アルミナ溶射皮膜の強度評価*

(第 4 報, 機械的負荷に対する溶射構造体の強度検討)

荒 巻 徹^{*1}, 濱 田 繁^{*2}, 野 口 博 司^{*3}
宮 地 真 也^{*4}, 立 川 俊 洋^{*4}
巽 新^{*4}, 茅 本 隆 司^{*4}

Strength Evaluation of Alumina's Spray Coating

(4th Report, Consideration of Spray Structure Strength for Mechanical Stress)

Tooru ARAMAKI, Shigeru HAMADA, Hiroshi NOGUCHI^{*5},
Shinya MIYAJI, Toshihiro TACHIKAWA,
Arata TATSUMI and Takashi KAYAMOTO

^{*5} Department of Mechanical Engineering, Kyushu University,
744 Moto-oka, Nishi-ku, Fukuoka-shi, Fukuoka, 819-0395 Japan

In this study, in order to calculate dangerous volume at various stress distribution, the dangerous volume quantification method is proposed. And in order to predict stress distribution of spray coating, an easy calculation method of residual stress distribution based on the first report is proposed. The calculated dangerous volume in alumina's spray coating on titanium layer is different from alumina's spray coating single layer. The difference is based on stress distribution in alumina's spray coating. The fracture strengths predicted with the proposed method and the third report are appropriate to experimental results obtained by 4-point bending tests. Therefore dangerous volume calculation in thermal stress distribution that is different from mechanical stress distribution also become possible.

Key Words: Spraying, Coating Materials, Stress Intensity Factor, Residual Stress, Dangerous Volume

1. 結 言

これまで溶射皮膜における破壊強度に関して、いくつか報告されている^{(1)~(5)}。また、破壊の起点が含まれる危険体積を経験的に仮定して強度を議論した報告例がいくつかある^{(6)~(8)}。しかし、任意の応力状態で危険体積を定量化する手法の報告例は、著者らの知る限りではない。そのため、アルミナ溶射皮膜において、基材の厚みが変わった場合、熱負荷がかかった場合等、応力状態が異なる時に危険体積を定量化できないのが現状であり、その破壊強度の推測が困難である。

本研究の第 1 報では、溶射皮膜に必ず発生し破壊強度に大きく影響する残留応力に着目し、溶射皮膜の残留応力の推定方法及び制御方法をエネルギー的見地に

基づいて提案した。また第 2 報では、溶射皮膜単体の破壊強度に大きく影響すると考えられる溶射皮膜中のき裂の干渉に着目し、き裂の干渉判定条件及びき裂の干渉が存在する場合のき裂の形状補正法を提案した。さらに第 3 報では、第 2 報の手法を基に、破壊じん性値のばらつきも考慮した溶射皮膜単体の破壊強度安全評価法を提案した。

本報では、皮膜を厚み方向に複数分割し、分割したそれぞれの層における平均的な応力から求められる応力拡大係数と破壊じん性値を基に第 3 報の手法⁽⁹⁾を用いて、分割したそれぞれの層における破壊確率を求める。そして、上記破壊確率から全層における破壊確率を算出し、危険体積を定量化する新たな破壊強度推定法の提案を行う。そして上記提案手法を基に、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度推定を行う。基材に溶射したアルミナ溶射皮膜には残留応力が発生するため、破壊強度推定には第 1 報の手法を基に

* 原稿受付 2009 年 1 月 5 日。

^{*1} 九州大学大学院工学府 (〒819-0395 福岡市西区元岡 744)。

^{*2} 正員、九州大学大学院工学府機械工学部門。

^{*3} 正員、フェロー、九州大学大学院工学府。

^{*4} 日本発条(株) (〒236-0004 横浜市中区金沢 3-10)。

E-mail: nogu@mech.kyushu-u.ac.jp

Fig. 1 Fracture strength prediction method with dangerous volume quantification technique

算出した残留応力分布も用いる。そして、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の4点曲げ試験により得られた破壊強度と比較し、提案手法の妥当性の検証を行う。

2. 危険体積を考慮した破壊強度推定法

第3報の手法に危険体積定量化手法を加えた破壊強度推定法を説明するための図を図1に示す。厚み方向に n 分割して、それぞれの領域の第1主応力 σ_{1k} を算出し、それぞれの領域の累積破壊確率 F_k を本研究の第3報の手法⁽⁹⁾を用いて求める。以下に第3報の手法に本報の危険体積定量化手法を加えた破壊強度推定手法を示す。

