

## Zr-Sn 및 Zr-Nb 합금의 $\beta \rightarrow \alpha$ 상변태 특성

오영민 · 정홍식 · 정용환\* · 김선진

한양대학교 공과대학 재료공학과

\*한국원자력연구소 핵연료피복관 개발팀

### The Characteristics of the $\beta$ to $\alpha$ Transformation for Zr-Sn and Zr-Nb Alloys

Y. M. Oh, H. S. Chong, Y. H. Jeong\* and S. J. Kim

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul, 133-791

\*Development of Advanced cladding materials, KAERI, Taejon, 305-353

(1999년 9월 22일 받음, 1999년 10월 25일 최종수정본 받음)

**초 록** Zr의  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태 특성에 미치는 Sn과 Nb 첨가의 영향을 광학현미경과 전자현미경을 이용하여 연구하였다. 공냉한 Zr의 미세구조는 첨가된 합금원소의 종류에 관계없이 모두 미세한  $\alpha$ -lath로 이루어진 basketweave 구조를 나타내었다. Sn을 첨가한 경우에는 함량에 관계없이  $\alpha$ -lath 폭이 일정하였으나, Nb의 첨가량이 증가할수록  $\alpha$ -lath 폭이 감소하였으며, 이는 Nb 첨가에 따른  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  변태온도의 저하에 기인한 것으로 보인다. Martensitic 변태 특성을 나타낸 수냉의 경우에는 순수한 Zr과 Sn을 첨가한 경우에는 slipped martensite의 특성을 나타낸 반면에, Nb를 첨가한 경우에는 급격한 Ms 온도의 감소에 따라 twinned martensite의 특성을 나타내었다.

**Abstract** The effects of Sn and Nb content on the characteristics of  $\beta$  to  $\alpha$  phase transformation for Zr were studied by optical microscopy and transmission electron microscopy. The basketweave structures consisted of fine  $\alpha$ -laths were shown in all the air-cooled specimens. As the Nb content increased, the  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  transformation temperature decreased thus allowing the width of  $\alpha$ -lath to be fine. The width of  $\alpha$ -lath, however, did not change with Sn content. While water-quenched pure Zr and Zr-xSn alloys were found to be mainly slipped martensite, water-quenched Zr-xNb alloys showed predominantly a twinned martensite. The transition of slipped martensite to twinned martensite was contributed to the decrease of Ms temperature.

### 1. 서 론

Zr 합금은 원자력발전소의 핵연료피복관 재료로 사용되어 왔으나, 최근에 이르러 발전효율의 향상과 1차 계통의 방사선량 감소를 위하여 원자력발전소 가동조건이 장주기·고연소도 및 고푼온도로 변화하는 추세에 따라 기존 Zr 합금의 사용이 한계에 이르렀기 때문에 원전 선진국을 중심으로 이러한 가동조건에 적응할 수 있는 피복관 재료의 개발이 이루어지고 있다.

핵연료피복관 재료는 제조공정에 따라 미세구조는 물론 석출물 크기와 분포가 변화하여 내부식성과 기계적 성질에 크게 영향을 미치기 때문에 우수한 성능의 핵연료피복관 재료의 개발은 합금성분의 변화뿐만 아니라, 주어진 합금조성에서 피복관 제조공정의 최적화가 필요하다. 이에 따라 제조공정에 따른 석출물의 분포와 크기가 피복관의 내부식성에 미치는 영향에 관한 연구는<sup>1~5)</sup> 비교적 활발하게 진행되어 왔으나, 제조공정 중에서 중요한 과정으로 알려진  $\beta$ 상에서  $\alpha$ 상으로의 상변태에 대해서는 제한적인 연구만이 이루어졌으며<sup>2, 6~8)</sup>,  $\beta$ -급냉에 따른 Zr 합금의  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태가 martensitic 변태인지에 대해서는 아직까지도 논란이 이어지고 있다. 한편, Northwood 등<sup>7)</sup>은 basketweave 조직과

martensite 조직이 함께 존재하는 특정한  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태 조건에서는 조직사이의 계면이 재결정을 활성화시킬 수 있는 핵생성 site로 작용하여 비교적 낮은 온도에서도 조대한 재결정립을 형성한다고 보고하고 있으며, 이러한 조대한 재결정립은 합금의 연성을 저하시키는 것으로 보고되었다.<sup>9)</sup> 이와 같이  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태에 따른 미세구조의 변화가 후속 제조공정의 최적화에 영향을 미치기 때문에 가공조건 최적화를 위한 초기연구로서 열처리 조건과 합금원소가  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태에 미치는 영향에 관한 연구가 필요하지만 체계적인 연구가 거의 없었다.

