'2000 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

Zr 합금에서 Nb 첨가량과 열처리변수가 부식특성에 미치는 영향

Effects of Nb Content and Annealing Parameter on Corrosion Characteristics in Zr-based Alloys

백종혁, 최병권, 이명호, 박상윤, 정용환, 김인섭[*]

한국원자력연구소

[*]한국과학기술원

요 약

Zr-Sn-Nb의 3 원계 합금에서 Nb의 첨가량 및 열처리변수가 부식저항성에 미치는 영향을 조사하기 위하여 400℃ 수증기와 360℃ LiOH 물 분위기에서 static autoclave를 이용하여 부식시험을 수행하였다. 400℃ 수증기와 360℃ 70ppm LiOH 수용액에서 부식시험을 수행하였을 때 Zr-0.8Sn-0.1Nb와 Zr-0.8Sn-0.2Nb 합금은 열처리변수가 증가함에 따라 부식저항성은 급격히 증가하였으나 반대로 Zr-0.8Sn-0.4Nb와 Zr-0.8Sn-0.8Nb 합금은 열처리변수가 증가함에 따라 부식저항성은 감소하였다. 0.4% Nb을 첨가한 합금의 부식저항성 향상은 Nb첨가로 인한 Fe나 Cr의 기지금속 내 고용도 감소로 인한 Fe나 Cr을 포함하는 석출물 형성에 기인하였으며 열처리변수의 증가가 석출물 내 Nb의 함유량을 증가시켜 tetragonal ZrO_2의 감소에 기여하였다. 또한 0.8% Nb을 첨가한 합금의 부식저항성 향상은 β-Nb이 생성되어 기지금속 내에 과포화된 Nb의 양을 감소시켰기 때문이라고 사료된다.

Abstract

To investigate the effects of Nb content and annealing parameter on corrosion resistance in Zr-Sn-Nb alloys, corrosion tests have been carried under 400℃ steam and 360℃ LiOH water conditions. As the annealing parameter increased, the weight gain was rapidly decreased in Zr-0.8Sn-0.1Nb and Zr-0.8Sn-0.2Nb alloys but increased in Zr-0.8Sn-0.4Nb and Zr-0.8Sn-0.8Nb alloys in both corrosion conditions. The higher corrosion resistance of Zr-0.8Sn-0.4Nb than those of Zr-0.8Sn-0.1Nb and Zr-0.8Sn-0.2Nb was resulted from the formation of precipitates including the Fe, Cr and Nb due to decreasing the solubility of the elements in matrix and the decrease of tetragonal ZrO_2 gave rise to increase the corrosion resistance with decreasing the annealing parameter. And it was thought that the corrosion resistance of Zr-0.8Sn-0.8Nb increased due to the decrease of the super-saturated Nb content in matrix.

1. 서 론

가압경수로형 원자력발전소의 핵연료피복관은 1960년대 초에 개발된 Zircaloy-4를 지난 30년 동안 사용하였다. 그러나 발전소의 경제성을 향상시키기 위한 연소도의 증가와 운전주기의 연장으로 인하여 기존의 Zircaloy-4를 더 이상 핵연료피복관으로 사용할 수 없는 상황이 되고 있다. 따라서 이와 같은 조건에서도 부식저항성이 우수하고 기계적 건전성을 유지할 수 있는 핵연료피복관용 새로운 합금의 개발은 반드시 이루어져야 한다. 그러므로 대부분의 원자력 선진국에서는 새로운 핵연료피복관 용 합금을 개발하고 있으며 이들 합금들은 공통적으로 Nb을 0.1 1.0 wt.% 첨가하고 있다[1-7]. 그리고 Nb를 첨가한 이와 같은 Zr 신합금에서 열처리변수(Annealing parameter)가 부식저항성에 미치는 영향은 기존의 Zircaloy-4 합금과 서로 상반된다고 하였다[8-19].

지난 수 십년 동안 많은 연구자들에 의하여 합금 제조시 공정에 따른 특성변화를 이해하려고 노력하였다. 이러한 노력 중의 한 가지로 재료의 특성을 미리 짐작할 수 있는 체계화된 변수를 규정함으로써 재료의 특성변화를 각 단계별 성질변화로 구분하여 생각할 수 있게 되었으며, 합금 제조공정에 따른 특성변화를 바탕으로 적합한 공정의 확립과 성질을 예측할 수 있었다. 이러한 관계를 나타낼 수 있는 공정변수 중에 하나로 A-parameter 라고 불리는 열처리변수(accumulated annealing parameter, $\sum A$)가 있다[9]. 이 변수는 주어진 열처리 시간 및 온도에 따라 물리적 특성변화(인장강도)와 조직내 변화(결정립의 크기 및 삭출상의 크기) 등을 상호연관시켜 준다.

Zirconium 합금은 제조시 공정별 열처리변수, 즉 A-parameter에 따라 부식저항성이 크게 달라지며 이러한 경향은 합금조성에 따라서 매우 달라질 수 있다[10,12,13]. 수 십년 동안 핵연료피복관 재료로 사용해 오던 Zircaloy 합금에 대해서는 열처리변수와 부식과의 관계가 잘 정립되어 내식성 향상을 위한 최적 열처리공정이 확립되었다고 할 수 있다. 그러나 최근에 집중적으로 연구대상이 되고 있는 Nb이 첨가된 합금에 대해서는 열처리변수와 부식과의 관계가 정확히 평가되지 않고 있다. 예를 들면, Zircaloy-4의 경우 열처리변수가 증가함에 따라서 부식저항성이 증가하지만 Zircaloy-2의 경우는 반대로 열처리변수가 낮을수록 부식저항성이 증가하는 것으로 보고되고 있다. 한편 Nb을 1.0% 첨가한 ZIRLO 합금은 가압경수로 운전조건에서 열처리변수가 증가함에 따라서 부식이 가속된다고 발표하기도 하였다. 그러므로 Nb이 첨가된 지르코늄 합금에 있어서 열처리변수가 변함에 따라 부식에 미치는 영향은 정확하게 규명되지 않고 있으며 열처리변수에 따른 부식기구도 아직 알려진 바가 없다. 따라서 동일한 합금성분에서도 열처리변수를 제어하면 보다 우수한 부식저항성을 갖는 합금을 얻을 수 있다. 여러 단계의 연속적인 열처리를 수행하여 시편을 가공하였을 경우에 열처리 변수는

$$\sum A = \sum_i t_i \bullet exp(-Q/RT_i)$$

와 같이 나타내며, 일반적으로 Zr 합금에서는 Q/R 는 약 40,000K 정도이다.

