研 究

ステンレス鋼に対するアルミナの摩耗*

杉 田 忠 彰**, 鈴 木 和 夫**

西 川 勝 信**, 中 川 多 津 夫***

Tadaaki Sugita, Kazuo Suzuki, Katsunobu Nishikawa, Tatsuo Nakagawa: Wear of Alumina to Stainless Steel.

The coefficient of friction and the wear resistance of three types of alumina, that is, single crystals of sapphire (α - Al_2O_3), polycrystalline sintered alumina and sintered abrasive grits, on a dry stainless steel surface have been determined as a function of sliding speed. As the results, it is found that the wear of single and polycrystalline alumina appears to occur by both mechanisms, that are consisted of attritious wear with plastic flow over 20 m/s of sliding speed and fragmentation below 10 m/s, whereas the sintered abrasive grits are worn mostly by attrition with less wear rate even at low sliding speed, although, at high sliding speed, the wear is greatly increased with decreasing the bonding force of grains owing to high temperature during sliding. It is associated that the attritious wear in the single and polycrystalline alumina may be produced by chemical reactions occurring in the wear layer under high sliding speed. Also, the fragmentation resistance of alumina depends on crystallographic orientation such as plane of wear and rubbing directions, and existence of grain boundary, so that the wear resistance of the single crystals of sapphire under low sliding speed is less than that of the polycrystalline alumina.

(Received October 3, 1974)

1 結 言

アルミナは研削加工用の砥粒として用いられ、とくに鋼材に対してその適応性を多くもつ。この場合1個の砥粒そのものは2~3の結晶粒子からなり、研削中に摩耗したり、局部的に欠けたり、場合によっては砥石から脱落したりして砥石としての損耗が促進される。このとき砥粒そのものが加工条件とともにどのような形態の摩耗を示すかは、砥石の性能・寿命あるいは仕上げ面の性質(あらさ、加工変質層等)に微妙に関係するので、精密加工においては重要な問題の一つとなっている。しかしながら、砥石の中に複雑な結合剤とともに存在する砥粒の摩耗特性は、そのままアルミナの摩耗特性とはいわなく、ここに、もっとも単純な形でアルミナの摩耗特性を知る必要がでてくる。これに関して単結晶アルミナの摩耗特性がこれまでにサファイヤによって得られ、結晶面・結晶方位との関連で摩耗の異方性にまでまたがって論じられている^{1,2)}。

一方、このような砥粒材料は相手の工作物材料が種々のものにまたがるわけで、そのときどこにおいて基本的な摩耗特性を異にする場合があって、まことに複雑であ

る。しかし、その中でもアルミナの固有の摩耗特性というものはあるはずであろうし、それを定性的にも明らかにしなければならない。これまでに著者らは軟鋼に対するアルミナの摩耗特性あるいは超硬合金に対するアルミナの摩耗特性などについて報告してきたが^{3,4,5,6)}、ここでは一歩進めて、軟鋼に対応するようにステンレス鋼を相手材料にとり上げ、アルミナの摩耗がどのように示されるかについて検討する。

研削加工ではステンレス鋼に対してアルミナ単独の砥粒では損耗がはげしく不向きだとされている。その原因の一つに、強じんなステンレス鋼を相手にしたときアルミナのじん性があまりにも低すぎることが挙げられる。そこでステンレス鋼の研削に適するといわれている特殊砥粒もとり上げて併せて比較検討する。同時に、単結晶アルミナに対して、多結晶アルミナの摩耗がどのように評価されるかについても明らかにする。その結果、これらの検討により、研削加工における砥粒の損耗と

* 昭和47年度本協会秋季大会にて発表、昭和49年10月3日受理

** 金沢大学工学部、〒920 金沢市小立野2丁目40-20

*** 東京大学大学院、〒113 東京都文京区本郷7-3-1

の関連性がかなり明らかにされるようになるであろう。

II 実験方法

II-1 摩耗試験機

実験に用いた摩耗試験機は回転する円板に円錐台形のピン状試料を押し付ける方式のものである。Fig. 1 にその大略を示す。回転軸には研削盤用のスピンドルを使用し、円板をとりつけ、無段変速機を介してモータで回転する。それによって摩擦速度は $2 \sim 50 \text{ m/s}$ をとることができる。

