

침탄처리된 엔진 부품의 미세조직학적 파손원인 분석

孫景淑 · 李相祺* · 鄭潯相[†]
경북대학교 공과대학 금속공학과
*대구기능대학 재료기술학과

Failure Analysis of the Carburized Engine Parts by Microstructural Observation

Kyong-Suk Sohn, Sang-Keel Lee* and In-Sang Chung

Dept. of Metallurgical Engineering., Kyungpook National Univ., Daegu 702-701

*Dept. of Mat. Tech., Taegu Polytechnic College, Daegu 703-015

Abstract Failure cause of the fractured engine parts was analyzed by microstructural observation. These parts were failed far earlier than the expected service life. By the stereoscope and SEM examinations of the fractured surface, the fracture modes have been identified as wear and fatigue failure. From the observation of microstructure and microhardness measurements of the failed gears, the probable cause for failures are internal oxidation during using and retained austenite and carbide networks due to heat-treatment, respectively. These defected structures at near surface contributed to the wear and fatigue failure.

(Received 20 December 2004; accepted 21 March 2005)

Key words: Carburized engine parts, Fracture mode, Internal oxidation, Retained austenite, Carbide networks, Heat-treatment defect

1. 서 론

항공기 산업과 자동차 산업 등이 급속도로 발전하면서 장기 운행에 따른 엔진 부품의 내구성 향상시키는 방법으로 표면경화 열처리법이 오래전부터 적용되어 왔다. 그러나, 이러한 열처리 엔진 부품들이 사용 중에 요구 수명보다 조기에 파손이 발생하여 정확한 원인 분석이 필요하게 되었다.

일반적으로 엔진 부품이 운용 중에 파손되는 원인은 상당히 다양하고 복잡하여 파손 기구를 정확히 규명하기는 어렵다. 그러나 다른 사용 환경이 정상적이었다면 이들 부품의 열처리 상태를 조사해 볼 필요가 있다. 왜냐하면 기계 부품의 내구 수명은 설치 조건, 부품 형태, 가공 정도, 윤활 조건 등에 따라 다르지만 이 중 부품 소재의 특성은 근본적으로 중요한 인자로 작용하기 때문이다.

특히, 서로 맞물려 미끄럼 마찰을 일으키며 작동하는

각종 기어류나 드라이브 샤프트, 커플링 등은 마모 손실이 부품 수명의 주요 인자로 작용하고 있으며, 회전 접촉 표면에서 피로 파손을 발생시키기도 한다[1-3].

하지만, 국내 생산품이 아닌 수입 부품의 경우 정확한 열처리조건을 알 수 없기에, 재료성분 분석과 미세조직 관찰, 경도값 등으로 수행되어진 열처리 조건을 예측할 수 밖에 없는 실정에 있다.

따라서 본 연구에서는 엔진 부품의 조기 파손 원인을 파단면 관찰과 열처리 결합에 나타나는 미세조직 특성을 중점으로 문제점을 파악하고자 하였으며, 이들 결과를 토대로 표면경화 열처리 부품의 국산화 개발 소재시험 평가자료로 제시하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 파손 형태 및 파단면 관찰

파손된 부품의 거시적인 파손 형태와 특징을 파악

[†]E-mail : ischung@knu.ac.kr

하기 위해 육안 관찰을 하고 디지털 카메라로 사진을 촬영하였다. 기어 이의 정밀 분석을 위해 부품을 절단한 뒤 실체현미경(Stereoscope; model Olympus SZX9)을 사용하여 저배율에서 관찰하였다.

또한 파손된 부품의 미시적인 파괴 모드 및 균열 시작점에 대한 정밀 조사를 위하여 주사전자현미경(SEM; model CAMSCAN CS 44)을 사용하여 파단면 관찰을 실시하였다.

2.2 화학성분 분석

정확한 재질의 사용 여부를 판단하기 위해서 파손된 부품의 표면 경화층을 제거한 후 칩을 내어 CS 분석기(Carbon & Sulfur determinator; model Leco CS 444)로 탄소 및 유황 성분을 분석하였다. 표준 공시험을 3회 이상하였으며, 시편을 3회 분석하여 평균값을 얻었다. 그리고, 채취한 칩을 0.01 g 무게 측정 후 염산(1:1)에 녹여 약 1시간 동안 액량이 약 15 ml가 될 때까지 가열·농축하였다. 이 농축액을 100 ml 표준 플라스크에 넣고 증류수로 표준까지 채운 후 ICP(Inductively Coupled Plasma Spectrometer; model JY 38 PLUS) 장비로 소재의 성분을 분석하였다.

