表面改質材のフレッチング損傷*
(非改質材との比較検討)川 添 強^{*1}, 浦 晟^{*1}
中 嶋 明^{*1}, Kim Leong LEE^{*2}Fretting Damage of Surface Modifications
(Comparative Examinations to Uncoated Surface)Tsuyoshi KAWAZOE^{*3}, Akira URA,
Akira NAKASHIMA and Kim Leong LEE^{*3} Nagasaki University, Dept. of Mechanical Systems Engineering,
Bunkyo-machi 1-14, Nagasaki, 852-8521 Japan

Eleven modified surfaces including thermochemically treated surfaces, hard coatings and electroplatings were evaluated in terms of fretting damage resistance on fretting test. The damage mechanism of the modified surfaces, especially fretting fatigue crack was also examined in comparison with soft and hard uncoated surfaces. Tested condition is dry at room temperature in air fretted against a bearing steel sphere as a function of normal force, tangential force and repeated cycles. As the results, the chemically modified soft surfaces by salt-bath nitriding and oxy-nitriding showed the best damage resistance without the fatigue crack and corrosion. The fretting fatigue crack of the modified surfaces is deeply related to the contact condition which belongs to elastic or plastic region, and this result is in common with the uncoated surfaces. The factors such as the substrate hardness, hardness ratio of the coating film to the substrate and thickness of the film greatly influence the fretting damage.

Key Words: Tribology, Surface Treatment, Fretting, Corrosion, Coating, Spraying, Surface Modification

1. 結 言

現在の機械装置は苛酷な環境および負荷条件下で動作することを余儀なくされ、同時に安全性、耐久性、軽量・コンパクト化を強く要求される。したがって、これらの厳しい仕様は摩擦接触を伴う軸受、歯車などの機械要素部品にもそのまま適用され、トライボ性能の向上が求められる。この一手段として基材表面に新しい特性を付加する表面改質材を用いて、接触部のトライボ損傷を防止する試みがなされている^{(1)~(3)}。しかし、表面改質材の機械的特性には未知な部分が多く、特にトライボロジー特性に関しては不明な点が多々ある。本研究では、軸受、軸継手など接触二面間に微小な相対運動を繰り返す機械部品を対象に、11種類の表面改質材のフレッチング損傷抵抗を評価した。同時に非改質材のフレッチング試験結果⁽⁴⁾をもとに、表面改質材の損傷形態について検討を行った。その結果、表面改質材のフレッチングき裂の発生に及ぼす基材の材料

特性および改質膜の性状の影響を実験的に明らかにした。

2. 実験方法および実験条件

本実験に使用したフレッチング試験装置の概略図を図1に示す。図1中③、④の部分それぞれ上部および下部試験片である。垂直荷重(P)は⑤の油圧シリンダを利用して上部試験片に付加し、接線力(T)は②のギヤボックス内の歯車に取付けた分銅の不釣り合い

1	Motor	5	Hydraulic cylinder
2	Gear box	6	Strain gauge (Tangential force)
3	Upper test piece holder	7	Strain gauge (Normal force)
4	Lower test piece holder	8	Oil pump

Fig. 1 Fretting test apparatus

* 原稿受付 1998年8月21日。

^{*1} 正員, 長崎大学工学部 (〒852-8521 長崎市文教町1-14)。^{*2} 学生員, 長崎大学大学院。

E-mail: kawazoe@net.nagasaki-u.ac.jp

遠心力を利用して、下部試験片を往復運動させた。実験では非改質材、硬質薄膜コーティング材および各種表面改質材の3グループに分けてフレッチング試験を実施した。

上部試験片は直径 19.05 mm の軸受用鋼球(SUJ 2, 硬さ Hv 750, 表面粗さ $0.05 \mu\text{m } Ra$) の1種類とした。下部試験片は直径 25 mm, 厚さ 8 mm のディスクを使用した。非改質材のディスクの材料を表1に示すが, SUJ 2 は熱処理により3種類の硬さの試験片を準備した。硬質薄膜コーティング材はイオンビームスパッタリング法(基材温度 200°C)により成膜し, その膜厚と硬さを表2に示す。各種表面改質材はいずれも SUJ 2 の基材ディスク(表面粗さ $0.04 \mu\text{m } Ra$)上に, 表3の表面改質処理を施したものを使用した。表面改質材の表面粗さは, 表2がすべて $0.05 \mu\text{m } Ra$, 表3

