

입방정계 순 금속 Fe, Cu의 미끄럼 마멸 거동

이슬기¹ · 김용석[#]

Sliding Wear Behavior of Pure Metal, Fe and Cu Having a Cubic Crystal System

S. K. Yi, Y.-S. Kim

(Received August 16, 2010 / Revised August 25, 2010 / Accepted September 7, 2010)

Abstract

Dry sliding wear behavior of pure Fe and Cu which have BCC and FCC crystal structure, respectively, was investigated. The wear characteristics of the pure metals with different crystal structure were compared. Dry sliding wear tests were carried out using a pin-on-disk wear tester at various loads under the constant sliding speed condition of 0.15 m/s against a silica ball at room temperature. Sliding distance was fixed as 600 m for all wear tests. Wear rate of a specimen was calculated by dividing the weight loss of the specimen after the test by the specific gravity and sliding distance. Worn surfaces and wear debris were analyzed by SEM. The wear of both pure Fe and Cu proceeded with surface deformation, resulting in similar wear rates despite of their structure difference under the current test conditions. Wear rates of both metals were low if the surface deformation due to wear forms thick surface-deformation layer that is strain hardened beneath the wearing surface. The pure Cu specimens showed a lot of oxides on the worn surface when tested at low loads less than 5 N, which resulted in very low wear rate.

Key Words : Pure Metal, BCC, FCC, Fe, Cu, Sliding Wear, Wear Mechanism, Surface Deformation

1. 서 론

금속재료의 마멸은 금속재료의 물성, 기계적 마멸조건 그리고 환경의 영향을 복합적으로 받으며 발생하는 재료의 열화 현상이다[1]. 외부 환경이 동일한 경우에는 재료의 물성이 마멸 속도를 결정 짓게 되는데, 이 경우에도 작동하는 마멸 기구에 따라 마멸 속도에 영향을 미치는 재료 물성은 달라지게 된다. 미끄럼마멸(sliding wear)은 금속재료가 외부 수직하중을 받으며 다른 재료와 접촉한 상태에서 상대적인 이동을 할 때 발생하는 마멸이다. 금속재료의 미끄럼마멸 특성에 영향을 미치는 재질 인자는 재료의 경도, 가공경화능, 물리

화학적 반응성, 접촉면 변형수용도(capacity for deformation) 등을 들 수 있다. 이들 재질 인자가 미끄럼 마멸에 미치는 영향에 대하여는 많은 연구가 그간 수행되었으나, 보고된 연구 결과는 연구자 간에 차이가 있다. 일 예로 재료의 경도가 증가할수록 마멸저항성은 증가하는 것으로 알려져 있으나, 재료의 경도와 마멸저항성은 비례하지 않는다는 연구결과 또한 보고되어 있다[2~6].

마멸 특성에 영향을 미치는 재료의 가공경화능과 변형수용도는 재료의 결정구조와 밀접하게 연관된다. 대부분의 금속재료가 면심입방격자(face-centered cubic, FCC), 체심입방격자(body-centered cubic, BCC), 그리고 조밀육방격자(hexagonally close-packed, HCP)

1. 국민대학교 신소재공학부
교신저자: 국민대학교 신소재공학부,
E-mail: ykim@kookmin.ac.kr

구조를 지니는 것을 감안할 때, 이들 격자구조의 차이에 따른 금속재료의 마멸특성을 연구하는 것은 재료의 결정구조가 마멸에 미치는 영향을 규명하는데 큰 도움을 주게 된다. 재료의 결정구조가 그 마찰과 마멸에 미치는 영향에 대한 연구 결과는 많이 보고되어 있지 않다[7~10]. 조밀육방격자 구조를 지닌 금속의 경우 입방격자 구조를 지닌 금속에 비해 마찰과 마멸 저항성이 더 우수한 것으로 보고되어 있으나[7, 8], 체심입방격자(BCC)와 면심입방격자(FCC) 구조를 지닌 금속의 마멸 특성을 비교 연구한 연구결과는 현재까지 보고되어 있지 않다.

본 연구에서는 체심입방구조를 지닌 Fe 순 금속과 면심입방구조를 지닌 Cu 순 금속의 미끄럼 마멸 특성을 분석하여, 각 구조 금속의 미끄럼마멸기구와 마멸속도를 비교하였다.

