

遮熱コーティングの損傷・非弾性変形解析と熱疲労寿命評価法の提案

Damage-Coupled Inelastic Deformation Analysis and Thermo-mechanical Fatigue Life Prediction of Thermal Barrier Coatings

荒井 正行^{*1}
ARAI Masayuki李 美里^{*1}
LEE Miri

ABSTRACT

Increasing the inlet temperature is effective for improving the efficiency of gas turbines (GTs). In order to prevent to increase the metal temperature of turbine blade, application of a thermal barrier coating (TBC) to those hot parts is essential. TBC has a double-layer structure of ceramics and MCrAlY alloy, which leads to thermal stress in addition to mechanical stress. Those cyclic loadings in service bring about cracking and peeling in the TBC, which is an important problem. In this report, a finite element (FE) analysis incorporating the damage coupled inelastic constitutive equation developed by our group was conducted to simulate crack initiation and propagation under thermal fatigue conditions. Therefore, a thermal fatigue life prediction model was proposed based upon FE analysis results. The validity of the proposed model was verified by comparing with experimental results.

キーワード：TBC, 熱疲労, 有限要素解析, 損傷連成非弾性構成式, 熱疲労寿命評価法, き裂発生

Key words : TBC, Thermal Fatigue, Finite Element Analysis, Damage Coupled Inelastic Constitutive Equation, Thermo-Mechanical Life Prediction Method, Crack Initiation

1. 緒言

ガスタービン (GT) の熱効率改善のためにタービン入口温度 (T.I.T) の高温化は効果的である。その際、動静翼のメタル温度の上昇を防止するため、遮熱コーティング (TBC) の適用は必須となっている。TBCは、燃焼ガスから基材 (SUB) を保護するためのトップコート (TC) と TC と SUB の密着性と耐酸化性を確保するためのボンドコート (BC) の二層から構成される。通常、TC には部分安定化ジルコニア、BC には MCrAlY (M=Co, CoNi, NiCo など) が用いられる。このために動静翼においては、遠心力などの機械的応力に加えて、TC と BC ならびに SUB の熱膨張係数の違いにより生じた熱応力が繰返し発生することになる。この結果、TBC にはき裂やはく離が発生し、これにより動静翼部材の熱遮蔽性が著しく損なわれる。このため、TBC の長期健全性を保証するために TBC のき裂発生、はく離寿命を精度良く予測することが求められる。

GT 設備の起動・定格運転・停止に伴い、動翼前縁に生じる温度とひずみの変化においては、定格運転時 (昇温過程) において圧縮ひずみが、設備停止時 (降温過

程) に引張りひずみが生じることが知られている⁽¹⁾。このような負荷形態を考慮して、TBC が施された動静翼のき裂発生、はく離寿命を明らかにするために熱疲労試験 (TMF 試験) が行われてきた⁽²⁾。熱疲労試験においては、温度変動とひずみ変動の位相が同期した負荷パターン (In-phase 負荷) と温度変動とひずみ変動の位相が異なる負荷パターン (Out-of-phase 負荷) が試験条件として用いられる。なお、実機においては Out-of-phase 負荷に近いとされる⁽³⁾。これまでの研究によれば、YSZ/CoNiCrAlY/IN738LC の組み合わせにおいて実機に近いひずみの大きさになると In-phase 負荷に比べて Out-of-phase 負荷でのき裂発生寿命が短いことが明らかにされている⁽⁴⁾。さらに実機での温度場を模擬するために丸棒試験片の半径方向に温度勾配を付与した熱疲労試験⁽⁵⁾ (TGMF 試験)、バーナー加熱下での熱疲労試験⁽⁶⁾ が行われた。その際、熱疲労負荷下における TBC のき裂発生メカニズムを明らかにするために、TBC を線形弾性体と仮定して有限要素解析が行われてきた。しかしながら得られた応力値は過大な結果を与えていた⁽⁷⁾。

著者らの研究グループでは、これまでに TBC から切り出された TC の薄状試験片を対象に電子顕微鏡観察下で高温引張、疲労試験を行い、TC 試験片は非線形な応力-ひずみ曲線を呈することを明らかにしてきた⁽⁸⁾。さらに変形挙動の詳細な観察結果から、このような非線形な変形挙動は TC の微視的構造を構成するスプラットパウダーでのすべり変形と数ミクロンサイズのマイク

原稿受付 2022年9月15日

査読完了 2023年4月17日

* 1 東京理科大学工学部機械工学科

〒125-8585 葛飾区新宿 6-3-1

E-mail: marai@rs.tus.ac.jp

* 2 東京理科大学大学院工学研究科機械工学専攻

〒125-8585 葛飾区新宿 6-3-1

ロクラックの発生に起因していることを見出した。この現象に基づきTCのための損傷連成非弾性構成方程式を開発するとともに、TBCに生じる応力場を解析できるよう有限要素解析プログラムを整備してきた^{(9),(10),(11),(12)}。これまでにTBCの高温引張解析や等温疲労解析を行い、その場観察試験により得られた結果をよく再現できることを報告してきた^{(13),(14)}。

本研究では、著者らにより開発されたTBCの非弾性変形と損傷過程を数値シミュレーションすることが可能な有限要素解析プログラムにより、様々な熱疲労負荷下でのTBCの変形挙動とき裂発生寿命を予測することを試みる。さらにSUBに生じた応力-ひずみ曲線に基づいてTBCのき裂発生寿命を予測するための熱疲労寿命評価法を提案することを目的とする。

2. TBCの変形挙動と損傷進展のモデル化

2.1 非弾性構成方程式

全ひずみテンソルは、

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^{\text{in}} + \varepsilon_{ij}^{\text{therm}} \quad (1)$$

