Advance Publication by J-STAGE

日本機械学会論文集

Transactions of the JSME (in Japanese)

DOI:10.1299/transjsme.21-00086

Received date : 11 March, 2021

Accepted date : 22 August, 2021

J-STAGE Advance Publication date : 31 August, 2021

多孔質遮熱コーティングシステムの損傷・非弾性変形に関する 数値シミュレーション

張 婉君^{*1}, 荒井 正行^{*2}, 伊藤 潔洋^{*2}

Numerical simulation of damage and inelastic deformation of porous thermal barrier coatings system

Wanjun ZHANG^{*1}, Masayuki ARAI^{*2} and Kiyohiro ITO^{*2}

^{*1} Graduate School of Mechanical Engineering, Tokyo University of Science
6-3-1 Niijuku, Katsushika-ku, Tokyo 125-8585, Japan

^{*2} Department of Mechanical Engineering, Tokyo University of Science
6-3-1 Niijuku, Katsushika-ku, Tokyo 125-8585, Japan

Abstract

Thermal barrier coating (TBC) is widely applied to gas turbine blade surface to protect the metallic substrate from high-temperature combustion gas flow. Porous TBC system has been developed by our research group in order to further increase the turbine inlet temperature. In this study, in order to appropriately evaluate the stress distribution and the crack growth behavior in porous TBC subjected to a monotonical tensile loading at high-temperature, a finite element analysis model with pores in top coat (TC) based on an actual cross-sectional image of TBC specimen was established. The inelastic constitutive equation of TC and the crack growth algorithm proposed by our research group were also introduced into the analysis model. It was confirmed that the stress distribution and the crack growth behavior obtained by the analysis under a monotonical tensile loading condition were consistent with the experimental results under 293K and 1273K temperature conditions. In addition, the analysis results from three models with different porosity showed that the crack initiation strain is increased with increasing the porosity. The increase of porosity could improve the apparent ductility of TC. It was considered that the improved ductility suppressed the cracks initiation.

Keywords : Gas turbine, Thermal barrier coatings, Finite element analysis, Porosity, Crack

1. 緒 言

火力発電用ガスタービン (GT) ではタービン入口温度 (TIT) の向上が図られており、高温部材には遮熱コーティング (TBC) の適用が必要不可欠となっている。TBC は遮熱層であるトップコート (TC), ならびに TC と基材の密着強度を向上させるボンドコート (BC) の 2 層から構成されている。一般的に、TC は大気プラズマ溶射法 (APS) により成膜されるイットリア部分安定化ジルコニア (YSZ) が用いられる。最近では、TIT の更なる向上のため、TBC の熱伝導率を低下させるための材料開発が活発に進められている。ヨーロッパや米国を中心に、従来の YSZ に対して添加元素を導入することで TC の低熱伝導率化が図られている (Clarke and Phillpot, 2005)。Arai ら (Arai and Suidzu, 2013) は、図 1 に示すように YSZ に対して粗大気孔を積極的に導入した多孔質 TBC (P-TBC) を開発している。これにより、従来の TBC に比べ熱伝導率を約 1/2 にまで低減できることを示している。

GT の起動・停止に伴い TBC は温度変動を受けるため、各層の線膨張係数差に起因した熱応力が繰返し作用する。また、高温酸化雰囲気に晒されることにより、TC/BC 界面には熱成長酸化物 (TGO) が形成される。TGO

の成長は体積膨張を伴うため、TC/BC 界面に内部応力が誘起される。また、TGO と各層の線膨張係数差により熱応力が助長されることになる。これらの複合的な要因により、TBC にはき裂やはく離などの深刻な損傷が生じることが知られている(吉葉,2001, 伊藤,2006)。多孔質 TBC の実用化のためには、実際の GT が晒される温度や負荷環境下で多孔質 TBC にどのような応力が作用し、損傷が発生するのかを明らかにする必要がある。

Fig. 1 Cross-sectional SEM image of P-TBC.

TBC の応力や損傷解析手法に関してはこれまでに多くの研究が行われている。Slámečka ら(Slámečka et al., 2016) は、TC/BC 界面粗さと TGO を考慮した三次元有限要素解析モデルを構築し、1293 K から室温まで冷却した際に TC/BC 界面近傍に生じる応力を評価している。その結果、TC/TGO 界面よりも BC/TGO 界面の山部で高い引張応力が発生し、当該応力は TGO 厚さの増加に伴い増加することが確認されている。このため、はく離き裂は BC/TGO 界面で生じる可能性があることを指摘している。Rad ら(Rad et al., 2015) は、TBC 断面の走査型電子顕微鏡 (SEM) 像に基づいて TC/BC 界面粗さと TC 内の気孔を考慮した二次元有限要素解析モデルを構築している。さらに、基材に対し時間依存性を考慮した粘弾塑性モデルを適用することで解析精度の向上を図っている。当該モデルにより熱機械疲労負荷を受ける TBC の各層に生じる応力を評価した結果、TC 内の応力分布は気孔率や気孔形状に依存し、気孔周辺で高い応力が生じることを示している。しかしながら、これらの解析手法の多くは TC を均質等方弾性体と仮定してモデル化しているのが現状である。

