NbC 粒子分散 Ni-Cr-Fe 肉盛合金のすべり摩耗特性*

富田 友樹** 高谷 泰之**
橋詰 源蔵** 原田 良夫***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 54, No. 6 (1990), pp. 664-670

Sliding Wear Characteristics of Ni-Cr-Fe Overlay Weld Alloy with Dispersed NbC Particles*

Tomoki Tomita**, Yasuyuki Takatani**,
Genzo Hashizume** and Yoshio Harada***

Carbide dispersed overlay weld alloys with the Ni-Cr-Fe matrix phase containing various amounts of NbC particles were prepared by a plasma powder welding process. Effects of the dispersion of NbC particles on wear characteristics of the alloys were investigated at sliding speeds of 0.12 to 4.39 m/s under the unlubricated condition, using the Ogoshi wear tester.

The wear resistance of the alloys containing NbC particles less than 10 vol% was not remarkably improved. But it was found that the wear rate of the alloys with NbC contents more than 25 vol% was about 1/10~1/100 times that of the NbC-free alloys and the wear loss of counter material was also very small. Especially the wear rate of the alloy with 30 vol%NbC was smaller than that of Stellite No. 6 alloy at any sliding speeds in the range of measurement.

It is considered that these excellent characteristics of wear resistance of the alloys was due to the following phenomena caused by the dispersed NbC particles. Thus at the high sliding speed (above 3.53 m/s) the coefficient of friction could be decreased with the result that the unmelted NbC particles became the true contact surface for counter material. On the other hand, at the intermediate and low sliding speed (below 3.53 m/s) the unmelted NbC particles prevented the plastic flow of the matrix phase and the adhesion could be depressed by NbC powder made from the pulverized unmelted NbC particles.

(Received January 6, 1990)

Keywords: plasma powder welding process, carbide dispersed overlay weld alloy, sliding wear characteristic, adhesion, wear rate, plastic flow, niobium carbide

I. 緒 言

著者らはプラズマ粉体肉盛溶接法⁽¹⁾(以下 PPW 法)により Ni-Cr-Fe 合金中に高硬度の炭化物粒子が分散した肉盛合金層を軟鋼板上に形成し、耐食性および耐摩耗性を有する被覆材の開発を進めている⁽²⁾⁽³⁾。炭化物として粒径 100 μm 前後の NbC 粉末を用いた場合、大部分が未熔融状態でマトリックス中に均一分散し、一部が溶解して凝固過程で初晶ならびに共晶 NbC が晶出した⁽⁴⁾(Fig. 1)。その結果、肉盛合金全体の硬さは上昇するが、マトリックスは Nb と C をほとんど固溶せず、しかも母材から Fe が拡散して Ni-Cr-Fe 固溶体となるため、マトリックス自身の硬さ上昇は得られなかった。一方、金属マトリックス中に分散した炭化物などの非金属粒子は、相手材料との凝着を起こしにくくする効果があるため⁽⁵⁾、従来から鉄鋼材料中に微細な粒子を分散させ、同時にマトリックスを硬化させ

て耐摩耗性の改善が試みられてきた⁽⁶⁾。しかし本肉盛合金のような比較的大きな炭化物粒子が軟らかいマトリックス中に分散した材料の摩耗現象はほとんど研究されておらず⁽⁷⁾、摩擦過程における NbC 粒子の挙動については明らかではない。本研究では種々の NbC 含有量の肉盛合金を作製し、鉄鋼材料に対するすべり摩耗試験を実施した。比摩耗量測定と摩耗形態の観察を行い、Ni-Cr-Fe 合金のような軟質で凝着性の高い材料の摩耗特性におよぼす NbC 粒子分散の効果を検討した。

II. 実験方法

1. 供試材と肉盛合金の作製

出発材料として、Ni-50 mass%Cr 合金粉末と NbC 粉末(純度99.9%)を用いた。粉末の粒径は両方とも 60~150 μm であった。この2種類の粉末から NbC 配合比が最大

* 1989年4月日本金属学会春期大会に発表

** 兵庫県立工業試験場(Industrial Research Institute of Hyogo Prefecture, Kobe)

*** トーカロ㈱(TOCALO Co., Ltd, Kobe)

Fig. 1 Microstructures of NbC dispersed overlay weld alloy (Specimen No. 4, 40 vol%NbC).
A: Unmelted NbC, B: Primary NbC, C: Eutectic NbC

Table 1 Condition of the plasma powder welding process.