Table 1 Test specimens of uncoated surface

Materials	Hardness H_v (0.2N)
SUJ2 Quench 1	abt. 800
SUJ2 Quench 2	abt. 500
SUJ2 Anneal	abt. 200
S20C	185
SUS304	230
Hastelloy B	350

Table 2 Details of hard thin coatings by ion beam sputtering

Coating	Film thickness [μm]	Surface hardness H_v at 0.05N	Substrate hardness H_v at 0.1N
SiN	2	1350	200 500 800
TiN	3	1180	460
CrN	4.5	1750	550
TiC	6	2190	330

Table 3 Details of tested surface modifications

Symbol	Surface modifications	Film thickness [μm]	Surface hardness H_v at 0.1N	Substrate hardness H_v at 0.1N
A	Uncoated	—	680	—
	1 Salt-bath Nitriding	10	50	248
B	2 Oxy-nitriding	14	30	252
	1 CrN ion plating	3	900	200
	2 Cr_2N ion plating	5	800	218
	3 TiN ion plating	3	1150	184
	4 Carbochromizing	18	1200	270
	5 Cr_2O_3 bonded film	60	1100	300
	6 Cr_2O_3 thermal spraying	300	1220	227
C	7 TiO_2 thermal spraying	320	880	221
	1 SiC+NIP electroplating	28	610	670
	2 BN+NIP electroplating	66	600	630

A : Chemically modified soft surfaces

B : Hard coatings(Substrate temp. 500°C at ion plating)

C : Electroplatings

では B-1, B-2, B-3 が $0.05 \mu\text{m } Ra$, A-1, A-2, B-5, C-1, C-2 が $0.1 \mu\text{m } Ra$, B-4, B-7 が $0.2 \mu\text{m } Ra$, B-6 が $0.3 \mu\text{m } Ra$ である。

表4には実験条件を示すが, すべて空气中, 室温, 乾燥条件下で実験を行った。実験では表面改質材および非改質材ともに $P=8 \text{ kN}$, $T=0.35 \text{ kN}$ を基準にフレッチング損傷の評価を試みたが, 表面改質材では垂直荷重のみ, または $T=0.35 \text{ kN}$ 以下でき裂が発生するものがあるため, P と T を変化させた。また, 非改質材ではき裂の進展挙動にも注目し, T と N を増加させた。さらに, 表面改質材の基材として硬い軸受鋼を使用すること, およびフレッチングき裂の観点より材料のフレッチング損傷を評価することから, 高接触面圧条件($P_{H \max}=4.3\sim 6.5 \text{ GPa}$)を選定してフレッチング疲労限度の低下を予測し, 比較的短い繰返し数でのき裂発生実験を行った。

実験終了後に上部・下部試験片を試験装置より取り外し, 損傷痕の光学顕微鏡観察, XPS による表面分析および表面形状測定器による断面形状の測定を行い, き裂の有無, 摩耗状態および損傷痕の形状寸法からフレッチング損傷形態を調査し, 表面改質材のフレッチング損傷に対する評価を実施した。

3. 実験結果

3・1 非改質材の損傷 図2には非改質材のフレッチングき裂発生寿命 [$P=8 \text{ kN}$ ($P_{\max}=6.0 \text{ GPa}$), T