따라서, 본 연구에서는 순수한 Zr 금속과 핵연료피복관의 중요한 합금원소로 사용되는 Sn과 Nb를 첨가한 합금을 공냉 및 수냉으로  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태 시킨 후에  $\beta$ 영역에서의 유지온도와 합금원소 첨가량에 따른 미세구조의 변화를 관찰함으로써 이들이 변태조직에 미치는 영향과 변태기구 등을 고찰하였으며, 미세구조의 변화가 경도에 미치는 영향을 조사하였다.

### 2. 실험 방법

Zr의 상변태 및 미소경도에 미치는 Sn과 Nb의 영향을 조사하기 위하여 4종류의 Zr-Sn계 합금과 4종류의 Zr-

Table 1. Chemical composition of Zr-based alloys.

alloy	composition (atomic %)		
	Sn	Nb	Zr
S1	0.5	-	bal.
S2	0.8	-	bal.
S3	1.5	-	bal.
S4	2.0	-	bal.
N1	-	0.2	bal.
N2	-	0.4	bal.
N3	-	0.8	bal.
N4	-	1.0	bal.

Nb계 합금을 제조하였으며 합금조성은 표 1과 같다. 2원계 Zr 합금은 reactor grade sheet-type pure Zr과 고순도 Sn, Nb을 이용하여 진공 arc 용해로에서 button 형태로 제조하였으며, 균일한 합금조성을 유지하기 위하여 5번의 재용해를 하였다. 제조된 합금은 합금조성의 균질화를 위하여 1050°C에서 용체화처리를 실시한 후에 수냉하였으며, 압연과 소둔을 거쳐 1mm×10mm×50mm크기의 시편을 제작하였다.  $\beta$  영역에서의 열처리 과정에서 산소 등의 유입을 방지함으로써 시편의 산화를 억제하기 위하여 자체 제작한 수직진공 관상로를 이용하여 열처리를 수행하였으며,  $\beta$  영역 유지온도가 합금의 변태구조에 미치는 영향을 조사하기 위하여 990°C, 1090°C의 열처리 온도에서 2시간 동안 유지시킨 후에 각각 공냉 및 수냉시켰다. 냉각속도를 측정하기 위하여 열전대를 시편에 접촉시킨 상태로 상온까지 공냉 및 수냉시킨 다음, X-Y recorder를 이용하여 온도와 시간의 변화를 측정하였으며, 열처리 온도에서 약 100°C까지의 직선구간에서 측정된 냉각속도는 공냉과 수냉에서 각각 6.8°C/s, 1400°C/s이었다.

Sn과 Nb이 첨가된 Zr을 990°C, 1090°C의  $\beta$ 영역으로부터 공냉시킨 뒤, 미세구조 변화를 조사하기 위하여 공냉한 시편을 불산+질산+중류수로 구성된 용액으로 etching한 다음에 광학현미경과 주사전자현미경 (SEM) 으로 관찰하였다. 수냉조직에서의 변태구조와 미세 석출물 형성유무는 투과전자현미경 (TEM) 을 이용하여 관찰하였으며, jet polishing으로 시편을 준비하였다. Jet polishing을 위해 methanol에 15% perchloric acid를 첨가한 용액을 사용하였으며 온도는 -40°C를 유지하였다. 변태조직에 따른 정도의 변화는 Micro Vickers Hardness 측정장치를 이용하였으며, 측정은 500g의 하중조건으로 7회이상 측정하여 평균값을 취하였다.

### 3. 결과 및 고찰

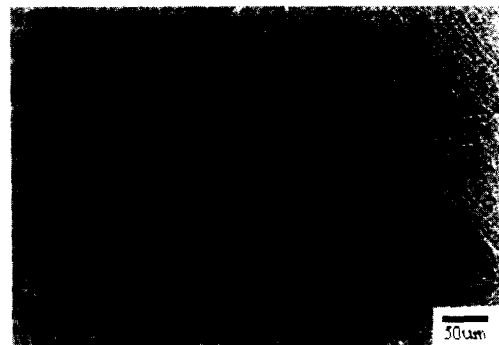
순수한 Zr과 0.8at.%의 Sn와 Nb을 첨가한 합금을 990°C에서 2시간 동안 유지하고 공냉시킨 후에 광학현미경으로 관찰한 미세구조를 그림 1에 나타내었다. 순수한 Zr은 ~5 $\mu$ m의 폭을 갖고 서로 교차하는 lath들 사이에 1~2 $\mu$ m 정도의 폭을 갖는 미세한 lath들이 서로 교차하는 basketweave 구조를 나타내고 있으며, Sn과 Nb을 첨가한 합금의 경우 같은 냉각조건에서 순수한 Zr보다 미세해진 lath



(a)



(b)



(c)

Fig. 1. Optical micrographs of air cooled (a) pure Zr, (b) Zr-0.8Sn and (c) Zr-0.8Nb alloys after heat treatment at 990°C for 2hrs.

