

'2001 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

응력이완 및 재결정 열처리한 Zry-4 피복관의 시험 응력에 따른 크리프강도 변화

Creep Strength Variation with Applied Stress on Stress-relieved and Recrystallized Zry-4 Cladding

남철, 최병권, 정용환, 정연호
한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요약

핵연료 피복관용 재료로 사용되는 Low Tin Zry-4 튜브를 응력이완 (SR) 및 재결정 (Rx) 열처리한 조건에서 시험온도 360-400°C, 시험 원주응력 90-150MPa 조건에서 2축 크리프 시험을 수행하였다. 시험응력이 약 130MPa를 전후로 하여 저응력 조건에서는 재결정 조직이, 고응력 조건에서는 응력이완 조직의 크리프 저항성이 큰 것으로 나타났다. 크리프 변형에 대한 응력지수는 SR이 3-5, Rx는 4.5-7 정도였으며 크리프 활성화에너지는 SR이 45-65kcal/mole, Rx는 50-70kcal/mole를 보였으며 이는 전형적인 전위활주 및 상승 기구에 의한 크리프 변형이다. 크리프 변형후에도 SR 피복관의 가공조직이 그대로 유지되었으며 다양한 형태의 전위조직들 (전위셀, 전위망, 단독전위 등)이 형성되었다. 열처리 조건에 따른 응력 의존성의 차이를 설명하기 위해 장애물들의 분포도를 가정하였다. 고응력 조건에서는 SR 조직의 장애물 밀도가 장애물 강도 증가에 따라 서서히 감소하는 반면 Rx 조직은 급격히 발생하여 응력 의존성 차이가 발생하는 것으로 추정되었다.

Abstract

The bi-axial tube creep test was carried out using the stress-relieved and fully recrystallized low tin Zry-4 materials under the the temperature range of 360-400°C and applied hoop stress of 90-150MPa. The diametral creep strength of Rx tube was better than the SR tube at the 90 and 120MPa stress conditions, while the trend was reversed when the stress was applied at 150MPa. The stress exponents of SR and Rx tubes showed stress and temperature dependency and these values were 3-5 and 4.5-7, respectively. The creep activation energies of SR and Rx tubes also showed stress dependency, and these were determined as 45-65kcal/mole and 50-70kcal/mole, respectively. The deformed structure of SR tube was maintained in the crept specimens, and well developed dislocation cells and networks were observed both in the SR and Rx materials. To explain the stress dependency of SR and Rx tubes, the concept of obstacle density distribution with obstacle strength was proposed. As a result, the obstacle density of SR tube would be decreased slowly, whilst that of Rx tube decreased rapidly with obstacle strength increase.

1. 서론

현재 가압경수로 (PWR) 원자로의 핵연료 피복관용 재료로는 Low Tin Zry-4 재료를 널리 사용하고 있다. 1990년대 이전에는 주석의 함량이 약 1.5wt% 수준인 표준 (standard) Zry-4 피복관을 널리 사용하였으나 최근의 고연소도 운전에 따른 부식 저항성 향상을 위하여 주석의 함량을 약 1.3wt%로 줄인 Low Tin Zry-4 재료를 채택하고 있는 경향이다. 또한 최근에는 약 70 GWD/tU 이상의 초고연소도에서도 사용 가능한, Low Tin Zry-4 재료를 대체할 수 있는 신합금 피복관을 미국, 프랑스, 일본, 러시아, 한국을 중심으로 활발히 개발하고 있다. 이러한 신합금 피복관들의 노내 긴전성 향상을 위하여 다양한 방식의 제조 공정을 도입하고 있으며 특히 마지막 열처리 조건이 가장 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 가압경수로의 Zry-4, 미국의 Zirlo, 일본의 MDA, NDA 등은 최종 열처리를 500°C 이하에서 수행하여 응력이완 (stress-relieve) 처리하여 사용하며, 가압경수로의 간격재 (space grid) Zry-4, 비등경수로 (BWR)의 Zry 재료, 프랑스의 M5, 러시아의 E635 등은 550°C 이상의 온도에서 재결정 열처리하여 사용하고 있다.

고연소도 피복관의 수명제한 요인은 노내 부식 저항성과 노내 치수 안정성 (dimensional stability) 이다. 치수 안정성은 주로 조사성장 (irradiation growth)과 크리프 변형 특성에 의해 결정된다. 현재 Low Tin Zry-4 재료가 PWR 피복관으로써 가장 널리 사용되고 있지만 표준 Zry-4에 비해 크리프 특성 평가는 아직 미흡한 실정이다. 지르코늄 재료 크리프 저항성 평가는 최종 열처리 영향에 대해 엇갈린 견해를 보였는데, 어떤 저자는 재결정 열처리할수록 크리프 강도가 증가한다는 결과를 발표한 반면에, 또 다른 저자는 그와 상반되는 견해를 발표하였다[1]. 그 후 다양한 시험 조건에서 평가한 결과, 이는 시험 응력에 따라 열처리 영향이 달라진다는 사실을 반영하지 않은 결과로 밝혀졌다. 즉, 시험 응력이 낮은 조건에서 시험하면 재결정 열처리 조건의 크리프 강도가 응력이완 조건에서보다 높게 나타나며 시험 응력이 크면 그 반대 경향이 확인되었다.

