

Fe-Ni, Co-Fe-Ni 소결체의 미끄럼 마찰 및 마멸거동

권용진 · 김태웅* · 김용석†

국민대학교 신소재공학부

*이화다이아몬드공업(주) 기술연구소

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

(2005년 3월 11일 받음, 2005년 3월 31일 최종수정본 받음)

Abstract Dry sliding wear behavior of electro-pressure sintered Fe-Ni and Co-Fe-Ni compacts was investigated. Pin-on-disk wear tests were performed on the sintered Fe-Ni, Co-Fe-Ni disk specimens against alumina (Al_2O_3) and silica (SiO_2) ball counterparts 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 measured after the test by specific gravity and sliding distance. Worn surfaces and cross sections of them were examined by a scanning electron microscopy, and wear mechanism of the compacts was investigated. Wear characteristics of the compacts were discussed as a function of composition of the compacts. Relationship between the wear rate and mechanical properties of the compact was explored, and effects of the oxide layer that was formed on wearing surface of the compacts on the wear were also studied.

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

1. 서 론

원형 다이아몬드 톱(diamond saw)은 강(steel) 디스크(disk)와 디스크 원주에 일정한 간격으로 용접된 세그먼트(segment) 톱날(saw blade)로 구성된다. 톱날 세그먼트는 금속본드 기지에 다이아몬드 입자가 분산된 복합재료, 석재 등의 절삭 가공 중 직접적으로 석재와 접촉하며 절단 작용을 한다. 세그먼트는 강화입자인 다이아몬드 입자의 물성이 세그먼트 제작 과정 중에 열화 되지 않도록, 기지 본드 금속 분말과 다이아몬드 입자의 혼합체를 고온에서 짧은 시간 동안 소결하여 제작된다. 절삭 과정 중에 세그먼트는 절삭 부스러기(debris)에 의한 마식(erosion), 2, 3차 연삭(2, 3-body abrasion) 등 다양한 마멸 조건 하에 놓이게 되고, 다이아몬드 입자를 지탱하는 세그먼트의 기지, 금속본드는 매우 복잡한 마멸 작용을 겪게 된다.¹⁾ 금속본드의 마멸 속도는 다이아몬드 톱의 수명 및 성능을 직접적으로 결정함에도 불구하고 현재까지 세그먼트의 기지인 금속본드 소결체의 마멸 특성에 관하여 보고 된 연구 결과는 매우 드물다.

세그먼트 기지로 현재 가장 우수한 특성을 나타내는 소재는 Co와 Co기 분말 소결체이다. 복합재료 절삭공구의 기지제로 널리 사용되는 Co와 Co기 분말 소결체는 석재의 절삭 가공용 다이아몬드 톱 블레이드의 세그먼트 기지 금속본드 소재로 그 유용성이 특히 높다. 이는 이들 소결체의 다이아몬드 입자 지지력이 고온 가압 소결 공정을 거친 후에도 우수하고, 석재를 절삭할 때 적절한 마멸 특성을 나타내는 때문이다.²⁾ 그러나 Co 분말은 그 가격이 높고, 가격 변동의 폭이 매우 크다.³⁾ 이에 따라 Co를 대체할 수 있는 Fe, Ni기 복합분말들이 일부 개발되었으나,^{4,5)} 현재까지 이들 대체 분말의 물성은 Co 분말 물성에 이르지 못하고 있다.

본 연구에서는 Co 분말 대체재로 고려되고 있는 Fe-Ni, Co-Fe-Ni 복합 분말 소결체를 Fe와 Ni 분말의 조성을 달리하여 제조하고, 그 마멸 특성을 각 분말의 함량에 따라 분석하여, Fe와 Ni 분말이 소결체의 마멸에 미치는 영향을 고찰하였다. 마멸상대재로는 실리카(SiO_2)와 알루미나(Al_2O_3)를 사용하였다. 마멸 시험 후, 소결체의 마멸면과 마멸단면을 SEM 및 EDS로 분석하여, Fe-Ni, Co-Fe-Ni계 소결체의 마멸기구를 연구하였다.

†E-Mail : ykim@kookmin.ac.kr

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 소결체 시편과 그 조성을 Table 1에 나타내었다. Fe-Ni계에서는 Ni 조성을 0~80 wt.%로 변화시켰고, Co-Fe-Ni계에서는 Co 조성을 50 wt.%로 고정하고, Fe와 Ni의 조성을 각각 10~40 wt.%로 변화시켰다. Table 1에 나타낸 조성으로 직경이 10 μm 이내인 각 원소 분말을 혼합한 후, 통전 가압 소결하여 직경 30 mm, 두께 7 mm의 디스크(disk) 형태 미끄럼 마멸 시편을 제작하였다.

핀-온-디스크(pin-on-disk) 마멸시험기를 사용하여 상온, 대기 중에서 미끄럼 마멸시험을 실시하였다. 마멸 시험 중 미끄럼 방향(측방향)의 힘을 연속적으로 측정하여 마찰계수를 실시간으로 산출하였다. 일정한 마멸조건을 지키기 위하여 시험온도는 $23 \pm 2^\circ\text{C}$, 습도는 $40 \pm 5\%$ 로 고정시켰고, 미끄럼 거리는 1000 m, 미끄럼속도는 0.1 m/sec로 일정하게 유지하였다. 마멸하중을 3N, 7N 및 12N으로 변화시키며 시편의 마멸량을 하중을 변수로 측정하였다. 마멸시험 전 후의 시편 무게변화를 정밀도 10^{-5} g의 전자저울로 측정하고, 측정된 시편의 무게 변화량을 시편의 밀도로 나누어 부피 변화량(마멸량)을 산출하였다. 본 연구에서는 이 값이 산출한 마멸량을 마멸거리로 나누어 마멸속도를 계산하였다. 마멸시험 결과의 재현성과

정확도를 위하여, 동일한 마멸시험 조건 하에서 마멸시험을 3번 이상 행하고, 시험 결과의 평균값을 그 시편의 마멸속도로 취하였다. 석재 가공용 다이아몬드 톱의 실제 사용 조건과 유사한 조건으로 마멸시험을 행하기 위하여, 알루미나(Al_2O_3)와 실리카(SiO_2)를 마멸 상대재로 사용하였다. Table 2에 본 연구에 사용된 마멸상대재의 열전도도와 경도를 나타내었다. 마멸된 시편의 마멸면과 마멸단면, 그리고 마멸입자를 SEM과 EDS를 이용하여 관찰하였다.

