

VIM에 의해 제조된 고주파 유도경화 베어링강의 특성에 관한 연구

최 병 영 · 장 정 석

전북대학교 신소재공학부, 신소재개발연구소

Characteristics of High Frequency Induction-Hardened Bearing Steel Produced by VIM

B. Y. Choi and J. S. Chang

School of Advanced Materials Engineering, and the Research Institute of Advanced Materials
Development, Chonbuk National University, Chonju 561-756

(1998년 9월 25일 받음, 1998년 11월 3일 최종수정본 받음)

초 록 VIM에 의해 제조된 0.55wt.% C-1.68wt.% Mn 강을 사용하여 고주파 유도경화 베어링강의 특성을 조사하였다. 시편의 청정도는 DIN 50602에 의한 K4값이 6.41로 측정되어 높게 나타났다. 고주파 유도경화된 시편은 약 2.5mm의 유효경화층 깊이를 가진 표면경화층이 형성되었으며 불균질한 submicron크기의 lath 마르텐사이트가 표면경화층에 형성되었다. 회전접촉 피로 시험은 최대 헤르쯔 응력 492 kgmm^{-2} 을 가하며 탄성유체 윤활조건에서 실시되었다. 회전접촉 피로 시험 후 시편의 궤도면 직하에서 측정된 미소경도는 유도경화한 경우에 비해 표면직하 약 $500 \mu\text{m}$ 깊이까지 증가하였다. 그 경도증가량의 최대치를 나타내는 위치는 표면에서부터 약 $100 \mu\text{m}$ 깊이로 밝혀졌으며 백색부식영역 (white etching area)을 나타내었다. 회전접촉 피로 시험 후 시편의 궤도면 직하, 이 백색 부식영역에서 균열이 생성되고 전파하였다.

Abstract Characteristics of high frequency induction-hardened bearing steel have been investigated using 0.55wt.% C-1.68wt.% Mn specimens produced by vacuum induction melting (VIM). The K4 value in DIN 50602 of the specimens was assessed to be 6.41, high level of cleanliness. The specimens were high frequency induction-hardened to form heterogeneous submicron-lath martensite in the surface hardened layer with about 2.5mm in effective depth. Rolling contact fatigue tests were conducted in elasto-hydrodynamic lubricating conditions under a maximum Hertzian contact stress of 492 kg mm^{-2} . It was found that microhardness in the subsurface, up to about $500 \mu\text{m}$ in depth, below the raceway of rolling contact fatigued specimens was increased in comparison with that of induction-hardened layers. The depth of maximum microhardness-increased region was about $100 \mu\text{m}$ from surface, showing white etching area. Crack initiation and propagation in the white etching area below the raceway of rolling contact fatigued specimens were observed.

1. 서 론

자동차와 철도차량 및 각종기계에서 서로 상대적으로 움직이는 기계요소 사이의 부하와 모멘트를 전달하는 기능을 가진 베어링은 시스템의 고속화에 따른 그 수명감소가 문제점으로 대두되고 있어 장수명 베어링재료를 만들기 위한 연구개발이 필요하게 되었다. 베어링강에 분포한 산화물계 비금속 개재물이 베어링의 수명을 감소시키는 주요원인의 하나로 밝혀짐에 따라¹⁾ 진공정련기술을 베어링강의 제조에 적용하여 청정도를 끊임없이 개선하여 베어링의 장수명화를 꾀하고 있다. VIM (vacuum induction melting)은 진공정련기술중 채용해 하지 않고 유도용해로 및 주형을 진공챔버내에 설치하여 용해 및 주조를 행하는 방법으로서 산화물계 비금속개재물을 현저히 제거할 수 있으며 진공탈가스 효과도 동시에 나타나는 제조기술이다. VIM에 의해 제조된 인코트는 비파괴 검사에 의해 내부결함을 조사한 후 주로 단조에 의해 소성가공된 다음 열처리를 거쳐 선삭 및 연삭가공으로 베어링이 만들어진다.