2.3 미세조직 관찰 및 EDS 성분 분석

파손된 부품의 열처리 조직을 관찰하기 위하여 다이아몬드 절단기로 시편이 과열되지 않도록 절단하였다. 시편을 마운팅한 후에 #400에서부터 #1500까지 연마를 하고 다이아몬드 입자를 사용한 습식 폴리싱으로 경면 가공을 하였다. 이 시험편을 2~5% Nital 부식액으로 에칭한 후에 미세조직을 광학현미경(model; BX60M, Olympus)으로 관찰하였으며, 표면 경화층에 나타나는 미세조직의 성분 분석은 X선 에너지 분광분석기(Energy Dispersive X-ray Spectrometer; model NORAN VOYAGER 3050)를 사용하였다.

2.4 경도 측정

표면 경화층의 경도값과 내부로의 경도 변화를 조사하기 위하여 연마한 시편을 마이크로 비커스 경도계(model; HVM-2000, Shimadzu)를 사용하여 미소 경도를 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 파손 형태 및 파단면 분석

파손 분석에 사용된 부품들은 엔진 베벨(Bevel) 기어, 동력 전달 스플라인(Spline), 트랜스미션(Transmission) 커플링(Coupling)으로 각각 A, B, C 시편으로 구분하였다. Fig. 1은 파손된 엔진 기어 부품들을 관찰한 사진으로 파손 형태를 보면 A시편은 베벨 기어 이(Tooth) 중에서 기어 산 부위가 파단된 부위와 마모된 부위를 관찰할 수 있었으며, 기어 이끝면은 마모되고 밀린 형상을 나타내고 있었다.

기어 이의 마모 현상만 관찰된 B, C시편과는 달리 파단면을 가진 A 시편에 대해서는 SEM관찰을 실시하여 Fig. 2에 나타내었다. Fig. 2(a) 사진은 기어산 부위가 파단된 베벨 기어 이의 파단면을 저배율 관찰한 것으로 피로 파괴의 특징인 해변무늬(Beach mark)가 관찰되었으며, 이로부터 파괴 모드는 피로임을 알 수 있었다. 또한 해변 무늬의 방향으로 파손된 베벨 기어 이의 피로 균열 시작점은 이 뿌리의 상부에서 시작되었음을 알 수 있었고, 균열은 기어 이 뿌리 부위에서 시작되어 내부로 피로 균열이 전파되었다는 것을 알 수 있었다. 이러한 이 뿌리면에서 발생 가능한 피로 파손은 외부 충격에 의한 찍힘, 굽힘이나, 재질 결함 등이 존재하거나 과부하에 의한 기어 비틀림이 일어나는 경우 등 여러 가지 원인에 기인할 수 있다.

피로 균열의 시작점 부위를 확대 관찰한 결과(b), 시작점 부위인 기어 이 뿌리면에 표면 마모가 관찰되었으며, 피로 균열은 기어가 맞물려 움직일 때 강도적으로 약한 표면부위에서 시작되어 균열이 진전된 후 최종 파단에 이른 것으로 사료되었다. (c), (d)는 파손된 기어의 대표적인 피로 파면 양상이다.

B 시편은 메인 드라이브 샤프트와 엔진 기어 박스에 동력 전달 기능을 하는 클러치(Clutch) 스플라인(왼쪽)과 엔진 파워 샤프트(Power shaft) 스플라인(오른쪽)에서 기어 이의 상호 마모가 일어나, 기어 산 부위가 마모된 형상을 나타내었다. 왼쪽의 클러치 스플라인이 오른쪽의 파워 샤프트 스플라인보다 마모 정도가 더 심하게 나타났음을 알 수 있었다.

