた頃は、英文論文集の発行を検討している時期でした。学会内で賛同が広まらない中、当時丸の内にあった三菱重工にお部屋を訪ねてご相談したことがありました。このとき柘植さんが微笑みながら下さった応援のご意見が、発刊に向けて大きな支えとなりました。相談のあと、たまには忙中閑ありもいいじゃないですかと言われ、地下のお寿司屋さんに連れて行ってもらいましたが、その場に日本の科学技術と産学連携の今後の展望に関する資料をお持ちになり、情熱的にお話をお聞かせいただきました。

総合科学技術会議に移られてからも、学会活動に様々なご指導をいただきました。科学技術基本計画案へのパブリックコメントが求められたある年末、ガスタービンを考える会にお声がかかり、コメントをまとめてくれないうちと依頼されました。メンバーで相談し、急遽10日間でコメントを作り上げ、20件ほどをウェブサイトに掲げました。柘植さんに頼まれたら断れないと言っていたメンバーの皆さんの笑顔が思い出されます。

原稿受付 2021年6月14日

\*1 東京大学大学院 工学系研究科 教授

柘植さんはいろいろなキーワードを繰り出されました。周知の言葉ながら「温故知新」をよく口にされ、これに「温故創新」という言葉を加えて、後進を啓発して下さいました。「変化常態」もお好きな言葉でした。仕事を終えて自由な身の上になったら、文学部に入り直して一緒に勉強しましょうと誘っていただきましたが、叶わぬうちに旅立たれてしまいました。

常に広い視野で大所高所から科学技術の将来を、そしてガスタービン学会の進むべき道を指し示して下さいました。そのお姿が目標になる方でした。まだまだたくさんのお話を聞きたかったと残念でなりません。今はご指導に深くお礼を申し上げ、心よりご冥福をお祈りしたいと思います。

最後にSeung Jin Song先生（International Advisory Committee委員、ソウル大学）からのメッセージをご紹介します。

“Please accept my condolences. What a big loss for Japan and the global gas turbine community. I remember him well for he struck me as an impressive person even upon our first meeting. My thoughts are with his family, colleagues, and members of GTSJ.”

## 訃 報

ご逝去の報に接し、謹んで哀惜の意を表すとともに、ご冥福をお祈り申し上げます。

名誉会員 谷田 好通 氏  
2021年4月18日逝去（享年89歳）

### 【本会関係略歴】

1975年6月 入会  
理事（1980, 81, 86, 87年）、監事（1996年）  
2004年4月 名誉会員

### 【略歴】

1953年3月 熊本大学工学部機械工学科卒業  
4月 通商産業省工業技術院機械試験所主任研究員  
1957年4月 東京大学大学院数物系研究科航空学専門課程入学、6月 上記退職  
1962年3月 同上工学博士  
1962年4月 東京大学航空研究所助手、6月 助教授  
1964年4月 同大学宇宙航空研究所に異動  
1973年3月 同上教授  
1981年4月 同大学工学部境界領域研究施設に異動  
1988年4月 同大学先端科学技術研究センターに異動  
1992年3月 同上定年退職、5月 東京大学名誉教授  
1992年4月 東海大学工学部教授  
1997年3月 同上定年退職、4月 東海大学特任教授  
2001年3月 同上退職



## 追 悼

### 谷田好通先生を偲んで

長島 利夫<sup>\*1</sup>

願わくは花の下にて…、例年より早く列島での桜が終る頃、4月18日9時18分に谷田好通先生は突然逝去されました。この未曾有のパンデミック新型コロナ感染が収まったら旧研究室の仲間たちと卒寿を祝い談笑できると願っていた機会も失われてしまい至極悲しく残念で仕方ありません。

先生は非定常内部流体工学の分野で独自の解析手法SemiActuatorDiscModelを展開され、特に翼列フラッターと呼ばれるガスタービンで発生する不安定現象の解明を通じて航空エンジン安全信頼性の向上に貢献する一方、バイオメカニックスの分野で流れの可視化手法を体系化して血圧測定・人工呼吸応用技術に役立てました。先生に触れて感じるのは、探求心そして心眼を磨き優柔熟慮に決断される姿勢です。いづれも研究者にとり大事な要因でしょう。研究は国・人種による差異なく地球大な活動ゆえ先生の友達は世界中に居ます。先生が初めて海外出張された行先は英国Cambridge大学、1968年秋から1年間の文部省在外研究員としての滞在でした。その人脈をたどり、後輩から先輩まで仲間たちが同大学

の現Whittle研究所を訪れました。丁度初の国産ジェットエンジンFJR710開発が進み、日本の技術者たちもロールスロイスR&R社から多くを学んだ時期と重なります。同輩の難波昌伸先生（九大名誉教授）とはとりわけ親密にて、同大学Churchill Collegeからフェロー称号を受けた経緯もあり、揃ってターボ機械非定常空力弾性（ISUAAAT）やエアブリージングエンジン（ISABE）などの国際シンポジウム草分け期に尽力され日本の存在感を確立させました。その人柄を慕って、今回の訃報に接し海外から多くの哀悼メッセージが寄せられています。可視化情報学会の方でも同様な状況と伊藤慎一郎会長（工学院大学長）から聞き及ぶところ、今更ながら先生を愛する人々の多きにそれら思いが伝わって参ります。最愛の奥様によれば、先生は京都生れ熊本検事正を職されたご尊父を想い、横浜から奥様ご実家の京都に安住をご自身定められた由、余りに突然の他界なれど十分に思慮され奥様と共に穏やかな人生を全うされた晩年と拝察いたします。ここに小生らを導き育てて頂いたご恩に対して深甚なる感謝を込めご冥福をお祈り申し上げます。

南無正観院善好通圓居士精霊、合掌

原稿受付 2021年6月3日

\*1 東京大学名誉教授

## 第49回日本ガスタービン学会定期講演会開催のご案内

学術講演会委員会

学会Webページおよび会員メール配信でもお伝えしておりますが、新型コロナウイルス感染の状況を考慮し、参加者の皆様の安全と発表機会の確保の両立を目指して、第49回日本ガスタービン学会定期講演会はオンライン開催といたします。詳細は確定次第学会ホームページに掲載いたします。また、学会誌9月号にも詳しい情報を掲載予定です。

### 【オンライン講演会】

#### 開催日：

- ・講演会 2021年10月13日(水)、14日(木)
- ・懇親会は中止いたします
- ・見学会開催可否は検討中のため、決まり次第ホームページ等にて周知いたします

#### 講演会：

- ・一般講演：空力、燃焼、システム、伝熱、材料、タービンなど
- ・企画講演：検討中

#### 学生による優秀発表の表彰：

- ・学生による「研究報告」で、講演申込時にエントリーがあったものの中から、特に優秀な発表に対して表彰を行います。

#### 参加申込方法および参加登録費：

- ・詳細が確定次第、学会ホームページに掲載します。
- ・ホームページから登録されるか、9月号掲載の参加申込書に必要事項をご記入のうえ、学会事務局宛にお申し込みください。全て事前登録となります。講演者も参加登録をお願いします。

#### 関連情報：

- ・講演会前日の10月12日(火)に、ガスタービン市民フォーラムをオンラインで開催する予定です。参加自由・無料です。こちらもあわせてご予定ください。



### 次号予告 日本ガスタービン学会誌2021年9月号 (Vol. 49 No. 5)

#### 特集 ガスタービン計測技術とデータ活用の最新動向 (仮)

##### 論説・解説

##### 巻頭言 大野 貞彦 (東北電力)

多孔プローブの動向とデータ処理への機械学習の適用 山口 博史 (IHI)

遠心圧縮機内の非定常流動現象の計測 大内田 聡, 栗田 史哉, 玉木 秀明 (IHI)

噴霧燃焼場の光学計測 (仮題) 赤松 史光 (大阪大学)

感圧・感温塗料による計測法のタービン冷却関連研究への応用 船崎 健一 (岩手大学) 藤原 浩介 (IHI)

高速応答感圧塗料による振動翼面非定常圧力計測の進展 (仮題) 渡辺 紀徳 (東京大学)

タービン動翼の温度計測 谷口 智紀 (川崎重工業)

画像解析技術導入による量産エンジン組立品質保証の向上 佐野 瞬軌 (本田技術研究所)

火力発電設備の運転を最適化する「TOMONI」 石垣 博康, 安成 俊重 (三菱パワー)

※タイトル、執筆者は変更する可能性があります。

## 2021年度日本ガスタービン学会賞候補募集のお知らせ

応募締切日：2021年10月29日(金)

日本ガスタービン学会では、下記の趣旨により2年毎に学会賞（論文賞、技術賞および奨励賞）の贈呈を行っております。つきましては、今年度も下記要領により学会賞の募集を行うこととなりましたので、お知らせ致します。

### 募集要領

#### 1. 日本ガスタービン学会賞の趣旨

本会はガスタービンおよびエネルギー関連技術に関する工学および技術の発展を奨励することを目的として、優れた論文、技術ならびに新進会員個人の業績に対して、それぞれ日本ガスタービン学会論文賞、技術賞、奨励賞を贈り、表彰を行う。

