

구상화 열처리된 고탄소강의 미끄럼 마멸 거동에 미치는 시멘타이트 형상과 페라이트 기지조직의 영향

허하리¹ · 권혁우¹ · 구본우¹ · 김용석[#]

The Effect of Cementite Morphology and Matrix-ferrite Microstructure on the Sliding Wear Behavior in Spheroidized High Carbon Steel

H. L. Hur, H. Gwon, B. Gu, Y. -S. Kim

(Received December 21, 2015 / Revised January 15, 2016 / Accepted January 19, 2016)

Abstract

The current study was conducted to elucidate the effect of cementite morphology and matrix-ferrite microstructure on sliding wear behavior in spheroidized high carbon (1wt. % C) steel. The high carbon steel was initially heat treated to obtain a full pearlite or a martensite microstructure before the spheroidization. The spheroidizing heat treatment was performed on the full pearlitic steel for 100 hours at 700 °C and tempering was performed on the martensitic steel for 3 hours at 650 °C. A spheroidized cementite phase in a ferrite matrix was obtained for both the full pearlite and the martensite microstructures. Sliding wear tests were conducted using a pin-on-disk wear tester with the heat treated steel as the disk specimen. An alumina(Al₂O₃) ball was used as the pin counterpart during the test. After the spheroidizing heat treatment and the tempering, both pearlite and martensite exhibited similar microstructures of spheroidized cementite in a ferrite matrix. The spheroidized pearlite specimens had lower hardness than the tempered martensite; however, the wear resistance of the spheroidized pearlite was superior to that of the tempered martensite.

Key Words : High Carbon Steel, Sliding Wear, Spheroidizing, Tempered Martensite, Wear Mechanism

1. 서론

베어링과 같이 반복적이고 높은 하중을 받는 기계요소에는 이러한 환경을 견뎌낼 수 있는 고탄소강 소재가 주로 사용되고, 이에 따라 고탄소강의 마멸에 대한 연구들이 진행되어 왔다[1, 2]. 우수한 마멸저항성 외에도 고탄소강의 용이한 가공을 위해 인성과 연성은 또한 중요한 물성이고, 인성과 연성은 경도와 더불어 재료의 마멸저항성에 영향을 미치는 인자들로 알려져 있다[3]. 탄소강의 인성과 연성은 주로 미세조직 내의 시멘타이트를 구상화하여

얻을 수 있다[4]. 그러나 미세조직 내의 시멘타이트를 구상화하면 경도가 감소하고[5], 이는 Achard 식[6]으로 나타내진 바와 같이 마멸저항성의 감소로 이어질 수 있다. 그러나 재료의 초기경도만으로는 마멸거동을 효과적으로 설명할 수 없고[7, 8], 경도 외에도 합금원소, 미세조직, 가공경화수용력, 피로특성과 같은 여러 인자들이 강의 미끄럼마멸 거동에 영향을 미치는 것으로 보고되어 있다[9, 10]. 그러므로 높은 내마멸성을 갖는 철강 소재의 개발에서, 시멘타이트의 구상화와 같은 미세조직의 변화가 강의 마멸저항성에 미치는 영향 연구는 중요하다.

1. 국민대학교 신소재공학부
Corresponding Author : Kookmin University, E-mail: ykim@kookmin.ac.kr

Table 1 Chemical composition of the tested steel

(wt. %)

C	Mn	Si	Cr
1.0	0.31	0.26	2.17

Table 2 Heat treatment condition, microstructure, and micro Vickers hardness

Specimen Symbol	Heat treatment Condition	Microstructure	Hardness (HV ₁)
P	1050 °C for 30 min, 650 °C for 30 min, W.Q. ¹⁾	Lamellar Pearlite	362.6
SP	After P treatment, holding at 700 °C for 100 h, F.C. ²⁾	Spheroidized Pearlite	225.3
M	Holding at 840 °C for 1 h, O.Q. ³⁾	Martensite	904.2
TM	After M treatment, holding at 650 °C for 3 h, W.Q.	Tempered Martensite	285.7

