熱サイクル疲労後の遮熱コーティングの残存密着強度に及ぼす
ボンドコート界面粗さの影響*山崎 泰広^{*1}, 深沼 博隆^{*2}, 大野 直行^{*2}Effect of Interfacial Roughness of Bond Coat
on the Residual Adhesion Strength of a Plasma Sprayed TBC System
after Thermal Cycle FatigueYasuhiro YAMAZAKI^{*3}, Hirotaka FUKANUMA and Naoyuki OHNO^{*3} Department of Mechanical and Control Engineering, Niigata Institute of Technology,
1719 Fujihashi, Kashiwazaki-shi, Niigata, 945-1195 Japan

The effect of the bond coat on residual adhesion strength after thermal cycle fatigue was investigated in plasma-sprayed thermal barrier coatings (TBC). This study used CoNiCrAlY powder with two different particle sizes for spraying bond coat material to examine the effect of interface roughness between the bond coat and top coat. In addition, the bond coat was sprayed on either by a high velocity oxy-fuel (HVOF) or a low pressure plasma spray (LPPS). The residual adhesion strength of the TBC top coat was evaluated as a function of the number of thermal cycles by the modified 4-point bending test. In addition, SEM observations of thermal fatigue cracking morphologies and measurements of the residual stress in the ceramic top coat were carried out. The experimental results indicated that, after thermal cycle fatigue, microcracks were generated in the ceramic top coat; however, they were moderated in a rough interface TBC compared to a smooth interface TBC. In addition, the bond coat sprayed by the HVOF method showed a higher resistance to microcracking than the coat sprayed using the LPPS. Residual stress in the ceramic top coat is almost zero at 0 thermal cycles. After thermal cycle fatigue, it becomes compression; however, it is independent of the bond coat. There was little difference in the adhesion strength by bond coat in as-sprayed conditions. On the other hand, the specimen with a rough interface exhibited higher residual adhesion strength after thermal cycle fatigue compared with the specimens with a relatively smooth interface. In addition, if the bond coat is sprayed by HVOF, the residual adhesion strength increases. It was revealed that the difference in residual adhesion strength by bond coat is related to the distribution morphology of thermal fatigue microcracks.

Key Words: Thermal Barrier Coatings, Interface Strength, Thermal Cycle Fatigue, Interfacial Roughness, Bond Coat, Low Pressure Plasma Spray, High Velocity Oxy-Fuel

1. 緒 言

発電用ガスタービンの耐久性は高温作動ガスにさらされるタービン高温部材に大きく依存することから、金属基材温度を低減するための熱遮へいコーティング(遮熱コーティング, TBC)が不可欠となってきた^{(1)~(9)}。ガスタービンに用いられる一般的なTBCシステムは、熱遮へいを担うセラミックトップコートとトップコートと基材超合金の間に施

工される耐酸化金属ボンドコートからなる。TBCシステムでは、セラミックトップコートと金属基材の間の熱膨張係数のミスマッチに起因して生じる熱応力によるセラミックトップコートのはく離が報告されている^{(1),(2)}。遮熱を担うセラミックトップコートのはく離は、ボンドコートと超合金基材に深刻な損傷を引き起こす。従って、コーティングの化学組成や施工方法の改良による先進コーティングの開発に関する多くの研究が行われている^{(3)~(9)}。電子ビーム物理蒸着(EB-PVD)は、低弾性率のセラミックコーティングを施工できる一つの優れた施工方法である。しかし、この方法をガスタービンの動静翼に

* 原稿受付 2010年3月5日, 英文誌: Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol. 4, No. 2 (2010), pp. 196-207 (原稿受付 2009年7月28日)。

^{*1} 正員, 新潟工科大学機械システム工学科(〒945-1195 柏崎市藤橋1719)。

^{*2} プラズマ技研工業(株)(〒171-0021 東京都豊島区西池袋1-18-2 藤久ビル西1号館6F)。

E-mail: axel@mce.niit.ac.jp

適用すると、製造コストが著しく増加してしまう。そこで、溶射施工条件の最適化によるプラズマ溶射 TBC の性能向上が検討されている。特に、トップコートとボンドコート間の界面粗さが TBC のはく離抵抗に関連することから、ボンドコートは溶射施工方法の最適化に対して重要な因子の一つである。