のように分離されるものとした。ここで、 ε_{ij}^e は弾性ひずみテンソルであり、

$$\varepsilon_{ij}^e = S_{ijkl}^M \sigma_{kl} \quad (2)$$

、 S_{ijkl}^M は弾性コンプライアンステンソル、上添字M=TCはTC、BCはBC、SUBはSUBの値をそれぞれ示す。また、 $\varepsilon_{ij}^{\text{therm}}$ は熱ひずみテンソルであり、

$$\varepsilon_{ij}^{\text{therm}} = \alpha_M \Delta T \delta_{ij} \quad (3)$$

ここで、 α_M は熱膨張係数、 ΔT は温度変化、 δ_{ij} はクロネッカデルタである。最後に $\varepsilon_{ij}^{\text{in}}$ は非弾性ひずみテンソルであり、各層に対してはそれぞれ以下のように与えた。

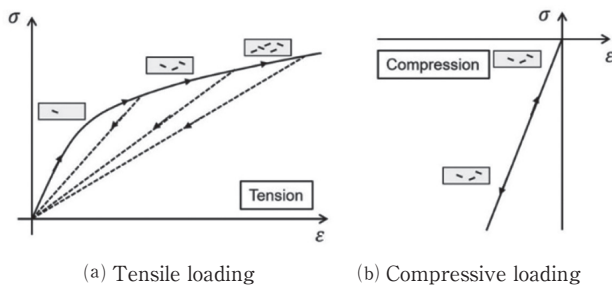


Fig. 1 Schematic illustration of stress-strain response of freestanding TC⁽¹²⁾

(i) TC：引張負荷・除荷過程におけるTC単層材の微視的組織観察結果⁽⁸⁾により、Fig. 1に示すように引張負荷においてはスプラットバウンダリーに発生したマイクロクラックの数密度が増加して非弾性変形が生じる。引き続き除荷ではマイクロクラックが閉口して弾性変形する

とともに、さらなる圧縮負荷によりマトリックスそのものが弾性変形することが明らかにされている。このような変形メカニズムに基づいて、Araiらはマイクロクラックを円形状き裂でモデル化し、これが異方性をもって分散した弾性体によりTCの変形挙動を表現した。これによる非弾性ひずみは以下の式^{(9),(10)}で与えられる。

$$\varepsilon_{ij}^{\text{in}} = \frac{8}{3} D \left(\frac{1 - \nu^2}{\pi E_{\text{TC}}} \right) K_{ijkl} \sigma_{kl} \quad (4)$$

ここで、 K_{ijkl} はマイクロクラックにより変化したコンプライアンステンソル、 $E_{\text{TC}} = E_{\text{TC}}(v_p)$ はヤング率であり、プラズマ溶射施工中の平均粒子速度 v_p を変数にもつ関数である。また、 D は損傷パラメータであり、その発展方程式は以下のように与えられるものとした。

$$\dot{D} = \dot{D}_e \langle \dot{D}_e \rangle (\sigma_m) + \dot{D}_c \langle \sigma_m \rangle + \dot{D}_f \quad (5)$$

ここで、 D_e 、 D_c 、 D_f は弾性、クリープ、疲労に関連した損傷パラメータである。なお、これらの詳細については紙面の都合上割愛する⁽¹²⁾。また、 σ_m は静水圧、 $\langle \cdot \rangle$ はマコーレーの括弧である。必要な材料定数は、TC単体から得られた応力-ひずみ曲線、クリープ曲線、疲労寿命に基づいて決定された値⁽¹²⁾を用いた。

Fig. 2にTC単体材を対象に行った曲げ試験結果により得られた応力-ひずみ曲線と本損傷連成非弾性構成式を組み込んだ有限要素解析プログラムにより得られた結果を比較したものを示す。図より、粒子速度条件 v_p によらず試験結果と解析結果はよく一致していることが確認できる⁽¹²⁾。

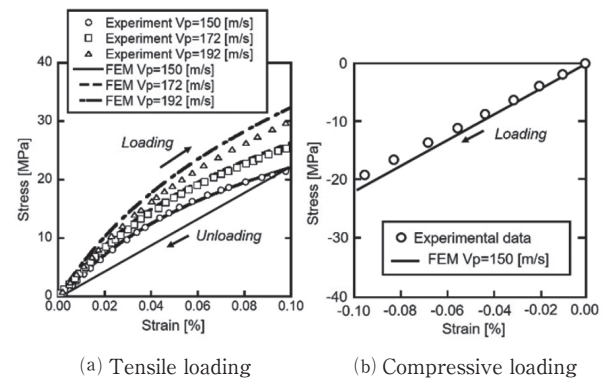


Fig. 2 Stress-strain curve in comparison between FE analysis and experimental data⁽¹²⁾

(ii) BC：BCに対しては、金属材料の非弾性変形挙動を表現するためによく用いられるプラントル-ルイスの塑性構成式を仮定した。

$$d\varepsilon_{ij}^{\text{in}} = \frac{3d\bar{\sigma}}{2\bar{\sigma}H(T)} \left(\sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \right) \quad (6)$$

ここで、 $\bar{\sigma}$ は相当応力、 $H(T)$ は温度依存性を考慮したひずみ硬化率であり、

$$H(T) = \frac{\sigma_B(T) - \sigma_Y(T)}{\delta(T) \times 10^{-2} - \varepsilon_Y(T)} \quad (7)$$

ここで、 σ_B はBCの引張強さ、 σ_Y は降伏応力、 δ は破断伸び、 ε_Y は初期降伏時のひずみである。この構成式においても材料定数は試験結果ならびに文献値に基づいて決定された値を用いた¹²⁾。

(iii) SUB: SUBに対する非弾性構成式は、ニッケル基超合金IN738LC材の高温変形挙動を考慮して以下の統一型粘塑性構成式を採用することとした¹⁵⁾。

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{in}} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma'_{ij} - X'_{ij}}{J(\sigma_{ij} - X_{ij})} \quad (8)$$