베어링은 작동중에 탄성유체 윤활조건에서 전동체가 내륜 및 외륜의 궤도면을 따라 회전하면서 반복적인 Hertz 응력이 궤도면 영역에 가해져 국부적 소성변형이 일어나고 피로균열의 생성 및 전파가 일어나 표면에 pitting 또는 flaking을 일으켜 파손된다. 이 때 최대전단응력이 작용하는 표면직하영역에서 일어나는 조직변화를 관찰한 결과 산화물계 비금속개재물이 노치와 같이 응력집중의 원인이 되어 피로균열을 일으키고¹⁾ 소성변형이 반복적으로 일어나 전위의 증가가²⁾ 나타났다. VIM에 의해 제조될 경우 산화물계 비금속개재물이 현저하게 감소할 것이 예측되므로 베어링의 작동중에 일어나는 반복적 소성변형으로 인한 미세조직의 변화가 베어링수명에 영향을 주는 중요한 인자로 작용할 것이다. 그러나 아직 이에 관한 연구가 거의 없는 것으로 생각된다. 이 최대전단응력이 작용하는 영역을 표면경화시켜 국부적 소성변형에 대한 저항을 증가시키는 열처리 방법을 적용하여 베어링의 수명을 더욱 높일 수 있을 것으로 기대되므로 VIM에 의해 제조된 인코트를 단조후 표면경화처리한다면 장수명 베어링제조가 가능할 것이다.

표면경화방법으로서 침탄이³⁾ 있지만 그에 소요되는 시간과 비용이 많이 들고 최근에 시도되고 있는 이온주입은 이온의 침투깊이가 표면적하 0.5 μ m 또는 그 이하로 매우 얇기 때문에^{4,5)} 트라이볼러지 측면에서 윤택상태가 극히 양호한 경우로 그 적용이 제한된다. 반면, 고주파 유도경화는 표면경화깊이의 조절이 용이하고 짧은 시간에 급속히 표면만 가열 후 급냉하므로 높은 표면경도가 얻어지고, 소비비용이 적게들며 자동화가 용이한 표면경화방법이다.

따라서 본 연구에서는 고주파 유도경화에 적합하도록 중탄소강에 유도경화능(induction hardenability)증대에 효과적인 망간(Mn)을 첨가하여 합금설계하고 VIM에 의해 제조한 후 열간단조한 다음 고주파 유도경화하여 최적조건으로 표면경화하고 탄성유체윤택조건으로 회전접촉 피로시험을 실시하여 장수명 베어링강을 만들고자 시도하였다. 아울러 시편의 청정도, 열간단조공정에 따른 조직변화, 고주파 유도경화 후 형성된 표면경화층 특성 및 회전접촉 피로 특성을 체계적으로 분석하고 그 결과를 반복적 소성변형으로 인한 미세조직변화와 관련지어 고찰하고자 한다.

2. 실험 방법

진공도 10⁻²~10⁻¹ Torr로 진공유도 용해로내 분위기를 조절한 후 전해철, C, Si, Mn을 MgO 도가니에 cold charge한 다음 약 30kw 전력으로 용해를 시작하였다. 용탕 형성 후 고주파 유도전류에 의해 와전류 교반이 충분히 일어나도록 한 다음 MgO 도가니 상부에 hot top을 설치하여 서냉중에 최종응고가 진행되게 하였다. 응고 완료된 인고트를 비파괴 검사에 의해 응고수축 결함 등 내부결함의 존재 여부를 조사한 결과 결함은 발견되지 않았으며 강의 화학성분을 분석한 결과 0.55wt.% C, 0.015wt.% Si, 1.68wt.% Mn, 0.0025wt.% P, 0.011wt.% S로 나타났다.

인고트를 1100 $^{\circ}$ C에서 2시간 가열한 후 단조비 6S로 업셋 열간단조하여 직경 36mm ϕ 의 환봉으로 만들고 시편의 청정도를 검사하기 위해 단조방향에 평행한, 중심선을 통과하는 면을 절단하여 연마하였다. 이 연마면을 광학현미경에서 관찰하면서 DIN50602에 의해 청정도를 평가하였다. 또한 각각의 환봉을 기계가공과 정밀연삭가공하여 직경 9.525mm ϕ , 길이 100mm의 회전접촉 피로시편을 제작했다. 회전접촉 피로시편을 출력 50kw, 주파수 200kHz의 고주파 유도경화장치에서 고주파 유도코일과 시편의 간격을 2~3mm 유지하면서 가열한 후 Ucon quenchant 10% 수용액을 분사시켜 급냉하였다. 이때 시편은 회전하고 고주파 유도코일은 상하로 9mm/sec 속도로 이동하는, progressive induction hardening 방법으로 고주파 유도가열 및 냉각을 실시하였고 표면균열생성 및 변형여부를 조사한 다음 150 $^{\circ}$ C에서 템퍼링하였다.

