PTA 肉盛法により形成した NiTi 金属間化合物層の摩耗特性

尾 和 智 信¹ 篠 田 剛² 加 藤 喜 久³

¹長野県工科短期大学校

²名古屋大学工学研究科材料プロセス工学専攻

³大同特殊鋼株式会社新分野開発センター

J. Japan Inst. Metals, Vol. 65, No. 6 (2001), pp. 509-516

© 2001 The Japan Institute of Metals

Wear Characteristics of NiTi Intermetallic Compound Coating by PTA Surfacing Process

Tomonobu Owa¹, Takeshi Shinoda² and Yoshihisa Katoh³

¹Nagano Prefectural Institute of Technology, Ueda 386-1211

²Department of Materials Processing Engineering, Nagoya University, Nagoya 464-8603

³Daido Steel Co., Ltd., Nagoya 455-0022

In this work, a feasibility study has been conducted on the formation of NiTi intermetallic compound coating by plasma transferred arc (PTA) surfacing process. The filler materials used were alloyed powder of NiTi and physically mixed powder of nickel and titanium. Wear characteristics of the coatings were evaluated by a modified Okoshi-type wear tester.

It was found that it is possible to produce intermetallic compound coatings from the mixed powder as well as alloyed powder by PTA surfacing process. The wear resistance of the coatings formed from alloyed powder (the NiTi coating) is superior to the resistance of Stellite #6 coatings. The coatings formed from mixed powder (the Ni + Ti coating) have wear resistance similar to that of Stellite #6 coatings. X-ray diffraction result indicates that the NiTi coatings mainly consist of NiTi phase, whereas the Ni + Ti coatings principally consist of NiTi and FeTi phases. Hardness values of both NiTi and Ni + Ti coatings reached to 800HV or more, and then minute cracks were observed in both coatings.

(Received December 11, 2000; Accepted May 1, 2001)

Keywords: plasma transferred arc welding, surfacing process, NiTi, intermetallic compound, coating, wear resistance

1. 緒 言

金属間化合物は、その高温強度、耐酸化性、軽量性などの特徴から次世代の材料として期待されている。そのうち、NiTi 金属間化合物は形状記憶合金として知られているが、耐摩耗性ならびに耐酸化性・耐食性などの環境性能に優れる。同時に、NiTi 合金は他の金属間化合物と同様に、成形加工が困難で構造材料としては難点がある。そこで、NiTi 合金を表面改質材として利用することが最も効率的であると思われるが、そのためには、従来の二次加工に代わる成形プロセスならびに接合プロセスが必要となる。

NiTi 合金の表面皮膜形成については、溶射と同時に基材にレーザ照射を行うレーザ複合溶射法¹⁾、Ti と Ni のワイヤを適切に組合せてレーザ溶射した報告²⁾がある。また、金属間化合物全体でも、プラズマ溶射法を用いた Ti₃Al および MoSi₂ 系³⁾、NiAl 系⁴⁾の形成が報告された程度である。このように、主として溶射法による皮膜形成が行われているが、それ以外の接合プロセスについての報告は、著者らが知る限りほとんどない。

プラズマ移行アーク粉体肉盛法(以下、PTA 肉盛法と称す

る)は、電極と基材との間にプラズマアークを発生させ、肉盛材を粉体にてプラズマアーク中に供給し肉盛溶接する方法である⁵⁾。このプロセスは、プラズマアークにより基材や粉体の熔融温度以上に加熱できることから、十分な密着強度が期待できる。また、混合粉体や複合粉体を肉盛材に用いることで、基材表面に合金層や複合層を形成することが可能であると考えられる。

本研究では、NiTi 合金層を基材金属表面に *in situ* に形成させることならびに NiTi 合金肉盛層による耐摩耗性の向上を目的として、合金粉体および混合粉体を肉盛材とし PTA 肉盛法を適用した。このプロセスによる NiTi 合金肉盛層の形成の可能性、接合性ならびにすべり摩耗特性について検討した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材料および肉盛層の作製

PTA 肉盛法の原理図を Fig. 1 に示す。タングステン電極と基材との間に電圧を付加し、プラズマガスと水冷ノズルで収束されたプラズマアークを発生させる。肉盛粉体をキャリアガスによってアーク中に供給すると、アークによる熱で溶

Fig. 1 Schematic illustration of PTA surfacing process.

