

## 통전가압 소결된 Co-Fe, Co-Ni 소결체의 미끄럼 마찰 및 마멸거동

권용진 · 김태웅\* · 김용석

국민대학교 신소재공학부

\*이화다이아몬드공업(주) 기술연구소

## Sliding Wear and Friction Behavior of Electro-Pressure Sintered Co-Fe and Co-Ni Compacts

Yong Jin Kwon, Tai-Woung Kim\* and Yong-Suk Kim

School of Advanced Materials Engineering, Kookmin University, Seoul 136-702, Korea

\* Research Center, Ehwa Diamond Ind. Co., Ltd., Osan-City, Kyungki-do 447-804, Korea

(Received 20 September 2004 ; Accepted form 21 October 2004)

**Abstract** Dry sliding wear behavior of electro-pressure sintered Co-Fe and Co-Ni compacts was investigated. Pin-on-disk wear tests were performed on the sintered Co-Fe, Co-Ni disks against alumina ( $Al_2O_3$ ) and silica ( $SiO_2$ ) balls at various loads ranging from 3N to 12N. A constant sliding speed of 0.1m/sec was employed. Wear rate was calculated by dividing the weight loss of a specimen by the measured specific gravity and sliding distance. Worn surfaces and cross-sections of the specimens were examined using an SEM and EDS to investigate wear mechanism of the compacts. The wear behavior of the compacts were discussed as a function of their composition. Effects of mechanical properties of the compact as well as oxide layers formed on wearing surface on the wear were also discussed.

**Key words** : Co-Fe, Co-Ni, diamond saw, sliding wear, electro-pressure sintering

### 1. 서 론

Co와 Co기 분말 소결체는 써멧(cermet) 등 내마멸 절삭공구의 기지재로 널리 사용되는데, 특히 석재의 절삭 가공을 위한 다이아몬드 톱 블레이드(diamond saw blade)의 세그먼트(segment) 기지 소재로 그 유용성이 높다. 이는 이들 소결체의 다이아몬드 입자 지지력이 고온 가압 소결 공정을 거친 후에도 우수하고, 석재를 절삭할 때 적절한 마멸(wear) 특성을 나타내는 때문이다<sup>1)</sup>. 그러나 Co 분말은 그 가격이 고가이고, 생산 지역이 편중된 관계로 국제 원자재 수급 상황에 따라 그 가격 변동의 폭이 매우 크다<sup>2)</sup>. 이와 같은 Co 분말 수급 상의 문제점을 극복하기 위하여, 1990년대부터 Fe기 분말과 Cu기 분말 그리고 화학적으로 혼합금화(pre-alloyed)된 분말 등이 개

발되어 다이아몬드 톱 블레이드의 세그먼트 기지로 일부 사용되어 오고 있다<sup>3, 4)</sup>. 그러나 현재까지 이들 Co 대체 분말들은 Co 분말이 지닌 고유한 물성을 완벽히 구현하지 못하고 있는 실정이다.

다이아몬드 톱 블레이드의 세그먼트는 다이아몬드 입자와 다이아몬드를 유지하는 기지재인 금속본드로 구성된 복합재료이다. 톱의 절삭 성능을 좌우하는 다이아몬드 입자의 물성이 세그먼트 제작 과정 중에 열화 되지 않도록, 기지재인 금속본드는 고온에서 짧은 시간 동안 소결된다. 다이아몬드 톱은 피삭재를 절삭할 때, 절삭제로부터 생성되는 절삭 부스러기(debris)에 의한 마식(erosion), 2, 3차 연삭(2, 3-body abrasion) 등 다양한 마멸 조건 하에 놓이게 된다. 이에 따라 세그먼트의 금속본드 기지 역시 복잡한 마멸 작용을 겪게 되고, 금속본드의 마멸특성은 다이아

몬드 톱의 수명 및 성능을 좌우하는 매우 중요한 물성이 된다. 복합적인 마멸 조건으로 인하여, 다이아몬드 톱에 사용되는 금속본드 소결체는 일반적인 금속재료와는 매우 다른 마멸특성을 나타낼 것으로 예상되지만, 현재까지 다이아몬드 톱에 관한 연구는 절삭용 다이아몬드의 자체 물성과 금속본드의 다이아몬드 입자 지지력 등에만 집중되어 왔고, 세그먼트의 기지인 금속본드의 마멸 특성에 관하여는 보고된 연구 결과가 매우 드문 실정이다.

본 연구는 통전 가압 소결된 Co-Fe, Co-Ni 소결체의 마멸특성을 분석하는 목적으로 수행되었다. 상대적으로 저가인 Fe와 Ni 분말을 Co에 첨가하고 소결시킨 후, 소결체의 마멸 특성을 100% Co 소결체의 마멸특성과 비교하여, 첨가된 Fe와 Ni 분말이 소결체의 마멸특성에 미치는 영향을 고찰하였다. 소결체의 마멸상대재로는, 주요 절삭재인 석재의 주요 성분인 실리카( $\text{SiO}_2$ )와 알루미늄( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 두 종류 상대재를 사용하였다. Co-Fe, Co-Ni 두 소결체의 조성을 각각 변화시켜, 소결체의 조성 변화와 마멸상대재의 변화가 금속 본드의 마멸거동에 미치는 영향을 분석하였다. 마멸 시험 후, 소결체의 마멸면과 마멸단면을 SEM 및 EDS로 분석하여, 통전 가압 소결된 Co-Fe, Co-Ni system의 마멸기구 규명에 이용하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에 사용된 소결체 시편과 그 조성을 표 1에 나타내었다. Co-Fe, Co-Ni 각 시스템에서 Fe와 Ni의 조성이 무게비 20%~80%로 변화되었다. 미끄럼 마멸 시험 용 소결체 시편은 표 1에 나타낸 조성으로 직경이 10 mm 이내인 각 원소 분말을 혼합한 후, 통전 가압 소결하여 직경 30 mm, 두께 7 mm의 디스크(disk) 형태로 제작되었다. 소결된 시편의 가공도를 표 2에 나타내었다. 디스크 마멸시편의 표면을 2000번까지의 연마지로 연마하여, 시험에 사용된 전 시편의 표면 조도가 균일하도록 하였다.

