焼なまし 0.42% C および 0.87% C 炭素鋼の摩耗特性と 摩耗表面層との関係*

矢 畑 昇** 葉 山 房 夫***

Noboru Yahata and Fusao Hayama : The Relation between Wear Characteristics of Annealed 0.42% C and 0.87% C Carbon Steels and the Worn Surface Layer.

For annealed S43C and SK5 carbon steels, optical and electron microscopy, X-ray and XMA techniques have been used to examine the metallurgical changes, hardening, oxidation and residual stresses taking place in the surface layer during the steady wear process. Wear experiments have been carried out with a pin-on-ring type wear testing apparatus under the unlubricated sliding condition in air.

The results obtained are as follows :

(1) With increase in carbon content, the wear decreases only in the range of low and moderate sliding speeds.

(2) When the average temperature of the sliding surface exceeds about 200°C, the seizure occurs and the wear tends to increase considerably in both S43C and SK5 carbon steels.

In this case, the tensile stresses are induced at or near the surface parallel to the sliding direction.

(3) In S43C carbon steel, oxide fragments which cover thickly the sliding surface are sometimes buried in the surface layer as in the case of mild steel.

(4) Depending on the sliding speed, the transformed phases with light etching characteristics are in the form of a patch or uniform and continuous layer. In the former there is usually a distinct demarcation between the transformed phase and the substrate, but in the latter there is always a transition layer between them.

(Received October 11, 1975)

I. 緒 言

炭素鋼や低合金鋼の大気中乾燥摩耗における速度特性 (または荷重特性) の定性的な傾向はある程度知られており⁽¹⁾, その摩耗特性が摩擦面の温度^{(2)~(4)}, 酸化⁽¹⁾⁽⁵⁾および摩耗表面層の変化 (かたさ, 組織^{(6)~(9)}) および残留応力⁽¹⁰⁾などの観点から研究されている。しかしながら, これらは互に密接な関係を有するので, 鋼の摩耗機構を考える場合は, 総合的に考慮する必要があると思われるが, それらに関するデータ, 特に摩耗表面層についてはまだ充分とは言えない。そこで本研究は前報⁽¹¹⁾の軟鋼に引き続き焼なまし中炭素鋼ならびに高炭素鋼の定常摩耗特性と摩擦表面および摩耗表面層との関連について調べた。

II. 実験方法

実験に使用した摩耗試験機はピン・リング式のものである。ピン試片 (□8×25 mm, 一端 R 37.5 mm 加工) として中炭素鋼 S43C (C 0.42, Si 0.25, Mn 0.77, P 0.011, S 0.014 (wt%)) および高炭素鋼 SK5 (C 0.87, Si 0.26, Mn 0.38, P

0.012, S 0.007 (wt%)) を用い, 所定の形状に機械加工仕上げた後, 真空中で 920°C×1 hr の焼なましを施した。摩擦相手材となるリングは外径 75 mm, 内径 65 mm, 幅 15 mm の焼入れ高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 (約 Hv 770) である。試験は大気中で乾燥摩耗とし, その条件は接触圧力 13 kg/cm² 一定とし, 摩擦速度を 0.25~5 m/sec 範囲で変化させた。

摩擦係数はストレンゲージを貼付したロードセルより求めた。また, 摩擦面の平均温度はピン試片に初期摩擦面から約 1.5 mm 間隔で φ0.8 mm 穴をあけ, そこに φ0.1 mm の熱電対を挿入し, ピン試片の温度勾配を外挿して求めた。

摩耗表面層のかたさ分布は 10 倍に斜め切断して微小かたさ計 (荷重 50 g) で測定した。摩擦方向とその直角方向のの表面層残留応力は表面を電解研磨しながら, α Fe {211} 面を X 線回折の平行ビーム法で測定し, sin² φ 法で求めた。その時の X 線回折条件は特性 X 線: Cr-Kα, フィルタ: V, 管電圧: 30 kV, 管電流: 10 mA, 照射面積: 2×2 mm², 時定数: 8 sec, ゴニオメータ速度: 1°/min, 記録

** 東京農工大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Technology, Tokyo University of Agriculture and Technology, Koganei)