만능시험기를 이용하여 금속본드 소결체의 상온 압축 시험을 $10^{-3}/\text{sec}$ 의 변형률 속도로 행하고, 0.2% 항복강도와 가공경화지수를 구하였다. 또한 소결체의 경도를 로크웰 경도시험기를 이용하여 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 소결체의 기계적 물성

Fe-Ni계와 Co-Fe-Ni계 각 조성 시편의 기계적 물성을 측정된 결과를 Table 3과 4에 각각 나타내었다. Fe-Ni계 각 조성 시편의 경도와 항복강도는 경도가 낮은 Ni 분말의 함량이 증가하면서 감소하였다. 가공경화 지수는 100% Fe 조성 시편과 100% Ni 조성 시편이 0.4 이었고, 그 외의 조성 시편은 0.34~0.35의 유사한 가공경화

Table 1. Materials used for the present study.

(composition: wt.%)

Fe-Ni System		Co-Fe-Ni System	
Material	Designation	Material	Designation
100% Fe	100Fe	50% Co-40% Fe-10% Ni	50Co-40Fe-10Ni
80% Fe-20% Ni	80Fe-20Ni	50% Co-30% Fe-20% Ni	50Co-30Fe-20Ni
60% Fe-40% Ni	60Fe-40Ni	50% Co-20% Fe-30% Ni	50Co-20Fe-30Ni
40% Fe-60% Ni	40Fe-60Ni	50% Co-10% Fe-40% Ni	50Co-10Fe-40Ni
20% Fe-80% Ni	20Fe-80Ni		
100% Ni	100Ni		

Table 2. Thermal conductivity and hardness of the counterpart material.

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

Table 3. Mechanical properties of the Fe-Ni compacts.

Material	Hardness ($H_{\text{R}}\text{B}$)	Yield Strength (MPa)	Strain Hardening Exponent
100Fe	92.1	493.6	0.40
80Fe-20Ni	92.3	447.1	0.34
60Fe-40Ni	87.9	435.3	0.35
40Fe-60Ni	83.5	399.3	0.35
20Fe-80Ni	80.4	360.2	0.34
100Ni	60.5	139.8	0.40

Table 4. Mechanical properties of the Co-Fe-Ni compacts.

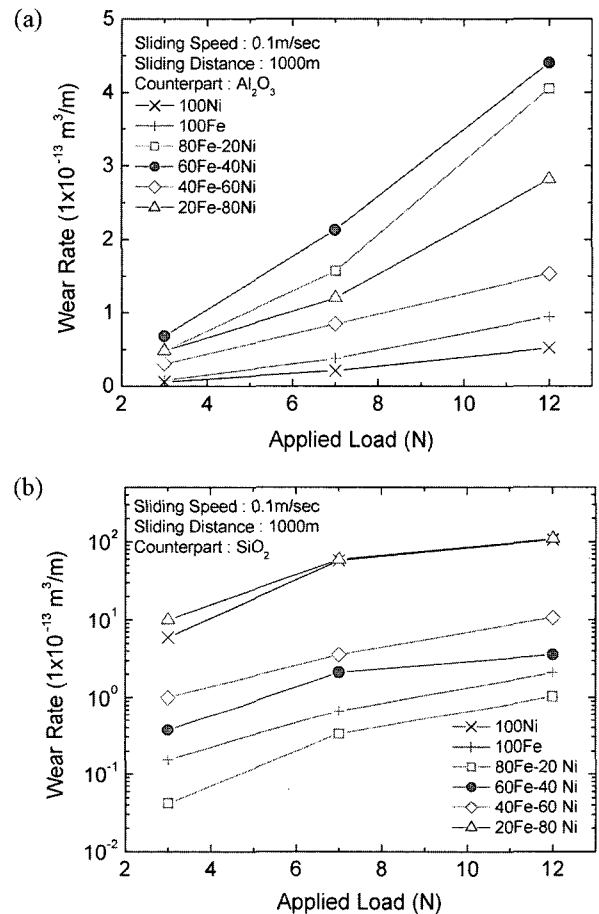
Material	Hardness (H _R B)	Yield Strength (MPa)	Strain Hardening Exponent
50Co-40Fe-10Ni	95.8	417.6	0.68
50Co-30Fe-20Ni	93.6	399.8	0.41
50Co-20Fe-30Ni	81.1	335.5	0.41
50Co-10Fe-40Ni	74.6	252.1	0.40

지수 값을 보였다. Co-Fe-Ni계 각 조성 시편의 경도 역시 Ni 함량이 증가할수록 감소하였다. 특히 Ni이 30% 이상 첨가되면서 경도는 급격히 감소하였다. 압축 항복 강도는 Ni 함량의 증가에 따라 직선적으로 감소하였고, 가공경화 지수는 Ni이 10% 포함된 50Co-40Fe-10Ni 시편만이 높은 값을 보이고, 이후 Ni 함량이 20%, 30%, 40%인 시편은 모두 0.41 근처의 유사한 값들을 나타내었다. Fe-Ni계와 Co-Fe-Ni계 시편의 기계적 물성은 주로 Ni 함량에 따라 결정되었는데, Ni 함량이 증가하면서 그 경도와 강도가 감소하는 특징을 보였다.