미끄럼 마멸시험은 pin-on-disk 형태의 마멸시험기를 사용하여 상온, 대기 중에서 실시되었다. 마멸 시험 도중 시편 미끄럼 방향(측방향)의 힘을 연속적으로 측정하여 마멸 시험 중에 변화하는 마찰계수를 실시간으로 계산하였다. 마멸시험 시 일정한 마멸조건을 유지하기 위하여 시험온도는  $23 \pm 2^\circ\text{C}$ , 습도는  $40 \pm 5\%$ 로 고정시켰고, 미끄럼 거리는 1000 m, 디스크 시편 위에 마멸상대재와의 접촉에 의해 형성되는 마멸 트랙의 반경은 10 mm로 각각 일정하게 유지하였다. 마멸하중으로는 3N, 7N 및 12N의 세 하중을 사용하였고, 마멸 하중 변화에 따른 시편의 마멸량

Table 1. Materials used for the present wear tests

Co-Fe System		Co-Ni System	
Material	Designation	Material	Designation
100 wt.% Co	100Co	100 wt.% Co	100Co
80 wt.% Co-20wt.% Fe	80Co-20Fe	80 wt.% Co-20 wt.% Ni	Ni80Co-20Ni
60 wt.% Co-40wt.% Fe	60Co-40Fe	60 wt.% Co-40 wt.% Ni	Ni60Co-40Ni
40 wt.% Co-60wt.% Fe	40Co-60Fe	40 wt.% Co-60 wt.% Ni	Ni40Co-60Ni
20 wt.% Co-80wt.% Fe	20Co-80Fe	20 wt.% Co-80 wt.% Ni	Ni20Co-80Ni
100 wt.% Fe	100Fe	100 wt.% Ni	100Ni

Table 2. Porosity of the sintered disk specimens

Co-Fe System		Co-Ni System	
Specimen	Porosity (%)	Specimen	Porosity (%)
100Co	2.06	100Co	2.06
80Co-20Fe	2.52	80Co-20Ni	2.66
60Co-40Fe	7.98	60Co-40Ni	4.12
40Co-60Fe	9.58	40Co-60Ni	4.7
20Co-80Fe	9.77	20Co-80Ni	5.72
100Fe	7.38	100Ni	6.27

변화를 측정하였다. 마멸시험 전 후의 시편의 무게변화를 정밀도  $10^{-5}$ g의 전자저울로 측정하고, 측정된 시편의 무게 변화량을 시편의 밀도로 나누어 산출된 부피 변화량을 시편의 마멸량으로 하였다. 본 연구에서는 이 같이 산출한 마멸량을 미끄럼 시험된 마멸거리로 나누어 마멸속도를 계산하였다. 마멸시험 결과의 재현성을 확인하고 정확도를 높이기 위하여, 각 조성의 시편마다 동일한 마멸 시험조건 하에서 마멸 시험을 3번 이상 행하고, 시험 결과의 평균값을 그 시편의 마멸속도로 취하였다. 석재 가공용 다이아몬드 톱의 실제 사용 조건과 가능한 유사한 조건으로 마멸시험을 행하기 위하여, 알루미나( $Al_2O_3$ )와 실리카( $SiO_2$ )를 금속본드 소결체 시편의 마멸 상대재로 사용하였다. 표 3에 본 연구에 사용된 마멸상대재의 물성을 나타내었다.

만능시험기를 이용하여 금속본드 소결체의 상온 압축시험을  $10^{-3}$ /sec의 변형률 속도로 행하고, 0.2% 항복강도와 가공경화지수를 구하였고, 로크웰 경도시험기를 이용하여 소결체의 HRB 경도를 측정하였다. SEM과 EDS를 이용하여 마멸된 시편의 표면과 마멸 단면, 그리고 마멸입자를 관찰하여, 금속본드 소결체의 마멸기구 분석에 이용하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

Co-Fe 소결체 각 조성 시편의 기계적 물성치 측정 결과를 그림 1에 나타내었다. Co-Fe 계의 경우 Fe 함량이 증가하면서, 경도와 0.2% 항복강도는 감소하였으나, Fe 조성이 40~60 wt.%인 구간에서 일시적인 경도와 가공경화지수의 증가가 관찰되었다. 이들 조성의 Fe-Co 소결체는 또한 낮은 파괴인성 에너지를 나타내었다. Fe 함량이 40~60 wt.%인 구간에서 나타나는 이와 같은 Fe-Co 소결체의 기계적 물성의 변화는 CsCl 구조의 FeCo 초격자가 이 조성의 소결체에 생성된 때문으로 여겨지고, 이같은 결과는 기 보고된 연구결과<sup>5)</sup>와 일치한다. 생성된 FeCo 초격자

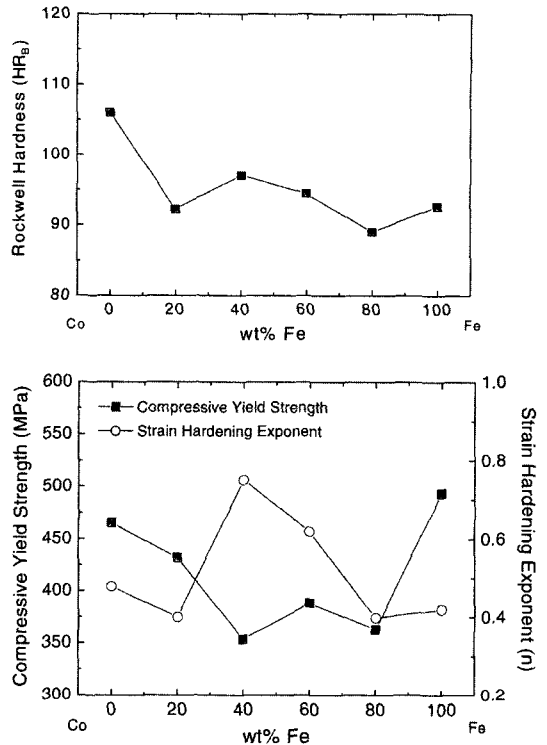


Fig. 1. Mechanical properties of the Co-Fe compacts.

는 전위의 움직임을 어렵게 하여, 이들 조성 소결체의 경도와 가공경화지수를 증가시켰고, Fe 함량 증가에 따른 항복강도의 감소를 완화시킨 것으로 여겨진다. Co-Ni 소결체의 기계적 물성치 측정 결과를 조성 별로 그림 2에 나타내었다. Fe-Co 계와는 달리 Ni 함량이 증가함에 따라 Co-Ni 소결체의 경도와 항복강도는 연속적으로 감소하였다. 가공경화지수 역시 80 wt.% Ni 조성의 소결체에서 약간 증가하는 경향이 관찰되기도 하였으나, 전체적으로 Ni 함량이 증가하면서 완만하게 감소하였다. 경도가 낮은 Ni이 첨가되며 Fe-Ni 소결체의 경도와 항복강도는 Ni의 함량과 거의 직선적으로 비례하여 저하되었다.