*** 早稲田大学理工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo)

* 1975 年 4 月金属学会東京大会に発表

紙送り速度：20 mm/min である。

摩耗表面層の組織変化と化学的变化は光学顕微鏡，電子顕微鏡，XMA および X 線回折により観察，分析した。さらに脱落摩耗粉についても X 線回折を行った。

III. 実験結果および考察

1. 摩耗試験

接触圧力 13 kg/cm²，相手リング材を焼入れ高炭素クロム軸受鋼としたとき，各種焼なまし炭素鋼ピン試片の定常摩耗における比摩耗量の速度特性を Fig. 1 に示す。なお，軟鋼 S15C はすでに報告⁽¹¹⁾したものである。各炭素鋼の焼なまし状態のかたさは S15C：Hv 127，S43C：Hv 186，SK5：Hv 302 である。この結果から炭素含有量が鋼の比摩耗量に影響を与えることは明らかである。すなわち，摩擦速度 1 m/sec 前後で起こる機械的破壊摩耗は炭素量と共に小さくなり，高炭素鋼 SK5 では全く起こらない。Welsh⁽⁷⁾も炭素量を増せば，severe wear (機械的破壊摩耗に相当する) 領域とその領域の摩耗量は減少し，ある炭素量以上になると severe wear が現われないと報告している。他方，4 m/sec 以上の高速領域では炭素量が多いほど，小さい速度で摩耗が急増する傾向がある。すなわち炭素含有量の多いほど遷移速度が小さい。しかし，S15C は 4.5 m/sec 以上になると重量減少は小さいが著しく変形（ピンの両側と後縁にばりが突出する）し，いわゆる変形摩耗が大きい。中速領域 2～3 m/sec の摩耗量は，さほど炭素量による相違はないが，特に S43C と SK5 では S15C

Fig. 1 Effect of carbon content on the specific wear of annealed carbon steels under contact pressure of 13 kg/cm².

に比べて非常に少ない。

摩擦距離 5 km 後の代表的なピン摩擦面の状態を Photo. 1 に，また定常摩耗中に採取した脱落摩耗粉の代表的な X 線回折図形を Fig. 2 に示す。摩擦速度 0.25 m/sec では両鋼種とも摩擦面に細かい酸化摩耗粉が軽く付着し，それが摩擦面間にあってラップ剤の役目をなしてピンおよびリングに細かい摩擦条痕を作る。そのために SK5 の比摩耗量

Photo. 1 Worn surfaces of S43C and SK5 carbon steel pins after sliding of distance 5 km.
(a) S43C：1 m/sec, (b) S43C：2 m/sec, (c) S43C：5 m/sec, (d) SK5：0.25 m/sec, (e) SK5：1 m/sec, (f) SK5：4.5 m/sec

Fig.2 X-ray diffraction patterns of wear debris (Target: Cr).

が 0.5~3 m/sec に比べて増加する。極低速の酸化摩耗領域で摩耗が増大する原因として、吉本ら⁽¹⁾は接触点の酸化時間が長くなり、酸化膜が厚くなるためであるとしている。また、他の原因として摩擦面間の酸化摩耗粉がアブレシブ作用するためであるとも報告されている⁽¹²⁾。この速度の摩耗粉は α -Fe と α -Fe₂O₃ から成る。1 m/sec では S43C と SK5 の比摩耗量が著しく相違し、それに相応して摩擦面および摩耗粉に差異がある。S43C ピンの摩擦面には粗い条痕があり、また摩耗粉に α -Fe と FeO が観察されたことから、激しい凝着摩耗が生じていることを示す。一方、SK5 の摩擦面には酸化粉末が付着して金属間接触が阻止され、大部分が α -Fe₂O₃ 摩耗粉の酸化摩耗である。このように両鋼種間に相違が生ずる原因としては、炭素含有量の違いによる組織的なもの（摩擦中に変化する組織も含む）、かたさおよび酸化性が考えられる。高温酸化性についてはむしろ S43C が SK5 に比べてわずかに良いので⁽¹³⁾、前の 2 つが主因であろう。摩擦速度 2~3 m/sec では両鋼種とも酸化微粉末で覆われて非常に摩耗が少なく、 α -Fe₂O₃ の微細摩耗粉しか生じない。3 m/sec を越えると摩耗量は増加し、SK5 は 4 m/sec で、S43C は 5 m/sec でそれぞれ急激に増大する。4.5 m/sec では摩擦面が S43C は茶紫色に、SK5 は茶に着色し、共に大きな金属摩耗粉を生じる。その摩耗粉の組成は S43C では多くの α -Fe 以外に

