

© 1989 ISIJ

 論文  
 鉄複ほう化物系サーメットのすべり摩耗特性

## 鉄複ほう化物系サーメットのすべり摩耗特性

渡辺忠雄\*・井手恒幸\*・高木研一\*<sup>2</sup>・近藤嘉一\*<sup>2</sup>

## Sliding Wear Characteristics of Iron Containing Multiple Boride Base Cermet

Tadao WATANABE, Tsuneyuki IDE, Ken-ichi TAKAGI and Yoshikazu KONDO

## Synopsis:

An advanced iron containing multiple boride base cermet has been developed. This new type of cermet consists of a  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  type complex boride as a hard phase and a ferrous binder phase has excellent wear and corrosion resistance. The dry adhesive wear properties of the cermet against mild steel and alloy steels were studied by Ogoshi wear tester (a ring-on-block type) at sliding velocities of 0.1 m/s to 4.39 m/s. The wear characteristics were compared with that of high speed steel and cemented carbide. From the experiments, results were summarized as follows;

(1) The sliding wear characteristics of the boride cermet against mild steel at low sliding velocity are very similar to that of steels due to the ferrous binder phase, however, quite different from that at middle and high sliding velocity range presumably due to its hard phase.

(2) The wear characteristics of the boride cermet and cemented carbide against hard steels (SKH3, SUJ2, SKD11 and SUS440C) significantly depend on the counter materials. The specific wear rate ( $W_s$ ) of the boride cermet against SKH3 and SUJ2 is nearly the same as cemented carbide, and the  $W_s$  of this cermet against SKD11 and SUS440C is less than that of cemented carbide.

Key words: boride cermet; adhesive wear; steel; cemented carbide; Ogoshi wear test.

## 1. 緒 言

近年、産業機械の高性能化にともない耐摩耗材料に対する要求はますます厳しくなり単に高硬度であるだけでなく、高靱性で、耐食性や耐熱性にも優れた素材が求められている。

金属ほう化物は一般に高硬度で融点も高く、高温特性にも優れていることから耐摩耗材料として期待されながら、金属炭化物と比較してその利用は少ないのが実状である。これはほう化物そのものの靱性が一般に低いこと、またこれを複合材とする場合に適当な結合材が見いだされず、構造材料として十分な強度を持つものがなかったからである。最近、金属ほう化物のうち鉄をベースにし、ほう化物の持つ優れた特性を生かした新しいタイプのサーメットが開発され、構造用耐摩耗材料として広い産業分野での利用が進められている<sup>1)~3)</sup>。

このサーメットは丸みをおびた数  $\mu\text{m}$  程度のほう化物(硬質相)と、これを取りまく基地金属(結合相)とから構成されており(Photo. 1)、硬質相は  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  型の

複ほう化物であり、結合相は Fe-Cr-Ni 系の合金鋼に類似した組成のものであることが分かっている<sup>1)</sup>。

その焼結機構<sup>4)~7)</sup>や組織の解明<sup>8)~10)</sup>などの研究はかなり進んでいるが、その摩擦摩耗挙動についての研究は少ない。本研究ではこの鉄複ほう化物系サーメット(以下の記述では単にほう化物サーメットと呼ぶ)を摺動部材として用いた場合に問題となる Adhesive な摩耗を取り上げ、鋼材を相手材として大越式迅速摩耗試験を実施し、その基礎的な摩耗挙動について調査した。

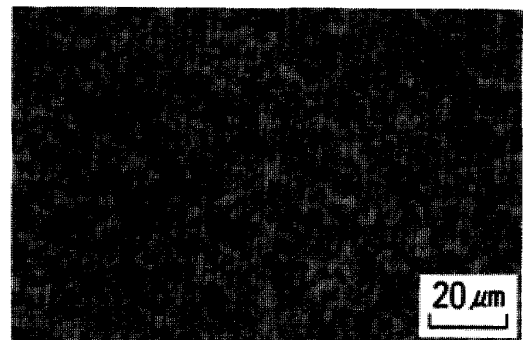


Photo. 1. Microstructure of boride cermet.

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 12 月 9 日受付 (Received Dec. 9, 1988)

\* 東洋鋼鋳(株)技術研究所 (Technical Research Laboratory, Toyo Kohan Co., Ltd., 1296 Higashitoyoi Kudamatsu 744)

\*2 東洋鋼鋳(株)技術研究所 工博 (Technical Research Laboratory, Toyo Kohan Co., Ltd.)

## 2. 実験方法

### 2.1 摩擦・摩耗試験

摩耗試験には理研-大越式迅速摩耗試験機(東京試験機(株)製)を用いた。これは Fig. 1 (a) に示すように直径  $2r$  ( $\phi 30$  mm), 厚さ  $B$  (3 mm) の回転リングを回転させながらブロック状の平板試片に押しつけて摩擦し, 平板試片に生じた摩耗痕の大きさから摩耗量を計算する。摩耗痕の長さを  $b_0$  (mm), 幅を  $B$  (mm) とすると, 摩耗体積  $W$  ( $\text{mm}^3$ ) および比摩耗量  $W_s$  ( $\text{mm}^3/\text{kg}\cdot\text{mm}$ ) は次式で求められる。

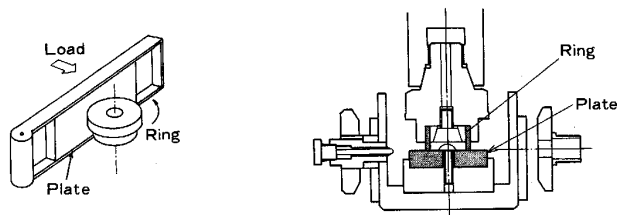
$$W = B \cdot b_0^3 / 12 \cdot r \quad (\text{mm}^3)$$

$$W_s = B \cdot b_0^3 / 8 \cdot r \cdot P \cdot L \quad (\text{mm}^3/\text{kg}\cdot\text{mm} = \text{mm}^2/\text{kg})$$