들이 서로 교차하는 basketweave 구조를 나타내고 있다. 일반적으로 basketweave 구조는 모상에서 석출상이 형성되는 과정에서 과냉도가 크면 기지상과 부정합 계면을 갖는 lath 길이방향으로의 성장속도가 크기 때문에 발생하는데<sup>10)</sup> 990°C에서 상온으로 공냉시킨 순수한 Zr과 Zr-Sn, Zr-Nb 합금은 충분한 과냉이 발생하여 basketweave 구조가 형성된 것으로 생각된다.

그림 1의 (b)에서처럼 0.8at.%의 Sn을 첨가한 경우에는 대략 3.9 $\mu$ m의 lath 폭을 나타낸 순수한 Zr에 비해서 평균 3.3 $\mu$ m 정도로 약간 미세해졌으나, 그림 1-(c)의 0.8at.%의 Nb을 첨가한 경우에는 대부분 lath들의 폭이 1 $\mu$ m 정도로 매우 미세해졌음을 알 수 있다. 이는, lath의 조대화가 변태온도와 관련이 있다는 보고에<sup>11)</sup> 따르면, 첨가원소에 따른 변태온도의 변화와 관련이 있는 것으로 생각된다. Sn을 첨가함에 따라 Zr 합금의  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  변태온도는 약간 증가



Fig. 2. TEM micrographs of air cooled pure Zr after heat treatment at 990°C for 2hrs.

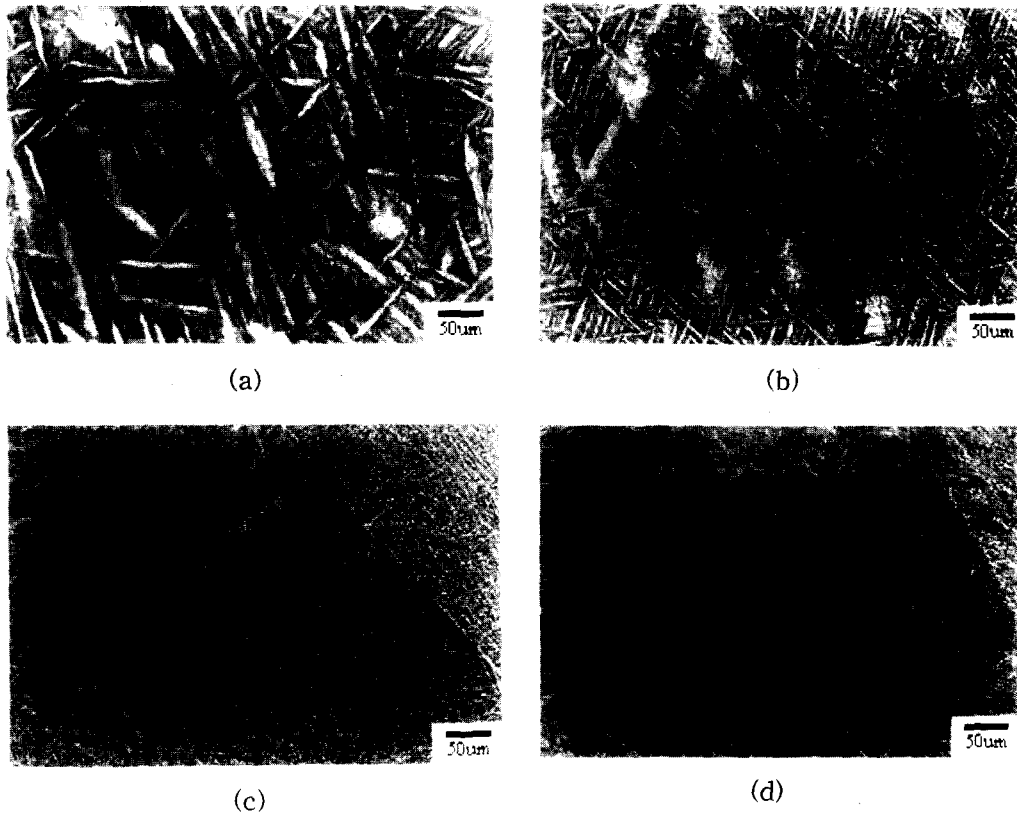


Fig. 3. Optical micrographs of air cooled (a) Zr-0.2Nb (b)Zr-0.4Nb (c)Zr-0.8Nb and (d)Zr-1.0Nb alloys after heat treatment at 990°C for 2hrs.

