

Cu 첨가된 Zr-Nb계 합금에서 열처리조건이 미세조직과 내식성에 미치는 영향

최병권 · 백종혁[†] · 정용환

한국원자력연구소 지르코늄신합금 핵연료피복관 개발팀

Effect of Heat Treatment Conditions on Microstructure and Corrosion Resistance of Cu-contained Zr-Nb Alloy

Byung Kwon Choi, Jong Hyuk Baek[†] and Yong Hwan Jeong

Zirconium Fuel Cladding Team, Korea Atomic Energy Research Institute
P. O. Box 105, Yuseong, Daejeon 305-600, Korea

Abstract The effects of the cooling and annealing conditions on the microstructures and corrosion properties were investigated for the Cu-contained Zr-Nb alloy (Zr-1.1Nb-0.07Cu). After annealing at 1050°C for 15 min, the specimens were cooled by three methods of water quenching, air cooling, and furnace cooling. Widmanstatten structures were developed in both air- and furnace-cooled specimens, and the Widmanstatten plate width of the furnace-cooled specimens was wider than that of the air-cooled ones. The weight gain in the furnace-cooling case was higher than that in the air-cooling case. This could be the reason why the diffusion time was more enough during the furnace cooling than the air cooling. The oxide of the furnace-cooled specimen was non-uniformly formed just beneath the Widmanstatten plate boundaries, where β_{Zr} phases were existed concentrately. Compared with the 640°C annealing after the water quenching, the 570°C annealing could make the β_{Nb} phases and a concomitant reduction of the Nb in the matrix, and then it could improve the corrosion resistance with the increase of the annealing time. It would be concluded that the corrosion resistance of the Zr-1.1Nb-0.07Cu was good when the Nb concentration in the matrix was reached at an equilibrium level and then the β_{Nb} phase was formed.

(Received 8 April 2004; accepted 12 July 2004)

Key words: Zirconium alloy, Process parameter, Annealing, Microstructure, Corrosion, Second phase particle

1. 서 론

지르코늄 합금은 원자로 운전분위기에서 낮은 열중성자 흡수성 및 우수한 내식성과 기계적 특성을 갖고 있기 때문에 핵연료 피복관이나 노심 구조부품으로 널리 사용되어 왔다. 그 중에서 1960년대 초에 개발된 Zircaloy-4(Zr-1.5Sn-0.2Fe-0.1Cr) 합금은 우수한 내식성과 기계적 강도를 바탕으로 가압 경수로(PWR) 원자력발전소에서 핵연료피복관 재료로 사용되어 왔다[1]. 그러나 핵연료 주기비를 절감하여 원자력 발전소 경제성을 향상시키기 위한 장주기, 고연소도, 고 pH 운전 등으로 발전소 가동조건이 가혹해짐에 따라 Zircaloy-4합금은 더 이상 핵연료 피복

관재료로 사용하는데 부식과 크립에 많은 문제점이 발생하였다. 특히, 장주기/고연소도 운전 도중에 Zircaloy-4 핵연료피복관 외부표면에 부식이 심하게 발생하여 원자로 가동이 중단되는 경우가 발생하기도 하였다. 이를 극복하기 위하여 피복관의 부식저항성을 획기적으로 향상시킨 새로운 피복관 재료개발의 필요성이 대두되었다.

지르코늄 합금의 부식저항성을 향상시키기 위해서는 새로운 합금을 개발하거나 기존 합금에 대해 제조공정을 최적화하는 방법이 있다. 핵연료피복관용 신합금을 개발하려는 연구는 원자력선진국에서 활발히 진행되었다[2-5]. 예를 들면, 미국의 ZIRLO(Zr-1.0Nb-1.0Sn-0.1Fe)[2,3], 프랑스의 M5(Zr-1.0Nb-0.125O)[4], 일본의 NDA(Zr-0.1Nb-1.0Sn-0.27Fe-0.16Cr)[5] 등이 있다. 새로이 개발되는 Zr합금 피복

[†]E-mail : jhbaek@kaeri.re.kr

관은 기존의 Zircaloy-4 합금에 포함되지 않았던 Nb 을 0.1~1.0% 포함하고 있고, Nb이 첨가된 Zr 합금의 부식특성은 열처리 조건에 의해 결정된 미세조직 차이에 따라 매우 크게 변한다고 알려지고 있다[6-9].

