

<학술논문>

DOI <http://dx.doi.org/10.3795/KSME-A.2016.40.12.1027>

ISSN 1226-4873(Print)
2288-5226(Online)

저사이클 피로하중을 받는 316L 스테인리스강의 피로수명 분석 및 예측

오 혁* · 명노준* · 최낙삼**
* 한양대학교 기계공학과

Fatigue Life Analysis and Prediction of 316L Stainless Steel Under Low Cycle Fatigue Loading

Hyeong Oh*, NohJun Myung* and Nak-Sam Choi**
* Dept. of Mechanical Engineering, Hanyang Univ.

(Received June 1, 2016 ; Revised September 6, 2016 ; Accepted September 11, 2016)

Key Words: Low Cycle Fatigue(저사이클 피로), Mean Stress(평균응력), Stress Relaxation(응력 이완), Strain Energy Density(변형률에너지밀도)

초록: 내식성과 기계적 성능이 우수한 316L 스테인리스 강을 저주기 변형률제어 피로시험에서 3가지 변형률진폭과 3가지 변형률비의 조건이 피로수명에 미치는 효과를 분석하였다. 낮은 변형률범위에서 곡선이 거의 중첩되는 Masing 거동이 나타나고, 높은 변형률범위에서 비선형거동 응력범위가 서로 크게 벗어나는 non-Masing 거동과 함께 평균응력의 감소가 나타났다. 소성 변형률에너지를 이용하여 저주기 피로수명을 예측하고 non-Masing 거동을 고려한 수명예측 방법의 정확성 여부를 검토하였다. 각각의 변형률진폭과 변형률비의 조건에서 초기 수 사이클 동안 반복경화 현상 후 장시간동안 점진적으로 낮아져 연화하다가 파괴 되었다. 저사이클 피로수명을 정확히 예측하기 위해서는 변형률진폭에 따라 Masing 및 non-Masing 거동을 구분하고, 이를 반영한 수명예측식을 적용해야 함을 알았다.

Abstract: In this study, a strain-controlled fatigue test of widely-used 316L stainless steel with excellent corrosion resistance and mechanical properties was conducted, in order to assess its fatigue life. Low cycle fatigue behaviors were analyzed at room temperature, as a function of the strain amplitude and strain ratio. The material was hardened during the initial few cycles, and then was softened during the long post period, until failure occurred. The fatigue life decreased with increasing strain amplitude. Masing behavior in the hysteresis loop was shown under the low strain amplitude, whereas the high strain amplitude caused non-Masing behavior and reduced the mean stress. Low cycle fatigue life prediction based on the cyclic plastic energy dissipation theory, considering Masing and non-Masing effects, showed a good correlation with the experimental results.

1. 서 론

오스테나이트 계 스테인리스강은 내식성, 내열성, 내충격성, 연성 등이 뛰어나 각종 화학공업, 건축, 항공기, 차량, 선박, LNG 운반탱크 등의 재료로서 널리 이용되고 있다. 그 중 원자력 발전소의 냉각로 구조 재료로 선호되는 316L 스테인

리스강은 운전의 시작과 정지 또는 과도한 출력 변동에 따른 냉각과 가열의 온도 구배로 반복 열 변형을 받게 된다. 이 경우, 피로파손의 지배적인 고장 모드는 저주기 피로이며 이와 관련된 많은 연구가 이루어져 왔다.⁽¹⁻³⁾

저주기 피로파손에 대한 수명예측 방법으로 소성변형률 진폭과 피로수명과의 관계식이 Coffin-Manson에 의해 제안된 이래,^(4,5) 저주기 수명 예측을 위한 인자로서, 응력-소성변형률 이력곡선

† Corresponding Author, nschoi@hanyang.ac.kr

(hysteresis loop)의 내부 면적인 소성변형률에너지를 사용한 방법이 Halford에 의해 제안되었다.⁽⁶⁾ Morrow는 Halford의 관계식을 이용하여 한 사이클의 소성 변형률에너지(ΔW)를 유도하였고⁽⁷⁾ 이 Morrow의 피로수명 예측 방법이 현재까지 많이 이용되고 있다.

Coffin-Manson, Morrow 에너지 방법은 평균응력의 효과를 무시하는 완전 교변 하중에서의 피로거동을 대상으로 하였다. 하지만 실제의 경우 구조물은 평균응력이 0이 아닌 상태에 놓이게 되며, 인장형 평균응력이 발생하면 균열의 개시와 진전을 가속화 시키므로 피로강도에 유해한 것으로 알려져 있다. 이에 따라 피로 저항성에 평균응력효과를 결부시키기 위한 많은 피로수명평가 방법들이 제안되고 있다.⁽⁸⁻¹²⁾ Morrow⁽⁸⁾는 변형률-수명 관계식의 탄성 항을 수정하여 평균응력의 영향을 고려한 식을 제안했고, Smith-Watson-Topper⁽⁹⁾는 SWT 변수를 도입하여 단축 반복 하중에서의 평균응력의 효과를 검증하였다. Lorenzo 등⁽¹⁰⁾은 평균응력이 존재하는 반복 크리프 상태에서의 피로수명에 대한 연구를 하였고, Kwofie⁽¹¹⁾는 피로손상의 정도에 미치는 평균응력의 영향을 조사하고 금속의 피로수명을 예측하는 스트레스 지수 함수를 개발하였다. Koh⁽¹²⁾는 평균응력 변수를 탄성 변형률에너지 항에 도입하였다.

