ガスタービン動翼材 IN738LC の熱疲労寿命に及ぼす
耐食コーティングの影響†

緒 方 隆 志* 野 本 明 義**

Influence of Corrosion Resistance Coating on Thermo-Mechanical Fatigue Life
of Gas Turbine Blade Material IN738LC

by

Takashi OGATA* and Akiyoshi NOMOTO*

The purpose of this study is to clarify the effect of CoCrAlY coating on biaxial thermo-mechanical fatigue (TMF) life property of Inconel 738LC. In-phase and out-of phase TMF tests at temperature between 450°C and 850°C were carried out by using a tension/torsion and compression TMF testing machine. In addition to these fundamental TMF tests, a complicated temperature and strain history tests, so called a blade waveform which simulates temperature and strain histories of actual gas turbine blade, were performed. Failure life of coated specimens under the in-phase condition is longer than that of the substrate and the main crack propagated from boundary between the coating and substrate to inside of the substrate. Therefore the coating plays a positive role for the substrate life due to suppression of crack initiation and propagation in the coating. On the other hand, failure life of the coated material under out-of-phase and blade waveform tests is approximately 1/2 of the substrate life indicating negative effect. It was suggested from failure surface observation that crack initiation period in the coating is shorten by the difference of deformation behavior between the substrate and coating, and that crack propagation rate in the substrate of the coated specimen is accelerated by the cracking of the coating compared with the crack propagation rate of substrate itself.

Key words : Thermo-mechanical fatigue, IN738LC, CoCrAlY coating, Crack initiation, Crack propagation

1 緒 言

発電用ガスタービン初段動翼は、起動一定格一停止運転において、熱応力による垂直応力およびせん断応力が作用する多軸熱疲労条件下におかれる。¹⁾ 著者らは動翼材料である IN738LC を対象に、種々の条件下での多軸熱疲労試験を実施し、熱疲労寿命に及ぼすひずみ-温度位相等の影響を明らかにした。²⁾ 一方、実機動翼では高温酸化の影響を抑制するため MCrAlY と称される金属系の耐食コーティングが施されている。これまでに、実機動翼の使用後の損傷状態を調べた結果によると、耐食コーティングに多数のき裂が発生し、基材へ進展した例も報告されている^{3), 4)} ことから、耐食コーティングが基材のき裂発生に及ぼす影響を明らかにすることが必要である。特に、初段動翼表面が受ける温度-応力履歴条件下での基材のき裂発生寿命に及ぼすコーティングの影響を明らかにすることは、実用的観点から重要性が高い。しかしながら、Ni 基超合金を対象とした熱疲労寿命特性についてはこれまでいくつかの報告^{4)~8)} があるが、このような観点からのコーティングの影響に関する研究は極めて限

られている。これまでに、武ら⁹⁾ や岡崎ら¹⁰⁾ によって逆位相 (Out-of-phase) 熱疲労試験において、コーティング材の寿命が基材だけの場合より低下することが報告されている。これらの実験事実は、動翼の外表面が Out-of-phase に近い状態であることを考えると、重要な知見であり、その低下要因については、さらなる検討が必要である。

本研究では、1100°C 級ガスタービン動翼材料である IN738LC を対象に、これに CoCrAlY コーティングを施したコーティング材料を用いて、等温および熱疲労条件下で試験・観察を行い、き裂発生寿命に及ぼすコーティングの影響を系統的に明らかにするとともに、き裂発生および伝ばに及ぼすコーティングの力学的要因について考察する。

2 試 験 方 法

2・1 供試材料

基材は IN738LC であり、化学成分を Table I に示す。後述する試験片の表面にコーティングを施した。以降では基材にコーティングを施したものをコーティング材と

Table I. Chemical composition of IN738LC super alloy.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	W	Al	Ti	Fe	Ta	Cu	Ag	Bi
0.09	0.02	0.01	<0.005	0.001	Bal.	16.00	1.70	8.48	2.54	3.52	3.45	0.06	1.74	<0.01	<0.5 ppm	<0.1 ppm