Table 4 Test conditions

—	Uncoated surface & hard & thin coating	Surface modification
Normal load : P	8 kN const.	3~10 kN
Tangential force : T	0.35 & 0.9 kN const.	0~0.35 kN
Fretting amplitude : δ	abt. $\pm 25 \mu\text{m}$	abt. $\pm 25 \mu\text{m}$
No. of cycles : N	$0\sim 2\times 10^6$	5×10^4 const.
Other conditions	dry, room temp., in air	dry, room temp., in air

Fig. 2 Repeated cycles at crack initiation of uncoated surfaces

$=0.9 \text{ kN}$]を示す。き裂発生寿命は下部試験片を光学顕微鏡で観察し、表面に $25 \mu\text{m}$ 以上のき裂が認められたときの最小繰返し数とした。本図より下部試験片の材質が異なっても、き裂発生寿命はほぼ硬さの減少とともに増加し、SUS 304 および SUJ 2 ($H_v=200$) の軟材では $N=1 \times 10^6$ サイクルでもき裂は発生していないことがわかる。非改質材のフレッチングによる表面損傷状態を図 3 に示す。SUJ 2 ($H_v=800$) の場合、き裂は接触円の外周の A 点近傍から発生し、接線力と直角方向に、かつ内向きに弓状に進展する。SUJ 2 ($H_v=500$) についても、これと同様のき裂が発生した。ハステロイ B の場合は、き裂は B 点付近のミクロスリップ域内で多く発生し、フック状に進展する傾向をもつが進展方向は確定しにくい。また、き裂の本数は SUJ 2 ($H_v=800, 500$) が 1~2 本の発生に対し、ハステロイ B は短いき裂が数多く発生し、進展速度は前者に比べて遅い。

Fig. 3 Micrograph of fretting scars on uncoated surfaces

一方、S 20 C のき裂はミクロスリップ域に発生する酸化膜内に存在し、膜外への進展はない。SUJ 2 ($H_v=800$)、ハステロイ B および S 20 C のき裂深さを比較すると、それぞれ約 $150 \mu\text{m}$ 、約 $50 \mu\text{m}$ 、約 $10 \mu\text{m}$ となり硬さの順位と一致している。しかし、SUS 304 と SUJ 2 ($H_v=200$) の試験片では $N=1 \times 10^6$ サイクルでもき裂の発生は見られず、接触痕の外側に同心円状に塑性変形による微細なしわが観察された。このように硬材 (SUJ 2 $H_v=800, 500$) と軟材 (ハステロイ B, SUS 304, SUJ 2 $H_v=200$, S 20 C) ではフレッチングき裂の発生位置、本数、進展形態などすべてにおいて異なることが明らかになった。

図 4 には、実験後のディスクのミクロスリップ域の XPS による表面化学分析結果を示す。SUJ 2 と S 20 C では Fe_2O_3 、また SUS 304 では Cr_2O_3 、ハステロイ B ではわずかながら MoO_2 と MoO_3 の酸化物が検出された。

図 5 は圧痕径比 (D/D_0) と繰返し数 (N) の関係を示す。 D は各繰返し数における圧痕径、 D_0 は垂直荷重のみを負荷したとき ($N=0$) の圧痕径である。図 6 は圧痕深さ比 (H/H_{0c}) と繰返し数の関係を示す。 H は繰返し数における圧痕深さ、 H_{0c} は $N=0$ における圧痕径をもとに、完全塑性変形として計算した圧痕深さ、すなわち上部試験片の直径 19.05 mm の球の一部が直径 D_0 だけ下部のディスクに埋め込まれるときの深

(a) SUS 304 (b) Hastelloy B
Fig. 4 XPS spectra of fretted surface analysis

Fig. 5 Change of ratio of diameter on fretted scar of uncoated surfaces

さを表す。各材料とも D/Do および H/Hoc の値は N の増加とともに増加するが、増加率は材料によって異なる。また、これらの値は繰返しの初期に急激に増加しており、接線力の付加が急激に塑性変形の増加につながっている。