ここで、 σ'_{ij} と X'_{ij} は応力と内部応力の偏差成分ならびに

$$J(\sigma_{ij} - X_{ij}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\sigma'_{ij} - X'_{ij})(\sigma'_{ij} - X'_{ij})} \quad (9)$$

である。また、発展方程式はつぎのように与えられる。

$$\dot{p} = \left\{ \frac{J(\sigma_{ij} - X_{ij})}{K} \right\}^n \quad (10)$$

$$\dot{X}_{ij} = C \left\{ \frac{2}{3} a \dot{\varepsilon}_{ij}^{\text{in}} - (X_{ij} - Y_{ij}) \dot{p} \right\} - \gamma J(X_{ij})^{m-1} X_{ij} \quad (11)$$

$$+ \frac{X_{ij}}{Ca} \frac{\partial(Ca)}{\partial T} \dot{T}$$

$$\dot{Y}_{ij} = -\alpha \left(Y_{\text{st}} \frac{X_{ij}}{J(X_{ij})} + Y_{ij} \right) \gamma J(X_{ij})^m \quad (12)$$

ここで、式中の C 、 a 、 γ 、 α 、 Y_{st} は材料定数であり、それらの値には文献値¹⁵⁾を用いた。

2.2 局所化理論に基づくき裂発生・進展アルゴリズム

損傷連成非弾性構成式とともに、以下に述べる局所化理論¹²⁾に基づいたき裂発生・進展アルゴリズムを組み込むこととした。

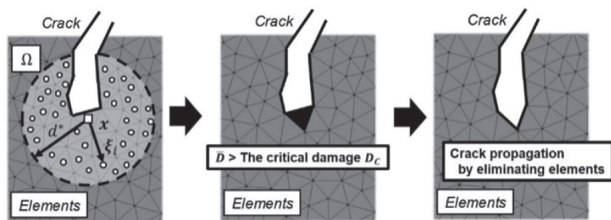


Fig. 3 Crack propagation simulation procedure based upon a non-localized theory

局所化理論とは、Fig. 3に示すようにき裂先端近傍で急峻な勾配をもつ損傷パラメータの分布を緩和するために導入したものであり、き裂先端を中心の有効長さ d^* をとり、その領域 Ω における平均的な損傷パラメータ

$$\bar{D}(x) = \frac{\int_{\Omega} D(\xi) \phi(x, \xi) d\Omega}{\int_{\Omega} \phi(x, \xi) d\Omega} \quad (13)$$

を評価する。ここで、 ϕ は重み関数であり、本研究ではガウス関数を仮定した。そして、この値が臨界値を越えたらき裂先端前方にある要素の剛性マトリックスをゼロとおいてき裂を進展させる。本研究では、臨界値 D_c は高温引張試験¹²⁾に基づいて決定した。

3. 熱疲労負荷を受けるTBC材の力学モデル

有限要素解析に先立ち、温度と応力を繰返し受けるときにTBC材に発生する応力-ひずみ曲線について考察しておく。

Fig. 4にTBC材の力学モデルを示す。通常、TBC材はTCとBC/SUBからなる並列二本棒によりモデル化される。ただし、BC/SUBに比べてTCの縦弾性係数は極めて小さいことから、ここではTBC材をBC/SUBからなる単一棒でモデル化してもよいものとする。そして、一様温度(T)下におかれた単一棒モデルの自由端で垂直応力 σ が作用するとき、同モデルに生じる応力-ひずみ曲線について考える。



Fig. 4 Mechanistic model for TBC system

Fig. 5に棒モデルの応力-ひずみ曲線ならびに負荷制御波形である温度・応力と時間の関係を模式的に示す。負荷制御として、 T_{max} と T_{min} のふたつの一定温度条件下で応力を三角波形に従って変化させた(等温疲労)ときとこのふたつの温度条件を最大温度と最低温度として三角波形で変化させつつ、同時に応力も同波形で変化させた(熱疲労)ときの波形が右側に、それに対応した応力-ひずみ曲線が左側に示されている。なお、横軸において $\alpha \Delta T_{\text{max}} = \alpha (T_{\text{max}} - T_R)$ ならびに $\alpha \Delta T_{\text{min}} = \alpha (T_{\text{min}} - T_R)$ であり、 T_R は室温である。簡単のために棒モデルに生じる応力が降伏応力に比べて小さいことを仮定すると、等温疲労においては、温度レベルに応じて棒モデルが熱膨張し、応力とともにひずみが線形に増加す

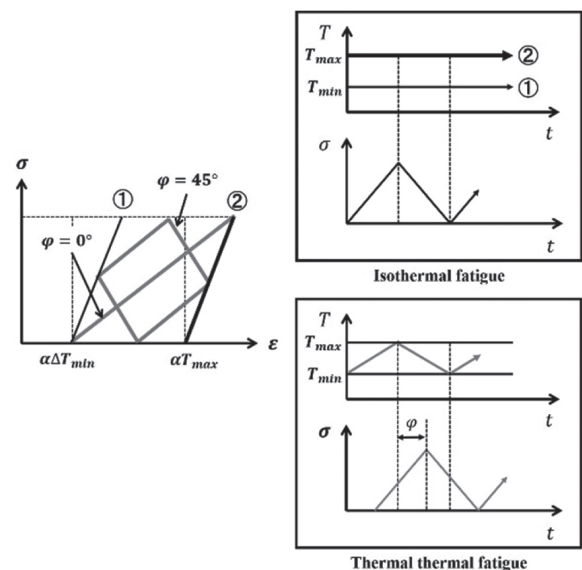


Fig. 5 Schematic illustration of stress-strain curve under isothermal and thermal fatigue loadings

