大韓機械學會論文集 第17卷 第12號, pp. 3083~3093, 1993

〈論 文〉

알루미늄 합금표면에 코팅된 세라믹재의 마찰마멸 특성

공호성* · 권오관* · 김형선**

(1993년 6월 25일 접수)

Friction and Wear at Ceramic Coated Surfaces of Aluminum Alloy

H. Kong, O. K. Kwon and H. S. Kim

Key Words: Friction and Wear(마찰마멸), Ceramic Coating(세라믹 코팅), Anodic Spark Deposition(양극불꽃반응 전착법), Plasma Coating(플라즈마코팅), Wear Mechanism(마멸발생기구), Brittle Fracture(취성파괴), Specific Wear Rate(비마멸율)

Abstract

Friction and wear at ceramic coated surfaces of aluminum alloy were experimentally studied using a Ring-on-Block wear test machine. Ceramic materials coated on aluminum alloy surfaces were WC, CrC, Al_2O_3 by a plasma spray ; and Al_2O_3, Al_2SiO_5, $Na_2B_4O_7$, $Na_4P_2O_7$ and Al_2O_3-ZrO_2 composite coating by an Anodic Spark Deposition. They were tested under the sliding wet contact and compared with aluminum alloys and steels. Test results showed that ceramic coated surfaces, in general, have better anti-wear property than those of aluminum alloys due to increase in the surface hardness ; however, they also showed higher coefficients of friction and changes in wear mechanisms, resulting in brittle fractures.

1. 서 론

접촉운동을 하는 재료표면의 내마멸성을 향상시키기 위한 방법들 중 주된 이용방법으로서 높은 경도를 비롯한 기타 우수한 기계적 물성을 지니고 있는 세라믹 재료를 이용한 표면코팅 방법이 최근들어 많은 연구의 대상이 되고 있다.[1] 본 연구의 시험대상인 알루미늄 합금은 소형 알루미늄 모노블록 엔진개발을 목표로 연구 개발되고 있는 합금으로서, 기존의 내연기관용 엔진에서 사용하는 주철재 라이너를 알루미늄 모노블록으로 대체하여 엔진을 경량화하는 동시에 알루미늄재 피스톤과 열팽창계수가 유사한 알루미늄 소재를 사용함으로써, 경계면에서의 열팽창 여유를 최소로 하도록 엔진설계를 가능하게 하여 결과적으로 엔진출력을 증가시키는 등의 장점을 지니고 있는 재료로 알려져 있다.[2,3] 실제적으로 알루미늄 합금을 이용한 모노블록 엔진은 선진국의 경우 Bentz 및 G.M. Chevy 등의 자동차 업체에서 개발되어 그 우수성을 실증하여 보고하고 있으나,[4] 재료의 내구성 및 내마멸성 등을 향상시키기 위하여 알루미늄 합금의 개발 및 재료표면에의 내마멸성 부여를 위한 여러가지 시도들이 지속적으로 연구 개발되고 있다.[5,6]

본 연구는 국내 오토바이용 소형엔진의 알루미늄 모노블록화를 위하여 추진되고 있는 연구사업의 일환으로 수행된 연구결과[6]의 관련사항으로서, 알루미늄 합금표면의 내마멸성 향상을 부여하기 위하여

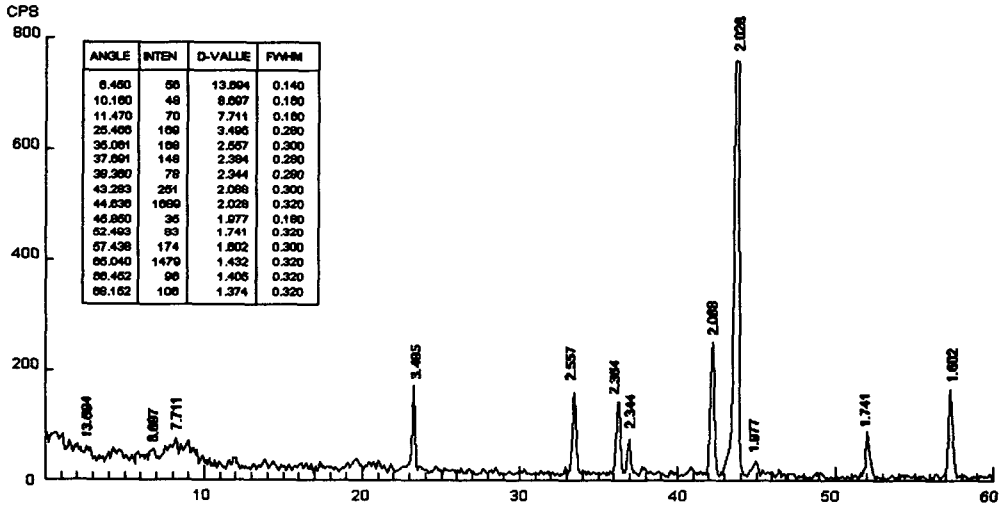
*정회원, 한국과학기술연구원 Tribology연구실
**한국과학기술연구원, 전기화학 연구실

재료표면에 다수의 경질 세라믹재를 코팅하고 이들에 대한 재료표면들의 마찰마멸 특성을 분석 고찰한 결과이다.

2. 시험 재료

본 마찰 및 마멸시험에 사용된 실린더 라이너용 표면재료는 총 12가지로서, 표면의 재료를 분류하면 다음과 같다. 첫째, 현재 내연기관용 엔진의 주된 실린더 라이너 재료로 사용되고 있는 주철재(보론주철) 및 이의 상대비교를 위한 구름베어링재(AISI 52100 steel), 둘째, 본 연구의 관심대상으로 연구되고 있는 알루미늄 합금류(B390,[a] AC8A[b]), 셋째, 알루미늄 재료표면 위에 일정 두께의 세라믹 재료를 입힌 표면코팅 재료들이다. 표면코팅된 재료는 다시 표면코팅방법에 따라 각각 플라즈마(plasma) 용사법을 이용한 WC, CrC, Al_2O_3 등의 세라믹재료들과, 양극불꽃반응전착(anodic spark deposition, ASD) 코팅에 의한 Al_2O_3, Al_2SiO_5, $Na_2B_4O_7$, $Na_4P_2O_7$, Al_2O_3-ZrO_2 등의 세라믹재료들로 나뉘어진다.

