

다축응력상태에서의 304 스테인리스강의 고온 파괴수명에 관한 연구

김호경* · 정 강** · 정진성***

(1997년 7월 12일 접수)

High Temperature Rupture Lifetime of 304 Stainless Steel under Multiaxial Stress States

Ho-Kyung Kim, Kang Chung and Chin-Sung Chung

Key Words : Multiaxial Stress Rupture(다축응력 파괴), Principal Facet Stress(주입계면응력), Cavity(공동), Strain Softening(가공연화), Grain Boundary Sliding(입계미끄럼), Damage Tolerance(손상허용치)

Abstract

Specimens of 304 stainless steel were tested to failure at elevated temperatures under multiaxial stress states, uniaxial tension using smooth bar specimens, biaxial shearing using double shear bar specimens, and triaxial tension using notched bar specimens. Rupture times are compared for uniaxial, biaxial, and triaxial stress states with respect to the maximum principal stress, the von Mises effective stress, and the principal facet stress. The results indicate that the principal facet stress gives the best correlation for the material investigated, and this parameter can predict creep life data under multiaxial stress states with rupture data obtained with specimens under uniaxial stresses. The results also suggest that grain boundary cavitation, coupled with localized deformation processes such as grain boundary sliding, controls the lifetimes of the specimens.

1. 서 론

발전소, 화학플랜트, 제트엔진 등에 사용되는 부재의 고온파괴는 주로 입계에서의 공동(cavity)의 발생, 성장, 그리고 서로간의 연결(coalescence)로 일어난다.⁽¹⁾ 이와 같은 파괴형태는 일축 하중하에서 주로 연구되어 왔다. 그러나 일축응력 하에서의 실험결과치는 다축응력상태에서의 고온파괴수명을 예측시 기초적인 자료로 사용할 수 있으나 이를 이

용하여 정확히 수명을 예측할 수 없다. 비록 부재 끝에서는 순수한 인장응력이 작용하더라도 노치나 다른 기하학적 불규칙성으로 인하여 다축응력이 발생하므로 실제로 부재는 다축응력하에서 대부분이 사용된다고 볼 수 있다.

발전설비의 보일러 과열기, 튜브, 헤더와 같이 고온고압에서 사용하는 설비의 정확한 고온파괴수명을 예측하는데 잘못된 응력함수를 사용한다면 많은 오차로 인하여 발전소의 안전한 설계, 운영 및 보수에 많은 제약울 주게될 것이다. 그러므로 설계자에게 있어서 구조물의 유효수명과 안전에 관련된 응력의 상태를 이해하는 것이 대단히 중요하다.

각각의 다른 다축응력상태에서의 고온파괴수명에

*회원, 서울산업대학교 자동차공학과

**회원, 여수수산대학교 기계공학과

***홍익대학교 대학원 기계공학과

관한 데이터를 서로 연관시키기 위하여 여러 방법이 시도되었다.⁽²⁻⁴⁾ 이와 같은 방법은 주로 연속체 역학에 기초를 둔 것으로 입계 공동화에 영향을 줄 수 있는 특정 물리적 메커니즘에 기초를 둔 것도 있다. Hayhurst⁽²⁾는 일축인장을 받는 평활원통형 시편에 대하여 주어진 온도에서 고온파괴수명을 다음과 같이 표현하였다.

$$t_f = M\sigma^{-\chi} \quad (1)$$

여기서, t_f 는 파괴수명, σ 는 일축응력이고, M 과 χ 는 일정 온도하에서 손상의 진행과정을 특성화하는 매개변수이다. 노치가 있는 부재의 고온파괴수명을 예측시 식 (1)은 비록 노치의 공칭응력을 사용한다해도 파괴수명을 적절히 예측할 수 없으므로⁽²⁾ 다축응력을 고려한 다른 매개변수변수의 사용이 요구된다. 그 중에서 최대 주응력과 von Mises 유효응력, 정수압응력이 여기에 해당된다.

고온파괴를 일으키려면 우선 공동이 발생하는데 이 발생과정은 입계미끄럼(grain boundary sliding), 미끄럼 띠(slip band)와 같은 불균일한 크리프변형에 의하여 생기는 높은 응력집중에 의하여 주도되며, 이와 같은 변형은 전단응력에 의하여 구동된다. 그리고 불균일하게 넓게 분포된 공동의 확산에 의한 성장률은 주변의 크리프 속도에 의하여 좌우된다.⁽³⁾ 이 경우에 크리프 변형을 구동하는 것이 전단응력이므로 역으로 전단응력이 이와 같은 구속 확산 공동성장률을 주도하는 역할을 한다.⁽⁵⁾ 이와 같은 사실때문에 각각의 다른 응력상태에서 고온파괴수명을 상호 연관시키는 응력매개변수로써 von Mises 유효응력 σ_e 를 고려해야 하는 것은 당연하며 von Mises 유효응력은 다음과 같이 정의된다.

