침탄처리된 기어의 미세 조직학적 손상 원인분석

전해동^{**†} · 장성호^{*} · 김경욱^{*} · 국연호^{*}

^{*}금오공과대학교 대학원, ^{**}마스터 컴퍼니 기술 연구소

Failure Analysis of Carburized Gears by Microstructural Observation

Hae Dong Chun^{**†}, Sung Ho Chang^{*}, Kyung Wook Kim^{*}, Youn Ho Kuk^{*}

^{*}Kumoh National Institute of Technology Graduate School

^{**}Research Institute of Master Company

Abstract The gear was made of SNC815 case-carburized, quench hardened and tempered steel. The gears were failed far earlier than the expected service life used in the industrial site. Causes of the failed gear were analyzed by microstructure observation. By the SEM and micro structure examinations, the damaged surfaces had been weared and failed by fatigue. Through microscope observation on the damaged surface, it was found that the cause of failure was determined by external overloading and the initial stage of the damage was closely related to complex contact fatigue failure. The overload and contact fatigue contributed to the early failure cause.

(Received April 24, 2014; Revised May 13, 2014; Accepted May 16, 2014)

Key words : Case-carburized, Failed gear, Contact fatigue failure, Micro pit, Frictional heat of the surface, Model of crack generation

1. 서 론

제철기계, 조선, 자동차 산업 등이 대형화 정밀화가 되고 있으며 여기 조립된 각종 기계 소재 부품들은 기계가 가동됨에 따라 끊임없이 부하를 받고 있다. 작동 되어지는 부품들의 내구성 향상을 위해 여러 종류의 표면 열처리 법을 적용 시켜왔다. 그러나 이러한 부품들이 사용 중에 요구 수명보다 조기에 손상이 발생되어 여러 가지 문제를 발생 시킨다.

손상된 부품들은 빠르고 정확한 원인분석을 통하여 개선, 개발이 되어야 인명피해, 경제적 피해를 줄일 수 있다. 통상적으로 작동되는 기계 부품은 손상되는 원인이 원재료 제조에서 부품으로 제조 되고 수명을 다할 때까지 다양하고 복잡하여 손상 기구를 정확히 규명하기는 매우 어렵다. 그러나 손상된 부품의 이력을 추적하고, 체계적으로 원인을 분석한다면 손상 원인을 규명 할 수 있다. 기계 부품의 수명은 원재료

제조, 부품의 형상, 기능 설계, 열처리, 절삭가공, 조립, 정상 작동상태, 윤활 조건, 설치 환경 등에 따라 많은 차이가 있다. 특히 이 부품의 금속재료는 손상, 및 수명에 근본적으로 중요한 인자로 작용한다. 동력을 전달하는 기어, 피니언은 작동 시 기어가 서로 맞물려 미끄럼 마찰을 일으켜 힘을 전달하기 때문에 재료의 성분, 열처리 방법, 사용환경 등이 부품의 수명에 주요인자로 작용하고 있으며 이러한 인자는 치면의 마모, 피로파손을 발생하기도 한다[1-4]. 그러나 손상원인을 정확히 규명하기 어렵지만 대부분 금속재료로 제조된 기어 등은 손상 부분에 제조이력을 가지고 있는데 재료의 화학성분, 미세조직 관찰, 기계적 성질 등의 분석으로 재료의 제조 이력과, 열처리 조건, 사용조건을 예측할 수 있다. 따라서 본 연구에서는 동력 전달용 허브(hub)와 어댑터(adapter)가 조립되어, 허브의 외치차와 어댑터의 내치차가 맞물려 동작되면서 조기 손상된 허브, 어댑터 치차의 파단면

[†]Corresponding author. E-mail : mastco@daum.net
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

관찰과, 기계적 성질, 미세조직 분석 등을 통하여 손상 원인을 파악하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 현상파악 및 파단면 관찰

파손품의 손상원인을 파악하고자 기어의 제조 사양과 제조공정, 사용용도, 조건 등을 수집하고 거시적인 파손의 형태와 특징을 분석하기위해 기어 정상면, 파면을 육안 관찰과 파면을 촬영을 하였다. 디지털 카메라(digital camera; model Nikon cool pix4500)를 사용하여 손상된 면을 저배율로 관찰하였다. 단면의 미세분석을 위해 파단면을 절단하여 파괴 모드 및 Crack의 시작점을 분석하기 위해 주사전자현미경(SEM/EDS; model VEGA TS 5136LM)을 사용하였다.

