Mo₅Si₃–Si₃N₄ 複合材料の滑り摩耗と固体粒子エロージョン特性

飯塚建興・北 英紀・平井岳根・大角和生

(株)いすゞ中央研究所, 252-8501 神奈川県藤沢市土棚8番地

Sliding Wear and Solid Particle Erosion Behaviors of Mo₅Si₃–Si₃N₄ Composites

Tateoki IIZUKA, Hideki KITA, Takene HIRAI and Kazuo OSUMI

Isuzu Advanced Engineering Center, Ltd., 8, Tsuchidana, Fujisawa-shi, Kanagawa 252-8501

Silicon nitride (Si₃N₄) matrix composites reinforced with 1.5–8.1 mass% Mo₅Si₃ particles were fabricated by sintering molybdenum solution-infiltrated porous Si₃N₄ at 1850°C in nitrogen atmosphere, and the sliding wear and solid particle erosion behaviors of the Mo₅Si₃–Si₃N₄ composites were evaluated. During sliding wear, the formation of an adherent layer on wear scar of Mo₅Si₃–Si₃N₄ composite was inhibited, and the frictional resistance reduced compared with Si₃N₄ due to the self-lubricant effect of the Mo₅Si₃ particle. The friction coefficients of Mo₅Si₃–Si₃N₄ composites were in the range of 0.52–0.58, ~6–16% lower than that of Si₃N₄. The specific wear rate of the Mo₅Si₃–Si₃N₄ composite decreased with decreasing content of Mo₅Si₃ particle, and was 0.61×10⁻⁸ mm³/N for the 8.1 mass% Mo₅Si₃–Si₃N₄ composite, lower than that of Si₃N₄ by ~50%. As for solid particle erosion, when Mo₅Si₃ particles of 2 mass% or less were incorporated into Si₃N₄, remarkably better wear resistance than Si₃N₄ was shown. However, when a large fraction of Mo₅Si₃ particle was incorporated, the erosion rate was higher than that of the Si₃N₄, and increased with increasing content of Mo₅Si₃. This was due to the lower values of both fracture toughness and hardness of the composites.

[Received May 21, 2003; Accepted September 30, 2003]

Key-words: Mo₅Si₃, Si₃N₄, Composite, Friction coefficient, Specific wear rate, Erosion

1. 緒 言

窒化ケイ素 (Si₃N₄) は高強度, 耐熱性, 耐食性, 耐酸化性と耐摩耗性に優れ, 摺動部材や工具用として実用化が進められている. セラミックスの摩耗形態は, 滑り摩擦と転がり摩擦による摩耗や固体粒子の衝撃による摩耗 (エロージョン) 等がある. この内セラミックスの滑り摩耗と転がり摩耗においては, 摺動ペアの接触面で生じるヘルツ接触応力と繰り返す摺動で生じる表面疲労により摺動表面で微細なクラックが生じ, それにより表面が破壊される. また, 固体粒子エロージョンにおいては固体粒子の表面への衝撃により表面で微細なクラックが生じ, 脆性破壊により表面での摩耗が進行する. 一般にセラミックス材料の耐摩耗特性を改善するには, 材料自身の破壊靱性と硬さを向上させることは最も有効であるとされている.

一方, 金属間化合物であるケイ化モリブデンは高融点, 耐酸化性と熱安定性で構造セラミックスとして注目され, 近年来, ケイ化モリブデン粒子を強化相とした Si₃N₄ 複合材料が研究されている^{1)–16)}. ケイ化モリブデン粒子強化 Si₃N₄ 複合材料は高強度, 高靱性のほか, 耐摩耗性と低摩耗性にも優れた特性を有している. 硬度の低いケイ化モリブデン粒子を Si₃N₄ に複合したにもかかわらず, Si₃N₄ 単体より低い比摩耗量とエロージョン速度を示した^{6), 12), 14), 16)}. MoSi₂ 粒子を複合することで Si₃N₄ の破壊靱性が向上し, それにより耐摩耗性が改善されたと報告されている^{6), 12)}. 更に, ナノレベルの微細な Mo₅Si₃ 粒子を Si₃N₄ に複合した場合, Mo₅Si₃ 粒子の自己潤滑作用で Si₃N₄ 単体より低い摩擦抵抗と低摩耗特性を示すことも明らかにしている¹⁶⁾. Si₃N₄ の滑り摩耗特性を更に改善するためには, ケイ化モリブデン微粒子の Si₃N₄ への複合量を増加させることが有効と考えた. 一方, Si₃N₄ とその複合材料の摺動特性及び固体粒子エロージョン特性に関する研究はそれぞれ単独に発表されているが, 一つの材料に対し上記二つの特性に関する総合的な考察や見解についてはまだ報告されていない.

