

STS 304 강의 저주기 및 고주기 피로에 있어 초기 마르텐사이트의 영향

The Effect of Initial α' on Low and High Cycle Fatigue Behavior of STS 304 Stainless Steel

이 현 승^{*} 신 형 주^{**} 김 송 희^{***}
Lee, Hyun-Seung Sin, Hyung-Ju Kim, Song-Hee

Abstract

Zero to tension fatigue tests and strain controlled fatigue tests were carried out to find how initial strain induced martensite, α' affects low and high cycle fatigue behavior and fatigue crack growth mechanisms. Microscopic study and phase analysis were carried out with TEM, SEM, EDAX, Optical Microscope, Ferriscope, and X-ray diffractometry. The amount of Initial α' was controlled from 0% to 33% by controlling the temperatures for cold working and heat treatment.

Lower contents of initial α' showed higher fatigue resistance in low cycle fatigue but lower fatigue resistance in high cycle fatigue because it is ascribed to the more transformation of α' martensite during low cycle fatigue and higher ductility. In high cycle fatigue, fatigue life is attributed to the strength and phase transformation of austenite into α' during fatigue was negligible. γ boundary, γ /twin boundary, and γ/α' boundary were found to be the preferred site of fatigue crack initiation.

키워드 : 304 스테인레스 강, 피로성질, 변형유기 마르텐사이트

Keywords : 304 stainless steel, fatigue properties, strain induced martensite

1. 서론

액화천연가스는 (1)낮은 비중(0.42-0.46)에도 불구하고 높은 열량을 갖고 있고, (2)매연과 일산화탄소 방출이 거의 없으므로 정부의 clean energy 정책에 의거하여 매년 수요가 10% 이상씩 증가하고 있다. 현재 탱크 제조에는 STS 304 강, 9%Ni 강, 5083Al, INVAR 등이 사용되고 있으나

membrane형 탱크가 많이 제조되면서 STS 304강의 박판 사용이 증가 추세에 있다.

Membrane형 탱크소재는 1) 선팅창계수가 낮을 것, 2) 저온인성이 우수할 것, 3) 저온에서 우수한 기계적 성질, 4) 우수한 피로특성, 5) 용접성 및 용접부의 우수한 굽힘특성 등의 조건을 요구하고 있다. 또한 LNG membrane용 스테인레스강 소재는 가스 충전시 온도변화에 따른 열응력에 견디고 탱크내의 내용물의 증량을 지탱할 수 있는 강도가 필요하다. 운반선 소재는 항해중의 진동 및 동요에 따른 외부응력에 견디지 않으면 안된다.

한편 STS 304강은 준안정 오스테나이트 구조를 갖으며[1] 열처리나 변형을 줌으로써 마르텐사

* 강원대학교 신소재공학과 석사과정
** 춘천기능대학 재료학과 조교수 공학석사
*** 강원대학교 신소재공학과 교수, 공학박사

이트 변태를 일으킨다. 소성변형 유기 마르텐사이트 생성이 시작되는 온도를 M_s 라 하며 가공에 의해서 변형유기 마르텐사이트 생성이 가능한 최대 온도를 M_d 라 한다. M_s 와 M_d 온도사이의 실험적인 관계는 Angel, Eichelman과 Hull[2,3]에 의하여 일찍이 조사되었다. 열처리에 의하여 발생하는 마르텐사이트는 bct구조를 갖으며 오스테나이트의 변형에 의하여 만들어지는 변형유발 마르텐사이트는 bcc구조(α' 마르텐사이트)를 갖거나 hcp구조(ϵ 마르텐사이트)를 갖는다. α' 마르텐사이트 변태는 ϵ 마르텐사이트가 embryo로써 작용하거나 ϵ 마르텐사이트와 무관하게 두 진단 슬립띠가 서로 교차하는 곳에서부터 발생하기도 한다고 알려져 있다 [4,5]. 변형쌍정, 적층결합, ϵ 마르텐사이트 등이 α' 마르텐사이트 변태의 embryo로써 알려져 있다[6,7,8]. α' 변태는 변형률 속도가 클수록 잘 일어난다고 알려져 있으나 변형량이 너무 크면 adiabatic 효과로 인하여 α' 변태가 억제된다고 알려져 있다 [9,10].

저주기 피로에서는 대체로 반복 전체 변형률 범위, $\Delta \epsilon_t$ 를 일정하게 하여 피로수명과의 관계를 실험적으로 구하게 되며 이때 한 사이클 중 전체 변형률 범위($\Delta \epsilon_t$)는 탄성 변형률($\Delta \epsilon_e$)과 소성 변형률($\Delta \epsilon_p$)의 합이다. 또한 피로수명은 $\Delta \epsilon_e$ 과 $\Delta \epsilon_p$ 들 사이의 관계로도 자주 표시된다[11]. 단순 인장이나 압축변형에 의한 변형 유발 마르텐사이트 α' 의 생성은 전체 변형률 진폭과 관계가 있고, 반복변형률 진폭크기와 반복 사이클 진행에 따라 생성량과 속도의 차이가 있는 것으로 알려져 있다 [12]. 그러나 편진인장이나 완전역전 굽힘과 같은 피로조건 차이, 초기 마르텐사이트 함량, 반복응력 및 변형량의 크기에 따라 변형유기 마르텐사이트의 생성과 피로특성, 피로균열 생성 및 전파거동을 체계적으로 조사한 연구가 진행되지 않았다.

