

냉간가공된 316L 스테인리스 강의 인장 및 저주기 피로 물성치에 미치는 동적변형시효의 영향

홍성구*, 이순복†

(2003년 3월 17일 접수, 2003년 6월 30일 심사완료)

The Influence of Dynamic Strain Aging on Tensile and LCF Properties of Prior Cold Worked 316L Stainless Steel

Seong-Gu Hong and Soon-Bok Lee

Key Words : Dynamic Strain Aging(동적변형시효), 316L Stainless Steel(316L 스테인리스 강), Low Cycle Fatigue(저주기피로), Cold Work(냉간가공)

Abstract

Tensile and LCF(low cycle fatigue) tests were carried out in air at wide temperature range 20°C-750°C and strain rates of 1×10^{-4} /s- 1×10^{-2} /s to ascertain the influence of strain rate on tensile and LCF properties of prior cold worked 316L stainless steel, especially focused on the DSA(dynamic strain aging) regime. Dynamic strain aging induced the change of tensile properties such as strength and ductility in the temperature region 250°C-600°C, and this temperature region well coincided with the negative strain rate sensitivity regime. Cyclic stress response at all test conditions was characterized by the initial hardening during a few cycles, followed by gradual softening until final failure. Temperature and strain rate dependence on cyclic softening behavior appears to result from the change of the cyclic plastic deformation mechanism and DSA effect. The DSA regimes between tensile and LCF loading conditions in terms of the negative strain rate sensitivity were well consistent with each other. The drastic reduction in fatigue resistance at elevated temperature was observed, and it was attributed to the effects of oxidation, creep and dynamic strain aging or interactions among them. Especially, in the DSA regime, dynamic strain aging accelerated the reduction of fatigue resistance by enhancing crack initiation and propagation.

1. 서론

최근 액체금속로와 같은 고온구조물에서 선호되고 있는 316L 스테인리스 강은 고온강도, 연성, 인성, 내식성 등이 우수하며, 또 제조된 경험도 많고 특수성도 우수할 뿐만 아니라 사용환경과 중성자조사 등에 대한 내구성도 양호하여 차세대 원자로의 구조재료로서 유망한 재료이다. 액체금속로의 가동온도가 300°C~600°C에 이르는 고온이므로,

316L 스테인리스 강의 경우 고온에서 발생될 수 있는 문제에 초점이 맞추어져 연구가 진행되어왔다. 오스테나이트계 스테인리스 강의 경우 온도가 높아짐에 따라 피로저항(fatigue resistance)의 감소가 발생한다는 사실이 알려져 있으며, 이러한 피로저항의 변화는 저주기 피로시 발생하는 소성변형 메커니즘의 변화, 크리프 및 산화효과에 의한 것으로 보고되었다. 또한 300°C~600°C 온도영역에서는 이러한 영향외에 동적변형시효에 의해 재료강도의 증가 및 연성의 감소가 발생하여 피로저항이 감소하므로 이에 대한 연구가 중요함을 언급하였다.⁽¹⁻⁵⁾

재료의 동적변형시효는 일반적으로 이동전위와 용질원자의 상호작용에 의해 설명되며, 용질원자의 확산을 지배하는 온도와 전위의 이동속도를 지

† 책임저자, 회원, 한국과학기술원 기계공학과

E-mail : sblee@cais.kaist.ac.kr

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

* 회원, 한국과학기술원 기계공학과

배하는 변형률 속도와 밀접한 관계를 갖고 있다. 낮은 온도 및 높은 변형률 속도의 경우 용질원자의 확산속도가 이동전위의 속도에 비해 너무 느리게 되어 동적변형시효가 발생하지 않으며, 높은 온도 및 낮은 변형률 속도의 경우 용질원자의 확산속도가 이동전위의 속도에 비해 충분히 빠르게 되어 용질원자에 의해 생성된 분위기는 항상 이동전위와 같이 이동하므로 동적변형시효 효과가 사라지게 된다. 이러한 이유에 의해 중간 영역의 온도 및 변형률 속도에서 동적변형시효가 발생하게 된다.⁽⁶⁾ 일반적으로 알려진 동적변형시효의 특징으로는 용력-변형률 곡선상에서 관찰되는 serration 현상, 온도에 따른 인장강도(strength) 변화에서 관찰되는 고평부(plateau)의 발생, 온도에 따른 연신률(ductility)의 변화에서 관찰되는 저평부 또는 최소 연신률의 발생, 변형률속도민감도가 음이 되는 온도 영역의 발생 등을 들 수 있다.

316 스테인리스 강에서 동적변형시효를 발생시키는 원소에 대한 Mannan⁽⁷⁾의 연구결과에 의하면 저온에서는 침입형원소(탄소 및 질소)가 확산속도가 빠르기 때문에 전위와 분위기를 형성하여 전위를 고착하기 쉽고, 고온이 되면 전위주위의 원소들이 확산되어 나가기 때문에 그 영향은 급격히 감소하게 된다. 대신에 고온에서는 변형에 의해서 형성된 공공(vacancy)이 Cr의 확산을 도와주기 때문에 Cr이 전위주위에 분위기를 형성하여 전위를 고착시키고 이로 인해 동적변형시효가 발생하게 된다.

피로시험시 관찰되는 동적변형시효 현상은 단순 인장시험시 나타나는 동적변형시효와 비슷한 양상을 갖지만, 피로시험의 실험시간이 인장시험 때 보다 길고 이에 따라 형성된 내부 전위조직이 단순 인장시험의 경우와 달리 다양하게 변화하기 때문에 동적변형시효 현상이 관찰되는 온도 및 변형률 속도 조건은 다소 차이가 관찰된다. 또한, 이러한 동적변형시효가 피로수명에 미치는 영향은 수명증대의 효과와 수명감소의 효과가 서로 상반되게 보고되었다.⁽⁸⁾ K. D. Challenger⁽⁹⁾에 의하면 2 1/4Cr-1Mo 강을 사용하여 고온 저주파 피로시험을 수행한 결과 700K-873K 온도영역에서 피로수명의 증가가 관찰되었으며, 이는 반복응력 작용의 도움으로 Mo₂C 석출물 형성이 용이해져 Mo-C cluster에 의한 고용강화 반응(interactive solid solution hardening)이 일어났기 때문이다. 이와는 반대로 H. Abdel-Raouf⁽¹⁰⁾에 의하면 Ferrovac E Iron의 경우 청열취성이 나타나는 온도인 370°C 근처에서 동적변형시효의 영향으로 불균일 변형에 의한 취성의 striation이 관찰되고, 균열선단에 소성역의 형성이 방지되므로 균열의 blunting 효과가 감소되어 균열진전이 빨라져 피로수명이 감소한다고 보고하였다. 그러므로 재료의 인장 및 피로거동에 미치는 동적변형시효 효과에 대한 체계적인 연구의 필요성이

대두되었다.

