

주조 스테인리스강 CF8M의 430°C 열화거동에 관한 연구 (II)

- 저사이클 피로특성 평가 -

권재도* · 우승완** · 박중철*** · 이용선* · 박윤원****
(1999년 9월 4일 접수)

A study on the 430°C Degradation Behavior of Cast Stainless Steel(CF8M) (II)

- Evaluation of Low Cycle Fatigue Characteristics -

Jae Do Kwon, Seung Wan Woo, Joong Cheul Park, Yong Sun Lee and Yun Won Park

Key Words: CF8M(주조 스테인리스강), Virgin Material(건전재), Degraded Material(열화재), Low Cycle Fatigue(저사이클 피로), Strain Control(변형률 제어), Cyclic Hardening(반복경화), Cyclic Stress-Strain Curve(반복응력-변형률 곡선)

Abstract

A thermal aging is observed in a primary reactor cooling system(RCS) made of a casting stainless steel when the RCS is exposed for long period at the reactor operating temperature, 290~330°C. An investigation of effects of thermal aging on a low cycle fatigue characteristics included a stress variations caused by a reactor operation and trip, is required. The purpose of the present investigation is to find an effect of a thermal aging of the CF8M on a low cycle fatigue life. The specimen of CF8M are prepared by an artificially accelerated aging technique holding 300 and 1800hr at 430°C respectively. The low cycle fatigue tests for the virgin and two aged specimens are performed at the room temperature for various strain amplitudes(ϵ_{ts}), 0.3, 0.5, 0.8, 1.0, 1.2 and 1.5% strain. Through the experiment, it is found that the fatigue life is rapidly reduced with an creasing of the aging time. The experimental fatigue life estimation formulas between the virgin and two aged specimen are obtained and are proposed to a analysis purpose.

1. 서론

원자력 발전설비와 같은 고온·고압의 특수환경 하에서 장기간 재료가 사용될 때에는 금속조직의 변화가 생기고, 각종 기계적 특성도 변화하는 열화(degradation)현상이 발생한다. 이러한 경년 열화 현상은 원자로 냉각계통에서 다수 발생되고 있으며, 원전설비 고장의 원인에서 그 비율은 점점 커져 갈 것으로 예상된다.

본 연구용 재료인 CF8M은 원전 1차 냉각계통에 사용되는 오스테나이트-페라이트 2상 주조 스테인리스강으로, 475°C에서 열취화 현상이 발생하는데, 가압경수로형 원전의 1차 배관계통의 운전온도인 290~330°C에서도 열취화 손상은 심각해질 수 있다고 알려지고 있다.^(1~2)

또한 원전 1차계통의 RCS(reactor cooling system) 배관은 여러 형태의 배관을 연결하여 사용하고 있으며, 엘보 및 티(T)로 연결될 경우, 고온·고압의 유체로 인하여 충격부식이 발생되게 된다.⁽³⁾ 이러한 충격부식이 발생한 부위는, 응력 집중 등의 효과로 인해 원래 설계응력보다 큰 응력이 작용하게 된다. 아울러 정기검사 등으로 인한 기동 및 정지시 부하변동이 크게 작용하는데,

* 회원, 영남대학교 기계공학부
E-mail : jdkwon@yucc.yeungnam.ac.kr
TEL : (053)810-2462 FAX : (053)813-3703

** 영남대학교 대학원

*** 회원, 영남대학교 대학원

**** 회원, 한국원자력안전기술원

이런 횡수를 일정 사이클로 가정하면 저사이클 피로현상을 받게 될 것이다. 저사이클 피로과정은 응력 반복수가 20,000회 이내에서 파괴가 일어나는 현상을 주 대상으로 하고 있다.⁽⁴⁾ 그러므로 수명 및 건전성 평가를 위해서는 소성영역까지 고려한 저사이클 피로시험을 수행하여, 열화 정도에 따른 저사이클 피로특성을 규명할 필요가 있다.

따라서 본 연구에서는 CF8M을 430℃에서 모의 가속 열화시키는 방법을 개발하여 단계별 열화제를 제작하고,⁽⁵⁾ 이들 열화제와 건전제로 저사이클 피로시험을 수행하여, 변형률과 피로수명, 응력과 피로수명과의 관계 등을 검토하였다. 더불어 파면을 전자현미경으로 관찰하여 열화에 따른 저사이클 피로특성을 규명하고자 하였다.

2. 시험편 제작 및 시험방법

본 연구에 사용된 재료는 원자력 발전소의 1차 계통에 사용되는 ASTM A351 Grade CF8M 주조 스테인리스강이며, Table 1에 CF8M의 화학성분을 나타내었다.

