金属の摩耗機構

加 藤 康 司*

1. はじめに

機械の摩擦面における摩耗は機械の性能を急激に劣化させ、時には機械全体の破壊を誘発する。その結果摩耗が進行した箇所を含む機械要素あるいは機械全体が廃棄されることになる。この場合一部の機械要素のみが廃棄交換されるとしても、量において僅かな摩耗が摩耗量の $10^3 \sim 10^7$ 倍の材料を廃棄させ、その材料を生産し加工するために用いられたエネルギーを無にせしめ、一方で保守管理のための労力を強いることになる。大量生産工程における機械の場合、摩耗はそのまま製品の品質にも反映する。Kragelsky ら⁽¹⁾によれば機械の寿命の原因の75%は摩擦面における摩耗に起因する。Jost⁽²⁾によればトライボロジー†の知識の不十分さに起因する経済的損失が1965年の英国において5億ポンドを超え、1974年の日本において8000億円、米国において160億ドル、英国において20億ポンドである。その中で摩耗に起因する損失は約8割に当る。1980年版のWear Control Handbook⁽³⁾によれば米国での摩耗による損失の見積りは年間200～1000億ドルの範囲にある。1962年当時米国において金属の腐食による直接的損失が約55億ドル、間接的損失が数十億ドルにのぼるとして腐食の形究の重要性を説いたUhlig⁽⁴⁾の例と比較するまでもなく、これらの金額は摩耗が国の経済に多大な影響を有する研究課題として推進されるべきことを示している。

このように摩耗は大量生産における生産技術の限界を左右し、省エネルギー、省資源にも深くかかわる。従って種々の過酷な使用条件に適応した耐摩耗材料の開発、および適切な使用条件の確立は現在広く求められている。

しかし摩耗に関する現在の知識はまだ初歩的段階にあり、耐摩耗材料の設計や最適使用条件(最適摩擦条件)の

設計を可能にする段階には至っていない。

その原因の1つは摩耗が多因子敏感な現象であることにある。すなわち材料の変形、破壊、酸化、拡散、固溶、凝着などにおける諸特性、更には摩擦系全体の剛性、振動などの機械的特性や雰囲気ガスの吸着および摩擦履歴などの各因子がそれぞれ摩耗を大きく左右する。その結果多くの摩耗実験は定量的な再現性が悪く、摩耗における各因子の役割を独立にとらえることが困難になっている。この問題は今後より学際的な協力を得て解決してゆかなければならない。

もう1つのより決定的な原因は、接触面においてミクロン単位で起る摩耗の初生と進展の状態を直接観察することができず、摩耗機構の適切なモデル化がなされなかったことにある。しかしこの問題については近年普及してきたSEM, TEM, EPMAなどを駆使することにより有効な研究成果が得られるようになってきた。

本文においてはこれら微視的観点からの最近の研究を中心にしながら、金属の摩耗機構に関するこれまでの研究を筆者なりの摩耗状態の分類に従って紹介する。

2. 摩耗のとらえ方

拡散と腐食による摩耗の例を除けば、摩耗は摩擦とその繰り返しにより固体表面あるいは表面下にき裂が発生し、それが表面層の一部を除去せしめる程度に伝播する破壊の問題である。従って摩耗の機構を明らかにすることとは、摩擦とその繰り返しが固体の表面と内部に固体自身が有する破壊の条件をいかに満たしてゆくかを知ることであり、一方において摩擦とその繰り返しが塑性変形と発熱およびそれに伴う拡散、相変態、酸化などの現象を通じ周囲の環境効果と相まって表面層における固体

* 東北大学助教授；工学部機械工学科
Wear Mechanism of Metals; Kohji Kato (Faculty of Eng.
Tohoku Univ., Sendai)
Keywords: metal, wear mechanism, adhesive wear, abrasive wear, fatigue wear, stress distribution, localized deformation, elastic contact, elasto-plastic contact, plastic contact
1983年1月20日受理

† トライボロジーは接触し相対運動をする界面に関する科学と技術を発達させる事が必要であるとの認識にたち、1966年英国において提案された言葉である。その後その考え方や言葉は各国で受け入れられ活発な研究活動が広がっている。その定義を次に示す。“Tribology is the science and technology of interacting surfaces in relative motion and of related subjects and practices”.

自身の破壊条件をいかに変えてゆくかを知ることである。この両面からの知識が十分に得られ、微視的な意味で機械の摩擦条件を制御し得るときに我々は摩耗を制御できることになる。

3. 接 触 の 機 構

(1) 局所的塑性変形域の形成

一般に摩擦し合う2つの物体はどちらのバルクも巨視的には塑性変形しないような接触圧力で用いられる。プレス、圧延、切削などのように被加工物が塑性変形する場合においても、金型、ロール、バイトなどの工具自身は巨視的に変形しない接触圧力で用いられる。しかしこのような場合にも次の3通りの意味の局所的塑性変形域を考えることができる。

(i) みかけの接触面と真の接触面の差異に起因する局所的塑性変形域

現実の固体の表面は多くの場合微少な凹凸すなわち突起を有する。このような表面の接触において真の接触は図1(a)のごとく突起同志によって行なわれ、一般に真の接触面積($\sum \pi r^2$)はみかけの接触面積(πR^2)の1/1000~1/10000と小さい⁽⁵⁾。その結果みかけの接触面が弾性変形域にあるような外力のもとでも、真の接触面の圧力は塑性変形を生じるのに十分な大きさになり得る。この場合 πr^2 の大きさに相当する塑性変形域が各所に形成されるが、みかけの接触面全体としては弾性変形域にあるように見える。