これまでに、熱サイクル試験中の AE 計測から、プラズマ溶射 TBC に生じるき裂の多くが、熱サイクルの最高温度保持時ではなく、熱サイクルの冷却過程で生じることが報告されている^{(9),(10)}。従って、これらのき裂発生は熱応力であろう。熱応力は、熱膨張係数の組み合わせ、温度条件（例えば、最高温度や温度範囲）、熱成長酸化物（TGO）、セラミックトップコートの焼結などによって変化する。さらに、熱応力は溶射条件によって変化する界面粗さにも大きく影響を受ける。例えば、一般にアンカー効果は粗い界面で増加するが、トップコート/TGO 界面近傍の微視き裂発生は駆動力である面外方向の残留応力は滑らかな界面に比べて粗い界面で大きくなることが報告されている⁽¹¹⁾。

これまでに著者らは、プラズマ溶射 TBC の等温酸化負荷後の残存密着強度に及ぼすボンドコートの影響を調査し、以下のような結果を得た⁽⁸⁾。1000℃における等温酸化後、トップコート/ボンドコート界面には TGO が生成し、密着強度試験によるはく離き裂がトップコート/TGO 界面またはその近傍のトップコート内を進展した。そして、As-sprayed 状態の密着強度はボンドコートの影響をほとんど受け

ないが、等温酸化後はボンドコートの影響を受け、粗い界面の試験片で、混合酸化物タイプの TGO が著しく成長し、これによって密着強度が低下していた。

本研究では、プラズマ溶射 TBC の熱サイクル試験を実施するとともに、熱サイクル負荷後の残存密着強度に及ぼすボンドコートの影響について調査した。

2. 供試材

供試材は、厚さ 4mm の Ni 基超合金 MarM247 基材に、ボンドコート（以下、BC と略す）として CoNiCrAlY 合金粉末を溶射し、トップコート（以下、TC と略す）として 8wt.%Y₂O₃-ZrO₂ を大気プラズマ溶射した遮熱コーティングである。本研究では、TC/BC 界面粗さの影響を検討するため、粒径の異なる CoNiCrAlY 粉末（細粒粉、粗粒粉）を減圧プラズマ溶射（LPPS）により溶射した。以下、細粒粉と粗粒粉を LPPS で溶射した試験片をそれぞれ VF と VC と呼ぶ。さらに、施工方法の影響も検討するため、BC を高速フレイム溶射（HVOF）により施工した試験片も準備した。以下、これを HF と呼ぶ。本研究で準備したこれら試験片の施工条件を表 1 に示し、その界面近傍の断面組織を図 1 に示す。BC の膜厚は約 100μm であるが、その厚さは均一ではない。一方、TC の膜厚は約 500μm である。この供試材から長さ 80mm、幅 6mm、厚さ 4.6mm の試験片を切り出し、実験に供した。

Table 1 Process parameters of thermal spray.

TP	Interface roughness	Process of BC	Powder for BC (Ave. diameter)	Process of TC	Powder for TC	Thickness [μm] BC/TC
VF	Relatively smooth	LPPS	AMDRY9951 (22.2 μm)	APS	Metco 204NS	100/500
VC	Rough		AMDRY995C (60.7 μm)			100/500
HF	Relatively smooth	HVOF	AMDRY9951 (22.2 μm)			100/500

(a) the VF specimen

(b) the VC specimen

(c) the HF specimen

Fig.1 Cross sectional SEM images of the as-sprayed specimens.

Fig. 2 Surface morphologies of the free-standing ceramic top coating: the interface side.

Fig. 3 Surface roughness of the ceramic top coating of interface side.