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}} \quad (2)$$

여기서, $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ 은 주응력이다. 그러므로 일축인장의 경우($\sigma_1, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$) 유효응력 $\sigma_e = \sigma_1$ 이며, 순수전단의 경우($\sigma_1, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = -\sigma_1$) 유효응력 $\sigma_e = \sqrt{3}\sigma_1$ 이다.

한편 입계에 존재하는 공동의 확산에 의한 성장은 입계에 수직으로 작용하는 인장응력에 의해 구동되며 입계파괴는 최대 주응력에 수직인 입계에서 먼저 일어나기 때문에 최대 주응력이 고온파괴에 중요한 역할을 한다는 것은 당연하다. 특히 공동이 쉽게 발생되어 이들 공동들이 모든 입계에 골고루

분산되어 있다면 최대 주응력은 고온파괴를 주도하는 역할을 하게 될 것이다. 즉, 이 경우에 공동화는 주변 결정립의 크리프 변형에 구속을 받지 않으며, 공동의 성장률은 오직 확산에 의한 공동의 성장과정을 구동하는 입계에 수직인 최대 인장응력의 크기에 의하여 좌우된다. 역으로 말하면 만일 서로 다른 응력상태에서의 다축응력 실험결과가 최대 주응력을 사용하여 서로 일치된다면 이 사실로 실험재료의 경우 응력상태에 관계없이 쉽게 공동이 발생하여 최대 주응력에 의한 공동의 성장이 고온파괴과정을 주도했다고 가정할 수 있다. 그러나 정수압응력보다는 최대 주응력과 유효응력이 많은 재료에서 크리프 파단에 있어서 중요한 역할을 한다는 결과를 토대로 다음과 같은 식을 유도하였다.⁽⁶⁾

$$t_f = M[\alpha\sigma_1 + (1-\alpha)\sigma_e]^{-\chi} \quad (3)$$

여기서, α 는 최대주응력과 유효응력의 고온파괴 과정에 있어서의 상대적 중요도를 나타내는 변수로 일축응력 시험만으로는 결정할수 없으며 그 크기도 일정치 않아 파단양상에 따라 수명이 길 때와 수명이 짧을 때 변하는 문제점을 지니고 있다. 만일 α 가 1일 경우에는 공동이 이미 존재하는 구리에서 볼 수 있으며 이 경우에 파괴수명이 최대주응력에만 의존하는 형태이며, α 가 0일 경우에는 알루미늄 합금 같이 공동의 발생이 잘 일어나지 않는 경우로 이 경우에는 변형 및 공동발생을 주도하는 유효응력에 파괴과정이 의존하게 되며,⁽⁷⁾ 대부분의 재료는 이들 중간 값을 갖는다. 즉 최대 주응력과 유효응력이 동시에 고온파괴과정을 주도하게 된다.

최근 입계미끄럼과 크리프흐름에 의하여 변형되는 재료에 대하여 다축응력 하에서 입계 공동화와 고온파괴를 서로 연관시키는 주입계면 응력(principal facet stress)이 Nix 등⁽⁷⁾에 의하여 제안되었다. 이와 같은 시도는 입계미끄럼에 연관된 응력 재분포에 의한 최대 주응력에 직각인 입계면(grain boundary facet)의 평균인장응력에 기초를 두고 있다. 일반적으로 공동화는 최대 주응력에 수직인 입계에 집중되며 파괴를 일으키는 공동화에 직접적으로 영향을 주는 응력은 단순한 작용응력이 아니라 최대 주응력의 가로방향 입계면상에 작용하는 수직 집중응력이라 할 수 있다. 입계가 미끄러지면 결정립에 의해 지탱되었던 입계상의 전단응력은 이완되며, 이로 인하여 수직응력의 재분포가 일어난다. 입계미끄럼이 일어난 후에 응력 재분포는 최대

주응력의 가로방향 입계면의 응력의 상승을 유발하여 결과적으로 이들 입계면의 공동화에 의한 손상을 가속화시키기 때문에 고온에서의 재료의 수명이 이와 같은 매개변수와 관계가 있다는 것은 당연하다. Anderson과 Rice⁽⁶⁾의 3차원 입계구조에서 가로 입계면에 작용하는 평균 수직응력에 대한 수치 해석 결과를 이용하여 Nix 등⁽¹¹⁾은 주입계면응력이라 불리는 응력변수 σ_F 를 다음과 같이 유도하였다.

