自溶合金溶射部材の疲労強度に及ぼす基材表面粗さの影響*

曙 紘之^{*1}, 牧田 秀彦^{*2}, 小茂鳥 潤^{*3}
清水 真佐男^{*3}, 福本 昌宏^{*4}

The Effect of the Surface Roughness of Substrate on Fatigue Strength of Thermally Sprayed Steel with Ni-based Self-Fluxing Alloy

Hiroyuki AKEBONO^{*5}, Hidehiko MAKIDA, Jun KOMOTORI,
Masao SHIMIZU and Masahiro FUKUMOTO^{*5} Graduate School of Science and Technology, Keio University,
3-14-1 Hiyoshi, Kohoku-ku, Yokohama-shi, Kanagawa, 223-8522 Japan

To investigate the effects of the surface roughness of substrate on fatigue properties of a thermally sprayed specimen, three types of substrates with different surface roughness were prepared. After thermal spraying, two types of post heat treatments (fusing) were performed by an induction heating system and a vacuum furnace. Then rotational bending fatigue tests were carried out. Two types of fatigue fracture mechanisms were observed; in the former was an interface delamination mode and in the latter was a coating fracture mode. In the case of the interface delamination mode, substrate roughness strongly affected the fatigue strength of the sprayed specimen; the rougher the substrate surface, the higher the fatigue strength. This is because rougher substrate leads to higher adhesive strength between the coatings and the substrate. In the case of the specimen failure in the coating fracture mode, the surface roughness of the substrate had no remarkable effect on the fatigue strength of the sprayed specimen.

Key Words: Fatigue, Fracture Mechanism, Ni-Based Self-Fluxing Alloy, Fusing Time, Surface Roughness

1. 緒 言

比較的安価な材料に対して高性能な合金を溶射することにより, その耐食性や耐熱性, 対摩耗性の向上^{(1)~(4)}を図る溶射法は, 簡便かつローコストな表面処理法の一つとして近年注目されている。しかしながら, 溶射が施された部材の疲労特性に関する研究^{(5)~(8)}はあまり行われていないのが現状である。そこで著者らは, 溶射部材の疲労に対する信頼性と安全性の確保のため, 特に高疲労強度が期待できる自溶合金溶射部材について一連の研究^{(9)~(14)}を行っている。

自溶合金の溶射法は, 大きく三つの工程に分けられる。まず, 基材の粗面化を目的としたブラスト処理, 次に溶射材料を被覆する溶射処理, そして最後に被覆された皮膜を溶融・半溶融状態に再加熱し, より良好な性状の溶射皮膜を形成する再溶融処理(以下フュージング)である。自溶合金溶射過程特有の処理である

フュージングは, 皮膜組織を均質化し, 皮膜中の空孔を除去することが可能であり, さらに皮膜-基材間に拡散層を形成して, 界面の冶金的な結合力を増大させるといった利点がある。しかしながら, このフュージングは通常トーチによる手作業で行われるため, 処理時間や温度に関して作業者の経験や勘に頼るところが多い。その結果, 皮膜の疲労寿命や強度に大きなばらつきが発生することとなり, 十分な疲労信頼性の確保が難しいという問題点が残されている⁽⁹⁾。

著者らはこれまでに, フュージング時の溶射皮膜温度のばらつきの抑制を目的として, 温度制御が可能な雰囲気炉, 真空炉および高周波誘導加熱装置を用いたフュージングを提案し, その方法で処理した Co 基自溶合金溶射部材の疲労特性について研究を行った^{(10)~(13)}。その結果, フュージング時の処理温度を制御することにより, 疲労寿命のばらつきの抑制が可能となること, また, 基材と比較して疲労強度を飛躍的に向上し得ることを明らかにした。また前報⁽¹⁴⁾では, Ni 基自溶合金溶射部材の疲労特性に及ぼすフュージング時間の影響について研究を行い, その結果, 長時間のフュージングは逆に皮膜組織の不均質化をもたらす疲労強度低下の要因となること, そのため自溶合金溶射部材の疲労強度向上のためには短時間フュージ