따라서 LNG tank 기술 보유사는 우수한 인장 성질과 엄격한 고주기 및 저주기 피로저항성을 요구하고 있기 때문에 현재까지는 외국 회사가 생산한 304 stainless 소재가 주로 사용되어 왔다. 국내 생산 304 stainless 박판이 탱크 제조회사로부터 품질인증을 받고 LNC tank 건설에 사용되기 위해서는 정확한 피로특성 평가가 필수적이며 이를 통하여 수요의 증가와 높은 부가 가치를 기대할 수 있다. 그러므로 본 연구에서는 소재 가공 상태에 따라 준안정 오스테나이트인 STS 304강의 초기 α' 의 함량이 다르게 되며 이에 따른 저주기 편진인장 피로와 완전역전 굽힘피로 특성에 어떠한 영향을 미치는가를 비교조사하고, 피로균열생성 및 전파특성을 조사하는 것을 목표로 설정하였다.

2. 실험방법

2.1 시편 제작 및 α' 측정

본 실험에 사용된 오스테나이트계(STS304) 스테인레스강의 화학조성을 표. 1에 나타내었다. 초기 변형유발 마르텐사이트 함량이 각기 다른 시편을 얻기 위하여 초기 두께가 3mm인 열연 소둔판을 각기 다른 열처리 및 33.3%까지의 냉간 가공 과정을 통하여 최종 두께가 2mm인 시편을 제조하였다. 1) 300℃로 가열 한 후 냉간 압연을 실시함으로써 초기 α' 이 0%인 조직을 얻었으며(시편 A), 2) 상온에서 냉간 압연 한 후 1100℃에서 2분간 용체화 처리를 행함으로써 2% 초기 α' 를 얻었고(시편 B), 3) 상온에서 냉간 압연을 실시하여 15%의 초기 α' 를 얻었으며(시편 C), 4) 액체 질소 내에 침적시켜 급냉 한 후 냉간압연을 실시함으로써 약 32%의 초기 α' 를 갖는 조직(시편 D)을 얻을 수 있었다. 이들 시편의 α' 의 함량은 표.2에 보인 바와 같다.

Table. 1 Chemical composition (wt.%) of STS304 stainless steel

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.046	0.44	1.09	0.032	0.003	8.15	18.34
Mo	Cu	Ti	Al	B	N	Fe
0.17	0.24	0.012	Tr.	Tr.	0.045	bal

Table. 2 Changes of initial α' content from different fabrication processes

	시편 A α' (%)	시편 B α' (%)	시편 C α' (%)	시편 D α' (%)
No.1	2.2	0	15.0	31.5
No.2	1.9	0	15.1	33.0
No.3	2.2	0	15.0	31.5
No.4	1.6	0	15.0	31.0
평균값	2.0	0	15.0	32.0

α' 함량을 정확하게 측정하기 위하여 Ferrite-scope와 X-ray 회절법을 다음과 같이 행하였다. VSM (Vibration Sample Magnetometer)을 사용해 시편의 α' 함량 참값을 측정하여 α' 함

량이 4.6~98%까지 변화된 표준시료를 만들었다. 이 표준시료의 α' 함량을 측정된 값을 ferrite-scope에 입력시켜 α' 함량 측정용 검량선을 만들었으며, 이렇게 만들어진 검량선이 입력된 Ferrite-scope를 이용하여 각 시편의 α' 함량을 4회 측정 후 평균값을 시편의 α' 함량으로 타내었다.

또한 X-ray 회절측정법은 Cu 타겟을 사용하는 X-ray 회절기(model: Philips-pw1710)를 통해 각 성분의 적분강도를 측정하였으며, 이렇게 얻어진 적분강도는 Direct Comparison Method을 이용한 정량분석을 통해 마르텐사이트의 체적분율 $C_{\alpha'}$ 즉, α' 함량을 식(1)을 이용하여 계산하였다. [13]

$$C_{\alpha'} = (1 + 1.25(I_{\gamma} / I_{\alpha'}))^{-1} \quad (1)$$

I_{γ} : 잔류오스테나이트의 회절면(220) γ 에서 얻어진 적분강도

$I_{\alpha'}$: 마르텐사이트의 회절면(221) α' 에서 얻어진 적분강도

시편은 gage length가 25mm이고 두께가 2mm인 판상 시편을 방전가공하여 #100~1500의 연마지로 연마하였으며, 최종적으로 입도 $3\mu\text{m}$ 인 diamond paste를 이용하여 최종연마 후 실험하였다. 인장변위 속도는 0.05mm/sec로 행하였으며, 얻어진 Data는 A/D 변환기를 통하여 PC에 저장하였으며 DAS2 Program을 이용하여 분석하였다.

2.2 완전역전 변형률제어 4점 굽힘 피로시험

초기 α' 함량이 다른 각각의 두께 2mm 냉연 소둔판을 POSCO 규격에 맞추어 설계하였으며, 시편의 곡률 반경이 30mm이고 두께가 2mm 폭 30mm가 되게 hourglass type의 시험편으로 방전 가공하였다.

