2001 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성 특성의 온도의존성

Temperature Dependency of Anisotropic Elastic Properties of Zr-2.5Nb Pressure Tube

정용무, 김성수, 안상복, 김영석

한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요 약

Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성계수를 고온 초음파 공명분광 실험으로 측정하였다. 소형 가열로에 알루미나 wave guide와 광대역 초음파 탐촉자를 사용하여 초음파 에너지를 시편에 가하고 시편의 공명 주파수를 측정하였다. 압력관의 축 방향, 반경 방향, 원주 방향에 일치하도록 장방형 시편을 가공하였으며 각 방향에 대한 탄성계수 텐서 9개의 값을 상온~500°C 구간에서 계산하였다. 탄성계수 텐서, c_{ij} 는 모두 온도가 증가함에 따라 점진적으로 감소하며 원주 방향의 탄성계수가 축 방향 및 반경 방향의 탄성계수보다 높았다. 이것은 Young’s modulus 나 shear modulus 의 경우에도 일치하였으며 축 방향과 반경 방향의 경우 큰 차이를 나타내지 않았다. 축 방향 및 반경 방향의 탄성계수는 120°C 부근에서 서로 교차하는 데 이는 기계 시험법으로 측정한 항복 강도의 온도 의존성 결과와도 일치한다. 온도에 따른 mechanical damping, Q^{-1} 을 측정한 결과에서도 120°C 부근에서 peak가 나타나는 데 이것은 α-지르코늄 원자 격자 내에 수소 원자가 ‘자유 수소’ 상태에서 δ-hydride (또는 γ-hydride) 내에 수소 상태로 변화하는 것으로 추정된다. 보다 정확한 규명을 위해서는 수소 농도에 따른 internal friction peak 의 높이 변화 및 그 온도 측정과 같은 추가 연구가 필요하다고 판단된다.

Abstract

Anisotropic elastic constants of Zr-2.5Nb pressure tube materials were determined by a high temperature resonant ultrasound spectroscopy (RUS). The resonance frequencies were measured using a couple of Alumina wave guides and wide-band ultrasonic transducers into a small furnace. The rectangular parallelepiped specimens were fabricated along with the axial, radial, and transverse direction of the pressure tube. A nine elastic stiffness tensor for orthorhombic symmetry was determined in the range of room temperature~500°C. As the temperature increases, the elastic constant tensor, c_{ij} gradually decreases. Higher elastic constants along the transverse direction compared to those along the axial or radial direction are similar to the case of Young’s modulus or shear modulus. A crossing of elastic constants along axial direction and radial direction was observed near 120°C. This fact is well agreed to the results of yield strength from mechanical testing. The results of temperature dependency of the mechanical damping, Q^{-1} also showed a peak near 120°C. This may attribute to the change of status of hydrogen atoms in zirconium, i. e. ‘free hydrogen in α-zirconium to δ-hydride or vice versa. Further research can help to understand the mechanism.

1. 서론

재료의 탄성계수 측정은 일반적인 재료 시험법으로 응력-변위 관계에서 구하는 방법과 비파괴적인 측정법이 있는 데 복합재료나 집합조직 (texture)를 갖는 금속과 같은 이방성 재료에 대한 탄성계수를 구하려면 다양한 재료 변수를 가지는 시편이 필요하며 판형, 원통형 등과 같이 가공 형태에 따라 모든 방향의 시편을 제작하기 어려운 경우가 있다. 또한 등방성 재료일지라도 재료의 조성, 가공, 열처리 등과 같이 다양한 재료 변수에 대해 일일이 재료시험을 통하여 탄성계수를 구하는 것은 상당한 노력과 시간이 필요하다. 초음파를 이용한 탄성계수의 측정은 비파괴적 측정법이라는 측면 이외에 재료 시험법으로 측정하는 것에 비해서 소성 변형에 의한 영향이 배제된 엄격한 의미에서의 탄성계수를 측정한다는 점에서 유리하다. 특히 초음파 공명분광법 (Resonant Ultrasound Spectroscopy; RUS)는 다른 초음파 방법에 비해서 1) 여러 시편 형상 (구형, 원통형, 장방형 등)에 대해서 적용 가능하며, 2) 시편 크기가 1 mm 정도로 작은 경우에도 측정 가능하여, 3) 작은 단결정 시편에도 적용할 수 있고, 4) 단 한번의 측정으로 최대 21개의 이방성 탄성계수 텐서를 모두 구할 수 있다는 장점이 있다 [1]. 이러한 장점 때문에 일반적인 등방성 금속은 물론 대칭성이 낮은 단결정이나 집합조직을 갖는 다결정 재료의 이방성 탄성계수를 측정하는 것이 가능하다. 그러나 정밀 탄성계수 측정을 위해서는 1) 시편의 크기 및 형상을 정밀 가공하여야 하고, 2)실제 값과 근접한 초기 추정 탄성계수를 미리 알고 있어야 한다는 단점도 있다. 이것은 추정 탄성계수, 시편의 치수, 밀도를 사용하여 계산된 공명 모드 및 공명 주파수와 실제 측정된 공명 모드 주파수가 거의 일치하여야 반복 알고리즘에 의해서 탄성계수 값이 수렴하며 오차가 낮은 정밀 탄성계수의 계산이 가능하기 때문이다.