본 연구에서는 냉간가공(cold drawn process) 공정에 의해 제작된 17% CW(cold work) 316L 스테인리스 강을 이용하여 다양한 온도(20°C~750°C) 및 변형률 속도(1×10^{-4} /s~ 1×10^{-2} /s)에서 인장 및 저주기 피로시험을 수행하였으며, 다음의 내용에 초점을 맞추어 결과를 분석하였다. 첫째, 인장시험 결과를 이용하여 온도 및 변형률 속도가 재료의 기계적 물성치에 미치는 영향과 동적변형시효가 일어나는 영역에 대해 조사하였으며, 시편의 파단면을 관찰함으로써 동적변형시효에 의한 인장파괴 메커니즘의 변화를 연구하였다. 둘째, 저주기 피로의 경우 재료에 17% 소성변형이 시험전에 이미 발생하였기에 반복연화거동이 관찰되었으며, 반복연화 거동에 대한 온도 및 변형률 속도의 영향을 소성변형 메커니즘 및 동적변형시효 효과를 이용하여 분석하였다. 셋째, 인장 및 저주기 피로상태에 대해 동적변형시효가 일어나는 온도영역을 비교 분석하였다. 넷째, 저주기 피로시 관찰되는 피로저항의 감소 원인에 대해 조사하였으며, 특히 동적변형시효의 영향에 초점이 맞추어졌다.

2. 시험

2.1 시험시편

시험에 사용된 17% CW 316L 스테인리스 강은 1100°C에서 40분간 용체화 처리 후 수냉되었으며 다시 냉간가공 공정(cold drawn process)에 의해 지름이 16mm인 봉으로 가공되었다. 이러한 냉간가공 공정에 의해 재료에는 이미 17%의 인장 변형이 유발되었다. 재료의 화학적 조성은 C, Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo, N이 각각 0.025, 0.41, 1.41, 0.025, 0.025, 10.22, 16.16, 2.09, 0.043 wt%로 구성되었으며 linear intercept method를 이용해 재료의 평균 입도(grain size)를 측정된 결과 44.2 μm였다.

시험편은 원재료로부터 선반 가공하였으며 표면 거칠기가 시험 결과에 미치는 영향을 배제하기 위해 에머리 페이퍼를 사용하여 #2000(13μm)까지 경면가공 하였다. 시험에 사용될 시험편은 ASTM standard E606-92에 의거하여 dog-bone 타입으로 설계되었으며, gauge length의 직경 및 길이는 각각 8mm, 36mm이다.

2.2 시험장비

인장 및 저주기 피로시험을 수행하기 위해 MTS사에서 제작된 5톤 용량의 closed-loop servo-hydraulic test system이 사용되었으며, 온도제어를 위해 ±1°C의 온도제어가 가능한 3-zone resistance type furnace가 사용되었다. 변형률 제어 및 측정을 위해 MTS사에서 제작된 고온용 단축 신장계(model no. : 632-13F-20, gauge length : 25mm)를 이용

하였으며, 시험을 수행하면서 변위, 하중 및 변형률 신호를 측정하였다.

2.3 시험방법

인장시험의 경우 cross head speed 를 일정하게 유지하는 변위제어 방법을 이용하여 파단이 발생할 때까지 수행하였다. 0.2mm/min., 2mm/min., 20mm/min.의 변위제어 속도를 이용하여 20°C~750°C 의 온도영역에서 시험이 수행되었으며, 변위제어를 할 경우 시편의 gauge length 에서 발생하는 정확한 변형률의 측정이 불가능하게 되므로 시험시 고온용 단축 신장계(travel length=±10%)를 부착하여 이를 보정하였다. 단축 신장계에서 측정되는 변형률 값을 이용하여 보정할 경우 0.2mm/min., 2mm/min., 20mm/min.의 변위 속도는 각각 $1 \times 10^{-4}/s$, $1 \times 10^{-3}/s$, $1 \times 10^{-2}/s$ 의 변형률 속도에 해당하였다.

저주기 피로시험은 변형률 제어를 이용한 총변형률진폭 제어에 의해 수행되었으며, 시험시 변형률속도를 일정하게 하기 위해 삼각파(fully reversed triangular wave)가 사용되었다. 0.5%의 총변형률진폭에 대해 400°C, 550°C, 600°C, 650°C 의 온도 및 $1 \times 10^{-4}/s$, $1 \times 10^{-3}/s$, $1 \times 10^{-2}/s$ 의 변형률 속도를 이용하였으며, 시험시 한 사이클당 200points 의 하중, 변위, 변형률 신호가 취득되었다. 시험 방법에 대한 자세한 내용은 참고 논문 [11]에 제시되어 있다.

시편의 피로수명은 응력 진폭의 load drop 을 측정해 안정화된 사이클(=N_f/2)에서의 응력 진폭의 70%가 되는 시점으로 정의하였다. 30%의 load drop 이 발생한 후 시편이 완전 파손될 때 까지는 불과 수십 사이클이 소모되므로, 피로수명에 대한 이러한 정의는 타당하였다. 저주기 피로시험에서 얻어진 응력-변형률 이력곡선(stress-strain hysteresis loop) 으로부터 소성변형률범위 $\Delta\epsilon_p$ 를 계산하는 방법으로는 여러 방법이 사용되고 있으나, 본 연구에서는 BS 7270 : 1990 (=ISO/DIS 12106) 코드를 채택하였다. BS 7270 : 1990 코드에 의하면 $\Delta\epsilon_p$ 는 응력-변형률 이력곡선에서 변형률 축과 만나는 두 지점 사이의 거리를 의미한다.

3. 시험 결과 및 토의

3.1 인장시험

3.1.1 응력-변형률 곡선상의 serrated flow

2mm/min.의 변위제어($\approx 1 \times 10^{-3}/s$)를 이용해 구한 재료의 응력-변형률 곡선이 Fig. 1 에 제시되어 있다. 온도가 높아짐에 따라 같은 변형률에 대해 유

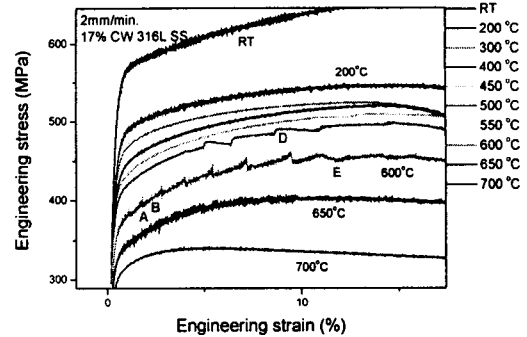


Fig. 1 Segments of the stress-strain curves from tensile tests at $\dot{\epsilon} \approx 1 \times 10^{-3} / s$

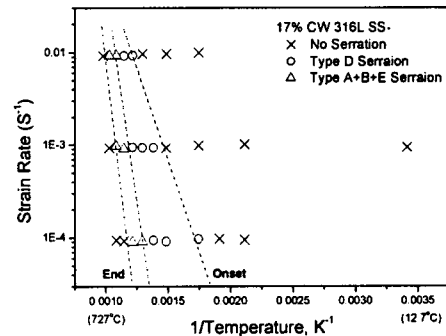


Fig. 2 Regimes of occurrence of serrated flow in the stress-strain curves

발되는 응력의 감소가 관찰되며 type A, B, D, E serration 이 관찰되었다. Mannan⁽⁷⁾의 연구결과에 의하면 316L 스테인리스 강의 경우 A, B, C serration 이 관찰되었으나, 본 연구에서는 낮은 온도 영역에서 D serration 이 관찰되고 높은 온도영역에서는 A, B, E serration 이 동시에 하나의 인장 곡선에서 관찰되었다.