열화가 재료강도에 미치는 영향을 평가하기 위하여, 실험실에서 모의가속열화제를 제작하는 방법을 선택하였다. 모의 열화온도는 단시간에 열화를 시킬 수 있고, 가능한 한 낮은 온도인 430℃를 채택하여, 430℃에서 100, 300, 900, 1800 및 3600시간 유지 후 수냉하여 각 단계별 열화제를 제작하였다. 저사이클 피로시험용 재료는, 충격시험을 한 결과⁽⁵⁾ 상부단 충격흡수에너지의 현저한 차이를 보이는 300 및 1800시간의 모의열화제를 채택하였다.

본 시험에 사용된 시험편의 형상 및 치수는 ASTM E 606⁽⁶⁾에 따라 Fig. 1에 나타난 바와 같이 가공하였다. 나이프 에지(knife edge)를 부착하여 사이클 진행에 따른 변형률 및 하중값을 얻는 평행부(φ7) 및 곡률(R28) 부분은, 표면거칠기 효과를 최소화하고 정확한 측정을 할 수 있도록 고 정도의 래핑(lapping) 가공을 하여 정도가 ± 0.005mm 범위 내에 들도록 하였다.

본 시험에 사용된 피로시험기는 유압서보 피로 시험기(hydraulic-servo fatigue test machine : Model 8516)로 최대용량은 10ton이며, 시험은 상온에서 행하였다. 그리고 시험편의 평행부에 센터를 잡

아 12.5mm의 나이프 에지를 가진 변위계를 장착한 후, 변형률 일정상태하의 실험을 수행하였으며, 안정상태의 응력-변형률 곡선을 얻는 여러 방법 중에서 전 변형률진폭이 각각 다른 몇 개의 비교시험편들을 이용하였다.

대부분 금속재료에서의 저사이클 피로시험이 ± 0.2~± 2.0% 사이의 전 변형률진폭으로써 행해진다⁽⁷⁾는 점을 감안하여, 피로시험은 주파수를 0.2Hz로 일정하게 하고, 건전재, 430℃ 300시간 열화제 및 1800시간 열화제 각각에 대해 0.3%, 0.5%, 0.8%, 1.0%, 1.2% 및 1.5%의 전 변형률진폭(ϵ_m) 하에서 삼각파형 연속 저사이클 피로실험을 수행하였다. 피로수명은 시험편의 파면보호를 위하여 20% 응력감소 시점으로 하는 것이 적당하

Table 1 Chemical composition of CF8M

Composition, wt. %							
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
0.074	1.21	0.0318	0.0126	1.14	9.59	18.67	2.73

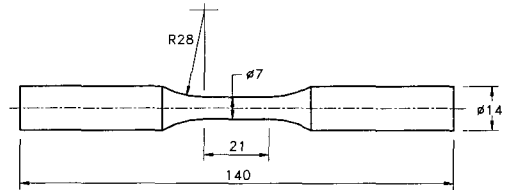
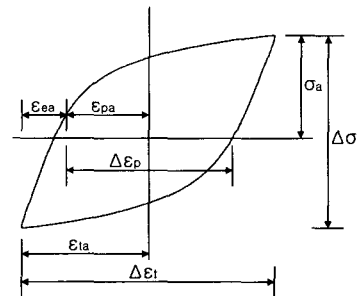


Fig. 1 Configuration of uniform-gage specimen for low cycle fatigue test



- $\Delta\sigma$: 응력폭(MPa)
- σ_a : 응력진폭(MPa)
- $\Delta\epsilon_p$: 소성 변형률폭(%)
- $\Delta\epsilon_e$: 탄성 변형률폭(%)
- $\Delta\epsilon_f = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_p$
- $\Delta\epsilon_s = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_e$
- ϵ_{ta} : 전 변형률진폭(%)
- ϵ_{ea} : 탄성 변형률진폭(%)

Fig. 2 Definition of low cycle fatigue parameters for a hysteresis loop

다는 보고도 있으나⁽⁸⁾ 본 연구에 사용된 재료인 CF8M의 연신율이 상당히 큰 점을 감안하여 인장 하중이 10kg 이하로 거의 작용하지 않는 시점을 피로수명으로 간주하였다. 사용된 프로그램은 MAX 8516이며, 각 시험편에 대해서 적당한 사이클마다 변형을 및 하중값을 자동저장하였다.

본 연구인 저사이클 피로실험시에 얻을 수 있는 히스테리시스 루프(Hysteresis loop)의 모델을 Fig. 2에 나타내었으며, 여기서 사용된 기호 및 용어는 그림의 밑부분에 나타난 바와 같이 통일하였다.