そこで, 本研究では含浸法により Si₃N₄ の仮焼体にモリブデ

ン溶液を含浸させ, 溶液の濃度と含浸回数を変え, Mo₅Si₃ 微粒子の複合量の異なった Si₃N₄ 基複合材料を作製し, 得られた材料についてその滑り摩耗特性と固体粒子エロージョン特性を評価した.

2. 実験方法

Mo₅Si₃ 微粒子強化 Si₃N₄ 複合材料 (以下は Mo₅Si₃–Si₃N₄ 複合材料という) は, モリブデン化合物水溶液を含浸した Si₃N₄ の仮焼き体を高温焼成することにより作製した. そのプロセスとしては, まず, α-Si₃N₄ (SN-E10, 宇部興産製), Y₂O₃ (RU-P, 信越化学工業製), Al₂O₃ (UA5305, 昭和電工製) をボールミルで混合し, スプレードライヤーを用いて造粒粉末を作製した. その後, この粉末を金型に充填し, 一軸加圧成形した後, 圧力392 MPa で冷間等方加圧処理 (CIP) を施して成形体を作製した. この成形体を600°Cで脱脂した後, 1 MPa の窒素雰囲気下, 1500°Cで熱処理を行い, 気孔率38%の仮焼体を作製した. 得られた仮焼体をヘプタモリブデン酸アンモニウム四水和物 ((NH₄)₆Mo₇O₂₄·4H₂O) 水溶液に入れ, 含浸を行った. 含浸後の成形体を200°Cで熱処理して水分を除去した後, 5 MPa の窒素雰囲気下, 最高温度1850°C, 保持時間4 h の条件で焼成し, 緻密な Mo₅Si₃ 微粒子強化 Si₃N₄ 複合材料を得た. 一方, 比較のため, 仮焼きとモリブデン溶液の含浸のプロセスを経ず, 直接 Si₃N₄ の成形体から上述の焼成条件で Si₃N₄ 焼結体も作製した. 焼結体の密度はアルキメデス法により測定し, 機械的特性は曲げ強度と破壊靱性の測定によって評価した. 曲げ試験片のサイズは3 mm×4 mm×40 mm, スパンは30 mm, クロスヘッド速度は0.5 mm/minとした. 破壊靱性は JIS R 1607 の予亀裂導入破壊試験法 (SEPB法; single edge pre-cracked beam) により測定した. 破壊靱性測定用の試料のサイズは4 mm×3 mm×20 mm, 3点曲げのスパンは16 mmとした. 曲げ強度と破壊靱性の測定については, それぞれ8本の試験片を用いた. また, 焼結体の硬さはマイクロビークス硬

度計で荷重98 Nにて測定した。

滑り摩耗特性の評価は、ピンオンディスク摺動試験機を用い、乾式摩擦の条件で行った。摺動試験用試験片としては、先端部を曲率半径18 mmの球面に加工したピン（直径8 mm×長さ23 mm）と50 mm×50 mm×厚さ14 mmのプレートを用いた。ただし、ピンの加工にはMo無添加のSi₃N₄焼結材を使用した。摺動試験の条件としては、荷重は10 N、摺動円の直径は40 mm、摺動速度は0.1 m/s、摺動距離は1000 mとした。また、摺動試験の温度と湿度はそれぞれ25°C、50%とした。摩擦係数は摩擦力の平均値と荷重の比から求め、比摩耗量(W_r : mm²/N)は表面粗さ計より測定した摺動痕の断面積から次式を使って算出した。

$$W_r = 2\pi R \cdot S / P \cdot L \quad (1)$$

ここで、 R は摺動痕の半径 (mm), S は摺動痕の断面積 (mm²), P は荷重 (N), L は摺動距離 (m) である。

固体粒子エロージョン特性の評価は誘導吸引式のブラスト試験機で行った。ブラスト材は粒径600 μ mのケイ砂を使用した。ブラストノズル径は直径4.2 mm, ブラスト空気圧は5.5 kgf/cm², ブラスト角度は45°, ブラスト距離は50 mmとした。ブラスト材の吐出速度は70 m/s, 吐出量は1.5 kg/min, ブラスト時間は120 minとした。ブラスト試験用サンプルのサイズは50×50×12 mmで、ブラスト試験前後にサンプルの重量を測った。固体粒子の衝撃によるエロージョン速度 (W_e : mm³/g) は次式を使って算出した¹²⁾。