세라믹재의 플라즈마 용사는 S사에 의뢰하여 실시되었으며, 역극성아크(non-transfered arc)에 의해 불활성가스로부터 생성되는 플라즈마흐름(속 : 마하2, 중심온도 : 16,500℃)에 피막재료를 투입하고 순간적으로 용융시켜 완전 용융된 분말용사재를 고속으로 분사 밀착시켜 피막을 형성하였다. ASD 코팅방법은 전기화학적인 Cell에 전기화학 반응이 발생할 수 있는 일정전압이나 일정전류를 인가하면 특정한 전해액 내에 용해되어 있는 이온들이 각각의 전극으로 이동하여 반응하여 목적하는 표면에 특정한 재료를 전착시키는 표면코팅방법으로, 전착시 재료표면 온도가 비교적 낮게 제어될 수 있고 전해액 선정에 의해 다양한 재료의 전착층이 얻어지며 플라즈마코팅 방법에 비해 경제적으로 수행될 수 있는 장점을 지니고 있다.[7] 세라믹재의 전착조건은 불꽃반응이 발생하는 일정한 전압하(0-500V, 0-2A)에서 시행되었으며(5-30분), 사용된 전해액들은 0.1 N~0.2 N $NaAlO_2$, 0.1 N Na_2SiO_3, 0.1 N $Na_2B_4O_7$, 0.1 N $Na_4P_2O_7$ 이었다.[6] Al_2O_3-ZrO_2 복합전착코팅은 Russia에서 상기와 같은 ASD 방법으로 처리된 시료로서, 실제적으로 본 시험에서 비교 시험되었다. 전착코팅된 표면층의 구성요소를 파악하기 위하여 X-ray Diffraction, EDAX 등의 분석을 행하였으며, Fig. 1은 0.1 N $NaAlO_2$ 전해액을 이용하여 230 V의 전압하에서 10분간 ASD 전착한 면의 X-ray 회절분석 결과를 보인 예로서, 표면층에 α-Al_2O_3이 전착되어 있음을 보이고 있다.



ANGLE	INTEN	D-VALUE	FWHM
6.460	56	13.894	0.140
10.160	48	8.697	0.160
11.470	70	7.711	0.160
25.466	169	3.496	0.280
35.061	199	2.557	0.300
37.691	148	2.384	0.280
39.360	78	2.344	0.280
43.283	251	2.089	0.300
44.836	1669	2.028	0.320
46.860	35	1.977	0.160
52.493	83	1.741	0.320
57.436	174	1.602	0.300
65.040	1479	1.432	0.320
66.452	96	1.406	0.320
68.162	108	1.374	0.320

Fig. 1 X-ray Diffraction at the surface of anodic spark deposited Alumina

(a) 과공정 Al-Si 알루미늄합금(17% Si, 0.2% Fe, 4.5%Cu, 0.6% Mg)
(b) 공정 Al-Si 알루미늄합금(12% Si, 0.8% Fe, 1.1% Cu, 1.1% Mg, 1.8% Ni)

Table 1 Test material identification

Test materials	Coating	Vickers hardness	Roughness
(Coating/Substrate)			Ra(μm)
WC/B390	Plasma	750 Hv	3.7~0.57
		(4300 Hv)*	
CrC/B390	Plasma	380 Hv	2.5~0.29
		(1300 Hv)*	
Al_2O_3/B390	Plasma	(1200 Hv)*	3.0
Al_2O_3/ZrO_2/B390	ASD	**	
Al_2O_3/Al	ASD	**	5.0~2.5
$Na_2B_4O_7$/Al	ASD	**	2.1~1.7
$Na_4P_2O_5$/Al	ASD	**	2.8
Al_2SiO_5/Al	ASD	**	7.5~4.9
AC8A	Squeeze Casting	110 Hv	0.29~0.16
B390(ADC14)	Squeeze Casting	123 Hv	0.47~0.2
Cast Iron(FC30)		300 Hv	0.90~0.59
AISI 52100(SUJ2)		800 Hv	0.18~0.11

* ( )안의 경도값은 Bulk Material의 경도치를 참고로 인용한 것임.[8]
** 안의 경도는 표면이 거칠고 표면층 두께가 얇아서 경도측정을 못함.

시편은 본 시험에 사용된 Ring-on-Block 시험기 규격에 따라 6×15×10(mm) 크기의 직육면체 형태의 블록들로서 제작가공되었으며, 박판의 모재 위에 코팅방법에 따라 각각 30~300 μm 정도의 세라믹재료를 입힌 코팅층을 다시 모재 위에 부착하여서 시편을 준비하였다. 시편의 표면은 표면경도의 측정 및 표면거칠기 변화에 따른 영향을 배제하기 위하여 알루미나 분말(약 0.5 μm) 등을 이용하여 일정하게 연삭되었으나, 일부 세라믹코팅된 재료들의 경우에 있어서는 표면가공에 따른 영향을 부가적으로 관찰하기 위하여, 상대적으로 거친 코팅면을 갖는 원래 상태 그대로 시험에 사용하기도 하였다. 경도측정은 Vickers Hardness 시험기를 사용하였으며, 시편압 입력은 12.74 N 이었다. 세라믹 코팅재료의 경우 코팅에 사용된 원래 재료의 bulk 상태의 경도(Table 1 참조)에 비해 전반적으로 3~4배가량 떨어지는 결과를 보였으며, 다이어몬드 indentor 압입시 압입면 모서리 주위에서도 별다른 취성크랙 발생을 관찰할 수 없었다. Table 1은 시험에 사용한 재료들의 종류 및 재료에 따른 표면의 경도, 표면거칠기 및 코팅방법 등의 요약이다.

3. 마찰마멸시험

마찰 및 마멸시험에 사용된 시험기는 LFW-1 Friction and Wear Test Machine(ASTM D2714-68)[9]으로, Ring-on-Block 형태의 선접촉(hertzian line contact)으로서 상호 미끄럼 운동을 한다.(Fig. 2 참조) 마찰마멸시험은 오토바이엔진내 실린더 라이너에서의 습식윤활(wet contact)을 모사할 수 있도록 일반 상용엔진윤활유를 윤활제로 사용하였다.

