軟鋼を摩擦相手とした黄銅の凝着摩耗における Prow 形成過程に関する研究*

塚本 雄二** 笹口 裕昭*** 葉山 房夫****

Yuji Tsukamoto, Hiroaki Sasaguchi and Fusao Hayama : An Experimental Study of Prow Formation Processes between Various Brasses and Mild Steel.

This paper describes an investigation of the prow formation processes taking place on the various brasses rings (97 mm in diameter) sliding against a hemispherically-ended mild steel pin. In this investigation it is assumed that the friction and wear behaviours depend on both the size of a prow formed between two bodies and the position where the prow breaks away.

The experiments show that a prow formation process observed on α brass is different from those observed on $\alpha+\beta$ and β brasses. A prow formed on α brass grew and broke away at a very short sliding distance from a few millimetres to at most a few centimetres. On the other hand, a prow of $\alpha+\beta$ or β brass continuously grew over a few revolutions, and the prow could often be seen even without the aid of the microscope, although a portion of it fell off as a loose wear particle or a transferred fragment.

In order to obtain more detailed informations about the prow formation processes, size and shape distributions of loose wear particles and transferred fragments were examined. The transferred fragment defined in this paper corresponds to the prow broken away near the initial contact region between two specimens, and the material of it is continuous with that of the ring specimen.

The distributions of the transferred fragments were significantly different for the various brasses, both in size and in number. Larger transferred fragments were found on the wear track of α brass in greater numbers than the others, and such heavily work-hardened transferred fragments prevented the continuous plastic shearing of α brass and reduced the wear. Large blocklike wear particles were formed on $\alpha+\beta$ and β by a loss of a portion of the prow or occasionally the entire prow, while flat platelike debris were mainly observed in the wear particles of α brass. A chiplike wear particle was produced by the cutting action of a large grown prow. The formation of this type wear particle may be equivalent to a kind of the prow formation except that the sheared material is not added to the prow.

(Received June 9, 1979)

I. 緒 言

黄銅を鋼に対して摩擦させると、黄銅の摩耗量が相手材である鋼の硬さ⁽¹⁾や黄銅自身の金属組織に依存して著しく変化することは従来から指摘されており、特に黄銅基地中の β 相の量が増加し、材料の凝着性が低下し硬さが向上するにともなう耐摩耗性が急激に劣下する現象はよく知られている⁽²⁾⁽³⁾。このような現象は凝着摩耗に関する Rabinowicz⁽⁴⁾や Archard⁽⁵⁾の考えでは説明し難いものである。従来はこの黄銅の凝着摩耗特性に関して、摩擦表面間で生じる付着 - 逆付着現象⁽⁶⁾⁽⁷⁾や、相手材である鋼の摩耗粉や移着物が酸化し、その鉄系酸化物の黄銅摩耗面への象眼により、 α 黄銅が最も耐摩耗になると説明されてき

た。しかし前者においては大気中で形成される摩耗粉や移着粒子が再び摩耗面に凝着しうる化学的活性を保持しうるのか、後者においては酸化物を安定して保持するためには、本質的にその材料が耐摩耗である必要があるのではないかという疑問が残る。

本研究では Fig. 1 に示した Prow 形成機構⁽⁸⁾⁽⁹⁾に基づいて、凝着摩耗過程において形成される Prow の成長と破断を次のような 4 種のタイプに分類した⁽¹⁰⁾(なお Fig. 1 は Cocks⁽⁸⁾によって示された Prow 形成過程の模式図で、主に BC 面でのせん断変形によってリング試料に深さ d の摩耗溝が形成される)。

(a) Prow が大きく成長し、BC 近傍で破断する。

** 早稲田大学大学院 (Graduate School, Waseda University, Tokyo)

*** 早稲田大学、現在：トーヨーカネツ株式会社 (Waseda University, Tokyo. Present address : Toyokanetsu Ltd., Tokyo)

**** 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)

* 1978 年 10 月 日本金属学会富山大会に発表

Fig.1 Schematic diagram of prow formed between pin and ring specimens proposed by Cocks⁽⁸⁾.