$$W_e = \Delta W / (t \cdot P_f \cdot d) \quad (2)$$

ここで、 ΔW は固体粒子エロージョンによるサンプルの重量減 (g), t はテスト時間 (min), P_f は固体粒子の噴射速度 (g/min), d はサンプルの密度 (g/cm³) である。

滑り摩耗試験とブラスト試験後の試料表面の微構造は、走査

型電子顕微鏡 (SEM) と原子間力顕微鏡 (AFM) で観察を行った。

3. 実験結果と考察

3.1 Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の微構造と機械的特性

本研究では、モリブデン水溶液の濃度と含浸の回数を変えることで1.5~8.2 mass%の範囲でMo₅Si₃の分散量を変化させたSi₃N₄基複合材料を作製した。図1にMo₅Si₃-Si₃N₄複合材料のSEM写真を示す。Mo₅Si₃-Si₃N₄複合材料はSi₃N₄針状結晶、球状Mo₅Si₃粒子、板状Si₂N₂O粒子と粒界ガラス相からなる。1.5 mass%と8.2 mass%のMo₅Si₃粒子をSi₃N₄に複合した場合、Mo₅Si₃粒子の平均粒径はそれぞれ0.12, 0.25 μ mで、粒子サイズはMo₅Si₃の複合量の増加につれ大きくなった。含浸法でSi₃N₄仮焼体に分散させたモリブデン化合物は乾燥の段階でMoO₃になり、高温で焼成すると、MoO₃は分解し、MoO₂に転化した。更に加熱温度を上げると、MoO₂はSi₃N₄と反応し、Mo₅Si₃粒子がその場で生成し、同時にSi₂N₂Oも生成する。図1(c)に示す大きな板状粒子はSi₂N₂Oである。Si₃N₄仮焼体中のMoO₃の量を増やすと、Si₂N₂OとMo₅Si₃の生成量が多くなる。表1にSi₃N₄とMo₅Si₃-Si₃N₄複合材料の機械的特性を示す。1.5 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄は最高の1155 MPaの曲げ強度を示したが、それ以上のMo₅Si₃粒子を複合すると、曲げ強度は低下した。一方、破壊靱性においても、2.8 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄は最高の値を示したが、その以上のMo₅Si₃粒子を複合した場合、破壊靱性は低下した。多量のMo₅Si₃粒子を複合した場合の機械的特性の低下は、大量のSi₂N₂O板状粒子の生成に起因していると考えられる。針状Si₂N₂O粒子から構成されるSi₂N₂O焼結体の曲げ強度と破壊靱性はそれぞれ600 MPa, 5.2 MPa·m^{1/2}で、Si₃N₄より低い¹⁷⁾。多くのMoO₃を含んだSi₃N₄仮焼体を焼成する場合、大量の粗大化したSi₂N₂O板状結晶粒子が生成するので、それによって複合材料の曲げ強度と破壊靱

Fig. 1. SEM micrographs of Mo₅Si₃-Si₃N₄ composites: (a) and (b) 1.5 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ composite, and (c) and (d) 8.1 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ composite.

Table 1. Physical Properties of Si_3N_4 and $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ Composites

	Density (g/cm^3)	Bending Strength (MPa)	Fracture Toughness ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	Microhardness (GPa)
Si_3N_4	3.23	905	6.5	15.1
1.5mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	3.26	1155	6.7	15.0
2.8mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	3.28	1060	7.7	14.9
4.2mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	3.29	1036	6.2	14.9
8.1mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	3.34	804	6.1	14.6

Table 2. Tribological Properties of Si_3N_4 and $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ Composites

	Friction coefficient	Wear rate ($\times 10^{-8} \text{mm}^2/\text{N}$)
Si_3N_4	0.62	1.05
1.5mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	0.56	1.38
2.8mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	0.52	0.89
4.2mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	0.56	0.94
8.1mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$	0.58	0.61