따라서 본 연구에서는 Zr-Sn-Nb의 3원계 합금에서 Nb의 첨가량을 체계적으로 변화시켜 Nb의 첨가량과 열처리변수가 부식에 미치는 영향을 살펴보았으며, TEM을 이용한 석출물의 형상과 조성을 분석하고 천이전 영역의 산화막의 동일 두께의 산화막을 XRD를 이용한 상분석을 수행하여 Nb첨가량에 따른 석출상 및 제2상이 부식에 미치는 영향을 고찰하고자 하였다.

2. 실험방법

Zr-0.8%Sn-xNb(x=0.1, 0.2, 0.4, 0.8%) 3원계 합금에서 Nb의 첨가량과 열처리변수가 부식저항성에 미치는 영향을 평가하기 위하여 4종의 신합금을 용해하여 0.7 mm 판재 시편을 제조하였다.

Ingot은 zirconium sponge와 합금원소를 진공 arc 용해로에서 200 g의 button 형태

로 제조하였다. Ingot 은 합금원소가 균일하게 분포하도록 1050℃에서 20 분 동안 유지하여 수냉시킨 후 700℃에서 압하율 60%로 열간압연을 수행하였다. 580℃ 또는 750℃에서 3 시간 동안 annealing 한 후 45%로 1 차 냉간압연을 하였다. 1 차 냉간가공된 시편은 두 부분으로 절단한 다음 550℃ 와 700℃에서 2 시간 동안 1 차 재결정 열처리를 수행한 후 42% 압하율로 2 차 냉간압연을 실시하였다. 그리고 580℃ 2 시간 동안 2 차 재결정 열처리시킨 다음 50%로 냉간압연을 한번 더 수행한 후 480℃에서 3 시간 동안 최종 열처리하여 잔류응력을 제거하였다. 이와 같은 공정으로 제조된 시편의 열처리 변수(Annealing parameter)의 값은 7.57×10^{-19}, 3.56×10^{-18}, 3.49×10^{-17}hr 였다.

부식저항성의 평가는 400℃(10.3MPa) 수증기와 360 ℃(18.7MPa) 70ppm LiOH 수용액 분위기의 static autoclave 에서 210 일 및 180 일 동안 각각 수행되었다. 미세조직의 특성이 부식에 미치는 영향을 살펴보기 위하여 석출물의 형상과 성분을 투과전자현미경을 이용하여 관찰하였다. 이를 위한 시편은 60μm 두께까지 기계적으로 연마한 후 3mm disc 를 만든 후 ethanol (90%)과 perchloic acid(10%)의 혼합용액에서 –45°C 에서 12V 의 전압을 가해서 twin-jet polishing 을 실시하여 준비하였다. 또한 산화막의 결정구조를 조사하기 위하여 천이전 영역의 동일 두께 산화막 시편에 대해 입시각을 5° 로 하여 small angle X-ray 분석을 실시하였다.

3. 결과 및 토의

그림 1 에서 4 까지는 Zr-0.8Sn-xNb 합금의 400℃ 수증기 분위기에서 100 에서 210 일 동안 부식 시험한 결과를 보여주고 있다. 그림 1 은 Zr-0.8Sn-0.1Nb 합금의 경우인데 부식속도가 다른 합금조성 시편들 보다 매우 커서 부식시험을 비교적 짧게 100 일 동안 수행하였으며 부식시간에 따른 무게증가량이 증가하고 있음을 나타냈다. 즉, 열처리변수(ΣA)가 3.49×10^{-17}hr 로 비교적 클 때는 부식시간이 증가함에 따라 무게증가량은 비교적 완만하게 증가하였다. 그러나 열처리변수가 중간일 때와 작을 때($\Sigma A=3.56 \times 10^{-18}$과 7.57×10^{-19}hr)는 100 일 실험 후 무게증가량이 약 2700mg/dm^2 까지 매우 급격하게 증가하였다. 그림 2 의 Zr-0.8Sn-0.2Nb 합금에서는 열처리변수가 작을 때 (7.57×10^{-19}hr)만 부식시간에 따라 무게증가량이 급격하게 증가하였으나 무게증가량은 180 일 부식시험 후 무게 증가량이 0.1%Nb 첨가합금의 100 일 부식시험 후 무게 증가량 보다 작았다(2580mg/dm^2). 그림 3 은 Nb 가 0.4 % 첨가된 합금의 부식거동을 보여주고 있는데 열처리변수에 크게 영향을 받지 않고 있으며 210 일 부식시험 후에도 무게증가량은 약 125mg/dm^2 였다. 그림 4 에서 알 수 있듯이 0.8% Nb 첨가합금에서 열처리변수가 작은 경우에는 0.4% Nb 첨가합금과 비슷한 무게증가량을 보였으나 열처리변수가 중간이나 큰 경우에는 보다 빠른 무게증가를 나타내어 210 일 부식시험 후에는 무게 증가량이 154mg/dm^2 정도였다.

그림 5 에서 8 까지는 LiOH 가 70ppm 포함한 360℃ 수용액에서 180 일 까지의 부식거동을 보여주고 있다. 그림 5 Nb 의 첨가량이 0.1% 첨가된 합금의 경우인데 부식시간이 60 일을 지남에 따라 1 차 가속부식이 발생하였으며 120 일에서도 2 차 가속천이가 발생하였고 열처리변수의 값(7.57×10^{-19}hr)이 적은 경우에 150 일 부식시험 후에는 무게 증가량이 1089mg/dm^2 을 나타냈다. 0.2 % Nb 첨가된 합금의 LiOH 에서 부식거동을 그림 6 에서 보여주고 있는데 0.1% Nb 이 첨가된 합금의 부식거동과 유사하게 60 일 및 120 일에서 부식속도는 2 차례의 가속천이 현상이 발생하였으며 열처리변수에 따른 부식속도의 차이가 발생하였다. Nb 의 첨가량이 4%인 합금은 0.1% 0.2% Nb 이 첨가된 합금과는 달리 60 일에서는 부식속도의 천이현상은 발생하지 않았으며 120 일에서 가속부식이 시작되고 있음을 그림 7 에서 보여 주고 있다. 또한 Nb 이 0.4% 첨가된 합금에서 열처리변수가 7.57×10^{-19}hr 인 시편의 180 일 부식시험 후 무게증가량은 156mg/dm^2 으로 열처리변수가 큰 경우에 비하여 비교적 낮았다. 한편 Nb 이 0.8% 첨가된 시편은 360℃ LiOH 수용액에서 180 일 동안 부식시험을 수행하여도 부식가속은 발생하지 않고 있음을 그림 8 에서 알 수 있다. 특히 열처리변수가 7.57×10^{-19}hr 인 시편의

