

냉간 가공된 316L 스테인리스강의 저주기 피로 거동에 미치는 온도의 영향 (I)

- 인장 및 반복 거동 -

홍성구* · 윤삼손* · 이순복†

(2002년 12월 2일 접수, 2004년 1월 16일 심사완료)

The Influence of Temperature on Low Cycle Fatigue Behavior of Prior Cold Worked 316L Stainless Steel (I)

- Monotonic and Cyclic Behavior -

Seong-Gu Hong, Samson Yoon and Soon-Bok Lee

Key Words : Low Cycle Fatigue(저주기 피로), 316L Stainless Steel(316L 스테인리스강), Cold Work(냉간 가공), Cyclic Softening(반복연화), Non-Masing(비메이징)

Abstract

Tensile and low cycle fatigue (LCF) tests on prior cold worked 316L stainless steel were carried out at various temperatures from room temperature to 650°C. At all test temperatures, cold worked material showed the tendency of higher strength and lower ductility compared with those of solution treated material. The embrittlement of material occurred in the temperature region from 300°C to 600°C due to dynamic strain aging. Following initial cyclic hardening for a few cycles, cycling softening was observed to dominate until failure occurred during LCF deformation, and the cyclic softening behavior strongly depended on temperature and strain amplitude. Non-Masing behavior was observed at all test temperatures and hysteresis energy curve method was employed to describe the stress-strain hysteresis loops at half-life. The prediction shows a good agreement with the experimental results.

1. 서론

고온 구조물에 사용되는 재료들은 시스템의 운항 및 정지에 의해 유발되는 온도구배(thermal gradient)에 의한 열변형을 겪게 된다. 또한 시스템의 냉각 장치에서도 냉각제의 온도 변화에 의해 열변형이 발생하게 된다. 이러한 열변형은 시스템이 구속되어 있으므로 그대로 열응력이 되고, 실제로 주기적인 열응력이 가해지는 상황에 놓이게 된다.

이러한 이유로 인해 저주기 피로는 고온 구조물에서 발생하는 손상의 주요 원인이 되고 있다. 재료의 이러한 손상 거동을 실제 상황과 유사하게 모사하는 방법으로는 변형률 제어를 이용한 저주기 피로 시험법이 널리 이용되고 있다. 따라서, 변형률 제어 저주기피로 시험을 통해 재료의 피로거동을 예측하는 것은 고온 구조물의 설계에 매우 중요한 부분이 되고 있다.

본 연구에서는 최근 액체금속로와 같은 고온 구조물에서 선호되고 있는 316L 스테인리스강을 대상으로 총변형률진폭 제어를 통한 저주기 피로 시험을 수행함으로써 재료의 저주기 피로 거동에 미치는 온도의 영향에 대해 연구하였다. 연구에 사용된 재료는 1100°C 에서 40 분간 용체화 처리(solution

† 책임저자, 회원, 한국과학기술원 기계공학과

E-mail : sblee@kaist.ac.kr

TEL : (042)869-3029 FAX : (042)869-3210

* 회원, 한국과학기술원 기계공학과

treatment)한 후 다시 냉간 가공에 의해 제작된 316L 스테인리스강이다. 재질이 고온 구조물에서 사용되는 온도가 300~600°C 임을 감안하여 200~650°C의 고온 영역에 대해 연구의 초점이 맞추어졌으며, 상온에 대해서도 연구를 수행하여 고온 영역의 결과와 비교 분석하였다. 우선 재료의 기계적 물성치를 측정하기 위해 변위 제어를 이용한 인장시험을 수행하여 재료의 연성 및 강도가 온도에 따라 변화하는 양상을 측정하였으며, 또한 냉간 가공된 316L 스테인리스강을 다시 1100°C에서 40분간 용체화 처리하여 인장 시험을 수행함으로써 냉간 가공이 재료의 기계적 물성치에 미치는 영향에 대해서도 연구하였다. 316L 스테인리스강의 경우 고온이 되면 동적변형시효(dynamic strain aging) 효과에 의해 변형률 속도의 의존성이 관찰되므로,⁽¹⁻³⁾ 재료의 피로저항(fatigue resistance) 변화에 대한 변형률 속도의 영향을 배제하기 위해 변형률 속도를 $1 \times 10^{-3}/s$ 로 고정하여 시험을 수행하였다.

본 논문에서는 재료의 인장 및 반복 거동에 대해 초점이 맞추어진다. 인장시험 결과를 이용한 재료의 강도 및 연성에 미치는 온도 및 냉간 가공의 영향, 저주기 피로 시험시 관찰되는 반복연화(cyclic softening) 거동, 재료의 비메이징(non-Masing) 거동 등에 대한 분석 및 토의가 이루어진다.

2. 시험

2.1 시험 시편

시험의 주 재료는 냉간 가공된 스테인리스강이며, 인장 물성치에 대한 냉간 가공의 영향을 연구하기 위해 용체화 처리된 316L 스테인리스강이 사용되었다. 냉간 가공된 316L 스테인리스강은 1100°C에서 40분간 용체화 처리 후 수냉된 재료를 냉간 인발에 의해 지름이 16mm인 봉으로 가공한 재료이며, 용체화 처리된 316L 스테인리스강의 경우는 냉간 가공된 316L 스테인리스강을 다시 1100°C에서 40분간 용체화 처리한 후 수냉한 재료이다. 재료의 화학적 조성은 Table 1과 같으며, 선형 교차법을 이용해 두 재료의 평균 입도(grain size)를 측정된 결과 각각 $44.2 \mu m$ 와 $59.2 \mu m$ 였으며, 두 재료의 입도 크기에 있어서 큰 차이는 관찰되지 않았다.

