'2000 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

Zr-xNb-xSn-Fe-Cr-Mn 계 합금의 크리프 특성

Creep Properties of Zr-based Alloys with Zr-xNb-xSn-Fe-Cr-Mn Alloying System

김경호, 남철, 최병권, 이명호, 정용환
한국원자력연구소

요 약

다원계로 이루어진 Zr-based **합금에서 합금원소** Nb**와** Sn**이 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하기 위해서 두 종류의** Zr-based **합금을 판재로 제조한 후 인장시험과 크리프 시험을 수행하였다. 두 합금 중에서** Nb **보다는** Sn **함량이 많이 첨가된** PK2 **합금이 인장강도와 크리프 저항성이 높았다. 이러한 현상은 이들 합금에서** Sn**의 고용강화효과와 가공조직에 의한 전위 때문인 것으로 사료된다.** PK1**과** PK2 **합금 모두 일정하중 크리프 시험에서 작용응력과 온도가 높아짐에 따라 정상상태 크리프 속도(** $\dot{\varepsilon}_s$**)와 크리프 활성화 에너지**(Qc)**가 증가하였으며, 동일한 시험온도에서는 작용응력이 증가함에 따라 응력지수도 증가하였다. 시험온도가** 350℃, 400℃**이고 응력 범위가** 50 MPa 180 MPa **에서는 응력지수**(n)**가** 4 **이하로서** diffusional creep**과** viscous dislocation glide **기구에 의한 크리프 변형거동을 보였으며,** 450℃, 100MPa **이상 응력에서는 응력지수**(n)**가** 7 **이상으로** dislocation climb**에 의해 변형되는 것으로 사료된다.**

Abstract

To investigate the effect of Nb and Sn on the mechanical properties of Zr-based alloys with Zr-xNb-xSn-Fe-Cr-Mn alloying system, the Zr-based alloys were manufactured as two kinds of sheet specimens and tested for tensile properties and creep behaviors. PK2 alloy, which have more Sn content than Nb, showed higher tensile strength and creep resistance than PK1 alloy. With rising the applied stress and test temperature, PK1 and PK2 alloys increased the steady state creep rate and activation energy for the creep of the alloys. This behavior would be due to the effect of solid-solution hardening of Sn and the dislocation in worked structure. The stress exponent of the alloys also increased in response to rise the applied stress at the constant temperature. In the stress range of 50 to 180 MPa at 350℃ and 400℃, the alloys showed creep deformation behavior due to diffusion and viscous dislocation glide mechanism below 4 of the stress exponent(n). Based on the higher stress exponent than 7, It is thought that the alloys were strained by dislocation climb mechanism at the applied stress over 100 MPa at 450℃.

1. 서론

Zircaloy-4는 중성자 흡수 단면적이 작고, 내식성 및 기계적 특성이 우수하기 때문에 가압경수로(Pressurized Water Reactor)에서 수십 년 동안 커다란 문제없이 핵연료 피복관 재료로 사용되어 왔으나, 현재 원자력발전소의 가동조건은 60년대에 개발된 기존의 Zircaloy-4 합금이 극복하기 어려운 상황으로 발전되고 있는 추세이다[1]. 따라서 원자력 선진국에서는 수년 전부터 Zircaloy-4보다 성능이 우수한 Zr 합금을 개발하기 위한 연구가 집중적으로 이루어지고 있다[2-5]. 미국 Westinghouse의 ZIRLO, Siemens의 HPA(Zr-0.8Nb-0.8Sn-0.2Fe-0.1V), Sumitomo사의NDA(Zr-0.1Nb-1.0Sn-0.27Fe-0.16Cr-0.01Ni) 등과 같은 신합금들이 개발되어 현재 노내.외 시험 중에 있다. ZIRLO(Zr-1Nb-1Sn-0.1Fe)합금은 기존의 Zircaloy-4에 러시아에서 개발하여 동구권에서 현재 핵연료 피복관으로 사용되고 있는 Zr-1Nb 합금의 조성을 조합한 것으로 합금원소 Nb를 첨가한 대신에 Sn의 함량은 줄이고 또한 Cr을 배제시킨 합금이다. 여기서 주목해야 할 점은 개발된 신합금들이 모두 Nb와 Sn을 첨가원소로 사용했다는 점이다. 그 만큼 Nb와 Sn이 핵연료 피복관의 내식성과 기계적 성질을 향상시킬 수 있는 중요한 합금원소라는 것을 알 수 있다.

고연소도 핵연료 피복관 재료가 되기 위해서는 무엇보다도 방사선분위기에서 낮은 중성자 흡수성, 내식성 및 기계적 성질 등이 우수해야 하며[6], 특히 크리프 저항성은 피복관의 수명제한 요소[7]이기 때문에 건전성 차원에서 매우 중요하다. 노내에서 크리프 변형이 고연소도 피복관에서 문제가 되지만 핵연료피복관은 고온에서 가동되기 때문에 열적 크리프도 전체 크리프 변형량에 상당히 기여하는 것으로 알려졌다. 그러나 크리프 특성에 대한 연구는 아직도 충분치 않으며, 체계적이지 못한 실정이다. 그러므로 핵연료 신합금 재료를 개발하기 위해서는 현재 추진중인 신합금들에 대한 크리프 저항성이 체계적으로 평가되어야 한다.

따라서 본 연구에서는 이를 위한 기반연구로서 6원계로 이루어진 Zr-based 합금을 판재로 제조한 후 상온과 400℃에서의 인장시험과 일정하중 단축 크리프시험을 실시하여, 첨가 원소 Nb와 Sn의 영향에 관한 기계적 강도 특성과 고온 크리프 변형 기구를 규명 하고자 하였으며, 또한 이러한 실험 결과들로부터 그 재료의 특성을 평가하고, 이에 대한 해석을 통하여 고연소도 핵연료 피복관의 성능 향상 및 건전성 확보차원의 합금설계 활용자료를 구축하고자 하였다. 아울러 각 제조공정 단계별 미세조직을 관찰하기 위하여 열처리를 한 후의 시험편에 대해서 광학 편광 현미경을 사용하여 미세조직을 관찰하였고, SEM을 이용하여 인장시험 후의 파단면을 분석하였다.

