

遮熱コーティング SUS304 鋼の高温低サイクル疲労挙動*

塩 沢 和 章*¹, 西 野 精 一*¹
横 井 信 安*², 春 山 義 夫*²Low-Cycle Fatigue Behavior of Thermal-Barrier-Coated
SUS304 Stainless Steel at Elevated TemperatureKazuaki SHIOZAWA, Seiichi NISHINO,
Nobuyasu YOKOI and Yoshio HARUYAMA

To clarify the effect of thermal-barrier spraying on the fatigue behavior of materials, low-cycle fatigue tests of thermal-barrier coated SUS304 stainless steel were performed under strain controlled condition at 973 K. Triangular strain waveform and tension or compression hold trapezoidal strain waveform were adopted. From the experimental results, decrease of fatigue of thermal-barrier-coated SUS304 was observed under triangular strain wave as compared with that of the base metal. On the other hand, fatigue life of the coated one under trapezoidal wave was same as that of the uncoated one. Difference of fatigue life between coated and uncoated material was explained by crack initiation behavior, which was obtained by A. C. potential method and observation by optical microscope. The number of cycles to crack initiation of coated specimen under triangular wave is smaller than that of uncoated one. On the other hand, crack initiation life of coated specimen is similar to uncoated one under trapezoidal waveform. Cracks initiated at the aluminum particles precipitated at the boundary between base metal and bonding layer. Also, it was discussed from the experimental results that the crack initiation and fatigue life were affected by the flaws on the ceramics layer formed during the spraying process.

Key Words: Fatigue, Thermal Barrier Coating, High Temperature, Low-Cycle Fatigue, Crack Initiation, A. C. Potential Method

1. 緒 言

近年、ガスタービン等高温機器の高性能化、高効率化に伴い高温下で使用される構造材料は苛酷な条件にさらされており、耐熱性、耐腐食性、耐摩耗性向上の目的で金属材料にセラミックスをコーティングする技術の開発が進められている。耐腐食性、耐摩耗性の向上を目的としたセラミックスコーティング材の疲労強度に関する研究としては、著者らの行った炭素鋼に窒化チタンを物理的蒸着法(PVD法)や化学的蒸着法(CVD法)でコーティングした材料の室温・大気中および腐食環境中における高サイクル疲労強度に関する研究⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾や、村上らによるダイナミックミキシング法でTiN_xをコーティングした材料の室温下での疲労特性に関する研究⁽⁶⁾等があるが、遮熱を目的としたコーティング材の高温下での疲労強度に関する研究例は少なく、園家らによる1Cr-0.5Mo鋼にCrCセラミックスをコーティングした材料の高温低サイクル疲労強度に関する報告⁽⁷⁾がある程度である。

遮熱コーティングを施した材料を高温環境下で使用

する場合、温度の変動に伴う熱疲労および運転期間中のクリープが問題となる。本研究では、遮熱コーティングを施した金属材料の高温下での疲労強度特性を明らかにする研究の一環として、SUS304ステンレス鋼にジルコニア系のセラミックスをコーティングした試験片を用いて三角波およびひずみ保持台形波の高温低サイクル疲労試験を行い、疲労強度およびクリープ・疲労強度に及ぼす遮熱コーティングの影響を検討した。加えて、疲労き裂の発生・伝ば挙動を検討するため、交流電位差法⁽⁸⁾によるき裂発生繰返し数の測定ならびに金属顕微鏡によるき裂の観察も併せて行った。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材 本研究に用いた供試材はオーステナイト系SUS304ステンレス鋼(以下、裸材と称す)および母材に結合層(Co-32Ni-21Cr-8Al-0.5Y)を約0.1mm溶射した後、セラミックス層(ZrO₂-6Y₂O₃)を約0.3mm溶射した材料である。ここで、結合層はセラミックス層の密着性の向上ならびに母層の耐酸化性向上を目的としたものである。SUS304ステンレス鋼は表1に示す化学成分の日本鉄鋼協会スペシメンバンク材⁽⁹⁾を用いた。裸材の試験片形状は、図1に示す最小部直径8mmの中実丸棒試験片であり、コーティン

* 原稿受付 平成5年8月27日

¹ 正員, 富山大学工学部(〒930 富山市五福3190).² 正員, 富山県立大学工学部(〒939-03 富山県射水郡小杉町黒河5180).