180일 후 무게 증가량은 62mg/dm^{2}으로 매우 우수한 부식저항성을 나타냈다. LiOH에 의한 가속부식은 첨가된 Nb의 함량에 따라 매우 민감함을 알 수 있다. 즉, Nb이 비교적 적게 첨가된 Zr-0.8Sn-0.1Nb 및 Zr-0.8Sn-0.2Nb 합금은 60일에서 LIOH에 의한 가속부식이 발생하였으며 Nb이 0.4% 첨가된 합금은 120일에서 가속부식이 발생하였으나 Nb이 0.8% 첨가된 합금은 180일 부식시험에서도 LiOH에 의한 가속부식은 발생하지 않았다. 이와 같은 결과에서 LiOH에 의한 가속부식의 시작점은 Nb 첨가량이 증가함에 따라 늦추어지고 있음을 알 수 있었다.

그림 9와 10은 열처리 변수에 따른 400℃ 수증기에서 100일 또는 210일 부식시험 후 무게증가량의 변화를 보여주는 것이다. 그림 9는 Nb의 함량이 적은 합금(Zr-0.8Sn-0.1Nb와 Zr-0.8Sn-0.2Nb)의 열처리변수가 무게증가량에 미치는 영향을 살펴본 것인데 열처리변수가 증가함에 따라 무게증가량은 급격히 감소하여 열처리변수가 3.49x10^{-17}hr일 때는 무게증가량은 92 93 mg/dm^{2}로 두 합금이 비슷하였으며 Nb의 첨가량이 0.1 %인 합금이 보다 급격하게 감소하였다. 그림 10에서 Nb의 함량이 많은 합금(Zr-0.8Sn-0.4Nb와 Zr-0.8Sn-0.8Nb)의 열처리변수가 부식에 미치는 영향은 Nb의 함량이 적은 합금과는 상반되는 경향을 보였다. 즉 Nb의 함량이 많은 합금은 열처리변수가 증가하면 무게증가량도 증가하였고 열처리변수가 3.56x10^{-18}hr인 경우의 무게증가량과 3.49x10^{-17}hr인 경우의 무게 증가량은 거의 유사였다. 본 연구에 사용된 Sn이 0.8% 첨가되고 Nb이 0.4 또는 0.8% 첨가된 3원계 Zr 합금의 400℃ 장기부식 저항성은 열처리 변수를 1x10^{-18}hr 이하로 열처리변수를 제어할 경우에 크게 향상됨을 알 수 있었다.

그림 11과 12는 LiOH가 70ppm 포함한 360℃ 수용액에서 150 일 동안 부식하였을 때 열처리변수가 부식에 미치는 영향을 보여주는 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 그 영향은 400 ℃ 수증기의 경우와 동일한 경향을 보였다. 즉, 열처리변수가 증가함에 따라 Nb가 적은 합금(그림 11)의 무게증가량이 급하게 감소하였고 Nb가 많은 합금(그림 12)의 무게증가량은 증가하였다. 그림 11에서 Nb이 0.1% 첨가된 합금은 열처리변수가 7.57x10^{-19}hr일 때는 0.2% Nb이 첨가된 합금에 비하여 무게증가량이 약간 높게 나타났으나 열처리변수가 3.56x10^{-18}hr 및 3.49x10^{-17}hr로 증가하면 오히려 0.2% Nb이 첨가된 합금의 무게증가량이 높게 나타났다. Nb이 고용도 이하로 첨가된 Zr-0.8Sn-0.1Nb 및 Zr-0.8Sn-0.2Nb 합금은 LiOH에 의한가속부식이 발생한 후에는 첨가된 Nb의 양에 크게 영향을 받지 않고 있음을 보여주는 것이다. 그림 12에서 보여주는 바와 같이 Nb을 고용도 근처로 첨가한 Zr-0.8Sn-0.4Nb 합금에서는 열처리변수가 증가함에 따라 무게증가량은 증가하였고 400 ℃ 수증기에서 경우처럼 열처리변수가 3.56x10^{-18}hr 이상에서는 완만한 무게증가를 나타냈다. 그러나 LiOH에 의한 가속부식이 발생하지 않은 Zr-0.8Sn-0.8Nb 합금의 무게증가량은 열처리변수가 증가함에 따라 완만하게 증가하고 있음을 보여주고 있다.

400℃ 수증기와 360 ℃ 70ppm LiOH 수용액에서 Nb의 첨가량이 부식에 미치는 영향을 그림 13과 14에서 살펴보았다. 그림 13에서 Nb의 첨가량이 증가함에 따라 400℃에서 100일 부식시험 후 무게증가량은 3가지 열처리변수 모두에서 Nb의 첨가량이 증가함에 따라 감소하다가 0.4 % 이상에서는 거의 동일하거나 약간 증가하는 경향을 나타냈다. 또한 Nb가 적은 합금의 무게증가량은 열처리변수에 매우 민감하였으나 Nb가 많은 합금은 열처리변수에 민감하지 않았다. 70ppm LiOH 360℃ 수용액에서 150 일 동안 부식시험을 수행한 경우에는 LiOH에 의한 가속부식에 의한 무게 증가량은 3.56x10^{-18}hr 및 3.49x10^{-17}hr로 열처리변수를 제어할 때 0.2% Nb를 첨가할 합금의 무게증가량은 최대값을 나타냈으며 0.4 % 이상에서는 열처리변수가 증가함에 따라 감소하였다. 70ppm LiOH 360℃ 수용액에서 열처리변수에 대한 민감도도 400℃ 수증기에서 부식 시험한 경우와 동일하게 Nb가 적은 합금이 Nb가 많이 첨가된 합금 보다 큰 경향을 나타냈다.

