

<論 文>

반복인장-압축하중을 받는 이온질화 처리한 SM45C의 부식피로 파괴거동에 관한 연구

우 창 기* · 김 희 송**

(1988년 11월 15일 접수)

A Study on the Corrosion Fatigue Fracture Behavior of Ion-Nitrided SM45C under Alternating Tension-Compression Loading

Chang Gi Woo and Hei Song Kim

Key Words : Fatigue(피로), Corrosion Fatigue Fracture(부식피로 파괴), Carbon Steel(탄소강), Ion-Nitrided(이온질화), Corrosion Pitting(부식 피팅)

Abstract

This paper dealt with the effect of the ratios N_2 to H_2 gas on the corrosion fatigue failure behavior of ion-nitrided SM45C steel specimens. The specimens were water cooled after ion-nitriding at 500°C for 3hrs in 5 Torr, 0.8 N_2 and 0.5 N_2 atmospheres. As the nitrogen concentration increases, the higher compressive residual stresses developed in the surface layer and the depth of nitrided layer increased, which in turn gave rise to increases in fatigue strength and corrosion fatigue life. In the region less than 1.5×10^5 cycles, fatigue failure initiated at the brittle nitrided case, whereas in the region higher than 1.5×10^5 cycles crack initiated from the non-metallic inclusions in the subsurface. The initiation of corrosion fatigue failure was mainly attributed to pitting of case hardened surface layer.

1. 서 론

공업이 발달함에 따라 금속재료들은 화학장치, 석유정제장치, 해중시설, 지중시설 및 원자로 등 매우 다양하고 가혹한 부식환경하에서 사용하게 되었다. 이런 부식환경하에서 반복하중을 받는 부식피로는 대기중에서의 균열생성 및 균열전파속도보다 빠르게 파손에 도달하므로 이에 대한 연구가 중요시 되고 있다.

부식피로에 영향을 주는 인자들은 크게 기계적 인자, 금속학적 인자 및 환경인자로 구분할 수 있

는데 기계적 인자로는 응력비, 최대응력 확대계수, 반복하중주파수, 반복하중파형, 응력상태, 잔류응력, 균열의 크기 및 모양 등이 있고, 금속학적 인자로는 금속의 종류, 합금원소, 불순물의 분포, 결정구조, 열처리 및 표면상태 등이 있으며 환경인자로는 산화제, 용존산소, pH, 온도, 유속 및 부식 생성물 등을 들 수 있다.

현재까지 부식피로에 대한 연구결과는 많이 발표되었지만 그 중 일부를 열거하면 다음과 같다. Achter⁽¹⁾는 피로균열의 환경효과를, Speidel⁽²⁾은 파괴에 미치는 환경의 영향 등을 연구하였고, Teeter등은⁽³⁾은 암모니아 수용액 중에서 지르코늄 합금의 부식피로를 실험하였다. Okada등은⁽⁴⁾ NaCl 수용액의 농도변화에 따른 0.37% 구조용강

*정회원, 인천대학교 공과대학 기계공학과

**정회원, 단국대학교 공과대학 기계공학과

의 부식피로강도에 대하여 발표하였고, Masuda 등은⁽⁵⁾ S45C와 SCM435강의 부식피로파괴 기구에 대하여 유명하였다. 그리고 지금까지 이온질화처리강의 피로강도 향상에 대한 연구⁽⁶⁻¹¹⁾도 많이 발표되었지만 이온질화처리강의 부식피로파괴에 대한 연구는 거의 없는 상태이다. 따라서 본 논문에서는 기계용 부품소재로 많이 사용되는 SM45C에 대하여 이온질화처리시 $N_2 : H_2$ 가스조성비 변화에 따른 효과가 반복인장-압축하중을 받는 부식피로파괴의 거동에 미치는 영향을 중점적으로 연구하였다.

2. 실험장치 및 실험방법

2.1 실험재료 및 시험편

부식환경하의 반복인장-압축하중을 받는 피로시험에 사용된 재료는 산업현장에서 널리 사용되는 SM45C로서 재료의 화학적 조성은 Table 1과 같다. 시험편 표면의 잔유응력측정 및 X선 회절분석용 시험편은 Fig. 1의 (b)와 같고, 부식피로 시험편 규격은 Fig. 1의 (a)와 같다. 실험오차를 가능한 한 줄이기 위해 시험편의 지름의 공차는 0.5% 이내로 하고 시험편의 표면은 흠집이나 노치의 영향을 감소시키기 위해 사포(emery paper)를 사용하여 #600부터 #1200까지 길이방향으로 연마한 후 버핑(buffing)하였다.