ここで,  $L$  は摩擦距離 (mm),  $P$  は距離  $L$  (mm) 走行後の荷重 (kg) である。試験機は試験荷重を摩擦距離の  $1/2$  乗に比例して加えることによって試験中の接触圧力を一定に保てる構造になっている。摩耗痕の大きさは投影機により拡大して読みとり, 摩耗痕の表面状態は触針式粗度計を用いて調べた。摩擦係数の測定には Fig. 1 (b) に示すような円筒形摩擦摩耗試験機(神鋼造機(株)製)を用いた。また, 摩耗試験は雰囲気の影響が大きいので, 試験室は  $25^\circ\text{C}$  で相対湿度  $50\sim 60\%$  とした。

### 2.2 供試材

本実験に用いた鉄複ほう化物系サーメットは,  $\text{N}_2$  ガス ( $60 \text{ kg}/\text{cm}^2$ ) でアトマイズされ, 150 メッシュ以下に調整された Fe-4.8 Cr-13.5 B (組成は wt% で示す, 以下同様) 合金粉末を用い, Mo, Ni, Cr, Fe などの金属粉末を所定の組成になるよう配合し, 潤滑剤としてパラフィン 5% と還元剤として 0.4% のグラファイトを添加し, アセトン中で湿式混合, 粉碎した後乾燥して原料粉とし, これをプレス成形 ( $1 \text{ kg}/\text{cm}^2$ ) した後, 真空中,  $1225\sim 1250^\circ\text{C}$  で 20 min 焼結して作成された。焼結時に Fe と  $\text{Fe}_2\text{B}$  および  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  との間で擬共晶反応による液相を生じ, いわゆる液相焼結がおこなわれ,



(a) Ogoshi wear test machine (b) Friction and wear test machine  
Fig. 1. Schematic illustration of wear and friction test machine.

空孔のない, 実質的に 100% 真密度の焼結体が得られる<sup>4)</sup>。Mo の配合は総 B 量が  $4.0\sim 6.5\%$  の範囲ですべての B が  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  で表せる硬質相を形成すると仮定し, この硬質相を化学量論的に形成するのに必要な量とした。Cr は V 系では  $1\sim 2\%$ , C 系では  $9\sim 10\%$  となるよう, また, Ni はいずれも  $2.9\%$  となるよう, そして Fe は不足分を添加した。Table 1 に本実験に用いたほう化物サーメットならびに比較材の特性を示す。いずれも番号の小さいものほど  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  型の硬質相の量が多く, 硬度が高い。摩耗試験片は平板を焼結した後研削し,  $25 \times 50 \times 10$  mm にした。平板試片の表面は粗さの影響を同一にするため, 比較材も含めて平均粗さを  $R_a$  で  $0.1\sim 0.3$  となるように調整した。Table 2 には大越式迅速摩耗試験で相手材にした回転リングの特性を示す。各種鋼材は市販材を入手し, 外径 30 mm, 厚さ 3 mm の回転リングに加工した後それぞれ表に示した熱処理を施して使用した。

## 3. 実験結果

### 3.1 軟鋼に対する摩耗特性

ほう化物サーメットの軟鋼に対する摩擦摩耗特性を知

Table 1. Properties of the wear test specimens.

Specimens	Compositions (wt%)	Hardness (HRA)
Boride cermet	V1 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -22 Binder (Total Cr: $1\sim 2\%$ )	90.8
	V2 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -26 Binder (Total Cr: $1\sim 2\%$ )	90.6
	V3 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -32 Binder (Total Cr: $1\sim 2\%$ )	89.2
	V4 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -40 Binder (Total Cr: $1\sim 2\%$ )	88.2
	C3 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -30 Binder (Total Cr: $9\sim 10\%$ )	89.2
	C4 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -34 Binder (Total Cr: $9\sim 10\%$ )	88.4
C5 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -41 Binder (Total Cr: $9\sim 10\%$ )	85.7	
C6 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -50 Binder (Total Cr: $9\sim 10\%$ )	85.0	
Cemented carbide	D3 WC-10Co	89.0
	D5 WC-20Co	86.0
	SN1 WC-9Co-38(TiC+TaC)	92.2
	SN2 WC-8.5Co-19.5(TiC+TaC)	90.6
Steel	HIS 1.2C-4Cr-3.5Mo-10W-3.5V-10Co	85.8*

\*  $1230^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , OQ,  $540^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AC

Table 2. Compositions and Hardness of ring specimens.

Specimens	Compositions (wt%)							Hardness (HRA)
	C	Cr	W	V	Co	Ni	Mo	
SS41	—	—	—	—	—	—	—	(HV118)*
SKH3	0.70~0.85	3.80~4.50	17.0~19.0	0.80~1.20	4.50~5.50	—	—	83.0**2
	0.95~1.10	1.30~1.60	—	—	—	—	—	83.1**3
SKD11	1.40~1.60	11.0~13.0	—	0.20~0.50	—	—	0.8~1.2	81.8**4
	0.95~1.20	16.0~18.0	—	—	—	—	—	80.4**5

\* As received

\*\*2  $1280^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , OQ,  $560^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AC

\*\*3  $830^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , OQ,  $130^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AC

\*\*4  $1000^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AQ,  $160^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AC

\*\*5  $1050^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , OQ,  $150^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ , AC