그림 3은 알루미나와 실리카를 상대재로 하여

Table 3. Mechanical properties of the counterpart material

Counterpart Material	Thermal Conductivity (W/mK)	Vickers Hardness (Kg/mm <sup>2</sup> )
Alumina ( $Al_2O_3$ )	30	1800
Silica ( $SiO_2$ )	1.6~1.7	540

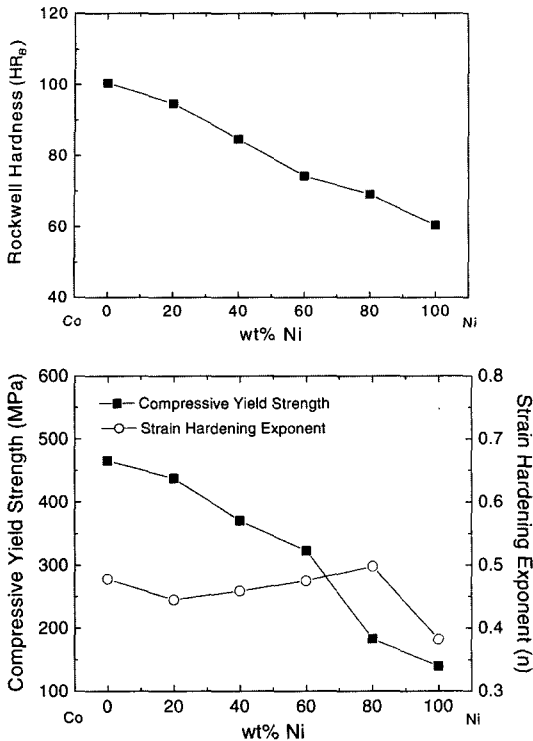


Fig. 2. Mechanical properties of the Co-Ni compacts.

0.1 m/sec의 미끄럼 속도로 전식 미끄럼 마멸 시험된 Co-Fe 소결체 금속본드의 마멸시험 결과를 보인다. 알루미늄을 상대재로 하여 시험된 경우 100Co 조성 시편이 가장 높은 마멸속도를 나타내었고, 20Co-80Fe 조성 시편이 가장 낮은 마멸속도를 보였다. 이에 반하여, 실리카를 상대재로 시험된 경우에는, 낮은 하중에서는 100Co 시편이 가장 높은 마멸속도를 보였으나 중간 하중 이상의 영역에서는 40Co-60Fe 조성 시편과 60Co-40Fe 조성 시편이 서로 유사하게 높은 마멸속도를 나타내었다. 20Co-80Fe 조성 시편은 알루미늄을 상대재로 한 경우에서와 같이 실리카를 상대로 한 마멸에서도 가장 낮은 마멸속도를 나타내었다. 전체적으로 Co-Fe계 소결체는 알루미늄을 상대재로 한 경우와 실리카를 상대재로 한 경우 공히, 금속본드의 조성에 따른 마멸속도의 변화가 상대재에 따라 차이가 거의 없었다. 두 상대재 모두에 대하여 Co와 Fe 두 성분의 조성이 큰 차이를 보이는 시편(20Co-80Fe와 80Co-20Fe)의 마멸속도는 낮았고, Co와 Fe 두 성분의 조성이 유사한 시편(60Co-40Fe

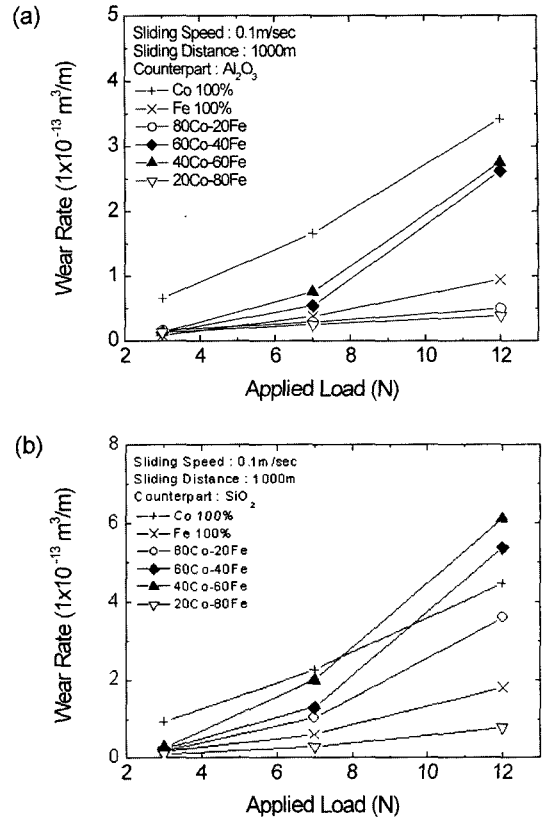


Fig. 3. Variation of wear rates of Co-Fe compacts against alumina (a) and silica (b) as a function of applied load.

와 40Co-60Fe)은 높은 마멸속도를 나타내었다.

알루미늄과 실리카를 상대재로 하여 0.1 m/sec의 미끄럼 속도로 전식 미끄럼 마멸 시험된 Co-Ni 계 소결체들의 마멸시험 결과를 그림 4에 나타내었다. 알루미늄을 상대재로 하여 시험된 경우, 60Co-40Ni 시편의 마멸속도가 가장 높게 측정되었고, 20Co-80Ni 시편의 마멸속도가 가장 낮게 측정되었다. 그러나 실리카를 상대재로 하여 시험된 경우에는 20Co-80Ni 조성의 마멸속도가 가장 높았고, 100Co 조성 시편의 마멸속도가 가장 낮게 측정되었다. Co-Fe계 소결체와 달리, Co-Ni 계 소결체의 경우에는 그 마멸속도가 상대재의 종류에 따라 크게 변화하였음을 볼 수 있다. 알루미늄을 상대재로 하였을 때, Ni 함량 40% 정도까지는 마멸속도가 높았으나, 60% 이상으로 Ni이 첨가되면서부터 마멸속도는 현저히 감소하였다. 반면에 실리카를 상대재로 하여 시험한 경우

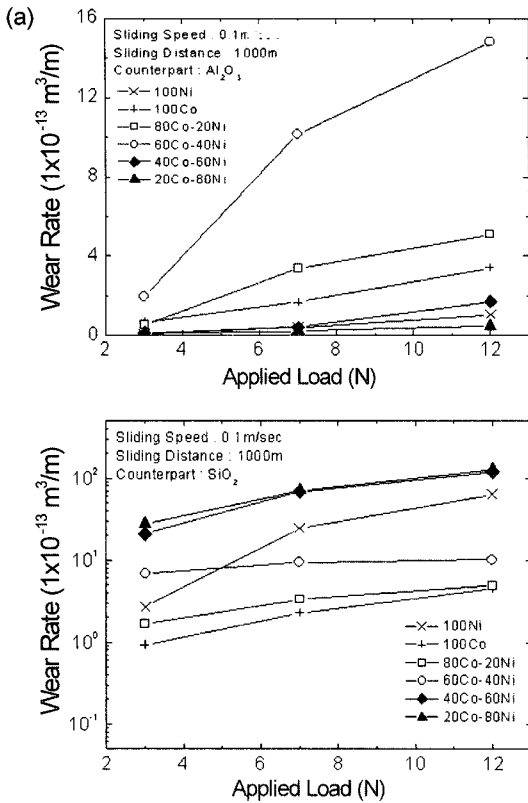


Fig. 4. Variation of wear rates of Co-Ni compacts against alumina (a) and silica (b) as a function of applied load.

