

Zr-0.4Sn-1.5Nb-0.2Fe 합금의 인장특성

이명호[†] · 김준환 · 최병권 · 정용환

한국원자력연구소 지르코늄신합금핵연료피복관개발팀

Tensile Properties of Zr-0.4Sn-1.5Nb-0.2Fe

M. H. Lee[†], J. H. Kim, B. K. Choi and Y. H. Jeong

Advanced Zr Alloy Development, KAERI, Daejeon, 305-353, Korea

(2004년 6월 24일 받음, 2004년 10월 4일 최종수정본 받음)

Abstract To study the dynamic strain aging behavior of Zr-0.4Sn-1.5Nb-0.2Fe sample tube for nuclear fuel cladding in the range of pressurized water reactor (PWR) operation temperature, the tensile tests of the tube specimens, which had been finally heat-treated at 470°C and 510°C, had been carried out with the strain rate $1.67 \times 10^{-2}/s$ and $8.33 \times 10^{-5}/s$ at the various temperatures from room temperature to 500°C. It was observed that the elongation of the specimens got shortened as the temperature increased from 200°C to 340°C. The specimens that were finally heat-treated at 470°C showed a plateau more remarkably on the plot of yield strength-temperature than those heat-treated at 510°C. In the range of 310~400°C, the strain rate sensitivity of the specimens finally heat-treated at 510°C was 30.4%~33.7% lower but the work hardening exponent index of the specimens was a little higher than that without dynamic strain aging effect.

Key words cladding tube, Zr-based alloy, dynamic strain aging.

1. 서 론

일반적으로 금속은 온도가 상승하면 강도는 감소하는 반면 연성은 증가하는 경향이 있다. 그러나 합금의 경우 소성변형 이후 일정한 시간이 지나면 연성이 감소하며 경화되는 현상이 발생한다. 고용체내 용질원자의 석출, 편석, 전위와 침입형 원자간의 상호작용 또는 불순물 원자에 의한 전위 이동의 방해 등이 그 원인으로 지적되고 있다.¹⁻⁸⁾ 특히, 변형 후 용질원자 이동이 용이하도록 변형된 합금의 온도를 높여 주면 변형 후 짧은 시간에도 시효경화가 발생하며 심지어 변형 중에도 경화현상이 나타난다. 이러한 경우 이동하는 전위에 용질원자 분위기가 가하는 저항응력(drag stress)이 유동응력에 추가되어 변형속도 증가와 더불어 소재의 총 응력은 상승한다. 이러한 현상을 동적 변형시효(dynamic strain aging, DSA)라고 부른다.

가압 경수로(Pressurized Water Reactor, PWR)의 경우 Zr합금 핵연료피복관은 UO₂핵연료 pellet로부터 방출되는 방사성핵분열생성물에 대한 1차 방호벽으로서 건전성 보장이 요구되고 있다. 그러나 Zr합금 핵연료피복관은 원자력발전소 가동온도 범위에서 DSA로 인하여 연성이 감소하고 취성이 증가하여 변형 및 파괴에 대한 저항성이

저하됨으로 피복관의 파괴위험성이 증가한다. DSA가 발생하는 온도는 변형속도에 따라 다르지만, 핵연료피복관 소재로 사용되는 Zircaloy-4(Zr-1.5Sn-0.2Fe-0.1Cr)합금 피복관의 경우, 가동중인 PWR내 핵연료 피복관의 표면온도인 약 341°C~383°C를 포함하는, 227~427°C 온도범위에서 DSA가 발생하여 취성이 증가한다고 보고되었다.³⁻⁷⁾