그림 15는 Nb이 0.1% 또는 0.2%로 고용도 이하로 첨가된 합금의 투과전자현미경

조직사진을 보여주는 것이다. 석출물은 거의 존재하지 않고 있으며 다만 Zr sponge 내 불순물로 존재했든 Fe 나 Cr 에 의한 $Zr(Fe,Cr)_2$ 형태의 석출물이 매우 간헐적으로 나타나고 있었다. 그림 16 은 고용도 근처로 Nb 을 첨가한 Zr-0.8Sn-0.4Nb 합금의 전자현미경을 이용하여 얻은 대표적인 미세조직과 EDX 분석 스펙드럼을 보여주고 있다. Nb 이 0.1%나 0.2% 첨가된 합금과는 달리 석출물이 관찰되었다. 뿐만 아니라 열처리변수가 증가함에 따라 석출물은 보다 조대화되었고 석출물에 포함된 Nb 의 양은 약 3% 이하의 범위에서 증가하고 있었다. 이 합금에서도 Zr sponge 에서 유입된 Fe 나 Cr 이 석출물에 함께 포함되어 있었다. Nb 이 0.4%로 고용도 근처로 첨가하면 Nb 을 포함하는 석출상이 존재하여 내식성을 증가 시키고 있음을 미루어 짐작할 수 있다. 동일한 조성에서 열처리변수를 변화시켜 석출물에 포함된 Nb 의 양의 증가에 따른 부식저항성의 감소는 아직 정확하게 알려지지는 않고있으므로 보다 깊이 있는 연구가 계속되어야 한다고 생각한다.

그림 17 은 Nb 이 고용도 이상으로 첨가한 Zr-0.8Sn-0.8Nb 합금의 TEM 관찰결과로써 Nb 이 0.4% 첨가된 합금에서 보여준 것과는 다소 다른 양상을 나타냈다. 열처리변수가 증가함에 따라 매우 큰 석출물이 만들어 졌으며 석출물에 포함된 Nb 의 양도 매우 크게 증가하여 약 30%에 달하고 있었다. 그리고 Nb 이 0.8% 첨가된 합금에서는 열처리변수가 $7.57x\ 10^{-19}hr$ 의 경우에는 석출물의 구성 성분이 0.4% Nb 을 첨가한 합금과 동일한 Fe, Cr, Nb 으로 구성되었으나 열처리변수가 $3.56x\ 10^{-18}hr$ 이상으로 증가하면 석출상은 Nb 만 포함하고 있었다. 포함된 Nb 의 양으로 짐작하면 0.8% Nb 이 첨가된 합금은 β-Nb 의 제 2 상이 형성되어 Nb 을 고용도 이하로 첨가한 Zr-0.8Sn-0.1Nb 또는 Zr-0.8Sn-0.2 Nb 합금 보다 부식저항성이 향상되었다고 생각된다. 360 ℃ 70ppm LiOH 수용액에서 0.8% Nb 을 첨가한 합금이 180 일 동안 부식 시험하여도 다른 합금과는 달리 LiOH 에 의한 가속부식현상이 발생하지 않는 것이 β-Nb 의 제 2 상의 존재와 매우 밀접한 관계가 있다고 할 수 있다. Nb 을 1.0% 포함하고 있는 ZIRLO(Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.1Fe) 합금의 LiOH 분위기에서 부식저항성이 기존의 Nb 을 포함하지 않는 합금들 보다 탁월하다는 사실이 이와 같은 결과를 반증하고 하고있다.

고용도 근처인 0.4% Nb 을 첨가한 합금의 내식성 향상은 Nb 첨가로 인한 Fe 나 Cr 의 기지금속 내 고용도감소로 인한 Fe 나 Cr 을 포함하는 석출물이 형성되어 내식성을 향상시켰고 이 합금에서 열처리변수가 증가함에 따라 부식저항성이 감소하는 이유는 정확하게는 규명되지는 못했지만 석출상에 포함된 Nb 이 어떤 역할을 분명히 하고 있다고 생각한다. 그림 18 은 Zr-0.8Sn-0.4Nb 합금을 무게 증가량이 $24mg/dm^2$ 으로 동일하게 400℃ 수증기에서 부식시킨 천이전 영역의 산화막을 XRD 를 이용하여 분석한 스펙트럼으로 열처리변수가 증가함에 따라 (101) tetragonal peak 의 intensity 가 감소하고 있다. 이는 Zr-0.8Sn-0.4Nb 합금의 석출상에 포함된 Nb 양이 많을수록 tetragonal ZrO_2 의 존재량을 감소시켜 부식저항성을 저하시킨다고 생각된다. 한편 Nb 의 첨가량을 고용도 이상으로 0.8% 첨가한 합금의 부식저항성이 향상된 것은 β-Nb 의 생성되어 기지금속 내에 과포화된 Nb 의 양을 감소시켰기 때문이라고 생각된다.

4. 결 론

1) 400℃ 수증기와 360℃ 70ppm LiOH 수용액에서 부식시험을 수행하였을 때 Zr-0.8Sn-0.1Nb 와 Zr-0.8Sn-0.2Nb 합금은 열처리변수가 증가함에 따라 무게증가량은 급격히 감소하였으나 반대로 Zr-0.8Sn-0.4Nb 와 Zr-0.8Sn-0.8Nb 합금은 열처리변수가 증가함에 따라 무게증가량은 증가하였다.
2) 400℃ 수증기 부식시험에서 첨가된 Nb 의 양이 첨가함에 따라 무게증가량은 급격히 감소하였으며 0.4% 첨가하였을 때 최소가 되었으며 0.8% 첨가하면 오히려 약간 증가하였다. 그리고 360℃ 70ppm LiOH 수용액에서는 0.2% Nb 를 첨가한 합금에서 무게증가량이 최대를 나타내다가 0.4% 이상 첨가하면 무게증가량은 감소하였다.

3) 0.4% Nb을 첨가한 합금의 부식저항성 향상은 Nb첨가로 인한 Fe나 Cr의 기지금속 내 고용도감소로 인한 Fe, Cr, Nb을 포함하는 석출물이 형성에 기인하였으며 열처리변수의 증가가 석출물 내 Nb의 함유량을 증가시켜 tetragonal ZrO_2의 감소에 기여하였다.
4) 0.8% Nb을 첨가한 합금의 부식저항성 향상은 β-Nb의 생성되어 기지금속 내에 과포화된 Nb의 양을 감소시켰기 때문이고 사료된다.

후기

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구개발사업 중 지르코늄 신합금 핵연료피복관 개발과제의 일환으로 수행되었음.

