

핵연료 피복관용 지르칼로이-4의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 β -열처리의 영향

고진현 · 오영근* · 김광수**

한국기술교육대학교 금속재료공학과

*기아자동차(주) 생기연구팀

**순천향대학교 재료공학과

The Effect of β -Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Characteristics of Zircaloy-4 for Nuclear Fuel Cladding

Jin-Hyun Koh, Young-Kun Oh* and Gwang-Soo Kim**

Korea University of Technology and Education, Chonan, Choongnam 330-860

*Kia Motors Corp. Kwang Myung Shi, KyungKiDo 423-701

**SoonChunHyang University, Onyang, Choongnam 330-600

(1999년 2월 3일 받음, 1999년 5월 3일 최종수정본 받음)

초 록 핵연료 피복재인 지르칼로이-4 튜브에서 β -열처리가 미세조직, 석출물 형상, 기계적 성질 및 집합조직에 미치는 영향을 제조된 상태의 튜브와 비교 조사하였다. β -열처리는 고주파 진공유도로에서 1000°C, 1100°C와 1200°C로 30초 동안 가열한 후 냉각하였다. β -열처리된 지르칼로이-4 튜브는 제조된 상태와 비교하여 제2상의 입자형상 및 크기에서 크게 변화하였다. 제조된 상태와 β -열처리된 피복관에서 제2상의 평균 입자크기는 각각 0.1 μ m과 0.076 μ m이었고 형상은 구형에서 판상으로 나타났다. 열처리 온도가 상승함에 따라 기계적 성질에서 0.2% 항복강도와 후프강도는 모두 감소하였으나 항복강도가 더욱 크게 감소하였다. 이것은 집합조직의 변화와 α -판상폭이 약간 증가하였기 때문이다. β -열처리에 의해 지르칼로이-4 튜브의 집합조직이 변화하였으나 열처리 온도조건에서는 제조된 상태와 비교하여 집합조직이 많이 소멸되었지만 여전히 잔류하였다.

Abstract The effect of β -heat treatment on the microstructure, mechanical properties and texture in the nuclear fuel cladding of Zircaloy-4 tubes was investigated. The β -heat treatment temperatures were chosen at 1000, 1100 and 1200°C, and the tubes were heat-treated by a high frequency vacuum induction furnace. Morphology of the second phase particles and α -grain of as-received tubes were markedly changed by heat treatment. The average sizes of second phase particles of as-received and β -heat treated tubes were 0.1 μ m and 0.076 μ m, respectively. However, the average sizes of second phase particles were not much changed in the β -heated temperatures. With increasing heat treatment temperatures, the 0.2% yield strength and the hoop strength were decreased because of changes in preferred orientation as well as α -plate width. Heat treated Zircaloy-4 tubes exhibited texture changes but the preferred orientation of grains still remained.

1. 서 론

지르칼로이-4 (Zircaloy-4)는 원자로의 구조재 및 핵연료 피복재로 많이 사용된다. 이것은 이 합금이 수냉 원자로의 고온수증기 및 방사선 조사 분위기에서 내식성이 우수하고, 열중성자 흡수단면적이 작고, 가공성, 고온강도 및 연성이 양호할 뿐 아니라 탄성계수와 열팽창계수가 작아 열변형 및 용접변형이 작기 때문이다.^{1,2)}

핵연료 피복재인 지르칼로이-4는 튜브형태로 제조되는데 이때 냉간가공과 결정학적 인자의 영향으로 가공 후 기계적 성질에서 이방성이 발생한다. 이것은 α -Zr이 결정학적으로 조밀육방정(Hexagonal Close Packed, HCP) 구조를 가져 대칭성이 낮고, 가공시 슬립 시스템(slip system) 수가 감소되어 α -Zr 결정이 우선방위(preferred

orientation)로 배열되기 때문이다.^{3~5)} 따라서 이 재료에는 집합조직(texture)이 발생하게 된다.^{6,7)} 지르칼로이-4 튜브에서 가장 많이 발생되고 기계적 성질에서도 가장 요구되는 집합조직은 기저면(0002)극(pole)이 튜브에서 방사상의 두께방향(radial direction)에서 약 30° 정도로 튜브에서 접선의 원주방향(tangential direction)으로 분포되는 것이다.⁶⁾