금속 재료의 반복 응력-변형률 응답은 재료의 미세조직과 실험 조건에 따라 Masing 또는 non-Masing 거동을 나타내는데 오스테나이트 계 스테인리스강(316 종류)에 대하여 관련 연구가 진행되었다.^(13,14)

본 연구에 사용된 316L 스테인리스강은 상온부터 고온까지 non-Masing 거동이 관찰되었다.⁽¹⁵⁾ non-Masing 거동이 고려되지 않은 기존의 이론식으로 소성 변형률에너지를 구할 경우 실험값과 차이가 발생하여 응력-변형률 이력곡선을 모사하는 것이 용이하지 않았다. 이는 변형률 진폭 조건에 따른 변형률 경화와 연화 거동에서 기인하는 것으로 밝혀졌으며 이를 보완하기 위해 non-Masing 거동의 금속재료에 대한 응력-변형률 이력곡선의 정확한 모사방법이 Ellyin⁽¹⁶⁾과 Wittke 등⁽¹⁷⁾에 의해 제안 되었다. Hong 등⁽¹⁵⁾은 평균변형률이 0인 조건에서 316L 스테인리스강의 피로수명 예측에 Wittke의 이론식을 사용하였고 그 결과 이론식이 실험값에 잘 맞음을 확인하였다.

본 연구에서는 316L 스테인리스강의 변형률 제어 저주기 피로시험을 통해 다양한 변형률진폭과 변형률비의 조건이 피로수명에 미치는 효과를 분석하였다. 또한 소성 변형률에너지를 피로수명 인자로 채택하여 피로수명을 예측하고 평균응력의 동태 분석과 함께 non-Masing 거동을 고려한 수명예측 방법의 정확성 여부를 검토하였다. 더불어, 316L 강 of 피로 미세파괴 과정을 분석하여 수명에 미치는 미세 구조적 영향 인자를 연구하였다.

2. 시험

2.1 시험편

시험에 사용된 재료는 냉간 가공된 316L 스테인리스강으로 용체화 처리 후 풀림된 재료를 냉간 인발에 의해 지름 15 mm 환봉으로 가공하였다. 제조사에서 제공한 재료의 화학적 조성을 Table 1에 나타낸다.

시험편은 선반 가공되었으며 표면 거칠기에 의한 영향을 배제하기 위해서 연마를 #2000까지 시험편의 축 방향을 따라 수행하였다. 또한 연신률계(extensometer)의 고정용 날(knife edges)에 의한 응력집중으로 표면의 균열 개시를 막기 위해 소량의 에폭시(epoxy glue)를 시험편 표면의 게이지 부에 코팅하여 경화 처리하였다. 시험편의 모양 및 치수는 ASTM E606-92의 표준 규격인 환봉 덤벨형(cylindrical dumbbell type)으로 제작하였다. 표점거리(gage length)와 직경은 각각 25 mm, 8.3 mm이다(Fig. 1).

2.2 시험 방법

단축 인장시험 및 저주기 피로시험은 servo-

Table 1 Chemical composition of 316L stainless steel(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.027	0.4	1.79	0.029	0.026	10.08	17	2.01	0.57	0.054

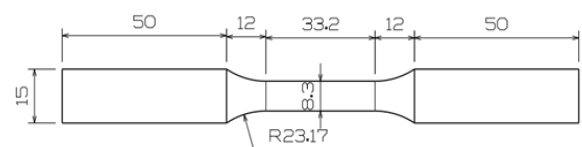


Fig. 1 Test Specimen geometry for low cycle fatigue [mm]

hydraulic testing system(Instron, model 8516)을 사용하여 상온에서 수행하였다. 변형률 제어 피로시험을 위해서 동적 연신률계(dynamic extensometer)를 사용하였으며, 시험 중에 변위, 하중 및 변형률 값을 측정하였다.

인장시험은 상온에서 2 mm/min의 속도로 수행하였고 변형률은 정적 연신률계(static extensometer)로 측정하였다. 저주기 피로시험은 변형률진폭 제어로 $1 \times 10^{-3}/s$ 의 일정 변형률 속도를 유지하는 삼각파로 수행되었다. 0.3%, 0.5%, 0.8% 변형률진폭(ϵ_a)과 -1, 0, 0.5의 변형률비(R_e =최소변형률진폭/최대변형률진폭)의 조건으로 총 9가지 조건으로 시험하였다.

대부분의 시험편에서 안정화된 사이클이 진행되면서 초기대비 약 30% 이상의 응력 강하가 발생한 후 불과 수 사이클의 반복 변형으로 시험편이 파손하였으므로, 시험편의 피로수명은 응력진폭이 초기대비 70%가 되는 시점으로 결정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 시험재료의 미세 구조

준비된 시험편의 평활부로부터 일부를 절단하여 폴리싱 처리한 후 염산 80%, 질산 20%의 용액으로 10분간 에칭 한 후, 그 단면을 SEM을 이용하여 관찰하였다(Fig. 2). 오스테나이트 결정이

Table 2 Mechanical properties of 316L stainless steel

Ultimate strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Young's modulus (GPa)	Strain at yield (%)	Strain at break (%)
675.35±12.23	547.75±18.63	175.28±2.00	0.51	59.41

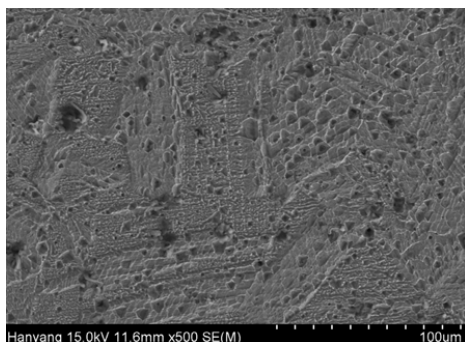


Fig. 2 SEM image of 316L micro structure

수 μm ~수십 μm 의 크기로 구상 혹은 기둥형으로 존재하였다.

