ガスタービン動翼材の疲労特性におよぼす耐食コーティングの影響*

香 川 裕 之^{*1}, 根 岸 睦^{*2}

Effect of Corrosion-Resistant Coatings on Fatigue Properties of Gas Turbine Blade Materials

Hiroyuki KAGAWA^{*3} and Atsushi NEGISHI^{*3} Research and Development Department, The Kansai Electric Power Co., Inc.,
3-11-20 Nakoji, Amagasaki-shi, Hyogo, 661-0974 Japan

Isothermal low-cycle fatigue tests and thermal-mechanical fatigue tests with linear out-of phase cycles were carried out using cylindrical specimens made of Ni-base superalloy and coated with several kinds of corrosion-resistant coatings. In some tests, fatigue loading was interrupted several times and coating cracks were observed by means of replica technique. As a result, three types of coating cracks were observed, namely, multiple parallel long cracks, multiple parallel short cracks and non-parallel cracks. Multiple parallel long cracks are caused from lack of ductility of coating materials. This type of coating cracks initiate in an early stage of fatigue loading and has a strong effect to reduce fatigue life. Multiple parallel short cracks are caused by fatigue of coating layer. These cracks propagate into the substrate before cracks initiate in the substrate and reduce fatigue life of the coated specimen. Non-parallel coating cracks are caused by propagation of cracks initiated in the substrate and have little effect to reduce fatigue life.

Key Words: Coating Material, Heat-Resistant Material, Low-Cycle Fatigue, Thermal-Mechanical Fatigue, Crack Density, Crack Length, Gas Turbine, Blade

1. 緒 言

発電用ガスタービンの動翼は内部に複雑な形状の冷却孔を有しており、この孔に圧縮空気が流れることにより内部冷却される。また外表面では高温の燃焼ガスに接しており、起動停止に伴ってガス温度が変化するため、動翼各部には複雑に変動する熱応力が発生する⁽¹⁾。動翼外表面には耐食コーティングもしくは遮熱コーティングを施される場合が多いが、一般にコーティング材料は脆く、室温から数百℃程度の温度域では破断延性が非常に低い^{(2),(3)}。このため動翼のリーディングエッジ⁽⁴⁾、翼面⁽⁵⁾、プラットフォーム⁽⁶⁾等で、コーティングを起点とした熱疲労き裂の発生事例が報告されている。

動翼材料からなる試験片の表面に耐食コーティングを施して、一定温度のもとでの低サイクル疲労試験、温度と歪が同位相で変動する In Phase 波形や 180° 位相がずれる Out-of-Phase 波形の熱機械疲労試験等を実施した結果が報告されている^{(7)~(14)}。試験結果を大雑把にまとめると、一部例外はあるものの、比較的低温

域で引張負荷を受ける場合にはコーティングが割れの起点となり寿命が低下する傾向が認められ^{(2),(7),(9),(12)~(14)}、高温側で引張負荷を受ける場合には基材部が破壊起点となりコーティングが疲労寿命に悪影響を及ぼさない傾向が認められる^{(2),(9),(12)~(14)}。

定期検査等において実機動翼にコーティング割れが検出された場合、割れがコーティング層にとどまっていれば動翼の健全性に直ちに問題を生じるわけではないが、基材部まで進展していれば何らかの対処が必要となる。このためコーティング割れの進展状態を非破壊的に簡便に推定する手法の開発が望まれるが、実機検査に適用されるには至っていない。コーティングを施した試験片の疲労試験においてコーティング割れ寿命を観察した報告もあるが^{(2),(10)}、データ点数が少ないこともあり、コーティング割れ挙動が明確になっていないと言え難い。

本研究では、3種類のコーティングを施した試験片を用いて、試験温度と歪速度を変化させた低サイクル疲労試験、および Out-of-Phase 波形の熱疲労試験を実施し、疲労特性に及ぼすコーティングの影響を系統的に調べた結果を報告する。一部の試験片では、試験中負荷を何度か中断して試験片表面のレプリカを採取し、コーティング割れ挙動の観察を行ったので、その結果もあわせて報告する。

* 原稿受付 2008 年 6 月 23 日。

^{*1} 正員、関西電力(株)研究開発室電力技術研究所(〒661-0974 尼崎市若王寺 3-11-20)。^{*2} 関西電力(株)火力事業本部火力エンジニアリングセンター(〒530-6591 大阪市北区中之島 3-6-32)。