2. 실험방법 및 실험결과 해석

2-1. 합금설계

고연소도 신형 핵연료 피복관을 개발하기 위한 기반연구로 6 원계로 이루어진 Zr-xNb-xSn-Fe-Cr-Mn 합금을 설계하였다. 기계적 특성 시험 결과, 성능이 우수한 6원계(Zr-Nb-Sn-Fe-Cr-X) 의 2 종의 후보합금을 선정하여 합금을 설계하였다. Table 1은 이들 합금에 대한 화학조성을 나타낸다. Table 1에서 보이는 바와 같이 설계된 합금은 Nb의 함량과 Sn의 함량을 고용도 이하로 낮추고, PK 1 합금은 PK2 합금에 비해 Nb량을 높이고, Sn 함량을 줄인 합금이다. 합금 용해시 아-크 열에 의한 증발로 합금원소들의 질량 감손을 고려하여 첨가원소에 대한 각각의 가중치를 주었다.

2-2. 시험편 제조 공정

설계된 두 종류의 합금은 동일한 공정으로 제조하였으며, 일반적으로 핵연료 피복관 재료의 기계적 특성 시험조건인 상온과 400℃에서의 인장시험과 시험온도와 작용응력 변화에 따른 크리프 특성 및 변형 거동을 평가하기 위하여 본 실험을 위한 합금을 제조하였다. 본 실험을 위해 설계된 두 종의 합금은 VAR(Vacuum Arc-Remelting) 방법을 이용하여 300g의 button 형태로 용해하였다. 용해시 산화되는 것을 막기 위하여 1×10^{-4} torr 의 진공상태를 유지시킨 다음 chamber내에 Ar gas를 주입하여 Ar 분위기에서 용해를 실시하였다. 용해 후 시편이 냉각되는 동안 시편 표면층의 산화를 억제하기 위하여 Ar gas를 주입하여 냉각시켰다. 그리고 진공 아-크 용해로에서 제조된 botton형 잉코트(ingot)를 β 영역의 온도에서 용체화 처리하여 잉고트내의 합금조성을 균질화 하기 위해서 1020℃에서 30분 동안 β 열처리를 수행하였다. 또한 고온에서 열처리 할 때 시험편 표면의 산화 방지를 위하여 스테인레스(sus 두께 1mm)의 얇은 판으로 cladding을 하였다. 일반적으로 판재압연에서 두께가 6mm 이상의 소재와 같은 공작물을 한번에 많은 소성 가공량으로 가공할 수 있는 공정으로는 재결정 온도 이상에서 수행하는 열간 압연이 필연적이다. 이에 사용된 열간 압연기의 압연용량은 100 ton 이다. 열간 압연시 시편의 예열온도는 590℃에서 30분 정도 유지한 후에 압연속도(rolling speed) 32 m/min로 실시하였으며, 압하율(reduction in a pass)은 약 60%로 압연을 수행하였다. 열간 압연 후 cladding을 제거한 다음 고진공 열처리로에서 590℃ 3시간 균질화 열처리를 실시하였다. 냉간 압연은 70 ton의 압연기를 사용하였으며, 1차 냉간 압연은 압하율 37.5%로 수행한 후 중간 열처리는 진공상태에서 570℃, 2시간 동안 실시하였다. 2차 냉간압연은 압하율을 조금 높힌 40%로, 중간열처리 온도 570℃, 2시간 그리고 마지막 냉간 가공은 압하율 40%, 열처리조건은 냉간 가공 후 시험편에 존재하고 있는 잔류 응력을 제거하기 위하여 470℃에서 2.5시간 동안 열처리를 실시하였다.

2-3. 인장시험

2-2에서 기술한 공정으로 제조한 두께가 0.9mm인 Zr 판재를 가지고 압연방향에 평행한 면에서 시험편을 채취하여 ASTM E8 규격으로 상온인장 시험편은 웨지 그립(wedge grip), 고온인장 시험편은 핀 로딩(pin loading) 형태를 한 subsize specimen으로 제작하였다. 사용된 정적 인장시험기는 용량이 10ton이었고, 이 때 적용된 인장시험 조건은 Zr 판재에 대한 인장시험 시험조건인 ASTM B352-85로 항복강도까지는 cross head speed를 0.127 mm/min로 수행한 후, 항복강도 이후부터는 10배로 cross head speed를 증가시킨 1.27mm/min으로 하였다. 또한 고온 인장 시험은 공기 중에서 온도편차가 400℃에서 ± 1℃ 이내로 유지시킬 수 있는 three zone 전기로 내에서 수행하였으며, 상온. 400℃에서의 시험결과는 전용 소프트웨어에 의해 자동적으로 저장되며 처리된다.

2-4. 일정하중 단축 크리프 시험

일정하중 단축 크리프 시험은 레버 비(lever ratio)가 20 : 1로 설계된 용량이 2ton 이고, 시험편의 축 방향 변형률은 LVDT(Linear Variable Differential Transducer)을 이용하여 측정할 수 있는 레버 암 식(lever arm type) 일정하중 크리프시험기(constant loading creep tester)를 사용하였다. 크리프 시험조건은 시험온도 변화를 350℃, 400℃, 450℃로 주었으며, 각각의 시험온도에서 작용응력을 50MPa, 100MPa, 150MPa, 180MPa로 변화시키면서 최대 240 시간까지 크리프시험을 실시하였다. 일반적으로 고용체 합금의 크리프 특성은 정상상태

크리프 속도로 평가되기 때문에 정상상태 구간에서 1차 최소 자승법을 이용하여 각 합금과 각기 다른 시험조건에서의 크리프 시험시간과 크리프 변형률 곡선에 대한 최소 기울기 값, 즉 정상상태 크리프속도를 구하였다.