가압 중수로형 원전의 압력관 재료로 사용되는 zr-2.5Nb 합금은 심한 집합조직으로 인하여 그 물성이 결정립의 방위분포(orientation distribution)에 따라 크게 영향 받으며 기계적, 물리적 성질인 탄성계수, 열팽창 계수, 강도 등이 방향에 따라 다른 이방성을 나타낸다. 이러한 이방성이 나타나는 이유는 Zr-2.5Nb 압력관을 압출 가공할 때 제한된 slip system 때문이며 이에 따라 집합도에 따른 이방성 특성을 규명하는 것이 중요하다. 초음파 공명분광법으로 Zr-2.5Nb 압력관의 이방성 탄성계수를 측정하기 위해서는 실제와 근접한 초기 추정 탄성계수를 구하는 것이 중요한 데 단결정 지르코늄의 탄성계수를 기초로 하고 X-선 회절법으로 구한 방위분포함수 (orientation distribution function; ODF)를 반영하여 시편 좌표계에 대한 이론적인 이방성 탄성계수를 초기 추정 탄성계수로 적용하여 초음파 공명분광법으로 정밀 탄성계수를 구한 바 있다 [2].

본 연구에서는 앞서 구한 Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성계수를 바탕으로 온도에 따른 변화를 알아보고자 고온 초음파공명분광 장치를 사용하여 상온-500°C 까지 각 방향별로 이방성 탄성계수, c_{ij}, Young’ s modulus, shear modulus 는 물론 internal friction, Q^{-1} 의 온도 의존성을 알아보고자 한다.

2. 실험 방법

2.1. 실험 재료

중수로에서 실제 사용되는 Zr-2.5%Nb 압력관 재료를 사용하였다. 이 재료는 용해 및 단조 후에 직경 약 240 mm 의 봉 형태 ingot를 β-quenching (1285°K~1335°K 가열 후 수냉)한 뒤 α+β 영역 (약 1090°K) 까지 재가열하여 압력관 billet 크기 (약 200 mm) 가지 단조 가공한다. 지르코늄의 산화를 방지하기 위해서 얇은 철판을 부착한 구리판을 접합시켜서 1090°K 에서 billet 압출을 수행하며 강도 증가를 위해서 약 20~30% 냉간 가공을 수행한 뒤 마무리 가공, 세척, 응력 이완 소둔을 통하여 제조되는 데 이 재료가 심한 집합조직을 가지는 것은 바로 압출 과정에서 발생한다.

2.2. 방위분포함수 및 이방성 탄성계수 계산

원통형 Zr-2.5Nb 합금은 육방정계 (hexagonal closed packed; hcp) 다결정 재료로써 원주 방향으로의 집합조직을 가지는 데 시편 좌표계 (축 방향, 반경 방향, 원주 방향)에 대해서 이방성을 가진 사방정계 대칭 (orthorhombic symmetry)로 다음과 같은 탄성계수 텐서를 가진다.

$$c_{ij} = \begin{bmatrix} c_{11} & c_{12} & c_{13} & 0 & 0 & 0 \\ c_{12} & c_{22} & c_{23} & 0 & 0 & 0 \\ c_{13} & c_{23} & c_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_{66} \end{bmatrix}$$

이러한 다결정 집합조직의 물성 이방성은 개개 결정립 간의 상호 작용을 무시할 경우 이들 결정립에 대응하는 물성의 평균량으로 계산될 수 있다. 결정립의 분포를 나타내는 방위분포함수는 x-선이나 중성자 회절법으로 측정한 극점도에서 구할 수 있으며 여기에 단결정 상태의 탄성계수를 알면 비교적 정확한 시편 좌표계에서의 이방성 탄성계수를 예측할 수 있다. 실제로 단결정 상태의 탄성계수를 가지고 다결정 상태에서의 탄성계수를 예측하는 방법으로는 각각 결정립에 가해지는 응력의 평균 개념을 적용하는 Voigt 근사법과 각각 결정립에서 발생하는 변위의 평균 개념을 적용하는 Reuss 근사법이 있다. 그러나 실제 재료의 탄성계수는 이러한 두 극단적인 경우의 중간에 존재하므로 이를 설명하는 다양한 모델, 계산식이 제안되었다 [3]. Zr-2.5Nb 압력관 재료에 대한 극점도 자료를 가지고 방위분포함수를 계산한 뒤 Voigt 근사, Reuss 근사 및 반복에 의한 self-consistent method 에 의한 근사 등 3 가지 방법으로 시편 방위별 평균 탄성계수 값을 계산한 뒤 초음파 공명분광 실험에 입력값 (초기 추정 탄성계수)로 적용해 본 결과 self-consistent method에 의한 결과가 가장 작은 오차를 나타냈으므로 본 실험에서도 이 결과를 초기 추정 탄성계수로 적용했다 [2].

2.3. 고온 이방성 탄성계수 측정

Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성계수가 온도에 따른 변화를 측정하기 위하여 Fig. 1과 같은 장치를 제작하였다. 초음파 공명분광 시스템은 기본적으로 연속적인 주파수를 발생시키는 synthesizer, 발생된 신호를 초음파 에너지로 변환하여 시편에 가해주는 송신용 광대역 초음파 센서와 수신용 초음파 센서 및 제어용 PC로 구성된다. 여기에 고온 탄성계수를 측정하기 위하여 소형 가열로 및 온도 제어 장치를 부착하였다. 초음파 센서로 사용되는 압전 소자는 Curie온도 이상에서는 압전 성질을 잃어버리므로 Fig. 1과 같이 알루미나 봉을 wave guide로 사용하여 furnace 내에 시편에 초음파가 전달되도록 하였다. 시편을 지지하는 힘은 스프링으로 제어하도록 하였으며 자유로운 시편 진동을 유지하기 위하여 가능한 한 작은 힘이 시편에 가해지도록 하였다. 소형 가열로는 1000°C까지 가열할 수 있도록 설계하였으나 시편의 산화 등을 고려하여 상온~ 500°C 범위에서 동적 탄성계수 및 음속 측정이 가능하도록 하였다.