에는 100% Ni 소결체의 경우를 제외하고, 전체적으로 Ni 첨가량이 증가함에 따라 마멸속도가 증가하였고 Ni 이 60% 이상 첨가될 때 마멸속도는 급증하였다.

알루미늄과 실리카를 상대재로 하여 0.1 m/sec의 미끄럼 속도로 전식 미끄럼 마멸 시험된 100Co, 60Co-40Ni 조성 금속본드 소결체의 마멸면을 SEM 으로 관찰한 결과를 그림 5에 나타내었다. 100Co 시편과 60Co-40Ni 조성 시편의 마멸면은 모두 유사한 양상을 나타내고 있다. Co는 저온 상인 HCP 결정구조의 ε-Co가 생성되면 제한된 슬립계를 갖는다. 고온 상인 FCC 결정구조의 α-Co는 많은 수의 슬립계를 가지고 있어 가공경화가 쉽게 일어나는 반면, HCP 결정구조의 ε-Co는 3개의 슬립계만을 가지고 있으므로, 마멸 시험 중에 응력 조건이 충족될 경우, 단일 슬립계에서 높은 변형율을 유발하는 용이슬립(easy glide)이 발생할 수 있다고 보고되어 있다<sup>6)</sup>. 그림 6에 나타낸 Co-Ni계 소결체 각 조성 시편들의 XRD 분

석 결과는 Co 함량이 100%에서 40 wt.% 정도가 될 때까지는 Co-Ni 소결체에는 HCP 구조의 ε-Co상이 존재함을 확인시켜 준다. 60Co-40Ni 조성 소결체의 마멸면이 마치 '발을 쟁기질 한 듯한' 독특한 양상을 띠고 있는 것은 마멸 중에 HCP 구조 ε-Co 상에서 발생한 용이슬립과 Ni 첨가에 의해 연성이 급격히 증가한 효과가 복합적으로 작용하여 나타난 현상으로 생각된다.

알루미늄과 실리카를 상대재로 하여 0.1 m/sec의 미끄럼 속도로 전식 미끄럼 마멸 시험된 100Fe, 20Co-80Fe 조성 금속본드 소결체의 마멸면을 SEM 으로 관찰하고 EDS 분석한 결과를 그림 7에 나타내었다. 100Fe 조성 소결체는 그림 1에서 보여진 바와 같이, 두 상대재에 대하여 공히 매우 낮은 마멸속도를 본 연구의 시험 조건 하에서는 나타내었다. 일반적으로 Fe는 대기 중에서 전식 미끄럼 마멸될 때 마멸면에 산화물 층이 형성되어, 상대재와 시편의 직접적인 접촉이 억제되고 산화물 층의 윤활 효과에 의하여 그 마멸속도가 감소한다고 보고되어 있다<sup>7, 8)</sup>. 이 같은 경향은 본 연구에서도 확인되었다. 마멸시험된 100Fe, 20Co-80Fe 조성 시편의 마멸면을 SEM 으로 관찰하고 EDS 분석을 한 결과, 마멸면에 산화물 층이 형성되었음을 확인할 수 있었다(그림 7 (c), (f)). 이들 조성 시편이 낮은 마멸속도를 나타낸 것은 마멸면에 산화물 층이 형성된 때문으로 해석되었다. 그림 8은 20Co-80Ni 조성 시편의 미끄럼 거리에 따른 마멸면을 SEM으로 관찰하고, 마멸면을 X-ray dot mapping한 결과이다. 20Co-80Ni 조성 금속본드 소결체는 그림 4에서 보인 것과 같이 알루미늄을 상대재로 마멸되었을 때 가장 낮은 마멸속도를 나타내었고, 실리카를 상대재로 마멸된 경우에는 반대로 가장 높은 마멸속도를 보였는데, 알루미늄을 상대재로 마멸된 20Co-80Ni 시편의 마멸면에서 Ni 산화물 층의 존재를 EDS 분석 결과 확인할 수 있었다. Ni 산화물 층은 매우 짧은 미끄럼 거리에서 생성되었는데, 그림 8 (a)에 보인 X-ray dot mapping 분석 결과는 50m의 짧은 미끄럼 거리에서 이미 Ni 산화물 층이 20Co-80Ni 시편 표면에 형성되고, 산화물 층의 박리도 일부 진행된 것을 잘 보여준다. 40Co-60Ni 시편과 100Ni 조성 소결체의 마멸면에서도 이와 동일한 현상이 관찰되었다. 그러나, 실리카를 상대재로 마멸된 20Co-80Ni 시편의 마멸면, 그림 8 (d)에서는

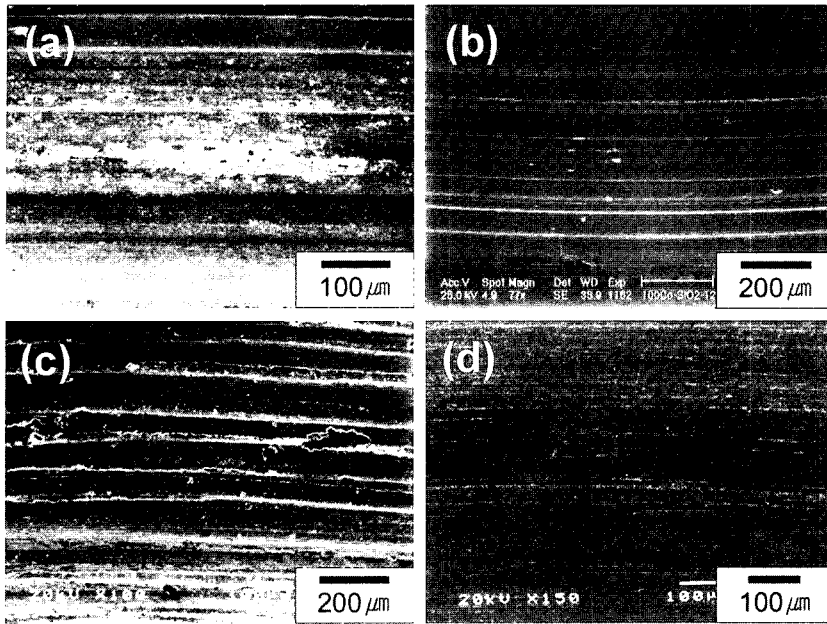


Fig. 5. SEM micrographs of worn surfaces of the 100Co and 60Co-40Ni compacts: (a) 100Co (test load: 1200 g, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>); (b) 100Co (test load: 1200 g, counterpart: SiO<sub>2</sub>); (c) 60Co-40Ni (test load: 1200 g, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>); (d) 60Co-40Ni (test load: 1200 g, counterpart: SiO<sub>2</sub>)