C시편은 엔진과 트랜스미션 사이에서 동력 전달 기능을 하는 커플링으로 플랜지(Flange) 부위 기어

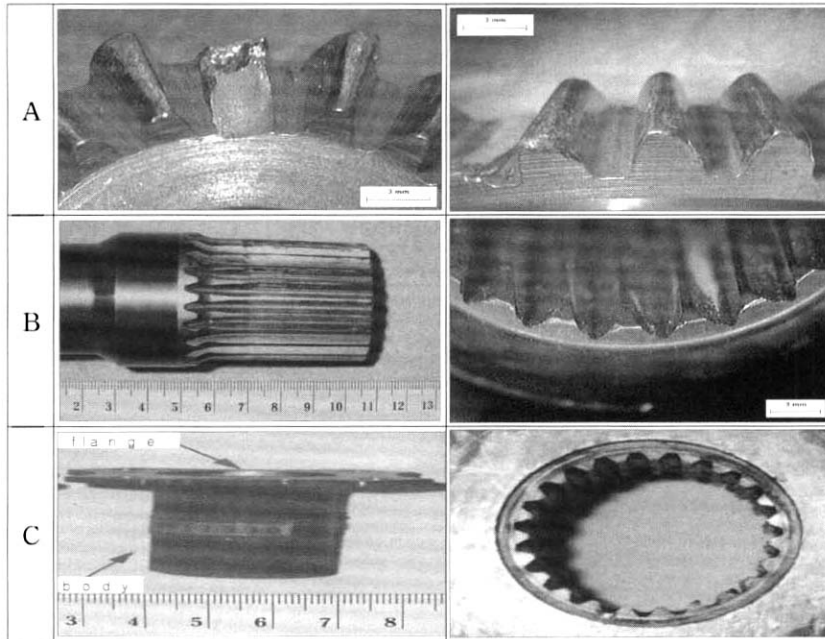


Fig. 1. Photographs of the failed engine parts; A(bevel gear), B(splines) and C(transmission coupling).

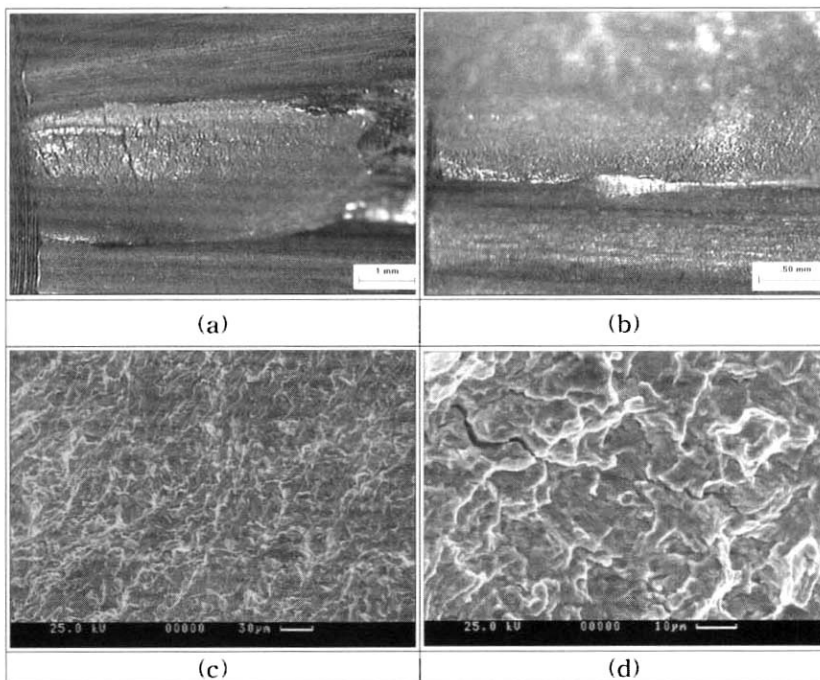


Fig. 2. Photographs of the bevel gear(specimen A).

이가 사용 중 마모 손상되는 결함이 발생하였다.

3.2 화학성분 분석 결과

파손된 기어 부품들의 성분 분석 결과를 Table 2

Table 1. Results of chemical analysis of the failed gear

Element	Composition(wt %)							
	Specimen A	AISI 8620	Specimen B		AISI 9310	Specimen C		AISI 9310
			Clutch	Power shaft		Used	Failed	
C	0.19	0.18~0.23	0.10	0.11	0.07~0.13	0.11	0.13	0.07~0.13
Mn	0.87	0.70~0.90	0.56	0.65	0.40~0.70	0.51	0.50	0.40~0.70
Si	0.34	0.15~0.35	0.23	0.31	0.20~0.35	0.22	0.20	0.20~0.35
S	0.03	0.04(max)	0.018	0.001	0.025(max)	0.01	0.01	0.025(max)
Ni	0.41	0.40~0.70	2.98	3.29	2.95~3.35	2.94	2.91	2.95~3.35
Cr	0.40	0.40~0.60	1.16	1.31	1.0~1.45	1.14	1.27	1.0~1.45
Mo	0.17	0.15~0.25	0.09	0.07	0.08~0.15	0.09	0.08	0.08~0.15
Fe	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.