固定片試料はアルミニウム円筒に接着し、2組の平行バネで保持されている。摩擦位置の設定と荷重の付加のために卓上旋盤の刃物台を用いた。試料ホルダおよび摩擦力測定系はできるだけ軽量化をはかり、バネ系の固有振動数を高めて、高速度における円板摩耗面に対する固定片の追従性に配慮した（いまの場合の固有振動数は約 200 Hz であり、 6000 r.p.m. までは十分に信頼できる）。一方バネ定数（いまの場合 $1 \text{ gr}/\mu\text{m}$ ）を大にすると円板の振れによる荷重変動が著しくなるため、円板の振れを $\pm 5 \mu\text{m}$ に抑えた。

Fig. 1 High sliding speed wear-testing apparatus.

II-2 試験片

回転片は 18-8 ステンレス鋼 (SUS-27) の厚さ 5 mm の市販の板から直径 180 mm の円板を切り出し、研削のためにこれを同直径の軟鋼板に接着した。II-1 に述べた円板の振れを少なくするために、とくに平面度に注意して研削も行い、最終的には手によるラッピングで正しい面を得るようにした。

固定片にはサファイヤおよび多結晶ホットプレス焼結アルミナ（以下多結晶アルミナという）、アルミナ系焼結特殊砥粒 R62 を用いた。サファイヤは人造ホワイトサファイヤ（信光社製）で Fig. 2 (a) に示す寸法形状である。先端を円錐台形にしたのは、その直径変化から摩耗量を算出するためで、低倍率の顕微鏡で観測すること

Fig. 2 Geometric shapes of specimen.

により直径変化を運転中止することなく測定した。試料の軸方向は c 軸に 3° 以内の誤差で一致している。a 軸の方向は X 線による背面ラウエ写真から決定し、目印線の角度で与えられる。したがって摩耗は (0001) 面内で行われたとみてよい。

多結晶アルミナは $99.9\% \text{ Al}_2\text{O}_3$ に $0.5\% \text{ MgO}$ を含んだホットプレス焼結材である。摩耗面はホットプレス方向に直角な面にとっている。この面内にはアルミナの a 軸面が選択的に出ており、特定方向をとることはできないがサファイヤの摩耗面と同じ性質を有している。Fig. 2 (b) に示す方法でホルダ先端に接着して用いた。

アルミナ系焼結特殊砥粒 R62（カーボランダム社製）は、 Al_2O_3 86.4%, SiO_2 4.85%, Fe_2O_3 6.00%, TiO_2 2.9%, MgO 0.05%, CaO 0.11%, ZrO_2 0.05% の成分のもので、数 μm の α アルミナを粘結剤で固めて成形し、乾燥後任意の大きさに切断して 1300°C で焼結したものである。焼結アルミナにくらべて硬さは低いが破碎抵抗が大きく、オーステナイト系ステンレス鋼の研削にすぐれた性能を発揮するとされている。多結晶アルミナの場合と同様に試料ホルダ先端に埋め込まれている。

以上のいずれの試料も試験面をダイヤモンドホイールで成形し、GC #800 砥粒でラッピングした後、ダイヤモンドペーストで鏡面に仕上げた。なお、多結晶アルミナとアルミナ系焼結特殊砥粒は、摩耗による円錐台形の直径変化を次のように測定した。すなわち、運転を一時中止して固定片を回転円板からはなし、反射鏡を設けた測微顕微鏡の対物鏡を固定片先端に近づけて、その直径を測定した。

II-3 摩擦面温度の測定

固定片試料に熱電対を埋め込むことの困難さ、あるいは固定片一回転片間での熱電対構成の不可能なことからサファイヤの場合の摩擦面温度測定を次のようにして行った。幸いなことに、サファイヤは透明であり、可

視光線中の透過率も一定で大きいので、線条消失型の光高温計を用いることができる。最小視野を試料直径と同じ 3 mm 中になるように改造して、輝点の平均温度を測定した。光高温計の読みはサファイアおよび酸化していない Fe (温度測定には相手材料に S15C を用いた) の波長 $0.65 \mu\text{m}$ に対する分光輻射率 (サファイア, $0.24 \sim 0.44$, Fe; $0.35 \sim 0.37$) から、

$$\frac{1}{T} = \frac{1}{T_B} - \frac{\lambda}{C_2} \ln \varepsilon_\lambda$$

によって補正した。ここで T は絶対温度、 T_B は輝点温度、 λ は波長 ($0.65 \mu\text{m}$)、 C_2 は 1.438 、 ε_λ は分光輻射率 (0.35 とする) である。輝点は視野内を絶えず移動しており^{*)}、温度測定の精度そのものはあまり高くない。また、低温での測定もできない欠点があるが摩耗が真実接触部の最も温度の高いところで生ずることを考えるとこの方法による温度測定でも定性的な解釈のための情報を与えてくれるものと考えてよい。

