プラズマ溶射遮熱コーティングシステムの室温ならびに 高温における機械的損傷挙動のその場観察[†]

高橋 智^{*} 吉 葉 正 行^{*} 原 田 良 夫^{**}

In Situ Observation of Mechanical Failure Behavior for Plasma Sprayed Thermal Barrier Coating System at Ambient and Elevated Temperatures

by

Satoru TAKAHASHI^{*}, Masayuki YOSHIBA^{*} and Yoshio HARADA^{**}

In situ observation of the mechanical failure behavior was conducted for different kinds of the plasma sprayed thermal barrier coating (TBC) systems by means of an optical microscopy under the static loadings at ambient and elevated temperatures; as the fundamental aspect, in order to clarify the thermo-mechanical failure mechanism in connection with various coating characteristics. Mechanical tensile or compressive loading was applied progressively to the TBC specimen by an axial loading manner.

It was found that the failure behavior of TBC system depends strongly on the testing temperature under both the tensile and compressive loadings. Namely, at the elevated temperature which is higher than the ductile-brittle transition temperature (DBTT) of metallic CoNiCrAlY bond-coat (BC), the ceramic yttria-stabilized zirconia (YSZ) top-coat (TC) spalling can be prevented effectively by virtue of the strain accommodation due to the extensive plastic flow in the BC layer. At the ambient temperature which is lower than the DBTT of BC, on the contrary, the TC spalling is more pronounced as a strain increases regardless of stress direction. Such an initiation site of TC spalling is closely related with the magnitude of local plastic deformation in the alloy substrate. Furthermore, the influence of coating microstructures on the crack initiation and propagation behavior was investigated in detail.

Key words : Thermal barrier coating system, Plasma spraying, Mechanical failure, In situ observation, Failure analysis

1 緒 言

発電プラントをはじめとする化石燃料使用によるエネルギー変換機器の高温・高効率化への要請は近年ますます強くなり、その中核となる大型の複合火力発電システムのトッピングサイクルに運用される先進型高効率ガスタービンでは、クリティカルな熱的・機械的負荷を受ける動静翼部などにおいても遮熱性に優れたセラミックスを高強度超合金基材の表面に被覆させた遮熱コーティング (TBC) システムの実用化導入が不可避の状況となっている。^{1)~3)}

先進型ガスタービン動静翼においては、内部冷却構造の採用により、実機作動条件下で受ける熱機械的損傷要因が翼の部位によって著しく変化することが知られている。^{4), 5)}すなわち、最大引張負荷が高温域で作用する In-phase 型の部位だけでなく、例えばリーディングエッジのように最大引張負荷がむしろ低温域で作用する Out-of-phase 型の部位も存在する。それゆえ最近では、このような複雑で多様な負荷様式を試験条件に反映させた熱機械的疲労 (TMF) 損傷に基づく TBC の性能評価が実施されつつあるが、^{6), 7)}未だ十分な損傷解析がなされていない

のが現状である。したがって、このような複雑な熱機械的負荷要因に対する TBC システムの損傷メカニズムを解明するためには、高温域のみならず、低温域における TBC システムの基本的強度特性や損傷き裂の生長挙動を考慮した損傷メカニズムの解明も重要課題である。

このような観点から著者らは、コーティング微構造が異なる種々の TBC システムを対象として、静的曲げ様式による機械的損傷挙動のその場観察を室温で実施し、き裂発生・成長挙動を TBC 微構造と関連づけて詳細に検討してきている。^{8)~10)}本研究では、これまでの研究成果を含め、種々の熱機械的損傷要因に対する TBC システムの損傷劣化メカニズムを体系的に把握するために、軸負荷様式による TBC システム損傷挙動のその場観察装置を開発し、室温ならびに高温下での各種 TBC システムの引張あるいは圧縮負荷における損傷挙動をコーティング微構造と関連づけて綿密に検討した。