BC: Shearing region DE: Initial contact region
 ϕ : Shearing angle d: Depth of groove

- (b) Prow が大きく成長し, DE 近傍で破断する.
 - (c) Prow が大きく成長しえず, BC 近傍で破断する.
 - (d) Prow が大きく成長しえず, DE 近傍で破断する.
- (a)の Prow 形成過程では, Prow の大部分がピン試験片に付着するのであるから, リング試験片の摩耗量は著しく多い. (b)では Prow の大部分がリング試料の摩耗痕上に残留するから, (a)に較べて摩耗はかなり減少する. また(c)においては(a)に比較してやはり摩耗量は低下し, (d)の Prow 形成過程を示す材料が最も良好な耐摩耗性を示すと考えられる.

本研究は金属組織によって摩耗挙動が著しく異なる黄銅をリング試料として用い, 軟鋼を相手材として低速で摩擦したときに形成される Prow を実際に観察し, Prow 形成過程にいくつかの相異点が存在することを見出したので, これに検討を加えた. また Prow 形成過程が異なるために生じる摩耗粉の分布や形状, 移着物の分布状態の差違についても調査し, 低速における黄銅-軟鋼の摩耗特性と Prow 形成過程との関連性を, 前述した4種の成長と破断の形態に基づいて説明することを目的とした.

II. 実験方法

Table 1 にリング試料として用いた黄銅の化学成分とビッカース硬さ(測定荷重=49 N)を示す. 黄銅は砂型に铸造後, 720 K において 30 分間焼鈍した. その後外径 97 mm, 内径 60 mm に切削加工を施こした. 軟鋼ピン試料は 0.19%C 炭素鋼を使用し, $\phi 6 \times 15$ の丸棒の先端を 3R の半球状に加工した後に, 1170 K において 60 分間焼鈍した. 軟鋼ピン試料のビッカース硬さは 124 である.

両試験片とも試験直前に 04 のエメリー紙まで研磨し(リング試料の中心線平均アラサは $0.22 \mu\text{m}$, ピン試料のそれ

Table 1 Chemical composition and Vickers hardness of various ring specimens.

Specimen	Zn%	Impurity %	Cu%	Hardness V.P.H.
α Brass	30.1	<0.1	bal.	47.0
$\alpha + \beta$ Brass	41.6	<0.1	bal.	85.3
β Brass	43.6	<0.1	bal.	111

Ring specimens were annealed at 450°C -30 min

は $0.16 \mu\text{m}$ 程度である), アセトン洗浄後試験に供した.

摩擦試験装置の概略を **Photo.1** に示す. 差動トランス(1)は Prow の成長や破断に伴うピン試験片の垂直方向変位を測定する. Prow 形成過程を観察するために, 低倍率の顕微鏡(6)がすえつけられている.

実験は試料の酸化や軟化などの熱的影響を除き, Prow 観察を容易にするために, 摩擦速度 0.96 mm/s , 垂直荷重 19.6 N の条件下で行なった. なお表面平均温度に関する Archard の式⁽¹¹⁾から算出した温度上昇はただか 1 K 程度で, リングやピン試験片の摩耗痕はどの組合せにおいても輝面状態であった.

Photo.1 Experimental apparatus.

- 1. Differential transducer 2. Dead weight
- 3. Load cell 4. Pin specimen 5. Ring specimen
- 6. Microscope

III. 実験結果および考察

1. Prow 形成に伴うピン試験片の垂直方向変位と摩擦係数の変化

はじめにそれぞれの黄銅において形成される Prow の特性を比較するために, ピン試験片の垂直方向変位と摩擦係数の変化を検討した.

Fig.2 と **Fig.3** は $\alpha + \beta$ 黄銅と α 黄銅についての結果である. なお 1 回転毎のピン垂直方向変位はピンやリング試料の摩耗, リング摩耗痕上の移着物の存在などが原因して, Prow の垂直方向への成長を忠実に再現しているとはいえないが, Prow の成長による ピン試験片の垂直方向への上昇や, 破断に伴う下降の傾向を概略示していると思われる.