시편 표면에 생긴 얇은 산화막 및 시편 가공시에 생긴 잔류 응력이나 기계 가공 흠집과 같은 표면결함을 제거하기 위하여 #100-1500의 연마지(emery paper)로 연마하였고, buffing 후 최종적으로 입도 $3\mu\text{m}$ 의 Diamond Paste를 이용하여 최종연마를 행함으로써 표면결함을 없애고 표면상태를 균일한 조건으로 유지함으로써 피로수명에 표면상태가 미치는 영향을 최소화하였다.

완전 역전 변형률 제어 4점 굽힘 피로시험은 Instron 8501 Type 피로시험기를 사용하여 실험을 하였으며, 4점 굽힘으로 인장, 압축이 반복될 수 있도록 특수하게 제작된 완전역전 굽힘 피로시험용 Grip을 자체 제작하여 실험을 행하였다.

2.3 편진 인장 피로 시험

상온에서의 피로시험을 하기 위하여 POSCO

에서 사용한 형태를 참조하여 실험장비에 맞게 시편을 설계하였으며, 시편의 크기와 형상은 곡률 반경이 100mm, 폭 12mm, 두께가 2mm인 모래시계형 시편과 게이지길이가 25mm, 폭 6mm, 두께가 2mm인 판상 시편의 두 가지 형태로 방전 가공하였다. 그리고 시편의 연마는 완전역전 굽힘 피로시험과 동일한 방법으로 실행하였다.

편진 인장 피로시험(응력비, $R=0$)은 10ton 용량의 유압식 만능시험기(MTS810 model)를 사용하여 실험을 하였으며, 피로시험은 주파수 10Hz, SINE 파형의 하중제어 방식(load control)으로 행하였다. 그리고 피로수명(N_f)은 완전역전 굽힘 피로시험과 동일한 방법으로 나타내었다. 시편에 스트레인이 지 및 길이변형률측정기를 부착하여 응력에 따른 변형률을 측정하여 측정된 data를 이용하여 응력-변형률-이력곡선을 구하였다. cyclic hardening과 같은 data는 안정화된 이력곡선의 $N_f/2$ 에서의 이력곡선을 분석하여 구하였다.

2.4 미세 조직 및 파면 관찰

초기 α' 함량에 따른 균열발생 및 성장거동에 대한 관찰을 위해서 시편을 10% acetic acid로 electro-etching 한 후 광학현미경(Olympus사, SBH)을 이용하여 미세조직 및 균열을 관찰하였다. 그리고 주사 전자현미경(JEOL사 JSM-5410)을 이용하여 20kV의 가속전압 하에서 시편의 균열 전파 경로를 관찰하였으며, 또한 피로시험 후 파단된 시편의 파면을 관찰하여 피로 파면의 입내 및 입계 파괴 양상과 연성 및 취성파괴 경향을 관찰하였다.

피로 시험 중 사이클 수를 변화시킨 도중에 채취한 시편과 파단된 시편의 미세조직 변화를 관찰하기 위해 투과 전자현미경(JEOL사, JEM-2011)을 이용하여 200kV의 가속전압 하에서 관찰하였다. TEM관찰을 위한 시편은 Jet-polishing 방법을 사용하여 준비하였다. 원하는 부위의 관찰을 위해 시편의 두께를 mechanical polishing을 이용하여 100 μm 이하로 연마하였고 펀치를 사용하여 3mm직경의 disk를 얻었다. 펀칭된 disk는 10% HClO₄ (Perchloric acid) + 90% CH₃COOH(Acetic acid)의 전해액을 사용해서 전압 12~12V, 전류 20mA하에서 Jet-polishing하여 박편을 제조하여 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 인장 시험

초기 변형유발 마르텐사이트(α')함량 변화에 따른 시편의 상온에서 기계적 특성을 평가하기 위하여 인장시험을 통해 항복강도, 인장강도 및 연

신률을 구하였으며, 그 결과를 표.3 에 나타내었다.

S.K.Kim[14]과 Brick[15] 등은 대부분의 합금계에서, 특히 Fe-C alloy와 steel에서 마르텐사이트 변태가 많이 발견되고 있으며, 이렇게 변태된 마르텐사이트 조직에 의해 강도가 증가한다고 보고하였다. 본 실험에서 표.3 에서 보듯이 초기변형유기 마르텐사이트(α') 함량이 클수록 항복강도와 인장강도가 크게 나타나며, 이에 상응하여 연신률은 초기 α' 함량이 작을수록 크게 나타나는 경향을 보이고 있다. 이는 기지조직 내에 존재하는 초기 α' 이 강화인자로 작용하였기 때문으로 사료된다.