2.2 화학성분

기어의 사양에 적합한 재료를 사용하였는지를 판단하기위해 파손품의 표면으로부터 10 mm 이상의 깊이에서 가로, 세로, 두께를 20 mm로 절단하여 발광분광분석기(Emission Spectrometer; model Q8Magellan)로 합금성분을 분석하였다.

2.3 미세조직 분석 및 EDS 성분 분석

정상적인 치면과 파단된 치면의 미세 조직 관찰을 위해 절단기로 시편이 과열되지 않도록 충분한 물을 분사하여 냉각을 하면서 절단하였다. 시편을 성형한

후 #100에서부터 #2000까지 연마하고 알루미늄 연마제를 사용하여 습식 연마로 경면 가공하였다.

이 시편을 알코올로 세척하고 건조한 뒤 3~5% Nital 부식액으로 에칭한 후 미세조직을 광학 현미경(model; epiphot 670497 Nikon)으로 관찰하였으며, 파단면의 이상부위의 성분 분석은 주사전자현미경(SEM/EDS; model VEGA TS 5136LM)을 사용하였다.

2.4 경도 측정

기어 치면의 표면 경화층 경도 분포와 표면 경도 변화 검사를 위하여 성형되고 연마한 시편을 마이크로 비커스 경도계(model; HM122 Mitutoyo Akashi)를 사용하여 미소 경도를 측정하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 현상파악 및 파단면 관찰

기어의 제조공정을 보면 단조된 소재 SNC815로 제작된 기어소재를 정삭 가공하여 침탄, 담금질, 뜨임하고 쇼트 후 연삭하였다. 침탄 열처리 후 기계적 성질 사양은 표면 경도는 HRC 53~58, 유효 경화층 깊이 2~3 mm이다. 침탄 열처리 온도는 930°C이며 로내 C, P(carbon potential)는 침탄기 1.0, 확산기에 0.7로 조건 관리를 하고 담금질은 오일(oil)에서 하였다. 상기와 같은 사양과 조건으로 제조된 허버 외치차와 어댑터 내치차를 맞물리게 조립하여 동력 전달할 수 있는 조건으로 설치 하였다. 허

Fig. 1. Photographs of the failed Gears; A, B.

Fig. 2. Photographs of the various damages on the surface of the gears.

브와 어댑터가 맞물려 가동 중에 조기에 마모되어 Fig. 1과 같이 손상된 것으로 현상파악이 되었다. 손상 분석에 사용된 부품들은 동력 전달용 허브와 어댑터로서 허브의 외치차와 어댑터의 내치차로서 각각 A, B로 구분하였다. Fig. 1에서 허브 외치차와 어댑터 내치차가 맞물리는 부위가 손상이 매우 심하게 나타났다. 또한 손상 부위 주변 특히 A의 치면에 B의 치면이 맞물려 접촉된 흔적이 뚜렷하고, 치고 부위가 마찰열 영향에 의해 검은 색으로 변색됨을 알 수 있다. A, B로부터 시편을 채취하여 Fig. 2에 나타내었다. Fig. 2 (a) 치저 부근에서 상대기어의 압흔 자국(indentation mark)이 있고 치고 부위로 미세 균열 및 Pit 등이 나타난다[2]. 사진 (b)은 Hub의 다른 파단면을 저배율로 관찰한 것으로 일부 치저면

