高温引張負荷下でのセラミック遮熱コーティングの損傷過程について

荒井 正行^{*1}, 清水 雄斗^{*2}, 水津 竜夫^{*3}On damage process of ceramic thermal barrier coatings
subjected to high-temperature tensile loadingMasayuki ARAI^{*1}, Yuto SHIMIZU^{*2} and Tatsuo SUIDZU^{*3}^{*1,*2}Department of Mechanical Engineering, Tokyo University of Science
6-3-1 Niiijuku, Katsushika-ku, Tokyo 125-8585, Japan^{*3}Thermal Spraying Technology R&D Lab., TOCALO Co., Ltd.
14-3 Minamifutami, Futami-cho, Akashi-shi, Hyogo 674-0093, Japan

Received 7 October 2014

Abstract

Thermal barrier coatings (TBCs) have been deposited onto the blade surface in a land-based gas turbine according to increase of turbine inlet temperature (TIT). In service of those gas turbines, it has been known that cracking and delamination in TBC is one of the serious damages. Thus, it is very important issue to assure the reliability for TBCs or advanced protective coatings in service. The aim of this study is to clarify how micro damage progresses in TBC and porous TBC, which is called P-TBC here, under a tensile loading at a high-temperature environment. Here, P-TBC has been developed by Arai in order to reduce thermal conductivity and infiltrate coolant gas for achieving transpiration cooling technology. As a result, the surface cracks propagated in a direction perpendicular to the interface in both TBC and P-TBC samples. When a tip of those cracks reached the interface, the crack was curved along the interface between substrate and bond coat in case of TBC sample at room temperature especially. On the other hand, the surface crack propagated along the interface between top and bond coats in case of P-TBC sample. In the tensile test conducted at 1273K, the crack path was located at the interface between top and bond coats in both TBC and P-TBC samples. The quantitative evaluation revealed that critical strain up to crack initiation was almost the same at TBC and P-TBC, and number of cracks per length in TBC sample was higher than that of P-TBC. The J-integral-based adhesive strength of TBC sample was stronger than that of P-TBC.

Key words : Thermal barrier coatings, High-temperature, Tensile tests, Cracking, Interface, J integral

1. 緒 言

ガスタービン動翼入口温度の高温化に伴い、近年では遮熱コーティング (Thermal Barrier Coating: TBC) が注目されるようになった。TBC とは、熱伝導率の低いセラミックスの遮熱層であるトップコート (以下、TC と呼ぶ) と、この遮熱層と基材の熱膨張係数差を緩和し、密着性を向上させる結合層であるボンドコート (以下、BC と呼ぶ) の 2 層構造からなる。最近では、Arai らにより TC を多孔質化したポーラスコーティングの開発が進められており、現存する TBC に比べて熱伝導率が約 50% まで低減できることを示している (Arai and Suidzu, 2013)。

一方、実際のガスタービン動翼においては設備運転中に発生する遠心力、設備の起動、停止に伴う温度変化による熱応力が発生し、これらの機械荷重により TC ではき裂発生、さらにははく離を生じることが懸念される (Cruse, et al., 1988, Miller, 1989)。トップコートで発生したき裂が基材まで進展すれば動翼のカタストロフィックな破壊をもたらす。トップコートのはく離は動翼表面を燃焼ガスに直接さらすことにつながり、ホットスポットからの部品溶融をもたらす。これらの損傷を防止するために、現在開発が進められている先進的な TBC あるいは