1) W.Q.: water quenching, 2) F.C.: furnace cooling, 3) O.Q.: oil quenching

본 연구에서는 펄라이트와 마르텐사이트의 서로 다른 초기조직을 갖는 1wt%C 고탄소강을 각기 다른 조건으로 구상화 열처리하고 각 조직의 마멸저항성을 비교하였다. 서로 다른 초기 미세조직을 구상화 열처리한 최종 조직은 구상화된 시멘타이트의 크기와 형태가 유사하였으나, 마멸거동은 차이를 나타내었다. 마멸면 직하의 단면 관찰과 깊이에 따른 단면 경도 측정을 통해 이들 구상화 조직의 마멸거동 차이가 기지 페라이트 조직에 원인이 있음을 밝혔다. 또한 구상화열처리 전 초기 펄라이트 조직과 마르텐사이트 조직의 미끄럼 마멸 시험을 통하여, 층상 시멘타이트 조직이 고경도 마르텐사이트 조직과 유사한 높은 마멸저항성을 나타냄을 보였다.

2. 실험 방법

2.1 시편준비

본 연구에 사용된 강의 화학조성을 표 1에 나타내었고, 열처리조건과 그에 따른 미세조직, 경도를 표 2에 나타내었다. 두께 1cm로 절단한 봉상의 1 wt.%C 탄소강을 표 2의 조건으로 열처리하여 100% 펄라이트 조직과 마르텐사이트 조직을 얻었다. 1 wt.%C 탄소강의 100% 펄라이트 조직 (P)을 얻기 위한 열처리 조건은 문헌을 참고하여, Hultgren의 외삽법에 의해 100% 펄라이트 조직이 얻어졌다[2]. 100% 펄라이트 조직과 마르텐사이트 조직의 시편들을 각각 구상화 열처리와 템퍼링하여 SP 시편과 TM 시편을 얻었다. 미세조직은 5% 나이탈 용액으로 에칭한 후 FE-SEM으로 관찰하였고, 경도는 micro Vickers

경도계를 이용하여 1kg 하중으로 측정하였다. 미끄럼 마멸시험 후 마멸면 직하 단면을 SEM으로 관찰하였다. 마멸면 직하의 경도를 깊이를 변수로 측정하여 가공경화 정도를 알아보았다.

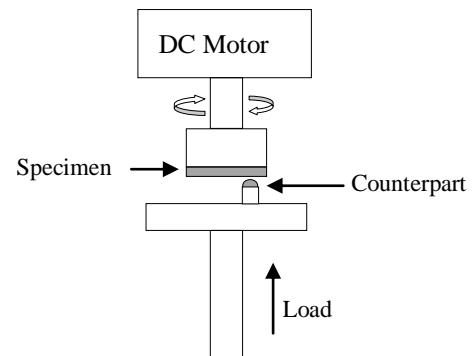


Fig. 1 A schematic diagram of the high-stress dry sliding pin-on-disk wear tester

2.2 미끄럼마멸시험

본 연구에 사용한 pin-on-disk 미끄럼 마멸시험기의 모식도를 Fig. 1에 나타내었다. 1wt.%C 탄소강 시편을 디스크(disk)로, 알루미나(Al₂O₃) 볼을 상대재로 하여 미끄럼 마멸시험을 수행하였다. 마멸시험은 습도 40±2%의 상온 대기 중에서 미끄럼 거리 300m, 적용 하중 100N, 미끄럼속도 0.1m/s, 마멸 트랙 반경 9mm의 조건으로 수행하였다. 마멸 시험 전후 시편의 무게변화를 정밀도 10⁻⁵g의 전자저울로 측정하고 측정된 시편의 무게 변화량을 시편의 밀도와 미끄럼 거리로 나누어, 거리에 따른 부피 변화로 미끄럼 마멸속도를 산출하였다.