시험 링(ring)은 바깥 직경(d)이 34.9 mm, 두께(t_r)가 약 8.8 mm인 열처리된 탄소강(STPG 42)으로 표면경도 960 Hv이며, 표면거칠기는 Ra=0.1 μm를 사용하였으며, 블록은 가로, 세로, 높이가 각각 15.75, 10.16, 6.35 mm인 직육면체 형태이다. 링의 회전속도는 197 rpm으로 상대 미끄럼 속도는 0.36 m/s이며, 접촉하중은 시험재질에 따

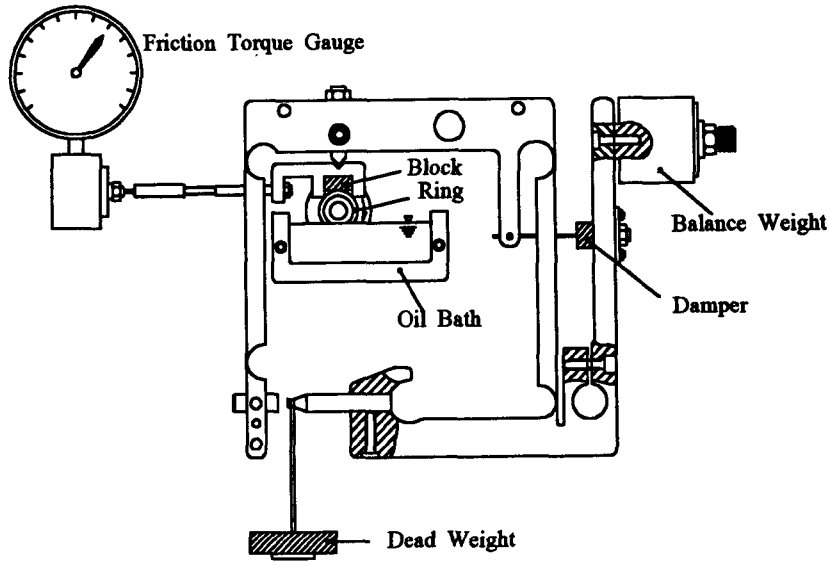


Fig. 2 Schematic view of ring-on-block friction and wear test machine

라 13.6~81.7 kg(30~180 lb) 범위에서 시행하였다. 접촉하중이 시험재질에 따라 변화를 보이는 이유는, 시험 후 시험블록 표면 위에 발생하는 마멸흔(wear scar)의 면적측정을 가시적으로도 용이하게 식별할 수 있음과 아울러, 이들의 면적을 가능한 한 일정한 범위내에 위치하여 시험재질에 따른 시험 접촉응력변화를 제한시키기 위함이었다. (Table 2 참조) 시험블록과 링 접촉면 간의 접촉응력은 시험블록 표면 위의 마멸흔의 면적이 넓어짐에 따라서 점차 감소되는데, 접촉이 탄성변형 하에서 이루어지는 것을 가정하면, 최대 접촉응력, p_0는 다음의 수식에 의하여 계산된다.[10]

$$p_0=\sqrt{\frac{2WE^*}{\pi t_r d}},\quad E^*=\left[\frac{1-\nu_1^2}{E_1}+\frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right]^{-1}$$

위식에서 W는 접촉하중, E^*는 시편재료들의 유효탄성계수, ν는 링 및 시편재료들의 Poisson's ratio, d는 링의 반경방향 직경, t_r는 링의 길이방향 두께를 각각 나타낸다. 시험시편들의 접촉하중은 마멸발생을 짧은 시간내에 가속화시킬 목적으로 시험하중을 가혹하게 설정하였기 때문에(표면 사진 참조) 시험초기의 접촉응력은 대체적으로 재료들의 소성변형 영역이었으나(예 ; WC 코팅의 경우 ; 시험초기의 계산된 최대 탄성접촉응력은 약 500~400 MPa로서, 상기 재료의 항복강도를 상회함), 마멸이 진행됨에 따라 접촉면의 증가에 의해 점차 탄성접촉 영역으로 전환되었을 것으로 본다. 시편의 총 미끄러짐 거리는 1,200 m로 고정하였으며, 발생되는 마찰력을 시험주기당 일정한 간격으로 기록하여 마찰계수의 변화를 측정하였다. 마멸량의 평가는 두가지 방법으로 추후 비교검토하였는데, 첫째 방법은 시험 후의 블록표면에 발생한 마멸흔의 미끄럼방향의 길이를 측정하여 발생된 마멸의 부피를 계산하는 것이고, 둘째는 시험 전후에 블록형태의 시편의 무게변화를 측정하고 재질의 밀도 값을 나누어줌으로써 발생된 마멸량의 부피를 계산하는 것이다. 무게의 측정은 10^{-1} mg 정도까지 측정이 가능한 Digital Balance를 사용하였으며, 측정 전후에 Solvent(Hexane)을 이용하여 시편을 청정하였다. 시험블록의 마멸발생된 체적, V의 산출은 다음 식에 의한다.(r은 링의 반경, t_b는 블록의 두께, L은 블록표면 위에 발생한 미끄럼 방향의 마멸흔 길이)

$$V=\left\{r^2\sin^{-1}\left(\frac{L}{2r}\right)-\frac{L}{2}r\left(1-\frac{1}{2}\left(\frac{L}{2r}\right)^2\right)\right\}t_b$$

윤활방법은 유욕법(oil bath) 형태로서 링의 회전에 따라 욕조내의 윤활유가 링의 표면을 따라 접촉면에 주입되도록 되어 있으며, 사용된 윤활유는 SG급 내연기관용 상용 엔진윤활유(10 W −30)이다. 시험온도 및 대기조건은 온도 20±5℃ 정도의 실내 상태이다.