るために SS41 を相手材 (回転リング) として、大越式迅速摩耗試験を行った。比較材としては同じサーメットの一種である WC-Co 系の超硬合金 (10% Co, 記号 D3) と特殊鋼の中から高速度鋼 (SKH57 相当材, 記号 HIS) を選んだ。摩耗試験の最終荷重は 18.9 kg, すべり距離 200 m とし, すべり速度を 0.10 m/s から 4.39 m/s まで変えた。その結果を Fig. 2 に示す。

高速度鋼では約 1 m/s 以下の低速すべり速度領域での比摩耗量はほう化物サーメットより小さく, しかも速度とともにやや減少する傾向にある。しかし, 約 1 m/s を超えると摩耗量は急激に増大し, 凹形の摩耗曲線となった。また, 0.94 m/s までの低速域においてはその摩耗面は酸化摩耗の形態を呈し, 摩耗粉はいずれも褐色の微少な粒子で, X線回折の結果  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  が形成されていた。1 m/s を超えた速度域では, 摩耗面は激しい凝着を起こし, 摩耗粉は比較的大きな塊状の粒子で, X線

回折の結果,  $\alpha\text{-Fe}$  が主体で, 一部  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  も検出された。

ほう化物サーメットの硬度の異なる同系列材である V1~V4 はいずれもよく似た挙動を示し, 0.30 m/s の低速では摩耗量が多く, その量は硬質相の量によらずほぼ同じ位の値を示す。この摩耗量は速度の増加とともにいったん減少して, 0.62 m/s で極小値をとり, さらに速度が増すと増加し, 約 1 m/s 付近で極大値をとる。このあと速度の増加とともにだだらかに減少して 2~3 m/s の速度域で極小値をとった後再び徐々に増加していく。Fig. 3 に摩耗痕の深さ方向のプロファイルを示す。摩耗量の多い低速側 (0.30 m/s) では約 20-30  $\mu\text{m}$  の凹ができており, その摩耗面は滑らかであり, 母材が全体的に均一に摩耗していることが分かる。摩耗量が極小を示す速度の 0.62 m/s では深さ方向のくぼみは少なくなるが, すでに相手材の凝着によるものと思われる凸凹がみられるようになる。さらに速度が増して, 摩耗量が再び増加し, 極大を示す 0.94 m/s になると摩耗痕の凹のなかにもピット状の凸凹がみられ, 相手材との凝着, 剪断が起こったものと推定される。しかし更に高速になると摩耗痕の深さはあまり変わらないが, その面は滑らかになり, 雰囲気との間で生じた酸化物などによる軽減された凝着と凝着物の剥離が比較的速やかに起こっていることがうかがえる。発生した摩耗粉を調べてみると, 0.62 m/s よりも低速側では褐色の微細な摩耗粉が多量に発生しており, X線回折の結果,  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  が形成されていることが認められた。これより高速側ではその摩耗粉は黒くなり, 金属光沢を呈したものが増加し, 一部  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  も形成されているようである。

ほう化物サーメットの C 系材種 (Cr 含有量が 9~10%) の速度-摩耗曲線を Fig. 4 に, また摩耗痕のプロ

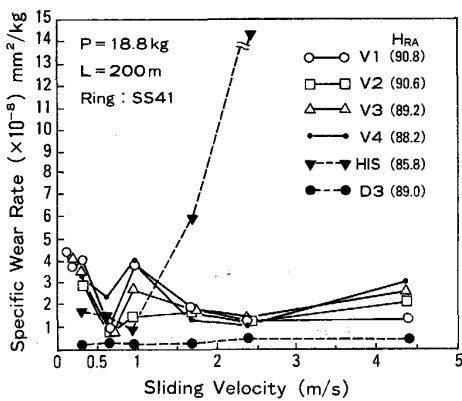


Fig. 2. Relation between wear rate and sliding velocity of various specimens.

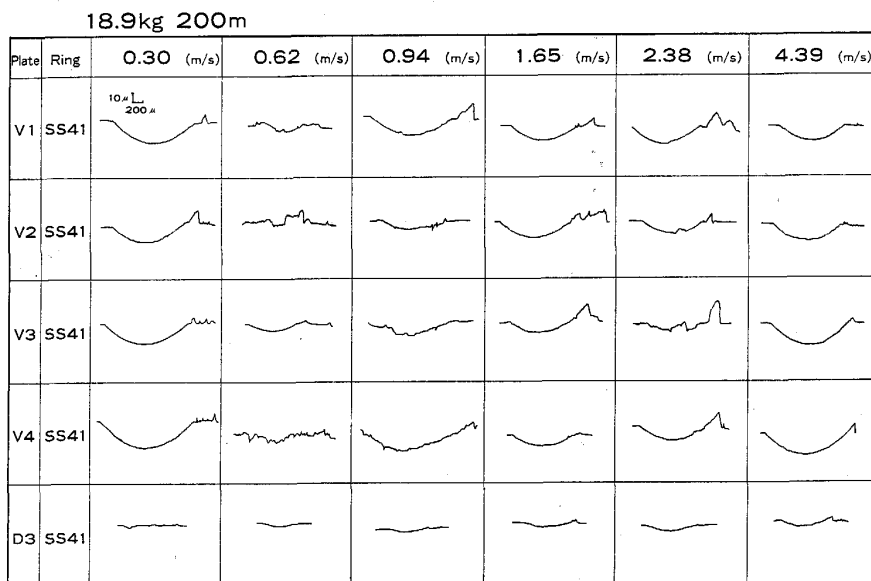


Fig. 3. Profiles of wear tracks (V-series boride cermets and cemented carbide).