6 種類の非改質材のうち SUJ 2($H_v=800, 500$) のき裂損傷を(A)タイプ、ハステロイ B と S20 C のき裂損傷を(B)タイプ、き裂が発生せず微細な塑性しわが見られた SUS 304 の損傷を(C)タイプとすると、これらの損傷形態は図 6 の H/Hoc と関係が深い。ここで便宜上、試験片の基材硬さが Hertz の平均接触圧力よりも大きい場合を弾性的接触、小さい場合を塑性的

接触と定義すると、 H/Hoc が 0.5 以下と小さい弾性的接触材料は(A)タイプの損傷を発生し、1.0 より大きく塑性的接触をする材料ではき裂は発生しない(Cタイプ)。また、この中間域の材料では(B)タイプの損傷が発生する。S20 C とハステロイ B はともに(B)タイプの損傷を発生するが、繰返し数とともに半径方向の塑性変形が継続的に進行する S20 C のほうがき裂寿命が長い。

3・2 硬質薄膜コーティング材の損傷 既述の非改質材との損傷を比較するために、硬質薄膜コーティング材についてフレッチング試験を実施した。 $P=8$ kN, $T=0.35$ kN におけるき裂発生寿命を図 7 に示す。本実験におけるき裂発生形態は次の 3 種類に分

Fig. 6 Change of ratio of depth on fretted scar of uncoated surfaces

Fig. 7 Repeated cycles at crack initiation of hard and thin coatings

Fig. 8 Micrograph of fretting scars on hard & thin coatings ($P=8$ kN)

けることができる。

(1) 静荷重のみでき裂発生：SiN(SUJ 2, $H_v=200$), TiC

(2) 比較的短い繰返し数でき裂が発生：SiN(基材 $H_v=500, 800$)

(3) き裂発生寿命が長い：TiN, CrN

この中で TiN は $T=0.35$ kN, $N=1.5 \times 10^6$ サイクルでき裂が発生するが, CrN ではき裂が発生しない。しかし, $T=0.9$ kN, $N=3 \times 10^5$ サイクルでは TiN および CrN ともにき裂が発生する。

図 8(a)には垂直荷重のみでコーティング膜内に無数の円形微細き裂が発生した SiN(基材 $H_v=200$)の写真を示す。TiCについても同様のき裂が発生した。フレッチングによるき裂の発生状態は、塑性変形量の大きさで区別できる。塑性変形の大きな材料 [SiN(基材 $H_v=200$), TiC] では、図 8(b)に示すように接触円内部に同心円状のき裂が発生し、繰返し数の増加にともない接触円外部へと進展する傾向をもつ。一方、塑性変形が小さく、弾性的接触をする材料 [CrN, SiN(基材 $H_v=800$)] では図 8(c), (d)に示すように、き裂はミクロスリップ域で発生し、接線力に対して直角方向に弓状に進展する。また、TiN は上記二つの挙動を示し、 $T=0.35$ kN では同心円状のき裂、

$T=0.9$ kN では同心円状と弓状のき裂を発生する [図 8(e), (f)]。

図 9 には圧痕径比 (D/D_0) と繰返し数 (N) の関係を示すが, CrN は他の材料に比べて D/D_0 の値がかなり小さく、繰返し数の増加による塑性変形の増加も小さい。他の材料の D/D_0 には大差はなく、繰返し初期に大きな塑性変形の増加が見られ、その後の増加率は小さい。図 10 は圧痕深さ比 (H/H_0) と繰返し数の関係を示す。名材料とも繰返し初期に変形が大きく、その後の変形は小さくなっている。 H/H_0 とき裂の発生形態は関連が深く、 H/H_0 が大きいほど同心円状のき裂が発生しやすい。一方、 H/H_0 が小さい SiN(基材 $H_v=800$)と CrN は非改質材の SUJ 2($H_v=800$)と同様に弓状のき裂が発生する。