表 1 基材の化学成分

(wt. %)										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	N
0.076-0.080	0.74-0.78	1.68-1.07	0.024-0.025	0.005-0.007	10.35-10.40	18.45	0.18	0.07	0.095-0.109	0.035-0.037

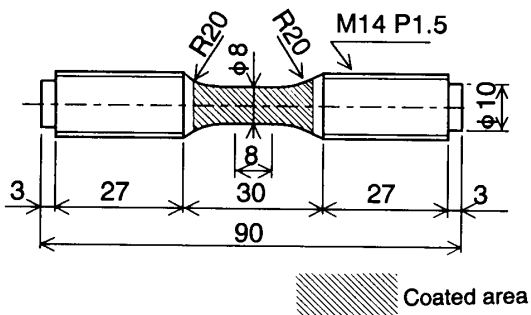


図 1 試験片形状寸法

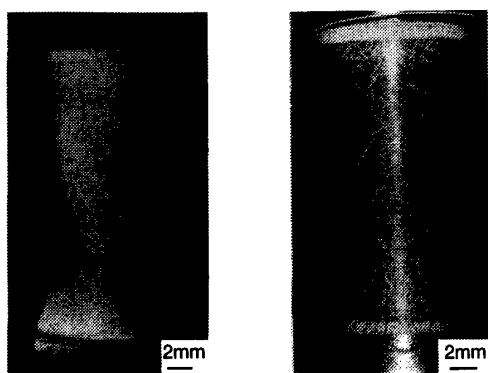


図 2 試験前の試験片外観写真

材の場合、同図の斜線部にコーティングを施した。

遮熱コーティングは、コーティング層の作製工程が異なる 2 種類の条件 [コーティング (1)、コーティング (2)] で行ったものを用いた。コーティング (1) 材の作製工程は以下のとおりである。

- ①粗面化处理
- ②結合層溶射(50~100 Torr., 粉末粒径 44 μm 以下, 基盤温度約 973 K)
- ③拡散処理(1 323 K, 3 時間保持後炉冷)
- ④セラミックス層溶射(大気中, 粉末粒径 44 μm 以下, 基盤温度約 423 K)
- ⑤表面研磨(エメリー紙# 800)

コーティング (2) 材の作製工程は①→②→④→③→⑤の順序であり、各工程の条件はコーティング (1) 材と同一である。すなわち、コーティング (1) 材とコーティング (2) 材との違いは、結合層と母層との密着性を向上させるための拡散処理をセラミックス層の溶射前に行うか、溶射後行うかの違いである。なお、裸材に対し

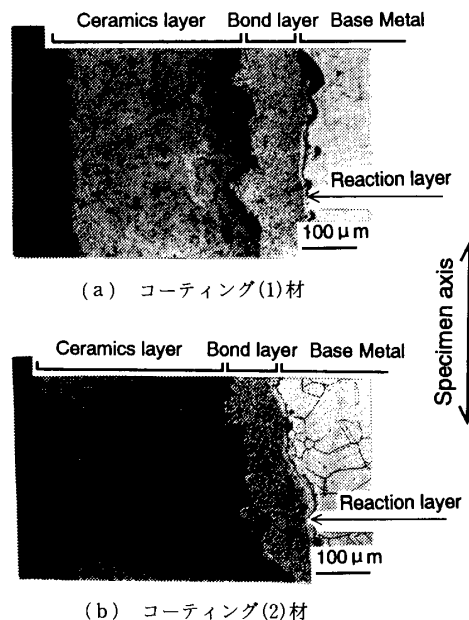


図 3 試験片縦断面写真

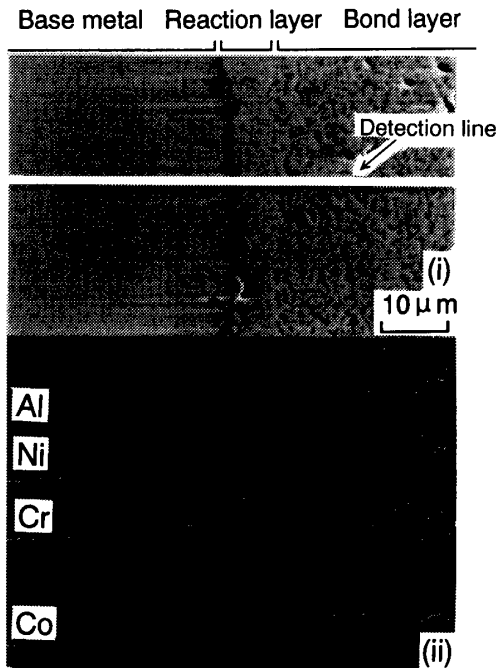
てもコーティング材と同一条件(1 323 K, 3 時間保持後炉冷)の熱処理を施した。