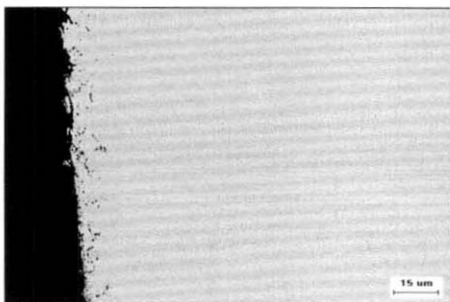
에 나타내었다. 표에서 보면 A시편 베벨 기어는 AISI 8620으로 제조된 것으로 판단되며, AISI 8620은 침탄강인 Ni-Cr-Mo강으로 기어류 합금강에 널리 사용되고 있다[4].

B의 파손된 스프라인 기어 이의 재질은 성분 분석 결과 부품 규격에 명시된 AISI 9310에 부합되었으며, AISI 9310은 탄소 함량이 약 0.1%이며, Ni, Cr이 함유된 침탄용 합금강으로 침탄 깊이는 보통 0.50~1.01 mm로 동력 트랜스미션 기어류 합금강에 널리 사용되고 있다[5].

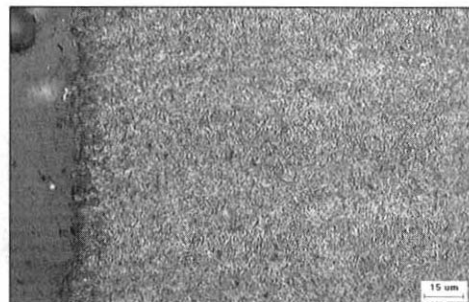
C시편에 대해서는 정상품을 비교 데이터로 성분 분석을 하였는데 Ni 함량이 기준치보다 다소 떨어지거나 파손된 커플링은 정상품과 동일한 침탄강인 AISI 9310으로 판단되었다. 일반적으로 침탄강인 경우 경화층을 제외한 부분에 적당한 강인성을 부여하기 위해 탄소 함량이 약 0.2% 이하인 합금강을 사용함을 확인할 수 있었다.

3.3 미세조직 관찰 결과

A 시편 기어 이 표면 침탄층의 금속 조직을 관찰하여 Fig. 3에 나타내었다. (a) 그림에서 보면 베벨 기어 표면부에서 망목상의 입계 산화(내부 산화)라 불리는 이상층이 발견되었다. (a) 조직 사진은 시료를 부식시키지 않은 경면 연마 그대로 관찰한 것으로 흑색물이 입계상으로 잘 확인되고 있었으며, (b)의 에칭 후 조직에서는 오히려 잘 보이지 않았다. 이들 산화물들은 가스 침탄시 가스에 함유된 산소가 입계로 우선 확산되면서 산소와 친화력이 강한 기지 성분이 산소와 결합하여 생성되는데[6], Fig. 4에서 나타낸 것처럼 연마조직을 금(Au) 코팅 후 EDS 성분 분석한 결과 Si, Mn, Cr의 산화물인 것으로 확인되었다. 이러한 결과로 파손된 기어의 재질성분을 고려해 볼 때 강 중의 Cr, Si, Mn이 산화하여 다른 원소보다 우선 결정립계로 진행하여 산화물이 생성되었다고 사료되었다. 이러한 표면의 내부 산화 조



(a)



(b)

Fig. 3. Internal oxidation at surface of the bevel gear(Specimen A).

