

FCD 80 材の高温疲労限度に及ぼすプラズマ溶射アルミナ被膜の影響*

鈴木秀人*¹, 植木忠司*², 福本昌宏*³

The Effect of Plasma-sprayed Alumina Coating on the Fatigue Limit of Spheroidal Graphite Iron, FCD 80 at Elevated Temperatures

Hideto SUZUKI, Tadashi UEKI and Masahiro FUKUMOTO

For spheroidal graphite iron, FCD 80, and the same material with plasmasprayed Alumina coating, the axial-load fatigue tests were carried out at elevated temperature of 350-550°C. The fatigue limit of FCD 80 at elevated temperatures was improved by the plasma-sprayed Alumina coating. Through fractography using SEM, it was found that the crack initiated at an inner porosity of micro casting defect in Alumina-coated FCD 80 and that the fish eye was formed on the fracture surface. On the other side, the fatigue crack originated from the surface porosity in FCD 80. Thus, it could be concluded that the improvement in the fatigue limit of FCD 80 at elevated temperatures would be caused by the prevention of propagation of "metallurgical crack" due to which had been formed from a surface porosity.

Key Words: Fatigue at Elevated Temperature, Spheroidal Graphite Iron, Material Design, Plasma-sprayed Coating, Crack Propagation, Fractography, Notch

1. 緒 言

近年、エンジンの主要部品などの高温機器へ球状黒鉛鋳鉄を用途拡大しようとする試みが極めて盛んである^{(1)~(3)}。鋳鉄は温度上昇に伴う強度低下率が小さく、また複雑な形状の部品も経済的に製造できるため、従来より高温機器の構成材料として使用されていた。さらに最近、球状黒鉛鋳鉄の強靱化における成果とともに、破壊力学や構造信頼性工学等を基礎とした顕微鏡組織寸法の微小鋳造欠陥への強度評価法の開発には目覚ましいものがある^{(4)~(11)}。特に、疲労限度やき裂進展の下限値に関連して、き裂の発生・初期進展挙動を「組織形き裂」と「力学形き裂」に分けて検討すべきことを指摘してきた⁽¹²⁾。

このような状況を背景に、なおいっそう球状黒鉛鋳鉄の優れた機能を引き出そうとする努力も盛んに行われている^{(12)~(14)}。例えば、高温用の球状黒鉛鋳鉄製機械部品の表面にセラミックスを接合して断熱効果を具備させようとする表面処理技術の応用も試みられている。かかる観点から、熱応力の発生が少なく、比較的複

雑な形状にも適用可能なプラズマ溶射アルミナ、 Al_2O_3 被膜法が注目されている。しかしながら、 Al_2O_3 セラミックスを耐熱合金にコーティングさせた場合のこれまでの結果には必ずしもその有効性を保証するものばかりではない。金属とセラミックスの間の変形特性の相違のためセラミックスにまずクラックが生じ、それが引き金となって部品の強度低下を招くことが懸念される^{(15)~(17)}。

そこで、本研究では、ピストン用材料としてアルミ鋳造合金 AC8B と競合する高強度球状黒鉛鋳鉄 FCD 80 の表面にプラズマ溶射によって Al_2O_3 セラミックスを被覆させた材料の高温疲労限度について、通常の被覆していない FCD 80 材と比較検討した。特に、球状黒鉛鋳鉄の疲労限度とき裂発生・初期進展挙動の関係における Al_2O_3 セラミックス被覆の影響を把握することに焦点を合わせた。

2. 実験方法

供試材は、化学成分を表 1 に組織写真を図 1 に示す FCD 80 材と、その表面にプラズマ溶射によって Al_2O_3 セラミックスを被覆させた Al_2O_3 FCD 80 材の 2 種類である。試験片形状を図 2 に示す。 Al_2O_3 セラミックスの被覆工程は、まず図 2 の形状の FCD 80 材試験片

* 原稿受付 平成 2 年 10 月 8 日。

¹ 正員、茨城大学工学部 (〒316 日立市成沢町 4-12-1)。² 正員、小山工業高等専門学校 (〒323 小山市中久喜 771)。³ 正員、豊橋技術科学大学 (〒441 豊橋市天白町雲雀ヶ丘 1-1)。