부근, 치면, 치고 부위가 박리(flake)되어 있다. 치면과 치고 부위는 심하게 파여진 박리 부분을 관찰할 수 있다. 크랙의 시작은 Fig. 2. (a), (b)에서 보는 바와 같이 치저 부근 최대 전단 응력이 집중되는 압입 자국 부위에 미세 크랙과 Pit가 발생되어 성장되고 치면과 치고 방향으로 전파되어 박리가 발생된 것으로 사료된다[2, 5]. Fig. 2 (c), (d), (e), (f)는 거시적으로 보아 깊게 파여진 파단면과 돌출 융착부(welding)가 관찰 되는데 이것은 크랙의 성장과 박리가 계속 진행되고 또 먼저 박리된 작은 입자에 의해 2차적인 파괴가 더 심하게 일어난 것으로 사료된다. 치면에는 융착부 현상과 같은 치면 보다 높은 부분이 존재하는데 기어가 작동 중 박리된 작은 금속 조각이 모여진 치면에 국부적 하중이 가해지므로

용착된 돌출부가 존재하거나 불규칙한 하중과 마찰열에 의해 소성 변형으로 돌출부가 발생된 것으로 사료 된다. 박리된 작은 금속 조각은 움푹 파인(Plowing) 파단면에도 마찰되고 마찰열과 용착마모(adhesive wear)를 일으킨다. 하중을 많이 받는 치면에서 균열 발생 가능한 파손은 원재료의 결함, 열처리에서 기어의 변형, 절삭, 및 연삭 공정에서의 연마 균열이 잔존해 있거나 가동 시 시작과 도중의 불규칙적이고 충격적인 힘, 과부하(over lode)에 의한 치면의 비틀림 하중, 금속간의 심한 마찰에 의한 표면의 이상층 등에 기인할 수 있다[4, 6, 9]. 균열의 시작은 Fig. 2 (a)에서와 같이 치저면에 상대 치면의 압흔 자국이 있는 부근에 과부하와 접촉 피로에 의한 조개 껍질 모양의 금속의 도출, 스코어링(scoring), 미세 크랙, 피트의 발생으로 시작되는데 이것은 지속적인 접촉피로가 진행됨에 따라 크랙의 전파로 박리가 일어난 것으로 사료된다[2]. 조기에 이러한 현상이 발생하는 원인은 침탄된 치차 표면의 경도가 낮거나 경화층이 설계치보다 매우 낮을 때이고, 또 치차가 작동 중 과부하에 의한 유막의 파괴로 금속간의 심한 마찰에 의한 것으로도 원인이 가능하다. 또 침탄된 기어의 표면 연삭을 깊게 하면 표면 경도가 낮아 압축 잔류응력이 감소되고 설계치 이상의 경화층이 깊게 제거 되므로 미세 크랙, Pit가 조기에 발생될 확률이 높아 크랙 성장 박리 파단으로 될 수 있다. 기어의 뒤틀림 변형으로 침탄 경화 표면층의 제거가 깊게 되면 기어의 피팅에 대한 운동 수명은 30%로 감소 될 수 있는 보고도 있다[2, 3]. Fig. 2 (a) 사진에서 치저 압흔 자국 주변에 스코어링, 작은 피트, 균열이 발생되었고 Fig. 2 (b)에서는 균열이 진행되어 박리가 발생된 치차 표면을 볼 수 있다. 접촉 피로하중을 받고 있는 치차 마찰 면에는 유체역학적으로 충분히 두꺼운 유체 막을 형성해야 하는데 이것이 과부하로 마찰면에 온도가 상승하고, 유막이 얇아지면 치차 표면 거칠기와 거의 같은 상태가 된다. 지속적인 하중이 가해지면 유막이 파손 되고, 치차 표면의 접촉부위가 증대되어 마찰 온도가 높아지며, 국부적으로 전단 응력이 높아지고 소성구역이 생성된다. 이때 금속간의 마찰에 의한 온도는 부하의 정도에 따라 달라진다. Fig. 2 (a)에서 치고 부위에 푸른색과 검정색으로 변

Fig. 3. Photograph of pitting, scuffing and indentation mark on the surface of the gear.

한 것을 볼 수 있고, 상대 치차의 압흔 자국이 치저면에서 치고 부위로 나타난 것도 볼 수 있다. 이것으로 보아 치면에 과부하와 높은 마찰열이 발생된 것을 알 수 있다.

Fig. 3은 카메라 사진으로 상대 치차와 접촉부는 밝은 광택 부가 존재하고 상대기어의 압흔 자국이 있으며 소성영역이다. 치저면은 광택이 없고 연삭된 표면 상태로 밝지 못하다.