하는 반면에, Nb의 첨가는  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  변태온도를 낮추기 때문에 Nb를 첨가한 합금의  $\alpha$ 상 핵생성이 Sn을 첨가한 Zr 합금보다 낮은 온도에서 발생한다. 따라서, Zr-0.8Sn 합금에 비해서 Zr-0.8Nb 합금의 변태과정에서 확산속도가 상대적으로 작기 때문에 lath들의 미세화가 발생하는 것으로 생각된다. 그러나, Sn을 첨가하는 경우에도 순수한 Zr에 비해서 lath 폭이 감소하며 불균질한 lath 계면이 직선화되

는 현상을 관찰할 수 있다. 순수한 Zr은 공냉에서도 martensitic 변태가 발생하기<sup>(2)</sup> 때문에 변태에 의해 형성된 전위들이 계면에 집중되어 불균질한 lath 계면을 형성하는데 이를 그림 2의 TEM 관찰 결과에서 확인할 수 있다. 순수한 Zr에서 관찰할 수 있는 이러한 불균질한 계면은 lath 두께 방향으로의 성장속도를 증가시키는 반면에, Sn을 첨가하면, 변태과정에 확산이 관련되어 조성적 과냉이 발생하

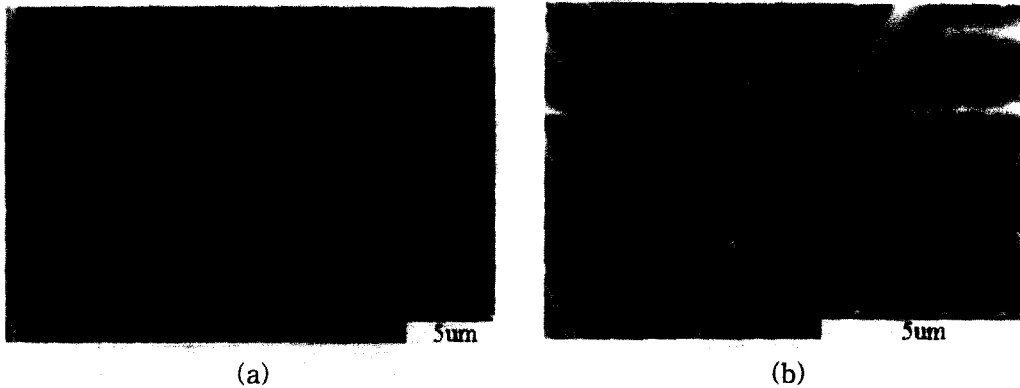


Fig. 4. SEM micrographs of air cooled (a) Zr-0.4Nb and (b) Zr-1.0Nb after heat treatment at 990°C for 2hrs.

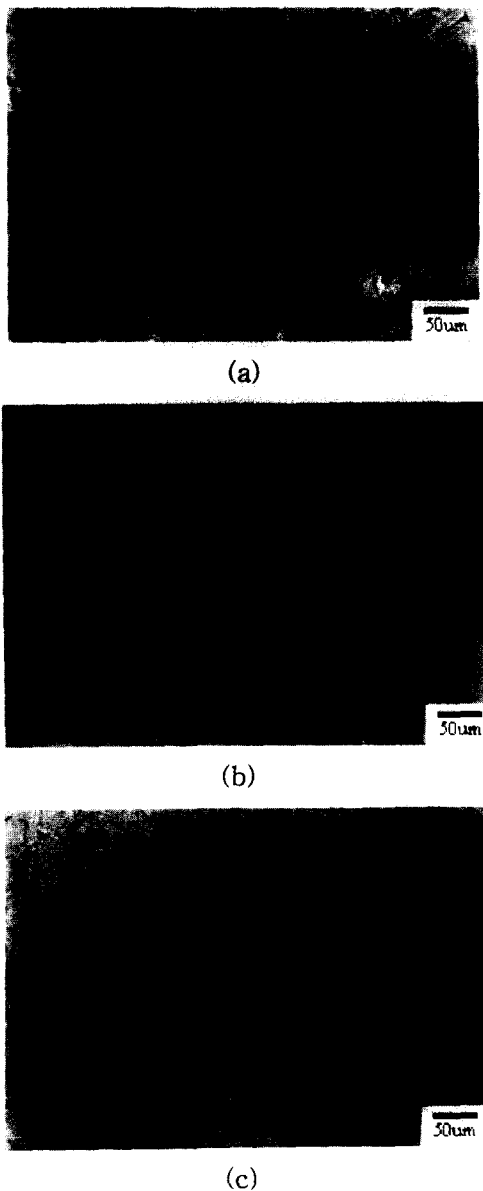


Fig. 5. Optical micrographs of air cooled (a) pure Zr, (b) Zr-0.8Sn and (c) Zr-0.8Nb alloys after heat treatment at 1090°C for 2hrs.