3.2 Fe-Ni계 소결체의 마멸 거동

Fig. 1은 알루미늄과 실리카를 상대재로 하여 0.1 m/sec의 미끄럼 속도로 건식 미끄럼 마멸 시험된 Fe-Ni 소결체 금속본드의 마멸시험 결과를 보인다. 알루미늄을 상대재로 하였을 때 60Fe-40Ni 시편의 마멸속도가 가장 높았고, 100% Ni 조성 시편의 마멸속도가 가장 낮았다. 100% Ni 조성 시편의 경도가 가장 낮았음에도 그 마멸속도가 가장 낮은 것은 흥미로운 결과이다. 전체적으로 각 조성 시편 간의 마멸속도 차이는 그리 크지 않다. 그러나 실리카를 상대재로 행한 경우에는 알루미늄을 상대재로 한 경우와 매우 다른 결과가 얻어졌다. 20Fe-80Ni 시편과 100% Ni 시편의 마멸속도가 서로 유사하게 가장 높았고, 알루미늄을 상대재로 하여 비교적 높은 마멸속도를 나타내었던 80Fe-20Ni 시편의 마멸속도가 가장 낮게 측정되었다. 각 조성 시편 간의 마멸속도 차이도 매우 커서, 20Fe-80Ni 시편과 80Fe-20Ni 시편 간의 마멸속도 차이는 약 100배에 달하였다. 알루미늄을 상대로 한 경우에 측정된 가장 큰 마멸속도 차이는 약 9배 정도였다. 실리카를 상대로 마멸된 Fe-Ni계 시편의 마멸속도는 각 시편의 경도에 역으로 비례하는 결과를 보인다. 전체적으로 Fe-Ni계 시편의 조성에 따른 마멸 거동은 기 보고된⁶⁾ Co-Ni계 소결체의 마멸 거동과 유사하였다. 상대재에 따라 변화하는 Fe-Ni계 시편의 마멸속도는 상대재에 따라 그 마멸기구가 서로 다른 것을 잘 나타낸다.

Fig. 2는 80Fe-20Ni 시편과 20Fe-80Ni 시편의 상대재에 따른 마멸면 SEM 사진과 EDS 분석결과를 보인다. 알루미늄과 실리카를 상대하여 마멸된 80Fe-20Ni 시편의 두 마멸면(Fig. 2(a)와 (b))은 서로 유사하다. 두 마멸면 모두 상대재와 마멸입자에 의한 갈림과 연삭 흔적을 보

**Fig. 1.** Variation of wear rates of Fe-Ni compacts against alumina (a) and silica (b) as a function of applied load.

이고, EDS 분석결과 두 마멸면에서 공히 산화물 층이 확인되었다. 두 마멸면의 양상이 유사한 것은 80Fe-20Ni 시편의 마멸속도가 Fig. 1에서 상대재에 따라 큰 차이가 없는 결과를 설명해준다. 그러나 20Fe-80Ni 시편의 마멸면은 상대재에 따라 크게 다른 양상을 나타내었다. 알루미늄을 상대하여 마멸된 마멸면(Fig. 2(c))에서는 치밀한 Ni 산화물 층이 관찰되었고, 이는 EDS 분석 결과(Fig. 2(e))의 높은 산소 피크(peak)로 확인된다. 그러나 실리카를 상대하여 마멸된 마멸면(Fig. 2(d))에서는 Ni 산화층과 Fe 산화층이 관찰되지 않았고, EDS 분석 결과(Fig. 2(f))에서도 산소 피크가 거의 검출되지 않았다. 이 같은 마멸 양상의 차이는 동일한 12N의 하중에서 상대재에 따