† 原稿受理 平成 14 年 4 月 15 日 Received Apr. 15, 2002
* 正 会 員 (財) 電力中央研究所 〒100-8126 東京都千代田区大手町, Central Res. Inst. of Electric Power Indust., Chiyoda-ku, Tokyo, 100-8126
** 正 会 員 (財) 電力中央研究所 〒201-8511 狛江市岩戸北, Central Res. Inst. of Electric Power Indust., Iwado-kita, Komae, 201-8511

呼ぶ。コーティングは、Co-30%Cr-8%Al-0.35%Yを主成分とする CoCrAlY コーティングであり、実機動翼で行われている減圧プラズマ溶射により約 200 μ m 厚さに施行した後、1120 $^{\circ}$ C $\times$ 2hour の溶態化処理および 845 $^{\circ}$ C $\times$ 24 hour の時効処理を施した。コーティング部のマクロ組織を Fig. 1 に示す。コーティング材は、外層部の CoCrAlY、コーティングと基材界面の拡散層、基材からなる。

2.2 試験条件

2.2.1 等温疲労試験 等温疲労試験には、直径 10mm、標点間距離 10mm の中実丸棒試験片を用いて、基材寿命に及ぼすコーティングの影響を調べるため温度 850 $^{\circ}$ C においてひずみ制御三角波疲労試験 (PP 試験)、引張最大ひずみにおいて 60 分の保持を有する引張保持試験 (TH 試験)、圧縮最大ひずみにおいて 60 分の保持を有する圧縮保持試験 (CH 試験) を、ひずみ範囲 0.7% で実施した。また、450 $^{\circ}$ C において、ひずみ範囲 0.7% で PP 試験を実施した。用いた試験装置は、高周波誘導加熱装置を具備した電気機械式高温疲労試験装置¹²⁾で、伸びの制御は押し当て式高温伸び計により、試験片温度は熱電対によって行った。

2.2.2 熱疲労試験 熱疲労試験には外径 20mm、内径 16mm、標点間距離 25mm の薄肉中空円筒試験片を用いた。²⁾熱疲労試験は軸方向、ねじり方向負荷および温度を任意の位相で制御することにより、実機の熱疲労負荷履歴を模擬できる多軸熱疲労試験装置を用いて行った。同試験装置では、温度制御は非接触型の放射温度計により、伸びの制御は誘電式高温 2 軸伸び計により行った。これらの装置の詳細は既報²⁾を参照されたい。熱疲労試験における試験温度は、最低温度 450 $^{\circ}$ C、最高温度 850 $^{\circ}$ C とした。以下の試験条件は、基材との比較のため既報と同等とした。多軸熱疲労試験として、ねじり方向

Fig. 1. Macro-structure of a coated material.

ひずみ範囲、 $\Delta\gamma$ と軸方向ひずみ範囲、 $\Delta\epsilon$ の比をひずみ比、 $\phi(=\Delta\gamma/\Delta\epsilon)$ と定義し、 $\phi = 1.7$ において Mises 相当ひずみ範囲、 $\Delta\epsilon_m = 0.5\%$ および 0.7%、昇降温速度が 10 $^{\circ}$ C/sec で、In-phase および Out-of-phase 試験を実施した。また、実機発電用ガスタービン第 1 段動翼が受ける熱機械負荷履歴を考慮して、¹⁾Fig. 2 に示す温度、ひずみ履歴の試験を実機模擬熱疲労試験として実施した。この実機を模擬した熱機械負荷波形を Blade 波形と称することとする。Blade 波形では、ひずみ比は $\phi = 1.7$ 、 $\Delta\epsilon_m = 0.5\%$ 、0.7% で 1 サイクル 200 秒とした。本試験においては、軸方向またはねじり方向の荷重が急激に低下し始めた応力値の 75% に低下した時点の繰返し数を破損寿命とした。さらに、熱疲労条件下のコーティング材におけるき裂の発生と伝ばの関係を議論するため、基材のみの試験片を用い、Blade 波形下で、 $\phi = 1.7$ 、 $\Delta\epsilon_m = 0.5\%$ 、および 0.7% で、破損までの過程を所定の繰返し数で試験を停止し、レプリカを採取することにより、き裂伝ば挙動を調べた。