る。図中の①は最高温度が T_{\min} 、②は T_{\max} の結果である。一方、熱疲労において温度と応力が同位相 ($\varphi = 0^\circ$) で変化する場合、温度 T_{\min} での熱ひずみと温度 T_{\max} での最高応力の間でひずみは応力とともに変化する。これに対して位相角 φ が 45° となるよう温度と応力が変化するとき、①と②の間でダイヤモンド形状となるように応力-ひずみ曲線が変化する。これらの結果から明らかなように、熱疲労の応力-ひずみ曲線は、熱ひずみにより引張側へシフトすること、最高温度と最低温度における等温疲労での応力-ひずみ曲線に囲まれた領域内で変化することがわかる。以上の考察を踏まえて以降の有限要素解析結果を見ていくことにする。

4. TBC材の有限要素解析

4.1 解析方法

本解析では、前述したTCの損傷連成非弾性構成式、BCの塑性構成式、およびSUB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プログラムMarc (Ver. 2010, MSC software Corporation) を用いた。解析モデルには、実際の試験片研磨面を電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM) により撮影した画像に基づいてTC内の気孔形状を忠実に再現したものを用いた。解析モデルの作成手順をFig. 6に示す。SEMにより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層内の気孔と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、プリポストプロセッサ MENTAT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る。

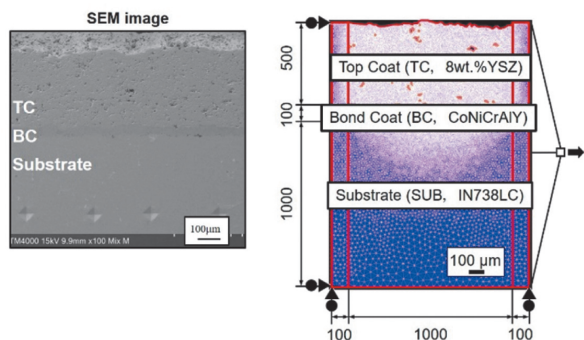


Fig. 6 The process of establishing the finite element model of TBC systems from an image of an actual specimen.

画像処理により構築した解析モデルに対して、3 節点 2 次元平面応力アイソパラメトリック三角形の平面応力要素 (要素タイプ “124”) により要素分割した。要素分割には、MENTAT内のAUTOMESH機能を利用した。なお、解析モデル要素サイズは張らの結果^{[13], [14]}を参考に

して、TCとBCについては要素サイズを $5 \mu\text{m}$ 、SUBについては、BC / SUB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工夫した。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、両側面での要素サイズは $12.5 \mu\text{m}$ となるようにした。境界条件として、Fig. 6に示すように解析モデル左端のx方向の変位と下端のy方向の変位を拘束した。そして、モデル右端の節点をタイニングし、この節点に対してFig. 7に示すように繰り返し荷重を与えた。

Table 1に本解析で想定した温度・応力負荷条件を示す。ここでは、温度一定のもとで応力を繰り返し変動させた“等温疲労負荷 (Iso)”と温度と応力を繰り返し変動させた“熱疲労負荷 (Therm)”を設定した。さらに熱疲労負荷において最高温度と最大応力の位相差を φ とし、この位相差がTBCのき裂発生寿命に及ぼす影響を調べることとした。あわせて、本解析により得られたTBCのき裂発生までの繰り返し数 N_c (以降、き裂発生寿命と呼ぶ) も併記した。なお、き裂発生寿命は解析結果におけるTC中のピーク応力が急激に低下した時点とした。なお、いずれの負荷パターンにおいても負荷速度は 10MPa/s とした。また、温度パターンは応力負荷パターンにおけるピーク同士が一致するよう昇降温速度を設定した。

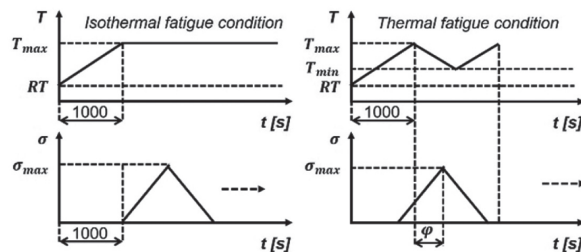


Fig. 7 Thermal loading pattern

Table 1 Thermal loading condition and FE results

Pattern	σ_{\max} [MPa]	T_{\min} [K]	T_{\max} [K]	φ [deg]	N_c [cycles]
Iso	150	-	473	-	47
Iso	150	-	973	-	10
Therm	150	473	973	0	55
Therm	150	473	973	45	3
Therm	150	473	973	90	8
Therm	100	473	973	0	10
Therm	100	473	973	45	18
Therm	125	473	973	90	15
Therm	200	473	973	45	12

4.2 解析結果および考察

Fig. 8に1サイクル目におけるSUB側の応力-ひずみ曲線を示す。ここで、応力とひずみ値はFig. 6に示す解析モデルの右側面に沿って分布したSUBでのそれらを平均したものである。図より、等温疲労負荷条件においては、温度条件によらず最大応力と最小応力の差ならびに応力-ひずみ曲線の傾きはほぼ同一である。なお、非弾性ひずみの影響によりいずれの応力-ひずみ曲線においてもヒステリシスループを描いていることが確認できる。さらに、温度条件473Kに比べて973Kの方が平均ひずみは高いが、これは熱ひずみの影響による。

つぎに位相角が応力-ひずみ曲線に及ぼす影響について注目すると、位相角 0° における応力-ひずみ曲線は概ね等温疲労負荷における473Kと973Kのそれらの間に位置し、その傾きは緩やかである。これに対して、位相角 90° における応力-ひずみ曲線の傾きは位相角 0° でのそれと逆の傾きとなっている。これは最低温度で最大引張負荷となる負荷パターンに起因したものである。最後に位相角 45° の応力-ひずみ曲線は等温疲労負荷における473Kと973Kの応力-ひずみ曲線の間においてダイヤモンド形状を描いてヒステリシスループを描く。以上のSUBにおける応力-ひずみ曲線は、第3章で考察した単一棒モデルにおいて想定された結果にほぼ一致している。このことから、SUBのみからなる解析モデルにより動静翼材の変形挙動を議論してもよいといえる。