2 供試材および実験方法

2・1 各種 TBC システムの構築

基材合金として高強度 Ni 基超合金 Mar-M247 (主要組成: Ni-9.9Co-8.3Cr-5.5Al-9.9W-3Ta-1.5Hf (mass%), 平均

[†] 原稿受理 平成 18 年 4 月 4 日 Received Apr. 4, 2006

^{*} 正 会 員 首都大学東京都市教養学部理工学系 〒192-0397 八王子市南大沢, Faculty of Urban Liberal Arts, Tokyo Metropolitan Univ., Minamiosawa Hachioji, 192-0397

^{**} 正 会 員 トーカロ㈱研究開発本部 〒674-0093 明石市二見町南二見, Thermal Spraying Tech. R & D Lab., Tocalo Co. Ltd., Futami-cho, Akashi, 674-0093

結晶粒径 約 1.4mm) を用い, これに 1080°C/4h (急冷) + 870°C/20h (空冷) の標準熱処理を施した後, 放電加工により Fig. 1 に示す小型試験片を作製した. 平行部長さは加熱炉内の寸法上の制約やプラズマ溶射の施工性を考慮して 6mm とし, また平行部断面形状は圧縮試験時の座屈現象抑制のために 3rdmm × 3rdmm の矩形とした. 次に, 放電加工層の影響を取り除くために全表面を #1000 までエメリー研磨し, アセトン中での超音波洗浄により完全に脱脂した. その後, 試験片平行部両側面に対して, Table 1 に示す各種コーティングプロセス条件によりブラスト処理, さらにボンドコート (BC) として CoNiCrAlY (Co-32Ni-21Cr-8Al-0.5Y, mass%) 合金粉末を減圧プラズマ溶射 (VPS) により片側約 120 μ m の厚さまで溶射した. セラミックトップコート (TC) は, Y₂O₃ 安定化 ZrO₂ 粉末の種類と溶射条件を変化させ, 大気プラズマ溶射 (APS) により標準的溶射条件で片側約 250 μ m の厚さまで溶射した. すなわち, ZrO₂-8mass%Y₂O₃ の組成を有する中空造粒粉 (YSZ 1) と溶融粉碎粉 (YSZ 2) をそれぞれ標準的溶射条件¹⁾で被覆した MZ 1 と MZ 2, さらに YSZ 2 粉末に対して標準的溶射条件よりも溶射ガンを試料に近接させて溶射した MZ 3 も用意した.

各 TBC システムの典型的断面光学顕微鏡組織を Fig. 2 に示す. 各 TC 性状の特徴として, MZ 1 系では気孔や微視き裂が多数内在して多孔質であるのに対し, MZ 2 系では気孔が微小でかつ少なく, 比較的ち密である. 一方, MZ 2 と同一粉末でも溶射条件を変えて被覆した MZ 3 系では, TC 表面から BC との界面付近にまで貫通した巨視き裂が TC 全域にわたり, ほぼ一定間隔で分布

し, TC がセグメント化されている. また一部の試験片に対しては Ar 中で後熱処理を施し, コーティング性状が異なる計 6 種類の TBC システム試験片を作製した. なお, この後熱処理により MZ 2V の TC 内には, TC 貫通き裂が平行部全域にわたり 1.5 ~ 2.0mm 程度の間隔で発達したが, MZ 1V や MZ 3V の TC 微構造は, 無熱処理材と著しい相違が認められなかった. 以降, 各 TBC システムの呼称は Table 1 の記号によることとする.

2・2 その場観察装置の概要と試験方法

TBC システム損傷挙動その場観察装置の構成図を Fig.3 に示す. 本装置は大きく分けて, ① CCD カメラ付き光学顕微鏡, ② 加熱用小型イメージ炉 (株式会社製作所製), ③ 負荷駆動部から構成されている. 本装置の仕様は, 最高加熱温度 1000°C, 最大負荷荷重 ± 10 kN, 変位速度 0.2mm/min 以上であり, 主な特徴として, 左右のモータを連動させて左右均等な変位を試験片に負荷できるため試料中心位置 (観察部位) の移動が防止できること, また炉外に取り付けたクリップゲージとロードセルによりそれぞれ変位と荷重の計測が可能である.