3. 저사이클 피로시험 결과 및 고찰

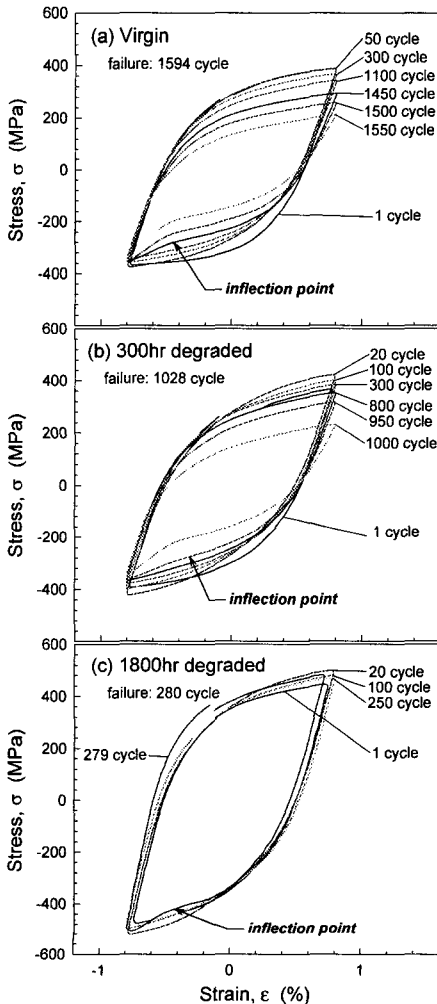


Fig. 3 Hysteresis loop for virgin and degraded materials at $\epsilon_{max}=0.8\%$

3.1 안정상태에서의 히스테리시스 루프

Fig. 3은 건전재 및 열화재에 대한 저사이클 피로시험 결과 중, 대표적으로 ϵ_{max} 를 0.8%로 하여 시험하였을 때의 히스테리시스 루프를 나타낸 것이며, 다른 실험에서도 전반적으로 이와 비슷한 경향을 보이고 있었다. 그림에서 각 재료에서는 과단되기 전 짧은 사이클에서 히스테리시스 루프 상에서 굴곡(inflexion) 현상이 나타나는데, 이것은 본 시험용 재료인 CF8M의 연신율이 좋기 때문에 발생한 것으로 사료되며, 이 굴곡점(inflexion point)에서 이미 균열이 나타났다는 것을 의미하고 있다.⁽⁵⁾ 이러한 inflexion 현상은 대부분의 시험편에서 발견되었다. Inflexion point는

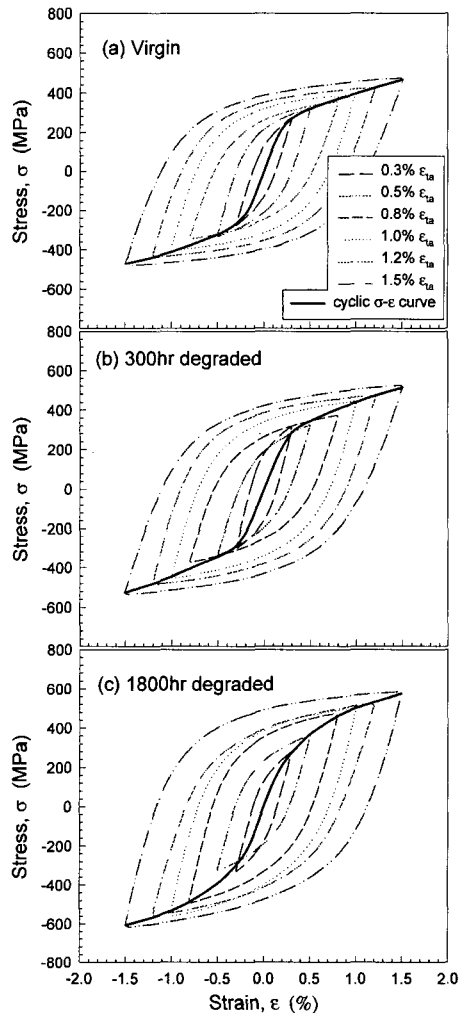


Fig. 4 Cyclic stress-strain curves for virgin and degraded materials

0.9N_f 이상에서 발생되었으며, 그 값(N/N_f)은 열화에 관계없이 비슷한 값들을 나타내고 있다.

건전재, 430°C 300시간 열화재 및 1800시간 열화재 각각에 대하여 ε_{ia}를 0.3%, 0.5%, 0.8%, 1.0%, 1.2% 및 1.5%로 변화시켜 가면서 저사이클 피로시험을 수행하였을 때, 각 변형률에서의 안정상태(N/N_f≒0.5)시 히스테리시스 루프를 나타낸 후, 그 선단을 연결한 응력-변형률 커브를 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4에 나타낸 바와 같이 동일 재료에서 ε_{ia}가 증가할수록 더 큰 응력이 작용한다. Fig. 4의 (a), (b) 및 (c)에서 나타난 여러 히스테리시스 루프 중 ε_{ia}가 1.5%일 때 응답응력의 진폭을 살펴보면, 건전재가 476.6MPa, 300시간 열화재는 528.4MPa, 1800시간 열화재는 599.5MPa로 열화가 될수록 받게 되는 응력의 크기도 증가함을 알 수 있다. 이러한 결과는 다른 ε_{ia}에서도 동일한 결과가 나타났다. 따라서 안정상태 응력-변형률 곡선은 재료가 열화됨에 따라 그 증가폭이 커짐을 알 수 있다.