ファイルを図. 5 に示す。なお、Fig. 4 において D3 のデータは Fig. 2 のものをそのまま転記し、比較とした。この系でもその摩耗曲線は極小値、極大値を示す速度がずれてはいるが、V系材種とよく似た傾向が見られた。

鉄鋼材料とは全く異質な WC-Co 系の超硬合金の場合、その摩耗挙動はほう化物サーメットや高速度鋼とかなり異なっており、D3 の摩耗量はいずれの速度でも最も少なく、その速度依存性もほとんど見られない。

このようにほう化物サーメットの SS41 に対する摩耗量の速度依存性は、低速において、高速度鋼で見られるものとよく似ているが 1 m/s 以上の中、高速域においては高速度鋼は急激に凝着を生じて、摩耗量が桁違いに増大するのに対してほう化物サーメットは凝着を生じているものの中速にかけて比摩耗量はいったん減少し、その後の増加もわずかである。

### 3.2 硬鋼に対する摩耗特性

次に、耐摩耗構造材料として広く用いられている高速度鋼、軸受鋼、工具鋼およびステンレス鋼に対する摩耗

特性について、WC-Co 系の超硬合金と比較して調べた結果について述べる。試験材はほう化物サーメットの V 系から V3, C 系から C4 を選び、比較材は超硬合金 (10% Co, 記号 D3) とし、相手材となる硬鋼は SKH3, SUJ2, SKD11 および SUS440C とした。試験条件はすべて、荷重 18.9 kg, 摩擦距離 600 m とし、速度を 0.099 ~ 4.39 m/s まで変化させた。結果を図. 6 にまとめて示す。

SKH3 を相手材とした場合、ほう化物サーメット V3 および C4 の摩耗量は超硬合金 D3 と比較して、すべり速度によって若干の大小があるがほぼ同程度で、その速度依存性も前項の SS41 との摩耗のように明確ではなかった。

SUJ2 を相手材とした場合、ほう化物サーメットは V3, C4 とともに 0.62 m/s 以下の速度域において、D3 と比較して摩耗が多かったが、1 m/s 以上の速度域においてはほとんど差が認められなかった。

SKD11 を相手材にした場合、ほう化物サーメットはやはり低速における摩耗量がやや多いが、0.62 m/s から比摩耗量は漸次減少して、1 m/s 以上では C4 にわずかに増加が見られるが、V3 では低い値で安定している。他方、超硬合金の場合、低速における比摩耗量はほう化物サーメットより低い、中速域である 1 ~ 2.38 m/s において相手材と激しい凝着を起こし、摩耗量が急増した。

SUS440C を相手材とした場合、ほう化物サーメットは約 0.62 m/s 以下の低速においてやや高い比摩耗量を示し、それより高速で摩耗量はいったん減少し、さらに速度が増すと再び増加する、いわゆる V 形の曲線を描く。この傾向は前述のほう化物サーメットの軟鋼に対する摩耗で見られたものとよく似ている。他方、比較材の超硬合金 D3 の低速における摩耗量はほう化物サーメットよ

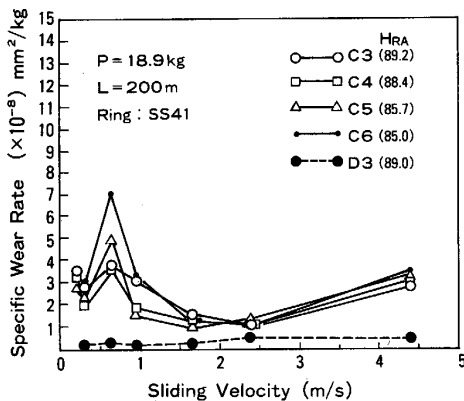


Fig. 4. Relation between wear rate and sliding velocity of C-series boride cermets.

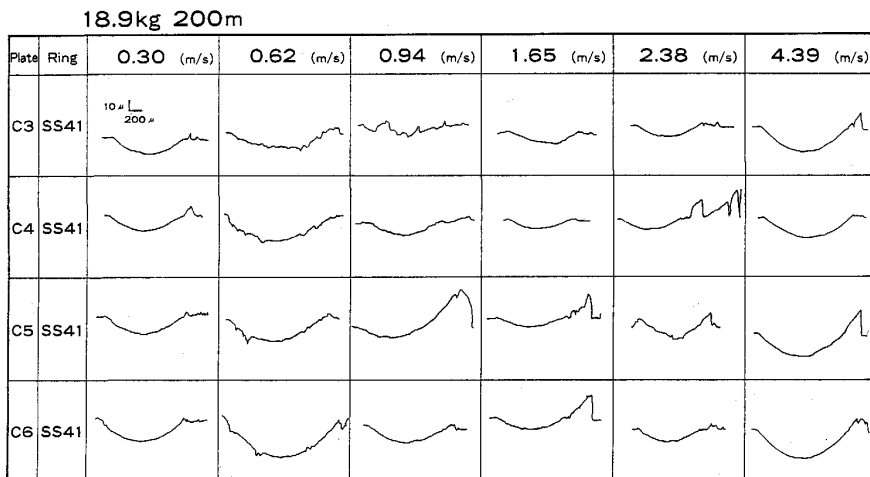
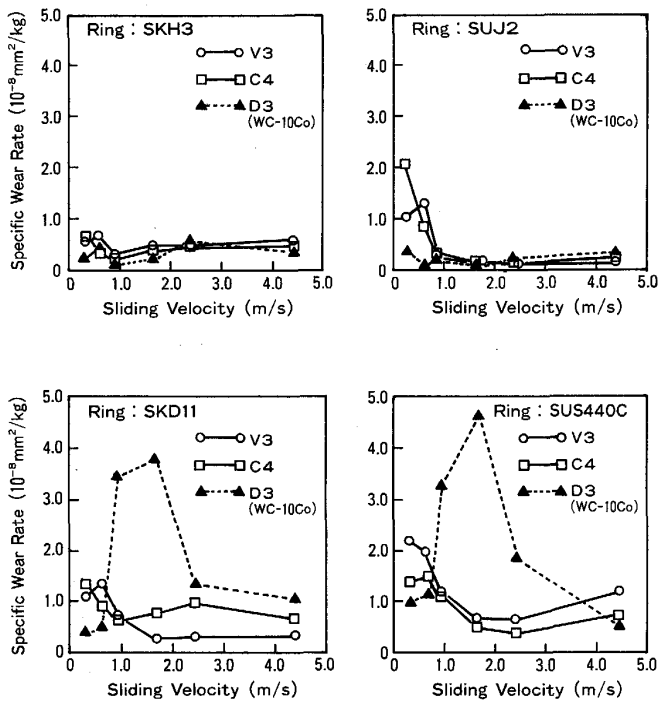


Fig. 5. Profiles of wear tracks (C-series).