5. 참고문헌

1. V. M. Grigoriev, et al., IAEA-TC-518/3, Paper 12, Vienna, 1987.
2. J. Boulton, et al., ASTM STP 458, (1969) 325-337.
3. L. Castadelli, et al., ASTM STP 754, (1982) 105-126.
4. G. P. Sabol, et al., ASTM STP 1023, (1989) 227-244.
5. M. Harada, et al., ASTM STP 1132, (1991) 368-391.
6. T. Andersson, et al., ASTM STP 754, (1982) 75-95.
7. C. Tyzack, et al., J. Nucl. Mater., 66 (1977), 163.
8. T. Andersson, et al., Proc. of IAEA Technical Committee Meeting, (1989) 237-249.
9. F. Garzarolli, et al., ASTM STP 1023, (1989) 202-212.
10. H. Anada, et al., ASTM STP 1245, (1994) 307-327.
11. H. Anada, et al., ASTM STP 1295, (1996) 74-93.
12. J. P. Poster, et al., J. Nucl. Mater., 173, (1990), 164-178.
13. P. Rudling, et al., ASTM STP 1023, (1989), 213-226.
14. T. Isobe, et al., ASTM STP 1132, (1991) 437-449.
15. T. Isobe, et al., ASTM STP 1245, (1994) 346-367.
16. 백종혁 등, 한국원자력학회 '97 추계학술발표회 논문집, 권 2 호, (1997) 81-87.
17. 백종혁 등, 한국원자력학회 '98 춘계계학술발표회 논문집, 권 2 호, (1998) 142-147.
18. 백종혁 등, 한국원자력학회 '98 추계계학술발표회 논문집, (1998) 229.
19. J. H. Baek, et al., J. Nucl. Mater., to be published.

