

Zr 합금의 기계적특성에 미치는 Nb와 Sn의 영향

김경호 · 최병권 · 백종혁 · 김선재 · 정용환

한국원자력연구소, 핵연료피복관개발팀

Effect of Niobium and Tin on Mechanical Properties of Zirconium Alloys

K.H.Kim, B.K.Choi, J.H.Baek, S.J.Kim and Y.H.Jeong

Advanced Zr Alloy Development Team, Korea Atomic Energy Research Institute, TaeJon, 305-353

(1998년 11월 9일 받음, 1998년 12월 17일 최종수정본 받음)

초 록 2원계 (Zr-xNb, Zr-xSn) 와 3원계 (Zr-0.8Sn-xNb, Zr-0.4Nb-xSn) Zr합금의 기계적 특성에 미치는 Nb와 Sn의 영향을 조사하기 위하여 인장시험 및 미세조직 분석을 실시하였다. Nb와 Sn량이 많이 첨가될수록 2원계와 3원계 합금의 강도는 점진적으로 증가하는 경향을 보이는데, Nb와 Sn이 고용도 이상으로 첨가될 때 강도증가는 더욱 두드러진 것으로 나타났다. 강도 증가현상을 고용강화, 석출강화, 결정립 미세화에 의한 강화, 집합조직에 의한 강화효과 관점에서 분석한 결과, 고용강화 효과가 가장 두드러지며 Nb와 Sn이 고용도 이상에서는 석출강화가 강도에 기여하는 것으로 나타났다. 합금원소 첨가에 따른 결정립미세화도 강도에 약간의 영향을 미치는 것으로 사료된다. 그러나 집합조직은 합금원소 변화에 따라서 거의 변화가 없는 것으로 나타났으므로 집합조직은 강도증가에 기여하지 않는 것으로 생각된다.

Abstract To investigate the effect of niobium and tin on the mechanical properties of zirconium alloys, the tensile test and the microstructural analysis were performed on the Zr-based binary(Zr-xNb, Zr-xSn) and ternary(Zr-0.8Sn-xNb, Zr-0.4Nb-xSn) alloys. As the content of Nb or Sn element increased, the strengths of the Zr-based alloys tended to gradually increase. The increase of mechanical strength was remarkable in the range more than the solubility of Nb and Sn. The strengthening effects were discussed on the basis of the solid solution hardening, the precipitate hardening, the grain size effect, and the texture effect. The mechanical strength is mainly controlled by the solid solution hardening and additionally by the precipitate hardening in the content more than solubility limit of Nb and Sn. The grain refinement also has a slight effect on the strength of the zirconium alloys with the addition of Nb and Sn. However, the texture effect can be excluded due to the same Kearns number regardless of the content of alloying elements.

1. 서 론

Zr합금은 낮은 중성자 흡수성과 우수한 내식성 및 기계적 성질을 갖고 있기 때문에 원자력발전소의 노심재료로 사용되고 있다.¹⁾ 1960년도에 미국에서 Zircaloy-4가 개발되어 서구권의 경수로에서 핵연료피복관 재료로 사용되고 있으며 러시아에서는 Zr-1Nb합금이 개발되어 동구권의 원자로에서 핵연료피복관 재료로 사용되고 있다. 그러나 핵연료의 연소조건이 고연소도 및 장주기 운전으로 발전하고 있는 현상에서 Zircaloy합금은 더 이상 피복관 재료로 사용하기에는 한계가 있다.

따라서 원전 선진국을 중심으로 Zircaloy합금 보다 성능이 우수한 신합금을 개발하려는 연구가 집중적으로 이루어지고 있으며,^{2~10)} ZIRLO (Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.1Fe), E635 (Zr-1.0Nb-1.2Sn-0.4Fe), M5 (Zr-1.0Nb-0.12O), MDA (Zr-0.5Nb-0.8Sn-0.2Fe-0.1Cr), NDA (Zr-0.1Nb-1.0Sn-0.27Fe-0.16Cr) 등과 같은 신합금들이 개발되어 현재 노.내의 시험 중에 있다. 이와 같이 최근에 관심의 대상이 되는 신합금들은 모두 Nb가 첨가된 합금들이나 Nb

가 Zr에 첨가될 때 기계적 성질과 부식특성에 미치는 연구는 체계적으로 연구된 바가 없다. 1960년대에 러시아에서 Zr-1Nb합금 개발시 이에 대한 연구가 추진된 바가 있으나 발표된 자료는 모두 Nb량이 20wt.%까지 첨가된 고농도 Nb합금에 대한 것이지,¹¹⁾ 현재 관심의 대상이 되고 있는 1.0 wt.%이하의 Nb합금에 대한 체계적인 연구는 찾아볼 수가 없다. 따라서 본 연구에서는 Nb가 적은량 첨가될 때 이들이 기계적 특성에 미치는 영향을 조사하여 신합금 개발을 위한 기초자료로 활용하고자 하였다.