접촉면에는 압흔, 스코어링, 피트, 미세크랙이 있는 것으로 보아 과부하와 접촉 피로가 있음을 알 수 있다. 접촉은 표면 거칠기에 따라 선 접촉과 점접촉이 일어나는데 주로 점접촉이며, 부하를 받고 있는 치면은 접촉 응력이 높을수록 치면의 접촉 폭이 증가하고 지속적인 부하 및 시간이 지나면서 미세 균열과 피트가 발생하고 성장한다[5, 6].

Fig. 4는 SEM사진으로 미세 돌출부(pile ups) 미세크랙, 피트, 박리가 발생된 것을 볼 수 있다. 접촉면적과 부하의 정도에 따라 각기 초기 발생에서 박리까지를 볼 수 있다.

사진 (a)는 과부하, 접촉피로에 의한 돌출된 면, 미세크랙과 피트를 볼 수 있다. 미세 돌출부는 소성 변형된 치면 보다 높게 돌출된 것이며, 초기 크랙

Fig. 4. SEM images of damage of surfaces of the gear. (a): pile ups, fine crack and micro pit, (b): crack overlap, (c): flake, (d): cleavage fracture and rub mark.

발생의 핵 및 초기 크랙으로 발전된다[3].

표면에 작은 피트가 존재하는데 작고 깊이가 20 μm 이하의 마이크로 피트(Micro Pit)와 1 mm 내외의 매크로 피트(Macro Pit)로 분류된다[8].

사진 (b)는 돌출된 면이 반복접촉에 의해 편편하게 되면서 크랙 면이 마주치고 크랙이 전파되어 한쪽 크랙면은 상태 크랙 위로 겹쳐진다.

사진 (c)은 피트 발생과 성장으로 표면 박리가 진행된 것으로 사료된다. 왼쪽 표면 상태와 오른쪽 박리부와 사이에 단차가 형성되어 있음을 알 수 있다. 박리된 작은 입자가 치차 표면에 새로운 형태의 마모를 일으킬 수 있다.

사진 (d)는 취성 파괴로 벽계파면을 볼 수 있는 것으로 보아 경도가 높은 표면이 물리적 힘에 의해 경화층의 일부가 박리되었다. 벽계면을 보면 특정한 방향으로 작은 입자가 마찰되면서 지나간 흔적이 관찰된다. 이것은 먼저 박리된 후 2차적인 마찰에 의해 생성된 것으로 파면끼리 서로 마찰되어 생성되는, 피로 파괴 단면에 나타나는 rub mark[7]로 볼 수 있다.

3.2 화학 성분 분석 결과

손상된 치차의 화학성분 분석 결과를 Table 1에 나타내었다. 결과에 의하면 시편 A, B모두 Ni-Cr강

Table 1. Results of chemical analysis of the failed gear

Element	Composition (wt %)		
	KS	Specimen A	Specimen B
C	0.11~0.18	0.16	0.14
Si	0.15~0.35	0.28	0.29
Mn	0.30~0.70	0.45	0.55
P	0.030 Max	0.028	0.025
S	0.030 Max	0.025	0.027
Ni	2.95~3.50	3.15	3.08
Cr	0.65~1.05	0.85	0.91
Fe	Bal.	Bal.	Bal.

Fig. 5. Microstructure in the surface of the case hardened gear in the ground (Specimen A, B) (a) Surface microstructure of hub (b) Surface microstructure of adapter.

으로 제작된 것을 알 수 있다. 손상된 A, B 치차 모두는 규격에 명시된 KS SNC815에 적합한 합금 성분으로 되어있었다. 침탄강으로서 탄소함유량이 0.25% 이하로 낮게 설계하여 침탄, 담금질 시 표면에는 높은 탄소 함유량과 높은 경도로 내마모성을 높였고 내부에는 강인성을 향상시킨 것으로 사료된다. 합금원소 Ni, Cr을 첨가하여 치차의 내구성을 더욱 높여 제조되었다. Table 1에서 합금 성분이 손상에 원인을 제공할 수 있는 단서는 없었다.