の表面をサンドブラスト処理を施した後に、減圧プラズマ溶射装置にて NiCr 下地溶射を 100 μm 程度を行い、最後に Al₂O₃ 粉末を 300 μm 程度溶射した⁽¹⁸⁾。この状況を図 3 に模式的に示す。溶射条件は、1200 A・35 V で一次ガスをアルゴン、二次ガスをヘリウムとした。

疲労試験は、電気炉を高温槽として取付けた電気油圧式材料試験機によって、応力比 $\sigma_{min}/\sigma_{max}=0.05$ のほぼ片振りで周波数 20 Hz で行った。試験温度は、FCD 80 材に対して室温、200、350、550°C、また Al₂O₃FCD 80 材に対して 350、550°C であった。なお、温度は試験片表面を熱伝対によって計測した。疲労限度は、10⁷ 回の繰返しに耐える応力振幅値をもって決定した。加えて、疲労限度に及ぼす Al₂O₃ 被膜の影響を把握するために、SEM によるマイクロフラクトグラフィを行って、疲労き裂発生・進展機構の解明まで掘り下げて検討を加えた。

表 1 化学成分

C	Si	Mn	S	Cu	Mg
3.64	2.29	0.40	0.010	0.10	0.041



(黒鉛球状化率 85%、平均黒鉛径 50 μm、フェライト/パーライト = 0.05)

図 1 顕微鏡組織写真

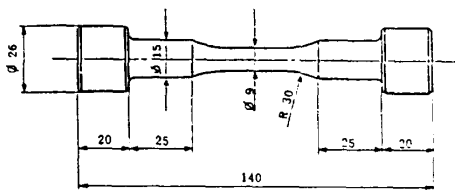


図 2 試験片形状

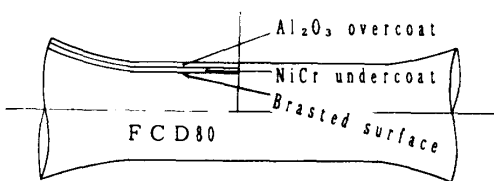


図 3 Al₂O₃ 被覆部の構成

3. 結果と考察

3・1 疲労限度に及ぼす Al₂O₃ 被膜の影響 疲労試験の結果を S-N 曲線に整理して図 4、5 に示す。図 4 は通常の FCD 80 材、図 5 は Al₂O₃FCD 80 材の S-N 曲線である。両図の比較より Al₂O₃FCD 80 材の疲労強度のほうが、通常の被膜のない FCD 80 材よりむしろ優れている。すなわち、Al₂O₃FCD 80 材の 350、550°C でのそれぞれの S-N 曲線は、FCD 80 材の 200、350°C での曲線と等しく、Al₂O₃ 被膜によってより高い温度に耐える。加えて、両図よりそれぞれの試験温度に対する両材の疲労限度を求めて表 2 に示す。本表から疲労限度についても Al₂O₃FCD 80 材のほうが FCD 80 材より同じ試験温度レベルで 10% 程度優れている。以上の結果より、FCD 80 の高温疲労限度に及

表 2 疲労限度と試験温度の関係 (MPa)

Temperature, °C	R. T.	200	350	550
FCD 80	190	180	160	150
Al ₂ O ₃ FCD	-	-	180	160