#### 2. 対象となる業績

- (1)論文賞：日本ガスタービン学会誌および日本ガスタービン学会英文電子ジャーナルJGPP (International Journal of Gas Turbine, Propulsion and Power Systems) に2017年11月以降2021年10月迄に公表された論文で、独創性があり工学および技術に寄与したものの。
- (2)技術賞：ガスタービンおよびエネルギー関連の技術で画期的な新製品の開発、製品の品質または性能の向上、材料開発、制御計測および保守技術の向上等に寄与したものの。
- (3)奨励賞：日本ガスタービン学会誌および日本ガスタービン学会英文電子ジャーナルJGPP (International Journal of Gas Turbine, Propulsion and Power Systems) に2017年11月以降2021年10月迄に公表された独創的な論文（本人が中心的役割を果たしたものの）。なお、萌芽的研究も対象とする。  
奨励賞の候補者は、1986年4月2日以降生まれの個人とする。ただし、論文賞、技術賞あるいは奨励賞をすでに受けた者および今年度の論文賞、技術賞内定者は奨励賞を受けることはできない。

#### 3. 受賞件数

論文賞2件、技術賞2件、奨励賞2名程度とする。

#### 4. 表彰の方法

審査の上、表彰状および賞牌を授与する。

#### 5. 表彰の時期

表彰は、2022年4月開催予定の日本ガスタービン学会総会において行う。

#### 6. 応募の方法

公募によるものとし、論文賞、技術賞は推薦または本人より申請、奨励賞は推薦による。なお、一度申請して受賞しなかったものでも、再度応募して差し支えない。

#### 7. 提出書類

推薦または申請には、本会の所定用紙に必要事項を記載して、1件につき正1通、副2通（コピーで可）の計3通を提出する。

- ・日本ガスタービン学会賞（論文・奨励）申請書・推薦書
  - ・日本ガスタービン学会賞（技術）申請書・推薦書
- 所定用紙は本会ホームページ（<http://www.gtsj.org/>）からダウンロード可能。

#### 8. 提出締切日

2021年10月29日(金)17時必着

#### 9. 提出先

〒160-0023  
東京都新宿区西新宿7-5-13  
第3工新ビル402  
公益社団法人日本ガスタービン学会  
表彰委員会 宛

## ○ 本会協賛行事 ○

| 主催学協会           | 会合名                                                                          | 協賛 | 開催日                               | 詳細問合せ先                                                                                                                                          |
|-----------------|------------------------------------------------------------------------------|----|-----------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 日本機械学会          | No.21-22講演会「第25回動力・エネルギー技術シンポジウム」                                            | 協賛 | 2021/7/26-27                      | URL : <a href="https://www.eng.hokudai.ac.jp/edu/div/eneenv/PES25/index.html">https://www.eng.hokudai.ac.jp/edu/div/eneenv/PES25/index.html</a> |
| 日本機械学会 関西支部     | 第374回講習会「実務者のための騒音防止技術」                                                      | 協賛 | 2021/7/28-29                      | URL : <a href="https://www.kansaijsme.or.jp/">https://www.kansaijsme.or.jp/</a>                                                                 |
| 可視化情報学会         | 第49回可視化情報シンポジウム                                                              | 協賛 | 2021/9/9-11                       | URL : <a href="https://www.vsj.jp/symp2021/">https://www.vsj.jp/symp2021/</a>                                                                   |
| 可視化情報学会         | 第39回可視化フロンティア「流れの可視化講習会2021」                                                 | 協賛 | 2021/9/15,9/17,9/22,9/24          | URL : <a href="https://www.vsj.jp/eventdetails/frontier39-piv2021.html">https://www.vsj.jp/eventdetails/frontier39-piv2021.html</a>             |
| 日本機械学会          | 2021年度計算力学技術者（CAE技術者）資格認定事業（固体力学分野の有限要素法解析技術者・熱流体力学分野の解析技術者・振動分野の有限要素法解析技術者） | 協賛 | 2021/9/19, 9/25,12/9, 12/10,12/16 | URL : <a href="https://www.jsme.or.jp/cee/">https://www.jsme.or.jp/cee/</a>                                                                     |
| 日本マリンエンジニアリング学会 | 第91回（令和3年）マリンエンジニアリング学術講演会                                                   | 協賛 | 2021/9/27-29                      | URL : <a href="https://www.jime.jp">https://www.jime.jp</a>                                                                                     |
| 日本機械学会 関西支部     | 第375回講習会「応力計測の基礎とその応用」                                                       | 協賛 | 2021/10/27-28                     | URL : <a href="http://www.kansaijsme.or.jp/">http://www.kansaijsme.or.jp/</a>                                                                   |
| 日本燃焼学会          | 第59回燃焼シンポジウム                                                                 | 協賛 | 2021/11/22-24                     | URL <a href="http://www.combustionsociety.jp/sympo59/index.html">http://www.combustionsociety.jp/sympo59/index.html</a>                         |
| 自動車技術会          | 第32回内燃機関シンポジウム                                                               | 協賛 | 2021/12/7-9                       | URL : <a href="https://www.jsae.or.jp/intconf/ice/sympo2021.php">https://www.jsae.or.jp/intconf/ice/sympo2021.php</a>                           |
| 日本流体力学会         | 第35回数値流体力学シンポジウム                                                             | 協賛 | 2021/12/14-16                     | URL : <a href="http://www2.nagare.or.jp/cfd/cfd35/">http://www2.nagare.or.jp/cfd/cfd35/</a>                                                     |
| 日本液体微粒化学会       | 第30回微粒化シンポジウム                                                                | 協賛 | 2021/12/16-17                     | URL : <a href="http://www.ilass-japan.gr.jp">http://www.ilass-japan.gr.jp</a>                                                                   |



## ▷ 入 会 者 名 簿 ◁

## 〔正会員〕

牛田 一彦  
伊東 正照(オリンパス)  
齋藤 和樹(コスモ石油ルブリカンツ)  
青木 花菜(東京海上日動火災保険)  
綿引 健二(ニコン)

松浦 一雄(愛媛大学大学院)  
神谷 浩武(川崎重工業)  
遠山 文夫(鳥根大学)  
稲崎 慎也(ニコン)  
樋口 隆幹(防衛装備庁)

藤堂 優輝(オオナガ)  
土井 瑞樹(川崎重工業)  
小谷 健二(東海パネ工業)  
白石 雅之(ニコン)  
上道 茜(早稲田大学)

## 〔学生会員〕

井上 拓哉(九州大学大学院)  
西山 和希(高知工科大学大学院)  
関口 武央(東京都立大学大学院)  
後藤 絢大(東北大学大学院)  
正木 華妃斗(徳島文理大学)  
上利 祐貴(早稲田大学大学院)

鮎川 真也(京都大学大学院)  
後藤 光(東京大学大学院)  
半谷 和瑳(東京都立大学大学院)  
萩田 泰晴(東北大学)  
小田 竜太郎(法政大学大学院)  
正木 亮好(早稲田大学大学院)

高島 涼太郎(高知工科大学大学院)  
西岡 立成(東京大学大学院)  
藤井 達也(東京都立大学大学院)  
矢嶋 遼太郎(東北大学大学院)  
長谷部 潤(法政大学大学院)

## 〔学生→正会員〕

橋 裕樹(川崎重工業)  
山下 裕史(東北大学大学院)

長尾 順(京都大学大学院)

末永 陽一(東京大学大学院)

## 2021年度役員名簿

**会長** 太田 有 (早大)

**副会長** 福泉 靖史 (三菱重工)

**法人管理担当執行理事** 大石 勉 (IHI), 黒木 英俊 (三菱パワー) (兼務), 鈴木 雅人 (産総研), 辻田 星歩 (法政大), 笠 正憲 (川崎重工)

**公益目的事業担当執行理事** 石坂 浩一 (三菱重工), 及部 朋紀 (防衛装備庁), 黒木 英俊 (三菱パワー), 鈴木 伸寿 (東芝エネルギーシステムズ), 鈴木 雅人 (産総研) (兼務), 高橋 徹 (電中研), 新関 良樹 (徳島文理大), 姫野 武洋 (東大), 渡邊 裕章 (九州大), 渡邊 啓悦 (荏原)

**理事** 岩井 裕 (京大), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 清野 幸典 (東北電力), 福谷 正幸 (本田技術研究所), 藤原 仁志 (JAXA)

**監事** 今成 邦之 (IHI), 二村 尚夫 (JAXA)

## 2021年度委員名簿 (順不同)

2021年7月2日現在

○は委員長

**倫理規定委員会** ○笠 正憲 (川崎重工), 大石 勉 (IHI), 黒木 英俊 (三菱パワー), 辻田 星歩 (法政大), 姫野 武洋 (東大)

**自己点検委員会** ○笠 正憲 (川崎重工), 大石 勉 (IHI), 黒木 英俊 (三菱パワー), 辻田 星歩 (法政大), 姫野 武洋 (東大)

**運営委員会** ○辻田 星歩 (法政大), 大石 勉 (IHI), 黒木 英俊 (三菱パワー), 酒井 義明 (東芝ESS), 鈴木 雅人 (産総研), 塚原 章友 (三菱パワー), 寺本 進 (東大), 新関 良樹 (徳島文理大), 姫野 武洋 (東大), 松沼 孝幸 (産総研), 村田 章 (東京農工大), 笠 正憲 (川崎重工)

**企画委員会** ○黒木 英俊 (三菱パワー), 鈴木 雅人 (産総研), 塚原 章友 (三菱パワー), 辻田 星歩 (法政大), 新関 良樹 (徳島文理大), 姫野 武洋 (東大), 村田 章 (東京農工大), 安田 聡 (三菱パワー), 笠 正憲 (川崎重工), 輪嶋 善彦 (本田), 渡辺 紀徳 (東大)