사용된 사편은 2.5 mm x 3.0 mm x 3.5 mm 크기의 장방형 시편을 가공하였는 데 이방성 특성을 측정하기 위하여 시편의 각 면 방향을 압력관의 반경 방향, 축 방향 및 원주 방향에 일치하도록 가공하였다. 시편의 각 변 길이를 다르게 하는 이유는 공명 모드를 degenerated 상태로 유지하여 가능한 한 모드가 다른 공명 주파수들이 중첩되지 않도록 하기 위함이다. 본 시편에 대한 초기 30개 공명주파수는

대략 300~900 kHz에 존재하며 이를 정밀 측정하여 탄성계수 계산에 사용한다. 초기 30개의 계산된 공명 주파수와 측정된 공명 주파수 및 각각의 공명 모드 (k), 측정치와 계산치의 오차, 각 공명 주파수의 특정 모드 의존성, 9개 탄성계수 텐서 값, 시편 크기, 무게, 밀도 등을 알 수 있으며 Table. 1에 계산 사례를 보였다. 일반적으로 실험의 정밀도는 RMS error값으로 판정하며 보통 0.2% 이하라야 유효한 실험으로 간주하는 데 본 실험의 경우는 대부분 0.05~0.1% 범위에서 계산되었으므로 대단히 정밀한 결과로 받아들여진다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1. Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성 계수의 온도 의존성

상온~500°C 범위에서 Zr-2.5Nb 압력관 재료의 이방성 탄성계수를 측정하여 Figs. 2~3에 각각 c_{ij} 를 표현하였으며 여기서 아랫 첨자 *l, t, r* 은 각각 압력관의 축 방향 (longitudinal), 원주 방향 (transverse), 및 반경 방향 (radial) 을 뜻한다. 공학적 관점에서 중요한 Young’s modulus 및 shear modulus는 elastic compliance의 역수, $E_{ii} = 1/S_{ii}$ 이므로 계산된 탄성계수 c_{ij} 의 역행렬 S_{ij}를 계산한 뒤 이를 다시 역수를 취해서 구한다. 온도에 따른 Young’s modulus 및 shear modulus 계산 결과를 Figs. 4~5에 나타냈다.
Zr-2.5Nb 압력관 재료는 (0002)면, 즉 c-축으로 결정립이 배열된 정도를 나타내는 극점도를 바탕으로 *f*-계수를 구해보면 $f_T = 0.60, f_R = 0.33, f_L = 0.07$ 로 계산된다 [4]. 이는 대략 결정립의 [0002] 극점의 60%가 원주 방향, 33%가 반경 방향, 7%가 축방향으로 배열하고 있음을 의미한다. 한편 단결정 zirconium의 탄성계수는 $c_{33} > c_{11}$ (단결정 방위 기준으로 ‘1’ =a-축 방향, ‘3’ =c 축 방향임)이므로 c-축 배열 비율이 높은 방향, 즉 *f*-계수가 높을수록 탄성계수가 높아야 한다. Fig. 2에서 c_{ii}의 온도 의존성을 살펴보면 원주 방향의 탄성계수가 축 방향이나 반경 방향의 탄성계수보다 뚜렷하게 높으며 축 방향이나 반경 방향의 탄성계수는 큰 차이를 나타내지 않고 있다. 세 방향으로의 탄성계수 모두 온도가 증가함에 따라 감소하는 경향이 있다. Fig. 3에서도 유사한 경향을 보이는 데 특히 c_{rt}, 즉 반경-원주 방향으로의 비틀림 탄성계수의 값이 높고 c_{lt} 나 c_{rl} 간에는 큰 차이를 나타내지 않는다. 앞서도 언급한 바와 같이 Zr-2.5Nb 압력관 재료는 원주 방향으로의 *f*-계수가 다른 방향에 비해 높으므로 탄성계수가 높게 나타난다. 그러나 반경 방향의 탄성계수와 축 방향의 탄성계수가 큰 차이를 보이지 않는 것은 두 경우 모두 f-계수가 낮으므로 (0002) 방위를 갖는 결정립보다는 다른 방위를 갖는 결정립들이 훨씬 많으므로 원주 방향에 비교하면 보다 무작위한 방위 분포를 가지기 때문으로 판단된다. 이와 유사한 현상이 Figs. 4 와 5에서 보인 바와 같이 Young’s modulus 와 shear modulus 결과에서도 나타나고 있다.
온도에 따른 항복 강도를 고찰해 보기 위해 Fig. 7에는 측정된 탄성계수에 0.2% off-set 항복강도 기준을 적용하여 Fig. 4를 재구성해 보았으며 Fig. 8에는 기계 시험에 의한 항복 강도를 표현했다 [5]. RUS 측정법은 초음파에 의해 원자가 진동할 경우 원자들간에 존재하는 순수한 의미에서의 탄성계수를 측정하는 것임에 반해 기계 시험법으로 항복 강도를 측정할 경우 항복점이 뚜렷이 나타나지 않는 경우에는 0.2% 변위가 발생하는 점에서의 강도를 항복 강도로 정의한다. 이러한 측면에서 두 경우를 비교해보면 유사한 경향성을 보이며 특히 원주 방향 항복 강도가 가장 크고 반경 방향 및 축 방향 항복 강도는 유사함을 보인다. 또한 항복 강도의 절대값도 초음파 공명분광법으로 측정한 것에 비해 기계 시험법의 경우는 약 400~500 MPa 정도 높게 나타나는 데 정확히 따지기는 어렵지만 두 결과의 차이는 기계 시험법의 경우 변형 초기부터 소성 변형이 발생하는 것으로 추정할 수 있다. Zr-2.5Nb 압력관 재료는 200~300°C 구간에서 항복 강도가 평편해지는 현상(yield plateau)이 존재하는 것으로 알려져 있다. 그러나 본 실험에서는 이러한 현상이 뚜렷하지 않은 데 이로 비추어 보아 이 현상도 탄성적인 원인이 아닌 다른 인자, 즉 소성적인 원인에 의한 것으로 추정할 수 있다.

