

UDC 669.148.65 : 669.148.66 : 669.781 : 539.621 : 539.538

論 文

ほう化処理した鋼のすべり摩耗特性について*

渋谷 佳男**・今沢 好明**・桑名 一利**

On the Sliding Wear Characteristics of Borided Steel Surface

Yoshio SHIBUYA, Yoshiaki IMAZAWA, and Kazutoshi KUWANA

Synopsis:

A study has been made of the sliding wear characteristics of boride layer formed on S45C steel by boriding. As compared with the unborided S45C steel, the wear resistance of boride layer was very large in sliding velocity region between 0.1 and 4.5 m/s. It was on a level with the wear resistance of SKS3 in sliding velocity region between 0.1 and 1.0 m/s, and it was larger than that of SKS3 in sliding velocity region between 2.0 and 4.5 m/s. In the wear characteristics of boride layer, the oxidative wear was preferentially observed in sliding velocity region between 0.1 and 1.0 m/s. The maximum wear rate was observed 1.4 or 2.0 m/s in sliding velocity and in this region the mechanical wear was observed. It was considered that the melting wear was caused in sliding velocity above 3.0 m/s. The metallic debris caused by sliding wear with borided steel-low carbon steel was produced even in the slow sliding velocity of 0.1 m/s, and it increased with the increase of sliding velocity. It was considered that the wear loss of boride layer was largely influenced by the metallic debris contents produced with sliding wear of borided steel-low carbon steel. The oxide that were produced in the oxidative wear region restrained the adhesion between frictional surfaces. It was confirmed by the X-ray diffraction that the oxide consisted mainly of Fe_3O_4 and $\alpha-Fe_2O_3$.

1. 緒 言

ほう化処理した鋼の摩耗については種々の報告^{1)~7)}があるが、相手材として比較的軟らかい低炭素鋼を用いた報告は極めて少ない。一般に相手材としては構造用炭素鋼の調質材¹⁾あるいは合金鋼²⁾などを用いることが多い。この理由は摩耗の激しい材料の相手材としてはある程度の硬さ、強度をもつことが多く、より実際に近い状態で試験する場合、結果的に中または高炭素鋼の調質材、あるいは合金鋼などになる。

一方、薄鋼板の深絞り加工、鋼管の引抜加工などでは被加工材として低炭素鋼を用いる場合が非常に多い。これらは軟鋼と高強度材料との接触であり、おのずから両者間に摩擦、摩耗が生じる。本研究は低炭素鋼を相手材として、表面硬さが非常に高いほう化処理鋼との無潤滑、100% すべりによる摩耗特性について検討した。特に摩耗粉の観察に主眼をおき、摩耗粉の種類と摩耗量との関係について考察した。本報での連続摩耗試験の摩耗特性と、引抜、深絞り加工などの断続的な摩耗特性とはかならずしも一致しないが参考資料は得ることができ

ると考える。なお、ほう化処理鋼との比較のために SKS3, S45C についても摩耗試験を実施した。

2. 実験方法

2.1 供試材

回転試片は炭素量 0.07%, 板厚 34 mm の熱間圧延後のキャップド鋼を用い、固定試片のほう化処理試料は炭素量 0.43%, 板厚 9 mm の機械構造用鋼材を用いた。回転試片は購入材を機械加工したのみで熱処理をしないで使用し、固定試片の S45C 無ほう化材 (以下 S45C と略す)、および SKS3 は 850°C × 1 h 油冷、後に 150°C × 1 h 空冷を行つた。低炭素鋼、S45C および SKS3 の表面硬さはおのおの、Hv(0.3 kgf) : 90, 222, 777 である。S45C が Hv 222 と低いのは表面部の脱炭の影響であり中心部硬さは Hv 513 であつた。試験片の化学成分を Table 1 に示す。

2.2 ほう化処理および摩耗試験

ほう化処理は Table 2 に示す 2 種類の方法で行つた。これらの方法でほう化処理した鋼を以下ほう化処理鋼と称する。浸漬法は鋼表面に Fe_2B 単層のほう化物層

* 昭和 54 年 3 月 22 日受付 (Received March 22, 1979)

** 静岡県工業試験場 (Prefectural Industrial Research Institute, Shizuoka, 5-9-3 Komagata-dori Shizuoka 420)

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W
Rotor	Low carbon steel	0.07	0.50	0.33	0.009	0.011	0.024	0.016	*
Stator	S 45C	0.43	0.26	0.68	0.009	0.009	0.05	0.11	*
	SKS 3	0.94	0.20	0.95	0.010	0.009	*	0.96	0.46

* Not analyzed.

Table 2. Boriding method and condition.

	Boriding temp. and time	Cooling	Boride	Depth of permeated boride μm	Boride hardness Hv (0.1 kg f)	Matrix hardness Hv (10 kg f)
Immersion boriding	900°C × 3 h 〃	AC OQ	Fe ₂ B 〃	80 〃	1 600~1 800 〃	188 301
Powder boriding	850°C × 4 h	BC*	FeB+Fe ₂ B	80	1 600~1 800	195

* Blast cooling

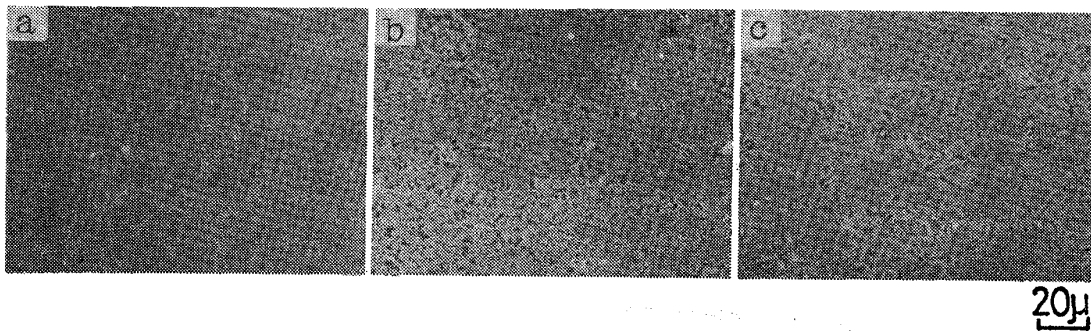
a : FeB+Fe₂B layer surface, b : Fe₂B layer AC sample surface, c : Fe₂B layer OQ sample surface.

Photo. 1. Scanning electron micrographs of borided steel surface.