3.3 미세조직 관찰

허브 A로부터 채취한 시편은 마모되지 않은 정상적인 치면 즉 침탄, 담금질, 뜨임 되고 연삭된 상태 그대로의 치면으로 어댑터와 마찰되지 않는 부위의 표면 조직을 Fig. 5(a)에 나타내었고, 어댑터 B로부터 채취하고, A와 동일한 조건의 표면 조직을

Fig. (b)에 나타내었다. 사진에서 침탄, 담금질, 뜨임된 치차 표면은 연삭가공에 의해 표면이 연삭된 상태로, 정상적으로 침탄 열처리된 침상의 뜨임 마르텐사이트 조직으로 나타났다. 이것으로 보아 침탄 열처리 시 망상 시멘타이트, 입계산화 등의 문제가 없었고, 연삭 시 연삭 열에 의한 조직 변화도 없었던 것으로 사료된다. Fig. 6은 크랙의 생성과 성장을 그림으로 나타내었다. 재료의 내구성 한도를 초과하는 높은 하중은 전단응력에 의해 항상 구름 접촉의 전진 방향으로 표면에 얇은 각도로 기울어져 표면 바로 수 마이크로 아래 크랙 시작의 원인이 될 수 있다[2].

Fig. 6(a)에서와 같이 과부하와 접촉피로에 의한 하중은 국부적인 소성재료가 만들어지고 일부 미세 균열의 핵이 만들어지며, 접촉 피로, 전단 응력에 의해 생성된 크랙이 표면으로 도출된다. 치차면의 내구

Fig. 6. Model of crack generation and its propagation.

Fig. 7. Initial superficial cracks propagation and secondary branch development.

한도를 초과하는 하중이 가해지거나, 마찰열로 조직의 변태, 체적 팽창이 되면 초기 크랙의 생성이 가능하다.

(b)에서는 반복되는 접촉 피로, 하중에 의해 생성된 크랙이 급격히 성장한 것을 알 수 있으며, 접촉 순방향 표면에 얇은 각도로 경사지게 전파된다. (C)는 성장된 크랙이 마찰 방향과 부하 하중에 따라 크랙이 치면으로 부터 간격이 벌어지거나, 2차 크랙으로 가지(branch)가 만들어 질 수 있음 알 수 있다. 또 크랙이 생성된 후 새로운 윤활 오일 주입이 있을 경우 크랙 내부로 오일이 주입되어 치차가 가동 될 때 상대 치차 면에 마찰 되면서 크랙 내부의 압력이 높아져 크랙이 성장되는 것으로 알려져 있다[2].

크랙은 부하가 지속 되는 동안 2차 크랙 생성과

Fig. 8. Hard martensite and crack generation by frictional heat of the surface of the case hardened gear.

표면아래 잠재해 있던 크랙이 표면으로 돌출 될 때 재료 조각이 치면으로 부터 분리되어 떨어져 나간다.

Fig. 7(a)에서와 같이 과부하, 접촉 피로, 전단 응력에 의해 표면 바로아래 생성된 크랙이 표면으로 돌출된 것을 볼 수 있고, 초기 표면 균열은 접촉 순방향 표면에 얇은 각도로 경사지게 전파되는 것을 볼 수 있다. (b)는 표면 수 마이크로 아래 표면으로 돌출된 1차 크랙과 바로 아래 2차 크랙이 생성 된 것을 볼 수 있다.

Fig. 8(a)은 초기 침탄 열처리된 뜨임 마르텐사이트 조직이 과부하로 마찰열이 발생되어 새로운 경한

마르텐사이트(hard martensite) 조직이 생성되었다. 금속간 마찰 및 연삭 시 금속과 스톤과의 마찰에 의해 열이 발생한다. 마찰되는 금속 표면 수 μm 의 얇은 층의 마찰 열 온도가 723°C 이상의 고온[9]으로 상승하였다가 마찰 접촉이 없는 조건이 되면 열원이 없어지고 냉각 조건으로 바뀔 수 있다. 냉각 조건은 사용되는 환경에 따라 기어의 소재, 공기, 오일 등이 냉매의 역할을 하면서 순간적으로 냉각되어 소입된다고 사료된다.