3.2 완전역전 변형률제어 4점 굽힘 피로시험

Membrane 형 LNG Tank의 소재로 사용되는 STS강들은 사용된 위치에 따라 받는 피로가 다르다. 특히, 굽힘부의 경우 양진굽힘 피로하중 및 변형을 받는다. 탱크소재로서 어느 부위에 사용되는가에 따라 사전에 다른 양의 소성변형을 통하여 제조되고 다른 종류의 피로 조건에 놓이게 된다. 이를 시뮬레이션 하기 위하여 압연공정과 저온처리를 통하여 초기 마르텐사이트(α') 함량이 0%, 2%, 15%, 33%인 STS 304 스테인레스 강판을 제조하였고 굽힘 피로특성을 평가하기 위하여 완전역전 변형률제어 4점 굽힘 피로시험을 실시하였다.

(1) 피로시험시 응력 및 마르텐사이트 생성 거동 변화

Fig. 1 은 총변형률($\Delta \epsilon / 2$) 0.6% 및 2.5%에서 상온 bending 피로시 피로주기 변화에 따른 응력 진폭(σ_a) 변화를 나타낸 것이다. Fig. 1a 에서는 마르텐사이트 함량이 0%인 경우 피로수명 초기에는 응력이 감소하는 반복연화(cyclic softening) 현상을 보이다가 피로수명 50%인 지점에서부터는 응력이 증가하는 반복경화(cyclic hardening)현상을 나타내고 있다.

Table. 3. Tensile properties of STS 304 stainless steel with different content of initial α'

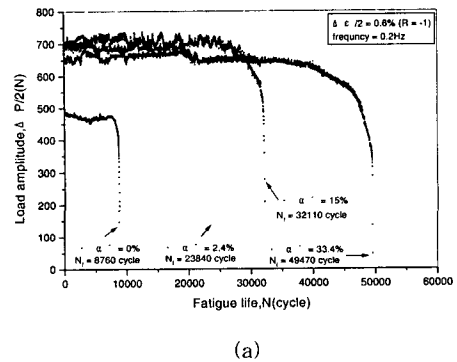
	YS (Kg/mm ²)	TS (Kg/mm ²)	EI(%)	Uniform EI(%)	Before test α' (%)
시편 B	32.6	68.4	58.0	50.85	0
시편 A	94.9	96.95	17.65	1.6	2.0
시편 C	109.15	113.75	10.15	1.15	15.0
시편 D	139.7	141.05	1.95	1.15	32.0

Fig. 2 는 완전역전 굽힘 피로시 사이클 수 증가에 따른 시편중심부 가공유기 martensite 함량

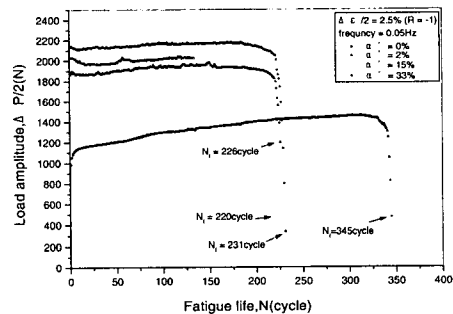
변화를 나타낸 것이다.

Fig. 2의 총 변형률 진폭이 0.6%인 경우는 초기 martensite 함량이 0%인 경우 피로수명의 50% 구간에서 약간의 martensite 변태가 일어나기 시작하여 피로수명의 80% 구간에서 약 3%의 martensite 변태가 일어나고 그 후 피로수명 지점까지 martensite 함량의 변화가 거의 관찰되지 않았다. 초기 15%의 martensite를 함유하고 있는 재료의 경우도 마찬가지로 피로수명 지점까지 martensite 함량의 변화가 없다. 이러한 martensite 생성 거동과 앞에서 보여준 응력 진폭 변화 거동을 연결시켜 보면, 총변형률이 0.6%일 때 초기 martensite 함량이 0%인 경우에 가공경화 현상이 일어나는 피로수명의 50% 단계에서부터 마르텐사이트가 생성되기 시작하였으며, 초기 martensite 함량이 2%, 15%, 33%인 경우에는 martensite의 함량 변화가 거의 관찰되지 않았다.

이와는 대조적으로 총 변형률이 2.5%인 경우 초기부터 급격하게 반복가공경화가 일어나며 martensite 는 급격히 생성되었다.



(a)



(b)

Fig. 1. Variations of stress amplitude(σ_a) during cyclic straining in completely reversed bending fatigue tests.

(a) $\Delta \epsilon / 2 = 0.6\%$, 0.2Hz, (b) $\Delta \epsilon / 2 = 2.5\%$, 0.05Hz

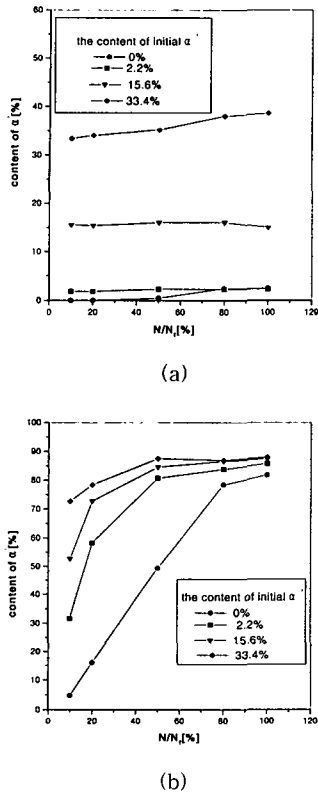


Fig. 2 Change in α' martensite content with N/N_i under strain controlled fatigue test.