한국원자력연구소에서는 기존 Zircaloy-4 합금보다 부식 및 크립 특성이 우수한 고연소 핵연료 피복관용 Zr 신합금을 개발하고, 1,2차에 걸쳐 Zr 신합금 핵연료피복관 시제품을 제조하였다. 시제품 피복관에 대한 부식, 인장, 크리프 등에 대한 노외 성능시험 수행결과, 시제품 피복관은 부식 및 크립특성이 기존 Zircaloy-4 합금 피복관보다 우수하여 이에 대한 조사특성을 확인하고자 노내성능 검증시험을 수행하고 있다.⁹⁾ 본 연구는 상기 시제품의 하나인 Zr-0.4Sn-1.5Nb-0.2Fe 합금 피복관(실험피복관)의 기계적 특성 데이터 확보의 일환으로 상온에서 500°C까지의 온도범위에서 DSA와 관련된 인장특성 데이터를 확보하고자 하였다. Zircaloy-4합금 피복관의 경우 300~400°C에서의 DSA 주원인은 산소 원자에 의한 것으로 보고되었고,^{1-3,6,7)} 750°C 근처의 고온에서 DSA는 Sn에 의한 것으로 보고되었다.¹⁰⁾ 실험피복관을 470°C에서 620°C까지 최종열처리 했을 경우 부식성능은 응력완화 온도인 470°C에서 최종열처리 했을 경우 가장 좋았으나, 크립특성은 부분 재결정온도인 510°C에서 최종 열

[†]E-Mail : mhlee2@kaeri.re.kr

처리했을 경우에 가장 좋았다.⁹⁾ 따라서 가동중인 PWR내 핵연료 피복관의 표면온도 범위에서, 470°C 및 510°C에서 각각 최종열처리한 실험피복관의 DSA 특성을 파악하고자 상온에서 500°C까지의 온도범위에서 $1.67 \times 10^{-2}/s$ 및 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 실험피복관에 대한 인장 시험을 실시 하였다. 그리고 각 온도구간에서 응력-변형 특성, 연신을 및 항복강도 변화, 활성화 에너지 변화, 변형속도 민감도 및 가공경화 지수의 변화, 그리고 시편의 grip물림부와 파단부간의 산소농도차이 변화를 파악하고자 하였다.

2. 실험 방법

한국원자력연구소 실험피복관 제조시방^{11,12)}에 따라 제조된 길이 150 mm, 표점거리 50 mm인 실험피복관(ID 8.36 mm×OD 9.5 mm) 시편을 각 시험마다 2개씩 사용하여 ASTM B811-97 요건에 따라 인장시험을 실시하고 그 결과를 평균하여 실험 데이터를 구하였다. DSA 관찰을 위한 시험은 470°C 및 510°C에서 각각 2.5시간 최종 열처리한 실험피복관 시편을 ASTM B21-92 요건에 따라 25, 200, 250, 280, 310, 340, 370, 400, 450, 500°C의 각 시험온도에서 20분간 안정시킨 후 ASTM B811-97요건에 따라 $1.67 \times 10^{-2}/s$ 및 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 인장시험을 실시하였다. 실험 후 항복강도는 ASTM E8M-00a 요건에 따라 0.2% offset방법으로 구하였다.

투과전자현미경(TEM)을 이용한 전위관찰용 시편은 HF 10%, HNO₃ 45%, H₂O 45%의 혼합용액에서 시편두께가 약 70 μm될 때까지 chemical thinning한 후 3 mm 지름의 disc형태로 제작하고, -35°C에서 CH₃COOH(90%), HClO₄(10%) 혼합용액으로 이를 twin-jet polishing하여 준비하였다. 또한 DSA에 대한 산소원자의 영향을 파악하고자 25, 200, 280, 340, 370, 450 및 500°C 시험편의 파단부와 grip 물림부의 산소 농도를 불활성 기체 용해 및 적외선 흡수법(LECO TC-136 Oxygen Analyzer)으로 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 실험온도변화에 따른 인장특성

Fig. 1은 470°C, 510°C에서 각각 최종 열처리한 실험피복관을 상온에서부터 500°C까지의 온도범위에서 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 인장시험 했을 경우 응력-변형 곡선을 나타낸 것이고 Fig. 2는 각 시험온도별 최대 인장강도, 항복강도 및 연신을 변화를 나타낸 것이다. 각 경우 시험온도가 높아질수록 최대 인장강도나 항복강도는 감소한다. 그러나, 200°C에서 연신율은 상온에서 보다 증