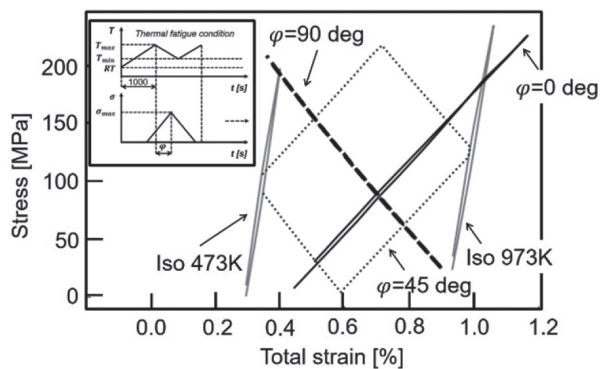
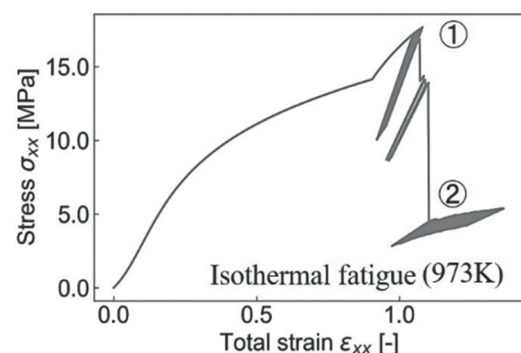


Fig. 8 Stress-strain curve for substrate obtained under isothermal and thermal fatigue loading condition

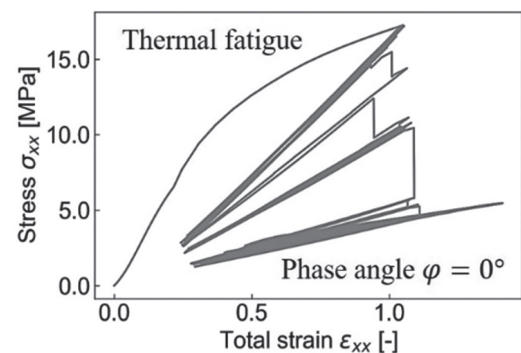
つぎにFig. 9にTC側の代表的な応力-ひずみ曲線を示す。ここで、応力とひずみ値はFig. 6に示す解析モデルの右側面に沿って分布したTCでのそれらを平均したものである。Fig. 9 (a)は等温疲労 (973 K), Fig. 9 (b)は位相角 $\varphi = 0^\circ$ の熱疲労, Fig. 9 (c)は位相角 $\varphi = 45^\circ$ の結果である。はじめに等温疲労条件下での応力-ひずみ曲線に注目すると、ひずみとともに応力は非線形に増加している。これは熱膨張により生じた変形と対応している。その後、繰返し応力負荷により応力-ひずみ曲線はシェイクダウンを示す。この繰返し負荷を数サイクル経た後に応力は急激に低下している (図中の①) が、これは後述

するTC表面近傍でき裂が発生したことによる。その後、き裂進展に伴いピーク応力も低下していることがわかる。

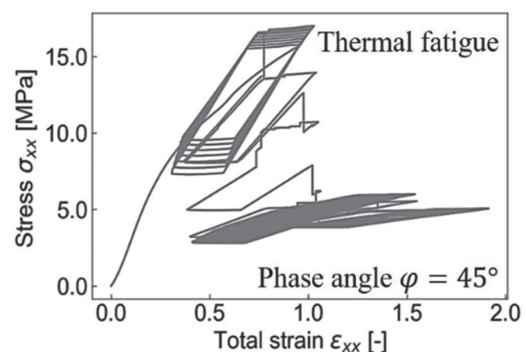
一方、Fig. 9 (b)に示す熱疲労 ($\varphi = 0^\circ$) 条件下での解析結果においてもFig. 9 (a)の等温疲労による応力-ひずみ曲線に近い。ただし、1サイクル当たりの応力ならびにひずみの変動は極めて大きいにも関わらずTCでのき裂発生寿命は等温疲労のそれに比べてやや長い。このことから、TCにおけるき裂発生寿命には1サイクル当たりの平均ひずみが影響を及ぼしたことが推測された。これに対してFig. 9 (c)に示す熱疲労 ($\varphi = 45^\circ$) 条件下での解析結果においては、応力-ひずみ曲線には大きなヒステリシスループが認められる。このため、TCでのき裂発生寿命も著しく短かった。よって、先の平均ひずみの効果とともに応力-ひずみ曲線におけるヒステリシス



(a) Isothermal fatigue at 973K



(b) Thermal fatigue under phase angle $\varphi = 0^\circ$



(c) Thermal fatigue under phase angle $\varphi = 45^\circ$

Fig. 9 Stress-strain curve for substrate obtained under isothermal and thermal fatigue loading condition