コーティング (1) 材とコーティング (2) 材の試験片外観写真および断面写真を図 2 および図 3 に示す。コーティング (1) 材の表面には割れが見られないが、コーティング (2) 材の表面には多数の割れが見られる。割れは表面から結合層界面まで達しており、結合層に割れは見られない [図 3 (b)]。このコーティング (2) 材におけるセラミックス層の割れは、セラミックス層溶射後に高温で拡散処理を行うために、母層または結合層とセラミックス層との熱膨張係数の違いにより生じたものと考えられる。なお、上記熱膨張係数の違いにより疲労試験温度でもセラミックス層に割れの発生する可能性が予想されたため、コーティング (1) 材を疲労試験前に試験温度(973 K)で 1 時間加熱後冷却し表面観察を行ったところ、セラミックス層に割れは観察されなかった。したがって、セラミックス層の割れは加熱温度の高低に依存することが示唆された。

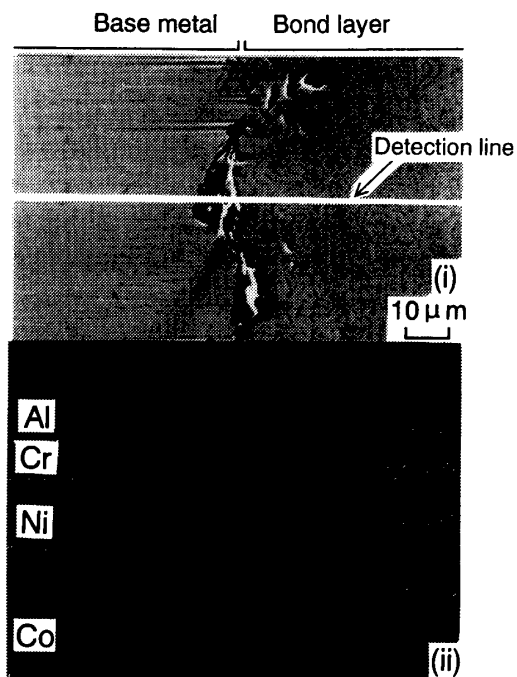
図 3 に示すように、両コーティング材とも結合層と母層との界面に反応層とみられる薄い層が存在していることがわかる。その拡大写真を図 4 (a)-(i) に示し、母層と結合層の界面近傍を X 線マイクロアナライザ (EPMA) で線分析を行った結果を図 4 (a)-(ii) に示

す。図より、反応層と見られた約 $10\ \mu\text{m}$ の薄い層は Al の欠乏層であり、母層と反応層との界面には Al が多く存在している。また、結合層内部では Al の組成変化と Ni のそれに対応しており、Al-Ni の化合物層が均一に分散していることが観察される。

母層と結合層との界面には図 4(b)-(i) に示す析



(a) 反応層



(b) 析出物

図 4 基材と結合層の界面近傍の線分析結果

出物も多く観察された。これは同図(ii)の線分結果から明らかなように Al 単層であり、拡散によって Al が界面に偏析したものと考えられる。

2・2 実験方法 実験装置には抵抗線電気炉付電気・油圧サーボ疲労試験機を用いた。試験片のひずみは試験片平行部表面(標点間距離 $7.5\ \text{mm}$)に差動変圧器をそなえた伸び計を押し当てて計測した。試験温度は熱電対を用いて試験片の表面で測定した。

疲労試験は温度 $973\ \text{K}$ 大気中で、全ひずみ範囲制御、ひずみ速度 $0.5\%/s$ の完全両振り条件で行った。ひずみ波形は対称三角波および引振りまたは圧縮の最大ひずみで 15 分の保持を伴う台形波である。なお、加熱は試験温度まで昇温後、1 時間均熱を行ってから実験を開始した。

き裂の発生繰返し数を測定するために交流電位差法⁽⁶⁾を用いた。試験片つかみ部より $50\ \text{Hz}$ の交流波形波 ($500\ \text{mA}$) を通電し、試験片肩部で検出した電位差を高速フーリエ変換することにより取り出した $100\ \text{Hz}$ の電位差の変化からき裂発生繰返し数 N_i を求めた。また、き裂観察は、試験終了後の試験片の側面および縦断面を金属顕微鏡を用いて行った。

なお、破損繰返し数 N_f は引張側の応力振幅が最大値の $3/4$ に低下したときの繰返し数として定義した。

3. 実験結果

3・1 疲労試験結果 三角波疲労試験で得られた全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ と破損繰返し数 N_f の関係を図 5 に示す。図より、裸材に比較して両コーティング材のほうが短寿命であり、高ひずみ範囲域よりも低ひずみ範囲域でその傾向が顕著である。コーティング処理工程による差異を比較すると、コーティング(1)材よりもコーティング(2)材のほうが低ひずみ範囲域で短寿命となる。