2-5. 크리프 시험 결과의 해석

3 종류의 시험온도 변화와 각 온도에서 네 종류의 작용응력 변화 크리프 시험 시험을 수행하여 크리프 변형량과 정상상태 크리프 속도를 구하였다. 일반적으로 실제적인 재료(practical materials : dispersion hardened materials, solid solution alloy)의 정상상태 크리프 속도($\dot{\varepsilon}_s$)는 온도와 작용응력에 크게 영향을 받는다. 그 관계식은 Arrhenius relation으로 다음과 같이 표현된다.

$$\dot{\varepsilon}_s = A \sigma^n \exp(-\frac{Q_c}{RT}) \quad \text{------------------------------------} (1)$$

여기서 A는 constant, $\dot{\varepsilon}_s$ 는 steady state creep rate(%/s), σ는 applied stress, Q_c는 activation energy of creep(Cal/mole.K)이다. 이 식은 소성변형개념 관점에서 σ와 $\dot{\varepsilon}_s$와의 관계를 가장 설명이 잘된 것으로 평가된다. 활성화에너지는 식(1)에서 $\dot{\varepsilon}_s$가 오른 항의 값과 같게 plot함으로써 얻을 수 있다. 즉 크리프활성화 에너지 Qc는 동일한 응력이 작용한다고 가정하고, 식(1) 양변에 ln을 취하면

$$\ln \bar{\varepsilon}_s = \ln A + n \ln \sigma - \frac{Q_c}{RT} \quad \text{--------------------------------} (2)$$

이다. 여기서 $\ln A$ 와 $n \ln \sigma$는 상수이므로 다시 $\ln \dot{\varepsilon}_s$에 대해 정리하면

$$\ln \bar{\varepsilon}_s = B - \frac{Q_c}{RT}$$ 가 되고

결국

$$Q_c = -(\ln \dot{\varepsilon}_s \times T \times R) \quad \text{------------------------------------} (3)$$

로부터 구할 수 있다. 그리고 응력지수 n은 식(1)로 부터 시험온도가 동일하다고 가정하고 n에 대해서 정리하면

$$n = \frac{\ln \dot{\varepsilon}_s}{\ln \sigma} \quad \text{--} (4)$$

로부터 구할 수 있다. 각각의 시편에 대해서 크리프 활성화 에너지와 응력지수를 구한 값을 표 2에 나타내었다.

2-5. 미세조직 및 파단면 관찰

PK1과 PK2 합금에서 제조공정 단계별 미세조직을 관찰하기 위하여 각 압연공정 후 열처리를 수행한 시험편을 가지고 광학 편광 현미경을 사용하여 압연방향에 대한 수직면에서 시험편을 채취하여 미세조직을 관찰하였다. 시편의 연마는 SiC 연마지 #220번으로 1차 연마를 한 후 #1200번의 연마지로 최종 polishing 을 하였고, etching은 HF 10%, HNO_3 45%, 증류수 45%의 비율로 혼합한 용액을 사용하였다. 그리고 상온과 400℃에서 인장시험 후의 파단된 인장 시험편을 가지고 SEM 관찰을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

3-1. 크리프 변형에 미치는 첨가원소 Nb와 Sn의 영향

첨가원소 Nb와 Sn의 함량 변화에 따른 크리프 저항성을 알아보기 위하여 시험온도 350℃, 400℃, 450℃ 까지 3 종류의 온도 변화와 4 종류의 작용응력(50MPa, 100MPa, 150 MPa, 180MPa)을 변화시킨 일정 하중 크리프시험을 실시하였다. 이에 대한 모든 시험 결과는 표 2 나타내었다. 표 2에서 알 수 있듯이 두 합금 모두 전 시험온도 구간에서 작용응력이 증가함에 따라서 정상상태 크리프속도(steady state creep rate)가 증가함을 나타낸다. 또한 동일 작용응력에서 온도가 증가함에 따라서 정상 상태 크리프 속도가 증가함을 나타낸다. 시험온도 350℃에서는 두 합금 모두 작용응력이 각각 50MPa에서 100MPa, 100MPa에서 150MPa, 150MPa에서 180MPa로 증가될 때 크리프 속도가 대략 두 배로 증가하는 현상을 나타내었다. 그림 1과 그림 2는 PK1 합금과 PK2 합금에 관한 시험온도 450℃에서의 다양한 작용응력의 변화에 따른 시간의 함수로서의 크리프 곡선을 나타낸다. 그림 1과 그림 2에서 알 수 있듯이 150MPa부터 급격히 크리프 변형속도가 증가함을 알 수 있다. 그리고 PK1 합금은 50MPa에서는 낮은 크리프 변형률을 나타내다가 100MPa부터는 높은 크리프 변형률을 나타내며 정상상태 크리프 속도 역시 약 22배로 급격히 증가함을 보였으며, primary, secondary, tertiary creep의 각 크리프 변형단계가 뚜렷한 전형적인 크리프 곡선을 나타내었다. 그러나 그림 2에서의 PK2 합금에서는 100MPa에서는 tertiary creep 곡선을 보이지 않았다. 따라서 PK2 합금이 PK1 합금에 비해 450℃에서는 크리프 저항성이 우수함을 나타내었다. 이러한 결과는 크리프 저항성 관점에서 Nb보다는 Sn의 첨가량의 영향이 고용강화 측면에서 우세함을 나타낸다.