FeO と α' -Fe が、SK5 では多くの γ -Fe と少量の α' -Fe および FeO がそれぞれ観察された。S43C の摩耗が急増する 5 m/sec の摩擦面は 4.5 m/sec に比べて粗い条痕を有した茶色であり、摩耗粉中の FeO 成分も少ない。また、両鋼種とも 4 m/sec 以上では摩擦初期に焼付き (Photo.6 参照) が生じている。

摩擦面の平均温度および摩擦係数は両鋼種間にほとんど差異がなく、前者は速度と共にほぼ直線的に上昇 (0.25 m/sec の約 40°C から 4.5 m/sec の約 260°C) している。従って、摩耗粉中に見られた FeO, γ -Fe あるいは α' -Fe は閃光温度による高温加熱と空気中での冷却で生じたものであろう。なお、川本ら⁽⁴⁾は 0.45% 炭素鋼の摩耗は摩擦面の平均温度が 200~250°C 以上になると焼付きが生じ、摩耗が増大するという結果を得ていることと本実験結果はほぼ定性的に一致している。摩擦係数は 0.25 m/sec で約 0.9 から 2 m/sec の 0.6 と漸次低下し、その後はほぼ 0.6 の一定値を示している。

2. 表面層組織

摩耗表面層の組織変化の観察を容易にするため、表面に付着した摩耗粉をレプリカ法で除去し、その後ニッケルめっきを施して放電加工で切断した。

Photo.2 に代表的な摩擦速度における S43C の光学顕微鏡組織を示す。低速の 0.25 m/sec では組織が流動しているが、その程度は小さく、かつ組織的な変化は認められない (a)。1 m/sec 以上になると組織流動が 30~50 μ 深さまで達し、その程度も著しい。また 5% ナイタルで茶色に腐食される硬化層 (約 Hv 650) も部分的に生じている (b)。摩擦面が酸化粉末で厚く覆われる 2 m/sec や 3 m/sec では S15C⁽¹¹⁾ と同様に、母材表面層への酸化粉末の埋込みが見られた (c)。4.5 m/sec の表面層の大部分は 2~3 μ 厚の薄いねずみ色層で覆われ (d)、その斜め切断により XMA で分析したものが **Photo.3** である。これは表面の X 線回折結果とにより FeO 層と同定した。この FeO 酸化層のため比較的摩耗が少ないのであろう。またこの FeO 層以外には組織変化が全く観察されなかったことは注目すべきことである。摩耗量が急激に増加する 5 m/sec の表面層には厚さ 5~8 μ の薄茶に腐食する変態層 (かたさ約 Hv 650) が一様に生じる (e)。この薄茶層は 1~3 m/sec 範囲で部分的に見られたものが連続したものと考えられるが、前者は母材表面が直接変化したことを明瞭に示す。

次に SK5 の摩耗表面層の光学顕微鏡組織を **Photo.4** に示す。0.25 m/sec では S43C と同様に組織流動を示し、ごく表層で層状セメントライトが微細化している (a)。1~3 m/sec 範囲になると部分的に組織変化 (Hv 760~820 で茶色に腐食) が現われる (b)。また、摩擦面が酸化粉末で覆われ、かつ比較的摩擦速度の大きい 3 m/sec ではパーライトの微細化が深くまで生じている (c)。この微細化状態の電子顕微組織を **Photo.5(a)** に示す。なお、この速度範囲で

Photo.2 Optical microstructures of the surface layer of S43C carbon steel in sliding direction at 0.25 m/sec(a), 2 m/sec(b), 3 m/sec(c), 4.5 m/sec(d) and 5 m/sec(e).

S15C や S43C で観察された酸化粉末の表面層への埋没は認められなかった。したがって母材のかたさがある程度かたい場合は、たとえ摩擦面が酸化粉末で厚く覆われても母材表面層へ埋込まれないと思われる。摩擦速度 4 m/sec すなわち摩耗が急増し始める速度になると、摩擦面全体に一樣な厚さ約 10μ 前後の白層(約 Hv 820)が生じる(c)。この白層は S43C の薄茶層と同様に母材と連続した遷移層がある。この遷移層の電子顕微鏡組織を Photo.5(b)に示す。白層は全く腐食されず研摩さず(上下方向のもの)がそのまま残存し、パーライト組織が徐々に微細化して白層に変化している。この白層は“non-etching layer”とも呼ばれ、特殊鋼⁽¹⁴⁾や铸铁⁽¹⁵⁾の摩擦面にも観察されている。Scott ら⁽¹⁶⁾は軸受鋼のころがり摩擦面にも認め、閃光温度による急加熱と急冷により極めて小さいセルの安定なマルテンサイト組織であると述べている。