고 불균질한 계면이 직선화 되기 때문에 순수한 Zr에 비하여 Zr-0.8Sn 합금에서는 lath가 미세화 되는 것으로 생각

된다.

이원계 Zr-Sn 합금에서 Sn의 함량을 2.0at.%까지 증가시켜도 lath가 더 이상 미세화되지 않는 반면에 Nb은 첨가량이 증가할수록 미세화가 빠르게 진행되며, 이를 그림 3에 나타내었다. 이는 Nb 첨가에 따라  $\beta$ 상에서  $\alpha + \beta$  상으로의 변태온도가 지속적으로 감소하기 때문에 확산속도가 감소하여 더욱 미세한 lath들이 형성되는 것으로 생각된다. 그러나, Nb의 첨가량이 0.8at.% 이상부터는 lath의 미세화가 급격하게 발생하는데 이는 변태경로의 차이 때문으로 생각된다. 즉, Zr-Nb 합금에서 eutectoid 온도(615°C)에서의 Nb 고용한도인 약 0.7at.% 이하의 Nb을 첨가한 경우에는 변태경로가  $\beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \text{ppt.}$ 인 반면에 그 이상에서는  $\beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \text{ppt.}$ 의 변태경로를 가지게 된다. 따라서, 0.7at.% 이상의 Nb을 첨가한 경우에는 eutectoid 온도에 이를 때까지 지속적으로 lath가 형성되지만, 첨가량이 0.7at.% 이하인 경우에는  $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$  변태온도에 도달하면 lath 형태의  $\alpha$ 상이 아닌 massive  $\alpha$ 상이 형성되는 것으로 생각된다.

변태경로에 따라 lath의 미세화와 massive  $\alpha$ 상의 형성을 관찰하기 위하여 Zr-0.4Nb과 Zr-1.0Nb 합금을 SEM으로 관찰한 미세구조를 그림 4에 나타내었다. Zr-1.0Nb 합금에서는 조대한 lath 사이에서 미세한 lath들의 형성이 반복되는 미세구조를 관찰할 수 있는 반면에 Zr-0.4Nb 합금에서는 3~5 $\mu\text{m}$ 의 폭을 갖는 lath들 사이에 대략 1 $\mu\text{m}$ 의 폭을 갖는 미세한 lath들이 형성될 뿐 더욱 작은 lath들이 형성되지 않고 massive  $\alpha$ 상이 형성되는 것을 볼 수 있다. Zr-0.4Nb 합금에서 미세한 lath들의 폭은 Zr-1.0Nb 합금에서의 조대한 lath들의 폭과 비슷한데 이는 lath들이 변태초기에 형성되지 않고 Zr-0.4Nb 합금의  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$  변태온도보다 낮은 온도에서 형성되었기 때문으로 생각된다.

순수한 Zr과 Zr-0.8Sn, Zr-0.8Nb 합금을 1090°C에서 2시간 유지하고 공냉시킨 후에 광학현미경으로 관찰한 미세구조를 그림 5에 나타내었다. 990°C에서 냉각시킨 경우에 비해 매우 조대한 lath들이 형성되었는데, 이는  $\beta$ 상의 결정립 크기와 관련이 있는 것으로 생각된다. Zr 합금의  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태 과정에서  $\alpha$ 상은  $\beta$  결정립 경계에서 우선적으로 핵생성하여 성장하기 때문에<sup>2)</sup> 높은  $\beta$ 영역 유지온도에서는