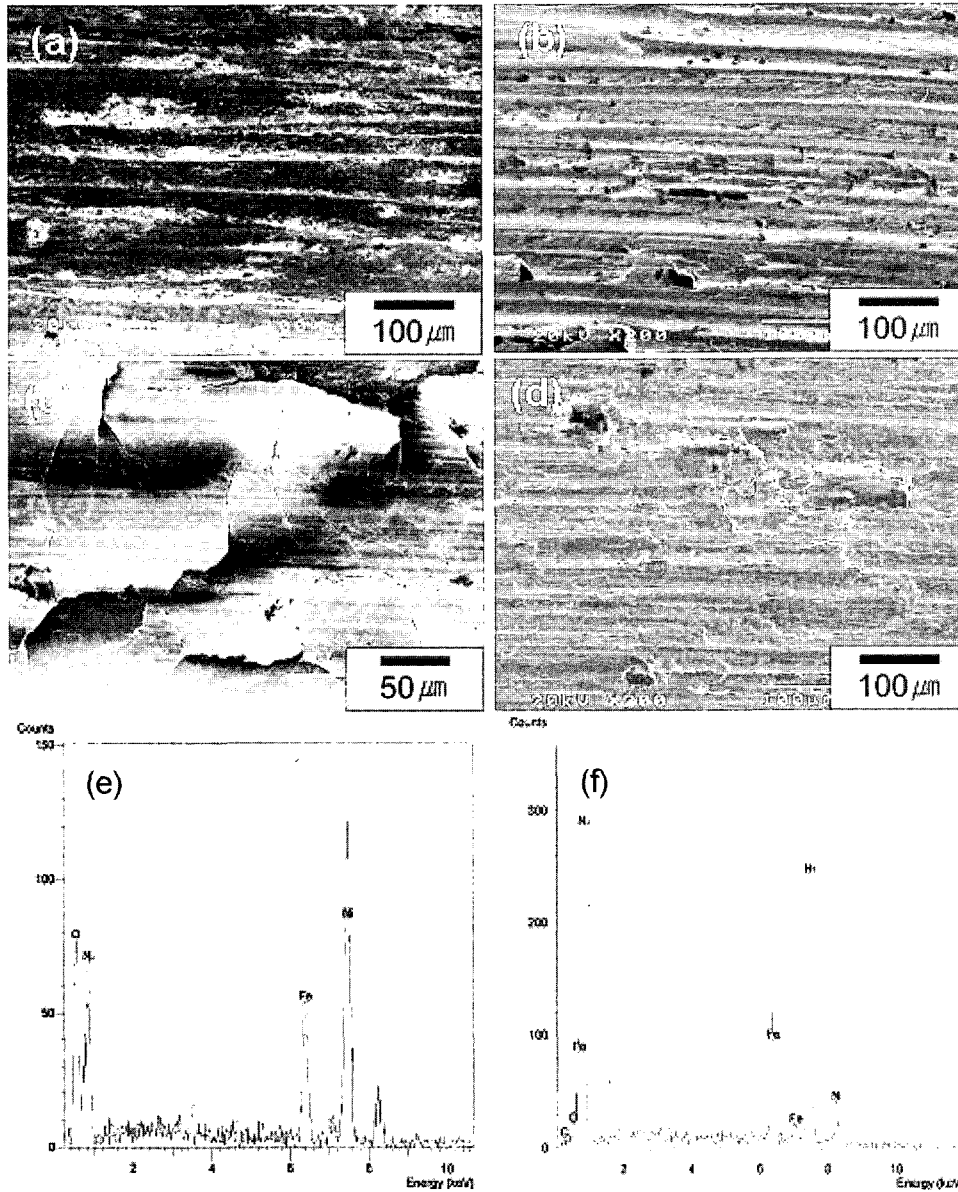


Fig. 2. SEM micrographs of worn surfaces of the 80Fe-20Ni and 20Fe-80Ni compacts tested against Al_2O_3 and SiO_2 at the load of 12N: (a) 80Fe-20Ni (Al_2O_3); (b) 80Fe-20Ni (SiO_2); (c) 20Fe-80Ni (Al_2O_3); (d) 20Fe-80Ni (SiO_2); (e) EDS pattern of the worn surface shown in (c); (f) EDS pattern of the worn surface shown in (d).

라 크게 다른 20Fe-80Ni 시편의 마멸속도(알루미나를 상대한 경우는 $2.8 \times 10^{-13} \text{m}^3/\text{m}$, 실리카를 상대한 경우에는 $109.8 \times 10^{-13} \text{m}^3/\text{m}$)가 마멸 중 마멸면에 생성된 산화층의 영향인 것을 잘 보여준다. Fe-Ni계 조성 시편에서는 Ni 이 60% 이상 첨가되면 상대재에 따라 그 마멸거동이 변하였다. 알루미나를 상대하여 마멸된 마멸면에서는 저하층과 고하층 하에서 모두 Fe 산화층과는 다른 치밀한 Ni 산화물 층이 관찰되었다. Ni 산화물 층은 매우 짧은 미끄럼 거리에서부터 생성되는 것이 확인되었다. 그러나 실리카를 상대하여 마멸된 마멸면에서는 Ni 산화물 층이 관찰되지 않았고, Ni 첨가량의 증가와 함께 낮아진 정도로

인하여 전체적으로 표면 변형이 많이 발생하며 마멸속도가 높았다. 일반적으로 대기 중에서 건식 미끄럼 마멸될 때 마멸면에 형성되는 산화물 층은 상대재와 시편의 직접적인 접촉을 억제하고, 윤활 효과를 내어 소재의 마멸속도를 낮추는 것으로 보고되어 있다.^{7,8)} Fe-Ni 소결체의 마멸기구, 알루미나를 상대재로 하여 마멸된 경우에는 Ni 산화물 층이 형성되면서 진행된 산화마멸이, 그리고 실리카를 상대로 한 마멸에서는 산화물 층의 형성 없이 표면 변형에 의한 변형층 박리인 것으로 분석되었다.

Fig. 3은 알루미나와 실리카를 상대로 마멸된 80Fe-20Ni 시편과 20Fe-80Ni 시편의 마멸단면을 SEM으로 관

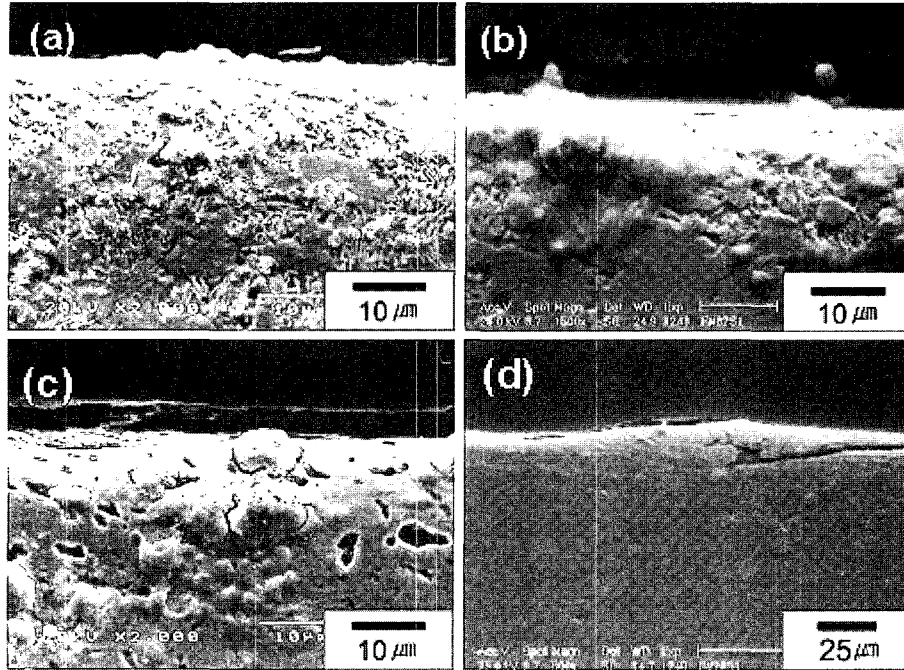


Fig. 3. SEM micrographs of cross-sections of the 80Fe-20Ni and 20Fe-80Ni specimens tested against Al_2O_3 and SiO_2 at the load of 12N: (a) 80Fe-20Ni (Al_2O_3); (b) 80Fe-20Ni (SiO_2); (c) 20Fe-80Ni (Al_2O_3); (d) 20Fe-80Ni (SiO_2).