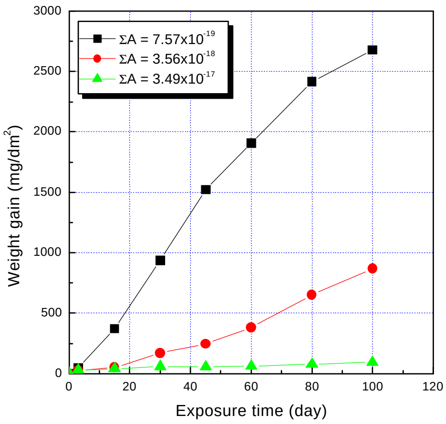


Fig. 1 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.1Nb in 400°C steam

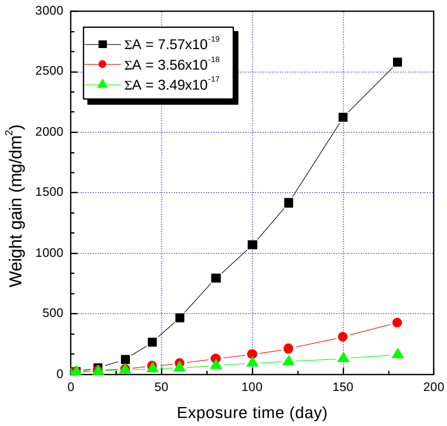


Fig. 2 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.2Nb in 400°C steam

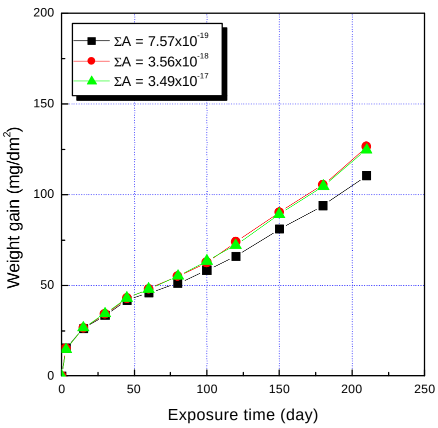


Fig. 3 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.4Nb in 400°C steam

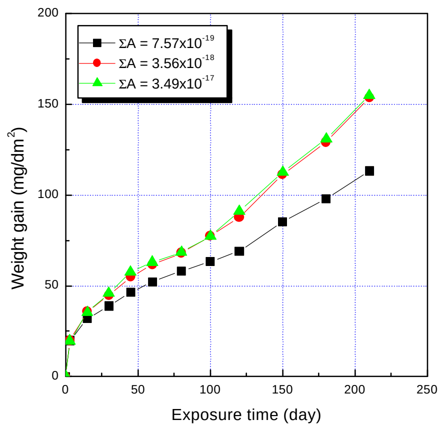


Fig. 4 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.8Nb in 400°C steam

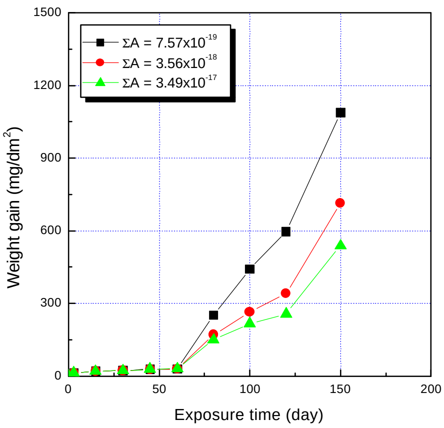


Fig. 5 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.1Nb in 360°C LiOH

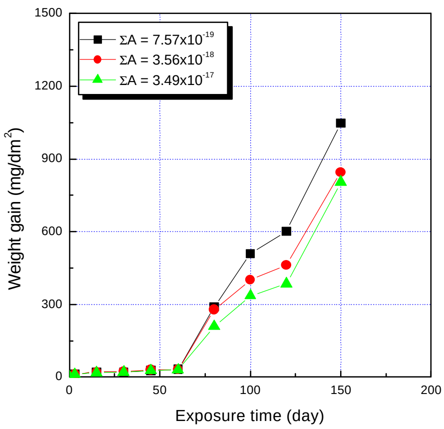


Fig. 6 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.2Nb in 360°C LiOH

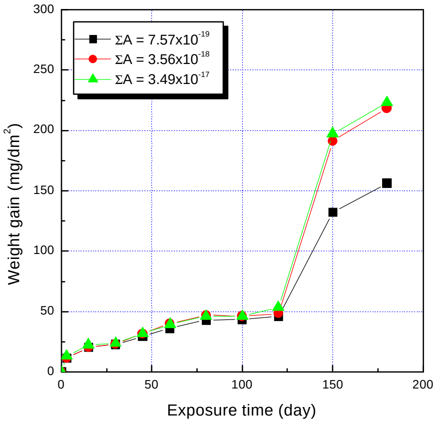


Fig. 7 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.4Nb in 360°C LiOH

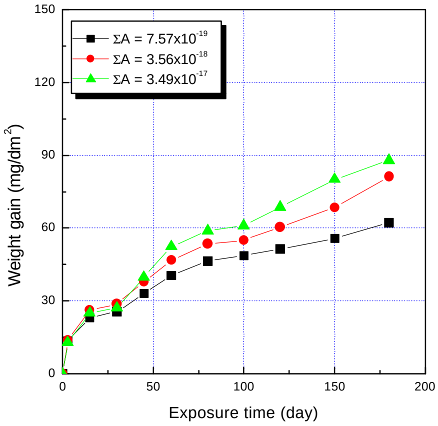


Fig. 8 Corrosion behavior of Zr-0.8Sn-0.8Nb in 360°C LiOH

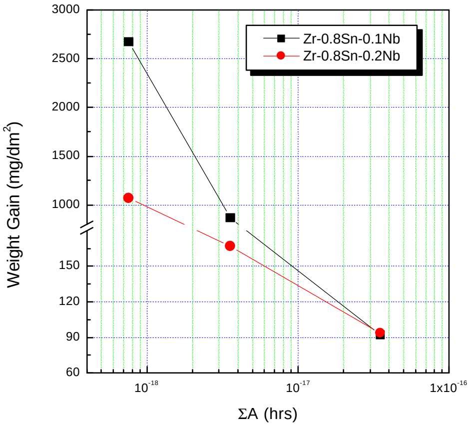


Fig. 9 ΣA effecs of Zr-0.8Sn-0.1 & -0.2Nb in 400°C for 100 days

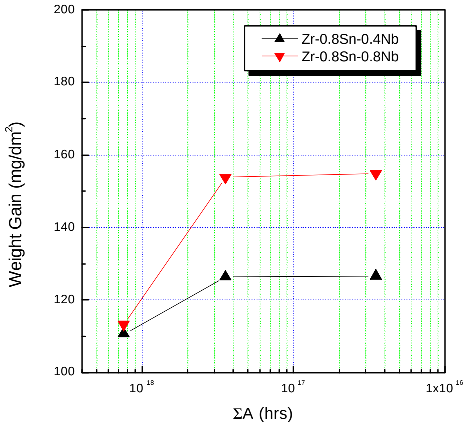


Fig. 10 ΣA effecs of Zr-0.8Sn-0.4 & -0.8Nb in 400°C for 210 days

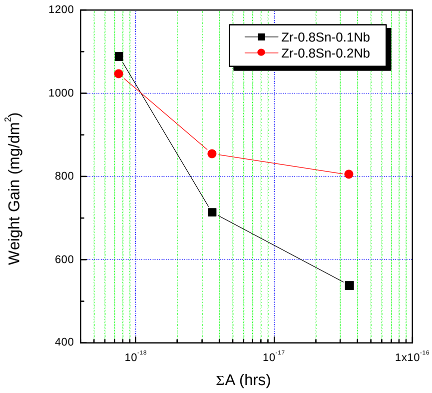


Fig. 11 ΣA effecs of Zr-0.8Sn-0.1 & -0.2Nb in 360°C LiOH for 150 days

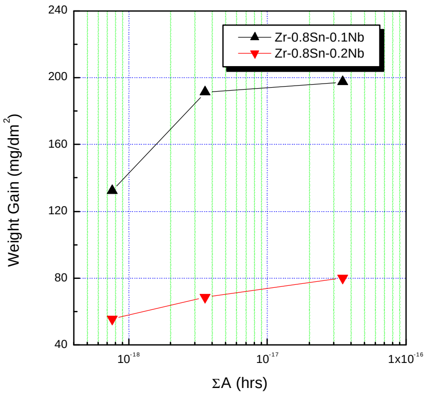


Fig. 12 ΣA effecs of Zr-0.8Sn-0.4 & -0.8Nb in 360°C LiOH for 150 days

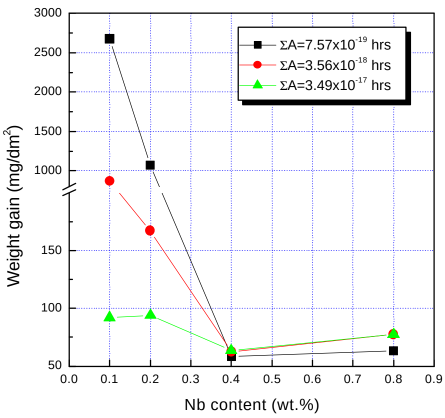


Fig. 13 Effects of Nb content after corroded in 400°C steam for 100 days in Zr-0.8Sn-xNb alloys

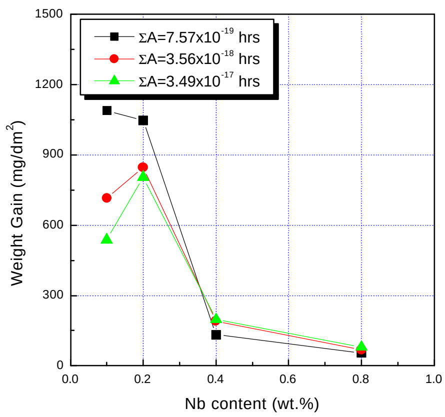


Fig. 14 Effects of Nb content after corrodding in 360°C LiOH for 150 days in Zr-0.8Sn-xNb alloys