Zr-Nb 2원계 합금의 미세조직과 부식특성과 상관관계에 대해 많은 연구가 수행되었다. 첨가된 Nb이 기지금속 내에 과포화된 상태로 많이 존재하거나 β_{Zr} 상이 생성될 때 Zr-Nb합금의 부식저항성은 저하되고, β_{Nb} 상이 존재하면 부식저항성이 향상되는 것으로 알려지고 있다[2,10]. 또한 Zr-Nb합금에서 첨가된 Nb이 기지조직 내에 과포화된 상태로 존재하면 부식저항성은 β_{Zr} 상으로 석출되었을 때 보다 좋지 않다고 하였다[6]. 부식저항성을 향상시키는 β_{Nb} 상은 β_{Zr} 상에서 급랭시켜 생성된 α' 조직을 Zr-Nb 이원계 합금의 공석온도(약 610°C) 이하에서 장시간 시효하거나 동일 온도에서 β_{Zr} 상을 열처리하면 $\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$ 으로의 상분해에 의해 생성될 수 있다.

핵연료피복관을 제조함에 있어 석출물을 균일하게 분포시켜 부식능을 향상시키기 위한 베타수랭 열처리는 반드시 수행되어야 한다[11]. 그러나 생산성 증대를 위해 잉곳의 크기가 증가하면 잉곳 중심부는 수랭에 의해 생성되는 미세조직이 아닌 이보다 훨씬 느린 냉각상태의 미세조직이 생성될 수도 있다. 그리고 베타열처리후 수냉공정이 진행되었다 할지라도 후속 열처리 조건에 따라 미세조직은 급격히 변하게 된다. 따라서 본 연구에서는 한국원자력연구소에 개발 중인 Cu첨가 Zr-Nb계 합금(Zr-1.1Nb-0.07Cu)에 대하여 냉각속도와 후행 열처리 조건(온도 및 시간)이 미세조직 및 부식특성에 미치는 영향을 고찰하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 Cu첨가 Zr-Nb계 신행 피복관을 위한 잉곳은 상용 소모성 아크용해(consumable arc melting)방법으로 3번 반복용해하여 직경이 약 350 mm로 제조하였다. 최종 제품은 상용 핵연료피복관 제조공정과 동일한 방법으로 가공하였다. 즉, 베타단조, 베타급랭, 열간압출, 필거링의 기계적 가공과 중간열처리를 도입하여 중간제품인 TREX(tube reduction extrusion)로 가공하였고, TREX는 다시

3번의 필거링과 열처리를 수행하여 피복관(외경: 9.5 mm, 내경: 8.36 mm) 형태로 제조되었다. 최종 제품은 엄격한 품질검사가 실시되었고 그 검사기준을 모두 통과하였다. 표 1은 이와 같은 공정으로 제조된 최종 피복관제품의 화학조성을 보여주고 있다.

그림 1에 나타낸 바와 같이, 최종 피복관은 냉각속도의 영향을 평가하기 위하여 열처리시 발생하는 산화나 수소화를 방지하기 위하여 석영관에 진공공입하여 1050°C에서 30분동안 유지한 후 공냉과 로랭 방법으로 냉각속도를 변화시켰고, 열처리 영향평가를 위해 수냉된 시편을 공석온도[12-13] 보다 낮은 온도(570°C)와 높은 온도(640°C)에서 2.5, 50, 100시간으로 열처리를 수행하였다. 이와 같이 열처리된 시편은 표면 산화막을 제거한 후 ASTM시방서에 명기된 절차에 따라 360°C 물에서 부식특성을 평가하였다[14]. 열처리 조건에 의한 미세조직 변화가 부식특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여 광학현미경(OM)과 투과전자 현미경(TEM) 관찰시험을 수행하였다. 광학현미경 관찰 시편은 반경방향으로 절단한 후 hot-mounting하여 준비하였다. 이 시편을 SiC 연마지

Fig. 1. Heat treatment and annealing sequence.