열처리한 시편을 최종 연삭가공후 표면조도를 측정하고 결과 0.21~0.23 μ m Ra로 나타났다. 회전접촉 피로시험은 Polymet RCF-1 시험기에서 탄성유체윤택조건으로 실시하였으며 시험기의 주요부위를 그림 1에 도식적으로 나타내었다. 윤택유 Shell Tellus Oil 37을 실온에서 분당 20방울

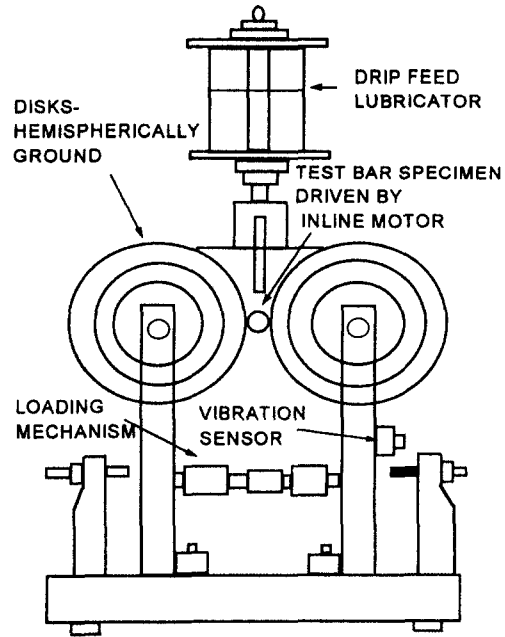


Fig. 1. Schematic diagram of front view of rolling contact fatigue (R.C.F) tester.

씩 시편과 디스크의 접촉면에 공급하면서 회전속도 8,000rpm, 하중 296kgf의 조건으로 시편별로 각각 10회씩 회전접촉 피로시험을 실시하였다. 시편에 가해지는 하중을 다음식으로 계산하여 Hertz 응력으로 환산한 결과 492kg/mm²로 나타났다.

$$\tau_{max} = \frac{\left[\frac{3}{2\pi} \left(\frac{1}{3} \frac{E}{1-\nu^2} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \left[\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} + \frac{1}{R_3} + \frac{1}{R_4} \right]^{\frac{2}{3}} P_0^{\frac{1}{3}}}{\mu_v} \quad (1)$$

E : 탄성계수 (2.12 \times 10⁴kg/mm²)

ν : 프와송비 (0.28)

P₀ : 가해진 하중 \div 2 (148kgf)

μ_v : Hertz 인자 (0.156)

R₁ : disc crown radius (6.35mm)

R₂ : 시편의 길이방향의 곡률반경 (∞)

R₃ : 디스크의 반경 (95.25mm)

R₄ : 시편의 반경 (4.76mm)

이때 시편 양쪽의 디스크에 의해 시편에 Hertz 응력이 가해지며 시편과 연결된 모터에 의해 시편이 회전하면서 시편에 탄성유체 윤택조건으로 접촉한 디스크도 회전한다. 시편에 가해지는 하중은 load cell에 strain indicator (HW1-D)를 연결하여 시험중에 일정하게 유지되도록 제어하였고 시편에 박리가 발생하면 디스크와 시편 사이에 발생한 진동이 진동감지장치에 전달되어 시험기의 작동이 정지된다. 이때 회전계에 나타난 회전수를 기록하여 그 시편의 피로수명으로 하였다. 각 시편의 피로수명을 와이블분포의 통계적 방법으로⁶⁾ 다음식, 신뢰도 함수 R(x)를 사용하여 나타내었으며 x의 최소기대값인 x₀=0일 때 (2) 식은 (3) 식으로

되고 2매개변수분포 (two-parameter distribution)라 하며 (3) 식을 이용하여 와이블선도에 수명값을 나타내었다.

$$R(x) = \exp\left[-\left(\frac{x-x_0}{\theta-x_0}\right)^b\right] \quad x \geq x_0 \quad (2)$$

$$R(x) = \exp\left[-\left(\frac{x}{\theta}\right)^b\right] \quad x \geq 0 \quad (3)$$

- b : 와이블 계수
- θ : 특성치 또는 척도값
- x_0 : x 의 최소기대값

단조후 미세조직과 고주파 유도경화 후 형성된 표면경화층의 미세조직, 경도분포를 각각 관찰 및 측정하였으며 회전접촉 피로시험 후 궤도면 직하영역의 미세조직변화와 피로균열의 생성, 전파 거동 및 경도분포를 같은 방법으로 비교분석하였다. 또한 회전접촉 피로시험 전후 각 시편의 X-선 회절시험에 의해 얻어진 회절패턴을 비교하여 정량적으로 고찰하므로써 아직 구체적으로 밝혀지지 않고 있는 VIM에 의해 제조된 고주파 유도경화 베어링강의 특성을 규명하여 장수명 베어링강 제조에 필요한 기초자료를 제시하였다.