$\alpha + \beta$ 黄銅は実験開始直後から Prow の成長が始まり, 部分的な Prow の破断を伴いながらも, その成長は数回転に渡って持続することがわかる. このような Prow 形成過程は実験終了時まで継続し, ししばしば肉眼で観察でき

Fig. 2 Vertical displacement of pin specimen and variation in coefficient of friction, $\alpha+\beta$ brass ring sliding against mild steel pin at a speed of 0.96 mm/s under a load of 19.6 N.

Fig. 3 Vertical displacement of pin specimen and variation in coefficient of friction, α brass ring sliding against mild steel pin at a speed of 0.96 mm/s under a load of 19.6 N.

る程の大きさに達する。摩擦係数については、一定の振幅を有しているの、その上限値と下限値を破線で示した。 $\alpha+\beta$ 黄銅については実験開始から終了時まで、上限値 0.7 下限値 0.3 の一定振幅を有する摩擦係数が持続する。摩擦係数の変化もまた軟鋼と $\alpha+\beta$ 黄銅の間で生じる Prow 形成過程が実験中変化しないことを示している。 β 黄銅は形成される Prow が小さいこと、摩擦係数の下限値が 0.5 と $\alpha+\beta$ 黄銅のそれに較べて若干高いこと (上限値は約 0.7 でほぼ同じ値である) の 2 点を除けば、 $\alpha+\beta$ 黄銅と同一傾向の Prow 形成過程を示す。

一方 α 黄銅についてのグラフは前記 2 種の黄銅とは明瞭にふたつの相異点を有している。第一は Prow の成長によって生じるピン試験片の垂直方向へのもち上がりがあらわれていない。第二に実験開始時から数回転 (Fig. 3 で約 8 回転目まで) に渡って低い摩擦係数の期間が続く、その後大きな振幅 (上限値: 1.2, 下限値: 0.75) を有する摩擦係数に遷移する。この高摩擦係数への遷移を経て数回転後に急激なピン試験片の下降が始まる。このような摩擦係数の遷移やピン試験片の急激な下降現象は、何度か行なった実験においてそれらが始まる回転数にずれこそあれ、軟鋼- α 黄銅の組合せに固有のものであった。

α 黄銅に特有の摩擦初期における摩擦係数の遷移を検討するために、遷移期間を通して垂直方向変位と摩擦係数の

変化を連続的に測定した。その結果を Fig. 4 に示す。これより α 黄銅においても Prow が形成され、それによってピン試験片が垂直方向に上昇することがわかる。しかしその成長が $\alpha+\beta$ 黄銅の様に数回転に渡って継続することではなく、数 mm からたかだか数 cm の摺動距離で形成・成長・破断を完了してしまうのである。摩擦初期の低摩擦状態はこの Prow 形成の頻度が非常に少ない期間に相当し、高い摩擦係数への遷移は Prow の形成が連続して起こり始めることが原因している。摩擦初期における Prow 形成の頻度の少ない期間は、鋼の同種摩耗において Prow 形成過程を観察した Landheer と Zaat ら⁽¹²⁾ も認めており、潜伏期間と名づけている。なお Fig. 4 に示した添字 a は Prow 形成を示しており、 A は Prow の成長による摩擦係数の上昇と、その破断にともなう摩擦係数の急激な低下に相当する。しかし $a'-A'$ や $a''-A''$ は Prow 形成によるものではなく、 a で破断しリング摩耗痕に残留した Prow の残骸の上をピン試験片が通過する際にもち上げられ、それによって摩擦係数が上昇したことが観察されている。したがって添字 a の Prow は前述したタイプ (b) の成長と破断を行なったと考えられる。

Fig. 4 Vertical displacement of pin specimen and variation in coefficient of friction, α brass ring sliding against mild steel pin at a speed of 0.96 mm/s under a load of 19.6 N.