3-2. 크리프 변형기구 해석

표 3은 2-5절에서의 관계식을 이용하여 구한 활성화에너지와 응력지수를 나타낸다. 그림 3과 그림 4는 시험온도에서의 응력지수(n)를 나타낸다. 그림에서 알 수 있듯이 작용응력이 100MPa를 경계로 하여 응력이 증가함에 따라 응력지수가 증가함을 나타낸다. 즉 크리프 변형기구가 천이 됨을 보인다. 이러한 거동은 동일 시험온도 크리프 시험조건에서 다른 유동기구를 나타내는 크리프 천이는 작용응력의 변화에 의존한다는 기존의 연구 결과[9]와 잘 일치함을 알 수 있다. 또한 두 합금 모두 시험온도가 350℃, 400℃이고 응력 범위가 50MPa 100MPa에서는 응력지수(n)가 약 1로서 작용응력의 변화에 따라서 크리프 변형속도가 선형적으로 증가함을 나타내는 diffusional creep 거동을 나타내었고, 100MPa 이상에서는 응력지수(n)가 약 3으로서 Zr-based 합금에 첨가된 용질원자의 확산에 의해 조절된 viscous dislocation glide 기구에 의한 크리프 변형거동이라 사료된다. 그리고 450℃에서는 100MPa 까지는 PK1 합금에서는 응력지수가 4.5이고, PK2 합금에서는 약 3으로서 viscous dislocation glide 변형기구이며, 그 이상의 응력에서는 두 합금 모두 응력지수가 7.7 이상으로 solute locking으로부터 자유로운 dislocation clime에 의해 변형되는 것으로 사료된다. 이러한 시험결과는 Zirlo 합금(Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.2Fe)을 가지고 천이 크리프 기구를 연구한 K.L. Murty의 연구 결과[8,10]와 잘 일치하였다. 이상의 시험결과로부터 온도와 응력이 증가함에 따라서 응력지수가 증가함을 보이는데, 이러한 결과에 대한 물리적인 의미는 시험온도와 작용응력(σ)이 증가함에 따라 정상상태 크리프 변형속도($\dot{\varepsilon}_s$) 비례하며, 민감하다는 것이다.

그림 5, 6은 각 작용응력하에서의 크리프 활성화에너지(Qc)값을 나타낸 것으로, 작용응력이

증가함에 따라 크리프 변형을 위한 활성화에너지 값이 증가함을 보인다. 이는 응력이 증가함에 따라 정상상태 크리프 변형 속도($\dot{\varepsilon}_s$)가 증가하여 크리프 변형에 대한 장애물 극복이 용이함을 의미한다. 그리고 작용응력 50MPa 시험조건을 제외하고 시험온도 400℃를 경계로 하여 모든 응력 범위에서 크리프 활성화 에너지가 급격히 증가함을 나타내는데, 크리프 변형기구가 바뀜을 알 수 있다. 그림 5에서는 PK1 합금에 대한 각각의 작용응력에서 정량적으로 계산된 활성화에너지 값을 나타내는데, 이 경우에 시험온도 350℃ 450℃ 범위의 전체 구간에서 50MPa에서는 활성화에너지가 10,554 Cal/mole.K로 변화가 없었으며, 100MPa(350℃ 400℃)에서는 9,817 Cal/mole.K, 400℃ 450℃에서는 30,149 Cal/mole.K이었고, 150MPa (350℃ 400℃)에서는 13,789 Cal/mole.K, 400℃ 450℃에서는 42,912 Cal/mole.K이었으며, 그리고 180MPa(350℃ 400℃)에서는 15,326 Cal/mole.K이고, 400℃ 450℃에서는 52,201 Cal/mole.K이었다. 그림 6에 보여준 PK2 합금도 같은 경향을 나타내었다.

3-3. 기계적 성질

첨가원소의 성분이 다른 두 종류의 Zr-based 합금을 제조하여 상온과 400℃에서 인장시험을 실시하였다. PK1 합금은 Zr-xNb-xSn-Fe-Cr-Mn에서 0.4Nb와 0.8Sn이 첨가된 합금이고, PK2 합금은 0.2Nb와 1.1Sn이 첨가된 합금이다. 그림 7은 두 합금에 대한 상온인장에서의 인장강도와 연신율을 나타낸다. 그림에서 알 수 있듯이 인장강도는 PK2 합금이 PK1 합금 보다 10MPa 정도 높았으며, 연신율은 상대적으로 약 2% 정도 조금 낮았다. 그림 8 역시 두 합금에 대한 400℃에서의 인장시험 결과를 나타내는데 상온 인장 시험의 결과와 같은 거동을 나타내었다. 따라서 두 합금의 강도 관점에서 Nb의 함량보다는 Sn의 함량이 많이 첨가된 PK2 합금이 유리함을 알 수 있으며, 따라서 Sn 합금의 고용강화 효과로 해석된다.

3-4 미세조직 및 인장시험 후의 파단면 관찰

PK1과 PK2 두 합금을 가지고 제조공정 단계별 미세조직의 변화를 그림 9에 나타내었다. 열간 압연 후 590℃에서 30분 동안 열처리 한 미세조직은 주로 가공조직을 이루고 있음을 보여주며, 결정립이 압연방향으로 elongate 됨을 알 수 있다. 압하율 37.%로 1차 냉간 압연 후 570℃에서 2 시간 동안 중간 열처리를 한 조직은 재결정 초기 단계로서 부분적으로 소량의 재결정 조직이 입계를 따라 생성됨을 알 수 있다. 역시 압연방향으로 결정립이 elongate 되었고 동시에 결정립이 열간 압연 조직에 비해 좀 더 미세함을 알 수 있다. 그러나 아직 가공조직이 주도적이다. 압하율 40%로 2차 냉간 압연 후 중간 열처리를 한 조직은 결정립이 1차 압연조직 보다 더욱 결정립이 미세화 되고, 발달하였음을 알 수 있다. 마지막 공정으로 압하율 40%로 3차 냉간 압연 후 470℃에서 2.5시간 동안 응력이완 열처리조직을 살펴보면 PK1 합금은 가공조직과 재결정조직을 동시에 가진 결정립이 더욱 미세화된 조직이었으며, PK2 합금은 거의 가공조직을 보였다. 따라서 강도 관점에서 마지막 응력이완 열처리를 한 가공조직을 가진 PK2의 합금의 미세조직이 강도 증가에 기여했을 것으로 판단된다. 그림 10은 PK1과 PK2 합금에 대한 상온과 400℃에서 인장시험 후의 시험편의 파단면을 보여준다. 두 합금 모두 작은 딤플(dimple)들의 연결에 의한 전형적인 연성 파면으로 관찰되었다.