산화물 층이 관찰되지 않았다. 대신에 마멸면은 소결체의 심한 변형과 변형층이 박리되는 양상을 보여준다. 20Co-80Ni 조성 시편의 마멸단면을 SEM으로 관찰한 결과를 그림 9에 나타내었다. Ni 산화물 층

을 형성한, 알루미늄을 상대하여 마멸된 20Co-80Ni 시편의 마멸 단면에서는 마멸면으로부터 대략 5 μm 깊이까지 형성된 얇은 변형층이 관찰된다(그림 9 (a)). 그러나, Ni 산화물 층이 형성되지 않고 표면 변형이 심하게 발생한, 실리카를 상대재로 마멸된 20Co-80Ni 시편에서는 20 μm 이상의 매우 큰 두께의 마멸면 표면 변형층이 생성되었고, 10 μm 정도 두께의 마멸 부스러기가 박리되는 양상이 관찰되었다(그림 9 (b)). 이들 결과는 Co-Ni계 소결체에서 60 wt.% 이상으로 Ni이 첨가되면, 소결체의 마멸 거동이 상대재에 따라 크게 달라진다는 것을 확인시켜 준다. 알루미늄을 상대재로 하여 마멸될 경우에는 Ni 산화물 층이 형성되면서 진행된 산화마멸이 Co-Ni 소결체의 주 마멸기구가었고, 실리카를 상대로 마멸될 때에는 산화물 층이 형성되지 않으면서, 표면 변형에 의한 변형층 박리가 소결체의 주 마멸기구인 것으로 분석되었다.

알루미늄과 실리카를 상대로 마멸된 100Co 시편과 60Co-40Ni 시편의 마멸 시험 중 측정된 마찰계수의 변화를 미끄럼 거리의 함수로 그림 10에 나타내었다. 100Co 시편은 상대재와 무관하게 0.4 정도의 마찰계

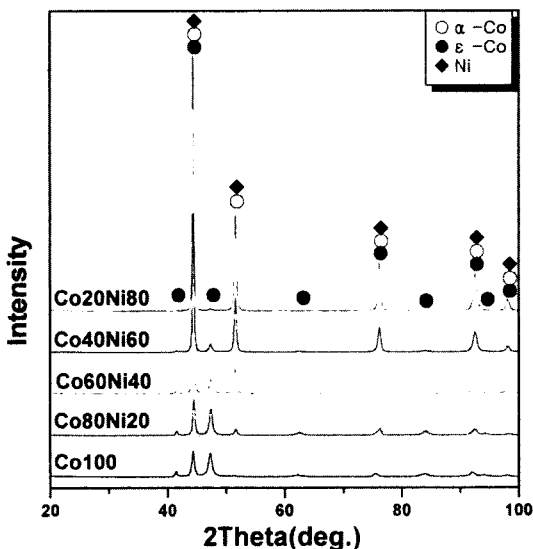


Fig. 6. X-ray diffraction results of the Co-Ni compacts.

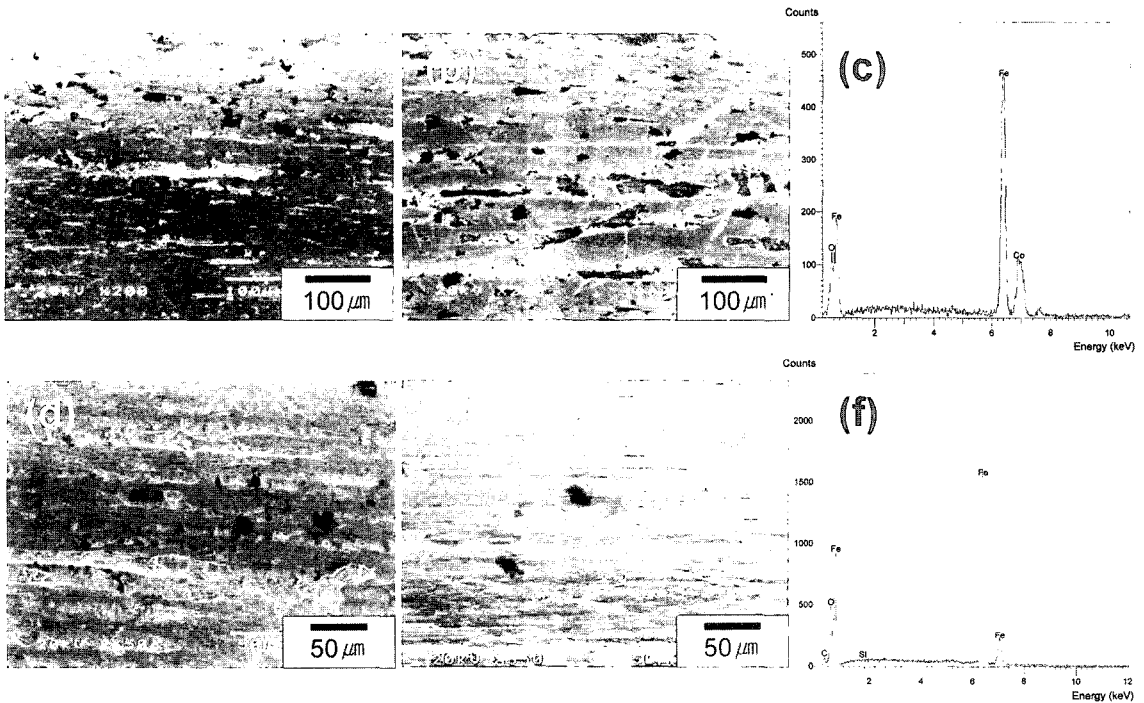


Fig. 7. SEM micrographs of worn surfaces of the 100Fe and 20Co-80Fe compacts: (a) 100Fe (test load: 12N, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>); (b) 100Fe (test load: 12N, counterpart: SiO<sub>2</sub>); (c) EDS pattern of the worn surface shown in (a); (d) 20Co-80Fe (test load: 12N, counterpart: SiO<sub>2</sub>); (e) 20Co-80Fe (test load: 12N, counterpart: SiO<sub>2</sub>); (f) EDS pattern of the worn surface shown in (d).

