

セラミックスのトライボロジー

水谷嘉之, 志村好男, 矢作嘉章, 堀田 滋

Tribology in Ceramics

Yoshiyuki Mizutani, Yoshio Shimura, Yoshiaki Yahagi, Shigeru Hotta

要 旨

代表的なセラミックスである Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 および ZrO_2 のトライボロジー特性を各種環境のもとで総合的に調べた。さらに、金属膜の被覆による高温摩耗特性の改善効果を検討した。

1,000°Cまでの高温では、セラミックスの摩擦係数は概して高く、0.5～1.1の範囲にある。ただし、 SiC では摩擦初期に黒鉛の生成による摩擦係数の低下が生じた。摩耗率は、 Al_2O_3 を除けば、高温ほど大きくなり、 $10^{-3}\text{mm}/(\text{N}\cdot\text{m})$ のレベルになった。

硫酸中のような腐食環境では、 Si_3N_4 の腐食摩耗が

異常に大きく、その主因は硫酸による Si_3N_4 の粒界腐食と判明した。

水中では、 SiC と Si_3N_4 が0.01という極めて低い摩擦係数を示し、その実現には摺り合わせによる摩擦面の鏡面化を要する。同様の低摩擦特性はアルコールやカプリル酸のような官能基を有する低粘度の有機溶媒中においても見いだされた。

金属膜コーティングによる高温摩耗特性の改善効果は、各セラミックスにそれぞれ有効な金属を選べば、極めて大きいことがわかった。

Abstract

Tribological properties of ceramics such as Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 and ZrO_2 were investigated in various environments, and surface modification by metallic coatings was made to these ceramics in order to improve the wear resistance at high temperatures. The results obtained are summarized as follows.

The frictional coefficients of these ceramics at high temperatures up to 1,000°C were found to be within a range of 0.5 to 1.1, while the sliding pair of SiC/SiC showed a low friction at the beginning of the test. The wear rate of these ceramics except Al_2O_3 increased to an order of $10^{-3}\text{mm}/(\text{N}\cdot\text{m})$ with increasing atmospheric temperature to

1,000°C.

In aqueous H_2SO_4 solution, the wear rate of Si_3N_4 showed the maximum at a concentration around 20 wt% of H_2SO_4 , resulting from the grain boundary corrosion. In distilled water, very low friction corresponding to a coefficient of 0.01 was realized with SiC and Si_3N_4 after "running-in", i.e., forming a very smooth surface. Similar results were also obtained in organic solutions with functional group such as alcohol and caprylic acid.

Appropriate metallic film coatings for individual ceramics were found to remarkably reduce the wear rates at higher temperatures.

キーワード

セラミックス, トライボロジー, 高温摩耗, 腐食摩耗, 水潤滑, 表面改質

1. はじめに

セラミックスの特徴は、金属材料に比べて軽量、硬質で耐熱・断熱性、耐摩耗性ならびに耐食性が高い点にある。この特徴に着目して自動車のエンジンに実用化された主なセラミックス部品を**Table 1**に示す。このうち、しゅう動部品はロッカーアームチップとピス

トン耐摩環で、後者は熱負荷の高いディーゼルエンジンに利用されている。ほかに、ウォーターポンプやカークーラー・コンプレッサ等のメカニカルシールにアルミナ (Al_2O_3) がカーボンシールとの組み合わせで用いられている。表面仕上げのよいアルミナの使用によってカーボンシールの耐久性とシール性の向上が図られている。**Table 2**¹⁾ はエンジン部品におけるセラミ

Table 1 Ceramics used for automotive engine parts¹⁾.

Ceramic materials	Engine parts	Objectives	Car makers
Si_3N_4	Glow plug	Make engine starting easy	Isuzu Mitsubishi Nissan Mazda
	Hot plug	Reduce idling noise generation	Isuzu
		Increase output	Toyota
	Swirl chamber	Reduce particulate generation in diesel engine	Mazda
	Cam follower	Improve wear & scuffing resistance	Mitsubishi
	Turbine of turbocharger	Reduce turbo-lag	Nissan Isuzu
Aluminum titanate	Port-liner	Reduce exhaust emission & cooling loss	Porsche
$\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ fiber reinforced aluminum	Piston ring carrier	Improve wear & scuffing resistance	Toyota

Table 2 Engine parts expected to be replaced by ceramics¹⁾.

Systems	Parts to be replaced by ceramics	Ceramics
Valve train	Engine valve, valve guide, valve seat Cam Cam follower, tappet	Si_3N_4 SiC , PSZ Si_3N_4
Combustion chamber	Lower surface of cylinder head, piston head Cylinder liner Piston ring	Si_3N_4 , PSZ spraying Si_3N_4 , PSZ spraying Si_3N_4
Others	Exhaust port liner Turbo-charger, turbine casing Piston pin Fuel injection nozzle	PSZ spraying lithium-aluminum-silicate Si_3N_4 Si_3N_4
Rotary engine	Apex seal Side housing Reinforced aluminum rotor	FRC * ¹ Cr-carbide spraying FRM * ²

*¹ Fiber Reinforced Ceramics *² Fiber Reinforced Metal

ックス化対象部品の一覧である。の中には多くのしゅう動部品が含まれている。しゅう動部品への実用化の問題点は、コスト以外にセラミックスのトライボロジー特性に関する基礎データの不足があげられよう。