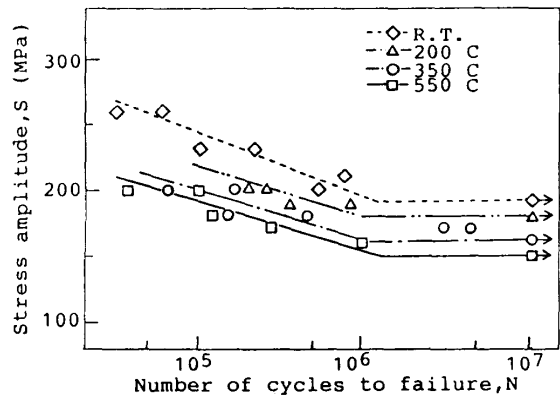


図 4 FCD 80 材の S-N 曲線

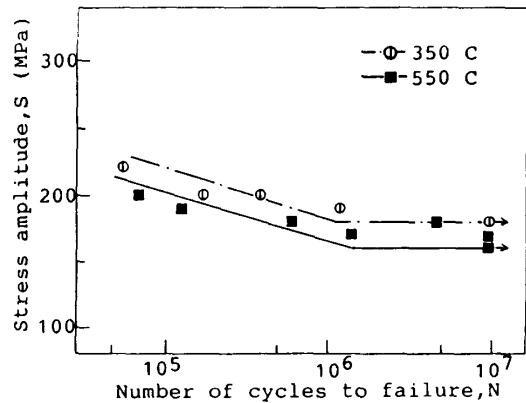


図 5 Al₂O₃FCD 80 材の S-N 曲線

ぼすプラズマ溶射アルミナ被膜の影響は、むしろ積極的に改善するものと理解し得る。

さらに、両図よりいずれも試験温度の上昇とともに疲労強度は単調に減少することがわかる。この状況をさらに明確にするために、疲労限度と試験温度の関係を他の材料のデータも加えて示したのが図6である。本図より、球状黒鉛鑄鉄 FCD 材の疲労限度の温度依存性は、 Al_2O_3 被膜の有無にかかわらず極めて小さい。通常の FCD 80 材の疲労限度は、試験温度を室温から 550°C まで上昇させても、わずか 20% 程度の減少であり、 Al_2O_3 FCD 80 材においても同程度である。

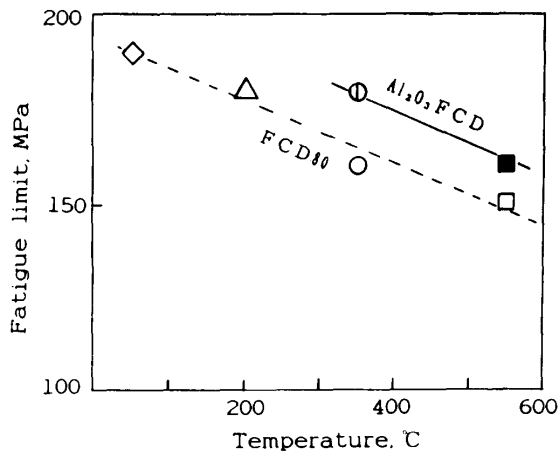


図6 疲労限度に及ぼす温度の影響

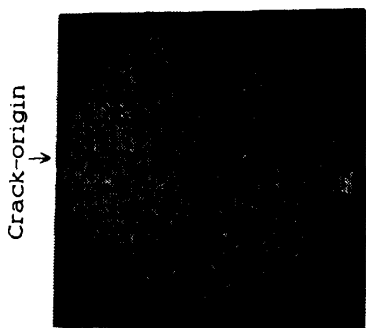


図7 FCD 80 材のマクロ破面

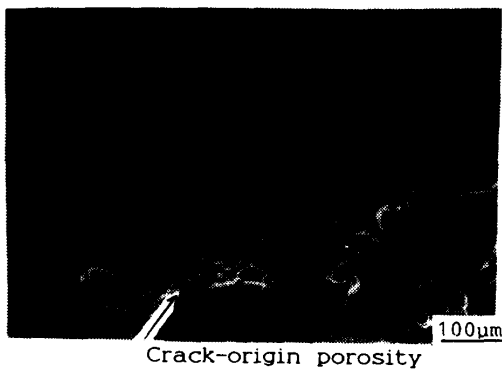


図8 FCD 80 材のミクロ破面のSEM写真

これには、以下の原因が考えられる。すなわち、

①球状黒鉛鑄鉄における疲労き裂発生に関連する黒鉛や微小鑄巣等の顕微鏡尺度の欠陥による応力集中効果が基地の軟化によって低下すること、

② Si 元素の固溶体硬化による高温での軟化抵抗、

③さらに、繰返しひずみ時効の寄与。

3.2 破面解析 本節では、前節で明らかにされた疲労限度に及ぼす Al_2O_3 被膜の効果の本性を明らかにするために、SEM によるマイクロフラクトグラフィを行った。まず、通常の FCD 80 材のマクロとミクロの破面を図7、8に示す。これらの図より、疲労き裂の発生源は表面に現れた $300\ \mu\text{m} \times 150\ \mu\text{m}$ 程度の微小な鑄巣である。疲労破壊は最弱リンク仮説に支配されることを考慮すると、本図に現れた欠陥がこの試験片の中の最大のものと考えられる。しかしながら、疲労き裂の発生源である微小な鑄巣の最大の特徴が表面に現れていることを考慮すると、この欠陥は試験片の表面に現れている中の最大のものと考えべきである。かかる状況は、FCD 80 材のいずれの試験片の破面にも同様に認められた。