を作る目的で行った。処理は既報⁸⁾と同様でほう酸、ほう酸カリウムを主成分とした混合高温溶融浴中に被処理材を浸漬 900°C, 3 h 保持後、るつぽから引上げ空冷(以下 AC と記す)、および油冷(以下 OQ と記す)を行なった。また粉末法は鋼表面に FeB, Fe₂B の 2 層のほう化物層を作る目的で行った。処理は市販の B₄C を主成分とした混合粉末中に被処理材を埋没させ、850°C で 4 h 保持後、試料を取出し直接、送風冷却を行なった。処理後は試料に付着したソルト、および粉末を除去する目的で #1 000, #1 500 エメリーで軽く研磨を行なった。

Photo. 1 はほう化処理鋼表面の電顕写真である。表面は微細なピットが認められる。FeB+Fe₂B 層は極めて小さく、Fe₂B 層 AC 材、OQ 材は比較的大きい。このように差が生じたのはほう化処理方法、条件が異なることに起因する。なお EPMA 分析より微細なピットから SiK α , CK α 線が検出され、エメリー紙の SiC が存在するであろうと判断するか X 線回折結果からは SiC ピ

ークは検出されず明確でない。

摩耗試験機は大越式迅速摩耗試験機を用い無潤滑 100 % すべりで行った。速度-摩耗特性試験では最終荷重 2.1 kg f, すべり距離 387 m とし、すべり速度は約 0.1~4.5 m/s の範囲で 9 種類に変化させた。また荷重-摩耗特性試験ではすべり速度 0.3 m/s, すべり距離 67 m とし、最終荷重 2.1~18.9 kg f の範囲で 5 種類に変化させた。なお、試験回数は 1 回である。回転試片は摩耗試験条件を一定にするため 1 回ごとに研削し、表面層の除去を行なった。

3. 実験結果

3.1 速度-摩耗特性

Fig. 1 にほう化処理鋼, SKS3, および S45C のすべり速度と比摩耗量との関係を示す。ほう化処理鋼と SKS3 は、ほぼ同様な曲線を示すが S45C は逆の傾向を示した。すなわち S45C はすべり速度が 1.0 m/s 以

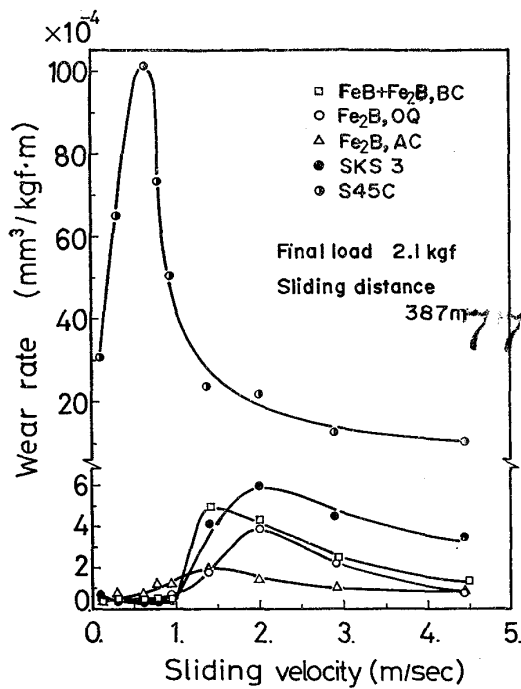


Fig. 1. Relationship between wear rate and sliding velocity of various specimen on the wear test.

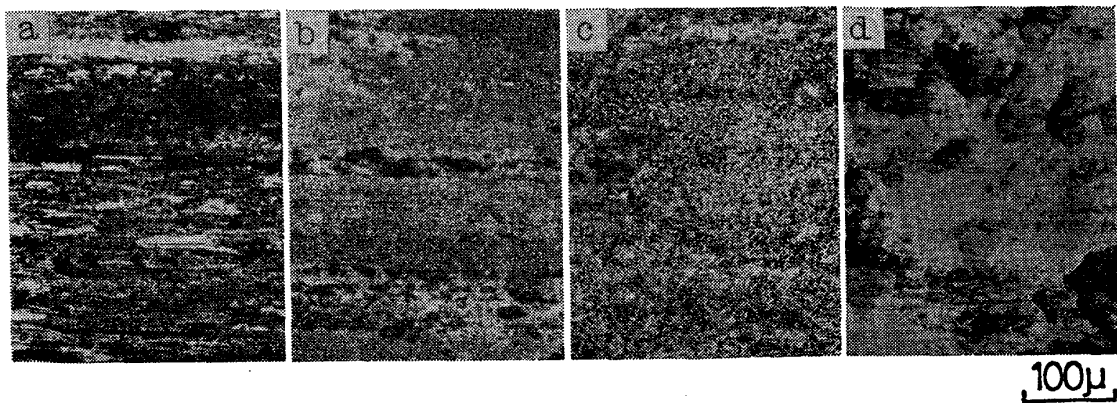
下で大きな摩耗量を示し、以後速度が増加するにしたがい摩耗量が減少していく。一方、ほう化処理鋼は 1.0 m/s 以下で極めて少ない摩耗量を示し、1.0~2.0 m/s で増加、以後減少の傾向を示した。ほう化処理鋼は S45C に比べ試験条件の全速度域で著しく耐摩耗性であった。すべり速度が 0.1, 0.6, 2.0, 4.5 m/s の時ほう化処理鋼の摩耗量は S45C のおのおの約 1/60, 1/200, 1/5, 1/7 である。また、ほう化処理鋼はすべり速度が 1.4 あるいは 2.0 m/s で最大摩耗量を示し、それよりも低速度域、および高速度域では摩耗量は減少している。

3.1.1 FeB+Fe₂B 層の速度-摩耗特性

すべり速度が 0.1~1.0 m/s の範囲では摩耗量は極めて少なく、1.4 m/s 付近で最大となつた。またそれ以上の速度では摩耗量は順次減少している。摩耗面の肉眼観察では、摩耗面の酸化はすべり速度が 0.1~1.0 m/s の低速度域で激しく、特に 0.6 m/s では最も黒い摩耗面を呈した。すべり速度が 1.4 m/s になると機械的破壊摩耗（輝面摩耗）の様相を呈し、摩耗量が急激に増加している。Photo.2 は FeB+Fe₂B 層摩耗面の光顕写真である。すべり速度 0.6 m/s では大部分が黒色で細かいすべり痕を呈している。EPMA による黒色部分の線分析では酸素ピークが認められた。これは両試片の接触により摩耗面が高温になり酸化したことを示している。1.4 m/s では 0.6 m/s で認められた酸化物、およびすべり痕の凹凸が少なくなり、刃物で削り取つたような平坦な摩耗面を呈した。黒色以外の他の部分は微細な粒状の凹凸が認められる。この速度では摩耗量が最も多く輝面摩耗である。3.0 m/s になると酸化物は極めて少なく微細な粒状の凹凸が 1.4 m/s に比べわずかに大きくなつた。4.5 m/s では前者 3 つの速度と異なり溶着がおこり金属転移が生じている。黒い部分は凹凸が激しくピントが合っていないためである。

