

JIS-SUJ2 베어링강의 열처리 이후 표면 및 심부에서 나타나는 구조적, 화학적 물성 변화

이동희¹ · 조균택² · 임현민³ · 오승환³ · 김태범^{4†} · 김우병^{1,3†}

¹단국대학교 파운드리공학과, ²한국생산기술연구원 동력소재부품연구그룹, ³단국대학교 에너지공학과,
⁴한국생산기술연구원 친환경열표면처리연구부

Investigation of Changes in Structural Characteristics and Chemical Composition after Heat Treatment Process of JIS-SUJ2 Bearing Steel

Donghee Lee¹, Kyun Taek Cho², Hyeonmin Yim³, Seung-Hwan Oh³,
Tae Bum Kim^{4†}, and Woo-Byoung Kim^{1,3†}

¹Department of Foundry Engineering, Dankook University, Youngin 16890, Republic of Korea

²Powertrain Materials and Components Research Group, Korea Institute of Industrial Technology,
Suncheon 58022, Republic of Korea

³Department of Energy Engineering, Dankook University, Cheonan 31110, Republic of Korea

⁴Eco-friendly Heat Surface Treatment Research Division, Korea Institute of Industrial Technology,
Siheung 15014, Republic of Korea

(Received November 3, 2023 : Revised December 11, 2023 : Accepted December 12, 2023)

Abstract In this study, we designed and manufactured a large angular contact ball bearing (LACBB) with low deformation using JIS-SUJ2 steel and analyzed changes in its structural characteristics and chemical composition upon heat treatment. The bearing was produced by hot forging and heat treatment including a quenching and tempering (Q/T) process, and its properties were analyzed using 4 mm thick specimens. A difference in the size distribution of the carbide in the outer and inner parts of the bearing was observed and it was confirmed that large and non-uniform carbide was distributed in the inner part of the bearing. After heat treatment, the hardness value of the outer part increased from 13.4 HRC to 61 HRC and the inner part increased from 8.0 HRC to 59.7 HRC. As a result of X-ray diffraction (XRD) measurements, the volume fraction of the retained austenite contained in the outer part was calculated to be 3.5–4.8 % and the inner part was calculated to be 3.6–5.0 %. The surface chemical composition and the content of chemical bonds were quantified through X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), and a decrease in C=C bonds and an increase in Fe-C bonds were confirmed.

Key words bearing steel, microstructure, hardness, retained austenite, cementite precipitation.

1. 서 론

베어링은 축의 지지와 회전 운동을 원활하게 하는 요소로 큰 부하가 걸리는 고속 회전 시스템에서 자주 이용된다.¹⁾ 베어링은 전동체의 종류에 따라 볼 베어링(ball bea-

ring)과 롤러 베어링(roller bearing)으로 나눌 수 있으며 형태에 따라 앵귤러 볼 베어링, 원추형 롤러 베어링 등으로 분류된다. 그 중에서 앵귤러 볼 베어링은 접촉각(contact angle)을 지닌 볼 베어링으로 운전시 축방향으로 정밀한 예압상태에서 작동하며 내륜 또는 외륜의 한쪽 턱이 상대

[†]Corresponding author

E-Mail : xoqja78@kitech.re.kr (T. B. Kim, KITECH)

woo7838@dankook.ac.kr (W.-B. Kim, Dankook Univ.)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

적으로 낮게 가공되어 많은 수의 불을 장착할 수 있어 높은 강성을 유지할 수 있다.²⁾ 이러한 앵글리 볼 베어링의 에너지 손실율과 내구수명은 성능을 결정하는 요소로 작용하며 이는 궤도면과 전동체 사이에 작용하는 마찰력을 최소화 함으로써 향상시킬 수 있다.³⁾ 따라서 최근에는 베어링의 마찰을 저감하고자 윤활코팅이나 파손방지를 위한 치수설계에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다.^{4,7)}

