

## 지르코늄-니오비움 이원계 합금의 크리프 특성에 관한 연구

Study on Creep Properties of Zirconium-Niobium Binary Alloys

김경호, 남철, 이명호, 정용환, 정연호

한국원자력연구소

### 요 약

Zr-xNb 합금에서 합금원소 Nb이 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하기 위해서 4종류의 Zr-xNb 합금을 판재로 제조한 후 인장시험과 크리프 시험을 수행하였다. Zr-xNb 합금에서 Nb의 함량이 많이 첨가될수록 강도는 증가하였다. 이러한 현상은 고용강화와 석출강화효과가 복합적으로 기여했기 때문인 것으로 사료된다. 모든 응력 범위에서 Zr-0.2Nb 합금이 Zr-1.0Nb 합금에 비해 크리프 활성화 에너지가 크게 나타내었다. Zr-0.2Nb 합금의 경우에는 시험온도에 따라서 변형기구가 다르게 작용하나, Zr-1.0Nb 합금은 변형기구가 변하지 않고 단지 viscous glide 기구에 의해 변형되는 것으로 사료된다.

### Abstract

To investigate the effect of Nb on the mechanical properties of Zr-xNb alloys, a tensile test and creep test were performed for the four kinds of Zr-xNb binary alloys. The strength of Zr-xNb alloys increased with increasing Nb-content. This strength would be resulted from the combination effect of solid solution hardening and precipitation hardening. Zr-0.2Nb alloy showed higher activation energy of creep than Zr-1.0Nb alloy in all applied stress. It is concluded that deformation mechanism in Zr-0.2Nb alloy is dependent on the test temperature, while that in Zr-1.0Nb alloy is independent in the range of 350°C to 450°C showing the viscous glide mechanism.

### 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]. 그러므로 원자력 산업국가들은 핵연료의 경제성을 높이기 위해서 많은 연구 중에 있다. 즉 열효율을 향상시키기 위한 고온 가동온도, 연소도를 증가시키기 위한 고연소도, 원전 1차 계통의 방사선량을 감소시키기 위한 고 pH 운전조건 등이다. 따라서 원자력 선진국에서는 수년 전부터 Zircaloy-4보다 성능이 우수한 Zr 합금을 개발하기 위한 연구가 집중적으로 이루어지고 있다[2-6]. 하여 dnl 하여여 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 합

금이다. 여기서 주목해야 할 점은 개발된 신탄금들이 모두 Nb를 첨가원소로 사용했다는 점이다. 그 만큼 Nb가 핵연료 피복관의 내식성과 기계적 성질을 향상시킬 수 있는 중요한 합금원소라는 것을 알 수 있다.

핵연료 피복관은 무엇보다도 방사선분위기에서 낮은 중성자흡수성, 내식성 및 기계적 성질이 우수해야 하며[7], 특히 크리프 저항성은 피복관의 수명제한 요소이기 때문에 건전성 차원에서 매우 중요하다. 노내에서 크리프 변형이 고연소도 피복관에서 문제가 되지만 핵연료 피복관은 고온에서 가동되기 때문에 열적 크리프도 전체 크리프 변형량에 상당히 기여하는 것으로 알려졌다. 그러나 Zr 신탄금들에 대한 합금원소와 공정변수 등에 대한 부식 저항성 영향평가에 대해서는 많은 연구가 수행되어 왔지만, 상대적으로 특히 크리프 특성에 대한 연구는 아직도 충분치 않으며, 체계적이지 못한 실정이다. 따라서 신탄금 개발을 위해서는 현재 추진중인 신탄금들에 대한 크리프 저항성이 체계적으로 평가되어야 한다. 이를 위한 기초연구로서 이원계 Zr 합금의 크리프 변형 기구와 크리프 저항성에 미치는 첨가 원소 Nb의 영향을 사전에 체계적으로 평가하고자 하였다. 따라서 본 연구에서는 Zr-xNb 이원계 합금에서 Nb의 함량변화에 따른 기계적 강도 특성과 고온 크리프 변형 기구를 규명하기 위한 실험으로 Zr 합금을 판재로 제조한 후 상온인장시험과 크리프시험을 실시하였다. 또한 이러한 실험 결과들로부터 그 재료의 특성을 평가하고, 이에 대한 해석을 통하여 고연소도 핵연료 피복관의 성능 향상 및 건전성 확보차원의 합금설계 활용자료를 구축하였다. 아울러 마지막 응력 이완 열처리를 한 후의 시험편에 대해서 광학 편광 현미경을 사용하여 미세조직을 관찰하였고, TEM을 이용하여 전위구조를 관찰하였다.