한편 반경 방향 항복강도와 축 방향 항복강도의 교차 현상도 동일하게 관측되는 데 초음파 공명분광법에서는 저온에서 축 방향 항복강도가 반경 방향 항복강도보다 약간 높다가 120°C 부근에서 역전되는 데 반해 기계 시험법에서는 그 반대로 저온에서 반경 방향 항복강도가 높다가 120°C 부근에서 역전되는 것으로 나타났다. 이러한 현상은 현재로써는 그 차이가 상당히 작으므로 실험 오차로 간주해야 할 것인지 아니면 3.2 절에서 논의한 바와 같이 수소 원자의 상태에 따른 mechanical damping 인지 또는 다른 어떤 원인에 의한 것인지 결론지을 수 없다.

3.2. 120°C 에서의 mechanical damping peak 에 대한 고찰

위에서 언급한 바와 같이 본 연구에서 밝혀진 특이한 현상으로 시편을 가열함에 따라 120°C 부근에서 어떤 천이 현상이 발생하는 것이 관측되었다는 점이다. Fig. 4에서 보더라도 반경 방향 Young's modulus와 축 방향 Young's modulus가 110~120°C 부근에서 교차하는 현상이 보이는 데 이는 Fig. 5의 shear modulus의 경우에도 유사하다. 또한 Fig. 6 (a) 및 (b)에서 재료의 damping을 나타내는 Q^{-1}의 peak가 존재함을 관찰할 수 있다.

냉간 가공된 zirconium 의 internal friction, Q^{-1} 을 온도에 따라 측정해 보면 205°K, 242°K, 258°K에서 relaxation peak가 측정되는 데 이러한 relaxation은 (1) dislocation, (2) point defect, (3) combination of dislocation and point defect 에 의한다고 설명하며 특히 dislocation에 의한 relaxation을 'Bordoni peak' 라고 한다 [6,7]. 즉 dislocation이 point defect에 의해서 pinning 된 경우 pinned 된 dislocation 을 포함하는 조각이 열에너지에 의해서 일부가 잘려 나갈 확률이 존재한다. 이것이 외부에서 가해진 진동과 일치할 때 그 진동주파수에서 relaxation이 발생하여 internal friction peak로 나타난다. 그러나 본 실험에서 관측된 120 °C (390-400°K) peak 는 순수 지르코늄을 냉간 가공한 시편에 대한 결과 [6,7]과는 다른 온도에서 나타나므로 위와 같은 mechanism에 의한 relaxation으로 볼 수는 없다.

한편 수소 농도에 따른 internal friction을 측정한 연구 결과 [8]을 보면 수소 농도가 증가함에 따라 internal friction peak 가 커지며 특히 annealing & quenching 상태에 따라 aging 현상이 나타난다고 하였으며 특히 준안정한 (metastable) γ-hydride를 고려하여 격자 내에서 수소 원자의 jumping frequency를 연관지었다. 여기서 사용한 약간 높은 주파수(1560 Hz)에서 수행한 실험 결과를 보면 -70°C 및 110°C 부근에서 Q^{-1}의 peak가 나타나며 특별히 110°C peak를 'high temperature peak' 라고 하였으며 이 peak는 α-Zr + 수소 인 상태에서 δ-hydride (또는 γ-hydride)로 변태 (또는 가역 반응) 즉 수소를 함유한 지르코늄 시편에 외부 응력이 가해질 경우 인장 응력 시에는 δ-hydride 내에 수소 일부가 '자유 수소' 가 되며 압축 응력 시에는 반대로 '자유 수소' 가 δ-hydride로 되돌아가는 과정을 반복한다고 설명하였다 [9].

본 실험에서는 위 경우보다는 상당히 높은 주파수인 수백 kHz에서의 공명 실험이므로 위의 결과와 정확히 일치하지는 않으나 120°C 근처에서 유사한 peak를 보이고 있다. internal friction 실험에서 주파수의 효과는 어떤 경우에는 peak 온도가 증가하는 경우도 있고 반대로 감소하는 경우도 있어서 일관되지 않는다 [10]. 본 경우에서 나타나는 120°C peak는 위 참고문헌 [9]에서 주장한 'high temperature peak' 와 같은 것으로 추정되며 이 경우 주파수가 높아짐에 따라 mechanical damping peak 온도가 약간 증가하는 것으로 판단된다.