$$\sigma_F = 2.24\sigma_1 - 0.62(\sigma_2 + \sigma_3) \quad (4)$$

본 주입계면 응력은 본 관계식 유도시의 가정에 기초하여 입계미끄럼 메커니즘에 의해 영향을 받는 고온파괴거동에만 적용할 수 있다. 즉 입계미끄럼에 의하여 응력 재분포가 이루어져 가로 입계면에 심한 공동화로 인하여 고온파괴가 일어나는 재료에 적용된다. 본 매개변수는 2.25Cr-1Mo 강, 316 스테인리스강, 순수 구리, Nimonic 80A⁽⁷⁾의 다축응력 하에서의 고온파괴수명을 적절히 상호 일치시키는 것으로 나타났다. 그러나 순수 알루미늄이나 일부 알루미늄 합금처럼 주요 파괴 메커니즘이 입계미끄럼 이외의 것인 경우에 주입계면 응력이 다축응력 하에서의 고온파괴수명을 적절히 상호 연관시킬 수 없다.⁽⁷⁾ 또한 본 응력매개변수는 시편에 많은 정수압이 걸리는 경우 하중조건은 주입계면 응력의 이론 유도시 고려하지 않은 형태로, 즉 정수압으로 공동화에 영향을 주기 때문에 적절히 적용할 수 없다

본 연구의 목적은 공동화에 의한 손상과 미세조직 변화 메커니즘이 서로 다른 다축응력상태에서의 고온파괴수명에 어떻게 영향을 주는가를 밝히는 것이다. 이와 같은 결과로 304 스테인리스강(SUS304)처럼 고온에서 불안정한 미세조직을 갖는 재료의 고온파괴를 설명하기 위하여 여러 가지 매개변수의 적용 유효여부를 확인하고자 한다. 다축응력상태에서의 파단수명 결과를 서로 연관시키기 위하여 여러 매개변수들이 시도되었으나,^(4, 9, 10) 조정 가능한 항을 포함한 변수를 사용할 경우 만일 다축응력 데이터를 적절히 예측할 수 있다고 해도 이들 변수들이 고온파괴 과정중의 물리적인 현상을 반영하지 못하기 때문에 본 연구에서는 고온파괴과정을 주도하는 메커니즘을 암시해 주며 조정이 불가능한 다축응력 매개변수로서 최대 주응력, 유효응력, 주입계면 응력만을 고려하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 재료는 평균결정립 크기가 16 μm 인 304 스테인리스강이며, 화학적 성분은 0.08 C, 2.0 Mn, 1.0 Si, 18.0 Cr, 10.25 Ni, 0.045 P, 0.03 S, bal. Fe(in wt %)이다. 본 재료를 사용한 이유는 변형에 의해 가공연화가 일어나는 석출 강화형 합금과 연관성이 있고, 본 재료의 크리프 거동 및 미세조직에 대하여 많이 알려져 있어⁽¹¹⁾ 상호비교가 용이하기 때문이다.

고온파괴시험은 공기 중에서 시험기간 동안 일정 응력상태에서 수행하였다. 고온파단에 대한 환경의 효과를 시험하기 위하여 아르곤분위기에서 시험도 병행하였다. 즉 파단시간이 긴 시험의 경우 산화 등에 의한 파단수명에 있어서의 영향을 확인하기 위하여 거의 최장 시험에 해당하는 50 MPa에서의 일축응력 시험을 실시하였으며 공기 및 아르곤 분위기에서 실시한 파단수명이 거의 차이가 없음을 (5%이내) 확인하였다. 시편은 3 zone 전기로를 사용하여 1033 K(± 1 K)에서 공칭 인장응력의 범위를 25~180 MPa로 하여 시험하였다. 본 온도는 304 스테인리스강의 탄화석출물의 조대화를 위한 시효처리 온도로서 고온파괴시험을 본 온도에서 수행할 경우 시편의 대부분의 수명을 통하여 미세조직의 연화가 일어난다. 크리프 가속화의 효과를 고려하게 된 이유는 크리프 조건하에서 많은 고온재료들이 가공연화가 일어나기 때문이다. 한편 크리프중의 변형량은 1.7×10^{-3} mm의 정확도로서 LVDT (linear variable differential transformer)를 사용하여 측정하였으며, LVDT 신호는 증폭되어 strip chart recorder에 직접 기록하였다.

각기 서로 다른 하중형태에 따라 3종류의 고온파괴 시험을 실시하였다. 일축응력의 경우 지름이 3.175 mm의 평활원통형 시편을 사용하였다. 이축응력의 경우 Fig. 1과 같은 하중상태에서 이중전단 단면을 가진 시편을 사용하였다. 이중단면형태는

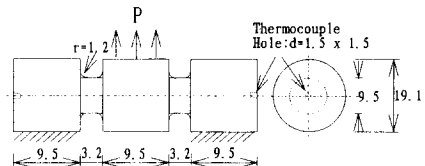


Fig. 1 The double shear specimen geometry.