融し基材表面に溶着する。

PTA 肉盛条件をまとめて Table 1 に示す。肉盛溶接の極性は棒マイナスで、運棒法は幅 6 mm のウィービングとした。予熱は、冷却速度の緩和による割れの防止、硬化の低減および残留応力の除去などを目的とするが⁶⁾、本研究では予熱を行わなかった。

本研究で使用した肉盛粉体は、NiTi 合金粉体ならびに純ニッケルと純チタンの混合粉体とした(以下、前者を NiTi 合金粉体、後者を混合粉体と称する)。NiTi 合金粉体は、アルゴンガスを用いたガスアトマイズ法により作製した。合金粉体の化学組成を Table 2 に示す。粉体の平均粒径は 104 μm 、粒径分布範囲は 53~177 μm であった。一方、使用した混合粉体は、市販の純ニッケル粉体と純チタン粉体を等原子比組成となるよう調整し、攪拌容器に入れて手動で 1 分程度混合攪拌した。Ni-Ti 系状態図⁷⁾によると、50 at% Ni と 50 at% Ti 粉体を高温から急冷するとほとんど NiTi 相になるものと推定される。純ニッケルおよび純チタン粉体の化学組成を Table 3 に示す。粉体の粒径分布範囲はニッケル、チタンいずれも 44~246 μm であった。基材には、市販の SS400 鋼を $t10\text{ mm} \times 120\text{ mm} \times 60\text{ mm}$ の寸法に切断し、表面を切削加工して使用した。切削面の表面粗さは 0.1 μmRa (算術平均粗さ)であった。基材表面はアセトンで十分に脱脂し PTA 肉盛に供した。

2.2 組織観察および組成分析

PTA 肉盛層の組織は、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。肉盛層のマトリックスおよび晶出物の組成分析は、エネルギー分散型 X 線マイクロアナライザ(EDX)にて行った。また、電子線マイクロプローブアナライザ(EPMA)による元素分析、X 線回折(Cu-K α)、不活性ガス融解法によるガス分析およびビッカース硬さを調べ肉盛層の特性を評価した。

2.3 摩耗試験

摩耗特性は、計装化した大越式摩耗試験機を試作し評価した。これは、直径 30 mm、厚さ 3 mm の SUJ2 製回転円板

Table 1 Conditions of plasma transferred arc welding.

Plasma arc current	110 A
Travel speed	1.0~2.0 mm/s
Powder feeding rate	0.13 g/s
Plasma gas	Ar, $1.7 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$
Powder carrier gas	Ar, $0.5 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{s}$
Shielding gas	Ar, $1.0 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{s}$
Manipulation of electrode	Weaving

Table 2 Chemical composition of surfacing powder used (mass%).

	C	Co	N	Ni	O	Ti
NiTi (alloyed)	0.009	1.98	0.008	54.4	0.25	Bal.

Table 3 Chemical composition of surfacing powder used (mass%).

	C	Si	Mn	Fe	O	N	H	Ni	Ti
Nickel	0.049	0.01	0.21	<0.01	0.005	N.A.	N.A.	Bal.	0.04
Titanium	0.005	0.002	<0.001	0.010	0.10	0.002	0.016	N.A.	Bal.

N.A.: not analyzed

(HV800)を相手材とし、回転するこの円板に平板試験片を押付け摩耗させ、そのときの摩耗痕の大きさにより摩耗量を測定する方法である。一般に、摩耗は接触圧力によって大きく変化するので、計装化することで接触圧力一定の制御の向上を図った⁸⁾。摩耗試験片は 25 mm $\times$ 55 mm $\times$ 5 mm とし、摩耗面は基材と肉盛層との境界から 1 mm となるように肉盛層表面を研削加工した。試験条件は、摩擦距離および最終荷重をそれぞれ 200 m, 125 N で一定とし、摩擦速度を 0.5 m/s から 2.0 m/s まで変化させた。

通常の摩耗試験のほか、詳細な摩耗特性の評価を行う目的で、分解能 8 μm のレーザ式変位センサを使用し摩耗の進行形態をその場観察することにした⁸⁾。直径 2r、厚さ B の回転円板を平面試験片に押付けて摩耗し、表面より h の深さまで摩耗したときの摩耗痕の幅を b、摩耗量(体積)を w とすると、幾何学的な近似より次式で表される⁹⁾。

$$b \cong 2\sqrt{2hr} \quad (1)$$

$$w \cong \frac{Bb^3}{12r} \quad (2)$$

変位センサにより試験片の移動量を計測することで摩耗痕の深さ h が求まり、式(1)、(2)から摩耗量が計算できる。この摩耗量を摩耗時間に対して表示すれば、時間の経過に伴う摩耗量の変化を明らかにできる。