또 하나의 주요첨가원소인 Sn의 영향에 대해서 지금까지 발표된 자료에 의하면 Zircaloy-4에서 Sn량을 줄일 경우 내식성은 향상된다고 알려져 있으며, Zr-Sn의 2원계 합금이나 Nb가 첨가된 Zr-Nb합금에서 Sn이 기계적 특성에 미치는 영향에 대해서는 거의 조사된 바가 없다. 국내에서도 Nb와 Sn이 부식에 미치는 영향에 대해서는 연구된 바 있으나 기계적특성에 대해서는 연구된 바 없다.^{12,13)} 따라서 본 연구에서는 앞서 설명한 Zr합금의 기계적 성질에 미치는 Nb영향뿐 아니라 Sn의 영향에 대해서도 체계적인 연구를 수행하여 합금설계자료를 구축하고 각각의 원소가 기계

적 특성에 미치는 영향을 금속학적인 관점에서 고찰하고자 하였다.

2. 실험 방법

핵연료 피복관용 Zr합금의 주 합금 원소로 첨가되고 있는 Sn과 Nb의 기계적 특성에 미치는 영향을 체계적으로 평가하기 위하여 2원계 (Zr-xNb, Zr-xSn), 3원계 (Zr-0.8Sn-xNb, Zr-0.4Nb-xSn) 로 구성된 16종의 합금을 제조하였다. 합금은 VAR (Vacuum Arc Remelting) 방법을 이용하여 200g의 button 형태로 용해하였다. 합금원소들은 용해되는 동안 불순물이 편석되거나 합금조성이 불균질하게 분포되는 것을 방지하기 위하여 4회의 반복용해를 수행하였다. 진공 아크 용해로에서 제조된 button형 잉곳내의 합금조성을 균질화하기 위해서 β영역의 온도인 1050℃에서 30분동안 용체화 처리를 하고 수냉하였다. β열처리된 시편은 700℃에서 20분 정도 유지한 후에 압하율 60%로 열간압연하였다. 열간 압연 후 고진공 열처리로서 700℃, 2시간 균질화 열처리를 실시하였으며 70 ton의 압연기를 사용하여 1차 냉간압연은 압하율 50%로, 2차 냉간압연은 압하율 60%로 수행하였다. 1차 냉간압연된 시편은 재결정을 위해 고진공 열처리로서 이용하여 610℃에서 2시간 동안 중간 열처리를 하였다. 또한, 마지막 냉간압연 후에 시편에 발생된 잔류응력을 제거하고, 재결정 조직을 얻기 위해서 590℃에서 2시간 동안 최종 열처리를 수행하였다. 모든 합금의 시편에 대해서 광학 편광 현미경을 사용하여 미세조직을 관찰하였다. 또한 Zr기지금속내 석출물을 관찰하기 위하여 투과전자 현미경 (TEM) 분석을 실시하였다. 인장시험용 시편은 ASTM E8 규격으로 제작하였으며, INSTRON-4505 (10ton) 인장시험기를 이용하여 상온과 고온 (400℃) 에서 시험을 하였다. 인장시험용 시편은 압연 방향과 같은 방향에서 채취되었으며, 시험조건은 ASTM B352-85에 준하여 cross head speed를 항복점까지는 0.127mm/min로, 항복점 이후부터는 1.27mm/min로 하였다.

집합조직은 보통 X-ray 회절 data를 이용한 direct pole figure나 inverse pole figure로서 나타내지만 집합조직의 정량적인 분석을 위해서는 Kallstrom¹⁴⁾에 의한 texture parameter, F와 Kearns¹⁵⁾에 의한 f parameter 등에 의해서 정의된다. 따라서 본 연구에서는 집합조직의 분석을 위해서 Kearns 지수인 f 값을 구하였는데 Kearns 지수는 다음 식으로 정의된다.

$$fr = \int_0^{\frac{\pi}{2}} I_{\phi} \sin \phi \cdot \cos^2 \phi d\phi$$

여기서 fr은 r방향에서의 f값, I_{ϕ} 는 r방향에서 φ만큼 회전한 곳에서의 평균 pole density, φ는 r 방향으로 부터의 각도를 나타낸다. f값은 based pole (0002)의 분율을 나타내며 세방향에서 합은 1로 표시된다.

3. 실험 결과

3.1 Zr합금의 기계적 성질에 미치는 Nb의 영향

그림 1은 Zr-0.2Nb와 Zr-1.0Nb합금의 응력-변형률 곡선을 나타낸다. Nb첨가량에 따라서 응력-변형률 곡선은 다른 양상을 보인다. Zr-0.2Nb합금의 경우에 초기에 탄성 변형을 지나 일정응력을 유지한 후 다시 급격히 응력이 증가하는 거동을 보인다. 이렇게 증가된 응력은 최대인장 강도를 유지한 채 상당한 변형을 보이다가 결국에는 necking 현상의 발생과 함께 응력이 다시 떨어지는 거동을 보였다. Zr-1.0Nb합금은 Zr-0.2Nb합금보다 더 높은 응력에서 항복점 현상을 보이고 더 높은 최대 인장강도를 나타내지만 변형량은 저하된다. 여기서 항복점 현상이 나타나는 것은 침입형으로 들어가는 산소(O) 원자에 의해서 일어난다고 사료된다.¹⁶⁾ 본 연구에서 사용한 시편은 원소재부터 산소가 약 0.10wt.% 포함되는데 이들 원자들이 전위의 운동을 억제함으로써 항복점 현상이 발생한다고 사료되며 항복점 현상은 Nb량이 많을수록 두드러지게 나타났다.