찰한 결과를 보인다. 마멸속도가 상대재에 따라 크게 차이가 나지 않은 80Fe-20Ni 시편의 마멸단면(Fig. 3(a), (b)) 또한 두 상대재에 대하여 모두 유사하였다. 마멸 단면에서는 산화물 층과 마멸면 직하의 변형에 의한 유동선(flow line), 균열 등이 관찰된다. 실리카를 상대한 마멸 단면에서의 변형이 알루미늄을 상대한 경우보다 작았고, 이로 인하여 마멸속도가 약간 더 낮게 나타난 것으로 추정된다. Ni 첨가량이 많은 20Fe-80Ni 시편의 마멸 단면은 상대재에 따라 차이를 보였다. 알루미늄을 상대하여 마멸된 마멸단면(Fig. 3(c))에서는 치밀한 Ni 산화층이 관찰되었고, 그 영향으로 마멸면 직하에서 균열들이 거의 관찰되지 않았다. 그러나 실리카를 상대재로 마멸된 단면(Fig. 3(d))에서는 $20\ \mu\text{m}$ 이상 길이의 긴 균열들이 관찰되었다. Fig. 3(d)는 실리카를 상대하여 마멸된 20Fe-80Ni 시편의 높은 마멸속도를 잘 설명해 준다.

3.3 Co-Fe-Ni계 소결체의 마멸 거동

Co-Fe-Ni계 각 조성 시편의 마멸 시험 결과를 Fig. 4에 마멸 하중의 함수로 나타내었다. 알루미늄을 상대하여 마멸 시험하였을 때 50Co-40Fe-10Ni 시편의 마멸속도가 가장 높게, 그리고 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마멸속도가 가장 낮게 측정되었다. 그러나 실리카를 상대재로 하여 시험한 경우에는 이와는 정반대의 마멸 속도 변화 거동이 관찰되었는데, 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마멸속도가 가장 높게, 50Co-40Fe-10Ni 시편의 마멸속도가 가장 낮게 측정되었다. 또한 Fe-Ni계에서와 같이, 실리카를 상

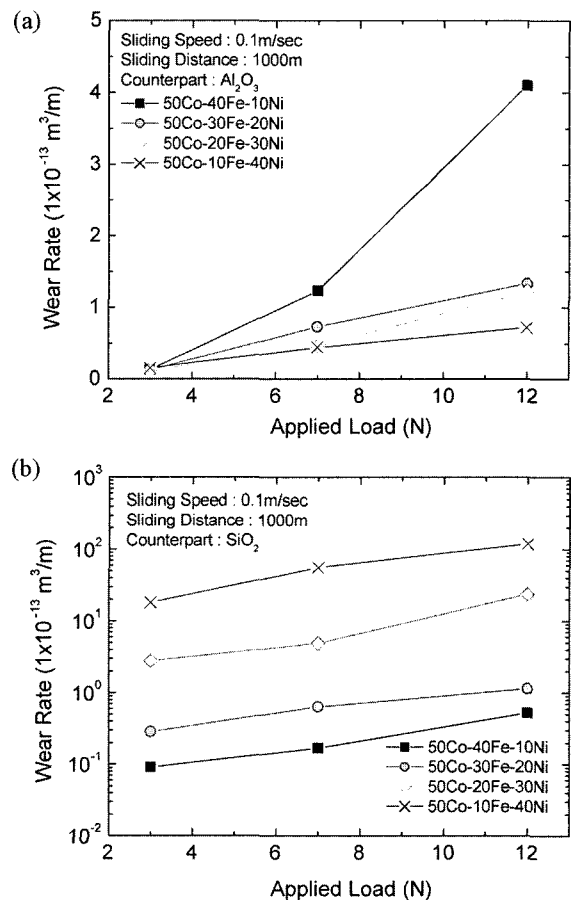


Fig. 4. Variation of wear rates of Co-Fe-Ni compacts against alumina (a) and silica (b) as a function of applied load.

대재로 할 때가 알루미늄을 상대한 경우에 비해 각 시편 간의 마멸속도 차이가 더 컸다. Fig. 4의 시험 결과를 앞서 보인 Fe-Ni계 시편의 결과와 비교하면, Fe-Ni, Co-Fe-Ni 두 조성계의 마멸 거동은 시편의 경도를 기준으로 두 마멸상대재에 대하여 유사한 거동을 나타낸 것을 알 수 있다. 즉, 상대재가 실리카인 경우에는 시편의 경도와 마멸속도는 반비례하였고, 알루미늄을 상대로 마멸된 경우에는 마멸속도와 시편의 경도는 비례하는 경향을 보였다.

50Co-40Fe-10Ni 시편과 50Co-10Fe-40Ni 시편의 상대재에 따른 마멸면 SEM 사진과 EDS 분석결과를 Fig. 5

에 보였다. 알루미늄을 상대로 시험된 시편 가운데서 50Co-40Fe-10Ni 시편의 마멸속도가 가장 높았는데, 그 마멸면(Fig. 5(a))은 마멸 입자를 형성하며 떨어져 나간 영역을 상당량 보인다. 그러나 실리카를 상대하여 마멸된 마멸면, Fig. 5(b)는 표면층만 얇게 떨어져 나간 양상을 보이고, 이 경우 마멸속도도 상대적으로 낮았다. 두 마멸면은 모두 산화물 층의 흔적을 보이고, 이는 EDS 분석으로 확인되었다. 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마멸면은 50Co-40Fe-10Ni 시편에 비하여, 상대재에 따른 차이가 매우 컸고, Ni 첨가량 증가에 따라 상대재에 따라 산화물 층이 생성되는 정도가 다른 것을 뚜렷이 보여준다. 알