각 타입의 serration 이 발생하는 온도 및 변형률 속도 조건이 Fig. 2 에 제시되어 있으며, 결과에서 알 수 있듯이 serration 발생은 온도 및 변형률 속도에 크게 의존하였다. Serration 이 발생하는 온도 영역은 변형률 속도가 증가함에 따라 고온으로 이동하였으며, $1 \times 10^{-4}/s$ 및 300°C 조건에서 D serration 이 처음 발생하였으며, $1 \times 10^{-2}/s$ 및 700°C 조건에서 A, B, E serration 이 마지막으로 발생하였다. 따라서 동적변형시험의 발생을 인장곡선에서 serration 발생 유무로 판별할 경우 300°C~700°C 온도영역에 해당하며, 동적변형시험이 일어나는 온도영역은 변형률 속도에 의존하였다.

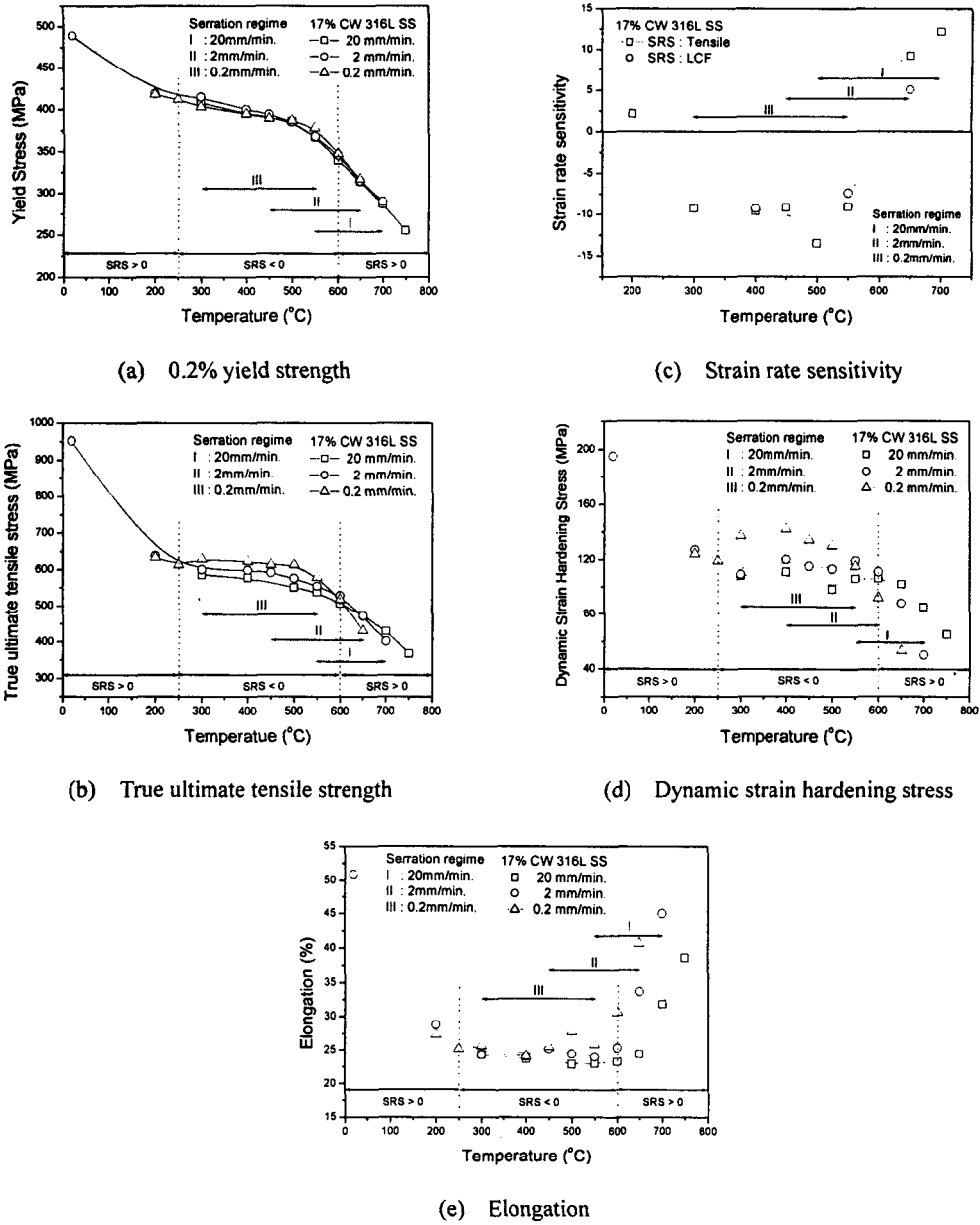


Fig. 3 The variation of tensile properties of 17% CW 316 SS with temperature and strain rate

3.1.2 변형률속도민감도 및 인장물성치 변화
 항복응력(0.2% offset strain 방법을 이용하여 계산) 및 인장응력에 대한 변형률 속도의 영향이 Fig. 3(a)와 (b)에 제시되어 있다. 결과에서 볼 수 있듯이 항복응력의 경우 변형률 속도 영향이 불분명하였지만, 인장응력의 경우 그 영향이 명확하게

관찰되었다. Fig. 3(b)에서 볼 수 있듯이, 인장응력에 대한 변형률 속도의 영향은 크게 세 온도영역으로 구분된다. 250°C 미만의 온도에서는 변형률 속도의 영향이 거의 없으며, 250°C~550°C 온도영역에서는 변형률 속도가 높아짐에 따라 경화가 감소하는 negative strain rate stress response 거동이, 600°C에서는 천이(transition) 거동이, 650°C 이상에서는 변형률 속도가 높아짐에 따라 경화가 증가하는

positive strain rate stress response 거동이 관찰되었다. Beukel⁽¹²⁾에 의하면 동적변형시효는 $d\sigma/d\ln\dot{\epsilon}$ 로 정의되는 변형률속도민감도(SRS : strain rate sensitivity) 값이 음이 될 때 발생한다고 보고되었다. 각 온도에 대해 변형률속도민감도를 계산한 결과가 Fig. 3(c)에 제시되어있으며, 여기서 변형률속도민감도는 $\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\epsilon}$ 로 정의되었다. 변형률속도민감도 값이 음이 되는 온도영역은 250°C~600°C였으며, 이 영역에서 동적변형시효가 발생한다고 여겨진다. 일반적으로 변형률속도민감도 값이 음이 되는 영역이 serration 발생영역을 포함한다고 알려져 있으나, 본 연구의 경우 저온에서는 이를 만족하였지만 고온의 경우 serration 발생 온도영역이 오히려 더 높아졌다.