만일 원자로에서 냉각재 부족 사건이 짧은 시간 동안 발생한다면 지르칼로이-4의 온도는 β -상영역으로 급격히 상승한다.⁸⁾ 특히 중수로형 핵연료에서는 방향지지체와 간격체 등의 부착물들이 얇은 지르칼로이-4 튜브 외부에 브레이징에 의해 부착되는데 이때 브레이징 사이클은 β -상영역으로 가열 후 α -상영역으로 냉각된다.⁹⁾ 또 핵연료 피복관의 기계적 특성 및 내식성을 개선하기 위하여 피복관 표

면을 β -열처리하는 방법에 대해 많은 연구가 수행되고 있다.¹⁰⁾

지금까지 지르칼로이 핵연료 피복재에 대한 연구는 대부분이 냉간가공 후 응력 제거된 상태 또는 α -상에서 재결정된 조건에서 특성을 조사한 것이었다. 그러나 원자력 발전에서 국내외적으로 주종은 경수로형이지만 운전효율이 우수하고 국내에서도 이미 발전소 수가 4기로 증가된 중수로형에 사용되는 핵연료는 전술한 바와 같이 β -상으로 변태될 수 있는 경우가 많기 때문에 이에 따라 기계적 특성 변화 및 금속조직학적 변화에 대하여 폭넓게 이해할 필요가 있겠다. 본 연구에서는 핵연료 피복재 지르칼로이-4 튜브에서 β -열처리가 미세조직, 집합조직과 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 실험재료 및 열처리

본 실험에서 사용된 지르칼로이-4 튜브는 상용 중수로형 원자로에 사용되기 위해 제조된 것으로 그 화학조성은 Table 1과 같고 시편치수는 공칭외경이 13.08mm, 두께 0.42mm 및 길이 250mm였다. 시편의 β -열처리는 Fig. 1과 같이 시편을 석영관에 위치하고 그 내부를 진공상태로 만들고 진공도가 10^{-5} torr에 도달하면 유도 가열하여 수행되었다. 이때 가열온도는 1000, 1100 및 1200°C에서 각각 30초간 유지한 후 진공 분위기에서 상온으로 냉각하였으며 이때 냉각속도는 20~25°C/sec 범위였다. 시편의 열처리 시 각 온도에서 가열범위는 50mm였고 온도는 $\pm 10^\circ\text{C}$ 를 유지하였다.

Table 1. Chemical composition of Zircaloy-4.

Chemical composition(wt.%)				
Alloying elements	Sn	Fe	Cr	Zr
w/o	1.2~1.70	0.18~0.24	0.07~0.13	Bal.

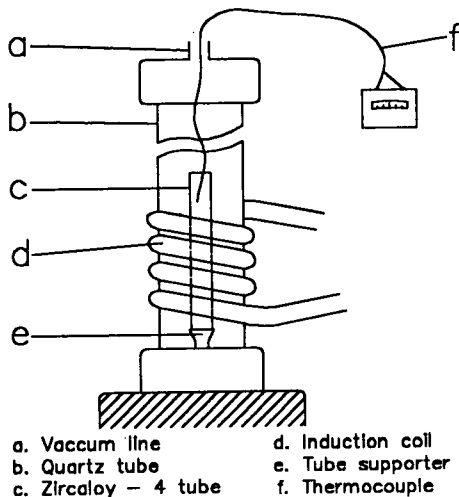


Fig. 1. Heat treatment apparatus.

2.2. 미세조직검사

열처리 후 지르칼로이-4 튜브의 미세조직과 제2상의 금속간 화합물은 광학현미경과 전자현미경으로 조사되었다. 광학현미경으로 열처리된 시편에서 α -입자폭을 측정하기 위하여 시편을 전해연마한 후 양극산화법(anodizing)으로 부식하였다. 이때 사용된 전해용액은 49% 메타놀, 43.5% 에틸렌 글리콜, 4.5% 과염소산과 3% 증류수를 혼합하여 준비하였고, 전해조건은 전압 25V와 전류 1A에서 5~10초 유지하였다. 양극산화 조건은 에타놀 46%, 젖산(lactic acid) 15%, 글리세린 8%, 인산 4%와 증류수 27%를 혼합하여 용액을 준비하였으며, 전해조건은 전압 70V, 전류 0.5A에서 10~15분 유지하였다. 시편내의 제2상(석출물)의 크기, 형상 및 분포는 투과전자현미경(Phylips EM400)에 의해 조사되었으며 박판시편은 jet thinning에 의해 준비되었다. 이때 사용된 용액은 과염소산과 메타놀의 혼합액이었고 조건으로는 전압 20V와 온도는 238K였다. 제2상의 입자들은 상분석기(image analyzer)를 사용하여 정량적으로 분석하였고 화학조성은 EDAX로 분석하였다.