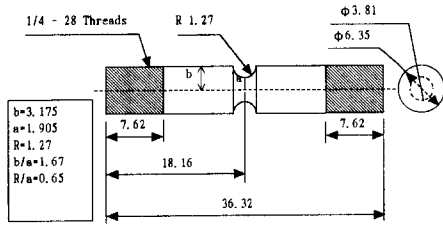


Fig. 2 The Bridgman notch geometry for a triaxial stress state.

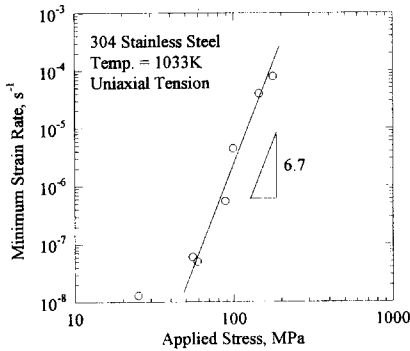


Fig. 3 Minimum strain rate against applied stress for specimen tested under uniaxial tension at 1033 K.

적당한 변형률까지 순수전단을 유발할 수 있다. 통상적인 이중전단 단면은 게이지부분의 끝에 날카로운 구석이 존재하게 되어 이곳에 응력이 집중되며 균열이 발생하게 되고 결과적으로 제 3 크리프 구간에서 전반적인 변형률 측정에 많은 오차를 일으키게 된다. 이러한 문제를 방지하기 위하여 날카로운 구석을 둥그런 노치로 대체시켰으며, 최종 파단 시 파단점은 시편의 거의 중앙에 위치하였다. 삼축 응력의 경우 Fig. 2와 같이 일반적으로 많이 사용하는 Bridgman type으로 중앙에 U자형 노치가 있는 원통형 시편을 사용하였다. 이와 같은 형상에 대한 정상상태의 다축응력분포는 유한요소법으로 Hayhurst 등⁽¹²⁾에 의하여 계산되었다. 본 시험편과 동일한 형상에 대한 정상상태의 재분포된 응력분포 결과중에 본 재료의 경우 $n=6.5$ 이나 그들의 결과에 의하면 n 이 5와 9인 경우 많은 차이가 나지 않아 예를 들어 노치부위의 중심부에서의 최대 주응력 σ_1 대 비노치부위의 작용응력 σ_{appl} 의 비는 n 이 5와 9인 경우 각각 2.7, 2.9로 본 재료의 결과치에 근접한 5에 해당하는 결과치인 2.7을 적용하였다. 한편 그들의 결과치⁽¹²⁾에 따르면 시편을 노치부위

와 비노치부위로 구분할 경우에 노치부위의 중심부에서의 유효응력 σ_e 대 비노치부의 응력 σ_{appl} 의 비는 1.81이라고 보고되었다. 결과적으로 최대주응력 σ_1 대 유효응력 σ_e 의 비는 1.49이며 식(2)를 이용하여 $\sigma_T = \sigma_2 = \sigma_3 = 0.33\sigma_1$ 을 결정하였다. 여기서 σ_T 는 시편의 노치부위에서 노치선단으로부터 노치부 중심으로 작용하는 가로방향응력 (transverse stress)이다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 고온변형거동

시험온도에서 작용응력에 대한 최소 변형률속도 $\dot{\epsilon}_{min}$ 은 Fig. 3과 같다. 정상상태, 즉 제 2구간 크리프는 실험 중에 발견되지 않은 결과로 최소 변형률속도를 이용하여 Fig. 3에 표시하였다. 응력지수 $n = \frac{d(\ln \dot{\epsilon})}{d(\ln \sigma)}$ 는 6.7로 SUS304에 관한 다른 연구자의 실험결과와 거의 일치한다.⁽¹¹⁾ 정상상태의 크리프가 없는 것은 고온변형중 연화되는 불안정한 미세조직을 갖는 재료에서 전형적으로 나타난다. 한편 25 MPa에서의 최소 변형률의 경우 다른 데이터들과 상이한 기울기를 나타내고 있는데, 이것은 응력이 매우 낮은 관계로 인하여 다른 변형 메커니즘에 의한 변형으로 판단된다. 이와 같은 판단은 본 재료에 대한 변형 기구도 (deformation mechanism map)⁽¹¹⁾를 이용하여 작용응력을 탄성계수로 표준화(normalized)하여 비교하면 구별이 가능하다. 전단탄성계수를 1033 K에서 약 50 MPa⁽¹³⁾로 취할 경우 확산 변형구간에 위치하므로 본 25 MPa에서의 실험결과와 확산에 의한 혹은 확산과 전이 변형이 조합된 결과치라고 할수 있다. 일반적으로 고온 저응력에서의 확산에 의한 크리프 변형시의 응력지수는 1로서 이러한 이유로 인하여 25 MPa에서의 결과치가 다른 기울기를 보이고 있다고 할수 있다.