시험편은 원재료로부터 선반 가공하였으며 표면 거칠기가 시험 결과에 미치는 영향을 배제하기 위해 에머리 페이퍼를 사용하여 #2000($13 \mu m$)까지 경면가공 하였다. 미세한 굽힘에 의해 표면에 발생할 수 있는 하중이 작용하는 방향으로의 응력

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
0.025	0.41	1.41	0.025	0.025	10.22	16.16	2.09	-	0.043

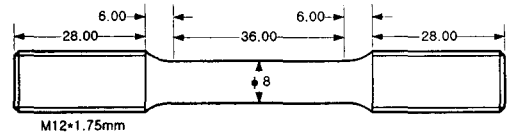


Fig. 1 Details of test specimen (unit : mm)

집중을 방지하기 위하여 시편의 축방향을 따라 표면 처리를 하였다. 시험에 사용될 시험편의 모양 및 치수는 ASTM 표준 E606-92에 의거하여 Fig. 1과 같이 설계하였다.

2.2 시험 장비

인장 시험 및 저주기 피로 시험을 수행하기 위해 MTS사에서 제작된 5톤 용량의 유압서보식 재료시험기가 사용되었으며, 온도 제어를 위해 $\pm 1^\circ C$ 의 온도 제어가 가능한 저방식 가열로가 사용되었다. 변형률 제어를 위해 MTS사에서 제작된 고온용 단축 신장계(extensometer)를 이용하였으며, 시험을 수행하면서 변위, 하중 및 변형률 신호를 측정하였다.

2.3 시험 방법

재료의 기계적 물성치를 측정하기 위해 2mm/min의 변위 제어($\dot{\epsilon} \approx 1 \times 10^{-3}/s$)를 이용해 20~650°C 온도 영역에서 인장 시험을 수행하였다. 저주기 피로 시험은 총변형률진폭 제어에 의해 수행되었으며, 변형률 속도는 $1 \times 10^{-3}/s$ 로 일정하게 유지하였다. 시험시 변형률 속도를 일정하게 하기 위해 삼각파가 사용되었으며, 한 사이클당 200개의 데이터가 획득되었다. 0.3~0.8%의 총변형률진폭이 사용되었으며, 시험 온도는 상온, 200°C, 400°C, 550°C, 600°C 및 650°C로 총 6개의 온도에서 수행되었다. 시험 방법에 대한 자세한 내용은 참고 논문 [4]에 제시되어 있다.

시험시 시험편의 피로수명은 응력진폭의 감소를 측정해 안정화된 사이클에서의 응력진폭의 70%가 되는 시점으로 정의하였다. 30%의 응력 강하가 발생한 후 시험편이 완전 파손될 때까지는 불과 수 사이클이 소모되므로, 피로수명에 대한 이러한 정의는 타당하였다.

저주기 피로 시험에서 얻어진 응력-변형률 이력

곡선(stress-strain hysteresis loop)으로부터 소성변형률진폭 $\Delta\epsilon_p$ 를 계산하는 방법으로는 여러 방법이 사용되고 있으며 이중 널리 사용되고 있는 방법으로 BS 7270(1990), ASTM E606-92, ISO/DIS 12106 및 AECMA prEN 3988 등이 있다. Kandil⁽⁵⁾에 의하면 $\Delta\epsilon_p$ 를 계산하는데 있어 서로 다른 방법을 사용할 경우 최대 30%정도의 차이가 발생하므로, $\Delta\epsilon_p$ 를 수명예측 모델 및 설계 코드에 사용할 경우 $\Delta\epsilon_p$ 구하는 방법에 있어 일관성을 두어야 함을 보여주었다. BS 7270 : 1990 (=ISO/DIS 12106) 코드가 가장 일반적으로 사용되고 있으므로, 본 연구에서는 $\Delta\epsilon_p$ 를 계산하기 위해 이 방법을 채택하였다.

3. 시험 결과 및 분석

3.1 인장 시험

탄성계수 E 를 구하는 방법으로는 인장시 탄성 영역에서의 응력-변형률 곡선의 기울기를 사용하지 않고, 탄성 영역에서 일정량을 인장한 후 하중을 제거할 때의 응력-변형률 곡선의 기울기를 측정하여 계산하였으며, 항복응력 σ_y 를 구하는 방법으로는 0.2% 오프셋 방법을 이용하였다. 인장 시험을 통해 얻어진 재료의 기계적 물성치가 Figs. 2 와 3 에 제시되어 있다. 또한 공칭 응력-변형률을 진 응력-변형률로 변환하여 진 인장강도를 계산하였으며, 이 값은 공칭 인장강도와 비교하였을 때 많은 차이를 보여주었다. 이는 316L 스테인리스강이 연성이 매우 큰 재료이므로 네킹(necking)이 발생할 때 까지 시편 단면적에 있어 많은 감소가 발생했기 때문이다.

두 재료 모두 온도가 증가함에 따라 강도가 감소하는 경향을 보여주지만, 300~600°C 의 온도 영역에서는 오히려 약간 증가하는 경향을 보여준다. 연성의 경우도 온도가 증가함에 따라 감소하지만, 300~600°C 부근에서 최소값을 갖은 후 다시 증가하는 경향을 보여준다. 강도와 연성의 이러한 온도 의존성으로부터 300~600°C 온도 영역에서 재료의 취성화(embrittlement)가 발생됨을 알 수 있으며, 선행 연구⁽⁶⁾에 의하면 이러한 비정상적인 거동은 용질원자와 이동 전위간의 상호작용에 의해 활성화되는 동적변형시효에 의한 것으로 설명되었다. 316L 스테인리스강의 동적변형시효 발생은 온도 및 변형률 속도에 의존하였으며, 본 연구에 사용된 $1 \times 10^{-3}/s$ 의 변형률 속도에서는 250~600°C 온도 영역에서 동적변형시효가 발생하였다. 이러한 사실은 본 연구에서 관찰된 결과와 잘 부합된다. 동적변형시효가 발생하게 되면, 용질원자 분위기에