2.3. 기계적 시험

지르칼로이-4 튜브시편의 기계적 성질은 인장시험과 파열시험으로 수행되었다. 인장시험은 ASTM E8에서 제시된 방법을 따라 수행되었는데 변형율은 $8.3 \times 10^{-3}/\text{s}$ 였고 게이지 길이는 50mm였다. 최대후프강도(ultimate hoop strength, σ_h)는 튜브 한 쪽 끝에 봉단마개를 삽입하고 저항업셋용접법으로 밀봉한 후 파열시험(burst test)을 하고 식(1)을 이용하여 계산하였다. 이때 튜브내부로의 압력은 유압을 이용하였고 가압속도는 0.23MPa/s였다.

$$\sigma_h = P D_o / 2t_o \quad (1)$$

여기서, P=내부압력(MPa), D_o =초기튜브내경(cm), 및 t_o =초기튜브두께(cm)이다.

2.4. 집합조직조사

지르칼로이-4의 β -열처리 후 튜브의 집합조직을 제조된 상태의 튜브와 비교하기 위하여 두가지 방법으로 조사되었다. 첫째는 제조된 상태의 튜브와 β -열처리된 튜브의 기저면(0002)극의 극점도는 정극점도(direct pole figure)로 구하였고, 두 번째는 지르칼로이-4 피복관의 정량적인 집합조직인자(texture parameter) f는 역극점도(inverse pole figure)에 의해 구하였다. 이 집합조직 인자를 구하기 위한 시편은 튜브의 길이(longitudinal), 두께(radial)와 원주(tangential) 방향으로 얇게 조각으로 절단하여 강산 용액으로 부식하여 $20 \times 20 \times 0.02\text{mm}$ 크기로 준비하여 3방향에서 파라메타값을 구하였다.

지르칼로이 집합조직의 정량적인 분석은 이미 언급된 역극점도를 이용한 Kearns¹¹⁾가 개발한 f-파라메타(parameter)가 널리 사용되고 있다. 이것은 어떤 한 기준(reference)방향에 대한 기저면(0002)극의 분해분율(resolved fraction)을 나타내는 파라메타로써 식(2)와 같이 나타낼 수 있다.

$$f = \sum Vi \cos^2 \Phi_i \quad (2)$$

여기서 V_i 는 i 번째 구간에 대한 체적이고 구간은 $\Phi=0^\circ$ 로부터 90° 사이를 9개로 나눈다. 구간 Φ 와 관련되는 i 번째의 구간에서의 체적분율은 다음 식 (3)과 같이 표현된다.

$$V \Delta \Phi = \int_{\Delta \Phi} I(\Phi) \sin \Phi d\Phi \quad (3)$$

마지막으로 f -파라메타는 어떤 각도 Φ 내에서 회전된 부분에 대한 평균 극강도 (pole intensity)를 고려하여 식 (4)와 같이 표현된다.

$$f = \int_0^{\frac{\pi}{2}} I(\Phi) \sin \Phi \cos^2 \Phi d\Phi \quad (4)$$

여기서 f -파라메타 값은 각 면에서의 집합조직계수로 계산된다. 셋방향 즉 튜브의 두께, 원주 및 길이 방향에서 각각의 f_r, f_t 및 f_l 파라메타값을 구하였다. 여기서 세 방향의 값의 합은 $f_r + f_t + f_l = 1$ 이 되어야 한다.