그림 2는 Zr-xNb의 2원계합금에서 Nb량 증가에 따른 강도와 연신율의 변화를 나타낸 것이다. 항복강도는 Nb량이 증가함에 따라서 점진적으로 증가하는 현상을 보였다. 강도증가 현상은 0.4Nb와 0.8Nb사이에서 두드러진데 이는 Zr내에서 Nb의 고용도가 0.5wt.%인 것과 관련이 있는 것으로 사료된다. Nb량이 증가함에 따라서 연신율은 점진적으로 감소하는 현상을 보였다. 그림 3은 Zr-0.8Sn-xNb합금에서 Nb량 변화에 따른 강도변화 거동을 나타낸 것이다. 전반적인 강도변화 거동은 Zr-xNb의 2원계합금에서와 매우 비슷하다. 그러나 항복강도와 인장강도는 Zr-xNb합금에 비해서 전반적으로 증가되었다. 이와 같이 3원계 합금에서 강도가 증가된 현상은 Sn첨가에 의해서 기인 되었다고 사료된다. Sn은 Zr내에서 강한 고용강화 효과를 갖기 때문에 0.8wt.%의 Sn첨가는 상당히 강도를 증가시킬 것으로 사료된다.

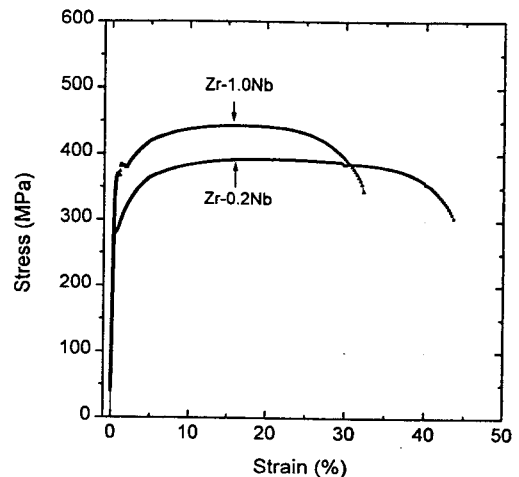


Fig. 1. Stress-strain curve of Zr-xNb binary alloys at room temperature.

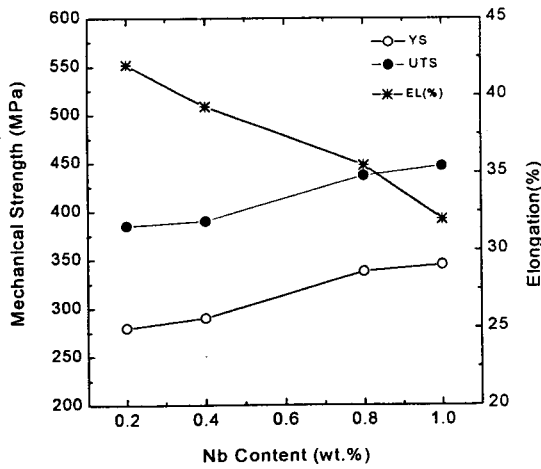


Fig. 2. Tensile properties of Zr-xNb alloys at room temperature as a function of Nb content.

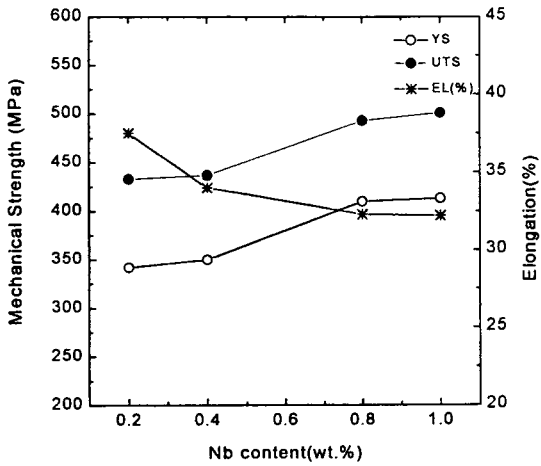


Fig. 3. Tensile properties of Zr-0.8Sn-xNb alloys at room temperature as a function of Nb content.

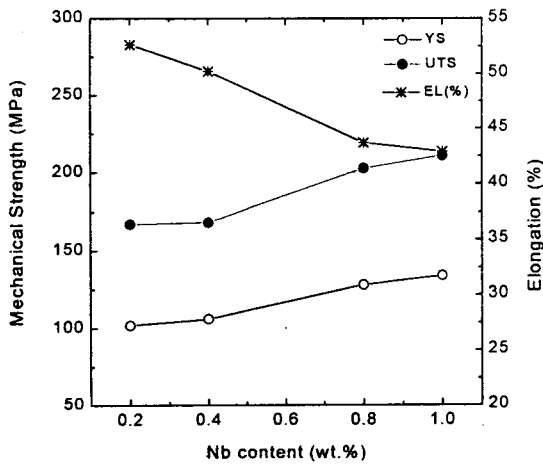


Fig. 4. Tensile properties of Zr-xNb alloys at 400°C as a function of Nb content.