## 2. 실험방법 및 실험결과 해석

### 2-1. 시편준비

고연소도 핵연료 피복관을 제조하기 위한 기반연구로 Zr-xNb 이원계 합금을 설계하였다. 이중 두 합금은 Nb량을 고용도 이하로 함량을 줄인 합금이고, 나머지 두 합금은 반대로 Nb량을 고용도 이상으로 높인 합금이다. 합금 용해시 아아크 열에 의한 증발로 합금원소들의 질량 감손을 고려하여 첨가원소에 대한 각각의 가중치를 주었다. 설계된 4 종류의 합금은 동일한 공정으로 제조하였으며, 시험온도와 작용응력 변화에 따른 기계적 강도 및 고온 변형 거동을 평가하기 위하여 본 실험을 위한 합금을 제조하였다. 본 실험을 위해 설계된 4종의 합금은 VAR(Vacuum Arc-Remelting) 방법을 이용하여 300g의 button 형태로 용해하였다. 용해시 산화되는 것을 막기 위하여  $1 \times 10^{-4}$  torr의 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 아아크 용해로에서 제조된 button형 잉코트(ingot)를  $\beta$  영역의 온도에서 용체화 처리하여 잉코트내의 합금조성을 균질화 하기 위해서  $\beta$  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 열처리로써 590℃ 3시간 균질화 열처리를 실시하

였다. 냉간 압연은 70 ton의 압연기를 사용하였으며, 1차 냉간 압연은 압하율 30%로 수행한 후 중간 열처리는 진공상태에서 590℃, 3시간 동안 실시하였다. 2차 냉간압연은 압하율을 조금 줄인 40%로, 중간열처리 온도 570℃, 2시간 그리고 마지막 냉간 가공은 압하율 57%, 열처리조건은 냉간 가공 후 시험편에 존재하고 있는 잔류 응력을 제거하기 위하여 470℃에서 3시간 동안 열처리를 실시하였다.

## 2-2. 인장시험

2-1에서 기술한 공정으로 제조한 Zr 판재를 가지고 압연방향에 평행한 면에서 시험편을 채취하여 ASTM E8 규격의 subsize specimen을 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. 이 때의 시험 결과는 인장시험 전용 소프트웨어에 의해 자동적으로 저장되며 처리된다.

## 2-3. 크리프 시험

크리프 시험은 lever ratio가 20 : 1로 설계하여 제작한 용량이 2ton인 lever arm type 일정하중 크리프시험기(constant loading creep tester)를 사용하여 Zr 판재형 시험편에 정해진 시험온도에서 일정한 하중을 가하여 시험온도 350℃, 400℃, 450℃ 까지 3 종류의 온도 변화와 4종류의 작용응력(100MPa, 150MPa, 180MPa, 200MPa)을 변화시킨 크리프시험을 실시하였다. 일반적으로 금속재료의 크리프 특성은 정상상태 크리프 속도로 평가되기 때문에 정상상태 구간에서 1차 최소사승법을 이용하여 각 합금과 각기 다른 시험조건에서의 크리프 곡선에 대한 최소 기울기 값, 즉 정상상태 크리프속도를 구하였다.

## 2-4. 크리프 시험 결과의 해석

실제적인 재료(practical materials : dispersion hardened materials)의 정상상태 크리프 속도( $\dot{\epsilon}_s$ )는 일반적으로 온도와 작용응력에 크게 영향을 받는다. 그 관계식은 다음과 같이 표현된다.