E-mail: kagawa.hiroyuki@e4.kepco.co.jp

2. 試験方法

試験条件の一覧を表1に示す。試験の大半は、Ni基超合金 IN738LC の通常凝固インゴット HIP 処理材を基材として実施した。インゴットからφ10(GL20)もしくはφ8(GL16)の中実丸棒試験片を加工し、一部の試験片はコーティングを施さずに疲労試験に供し、他は試験片平行部に CoNiCrAlY 合金粉末 (Co-32%Ni-21%Cr-8%Al-0.5%Y) を減圧プラズマ溶射して約 0.2mm 厚さのコーティングを施した。コーティング施工試験片の一部には、さらに Al 拡散浸透処理を施した。Al 浸透層の厚さは約 0.03mm であった。コーティング施工後、真空中で 1120℃×2hr, 845×24hr の熱処理を行って試験に供した。

以上の3種類の試験片を用いて、室温(RT)での低サイクル疲労(LCF)試験と 800℃での LCF 試験、および試験温度を 200℃から 800℃の間で変動させた Out-of-Phase 波形の熱機械疲労(TMF)試験を実施した。800℃での LCF 試験は 0.1%/秒および 0.0008%/秒の2種類の歪速度で実施し、TMF 試験は 0.0008%/秒の歪速度で実施した。また TMF 試験では、10分から360分の範囲の圧縮歪保持を導入した試験も一部実施した。またコーティング未施工の試験片では、900℃の LCF 試験、400-800℃および 500-900℃の Out-of-Phase 波形の TMF 試験も実施した。

表1の Replica 欄に記号 L を記した試験条件では、

試験中負荷を何度か中断して試験片表面のレプリカを採取し、試験後走査型電子顕微鏡で最終破断の原因となった主き裂長さの変化を測定した。また D を記した試験片では、コーティングの割れ密度の変化を測定した。割れ密度(/mm)は、視野範囲内の割れ長さの総和を視野面積で除することにより算出した。

一方向凝固超合金 GTD111DS 製の動翼から凝固方向が長手方向に一致するようφ4(GL8)の中実丸棒試験片を加工し、平行部に CoCrAlY および CoNiCrAlY コーティングを施した後 Al 拡散浸透処理を施した試験片を用い、Out-of-Phase 波形の TMF 試験を実施した。この試験では、全ての試験片でレプリカ観察を実施し割れ密度を測定した。

3. 試験結果

3.1 疲労試験結果 IN738LC を基材とした室温および 800℃の LCF 試験、200-800℃の TMF 試験のうち圧縮保持のないデータをまとめて図1に示す。疲労寿命は、試験片が破断したときの繰返し数、または最大応力が定常時の 3/4 に低下したときの繰返し数で定義した。

室温の LCF 試験では、コーティング施工により疲労寿命が明確に低下し、寿命低下度合いは CoNiCrAlY コーティングより CoNiCrAlY+Al コーティングの方が顕著であった。800℃、0.1%/秒の LCF 試験では、寿命の順番は室温での LCF 試験と同じであったが、コー

Table 1 Experimental conditions

Substrate	Coating	Test Piece	LCF/ TMF	Temp. (°C)	Strain Rate (%/sec)	Strain Range (%)	Holding Time (min)	Replica
IN738LC	Uncoated	φ10×GL20	LCF	RT	0.1	1.3, 1.0, 0.8		
			LCF	800		1.0, 0.8, 0.6		L
			LCF		0.0008	1.3, 1.0		
			LCF	900	0.1	0.6		L
			LCF			0.6	30	L
			TMF	200-800	0.0008	1.3, 1.0, 0.75		
			TMF			1.0	10, 60, 360	
			TMF	400-800		0.6		L
			TMF	500-900	0.001	0.6		L
			TMF		0.003	0.6		L
	CoNiCrAlY		LCF	RT	0.1	1.3, 1.0, 0.8		
			LCF	800		1.0, 0.8, 0.6		
			LCF		0.0008	1.3, 1.0		
			TMF	200-800		1.3, 1.0, 0.75		
	CoNiCrAlY+Al	φ8×GL16	LCF	RT	0.1	1.3, 1.0, 0.8		
			LCF	800		1.0, 0.6		L, D
			LCF		0.0008	1.3, 1.0		L, D
			TMF	200-800		1.3, 1.0, 0.75		L, D
			TMF			1.0	10, 60	L, D
			TMF			1.2, 0.7		D
GTD111DS	CoCrAlY+Al	φ4×GL8	TMF	400-900	0.0017	1.2, 0.7		D
	CoNiCrAlY+Al		TMF			1.2, 0.7		D