1200번 까지 polishing한 후 HF(10 vol.%) + HNO₃(45 vol.%) + H₂O(45 vol.%) 혼합용액으로 에칭한 다음 광학현미경을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. TEM시편은 열처리를 실시하는 동안 생성된 산화막을 제거한 후, HF 10% + HNO₃ 30% + H₂SO₄ 30% + H₂O 30%를 이용하여 약 70 μm까지 chemical thinning 한 다음 직경 3mm disc로 제조하였다. 최종적 TEM 시편준비는 ethanol 90% + perchloric acid 10%의 혼합용액에서 약 -40°C 온도에서 12V의 전압을 걸어 twin-jet polishing 하여 박판의 시료를 준비하였다. TEM관찰은 JEOL사의 장비를 사용했고 석출물의 화학적 성분분석은 TEM에 부착된 EDS(energy dispersive x-ray spectroscopy)를 사용하였다. 열처리 후 생성된 제 2상(β_{Nb} 또는 β_{Zr})의 면적분율은 미세조직 사진에 대해 image analyzer를 이용하여 계산하였다.

3. 결과 및 논의

3.1. 냉각속도 영향

그림 2은 1050°C에서 30분동안 베타 열처리후 공랭 및 로랭 후 관찰한 광학현미경 미세조직을 나타내고 있다. 공랭을 실시한 시편에서는 basketweave 형태의 Widmanstatten 조직이 나타났다. 즉, β_{Zr} 과 β_{Zr} 이 복잡하게 얽혀있는 조직으로 prior β_{Zr} 상 경정립 경계로부터 β_{Zr} 이 성장하여 들어와 생성된 형태이다. 로랭을 실시한 시편에서도 Widmanstatten 조직을 나타내고 있으나 공랭 시편과 비교하여 plate 폭이 매우 크게 증가하였다. 이는 로랭이 실시되면 결정립 성장에 필요한 시간이 충분히 제공되었기 때문이다.

냉각속도에 따른 미세조직을 보다 자세히 평가하기 위해 전자현미경 관찰을 수행한 결과를 그림 3에 나타냈다. 그림 2에서 설명한 것과 같이 2가지 냉각조건 모두 Widmanstatten 조직을 나타내고 있었으며, 냉각속도가 느린 공랭조건인 Widmanstatten 조직의 plate폭이 보다 넓어지는 것을 확인할 수 있다. 이는 로랭이 공랭에 비해 더 느린 냉각속도로 인해 어느 정도의 확산이 수반되면서 상이 생성되었기 때문이라고 생각된다. 일반적으로 Widmanstatten조직은 β_{Zr} 상 영역으로부터 서냉할 때 얻어지는 조직으로 그림에 밝게 보이는 β_{Zr} 상과 어둡게 보이는 β_{Zr} 상이 교

Fig. 2. Optical micrographs with the cooling rates.

Fig. 3. TEM micrographs with the cooling rates.

대로 배열된 층상조직을 이루고 있다. 이 두 상을 EDS로 분석하였을 때 밝게 보이는 부분은 β_{Zr} 상임을 확인할 수 있었고 어두운 부분은 β_{Zr} 상으로 확인되었다. β_{Zr} 은 기지금속에 고용도 이상으로 존재하고 있는 Nb이 공랭과 로랭의 느린 냉각도중에 확산된 후 응집되어 형성된 것으로 생각되어진다. 표 2은 냉각속도에 따른 β_{Zr} 상에 대해 image analyzer를 이용한 상분석을 실시하여 β_{Zr} 상의 면적분율을 계산한 결과이다. 공랭을 실시한 시편에서 β_{Zr} 상은 약 11.7% 차지하고 있었고 로랭을 실시한 시편에서 β_{Zr} 상 분율은 15.5%였다. 따라서 냉각속도가 늦어짐에 따라 β_{Zr} 상의 분율은 약간 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