이온질화처리는 NIPPON DENSHI KOGYO CO.의 JIN ISS 모델을 이용하였으며 이온질화처리 조건은 노내압력 5 Torr, 질화온도 500°C에서 $N_2 : H_2$ 가스조성비를 각각 80 : 20, 50 : 50으로 변화시켰으며 질화시간을 3시간으로 유지시킨 후 노에서 급히 꺼내 수중에서 냉각시켰다. 모재(이하

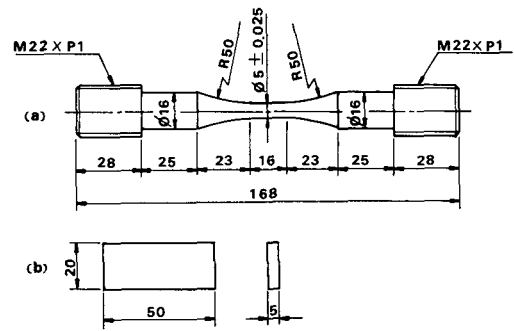


Fig. 1 Configuration of test specimens (unit ; mm)

M재라 부른다)와 가스조성비 $N_2 : H_2$ 가 50 : 50인 이온질화처리재(이하 A재라 부른다) 및 80 : 20인 이온질화처리재(이하 B재라 부른다)의 기계적 성질은 Table 2와 같다. 여기서 인장시험에 사용한 시험편 규격은 지름 5mm, 표점거리 16mm인 피로 시험편 규격과 동일하다.

2.2 실험장치 및 실험방법

피로시험은 서보유압피로시험기(SAGINOMIYA CO., 일본)를 사용하였으며 정현파형의 하중제어 방식으로 하중비 $R = -0.5$ 이고, 주파수는 30Hz로 하였다. 그리고 S-N 곡선은 조건별로 3개씩의 시험편을 사용하였으며 정상적인 데이터가 나왔을 때는 1개로 끝내고, 불균일 할 때는 나머지 시험편으로 재시험하여 평균치를 사용하였다. 피로한도는 10^6 사이클대에서 구하였다.

Fig. 2는 부식피로 시험장치의 개요도이다. 부식액은 두 종류로 수도물(tap water)과 증류수에 NaCl을 첨가한 3% 농도의 NaCl 수용액으로 하였

Table 1 Chemical composition of SM45C (Wt. %)

C	Si	Mn	P	S
0.445	0.207	0.0674	0.04	0.016

Table 2 Mechanical properties of the test specimens

Properties Symbol	Yield strength (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
M	66	87	18.5	40.2
A	71	92	7.8	13.1
B	74	93	6.9	11.3

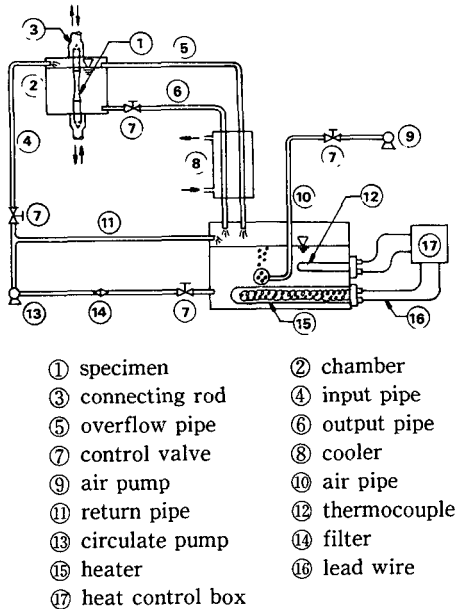


Fig. 2 Schematic diagram for corrosion fatigue apparatus

고, 공기펌프(air pump)를 이용하여 산소를 포화시켜 용존산소량을 7.0~7.5ppm으로 유지하였으며, 부식액의 온도는 자동온도 조절장치와 냉각기에 의해 $25 \pm 1^\circ\text{C}$ 로 제어시켰다. 그리고 부식액의 공급방식은 시험편에 용량 1200ml의 개폐식 챔버(chamber)를 부착하여 완전히 침적시킨 상태로 순환펌프(circulate pump)와 유량조절 밸브를 사용하여 1000ml/min로 일정하게 공급하였다. pH는 Water Quality Checker(WQC-2A, 동아전파공업 Co., 일본)를 이용 수시로 측정하여 6.0 ± 0.5 의 상태를 유지하도록 하였다.

표면으로부터 내부로 향한 경도는 Vickers Microhardness Tester를 사용하였다. 잔류응력측정⁽¹²⁾은 X선법으로 특성 X선은 Co-K α 선을 사용하였으며 사용한 장치는 CAT. No. 2905R1(Rigaku Denki, 일본)이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 이온질화 처리재의 경도, 잔류응력 및 조직

이온질화처리시 $N_2 : H_2$ 가스조성비의 변화에 따른 경도분포는 Fig. 3과 같다. 경도 측정값은 동일 시험편 3개를 각각 임의의 세 방향에서 측정하여 평