**国際委員会** ○渡辺 紀徳 (東大), 伊藤 優 (東大), 太田 有 (早大), 岡井 敬一 (JAXA), 岸根 崇 (三菱パワー), 渋川 直紀 (東芝ESS), 鈴木 雅人 (産総研), 谷 直樹 (IHI), 都留 智子 (川崎重工), 寺本 進 (東大), 福田 雅文 (高効率発電システム研究所), 船崎 健一 (岩手大), 邊 英智 (本田), 山根 敬 (JAXA), 山本 誠 (東京理科大)

**学術講演会委員会** ○渡邊 裕章 (九大), 岡嶋 芳史 (三菱重工), 岡本 光司 (東大), 尾関 高行 (電中研), 糟谷 宏樹 (東芝ESS), 岸部 忠晴 (三菱パワー), 北村 英二郎 (本田), 富永 純一 (JFEエンジニアリング), 中山 健太郎 (川崎重工), 平川 香林 (IHI), 平野 孝典 (拓殖大), 范 勇 (産総研), 藤澤 信道 (早大), 古澤 卓 (東北大), 水野 拓哉 (JAXA)

**集行事務委員会** ○姫野 武洋 (東大), 安藤 友香 (防衛装備庁), 石坂 浩一 (三菱重工), 伊藤 祐太 (本田), 尾崎 喜彦 (川崎重工), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 河上 誠 (日立), 小島 充大 (富士電機), 澤 徹 (東芝ESS), 泰中 一樹 (電中研), 西江 俊介 (三井E&Sマシナリー), 西村 英彦 (三菱パワー), 久枝 孝太郎 (IHI), 吉田 征二 (JAXA)

**ガスタービン技術普及委員会** ○高橋 徹 (電中研), 石田 克彦 (川崎重工), 井筒 大輔 (三菱パワー), 岡田 満利 (電中研), 岡村 直行 (JAXA), 垣内 大紀 (IHI), 窪谷 悟 (東芝ESS), 長谷川 晃 (JALエンジニアリング), 林 明典 (三菱パワー), 村田 章 (東京農工大), 山本 誠 (東京理科大), 渡辺 紀徳 (東大)

**学会誌編集委員会** ○新関 良樹 (徳島文理大), 荒木 秀文 (三菱パワー), 壹岐 典彦 (産総研), 岩井 裕 (京大), 大塚 裕也 (本田), 加藤 千幸 (東大), 金子 雅直 (東京電機大), 黒瀬 良一 (京大), 古池 隆洋 (東京ガス), 酒井 英司 (電中研), 阪井 直人 (川崎重工), 佐藤 哲也 (早大), 渋川 直紀 (東芝ESS), 鈴木 雅人 (産総研), 清野 幸典 (東北電力), 田尻 敬次 (荏原エリオット), 寺本 進 (東大), 中野 賢治 (IHI回転機械エンジニアリング), 野原 弘康 (ダイハツディーゼル), 八田 直樹 (三井E&Sマシナリー), 原 浩之 (三菱パワー), 福谷 正幸 (本田), 藤原 仁志 (JAXA), 北條 正弘 (JAXA), 松崎 裕之 (東北発電工業), 三ヶ田 一裕 (JALエンジニアリング), 宮入 嘉哉 (防衛装備庁), 村上 秀之 (NIMS), 室岡 武 (IHI), 森澤 優一 (東芝ESS), 山下 一憲 (荏原), 渡邊 啓悦 (荏原)

**論文委員会** ○山本 誠 (東京理科大), 青塚 瑞穂 (IHI), 壹岐 典彦 (産総研), 岩井 裕 (京大), 大北 洋治 (JAXA), 小田 剛生 (川崎重工), 鈴木 雅人 (産総研), 田頭 剛 (JAXA), 寺本 進 (東大), 中谷 辰爾 (東大), 姫野 武洋 (東大), 山田 和豊 (岩手大), 山本 武 (JAXA), 吉岡 洋明 (東北大)

**ガスタービン統計作成委員会** ○村田 章 (東京農工大), 飯塚 清和 (IHI), 恵比寿 幹 (三菱重工エンジン&ターボチャージャ), 榊 誠司 (川崎重工), 澤 徹 (東芝ESS), 須古 弘規 (ターボシステムズ ユナイテッド), 前田 泰宏 (ヤンマーパワーテクノロジー), 眞鍋 杜 (三菱パワー), 山上 展由 (三菱パワー)

**産官学連携委員会** ○岸部 忠晴 (三菱パワー), 壹岐 典彦 (産総研), 今村 満勇 (IHI), 岡崎 正和 (長岡技科大), 及部 朋紀 (防衛装備庁), 北山 和弘 (東芝ESS), 幸田 栄一 (電中研), 野崎 理 (高知工科大), 原田 広史 (超合金設計研究所), 二村 尚夫 (JAXA), 松崎 裕之 (東北発電工業), 笠 正憲 (川崎重工), 輪嶋 善彦 (本田), 渡辺 紀徳 (東大)

**広報委員会** ○鈴木 伸寿 (東芝ESS), 壹岐 典彦 (産総研), 尾関 高行 (電中研), 酒井 義明 (東芝ESS), 谷 直樹 (IHI), 長谷川 晃 (JALエンジニアリング), 山本 誠 (東京理科大), 吉田 征二 (JAXA)

**表彰委員会** ○福泉 靖史 (三菱重工), 黒木 英俊 (三菱パワー), 新関 良樹 (徳島文理大), 姫野 武洋 (東大), 笠 正憲 (川崎重工)

**将来ビジョン検討委員会** ○高橋 徹 (電中研), 小田 豊 (関西大), 賀澤 順一 (JAXA), 酒井 義明 (東芝ESS), 柴田 貴範 (岩手大), 柴田 良輔 (本田), 半澤 徹 (東北電力), 寺本 進 (東大), 仲俣 千由紀 (IHI), 姫野 武洋 (東大)

**男女共同参画推進委員会** ○川澄 郁絵 (本田), 猪亦 麻子 (東芝ESS), 川岸 京子 (NIMS), 都留 智子 (川崎重工), 森川 朋子 (三菱パワー), 山上 舞 (IHI)

**調査研究委員会** ○川岸 京子 (NIMS), 大北 洋治 (JAXA), 岡崎 正和 (長岡技科大), 岡田 満利 (電中研), 長田 俊郎 (NIMS), 笥 幸次 (東京都立大), 金久保 善郎 (IHI), 岸部 忠晴 (三菱パワー), 東部 泰昌 (川崎重工), 野上 龍馬 (三菱重工航空エンジン), 日野 武久 (東芝ESS), 輪嶋 善彦 (本田)

**創立50周年記念事業実行委員会** ○渡辺 紀徳 (東大), 太田 有 (早大), 岡田 満利 (電中研), 佐藤 哲也 (早大), 鈴木 伸寿 (東芝ESS), 姫野 武洋 (東大), 船崎 健一 (岩手大), 松沼 孝幸 (産総研), 山本 誠 (東京理科大)

**IGTC2023準備委員会** ○寺本 進 (東大), 大石 勉 (IHI), 太田 有 (早大), 岸根 崇 (三菱パワー), 黒瀬 良一 (京大), 酒井 祐輔 (川崎重工), 鈴木 正也 (JAXA), 玉井 亮嗣 (川崎重工), 塚原 章友 (三菱パワー), 姫野 武洋 (東大), 平川 香林 (IHI), 武藤 昌也 (名城大)

## 日本ガスタービン学会 賛助会員のご紹介

本コーナーでは、賛助会員各社の紹介をいたします。ガスタービン・エネルギー関連企業間の連携や情報交換を促進する場としてもご活用いただけるものと考えております。今回は 57 団体からご寄稿いただきました。御礼を申し上げます。



### 三菱パワー株式会社



三菱パワーは、三菱重工グループの中核をなす事業会社としてCO<sub>2</sub>排出などの環境負荷低減を実現する発電技術の開発を行っています。GTCCの核となるガスタービンは、航空転用・発電事業用・産業用で30MW級から1280MW級まで幅広い出力範囲に対応可能です。また、中小型から大型まで100%水素燃焼ガスタービン開発を進めています。三菱パワーは、革新的な発電技術とソリューションにより、エネルギーの脱炭素化と電力の安定供給に世界中で貢献し、持続可能な未来の実現に取り組めます。

〒220-8401 横浜市西区みなとみらい3-3-1  
Tel : 045-200-6100 Fax : 045-200-7989  
[power.mhi.com/jp](http://power.mhi.com/jp)



### 株式会社 IHI 航空・宇宙・防衛事業領域

弊社における航空機用ガスタービンエンジンとの関係は、旧海軍の試作機「橘花」搭載の日本初のターボジェットエンジン「ネ20」の製造に始まります。以来、この国産開発エンジンを通して培った技術を生かし、戦後自衛隊で運用される各種航空機用ガスタービンエンジンのライセンス国産製造、並びに国産開発に参画してきました。また、海上自衛隊艦艇に搭載される航空機転用型艦艇用ガスタービンのライセンス国産製造・開発を担当し、主機・発電機を提供しています。民間エンジン事業においても、小型、中型から大型、超大型クラスまで、世界の民間航空機用エンジンの国際共同開発事業に主要なパートナーとして参画し、エンジンのモジュールや部品を開発、設計、製造しています。さらに弊社では、各種エンジン部品の開発、設計、製造の他、航空機用エンジン・陸船ガスタービンエンジンの整備や部品修理も担当しており、国内外と官民に広く信頼していただける技術力と高い品質・信頼性で、お客様の運用支援に貢献しております。