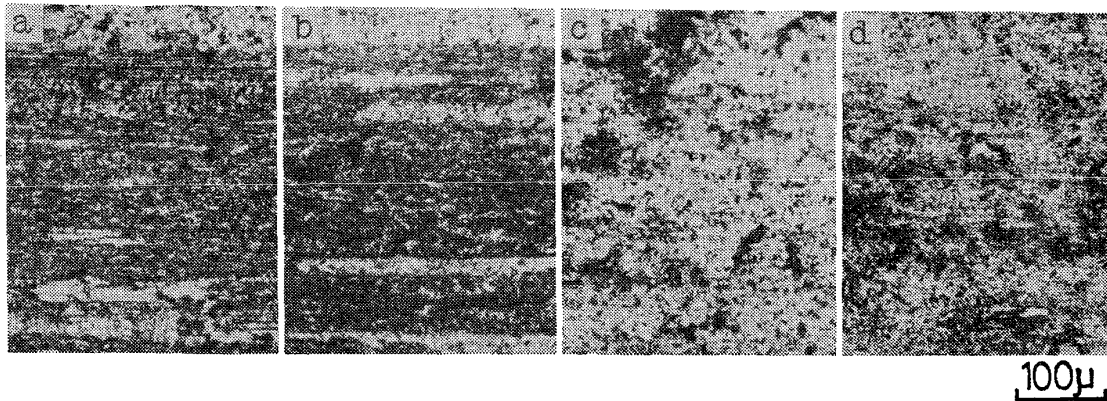
3.1.2 Fe₂B 層の速度-摩耗特性

Fe₂B 層 OQ 材、および AC 材の摩耗曲線は FeB+Fe₂B 層、および SKS3 の場合とほぼ同様な傾向を示した。すなわちすべり速度が 0.1~1.0 m/s の範囲で摩耗量は極めて少なく、2.0 あるいは 1.4 m/s で最大摩耗量を示し、それ以上の速度では順次減少した。Fe₂B 層 OQ 材摩耗面の肉眼観察では、低速度域でやはり Photo.2, a と同様に黒色酸化物が主体に生じたが、0.1~0.3 m/s では褐色粉もわずかに認められた。2.0 m/s では凝着による金属転移のために摩耗面の凹凸が激しい。3.0 m/s になるとすべり痕の凹凸が大きくなるが 2.0 m



a: 0.6 m/s, b: 1.4 m/s, c: 3.0 m/s, d: 4.5 m/s Final load: 2.1 kgf, Sliding distance: 387 m.

Photo. 2. Optical micrographs of wear surface of FeB+Fe₂B layer.



a: 0.6 m/s, b: 1.4 m/s, c: 3.0 m/s, d: 4.5 m/s Final load: 2.1 kgf, Sliding distance: 387 m.

Photo. 3. Optical micrographs of wear surface of Fe₂B layer AC sample.

/s のような金属転移による凹凸は少ない。また 4.5 m/s では Photo.2, d と同様な摩耗面であった。

Fe₂B 層 AC 材摩耗面の肉眼観察によるとすべり速度が最も遅い 0.1 m/s では酸化が極めて少なく輝面であった。また 0.3, 0.6, 0.8 m/s では酸化摩耗が主体となり 1.0 m/s では凝着がわずかに認められる。1.4, 2.0 m/s になると順次酸化物の付着が少なくなり, 3.0, 4.5 m/s では低速度域ではつきり認められたすべり痕が溶融のためか極めて少なくなつた。Fe₂B 層 AC 材での最大摩耗量は他のほう化処理鋼に比べ最も低い結果を得た。Photo.3 は Fe₂B 層 AC 材摩耗面の光顕写真である。0.6 m/s ではやはり全面が酸化物でおおわれ, しかもすべり痕の凹凸は大きく, はつきり認められた。この速度では回転試片に酸化物が多量に付着したが固定試片の一部に輝面摩耗の様相を示す箇所も認められた。3.0, 4.5 m/s では 0.6 m/s で認められた大きいすべり痕は認められず, 微細な凹凸が主体である。酸化物はほとんど認められない。

3.2 荷重-摩耗特性

Fig. 2 に Fig. 1 と同一試料における摩耗試験での最終荷重と摩耗量との関係を示す。すべり速度 0.3 m/s, すべり距離 67 m で行つた。この距離では初期摩耗の後半か, または定常摩耗の初期と推察され, 摩耗量もある程度ばらつきを含んでいると思われる。ほう化処理鋼は S45C に比べ著しく耐摩耗性である。また荷重の増加とともに摩耗量が急激に増加した。FeB+Fe₂B 層では最終荷重が 2.1~6.3 kgf 間で摩耗量は他のほう化処理鋼に比べて低いが 12.6, 18.9 kgf の高荷重になると急激に増加した。また Fe₂B 層 OQ 材と AC 材とでは摩耗曲線はほとんど同様な傾向を示した。摩耗量は OQ 材がわずかに多いが顕著な差は認められない。SKS3 の摩耗量は 2.1 kgf の低荷重ではほう化処理鋼と大差がない

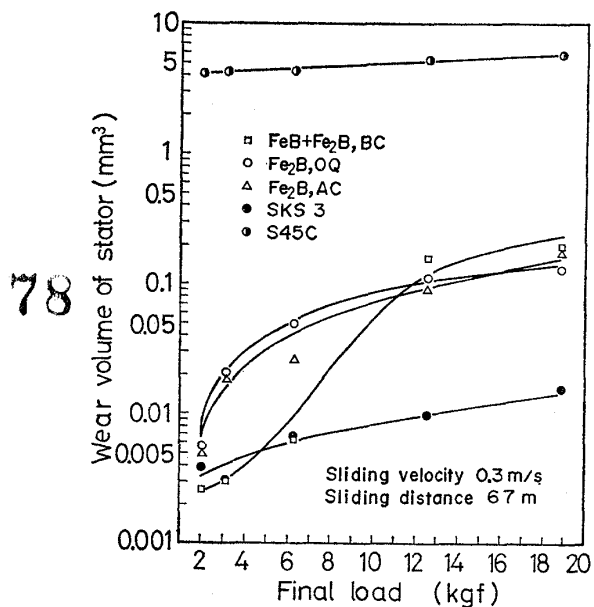


Fig. 2. Relationship between wear volume of stator and final load of various specimen on the wear test.