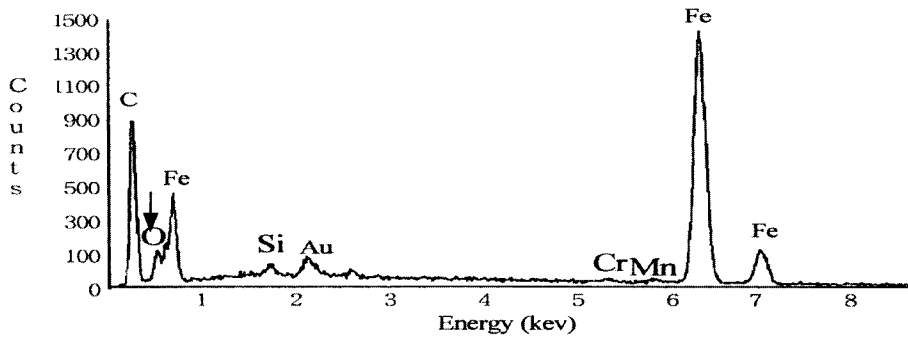


Fig. 4. EDS result of oxidation particle at the carburized surface(Specimen A).

직에는 표면에 비마르텐사이트 조직이 형성되어 이로 인해 침탄층의 경도가 낮아져 기어의 피로 강도에 나쁜 영향을 준다는 보고도 있다[6-7].

마모된 B 시편 스프라인 기어들의 미세 조직을 관찰하기 위해 2% nital로 에칭 후 미세 조직을 관찰하여 Fig. 5에 나타내었다. (a) 조직사진은 스프라인 기어 이의 표면 조직으로 클러치 스프라인에서는

탄화물이 미세하고 균일하게 분포되어 있으나 파워 샤프트 스프라인에서는 연속된 망상 탄화물 조직을 나타내고 있다. 망상 탄화물이 생성되는 경우는 열처리 온도가 높았거나, 서냉시에 잘 나타나는데 이들 탄화물은 오스테나이트 입계에 존재하여 취성을 증가시킨다고 알려져 있으며[8], 파워 샤프트 스프라인의 경우 탄화물이 결정립계에 집중되어 있으므로 인성이

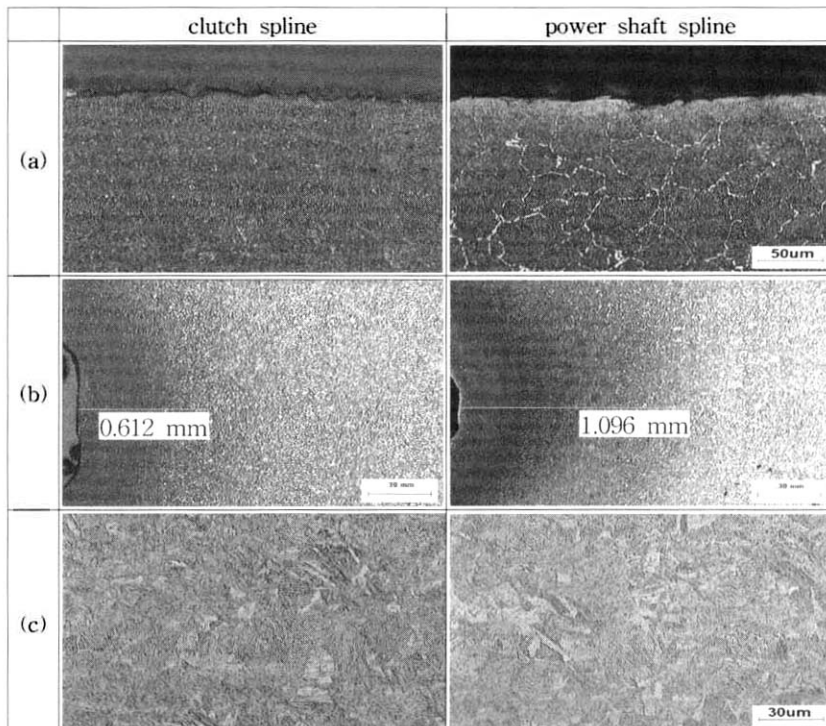


Fig. 5. Microstructures of spline teeth(Specimen B); (a) surface structure, (b) effective case depth and (c) core structure.

좋지 않은 것으로 사료되었다. 또한, (b)에서 보는 바와 같이 파워 샤프트 스프라인 기어 이에서는 클러치 스프라인 기어 이보다 침탄 깊이가 과도하게 깊음을 알 수 있었다. 과도한 침탄 깊이는 충격 강도를 떨어뜨리므로[8], 바람직하지 않은 조직으로 판단되었다. 한편, 심부 조직은 (c)에서 보는 바와 같이 양쪽 모두 템퍼링된 마르텐사이트의 동일한 조직으로 나타났다. Fig. 6은 망상 탄화물 조직의 탄화물들을 EDS 성분 분석한 결과를 나타내었다. 분석 결과를 보면 망상 탄화물의 성분은 Fe₃C 외에 철 성분이 다른 합금 원소 즉, Cr으로 대체된 탄화물 성분도 확인되었다.