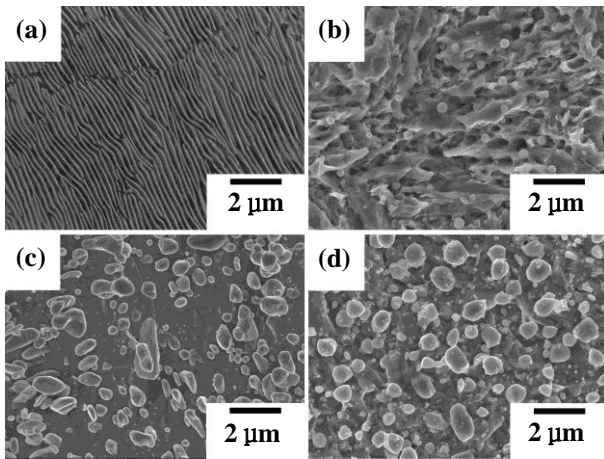


Fig. 2 FE-SEM micrographs of the heat-treated 1 wt. % C steel specimens: (a) P, (b) M, (c) SP, and (d) TM

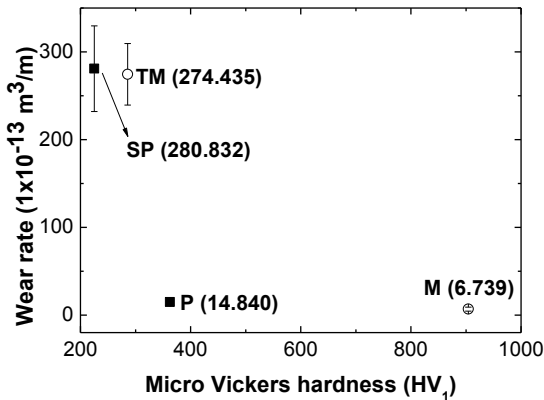


Fig. 3 Dry sliding wear rate of the 1wt.%C steel specimens with different microstructures

3. 결과 및 고찰

3.1 미세 조직과 경도

Fig. 2는 각각의 조건으로 열처리된 시편들의 미세 조직을 보인다. 100% 펄라이트 조직 P 시편을 구상화 열처리한 SP 시편은 층상의 시멘타이트들이 구상으로 변한 모습을 보인다. 마르텐사이트 조직 M 시편을 템퍼링한 TM 시편 또한 템퍼링 과정에서 구상의 시멘타이트 조직이 석출된 모습을 보인다. SP 시편과 TM 시편은 페라이트 기지 내에 구상의 시멘타이트들이 자리하고 있는 비슷한 모습을 보이며, 구상 시멘타이트의 크기 또한 두 조직에서 서로 유사하였지만 시멘타이트의 부피분율은 SP 시편이 37.3%로 25.8%인 TM 시편보다 높았다. 미소 비커스 경도는 SP 시편에 비해 TM 시편이 더 높았다.

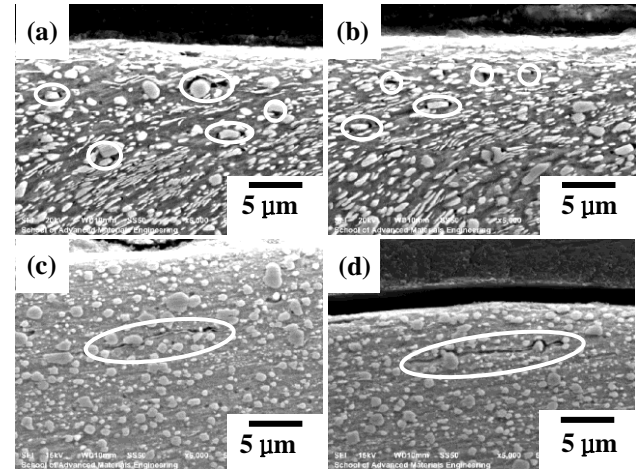


Fig. 4 SEM micrographs of worn-surface cross sections of the tested SP (a), (b) and TM (c), (d) specimens

3.2 미끄럼마멸 속도

각 시편의 경도에 대한 마멸속도를 Fig. 3에 나타내었다. 타 시편들에 비해 경도가 월등히 높은 M 시편이 가장 낮은 마멸속도를 보였으나, 100% 펄라이트 조직인 P 시편이 M 시편에 비해 상대적으로 경도가 크게 낮음에도 불구하고 매우 낮은 마멸속도를 나타내어 층상 시멘타이트의 우수한 마멸저항성을 보였다. 유사한 미세조직을 지닌 SP 시편과 TM 시편에서는, SP 시편이 경도가 더 낮음에도 TM 시편과 비슷한 마멸속도를 보였다.