한편 고온변형시 미세조직적 관점에서 변형에 따른 가공연화(strain softening)가 일어날 때 서로 다른 응력상태에 대한 파괴수명을 연관시키는데 σ_e 가 역시 적절히 사용된다는 사실도 보고되고 있다.⁽¹⁴⁾ 이때 응력집중에 대한 고온변형 재료의 허용치를 특성화시키는데 사용되는 다음과 같이 정의된 손상 허용변수 λ 를 고려하는 것이 유용하다.⁽¹⁵⁾

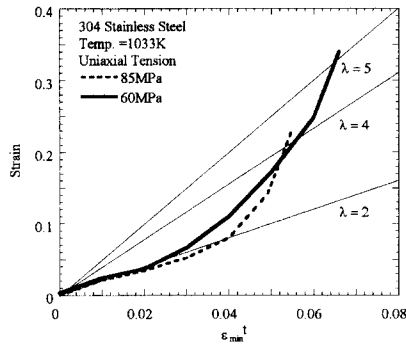


Fig. 4 Strain against time multiplied by the minimum strain rate for two 304 stainless steel specimens.

$$\lambda = \frac{\epsilon_f}{\epsilon_{\min} t_r} \quad (5)$$

여기서, ϵ_f 는 파단변형률, ϵ_{\min} 은 최소 변형률속도, t_r 는 파단수명이다. Ashby와 Dyson⁽¹⁵⁾은 공동화에 의하여 파괴되며 가공연화가 아주 작게 일어나는 합금의 경우는 λ 값이 일반적으로 1~2.5이며, 초내열재료(superalloy)와 같이 λ 값이 클 경우에 미세조직의 연화가 고온에서의 주요 손상메커니즘이라고 발표하였다.

일축 인장응력하에서 실험한 두개의 SUS304에 관한 변형률 대 최소 변형률속도와 시간과의 곱 $\epsilon_{\min} t$ 를 Fig. 4에 나타내었다. 3개의 λ 값을 나타내는 기울기를 가진 참고선도 표시하였다. 이 그림에서 λ 크기가 2보다 크다는 것은 Ashby와 Dyson⁽¹⁵⁾의 이론에 의해 시편이 파단하는 과정에 미세조직에 많은 연화가 일어났음을 나타내는 것이다. 여기서 또한 λ 의 크기가 응력이 증가하면서 감소함을 알 수 있다. 이와 같은 경향은 Fig. 5에서 보듯이 최대 주응력 대 λ 에 관한 그래프에서 좀더 잘 나타난다. 이 그림에서 λ 의 값이 12에서부터 응력이 150 MPa가 될 때에 최소치 2로 감소함을 알 수 있다. 그리고 응력이 좀더 증가하면 λ 값이 다시 증가함을 보여주고 있다.

3.2 고온파괴시험

SUS304의 고온파괴시험 결과를 최대 주응력 대 파단수명으로 표시하면 Fig. 6과 같다. 이축응력과 삼축응력 데이터는 각각 일축 인장응력 데이터의 아래와 위에 있다. 다시 말하면 동일한 최대 주응력에 대하여 이축응력 시편은 일축응력 시편보다 빠리, 삼축응력 시편의 경우는 일축응력 시편보다

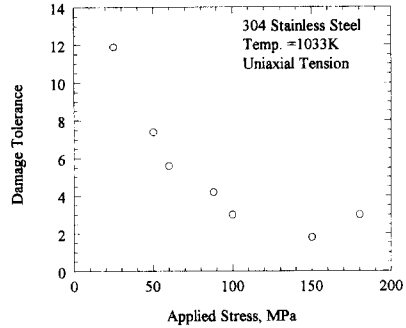


Fig. 5 Damage tolerance, λ , against stress for specimens tested in the present investigation under uniaxial tension.

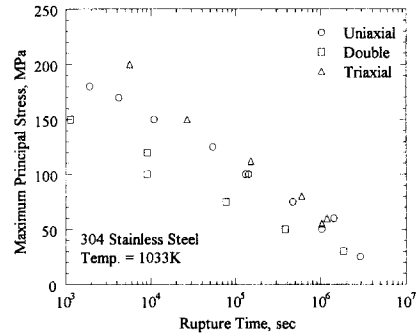


Fig. 6 Maximum principal stress against rupture time for 304 stainless steel specimens tested at 1033 K.