이러한 열처리 조건에 따른 크리프 강도의 응력 의존성의 원인에 대해서는 주로 전위생성에 의한 가공경화 현상과 회복 작용에 의한 전위 소멸 현상의 균형성 관점으로 설명하고 있다. Kallstrom 등은 [2] Zry-4 피복관 튜브에 대한 152 MPa 원주응력 크리프 시험결과, 510-520°C의 열처리 조건에서 크리프 강도가 가장 크게 나타났으며, 이 보다 열처리 온도가 더 높거나 낮은 경우는 크리프 속도가 증가한다고 보고하였다. 이러한 현상을 설명하기 위해 전자현미경으로 전위밀도를 분석한 결과 응력이완 조건인 475°C에서 열처리한 시편의 경우, 크리프 시험후에 전위밀도가 감소하였고 575°C의 완전 재결정 조건의 시편은 크리프 후에 전위밀도가 증가하였다. 따라서 만일 시험전 전위밀도가 정상상태 전위밀도에 비해 상대적으로 크게 높거나 낮으면 높은 크리프 속도를 가진 1차 (primary) 크리프가 발생하여 크리프 저항성이 낮으며, 초기 전위밀도가 정상상태와 유사한 조건은 정상상태 크리프에 곧 도달하기 때문에 크리프 저항성이 크다고 설명하였다.

Beauregard 등도 [3] 이와 유사한 시험을 수행하였는데, 표준 Zry-4 피복관을 485-571°C 영역에서 열처리하여 69-172MPa의 원주응력을 적용하여 시험하였다. 그 결과, Kallstrom 등과 [2] 유사한 시험결과를 얻었으며, 이에 더하여 시험응력이 증가할수록 최고 크리프 저항성을 나타내는 열처리 온도는 낮아진다고 보고하였다. 이들 또한 이러한 현상의 원인을 크리프 과정 중의 전위 소멸과 생성의 원리로 설명하였다. 즉, 정상상태 크리프 영역에서는 가공경화에 의한 전위생성과 회복에 의한 전위소멸 간에 균형을 이루고 있으며 정상상태 전

위밀도는 다음 식으로 표현하였다.

$$\rho_s = \frac{\sigma^2}{\alpha^2 G^2 b^2} \quad \text{-----} \quad (1)$$

여기서 ρ_s 는 정상상태 전위밀도, σ 는 시험응력, G 는 전단탄성계수, b 는 버거스 벡터, α 는 상수이다. 따라서 시험응력이 높을수록 식(1)에 의해 전위밀도가 높아져서 정상상태 크리프 영역에서의 전위밀도와 유사하기 위해서는 최저 크리프 속도를 나타내는 열처리 온도가 감소한다고 하였다.

본 연구에서는 Low Tin Zry-4 튜브에 대한 다양한 열처리 조건과 시험온도 및 시험응력에 따른 크리프 시험결과와 미세조직 관찰 결과를 바탕으로 크리프 저항성의 열처리 온도 의존성에 대해 논의하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 Low Tin Zry-4 피복관은 애초에 산드빅사에서 제조한 것이며 한전원전연료주식회사에서 제공한 것으로 시험하였다. 합금의 화학적 조성은 표 1과 같다.

표1. 시험에 사용된 Low Tin Zry-4 피복관의 화학조성

성분	Sn	Fe	Cr	O	C	Si	Zr
wt.%	1.27	0.23	0.12	0.13	0.016	0.010	bal.

최종 열처리 온도는 As-received 조건이 496°C에서 4시간 동안 열처리한 응력이완 조건이며 재결정 열처리 조건을 위해 진공열처리로를 이용하여 580°C에서 4시간 동안 열처리하였다. 응력이완 및 재결정 열처리한 Zry-4 피복관에 대한 실험조건은 노내 운전조건의 원주 응력과 유사한 조건에서 시험응력 변화를 주어 시험하였으며 표2에 요약하였다. 실험 온도는 $\pm 3^\circ\text{C}$ 에서 유지되었으며 실험중 압력 변화는 무시할 정도의 수준으로 유지되었다. 실험 온도 차이에 의한 변형량 차이는 알려진 Low Tin Zry-4의 크리프 변형 상관식 [4]을 이용하여 보정하였다.

표2. 크리프 시험 조건

시험온도	시험 원주응력	시험기간
360°C	90, 120, 150 MPa	1200hr
380°C	"	720hr
400°C	"	480-720hr

시험시편은 에러를 줄이기 위해 동일 조건에서 2개의 시편 (길이 15cm)을 제작하여 시

험하였다. 시험시편은 한쪽을 봉단마개로 용접한 후 다른 한쪽 방향으로 booster 펌프를 이용하여 아르곤 기체를 주입하여 가압하였으며 이때 원주응력 σ_{θ} 는 thin-shell tube를 가정하여 다음 식으로 계산하였다.