3.3 마멸단면

Fig. 4는 SP 시편과 TM 시편의 마멸면 직하 단면을 SEM으로 관찰한 결과이다. 흰 동그라미로 표시된 부분에 짙은 검은색으로 나타난 부위는 마멸 중 형성된 균열을 나타낸다. SP 시편(Fig. 4 (a), (b))의 균열은 구상의 시멘타이트 주변에 작은 점들로 형성되었지만, TM 시편(Fig. 4 (c), (d))의 균열은 기지 페라이트 조직을 따라 길게 성장한 모습을 보인다. 이것으로 SP와 TM 두 시편의 기지 페라이트 조직에 차이가 있고, TM 시편의 기지 페라이트에서 균열의 성장이 더 잘 일어남을 알 수 있다.

또한 SP 시편(Fig. 4 (a), (b))은 마멸면 아래에서 변형층이 관찰되지만 TM 시편(Fig. 4 (c), (d))은 뚜렷한 변형층을 보이지 않는다. 이 결과는 외부에서 가해진 에너지가 TM 시편에 비해 SP 시편에서 변형에 좀 더 쓰인 것을 시사한다. 이는 SP 시편에 비해 TM 시편에서 마멸 입자 형성에 더 많은 에너지가

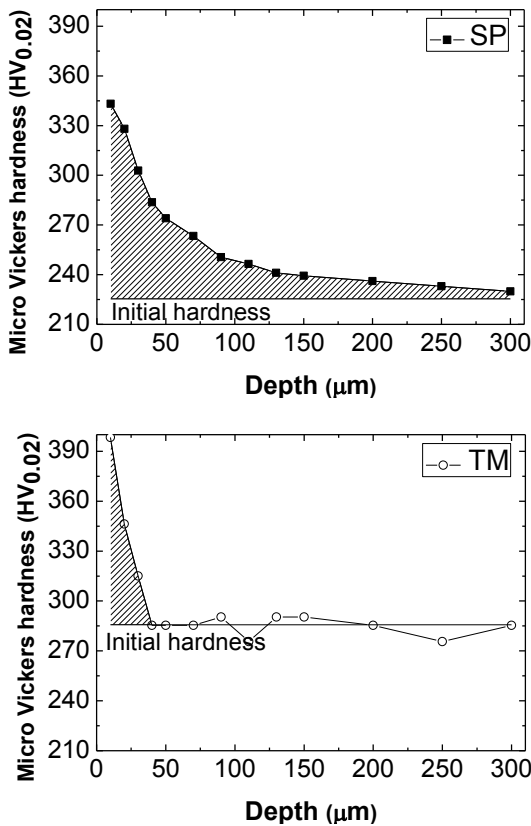


Fig. 5 Micro Vickers hardness of the tested SP and TM specimens as a function of depth from the worn surface

쓰인 것을 보이고, TM 시편이 SP 시편 보다 높은 경도에 비해 마멸저항성이 낮은 것을 설명한다.

3.4 가공경화능

가공경화능은 재료의 미끄럼 마멸 거동에 영향을 미치는 인자 중 하나로, 이를 분석하기 위해 마멸 트랙 단면의 깊이에 따른 경도를 측정하였다 [11]. Fig. 5는 SP 시편과 TM 시편의 마멸면 직하의 경도를 깊이를 변수로 측정한 결과이다. 각 시편의 마멸 시험 전의 초기 경도를 그림 내에 직선으로 함께 나타내었다.

Fig. 5에서 경도변화 곡선과 초기경도 직선 사이의 빗금 친 면적은 J/m^3 ($HV = N/mm^2, N = J/m, \therefore HV \cdot \mu m = J/m^3$)의 단위를 갖고, 마멸 중 마멸면 단위부피당 축적된 에너지를 나타낸다. SP 시편의 빗금 친 면적이 더 넓으므로 TM 시편보다 SP 시편의 마멸면 직하에 더 많은 에너지가 마멸 중에 축적되었음을 보인다. 이는 TM 시편이 SP 시편 보다 마멸 중에