변형률 속도 및 온도에 따른 재료강도의 변화를 살펴보면, 항복응력과 인장응력은 온도가 높아짐에 따라 감소하였으며 온도에 따른 감소의 폭이 완만해 지거나 오히려 증가하는 온도구간이 250°C~600°C 에 존재하였다(Fig. 3(a) and (b)). 250°C~600°C 온도영역에서 발생한 재료강도 증가는 동적변형시효에 의해 발생한 것으로, 변형률속도민감도가 음이 되는 온도영역과 일치하였다. 동적변형시효가 발생하면 항복강도보다는 인장강도를 증가시키는 것으로 알려져 있으므로 인장강도와 항복강도의 차이로 정의되는 dynamic strain hardening stress (=ultimate tensile stress - yield stress)가 동적변형시효 영역에서 증가할 것으로 여겨진다. 온도에 따른 dynamic strain hardening stress의 변화가 Fig. 3(d)에 제시되어 있으며, 결과에서 볼 수 있듯이 250°C~600°C 온도영역에서 고평부의 발생 또는 증가가 관찰되었으며, 이는 변형률속도민감도가 음이 되는 영역과 일치하였다. 또한 변형률속도가 느려짐에 따라 dynamic strain hardening stress가 증가하였는데(즉, 동적변형시효의 영향이 증가), 이는 변형률 속도가 감소하게 되면 이동전위의 속도가 느려져 용질원자 분위기에 전위가 쉽게 고착되기 때문이다.

온도 및 변형률 속도에 따른 연성의 변화를 보면 전체적으로 250°C~600°C 온도영역에서 최소 연신률이 발생하며, 최소 연신률 발생 온도영역은 변형률 속도가 증가함에 따라 조금씩 고온으로 이동하였다(Fig. 3(e)). 최소 연신률 발생 온도영역은 인장강도에서의 고평부 발생 및 변형률속도민감도가 음이 되는 온도영역과 일치하였지만, serration이 관찰되는 온도영역과는 다소 차이가 있었다. 300°C 미만의 온도에서는 재료연성에 대한 변형률속도의 영향이 관찰되지 않지만 300°C 이상의 온도에서는 변형률 속도가 감소함에 따라 연성이 증가하였으며 이러한 경향은 온도가 높아짐에 따라 가속화되었다.

이상의 결과로부터 316L 스테인리스 강에서 동적변형시효가 일어나는 온도영역은 250°C~600°C

임을 알 수 있었으며, 이러한 사실은 온도에 따른 인장강도(strength) 변화에서 관찰되는 고평부 발생 온도에 따른 연신률 변화에서 관찰되는 저평부 또는 최소 연신률의 발생, 변형률속도민감도가 음이 되는 온도 영역, dynamic strain hardening stress의 변화 등에 검증될 수 있었다. 하지만 serration 발생 온도영역과는 다소 차이가 있음을 알 수 있었다.

3.1.3 인장파괴 메커니즘

인장파괴된 시험편의 파단면을 주사전자현미경을 이용해 관찰한 결과, 파괴 메커니즘이 온도 및 변형률 속도에 따라 변함을 관찰할 수 있었다. 동적변형시효가 일어나지 않는 낮은 온도에서는 전형적인 연성파괴인 cup-cone type의 파괴가 발생하였다. Fig. 4(a)에서 볼 수 있듯이 cup-cone type 파괴가 일어날 경우 파단면은 크게 세 영역으로 구분되며, Dimple의 형성에 의해 파괴가 시작되는 부분인 안쪽의 평평한 fibrous zone, 중간 영역인 radial zone, 하중축에 45도 방향으로 최종파괴가 진행되는 outer shear-rip zone으로 구분된다. 동적변형시효가 발생하게 되면 Fig. 4(b)-(d)에서 볼 수 있듯이 파단면에서 fibrous zone의 크기가 감소하게 되는데, 이는 동적변형시효 영역에서 나타나는 연신률 감소의 원인을 설명해 준다. 또한 동적변형시효 영역에서는 fibrous zone이 나선형으로 뒤틀리면서 파괴가 일어나는 것도 주목할 만 하다.

3.2 저주기 피로시험

3.2.1 반복응력거동

모든 시험조건에서 사이클이 진행됨에 따라 초기 수 사이클을 제외한 전 수명동안 반복 연화(cyclic softening) 거동이 관찰되었으며, 이는 냉간 가공에 의해 17%의 소성변형이 이미 존재하고 있기 때문이다. 참고문헌(13~16)에 의하면 냉간가공된 재료 또는 초기에 이미 높은 전위밀도를 갖는 재료의 경우 반복연화거동이 관찰되었다. 일반적으로 재료의 반복거동(cyclic behavior)은 전위의 생성속도와 소멸속도의 차이에 의해 설명되어질 수 있다. 전위의 생성은 반복 부가되는 소성변형에 의해 이루어지며, 회복(recovery)에 의한 전위의 소멸과 상호작용하여 소멸속도가 생성속도보다 클 경우 연화가 일어나게 된다. 냉간 가공된 재료의 경우 초기에 가해진 소성변형에 의해 높은 전위밀도를 갖는 전위구조가 이미 형성되어 있고, 저주기 피로시 사이클이 진행됨에 따라 기존에 형성된 전위구조의 재배열이 발생하게 된다. 이렇게 전위구조의 재배열 과정에서 반복연화가 발생하며 전위구조의 재배열이 끝나감에 따라 재료거동은 안정화 상태에 도달하게 된다.

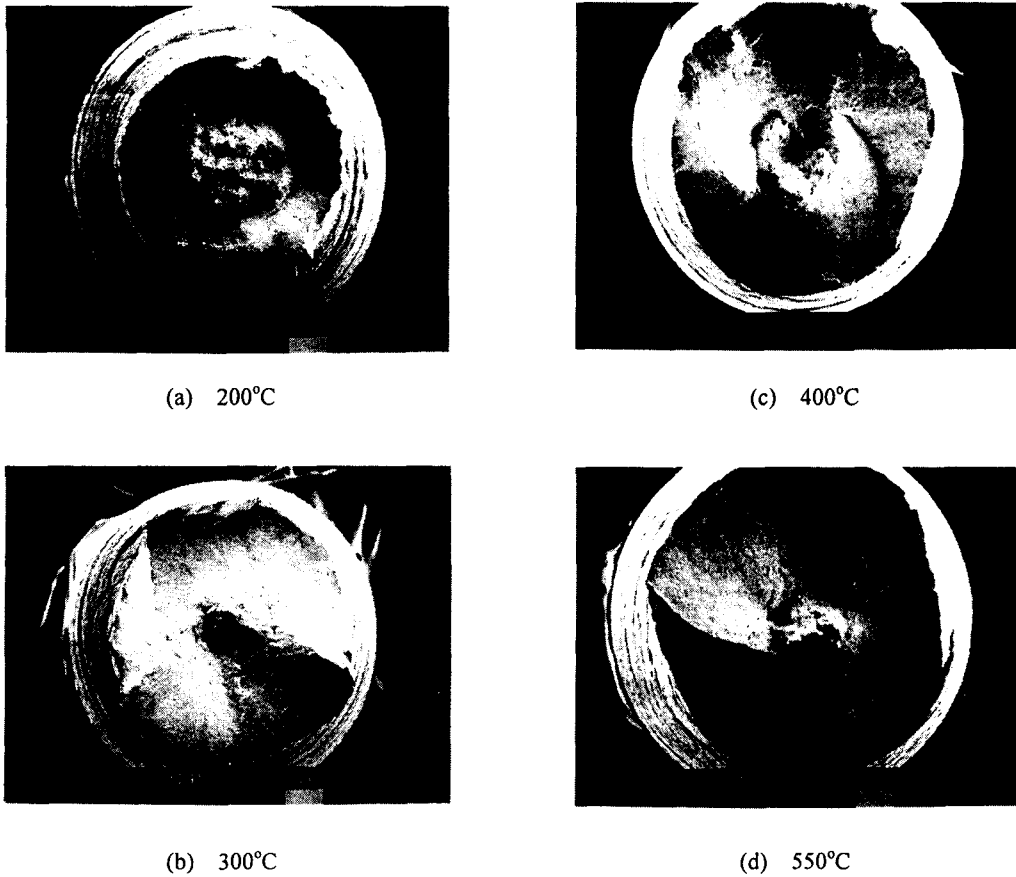


Fig. 4 SEM micrographs of tensile fractured specimens at $\dot{\epsilon} \approx 1 \times 10^{-4}$ /s