* 原稿受付 2004 年 3 月 30 日。

^{*1} 正員, 慶應義塾大学大学院理工学研究科(〒223-8522 横浜市港北区日吉 3-14-1)。^{*2} 慶應義塾大学大学院理工学研究科。^{*3} 正員, 慶應義塾大学理工学部。^{*4} 正員, 豊橋技術科学大学工学部(〒441-8580 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1)。

E-mail: te 04861@educ.cc.keio.ac.jp

グが望ましいが、その際、フュージング時間が短すぎると、基材-皮膜間の密着力が不十分なため、疲労負荷過程において皮膜はく離を生じて、疲労強度はほとんど向上しないことを明らかにした。

以上の研究は溶射処理後のフュージングに関するものであるが、自溶合金溶射部材の疲労特性に影響を及ぼすと考えられる今ひとつの重要な要因にプラスト処理条件がある。プラスト処理によって形成される基材の表面凹凸は、皮膜-基材界面の密着力に影響を及ぼすことが知られているが、それらに関する研究のほとんどがせん断形はく離等を利用した静的負荷下での界面密着強度試験⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾にとどまっており、繰返し応力下での疲労特性に及ぼす基材表面凹凸の影響についての研究例はない。また、疲労負荷過程において皮膜-基材界面ではく離が生じた溶射部材の疲労強度は、基材の疲労強度に支配されることがわかっており⁽¹⁴⁾、プラスト処理により形成された基材表面の凹凸は溶射材の疲労強度に大きく影響を及ぼすものと考えられる。このような観点から、本研究ではプラスト処理条件を変化させた異なる表面粗さを有する基材に対し、同一条件で溶射処理およびフュージングを施し、これらに対し疲労試験を行うことにより、自溶合金溶射部材の疲労特性に及ぼす基材表面粗さの影響について検討・考察を加えた。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材の準備 基材として機械構造用鋼 S 35 C を用いた。まず同材を図 1 に示す砂時計形試験片に機械加工した後、R 部表面をエメリー紙 (# 400~# 2000)、およびアルミナ粉末 (0.3 μm) により鏡面状に研磨した。その後、粒径の異なる 2 種類のスチールショットにより表 1 に示す条件でプラスト処理

を施した。さらに、プラスト処理を施さない鏡面状態の試験片を別に用意して、計 3 種類の異なる表面粗さを有する試験片を準備した。これらに対し、表 2 に示す化学成分を有する Ni 基自溶合金をガスフレーム法により溶射した。溶射処理条件を表 3 に示す。

溶射処理後、すべての試験片に対し、保持時間の異なる 2 種類のフュージングを施し、皮膜-基材界面に形成される拡散層厚さを変化させた状態で以下に述べる実験を行った。なお、保持時間を 200 秒とした短時間フュージングには高周波誘導加熱装置 (加熱速度 5°C/s) を、また保持時間 0.5 時間の長時間フュージングには真空炉 (500°C/h) を用い、その際保持温度は、Ni 基自溶合金の融点が 1 040°C であることを考慮して 1 010°C とした。なお、この到達温度の決定にあたっては、予備実験として、真空炉中で 990, 1 000, 1 010, 1 020°C で各 4 時間フュージングを施した試験片の皮膜組織の様相を観察し、それらの中で皮膜が溶融して消失せず、かつ溶射皮膜内の空孔の量が最小となる温度として 1 010°C を選定した。以下、基材表面の粗い順に A series, B series, C series と称し、それぞれにおいてさらに、溶射処理ならびにフュージングを施した試験片を A+spray series, B+spray series, C+spray series と称することにする。また、高周波誘導加熱装置を用いた短時間フュージングの場合を (I)、真空炉による長時間フュージングの場合を (V) と末尾に記して、フュージングの長短を区別することとする。また比較材として、シリーズごとに、溶射処理を施さない基材のみの試験片も別に準備した。なお、この基材のみの試験片には、フュージングの場合と熱履歴をそろえる目的で 1 010°C、4 時間の焼なましを施しており、これによりプラスト処理による基材表面の加工硬化および残留応力の影響はほぼ取り除かれると考