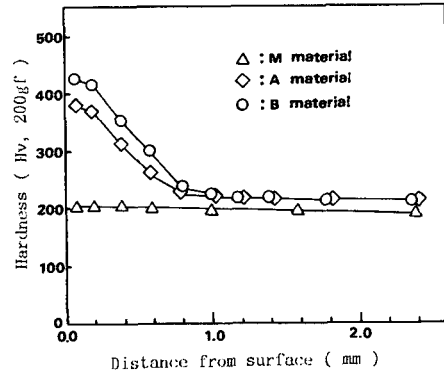


Fig. 3 Microhardness distribution curves of ion-nitrided specimens

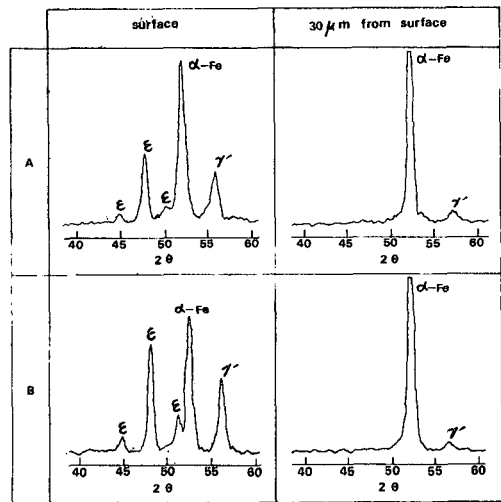


Fig. 4 X-ray diffraction intensity curves of ion-nitrided specimens

균하였다. B재의 표면부근의 경도(Hv420)가 A재의 표면부근의 경도(Hv380)보다 높았으며 이온질화처리재가 수냉효과에 의해 시험편의 중심부에서도 M재의 경도(Hv200)보다 전반적으로 약간 높은 경향을 보였다.

이온질화처리된 시험편의 질화물층을 X선 회절법(X-ray diffraction method)으로 분석하면 Fig. 4와 같은 X선 회절강도곡선을 얻는다. JCPDS (Joint Committee of Powder Diffraction Standards)에서 발행한 분말회절 데이터집(powder diffraction data file)에 의해 실험결과를 찾아보면 $\epsilon(Fe_{2-3}N)$, $\gamma'(Fe_4N)$ 및 $\alpha-Fe$ 의 세 조직으로 되어 있는 것을 알 수 있다.

표면층에서는 가스조성비 중 N_2 의 양이 많은 B

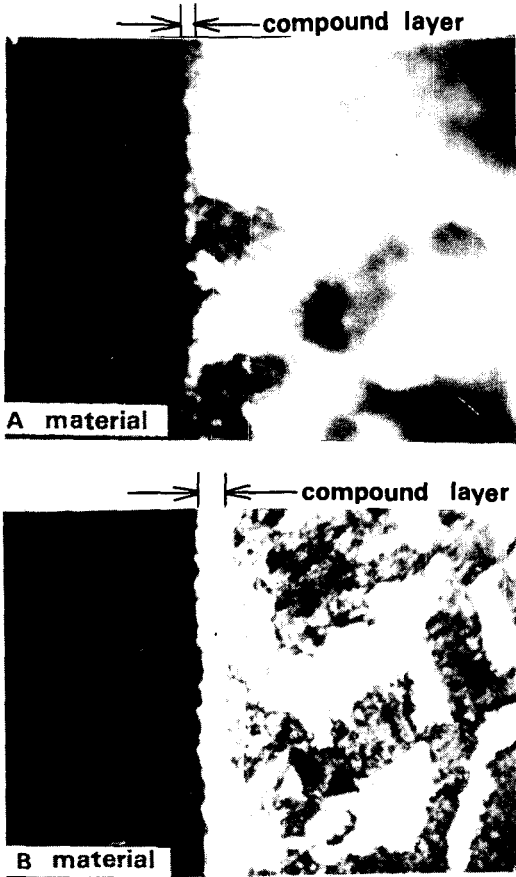


Fig. 5 Microstructure of ion-nitrided SM45C steel ($\times 400$)

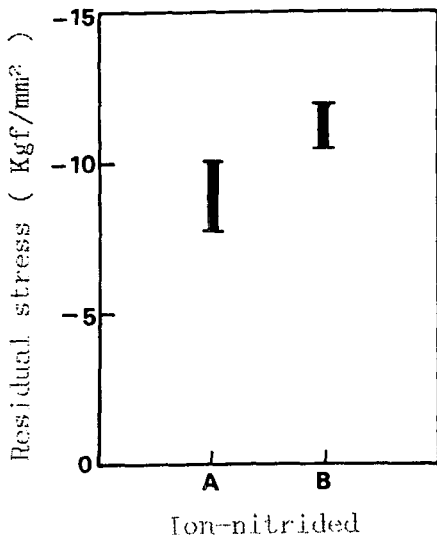


Fig. 6 Residual stress obtained from near surface of ion-nitrided specimen

재가 A재보다 ϵ 및 γ' 조직이 더 많이 나타나고 $\alpha-Fe$ 는 적게 검출되었다. 그리고 표면층으로부터 $30\mu m$ 를 제거시킨 층에서는 A와 B재 모두 ϵ 조직은 존재하지 않고 소량의 γ' 와 표면층보다 더 많은 $\alpha-Fe$ 조직이 나타난다.