3. 実験結果および考察

3.1 PTA 肉盛法による肉盛層の形成

作製した肉盛層の外観写真を Fig. 2 に示す。混合粉体により作製した PTA 肉盛層を Fig. 2(b)に示す。この場合、肉盛層に隣接した基材表面にスス状物質(図中 A で示す)の付着が観察され、熔融した粉体がかなり活性化状態であった

Fig. 2 Appearance of coatings by PTA surfacing process. (a) Alloyed powder used: travel speed 1.5 mm/s. (b) Mixed powder used: travel speed 2.0 mm/s.

ことが推測される。また、肉盛層表面には肉眼でかろうじて識別できる大きさの微細な横割れ(図中 B で示す)が観察されたが、ピットその他の欠陥は認められなかった。肉盛層表面は写真中央付近から右側で青色、左側は紫色や金色を呈しており、組織的な不均一があるものと推測される。一方、NiTi 合金粉体により作製した PTA 肉盛層の外観写真を Fig. 2(a) に示す。肉盛層の表面は全体的に薄い緑青色を呈し、組織の不均一さは見られない。空気の巻き込み、割れやピットなどの欠陥は観察されず、良好な表面形態を示した。

本研究で使用した粉体ならびに肉盛金属のガス分析結果を Table 4 に示す。表中の NiTi (alloyed) ならびに NiTi (mixed) は、それぞれ NiTi 合金粉体により作製した肉盛金属ならびに混合粉体により作製した肉盛金属を意味する。合金粉体、混合粉体いずれを用いた場合も、肉盛金属中の酸素量および水素量は粉体中と比較しほぼ同じく減少した。この結果、PTA 肉盛法により作製した肉盛金属では、外部からのガス混入は極めて少ないと考えられる。

作製した肉盛層断面の光学顕微鏡写真を Fig. 3 に示す。肉盛層断面において肉盛材料が溶着した面積を A、肉盛層断面において基材が溶けた面積を B とすると、希釈率は $B / (A + B) \times 100 (\%)$ で表され、基材成分の希釈の程度を示す目安とされる。作製した肉盛層の希釈率は 9~20% の範囲内の低い値を示し、未接合部のない肉盛層が得られた。肉盛層上部から境界部にかけてビッカース硬さ分布を調べたところ、HV800 から HV850 の範囲で比較的均一に分布した。また、Fig. 3 に見られるように、肉盛層上部にブローホールが観察

Table 4 Gas contents of powder used and coatings (mass%).

	O	N	H
Mixed powder			
Nickel	0.005	N.A.	N.A.
Titanium	0.1	0.002	0.016
Alloyed powder	0.25	0.008	N.A.
Coating			
NiTi (mixed)	0.068	0.016	0.0027
NiTi (alloyed)	0.23	0.058	0.0008

N.A.: not analyzed

Fig. 3 Cross sectional view of coatings. (a) Alloyed powder used: travel speed 1.5 mm/s. (b) Mixed powder used: travel speed 2.0 mm/s.

された。混合粉体により作製した場合で最大約 0.5 mm 幅のブローホールがいくつか観察されたが、合金粉体を使用するとブローホール量は著しく減少した。

ブローホールの発生については、肉盛材料のニッケル、チタンともに $44 \sim 246 \mu\text{m}$ の微細な粉体であり、また、特にチタンは高温で酸素、窒素、水素などと激しく反応しチタンへの固溶限もかなり大きい¹⁰⁾。Table 4 のガス分析結果より外部からのガス混入も少ない。このため、粉体に吸着した不純ガスおよび基材表面の付着物などに起因する不純ガスの混入により生成したものと思われる。

ブローホール以外の欠陥として、肉盛層断面の切断位置によっては微細な横割れが観察された。Fig. 4 に割れの光学顕微鏡写真を示す。Fig. 4 は混合粉体により作製した肉盛金属であるが、合金粉体を用いた場合も同様の割れが観察された。割れの発生については、割れの形態が肉盛層における横割れであること、線膨張係数などの違いおよび肉盛層と基材との硬さが大きく異なることなどから次のように推察される。

Fig. 4 Microstructure of typical crack in coating: travel speed 2.0 mm/s.

