

LNG 304 스테인레스강의 피로균열전파특성과 변형유발 마르텐사이트 함량의 변화

Characteristics of Fatigue Crack Propagation and Changes in Strain Induced Martensite α' of STS 304 Stainless Steel

김 송 희* 박 형 래** 이 현 승***
Kim, Song-Hee Pak, Hyung-Rae Lee, Hyun-Seung

Abstract

The effect of initial α' in STS 304 Stainless Steel on fatigue resistance, and fatigue crack propagation behavior was studied with using C-T specimens. Higher ΔK_{th} was observed in the specimens with the content of 0% initial α' than in the contents of 2% and 33% initial α' . The difference of da/dN at the same level of ΔK was distinctive in low and intermediate level of ΔK however became less different as the level of ΔK increased. It is because the formation of strain induced martensite occurred readily in lower α' at the vicinity of the fatigue crack tip, which causes compressive residual stresses resulting in the enhancement of crack closure. In general fatigue cracks propagated transgranular mode and many segments of ridges were observed on the fracture surfaces. At the higher contents of initial α' appeared the smaller size of ridge segments. Slips in austenite were blocked more frequently by the martensite colonies formed in austenite.

키워드 : 304스테인레스 강, 피로균열전파, 변형유발 마르텐사이트
Keywords : 304 Stainless Steel, fatigue crack propagation, strain induced martensite

1. 서론

LNG 탱크소재는 냉간가공에 의하여 제조 사용되기 때문에 용접 가공성, 저온인성 및 피로특성이

우수하여야 한다. 현재 LNG 탱크제조용 소재로는 304 스테인레스 박판이 사용되고 있으며 이 때의 소재는 가스 충전시의 온도변화에 따른 열응력에 견뎌야 하며, 탱크내의 내용물의 증량을 지탱할 수 있는 강도가 필요하다.

따라서 LNG 탱크 제조 기술은 우수한 인장성과 엄격한 피로저항성을 요구하기 때문에 지금까지는 외국에서 생산된 304 stainless 박판이 주로 사용되어 왔으나, 국내에서 생산된 304 stainless 박판이

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

탱크 제조회사로부터 품질인증을 받고 LNG 탱크 건설에 사용되기 위해서는 정확한 피로특성의 평가가 필수적이며, 이를 통하여 수요의 증가와 높은 부가가치를 기대할 수 있을 것이다. LNG 탱크 판넬 중 특히 STS 304 강은 준안정 오스테나이트로서 냉간가공에 의하여 변형유발 마르텐사이트(이하 α' 이라 칭함)가 생성되며, 냉간가공시 α' 량은 응력의 상태와 변형량, 그리고 온도, 결정립의 크기에 따라서 변한다고 알려져 있다[1~3]. α' 의 생성은 항복강도는 현저히 향상시키나 연신율은 감소시킨다고 알려져 있다[4]. Gao등은[5] 피로변형 진폭이 0.5%이하일때에만 냉간가공이 피로수명을 향상시켰다고 보고한 반면 Udoguchi 등[6]은 20%까지의 냉간가공은 피로수명을 크게 향상시키지 못하였고 하중제어의 high cycle영역에서만 미세하게 개선되었음을 보고하였다. 한편 Kaleta 와 Zietek[7]는 임계 cycle plastic strain 량이 $\Delta \epsilon_1$ 이상일 때만 α' 이 생성된다 하였고 $\Delta \epsilon_1$ 은 재료상수라 하였다. LNG 탱크 구조물 중 corrugated pannel, anchor 등을 제작 할 때 냉간 성형이 필수적이고 위치에 따라서 초기 마르텐사이트, α' 함량이 피로균열전파거동에 정확히 어떠한 영향을 주는지에 대하여 충분한 연구가 진행되지 못하였다.

준안정 오스테나이트 강인 STS 304강에 있어서 피로균열이 전파할 때 균열선단 주위에 소성변형이 집중되고 생성된 변형유기 마르텐사이트가 균열전파속도와 영향을 미칠 것이라고 예상되나 이에 대한 연구가 거의 전무한 상태이다.