중장비용 대형 베어링의 경우가 이에 해당하며 제품을 설계하는 과정에서 적절한 단조 및 열처리 과정을 거치지 못할 경우 불균일한 가공면과 가공 시 상변태에 의한 치수의 변형이 발생하여 소음과 진동의 원인이 되고 정도가 나빠질 경우 수명의 감소로 이어진다. 열처리 과정에서 발생하는 변형에 영향을 주는 요인으로는 내부응력, 킨칭공정 및 전처리 과정이 있다.⁸⁾ 내부응력은 상변태 혹은 가열 및 냉각 과정에서 수반되는 열팽창에 의해 주로 발생하며 불균일한 응력 분포는 재료의 변형 및 파괴 가능성을 높이고 가공성을 낮추는 요소로 작용한다. 예를 들어 킨칭 과정에서 강을 과도하게 급랭하게 될 경우 표면에서부터 마르텐사이트가 형성됨과 동시에 표면에는 인장응력, 내부에는 압축응력이 작용하여 크랙(crack)이나 피로파괴(fatigue failure)의 원인이 된다. 따라서 중장비용 대형 베어링 설계 시 치수의 변화를 최소화할 수 있는 단조 및 열처리 과정이 수반되어야 하며 이 과정에서 베어링의 표면과 심부에서 발생하는 미세조직의 변화 및 기계적 특성 그리고 표면 화학결합 특성을 분석할 필요가 있다. 지금까지 베어링의 무게-치수에 따라 요구되는 강성과 부하용량을 높이기 위해 여러가지 가공방식 및 열처리 방법이 제시되었고 소재 특성을 파악하기 위해 표면에 존재하는 탄화물 및 잔류 오스테나이트(retained austenite)의 분포가 기계적 성질에 미치는 영향에 대한 연구는 수행되어왔지만 열처리 과정 이후 소재 표면과 내부에서 나타나는 조직학적인 차이와 화학결합 상태를 정량화 한 연구는 부족한 실정이다.

본 연구에서는 베어링의 모재로 널리 사용되고 있는 JIS-SUJ2강을 가공하여 베어링의 외륜을 제작하고, 열변형 저감 목적으로 설계된 열처리 과정을 거쳤을 때 소재 표면과 심부에서의 물성차이가 열처리로 인한 변형을 유도한다는 가정을 중심으로 표면과 심부에서 나타나는 조직학적 차이 및 기계적 특성의 차이를 확인하였다. 열처리 이후 잔류 오스테나이트의 함량변화를 X선 회절분석 결과를 통해 계산하였으며 소재 표면 및 심부에 존재하는 탄화물의 분포를 X선 광전자 분석을 통해 새로운 방식으로 접근하여 정량화 하였다.

2. 실험 방법

2.1. 시편준비

본 연구에서 사용한 시편은 JIS-SUJ2 베어링강으로 제작한 베어링을 절삭하여 준비하였으며 그 화학 조성을 Table 1에 나타내었다. 해당 베어링 제품은 제품의 형상과 크기에 제약을 받지 않는 열간 단조 및 열간 링 롤링(hot ring rolling) 공정을 통해 제작되었으며 Rx 가스를 이용하여 무산화 열처리를 진행하였다. Fig. 1은 열처리 과정을 도식한 열처리 곡선으로 840 °C에서 90분간 오스테나이트화 하여 100 °C의 oil bath에서 유냉 후, 180 °C에서 120분간 템퍼링을 진행하였다. 분석을 위해 베어링 대외경 중앙부를 1 × 1 cm² 크기의 시편으로 절단하였으며 4 mm의 두께를 갖는 시편의 앞 뒷면을 구분하여 베어링의 표면 및 4 mm 하부의 표면물성을 분석하였다.

2.2. 미세조직 관찰 및 경도시험

일정한 크기로 절단한 시편을 통상의 그라인딩 및 연마 과정을 통해 경면을 형성하였고 2 wt%의 nital 용액으로 표면을 부식(etching)시켜 광학현미경과 주사전자현미경으로 미세조직을 관찰하였다. 열처리 진행에 따른 시편 내/외부의 경도는 로크웰 경도시험기(LC-200R, Future Tech Corp., Japan)를 사용하여 5회 측정하여 평균치를 계산하였다. 경도시험은 원추형 다이아몬드 압자를 이용하여 시험하중은 1,471 N, 하중 유지시간은 10초로 KS B 0806 방법을 참조하여 실시하였다.