既存の TBC の信頼性を材料強度的立場から保証することもまた重要な研究課題と考えられる。

そこで Takahashi らは、室温ならびに高温下での TBC の引張負荷における損傷挙動を調べるとともに、コーティングの機械的特性と関連づけてき裂発生やはく離が発生したメカニズムについて検討している (Takahashi, et al., 2000, 高橋他, 2000)。これにより、試験温度の違いが TBC の損傷に及ぼす影響が明らかにされたが、それらは観察結果に基づいた定性的な解釈に留まっており、き裂発生強度や界面強度に関する定量的な評価が行われるには至っていない。また、Mao らは、実機ガスタービンに施されている TBC に生じると考えられる負荷形態を考慮するため、圧縮負荷下で TC をバナー加熱し、それにより生じる TBC の損傷形態について調べている (Mao, et al., 2008)。さらに Suo らによって提案されているコーティング座屈に基づく界面破壊靱性評価式 (Suo and Hutchinson, 1990, Arai, et al., 2007) により本試験結果を評価した。この結果、界面破壊エネルギーは約 40J/m^2 程度であった。ここで述べたように、実機ガスタービン動翼に生じる温度場を模擬しようとする点では興味ある成果を含んでいるが、熱座屈応力を評価するのに必要な試験片の温度分布が測定されておらず、この研究においても得られた成果は定性的な議論に留まる。

以上の研究例が示すように、様々な温度条件、負荷条件のもとで TBC の損傷挙動に関した定性的な成果が得られているものの、力学的情報、すなわち損傷発生に直接結びつくようなひずみ、応力場に立脚した力学的な検討がほとんどなされていないのが現状である。そこで本研究では、高温引張負荷を受けるときの TBC 材の損傷 (き裂発生・はく離) 過程について詳細に調べることが目的とする。さらに TBC に比べて気孔率が高いポーラスコーティング (以下、P-TBC と呼ぶ) に対しても高温引張試験を行い、試験温度とポーラス構造がコーティングのき裂発生強度、界面強度に及ぼす影響についても検討する。

2. 試験方法

2・1 供試材および試験片形状

本試験では基材材料として Ni 基超合金 IN738LC を用い、図 1 に示す形状となるよう試験片を機械加工した。平行部断面形状は、ロードセルの荷重容量の制約上 $1.5\text{mm} \times 1.0\text{mm}$ とした。試験片平行部の両側面には表 1 に示す組み合わせでコーティングを施した。本研究では、図 1 に示す平滑部側面 (グレーの部分) に対してボンドコートとして CoNiCrAlY 粉末を大気プラズマ溶射 (APS) により片側約 0.1mm まで溶射し、トップコートとして Y_2O_3 安定化 ZrO_2 粉末のみ (TBC)、または Y_2O_3 安定化 ZrO_2 粉末とポリエステルビーズの混合粉末 (P-TBC) を APS により片側約 0.5mm まで溶射した。ただし、後者についてはポリエステルビーズを取り除くために溶射施工後、電気炉を用いて $800^\circ\text{C}/2\text{h}$ の熱処理を施した。なお、最近のガスタービン動翼には、減圧プラズマ溶射 (VPS) さらには高速フレイム溶射 (HVOF) により BC が施工されるようになってきているが、本研究では入口温度 1300°C 級ガスタービンで実績がある APS により BC を溶射することとした。

Fig.1 Specimen geometry prepared for high-temperature tensile tests (dimensions in mm)

Table 1 Combination of coating and substrate

Sample	Top coating	Bond coating	Substrate
IN/TBC	204NS-G	AMDRY 9952	IN 738 LC
	APS	APS	Ni-based super alloy
IN/P-TBC	204NS-G/10wt%Polyester	AMDRY 9952	IN 738 LC
	APS P.H. 1073K ×2hr	APS	Ni-based super alloy

2・2 試験片装置と試験手順

本研究で用いた試験装置のシステム構成の概略を図 2 に示す。高温引張試験機は、CATY-T3H(米倉製作所製、最大荷重容量：2[kN]，最大ストローク：60[mm]，最大温度：1500[°C])である。荷重をロードセル(昭和測器製，MRDT-2kN)，ならびにクロスヘッド変位をダイヤルゲージ(尾崎製作所製，No.507)により測定するとともに，それらの出力を増幅器を介して電圧信号に変換した。また，炉内に設置されている熱電対からの信号も電圧信号として変換し，これらの電気信号をデータロガー(GRAPHTEC 社製，GL220 型)にサンプリング周期 0.1[s]で取り込んだ。引張試験中，コーティング部の損傷過程を把握するために CCD カメラ (KEYENCE 製，VHX-600) で試験片表面を連続観察するとともに，PC に観察結果を取り込んだ。