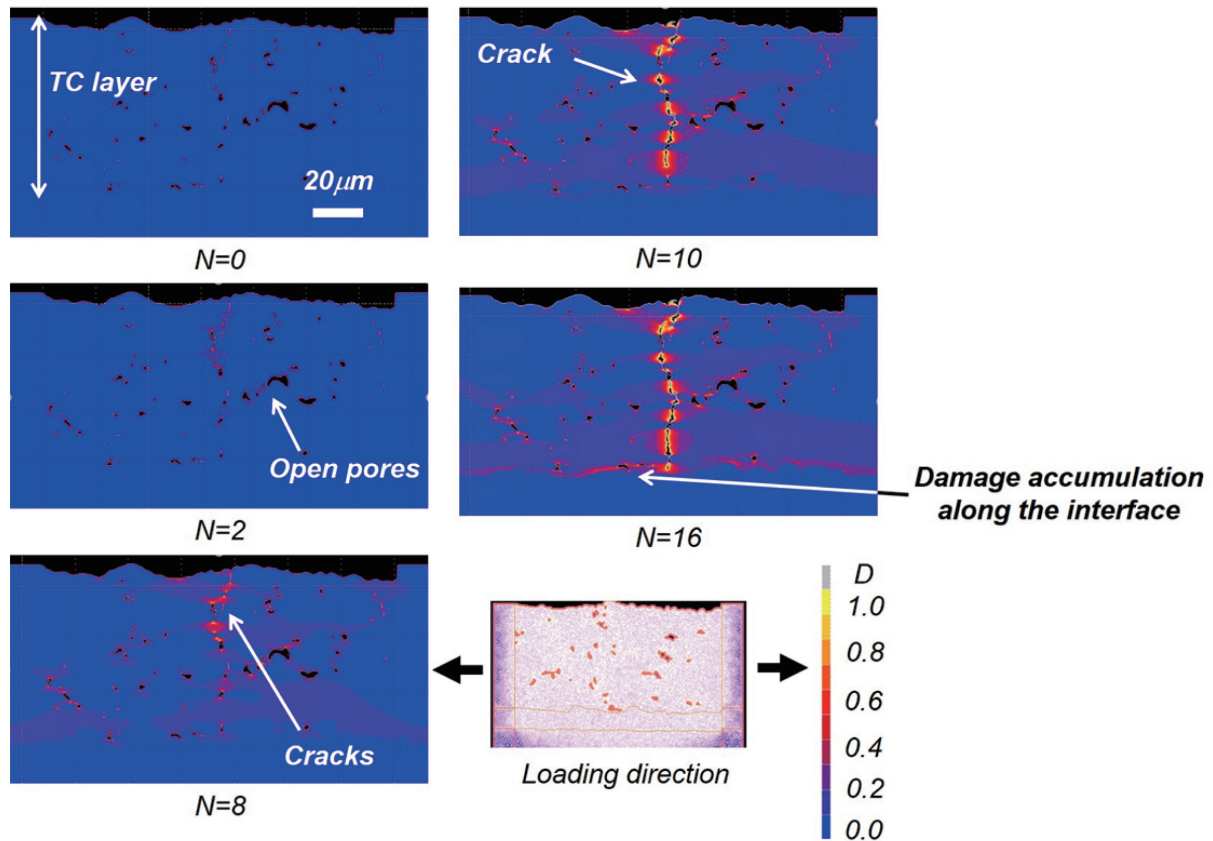


Fig. 10 Crack initiation and propagation under isothermal fatigue loading condition at 973 K which was simulated by FE analysis. Contour plot corresponds to damage parameter.

ループの大きさも重要な寿命因子となっているようである。

Fig. 10に本FE解析によって得られたTCでのき裂発生、進展過程を示す。ここでは一例として等温疲労（973 K）の結果を示す。なお、他の負荷パターンにおいてもき裂発生時期や進展速度は異なっていたが、き裂進展形態は概ね一致していた。図より、FEモデルの中央部において開気孔を中心に引張負荷方向にほぼ垂直な面に沿って一様にき裂が発生している。その後の繰返し負荷に伴い、隣接したき裂同士が合体してTCを貫通するようき裂が進展していることがわかる。その後、図に示すようにBCとSUBの界面に沿って損傷パラメータが増加し、TCで発生したき裂先端が界面に沿って進展していく様子が観察された。なお、著者らにより別途行われたその場観察下での高温疲労試験により連続観察されたTCでのき裂発生、進展挙動は本FE解析結果にはほぼ一致していたことを確認している。一方、先に示したTCに対する応力-ひずみ曲線におけるピーク応力の低下は、TCでのき裂発生時期と一致しており、本研究におけるき裂発生寿命の定義が妥当であることがわかった。さらに繰返し負荷に伴ってピーク応力も低下していったが、これはTCでのき裂進展過程と対応している。解析結果によれば、き裂はTC内を滑らかに進展するというよりも隣接した開気孔からのき裂との合体を通じて進展しており、

断続的にき裂進展していった点もTBCのき裂進展挙動として特徴的であるものといえる。

5. 熱疲労寿命評価法

以上の解析結果に基づいてTBCのための熱疲労寿命評価法について検討していく。本研究におけるTBCの熱疲労寿命に必要な応力-ひずみ曲線は、基材での値を用いることとした。これは、本手法により実機GTに成膜されているTBCの熱疲労寿命を予測することを想定したことによる。

ところで、GT動翼に用いられている超合金材料の熱疲労寿命を評価するために応力-ひずみ曲線における1サイクル当たりのひずみエネルギー密度が注目されてきた。例えば、W. J. Ostergrenは周波数修正損傷則を提案している⁽¹⁰⁾。これは、ヒステリシスループの引張側の面積、すなわち塑性ひずみエネルギー密度を疲労損傷の尺度と考え、引張側面積を引張側最大応力 σ_t 、非弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{in}$ の積により、以下を提案した。

$$\sigma_t \Delta \varepsilon_{in} N_f^\beta \nu^{\beta(k-1)} = C \quad (14)$$

ここで、 β 、 k 、 C は材料定数である。また、 ν は負荷パターンにおける周波数である。なお、この熱疲労寿命評価法においては、非弾性ひずみ範囲の小さい高強度材料では損傷を適切に評価できないとされる。そこで、弾性