3 試験結果

3.1 等温疲労試験結果

850 $^{\circ}$ C および 450 $^{\circ}$ C の等温疲労条件で破損した試験片縦断面の代表例を Fig. 3 に示す。450 $^{\circ}$ C および 850 $^{\circ}$ C の PP 試験では、主き裂以外の部位においてき裂がコーティング外面から発生し、基材との界面に至ったことが確認される。従って、これらの条件下の基材のき裂発生寿命は、

Fig. 2. Actual blade temperature-strain simulated test condition.

Fig. 3. Cracking appearance in axial section of failure specimens under iso-thermal fatigue.

コーティング内でのき裂の発生・成長に依存することがわかる。一方、引張保持ではコーティング・基材界面（以降では界面と称する）から発生したき裂が粒界を伝った様子が観察された。圧縮保持では、主き裂以外のき裂はほとんど観察されず、本試験ではき裂発生の起点は明確にはならなかったが、高温下でコーティングの延性が十分高いことを考慮すると引張保持同様界面から発生したものと推測される。従って、これらの条件では基材のき裂発生・伝ぱが寿命を支配することとなる。

850℃および450℃における等温疲労条件下のコーティング材の破損寿命を基材の破損寿命と比較して Fig. 4 に示す。850℃では、いずれの条件においても基材に比べコーティング材の寿命が長く、コーティングはひずみ波形によらず寿命を延ばす効果があることがわかる。Fig. 3 の破損形態を考慮すると、850℃、PP 条件では、酸化膜の割れから発生する基材のみの場合に比べ、コーティングの効果によりき裂発生寿命が抑制されたことで寿命が長くなったものと解釈できる。また、引張保持、圧縮保持においても同様に表面酸化によるき裂発生の影響が抑制されたものと考えられる。一方、450℃では、コーティングの有無にかかわらず、寿命は同等であった。これより本試験結果からは、コーティング材で、コーティングをき裂が貫通し、基材でのき裂伝ぱがコーティングの影響

を受けないき裂長さになるまでの期間と、基材のみの場合にそれと同じき裂長さになるまでの期間が同等であることを示唆している。同等成分の CoCrAlY コーティングの瞬時破壊ひずみは、850℃では 10% を超える延性を有するが、700℃程度から急激に低下し、450℃では 0.4% 程度となることが報告されている。⁴⁾ 従って、450℃においては 0.4% を超える引張ひずみが負荷される場合には、1 回の引張でコーティングの割れが生じるため、これによりコーティング材の疲労寿命が低下するものと考えられるが、本試験におけるように、引張側 0.35% では破壊ひずみまで達していないため、コーティング内でのき裂発生・進展がコーティングの疲労により生じたものと推察される。

3・2 熱疲労試験結果

熱疲労試験におけるコーティング材破損試験片の縦断面観察結果を Fig. 5 に示す。In-phase では、主き裂は基材とコーティングを貫通しているが、微小き裂発生状態の観察から、基材にき裂が発生し、それが基材内部およびコーティングに進展したことが示唆された。一方、Out-of-phase および Blade 波形では、微小き裂の観察結果からはコーティング内部で停止しているものも観察されたことから、き裂はコーティングで発生し、コーティングを貫通した後、基材内部へと伝ぱしたことがうかがえる。