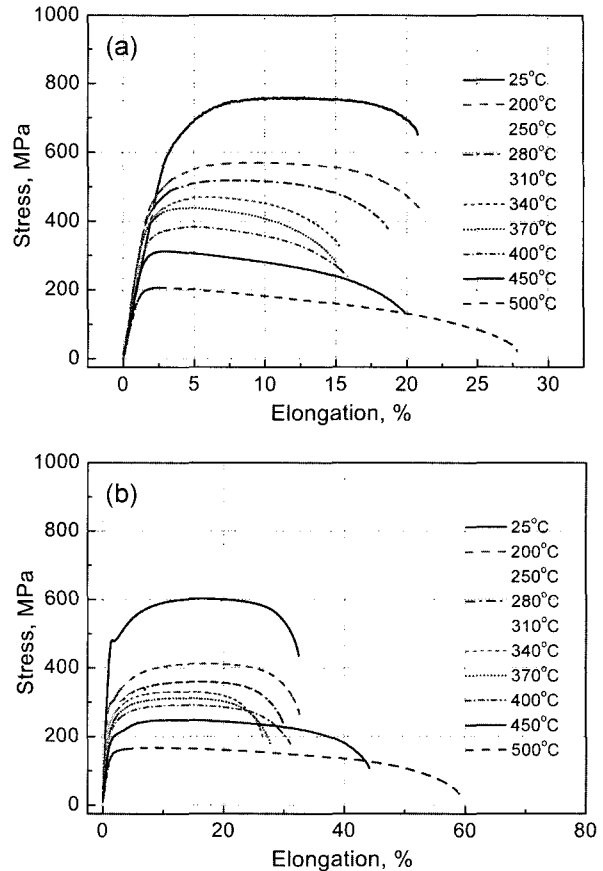


Fig. 1. Tensile stress-strain curve of the tube specimens with the strain rate $8.33 \times 10^{-5}/s$ at different temperatures after being finally heat-treated at (a) 470°C and (b) 510°C

가하지만, 200°C에서 340°C까지의 구간에서는 온도가 증가할수록 연신율이 감소한다. 또한, Fig. 1 및 Fig. 2(c)에서 보는 바와 같이 470°C에서 최종 열처리한 경우 250~450°C 구간에서는 200°C에서 보다 연신율이 작고, 510°C에서 최종 열처리한 경우 250~400°C 구간에서 200°C에서의 연신율 보다 작다. 따라서 연신율 변화로만 판단할 경우 470°C에서 최종 열처리한 경우가 510°C에서 최종 열처리한 경우보다 경화 온도구간이 50°C 정도 높다고 할 수 있다. 그러나, Fig. 2(a),(b)에서 보는 바와 같이 510°C에서 최종 열처리한 경우가 470°C에서 최종 열처리한 경우보다 상온 쪽으로 plateau가 이동되었지만, 470°C에서 최종 열처리한 경우가 510°C에서 최종 열처리한 경우보다 plateau가 더 뚜렷하여 DSA가 더 현저하다고 할 수 있다.

DSA 발생 온도 구역에서는 용질원자 확산이 용이하여 이동하는 전위와 용질원자가 효과적인 상호작용을 함으로서 변형저항응력이 증가한다. DSA로 인하여 증가된 유동응력(σ_D)이 유동응력-온도 곡선상에 추가되어 DSA 구간에서 총 유동응력은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\sigma_t = \sigma_o + \sigma_D \dots\dots\dots (1)$$

σ_t : DSA 구역에서 총유동 응력 (total flow stress)

σ_o : DSA가 없을 경우 예상되는 유동응력

σ_D : DSA로 인한 유동응력 증가
(변형속도 및 온도 의존성)

