

# 이온질화 및 질탄화 처리된 SCr430B 박판강의 인장 및 피로특성

박성혁<sup>#</sup> · 이종수<sup>1</sup>

## Tensile and High Cycle Fatigue Properties of Ion-nitrided and Nitro-carburized SCr430B Steels

S. H. Park, C. S. Lee

(Received July 4, 2012 / Revised September 7, 2012 / Accepted September 7, 2012)

### Abstract

Effects of a nitriding treatment on the tensile and high cycle fatigue properties were investigated by conducting ion-nitriding and gas nitro-carburizing treatments on the spheroidized SCr430B medium-carbon steel and performing tensile and tension-tension high cycle fatigue tests. The nitrided samples showed much lower strength and ductility compared to those in the initial as-spheroidized state and premature fracture occurred at the hardened layers. The micro-voids in the compound layer caused fatigue crack initiation. Thus, the removal of the compound layer with micro-voids remarkably improved the fatigue resistance to even beyond that of the as-spheroidized sample.

**Key Words** : Medium Carbon Steel, High Cycle Fatigue, Ion-nitriding, Nitrocarburizing, Micro-void

### 1. 서 론

재료의 표면특성을 향상시키기 위한 다양한 방법들이 개발되어 적용되고 있으며, 이중 열처리와 관련된 표면경화법은 물리적 표면경화법과 화학적 표면경화법으로 구분된다. 질화 (Nitriding)나 침탄 (Carburizing)는 모재의 화학적 성분을 변화시켜 경화시키는 대표적인 화학적 표면경화법이다. 여기서 질화처리는 모재에 질소의 확산을 통해, 높은 경도를 가지는 화합물층을 형성시키는 것을 특징으로 하는데, 다른 표면경화 법보다 모재의 변형이 매우 적으며 경화층의 내마모성, 내식성, 열적 안정성이 우수하다고 알려져 있다[1,2].

특히, 플라즈마를 이용한 이온질화법(Ion-nitriding)은 종래의 염욕질화 (Salt bath nitriding)보다 처리비용이 매우 적고, 공정시간이 짧으며, 무공해 작업

을 할 수 있다는 장점을 가지고 있다[3]. 그리고 탄질화법 (Nitrocarburizing)은 질소 뿐만 아니라 탄소를 동시에 확산시킴으로서 보다 다양하고 우수한 화합물층을 형성시켜 재료의 물성을 향상시킬 수 있는 장점을 가지고 있다[4]. 이로 인해 이온질화법과 탄질화법은 실린더 및 금형 등 많은 부품에 적용되어 사용되고 있다. 이러한 방법을 통해 표면처리된 부품이나 설비들은 사용중 반복되는 하중이나 변형을 겪게 되므로, 사용에 앞서 피로 특성을 이해하는 것은 필수이다.

본 연구에서는 중탄소강의 인장 및 피로특성에 이온질화 및 탄질화 표면처리가 미치는 영향을 알아보기 위해 자동차 부품을 비롯해 많은 분야에서 사용되고 있는 대표적인 중탄소 박판강 SCr430B에 구상화 열처리 후 질화처리를 하여 인장실험과 인장-인장 고주기 피로 실험을 수행하였다.

1. 포항공과대학교 철강대학원

# 교신저자: 한국기계연구원 부설 재료연구소,

E-mail: shpark@kims.re.kr

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 소재는 SCr430B(0.32%C)로 판재의 두께는 2.3mm이며, 화학 조성은 Table 1과 같다. 700°C에서 15시간 동안 구상화 열처리된 모재 판재에서 인장 및 고주기피로 시험편을 채취 후 Fig. 1과 같은 조건에서 탄질화 및 이온질화처리를 수행하였다. 탄질화처리는 NH<sub>3</sub>와 CO를 주성분으로 하는 가스탄질화법이 사용되었으며 처리시간은 330분과 660분 두 조건에서 수행하였고, 이온질화처리는 N<sub>2</sub>와 H<sub>2</sub> 가스를 진공로에서 직류전압을 가하여 글로우 방전을 일으켜 이온이 소재표면에 충돌시켜 가열과 질화가 동시에 일으키는 방법이 사용되었다.