試験手順としては, TBC の観察側面を鏡面研磨仕上げした試験片を装置内に装着して, 所定温度まで加熱し, 炉内温度が十分に安定した後, 変位速度 0.2mm/min で TBC システムに引張あるいは圧縮の負荷を所定の変位まで段階的に加えながら, 平行部における TBC 層の損傷挙動を綿密に観察した. すなわち, 平行部両側面のコーティング断面領域を 24 分割 (片側 12 分割) し, CCD カメラ付き光学顕微鏡を用いてモニター上で 500 倍に拡大しながら 1 試験片当たり 240 ~ 300 枚の微細組織写真を

Fig. 1 Configuration of TBC system specimen.

Table 1 Summary of the coating processing for various TBC systems.

Code	Heat treatment *1	Grit Blast	Metallic Bond-Coat (thickness 120 μ m)	Ceramic Top-Coat (thickness 250 μ m)	Heat treatment *1
MZ 1	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 1	No
MZ 1V	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 1	Yes (in Ar)
MZ 2	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 2	No
MZ 2V	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 2	Yes (in Ar)
MZ 3	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 2 *2	No
MZ 3V	Yes	Yes	VPS / CoNiCrAlY	APS / YSZ 2 *2	Yes (in Ar)

*1) Heat-treatment : 1080°C / 4h $\rightarrow$ Rapid air cooling + 870°C / 20h $\rightarrow$ Air cooling.

*2) Spray distance for MZ 3 series is shorter as compared with the conventional spraying condition for MZ 2 series.

Fig. 2 Typical cross-sectional microstructures by optical microscope and morphologies of top-coat powders for the as-sprayed TBC systems with different top-coat natures.

Fig. 3 Schematic illustration showing the in situ observation apparatus of TBC system failure behavior.

撮影し、これらを画像データとしてパソコンに取り込んだ。試験温度は室温 (20°C) と 900°C とし、室温の場合にはクリップゲージによる変位計測に加え、平行部観察面の裏面に当る基材表面にひずみゲージを貼り、基材に対する負荷ひずみ量と関連づけて TBC システムの損傷挙動を定量的に調べた。一方 900°C 試験では、基材ならびに BC の酸化を防止するためにロータリー真空ポンプ使用による減圧雰囲気中で実施した。

3 実験結果および考察

3・1 TBC システムの引張ならびに圧縮損傷挙動

引張ならびに圧縮負荷における各種 TBC システムの損傷挙動は、TC 微構造に依存してき裂生長挙動に若干の相違がみられたが、それ以上に試験温度によって著しく変化することが明らかとなった。

3・1・1 引張損傷挙動 室温における各 TBC システムの無熱処理材 (As-sprayed) ならびに後熱処理材の典型的引張損傷形態を Fig. 4 に示す。なお、図中には基材合金に負荷した引張ひずみ量も併示してある。室温では、いずれの TBC システムにおいても TC は最終的にはく離に至るが、熱処理の有無によってき裂発生・進展挙動に著しい相違が認められた。すなわち、無熱処理材では引張ひずみ量の増加に伴い、TC 内に存在するき裂が開口するものの、これが必ずしも主き裂に成長するとは限らず、むしろ BC 内部の粗大未溶融粒子近傍から発生したき裂が TC 内を伝播した後、BC / 基材界面に沿って進展する傾向にある。これに対して後熱処理材では、TC 内に予め存在あるいは後天的に発達した貫通き裂が TC / BC 界面近傍に沿って平行に進展する傾向がみられた。この事実は、種々の溶射法の中でも欠陥の少ない高品質の BC が得られる VPS でさえ、溶射ままの状態では組成や組織が著しく不均質であること、それゆえプラズマ溶射後の熱処理によって BC 性状が組成・組織的に改質されれば、BC 中からのき裂生長や BC 内部へのき裂進展が抑止可能なことなどを示唆する。