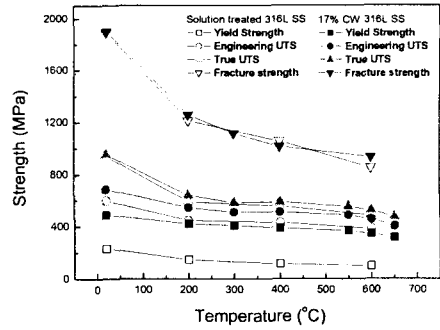


Fig. 2 Change of material strength with temperature

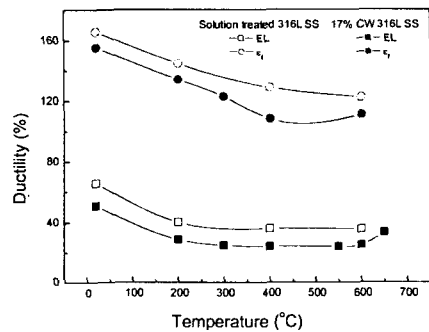


Fig. 3 Change of material ductility with temperature

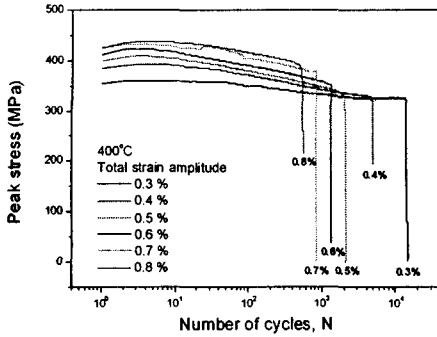
이동 전위가 고착되므로 요구되는 변형을 하기 위해서는 전위의 부가적 생성이 필요하게 된다. 이로 인해 재료내 전위 밀도가 증가하게 되고, 따라서 재료가 경화된다. 또한, 동적변형시효 영역에서는 파괴 기구가 변화하였다. 섬유상 영역(fibrous zone)의 크기가 감소하여 불균일 연신율(post-necking elongation)이 감소하였으며 이로 인해 재료의 연성이 감소하였다.

두 재료의 인장 물성치를 비교해본 결과 냉간 가공의 영향은 항복 응력에서 가장 크게 나타났으며(즉, 냉간 가공에 의해 항복응력이 크게 증가하였다), 모든 실험 온도에서 강도의 증가 및 연성의 감소를 유발하였다. 하지만 파괴 강도의 경우 냉간 가공의 영향이 명확히 관찰되지 않았다.

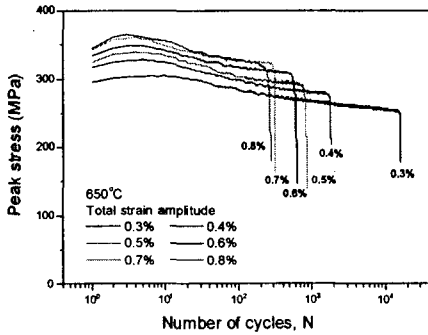
3.2 저주기 피로 시험

3.2.1 반복응력거동(cyclic stress response)

모든 시험 온도에서 사이클이 진행됨에 따라 초기 수 사이클을 제외한 전 수명동안 반복연화 거동이 관찰되었으며, 이는 냉간 가공에 의해 17%의 소성변형이 이미 존재하고 있기 때문에 나타나는 현상으로 많은 연구자들에 의해 발표된 바



(a) 400°C



(b) 650°C

Fig. 4 Evolution of peak stress during tests at $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

있다.⁽⁷⁻⁹⁾ 재료의 반복응력거동은 크게 세 영역으로 구분되어 진다. 처음 수 사이클 동안 반복경화(cyclic hardening)가 발생하여 최대 응력에 도달하는 영역 1, 수명의 거의 대부분을 차지하며 최대 응력 값에서 거대균열(macro-crack)이 발생하여 응력의 갑작스런 감소를 초래하는 지점까지 응력이 서서히 감소하는 영역 2, 그리고 거대 균열의 진전에 의한 유효 단면적 감소로 응력이 급격히 감소하여 파단에 이르는 영역 3으로 구분된다. 400°C와 650°C에서의 반복응력거동이 Fig. 4에 제시되어 있다.

참고 문헌 [7~10]에 의하면 냉간 가공된 재료 또는 초기에 이미 높은 전위 밀도를 갖는 재료의 경우 반복연화 거동이 관찰되는데 이는 다음과 같은 이유에 의해 설명된다. 첫째, 전위의 생성 속도와 소멸 속도의 차이에 의해 발생한다. 전위의 소멸 속도가 높아지게 되면 전체적으로 전위의 밀도가 감소하게 되어 기지(matrix)가 연화하게 되고, 따라서 같은 변형을 일으키는데 필요한 응력이 감소하게 된다. 둘째, 사이클이 진행함에 따라 전위 구조의 재배열이 일어나게 되어 전위의 평균자유

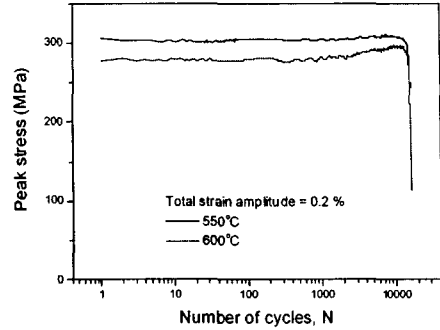


Fig. 5 Cyclic stress responses at $\Delta\epsilon_t = \pm 0.2\%$ with $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

이동거리(mean free path of dislocation)가 길어지게 되고, 이로 인해 같은 변형을 일으키기 위해 요구되는 응력이 감소하게 된다. 즉, 반복 연화가 발생하게 된다. 이러한 원리는 본 연구에서 관찰되는 반복연화 거동에도 적용되리라 여겨진다. 전위의 생성 및 소멸 속도 관점에서 볼 때, 처음 수 사이클 동안 관찰되는 반복경화 거동은 전위의 생성 속도가 소멸 속도를 능가하게 되어 전체적으로 전위 밀도가 증가하기 때문에 일어나는 현상이며, 사이클이 진행됨에 따라 소멸 속도가 생산 속도를 능가하게 되어 결국은 반복연화 거동이 나타나게 된다.