一方、 Al_2O_3 FCD 80 材の破面を図9~11に示すが、被膜のない FCD 80 材の破面とは顕著に異なる。すなわち、 Al_2O_3 FCD 80 材のマクロ破面には明りょうなフィッシュアイが疲労き裂の発生領域に認められる。この中心を SEM によって拡大して観察したところ、疲労き裂の発生源である微小な鑄巣が認められた。し

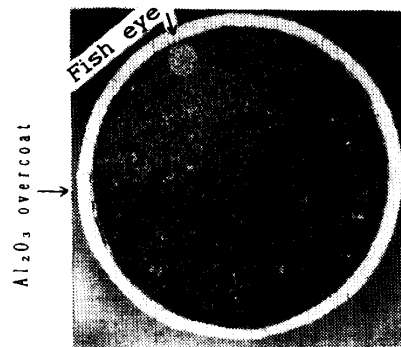


図9 Al_2O_3 FCD 80 材のマクロ破面

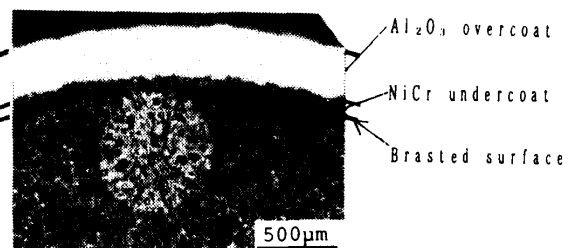


図10 Al_2O_3 FCD 80 材のフィッシュアイ周辺破面

かし、この微小な鑄巣は、表面には現れない内部に存在するものであるから、この欠陥は試験片の中の最大のものと考えられる。かかる状況は、 Al_2O_3 FCD 80 材のいずれの試験片の破面にも同様に認められた。

したがって、FCD 80 材の表面にプラズマ溶射によって Al_2O_3 セラミックを被覆させることにより、疲労き裂発生源である微小な鑄巣の位置は、表面から内部へと移動し、フィッシュアイが形成される。それに伴って、高温疲労限度が改善しているがその原因について次節に考察を加える。また、内部からき裂が発生していることより、セラミックスにまずクラックが生じ、それが引き金となって部品の強度低下を招くことはないものと理解し得る。

3・3 鑄巣から発生した疲労き裂進展の遅延機構

本節では、 Al_2O_3 FCD 80 材におけるフィッシュアイ形成機構を考え、得られた知見に基づいて Al_2O_3 セラミック被覆による高温疲労限度上昇の原因を検討する。そこでまず、前節の図 7～11 の破面の SEM 写真から微小な鑄巣を疲労き裂発生源とする状況を模式化して図 12、図 13 に示す。図 12 は、FCD 80 材の表面の微小な鑄巣を疲労き裂発生源として、そこからき裂が

進展して最終破壊を導いたものである。一方、図 13 は、 Al_2O_3 FCD 80 材において、表面に現れない内部の微小な鑄巣を疲労き裂発生源としたフィッシュアイの中心部を模式化したものである。

両図において、疲労き裂は周囲の隣接する球状黒鉛と基地のはく離した空洞がクラックアRESTA となって、進展が遅延することを示唆している。この段階までき裂形成は微視組織から強く影響を受けるから、前報⁽¹⁾で称した「組織形き裂」とであると解釈される。この「組織形き裂」の大きさに両材の間で倍異なることを図 12、13 の両図は示している。そのため、FCD 80 材では表面き裂のほうが少ない応力の繰返して、クラックアRESTA を突破する。したがって、FCD 80 材にも、全く同様の疲労き裂の発生源である微小な鑄巣が内部に存在するにもかかわらず、フィッシュアイを伴う内部き裂から最終破壊は導かれない。