走査型電子顕微鏡による破面観察結果の代表例を Fig. 6 に示す。コーティング材基材部の破面は、既に基材のみの試験片を用いて実施した熱疲労試験において観察された結果同様、いずれの波形においてもストライエーションと rub マークが観察される粒内破壊を呈している。Out-of-phase および Blade 波形の破面は、コーティングが周方向に長く割れており、その割れを起点にき裂深さと表面き裂長さの比が極めて小さいき裂として一様に基材内部に成長した痕跡がみられる。一方、In-phase では、コーティングと基材界面に段差を生じており、基材部でのき裂発生・成長とコーティングの割れが連続的に生じていない部分も観察される。いずれも粒内破壊ではあるものの高温下で引張状態となる In-phase と低温下で引張状態となる Out-of-phase、Blade 波形との間でコーティングの割れと基材部における破面の様相が異なっている。

コーティングの有無による寿命の比較を Fig. 7 に示

Fig. 4. Comparison of failure life between coated material and substrate under iso-thermal fatigue.

Fig. 5. Cracking appearance in axial section of failure specimens under thermo-mechanical fatigue without hold time.

Fig. 6. Failure surface of specimens tested under thermo-mechanical fatigue without hold time.

Fig. 7. Comparison of failure life between coated material and substrate under thermo-mechanical fatigue.

す。In-phase は、コーティングがあることにより 1.5 倍程度寿命が伸びている。これは、Fig. 5 に示したように基材表面からのき裂発生が、コーティングがあることにより無い場合に比べ抑制されたためと解釈される。一方、Out-of-phase および Blade 波形では、寿命が基材のみの場合の 0.45 程度に低下しており、これらの条件下ではコーティングが寿命に対してマイナスの影響を与えることがわかる。Fig. 5 において、コーティング表面からき裂が発生していることから、コーティングの割れが基材での微小なき裂の発生・進展を、コーティングが無い場合に比べ早期に誘起したためと考えられる。これらの結果から、高温下 (850°C) で引張状態となりき裂の発生・進展を生じる場合には、コーティングがき裂の発生を抑制することにより、寿命を延ばす効果をもたらすが、Out-of-phase, Blade 波形のように低温下 (450°C) で引張状態となる条件下では、コーティングが基材の早期き裂発生を誘起し、寿命低下を招くことが明かとなった。

4 考 察

4・1 熱疲労寿命に及ぼすコーティングの影響

コーティングの破損寿命に及ぼす影響は、高温引張となる In-phase 熱疲労および 850°C 等温下の PP 条件ではコーティングを施すことにより寿命が伸びる、という同様な傾向を示した。一方、450°C 等温下の PP 条件ではコーティングの有無による寿命差が認められなかったのに対し、低温引張となる Blade 波形および Out-of-phase ではコーティングがマイナスの影響を与える結果となり、同一温度で引張となるこれらの条件で異なる傾向を示した。この 450°C 等温下と Blade 波形, Out-of-phase でのコーティングの影響の相違について、以下で考察する。

コーティングが強度に及ぼす影響を考える場合、基材とコーティングの縦弾性係数、熱膨張係数などの基本特性と降伏点、破断延性などの力学特性の差異を考慮して論じる必要がある。コーティングは、はく離や残留応力の要因となる基材とのミスマッチを小さくするため、基本特性をできるだけ基材に近いものにすることが望ましい。CoCrAlY と基材 (IN738LC) の基本特性については伊藤らによって報告されている。¹¹⁾ CoCrAlY の縦弾性係数は、400 ~ 900°C では基材との差異は 5% 以内であり、基材とほぼ同等とみなせる。また、熱膨張係数は、基材に比べ CoCrAlY が先の温度範囲で 20% 程度高い値を示す。このため、コーティング施工後の 845°C における時効熱処理によりコーティング内の応力は緩和され、室温に冷却された状態では引張の残留応力を生じていることが計測されている。しかしながら、温度が上昇するにつれて残留応力は緩和されることから、本熱疲労の温度範囲では 50MPa 以下であり、熱膨張差による残留応力の影響は無視できるものと考えられる。一方、力学特性については次のように考えられる。既に報告されている 400°C および 850°C におけるコーティングと基材の引張試験で得られている応力-ひずみ関係⁹⁾において、400°C と 450