본 연구에서는 첫째, 초기 변형유기 마르텐사이트 양을 달리하였을 때 반복응력확대계수 범위에 따른 피로균열 균열진과 특성에 대하여 비교 조사하고, 둘째 초기 α' 함량이 피로시험 도중 동적 변형유기 마르텐사이트변태를 일으킴으로써 균열 닫힘과 ΔK_{th} 에 미치는 영향을 조사한다. 셋째 초기 α' 함량에 따른 파면형태를 비교 분석함으로써 파피기구를 조사하고자 하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 재료 및 시편제작

본 실험에서는 오스테나이트계 스테인레스강(STS304)을 사용하였으며, 표 1에 그 화학조성을 나타내었다.

초기 변형유발 마르텐사이트 함량이 각기 다른 시편을 얻기 위하여 초기 두께가 3 mm인 열연 소둔판을 각기 다른 열처리 및 냉간가공 과정을 통하여 최종 두께가 2mm인 시험편을 제작하였다.

시편 A는 360℃로 가열한 후 냉간압연을 실시 하였으며, 시편 B는 상온에서 냉간압연 후 1200℃

에서 3분간 용체화처리를 행하였다. 그리고, 시편 C는 상온에서 냉간압연 하였으며, 시편 D는 액체 질소로 급냉한 후 냉간압연을 행하였다. 초기 α' 함량은 표 2에 나타내었다.

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.05	0.40	1.10	0.03	0.004	8.15	18.30
Mo	Cu	Ti	Al	B	N	Fe
0.17	0.24	0.01	Tr.	Tr.	0.05	bal.

Table. 2 Contents of initial α'

	No.1	No.2	No.3	Average
시편A α' (%)	0	0	0	0
시편B α' (%)	2.2	1.9	2.2	2.1
시편C α' (%)	15.0	15.1	15.0	15.3
시편D α' (%)	31.5	33.0	31.5	31.0

2.2 α' 함량 측정

변형유발 마르텐사이트 (α')함량 측정을 위하여 VSM(Vibration Sample Magenometer)을 사용해 시편의 α' 함량 참값을 측정하여 α' 함량이 4.0~90%까지 변화된 표준시료를 만들었다. 이 표준시료의 α' 함량을 측정할 값을 ferrite-scope에 입력시켜 α' 함량 측정용 검량선을 만들었으며, 이렇게 만들어진 검량선이 입력된 ferrite-scope를 이용하여 각 시편의 α' 함량을 3회 측정 후 평균값을 시편의 α' 함량으로 나타내었으며, 또한 α' 의 체적분율 검증을 위하여 Cu 타겟을 사용하는 X-ray 회절기를 통해 각 성분의 적분강도를 측정하였으며, 이렇게 얻어진 적분강도는 Direct Comparison Method를 이용한 정량분석을 통해 마르텐사이트의 체적분율 $C_{\alpha'}$ 즉, α' 함량을 식 (1)을 이용하여 측정하였다[8].

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

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

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

2.3. 피로균열전파 특성평가

피로균열 전파시험은 초기 α' 함량이 각각

0% 2%, 15%, 33%이고, 두께 2mm인 304 스테인레스강관을 ASTM E647-88에 따라 설계한 축소형 C-T시편으로 방전 가공하였다. 균열관찰을 위하여 방전가공 후 #800~1200의 연마하고, 최종적으로 입도 3 μ m인 diamond paste를 이용하여 연마한 후 100KN 용량의 유압식 만능시험기(MTS810 model)를 사용하여 대기 중에서 20Hz의 sine파형으로 행하였다. 변형유기 마르텐사이트 변태에 미치는 온도 영향을 최소화하기 위하여 fan으로 계속적인 냉각을 시키면서 시험을 행하였다. 피로균열 전파시편은 두께에 대한 폭의 비를 $w/20 < B < w/4$ 로 유지하였으며 피로균열 전파시험에 사용되는 응력 확대 계수는 ASTM E647-88에 제안되어 있는 식(2)를 이용하여 계산하였다.

$$\Delta K = \Delta P/B\sqrt{w} \times (2+a/w)/(1-a/w) \times (0.886+4.64(a/w)-13.32(a/w)^2+14.72(a/w)^3+5.6(a/w)^4) \quad (2)$$

a : 균열길이, w : 시편의 폭
B : 시편의 두께, P : 가해진 하중

초기 α' 함량에 따른 균열발생 및 성장거동에 대한 미세 조직 및 표면관찰을 위해 시편을 10% acetic acid로 부식시킨 후 광학현미경(Olympus사, SBH)과 주사전자 현미경(SEM)을 이용하여 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 피로균열전파시험