늦게 파괴된 것을 알 수 있다. 이 사실은 삼축응력 시편이 일축응력 시편보다 고온에서 강해진다는 것으로 다시 말하면 노치강화효과가 있다는 것을 의미한다. 이와 같은 현상은 다른 합금에서도 볼수 있는 것⁽⁴⁾으로 노치의 형상에 의하여 최대 주응력 방향과 직각의 두 방향에 인장응력이 작용하여 단 순히 공동만을 고려하면 각 방향에서 인장응력이 작용하여 공동의 성장을 가속화할 것이라고 판단되지만 고온에서는 거의 대부분의 공동이 입계에 존재하며 이들 공동의 성장을 주도하는 응력은 입계면을 따라 존재하는 기공(vacancy)을 공동으로 흡수시키는 수직응력이며, 입계미끄럼에 의해 입계면 수직응력이 증가시 공동화를 가속화시키는데 횡방향 인장응력은 이 같은 입계미끄럼을 방지시켜 일축응력에서의 고온파단수명보다 증가되는 일종의 노치강화 효과로서 만일 횡방향의 두 개의 응력이 압축형태라면 입계미끄럼을 가속화시켜 고온수명을 단축시킬 것으로 사료되며, 이축하중의 경우도 최

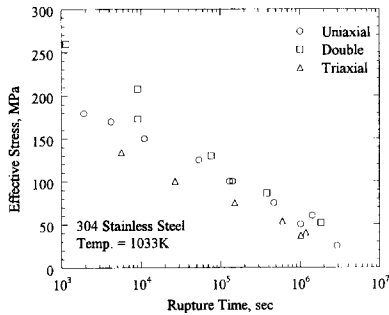


Fig. 7 Effective stress against rupture time for 304 stainless steel specimens tested at 1033 K.

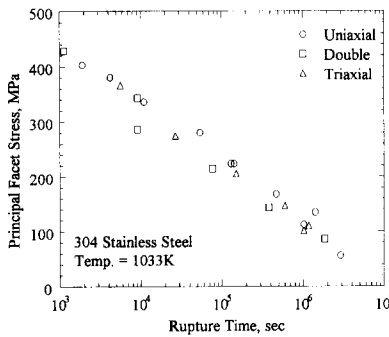


Fig. 8 Principal facet stress against rupture time for 304 stainless steel specimens tested at 1033 K.

대 인장응력과 직각인 다른 응력이 그와 동일한 크기의 압축응력을 작용시켜 입계면 수직응력을 증가시키는 입계미끄러움을 조장시켜 결과적으로 입계면상의 공동화를 가속시켜 수명을 일축응력상태의 수명보다 단축시켰다고 판단되며, 이같은 사실은 가로 입계면에 작용하는 평균 수직응력(주입계면 응력)을 나타내는 식 (4)를 적용하면 좀 더 확실하다. 즉, 삼축응력의 경우 횡방향의 응력이 양의 방향이면 최종 주입계면 응력은 감소하여 다시 말하면 입계 공동성장속도를 감소시키며 이축의 경우 횡방향의 응력중에 하나는 영이나 나머지는 음의 방향으로 주입계면 응력을 증가시켜 공동성장의 가속화를 유발하는 것을 예측할 수 있다.

SUS304에 대한 von Mises 유효응력 대 파괴수명을 표시하면 Fig. 7과 같다. 본 연구의 경우 Fig. 5에서 나타난 바와 같이 손상허용치가 큰 관계로 앞서 서술했듯이 초내열합금의 경우처럼 고온변형시 미세조직의 가공연화가 일어날 때 유효응력을 사용할 경우 상호 일치시킬 수 있는 가능성이 있다. 그러나 Fig. 7의 결과를 보면 유효응력도 서로



Fig. 9 An optical micrograph of an etched cross section of a specimen tested to rupture under an applied uniaxial tensile stress of 60 MPa. The stress direction is parallel to the vertical edge of this micrograph.