Weight : 18.9 kg Sliding distance : 600 m

Fig. 6. Ogoshi wear test results against SKH3, SUJ2, SKD11 and SUS440C.

り少ないが、0.94~2.38 m/s の速度域で比摩耗量の急増が見られた。

SKD11 と SUS440C を相手材とした場合の超硬合金の中速における比摩耗量の急増という特異な現象について、これを確認するために、さらに別の種類の超硬合金について、SUS440C を相手材として同様な摩耗試験を実施した。この結果を Fig. 7 に示す。用いた超硬合金は Table 1 に示した。なお、D3 のデータは Fig. 6 のデータをそのまま転記した。D5, ST3 はいずれも D3 と同様に中速において著しい凝着が起り、摩耗量の増大が見られた。相手材との凝着が見られなかったのは、切削において鉄との耐凝着性を改善したといわれる ST1 のみであった。

#### 4. 考 察

##### 4.1 軟鋼相手の摩耗

一般に鉄鋼材料のすべり摩耗における摩耗量のすべり速度特性については、定性的にV形の曲線が知られており、大気中での鉄の摩耗試験ではしばしばみられる<sup>11)~14)</sup>。笹田ら<sup>15)16)</sup>は各種純金属の凝着摩耗の研究で遷移金属の摩耗量の速度依存性について Fig. 8 の曲線を得て、極小値を示す速度より低速側で、極めて微細な摩耗粉を発生し、速度の増大にしたがって摩耗量の低下する領域を非付着域、またそれより高速側の著しい表

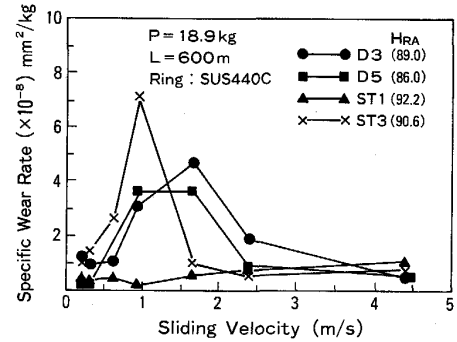
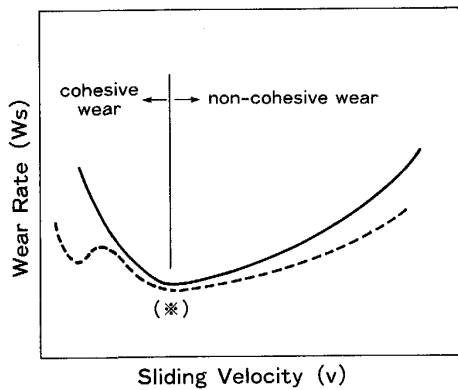


Fig. 7. Effect of sliding velocity on wear rate of various cemented carbides.

面損傷と金属様の摩耗粒をとめない、すべり速度の増大にしたがって摩耗量の増す領域を付着域、また、極小値を示す速度付近を付着限界(\*点)と呼んだ。そして非付着域では雰囲気中の気体の吸着のために摩耗粉が微細な酸化物として脱落するのに対して付着域では気体の吸着時間が短いため凝着が起りやすく、摩耗粉は大きな金属粉として発生するとしている。非遷移金属ではこのような非付着域では見られず、全速度域にわたって付着状態にあり、雰囲気の影響を受けやすいか否かで凝着摩耗特性が大きく変化することを示している。さらに、焼入鋼の軸受鋼との摩耗においても付着域と非付着域とが存在することを確認している<sup>11)</sup>。以上のような鉄鋼材料の凝着摩耗のすべり速度依存性に関する従来の研究結果を基にして、本実験結果を考察してみる。

本実験における高速度鋼の摩耗特性は従来鉄鋼材料で多く報告されている挙動とよく一致した傾向を示す。これに対してステンレス鋼に類似した結合相をもったほう化物サーメットでは約 1 m/s 以下の速度域において上述の鉄鋼材料に類似した摩耗量の極小点が存在する。その極小点がV系では 0.6 m/s, C系では 0.3 m/s と高速度鋼に比べて低速側へ移行しているものの、いずれの系でもこの極小点より低速では非常に微細で褐色の摩耗粉を生じ、滑らかな摩耗面を呈しているのに対して、これより高速域では摩耗粉に金属粉が増え、摩耗面も凝着部の剪断の跡が明確になってくる。これはほう化物サーメットの結合相が鉄系であることから、SS41 とのマイクロオーダーでの凝着移着が起りやすく、低速においては雰囲気からの酸素の供給も十分であるため移着成長するいとまがなく微細な酸化物として脱落するものと考えられる。速度が少し大きくなると、雰囲気からの酸素の供給が減り、凝着した粒子は移着成長しやすく、摩耗粉として脱落しにくくなって、その結果として摩耗量が減少するものと考えられる。

極小点より高速域では、高速度鋼の場合には 1.65



From T. SASADA, M. KINOSHI and K. EGAWA :  
J of JSLE, 11 (1966) 10, p. 430

Fig. 8. Schematic  $W_s$ - $V$  curve of metals.