이와 같이 표면층은 주로 ϵ 조직이 존재하는데 3%의 질산알콜 용액으로 부식시켜 금속현미경을 사용하여 조직사진을 찍으면 Fig. 5에서 보는 바와 같이 회색 나타남을 알 수 있다. 이 부분을 합성층 (compound layer)이라 부른다. B재가 N_2 의 양이 많은 관계로 질소입자의 확산으로 합성층이 더 증가되는 것을 알 수 있다. ϵ 조직은 경도가 큰 질화물이기 때문에 합성층의 두께가 큰 쪽의 표면경도가 더 크다는 것을 Fig. 3에서 확인할 수 있다. 확산층(diffusion layer)은 질소가 과잉되어 내부의 $\alpha-Fe$ 로 확산되므로 N_2 만이 고용하는 과포화 고용체가 되면서 단단한 질화물을 형성하게 된다. 따라서 분위기 가스 중 N_2 가스량이 많은 경우가 확산층의 경도도 증가하게 되는데 Fig. 3에서 보는 바와 같이 중심부분과 경도의 변화가 확연히 구분되는 지점까지를 확산층으로 볼 수 있다.

Fig. 1의 (b)와 같은 시험편을 피로시험편 (a)와 동일한 이온질화처리 조건에서 3개씩 질화처리하여 X선 잔유응력 측정방법으로 표면층에서의 잔유응력을 측정할 값이 Fig. 6에 표시되어 있다. 측정값은 다소 폭이 나타나지만 A재의 잔유응력은 약 $-8.6kgf/mm^2$, B재는 약 $-11.4kgf/mm^2$ 으로 N_2 가스량이 많은 쪽이 약 33% 정도 더 크다.

3.2 부식피로 실험

Fig. 7은 M재의 S-N 곡선을 표시한다. 그림에

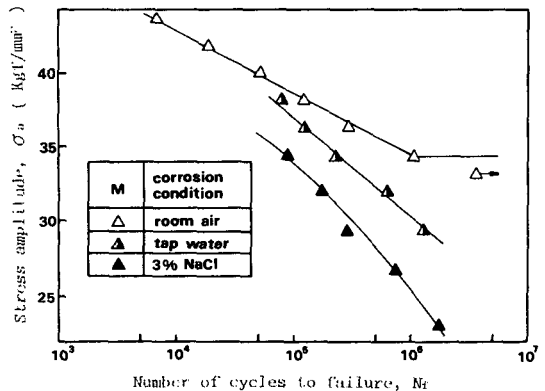


Fig. 7 S-N diagram of ion-nitrided specimens

서 종축의 응력진폭(stress amplitude)은 $\sigma_a = \Delta\sigma / 2$ 이다. M재의 공기 중에서의 피로한도는 34kgf/mm²이고, 수도물에서의 부식피로와 3% NaCl 수용액에서의 부식피로는 부식과 응력이 동시에 작용하므로 그 수명이 공기 중에서의 경우보다 현저히 감소되고 있다. 10⁶ 사이클을 기준으로 하여 수도물에서 부식피로파괴시의 강도는 약 30kgf/mm²으로 12% 정도 감소하였고, 3% NaCl 수용액 중에서는 약 25kgf/mm²으로 26% 정도 저하되었다.

Fig. 8은 이온질화처리재인 A와 B재의 S-N 곡선을 나타낸다. 공기 중의 10⁶ 사이클 수명에서의 응력은 A재인 경우 42kgf/mm²이고, B재는 44kgf/mm²으로 M재에 비해 각각 24%와 29% 정도씩 상승되었다. 일반적인 표면경화재의 피로강도 증가는 표면층의 재질경화와 열처리과정에서 표면층 부근에 생긴 압축잔류응력에 원인이 있다고 보고 있다⁽¹³⁾. 이온질화처리재도 질소의 고용과 열변형에 의해 표면경화층 부분은 압축잔류응력이 걸리고 중심부에서는 인장잔류응력이 발생되는데⁽¹⁴⁾ 표면층에 존재하는 압축잔류응력으로 말미암아 반복응력 중 균열의 성장과 전파를 일으키는 인장응력을 감소시켜 균열의 전파를 억제시키기 때문에 표면층 잔류응력이 큰 B재가 A재보다 더 피로한도가 향상되는 원인으로 볼 수 있다⁽¹³⁾.