これまでに実用化された主なセラミックスは Si_3N_4 、PSZ (部分安定化ジルコニア)、SiC、 Al_2O_3 等である。本稿ではこれら主要セラミックスの各種環境下におけるトライボロジー特性について、筆者らの最近の研究結果²⁻¹⁰⁾を紹介する。

2. 高温における摩擦摩耗

室温から1,000℃に至るセラミックスの摩擦摩擦特性^{2, 3, 10)}について述べる。

実験に供した Si_3N_4 、SiC、 Al_2O_3 および ZrO_2 の詳細をTable 3に示す。いずれも京セラの常圧焼結品で、Fig.1のような高温硬さ特性を有する。

高温の摩擦試験には、Fig.2に示す様式の試験機を用い、試料の加熱方法として高周波誘導加熱方式を採用した。セラミックス試料はいずれも非磁性のため、高周波での直接加熱はできないが、鋼製試料ホルダーの高周波加熱によって、セラミックス試片を数分のうちに1,000℃まで加熱できる。この方式によるセラミックスの高温摩擦試験は従来になく新しい試みであった。試験片は平面同士の接触となるようにし、摩耗量は重量減で求めた。試験条件をTable 4に示す。

1,000℃における同種セラミックス同士の摩擦曲線をFig.3に例示する。これらの摩擦係数 (μ) は、SiCの摩擦初期を除けばいずれも高く、0.7~1.1の範囲にある。また、 Al_2O_3 の結果に比べると、他のセラミックスの μ 変動は大きく、発生するノイズも大であった。

Fig.3で見られるように、SiCでは摩擦初期に μ が大

きく低下した。その持続時間は試験温度によって異なり、850℃近傍で極大となった。この低 μ を示した摩擦面のレーザーラマン分光分析結果 (Fig.4) より、摩擦面にグラファイトの生成が認められた。単結晶のSiCを 10^{-9} Paの高真空中で250~1,500℃の範囲で加熱後、XPSで分析したMiyoshiらの結果¹¹⁾によれば、SiCの表面は400℃以上で分解してグラファイトを生成し、その生成は温度上昇に伴って増大している。大気中で実施した本実験ではグラファイトの酸化が伴うので、グラファイトによる低 μ の持続時間 (t) は [生成量 - 消耗量 (酸化+摩耗)] に依存し、このために t が850℃近傍で極大になったものと推察される。低 μ がつづく間の摩擦面はかなりの鏡面を呈し、摩擦音 (ノイズ) も極めて小さくなった。

Fig.5はセラミックス同士の摩耗を試験温度に対してプロットしたものである。縦軸は単位摩擦距離、単位試験荷重当たりの摩耗率 (W_s) で表示した。なお、この場合の W_s は2つの試験片の摩耗量を総和して求めたものである。 Al_2O_3 の結果を除けば、いずれの W_s も試験温度に伴って増大し、高温になるほど摩耗しやすいことがわかる。とくに1,000℃近傍での W_s は $10^{-3} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ のレベルとなり、室温における軟鋼どうしの摩耗率に相当する。この値は材料の耐摩耗性の指標と考えられる $W_s < 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ に比べて3桁以上も大きい。材料間での W_s の大きさはおおむね $\text{ZrO}_2 > \text{Si}_3\text{N}_4 > \text{SiC} > \text{Al}_2\text{O}_3$ の順であった。

Fig.1の硬さとFig.5の W_s を対比すると、 Al_2O_3 以外の W_s はほぼ硬さの増大に伴って小さくなる。なお、硬さも W_s も小さい高温側の Al_2O_3 の摩擦面は鏡面状態を示し、表面粗さは試験前よりも小さくなっていた。この現象確認のために、摩耗と表面粗さの大きい500

Table 3 Test materials.

Materials	Composition(wt%) analyzed by EPMA									Substances identified by XRD	Grain size μm	Surface roughness μmRz	Apparent density g/cm^3
	Mg	Al	Si	Y	Ca	Fe	W	Zr	Hf				
Si_3N_4	—	1.9	39.3	0.9	0.1	0.2	0.8	—	—	β - Si_3N_4 , Si_2W	0.5 ~ 10	0.03	3.32
SiC	—	—	59.4	—	—	< 0.1	—	—	—	α -SiC *1	5 ~ 10	0.2	3.30
Al_2O_3	< 0.1	31.3	< 0.1	—	—	—	—	—	—	α - Al_2O_3	2 ~ 120	0.05	3.89
ZrO_2	—	0.2	< 0.1	3.8	< 0.1	—	—	61.0	1.1	ZrO_2 *2	0.3 ~ 5	0.1	6.07

*1 Polytype is mainly 6H

*2 Mainly tetragonal structure

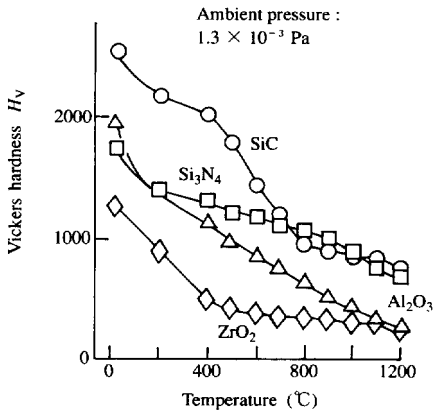


Fig.1 Relationships between Vickers hardness of ceramics and temperature.