図1 局所的塑性変形域の諸形態。

(ii) 接触点の形状に起因する局所的塑性変形域

図1(b)に示すように接触面ABの両端が圧縮において応力集中点となりやすい形の場合、垂直荷重に対応する接触圧力 p はA, B点において最大となり、局所的塑性変形がA, B点において開始する⁽⁶⁾。図1(c)のようにA, B点で応力集中が生じない球と平面の接触の場合、

塑性変形は接触面下一定の深さの位置で開始する⁽⁷⁾。外力がこれらの塑性変形域を局所的な規模に留める程度に小さい場合、塑性変形域は周囲の弾性変形域に拘束され巨視的には接触面全体が弾性変形域にあるように見える。

(iii) 母材組織の不均一に起因する局所的塑性変形域

現実の固体は結晶粒単位の異方性を有し、粒界や介在物などの応力集中源を有する。従って材料を連続体とみなして得られた応力分布が降伏条件を満たさない場合でも、実際には図1(d)中の斜線で示すごとく介在物や粒界の応力集中個所において局所的な塑性変形域が発生する。

ここに図1(a)と図1(b), (c)とは互いに補完しあうものである。すなわち図1(a)において外力が非常に小さい場合は、個々の突起同志の接触面においてもその全接触面が塑性変形するには到らない場合が考えられる。この場合は図1(b), (c)のモデルを図1(a)中 $2r$ の大きさの接触面に適用して塑性変形域を考えればよい。逆に図1(a)において外力が非常に大きい場合は、個々の突起同志の接触面とその近傍が塑性変形したうえ、 $2R$ の大きさの接触面が図1(b), (c)のモデルに相当するものとして塑性変形域を考えればよい。

(2) 接触面近傍の応力解析

摩耗の発生条件と発生場所およびその規模を知るためには、図1において概念的に示した塑性変形の発生と拡大に関する応力解析が必要になるが、解析的に簡明な解は簡単な形の組合せにしか与えられていない。図2において弾性変形を前提として円筒面が $2a$ の幅で平面と接触し、接触圧力 p が次式で与えられるとき、

$$p = p_0 \sqrt{1 - (x/a)^2} \quad (p_0: \text{最大接触圧力}) \quad (1)$$

$x=0$ に沿う断面と $y=-a$ に沿う断面における応力 σ_x , σ_y , τ_{xy} および最大せん断応力 $\tau (=1/2\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau_{xy}^2})$ の分布は接触面下で図2(a), (b)のようになる⁽⁸⁾⁽⁹⁾。すなわち τ は x 軸にそって $x=0$ 位置で、 y 軸に沿っては $y=-0.786a$ 位置で最大となり、トレスカの降伏条件に従えば $(0, -0.786a)$ の位置で $p_0 = 3.3k$ (k : 臨界せん断応力) のとき降伏が開始する。 p_0 が更に増加すればこの位置を中心として $\tau \geq k$ の領域に塑性変形域が広がる。 $p_0 \geq 4k$ になれば表面下に $\tau_{xy} \geq k$ を満たす領域が生じ、そこでは表面に平行な方向に塑性流動が生じる。このような局所的応力条件に更に残留応力の効果を考慮すれば、図2(a), (b)の接触状態で転がり摩擦を繰り返す場合、接触面下の变形状態は外力の大きさに応じて次のように分類される⁽⁸⁾。

$p_0 < 3.3k$: 接触面近傍はすべて弾性変形。

$3.3k \leq p_0 \leq 4k$: $x=0, y=-0.786a$ の位置を起点として塑性変形域が発生するが摩擦の繰り返

図2 円柱と平面の接触域における応力分布と塑性変形域⁽⁸⁾.

(a) $x=0$ に沿う断面における応力分布

(b) $y=-a$ に沿う断面における応力分布

(c) $p_0=5.56k$ の転がり摩擦における塑性変形域と塑性変形累積域

返しに無関係に一定の大きさに留まる。

$p_0 > 4k$: $x = \pm 0.87a$, $y = -0.5a$ の位置から塑性変形域が発生し、摩擦の繰り返しにより塑性変形が累積する。

図2(c)は $p_0=5.56k$ の荷重条件のもとで接触面下に生じる塑性変形域と、摩擦の繰り返しが残留応力に拘束されずに塑性変形を累積させる領域とを示している。図2(c)より明らかなように表面下約 $0.15a$ の深さまでは塑性変形が累積しない領域として残される。

式(1)であらわされる垂直荷重に対し、摩擦力 μp (μ : 摩擦係数) を更に加えれば塑性変形を開始する位置は徐々に接触面前縁に向かって移動する。すなわち塑性変形域はより表面に近づく⁽⁷⁾。外力の条件が図2より厳しく、接触圧力が $2a$ の接触幅に対し等しく $p_0=4k$ で与えられるとき、せん断応力 $q_0=\mu p_0$ の大きさに応じて、形成される塑性変形域は図3のように変化する⁽¹⁰⁾。これは材料を弾完全塑性体と仮定して求められたものであるが、 $\mu=0.125$ のとき接触面下 $x \cong -0.85a$, $y \cong -0.71a$ の位置に小規模の塑性変形域が形成され、 $\mu \geq 0.5$ となれば塑性変形域が完全に表面に達することが分かる。現実には塑性変形域が表面に達すれば表面形状が変化するはずであるが、図3の解析はそのような変化を無視した近似的なものである。山本ら⁽¹¹⁾は材料のひずみ硬化の影響を考慮して同様の解析を行っているが、接触面下の塑性変形域は摩擦係数の増加とともに、図3と類似の形態で拡大しやがて接触面前方表面に達している。しかしこれら図3および山本らの結果は数値解として得られたものであり、塑性変形域の位置および大きさに関する見通しのよい解析的表示は得られていない。

これに対し外力の条件が更に過酷で全接触面およびその近傍に対し、初めから塑性変形を想定することが可能な場合は材料を完全剛塑性体とみなし、平面ひずみ状態を仮定したすべり線場理論を用いるのが有効である。こ

図3 異なる摩擦係数に対応して形成された塑性変形域⁽¹⁰⁾.