(a) $\Delta \epsilon/2 = 0.6\%$ (b) $\Delta \epsilon/2 = 2.5\%$

(2) 피로 균열 생성 거동 분석

초기 마르텐사이트 함량이 피로 균열 거동에 미치는 영향을 살펴보고자 초기 마르텐사이트 함량이 0%와 33%인 재료에 대하여 총변형량($\Delta \epsilon/2$) 0.6% 및 2.5%에서의 bending 피로시 피로수명의 50% 및 80%지점에서 실험을 중단한 후 시편을 10% Oxalic acid로 전해 연마하여 광학현미경으로 균열을 관찰하였다.

Fig. 3 와 Fig. 4 는 총 변형량진폭 0.6%의 피로 시험 도중 초기 마르텐사이트함량이 0%와 33%인 경우 표면 균열발생과정을 광학현미경으로 관찰한 사진이다. 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 경우 대부분의 초기 균열이 오스테나이트 입계와 오스테나이트/쌍정 경계에서 주로 생성되었으며, 매우 드물게 일부 균열들이 austenite/martensite colony boundary에서도 생성됨이 관찰되었다. 대체적으로 균열전파는 입내파괴로 진행되었다. 한편 초기 마르텐사이트 함량이 33%인 경우 초기균열이

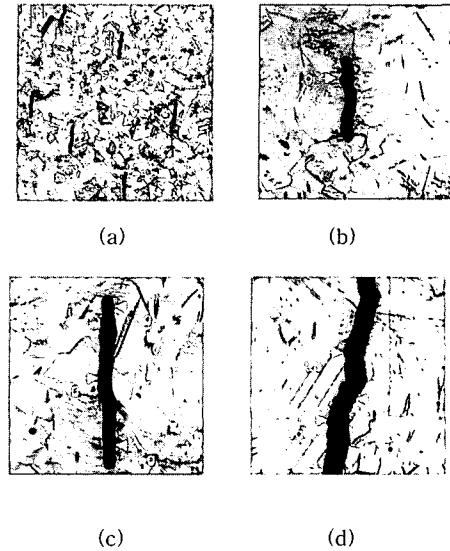


Fig. 3. Propagation of surface crack under the completely reversed 4-point bending fatigue ($\Delta \epsilon/2 = 0.6\%$, initial $\alpha' = 0\%$)

(a) and (b) : $N/N_i = 50\%$,
(c) and (d) : $N/N_i = 80\%$
(a) : mag. 100 \times , (b)~(d) : mag 400 \times

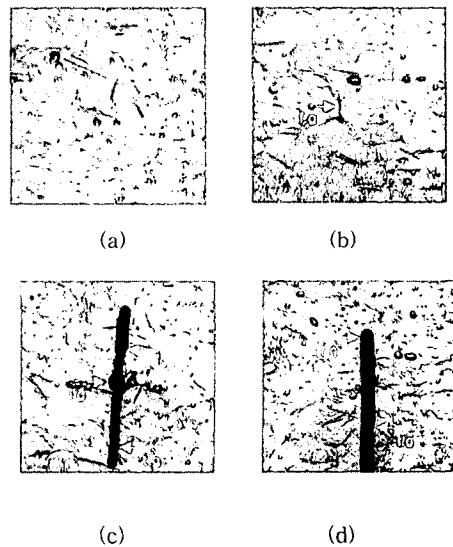


Fig. 4. Propagation of surface crack under the completely reversed 4-point bending fatigue.

($\Delta \epsilon/2 = 0.6\%$, initial $\alpha' = 33\%$)
(a) and (b) : $N/N_i = 50\%$,
(c) and (d) : $N/N_i = 80\%$
(a)~(d) : mag 400 \times

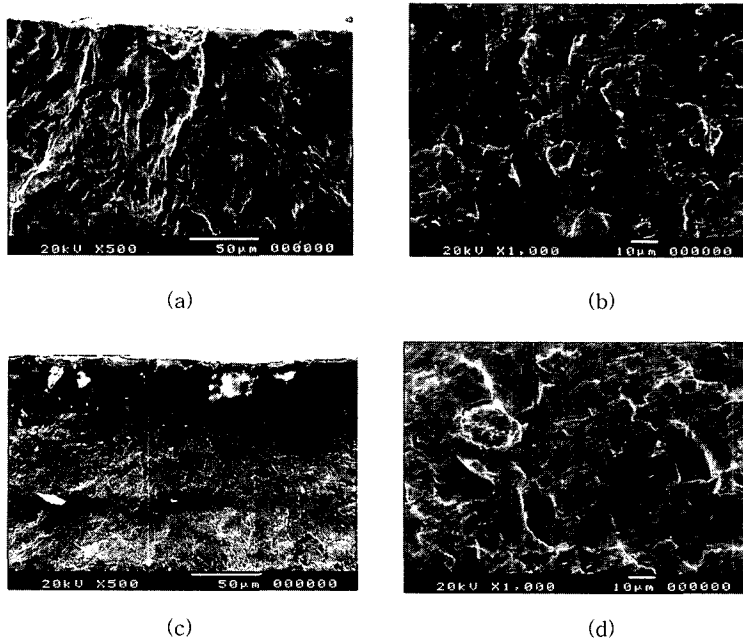


Fig. 5. SEM fractographs showing the fracture surface after the completely reversed 4-point bending fatigue tests:
 (a) and (b) ($\Delta \epsilon_t / 2 = 0.6\%$, initial $\alpha' = 0\%$)
 (c) and (d) ($\Delta \epsilon_t / 2 = 0.6\%$, initial $\alpha' = 33\%$)