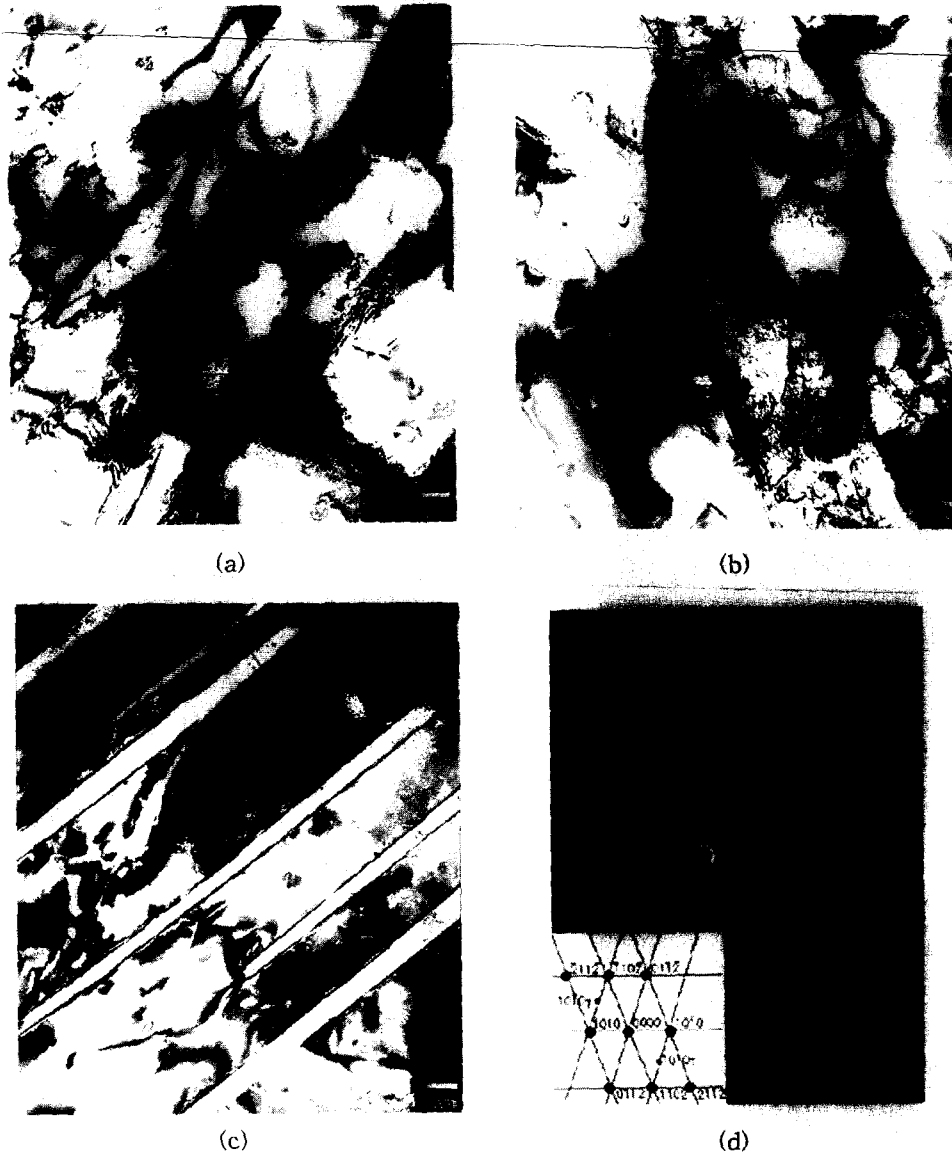


Fig. 6. TEM micrographs of water quenched (a) pure Zr, (b) Zr-0.8Sn and (c) Zr-0.8Nb alloys after heat treatment at 990°C for 2hrs and (d) the associated diffraction pattern of water-quenched Zr-0.8Nb.

결정립 경계의 분율이 감소하므로<sup>13)</sup>  $\alpha$ 상 핵생성 site의 수가 감소한다. 따라서, 1090°C에서 2시간 동안 유지한 시편은 결정립 크기가 증가하기 때문에 lath의 조대화가 발생한 것으로 생각된다. 그러나, Nb을 첨가한 경우에는 순수한 Zr이나 Sn을 첨가한 경우보다 lath의 폭과 길이가 감소하였는데, 이는 앞서 설명한 바와 같이 변태온도의 변화와 관련이 있는 것으로 생각된다.

그림 6에 990°C에서 2시간 동안 유지시킨 후에 수냉시킨 순수한 Zr과 0.8at.%의 Sn과 Nb을 첨가한 합금을 TEM으로 관찰한 미세구조를 나타내었다. 순수한 Zr과 Sn을 첨가한 경우에는 lath 내부에 존재하는 다량의 전위들과 계면에 집중된 전위들을 관찰할 수 있는 반면에 Nb을 첨가한 시편에서는 twin들의 형성을 볼 수 있으며, 그림 6(d)의 회절패턴으로 이를 확인할 수 있었다.

순수한 Zr의 martensitic 변태는 invariant plane을 형

성하기 위하여 c축으로의 1.2% 팽창과 c축과 수직방향으로의 1.2% 수축으로 이루어진 Burger's mechanism과 inhomogeneous shear로 이루어지며<sup>14)</sup>, inhomogeneous shear는 invariant plane strain의 수직성분을 유발시킴으로써 distortion을 형성한다. 이러한 distortion을 효과적으로 완화하기 위하여 미세구조는 lenticular 형태를 나타내며, twin이나 slip이 발생하여 이러한 distortion이 계면에 집중되는 것을 완화시킨다.