また、TC / BC 界面に沿ったき裂が広域に発達した状態の典型的損傷形態を Fig. 5 に示す。これによると、TC はく離が最も危険な位置は、基材合金内部の結晶粒単位で局所的に生じた比較的大きな塑性 (すべり) 変形領域と対応することが、全 TBC システムに共通して確

Fig. 4 Typical failure morphologies of different TBC systems under tensile loading at 20°C.

認された。すなわち、本試験のような静的引張負荷条件下においては、TC の大規模なはく離を誘発する層間き裂の初期成長に対して、基材合金の塑性ひずみ量が相当重要な役割を果たすこと、さらに TC 層が最終的にはく離に至る限界ひずみ量は、実機動翼材における運用限界ひずみ量（通常 0.5 ～ 1% 程度）よりも相当大きいこと、それゆえプラズマ溶射 TBC システムにおけるコーティング層のはく離抵抗性は非常に高いことがわかる。

一方、900℃における TBC システムの引張損傷挙動の典型例として、MZ 2V の結果を Fig. 6 に示す。図中に

は、引張変位の一応の目安としてクリップゲージによる伸び量を併示した。引張変位の増加に伴い、TC 層の厚さ方向に成長している垂直き裂が大きく開口するだけでなく、新たなき裂も後天的に発生するが、TC は 1mm 程度のクリップゲージ変位量でもはく離しない。また変位量の増加に伴い、き裂先端直下の BC 層中に黒色の流線模様が多数みられ、TC 貫通き裂間を連結するように発達した。このような現象は、CoNiCrAlY 系 BC 層では 600 ～ 800℃の温度域に延性—ぜい性遷移温度 (DBTT) が存在するので、¹²⁾900℃では BC 層の容易なすべり変形

Fig. 5 Typical failure morphology of TBC system at the tensile strain of 1.4% applied on the substrate at 20°C.

Fig. 6 Typical example of the failure behavior for TBC system (MZ 2V) under tensile loading at 900°C.

による大規模な塑性流動が可能であり、これに伴って鏡面に生じた起伏が黒いコントラストの流線模様として現れたものと考えられる。

そこで、このような TBC システムの高温域における変形挙動を力学的解析によって解明するために、汎用の FEM 解析プログラム (Stress Check Ver. 6.2) を用いて応力-ひずみ分布の簡易な解析を試みた。すなわち、900°C における典型的引張損傷形態を想定して、クリップゲージ変位 0.79mm における写真情報に基づいて 2 本の TC 貫通き裂を有する 2 次元解析モデルを Fig. 7 のように作成し、平面応力問題として TBC システムに対し X 軸方向に一律な引張変位を与えた場合の変形挙動を解析した。ただし、基材合金と BC 層は弾完全塑性体、TC 層は弾性体とし、計算に必要な TBC システムの各構成層の物性値は文献値より引用または算出し、^{12)~15)} ポアソン比は

Fig. 7 FEM model with two cracks penetrating through TC layer together with the material property data for TBC system components.