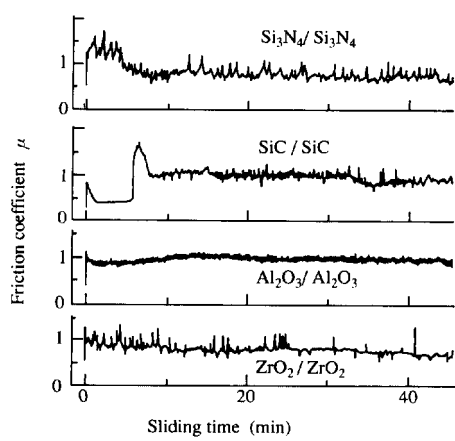


Fig.3 Frictional curves of ceramics rubbed against themselves at 1,000°C.

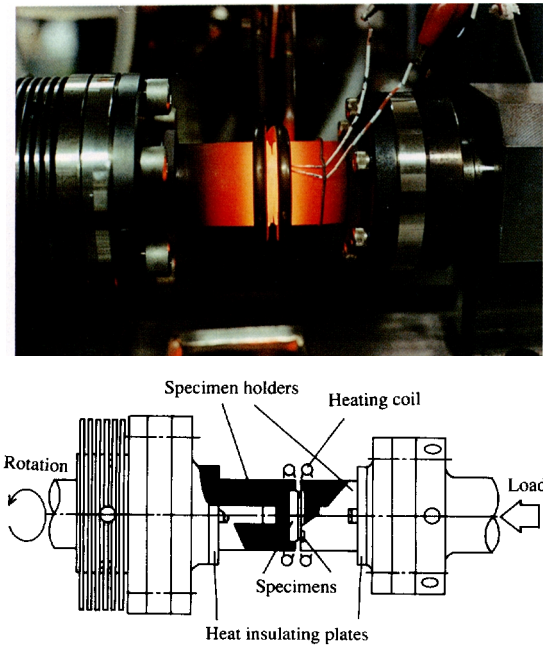


Fig.2 Plate-on-plate type friction apparatus.

Table 4 Operating conditions of plate-on-plate-type tests.

Applied load	40 N
Sliding velocity	0.2 m/s
Heating temperature	R.T. ~ 1,000°C
Atmosphere	Air

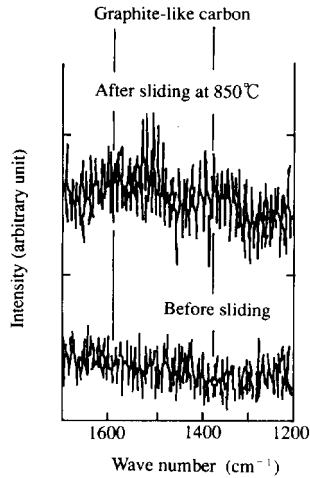


Fig.4 Raman spectra of SiC surfaces before and after sliding at 850°C for 5 min.

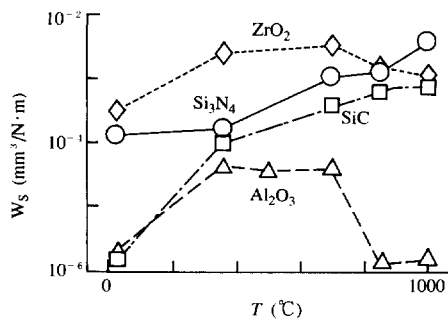


Fig.5 Wear rate of ceramics as a function of testing temperature.

℃で試験後さらに1,000℃で摩擦して表面状態を調べてみた。その結果、1,000℃での W_s はやはり小さくなり、500℃で生じた摩擦面の荒れは、Fig.6のように非常に滑らかになることがわかった。一方、 Al_2O_3 は1,000℃以上で塑性変形能が急増するといわれている¹²⁾。1,000℃における表面硬さの大幅な低下と摩擦面の平滑化の両方を考慮すると、塑性変形能の増大が摩擦の抑制に大きく作用したと思われる。

なお、原料粉末が細かくてCrを含む別種の Al_2O_3 は全試験温度でほとんど摩耗せず、Fig.5の室温ないし高温側の摩耗率と同等かそれ以下であった。室温のみのテストではあるが、Blombergら¹³⁾も Al_2O_3 の粒径と組成の差が摩耗特性に大きく影響すると報じている。すなわち、粒径が10–20 μm で高純度の Al_2O_3 の摩耗は、粒径が2.5 μm で7%のウィスカを含む場合の約6倍にもなった。他方、 Si_3N_4 とSiCの高温摩耗では、メーカーをかえても試料間の差は小さかった。いずれも摩擦面が酸化して SiO_2 になるので、材質差が顕著に現れなかったと思われる。

互いに異なるセラミックス同士の組み合わせにおいても摩耗は概して高温側で大きく、Fig.5の結果と同等であった。ただし、室温では、 Al_2O_3 と組み合わせた場合の摩耗はいずれも計量できないほど少なく、組み合わせ方の影響が大きく現れることがわかった。

一般に、セラミックス同士の摩擦は金属同士に比べて焼き付きにくいといわれている。しかし、いろいろと調べてみると、セラミックス同士でも容易に焼き付くことがわかってきた。Fig.7は本実験で得られた Al_2O_3 とSiC間の焼き付きの一例である。 Al_2O_3 側の表面にSi成分が、SiC側の表面にAl成分の凝着が認められ、前者はSiC、後者は Al_2O_3 と判明した。こうした焼き付き現象は他の組み合わせにおいても、また、低温側にお