第 k 層の領域に存在する最大き裂に作用する応力拡大係数 K_{1k} の確率密度関数を $f_{K_{1k}}(x)$ 、破壊じん性値の確率密度関数を $f_{K_c}(x)$ 、破壊じん性値の累積分布関数を $F_{K_c}(x)$ とすれば、次式で第 k 層の累積破壊確率 F_k を表すことができる。

$$F_k = \int_0^x f_{K_{1k}}(x) \times F_{K_c}(x) dx \quad (1)$$

本報では第 k 層の領域の最大き裂面積を $area_{max k}$ とする。 $\sqrt{area_{max k}}$ の確率密度関数 $f_d(\sqrt{area_{max k}})$ が求まれば、 $\sqrt{area_{max k}}$ を基に求められる K_{1k} の確率密度関数 $f_{K_{1k}}(x)$ が求められる。最大値の分布関数を第1種最大値漸近分布で近似すると、確率密度関数 $f_d(\sqrt{area_{max k}})$ は、定数を β , γ とすると次式で記述できる⁽¹⁵⁾。

$$f_d(\sqrt{area_{max k}}) = \left(\frac{1}{\beta} \right) \exp \left\{ - \exp \left(\frac{\gamma - \sqrt{area_{max k}}}{\beta} \right) + \left(\frac{\gamma - \sqrt{area_{max k}}}{\beta} \right) \right\} \quad (2)$$

第1層の応力拡大係数 K_{11} には以下の応力拡大係数の式⁽⁸⁾を用いる。

$$K_{11} = 0.65 \sigma_{11} \sqrt{\pi \sqrt{area_{max 1}}} \quad (3)$$

ここで、 $area_{max 1}$ は第1層の領域全てを危険体積とおいたときに極値統計を用いて求めたき裂面積の最大値である。

また、第2層以降の応力拡大係数 K_{1k} には ($k=2, \dots, n$) 以下の応力拡大係数の式⁽⁸⁾を用いる。

$$K_{1k} = 0.5 \sigma_{1k} \sqrt{\pi \sqrt{area_{max k}}} \quad (4)$$

ここで、 $area_{max k}$ は第 k 層の領域全てを危険体積とおいたときに極値統計を用いて求めたき裂面積の最大値である。

$F_{K_c}(x)$ は、最大き裂の確率密度関数 $f_d(\sqrt{area_{max k}})$ とそれぞれの寸法に対する破壊じん性値 K_c の分布関数 $F_i(K_c, \sqrt{area_{max k}})$ から次のように求めることができる。

$$F_{K_c}(K_c) = \int_0^x f_d(\sqrt{area_{max k}}) \times F_i(K_c, \sqrt{area_{max k}}) d\sqrt{area_{max k}} \quad (5)$$

$f_i(K_c, \sqrt{area_{max k}})$ は対数正規分布が妥当であることが示されている⁽¹⁶⁾ため、 $\sqrt{area_{max k}}$ のき裂寸法における破壊じん性値の平均値を K_c' 、標準偏差を v_{K_c} としして次のように記述する。

$$f_i(K_c, \sqrt{area_{max k}}) = \left(\frac{1}{\sqrt{2\pi} v_{K_c} K_c'} \right) \times \exp \left[- \frac{\{ \ln(K_c) - \ln(K_c') \}^2}{2 v_{K_c}^2} \right] \quad (6)$$

Indentation Fracture Method (IF法)⁽¹⁷⁾によって求めたき裂面積 $area'$ による破壊じん性値の標準偏差 v_{IF} を基に、以下の式で自然き裂の面積 $area$ の標準偏差 v_{K_c} を予測する。

$$v_{K_c} = \frac{v_{IF}}{\sqrt{2}} \sqrt{\frac{area'}{area}} \quad (7)$$

式(1)～式(7)より、 F_k は求まる。求めた累積破壊確率 F_k を基に生存確率 $F_{sk} = 1 - F_k$ は求まる。上記で求めた

Fig. 2 Fracture probability distribution

Fig. 3 Life probability distribution

第 k 層の累積破壊確率 F_{fk} は、第 k 層の応力拡大係数が破壊じん性値に達する確率を意味している。ここでアルミナ溶射皮膜は脆性材料であることから、第 k 層の破壊が即時に全層の破壊に繋がると仮定すると、全体の累積破壊確率 F_f は以下の式で表される。