2.3. 잔류 오스테나이트 측정

잔류 오스테나이트의 체적분율을 계산하기 위해 X선

Table 1. Chemical composition (wt%) of the investigated JIS-SUJ2 steel.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr
SUJ2	0.95~1.10	0.15~0.35	≤0.5	≤0.5	≤0.5	1.3~1.6

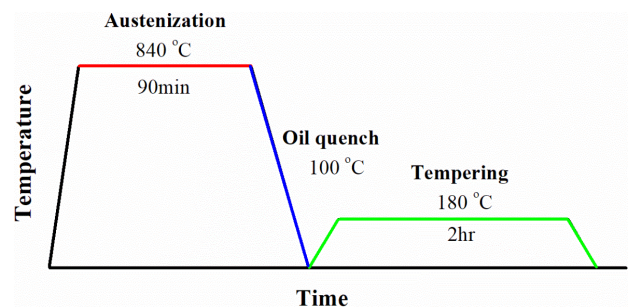


Fig. 1. Heat treatment process curve of SUJ2 bearing steel.

회절분석기(Ultima IV, Rigaku, Japan)를 통해 진행하였다. 분석은 40 kV, 40 mA의 Cu K α 광원($\lambda = 1.5404\text{\AA}$)을 이용하여 $2\theta = 20\sim 90^\circ$ 범위에서 수행되었고 잔류 오스테나이트의 체적분율은 마르텐사이트(M) peak와 오스테나이트(γ) peak의 적분강도를 이용하여 계산하였다.

2.4. 표면 화학조성 분석

표면 화학조성의 분석은 X선 광전자 분석기(K-Alpha+, ThermoFisher Scientific, USA)를 통해 진행되었다. 표면에 존재하는 화학종을 정성분석하기 위해 0~1,350 eV의 binding energy 범위에서 wide scan을 수행하였고 특정 원

소의 결합형태를 확인하기 위해 0.05 eV 간격으로 Dwell: 0.1 s, Epass: 40 eV 조건에서 시편당 20회 narrow scan을 진행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 미세조직 관찰 및 경도시험

Nital 용액에 의해 부식된 시편의 표면 미세조직을 광학 현미경과 주사전자현미경을 이용하여 Fig. 2에 나타내었다. Fig. 2(a-d)는 각각 열처리 전 베어링 표면, 열처리 전 베어링 내부, 열처리 후 베어링 표면 그리고 열처리 후 베어