図4 すべり線場理論による塑性変形域。

のとき図4の接触状態において接触面ABの接触圧力 p とせん断応力 s は次式で与えられる⁽¹²⁾。

$$p = k \{ 1 + \pi/2 + 2(\epsilon - \theta) + \sin 2\epsilon \} \quad (2)$$

$$s = k \cos 2\epsilon \quad (3)$$

塑性変形域の大きさはすべり線場ABCDEによって与えられ $\angle ABC = \epsilon$ によって代表される。ここに $s/p = \mu$ であるから摩擦係数 μ が与えられれば式(2), (3)より ϵ が定まり、それに対応するすべり線場が決定されることになる。これに対し一定荷重のものと接触からすべり開始までの変形問題は、 p が先に加えられ次で s が徐々に加えられるときの動的変形問題であり、実験的には次の関係式であらわされる⁽¹³⁾。

$$\mu = s/p = \alpha^{-1/2} \{ (A/A_0)^2 - 1 \}^{1/2} \quad (4)$$

A_0 は $s=0$ の場合の初期接触面積であり、 A は s の摩擦力を加えた時の接触面積である。 α は材料定数である⁽¹⁴⁾。ここに塑性変形域の大きさは接触面積の大きさ A として与えられ、深さ方向の広がりとは与えられない。式(4)と同様な関係はすべり線場理論を用いた近似解によっても得られている⁽¹⁵⁾、塑性変形域の大きさを正確に論ずるには至っていない。

4. 摩擦とその繰り返しによる摩耗の発生

(1) 弾性接触における摩耗の発生

材料を連続体とした場合、接触面下のどこにも塑性変形域を生じない外力条件下の接触を弾性接触と呼ぶことにする。図2においてこのような条件 ($p_0 < 3.3k$) 下で転がり摩擦が繰り返される場合、接触面下一定の深さには繰り返し最大せん断応力が発生する。従って結晶粒界、介在物、析出物などの応力集中源を有する現実の材料においては、材料の疲労破壊と同じ機構によるき裂の発生と伝播が接触面下一定の深さの位置に生じると考えることができる。図5は弾性接触とみなし得る低い接触圧力下の転がり摩擦の繰り返しにより、レール鋼中の Al_2O_3 や MnS から表面下一定の深さにおいてき裂が発生している様子を示す⁽¹⁶⁾。同様の観察は Lundberg ら⁽¹⁷⁾ によってもなされている。結晶粒の単位での異方性を考えた場合も、みかけは弾性接触であるのに内部に塑性変形域の発生を見ることができる。図6 (a)は式(1)における $p_0 = 148$ MPa の接触圧力で、鋼球が MgO の単結晶表面を $[100]$ 方向へ1回転がり摩擦したときに接触面下に形成された転位のエッチピットである⁽¹⁸⁾。図6 (b), (c)は $p_0 \approx 1112$ MPa の接触圧力で $[110]$ 方向へ1回および 10^6 回転がり摩擦を繰り返したときの接触面下の転位のエッチピットである。ここに MgO の初期のヌーブ硬さは $[100]$ 方向に測定して約 820, $[110]$ 方向に測定して 930 である。このように硬さ値に比べ十分に低い接触圧力でありながら、図6 (a), (b)のように1回の摩擦で接触面下には多数の転位が発生する。またその密度は摩擦の繰り返しと共に増加して図6 (c)の状態の後には表面層の剥離がはじまる。同様の観察は Swain⁽¹⁹⁾ や Amateau ら⁽²⁰⁾ によってもなされている。

これらいずれの例にも共通した事実は図2 (a)における τ が最大の位置が転位源と考えられること、および転位の発生領域が弾性応力の計算では、 τ が非常に小さい

図5 レール鋼(0.40C, 1.46Mn)において転がり摩擦の繰り返しにより Al_2O_3 および MnS の介在物から発生したき裂; $p_0 = 870$ MPa, すべり率 3%, $\mu = 0.52 \sim 0.56$ ⁽¹⁶⁾。

図6 AISI 52100 鋼球 (0.64 cm 径) の転がり摩擦により MgO 単結晶中に形成される転位のエッチピット⁽¹⁸⁾。
(a) 荷重 5.6 N, 転がり方向 $[100]$, 摩擦回数 1 回
(b) 荷重 2.4 N, 転がり方向 $[110]$, 摩擦回数 1 回
(c) 荷重 2.4 N, 転がり方向 $[110]$, 摩擦回数 10^6 回

と考えられる広い領域にわたっていることである。また摩擦の繰り返しは確実に転位密度を増加させ、やがて表面層の剥離をひき起している。従って弾性接触とみなせる外力の条件下であっても、連続体とは異なる種々の条件によって摩擦の繰り返しは塑性変形の累積とき裂の発生をもたらすと考えねばならない。その場合き裂は図2において τ あるいは τ_{xy} が最大になる位置に優先的に発生すると考えられる。

(2) 弾塑性接触における摩耗の発生

接触圧力が一定限度を超え接触面下に明確な塑性変形域が形成されるが、全接触面が塑性変形するには至らない場合の接触を弾塑性接触と呼ぶことにする。このような外力の条件のもとに摩擦が繰り返される場合、塑性変形は表面下 τ_{xy} が最大となる一定の深さを起点に累積され巨視的な塑性流動が生じる。

図7 (a)は荷重 392 kN/m, 接触圧力 678.4 MPa のも

図7 銅と銅の転がり摩擦の繰返しにより銅表面下に生じた塑性流動⁽²¹⁾.