3. 실험 결과

VIM에 의해 제조된 시편의 청정도를 DIN 50602 Diagram plate No. 1을 사용하여 측정된 결과 K4값, 6.41로 나타나 정량적으로 매우 높은 청정도를 보이고 있다. 비파괴 검사에 의해 내부결함 유무를 조사한 결과 결함이 발견되지 않았으며 이 시편을 1100°C에서 2시간 가열한 후 단조비 6S로 열간 단조하여 환봉으로 만들고 미세조직을 관찰한 결과 사진 1과 같이 층상 라멜라 형상의 퍼얼라이트 조직이 나타났다.

열간 단조 후 고주파 유도경화한 다음 표면에서부터 수직 방향으로 100 μ m 깊이 마다 반복적으로 경도를 측정된 결과 그림 2에 나타난 바와 같이 검은 색 점 (solid circle)으로 표시된 경도분포곡선을 나타내고 표면경도는 약 720Hv로 나타났으며 유효경화층 깊이는 약 2.5mm로 나타났다. 그림 2에서 흰 점 (open circle)으로 표시된 경도분포곡선은 고주파 유도경화한 시편을 회전접촉 피로시험한 후 표면에서부터 수직 방향으로 100 μ m 깊이마다 경도를 측정된 결과이며 표면에서부터 수직방향으로 깊이 약 500 μ m까지 고주파 유도경화한 경우에 비해 경도가 증가하였고 표면직하 약 100 μ m 깊이에서 경도증가량이 최대값을 나타내고 있다.

고주파 유도경화에 의해 형성된 표면경화층의 미세조직과 고주파 유도경화 후 회전접촉 피로시험한 다음 표면경화층에 나타난 미세조직을 광학 현미경에 의해 관찰한 결과 사진 2(a)와 사진 2(b)와 같이 각각 나타났다. 고주파 유도경화후 표면경화층에 매우 미세한 마르텐사이트가 생성되었으며 이 마르텐사이트가 회전접촉 피로시험 후 변형되어 하얗게 나타나는 페라이트와 퇴화된 마르텐사이트로 변화되어 나타났음을 알 수 있다. 사진 3은 투과 전자현미경



Photo 1. Scanning electron micrograph showing pearlite in hot forged specimen.

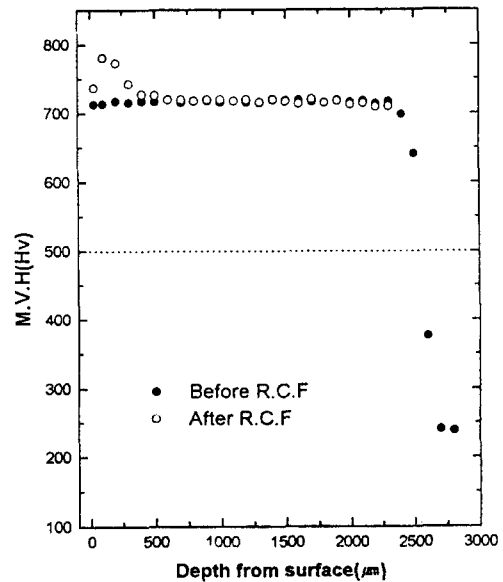


Fig. 2. Microhardness variation as a function of depth from surface in the induction-hardened layer, before and after rolling contact fatigue (R.C.F) test.

에 의해 고주파 유도경화 후 표면경화층에 생성된 미세조직을 확대관찰한 결과 나타난, 불균일한 크기의 래스 마르텐사이트 (lath martensite)를 보여주고 있다.

그림 2에 나타난 흰점으로 표시된 경도분포곡선에서 회전접촉 피로시험 후 경도증가량이 최대값을 보이는 표면직하 100 μ m 깊이 부근 영역을 시편의 궤도면 아래 수직방향으로 절단한 다음 관찰한 결과 사진 4와 같이 나타났다. 표면직하 100 μ m깊이 부근영역이 다른 부분과 구별되어 백색 부식영역이 회전접촉 피로시험 후 형성되었음을 보여준다. 이 백색부식영역에서 회전접촉 피로균열이 생성되어 표면쪽으로 성장하여 flaking에 이르러 결과적으로 최종 파손되는 것을 사진 5에서 나타내고 있다. 이때 회전접촉 피로균열의 생성위치를 측정된 결과 표면에서부터 수직방향으로 약 100 μ m 깊이로 나타났다.