Equipment	Cabot Co. Ltd type 8200
Arc voltage	28 V
Arc current	180 A
Traveling speed	1.33×10^{-3} m/s
Torch oscillation	Frequency 0.63 Hz, Width 2.3×10^{-2} m
Powder feeding rate	0.37 g/s
Plasma gas	Ar, 1×10^{-4} m ³ /s
Carrier gas	He, 9×10^{-5} m ³ /s
Shield gas	Ar, 3×10^{-4} m ³ /s

60 vol%[†]までの混合粉末を調製し、Table 1 に示す一定の溶接条件で前報⁽⁴⁾と同様に PPW を行い、軟鋼板(SS 41 鋼, 150 mm×150 mm×25 mm) 上に厚さ約 4 mm の NbC 粒子分散 Ni-Cr-Fe 肉盛合金層を形成した。

マトリックスの化学組成と Fe による肉盛合金の希釈率を Table 2 に示す。NbC 配合比の増加につれて Fe 含有

量が增大するが⁽⁴⁾、マトリックスはすべて γ 相(Ni-Cr-Fe 固溶体)であった。No. 7 の肉盛合金は素地の摩耗特性におよぼすマトリックス組成の影響を調べるために、Ni-50 mass%Cr 合金粉末の代わりに SUS309 ステンレス鋼粉末で PPW したものである。

肉盛合金中の各種 NbC 粒子の体積分率と使用した混合粉末中の NbC 配合比との関係を Fig. 2 に示す。マトリックスが Fe によって希釈されるため、NbC 含有量は NbC 配合比の約 0.5 倍になった。特にことわらない限り肉盛合金中の NbC 含有量は NbC 配合比(vol%NbC) で表すことにする。なおマトリックスの硬さはいずれも $H_v 200 \sim 250$ であった。

2. 摩耗試験

摩耗試験は大越式迅速摩耗試験機で行い、相手材は焼入れ焼戻しをした SUJ2 鋼($H_v 750$)を用いた。試験条件は大気中無潤滑下で、すべり距離 200 m, 最終荷重 125 N とし、すべり速度を 0.12~4.39 m/s の間で変化させて比摩耗量を測定した。摩耗試験の比較材はステライト No. 6

Table 2 Chemical composition (mass%) of matrix alloys and dilution ratio (%) of overlay weld alloys.

No.	Mixing ratio of NbC (vol%)	Ni	Cr	Fe	Dilution ratio
1	0	23.4	24.0	52.6	54
2	10	26.6	28.1	45.3	43
3	20	26.5	26.3	47.2	43
4	40	19.0	18.9	62.1	47
5	50	16.9	17.3	65.8	48
6	60	14.7	14.0	71.3	50
7	0	14.1	17.9	68.0	53

[†] Ni-50 mass%Cr 合金と NbC の比重はほぼ等しいため (8.0), NbC 配合比を mass% で表示しても数値は同じである。

Fig. 2 Relationships between contents of various NbC particles and the mixing ratio of NbC.
A: Unmelted NbC, B: Primary NbC, C: Eutectic NbC

合金(H_v 450)を使用した。試験片表面は中心線平均アラサが $0.1\sim 0.3\ \mu\text{m}$ になるように研磨し、また相手材は砥石で一定条件の研削を行い、アセトンで脱脂した後、摩擦試験に供した。摩擦後の試験片のまわりから採取した摩擦粉および摩擦面の光学顕微鏡観察、SEM観察、EDX分