2. 실험 방법

2.1 시험소재와 마멸시험

본 연구에 사용된 순 금속 Fe 소재는 46 μ m 크기의 Fe 분말을 1600 $^{\circ}$ C 온도에서 진공유도용해하고 주조한 후 압연하여 제조되었고, 순 금속 Cu는 직경 25mm의 무산소동(OFHC) 봉재를 구입하여 시험소재로 사용하였다. 진공유도 용해 후 주조된 Fe 잉곳을 80% 압하율로 압연하여 3mm 두께의 판재를 제작한 후, 1000 $^{\circ}$ C와 700 $^{\circ}$ C에서 1시간 동안 열처리하여 재결정 시킨 후, 직경 25mm의 디스크(disk) 마멸 시편을 가공하였다. Fig. 1은 시험에 사용된 순 금속 Fe(1000 $^{\circ}$ C에서 1시간 동안 열처리하고 노냉한 시편)와 Cu 시편의 미세조직을 보인다. Fe와 Cu 마멸시편 공히 마멸시험 전 SiC 연마지 #100~#2000까지 연마한 후 Al₂O₃ 1 μ m의 단계까지 미세 연마하였다.

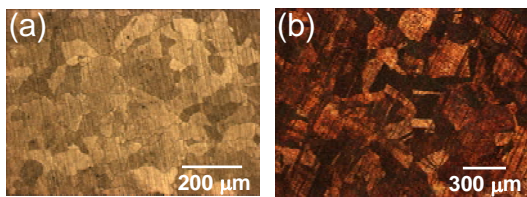


Fig. 1 Optical micrographs of the pure iron (a), and pure Cu (OFHC Cu) (b) specimens

2.2 미끄럼마멸 시험

순 금속 Fe와 Cu의 건식 미끄럼 마멸시험을

pin-on-disk 마멸시험기를 사용하여, 실리카(SiO₂) 구(ball)를 상대재료, 상온 대기 중에서 실시하였다. 마멸 트랙의 반경은 9mm로, 마멸 거리는 600m, 그리고 미끄럼 속도는 0.15m/sec로 일정하게 하였다. 재결정 열처리 온도를 달리하여 결정립 크기를 변화시킨 Fe 시편을 동일 조건으로 마멸 시험하여, 결정립 크기가 BCC 구조 금속의 마멸에 미치는 영향을 함께 연구하였다. 결정구조가 마멸 거동에 미치는 영향과 함께 결정립 크기 변화의 영향을 연구한 Fe 시편의 마멸 하중은 10N으로 고정하였다. Cu 시편의 마멸하중은 1N에서 10N으로 변화시켜 Fe계 소재에서 잘 알려진 순한 마멸(mild wear)-격렬마멸(severe wear) 천이를 확인하였고, 결정 구조에 따라 변화하는 마멸 속도의 변화, 마멸 속도 데이터의 분산(scatter) 정도를 평가하였다. 마멸속도는 마멸시험 전 후의 시편 무게변화를 각 시편의 이론밀도와 마멸거리로 나누어 계산하였다. 마멸 시험 전 후의 디스크 시편의 무게는 정밀도 10⁻⁵g의 저울로 측정하였다. 시험된 시편의 마멸면과 마멸입자, 마멸단면을 SEM으로 관찰하여 각 시편의 마멸 기구를 연구하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 마멸거동

Table 1에 순 금속 Fe 시편과 Cu 시편의 평균 경도와 결정립 크기를 보였다. 두 시편의 경도는 Fe의 경우에는 압연면에서, Cu의 경우에는 봉의 축방향과 수직인 면에서 측정되었다.

Table 1 Hardness and grain size of the pure Fe and OFHC Cu specimens

Material	Heat Treatment Condition	Hardness (HV)	Grain Size (μ m)
Fe	1000 $^{\circ}$ C, 1hr/FC*	85	80
	700 $^{\circ}$ C, 1hr/FC*	95	20
Cu	As-received	88	160

* FC: furnace cooled

압연 후 1000 $^{\circ}$ C와 700 $^{\circ}$ C에서 재결정 열처리된 Fe 시편의 평균 HV 경도는 각각 85kg/mm², 95kg/mm²이었으나, 시편들 간에 경도 편차가 컸다. 700 $^{\circ}$ C에서 열처리된 Fe 시편의 HV 경도는 88kg/mm²에서