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

여기서 A는 constant,  $\dot{\epsilon}_s$ 는 steady state creep rate(%/s),  $\sigma$ 는 applied stress,  $Q_c$ 는 activation energy of creep이다. 이 식은 소성변형개념 관점에서  $\sigma$ 와  $\dot{\epsilon}_s$ 와의 관계를 가장 설명이 잘된 것으로 평가된다.  $Q_c$ 는 식(1)에서  $\dot{\epsilon}_s$ 가 오른 항의 값과 같게 plot함으로써 얻을 수 있다. 즉 크리프활성화 에너지  $Q_c$ 는 동일한 응력이 작용한다고 가정하고, 식(1) 양변에 ln을 취하면

$$\ln \dot{\epsilon}_s = \ln A + n \ln \sigma - \frac{Q_c}{RT} \text{-----(2)}$$

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

$$\ln \dot{\epsilon}_s = B - \frac{Q_c}{RT} \text{가 되고}$$

결국

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

로부터 구할 수 있다. 그리고 응력지수  $n$ 은 식(1)로부터 시험온도가 동일하다고 가정하고  $n$ 에 대해서 정리하면

$$n = \frac{\ln \epsilon_2}{\ln \sigma} \text{-----}(4)$$

로부터 구할 수 있다. 각각의 시편에 대해서 크리프 활성화 에너지와 응력지수를 구한 값을 표 1에 나타내었다.

### 2-5. 미세조직 및 전위구조 관찰

마지막 열처리 후의 시편의 미세조직은 광학 편광 현미경을 사용하여 압연방향에 대한 수직면에서 시험편을 채취하여 미세조직을 관찰하였다. 시편의 etching은 HF 10%, HNO<sub>3</sub> 45%, 증류수 45%의 비율로 혼합한 용액을 사용하였다. 시편의 연마는 SiC 연마지 #220번으로 1차 연마를 한 후 #1200번의 연마지로 최종 polishing 을 하였다. 그리고 마지막 열처리 후의 전위구조를 관찰하기 위하여 압연방향에 평행하게 시험편을 채취하였다. 시험편의 두께 100 $\mu$ m까지는 기계적으로 연마하고, 80 $\mu$ m까지는 화학적으로 연마한 후 methanol(15%)과 perchloric acid(85%)를 첨가한 혼합 용액을 사용하여 -35 $^{\circ}$ C의 온도에서 12 volt의 전압을 걸어서 전해연마를 실시하여 박판 형태의 시험편을 준비하여 TEM 분석을 실시하였다

## 3. 결과 및 고찰

### 3-1. 기계적 성질

첨가원소의 성분이 다른 4 종류의 Zr 합금을 제조하여 상온인장시험을 실시하였다. 합금 1은 순수 Zr에 0.2Nb 첨가된 합금이고, 합금 2는 Zr에 0.4Nb를 첨가한 합금으로 즉 Nb의 고용도는 약 0.6wt%인데 고용도 이내의 Nb량을 첨가한 합금이다. 그리고 합금 3은 Zr에 0.8Nb를 첨가한 합금이고, 합금 4는 Zr에 1.0Nb가 첨가된 합금이다. 그림 1은 각 합금에 대한 인장강도(Ultimate Tensile Strength)와 연신율을 나타낸다. 그림에서 알 수 있듯이 Nb의 함량이 많이 첨가될수록 강도는 증가함을 보이는데, 특히 Nb의 고용한계 이상인 합금3의 강도가 고용한계 이내인 합금1과 합금 2의 강도에 있어서 증가폭이 약 10MPa인 반면에 합금2 보다 약 두 배 이상 높은 값(약 20MPa)으로 급격히 증가함을 나타낸다. 이는 합금 1보다 합금 2의 강도가 증가된 점은 고용강화효과가 작용한 것으로 사료되며, 합금2보다 합금3과 합금4의 강도의 증가는 고용강화와 석출강화효과가 복합적으로 기여한 것으로 사료된다. 그러나 연신율은 Nb의 함량이 증가함에 따라서 감소함을 나타내었으나 최대 연신율의 차이는 약 4%이내인 것으로 나타났다.