10⁶ 사이클을 기준으로 할 때 부식작용이 약한 수도물(tap water)에서 부식피로파괴시의 강도는 A재가 약 39.5kgf/mm²이고 B재가 약 40.5kgf/mm²으로 M재에 비해 각각 32%, 35% 정도 향상하였고, 3% NaCl 수용액에서는 A재가 약 35kgf/mm²이고 B재가 약 37kgf/mm²으로 M재에 비해

각각 40%, 48% 정도 증가하였다. 따라서 부식환경하에서 이온질화처리재가 M재에 비해 더 수명이 증가되며 그 중에서 N₂의 가스량이 많은 B재가 A재보다 더 수명이 연장되는 것을 알 수 있다.

금속이 대기중에 노출되면 산화피막이 형성되는데 이 상태로 부식액 중의 환경에 놓이면 이 불활성 산화피막이 부식의 전기화학적 작용을 억제시키는 역할을 한다. 그러나 여기에 반복피로하중이 작용하면 이 불활성 산화피막을 파괴시켜 금속면을 부식액에 직접 접촉시키기 때문에 금속의 조직이나 잔류변형의 국부적인 차, 용액의 이온농도 및 용존 산소 등의 차이에 의해 국부적인 전위차를 가져와 부식이 생기게 된다. 이때 생긴 부식생성물도 전기화학적 작용을 멈추게 하는 기능을 가지지만 기계적 변형이 이 부식생성물을 고착시키지 않고 부단히 제거하므로 금속면은 계속 부식되어 점식(pitting)이나 균열을 발생시킨다. 이들 균열의 첨단이나 점식의 밑부분은 용액중의 산소농도가 희박하기 때문에 양극적이 되기 쉽다. 그리고 반복응력 중 인장응력은 균열첨단에 작용하여 미끄럼을 일으키고 그 미끄럼에 나타난 새로운 금속부분을 다시 부식시키며 내부로 진행하다 유효단면적이 그 응력에 견딜 수 없을 때 최후의 파단이 생기는 것이 일반적으로 알려져 있는 부식피로 파괴의 기구이다^(15,16).

이온질화처리재는 시험편의 표면층에 압축잔류응력이 발생하고 내식성이 큰 ε조직이 생성되어 비처리재인 M재보다 부식과 균열발생이 지연되기 때문에 피로파괴수명이 증가되는 것으로 사료되며 이온질화처리재 중에서도 N₂ 가스량이 많은 B재가 A재보다 더 큰 ε조직이 생성되므로 보다 내식성이 향상되어 부식피로파괴 수명이 증가된다고 생각된다.

3.3 파단면 고찰

Fig. 9는 공기 중에서 피로파괴된 M재의 파단면을 나타낸다. 비교적 낮은 반복회수(<5×10³ 사이클) 영역인 (a)에서는 표면으로부터 균열전진에 의한 파괴와 국부수축에 의한 컵-원뿔(cup and cone) 형식의 파괴가 공존하지만 큰 반복하중으로 인한 컵-원뿔 형식의 지배를 더 받고 있고 중간 정도의 반복회수(5×10³~1.5×10⁵ 사이클) 영역인 (b)에서는 표면의 기점으로부터 균열전진에 의한 파괴의 영향을 더 받는다. 그리고 비교적 높은 반

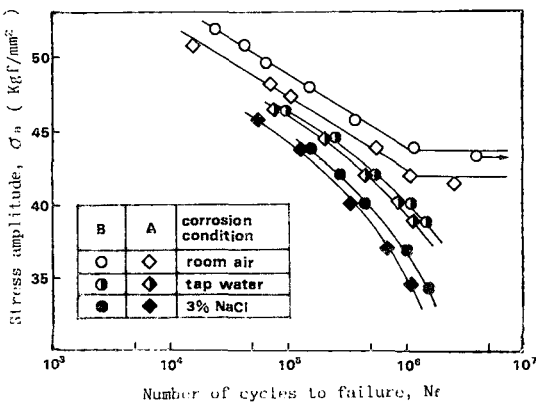


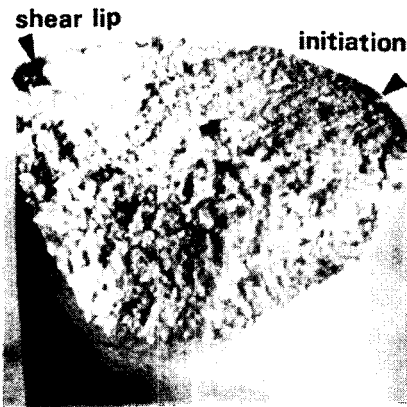
Fig. 8 S-N diagram of ion-nitrided specimens



