

429EM 스테인리스강의 고온 저주기 피로 거동

이금오*·윤삼손*·홍성구*·김봉수**·이순복†
(2003년 7월 4일 접수, 2004년 2월 23일 심사완료)

Low Cycle Fatigue Behavior of 429EM Stainless Steel at Elevated Temperature

Keum-Oh Lee, Samson Yoon, Seong-Gu Hong, Bong-Soo Kim and Soon-Bok Lee

Key Words: Ferritic Stainless Steel(페라이트 스테인리스강), Cyclic Hardening(반복경화), Life Prediction(수명예측), High Temperature(고온), Dynamic Strain Aging(동적변형시효)

Abstract

Ferritic stainless steel is recently used in high temperature structures because of its good properties of thermal fatigue resistance, corrosion resistance, and low price. Tensile and low-cycle fatigue (LCF) tests on 429EM stainless steel used in exhaust manifold were performed at several temperatures from room temperature to 800°C. Elastic Modulus, yield strength, and ultimate tensile strength monotonically decreased when temperature increased. Cyclic hardening occurred considerably during the most part of the fatigue life. Dynamic strain aging was observed in 200~500°C, which affects the cyclic hardening behavior. Among the fatigue parameters such as plastic strain amplitude, stress amplitude, and plastic strain energy density (PSED), PSED was a proper fatigue parameter since it maintained at a constant value during LCF deformation even though cyclic hardening occurs considerably. A phenomenological life prediction model using PSED was proposed considering the influence of temperature on fatigue life.

1. 서 론

계속된 기술 개발로 말미암아 시스템의 고효율, 고속화, 대량화 과정이 일어나게 되었고, 많은 구조물의 사용 온도가 증가하게 되었다. 따라서 낮은 온도에서 일어나지 않았던 파손이 생겨나게 되었고, 이로 인하여 고온 구조물의 신뢰성에 관한 연구가

대두되었다. 고온 재료들은 일반적으로 시스템의 운행과 정지에 의해 큰 온도 변화를 겪게 된다. 이 과정에서 재료들은 열로 인한 팽창과 압축을 거듭하게 되어, 변형이 발생한다. 그런데 시스템은 구속되어 있으므로 이 열적인 변형은 기계적인 하중을 유발시킨다. 따라서 시스템의 온도가 높아지거나 낮아지는 일이 반복되면, 반복 하중을 가져오게 되고 취약한 부분에 균열이 발생, 성장하여 결국 파손에 이르게 된다. 이러한 파괴 과정을 열피로라고 하며 많은 고온 구조물의 주요 파손 원인으로 손꼽히고 있다.

최근에는 고온 피로와 크리프(creep)에 대한 저항성이 강한 초합금(superalloy)이 개발되었고 시판되고 있다. 그러나 이러한 초합금은 매우 고가이기 때문에, 대량으로 생산되는 고온 구조물에서는 가격이

† 책임저자, 회원, 한국과학기술원 기계공학과
E-mail : sblee@kaist.ac.kr
TEL : (042)869-3029

* 회원, 한국과학기술원 기계공학과

** 현대자동차 Vehicle Development & Analysis Team

Table 1 The chemical composition of 429EM stainless steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	Cu	N
0.021	1.00	0.029	0.019	0.001	0.15	14.46	0.07	0.08	0.15	0.34	0.45	0.002

비교적 저렴한 스테인리스강이 대체 재료로서 사용된다. 여러 종류의 스테인리스강 중 니켈이 포함된 3원 구조(Ni-Cr-Fe)의 오스테나이트 스테인리스강(austenitic stainless steel)과 니켈이 없는 2원 구조(Cr-Fe)의 페라이트 스테인리스강(ferritic stainless steel)이 많이 시판되어 왔다. 일반적으로 오스테나이트 스테인리스강이 더 큰 강도를 가지고 있기 때문에 많이 사용되었고 이에 대한 연구도 많이 이루어졌다. 그러나 Fujita 등에 의하면 일반적으로 많이 사용되는 오스테나이트 스테인리스강인 304 스테인리스강이 페라이트 스테인리스강인 430 스테인리스강보다 열피로에 대한 저항성이 좋지 않다고 보고되었다. 이는 오스테나이트 스테인리스강이 페라이트 스테인리스강보다 열팽창계수가 크기 때문에 동일한 온도 변화에 대해서 변형률이 더 커져 피로 수명이 짧아지는 것이다. 따라서 페라이트 스테인리스강을 고온 구조물에 사용하기 위하여 이 재료들에 대한 고온 피로 거동 연구가 활발히 진행되고 있다.⁽¹⁾