3.2 인장 시험 결과

316L 스테인리스강의 응력(Stress)-변형률(Strain) 선도를 Table 2와 Fig. 3에 각각 나타내었다. 인장강도는 평균 675 MPa, 파단시 변형률은 평균 59%로 고강도 고인성 재료이다.

3.3 변형률 진폭과 변형률비에 따른 피로 거동

Fig. 4에는 각 변형률진폭(ϵ_a) 사이클에 의해 야기되는 응력진폭(σ_a)과 평균응력(σ_m)을 나타낸다. 각각의 변형률진폭과 변형률비의 조건에서 초기 수 사이클 동안 σ_a 가 약간 커졌으며 이어서 장시간동안 점진적으로 낮아져 연화하다가 파괴되었다. Fig. 4(a)의 완전 역변형반복($R_e = -1$)의 경우에 모든 변형률진폭 조건에서 인장형 σ_m 이 일어나 반복 사이클 동안 서서히 이완되어 최종적으로 0에 수렴하였다. 각 변형률비($R_e = -1, 0, 0.5$)에서, 변형률진폭($\epsilon_a = 0.3, 0.5, 0.8\%$)이 클수록 초기 사이클에서 σ_m 이 작게 나타나 응력이완 과정을 보였다. 이는 반복변형률 부하의 초기에 과대인장응력을 받게 되는데 이때 응력이완이 발생하고 잔류응력 값이 커짐에 따라 결과적으로 압축응력이 발생한 것이다. Fig. 4(b)의 $R_e = 0.5$ 의 경우 초기 100 사이클 동안에 급격한 평균응력의 이완이 발생 하여 연화하였다.

Fig. 4(a), (b)에서 1,000 사이클 보다 작은 수명의 경우 변형률비 효과보다는 변형률진폭 크기에 의해 피로수명(파단시 사이클 수)이 결정되었다. 즉, 높은 변형률진폭의 경우, 변형률비에 관계없

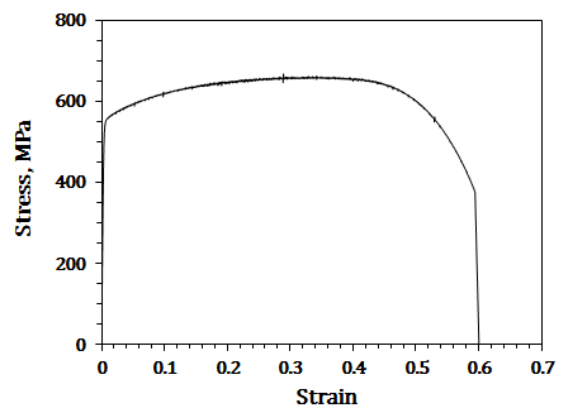


Fig. 3 Typical stress - strain curve of 316L steel

이 초기 약 1,000 사이클 동안 평균응력이 거의 0으로 해소되면서 피로파손이 발생하는 것이다. 이때 평균변형률에 따라서 응력이완 수준의 차이가 두드러지게 나타나는데, 이는 알루미늄을 대상으로 한 Sachs 등의 연구결과⁽¹⁹⁾와 유사했다.

평균응력 이완기간 동안(N < 1,000) 소성 요소는 점차적으로 감소하게 된다. 이는 평균변형률의 존재 유무가 피로파손의 균열 열림(crack opening) 현상에 기여하지 않는다는 Ellyin⁽¹⁶⁾의 해석으로 설명될 수 있다. 즉, 균열 열림의 발생은 평균변형률의 영향이 아닌 반복하중에 의한 응력진폭의 효과인 것이다. 한편, 0.3%의 작은 변형률진폭에서는 변형률비에 따라 피로수명의 차이가 발생하였다. 이는 응력이완이 완료되어 평균응력이 해소된 1,000 사이클 이상에서는 변형률비가 시험편의 피로수명에 상당한 영향을 미치는

것을 알 수 있다.

$\epsilon_a = 0.5\%$, 0.8% 일 때 반수명에서의 σ_m 은 모든 변형률비 조건에서 초기 값의 10% 수준까지 떨어졌고, 이 때 σ_m 은 σ_a 의 약 2% 수준이 되었다. $\epsilon_a = 0.3\%$ 에서는 상대적으로 평균응력 값이 크게 나타났다. 이는 상대적으로 소성변형이 적게 발생해서 그만큼 소실되는 에너지가 작은 데에서 기인하는 것이다. 본 시험보다는 작은 변형률진폭을 이용한 시험에서도 이와 유사한 결과⁽¹⁸⁾가 보고되었다.