그림 4는 공랭 및 노랭된 시편을 360°C 순수 물에서 210일 동안 부식시험한 결과를 보여주고 있다. 그림에서 알 수 있듯이 로랭한 시편보다 공랭한 시

Table 2. Area fraction with the cooling rates

Area fraction of b _{Zr} (%)	
Air cooling	Furnace cooling
11.7	15.5

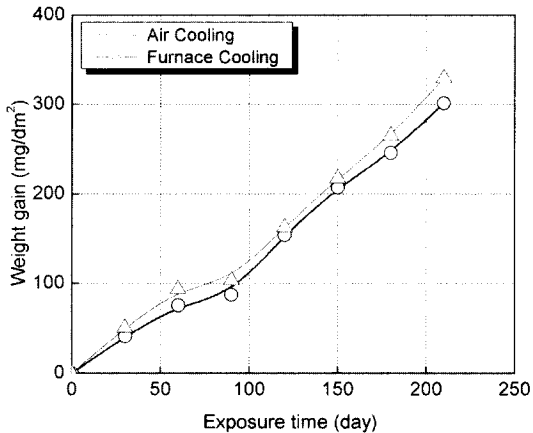


Fig. 4. The effect of cooling rate on corrosion behavior in 360°C pure water.

편의 무게증량이 낮게 나타났다. 즉, 공랭을 실시하면 로랭을 실시하는 경우보다 부식저항성 저하가 적게 나타났다. 이와 같은 냉각속도에 따른 부식성의 차이는 미세조직 관찰결과와 결부시켜 설명할 수 있다. 로냉은 냉각속도가 공랭에 비하여 느려서 냉각 중에 β_{Zr} 상으로 확산과 응집이 용이하다. 로냉에서 보다 많이 생성된 β_{Zr} 상은 부식저항성에 좋지 못한 영향을 미쳐 무게증가량이 공랭한 시편보다 증가한 것으로 생각된다.

그림 5는 360°C 순수물에서 90일 부식시험된 시편을 채취하여 산화막 성장방향에 수직인 단면을 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 관찰한 사진이다. 위쪽의 2장의 사진은 저배율로 관찰한 것이고 아래쪽 2장은 고배율로 관찰한 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 공랭이 실시된 시편에서 산화막은 비교적 균일한 성장을 보이고 있으나 로랭을 실시한 시편에서 산화막은 매우 불균일한 성장을 나타내고 있다. 주사전자현미경을 이용하여 기지금속을 관찰하면 β_{Zr} 상은 회색으로 나타나고 β_{Nb} 상은 보다 밝은 흰색으로 나타난다. 로랭이 실시된 시편에 대한 사진을 자세히 관찰하면 β_{Zr} 상이 존재하는 Widmanstätten 조직의 plate 경계에서 산화막이 기지금속 쪽으로 돌출하여

Fig. 5. SEM morphologies of oxide formed in 360°C pure water for 90 days.

성장하고 있었다. 즉, β_{Zr} 상이 집중되어 있는 영역에서 산화가 가속되고 있음을 알 수 있다.

그림 4에서 로랭을 실시한 시편에서 무게증가량이 공랭을 실시한 경우보다 높은 이유는 로랭되면서 β_{Zr} 상이 많이 만들어 졌고 β_{Zr} 상이 존재하는 영역에서 가속부식이 발생하였기 때문이다. 따라서 로랭이 실시되면 공랭이 실시된 경우에 비하여 부식특성은 크게 저하되므로 피복관 제조시 수행되는 베타열처리 후 냉각조건은 가능하면 빠른 냉각속도를 갖도록 유지하는 것이 바람직하다고 생각한다.

3.2. 열처리 영향

그림 6은 β_{Zr} 상영역에서 수랭한 시편을 570°C 및 640°C에서 열처리한 시편의 미세조직을 나타내고 있다. 570°C에서 2.5시간 열처리한 시편에서는 수랭시 형성되었던 martensite 조직의 형상을 그대로 유지하면서 β_{Zr} 상이 생성되고 있었다. 570°C에서 열처리 시간이 증가함에 따라 martensite 조직은 점점 없어지고 100시간 열처리한 시편에서는 점모양의 β_{Nb} 상

Fig. 6. Optical micrographs with various annealing condition after water quenching.