ひずみエネルギー密度も損傷累積に役割を果たすと考えて、松田ら⁽⁴⁷⁾は弾性ひずみエネルギー密度と非弾性ひずみエネルギー密度の和である全ひずみエネルギー ΔW_{TT} を定義し、

$$\Delta W_{TT} N_f^m \tau_{TT}^n = C \quad (15)$$

のように修正した。ここで、 ΔW_{TT} は負荷パターンにおける1サイクル当たりの引張側での応力-ひずみ曲線から求められたひずみエネルギー密度、 τ_{TT} は引張応力側での負荷時間、 m , n は材料定数である。彼らは、同熱疲労寿命評価法によりNi基超合金Rene 80, Co基超合金(10Ni-29Cr-7W-0.2Ti-0.25Nb-0.40C-Co)ならびに一方凝固Ni基超合金Rene80Hの熱疲労寿命を良好に推定できることを示している^{(47),(48)}。

以上のGT動翼用超合金に対するこれまでの熱疲労寿命評価法を参考にして、本研究においてもひずみエネルギー密度に基づいてTBCのための熱疲労寿命評価法を検討することとした。このため、単一棒モデルにおいて考察された応力-ひずみ曲線、ならびに有限要素解析結果における応力-ひずみ曲線と熱疲労寿命との関係から、負荷パターンにおける1サイクル当たりのヒステリシスループの面積から計算されたひずみエネルギー密度ならびに熱ひずみによる応力-ひずみ曲線の引張応力側へのシフト量を考慮して、以下のような式を提案する。

$$N_c = A \Delta W^\alpha (1 - R_\varepsilon)^\beta \quad (16)$$

ここで、 ΔW は1サイクル当たりのヒステリシスループの面積、 $R_\varepsilon = (\varepsilon_{\text{mean}} / \varepsilon_{\text{max}})$ 、 $\varepsilon_{\text{mean}}$ は平均ひずみ、 ε_{max} は最大ひずみである。また、 A , α , β は材料定数であり、本解析結果に基づいてこれらの値を決定した。これらの値をTable 2にまとめて示す。材料定数の決定のために用いた応力-ひずみ曲線は1サイクル目のものを用いた。

Table 2 Material constants determined from FE analysis results

A	α	β
4.693303	-1.59842	1.522918

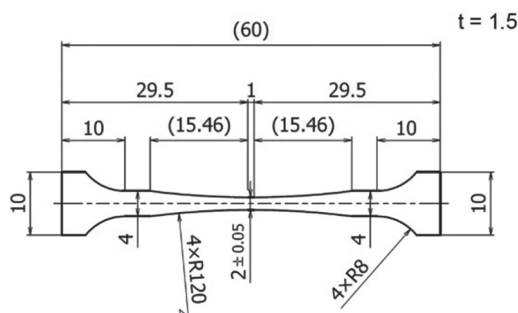


Fig. 11 Fatigue test specimen geometry (dimensions in mm)

つぎに本熱疲労寿命評価法の妥当性を検証するために行った高温疲労試験の概要について説明する。本研究では、試験片のSUBとしてNi基超合金IN738LCを用いた。Fig. 11に試験片形状を示す。本試験片において、SUBの平行部側面にBCとTCを施工した。BCは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)により積層し、膜厚を約0.1 mmとした。TCとして8 wt.% Y_2O_3 - ZrO_2 粉末(Metco 204NS, エリコンメテコジャパン(株))を大気プラズマ溶射(APS)により約0.5mmまで溶射した。このようにして準備したTBC試験片に対して、損傷過程観察のため各試験片表面を軸方向に約0.3 ~ 0.4 mmの範囲に対してバフ研磨した。

高温疲労試験機にはその場観察可能な高温引張・疲労観察装置(CATY-T3H, (株)米倉製作所製)を用いた。TBC材の損傷過程をその場観察するため、CCDカメラ(VHX-600, (株)キーエンス)により研磨した表面を試験中、連続的に観察した。高温疲労試験は、クロスヘッド変位速度0.4 mm/minのもとで最小荷重がゼロ、最大引張荷重(P_{max})の荷重制御のもとで行った。試験片の損傷状態を観察するために、1サイクル毎に最大引張荷重値で試験を途中止めし、画像を撮影した。なお、途中止めによるクリープ変形の影響を考慮して、撮影時間を数秒程度となるよう配慮した。試験温度条件はそれぞれ473Kおよび973Kとした。また、最高応力を150, 200, 250, 300, 400MPa、最低応力をゼロとした三角波形により高温疲労試験を行った。

Fig. 12に試験温度973K、最高応力200MPaの等温疲労試験のもとで観察されたき裂発生の様子を示す。図に示

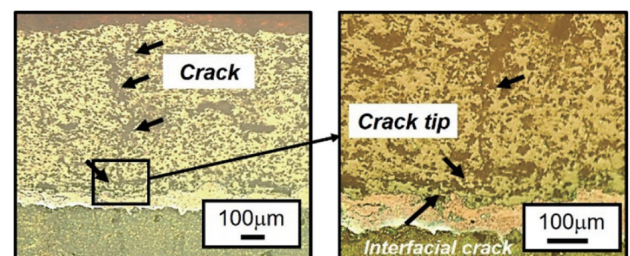


Fig. 12 Example of crack observation in TC layer (973K, 200MPa)