또한 각각의 히스테리시스 루프 상에서 전반적으로 최대 인장응력보다 최대 압축응력이 더 크게 나타났다. 일반적으로 알려진 균열성장 모델들^(9~11)처럼 인장압축시 생성된 균열(fissure)이 동일한 변형률을 일으키고자 할 때, 인장시에는 작은 응력으로도 균열진전이 쉽게 되지만, 압축시에는 파면의 상하 부분이 서로 부딪힘으로 인하여 동일한 변형률을 일으키는 데 인장시보다 훨씬 더 큰 응력이 작용되기 때문으로 사료된다.

3.2 사이클 비에 따른 응력진폭의 변화

Fig. 5는 사이클 비(cycle ratio, N/N_f)에 대한 응력진폭의 변화 관계를 나타낸 것으로, (a)는 건전재, (b)는 300시간 열화재, (c)는 1800시간 열화재에 대하여 각각 나타낸 것이다.

Fig. 5에서 나타낸 바와 같이 모든 재료에서 초기경화현상이 두드러지게 관찰되었으며, N/N_f≒0.9까지 피로과정이 진행되면서 거의 변화가 없었다. 또한 이러한 경화현상은 열화가 진행될수록 그 폭이 커짐을 알 수 있다.

건전재 및 각 열화재에 대해 비커스 경도시험을 수행한 결과,⁽⁵⁾ 전반적으로 열화시간이 길어지면 경도값이 높아지는 경향을 보이고 있는데, 이와 같은 현상은 피로변형시 반복경화를 일으키는 것으로 알려져 있다.⁽¹²⁾

Manson과 Smith⁽¹³⁾는 인장시험 결과를 토대로 인장강도(σ_u)와 0.2% 오프셋 항복강도(0.2% offset yield strength, σ_{ys})의 비 σ_u/σ_{ys}가 1.4이상인 재료는 반복경화하고, 1.2이하인 재료는 반복연화 현상이 나타난다고 보고한 바 있으며, 본 실험에서 인장시험 결과 얻은 σ_u/σ_{ys}가 건전재는 1.69, 430°C 300시간 열화재는 1.90, 430°C 1800시간 열화재는 1.87로, Fig. 4에서 나타난 결과와 위에서 언급한 Manson 및 Smith의 연구결과가 거의 일치함을 알 수 있다.

Fig. 5에서 완전과단되기 전 약 10%의 사이클 비 영역(N/N_f≒0.9)부터는 재료의 급격한 응력감소 현상이 일어났는데, 이러한 현상은 CF8M의 건전

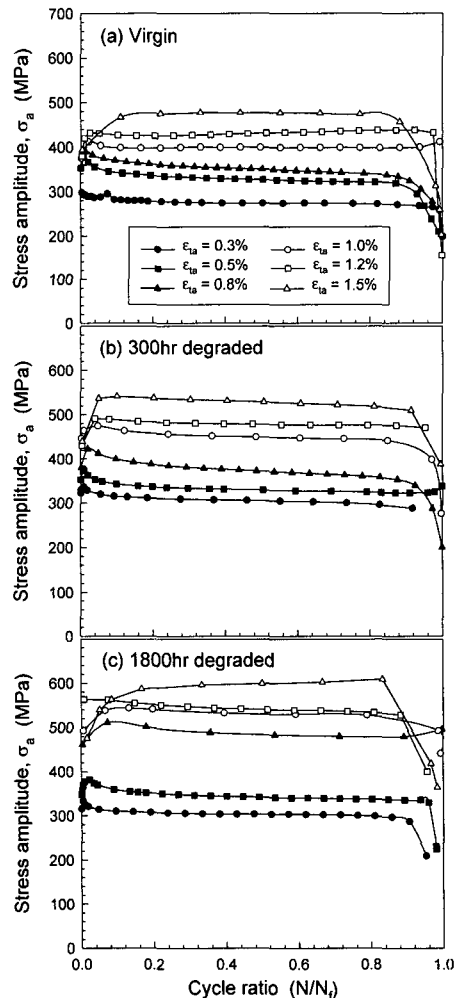


Fig. 5 Cyclic stress response curves for virgin and degraded materials

재 및 2종류의 열화재 모두 연신율이 매우 좋기 때문에 발생한 것으로 사료되며, 이러한 재료의 급격한 응력감소현상은 앞서 언급한 굴곡 현상을 시사하고 있다고 사료된다.

3.3 저사이클 피로수명특성

일반적으로 많이 사용되고 있는 저사이클 피로수명관계식은 ASTM⁽⁴⁾에서 식 (1)과 같이 규정하고 있다.