APS により成膜された TBC (APS-TBC) は図 2 に示す特有の微視的組織を有する。この微視的組織は、スプラットと呼ばれる扁平した粒子ならびに微小気孔や微小き裂などの微小欠陥を含んでいることが特徴である。このような構造を有するため、引張負荷下で TC は非弾性変形を発現する。当研究グループでは、TC の微視的組織を考慮した非弾性構成方程式を構築し、時間依存性変形と繰返し負荷に対応できるよう本構成式を拡張している(Arai, 2011; Arai, 2016; Arai et al., 2020)。さらに、損傷パラメータをき裂進展クライテリオンとした自動き裂進展アルゴリズムを構築し、TC の非弾性構造モデルと BC の弾塑性モデルおよび基材の Chaboche 型粘弾性モデルを組み合わせた有限要素プログラムを開発している。本プログラムにより室温ならびに高温下で単調引張負荷を受ける TBC の応力-ひずみ関係とき裂の発生・進展挙動を解析した結果、温度によらず実験および解析で得られた応力-ひずみ線図やき裂発生ひずみは概ね一致することを示している。しかしながら、本解析モデルにおいて気孔は考慮されておらず、TC 内の応力や損傷挙動に及ぼす気孔の影響については明らかにされていなかった。

そこで本研究では、これまでに開発してきた解析プログラムを多孔質 TBC に適用し、室温ならびに高温下で単調引張負荷を受ける多孔質 TBC の応力状態およびき裂発生・進展挙動を明らかにすることを目的とする。このために、室温ならびに高温下で多孔質 TBC の単軸引張試験を行い、TC 内のき裂の発生・進展挙動をその場観察する。また、実際の試験片の断面画像に基づいて作成した解析モデルを対象に有限要素解析を実施する。これにより、室温ならびに高温下で引張負荷を受ける多孔質 TBC の応力状態やき裂発生・進展挙動を解明するとともに、これらに及ぼす気孔の影響について検討する。

Fig. 2 The microstructure of APS-TBC.

2. 多孔質 TBC 材の応力・損傷解析手法

2・1 各層の構成式

本研究では、多孔質 TBC 材においても一般的な APS-TBC 材と同様の材料特性を示すと仮定し、Arai ら (2020) が開発した非弾性構成式を採用することとした。本非弾性構成式は、TC 内のスプラット同士の境界面（スプラット界面）に存在する微小き裂に起因して応力-ひずみ曲線に発現される非線形挙動をモデル化したものであり、以下の式で表される。

$$\varepsilon_{ij} = \left[S_{ijkl}^0 + \frac{8}{3} D \left(\frac{1-\nu^2}{\pi E} \right) K_{ijkl} \right] \sigma_{kl} \quad (1)$$

ここで、 E は溶射粒子速度 v_p に依存する縦弾性係数、 ν はポアソン比、 K_{ijkl} は微小き裂の開口に伴うコンプライアンステンソルである。 S_{ijkl}^0 は弾性コンプライアンステンソルであり、

$$S_{ijkl}^0 = \frac{1+\nu}{E} \left(\delta_{ik} \delta_{jl} - \frac{\nu}{1+\nu} \delta_{ij} \delta_{kl} \right) \quad (2)$$

で与えられる。ここで、 δ_{ij} はクロネッカーのデルタである。また、式 (1) における D は微小き裂数密度に対応した損傷パラメータであり、以下のように 3 成分の和として与えられるものとする (Katori et al., 2018)。

$$D = D_e + D_c + D_f \quad (3)$$

ここで、 D_e は引張負荷に伴って生じる弾性損傷値であり、以下の式で与えられる。

$$D_e = \frac{1}{2} D_0 A \left\{ \left(\frac{p(p)}{p_0} \right)^{n_1} + \left(\frac{|q|}{q_0} \right)^{m_1} \right\} \quad (4)$$

また、 D_c は時間に依存して生じるクリープ損傷値、 D_f は繰返し負荷に伴って生じる疲労損傷値であり、その発展則は、

$$\dot{D}_c = \frac{dD_c}{dt} = \frac{1}{2} D_0 B \left\{ \left(\frac{p(p)}{p_0} \right)^{n_2} + \left(\frac{|q|}{q_0} \right)^{m_2} \right\} \quad (5)$$

$$\dot{D}_f = \frac{dD_f}{dt} = \frac{1}{2S_f} \sigma_{eq} \varepsilon_{eq} |\dot{\varepsilon}_{eq}| \quad (6)$$

となる。ここで、 D_0 は微小き裂数密度の参照値、 A と B は損傷形態の違いに応じて定められる発展係数、 p_0 と q_0 は応力定数、 p と q はそれぞれスプラット界面に垂直方向に働く表面力と平行方向に働く表面力、 n_1 と n_2 ならびに m_1 と m_2 は損傷発展指数、 S_f は疲労損傷発展係数、 σ_{eq} と ε_{eq} は相当応力と相当ひずみ、 $\dot{\varepsilon}_{eq}$ は相当ひずみ速度をそれぞれ

れ表す．また、 $\langle - \rangle$ は Mac Auley 括弧である．このとき、損傷パラメータ D の発展方程式は以下のように定義される．

$$\dot{D} = \dot{D}_e \langle \dot{D}_e \rangle \langle \sigma_m \rangle + \dot{D}_c \langle \sigma_m \rangle + \dot{D}_f \quad (7)$$