Table 1 Blast process condition

Material	Distance	Shot Time	Shot Pressure	Particle Size
Steel grit	100mm	60sec	0.6MPa	A: 0.7~1.0mm B: 0.3~0.5mm

Fig. 1 Specimen geometry

Table 2 Composition of Ni-based self-fluxing alloy powder

Ni	Cr	B	Si	Fe	C
Bal.	14.7	2.96	4.40	2.67	0.60

(wt.%)

Table 3 Gas frame spraying condition

Operating gas	oxygen	: 172kPa , 35l/min.
	acetylene	: 103kPa , 35l/min.
Pre-heating time		10s
Spray time		30s
Spray distance		200mm
Rotating speed of specimen		300rpm

えている。

2・2 実験方法 疲労試験は、小野式回転曲げ疲れ試験機(3 000 rpm)を用いて、室温大気中で行った。試験片としては、フュージングを施した供試材を、図2に示すように皮膜厚さ1 mmに機械加工後、前述の基材と同一条件の研磨法により鏡面状に仕上げたものを用いた。疲労試験後、破断したすべての試験片に対して走査形電子顕微鏡(SEM)による破面観察を行い、疲労破壊起点部を特定するとともに破壊メカニズムを調べた。

溶射皮膜中の空孔率は、走査形レーザ顕微鏡による皮膜部分の観察画像(倍率100倍)を画像処理により二値化した画面上の空孔部分の面積率として算出した。また、拡散層厚さの測定には、エネルギー分散型X線分光法(EDX)を用い、検出元素としてFe(基材からの拡散元素)およびNi(皮膜からの拡散元素)を選び、皮膜-基材間を半径方向に直線上で分析した両元素のX線強度分布の立上がり部の幅を測定して拡散層厚さとした。

3. 実験結果および考察

3・1 基材表面粗さ 本研究では、ブラスト処理により基材表面に形成される表面粗さの指標に平均粗さ R_a 、および最大粗さ R_y を用いた。触針式表面粗さ計により、各シリーズの基材表面粗さを測定した結果を図3に示す。なお、平均粗さ R_a 、最大粗さ R_y ともに各シリーズに対して30点測定した場合の平均値

Fig. 2 Schematic illustration of sprayed coating

Fig. 3 Result of surface roughness

を示している。

図3より、 R_a および R_y ともに、A series>B series>C seriesの順に大きな値を示しており、本研究の目的である異なる表面粗さを有する基材が準備されていることが確認された。

3・2 皮膜の機械的特性、空孔率、拡散層厚さ 皮膜の弾性率は、部材内の応力分布状態にも影響を及ぼすパラメータであり、また皮膜の硬さ、および皮膜中の溶射欠陥の寸法や量は溶射部材の疲労強度を直接支配する要因と考えられる⁽⁹⁾⁽¹¹⁾。さらに、フュージングにより皮膜-基材界面に形成される拡散層厚さは、界面密着力に大きく影響することから、前報⁽¹³⁾で示したとおり、自溶合金溶射部材の疲労特性を支配する重要なパラメータである。そこでまず、溶射皮膜の弾性率、硬さ、空孔率および拡散層厚さを測定した。

弾性率の測定は、最小径部に皮膜部分のみを残して図4に示す形状に機械加工した中空試験片を用いて前報⁽¹⁴⁾と同様な方法で行った。なお、引張試験片の作製にあたり、基材にブラスト処理を施したものは中空試験片への加工が困難であったため、引張試験は基材表面を鏡面状に研磨したC+spray seriesについてのみ行った。また硬さ、空孔率、拡散層厚さの測定結果はそれぞれ30点平均を表しており、各シリーズごとで大きな相違は確認されなかったため、代表例としてC+spray seriesの測定結果を示している。表4に測定結果を示す。