### 3-2. 크리프에 미치는 첨가원소 Nb의 영향

시험온도 350 $^{\circ}$ C, 400 $^{\circ}$ C, 450 $^{\circ}$ C 까지 3 종류의 온도 변화와 4 종류의 작용응력(100MPa, 150MPa, 180MPa, 200MPa)을 변화시킨 크리프시험을 실시하였다. 이에 대한 모든 시험 결과는 표 2 나타내었다. 표 2에서 알 수 있듯이 Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb 합금에서 전반적으로 모든 시험온도 구간에서 작용응력이 증가함에 따라서 정상상태 크리프속도(steady state creep rate)가 증가함을 나타낸다. 시험온도 450 $^{\circ}$ C에서의 Zr-0.2Nb 합금의 작용응력의 변화에 대한 전형적인 크리프 곡선을 그림 2에 나타내었으며, Zr-1.0Nb 합금의 경우는 그림 3에 나타내었다. 그림 2와 3에서 알 수 있듯이 두 합금 모두 작용응력이 100MPa일 때 크리프는 primary, secondary, tertiary creep의 각 크리프 변형단계가 뚜렷한 전형적인 크리프 곡선을 나타내었으나 작용응력이 150Mpa 이상부터는 급격한 크리프 변형곡선을 보였다. 따라서 시험온도가 450 $^{\circ}$ C일 때, 작용응력 150MPa 이상의 크리프 시험은 엄밀한 의미에서 크리프의

변형기구의 해석은 곤란함을 의미한다. 그러나 그림 2와 3에서 보이는 것처럼 Zr-0.2Nb 합금보다는 Zr-1.0Nb 합금이 크리프저항성이 우수하였다. 3-1에서 설명한 고용강화와 석출강화의 효과가 복합적으로 작용한 결과일 것으로 추정된다.

### 3-3. Zr-xNb 합금의 크리프 변형기구 해석

앞절 2-4에서 구한 실험결과를 그림 4와 5에 각각 나타내었다. 그림 4는 작용응력의 변화에 따른 크리프 활성화에너지( $Q_c$ )값을 나타낸 것으로, 그림에서 알 수 있듯이 작용응력이 증가함에 따라 크리프 활성화에너지 값이 증가하였는데, 높은 응력지수로 인해 정상상태 크리프 속도( $\dot{\epsilon}_s$ )가 증가하였다. 이는 응력이 증가함에 따라 크리프 변형에 대한 장애물 극복이 용이함을 의미한다. 그리고 Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb 합금에서 모든 응력 범위에서 Zr-0.2Nb 합금이 Zr-1.0Nb 합금에 비해 크리프 활성화 에너지가 큼을 나타내는데, 이는 Zr-1.0Nb 합금의 전위밀도와 석출물이 Zr-0.2Nb 합금보다 상대적으로 많기 때문이다. 또한 Zr-1.0Nb 합금의 경우 작은 장애물로부터 크리프 활성화 에너지가 많이 소요되는 큰 장애물까지 골고루 분포하고 있음이 투과전자현미경의 미세조직 구조로부터 확인할 수 있었다. 일반적으로 작은 장애물들은 낮은 크리프 활성화 에너지를 갖는다는 정설과 잘 일치하고 있음을 알 수 있다. 반면에 Zr-0.2Nb 합금은 큰 장애물만 가지고 있었다.

그림 5는 시험온도에 따른 응력지수( $n$ )를 나타낸다. 그림에서 알 수 있듯이 온도가 증가함에 따라 응력지수가 증가함을 보이는데, 이러한 결과에 대한 물리적인 의미는 온도가 증가함에 따라 작용응력( $\sigma$ )에 대해서 정상상태 크리프 변형속도( $\dot{\epsilon}_s$ )가 민감하다는 것이다. 또한 Zr-0.2Nb 합금의 응력지수가 모든 시험온도 구간에서 Zr-1.0Nb 합금의 응력지수보다 큼을 보이는데, 이는 Zr-0.2Nb합금이 정상상태 크리프 변형속도( $\dot{\epsilon}_s$ )가 응력에 더 민감하다는 것을 의미한다.