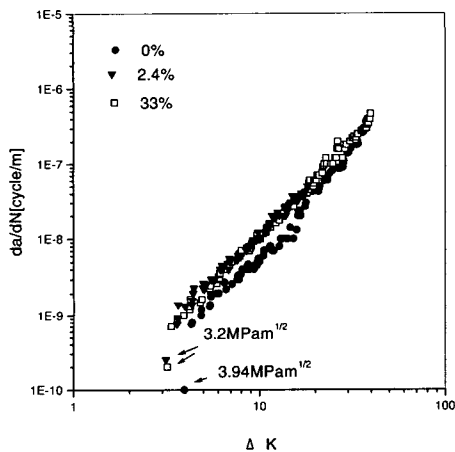


Fig. 1. The relationships between da/dN and ΔK with different content of initial α' in STS 304 steel.

Fig.1 은 균열선단에서의 마르텐사이트 변태에

의한 조직변화가 STS 304강의 피로균열전파거동에 어떤 영향을 주는가를 알아보기 위하여 초기 α' 이 0%, 2%, 33%인 STS 304 강으로 가공한 C-T 시편을 이용하여 피로균열전파 실험한 결과이다. 초기 α' 이 0%인 경우가 2%, 33%인 경우보다 균열전파저항성이 우수함을 알 수 있으며 초기 α' 이 2%와 33%는 거의 비슷하였다. 초기 α' 이 0%인 경우 ΔK_{th} 는 3.9MPam^{1/2} 이고, 2%와 33%는 두 가지 모두 ΔK_{th} 가 3.2 MPam^{1/2} 이었다. 304 스테인레스강은 변형유기 마르텐사이트 변태가 발생할 때 2-3%의 부피팽창이 수반되며 이로 인하여 McEvily 등은[9~11] 이런 변태가 피로균열 성장속도를 낮춘다고 보고한 바 있다. 변형유기 변태는 균열선단에서 응력장의 변화를 야기 시킨다고 보고한 바 있다[12~14]. 피로균열전파 시험중 발생한 마르텐사이트 변태에 의한 부피팽창에 의해 unloading시 균열선단에 압축 잔류응력이 발생된다. 따라서 초기 α' 이 0%인 경우가 초기 α' 이 2%와 33%인 경우와 비교해 볼 때 반복피로하중에 의해 상대적으로 많은 마르텐사이트 변태가 발생하여 부피팽창에 의한 높은 압축 잔류응력이 존재하기 때문에 사료된다. 이는 편진 인장피로 시험중 α' 의 변화를 나타낸 Fig.2의 결과에서 알 수 있듯이 초기 α' 이 0%인 경우 약 15%의 변형유기 마르텐사이트가 생성되었으며 2%인 경우는 약 10%가 생성되었다. 33%인 경우는 변형유기 마르텐사이트 함량의 변화가 거의 관찰되지 않았다. 따라서 α' 이 33%인 경우 균열선단에 압축잔류응력 발생을 기대하기 힘들며 이로 인하여 α' 이 0%인 경우가 2%나 33%에 비하여 피로균열전파 저항성이 가장 우수하였다고 생각된다.

Schuster[15]는 불안정한 AISI 301강과 상대적으로 안정한 AISI 302강에 대해서 본 결과와 비슷한 연구결과를 발표하였다. 그는 반복피로하중을 가하는 동안 피로균열 선단 소성구역에서 부가적인 마르텐사이트 변태가 유발되고 이 변태에 의한 부피팽창에 의해서 균열선단에 압축잔류응력이 가해짐으로서 피로가 가해지는 동안 가공경화 현상이 유발되고 응력상태의 변화를 초래하게 된다고 보았다. 즉 균열선단에서 재료는 피로 사이클의 unloading 동안 압축상태에 놓이게 되고 균열단합 현상이 발생하게 된다는 것이다. 이러한 균열단합 현상에 관한 정량적 연구조사는 보완실험을 통하여 할 수 있다. 그는 불안정한 301 스테인레스강이 더 안정한 302 스테인레스 강에 비해서 낮은 ΔK 에서 상대적으로 많은 마르텐사이트 변태에 의해 유발된 높은 압축 잔류응력에 의해서 unloading시 더 높은 균열단합이 발생함으로써 불안정한 AISI 301강이 AISI 302 강보다 우수한 피로저항성을 나타낸다고 하였으며, 이는 본 연구결과와 일치한다. 높은 ΔK 에서는 두 경우 모두 균열선단에 작용하는 균열단합현상이