(a) $N_f = 2.3 \times 10^3$



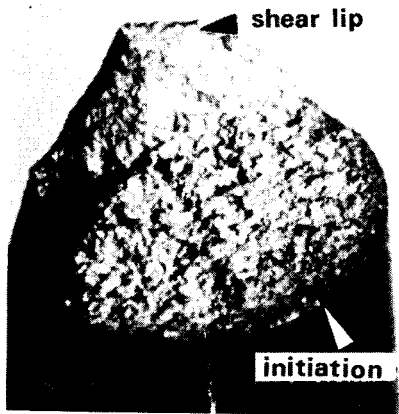
(b) $N_f = 5.3 \times 10^4$



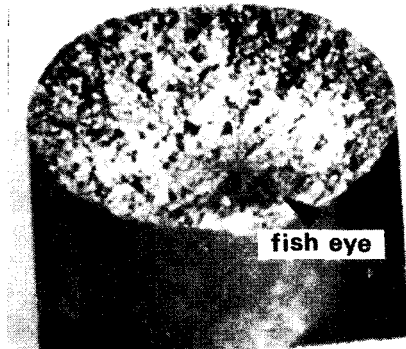
(c) $N_f = 1.1 \times 10^6$



(a) $N_f = 3.0 \times 10^3$



(b) $N_f = 4.6 \times 10^4$



(c) $N_f = 2.6 \times 10^6$

Fig. 9 Optical fractographs in room air (M material)

Fig. 10 Optical fractographs in room air (A material)

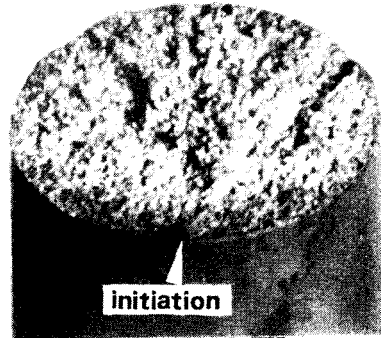
복회수 ($>1.5 \times 10^5$ 사이클) 영역인 (c)에서는 표면의 기점으로부터 충분히 균열이 진전된 후 전단입술 (shear lip)을 남기는 형태의 파괴를 보인다.

Fig. 10은 공기 중에서 피로파괴된 A재의 파단면을 나타낸다. 비교적 낮은 반복회수 영역인 (a)에서는 반복응력 중 큰 인장응력의 영향과 표면경화에 의한 취성의 영향으로 표면의 여러 곳에서 가로방향균열 (transverse crack)이 형성되면서 경사진 (slant) 형태의 파괴를 보이고, 중간정도의 반복회수 영역인 (b)에서는 역시 반복응력의 영향으로 표면의 피로기점으로부터 균열이 전파되다 하중방향과 45° 를 이루는 최대전단응력 방향으로 전단입술 (shear lip)을 남기는 파괴형태를 보인다. 그리고 비교적 높은 반복회수 영역인 (c)에서는 반복응력 중 인장응력의 크기가 중간정도나 비교적 낮은 반복회수 보다는 작아 표면의 압축잔류응력의 영향에 지배되어 케이스 크랙 (case crack)을 일으킬 만큼 크지 못하기 때문에 표면경화층 밑의 비금속 개재물에 의한 피시아이 (fish eye)로부터 균열이 전파되다 하중방향과 직각을 이루는 평탄 (flat)한 파단면을 이룬다.

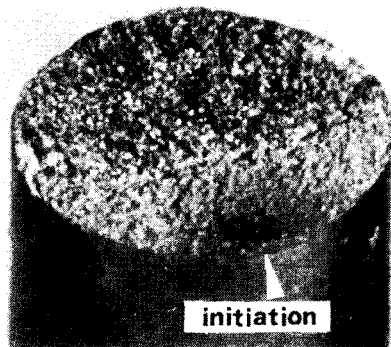
Fig. 11은 3% NaCl 수용액 중에서 부식피로 파괴된 B재의 파단면을 나타낸다. 반복하중이나 압축잔류응력의 영향에 지배되기 보다는 표면층에서 분위기 물질의 흡착에 의한 부식의 영향을 크게 받아 표면층의 일부분에서 점식 (pitting)이 발생되고 그 곳으로부터 균열이 전파되어 전체적으로 평탄 (flat)한 형태의 파괴를 일으키고 있으므로 표면경화층의 특징인 피시아이 (fish eye)는 생기지 않는다.

M재, A재 및 B재를 부식환경하에서 피로시험 하였을 때 표면이 부식된 정도를 Fig. 12에 300배율로 나타냈다. 수도물 (tap water) 중에서 M재 (a)보다 3% NaCl 수용액 중에서의 M재 (b)에 더 큰 점식 (pitting)이 발생하였고 그 점식에 연해서 가로방향의 균열이 형성되어 있는 것을 관찰할 수 있다. 그러나 수도물 (tap water) 중에서의 A재 (c)는 M재 (a)에 비해 부식에 의한 손상이 적고 3% NaCl 수용액 중에서 B재 (d)도 M재 (b)에 비해 부식에 의한 손상정도가 적은 것을 확인할 수 있다.