C 시편에 대해서는 파손된 커플링의 침탄 표면 조직을 정상품과 비교하여 Fig. 7에 나타내었다. (b)의 파손품은 겉게 부식된 침상의 마르텐사이트 조직과 흰 부분의 오스테나이트 조직이 관찰된 반면, 정상품(a)에서는 미세한 마르텐사이트 조직이 관찰되었다. 부품 제작사로부터 정확한 열처리 조건을 확인할 수

없으나, 파손품에 나타난 잔류 오스테나이트의 생성 원인을 고려해 보면, 우선 침탄 처리에서 탄소량이 높을수록 많이 생기는 경향이 있으며, 가열 온도가 높을수록 잔류 오스테나이트가 생성되기 쉬운데 보다 높은 온도로부터 퀴칭하면 오스테나이트 결정이 빨리 성장하므로 퀴칭에서 생성된 침상 마르텐사이트는 조대하게 되어 미세한 것보다 취약해진다. 이러한 이유로 직접 퀴칭 후 템퍼링 처리를 한 경우가 재가열 퀴칭 후 템퍼링처리한 경우보다 잔류 오스테나이트가 많이 생성되며 정상품 조직에서 나타난 미세 마르텐사이트는 침탄 처리 과정에서 생성된 오스테나이트 조직이 재가열시에 마르텐사이트 조직으로 분해된 것으로 사료되었다. 즉, 카본 포텐셜과 퀴칭 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트 량이 많아지고 생성된 잔류 오스테나이트는 마르텐사이트보다 연한 조직이므로 결국 표면부의 경도를 저하시키는 원인이 되었다고 사료되었다. 따라서, 파손품이 정상품보다 잔류 오스테나이트 량이 많은 것만큼 마모 손실이

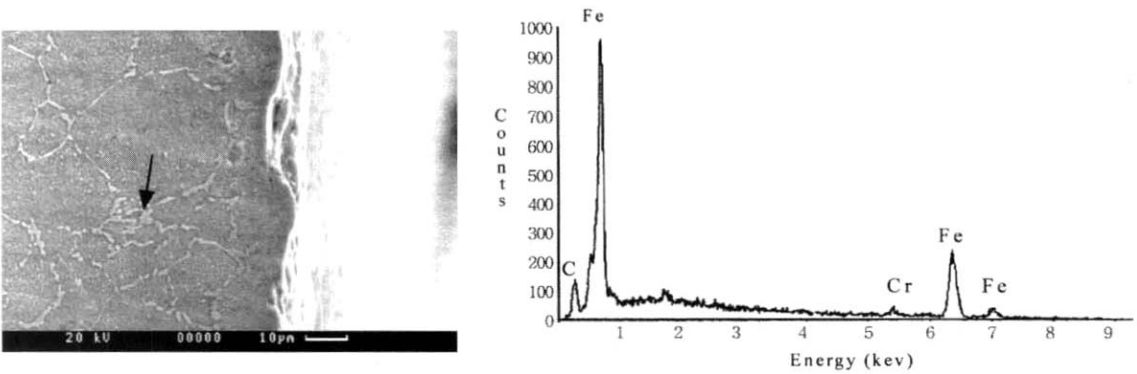


Fig. 6. EDS result of carbide on the power shaft spline(Specimen B).