III 実験結果

III-1 サファイアの摩耗

Fig. 3 はステンレス鋼に対するサファイアの摩耗線図である。サファイアはこれまでの研究で、結晶面および方向によってその摩耗に著しい異方性のあることが知られている^{1,2,3)}。この実験でとったすべり面 (0001) すべり方向 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ は、その最も摩耗しやすい場合として知られている。いまその摩耗経過において、摩擦距離に対して摩耗量が直線関係を示すことからこの場合の摩耗を摩耗率 (mm^3/km) で表示することにする。

Fig. 4 は、Fig. 3 から摩擦速度と摩耗率の関係で示したものである。5~10 m/s の低速域では激しい破碎摩耗^{**}がみられる。局所的な微視的脆性破壊の連続的発生

Fig. 3 Wear of single crystals of sapphire as a function of sliding distance.

* 真実接触点は輝点の発する個所と同じところであり、摩耗中、次々と異った場所に移動していくので輝点の位置も移動する。

** アブレーション摩耗と呼ぶ場合もあるが、いまの場合、はげしい脆性破壊を伴いそれが摩耗を支配するので破碎摩耗とすることにする。

Fig. 4 Wear characteristics of single and polycrystalline alumina on a stainless steel surface.

により、サファイアはほとんど塑性変形することなしに摩耗粉として離脱する。後述するように (Fig. 7) この領域での摩擦抵抗が高速の場合の3倍にも達することは破碎摩耗の発生と無縁ではないように思われる。20 m/s に至ってサファイアの摩耗率は著しく低下する。この中速域に相当する領域で、摩耗の形態は大きく変化する。破碎摩耗はみられなくなり、摩擦抵抗も低下する。このことは、20 m/s に至って突然起ると解するよりは、低速から 20 m/s に近づくにしたがって破碎摩耗の占める割合が少なくなり、20 m/s で破碎摩耗は事実上その姿を消すとみるのが自然である。したがって 20 m/s を境いにして摩耗形態が変化するとみるのが妥当のように思われる。20 m/s 以上の高速になると、摩耗率は僅かに増加するようになるが、30 m/s 以上ではその摩耗率が一定の値となる。20 m/s で一たん変った摩耗形態が再び高速で変るかどうかについては、これだけの結果からは判然としない。しかし、基本的には後述するように 20 m/s の摩耗形態に摩擦温度の影響が若干加味されただけと考えてよい。

また、多結晶アルミナは 10 m/s 以上では基本的に、サファイアと同じ摩耗形態を示すが、10 m/s 以下、とくに 5 m/s 以下では、その摩耗は低く押えられる。この多結晶アルミナの摩耗面はホットプレス方向に直角な面であり、単結晶の場合の摩耗しやすい a 軸面 ((0001) 面 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向) を多く含んでいる⁶⁾ こととこの摩耗とどのような関係をもつのであろうか。10 m/s をこえて、塑性流動を生じるようになると、低速での脆性破壊に左右される摩耗は少なくなり、20 m/s に達すると、脆性破壊は姿を消して、別な摩耗機構に支配されるようになることは、サファイアの場合と同じである。したがって、20 m/s 以上では、特定の結晶面とか方向の影響はさほど出てこないとみることができる。ところが低速では、すでに述べたように摩耗が微視的な脆性破壊に支配されるので、この領域では摩耗面の機械的な強さが大

Fig. 5 Effects of contact load on rate of wear.

