衝撃摩耗に関する基礎的研究*

(大気乾燥下における焼なまし S45C 炭素鋼の衝撃摩耗特性)

徐 茂 龍^{*1}, 矢 畑 昇^{*2}, 池ヶ谷 明利^{*3}

Fundamental Study on Impact Wear

(Impact Wear Characteristic of S45C Carbon Steel in Dry Air)

Mao-Long XU, Noboru YAHATA and Akitoshi IKEGAYA

Annealed S45C carbon steel pins with flat ends were repeatedly impacted upon hardened SUJ2 disks rotating in dry air. The test conditions used were a constant impact energy 0.29 J, sliding speed of 0.055~2.5 m/s and maximum number of impact cycles of 5×10^5 . The impact wear characteristic of the pins was investigated by focusing attention on the wear rate (mm^3/cycle) and the changes in the surfaces and subsurfaces. The variation tendency of wear rate with sliding speed was very similar to that of specific wear ($\text{mm}^3/\text{kgf} \cdot \text{mm}$) in sliding friction under a constant load for the same steel. The changes in worn surfaces and subsurfaces with sliding speed observed here were also similar to those in sliding friction without impact load. With repeated impact, however, fatigue cracks leading to flakes were produced in continuous hardlayers of pins and in subsurfaces of disks at high sliding speed, and oxides or oxide films at worn surfaces were broken away.

Key Words: Impact Wear, Sliding Speed, Impact Cycle, S45C Carbon Steel, Wear Characteristic, Hardlayer, Fatigue Crack

1. 緒 言

一般に機械装置が運転中に振動・騒音を発生したり、その性能・精度が低下する原因は、それを構成している機械部品の摩耗によることが多い。その摩耗現象には凝着摩耗、アブレシブ摩耗、疲労摩耗(転がり摩耗)、フレッチング、エロージョン、腐食摩耗があり、個々の摩耗現象については、これまでに数多く研究されている。しかし、実際の使用条件下では、これらの摩耗が単独で起こることは稀であり、いくつかの現象が同時に存在することが多い。そして、どの摩耗現象が優先的に起こるかは、使用条件(負荷、速度、雰囲気、材質等)に支配される。

一方、内燃機関のエンジンバルブ、圧縮機のリング弁および歯車・カムなどの機械部品は、負荷が衝撃的に作用するとともに、衝撃時にすべりを伴う衝撃摩耗を受ける。また、近年の高速化された機械においては、巨視的にはすべり摩擦や転がり摩擦の接触でも、微視

的には接触面上の微小突起同士が衝撃的に接触するとともに、相対的すべりが起こっていることが想像される。

これまでの衝撃摩耗に関する研究は、同一箇所を繰返し衝撃する、いわゆる衝撃疲労について多く行われている^{(1)~(6)}。すべりを伴う衝撃摩耗についてもかなり研究されているが^{(9)~(16)}、それらの多くは特定の材料と実験条件下で行われている。そのために、すべりを伴う衝撃摩耗の一般的な特性や摩耗機構およびすべり速度の影響については、明確にされていない。

そこで、本研究はすべりを伴う衝撃摩耗について、系統的かつ広範囲な試験条件下のもとに実験を行い、各種実用材料のすべりを伴う衝撃摩耗特性やその摩耗機構およびすべり速度の影響を明らかにすることを目的とする。著者らはこれまでに、乾燥と油潤滑下で比較的小さい衝撃エネルギーと低すべり速度における各種焼なまし炭素鋼⁽¹⁷⁾と焼入れ S45C 炭素鋼⁽¹⁸⁾の衝撃摩耗特性を明らかにした。ここでは、乾燥下で比較的大きな衝撃エネルギーと広範囲のすべり速度における焼なまし S45C 炭素鋼の衝撃摩耗特性を調べるとともに、摩耗と密接な関係をもつ摩耗表面や表面層などの

* 原稿受付 平成4年5月14日。

^{*1} 准員、東京農工大学工学部(〒184 小金井市中町2-24-16)。

^{*2} 正員、東京農工大学工学部

^{*3} 東京農工大学工学部。

状態を詳細に分析・観察した。

2. 実験方法

本実験に用いた衝撃摩耗試験機は衝撃エネルギーにばねの復元力を利用した横型ピン-ディスク式のもので、その概略構造を図1に示す。本試験機では衝撃エネルギーはばねの剛性とその圧縮量を変えることにより、すべり速度はディスクの回転速度を変えることにより、それぞれ0.1~0.7 Jおよび0~1030 rpmの範囲内で設定できる。なお、衝撃時にディスクの回転速度が変動しないよう十分な慣性モーメントを有するはずみ車を取付けた。