Fig.2 Schematic diagram of high-temperature tensile testing device

一方，試験片のひずみ測定のために試験片の撮影面をバフ研磨した。その後，試験片中心とコーティング付近に引張軸方向に平行にマイクロビッカースにより圧痕をつけた。圧痕をつけるために用いた硬度計はマイクロビッカース硬度計（松坂精機製，MICRO-SA）である。試験力は 980[N]，圧痕間距離は 200[μm]とした。画像処理により圧痕間距離を計測し，この距離の変化からひずみを求めた。なお，この方法によるひずみ測定の結果を検証するために，別途試験片の観察面とは反対の面にひずみゲージを接着し，室温下で引張試験を行なった。これにより圧痕間距離の変化から測定されたひずみはひずみゲージによる値に概ね一致していることを確認している。

つぎに高温引張試験の試験手順について説明する。はじめに試験片チャック部に試験片を装着する。つぎにイメージ炉の観察用ガラス窓から試験片表面を観察できるよう CCD カメラを設置する。温調器にて炉内を設定温度までゆっくりと加熱する。その後，試験機コントローラにて引張試験をスタートさせる。途中，クロスヘッド変位が 0.1mm 増加する毎に CCD カメラで試験片表面を撮影する。クロスヘッド変位が最大 3mm に達したら試験機コントローラを停止する。この最大変位に達する前に試験片が破断した場合にはその時点で試験を中断する。なお，高温引張試験の試験時間は 30 分程度であった。

試験条件はつぎの通りである。試験温度：室温，500°C，1000°C，クロスヘッド速度：0.1mm/min。

3. 試験結果および考察

3・1 応力—ひずみ関係

高温引張試験により得られた応力—ひずみ関係を図 3(a), (b)にそれぞれ示す. ここで図 3(a)は TBC, 図 3(b)は P-TBC の結果をそれぞれ示す. 縦軸の応力は, ロードセルにより得られた荷重を基材断面積で除したものであり, 横軸のひずみは, 試験片中央部での軸方向に沿う圧痕間距離の変化から求めたものである. はじめに TBC の応力—ひずみ関係に注目すると試験温度の上昇に伴って降伏応力が低下していく. 特に 1000℃になると他のふたつの試験温度 (室温, 500℃) に比べて顕著に降伏応力が低下することがわかる. 破断伸びについても室温, 500℃に比べて 1000℃でのそれは 1/2 にまで低下する. P-TBC の応力—ひずみ関係においてもほぼ同様の傾向が認められるため, これらの応力—ひずみ関係は基材そのものの応力—ひずみ関係に律速されたものであることがわかった.

Fig.3 Stress-strain curve for the coated specimen loaded at a high-temperature environment

Fig.4 Continuous observation of damage progress in the coated specimen subjected to a tensile loading at room temperature

3・2 損傷過程の連続観察結果

試験温度が室温における TBC と P-TBC の損傷過程の CCD 観察結果をそれぞれ図 4(a), (b)に示す. TBC においては, ひずみの増加に伴ってトップコーティング (以下, TC と呼ぶ) 表面でき裂が複数発生し, それらがボンドコーティング (以下, BC と呼ぶ) /基材界面まで貫通する. その後, このき裂先端が応力集中源となって基材で引張方向に対して 45° のすべり線が観察されるとともに BC/基材界面に沿ってき裂が進展し, コーティングがはく離した. この時, コーティングは面外方向に下が凸に反るようにはく離したが, これはプラズマ溶射時に生じた残留応力が解放されたことによる. これに対して P-TBC においても TBC の観察結果と同様に, ひずみの増加に伴って TC 表面で発生したき裂は, コーティング界面に対してほぼ垂直な方向に界面に向けて進展した. その後, このき裂が起点となって基材側ですべりを形成したが, TBC の場合と異なってき裂は TC/BC 界面に沿って進展する傾向が認められた. ところで, P-TBC においてはコーティングを多孔質化するための熱処理 (800°C) が施されており, これが BC/基材間での密着強度を改善し, このようにき裂進展経路の違いとなって表れたと考えられる. さらにひずみが増加すると BC でき裂が短冊状に複数発生した.