きな問題となる。この多結晶アルミナの摩耗面は前述のようにアルミナのa軸面を多く含んでいるとはいえ、最も摩耗しやすい方向（ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向）と摩擦方向が一致している確率はそれほど大きくはない。このa軸面内での方向による摩耗の違いは主として破壊に対する抵抗の違いとして論ぜられるべきである。このように考えてみると、多結晶アルミナの低速域での摩耗がサファイヤのそれよりも大きくならねばいけない理由はなく、むしろ摩耗がより少なくなると考えた方がよいと思われる。とくに真実接触点での衝突による衝撃作用の少ない極低速になるほど摩耗が少なくなることの一つの手がかりを与えてくれるものである。また、多結晶の場合ほどではないにしてもサファイヤの場合でも極低速域での摩耗は減ずる。

Fig. 5 は、サファイヤの摩耗における荷重の影響を示したものである。Fig. 4 から類推できるように低速域では荷重の影響が非常に大であるのに反し、中速・高速域では小さい。一般的に考えて、破壊が摩耗を支配する場合には荷重は一次的応力を与える因子としてその影響が大とみることができる。したがって、低速域における摩耗で荷重が増加することは微視的破壊の増加を意味すると解してよいであろう。一方、中速から高速域になると、摩擦速度も荷重も摩耗にさほど関係しないような結果が得られた。

以上の結果からすると、ステンレス鋼に対して、アルミナでも、20 m/s (1200 m/min) 以上では摩耗が少なく、これだけからすると砥石としての適応性が必ずしもないとはいえない。ただし、低速では明らかに損耗がげしくなるので砥粒としては使用に耐えられないことがわかる。

Ⅲ-2 アルミナ系統焼結特殊砥粒の摩耗

アルミナ粉末を粘結剤で固め、一定形状に成形して焼結したアルミナ系統焼結特殊砥粒 R62 (以下 R62 という) は、その組成 (Ⅱ-2 参照) からみて、かなりの量のガ

Fig. 6 Relations of sliding speed and rate of wear under some contact loads.

ラス質を含んでいる。したがって、このガラス質がこの場合の摩耗にかなりの影響をもたらせるものと考えられる。

Fig. 6 は R62 の摩耗特性を示す。摩擦速度 10 m/s から 20 m/s にかけて、最小の摩耗率を示しており、低速域と高速域での摩耗が大となる。もう一つの特徴は、低速域での荷重の影響がほとんどみられないのに反し、高速域では、摩耗の荷重依存性が顕著である。これは Fig. 4 に示すサファイヤの場合と全く逆の結果である。いわゆる低速域における破壊摩耗が押えられ、高速域における高温状態での摩耗に対する抵抗が小さいということになる。サファイヤに較べて破壊抵抗が大きいという固有の性質は低速域での破壊摩耗の出やすい領域の摩耗を減ずる効果があったと解すべきである。10 m/s 付近において、R62 の摩耗率がサファイヤのその約 1/10 であることは前述の解釈を肯定するものである。

高速域において摩耗が急激に増加することについては、高温でのガラス質の軟化流動を考慮に入れば、定性的には理解できる現象であり、Fig. 4 の結果と比較してアルミナそのものの影響とは考えがたい。ステンレス鋼のごとき強じんな材料を研削するにあたって、被削材のじん性が高いことは、脆い砥石の損耗を増す結果となり、従来適当とされる砥石が少なかった。そして、以上の結果からするとステンレス鋼の研削加工に適するとみられているにもかかわらず、こと摩耗に関する限り、R62 についてもその適用可能な加工速度を 10~20 m/s (600~1200 m/min) に限定しなければならないことがわかる。

Ⅲ-3 摩擦係数

摩擦係数を摩擦速度との関係で示したのが Fig. 7 である。いずれも速度上昇とともに摩擦係数が次第に減

Fig. 7 Coefficient of friction of some alumina materials on a stainless steel surface as a function of sliding speed.

じ、ある速度以上では、一定値を示すようになる。その一定値を示す速度はガラス質を含む R62 の場合に低くサファイヤの場合に高い。これに対して、多結晶アルミナは 25 m/s 以下の低速域では R62 の摩擦係数に近く、30 m/s 以上の高速域では、サファイヤの摩擦係数に近い。

R62 の摩擦係数がサファイヤのそれよりも低速でしかも高い値で一定値をとることの理由はこれだけでは明確にはなし得ないが、ガラス質の存在がやはり重要な意味をもつように考えられる。まず相手材料であるステンレス鋼の融点近くにまで、接触点の温度が上がり、摩擦係数が一定になることが考えられる。サファイヤの場合はこれに相当する。一方 R62 のようにガラス質を含んでいて相手材料の軟化とともに自身も粘性変形をとまった軟化をするときにはステンレス鋼の融点よりも低い温度（別の見方をすれば摩擦速度）で一定値をとるであろう。そして、この場合には、両材料の軟化のために凝着せん断面積の増大のためせん断抵抗が大きく、結果的には摩擦係数が高くなる。