図 6 に台形波疲労試験で得られた全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$

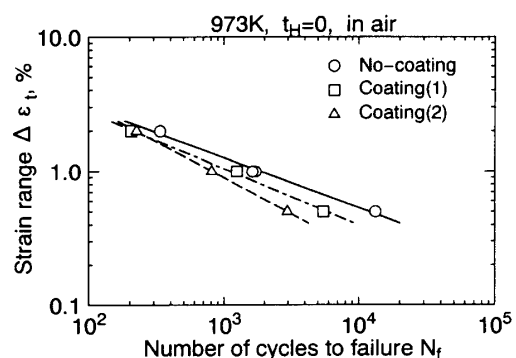


図 5 三角波疲労寿命

と破損繰返し数 N_f の関係を示す。図中には比較のため図5の結果を再記した。引張ひずみ保持台形数波の場合、両コーティング材と裸材の寿命はほぼ同程度であるが三角波の場合とは逆に前者が後者よりもやや長寿命となる傾向を示す。また、三角波疲労寿命と比較した引張ひずみ保持台形波の疲労寿命の低下率は裸材と比べてコーティング材のほうが少ないことがわかる。

圧縮ひずみ保持台形波の場合も裸材とコーティング(1)材の寿命はほぼ同程度であるが、三角波疲労寿命と比較すると、裸材では寿命がやや低下しているのに対し、コーティング(1)材の場合は長寿命であった。

3.2 き裂発生および伝ば繰返し数 交流電位差法で得られた 100 Hz の電位差比 (E/E_0) の繰返しに伴う変化の一例として、三角波、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ の試験で得られた結果を図7に示す。ここで、 E_0 は実験開始から 10 サイクルまでの電位差の平均値である。 E/E_0 は繰返し初期にはほぼ一定値を示し、その後単調に増加する。本研究では、 E/E_0 が 1.005 となったときの繰返し数をき裂発生繰返し数 N_i として定義した。なお、別に行った裸材の中断試験から、 E/E_0 が 1.005 となったときの最大表面き裂長さは 0.9 mm であった。

交流電位差法で求めた三角波 ($\Delta\epsilon_t=1.0\%$) のき裂発生繰返し数 N_i 、き裂伝ば繰返し数 $N_p (=N_f - N_i)$

および破損寿命 N_f を図8(a)に示す。き裂伝ば繰返し数 N_p は裸材とコーティング材ではほぼ同程度であるが、コーティング材のき裂発生繰返し数 N_i が裸材に比べて小さいことがわかる。したがって、三角波疲労試験においてコーティング材の疲労寿命が裸材に比較して低下した主因は、き裂が早期に発生するためと判断される。

図8(b), (c)に引張ひずみ保持台形波 ($\Delta\epsilon_t=2.0\%$, 0.7%) より得られた結果を示す。(b)図に示す $\Delta\epsilon_t=2.0\%$ の高ひずみ範囲の場合、き裂伝ば繰返し数に大差はなく、き裂発生繰返し数にわずかな差は認められるが、裸材およびコーティング材ともに疲労寿命に占めるき裂発生繰返し数の割合が著しく小さいため