Fig.5 Continuous observation of damage progress in the coated specimen subjected to a tensile loading at 723K

つぎに試験温度が 500°C における TBC と P-TBC の損傷過程の観察結果をそれぞれ図 5(a), (b)に示す. TBC においては TC 表面で発生したき裂が BC/基材界面まで貫通したものの, 基材のすべり変形に伴って TC/BC 界面に沿ってき裂が進展し, はく離を生じていた. これに対して P-TBC では, TC 表面で発生したき裂は室温での結果と同様に TC 内を進展した後に TC/BC 界面に沿って進展する傾向が見られた. ここで, TC 内でのき裂進展経路に注目すると, TBC においてはほぼ直線状であったが, P-TBC では湾曲するような経路をとっているのが特徴的である. また, どちらのコーティングにおいても基材のすべり変形に従い BC で短冊状にき裂が複数発生した.

最後に観察結果については省略するが, 試験温度が 1000°C では, TBC において TC 表面から発生したき裂は枝分かれするようにして TC 内を直線状に進展し TC/BC 界面で停留した後, わずかながら界面に沿って進展した.

これに対して P-TBC においては, TC 表面から垂直に発生したき裂は湾曲するようにして界面に向かって進展し, TC/BC 界面に沿ってき裂が進展した。

以上のことから, 試験温度によらず P-TBC で観察されたき裂進展経路は, 湾曲するような経路をとることがわかったが, これはトップコートに含まれる開気孔がき裂進展を停留させるか, 屈曲させる役割を担ったためと思われる。よって, 開気孔はトップコートそのものの破壊靱性値に強く影響を及ぼすものといえる。この点については高延性な TBC の開発にもつながると考えられるため, き裂進展メカニズムを含めて今後の研究課題としたい。また, 試験温度が 500℃以下で BC に短冊状にき裂が発生するのに対して 1000℃ではこのようなき裂発生が認められなかったが, この理由として, 試験温度が BC の DBTT (600~800℃) (Ray and Steinbrech, 1999) を超えたことにより BC が基材に追従するようにして変形したためと考えられる。

3・3 き裂発生に対する定量評価

TBC, P-TBC に対してき裂発生ひずみを比較した結果を図 6 に示す。ここで, き裂発生ひずみは, 引張試験中 CCD カメラでき裂発生が認められたときのひずみにより定義した。室温では TBC に比べ P-TBC のき裂発生ひずみが高いという傾向が見られた。これに対して, 500℃以上になると両者の間で大きな差は見られない。また, P-TBC の室温での試験結果を除いて他の材料の組み合わせ, 試験温度条件においてき裂は降伏応力に達する時点で発生していた。P-TBC の室温における結果のみ非常に高くなった要因として, 開気孔が干渉することでき裂の進展が著しく妨げられた可能性が挙げられる。一方, 高温では BC の延性的な変形が支配的となったためにあまり影響が見られなかったと考えられる。

つぎに単位長さあたりのき裂発生密度を図 7 に示す。ここで, 試験終了後の試験片から TC 表面に発生していたき裂数をカウントし, 平滑部長さでき裂数を除した値をき裂発生密度として定義した。TBC に比べ P-TBC のき裂発生密度が低い傾向が認められる。き裂発生ひずみは P-TBC の方が高かったことを考慮すると, TBC に比べて P-TBC はき裂が発生しにくいといえる。

Fig.6 Critical strain up to crack initiation

Fig.7 The number of cracks per unit length

4. 界面強度の破壊力学的検討

4・1 3層材の界面き裂に対する J 積分

本章では, 破壊力学に立脚して TBC ならびに P-TBC の界面強度を J 積分に基づいて評価することを試みる。ここで取り扱っているコーティング材は, 基材, ボンドコート, トップコートの 3 層材とみなすことができる。本研究では, 第 2 章で明らかになったように, 材料の組み合わせ, 試験温度に応じて界面き裂が TC/BC 界面と

BC/基材界面のいずれかを進展することがわかった。このことから、3層材の界面上に2種類（TC/BC界面、BC/基材界面）の界面き裂を想定し、それぞれのJ積分を評価するための解析解を導出する。