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \left[\frac{\sigma'_f}{E} \right] (N_f)^b + \epsilon'_f (N_f)^c \dots \dots (1)$$

여기서, σ'_f 는 피로강도계수(fatigue strength coefficient), E는 탄성계수, b는 피로강도지수(fatigue strength exponent 혹은 Basquin's exponent), ϵ'_f 는 피로연성계수(fatigue ductility coefficient), c는 피로연성지수(fatigue ductility exponent), N_f 는 파단 사이클 수이다.

Fig. 6은 건진재 및 단계별 열화재에 대하여 저사이클 피로실험을 수행한 후 얻은 저사이클 피로특성곡선으로, 파단 사이클 수에 대하여 (a)는 탄성 변형률진폭, (b)는 소성 변형률진폭, 그리고 (c)는 전 변형률진폭과의 관계를 각각 나타낸 것이다.

ϵ_{ea} 및 ϵ_{pa} 와 N_f 사이에는 대수 그래프 상에서 서로 선형적인 관계가 있다는 Basquin⁽¹⁴⁾의 방법을 사용하여 해석하였으며, 이 때 σ'_f/E 및 ϵ'_f 는 실험 데이터에 의하여 각각 N_f 對 ϵ_{ea} 및 N_f 對 ϵ_{pa} 의 대수 그래프 상에서의 절편(intercept)을 의미하며, b와 c는 각각의 기울기(slope)를 의미하고 있다.

Fig. 6에 나타난 바와 같이 동일한 변형률진폭 하에서, 열화가 진행됨에 따라 저사이클 피로수명은 현저히 감소한다는 것을 알 수 있다. 이렇듯 열화시간에 따른 저사이클 피로수명곡선이 뚜렷한 차이를 보이고 있는 것은, 본 연구와 동일한 재료로 일정하중상태 하에서의 피로균열진전 시험을 수행⁽⁵⁾하였을 때와는 대조적인 결과를 나타내고 있다.

Fig. 6의 (b) ϵ_{pa} 의 영역이 (a) ϵ_{ea} 에 비해 매우 큰 값을 가지기 때문에 결과적으로 저사이클 피로수명곡선은 ϵ_{pa} 의 영향을 더 많이 받고 있으며, 따라서 (c) ϵ_{ta} 는 그래프 (b)와 비슷한 양상을

나타내고 있다. 전반적으로 열화시간이 길어질수록 저사이클 피로수명은 저하하는 결과를 나타내고 있다.

또한 Fig. 6의 (a) 및 (b)로부터 최소자승법을 이용하여 피로수명 관계식 (1)에 나타나는 변수들의 값을 각각 구하여 Table 2에 나타내었다.

Table 2 Values of σ'_f/E , b, ϵ'_f , c obtained low cycle fatigue test

Kind	Variable	σ'_f/E	b	ϵ'_f	c
Virgin		0.0089	-0.1669	0.1689	-0.4845
300hr degraded		0.0097	-0.1897	0.1644	-0.5152
1800hr degraded		0.0064	-0.1460	0.0575	-0.4032

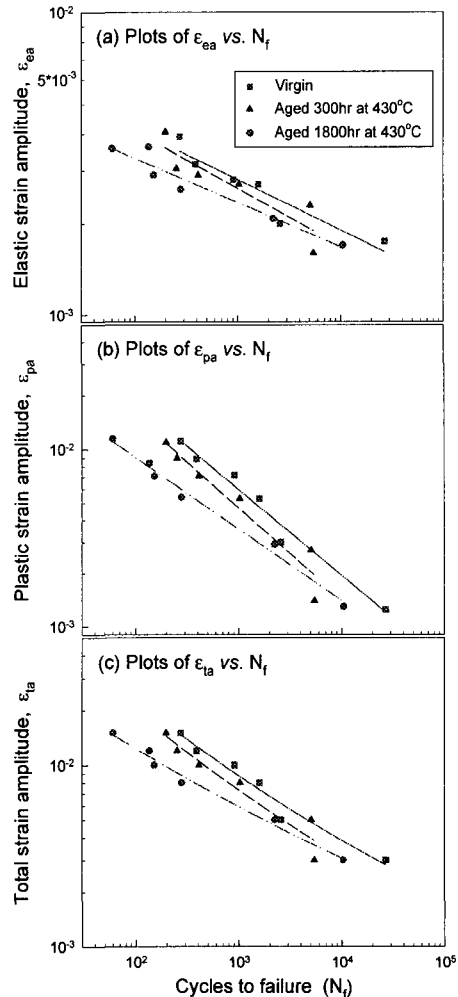


Fig. 6 Relationship between elastic, plastic or total

strain amplitude and fatigue life in CF8M

3.4 저사이클 피로강도특성

Fig. 7은 응력진폭과 파단 사이클 수와의 관계를 대수 그래프 상에 나타낸 것으로, 건전재 및 단계별 열화재 모두에 있어 선형적인 관계를 보이고 있다. 이것은 σ_a 와 N_f 가 대수 그래프 상에서 서로 선형적인 관계가 있다는 Basquin⁽¹⁴⁾의 보고와 동일하였으며, 따라서 Basquin이 제출한 다음 식 (2)로써 응력과 피로수명의 관계를 구하여 보았다.