L : Crack length, D : Crack density

Fig.1 Fatigue test results (IN738LC)

ティングによる寿命低下の度合いは室温 LCF 試験より小さかった。一方 800°C, 0.0008%/秒の LCF 試験では、コーティングによる寿命低下は認められなかった。TMF 試験では、CoNiCrAlY コーティング材の寿命はコーティング施工のない試験片とほぼ同等であったが、CoNiCrAlY+Al コーティング材では寿命が若干低下する傾向を示した。疲労寿命に及ぼすコーティングの影響については 4 節で詳しく検討する。

つぎに疲労負荷条件別に寿命を比較すると、コーティング施工がない場合には、室温の LCF, 800°C の LCF (0.1%/秒), 800°C の LCF (0.0008%/秒), TMF の順に長寿命であった。IN738LC コーティング未施工材の Out-of-Phase 波形の TMF 寿命と高温 LCF 寿命との比較については、前者の方が長寿命である結果⁽¹³⁾やほぼ同等との結果⁽¹⁵⁾などが報告されているが、本試験では後者の方が若干長寿命となる結果となった。CoNiCrAlY コーティング材の寿命もコーティング未施工材と同じ順番であった。一方 CoNiCrAlY+Al コーティング材では、TMF 寿命が最も短寿命であったが、

他の 3 条件の寿命はほぼ同等であった。

圧縮保持を有する TMF 試験結果を、寿命と保持時間の関係で図 2 に示す。歪範囲はいずれも 1% である。圧縮保持がない場合にはコーティングの有無や種類により TMF 寿命に差異を生じたが、圧縮保持がある場

Fig.2 Effect of compressive holding on TMF life (strain range is 1.0%)

合には寿命がコーティングの有無や種類にあまり影響されず、CoNiCrAlY+Al コーティング材の保持なしの場合の寿命と同等程度であった。

コーティング未施工試験片の LCF(800°C, 0.0008%/秒)試験と TMF 試験(圧縮保持試験を含む)の歪範囲 1%での応力変化の様子を図 3 に示す。TMF 試験では引張の平均応力が生じていること、平均応力の値が圧縮保持の有無にあまり影響されていないことが分かる。TMF 試験における歪振幅と、寿命の半分程度の繰返し数における引張最大応力および圧縮最大応力との関係を、図 4 に示す。白抜きプロットは圧縮保持のない

Fig.3 Relation between tensile and compressive maximum stress and number of cycles for uncoated specimens (strain range: 1%)

Fig.4 Relation between tensile and compressive maximum stress and strain amplitude for TMF tests

場合の、黒塗りプロットは圧縮保持がある場合の結果であり、コーティングの有無にかかわらず全データをまとめて表示してある。平均応力が圧縮保持に影響されていないことが分かる。IN738LC を 800°Cにおいて歪速度 0.0001%/秒で引張負荷した後応力緩和試験を実施した結果(緩和開始応力: 約 500MPa), 約 2000 秒経過してもほとんど応力緩和しなかった結果が報告されている⁽¹⁶⁾。若干条件が異なるが、本試験でも圧縮保持中に応力緩和が生じず、このため平均応力に圧縮保持が影響を及ぼさなかったと考えられる。

IN738LC コーティング未施工試験片の TMF 寿命が LCF(800°C, 0.0008%/秒)寿命より短寿命であった原因の 1つとして、平均応力の影響が推測される。圧縮保持を有する TMF 試験の場合、平均応力は保持なしの場合と変わらなかったが、寿命は保持なしの場合より短寿命であった。この原因は明確ではないが、歪保持時の酸化の影響などが推測される。

GTD111DS の TMF 試験における歪範囲 1.2%での寿命は、CoNiCrAlY+Al コーティング材で 913 回、CoCrAlY+Al コーティング材で 172 回であった。歪範囲 0.7%の試験では、前者で 1000 回、後方で 100 回程度負荷した後、未破断のまま試験を中止した。

3・2 コーティング割れのレプリカ観察 IN738LC に CoNiCrAlY+Al コーティングを施工した試験片を用いて 800°Cで実施した 4 本の LCF 試験において、コーティング割れ密度の変化を測定した結果を図 5(a)に示す。横軸は、繰返し数 N を寿命 N_f で除した値である。また同じ試験片を用いた 5 本の TMF 試験(圧縮保持条件も含む)の同様の結果を、図 5(b)に示す。