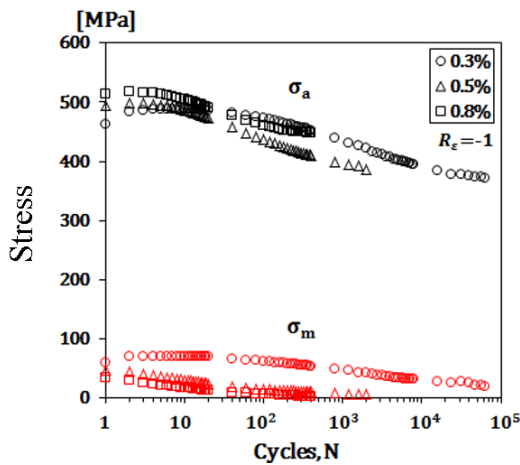
Fig. 5는 반복응력-변형률 선도로 316L의 반복 변형에 의한 소성경화특성을 나타낸다. 안정화된 상태의 히스테리시스 선도에서, 소성변형률진폭에 따른 응력진폭의 곡선은 다음과 같은 멱급수식 (1)로 표현된다.

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = K' \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (1)$$

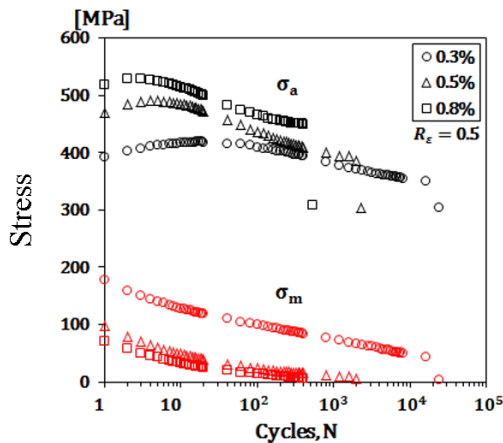
여기에서 $\Delta\sigma$, $\Delta\epsilon_p$, K' , n' 은 각각 응력진폭, 소성 변형률진폭, 반복 강도 계수, 반복 변형률 경화 지수이다. 최소자승법으로 얻어진 K' 과 n' 값이 Table 3에 나타나 있다.

Fig. 5에서 $\epsilon_a = 0.5\%$, 0.8% 의 반복 소성변형률-응력 곡선의 기울기가 $\epsilon_a = 0.3\%$, 0.5% 의 반복 소성변형률-응력 곡선의 기울기보다 가파른 것은 변형률진폭의 차이에 따라 재료가 non-Masing 거동을 보이는 정도가 다르기 때문이다.

위의 3가지 ϵ_a 조건에서 최대 압축변형률을 좌



(a) $R_e = -1$



(b) $R_e = 0.5$

Fig. 4 Stress amplitude and mean stress as a function of the number of cycles

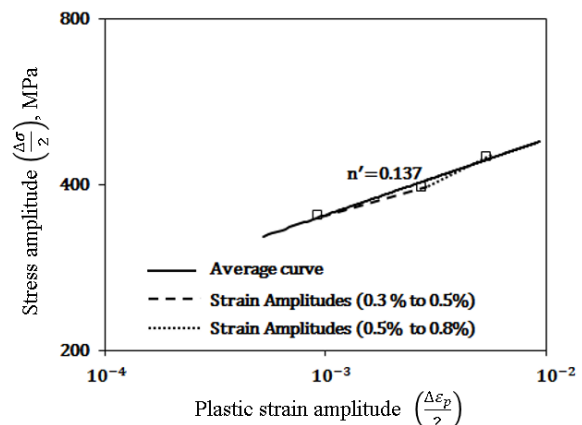


Fig. 5 Cyclic stress-strain plot for 316L at room temperature($R_e = -1$)

Table 3 Cyclic and low-cycle fatigue properties from $R_e = -1$

Cyclic strain hardening coefficient, K' (MPa)	910.12
Cyclic strain hardening exponent, n'	0.137
Fatigue strength coefficient, σ_f'	547.67
Fatigue strength exponent, b	-0.046
Fatigue ductility coefficient, ϵ_f'	0.066
Fatigue ductility exponent, c	-0.368

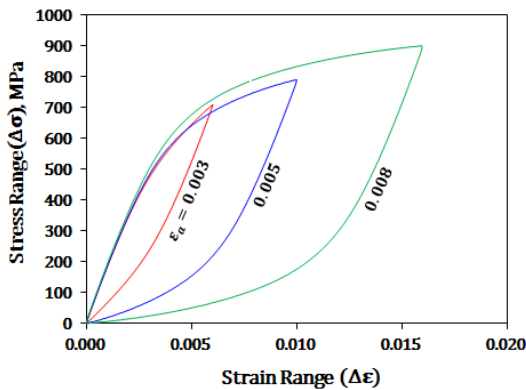


Fig. 6 Stress-strain hysteresis loop plots after saturation with matching lower tips at strain amplitude ranging from $\pm 0.3\%$ to $\pm 0.8\%$ ($R_e = -1$)

표원점으로 이동시켜 재구성한 히스테리시스 선도들을 Fig. 6에 나타낸다.

$\epsilon_a = 0.3\%$ 와 0.5% 는 $\Delta\epsilon = 0.6\%$ 까지의 변형률범위($\Delta\epsilon$)에서 곡선이 거의 중첩되는 Masing 거동을 보여준다. 하지만 $\epsilon_a = 0.5\%$ 와 0.8% 는 비선형거동 전체에 걸쳐 응력범위가 서로 크게 벗어나 non-Masing 거동을 보인다. 이 재료에 대한 non-Masing 거동의 발생을 위한 변형률진폭의 범위는 대략 $\Delta\epsilon > 0.5\%$ 인 것으로 보여진다.