き裂先端を原点とした直角座標系 (x_1, x_2) を考えたととき、J積分は以下のように定義される (Shih and Asaro, 1988)。

$$J = \oint_{\Gamma} \left(W dx_2 - T_k \frac{\partial u_k}{\partial x_1} d\Gamma \right) \quad (1)$$

ここで、 W はひずみエネルギー密度、 Γ はき裂先端を取り囲む反時計回りの積分経路、 $T_k (k = 1, 2)$ は積分経路上の表面力ベクトル、 u_k は変位ベクトルである。

以下に2種類の界面き裂に対するJ積分を式(1)に基づいて導出する。

(1)TC(#1)/BC(#2)界面にき裂がある場合:

図8に示すような界面き裂を有する3層材について考える。図に示すように直角座標系 (x_1, x_2) をおき、 $0 \leq x_2 \leq h_1$ の領域を#1、 $-h_2 \leq x_2 \leq 0$ の領域を#2、 $-h_3 - h_2 \leq x_2 \leq -h_2$ の領域を#3とする。そして、界面(#1/#2)上にき裂が存在するものとする。積分経路 Γ を図のようにとるときJ積分はつぎのように表せる。

$$J = \int_{\Gamma} \left(W - T_1 \frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) dx_2 = \left\{ \int_A^B + \int_B^C + \int_D^E + \int_E^F + \int_F^G \right\} \left(W - T_1 \frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) dx_2 \quad (2)$$

このような3層材に対して、#3層の中立軸に沿って引張荷重 P が作用するものとすれば、平面ひずみ状態でのJ積分式(2)における各積分項を計算するとつぎのようになる。

$$J = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\Sigma_{23}} - \frac{1}{\Sigma} \right) \left(\frac{P}{t} \right)^2 \quad (3)$$

ここで、

$$\Sigma_{23} = \left(\frac{E_2 h_2}{1 - \nu_2^2} + \frac{E_3 h_3}{1 - \nu_3^2} \right)$$

ならびに

$$\Sigma = \sum_{i=1}^3 \frac{E_i h_i}{1 - \nu_i^2}$$

であり、 $E_i (i = 1, 2, 3)$ は各層の縦弾性係数、 ν_i はポアソン比、 h_i は各層の高さ、 t は厚さをそれぞれ表す。

(2)BC(#2)/基材(#3)界面にき裂がある場合:

つぎに、図9に示す界面(#2/#3)上にき裂が存在する3層材について考える。き裂先端を原点として直角座標系 (x_1, x_2) を図のようにおき、 $h_2 \leq x_2 \leq h_1 + h_2$ の領域を#1、 $0 \leq x_2 \leq h_2$ の領域を#2、 $-h_3 \leq x_2 \leq 0$ の領域を#3とする。このような界面き裂の問題に対するJ積分は

$$J = \int_{\Gamma} \left(W - T_1 \frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) dx_2 = \left\{ \int_A^B + \int_C^D + \int_D^E + \int_E^F \right\} \left(W - T_1 \frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) dx_2 \quad (4)$$

つぎに各積分項を計算するとつぎのような式を得る.

$$J = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{\Sigma_3} - \frac{1}{\Sigma} \right) \left(\frac{P}{t} \right)^2 \quad (5)$$

ここで,

$$\Sigma_3 = \frac{E_3 h_3}{1 - \nu_3^2}$$

である.

Fig.8 Integral contour to evaluate J integral for the interfacial crack on TC/BC interface

Fig.9 Integral contour to evaluate J integral for the interfacial crack on BC/Substrate interface