각각 다른 응력상태에서의 파괴수명을 상호 일치시키지는 못한다. 그러므로 본 결과를 통하여 변형에 의한 가공연화가 시편의 고온수명을 결정하는데 중요한 역할을 했다고 볼 수 없다. Fig. 6과 7에 나타난 결과를 주입계면 응력으로 계산하여 파괴수명에 관하여 Fig. 8에 나타내었다. 앞에서의 그래프들과는 달리 서로 연관시키는 매개변수로서 주입계면응력을 사용하므로써 전체 응력구간에서 서로 다른 응력상태에서 실험한 결과들을 하나의 선으로 일치시킬 수 있었다. 이와 같은 사실은 주입계면 응력의 유도과정시의 가정들을 종합해 보면 다음과 같은 사실을 유추해 낼 수 있다. 즉 재료 전체의 연화과정은 본 재료의 고온파단과정에 중요하게 영향을 주었다기 보다는 입계미끄러움이나 경사진 입계를 따라 국부적인 연화가 중요한 영향을 미쳤다는 것을 의미한다. 석출물이 존재하지 않는 입계근처가 입계내의 기지보다 좀더 크게 연화될 수 있다고 가정할 수 있으므로 이러한 불균일한 연화가 경사진 입계를 따라 국부적인 전단변형을 일으키고 그 결과 응력 재분포가 이루어져 최대 주응력방향에 가로방향 입계에 좀더 많은 응력이 작용하여 고온 파괴를 용이하게 하는 가로방향 단면의 공동화에 의한 손상(cavitation damage)의 가속화가 본 재료의 고온파괴과정을 주도하였다고 사료된다.

Fig. 9는 60 MPa의 일축응력상태에서 파단된 시편의 하중방향과 평행하게 절개하여 판단면에서 떨어진 부위의 일반적인 손상형태를 나타내는 조직사진이다. 응력방향은 본 사진의 수직방향으로 공동

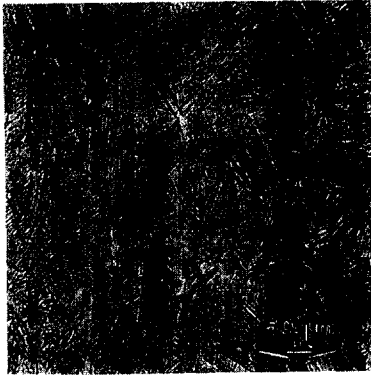


Fig. 10 An optical micrograph of an etched cross section of a specimen tested to rupture under an applied uniaxial tensile stress of 60 MPa. The stress direction is parallel to the vertical edge of this micrograph.

의 합체(coalescence)에 의해 미소균열이 응력방향에 거의 수직인 것을 알 수 있다. Fig. 10은 180 MPa의 일축응력상태에서 파단된 시편의 일반적인 손상형태를 나타내는 조직사진이다. 비록 시편이 파단이 되었지만 180 MPa 응력상태의 미소균열화 정도가 60 MPa 상태에 비해 전반적인 미소균열 정도가 적음을 알 수 있다. 이러한 사실은 180 MPa 응력상태에서 고온파괴가 좀 더 국부적인 형태로 일어났으며 시편의 게이지 전구간을 통하여 균일하게 공동에 의한 손상을 의미하는 것은 아니며 공동화에 의해 이루어진 미소균열의 상호작용이 파단과정에 중요한 역할을 했음을 알 수 있다. 이와 같은 사실은 Fig. 5에서와 같이 낮은 응력에서의 높은 손상 허용도의 값을 나타내는 사실과 일치한다. 실험결과를 토대로 낮은 응력에서 손상허용치가 크다는 것은 시편의 게이지의 전구간을 통하여 많은 양의 공동화로 인한 손상이 생겼다는 것을 의미한다. 응력이 높은 경우 파단을 유발하는 공동화로 인한 손상이 좀더 국부적이어서 그 결과로 상대적으로 적은 λ 값을 갖는 것으로 알 수 있다. 그러므로 응력이 감소하면서 λ 값이 증가하는 것은 시편의 게이지 구간에 공동화로 인한 손상의 분포와 부분적으로 관계가 있다고 판단된다. 이와 같은 가정은 λ 이 2보다 클 경우에 유효응력을 사용하여 각기 다른 응력상태의 고온파단수명을 서로 일치시키지 못하는 것으로 확인할 수 있다. 한편 이러한 결과는 미세조직의 연화가 파단수명을 결정하는데 있어서 공동화에 의한 손상의 영향을 필연적으로 감소

시키지는 않는다는 것을 암시하고 있다. 실제로 경사진 입계를 따라 잘 일어나는 입계미끄러짐과 같은 연화현상이 응력의 재분포에 의하여 재료의 공동화를 가속시킬 수 있다. 연화를 일으키는 것으로 알려진 다른 재료들에 대한 다축응력상태의 고온파괴수명 실험결과들도 주입계면응력에 의해 서로 잘 일치한다고 보고되었다.⁽⁷⁾ 이러한 사실은 이들 재료의 미세조직연화가 일반적으로 불균일한 즉 국부적인 과정으로 입계미끄러짐과 아주 흡사한 방법으로 응력의 재분포를 일으킴을 암시한다. 이 경우에 다축응력상태에서 공동화에 대한 구동력을 결정하는데 주입계면 응력을 사용한 고온수명 예측이 아주 적절하다.