多結晶アルミナの摩耗機構は、Fig. 4 の結果からみても高速ではサファイヤのそれと同一視してよいであろうし、摩擦界面での凝着せん断の状態もサファイヤの場合とさしたる違いがないと考えれば高速域での多結晶アルミナの摩擦係数はサファイヤのそれに一致するとみてもよい。ただし、多結晶アルミナにおける粒界そのものあるいは粒界に存在するとみられるスピネル等の他の物質の影響は厳密な意味で無関係ではないはずであり、この点についてはまだ明確になし得ない。

10 m/s 以下の低速ではいずれも高い摩擦係数を示す。サファイヤは、この速度域で激しい破砕摩耗を発生するが、R62 は顕著な破砕摩耗を示さない。とすると両者ともに低速で高い摩擦係数ではあってもその原因となる現象に若干の差異があることになる。サファイヤではかなり広い範囲にわたる局所的な脆性破壊とそれともなう離脱で、機械的な破壊を主とするものが摩擦抵抗に影響していると考えられるし、R62 では粒脱落を伴わな

い微視的破壊とガラス質の変形などの複雑にからみ合った状態が摩擦抵抗に影響していると考えられる。

IV 実験結果の検討

Fig. 4 で明らかにしたように、単結晶にしる多結晶にしる、アルミナの摩耗は低速域と高速域で極端に摩耗形態を異にする。Photo. 1 は Fig. 4 の接触荷重 400 gr におけるサファイヤの摩耗面である。摩擦速度 5 m/s と 10 m/s では、明らかに脆性破壊的な様相を呈しており、20 m/s になると、一転して塑性流動の顕著な摩耗面となる。前者では局所的な脆性破壊のくり返し発生をとらえて破砕摩耗と称したが、物理的には脆性破壊摩耗というべきであろう。一方、20 m/s をこえると写真で示したように摩耗面は急激に塑性流動を生じて、それとともに摩耗は急減する。この結果、ある速度を境に明らかに摩耗機構の変化があったとみるべきである。ここでいま、光学顕微鏡による表面観察と関連して、Fig. 4 の結果を検討したとき明らかに摩耗機構に変化があったと考えられる。すなわち極低速においては、脆性破壊に支配される摩耗がみられ、速度が増加して 10 m/s 以上の速度域から塑性変形の影響が現れてきていると考えられ

Photo. 1 Changes on wear surface of sapphire contact load: 400 gr. etched by phosphoric acid at 320°C

る。つまり、Fig. 8, Fig. 9 でも述べるように塑性変形が 20 m/s 以上で突然生じると考えるよりも、摩耗率の減少しはじめる 10 m/s 以上で少しずつ関与してきていると考える方が妥当である。5 m/s 以下における脆性破壊領域では、単純な力学的因子のみによって摩耗が生ずると考えてよい。おそらく、単純な局部的脆性破壊のくり返しによって生じるであろう。これについては次のように考えることができる。摩耗面は Photo. 1 をみても明らかなように非常に凹凸の激しい面である。その面と相手材料の表面とが接触してすべるときには、表面の凸起は種々の要因によって非常に大きな応力を受けて脆性破壊すると考えられる。アルミナの凸起は荷重を受けて、当然アルミナに比べて軟らかい相手材料の内部に深入するであろう。そして相対すべりを生じるときには相手材料をひっかくことになり、接線方向の力を受ける。このとき、一つの凸起が破壊したのち、次の凸起が大きな荷重を受けるようになり、このときの応力は衝撃的に作用するので非常に大きい。また、相手面もあらさをもっており、その凸起部を衝撃的にひっかく場合もある。その結果、これらの応力とアルミナ自身のもつ脆性材料特有の破壊特性（作用応力と破壊頻度の確率論的分布）との関連で摩耗が進行する。これらの点を速度の大小で考えてみると関連してくるのは衝撃的な応力とひっかき抵抗で、共にひっかき深さと速度の両者が影響する。ここで、衝突速度が大きくしかもひっかき深さが深いほど大きな応力が作用することになるが、大きな衝撃応力（材料の強度に比べて）が作用したときには凸起の先端部のみで瞬間的ともいえる短時間のうちに破壊を生じる。このとき接触点の数も多く、単位距離当りの接触回数すなわち破壊回数も多くなって結局大きな摩耗をもたらせる。そして速度の減少とともに衝撃による応力は減少し、その影響は小さくなる。すなわち、破壊に達するまでに前者に比べて十分多くの時間があり、しかも最も弱い部分で破壊が生ずるようになるので、一般に広い範囲の破壊すなわち大きな摩耗粉をもたらせるが、前者に比べて接触点の数を次第に減じて、摩耗率を減ずるようになる。これらの関係によって 5 m/s 付近で摩耗率は極大値をもち、2 m/s 以下では速度の減少とともに摩耗率は減少すると考えられる。