2. Prow 形成過程の顕微鏡観察

Photo. 2 は $\alpha+\beta$ 黄銅-軟鋼の組合せにおいて生じた Prow の形成・成長・破断過程の観察結果である。この組合せでは実験開始直後から Prow の形成が始まり (Photo. 2(a)), 約 0.6 m の摩擦距離を要して Prow がすべり方向と垂直方向の両方向に大きく成長している (Photo. 2(b))。成長した Prow はピン試験片を垂直方向にもち上げ、摩擦は Prow とリング試験片との間で進行している。Photo. 2(c) は成長した Prow が一種のバイトの役割をはたし、切削に類似した状態で切削チップ状摩耗粉を排出する過程を示している。これより Prow の成長し易い組合せでは、切削チップ状摩耗粉の形成頻度が高いことが予想される。Photo. 2(d) は Photo. 2(b) の Prow が破断する過程を示

している。この破断直後ピン試験片をもち上げて先端を観察してみたところ、ピン先端にはまだ Prow の一部が付着しており、この破断が Prow の内部において生じたことがわかる。写真からはこの破断した Prow がリング摩

耗痕上に付着したのか、摩耗粉として脱落したものか判定はできないが、次の回転目にこの破断 Prow が顕微鏡の視野にあらわれなかったことを考えると、直接摩耗粉の形成につながったと思われる。実際には Prow の破断が直

Photo.2 Formation and growth of prow, and formation of wear debris observed on $\alpha + \beta$ brass ring sliding against mild steel pin. Arrow indicates the sliding direction of ring specimen. l = Sliding distance, (a) Formation of prow, $l = 0.40$ m, (b) Growth of the prow shown in Photo.2(a), $l = 0.60$ m, (c) Formation of chiplike wear debris by the cutting action of the prow shown in Photo.2(b), $l = 0.62$ m, (d) Formation of wear debris due to loss of a part of the prow, $l = 0.72$ m.

Photo.3 Formation and growth of prow, and formation of flat transferred fragment observed on α brass ring sliding against mild steel pin. (a) Contact region in the incubation period, in this period mild grooving and ploughing processes seem to be active. $l = 1.80$ m, (b) Formation of prow, hemispherical tip of a pin specimen is worn out to flat. $l = 7.50$ m, (c) Growth of the prow shown in Photo.3 (b), $l = 7.54$ m, (d) Formation of a flat transferred fragment, $l = 7.55$ m.

接摩耗粉の形成につながる場合のほか、破断した Prow がリング摩耗痕上の移着物となり、この移着物が再びピン試験片と接触する際に、摩耗粉として脱落する場合も存在する。

Photo.3 は α 黄銅 - 軟鋼の組合せにおいて観察された Prow の形成・成長および破断を示している。Photo.3(a) は摩擦開始直後の低摩擦期間中の接触部の状態を示している。前述したように、この潜伏期における Prow 形成の頻度は著しく少なく、接触部の変化はほとんど認められな

い。**Photo.4** は潜伏期にある α 黄銅リング摩耗痕の状態と摩擦方向に対して垂直に測定した摩耗痕の形状を示している。このような摩耗痕の状態から推測すると、 α 黄銅に特有の潜伏期においては、溝の側方へ材料をもち上げる掘り起こし作用が主にその摩擦過程を支配していると考えられる。

このような潜伏期を経て、Photo.3(b)に示すような Prow の形成が始まり、それに伴って軟鋼試験片の先端が次第に摩耗してくることが観察された。潜伏期を過ぎてあらわれるピン試験片の降下現象は、リング摩耗痕が深くなることよりは、むしろピン試験片先端の摩耗が原因していると思われる。Photo.3(c)は Photo.3(b)の撮影後 4 cm 摺動した後の状態であるが、 $\alpha + \beta$ 黄銅の場合と異なり、垂直方向に Prow が成長するのではなく、平面的に偏平に広がる傾向を有している。Photo.3(d)はこの偏平な Prow が(b)タイプの破断を行ない、偏平な移着物となった状態を示している。

3. リング摩耗痕の観察

前述したように α 黄銅の Prow 形成過程と $\alpha + \beta$ 黄銅および β 黄銅のそれとの間には、いくつかの相異点が存在することが判明したが、それらが黄銅の摩耗過程にどのような影響をおよぼすかを検討した。