性は低くなったと考えられる。粒子強化セラミックス複合材料において、その破壊靱性は粒子とマトリックス間の熱膨張係数の差に大きく左右され、 Si_3N_4 に粗粒の MoSi_2 を添加した場合、熱膨張係数の差で複合材料内部に大きな残留応力を引き起こし、それにより複合材料の靱性が向上した⁴⁾。本研究の場合では、8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ の破壊靱性の向上を期待したが、粒子のサイズがサブミクロンと小さく、また、大量の $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 粒子が生成したので、破壊靱性は Si_3N_4 より低かった。3 mass%以下の Mo_5Si_3 を複合した Si_3N_4 では、 Si_3N_4 より高い曲げ強度と破壊靱性値を示した。図1(a)のように1.5 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ では、少量の $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ が生成し、その形状は大きなアスペクト比を持つ針状結晶であるので、破壊靱性の向上に寄与した¹⁵⁾。しかし、8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ では、 $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ 粒子は針状から板状に変わり、アスペクト比が非常に小さくなったので、破壊靱性を劣化させたと考えられる。

3.2 $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の滑り摩擦

表2にピンオンディスク摺動試験から測定した Si_3N_4 と $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の平均摩擦係数と比摩耗量を示す。 Si_3N_4 単体の乾式条件下での平均摩擦係数は0.62で、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の平均摩擦係数は0.56~0.59であった。 Mo_5Si_3 粒子の摩擦係数は Si_3N_4 より低い¹⁶⁾、 Mo_5Si_3 の作用で摩擦係数が低くなったと考えられる。ただし、 Mo_5Si_3 粒子を多く複合した Si_3N_4 複合材料では、 Mo_5Si_3 の粗大化と研磨時における Mo_5Si_3 粒子の表面からの脱落で低摩擦への効果が顕著ではなかった。 Mo_5Si_3 粒子の熱膨張係数は Si_3N_4 より大きい¹⁵⁾ため、焼結後、 Mo_5Si_3 粒子に引張り応力、 Si_3N_4 マトリックスに圧縮応力がかかる¹⁵⁾。8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料から Mo_5Si_3 粒子の近傍で残留熱応力による亀裂の発生が観察されなかったが、研磨時、アプレシブ摩擦により多くの Mo_5Si_3 粒子がマトリックスから脱落していた。摺動試験後、摺動痕の断面形状を粗さ計で測定し、図2にそのプロファイルを示す。摺動痕は主に凝着部と平滑部からなり、 Si_3N_4 では、摺動痕の最大深さは4 μm に達し、ほぼ摺動面全面にわたって凝着が生じ、平滑部の割合が小さくなっていた。図3に Si_3N_4 の摺動痕のSEM写真を示す。図3(a)は摺動痕の凝着部の組織で、凝着部の中からも平滑の部分が観察される。図3(b)は平滑部の組織で、 Si_3N_4 針状粒子内、 Si_3N_4 粒子間及び粒界ジャンク

Fig. 2. Cross-sectional profiles of the wear scars after sliding for 1000 m: (a) Si_3N_4 , (b) 1.5 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ composite, and (c) 8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ composite.

ションから微細なクラックが観察され、平滑部でも激しい摩擦が生じていることが分かる。 Mo_5Si_3 粒子を複合した Si_3N_4 では、 Mo_5Si_3 の複合量の増加につれ、摺動痕の深さは浅くなり、平滑部の割合が大きくなった。8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料では、摺動痕の殆どの部分は平滑部になった。このように Mo_5Si_3 の複合量の増加に従い、摺動痕の深さは浅くなり、また、凝着が起こりにくくなっていることが分かる。図4に8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の摺動痕のSEM写真を示す。凝着部では、摺動粉の摺動面への凝着で生成した凝着層が観察され、その層の厚さはサブミクロン程度であった。図3(a)と同じように、凝着部から摺動粉が凝着していないところも観察され、凝着部では摺動粉の凝着とはく離が同時に生じていると考えられる。8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料では、摺動痕の平滑部の組織は摺動前の組織とほとんど同じで、 Si_3N_4 のような微細クラックはSEM写真から観察されなかった。図5に8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の摺動痕の平滑部のAFM像を示す。SEM像から観察されなかった摺動による粒界ガラス相の脱落と粒子の破壊が観察され、8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の平滑部でも摩擦が緩やかに進んでいることが分かる。ただし、 Si_3N_4 に比較して、8.1 mass% $\text{Mo}_5\text{Si}_3\text{-Si}_3\text{N}_4$ 複合材料の摩擦はまだ軽微である。滑り摩擦において、摺動で生じた摺動粉は系の外へ運ばれる途中、ピンとプレートとの間にある狭い空間を通過する必要があり、そこで摩擦粉による3元アプレシブ摩擦が生じた。3元アプレシブ摩擦で生じた応力がそれほど大きくないと考えられるが、それでも確実に試料の表面

Fig. 3. SEM micrographs of the wear scar of Si₃N₄ after sliding for 1000 m: (a) wear debris adherent region, (b) smooth region.