$$\sigma_{\theta} = \frac{P_i D_m}{2w} \text{ ----- (2)}$$

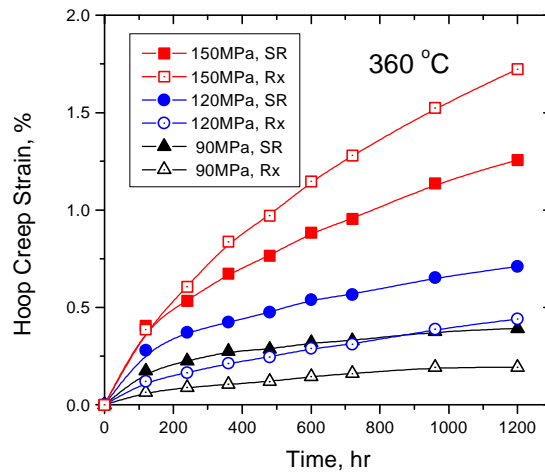
여기서 P_i 는 시편 내부압력, D_m 은 피복관 mid-wall 직경, w 는 피복관 두께이다. 원주방향의 피복관 변형량을 측정하기 위해 micrometer를 이용하였으며 각 시편당 동일 위치에서 3회에 걸쳐 측정하였다.

전자현미경 (TEM)을 이용한 미세조직 관찰을 위해 피복관을 약 $80\mu\text{m}$ 두께로 에칭한 후, jet-polishing을 수행하였다. 크리프 시험후, 전위구조의 보존을 위해 내부 가압을 유지한 상태에서 냉각하였다.

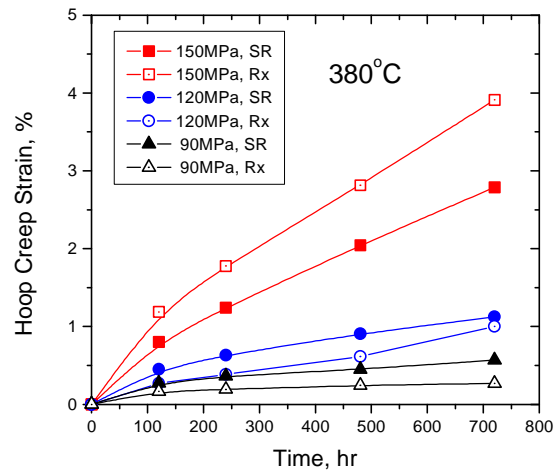
3. 실험 결과

(1) 크리프 시험 결과

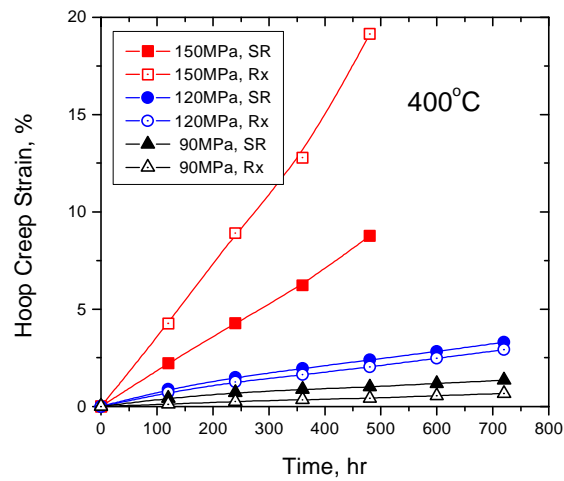
그림 1은 최종 열처리 온도와 시험 조건에 따른 튜브 크리프 시험 결과이다. 세 가지 시험 온도 모두에서 150MPa의 원주응력에 대한 크리프 변형은 응력이완 (SR) 열처리 튜브의 크리프 강도가 높게 나타났다. 반면에 120MPa 이하의 저응력 조건에서는 재결정 (Rx) 튜브의 크리프 저항성이 SR보다 더 높았다. 따라서 120MPa 보다 약간 더 높은 응력에서 이러한 크리프 저항성의 역전점 (transition point)이 존재하는 것으로 보인다. 시험 온도가 360°C , 원주응력 120MPa에서 Rx 튜브가 SR 튜브에 비해 확연한 크리프 강도의 우세를 보이지만 온도가 증가할수록 그 차이는 줄어들었다. 따라서 시험 온도가 증가할수록 열처리 조건에 따른 천이 응력 (transition stress)은 감소하는 것으로 추정할 수 있다.



(a)



(b)



(c)

그림1. Low Tin Zry-4 피복관의 최종 열처리 조건 (SR, Rx)에 따른 여러 가지 시험 조건에서의 원주방향 크리프 변형, (a) 360°C, (b)380°C, (c) 400°C.

(2) 지수법칙 크리프

그림1의 시험결과를 바탕으로 정상상태 크리프 속도를 표시할 때 가장 일반적으로 사용되는 다음과 같은 지수법칙 크리프 (power law creep) 상태식을 가정하여 결과를 분석하였다.

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma_0^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \text{-----} \quad (3)$$

여기서 $\dot{\epsilon}_s$ 는 정상상태 크리프 속도, A 는 상수, n 은 응력지수 (stress exponent), Q 는 활성화 에너지, R 은 기체상수, T 는 시험온도이다.