그림 3은 회전접촉 피로시험 전후 X-선 회절시험에 의해 얻어진 각각의 회절패턴을 나타낸 것이며 마르텐사이트

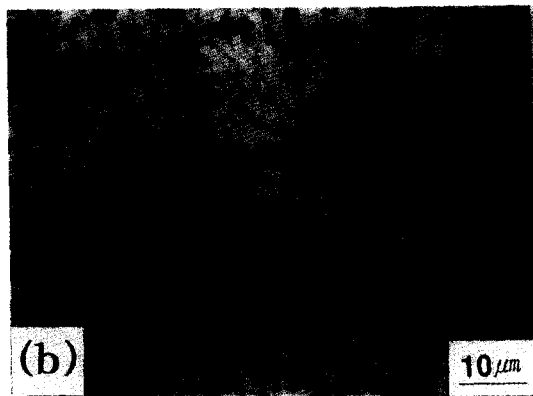
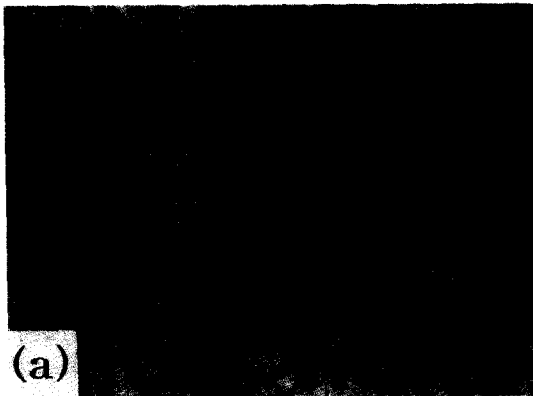


Photo 2. Optical micrographs showing (a) fine martensite in induction-hardened layer before rolling contact fatigue and (b) decayed martensite in rolling contact fatigued specimen.

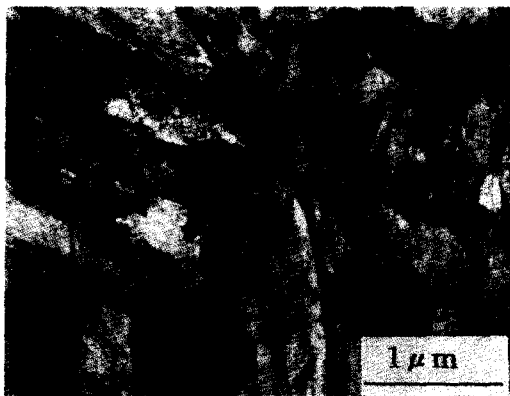


Photo 3. Transmission electron micrograph showing heterogeneous submicron-lath martensite in induction-hardened layer before rolling contact fatigue.

의 피이크의 회전접촉 피로시험 전 반가폭(half value breadth)을 측정한 결과 1.9deg.로 나타났고 회전접촉 피로시험 후에는 반가폭이 1.3deg.로 감소하였음이 밝혀지게 되었다. X-선 회절시험에 의해 얻어진 회절선의 반가폭 증가는 격자변형에 기인한 불균일한 스트레인의 증가가 주된 원인중 하나이며¹⁾ 또한 격자변형의 감소는 회절선의 반가

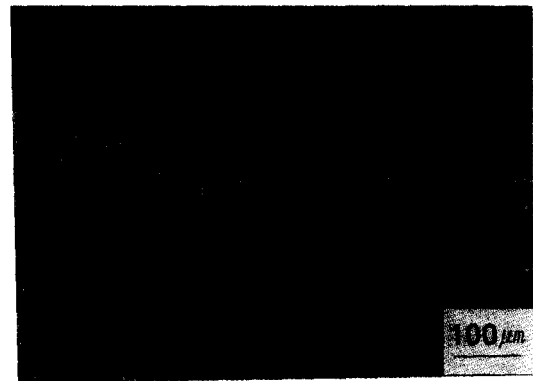


Photo 4. Optical micrograph showing white etching area in rolling contact fatigued specimen.