表4から、皮膜硬さ、空孔率、縦弾性係数に関しては、フュージング時間の長短によらずほぼ同程度の値を有していることがわかる。また、拡散層厚さについては、前報⁽¹³⁾と同様、フュージング時間の長い場合

Table 4 Effect of fusing on sprayed coating

	C+spray(I)	C+spray(V)
Young's modulus	267GPa	256GPa
porosity	0.1%	0.6%
Vickers Hardness(1.96N)	747	704
Diffusion layer thickness	8 μm	22 μm

Fig. 4 Tensile test specimen

に、より厚い拡散層が形成されることが確認された。

3・3 自溶合金溶射部材の疲労強度に及ぼす基材表面粗さの影響(短時間フュージング) まず短時間フュージングを施した溶射材についての疲労試験結果を図5に示す。図の縦軸は、皮膜と基材の弾性率の相違を考慮に入れずに、試験片全体を均質材とみなして皮膜部を含んだ試験片直径から計算した表面の公称曲げ応力を表している。

図5において、まず、基材のみの疲労試験結果(白抜きプロット)に注目すると、表面粗さの粗いほど疲労強度が低下していることがわかる。次に、溶射材の疲労試験結果(ソリッドマーク)から、すべてのシリーズにおいて、基材に比べて大幅に疲労強度が向上していることが確認できる。

次に、破断した各試験片に対して破壊起点部に注目して破面観察を行った。代表例として図6にA+spray(I) seriesとC+spray(I) seriesの観察結果を示す。

溶射部材の疲労破面形状に関するこれまでの研究^{(11)~(14)}を参考にとすると、溶射皮膜により被覆された基材が図6のような疲労破面を示すのは、疲労負荷過程において皮膜-基材間ではく離が生じ、それに伴い露出した基材表面を起点とした疲労き裂が発生、進展

し、最終破断に至るという疲労破壊プロセスが存在していたことを示している。後に示す界面近傍の詳細な観察結果(図8)においても、皮膜-基材間のはく離が確認されている。このような破壊形態を本論文では界面のはく離形と称することにする。

破面観察より、破壊起点部が基材表面であると考えられるので、次に実際の疲労破壊起点である皮膜-基材界面位置での曲げ応力値を求めて、それと疲労寿命との関係として先の疲労試験結果をプロットし直すと図7のようになる。破壊起点部の曲げ応力値の計算にあたっては、皮膜と基材の縦弾性係数の相異を考慮に入れたFEM解析によりその値を算出した。なお、先に示した基材のみの疲労強度を示す図5の白抜きプロットの結果はここでは実線および破線で示されている。

図7より、破壊起点位置での応力値で表した溶射材の疲労強度は、基材の疲労強度に近いレベルにあることがわかる。このことは、溶射材の疲労強度に溶射皮膜の特性が反映されずに、基材の疲労強度によって溶射材の疲労強度が支配されることを意味している。ここでさらに細かく基材のみの試験片と溶射材試験片の場合について、それぞれ基材表面粗さの変化に伴う疲労強度の変化に注目すると、まず、基材のみの試験片

Fig. 5 Result of fatigue tests

Fig. 7 Result of fatigue tests

A+spray(I) series C+spray(I) series
Fig. 6 Result of Microscopic observations

A+spray(I) series C+spray(I) series
Fig. 8 SEM observations of the interface

の場合には、前述のように、基材表面が粗いほど疲労強度は低くなる(図5)のに対して、溶射材の場合には逆に、基材表面が粗いほどむしろ高い疲労強度となっていることがわかる。そこで次に、この原因について調べるため、各シリーズの皮膜-基材界面近傍をSEMにより詳細に観察した。代表例として基材表面の最も粗いA+spray(I)seriesと、基材表面が鏡面状態のC+spray(I)seriesに関する観察結果を図8に示す。