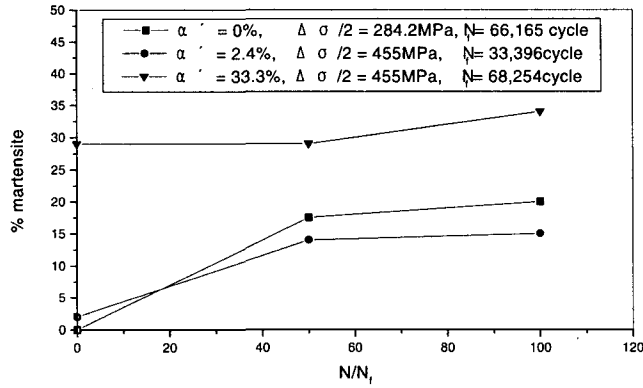


Fig. 2. Change in α' during the zero-tension fatigue test.

상대적으로 작아지기 때문에 균열전파 거동에 거의 차이가 없다고 보고하였다.

3.2 변형유기 마르텐사이트변태가 응력확대계수에 미치는 효과

오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태시 수반되는 약 2%의 체적팽창과 10%의 전단변형유발이 발생하는 것에 대해 많은 학자들은 좀 더 이론적인 해를 제시한 바 있다. 다른 학자들의 연구결과 [17,20]에 의하면 부분적 팽창은 압축잔류응력을 발생시키기 때문에 P_{max} 와 P_{min} 은 압축응력에 의하여 감소하고, 하중비 R 은 P_{min}/P_{max} 에서 $(P_{min}-\Delta)/(P_{max}-\Delta)$ 로 변하게 된다. 여기서 Δ 는 압축잔류응력을 의미한다. 따라서 압축잔류응력에 의한 응력진폭과 응력비의 감소는 피로균열전파속도를 감소시키고 부피가 팽창한 실린더 형태의 마르텐사이트입자가 무한히 큰 탄성체에 삽입되었을 때 실린더 밖의 응력장은 Lamé의 해에 의하여 다음과 같이 계산할 수 있다.

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= -P \frac{R_0/r^2 - 1}{R_0/R_i^2 - 1} \\ \sigma_{rr} &= P \frac{R_0/r^2 - 1}{R_0/R_i^2 - 1} \quad (3) \\ \sigma_{r\theta} &= 0 \end{aligned}$$

R_0 는 외부반경, R_i 는 내부반경이다. 여기서 R_0/R_i 의 비가 무한히 증가한다면 실린더 주변의

2차적인 응력장은 L'Hospital 의 법칙을 이용하여 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= -P \left(\frac{R_i}{r} \right)^2 \quad (4) \\ \sigma_{\theta\theta} &= P \left(\frac{R_i}{r} \right)^2 \end{aligned}$$

실린더 내부의 응력장은 일정하고 정수압 상태가 된다. 즉

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = -P = aB\epsilon^T \quad (5)$$

식 (5)에서 ϵ^T 는 마르텐사이트 변태에 의한 부피변형, B는 마르텐사이트 입자의 체적 탄성계수이며, α' 는 마르텐사이트와 기지조직의 상대적 강성에 의존하는 값으로 $0 < \alpha' < 1$ 을 만족한다. 상변태에 따른 응력 $\sigma_{\theta\theta}$ 는 K_I 값을 변화시키며 이 변화량 $K_{I,ran}$ 값은 $\sigma_{\theta\theta}$ 에 기인하고 Superimposition에 따라 계산할 수 있다. 따라서, 응력장 $\sigma_{\theta\theta}(r, \theta)$ 가 주어지면 $K_{I,ran}$ 는 계산할 수 있다[16].

$$\Delta K_I = \int_s T(r, \theta) \cdot h(r, \theta) dl \quad (6)$$

Weight function을 이용하여 응력확대계수는 식 (6)의 $T(r, \theta)$ 와 벡터 Weight function의 스칼라의 선적분으로 계산할 수 있다[17]. Weight function $h(r, \theta)$ 는 탄성균열의 응력확대계수에 대한 (r, θ) 에서의 단위 traction으로부터 구해진다. 만약 $\gamma \rightarrow \alpha$