본 실험에서 나타난 120°C 부근에서의 Q^{-1} peak는 참고문헌 [8]에서 주장한대로 지르코늄 내에 수소 존재에 따른 효과인 것으로 판단되는 데 α-Zr↔δ-hydride, α-Zr↔γ-hydride(metastable), γ-hydride↔δ-hydride 등의 반응 또는 앞서 언급한 dislocation relaxation에 의한 'Bordoni peak' 에 의한 원인인지 현

재로써는 단정지을 수 없으며 정확한 mechanism을 규명하기 위해서는 수소 농도에 따른 internal friction peak의 높이 및 온도 측정과 같은 추가 연구가 필요하다고 판단된다.

4. 결론

Zr-2.5Nb 압력관 재료의 동적 이방성 탄성계수 및 mechanical damping, Q^{-1} 의 온도 의존성을 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 탄성계수 텐서, c_{ij} 는 모두 온도가 증가함에 따라 점진적으로 감소하며 원주 방향의 탄성계수가 축 방향 및 반경 방향의 탄성계수보다 높았다. 이것은 Young’s modulus 나 shear modulus 의 경우에도 일치하였으며 축 방향과 반경 방향의 경우 큰 차이를 나타내지 않는다.
2. 축 방향 및 반경 방향의 탄성계수는 120°C 부근에서 서로 교차하는 데 이는 기계 시험법으로 측정한 항복 강도의 온도 의존성 결과와도 일치한다. 한편 기계 시험법에서 나타나는 200~300°C 구간에서의 항복강도가 평편해지는 yield plateau 현상은 초음파 공명 분광법에서는 나타나지 않았다.
3. 온도에 따른 mechanical damping, Q^{-1} 을 측정한 결과에서도 120°C 부근에서 peak가 나타나는 데 이것은 α-지르코늄 원자 격자 내에 수소 원자가 ‘자유 수소’ 상태에서 δ-hydride 내에 수소 상태로 변화하는 것으로 추정된다 . 그러나 보다 정확한 규명을 위해서는 수소 농도에 따른 internal friction peak 의 높이 변화 및 그 온도 측정과 같은 추가 연구가 필요하다고 판단된다.

후 기

본 연구는 과학기술부 원자력 중장기 사업의 중수로 압력관 재료 기술개발 과제의 일환으로 수행되었으며 연구비 지원에 감사드립니다.

참고 문헌

1. A. Migliori and J. Sarrao, “Resonant ultrasound spectroscopy”, John Wiley & Sons Inc. (1997).
2. Y. M. Cheong, S. C. Kwon, H. K. Jung, J. Mater. Sci., 35 (2000) 1195-1200.
3. H. Ledbetter, ASTM STP 1045 (1990) 135-148.
4. Y. S. Kim et al., Development of zirconium alloys for pressure tubes, Final report, KAERI/RR-1766-96, Korea Atomic Energy Research Institute, Korea, 1997.
5. S. S. Kim et al., internal experimental results.
6. R. R.. Hasiguti, N. Igata, G. Kamoshita, Acta Met. 10 (1962) 442-447.
7. J. E. Doherty and D. F. Gibbons, J. Appl. Phys., 42 (11) (1971) 4502-4503.
8. F. Povolo and E. A. Bisogni, J. Nucl. Mater., 29 (1969) 82-102.
9. V. Provenzano, P. Schiller and A. Schneiders, J. Nucl. Mater., 52 (1974) 75-84.
10. V. S. Postnikov, in Internal frction in metals and alloys”, ed. V. S. Postnikov, F. N. Tavadze, and L. K. Gordienko, (Translated from Russian) Consultants Bureau, New York (1967) 1-13.