供試材料はピンには多くの機械部品に使用されている機械構造用鋼炭素鋼 S45C を、その摩擦相手のディスクには高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 を用いた。それらの化学組成を表1に、また、最終仕上げの形状・寸法およびそれらの衝撃位置関係を図2にそれぞれ示す。ピンはφ19 mm 熱間圧延材から所定の形状・寸法に機械加工し、その衝撃端面はエメリー紙 400 番まで研磨した。その後、真空中で 850°C で 1 時間の完全焼なましを施した。一方、ディスクは無酸化雰囲気炉を用いて 850°C の油焼入れをし、油中において 150°C で 4 時間の

表 1 供試材料の化学成分 (wt%)

Specimen	JIS	C	Si	Mn	P	S	Cr
Pin	S45C	0.46	0.27	0.69	0.011	0.022	-
Disk	SUJ2	1.04	0.26	0.34	0.013	0.021	1.40

図 1 衝撃摩耗試験機の概略構造

図 2 試験片の形状・寸法および衝撃位置

焼戻しを行った。そして、摩擦面を研削仕上げし、さらにエメリー紙 400 番まで研磨仕上げした。熱処理後のピンとディスクの硬さは、それぞれ HV 174 および HRC 60 であった。ディスクは試験前にアセトンで超音波洗浄を行い完全に脱脂した。

試験条件は衝撃エネルギー 0.29 J 一定とし、すべり速度を 0.055~2.5 m/s の範囲で変化させた。ここで、参考のために、衝撃エネルギー 0.29 J における衝撃力波形を図3に示す。この波形はディスクの代わりに力検出器（先端形状 R40 mm, 硬さ HV 300）を取付け、焼入れピン（HV 670）を用いてすべりのない衝突で求めたものである。このときの最大衝撃力は約 3000 N（最大圧力約 1.6 GPa）、衝突（接触）時間は 800 μs 程度の弾性衝突と考えられる。なお、1 秒間当たりの衝撃回数は二度打ちを避け、かつ十分な衝撃となるように 4.4 回に定めた。試験雰囲気は試験機全体を囲い、湿度 50~60% 間に制御した大気中乾燥下である。

ピンの摩耗量は所定の衝撃繰返し回数後に取り外して、電子天秤（精度 0.1 mg）により質量を測定することにより求め、多くの場合は再び試験機に取付けて試験を続行した。最大の衝撃繰返し回数は 50 万回である。試験後、両試験片の摩擦面や表面層を顕微鏡、XMA, X 線回折装置、表面粗さ測定機などを用いて詳細に観察・分析した。

3. 実験結果

3.1 摩耗量 大気中乾燥（湿度 50~60%）下で焼なまし S45C ピンを、回転する焼入れ SUJ2 ディスクに衝撃エネルギー 0.29 J 一定、すべり速度 0.055~2.5 m/s で繰返し衝突させたとき、繰返し回数の増加に伴うピンの摩耗体積の変化過程を図4に示す。多くのすべり速度において初期摩耗過程と定常摩耗過程が現れた。特に、すべり速度 2 m/s および 2.5 m/s の初期ではピンの重量増加、すなわち硬いディスクから軟

図 3 衝撃波形

らかいピンに移着が起こっていることは注目される。この図に基づいて、両摩耗過程における衝撃1回当たりの摩耗体積、すなわち摩耗率をすべり速度との関係で示したものが図5である。この図から、すべり速度0.5 m/s以下では最初からほぼ定常摩耗状態にあり、それ以上のすべり速度では摩耗の小さい初期摩耗過程から大きい定常摩耗過程へ移行し、その差はすべり速度2 m/s以上で顕著に現れた。定常摩耗過程における摩耗率のすべり速度特性は、最初にすべり速度とともに徐々に増加し、0.5 m/sを超えると急増して約1 m/s前後で極大値を示した。その後、比較的急激に減少して約1.5~2 m/sで極小値となった。さらにすべり速度を増すと、再び増大するという傾向を示した。この特性曲線は、著者らの一人が行った焼なましS45Cピンを焼入れSUJ2リングに一定荷重(圧力)ですべり摩擦したときの比摩耗量 ($\text{mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$) のすべり速度特性⁽¹⁹⁾ に大変類似している。