m/s 以上では激しい凝着、焼付きを生じ、摩耗量の急増が見られた。これは、鉄鋼の凝着摩耗において解説されているように、摩擦面の温度上昇による材料の軟化が摩擦係数を軽減するまでに至らず、むしろ真実接触面積を増大し、凝着と凝着粒子の移着成長を促進する作用をし、その結果摩耗量の増大と焼付きに至ったものであろう。ほう化物サーメットについても、V系では 0.94 m/s、C系では 0.62 m/s までは比摩耗量の増加がみられ、この速度で極大点を示す。この極大点までの摩耗量の増加は高速度鋼の場合と同じような理由によるものと考えている。また、V系とC系の挙動の相違は Cr 含有量の差と関係していると思われる。しかし、ほう化物サーメットではこの極大点を超えると摩耗率は減少している。摩耗面の観察からも激しい凝着は少なく、どちらかといえば酸化摩耗の形態に近い。高速度鋼とほう化物サーメットの硬度にはさほど大きな差はないので、これは両者の材質的な差によるものと考えるのが妥当であろう。すなわち、ほう化物サーメットの硬質相は HV で約 1700 の硬さがあり、しかも鉄との反応性も少なく、接触面における SS41 の荷重をこの硬質相で支えることにより凝着を防ぐとともに、未確認ではあるが、硬質相と雰囲気の間で生じる物質（酸化物、窒化物、酸窒化物など）が潤滑に寄与していると考えている。なお、ほう化物サーメットの中速から高速にかけての比摩耗量の漸増は、速度の増加によって潤滑に寄与すると考えられる摩擦生成物が雰囲気からの供給不足により減少するため、あるいは摩擦面の温度上昇による材料の軟化によるため、などが考えられるが、まだ明確ではない。

鉄鋼材料と異質な WC-Co 系の超硬合金では、その摩耗痕に凝着は見られるもののその程度は非常に軽くいわゆるマイルド摩耗と呼ばれるものであった。超硬合金の軟鋼相手の耐摩耗性が優れているのは、結合相である

Co は加工誘起変態による  $\alpha \rightarrow \epsilon$  変態が容易に起こり、この  $\epsilon$  が非常に微細な Debris を形成し潤滑作用をする<sup>17)</sup>ことが考えられ、大面圧、低速摺動時の摩耗を防止するためと硬質相である WC は鉄とのなじみが少ないことによるものであろう。

このように SS41 のような軟鋼を相手にした各種材料のすべり摩耗特性は材料の硬度の差よりも相手材との親和性の差によって大きく変化し、鉄鋼に近い結合相を持つほう化物サーメットは低速においては高速度鋼とよく似た挙動を示すが、中速から高速にかけて、その耐摩耗性は超硬合金には劣るものの、高速度鋼よりはるかに優れていることがわかる。これは硬質相の効果が現れるためと考えている。