各試験片の TC/BC 界面粗さを評価するため、TC を化学的にはく離させ、はく離面の SEM 観察と粗さを測定した。TC 側のはく離面の SEM 写真を図 2 に、粗さ測定結果を図 3 に示す。図 3 に示すように、VF 試験片の R_a および R_{max} は、VC 試験片の約半分、HF 試験片とほぼ同等である。

3. 実験方法

熱サイクル試験は、最低温度 400℃、最高温度 1000℃の条件で電気炉にて行った。熱サイクル波形は、400℃から 1000℃まで 3 時間で加熱し、1000℃で 1 時間保持後、400℃まで 3 時間で冷却する加熱・冷却速度 200℃/h の台形波形とした。負荷熱サイクル数は 100, 300, 500 サイクルおよび 0 サイクル (As-sprayed) とした。熱サイクル試験後、TC の残留応力および残存密着強度を評価するとともに、断面組織の SEM 観察を行った。

残留応力は以下に示す溶出法により測定した。TBC の残留応力分布を模式的に図 4 に示す。本研究では、TC 内の残留応力 σ_r が軸方向分 σ_{ra} と曲げ成分 σ_{rb} の和で与えられると仮定した。TC が基材および BC から溶出されると、残留応力が解放され図 5 のように変形する。TC の中立軸を $y=0$ とおくと、TC の残留応力曲げ成分 σ_{rb} ははりの曲げ理論から

次式で与えられる。

$$\sigma_{rb} = \frac{8E\delta}{L^2} y \quad (1)$$

ここで、 L と δ は溶出後の TC の長さとなり、 E は TC のヤング率である。一方、TC の残留応力軸方向成分 σ_{ra} は

$$\sigma_{ra} = -E\Delta\epsilon_{\text{mes}} - \frac{8E\delta}{L^2} \frac{h}{2} = -E\left(\Delta\epsilon_{\text{mes}} + \frac{4\delta h}{L^2}\right) \quad (2)$$

で与えられる。ここで、 $\Delta\epsilon_{\text{mes}}$ はひずみゲージにより測定された溶出前後の TC 表面ひずみの変化量である。以上のように、TC の残留応力は溶出前後の TC 表面ひずみと溶出後の TC の反りから評価できる。

TC の残留応力の測定のため、長さ 25mm、幅 6mm、厚さ 4.6mm の試験片を熱サイクル負荷後の TBC 試験片から切り出した。そして、TC 表面にひずみゲージを貼った後、基材を厚さ 1mm まで機械加工で除去し、TC を化学的に溶出した。溶出中、TC 表面のひずみを測定するとともに、溶出後、TC の反りを非接触測定した。

Fig. 4 Schematic illustration of residual stress distribution in the TBC specimen.

Fig. 5 Schematic illustration of deformation behavior caused by chemical elution.

Fig. 6 Geometry of specimen for the modified 4-point bending test (unit in mm).

残存密着強度は以下に示す改良4点曲げ試験により評価した^{(3),(8),(9)}。実験には図6に示すような、長さ80mm、幅6mm、厚さ8.8mm（補強材も含む）の試験片を用いた。熱サイクル負荷を受けた試験片の中央にTCを貫通する切り欠きを機械加工した。試験に先立ち、図6に示すように曲げ試験によるTCの縦割れを防ぐため、TC表面に長さ38mm、幅6mm、厚さ4.2mmの鋼製補強材を熱硬化型接着剤を用いて接着した。試験は容量1kNの曲げ試験機により、負荷速度1μm/sの条件で行った。なお、予め長さ3mmの予き裂を導入した後、実験を行った。

4. 実験結果及び考察

4・1 微視組織および熱成長酸化物 代表的な界面近傍の微視組織を図7に示す。熱サイクル負荷後、界面には連続的な酸化物とこぶ状の酸化物の2種類の熱成長酸化物（TGO）が認められる。これらは等温酸化試験後のTBC試験片にも認められ、EDS分析から連続的な酸化物はアルミナ層、こぶ状酸化物はNi、CrおよびCoからなる混合酸化物であった⁽⁸⁾。TC/BC界面におけるアルミナからなる連続的なTGOの厚さは各熱サイクル数において、いずれの試験片においてもほぼ同一で、BCの影響は認められなかった。一方、混合酸化物の成長挙動はBCの影響を受け、図7(b)に示すようにVC試験片のBC内では混合酸化物が著しく成長していた。