Photo.5 にリング摩耗痕の状態を示す。 α 黄銅の摩耗痕には Photo.5(a)に示したような移着物(緒言で述べた(b)タイプの挙動を行なった、すなわち軟鋼ピン試験片との界面近傍で破断した Prow に相当する。本論文において移着物と呼ぶものはおおむねこのタイプの破断 Prow であり、リング試料と移着物との間には界面は存在せず、一体のものである。したがって通常引用される移着現象によって生じるものとは、その意味が若干異なっている)が数多く観察され、摩耗痕のかかなりの面積をおおっている。さらにこのような移着物は局所的に偏在してあらわれる傾向にある。この傾向は移着物が著しく加工硬化しており、黄銅の連続的なせん断変形を阻止するために、移着物の存在が Prow の破断を促し、その破断した Prow がまた Prow の破断を誘発するというような相乗的な効果が原因している。 α 黄銅の摩耗痕についてマイクロビッカース硬さ試験機を用いて、硬度分布を測定してみると(測定荷重=1.96 N)、移着

Photo.4 Wear track of α brass in the incubation period and its surface profile across the sliding direction. (a) Wear track after 5 revs. (b) Surface profile of the wear track shown in Photo.4 (a) across the sliding direction.

Photo.5 Wear track of ring specimens sliding against mild steel. Arrow indicates the sliding direction of ring specimen. (a) α Brass, (b) $\alpha + \beta$ Brass, (c) β Brass, (d) Large prow transferred from pin specimen observed on the wear track of β brass

物の硬さが約 220, せん断領域であると摩耗溝のついた部分は約 160, 摩擦していない部分の硬さが約 90 で, 移着物は著しく硬化している。ただし, 摩耗痕は激しく荒されており, 表面アラサがかなり大きくなっていることを考えれば, 若干の誤差を含むことは確かである。

一方 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅には, あたかもアブレシブ摩耗を受けた様な溝が形成されており, 表面層から材料が連続的にせん断され, Prow の成長が容易であることを示している。 α 黄銅に比較して移着物の数は著しく減少しているが, $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅の摩耗痕上にも移着物が観察され, これらの移着物もやはり材料に耐摩耗性を付与し, その部分の摩耗溝の幅を狭くしていることがわかる (Photo.5 (d))。ただし Photo.5(d) に示したような移着物は, 前述した α 黄銅の移着物とは異なり, (a) タイプの破断を行なった Prow がその後の摩擦過程において摩耗痕にうめこまれた状態, すなわち一種の象眼状態にある移着物と考えられる。

Photo.6 に α 黄銅摩耗痕上の移着物の X 線分析結果を示す。 α 黄銅摩耗痕上の移着物には Fe の特性 X 線が認められ, Photo.3(d) に示したような Prow の破断が, 軟鋼試料の一部をせん断しながら生じると考えられる。Fe の特性 X 線は, 分析を行なった 5 個の移着物のうち 4 個について検出され, 軟鋼試料のせん断を伴った Prow の破断が α 黄銅において高い頻度で生じる現象であることを示している。同様の X 線分析は $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅上の移着物についても行なったが, Fe の特性 X 線は同定されず, $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅の移着物の形成が鋼と Prow の擬着部における破断によって生じるのではなく, Prow 内部のせん断面に沿った破断によって起こると結論できる。

Photo.6 Electron image and element distributions of transferred fragment on wear track of α brass.