ここで、 σ_m は静水圧である．式 (4) で示されるように、 D_e はその瞬間に作用している応力によって直接定まり、時間に依存しない損傷値である．式 (7) における右辺第一項は、 D_e が引張応力によってのみ発展すること、ならびにその最大値が保持されることを表現するものであり、時間増分によって変化しないことに留意する．

本研究では、BC 材として CoNiCrAlY 合金を想定し、以下の弾塑性構成式を採用した (Sacidi et al., 2011, Tamarin, 2002)．本弾塑性構成式において降伏曲面 σ_p は塑性ひずみ ε_p と温度 T の関係として次のように与える．

$$\sigma_p(\varepsilon_p, T) = \sigma_Y(T) + H(T)\varepsilon_p \quad (8)$$

ここで、 σ_Y は初期降伏応力である．また、 H は硬化係数であり、以下の式で与えられる．

$$H(T) = \frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \frac{\sigma_B(T) - \sigma_Y(T)}{\delta(T) \times 10^{-2} - \varepsilon_Y(T)} \quad (9)$$

ここで、 σ_B と δ 、 ε_Y は引張強さと破断伸び、降伏ひずみをそれぞれ表す．このとき、降伏ひずみ ε_Y は以下のように定義される．

$$\varepsilon_Y(T) = \frac{\sigma_Y(T)}{E(T)} \quad (10)$$

本研究では、基材として Ni 基超合金 IN738LC を想定し、Chaboche タイプの粘弾塑性構成式を採用した (Yaguchi et al., 2002)．本粘弾塑性構成式において、全ひずみ ε_{ij} は以下の式で表される．

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^T \quad (11)$$

ここで、 ε_{ij}^e と ε_{ij}^p 、 ε_{ij}^T は弾性ひずみと非弾性ひずみ、熱ひずみをそれぞれ表す．弾性ひずみ ε_{ij}^e は、一般化されたフックの法則により以下の式で与えられる．

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (12)$$

ここで、 σ_{ij} は応力テンソルである．非弾性ひずみ ε_{ij}^p は、ひずみ速度の形式で以下のように与えられる．

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma'_{ij} - X'_{ij}}{J(\sigma - X)} \quad (13)$$

ここで、 X_{ij} は背応力テンソル、 σ'_{ij} と X'_{ij} はそれぞれ応力テンソルと背応力テンソルの偏差テンソルである． $J(\sigma - X)$ は偏差応力テンソルの第 2 不変量を表す．また、 $\dot{p}$ は以下のように与えられる．

$$\dot{p} = \left\{ \frac{J(\sigma - X)}{K} \right\}^n \quad (14)$$

ここで、 K 、 n は材料定数である．

2・2 き裂進展アルゴリズム

き裂進展アルゴリズムについても同様に、Arai ら (2020) が APS-TBC 材のために開発した非局所的損傷理論に基づくき裂進展アルゴリズムを採用した．本き裂進展アルゴリズムでは、損傷パラメータ D がき裂発生損傷値

D_{CR} に達したときにき裂進展するものと仮定している．言い換えると，微小き裂数がある臨界値に達したとき，巨視的な“き裂”になるものと仮定する．しかしながら，き裂先端近傍において応力や損傷場は特異性を有することが知られており，き裂先端近傍では局所的に高い損傷パラメータ D が生じることになる．この結果，き裂が想定よりも急速に進展することになる．このような不都合を回避するために，本アルゴリズムに非局所的損傷理論を導入している．き裂先端を原点に半径 d^* の円形領域 Ω 内の損傷場が領域内の位置 $\mathbf{x}$ の損傷の発達（微小き裂数の増加）に影響を及ぼすとする，本理論に基づいて位置 $\mathbf{x}$ における損傷パラメータ D は以下のように非局所化される．

$$\bar{D}(\mathbf{x}) = \frac{\int_{\Omega} D(\xi) \phi(\mathbf{x}, \xi) d\Omega}{\int_{\Omega} \phi(\mathbf{x}, \xi) d\Omega} \quad (15)$$

ここで， ξ は領域 Ω における任意の位置である．また， $\phi(\mathbf{x}, \xi)$ は位置 ξ の損傷パラメータ D が位置 $\mathbf{x}$ の損傷パラメータ D に及ぼす影響に対する重み関数であり

$$\phi(\mathbf{x}, \xi) = \exp\left\{-\frac{|\mathbf{x}-\xi|}{d^*}\right\} \quad (16)$$