austenite/martensite colony boundary에서 생성되는 경향이 많이 나타났으며 균열 전파는 전반적으로 입내과피 경향을 나타내고 있으며, 부분적으로 오스테나이트 입계 및 austenite/martensite colony boundary를 따라 전파하는 입계과피 경향을 나타내고 있다. Ming Gao[16]도 304강의 피로 시험 결과에서 유사한 현상을 관찰하였다.

(3) 파면 관찰

초기 마르텐사이트 함량이 각각 0%, 2%, 15%, 33%인 재료들에 대해서 전체변형량($\Delta \epsilon / 2$) 0.6%에서 0.2Hz의 frequency로 피로시험 후 주사전자현미경(SEM)으로 찍은 피로파면을 Fig. 5에 나타내었다. 초기 martensite 함량에 관계없이 피로파면들은 전체적으로 입내과피 양상을 띄고 있으며, 피로파면에서 작은 산마루(ridge) 형태를 포함하고 있음을 발견할 수 있다. 또한 시편의 양쪽 표면 여러 부위에서 피로 균열들이 발생되어 시편의 두께 방향 즉, 내부로 전파되어 약 두께1/2 지점에서 만나는 것을 알 수 있다.

피로균열이 시편의 변이나 모서리에서 먼저 발생하였고 입계에서 생성되어 입내과피로 전파하는 경향을 보이고 있다. 초기 α' 함량이 증가 할수록 파면위의 ridge조각의 크기가 감소하는데 (Fig. 5a와 Fig. 5c비교) 이는 초기 α' 함량이 0%인 경우는 피로균열이 오스테나이트에서 쌍정과의 계면인 {111}면을 따라 전파되거나 {111}<110>의 슬립계를 따라 전파되지만 냉간압연한 초기 α' 함량이 33%인 경우 오스테나이트 입내에 형성된 마텐사이트에 의하여 피로전파시 슬립이 방해받기 때문에 ridge의 크기가 감소한 것으로 사료된다.

3.3 편진인장 피로시험

(1) STS 304강의 편진 인장 특성

LNG tank membrane의 굽힘부가 bending 피로를 받는데 반해 평편한 부위는 편진인장 피로를 받는다. 따라서, 본 실험에서는 초기 martensite 함량이 0%, 2%, 33%인 STS 304강의 편진인장 피로 특성을 평가하기 위하여 R=0의 응력비에서 10Hz로

실험을 행하였으며 편진인장 피로시 응력범위와 피로수명과의 관계를 Fig. 6에 나타내었다.

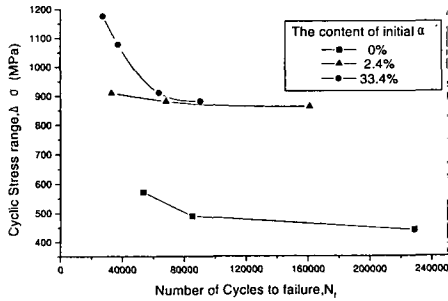


Fig. 6. Relationship between $\Delta\sigma$ and N_f in stress controlled fatigue tests ($R=0$).

Fig. 7 은 편진인장 피로시 반복응력-변형률 관계 변화를 나타낸 것으로써 초기 마르텐사이트 함량에 따른 초기 피로주기에서의 거동을 비교한 것이다. 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 재료의 경우 cycle 초기에 많은 소성변형이 발생하고 초기 2%, 33%의 마르텐사이트를 함유하고 있는 재료의 경우 작은 양의 변형만이 관찰된다.

Fig. 8은 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 재료의 경우 피로수명의 50% 구간에서 약 15%의 마르텐사이트 변화가 발생하고 그 후 피로수명까지 마르텐사이트 함량의 변화가 거의 없다. 초기 마르텐사이트 함량이 2%인 재료의 경우 피로수명의 50% 구간에서 약 8%의 마르텐사이트 함량 변화가 있었으며 그 후 피로수명 지점까지 별다른 변화가

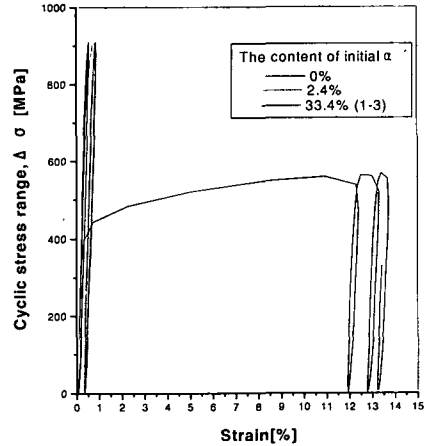


Fig. 7. Change in stress-strain relationship in early cycles of zero-to-tension stress controlled fatigue testing ($R=0$).