Laird⁽¹¹⁾에 의하면 냉간 가공된 구리의 경우 반복연화 거동이 일어나기 위해서는 부가되는 총변형률진폭이 하한계(threshold) 값 이상이 되어야 하며, 그렇지 않을 경우에는 반복연화 거동이 발생하지 않거나 불완전하게 되었다. 즉, 냉간 가공 및 초기 소성변형이 발생된 재료의 경우 반복연화 거동이 일어나기 위해서는 하한계 값 이상의 변형률이 부가되어야 한다. 이러한 사실은 본 연구에서도 관찰되었다. 0.3% 이상의 총변형률진폭이 부가될 경우 반복연화 거동이 관찰되었지만, 0.2%의 총변형률진폭이 부가될 경우 반복연화 거동은 더 이상 관찰되지 않았다(Fig. 5). 이는 0.2%의 총변형률진폭이 부가될 경우, 발생되는 소성변형률진폭은 아주 작은 값이어서 냉간 가공에 의해 생성된 전위 구조의 제거 및 재배열을 유도하기에 충분하지 않기 때문에 나타나는 결과이다.

재료의 반복 연화량을 정량화하기 위해 ‘연화비’(softening ratio)를 식 (1)과 같이 정의하였다. 여기서 σ_{max} 와 $\sigma_{max} |_{N_{1/2}}$ 는 각각 최대 응력과 반수명(half-life)에서의 최대 응력을 의미한다.

$$\text{연화비} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\max | N_f/2}}{\sigma_{\max}} \quad (1)$$

관찰된 바에 의하면 재료의 연화 거동은 온도에 크게 의존하며, Fig. 6 에서 보는 바와 같이 200°C 에서 최대가 되며, 온도가 증가함에 따라 감소하다가 600°C 이후에는 다시 증가하는 경향이 관찰되었다. 또한 총변형률진폭이 증가함에 따라 연화비는 전체적으로 감소하는 경향을 보여주었으나, 550°C 이하의 온도 영역에서는 총변형률진폭이 0.4~0.5%인 곳에서 최대가 되었으며 그 이후에는 점차 감소하였다. 반복연화 거동의 이러한 온도 및 총변형률진폭 의존성은 변형시 생성되는 전위 구조에 의해 설명될 수 있다. 참고 문헌 [12-13]에 의하면 피로 변형시 생성되는 전위 구조의 크기는 부가되는 소성변형률진폭과 온도에 밀접하게 연관되어 있다. 온도가 높을수록 또 부가되는 소성변형률진폭이 작을수록 생성되는 전위세포(dislocation cell)의 크기가 커진다는 것이 보고 되었다. 전위세포의 경우 세포 안쪽은 소수의 전위들이 존재하고 있으며, 세포벽(cell wall)에 많은 수의 전위들이 엉켜있는 모습을 하고 있다. 만약 소성 변형이 일어난다면 변형을 위해 요구되는 대부분의 응력은 전위가 세포벽을 통과하기 위해 필요한 것이다. 이러한 이유로 인해, 부가되는 총변형률진폭이 커지게 되면 작은 크기의 전위세포가 형성될 것이고, 따라서 같은 크기의 변형을 하기 위해 요구되는 응력이 커지게 된다. 즉, 총변형률진폭이 커지게 되면 반복 연화량이 감소하게 된다.

연화비에 대한 온도의 영향은 더욱 복잡하다. 참고 문헌 [14]에 의하면 AISI 310 강 경우 온도에 따라 생성되는 전위의 구조가 달라졌다. 200°C 이하의 온도에서는 전위세포 구조가, 200~550°C에서는 동적변형시효에 의해 평면 구조(planar structure)가, 550°C 이상에서는 다시 세포 또는 아결정(subgrain) 구조가 형성된다는 것이 보고 되었다. 또한, 오스테나이트계 스테인리스강에서 동적변형시효가 일어나는 온도는 300~600°C 이며, 이 영역에서는 평면의 전위 구조가 생성된다는 것이 보고 되었다.⁽¹⁵⁾ 316L (N) 스테인리스강에 대해서도 유사한 결과가 보고되었다.⁽³⁾ 이러한 소성 변형 메커니즘의 변화는 본 연구에 사용된 316L 스테인리스강에도 적용될 것이다. 상온에서 200°C 로 온도가 상승할 경우, 생성되는 전위세포의 크기가 커지게 되므로 반복 연화량은 증가하게 된다. 400~600°C에서는 평면의 전위 구조가 생성되며, 이러한 전위 구조는 전위의 교차슬립을 어렵게 하여 같은

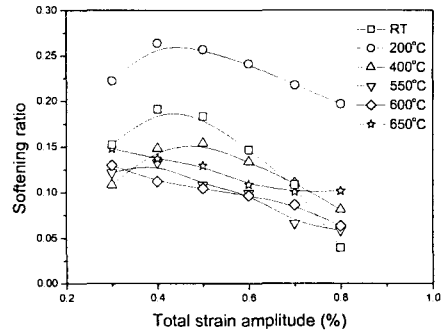


Fig. 6 Influence of temperature and strain amplitude on softening ratio at $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

변형을 위해 요구되는 응력이 증가하게 된다. 따라서 반복 연화량은 감소하게 된다. 650°C 이상에서는 다시 세포(또는 아결정) 형태의 전위 구조가 생성되며, 전위의 교차슬립 및 상승이 용이해져 같은 변형을 위해 요구되는 응력이 감소하게 되고, 이로 인해 반복 연화량은 다시 증가하게 된다.