と与えられる．

以上により定義された損傷パラメータ D が， $\bar{D}(\mathbf{x}) \geq D_{CR}$ になったときにき裂が進展したとみなし，その領域の剛性をゼロとすることでき裂進展を表現する．Arai ら（2020）は，APS-TBC 材に対し室温，723 K および 1273 K で単調引張試験を複数回実施し，実験と解析でき裂発生ひずみが一致するようなき裂発生損傷値 D_{CR} を求めている．このき裂発生損傷値と温度の関係が概ね線形関係にあることから，き裂発生損傷値 D_{CR} を温度 T の関数として以下のように与えている．

$$D_{CR} = 1.083 \times 10^2 + 5.548 \times 10^{-2} T \quad (17)$$

本研究では，き裂発生損傷値 D_{CR} として式（17）を採用した．

3. 単調引張負荷を受ける多孔質 TBC の損傷評価

3・1 供試材

基材には Ni 基超合金 IN738LC を用い，図 3 に示す形状となるよう試験片を機械加工した．試験片の中央部で確実に破断するように両側面に R 部を設けた．ただし，中央部には 1.0 mm の平行部を設け，TBC における損傷過程の観察に支障が出ないようにした．そして，試験片両側面の R 部全体に BC と TC を施工した．BC として CoNiCrAlY 合金粉末（Amdry9954，エリコンメテコジャパン（株））を高速フレイム溶射（HVOF）により約 0.1 mm まで溶射した．TC として 8wt.%Y₂O₃-ZrO₂ 粉末（Metco 204NS，エリコンメテコジャパン（株））とポリエステルビーズ（Metco 600NS，エリコンメテコジャパン（株））を 8wt.%混合させた混合粉末を APS により約 0.5mm まで溶射した．その後，ポリエステルビーズを完全に揮発させるため，電気炉を用いて 1073 K で 2 h の熱処理を行った．以降，本試験片を P-TBC 試験片と表記する．また，ポリエステルビーズ無しで 8wt.%Y₂O₃-ZrO₂ 粉末のみを溶射した TBC 試験片も作製した．P-TBC 試験片および TBC 試験片をそれぞれ 3 本ずつ作製し，損傷過程観察のため各試験片表面をバフ研磨した．P-TBC 試験片の外観写真と断面 SEM 像の一例を図 4 に示す．TC 内に比較的大きな気孔が多数存在している様子が確認できる．また，引張方向のひずみを測定するために，ビッカース硬度計（VK-M 型，島津製作所）により BC/基材界面直下に長手方向に圧痕を付与した．圧痕と BC/基材界面の距離を 300 μ m，圧痕間距離を 300 μ m，試験荷重を 1.0 kgf とした．

Fig. 3 Geometry of tensile test specimen [unit: mm].

Fig. 4 Appearance image and SEM image of a tensile test specimen. Several large pores were formed in the TC layer.

3・2 引張試験方法

引張試験には(株)米倉製作所製の高温引張観察装置(CATY-T3H)を用いた。荷重をロードセル(MRDT-2kN, (株)昭和測器)により測定し, 電気信号をデータロガー(GL220, グラフテック(株))にサンプリング周期0.1 sで取り込んだ。また, 試験中のひずみ測定およびTBCの損傷過程のその場観察のため, CCDカメラ(VHX-600, (株)キーエンス)により研磨した表面を観察した。クロスヘッド変位速度は0.1 mm/minとし, 表面観察のため, 変位が0.05 mm増加する毎に試験を中断して画像を撮影した。引張試験は室温, 773 Kおよび1273 Kの温度条件下にて行い, 試験片の加熱には試験機に搭載されているイメージ炉を使用した。なお, 試験片平行部中央とそこから軸方向に1 mm離れた位置にて熱電対により温度を測定した結果, 773 ± 10 Kおよび 1273 ± 10 Kの範囲で制御されていることを確認している。

3・3 解析方法

解析には, 前述のTCの非弾性構成式, BCの弾塑性構成式, IN738LC基材の粘弾塑性構成式およびき裂進展アルゴリズムを組み込んだ汎用有限要素解析コードMarc(Ver. 2010, MSC software Corporation)を用いた。なお, 解析に用いたTC, BCおよびIN738LC基材の材料定数を付録にまとめて示す。解析モデルとして, 実際の引張試験片をCCDカメラにより撮影した画像に基づいてTC内の気孔を忠実に再現したモデルを作成した。実画像に基づいた解析モデルの作成過程を図5に示す。図のように, CCDカメラにより引張試験片の研磨面を撮影し, 得られた画像に対して画像処理ソフトPictBear(JPN Fenrir Inc.)を用いてTC内の気孔とTC/BC界面を二値化により抽出した。なお, サイズが $1 \mu\text{m}$ 以下の気孔については無視することとした。二値化した画像をBmpToDxf(U.S. Img2cad Inc.)を用いてDXF形式に変換し, Marcにインポートすることで解析モデルを作成した。各層の寸法は図に示す通りであり, 対称性を考慮して中心軸から上半分のモデルとした。また, 二値化した画像によりImageJ(U. S. National Institutes of Health)を用いてTCの気孔率を算出した。各試験片のTCの気孔率を表1に示す。以降, 各試験片および解析モデルは表に記載の名称で表記する。

Fig. 5 The process of establishing the finite element model of porous TBC system from an image of an actual specimen.

Fig. 6 Finite element model of porous TBC system.

Table 1 Porosity of each specimen and temperature conditions in the tensile test and the analysis.