取扱い業種：航空用エンジン、艦艇用ガスタービン 他  
〒135-8710 東京都江東区豊洲三丁目1番1号 豊洲IHIビル  
株式会社IHI 航空・宇宙・防衛事業領域  
防衛システム事業部 営業部 営業グループ  
TEL : 03-6204-7663, FAX : 03-6204-8797  
<http://www.ihi.co.jp/>



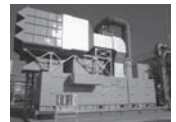
### 川崎重工業株式会社

川崎重工の航空機用エンジン事業は、1942年にジェットエンジン(ネー0～4)の研究試作に取り組んだことが始まりです。今日では、防衛省向けのヘリコプター用エンジンを製造するとともに、大形旅客機用エンジンの国際共同開発・分担製造を行っています。また、航空機用エンジンで磨いた技術を発電機や機械の駆動源として活かそうと、1972年、自社技術で産業用ガスタービンの開発に着手し、「カワサキガスタービン」を完成しました。現在、150kW級の小形機から3万kW級の大形機までシリーズ化を図り、これを駆動源とした非常用発電設備、コージェネレーションシステムは国内外で高く評価されています。

〒105-8315 東京都港区海岸一丁目14番5号  
TEL : 03-3435-2533 FAX : 03-3435-2592



### 株式会社三井E&Sマシナリー



三井 E&S マシナリーは、2018 年 4 月の三井造船のホールディングス化に伴い、機械関連の事業会社として設立され、三井造船のガスタービン事業をそのまま継承しております。1950 年からガスタービンの開発に着手し、1954 年に 1 号機を納入。以後、お客様の様々なご要望に合わせたガスタービンシステムを提案しております。

- ・MSC シリーズ (米国ソーラー社ガスタービン) : 3MW ~ 15MW
- ・SB シリーズ (三井自社開発ガスタービン) : 1MW ~ 24MW

〒104-8439  
東京都中央区築地 5 丁目 6 番地 4 号  
Tel. 03-3544-3951 Fax. 03-3544-3055  
<https://www.mes.co.jp/>



### 東芝エネルギーシステムズ株式会社

東芝エネルギーシステムズ株式会社は、東芝グループの注力分野であるエネルギーソリューション事業を担う会社として2017年10月1日に(株)東芝より分社し、発足いたしました。



「電気をつくる、おくる、ためる、かしこくつかう」ための機器・システム・サービスを提供するとともに、これからのエネルギーのあり方を見据えながら、お客様や事業パートナーの皆様と一緒に価値を創造していきます。

〒212-8585 川崎市幸区堀川町72番地34  
<https://www.toshiba-energy.com/>

### 株式会社 本田技術研究所 先進パワーユニット・エネルギー研究所

<https://www.honda.co.jp/aeroengine/>



GE Honda HF120 Engine

当研究所では世界 No.1 の航空機エンジンの創出を目指し、小型、軽量、高性能かつ環境性にも優れたガスタービンエンジンの開発を行っています。設立以来、GE 社と共同で開発を行ってきた HF120 エンジンは、2013 年 12 月に米国連邦航空局より型式認定を取得し、現在では北米、中南米、欧州、アジア、中東などで計 170 機以上が運用されています。今後はお客様から更なる信頼を得られるよう、高品質なサービスを継続すると共に、環境性の向上など革新技術の研究にも継続して取り組んでいきます。

## ヤンマーパワーテクノロジー株式会社 ヤンマーエネルギーシステム株式会社 A SUSTAINABLE FUTURE

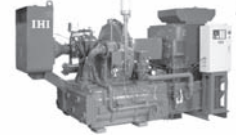
—— テクノロジーで、新しい豊かさへ。 ——

人々の生活や産業活動の高度化が進むことにより、電気の果たす役割は年々大きくなっています。YANMARでは250kVA～3000kVAまでの15機種のラインアップをそろえ、不測の停電や天災などによる非常時に、さまざまな施設の非常用・予備電源としてガスタービン発電システムが高い信頼性を得ています。

〒530-0014 大阪府大阪市北区鶴野町1-9 梅田ゲートタワー  
TEL: 06-7636-2658 FAX: 06-7636-0217  
<http://www.yanmar.com>

## IHI株式会社IHI回転機械エンジニアリング

弊社は、圧縮機・分離機・大型過給機・油圧モータ・ポンプ・歯車装置・給油装置の開発・設計・製造・販売、さらに汎用機械・大型回転機設備の設計・据付からメンテナンス(全国28事業所)までを行う、総合エンジニアリング企業です。



1882年の発売以来、数多く世に送り出しているIHIのコンプレッサは、ジェットエンジンや車両用・船用過給機などで蓄積されたIHIの技術を結集し、現在では環境にやさしいオイルフリー形式として、モータ出力15kW～14200kWまでの機種で多様なニーズにお応えしています。

〒135-0062 東京都江東区東雲一丁目7番12号  
TEL: 03-6703-0395 FAX: 03-6703-0398  
<http://www.ihico.jp/irm/>

## ICC 株式会社IHIキャスティングス

IHI Castings Co., Ltd.

IHI GROUP  
Realize your dreams

IHIグループは160年以上にわたるものづくり技術に挑戦しています。当社は、1977年に石川島精密鑄造株式会社として設立し、航空機用ジェットエンジン、宇宙用機器、産業用ガスタービン、車両用および船舶用過給機、人工関節、一般産業用機器などに使用される耐熱合金精密鑄造素材を製造販売する会社です。

また、航空機用ジェットエンジンをはじめとする各分野での発展にお応えすべく、能力の強化を図っております。当社はこの技術分野における日本のトップメーカーとして、IHIグループと共同で成長してまいります。

本社：東京都昭島市拜島町3975-18  
TEL: 042-500-8352 FAX: 042-500-8376  
<https://www.ihico.jp/icc/>



## 株式会社IHI検査計測

IICは株式会社IHIから分離独立した会社です。発電プラント、機械、インフラ

などの非破壊検査・計測業務を主として実施しています。ガスタービン関連では、ひずみ・振動計測、高温ひずみゲージの溶射、残留応力測定(穿孔法、X線回折法など)、材料分析・試験・評価、化学分析・排ガス分析などのサービスを行っております。

〒236-0004 神奈川県横浜市金沢区福浦2-17  
TEL: 045-791-3518, FAX: 045-791-3542



IHI  
Realize your dreams



## 株式会社IHI原動機

<https://www.ihico.jp/ips/>

IHI 原動機では、高効率・高信頼性の原動機を用いた製品を製造・販売しています。陸用原動機事業では、ガスタービンおよびガスエンジン、ディーゼルエンジンを用いた発電設備、熱電供給設備、非常用発電設備を国内外に提供しています。また、設備の遠隔監視やエンジン整備メンテナンスなど、製品のライフサイクルにわたりサービスを展開しています。船用原動機事業では、大型から小型に至るディーゼルエンジンやZ形推進装置(Zペラ®)の製造・販売を行っています。

〒101-0021 東京都千代田区外神田2-14-5  
TEL: 03-4366-1200 FAX: 03-4366-1300



## 株式会社IHIジェットサービス(IJS)

IJSは、IHIグループが製造した陸船用ガスタービン装置の保守・点検・整備をはじめ、航空・宇宙関連機器の設計・製造にかかわる支援業務、工場の営繕業務等を行っている会社です。また、これらの業務を通じて培った高い技術とノウハウを活かし、ガスタービン発電装置(移動電源車も含む)、航空機機体洗浄装置などの製造も行っています。今後とも、「たしかな技術と心のこもったサービスで、お客さまの喜びを創造し、豊かで幸せな社会の実現」に貢献できるように努めていきます。

〒196-8686 東京都昭島市拜島町3975番地18  
TEL: 042-500-8260 FAX: 042-500-8343  
<http://www.ihico.jp/ijs/>



株式会社 アイ・エヌ・シー・エンジニアリング

当社は、1977年にIHIグループの防音・防振事業を担当する会社として創設され、その後、その基盤技術を活用して今日に至っています。航空機用・航空機転用型ガスタービンエンジンの試運転設備等の設計・製作・据付工事、防音・防振装置の設計・製作・据付工事、騒音・振動防止対策のコンサルティング、更には各種試験設備・環境保全装置など多方面の分野にわたり活動を行うエンジニアリング会社です。私たちは幅広い技術(音響・機械・構造・熱・流体・建築)を有した「専門家集団」です。

〒169-0073 東京都新宿区百人町1丁目15番18号  
TEL: 03-3360-3223 FAX: 03-3360-6625  
<http://www.ihico.jp/inc/>



AP事業部

## アイコクアルファ株式会社 AP事業部

1975年に航空機機体部品加工用に同時5軸マシニングセンターを導入し、現在では115台の5軸を保有。ガスタービン・ターボ圧縮機・ターボチャージャーなどの削り出しインペラーを年間400万個と航空機5軸製品を製造しています。

<http://www.aikoku.co.jp/>







## 開発建材株式会社

弊社はガスタービンコンバインドサイクルに於ける吸気フィルター用のアルミ製「ウェザールーパー」「遮音防水ルーバー」の製作を行っております。有効開口率が50%ありながら、台風時を上回る降水量と強風を用いた性能試験でも防水効率は99.9%。通気性にも優れたコストパフォーマンスの高い製品です。

会社創立は1973年。自社にて製作、性能試験も実施しております。

取扱業種：アルミ防水ルーバー、遮音防水ルーバーの製造、販売、施工。

〒124-0006 東京都葛飾区堀切1-40-8  
TEL: 03-3695-4821, FAX: 03-3693-0660  
<http://www.kaihatsu-kenzai.co.jp>