그림 4는 Zr-xNb의 2원계 합금에서 400°C의 고온강도를 Nb량 변화에 대해서 나타낸 것이다. 전반적인 강도변화 거동은 상온에서의 거동과 유사하다. 고온에서도 0.4%Nb

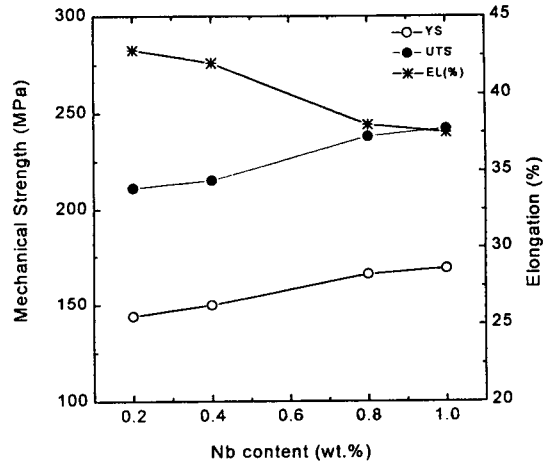


Fig. 5. Tensile properties of Zr-0.8Sn-xNb alloys at 400°C as a function of Nb content.

와 0.8%Nb 사이에서 강도증가 현상은 두드러진 것으로 나타났다. 그러나 고온강도는 상온강도에 비해서 절반이하로 떨어지는 반면에 연신율은 크게 증가하였다. Zr-0.2Nb합금의 경우에 400°C 항복강도는 상온값의 36% 정도를 나타냈으며 400°C 연신율은 상온에 비해 123%로 증가한다. 다른 합금에서도 대부분 고온강도는 60% 정도 감소하는 경향을 나타냈다. 그림 5는 Zr-0.8Sn-xNb 3원계 합금의 고온강도를 나타낸 것인데, 2원계에서와 마찬가지로 고온강도는 상온강도에 비해 약 60%가 감소되며 연신율은 110% 이상 증가하는 것으로 나타났다.

3.2 Zr 합금의 기계적 성질에 미치는 Sn의 영향

그림 6은 Zr-xSn 2원계 합금의 응력-변형률 곡선을 나타낸다. 두 합금 모두에서 초기에 탄성변형을 지나 항복점 현상을 보이는데 Zr-2.0Sn합금에서 항복점 현상은 두드러지게 나타난다. 여기서 항복점 현상이 나타나는 이유는 Zr-xNb합금에서 설명한 바와 같이 산소에 의해 기인되는 것으로 사료된다. Zr-2.0Sn합금은 Zr-0.5Sn합금에 비해 항복강도와 인장 강도가 높은 반면에 연신율은 감소한다. 또한 두 합금 모두에서 necking 현상이 발생하는 연성과피

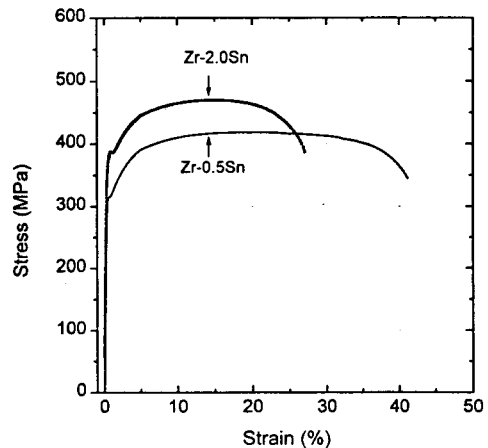


Fig. 6. Stress-strain curve of Zr-xSn binary alloys at room temperature.

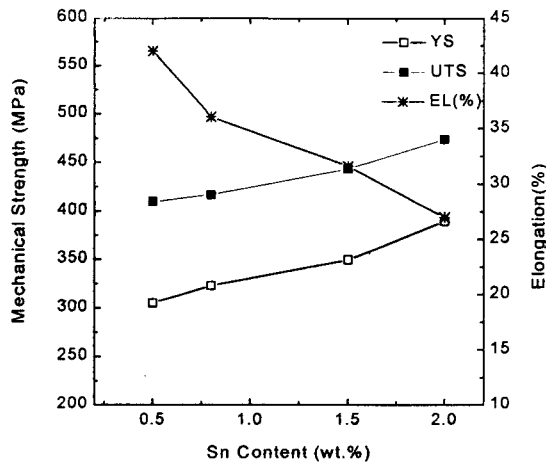


Fig. 7. Tensile properties of Zr-xSn alloys at room temperature as a function of Sn content.

양상을 보이고 있다. Zr-xNb합금(그림1)과 Zr-xSn합금(그림6)의 기계적 특성을 비교할 때 Sn이 첨가된 합금이 Nb가 첨가된 합금에 비해 강도는 높은 반면에 연신율은 약간 감소하는 경향을 보이는 데 이는 첨가원소의 차이에서 기인된다고 할 수 있다.

그림 7은 Zr-xSn 2원계 합금에서 Sn량 변화에 따른 기계적성질 변화를 나타낸다. Sn량이 증가함에 따라 항복강도와 인장강도는 점진적으로 증가하며 연신율은 감소하는 경향이 보인다. 1.5Sn과 2.0Sn 사이에 강도가 두드러지게

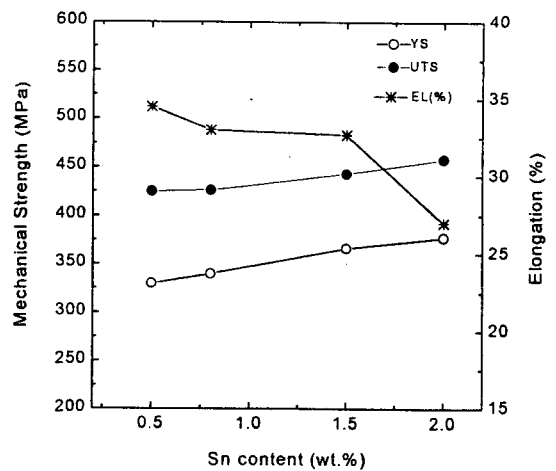


Fig. 8. Tensile properties of Zr-0.4Nb-xSn alloys at room temperature as a function of Sn content.