800°Cの LCF (0.0008%/秒)では、 $N/N_f=0.2\sim0.4$ 程度でコーティング割れが発生し始め、繰返し数が増すにしたがって割れ密度が次第に増加する傾向が認められる。またこの場合の破断時の割れ密度は、1/mm程度であった。800°Cの LCF (0.1%/秒)では、試験の初期段階でのデータがないため明確ではないが、0.0008%/秒の場合より早い段階でコーティング割れが発生し、かつ割れ密度もより高い傾向が認められる。

TMF 試験では、寿命の 1%程度のごく初期段階でコーティング割れが発生し、寿命の 10%程度までには割れ密度が 8/mm 程度に達し、その後寿命に到達するまではほぼ一定値を保つ傾向が認められた。この傾向は歪範囲の大小や圧縮保持の有無にかかわらず、5 本の試験片でおおむね同じであった。

レプリカによりコーティング割れを観察した例を、スケッチで図 6 に示す。いずれも基材は IN738LC で

Fig.5 Change of coating crack density on specimen surface (IN738LC, CoNiCrAlY+Al coating)

Fig.6 Examples of replica observation (IN738LC). An arrow in each figure shows loading direction.

ある。(a)~(c)は CoNiCrAlY+Al コーティング施工試験片, (d)は未施工試験片であり, いずれも $N/N_f=0.4$ 程度での観察結果である。CoNiCrAlY+Al コーティング施工試験片の割れの様子を比較すると, 800°Cの LCF (0.1%/秒)では直線状の平行な割れが多数観察されるが, それぞれの割れはあまり連続しておらず比較的短い割れが多い。800°Cの LCF (0.0008%/秒)では割れは直線状でなく, また荷重方向(紙面上下方向)に直交しているとも限らない。TMF 試験では直線状の平行な割れが多数観察され, またそれぞれの割れ長さが長く連続している傾向が認められる。一方コーティング未施工試験片の TMF 試験では, 荷重方向に直交していない短い割れが多数発生しており, IN738LC 材のミクロ組織の影響を受けていることが推測される。

GTD111DS に CoCrAlY+Al および CoNiCrAlY+Al コーティングを施工した試験片を用いた TMF 試験において, コーティング割れ密度の変化を測定した結果を図 7 に示す。横軸は繰り返し回数である。4 本の試験片とも, 10 回程度の繰り返し数で割れ密度が飽和する傾向を示した。飽和後の割れ密度は, CoCrAlY+Al コーティング材を歪範囲 1.2%で負荷した場合に 1~2 /mm 程度であったのに対し, 他の 3 条件では 6~8 /mm 程度であった。

Fig.7 Change of coating crack density on specimen surface (GTD111DS, CoCrAlY+Al coating and CoNiCrAlY+Al coating)

3.3 き裂長さの観察結果 IN738LC コーティング未施工試験片の 800°Cおよび 900°Cでの LCF 試験, 400-800°Cおよび 500-900°Cでの TMF 試験における割れ長さと N/N_f の関係を図 8 に示す。図には最終破断の原因となった主き裂だけでなく, 観察した全ての視野でのき裂長さをプロットしてある。き裂長さは $N/N_f=0.1$ で 0.1mm 程度, $N/N_f=1$ で 10mm 弱であった。

Fig.8 Change of crack length on specimen surface (IN738LC, Uncoated)

Fig.9 Change of main crack length on specimen surface (IN738LC, CoNiCrAlY+Al coating)

IN738LC に CoNiCrAlY+Al コーティングを施工した試験片の 800°C の LCF (0.0008%/秒), 800°C の LCF (0.1%/秒) および TMF 試験における主き裂長さの観察結果を図 9 に示す。図 9 には主き裂長さだけがプロットされている。800°C の LCF (0.0008%/秒) 試験では $N/N_f=0.1$ での主き裂長さが 0.3mm 程度であるのに対し、TMF 試験では $N/N_f=0.1$ ですでに 1~2mm であった。800°C の LCF (0.1%/秒) 試験における主き裂長さは、両者の中間程度であった。

3・4 コーティング割れの断面観察 GTD111DS に CoCrAlY+Al および CoNiCrAlY+Al コーティングを施工した試験片を用いた $\Delta \varepsilon=1.2\%$ の 'TMF' 試験の破断後の試験片の断面観察結果を図 10 に示す。後者では Al 拡散浸透層に多数の割れが発生し、そのうちの一部

がコーティング層を貫通して基材部まで進展していた。一方前者では、割れの数はいくつか少ないが割れは全てコーティング層を貫通して基材部まで進展しており、また図では分からないが試験片全周に亘る割れとなっていた。

(a) CoCrAlY+Al ($\Delta \varepsilon=1.2\%$, $N=172$)

(b) CoNiCrAlY+Al ($\Delta \varepsilon=1.2\%$, $N=913$)

Fig.10 Coating cracks in GTD111DS specimens. An arrow in each figure shows loading direction.