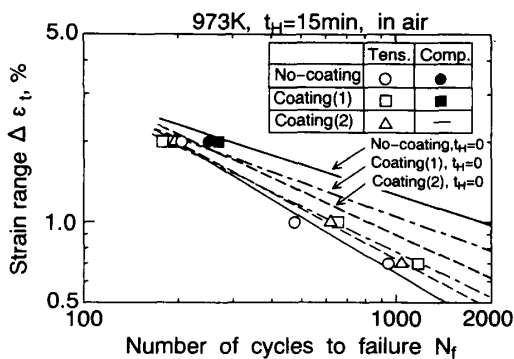


図6 引張りおよび圧縮ひずみ保持台形波疲労寿命

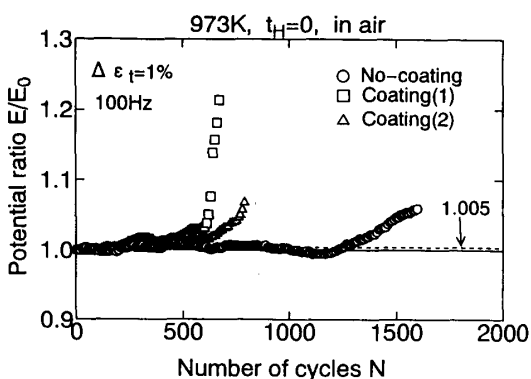
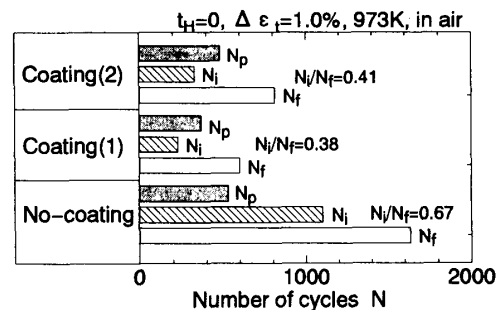
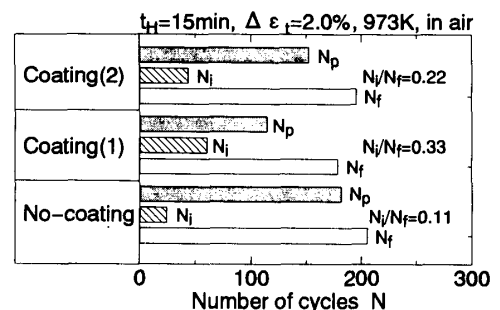


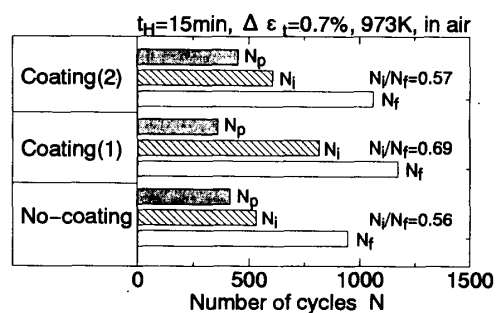
図7 繰返しに伴う電位差比の変化 ($t_H=0$, $\Delta\epsilon_t=1.0\%$)



(a) 三角波疲労試験 ($\Delta\epsilon_t=1.0\%$)



(b) 引張ひずみ保持台形波疲労試験 ($t_H=15$ min, $\Delta\epsilon_t=2.0\%$)



(c) 引張ひずみ保持台形波疲労試験 ($t_H=15$ min, $\Delta\epsilon_t=0.7\%$)

図8 き裂発生繰返し数 N_i 、き裂伝ば繰返し数 N_p および破損繰返し数 N_f の比較

($N_i/N_f=0.11\sim 0.33$), 裸材とコーティング材に寿命の差が生じなかったものと考えられる。一方, (c)図の低ひずみ範囲($\Delta\epsilon_t=0.7\%$)でもき裂伝ば繰返し数にコーティング材と裸材の差は認められないが, 若干コーティング材のき裂発生繰返し数が大きい。ことため, 低ひずみ範囲側でコーティング材の寿命が裸材に比較して向上したものと考えられる。以上の結果より, コーティングの有無による疲労寿命の差異はき裂発生挙動に依存することがわかる。

3・3 き裂観察結果 図9にコーティング(2)材の疲労試験終了後の試験片外観写真を示す。三角波の高ひずみ範囲の試験($\Delta\epsilon_t=2.0\%$)ではセラミックス層にはく離が見られるが, その他の条件で疲労試験を行った試験片にはそれは見られずコーティング層は良好な密着性を有することが認められる。コーティング(1)材での観察結果もコーティング(2)材と同様であった。

図10に試験終了後のコーティング材の試験片の軸方向断面に観察されたき裂の写真を示す。三角波疲労試験の場合, 両コーティング材ともき裂は結晶粒内を伝ばし, 一方引張ひずみ保持台形波疲労試験ではクリープ損傷の影響を受けて粒界き裂であった。なお, こ