4. 결 론

일축, 이축, 그리고 삼축응력 상태에서의 304 스테인리스강의 고온파괴 실험결과를 고온파괴과정을 주도하는 베커니즘을 암시해 주며 조정이 불가능한 매개변수로서 최대 주응력, 유효응력, 주입계면응력을 적용하여 서로 비교하였다. 실험결과 주입계면응력이 본 실험에 사용한 재료의 서로 다른 상태의 다축응력 하에서의 고온파괴수명을 가장 잘 예측하였다. 이와 같은 결과는 본 재료에 입계미끄러짐에 의한 응력 재분포가 일어났음을 의미하며 이들 시편들에 각기 다른 정도의 응력 재분포가 발생하여, 즉 동일한 최대 주응력상태에서 이중전단형 시편의 경우 최대 주응력방향과 수직인 다른 하나의 압축응력성분에 의해 일축응력보다 높은 주입계면응력이 발생하여 일축응력상태의 고온수명보다 짧은 수명에서 파단되었으며, 노치가 있는 삼축응력 시편의 경우 최대 주응력에 수직인 다른 두 개의 인장 응력성분에 의하여 낮은 주입계면 응력이 작용하여 일축응력 하에서보다 긴 수명에서 파단되었다고 판단된다.

후 기

이 연구는 1996년도 한국과학재단 핵심전문연구과제(과제번호: 961-1004-029-2) 연구비 지원에 의하여 수행된 것으로 관계자 여러분께 감사드립니다.

참고문헌

- (1) Ridel, H., 1987, *Fracture at High Temperatures*, B. Ilshner (Ed), Springer -Verlag, Berlin.
- (2) Hayhurst, D. R., 1973, "Creep Rupture under Multiaxial States of Stress," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 20, pp. 381~390.
- (3) Dyson, B. F., 1976, "Constraints on Diffusional Cavity Growth Rates," *Metal Sci.*, Vol. 10, pp. 349~353.
- (4) Cane, B. J., 1982, "Creep Damage Accumulation and Fracture under Multiaxial Stresses" in *Advances in Fracture Research (Fracture 81)*, Vol. 3, Pergamon Press, Oxford, United Kingdom, pp. 1285~1293.
- (5) Svensson L. E. and Dunlop, G. L., 1981, "Growth of Intergranular Creep Cavities," *Int. Metals Rev.*, n2, p. 109~131.
- (6) Hayhurst, D. R. and Leckie, F. A., 1984, "Mechanical Behavior of Materials," Carlsson, J. and Ohlson, N. G. eds, Pergamon Press, Oxford, UK, Vol. 2, p. 1195~1211.
- (7) Nix, W. D., Earthman, J. C., Eggeler, G. and Ilshner, B., 1989, "The Principal Facet Stress as a Parameter for Predicting Creep Rupture under Multiaxial Stresses," *Acta Metall.*, Vol. 37, pp. 1067~1077.
- (8) Anderson, P. M. and Rice, J. R., 1985, "Constrained Creep Cavitation of Grain Boundary Facets," *Acta Metall.*, Vol. 33, pp. 409~422.
- (9) Browne, R. J., Lonsdale, D. and Flewitt, P. E. J., 1982, "Multiaxial Stress Rupture Testing and Compendium of Data for Creep Resisting Steels," *J. Eng. Mater. Tech., Trans. ASME*, Vol. 104, pp. 291~296.
- (10) Huddleston, R. L., 1985, "An Improved Multiaxial Creep-rupture Strength Criterion," *J. Pressure Vessel Technol.*, Vol. 107, pp. 421~429.
- (11) Bhargava, R. K., Moteff, J. and Swindeman, R. W., 1976, "The Dislocation Substructure, Carbides and the Deformation Mechanisms Map for AISI 304 Stainless Steel," *Metall. Trans. A.*, Vol. 7A, pp. 879~884.
- (12) Hayhurst, D. R., Leeckie, F. A. and Henderson, J. T., 1977, "Design of Notched Bars for Creep-Rupture Testing under Tri-axial Stresses," *Int. J. Mech. Eng.*, Vol. 19, pp. 147~159.
- (13) Ozmat, B., Argon, A. S. and Parks, D. M., 1991, "Growth Modes of Cracks in Creeping Type 304 Stainless Steel," *Mechanics of Materials*, pp. 1~17.
- (14) Eggler, G., 1989, "The Effect of Long-term Creep on Particle Coarsening in Tempered Martensite Ferritic Steels," *Acta Metall.*, Vol. 37, pp. 3225~3234.
- (15) Ashby, M. F. and Dyson, B. F., 1985, "Creep Damage Mechanics and Micromechanisms," *Adv. Frac.*, Vol. 9, pp. 3~30.