$$F_f = 1 - \prod_{k=1}^n F_{fk} \quad (8)$$

応力分布を増加させていくと、破壊確率 F_f は 100% に近づく。製品のうち何割を破壊の対象にするかは、製品の使用環境、使用条件で変わってくる。本報では例として、製品の 99% の安全を保障することとし、以下ではこの値で議論する。応力分布を増加させていく中で、累積破壊確率 1% (製品の 99% が安全) となる応力を $\sigma_{1max1\%}$ とする。

図 3 に累積破壊確率 1% の時の生存確率分布の模式図を示す。検査体積厚みが増えるほど、生存確率は下がっていき、式(8)からも算出できるように全検査体積厚みで生存確率は 99% となる。この生存確率の 90% 信頼性の厚みを危険厚み $l_{99\%,90\%}$ と定義する。さらに後の比較のため、上記生存確率の 99% 信頼性の厚みを危険厚み $l_{99\%,99\%}$ と定義する。

Fig. 4 Specimen configuration

Fig. 5 Example of 4-point bending test

Fig. 6 Results of 4-point bending tests

3 破壊強度測定

図 4 に示す試験片及び試験条件にて破壊強度測定を行った。試験片はプラズマ溶射機⁽¹⁰⁾を用いてチタン基材に対しアルミナを溶射した 2 層構造であり、溶射皮膜はき裂 (気孔) を多く含むポーラスな材料である。試験片表面はき裂観察しやすいようエメリー紙にて研磨処理を行った。4 点曲げ試験により行い、クロスヘッド速度は 1.0mm/min とした。図 5 に試験結果の 1 例を示すが、荷重測定値が下がる部分が見られる。溶射皮膜の破壊時は試験片の剛性が下がるため、クロスヘッ

ド速度一定の条件下では、ロードセルによる荷重測定値が下がる。そこで、破壊荷重の判定はアルミナ溶射皮膜の破壊によりロードセルによる荷重測定値が低下し始める時点とし、その時点で負荷を止めた。破壊強度は破壊荷重における溶射皮膜表面の第1主応力とした。第1主応力算出のための材料定数及び算出方法を以下に述べる。溶射皮膜は第2報、第3報と同様の溶射条件で製作したもののため、第2報⁽¹¹⁾に示したアルミナ溶射皮膜のヤング率 35GPa、ポアソン比 0.2 を用いた。また、純チタン基材 TP340H (JIS H4600, Ti-2種) のヤング率は第2報のアルミナ溶射皮膜同様の測定法を用いた結果 119GPa となった。ポアソン比は 0.34⁽¹²⁾を用いた。図4の第1主応力算出には有限要素法を用いた。求めた第1主応力を、第3報で示したアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度測定結果とともに図6に示す。

チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度はアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度に比べ、低い破壊強度となっている。この要因の一つは、付録に示しているように、チタン基材の存在によりアルミナ溶射皮膜内部に残留応力が発生するためである。また、残留応力以外の要因としては、第2章で示した危険体積の違いもある。

図7に破壊後の試験片 (図6中A点、累積破壊確率 37.5%) の観察写真を示す。図中の矢印はき裂位置を示す。き裂は溶射皮膜を貫通し、基材と溶射皮膜の界面まで到達している。このことは4点曲げ試験機のロードセルが荷重低下を検知した時点で脆性的にき裂伝ぱが進行した結果と考えられる。

4. 破壊強度推定

本研究の第3報で示した手法⁽⁹⁾に第2章及び付録の手法を加えて、破壊強度推定を行う。第3報と同様の溶射条件で溶射した溶射皮膜であるため、第2章で用いた最大き裂の確率密度関数 $f_k(\sqrt{area_{\max k}})$ は第3報と同様にき裂の伝ぱ及びき裂干渉を考慮した場合の最大き裂寸法の極値分布を基にした。図8に上記試験片断面において画像解析した1画面あたりの面積 $S_0=1.13 \times 10^2 \text{mm}^2$ 内の最大き裂寸法を白抜き丸で示す。また、その極値分布に対し近似式を同時に示している (図8中左側の線)。ここで1画面あたりの $\sqrt{area_{\max k}}$ の平均値が $14.9 \mu\text{m}$ となり、基準体積 V_0 は $V_0=(1.13 \times$