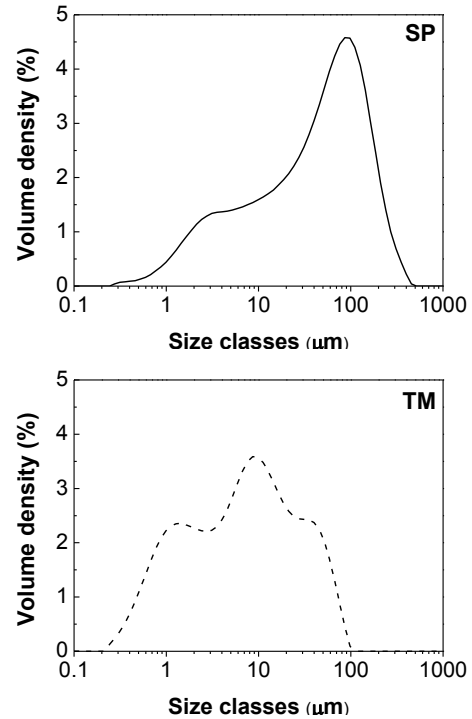


Fig. 6 Wear particle size distribution of the tested SP and TM specimens

더 큰 에너지를 소비하였음을 뜻하고, 그러므로 더 높은 경도를 갖는 TM 시편이 SP 시편과 비슷한 마멸속도를 나타낸 것으로 해석할 수 있다. 또한 Fig. 5의 경도 변화에서, 측정된 깊이 경도 값이 초기 경도와 일치되는 깊이를 가공경화층의 두께라고 볼 때, TM 시편에 비해 SP 시편이 더 두꺼운 가공경화층을 갖는 것을 나타내어 Fig. 4의 마멸면 직하의 단면 SEM 결과와도 일치한다.

3.5 마멸입자 크기 분포

입도분석기를 이용하여 미끄럼 마멸 시험 후 얻어진 마멸입자의 크기 분포를 분석한 결과를 Fig. 6에 나타내었다. SP 시편의 마멸입자들은 $0.276\mu m \sim 454\mu m$ 범위의 크기를 가졌고, TM 시편의 마멸입자들은 $0.243\mu m \sim 98.1\mu m$ 범위의 크기를 가졌다. 이 결과를 통하여 SP 시편이 TM 시편 보다 더 다양한 크기의 마멸입자들을 생성했음을 알 수 있다. 이는 변형을 수반하지 않고 마멸되는 TM 시편은 비슷한 크기의 입자들을 생성하는 것에 반해, SP 시편에서는 마멸 과정 중에 높은 정도의 소성변형이 수반되므로 다양한 크기의 마멸 입자들이 생성된 것으로 해석할 수 있다.

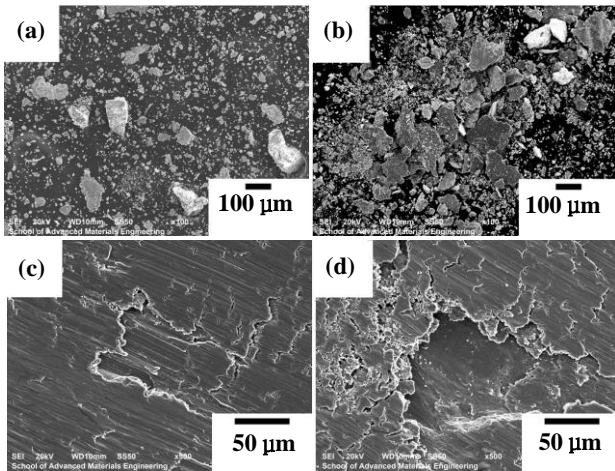


Fig. 7 SEM micrographs of wear particles of the 5m tested SP (a) and TM (b) specimens, worn surface of the 5m tested SP (c) and TM (d) specimens

3.6 미끄럼마멸 초기의 마멸 거동

SP 시편과 TM 시편의 마멸시험 초기의 마멸거동을 비교하기 위해 미끄럼 거리를 5m로 하여 시험 후 얻어진 마멸입자와 마멸면을 SEM으로 관찰하고, 그 결과를 Fig. 7에 나타내었다.