본 연구에서는 429EM 스테인리스강의 신뢰성 해석을 위해 총 변형률 진폭 제어를 통한 저주기 피로 시험을 수행하였다. 429EM 스테인리스강은 최근 개발된 페라이트 스테인리스강으로서 저렴한 가격과 높은 내식성(stress corrosion resistance)으로 인해 자동차의 엔진과 배기관 사이에 위치하는 배기 매니폴드(exhaust manifold)와 같은 고온 구조물에 사용하기 위해서 신뢰성 해석을 위한 연구가 진행되고 있다. 재료가 350°C~750°C의 고온 영역에서 사용되는 것을 감안하여 실험을 수행하였으며, 상온 및 200°C의 온도에 대해서도 실험을 수행하여 고온영역의 결과와 비교 분석하였다. 우선 재료의 기계적 물성치를 측정하기 위해 변위제어를 통한 인장 시험을 수행하여 재료의 연성(ductility) 및 강도(strength)가 온도에 따라 변화하는 양상을 측정하였으며, 저주기 피로 시험을 수행하여 재료의 피로 수명에 미치는 온도의 영향을 연구하였다.

2. 시험

2.1 시험 시편

재료의 화학적 조성은 Table 1과 같다. 본 재료

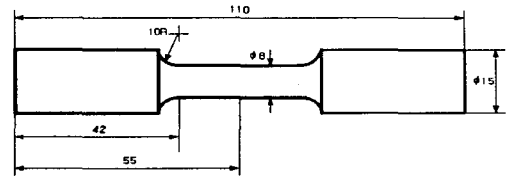


Fig. 1 Details of test specimen (Unit: mm)

는 80mm의 두꺼운 강판을 20mm로 압연한 후에 850°C에서 1시간 동안 풀림(normalizing)처리 하여 직경 15mm의 시편을 제작하였다. 표면 거칠기가 시험 결과에 미치는 영향을 배제하기 위해 에머리 페이퍼를 사용하여 #2000(13 μ m)까지 경면 가공하였다. 미세한 굽힘에 의해 표면에 발생할 수 있는 응력 집중을 방지하기 위하여 시편의 축방향을 따라 표면처리를 하였다. 시험에 사용된 시편은 Fig. 1과 같다.

2.2 시험 장비

인장 시험 및 저주기 피로 시험을 수행하기 위해 MTS사에서 제작된 10톤 용량의 페루프 유압 제어 시스템이 사용되었으며, 온도 제어를 위해서 유도 가열로(induction heater)를 사용하였다. 변형률 측정 및 제어를 위해서 MTS사에서 제작된 고온용 단축 신장계(gage length:12mm)를 이용하였으며 시험을 수행하면서 변위, 하중 및 변형률 신호를 측정하였다.

2.3 시험 방법

재료의 기계적 물성치(E , σ_y , σ_u , ϵ_f 등)를 측정하기 위해 변위제어를 통해 20°C~800°C 온도 영역에서 인장 시험을 수행하였다. 변형률 속도에 의한 재료의 물성치 변화를 알기 위해 3mm/min($\approx 1.75 \times 10^{-3}$ /s)과 90mm/min($\approx 5.25 \times 10^{-2}$ /s)의 변위 속도로 실험을 수행하였다. 저주기 피로 시험은 총 변형률 진폭 제어에 의해 수행되었으며, 변형률 속도는 2×10^{-3} /s로 일정하게 유지하였다. 시험시 변형률 속도를 일정하게 하기 위해 삼각파(fully reversed triangular wave)를 사용하였으며, 한 사이클 당 200개의 데이터를 저장하였다.

0.6%~1.6% 사이의 총변형률 범위에서 실험을

수행하였으며 상온, 200°C, 400°C, 600°C의 총 4개의 온도에서 실험을 수행하였다. 상온 실험에서 응력이 최고 응력 진폭의 90%로 응력이 떨어졌을 때 수 사이클만에 파괴가 일어났기 때문에 피로 수명은 최고 응력 진폭의 90%가 되는 시점으로 정의하였다.