Specimen	Analysis model	Porosity [%]	Experiment Temperature	Analysis Temperature
TBC 1	Model 1	14.3	293 K	293 K
P-TBC 1	Model 2	45.3		
TBC 2	Model 3	7.2	773 K	293 K
P-TBC 2	Model 4	45.8		773 K
TBC 3	Model 5	7.9		1273 K
P-TBC 3	Model 6	20.6	1273 K	1273 K
				293 K
				773 K
				1273 K

図 6 に要素分割後の解析モデルの一例を示す. 2 次元平面応力アイソパラメトリック三角形要素 (Marc における要素タイプ “124”) を用い, AUTOMESH 機能により要素分割を行った. TC の要素サイズを小さくした場合, TC 内に生じる最大応力が低下する傾向が確認され, 5 μm 以下で概ね一定値となることが確認された. このため,

TC と BC については要素サイズを $5\ \mu\text{m}$ に設定した。基材については、BC/基材界面近傍で $5\ \mu\text{m}$ 、下端で $40\ \mu\text{m}$ とし、界面から遠方になるほど要素が大きくなるように分割した。また、解析の安定性を確保するため、モデルの両端に幅 $100\ \mu\text{m}$ の長方形領域を確保し、両側面で要素サイズが $12.5\ \mu\text{m}$ となるようにした。境界条件として、図 5 に示したように解析モデル左端の x 方向変位と下端の y 方向変位を拘束した。また、モデル右端が一定ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-5}\ \text{s}^{-1}$ となるよう引張の強制変位を与え、モデル全体の機械ひずみが 1.0% に達するまで解析を行った。引張試験と同様に、室温 (293 K, R.T.)、773 K および 1273 K の温度条件下で解析を行った。なお、773 K および 1273 K の解析に際しては、まず 293 K から目標温度まで 1000 s かけて昇温し、熱膨張させた後で強制変位を負荷した。

3・4 解析結果および考察

引張試験および解析によって得られた各試験片の応力-ひずみ線図を図 7 に示す。試験結果の応力は平行部における公称応力であり、解析結果の応力は解析モデルの右端の全節点における応力の平均値である。また、横軸は全ひずみである。解析結果に注目すると、いずれの温度においても TBC および P-TBC とともにほぼ同一の応力-ひずみ曲線を示していることがわかる。これは、全体の平均的な応力に対して TC の寄与率が小さく、気孔率の影響は無視できるほどに小さいことを示している。一方、試験結果に注目すると、室温および 773 K では TBC 試験片と P-TBC 試験片ともに概ね同様の応力-ひずみ曲線を示すことが確認できる。一方、1273 K においては TBC 試験片の降伏応力が P-TBC 試験片に比べ顕著に高い値を示している。解析結果では両者に差が認められないため、この差が気孔率の影響によるものとは考えにくい。本研究では、基材に IN738LC を用いているが、同材料は casting で作られており、一部に鑄巣の存在が確認されている。このような組織的なばらつきが大きな試験片であったため、試験結果の応力-ひずみ曲線に大きな影響があったものと考えられる。解析結果と試験結果を比較すると、いずれの温度においても概ね傾向を捉えられてはいるものの、降伏応力に多少の差が認められる。これは、前述のように、試験片の組織的なばらつきに起因した影響と推測される。また、773 K における熱ひずみは実験と解析で概ね一致しているが、1273 K における熱ひずみについては両者に大きな差があることが確認された。本解析では、Yanar ら (Yanar et al., 2011) が報告している IN738LC の線膨張係数を採用しているが、特に 1000 K を超える高温下では線膨張係数が急激に増加する傾向が確認されている。この増加傾向が、解析に用いた文献値と実際の試験片とで異なっていた可能性があり、今後実際の試験片の線膨張係数をより詳細に調査していく必要がある。

Fig. 7 Stress-strain curve of TBC and P-TBC system subjected to a monotonic tensile loading at each temperature. These results show that the influence of the porosity in TC on the mean stress of the TBC system is negligibly small. In addition, the tendencies of the stress-strain curve obtained from the analysis are consistent with those obtained from the experiment.

図 8 に、室温および 1273 K における解析で得られた x 方向垂直応力 σ_{xx} と損傷パラメータ D のコンター図および引張試験中の試験片表面観察結果を示す。まず TBC の結果に注目すると、室温の Model 1 では解析モデル中央

付近の気孔周辺で σ_{xx} が増加すると共に D も増加し、全ひずみが0.32%の時にTC表面からBCに向かって垂直にき裂が発生・進展することが確認される。また、1273 KのModel 5では、熱膨張過程における全ひずみが0.59%の時にTC内部の気孔からき裂が発生し、引張負荷を加えて以降の全ひずみが1.70%の時点でき裂がTC/BC界面にまで進展した。本解析条件では、損傷パラメータ D は主として式(4)で与えられる弾性損傷値で決定される。弾性損傷値は応力にのみ依存するため、応力が高い領域で損傷パラメータ D も高くなる。TC内に気孔が存在する場合、その箇所ではTCの見かけの断面積が低下するので、気孔がない箇所に比べ応力が高くなる。図8に拡大図として示したように、特に気孔同士の距離が近い場所で応力が高くなる傾向にあることが確認されている。このことから、気孔の形状に起因した応力集中よりも断面積の低下の影響が大きいものと考えられる。試験結果と比較すると、室温では全ひずみが0.43%に達したときに解析と同一箇所において垂直き裂が生じる様子が観察された。また、1273 Kでは、解析と同様に熱膨張過程で同一箇所に垂直き裂が発生し、全ひずみが1.81%の時点でき裂がTC/BC界面にまで進展した。つぎにP-TBCの解析結果に注目すると、温度によらず主に気孔同士の距離が近い領域で σ_{xx} が増加すると共に D も増加し、き裂が発生することがわかった。一方、試験結果では、画像からき裂発生ひずみを評価することは困難であったが、き裂進展経路については解析結果と概ね一致していることが確認された。これらの結果から、解析モデルに実際の気孔を導入することで、TC内の応力分布やき裂発生ひずみ、き裂進展経路を適切に解析可能であることが確認された。

(a) R.T.