4. 考 察

4・1 疲労寿命に及ぼすコーティングの影響 IN738LC の LCF 寿命に及ぼす CoCrAlY コーティングの影響についてはこれまで多くの報告がなされており⁽⁷⁾⁽¹²⁾⁽¹⁴⁾, 400~450°C で引張を受ける負荷形態の場合にはコーティングにより寿命が低下し, 800°C 以上で引張を受ける場合には影響を受けないかあるいはむしろ寿命が向上している。また CoNiCrAlY+Al コーティングの場合, 400°C で引張を受ける負荷形態の場合にはコーティングにより寿命が低下し 900°C で引張を受ける場合にはコーティングにより寿命が向上すること⁽¹³⁾, NiCoCrAlY コーティングの場合には, 400°C および 850°C の LCF 試験でコーティングによる影響がないこと⁽⁹⁾, が報告されている。以上のように比較的低温域で引張を受ける場合にコーティングにより寿命が低下する原因としては, コーティングの破断延性を上回る引張が負荷されることによるコーティング割れが挙げられている。なお NiCoCrAlY は 400°C でも 2% 以上の高い破断延性を示すため⁽⁹⁾, 400°C での LCF 試験でも寿命に悪影響を及ぼさなかったものと考えられる。

本報の試験のうち IN738LC に CoNiCrAlY+Al コー

ティングを施した試験データでは、200℃以下で引張を受ける負荷形態ではコーティングによる寿命低下を示しており、従来の報告と同様コーティング割れで説明することができる。LCF(RT)試験ではコーティング割れのレプリカ観察を実施していないが、TMF試験と同様寿命のごく初期段階で割れを生じているものと推測される。図1で比較するとTMF試験の方がLCF(RT)試験より短寿命であるが、この差はき裂進展速度の差に起因するものと考えられる。800℃のLCF試験では負荷速度によってコーティングが疲労寿命に及ぼす影響が異なっている。コーティングの割れ形態や割れ密度も異なる傾向を示しており、これらの影響については次節以降で検討する。

CoNiCrAlY コーティングの場合、室温ではコーティングによる寿命低下が認められたが、低下の度合いはCoNiCrAlY+Al コーティングに比べると小さかった。また200-800℃のTMF試験においては、CoNiCrAlY+Al コーティングの場合と異なり、コーティングによる明確な寿命低下が認められなかった。コーティングの破断延性はAl含有量が高い方が低い傾向にあり⁽²⁾⁽⁷⁾、CoNiCrAlY コーティングの方がCoNiCrAlY+Al コーティングのAl拡散浸透層より割れにくかったためと考えられる。このことは、CoNiCrAlY+Al コーティングのTMF試験(図10(b))において、Al拡散浸透層の割れの多くがCoNiCrAlY層との界面に留まっていることから裏付けられる。

4・2 コーティング割れ挙動 本試験においてCoNiCrAlY+Al コーティングの割れ挙動を観察した結果、図6(a)~(c)に示すように、大きく分けて3種類の割れ形態が認められた。すなわちTMF試験で見られる荷重方向に直交する「平行な長い割れ」、800℃のLCF(0.1%/秒)試験で見られる「平行な短い割れ」、および800℃のLCF(0.0008%/秒)試験で見られる「平行でない割れ」の3種類である。平行な長い割れの場合、図5(b)から分かるように、疲労負荷のごく初期段階で高い割れ密度に達し、その後ほぼ一定の割れ密度を保っていた。平行でない割れの場合は破断寿命の20~40%程度の繰返し数で割れが発生し、その後次第に割れ密度を増していくが、破断時の割れ密度は長い平行割れの場合の1/10程度であった。平行な短い割れの場合、割れ密度は平行な長い割れと平行でない割れの中間の値であった。