いても大なり小なり生じている。

軽量で耐熱・断熱性を有し、焼き付きにくいという利点からエンジンのオールセラミックス化が注目され、研究開発が各方面で行われてきたが、種々の理由でまだ達成されていない。その理由の一つが潤滑油無しで低 μ が得られない点にある。焼き付きを抑えて低い μ を得る方法として、固体潤滑剤による表面改質が考えられるが、これには性能上二つの難点がある。一つは実用上最も可能性の高い MoS_2 が350℃以上で酸化して機能を失う点にある。耐熱性のより高い WS_2 でも酸化が450℃で始まるので、燃焼室に近い摺動部には適用しがたい。もう一つの理由は、固体潤滑剤の被覆で期待できる μ は、現状ではせいぜい0.1–0.3とみなされ、

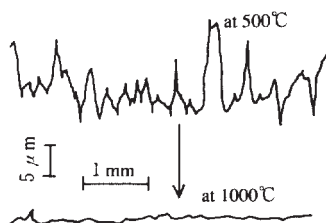
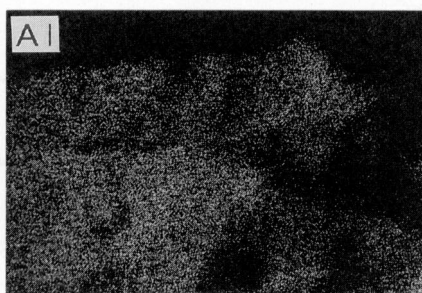
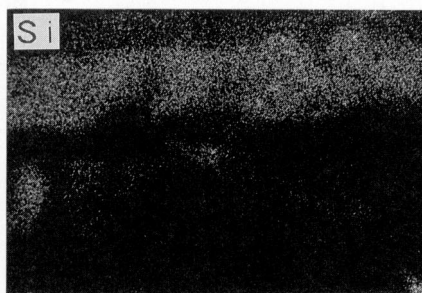
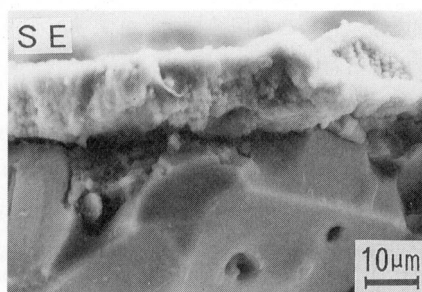


Fig.6 A rough surface of Al_2O_3 formerly rubbed at 500℃ was smoothed by the rubbing at 1,000℃.

Fig.7 Cross section through the surface of Al_2O_3 sliding against SiC at 700℃ for 50 minutes.

それよりも 1～2 桁低い油潤滑に対抗できない点 (Fig.8¹⁴⁾)にある。少なくとも乾燥摩擦の μ が0.01に近いレベルの摺動面が実現されないと潤滑油抜きの実用化はまず困難と思われる。

3. 腐食環境における摩擦摩耗

セラミックスの腐食摩耗に関する研究報告はほとんど無い。ここでは、硫酸中で得られた二三の結果^{4, 5)}について述べる。

硫酸中の摩擦試験は、ピン・ディスク型摩擦試験機を用い、荷重41N、すべり速度0.13m/s、液温70°C、試験時間6時間の条件で実施した。ピン試験片の大きさは $\phi 3 \times 5$ (単位はmm)、ディスク試験片のそれは $\phi 34 \times 5$ である。試料はTable 3に示したものと同じである。摩擦の組み合わせを同種材とし、試験溶液の濃度範囲を0% (蒸留水) から75%硫酸とした。

Fig.9に硫酸中における各セラミックスの摩擦特性を示す。まず、 Si_3N_4 の μ は濃度ゼロ、すなわち水中では摩擦の進行に伴って0.01のレベルまで低下するが、硫酸中ではほぼ一定の0.2～0.3となった。 SiC の μ は水中および硫酸中共に低く、 Si_3N_4 の水中での結果と同等である。この水中における Si_3N_4 の μ 低下現象は、Tomizawa & Fischerの報告¹⁵⁾と一

致する。 Al_2O_3 の μ は、摩擦過程ではほぼ一定であるが、硫酸濃度に伴いそのレベルは若干低下する。 ZrO_2 の μ は高濃度側では0.02～0.03に低下し、その摩擦面はかなり滑らかになる。しかし、その間に腐食が進行して摩擦面は ($\beta\text{-Zr}(\text{SO}_4)_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) を主成分とする腐食生成物でおおわれることがX線回折によって判明した。

腐食摩耗と腐食の結果はそれぞれFig.10とFig.11に示す通りである。 Si_3N_4 が特定の硫酸濃度で異常なほど摩耗し、その摩耗減量のほとんどは単なる腐食に起因することがわかる。その摩擦面には無数の孔食が走査電子顕微鏡 (SEM) で観察された。摩擦面の垂直断面のEPMA分析結果 (Fig.12) によれば、焼結助剤として添加されたY成分が表面からかなりの深さまで消失している。これは Si_3N_4 の粒界が硫酸で選択的に腐

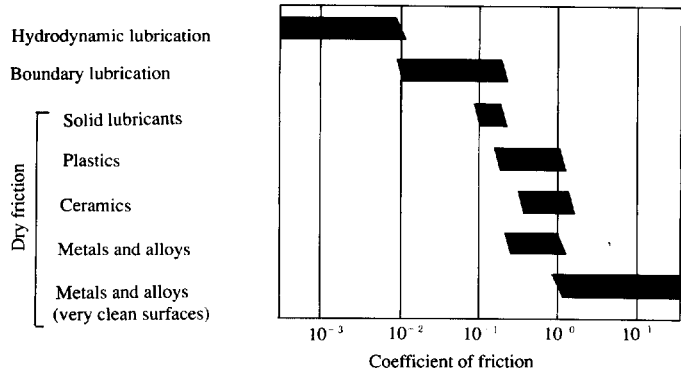


Fig.8 Schematic diagram of frictional coefficient (partially modified from Ref. 14).