Table 1. A typical example of RUS calculation for Zr-2.5Nb pressure tubes

					ZR4B025	% of modulus contributing to mode								
N	k	I	fcalc, MHz	fmeas, MHz	%err	c11	c22	c33	c23	c13	c12	c44	c55	c66
1	4	1	0.22592	0	0	0.01	0.01	0.01	0	-0.01	-0.01	0.64	0.3	0.05
2	4	2	0.30677	0.30722	-0.15	0.01	0.02	0.04	-0.02	-0.01	0	0.05	0.36	0.55
3	1	1	0.31874	0.31899	-0.08	0.06	0.34	1.06	-0.58	-0.26	0.13	0	0.22	0.02
4	7	1	0.33195	0.33206	-0.03	0.33	0.05	1.08	-0.22	-0.61	0.12	0.24	0	0.01
5	8	2	0.33503	0.33528	-0.07	0.03	0.02	0.05	0	-0.03	-0.01	0.95	0	0
6	2	1	0.36381	0.36401	-0.06	0.02	0.04	0.08	-0.05	-0.01	-0.01	0	0.92	0
7	5	1	0.39311	0.39258	0.13	0.24	0.37	1.41	-0.69	-0.58	0.27	0	0	0
8	6	1	0.39414	0.39407	0.02	0.47	0.95	0.03	-0.11	0.07	-0.67	0.22	0.03	0
9	3	2	0.39424	0.39438	-0.04	0.05	0.08	0.2	-0.11	-0.09	0.03	0.01	0	0.82
10	1	2	0.40886	0.40867	0.05	0.22	0.74	0.07	0.01	-0.05	-0.38	0.01	0.1	0.27
11	3	3	0.42385	0.4239	-0.01	0.07	0.06	0.6	-0.17	-0.2	0.05	0.08	0.09	0.43
12	5	2	0.42416	0.42437	-0.05	0.66	0.68	0.66	-0.25	-0.38	-0.38	0	0	0
13	2	2	0.45094	0.45124	-0.07	0.09	0.89	0.12	-0.32	0.09	-0.27	0.03	0.24	0.12
14	5	3	0.45227	0.45234	-0.02	0.99	1.02	0.01	0.08	-0.09	-1	0	0	0
15	3	4	0.46623	0.4662	0.01	0.08	0.05	0.19	-0.04	-0.1	-0.02	0.35	0.38	0.09
16	7	2	0.47757	0.47711	0.1	0.82	0.16	0.08	0.05	-0.19	-0.33	0.2	0.01	0.2
17	6	2	0.48984	0.48971	0.03	0.67	0.07	0.25	-0.04	-0.38	0	0.19	0.23	0.01
18	8	3	0.49608	0.49645	-0.07	1.14	0.11	0.21	0.14	-0.51	-0.34	0.19	0.01	0.05
19	4	3	0.51632	0.51577	0.11	0.02	0.03	0.04	0	-0.01	-0.01	0.25	0.29	0.4
20	2	3	0.52516	0.52475	0.08	0.11	0.2	0.11	-0.05	-0.06	-0.1	0.39	0.09	0.3
21	5	4	0.52866	0.52928	-0.12	0.58	0.21	0.82	-0.29	-0.54	0.14	0.03	0.04	0.02
22	6	3	0.53954	0	0	0.53	0.62	0.51	-0.31	-0.29	-0.22	0.1	0.07	0
23	1	3	0.54105	0	0	0.21	0.64	0.49	-0.29	-0.14	-0.21	0	0.2	0.09
24	7	3	0.54106	0.5414	-0.06	0.57	0.34	0.53	-0.21	-0.25	-0.25	0.19	0.01	0.06
25	5	5	0.55249	0.55226	0.04	0.81	0.79	0.1	-0.06	-0.05	-0.63	0.02	0.01	0.01
26	8	4	0.56607	0.56557	0.09	0.29	0.2	0.25	-0.09	-0.15	-0.13	0.08	0.32	0.23
27	7	4	0.56638	0.56603	0.06	0.36	0.14	0.43	-0.18	-0.22	-0.02	0.38	0	0.1
28	1	4	0.57873	0.57809	0.11	0.16	0.07	0.45	-0.13	-0.26	0.07	0	0.56	0.08
29	6	4	0.58083	0	0	0.45	0.55	0.12	-0.15	0.01	-0.37	0.27	0.11	0
30	6	5	0.60254	0.60246	0.01	0.64	0.12	0.85	-0.21	-0.75	0.15	0.03	0.16	0
Elastic moduli (dynes x 10**-12/cm**2)						1.4737	1.5449	1.4717	0.7429	0.7693	0.7612	0.3338	0.3397	0.3672
Dimensions (cm)				initial	adjusted									
			d1	0.35300	0.35023									
			d2	0.40100	0.40259									
			d3	0.4490	0.45077									
RMS error				0.074200										

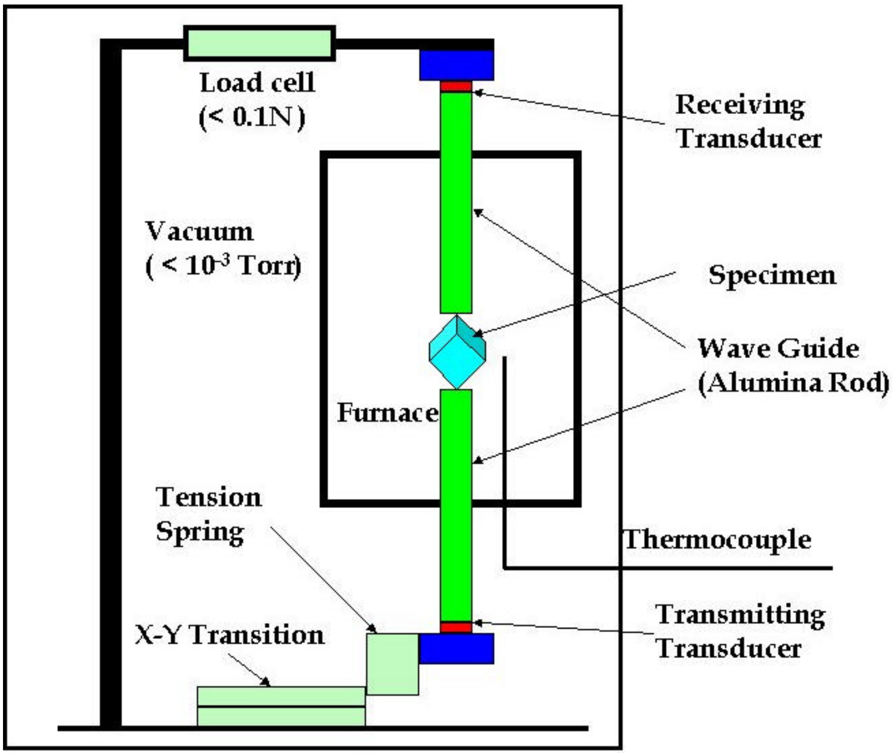

Fig. 1. Design of high temperature device for RUS experiment.