치차 표면에 재소입된 조직은 순간적으로 고온 즉 A_1 변태점, 723°C 이상으로 가열되었다가 급격히 냉각되었다. 조직 사진에서 밝고 흰 부분으로 보이는 이 층은 국부적으로 새로운 마르텐사이트 조직이 생성되어 주변 조직 보다 상대적으로 체적이 팽창되고, 경도와 취성이 높다. 반대로 초기 침탄 열처리된 뜨임 마르텐사이트 조직이 마찰열영향에 의해 온도가 723°C 이하 일 경우 순간적으로 뜨임 마르텐사이트 조직과 솔바이트(Sorbite) 조직으로 변태된다. 사진 상에서 상대적으로 어둡고, 암갈색인 이 조직은 재소입 조직 보다 상대적으로 취성이 낮고 인성과 연성이 높다. 하지만 이때에도 열 충격에 의한 급격한 조직변화와 응력해소, 불균형 응력으로 크랙이 발생할 수 있다[9].

재담금질 조직과 솔바이트 조직은 경도와 변태응력, 체적의 팽창 차이가 매우 크다. 이 두 조직의 경계 부위가 크랙의 핵으로 작용할 수 있다고 사료된다. 초기 크랙발생은 국부적인 체적 팽창과 취성이 높은 상태에서 충격적인 하중, 접촉피로, 전단응력이 가해지므로 재담금질 조직과 솔바이트 조직의 경계를 따라 크랙이 발생된 것을 볼 수 있으며, 이러한 물리적 작용이 반복적으로 이루어지므로 크랙의 성장과 피트가 발생된 것으로 사료된다. 또 표면 조직상 경한 마르텐사이트 조직이 생성된 것으로 보아 내구한도를 견디지 못해 초기크랙으로 생성된 것으로 사료된다. (b)는 국부적으로 변태된 이상층이 마이크로 접촉이 높아지면서 1차 크랙 발생과 미세 피트를 남기고, 바로 아래 2차 크랙이 진행되고 있는 것으로 판단된다. 주변 조직도 열영향에 의해 뜨임 마르텐사이트와 솔바이트 조직으로 변태가 된 것을 볼 수 있다.

허브의 마모된 치고 부위 시편의 표면 조직은 Fig.

Fig. 9. Flaked from the surface of the case hardened gear and remaining microstructure boundary.

9에 나타내었다. 표면의 침탄 경화된 층 일부가 박리되어 떨어져 나가고, 깊게 파여진 부분의 조직으로서 소재의 조직에 가까운 뜨임 마르텐사이트 조직이다.

허브의 치면이 제조된 면보다 높게 돌출 융착된 면의 조직을 Fig. 10 (a)에 나타내었다. 그림에서 최외각 희고 밝은 부위는 재소입에 의해 생성된 경한 마르텐사이트 조직이며, 바로 밑에 검게 보이는 층은 초기 뜨임 마르텐사이트 조직이 고온 뜨임 되면서 생성된 솔바이트 조직이다. 그 다음 층은 원래 제조된 침탄, 담금질, 뜨임된 치면의 뜨임 마르텐사이트 조직이다.

Fig. 10 (b)은 어댑터 치면 깊게 파인 박리 부분으로서 표면이 재소입층으로 나타나 있으며, 그 아래 조직은 원래의 침탄 경화층의 뜨임 마르텐사이트 조직이다. 이와 같이 깊게 파인 부분도 재소입층이 존재하는 것으로 보아 작은 입자가 표면에 마모되면서 고열과 박리를 유발한 것으로 사료된다.

Fig. 11는 허브 치면의 돌출된 조직으로서 표면은 재소입층의 마르텐사이트 조직이다. 크랙은 하중 전단 응력 및 재료의 피로 전단 강도의 비율이 최대가 되는 점에서 시작한다[2]. 부하가 계속 증가함에 따라 허브 치면 표면이 국부적으로 소성 변형과 변태에 의해 체적 팽창된 것으로 사료되며, 불규칙적인 충격하중, 접촉 피로에 의한 미세 크랙이 생성되어 성장되었다. 크랙은 허브 치차면의 표면에 평행한 방향으로 전파되고 표면 바로 아래 생성된 크랙이 표면수직 방향으로 전파되었다. 이 크랙은 성장되어 결

Fig. 10. Hard martensite generation by frictional heat of the surface of the case hardened gear.