図8より、C+spray(I)seriesでは、界面全周にわたって離が生じているのに対して、A+spray(I)seriesでは離は局部的に生じていることが観察された。また、図6のA+spray(I)seriesにおける界面近傍の破面についてさらに詳細に観察すると、局部的に脆性破壊に見られるようなリバーパターンが確認された(図9)。室温大気中にもかかわらず、局部的な脆性破壊が起こることは、このような界面近傍では基材部が強い変形拘束を受け、塑性変形が生じにくい状態で破壊が起こったことを示唆するものである。またこのことは、A+spray(I)seriesにおいては、皮膜と基材が局部的に強固な密着状態にあったことを示すものである。このような脆性破壊部が観察される箇所は、A+spray(I)seriesにおいて最も多く、次いでB+spray(I)seriesでは少量ながらもその存在が確認されたものの、C+spray(I)seriesにおいては、全く認められなかった。

つまり、基材表面の粗い溶射材ほど、皮膜-基材界面が強固に密着し、塑性変形が起こりにくい箇所が多く存在してすべり誘起形の疲労き裂が発生しにくい状態であったことが、基材表面の粗い溶射材ほど高い疲労強度を示した理由であると考えられる。

次に、同一の溶射処理およびフュージングが施されたにもかかわらず、基材-皮膜の密着状態に上述のように差異が生じる要因について検討する。

一般に、基材-皮膜界面の密着強度を決定する因子としては、(i)機械的かみつき力(アンカー力)、(ii)

基材-皮膜界面に形成される拡散層による冶金結合力、(iii)皮膜と基材の物理吸着力であると考えられる⁽¹⁷⁾。

まず、第一の機械的かみつきによる密着力に関しては、表面粗さが粗いほど増大することが知られており⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、図3の結果からわかるように、本研究で用いた試験片については、 $A > B > C$ seriesの順で界面密着力が強いことが容易に想像される。第二の要因としての冶金結合力に関しては、本研究の場合、すべて同一条件でフュージングを施しているため、各シリーズ間での差異はないと考えられる。さらに物理吸着力に関しては、ブラスト処理時の凹凸の形成による表面積の増加に伴い密着力が増大することが知られている⁽¹⁵⁾。そこで、この観点から界面密着力の変化を検討するために、本研究で用いた各試験片のブラスト処理に伴う表面積増加率を求めることとした。表面積増加率の評価法としては、まずA seriesおよびB seriesのR部横断面上の表面凹凸部分をレーザ顕微鏡により一定距離(650 μm)観察し、得られた画像から画像解析により表面長さ L を求め、次にC series(鏡面状態)に関して求めた同様な表面長さを L_m とし、次式により表面積の増加率 P を求めた。

$$P = \left(\frac{L}{L_m} \right)^2 \times 100 \dots\dots\dots (1)$$

各シリーズについて100点測定した結果を図10に示す。

これより、ブラスト処理による表面積増加率はA series > B seriesの順で大きいことがわかる。つまり、物理吸着力の観点からも皮膜-基材の界面密着性は $A > B > C$ seriesの順で強いと考えられる。

以上のことから、基材そのものの疲労強度は基材表面が粗いほど低いのに対し、逆に溶射材では、基材表面が粗いほど破壊起点部の疲労強度が高くなる理由には、皮膜-基材界面での密着力が強く、疲労負荷過程に

Fig. 9 SEM observations of interface

Fig. 10 Increase ratio of surface area

においても局所的に皮膜-基材界面が強固に密着している箇所がより多く形成されているためであるといえる。

3・4 自溶合金溶射部材の疲労強度に及ぼす基材表面粗さの影響(長時間フュージング) 3・3節では、比較的短時間でフュージングを施したため、基材-皮膜界面に形成される拡散層が薄く、界面密着力が十分でないため、界面はく離形の疲労破壊が起こり、その結果期待するほどの疲労強度向上は見られなかった。これまでの研究⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾によれば、長時間のフュージングを施し、より厚い拡散層を形成すると、疲労負荷過程ではく離が起こり難くなることが明らかとなっている。そこで3・4節では、長時間のフュージングを施し、より厚い拡散層を形成した場合について、溶射材の疲労特性に及ぼす基材表面粗さの影響をさらに調べた。