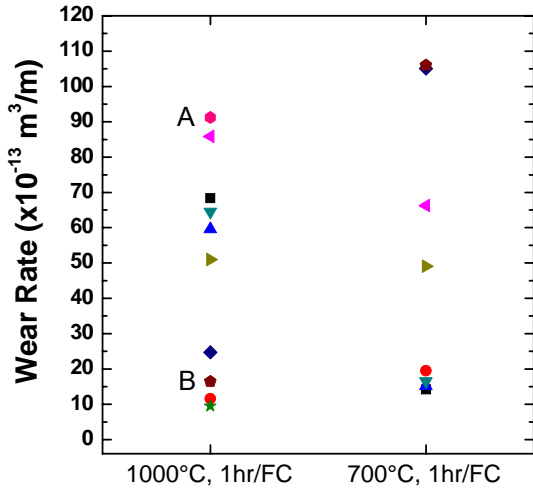


Fig. 2 Sliding wear rates of the pure Fe specimen (heat treated under different conditions after rolling) tested at 10N

101kg/mm²에 걸쳐 측정되었다. 700°C에서 열처리된 시편의 경도가 더 높은 것은 1000°C에서 열처리된 시편에 비해 결정립 크기가 더 작을 것으로 설명된다. 순금속 Fe와 Cu 시편의 경도는 유사하였으나, 결정립 크기는 크게 차이가 있었음을 Table 1은 보인다.

1000°C 와 700°C 에서 재결정 열처리된 Fe 시편을 10N 마멸하중으로 마멸 시험하고 측정한 마멸 속도를 Fig. 2 에 나타내었다. Fig. 2 의 마멸 시험 결과는 우선, 동일한 조건으로 열처리된 Fe 시편들 간에 커다란 마멸속도의 차이가 있음을 보인다. 1000°C 에서 열처리되어 80μm 크기의 결정립을 지닌 Fe 시편의 마멸속도는 동일한 조건에서 $9.5 \times 10^{-13} \sim 91.2 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 의 편차를 보여 시편에 따라 10 배 가까운 마멸속도의 차이를 나타내었다. 700°C 에서 열처리되어 20μm 크기의 결정립을 지닌 Fe 시편 역시 시편 간의 마멸속도의 차이가 $14.2 \times 10^{-13} \sim 106.1 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 로 매우 커서, 시편 간 마멸속도 편차는 1000°C 에서 열처리된 시편에 비해 오히려 약간 더 증가하였다. 1000°C 와 700°C 에서 재결정 열처리된 순금속 Fe 시편들의 평균 마멸속도는 각각 $51.3 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 와 $54.1 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 로, 열처리 조건에 따라 Fe 시편의 결정립 크기가 4 배 차이가 났음에도 불구하고 마멸속도는 큰 차이가 없었다. Fig. 2가 보이는 Fe 시편 마멸속도의 또 다른 특징은 두 열처리 조건 모두에

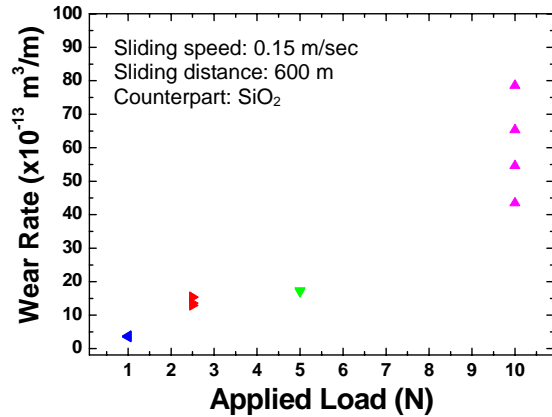


Fig. 3 Variation of wear rates of the pure Cu specimen as a function of applied load

서 Fe 시편들의 마멸속도가 특정한 군집 현상을 나타내는 점이다. 즉, 마멸속도가 높은 그룹(group), 중간 속도 그룹, 그리고 낮은 속도 그룹의 세 그룹으로 시험 결과들이 나뉘고 있다. 이에 관하여는 다음 절에서 좀 더 고찰하였다.