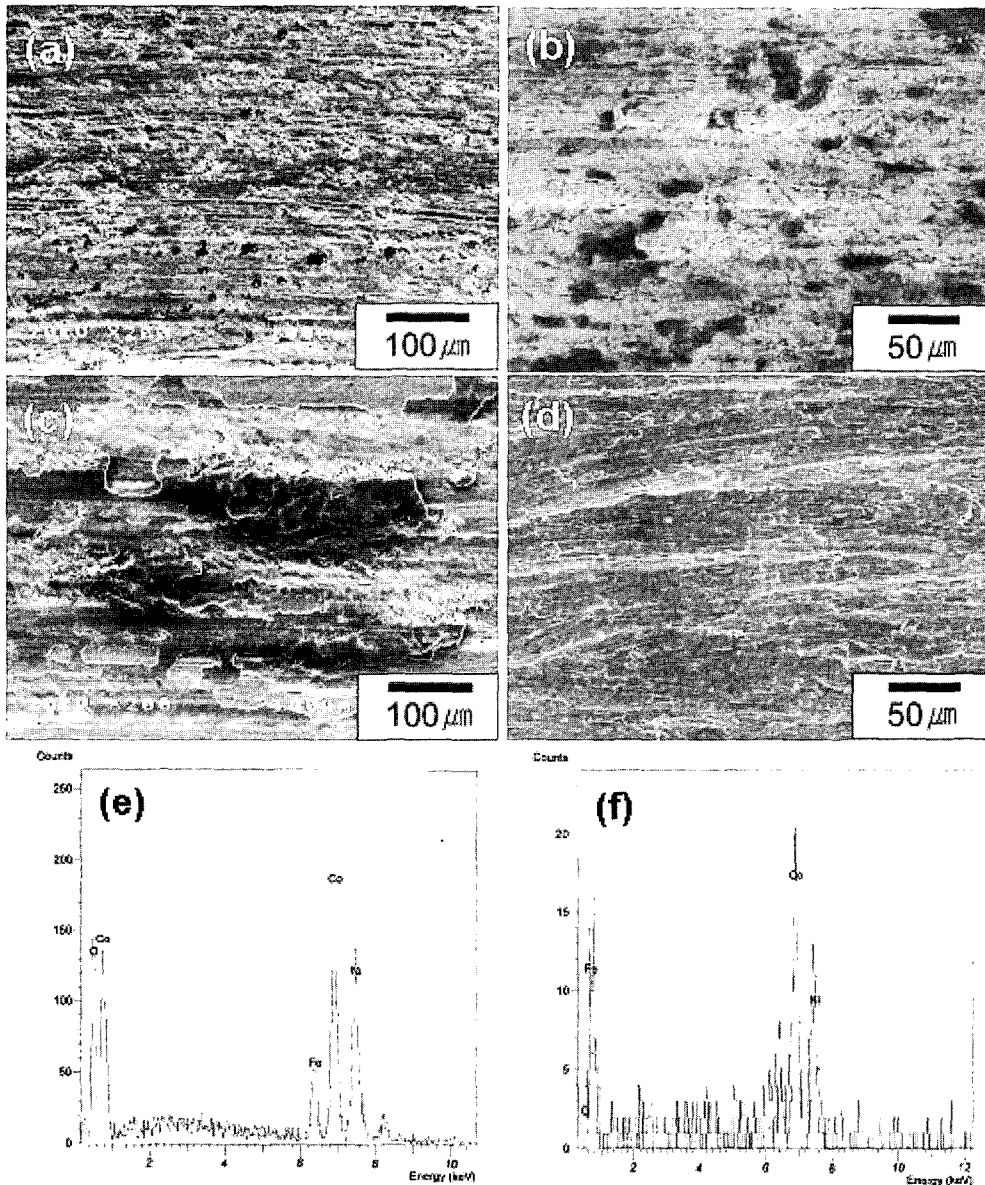


Fig. 5. SEM micrographs of worn surfaces of the 50Co-40Fe-10Ni and 50Co-10Fe-40Ni compacts tested against Al_2O_3 and SiO_2 at the load of 12N: (a) 50Co-40Fe-10Ni (Al_2O_3); (b) 50Co-40Fe-10Ni (SiO_2); (c) 50Co-10Fe-40Ni (Al_2O_3); (d) 50Co-10Fe-40Ni (SiO_2); (e) EDS pattern of the worn surface shown in (c); (f) EDS pattern of the worn surface shown in (d).