마멸 초기에 생성된 입자의 크기가 SP 시편(Fig. 7 (a))의 것은 작지만 TM 시편(Fig. 7(b))의 것은 크다. 마멸초기의 마멸면을 관찰한 결과, TM 시편(Fig. 7 (d))의 마멸면의 패인 곳에서는 별다른 흔적이 관찰되지 않는 것과 달리 SP 시편(Fig. 7(c))의 마멸면의 패인 곳에서는 미끄럼 흔적이 관찰되어 그 부분이 여러 번의 미끄럼을 거치는 동안 마멸되지 않고 남아있음을 보인다. 이것은 SP 시편보다 TM 시편에서 마멸입자 형성에 외부에서 가해진 에너지가 더 많이 사용된 것을 시사하며, TM 시편이 SP 시편 보다 더 높은 경도를 가졌음에도 그 마멸저항성이 더 낮은 결과를 설명해 준다.

3.7 기지 조직의 차이

마멸단면의 SEM 관찰에서 SP 시편과 TM 시편의 기지 페라이트에서 균열 성장의 거동이 다름을 확인하였다. 두 시편의 이러한 기지 페라이트의 차이의 원인은 Fig. 8의 모식도와 같이 판단된다. 층상 펄라이트 조직을 구상화 열처리하여 얻은 SP 시편의 기지 페라이트의 결정구조는 Fig. 8(a)와 같은 BCC 구조를 갖는다. 그러나 BCT 구조인 마르텐사이트를

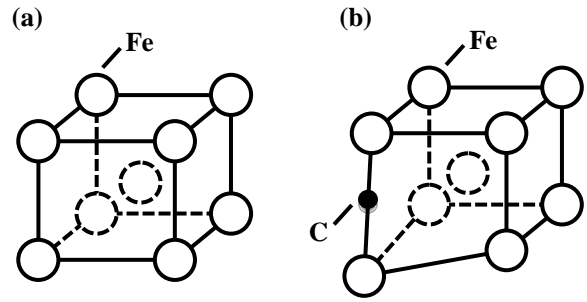


Fig. 8 A schematic diagram of crystal structure of the matrix ferrite: (a) SP, (b) TM

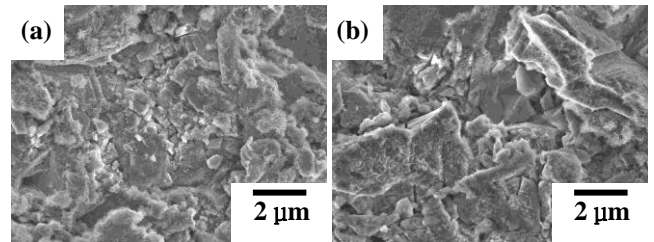


Fig. 9 FE-SEM micrographs of the 3-body worn surfaces of the SP (a) and TM (b) specimens

템퍼링하여 얻은 TM 시편은 Fig. 8(b)와 같이 미처 석출되지 못한 탄소원자가 결정구조의 C축에 남아있고, 이러한 TM 시편의 기지 페라이트가 SP 시편의 기지보다 좀 더 높은 취성을 갖고, 균열 성장이 더 잘 일어나며, 변형이 거의 수반되지 않는 마멸을 일으킨 것으로 해석된다. 또한 미세조직을 관찰하며 두 시편의 시멘타이트 부피분율을 측정할 결과, SP 시편이 37.3%로 25.8%인 TM 시편보다 높았는데, TM 시편의 시멘타이트 부피분율이 SP 시편보다 더 낮은 결과 또한 기지 내의 탄소가 모두 탄화물로 석출되지 못했음을 뒷받침한다.

두 시편의 마멸거동의 차이는 3-body 연삭마멸시험 마멸면 관찰을 통해서도 확인할 수 있었다. 3-body 연삭마멸 기구는 크게 갈림(ploughing)기구와 절삭(cutting)기구로 나뉜다. 갈림기구는 마멸 진행 과정에서 변형이 수반되고, 절삭기구는 변형이 거의 없는 즉각적 재료의 손실(마멸)을 나타낸다[12]. Fig. 9는 SP 시편과 TM 시편의 3-body 연삭마멸 시험 후의 마멸면을 FE-SEM으로 관찰한 결과이다. TM 시편의 마멸면(Fig. 9(b))은 날카로운 절삭 양상을 더 많이 보여, TM 시편에서는 절삭기구에 의하여, SP 시편에서는 갈림기구에 의해 연삭 마멸이 일어났음

을 나타낸다. 이 결과는 앞 절에서 보인 두 조직 기지의 차이 해석을 뒷받침한다.