4. 결 론

성분이 서로 다른 2 종의 6 원계로 이루어진 Zr-based 합금을 제조하여 인장시험과 일정하중 단축 크리프 시험을 수행하고, 실험결과를 해석하여 다음과 같은 결론을 내렸다.

1. 시험온도 300℃, 400℃에서는 PK1 합금과 PK2 합금 모두 크리프 저항성이 비슷하였으나 450℃에서는 PK2 합금이 PK1 합금에 비해 크리프 저항성이 우수함을 나타내었다.
2. 일정하중 크리프 시험에서 작용응력과 온도가 높아짐에 따라 정상상태 크리프 속도($\dot{\varepsilon}_s$)와 크리프 활성화 에너지(Qc)가 증가하였으며, 동일한 시험온도에서는 작용응력이 증가함에 따라 응력지수도 증가하였다. 이러한 결과에 대한 물리적인 의미는 시험온도와 작용응력(σ)이 증가함에 따라 정상상태 크리프 변형 속도($\dot{\varepsilon}_s$)가 증가하여 크리프 변형에 대한 장애물 극복이 용이함을 말한다.
3. PK1 합금보다 Sn 함량이 많이 첨가된 PK2 합금이 인장강도와 크리프 저항성이 높았다. 이러한 현상은 이들 합금에서 Sn의 고용강화효과와 가공조직에 내재된 전위 때문인 것으로 사료된다.
4. 시험온도가 350℃, 400℃이고 응력 범위가 50MPa 180 MPa 에서는 응력지수(n)가 4 이하로서 diffusional creep과 viscous dislocation glide 기구에 의한 크리프 변형거동을 보였으며, 450℃, 100MPa 이상 응력에서는 응력지수(n)가 7 이상으로 dislocation clime에 의해 변형이 되는 것으로 사료된다.

후기

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구개발사업중 지르코늄신합금 핵연료 피복관 개발과제의 일환으로 수행되었습니다..

참고문헌

1. 김경호, 정용환 등, 한국재료학회지 vol.9, No. 2 (1999) 190-191.
2. G.R.Kilp, D.R.Thornburg and R.J.Comstock, IAEA Technlcal Commitee Meeting on *Fundamental Aspects of Zirconium Base Alloys in Water Reactor Environments* Portland, Oregon, Step., 11-15(1989)
3. G.P.Sabol, G.R.Kilp, M.G.Balfour and E.Roberts, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1023, (1989), p.227-244
4. H.P.Fuchs, F.Garzarolli, H.G.weidinger, R.P.Bodmer and G.Meier, International Topical Meeting on LWR Fuel Performance, Avignon, France, Apr.(1991) 21-24
5. T.Isobe and Y.Matsuo, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1132(1990), p.346-367
6. F. Garzarolli, et al. ASTM STP 1295,(1996)
7. F. Povolo and A.J. Marzocca, J. of Nucl. Mater., 97(1981)pp. 323-332
8. K. Linga Mutty, J. Ravi, Wiratmo, Nuclear Engineering and Design 156(1995) 366-371
9. Terence G. Langdon, Materials Transactions, JIM, vol. 37, No. 3 (1996), p.359
10. K.L. Murty, J. Ravi and Wiratmo, SMiRt-12, (1993), p. 21-26

Table 1 Chemical composition of Zr-based alloys

alloy I.D \ element (wt%)	Nb	Sn	Fe	Cr	Mn	Zr
PK1 alloy	xNb	xSn	0.4	0.2	0.1	bal.
PK2 alloy	xNb	xSn	0.4	0.2	0.1	bal.

Table 2. Steady state creep rates of PK1 and PK2 alloys

ID \ Testing Temp. (℃)	applied stress (MPa)	350℃	400℃	450℃
		steady state creep rate(ε_s, %/S)		
PK1	50	3.41×10^{-8}	1.77×10^{-7}	5.11×10^{-7}
	100	8.08×10^{-8}	3.14×10^{-7}	1.14×10^{-5}
	150	1.62×10^{-7}	1.09×10^{-6}	1.81×10^{-4}
	180	2.86×10^{-7}	2.38×10^{-6}	1.17×10^{-3}
PK2	50	4.0×10^{-8}	1.23×10^{-7}	5.30×10^{-7}
	100	8.93×10^{-8}	3.58×10^{-7}	3.99×10^{-6}
	150	1.29×10^{-7}	1.90×10^{-6}	1.78×10^{-4}
	180	2.30×10^{-7}	2.52×10^{-6}	7.44×10^{-4}

Table 3. Values of activation energy of creep(Qc) and stress exponent(n) for Zr-based alloys(PK1, PK2)

I.D	Applied Stress(MPa)	Qc(cal/mole.K)	Testing Temp.(℃)	Stress Exponent(n)
PK1	50	10,554 (at 350 450℃)	350	1.4 (at 50 150 MPa) 3.1 (at 180 MPa)
	100	9,817 (at 350 400℃) 30,149 (at 400 450℃)	400	0.8 (at 50 100 MPa) 3.4 (at 100 180 MPa)
	150	13,789 (at 350 400℃) 42,912 (at 400 450℃)	450	4.5 (at 50 100 MPa) 3.4 (at 100 180 MPa)
	180	15,326 (at 350 400℃) 52,201 (at 400 450℃)		
PK2	50	9,988 (at 350 450℃)	350	1.3 (at 50 180 MPa)
	100	10.043 (at 350 400℃) 20,237 (at 400 450℃)	400	1.5 (at 50 100 MPa) 3.5 (at 100 180 MPa)
	150	19,455 (at 350 400℃) 38,105 (at 400 450℃)	450	2.9 (at 50 100 MPa) 9.0 (at 100 180 MPa)
	180	17,314 (at 350 400℃) 47,739 (at 400 450℃)		