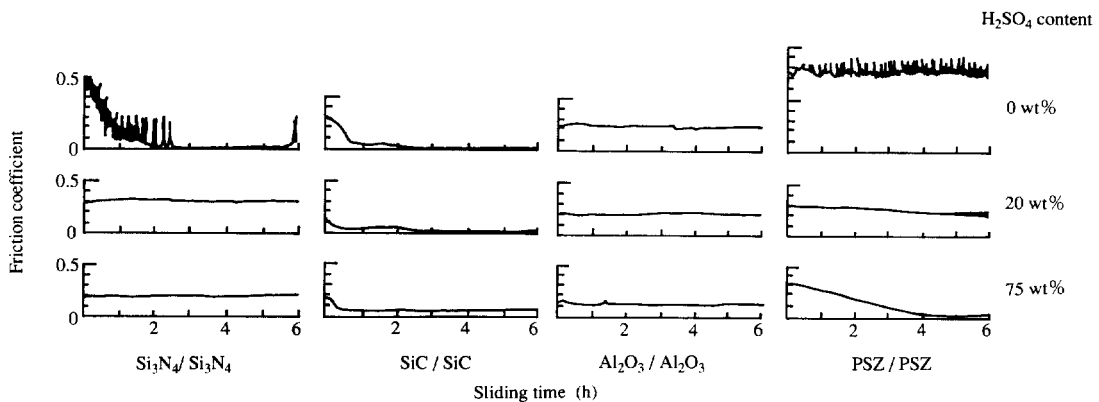


Fig.9 Frictional curves of ceramics rubbed in H_2SO_4 solutions.

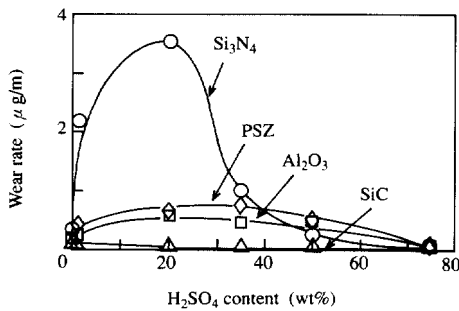


Fig.10 Relation between wear rate of ceramics and the concentration of H_2SO_4 .

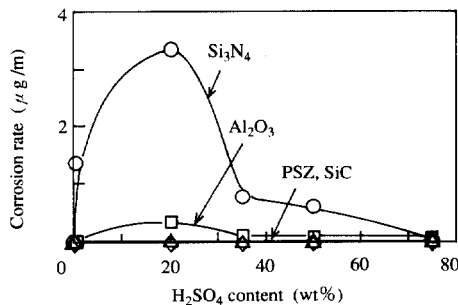


Fig.11 Relation between corrosion rate of ceramics and the concentration of H_2SO_4 .

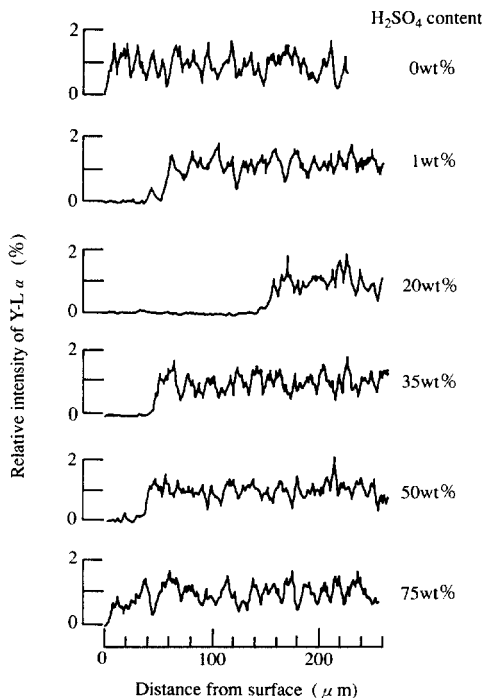


Fig.12 Corrosion loss of yttrium (Y) in Si_3N_4 subsurfaces as a function of H_2SO_4 content after immersing Si_3N_4 in the solution for 6 hours.