析ならびにX線回折($\text{CuK}\alpha$, 40 kV, 200 mA)を行った。また摩擦断面の塑性流動状態をSEM観察した。なお相手材の摩擦は試験前後の重量変化を測定し評価した。

III. 実験結果および考察

1. NbC 無添加肉盛合金の摩擦特性

まず素地の摩擦特性を知るためマトリックス組成の異なるNbC無添加肉盛合金(No. 1およびNo. 7)の摩擦試験を行った。比摩擦量とすべり速度の関係をFig. 3に示す。マトリックス組成が異なっても、比摩擦量の変化傾向はほとんど同じであった。すなわち比摩擦量は低すべり速度域(図中A)では小さいが、すべり速度が上昇する(A-B)にしたがって著しく増大し、さらにすべり速度が大きく(B-C)なると極大値を示した後やや減少した。それ以上の高すべり速度域(C-D)では、比摩擦量は極小値をへて再び増大したが、(D)以上の速度ではあまり大きな増加は認められなかった。

NbC無添加肉盛合金(No. 7)の摩擦面と摩擦粉の形態をFig. 4に、摩擦断面形態をFig. 5(a), (b)に示した。低すべり速度(0.12 m/s)では摩擦面上に凹凸部が観察され、図には示していないが摩擦面直下にわずかに塑性変形した領域が認められた。摩擦粉は黒褐色微粉末であり、X線回折から $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, γ 相および微量 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ のピークが検出された。EDX分析の結果、マトリックス組成よりも多量のFeが含まれているため、摩擦粉は肉盛合金と相手材の両者から発生したと考えられた。すなわち低すべり速度で

Fig. 3 Effect of matrix composition on wear rate under the various sliding speeds.

Fig. 4 Morphologies of worn surface (upper) and wear debris (under) obtained from NbC-free overlay weld alloy (Specimen No. 7).

Fig. 5 SEM images showing cross sections under wear impressions.

(a) 0 vol%NbC, 0.62 m/s, (b) 0 vol%NbC, 2.38 m/s, (c) 10 vol%NbC, 0.62 m/s.

は気体吸着が十分に行われるため⁽⁸⁾、凝着によって相手材からちぎれた微細な鉄粒子が大気中の酸素によって優先的に酸化され、比摩耗量の小さい酸化摩耗⁽⁹⁾になったと考えられた。

B-C 域 (0.62 m/s) では摩擦面は比較的平滑な金属光沢面であった。摩擦断面 (Fig. 5(a)) では凝固組織がすべり方向に塑性変形を受けており、表面から約 60 μm 深さまで著しい塑性流動層が認められた。激しい凝着によって肉盛合金層の内部まで大きなせん断応力が作用したと考えられた。摩擦粉は 300 μm 前後の薄片状金属粉であり、X 線回折から γ 相と微量の $\alpha\text{-Fe}^+$ が検出された。すなわちこの速度域では著しい塑性流動が生じ、しかもすべり速度が高くなると気体吸着が不十分になるため⁽⁸⁾、塑性流動層の表面からちぎれた微細な凝着物は酸化されにくく、互いに移着成長して大きな金属粉として脱剥⁽¹⁰⁾、比摩耗量が増大したと考えられた。さらに B-C 域ではすべり速度の増加にともない摩擦面の温度が上昇しマトリックスの軟化が生じるであろう。このため摩擦面が平滑化され、真実接触圧力が低下する結果、摩耗量そのものは減少したと考えられる。