3. 시험 결과 및 분석

3.1 인장시험

탄성계수 E를 구하는 방법으로는 인장시 탄성 영역에서의 응력-변형률 곡선의 기울기를 사용하였고, 항복응력(σ_y)을 구하는 방법으로는 0.2% 오프셋 변형률(offset strain)방법을 이용하였다. 인장 시험을 통해 얻어진 재료의 기계적 물성치가 Fig. 2와 Fig. 3에 제시되어 있다. Fig. 2에서는 탄성계수가 300°C ($\approx 0.32T_m$, 여기서 T_m 은 melting temperature)까지는 210GPa로 일정한 값을 보이지만 그 이후부터 온도에 따라 조금씩 감소하는 경향을 보인다. 항복응력과 인장강도는 온도가 증가할 때 거의 선형적으로 일정하게 감소하는 현상을 보이며, 두 변위 속도에 대해서 많은 차이를 보이지 않는 것을 알 수 있다. Fig. 3은 온도에 따른 연신율(elongation)을 나타낸 것이다. 연신율은 온도에 따라서 복잡한 양상을 띠며, 200°C, 600°C에서는 연성이 다른 온도에 비해 좋지만, 300~500°C에서는 재료가 취성화 되는 것을 알 수 있다.

3.2 저주기 피로 시험

3.2.1 반복 경화 거동

Fig. 4에서는 0.6% 총 변형률 범위 저주기 피로 실험에서 각 사이클에서의 최고 응력(peak stress)의 변화를 보여준다. 모든 실험 온도에서 사이클이 진행됨에 따라 거의 전 수명동안 반복 경화(cyclic hardening)거동이 관찰되었다. 페라이트 스테인리스강의 반복 경화 거동은 몇몇 연구자들의 의하여 또한 보고되어 있다.⁽²⁾ Fig. 4에서는 사이클이 진행됨에 따라 각 온도에서 반복 경화 현상의 양상이 서로 다르게 나타남을 볼 수 있다. 즉, 온도에 따라 응력 증가 속도가 초기 경화 사이클과 2차 경화되는 사이클(약 500 사이클 정도)에서 각각 다르게 나타남을 볼 수 있다. 이는 온도에

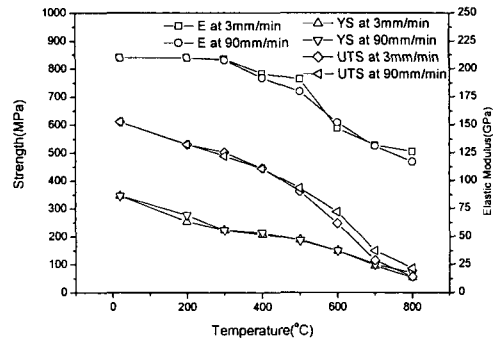


Fig. 2 The variation of E, YS, and UTS with temperature

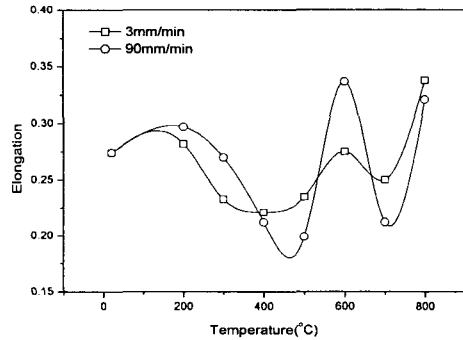


Fig. 3 The variation of elongation with temperature

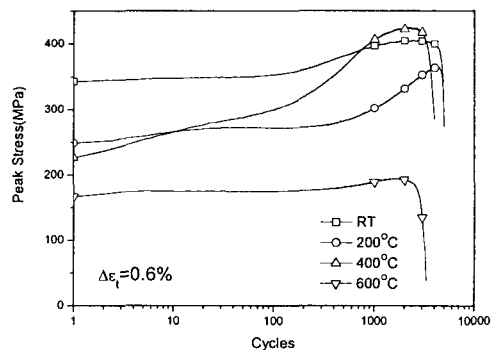


Fig. 4 Evolution of peak stress during test

따른 경화 메커니즘이 각각 다른 것으로 여겨진다. Fig. 5는 온도에 따른 경화량의 차이를 나타낸다. 특히 400°C에서의 경화량이 제일 큰 것을 볼 수 있으며, 그 정도는 초기 사이클의 두배에 가까운 값까지 증가하는 것을 알 수 있다. Kim 등⁽³⁾에

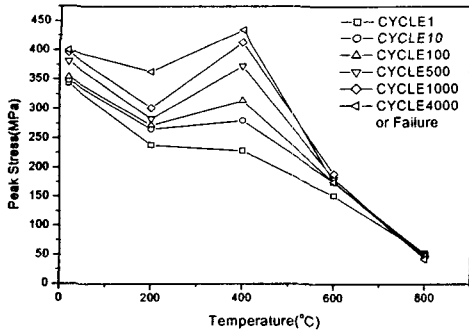


Fig. 5 Evolution of cyclic peak stress with a number of cycles at each temperature