が高荷重ではほう化処理鋼より少ない結果を得た。この領域での摩耗粉は酸化物が主体に観察された。

3.3 摩耗粉の解析

3.3.1 摩耗粉の実体顕微鏡観察, X線回折および EPMA 分析

Fig. 3 は Fig. 1 で示した速度-摩耗特性試験で生じた摩耗粉の実体顕微鏡観察 (60 倍) 結果である。摩耗粉はおおまかには酸化物と金属粉とからなる。摩耗粉量が多い場合と極めて少ない場合があり誤差もあるが, 酸化物と金属粉の量的比率をおおまかに示した。酸化物はほとんど黒色粉であるが一部褐色粉も認められた。また金属粉は輝面で細かい片状として認められる。

ほう化処理鋼-低炭素鋼 すべりではすべて同一の傾向を示し, すべり速度が 0.1 m/s の極めて遅い速度でも

Stator	A	0.1	0.3	0.6	0.8	1.0	1.4	2.0	3.0	4.5
FeB+Fe ₂ B,BC		○	○	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
Fe ₂ B,OQ		○	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
Fe ₂ B,AC		○	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
SKS 3		⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕	⊕
S45C		△	△	△	△	△	△	△	△	△

A: Sliding velocity (m/sec) SK S3, S45C: 850°C x 1h OQ, 150°C x 1h AC
 ○: Oxide+Metallic debris (very little), ⊕: Oxide (large)+Metallic debris (small),
 ⊕: Oxide (medium)+Metallic debris (medium), ⊕: Oxide (small)+Metallic debris (large)
 △: Metallic debris.
 Final load 2.1kgf, Sliding distance 387m.

Fig. 3. Stereo microscopic observation results of wear debris produced with wear test.

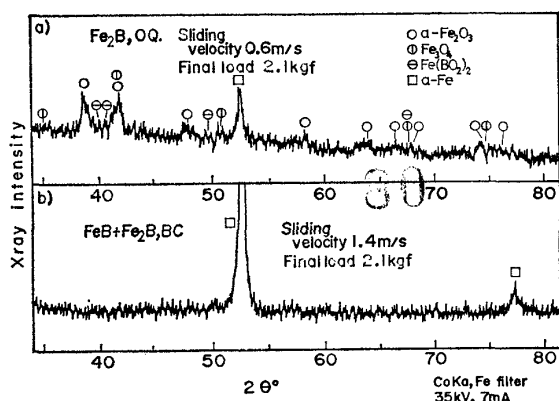


Fig. 4. X ray diffraction patterns of wear debris produced with sliding wear of Fe₂B layer OQ sample-low carbon steel (a) and FeB+Fe₂B layer-low carbon steel (b).

酸化物のみでなく、微量の金属粉が認められた。そして速度の増加とともに金属粉の比率が多くなり最大摩耗量を示す 1.4, あるいは 2.0 m/s になるとほとんどが金属粉となる。またそれ以上の速度でも金属粉のみであった。Fig. 4 は摩耗粉の X 線回折図の一例である。a は Fe₂B 層 OQ 材-低炭素鋼、すべり速度 0.6 m/s で生じた摩耗粉の回折図である。他のほう化処理鋼-低炭素鋼すべりの場合も酸化摩耗領域で生じた摩耗粉からはこれと類似のピークが認められた。摩耗粉は α-Fe₂O₃, Fe₃O₄, α-Fe が主体で他には Fe(BO₂)₂, 及び他の酸化物が考えられるが明確には判断できない。b は FeB+Fe₂B 層-低炭素鋼、すべり速度 1.4 m/s で生じた摩耗粉の回折図である。摩耗粉は α-Fe であり摩耗面は輝面であった。しかし実体顕微鏡観察では酸化物も少量認められる。他のほう化処理鋼の場合も最大摩耗量を示す速度、およびそれ以上の速度ではこれと類似し、α-Fe が主体に認められた。α-Fe は回転試片からのものである。FeB+Fe₂B 層、すべり速度 0.1, 0.3 m/s では摩耗粉量が少ないため回折は困難であった。0.6~1.0 m/s では顕微鏡観察で少量の金属粉が混入しているが回折では金属

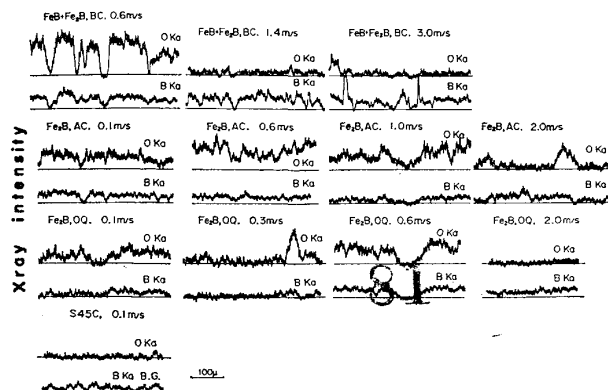
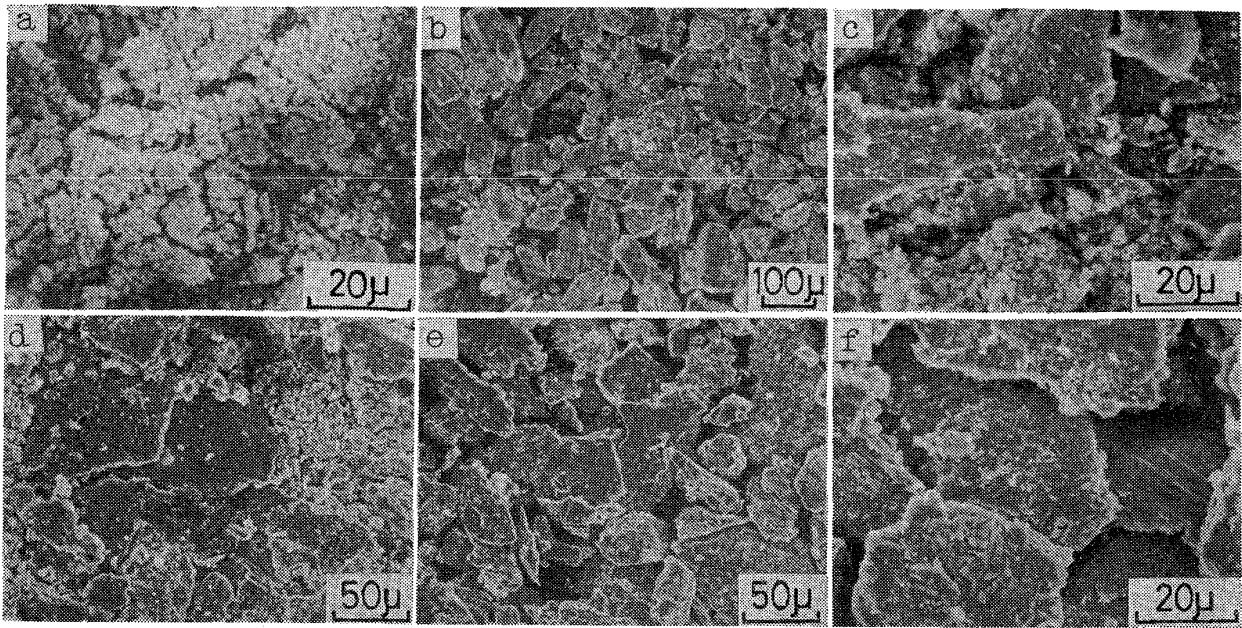


Fig. 5. EPMA line analysis results of wear debris produced with sliding wear of borided steel or S45C-low carbon steel. (Final load 2.1 kgf, Sliding distance 387 m)