Fig. 3에 Fe 시편과 동일한 마멸 상대재(SiO₂ 구), 마멸속도(0.15m/sec)와 마멸거리(600m)로 시험된 OFHC Cu 시편의 마멸시험 결과를 마멸 하중의 함수로 나타내었다. OFHC Cu 시편의 마멸속도는 5N 하중까지는 하중증가에 대해 매우 낮은 속도로 완만히 증가하였으나, 10N 하중에서 그 마멸속도가 급격히 증가하였다. 동일 하중에서 시험된 시편들 간의 마멸속도 편차는 5N 이하의 하중에서는 시험된 시편들 간에 마멸 속도 편차가 거의 없었다. 1N, 2.5N, 5N의 하중에서 각각 3개의 시편으로 시험하였으나, 시험된 시편들 간의 마멸속도 차이는 거의 없었다. 그러나, 10N 하중에서 시험된 네 시편은 $43.5 \times 10^{-13} \sim 78.6 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 의 마멸속도 차이를 보여, 10N 하중에서 시편들 간에 약 2배의 마멸속도 편차가 발생하였음을 알 수 있다. Fig. 2의 Fe 시편의 경우와 비교하면, 동일 하중에서 Cu 시편의 시편들 간의 마멸속도 편차는 매우 작은 것을 알 수 있다. Fig. 3은 또한 10N 하중에서 Cu 시편이 나타내는 마멸속도가 Fig. 2에 나타낸 Fe 시편 마멸속도와 거의 유사한 것을 보인다. 10N 하중에서 Cu 시편의 평균 마멸속도, $60.5 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 는 Fe 시편 중간 속도 그룹의 평균 마멸속도, $65.7 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$ 와 거의 같다.

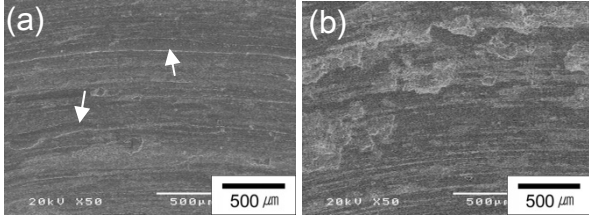


Fig. 4 SEM micrographs of worn surfaces of the Fe specimens tested at 10N: (a) high wear-rate specimen marked as A in Fig. 2); (b) low wear-rate specimen marked as B in Fig. 2)

3.2 마멸면, 마멸입자, 마멸단면 관찰

Fe 시편이 나타내는 시편 간의 큰 마멸속도 편차의 원인을 밝히기 위하여 동일하중에서 높은 마멸속도($91.2 \times 10^{-13} \text{m}^3/\text{m}$)를 보인 시편(Fig. 2에 A로 표시된 시편)과 낮은 마멸속도($16.5 \times 10^{-13} \text{m}^3/\text{m}$)를 나타낸 시편(Fig. 2에 B로 표기된 시편)의 마멸면과 마멸입자를 SEM으로 관찰하여 그 결과를 Fig. 4와 Fig. 5에 나타내었다.

Fig. 4의 마멸면 SEM 사진은 마멸속도가 높은 시편과 낮은 시편의 마멸면에 큰 차이가 있음을 잘 보여준다. 마멸속도가 높은 시편(Fig. 4 (a))은 마멸면에서 심한 표면 전단변형에 의해 생성된 길게 늘어난 트랙 띠들을 보여준다. 이들 트랙 띠 일부에서는, Fig. 4 (a)에 화살표로 표기한 부위에서 처럼, 트랙 면이 길게 벗겨져 나가는 마멸 양상이 또한 관찰된다. 이 같은 마멸면 양상은 HCP 금속에서 마멸면에 HCP 결정의 기저면(basal plane)이 많이 분포할 때 용이활주(easy glide) 현상에 의하여 나타나는 양상과 아주 유사하다[11]. 이에 반하여 마멸속도가 낮은 시편의 마멸면(Fig. 4(b))은 전형적인 표면 변형층의 형성과 변형층의 박리에 의한 마멸면 양상을 보여준다. 마멸면 변형층의 박리는 불규칙하게 발생하고 있으며, 이 같은 마멸면 양상은 길게 밀린 마멸트랙이 박리하는 Fig. 4(a)의 마멸면과 대비된다. 마멸입자가 박리하지 않은 평탄면에서도 Fig. 4 (a)와 같은 마멸면이 길게 전단변형되는 양상은 관찰되지 않았고, 생성된 마멸 입자 등에 의한 연삭마멸 흔적 만이 관찰되고 있다.