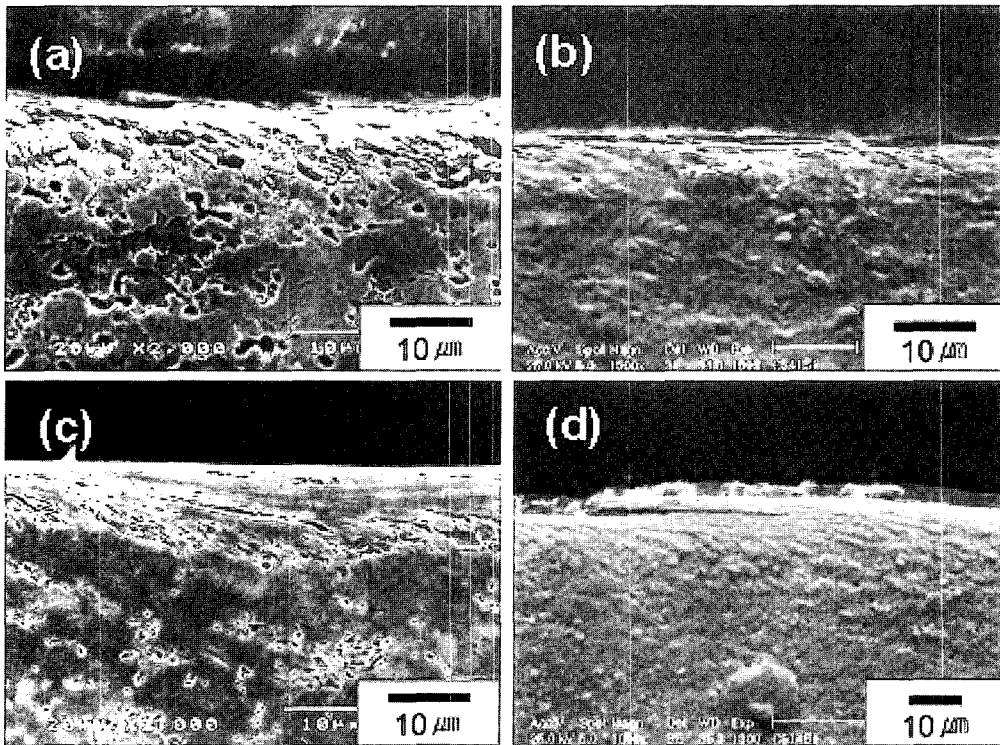


Fig. 6. SEM micrographs of cross-sections of the 50Co-40Fe-10Ni and 50Co-10Fe-40Ni specimens tested against Al_2O_3 and SiO_2 at the load of 12N: (a) 50Co-40Fe-10Ni (Al_2O_3); (b) 50Co-40Fe-10Ni (SiO_2); (c) 50Co-10Fe-40Ni (Al_2O_3); (d) 50Co-10Fe-40Ni (SiO_2).

루미나를 상대하여 시험된 마멸면(Fig. 5(c))에 형성된 Ni 산화물 층은 EDS 분석 결과(Fig. 5(e))로 확인되었다. 그러나 실리카를 상대하여 시험된 마멸면(Fig. 5(d))은 전체적으로 연삭 마멸 양상을 보이고, 산화물 층이 확인되지 않았다. Fig. 5(d)는 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마멸속도가 실리카를 상대하였을 때 급증한 것을 설명해 준다. 낮은 경도, 그리고 마멸면에 산화물 층이 형성되지 않은 것을 50Co-10Fe-40Ni 시편의 높은 마멸 속도의 원인으로 해석할 수 있다.

Fig. 6은 Co-Fe-Ni계 시편의 마멸 단면 SEM 사진들이다. 알루미늄을 상대재로 시험된 50Co-40Fe-10Ni 시편의 마멸 단면에서는, 변형이 마멸을 주도할 때 생기는 유동선(flow line)보다는 마멸입자가 생성되며 미세하게 떨어져 나간 양상과 균열들이 관찰된다. 이에 비하여 실리카를 상대로 마멸된 마멸단면(Fig. 6(b))은 균열이 거의 없는 미세한 유동선 만을 보인다. 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마멸단면(Fig. 6(c))에서는 균열이 관찰되지 않고 잘 발달된 유동선이 관찰된다. 그러나 실리카를 상대하여 마멸된 마멸단면(Fig. 6(d))에서는 마멸면 직하에서 마멸면과 평행하게 성장한 긴 균열들이 관찰되며, 이 조건에서 시험된 50Co-10Fe-40Ni 시편의 높은 마멸속도를 설명해 준다.

Fig. 7에 Co-Fe-Ni계 시편의 마멸 시험 중 측정된 마

찰계수를 마멸 거리의 함수로 나타내었다. 알루미늄을 상대하여 마멸된 50Co-40Fe-10Ni 시편(Fig. 7(a))과 실리카를 상대하여 마멸된 50Co-10Fe-40Ni 시편(Fig. 7(d))의 마찰계수가 마멸 시험 중 크게 변화하였는데, 이는 앞서 보인 마멸 단면에서의 균열 생성 그리고 이들 시편의 높은 마멸속도와 연관된다. Ni 함량이 높은 50Co-10Fe-40Ni 시편의 마찰계수는 상대적으로 50Co-40Fe-10Ni 시편에 비하여 낮았고 이는 변형 특성이 좋고 경도가 낮은 Ni 첨가량의 증가로 또한 설명된다. 그러나 산화물 층이 형성된 경우에도 0.6 이상의 높은 마찰계수 값이 측정된 원인은 분명하지 않다.

마멸 시험 도중 시편과 상대재의 접촉면에서 발생하는 열이 산화물 층 생성에 큰 영향을 끼치는 중요한 인자임은 잘 알려져 있다.⁷⁻¹⁰⁾ Fe-Ni계와 Co-Fe-Ni계 시편에서 Fe 함량이 높은 경우에는 알루미늄과 실리카 두 상대재에 대하여 공히 산화물 층이 마멸면에 형성되었고, 두 시편의 마멸속도는 산화물 층으로 인하여 낮았다. 그러나 Ni이 60 wt% 이상 첨가된 조성의 Fe-Ni계 소결체에서는 마멸상대재에 따라 산화물 층의 형성 여부가 달랐다. 알루미늄을 상대하여 마멸된 때에는 Ni 산화물 층이 형성되었으나, 실리카를 상대재로 한 경우에는 산화물 층이 형성되지 않았고 소결체와 상대재 모두의 마멸속도가 매우 높았다. 이 같은 결과는, 경도가 높은 알루