$$\sigma_a = \sigma'_f (N_f)^b \dots\dots\dots (2)$$

식 (2)에 나타나는 각 변수들의 값을 최소자승법으로 구한 결과를 Fig. 7의 내부에 나타내었다. 그 결과 최초 1사이클에서 재료가 받게 되는 응력(σ_f)은 재질이 열화될수록 더 큰 값을 가지며, 피로강도의 저하속도를 나타내는 피로강도지수(b)의 감소폭도 건전재가 가장 작게 나타나는 양상을 보이고 있다. 그러나 전반적으로 동일 응력레벨 하에서 피로수명은 재질열화에 따라 그리 큰 차이 보이지 않고 있으며, 이것은 본 연구에 앞서 수행한 피로균열진전시험에서 나타난 결과⁽⁵⁾와 유사하게 나타난 것이다.

따라서 응력과 저사이클 피로수명과의 관계에서 열화 정도에 따른 저사이클 피로특성을 파악하기는 힘들다고 사료된다.

3.5 안정상태에서의 응력-변형률 관계

건전재 및 단계별 열화재에 대하여 안정상태의 응력-변형률을 얻는 다른 방식으로, 히스테리시스

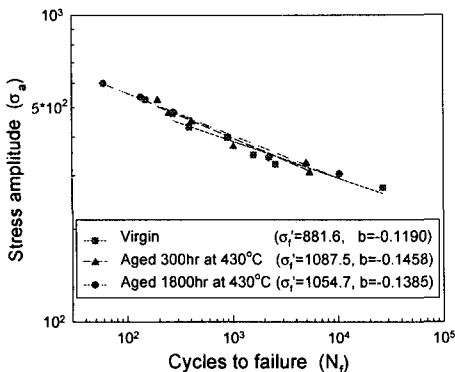


Fig. 7 Low cycle fatigue strength for virgin and degraded materials

루프를 이용하지 않고 안정상태에서의 응력진폭과 전 변형률진폭의 데이터를 직접 사용하는 방법이 있다.⁽¹⁵⁾ 이 방법으로 안정상태에서의 응력-변형률 거동을 살펴본 결과 Fig. 8과 같이 나타났다. 그래프에서 동일한 전 변형률진폭 하에서 받는 응답응력값은 건전재의 경우가 가장 낮고, 열화시간이 길어짐에 따라 점차 커지며, 그 증가폭이 점점 커진다는 것을 알 수 있다.

4. 저사이클 피로 파단면의 미시적 고찰

Fig. 9는 저사이클 피로가 진행된 후 약 1/3되는 지점에서, 건전재 및 단계별 열화재의 파단면을 전자현미경(SEM)으로 관찰한 예의 대표적인 것을 나타낸 것이다. 그림에서 흰색 화살표는 균열진전방향을 나타내고 있으며, 원은 개재물을 나타내고 있다.

C. Laird⁽¹⁶⁾ 및 R. M. N. Pelloux⁽¹⁷⁾에 의해 제안된 스트라이에이션 형성기구에서, 일반적으로 피로파면에는 반복하중 1사이클시 파단량에 대응하는 스트라이에이션(striation)이 형성된다는 것으로 잘 알려져 있다.

본 연구에 사용된 CF8M강은 11.5%의 페라이트 상을 함유하고 있는 오스테나이트의 복합 구조로 되어 있으며, 저-변형률 영역인 0.5% ϵ_{ia} 에서는 Fig. 9의 (a)~(c)와 같이 건전재와 열화재 모두 전형적인 연성스트라이에이션(ductile striation)이 피로파면의 넓은 영역에서 관찰되었다. 그러나 1.0% ϵ_{ia} 의 430°C 1800시간 열화재의 경우에는 스트라이에이션이 관찰되지 않았다. 전반적으로

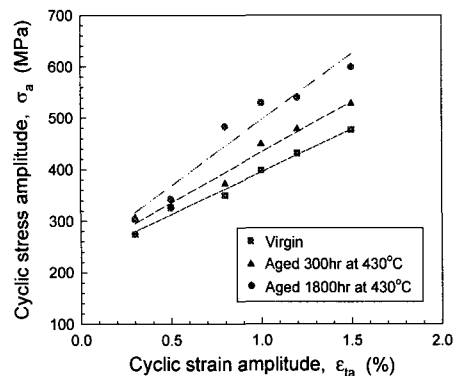


Fig. 8 Cyclic strain stress curves for virgin and degraded materials

로 재료가 열화될수록, 그리고 변형률진폭이 커질수록 스트라이에이션이 관찰되지 않았으며, 특히 ϵ_{td} 가 1.5%인 경우에는 모든 열화제에서 전혀 관찰되지 않았다.