이 생성되고 있는 것을 관찰할 수 있었다. 640°C에서 2.5시간 열처리된 시편도 570°C에서 동일시간 열처리된 경우와 마찬가지로 수냉시 생성된 martensite 조직의 형상을 그대로 유지하고 있었다. 640°C에서 50시간 열처리하면 점모양의 β_z 상의 출현을 관찰할 수 있었으며 열처리시간이 더 증가하여 100시간에서 열처리가 수행되면 β_z 상의 분율은 더욱 증가하는 경향을 나타냈다.

그림 7은 그림 6에서 설명한 미세조직의 변화를 보다 자세히 살펴보기 위해 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 관찰한 결과를 보여주고 있다. 570°C에서 2.5시간 열처리된 시편에서는 수냉시 생성된 martensite 조직이 그대로 형태를 유지하고 있었다. 이 온도에서 열처리시간이 100시간으로 증가하면 prior-martensite lath 경계부는 많이 뭉그르지기 시작하였고 이 lath 경계에서 Nb를 20~46 at.% 이상 함유한 Nb-enriched β 상이 생성되는 것을 관찰

할 수 있었다. 640°C에서 2.5시간 열처리된 시편은 570°C에서 동일시간 열처리한 경우와 비교할 때 수냉시 생성된 martensite 조직을 거의 잃어버리고 있었고 EDS 분석에서 Nb의 함량이 약 5~6 at.%로 확인된 β_z 상이 관찰되었다. 640°C에서 시간이 더욱 길어져 100시간 열처리되면 길쭉한 둥근 모양의 β_z 상이 상당량 관찰되었고 동일온도에서 2.5시간 열처리한 경우에 비하여 그 크기가 크게 증가하였다.

표 3은 그림 7에서 서술한 열처리조건과 동일한 시편에 대하여 투과전자현미경에 부착된 EDS 를 이용하여 제 2상에 대한 분석결과를 요약한 것이다. 570°C에서 열처리가 수행한 경우에 관찰되는 제 2상은 Nb만 포함하는 상이 아니고 항상 합금원소로 첨가된 Cu를 포함하고 있었으며 일부 석출물에서는 Fe도 포함하고 있는 경우가 있었다. 즉, 570°C에서 열처리된 시편에서는 Cu와 Fe를 포함하고 있는 ZrNbCu 또는 ZrNbFeCu형태의 β_{Nb} 상이 관찰되었다. 이와 같은 제 2상이 차지하는 면적분율은 열처리 시간이 2.5시간에서 100시간으로 길어지면서 6.6%에서 7.9%로 약간 증가하는 경향을 나타냈다. 그러나 제 2상 내에 Nb농도는 100시간 열처리하면 46 at.% 까지 크게 증가하고 있었으나 제 2상 내 Cu와 Fe의 농도는 큰 차이를 보이지 않았다. 이는 570°C에서는 Cu의 확산이 크지 않고 함유된 Fe의 농도가 450 ppm에 불과하기 때문인 것으로 생각된다.

640°C에서 열처리한 시편에서도 570°C에서 열처리한 경우와 동일한 형태의 제 2상이 관찰되었다. 즉, 640°C에서 열처리하면 Nb, Cu, Fe를 구성된 제 2상이 관찰되었다. 이들 제 2상이 차지하는 면적분율은 570°C와 비교할 때 많이 증가하였고, 열처리시간이 증가하면 그 값은 크게 증가하였다. 640°C에서 2.5시간 열처리하면 제 2상의 면적분율은 12.1%이고

Fig. 7. TEM micrographs with various annealing condition after water quenching.