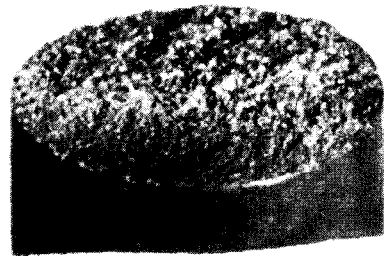
A재와 B재가 3% NaCl 수용액 중에서 부식피로 파괴된 단면을 SEM (scanning electron microscope)으로 찍은 사진이 Fig. 13이다. (a)는 A재가



(a) $N_f = 4.7 \times 10^3$



(b) $N_f = 5.8 \times 10^4$



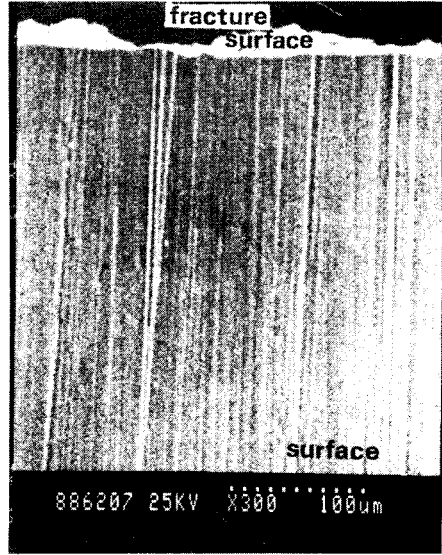
(c) $N_f = 1.2 \times 10^6$

Fig. 11 Optical fractographs in 3% NaCl aqueous solution (B material)

불안정한 표면경화층이나, 결함이 있는 두 지점에서 부식에 의한 점식 (corrosion pitting)이 발생되었고 이것이 성장하여 서로 합해진 것을 볼 수 있다. 그 점식이 표면경화층을 파괴시켜 부식피로 파괴의 기점 (initiation)이 된 것을 관찰할 수 있다. (b)는 B재의 이온질화층 중 가장 얇은 곳이 부식에 의해 파괴되어 공기 중의 피로파괴시에는 입계취성



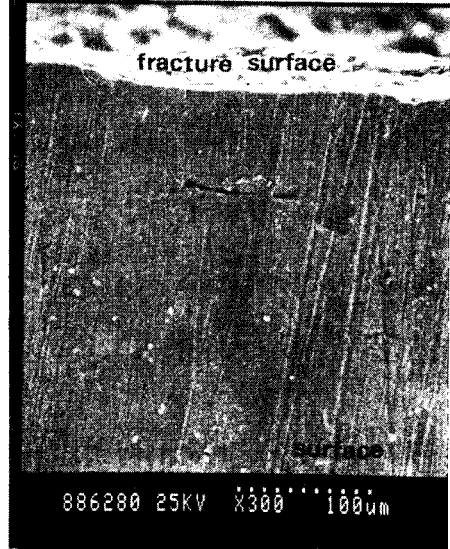
(a) M material in tap water
($N_r = 2.4 \times 10^5$)



(c) A material in tap water
($N_r = 1.9 \times 10^5$)

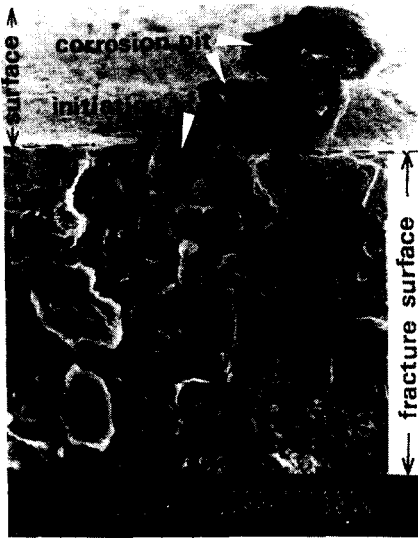
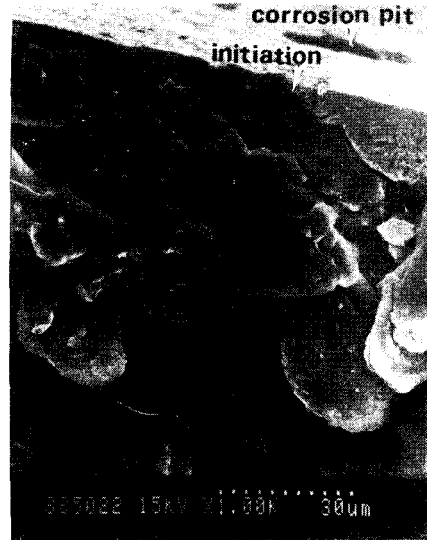


(b) M material in 3% NaCl aqueous solution ($N_r = 3.0 \times 10^5$)



(d) B material in 3% NaCl aqueous solution ($N_r = 2.4 \times 10^5$)

Fig. 12 Surface of specimen after corrosion fatigue test

(a) A material ($N_f = 1.18 \times 10^6$)(b) B material ($N_f = 1.05 \times 10^6$)

파괴 (intergranular brittle fracture)를 나타내는 부분이 A재보다는 적게 손상된 것을 확인할 수 있다.