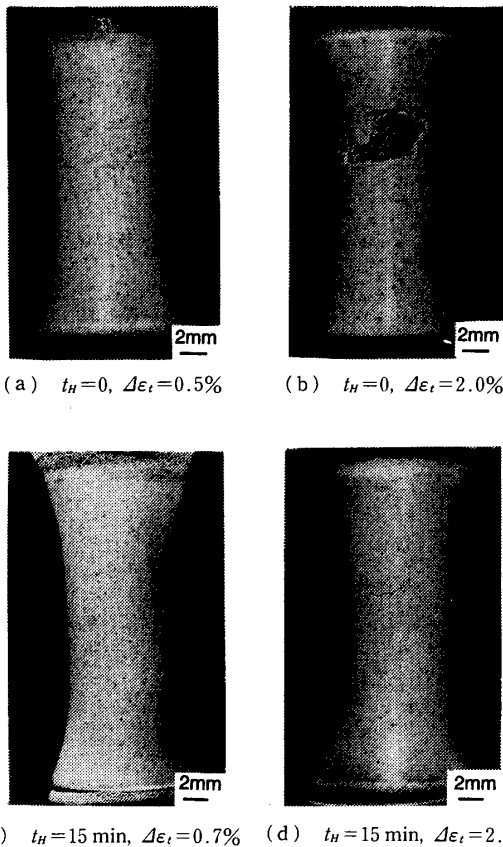
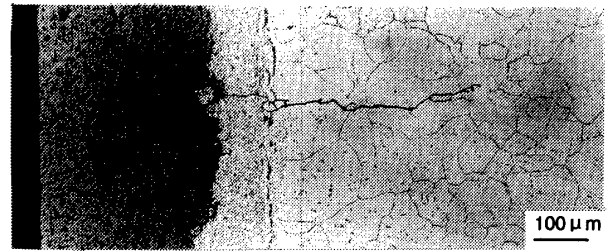
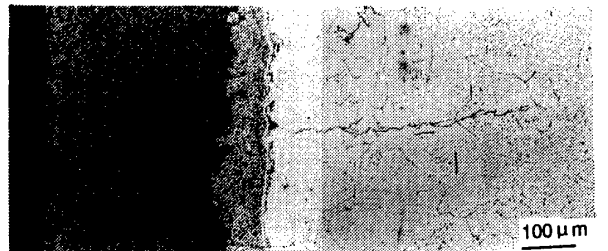


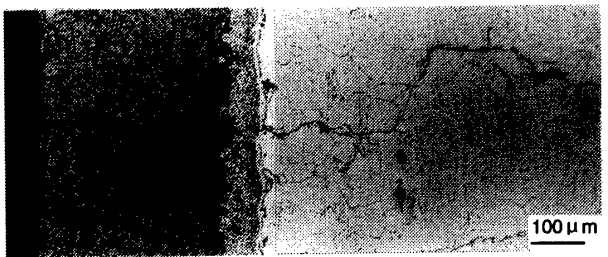
図9 三角波および引張ひずみ保持台形波疲労試験終了後の試験片外観写真 [コーティング(2)材]



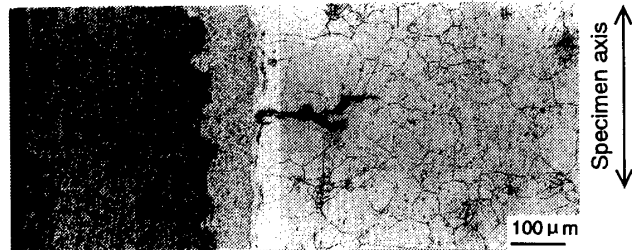
(a) コーティング(1)材($t_H=0, \Delta\epsilon_t=1.0\%$)



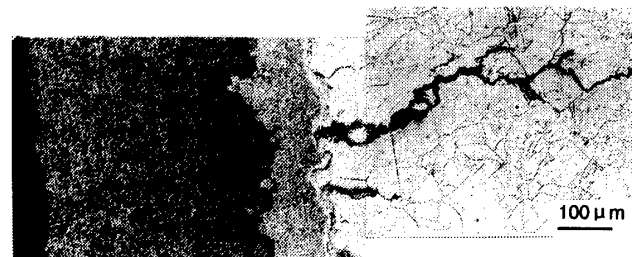
(b) コーティング(2)材($t_H=0, \Delta\epsilon_t=0.5\%$)



(c) コーティング(2)材($t_H=0, \Delta\epsilon_t=0.5\%$)



(d) コーティング(1)材($t_H=15 \text{ min}, \Delta\epsilon_t=0.7\%$)



(e) コーティング(2)材($t_H=15 \text{ min}, \Delta\epsilon_t=0.7\%$)

図10 き裂観察結果(三角波および引張ひずみ保持台形波疲労試験)

れらは裸材での観察結果と同様であった。

き裂の発生位置は、三角波および引張りずみ保持台形波のいずれの場合も、全ひずみ範囲とは無関係に結合層と母層との界面であり、特に2・1節で述べた界面に存在する析出物から多くのき裂が発生していることが観察された。図10(a), (b)および(d)に見られるように、界面附近から発生したき裂は母材内部方向に進展し、セラミックス層に割れが見られないき裂が観察された。これはコーティング(1)材に多く認められた。一方、コーティング(2)材の場合、(c)および(e)図に示すようにあらかじめ存在していたセラミックス層の割れと母材内部方向のき裂が連続している様子が多数観察された。したがって、セラミックス層に割れが存在する場合にはこれが母材のき裂発生の起点となることが推測される。さらに、三角波のき裂発生は析出物を起点とする粒内であるのに対して引張りずみ保持台形波では析出物近傍の粒界であり両ひずみ波形に差異が認められた。なお、裸材、コーティング材とも試験片内部での粒界き裂の発生はほとんど認められなかった。