저주기 피로시 나타나는 반복연화거동은 Fig. 5에서 볼 수 있듯이 크게 세 영역으로 구분되어 진다. 처음 수 사이클 동안 반복경화(cyclic hardening)가 발생하여 최대 응력에 도달하는 영역 1, 피로수명의 거의 대부분(전체수명의 90%정도)을 차지하며 최대 응력값에서 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. 영역 1에서 관찰되는 반복경화는 시험 전 시편의 열적 안정화과정⁽¹¹⁾에서 발생한 정적회복(static recovery)에 의한 것으로 추정된다.

반복응력거동의 변형률 속도 의존성은 크게 두 온도영역으로 구분되었다. 600°C 이하의 온도영역에서는 변형률 속도가 감소함에 따라 응력이 증가하는 negative strain rate stress response가, 600°C에서

는 transition 거동이, 600°C 이상에서는 변형률 속도가 감소함에 따라 응력이 감소하는 positive strain rate stress response가 관찰되었으며, 이러한 반복응력 거동은 인장거동의 경우와 일치하였다. Half-life에서의 응력-변형률 관계(Fig. 6(a))를 이용하여 변형률속도민감도를 계산한 후 인장시험의 경우와 비교한 결과가 Fig. 3(c)에 제시되어있다. 결과에서 알 수 있듯이 인장과 저주기 피로 상황 모두에 대해 변형률속도민감도가 음이 되는 동적 변형시효 영역(400°C~600°C)이 일치하였으며, 그 값도 비슷하였다. 또한 각 온도에서의 변형률속도민감도는 Fig. 5에서 볼 수 있듯이 수명의 20% ($N/N_f=0.2$) 이상부터 영역 3이 시작($N/N_f=0.9$)하기까지 거의 일정하였다. 즉, 재료가 안정화되면 변형률속도민감도는 일정하게 유지됨을 알 수 있었다.

동적변형시효 영역에서 관찰되는 negative strain

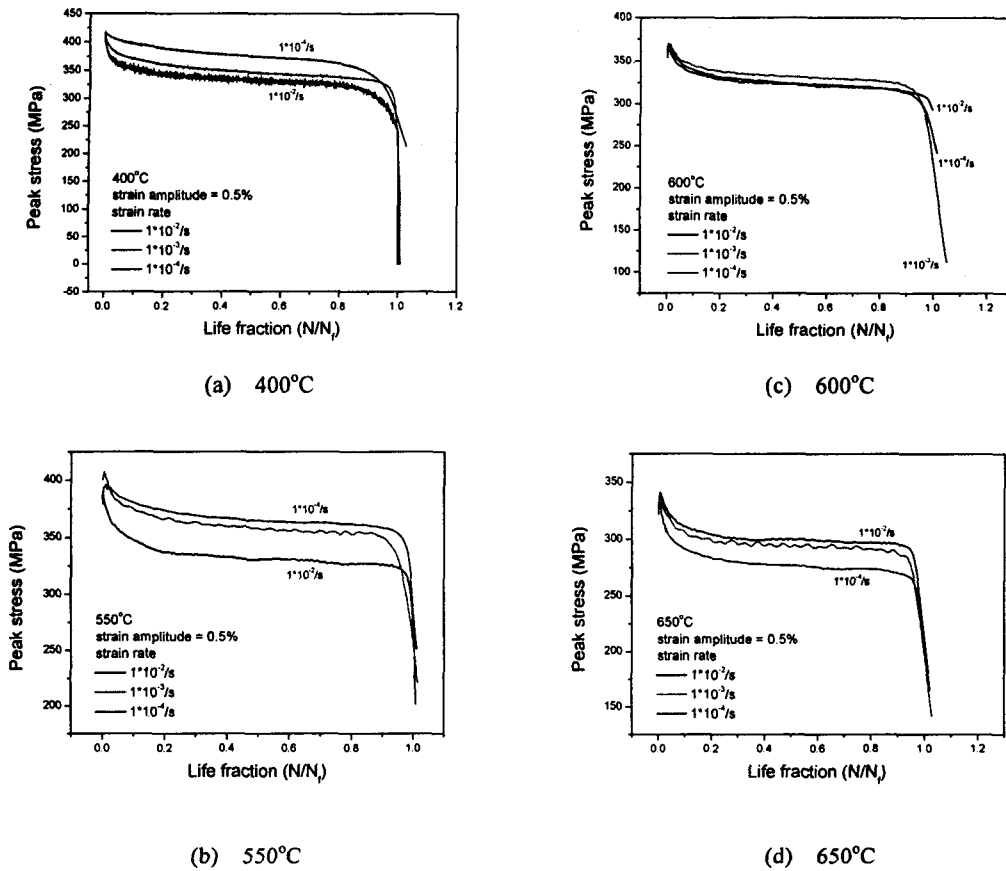


Fig. 5 Cyclic stress responses of 17% CW 316L SS at $\Delta\epsilon_i = \pm 0.5\%$

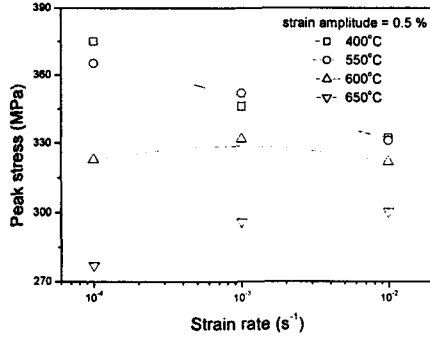
rate stress response는 변형시 발생하는 전위밀도의 증가에 의한 것으로 추정된다. 참고 문헌 (5)에 의하면 316L(N) 스테인리스 강의 경우 동적변형시효 영역에서 변형률 속도가 느려짐에 따라 변형시 생성되는 전위밀도가 증가하였는데, 이는 이동전위의 속도가 느려질 경우 용질원자 분위기에 쉽게 고착되므로 요구되는 변형속도를 유지하기 위해 추가적인 전위가 생성되었기 때문이다. 이렇게 증가된 전위밀도는 재료의 기지(matrix)를 경화시키고, 결국 같은 변형을 위해 요구되는 응력이 높아지게 되어 negative strain rate stress response 거동이 나타나게 된다.