3.3 各種表面改質材の損傷 表 5 には $N=5 \times 10^4$ サイクル一定条件下で、垂直荷重と接線力を変化させた 11 種類の表面改質材のフレッチング試験結果を示す。全般的には、垂直荷重のみでき裂が発生する表面改質材は、フレッチング条件下でも必ずき裂が発生すること、また、ほとんどの硬質コーティング材(B 群)では苛酷なフレッチング荷重条件下でき裂が発生することがわかる。基材に相当する SUJ 2 の非改質材は垂直荷重のみではき裂は発生せず $P=5$ kN, $T=0.35$ kN 以上の荷重条件下でき裂が発生しコロージョンも起こっている。コロージョンについては A 群を除き全試験で上部試験片にコロージョンが発生している。

図 11 にはき裂発生と膜厚および表面と基材の硬度比の関係を示す。塩浴室化処理(A-1)や酸化軟化室化処理(A-2)のように膜の硬度が基材に比べて小さい軟質膜コーティング材では、フレッチングによって部分的な膜のはく離が起こるが、き裂は発生していない

Fig. 9 Change of ratio of diameter on fretted scar of hard & thin coatings

Fig. 10 Change of ratio of depth on fretted scar of hard & thin coatings

Table 5 Test results of modified surface damage

Symbol	Crack								Corrosion	
	Normal load (kN)									
	3	5	10	3	5	8	10	Upper Specimen	Lower Specimen	
	Tangential force (kN)									
	0	0	0	0.25	0.35	0.25	0.25			
Uncoated	○	○	○	○	×	×	×	▲	▲	
A	1	○	○	○	○	○	○	△	△	
	2	○	○	○	○	○	○	△	△	
B	1	○	○	○	○	×	×	▲	△	
	2	○	○	×	○	○	×	▲	△	
	3	○	○	×	○	×	×	▲	△	
	4	○	×	×	○	×	×	▲	△	
	5	×	×	×	×	×	×	▲	△	
	6	○	×	×	×	×	×	▲	△	
	7	×	×	×	×	×	×	▲	△	
C	1	○	○	○	○	×	×	▲	▲	
	2	○	○	○	×	×	×	▲	▲	

○ : No crack × : Crack △ : No corrosion ▲ : Corrosion

Fig. 11 Relation among crack, hardness ratio & film thickness

Fig. 13 Relation among crack, normal load & diameter of contact area

(a) Salt bath nitriding
 $P=3 \text{ kN}$, $T=0.25 \text{ kN}$

(b) TiO_2 thermal spraying
 $P=3 \text{ kN}$, $T=0 \text{ kN}$

(c) Cr_2O_3 bonded film
 $P=8 \text{ kN}$, $T=0.25 \text{ kN}$

(d) Carbochromizing
 $P=5 \text{ kN}$, $T=0.35 \text{ kN}$

(e) $\text{SiC}+\text{NiP}$ electroplating $P=5 \text{ kN}$, $T=0.35 \text{ kN}$

Fig. 12 Micrograph of fretting scars on modified surfaces

[図 12(a)], 一方, B 群の硬質膜コーティング材の損傷は膜厚によって分類され, 一般に厚い膜は低い垂直荷重のみでき裂が発生し [図 12(b), (c)], 薄い膜は極端に高い垂直荷重か, または高い接線力との組合せ条件下で図 8(e) に類似したき裂が発生する. すなわち, 膜の材種により異なるが, 硬質膜においては膜厚が薄くなるとき裂発生が抑制されている. また, 浸炭クロマイジング(B-4)は比較的膜が厚いが基材硬度も高いため, 垂直荷重による変形が小さいき裂は発生しにくい, 接線力の繰返しにより非改質材の SUJ 2 ($H_v=800$) に似た弓状のき裂を発生させる [図 12(d)]. さらに電気めっき材は, めっき被膜と基材がほぼ同じ硬度となり, 垂直荷重のみでは膜は破損しないが, 接線力を付加するとき裂を発生する [図 12(e)]. 図 13 には垂直荷重と接触径の関係を示す. 軟質膜(A-1)を除くと, 接触径の大きなコーティング材は垂直荷重のみで損傷が発生し, 接触径の小さなものは接線力が付加されてき裂が発生することがわかる.