- (a) 荷重 392 kN/m, $p_0 = 678.4$ MPa のもとで表面下 0.24 mm の位置を中心に発達した塑性流動域
(b) 同じ条件下において塑性流動に伴い発生した表面層の摩擦方向移動距離と摩擦回数との関係

とで転がり摩擦の繰返しにより、銅試験片の表面下約 0.24 mm を中心として成長した塑性流動域を示す。このような塑性流動に伴い表面層は摩擦方向へ移動し、その移動量は図 7 (b) に示すように摩擦繰返し数 N とともに増加する⁽²¹⁾。その結果図 7 の場合 $N=80000$ において表面層が剥離している。このような塑性変形の累積過程は塑性ひずみの増加による加工硬化の過程でもある。すなわち図 8 に示すように、焼入れした軸受鋼の転がり摩擦において表面から内部に向っての硬さは表面下一定の深さにおいて最大となり、その最大値は摩擦の繰返しとともに大きくなる⁽²²⁾。このように表面下一定の深さにおいて生じる最大硬さが摩擦の繰返しによりある値に達すると表面層の剥離が生じる^{(23) (24)}。

以上のように弾性接触および弾塑性接触における摩擦の繰返しは、応力集中箇所や累積した塑性変形域におけるき裂の発生とその伝播を促し摩耗を発生させる。従ってこの時の摩耗機構は応力の分布状態が特殊であることを除けば、基本的には繰返し応力による疲労破壊と同じ機構になり、一般に“疲労摩耗”と呼ばれる。それゆえに疲労摩耗はき裂の発生と伝播が組織の不均一さに左右された確率過程としてとらえられる。このような考え

図8 転がり摩擦の繰返しによる表面からの深さ⁽²²⁾方向の硬さ変化; S45C (0.45C, 0.27Si, 0.85Mn), $p_0 = 1.25$ GPa.

方に基づき、転がり軸受の寿命を一定の確率分布に従うものとしてとらえ設計に取り入れる試みがなされている^{(25)~(27)}。疲労摩耗としての寿命と接触圧力の関係は疲労破壊における $S-N$ 曲線と同様の関係で得られる⁽²⁸⁾。すなわち接触圧力が小さくなるにつれ摩耗が発生する摩擦繰返し数は大になり、疲労限に相当するある接触圧力以下では摩耗が発生しなくなる。基本的にこのような性質を有する疲労摩耗に及ぼす諸因子の影響としては、接触圧力の影響⁽²⁹⁾、表面あらさの影響⁽³⁰⁾、摩擦方向の影響⁽³¹⁾、潤滑油の影響⁽³²⁾、回転速度の影響⁽²⁴⁾、空化層の影響⁽³³⁾などが調べられている。近年は表面剥離した破面の SEM によるフラクログラフィー的観察により、き裂の進行過程における破壊形態のちがいを分析しようとする試みもなされつつあるが^{(23) (28) (34)}、その数はまだ少ない。最終的にはフラクログラフィー的破面解析に基づき接触面下のき裂の伝播形態を把握した後、それぞれの形態に対応したき裂の伝播速度を計算することになる。この目的のために最近破壊力学の知識に基づき 応力拡大係数を主な武器にして接触面下のき裂の伝播挙動を解析する試みが始められているが^{(35)~(39)}、いずれも実験値と対応を求める段階には至っていない。

(3) 塑性接触における摩耗の発生

接触圧力が十分に大きく塑性変形が全接触面およびその近傍に及ぶ場合の接触を塑性接触と呼ぶことにする。このような外力の条件下の摩擦の場合接触点およびその近傍の形状は摩擦の進行とともに初期条件に応じ図 9 に示すように変化する。図 9 において材料特性と形の効果をも含めて相対的に変形し難い突起あるいは平面の方を H, 変形し易い方を S とあらわす。図 9 (a₁) において同じ程度に平坦で変形し易い突起が接触し平らな接触面を形

成している場合、接触面の凝着が十分であれば摩擦の進行に伴い接触面は図9 (a₂) のようにうねりはじめ^{(21) (40)}、やがて図9 (a₃) のように接触面の両端よりき裂が内部に向って伝播し、一方の表面の一部分は相手面に持ち去られるか接触面から脱落する。もしも図9 (b₁), (c₁) のよう

図9 塑性接触における種々の摩耗形態.

にSで示された突起がHの平面に接触し突起のみが塑性変形する場合は、図9 (b₂) のように接触面前方あるいは図9 (c₂) のように接触面後方でき裂が発生し、図9 (b₃), (c₃) のように摩耗粒子が形成される。き裂は図9 (b₂) の場合圧縮とせん断の混合モードで発生し、図9 (b₃) において引張りとせん断の混合モードに移行して伝播する。図9 (c₂), (c₃) の場合き裂は一貫して引張りとせん断の混合モードで伝播する。図10 (a) は図9 (a₃) に対応し、十分に凝着した接触点のモデルにおいて接触面の両端から発生したき裂が内部に伝播している様子を示す^{(41) (42)}。図10 (b) は図9 (b₃) に対応し突起頂点から剥離形成された薄片状の摩耗粒子を示す⁽⁴³⁾。図10 (c) は図9 (c₃) に対応し突起頂点から大規模に形成された塊状の摩耗粒子を示す⁽⁴³⁾。ここに図9 (a₃) におけるき裂の発生と摩耗粒子の形成機構も、基本的には図9 (c₃) の機構に属すると考えられる。これら図9 (a₃), (b₃), (c₃) であらわされる形態の摩耗は接触面が凝着し、そのせん断強度が母材内における破壊を誘発するほど十分に強くなければならないという点において、接触面の凝着強度に完全に支配された摩耗形態であり、一般に言われる“凝着摩耗”に分類される。

これに対し図9 (d₁), (e₁), (f₁) のように相対的に変形し難い突起が相手面にくい込んだ形の接触点において摩

図10 塑性接触における種々の摩耗形態の観察例.