(b) 1273 K

Fig. 8 Contour plots of normal stress σ_{xx} and damage parameter D in TBC and P-TBC subjected to tensile loading at each temperature. The crack initiation and propagation path obtained from the analysis were in good agreement with those obtained from the experiment.

温度や気孔率が応力やき裂発生に及ぼす影響を評価するため、気孔率の顕著に異なる Model 3, Model 6, および Model 4 に注目し、各モデルに対し室温、773 K および 1273 K の温度条件下で単調引張解析を行った。図 9 に、各温度での同一モデルによる解析で得られた TC の応力-ひずみ線図を示す。横軸は全ひずみであり、縦軸は TC における x 方向垂直応力である。まず、気孔率が最も低い Model 3 の結果に注目すると、TC の非弾性変形挙動に従ってひずみの増加に伴い増加し、き裂の発生・進展によって大きく低下している。応力低下以降では、ひずみとともに応力は階段状に低下している様子が確認できる。この現象は、気孔を有するモデルではき裂が一度に進展せず、き裂先端直下の気孔まで断続的にき裂進展を繰返すことにより成長していくためである。また、773 K および 1273 K では室温に比べひずみの増加に伴う応力の増加が緩やかになっている。これは加熱過程において各層の熱膨張差によって TC に作用している熱ひずみと熱応力が反映された結果である。すなわち、各層がそれぞれ熱膨張するため、加熱過程では全ひずみの増加に対して応力の増加が小さくなる。さらに、温度によらずき裂

発生時の最大応力は概ね等しいことがわかった。Model 6 および Model 4 についても Model 3 の結果と概ね同様の傾向が認められる。一方、同一温度で異なる気孔率の結果を比較すると、気孔率の増加に伴いひずみの増加に対する応力の増加は緩やかになり、最大応力は低下する傾向にあることがわかった。これは、気孔率の増加に伴い TC の見かけの延性が向上することを示している。

図 10 に気孔率とき裂発生時の全ひずみの関係を示す。図から、いずれの温度においても気孔率の増加に伴いき裂発生時の全ひずみは増加する傾向が認められる。また、温度の増加に伴いき裂発生時の全ひずみは増加している。前述のように、気孔率の増加により TC の見かけの延性が向上することが確認されている。この見かけの延性向上がき裂発生を抑制している主要因であるものと考えられた。

Fig. 9 Stress-strain curves of TC with various porosity subjected to a monotonic tensile loading at various temperatures obtained from each analysis model. The maximum stress was decreased with increasing the porosity.

Fig. 10 Relationship between porosity and crack initiation total strain. The crack initiation total strain was increased with increasing the porosity and temperature.

4. 結言

本研究では、Arai ら (2020) が開発した TBC のための非弾性構成式とき裂進展アルゴリズムを組み込んだ有限要素解析コードを多孔質 TBC 材に適用し、室温ならびに高温下で単調引張負荷を受ける多孔質 TBC 材の応力状態およびき裂発生・進展挙動を評価した。得られた知見を以下にまとめる。

- 1) 試験片の実画像に基づいて気孔を考慮した解析モデルを作成し、室温、773 K および 1273 K において単調引張負荷を受ける TC 内の応力状態およびき裂発生・進展挙動を評価した。引張試験との比較の結果、温度や気孔率によらず両者の応力-ひずみ曲線やき裂発生位置、き裂発生ひずみは概ね一致することが確認された。したがって、本解析モデルにより TC 内の応力分布やき裂発生ひずみ、き裂進展経路を適切に解析可能であることが示された。
- 2) 気孔率の顕著に異なる 3 つの解析モデルに対し、室温、773 K および 1273 K の温度条件下で単調引張解析を行った。その結果、気孔率の増加に伴い最大応力は低下し、き裂発生時の全ひずみは増加する傾向が認められた。このことから、気孔率の増加により TC の見かけの延性が向上し、き裂発生が抑制されたものと考えられた。