Sivaprasad 등⁽¹⁴⁾은 304LN 스테인리스강에 대한 미세구조 변화를 관찰하여 non-Masing 거동은 재료가 반복 변형하는 동안에 생기는 결정상의 불안정성과 전위의 변동구조에서 기인한다고 하였으며, 316L 강에서도 유사한 미세구조 변화가 있을 것으로 사료된다.

3.4 피로수명 예측

피로수명에 대한 변형률진폭의 영향을 Fig. 7로 나타내었다. 각 변형률 조건에서 피로수명에 대응하는 전체 변형률진폭, 소성 변형률진폭, 탄성

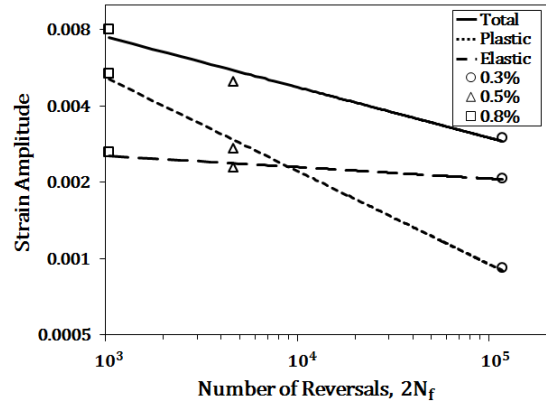


Fig. 7 Strain-life plots for 316L at room temperature ($R_e = -1$)

변형률진폭의 변화는 다음의 변형률-수명 관계식 (2)에 기반하여 분석될 수 있다.

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (2)$$

여기에서 $\Delta\epsilon_t$, N_f , E , σ_f' , ϵ_f' , b , c 는 각각 전체 변형률진폭, 파괴 시까지의 반복 사이클수, 종탄성계수, 피로강도 계수, 피로연성 계수, 피로강도 지수, 피로연성지수이다.

저주기 피로수명의 정확한 예측을 위해서는 재료의 주기적 성질과 히스테리시스 선도의 정확한 측정이 필수적이다. 피로파손 과정에서 히스테리시스 선도는 초기 몇 사이클 후에 안정화되어 반복사이클을 유지하다가 균열 발생 후 빠른 파괴가 일어난다. 따라서 반수명에서의 히스테리시스 선도를 피로수명 예측을 위한 변형률 에너지 계산에 사용하는 대표적 히스테리시스 선도로 이용할 수 있다.

반수명에 도달한 직후 반복 변형률 주기 당 변형률에너지는 다음 식 (3)과 같이 정의된다.⁽⁷⁾

$$\Delta W_M = \left(\frac{1-n'}{1+n'} \right) \Delta\sigma \Delta\epsilon_p \quad (3)$$

총변형률에너지(W_T)는 식 (4)와 같이 주기 당 변형률에너지(ΔW_M)와 피로수명 사이클 수(N_f)의 곱으로 계산된다.

$$W_T = \Delta W_M N_f \quad (4)$$

n' 은 반복 변형률 경화 지수(Table 3), $\Delta\sigma$ 는 응력 범위, $\Delta\epsilon_p$ 는 특정 변형률진폭 조건에서 안정

화된 히스테리시스 선도의 소성 변형률 범위를 나타낸다.

재료가 Masing 거동을 보일 때 다음의 피로수명 예측식 (5)가 사용된다.⁽¹⁶⁾

$$N_{f, predict} = \frac{W_{T, actual}}{\Delta W_M} = \frac{W_{T, actual}}{\left(\frac{1-n}{1+n}\right) \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p} \quad (5)$$

$N_{f, predict}$ 는 예측 피로수명이고, 실험적 총변형률에너지($W_{T, actual}$)는 각 변형률진폭 조건에서 적분으로부터 구한 반수명에서의 히스테리시스 실제 면적(ΔW_{actual})과 전체 사이클수(N_f)의 곱으로 계산하였다. 하지만 재료가 non-Masing 거동을 보인다면 변형률 에너지의 정확한 계산이 어려우므로 식 (5)로는 정확한 피로수명 예측이 어려울 것이다.

각기 다른 변형률진폭 조건에서 안정화된 히스테리시스 선도의 인장 소성 구간을 중첩시키면 Fig. 8과 같은 지배곡선(master curve)을 구할 수 있다. 이 지배곡선(master curve)은 다음의 식 (6)으로 정의된다.⁽¹⁶⁾

$$\Delta \sigma = H(\Delta \varepsilon_p)^n \quad (6)$$

H 는 변형률 경화 계수이고 n 은 지배 곡선(master curve)의 반복 변형률 경화 지수이다. 최소자승법으로 구해진 계수 H 와 n 은 각각 1430 MPa과 0.113이었다. 반수명시, non-Masing 거동에 기반한 주기 당 변형률에너지(ΔW_N) 계산을 위해 다음 식 (7)이 사용된다.⁽¹⁶⁾

$$\Delta W_N = \left(\frac{1-n}{1+n}\right) \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p + \left(\frac{2n}{1+n}\right) \delta \sigma_0 \Delta \varepsilon_p \quad (7)$$

n 은 지배 곡선(master curve)에서의 변형률 경화 지수이고, $\delta \sigma_0$ 은 각 변형률진폭에서 안정화된 히스테리시스 선도들 간의 비례한도의 변화량으로 Fig. 8에 나타내었다.