그리고 표 1은 2-4절에서 구한 Zr-xNb 합금의 크리프 활성화 에너지와 응력지수의 값을 나타내는데, Zr-0.2Nb 합금에서는 응력지수가 350℃에서 약 4.7, 400℃에서 7.3으로 급격한 증가를 보였으며, 450℃에서는 6.1로 400℃보다 약간 감소하였다. 활성화에너지는 작용응력 100MPa에서 54,2957 cal/mol,K, 150MPa에서 60,260 cal/mol,K로 급격한 증가를 보이다가 180MPa에서는 63274 cal/mol,K 로 점진적으로 증가함을 보이다가 200MPa에서는 62,523 cal/mol,K로 180MPa보다 약간 감소하는 경향을 보였다. 이러한 현상은 Zr-1.0Nb 합금에서도 같은 거동을 보였다. 따라서 Zr-0.2Nb 합금의 경우 시험온도 350℃에서의 크리프 변형기구는 응력지수가 4.7로서 니오비움(Nb) 용질원자의 확산에 의해 조절된 viscous glide에 의한 dislocation creep이며, 400℃에서는 응력지수가 7.3 으로 solute locking으로부터 자유로운 dislocation climb에 의한 크리프 거동이라 사료되며, Zr-1.0Nb 합금은 전체 온도구간에서 응력지수가 약 3.9~5.1이므로 viscous glide에 의한 크리프 변형이 주도적으로 기여했을 거라고 생각된다. 이는 K. Linga Murty 등이[8] Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.2Fe 판재를 가지고 크리프 시험한 결과와 잘 일치하였다.

### 3-4 미세조직 관찰

인장시험과 크리프 시험전의 마지막 응력이완 열처리를 한 Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb 합금에 대한 미세구조를 편광광학현미경과 투과전자현미경으로 관찰한 결과를 그림 6과 7에 나타내었다. 그림 6(a)는 Zr-0.2Nb 합금에 대한 미세조직으로 그림에서 알 수 있듯이 거의 재결정이 이루어진 조직의 양상을 보이고 있으며, 반면에 그림 6(b)의 Zr-1.0Nb 합금은 재결정이 전혀 진행되지 않은 가공조직을 나타내었다. 따라서 Zr-1.0Nb 합금의 경우 재결정이 이

루어지게 하기 위해서는 열처리 온도를 더 높여야 하고, 열처리 시간 또한 어느 정도 길게 하여야함을 실험적으로 알 수 있었다. 그림 7은 Zr-xNb 합금의 마지막 열처리 후의 투과전자현미경으로 관찰한 전위구조를 나타낸다. 그림 7(a)는 Zr-0.2Nb 합금에 대한 전위구조인데, 그림에서 보듯이 잘 발달된 하부구조를 이루고 있으며, 하부구조 입계 사이에 전위와 약간의 쌍정이 있음을 보이며, 그림 7(b)의 Zr-1.0Nb 합금은 Zr-0.2Nb 합금에 비해 비교적 하부구조가 작은 형태로 구성되어 있고, 하부구조 입계 사이에 더 많은 전위들과 석출물들이 서로 tangle되어 집적되어 있는 배열을 갖는 것으로 관찰되었다. 이러한 금속학적인 현상들은 강도와 정상상태 크리프 변형속도에 매우 밀접한 관련이 있는 것으로 사료된다. 따라서 Zr-1.0Nb 합금이 Zr-0.2Nb 합금보다 강도와 크리프저항성이 우수하다는 것을 유추할 수 있었으며, 이는 실험의 결과와 잘 일치하였다.

#### 4. 결 론

성분이 서로 다른 4종의 Zr-xNb 합금을 제조하여 인장시험과 이들 합금중 Zr-0.2Nb 합금과 Zr-1.0Nb 합금을 가지고 크리프 시험을 수행하고, 실험결과를 해석하여 다음과 같은 결론을 내렸다.