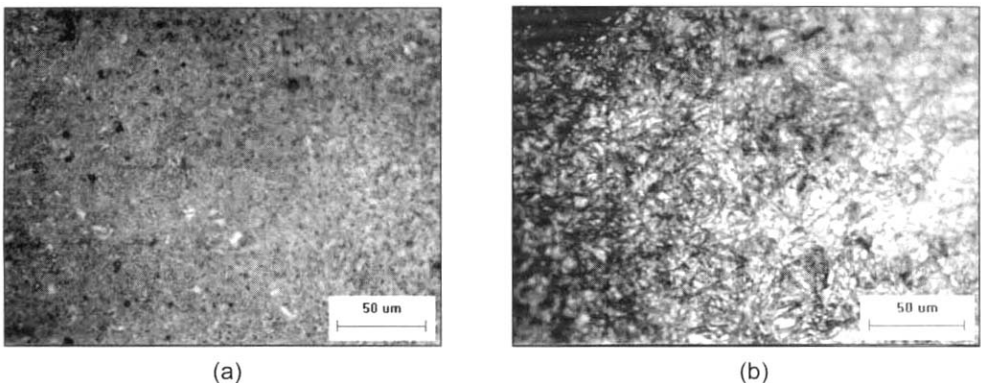


Fig. 7. Micrographs of coupling material(Specimen C); (a) used and (b) failed.

증가하였음을 알 수 있었다. 한편, 잔류 오스테나이트는 사용 중 마르텐사이트로 상변태가 가능하며, 이 때 생성되는 마르텐사이트는 템퍼링되지 않은 매우 경한 조직으로 작동 중 균열 발생 원인이 되는 보고도 있다[9-10].

3.4 경도 측정 결과

A 시편 베벨 기어의 미소 경도를 표면에서 0.02 mm까지는 압입 하중 100 gf로 20초 유지하고, 그 이상에서는 300 gf 압입 하중으로 측정된 결과 Fig. 8에서 나타난 바와 같이 표면에서부터 0.02 mm까지는 경도 값이 오히려 낮게 나왔다. 이는 표면부의 입계 산화 영향으로 경도 값이 낮게 나타난 것으로 사료되었다. 즉, 입계 산화를 일으킨 표면층은 Cr 및 Mn 농도가 저하되기 때문에 최표면층의 경화능은 표면에서부터의 거리 0.05 mm 위치에 비해 낮아졌다고 사료되었다.

B시편 스플라인은 스플라인 기어 이의 유효 경화층 깊이를 0.254~0.635 mm로 제작 도면에 제시하고 있는데, 스플라인 기어들이 유효 경화층 깊이에 적합한가를 확인하기 위해 경도 값을 측정하여 경도 분포 곡선을 Fig. 9에 나타내었다. 유효 경화층 깊이는 표면에서 단면 경도가 Hv 550인 위치까지의 거리를 말하는데, 클러치 스플라인 기어 이의 유효 경화층 깊이는 측정 결과 약 0.60 mm로 이 값은 기준값 내에 포함되었다. 반면 엔진 파워 샤프트 스플라인 기어 이의 유효 경화층 깊이는 클러치 스플라인의 값보다 2배정도 큰 값인 약 1.10 mm로 측정되어 규격을 벗어나 있었다.

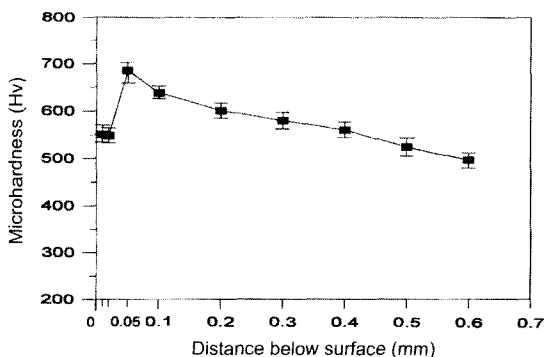
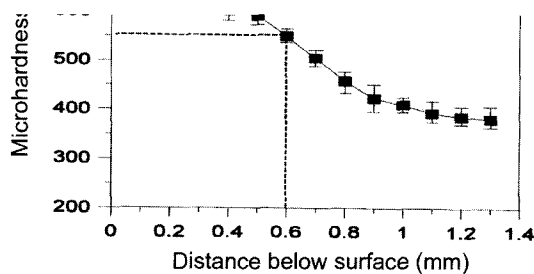
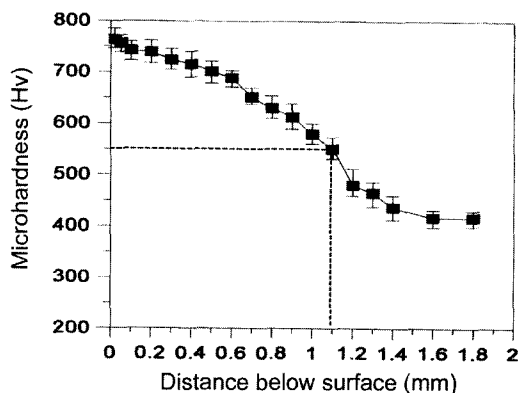


Fig. 8. Microhardness profiles of the failed bevel gear(Specimen A).