熱サイクル後、図7に示すようにTCおよびTGO内に微視き裂が発生し、その発生挙動はBCに依存して異なっていた。本研究では、これらの微視き裂の発生位置と長さを図8のように測定した。微視き裂の長さ位置と位置の関係を図9に示す。比較的滑らかな界面を有するVFとHF試験片では、微視き裂はTC/BC界面から10~50μmの位置に発生・進展していた。一方、VC試験片では微視き裂は広い範囲で分布しており、界面から10~100μmの範囲に発生・進展していた。図10に観察したTC部の単位面積当たりの微視き裂総長さ、すなわち、き裂長さ密度と熱サイクルの関係を示す。き裂長さ密度は熱サイク

ル数の増加とともに増加している。以前の研究によれば⁽⁹⁾、熱サイクル試験中に計測されるAE信号は主に熱サイクル中の冷却段階で計測された。さらに、TC中の微視き裂の成長挙動は熱サイクル保持の影響をほとんど受けなかった。これらの結果から、TC中の微視き裂は熱サイクルと温度範囲に関連した繰り返し数依存型の損傷と分類できよう。ところで、熱サイクル数が増加してTGOが厚くなると、微視き裂はTC内のみならずTC/TGO界面においても発生することが報告されている⁽⁹⁾。界面微視き裂の駆動力である局所的熱応力がTGOの厚さに依存して増加することから、このような界面微視き裂は熱サイクルの最高温度とその総曝露時間に依存することが考えられる⁽⁹⁾。本研究では500サイクル負荷後においてもTGOは比較的薄かったため、界面微視き裂は観察されなかった。しかし、界面微視き裂はTBCのはく離破損を考える上で重要であり、さらに熱サイクル数を増やした調査が必要である。

図10に示すように、き裂長さ密度はVFとVC試験片を比較すると、粗い界面のVCではき裂発生が抑制されている。一方、VFとHF試験片を比較すると、LPPSにより成膜されたVFに比べHVOFにより成膜されたHFでき裂に対する抵抗が高い。

Fig. 7 SEM images after thermal cycle fatigue.

Fig. 8 Illustration of the evaluation procedure of microcracks in the TC.

4・2 セラミックストップコート内の残留応力 図11に溶出中のTC表面におけるひずみの変化挙動を示す。TCの表面ひずみは、基材をワイヤーカットすると基材剛性の低下により増加する。表面ひずみ

Fig. 9 Relationship between the length and position of micro cracks after thermal cycle fatigue.

は基材厚さの減少とともに増加し、その後、一定値 $\Delta\epsilon_{mes}$ に低下した。なお、TC 溶出中の最大ひずみと $\Delta\epsilon_{mes}$ の差は TC 中の熱応力の曲げ成分 σ_{rb} に関係していると考えられる⁽¹²⁾。

残留応力の測定結果を図 12 に示す。界面における残留応力および平均残留応力（軸方向成分）は熱サイクル負荷前でほぼゼロである。しかし、熱サイクル負荷後は、50～100MPa の圧縮応力となっている。また、残留応力は BC の影響をほとんど受けていない。TC 中の残留応力がほぼ一定となることには微視き裂が関連しているものと考えられる。すなわち、残留応力がある臨界値に達すると微視き裂が発生して残留応力が解放されたため、残留応力は BC や熱サイクル数に依存せず一定となったものと考えられる。なお、残留応力の勾配は熱サイクルにともない増加していた（図 12(b)）。また、VF 試験片の残留応力の勾配は他の試験片に比べて小さかった。

4・3 残存密着強度 界面き裂が、図 6 に示す内側スパン内にある場合、界面き裂進展に対するエネルギー開放率 G は次式で与えられる⁽³⁾。

$$G = \frac{P^2 L^2}{8b^2} \left\{ \frac{1}{E_{c,3}^* I_{c,3}^*} - \frac{1}{E_{c,5}^* I_{c,5}^*} \right\} \quad (3)$$