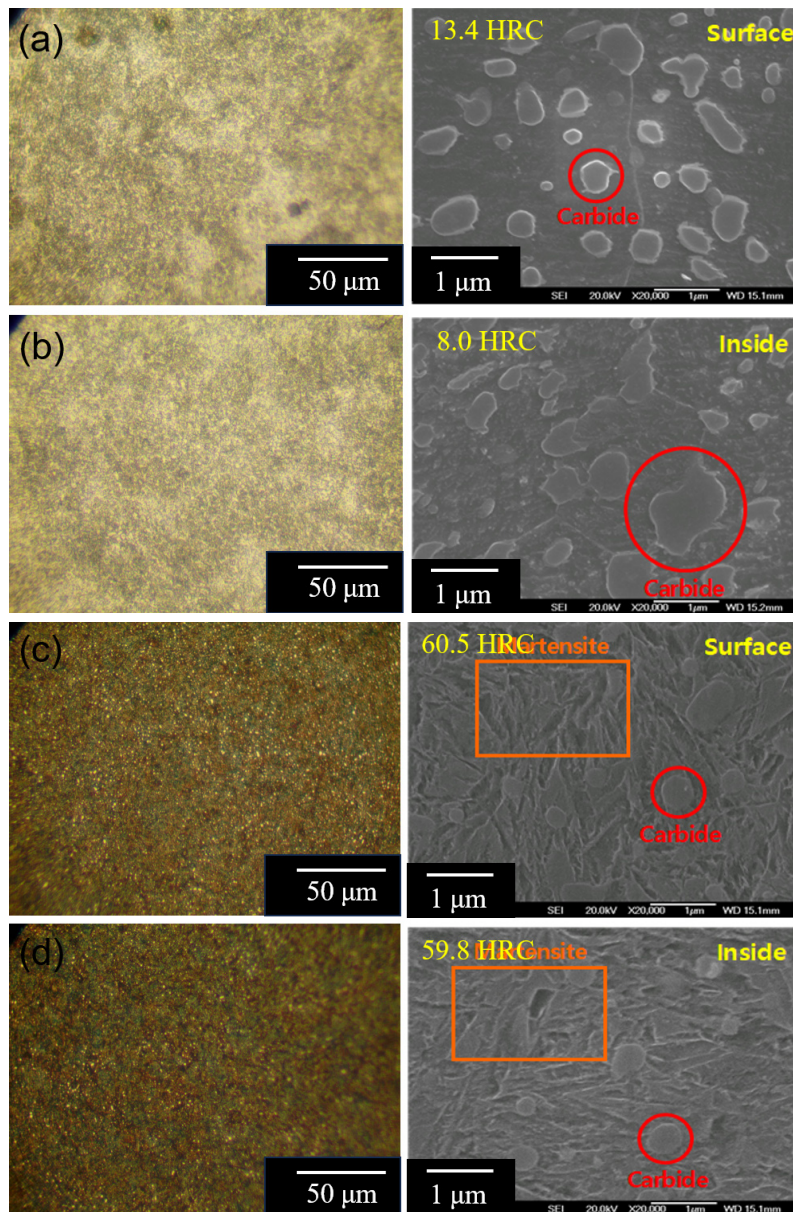


Fig. 2. Microstructure of SUJ2 bearing steel obtained by optical microscope and SEM. (a) as-received surface (b) as-received inside (c) after Q/T surface (d) after Q/T inside.

링 내부의 미세조직을 나타낸 것이다. Fig. 2(a, b)에서 열처리 전 시편의 미세조직을 살펴보면 전형적인 페라이트 기지에 구상화된 탄화물이 존재하는 모습을 확인할 수 있다. 베어링의 표면과 심부의 차이는 탄화물의 크기와 분포에서 나타나는데 내부에 존재하는 탄화물의 크기가 더 크고 불균일하게 분포되어 있음을 확인할 수 있다. 또한 로크웰 경도 측정결과 표면은 평균 13.4 HRC 내부는 평균 8.0 HRC로 측정되었는데 이는 원소재 가공 시 발생하는 열전달 및 냉각속도의 차이로 인해 표면에 고용되는 탄소가 심부에 비해 많기 때문인 것으로 판단된다. Fig. 2(c, d)에서는 열처리 이후 마르텐사이트 기지에 미세한 탄화물이 존재하는 것을 확인할 수 있는데 이는 퀴칭 후 마르텐사이트 조직내에 고용되어 있던 탄소가 템퍼링을 진행함에 따라 탄화물로 석출된 것으로 설명할 수 있다.⁹⁾ 열처리 과정 이후 표면의 경도는 평균 61 HRC 심부의 경도는 59.7 HRC로 측정되었는데 이 또한 열전달 속도의 차이로 인해 표면에 고용될 수 있는 탄소의 양이 더 많아 표면에서 더 높은 경도가 측정된 것으로 판단된다.

3.2. 잔류 오스테나이트 체적분율 측정

잔류 오스테나이트는 퀴칭 과정에서 일부분이 마르텐사이트 변화가 일어나지 않아 형성되는 준안정 상태의 조직으로 이러한 잔류 오스테나이트는 소재의 표면 경도를 낮추고 연성을 증가시키는 요소로 작용하며 회전 접촉 피로성능(rolling contact fatigue performance)을 향상시킨다.¹⁰⁾ 퀴칭 후 시편의 잔류 오스테나이트의 체적분율은 X선 회절분석(XRD)으로부터 구할 수 있는 peak의 적분강도를 통해 계산되었으며 상(phase)의 적분강도와 체적분율이 비례한다는 이론에 기초하여 식 (1)~(3)을 이용하였다.¹¹⁾

$$R_{hkl} = \left(\frac{1}{v^2} \right) \left[F^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right) \right] (e^{-2M}) \quad (1)$$

$$V_M + V_\gamma = 1 \quad (2)$$

$$\frac{I_M}{I_\gamma} = \frac{R_M}{R_\gamma} \times V_M + V_\gamma \quad (3)$$

Fig. 3은 시편의 단면부를 X선 회절(XRD) 분석한 결과로 열처리 진행 전 시편에서는 BCC구조의 페라이트(α) peak를 관찰할 수 있다. 퀴칭 후 BCT 구조의 마르텐사이트 M(110), M(200), M(211) 및 M(220) peak와 오스테나이트 γ (200), γ (220), γ (311) 및 γ (222) peak를 확인할 수 있으며 템퍼링 후 시편에서는 기지를 이루는 마르텐사이트 peak만 존재함을 확인할 수 있다. XRD 분석 결과에서 공통적으로 나타나는 특징은 퀴칭 후의 시편에서 오스테나이트 peak가 검출되었다가 템퍼링 후 검출되지 않았다는 것이며 이는 템퍼링 과정에서 잔류 오스테나이트의 열역학적 불안정성으로 인해 분해되어 탄화물로 석출된 것으로 판단된다.¹²⁾