Fig. 4. SEM micrographs of the wear scar of 8.1 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ composite after sliding for 1000 m: (a) wear debris adherent region, (b) smooth region.

Fig. 5. AFM micrographs of the smooth region in the wear scar of 8.1 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ composite after sliding for 1000 m.

を破壊している。研磨後、Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の粒界ジャンクションは周囲より約数十 nm 高くなっているため、滑り摩耗試験中に相手材と早く接触し、高いヘルツ接触圧で粒界ガラス相は Si₃N₄ 粒子よりも早く破壊された¹⁶⁾。ただし、Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料では、摺動による脱落した Mo₅Si₃ 粒子と摺動で生じた Mo₅Si₃ 粒子の摺動粉は自己潤滑機能を発揮し、摺動粉の摺動面への凝着を防いだ。一方、Mo₅Si₃ 粒子を含まれていない Si₃N₄ 単体材料では、摺動時の摩擦抵抗が高

いため、摺動面で生じるフラッシュ温度が Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料より高くなり、摺動面での摺動粉のシンタリングが起こりやすく、大面積の凝着が生じたと考えられる。

摺動痕のプロファイルから Si₃N₄ と Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の比摩耗量を求め、その結果を表 2 に示す。1.5 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の摩耗量は Si₃N₄ より大きかったが、それ以上の Mo₅Si₃ を添加すると、複合材料の比摩耗量は Mo₅Si₃ の添加量に従い、低下し、8.1 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の比摩耗量は Si₃N₄ より約 40% 低くなった。上述のように Mo₅Si₃ 粒子の摩擦係数は Si₃N₄ より小さいため、摺動中 Mo₅Si₃ 粒子は自己潤滑機能を発揮し、それにより摩擦抵抗が低くなり、低摩擦係数と比摩耗量を示したと考えられる。以上の結果から滑り摩耗においては、Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料は通常の Si₃N₄ に比べ、優れた耐摩耗性と低摩擦性を有していると判断した。

3.3 Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の固体粒子エロージョン特性

図 6 に Si₃N₄ と Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料の固体粒子によるエロージョンの速度を示す。1.5 mass% Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料のエロージョン速度は Si₃N₄ より小さかったが、その他の複合材料は Si₃N₄ より高いエロージョン速度を示した。Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料のエロージョン速度は Mo₅Si₃ 粒子の複合量の増加に従い速くなっていることが分かった。図 7 に固体粒子エロージョンで生じた摩耗クレター近傍の SEM 写真を示す。Si₃N₄ と Mo₅Si₃-Si₃N₄ 複合材料において、固体粒子のエロージョンで生じた表面損傷はほぼ同じで、脆性破壊によって表面物質は剥がされていた。固体粒子の衝撃でサンプル表面に微細クラックが発生し、クラックの成長と他のクラックとの合体により摩耗粉として表面からはく離される。一般に固体粒子によ

るエロージョン速度は硬さと破壊靱性により左右され、表1のように Mo_5Si_3 - Si_3N_4 複合材料の破壊靱性と硬さは Mo_5Si_3 量の増加に従って低下する傾向にあるので、エロージョン速度の増大につながったと考えられる。 Mo_5Si_3 - Si_3N_4 複合材料においては、前述のように Mo_5Si_3 粒子とマトリックスの熱膨張係数の差で Mo_5Si_3 粒子の界面でクラックを発生させる可能性があり、特に大量の Mo_5Si_3 を複合した場合、その傾向が強くなるので、固体粒子の衝撃で表面から Mo_5Si_3 粒子がはく離しやすくなり、それによりエロージョン速度は大きくなった。ただし、1.5 mass% Mo_5Si_3 - Si_3N_4 複合材料のように適切な量の Mo_5Si_3 を複合する場合、そのエロージョン速度は Si_3N_4 よりも低くなっている。したがって、 Si_3N_4 のエロージョン速度を小さくするためには、強化粒子によるマトリックスの高靱化と硬度の向上が必要と考えている。