Table 2 Test results

Sample	Density* (kg/cm³)	Load (kg)	Coef. of Friction (-)	Wear of Block (g)	Wear Volume 1 (mm³)	Wear Scar (μm)	Wear Volume 2 (mm³)	Specific wear rate 1 (mm³/Nm)	Specific wear rate 2 (mm³/Nm)
WC	15.5	54.5	0.106	5.6e-4	3.6e-5	900	2.1e-5	1.3e-7	8.1e-8
WC	15.5	81.7	0.128	1.6e-3	1.0e-4	1100	3.9e-5	2.6e-7	9.8e-8
WC	15.5	81.7	0.119	3.2e-4	2.1e-5	1100	3.9e-5	5.2e-8	9.8e-8
WC	15.5	81.7	0.127	8.9e-5	5.2e-6	800	1.5e-5	1.3e-8	3.8e-8
WC	15.5	54.5	0.119	4.0e-4	2.6e-5	850	1.5e-5	1.3e-8	3.8e-8
CrC	6.68	54.5	0.113	1.1e-3	1.6e-4	1100	3.9e-5	6.2e-7	1.5e-7
CrC	6.68	81.7	0.119	7.1e-4	1.1e-4	1250	5.7e-5	2.7e-7	1.4e-7
CrC	6.68	81.7	0.133	7.1e-4	1.1e-4	1200	2.8e-5	2.7e-7	7.1e-8
CrC	6.68	54.5	0.118	3.2e-4	4.8e-5	1000	2.9e-5	1.8e-7	1.1e-7
Al_2O_3[1]	3.70	27.2	0.108	-	-	-	-	-	-
Al_2O_3[1]	3.70	54.5	0.124	1.6e-4	4.3e-5	925	2.3e-5	1.6e-7	8.8e-8
Al_2O_3[1]	3.70	81.7	0.147	8.2e-4	2.2e-4	1000	3.1e-5	156e-7	7.9e-8
Al_2O_3/ZrO_2	3.70	54.5	0.142	2.7e-4	7.3e-5	1550	1.1e-4	2.8e-7	4.1e-7
Al_2O_3/ZrO_2	3.70	27.2	0.083	7.8e-4	2.1e-4	-	-	1.6e-6	-
$Na_2B_4O_7$	-	13.6	0.113	3.7e-4	-	2000	2.3e-4	-	3.5e-7
$Na_2B_4O_7$	-	13.6	0.103	9.7e-4	-	2500	4.7e-4	-	7.2e-6
Al_2O_3[2]	3.70	27.2	0.102	1.6e-3	4.3e-4	1200	5.1e-t	3.3e-6	3.8e-7
$Na_4P_2O_7$	-	13.6	0.153	1.2e-3	-	1050	3.3e-5	-	5.0e-7
$Na_4P_2O_7$	-	13.6	0.123	5.3e-4	-	-	-	-	-
$Na_4P_2O_7$	-	13.6	0.083	2.6e-4	-	950	2.5e-5	-	3.5e-7
Al_2SiO_5	-	27.2	0.190	-	-	1200	5.2e-5	-	3.9e-7
Al_2SiO_5	-	54.5	0.150	-	-	2500	4.4e-4	-	1.7e-6
Al_2SiO_5	-	27.2	0.125	-	-	-	-	-	-
AC8A	2.70	27.2	0.025	1.7e-2	6.3e-3	6000	6.3e-3	4.8e-5	4.8e-5
AC8A	2.70	13.6	0.022	7.4e-4	2.7e-4	-	-	4.1e-6	-
AISI52100	7.80	27.2	0.103	1.1e-4	1.4e-5	640	7.9e-6	1.1e-7	6.0e-8
AISI52100	7.80	54.5	0.101	1.3e-4	1.7e-5	650	8.4e-6	6.3e-8	3.2e-8
B390	2.60	13.6	0.053	2.5e-4	9.6e-5	-	-	1.5e-6	-
B390	2.60	27.2	0.072	6.8e-4	2.6e-4	-	-	2.0e-6	-
B390	2.60	27.2	0.058	3.4e-4	1.3e-4	1600	1.2e-4	9.9e-7	8.9e-7
Cast Iron	7.50	27.2	0.097	1.8e-4	2.4e-5	1000	2.9e-5	1.8e-7	2.1e-7
Cast Iron	7.50	27.2	0.098	1.0e-4	1.3e-5	950	2.5e-5	1.0e-7	1.9e-7

(주) 1. Al_2O_3[1]는 Plasma 코팅에 의한 재료.
2. Al_2O_3[2]는 ASD 코팅에 의한 재료.
3. * : 시험재료들의 밀도값의 Data 는 'Metals Reference Book'[Ref. 8]에 의함.
4. Data가 공란인 곳 ('-' 표시)은 측정이 불가능하였거나, 관련 Data 부족에 의함.

4. 시험결과

시험결과에서 보인 것 중, Wear Volume 1은 시험블록에서 발생한 마멸의 중량을 재료의 밀도 값으로 나누어서 환산한 마멸발생 부피값이며, 반면에 Wear Volume 2는 마멸흔 값을 기준으로 하여 마멸발생 부피를 계산한 결과이다. 이와 같이 두가지 측면으로부터 마멸량을 구한 이유는 재료에 따라 재료의 밀도값을 알 수 없어서 무게측정 방법에 의하여는 마멸발생 부피를 계산하기 불가능하였기 때문이며, 아울러 무게측정에 의한 방법과 마멸흔 길이측정에 의한 방법에 마멸량을 각각 구하여 그 결과들을 상호 비교하기 위함이었다. 아래 시험결과에서 나타난 바와 같이 상호 결과들은 약간의 차이를 제외하고는 비슷한 order내에서 상호 일치함을 알 수 있었으며, 이후의 결과분석에서는 재료의 밀도 값을 알지 못하는 경우(예, ASD coating 재료)를 제외하고는 무게측정 결과에 의해 계산된 마멸량 값을 발생된 마멸부피 결과로 사용하였다. 마멸율(wear rate)은 다음과 같이 정의한다.

$$\text{Wear rate, } R=\frac{\text{Volume of worn surface}}{\text{Sliding distance}}$$

본 시험결과에서는 재료들의 시험평가를 위하여 30~180 lb 범위의 광범위한 접촉하중을 사용하였기 때문에, 이들 상호 다른 접촉하중에서의 마멸량 효과를 고려하기 위하여, 위의 마멸율을 다시 접촉하중으로 나누어 재료변화에 따른 비마멸율을 계산하였다. 즉 본 시험결과의 상대 비교평가를 위하여 정의된 비마멸율(specific wear rate)는 다음과 같다.

$$\text{Specific wear rate}=\frac{\text{Volume of worn surface}}{\text{Sliding distance } x \text{ applied load}}$$