$10^2 \text{mm}^2) \times (14.9 \times 10^{-3} \text{mm}) = 1.69 \times 10^4 \text{mm}^3$ となる。次に図1の刻み幅を 0.05mm として1層あたりの最大き裂寸法分布を推定する。1層あたりの体積を V とすると、図4より $V=0.05 \times 20 \times 20 = 20 \text{mm}^3$ となる。よって回帰期間 T は、

$$T=V/V_0=20/(1.69 \times 10^4)=1.19 \times 10^5 \quad (9)$$

(a) Specimen's surface photograph with digital camera

(b) Enlargement of (a)

(c) Optical micrograph of specimen's side

Fig. 7 Photograph of specimen after fracture
(The arrows in figure show crack position)

となる。式(9)より求めた V に対する最大き裂寸法分布も図8に示す (図8中右側の線)。

第2章の手法で用いる応力分布の例として、アルミナ溶射皮膜表面の応力が 50MPa の時のアルミナ溶射皮膜の応力分布を図9に示す。比較として、第3報で示したアルミナ溶射皮膜単体の応力分布も示している。チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の応力分布が、アルミナ溶射皮膜単体の応力分布より高くなっていることが分かる。

図9の応力分布に付録に示す図19の残留応力分布を重ね合わせた応力分布が、本報の試験片の応力分布で

ある。アルミナ溶射皮膜表面の応力が 50MPa の時の残留応力まで考慮したアルミナ溶射皮膜の応力分布を図10に示す。図10の残留応力まで考慮した応力分布を基に、第2章の手法を用いて破壊確率 F_f を推定した結果を図11に示す。比較として、アルミナ溶射皮膜単体の破壊確率推定結果も示している。チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度が、アルミナ溶射皮膜単体の破壊強度より低くなっていることが分かる。また、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度はアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度に比べ、やや

Fig. 8 Maximum distribution of cracks with consideration of cracks interference

Fig. 9 Stress distribution in alumina's spray coating (when $\sigma_{1\max}=50\text{MPa}$)

Fig. 10 Stress distribution in alumina's spray coating with consideration of residual stress (when $\sigma_{1\max}=50\text{MPa}$)

Fig. 11 Predicted result of fracture strength distribution

ばらつきが少ない破壊強度となっている。上記のばらつきは以下のように考察できる。累積破壊確率が大きくなるに従い、危険体積が大きくなるため、破壊強度には試験片のより内部の応力分布が影響するようになると考えられる。図10に示すようにチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の応力分布が、アルミナ溶射皮膜単体の応力分布に比べばらつきが少ないことにより、より内部が危険体積となっても、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度のばらつきはアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度のばらつきに比べ少なくなると考えられる。

Fig. 12 Comparison of life probability distribution

Fig. 13 Fracture strength distribution of 4 point bending tests and prediction with consideration of residual stress at Fig. 4

第2章の手法により、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜とアルミナ溶射皮膜単体の危険厚みを求めた結果を図12に示す。図12より、チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜とアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度の違いは、危険体積の違いも影響していると考えられる。また、図11のチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度のばらつきがアルミナ溶射皮膜単体の破壊強度のばらつきに比して少なかった理由は、応力分布のばらつきの差異以外に以下のことも考えられる。危険体積が大きくなることにより、極値統計により求められるき裂面積が大きくなる。その結果、式(7)の右辺の自然き裂の面積 *area* が大きくなり、自然き裂の面積 *area* における破壊じん性値の標準偏差 σ_{KC} が小さくなることで破壊強度のばらつきが小さくなることに影響すると考えられる。

チタン基材に溶射した試験片の破壊強度推定結果と測定結果の比較を図13に示す。推定結果は測定結果に比べやや安全側に推定できている。やや安全側であるのは、以下の理由が考えられる。アルミナ溶射皮膜より剛性の高いチタン基材が存在することで、アルミナ溶射表面付近より発生したき裂がチタン基材に近づくにつれて、き裂開口が妨げられ、応力拡大係数がアルミナ溶射皮膜単体に比べ上昇しないと考えられる。このことを簡易的か