NiTi 金属間化合物および炭素鋼の線膨張係数はそれぞれ 10.4 および 12.2 [$10^{-6}/\text{K}$] であり^{11,12)}、熱伝導度はそれぞれ 10 および 58.5 [$\text{W}/(\text{mK})$] である^{11,13)}。プラズマアークにより *in situ* 形成した NiTi 合金溶融金属は、基材との線膨張係数の違いにより、冷却され凝固が進行するに伴って熱ひずみが発生した。同時に NiTi 合金肉盛層は硬化し、かつ脆化したためこの熱ひずみを吸収しきれず発生した延性低下割れと推察される。また、熱伝導度も肉盛層と基材とで大きく異なり、熱収縮量の差がより一層拡大したと思われる。なお、予熱により冷却速度を遅くすることで、延性の向上、熱ひずみの低減などをもたらし、割れの防止に効果があると推定される¹⁴⁾。

3.2 肉盛層組織観察

肉盛層における光学顕微鏡組織を Fig. 5 に示す。合金粉体、混合粉体いずれを用いた場合も等軸状のデンドライト組織を示した。ただし、肉盛層と基材との界面近傍の組織は、界面に垂直に成長したデンドライト組織であった (Fig. 6, Fig. 7 参照)。混合粉体を用いた場合の肉盛層組織は、Fig. 5(b) に示すように組織にばらつきが見られたが、NiTi 合金粉体を用いた場合 (Fig. 5(a)) は均一な組織を示した。

界面近傍および肉盛層における微細組織と組成について、SEM と EDX を用いて調べた結果を Fig. 6 および Fig. 7 に示す。NiTi 合金粉体、混合粉体いずれを用いた場合も、肉盛層はニッケルとチタンおよび鉄を組成成分とすることが明らかとなった。NiTi 合金粉体により作製した肉盛層の中央部 (Fig. 6(a)) において、デンドライト内はニッケルとチタンがほぼ等原子比の組成を示し、デンドライト境界ではニッケルの濃度が高いニッケルとチタンを主成分とする組織を示した。一方、混合粉体により作製した肉盛層の中央部 (Fig. 7(a)) では、デンドライト内は NiTi 合金粉体の場合と同様ニッケルとチタンがほぼ等原子比の組成であるが、デンドライト境界は鉄の濃度が高い組織を示した。また、NiTi 合金粉体の場合デンドライトの占める面積割合が大きい、混合粉体ではデンドライトの面積が減少しデンドライト境界の面積が増加した。このことから、合金粉体を用いると均一な肉盛層組織が形成され、いわゆる *in situ* な金属間化合物層を形成している。次に、肉盛層と基材との界面近傍においては、Fig. 6(b) および Fig. 7(b) 中の D や E で示す鉄の濃度

Fig. 5 Microstructure of deposited metals. (a) Alloyed powder used. (b) Mixed powder used.

が高い組成を示し、界面から離れると鉄の濃度は減少した。界面から約 50~100 μm 離れた領域では、C で示すニッケル濃度の高いニッケルとチタンを主成分とする組織が観察された。この組織を拡大して観察したところ共晶状の層状組織であった。界面から約 100 μm 以上離れたところの層状組織は見られなくなり、A で示す組織が観察された。このニッケルとチタンがほぼ等原子比の組織 A は、界面から約 100 μm 離れた領域から肉盛層表面にいたる広い範囲にわたって観察された。以上のことから、界面と界面から約 100 μm の領域内では微細構造および組成に変化が見られたが、それより上部の肉盛層表面にいたる広い範囲にかけては微細構造および組成に大きな変化のない均一な組織が得られた。

3.3 摩耗特性

NiTi 合金肉盛層の比摩耗量を Fig. 8 に示す。Fig. 8 以降の図中に示す NiTi(alloyed) ならびに NiTi(mixed) は、それぞれ NiTi 合金粉体により作製した肉盛金属ならびに混合粉体により作製した PTA 肉盛金属を意味する。比較のため、NiTi バルク材 (HV360) と代表的な耐摩耗合金であるステライト #6 の Co 基金肉盛金属 (HV450) の結果も併せて示した。NiTi(mixed) の場合、摩擦速度が 1 m/s 以下では極めて低い比摩耗量であり、優れた耐摩耗性を示した。ステライト #6 肉盛層に対する比摩耗量の比から、摩擦速度 0.5 m/s において約 70%，また 1.0 m/s において約 82% 改善した。摩擦速度が 1.5 m/s 以上になるとやや比摩耗量が増加するものの、ステライト #6 肉盛層とほぼ同じ値を示した。一方、NiTi(alloyed) の場合、実験したすべての摩擦速度範囲にお

Fig. 6 SEM micrographs and EDX spot analysis of deposited metal formed from alloyed powder: travel speed 1.5 mm/s. (a) Center, (b) Near the interface.