Fig. 5는 Fig. 2에 A, B로 표기한 마멸속도가 높은 시편과 낮은 시편들로부터 채취한 마멸입자들의 SEM 사진들이다. Fig. 4에 나타난 마멸면 비교로부터 예측되는 대로, 두 시편의 마멸 입자 양상

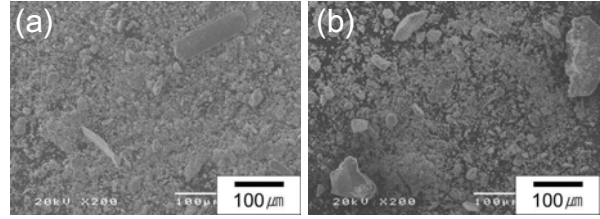


Fig. 5 SEM micrographs of wear debris of the Fe specimens tested at 10 N: (a) high wear-rate specimen (marked as A in Fig. 2); (b) low wear-rate specimen (marked as B in Fig. 2)

은 서로 달랐다. 길게 전단 변형된 마멸 트랙과 이들 트랙에서 마멸입자가 박리되는 양상을 보인 마멸속도가 높은 시편(Fig. 2, A시편)은 미세한 산화물 입자들과 함께 장단축비(aspect ratio)가 큰 판상의 마멸입자들을 보인다(Fig. 5 (a)). 이에 반하여 마멸속도가 낮은 시편(Fig. 2, B시편)으로부터 채취된 마멸입자들은 미세한 산화물 입자들과 함께 괴상의 입자들로 구성되어 있다(Fig. 5 (b)). 이 시편에서는 판상의 입자도 일부 관찰되었으나, 그 양은 매우 작았다.

마멸면과 마멸입자의 관찰 외에, 마멸면 단면을 관찰하여 Fe 시편 간에 나타나는 큰 마멸속도 편차의 원인을 고찰하였다. Fig. 6은 Fig. 2에 A, B로 표기한 마멸속도가 높은 시편과 낮은 시편의 마멸단면을 SEM 으로 관찰한 결과를 보인다. 마멸속도가 높은 시편의 마멸단면(Fig. 6 (a))은 마멸면에서 전단 변형에 의해 밀린 전단 변형층과 이들 층 밑에 형성된 균열을 보인다. 전단 변형층의 두께는 $5 \mu\text{m}$ 이하로 매우 얇은 것을 볼 수 있다. 이에 반하여 마멸속도가 낮은 시편의 단면(Fig. 6 (b))은 표면에 얇게 형성되는 전단 변형층 보다는 마멸면 밑에서 두껍게 형성되는 변형층과 변형층에서 균열이 형성되면 괴상의 입자가 형성되는 양상을 보여준다. 이상의 마멸면, 마멸입자, 마멸단면 양상은 모두 마멸면에서 얇은 표면 전단 변형층이 형성되고 이들로부터 마멸입자가 박리될 때 Fe 시편의 마멸속도가 높아진 것을 보인다.

Fig. 7은 1N~10N의 하중으로 시험된 OFHC Cu 시편의 마멸면을 SEM 으로 관찰한 결과를 보인다.

마멸속도가 낮은 1N, 2.5N, 5N의 하중으로 시험된 Cu 시편의 마멸면(Fig. 7 (a), (b), (c))과 마멸속도가 이들보다 높은 10N 하중으로 시험된 시편의

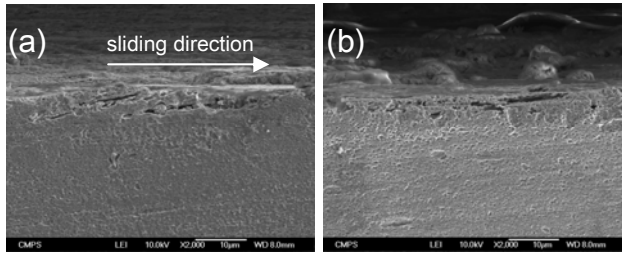


Fig. 6 SEM micrographs of worn-surface cross section of the Fe specimens tested at 10N: (a) high wear-rate specimen (marked as A in Fig. 2); (b) low wear-rate specimen (marked as B in Fig. 2)