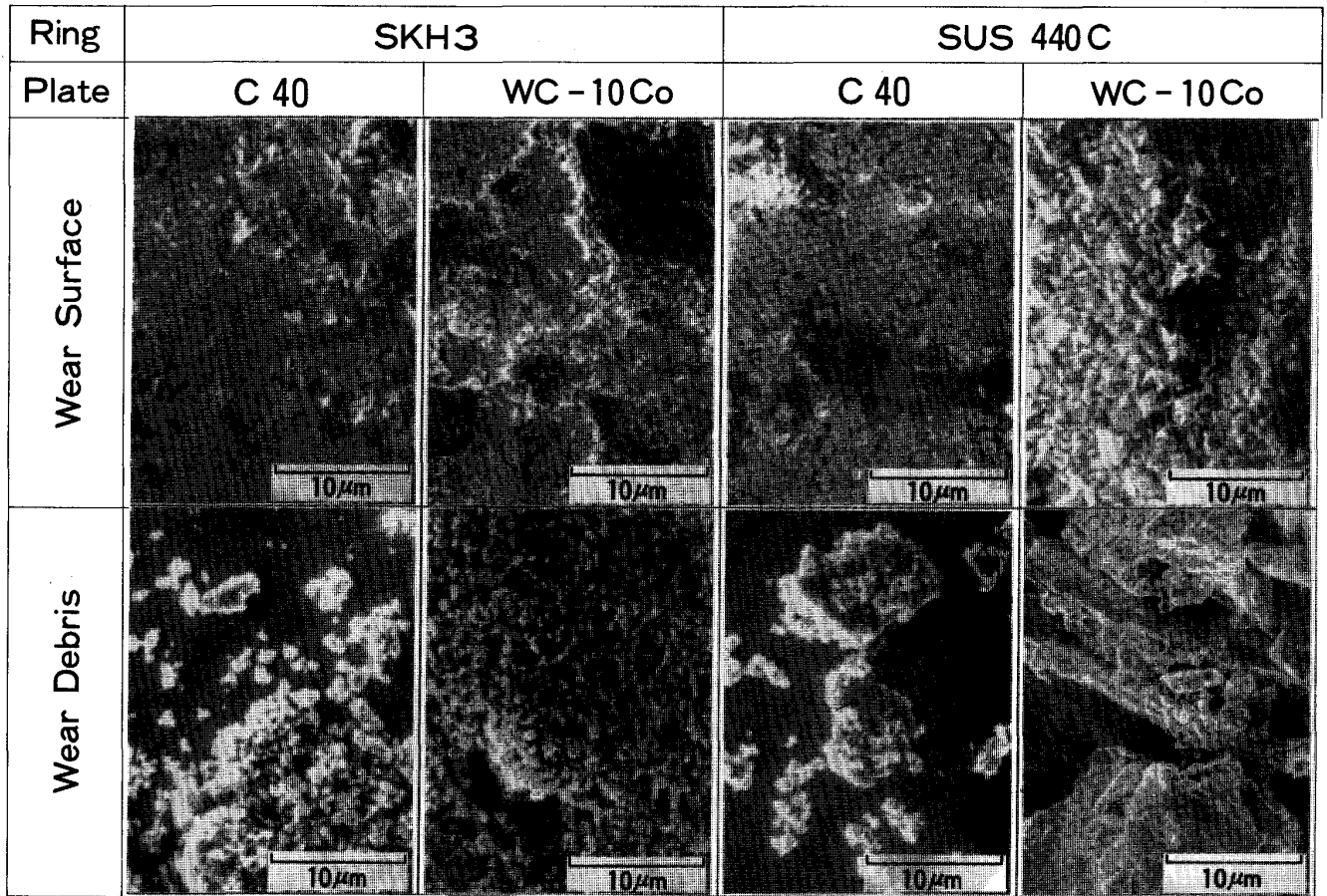
#### 4.2 硬鋼相手の摩耗

ほう化物サーメットの 2 材種に共通する特徴は、SKH を相手にした場合はあまり明確ではないが、それ以外ではやはり低速における摩耗量が WC-Co 系の超硬合金と比べて大きいことである。特に、合金元素の量が少ない SUJ を相手にした場合とほう化物サーメットと極めて近似した組成を持つ SUS440C を相手にした場合にこの傾向は顕著である。この現象は軟鋼を相手にした場合と同じ理由によるものと考えられる。

超硬合金における特徴は、SKH3 および SUJ2 に対しては軟鋼を相手にした場合と同様、摩耗量の速度依存性がほとんどないのに対し、SKD11 と SUS440C を相手にすると 1~2.4 m/s の速度域で摩耗量が急増するという現象が見られたことである。そこでこれらの現象をさらに詳しく解析してみる。両者の特徴的な組合せとして、ほう化物サーメットと超硬合金でほとんど差が見られなかった SKH3 を相手にした場合と著しい差が見られた SUS440 の場合を選び、それぞれの摩耗面の走査電顕写真とその時の摩耗粉の 2 次電子線像を Photo. 2 に示す。なお、Photo. 2 には代表例として、すべり速度 0.94 m/s のものを示した。

SKH3 を相手にした場合には、両者ともになめらかな摩耗面と微細な摩耗粉が観察され、これはいわゆる酸化摩耗と呼ばれているもので、笹田らの提唱した非付着域の摩耗に相当すると考えられる。

他方、SUS440C を相手にした場合、ほう化物サーメットでは摩耗面にやや凹凸がみられ、その摩耗粉も微細なものに混ざって、移着、成長した粒子の脱落したものが見られる。これは軟鋼との摩耗の項で述べたように、速度の増加にともない雰囲気からの酸素などの供給が減り、凝着粒子が移着しやすくなり、少し大型化して、摩耗粉となったものであろう。超硬合金の場合は摩耗面の



Weight : 18.9 kg Velocity : 0.94 m/s Distance : 600 m

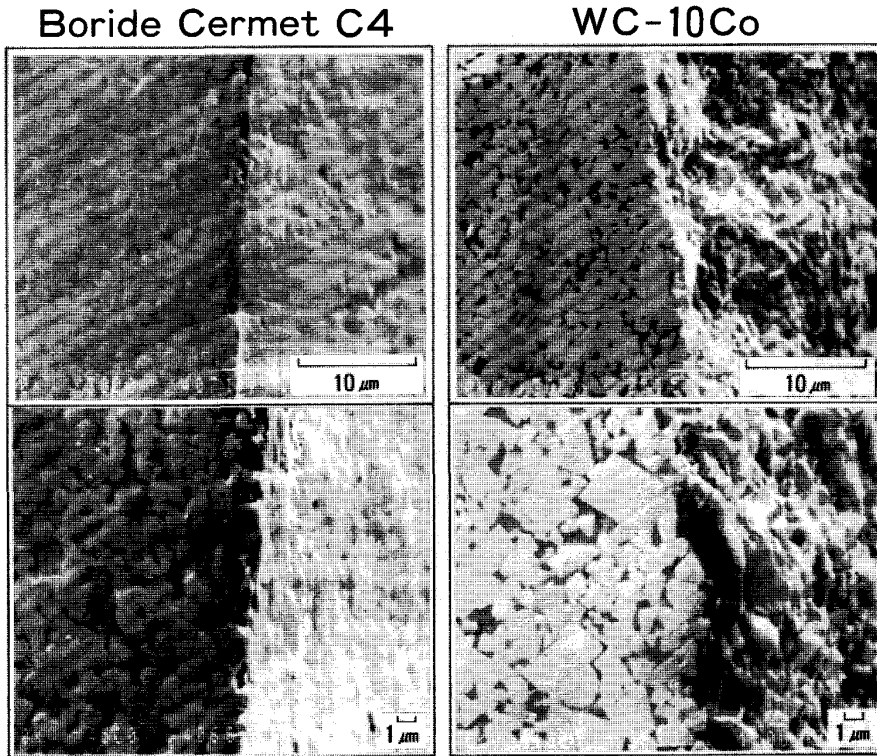
Photo. 2. Wear surfaces and wear debris sliding against SKH3 and SUS 440 C ring.