Table 3. Characteristics of 2nd phase particles with the annealing conditions

Annealing Conditions	570°C		640°C		
	2.5h	100h	2.5h	100h	
Formular	ZrNbCu or ZrNbFeCu		ZrNbFeCu		
Area Fraction(%)	6.6	7.9	12.1	34.8	
Element contents in 2 nd phase particles (at. %)	Nb	7~8	30~46	5~6	10~13
	Cu	0.8~1.2		0.8~1.2	
	Fe	0~2		5~8	

100시간 열처리하면 면적분율이 34.8%까지 증가하였다. 그러나 제 2상에 포함된 Nb의 함량은 급격히 감소하여 β_{Zr} 상이 형성되고 있었다. 640°C에서 열처리하여 생성된 제 2상에서 Cu의 농도는 570°C 경우와 차이가 발생하지 않았으나 Fe는 5~8 at.% 까지 증가하였다.

그림 8은 1050°C에서 30분 유지후 수냉시킨 다음 570°C와 640°C에서 2.5, 50, 100시간 열처리한 시편을 360°C 순수물에서 부식시험한 결과를 보여주고 있다. 그림 6의 (a)는 부식시간에 따른 무게증가 거동을 보여 주고 있는데 열처리 온도에 따라 확연한 차이를 나타냈다. 공식온도 이하 $\beta_{Zr} + \beta_{Nb}$ 상 영역인 570°C에서 열처리한 시편의 무게증가량이 열처리시간에 상관 없이 공식온도 이상 $\beta_{Zr} + \beta_{Zr}$ 상 영역인 640°C에서 열처리한 경우보다 낮았다. 즉, 공식온도

를 기준으로 부식저항성의 차이가 크게 발생하고 있었다. 그림 6의 (b)는 210일 부식시험 후 최종 무게 증가량을 열처리조건 별로 나타낸 것으로 570°C ($\beta_{Zr} + \beta_{Nb}$ 상 영역)에서 열처리한 시편들이 640°C ($\beta_{Zr} + \beta_{Zr}$ 상 영역)에서 열처리한 시편보다 낮은 무게 증가량을 나타내고 있었다. 공식온도 이하인 570°C ($\beta_{Zr} + \beta_{Nb}$ 상 영역)에서 열처리 시간이 증가하면 무게 증가량은 감소하였으나 공식온도 이상인 640°C ($\beta_{Zr} + \beta_{Zr}$ 상 영역)에서 열처리 시간이 증가하면 무게 증가량은 오히려 증가하였다. 열처리조건을 조절하여 β_{Nb} 상이 많이 생성되도록 열처리를 수행하면 부식저항성은 증가하나 β_{Zr} 상이 생성되면 부식저항성은 감소하는 경향을 나타냈다.

베타 급랭처리후 열처리 온도가 570°C($\beta_{Zr} + \beta_{Nb}$ 상 영역)인 경우에 부식저항성이 우수한 이유는 기지금속 내 과포화된 Nb이 제2상 (β_{Nb})으로 석출되면서 기지조직 내 Nb농도는 평형 고용농도에 이르기 때문에 부식저항성이 향상되는 것으로 생각되어진다. 그리고 이 온도에서 열처리 시간이 증가함에 따라 부식저항성이 향상되는 이유는 과포화된 Nb이 β_{Nb} 상 (Cu와 Fe포함)으로 석출되고 이 β_{Nb} 상이 열처리 시간이 증가함에 따라 모재의 Nb농도가 보다 평형에 가깝게 도달하였기 때문이다. Zr-Nb계 합금의 내식성 향상은 기지조직에 과고용된 Nb이 β_{Nb} 상으로 석출되면서 기지금속의 Nb 농도가 평형농도로 감소에 기여한다는 주장과 잘 일치하고 있다[15,16]. 또한 Jeong 의 연구에서 밝힌 Nb첨가 지르코늄 합금에서 내식성 향상은 β_{Nb} 상 생성자체 보다는 β_{Nb} 상이 형성될 수 있도록 열처리를 실시함으로써 기지금속 내에 과포화로 분포된 Nb이 평형농도로 감소할 때 내식성이 향상된다는 결과와 상통하고 있다[17]. 본 연구에 사용된 Cu첨가 Zr-Nb계 합금(Zr-1.1Nb-0.07)의 부식저항성은 β_{Nb} 상을 형성시켜 기지금속 내에서 Nb 농도를 평형 고용농도로 유지하면 내식성이 가장 우수할 것으로 예상된다. 즉, 640°C($\beta_{Zr} + \beta_{Zr}$ 상 영역)로 열처리하여 β_{Zr} 상이 생성될 때 보다 570°C ($\beta_{Zr} + \beta_{Nb}$ 상 영역)로 열처리하여 β_{Nb} 상이 생성될 때 내식성을 향상시킬 수 있다.