文 献

- 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.
- Arai, M., Inelastic constitutive equation of plasma-sprayed ceramic thermal barrier coatings, *Acta Metallurgica Sinica*, Vol.24, No.2 (2011), pp.161-168.
- Arai, M., Microdamage coupled inelastic deformation analysis of ceramic thermal barrier coatings subjected to tensile loading, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 304 (2016) , pp. 542-552.
- Arai, M., Katori, H. and Ito, K., Numerical simulation of inelastic deformation and crack propagation in TBC-multilayered Ni-based superalloy subjected to thermo-mechanical loadings, *Surface and Coatings Technology*, Vol.399 (2020), pp.126-159.
- Clarke, D.R. and Phillpot, S.R., Thermal barrier coating materials, *Materials today*, Vol. 8, No. 6 (2005), pp. 22-29.
- 伊藤明洋, ガスタービン遮熱コーティング (TBC) の剥離寿命評価, 技術開発ニュース, No.121 (2006), pp.21-22.
- Katori, H., Arai, M. and Ito, K., Comprehensive numerical simulation of stress and damage fields under thermo-mechanical loading for TBC-coated Ni-based superalloy, *Key Engineering Materials*, Vol. 774 (2018), pp. 137-142.
- Rad, M. R., Farrahi, G.H., Azadi, M. and Ghodrati, M., Stress analysis of thermal barrier coating system subjected to out-of-phase thermo-mechanical loadings considering roughness and porosity effect, *Surface & Coatings Technology*, Vol.262 (2015), pp.77-86.
- Slámečka, K., Skalka, P., Pokluda, J. and Čelko, L., Finite element simulation of stresses in a plasma-sprayed thermal barrier coating with an irregular top-coat/bond-coat interface, *Surface & Coatings Technology*, Vol.304 (2016), pp.574-583.
- Saeidi, S., Voisey, K.T., and McCartney, D.G., Mechanical properties and microstructure of VPS and HVOF CoNiCrAlY coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 20, No. 6 (2011), pp. 1231-1243.
- Tamarin, Y., *Protective coatings for turbine blades*, ASM International, First printing (2002).
- Tylor, T.A. and Walsh, P.N., Thermal expansion of MCrAlY alloys, *Surface and Coatings Technology*, Vol.177-178 (2004), pp.24-31.
- Yaguchi, M., Yamamoto, M., and Ogata, T., A viscoplastic constitutive model for nickel-base super alloy, part 2: modeling under anisothermal conditions, *International Journal of Plasticity*, Vol.18 (2002), pp.1111-1131.
- Yanar, N.M., Helminiak, M., Meier, G.H. and Pettit, F.S., Comparison of the failures during cyclic oxidation of yttria stabilized (7 to 8 weight percent) zirconia thermal barrier coatings fabricated via electron beam physical vapor deposition and air plasma spray, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42, No. 4 (2011), pp. 905-921.
- 吉葉正行, ガスタービン用耐熱・耐食コーティングシステムの複合型損傷解析, まてりあ, Vol.40, No.4 (2001), pp.340-345.

References

- 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.
- Arai, M., Inelastic constitutive equation of plasma-sprayed ceramic thermal barrier coatings, *Acta Metallurgica Sinica*, Vol.24, No.2 (2011), pp.161-168.
- Arai, M., Microdamage coupled inelastic deformation analysis of ceramic thermal barrier coatings subjected to tensile loading, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 304 (2016) , pp. 542-552.

- Arai, M., Katori, H. and Ito, K., Numerical simulation of inelastic deformation and crack propagation in TBC-multilayered Ni-based superalloy subjected to thermo-mechanical loadings, Surface and Coatings Technology, Vol.399 (2020), pp.126-159.
- Clarke, D.R. and Phillpot, S.R., Thermal barrier coating materials, Materials today, Vol. 8, No. 6 (2005), pp. 22-29.
- Itou, A., Evaluation of delamination life for thermal barrier coatings on gas turbines, Technology Development News, No.121 (2006), pp.21-22 (in Japanese).
- Katori, H., Arai, M. and Ito, K., Comprehensive numerical simulation of stress and damage fields under thermo-mechanical loading for TBC-coated Ni-based superalloy, Key Engineering Materials, Vol. 774 (2018), pp. 137-142.
- Rad, M. R., Farrahi, G.H., Azadi, M. and Ghodrati, M., Stress analysis of thermal barrier coating system subjected to out-of-phase thermo-mechanical loadings considering roughness and porosity effect, Surface & Coatings Technology, Vol.262 (2015), pp.77-86.
- Slámečka, K., Skalka, P., Pokluda, J. and Čelko, L., Finite element simulation of stresses in a plasma-sprayed thermal barrier coating with an irregular top-coat/bond-coat interface, Surface & Coatings Technology, Vol.304 (2016), pp.574-583.
- Saeidi, S., Voisey, K.T., and McCartney, D.G., Mechanical properties and microstructure of VPS and HVOF CoNiCrAlY coatings, Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 20, No. 6 (2011), pp. 1231-1243.
- Tamarin, Y., Protective coatings for turbine blades, ASM International, First printing (2002).
- Tylor, T.A. and Walsh, P.N., Thermal expansion of MCrAlY alloys, Surface and Coatings Technology, Vol.177-178 (2004), pp.24-31.
- Yaguchi, M., Yamamoto, M., and Ogata, T., A viscoplastic constitutive model for nickel-base super alloy, part 2: modeling under anisothermal conditions, International Journal of Plasticity, Vol.18 (2002), pp.1111-1131.
- Yanar, N.M., Helminiak, M., Meier, G.H. and Pettit, F.S., Comparison of the failures during cyclic oxidation of yttria stabilized (7 to 8 weight percent) zirconia thermal barrier coatings fabricated via electron beam physical vapor deposition and air plasma spray, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 42, No. 4 (2011), pp. 905-921.
- Yoshida, M., Compound damage analysis of heat and corrosion resistant coating system for gas turbine, Material, Vol.40, No.4 (2001), pp.340-345 (in Japanese).