C-D 域 (2.38 m/s) では摩擦面は平滑な金属光沢面であるが、所々に溶着を生じた痕跡 (↑印で示す) が認められた。摩擦粉は B-C 域と同様な薄片状金属粉であるが、X 線回折から γ 相と $\alpha\text{-Fe}$ の以外に Fe_3O_4 が含まれていた。摩擦断面 (Fig. 5(b)) の塑性流動層は B-C 域よりも小さくなった。すなわち C-D 域では摩擦面温度がさらに上昇して表面層のみで塑性流動が生じるであろう。このため局部的に溶着が発生し、再び摩耗量が増大したと考えられた。

以上のことから高速度域では相手材もかなり脱剥することが予想されたので、摩耗試験前後の相手材の重量変化を測定した。その結果を Fig. 6 中 A に示す。相手材の重量

Fig. 6 Mass changes of counter ring after the wear test under various sliding speeds.

は極小値 (C) 以上の速度から大きく減少し、2.38 m/s 付近で重量減少量が最大となった。それ以上にすべり速度が高くなると減少量は小さくなり、3.53 m/s (D) 以上では逆に重量増加を示した。これは (D) 以上のすべり速度では凝着が一層激しくなり、摩擦熱によって熔融摩耗状態⁽¹¹⁾となるため、熔融物が付着し、重量増加に転じたと推察された。

2. NbC 粒子分散肉盛合金の摩耗特性

(1) 比摩耗量-すべり速度曲線

種々の NbC 含有量を有する肉盛合金の比摩耗量とすべり速度の関係を Fig. 7 に示す。比較のためステライト No. 6 と NbC 無添加肉盛合金 (No. 7) の結果を図中に示した。比摩耗量の変化傾向は 40 vol%NbC を境として異なっている。すなわち 20 vol%NbC 以下では、比摩耗量の変化傾向は図中に破線で示した素地の場合とよく類似しており、低すべり速度から一旦急増した後、漸増する傾向が認められた。一方、50 vol%NbC 以上の場合、比摩耗量は低すべり速度 (0.12 m/s) では極めて小さく、速度が増加し

† マトリックス組成はいずれも γ 相安定領域内にあり、加工誘起マルテンサイトは発生しない。このため検出された $\alpha\text{-Fe}$ のピークは相手材の脱剥によるものと考えられる。

Fig. 7 Effect of NbC content on wear rate of NbC dispersed overlay weld alloys under various sliding speeds.

ても素地の1/10~1/100しか増大しなかった。また0.9 m/sと1.6 m/s付近に明瞭な極大値と極小値が現れた。特に60 vol%NbCでは全速度域においてステライト No. 6よりも比摩耗量が小さくなり、耐摩耗性が優れていることがわかった。ところでマトリックス組成はNbC配合比の増加にともないTable 2のように変化した。しかし前述のとおりマトリックス組成の変化は素地の摩耗特性にはほとんど影響しないため、NbC配合比の増加にともなう比摩耗量の変化は分散したNbC粒子の影響によるものと考えられる。そこでNbC含有量の違いによって比摩耗量の変化傾向が異なる原因を明らかにするために、次に20 vol% NbC以下と50 vol%NbC以上の場合について分散粒子の挙動を検討した。

(2) 20 vol%NbC以下の肉盛合金の摩耗特性

摩耗粉は微量のNbCを含んでいるが、素地の場合とほとんど変わらなかった。このため20 vol%NbC以下の肉盛合金の摩耗機構は素地の場合と大差ないことが示唆された。そこで摩擦断面観察を行い、その原因を検討した。Fig. 5(c)に示すように塑性流動層の深さは約40 μmで素地の場合とあまり変わらなかった。また図中に白く見える微細な晶出NbCはほとんど破壊せず、塑性流動にそって移動していることから、マトリックスの変形抵抗に対する晶出NbC粒子の寄与はそれほど大きくないと考えられる。さらに40 vol%NbC以下ではマトリックスの変形抵抗に対する未溶融NbC粒子の寄与が小さいため⁽⁴⁾、分散粒子の大部分が微細な晶出粒子である20 vol%NbC以下