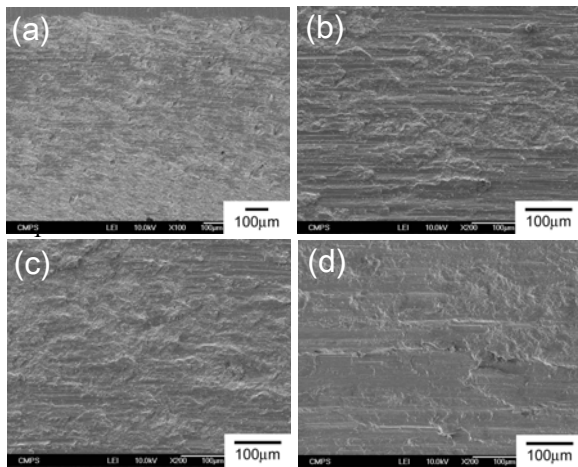


Fig. 7 SEM micrographs of worn surfaces of the OFHC Cu specimens tested at (a) 1N, (b) 2.5 N, (c) 5N, and (d) 10N

마멸면(Fig. 7 (d))은 서로 다른 양상을 보여준다. 마멸속도가 낮은 시편들의 마멸면은 마멸면 위에 돌기와 같은 층이 응착된 양상을 보인다. 이들 응착부는 EDS 분석결과 산화물 층으로 밝혀졌다. 이들 시편에서 관찰된 낮은 마멸속도는 마멸면에 형성된 산화물 층에 의한 것으로, 산화물 층이 마멸면과 상대재와의 직접 접촉과 마멸하중의 전달을 막은 때문으로 설명된다. Fig. 7 (d)는 10N 으로 시험된 네 시편 가운데에서 가장 낮은 마멸속도($43.5 \times 10^{-13} \text{m}^3/\text{m}$)를 보인 시편의 마멸면으로, 마멸면에 변형층이 형성되고 변형층으로부터 마멸입자가 박리되는, Fig. 4 (b)의 낮은 마멸속도를 보인 Fe 시편의 마멸면과 유사한 양상을 보인다.

높은 마멸속도를 나타내는 순 금속 Fe 시편이 보이는 마멸거동의 특징은 마멸면에서 미끄럼 방향과 평행하는 전단 변형에 의한 전단 변형층이 관찰되는 점이다. 이에 반하여 낮은 마멸속도를 나타내는 시편의 마멸면에서는 얇은 층에서 발생하는 전단 변형 보다는 동시에 여러 개의 슬립계가 작동하여 형성된 것으로 여겨지는 일정 두께의 변형층이 마멸면 직하에서 관찰되었다. 이 같은 변형 거동의 차이는 마멸면 직하의 가공경화에 영향을 주게 된다. 두 그룹 시편의 가공경화 거동 차이를 마멸된 시편의 마멸면 경도를 직접 측정하여 확인하였다. 낮은 마멸속도를 보인 시편(Fig. 2, B 시편)의 마멸면 경도는 HV 260으로 측정되었고, 높은 마멸속도를 보인 시편(Fig. 2, A 시편)의 마멸면 표면 경도는 HV 205로 측정되어, 낮은 마멸속도를 보인 시편에서 마멸 중에 더 많은 가공경화가 마멸면에서 발생하였음을 보였다. 마멸면에 형성되는 표면 변형층의 양상 차이는 Fe 시편의 결정립 방위와 연관된 것으로 해석된다. 즉, Fe 시편의 슬립방향인 $\langle 111 \rangle$ 방향을 포함하는 $\{110\}$ 면결정립이 마멸면에 다수 존재하는 경우에는 마멸면에서 미끄럼방향과 평행한 슬립방향이 다수 존재하고, 이에 따라 전단변형이 활발하게 발생하면서 마멸속도가 높아진 것으로 설명된다. 이에 반하여, BCC 결정의 조밀충진방향인 $\langle 111 \rangle$ 방향이 마멸면에 놓이지 않고 미끄럼방향에 대해 일정 각도를 지니며 마멸면 밑에 놓이게 되면, 마멸하중에 의한 슬립 변형이 마멸면 직하에서 여러 슬립계에서 동시에 발생하면서 일정 두께의 변형층이 형성되고, 가공경화가 더 발생하며 마멸속도가 낮아지게 된다. 이와 같은 우선방위에 따른 변형층 형성의 차이와 그에 따른 마멸속도의 변화는 BCC, FCC 구조에서 동일할 것으로 판단되나, 본 연구의 실험 조건에서는 BCC 구조 금속에서 이 같은 경향이 더 활발한 것으로 관찰되었다. BCC 결정에서 보다 FCC결정에서 슬립이 좀 더 용이한 점도 본 연구의 결과를 뒷받침 한다. 순 금속 Fe 시편에서 결정립 크기에 따라 마멸속도의 차이가 없는 것은, 본 연구에서 시험된 결정립 크기($20\mu\text{m}$, $80\mu\text{m}$)가 이미 충분히 커서 결정학적 방위 차이의 영향을 나타내지 못한 때문으로 추정된다. 순 금속 Fe의 마멸에 결정학적 우선방위가 미치는 영향에 대하여는 우선방위의 측정 등을 포함한 후속 연구가 요구된다.