관찰되지 않았다. 초기 33%의 마르텐사이트를 함유하고 있는 재료의 경우 피로수명 지점까지 거의 마르텐사이트 변화가 일어나지 않았다.

(2) 미세구조 및 파면 분석

초기 마르텐사이트 함량이 각각 0%와 33%인 재료에 대하여 $R=0$ 의 응력비에서 10Hz의 frequency로 피로 시험을 행하였으며, 피로 수명의 0%, 50%, 80%, 100% 지점에서 시편을 채취하여 Jet-polishing 한 후 투과전자현미경(TEM)으로 미세조직을 관찰하였다. 또한 미세조직을 관찰하기에

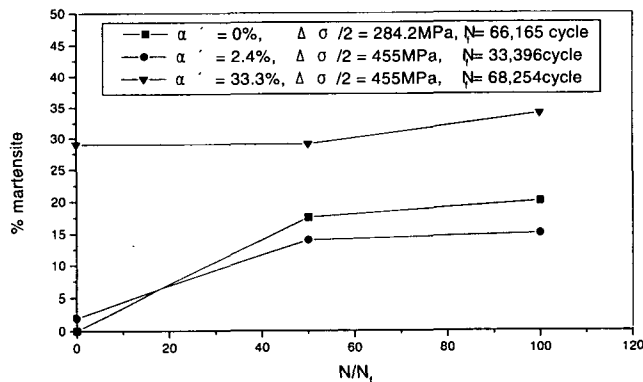


Fig. 8. The relationship between α' content and N/N_f .

앞서 마르텐사이트 함량의 변화를 측정된 결과 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 경우는 피로수명의 50% 구간에서 약 15%의 마르텐사이트 함량 변화를 나타냈으며 이 후 피로수명 지점까지 별다른 변화를 나타내지 않았다. 33%의 초기 마르텐사이트를 함유하고 있는 경우는 피로수명 지점까지 마르텐사이트 함량의 변화가 거의 관찰되지 않았다.

Fig. 9에서 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 경우 입계가 명확하게 나타나고 있으며 어닐링 쌍정이 뚜렷이 관찰되고 있다. 전위집적도 적게 나타나고 있다. 초기 α' 이 33%의 경우는 냉간가공에 의해 많은 shear band들이 나타나고 있으며 shear band에서 생성된 α' 이 관찰되고 있다.

Fig. 10 은 편진 인장 피로시험 후 약 80%의 피로수명을 다하였을 때 투과전자현미경으로 찍은 미세 조직을 나타낸 것이다. 수명이 0%일 경우와는 달리 초기 α' 이 0%인 경우도 shear band 와 twin band에서 생성된 lath 형 α' 이 관찰되고 있으며 초기 α' 이 33%인 경우 마르텐사이트 함량의 변화는 Fig. 8의 결과에서 확인된 바와 같이 미진하였다.

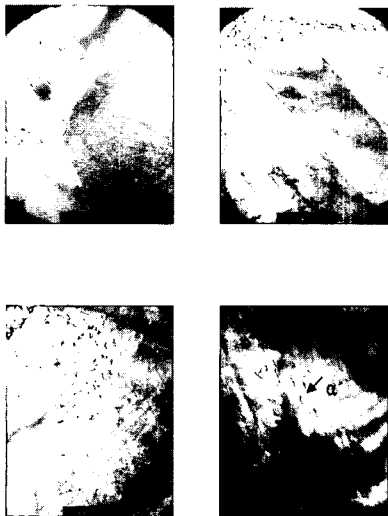


Fig. 9. TEM micrographs of the specimens after stress controlled fatigue tests ($R=0, N/N_f = 0\%$).

- (a) and (b) : $\alpha' = 0\%$,
- (c) and (d) : $\alpha' = 33\%$
- (a) ~ (d) : bright field image

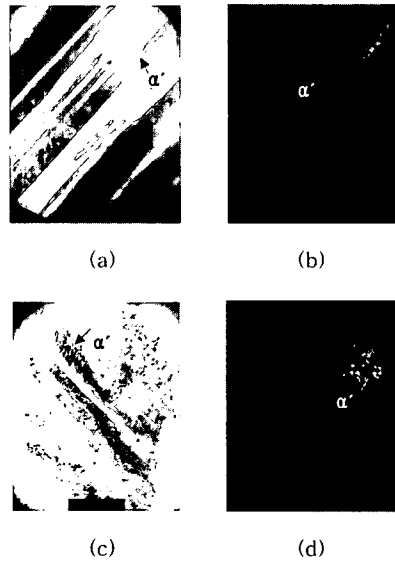


Fig. 10. TEM micrographs of the specimens after stress controlled fatigue tests ($R=0, N/N_f = 80\%$).

- (a) and (b) : $\alpha' = 0\%$,
- (c) and (d) : $\alpha' = 33\%$
- (a) and (c) : bright field image,
- (b) and (d) : dark field image

4. 결론

1. 저주기 및 고주기 완전역전 변형률 제어 굽힘시험 중 응력진폭 변화와 피로수명을 비교한 결과 변형률제어 피로시험(고주기 피로시험)에서는 초기 α' 이 0%인 경우 피로수명이 가장 짧았고 N_f 는 $2\% < 15\% < 33\%$ 의 순으로 나타났다. $\Delta \epsilon / 2 = 2.5\%$ 변형률제어 피로시험(저주기 피로시험)에서는 초기 α' 이 0%인 경우 피로수명이 가장 길었고 초기 α' 이 2%, 15%, 33%의 경우는 비슷한 피로수명을 보였다.