- (a) 鉛の接触点において両端より発生したき裂⁽⁴¹⁾.
- (b) SUS 304 の突起頂点より相手面に移着した薄片状摩耗粒子⁽⁴³⁾.
- (c) SUS 304 の突起頂点より相手面に移着した塊状摩耗粒子⁽⁴³⁾.
- (d) 黄銅表面より連続的に微小切削された流れ型の切屑状摩耗粒子⁽⁴⁴⁾.
- (e) 白銅鉄表面より間欠的に剥離された薄片状摩耗粒子⁽⁴⁵⁾.
- (f) S 45 C の摩擦面において薄片状に押し延ばされ剥離しつつある表面層⁽⁴⁷⁾.

擦が進行する場合、塑性変形域は図9 (d_2), (e_2), (f_2) に示す3つの変形形態をとり得る。図9 (d_2) において塑性変形域は硬い突起表面に沿って盛り上り、図9 (d_3) において流れ型切削の摩耗粒子が連続的に形成される。このような摩耗粒子の成長は母材組織の不均一性が表面形状の不均一性によって中断されることになる。図9 (e_2) の場合は塑性変形域内にき裂が発生し摩擦の進行により、図9 (e_3) に至ってき裂は表面にぬけて摩耗粒子が形成される。ただし塑性変形域表面からき裂が発生し内部に伝播して摩耗粒子を形成する場合もあり得る。図10 (d) は図9 (d_3) に対応する流れ型切削の摩耗粒子を示す⁽⁴⁴⁾。図10 (e) は図9 (e_3) に対応しき裂が表面下を急速に伝播して形成された摩耗粒子を示す⁽⁴⁵⁾。これら図9 (d_3), (e_3) であらわされる摩耗形態は研磨紙による摩耗のように硬い粒子による摩擦の場合に顕著な摩耗形態で“アブレンプ摩耗”として分類される。図9 (f_2) においては硬い突起の下方あるいは側面に塑性変形域が押しつぶされ、図9 (f_3) のように表面に薄く広がる場合を示す。このような変形層は摩擦の繰返しにより更に扁平になり、ある臨界条件に達したとき図9 (b_3) と同様の機構で表面より薄片として剥離する。図10 (f) は図9 (f_3) に対応し、表面に扁平に押し伸ばされた塑性変形域を示す⁽⁴⁷⁾。同様の表面層の変形は潤滑下のすべり摩擦でも観察されているが⁽⁴⁸⁾、これらは高い静水圧下特有の金属の変形特性をあらわすものと考えられる。

すべりを主体とした現実の摩擦面においては、図9 に示す摩耗形態のいくつかが混在し、場合によってはそのうちのどれかが摩擦条件に応じて主体になっていると考えなければならない。またいずれの摩耗形態も1回の摩擦のみならず、何回かの摩擦の繰返しにより達成されることが考えなければならない。

一方において、図9 に示された諸形態の摩耗が摩擦の繰返し過程において、それぞれ定常的に持続するか否かは摩擦の条件による。すなわち摩耗の発生が摩擦する表面の状態を常に再成し定常状態に保つ場合、摩耗形態は定常的なものとして持続する。同一場所で摩擦を繰返すことにより摩耗が表面の状態を時々刻々変化させるのであれば、摩耗形態もそれに伴って変化することになる。この過程は一般に“なじみ”としてよく知られている。なじみが進むということは突起形状がより滑らかになり、接触圧力が低下し、微視的な意味で真に摩擦の繰返される場所が固定化することであり、一方において表面層がより加工硬化し塑性変形が生じ難くなることである。従ってなじみが進行する摩擦条件の場合、図9 のいずれかの形態で開始した摩耗は摩擦の繰返しとともに、弾塑性接触あるいは弾性接触下の摩耗、すなわち疲労摩耗へと移行することになる。Suh ら^{(46) (49)} は摩擦係

数が大きい乾燥すべり摩擦においてすらなじみ後の摩耗が重要であり、そこでは図11⁽⁵⁰⁾に示すごとく薄片状の摩耗粒子が形成されるとした。このときき裂は表面下一定の深さに発生し表面に平行に伝播する^{(10) (51)}と考えられるが、その機構は基本的には弾性接触下の疲労摩耗と同じである。塑性接触下におけるなじみ後の摩耗を疲労摩耗としてとらえる考え方は Kragelsky^{(1) (52)} により古くからなされているが、そこでは摩耗粒子の生成機構をモデル化するには至っていない。

摩耗形態が図9 のいずれであっても、またなじみ後の摩耗であるにしても、塑性接触下の摩擦面には表面から一定の深さにわたって強変形域が形成され、変形の程度は表面に近づくほど大きい⁽⁵³⁾。このような表面層において結晶は摩擦の繰返しとともに微細化され、図12⁽⁵⁴⁾に示すように銅の結晶粒径は最表面で 25 nm (250 Å) の小ささになる。図13⁽⁵⁵⁾は繰返しすべり摩擦を受けた銅の表面下における結晶粒微細化の過程を示す。図13 (a) の表面下 15 μm において転位は比較的均等に分布し

図11 すべり摩擦の繰返しにより表面より剥離しつつある薄片状摩耗粒子⁽⁵⁰⁾; Fe (W, 8800 ppm), $\mu=0.5$, すべり速度 0.03 m/s (1.8 m/min).