°Cでのコーティングの力学特性を同等とみなせるとした場合、450°C等温下でのコーティング材における基材とCoCrAlYの繰返し応力-ひずみ関係を推測して模式的にFig. 8 (a)に示す。CoCrAlYの弾性限界が高いため、基材に比べ応力値が高く、塑性ひずみ成分が小さいものの、疲労過程では正負対称な安定したヒステリシスループを描く。コーティングに負荷されるひずみがき裂発生ひずみに達していない場合には、コーティングにおけるき裂発生は疲労により生じる。450°C等温下では、コーティング材と基材のみの破損寿命が同等であったことから、コーティングの割れを起点とした基材のき裂発生と基材のみの場合の同等長さのき裂発生までの期間に顕著な差異はないと考えられる。武らの報告⁹⁾では、400°Cにおけるコーティング材の破損寿命は、ひずみ範囲が0.8%を越えると基材のみの場合に比べ急激に低下することが示されている。これは、CoCrAlYの瞬時き裂発生ひずみが引張ひずみ約0.4%であることから、初期のサイクルでコーティングにき裂が発生し、これが基材との寿命差として現れたものと推察される。言い換えれば、瞬時き裂発生ひずみを下回り、等温下で安定した繰返し負荷条件では、コーティングに疲労き裂が発生するまでの期間は、基材のみの場合のそれと同等の期間を有する。

Out-of-phase 条件下の繰返し応力-ひずみ関係を予測して模式的に示すとFig. 8 (b)のようになる。高温下では弾性限界が極めて低く、延性に富んだ特性を示すことから、熱疲労条件の最高温度近傍において急激な応力緩和を呈する。このため、ヒステリシスループは基材に比べ高い引張応力値となると同時に、繰返しに伴いピーク応力が上昇するものと推察される。これにより、ひずみ範囲が一定であっても、残留引張応力、平均応力が増大することで、コーティングの破壊抵抗が相対的に低下し、450°C等温下に比べ早期にき裂発生を誘起するものと考えられる。このように、等温下と熱疲労条件下におけるコーティングの変形挙動の相違が、コーティングにおけ

るき裂発生の違いをもたらし、同じ温度で引張状態となる場合でも、コーティングの寿命に及ぼす影響が異なっており現れたものと解釈できる。

4・2 き裂発生寿命に及ぼすコーティングの影響

実機動翼では、コーティングに発生したき裂が基材との界面に到達するまでの期間を推定することも重要である。ここでは、コーティング部材においてき裂がコーティングを貫通し、基材に達する(50 μ m程度侵入する)までの期間をコーティング部材のき裂発生寿命と定義し、破損寿命に対する割合について検討する。コーティング材のき裂発生寿命を熱疲労試験から直接明らかにすることが困難であるため、基材の熱疲労条件下のき裂伝ば特性から伝ば寿命を算出し、それに基づいて発生寿命を推定することを試みる。基材のみの試験片を用いて、Blade波形で $\phi = 1.7$ 、Mises 相当ひずみ範囲0.7%および0.5%で実施し、レプリカで表面状態の変化の様子を観察した。Fig. 9に、 $\Delta\epsilon_m = 0.5\%$ の試験で観察された同一き裂の発生・伝ば挙動の代表例を示す。0.5%では、初回に試験を中断した300回で最大で約50 μ mの微小き裂が観察され、ほとんどの微小き裂はほぼ最大主ひずみに垂直方向に発生していた。また、発生した微小き裂は他の微小き裂と合体しながら成長した。このほかにも最終的に数mm程度の巨視き裂が標点間内に数個観察された。0.7%においても、繰返し数100回で最大で約70 μ mの微小き裂が観察された。ひずみ範囲0.5%では、2670回で、0.7%では620回で7mm程度の巨視き裂に成長した。従って、いずれのひずみ範囲においても、破損寿命の10%程度で微小き裂が発生し、その後の伝ば寿命が大部分を占めることがわかる。き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の関係をFig. 10に示す。応力拡大係数範囲は、破面におけるき裂形状を参照し、遠方で一様引張りを受ける平板中の半だ円き裂と仮定して次式で求めた。