3.2 摩擦面 定常摩耗過程の比較的初期である衝撃繰返し回数 5×10^4 回後の代表的、すなわち摩耗率の著しく異なるすべり速度における両試験片の摩擦面状態を図6に示す。低すべり速度以外では摩擦方向に粗い摩擦条痕が観察され、高すべり速度である2 m/s以上では激しい凝着が生じている。また、すべり速度1 m/s以上の両試験片の摩擦面には摩擦方向に直角に伝ばしている微小き裂が観察される。これらの微小き裂の数はすべり速度の増加に伴って多くなり、さらにディスクにおいては衝撃繰返し回数とともに増加した。いずれのすべり速度においても摩擦面が部分的に酸化されている。特に、低すべり速度0.5 m/s以下ではかなりの摩擦面が酸化されており、さらに繰返し回数が増加すると、ほぼ全摩擦面が薄い酸化粉で覆われた。なお、繰返し回数が増しても、低すべり速度に

おける酸化部の増加および高すべり速度におけるディスクの微小き裂数の増加以外には顕著な変化は認められなかった。図4において、高すべり速度2 m/s以上の初期摩耗過程でピンの重量増加が認められた。そこで、繰返し回数 6.5×10^3 回後のピン摩擦面をEPMAにより観察し、その結果を図7に示す。同図からも硬いディスクから軟らかいピンへの移着がCr-K α 線像として認められた。

次に、代表的なすべり速度の定常摩耗過程におけるピンの摩擦面をX線回折により得られた回折図形を図8に示す。低すべり速度領域では α -Fe回折線のほかに、わずかな Fe_2O_3 が認められた。すべり速度が1.5 m/s以上になると、高温で生成される酸化物FeOおよび正方晶マルテンサイト α' -Feが観察された。なお、 α' -Fe{101}とオーステナイト γ -Fe{111}との回折角はほぼ同じであるが、他の回折線および後述の表面層組織観察や硬さ測定から、 α' -Feと同定された。また、図6に示した摩擦面の酸化物は低すべり速度0.2 m/sでは Fe_2O_3 であり、1.5 m/s以上の酸化物はFeOであることが確認された。最後に、初期および定常摩耗過程におけるディスクの摩擦面の粗さ(十点平均粗さ R_z)を測定した。その測定結果を図9に示す。粗さのすべり速度に伴う変化は、ピンの摩耗率のすべり速度特性とほぼ同じ傾向を示した。すなわち、表面粗さはすべり速度とともに増加し、1 m/s前後で極大値を示し、その後減少して約1.5 m/sで極小値となる。そして、再び、すべり速度とともに増加している。また、低すべり速度領域である0.5 m/s以下および粗さの極小値を示す1.5 m/sでは、初期と定常とにほとんど差異がなく、一方、粗さの値が大きい1 m/sや2.5 m/sでは、摩耗率と同様に著しい相違が観察された。

図4 衝撃回数に伴うピンの摩耗量の変化過程

図5 ピンの初期および定常摩耗状態の摩耗率

図 6 定常状態におけるピンおよびディスクの摩擦面

図 7 ピンの初期 (6 500 回) 摩擦面の EPMA 観察 (2.5 m/s)

図 8 ピン摩擦面の X 線回折 (ターゲット: Cr)

3・3 表面層組織 定常摩耗過程におけるピンの摩耗表面層組織状態を調べるため、すべり方向に平行な断面について観察した。その代表的なすべり速度におけるピン中央部の例を図 10 に示す。なお、検鏡試料の作製時に生じる表面近傍のだれを防ぐため、摩耗面にはニッケルめっきを施した。

全体的に摩耗表面層の組織状態は、表面近傍から組織変化層 (組織の微細化層, 変態層, 酸化層), 組織の

流動層および何ら変化を受けない母材へと遷移するものから構成されている。約すべり速度 1 m/s 以下では微細化組織層と組織流動層が、それ以上のすべり速度ではき裂を有する変態層や酸化層、微細化層および組織流動層が観察された。各すべり速度に共通な流動組織はすべり速度の増加に伴い、その流動程度と深さは増大した。また、同一すべり速度ではピン前縁より後縁に向かうに従って、流動程度と深さが増大した。