3.2.2 응력-변형률 이력 곡선의 모사

재료의 피로수명을 예측하거나 유한 요소법을 이용한 구조 해석을 수행할 경우, 대표 상태(재료의 거동이 안정화된 반수명이 주로 이용)에서의 응력-변형률 관계 및 응력-변형률 이력 곡선으로부터 구해지는 물성치들이 반드시 필요하게 된다. 냉간 가공된 316L 스테인리스강의 경우 상온부터 650°C의 온도 영역에 이르기까지 모든 온도에서 비메이징 거동이 관찰되었다(Fig. 7). 이렇게 재료가 비메이징 거동을 보일 경우 재료의 응력-변형률 이력 곡선을 모사하는 것이 용이하지 않게 된다. Ellyin⁽¹⁶⁾에 의하면 재료가 비메이징 거동을 보일 경우 소성 변형률 에너지 밀도와 같은 물성치를 계산함에 있어 응력-변형률 이력 곡선의 정확한 모사가 중요하였으며, 메이징 거동을 가정하여 계산한 결과와 비교해 볼 때 상당한 오차가 발생함을 보고하였다.

비메이징 재료에 대해 응력-변형률 이력 곡선을 모사하는 대표적인 방법으로는 Ellyin⁽¹⁶⁾에 의해 제안된 '기준 곡선법(master curve method)과 Wittke⁽¹⁷⁾에 의해 제안된 '이력 에너지 곡선(hysteresis energy curve: 소성 변형률 에너지 밀도와 소성변형률범위의 관계를 나타내는 관계식)을 이용한 방법 등이 있다. 이 중 Wittke 에 의해 제안된 방법에 의하면 소성 변형률 에너지 밀도가 소성변형률범위

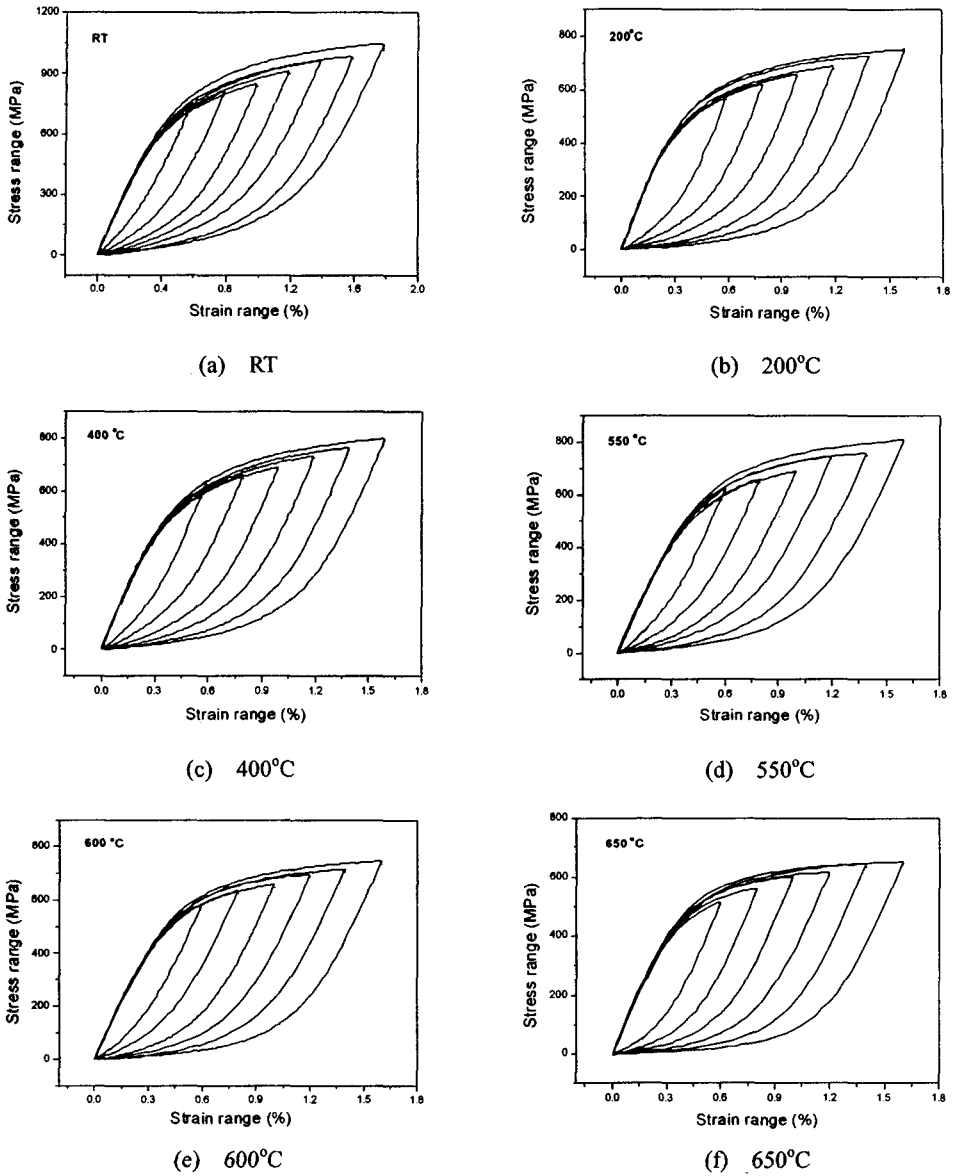


Fig. 7 Stress-strain hysteresis loops in relative coordinates at $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