食されたことを示唆し、腐食深さは硫酸濃度20wt%で最大となった。

Si_3N_4 とSiCの μ は水中では摩擦に伴って低い値を示したが、硫酸中では Si_3N_4 のみが高い。この原因は Si_3N_4 表面層の選択的腐食による凹凸の形成にあると考えられる。

一方、焼結助剤を用いずに反応焼結で作製したSiCでも未反応のSiが残存すると、それが腐食環境で侵されやすいと一般に言われている。

4. 水中および有機溶媒中におけるSiCの μ 低下現象

潤滑性が良くないといわれる水中で、 Si_3N_4 とSiCが0.01レベルの低 μ を示すことは驚くべき事実である。0.01に近い摩擦係数を得るには、通常潤滑油を必要とするからである。この低 μ 現象の報告は、上記のTomizawa & Fischer¹⁵⁾の論文に始まる。彼らの結果ではSiCどうしの μ がFig.9の結果に比べて1桁大きい。この原因としては試験条件の差異があげられ、彼らのSiCの場合、異常摩耗が生じたという。

いずれにせよ、このような低 μ 現象はセラミックスのみならず材料のトライボロジーにおいては、特筆すべきものである。この低 μ についてはこの数年来各方面でいろいろと検討され¹⁶⁾、成因は摩擦面におけるSi水和物の生成にあると考えられている¹⁷⁾。

SiCの μ が0.01のレベルに到達するには、Fig.13のようにある程度の摩擦時間を必要とする。その前後の摩擦面をSEMで観察すると、低い μ 値の実現は2つの摩擦面が互いによくなじんで鏡面状態を形成したときである (Fig.14)。ちなみに、エンジン油の基油 (SAE #30) 中での μ は、0.1と比較的高く、かつ試験時間に伴う低下は認められなかった。ただし、その摩擦面はほとんど摩耗されず、初期状態の凹凸のままであった。

鏡面状態に到達後のSiC、 Si_3N_4 および Al_2O_3 の μ は、Fig.15のように、速度依存性を示す。この速度依存性は、高速→低速→高速の繰り返し (Fig.16) においても極めて再現性がよく、丁度ストライベック線図においてすべり速度に伴う境界潤滑から流体潤滑への移行に該当する。ただし、Si系セラミックスの μ のレベルは、 Al_2O_3 に比べて1桁低く、これは両者の表面性状の違い、つまり水の吸着反応の差によると考えられる。水は官能基として水酸基 (OH) を有し、それが

吸着反応に関わっている。低 μ を示したSiCの摩擦面に手を触れると「ぬめり」が認められるが、そのXPS等の分析では該当する吸着物質は見出せなかった。吸着物質は分析上では明確にならなかったが、

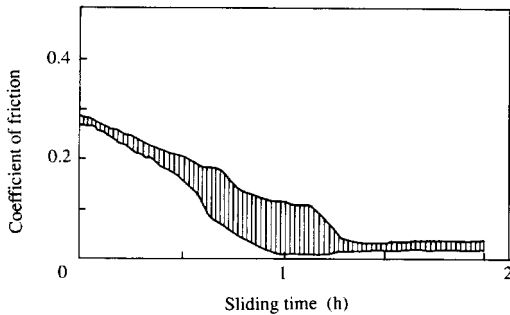
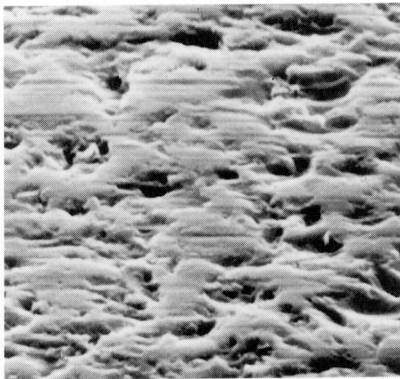
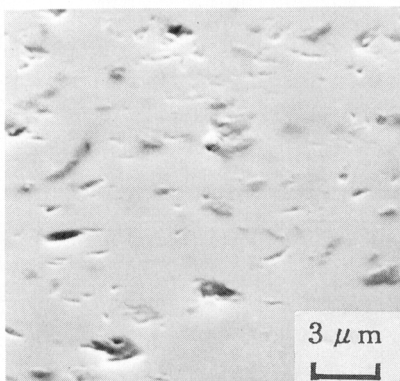


Fig.13 Change in the frictional coefficient of SiC with sliding time in water.



(a) Before test



(b) After test

Fig.14 Scanning electron micrographs of SiC surfaces before and after rubbed in water.

OH基のような官能基の作用を調べるために、さらに以下の溶液について検討した。

水に粘度が近い水酸基を有する溶液として、炭素数の異なる3種類のアルコール、すなわちメタノール(CH_3OH)、ブタノール($n\text{-C}_4\text{H}_9\text{OH}$)およびオクタノール($n\text{-C}_8\text{H}_{17}\text{OH}$)を用い、摩擦試験を行った。その結果、**Fig.17**のように、摩擦初期の μ は炭素数の少な

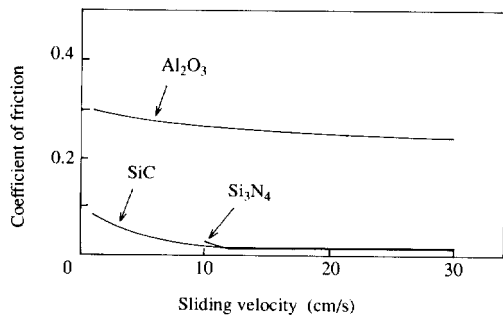


Fig.15 Coefficient of friction vs. sliding velocity for similar couples of ceramics after running-in for 2 hours at 13 cm/s, under 6 MPa, in the distilled water.

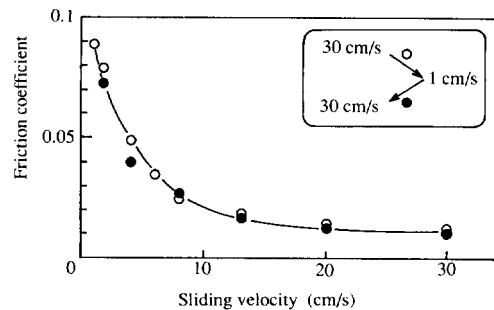


Fig.16 Frictional curves of SiC after running-in as a function of sliding velocity.