図12 すべり摩擦の繰返しによる銅の表面下結晶粒の微細化⁽⁵⁴⁾.
 $\rho = \bar{D} / \bar{C} \sqrt{3}$, $\bar{C}$: 結晶粒径, D : 初期の結晶粒径 (10~15 μm).

ているが、その中に転位密度の高い領域が細く存在する。図 13(b)の表面下 8~10 μm においてセル状の組織が形成されはじめ、図 13(c)の表面下 5 μm において 1~3 μm のセルが形成される。図 13(d)の表面においてセルは更に小さくなりかつ摩擦方向に引き伸ばされる。セル壁の転位密度は非常に高くなり、逆にセル中の転位数は少なくなる。更に図 13(d)およびその近傍における引き伸ばされたセル内を観察すれば、摩擦方向に直角なセル壁が新たに形成されていることが分かる。摩擦面におけるセルの形成は摩擦速度によっても左右される。すなわち図 14(a)に示すように低い摩擦速度では、セルが形成されない場合でも、図 14(b), (c)に示すように高い摩擦速度ではセルが形成されるようになる⁽⁵⁶⁾。同様の微細なセル構造の発達は銅の単結晶の摩擦面においても観察されている⁽⁵⁷⁾。Garbar と Skorinin⁽⁵⁵⁾および Rigney と Glaeser⁽⁵⁸⁾によれば、その時の摩耗粒子の発生の単位は偏平化した個々のセルであると考えられる。この考えによればセルが形成され易い金属、すなわち一般に積層欠陥エネルギーの大きな金属ほど摩耗し易いことになる⁽⁵⁹⁾⁽⁶⁰⁾。また一般に凝着摩耗条件下で発生する

図 10(b), (f)のごとき薄片状摩耗粒子も形成され易いことになる。さらに、転位密度の増加と微細なセル形成に続く摩耗の過程が疲労き裂の伝播過程^{(61)~(63)}に酷似していることより、なじみ後の摩耗を疲労摩耗として扱うべき根拠になるとも考えられる。ただしその時の疲労の機構は Suh のモデルとは異なり、セル単位の摩耗粒子形成機構となる。このように図 12, 13, 14 に示す結果は今後摩耗機構を考えるために重要であるが現在はまだ研究例が少ない。

塑性接触下の摩耗は以上のように種々の形態をとり得るが、それぞれの摩耗形態が生じるために必要な応力条件と、材料特性の条件に関する知識は現在非常に不十分である。応力解析が最も容易であると考えられる図 9 (d_3)の形態の摩耗においてすら、簡単なモデルについての解析が最近ようやくなされている程度である⁽⁶⁴⁾⁽⁶⁵⁾。材料特性と摩耗形態の関係に関する研究も図 9 (d_3), (e_3)を主な対象として行なわれつつあるが^{(65)~(68)}、体系的な知識を得るには至っていない。また図 9 (a_3), (b_3), (c_3)に示すような凝着強度が大きい場合の摩耗形態においては、形成された摩耗粒子が相手面に移着再移着を繰り返して摩耗粒子同志の合体が生じる⁽⁶⁹⁾。この場合合体した摩耗粒子はロール状⁽⁷⁰⁾など種々の形態をとりながら接触面に介在し次の摩耗を支配してゆくことになるが、この問題はバルク表面からの摩耗粒子発生機構の次の問題として位置づけられる。

5. 耐摩耗材料設計の考え方

摩耗の発生機構に関する 4 節までの考察をもとにすれば、表面処理を含めた耐摩耗材料の設計に当り考慮すべき条件としては次の要素を挙げることができる。

- (1) 疲労き裂の発生し難い材料—微視的応力集中源を含まない材料—主に弾性および弾塑性接触下の疲労摩耗を前提として。
- (2) セル構造を形成し難い材料—積層欠陥エネルギーの小さい材料—主に塑性接触下のなじみ後の摩耗を前提として。
- (3) 相手材料との凝着性が悪い材料—相手材料との摩

図 13 すべり摩擦の繰り返しにより表面より深さ方向に形成された転位組織⁽⁵⁵⁾。
材料低炭素鋼(0.08C, 0.12Si, 0.15Cr), 接触圧力 0.32 MPa, すべり速度 4.8 cm/s, すべり距離 4000 m。
(a) 表面下 15 μm (b) 表面下 8~10 μm
(c) 表面下 5 μm (d) 表面

図 14 摩擦面におけるセル形成に及ぼす摩擦速度の影響⁽⁵⁶⁾。
材料 0.45C 鋼, 接触圧力 1 MPa, 摩擦距離 66.6 m
摩擦速度: (a) 0.07 m/s, (b) 0.48 m/s, (c) 4.56 m/s

擦係数の小さな材料——主に凝着摩耗を対象として、

(4) 塑性流動し難い材料⇨脆性の欠点を伴わない意味で硬い材料——主にアブレシブ摩耗を前提として、

(5) 摩擦の繰り返しにより生じる加工変質層、および表面が上記(1), (2), (3), (4)の意味の特性を増大させる材料、

真空溶解の導入により軸受鋼中の窒素溶存量を減らし玉軸受の寿命を飛躍的に延ばした例は(1)の観点からの材料設計に当る⁽⁷¹⁾。積層欠陥エネルギーが小さい材料ほど摩耗し難いことを示した Caldwell の研究例⁽⁶⁰⁾は(2)の考え方に基づく。摩擦材の組合せとして同種金属同志いわゆる“とも金”を避ける一般的考え方は(3)に相当している。焼入れ、浸炭、窒化などにより表面の硬さを増加させることは(4)の観点からの材料設計であり、耐アブレシブ摩耗性は一般に硬さに比例して増加する⁽⁶⁶⁾。鋼の場合、摩擦により鉄の酸化膜が成長しそれが表面を覆うことにより鋼自身の摩耗が非常に減少する摩擦条件がある。熱間圧延において鋼系およびアダマイト系ロールをこのような酸化膜が成長し易い領域で用いる例⁽⁷²⁾は(3)と(5)の考え方にに基づくことになる。