$I_{c,k}^*$ は単位厚さあたりの断面二次モーメントで

$$I_{i,k}^* = \frac{1}{E_{c,k}^*} \sum_{i=1}^k E_i^* \left\{ \frac{t_i^3}{12} + t_i \left(\frac{y_i + y_{i-1}}{2} - Y_{0,k} \right)^2 \right\}$$

with

$$Y_{0,k} = \frac{\sum_{i=1}^k E_i^* (y_i^2 - y_{i-1}^2)}{2 \sum_{i=1}^k E_i^* t_i}, \quad E_{c,k}^* = \frac{\sum_{i=1}^k t_i E_i^*}{\sum_{i=1}^k t_i},$$

$$y_i = \sum_{j=1}^i t_j, \quad E_i^* = \frac{E_i}{(1-\nu_i)}$$

Fig. 10 Total crack length per unit area vs. thermal cycle.

Fig. 11 Variation of surface strain during chemical.

ここで、 t_i は各層の厚さ、 b は試験片幅、 E と ν は弾性係数とポアソン比、添え字の 1, 2, ..., 5 は基材、BC、TGO、TC および補強材に対応している。材料定数を表 2 に示す。図 13 に、試験中の代表的な荷重-変位曲線を示す。図より、荷重-変位曲線の傾きは臨界荷重 P_c で変化しており、そのとき、AE 信号が多数計測されている。試験中の観察より、この時点ではく離き裂が進展していた。そこで、界面強度はこの臨界荷重 P_c から式(3)を用いて算出した。熱サイクル数と関連づけた界面破壊靱性 G_c を図 14 に示す。図中では、 G_c の平均値とともにばらつきの範囲もエラーバーで示した。図に示すように、熱サイクル負荷前 (As-sprayed) の界面強度には BC の影響はほとんど認められない。さらに、VF と HF 試

Fig. 12 Residual stress in the TC vs. thermal cycles.

Table 2 Mechanical properties for each layer of the specimen.

Layer		Material	Elastic modulus [GPa]	Poisson's ratio
1	Substrate	MarM247	218	0.3
2	BC	CoNiCrAlY	200	0.3
3	TGO ³⁾	Al ₂ O ₃	310	0.3
4	TC ¹⁷⁾	8YSZ	20 (As-sprayed) 30 (After thermal cycle test)	0.25
5	Stiffener	Steel	205	0.3

Fig. 13 Typical load-deflection and load-AE count curves in the modified 4-point bending test.

Fig. 14 Residual adhesion strength after thermal cycle fatigue.

験片では界面強度の熱サイクルによる変化はほぼ同様の傾向を示している。すなわち、熱サイクルが 100 サイクルまでは両試験片とも熱サイクル数とともに界面強度が増加し、100 サイクルを超えると減少している。VF と HF 試験片を比較すると、HF 試験片が若干高いはく離抵抗を有している。一方、図 14 に示すように、VC 試験片は他の試験片と異なる傾向を示している。VC 試験片の G_c は 500 サイクルに至るまで熱サイクル数とともに増加している。特に、500 サイクル負荷後では、VC 試験片が他の試験片に比べて高いはく離抵抗を有している。なお、本研究により熱サイクルが 500 サイクル以下の条件下におけるはく離抵抗に及ぼす BC の影響が明らかになったが、熱疲労はく離破損に及ぼす BC の影響は不明である点に注意が必要である。以前の研究によれば

(8)、等温酸化条件では、VC 試験片のはく離寿命が他の試験片に比べて最も短い寿命を示し、これには混合酸化物の著しい成長が関係していた。熱サイクル疲労に関しても同様の影響が考えられることから、はく離寿命に関するさらなる研究が必要であり、今後検討する予定である。