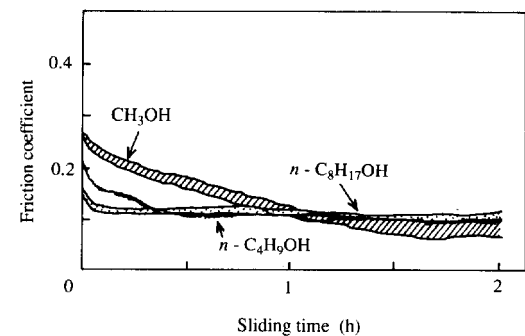
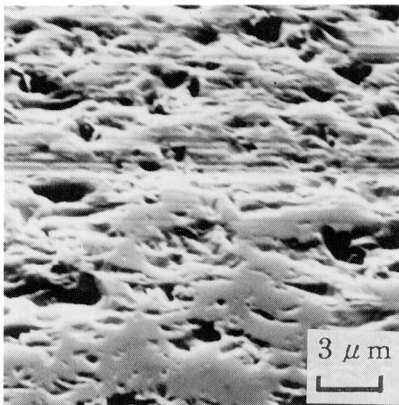


Fig.17 Frictional curves of SiC in some sorts of alcohol.

いメタノールで大きいですが、それは摩擦時間とともに低下して1時間経過後には高炭素数のオクタノール中よりも低くなった。この μ 変化の差異は、Fig.18の観察結果より、摩擦に伴う鏡面化の進行度合の違いに起因



(a) After rubbed in methyl alcohol



(b) After rubbed in octyl alcohol

Fig.18 SiC surfaces after rubbed in alcohols.

したものと解される。

官能基をもたないオクタン ($n\text{-C}_8\text{H}_{18}$)、オクタンと同炭素数で官能基として、それぞれカルボキシル基およびアミノ基を有するカプリル酸 ($n\text{-C}_7\text{H}_{15}\text{COOH}$) およびオクチルアミン ($n\text{-C}_8\text{H}_{17}\text{NH}_2$) 中での摩擦結果をFig.19に示す。試験後の摩擦面では、オクタン中の方がより平滑化が進んでいたが、その μ は逆に官能基を有する溶媒中よりもかなり高い。したがって、同一炭素数の溶媒においても官能基の有無により、SiCの μ は大きく異なることが判明した。

以上の結果では、溶液によって摩擦の進行が異なり、摩擦面の形状に差異が生じた。この差異が μ の変化に大きく影響したので、最初に水中で平滑化した摩擦面について、順次溶液を入れ替え、それぞれの μ 特性を調べてみた。Fig.20に示す結果によれば、潤滑油 (エンジン油および基油) 中での μ は平滑化前の値 (~ 0.1) に比べて1桁小さくなること、アルコール中ではメタノールよりも炭素数の多いオクタノールの方で μ が低く、官能基の無い溶媒であるオクタンでは本質的に μ が高くなることははっきりした。なお、エンジン油の

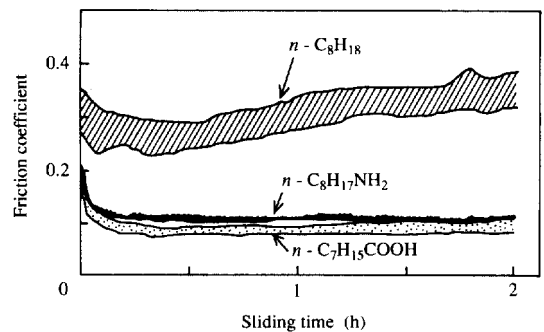


Fig.19 Frictional curves of SiC in organic solutions with and without functional group.

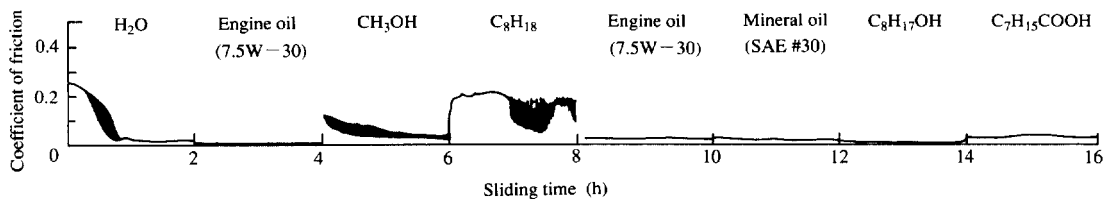


Fig.20 Frictional curves of SiC in various fluids after rubbed in water.