Fig. 7 SEM micrographs and EDX spot analysis of deposited metal formed from mixed powder: travel speed 2.0 mm/s. (a) Center, (b) Near the interface.

Fig. 8 Relation between specific wear rate and friction speed: friction length 200 m, final load 125 N.

いて極めて良好な比摩耗量を示した ($0.17 \times 10^{-5} \sim 0.44 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$)。ステライト #6 肉盛層に対し、摩擦速度 2.0 m/s において約 87%, 0.5 m/s においても約 87% の改善効果が得られた。なお、NiTi バルク材も摩擦速度にあまり影響されず極めて良好な比摩耗量を示し、NiTi(alloyed) 肉盛層を用いれば NiTi バルク材を使用するのと同等の優れた耐摩耗性が得られると考えられる。

3.4 摩耗進行形態の検討

摩耗試験中における摩耗の進行形態を観察、検討した。レーザ式変位センサにより測定した摩耗量の摩擦時間に対する変化(摩耗推移曲線)を Fig. 9 に示す。摩擦速度 2.0 m/s の場合を示した。ステライト #6 肉盛層の場合、摩耗開始直後に摩耗率の大きな初期摩耗域が存在し、その後摩耗率は大きく低下しほぼ一定の摩耗率を示す定常摩耗域へと推移した。同様の進行形態は、ステライト #6 肉盛層よりもさらに大きな比摩耗量を示す SS400 銅板でも観察できた¹⁵⁾。NiTi(alloyed) 肉盛層の場合、初期摩耗域は観察されずかなり低い摩耗率で摩耗が進行し始めた。その後も、その低い摩耗率のままほとんど変化することなく摩耗が進行し試験が終了した。なお、同様に優れた耐摩耗性を示した NiTi バルク材も、終始一定の低い摩耗率で摩耗が進行した。NiTi(mixed) 肉盛層でも初期摩耗域が観察されず、NiTi(alloyed) 肉盛層とほぼ同じ低い摩耗率で摩耗が進行し始めた。しかし、摩耗開始後 40 秒前後において摩耗率が幾分増加し、それ以降はその摩耗率のまま推移した。この結果、最終的な比摩耗量の値に差が生じることとなった。

上述した NiTi(alloyed) 肉盛層と NiTi(mixed) 肉盛層における摩耗進行形態の異なる理由を検討するため、摩耗試験を行った位置とほぼ同じ肉盛層中央部において X 線回折を行った。この結果を Fig. 10 に示す。NiTi(alloyed) 肉盛層の場合 (Fig. 10(a))、主要な構成相は NiTi 金属間化合物相であり、その他に Ni_3Ti 相も観察された。NiTi(mixed) 肉盛層の場合 (Fig. 10(b)) は、主要な構成相は NiTi と FeTi 金属間

Fig. 9 Wear characteristics for some materials: NiTi(alloyed)—coating formed from alloyed powder, NiTi(mixed)—coating formed from mixed powder.

Fig. 10 X-ray diffraction pattern of coatings formed from (a) alloyed powder and (b) mixed powder.

化合物相であり、その他 Fe_2Ti 相も観察された。NiTi(alloyed) 肉盛層では主に NiTi 単相で構成されるため、NiTi 相および FeTi 相で構成される NiTi(mixed) 肉盛層の摩耗進行形態とは異なる形態を示したものと考えられる。

次に、摩擦速度 2.0 m/s で摩耗試験した摩耗面の SEM 組

織写真を Fig. 11 に示す。Fig. 11(a)は NiTi(alloyed)肉盛層、Fig. 11(b)は NiTi(mixed)肉盛層における摩耗表面である。いずれの摩耗面においても、やや不明瞭ながら線状の摩耗傷が全体に観察され、表面は平滑であった。NiTi(mixed)肉盛層においては、摩耗面表面層が一部脱落し引っかき傷の痕跡が認められた。摩耗面の横断面においても塑性流動の痕跡は認められなかった。