平行な長い割れは、4.1節で検討したように、破断延性を上回る引張負荷によるコーティング割れと考えられる。このような割れは疲労負荷のごく初期段階に発

生し、寿命を大幅に低下させる。CoCrAlY およびCoNiCrAlY コーティングともに、Al拡散浸透処理を施した試験片は、歪範囲0.7%でのTMF試験(400-900℃)においてコーティング割れを生じており(図7)、Al拡散層は400℃において引張歪0.35%で割れを生じるものと考えられる。図10(a)ではAl拡散層に生じた割れが全てCoCrAlY層まで貫通している。図には示していないが歪範囲0.7%ではAl拡散層に発生した割れの殆どがCoCrAlY層との界面で留まっており、CoCrAlY コーティングは400℃において引張歪0.35%では割れを生じないが0.6%では割れると推定される。CoCrAlY コーティング単体の引張試験における割れ歪が400℃で1%弱であることが報告されているが⁽¹²⁾、TMF試験では高温側圧縮負荷での応力緩和により平均応力が引張側へ移動することや⁽¹²⁾、コーティング施工時にコーティング層に引張残留応力が発生すること⁽¹⁷⁾を考慮に入れると、この報告結果は本推定結果と矛盾しない。

図10(b)ではAl拡散層に生じた割れの多くがCoNiCrAlY層との界面で留まっており、CoNiCrAlY コーティングは400℃において引張歪0.6%では割れを生じないと考えられる。CoCrAlY+Al コーティングでは1.2%のTMF試験によりAl拡散層ばかりでなくCoCrAlY層にも割れを生じたため(図10(a))、割れ深さが深く割れ間隔が広くなったものと推測される。一方CoNiCrAlY+Al コーティングでは1.2%のTMF試験ではAl拡散層だけが割れ(図10(b))、割れ深さが浅く割れ間隔が狭くなったものと考えられる¹⁾。

コーティング割れのうち平行でない割れを発生する800℃のLCF(0.0008%/秒)試験では、コーティングの有無が疲労寿命に影響を及ぼしていない(図1)。またこのときの主き裂長さ(図9○プロット)がコーティング未施工の場合(図8○プロット)と同等程度もしくはむしろ若干短いことから、図6(d)に示すような基材部の割れがコーティングに伝播して生じたものと推測される。

平行な短い割れを生じる800℃のLCF(0.1%/秒)試験では、コーティングにより寿命が明確に低下して

† コーティングの割れ深さを a 、割れ間隔を h とする。コーティングの割れ歪を ε_f とすると、弾性変形を仮定すると、コーティング割れの応力拡大係数は $K \approx E \varepsilon_f \sqrt{\pi a}$ 、このときの割れ開口変位は $\delta = 8(1-\nu^2) \sqrt{K/E} \sqrt{a/(2\pi)} \approx 4\sqrt{2}(1-\nu^2) a \varepsilon_f$ となる。割れによりコーティング表面の歪が完全に開放されると仮定すると、 $h \varepsilon_f = \delta$ 、従って $h \approx 4\sqrt{2}(1-\nu^2) a$ となり、割れ深さと割れ間隔はおおむね比例することになる。なお E と ν はコーティングのヤング率とポアソン比である。

おり、したがって破壊起点は基材部ではなくコーティング部と考えられる。しかしながら割れ密度 (図 5) や主き裂長さ (図 9) は、平行な長い割れを生じる TMF 試験の場合とは明らかに異なる傾向を示している。これらのことから、平行な短い割れはコーティングの疲労き裂であり、基材部にき裂が発生する前にコーティングき裂が基材部に進展したため、コーティング未施工試験片より短寿命になったものと推測される。NiCoCrAlY コーティング単体の歪速度 0.1%/秒での LCF 試験結果が報告されており⁽¹⁸⁾、歪範囲 1%での寿命をグラフから読み取ると試験温度 650°C で約 900 回、1050°C で約 5000 回である。単純に考えると 800°C での寿命はこの中間に位置すると推測され、図 1 (b) から読み取った IN738LC 単体の 1%での寿命 (約 1000 回) と同等以上と考えられる。しかしながら CoNiCrAlY +Al コーティングの破断延性は NiCoCrAlY コーティングより低いため LCF 寿命もより短いと推測され、このため CoNiCrAlY+Al コーティング試験片では基材部 (IN738LC) にき裂が生じる前に Al 拡散層に疲労き裂 (平行な短い割れ) が発生したと考えても矛盾はない。

4・3 き裂長さと疲労寿命の関係 CoNiCrAlY+Al コーティング試験片の TMF 試験では、負荷開始直後に 1~2 mm のコーティング割れ発生が観察された (図 9)。コーティング未施工試験片の場合、図 8 より、き裂長さが 1~2 mm に達するまでに寿命の約半分が費やされることが分かる。図 1 (d) より CoNiCrAlY+Al コーティング試験片の寿命は未施工試験片の寿命の約半分になっており、この違いはコーティング割れにより定量的に解釈することができる。