試験終了後の試験片縦断面の平行部に存在する深さ30 μm 以上のき裂数を数え、試験片軸方向の単位長さ当たりのき裂数(き裂密度)を求めた結果を表2に示す。表より三角波の場合、コーティング(1)材のき裂密度がコーティング(2)材のそれより低いことがわかる。これは、前述したようにコーティング(1)材の場合、母層と結合層との界面からのき裂発生が中心であるが、コーティング(2)材の場合それに加えてセラミックス層の割れもき裂の発生源となるためである。コーティング(2)材の疲労き裂がコーティング(1)材のそれよりも低下する原因は、これらき裂密度の相違とセラミックス層の割れに起因するき裂発生の加速によるものであると考えられる。引張りずみ保持台形波の場合、裸材と比べて両コーティング材のき裂密度が低く、コーティング(1)材に比べてコーティング(2)材のき裂密度が若干高いが、両者の差は三角波の場合と比べて小さいことがわかる。なお、三角波および台形波とも裸材とコーティング材の疲労寿命の差異はき裂密度の大小のみによっては説明できないが、これは後に考察するき裂発生機構の違いによるき裂発生寿命(図8)から説

明できる。

4. 考 察

耐熱金属材料に熱伝導率の低いセラミックスをコーティングすることによって遮熱効果をもたらせることは実機の使用温度の高温化の立場から有益であり、遮熱コーティングによって基材温度が150°C程度低下することが報告されている⁽¹⁰⁾。有効な遮熱コーティング効果を期待するとともに、遮熱コーティング材の強度特性を把握しておくことは強度設計の点から重要である。本実験の結果、遮熱コーティング材の高温疲労強度は未処理材(裸材)に比較して低下することが明らかとなった。4章では強度低下の原因についてこれまでの実験結果を基に考察する。

本研究に用いた遮熱コーティング材の疲労強度低下の主因は、疲労き裂発生寿命の減少であった。耐酸化性を目的としてセラミックス層と母層との中間に溶射したCoNiCrAlYの結合層とその拡散処理によって形成されたアルミニウムの偏析(析出物)を起点としてき裂が発生する。一般に金属材料の高温疲労き裂の発生は表面の局所的なすべり変形と高温酸化雰囲気に起因することが知られているが、本供試材の場合には析出物が欠陥として作用してき裂の発生を早め、裸材に比較して短寿命となった。三角波疲労試験において、高ひずみ範囲域よりも低ひずみ範囲域で裸材とコーティング材の疲労寿命の差が大きくなったのは、疲労き裂の発生に対して析出物の影響が低ひずみ範囲域で顕著となるためであると考えられる。したがって、今後高サイクル疲労領域におけるコーティングの影響を検討する必要がある。また、このような析出物を生じないような結合層の改良、またはき裂発生に寄与しないような析出物の微細化を検討する必要もある。吉岡らはガスタービン動翼の白金-アルミニウムコーティング層の劣化について検討し、アルミニウムの拡散による化合物層が劣化の要因であることを指摘している⁽¹¹⁾。本供試材においても疲労過程にアルミニウムの拡散と偏析の進行が考えられ、今後さらに検討する必要がある。

三角波と引張りずみ保持台形波のひずみ波形が遮熱コーティング材と裸材の疲労寿命に及ぼす影響の異なることが明らかとなった。ひずみ波形の違いは疲労損傷にクリープ損傷が関与するか否かによるものである。台形波疲労試験の場合、き裂発生と伝ばはクリープの影響により粒界であったことから、粒界き裂の発生がアルミニウム析出物からの発生よりも早期に生じて、析出物の影響が見掛け上消失し裸材とコーティン

表2 試験終了後の試験片軸方向き裂密度 [mm^{-1}]

Tested condition	No-coating	Coating(1)	Coating(2)
$t_H=0, \Delta \epsilon_T=1.0\%$	3.28	1.20	3.31
$t_H=15\text{min}, \Delta \epsilon_T=0.7\%$	12.73	4.20	4.51

グ材の寿命に差異がなくなつたと考えられる。さらに、コーティングによって粒界酸化が抑制されてき裂発生の遅れおよびき裂密度の低下を生じ(表2)裸材よりもコーティング材の台形波疲労寿命が若干大きくなったことも予想される。