基油は官能基をもたないが、溶液粘度が有機溶媒に比べて桁違いに大きい (Table 5)。以上の結果より、溶液中でSiCが低 μ を示す条件は次のように要約される。

(1) 二面間の摺り合わせにより、摩擦面が鏡面化されること

(2) 低粘度の溶液では、官能基を有すること

この2点はSi₃N₄にも該当する。

一方、0.1mol/l以下のシランカップリング剤を添加すると、その吸着でシロキサンポリマー膜が形成され、Si₃N₄の摩擦・摩耗が著しく低減されるという¹⁸⁾。

5. セラミックスの表面改質

セラミックスの高温摩耗の項において、セラミックスどうしが容易に焼き付くことを述べた。この焼き付き抑制の目的で、セラミックスの片方の摩擦面に予め厚さ0.2–1.2 μ mの金属のコーティングを行い、その効果を調べてみた。コーティングに用いた金属はNi, Cr, Mn, Fe, Co, Cu, AgおよびNi-Crで、コーティングは真空蒸着法によった。

これらの試験結果^{7, 8, 10)}は紙数の都合で詳述できないが、概略次のように要約される。

(1) 金属被覆による摩擦の低減効果はほとんどない。

(2) 金属膜被覆は、セラミックスとの組み合わせによっては、摩耗の低減に非常に有効である (Table 6)。

たとえば、Si₃N₄の1,000°Cの摩耗はNi膜被覆によって1/10,000以下になることがわかった。

6. おわりに

セラミックスのトライボロジー特性について筆者らの研究を中心に紹介した。セラミックスは金属合金とは異なるトライボロジー特性を有するが、問題点も少なくない。実用面ではその改良と有効利用が、コストダウンを含めた今後の課題と考えられる。

以前に話題となったオールセラミックスエンジン実現の夢は、研究の進展とともに遠のきつつあるように思われる。現在もそれに関する低 μ セラミックス等の研究は関係方面で進められており、まずはその開発が待たれるところである。

参 考 文 献

- 1) 森田泰之, 桜井茂: 機械の研究, 41-4 (1989), 463
- 2) 志村好男, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第29期春季研究発

Table 5 Viscosity of fluids used.

Distilled water	0.9	Octyl amine	1.7
Methyl alcohol	0.4	Caprylic acid	6.1
Butyl alcohol	3.3	Octane	0.7
Octyl alcohol	9.7	Mineral oil	217

(mm²/s, 22°C)

Table 6 Effects of metallic coating on wear reduction in ceramics.

	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Ag	Ni-Cr
Si ₃ N ₄	C	A	A	A	A	C	C	A
SiC	A	A	A	A	B	C	C	A
Al ₂ O ₃	A	A	A	A	B	A	A	C
ZrO ₂	B	C	C	C	C	A	C	B

Rank A: The wear rate was lower than 3×10^{-7} mg/mm, and very little damage was observed on the sliding surfaces of ceramics

Rank B: The wear rate was lower than 3×10^{-6} mg/mm, and slight damage was observed on the sliding surfaces of ceramics.

Rank C: The wear rate was higher than 3×10^{-6} mg/mm, and large damage was observed on the sliding surfaces of ceramics.

表会予稿集, (1985), 173

- 3) 志村好男, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第30期全国大会(秋田)予稿集, (1985), 277
- 4) 矢作嘉章, 堀田滋, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第31期春季研究発表会予稿集, (1987), 213
- 5) 堀田滋, 矢作嘉章, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第32期全国大会(大阪)予稿集, (1987), 329
- 6) 堀田滋, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第32期春季研究発表会予稿集, (1988), 1
- 7) 志村好男, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第31期全国大会(名古屋)予稿集, (1986), 429
- 8) 志村好男, 水谷嘉之: 日本潤滑学会第32期全国大会(大阪)予稿集, (1987), 325
- 9) Mizutani, Y., Shimura, Y., Yahagi, Y., and Hotta, S.: Proc. Jpn. Int. Tribology Conf. Nagoya 1990, (1990), 1461
- 10) Shimura, Y. and Mizutani, Y.: Wear of Materials, ASME Book No.H0631A-1991, (1991), 405, ASME
- 11) Miyoshi, K. and Buckley, D. H.: ASLE Prepr., No.81-LC-5A-1, (1981)
- 12) Gandhi, C. and Ashby, M. F.: ACTA Metall., **27** (1979), 1565

- 13) Blomberg, A., et al. : Proc. Jpn. Int. Tribology Conf. Nagoya 1990, (1990), 1371
- 14) 木村好次 : 日本機械学会誌, **87**-1(1984), 58
- 15) Tomizawa, H. and Fischer, T. E. : ASLE Trans., **30**-1(1987), 41
- 16) たとえば, 佐々木信也 : 潤滑, **33**-8(1988), 620
- 17) 山本雄二, 岡本和久, 藺田雅志 : 日本潤滑学会第32期全国大会 (大阪) 予稿集, (1987), 153
- 18) Hibi, Y. and Enomoto, Y. : Proc. Jpn. Int. Tribology Conf. Nagoya 1990, (1990), 451

著 者 紹 介



水谷嘉之 Yoshiyuki Mizutani

生年：1941年。
 所属：機械3部。
 分野：材料のトライボロジー，他。
 学会等：日本潤滑学会，日本機械学会，
 自動車技術会，STLE (Soc. of
 Tribologists and Lubrication Engineers)
 会員。
 日本潤滑学会論文賞受賞 (1988年)。
 工学博士。



志村好男 Yoshio Shimura

生年：1949年。
 所属：トライボロジ研究室。
 分野：材料のトライボロジー (解析)。
 学会等：日本潤滑学会会員。



矢作嘉章 Yoshiaki Yahagi

生年：1951年。
 所属：研究管理部。
 分野：研究企画・管理業務。
 学会等：日本潤滑学会論文賞受賞 (1988
 年)。
 工学博士。



堀田 滋 Shigeru Hotta

生年：1962年。
 所属：トライボロジ研究室。
 分野：材料のトライボロジー (解析・評
 価)。
 学会等：日本潤滑学会会員。