4. 결론

100% 펄라이트와 마르텐사이트 조직을 지닌 1 wt.%C 탄소강을 각각 구상화 열처리하고 마멸시험하여, 서로 다른 초기 미세조직으로부터 구상화된 구상화 시멘타이트 조직 강의 마멸거동을 비교하였다.

(1) 마르텐사이트를 템퍼링한 조직이 층상 펄라이트를 구상화한 조직보다 높은 경도를 갖지만 구상화 펄라이트 조직과 비슷한 마멸속도를 보였다.

(2) 템퍼드 마르텐사이트 조직 기지 페라이트가 구상화 펄라이트 조직의 기지 페라이트에 비해 더 큰 취성을 갖는 것을 마멸 단면, 마멸입자, 그리고 마멸면 분석을 통해 보였고, 이로 인해 템퍼드 마르텐사이트 조직이 높은 경도에 비해 낮은 마멸저항성을 보인 것을 설명하였다. 템퍼드 마르텐사이트 조직의 기지 페라이트가 갖는 취성은 시멘타이트 부피분율과 3-body 연삭마멸 마멸면 관찰을 통해 또한 확인되었다.

(3) 깊이에 따른 마멸단면 경도 측정으로 구상화 펄라이트 조직이 마멸 중에 마멸면의 변형과 가공경화에 더 많은 에너지를 소모하여, 템퍼드 마르텐사이트 조직에 비해 상대적으로 마멸저항성이 더 우수함을 밝혔다.

REFERENCES

- [1] H. K. D. H. Bhadeshia, 2012, Steels for Bearings, Prog. Mater Sci, Vol. 57, No. 2, pp. 268~435.
- [2] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, 1999, Tribo-metallographic Behavior of High Carbon Steels in Dry Sliding II. Microstructure and Wear, Wear, Vol. 231, No. 1, pp. 12~19.
- [3] K.-H. Zum Gahr, 1987, Microstructure and Wear of Materials, Elsevier, Amsterdam, pp. 351~353.
- [4] A. Kamyabi-Gol, M. Sheikh-Amiri, 2010, Spheroidizing Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi Robust Design, J. Iron. Steel Res. Int., Vol. 17, No. 4, pp. 45~52.
- [5] A. Saha, D. K. Mondal, J. Maity, 2010, Effect of Cyclic Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of 0.6wt% Carbon Steel, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 527, No.16-17, pp. 4001~4007.
- [6] I. M. Hutchings, 1992, Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, Edward Arnold, pp. 133~134.
- [7] K. K. Ray, V. Tppo, S. B. Singh, 2006, Influence of Pre-strain on the Wear Resistance of a Plain Carbon Steel, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 420, No. 1-2, pp. 333~341.
- [8] F. Katsuki, M. Yonemura, 2007, Subsurface Characteristics of an Abraded Fe-0.4 wt% C Pearlitic Steel: A Nanoindentation Study, Wear, Vol. 263, No. 7-12, pp. 1575~1578.
- [9] A. Sundström, J. Rendón, M. Olsson, 2001, Wear Behavior of Some Low Alloyed Steels under Combined Impact/abrasion Contact Conditions, Wear, Vol. 250, No. 1-12, pp. 744~754.
- [10] S. H. Kim, Y.-S. Kim, 1999, Effect of Ductility on Dry Sliding Wear of Medium Carbon Steel under Low Load Conditions, Met. Mat. Int., Vol. 5, No. 3, pp. 267~271.
- [11] J. H. Kim, K. H. Ko, S. D. Noh, G. G. Kim, S. J. Kim, 2009, The Effect of Boron on the Abrasive Wear Behavior of Austenitic Fe-based Hard Facing Alloys, Wear, Vol. 267, No. 9-10, pp. 1415~1419.
- [12] O. P. Modi, D. P. Mondal, B. K. Prasad, M. Singh, H. K. Khaira, 2003, Abrasive Wear Behavior of a High Carbon Steel: Effects of Microstructure and Experimental Parameters and Correlation with Mechanical Properties, Mater. Sci. Eng., A, Vol. 343, No. 1-2, pp. 235~242.