4. 考 察

非改質材のフレッチング試験において, 硬質材は典型的な(A)タイプのフレッチングき裂 [図 3(a)] を早期に発生させる. 他方, 軟質材は進展性のない(B)タイプのき裂を遅く発生させるか, または全くき裂を発生させない. この原因は図 6 に見られるように, 接触状態が弾性的か塑性的かに深く関係すると考える. すなわち, 弾性的接触の硬質材は早期にき裂を発生さ

Fig. 14 Changes of contacting profiles with repeated cycles

せるが、塑性的接触の軟質材は繰返し数に対する塑性変形の進行度がき裂発生を左右する⁽⁵⁾⁽⁶⁾。

図 14 には圧痕断面形状による接触状態の変化を示すが、き裂が発生したハステロイ B では、繰返し数の増加とともに接触端の位置がそれほど変化していないのに対し、SUS 304 ではその位置が大きく変化し、接線力の繰返し付加によって塑性変形が大きく進行していることがわかる。接触端は巨視的滑りのないフレッチング状態では、接線方向の主応力の最大位置に相当するため⁽⁷⁾、これが繰返し数とともに大きくずれること、および接触面積の増加による応力緩和が SUS 304 のき裂発生を抑制していると考えられる。なお、Od-falk らは弾塑性接触モデルを提案し、接触部の塑性変形が金属のフレッチングの相対変位に大きく影響することを報告している⁽⁸⁾。

フレッチングの損傷には腐食が影響するため⁽⁹⁾、図 4 に示すようにミクロスリップ域の生成物の化学分析を試みた。しかし、本実験では耐食性の高いハステロイ B (Cr, Ni, Mo を含有) にき裂が発生し、これより耐食性の低い SUS 304 (Fe を多量に含む) にき裂が発生していないことを考えると、摩耗は別にして、フレッチングき裂は材料の耐食性よりも塑性変形の影響を大きく受けることがわかる。

硬質薄膜コーティング材のフレッチング損傷の原因も非改質材の原因と類似する。図 10 で H/H_{oc} が小さい SiN (基材 $H_v=800$) と CrN は、硬質の非改質材と同じ弓状の疲労き裂を発生させるが、接触は弾性的接触である。また、 H/H_{oc} が大きい SiN (基材 $H_v=200$) と TiC は塑性的接触に属し、同心円状のき裂を発生させる。このき裂は、軟質の非改質材に発生する同心円状の微細なしわに対応する。すなわち、いずれのコーティング膜も硬くもろい性質をもつため、軟らかい基材の塑性変形に追従できずにき裂を発生させる

と考えられる。しかし、同程度の変形でもき裂発生寿命に差を生じていることから、基材だけではなくコーティング膜の性状がき裂発生寿命に影響を及ぼすことは明らかである。例えば、著者らの研究⁽¹⁰⁾ では SiN 膜は TiN 膜に比べ、金属に対して高い凝着性をもつことが解明されたが、このような改質膜の性状がフレッチング損傷に影響すると思われる。

表 5 の各種表面改質材のフレッチング損傷の原因も非改質材と共通点をもつ。本試験では同一基材 (SUJ 2) を用いたが、表面改質法の違いが基材硬度を大きく変化させ、中でも加熱温度が高い改質法では、基材が焼きなましを受けて大きく硬度が低下する。このように基材自体の硬度が弾性的または塑性的な接触状態の決定因子となり、図 11 に示すように表面(膜)と基材の硬度比が、基材の変形に対する改質膜の追従性を支配すると考えられる。