ところで、材料固有の破壊靱性値 G_{in} は次式で与えられる^{(3), (13)}。

$$G_{int} = G_p + G_{pr} + G_r \quad (4)$$

第一項 G_p は残留応力に影響を受けない線形破壊力学項である。第三項 G_r は残留応力の開放による項で、無負荷条件でもき裂進展を生じさせる項である。第二項 G_{pr} は外負荷と残留応力の相互作用項である。式(3)の G は G_p に対応している。本研究では、BC が

異なっても残留応力はほぼ同一であったことから、はく離抵抗に及ぼす残留応力の影響は無視できる。従って、 G_{int} に及ぼす BC の影響は図 14 に示す G_c のそれとほぼ等しい。

改良 4 点曲げ試験後のき裂進展経路の代表例を図 15 に示す。主はく離き裂は、図 15 に示すように熱サイクル疲労により発生した微視き裂と連結する形で界面近傍の TC 内を進展している。なお、VC 試験片においては、図 15(b)に示すように主き裂が進展した後も微視き裂が主き裂と連結せずに多数残っている。本研究では、主き裂経路と界面の関係を SEM 写真から計測した。代表的な結果を図 16 に示す。図 16 のように、比較的滑らかな界面を有する VF と HF 試験片では、はく離き裂は界面から 20~30 μm 離れた TC 中を界面と平行に進展していた。一方、粗い界面を有する VC 試験片では、はく離き裂は界面から 50~100 μm 離れた TC 中を屈曲しながら進展していた。図 17 に主き裂と界面との平均距離を熱サイクル数に関連づけて示す。図中には、熱サイクル疲労による微視き裂の発生領域も付記してある。図より、主き裂経路は熱サイクル微視き裂の発生領域を進展している。また、はく離き裂経路と界面の距離は熱サイクル数とともに増加している。

以上の実験結果から、はく離抵抗の相違は図 18 に示すようなき裂進展挙動が関連しているものと考えられる。VF や HF 試験片のように比較的滑らかな界面を有する場合、図 18(a)のように、熱サイクル微視き裂は界面近傍に発生し、主はく離き裂はこれらの微視き裂を連結して進展する。従って、はく離抵抗は熱サイクルによって低下するものと考えられる。さらに、HF 試験片のき裂長さ密度が VF 試験片に比べて低かったことから、HF 試験片のはく離抵抗が VF 試験片に比べて高くなったものと考えられる。一方、VC 試験片においては、熱サイクル疲労によ

って発生する微視き裂が TC 中に広く分布するため、主はく離き裂はこれらを連結しながら屈曲して進展したものと考えられる。そして、VC 試験片のはく離抵抗が高かった要因には、

- (a) 主き裂の屈曲
 - (b) 主き裂先端周辺の微視き裂の応力遮蔽効果
 - (c) 熱サイクル試験後のき裂長さ密度
- などが関連しているものと考えられる。

また、以上の考察と図 10 の結果から、界面が粗くなるように BC を HVOF により成膜することにより TBC の残存密着強度を向上できることが考えられる。これについても今後さらに検討したい。

(a) HF specimen, 300 cycle (b) VC specimen, 500 cycles

Fig. 15 Cross sectional SEM images after the modified 4-point bending tests.

Fig. 17 Variations of the delamination crack path by thermal cycle.

Fig. 16 Delamination crack path and the interfaces.

Fig. 18 Schematic illustrations of the delamination crack propagation related to the microcracks.

5. 結 論

本研究ではプラズマ溶射遮熱コーティングの熱サイクル疲労後の残存密着強度に及ぼすボンドコートの影響を調査した。さらに、微視組織観察と残留応力測定を行った。その結果、以下の結果を得た。

粗い界面を有する TBC では滑らかな界面の TBC に比べて熱サイクル疲労による微視き裂の発生が抑制された。さらに、HVOF により成膜されたボンドコートの TBC では LPPS で成膜されたボンドコートの TBC よりも微視き裂発生抵抗が高かった。セラミックトップコート内の残留熱応力は熱サイクル負荷前はほぼゼロであったが、熱サイクル負荷後は圧縮応力となった。しかし、残留応力にはボンドコートの影響は認められなかった。