セラミックス層に割れが存在する場合、疲労寿命は大きく低下することを著者らは大気中疲労および腐食疲労実験を通じてこれまでに指摘した^{(1)~(6)}。また、園家らは1Cr-0.5Mo耐熱鋼にCrCセラミックスをコーティングした試料を室温および673Kで疲労試験を行い、セラミックス層の割れによって母材部のき裂発生が誘起され顕著な寿命低下を生ずることを報告している⁽⁷⁾。本実験においては、セラミックス被膜作製工程で割れが生じた試験片とそれのない試験片で疲労寿命差がこれまでに報告されているほど顕著に生じなかった。この原因として結合層溶射の影響が考えられる。本実験で用いた結合層は常温では脆性的であるが、高温では延性を示す⁽¹²⁾ことから、セラミックス層の割れの母材内部への伝ばの障害として作用する。しかし、図10に示したように、一部の割れはひずみ繰返しに伴って結合層を伝ばして母層のき裂発生を誘起することもある。したがって、セラミックスの溶射に際して割れを防止する作製工程、セラミックス層の割れが母層に伝ばしないような中間層の溶射を実施することは安全性と信頼性の立場から重要である。

5. 結 言

SUS304 ステンレス鋼に結合層(CoNiCrAlY)およびセラミックス層(ジルコニア)の遮熱コーティングを施した材料の両振り対称三角波および引張りまたは圧縮ひずみ保持台形波の高温低サイクル疲労試験を行い、疲労強度およびき裂発生強度に及ぼす遮熱コーティングの影響を検討した。得られたおもな結果は以下のとおりである。

(1) ステンレス鋼基材と結合層の界面にアルミニウムの欠乏層およびアルミニウムの偏析による析出物が形成され、疲労強度に影響する。

(2) コーティング作製工程の違いによってセラミックス層に割れが発生する場合としない場合がある。すなわち結合層溶射後拡散処理を行い、セラミックス層を溶射した[コーティング(1)材]場合には割れは発生せず、結合層およびセラミックス層を溶射後拡散処理を行う[コーティング(2)材]場合には割れが発生する。

(3) 遮熱コーティング材の三角波疲労寿命は裸材に比べて低下し、コーティング(1)材に比べてコーテ

ィング(2)材のほうが短寿命となった。一方、引張りひずみ保持および圧縮ひずみ保持台形波疲労試験では、裸材とコーティング材の寿命はほぼ同程度であったが、若干後者が前者よりも長寿命となった。

(4) 交流電位差法でき裂発生繰返し数を測定した結果、三角波疲労試験ではコーティング材のき裂発生が裸材に比較して早期に生じることが明らかとなり疲労強度低下の主因である。台形波疲労試験では、両者のき裂発生寿命は同程度であった。

(5) コーティング(1)材のき裂発生箇所は結合層と母層との界面またはそこに偏析したアルミニウム析出物であった。コーティング(2)材の場合には、それに加えてコーティング作製時の熱処理で生じたセラミックス層の割れもき裂発生源となることが示された。このため、三角波疲労試験ではコーティング(1)材に比べてコーティング(2)材のき裂密度が大きくなり寿命低下を生ずる。

(6) 引張りひずみ保持台形波疲労試験ではコーティング材および裸材とも粒界割れとなり、疲労寿命にコーティングの影響は認められないが、酸化防止効果により若干の寿命向上が期待できる。

終わりに、本研究に用いた試験片は日立製作所(株)から提供していただいたものであることを付して、関係各位に謝意を表す。また、本研究の遂行に協力を得た富山大学工学部技官・友坂敏信氏ならびに富山県立大学主任教務職員・南久男氏、また卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学大学生・宮澤富治氏、中西義仁氏ならびに米道淳氏に謝意を表す。

文 献

- (1) 塩沢・大島, 材料, 39-445(1990), 927.
- (2) 塩沢・大島, 材料, 39-445(1990), 958.
- (3) 塩沢・ほか2名, 機論, 57-540, A(1991), 1687.
- (4) 塩沢・韓, 機論, 59-559, A(1993), 733.
- (5) 塩沢・ほか2名, 日本材料学会第42期学術講演会前刷集, (1993-5), 168.
- (6) 村上・ほか4名, 日本材料学会第41期学術講演会前刷集, (1992-5), 233.
- (7) 園家・ほか3名, 日本材料学会第30回高温強度シンポジウム前刷集, (1992-12), 33.
- (8) 若井・ほか2名, 日本材料学会第39期学術講演会前刷集, (1990-5), 58.
- (9) 日本鉄鋼協会高温強度研究会編, ひずみ範囲分割法による18Cr-8Ni鋼の高温低サイクル疲労特性の検討, (1981), 10.
- (10) 竹田, セラミックスコーティング, (1988), 179, 日刊工業新聞社.
- (11) 吉岡・ほか4名, 日本材料学会第29回高温強度シンポジウム前刷集, (1991-12), 1.
- (12) 松田・ほか2名, 材料, 40-449(1991), 165.