4・2 有限要素解析による J 積分の妥当性検証

前節で導いた J 積分の簡易評価式の妥当性を検証するために, 汎用有限要素解析コード Marc を用いて有限要素解析を行なった. 解析に用いた界面き裂を有するモデルを図 10 に示す. ここでは一例として TC/BC 界面にき裂が存在するときの解析モデルを示す. 図に示すように界面き裂先端近傍において要素サイズを細かくするように工夫した. また, 解析に用いた物性値を表 2 に示す (Busso, et al., 2001). なお, この物性値は室温において IN738LC に従来の TBC を溶射したものを想定している. 本研究で引張試験に供した試験片形状を考慮して, 解析モデルの幅を 10mm, 厚さを 1.0mm とし, トップコート, ボンドコート, 基材の高さをそれぞれ 0.5mm, 0.1mm, 0.75mm とした. また, き裂長さを 1.0mm とした. さらにトップコートと基材を弾性体, ボンドコートを弾完全塑性体とし, その降伏応力 σ_y として 600MPa を想定した. 先に述べているように, 本引張試験の試験時間は最大 30 分程度であったことからクリープの影響は考慮しなくてもよいものとした.

簡易評価式(3), (5)より求めた J 積分値と有限要素解析から得られる J 積分値を比較した結果を図 10, 図 11 に示す. 図 10 は TC/BC 界面にき裂が存在する場合, 図 11 は BC/基材界面にき裂が存在する場合をそれぞれ示している. 図より, TC/BC 界面き裂においては, 本研究で導出した J 積分の評価式(3)による結果は有限要素解析による結果と幅広い範囲にわたり一致していることが確認できる. これに対して BC/基材界面き裂においては, 荷重が増加するにつれて評価式による結果は有限要素解析による結果からやや外れる. これはき裂先端近傍での塑性域形成に関与しており, J 積分に塑性項が寄与したためと考えられる. 例えば, 荷重が 1000[N]の場合, き裂進展方向の界面上に 0.1mm 程度の塑性域が形成されていたことを確認している. ところで, 試験結果で観察された界面き裂が成長するときの臨界荷重は, 有限要素解析においてき裂先端近傍での塑性域が十分に形成されないときの荷重範囲に含まれていることがわかっている. このことから, ここで導出した J 積分の評価式(5)により本試験結果を評価しても問題がないものと判断した.

Table 2 Physical property of three-layered material

	TC(#1)	BC(#2)	Substrate(#3)
E [GPa]	40	200	200
ν	0.3	0.3	0.3

Fig.10 Finite element mesh for the tensile specimen with the interfacial crack on TC/BC interface

Fig.11 Comparison in J integral evaluation between the simple formula and FE analysis

4・3 界面 J 積分による TBC 材・P-TBC 材の界面強度評価

前節で導出した J 積分の評価式(3), (5)を用いて, 本引張試験結果から TBC, P-TBC に対する界面強度を評価する. 本試験に用いた供試材の各温度における縦弾性係数 E [GPa]を表 3 に示す. なお, ここに用いた縦弾性係数は, TCについては室温下で曲げ試験することで, BCについては薄膜状にしたBC試験片を高温引張試験することで, 基材についてもひずみゲージによる引張試験を行うことでそれぞれ得られたものである. 連続観察結果によれば, TBCにおいては室温にてBC/基材界面で進展していたき裂が高温になるにつれてTC/BC界面上へき裂進展経路が変化した. また, P-TBC においてはいずれの試験温度においても TC/BC 界面上でき裂が進展していた. このことを考慮して, き裂進展経路に対応した J 積分の評価式に界面き裂発生時の臨界荷重を代入することで得た J 積分値を臨界破壊エネルギーと呼ぶこととした. 表 4 に TBC と P-TBC の各温度における臨界荷重を示す.

Table 3 Young's modulus of material at each temperature utilized for evaluation of J integral

GPa	293[K]	773[K]	1273[K]
TBC	30		
P-TBC	5		
CoNiCrAlY	180	160	14
IN738LC	200	180	160

Table 4 Critical load up to the crack initiation

N	293[K]	773[K]	1273[K]
TBC	630	510	179
P-TBC	568	535	179

TBC と P-TBC に対する界面破壊エネルギー値を比較した結果を図 12(a), (b)に示す. 図より, P-TBC の界面破壊エネルギー値は, TBC に比べ全体的に低いことがわかる. また, いずれのコーティング材においても試験温度の上昇に伴って界面破壊エネルギー値は低下していく. これは, 温度上昇により BC と基材の機械的特性が低下することによる影響が大きいと考えられる. 以上のことから, P-TBC は TBC に比べて界面き裂が進展しやすいと考えられる. このことは, 定性的にも連続試験結果と一致した.