X-선 회절법에 의한 정극점도에서 기저면(0002) 극점도를 구하기 위해서 $\Phi > 70^\circ$ 인 구간에서는 반사법을, $70^\circ \leq \Phi \leq 90^\circ$ 의 구간에서는 투과법을 사용하였다. 정극점 좌표방법은 X-선 회절기(SIEMENS D501)에 시편을 3차원적 고니오미터(goniometer)에 장착하였고 이때 타깃금속은 $\text{CoK}\alpha$ 였고 (0002) 극점도를 얻기 위해 2θ 값을 40.68° 에 고정하였다. 한편 역극점도를 구하기 위한 X-선 회절기는 Philips Norelco사 제품으로서 타깃금속은 $\text{CuK}\alpha$ 였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 미세조직

본 실험에서 사용된 제조된 상태의 튜브는 냉간가공 후 어닐링 처리된 상태로서 제2상 입자들이 Fig. 2(a)와 같이 거의 구형이고, Fig. 2(b)와 같이 결정입계 뿐 아니라 입내에도 석출 분포되었다. 석출물 입자의 크기는 $0.03 \sim 0.2 \mu\text{m}$ 범위로 평균직경은 $0.1 \mu\text{m}$ 이었고, 그 화학구조는 $\text{Zr}(\text{Fe}_{0.6}, \text{Cr}_{0.4})_2$ 였다. 또 제2상 입자들의 평균밀도는 $1.2 \text{ 입자}/\mu\text{m}^2$ 였다. 그러나 β -열처리된 시편에서 석출물들은 거의 결정입계에 석출하였다. 그 형상은 Fig. 3과 같이 판상(plate-like)이고 석출물들의 평균직경은 $0.076 \mu\text{m}$ 으로 제조된 상태의 것 보다 작았고 그 수도 적었다. 이는 β -영역으로 가열에 의해 과포화되었던 Fe, Cr 등의 원소들이 빠

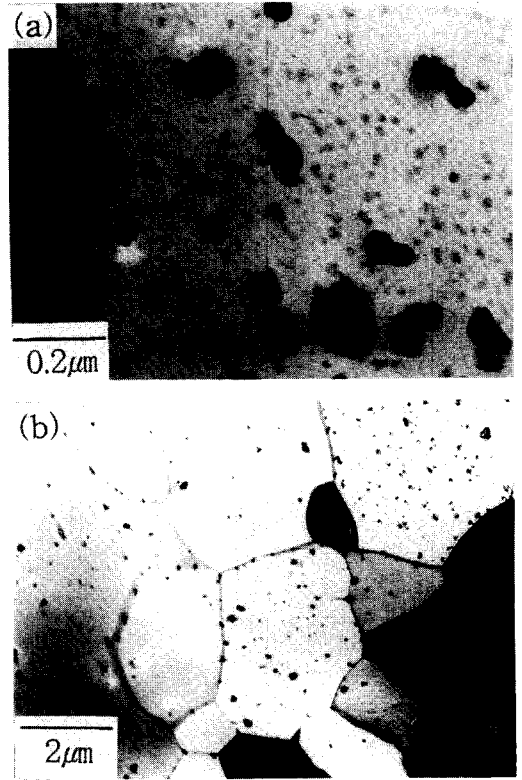


Fig. 2. (a) Transmission electron micrographs of (a) shape and (b) distribution of second phase particles.

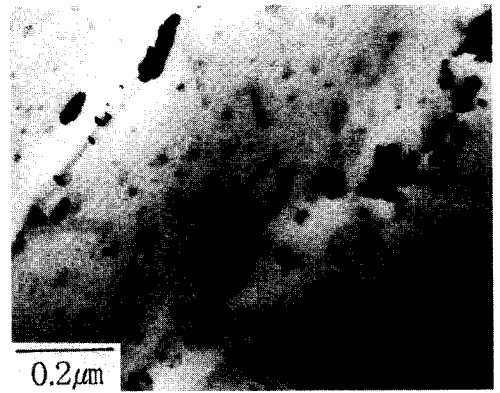


Fig. 3. Transmission electron micrograph of second phase particles of β -heat treated Zircaloy-4 at 1000°C .

른 냉각속도에 의해 확산될 시간이 부족하였기 때문에 여겨진다.