너무 높은 온도 즉, DSA 발생온도 구역 이상의 온도

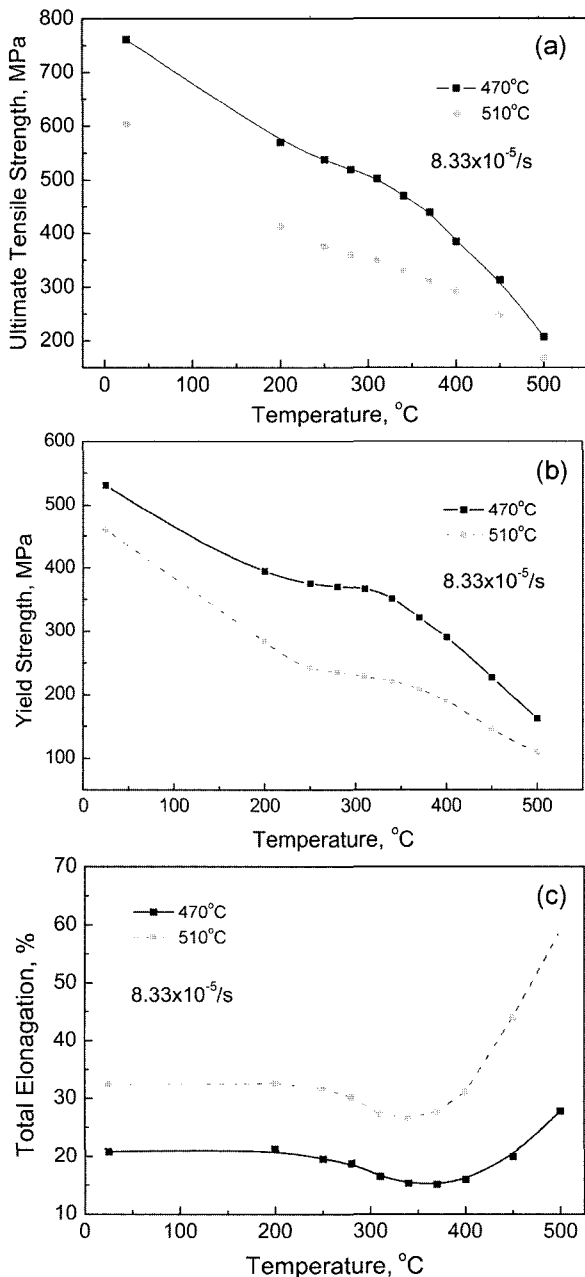


Fig. 2. (a) Ultimate Tensile strength, (b) Yield strength and (c) Total elongation of the tube specimens when they were deformed at different temperatures with strain rate 8.3×10^{-5} after they were finally heat-treated at 470°C and 510°C.

에서는 용질원자가 전위와 함께 이동하여 전위이동을 효과적으로 억제하기 어렵기 때문에 유동응력을 증가시키는 DSA현상이 나타나지 않게 된다. Fig. 3에서와 같이 470°C에서 최종 열처리한 실험피복관의 경우 응력완화 열처리로 인하여 전위밀도는 크게 변하지 않지만, 510°C에서 최종 열처리한 실험피복관의 경우 재결정으로 인하여 전위밀도가 매우 낮을 뿐만 아니라 변형시 가동전위의 이동속도가 높아져 용질 원자가 가동전위 이동을 효과적으로 억제하기 어렵다. 이 경우 용질원자가 가동전위 이동을 억제하려면 더 높은 온도에서 용질 원자가 열 활성화되어야^{1,3,5)} 하지만, 전위 밀도가 낮기 때문에 전위와 용지원자의 상호작용에서 전위의 역할이 미미하게 된다. 따라서 510°C에서 최종 열처리한 실험 피복관의 경우 항복강도-온도 곡선에서 plateau가 470°C에서 최종 열처리한 실험피복관 보다 미미하게 관찰된다고 생각된다.

실험피복관은 제조시 1,210 ppm의 산소를 함유하고 있고, 그 이외에 110 ppm C, 100 ppm Si, 23 ppm N 및 3 ppm H를 불순물로 함유¹³⁾하고 있으나, 산소 이외에는 불순물량이 적다. Zircaloy-4합금 피복관의 경우 300~400°C에서의 DSA 주원인은 산소 원자^{1-3,6,7)}임을 고려하여 실험피복관의 DSA에 대한 산소의 영향을 확인하고자 470°C에서 최종열처리한 실험피복관의 상온, 200, 250, 310, 370 및 500°C 인장시험편에 대하여 grip 물림부와 파단부의 산소농도 차이를 측정한 결과, 실험온도 범위에서 그 차이는 210 ppm 이하였다. 그러나 시험온도와 산소 농도변화 간의 관련성은 발견하지 못하였다.