観察から明らかなように、硬質相である WC の鋭い破壊面が露出しており、凝着だけではなく Abrasive な摩耗が生じている。摩耗粉も非常に大きく、切削粉のような形状となっている。摩耗面の状態をさらに明瞭にするため、摩耗面を斜めから見た写真を Photo. 3 に示した。この写真はそれぞれ、左半分が切断面で右の半分が摩耗面である。また、これらの組合せについて、円筒摩耗試験機により摩擦係数を測定し、各速度における変化を示したものが Fig. 9 である。SUS440C を相手にした場合、ほう化物サーメットと超合金とでは 0.5~1.5 m/s の速度域で明確な差が現れており、大越式迅速摩耗試験の結果とよく対応している。超合金の場合、ある速度域において急に摩耗量が増大する理由は不明であるが、鉄との凝着性を改善したといわれる ST1 ではこのような現象は見られないことから、超合金もある種の条件下では強い凝着が起こるためと、組織の断面写真からもわかるように、それぞれの硬質粒の形状がほう化物サーメットでは比較的球状であるのに対して、超合金では角張っていることが大きく関係しているものと思われる。

このようにほう化物サーメットの硬鋼に対する摩耗は低速域においては、その結合相が鉄系であることから、軟鋼の場合と同様凝着が起こりやすく、超合金と比較して摩耗量が多いが、中速、高速域においては同等もしくは優れているといえる。また、超合金は一般に耐摩耗材料として優れた特性を持っているが、相手材と摩擦条件によっては摩耗が著しくなることがある。

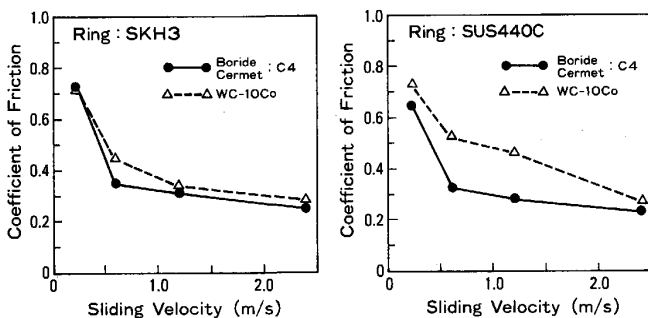
## 5. 結 論

$\text{Mo}_2\text{FeB}_2$  を硬質相とし、Fe-Cr-Ni 系鉄合金を結合相とする複ほう化物系サーメットの鉄鋼材料を相手にしたすべり摩耗特性を大越式迅速摩耗試験を用いて、鋼材ならびに WC-Co 系超合金と比較して調べた。その結果、次のようなことが分かった。(1) SS41 のような軟鋼を相手にした場合、ほう化物サーメットの耐摩耗性は高速度鋼よりはるかに優れているが超合金と比較すると、特に、低すべり速度域で劣っている。また、その摩耗機構は低速において、鉄鋼材料の摩耗機構と類似しているものの、中速と高速においては全く異なるものようである。(2) SKH3, SUJ2, SKD11 ならびに



Tested by Ogoshi wear test machine  
Weight : 18.9 kg Velocity : 94 m  
Distance : 600 m

Photo. 3. Wear surfaces of boride cermet C4 and cemented carbide (WC-10Co) sliding against SUS 440 C ring.



Weight : 30 kg Sliding distance : 2,000 m

Fig. 9. Coefficient of friction between plate (C4, WC-10 Co) and ring (SKH 3, SUS 440 C).

SUS440Cなどの硬鋼を相手にした場合、ほう化物サーメットの耐摩耗性は低すべり速度域において、軟鋼を相手にした場合と同様、摩耗量が多いが、中、高速度域では超硬合金と同等あるいはむしろ優れているといえる。また、この種の摩耗における摩耗率の速度特性は、相手材によって大きく変化し、実用面では摩擦条件による材料の組合せが重要であることを示している。

## 文 献

- 1) K. TAKAGI, S. OHIRA, T. IDE, T. WATANABE and Y. KONDO: Modern Developments in Powder Metallurgy, ed. by E. N. AQUA and C. I. WHITMAN, 16 (1985), p. 153 [M. P. I. F]
- 2) 近藤嘉一, 渡辺忠雄, 井手恒幸, 高木研一: 日本接着協会誌, 21 (1985), p. 18
- 3) K. TAKAGI, S. OHIRA, T. IDE, T. WATANABE and Y. KONDO: Metal Powder Report, 42 (1987), p. 483
- 4) T. IDE, M. FUKUMORI, K. TAKAGI, T. WATANABE and Y. KONDO: Proc. 1986 International Powder Metallurgy Conference, Düsseldorf, FRG (1986), p. 1073
- 5) 井手恒幸, 中野和則, 高木研一: 粉体および粉末冶金, 34 (1987), p. 302
- 6) 井手恒幸, 中野和則, 高木研一: 粉体および粉末冶金, 34 (1987), p. 337
- 7) 井手恒幸, 中野和則, 高木研一, 渡辺忠雄: 粉体および粉末冶金, 35 (1988), p. 1
- 8) K. TAKAGI, M. KOMAI, T. IDE, T. WATANABE and Y. KONDO: Proc. 1986 International Powder Metallurgy Conference, Düsseldorf, FRG (1986), p. 1077
- 9) 高木研一, 駒井正雄, 福森正仁, 渡辺忠雄, 近藤嘉一: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1041
- 10) K. TAKAGI, M. KOMAI, T. IDE, T. WATANABE and Y. KONDO: International J. of Powder Metallurgy, 23 (1987), p. 157
- 11) 笹田 直, 喜熨斗政夫, 江川清美: 潤滑, 11 (1966), 10, p. 427
- 12) 水谷嘉之, 今田康夫, 中島耕一: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 213
- 13) 矢田 昇, 葉山房夫: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 306
- 14) 大井輝雄, 笹田 直, 江川清美: 日本機械学会誌, 62 (1959) 482, p. 418
- 15) 笹田 直: 潤滑, 9 (1964) 2, p. 89
- 16) 曾田範宗, 笹田 直: 東大宇宙航空研究所集報, 4 (1964), p. 49
- 17) 潤滑ハンドブック (日本潤滑学会編) (1980), p. 1131