$$\Delta K_I = (M_k / \Phi_0) \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

$$\Phi_0^2 = 1 + 1.464 \left(\frac{l}{a} \right)^{1.65} \quad (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma$ は応力範囲、 a は表面き裂半長、 M_k は補正係数、 Φ_0 は第二種だ円積分である。なお、 $\Delta\sigma$ は試験における破損寿命の1/2近傍の主応力範囲の値、 M_k は表面き裂半長、 a とき裂深さ、 b の比を、破面観察結果より0.6としてRajuら¹²⁾の表より求めた。図中に実線で示すように、ごく微小き裂領域を除き、熱疲労条件下の微小き裂伝ば特性を次の関係で表すことができる。

$$\frac{da}{dN} = 4.47 \times 10^{-11} \Delta K_I^3 \quad (3)$$

ところで、Blade波形およびOut-of-phaseでの基材のみおよびコーティング材の破損過程は、破面観察結果よりFig. 11のように模式的に表せる。即ち、基材のみの場合表面に微小き裂が発生し、半だ円形状を保ちながら内部に向かって成長する。一方、コーティング材ではコーティング表面に微小なき裂が発生し、それが急速に表面およびコーティング内部に伝ばすることによって、表面周方向に数mmの長さを有するき裂を形成する。さら

(a) iso-thermal at 450°C

(b) Out-of-phase

Fig. 8. Schematic representation of hysteresis loops of coating predicted from its tensile property.

Fig. 9. Observation of crack initiation and propagation behavior under blade waveform without hold time.

Fig. 10. Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range under blade waveform.

に、このき裂が基材でのき裂発生を誘起し、き裂は内部に向かって成長する。これより、上述したようにコーティングと基材の力学特性が同等であることを考慮して、コーティング材の破損寿命、 N_{fc} は、コーティングをき裂が貫通し基材に達するまでのき裂発生寿命、 N_{ic} とその後の基材でのき裂伝ば寿命、 N_{ps} の和として以下のように表されたとする。

$$N_{fc} = N_{ic} + N_{ps} \quad (4)$$

N_{ps} は、Fig. 11に模式的に示すように、周方向のコーティング割れを起点に基材内部に向かってほぼ一様に伝ばした痕跡が同えることから、コーティング厚さを初期き裂長さとした、引張りを受ける平板の片側き裂として取り扱うことができる。この場合、基材の応力拡大係数とき裂伝ば速度の関係から、基材のき裂伝ば寿命は次式で得られる。

$$N_{ps} = \left(\frac{2}{2-m} \right) \left[C_1 \Delta \sigma^m \pi^{m/2} F^m \right]^{-1} (a^{2-m/2})_{a_0}^{a_f} \quad (5)$$

Fig. 11. Crack growth in the substrate of coated material predicted from failure surface.

ここで、 a はき裂深さ、 C_1 および m は伝ば速度と応力拡大係数範囲の関係の係数および指数、 F は補正係数、 $\Delta \sigma$ は応力範囲である。

Mises 相当ひずみ範囲 0.7% および 0.5% のき裂伝ば試験で得られた主応力範囲を用いて、コーティング表面から 250 μ m、即ち基材に界面から 50 μ m のき裂が発生した時点から、き裂が試験片を貫通するき裂長さ（最終き裂長さ 2.2mm）までの伝ば期間を式 (5) によって算出した。これらを、コーティング材における基材でのき裂伝ば期間とする。一方、基材のみの場合については、上述したように、初期き裂をアスペクト比（表面き裂半長/き裂深さ）が 3 の平板中の半だ円表面き裂として、初期き裂深さ 50 μ m から 2.2mm までの伝ば期間を算出した。これらから求まるコーティング材における基材のき裂伝ば期間と基材のみの場合のその比は、いずれのひずみ範囲