すでに述べたように摩擦速度が 20 m/s を越えると、サファイヤの摩耗面には塑性流動がみられる。この領域では低速の場合と異って摩擦温度の上昇とそれに伴う表面硬さの減少が顕著になってくる。Fig. 8 はサファイヤを軟鋼円板上ですべさせたときの輝点による光温度測定の結果である。顕微鏡的に眺めた視野の中に発生する輝点をとらえての温度測定であるために、温度測定そのものの精度はよくない。しかし、この結果からしても

Fig. 8 Average temperature in hot spots on a S15C steel surface as a function of sliding speeds.

20 m/s を越えると摩擦温度は 1000°C を越えることがわかる。一方、高温硬さの測定結果を Fig. 9 に示す。これによれば、サファイヤは 1000°C で常温の硬さの約 1/2 にまで軟化しており、相手材の SUS 27 はその硬さをほとんど失っている。Steijn¹⁾ や著者^{3,6)} らがすでに指摘したように、20 m/s を越える高速域では転位のピットが特定の方向に配列することから、表層部の塑性変形が類推される。そして、最表層（摩擦界面）では、激しい塑性流動も予測されるのである。この領域では、低速でみられた脆性破壊を伴う摩耗はみられなくなり、Fig. 4 に示すようにその摩耗は急激に減ずる（約 1/100 になる）。摩擦界面の温度が上って軟化すると、塑性流

Fig. 9 Vickers hardness of single crystals of sapphire, sintered abrasive grits and SUS 27 stainless steel as a function of ambient temperature.

動（とくに相手材料の塑性流動が激しい）を生じ、接触界面が急に滑らかになって真実接触面積が急増する。この状態のところでは摩擦係数も低くなることから、界面の凝着、せん断の抵抗の低い状態の原因は塑性流動であろう。そして、この時期の摩耗の形態としては界面での化学反応、たとえば Al_2O_3 と Fe の反応による摩耗を考慮してみなくてはならない。Fig. 4 でも明らかなように、20 m/s 以上では、摩耗量は摩擦速度にほとんど依存しない。というのは 20 m/s 以上では Fig. 8 から推定できるように、温度はほぼ一定となり、 Fe もしくはステンレス鋼の融点に達しているとみななければならない。そして、そのときの界面での化学反応物質が摩耗で除去されるという、一種の反応摩耗ということになる。

このとき温度が一定であるから、摩耗量は接触時間に比例しなければならないことになる。この反応生成物質が摩耗により除去され、それが摩耗量を支配するという現象は、実験的にしかもある程度定量的に評価することが可能であり、これに関しては別報で詳しく述べたい。この場合の界面反応がどのような形になるかについては次のように考えられる。摩擦界面のように酸素の供給の少ないところでも Fe は FeO になり得るし、 FeO は Al_2O_3 と反応してノーマルスピネル FeAl_2O_4 を生成する。また、 Fe_2O_3 であっても Al_2O_3 と反応してインバーススピネル $\text{FeAl}_2\text{FeO}_4$ を生成する可能性がある。とくに、いずれも 1000°C 以上で生成しやすくなるであろう。これらのスピネルはその生成する局所的な個所の真実接触時間が短い ($1 \sim 10 \times 10^{-5}$ sec ぐらい) ことから考えて、その生成量は微量であり、そのほとんどが摩耗で除去される。そして、Fig. 4 でも明らかなように、高速域では、接触荷重の影響もほとんどないことからみて、その摩耗で除去される層はスピネル層に限定されとも考えられるし、摩耗量は僅少であるという解釈が成り立つ。しかし、現実にはスピネルが実際の摩耗実験中に生成したか否かについては実験的に把握するのが非常に困難であるので、まだ上述のことは推論の域を出ない。