CoNiCrAlY+Al コーティング材の TMF 試験では、圧縮保持の有無にかかわらず負荷開始直後にコーティング割れが生じている (図 5(b))。また最大応力が圧縮保持の有無に影響されないことから (図 3, 図 4) き裂進展速度も影響されないと考えれば、寿命が圧縮保持により殆ど影響されなかった結果 (図 2) も不思議ではない。

800°C の LCF (0.1%/秒) 試験の場合でも、CoNiCrAlY +Al コーティングにより寿命が半分程度に低下している。しかしながらき裂長さと N/N_f の関係で見ると、コーティング試験片 (図 9 □プロット) と未施工試験片 (図 8 ○プロット) に有意な差は認められない。NiCoCrAlY コーティング単体の室温および 400°C での疲労き裂進展速度が IN738LC の速度と比較され、いずれの温度でも前者の方が進展速度が明瞭に速いことが報告されている⁽¹⁹⁾。CoNiCrAlY のき裂進展データ

は見出せなかったが、NiCoCrAlY と大差がないと仮定すれば、また、コーティング試験片の寿命の大半がコーティング部でのき裂発生・進展に占められていると仮定できれば、コーティングの有無による寿命の差は、コーティングと基材とのき裂進展速度の差に起因すると推測できるかもしれない。

4・4 実機動翼のコーティング割れ CoNiCrAlY +Al コーティングを施した実機動翼に割れが検出された場合、図 6(b) のような平行でない割れであれば基材部にもき裂が発生していると考えられるが、(a) や (c) のような平行な割れの場合にはき裂が基材部まで達しているかどうかはコーティング割れの観察だけでは分からない。ただ図 7 の Δ プロットのようにコーティング割れの間隔が広い場合には、図 10(a) に示されるように割れの先端が Al 拡散層を超えてコーティング層に進展している可能性が高く、注意を要する。

実機動翼では Out-of-Phase 波形に近い波形の熱疲労を受けるが、この波形による TMF 試験の場合、寿命の数%もしくはそれ以下の非常に早い段階でコーティング割れを生じる。実機ガスタービンでは定期点検等で必ず長期停止する場合があります、このとき動翼の温度は室温まで低下する。したがってコーティング割れが破断延性を上回る引張負荷により発生するのであれば、つまり 1 回もしくは数回程度の繰り返して発生するのであれば、コーティング割れの評価は室温に対して実施すべきであり、この意味で最低温度が 400°C 程度の TMF 試験はコーティングの寿命低減効果を過小評価している可能性がある。

5. 結 言

主として IN738LC に 2 種類のコーティングを施した試験片および未施工試験片を用いて、温度と負荷速度を変えた 3 種類の低サイクル疲労 (LCF) 試験および Out-of-Phase 波形の熱機械疲労 (TMF) 試験を実施し、疲労特性に及ぼすコーティングの影響を調べた。得られた結論は以下の通りである。

(1) CoNiCrAlY+Al コーティング試験片では、200°C 以下の温度で引張を受ける負荷波形では、コーティングにより寿命が顕著に低下した。また CoNiCrAlY コーティング試験片では、室温の LCF 試験でコーティングにより寿命が低下した。これらの寿命低下は、コーティングが破断延性を上回る引張ひずみを受けて負荷初期段階で割れたことに起因する。

(2) CoNiCrAlY+Al コーティング試験片の 800°C にお

けるLCF試験(高温域で引張を受ける負荷波形)では、歪速度により寿命やコーティング割れ形態が異なった。0.1%/秒の歪速度の場合には破壊起点はコーティングでありコーティングにより寿命が低下したが、0.0008%/秒では破壊起点が基材部と推測され、コーティングが寿命に及ぼす影響は認められなかった。

(3) 3種類のコーティング割れ形態が観察された。すなわち平行な長い割れ、平行な短い割れおよび平行でない割れである。平行な長い割れはコーティングが破断延性を上回る引張ひずみを受けることにより負荷初期段階に発生するコーティング割れであり、寿命を大幅に低下させた。平行な短い割れはコーティングの疲労による割れで、やはり寿命低下効果を示した。平行でない割れは基材部に発生したき裂がコーティングに進展したもので、寿命に影響を及ぼさなかった。