' 변태가 순수체적 팽창이라면 $T(r, \theta)$ 는 $h(r, \theta)B \epsilon^T$ 와 같다. 균열면의 반을 같은 2차원의 무한한 크기의 고체로 가정할 $h(r, \theta)$ 의 해는 식(7)과 식(8)로 구할 수 있다.

$$h_x = \frac{1}{2\sqrt{2\pi r(1-\nu)}} \cos\left[-\frac{\theta}{2}(2\nu-1 + \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2})\right] \quad (7)$$

$$h_y = \frac{1}{2\sqrt{2\pi r(1-\nu)}} \sin\left[-\frac{\theta}{2}(2-2\nu - \cos\frac{\theta}{2} \cos\frac{3\theta}{2})\right] \quad (8)$$

여기서 ν 는 Poisson's ratio이고, 전파하는 균열선단 응력장에서 상변태가 일어나기 때문에 경계S는 균열이 성장함에 따라 성장한다. Mckeeing 과 Evans[17]는 정수압응력에 의하여 변태가 구동됨으로 변태구역경계는 등압곡선이 된다고 하였다.

$$r = \frac{8w}{3\sqrt{3}} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (9)$$

식(9)에서 W는 등압축응력곡선 쪽으로 부터 구할 수 있으며 등압축응력 구역의 1/2로 정한다.

Fig.3에 hydrostatic stress contour와 equivalent stress contour 조건에서 구한 K_{tran} 의 변화를 Fig.4에 나타내었다.

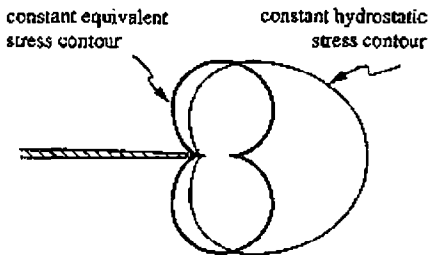


Fig. 3. Assumed transformation zone shapes prior to crack propagation: constant hydrostatic stress contour and equivalent stress contour

여기서 균열성장 전에는 K_{tran} 가 영이 되고 균열성장에 따라서 증가하여 일정값으로 접근하게 된다. 이 때 접근값은 식(10)과 같이 된다.

$$K_{tran} = -0.22\left[\frac{E}{1-\nu}\right] V \sqrt{w} \epsilon^T = 0.33 P \sqrt{W} \quad (10)$$

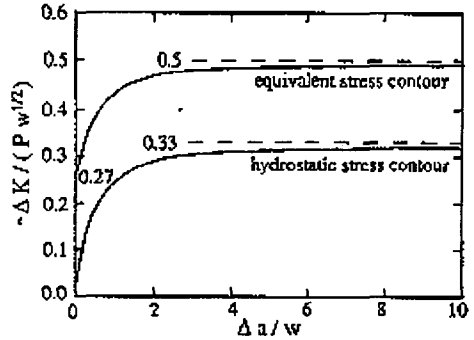


Fig. 4. Predicted crack growth resistance R-curves for the two initial zone shapes assuming plane strain condition and Poisson's ratio, $\nu=1/3$.

여기서, V_T 는 마르텐사이트 구역 안에서 분율, E는 영률, ν 는 포아송비, P는 변태압력이며, $BV \epsilon^T$, B는 Bulk modulus이다.

윗 식은 세라믹의 상변태에 기인한 강화를 설명할 수 있었으나 금속에서는 이 값이 너무 작아 Mey와 Morris[18]가 개선된 이론을 제시하였다. STS 304 강에서 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태는 2%의 체적팽창, 10% 이상의 전단 변형률이 발생하는 과정이 포함되므로 국부적 전단응력에 의해 크게 영향을 받는다. 초기변태가 국부적 정수압보다는 국부적 전단변형에 의해 시작된다는 가정이 합리적이기 때문이다. 따라서, plane strain 조건에 대해 Von Mises의 평균전단 응력측정은

$$\tau = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6\tau_{xy}^2]} \quad (11)$$

동일한 전단응력을 갖는 등응력 곡선은

$$r = w C(\nu) \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) [3 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) + (1-2\nu)^2] \quad (12)$$

여기서 $C(\nu)$ 는 등응력 곡선의 폭 W를 정해주는 인자임.

$$\Delta K_I = \int_s T(\gamma, \theta) \cdot h(\gamma, \theta) dl \quad (13)$$

식(13)에 의해 나타내어진 상변태구역에 대하여 균열성장에 대한 함수로서 K_{tran} 을 Numerical한 방법으로 풀면 fig.4와 같으며 이는 응력확대계수를 감소시키는데 있어서 등전단응력에 의한 변형유발 상변태가 등정수압응력에 의하여 유발된 상변태보다 더 효과적이라는 것을 보여주고 있다.