いずれも 0.3 とした。計算結果の一例として、実際に観察された TBC システムの損傷形態と FEM 解析から得られた引張方向 (X 方向) のひずみ分布を Fig. 8 に示す。引張ひずみの増加に伴い、TC 貫通き裂が大きく開口し、き裂直下の BC 層内では応力集中により高い引張ひずみが生じる。これに対して、2 本の TC 貫通き裂に挟まれた TC 領域内では、貫通き裂の開口により引張ひずみが集中的に収容され、他の健全部では引張ひずみがほとんど作用しないため、TC 直下の BC 層内の引張変形も抑制される傾向にある。このように BC 層内の引張ひずみ量は、TC 貫通き裂の位置関係に依存して大きく変化し、また BC 層内に発達するひずみ分布は観察された黒色の流線模様と非常に良い対応を示している。すなわち、TBC システム構成要素としての BC 層がまさに結合層として極めて重要な役割を果たしていることを実証したものであり、特に BC 層の塑性変形能が TC のはく離抵抗性を支配することが明らかとなった。

3・1・2 圧縮損傷挙動 室温ならびに 900°C における典型的圧縮損傷挙動をそれぞれ Fig. 9, 10 に示す。室温の場合、引張損傷挙動とは異なり、いずれの TBC システムでも圧縮ひずみの微小段階では TC 内の気孔や微視き裂などにほとんど変化は認められなかったが、圧縮ひずみが約 1.0% 以上になると TC/BC 界面近傍の TC 中から界面に平行な微視き裂が発生し、その後界面近傍に沿って大規模な TC はく離が生じた。これに対して 900°C では、先在する TC 貫通き裂が圧縮ひずみ量の増加に伴って次第に閉口するとともに、引張損傷の場合と同様に BC 層内に黒色の流線模様が多数出現し、クリップゲージ変位で 0.8mm 程度の圧縮変位を負荷しても結局 TC のはく離は認められなかった。これは、引張様式の場合と同様に BC 層の容易な高温塑性流動により TC 層に作用する圧

Fig. 8 Comparison of the in situ observation result with the strain distribution of the tensile direction simulated by FEM for TBC system under tensile loading at 900°C.

縮応力が十分に緩和されるために、TC のはく離が抑制されたものと考えられる。

したがって、引張あるいは圧縮負荷における TC のはく離挙動は、TC の微構造だけでなく、むしろ試験温度と BC 層の DBTT との関係に強く依存し、DBTT が低温にあってかつ高延性を有する BC の導入が TC のはく離抵抗性を向上させる上で必須となる。

3・2 室温における TBC システムの引張ならびに圧縮強度特性

各種 TBC システムの室温での引張ならびに圧縮負荷様式における応力-ひずみ曲線から 0.2% 耐力を求めた結果を Fig. 11 に示す。引張負荷においては、基材部分のみが荷重を負担し得るものとして応力計算した場合、無熱処理材の降伏強度は基材単体 (Sub.) の場合と同程度であるが、後熱処理材の強度は明らかに向上している。そこで、BC 層と基材合金の荷重負担能力をほぼ等しいとみなし、基材合金だけでなく BC 層の断面積も加味して応力補正すると、後熱処理材の降伏強度は基材単体とほぼ一致する。このことは、その場観察から明らかな

Fig. 9 Typical failure behavior for TBC systems under compressive loading at 20°C.

うに、後熱処理により BC 層の性状が改善・均質化されるため、BC 中からのき裂発生・進展が抑制されるのみならず^{9), 10)}BC/基材間の密着性も改善され、¹¹⁾BC 層による荷重負担能力もまた相当程度向上する可能性を示唆する。ただし、後熱処理を施した各種 TBC システム間で比較すると、MZ 2V の降伏強度がやや低く、それゆえ TC の性状もまた影響因子となる可能性もある。

各種 TBC システムの典型的引張損傷形態の一例として、引張ひずみ量 0.6% における観察結果を Fig. 12 に示す。MZ 1V における気孔や微視き裂を多数内在した多

Fig. 10 Typical failure behavior for TBC system under compressive loading at 900°C. *C. G. denotes the displacement of clip gage.

Fig. 11 Influence of loading direction on 0.2% proof stress in various TBC systems at 20°C.

Fig. 12 Typical tensile failure for various TBC systems under the applied tensile strain of 0.6% at 20°C.