Fig. 14 Comparison of fracture strength between alumina's spray coating single layer and alumina's spray coating single layer with titanium

つ定量的に考察するため、特定のポアソン比において表面に接する2次元き裂を基にした文献(13)及び文献(14)を利用して、アルミナ溶射皮膜単体(厚み1.5mm, 応力 σ_1)とチタン基材(厚み1.0mm)に溶射したアルミナ溶射皮膜(厚み1.5mm, 応力 σ_1)の引張応力状態におけるき裂最深部の応力拡大係数 K_{IB} を比較した。応力拡大係数 K_{IB} を求めた結果を図14に示す。破壊を考えるため、第2報⁽¹¹⁾で求めたき裂最深部の応力拡大係数を基にしたR曲線も同時に示す。この図から、アルミナ溶射皮膜単体の場合とチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊強度が求められる。求めた結果を表1に示す。簡易的な検討ではあるが、この表からチタン基材が存在することで10%程度破壊強度が上がる可能性を示せた。詳細な検討は今後の課題であるが、推定結果と測定結果は良い相関にあり、本報提案の手法が妥当であることが示せたと考えられる。

さらに破壊起点領域が本報の推定に対して妥当であるか検討するために、破壊後の試験片断面の走査型電子顕微鏡(SEM)観察を行った。図6における点A(累積破壊確率37.5%)の試験片を用いた。図15に破壊起点の観察結果を示し、破壊起点の安定き裂伝ば領域と考えられる部分を白点線で囲っている。第3報と同様に破壊起点の安定き裂伝ば領域の面積から破壊強度を推定する。第3報に示した微小き裂領域の破壊じん性値を求める以下に示す手法⁽⁹⁾から破壊じん性値を求める。

Table 1 Fracture strength comparison at Fig. 14
(unit:MPa)

Alumina's spray coating single layer	Alumina's spray coating with titanium
44	49

Fig. 15 Fracture origin electron micrograph of point A in Fig. 6

微小き裂領域まで含めた破壊じん性値の平均値 K_{IC}' の算出には、以下の予測式

$$K_{IC}' = K_{ICL} (1 + 3.5 d/a_c)^{1/2} \quad (10)$$

を用いる。ここで K_{ICL} は長いき裂の破壊じん性値、 d は平均結晶粒径(本報では $18 \mu m$)、 a_c は等価き裂長さで、

$$a_c = (1/\pi)(K_I/\sigma_1)^2 \quad (11)$$

と表される。ここで K_I はき裂に生じる応力拡大係数、 σ_1 は実断面積あたりの応力である。第2報⁽¹¹⁾より、アルミナ溶射皮膜の不安定破壊時の応力拡大係数 K_{IC}^∞ は $1.34 MPa\sqrt{m}$ 、き裂伝ば開始時の応力拡大係数 K_{IC} は $1.02 MPa\sqrt{m}$ 、大きき裂の安定き裂伝ば長さ Δa_0 は $0.033mm$ を用いる。

破面観察を基に上記手法で算出できる破壊じん性値と式(3)(図15より、破壊起点は表面に接しているため式(3)を用いる)から求められる破壊強度は $58MPa$ となった。

破壊起点はアルミナ溶射皮膜表面からおおよそ $400 \mu m$ の深さまでに位置しており、図17よりアルミナ溶射皮膜表面から深さ $400 \mu m$ の平均残留応力は約 $20MPa$ である。本報提案の手法で求めた累積破壊確率37.5%での破壊強度推定値に上記残留応力 $20MPa$ を足し合わせると、 $62MPa$ となる。本報提案の手法で求めた破壊強度推定値と破面観察から求められる破壊強度は同程度の値を示した。本報提案の手法が破面観察からも妥当であることが示せた。

図12から求められる危険厚み t_{a^0, b^0} 中、最小応力の最大応力に対する割合 R_{a^0, b^0} (図16参照)で表したものを表2に示す。 $R_{99\%, 90\%}$ 、 $R_{99\%, 99\%}$ ともに、アルミナ溶射皮膜単

Fig.16 Relation between t_{a^0, b^0} and R_{a^0, b^0} .