の肉盛合金では著しい塑性流動を生じるであろう。その結果、摩擦面に露出したNbC粒子の上を塑性流動層が覆うようになるため、素地と同様な摩耗特性を示したのではないかと推察された。

(3) 50 vol%NbC以上の肉盛合金の摩耗特性

各すべり速度で採取した摩耗粉の形態をFig. 8に示す。速度(0.12 m/s)では黒褐色微粉末であった。X線回折から α -Fe₂O₃とNbCが主体であり、わずかに γ 相が含まれていた。すなわち気体吸着が十分に行われる低速度域では素地の場合と同様に酸化摩耗の機構⁽⁹⁾が考えられる。しかし酸化鉄の種類が異なることから⁽¹²⁾、素地の場合よりもすみやかに定常摩耗状態に到達したことが示唆された。一方、極大値と極小値との間の速度(1.14 m/s)では摩耗粉は薄片状金属粉と黒色粉の混合物であり、極小値以上の速度(2.38 m/s, 4.39 m/s)では50 μm前後の薄片状金属粉が主体であった。いずれの場合もX線回折から γ 相、 α -FeとNbCからなることがわかった。すべり速度が高くなると気体吸着が不十分になるため、凝着物が酸化されにくく、互に移着成長して金属粉として脱落する機構⁽¹⁰⁾が考えられた。

次に各すべり速度における摩擦面の形態を観察し、その結果をFig. 9に示した。極大値よりも低速度側(0.12 m/s)では、素地の場合と同様に摩擦面上に凹凸部が認められた。極大値と極小値の間の速度(1.14 m/s)では、摩擦面は平滑な金属光沢面であった。極小値より高速度側(2.38 m/s)でも、摩擦面は金属光沢を有する平滑面であるが、所々に表面層の剝離した部分(図中A)が、さらに3.53 m/s以上では直径約50 μmの白色の円形領域(図中B)が現れた。EDX分析の結果(Fig. 9(f))この領域はNbがリッチであるため、NbC粒子の露出面であると推定された。摩擦断面観察(Fig. 10(a))から、3.53 m/s以上では塑性流動層が約5 μmと薄くなり、未溶融NbC粒子(図中A)が最表面に露出するのが確認された。また未溶融NbC粒子の内部にはき裂が認められるものの、すべり方向にせん断変形を受けた痕跡はなかった。一方、相手材の重量変化(Fig. 6)は素地や10 vol%NbCよりも著しく減少し、3.53 m/s以上ではほとんど変化が認められなかった。すなわち高速度域では摩擦面温度が上昇し、塑性流動が表面近傍で生じるため、摩擦直後から未溶融NbC粒子が真実接触面となって凝着を抑制した。その結果、摩擦係数が減少し、潤滑効果⁽¹³⁾が現れたと考えられる。

3.53 m/s以下では塑性流動層深さは1.14 m/s付近で最大となり、約20 μmであった(Fig. 10(b))。摩擦面温度がそれほど高くない場合には、せん断応力が肉盛合金の内部まで作用したと考えられた。しかし40 vol%NbC以上ではマトリックスの変形抵抗に対する未溶融NbC粒子の寄与が顕著になるため⁽⁴⁾、素地のように大きい塑性流動が生じなかったと考えられる。この時、晶出NbC粒子はほとんど破壊されずに塑性流動にそって移動しているが、未

Fig. 8 Morphologies of wear debris obtained from NbC dispersed overlay weld alloy (Specimen No. 6).
(a) 0.12 m/s, (b) 1.14 m/s, (c) 2.38 m/s, (d) 4.39 m/s.

Fig. 9 Morphologies of worn surface and their X-ray images obtained from NbC dispersed overlay weld alloy (Specimen No. 6).

(a) 0.12 m/s, (b) 1.14 m/s, (c) 2.38 m/s, (d) 4.39 m/s, (e) NbL α image of (c), (f) NbL α image of (d).