孔質 TC 層と MZ 3V のようなセグメント化された TC 層では、先在き裂の開口や後天的なき裂発生が認められるものの、この程度の引張ひずみ条件下では TC 層が完全に貫通するまでには至っていない。これに対して MZ 2V における比較的緻密な TC 層では、2・1 節で述べたように後熱処理の段階でほぼ等間隔に発達した複数の TC 貫通き裂が大きく開口しており、これによって TC 層に作用する引張ひずみが容易に収容できる可能性が示唆される。すなわち、MZ 2V のように初期から複数の貫通き裂を有する TC 層では、引張荷重をほとんど負担できないが、MZ 1V や MZ 3V の TC 層では、TC き裂が厚さ方向に進展し、貫通するまでは TC 層も荷重負担機能がある程度発揮し、それが降伏強度の向上に寄与したものと考えられる。したがって、BC 層の DBTT 以下の低温域における TBC システムの引張強度特性に対しては、後

熱処理の有無だけでなく、TC 貫通き裂の発達の程度も重要な影響因子とみられる。

一方、圧縮負荷条件下では、基材合金単体に比べて、いずれの TBC システムの降伏強度も向上し、引張様式に比べても強度向上が顕著である。これは、TBC システムのコーティング層による荷重負担能力が負荷様式に依存して変化することを示している。すなわち、上述のような綿密な観察結果に基づき、特に TC 層に着目して各種 TBC システムの変形挙動を模式化すると Fig. 13 のように示すことができる。すなわち、引張負荷様式では、TC 層に貫通き裂が発達するまでは TC 層も荷重を一部負担するが、予め存在するき裂や後天的に発達したき裂が開口する段階になると、TC の荷重負担能力は著しく低下する。これに対して圧縮負荷様式では、TC 層内のき裂が閉口・密着する結果、TC 層による荷重負担能力も相当期待できるため、応力の降伏強度向上が見込めるものと考えられる。しかしその反面、その場観察から明らかのように、圧縮ひずみ量の増大に伴って TC/BC 界面近傍の TC 内で界面に平行なき裂が導入されると、試験片全域にわたり急速に伝播し、TC 層の大規模なはく離をもたらす危険性も増大する。

4 結 言

広範な温度域で試験可能な機械的負荷装置を有する TBC システム損傷挙動に関するその場観察装置を開発し、室温ならびに 900°C における静的負荷条件下での各種 TBC システムの損傷劣化挙動を究明するとともに、TBC システムの強度特性をコーティング微構造と関連づけて詳細に検討した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

(1) TBC システムの損傷劣化挙動は、試験温度に強く依存し、BC 層の DBTT 以上の高温域では、引張負荷だけでなく圧縮負荷においても BC 層の大規模な塑性流動に伴う優れたひずみ収容能力により TC 層のはく離が事実上起こらなくなる。

(2) 室温における TBC システムの強度特性は、荷重負荷様式に依存する。特に圧縮負荷に対しては TC 層も相当程度の荷重負担機能を発揮し、基材合金単体に比べて TBC システムの降伏強度は著しく向上する。しかし

Fig. 13 The dependence of deformation behavior in TBC system on the loading direction at ambient temperature. The length of arrows in figures denotes the magnitude of stress or strain in the TBC system constituents.

その反面、高ひずみ量において TC 層の大規模なはく離を生じる危険性もまた増大する。

(3) 室温における引張負荷条件下では、後熱処理を施すことにより BC 層中からのき裂発生・進展が抑制されるが、無熱処理材と同様に、いずれの TBC システムにおいても TC は最終的にはく離に至る。そして、TC はく離の発生部位は、基材合金内部の局所的な塑性変形量と密接に関連する。

終わりに、本研究は(財)大阪科学技術センター付属ニューマテリアルセンターによる平成 15 年度経済産業省委託 新発電システム等調査研究「耐熱コーティングの健全性評価方法の標準化に関する調査研究」の一環として実施したことを付記し、関係各位に謝意を表します。