においても約 0.7 であった。このように、コーティングを施すことでき裂伝ば形態が異なるため、Out-of-phase および Blade 波形では基材のみの場合に比べ、き裂の伝ば速度が加速することが示唆された。また、コーティング材のき裂伝ば寿命 N_{ps} とコーティング材の破損寿命から、式 (4) によって N_{ic} を推測し、コーティング材のき裂発生寿命と破損寿命の比を求めると 0.7% および 0.5% で、それぞれ 0.45 および 0.58 となった。これより、ひずみ範囲により若干ことなるものの、コーティング材においては、コーティングにき裂が発生し、基材でのき裂発生を誘起するまでの期間は、およそ破損寿命の 1/2 程度と推測される。

5 結 言

基材の IN738LC に CoCrAlY コーティングを施したコーティング材を用いて等温疲労試験および熱疲労試験を実施し、破損寿命に及ぼすコーティングの影響を調べるとともに、その要因について考察した。得られた結果を要約して、以下に示す。

(1) 850℃等温下では、保持の有無にかかわらず、き裂はコーティングと基材界面から発生するため、コーティングによりき裂発生が抑制され、基材のみの場合に比べ長寿命となる。450℃等温下ではコーティング材と基材で同等の寿命を呈した。

(2) 熱疲労条件下では、高温引張となる In-phase ではコーティングは寿命を延ばす効果があるが、低温引張となる Out-of-phase および Blade 波形ではコーティングを施すことにより破損寿命が 1/2 以下に低下した。

(3) コーティングと基材の変形特性を考慮すると、Out-of-phase および Blade 波形においては、試験中にコーティングに残留引張応力が作用することによりコーティングでのき裂発生を促進するものと推察された。

(4) 基材の熱疲労条件下のき裂伝ば特性に基づいて、

コーティング材の基材におけるき裂伝ば挙動を推定した。これより、基材のみの場合には半だ円き裂として成長するのに対し、コーティング材では平板片側き裂として成長することにより、き裂伝ば速度が加速することが示唆された。

参 考 文 献

- 1) 酒井高行, 緒方隆志, 渡辺和徳, 高橋俊彦, 電中研研究報告, T99053 (2000).
- 2) 緒方隆志, 山本真人, 材料, **51**, 307 (2002).
- 3) V. Kallianpur, J. Claeys, A. Beltran, Y. Yoshioka, H. Kashiwaya, K. Fujiyama, H. Tezuka, T. Sakurai and M. Aoki, presented at the International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Indiana, USA, No. 99-GT-222 (1999).
- 4) H. L. Bernstein, T. S. Grant, R. C. McClung and J. M. Allen, ASTM STP1186, 212 (1993).
- 5) L. Remy, H. Bernard, J. L. Malpertu and F. Rezai-Aria, ASTM STP1186, 3 (1993).
- 6) J. Meersmann, J. Ziebs, H. Klingelhofer and H. J. Kuhn, Multiaxial Fatigue and Fracture,ESIS25, 69 (1999).
- 7) 新田明人, 電中研総合報告, T52 (1993).
- 8) G. R. Halford, T. G. Meyer, R. S. Nelson, D. M. Nissl and G. A. Swanson, Trans. ASME, J. Engineering for Gas Turbines and Power, **111**, 279 (1989).
- 9) 武 浩司, 加来光宏, 岡本隆治, 大谷隆一, 金澤直毅, 第 35 回高温強度シンポジウム前刷集, 129 (1997).
- 10) 岡崎正和, 村山春樹, 山崎泰広, 日本機械学会 2000 年度年次大会講演論文集 (III), 7 (2000).
- 11) 伊藤義康, 齊藤正弘, 宮崎松生, 日本機械学会論文集, A-**60**, 141 (1994).
- 12) I. S. Raju and J. C. Newman, Jr., Engng. Fract. Mech. **11**, 817 (1979).