(a)



(b)

Fig. 9. Microhardness profiles of the spline teeth (Specimen B); Effective case depth is (a) 0.6 mm and (b) 1.1 mm.

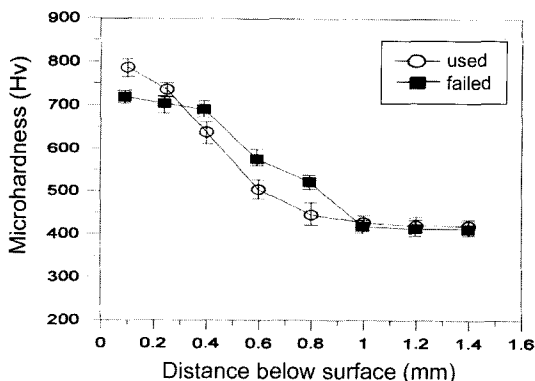


Fig. 10. Microhardness profiles of used and failed couplings(Specimen C).

C시편 커플링의 기어 이 부분에 행해진 침탄 열처리 상태를 정상품과 비교 분석하기 위하여 기어의 표면에서 내부로 들어가면서 미소 경도를 측정하여 정상품과 비교하여 경도 분포 곡선을 Fig. 10에 나타내었다. 여기에서 보면 파손품과 정상품은 심부에서는 동일한 경도를 보이고 있으나, 표면에서 1.0 mm까지

는 파손품이 정상품과 다른 경도 분포 곡선을 타나내고 있다. 특히, 표면에서 0.3 mm까지의 경화층에서는 파손품이 정상품에 비하여 낮은 경도값을 보였다. 이러한 낮은 표면 경도값은 기어의 정상적인 작동 하에서 마모율을 증가시켰다고 사료되었다.

4. 결 론

본 연구에서는 사용 중 파손을 일으킨 침탄처리된 엔진부품들에 대해 열처리 결함에 나타나는 미세조직 특성을 중심으로 조기에 파손된 원인에 대해 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 파손된 엔진 부품들에 대한 소재 성분을 분석한 결과 침탄강 Alloy 8620, 9310으로 확인되었으며, 정상적인 작동하에서 경화 처리된 엔진 부품의 조기 파손의 형태는 평행축 스프라인에서는 마모 파손으로, 회전 접촉 기어류에서는 피로 파손으로 나타났다.

2. 조기 파손에 수반된 열처리 결함으로는 경화층에 존재한 입계 산화조직과 잔류 오스테나이트 조직으로 인한 표면 경도 저하로 나타났으며, 경화층에서의 과잉 침탄에 의한 탄화물의 연속된 망상 조직과 과도한 침탄깊이는 취성을 증가시켜 상대 부품의 마

모율을 더 가중시켰다고 판단되었다.

3. 침탄처리된 부품의 파단 원인이 표면 경화층의 이상 열처리 조직에 기인함을 규명함으로써 이들 부품의 안전 점검 및 제조품 품질 확인 기준 설정 근거로 활용할 수 있게 되었다.

참고문헌

1. Lester E. Alban: Failures of Gears, ASM Handbook Vol 11, (1992) 590.
2. Darle W.Dudley: Fatigue and Life Prediction of Gears, ASM Handbook, Vol 19, (1992) 254.
3. ASM: Heat treating, cleaning and finishing, Metals Handbook Vol 2, (1964) 149-150.
4. 金政根, 金昌周: 金屬組織學, 學文社, (1996) 383.
5. U.S.Air Force NASA: Ultra High Strength Steels, ASM Handbook Vol 1, CINDAS Purdue University, code 1209, (1986) 1.
6. 日本熱處理技術協會: 熱處理, 普文堂, (1994) 210.
7. George Krauss: Microstructures and Properties of Carburized Steels, ASM Handbook Vol 4, (1992) 372.
8. 김유채: 熱處理 技術, 中小企業振興公團, (1999) 159.
9. George Krauss: Bending Fatigue of Carburized Steels, ASM Handbook Vol 19, (1992) 680-681.
10. Donald J. Wulpi: Distortion Failures, ASM Handbook Vol 11, (1992) 141.