이것은 열화가 진행될수록 페라이트상이 차지하는 면적이 상대적으로 증가하게 되고, 이러한 페라이트상이 규모가 큰 개재물이 되어 매우 큰 덩플을 형성하며, ⁽¹⁸⁾ ϵ_{td} 가 증가할수록 파면의 형성이 반복하중보다는 정적인 파괴의 영향을 지배적으로 받기 때문으로 사료된다. 여기서 보여지는 덩플이 일반적인 덩플과 다소 다른 양상을 나타내는 것은, 저사이클 피로시험이 단순인장시험과는 달리 인장-압축이 반복되면서, 압축시에 양파면이 서로 맞부딪쳐 파면에 손상을 입혔기 때문으로 생각되어진다.

또한 스트라이에이션이 생성되어 있는 플랫폼우(plateau)가 열화될수록 거칠어지는 경향을 나타내는데, 이것은 개재물에 의한 영향으로 사료

된다.

5. 결 론

건전재, 430℃ 300시간 및 1800시간 모의 가속 열화방법에 의해 제작된 열화제에 대하여 전 변형률진폭(ϵ_{td})을 0.3%, 0.5%, 0.8%, 1.0%, 1.2% 및 1.5%로 변화시켜 가면서 상온에서 저사이클 피로 시험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 일정변형률하의 저사이클 피로시험 결과, 변형률과 피로수명과의 관계에서는 재질 열화의 영향이 뚜렷하게 나타났다. 즉 열화가 진행될수록 페라이트상의 증가에 따른 재질의 취화로 인하여, 건전재에 비하여 열화제의 저사이클 피로수명이 급격히 짧아지는 경향을 나타내었다.

(2) 건전재 및 열화제 모두에 있어, 반복하중 초기에서 급격한 경화거동을 보인 후, 피로파괴가 진행되면서 거의 응력의 변화없이 진행되다가

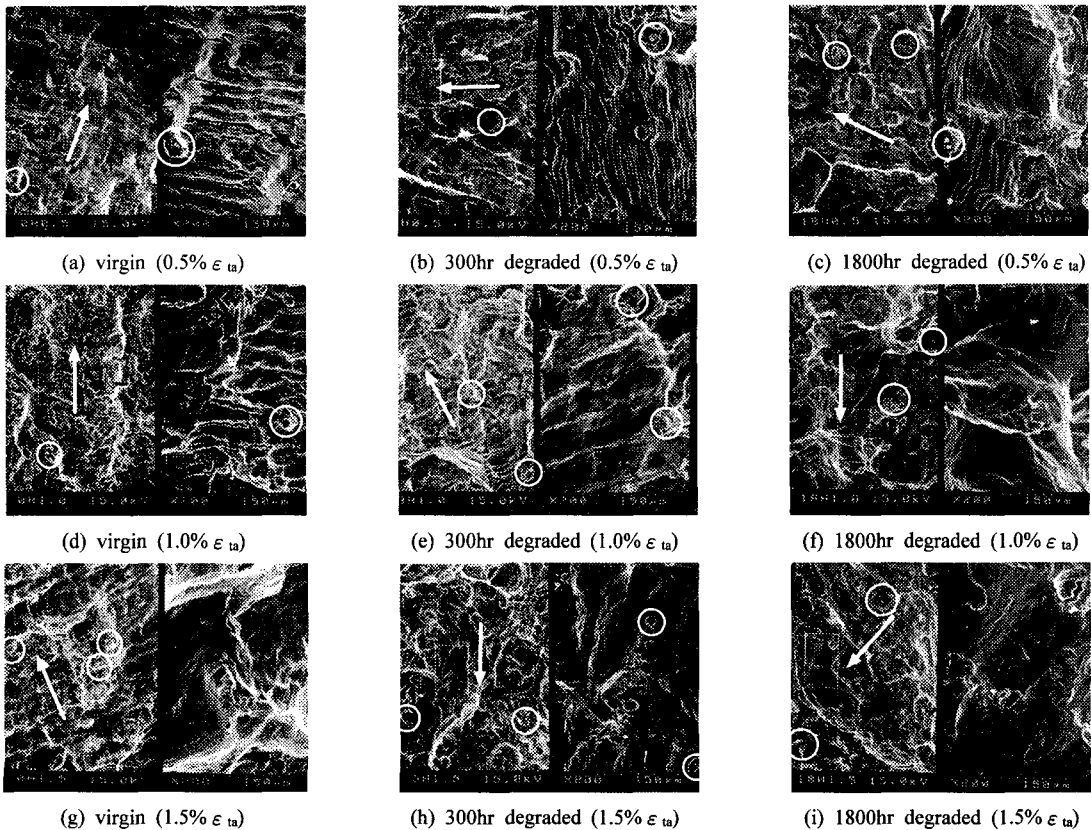


Fig. 9 SEM micrographs of the fatigue fracture surface for virgin and degraded materials

(left $\times 200$, right $\times 1000$), *The white arrow indicates the direction of crack propagation

$N/N_f \approx 0.9$ 부터는 급격한 응력감소가 일어난 후 파단에 이르렀다. 이러한 반복초기의 경화거동은 열화가 진행될수록 더 뚜렷이 나타남을 알 수 있었다.