Fig. 6(b)는 0.5%의 총변형률진폭에서 소성변형률진폭이 차지하는 비중이 온도 및 변형률 속도에 따라 어떻게 변하는지를 보여준다. 소성변형률진폭의 비중은 동적변형시효 영역에서 변형률 속도가 증가함에 따라 증가하였으나, 650°C에서는 오히려 감소하였다. 이러한 거동은 변형률 속도에

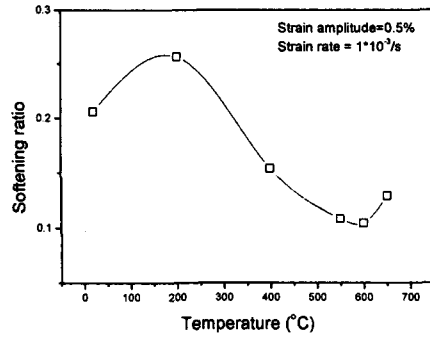
따른 반복응력의 변화(Fig. 6(a))와 상반되는 것으로, 소성변형률진폭이 식 (1)과 같이 총변형률진폭과 탄성변형률진폭의 차이에 의해 구해지기 때문이다. 여기서 $\Delta\sigma/2$, E는 각각 응력진폭 및 탄성계수를 의미한다.

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\Delta\epsilon_t}{2} - \frac{\Delta\epsilon_e}{2} = \frac{\Delta\epsilon_t}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (1)$$

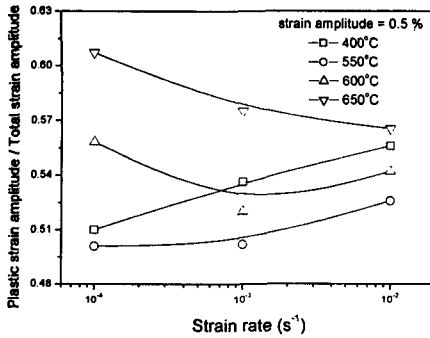
Morrow⁽¹⁷⁾에 의하면 재료의 피로손상은 각 사이클에서 소모되는 에너지에 의해 정량화될 수 있다. 안정화된 영역($N=N_f/2$)에서 한 사이클당 소모되는 소성변형률에너지밀도(plastic strain energy density)가 계산되었으며, Fig. 6(c)에서 볼 수 있듯이 각 온도에서 변형률 속도가 느려짐에 따라 증가하였다. 이는 각 온도에서 변형률 속도가 감소함에 따라



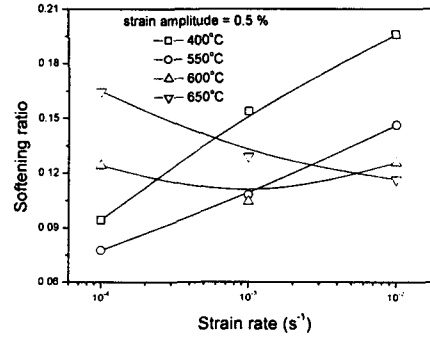
(a) Peak stress



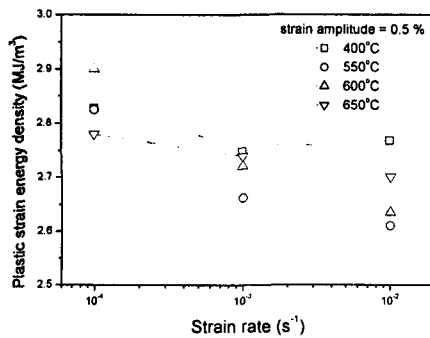
(a) Temperature dependency



(b) The ratio between $\Delta\epsilon_p$ and $\Delta\epsilon_t$



(b) Strain rate dependency



(c) Plastic strain energy density

Fig. 7 The variation of softening ratio with temperature and strain rate at $\Delta\epsilon_t = \pm 0.5\%$

피로시 발생하는 반복연화량을 정량화하기 위해 softening ratio 를 식 (2)와 같이 정의하였다. 여기서 σ_{max} 와 $\sigma_{max}|_{N_f/2}$ 는 각각 최대 응력과 half-life 에서의 최대 응력을 의미한다.

$$\text{Softening ratio} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{max}|_{N_f/2}}{\sigma_{max}} \quad (2)$$

Fig. 6 The variation of LCF properties at half life with temperature and strain rate at $\Delta\epsilon_t = \pm 0.5\%$

피로저항이 감소하는 사실과 잘 부합되었다. 하지만 온도의 영향은 명확히 관찰되지 않았다.

3.2.2 반복연화거동

3.2.1 절에서 이미 언급하였듯이 저주기 피로시 반복연화 거동이 관찰되었으며, 반복연화 거동은 온도 및 변형률 속도에 크게 의존하였다. 저주기

0.5%의 총변형률진폭 및 $1 \times 10^{-3}/s$ 의 변형률 속도 조건하에서 온도에 따른 반복 연화량의 변화가 Fig. 7(a)에 제시되어 있다. 반복 연화량은 200°C에서 최대가 되며 온도가 증가함에 따라 감소하다가 600°C 이후에는 다시 증가하였는데, 이러한 온도 의존성은 피로변형시 생성되는 전위구조에 의해 설명이 가능하였다. 참고문헌 (1~5)에 의하면 316L(N) 스테인리스 강을 포함한 오스테나이트계 스테인리스 강의 경우 300°C 미만의 낮은 온도에

서는 cell 모양의 전위구조가, 동적변형시효가 일어나는 300°C~600°C 온도영역에서는 planar 한 전위구조가, 600°C 이상의 고온에서는 다시 cell 또는 subgrain 형태의 전위구조가 생성된다는 사실이 보고되었다. 동적변형시효 영역에서는 용질원자와 이동전위간의 상호작용으로 인해 전위의 교차슬립이 제한되며 planar 한 전위구조의 생성이 촉진된다. 이러한 이유로 인해 동적변형시효 영역에서는 같은 변형을 위해 요구되는 응력이 증가하게 되며, 다른 온도에 비해 반복 연화량이 감소하게 된다. 저주기 피로시 반복연화량에 미치는 온도 및 변형을 진폭의 영향이 이전 연구인 참고문헌 (18)에 보다 자세히 설명되어 있다.

또한, 400°C~550°C에서는 변형률 속도가 느려짐에 따라 동적변형시효 효과가 커지게 되므로 반복 연화량은 감소하게 되며, 동적변형시효가 일어나지 않는 650°C에서는 변형률 속도가 느려지게 되면 열적인 작용의 영향이 커져 회복(recovery) 효과가 증가하게 되어 반복 연화량은 증가하게 된다 (Fig. 7(b)).

3.2.3 저주기 피로수명

저주기 피로수명에 대한 온도 및 변형률 속도의 영향이 Fig. 8에 제시되어 있다. 재료의 피로저항은 온도 증가 및 변형률 속도 감소에 의해 급격히 감소하였으며, 이러한 피로저항 감소의 원인으로 소성변형 메커니즘의 변화 및 고온이 되면서 중요해진 산화와 크리프 영향(또는 상호작용)을 들 수 있다. Driver JH⁽¹⁹⁾에 의하면 316L(N) 스테인리스 강에 대해 공기와 진공상황에서 비교시험을 수행한 결과, 온도가 높을수록 또 변형률 속도가 느려질수록 산화에 의한 피로저항 감소가 두드러졌으며 이는 산화에 의해 stage 1 입내균열발생이 촉진되었기 때문으로 보고되었다. 또한 400°C $\approx 0.36 T_m$ (T_m : melting temperature)임을 고려할 때 온도가 높아짐에 따라 크리프 효과도 중요해지며, 변형률 속도가 느려지게 되면 한 사이클당 누적되는 크리프 손상 및 전체 크리프 변형시간이 증가하게 되므로 결국 피로수명은 감소하게 된다.