粉が主体で酸化物ピークは極めて低い。これは生じた摩耗粉が微量なことに起因している。

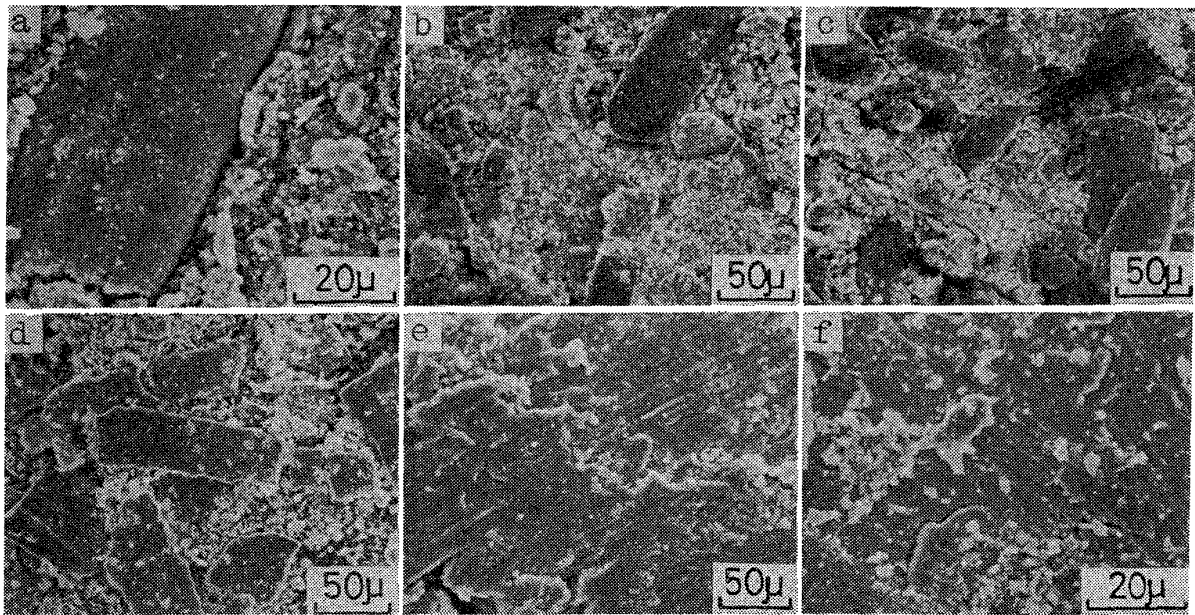
Fe₂B 層 OQ 材-低炭素鋼すべりではすべり速度 0.1 m/s でもやはり α-Fe が認められ、酸化物ピークはわずかに確認できる程度であった。1.0 m/s までは 0.1 m/s と類似のピークを示すが 1.4 m/s 以上では 1.0 m/s 以下に比べ酸化物ピークが低くなり α-Fe が主体となった。速度が増すにしたがい酸化物量が低下している。Fe₂B 層 AC 材-低炭素鋼、すべり速度 0.1 m/s では OQ 材の場合と同様である。0.3 m/s では酸化物ピークがわずかに認められ、0.6, 1.0 m/s では比較的明確に認められた。SKS3-低炭素鋼すべりでは SKS3 の摩耗量が少ない 0.1, 0.3 m/s で金属粉が主体に認められ、酸化物は微量であった。これは後述の 4.2 に示すように摩耗量が酸化物だけに依存するのではないことを示している。また 1.4 m/s 以上ではほとんどが α-Fe であった。S45C については全速度域で摩耗粉量が極めて多くすべて α-Fe であった。

Fig. 5 は種々のすべり速度におけるほう化処理鋼、S45C-低炭素鋼すべり摩耗で生じた摩耗粉の EPMA 線分析結果である。摩耗粉表面を 0.3~0.5 mm 程度線分析を行った。FeB+Fe₂B 層-低炭素鋼すべりで生じた摩耗粉からは BKα がわずかに認められたが他のほう化処理鋼では BKα はほとんどバックグラウンドである。このことは摩耗粉が回転試片からのものであることを示している。またほう化処理鋼の摩耗量が少なかつた酸化摩耗領域で生じた摩耗粉からは OKα が認められ、輝面摩耗、溶着摩耗領域での摩耗粉からは OKα は極めて少ない。Fe₂B 層 OQ 材-低炭素鋼、すべり速度 2.0 m/s で生じた比較的大きな金属粉からの OKα, BKα ピークは、バックグラウンドであり回転試片からの金属粉であ



a: 0.1 m/s, b, c: 0.6 m/s, d: 1.0 m/s, e, f: 1.4 m/s Final load: 2.1 kgf, Sliding distance: 387 m.

Photo. 4. Scanning electron micrographs of wear debris produced with sliding wear of FeB+Fe₂B layer-low carbon steel.



a: 0.1 m/s, b: 0.3 m/s, c: 0.6 m/s, d: 1.0 m/s, e: 1.4 m/s, f: 2.0 m/s Final load: 2.1 kgf, Sliding distance: 387 m.

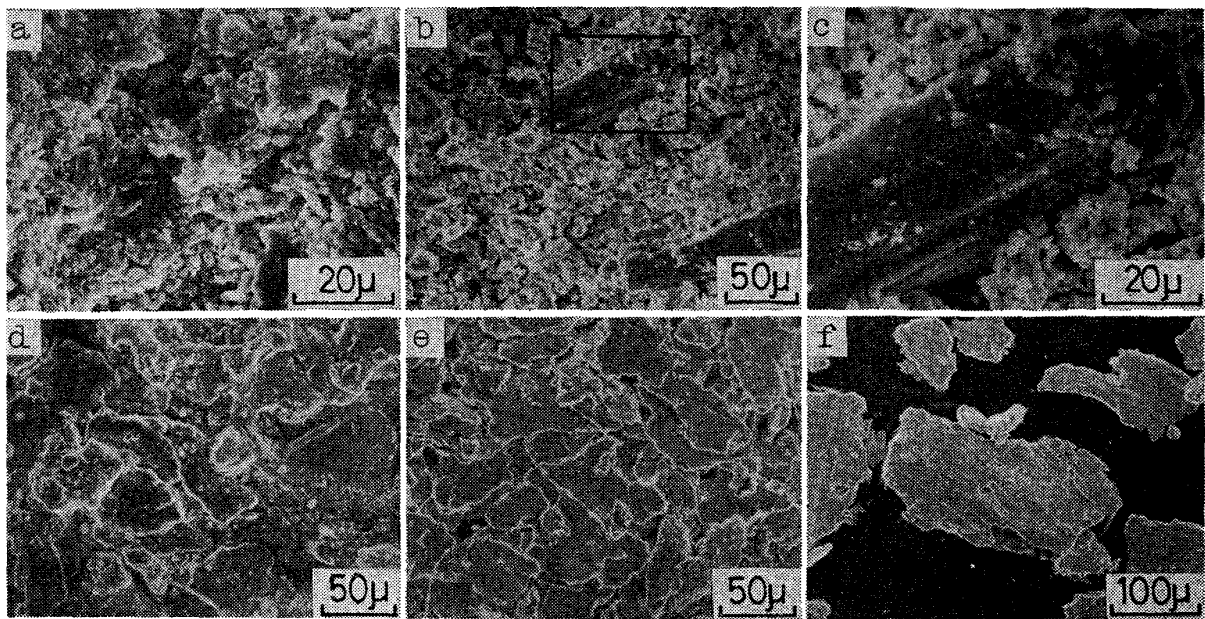
Photo. 5. Scanning electron micrographs of wear debris produced with sliding wear of Fe₂B layer AC sample-low carbon steel.