5. 시험분석 및 고찰

5.1 표면코팅에 따른 마찰계수 및 마멸율 변화

Fig. 3과 Fig. 4 각 시편의 표면재료에 따른 마찰계수 및 마멸율의 측정결과로서, 반복시험결과의 평균값을 나타낸다. Fig. 3 및 4의 결과들을 표면코팅법 및 bulk 재료별로 나누어 살펴보면 다음과 같다. 실린더 라이너재료인 보론주철의 마찰계수가 약 0.10 정도인 반면에, 알루미늄 모재 표면에 세라믹재를 코팅한 시험재료(plasma coating 및 ASD coating) 들에서의 마찰계수는 대략 0.12 정도로 약간 높은 값을 보인다. 일반적으로 세라믹코팅 시험블록의 표면에서 링표면으로부터의 물질전이(mass transfer)현상이 (특히 CrC, Al_2O_3-ZrO_2) 심하게 발생됨을 관찰할 수 있었는데(Fig. 6(b), Fig. 8(b) 참조), 이와 같은 결과는 양 접촉면에서 발생된 표면돌기접촉(asperity contact)에 의한 응착(adhesion)현상에 의한 것으로써, 용융점이 낮은 metal로부터 세라믹 표면으로 물질전이가 발생한다고 설명할 수 있다. 세라믹재료의 마찰계수 증가현상은 일반적으로 세라믹재료의 화학적 안정성의 특성에 의하여도 설명될 수 있는데, 이는 화학적으로 안정한 세라믹 표면과 엔진윤활유에 함유된 마찰감소 및 내마멸성 향상 첨가제 성분이 반응을 충분히 하지 못할 것이라는 관련 연구결과[11]로 마

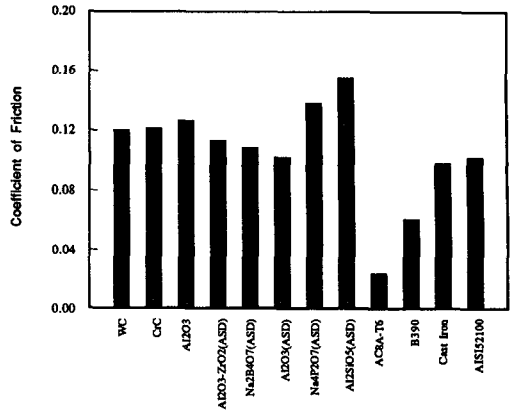


Fig. 3 *Coefficients of friction of test materials*

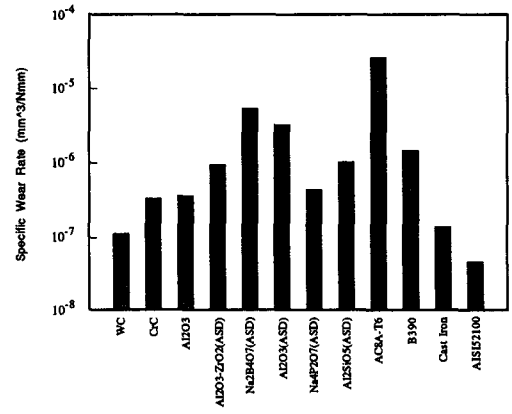
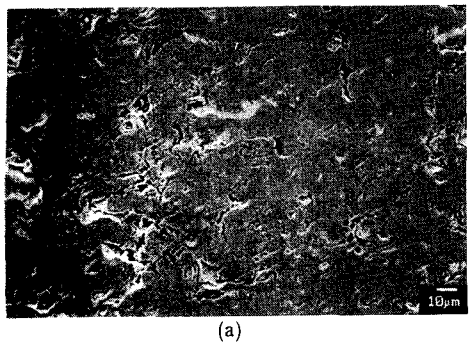


Fig. 4 Specific wear rates of test materials

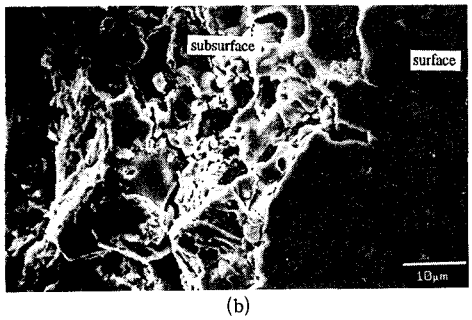
찰계수 증가의 이유를 설명할 수 있다. 알루미늄 합금들의 재료에서는 0.025~0.06 사이의 아주 낮은 마찰계수 값들이 얻어졌는데, 이 결과는 알루미늄 모노블록을 사용할 경우 현재의 주철재 실린더 라이너를 사용하는 경우보다 낮은 에너지의 마찰손실을 기대할 수 있다는 결과를 보여주고 있다. 다만 본 시험결과에서 언급해야 할 사실은 상대적으로 낮은 접촉하중(13.6~27.2 kg) 범위에서의 시험에서 발생된 마멸흔의 크기들이 재료의 낮은 경도에 의하여 매우 크게 발생함으로서, 링과 시험블록 사이의 접촉이 마치 저널베어링의 형태를 갖게 되고 따라서 유체윤활 효과가 상대적으로 높았다는 사실이다. 실제로 이들 시편들의 접촉초기에서 발생되었던 마찰계수 값은 대략 0.08 정도로 높았고, 이후 마멸이 진행되어 마멸흔 길이가 증가함에 따라 마찰계수가 급격한 감소를 보였다. 위의 값들은 마찰계수가 정상상태의 크기를 보인 시점에서의 값을 나타낸 것이지만, 실제 실린더 라이너에서의 접촉조건(승용차용 피스톤 링 면압 : 약 300 kPa)을 감안해 보면, 실제에서는 이와 다른 값을 가질 수 있으며, 본 시험에서 얻은 절대값의 단순비교는 무의미하다. 참고로 선택한 베어링재료(AISI 52100)의 경우는 주철재 재료와 비슷한 수준의 마찰계수 값을 보였다. 마멸율의 경우, 주철재 실린더 라이너재료에 비해서 낮은 마멸율을 보이는 재료는 Plasma coating된 WC 세라믹재와 베어링재 AISI 52100 steel 두가지 뿐이었다. 이 결과는 재료표면에서의 경도 값의 (Table 1 참조) 비교에서 나타난 바와 같았다. 다만 Fig. 4에서 비교된 재료에 따른 비마멸율은 여러가지 접촉하중 하에서 얻은 결과를 '마멸의 발생은 접촉하중에 선형적으로 비례한다'는 임의 가정하에 정의하여 얻어진 결과이므로, 이들 평균값의 절대적 비교는 실제 상태와 비교하여 어느 정도 달라질 수 있음을 감안해야 하며, 이들의 상대적인 우열을 비교하는 것에서 평가하여야 한다. WC, CrC 및 Alumina 세라믹재료를 플라즈마코팅한 시험시편의 경우, 시험 후의 마멸흔을 측정할 수 있도록 접촉하중(54.5~81.7 kg)이 여타 시험재료에 비해 상대적으로 2~3배 가량 높았기 때문에 마멸율이 상대적으로 높았을 가능성도 배제할 수 없다. 그러나 한편으로는 플라즈마 용사법으로 표면코팅된 세라믹재료들의 경도들이 bulk 세라믹재료에 비해 3~5배 가량 낮게 측정된 결과를 보면, 표면코팅된 세라믹층의 재료성질이 bulk 세라믹재료에 비해 상당히 다름을 알 수 있었으며, 이 후의 마멸이 발생한 표면의 관찰에서도 세라믹재료들의 전형적인 마멸기구[12]와 다른 마멸특성(예, 취성파괴, 소성변형천이) 등을 관찰할 수 있었다. ASD(anodic sparking deposition) 표면코팅한 재료들은 재료의 종류에 따라 마멸율이 큰 차이를 보이는데, 대략적으로 알루미늄 합금재료의 마멸율보다는 낮은 경향을 보인다. 마멸율의 감소현상은 재료표면 위에 코팅된 경한 세라믹 층의 표면경도 증가에 의한 것으로 사료되나, 이들 재료들의 표면코팅 층이 너무 얇고 (20~30 μm) 표면이 거칠어서 실제적으로 표면경도 측정을 행하여 확인할 수 없었다. 플라즈마코팅된 세라믹재료들에 비해 상대적으로 높은 마멸율을 나타낸 이유는 상대적으로 코팅된 재료들이 연한 재료이기도 하였지만, 코팅방법에 따른 표면층의 기계적/재료적 특성 등이 플라즈마코팅 방법에 비해 우수하지 못함에 기인된 결과로 사료된다. (마멸특성 참조)