그림2에 시험응력 대비 최소 (정상상태) 크리프 속도를 log scale로 나타내었다. 이때의 기울기는 응력지수가 되며 시험온도에 따른 응력지수 변화는 그림 3에 도시하였다. 그림 3(a)에는 90-150MPa의 전체 시험응력 구간에서 구한 응력지수이며 이때 Rx 튜브의 n 이 SR 튜브보다 높게 나타났다. 그림3(b)에는 응력구간을 구분하여 구한 n 을 도시하였다. 저응력 조건 (90-120MPa) 조건에서의 응력지수가 고응력 조건 (120-150MPa) 보다 낮게 나타났으며 시험온도가 높을수록, 재결정이 심화될수록 두 응력 구간간의 응력지수 증가율이 증가하였다. 응력지수의 범위가 3-10 사이에 분포하는 것으로 보아 본 시험 조건에서의 크리프 변형기구는 전형적인 전위 활주 및 상승 (dislocation glide and climb) 기구이다.

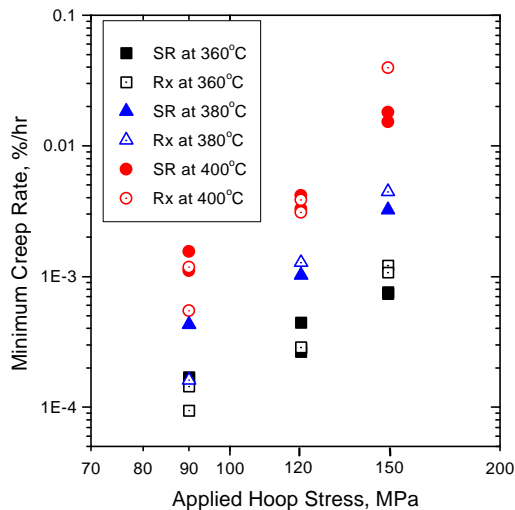
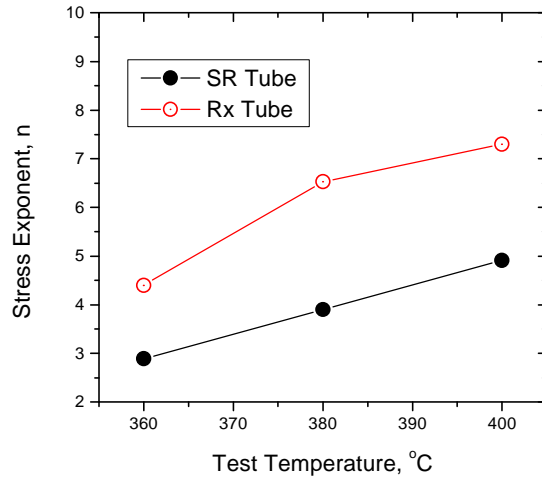
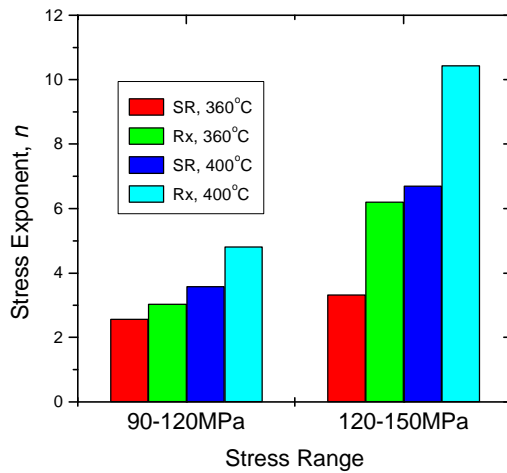


그림 2. 시험응력 대비 정상상태 크리프 속도



(a)



(b)

그림 3. 시험 온도에 따른 응력지수 (n) 변화, (a) 전체 응력구간에서의 n , (b) 응력구간별 n

그림 4에는 겉보기 활성화 에너지 (apparent activation energy) 변화를 크리프 변형 영역에 따라, 즉 1차 (primary)와 2차 (secondary or steady-state) 크리프 영역으로 구분하여 도시하였다. 여기서 1차 크리프 영역은 5일 (120시간) 크리프 시험 결과를 기준으로 설정하였다. 1차 크리프 영역에 비해 정상상태 크리프 영역이, SR 보다는 Rx 튜브가, 그리고 시험 응력이 증가할수록 활성화 에너지가 증가하는 경향을 보였다. 정상상태 크리프 속도를 이용하여 구한 활성화 에너지는 모든 응력조건에서 재결정 재료가 응력이완 재료보다 약 5,000 Cal/mole 정도 높은 수준을 유지하고 있다. 이러한 응력지수와 활성화 에너지의 시험응력 의존성은 크리프 변형이 단일 변형기구에 의해 발생하지 않는다는 것을 강하게 시사한다.