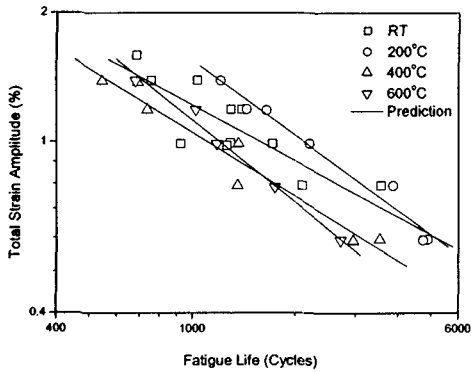


Fig. 6 Total strain amplitude-fatigue life ($\Delta\epsilon_t - N_d$) curves

의하면, 일반적으로 피로 균열 생성은 약 $10\mu\text{m}$ 정도의 균열이 일어났을 때로 정의하며, 이는 측정하기 어렵기 때문에 균열 생성의 길이와 균열 성장의 I 단계를 합하여 $100\mu\text{m}$ 를 균열 생성 단계로 정의하고 있다. 또한 그들은 316L 스테인리스강에서 $100\mu\text{m}$ 정도의 균열이 전체 수명의 40% 정도 되었을 때 발생하는 것을 관찰하였다. 따라서 스테인리스강의 저주기 피로에서는 균열 진전이 전체 수명의 적어도 60% 이상이라 생각할 수 있고, 429EM 스테인리스강에서도 파면에 나타난 많은 스트라이에이션(striation)으로 확인할 수 있었다. 응력의 증가는 응력강도계수(stress intensity factor) K를 증가시켜 균열 진전 속도가 빨라지기 때문에 수명이 다른 온도에 비해 더 짧아지는 것을 알 수 있다(Fig. 6). Fig. 7에서는 400°C 에서 시간에 따른 피크 응력의 변화와 소성 변형률 진폭, 소성

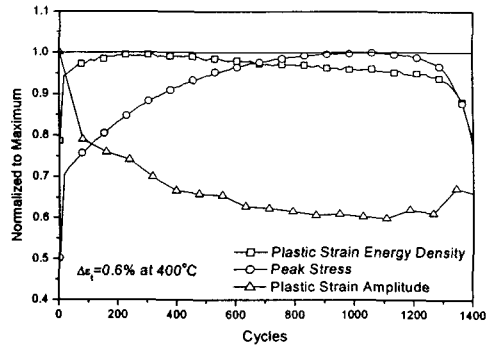


Fig. 7 Evolution of normalized PSED, peak stress, and plastic strain amplitude with a number of cycles at $\Delta\epsilon_t = 0.6\%$

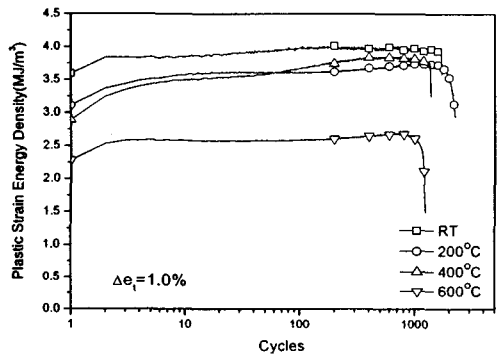


Fig. 8 Evolution of plastic strain energy density during tests at each temperature

변형률 에너지 밀도(Plastic strain energy density, PSED)을 보여준다. 급격한 반복 경화시 해당 소성 변형률 진폭도 급격하게 변하게 되어 소성 변형률을 파라미터(parameter)로 사용하는 Coffin-Manson 모델을 사용할 수 없게 된다. 그러나 히스테리시스(hysteresis) 루프의 내부 면적을 나타내는 PSED는 사이클별로 큰 차이가 없음을 보게 된다. 이는 총 변형률 제어에서는 응력이 증가하면 소성 변형률이 계속 줄어들게 되므로 이들의 곱인 PSED는 일정한 값을 가지게 된다.