본 연구에서 Cu첨가 Zr-Nb계 합금의 미세조직은 Cu를 포함하는 제 2상이 관찰되었으나 내식성과 관계를 규명하지는 못하였다. 따라서 보다 체계적인 연

Fig. 8. Corrosion properties with the annealing conditions; (a) corrosion behaviors and (b) weight gain after 210 days.

구를 통한 Zr-Nb계 합금에서 Cu의 첨가가 미세조직 및 내식성에 미치는 영향에 대한 보다 체계적인 연구가 필요하다. 그럼에도 불구하고, Cu가 첨가된 Zr-Nb계 신합금의 부식저항성은 기존의 Zr-Nb계 합금과 마찬가지로 열처리 온도와 시간에 매우 민감하므로 β 상(β_{Nb} 또는 β_{Zr})을 제어할 수 있는 열처리 조건이 반드시 도입되어야 한다.

4. 결 론

Cu첨가 Zr-Nb계 합금(Zr-1.1Nb-0.07Cu)에 대하여 열처리 조건이 미세조직 및 부식에 미치는 영향을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 냉각속도에 따른 미세조직은 공냉과 노냉 모두 Widmanstätten 조직을 나타내고 있었으며, 노냉이 공냉에 비해 Widmanstätten plate폭이 증가하였다.

2) 로랭시에는 확산을 위한 충분한 시간을 제공하였기 때문에 plate 경계에 β_{Zr} 상이 많이 생성되어 공랭에 비하여 부식저항성이 저하되었고 산화막이 매우 불균일하게 형성되었다.

3) 수랭 후 570°C에서 열처리되어 β_{Nb} 상이 형성되면 기지금속 내에 과포화 상태의 Nb농도가 평형에 도달하여 부식저항성 향상에 기여하였다.

후 기

본 연구는 과학기술부의 원자력 연구개발사업의 지르코늄신합금 핵연료피복관개발 과제의 일환으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. S. Kass, ASTM STP-368 (1963) 3.
2. R. J. Comstock, G. Scheonberger, and G. P. Sabol, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1295 (1996) 710.
3. G. P. Sabol, G. R. Kilp, M. G. Balfour and E. Roberts, ASTM STP 1023 (1989) 227.
4. J.-P. Mardon, D. Charquet, and J. Senevat, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1354 (2000) 505.
5. T. Isobe, Y. Matsuo, and Y. Mae, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1245 (1994) 437.
6. V. F. Urbanic and M. Griffith, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1354 (2000) 641.
7. K. O. Lee, C. H. Won, M. H. Lee, and Y. H. Jeong, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **38** (2000) 1141.
8. K. O. Lee, Y. H. Jeong, and C. H. Won, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **39** (2001) 641.
9. G. P. Sabol, R. J. Comstock, U. P. Nayaka, Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 1354 (2000) 525.
10. H. G. Kim, Y. S. Kim, M. Y. Wey, and Y. H. Jeong, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **37** (2001) 584.
11. K. S. Lee, Introduction to Nuclear Fuels, Korea (2001).
12. B. Cox, M. J. Davies, and T. Johnson, UKAEA Report, AERE-R 3257 (1960).
13. S. banerjee, S. J. Vijayakar, and R. Krishnan, J. Nucl. Mater., **62** (1976) 229.
14. ASTM-G2, Standard Test Method for Corrosion Testing of Products of Zirconium Hafnium and Their Alloys in Water at 680°F or in Steam at 750 °F.
15. G. P. Sabol, J. Nucl. Mater., **34** (1970) 142.
16. C. D. Williams, R. W. Gilbert, J. Nucl. Mater., **18** (1966) 161.
17. Y. H. Jeong, H. G. Kim, T. H. Kim, J. Nucl., Mater., **317** (2003) 1.