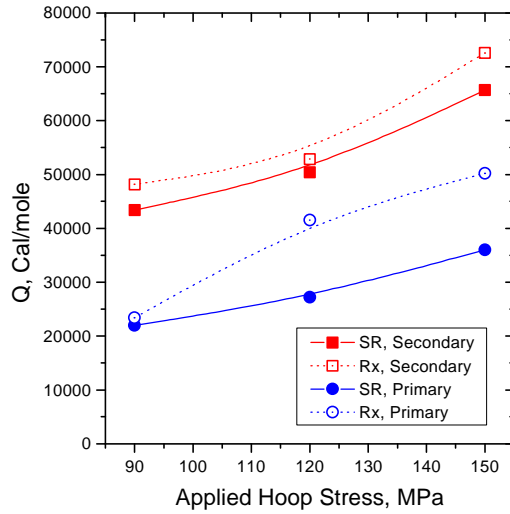
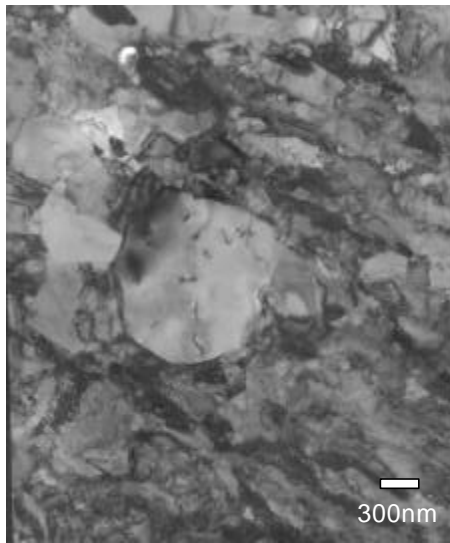


그림 4. 시험응력, 크리프 영역 및 열처리 영향에 대한 크리프 활성화 에너지

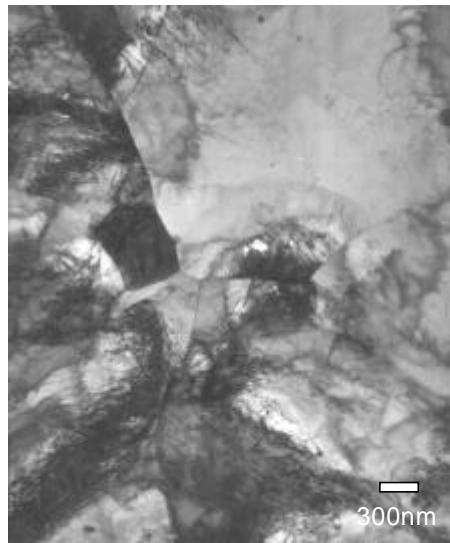
(3) 미세조직 관찰

그림 5는 400°C, 150MPa에서 480시간 동안 크리프 시험한 이후의 전자현미경 (TEM) 조직사진이다. 그림 5(a)에서와 같이 응력이완 조직은 크리프 시험 이후에도 대부분의 영역에서 일렬로 정렬된 가공조직을 가지고 있으며 부분적으로 재결정된 결정립도 볼 수 있다. 재결정 조직은 크리프 시험전에 전위 밀도가 희박하였으나 그림 5(b)의 크리프 변형후에는 전위 밀도가 상당히 많이 증가한 결과를 보였다. 전위들의 형태는 결정립계 근처 또는 결정립 내부에도 강하게 뒤엉켜 (tangled) 있는 subgrain이 관찰되었다. 그림 5(c)의 재결정 시편의 결정립 내부를 고배율로 관찰하면 벌집 형태의 전위망 (dislocation network) 들이 잘 발달되어 있다. 전위망들의 크기는 동일 영역에 존재하는 경우 거의 일정한 크기를 가지나 또다른 영역에서는 전혀 다른 크기의 전위망을 형성하고 있으며 subgrain의 직경과 그 벽 두께 또한 다양한 크기를 가지고 있다. 즉, 다양한 크기의 subgrain 및 전위망이 관찰된다. 이러한 잘 발달된 subgrain 및 전위망들의 형태는 전위 활주 및 상승 기구에 의한 크리프 변형의 전형적인 특징이다. 또한 그림 5(d)에 보는 바와 같이 단독으로 여러 가지 방향으로 존재하는 전위들도 관찰되었으며 이들은 일렬로 배열되어 있거나 각기 다른 방향으로 배열된 것도 확인되었다. 이러한 다양한 형태의 전위조직 발달은 응력이완 시편의 재결정립 내부에서도 유사한 형태를 보였다.

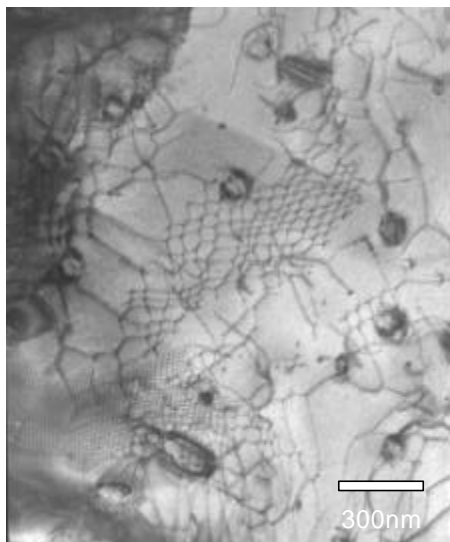
전위구조 촬영에 사용된 정대축 (zone axis)은 [0001]을 적용하였으므로 이를 통해 관찰할 수 있는 전위는 모두 $\langle a \rangle$ - 또는 $\langle a+c \rangle$ -형의 전위들이다. $\langle c \rangle$ -형의 전위들은 저온, 즉 상온 인장시험에서 쌍정이 발생한 영역 또는 중성자 조사된 지르코늄에서만 관찰이 가능하다[5]. 또한 크리프와 같은 고온 저응력 조건에서는 주로 $\langle a \rangle$ - 또는 $\langle a+c \rangle$ -형의 전위들만이 관찰된다고 알려져 있다[6]. 따라서 본 시험에서 발생한 전위형태는 대부분 슬립에 의해 발생한 $\langle a \rangle$ - 또는 $\langle a+c \rangle$ -형의 전위들이라 할 수 있다.