これらの具体例は(1)~(5)の条件のうちせいぜい1つの条件にかなっていることが強調できる例であるが、耐摩耗材料としてはより多くの条件を複合的に備えていることが望ましい。また、摩擦条件に正確に対応してより精緻に設計されることが望ましい。そのためには(1)~(5)の条件はその意味するところをより具体的に答えられなければならない。条件(1)と(4)は金属学と破壊力学により答えられるであろう。条件(2)は金属学により、条件(3)は表面と界面の物理化学により答えられるであろう。条件(5)に答えるための学問は最も未開発である。そこでは高温、高圧、大ひずみ、大ひずみ速度の繰り返し過程において表面層内に生じる現象、および摩擦面と周囲の環境因子間の相互作用に関する知識が求められる。それらの知識が表面層における拡散、再結晶、偏析、変態、酸化などの現象の進行速度の計算を可能にするとき、摩擦によりその時の摩擦条件に適した表面層を形成させることが可能になる。もとより、摩擦振動や応力分布に関する力学的解析が一方において十分になされていることが前提条件である。このような内容を有する条件(5)を考慮したうえで(1)~(4)の条件を満たすように設計するのが耐摩耗材料設計の理想である。そのためには上記した各分野の学問について、条件(1)~(5)の観点よりその時点における答えを求め設計に織り込む努力が必要となる。現在このような観点から利用し得る知識の整理はなされていない。

6. ま と め

これまでに摩耗のデータは山積されてきた。しかしそ

の多くの場合、実験条件の設定と結果の解析において配った注意力は、摩耗自身が有する超多因子敏感性に遠く及ばないものであった。山積するデータの多くは摩耗がいかに多因子敏感であるかを示すことにおいて最も有効だったと言える。摩耗が広大な境界学問と言われ、泥沼と言われる由縁である。

本文においてはその多因子敏感振りを羅列することを避け、摩耗粒子がいかに形成されるのかのみを述べた。それが摩耗を考える基本であり、そこからすべての因子への考察が広がると考えるからである。

摩耗粒子は接触点の形状、温度、圧力、ひずみ、ひずみ速度、履歴、周囲の環境および材料特性に応じて種々の形態で、かつミクロン単位の大きさで発生する。本文中3節においては、各形態の摩耗が生じる場に対する基礎的理解として接触の力学的状態を説明した。4節においては、各接触状態に応じて発生する摩耗の諸形態について概説した。5節においては、各形態の摩耗を避けるための材料の基本条件を5つ述べた。今後、これら摩耗形態と耐摩耗条件に関する知識は、材料設計に用いられる程度具体的なものにされなければならない。そのためには金属学、表面物理化学、界面物理化学、熱力学、材料力学、破壊力学、機械力学などの各分野における知識が耐摩耗の観点から集約されなければならない。更にそれぞれの学問分野において、摩耗に適用できるような過酷な条件下の知識が提供されなければならない。その過程がすなわち摩耗の多因子敏感性を理解し、巨視的条件と微視的現象を繋ぐ過程になる。このような作業は多くの学問分野における研究者の参加があって初めてなされることであろう。

最後に、本稿をまとめるにあたり、心よく写真を提供して下さいました、Fegredo & Prichard 両博士、Dufrane & Glaeser 両博士、Hamilton 教授、Tabor 教授、Bates 博士、Ludema 教授、Kayaba 教授、Suh 教授、Jahanmir 博士、Abrahamson 博士、Garbar & Skorinin 両教授、Nakajima 教授、Mizutani 博士の皆様に感謝致します。

文 献

- (1) I. V. Kragelsky, M. N. Dobychin and V. S. Komalov: *Friction and Wear*, Pergamon Press, (1982), 237.
- (2) H. P. Jost: JSLE-ASLE International Lubrication Conference Reprints, Tokyo, (1975), S-1.
- (3) M. B. Peterson and W. O. Winer: *Wear Control Handbook*, ASME, (1980), 5.
- (4) H. H. Uhlig: *Corrosion and Corrosion Control*, John Wiley & Sons, Inc., (1963), 2.
- (5) F. P. Bowden and D. Tabor: *Friction and Lubrication of Solids-I*, Oxford, (1954), 28.
- (6) 江崎 隆夫 (ガリーン): 弾性接触論, 現代工学社, (1973), 45.