3.2 변형속도 변화에 따른 인장특성

활주면에서 변형을 유발하는 전단응력으로 항복강도를 표시하여 변형기구를 고찰하는 것이 바람직하나 전단응력(τ)=항복응력(σ)/M (여기서 M은 활주면에서 normal 변형속도와 shear 변형속도를 관련시켜주는 상수) 관계³⁾가 있으므로 항복응력의 변화를 이용하여 변형거동을 고찰하여도 큰 무리는 없을 것으로 생각된다. 실험온도변화

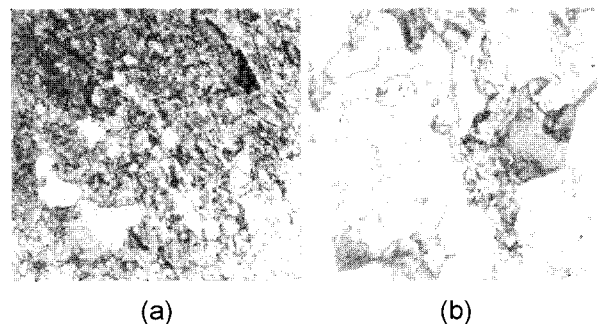


Fig. 3. TEM pictures($\times 5,000$) of the tested tube specimens when finally heat-treated at (a) 470°C $\times 2.5$ h and (b) 510°C $\times 2.5$ h

에 따른 동적변형 시효현상을 좀더 심도 있게 관찰하고자 510°C에서 최종 열처리한 실험피복관에 대한 추가 인장시험을 $1.67 \times 10^{-2}/s$ 의 변형속도로 실시하고, 실험온도 (\sqrt{T}) 변화에 따른 항복강도 변화를 Fig. 4에 나타내었다. $1.67 \times 10^{-2}/s$ 의 변형속도로 인장 시험했을 경우에도 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 인장 시험했을 경우처럼 DSA가 발생하는 구간에서 항복강도-온도 기울기가 변함을 알 수 있다. 변형속도($\dot{\epsilon}$)와 유동응력 및 온도와의 관계는 Arrhenius식으로 다음과 같이 나타낼 수 있다.¹⁴⁾

$$\dot{\epsilon} = B\tau^n \exp(-Q/kT) \dots \dots \dots (2)$$

여기서 B는 상수, τ 는 유동응력, n은 유동응력지수, Q는 활성화 에너지 상수, k는 Boltzmann 상수이고 T는 절대온도로 표시되는 변형온도이다. 상기 (2)식을 이용하여 계산한 510°C 최종열처리 실험피복관의 활성화 에너지는 340°C에서 242 kJ/mole 이었다. Zircaloy-4의 활성화 에너지 228 kJ/mole⁴⁾에 비하면, 실험피복관의 활성화 에너지는 Zircaloy-4보다 높다. 이는 실험피복관의 경우 부분 재결정으로 인하여 전위가 많이 소멸되어 DSA에 대한 전위의 기여가 낮기 때문일 것으로 생각된다.

일정한 변형속도에서 시험온도가 상승하면 항복강도는 다음과 같은 관계로 감소한다.¹⁵⁾

$$\sigma_T = \sigma_0 - m\sqrt{T} \dots \dots \dots (3)$$

여기서 σ_T 는 시험온도에서 항복강도, σ_0 는 절대온도에서 항복강도, m은 기울기, T는 절대온도로 표시되는 시험온도를 나타낸다. 변형속도가 일정할 경우 상기 (3)식에서 기울기 m은 시험온도에 좌우된다. 그러므로 항복강도 감소에 대한 온도영향을 알아보기 위하여 온도-

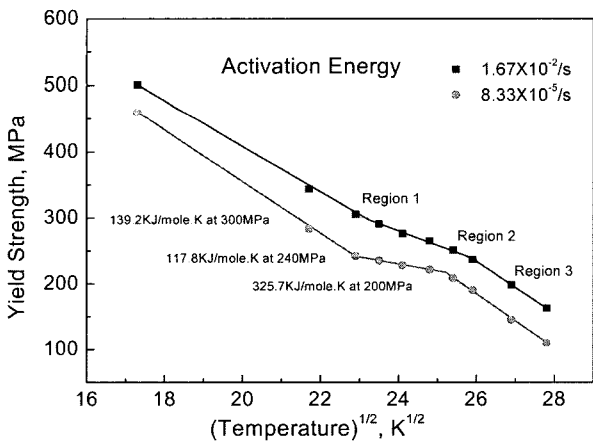


Fig. 4. Activation energy at constant yield strength when the tube specimens were deformed with strain rate $1.67 \times 10^{-2}/s$ and $8.33 \times 10^{-5}/s$ at different temperatures after being heat-treated finally at 510°C:

항복강도 그래프에서 m이 일정한 온도구역의 임의 항복강도에서 변형 활성화 에너지를 추정해볼 필요가 있다.