これに対して、 Al_2O_3 FCD 80 材においても表面の微小な鑄巣から発生した疲労き裂が図 13 に示すように存在すると考えられる。しかし、表面が Al_2O_3 セラミックによって被覆されているため、この疲労き裂は表面き裂とはなり得ずに進展の遅延を生じ、この間にフィッシュアイを形成する内部き裂が進展して表面まで到達するものと理解し得る。

以上の知見に基づけば、FCD 80 材においてもなんらかの方法によって、内部の「組織形き裂」を加速させてこれから最終破壊を導かせれば、フィッシュアイを形成することが示唆される。そこで、実際に FCD 80 材に対して、まず疲労限度の応力レベルの 160 MPa で 10^7 回繰返した後、さらに 190 MPa の応力レベルで繰返して破壊させたところ図 14、15 に示すようにフィッシュアイが破面に認められた。このフィッシュアイ形成の過程は次のように考えられる。まず、160

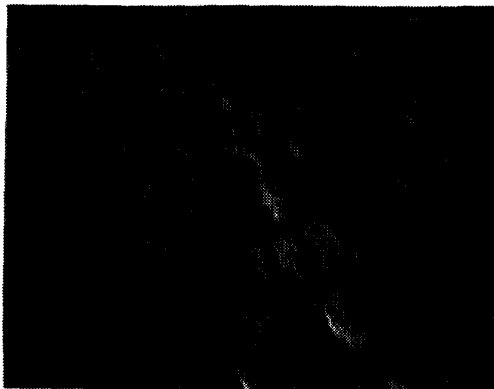


図 11 フィッシュアイの中心部

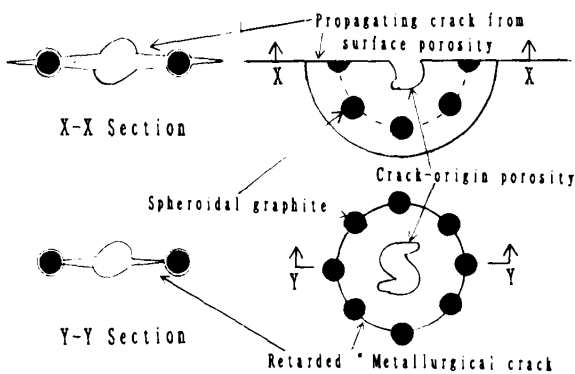


図 12 FCD 80 材の破壊を支配する表面の鑄巣から発生した組織形き裂の模式図

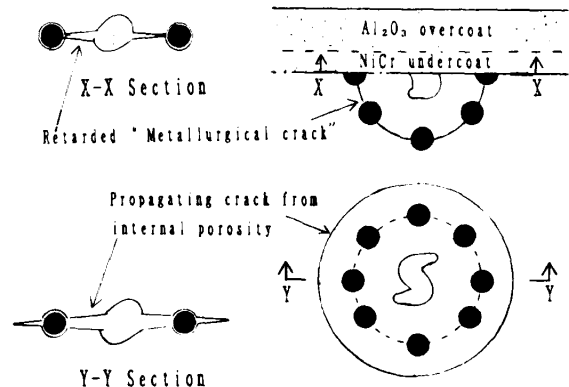


図 13 Al_2O_3 FCD 80 材の破壊を支配する内部の鑄巣から発生した組織形き裂の模式図

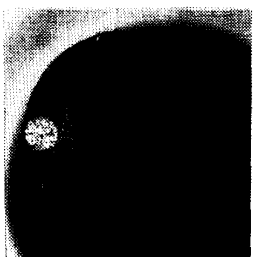


図 14 変動荷重下での FCD 80 材のマクロ破面

MPa の応力レベルで図 12 のように内部の鑄巣から「組織形き裂」が形成され、次に 190 MPa の応力レベルでこの内部き裂が加速されて最終破壊を導き、破面上にフィッシュアイが現れる。