non-Masing 거동 분석에 근거한 총변형률에너지(W_T)는 주기 당 변형률에너지(ΔW_N)와 피로수명(N_f)의 곱으로서 식 (8)로 계산된다.

$$W_T = \Delta W_N N_f \quad (8)$$

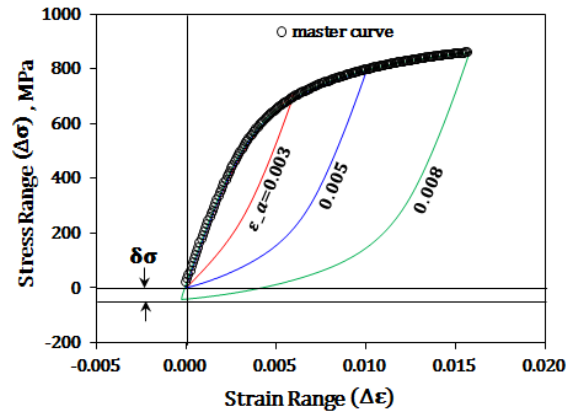


Fig. 8 Generation of the master curve for non-Masing behavior($R_e=-1$)

또한 재료가 non-Masing 거동을 보일 때 다음의 피로수명 예측식이 이용될 수 있다.⁽¹⁶⁾

$$N_{f, predict} = \frac{W_{T, actual}}{\Delta W_N} \quad (9)$$

$$= \frac{W_{T, actual}}{\left(\frac{1-n}{1+n}\right) \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p + \left(\frac{2n}{1+n}\right) \delta \sigma_0 \Delta \varepsilon_p}$$

총변형률에너지는 Masing 거동의 식 (4)와 non-Masing 거동의 식 (8)로 구분된다. Masing과 non-Masing 거동의 경우를 고려하고 식 (5), (9)를 통해서 예측된 저주기 피로수명을 Table 4로 정리하였다.

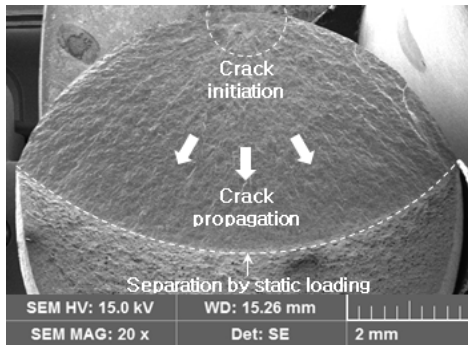
Masing 거동이 나타나는 $\varepsilon_a=0.3\%$ 와 0.5% 에서는 Masing 거동을 고려한 예측식 (5)가 더 정확하며, $\varepsilon_a=0.8\%$ 에서는 non-Masing 거동을 고려한 예측식 (9)가 더 적합하였다(오차 1.3%).

본 316L 스테인리스강 재료가 낮은 변형률진폭 조건에서 Masing 거동을 보였지만 높은 변형률진폭에서 non-Masing 거동을 보였기 때문에, Fig. 5로부터 얻어진 반복 변형률 경화 지수(n')는 Fig. 8의 지배 곡선(master curve)으로부터 얻어진 반복 변형률 경화 지수(n)에 비해 상당히 컸다. 식 (5)에 기반하여 예측된 피로수명은 Masing 거동과 non-Masing 거동을 둘 다 나타내는 재료에 대하여 얻어진 높은 변형률 경화 지수 때문에 피로수명이 과대평가 되었다.

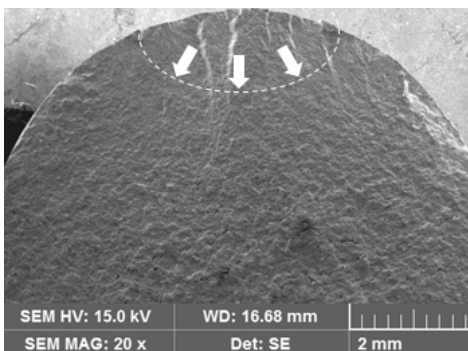
non-Masing 분석에서 변형률진폭의 증가에 따른 재료의 비례 응력 범위는 일정하지 않고 증가한다고 언급된바 있다.⁽¹⁶⁾ 비례 응력 범위가 클수

Table 4 Comparison of experimental and predicted fatigue life for different approaches

Strain ratio	Strain amplitude	Experimental failure life	Predicted failure life	
			Non-Masing	Masing
-1	0.003	58,648	53,107(-9.4%)	55,760(-4.9%)
	0.005	2,321	2,235(-3.7%)	2,347(+1.1%)
	0.008	519	526(+1.3%)	559(+7.7%)
0	0.003	40,571	35,773(-11.8%)	37,740(-7.0%)
	0.005	2,472	2,303(-6.8%)	2,426(-1.9%)
	0.008	633	628(+0.8%)	660(+4.3%)
0.5	0.003	24,153	22,008(-8.9%)	23,066(-4.5%)
	0.005	2,243	2,155(-3.9%)	2,254(+0.5%)
	0.008	534	530(-0.7%)	553(+3.6%)