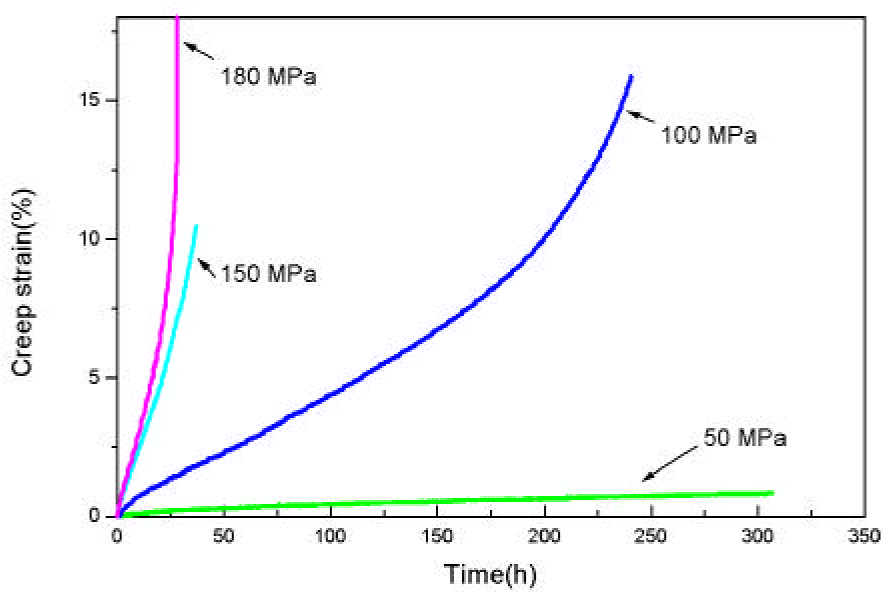

Fig. 1 Creep curves for PK1 alloy at 450°C under various applied stresses

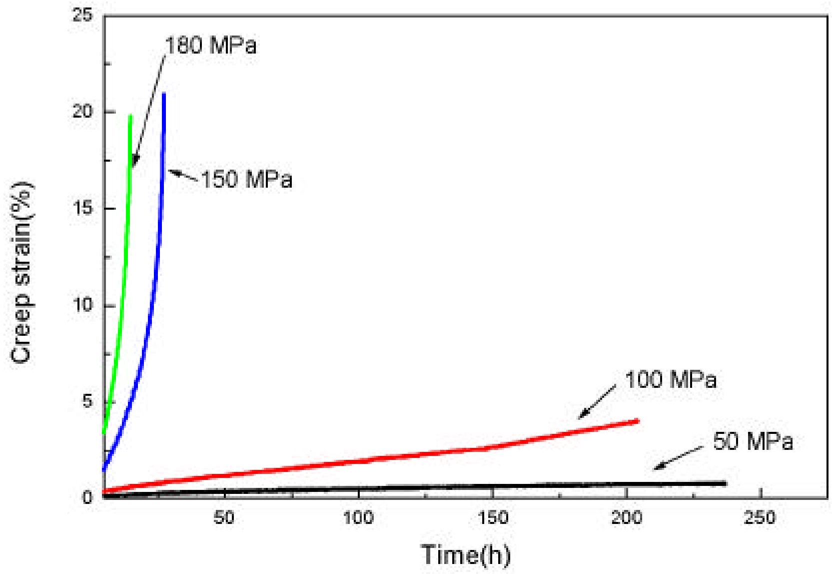

Fig.2 Creep curves for PK2 alloy at 450°C under various applied stresses

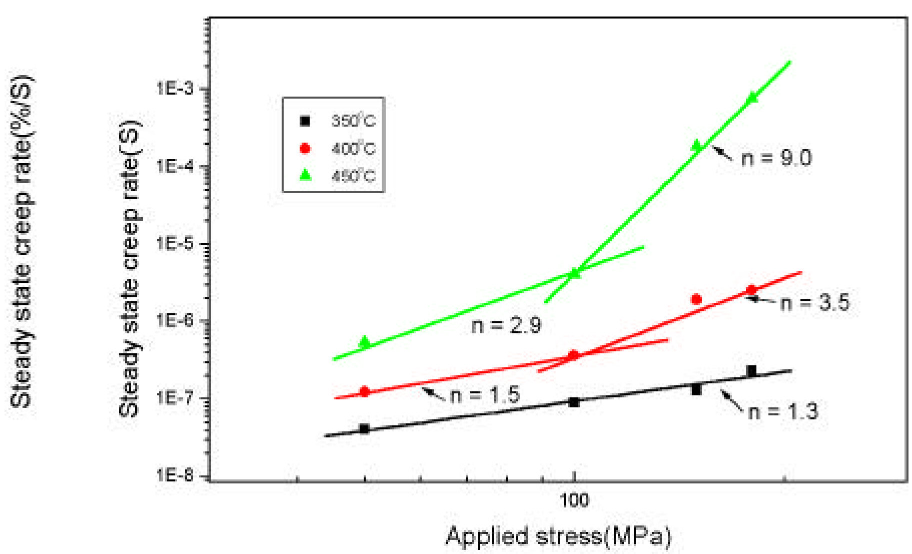

Fig. 4 Applied stress dependence of steady state creep rate for PK2 alloy at various testing temperature

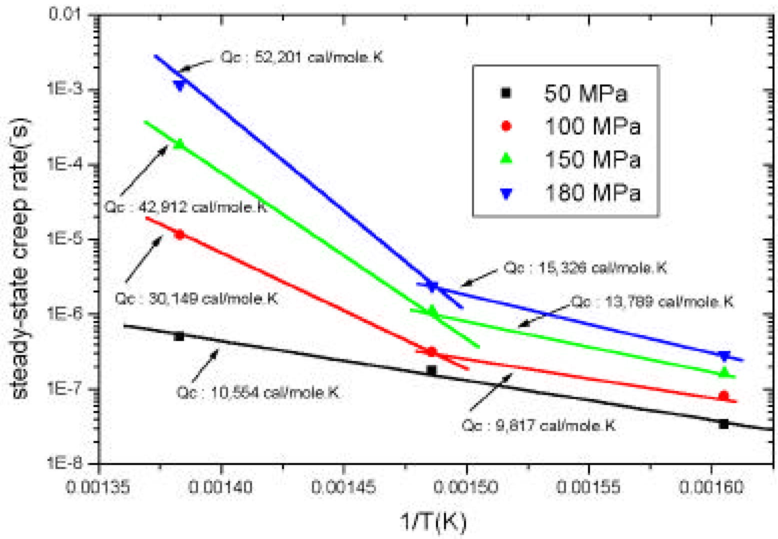

Fig. 5 Testing temperature dependence of steady state creep rate for PK1 alloy under various applied stress