Fig. 4 に示した R62 が高速域ではサファイヤの場合に反して、摩耗が急増することについては次のように考えられる。Fig. 9 に示したようにこの砥粒は高温で軟化しやすく、500°C を越えるとその軟化が激しくなる。ということは、この砥粒は多結晶質であり、その粒界の軟化が顕著であることから全体としての機械的強さの低下が著しいということになる。したがって、摩耗の際に 1 個の粒単位で粒界から分離して除去されやすく、それが大きな摩耗の原因であると考えられる。このことは、この場合の摩耗がとくに接触荷重の影響を大きく受けることから理解できる。別な見方をすれば、10 m/s から 20 m/s の間ではガラス質の潤滑剤的役割のために摩耗

が押えられていたのが高速になって前述のような母材の軟化に伴ってそのガラス質潤滑膜の破壊と粒間結合力の低下が摩耗量増大に関与しているのではないかと考えられる。

V 結 言

以上に示したステンレス鋼に対する各種アルミナの摩耗特性は次のようになる。

(1) サファイヤは 10 m/s 以下の低速で微視的な脆性破壊を伴う激しい破碎摩耗を呈する。この低速域では、サファイヤの機械的な強さが摩耗の大半を支配している。一方、20 m/s 以上での高速においては摩耗面に塑性流動の跡がみられ、摩擦速度とか接触荷重にほとんど依存しないような、低速域ではみられなかった摩耗機構に支配され摩耗が非常に低く押えられる。

(2) 多結晶焼結アルミナは、20 m/s 以上の高速域ではサファイヤと同じ摩耗機構に支配されるが、極低速域では、サファイヤよりも摩耗に対する抵抗が大きい。本質的には低速域での摩耗もサファイヤの場合のそれと同じであるが多結晶でしかもある特定方向に対する破壊の抵抗が異なること、そして、最も破壊しやすい方向がサファイヤの場合と同じであることなどから、サファイヤよりも微視的な脆性破壊を生じにくいことが極低速での摩耗を減じたものとみられる。

(3) アルミナ系焼結特殊砥粒 R62 は 10~20 m/s で最小の摩耗を示し、ここでは接触荷重の影響もほとんどない。ところが 20 m/s を越える摩擦速度では摩耗が急増し、接触荷重の影響が大きくなる。一般に 10~20 m/s を境にして、それ以上で摩耗が急増することは、摩擦温度の上昇に関連して、この材料の粒界部分の強さの急激な減少にその原因がある。また、低速域で比較的摩耗が少ないのはこの材料が単結晶アルミナに比してじん性に富んでいるためであるとみられる。

(4) いずれの材料も 20 m/s を越えた高速域になると摩擦係数は一定となる。これは摩擦温度の上昇にともなう摩耗面の変化（例えば塑性流動など）のためである。アルミナ系焼結特殊砥粒 R62 は高い値で一定となり、サファイヤは低い値で一定となる。一方、多結晶焼結アルミナは低速域ではサファイヤよりも強さが大きいのでアルミナ系焼結特殊砥粒の値に一致し、高速域では強さが関係なくなって本来のアルミナ単独の性質に依存してサファイヤの値に一致するようになる。

終りに本研究のために実験試料その他について御協力をいただいた日本タングステン（株）開発部長小川一樹氏、HIP 開発室長古川満彦氏に心より謝意を表する次第である。

文 献

- 1) R. P. Steiin: J. Appl. Phys., **32** (1961), 1951.
 2) E. J. Duwell: J. Appl. Phys., **33** (1962), 2691.

- 3) 中川, 西川: 金沢大学工学部紀要, **6** (1972), 363.
 4) 杉田, 古川, 安井: 粉体および粉末冶金, **15** (1968), 227.
 5) 杉田, 古川, 安井: 粉体および粉末冶金, **15** (1968), 283.
 6) 杉田, 古川, 安井: 粉体および粉末冶金, **17** (1971), 355.
 7) 杉田: 高精度, **4** (1973), 13.