- (7) H.Poritsky and N.Y.Schnechtaday : J.Appl. Mech., June, (1950), 191.
- (8) J.E.Merwin and K.L.Johnson : Proc. Instn. Mech. Engrs., **177**(1963), 676.
- (9) S.P.Timoshenko and J.N.Goodier : *Theory of Elasticity*, McGraw-Hill, (1970), 419.
- (10) S.Jahanmir and N.P.Suh : Wear, **44**(1977), 17.
- (11) 山本英二, 阪倉 明, 大前伸夫, 築添 正: 潤滑, **26**(1981), 269.
- (12) A.P.Green : J.Mech. Phys. Solids, **2**(1954), 197.
- (13) T.S.McFarlane and D.Tabor : Proc.Roy. Soc. London, Ser. A, **202**(1950), 244.
- (14) T.Kayaba and K.Kato : Wear, **51**(1978), 105.
- (15) T.Kayaba and K.Kato : Tech. Rep. Tohoku Univ., **43**(1978), 1.
- (16) D.M.Fegredo and C.Prichard: Wear, **49**(1978), 67.
- (17) G.Lundberg and A.Palmgren : J.Appl. Mech., June, (1949), 165.
- (18) K.F.Dufrane and W.A.Glaeser : Wear, **37**(1976), 21.
- (19) M.V.Swain : Wear, **48**(1978), 173.
- (20) M.F.Amateau and J.W.Spretnak : J.Appl. Phys., **34**(1963), 2340.
- (21) G.M.Hamilton : Proc.Instn. Mech. Engrs., **177**(1963), 667.
- (22) T.Kayaba and S.Suzuki : Tech. Rep. Tohoku Univ., **41**(1976), 21.
- (23) W.D.Syniuta and C.J.Corrow: Wear, **15**(1970), 187.
- (24) 藤田公明, 吉田 彰, 小幡文雄, 木村 進: 潤滑, **22**(1977), 372.
- (25) T.E.Tallian and Y.P.Chui : J.Lub. Tech., April, (1978), 156.
- (26) T.E.Tallian : J.Lub. Tech., July, (1976), 384.
- (27) C.F.Smith : J.Lub. Tech., April, (1973), 123.
- (28) S.Ramanathan and V.M.Radhakrishnan: Wear, **45**(1977), 323.
- (29) 金子幸治郎, 小池皓允, 吉田 弘: 潤滑, **22**(1977), 117.
- (30) F.Hirano, N.Yamashita and T.Kamitani : *Tribology Convention*, Instn. Mech. Engrs., (1971), 151.
- (31) K.Fujita and A.Yoshida: Wear, **43**(1977), 315.
- (32) F.Hirano, T.Sakai and T.Kamitani : *Tribology Convention*, Instn. Mech. Engrs., (1971), 86.
- (33) K.Fujita and A.Yoshida : Wear, **53**(1979), 61.
- (34) K.Fujita and A.Yoshida : Wear, **55**(1979), 27.
- (35) J.R.Fleming and N.P.Such : Wear, **44**(1977), 57.
- (36) D.A.Hills and D.W.Ashelby: Wear, **54**(1979), 321.
- (37) A.R.Roesenfield : Wear, **61**(1980), 125.
- (38) D.A.Hills and D.W.Ashelby : Eng. Fracture Mech., **13**(1980), 69.
- (39) D.A.Hills and D.W.Ashelby: Wear, **70**(1981), 365.
- (40) M.Cocks : J.Appl. Phys., **33**(1962), 2152.
- (41) J.A.Greenwood and D.Tabor : *Proc. Conf. on Lub. and Wear*, Instn. Mech. Engrs., (1957), 314.
- (42) D.Tabor : J.Lub. Tech., **103**(1981), 169.
- (43) T.Kayaba and K.Kato: ASLE Trans., **24**(1981), 164.
- (44) 萱場孝雄, 加藤康司, 堀切川一男: 日本機械学会講演論文集, No.821-1 (1982), 79.
- (45) T.R.Bates, Jr., K.C.Ludema and W.A.Bainard: Wear, **30**(1974), 365.
- (46) N.P.Suh : Wear, **44**(1977), 1.
- (47) 萱場孝雄: 潤滑学会昭和 57 年東北大会 特別講演会資料.
- (48) D.スコット, W.W.シーフェル, V.G.ウェスト
スコット: サイエンス, 7 月(1974), 24.
- (49) N.P.Suh : Wear, **25**(1973), 111.
- (50) S.Jahanmir, N.P.Suh and E.P.Abrahamson : Wear, **28**(1974), 235.
- (51) J.R.Fleming and N.P.Suh : Wear, **44**(1977), 39.
- (52) I.V.Kragelsky and E.A.Marchenko : J.Lub. Tech., **104**(1982), 1.
- (53) J.H.Dautzenberg : Wear, **60**(1980), 401.
- (54) J.A.B.Van Dijck : Wear, **42**(1977), 109.
- (55) I.I.Garbar and J.V.Skorinin: Wear, **51**(1978), 327.
- (56) K.Nakajima and Y.Mizutani: Wear, **13**(1969), 283.
- (57) N.Ohmae : *Fundamentals of Tribology*, MIT Press, (1980), 201.
- (58) D.A.Rigney and W.A.Glaeser : *Wear of Materials-1977*, ASME, (1977), 41.
- (59) J.P.Hirth and D.A.Rigney : Wear, **39**(1976), 133.
- (60) S.G.Caldwell, J.J.Wert and R.W.Carpenter: *Wear of Materials-1981*, ASME, (1981), 63.
- (61) J.Awatani, K.Katagiri and T.Shiraishi : Met. Trans., **7A**(1976), 807.
- (62) P.Lukas, M.Klesnil and R.Fiedler : Phil. Mag., **20**(1969), 799.
- (63) D.Kuhlmann-Wilsdorf, E.E.Laufer and H.Nine : J.Appl. Phys., **38**(1967), 896.
- (64) 臼井英治, 井上 誠: 精密機械, **44**(1978), 78.
- (65) 井上 誠, 臼井英治: 精密機械, **45**(1979), 97.
- (66) M.M.Khrushov : Wear, **28**(1974), 69.
- (67) M.A.Moore : Wear, **28**(1974), 59.
- (68) K.H.Z.Gahr : *Wear of Materials-1979*, ASME, (1979), 266.
- (69) T.Sasada, S.Norose and H.Mishina: *Wear of Materials-1979*, ASME, (1979), 72.
- (70) Y.Tsuya, K.Saito, R. Takagi and J.Akaoka : *Wear of Materials-1979*, ASME, (1979), 57.
- (71) D.Scott: *Fundamentals of Tribology*, Ed. by N.P. Suh and N.Saka, MIT, (1980), 7.
- (72) 大貫 輝, 蓮香 要, 加藤 治, 中島浩衛: 鉄と鋼, **65**(1979), S-789.