3.2.2 Morrow 모델을 이용한 저주기 피로 시험 결과 해석

Morrow⁽⁴⁾에 의하면 재료의 피로 손상은 각 사이클당 누적되는 소성 변형률 에너지 밀도(PSED, Δw_p)와 관련이 있으며, 피로 수명은 식 (1)과 같

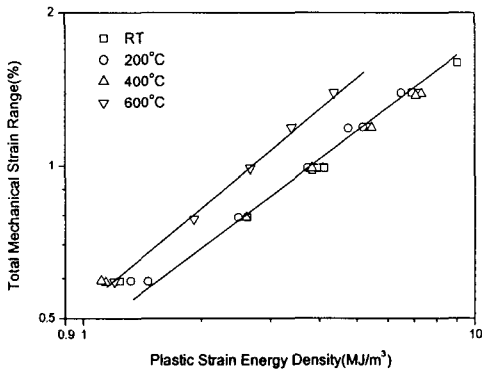


Fig. 9 The relationship between $\Delta \epsilon_t$ and PSED

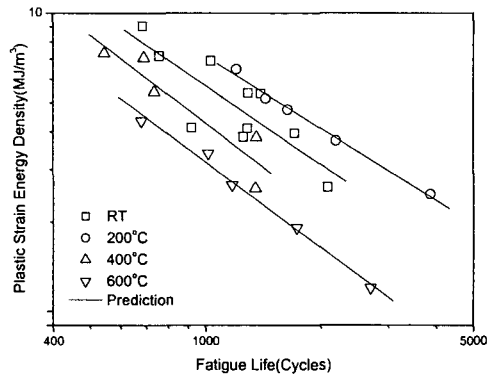


Fig. 10 PSED-life ($\Delta w_p - N_f$) curves

Table 2 Material constants in Morrow model

Temp.	RT	200°C	400°C	600°C
m	0.875	0.802	0.974	0.954
C (MJ /m ³)	2399	1820	3631	2323

이 Δw_p 를 이용해 예측할 수 있다. 여기서 m과 C는 실험으로부터 구해지는 재료 상수이며, Δw_p 는 반수명(half-life)에서 응력-변형률 이력 곡선의 안쪽 면적을 나타낸다.

$$N_f^m \cdot \Delta w_p = C \quad (1)$$

Fig. 8은 온도에 따라 사이클이 진전하는 동안 PSED가 나타나 있다. 대부분의 사이클 동안 소성 에너지 밀도는 일정한 값을 가지는 것을 볼 수 있다. Fig. 9는 온도에 따라 총 변형률 범위와 PSED와의 관계를 나타낸 것이다. 그림에서 보는 바와 같이 모든 온도에서 총 변형률과 PSED는 선형의 관계를 가지고 있음을 알 수 있으며, 따라서 총 변형률을 PSED로 쉽게 변환 가능함을 알 수 있다. 또한 상온에서 400°C까지는 소성 에너지 밀도의 크기가 비슷하며, 600°C에서는 다른 온도들 보다 낮은 소성 에너지 밀도를 갖는 것을 알 수 있다. 600°C는 약 0.5T_m으로 재료에 미치는 크리프의 효과가 커지는 영역이므로, 이 온도 구간에서 재료가 급격히 연화되는 것이라고 사료되며, 이러한 저주기 시험의 결과로 600°C 이상의 고온에서 큰 하중을 받는 데에는 부적절하다고 결론을 내릴 수 있었다.

또, 각 실험 온도에서 소성 변형률 에너지 밀도와 피로수명과의 관계가 Fig. 10에 제시되어 있으며, 각 온도에서 계산된 재료상수 m과 C의 값은

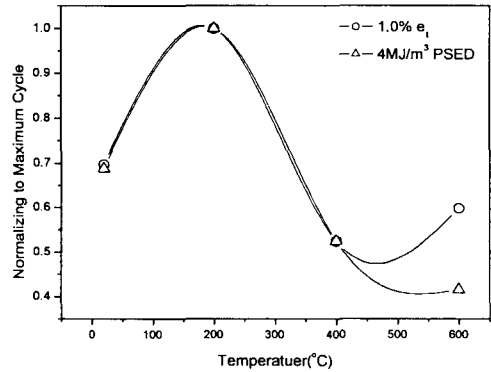


Fig. 11 The influence of fatigue parameters on the temperature dependence of fatigue life

Table 2에 정리하였다. Fig. 6과 비교했을 때, Fig. 10에서는 600°C의 수명곡선이 400°C의 수명 곡선 아래에 위치하게 된다.