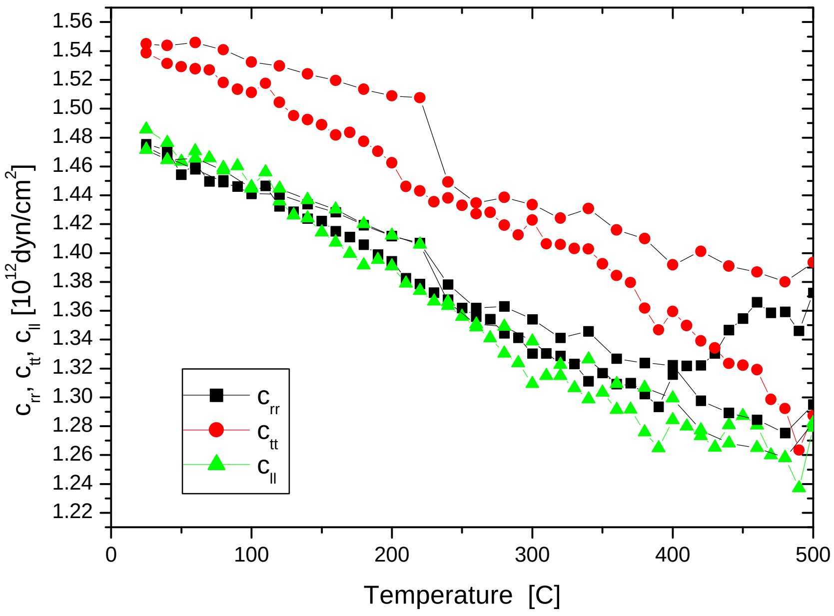

Fig. 2. Temperature dependence of normal elastic moduli of Zr-2.5Nb pressure tube

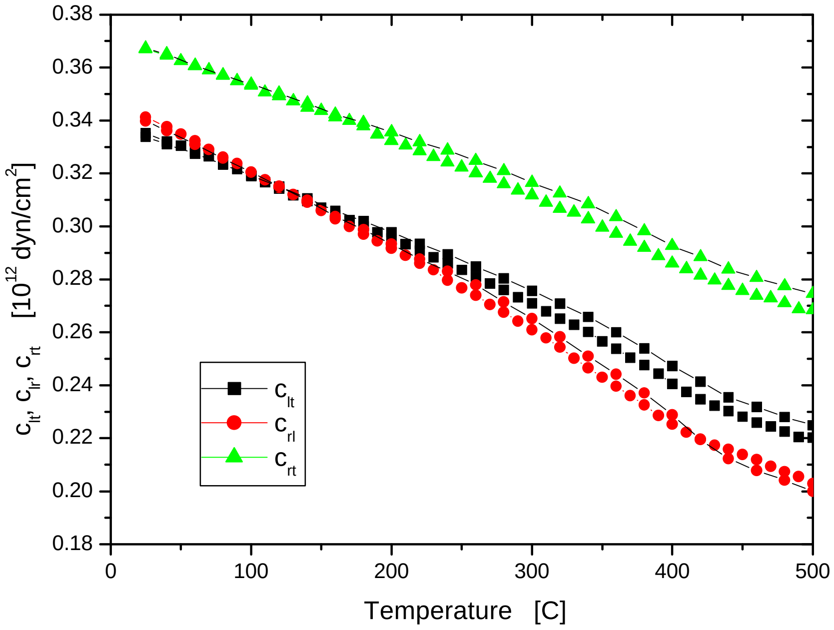

Fig. 3. Temperature dependence of shear elastic moduli of Zr-2.5Nb pressure tube

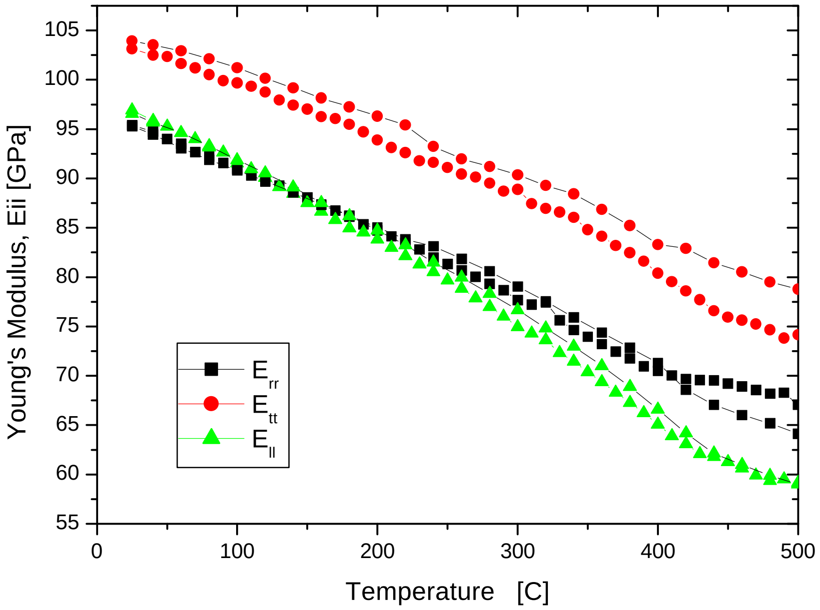

Fig. 4. Temperature dependence of anisotropic Young' s moduli of Zr-2.5Nb pressure tube