Fig. 11. Cracks propagate following planes parallel to the surface of the tooth and they resurface.

Fig. 12. Small piece of material for plastic surface of the gear

국 작은 입자로 되고 표면으로부터 떨어지는데 이것이 박리 이다.

Fig. 12은 치면 표면에 작은 조각을 볼 수 있다. 표면으로 부터 분리된 작은 조각이 상대 치차 면에 용착된 것으로 사료된다. 이 조각은 소성 변형에 의해 바로 아래 층과 비교해보면 메탈 플로우가 서로 다르게 형성되었으며, 조직도 주변 조직과 다르다. 이렇게 작은 조각이 표면에 쌓여 용착 돌출된 것으로 사료된다.

어댑터 치면의 손상된 표면 조직을 Fig. 13에 나타내었다. 치면 돌출된 부위로서 각각의 다른 층으로 생성되어 있음을 볼 수 있고 최 표면부터 재소입층

Fig. 13. Hard martensite generation and tempered martensite transformation by frictional heat of the surface of the case hardened gear.

Fig. 14. Micro hardness profiles of the hub teeth (specimen A).

이 마찰열에 의해 뜨임된 층이며, 다음은 재소입층으로 밝고 희게 보이며, 다음 층은 재소입층이 뜨임된 것으로 보이며, 그 아래층은 정상적인 마르텐사이트 조직이 고온 뜨임된 솔바이트 조직으로 변태되었고, 그 다음 층은 정상적인 마르텐사이트 조직이다. 다양한 조직 변태로서 초기 과부하로 인해 마찰열, 조직 변태, 생성된 미세 크랙과 박리가 기어의 불규칙적인 작동으로 충격적인 부하가 더욱 높아져 초기 파손을 가속시킨 것을 알 수 있다.

3.4 경도 분석

Fig. 14은 A시편, 허브 정상부 치면과 파손부 치면의 단면 미소 경도를 표면에서 중심부로 측정된 결과를 나타내었다. A시편의 정상부 경도는 침탄 담금질되었고 연삭된 표면의 경도 사양에 적합하게 나타났다. 경화 깊이도 표면에서 중심부로 완만한 경도 구배로 사양에 적합하였다. 이 경도 분포는 Fig. 5(a) 조직과 잘 일치함을 보여 주었다.

A시편의 돌출 융착부는 정상부 치면의 경도 보다 표면으로부터 0.05 mm 지점까지 Hv 100이상 높게,

Fig. 15. Micro hardness profiles of the adapter teeth (specimen B).

0.5 mm 지점은 경도가 Hv 120 정도 높게 나타났으며, 1.0 mm 지점에서는 경도가 정상 치면보다 Hv 160 정도 매우 낮은 경도 기울기를 나타내었다. 이것은 표면이 마찰열에 의해 재소입 되고 마르텐사이트 조직으로 변태되어 경도가 매우 높게 나타났으며, 1.0 mm 지점은 원래의 마르텐사이트 조직이 마찰열에 의해 뜨임되어 솔바이트 조직으로 변태됨으로 경도가 낮아진 것으로 사료된다. 이 경도 분포는 Fig. 10(a) 조직과 잘 일치 한다.

A시편의 박리부는 표면 0.05 mm 지점의 경도가 4.0 mm 지점의 경도와 유사하게 Hv 357로 매우 낮다. 정상부와 같이 침탄 담금질된 마르텐사이트 조직으로 형성된 경화층이 모두 박리되어 없어지고 모재의 경도 값으로 판단되는 경도로서 표면에서 4.0 mm까지 거의 균일한 경도 분포로 기울기가 없다. 경도 및 경화층은 Fig. 9에서 나타낸 조직사진과 거의 일치함을 알 수 있었다.