그리고 제조된 상태의 튜브에서의 석출물들과는 형상이 달랐다. 즉 제2상 입자들의 형상비(shape factor) 분포는 제조된 상태에서는 Fig. 4(a)와 같이 $0.83 \sim 0.95$ 사이에서 가장 빈도수가 높았으나 1000°C 에서 β -열처리된 경우에는 Fig. 4(b)와 같이 형상비가 $0.45 \sim 0.85$ 사이에 가장 많이 분포되었다. 여기서 형상비는 $4\pi \text{면적}/\text{원주}^2$ 으로 계산되었으며 완전구형일 때 형상비는 1이 된다.

Table 2는 β -상영역인 1000°C 와 1200°C 에서 열처리한 시편과 제조된 상태의 지르칼로이-4 시편에서의 제2상 입자들의 형상을 통계처리한 결과이다. 1000°C 와 1200°C 에

Table 2. Shape factor and mean diameter of second phase particles of Zircaloy-4 tubes with different heat treatment conditions.

Heat treatment condition	Shape factor	Mean diameter (μm)
As-received	0.88	0.1
1000°C	0.66	0.076
1200°C	0.65	0.075

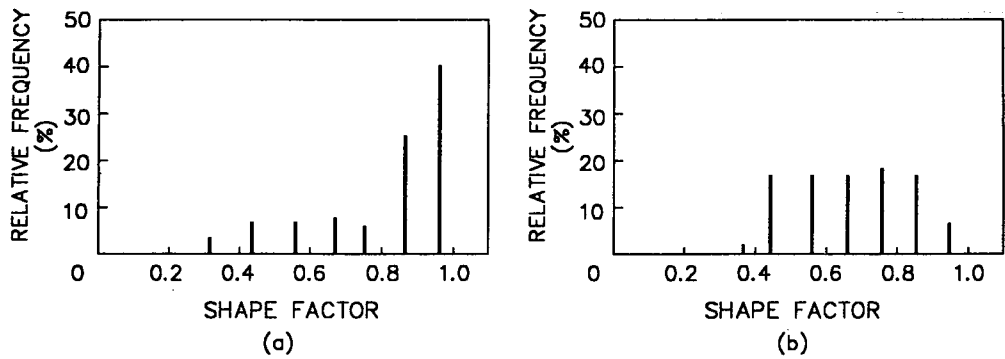


Fig. 4. Shape factor distribution of second phase particles of Zircaloy-4 tubes. (a) As-received (b) heat treated at 1000°C.

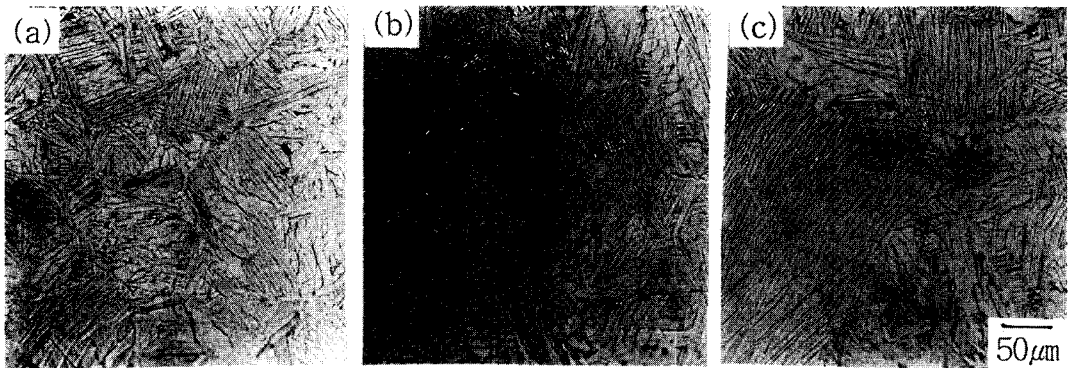


Fig. 5. Microstructure of Zircaloy-4 tubes with different β -heat treatment conditions. (a) 1000°C, (b) 1100°C and (c) 1200°C.

Table 3. Change of prior β -grain size and α -plate width as a function of β -heat treatment temperatures.