熱サイクル負荷前の密着強度に及ぼすボンドコートの影響は認められなかった。しかし、熱サイクル負荷後は、粗い界面を有する TBC 試験片の残存密着強度が滑らかな界面を有する TBC に比べて高かった。そして、残存密着強度に及ぼすボンドコートの影響には、熱サイクル微視き裂の分布状態に関連していた。

参 考 文 献

- (1) Nitta, A., Thermo-mechanical fatigue in advanced materials for next generation high-temperature components, *Journal of the Society of Material Science, Japan*, Vol.56, No.1 (2007), pp.90-96.
- (2) Yoshioka, Y. and Yamashita, A., Degradation/Damage Measurement and Life Assessment of High-Temperature Components III: Heavy-duty and Aero Gas Turbines, *Journal of The Society of Materials Science, Japan*, Vol. 58, No. 7 (2009), pp 649-656.
- (3) Yamazaki, Y., Schmidt, A. and Scholz, A., The determination of the delamination resistance in thermal barrier coating system by four-point bending tests, *Surface and Coatings Technology*, Vol.201, Issues 3-4 (2006), pp.744-754.
- (4) Zhu, D. and Miller, R. A., Thermophysical and thermomechanical properties of thermal barrier coating systems, *NASA/TM-2000-210237* (2000).
- (5) Renusch, D., Echsler, H. and Schütze, M., New approaches to the understanding of failure and life time prediction of thermal barrier coating systems, *Conference Proceedings in Life Time Modeling of High Temperature Corrosion Process* (2001), pp.324-339.
- (6) Ray, A. K., Roy, N. and Godiwalla, K. M., Crack propagation studies and bond coat properties in thermal barrier coatings under bending, *Bulletin of Materials Science*, Vol.24 (2001), pp.203-209.
- (7) Rabiei, A. and Evans, A. G., Failure mechanisms associated with the thermally grown oxide in plasma-sprayed thermal barrier coatings, *Acta Materialia*, Vol.48 (2000), pp.3963-3976.
- (8) Yamazaki, T., Kinebuchi, T., Fukanuma, H. and Ohno, N., Influences of the Interface Roughness and the Bond Coat Spray Method on the Adhesion Strength in an Air Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings, *Journal of The Society of Materials Science, Japan*, Vol. 57, No. 6 (2008), pp. 596-602.
- (9) Yamazaki, Y., Yoshida, T., Fukanuma, H. and Ohno, N., Thermal cycle damage and Residual Adhesion Strength in a Thermal Barrier Coating, *Journal of The Society of Materials Science, Japan*, Vol. 58, No. 2 (2009), pp.168-174.
- (10) Renusch, D., Echsler, H. and Schütze, M., Progress in life time modeling of APS-TBC Part I: residual, thermal and growth stresses including the role of thermal fatigue, *Materials at High Temperatures*, Vol.21, No.2 (2004), pp.65-76.
- (11) Kawamura, M., Okado, H., Nishio, K and Suzuki, K., Effect of Interface Roughness on Internal Stress of Ceramic Thermal Barrier Coating, *Journal of The Society of Materials Science, Japan*, Vol. 53, No. 9 (2004), pp.1019-1023.
- (12) Subcommittee on Superalloys and Coatings JSMS (Okazaki, M. ed.), "Reports of Phase III Activities - Adhesion Strength of Thermal Barrier Coatings Subjected to High Temperature Exposure and Thermal Cycles -", (2009), Section 4.3, The Society of Materials Science, Japan.
- (13) Howard, S. J., Tsui, Y. C. and Clyne, T. W., The effect of residual stresses on the debonding of coatings—I. A model for delamination at a bimaterial interface, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 42 (1994), pp. 2823-2836.
- (14) Y. Yamazaki, T. Kinebuchi, H. Fukanuma and N. Ohno, Influence of the spray process parameters and the thermal exposure on the mechanical properties of the free-standing air-plasma sprayed thermal barrier coating, *Journal of Japan Thermal Spraying Society*, Vol.44, No.3, (2007), pp.88-95.