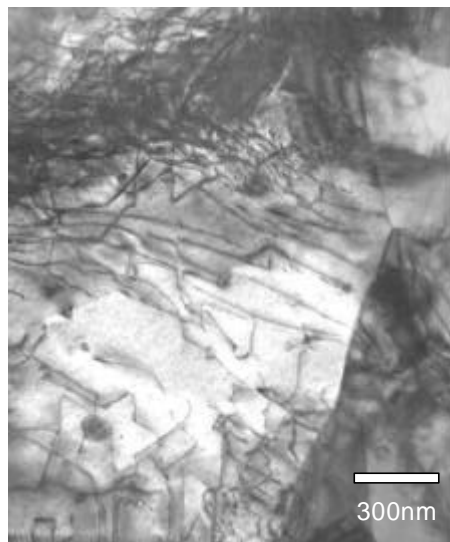
(a) SR tube crept to 23% (x20,000)



(b) Rx tube crept to 12% (x20,000)



(c) Rx tube crept to 12% (x50,000)



(d) Rx tube crept to 12% (x50,000)

그림 5. 크리프 시험후의 TEM 미세조직 (400°C, 150MPa, 480hr)

4. 고찰

서론에서 인용한 Zry-4 피복관의 열처리 조건에 따른 응력의존성의 발생원인에 대한 전위생성과 회복기구를 이용한 설명들은[2,3] 다음과 같은 관점들과 불일치를 보인다.

i) 응력의존성을 설명하기 위해 도입한 식(1)은 인장시험과 같은 전위활주를 일으킬 수 있는 저항력 관력식으로써 본 시험과 같은 전위상승이 주 변형기구로 작용하는 지수법칙 크

리프 영역에서는 직접적으로 적용하기 곤란한 점이 있다.

ii) 실제로 크리프 시험전의 SR과 Rx 피복관의 전위밀도는 상당히 큰 차이를 보인다. 즉, Rx 조직에서는 그 밀도가 극히 희박한 반면 SR 피복관은 가공조직을 유지하므로 상당히 많은 전위들을 관찰할 수 있다. 그런데 상기 연구자들은 크리프 강도가 가장 큰 열처리 조건에서의 전위밀도는 정상상태 전위밀도와 유사하기 때문이라고 주장하였다. 또한 이들은 전위밀도가 정상상태 크리프 영역에서 보다 상당히 크거나 작으면 1차 (primary) 크리프가 크게 발생한다고 주장하였으나 본 실험 결과 SR이 Rx 피복관 보다 항상 크게 발생하였다.

iii) 가공조직과 재결정조직 간에는 미세구조적으로 현격한 차이를 보인다. 이를 단순히 전위밀도의 변화만으로 설명하기는 부족하다. 이러한 미세조직상의 차이는 결국 크리프 저항성에 영향을 미칠 것이기 때문이다.

우선 이러한 열처리 조건에 따른 시험응력 의존성의 차이를 설명하기 위해 크리프 변형에 대한 장애물의 분포를 고려해 본다. 즉, 전위이동에 대한 장애물들은 고용물(solute), 석출물, 격자 마찰력 (lattice friction), 결정립계와 다양한 형태의 전위구조들 (단독전위, 전위셀, 전위망, 전위숲, tangled 전위, 조그를 동반한 나선전위, 킹크, 등등)로 구분해 볼 수 있다. 최종 열처리 조건만 다른 동일 합금이라면 고용물, 석출물, 격자 마찰력을 제외한 내부구조(structure)의 변천(evolution)에 의해 크리프 특성이 결정된다. 또한 전위상승이 주 변형기구로 작용하는 저온범위 크리프 영역에서는 결정립 크기가 크리프 특성에 큰 영향이 없는 것으로 알려져 있다. 따라서 다양한 형태의 전위구조들과 SR 피복관의 변형조직 (deformed structure)이 전위이동을 방해하는 장애물들이다.

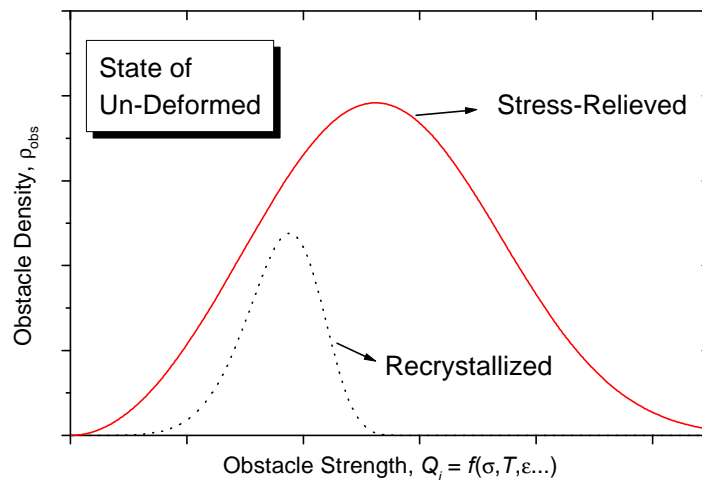
전위이동 또는 상승을 유발할 수 있는 전위에 작용하는 전단응력 또한 일정하지 않으며 어떤 분포를 가진다고 할 수 있다. 즉, 어떤 크리프 시험응력이 가해지면, 미세조직 상으로 응력집중이 발생하는 영역이 존재하는가 하면 변형 compatibility에 의한 전단응력 발생 및 전위축적 (dislocation pile-up)에 의해 내부응력의 분포가 발생한다. 또한 전위들은 방향에 따라 다양한 전단응력을 받기 때문에 (Schmid factor의 차이) 전위의 방향에 따라 저응력에서도 이동이 가능할 수도 있고 고응력인데도 불가능하기도 한다. 전위의 이동 중에도 다양한 형태 (활주, 상승, pinning, cutting, solute dragging, 소멸, 생성, 전위 반응, 횡단 슬립, 등등)의 과정을 겪게 된다.