증가하는데 이는 Zr내에서 Sn의 고용도가 약 1.6wt.%인 것과 관련이 있는 것으로 사료된다. 그림 8은 Zr-0.4Nb-xSn의 3원계 합금에서 Sn량 변화에 따른 기계적 특성 변화를 나타낸 것이다. 3원계 합금에서도 2원계 합금에서와 마찬가지로 Sn량 증가에 따라 항복강도와 인장강도는 점진적으로 증가하는 경향을 보인다.

3.3 Nb첨가가 미세조직에 미치는 영향

그림 9는 Zr-xNb의 2원계 합금의 광학현미경 조직사진을 보여준다. 본 연구에서 사용한 시편의 최종조직은 모든

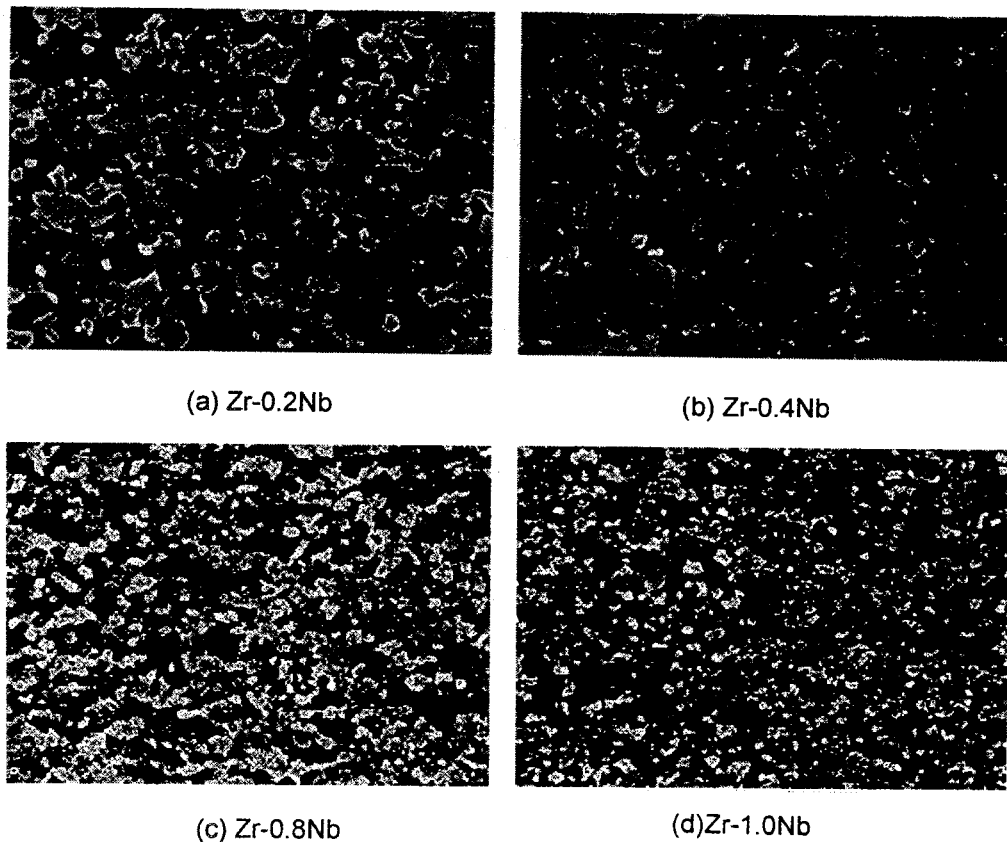


Fig. 9. Microstructures of Zr-xNb alloys after final annealing at 590°C for 2 hr.