또한 균열성장기 시작하기 전이라도 K_{tran} 은 영이 아니며, $\nu=1/3$ 이라고 가정할 때 접근값 K_{tran} 은 식 (14)로 표현 될 수 있다.

$$K_{tran} = -0.5P\sqrt{W} \quad (14)$$

위 식에서 등정수압 경우보다 50%정도가 큼을 알 수 있다. 전단응력 지배 상변태는 응력확대계수 감소에 더 효과적이며 식 (13)을 아래와 같이 변형 구역 경계경로에 둘러싸인 면적A에 걸친 적분으로 식(15)와 같이 표현할 수 있다.

$$\begin{aligned} K_{tans} &= \int_S B \epsilon^T \eta(\gamma, \theta) \cdot h(\gamma, \theta) dl \\ &= \int_A B \epsilon^T \nabla \cdot h(\gamma, \theta) ds \\ &= \int_A \frac{E \epsilon^T}{6\sqrt{2\pi(1-\nu)}} \gamma^{-3/2} \cos\left[\frac{3\theta}{2}\right] ds \end{aligned} \quad (15)$$

피로균열 전파시 ΔK_{eff} 에 의해 실제 피로균열 전파속도가 지배되며 ΔK_{eff} 는 최소응력확대계수, K_{min} , 거시적 균열단합 응력확대계수, K_{cl} , 변태응력 확대계수, K_{tran} 에 의해 좌우된다. 따라서 실제 ΔK_{eff} 는 식(16)으로 표현할 수 있다.

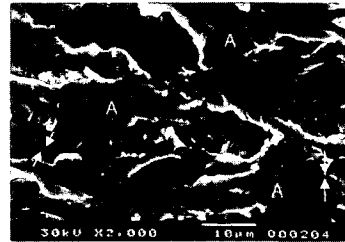
$$\Delta K_{eff} = K_{max} - \max(K_{min}, |K_{cl}|, |K_{tran}|) \quad (16)$$

따라서 초기 α' 이 0%인 경우 균열전파동안 많은 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태가 균열선단에 발생하여 K_{tran} 이 K_{cl} 이나 K_{min} 보다 크게 되어 $K_{eff}=K_{max}-K_{tran}$ 이 된다. 따라서 초기 α' 이 0%일 때, ΔK_{th} 가 가장 높고 da/dN 이 가장 낮았다. $\Delta K > 25MPa\sqrt{m}^{1/2}$ 일 때는 da/dN 가 초기 α' 량에 무관하게 나타났다. 초기 α' 이 높아서 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변태가 어려운 경우도 높은 ΔK 영역에서는 충분히 발생하여 $K_{tran} > K_{cl}$ 이 되므로 ΔK_{eff} 의 차이가 적기 때문으로 사료된다. Mei와 Morris[18]는 낮은 ΔK 에서 $K_{cl} > K_{tran}$ 이라고 하였고 그렇다면 낮은 ΔK 에서 상변태에 의한 ΔK 의 감소효과가 미미하여 균열전파속도의 차이가 없어야하나 본 실험 결과와는 일치하지 못하였다.

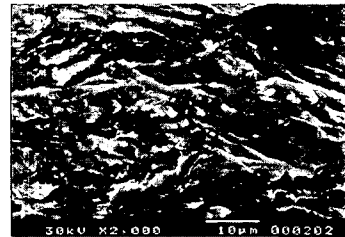
3.3 피로균열 전파와 파면관찰

초기 α' 함량이 각각 0%와 33%인 재료들에 대해서 응력비 0.1에서 20Hz의 frequency로 피로시험 후 주사전자 현미경으로 찍은 피로파면을 Fig.5와 Fig.6에 나타내었다. 초기 마르텐사이트 함량에