Table 2 Material parameters for the description of hysteresis loops at various temperatures

Temp. (°C)	h (MPa)	w	K' (MPa)	n'
RT	2220	1.228	1078	0.148
200	2179	1.283	883	0.166
400	1801	1.231	777	0.132
550	1923	1.240	829	0.141
600	1833	1.239	727	0.131
650	1564	1.229	714	0.149

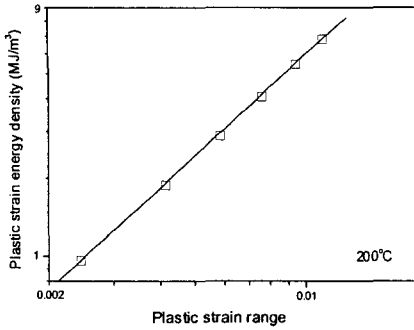


Fig. 8 Hysteresis energy curve at 200°C with $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

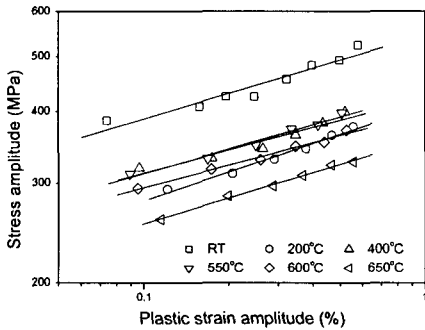


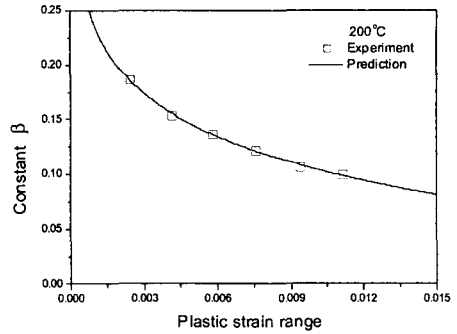
Fig. 9 Cyclic stress-strain curves for various temperatures

와 멱급수 관계(power law)에 있다면, 반복 응력-변형률 관계식과 ‘이력 에너지 곡선’을 이용하여 재료의 응력-변형률 이력 곡선을 보다 간단 명료하게 나타낼 수 있다. 본 연구에 사용된 316L 스테인리스강은 모든 실험 온도에서 ‘이력 에너지 곡선’을 잘 만족하므로(Fig. 8), Wittke 가 제안한 방법을 이용하여 각 온도에서의 응력-변형률 이력 곡선을 모사하였다.

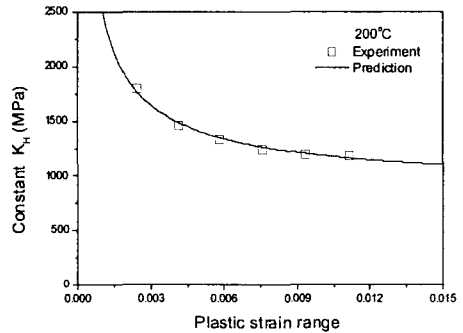
Morrow 에 의하면 응력진폭과 소성변형률진폭은 식 (2)의 관계를 만족한다.

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

각 온도에 대해 반수명에서의 응력진폭과 소성변형률진폭의 관계가 Fig. 9 에 제시되어 있으며, 결과에서 알 수 있듯이 식 (2)가 잘 만족되었다. 여기서 K' 과 n' 는 각각 반복강도계수와 반복가공경화지수를 의미하며, Table 2 에 각 온도에서의 값들이 제시되어 있다. 금속의 경우 반복가공경화지수의 값이 0.1~0.2 의 값을 갖는데, 본 연구에 사용된 316L 스테인리스강의 경우도 이런 경향을 만족하였다.



(a) Constant β vs $\Delta\epsilon_p$



(b) Exponent K_H vs $\Delta\epsilon_p$

Fig. 10 Comparison of material constants β and K_H between experiment and prediction at 200°C with $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

재료가 메이징 거동을 보일 경우 반복 응력-변형률 관계식으로부터 식 (3)의 관계를 얻을 수 있다.

$$\Delta\sigma = K_H (\Delta\epsilon_p)^\beta \quad (3)$$

여기서 $\Delta\sigma$ 와 $\Delta\epsilon_p$ 는 응력범위와 소성변형률범위를 의미하며, $K_H = 2^{1-n'} \cdot K'$ 와 $\beta = n'$ 는 재료 상수이다. 소성 변형률 에너지 밀도 W_H 는 식 (3)에 의해 식 (4)와 같이 표현된다.

$$W_H = \frac{1-\beta}{1+\beta} \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_p \quad (4)$$

식 (3)~(5)를 이용하면 재료 상수 K_H 와 β 는 식 (6)~(7)과 같이 표현되며, 메이징 재료의 경우 소성변형률범위에 무관하게 상수이지만 비메이징 재료의 경우 K_H 와 β 는 소성변형률범위의 함수로서 표현된다.