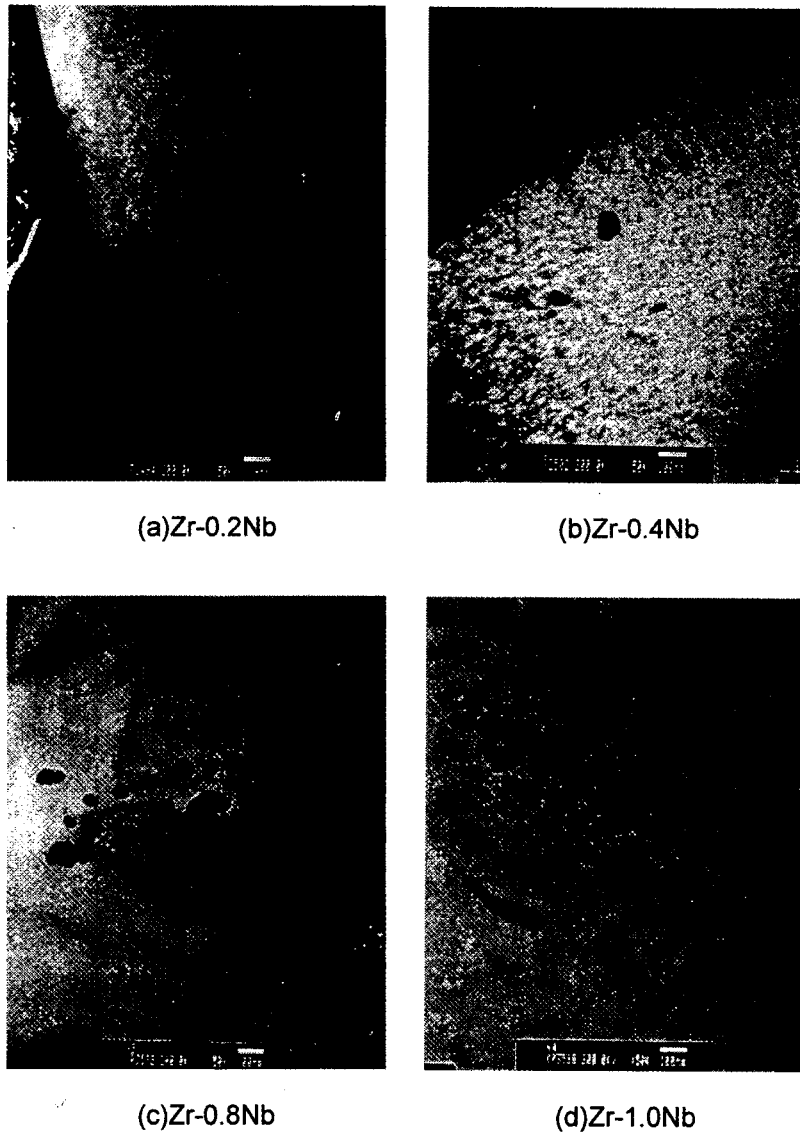


Fig. 10. TEM micrographs on second phase particle of Zr-xNb alloys.

합금에서 재결정 조직을 갖고 있음을 알 수 있다. 그러나 결정립 크기는 Nb량의 증가에 따라서 작아지는데 Nb가 많이 첨가된 0.8Nb와 1.0Nb 합금의 미세조직은 0.2Nb와 0.4Nb에 비해 결정립이 매우 미세한 것을 알 수 있다. 이와 같이 결정립 크기가 0.4Nb와 0.8Nb사이에서 급격히 변하는 것은 Nb고용도가 약 0.5wt.%인 것과 관련이 있으며 Nb가 0.5wt.% 이상에서 석출물을 형성될 때 결정립미세화 효과는 두드러지게 나타나는데 이는 석출물들이 결정립이 성장하는 것을 억제하기 때문이다. 이와같은 조직을 갖는 Zr-xNb합금들의 미세조직을 더욱 자세하게 관찰하기 위하여 TEM 관찰을 실시하였다. 그림 10에서 보는 바와 같이 0.2Nb와 0.4Nb의 미세조직과 0.8Nb와 1.0Nb의 미세조직은 커다란 차이를 보이고 있다. Nb가 0.4wt.% 이하 일때는 작고 둥근 석출물들이 미량 분포되며 Nb가 0.8wt.% 이상에서는 여러형태의 석출물들이 대량으로 관찰된다. Zr내에서는 Nb의 고용도가 0.5wt.%인 것을 고려할 때 고용한계를 기점으로 석출물의 형성은 다른 것을 알 수 있다. Nb가

0.4wt.%일 때 생기는 작은 석출물은 $Zr(Cr,Fe)_2$ 형의 석출물인 것으로 보고된 바 있는데,¹⁷⁾ 이는 원소재인 sponge Zr내에서 Fe, Cr이 약 300ppm이상으로 함유되고, Fe, Cr의 고용도는 약 100ppm이하이기 때문에 불순물로 첨가된 대부분의 Fe, Cr이 석출물로 형성되어서 $Zr(Cr,Fe)_2$ 의 미세 석출물로 형성되기 때문이다. 반면에 Nb가 0.8wt.% 이상일 때는 $Zr(Cr,Fe)_2$ 석출물 이외에 고용도 이상으로 첨가된 Nb에 의해 석출되는 Zr-Nb석출물이나 β -Zr 또는 β -Nb이 생성되는 것으로 사료된다. 본 연구에 사용한 다른 합금들에서도 위와 비슷한 경향을 보이는 것이 관찰되었다. 그러나 2원계 합금에 비해서 3원계 합금의 경우에 결정립이 더욱 미세해지는 경향을 보인다.

4. 고 찰

Nb와 Sn이 첨가된 2원계와 3원계 합금의 기계적 특성을 조사한 결과, Nb와 Sn량이 증가함에 따라서 강도는 증가하고 연신율은 감소하는 경향을 보였다. 이같이 첨가 원

소량에 따른 강도변화 현상을 고용강화, 석출강화, 결정립계 의한 강화, 집합도에 의한 강화 등의 관점에서 고찰하면 다음과 같다.