ることを示している。S45C-低炭素鋼，すべり速度 0.1 m/s で生じた摩耗粉の OK α はバックグラウンドであり，酸化物はほとんど生じていないことを示している。また BK α ピークは BK α 線のバックグラウンドである。

3.3.2 摩耗粉の電顕観察

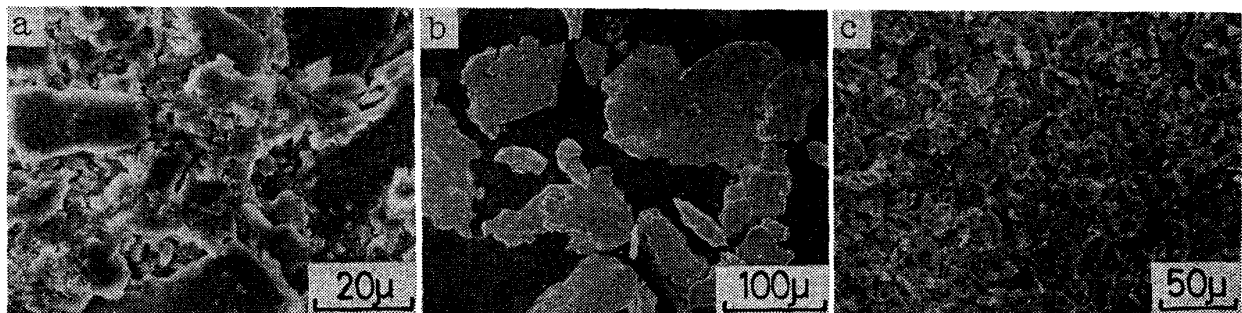
摩耗粉の写真撮影は，両面テープを張った試料台に摩

耗粉を固定するため，上から軽く押えてから行つた。したがって扁平な摩耗粉は最大面積が観察されるであろう。Photo.4 は FeB+Fe₂B 層との摩耗で生じた摩耗粉である。すべり速度が 0.1 m/s ではほとんどが酸化物であるが，0.6 m/s では板状金属粉が非常に多く認められた。また c は b の高倍率で白い粉状，あるいは粒状のものは酸化物である。このように金属粉の周囲に多量の



a : 0.1 m/s, b, c : 0.3 m/s, d : 0.6 m/s, e : 1.4 m/s, f : 2.0 m/s Final load : 2.1 kgf, Sliding distance : 387 m.

Photo. 6. Scanning electron micrographs of wear debris produced with sliding wear of Fe₂B layer OQ sample-low carbon steel.



a : SKS3, 0.1 m/s, b : SKS3, 2.0 m/s, c : S45C, 0.1 m/s Final load : 2.1 kgf, Sliding distance : 387 m.

Photo. 7. Scanning electron micrographs of wear debris produced with sliding wear of SKS3-low carbon steel and S45C-low carbon steel.

酸化物が認められた。1.0 m/s でもやはり金属粉と酸化物が認められる。eは最大摩耗量を示した 1.4 m/s での摩耗粉であるが金属粉のみで酸化物はほとんど認められない。またb, c, dとe,あるいはfとの金属粉を比較すると前者の表面は平坦であり変化がないが、後者の表面はすべり痕が認められ、溶融したような痕跡が認められる。これはすべり速度が 3.0 m/s の場合でも同様であった。

Photo.5 は Fe₂B 層 AC 材との摩耗で生じた摩耗粉である。すべり速度 0.1 m/s では、ほとんどが酸化物であるが a に示したような板状金属粉もわずかに認められた。また酸化物が凝集し塊状になっている箇所も認められる。0.3, 0.6 m/s になると順次板状金属粉が増加し、なおかつ 0.6 m/s では酸化物も多量に認められた。1.0 m/s では 0.6 m/s と同様で酸化物と板状金属粉とから

なる。e は最大摩耗量を示す 1.4 m/s での比較的大きな摩耗粉、金属粉の一部である。Photo.4, f と同様ですべり痕が認められる。また 1.0 m/s 以下で認められた金属粉形状がおおよそ板状の長方形であるのに対し、これらは不定形であった。Photo.5, f は 2.0 m/s の場合の金属粉の一部である。形状は e とほとんど同様だが FeB+Fe₂B 層-低炭素鋼、すべり速度 2.0 m/s の摩耗粉に比べ多くの酸化物が認められた。Photo.6 は Fe₂B 層 OQ 材との摩耗で生じた摩耗粉である。a は 0.1 m/s の場合の酸化物であり、金属粉は極めて少なく酸化物が集積し塊状になっている箇所も認められた。0.3 m/s では酸化物のほかに金属粉が点々と認められ、速度の増加とともにその量も増加している。c は b の高倍率である。金属粉形状は FeB+Fe₂B 層, Fe₂B 層 AC 材-低炭素鋼すべりの低速度域で認められたものと同様平坦で

あり, Photo. 5, e のようなすべり痕は認められない。0.6 m/s では金属粉がさらに増加し, 形状も変化している。1.4 m/s 以上になると金属粉のみで酸化物はほとんど認められない。また最大摩耗量を示す 2.0 m/s では, 金属粉形状は 1.4 m/s の場合に類似しているが, 金属粉の凹凸が大きくなっている。3.0 m/s では 2.0 m/s と同様であった。

Photo. 7, a, b は SKS3-低炭素鋼, c は S45C-低炭素鋼の摩耗で生じた摩耗粉である。a はすべり速度 0.1 m/s の場合で扁平な金属粉と酸化物が認められ, 金属粉形状は Fe_2B 層-低炭素鋼すべりで生じた金属粉と類似している。b は最大摩耗量 2.0 m/s の場合であり, c は 0.1 m/s の場合である。これらはほう化処理鋼-低炭素鋼すべりの場合と同様に酸化物はほとんど認められず金属粉のみであった。また b ではほう化処理鋼の最大摩耗量で生じた金属粉に類似しているが c ではすべり痕が少なく, 直径 20μ 以下および 50μ 程度のものが混在していた。