5.2 재료에 따른 마멸발생기구 및 마멸특성

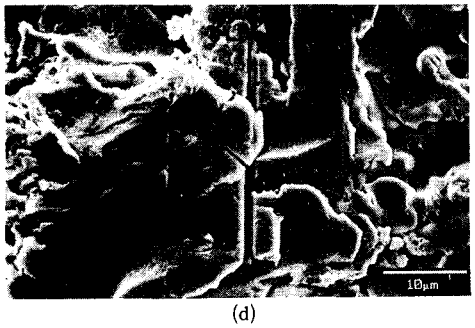
Fig. 5는 플라즈마 표면코팅된 WC 재료표면의 모습이다. Fig. 5(a)는 매끄럽게 연삭된 재료표면의 모습을, Fig. 5(b)는 표면 edge부근에 표면층이 일부 떨어져나간 모습인데, 모재로부터 표면하층부의 코팅이 적층된 모습을 엿볼 수 있다. 전반적으로 코팅층은 밀집되어 적층된 듯 하며, 내부에 코팅재의 용사에 따른 기공 및 재료흠집 등이 존재하고 있는 모습임을 알 수 있다. Fig. 5(c)는 마멸흔의 모습으로 표면 위에 연삭마멸(abrasive wear) 발생의 흔적을 보이는 미끄럼방향의 슬라이딩 마크가 관찰되었고, Fig. 5(d)와 같은 재료표면에서의 취성크랙발생 현상도 일부 관찰되었다. 주된 마멸발생기구는 재료표면의 연삭마멸 현상이 주된 원인이다. Fig. 6는 CrC의 코팅표면이다. Fig. 6(a)는 마멸시험 전의 표면으로서 코팅된 재료표면이 약간 거칠고 표면연삭에 의하여 발생한 작은 마멸입자들이 여기저기 분포하고 있음을 보여준다. 마멸이 진행된 표면은 Fig. 6(b)에서 관찰할 수 있듯이 초기의 거친 표면돌기들이 연삭마멸에 의하여 전반적으로 소성변형되어 매끄러운 표면을 지니는 모습을 보이고 있으며, 특히 표면 위에 링으로부터의 물질전이 현상이 심하게 발생하여 표면 전반에 걸쳐 Fe성분이 미끄럼 방향의 슬라이딩마크 형태로 전이된 것을 볼 수 있다. 전반적인 마멸생성기구는 ring 표면의 표면돌기에 의한 Ploughing Wear이



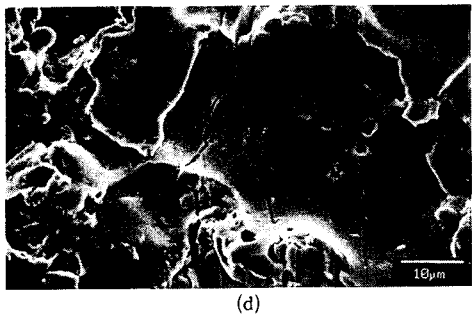
(a)



(b)

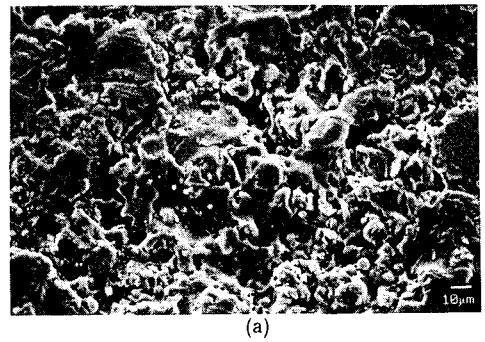


(d)



(d)

Fig. 5 (a) Polished virgin surface of a plasma coated WC
(b) Surface edge view of a plasma coated WC
(c) Sliding marks on the surface of a plasma coated WC
(d) Brittle cracks of a plasma coated WC surface



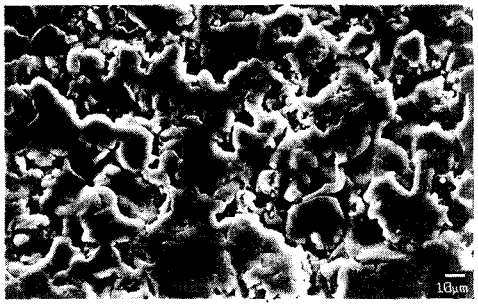
(a)

(b)