## 株式会社 関西電熱



弊社では、高温、高風圧タイプに対応した最高吐出熱風温度1000℃、本体耐圧5.0MPaの電気式熱風発生用ヒータの設計製作をおこなっています。

この熱風発生用ヒータは、主に熱機関に使用されている熱交換器、燃焼器、圧縮機、出力タービン、圧縮機タービン等の耐熱、耐久、ベンチテスト用として各研究機関等に多く使用されています。

採用例として、独立行政法人 宇宙航空研究開発機構 航空エンジン技術開発センター様にも、排出ガスのよりきれいな航空機用エンジンの開発を目的としたジェットエンジンの燃焼機技術開発の設備にて、セクタ形態で燃焼器の性能試験をおこなうためのエンジン内部の高温、高圧模擬環境作成用として導入いただいております。

[www.kansaidennetsu.co.jp](http://www.kansaidennetsu.co.jp)



## 金属技研株式会社

金属技研株式会社 (MTC) は 1960 年に設立し、今では金属加工業界のリーディングカンパニーに成長しています。

ガスタービンや航空宇宙分野などあらゆる業界ニーズに応えるべく、HIP・熱処理・拡散接合・機械加工・ろう付け・溶接・金属積層造形などの技術を駆使し、金属部品の一貫生産サービスを提供しています。

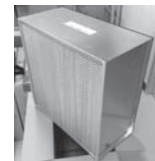
近年では NNS (ニア・ネット・シェイプ) 工法と呼ばれる素材量削減、耐久性・製品寿命向上が達成できる環境に優しい技術にも対応しています。

また、国内 6 工場の他、中国・スウェーデンの子会社とも連携し、グローバルにビジネスを展開しています。

〒164-8721 東京都中野区本町 1-32-2 ハーモニータワー 27 階  
TEL: 03-5365-3035 E-mail: [info@kinzoku.co.jp](mailto:info@kinzoku.co.jp) 会社 HP:



## 近藤工業株式会社



私たち近藤工業は、パートナーである日本ケンブリッジフィルターと共に、高性能で長寿命なガスタービン用吸気フィルターを皆様へご提案致します。

普段、お使いのフィルタ性能にご満足頂けていないお客様、あるいは今以上のコストパフォーマンスをご希望のお客様は、ぜひ一度私たちの製品をご検討ください。

私たちは、世界中にケンブリッジブランドを展開しております。

〒105-0014 東京都港区芝3-14-2 芝ケンブリッジビル  
TEL: 03-6400-5005, FAX: 03-6400-5006  
<https://cambridgefilter.com>



## 酒田共同火力発電株式会社

弊社は、石炭（一部、木質バイオマス燃料使用）を使用した火力発電による発電事業を行い、東北電力㈱に全量販売しています。発電出力は1・2号機合わせて70万kWで、山形県内の電力消費量の約50%に相当します。

弊社の使命である「電力の安定供給」と「適正かつ低廉な販売電力料金の達成」を目指し、また企業理念でもある「地域と共生するエネルギー企業」として地域社会との繋がりを密にし、地域貢献・環境保全に向けた諸活動を積極的に展開しています。

〒998-8622 山形県酒田市宮海字南浜1番19  
TEL 0234-34-2321 (代表)  
FAX 0234-33-1677  
<https://www.sakata-power.co.jp/>



## 株式会社シーアールイー

航空機・宇宙機器 設計会社



Supporting the engineering in the world



弊社は、航空機・宇宙機器に関する設計開発に特化しており、国内の主要な航空宇宙プロジェクトのほぼ全てに関与しております。

構造設計にはじまり、解析、電装設計、ソフト開発及び品質管理に至る設計開発に於ける幅広いサポートが可能です。

また、国際規格の認証を取得した組織によるバックアップ体制と共に各ユーザー様に合された各ユーザー様の要望に応えた当社オリジナルの教育システムを有しております。

〒460-0022 名古屋市中区金山1丁目2-2 クマダ第2ビル  
TEL 052-323-7731 <http://www.cre-nagoya.com/>

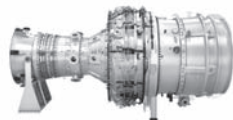


## シーメンス・エナジー株式会社

当社は、数MWの小型産業用から600MW級の大型事業用の幅広いラインアップを有するガスタービンメーカーです。

水素を始め様々な燃料への対応を可能とし、環境負荷低減に取り組むグローバルなリーディングカンパニーです。またガスタービン、蒸気タービン、発電機、ガスエンジン、プラント制御装置、排熱回収ボイラー等発電における主要機器OEMまたEPCとしての実績、知見に加え、蓄電、蓄熱装置等を取り揃え、大型事業用の集中型電源から分散型電源にいたるまで、省エネ・脱炭素に取り組むお客様に最適なトータルソリューションをご提案いたします。

シーメンス・エナジー株式会社 営業本部  
〒141-0021 東京都品川区上大崎3-1-1 JR 東急目黒ビル 4F  
お問合せ: [sekk\\_inquiry.jp@siemens-energy.com](mailto:sekk_inquiry.jp@siemens-energy.com)  
TEL 03-6756-5300 (代表)  
<http://www.siemens-energy.com/apac/en.html>



## 常磐共同火力 株式会社



弊社は勿来発電所を持つ発電事業者であり、1955年、常磐炭鉱の低品位炭を活用するために創立されました。現在7~10号機、4ユニットで1,700MWの発電を行ない、東北電力㈱と東京電力エナジーパートナー㈱に販売しています。現在は主に海外炭を使用しており、既に使用炭種は100を超えました。このうち10号機(250MW)は、日本で最初のIGCC(石炭ガス複合発電)商用設備であり、国内外から注目を集めています。隣接地では、540MWの大型IGCC設備の建設が開始され、弊社もこれに参画しています。

発電所: 福島県いわき市佐糠町大島20  
本 社: 東京都千代田区神田須田町1-1  
神田須田町スクエアビル7F  
ホームページ: <http://www.joban-power.co.jp/>



当社はフィルター・関連設備（フィルターハウス・サイレンサー・ダクト等）を取り扱う技術商社です。製造部門の子会社である日本エアフィルター株式会社と共に、GT 吸気フィルター業界の牽引役としてお客様の GT 性能改善・安定稼働をサポートしております。何かお役に立てるような事がありましたら、お気軽にお問い合わせください。

進和テック株式会社  
http://www.shinwatec.co.jp/

東京都中野区本町1-32-2  
Tel : 03-5352-7202  
FAX:03-5352-7212  
info@shinwatec.co.jp



## 株式会社 数値フローデザイン

お客様の現場にマッチしたCFDツールをご提供致します。

数値フローデザインは、お客様の計算環境や、予算規模、必要とされる解析結果、精度をお聞きし、最適な計算手法、モデルをご提案致します。各燃焼モデル（アレニウス型モデル、flameletモデル等）と乱流モデル（LES、RANS、DES）のカップリング、境界等の各計算条件、並列計算の効率化、解析格子等も含めて総合的に評価し、最高のパフォーマンスを導き出すCFDツールを構築、高精度で高効率な解析を実現します。



〒141-0022 東京都品川区東五反田1-10-10 オフィスT&U 9F  
TEL: 03-5789-0485 E-mail: info@nufd.jp URL: http://www.nufd.jp

## 「ひとつからのオーダーメイド」 我々を貴社専属の一工房に。

### ① 設計

お客様のイメージを2・3次元を問わず図面化します。

### ② 加工

全国に広がるネットワークを利用、優れた加工技術と高いコストパフォーマンスを実現します。

### ③ 組立

様々な接合手法を駆使し、1つ1つの部品を職人がハンドメイドで組み立てて仕上げます。

### 《主な製品ラインナップ》



株式会社 鈴木精工 所 〒116-0012 東京都荒川区東尾久4-6-5 TEL:03-3800-3331 FAX:03-3800-3334



GE Gas Power



GEガスパワーは、世界中のお客様に、信頼性に優れ、利用しやすく、そして持続可能な電力を供給できるよう、ガスタービン発電機やサービスをご提供しています。世界最高レベルの燃焼効率を誇るHAガスタービンを含む、世界中で発電容量1,600GWというガスタービンの設置実績を有しています。また、GEパワーは発電効率を向上し、運用コストを低減させ、再生可能エネルギー源に対応するソフトウェアソリューションもご提供しています。

〒107-6115 東京都港区赤坂5-2-20 赤坂パークビル  
TEL : 03-5544-3869  
URL: https://www.ge.com/power/gas



An ABB and IHI joint venture

## ターボ システムズ ユナイテッド株式会社 (TSU)

弊社はABBとIHIの合併会社として1998年に設立され、ABBとIHIが生産する陸・船用過給機の販売とアフターサービスを行なっています。新開発の船用発電補機用MXP形過給機をはじめ、さまざまな過給機および保守運用に関わるデジタルソリューションを取り揃えています。

また、過給機のメンテナンスの計画から実施まで、お客様のニーズに沿ったメニューのご提案もしており、船舶の運航に合わせて、世界100カ所以上のABBサービスステーションにおいて、ABBの高度な技術を持ったスペシャリストが工事を実施します。私たちはお客様の過給機をトータルライフでサポートし、セーフティーオペレーションに貢献します。



〒141-6022 東京都品川区大崎2-1-1 ThinkPark Tower 22F  
代表TEL: 03-4523-6900 FAX: 03-4523-6990  
Homepage: http://www.turbo.co.jp/

## DAIHATSU

ダイハツディーゼル株式会社  
DAIHATSU DIESEL MFG. CO., LTD.