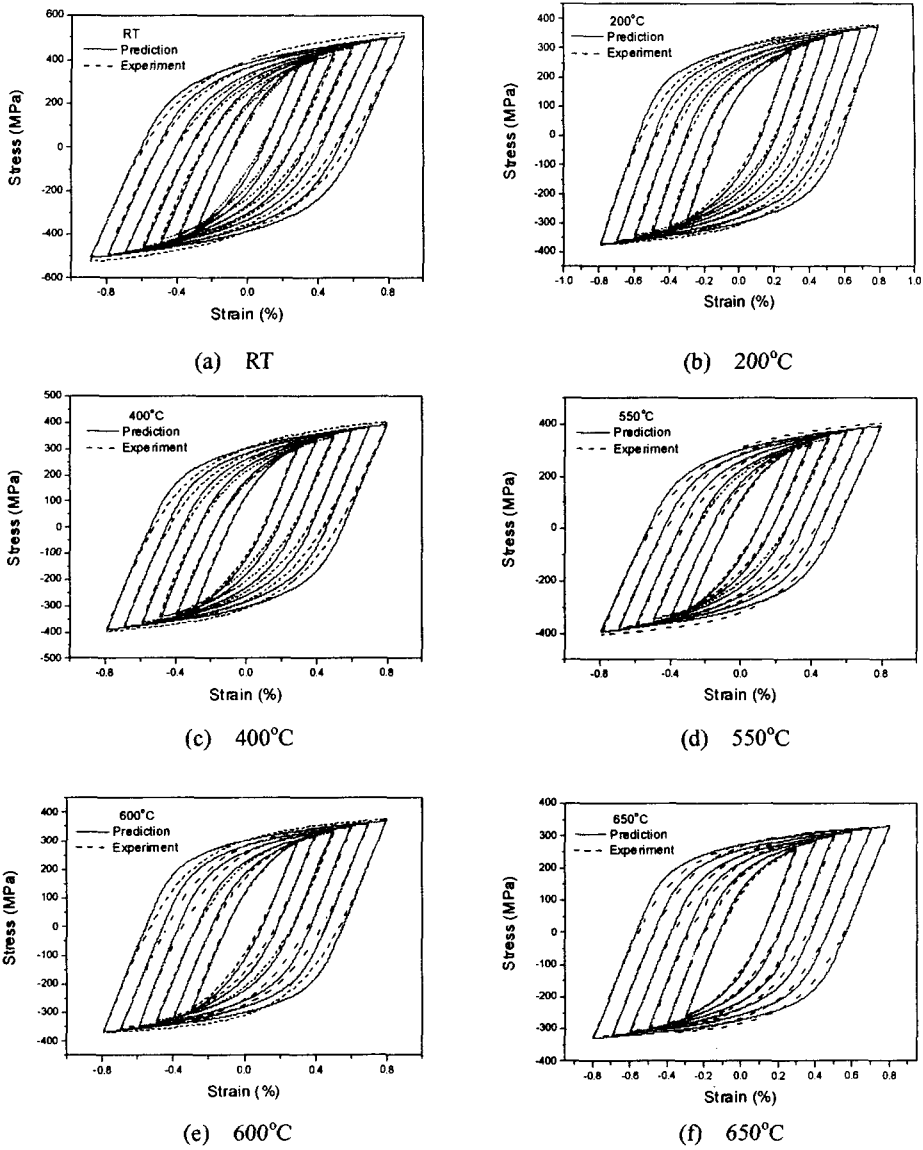


Fig. 11 Comparison of stress-strain hysteresis loops between experiment and prediction at $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-3} / s$

$$V_H \equiv \frac{W_H}{\Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon_p} \quad (5)$$

$$\beta = \frac{1 - V_H}{1 + V_H} \quad (6)$$

$$K_H = \frac{\Delta\sigma}{(\Delta\epsilon_p)^\beta} \quad (7)$$

비메이징 재료에 대해 K_H 와 β 를 소성변형률범위의 함수로 표현하기 위해, 위에서 언급된 ‘이력 에너지 곡선’이 이용된다. ‘이력 에너지 곡선’은 식 (8)과 같이 표현되며, 여기서 h 와 w 는 재료 상수이다.

$$W_H = h \cdot (\Delta\epsilon_p)^w \quad (8)$$

식 (3), (4), (8)을 이용하면, K_H 와 β 는 다음과 같이 4 개의 재료상수(K', n', h, w)를 갖는 함수로 표현되어진다. 각 온도에서의 재료상수 값들이 Table 2 에 제시되어 있다.

$$\beta = \frac{C \cdot (\Delta \epsilon_p)^{w'} - 1}{C \cdot (\Delta \epsilon_p)^{w'} + 1}, C \equiv 2^{1-n'} \cdot (K'/h), w' \equiv 1+n'-w \quad (9)$$

$$K_H = 2^{1-n'} \cdot K' \cdot (\Delta \epsilon_p)^{n'-\beta} \quad (10)$$

제안된 식 (9)와 (10)의 유효성을 검증하기 위해 실험 데이터를 식 (6), (7)에 대입하여 K_H 와 β 를 직접 계산하고 이 값을 식 (9)와 (10)에 의해 계산된 결과와 비교 하였으며, 예측된 K_H 와 β 값은 실험 결과와 좋은 일치를 보여주었다(Fig. 10). 따라서 식 (9)와 (10)에 의해 정량화된 K_H 와 β 값과, 식 (3)를 이용하여 재료의 응력-변형률 이력 곡선을 모사하는 것이 가능해 졌다. 우선 식 (3)을 이용해 재료의 $\sigma-\epsilon_p$ 이력 곡선을 계산하고, 식 (11)의 관계를 이용하여 탄성 변형률을 계산한 후, 최종적으로 $\sigma-\epsilon_t$ 이력 곡선을 계산하였다. 식 (11)에서 $\epsilon_t, \epsilon_p, \epsilon_e$ 는 각각 총 변형률, 소성 변형률, 탄성 변형률을 의미한다.

$$\epsilon_t = \epsilon_p + \epsilon_e, \quad \epsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (11)$$

위의 방법을 이용해 $\sigma-\epsilon_t$ 이력 곡선을 모사한 결과가 Fig. 11 에 제시되어 있으며, 결과에서 알 수 있듯이 모든 온도에서 응력-변형률 이력 곡선의 정확한 모사가 이루어졌다.