4. 考 察

4.1 速度-摩耗特性

ほう化処理鋼-低炭素鋼すべりの摩耗形態はすべり速度が 0.1~1.0 m/s の範囲では摩耗粉は酸化物が主体に生じ酸化摩耗領域である。また 1.4 m/s あるいは 2.0 m/s の最大摩耗量では輝面摩耗が主体であり, それ以上の速度では溶着摩耗と考えられる。本研究の範囲では黄銅⁹⁾のように溶着摩耗に入り摩耗量が急激に増加することはなかつた。ほう化処理鋼の摩耗量は酸化摩耗領域では顕著な差はないが 2.0~4.5 m/s では Fe_2B 層 AC 材, Fe_2B 層 OQ 材, $FeB+Fe_2B$ 層の順に耐摩耗性であった。しかしこれは 1 回の試験結果であり, ある程度ばらつきを含んでいるであろう。 Fe_2B 層 AC 材は, 他のほう化処理鋼に比べ 0.8, 1.0 m/s でわずかに摩耗量が多い。この速度域では他のほう化処理鋼に比べ摩耗粉中の金属粉量が多い結果を得, この金属粉が摩耗量に影響しているであろうと推察される。また Fe_2B 層 AC 材の最大摩耗量を示す 1.4 m/s では $FeB+Fe_2B$ 層の Photo. 2, b ほど輝面ではなく一部酸化摩耗を示した。これは後述の摩耗粉の解析で示すように, この差が摩耗量にも現われていると考える。1.4 m/s 以上でも他のほう化処理鋼より摩耗量が少ないが, 2.0 m/s で酸化物がはっきりと認められ, 3.0 m/s でもわずかに認められる。酸化物がやはり耐摩耗性に寄与していると考えられる。 $FeB+Fe_2B$ 層および Fe_2B 層 AC 材の最大摩耗量を示す速度は 1.4 m/s であるが Fe_2B 層 OQ 材のそれは

2.0 m/s であつた。このように Fe_2B 層 OQ 材だけ最大ピークがずれた理由は, すべり速度 1.4 m/s における $FeB+Fe_2B$ 層摩耗面は, 全面が輝面であつたのに対し Fe_2B 層 OQ 材は, 輝面摩耗と酸化摩耗の両方が観察され, これら粉原因していると考えられる。

$FeB+Fe_2B$ 層の摩耗は, 初期は FeB 層の摩耗である。 FeB は Fe_2B より高硬度であるため, より耐摩耗性であると考えられるが, 酸化摩耗領域では摩耗量は他のほう化処理鋼と顕著な差はない。しかも 1.4 m/s 以上では摩耗量が多い結果を得た。これは FeB に引張応力, Fe_2B に圧縮応力が生じている¹⁰⁾, FeB と Fe_2B の境界に応力が生じる¹¹⁾, といわれ, これらが摩耗量に影響を及ぼしていることも考えられる。Photo. 2, c と d では摩耗量の差以上に摩耗面に差が認められる。これは d では溶融, 溶着がより激しくなり金属転移, 再転移などが生じているためであろう。

4.2 荷重-摩耗特性

Fe_2B 層 OQ 材と AC 材とでは摩耗量に顕著な差はない。摩耗量に及ぼす母材部硬さの影響は, 比較的低荷重のときはあまり関係なく, 高荷重で影響するであろうと推察するが, 本研究の範囲では高荷重でも大差がない。この理由はほう化物が極めて硬く, また回転試片が軟らかい材料であることに起因し, 本研究の範囲程度の母材部硬さの差は摩耗量に大きく影響しないと推察する。最終荷重が 12.6 kgf 以上では表面硬さが Hv 777 の SKS3 のほうが Hv 1400~1900 のほう化処理鋼より摩耗量が少ない結果を得た。この主原因としては次のことが考えられる。ほう化物は極めて硬いため微細なき裂が生じやすい。したがって低荷重の場合に比べ高荷重では特にほう化物に多くのき裂が生じた。高荷重では両試片の凝着が生じやすい。ほう化処理鋼は表面部と母材部とが異種組成であり, 硬さも大差があるため表面部がはくりにしやすい, などの理由によりほう化処理鋼の摩耗量が増加したと推察されるが, 本実験は 1 回の試験であり本研究の範囲では明確な判断はできない。 $FeB+Fe_2B$ 層-低炭素鋼すべりにおける最終荷重 2.1, 3.2 kgf では摩耗粉はほとんど認められず 12.6, 18.9 kgf の高荷重では酸化物が主体に生じた。このように酸化物が主体に生じ, しかも摩耗量が比較的多い理由は, 酸化物は凝着を抑制するが前述したように高荷重では低荷重の場合に比べほう化物に, より多くの微細なき裂, あるいは凝着が生じやすいなどにより摩耗量が多くなつたと推察する。一方, SKS3 は 2.1~6.3 kgf で金属粉が主体に生じ, 摩耗量が少なく 12.6, 18.9 kgf では酸化物が主体に生じ摩耗量が多い。この理由は今までに述べた摩耗量に及ぼ

す摩耗粉の影響だけでは説明できず問題を残している。これらは酸化物、金属粉の存在、及び量だけが摩耗量に影響を及ぼすのではないことを示している。

4.3 摩耗粉の解析

ほう化処理鋼-低炭素鋼すべりで生じる摩耗粉は、すべり速度 0.1~1.0 m/s では Fe_3O_4 、 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ が主体に生じ、他に B 系、あるいは Fe-B 系酸化物が生じている可能性もあるが本研究の範囲では明確には確認できなかった。鑄鉄の摩耗の場合 0.5 m/s の低速では酸化膜は Fe_2O_3 であり、2~4 m/s では Fe_3O_4 である¹²⁾といわれている。本研究では摩耗粉が極めて少なく断を下しがたいが 0.1~1.0 m/s の酸化摩耗領域では酸化物、特に Fe_3O_4 が主体に生じた。 $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ は 0.8 m/s 以下の低速度で生じているが Fe_3O_4 に比べ極めて少ない。

種々のほう化処理鋼と低炭素鋼とのすべり摩耗で共通していることは、0.1 m/s の極めて遅い速度でも摩耗粉は酸化物のみでなく、わずかに金属粉が認められ、すべり速度の増加とともにそれが増加したことである。しかし 1.0 m/s 以下までは摩耗量に顕著な差はなく、酸化物の存在が摩耗量に大きく影響していると考えられる。FeB+ Fe_2B 層、 Fe_2B 層 OQ 材-低炭素鋼の場合、最大摩耗量を示す速度での摩耗粉は酸化物は極めて少なくほとんどが金属粉であつた。しかし摩耗量の少ない Fe_2B 層 AC 材は最大摩耗量を示す速度、およびそれ以上の速度 (2.0 m/s 以上) でも酸化物が認められた。このことは摩耗量低下に酸化物が大きく寄与していると考えられる。また最大摩耗量を示す速度で金属粉が主体に生じるということは、ここでは凝着による摩耗が支配的であると考えられる。金属粉は EPMA 分析、電顕観察より回転試片から発生したものと考えられ、酸化物についても大部分は回転試片がらのものであると推察される。