4.1 고용강화 효과

본 연구에서 첨가한 Nb와 Sn은 치환형 고용체로 첨가되며 이들 원소는 고용강화 효과가 강한 것으로 알려져 있다.¹¹⁾ 따라서 Nb와 Sn량이 증가함에 따라서 강도는 점진적으로 증가할 것으로 예상된다. Nb와 Sn에 의한 고용강화는 Zr합금의 강도에 크게 기여하여 합금원소 첨가량 증가에 따른 강도 변화는 주로 고용강화에 의해서 지배된다고 사료된다. 본 연구에서 사용한 시편에는 0.1wt.%정도의 산소가 함유되어 있기 때문에 Zr합금에서 또 하나의 고용강화 효과는 침입형으로 첨가되는 산소에 의해서 일어날 수 있다. 그러나 산소는 모든합금에서 동일하기 때문에 전반적인 강도 증가현상은 설명할 수 있으나 합금원소 증가에 따른 강도증가에는 기여하지 않을 것으로 예상된다. Zr-xNb 합금에서 0.5wt.%Nb를 기점으로 강도가 두드러지게 증가하는 현상과 Zr-xSn 합금에서 1.6wt.%Sn 근처에서 강도가 급격히 증가하는 현상은 단순히 고용강화로 설명하기 어렵다.

4.2 석출물에 의한 강화효과

석출물은 전위의 이동을 방해하므로 강한 강화효과를 갖는다. 그림 10에서 관찰된 석출물들과 강도와와의 관계를 고찰하면 다음과 같다. 0.2Nb와 0.4Nb 합금에서는 불순물로 첨가된 Fe, Cr에 의한 석출물만 형성되므로 석출물의 크기나 분포가 크게 차이가 나지 않는다. 또한 0.8wt.%Nb와 1.0wt.%Nb합금을 비교할 때 두 합금에서 석출물의 형태는 비슷하며 단지 1.0wt.%Nb에서 약간 많은 양의 석출물이 형성된다. 따라서 석출물에 의한 강화는 Nb와 Sn의 고용도를 기점으로 강도가 급격히 증가하는 강화효과에는 크게 기여하나 고용도 이내나 고용도 이상의 범위에서 강도가 서서히 증가하는 현상은 설명하기 어렵다.

4.3 결정립계에 의한 강화

일반적으로 결정립계는 변형중에 전위이동을 방해하는 역할을 하며 결정립이 미세할수록 강도는 증가하는 것으로 알려져 있다. 결정립의 크기가 항복응력의 크기를 지배할 경우에 항복응력과 결정립의 크기는 일정한 관계를 갖는다. 본 연구에서 Zr-xNb합금의 미세조직을 관찰한 바에 의하면 합금원소 첨가량이 증가할수록 결정립은 작아지는 것을 볼 수 있다. 따라서 Nb와 Sn량 증가에 따른 강도 증가는 결정립 미세화에 의해서 어느정도 영향을 받는다고 할 수 있다. 결정립계에 의한 강화효과 이외에 전위나 쌍정등의 하부구조에 의한 강화효과도 고려할 수 있는데 본 연구에서 사용한 시편들은 모두 재결정된 상태이고 석출물 이외에 다른 하부 구조가 관찰되지 않았으므로 이들 영향은 배제할 수 있다.

4.4 집합도에 의한 강화

Zr합금은 HCP 금속으로서 강한 집합조직을 가지며 이는 가공도와 열처리에 의해서 변할 수 있다. 일반적으로 압연할 경우에 압축응력에 수직하게 기저면(0001)이 배열하

려는 경향을 갖는다. 그러므로 압연을 한 시편의 경우에 많은 양의 기저면은 압연면에 평행하게 배열하게 된다. 판재 시편을 갖고 인장시험을 실시할 경우에 인장축과 수직하게 배열하는 basal pole면의 분율을 인장시편의 단면에서 X-ray를 이용하여 Kearns지수를 측정함으로써 정량적으로 나타낼 수 있다. 인장축과 수직면에서 Kearns지수가 높을 경우에는 이면에 (0001)면이 많이 배열하고 있음을 의미하는 것인데, 이런 경우는 강도가 증가하게 된다. 일반적으로 Zr합금의 주 slip계는 {1010}, <1120>인데 인장응력축과 basal pole이 평행하게 배열될 경우에 slip의 발생이 어렵고 오히려 쌍정이 일어날 가능성이 있으나 실제로 쌍정이 발생하기 위해서는 slip보다 약 1.3배의 높은 임계 분해 전 응력이 요구되기 때문에 쌍정의 발생 역시 용의치 않다.¹⁸⁾ 그러므로 인장축 방향에서 Kearns지수가 높을 경우에 강도는 증가하게 된다.

그림 11은 Nb 함량 변화에 따른 Kearns지수의 변화를 나타낸 것이다. Kearns지수는 Nb량 변화에 따라 크게 변하지 않는 것을 알 수 있다. 이는 본 연구에서 사용한 모든 시편은 동일공정에 의해서 제조되었기 때문에 Kearns지수에 가장 영향을 미치는 가공도가 같아서 비슷한 지수를 나타낸다고 볼 수 있다. 따라서 합금원소는 Kearns지수 변화에 크게 영향을 미치지 않으며 Nb량 변화에 따른 강도 변화에 집합조직은 거의 영향을 미치지 않는다고 할 수 있다.

이와 같은 강화효과를 종합적으로 고찰할 때 Nb와 Sn량이 첨가된 Zr합금의 강도에 기여하는 요소는 고용강화에 의한 강화가 가장 두드러지며 Nb와 Sn의 고용한계 근처의 첨가량에서는 석출강화가 부가적으로 크게 기여한다고 할 수 있다. 또한 결정립 미세화에 의한 강화 효과도 무시할 수 없을 정도로 기여한다고 사료된다.