Fig. 4는 잔류 오스테나이트 체적분율을 XRD pattern으로부터 계산한 결과를 나타낸 것으로 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트의 체적분율은 M(200), M(211), γ (200) 및 γ (220) 4개의 peak를 택하여 계산하였다. 베어링 표면부의 경우 3.5~4.8%의 잔류 오스테나이트 체적분율이 계산되었고, 베어링 심부는 3.6~5.0%로 심부의 잔류 오스테나이트 체적분율이 더 높게 계산되었다. 이는 퀴칭 시 심부로 갈수록 열전달이 느리게 이루어져 오스테나이트화 처리시간이 비교적 길어짐에 따라 탄소의 고용량이 증가하여 오스테나이트 결정립이 조대해졌기 때문으로 판단된다.¹⁰⁾

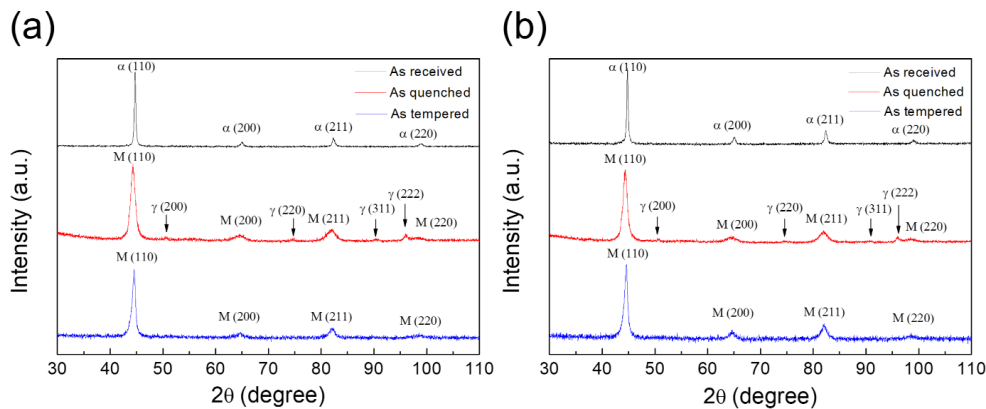


Fig. 3. XRD patterns of SUJ2 bearing steel. (a) surface (b) inside.

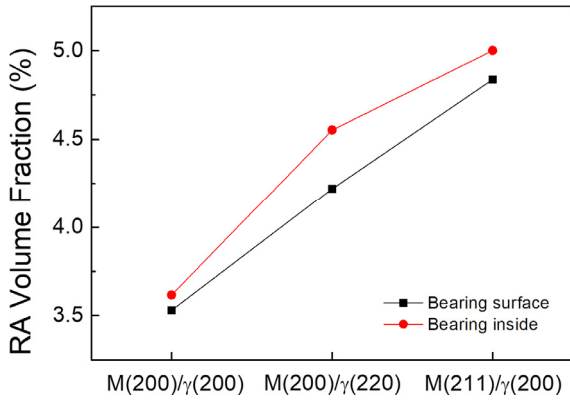


Fig. 4. Volume fraction of retained austenite (RA) calculated from XRD measurement.

3.3. 표면 화학조성 분석

X선 광전자 분석(XPS)은 소재의 표면 화학조성 및 구조를 파악할 수 있는 강력한 분석 방법으로 소재를 구성하는 철, 탄소 및 산소를 포함하여 크롬, 망간, 실리콘까지 표면에 존재할 수 있는 원소에 대하여 그 화학결합상태를 조사하는데 사용할 수 있다.^{13,14)} 열처리 과정에 따른 원소재의 표면과 내부에서 발생하는 화학적 조성의 변화를 분석하기 위해 X선 광전자 분석(XPS)을 진행하여 (a) C 1s, (b) O 1s 및 (c) Fe 2p core level에 해당하는 스펙트럼을 Fig. 5에 나타내었다. 추가로 상대감도계수(relative sensitivity factor)를 참조하여 peak area에 따른 구성원소의 조성비를 계산해 Table 2에 나타내었다.¹⁵⁾