付 録

本解析で用いた TC, BC および IN738LC 基材の材料定数を表 A1, 表 A2, 表 A3 にそれぞれを示す。

Table A1 Material constants for APS-TC (8wt.% Y₂O₃-ZrO₂) (Katori et al., 2018).

Young's modulus	$E = \frac{\sinh\left(-\frac{1}{2}\gamma\eta v_p^*\right) - \sinh\left(\frac{1}{2}\gamma\eta v_p^*\right) + \sinh(\gamma\eta v_p^*)}{\sinh(\gamma\eta v_p^*)} E_c$
Values in Young's modulus	$v_p^* = \frac{v_p}{v_0} \quad (v_0 = 1.0 \text{ [m/s]})$
	$\gamma = \sqrt{\frac{5k}{2E_c}}$
	$\eta = 0.635$
	$\frac{1}{2}k = 0.007813[\text{GPa} \cdot \text{s}^2/\text{m}^2]$
Young's modulus of particle	$E_c = 200 \text{ [GPa]}$
Poisson's ratio	$\nu = 0.3$
Damage coefficient	$D_0 = 0.3$
Stress constants [MPa]	$p_0 = q_0 = 1.0$
Exponents for elastic damage	$n_1 = m_1 = -1.645 + 0.06985v_p - 0.0002591v_p^2$
Exponents for creep damage	$n_2 = m_2 = 0.138 \times n_1$

Instantaneous coefficient of thermal expansion [1/K]	$\alpha_{TC} = (1.001 \times 10 + 1.337 \times 10^{-3}T) \times 10^{-6}$
--	--

Table A2 Material constants for BC (CoNiCrAlY alloy) (Katori et al., 2018).

	Material constants	Temperature range
Young's modulus [GPa]	$E = 1.906 \times 10^2 - 1.910 \times 10^{-2}T - 3.641 \times 10^{-5}T^2$	
Initial yield stress [MPa]	$\sigma_Y = 8.923 \times 10^2 - 4.250 \times 10^{-1}T$ $\sigma_Y = 2.007 \times 10^3 - 1.570T$ $\sigma_Y = 54$	$T \leq 973K$ $973K < T \leq 1244K$ $1244K < T$
Ultimate strength [MPa]	$\sigma_B = 1.933 \times 10^3 - 1.415T$ $\sigma_B = 54$	$T \leq 1328K$ $1328K < T$
Elongation [%]	$\delta = 10$ $\delta = -7.167 \times 10 + 1.085 \times 10^{-1}T$	$T \leq 752K$ $752K < T$
Instantaneous coefficient of thermal expansion [1/K]		
$\alpha_{BC} = (8.770 + 1.194 \times 10^{-2}T) \times 10^{-6}$		

Table A3 Material constants for Substrate (IN738LC superalloy) (Katori et al., 2018; Yanar et al., 2011).

	Material constants	Temperature range
1	$E = 1.971 \times 10^5 + 3.756 \times 10T - 5.998 \times 10^{-2}T^2$	
2	$K = 2.000 \times 10^2$ $K = -3.711 \times 10^4 + 6.604 \times 10T - 2.847 \times 10^{-2}T^2$ $K = 1.190 \times 10^3$	$T \leq 973K$ $973K < T \leq 113K$ $1173K < T$
3	$n = 9.966$ $n = 4.937 \times 10^2 - 9.030 \times 10^{-1}T + 4.171 \times 10^{-4}T^2$ $n = 5.645$	$T \leq 973K$ $973K < T \leq 1123K$ $1123K < T$
4	$C = 1.500 \times 10^3$ $C = 3.713 \times 10^4 + 6.256 \times 10T + 2.667 \times 10^{-2}T^2$ $C = 5.000 \times 10^2$	$T \leq 973K$ $973K < T \leq 1123K$ $1123K < T$
5	$a = 7.000 \times 10^2$ $a = -2.302 \times 10^4 + 4.752 \times 10T - 2.379 \times 10^{-2}T^2$ $a = 2.995 \times 10^3 - 2.350T$	$T \leq 973K$ $973K < T \leq 1123K$ $1123K < T$
6	$\gamma = 0.000$ $\gamma = -2.504 \times 10^{-11} + 4.479 \times 10^{-14}T + 1.999 \times 10^{-17}T^2$ $\gamma = 1.499 \times 10^{-16}$	$T \leq 1073K$ $1073K < T \leq 1173K$ $1173K < T$
7	$m = 4.275$ $m = 8.888 \times 10^2 - 1.569T + 6.954 \times 10^{-4}T^2$ $m = 5.680$	$T \leq 1073K$ $1073K < T \leq 1173K$ $1173K < T$
8	$\alpha = 1.000 \times 10^{-1}$	
9	$Y_{st} = 1.000 \times 10^2$	

Instantaneous coefficient of thermal expansion [1/K]

$$\alpha_{SUB} = (1.564 + 5.468 \times 10^{-2}T - 1.022 \times 10^{-4}T^2 + 9.754 \times 10^{-8}T^3 \\ - 4.722 \times 10^{-11}T^4 + 9.883 \times 10^{-15}T^5) \times 10^{-6}$$