まず真空炉中で長時間フュージングを施した試験片についての疲労試験結果を図11に示す。図11の縦軸は、皮膜と基材を同一材とみなして、皮膜部を含んだ試験片直径から計算した表面公称曲げ応力を表している。

図11より、B+spray(V)seriesおよびC+spray(V)seriesでは、基材に比べて280%もの著しく大き

Fig. 11 Result of fatigue tests

(a) Fracture appearance (b) Crack initiation site

Fig. 12 Fracture surface of C+spray(V) series

な疲労強度の向上が確認できるのに対し、A+spray(V)seriesでは、3・3節で示したA+spray(I)seriesと同程度の疲労強度の改善にとどまっていることがわかる。この要因を検討すべく各シリーズの破壊起点部に注目して破面観察を行った結果、B+spray(V)series、C+spray(V)seriesと、A+spray(V)seriesとの間には、次のような明確な破壊形態の相違が確認された。まず、疲労強度向上幅の著しいB+spray(V)seriesおよびC+spray(V)seriesでは、ともに図12にその代表例を示すような皮膜表面の溶射欠陥を破壊起点とする皮膜表面形の疲労破壊であることが確認された。

これに対しA+spray(V)seriesでは、3・3節に示したと同様な界面はく離形の疲労破壊を生じていることが明らかとなった。図11の疲労試験結果をそれぞれの破壊起点部に働く応力で整理し直した結果を図13に示す。

図13からも、B+spray(V)seriesおよびC+spray(V)seriesの疲労強度は、基材に比べて著しく向上していることが確認できる。また、このような皮膜表面形破壊が生じる場合には、溶射材の疲労特性に及ぼす

Fig. 13 Result of fatigue tests

A+spray(V) series

C+spray(V) series

Fig. 14 SEM observations of the interface

Fig. 15 Schematic illustration of the interface

基材表面粗さの影響はほとんど認められないことがわかる。一方、界面はく離形破壊を起こす A+spray (V) series では、3・3 節で述べた短時間フュージングの場合 (A+spray (I) series) と同程度の疲労強度にとどまっていることがわかる。

最後に、最も基材表面粗さの粗い A+spray (V) series でのみ、界面はく離形の疲労破壊が生じた原因を調べるため、各シリーズについて繰返し応力を負荷する以前の状態での横断面の界面近傍を SEM により詳細に観察した。A+spray (V) series および C+spray (V) series を例として観察結果を図 14 に示す。

図 14 より、疲労負荷過程ではく離を生じた A+spray (V) series における界面には、それに沿って数多くの空げきが確認されるのに対して、C+spray (V) series では空げきがほとんど存在しないことがわかる。また、フュージングを施していない As sprayed 状態で同様な観察を行ったところ、図 14 と同様な結果が得られたことから、かかる空げきは、溶射処理の段階で形成されていたことがわかる。このように基材表面が粗い場合に、溶射処理時に空げきが形成される理由は図 15 のように説明される。ここで、上図は基材表面の実際の横断面形状であり、また下図は、かかる表面に溶射粉末を積層した状態を模式的に表している。図 15 からわかるように、A series では非常に粗い表面形状のため、半溶融状態の溶射粉末が表面凹凸部分に入り込めない箇所が多く形成され、このようにして界面近傍に形成された空げきが、フュージングによっても除去されずに残存する。このように残存した空げきが疲労負荷過程で界面はく離を導き、さらにはく離によって露出した基材表面を起点として疲労き裂