4. 결론

체심입방(BCC)구조를 지닌 Fe 순 금속과 면심입방(FCC)구조를 지닌 OFHC Cu의 미끄럼마멸 특성을 분석하여, 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) Fe, Cu 순 금속의 미끄럼마멸은 마멸면의 변형에 의해 진행되었고, 본 연구의 마멸 조건에서 두 금속은 유사한 마멸속도를 나타내었다.

(2) BCC 구조의 Fe 순 금속은 동일한 마멸 하중에서 시편에 따라 크게 차이가 있는 마멸속도의 편차를 보였다. Cu에서도 마멸속도 편차가 관찰되었으나 Fe 보다는 시편 간 편차가 작았다.

(3) BCC, FCC 구조 두 금속 모두 마멸면에서의 변형이 마멸면 표면에 집중되어 얇은 두께의 표면 전단 변형층이 형성될 때 마멸속도가 높았고, 마멸면 변형층이 일정 두께로 형성되며 가공경화의 정도가 높을 때 마멸속도가 낮았다.

(4) FCC 구조 Cu 순 금속은 5N 이하의 낮은 마멸 하중에서 마멸면에 산화물 층이 형성되었고, 매우 낮은 마멸속도를 나타내었다.

후 기

본 연구는 2009년도 국민대학교 교내연구비를 지원받아 수행된 연구로, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] R. G. Bayer, 1994, Mechanical Wear Prediction and Prevention, Marcel Dekker, Inc., New York, pp. 1~3.
- [2] K.-H. Zum Gahr, 1987, Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, Amsterdam, pp. 393~397.
- [3] H. S. Yu, S. K. Yi, D. H. Shin, Y.-S. Kim, 2007, Sliding Wear Mechanism of Ultra-fine Grained Low Carbon Dual Phase Steel as a Function of Applied Load, Trans. Mater. Process., Vol. 16, No. 4, pp. 299~303.
- [4] Y.-S. Kim, H. S. Yu, D. H. Shin, 2009, Low Sliding-wear Resistance of Ultrafine-grained Al Alloys and Steel undergone Severe Plastic Deformation, Int. J. Mater. Res., Vol. 100, No. 6, pp. 871~874.
- [5] Y. S. Zhang, Z. Han, K. Wang, K. Lu, Wear, 2006, Friction and Wear Behaviors of Nanocrystalline Surface Layer of Pure Copper, Vol. 260, pp. 942~948.
- [6] S. D. Kim, S. J. Kim, Y.-S. Kim, 2006, Sliding Wear Mechanism of the High-nitrogen Austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N Steel, Trans. Mater. Process., Vol. 15, pp. 112~117.
- [7] D. H. Buckley, R. I. Johnson, Wear, 1968, The Influence of Crystal Structure and Some Properties of Hexagonal Metals on Friction and Adhesion, Vol. 11, No. 6, pp. 405~419.
- [8] M. D. Hanna, J. T. Carter, M. S. Rashid, Wear, 1997, Sliding Wear and Friction Characteristics of Six Zn-based Die-casting Alloys, Vol. 11-21, pp. 11~21.
- [9] T. Akagaki, D. A. Rigney, Wear, 1991, Sliding Friction and Wear of Metals in Vacuum, Vol. 149, No. 1-2, pp. 353~374.
- [10] A. F. Smith, Wear, 1984, The Friction and Sliding Wear of Unlubricated 316 Stainless Steel at Room Temperature in Air, Vol. 96, No. 3, pp. 301~318.
- [11] J. E. Lee, Y.-S. Kim, T.-W. Kim, 2008, Comparing Sliding-Wear Characteristics of the Electro-pressure Sintered and Wrought Cobalt, Int. J. Modern Phy. B(IJMPB), Vol. 22, No. 31/32, pp. 6127~6132.