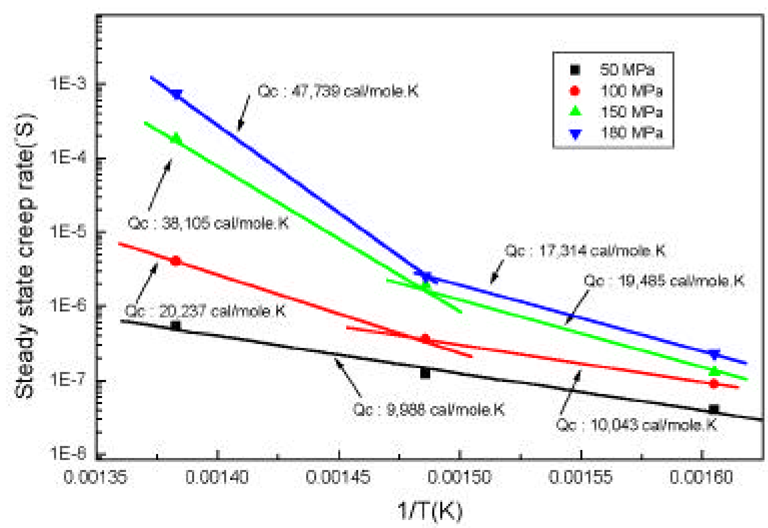

Fig. 6 Teasting temperature dependence of steady state creep rate for PK2 alloy under various applied stress