(a) S.E.I., (b) $\text{CuK}\alpha$, (c) $\text{FeK}\alpha$

4. 移着物および摩耗粉の大きさと形状の分布状態

移着物や摩耗粉の形成が Prow の形成から破断過程の状態に基づくものであり, しかも移着物の存在がその後の Prow 形成過程に影響をおよぼすということから, 移着物や摩耗粉の大きさの分布や形状に検討を加えた。

最初に移着物の大きさを求めるために, Rabinowicz⁽¹³⁾と同様に移着物を楕円形と仮定し, 移着物の摩擦方向に沿った長さとして垂直な移着物の幅を測定した結果, 移着物の幅が長さの約 0.4 倍であることがわかった

(なお移着物の長さとの相関を求める際には, 三種の黄銅について 20~30 個の移着物を無作為に抽出し, 長さとの相関図を作成した。この相関図より最小 2 乗法を用いて移着物の長さとの関係を求めた)。この後はすべてこの関係が成立するものとして, 移着物の長さのみ測定し, 楕円形に近似して面積を求めた。

Fig.5 は軟鋼に対して 60 回転摩擦した後の黄銅摩耗面上の移着物について大きさを調べたものである。 N は摩耗痕上のすべての移着物の数で, 移着物の大きさは面積で 4 段階に区分してある。

α 黄銅においては大きな面積の移着物が多く, 大きく成長した Prow が移着物になり易い, すなわちタイプ(b)の挙動をとる確率が高いことを示している。また α 黄銅では摩耗痕上の移着物の数が著しく多く, このことも α 黄銅の Prow が移着物として破断し易いことを示している。一方 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅では, 成長した Prow が直接摩耗粉となる場合や, 移着物の状態になったとしても次にピン試験片に衝突することにより摩耗粉として脱落する場合の確率が高いために, 移着物の面積が小さく, その数も α 黄銅に比較して著しく少ない。

このような移着物の大きさの分布は, 前述したように黄銅の摩耗過程に影響を与える。Fig.6 に三種の黄銅について距離-摩耗曲線を示す。摩耗量は表面アラサ計を用いて, 摩擦方向に対して垂直な摩耗溝の断面積を測定し, 断面積の平均値に円周を乗ずることによって算出した。加工硬化した移着物が摩耗痕を広くおおい始める 30 回転目を

Fig.5 Relative importance of various groups of transferred fragments on wear track after 60 revs. N =Total number of transferred fragments on wear track

過ぎると、 α 黄銅はかなり耐摩耗になり、定常状態での摩耗率を比較すると α 黄銅のそれは $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅の約半に低下することがわかる。

Fig. 6 Wear-sliding distance curves for various brasses sliding against mild steel at a speed of 0.96 mm/s under a load of 19.6 N. $\bar{W}$ = Wear rate in the steady state

Fig. 7 に移着物と同様の区分で摩耗粉の大きさの分布を示す。ただし摩耗粉の大きさは摩耗粉を走査型電子顕微鏡を用いて観察し、撮影した写真から摩耗粉の面積として求めた。 α 黄銅の摩耗粉は最も小さな区分が最大度数をとる。この摩耗粉の大きさの分布と、Fig. 5 に示した移着物の大きさの分布とを合わせて考えると、 α 黄銅では大きく成長した Prow が移着物となり、成長の程度が小さい Prow が摩耗粉として脱落すると考えられる。すなわち α 黄銅の Prow 形成過程はタイプ (b) とタイプ (c) の両者の特徴を有する。

$\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅の摩耗粉の大きさの分布は α 黄銅と異なり、 α 黄銅に比較して大きな摩耗粉が数多く認められる。このような摩耗粉の分布と、 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅摩耗痕上の移着物の数が著しく少ないことを考えると、 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅においてはタイプ (a) の Prow 形成過程が優先して起こっていると結論できる。

本実験で採取された摩耗粉は Photo. 7 に示すような 3 種類の形成に分類され、Photo. 7 (a) は扁平な板状摩耗粉、Photo. 7 (c) が塊状摩耗粉、Photo. 7 (d) が切削チップ状摩耗粉である。板状摩耗粉は主に α 黄銅の摩耗粉中に数多く観察され、 α 黄銅におけるせん断角 (Fig. 1 の ϕ に相当する) が小さく⁽¹⁴⁾、Prow の成長が水平面に沿って起こり易いことが原因している。Photo. 7 (b) は Photo. 7 (a) の白線で囲まれた部分を拡大した写真であるが、板状摩耗粉が材料のせん断による層状構造を呈していることがわかる。