3.3 온도를 고려한 현상학적 수명식 제안

총 변형률과 소성 에너지 밀도를 수명인자로 선정하여 온도와 피로 수명과의 관계를 살펴보면 Fig. 11에서 보는 바와 같이 온도에 대해 매우 복잡한 형태를 띠고 있음을 알 수 있다. 일반적인 선형 손상 모델은 다음과 같다.

$$\sum_{i=1}^{N_f} D = N_f \cdot D = 1 \quad (2)$$

식 (1)을 식 (2)와 같은 형태로 바꾸면, 식 (3)과 같이 구성할 수 있다.

$$\sum_{i=1}^{N_f} \left(\frac{\Delta w_p}{w_0} \right)^{1/m} \approx N_f \cdot \left(\frac{\Delta w_p}{w_0} \right)^{1/m} = 1 \quad (3)$$

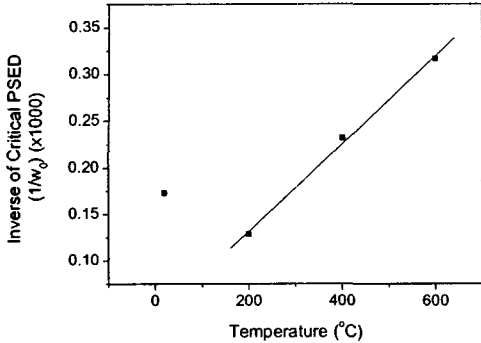


Fig. 12 Temperature dependency of critical PSED

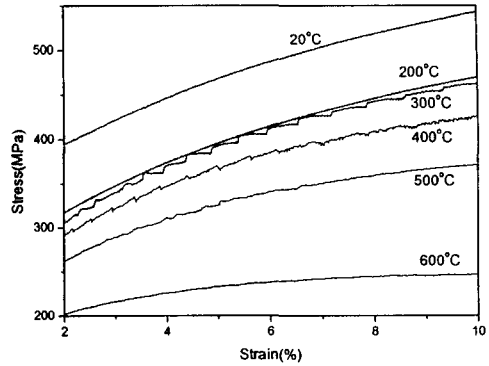


Fig. 14 Serrated yielding in the stress-strain curve

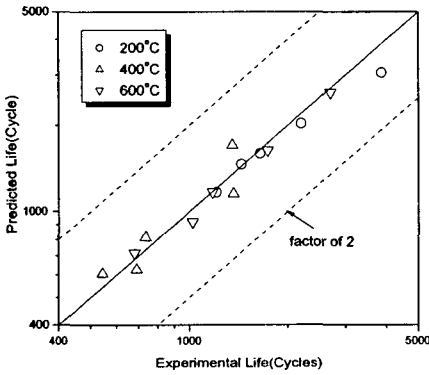


Fig. 13 Experimental data vs predicted fatigue life

Table 3 The values of critical PSED

Temp.	RT	200°C	400°C	600°C
w_0 (GJ/m ³)	5.577	7.774	5.176	3.608

여기에서 w_0 는 식 (1)에서의 C에 해당하는 값이다. 식 (3)은 피로 손상이 $\Delta w_p^{1/m}$ 에 비례하고, 사이클에 대해 선형으로 누적된다는 것을 의미한다고 할 수 있다. 이 때, 피로손상 $\Delta w_p^{1/m}$ 이 누적되어 $w_0^{1/m}$ 에 이르게 되면 파괴가 된다고 할 수 있는데, 이때의 w_0 를 임계 소성 변형률 에너지 밀도(critical PSED)라고 정의할 수 있으며, 이 값은 온도에 따른 함수로 나타낼 수 있다. Table 2에서 m은 일정하게 0.8~1.0의 값을 가지고 있다. 이 경우에 재료의 피로 수명식을 간단한 함수로 표현하기 위해서 $m \approx 1$ 로 가정할 수 있었다. 이 경우에 임계 소성 변형률 에너지 w_0 는 Table 3과

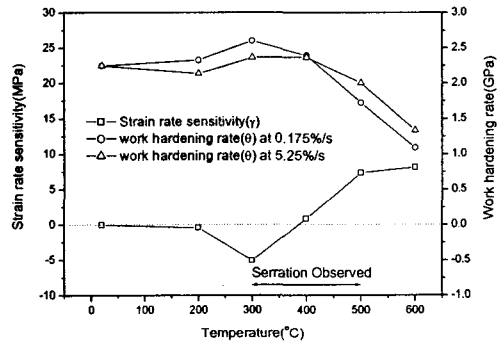


Fig. 15 Various evidences of DSA during tensile deformation

같이 상온에서 200°C까지는 증가하다가 600°C까지 감소하는 복잡한 형태의 값을 갖는다. 이 경우에 $1/w_0(T)$ 는 온도에 대해서 Fig. 12에서 보는 것과 같이 나타낼 수 있다. 재료가 고온에서 사용되는 것을 감안하여 고온의 데이터로 그림과 같은 직선을 구성할 수 있으며, 식 (4)와 같이 표현할 수 있다.