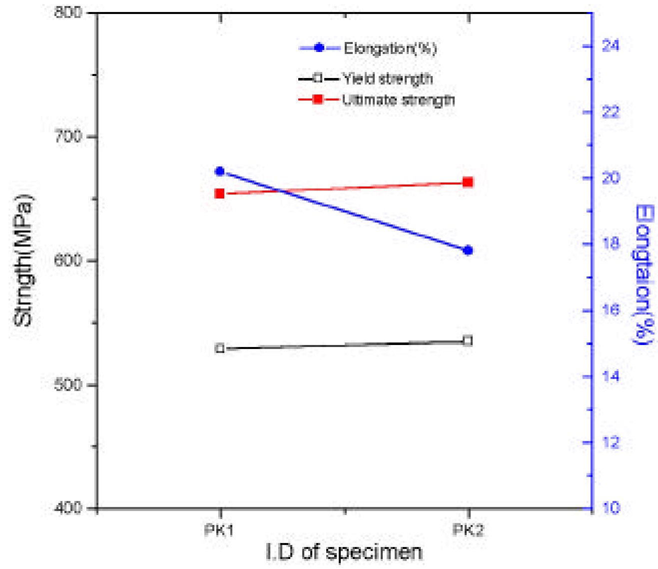

Fig. 7 Tensile properties for PK1 and PK2 alloy at room temperaure

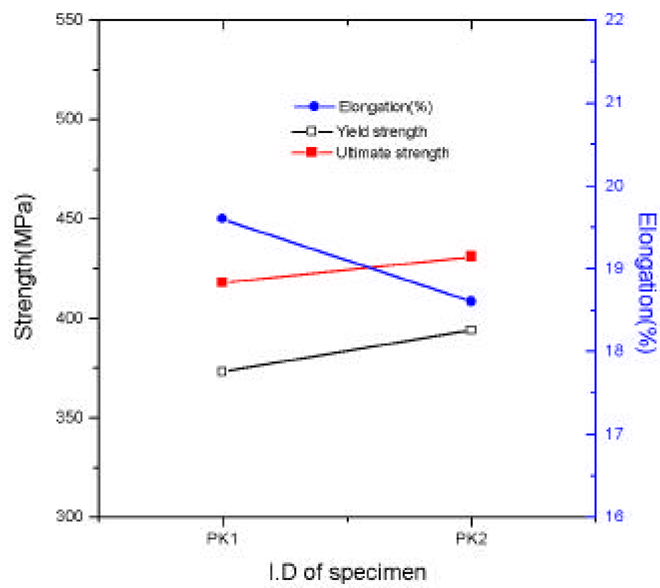

Fig. 8 Tensile properties for PK1 and PK2 alloy at 400°C

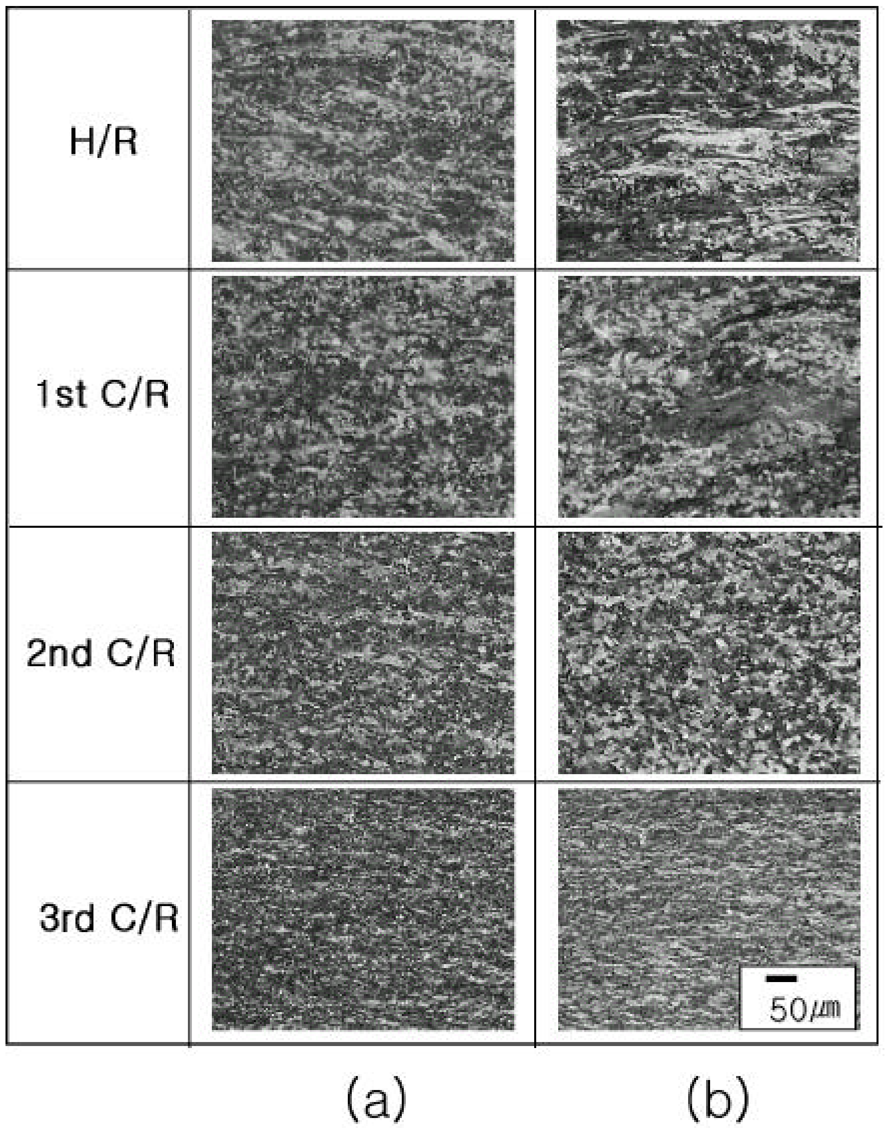

Fig. 9 Microstructures of worked (a) PK1 alloy and (b) PK2 alloy at each manufacturing processes

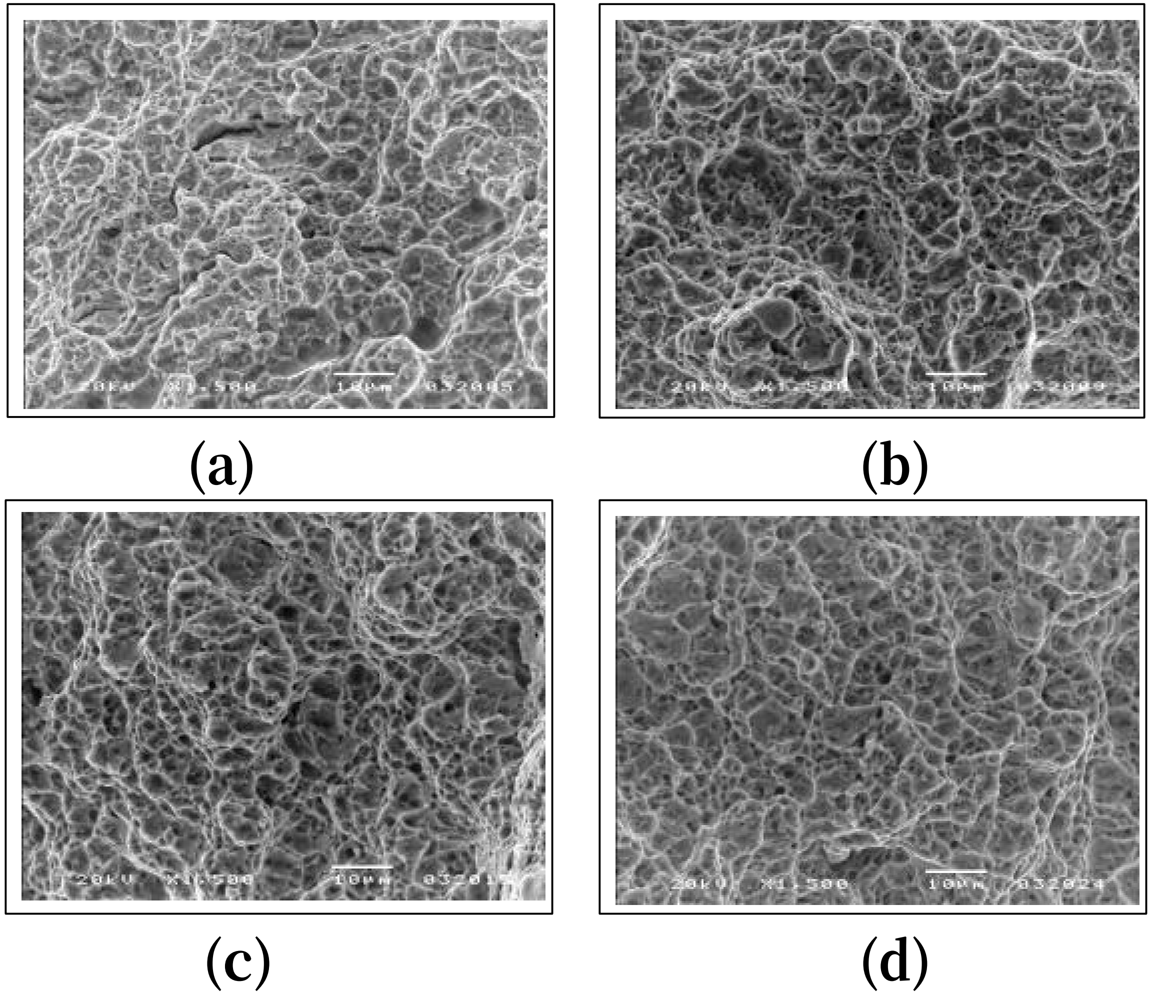

Fig.10 SEM fractographs of the fractured tensile specimens : (a) PK1, (b) Pk2 alloy at room temperature (c) Pk1, and (d) Pk2 alloys at 400^{o}C