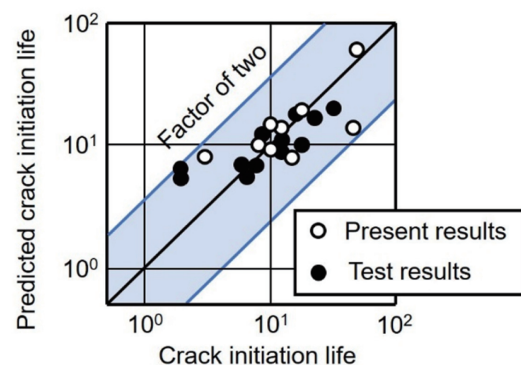


Fig. 13 Results estimated by the crack initiation life of TC

すように引張負荷方向にはほぼ垂直な面にき裂がジグザグと進展している。このとき、このき裂先端はTCとBCの界面に達し、界面に沿って進展している。

Fig.13にTCのき裂発生寿命と式(16)により予測されたき裂発生寿命を比較した結果を示す。なお、図中の○印は本解析結果、●印は高温疲労試験結果を示す。図より、本解析結果、高温疲労試験結果ともに負荷パターンによらず熱疲労寿命評価式(16)によりTCのき裂発生寿命をファクターオブツールの範囲で適切に予測できていることがわかる。なお、本解析で対象としたような温度と負荷パターンが任意に変動した条件下でのき裂発生寿命については試験が行えていないため、この点は今後実施すべき研究課題と考えている。

6. 結言

本研究では、著者らにより開発されたTBCの非弾性変形と損傷過程を数値シミュレーションすることが可能な有限要素解析プログラムにより、様々な熱疲労負荷下でのTBCの変形挙動とき裂発生寿命を予測することを試みた。有限要素解析結果に基づき、ひずみエネルギー密度と平均ひずみに基づいたTCに対するき裂発生寿命評価式を提案した。別途実施した高温疲労試験結果を予測した結果、提案した評価式により精度良くき裂発生寿命を予測できることを示した。

謝辞

本研究は、科研費(18K03847)の助成を受けて実施したものである。また、TBC試験片の準備に際してはトーカロ溶射技術開発研究所からの提供を受けた。関係各位にはここに感謝する。

参考文献

- (1) Bernstein, H. L. and Allen, J. M., Analysis of Cracked Gas Turbine Blades, Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Gas Turbine and Power, Vol. 114 (1992), pp. 293-301.
- (2) Baufeld, B., Tzimas, E., Mullejans, H., Peteves, S., Bressers, J. and Stamm, W., Thermal-Mechanical Fatigue of MAR-M 509 with a Thermal Barrier Coating, Materials Science & Engineering A, Vol. 315 (2001), pp. 231-239.
- (3) 吉武茂, 飯尾哲史, 船尾淳喜, 関原傑, 有川秀行, 市川国弘, 熱機械疲労下における熱遮熱コーティングのはく離挙動, 材料, Vol. 58, No. 9 (2009), pp. 759-766.
- (4) Shin, I. W., Lee, D. K., Kim, S., Koo, J. M., Seok, C. S. and Lee, T. W., Assessment of the Characteristic of Thermal Barrier Coating Applied to Gas Turbine Blade by Thermo-Gradient Mechanical Fatigue Test, Procedia Engineering, Vol. 55 (2013), pp. 210-213.
- (5) Bartsch, M., Baufeld, B., Dalkilic, S., Chernova, L. and Heinzelmann, M., Fatigue Cracks in a Thermal Barrier Coating System on a Superalloy in Multiaxial Thermomechanical Testing, International Journal of Fatigue, Vol. 30 (2008), pp. 211-218.
- (6) Mauget, F., Hamon, F., Morisset, M., Cormier, J., Riallant, F. and Mendez, J., Damage Mechanisms in an EB-PVD Thermal Barrier Coating System During TMF and TGMF Testing Conditions Under Combustion Environment, International Journal of Fatigue, Vol. 99 (2017), pp. 225-234.
- (7) Tzimas, E., Mullejans, H., Peteves, S. D., Bressers, J. and Stamm, W., Failure of Thermal Barrier Coating Systems under Cyclic Thermomechanical Loading, Acta Materialia, Vol. 48 (2000), pp. 4699-4707.
- (8) 荒井正行, 伍暁紅, 藤本浩司, プラズマ溶射によって成膜された遮熱コーティング材の非弾性変形, 日本機械学会論文集 (A編), 76巻, 767号 (2010), pp. 802-811.
- (9) 荒井正行, 熊谷知久, セラミック遮熱コーティングの非弾性有限要素解析, 日本機械学会論文集 (A編), 78巻, 790号 (2012), pp. 829-842.
- (10) 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.
- (11) Nakajima, R., Katori, H., Ito, K. and Arai, M., Numerical Simulation on Internal Stress Evolution Based on Formulation of Thermally Grown Oxide in Thermal Barrier Coatings, Engineering Research Express, Vol. 2 (2022), 025037.
- (12) 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), 126159.
- (13) 張婉君, 荒井正行, 伊藤潔洋, 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, 日本機械学会論文集, 87巻, 901号 (2021), pp. 1-15.
- (14) 張婉君, 荒井正行, 伊藤潔洋, 高温疲労条件下での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, 日本機械学会論文集, 88巻, 907号 (2022), pp. 1-13.
- (15) Yaguchi, M., Yamamoto, M., and Ogata, T., A Viscoplastic Constitutive Model for Nickel-Base Superalloy, part 2: Modeling Under Anisothermal Conditions, International Journal of Plasticity, Vol.18 (2002), pp.1111-1131.
- (16) Ostergren, W. J., A Damage Function and Associated Failure Equations for Predicting Hold Time and Frequency Effects in Elevated Temperature, Low Cycle Fatigue, ASTM Test Evaluation, Vol. 4, No. 5 (1976), pp. 327-339.
- (17) 松田憲昭, 一方向凝固铸造超合金Rene 80Hの全ひずみエネルギーに基づく疲労・クリープ相互作用下の寿命評価, 材料, 42巻, 472号 (1993), pp. 65-71.
- (18) 松田憲昭, 梅沢貞夫, 全ひずみエネルギーに基づくCo基铸造超耐熱合金の疲労・クリープ相互作用下の寿命評価, 材料, 39巻, 441号 (1990), pp. 730-736.