표면처리로 인한 경도 변화를 확인하기 위해 비커스 경도시험기를 이용하여 100gf의 시험 하중으로 10초 동안 실시하여 깊이에 따른 경도 분포를 측정하였다. 인장 시험편은 ASTM E8M의 규격에 따라 Fig. 2(a)와 같이 압연 방향과 평행한 방향으로 채취하여, INSTON 8501 시험기를 이용하여 변형률 속도 0.005/sec 하에서 수행하였다. 고주기피로 시험은 ASTM E466에 따라 Fig. 2(b)와 같이 시험편을 채취 후 INSTRON 8801 유압피로시험기를 사용하여 상온에서 sine파형, 진동수 25Hz, 응력비 R=0.1(R=P<sub>min</sub>/P<sub>max</sub>)의 조건에서 수행하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 미세조직

Fig. 3은 구상화처리된 초기 모재와 이온질화 및 탄질화 처리된 시편의 단면을 보여주는 광학현미경 사진이다. 초기 모재의 경우 구상화 열처리로 인해 펄라이트(pearlite) 내의 세멘타이트(cementite)가 분해되어 페라이트(ferrite)와 구상화된 세멘타이트(spheroidized cementite)의 조직으로 이루어져 있으며, 구상화처리 후 이온질화와 탄질화 처리를 한 시편은 내부에는 조직의 변화없이 모재와 동일한 페라이트와 구상화 세멘타이트 조직을 가지며 표면에는 질화반응으로 인해 화합물층이 형성되어 있다. 이러한 화합물층은 기존의 이온질화 및 탄질화 연구들을 통해 이온질화제의 경우  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$  상과  $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}\text{N}$  상으로 이루어져 있으며, 탄질화제의 화합물층은  $\gamma\text{-Fe}_2(\text{C},\text{N})$  상과  $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}(\text{C},\text{N})$  상으로 이루어져 있음을 알 수 있다[3~6]. 화합물층의 두께는 이온질화된 시편은 8 $\mu\text{m}$ , 330분 탄질화 처리된

Table 1 Chemical composition

Materials	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	B	Fe
SCr430B	0.32	0.210	0.701	0.016	0.005	0.017	1.00	0.015	0.0025	Bal.

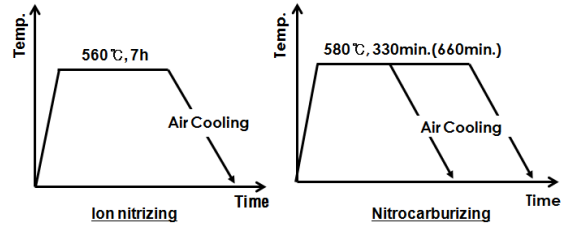


Fig. 1 Heat-treatment conditions of ion-nitriding and nitrocarburizing surface treatments

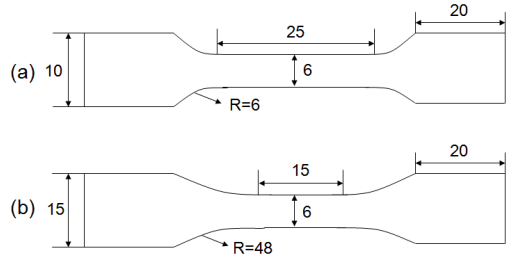


Fig. 2 Specimen dimensions of (a) tensile and (b) high cycle fatigue tests

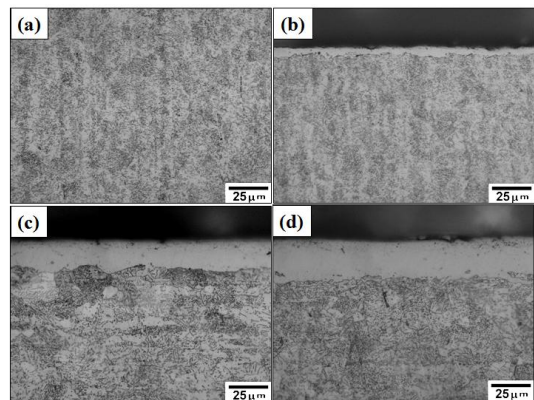


Fig. 3 Optical microstructures of (a) spheroidized, (b) ion-nitrided, (c) nitrocarburized (330min), and (d) nitrocarburized (660min) specimens