Fig. 4에서 m이 서로 다른 구역 즉, DSA가 활발한 온도구역의 임의항복강도 240 MPa에서와 이를 전·후한 일정한 임의 항복강도 300 MPa 및 200 MPa에서 활성화 에너지를 상기 (2)식에 따라 구하면 각 항복강도에서 각각 117.8 kJ/mole, 139.2 kJ/mole 및 325.7 kJ/mole이 된다. 용질원자와 전위가 비교적 효과적으로 상호작용한다고 생각되는 온도 구역의 일정한 응력인 300 MPa (185-263°C 온도구역) 및 240 MPa(261-394°C 온도구역)에서 활성화 에너지 차이는 18%로 크지 않으나, 상호작용이 효과적이지 못한 것으로 생각되는 고온부의 일정한 응력인 200 MPa(384-448°C 온도구역)에서 활성화 에너지는 240 MPa에서 활성화 에너지의 약 2.8배에 이른다. 따라서 항복강도가 200 MPa로 낮아질 경우 변형에 대한 온도 민감도가 240 MPa에서 보다 커졌다고 볼 수 있다.

DSA로 인한 연성감소 현상은 온도변화에 따른 변형속도 민감도(strain rate sensitivity) 변화로 쉽게 파악할 수 있다. DSA 온도범위에서 연성 변화의 온도의존성은 변형속도 민감도의 온도의존성과 같은 경향을 따르며, 변형속도 민감도는 다음과 같이 나타낼 수 있다.⁵⁾

$$m_t = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\epsilon})} = \frac{1}{\sigma^* + \sigma_D} (\sigma^* + \sigma_{DMD}) \dots \dots \dots (4)$$

- m_t : 합금에서 관찰된 변형속도 민감도
- m^* : 순금속(pure metal)에서 DSA가 없을 경우 예상되는 변형속도 민감도
- m_D : 변형속도 민감도에 대한 DSA의 기여
- m^* 는 DSA가 없을 경우 절대온도 증가에 대해 직선적으로 증가하는 경향이 있으므로

$$m^* = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\epsilon})} \alpha T + \beta (\alpha, \beta \text{는 상수임}) \dots \dots \dots (5)$$

로 표시할 수 있다.

Fig. 5는 510°C에서 최종 열처리한 실험피복관을 $1.67 \times 10^{-2}/s$ 및 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 실험했을 때 (4)식에 따라 항복강도 변화로부터 도출한 변형속도 민감도를 실험온도 변화에 따라 나타낸 것이다. DSA가 없을 경우 실험피복관의 변형속도 민감도를 (5)식에 따라 표시하면 " $m^* = 0.013 + 1.25 \times 10^{-4}T$ "로 표시된다. 그러나, Fig. 2(c)에서와 같이 연성감소가 현저한 310~400°C를 전후한 실험피복관의 변형속도 민감도는 Fig. 5에서와 같이 DSA가 없을 경우에 비하여 30.4~33.7% 감소함을 볼 수 있다. 그리고 상온과 250°C 사이의 온도에서도 현저하지는 않지만 비슷한 현상을 보이기 때문에 이의 진위 여부를 확인하기 위한 저온부의 온도변화별 추가실험이

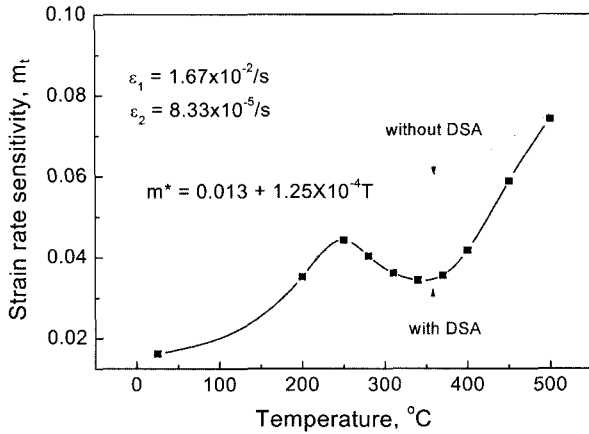


Fig. 5. Strain rate sensitivity of the tube specimens when they were deformed with strain rate $1.67 \times 10^{-2}/s$ and $8.33 \times 10^{-5}/s$ at different temperatures after being finally heat-treated at $510^\circ C$.