Fig. 15은 B시편의 단면 경도 분포를 나타내었다. B시편의 정상 치면의 단면 경도 분포는 표면에서 중심부로 완만한 기울기로 분포되어 있으며 사양에 적합한 경도, 경화층을 나타내었다. 반면 B시편의 돌출

윤착부는 표면 0.05 mm 지점에서 정상부 표면 보다 Hv 110 높은 경도 분포를 나타내며, 표면 0.5 mm 지점에서는 경도가 높아 졌다가 1.5 mm 지점에서 떨어졌다가 다시 2 mm 지점에서 상승하고 다시 서서히 떨어진다. 이것은 Fig. 13 조직에 나타난 다양한 이상층과 잘 일치함을 보여 준다.

B시편의 깊게 파인 박리부는 표면 0.05 mm 지점에서 정상 치면 표면 경도보다 Hv 190 정도 높게 나타났으며, 1.5 mm 지점에서는 급격히 경도가 떨어지는 경도 분포를 나타내었다. 또 3 mm 지점부터는 경도가 정상적으로 회복 되는 것을 볼 수 있으며 Fig. 10 (b)조직과 경도가 잘 일치함을 보여준다.

4. 결 론

산업 현장에서 일어나는 손상은 제품의 종류, 사용 환경 등의 차이가 있고, 손상원인을 찾기 위한 반복적인 실험을 하기가 쉽지만은 않다. 또 손상 중 마모는 부품종류, 사용조건, 원리가 너무 복잡하고, 차이가 있어 더 많은 사례 연구가 필요하다. 본 연구는 사용 중 손상을 일으킨 침탄 열처리 된 치차를 파면과 미세조직 특성을 중심으로 조기 파손원인을 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

파손된 치차에 대한 소재성분을 분석한 결과 SNC815로 나타났으며, 치차표면의 초기침탄 열처리 된 조직은 뜨임 마르텐사이트 조직으로 문제가 없고 경도와 경화층도 사양에 적합하였다. 치차의 조기 파손 근본적인 원인은 치차가동 중 외부로부터 과부하에 의해 치면에 윤활 막이 파괴되고 금속간 마찰과 열이 발생되었다. 마찰열에 의해 침탄 열처리된 치차 표면이 순간적으로 재소입층이 생성되었다. 주변 조직 뜨임 마르텐사이트 조직과는 달리 국부적으로 생

성된 경한 마르텐사이트 조직은 취성증가, 체적팽창, 불균일한 국부적 변태응력이 초기 크랙을 제공하였고, 반복 접촉 피로에 의해 접촉 순방향 표면에 얇은 각도로 경사지게 크랙 생성, 전파를 가중 시킨 것으로 판단된다. 치차 표면의 내구한도를 초과하는 하중과 접촉 피로가 조기손상의 원인에 기여하였다.

References

1. Marvin Rausand" and Knut Oien b : The basic concepts of failure analysis, Reliability Engineering and System Safety **53** (1996) 73-83.
2. Marco Boniardi, Fabrizio D'Errico and Chiara Tagliabue : Influence of carburizing and nitriding on failure of gears-Acase study. Engineering Failure Analysis **13** (2006) 312-339.
3. Mattias Widmark and Arne Melander : Effect of material, heat treatment, grinding and shot peening on contact fatigue life of carburised steels. International Journal of Fatigue **21** (1999) 309-327.
4. K. S. Sohn, S. K. Lee and I. S. Chung : Failure Analysis of the Carburized Engine Parts by Microstructural Observation. J. of the Korean Society for Heat Treatment, **18**(2) (2005) 83-90.
5. Joo, J. W. Lee, B. W. Moon, S. M. Kim, T. W. Kim and Cho, Y. J : Pitting Life Experiments of Gear Material using a Damaged Area Analysis Method. J. of the Korean Society for Precision Engineering Vol. 27, No. 11, pp. 92-97.
6. Ibrahim Akinci, Deniz Yilmaz, and Murad Canakci : Failure of a rotary tiller spur gear. Engineering Failure Analysis **12** (2005) 400-404.
7. Y. C. Kim : Heat treatment technique, Small and medium Business Corporation (1999) 83.
8. The American Gear Manufacturers Association, "ANSI/AGMA 1010-95, Appearance of gear Teeth-Terminology of Wear and Failure," AGMA, 1995.
9. 熱處理 問題點과 對策 : 大和久 重雄 著 大光 書林 101-102.