塊状摩耗粉と切削チップ状摩耗粉は $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅において数多く認められる。塊状摩耗粉は垂直方向に成長

Fig. 7 Relative importance of various groups of wear debris collected after 60 revs. N = Total number of examined wear debris

した Prow の一部あるいはすべてが摩耗粉として脱落したもので、切削チップ状摩耗粉は成長した Prow の切削作用によって形成された摩耗粉である。 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅では Prow が垂直方向に大きく成長し、成長した Prow が一種の構成刃先のような状態で、材料を連続的にせん断し、切削チップの形で摩耗粉を排出する。このような切削チップ状摩耗粉の形成過程は、せん断された材料がピン試験片に捕捉されなかったという点を除けば、広い意味での Prow 形成に該当すると著者は考えている。

以上摩耗粉と移着物の大きさおよび形状の分布状態に統計的な検討を加えてきたが、摩耗現象と Prow 形成過程との関連性がより明確にされたと考えられる。

IV. 結 言

3 種の黄銅を軟鋼に対して摩擦した場合の Prow 形成過程を観察し、Prow 形成過程の違いによって生じる黄銅リング摩耗痕、移着物および摩耗粉の状態を比較検討した結果、次の結論が得られた。

(1) α 黄銅の Prow 形成過程は $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅のそれとは異なり、前者が数 mm からただ数 cm の摺動距離で Prow の形成・成長・破断を完了するのにたいして、 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅では Prow の成長が数回転 (摩擦距離にして数 10 cm) に渡って持続する。

(2) α 黄銅の移着物や摩耗粉に Fe の特性 X 線が同定されることから、 α 黄銅における Prow の破断が α 黄銅と軟鋼との凝着部や軟鋼試料内部において起こり易く、 α 黄銅の Prow は黄銅摩耗痕上の移着物として破断する。一方 $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅において形成される Prow の破断

Photo.7 Three types of wear debris.

(a) Platelike wear debris, (b) Portion bounded by white line in Photo.7(a), (c) Blocklike wear debris, (d) Chiplike wear debris

は主に Prow 内部において起こり、その破断が直接あるいは間接的な形で摩耗粉となる確率が高い。

(3) Prow 形成過程の違いによって、移着物と摩耗粉の大きさおよび形状に差違が認められる。特に移着物の分布状態はその後の摩耗過程に影響をおよぼし、 α 黄銅においては著しく加工硬化した移着物が材料の連続的なせん断変形をさまたげ、 α 黄銅に耐摩耗性を付与する。このような機構を通じて、定常状態における α 黄銅の摩耗率は $\alpha + \beta$ 黄銅や β 黄銅のその約半に低下する。

(4) $\alpha + \beta$ 黄銅と β 黄銅では実験中その Prow 形成過程は変化せず、表面層が連続的にせん断され摩耗粉として除去されるために、摩耗量は摩擦距離に対して直線的に増加する。

文 献

- (1) 葉山房夫：精密機械，22(1956)，228.
- (2) Y. Taga and K. Nakajima：Wear，37(1976)，365.
- (3) 葉山房夫：精密機械，11(1950)，13.
- (4) E. Rabinowicz：Friction and Wear of Materials, John Wiley and Sons, Inc., New York, (1965)，65.
- (5) J. F. Archard：J. Appl. Phys., 24(1953)，981.
- (6) E. Rabinowicz：Friction and Wear of Materials, John Wiley and Sons, Inc., New York, (1965)，142.
- (7) 笹田 直：機械の研究，23(1971)，81.
- (8) M. Cocks：J. Appl. Phys., 33(1962)，2152.
- (9) M. Antler：Wear，7(1964)，181.
- (10) 葉山房夫：昭和 52 年潤滑学会講演会名古屋大会予講集，(1977)，113.
- (11) J. F. Archard：Wear，2(1958/59)，438.
- (12) D. Landheer and J. H. Zaat：Wear，27(1974)，129.
- (13) E. Rabinowicz：Friction and Wear of Materials, John Wiley and Sons, Inc., New York, (1965)，130.
- (14) 葉山房夫：精密機械，20(1954)，392.