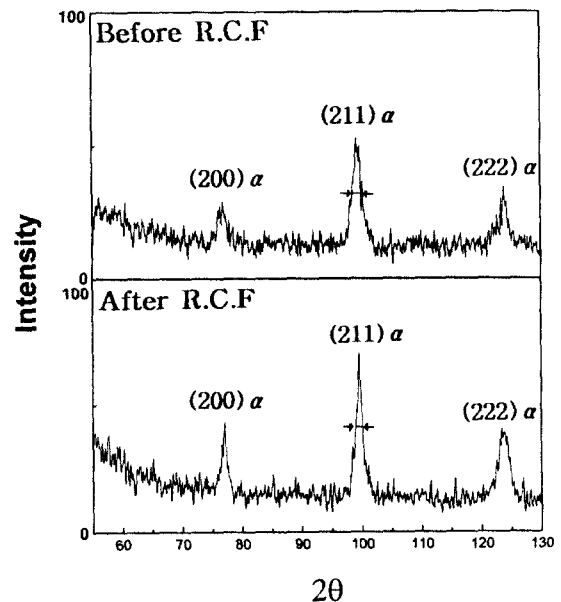


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of induction-hardened layer, before and after rolling contact fatigue (R.C.F) test.

폭 감소를 초래하여 X-선 회절패턴이 예리하게 나타나게 된다.

그림 4는 각 시편의 피로수명을 와이블 분포의 통계적 방법으로 나타낸 결과이며 시편의 10%가 회전접촉 피로파손이 일어나는 정격수명, L_{10} life는 1.55×10^6 이고 시편의 50%가 파손이 일어나는 메디언 수명, L_{50} life는 2.70×10^6 으로 나타났다.

4. 고찰

진공유도 용해로에서 MgO crucible을 사용하여 제조된 시편의 청정도가 DIN 50602에 의한 K4값, 6.41로 나타나므로 VIM에 의해 비금속 개재물이 현저히 제거되어 청정도가 매우 높은 시편이 만들어졌음을 알 수 있다. VIM에 의해 제조된 인코트를 열간단조한 결과 사진 1에 나타난 바와 같이 균일한 층상간격을 가진 라멜라 형상의 퍼얼라이트 조직이 형성된다. 사진 2(a) 및 사진 3의 실험결과에 대한

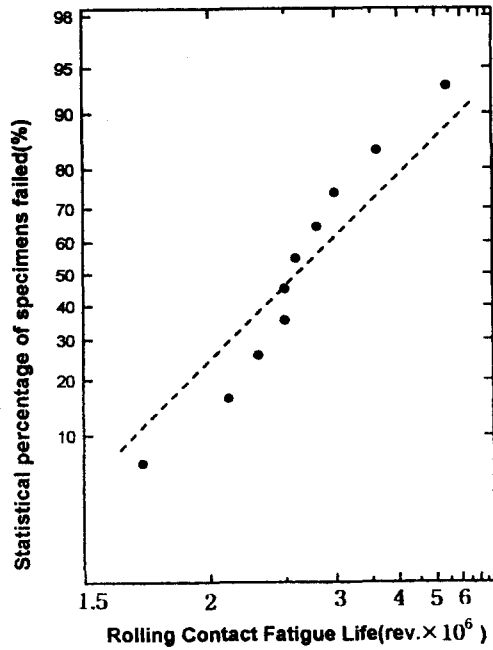


Fig. 4. Weibull analysis of rolling contact fatigue lives of the specimens.

분석은 다음과 같다. 열간가공후 형성된 퍼얼라이트 조직이 고주파 유도경화 할 때 시편의 둘레에 설치된 유도코일에 흐르는 고주파 전류의 표피효과와 근접효과에 의해 시편의 표면층에 자속 및 와전류가 집중되어 이 영역이 급속하게 짧은 시간동안 가열되어 미세하고 불균질한 오스테나이트로 변태된다. 이 오스테나이트가 뒤이은 수용성 냉매의 분사에 의한 급냉시에 마르텐사이트로 변태하여 사진 2(a) 및 사진 3에 나타난 바와 같이 submicron 크기의 불균질한 마르텐사이트가 표면층에 형성된다.