따라서, Zr 합금에서 martensitic 변태가 발생하면 lath 형태의 미세구조와 twinned martensite 혹은 slipped martensite 구조가 관찰된다. Lath 내부와 계면에서 다량의 전위가 관찰된 순수한 Zr과 Zr-0.8Sn 합금의 경우에는 martensitic 변태에 의해 형성된 distortion을 slip에 의해 완화시킨 slipped martensite의 특성을 나타내는 반면에 Nb을 첨가한 경우에는 slip 뿐만 아니라 twin의 형성이 관

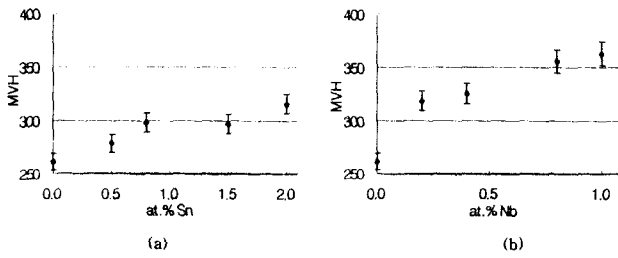


Fig. 7. Micro Vickers Hardness of water quenched (a) Zr-Sn and (b) Zr-Nb alloys after heat treatment at 990°C for 2hrs.

련된 twinned martensite의 특성을 나타내는 것으로 생각된다. 이러한 slipped martensite에서 twinned martensite로의 전이 현상의 원인은 합금원소 첨가에 따른 Ms 온도의 감소에 의한 것으로, 변태온도가 낮아지면 slip보다는 twin의 발생이 용이해지기 때문에 전이현상이 발생하는 것으로 알려져 있다.<sup>15)</sup> 따라서, Nb의 첨가는 twinned martensite를 형성할 정도로 Ms 온도를 낮추는 역할을 하지만, Sn 첨가는 Ms 온도를 크게 낮추지 못하는 것으로 생각된다.

본 실험에서 사용된 Nb 첨가량의 모든 범위 (0.2~1.0at.%)에서 twin들이 관찰되었으며, Nb의 함량이 증가함에 따라 twin의 분율이 증가하였는데, 이는 Nb의 첨가량이 증가함에 따라 Ms 온도의 감소가 더욱 커지기 때문으로 생각된다. 하지만, Williams 등은 1000°C/sec. 이상의 냉각속도와 0.6at.% 이상의 Nb를 첨가하여야 twinned martensite가 형성되고 이러한 임계조건 이하에서는 slipped martensite가 형성된다고 보고하고 있다.<sup>16)</sup> 이러한 차이는, 냉각속도가 증가할수록 Ms 온도가 감소한다는 보고에<sup>15)</sup> 따르면, 본 실험에서 사용된 냉각속도가 1400°C/sec.로 Williams 등이 실험에 이용한 냉각속도인 1000°C/sec.보다 상당히 빠른 냉각속도였기 때문으로 생각한다. 따라서, 본 연구에서는 Nb의 함량이 작더라도 빠른 냉각속도 때문에 twinned martensite가 형성된 것으로 생각되며, 냉각속도가 빠른 경우에는 twinned martensite가 형성될 수 있는 임계 Nb의 첨가량은 감소함을 알 수 있다.

Yang와 Bangaru 등의 보고에<sup>2,17)</sup> 의하면 수냉에 의해  $\beta \rightarrow \alpha$  상변태한 Zircaloy-4의  $\alpha$ -lath 사이에 존재하는 미세한 석출물을 발견함으로써 Zr 합금의  $\beta \rightarrow \alpha$ 상변태는 short range의 확산이 관련된 non-martensitic 혹은 massive 변태로 보고하였으며, Northwood 등은 Nb이 첨가된 Zr 합금의 수냉조직에서  $\alpha$ -lath 사이에 retained  $\beta$ 상이 존재하며 Nb함량이 증가할수록 retained  $\beta$ 상의 분율이 증가한다고 보고하였다.<sup>18)</sup> 그러나, Malin 등은 수냉한 Zr-Cr 합금은 냉각속도에서 확산에 필요한 시간이 매우 짧아 석출물의 형성이 없는 martensitic 변태라고 보고하였다.<sup>6)</sup> 본 연구에서 관찰한 모든 Zr-Sn, Zr-Nb 합금의 수냉조직에서는 전위가 집중된 lath 경계는 관찰되었지만, retained  $\beta$ 상이나 석출물 등은 전혀 관찰되지 않았으며, 따라서 1.0at.%의 Nb함량까지는 martensitic 변태에 의한  $\beta \rightarrow \alpha$

상변태가 발생한 것으로 생각된다. 이는 본 연구에서 사용된 냉각속도가 석출물이 형성되는 임계 냉각속도보다 크고, 합금원소의 첨가량이 비교적 적기 때문에 martensitic 변태가 쉽게 발생한 것으로 생각된다.