以上の知見に基づいて、 Al_2O_3 セラミック被覆による高温疲労限度上昇の原因は、表面の鑄巣から発生した疲労き裂進展を遅延させるためと解釈し得る。

4. 結 論

本研究では、ピストン用材料としてアルミ鑄造合金 AC8B と競合する高強度球状黒鉛鑄鉄 FCD 80 の表面にプラズマ溶射によって Al_2O_3 セラミックを被覆させた材料の高温疲労限度について、通常の被覆していない FCD 80 材と比較検討した。特に、球状黒鉛鑄鉄の疲労限度とき裂発生・初期進展挙動の関係における Al_2O_3 セラミック被膜の役割を把握することに焦点を合わせた。得られた主な結果は、以下のとおりである。

(1) 高温疲労限度について、 Al_2O_3 FCD 80 材のほうが FCD 80 材より同じ試験温度レベルで 10% 程度優れている。すなわち、FCD 80 の高温疲労限度に及ぼすプラズマ溶射アルミナ被膜の影響は、むしろ積極的に改善するものと理解し得る。

(2) 両材いずれも試験温度の上昇とともに疲労限度は単調に減少する。しかし、通常の FCD 80 材の疲労限度は、試験温度を室温から 550°C まで上昇させても、わずか 20% 程度の減少であり、 Al_2O_3 FCD 80 材においても同程度である。

(3) SEM による破面観察より、通常の FCD 80 材での疲労き裂の発生源は表面に現れた微小な鑄巣であり、一方 Al_2O_3 FCD 80 材では明りょうなフィッシュアイが認められる内部の微小な鑄巣が発生源である。すなわち、 Al_2O_3 セラミック被覆により、疲労き裂発生源である微小な鑄巣の位置は、表面から内部へと移る。

(4) 破面解析により、「組織形き裂」の段階まで、微小な鑄巣が発生源である疲労き裂は、周囲の隣接す



図 15 FCD 80 材のフィッシュアイ周辺破面

る球状黒鉛と基地の剝離した空洞がクラックアレストとなつて進展が遅延するものと理解し得る。FCD 80 材では、表面き裂のほうが少ない応力の繰返しで、クラックアレストを突破し、内部き裂は停留する。

(5) 上記の考えを立証するものとして、FCD 80 材に対して、まず疲労限度の応力レベルで内部の微小な鑄巣を発生源とする「組織形き裂」を形成させ、次により高い応力レベルでこの内部き裂にクラックアレストを突破させて最終破壊を導くことにより、破面上にフィッシュアイを現出させ得た。

以上の知見に基づいて、 Al_2O_3 セラミック被覆による高温疲労限度上昇の原因は、表面の微小な鑄巣から発生する疲労き裂進展を遅延させるためと解釈し得る。

文 献

- (1) 鈴木(機械学会編), 機械・構造物の安全性, (1987), 124, 丸善.
- (2) Kogoh, ほか 1 名, *Int. J. Fatigue*, 12-3(1990), 199.
- (3) Nechtelberger, E. (高橋訳), 鑄鉄の 500°C までの諸性質, (1982), 1, 新日本鑄造協会.
- (4) 鈴木・ほか 3 名, 機論, 50-451, A(1984), 520.
- (5) 鈴木・ほか 3 名, 機論, 51-464, A(1985), 1224.
- (6) 鈴木・ほか 1 名, 機論, 53-490, A(1987), 1000.
- (7) 加藤・ほか 2 名, 機論, 52-480, A(1986), 1786.
- (8) 西谷・ほか 3 名, 機論, 53-495, A(1987), 1999.
- (9) 矢野, 機論, 55-509, A(1989), 84.
- (10) 原田・ほか 3 名, 機論, 55-511, A(1989), 392.
- (11) 松岡・ほか 2 名, 機論, 56-526, A(1990), 1371.
- (12) 鈴木・植木・小林, 機論, 投稿中.
- (13) Kobayashi, T., ほか 2 名, *Mct. Trans.*, A, 19(1988), 319.
- (14) 山本, 学位論文, (1989), 豊橋技術科学大学.
- (15) Smith, R. W., *Thin Solid Films*, 84(1981), 59.
- (16) Knotek, O., ほか 3 名, *Thin Solid Films*, 118(1984), 456.
- (17) 城野・ほか 2 名, 材料, 38-429, (1989), 644.
- (18) 溶射協会編, 溶射ハンドブック(1987), 154, 新技術開発センター.