T(°C)	α -plate width (μm)	prior-grain size (μm)
1000	2.0	80
1100	2.2	120
1200	2.3	170

서 β -열처리한 경우 제2상의 형상비가 각각 0.66과 0.65로 거의 차이가 없었으나 제조된 상태에서의 형상비 0.88과 비교하여 크게 감소되었다. 이것은 Fig. 3의 전자현미경 사진과 같이 β -열처리된 시편에서 제2상들은 판상으로 석출되었으나 제조된 상태의 시편에서는 구형에 가까웠기 때문이다. 그러나 1000°C 및 1200°C에서 열처리된 경우에는 제2상의 평균직경에서는 큰 차이가 없었으나 제조된 상태의 시편과 비교하여 크게 증가하였다. Fig. 5는 1000, 1100 및 1200°C에서 β -열처리된 지르칼로이-4에서 α -판상과 구 β -입자크기 (prior β -grain size)를 보여주는 광학현미경 사진들이고 Table 3는 α -판상폭과 구 β -입자 크기를 측정된 결과로 이 β -열처리 범위에서 온도가 증가함에 따라 α -판상폭의 크기는 조금 증가하였으나 구 β -입자 크기는 상당히 증가하였다.

이상과 같이 β -열처리한 지르칼로이-4 튜브와 제조된 상태의 튜브시편을 비교하면 α -입자의 폭, 제2상의 형상 및 구 β -입자 크기에서 큰 변화가 있었음을 알 수 있었다. 상온에서 α -상 (HCP) 인 지르칼로이-4 튜브가 1000°C 이

상으로 가열되면 β -상의 체심입방격자 (BCC) 로 동소변태한다. 이때 α -상 내에 잔류되었던 모든 가공 이력이 소멸되고 기지 (matrix) 내의 금속간 화합물 등 제2상은 β -상에 분해되었다가 α -상으로 냉각시 주로 입계로 석출한다. 이 석출물의 형상 및 α -판상폭은 냉각속도에 의존하며 냉각속도가 빠를수록 석출물 및 α -판상폭의 크기는 작아지는 것은 잘 알려져있다.^{11~13)} 앞에서 이미 고찰한 바와같이 본 실험에서는 온도가 증가함에 따라서 α -판상폭은 조금 커졌지만 구 β -입자크기는 상당히 커졌다.

3.2 기계적 성질

Table 4는 제조된 상태의 튜브의 인장 시험 결과로 0.2% 항복강도와 축방향 연신율을 보여주고 있다. β -열처리된 시편과 제조된 상태의 시편을 비교하면 0.2% 항복강도와 연신율은 각각 약 30%와 50% 이상 급격히 감소하였지만 열처리 온도 범위인 1000°C와 1200°C 사이에서는 조금 감소하였다. Table 5는 제조된 상태의 지르칼로이-4 튜브와 β -열처리된 시편의 후프강도와 원주방향연신율을 보여주고 있다. β -열처리에 의해 후프강도는 800MPa에서 570MPa이하로 28% 이상 감소되었고 원주방향연신율은 35% 이상이 감소되었다. 그러나 β -열처리 온도범위에서는 후프강도와 원주방향연신율은 조금 감소하였다. 특히 β -열처리 온도범위에서는 후프강도에 미치는 영향은 작았다.

Woo 등¹⁴⁾은 β -열처리된 지르칼로이 재료에서 α -판상폭 (W)과 기계적 강도인 유동응력 (flow stress, σ)과와 관계를 식 (5)와 같이 나타내었다.

Table 4. Tensile properties of Zircaloy-4 with different heat treatment conditions.

Heat treatment condition	Yield strength (MPa)	Elongation(%)
As-recieved	490	30.8
1000°C	350	14.1
1100°C	342	12.6
1200°C	331	11.2

Table 5. Burst test results of Zircaloy-4 tubes with different heat treatment conditions.

Heat treatment condition	Hoop strength (MPa)	Circumferential elongation(%)
As-recieved	800	29
1000°C	579	19.2
1100°C	568	18.3
1200°C	556	17.4

$$\sigma = \sigma_0 + KW^{-1} \quad (5)$$

여기서, σ_0 는 마찰응력(friction stress)이고 K는 상수이다. 본 실험결과 지르칼로이-4를 β -열처리하였을 때 온도 증가에 따라 α -판상의 폭이 조금 증가하였으므로 식(5)로부터 기계적 강도도 조금 감소한 것이다.