Fig. 10 SEM images showing cross sections of wear impressions on NbC dispersed overlay weld alloy (Specimen No. 6). (a) 4.39 m/s, (b) 1.14 m/s.

溶融 NbC 粒子がすべり方向に大きくせん断破壊 (図中 B) を生じているのが認められる。また破壊された粒子の上を塑性流動層が覆っており、このため凝着しやすいと考えられるが、比摩耗量はあまり増加しなかった。摩擦断面観察結果をもとにこの原因を検討した。破壊された未溶融 NbC 粒子は細かく粉碎され、塑性流動にそって表面付近まで移動している (図中 C)。また摩擦面の EDX 分析の結果 (Fig. 9(e)), Nb がすべり方向に細長く伸びた広い領域に分布するのがわかった。すなわち粉碎された NbC 粒子が表面に排出され、さらに摩擦面上で細かく粉碎されて付着したと推定された。このため凝着が抑制され比摩耗量が素地のように著しく増大しなかったものと考えられた。以上のことから摩擦面に排出される NbC 量はすべり速度の違いによって変動することが予測される。すなわち極大値と極小値が現れた原因のひとつとして摩擦面への NbC 付着量の増減による凝着抑制効果の変化が考えられた。

IV. 結 言

プラズマ粉体肉盛溶接法により作製した NbC 粒子分散 Ni-Cr-Fe 肉盛合金のすべり摩耗特性におよぼす分散粒子の影響を検討した結果、以下のことが明らかになった。

- (1) NbC 含有量が 10 vol% (NbC 配合比 20 vol%) 以下では、比摩耗量の変化傾向は素地の場合とほとんど同じであり、耐摩耗性の著しい改善効果は認められなかった。
- (2) NbC 含有量が 25 vol% (NbC 配合比 50 vol%) 以上では、比摩耗量は素地の 1/10~1/100 であり、相手材も大

きな摩耗を生じなかった。特に 30 vol% (NbC 配合比 60 vol%) ではステライト No. 6 よりも耐摩耗性が優れていることがわかった。

(3) NbC 含有量が 25 vol% 以上で高耐摩耗性が得られる原因は、高速度域 (3.53 m/s 以上) では未溶融 NbC 粒子が真実接触面となって摩擦係数を減少するため、また中低速度域 (3.53 m/s 以下) では、未溶融 NbC 粒子が塑性流動を抑制すると同時に、破壊された NbC 粒子が摩擦面に排出され、凝着を抑制するためと考えられた。

文 献

- (1) 加藤哲男, 竹内有公: 鉄と鋼, **75** (1989), 42.
- (2) 高谷泰之, 富田友樹, 原田良夫, 橋詰源蔵: 防食技術, **38** (1989), 86.
- (3) 高谷泰之, 富田友樹, 原田良夫, 橋詰源蔵: 防食技術, **38** (1989), 422.
- (4) 富田友樹, 高谷泰之, 橋詰源蔵, 原田良夫: 日本金属学会誌, **53** (1989), 729.
- (5) 竹内栄一: 鉄と鋼, **73** (1987), 242.
- (6) 千葉 昂, 斉藤 卓, 山口圭司: 日本金属学会誌, **47** (1983), 321.
- (7) 渡部 晶, 渡辺英雄, 大堀紘一, 竹内 庸: 軽金属, **38** (1988), 626.
- (8) 笹田 直: 機械の研究, **23** (1971), 1399.
- (9) K. Razavizadeh and T. S. Eyre: Wear, **79** (1982), 325.
- (10) 笹田 直: 機械の研究, **23** (1971), 1643.
- (11) 小川喜代一: 金属の潤滑摩耗とその対策, 養賢堂, (1981), 34.
- (12) 竹内栄一: 鋳鉄の摩耗, 誠文堂新光社, (1968), 74.
- (13) 松永正久, 津谷裕子: 固体潤滑ハンドブック, 幸書房, (1982), 19.