が発生、進展したため、A+spray (V) series のみ界面はく離形の疲労破壊が生じたと考えられる。以上より、基材に対する適度の粗面化は界面密着性の観点から溶射材の疲労強度の改善に有効であるものの、過度に粗い基材表面を形成することは、溶射処理時に皮膜-基材界面に空げきを誘起して、溶射部材の疲労強度の改善を頭打ちにしてしまうといえる。

4. 結 論

自溶合金溶射部材の疲労強度に及ぼす基材表面粗さの影響を明らかにする目的で、異なる 3 種類の表面粗さを有する基材 (S 35 C) に対し、Ni 基自溶合金を溶射し、さらに異なる長短 2 種類のフュージングを施した試験片を準備し、これらについて回転曲げ疲労試験を行うとともに、破壊メカニズムを詳細に観察することにより、以下に示す結論を得た。

(1) 短時間フュージングを施した場合、基材表面粗さによらず、すべての溶射材は界面はく離形の疲労破壊を示した。この場合、基材表面粗さの粗い溶射材ほど、高い疲労強度を示した。これは、基材表面粗さが粗いほど、(i) 機械的かみつき力、(ii) 表面積増大に伴う物理吸着力が大きく、これにより界面において疲労負荷過程においても、皮膜-基材が強固に密着した箇所が多く残存するためである。

(2) 界面密着力が強く、皮膜表面形の破壊を示す溶射材の場合、疲労強度に及ぼす基材表面粗さの影響は現れない。

(3) 過度に粗い基材表面を形成した場合、溶射時に基材-皮膜界面近傍に多くの空げきが残存することになり、その結果界面はく離形の疲労破壊が起こり、疲労強度向上にはつながらない。

文 献

- (1) 福本昌宏・高村康雄・梅本実・岡根功、溶接学会論文集、No. 8-4 (1990)、450-456。
- (2) Planche, M. P., Normand, B., Liao, H., Rannou, G. and Coddet, C., *Surface Coat. Technol.*, **157-2** (2002), 247-256。
- (3) Wirojanupatump S., Shipway, P. H. and McCartney, D. G., *Wear*, **249-9** (2002), 829-837。
- (4) Ted Guo, M. L., Chiang, C.-H. and Tsao, C. A., *Mater. Sci. Eng. A*, **326-1** (2002), 1-10。
- (5) 田尻登志朗・渡部正氣・畠田宜明・山本誠司、溶射、**136-3** (1999)、137-144。
- (6) McGrann, R. T. R., Greving, D. J., Shadley, J. R., Rybicki, E. F., Kruecke, T. L. and Bodger, B. E., *Surface Coat. Technol.*, **108-109** (1998), 59-64。
- (7) Hoffman, M. E. and Hoffman, P. C., *Int. J. Fatigue*, **23** (2002), 1-10。
- (8) 黄貞雄・小川武史、材料、**45-8** (1996)、927-932。
- (9) 小茂島潤・屈寧双・清水真佐男・白井勝之、機論、**62-604**,

- A (1996), 2687-2692.
- (10) 竹下友之・佐藤伸幸・小茂鳥潤・清水真佐男・白井勝之, 溶射, **34**-2 (1997), 84-90.
- (11) 呉定錫・小茂鳥潤・清水真佐男, 溶射, **37**-4 (2000), 166-174.
- (12) 呉定錫・李秉濬・小茂鳥潤・清水真佐男・白井勝之, 機論, **67**-656, A (2001), 749-756.
- (13) 呉定錫・小茂鳥潤・清水真佐男, 溶射, **38**-2 (2001), 65-72.
- (14) 曙紘之・伊藤量平・福本昌宏・小茂鳥潤・清水真佐男, 機論, **70**-694, A (2004), 843-849.
- (15) 福本昌宏・村上裕昭・岡根功, 溶射, **31**-1 (1994), 130-136.
- (16) 丸山徹・小林武, 溶射, **39**-4 (2002), 144-149.
- (17) 蓮井淳, 溶射工学, (1996), 153, 産報出版.
-