시편은 18 $\mu\text{m}$ , 660분 탄질화처리된 시편은 25 $\mu\text{m}$ 를 나타내었다. 보다 면밀한 화합물층을 확인하기 위해 Fig. 4와 같이 주사전자현미경을 통해 관찰한 결과 화합물층 내에서 미세한 기공 또는 미세

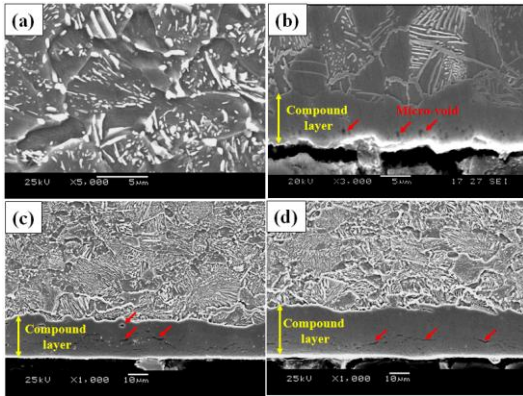


Fig. 4 SEM microstructures of (a) spheroidized, (b) ion-nitrided, (c) nitrocarburized (330min), and (d) nitrocarburized (660min) specimens

크랙들이 표면과 인접한 영역에서 다수 존재하고 있으며 이온질화에 비해 탄질화 시편이 더 많은 미세결함이 존재하였다. 또한, 피로특성은 표면상태에 큰 영향을 받는 것으로 잘 알려져 있는데, 화합물층의 표면조도가 다소 거친 것을 알 수 있다.

### 3.2 경도 및 인장 특성

Fig. 4에서 보이는 바와 같이 질화처리로 인해 형성된 화합물층 아래에는 모재와 동일한 조직을 가지고 있으나, 탄질화의 경우 탄소와 질소가 그리고 이온질화의 경우 질소가 질화처리 중 표면에서 내부로 확산되어 들어가 화합물층 아래에는 높은 경도를 가지는 경화층을 형성시킨다. 탄소 또는 질소의 침투로 인한 경도 변화를 확인하기 위해 Fig. 5와 같이 50 $\mu$ m 간격으로 깊이 따라 경도를 측정하여 경도 분포를 구하였다. 질화처리로 인해 표면경도는 모재에 비해 3배 이상 높은 값을 보였으며, 내부로 갈수록 경도가 점차 감소하여 1mm 이상의 내부에서는 모재와 거의 동일한 경도 값을 보인다. Table 2는 모재와 질화처리된 시편들의 화합물층의 표면경도, 내부 심부경도, 그리고 모재 경도보다 30%이상 높은 경도를 가지는 경화층의 두께를 나타낸 것이다. 질화처리 방법 또는 시간에 상관없이 유사한 경도 감소 경향을 보이고 있으나, 경화층 두께는 화합물층 두께와 비례하여 25 $\mu$ m의 가장 두꺼운 화합물층을 가지는 660분 탄질화처리된 시편이 750 $\mu$ m의 가장 두꺼운 경화층을 보였다.