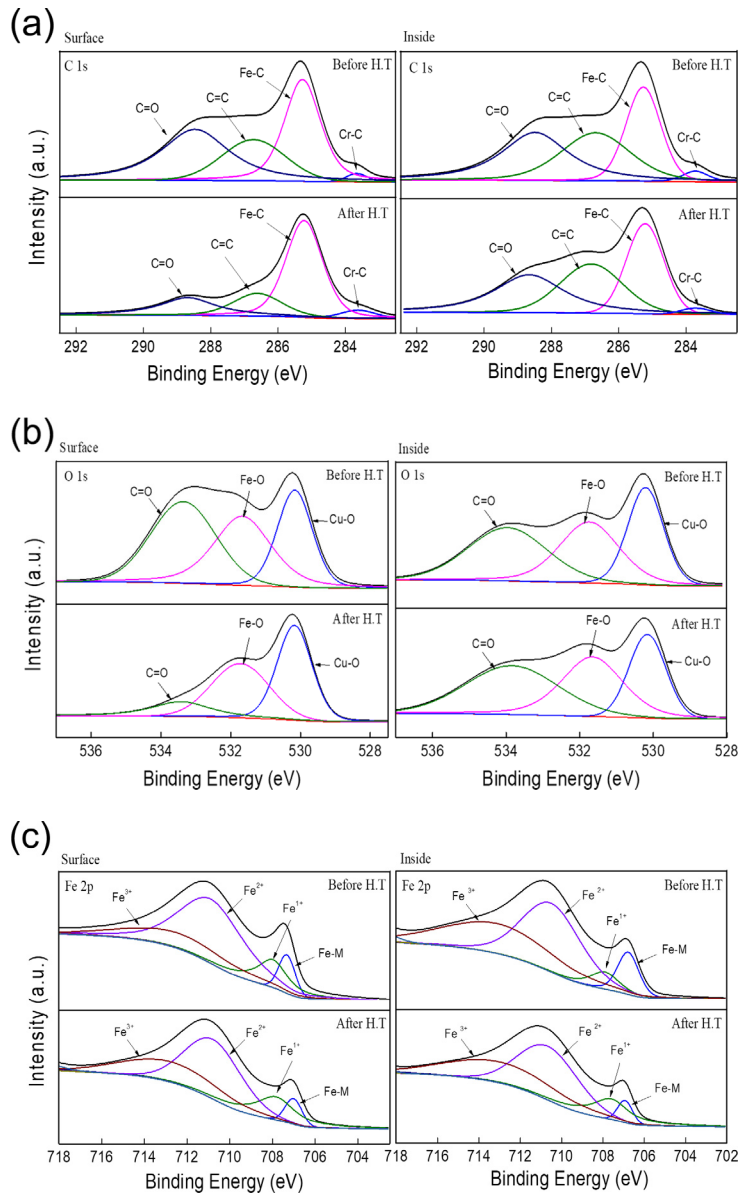


Fig. 5. XPS survey spectra of SUJ2 bearing steel for (a) C 1s (b) O 1s (c) Fe 2p core level.

Table 2. The peak parameters and atomic percentage of element obtained from XPS spectra.

Element	Peak position (eV)	Assignment	Atomic pct (surface)	Atomic pct (surface Q/T)	Atomic pct (inside)	Atomic pct (inside Q/T)
C 1s	283.7	Cr-C	1.353	4.762	2.594	1.684
	285.3	Fe-C	37.006	56.947	28.98	32.322
	286.7	C=C	21.841	17.868	31.451	30.901
	288.5	C=O	39.80	20.422	36.976	35.093
O 1s	530.2	Cu-O	26.53	44.86	29.53	25.53
	531.7	Fe-O	34.58	39.93	33.70	35.22
	533.4	C=O	38.88	15.21	36.77	39.25
Fe 2p _{3/2}	707.2	Fe-Metal	7.30	5.88	10.18	4.66
	708.2	Fe ₃ C	14.92	18.58	6.56	16.13
	710.9	Fe ₃ O ₄ /FeO	55.87	47.58	45.30	45.55
	713.8	Fe ₂ O ₃	21.91	27.97	27.96	33.68