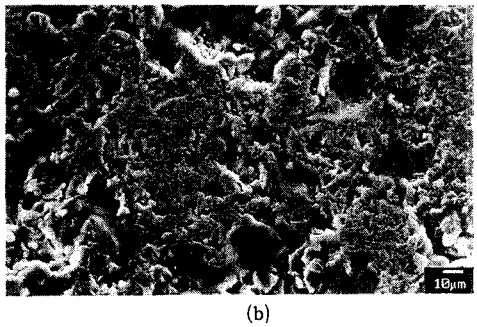
Fig. 6 (a) Virgin surface of a plasma coated CrC
(b) Plastically deformed surface of a plasma coated CrC

며, 링 표면의 응착마멸 발생이 관찰되었다. 또한 일부 접촉표면 하층에서 재료의 취성크랙 현상이 발견되었다. Fig. 7은 플라즈마 용사에 의한 Alumina재료의 모습이다. Fig. 7(a)은 마멸시험 전의 코팅된 재료표면의 모습이다. 상기 재료의 마멸발생기구는 Fig. 7(b)에서 볼 수 있는 표면 전반에 걸친 소성변형 및 이외의 Ploughing Wear이었으며, Fig. 7(c)와 같이 일부 취성파괴 발생에 의한 마멸현상이 관찰되었다. Fig. 8은 ASD 표면코팅법에 의한 Alumina-Zirconia 복합 세라믹재료의 표면 모습이다. Fig. 8(a)은 코팅된 전 표면에 걸쳐 관찰되는 모습으로, 코팅 시 발생되는 고압의 발생가스가 재료표면으로 분출되면서 재료표면에 수많은 분화구들을 야기시킨 것으로 추정되며, 이와 동시에 발생 수반될 것으로 추정되는 극심한 열응력에 의하여 분화구 주변에 걸쳐 많은 취성크랙의 모습을 보이고 있다. Fig. 8(b)는 마멸시험 후의 모습으로 마멸시험 전 재료표면 위에 불안정하게 적층되었던 코팅층이 높은 압축하중 및 전단응력을 받아서 일종의 crushing된 모습을 볼 수 있

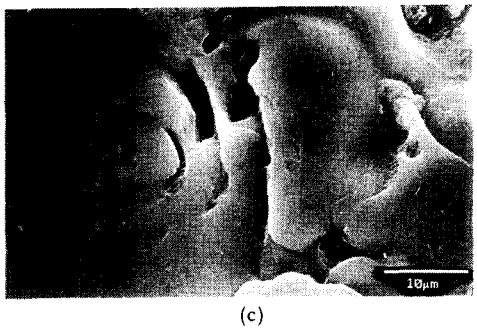
다. 주된 마멸생성기구는 불안정한 코팅층의 구조에서 기인되는 적층된 코팅층으로의 압축하중에 의한 buckling 발생과 높은 열응력 결과에 의해 잔류되어 있는 취성의 코팅층이 취성파괴되어 재료 전반에 걸쳐 crushing 되는 것으로 사료된다. Fig. 9은 ASD 코팅에 의한 Alumina 재료의 모습이다. 코팅된 재료표면의 모습은 앞서의 ASD 표면코팅법에 의한 Alumina-Zirconia 복합 세라믹재료 표면의 모습과 매우 유사하였으나, Alumina-Zirconia에 비해서 약간 상이한 마멸발생의 모습을 지



(a)

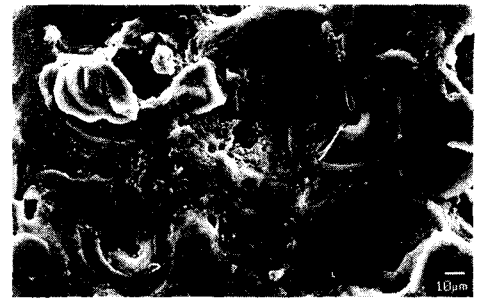


(b)

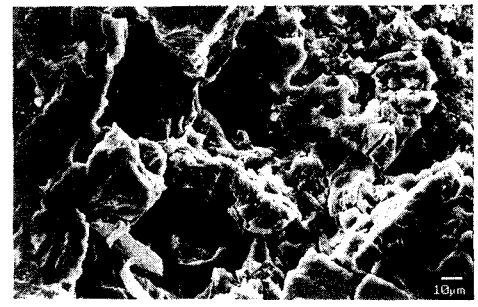


(c)

Fig. 7 (a) Virgin surface of a plasma coated alumina
(b) Plastically deformed surface of a plasma coated alumina
(c) Brittle fractures of a plasma coated alumina surface

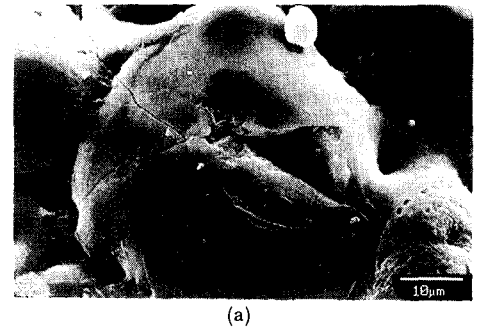


(a)

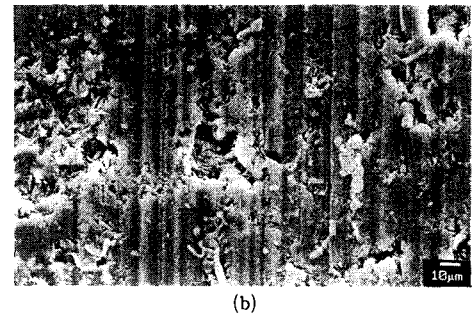


(b)

Fig. 8 (a) Virgin surface of an ASD coated alumina-zirconia composite
(b) Worn surface of and ASD coated aluminal-zirconia composite

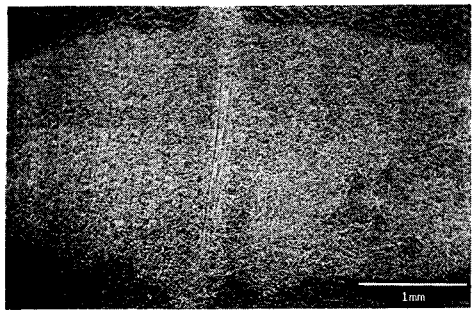


(a)