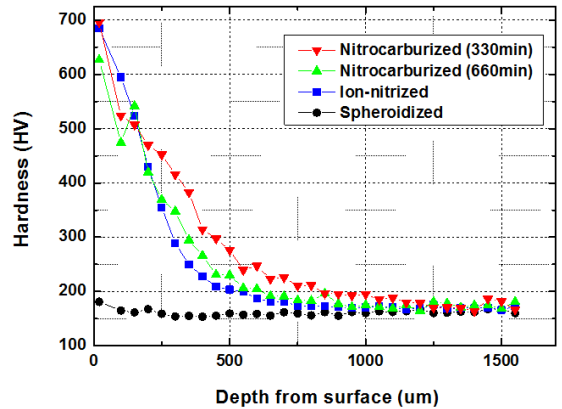


Fig. 5 Hardness profile as a function of depth from surface

Table 2 Surface and inside harnesses and thickness of hardened layer

	Hardness (HV)		Hardened layer (um)
	Surface	Inside	
Spheroidized	181	162	0
Ion-nitrided	685	170	450
Nitrocarburized (330min)	627	176	550
Nitrocarburized (660min)	696	184	750

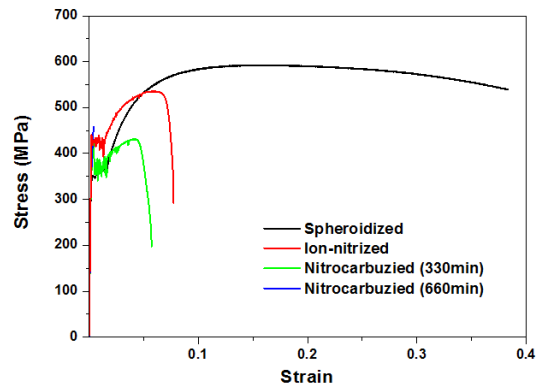


Fig. 6 Engineering stress-strain curves

Table 3 Tensile properties

	YS (MPa)	TS (MPa)	EL (%)
Spheroidized	353	592	38.3
Ion-nitrided	425	535	7.7
Nitrocarburized (330min)	421	432	5.7
Nitrocarburized (660min)	454	454	0.4

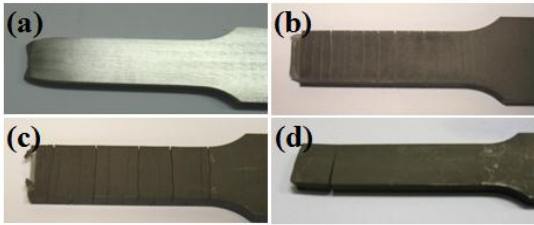


Fig. 7 Fractured tensile specimens: (a) spheroidized, (b) ion-nitrided, (c) nitrocarburized (330min), and (d) nitrocarburized (660min)

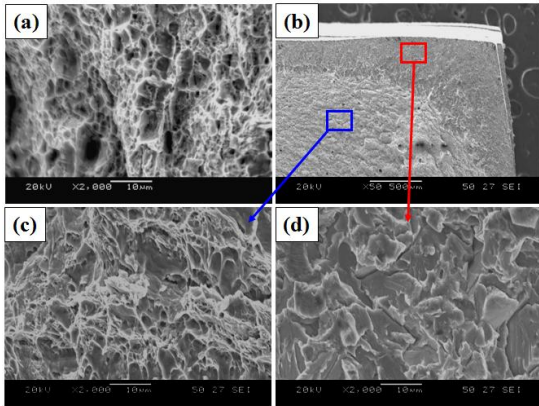


Fig. 8 Fractography of (a) spheroidized and (b) ion-nitrided specimens, (c) and (d) represent blue and red regions in (b), respectively

Fig. 6은 인장 곡선을 보여주고 있으며, 인장 물성값은 Table 3과 같다. 구상화된 모재는 38%의 매우 높은 연신율을 보여주는 반면, 질화처리된 시편들은 0.4~7.7%의 낮은 연성을 보이며, 강도 또한 모재에 비해 낮은 값을 보인다. 이는 Fig. 7과 8의 파단된 인장시편의 형상과 파면을 통해 그 원인을 알 수 있다. Fig. 7에서 보이는 바와 같이, 모재의 경우 전형적인 인장시편 파단형태로서 게이지부에서 넥킹(necking)이 발생 후 단면적이 감소하여 cup & cone 형태로 파단된 반면, 질화처리된 시편들의 인장시편은 게이지부 전반에 걸쳐 표면에 여러 개의 크랙이 발생한 것을 알 수 있다. 또한, 모재의 인장파면은 Fig. 8(a)와 같이 전형적인 연성파괴 형태를 보이고 있으나, 이온질화처리된 시편의 경우 Fig. 7(b)에서 보이는 표면의 크랙이 발생한 부분은 벽개 파괴(Fig. 8(c))를 보이고 내부에서는 연성파괴를 보인다(Fig. 8(d)). 탄질화처리된 시편 또한 이온질화처리된 시편과 모두 동