ここで白層が生じた SK 5 の 4.5 m/sec 摩擦面と、その

時の脱落摩耗粉の X 線回折図形が Fig. 3 である。摩擦面では α Fe 以外に γ Fe と α' Fe が存在するが、 γ Fe {111} と α' Fe {101} および α Fe {110} と α' Fe {110} が重なるので、各々を定量的に求めることは困難である。しかし、ASTM カードによると γ Fe {111} と γ Fe {200} の相対強度はそれぞれ 100 および 80 なので、 γ Fe {200} に比べて α' Fe {101} と重なる γ Fe {111} が大き過ぎ、大部分が α' Fe {101} と推定される。この時の回折条件から X 線の侵透深さ⁽¹⁷⁾を求めると約 10μ とほぼ白層の厚さに等しいことから、白層は非晶質でなく少量の γ Fe を含む正方晶マルテンサイト α' Fe であろう。さらに白層の炭素量を母材のものと XMA で比較した結果、両者にはほとんど差異が認められないことから、白層に浸炭あるいは脱炭現象は起きてはいないと考えられる。一方、S43C の 5 m/sec 摩擦面についても X 線回折したところ、 α Fe だけしか検出されないことから薄茶層は立方晶マルテンサイトであろう。現在 SK 5 や

Photo.3 Iron oxide layer observed for S43C carbon steel pin at 4.5 m/sec.

(a) line analysis of Fe- $K\alpha$, (b) line analysis of O- $K\alpha$, (c) Fe- $K\alpha$ image, (d) O- $K\alpha$ image

sliding direction →

Photo.4 Optical microstructures of the surface layer of SK5 carbon steel in the sliding direction at 0.25 m/sec(a), 1 m/sec(b), 3 m/sec(c) and 4.5 m/sec(d)

S43C で生じたような厚さの白層や薄茶層の詳しい分析と性質について研究中である。

次に、これらの白層や薄茶層が摩耗表面層全体に一樣な厚さに生ずる機構について考えて見る。摩擦面の平均温度

Photo.5 Electron microstructures of the surface layer of SK 5 carbon steel in the sliding direction at 3 m/sec(a) and 4.5 m/sec.

Fig.3 X-ray diffraction patterns of the worn surface(a) and wear debris(b) on SK5 carbon steel at 4.5 m/sec(Target: Cr).

は前述のように外挿法で求めると、摩擦速度 4.5 m/sec で約 265°C 前後である。これをさらに確認する意味で、Fig.4 に示すようにガラス繊維被覆の $\phi 0.3\text{ mm}$ アルメル・クロメル熱電対を挿入し、熱電対先端を摩擦するまで摩耗試験を行った。その時の摩擦時間と温度の関係の一例を同図に示す。摩擦開始と共に温度は急激に上昇し、その後直線的にわずかな割合 1.2°C/min で増加する。この時が熱的に定常状態であり、摩擦面と熱電対との距離が減少しただけ温度が上昇する。しかし、理論的には指数的に増加する⁽¹⁸⁾。熱電対が摩擦面に接近するとやや急激に上昇し、摩擦時で約 300°C となる。外挿法に比べて幾分高い温度であるが、炭素鋼の A_1 変態点に比較してはるかに低い。以上のことから、白層や薄茶層は摩擦中に表面全体が一樣に A_1 変態温度以上に達し、摩擦を中止した後急冷されて生成したものではない。次に考えられることは摩擦中における真実接触による摩擦熱、すなわち閃光温度による加熱と接触が断たれた後母材への熱伝導による急冷で生成することである。しかし、いかなる過程で一樣な変態相が形成し、かつ硬い層にも拘わらず摩耗が多いかをさらに考察する。SK 5 の 4.5 m/sec の相手材リング表面を調べると、

Photo.6(a) に示すようにピン試片から摩擦初期に部分的に摩擦方向へ細長く流星型に溶着(焼付き)し、その周囲は全く接触せずエメリ紙研摩仕上げ表面のままである。この溶着部を切断した顕微鏡組織が Photo.6(b) で 2 層から構成されている。溶着部の分布をリング全周について調べると、ピン試片幅 8 mm にわたって存在し、リング一回転でピン試片摩擦面の各部分が少なくとも一度は必ず溶着部と接触することが確かめられた。ここでピン試片表面の一点に注目すると、この細長い溶着部にかなり長い距離(平均約 10 mm 程度)で真実接触するであろう。従ってその点は次第に温度上昇し、遂には A_1 変態温度以上に達して著しく軟化するため摩耗が増大する。その後真実接触が断たれて急冷して白層などの変態相が生ずると考えられる。こ

Fig.4 Variation of temperature on SK 5 carbon steel pin with sliding time at 4.5 m/sec.