그림 12는 Zr-xNb와 Zr-xSn의 2원계합금에서 평균가공 경화율[(최대인장강도-항복강도)/최대인장강도에서의 연신율]을 합금원소의 함수로서 나타낸 것이다. Sn합금의 가공경화율은 점진적으로 증가하다가 2.0wt.%Sn에서 급격히 증가하는데 이는 Sn석출상의 생성과 관련이 있는 것으로 사료된다. 또한 Nb합금에서는 0.4Nb와 0.6Nb사

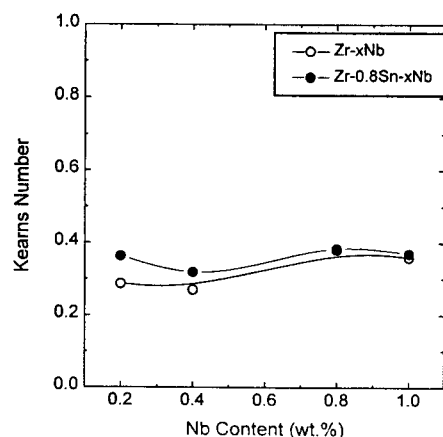


Fig. 11. Relationship between yield stress and grain size in Zr alloys.

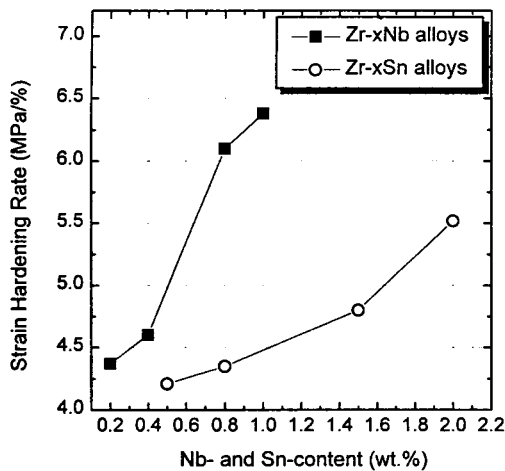


Fig. 12. Variation of texture in Zr-xNb and Zr-0.8Sn-xNb alloys as a function of Nb content.

이에서 급격한 가공경화율을 나타내는데 이것도 0.5wt.%에서 Nb석출물의 형성과 관련이 있다고 생각된다. Sn합금이 Nb첨가 합금에 비해서 높은 항복강도를 나타냄에도 불구하고 가공 경화율은 Nb합금에서 더 높게 나타나는데 이는 Nb의 고용도가 낮아서 비교적 낮은 Nb농도에서 석출상이 생성되고 이런 석출물이 높은 가공 경화율을 유발하기 때문이라 사료된다.

5. 결 론

Nb와 Sn이 함유된 여러 가지 Zr합금들을 제조하여 기계적 특성시험을 실시한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Nb와 Sn이 첨가된 2원계, 3원계 합금에서 Nb와 Sn 함량이 증가함에 따라 기계적 강도는 증가하는 경향을 보였으며 강도는 Nb와 Sn의 고용한계 근처에서 두드러지게 증가하는 것으로 나타났다.

2) Zr합금의 기계적 강도는 Nb와 Sn의 고용 강화 효과에 의해서 주로 지배되며 Nb와 Sn의 고용한계 근처에서는 석출강화가 부가적으로 크게 기여한다.

3) Nb와 Sn량 첨가에 따라 결정립은 미세화 되는데 결정립 미세화에 의한 강화는 강도변화에 상당히 기여하는 것으로 사료되며 집합조직에 의한 강화효과는 관찰되지 않았다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구 개발사업의 일환으로 수행되었음.

참 고 문 헌

1. M. Pahutova et al., *J. of Nucl. Mater.* **131**, (1985) 20
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 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. M.Harada, M.Kimpara and K.Abe : *Zirconium in the Nuclear Industry*, Ninth International Symposium, ASTM STP **1132**, 368~391 (1991)
8. R.G.Reschetnikov and A.V.Nikulina, Ninth International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, Kobe Japan, Nov. (1990)
9. T.Isobe, Y.Matsuo and Y.Mae, ASTM STP **1245**, 437 (1994).
10. 정용환, 김창호, *대한금속학회지*, **33** (5), 689 (1995)
11. O.S.Ivanov and U.K.Grigorovitch, Second International Conference on Peaceful Uses of Atomic Energy, Geneva, **5**, 34 (1958)
12. 연영명, 정용환, 위명용, *한국재료학회지*, **7** (9), 772 (1997)
13. 연영명, 정용환, 위명용, *대한금속학회지*, **55** (11), 1576 (1997)
14. K. Kallstrom, *Can. Met. Q.*, **11**, 185 (1972)
15. J.J. Kearns, Westinghouse Co. Report, WAPD-TM-472 (1965)
16. W.R.Thorpe and I.O. Smith, *J.Nucl. Mat.*, **78**, 49 (1978)
17. 정용환, *한국재료학회지*, **6** (6), 585 (1996)
18. M.Nakatsuka and M.Nagai : *J.Nucl. Sci. and Tech.*, **24**, 906 (1987)