일한 양상을 나타냈는데, 이는 질화처리로 인해 형성된 매우 경한 화합물층과 탄소 및 질소 침투로 높은 경도를 가지는 경화층이 인장시에 낮은 하중하에서 우선적으로 파단되고 이러한 표면층의 파단으로 인해 단면적이 감소하여 모재보다 낮은 강도에서 파단이 발생하여, 낮은 강도와 연신율을 보이게 된다. 특히, 경화층 두께가 가장 두꺼운 600분 탄질화처리된 시편의 경우 인장시 Fig. 7(d)와 같이 하나 또는 두개의 깊은 표면층 파단으로 인해 단면적이 급격히 감소하여 다른 곳에서의 표면층 파단없이 바로 시편이 파단되어 0.4%의 매우 낮은 연신율을 가지게 된다.

### 3.3 고주기 피로 특성

응력비 0.1의 인장-인장 고주기피로 시험으로부터 구해진 하중-수명 결과(S-N curve)는 Fig. 9와 같으며, 2,000,000 사이클까지 파단이 되지 않은 피로하중, 즉 피로강도는 Table 4와 같이 나타났다. 일반적으로 탄질화 및 이온질화와 같은 표면처리는 표면의 경도를 향상시키고 표면에 압축 잔류응력을 형성시켜 피로특성에 중요한 표면의 특성을 개선시켜 피로강도가 향상하는 것으로 알려져 있으나, 본 실험에서는 Table 4와 같이 표면경도가 크게 향상되었음에도 불구하고 질화처리 후 피로강도가 모재에 비해 15~20% 가량 감소하였다.

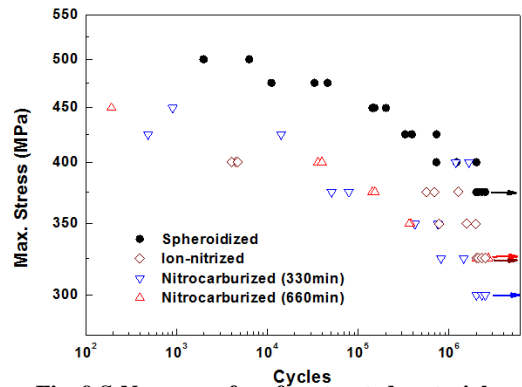


Fig. 9 S-N curves of surface treated materials

Table 4 Fatigue strength and surface hardness

	Fatigue strength (MPa)	Surface hardness (HV)
Spheroidized	375	181
Ion-nitrided	325	685
Nitrocarburized (330min)	300	627
Nitrocarburized (660min)	325	696

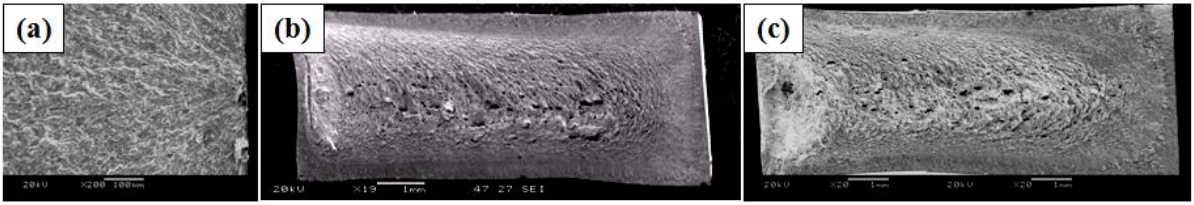


Fig.10 Fractography of (a) spheroidized, (b) ion-nitrided, and (c) nitrocarburized (330min) fatigue specimens