회전접촉 피로시험 후 그림 2에 나타난 바와 같이 경도가 증가하는 것은 다음과 같이 분석된다. 즉, 회전접촉 피로시험 중에 그림 1의 디스크에 접촉한 시편의 궤도면에 반복적인 회전접촉에 의해 가해지는 전단응력으로 인해 궤도면 직하 약 500 μ m 깊이에 걸쳐 변형경화가 국부적으로 일어나

고 역회전 전단응력 (reversing shear stress)이 궤도면 직하 약 100 μ m 깊이에서 최대에 이르게 되는 데에 그 주원인이 있다고 생각된다. 이 때 전단변형이 이 영역에서 일어나고 마르텐사이트 조직이 소성변형되어 사진 2(b)와 같이 퇴화된 마르텐사이트와 페라이트로 변화되어 나타난다. 이러한 조직변화는 그림 3에 나타난 회전접촉 피로시험 전후 X-선 회절시험에 의해 얻어진 각각의 회절패턴의 변화와 관련지어 설명된다. 즉, 마르텐사이트에 과포화 고용되어 있던 탄소가 반복적으로 작용하는 전단응력으로 인한 응력유기확산 (stress-induced diffusion)에 의해⁹⁾ 전단변형이 집중되어 있는 고전위밀도 영역을 따라¹⁰⁾ 이동하여 격자변형이 감소하여 그에 따른 마르텐사이트 피크의 반가폭이 그림 3과 같이 감소하여 회전접촉 피로시험 후 X-선 회절패턴이 예리하게 나타나고 결과적으로 사진 2(b)와 같이 퇴화된 마르텐사이트와 페라이트 조직으로 변화된다.

사진 4와 사진 5에 회전접촉 피로시험 후 백색부식영역이 표면에서부터 수직방향으로 약 100 μ m 깊이에서 나타나는 것은 다음과 같이 설명될 수 있다. 백색부식영역이 나타나는 영역이 그림 2의 경도분포곡선에서 회전접촉 피로시험후 경도증가량이 최대값을 나타내는 영역과 같은, 표면 직하 100 μ m 깊이이므로 이 영역에서 회전접촉 피로시험 중 최대전단응력이 반복적으로 작용하여 심한 소성변형이 국부적으로 일어나고 결과적으로 변형집중 (intense deformation)이 사진 2(b)에 나타난 페라이트와 퇴화된 마르텐사이트 조직에서 나타나게 된다. 심하게 변형된 페라이트와 퇴화된 마르텐사이트 조직은 사진 4와 사진 5에 나타난 바와 같이 Nital 용액에 에칭되기 어려운 띠 형상을 보이며 에칭된 다른 부분과 구별되어 흰색영역으로 나타나, 백색부식영역을 형성하게 된다. 회전접촉 피로균열이 이 영역에서 사진 5와 같이 생성되어 전파하며 산화물계 비금속계재물에서 피로균열이 생성되지¹¹⁾ 않았고 최대전단응력이 반복적으로 작용하여 심하게 소성변형된 백색부식영역에서 피로균열이 생성된 후 이 영역내에서 휘어지며 전파한 다음 표면쪽으로 불안정한 균열성장 (unstable crack growth)¹¹⁾을 보이며 거의 직선형태로 전파한 후 표면에서 flaking을

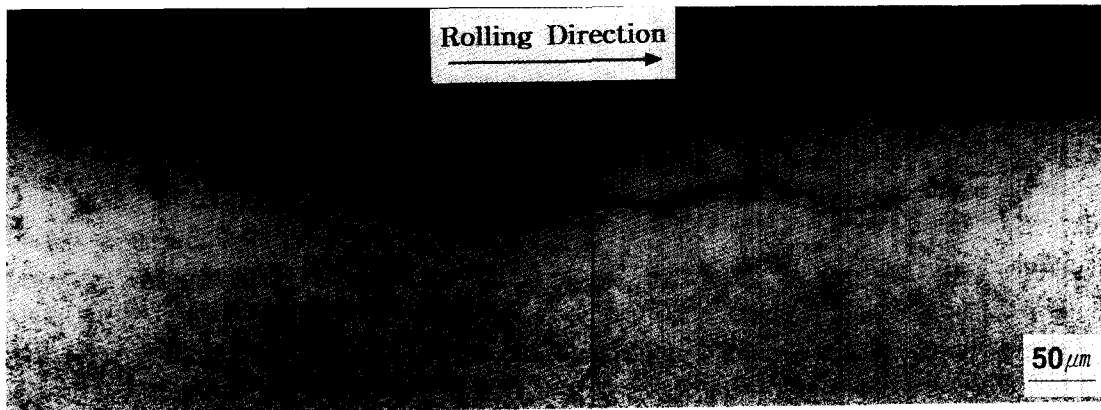


Photo 5. Optical micrograph showing crack initiation and propagation to flaking in white etching area of rolling contact fatigued specimen.