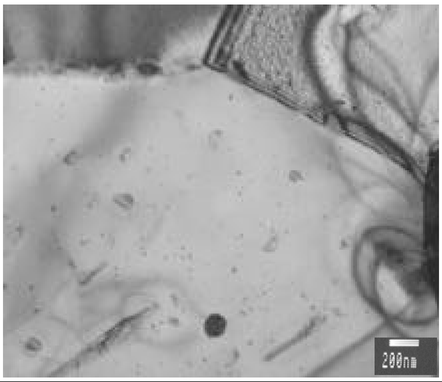
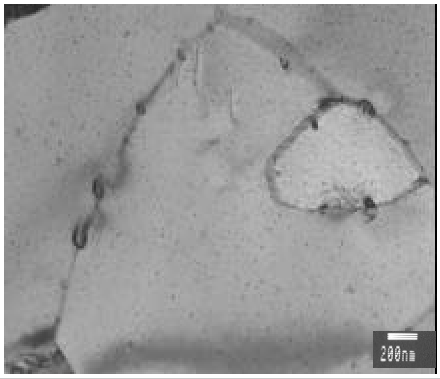
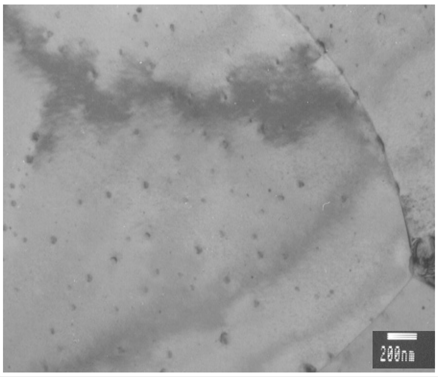
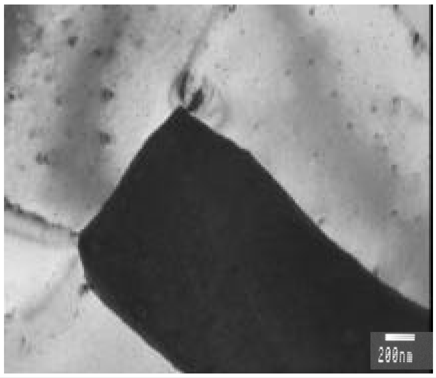
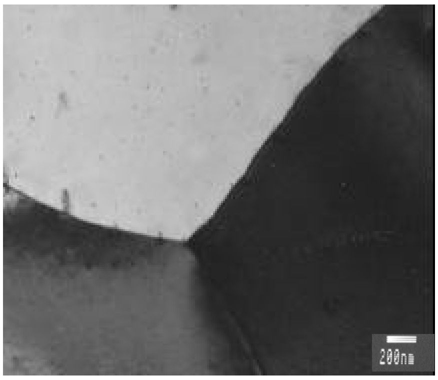
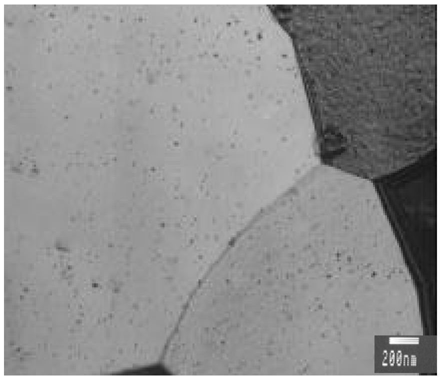
ΣA = 7.57x10^{-19}hr		
ΣA = 3.56x10^{-18}hr		
ΣA = 3.49x10^{-17}hr		
	Zr-0.8Sn-0.1Nb	Zr-0.8Sn-0.2Nb

Fig. 15 TEM photographs of Zr-0.8Sn-0.1Nb 및 Zr-0.8Sn-0.2Nb alloys

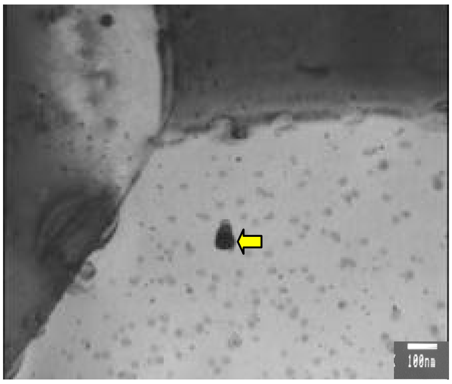
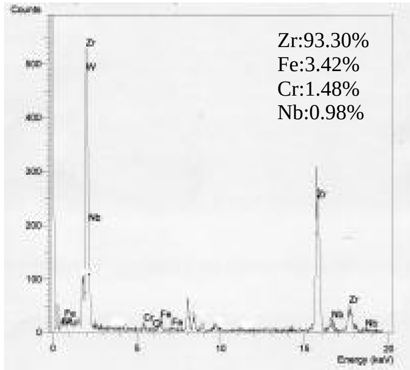
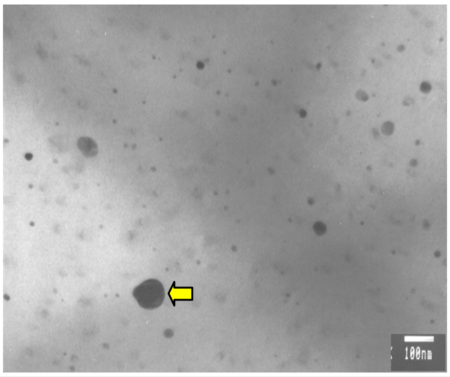
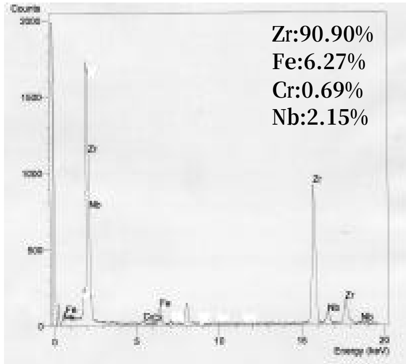
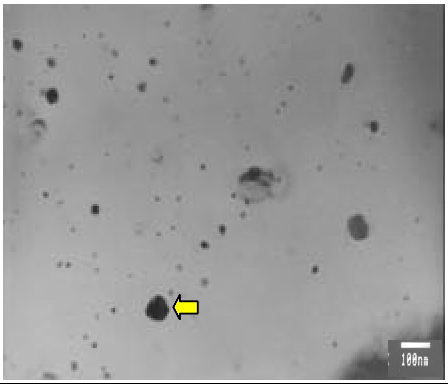
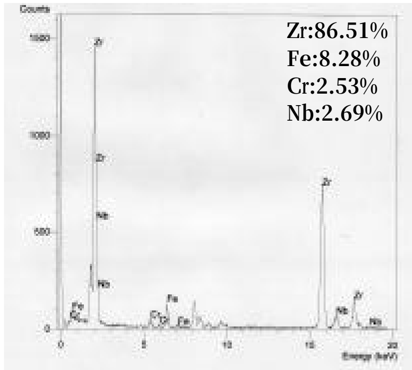
$\Sigma A =$ $7.57\text{x}10^{-19}$hr		
$\Sigma A =$ $3.56\text{x}10^{-18}$hr		
$\Sigma A =$ $3.49\text{x}10^{-17}$hr		
	BF images	EDX spectra