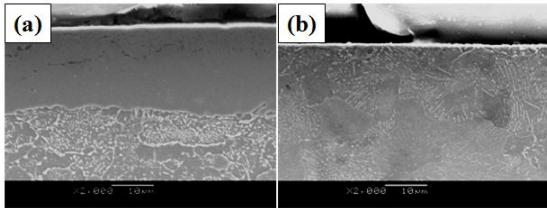


Fig.11 SEM image of nitrocarburized (330min) specimens after (a) surface polishing and (b) 100µm surface milling and surface polishing

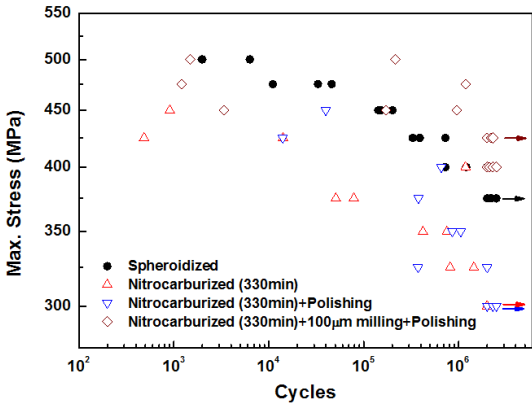


Fig.12 S-N curves of nitrocarburized specimens with reformed surface

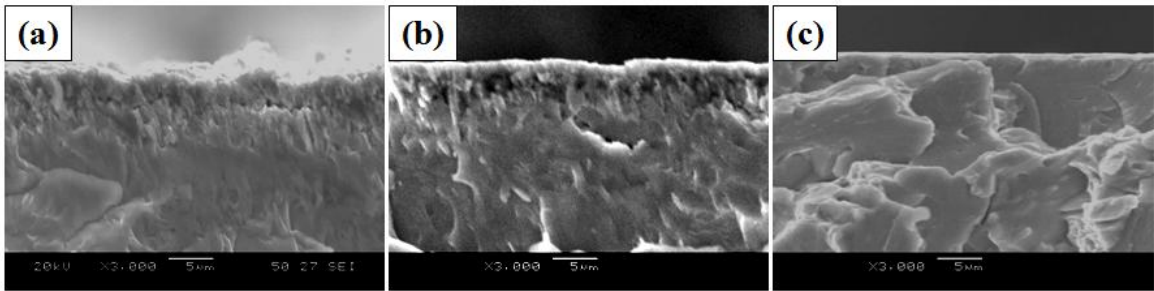
Table 5 Fatigue strengths of nitrocarburized specimens with reformed surface

	Fatigue strength (MPa)	Variation (%)
Spheroidized	375	-
Nitrocarburized (330min)	300	-20
Surface polishing	300	-20
Milling+Polishing	425	+13

Fig. 10 은 고주기 피로파면을 나타낸 것으로 모재의 파면은 표면에서 피로균열이 발생하여 내부로 전파하는 전형적인 피로파단 형태를 보이고 있

으나, 질화처리된 시편의 파면은 피로균열 시작점이 불투명하며 인장파면과 유사하게 표면층은 벽개파괴가, 내부는 연성파괴가 발생하였다. 이러한 피로파단 형태와 피로강도 감소는 앞서 언급한 것과 같이 화합물층 내에 존재하는 미세기공에 의한 것이거나 질화처리로 인해 표면의 조도가 거칠어져 피로시험시 응력집중에 의해 감소한 것으로 생각해 볼 수 있다.