일으키는 것이 밝혀지게 되었다. 이 때 회전접촉 피로균열이 생성된 후 백색부식영역내에서 휘어지며 표면에 거의 평행하게 전파하는 것은 고주파 유도경화시 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하면서 체적팽창이 표면경화층에서 일어나고 중심부위에 의해 체적팽창이 억제되면서 압축잔류응력이 형성되고¹²⁾ 이 응력이 회전접촉 피로시험중에 시편에 반복적으로 가해지는 Hertz 응력에 중첩되어 인장응력을 감소시키는 데^{13,14)} 그 주 원인이 있고 아울러 회전접촉 피로시험 중에 형성된, 심하게 변형된 페라이트로의 조직변화에도 원인이 있다고 생각된다.

그림 4는 와이블 분포의 통계적 방법으로 각 시편의 피로 수명을 나타낸 것이며 L_{10} life와 L_{50} life가 전기로 용해 후 진공 탈가스 처리한 시편의 수명에¹⁵⁾ 비해 각각 2배와 2.7배 증가하여 VIM에 의한 장수명 베어링강의 제조가능성을 확인하였다. 아울러, VIM에 의해 제조된 시편을 고주파 유도경화 후 회전접촉 피로시험시 사진 4와 같은 백색부식영역이 나타나고 이 영역에서 피로균열이 사진 5와 같이 생성 및 전파하므로 백색부식영역이 관찰되면 회전접촉 피로파손 (rolling contact fatigue failure) 가능성이 높다는 것을 본 실험을 통해 알게 되었다.

5. 결 론

0.55wt.% C에 유도경화층 증대를 위해 필요한 Mn을 1.68wt.% 첨가하여 베어링 강을 합금설계하고 VIM에 의해 시편을 제조한 후 고주파 유도경화 한 다음 탄성유체 윤활조건으로 Hertz 응력 $492\text{kg}/\text{mm}^2$ 을 가하면서 회전접촉 피로시험을 실시한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) VIM에 의해 제조된 시편의 청정도는 DIN 50602에 의한 K4값, 6.41로 매우 높게 나타났으며 고주파 유도경화에 의해 submicron 크기의 lath를 가진 불균질한 마르텐사이트가 유효경화층 깊이 약 2.5mm인 표면경화층에 형성되었다.

2) 회전접촉 피로시험 후 표면에서부터 수직방향으로 $100\mu\text{m}$ 깊이마다 미소경도계로 경도를 측정된 결과 고주파 유도경화한 경우에 비해 표면직하 약 $500\mu\text{m}$ 깊이까지 경도가 증가하였고 경도증가량의 최대값은 표면직하 약 $100\mu\text{m}$ 에서 나타났으며 이 영역에서 백색 부식 영역이 관찰되었다.

3) 백색 부식 영역에서 회전접촉 피로균열이 생성된 후 이 영역내에서 표면에 거의 평행하게 휘어지며 전파한 다음 표면쪽으로 불안정한 성장을 보이며 전파하여 표면에 flaking을 일으키는 것이 본 연구를 통해 밝혀지게 되었다.

감사의 글

본 연구는 1997년도 교육부 학술연구조성비(신소재 분야) 연구지원에 의하여 연구되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. B. Y. Yoon and B. Y. Choi, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **28**, 634 (1990)
2. D. J. Yoon, K. B. Yoon and B. Y. Choi, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **32**, 1531 (1994)
3. C. A. Stickels and A. M. Janotik, Metall. Trans., A, **11A**, 467 (1980)
4. C. A. Straede, Wear, **130**, 113 (1989)
5. B. H. Moon and B. Y. Choi, J. Kor. Soc. Precision Eng., **14**, 146 (1997)
6. J. E. Shigley and C. R. Mischke, Mechanical Engineering Design, McGraw-Hill, 165 (1989)
7. B. Y. Choi et al, Wear, **192**, 1 (1996)
8. B. D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesely, U. S. A. 2nded, 285 (1978)
9. P. G. Shewmon, Diffusion in Solids, McGraw-Hill, 23 (1963)
10. D. A. Porter and K. E. Easterling, Phase Transformation in Metals and Alloys, Van Nostrand Reinhold, 102 (1981)
11. W. G. Clark Jr, Met. Eng. Q, **14**, 16 (1974)
12. B. Y. Choi, Proc. Ninth Conf. Mater. and Mater. Properties, 217 (1996)
13. M. Godet et al, J. Phys. D, Appl. Phys. **25**, 273 (1992)
14. G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, 2nded, McGraw-Hill, 430 (1976)
15. K. J. Jung, K. B. Yoon and B. Y. Choi, J. Kor. Soc. Heat Treatment, **8**, 205 (1995)