순수한 Zr과 Sn, Nb 첨가가 수냉한 시편의 경도에 미치는 영향을 알아보기 위하여 미소경도 측정값을 그림 7에 나타내었다. 순수한 Zr의 261.3MVH에 비하여 0.5at.%의 Sn을 첨가한 경우에는 약 279.2MVH로 약간 경도가 증가하였으나, 함량에 따른 미소경도의 증가는 크지 않았다. 반면에 twinned martensite를 형성하는 Zr-Nb 합금에서는 Nb의 첨가량이 증가함에 따라 경도값도 증가하여 Zr-1.0Nb에서는 약 363.0MVH를 나타내었다. Nb의 첨가량이 증가함에 따라 twin의 분율이 증가했음을 고려하면  $\beta \rightarrow \alpha$  변태에 따라 형성된 twin의 분율이 미소경도의 증가에 기여하는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

순수한 Zr과 Sn 및 Nb를 첨가시킨 이원계 Zr 합금의 공냉과 수냉구조의 변화와 미소경도의 변화를 관찰한 본 연구의 결과는 다음과 같다.

- 1) 공냉한 Zr-Sn 합금에 비하여 Zr-Nb 합금의 lath 구조가 더욱 미세하게 나타났으며, 이는 Nb를 첨가함에 따라 변태온도가 감소하였기 때문이다.
- 2) 순수한 Zr과 Zr-Sn 합금의 수냉조직에서는 slipped martensite를 형성하는 반면에 Zr-Nb 합금은 다량의 twin이 포함되는 twinned martensite가 형성되었다. 이는 Nb 첨가에 따라 합금의 MS 온도가 감소하여 twin 형성이 활성화되었기 때문으로 생각된다.
- 3) 수냉한 Zr-Sn 합금의 미소경도는 Sn의 첨가량에 따라 변화가 거의 없었으나 수냉시킨 Zr-Nb 합금은 Nb 첨가량이 증가함에 따라 미소경도가 증가하였으며, 이는 변태 과정에서 형성된 twin의 분율이 미소경도에 기여한 것으로 생각된다.

#### 감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력연구 개발사업의 일환으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. T. Kubo, Y. Wakashima, H. Imahashi and M. Nagai ; *Journal of Nuclear Materials*, **132**, 126 (1985).
2. W.J.S. Yang and R.B. Adamson ; *Zirconium in the Nuclear Industry: Eight International Symposium, ASTM STP1023*, 451 (1989).
3. K.U. Huang ; *Journal of Nuclear Materials*, **136**, 16 (1985).
4. P. Chemelle, D.B. Knorr, J.B. Van der Sande and R.M. Pelloux ; *Journal of Nuclear Materials*, **113**, 58 (1983).

5. K. Loif, R. Borrelly and P. Merle ; *Journal of Nuclear Materials*, **210**, 84 (1994).
6. L.H. Keys, G. Johanson and A.S. Malin ; *Journal of Nuclear Materials*, Vol. **59**, 137 (1976).
7. D.O. Northwood and K. Dosen ; *Metallography*, **13**, 249 (1980).
8. H.S. Hong, S.J. Kim and K.S. Lee ; *Journal of Nuclear Materials*, **265**, 108 (1999).
9. S.H. Jung and I.S. Kim ; *Journal of Nuclear Science and Technology*, **25**[6], 516 (1989).
10. H.I. Aaronson, C. Laird and K. Kinsman, *Phase Transformations*, Ch. 8, ASM, Metals Park, Ohio (1970).
11. O.T. Woo and K. Tangri, *J. of Nuclear Materials*, **79**, 82 (1979).
12. J.D. Verhoeven ; *Fundamentals of Physical Metallurgy*, 458 (1975).
13. R.A. Holt ; *Journal of Nuclear Materials*, **47**, 262 (1973).
14. C.M. Wayman ; *Solid to Solid Transformation*, 1120 (1982).
15. S. Banerjee and R. Krishan ; *Met. Trans. A*, Vol. **4**, 1811 (1973).
16. C.D. Williams and R.W. Gilbert ; *Trans. JIM.*, Vol. **9**, 625 (1968).
17. N.V. Bangaru ; *J. of Nuclear Materials*, **131**, 280 (1985).
18. X. Meng and D.O. Northwood ; *Zirconium in the Nuclear Industry: Ninth International Symposium, ASTM STP1023*, 478 (1991).