$$w_0(T) = \frac{1}{a + bT} \tag{4}$$

where 200centigrade $\leq T \leq 600$ centigrade

이 경우에 T를 °C의 단위로 w_0 를 GJ/m³의 단위로 사용할 때 상수값은 다음과 같다.

$$a = 0.0377 \tag{5}$$

$$b = 4.70 \times 10^{-4}$$

따라서 이 결과를 요약하면 식 (6)과 같은 간단한 식의 형태로 수명식을 구성할 수 있다.

$$N_f \cdot \Delta w_p \cdot (a + bT) = 1 \tag{6}$$

제안된 수명식 (6)을 이용하여 실험 결과와 예측결과를 비교한 결과가 Fig. 13에 제시되어 있다. 결과에서 볼 수 있듯이 429EM 스테인리스강에서 시험한 고온 저주기 피로 영역에 대해 실험 결과를 잘 예측하고 있음을 알 수 있다.

4. 토 의

4.1 475°C 취성(475°C Embrittlement)

일반적으로 페라이트 스테인리스강은 400~550°C에서 시간이 지날수록 취성화가 일어나며, 이 온도에서는 경도와 강도가 증가하고 연성이 떨어지는 것으로 알려져 있다.⁽⁵⁾ 이러한 현상은 475°C의 온도에서 가장 크게 발생하기 때문에 475°C 취성이라고 한다. 이 현상은 전위가 있는 곳에 크롬(Cr)이 많은 α' 상이 석출하기 때문이며, 이 온도 구간에서의 유지시간이 길수록,⁽⁶⁾ 크롬의 함량이 많을수록,⁽⁷⁾ 경도와 강도는 증가하게 된다. 그러나 475°C 취성은 크롬 함량이 13% 이하인 경우는 전혀 나타나지 않으며, 크롬이 16% 정도일 때도 거의 나타나지 않는다.⁽⁶⁾ 따라서 400°C에서의 급격한 반복 경화 현상은 475°C 취성으로 설명할 수 없다고 사료된다.

4.2 동적변형시효 효과

많은 연구자들이 스테인리스강에서의 경화 메커니즘을 설명하기 위해 동적변형시효(dynamic strain aging, DSA) 효과를 사용하였다. 일반적으로 많은 연구가 이루어진 오스테나이트 스테인리스강에서는 DSA 효과가 발견되었고,⁽⁸⁾ Armas 등은 AISI 420 스테인리스강은 250~450°C 사이에서, 노멀라이징한 AISI 430F 스테인리스강은 450~500°C 사이에서 DSA가 발견된다고 보고하였다.⁽⁹⁾

일반적으로 사용되는 동적변형시효 모델은 고용된 원자들이 자유롭게 확산될 수 있는 고용체(solid solution)에서 설명하는데, 일시적으로 고용 원자들은 전위와 근접한 위치를 차지할 때, 전위의 이동이 방해받게 되어 지속적으로 응력이 증가하는 경화현상이 일어나게 된다. 이 때에는 변형률 속도를 조절하여 이 일시적인 환경이 확산될 정도로 전위 이동 속도를 매우 증가시키면, 이 고용 환경은 무시할 만큼 적게 되어, 변형률 속도를 증가시켰을 때 강도가 떨어지는 현상이 나타

나게 된다. 동적 변형 시효는 비 균질성 변형상태에도 일어나는데, 이때는 전위의 갑작스러운 형성이나 이동으로 인해 급격한 응력 감소를 통한 세레이션 항복(serrated yielding)으로 일컬어지는 응력 떨림 현상들이 발생한다.⁽¹⁰⁾

DSA의 증거로 많이 사용되는 것은 일반적으로 세레이션 항복이며, 가공 경화율 (work hardening rate, $\theta = \Delta\sigma/\Delta\epsilon$), Hall-Petch slope K_0 , 연신율의 변화, 또는 변형률 속도 민감도(strain rate sensitivity, SRS, $\gamma = \Delta\sigma/\Delta\dot{\epsilon}$)도 많이 사용된다.⁽¹¹⁾ 429EM 스테인리스강에서는 세레이션 항복이 Fig. 14와 같이 300~500°C 온도 구간에서 발견되었다. Fig. 15에서는 온도에 대한 변형률 민감도(γ)와 가공 경화율 (θ)을 나타낸 것이다. 변형률 속도 민감도는 인장 시험 결과에서 구할 수 있었으며, 10%의 변형률에서의 응력을 가지고 구할 수 있었다. 가공 경화율은 0.2%에서 10%의 변형률 범위에서 응력의 증가량을 계산하여 구할 수 있었다. 10%의 변형률에서의 변형률 속도 민감도는 200~400°C에서 음(negative)의 값을 가지고, 가공 경화율은 300°C, 400°C에서 최대 값을 가지고 있음을 알 수 있다. 또한, 연신율 변화의 결과(Fig. 3)에서 300~500°C 사이의 연신율이 낮은 것을 관찰할 수 있었다. 이러한 결과로 200~500°C에서 DSA 효과가 있다고 생각할 수 있으며, 200°C와 400°C의 저주기 피로에서 일어나는 급격한 반복 경화 현상은 DSA 효과에 의한 영향이라고 사료된다(Fig. 5).