수를 마멸 시험 중에 나타내었다. 마찰계수가 상대재와 무관하게 유사하게 나타난 것은 앞서 언급한 Co의 저온 상인 HCP 구조 ε-Co 상의 영향(용이슬립)으로 분석되었다. 60Co-40Ni 시편은 100Co 시편보다 더 낮은 0.3 정도의 매우 낮은 마찰계수를 나타내었다. 60Co-40Ni 조성 소결체가 더 낮은 마찰계수를 나타낸 것은 60 wt.%의 Co로 인하여 여전히 존재하는 ε-Co 상의 영향과 상당량의 Ni 첨가에 따른 연성 증대에 의한 전단(shearing) 효과가 함께 작용하여 나타난 것으로 생각된다. 마멸면에서의 산화물 층의 생성과 함께 낮은 마멸속도를 나타낸 100Fe 시편과 100Ni 조성 시편의 마찰계수를 측정 한 결과를 그림 11에 나타내었다. 100Fe 시편은 두 마멸상대재에 대하여 공히 0.4 정도의 낮은 마찰계수를 나타내었고, 이는 마멸면에 형성된 산화물 층의 영향으로 설명된다. 반면에, 100Ni 조성 시편의 마찰계수는 마멸상대재에 따라 크게 차이가 있었다. 알루미늄을 상대하여 마멸된 100Ni 시편의 마멸면에서는 산화물

층이 형성되었고, 이 산화물 층으로 인하여 0.4 정도의 낮은 마찰계수가 측정되었다. 그러나 실리카를 상대재로 하여 시험된 경우에는 0.8 정도의 매우 높은 마찰계수가 측정되었고, 이 같은 높은 마찰계수는 마멸면의 심한 변형에 의한 것으로 해석되었다.

마멸 시험 도중 시편과 상대재의 접촉면에서 발생하는 열은 산화물 층 생성에 큰 영향을 끼치는 중요한 인자임은 잘 알려져 있다<sup>7-10</sup>. 100Fe 조성과 20Co-80Fe 조성 소결체 시편의 마멸 중에는 알루미늄과 실리카 두 상대재에 대하여 공히 산화물 층이 마멸면에 형성되었고, 두 시편의 마멸속도와 마찰계수는 이들 산화물 층으로 인하여 낮았다. 이들 소결체를 상대하여 마멸된 알루미늄과 실리카의 마멸량 또한 매우 낮았다. 반면에 Ni이 40 wt.% 이상 첨가된 조성의 Co-Ni계 소결체의 경우, 산화물 층의 형성이 마멸상대재에 따라 달랐고, 이 경우에도 마멸상대재의 마멸량은 산화물 층의 형성과 밀접히 연관되었다. 산화물층이 형성된, 알루미늄을 상대하여 마멸

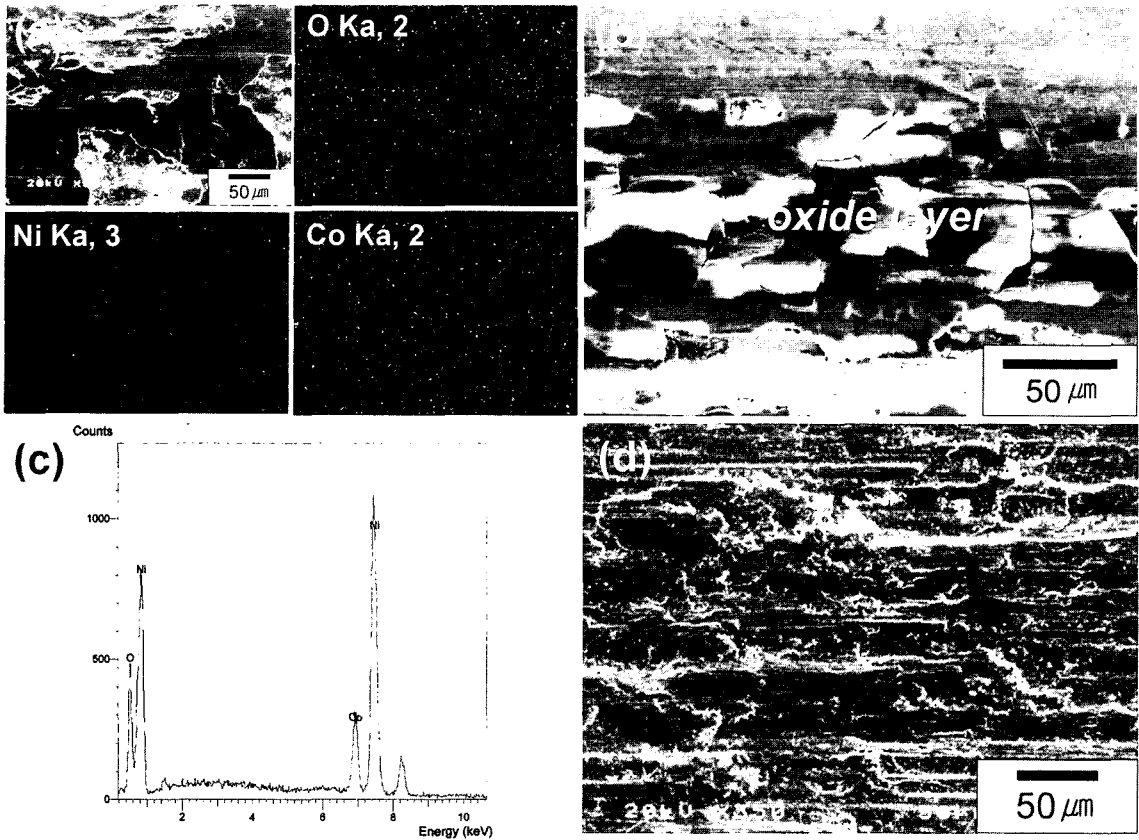


Fig. 8. SEM micrographs of worn surfaces of the 20Co-80Ni specimens: (a) X-ray dot maps of the worn surface showing distributions of Ni, Co and O element (test load: 12N, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, sliding distance: 50 m); (b) worn surface with oxide layers (test load: 12N, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, sliding distance: 1000m); (c) EDS pattern of the worn surface shown in (b); (d) worn surface against SiO<sub>2</sub> (test load: 12N, counterpart: SiO<sub>2</sub>, sliding distance: 1000 m).