필요할 것으로 생각된다.

탄성한계 이후 necking까지 변형에서 진응력-진변형 곡선은 일반적으로 다음과 같이 Hollomon 실험식으로 나타낸다.

$$\sigma = K\varepsilon^n \dots\dots\dots (6)$$

- σ : 진응력(true stress)
- ε : 진변형(true strain)
- n : 가공경화지수(strain hardening coefficient)
- K : 재료상수 (진변형 = 1일 때 진응력)

재료의 추가변형에 대한 저항능력은 가공경화지수(n)의 크기로 알 수 있다. 그러나 일정한 온도에서 n값은 항복강도(τ) 및 변형속도($\dot{\varepsilon}$)에 대한 관계 [$\ln(\tau_1/\tau_2) = n \ln(\dot{\varepsilon}_1/\dot{\varepsilon}_2)$]로부터 구할 수도 있다.¹⁴⁾ Fig. 6는 $470^\circ C$, $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 실험피복관에 대한 인장시험 결과를 상기 (6)식에 따라 계산하여 응력-변형률 변화와 온도변화에 따른 가공경화지수 변화를 표시한 것이다. 상온 인장시험 결과를 나타낸 Fig. 6(a)는 응력-변형률 지수값의 기울기(n)는 $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 시편의 경우 변형속도에 따라 큰 차이가 없다. 그러나, $470^\circ C$ 에서 최종 열처리한 시편의 경우는 변형이 증가함에 따라 그 기울기는 $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 시편의 경우보다 약간 낮아진다. n은 0~1의 값을 가지며 n=0인 소재는 완전소성을 보이고 n=1인 소재는 완전 탄성을 보인다.¹⁶⁾ Fig. 6(b)을 보면, $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 시편의 경우 초기 전위밀도가 낮기 때문에 $470^\circ C$ 에서 최종 열처리한 시편의 경우보다 가공경화 지수가 커서 탄성이 큼으로 추가변형 저항성도 클 것으로 생각된다. 특히, Fig. 5에서와 같이 순금속에 비하여 변형속도 민감도가 작은 온도 범위에서, n 값도 다른 온도범위에 비해 큼으로 이 온도

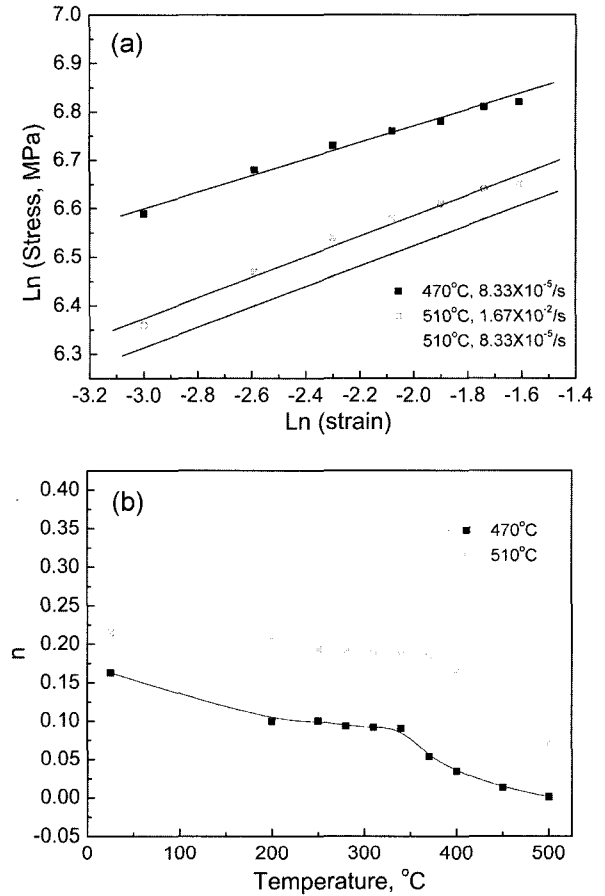


Fig. 6. Strain hardening of the tube specimens when they were finally heat-treated at $470^\circ C$ and $510^\circ C$: (a) Ln true stress versus Ln true strain at room temperature at different strain rates. (b) The change of strain hardening exponent (n) when the specimens were strained with $8.33 \times 10^{-5}/s$ at different temperatures

범위에서 전위 이동성이 감소하였다고 생각할 수도 있다.