4. 結 論

本研究では、モリブデン水溶液に含浸した Si_3N_4 仮焼体を高温で焼成することで Mo_5Si_3 微粒子強化 Si_3N_4 複合材料が得られ、その滑り摩耗特性と固体粒子エロージョン特性について評価し、以下のことを明らかにした。

(1) Mo_5Si_3 微粒子強化 Si_3N_4 複合材料においては、 Mo_5Si_3 の自己潤滑作用で滑り摩耗時の摩擦抵抗が低くなり、摩擦係数は従来の Si_3N_4 より約6~16%低くなった。滑り摩耗における Mo_5Si_3 - Si_3N_4 複合材料の比摩耗量は Mo_5Si_3 粒子の複合量に従い、少なくなり、8.1 mass% Mo_5Si_3 - Si_3N_4 の比摩耗量は Si_3N_4

より約50%低くなった。

(2) 固体粒子によるエロージョンにおいては、2 mass%以下の Mo_5Si_3 微粒子を複合する場合、 Si_3N_4 以上の耐摩耗性を有するが、その以上の Mo_5Si_3 微粒子を複合すると、破壊靱性と硬さが低くなり、かつ Mo_5Si_3 粒子とマトリックス間の熱膨張係数の差で生じる残留熱応力が大きくなるので、 Mo_5Si_3 粒子のマトリックスからはく離がしやすくなり、エロージョン速度が大きくなった。

謝 辞 本研究は経済産業省産業技術環境局が推進する「シナジーセラミックス」プロジェクトの一環として、NEDOの委託を受けて行われたものである。

References

- 1) Kao, M. Y., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 76, pp. 2879-2883 (1993).
- 2) Hawk, J. A., Alman, D. E. and Petrovic, J. J., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 79, pp. 1297-1302 (1996).
- 3) Petrovic, J. J., Pena, M. I. and Kung, H. H., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 80, pp. 1111-1116 (1997).
- 4) Petrovic, J. J., Pena, M. I., Reinmanis, I. E., Sandlin, M. S., Conzone, S. D., Kung, H. H. and Butt, D. P., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 80, pp. 3070-3076 (1997).
- 5) Zhang, B. R., Marino, F., Sglavo, V. M. and Gialanella, S., *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 239-240, pp. 503-506 (1997).
- 6) Hawk, J. A., Alman, D. E. and Petrovic, J. J., *Wear*, Vol. 203-204, pp. 247-256 (1997).
- 7) Choe, H., Hsieh, T. and Wolfenstine, J., *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 237, pp. 250-255 (1997).
- 8) Zhang, B. R. and Marino, F., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 80, pp. 269-272 (1996).
- 9) Bartlett, A. H. and Castro, R. G., *J. Mater. Sci.*, Vol. 33, pp. 1653-1660 (1998).
- 10) Kowalik, R. W. and Hebsur, M. G., *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 261, pp. 300-303 (1999).
- 11) Yamada, K. and Kamiya, N., *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 261, pp. 270-277 (1999).
- 12) Alman, D. E., Tylczak, J. H., Hawk, J. A. and Hebsur, M. G., *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 261, pp. 245-251 (1999).
- 13) Liu, C. C., *J. Ceram. Soc. Japan*, Vol. 108, pp. 469-472 (2000).
- 14) Iizuka, T., Murao, T., Yamamoto, H. and Kita, H., *J. Ceram. Soc. Japan*, Vol. 109, pp. 699-703 (2001).
- 15) Iizuka, T., Murao, T., Yamamoto, H. and Kita, H., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 85, pp. 954-960 (2002).
- 16) Iizuka, T. and Kita, H., *J. Jpn. Inst. Metals*, Vol. 67, pp. 264-268 (2003).
- 17) Ohashi, M., Kanzaki, S. and Tabata, H., *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 74, pp. 109-114 (1991).

Fig. 6. Effect of the content of Mo_5Si_3 particle on the erosion rate.

Fig. 7. SEM micrographs of erosion damage on the surfaces: (a) Si_3N_4 , (b) 8.1 mass% Mo_5Si_3 - Si_3N_4 composite.