2. 저주기 및 고주기 완전역전 변형률 제어 굽힘시험 중 균열 생성 거동을 관찰한 결과 $\Delta \epsilon / 2 = 0.6\%$ 변형률제어 피로시험(고주기 피로시험)에서는 초기 피로 균열이 주로 austenite boundary와 austenite/ twin boundary에서 생성 되었으며 드물게 austenite/ martensite boundary에서도 생성되었다. 초기 마르텐사이트 함량이 많을수록 austenite/martensite boundary에서 생성되는 빈도가 높았으며, 균열 전파는 전반적으로 입내파괴 경향을 나타내었다. $\Delta \epsilon / 2 = 2.5\%$ 변형률제어 피로시험(저주기 피로시험)에서는 $\Delta \epsilon / 2 = 0.6\%$ 인 경우에

비해 초기 균열이 austenite/martensite boundary에서 생성되는 경향이 높았으며, 많은 균열들이 발생하고 균열 전파는 전반적으로 입내파괴 경향을 나타내었다.

3. 고주기 및 저주기 완전역전 변형률제어 피로 시험 후 피로 파면을 관찰한 결과, 피로 파면은 전반적으로 입내 파괴 양상을 띄며, 시편 양쪽 표면에서 균열이 발생하여 내부로 전파하였으며 $\Delta \epsilon_t/2 = 0.6\%$ 변형률제어 피로시험(고주기 피로시험)에서는 조각형태의 파면 및 뚜렷한 striation과 secondary crack이 존재하였다. $\Delta \epsilon_t/2 = 2.5\%$ 변형률제어 피로시험(저주기 피로시험)에서는 매끄러운 flat 형태의 파면이 보이고 이것은 마르텐사이트 함량이 증가에 따른 취성의 증가와 fretting에 의한 변형 때문으로 사료된다.

4. 편진인장 피로 시험을 통한 응력 범위와 피로수명과의 관계를 조사해 본 결과 초기 마르텐사이트 함량이 높을수록 우수한 피로저항을 나타내었으며 응력제어 피로사이클이 진행됨에 따라 초기 $\alpha' = 0\%$ 와 2.5% 의 경우 α' 이 약 15%까지 증가하였으나 $\alpha' = 33\%$ 의 경우는 응력범위가 항복 응력보다 낮아 소성변형률이 적어 변형유발 마르텐사이트의 함량증가가 미미하였다.

피로 파면은 전반적으로 입내 파괴 양상을 띄며, 조각형태의 파면과 striation 및 secondary crack이 존재하였다. 균열은 시편의 양쪽 edge에서 발생하여 내부로 전파하였으며, 균열 생성은 주로 입계에서 발생되고 부분적으로 시편의 결함이나 표면 개재물에서 발생하기도 하였다.

참 고 문 헌

[1] E. R. de los Rios, A. Walley, M. T. Milan, G. Hammersley, Int. J. Fatigur, Vol. 17(1995) p.493
 [2] T. Angel, J. Iron Steel Inst., Vol. 177(1954) pp. 165-72
 [3] G. Eichelman and F. Hull, Trans. ASM. 1953, Vol. 45, pp.77-104
 [4] T. Suzuki, H. Kojima, K. Hashimoto, and M. Ichihara, Acta Metall., Vol. 27(1977) pp. 1151-1162
 [5] J.W. Brooks, M.H. Loretto and R. E. Smallman, Acta Metall., Vol. 27(1979) pp.1829-1938.
 [6] P. G. Maxwell, A. Goldberg and J.C. Shyne, Metall. Trans., Vol. 5(1974) pp.1305-1318
 [7] F. Lecroisey and A. Pineau, Metall. Trans., Vol.3(1972) pp.387-96

[8] P.L. Manganon and G. Thomas, Acta Metall., Vol.1(1970) pp.1577-1594
 [9] S. S. Hecker, Sheet Met. Ind., Nov.(1975) p.671
 [10] S. S. Hecker, M. G. Stout, and K. P. Staudhammer, Metall. Trans., Vol.13A(1982) pp. 619-626
 [11] R. Landgraf, ASTM. STP 467(1970) pp.3-36
 [12] D. Hennessy, G. Steckel and C. Altstetter, Metall. Trans., Vol.7A(1976) pp.415
 [13] B.D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction sec. edi., 1978, P.411--415
 [14] Sung Kyu Kim, Hong Chul Shin, Jin Hwan Chung, J. of Kor. Inst. Met. and Mater., Vol. 36(1998) No.2
 [15] Robert M. Brick and Alan W. Pense, Structure and Properties of Engineering Materials, fourth edition(1977), P.141-145
 [16] M. Gao, Shuchun Chun and Robert P. Wei, Metall. Trans., Vol. 23A(1992) pp.355-370