当社は日本初の内燃機関メーカーとして大阪市北区において1907年に創立しました。主に船舶用ディーゼル機関、陸上用ディーゼル機関を製造販売しております。ガスタービンにつきましては、1976年より「純国産」として独自開発を進め、1981年に初号機を納入しました。国内陸上市場におきましては、官庁施設、下水道施設、データセンター等にて多数納入しております。お客様からは高品質・高性能の評価を得ており、信頼性抜群のガスタービンです。

〒531-0076 大阪市北区大淀中1丁目1番30号  
環境エネルギー統括事業部  
TEL: 06-6454-2390 FAX: 06-6454-2682  
http://www.dhtd.co.jp



TOKYO GAS  
ENGINEERING SOLUTIONS

## 東京ガスエンジニアリングソリューションズ株式会社

東京ガスエンジニアリングソリューションズは、エネルギーアドバンスと東京ガス・エンジニアリングが2015年4月に統合した会社です。LNGバリューチェーンにおけるエンジニアリングと、エネルギーサービスを展開、自らもユーザーとして培ったノウハウを活かしたエンジニアリングソリューションで社会に貢献いたします。

〒105-0022 東京都港区海岸1-2-3 汐留芝離宮ビルディング  
Tel 03-6452-8400 / Fax 03-6452-8395  
http://www.tokyogas-es.co.jp

## 東芝プラントシステム株式会社

弊社は、1923年の創業以来、一貫して重電機・重機械設備の建設に携わり、社会基盤を支える役割を担ってまいりました。現在では「総合エンジニアリング企業」としてIPP、PPSを含む産業用発電設備の分野においては、計画から建設までを一括で行うEPC案件の受注に注力しております。

数多くの実績とこれまで培ってきた技術をベースにより、エンジニアリング・調達・現地施工において、お客様から信頼される高品質なプラントづくりを実践しています。

〒230-8691 神奈川県横浜市鶴見区鶴見中央4-36-5  
(鶴見東芝ビル)  
TEL: 045-500-7050 FAX: 045-500-7155  
http://www.toshiba-tpsc.co.jp/



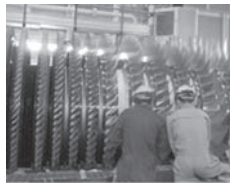
## 東北発電工業株式会社

東北電力グループ 70th ANNIVERSARY

弊社は 1959 年の創立以来、東北電力企業グループの一員として、東北地域の火力、原子力、水力、地熱発電設備の建設・点検・メンテナンス、また、風力や太陽光、バイオマス、小水力発電など、各種再生可能エネルギー設備の設計・建設・メンテナンスを行っております。

発電設備以外にも、ボイラーやタービン、配管の据付、メンテナンスなど一般産業分野においても、これまでに培ってきた確かな技術で、お客様のご要望にお応えしております。

〒980-0804 宮城県仙台市青葉区大町二丁目 15-29 (大町電力ビル内)  
TEL : 022-261-5431 FAX : 022-268-9938  
<http://www.tohatu.co.jp/>



## 株式会社東洋コントロールズ



弊社、MAX社独特の広い流量測定レンジ能力を持つ21/50 MPaピストン、ローターギヤ、ヘリカルロータータイプ低圧損容積式高精度流量計はJP燃料、自動車燃料、航空機作動油等でウルトラ微小流量0.005cc/minから540L/minの測定流量対応可能。出力信号処理はMAX社独ホールセンサCPUソフト処理により高分解能/高速速度応答/リニアライズ補正/ポンプ固有及びプロセス流量脈動減衰機能等安定したパルスまたは±10VDC/±4-20mAアナログ出力により高速安定流量計測、高速流量制御及び流量変動特性データ収集が達成されます。

〒174-0051 東京都板橋区小豆沢3-7-30-1F  
TEL:03-5948-6737FAX:03-3965-5700  
<https://www.toyocontrols.co.jp>

## TOYO TANSO

Inspiration for Innovation

<http://www.toyotanso.co.jp/>

弊社ではタービンブレード放電加工用電極ならびに、ブレード含めた金属部品の熱処理用トレイの製造を行っております。熱処理トレイにおきましては、カスタム対応をさせて頂き、軽量化、長寿命化に貢献いたします。



## 特許庁

JAPAN PATENT OFFICE  
法人番号 2000012090003

出願人の所在地近傍の  
面接会場に  
審査官が出張して面接



特許庁は、企業の事業戦略を支援していく審査サービスを提供しています。例えば、出願人が面接審査を希望する特許出願については、希望に応じ審査官の出張面接を行っています。また、事業で活用される知的財産の包括的な取得を支援するため、国内外の事業に結びつく複数の特許・意匠・商標を含む知的財産を、分野横断的に事業展開の時期に合わせて審査・権利化を行う事業戦略対応まとめ審査も行っています。



〒100-8915 東京都千代田区霞が関3丁目4番3号  
TEL:03-3581-1101 (代表) <https://www.jpo.go.jp/>



## 富永物産株式会社

弊社が代理店を務める

EthosEnergy社はWoodGroup社とSIEMENSによる新ベンチャーです。両社で培われた高い技術は電力、ガス、石油等各産業で世界的に高い評価を得ています。タービン部品供給、修理、他各種サービスを担い、同時に蒸気タービン、発電機のスペシャリストとしてライフサイクルの15%向上を実現します。また弊社では吸気フィルター、制御装置、スターター、燃料制御弁等タービン関連機器の実績ある製品も広く取り扱っております。

〒103-0023 東京都中央区日本橋本町 3-6-2 小津本館ビル  
TEL:03-3639-5315 FAX:03-3639-5360

EthosEnergy <http://www.ethosenergygroup.com>  
富永物産 <http://www.tomco.co.jp>



## EthosEnergy



## 株式会社 トヨタエナジーソリューションズ TOYOTA ENERGY SOLUTIONS INC.

株式会社トヨタエナジーソリューションズは、トヨタグループのマイクロガスタービン (MGT) 技術を使ったコージェネレーションシステムを製造・販売する会社として 1998 年に設立されました。

弊社では長年にわたって蓄積した技術を元に、カーボンフリー燃料としてのアンモニアに着目し、アンモニア燃焼マイクロガスタービンの研究・開発および実証プロジェクトへの参画を通じ、将来の「低炭素社会」の実現に貢献します。

その他、エネルギーマネジメント事業、電力小売事業、環境システムソリューション事業を通じて、エネルギーに関する様々なご要望を多角的に捉え、お客様に役立つエネルギーシステムを提案いたします。



本社  
〒471-8573 愛知県豊田市元町1番地 トヨタ自動車元町工場内  
TEL:(0565)24-6161(代表) FAX:(0565)24-6160  
名古屋事務所  
〒460-0008 愛知県名古屋市中区栄二丁目1番1号 日土地名古屋ビル14F  
TEL:(052)218-7840 FAX:(052)218-7848  
<http://www.toyota-energy.co.jp>

# TOYOTA

## トヨタ自動車株式会社

弊社のガスタービンの開発は1964年の自動車用ガスタービンに始まります。当時のガスタービンハイブリッドの考えはプリウスに伝承され、培われた技術はターボチャージャーや株式会社トヨタエナジーソリューションズの製品に生かされております。現在は、将来の新しいモビリティへの応用などガスタービンの様々な可能性について研究開発を進めております。

今後もガスタービン学会員・賛助会員様からのご助言を宜しくお願い申し上げます。

<http://www.toyota.co.jp/>



## 株式会社 中北製作所

弊社は流体制御装置の総合メーカーとして、ガスタービンに使用される各種弁の製造を行っています。LNG などの低温ラインから高温高圧ラインにいたる幅広いプロセスでご利用頂ける製品ラインナップを備えております。弁の種類として主には調節弁 (空気 / 油圧 / サーボ / 電動操作式)・バタフライ弁・遮断弁・自力式調整弁・安全弁があり、弁メーカーとして高精度 Cv 実測装置をはじめ充実した検査設備を備え、各種の御要求にお応えし高品質な製品を供給しております。

取扱業種：各種弁および制御装置の製造 (CE マーキング、ASME スタンダード V,UV 対応可)

〒574-8691 大阪府大東市深野南町1-1  
TEL:072-871-1341 FAX:072-874-7501  
bus@nakakita-s.co.jp  
<http://www.nakakita-s.co.jp/>

# ClassNK

## 一般財団法人 日本海事協会

日本海事協会 (ClassNK) は、海上における人命と財産の安全確保及び海洋環境の汚染防止を使命に活動する船級協会です。ClassNKは120年以上に渡って培った知見より、独自に制定された技術規則や国際条約に基づき、建造中と就航後の船舶がこれらの規則等に適合していることを証明する検査を実施しています。



〒102-8567 東京都千代田区紀尾井町4番7号  
Tel: 03-5226-2047, Fax: 03-5226-2039  
e-mail: eod@classnk.or.jp  
URL: www.classnk.or.jp