1. Zr-xNb 합금에서 Nb의 함량이 많이 첨가될수록 강도는 증가함을 보였다. 특히 Nb의 고용한계 이상인 Zr-0.8Nb 합금의 강도가 Zr-0.2Nb 합금과 Zr-0.4Nb 합금에 비해 강도 증가폭이 약 두 배 이상 높은 값인 약 20MPa로 급격히 증가함을 나타낸다.
2. Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb 합금은 전반적으로 모든 시험온도 구간에서 작용응력이 증가함에 따라서 정상상태 크리프속도(steady state creep rate)가 증가하였다. Zr-1.0Nb 합금이 Zr-0.2Nb 합금보다 크리프저항성이 우수하였다. 이는 고용강화와 석출강화의 효과가 복합적으로 작용한 결과일 것으로 사료된다.
3. Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb 합금에서 모든 응력 범위에서 Zr-0.2Nb 합금이 Zr-1.0Nb 합금에 비해 크리프 활성화 에너지가 큼을 나타내었다.
4. Zr-xNb 합금 모두 온도가 증가함에 따라 응력지수가 증가하였다. 이러한 결과에 대한 물리적인 의미는 온도가 증가함에 따라 작용응력( $\sigma$ )에 대해서 정상상태 크리프 변형속도( $\dot{\epsilon}_s$ )가 민감하다는 것이다.

#### 후기

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구개발사업의 일환으로 수행되었음.

#### 참고문헌

1. 김경호, 정용환 등, "Zr 합금의 기계적 특성에 미치는 Nb와 Sn의 영향", 한국재료학회지 vol.9, No. 2 (1999) 190-191.
2. G.R.Kilp, D.R.Thornburg and R.J.Comstock, IAEA Technical Committee Meeting on *Fundamental Aspects of Zirconium Base Alloys in Water Reactor Environments* Portland, Oregon, Sep., 11-15(1989)
3. G.P.Sabol, G.R.Kilp, M.G.Balfour and E.Roberts, *Zirconium in the Nuclear Industry*, ASTM STP 1023, 227(1989)
4. F. Garzarolli, F.Schlemmer, E.Steinberg, H.G.Weidinger, Ninth International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, Kobe, Japan, Nov.(1990)5-8
5. H.P.Fuchs, F.Garzarolli, H.G.weidinger, R.P.Bodmer and G.Meier, International Topical

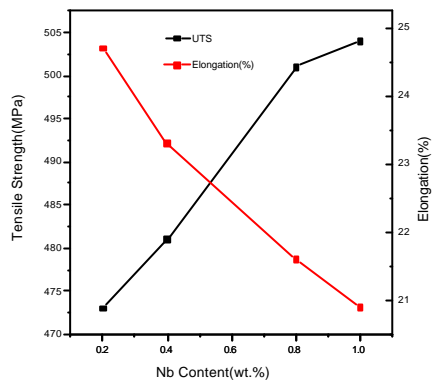
- Meeting on LWR Fuel Performance, Avignon, France, Apr.(1991) 21-24
6. T.Isobe and Y.Matsuo, Ninth International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, Kobe, Japan, Nov.(1990)5-8
  7. F. Garzarolli, et al, "Behavior and Properties of Zircalloys in Power reactors : A Short Review of Patent Aspects in LWR Fuel", ASTM STP 1295, 1996
  8. K. Linga Mutty, J. Ravi, Wiratmo,"Transition in creep mechanisms and creep anisotropy in Zr-1Nb-1Sn-0.2Fe sheet", Nuclear Engineering and Design 156(1995) 366-371

Table 1. Values of activation energy of creep(Qc) and stress exponent(n) for Zr-xNb alloys

| ID       | Applied Stress(MPa) | Qc(cal/mole.K) | Testing Temp.(°C) | Stress Exponent(n) |
|----------|---------------------|----------------|-------------------|--------------------|
| Zr-0.2Nb | 100                 | 54295          | 350               | 4,723              |
|          | 150                 | 60260          | 400               | 7,335              |
|          | 180                 | 63274          | 450               | 6,082              |
|          | 200                 | 62523          |                   |                    |
| Zr-1.0Nb | 100                 | 47322          | 350               | 3,928              |
|          | 150                 | 57989          | 400               | 4,711              |
|          | 180                 | 60109          | 450               | 5,11               |
|          | 200                 | 50682          |                   |                    |