Table 2 R_{a^0, b^0} values (unit: %)

	Alumina's spray coating single layer	Alumina's spray coating with titanium
$R_{99\%, 90\%}$	96	93
$R_{99\%, 99\%}$	93	90

体に比べチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜は約3%危険厚みが厚い。また、全ての結果が経験的に曲げの場合に最大応力の90%以上となる部分が危険体積と仮定する⁽⁸⁾ことと近い結果となった。本報のアルミナ溶射皮膜のように多くのき裂を含み、き裂どうしが近接する場合においても、破壊確率を求める際に厳密に危険体積を求める必要はなく、経験的な危険体積の仮定を用いれば良いことを本報提案の手法で示した。

5. 結 言

チタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜試験片を用いて破壊強度を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) 破壊確率を求めるための危険体積の定量化手法を提案した。
- (2) 製品の99%を対象としたアルミナ溶射皮膜単体とチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の曲げ負荷の場合の危険厚みは最大応力の90%以上となる部分の厚みを考えておけば十分であることを示した。
- (3) 提案手法によりチタン基材に溶射したアルミナ溶射皮膜の破壊確率を推定し、推定結果が妥当であることを示した。

本報提案の手法は様々な応力分布に対応でき、アルミナ溶射皮膜で問題となる熱応力による破壊にも適用できると期待される。次報にて報告予定である。

本研究における溶射皮膜のき裂観察には、九州大学中央分析センターの走査型電子顕微鏡 (SEM 島津 SS-550) を利用した。終わりに、本実験の残留応力測定にご協力いただいた青野雄太准助教、ならびに、本実験の試験片作成等ご尽力頂いた日本発条株式会社の金田教良氏、花待年彦氏、石坂遼二氏に謝意を表する。

付 録

溶射皮膜における残留応力分布の算出方法を説明する。本研究の第1報⁽¹⁰⁾で示した残留応力発生機構を図17に示す。溶射皮膜の付着過程において、高温の溶射皮膜に対し低温の基材に付着することで、溶射皮膜の温度は下がる。溶射皮膜の温度低下による熱収縮を基材が拘束することで、応力 σ_I が発生する。溶射皮膜の冷却過程において、溶射皮膜と基材の熱収縮量の違いによって応力 σ_{II} が発生する。よって、残留応力 σ_r は σ_I と σ_{II} の和で算出できる。

上記応力発生は溶射皮膜の熱変形に対する基材の拘束により生じるものである。そのため、基材と溶射皮

膜の界面のせん断応力が基となっている。界面のせん断応力を基に発生する残留応力分布の検討図を図18

Fig. 17 Generating mechanism of residual stress

Fig. 18 Generating mechanism of residual stress distribution for alumina's spray coating

Fig. 19 Residual stress distribution calculation result from Eq.(14) and Fig. 4

に示す。界面のせん断応力 τ により、溶射皮膜内部に応力 σ_A が発生する。圧縮応力には負の符号を付ける。モーメントの釣り合いにより、曲げモーメント M_A が発生する。変形が上に凸になる時を正とする。 σ_A が溶射皮膜内で一定と仮定し、溶射皮膜断面積を A 、溶射皮膜厚みを h_a とすると、 M_A は以下の式で表せる。

$$M_A = (-\sigma_A \cdot A) \cdot (h_a / 2) \quad (12)$$

応力分布 σ_t は以下の式で表せる。

$$\sigma_t = M_A (t - t_{nc}) / I_S \quad (13)$$

式(12)と式(13)により、残留応力分布 σ_r は次式で記述できる。

$$\sigma_r = \sigma_A + \sigma_t = M_A \{ -2 / (A h_a) + t / I_S \} \quad (14)$$

M_A が求まれば、式(14)から残留応力分布が算出できる。 M_A を求めるために、本研究の第1報⁽¹⁰⁾と同様にX線応力測定を行い、試験片表面の残留応力を求める。第1報と同じ溶射条件・溶射材料を用いるため、第1報同様、回折角度は 110° 、回折格子面は $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3(440)$ を用い、X線微小部応力測定装置(型式: PSPC-RSF, メーカー: 理学)で応力測定を行なった。X線の弾性定数は、第3章に示した機械的弾性定数を用いた。試験片3枚の溶射皮膜表面応力測定平均値を溶射皮膜表面の残留応力として求めた。溶射皮膜表面の残留応力 σ_r は 42.8MPa となった。溶射皮膜表面の残留応力と式(14)及び図4から、 M_A は $0.42\text{N} \cdot \text{m}$ と求まった。残留応力分布を図19に示す。