Fig. 5(a)에서는 283.7, 285.3, 286.7, 288.5 eV의 binding energy에서 각각 Cr-C, Fe-C, C=C 및 C=O에 해당하는 peak를 확인할 수 있다. 열처리 이후 원소재의 표면과 내부에서 C=O 결합과 C=C 결합의 peak 면적이 감소하고 Fe-C peak의 면적은 증가함을 확인할 수 있다. 시편의 표면 화학조성을 정량화하여 그 함유량을 atomic percent로 나타내었을 때 열처리 전 표면부에서 C=C 결합은 21.8 %에서 17.9 %로 감소하였고 C=O결합은 39.8 %에서 20.4 %로 감소하였다. 내부에서 C=C결합의 함유량은 31.45 %에서 30.9 %로 감소하였고 C=O결합은 37 %에서 35.1 %로 감소하여 표면에 비해 낮은 감소율을 보였다. 반면 Fe-C 결합의 함유량은 표면에서 열처리 이후 37 %에서 56.9 %로 증가하였고 내부에서 28.98 %에서 32.3 %로 증가하여 Fe-C 결합의 증가량 역시 표면에서 보다 뚜렷하게 나타나는 것을 확인할 수 있다. 이는 열처리 과정에서 표면 및 내부에 존재하던 탄소가 오스테나이트 조직에 고용되었다가 석출되는 과정에 기인한 것으로 사료되며 표면에서의 변화 폭이 더 크게 나타나는 것은 표면과 심부의 냉각속도 차이에 의한 것으로 볼 수 있다.¹⁶⁾

Fig. 5(b)에 나타낸 베어링 표면부의 O 1s spectra에서는 열처리 과정 이후 C=O 결합의 peak 면적이 크게 줄어든 것을 확인할 수 있으며 C=O 결합의 함유량은 38.9 %에서 15.2 %로 감소한 것으로 계산되었다. 반면 열처리 이후 베어링 내부에서의 peak 면적의 변화는 크게 변하지 않았고 결합의 함유량은 36.8 %에서 39.2 %로 오히려 증가한 모습을 보인다. C 1s spectra에서 확인한 C=O결합의 변화량과 비슷하게 산소원자의 분포는 열처리 진행에 따라 표면에서는 감소하지만 내부에서는 큰 변화가 없음을 확인할 수 있는데 산소와 탄소 혹은 산소와 철의 결합은 베어링의 열처리 과정에서 발생하는 일반적인 구조적 변화나 탄화

물의 거동과는 거리가 있음을 예상할 수 있다.

Fe 2p spectra에서는 4개의 peak를 확인할 수 있는데 각각 낮은 binding energy 순서대로 Fe⁰⁺ (Fe-Metal), Fe¹⁺ (Fe₃C), Fe²⁺ (Fe₃O₄ 및 FeO) 및 Fe³⁺ (Fe₂O₃)에 해당한다. 707.7 eV의 binding energy에서 Fe¹⁺에 해당하는 peak를 확인했으며 이는 C 1s의 Fe-C peak와 동일한 시멘타이트(Fe₃C) 분자에 해당하는 peak로 C 1s의 결과와 마찬가지로 열처리 이후 더 큰 peak 면적을 갖는다. 베어링 표면에서 Fe-C결합(Fe¹⁺)의 함유량은 열처리 이후 14.9 %에서 18.6 %로 증가하였고 베어링 내부에서는 6.56 %에서 16.13 %로 증가하였다. 전반적인 XPS 분석 결과를 살펴본 결과 열처리 이후 베어링의 표면과 내부에서 탄소는 기지내에 고용되어 퀴칭 이후 마르텐사이트 및 잔류 오스테나이트를 형성하고 템퍼링 처리를 함에 따라 잔류 오스테나이트는 분해되어 탄화물로 석출되었음을 예상할 수 있다.

4. 결 론

JIS-SUJ2강 소재로 제작한 베어링을 840 °C에서 90분간 오스테나이트화 후 180 °C에서 120분간 템퍼링 하였을 때 베어링의 표면과 내부의 미세조직 및 화학조성 변화를 확인한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 열처리 전 베어링의 표면과 내부에서는 탄화물의 크기 및 분포에서 차이가 있었으며 표면에서는 비교적 작고 균일한 분포의 탄화물이 확인된 반면 내부에서는 비교적 크고 불균일한 분포의 탄화물이 확인되었다. 또한 표면에서 더 높은 경도가 측정되었으며 이는 표면과 내부의 열전달 속도 차이에 의해 표면에 더 많은 탄소가 고용되기 때문임을 알 수 있었다. 열처리 이후 마르텐사이트 기지가 형성되며 여전히 미세한 탄

화물의 분포를 확인할 수 있었는데 이는 템퍼링에 의해 탄화물이 석출된 것으로 보이며 경도는 열처리 전과 마찬가지로 열전달 속도의 차이로 인해 표면이 더 높게 측정되었다.