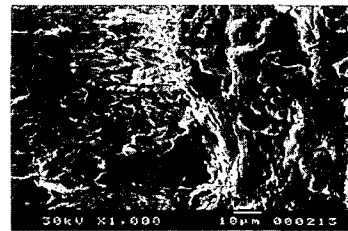
관계없이 피로파면들은 전체적으로 입내과과양상을 띄고 있으며, 피로 파면은 작은 산마루를 가지는 조각형태의 피로파과 양상과 2차균열들이 발견됨을 볼 수 있다. 또한 초기 마르텐사이트 함량이 0%인 경우 냉간압연하여 초기 마르텐사이트 함량이 2%와 33%인 경우보다 상대적으로 큰 산마루를 가지는 조각형태의 파면을 보여주며, 동일한 재료에 대해서 피로시험을 행한 경우 ΔK 가 증가함에 따라 이 산마루를 가지는 조각형태들이 감소됨을 알 수 있다.



(a)



(b)



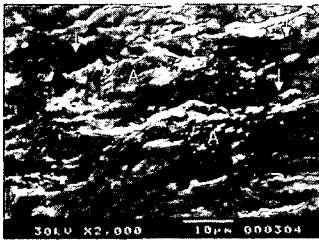
(c)

Fig. 5. SEM fractographs showing the fractured surface at different level of ΔK (initial $\alpha' = 0\%$):

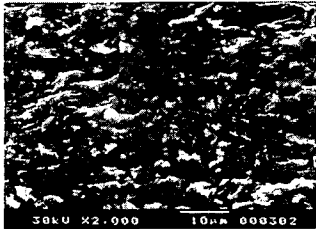
- (a) near-threshold, $\Delta K = 4.2MPa\sqrt{m}$
- (b) intermediate, $\Delta K = 10.5MPa\sqrt{m}$,
- (c) high, $\Delta K = 20.1MPa\sqrt{m}$.

초기 α' 함량이 0%인 경우가 상대적으로 큰 조각형태의 파면을 보이는 이유는 피로균열이 오스테나이트에서 쌍정과의 계면인 $\{111\}$ 면을 따라

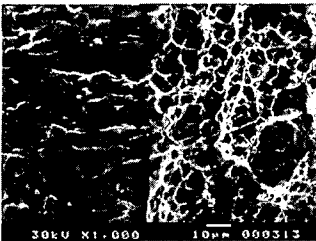
전파되거나 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 의 슬립계를 따라 전파되지만, 냉간압연에 의해 초기 α' 함량이 2%, 33%인 경우 냉간 압연동안 오스테나이트 입내에 형성된 변형유기 마르텐사이트에 의해서 피로균열 전파시 슬립이 방해되었기 때문이라고 생각된다. 또한 ΔK 가 증가함에 따라 ridge를 갖는 조각형태의 크기가 감소한 것은 균열전단에 작용하는 높은 응력에 의해서 변형유기 마르텐사이트가 많이 생성되고 이들이 슬립진행을 방해하기 때문이라고 사료된다. 이는 McEvily[9]의 304강에 대한 연구결과와 일치하고 있다.



(a)



(b)



(c)

Fig. 6. SEM fractographs showing the fractured surface at different level of ΔK (initial α' =33%):

- (a) near-threshold, $\Delta K=3.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
- (b) intermediate, $\Delta K=10.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$,
- (c) high, $\Delta K=20.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

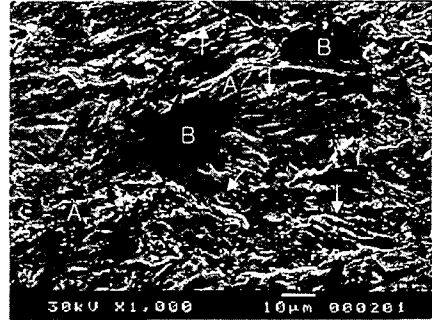


Fig. 7. SEM fractograph of STS 304 steel(initial α' =0%) depicts reflective flat facet(marked as B) and secondary crack(marked by arrows).

피로파면조사에서 특이한 점은 fig.7에서 보듯이 초기 α' 함량이 2%, 33%와는 달리 0%일 때 Reflective Flat Faceted 파면(B in Fig. 7)들이 존재하는 것이다. Gao도[19] reflective flat facet의 존재를 보고하였고 이는 주로 오스테나이트의 주슬립면인 $(111)\gamma$ 에서 관찰되는데 이는 어닐링 시에 형성된 어닐링쌍정 경계가 오스테나이트의 주슬립면인 $(111)\gamma$ 면을 따라 놓여있기 때문에 피로균열이 쌍정경계와 오스테나이트의 경계를 따라 발생하였기 때문이라고 보고하였다.