이러한 미세조직 상의 각종 장애물들, 전위 방향에 따른 작용 전단응력 차이, 전위이동의 다양한 형태 등이 복합적으로 작용하여 겉으로 드러나는 크리프 변형을 구성한다. 따라서 활성화 에너지로 대변되는 장애물 극복에 대한 에너지는 어떤 분포도를 가진다고 가정할 수 있다. 그림 6(a)는 변형전 SR과 Rx 조직의 장애물 밀도를 장애물 강도에 따라 가정한 분포도이다. 미세조직 관찰결과 SR 조직은 응력이완 열처리를 수행하였지만 Rx에 비해 장애물의 밀도는 여전히 높은 것으로 가정할 수 있다. SR 조직의 최대 장애물 밀도를 보이는 장애물 강도는 Rx에 비해 약간 오른 쪽으로 치우쳐 도시하였는데 이는 변형조직의 특성을 반영한 것이다. 크리프 변형이 진행되면 특히 1차 크리프 영역에서 낮은 장애물 강도를 가진, 쉽게 통과할 수 있는 전위들은 다른 부호의 전위들과 반응하여 쉽게 소멸하게 된다. 이러한 반응은 초기 전위밀도가 높은 SR 조직에서 많이 발생하며 Rx 조직에서는 초기 전위밀도가 낮아서 전위반응 확률이 낮으므로 오히려 전위밀도가 증가하게 되는 현상이 낮은 장애물 강도를 가진 영역에서 발생한다고 가정할 수 있다. 이러한 과정 중에 전위셀, 전위망 등의 형성은 높은 장애물 강도이며 이들의 분포는 변형 중에 증가한다. 따라서 그림 6(b)와 같이 정상상태 크리프 조건이 되면, 저 강도 장애물의 밀도는 SR과 Rx에서 유사한 분포를 가지

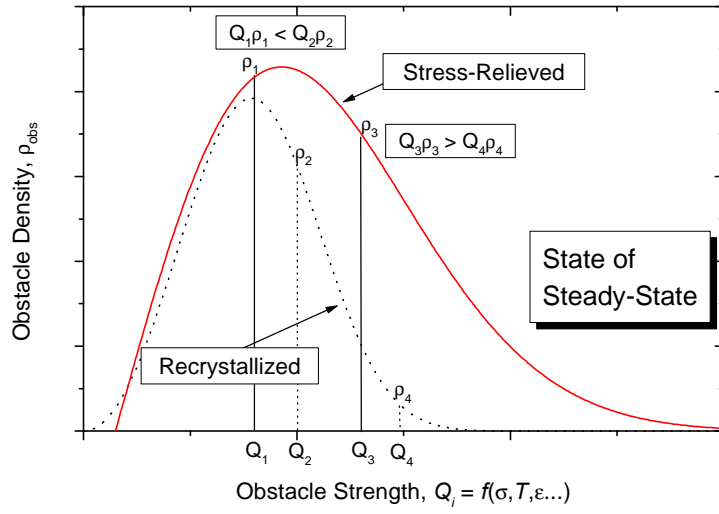
며 고강도 장애물의 분포는 두 조건 모두 증가한 형태를 보인다고 할 수 있다. 이러한 분포도를 가정한 이유는 다음과 같다. 동일한 활성화에너지를 가진 영역에서 크리프 변형할 경우, 응력지수가 높다는 것은 (응력 민감도가 큼) 그만큼 장애물의 밀도가 희박하다는 것을 의미한다고 할 수 있다. 그림 3(b)에 보인 바와 같이 저응력 조건, 즉 저강도 장애물을 극복하는 변형에서는 SR과 Rx의 응력지수가 유사하지만 고응력 조건에서는 Rx 재료의 응력지수가 현격히 증가한 사실을 반영한 결과이다.

활성화에너지의 추이를 보면 1차 크리프에 비해 2차 크리프 영역에서 상당히 증가한 것을 볼 수 있었다. 이는 초기 크리프에서는 쉽게 극복할 수 있는 장애물들이 변형과정에 참여하며 이들이 소멸되고 고강도 장애물이 발생한 정상상태 영역에 도달한다고 볼 수 있다. 또한 Rx가 SR 보다 항상 높은 활성화 에너지를 보이고 있으며 이는 장애물들의 밀도가 SR에 비해 낮게 유지되므로 (응력지수가 높음) 변형 저항성의 유지를 위해서는 높은 강도의 장애물들이 변형을 억제하는 역할, 즉 변형과정에 참여하고 있다고 볼 수 있다.