이러한 원인을 확인하기 위해 Fig. 11과 같이 330분 탄질화처리된 시편의 표면을 #400 샌드페이퍼로 시작하여 #2000까지 폴리싱하여 표면조도를 개선시킨 시편과 100µm 밀링을 통해 화합물층을 제거한 후 동일한 방법으로 폴리싱하여 화합물층에 존재하는 미세기공의 영향을 제거한 시편에 대하여 앞서 수행한 피로시험과 동일한 시험조건에서 고주기 피로시험을 수행하여 Fig. 12와 같은 실험결과를 얻었으며, 피로강도는 Table 5와 같다. Table 5에서 보이는 바와 같이 폴리싱을 한 시편은 하지 않은 시편과 동일한 피로강도를 보이는 반면, 화합물층을 제거하고 폴리싱한 시편은 피로강도가 425MPa로 화합물층 제거 전 탄질화재의 피로강도 300MPa에 비해 42%가량 크게 향상하였으며, 모재의 피로강도 375MPa 보다도 13%가량 높은 피로강도를 보인다. 이러한 결과로 볼 때, 질화처리로 인해 야기되는 거친 표면조도는 피로강도의 감소에 영향을 미치지 않으며, 화합물층 내에 생성된 미세기공에서 피로 균열이 발생하여 피로강도가 크게 감소했음을 알 수 있다. 이는 Fig. 13의 표면부근의 피로 파면을 통해서도 확인 할 수 있다. 미세기공이 존재하는 탄질화처리된 시편과 표면 폴리싱한 시편은 미세기공에서 균열이 발생한 것이 보인다. 이러한 균열들이 서로 연결되어 큰 균열로 성장하여 경한 화합물층과 경화층을 조기에 파단시켜 Fig. 10과 같은 피로파단을 야기하여 낮은 피로수명과 피로강도를 나타나게 된다. 반면, 밀링을 통해 미세기공을 가지고 있는 화합물층을 제거하면, 미세결함은 제거되고 높은 경도를 가지



**Fig.13 Fractography of (a) nitrocarburized(330min), (b) surfaced polished nitrocarburized(330min) , and (c) milling and polished nitrocarburized(330min) fatigue specimens**

는 경화층의 일부는 여전히 존재하므로 높은 표면 경도로 인해 피로 균열 발생이 저지되고 이로 인해 피로강도가 향상된다.

#### 4. 결론

본 연구에서는 구상화처리된 SCr430B 박판강에 이온질화 및 질탄화처리 후 고주기 피로실험을 수행하였다. 질화처리시 화합물층에 존재하는 미세 기공에서 피로균열이 발생하여 피로강도가 감소하였으며, 미세기공을 포함하는 화합물층을 제거시 경화층의 높은 표면 경도로 인해 피로균열 발생이 저지되어 피로강도가 향상되어 질화처리 전보다 우수한 피로저항성을 보였다.

#### 참 고 문 헌

[1] J. H. Jun, S. H. Lee, G. C. Lee, 1999, A Study on Wear Resistance of Ion Nitrided SUJ2, SKD11 and SKD61, RIST Research Paper, Vol. 13, No. 3, pp.

326~333.

- [2] I. S. Lee, 2009, Low Temperature Plasma Nitriding Process of AISI 304L Austenitic Stainless Steels for Improving Surface Hardness and Corrosion Resistance, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 47, No. 10, pp. 629~634.
- [3] S. S. Chun, 1980, Ion Nitriding, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 18, No. 3, pp. 195~206.
- [4] H. J. Kim, 1994, Dry Sliding Wear Behavior of Gas Nitrided and Nitrocarburized Cr-Mo Steel, J. Kor. Inst. Met. Mater., Vol. 32, No. 12, pp. 1515~1523.
- [5] M. Mirjani, A. Shafyei, F. Ashrafizadeh, 2009, Plasma and Gaseous Nitrocarburizing of C60W Steel for Tribological Applications, Vacuum, Vol. 83, No. 7, pp. 1043~1048.
- [6] S. Y. Sirin, K. Sirin, E. Kaluc, 2008, Effect of the Ion Nitriding Surface Hardening Process on Fatigue Behavior of AISI 4340 Steel, Mater. Charact., Vol. 59, No. 4, pp. 351~358.