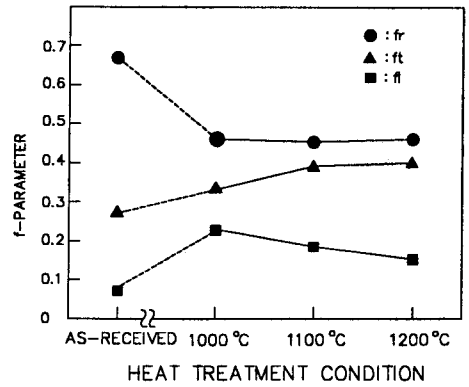


Fig. 6. The f-parameter variation with different heat treatment conditions.

3.3. 집합조직 변화

Fig. 6는 제조된 상태의 지르칼로이-4 튜브와 β 열처리된 튜브의 세방향에서의 f-파라메타의 변화를 보여주고 있다. 여기서 제조된 상태의 지르칼로이-4에서는 튜브두께방향 성분의 집합조직(fr)이 가장 우세하게 형성되어 있다. 그러나 β 열처리에 의해 fr 값은 급격히 감소한 반면 fl 및 ft 값은 증가하였다. β 열처리에 의해 각 집합조직 성분별 f-파라메타 값은 크게 변화하였으나 결정입자들의 우선방위 즉 집합조직은 여전히 소멸되지 않고 남아 있었다. 이와 같

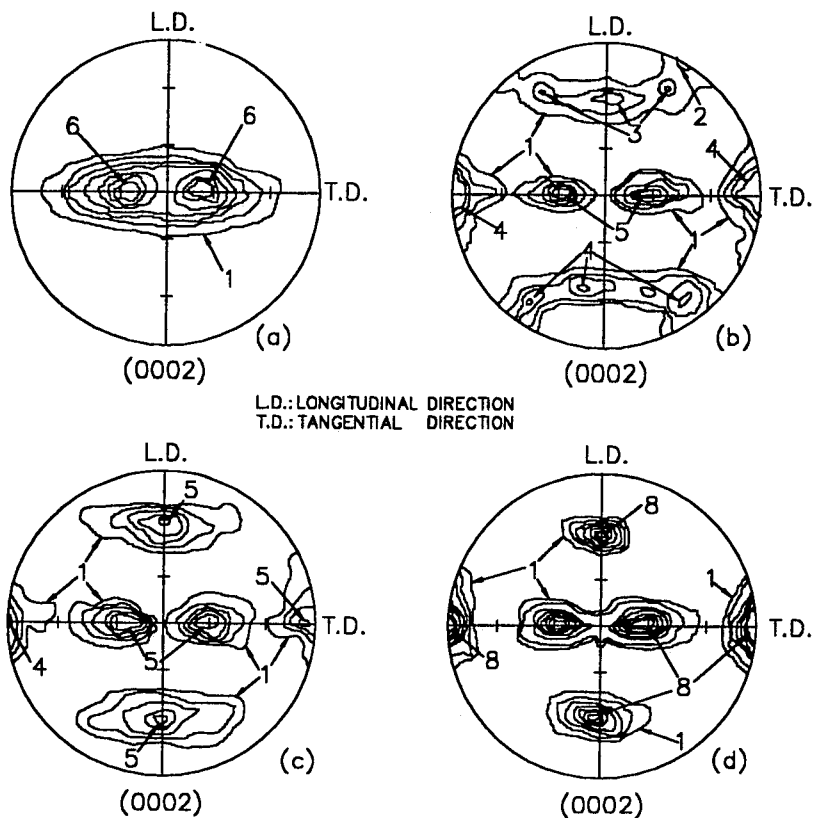


Fig. 7. Direct pole figures of Zircaloy-4 tubes with different heat treatment conditions. (a) As-received, (b) 1000°C, (c) 1100°C and (d) 1200°C.