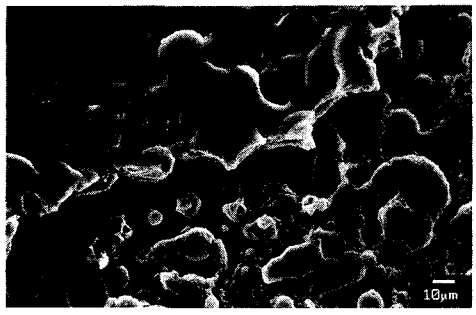


(b)

Fig. 9 (a) Brittle cracks on the worn surface of an ASD coated alumina
(b) Plastically deformed surface of an ASD coated alumina



(a)



(b)

Fig. 10 (a) Wear scar of an ASD coated $Na_2B_4O_7$
(b) Wear scar boundary of an ASD coated $Na_2B_4O_7$ showing the macro brittle fracture

니고 있다. 전반적인 마멸발생기구는 Fig. 9(a)와 같은 표면의 crushing 혹은 취성파괴 발생이나, 코팅된 모재재료 근처의 내부의 코팅층에서는 코팅층이 심한 소성변형의 모습을 보이고 있다. (Fig. 9(b)) 이러한 코팅층 깊이에 따른 마멸발생기구의 특성은 재료표면의 코팅과정에 따라 점착된 코팅재의 재료적변화 현상을 엿보이게 한다. ASD 코팅에 의한 기타 재료들의 모습들은 대략적으로 유사하였으나, $Na_2B_4O_7$의 경우 매우 특이한 모습이 관찰되었다. Fig. 10 은 이들의 모습이다. Fig. 10(a)은 시편표면 위의 마멸흔 모습으로 그림에서는 확연한 분별이 어려우나, 실제 접촉한 중심부분의 마멸흔을 중심으로 위아래 부근에서 재료표면 전반적으로 취성파괴가 발생하여 실제 마멸흔 크기의 대략 2배 가량의 코팅면이 재료표면에서 박리되는 모습이 관찰되었다. Fig. 10(b)는 재료표면이 취성파괴에 의하여 박리된 표면과 원래의 코팅 모습을 보이고 있는 경계면의 모습으로서, 재료의 높은 취성과 아울러 코팅층과 모재사이의 매우 약한 점착력의 결과로서 표면층이 광범위하게 탈락된 모습을 보이고 있다. 실제 마멸흔내의 표면에서는 crushing 발생과 취성파괴 현상을 관찰할 수 있었다.

6. 요약 및 결론

본 연구에서 수행된 마찰 및 마멸시험은 연구수행의 궁극적인 대상인 알루미늄 모노블록 재질로서 연구추진되고 있는 알루미늄 합금표면의 기계적 성질을 우수하게 증진시키는 목적으로, 표면 위에 여러가지 방법에 의한 경질의 세라믹재 표면코팅을 시도한 것들을 대상으로, 내마멸성을 증가시키고 마찰력 감소 등의 우수한 표면 성질을 얻을 수 있는 최적의 방법을 찾기 위하여 수행되었다. 재료표면의 내마멸성을 향상시키기 위하여 플라즈마 용사법 및 ASD방법에 의한 세라믹재료들의 표면코팅이 수행되었으며, 비교 대상으로 알루미늄 합금 및 철재류 등의 재료들을 선정하여 이들의 내마멸 특성과 마찰특성을 비교시험하였다. 시험결과에 의하면 본 연구의 주요 대상인 B390 알루미늄 합금은 실린더 라이너재료로 사용할 경우, 현재의 주철재에 비하여 마찰손실은 줄일 수 있으나, 재질의 낮은 강도에 기인되어 내마멸성이 낮아지는 결과를 얻었다. 상기의 소재표면을 경질의 세라믹재료로 표면코팅한 결과로 인하여 내마멸성은 증가하였지만, 마찰계수의 증가현상과 취성파괴 발생 등 마멸생성기구의 변화 등이 관찰되었다. 시험대상 중 플라즈마 용사에 의한 모재 위의 세라믹코팅된 재료들이 내마멸성과 관련하여 우수한 특성을 보인 것으로 나타났으나, 표면코팅시 세라믹재료들의 본래의 기계적 강도가 크게 떨어지는 등 상기 방법 적용과 관련하여 추후 연구개선될 사항으로 지적되었다.

후 기

본 연구는 공업기반기술 사업의 일환으로 효성기계(주)의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고문헌

(1) Hocking, M.G., Vasantasree, V. and Sidky, P. S., 1989, "Metallic and Ceramic Coatings," Long-

man Scientific & Technical, New York.

(2) Krishnan, B. P., Smith, D. M. and Henkel, G., 1987, "AlSiGr-A Dream Alloy for IC Engine Cylinders?," SAE Trans. 860063, Vol. 95, pp. 1385~1399.

(3) Hayyashi, T., Ushio, H. and Ebisawa, M., 1991, "Production Process of Metal Matrix Composite (MMC) Engine Block," SAE Trans. 910835, Vol. 100, pp. 826~838.

(4) Ostermann, A., Hubner, H. and Welker, K., May 1977, MAHLE Symposium.

(5) Hayyashi, T., Ushio, H. and Ebisawa, M., 1989, "The Properties of Hybrid Fiber Reinforced Metal and its Application for Engine Block," SAE Trans. 890557, Vol. 98, pp. 506~515.

(6) 권오관 외, 1992, "오토바이용 알루미늄 엔진모노블록 및 윤활마멸 특성기술 개발에 관한 연구 (Ⅲ)," IST 연구보고서 BS I1372(1~3)-4388-1.

(7) Brown, S. D., Wirtz, G.P. and Kriven, W.M., 1991, "Anodic Spark Deposition-A Novel Approach to Ceramic Coatings," High Performance Ceramic Films and Coatings, Edited by P. Vincenzini, Elsevier Science Publishers B. V., pp. 221~232.

(8) Smithells, S. C., 1967, "Metals Reference Book," 4th Edition, Butterworths, London.

(9) ASTM Test Method, D2714-68, 1978, Calibration and Operation of the Alpha Model (LFW-1 Friction and Wear Testing Machine).

(10) Johnson, K. L., 1987, "Contact Mechanics," Cambridge University Press, Cambridge.

(11) Buckley, D.H. and Miyoshi, K., 1984, "Friction and Wear of Ceramics," Wear, 100. pp. 333~353.

(12) Lawn, B. and Wilshaw, R., 1975, "Review-Indentation Fracture: Principles and Applications," J. of Mat. Sci. 20, pp. 1049~1081.