산화와 크리프 효과를 이용해 고온에서 발생하는 피로저항 감소를 설명할 경우, 각 온도에서 변형률 속도가 감소할 경우 피로저항은 감소하며 이러한 경향은 온도가 높아짐에 따라 증가해야 하지만, Fig. 8의 시험 결과에서 볼 수 있듯이 온도가 높아짐에 따라 감소하는 상반된 결과가 관찰되었다. 이는 피로저항 감소의 원인으로 산화, 크리프 효과 외에 다른 요인이 있음을 의미하며, 동적변형시효 효과에 의한 것이다. Alloy 800H⁽²⁾에 대해 수행된 연구에 의하면 동적변형시효는 균열발생 수명을 감소시키고, 입내균열 발생을 증가시켜 피로수명을 감소시킨다. 또한 입내균열 진전이 지배적

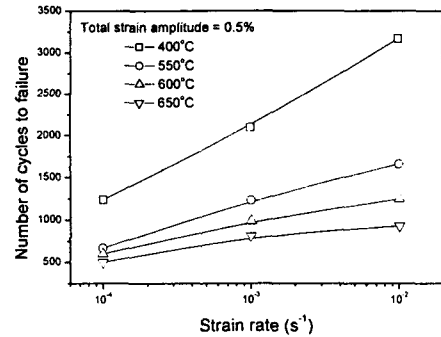


Fig. 8 The reduction of fatigue resistance with temperature and strain rate at $\Delta\epsilon_f = \pm 0.5\%$

일 경우, 균열진전 속도를 가속화시켜 균열진전 수명을 감소시킨다는 사실이 보고되었다.⁽³⁻⁴⁾ 동적 변형시효 영역에서 변형률 속도가 감소하게 되면 negative strain rate stress response에 의해 같은 변형을 위해 유발되는 응력이 증가하게 되므로 균열 선단에 큰 응력집중이 발생하게 되고, 이로 인해 균열의 진전이 가속화되어 재료의 피로수명은 감소하게 된다. 따라서 변형률 속도가 감소함에 따라 400°C~550°C에서 관찰되는 피로저항의 급격한 감소는 산화, 크리프 효과 외에 동적변형시효의 영향으로 피로저항의 감소가 가속화되었기 때문이며, 600°C 이상의 온도에서 관찰되는 피로저항의 완만한 감소는 동적변형시효의 효과가 배제되었기 때문이다.

3.2.4 저주기 피로 파손 메커니즘

저주기 피로변형시 발생하는 파손 메커니즘을 연구하기 위해, 주사전자현미경을 이용하여 피로 파손된 시험편의 파단면을 관찰하였다. 모든 시험 조건(400°C~650°C, 1×10^{-4} /s~ 1×10^{-2} /s)에서 시험편의 표면으로부터 균열이 발생하여 striation을 갖는 입내진전모드(transgranular crack propagation)로 시험편의 내부로 균열이 진전해 나갔으며, 다수의 균열발생장소(multiple crack initiation sites)가 관찰되었다(Fig. 9). SA508 강에 대한 연구⁽³⁾에 의하면 저주기 피로시 동적변형시효가 일어나게 되면 용질원자 분위기에 이동전위가 고착되므로 변형이 불균등(inhomogeneity)하게 발생하고, 이렇게 국부화된 변형(localized deformation)은 균열발생장소로 작용하게 된다. 이로 인해 동적변형시효 영역에서는 균열발생이 다수의 장소에서 일어나게 된다.

참고문헌 (5)에 의하면 316L(N) 스테인리스 강의 경우 500°C~600°C 온도영역에서 3×10^{-3} /s 이상의 비교적 빠른 변형률 속도로 저주기 변형이 일어나게 되면 균열의 발생 및 진전은 입내 발생 및

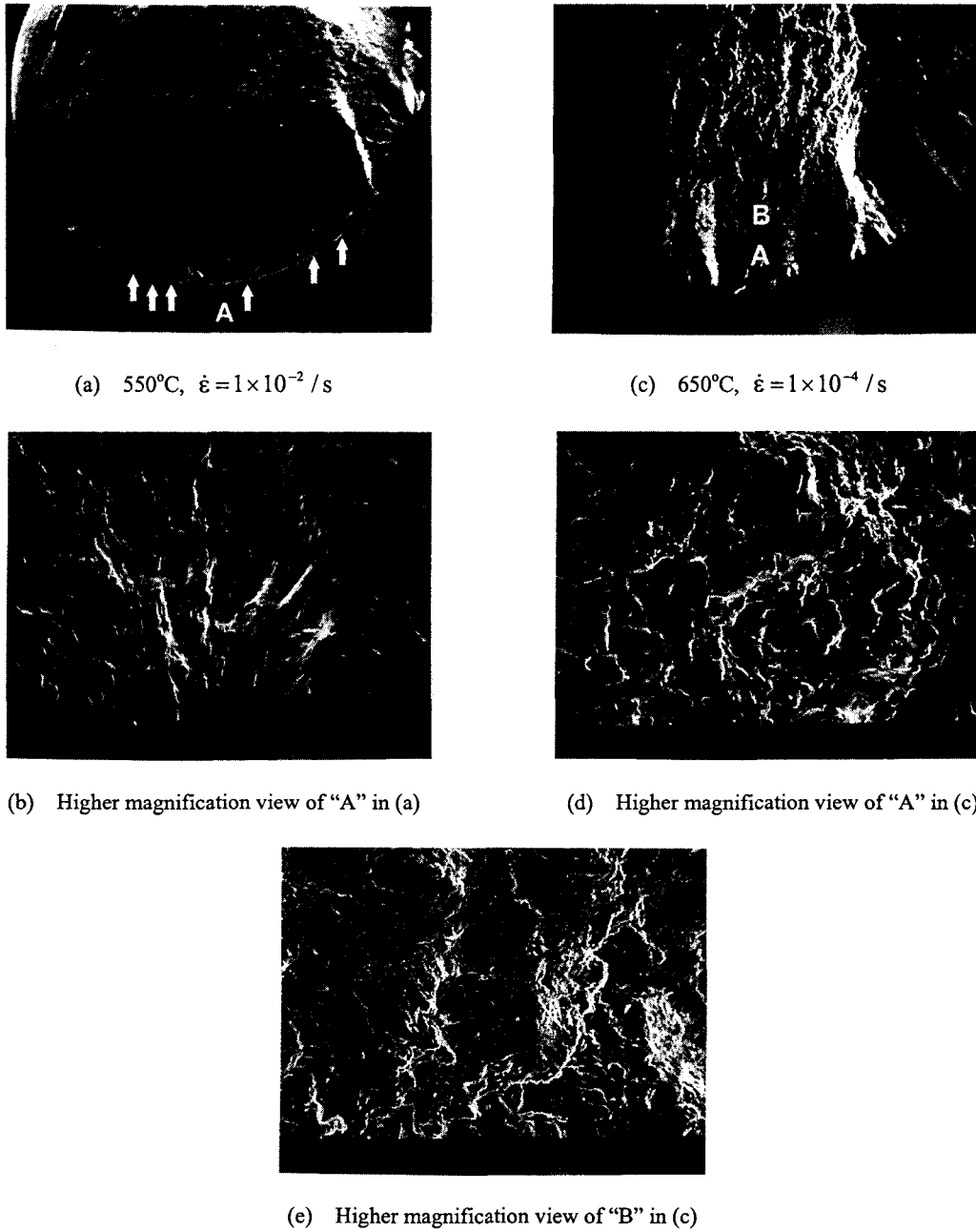


Fig. 9 SEM micrographs of LCF failed specimens at $\Delta\epsilon_f = \pm 0.5\%$

진전 양상을 보이지만, $3 \times 10^{-4}/s$ 이하의 느린 변형률 속도에서는 균열이 입계(intergranular) 진전 양상을 보여준다. 산화의 영향은 $3 \times 10^{-5}/s$ 의 느린 변형률 속도에 대해 600°C 에서 관찰되며, 이 경우 입계 진전이 산화에 의해 촉진된다고 보고되었다.