PTA 肉盛法のような冷却速度の大きいプロセスではなく、通常の溶製された NiTi 合金において、HV400 前後と高硬度ではないものの優れた耐摩耗性を示すことが報告されている¹⁶⁻¹⁹⁾。この理由について NiTi 合金のもつ超弾性の効果が大きいとされている。摩耗プロセスにおいて NiTi 合金表面の突起が相手材と接触し、そして接触力が増加すると接触面積が増加する。これは、応力誘起マルテンサイト変態やマルテンサイト兄弟品の再配列によりかなり大きな回復ひずみ量をもつため、NiTi 表面の突起があたかもラバーのように振舞うためである^{17,18)}。実際、Liang ら¹⁹⁾は耐摩耗性と超弾性による回復ひずみ量との間に強い相関があることを示した。接触面積が増加することで接触圧力を低下させ、応力集中を緩和する。その結果、き裂の発生を強く抑制し、また超弾性により微小き裂の進展を遅らせるため、優れた耐摩耗性を示すとされている¹⁸⁾。PTA 肉盛法により作製した NiTi 肉盛金属における優れた耐摩耗性の説明として上述の挙動が支配的であるのか不明である。もちろん、X 線回折結果に示すとおり、NiTi 相の存在が摩耗推移曲線に影響を及ぼしている。しかし、比較的冷却速度の大きいプロセスのため Af 点(マルテンサイト相からオーステナイト相への変態終了温度)の低下および硬化が起こり^{20,21)}、超弾性による回復ひずみ量が減少もしくは超弾性効果が期待できない可能性があ

る。また、酸素濃度が高い(Table 4 参照)ことから硬化および脆化^{21,22)}していると考えられる。したがって、前述の弾性的な挙動を十分に示すか不明確である。

PTA 肉盛法により作製した NiTi 合金肉盛層において耐摩耗性が優れる一つの説明として以下のとおり考えている。正常な摩耗形態である凝着摩耗では、金属同士の接触領域で凝着を起こし摺動によりせん断が生じる。せん断された金属は相手材に移着した状態でさらに摺動のため成長し、一部が摩耗粒子として脱落する。これが摩擦面間に介在するときはアブレシブ摩耗によって摩耗が進行する。そのような意味から凝着摩耗も間接的ではあるが、硬さと関係があると考えられる。江川²³⁾は、鋼の硬さの増加は初期のシビア摩耗期間を短縮させる効果により摩耗量を減少させたとし、また、HRC60 の試料ではシビア摩耗が存在しないと報告している。本研究でも Fig. 9 に示すとおり、平均で HV450 の硬さを持つステライト #6 肉盛層の場合シビア摩耗期間が幾分存在し、HV800 以上の硬さを持つ NiTi 合金肉盛層ではシビア摩耗期間が存在しなかった。硬さが高くなると初期のシビア摩耗の期間を減少させ、もしくはシビア期間そのものがなくなる効果を持つものと思われる。また、凝着摩耗はそもそも接触面間の凝着力が十分大きい場合、摩擦力の負荷により塑性変形を起こし、き裂が発生して摩耗粒子を形成する。そして、接触面域で塑性変形が起こるときの接触圧力は材料の降伏応力の 3 倍である²⁴⁾。Fig. 11 の摩耗面観察によると、摩耗面は平滑で塑性流動の痕跡も認められない。これらの点から、高硬度の NiTi 合金肉盛層では、塑性変形が起こるしきい値が高く、また凝着力も小さいため接触面において相対すべりが発生し、凝着摩耗が発生しにくいものと思われる。

NiTi(alloyed)肉盛金属と NiTi(mixed)肉盛金属における摩耗量の相違は、NiTi(mixed)における FeTi 相の存在と Fig. 11 に示す摩耗面表面層の一部が脱落し引っかき傷が観察されたこととの関連が考えられる。摩耗面の EDX 分析を行ったが、FeTi 相と引っかき傷との相関について確証は得られていない。しかし、摩耗面表面層の一部が脱落し摩耗粒子となりアブレシブ摩耗を引き起こしたため、両者における摩耗量の違いが現れたと考えられる。

最後に、摩耗推移曲線(Fig. 9)において、摩擦距離 200 m は定常摩耗域で単位距離あたりの摩耗量がほぼ一定した値をとるので、本研究で行った改良型大越式摩耗試験データは信頼性があると考えられる。

4. 結 論

金属間化合物層を基材上に *in situ* に形成させることならびに摩耗特性の向上を目的として、プラズマ粉体肉盛法により NiTi 金属間化合物層の形成を検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) NiTi 合金粉体もしくはニッケルとチタンの混合粉体を肉盛材としたプラズマ粉体肉盛法により、NiTi 金属間化合物層を基材表面に形成させることができた。

(2) NiTi 合金粉体により作製した肉盛層の比摩耗量は、ステライト #6 肉盛層に対して 13~27% にまで低下し、摩耗

Fig. 11 SEM micrographs of wear surfaces on the coatings.