すべり速度 0.2 m/s などの低すべり速度では摩耗面に微細な酸化粉 Fe_2O_3 が付着し、繰返し衝撃により微細化した組織とわずかな組織の流動が認められた。

図 9 ディスクの初期および定常状態の摩耗面粗さ

この組織の流動程度とその深さはすべり速度とともに増加するが、付着酸化粉が少なくなる。摩耗率の極大値を示すすべり速度 1 m/s 付近では、両試験片の接触時に激しい凝着摩耗が生じていることを示す凹凸が観察される。すべり速度 1 m/s を超えると、摩耗表面層に 5% ナイタルで腐食されない白層が部分的（パッチ状硬化層⁽²⁰⁾）が生じ、その量はすべり速度とともに多くなる。そして、すべり速度 1.5 m/s 以上になると、連続した白層（連続硬化層⁽²¹⁾）となり、白層直下にはソルバイト組織が認められる。この白層の硬さを測定した結果、約 HV 700 程度の硬さ値を示した。この白層は前述の X 線回折結果とし併べると、体心正方晶マルテンサイト α' -Fe と同定された。したがって、この白層を以後硬化層と称する。なお、連続硬化層が生じるすべり速度では X 線回折で検出された FeO 層も観察された。

一方、相手材の焼入れ SUJ2 (HRC60) についての代表的なすべり速度 0.2, 1.0, 1.5 m/s における表面層組織を図 11 に示す。図はすべり方向に垂直に 10 倍の斜め切断したものである。すべり速度 0.2 m/s では摩耗面は比較的平滑であり、表面近傍はほとんど組織変化を受けていない。しかし、すべり速度が 1 m/s 以上になると摩耗面は粗くなり、ピンからの移着物が見られる。さらに母材組織である焼入れマルテンサイトは

図 10 ピンの定常摩耗表面層組織

変化し、そこには多くのき裂が発生している。図中の黒色に腐食された部分の硬さは約 HV 550 程度であり、腐食されにくい白色部はほぼ母材硬さと同じ HV 700 程度であった。この層の下にはやや腐食されやすい軟化層 (約 HV 550) が存在した。図 12 にすべり速度 2.5 m/s におけるき裂発生状態を摩擦方向に平行に切断したものを示す。多くのき裂は深さ約 30 μm 以内で停留し、表面にほぼ垂直あるいは平行に進展していた。

3・4 摩耗面の残留応力 試験後、すなわち定常摩耗過程における摩耗面の残留応力をすべり方向とその直角方向について、X 線回折法で測定した結果を図 13 に示す。すべり方向に直角な方向では本実験範囲のすべり速度 0.055~2.5 m/s においては、すべり速度に関係なくほぼ一定の大きな圧縮応力が残留していた。これに対して、すべり方向では低すべり速度領域においては圧縮残留応力であるが、すべり速度の増加とともにその圧縮残留応力は減少する。そして、図 5 に示す摩耗率が再増加するすべり速度 2 m/s 以上では引張残留応力となる。なお、低すべり速度領域の圧縮残留応力はすべり方向のほうが直角方向に比べて小さい。これらすべり速度と表面残留応力との関係は衝撃を伴わない通常のすべり摩耗試験における焼入れ焼戻し 0.42 C% 炭素鋼 (HV201) のものに大変類似している⁽²²⁾。

4. 考 察

大気中乾燥下における焼なまし S45C 鋼の衝撃 1 回

図 11 ディスクの定常摩耗表面層組織 (斜め面切断による横断面)

当たりの体積摩耗量、すなわち摩耗率 (mm^3/cycle) のすべり速度特性は図 5 に示したように、同種鋼のすべり摩擦における比摩耗量 ($\text{mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$) のすべり速度特性⁽¹⁹⁾ に大変類似していることを前に述べた。なお、図 3 の静止の衝撃波形から平均衝撃力 1500 N と平均接触時間 432 μs を用いて、すべり速度 1 m/s の摩耗率を比摩耗量に換算すると、約 $2.6 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$ となる。この値はすべり摩擦の比摩耗量⁽¹⁹⁾ に比べて約 5 倍ほど大きい。すべり速度によって平均衝撃力や接触時間が変化しないと仮定すれば、すべり速度 1 m/s の比摩耗量を基準として、図 5 の摩耗率から他のすべり速度の比摩耗量が容易に計算できる。