Fig. 16 TEM bright field images and EDX spectra of Zr-0.8Sn-0.4Nb alloys

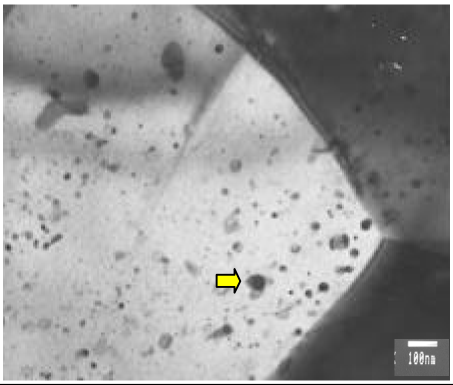
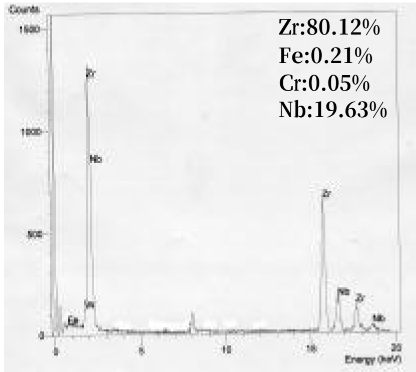
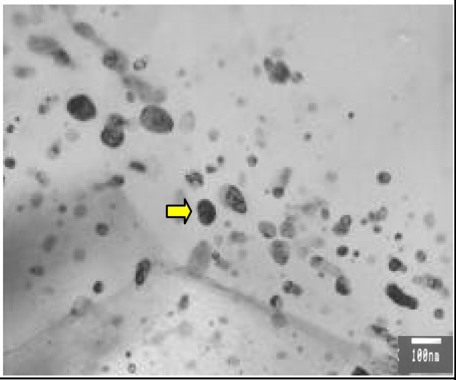
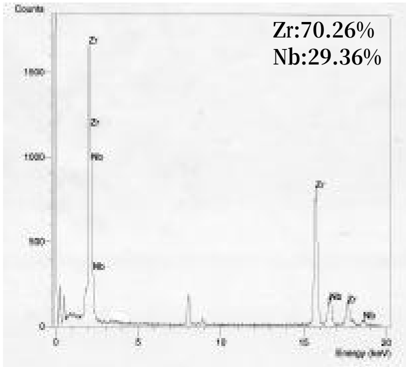
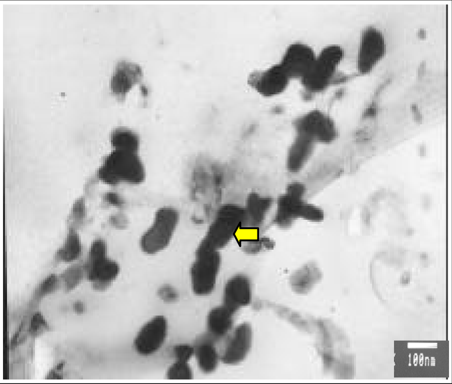
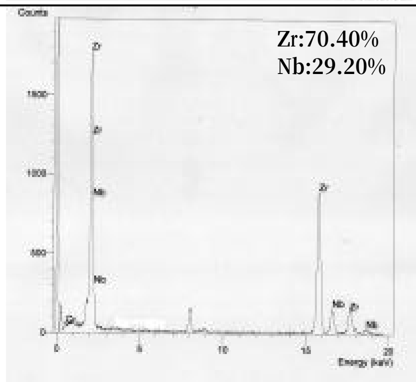
<table>
<tr>
<td>ΣA =
7.57x10^{-19}hr</td>
<td></td>
<td>
</td>
</tr>
<tr>
<td>ΣA =
3.56x10^{-18}hr</td>
<td></td>
<td>
</td>
</tr>
<tr>
<td>ΣA =
3.49x10^{-17}hr</td>
<td></td>
<td>
</td>
</tr>
<tr>
<td></td>
<td>BF images</td>
<td>EDX spectra</td>
</tr>
</table>

Fig. 17 TEM bright field images and EDX spectra of Zr-0.8Sn-0.8Nb alloys

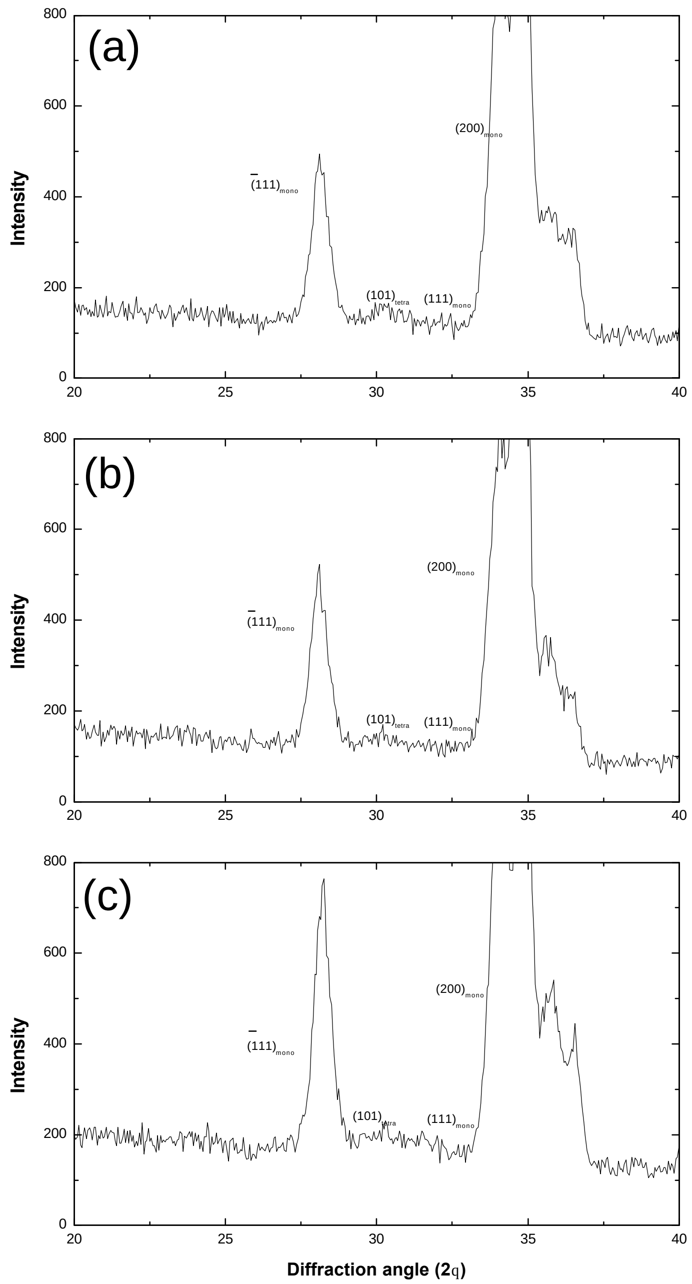


Fig. 18 Diffraction pattern in oxide scale of Zr-0.8Sn-0.4Nb alloy with 24 mg/dm^2;
(a) $\Sigma A=7.57x10^{-19}$hr, (b) $\Sigma A=3.56x10^{-18}$hr, (c) $\Sigma A=3.49x10^{-17}$hr,