新 入 正 会 員

(昭和50年5月20日現在)

氏 名	卒業学校	卒業 年度	会員番号	専 門	勤 務 先	現 住 所
平 田 啓 二	関 西 大	昭40	52026	粉末冶金	533 大阪市東淀川区西淡路町2丁目184 瑞穂工業(株) 06(322)4151	579 東大阪市日下町2の8の56
小 川 敏 夫	静 岡 大		05086	無機工業 化学	617 長岡京市開田西陣町16 村田製作所(株) 075(921)9111	606 京都市左京区下鴨貴船町37
笠 原 龍 雄	島 根 大	昭39	11063	合成化学	555 大阪市西淀川区福町1丁目8番7号 日精化学工業(株) 06(472)3155	536 大阪市城東区関目町3丁目83
小久保万寿男	横浜市大	昭38	15057		160 東京都新宿区愛住町8 イザワインターナショナル(株) 03(302)4508	156 東京都世田谷区八幡山1-22-21 トミタ第2マンション
今 崎 善 夫	名古屋大	昭49	02077	機械工作	152 東京都目黒区大岡山2-12-1 東京工業大 03(726)1111	145 東京都大田区南千束3ノ7ノ13 井上方
宮 崎 裕 夫	日 本 大	昭43	62031	無機化学		674 明石市大久保町谷八木1191-47 奥北野宿舍3-310
佐々木 金 一	秋 田 大	昭33	21052	非鉄冶金	010 秋田市手形学園町1-1 秋田大 0188(33)5261	010 秋田市広面字蓮沼71
中 山 文 夫	東京理大	昭34	41064	物 理	113 東京都文京区本郷7-31 東京大 03(812)2111	193 八王子市館町1097公団住宅館ヶ丘団地1街区9棟202号室
城 戸 一 彦	早稲田大	昭44	12038	粉末冶金 金型設計	330 大宮市植竹町1丁目454 精工エンジニアリング(株) 0486(65)4455	330 大宮市日進町3-716-2
林 茂	名古屋大 工 専	昭21	51048		838-02 福岡県朝倉郡夜須町大字三並字ハッ並2160 九州ノリタケ(株) 09464(2)4175	838-02 福岡県朝倉郡夜須町大字三並字ハッ並2160 乃りたけ清風
本 郷 泰 三	東 北 大	昭16	55014	金属工学	701-02 岡山市中畦684 小橋工業(株) 0862(98)3111	700 岡山市広瀬町13-16
高 村 昌 幸	東 京 大		31080		438 磐田市新貝2630 日本楽器製造(株) 05383(2)7131	438 磐田市新貝2630
得 竹 良 勝	姫路工大		35024		532 大阪市淀川区野中南2丁目11番48号 日本ビラー工業(株) 06(302)5371	651-11 神戸市北区鈴蘭台北町2丁目4番19号
韓 昌 浩	韓 国 大 漢 陽 大	1965	51049	機 械	100 東京都千代田区永田町2-13-8 HOTEL NEW JAPAN 863号室 現代洋行(株) 03(581)0214	韓国 Seoul 特別市永登浦区新吉洞325~65号
洪 谷 勝 美	東 大	昭17	22044	冶 金	520-31 滋賀県甲賀郡石部町石部江州鍛造工業所(株) 2190の5 07487(7)3110	525 草津市草津町193の2
吉 田 幸 生	名古屋大		75020		466 名古屋市昭和区御器所町名古屋工大 052(732)2111	497 愛知県海部郡蟹江町本町才割86
Thai Van Chan	京 都 大		31081		606 京都市左京区吉田本町京大 075(751)2111	606 京都市左京区一乗寺北大丸町48 洛悠荘303
高 橋 堅 太 郎	東 北 大	昭29	31082	冶 金	332 川口市元郷2丁目15-1 日本ピストンリング(株) 0482(22)3121	330 大宮市大和田町2の1548の3
滝 沢 永 一	東 海 大	昭46	31083	電 気	306-01 茨城県猿島郡三和町諸川折橋製作所(株) 02807(6)0711	307 結城市大町47
藤 田 正 仁	早稲田大		53026		160 東京都新宿区戸塚1-500 早稲田大鋳物研究所	171 東京都豊島区高田2-2-6
脇 坂 卓 男			91024	金属材料	530 大阪市北区天満橋5の68 中西金属工業(株) 06(351)4932	563 池田市八王寺町1の8