特性の向上が確認された。混合粉体により作製した肉盛層の場合、ステライト #6 肉盛層と同等の摩耗特性を示した。

(3) 摩耗特性の向上は、摩耗の進行に際して、初期摩耗期間が存在せず、一定で低い摩耗率のまま推移したためと考えられる。

(4) 肉盛層の組織は、NiTi 合金粉体により作製した場合は主に NiTi 相であり、混合粉体により作製した場合は主に NiTi 相および FeTi 相の混合組織であった。

(5) 肉盛層中に微細な横割れと少量のブローホールが観察された。

本研究の一部は笹川科学研究助成による助成を受けた。また、X 線回折にあたり名古屋大学工学研究科 清水利文技官の熱心な協力を得た。記して謝意を表します。

文 献

- 1) H. Hiraga, T. Inoue, A. Matsunawa and H. Shimura: Quarterly Journal of JWS **17**(1999) 216-222.
- 2) M. Nishida, T. Araki, A. Norito, T. Hirahara and H. Tomochika: Quarterly Journal of JWS **17**(1999) 501-507.
- 3) M. Fukumoto and M. I. Boulos: Quarterly Journal of JWS **10**(1992) 520-524.
- 4) M. Fukumoto and H. Takahashi: Quarterly Journal of JWS **14**(1996) 609-614.
- 5) Y. Takeuchi and M. Nagata: Proc. of Int. Congress, Society of Automotive Eng. (1985) No. 850518.
- 6) *Yosetsu Setsugo Kogaku-no-Kiso*, ed. by Japan Welding Soc., (Maruzen 1993) p. 246.
- 7) *Metal Data Book*, ed. by Japan Inst. of Metals, (Maruzen 1993) p. 577.
- 8) T. Owa: J. Nagano Pref. Inst. of Tech. **2**(1999) 29-33.
- 9) M. Okoshi, T. Sata and M. Mizuno: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. **21**(1955) 555-561.
- 10) *Chitan-no-Kako Gizyutsu*, ed. by Japan Titanium Society, (Nikkan kogyo Shinbunsha 1998) p. 106.
- 11) K. Otsuka: Bulletin of the Japan Institute of Metals **24**(1985) 26.
- 12) *Tekko Zairyo Binran*, ed. by Japan Inst. Metals and Iron and Steel Inst. Japan, (Maruzen 1994) p. 55.
- 13) *Tekko Zairyo Binran*, ed. by Japan Inst. Metals and Iron and Steel Inst. Japan, (Maruzen 1994) p. 56.
- 14) *Yosetsu Setsugo Binran*, ed. by Japan Welding Soc., (Maruzen 1990) p. 1155.
- 15) T. Owa, T. Shinoda and Y. Katoh: Preprints of National Meeting of JWS **66**(2000) 90-91.
- 16) Y. Shida and Y. Sugimoto: Wear **146**(1991) 219-228.
- 17) R. H. Richman, A. S. Rao and D. Kung: Wear **181-183**(1995) 80-85.
- 18) D. Y. Li: Wear **221**(1998) 116-123.
- 19) Y. N. Liang, S. Z. Li, Y. B. Lin, W. Jin and S. Li: Wear **198**(1996) 236-241.
- 20) T. Shinoda, T. Tsuchiya and H. Takahashi: Quarterly Journal of JWS **9**(1991) 68-74.
- 21) Y. Sato, H. Kokawa, T. Kuwana and S. Sato: Quarterly Journal of JWS **18**(2000) 311-317.
- 22) J. C. Borland: British Welding Journal **8**(1961) 61-67.
- 23) K. Egawa: Jinkatsu **19**(1974) 897-904.
- 24) *Kinzoku Binran*, ed. by Japan Inst. Metals, (Maruzen 1990) p. 411.