Table 2. Steady state creep rates of Zr-0.2Nb and Zr-1.0Nb alloys

| Testing Temp. (°C) | 350°C  | 400°C | 450°C                   | applied stress (MPa) |
|--------------------|--|-------|-------------------------|----------------------|
|                    |  |       |                         |                      |
| Zr-0.2Nb           | steady state creep rate( $\dot{\epsilon}_{ss} = \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ ) |       |                         | 100                  |
|                    | 1,997  | 21,7  | $9,0 \times 10^{-2b}$   |                      |
|                    | 7,56   | 797   | $6,02 \times 10^{-4d}$  | 150                  |
|                    | 20,9   | 911   | $2,46 \times 10^{-5d}$  | 180                  |
|                    | 66,2   | 5170  | $6,94 \times 10^{-3s}$  | 200                  |
| Zr-1.0Nb           | 1,64   | 20,5  | $3,963 \times 10^{-2b}$ | 100                  |
|                    | 4,75   | 100   | $3,96 \times 10^{-4d}$  | 150                  |
|                    | 6,67   | 272,6 | $6,996 \times 10^{-4d}$ | 180                  |
|                    | 42,1   | 588,4 | $1,505 \times 10^{-5d}$ | 200                  |

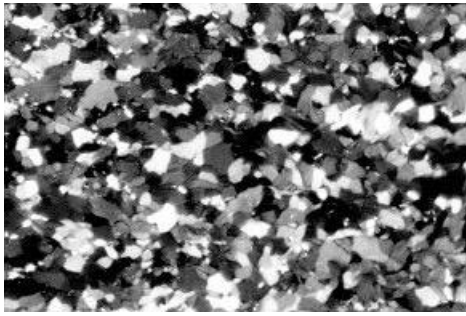


0

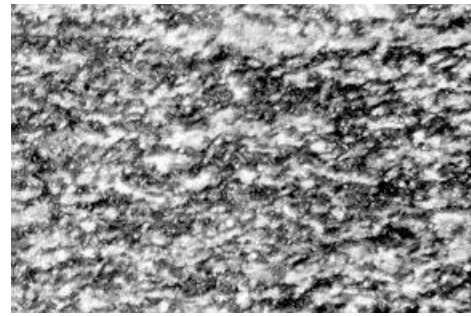
Fig. 1 Tensile properties of Zr-xNb alloys at room temperature as a function of Nb content

0  
0 5 10 15 20 25 30 35 40 45 50



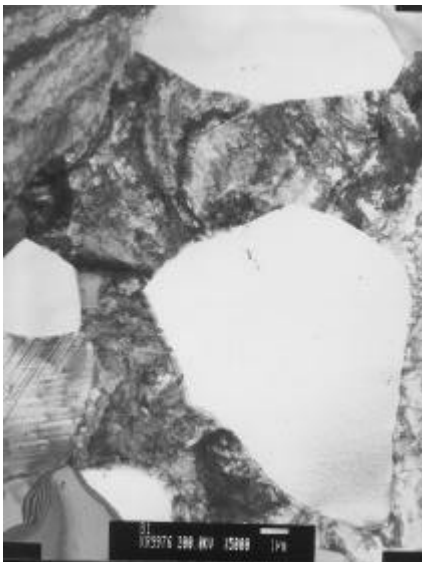


(a) Zr-0.2Nb

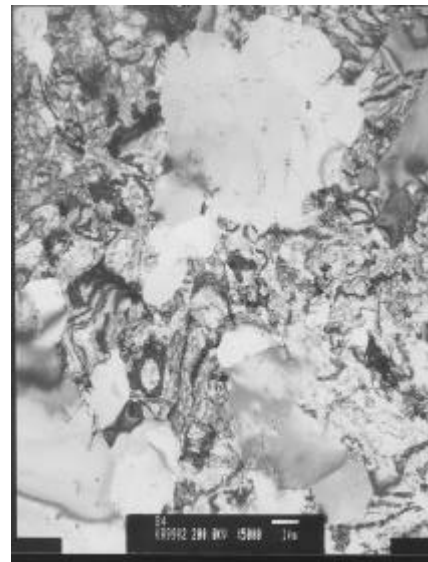


(b) Zr-1.0Nb

Fig. 6 Microstructures of Zr-xNb alloys after final annealing at 470°C for 3 hr



(a) Zr-0.2Nb



(b) Zr-1.0Nb

Fig. 7 TEM micrographs of Zr-xNb alloys after final annealing at 470°C for 3hr