4. 결론

1. 초기 α' 이 0%인 경우가 2%, 33%인 경우보다 균열전파저항성이 우수함을 알 수 있으며 초기 α' 이 2%와 33%는 거의 비슷하였다. 초기 α' 이 0%인 경우 ΔK_{th} 는 $3.9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ 이고, 2%와 33%는 두 가지 모두 ΔK_{th} 가 $3.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ 이었다.

2. 피로파면 분석결과 피로균열 전파는 전반적으로 transgranular 경향을 나타내며 파면은 ridge를 가지는 조각형태의 파면을 보여 주었고 ΔK 가 증가함에 따라 상대적으로 작은 조각형태의 파면을 나타내었다. 또한 초기 α' 이 많을수록 작은 조각형태의 파면을 보였으며 이는 오스테나이트 내에 존재하는 α' colony에 의하여 오스테나이트 내의 슬립이 억제되었기 때문이라고 생각된다. 초기 α' =0%인 경우 파면에 reflective 평편한 면이 발견되었는데 이는 피로균열전파가 오스테나이트와 쌍정의 경계를 따라 일정하게 전파되었음을 의미한다.

3. 변형유기 마르텐사이트변태에 따른 압축잔류응력에 의해 압축 K_{tran} 가 발생하며 피로균열전파속도에 직접 영향을 주는 ΔK_{eff} 를 $\Delta K_{eff} = K_{max} - \max \{K_{min}, K_{cl}, |K_{tran}|\}$ 의 개념을 빌어 설명하였다.

참 고 문 헌

- [1] S. Hecker, M. Stout, K. Staudhammer, J. Smith, Metall. Trans, 13A(1982) p.619
- [2] L. Murr, K. Staudhammer, S. Hecker, Metall. Trans, 13A(1982) p.627
- [3] V. Shrinivas, S. Varma, L. Murr, Metall. Trans, 25A(1995) p.661
- [4] C. Bathias, R. M. Pelloux, Metall. Trans, 4(1973) p.1265
- [5] M. Gao, S. Chen, R. P. Wei, Metall. Trans, 23A(1992) p.355
- [6] T. Udoguchi, K. Kasahara, M. Kitagawa, T. Tsunenari, T. Ichihara, N. Sakamoto, 壓力技術, 19(1981), 1
- [7] J. Kaleta, G. Zietar, Fati. Fract. Eng. Mater. Struct, 21(1998) p.955
- [8] B.D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction sec. edi., 1978, p.411~415
- [9] A. J. McVily and J. L. Gonzalez, Metall. Trans., Vol. 23A(1992) p. 2211-2221
- [10] G. L. Huang, D. K. Matlock and G. Kraus, Metall. Trans., Vol. 20A(1989) p.1239-1246
- [11] J. R. Patel and M. Cohen, Acta Metall., Vol.1 (1953) p.531-538
- [12] A. D. Pinau and R. M. Pelloux, Metall. Trans., Vol.5 (1974) p.1103-1112
- [13] C. Schuster and C. Alstetter, Metall. Trans., Vol. 14A(1983) p.3137-3152
- [14] Z. Mei and J. W. Morris Jr., Metall. Trans., Vol. 21A(1990) p.3137-3152
- [15] C.Schuster and C.Alstetter, Metall. Trans., Vol.14A(1983) pp.3137-3152
- [16] H. Tada, P. C. Paris, and G. R. Irwin, The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corporation, Hellertown, PA, pp.F.1-F16 and C.1-C20(1973)
- [17] R. M. McMeeking and A. G. Evans, J. Am. Ceram. Soc., Vol.65(5)(1982) p.242-246
- [18] K. Katagiri, M. Tsuji, T. Okada, K. Ohji, R. Ogawa, G. M. Chang and J. W. Morris, Jr. Adv. Cryog. Eng., Vol36(1989), pp. 1225-1232
- [19] M. Geo, Shuchun Chun and Robert P. Wei, Metall. Trans., Vol.23A(1992) p.355-370
- [20] P. L. Mangonon, Jr. Ph.D. Thesis, University of california, Berkeley, CA(1968)