A 群の軟質膜では疲労き裂は発生しておらず、これは塑性的接触であると同時に軟質膜が接触面の摩擦力を低下させたと思われる。同様の現象がワイヤロープの亜鉛めっき素線のフレッチング試験他でも確認されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。C 群の電気めっき材では弾性的接触であることと、めっき硬さが亜鉛めっき等と比べて高いことからフレッチングき裂が発生したと考えられる。B 群の硬質膜の損傷では、接触状態の他に膜厚が大きく影響している。TiO₂ や Cr₂O₃ の溶射材は、膜自体が硬くもろい上に厚いため垂直荷重による基材の変形に追従できず、垂直荷重のみでき裂を発生している。

上述のように表面改質材のフレッチング損傷は、非改質材と同様に接触状態に深く関係すること、および改質材自体の性状の影響を受けることがわかる。フレッチング損傷の観点より実験結果を検討すると、非改質材よりも損傷抵抗が向上した表面改質材は、A 群の塩浴窒化処理、酸化軟化窒化処理と B 群の CrN、

Cr₂N, TiN のイオンプレーティング材である。すなわち, A 群の軟質膜コーティング材が最良で, 硬質膜の場合は膜厚の薄いほうが良好となる。A 群はフレッチング・コロージョンの点からも優れていると評価される。なお, 今後は表面改質材のフレッチング損傷に及ぼす皮膜/基質界面近傍の残留応力および界面の密着力の影響の考慮が重要であると考ええる。

5. 結 言

各種表面改質材のフレッチング試験を実施し, 非改質材との比較を通して損傷形態を検討した。その結果, 高接触面圧 ($p_{H \max} = 4.3 \sim 6.5$ GPa) 下の本実験条件範囲では次のような結論が得られた。

(1) 表面改質材のフレッチングき裂は, 非改質材と同様に上部と下部試験片の接触状態が弾性的か塑性的かに深く関係し, 基材の硬度およびコーティング膜と基材の硬度比に影響を受ける。

(2) 上記以外のき裂発生要因としては, 表面改質膜の厚さと膜自体の材料特性およびトライボ特性があげられる。特に, 硬質膜コーティング材の場合は, 膜厚の薄いほうが垂直荷重によるき裂およびフレッチングき裂の発生を抑制する。

(3) 塩溶窒化処理や酸化軟窒化処理による軟質膜

コーティング材は最良のフレッチング損傷抵抗を示し, フレッチングき裂を発生せず, 相手材のコロージョン発生も抑制する。

文 献

- (1) 浦晟・川添強・中嶋明・森高秀四郎, 日本トライボロジ学会トライボロジー会議予稿集, 東京(1998), 374-376.
- (2) WEIJ., FOUVRY. S., KAPSA. P. H. and VINCENT. L., *Surface Modification Technologies X*, (1997), 24-36.
- (3) BRUYN. K. D., CELIS. J. P. and ROOS. J. R., *Wear*, 181-183(1995), 856-861.
- (4) 浅沼宣一・浦晟・川添強・中嶋明・森高秀四郎, 機講論 (1998-3), 358-360.
- (5) ZHOU. Z. R. and VINCENT. L., *ASME*, 119(1997), 36-42.
- (6) KAWAZOE. T., URA. A., NAKASHIMA. A. and MORITAKA. II., *Proc. ITC YOKOHAMA*, (1995), 271-276.
- (7) WATERHOUSE. R. B., *FRETTING FATIGUE, APPLIED SCIENCE*, (1981), 23-27.
- (8) ODFALK. M. and VINGSBO. O., *STLE 33* (1990), 604-610.
- (9) DOBROMISKI. J. and SMITH. I. O., *Wear*, 117(1987), 347-357.
- (10) 川添強・浦晟・中嶋明・森高秀四郎, 機講論 (1997-3), 191-193.
- (11) WATERHOUSE. R. B., BROOK. P. A. and LEE. G. M. C., *Wear*, 5(1962), 235-241.
- (12) 川添強・浦晟・中嶋明・LEE. K. M., 長崎大学工学部研究報告, 28-51(1998), 135-138.