이 지르코늄합금에서 열처리에 따른 $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ 변태에 의해 나타나는 결정학적 방위(집합조직)의 재형성은 Burger¹⁵⁾에 의해 제시된 기구인 전단과정(shear process)으로 설명될 수 있다. β -상으로 지르칼로이-4를 가열하면 체심입방정(BCC)의 결정구조를 갖지만 α -상으로 냉각되면 조밀육방정(HCP)의 결정구조로 변태한다. 이때 관련된 면은 $\{110\} // \{0001\}$ 이고 방향은 $\langle 111 \rangle // \langle 1120 \rangle$ 이다.¹⁶⁾

β -열처리 온도범위에서는 집합조직 f 성분은 조금 증가하였고 fr 성분은 변화가 작았으나 f 성분은 감소하였다. β -열처리 온도범위에서 지르칼로이-4 튜브의 후프강도가 Fig. 6에서와 같이 감소한 것은 집합조직에서 fr 성분의 값에서 변화가 작은 것과 일치한다.

Fig. 7은 지르칼로이-4의 제조된 상태와 β -열처리 조건이 다른 시편들의 정극점도들이다. 제조된 상태(Fig. 7(a))에서는 집합조직이 형성되었고 Fig. 6와 같이 f -파라메타 값이 분산되어 있다. 그리고 β -열처리된 시편에서는 Fig. 7(b), (c)와 (d)같이 집합조직이 분산되는 경향이 제조된 상태와 비교하여 감소하였다. 이것은 Fig. 6에서 f -파라메타 값들이 덜 분산되고 중앙으로 몰리는 경향과 같다. 이러한 현상은 β -열처리시 냉각중 전술한 면과 방향으로 핵생성이 많이 발생하여 집합조직(결정학적 방위)이 분산된 것으로 알려져 있다.¹⁷⁾

4. 결 론

본 연구에서 얻어진 주요한 결론은 다음과 같다.

1) β -열처리된 지르칼로이-4의 금속간 화합물은 제조된 상태와 비교하여 평균입자 크기가 $0.076\mu\text{m}$ 으로 제조된 상태의 $0.1\mu\text{m}$ 보다 작았고 형상비는 0.88에서 0.65로 감소하여 형상이 구형에서 판상으로 변화하였으나 β -열처리 조건 내에서는 큰 변화가 없었다.

2) β -열처리에 의해 지르칼로이-4의 항복강도, 후프강도 및 연신율 등 기계적 성질이 제조된 상태와 비교하여 현저히 떨어졌다. β -열처리 조건에서도 온도가 증가함에 따라 항복강도와 후프강도는 점차 감소하였다. 이것은 집합조직 및 α -판상폭의 변화에 의한 것으로 생각된다.

3) β -열처리된 지르칼로이-4의 튜브와 제조된 상태의

튜브를 길이, 두께 및 원주 방향에서 집합조직 분포를 비교한 결과 β -열처리에 의해 집합조직이 변화하였으나 소멸되지 않고 존재함이 정극점도와 역극점도를 이용한 f -파라메타로 계산한 결과 확인되었다.

참 고 문 헌

1. B.Lustman : ASTM STP 681, 5-18, (1979).
2. L.Lunde and K.Videm : ASTM STP 681, 40-59, (1979).
3. R. A. Holt et al. : AECL-5107, (1975).
4. T.Kubo et al. : J. of Nucl. Mat. **132**(6), 1-9, (1985).
5. M.H.Yoo : Met. Trans. of AIME, **12**(4), (1981).
6. K.Kallstrom : Can. Met. Qut, **11**(1), 185-1989, (1972).
7. D.B.Knorr, et al. : J. of Nucl. Mat, **17**(2), 1-13, (1977).
8. R.A.Holt : J. of Nucl. Mat., **35**(2), 322-334 (1970).
9. J.H.Koh et al. : J. of the Korean Weld. Soc., **11**(4), 70-78, (1993).
10. G.P.Sabol, et al. : ASTM STP 939, 168-186, (1987).
11. J.J.Kea : WAPD-TM-472, (1965).
12. F.Garzaroll, et al. : ASTM-7th International Conference on Zirconium in the Nuclear Industry, (1985).
13. O.T.Wood, et al. : J. of Nucl. Mat, **87**, 135-143, (1979).
14. O.T.Woo, et al. : J. of Nucl. Mat, **79**, 80-86, (1979).
15. W.G.Burgers : Physica, **1**. (1934).
16. E.Tenckhoff : ASTM STP 551, 179-200, (1974).
17. R.A.Holt, et al : J. of Nucl. Mat, **135**, 246-259, (1985).