4. 결론

316L 스테인리스강의 인장 및 저주기 피로 시험이 넓은 범위의 온도(상온~650°C) 및 총변형률 진폭(0.3~0.8%)에 대해 수행되었으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 인장 변형시 동적변형시효에 의해 강도의 증가 및 연성의 감소가 300~600°C 온도 영역에서 발생하였다. 동적변형시효 영역에서 관찰되는 연성의 감소는 파괴 기구의 변화에 의한 것으로, 동적변형시효가 발생하면 다른 온도와 비교하여 과단면에서 섬유상 영역이 감소하였다. 이러한 섬유상 영역의 감소는 불균일 연신율의 감소와 관련되며, 따라서 연성의 감소를 유발하였다.

(2) 냉간 가공에 의해 모든 온도(상온~650°C)에서 재료 강도의 증가 및 연성의 감소가 발생하였다.

(3) 저주기 피로시 재료의 반복응력거동은 크게 3 영역으로 구분되어질 수 있으며, 전체적으로 반복연화 거동이 관찰되었다. 반복연화 거동이 일어나기 위해서는 하한계 값($\approx 0.2\%$) 이상의 총변형률 진폭이 추가되어야 하며, 반복연화 거동은 온도 및 총변형률진폭에 크게 의존하였다. 반복 연화량을 정량화 하기 위해 연화비가 정의 되었으며, 변형시 생성되는 소성 변형 메커니즘의 변화를 이용해 온도 및 총변형률진폭이 반복연화 거동에 미치는 영향을 분석하였다.

(4) 시험온도 범위 내에서 비메이징 거동이 관찰되었다. 응력-변형률 이력 곡선을 모사하기 위해 '이력 에너지 곡선' 방법을 이용하였으며, 실험 결과를 잘 예측하였다.

후 기

본 연구는 국가지정 연구실인 한국과학기술원 기계공학과 전산원용신뢰성평가 연구실의 지원하에 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

참고문헌

- (1) Valsan, M., Sastry, D. H., Bhanu Sankara Rao K. and Mannan, S. L., 1995, "Effect of Strain Rate on the High-Temperature Low-Cycle Fatigue Properties of a Nimonic PE-16 Superalloy", *Metall. Trans.*, Vol. 25A, pp. 159~171.
- (2) Srinivasan, V. S., Sandhya, R., Valsan, M., Bhanu Sankara Rao K. and Mannan, S. L., 1997, "The Influence of Dynamic Strain Ageing on Stress Response and Strain-Life Relationship in Low Cycle Fatigue of 316L(N) Stainless Steel", *Scripta Materialia*, Vol. 37, No. 10, pp. 1593~1598.
- (3) 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 Behavior of a Type 316L(N) Stainless Steel", *Int. J. Fatigue*, Vol. 21, pp. 11~21.
- (4) Hong, S. G and Lee, S. B., 2002, "Development of a New LCF Life Prediction Model of 316L Stainless Steel at Elevated Temperature", *KSME Trans. A*, Vol. 26, No. 3, pp. 521~527.
- (5) Kandil, F. A., 1999, "Potential Ambiguity in the Determination of the Plastic Strain Range Component in LCF Testing", *Int. J. Fatigue*, Vol. 21, pp. 1013~1018.
- (6) Hong, S. G. and Lee, S. B., 2003, "Dynamic Strain Aging Phenomena during Tensile and Low-Cycle

- Fatigue Deformations in 316L Stainless Steel”, *J. Kor. Inst. Met. Mater.*, Vol. 41, No. 10, pp. 636~644.
- (7) Bhanu Sankara Rao K., Valsan, M., Sandhya, R., Mannan, S. L. and Rodriguez, P., 1993, “An Assessment of Cold Work Effects on Strain-Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Type 304 Stainless Steel”, *Metall. Trans.*, Vol. 24A, pp. 913~924.
- (8) Plumbridge, W. J., Dalski, M. E. and Castle, P. J., 1980, “High Strain Fatigue of a Type 316 Stainless Steel”, *Fract. Eng. Mater. Struct.*, Vol. 3, pp. 177~188.
- (9) Ganesh Sundara Raman S. and Padmanabhan, K. A., 1996, “Effect of Prior Cold Work on the Room-Temperature Low Cycle Fatigue Behavior of AISI 304LN Stainless Steel”, *Int. J. Fatigue*, Vol. 18, No. 2, pp. 71~79.
- (10) Sherman, A. M., 1975, “Fatigue Properties of High Strength-Low Alloy Steels”, *Metall. Trans.*, Vol. 6A, pp. 1035~1040.
- (11) Laird, C., Wang, Z., Ma, B. T. and Chai, H. F., 1989, “Low Energy Dislocation Structures Produced by Cyclic Softening”, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A113, pp. 245~257.
- (12) Feltner, C. E. and Laird, C., 1976, “Cyclic Stress-Strain Response of F. C. C. Metals and Alloys”, *Acta Metall.*, Vol. 15, pp. 1621~1653.
- (13) Pickard, A. C. and Knott, J. F., 1988, “Effects of Testing Method on Cyclic Hardening Behavior in Face-Centered-Cubic Alloys”, *ASTM STP 942*, pp. 58~76.
- (14) Kanazawa, K., Yamaguchi, K. and Nishijima, S., 1988, “Mapping of Low Cycle Fatigue Mechanisms at Elevated Temperatures for an Austenitic Stainless Steel”, *ASTM STP 942*, pp. 519~530.
- (15) Bressers, J., 1987, In *High Temperature Alloys, Their Exploitable Potential*, Elsevier Applied Science, Amsterdam, pp. 385~410.
- (16) Ellyin, F., 1985, “Effect of Tensile-Mean-Strain on Plastic Strain Energy and Cyclic Response”, *J. Eng. Mater. Tech.*, Vol. 107, pp. 119~125.
- (17) Wittke, H., 1997, “Description of Stress-Strain Hysteresis Loops with a Simple Approach”, *Int. J. Fatigue*, Vol. 19, No. 2, pp. 141~149.