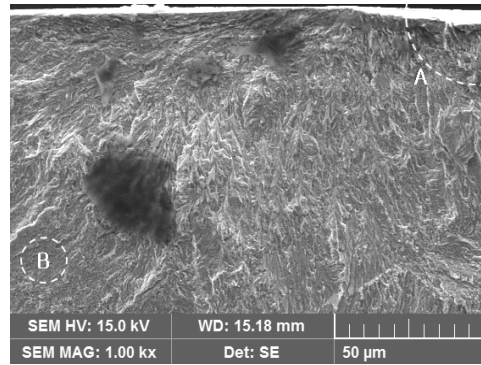
(a)



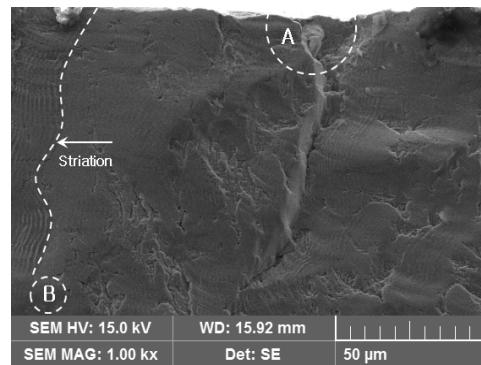
(b)

Fig. 9 SEM observation of the fracture surface : (a) $R_e = -1, \epsilon_a = 0.3\%$, (b) $R_e = -1, \epsilon_a = 0.8\%$

록 히스테리시스 선도 면적이 증가하고 소성 변형률 에너지가 증가하였다. 이 경우 모든 변형률 진폭 조건에서 히스테리시스 선도의 모양은 지배 곡선(master curve)의 H 와 n 으로부터 구해질 수 있다. 저주기피로 시험의 경우 피로수명의 편차가 크게 나다니는 것을 감안하면 Masing과 non-Masing 방법 사이에 통계적으로 유의성 있는 차이가 있다고 보기에 어려우나 부족한 시험편 갯



(a)



(b)

Fig. 10 SEM observation of fracture surface : (a) $R_e = -1, \epsilon_a = 0.3\%$, (b) $R_e = -1, \epsilon_a = 0.8\%$

수로 피로수명 예측을 시도할 경우에는 Masing 거동과 non-Masing 거동을 구분할 필요가 있을 것이다. ϵ_a 가 클 경우 non-Masing 거동 분석에 근거한 피로수명 예측시에 반복 변형률 경화지수 n 과 증분된 히스테리시스 면적을 포함함으로써 예측의 정확도가 개선될 수 있음을 보여준다.

3.5 파단면 분석

Fig. 9의 (a)와 (b)는 $R_e = -1$ 에서 각각 변형률 진폭 $\epsilon_a = 0.3\%$ 와 $\epsilon_a = 0.8\%$ 의 경우에 대한 시험편의 파단면을 SEM 촬영한 사진이다. 두 가지 모두 초기 균열이 표면부에서 발생하여 전형적인 저주기 피로파손 거동을 보이고 있으나 (b)의 경우 (a)에 비해 피로균열 진전면에서 비교적 요철이 심하고 거칠었으며 피로균열 진전 영역이 작았음을 알 수 있다. Fig. 10의 (a)와 (b)는 Fig. 9의 초기균열 개시면을 크게 확대한 사진이다. (a)와 (b)에서 A와 B로 표시된 부분은 각각 균열 개시부와 안쪽 내부의 균열진전 지점을 나타내며 EDX로 두 지점의 성분을 분석한 결과를 Table 5

Table 5 Comparison of EDX results (wt.%)

Compositions	(a)		(b)	
	A	B	A	B
C	2.07	0.86	1.20	0.86
Mo	0.94	2.52	6.16	2.54
Ni	9.54	11.94	-	11.67
Cr	20.27	17.87	18.24	18.56
Fe	67.19	66.81	74.40	65.83

에 나타내었다. (a)와 (b) 모두 균열 개시부인 A 지점이 탄소함량이 비교적 높아 경도가 크고 인성이 낮았음을 알 수 있다. 따라서 시편 표면부에 형성된 고탄소 영역이 취성적 결합⁽²¹⁾으로써 초기 피로균열생성의 기점이 된 것으로 사료된다.

4. 결 론

316L 스테인리스강의 저주기 피로 시험의 분석 결과 다음의 결론을 얻었다.

(1) 상온에서 일정 변형률 속도($1 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$)로 3가지의 변형률진폭(0.3%, 0.5%, 0.8%) 조건으로 저주기 피로시험을 한 결과, 변형률진폭이 클수록 초기에 소성변형이 상대적으로 크게 발생하고 응력이완도 크게 발생하여 낮은 변형률진폭에 비해 반수명에서의 평균응력 값이 매우 작게 나타났다.

(2) 변형률비가 커질수록 낮은 변형률진폭($\epsilon_a = 0.3\%$)에서는 변형률비가 커질수록 피로수명이 작아졌으나 상대적으로 높은 변형률진폭($\epsilon_a = 0.5, 0.8\%$)에서는 변형률비에 따른 피로수명의 차이가 별로 유의하지 않았다.

(3) non-Masing 거동을 보이는 재료에 대해 히스테리시스선도의 비례한도 변화량을 반영하여 피로수명 예측 시, Masing 거동을 고려한 변형률 에너지법을 사용했을 경우에 비해 높은 변형률진폭에서 피로수명의 예측 정확성이 개선되었다.