すべりを伴う衝撃摩耗率は、はじめはすべり速度とともに徐々に増加し、0.5 m/s を越えると急増して、すべり速度 1 m/s 前後で極大値をとった。その後比較的急激に減少し、約 1.5~2 m/s 間のすべり速度で極小値を示し、再び増加するというすべり速度特性を示した。これらの摩耗率の変化に対応してすべり速度は、摩耗率の少ない低すべり速度領域、摩耗率が極大値および極小値を示す中すべり速度領域、および摩耗率が再び増加する高すべり速度領域に分けられる。

低すべり速度領域では両試験片の摩耗面に薄い細か

図 12 ディスクに発生した疲労き裂 (2.5 m/s)

図 13 ピン摩耗面の残留応力

い酸化物 Fe_2O_3 が付着し、摩耗面は比較的平滑である。硬いディスクの表面層組織は組織変化を示さず母材のマルテンサイトである。軟らかいピンではごく表面層にすべり摩擦と衝撃により微細化された組織と約 $10\text{ }\mu\text{m}$ 厚さの流動組織が見られる。また、摩耗面にはすべり方向およびその直角方向に大きな圧縮応力が生じている。これらの圧縮応力は主に表面層の塑性変形によって生じたものであろう。

中すべり速度領域において、すべり速度 1 m/s まではすべり速度とともに摩耗面は輝面（金属光沢面）状態となり、激しい凝着が起これ、摩耗面は粗くなり摩耗率は増大する。したがって、ピンの表面層組織の流動程度とその厚さは増加する。しかし、すべり速度 1 m/s までは組織変化、すなわち硬化層は観察されないが、ディスクの表面組織は摩擦熱により母材のマルテンサイトは変化している（図 11 参照）。すべり速度 1 m/s を越えると、ピンの表面層に部分的に硬化層（パッチ状硬化層⁽²⁰⁾）が発生して摩耗率が減少する。このパッチ状硬化層は両試験片の真実接触部がすべり摩擦熱、すなわち閃光温度により鋼の A_1 変態点以上に加熱され、接触が断たれた後母材への熱伝導により急冷されて生成するものである。著者らの一人は前にすべり摩擦において焼入れ硬化性鋼の比摩耗量が減少する一因子にこの硬化層の生成が寄与することを報告した⁽²⁰⁾。本研究のすべりを伴う衝撃摩耗においても、すべり速度 1 m/s を越えると摩耗率が減少する原因に硬化層の発生が考えられる。しかしながら、衝撃摩耗において摩耗率の極大値と極小値の割合が、すべり摩擦（一般に 10 倍以上⁽²²⁾）に比べて小さいのは、摩擦熱によって同時に生じる酸化物が衝撃によりはく離・脱落しやすいためであろう。

高すべり速度領域においてはすべり速度とともに再び摩耗率が増加する。その主因はすべり速度の増加に基づく摩擦熱の増大により激しい凝着（溶着）によるものである。すべり速度 1.5 m/s 以上になると、ピンの摩耗面全体に硬化層（連続硬化層⁽²¹⁾）が生成する。

この連続硬化層は図 14 に示すように、比較的初期の衝撃回数で発生するために、時には図 4 のすべり速度 2 m/s や 2.5 m/s に見られるようにピンの摩耗が負、すなわち硬いディスクから軟らかいピンへの移着が観察される（図 7 参照）。しかし、衝撃繰返し回数が増すと、ピン全体は毎回衝撃とすべり摩擦を受けるため、もろい硬化層に疲労き裂が発生し（図 10 の 2 m/s 参照）、図 15 に示すようにはく離が起こる。さらに摩擦熱による温度上昇もディスクに比べて高くなるだろう。これらの原因により、高すべり速度領域ではピンの定常状態における摩耗率が初期状態に比べて増加する（図 5 参照）。一方、ディスクの摩耗表面層にも繰返し衝撃により疲労き裂（図 12 参照）やはく離が観察された。しかしながら、ピンとディスクの摩擦される面積の比は $1:42$ なので、同一箇所が受ける平均的な繰返し衝撃回数はピンのほうが著しく多くなり、ピンの疲労損傷もディスクに比べて多くなるであろう。なお、発生した疲労き裂の方向は両試験片ともすべり方向に直角であり、これは図 13 から推測されるようにすべり方向には引張りの残留応力が発生していることによる。通常のすべり摩擦でも高すべり速度領域では摩擦熱により著しく摩耗が増大し、連続硬化層が発生するが、ここで観察された硬化層内の疲労き裂やそのはく離は一般には認められない⁽²¹⁾。このように衝撃摩耗で両試験片に発生した疲労き裂やそのはく離は大変興味があるので、今後さらに研究を進める予定である。