Photo.6 Hardened SUJ 2 bearing steel ring showing pick up from SK 5 carbon steel pin at 4.5 m/sec.

(a) Appearance of ring surface, (b) Ring section through the pick up shown in (a)

のことから、硬い変態相が耐摩耗性がないのではなく、真実接触距離が Archard⁽¹⁹⁾が提案したような junction の大きさ (一般には数 10μ と考えられている⁽²⁰⁾) に相当するよりも非常に長いことに依存すると思う。このように考えれば、白層などの変態相が摩擦面全体に様に生成し、かつ摩耗が激しいことが矛盾なく説明できる。従って、焼付き、すなわち溶着が起こる摩擦条件で摩耗が増大するのは⁽⁴⁾、真実接触距離が著しく大きくなることも原因している。

3. 表面層のかたさ

Fig. 5 は両鋼種の各摩擦速度における表面層を斜め切断し、微小かたさ計 (荷重 50 g) で測定したものである。S 43 C の 4.5 m/sec 以下はいずれも母材の加工硬化によるもので、摩擦速度と共に表面近傍のかたさは上昇する。その加工硬化深さは 0.2 mm 程度である。4.5 m/sec で生じたねずみ色層 (FeO 酸化物と同定) のかたさは約 Hv 450 で母材の加工硬化にほぼ等しい。5 m/sec の表面近くの高い値 Hv 650 は薄茶層 (Photo. 2(e)) のかたさである。SK 5 も S 43 C とほぼ同様な傾向を示す。すなわち 3 m/sec 以下は母材の加工硬化とパーライトの微細化により、表面近傍のかたさは摩擦速度の増加に従って上昇する。4.5 m/sec で示す Hv 820 は白層 (Photo. 4(d)) のかたさである。

4. 表面層の残留応力

定常摩耗における表面層の残留応力を摩擦方向とその直角方向について、X線回折法で求めたものが **Fig. 6** であ

Fig. 5 Effect of the sliding speed on the hardness in the surface layer of S43C (a) and SK 5 carbon steel pins (b).

Fig. 6 Effect of sliding speed on the residual stress parallel and perpendicular to the sliding direction in the surface layer on S43C (a) and SK 5 carbon steel pins (b).

る。S 43 C および SK 5 とも摩擦速度 0.25 m/sec と 1 m/sec では両方向とも表面層に圧縮残留応力が存在し、4.5 m/sec では摩擦方向の表面に引張応力が生ずる。前報⁽¹¹⁾の S 15 C と同様に、摩擦方向の残留応力が直角方向に比

べて小さい圧縮応力,あるいは引張応力となる。これらの傾向は鋼の研削で生じた残留応力に類似している⁽²¹⁾⁽²²⁾。SK 5 の残留応力分布形状が S 43 C に比較して異なり,特に 4.5 m/sec の直角方向表面にも引張応力が生じようとする凹形となっている。炭素含有量によって摩擦摩耗による残留応力の分布形状が異なる原因は,熱伝導率(炭素量と共に小さくなる),相変態および変形能などの相違が考えられる。著者らが熱伝導の小さい 18-8 オーステナイトステンレス鋼の摩耗表面層の残留応力を測定したところ,接触圧力 6 kg/cm² とほぼ本実験の半分にもかかわらず,遅い摩擦速度 0.75 m/sec で摩擦方向に引張応力が生じていた⁽²³⁾。また一般に研削加工で引張応力が生ずるのは熱応力によるものとされていることから⁽²²⁾,熱伝導率が高速摩擦の残留応力に与える影響は著しいと考えられる。

摩耗量と残留応力との関係であるが,摩擦表面に引張応力が残るような条件は SK 5 のように著しく摩耗が多いか,あるいは S 43 C のように摩耗が急増する付近にある。室ら⁽²⁴⁾も表面に引張りが残る場合は摩耗が多いと報告している。以上のことから,材料の摩耗が摩擦速度あるいは摩擦荷重と共に単調に増加する場合には,摩擦後の表面残留応力と摩耗量とは佐々木ら⁽¹⁰⁾が言うように一定の関係がある。特に,表面に引張応力が生じるような摩擦条件は過酷である。