(4) 피로 파괴된 시편들의 파단부에 대하여 EDX 성분분석을 수행하였으며 표면의 균열개시부에서 다량의 탄소 성분이 관찰되어 시편의 저주기 피로수명 저하의 소재적 원인임을 알았다.

(5) 저사이클 피로수명을 정확히 예측하기 위해서는 변형률진폭에 따라 Masing 및 non-Masing 거동을 구분하고, 이를 반영한 수명예측식을 적용할 필요가 있음을 알았다.

후 기

이 연구는 한국연구재단 과제번호(NRF-2015 R1A2A2A01002413)에 의해 연구되었습니다.

참고문헌 (References)

- (1) Srinivasan, V. S., Valsan, M., Sandhya, R., Bhanu Sankara Rao, K., Mannan, S. L. and Sastry, D. H., 1999, "High Temperature Time-dependent Low Cycle Fatigue Behaviour of a Type 316L(N) Stainless Steel," *Int. J. Fatigue*, Vol. 21, pp. 11~21.
- (2) Valsan, M., Nagesha, A., Bhanu Sankara Rao, K. and Mannan, S. L., 2000, "A Comparative Evaluation of Low Cycle Fatigue and Creep-fatigue Interaction Behaviour of 316L(N) SS, Weld Metal and 316L(N)/316 Weld Joint at 873K," *Trans Indian Inst. Metals*, 53, pp. 263~271.
- (3) Mannan, S. L. and Valsan, M., 2006, "High-temperature Low Cycle Fatigue, Creep-fatigue and Thermomechanical Fatigue of Steels and Their Welds," *Int. J. Mech. Sci.*, 48, pp. 160~175.
- (4) Coffin, L. F., 1954, "A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stress on a Ductile Metal," *Trans ASME*, 76, pp. 931~950.
- (5) Manson, S. S., 1953, "Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress," Michigan: Heat Transfer Symposium, University of Michigan Engineering Research Institute.
- (6) Halford, G. R., 1966, "The Energy Required for Fatigue," *J Mater*, 1(1), pp. 3~18.
- (7) Morrow, J., 1965, "Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals," ASTM STP 378, pp. 45~84.
- (8) Morrow, J., 1968, "Fatigue Design Handbook, Advances in Engineering," *Society of Automotive Engineers*. Warrendale. Pa, Vol. 4, Sec. 3. 2, pp. 21~29.
- (9) Smith, R. N., Watson, P. and Topper, T. H., 1970, "A Stress-strain Function for the Fatigue of Metal," *J Mater*, 5(4), pp. 767~78.
- (10) Lorenzo, F. and Laird, C., 1984, "A New Approach to Predicting Fatigue Life Behavior under the Action of Mean Stresses," *Mater. Sci. Eng*, 62, pp. 205~210.

- (11) Kwofie, S., 2001, "An Exponential Stress Function for Predicting Fatigue Strength and Life due to Mean Stresses," *Int J Fatigue*, Vol. 23, No. 9, pp. 829~36.
- (12) Koh, S. K., 2002, "Fatigue Damage Evaluation of a High Pressure Tube Steel using Cyclic Strain Energy Density," *J Pressure Vessel Technol*, 79, pp. 791~798.
- (13) Ye, D., Matsuoka, S., Nagashima, N. and Suzuki, N., 2006, "The Low Cycle Fatigue, Deformation and Final Fracture of an Austenitic Stainless Steel," *Mater. Sci. Eng, A*, 415, pp. 104~117.
- (14) Sivaprasad, S., Paul, S. K., Das, A., Narasiah, N. and Tarafder, S., 2010, "Cyclic Plastic Behaviour of Primary Heat Transport Piping Materials: Influence of Loading Schemes on Hysteresis Loop," *Mater. Sci. Eng, A*, 527, pp. 6858~6869.
- (15) Hong, S. G., Yoon, S. S. and Lee, S. B., 2004, "The Influence of Temperature on Low Cycle Fatigue Behavior of Prior Cold Worked 316L Stainless Steel (1) - Monotonic and Cyclic Behavior -," *Trans. Korea Soc. Mech. Eng. A*, Vol. 28, No. 4, pp. 333~342.
- (16) Ellyin, F., 1985, "Effect of Tensile-Mean-Strain on Plastic Strain Energy and Cyclic Response," *J. Eng. Mater. Technol*, Vol. 107(2), pp. 119~125.
- (17) Wittke, H., Olfe, J. and Rie, K. T., 1997, "Description of Stress-strain Hysteresis Loops with a Simple Approach," *Int. J. Fatigue*, Vol. 19, No. 2, pp. 141~149.
- (18) Jhansale, H. R. and Topper, T. H., 1973, "Engineering Analysis of the Inelastic Stress Response of a Structural Metal Under Variable Cyclic Strains," *ASTM STP-519*, pp. 246~270.
- (19) Sachs, G., Gerberich, W. W., Weiss, V. and Latorre, J. V., 1960, "Low-cycle Fatigue of Pressure Vessel Materials," *ASTM*, Vol. 60, pp. 512~529.
- (20) Mughrabi, H. and Christ, H. J., 1997, "Cyclic Deformation and Fatigue of Selected Ferritic and Austenitic Steels: Specific Aspects," *ISIJ Int*, 37, pp. 1154~1169.
- (21) Murakami, Y., 2002, "Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions," Elsevier, pp. 185~192.