하지만 본 연구에 의하면 산화의 영향은 650°C, $1 \times 10^{-4}/s$ 의 조건에서 관찰되지만, 균열의 진전은 여전히 striation 을 갖는 입내진전 양상이 관찰되었다(Fig. 9(d) and (e)).

4. 결론

316L 스테인리스 강의 인장 및 저주기 피로시험이 넓은 범위의 온도(20°C ~750°C) 및 변형률 속도(1×10^{-4} /s ~ 1×10^{-2} /s)에 대해 수행되었으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 동적변형시효에 의한 재료강도의 증가 및 연성의 감소가 250°C~600°C 온도영역에서 관찰되었으며, 이러한 온도영역은 변형률속도민감도 및 dynamic strain hardening stress 개념을 이용해 결정되는 동적변형시효 영역과 일치하였다. 그러나 serration 발생 온도구간과는 다소 차이가 존재하였다.

(2) 온도 및 변형률 속도에 따라 인장과파 메커니즘의 변화가 관찰되었으며, 동적변형시효 영역에서는 다른 온도와 비교하여 fibrous zone의 크기가 감소하였다. 이러한 fibrous zone 크기의 감소는 동적변형시효 영역에서 관찰되는 연성의 감소와 일치하였다.

(3) 변형률속도민감도를 이용하여 동적변형시효 영역을 결정할 경우 인장과 저주기피로 상황 모두에 대해 동적변형시효가 발생하는 온도영역이 일치하였다.

(4) 저주기 피로시 동적변형시효 영역에서의 반복연화량은 다른 온도에 비해 작은 값을 가졌으며, 이는 동적변형시효에 의해 유발되는 경화에 의한 것이다.

(5) 저주기 피로시 온도의 증가 및 변형률 속도의 감소에 의해 재료의 피로저항(fatigue resistance)에 급격한 감소가 발생하였으며, 이는 소성변형 메커니즘의 변화, 크리프, 산화, 동적변형시효의 영향(또는 상호작용)에 의해 설명되어 진다. 동적변형시효 영역의 경우 다른 온도에 비해 변형률 속도가 감소함에 따라 피로수명의 급격한 감소가 발생하였는데, 이는 변형률 속도가 느려지게 되면 동적변형시효에 의해 더 큰 응력이 균열선단에 발생하고 이로 인해 균열의 전진속도가 가속화 되어, 균열전파수명을 감소시키기 때문인 것으로 추정된다.

(6) 저주기 피로의 파손 메커니즘은 모든 시험조건(400°C~650°C, 1×10^{-4} /s ~ 1×10^{-2} /s)에서 유사하였다. 시편의 표면에서부터 균열이 발생하여 striation을 갖는 입내(transgranular)전진 모드로 시편의 내부로 전파해가는 양상이 관찰되었다.

후 기

본 연구는 국가지정 연구실인 한국과학기술원 기계공학과 CARE Lab.의 지원하에 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

참고문헌

(1) Kanazawa K., Yamaguchi K., Nishijima S., 1988, "Mapping of low cycle fatigue mechanisms at elevated temperatures for an austenitic stainless steel," ASTM STP

- 942, pp. 519-530.
- (2) Bressers J., 1987, "In High Temperature Alloys, Their Exploitable Potential," Elsevier Applied Science, Amsterdam, pp. 385-410.
- (3) Valsan M., Sastry D. H., Bhanu Sankara Rao K., Mannan S. L., 1994, "Effect of strain rate on the high-temperature low-cycle fatigue properties of a nimonic PE-16 superalloy," Metall. Trans., 25A, pp. 159-171.
- (4) Srinivasan V. S., Sandhya R., Bhanu Sankara Rao K., Mannan S. L., Raghavan K. S., 1991, "Effect of temperature on the low cycle fatigue behavior of nitrogen alloyed type 316L stainless steel," Int. J. Fat., 13(6), pp. 471-478.
- (5) 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. Fat., 21, pp. 11-21.
- (6) Rodriguez, P., 1988, "Encyclopedia of materials science and engineering," Suppl. Vol. 1, Pergamon press, N. Y., pp. 504-508.
- (7) Mannan, S. L., Samuel, K. G. and Rodriguez, P., 1983, Trans. Ind. Inst. Metals, 36, p. 313.
- (8) Kim, D. J., 1988, Ph. D. thesis, Dept. Mater. Sci., KAIST.
- (9) Challenger, K. D., Miller, A. K. and Brinkman, C. R., 1981, "An explanation for the effects of hold periods on the elevated temperature fatigue behavior of 2 1/4 Cr-1Mo steel," J. Eng. Mat. Tech., 103, pp. 7-14.
- (10) Abdel-Raouf, H., Plumtree, A. and Topper, T. H., 1973, "Effects of temperature and deformation rate on cyclic strength and fracture of low carbon steel," ASTM STP 519, pp. 28-57.
- (11) 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, 26(3), pp. 521-527.
- (12) van den Beukel, A., 1980, "On the mechanism of serrated yielding and dynamic strain aging," Acta Metall., 28, pp. 965-969.
- (13) Bhanu Sankara Rao K., Valsan M., Sandhya R., Mannan S. L., Rodriguez P., 1993, "An Assessment of Cold Work Effects on Strain-Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Type 304 Stainless Steel," Metall. Trans., 24A, pp. 913-924.
- (14) Plumbridge W. J., Dalski M. E., Castle P. J., 1980, "High strain fatigue of a type 316 stainless steel," Fract. Eng. Mater. Struct., 3, pp. 177-188.
- (15) 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, 18(2), pp. 71-79.
- (16) Sherman A. M., 1975, "Fatigue properties of high strength-low alloy steels," Metall. Trans., 6A, p. 1035-1040.
- (17) Morrow, J. D., 1964, ASTM STP 378, pp. 45-84.
- (18) Hong, S. G., Samson Yoon and Lee, S. B., 2003, "The influence of temperature on low cycle fatigue behavior of prior cold worked 316L stainless steel (1) - monotonic and cyclic behavior," KSME Trans. A, accepted.
- (19) Driver J. H., Gorier C., Belrami C., Vidan P., Amzallag C., 1988, "Influence of temperature and environment on the fatigue mechanisms of single-crystal and polycrystal 316L," ASTM STP 942, pp. 438-455.