된 Co-Ni계 소결체의 경우, 상대재인 알루미늄의 마멸량은 미소하였다. 그러나, 산화물 층을 형성하지 않

으며 마멸이 진행된 실리카를 상대재로한 경우에는 마멸상대재인 실리카의 마멸량이 매우 높았다. 12N

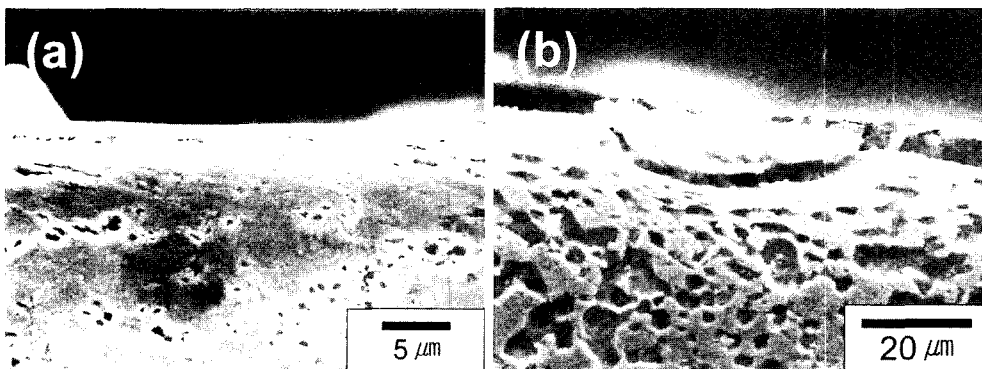


Fig. 9. SEM micrographs of cross-sections of the 20Co-80Ni specimen : (a) test load: 1200 g, counterpart: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; (b) test load: 1200 g, counterpart: SiO<sub>2</sub>.



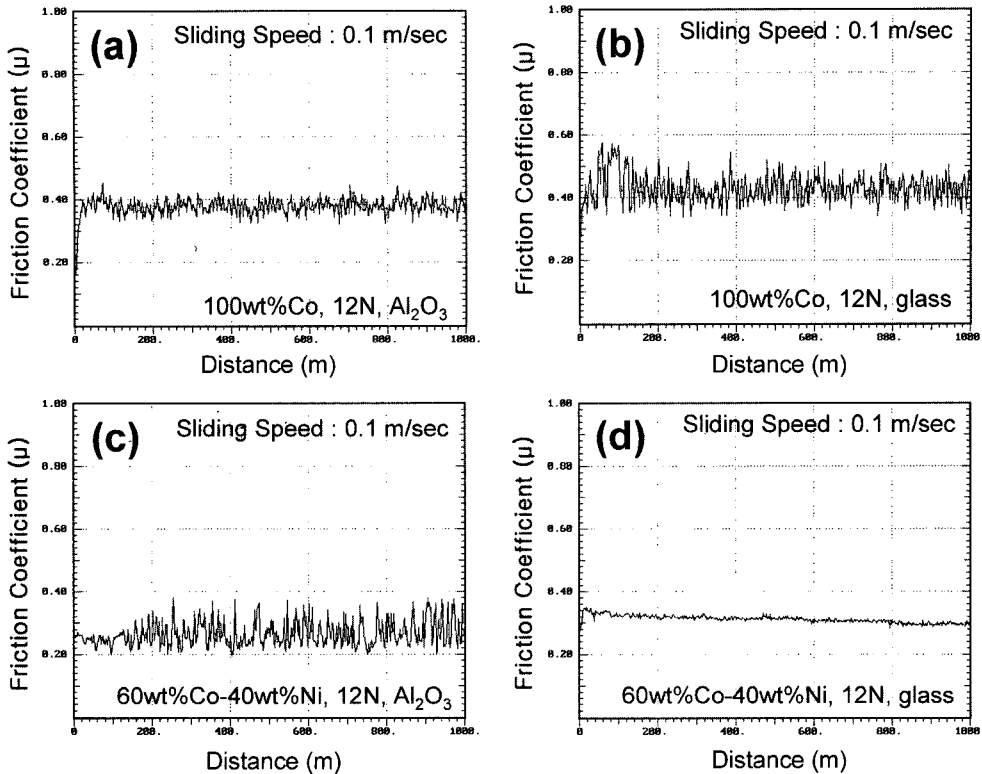


Fig. 10. Variation of friction coefficient ( $\mu$ ) of 100Co and 60Co-40Ni compacts worn against different counterparts as a function of sliding distance: (a) 100Co (test load: 12N, counterpart:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); (b) 100Co (test load: 12N, counterpart:  $\text{SiO}_2$ ); (c) 60Co-40Ni (test load: 12N, counterpart:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); (d) 60Co-40Ni (test load: 12N, counterpart:  $\text{SiO}_2$ ).

의 하중으로 마멸시험된 알루미늄과 실리카 두 마멸 상대재의 마멸량을 표 4에 나타내었다. 소결체의 조성 과 관계없이 마멸면에서 산화물 층을 고루 형성시킨 알루미늄은 소결체 시편의 전 조성에 대하여 거의 유사한 마멸량을 나타낸 반면에, 실리카는 소결체의 조성에 따라 마멸량의 차이가 컸고 알루미늄에 비하여 그 마멸량 또한 매우 높았다. 이와 같은 결과는, 경도가 높은 알루미늄의 경우, 마멸 시험 중 그 마멸

량이 상대적으로 적고, 이에 따라 접촉 면적의 변화가 미소하여, 계속 동일한 조건(동일 면적, 동일 부위)으로 소결체 시편과 미끄럼 마찰되며, 시편과 상대재의 접촉면에서 높은 열이 발생하고, 이에 따라 접촉면에서의 산화물 층의 생성이 용이하였던 것으로 설명된다. 이에 반하여, 실리카는 알루미늄에 비해 상대적으로 경도가 낮고 결합강도가 낮아서 소결체와의 마멸 시험 중 연속적으로 마멸되면서, 생성된 열

Table 4. Weight loss of the counterpart material

Sintered specimen	Weight loss of the counterpart material (g, $1 \times 10^{-3}$ )	
	Alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )	Silica ( $\text{SiO}_2$ )
20Co-80Fe	0.04	0.64
100Fe	0.15	0.69
20Co-80Ni	0.03	9.20*
100Ni	0.06	8.02*

(\*Oxide layers were not formed on the worn surfaces.)