参考文献

- (1) Russell, E.S., Practical Life Prediction Methods for Thermal-Mechanical Fatigue of Gas Turbine Buckets, Proceedings of Conference on Life prediction for High Temperature Gas Turbine Materials, Weiss, V. and Bakker, W.T., eds., EPRI AP-4477, Electric Power Research Institute, Palo, Alta, CA. (1986), pp.(3-1)-(3-39).
- (2) Wood, M.I., The Mechanical Properties of Coatings and Coated Systems, Materials Science and Engineering, A121, (1989), pp.633-643.
- (3) Take, K., Kaku, M., Okamoto, R., Ohtani, R., Kanazawa, N., Tensile Properties of High-Temperature Corrosion-Resistant MCrAlY Coating (in Japanese), The Society of Materials Science Japan Annual Meeting, , (1997), pp.205-206.
- (4) Bernstein, H.L., Allen, J.M., Analysis of Cracked Gas Turbine Blades, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol.114, (1992), pp.293-301.
- (5) Morita, A., Kagawa, H., Kubo, S., Evaluation of Multiple Crack Propagation Behavior in Gas Turbine Blade under Thermal Fatigue Condition, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.72, No.722, (2006), pp.1213-1219.
- (6) Kagawa, H., Yoshida, M., Failure Analysis of High-Temperature Coatings at Gas Turbine Bucket for Power Plants, Current Advances in Materials and Processes, Vol.19, No.3, (2006), p.595.
- (7) Bernstein, H.L., Grant, T.S., McClung, R.C. and Allen, J.M., Prediction of Thermal-Mechanical Fatigue Life for Gas Turbine Blades in Electric Power Generation, ASTM STP 1186, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1993), pp.212-238.
- (8) Itoh, Y., Saitoh, M., Ishiwata, Y., Low-Cycle Fatigue Life Properties of MCrAlY Alloy Coated Systems, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.15, No.1, (1997), pp.141-146.
- (9) Take, K., Kaku, M., Kanazawa, N., Ohtani, R., High Temperature Low Cycle Fatigue Property of Coated Ni-Base Super Alloy for Gas Turbine, Proc. 34th. Symposium on Strength of Materials at High Temperature, The Society of Materials Science Japan, (1996), pp.99-103.
- (10) Sadasue, T., Fujita, A., Okazaki, M., Mutoh, Y., Saitoh, M., Fatigue Strength of Aluminized Ni-Base Superalloys, Proc. 34th. Symposium on Strength of Materials at High Temperature, The Society of Materials Science Japan, (1996), pp.104-108.
- (11) Sadasue, T., Fujita, A., Okazaki, M., Mutoh, Y., Saitoh, M., High Temperature Strength and Long Term Aging of CoNiCrAlY Coated and Aluminized Ni-Base Superalloy (in Japanese), The Society of Materials Science Japan Annual Meeting, , (1997), pp.203-204.
- (12) Take, K., Ohtani, R., Kaku, M., Takenaka, T., Masuo, H., Low-Cycle and Thermo-Mechanical Fatigue of Coated IN738LC, Proc. 6th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering, (1998), pp.1569-1578.
- (13) Subcommittee on Superalloys and Coatings in JSMS, Technical Report on "Thermo-Mechanical and Isothermal Cycle Fatigue Strength of Ni-Base Superalloys and Protective Coatings" Phase I Activity, ed. Okazaki, M., The Society of Materials Science, Japan, (2000).
- (14) Ogata, T., Nomoto, A., Influence of Corrosion Resistance Coating on Thermo-Mechanical Fatigue Life of Gas Turbine Blade Material IN738LC, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.2, (2003), pp.139-145.
- (15) Nitta, A., A Study on Thermal-Mechanical Fatigue of Heat-Resistant Metallic Materials for Power Plants, Komae Research Laboratory Report. No.T25, Central Research Institute of Electric Power Industry, (1993).
- (16) Yaguchi, M., Yamamoto, M., Ogata, T., Development of High Temperature Strength Evaluation Method for Inconel 738LC (4th Report: Extension of Inelastic Constitutive Equations to Anisothermal Condition), Komae Research Laboratory Report. No.T99017, Central Research Institute of Electric Power Industry, (2000).
- (17) Itoh, Y., Saitoh, M., Miyazaki, M., Residual Stress Characteristics of High-Temperature Protective MCrAlY Coating, Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.60, No.569, (1994), pp.141-146.
- (18) Gayda, J., Gabb, T.P., Miner, R.V., Low Cycle Fatigue Behavior of a Plasma-Sprayed Coating Material, International Journal of Fatigue, Vol.8, No.4, (1986), pp.217-223.
- (19) Kanazawa, N., Ohtani, R., Take, K., Kaku, M., Okamoto, R., Crack Propagation Behavior of High-Temperature Corrosion-Resistant MCrAlY Coating (in Japanese), The Society of Materials Science Japan Annual Meeting, , (1997), pp.207-208.