## 日本無機株式会社

弊社は、エアフィルタ事業のリーディングカンパニーとして常に新しい価値を創造し続け、お客様の要求されるクリーン環境作りのお手伝いを続けています。

ガスタービンに用いられるエアフィルタは空気圧縮機の汚れを抑制し、発電効率の低下抑制に貢献しています。

エアフィルタは高効率・長寿命が要求されており、弊社は多様なラインナップと豊富な経験に基づき、ご使用環境に最適なフィルタシステムをご提案します。

事業内容：エアフィルタ、クリーン機器、  
ガラス繊維応用品（耐熱繊維、断熱・吸音材等）

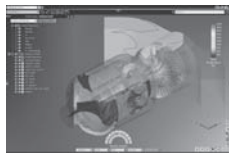
〒110-0045 東京都台東区東上野 5-1-5 日新上野ビル  
TEL:03-6860-7500, FAX:03-6860-7510  
http://www.nipponmuki.co.jp/

## cādence

NUMECA Japan

## 日本ケイデンス・デザイン・システムズ社 (旧・NUMECAジャパン株式会社)

ケイデンス社は、数値流体力学 (CFD)、メッシュ生成、マルチフィジックスシミュレーション、最適化の分野で業界をリードするNUMECA社を買収し、システム解析ラインアップにCFDソリューションを追加しました。NUMECAのソフトウェアは、流体の流れと熱伝達に関するシミュレーション、設計、最適化に利用され、開発コストを削減しながら、製品の優れた品質や性能を実現させるため、特にガスタービンの分野では多くの製品開発者、設計者、研究者の方々にご活用いただいております。



〒105-0003 東京都港区西新橋1丁目17番15号北村ビル4F  
TEL:03-6205-4416 / FAX:03-6205-4418  
https://www.numeca.com



## 一般財団法人日本航空機エンジン協会

当協会は、民間航空機用ジェットエンジンの開発を促進し、もって航空機工業の向上発展を図り、産業経済の健全な繁栄に寄与することを目的として、経済産業省の指導の下に (株) IHI、川崎重工業 (株)、三菱重工業 (株) の協力を得て1981年に設立されました。

現在、日本が参加する民間航空機用エンジンの開発・量産に係る国際共同事業であって、国家プロジェクトとして位置付けられる事業を推進するための日本側の事業主体で、V2500エンジンやPW1100G-JM事業などを遂行しています。

http://www.jaec.or.jp/

## JICEF

## 日本内燃機関連合会 (日内連)



弊会は、1954年に創立以来我が国の燃焼機関工業即ち内燃機関工業の振興と技術の向上に寄与するため、CIMAC関係事業、標準化事業、及び技術普及・広報活動事業の3事業について活発な活動を続けております。CIMAC (国際燃焼機関会議) に関しましては、日本の代表機関としての諸事業を行い、また、国際標準化機構 (ISO) の事業中、内燃機関に関する専門委員会 [ISO/TC70 (往復動内燃機関) 及び ISO/TC192 (ガスタービン)] に関し、日本産業標準調査会に協力すると共に、その他内燃機関に関連し当会で行う必要ありと認められる諸事業を行い、もって我が国内燃機関工業の振興に寄与することを目的としております。

〒105-0004 東京都港区新橋1-17-1 内田ビル7階  
TEL: 03-6457-9789 FAX: 03-6457-9787  
URL: http://www.jicef.org

## PULSTEC

## パルステック工業株式会社

http://www.pulstec.co.jp/

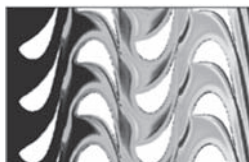


弊社は、「研究開発型モノづくり企業」であり、主力製品は『ポータブル型X線残留応力測定装置』『3Dスキャナ』『光ディスク評価装置』『ヘルスケア関連製品』などで、特に光学系の技術については各業界から高い評価を得ています。弊社が最も注力している『ポータブル型X線残留応力測定装置 (mu-X360s)』は、世界最小・最軽量を実現し、操作も非常に簡単で、高精度、高速測定、低価格を実現した画期的な装置です。

各製品の詳細は、弊社ホームページをご覧ください。



https://www.bub-agema.de/



B&B-AGEMAは、発電プラントのエンジニアリングとターボ機械の設計サービスを専門に行う会社で、本社はドイツのアーヘン市にあります。

1995年にDieter Bohn教授が設立して以来、エネルギー変換機械とプラントの設計、解析計算、専門技術に関する革新的なサービスを提供しています。また、ガスタービン、蒸気タービン、その他のターボ機械全般について総合的な設計サービスも提供しています。

当社は、プラントの監視と予防保全、デジタルツイン・アプリケーション用の高度なソフトウェアを開発しています。さらに、水素の発生・貯蔵・利用に関する研究開発にも深く関わり、革新的で実用的な純水素燃焼バーナーについても開発・試験を行っています。

窓口: info@bub-agema.de

## Hitachi Zosen

## 日立造船株式会社

弊社では、3 ~ 6MW クラスガスタービン発電設備の製造販売を行う他、100MW クラス発電所の建設保守運営事業も展開しております。茨城県では113.6MW、112.3MW ガスタービンコンバインドサイクルを自社運営し電力卸売事業を実施しております。毎日起動停止という厳しい条件にもかかわらず高い稼働率を誇っており、発電所建設から保守運営まで含めたノウハウを蓄積しております。今後発電事業をご検討されるお客様へのトータルソリューション提供を目的とし活動しております。

取扱業種：発電設備の製造販売、発電設備の保守運営事業、電力の卸売事業

〒140-0013 東京都品川区南大井 6 丁目 26 番 3 号

大森ベルポート D 館 15 階

TEL:03-6404-0842, FAX:03-6404-0849

http://www.hitachizosen.co.jp



## 富士電機株式会社

富士電機の火力事業は1959年に初号機を納入して以来、蒸気タービンと発電機を核とした火力発電プラントを基本計画から設計・製作・建設・試運転・アフターサービスまで一貫して提供しています。従来型の石炭火力からコンバインドサイクル、熱併給コージェネレーションなどのあらゆる種類の火力発電所に対し、お客様のニーズに合わせた設計と高効率・高信頼性をお約束します。また富士電機は地熱発電の分野で世界をリードしており、CO排出量削減などにより環境分野に大きく貢献しています。

住所：〒141-0032 東京都品川区大崎一丁目11番2号  
ゲートシティ大崎イーストタワー  
電話：03-5435-7111  
HP：http://www.fujielectric.co.jp/

## MEI 丸和電機株式会社 Maruwa Electronic Inc.

〒277-0814  
千葉県柏市正連寺253  
TEL 04-7132-0013 FAX 04-7132-5703  
E-mail sales@maruwa-denki.co.jp  
http://www.maruwa-denki.co.jp/

### タービン&コンプレッサの材料評価、強度評価に最適です

#### 【回転試験】

最高回転数:260,000rpm 最大外径:φ4,000 最大搭載重量:4,000kg

過回転試験、破壊試験、加熱試験、ひずみ計測試験、エロージョン試験、サイクリック試験  
ガスタービン向けのタービンディスクの遠心強度評価  
シールラッピング試験、翼振動試験、リーク試験  
お客様の仕様に合わせて装置・請負試験を検討いたします。

また高速駆動源の製作・試作も行っており  
高速発電機、高速ギアボックスの製作も承っております。



#### 【燃焼試験】

ジェットエンジンの燃焼技術をベースとした装置設計・製作、受託試験

最高温度:1,700℃ 燃料:灯油、軽油、天然ガス等の様々な燃料に対応 流速:300m/s

ターボチャージャー、排気系部品の性能評価試験

先進高温材料試験、TBC評価試験、エロージョン・コロージョン試験

お客様の御要求に合わせたカスタムメイドが可能です。

## 株式会社 YDK テクノロジーズ

〒151-0051 東京都渋谷区千駄ヶ谷5-23-13 南新宿 JEBL  
TEL: 03-3225-5350 FAX: 03-3225-5320  
URL: https://www.ydktechs.co.jp/jp/

YDK テクノロジーズは、防衛、環境計測、航海、航空・燃焼の4つの分野で、高度で多彩なセンシング技術をグローバルな活動を通して、みなさまの安心・安全な暮らしを支え平和で豊かな社会に貢献しています。

航空ビジネスでは、耐環境性に優れた位置・圧力・温度・回転センサ、燃料制御用の油圧機器、点火装置および電気・光ハーネスを、開発から生産まで一貫した体制で行い、航空機産業の発展に寄与しています。



航空機用変位センサ (LVDT)、圧力センサ、点火装置、ハーネス



産業向け防塵型点火装置、火炎検出器

燃焼ビジネスでは、バーナおよびガスタービン用や炉型の高エネルギー点火装置、火炎検出器などの燃焼装置周辺機器を提供し、長年にわたって培った技術力を駆使し、燃焼に関するお客様のご要望にお応えしています。



# 編集後記

昨年、今年となかなか先が見えない状況の中で、それでもカーボンニュートラル実現に向けた動きはここにきて世界中で加速しており、日本政府も2050年にはカーボンニュートラルを実現することを目標に「地球温暖化対策計画」「エネルギー基本計画」「パリ協定に基づく成長戦略としての長期戦略」といった関連した各計画の見直しを加速するようにとの指示が菅総理大臣から各閣僚に出ていると聞いています。

ガスタービン関連では排気ガスとして炭酸ガスを排出しない水素を燃料に用いた水素空気燃焼ガスタービンの開発が急ピッチで進められ、各地で実機導入が始まっています。また将来に向けて酸素水素燃焼GTといった完全クリーンなGT技術の開発もスタートしており、従来の燃焼ガスのタービン入口温度（TIT）の高温化のためのセラミック複合材料（CMC）技術と合わせて、過酷な環境に適する材料技術の開発の重要性が増しています。また先行してセラミック材料の導入が始まっているジェットエンジンについても、水素燃料の利用、軽量化技術いずれの側面からもセラミック材料技術のさらなる開発が非常に重要な位置づけとなっています。