文 献

- (1) Hoshide, T., Mochizuki, M. and Inoue, T., Fracture Behavior of Ceramic Coating Produced by Detonation Method under Biaxial Stresses, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.39, No.439 (1990), pp.51-56.
- (2) Itoh, Y., Andoh, H. and Shindoh, T., Effect of Residual Stress on Strength of as Sprayed Coatings, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.49, No.3(2000), pp.310-315.
- (3) Kaneko, K., Ohmori, A. and Hiraishi, T., Study on Fracture Strength of WC-12Co Thermal Sprayed Coating under Mixed Loading Mode I & III in Crack Surface Displacement, *Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.70, No.695 (2004), pp.26-33.
- (4) Jono, M., Sugeta, A. and Takenaka, H., Fracture Strength of Aluminum Oxide Ceramic Thin Coating Films, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.38, No.429 (1989), pp.70-76.
- (5) Sonoya, K., Li, C. and Wang, W., Fracture Toughness of Plasma Sprayed YSZ coatings, *Transaction of the Japan Welding Society*, Vol.24, No.1 (2006), pp.65-69.
- (6) Tokaji, K., Takahashi, Y., Fatigue Behaviour of Cast Irons with Spheroidal Carbides Dispersed within Fully Martensitic and Martensitic/Bainitic Matrix Microstructures, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.54, No.12 (2005), pp.1244-1248.
- (7) Yamabe, J., Kobayashi, M., Effects of Surface Roughness and Residual Stress on Fatigue Strength of Shot Blasted Ductile Cast Irons with Casting Surfaces, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.55, No.3 (2006), pp.301-308.
- (8) Murakami, Y., *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusion*, (1993), pp.241-244 and p.17, Yokendo Ltd.
- (9) Aramaki, T., Hamada, S., Noguchi, H., Miyaji, S., Tachikawa, T., Tatsumi, A. and Kayamoto, T., Strength Evaluation of Alumina's Spray Coating (3rd Report, Proposal for the Safety Design of Fracture Strength with Consideration of Cracks Interference), *Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers*, submitted.
- (10) Aramaki, T., Aono, Y., Noguchi, H., Miyaji, S., Tachikawa, T., Chen, X. and Kayamoto, T., Strength Evaluation of Alumina's Spray Coating (1st Report, Proposal for the Control Method of Residual Stresses), *Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol.74, No.741(2008), pp.5-14.
- (11) Aramaki, T., Hamada, S., Noguchi, H., Miyaji, S., Tachikawa, T., Tatsumi, A. and Kayamoto, T., Strength Evaluation of Alumina's Spray Coating (2nd Report, Proposal for Judgments of Crack Interference and Correction Methods of Crack Shape), *Transactions of The Japan Society of Mechanical Engineers*, submitted.
- (12) Material database editorial committee, *Material Database*, (1989), pp.1588-1589, Nikkan Kogyo Shinbun Ltd.
- (13) Brown, W.F., Jr. and Srawley, J.E., Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, *ASTM STP* 410 (1966), p.12.
- (14) K.Fujino, H.Sekine and H.Abe, Analysis of Edge Crack in a Semi-Infinite Composite with a Long Reinforced Phase, *Int. J. Fracture*, Vol. 25 (1984), pp.81-94.
- (15) Ichikawa, M., *Structural Reliability Engineering - Reliability Technique for Strength Design and Longevity Forecast* (in Japanese), (1988), pp.22-23 Kaibundo Publication Ltd.
- (16) Noguchi, H., Mori, K., Fukushima, K. and Tamai, F., Model for Fracture of Ceramics and Evaluation Method for Fracture Strength Based on Its Model, *Journal of The Society of Materials Science Japan*, Vol.62, No.597(1996), pp.42-47.
- (17) Nishida, T. and Yasuda, E., *Dynamic Characteristic Evaluation of Ceramics* (in Japanese), (1986), pp.80-84, Nikkan Kogyo Shinbun Ltd.