Fig.12 Relationship between critical interfacial fracture energy and testing temperature

5. 結 言

本研究では, 高温引張負荷を受けるときの TBC 材の損傷 (き裂発生・はく離) 過程を詳細に調べるとともに, TBC に比べて気孔率が高い P-TBC に対しても高温引張試験を行い, 試験温度とポーラス構造がコーティングのき裂発生強度, 界面強度に及ぼす影響について調べた. これにより以下のことが明らかとなった.

1) 室温下では TBC に比べて P-TBC のき裂発生ひずみが高い. ただし, 試験温度が高くなるとき裂発生ひずみはほぼ同程度となる. 室温下で P-TBC のき裂発生ひずみが高かった理由として, TC に含まれる開気孔の影響が考えられた.

- 2)試験温度によらず TBC に比べて P-TBC のき裂発生密度は低い. すなわち, TBC では TC 表面にき裂が複数発生するのに対して, P-TBC では単一き裂が主に発生しやすい.
- 3)P-TBC に比べて TBC の界面破壊強度は高い. ただし, 試験温度が高くなると両者の界面破壊強度は低下するとともに相互に近づいていくことがわかった.

文 献

- Arai, M, Okajima, Y. and Kishimoto, K, Mixed-mode interface fracture toughness for thermal barrier coating, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 74, No. 13 (2007), pp.2055-2069.
- Arai, M. and Suidzu, T., Porous ceramic coating for transpiration cooling of gas turbine blade, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 22, No. 5 (2013), pp.690-698.
- Busso, E. P., Lin, J., Sakurai, S. and Nakayama, M., A mechanistic study of oxidation-induced degradation in a plasma-sprayed thermal barrier coating system. Part I: model formulation, *Acta Materialia*, Vol.49 (2001), pp.1515-1528.
- Clark, D. R. and Phillpot, S. R., Thermal barrier coating materials, *Materials Today* (2005), pp.22-29.
- Cruse, T. A., Stewart, S. E. and Ortiz, M., Thermal barrier coating life prediction model development, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.110 (1988), pp.610-616.
- Mao, W. G., Dai, C. Y., Yang, L. and Zhou, Y. C., Interfacial fracture characteristic and crack propagation of thermal barrier coatings under tensile conditions at elevated temperatures, *International Journal of Fracture*, Vol.151 (2008), pp.107-120.
- Miller, R. A., Life modeling of thermal barrier coatings for aircraft gas turbine engines, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.111 (1989), pp.301-305.
- Okajima, Y., Kudo, D., Okaya, N., Torigoe, T., Kaneko, H., Maega, M., Ito, E., Masada, J. and Tsukagoshi, K., Evolution of thermal barrier coatings for land based gas turbines at MHI, *Proceedings of International Thermal Spray Conference & Exposition* (2014), pp.257-262.
- Ray, A. K. and Steinbrech, R. W., Crack propagation studies of thermal barrier coatings under bending, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol.19 (1999), pp.2097-2109.
- Shih, C. F. and Asaro, R. J., Elastic-plastic analysis of cracks on bimaterial interfaces: Part I-small scale yielding, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 55 (1988), pp.299-316.
- Suo, Z. and Hutchinson, J. W., Interfacial crack between two elastic layers, *International Journal of Fracture*, Vol.43 (1990), pp.1-18.
- Sheffler, K. D. and Gupta, D. K., Current status and future trends in turbine application of thermal barrier coatings, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol. 110 (1988), pp.605-609.
- Takahashi, S., Yoshida, M. and Harada, Y., Microstructure features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings, *High-temperature Corrosion and Protection* (2000), pp.337-342.
- 高橋智, 吉葉正行, 原田良夫, 遮熱コーティングシステムの室温における力学的損傷の微視的様相, 日本学術振興会 耐熱金属材料 第123委員会 研究報告, Vol. 41, No.3 (2000), pp.411-425.
- Wu, R. T., Kawagoishi, K., Harada, H. and Reed, R. C., The retention of thermal barrier coating systems on single-crystal superalloys: effects of substrate composition, *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), pp.3622-3629.
- Zhang, J. X., Wang, J. C., Harada, H. and Koizumi, Y., The effect of lattice misfit on the dislocation motion in superalloys during high-temperature low-stress creep, *Acta Materialia*, Vol. 53 (2005), pp.4623-4633.
- Zhang, J. X., Harada, H., Ro, Y., Koizumi, Y. and Kobayashi, T., Thermomechanical fatigue mechanism in a modern single crystal nickel base superalloy TMS-82, *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), pp.2975-2987.