4. 결 론

$470^\circ C$ 및 $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 실험피복관을 상온에서 $500^\circ C$ 까지의 온도범위에서 $1.67 \times 10^{-2}/s$ 및 $8.33 \times 10^{-5}/s$ 의 변형속도로 각각 인장시험 하였을 때 실험피복관은 동적변형 시효와 관련된 다음과 같은 인장특성을 보였다.

- (1) 각 최종열처리 피복관의 경우 $200\sim 340^\circ C$ 온도구간에서 연신율 감소가 발생하였고, $470^\circ C$ 에서 최종 열처리한 실험피복관의 경우 $250\sim 450^\circ C$ 온도구간에서, $510^\circ C$ 에서 최종 열처리한 실험피복관의 경우는 $250\sim 400^\circ C$ 온도구간에서 연신율이 각 경우의 $200^\circ C$ 에서의 연신율보다 작았다.
- (2) $470^\circ C$ 에서 최종 열처리한 실험피복관이 $510^\circ C$ 에서

최종 열처리한 실험피복관보다 항복강도-온도 곡선상의 plateau가 310°C를 중심으로 더 현저하게 나타났으나, 510°C에서 최종 열처리한 실험피복관의 plateau는 470°C에서 최종 열처리한 실험피복관 보다 높은 온도에서 나타났다.

(3) 470°C에서 최종 열처리한 실험피복관 시편 grip 물림부와 시편과단부의 산소농도차이는 실험온도 범위에서 210ppm이하였으나, 시험온도와 산소 농도변화 간의 관련성은 발견하지 못하였다.

(4) 510°C에서 최종 열처리한 실험피복관의 경우 340°C에서 활성화 에너지 242 kJ/mole 이었고, 연신율이 감소한 온도범위(310~400°C)에서 실험피복관은 항복강도 감소에 대한 온도영향이 작았고, DSA가 없는 경우보다 변형속도 민감도는 30.4~33.7% 낮았고 가공경화지수는 약간 높았다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력연구개발사업중 "지르코늄신합금핵연료피복관개발"과제 수행의 일환으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. D. Lee, Metallurgical Trans., **1**, 1607 (1970).
2. V. Ramachandran and R. E. Reed-Hill, Metallurgical Trans., **1**, 2105 (1970).
3. K.-S. Park and B.-W. Lee, J. KNS., **21**(2), June (1989).
4. J.-K. Yi, H.-B. Park, G.-S. Park and B.-W. Lee, J. Nucl. Mater., **189**, 353(1992).
5. S. Kil Kim, H. S. Kim, S. I. Hong, C. B. Choi and K. T. Kim, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **37**(12), 1482 (1999).
6. J. E. Talia and F. Povoio, J. Nucl. Mater., **67**, 198(1977).
7. K. W. Lee, S. K. Kim, K. T. Kim and S. I. Hong, J. Nucl. Mater., **295**, 21(2001).
8. A. M. Garde, E. Aigeltinger, B. N. Woodruff and R. E. Reed-Hill, Metallurgical Trans. A, **6A**, 1183(1975).
9. MOST, Development of Advanced PWR Fuel Technology, KAERI/RR-2335/2002 (2003).
10. A. M. Garde, H. M. Chung and T. F. Kassner, ANL-77-30 (1977).
11. KAERI, Specification for the manufacturing of the TREX (Tube Reduced Extrusion) for KAERI Cladding Tubes Revision 1 (2001).
12. KAERI, Specification for the manufacturing of the KAERI cladding tubes (2000).
13. B. H. and G. Vignoul, Fabrication Report MERD 7408, WahChang, Nov. (2001).
14. A. Akhtar, Acta Metallurgica, **21**, 1, January (1973).
15. A. M. Hammad, S. M. El-Mashri and M. A. Nasr, J. Nucl. Mater., **186**, 166(1992).
16. R. W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 2nd ed., p.18, John Wiley & Sons, New York, (1983).