(3) 건전재 및 열화재에 대하여 피로수명관계식 ($\log \epsilon_a$ 對 $\log N_f$) 및 피로강도관계식 ($\log \sigma_a$ 對 $\log N_f$)에 나타나는 각 변수들의 값을 검토하였다. 이 데이터는 CF8M 열화재의 피로수명 예측에 중요한 자료가 될 것이다.

(4) 피로 파단면을 SEM으로 관찰한 결과, 전반적으로 저-변형률에서는 스트라이에이션 양상으로, 고-변형률로 갈수록 덤플의 양상이 나타났으며, 이러한 파면형상은 열화시간이 길어짐에 따라 더욱 뚜렷이 나타나며, 덤플의 크기도 열화시간이 길어짐에 따라 더 커짐을 알 수 있었다.

참고문헌

- (1) Solomon, H. D. and Levinson, Lionel M., 1978, "Mössbauer Effect Study of 475°C Embrittlement of Duplex and Ferritic Stainless Steels," *Acta Metallurgical*, Vol. 26, pp. 429~442.
- (2) Chopra, O. K. and Chung, H. M., 1989, "Initial Assessment of the Process and Significance of Thermal Aging in Cast Stainless Steels," *NUREG/CP-097*, Vol. 3, pp. 519~546.
- (3) Korb, Lawrence J. and Olson, David L., 1987, "Metals Handbook® Ninth Edition," *ASM International*, Vol. 13, Corrosion, pp. 338~343.
- (4) 川田雄一, 1982, "金屬の疲勞と設計", 오ーム社, pp. 179~185.
- (5) 권재도, 박중철, 이용선, 이우호, 박윤원, 2000, "주조 스테인리스강 CF8M의 430°C 열화거동에 관한 연구(Ⅰ) - 열화기구·정적 및 피로강도평가," 대한기계학회 논문집, 제24권, 제8호, pp. 1910~1916.
- (6) ASTM, 1977, "Tentative Recommended Practice for Constant-Amplitude Low Cycle Fatigue Testing," *ASTM E 606-77T*, pp. 654~671.
- (7) Raske, D. T. and Morrow, J. D., 1969, "Mechanics of Materials in Low Cycle Fatigue Testing," *Manual on Low Cycle Fatigue Testing, ASTM STP 465*, pp. 1~25.
- (8) Rao, K. B. S., Sandhya, R., Ray, S. K., Manson, S. L. and Rodriguez, 1985, "Int. J. Fat", Vol. 7, pp. 141~147.
- (9) 向井喜彦 等, 1983, 材料, Vol.32, No. 355, p. 399.
- (10) 川島忠義 等 共譯, 1970, "金屬 疲勞破壞", 丸善, p. 158.
- (11) Tomkins, B., 1980, August, September, "Metal Science," p. 410.
- (12) 이수찬, 남수우, 1990, "터빈로타에 사용되는 1%Cr-Mo-V강 및 12%Cr-Mo-V강의 연속 저주파 피로특성에 관한 연구," 대한금속학회지, Vol. 28, No. 9, pp. 818~824.
- (13) Smith, R. W., Hirschberg, M. H. and Manson, S. S., 1963, "Fatigue Behavior of Materials under Strain Cycling in Low and Intermediate Life Range," *NASA TND-1574*.
- (14) Basquin, O. H., 1910, "The Exponential Law of Endurance Tests," *Proceedings, American Society for Testing and Materials, ASTEA*, Vol. 10, pp. 625~630.
- (15) Slama, G., Petrequin, P., Manson, S. H. and Mager, T., 1983, "Effect of Aging on Mechanics Properties of Austenitic Stainless Steel Casting and Welds," *SMIRT POST CONFERENCE SEMINAR 6*, pp. 1~24.
- (16) Laird, C., 1967, "The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation," *ASTM STP 415*, p. 131.
- (17) Pelloux, R. M. N., 1969, "Mechanism of Formation of Ductile Fatigue Striations", *Transactions of the ASM*, p. 62, p. 281.
- (18) Slama, G., Petrequin, P., and Mager, T., "Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Casting and Welds," *Structural Integrity of LWR, 7th SMIRT*, pp. 211~240.