- (2) 잔류 오스테나이트의 체적분율을 계산하기 위해 X선 회절(XRD)분석을 진행한 결과 잔류 오스테나이트는 베어링 심부에서 더 높은 체적분율을 갖는 것을 확인하였다. 이는 퀴칭 시 심부로 갈수록 열전달이 느리게 이루어져 오스테나이트화 처리시간이 비교적 길어짐에 따라 탄소의 고용량이 증가하여 오스테나이트 결정립이 조대해졌기 때문으로 판단된다. 템퍼링 이후 오스테나이트의 회절 peak는 관찰되지 않았는데 템퍼링 이후에 잔류 오스테나이트는 분해된 것으로 판단된다.
- (3) X선 광전자 분석(XPS) 결과 열처리 후 C=O, 및 C=C 결합을 이루고 있던 탄소는 Fe 원자와 결합하여 시멘타이트를 형성하는 거동을 보이는 것으로 확인되었으며 전체적인 peak의 변화는 내부보다 표면에서 더 뚜렷하게 관찰되었다.

Acknowledgement

This work is supported by the project titled as Root technology development for global core industry quality - Root technology development project for global core industry quality (no. 20018618) funded by Korea Evaluation Institute of Industrial Technology of Ministry of Trade, Industry and Energy.

References

1. M. Hakim, A. A. B. Omran, A. N. Ahmed, M. Al-Waily and A. Abdellatif, *Ain Shams Eng. J.*, **14**, 101945 (2023).
2. T. Sawamoto, Y. Morishita and H. Aramaki, *Jpn. J. Tribol.*, **36**, 527 (1991).
3. K. M. Kang, D. G. Shin, Y. H. Park, S. W. Lee and D. E. Kim, *Tribol. Lubr.*, **34**, 254 (2018).
4. M. Repka, N. Dörr, J. Brenner, C. Gabler, C. McAleese, O. Ishigo and M. Koshima, *Tribol. Int.*, **109**, 519 (2017).
5. M. Marian, K. Feile, B. Rothhammer, M. Bartz, S. Wartzack, A. Seynstahl, S. Tremmel, S. Krauß, B. Merle, T. Böhm, B. Wang, B. C. Wyatt, B. Anasori and A. Rosenkranz, *Appl. Mater. Today*, **25**, 101202 (2021).
6. F. Du, C. Chen and K. Zhang, *Coatings*, **12**, 67 (2022).
7. M. Tauviquirrahman, E. Yohana, F. S. Muslim and P. W. Anggoro, *Results Eng.*, **18**, 101112 (2023).
8. R. A. Grange, C. R. Hribal and L. F. Porter, *Metall. Trans. A*, **8**, 1775 (1977).
9. Y. Yu, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **2194**, 012050 (2022).
10. D. A. Porter, K. E. Easterling and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 3rd ed., p. 348, CRC Press, Florida (2009).
11. B. D. Cullity and S. R. Stock, *Elements of X-Ray Diffraction*, 3rd ed., p. 351, Prentice Hall, New Jersey (2001).
12. G. Thomas, *Metall. Trans. A*, **9**, 439 (1978).
13. C. S. Fadleys, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A*, **601**, 8 (2009).
14. D. D. Sarma, P. K. Santra, S. Mukherjee and A. Nag, *Chem. Mater.*, **25**, 1222 (2013).
15. J. T. Grant, *Surf. Interface Anal.*, **14**, 271 (1989).
16. F. Mas, C. Tassin, N. Valle, F. Robaut, F. Charlot, M. Yescas, F. Roch, P. Todeschini and Y. Bréchet, *J. Mater. Sci.*, **51**, 4864 (2016).

<저자소개>

이동희

단국대학교 파운드리공학과 학생

조균택

한국생산기술연구원 동력소재부품연구그룹 수석연구원

임현민

단국대학교 에너지공학과 학생

오승환

단국대학교 에너지공학과 학생

김태범

한국생산기술연구원 친환경열표면처리연구부 수석연구원

김우병

단국대학교 파운드리공학과 교수

단국대학교 에너지공학과 교수