また信頼性の高いコーティング試料の作製にご協力いただいたトーカロ(株)溶射技術開発研究所 谷 和美 所長以下、スタッフの皆様、および当時卒研生として実験に協力された東京都立大学 作田一郎、清水英明 両工学士に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) M. Yoshiba, "Perspective for High-Temperature Coating Technology", Gas Turbine Society of Japan, Vol.30, No.6, pp.483-487 (2002).
- 2) M. Yoshiba, "High-Temperature Coating Technologies for Gas Turbines", Engine Technology, Vol.6, No.5, pp.40-46 (2004).
- 3) Y. Yoshioka, H. Doi, J. Takeda, K. Namba, I. Okada, K. Take and T. Ito, "Materials Technology of Heavy-Duty Gas Turbine", Gas Turbine Society of Japan, Vol.32, No.3, pp.130-173 (2004).
- 4) "Annual Report 95-Institute for Advanced Materials", pp.4-7 (1995) Joint Research Centre, EC.
- 5) H. Frenz, J. Meersmann, J. Ziebs, H. J. Kuhn, R. Sievert and J. Olschewski, "High-Temperature Behavior of IN738LC under Isothermal and Thermo-Mechanical Cyclic Loading", Materials Science and Engineering, A230, pp.49-57 (1997).
- 6) E. Tzimas, H. Mulleijans, S. D. Peteves, J. Bressers and W. Stamm, "Failure of Thermal Barrier Coating Systems under Cyclic Thermomechanical Loading", Acta Materialia, Vol.48, pp.4699-4707 (2000).
- 7) B. Baufeld, E. Tzimas, H. Mulleijans, S. Peteves, J. Bressers and W. Stamm, "Thermal-Mechanical Fatigue of Mar-M509 with a Thermal Barrier Coating", Materials Science and Engineering, A315, pp.231-239 (2001).
- 8) S. Takahashi and M. Yoshiba, "Influence of Microstructure on Crack Growth Behavior for Thermal Barrier Coating Systems under Static Loading", Surface Engineering EUROMAT-Vol.11 ed. by H. Dimigen, pp.127-132 (1999) WILEY-VCH.
- 9) S. Takahashi, M. Yoshiba and Y. Harada, "Microstructural Features of Mechanical Failure for Thermal Barrier Coating Systems under Static Loadings at Ambient Temperature", Report of the 123rd Committee on Heat-Resisting Metals and Alloy, Japan Society for the Promotion of Science, Vol.41, No.3, pp.411-426 (2000).
- 10) S. Takahashi, M. Yoshiba and Y. Harada, "Microstructural features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings", Materials at High Temperatures, Vol.18, No.2, pp.125-130 (2001).
- 11) S. Takahashi, M. Yoshiba and Y. Harada, "Nano-Characterization of Ceramic Top-Coat/Metallic Bond-Coat Interface for Thermal Barrier Coating Systems by Plasma Spraying", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.68, No.6, pp.372-380 (2004).
- 12) N. Matsuda, S. Umezawa and Y. Kojima, "Effect of Corrosion Resistance Coating on Fatigue-Creep Interaction Lives of Ni Base Superalloy René80", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.40, No.449, pp.165-171 (1991).
- 13) Y. Ito, M. Saito and M. Takahashi, "Residual Stress Characteristics of High Velocity Oxygen-Fuel MCrAlY Coatings", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.46, No.9, pp.1057-1063 (1997).
- 14) J. A. Thompson and T. W. Clyne, "The Effect of Heat Treatment on The Stiffness of Zirconia Top Coats in Plasma-Sprayed TBCs", Acta Materialia, Vol.49, pp.1565-1575 (2001).
- 15) H. Shitoglu and D. A. Boismier, "Thermo-Mechanical Fatigue of Mar-M247 : Part2- Life Prediction", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.112, pp.80-89 (1990).