本研究の摩耗試験での摩耗現象は最初は摩耗量が極めて少なく、荷重あるいはすべり距離が増加し、任意の荷重、すべり距離になつた時点で摩耗が急激に進行する形態であつた。酸化物が主体に生じている場合は酸化物が両試片の凝着をある程度抑制するが、酸化物が少なくなり、金属粉が増加すると凝着しやすくなり摩耗が急激に進行したと考えられる。酸化物摩耗粉は摩擦を軽減せず、むしろ引つき作用をする¹³⁾、あるいはラッピング剤の役目をする¹⁴⁾ともいわれているが本研究の速度-摩耗特性試験の範囲では酸化物が主体に生じる場合、一様に摩耗量が低い結果を得た。このことは酸化物が耐摩耗性に寄与していると考えたほうが妥当であろう。すべり速度の増加とともに金属粉量が増加する理由は葉山¹²⁾らの鑄物の場合と同様に速度の増加とともに酸化している

いとまがないことが原因と考えられる。摩耗粉中の金属粉形状については酸化摩耗領域で生じる金属粉は板状の長方形であり表面は平坦ですべり痕はほとんど認められない。しかし輝面摩耗領域では形状もやや円板状となりすべり痕が認められ、表面の凹凸も激しい。このように金属粉形状が異なる理由は本研究の範囲では明確には説明できない。しかし後者は両試片の凝着により摩耗が激しくなつた結果、金属粉形状が粗れたと推察される。

最大摩耗量を示す速度とそれ以上の速度とでは摩耗粉中の金属粉形状は Fe_2B 層 AC 材を除きほとんど同様である。後者のほうが金属粉の一部に溶解した感じがあるが顕著な差はない。また酸化摩耗領域で生じる酸化物形状は酸化物が一部凝集している場合もあるがほう化処理鋼間に顕著な差は認められない。

以上を総括するとほう化処理鋼-低炭素鋼のすべり摩耗で生じる酸化物摩耗粉は両者の凝着を抑制する役目をしているのは疑いもない事実である。そして摩耗粉中に占める金属粉量が耐摩耗性に寄与していると考える。なぜなら酸化摩耗領域で金属粉量が少ないときは摩耗量が少なく、すべり速度の増加とともに酸化物が減少し、金属粉量が増加する。そして任意の速度でほとんどが金属粉となり摩耗量も非常に多くなる。これらは両者の凝着を抑制していた摩耗粉中の酸化物が減少し、金属粉の占める割合が多くなつた結果、両試片が凝着しやすい状態になり輝面摩耗を誘発したと考えられる。その結果摩耗が急激に進行する。したがって摩耗粉中の金属粉の占める割合を少なくすれば摩耗量もある程度低下させることができるかと推察される。またすべり速度の増加とともに金属粉の占める割合が増加するが溶着摩耗に入り摩耗量が低下するのは相手材との凝着強さが低下した¹⁵⁾ためと考えられる。

5. 結 言

ほう化処理鋼-低炭素鋼の 100% すべり摩耗特性について検討した結果、本研究の範囲で次の結論を得た。

1) ほう化処理鋼は全速度域で S45C より著しい耐摩耗性を示した。また 0.1~1.0 m/s の速度域では SK S3 と同程度、2.0~4.5 m/s ではそれ以上の耐摩耗性を示した。

2) 速度-摩耗特性試験より、ほう化処理鋼は最終荷重 2.1 kgf、すべり距離 387 m の場合、すべり速度が 0.1~1.0 m/s の範囲では酸化摩耗が主体であり著しい耐摩耗性を示した。また 1.4 あるいは 2.0 m/s で最大摩耗量を示し、ここでは輝面摩耗が主体に生じ、それ以上の速度では溶着摩耗が生じていると考えられる。

3) 種々のほう化処理鋼は酸化摩耗領域では顕著な差は認められないがそれ以上の速度では Fe_2B 層 AC 材が最も耐摩耗性であり、次に Fe_2B 層 OQ 材、 $FeB+Fe_2B$ 層の順序であつた。

4) ほう化処理鋼-低炭素鋼すべりで生じる摩耗粉はすべり速度 0.1 m/s の低速度でも 100% 酸化物に変化するのではなく一部は金属粉として残る。またすべり速度が増加するにしたがい金属粉の量が増加し最大摩耗量を示す速度域ではほとんど金属粉で酸化物は極めて少ない。

速度-摩耗特性試験より摩耗粉中に生じる酸化物は両試片の凝着を抑制するが、金属粉量が増加すると凝着しやすくなり摩耗を促進させると考えられる。

5) ほう化処理鋼-低炭素鋼すべりで生じた摩耗粉の組成はX線回折測定結果より酸化摩耗領域では Fe_3O_4 , $\alpha-Fe_2O_3$ が主体で他には $\alpha-Fe$, その他の酸化物が認められ、輝面摩耗領域では $\alpha-Fe$ が主体であつた。

6) ほう化処理鋼は荷重-摩耗特性試験より荷重の増加とともに摩耗量は急激に増加する。

本研究を実施するにあたり一部、ほう化処理、回転試片の加工でご協力下さった東芝機械(株)沼津事業所、研究所の関係の方々に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 藤井京子, 片桐敏夫, 竹内栄一, 千葉和茂, 嵯峨卓郎: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 360
- 2) 小川喜代一, 安岡由雄: 熱処理, 16 (1976), p. 302
- 3) 鳥井強三, 朝倉 巽, 仲川政宏, 小松 登, 新井透, 遠藤淳二: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1287
- 4) K. H. HABIG, and H. KUNST: Härt. Techn. Mitt., 30 (1975) 2, p. 99
- 5) H. C. FIEDLER and R. J. SIERASKI: Metal Prog. 2 (1971), p. 101
- 6) Boride Coated Metal Fights Abrasive Wear: Mat. Eng., 76 (1972) 2, p. 46
- 7) ア・ペ・エピク, エリ・ア・コトリヤレンコ, ヴェ・デ・デルカチ: 金属の保護被覆, (1968), p. 136. 日ソ通信社訳
- 8) 渋谷佳男: 材料, 25 (1976), p. 336
- 9) 大井輝雄, 笹田 直, 江川清美: 日本機械学会誌, 62 (1959) 482, p. 418
- 10) M. DEGER, M. RIEHLE, and W. SCHATT: Neue Hütte, 17 (1972), p. 341
- 11) アルフレッドグラフフォン・マツシカ: 鑄鍛造, 9 (1973), p. 61
- 12) 葉山房夫: 日本機械学会誌, 66 (1963), 539, p. 1652
- 13) 大前伸夫, 築添 正: 精密機械, 39 (1973), p. 219
- 14) 水野万亀雄: 精密機械, 34 (1968), p. 328
- 15) 川本 信, 新谷 進, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 3139