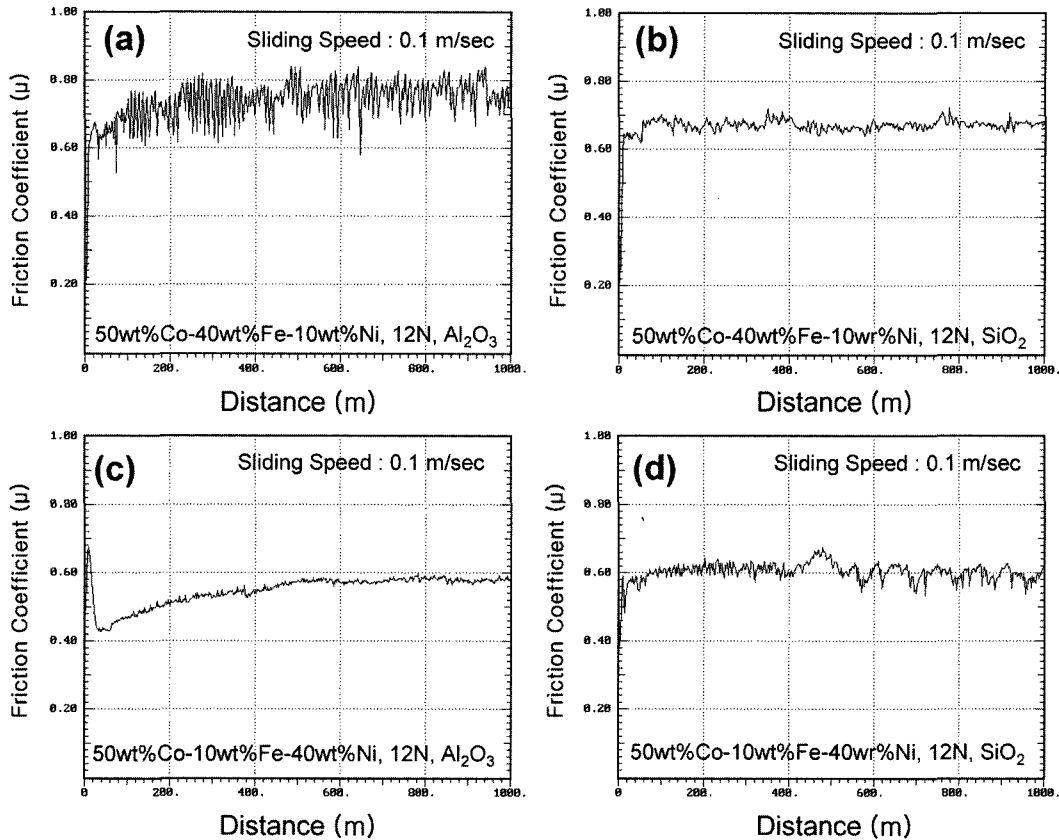


Fig. 7. Variation of friction coefficient (μ) of 50Co-40Fe-10Ni and 50Co-10Fe-40Ni specimens worn at the applied load of 12N against Al_2O_3 and SiO_2 as a function of sliding distance: (a) 50Co-40Fe-10Ni (Al_2O_3); (b) 50Co-40Fe-10Ni (SiO_2); (c) 50Co-10Fe-40Ni (Al_2O_3); (d) 50Co-10Fe-40Ni (SiO_2).

미나의 경우, 마멸 시험 중 그 마멸량이 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 열이 잔류하지 못하면서 산화물 층의 형성이 미미하였고, 이에 따라 심한 마멸이 발생한 것으로 생각된다. 마멸된 실리카로부터 발생한 실리카 마멸입자는 마멸 접촉면에서 연삭 입자로 작용하여 실리카와 소결체의 마멸속도를 더욱 높인 다른 원인으로도 작용하였을 것으로 생각된다.

4. 결 론

통전 가압 소결된 Fe-Ni계, Co-Fe-Ni계 소결체의 상온 건식 미끄럼마멸 시험을 알루미늄(Al_2O_3)와 실리카(SiO_2)에 대하여 행하고 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Fe-Ni계, Co-Fe-Ni계 공히 Fe 함량이 높은 경우에는 마멸속도가 마멸면에 형성되는 산화물 층의 영향을 크게 받았다. 산화물 층이 형성되는 조건에서는 소결체의 마멸속도는 두 마멸상대재에 대하여 크게 변화하지 않았고, 마멸면과 마멸단면의 양상이 유사하였다.

2. Fe-Ni계 시편이 알루미늄을 상대재로 마멸된 경우, Fe 함량이 높은 조성의 시편에서는 Fe 산화물 층이, Ni 함량이 높은 조성의 시편에서는 Ni 산화물 층이 형성되었다. 그러나 실리카를 상대로 마멸될 때에는 Fe 함량이 높은 조성 시편에서는 Fe 산화물 층이 형성되었으나, Ni 함량이 높은 조성의 시편에서는 Ni 산화물 층이 형성되지 않았고 마멸속도가 높았다.

3. Co 함량이 50%로 고정되고 Fe 함량이 Ni 함량보다 많은 조성의 Co-Fe-Ni계 소결체 시편에서는 두 상대재 모두에 대하여 Fe 산화물 층이 형성되었다. 그러나 Ni 함량이 더 높은 조성의 시편에서는 알루미늄을 상대재로 한 경우에만 Ni 산화물 층이 형성되었고, 실리카를 상대재로 한 경우 Ni이 30% 이상 첨가된 조성 시편의 마멸속도는 급증하였다.

감사의 글

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

참 고 문 헌

1. A. Ersoy, S. Buyuksagic and U. Atici, *Wear*, **258**(9), 1422 (2005).
2. H. K. Tonshoff, H. Hillman-Apmann and J. Asche, *Diam. Relat. Mater.*, **11**(3-6), 736 (2002).
3. M. Oishi, *Cobalt News*, January, 11 (1997).
4. Cobalite, *Union Miniere* (technical brochure) (2000).
5. Next, *Eurotungstene Metal Powders* (technical brochure) (1997).
6. Y. J. Kwon, T.-W. Kim and Y.-S. Kim, *J. Kor. Powder Metallurgy Inst.*, **11**(6), 451 (2004).
7. T. F. J. Quinn, *Wear*, **18**(5), 413 (1971).
8. T. F. J. Quinn, *Tribol. Int.*, **16**(5), 257 (1983).
9. H. So, *Wear*, **184**(2), 161 (1995).
10. H. So, D. S. Yu and C.Y. Chung, *Wear*, **253**(9-10), 1004 (2002).