5. 結 論

大気中乾燥下で焼なまし S45C 炭素鋼ピンを種々の速度で回転する焼入れ SUJ2 軸受鋼ディスクに繰返し衝突させて、主にピンの衝撃摩耗特性に及ぼすすべり速度の影響に着目して実験的に調べた。また、同時にピンの摩耗表面や摩耗表面層についても詳細に分析・観察した。用いた試験条件は最大の衝撃繰返し回数 50

図 14 初期衝撃回数 (3×10^3 回) のピンの摩耗表面層組織

図 15 ピン表面に発生した疲労き裂とはく離 (2.5 m/s)

万回で、衝撃エネルギー 0.29 J 一定とし、すべり速度を 0.055 m/s から、2.5 mm/s まで変化させた。その結果、次のことが明らかになった。

ピンの衝撃摩耗率 (mm^3/cycle) のすべり速度特性は、同材料の衝撃を伴わないすべり摩擦における比摩耗量 ($\text{mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$) のものに大変類似していた。すなわち、すべりを伴う衝撃摩耗率は、はじめすべり速度とともに次第に増加し、すべり速度 0.5 m/s を過ぎると急増して、すべり速度 1 m/s 前後で極大値を示した。その後比較的急激に減少し、約 1.5~2 m/s のすべり速度で極小値を示し、再び増加するというすべり速度特性であった。

ピンのすべり速度に伴う摩耗表面や摩耗表面層組織などの変化も、衝撃摩耗率と同様に通常のすべり摩擦のものに似ていた。ただし、高すべり速度領域では繰返し衝撃によりピンの連続硬化層およびディスク表面層に疲労き裂やはく離が観察された。また、中すべり速度領域で摩耗が極小値を示す摩耗表面の酸化程度は、衝撃により酸化物がはく離・脱落するためすべり摩擦のものに比べて少なかった。

最後に、本研究における表面観察にあたり、日産自動車(株)のご協力を得たことを深く感謝する。

文 献

- (1) 中川, 精機, **25-12** (1959), 468.
- (2) Wellinger, K. und Breckel, H., *Wear*, **13** (1969), 257.
- (3) 西山・羽原・関和・竹原・萩興・機論, **39-318** (1973), 487.
- (4) 西山・羽原・片山, 機論, **40-337** (1974), 2474.
- (5) 西山・羽原, 機論, **43-374** (1977), 3613.
- (6) 前川・樋口, 材料, **29-320** (1980), 486.
- (7) 羽原・西山, 塑性と加工, **26-268** (1983), 493.
- (8) Mahoney, N. J., *Wear*, **98** (1984), 79.
- (9) 吉田・本多, 材料, **12-118** (1963), 507.
- (10) Bayer, R. G., Engel, P. A. and Sirico, J. L., *Wear*, **19** (1972), 343.
- (11) Rice, S. L., *Wear*, **45**, (1977), 85; **54** (1979), 291; **77** (1982), 13; **103** (1985), 175.
- (12) Rice, S. L., Way, S. F. and Nowotny, H., *Wear*, **65** (1980), 215.
- (13) Nowotny, H., *Wear*, **68** (1981), 159.
- (14) Nowotny, H., Rice, S. and Wayne, S., *Wear*, **81** (1982), 175.
- (15) Wayne, S. F. and Rice, S. L., *Wear*, **85** (1983), 93.
- (16) 河内・辻井・川本・岡林, 金誌, **47-3** (1983), 225.
- (17) 矢畑・土田, トライボロジスト, **35-2** (1990), 144.
- (18) 徐・矢畑, 材料試験技術, **37-1** (1992), 8.
- (19) 矢畑・葉山, 金誌, **40-3** (1976), 306.
- (20) 矢畑・葉山, 金誌, **41-9** (1977), 912.
- (21) 矢畑・速水・葉山, 金誌, **41-2** (1977), 194.
- (22) 矢畑・葉山, 金誌, **41-1** (1977), 21.