5. 결 론

429EM 스테인리스강의 인장 및 저주기 피로 시험이 넓은 범위의 온도(상온~600°C) 및 총 변형률 진폭(0.3%~0.8%)에 대해 수행되었으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 재료의 탄성계수, 항복응력, 인장 강도 모두 온도에 따라서 단조 감소하는 현상이 관찰되었다.

(2) 저주기 피로 상황에서의 재료는 모든 온도 구간에 대해 반복 경화(cyclic hardening)현상이 나타나서 피로 수명에 영향을 끼침을 알 수 있었다. 시편이 겪는 응력이 커질수록 균열 전진 속도가 증가하여 피로 수명이 짧아지는 것을 볼 수 있었다.

(3) 반복 경화가 일어날 때 소성 에너지 밀도를 수명 인자로 사용하는 것이 적절하다는 것이 관찰되었으며, 피로 수명에 대한 온도의 영향을 고

려한 에너지 기반 선형 수명식을 제안하였다.

(4) 200°C~500°C의 넓은 온도구간에 걸쳐서 동적변형시효(DSA)의 영향이 관찰되었으며, 저주기 피로 변형시 200°C와 400°C에서 나타나는 급격한 반복 경화 현상은 DSA로 설명할 수 있었다.

후 기

본 연구는 국가지정 연구실 CARE Lab.과 (주)현대자동차의 지원 하에 수행되었으며 이에 감사를 드립니다.

참고문헌

- (1) Fujita, N., Ohmura, K., Kikuchi, M., Suzuki, T., Funaki, S., and Hiroshige, I., 1996, "Effect of Nb on High-Temperature Properties for Ferritic Stainless Steel," *Scripta Materialia*, Vol. 35, No. 6, pp. 705~710.
- (2) Kaneko, Y., Mimaki, T., and Hashimoto, S., 1999, "Cyclic Stress-Strain Response of Ferritic Stainless Steel Single Crystals with the (112) Primary Slip Plane," *Acta Mater.* Vol. 47, No. 1, pp. 165~173.
- (3) Kim, D. W., Ryu, W. S., Kim, W. G. and Kuk, I. H., 1999, "Nucleation of Low Cycle Fatigue Crack at High Temperature in Nitrogen Alloyed Type 316L Stainless Steel," *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, Vol. 37, No. 5, pp. 539~542.
- (4) Morrow, J. D., 1964, *ASTM STP* 378, p. 45.
- (5) Cortie, M. B. and Pollak, H., 1995, "Embrittlement and Aging at 475°C in an Experimental Ferritic Stainless Steel Containing 38wt.% Chromium," *Material Science and Engineering*, A199, pp. 153~163.
- (6) Newell, H. D., May 1946, *Metal Progress*, p. 977.
- (7) Gordon Parr, J., 1998, *Introduction to Stainless Steel*, 3rd Ed., ASM International, p. 108.
- (8) Hong, S. G. and Lee, S. B., 2003, "The Influence of Dynamic Strain Aging on Tensile and LCF Properties of Prior Cold Worked 316L Stainless Steel," *KSME Transaction A*, Vol. 27, No. 8, pp. 1398~1408.
- (9) Armas, A. F., Avalos, M., Alvarez-Armas, I., Petersen, C., and Schmitt, R., 1998, "Dynamic Strain Ageing Evidences During Low Cycle Fatigue Deformation in Ferritic-Martensitic Stainless Steel," *J. of Nuclear Materials*, Vol. 258-263, pp. 1204~1208.
- (10) Castelli, M. G., Miner, R. V. and Robinson, D. N., 1993, "Thermomechanical Deformation Behavior of a Dynamic Strain Aging Alloy, Hastelloy X," *Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials*, ASTM STP 1186, pp. 106~125.
- (11) Robinson, J. M. and Shaw, M. P., 1994, "Microstructural and Mechanical Influences on Dynamic Strain Aging Phenomena," *International Materials Reviews*, Vol. 39, No. 3, pp. 113~122.