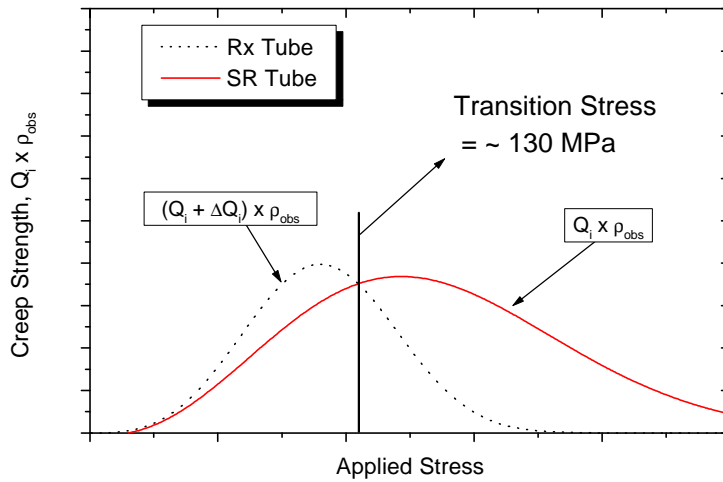
크리프 변형에 대한 저항능력, 즉 크리프 강도는 장애물의 강도와 그 장애물 밀도의 곱이라고 가상할 수 있다. 따라서 저응력 조건에서는 SR과 Rx의 변형에 참여하는 장애물의 밀도는 유사한 반면에 Rx에서는 활성화에너지가 더 큰 장애물들이 변형과정에 참여하므로 그 크리프 변형 저항성이 SR보다 크나 고응력 조건에서는 Rx의 활성화에너지가 더 크지만 그 장애물의 밀도가 SR보다 크게 작으므로 SR의 크리프 저항성이 더 크게 된다. 이러한 관계를 설명하기 위해 활성화 에너지는 주로 응력의 함수로 가정하여 그림 6(c)에 도시하였으며, 이때 크리프 강도의 역전점이 나타나며 이는 본 실험에서 얻은 약 130MPa 정도가 된다. 따라서 크리프 변형 저항성 최고점 이하의 응력에서는 부로 1차 크리프 영역에서 상당부분 소진되며 그 이후의 응력에서는 Rx의 크리프 저항성이 급격히 감소하는 반면에 SR은 좀더 느리게 감소하는 경향을 가진다고 설명할 수 있다.



(a) 변형전 장애물 분포도



(b) 변형 과정중의 장애물 분포도



(c) 시험응력에 따른 크리프 강도 분포도

그림 6. SR과 Rx 피복관의 응력의존성을 설명하기 위한 개념도

5. 결론

핵연료 피복관용 재료로 사용되는 Low Tin Zry-4 튜브를 응력이완 및 재결정 열처리한

조건에서 시험온도 360-400°C, 시험 원주응력 90-150MPa 조건에서 2축 크리프 시험을 수행하고 TEM을 통해 미세조직을 관찰하였다.

- 시험응력이 약 130MPa를 전후로 하여 저응력 조건에서는 재결정 조직이, 고응력 조건에서는 응력이완 조직의 크리프 저항성이 큰 것으로 나타났다. 지수법칙 크리프 상관식으로 분석한 결과, 응력지수는 SR이 3-5, Rx는 4.5-7 정도였으며 크리프 활성화에너지는 SR이 45-65kcal/mole, Rx는 50-70kcal/mole를 보였으며 이는 전형적인 전위활주 및 상승 기구에 의한 크리프 변형이다.

- 크리프 변형후에도 SR 피복관의 가공조직이 그대로 유지되었으며 다양향 형태의 전위조직들 (전위셀, 전위망, 단독전위 등)이 형성되었다.

- 열처리 조건에 따른 응력 의존성의 차이를 설명하기 위해 장애물들의 분포도를 가정하여 이러한 현상을 설명하였다. 고응력 조건에서는 SR 조직의 장애물 밀도가 장애물 강도 증가에 따라 서서히 감소하는 반면 Rx 조직은 급격히 발생하여 응력 의존성 차이가 발생하는 것으로 추정되었다.

감사의 글

본 연구는 1999년도 과학기술부의 원자력연구 개발 사업 중 지르코늄합금핵연료피복관과 제의 일환으로 수행되었습니다.

참고문헌

1. D. G. Franklin et al., "Creep of Zirconium Alloys in Nuclear Reactors", ASTM STP 815, (1983).
2. K. Kallstrom et al., ASTM STP 511, (1974) 160.
3. R. J. Beauregard et al., Proc. 4th Conf. on SMiRT, (1977) C3/5.
4. M. Limback and T. Andersson, ASTM STP 1295, (1996) 448.
5. O. T. Woo et al., J. Nucl. Mat. 87 (1979) 70.
6. R. C. Ecob and A. T. Donaldson, J. Nucl. Mat. 132 (1985) 110.
7. D. O. Northwood, et al., J. of Nuclear Materials, 55 (1975) 299.