IV. 総 括

焼なまし炭素鋼の大気中乾燥摩耗は炭素含有量と摩擦速度(荷重一定)の影響を著しく受ける。それに伴って摩擦表面や表面層の酸化状態,顕微鏡組織,かたさ,残留応力および摩耗粉の組成などが異なる。

摩擦速度 1 m/sec 付近で起こるいわゆる機械的破壊摩耗は炭素含有量の多いほど小さくなり,ある炭素量以上になると起こらない。これに対して,高速摩擦では炭素量の多いほど小さい摩擦速度で摩耗が急増する傾向がある。これは炭素鋼の A₃ 変態点が共析鋼に近づくに従って低下することに関連しているかも知れないが,さらに実験的な確認が必要である。摩擦面の平均温度が約 200°C を越えると,摩擦初期に溶着(焼付き)が起こる。そのため真実接触の相互作用距離が著しく長くなり,一般に摩耗が増大する傾向がある。また摩耗が増大する速度では表面層全体に一樣な厚さの変態相が生じ,明らかに母材表面層が変態したと断定できる遷移層がある。中速領域 2~3 m/sec ではい

が少ない。そのため硬化相は部分的に存在し,高速の連続変態相に比べて一般に母材と明瞭な境界を有する。

摩擦摩耗による表面層の残留応力は,低速では炭素含有量に関係なく摩擦方向およびその直角方向は圧縮である。しかし,それらは摩擦速度と共に減少し,焼付きが起こる摩擦速度になると,摩擦方向では引張応力となる。従って摩擦表面の残留応力を測定することにより,その摩擦条件の過酷程度を推定できるかも知れない。

終りに,本研究に御援助下された東京農工大学犬養 健教授ならびに本実験遂行に協力された当時農工大生的小林文博君(ヤンマーディーゼル),新藤茂男君(日産ディーゼル)に厚く感謝致します。

文 献

- (1) 例えば,吉本源之助,築添 正:機械学会論文集, **23**(1957), 885.
- (2) 佐田登志夫:機械学会論文集, **25**(1959), 227.
- (3) S.W.E. Earles: Wear, **20**(1970), 51.
- (4) 川本 信,曾根 匠,岡林邦夫:金属学会誌, **37**(1973), 357.
- (5) T.F.J. Quinn: ASLE Trans., **10**(1967), 158.
- (6) N.C. Welsh: J. Appl. Phys., **28**(1957), 960.
- (7) N.C. Welsh: Phil. Trans. Roy. Soc., **257 A**, 1077 (1965), 31.
- (8) 水谷嘉之,中島耕一:金属学会誌, **33**(1969), 1202.
- (9) 北川和夫,関 文男,上田益造,坂田信二:鉄と鋼, **60**(1974), 1344.
- (10) 佐々木敏美,山田俊宏,波多野和好:金属学会誌, **38**(1974), 599.
- (11) 矢畑 昇,葉山房夫:金属学会誌, **39**(1975), 1254.
- (12) R. Ward: Wear, **15**(1970), 423.
- (13) 梶山正孝:金属材料の加熱と酸化,誠文堂新光社,(1955), 58.
- (14) 例えば, F. Wilson and T.S. Eyre: Metals and Materials, **3**(1969), 86.
- (15) 例えば,竹内栄一:鑄鉄の摩耗,誠文堂新光社,(1968), 71.
- (16) D. Scott, B. Loy and G.H. Mills: Proc. Inst. Mech. Eng., **181**(1966~7), Pt 30, 94.
- (17) カリティ(松村源太郎訳):X線回折要論,アグネ,(1963), 271.
- (18) F.P. Bowden and D. Tabor: *The Friction and Lubrication of Solids*, Clarendon Press, Oxford, Pt I(1950), 33.
- (19) J.F. Archard: J. Appl. Phys., **24**(1953), 981.
- (20) E. Rabinowicz: Friction and Wear of Materials, John Wiley and Sons, (1965), 50.
- (21) H.R. Letner: Trans. ASME, **77**(1955), 1089.
- (22) H.R. Letner and H.J. Snyder: Trans. ASME, **75**(1953), 873.
- (23) 矢畑 昇,葉山房夫:未発表.
- (24) 室 博,徳田昌敏:材料, **17**(1968), 1094.