4. 결 론

SM45C에 이온질화처리시 $N_2 : H_2$ 가스조성비의 변화가 반복인장하중을 받는 부식피로파괴의 거동에 미치는 영향을 실험을 통하여 고찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 이온질화처리시 N_2 가스량을 크게 한 경우가 질화층이 증가되었으며 경화층의 경도 및 표면층의 압축잔류응력이 높게 나타났다.

(2) 표면층의 압축잔류응력이 가장 크고, ϵ ($Fe_{2-3}N$)조직이 가장 많이 나타난 B재가 부식피로의 수명이 가장 크게 증가하였다.

(3) 이온질화처리재의 상온에서의 피로파괴거동은 비교적 낮은 반복회수 ($< 5 \times 10^5$) 영역에서는 표면의 여러 곳에서 가로방향균열이 형성되면서 경사진 형태의 파괴를 보이고, 중간정도의 반복회수 ($5 \times 10^3 \sim 1.5 \times 10^5$) 영역에서는 표면의 몇 곳으로부터 균열이 진행된 후 전단입술이 발생하는 파괴가 나타나고, 비교적 높은 반복회수 ($> 1.5 \times 10^5$) 영역에서는 표면경화층 밑의 비금속 개재물에 의한 피시아이로부터 균열이 전파되어 하중방향과 직각을 이루는 평탄한 형태의 파괴를 일으켰다.

(4) 이온질화처리재의 부식환경하에서의 파괴거동은 불안정한 이온질화층의 표면에서 부식에 의한 점식이 기점이 되어 전체적으로 평탄한 형태의 파괴를 일으키며 피시아이는 나타나지 않았다.

참 고 문 헌

- (1) Achter, M.R., 1967, "Effect of Environment on Fatigue Cracks", ASTM STP415, pp. 181~202.
- (2) Speidel, M.O., 1981, "Influence of Environment on Fracture Advances in Fracture Research, ICF5, Vol. 6, pp. 2685~2704.
- (3) Teeter, M.C. and Hosbons, R.R., 1977, "Corrosion Fatigue of Annealed Zircaloy-2 in Aqueous Solution at 575K", Fracture, ICF4, Vol. 2, pp. 887~895.
- (4) Okada, T. and Hattori, S., 1985, "Relation Between Concentration of Salt Water and Corrosion Fatigue Strength on 0.37 Percent Carbon Structural Steel", Journal of Engineering Materials and Technology Transaction of the ASME, Vol. 107, pp. 235~239.
- (5) Masuda, C., Nishijima, S., Abe, T. and Sumiyoshi, H., 1984, "On Corrosion Fatigue Mechanisms for S45C and SCM435 Steels in Rotating Bending", JSME (A), Vol. 50, No. 453, pp. 1019~1025.
- (6) 寺泥正男, 吉岡靖夫, 淺見克敏, 1967, "タフトライド處理鋼の疲労破壊に關する研究(残留應力の學動について)", 材料, Vol. 16, No. 171, pp. 991~996.
- (7) 寺泥正男, 吉岡靖夫, 淺見克敏, 1968, "タフトライ

- ド処理鋼の疲労破壊に関する研究(組織および残留應力の變化について)", 材料, Vol. 17, No. 183, pp. 1114~1119.
- (8) 寺泥正男, 吉岡靖夫, 浅見克敏, 1972, "タフトライド処理鋼の疲労破壊に関する研究(切欠き材の疲れについて, その 1)", 日本機械學會論文集, 第38卷, 第301號, pp. 1142~1153.
- (9) 田中眞一, 初野耕三, 夏井由朗, 中村宏, 1969, "タフトライド処理鋼の疲労強度", 材料, Vol. 18, No. 194, pp. 970~975.
- (10) 中村宏, 岡崎章三, 堀川武, 松田昭三, 草野兵掌, 1972, "タフトライド処理材の疲労強度", 川崎技報, 第47號, pp. 1~10.
- (11) Jones, B.K., Martin, J.W., 1978, "Fatigue Failure Mechanisms in a Nitrided En41B Steel", Metals Technology, July, pp. 217~221.
- (12) 韓鳳熙, 1987, "X線 回折의 基礎", 東明社, pp. 245~252.
- (13) Magnusson, L., 1973, "Low Cycle Behavior of Case Hardened Steel", Mechanisms of Deformation and Fracture, pp. 105~110.
- (14) Jones, B.K., Martin, J.W., 1977, "Residual Stress Distribution in Nitrided En41B Steel as Function of case Depth", Metals Technology, November, pp. 520~523.
- (15) 腐蝕防蝕協會, 1980, "金屬防蝕技術便覽", 日刊工業, 日本, pp. 118.
- (16) Fontana, M.G. and Greene, N.D., 1978, "Corrosion Engineering", McGraw-Hill, New York, pp. 107~109.