こうした社会状況を背景に、本号の特集では「ガスタービンにおけるセラミックコーティング・材料技術」と題して、カーボンニュートラルの観点から材料技術はどのような役割を果たすのか、特に将来に向けてどのような課題がありそれに向けてアイデアでクリアしようとしているのか、について紹介しようと企画いたしました。国内で最先端のセラミックコーティング・材料に関する研究開発を進めている方々に執筆いただいております。冒頭の2本の記事は耐環境セラミックコーティング（EBC）およびセラミック複合材料（CMC）技術の現状についての解説、次の2本は次世代コーティングプロセスとして注目を集めている微粒子スプレープロセスに関する解説と研究成果を、次の2本は脆性材料であるセラミック材料に常につきまとう亀裂（クラック）に対して自己治癒性を付与することでクリアしようとする試みについて、そして最後にはメーカー3社による開発動向に

ついて、それぞれ解説をしていただきました。

まだ答えの見えない大きな課題を受けて将来に向けて大きく一歩を踏み出そうとする動きが日本国内にもあり、この特集がその大きな一歩を踏み出す、そしてさらに大きな流れになっていく一助となることを期待してやみません。

最後に、本特集にあたりお忙しい中を執筆を快く引き受けて頂いた各執筆者の皆様、編集委員一同心より感謝申し上げます。むし暑い日が続きますが学会員の皆様におかれましてはご健康に留意して過ごされますようお願い申し上げます。（鈴木 雅人）

- 7月号アソシエイトエディタ  
鈴木 雅人（産業技術総合研究所）
- 7月号担当委員  
酒井 英司（電力中央研究所）  
洪川 直紀（東芝エネルギーシステムズ）  
北條 正弘（JAXA）  
森澤 優一（東芝エネルギーシステムズ）

## （表紙写真）

今回の表紙については、【論説・解説】の著者より流用およびお借りしています。

詳細については、下記記事をご参照ください。

- ・「先進遮熱・環境遮蔽コーティングシステムにおける材料設計」……………（P.216～222）
- ・「セラミックス複合材料（CMC）の力学特性の特徴」……………（P.223～228）
- ・「次世代耐環境コーティングに向けた微粒子スプレーコーティング技術」……………（P.229～240）
- ・「耐熱コーティング技術およびセラミックス複合材料開発の紹介」……………（P.271～276）

## だより ♣事務局 ☒ ♣

いよいよ東京2020オリンピックが開催されます。コロナ禍でなければ日本中がお祭りムードで盛り上がっていたかと思うと本当に残念ですが、選手たちを応援する気持ちは、誰もが同じですね。9月のパラリンピックまで、無事に終わることを祈るばかりです。

去年から続く自粛生活もこれだけ長引けば、さすがにインドア派の私でも何か活動せねば、という気持ちになってきます。そんなわけで、春先から地域主催の「体験農園 野菜作りコース」というものに参加しています。週に1回、参加者が畑に集まり、農家の先生の指導により共同作業を行う受講形式のコースです。その日の内容にもよりますが、大体1時間～1時間半ほどで作業は終了。運動不足の身には、ほどよいアクティビティです。

4月下旬にナス、トマトなどの夏野菜計7種類を植え付け、生育が始まってからは、枝の整理や誘引などの管理を毎回

行っています。先生の説明を何度聞いても、どの枝を残して、どれを切ってよいのやら、なかなか難しいです。誘引する枝を引っ張りすぎて、ボキリとやってしまうことも・・・(；\_；)ですが、こうした管理をきちんとやることで、キュウリなどは1本の苗から50本以上の収穫ができるのだそうです。6月に入ると少しずつ収穫もできるようになり、採れた野菜は受講者10名で仲良く等分して家に持ち帰ります。今は収穫の最盛期、畑に行く度にテンションが上がります♪。

さて、ワクチン接種が加速しているとはいえ、対面イベントの開催となると、まだ安心してご参加いただけないのが現状です。お知らせしております通り10月の定期講演会は今年もオンラインでの開催となりました。昨年の経験を活かし、よりスムーズな運営で、バージョンアップした講演会になると思いますので、どうぞご期待ください。

（山本由香）

## 学会誌編集および発行要領（抜粋）

2018年7月13日改定

1. 本会誌の原稿はつぎの3区分とする。
  - A. 依頼原稿：学会誌編集委員会（以下、編集委員会）がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は本学会会員（以下、会員）外でもよい。
  - B. 投稿原稿：会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
  - C. 学会原稿：本学会の運営・活動に関する記事（報告、会告等）および会員による調査・研究活動の成果等の報告。
- 1.2. 技術論文の投稿については、「技術論文投稿要領」による。
- 1.3. 英文技術論文の投稿については、Instruction to Authors, JGPP (International Journal of Gas Turbine, Propulsion and Power Systems) による。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、論説・解説、講義、技術論文、寄書（研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介）、随筆、書評、情報欄記事の掲載欄に掲載することとし、刷り上がりページ数は原則として以下のとおりとする。
 

|          |               |
|----------|---------------|
| 論説・解説、講義 | 6ページ以内        |
| 技術論文     | 「技術論文投稿要領」による |
| 寄書、随筆    | 3ページ以内        |
| 書評       | 1ページ以内        |
| 情報欄記事    | 1/2ページ以内      |
3. 原稿の執筆者は、本会誌の「学会誌原稿執筆要領」に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局（以下、編集事務局）まで原稿を提出する。編集事務局の所在は付記1に示す。
4. 依頼原稿は、編集委員会の担当委員が、原稿の構成、理解の容易さ等の観点および図表や参考文献の書式の観点から査読を行う。編集事務局は査読結果に基づいて、執筆者への照会、修正依頼を行う。
5. 投稿原稿のうち技術論文以外のものは、編集委員会が審査し、本会誌への掲載可否を決定する。
6. 投稿原稿のうち技術論文の審査、掲載については、「技術論文投稿要領」に従う。
7. 依頼原稿の執筆者には、学会事務局から原則として「学会誌の執筆謝礼に関する内規」第2条に定めた謝礼を贈呈する。
8. 非会員の第一著者には掲載号学会誌1部を贈呈する。
9. 本会誌に掲載された著作物の著作権は原則として本学会に帰属する。本学会での著作権の取扱いについては別途定める「日本ガスタービン学会著作権規程」による。
10. 他者論文から引用を行う場合、本会誌に掲載するために必要な事務処理及び費用分担は著者に負うところとする。

付記1 原稿提出先および原稿執筆要領請求先（編集事務局）  
 ニッセイエブプロ(株) 企画制作部  
 学会誌担当：高橋 邦和  
 〒105-0003 東京都港区西新橋1-18-17 明産西新橋ビル  
 TEL：03-5157-1277  
 E-mail：eblo\_h3@eblo.co.jp

## 技術論文投稿要領（抜粋）

2018年7月13日改定

1. 本学会誌に技術論文として投稿する原稿は次の条件を満たすものであること。
  - 1) 主たる著者は本学会会員であること。
  - 2) ガスタービン及びエネルギー関連技術に関連するものであること。
  - 3) 「学会誌原稿執筆要領」に従って執筆された、日本語原稿であること。
  - 4) 一般に公表されている刊行物に未投稿であること。ただし、以下に掲載されたものは未投稿と認め技術論文に投稿することができる。
    - ・本学会主催の学術講演会・国際会議のプロシーディングス
    - ・特許および実用新案の公報、科学研究費補助金等にかかわる成果報告書
    - ・他学協会の講演要旨前刷、社内報・技報、官公庁の紀要等の要旨または抄録
2. 原則として刷り上がり8ページ以内とする。ただし、「学会誌の掲載料に関する内規」第2条に定めた金額の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。
3. カラー図は電子版と本学会ホームページ上の「技術論文掲載欄」に掲載し、冊子体にはモノクロ変換した図を掲載する。著者が「学会誌の掲載料に関する内規」第3条に定めた金額を負担する場合には、冊子体もカラー印刷とすることができる。
4. 投稿者は、「学会誌原稿執筆要領」に従って作成された印刷原稿または原稿電子データを、技術論文原稿表紙とともに学会誌編集事務局に提出する。
5. 投稿された論文は、論文委員会が「論文査読に関する内規」に従って査読を行い、掲載可否を決定する。
6. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
7. 本技術論文の著作権に関しては、「学会誌編集および発行要領（抜粋）」9.および10.を適用する。

**日本ガスタービン学会誌**  
**Vol. 49 No. 4 2021.7**

発行日 2021年7月20日  
 発行所 公益社団法人日本ガスタービン学会  
 編集者 新関 良樹  
 発行者 太田 有  
 〒160-0023 東京都新宿区西新宿7-5-13  
 第3工新ビル402  
 Tel. 03-3365-0095 Fax. 03-3365-0387  
 郵便振替 00170-9-179578  
 銀行振込 みずほ銀行 新宿西口支店  
 (普) 1703707  
 印刷所 ニッセイエブプロ(株)  
 〒105-0003 東京都港区西新橋1-18-17  
 明産西新橋ビル  
 Tel. 03-5157-1277

©2021, 公益社団法人日本ガスタービン学会

## 複写複製をご希望の方へ

公益社団法人日本ガスタービン学会では、複写複製に係る著作権を一般社団法人学術著作権協会に委託しています。当該利用をご希望の方は、学術著作権協会（<https://www.jaacc.org/>）が提供している複製利用許諾システムを通じて申請ください。