References

- Arai, M, Okajima, Y. and Kishimoto, K, Mixed-mode interface fracture toughness for thermal barrier coating, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 74, No. 13 (2007), pp.2055-2069.
- Arai, M. and Suidzu, T., Porous ceramic coating for transpiration cooling of gas turbine blade, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 22, No. 5 (2013), pp.690-698.
- Busso, E. P., Lin, J., Sakurai, S. and Nakayama, M., A mechanistic study of oxidation-induced degradation in a plasma-sprayed thermal barrier coating system. Part I: model formulation, *Acta Materialia*, Vol.49 (2001),

pp.1515-1528.

- Clark, D. R. and Phillpot, S. R., Thermal barrier coating materials, *Materials Today* (2005), pp.22-29.
- Cruse, T. A., Stewart, S. E. and Ortiz, M., Thermal barrier coating life prediction model development, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.110 (1988), pp.610-616.
- Mao, W. G., Dai, C. Y., Yang, L. and Zhou, Y. C., Interfacial fracture characteristic and crack propagation of thermal barrier coatings under tensile conditions at elevated temperatures, *International Journal of Fracture*, Vol.151 (2008), pp.107-120.
- Miller, R. A., Life modeling of thermal barrier coatings for aircraft gas turbine engines, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.111 (1989), pp.301-305.
- Okajima, Y., Kudo, D., Okaya, N., Torigoe, T., Kaneko, H., Maega, M., Ito, E., Masada, J. and Tsukagoshi, K., Evolution of thermal barrier coatings for land based gas turbines at MHI, *Proceedings of International Thermal Spray Conference & Exposition* (2014), pp.257-262.
- Ray, A. K. and Steinbrech, R. W., Crack propagation studies of thermal barrier coatings under bending, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol.19 (1999), pp.2097-2109.
- Shih, C. F. and Asaro, R. J., Elastic-plastic analysis of cracks on bimaterial interfaces: Part I-small scale yielding, *Journal of Applied Mechanics*, Vol.55 (1988), pp.299-316.
- Suo, Z. and Hutchinson, J. W., Interfacial crack between two elastic layers, *International Journal of Fracture*, Vol.43 (1990), pp.1-18.
- Sheffler, K. D. and Gupta, D. K., Current status and future trends in turbine application of thermal barrier coatings, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol. 110 (1988), pp.605-609.
- Takahashi, S., Yoshida, M. and Harada, Y., Microstructure features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings, *High-temperature Corrosion and Protection* (2000), pp.337-342.
- Takahashi, S., Yoshida, M. and Harada, Y., Microstructure features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings, *Nihon Gakujyutsu Shinkoh-kai Taninetsu kinzokuzairyou dai 123iinnkai research report*, Vol. 41, No.3 (2000), pp.411-425 (in Japanese).
- Wu, R. T., Kawagoishi, K., Harada, H. and Reed, R. C., The retention of thermal barrier coating systems on single-crystal superalloys: effects of substrate composition, *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), pp.3622-3629.
- Zhang, J. X., Wang, J. C., Harada, H. and Koizumi, Y., The effect of lattice misfit on the dislocation motion in superalloys during high-temperature low-stress creep, *Acta Materialia*, Vol. 53 (2005), pp.4623-4633.
- Zhang, J. X., Harada, H., Ro, Y., Koizumi, Y. and Kobayashi, T., Thermomechanical fatigue mechanism in a modern single crystal nickel base superalloy TMS-82, *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), pp.2975-2987.