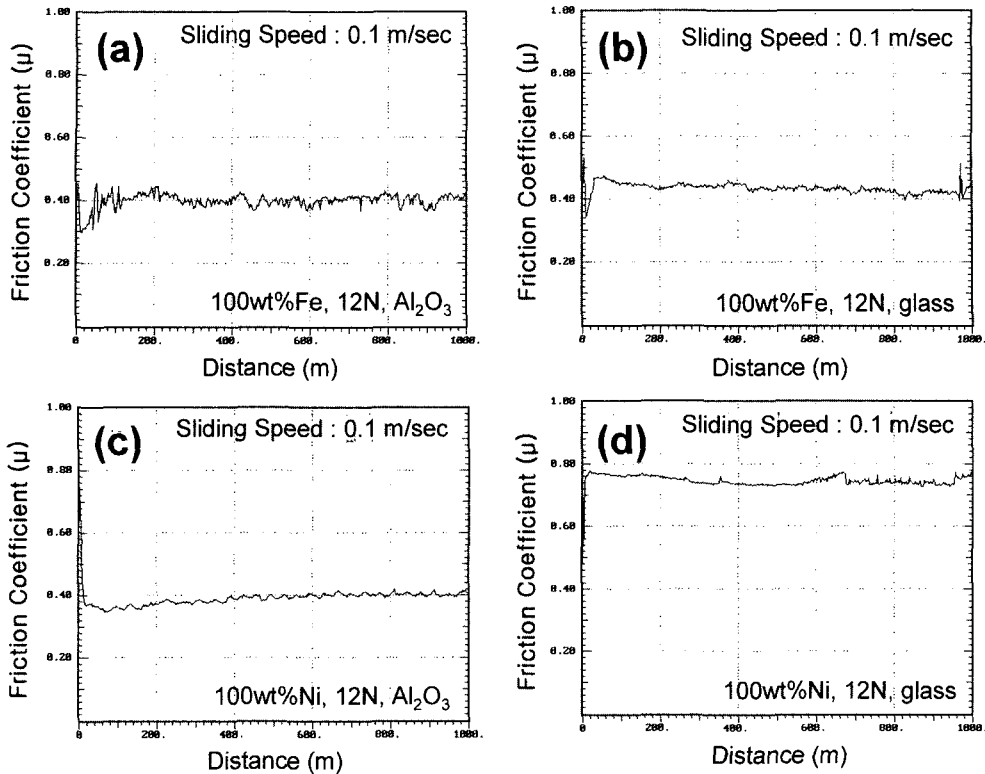


Fig. 11. Variation of friction coefficient ( $\mu$ ) of 100Fe and 100Ni specimens worn against different counterparts as a function of sliding distance: (a) 100Fe (test load: 12N, counterpart:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); (b) 100Fe (test load: 12N, counterpart:  $\text{SiO}_2$ ); (c) 100Ni (test load: 12N, counterpart:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); (d) 100Ni (test load: 12N, counterpart:  $\text{SiO}_2$ ).

이 잔류할 수 있는 조건이 만들어지지 못하고 산화물 층의 형성이 미미하여, 높은 마멸량이 발생한 것으로 생각된다. 또한 마멸된 실리카로부터 발생한 실리카 마멸입자는 마멸 접촉면에서 연삭 입자로 작용하여 실리카의 마멸속도를 더욱 높인 한 원인으로도 작용하였을 것으로 유추된다.

#### 4. 결 론

통전 가압 소결된 다양한 조성의 Co-Fe계, Co-Ni계 소결체의 상온 건식 미끄럼마멸 시험을 알루미늄( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )와 실리카( $\text{SiO}_2$ )에 대하여 행하고 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Co-Fe계 소결체의 경우 두 마멸상대재에 대하여 마멸거동의 변화가 적었으나, Co-Ni계 소결체의 마멸거동은 마멸상대재에 따라 크게 변화하였다.
2. Co-Fe계 소결체 시편은 두 마멸상대재에 대하여

공히, Co 함량이 높은 경우에는 그 마멸속도가 시편의 경도에 의존하였고, Fe 함량이 높은 조성에서는 마멸면에서 Fe 산화물 층의 형성이 마멸속도를 결정하였다. 60Co-40Fe, 40Co-60Fe 두 조성 시편의 마멸속도가 높았고, 두 시편의 높은 마멸속도는 이 두 조성에서 생성되는 취성이 큰 FeCo 초격자에 기인한 것으로 해석되었다.

3. Co-Ni계 소결체 시편의 마멸속도는 마멸상대재에 따라 크게 변화하였다. 알루미늄을 상대재로 하여 마멸된 경우, Ni 함량 40 wt.%까지는 마멸속도가 증가하였으나, 이후 Ni이 60 wt.% 이상 첨가되면서 마멸면에 산화물 층이 생성되고 마멸속도는 감소하였다. 반면에 실리카를 상대재로 마멸된 경우에는 산화물 층이 마멸면에서 관찰되지 않았고, 마멸속도는 시편의 경도에 빈비례하는 일반적 양상을 나타내었다.

4. Co-Ni계 소결체 시편의 마찰계수는 알루미늄을 마멸상대재로 마멸된 경우, Co 함량이 더 높은 조성

의 시편에서는  $\epsilon$ -Co 상의 영향으로, Ni 함량이 더 높은 조성의 시편에서는 마멸면에서의 산화물 층의 형성에 의해 낮게 측정되었다. 실리카를 상대하여 마멸된 경우에는 Co 함량이 높은 시편에서는  $\epsilon$ -Co 상의 영향으로 낮은 마찰계수가 측정되었으나, Ni 함량이 높은 시편에서는  $\epsilon$ -Co 상 분율이 낮고, 산화물 층이 형성되지 않아서 마찰계수가 높게 측정되었다.

### 감사의 글

본 연구는 이화다이아몬드공업(주)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

### 참고문헌

1. H. K. Tonshoff, H. Hillman-Apmann, and J. Asche: *Diam. Relat. Mater.*, **11** (2002) 736.
2. B. Clark: *Adv. Powder Metall. Pat. Mater.*, **5** (1996) 3.
3. Cobalite, Union Miniere (technical brochure)
4. Next, Eurotungstene Metal Powders (technical brochure)
5. A. G. Stacey and E. R. Petty: *Cobalt*, **53** (1971) 206.
6. D. H. Buckley and R. L. Johnson: *ASLE Trans.*, **9** (1966) 121.
7. T.F.J. Quinn: *Wear*, **18** (1971) 413.
8. T.F.J. Quinn: *Tribol. Int.*, **16** (1983) 257.
9. H. So: *Wear*, **184** (1995) 161.
10. H. So, D.S. Yu, C.Y. Chung: *Wear*, **253** (2002) 1004.