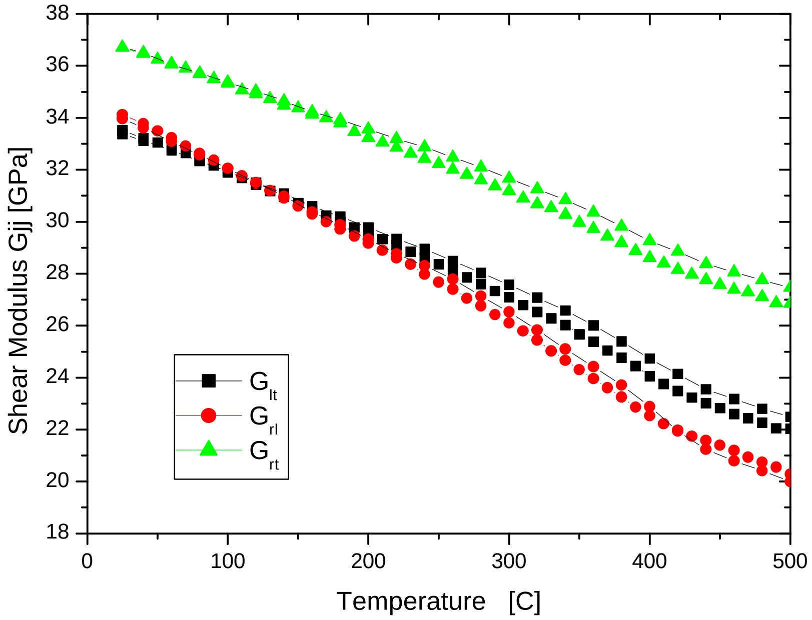

Fig. 5. Temperature dependence of anisotropic shear moduli of Zr-2.5Nb pressure tube

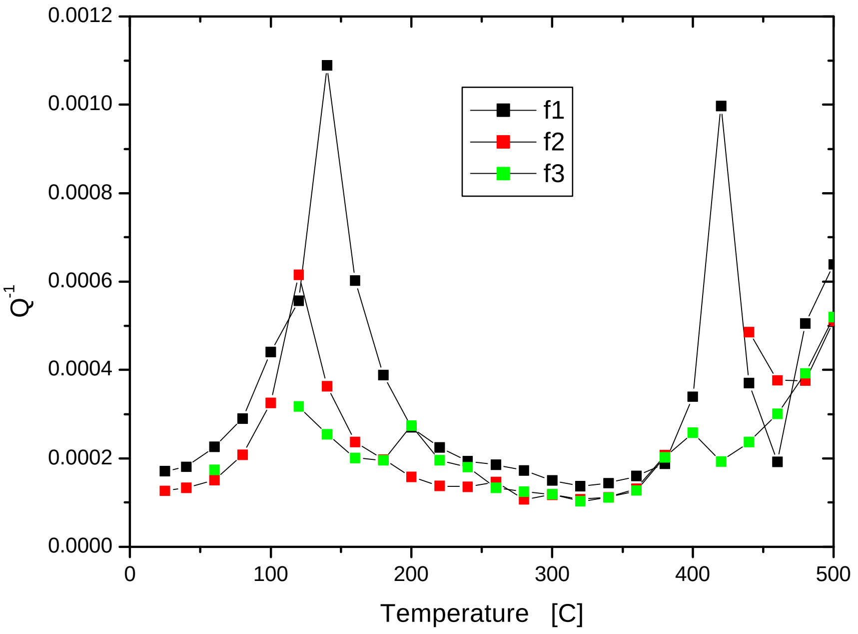

Fig. 6(a). Temperature dependence of Q-factors of Zr-2.5Nb pressure tube

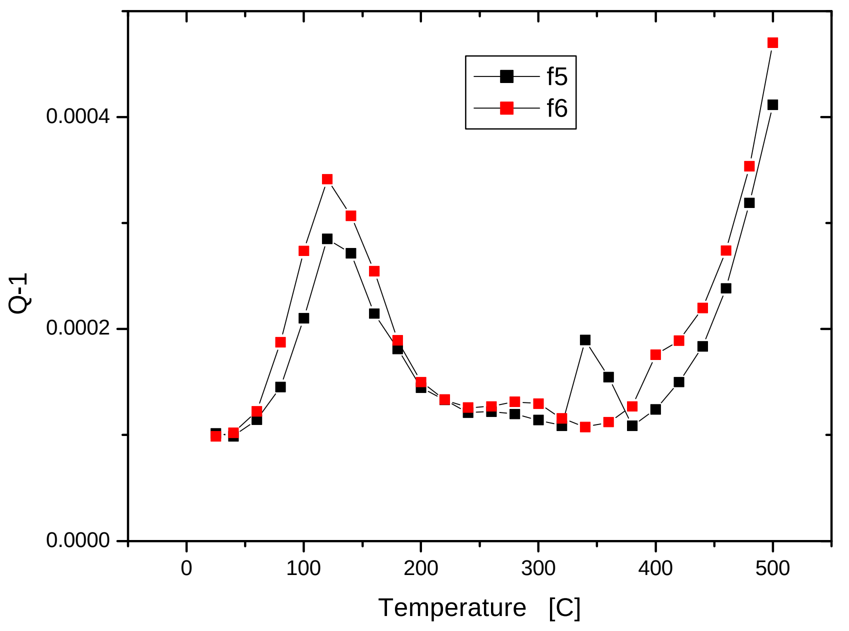

Fig. 6(b). Temperature dependence of Q-factors of Zr-2.5Nb pressure tube.

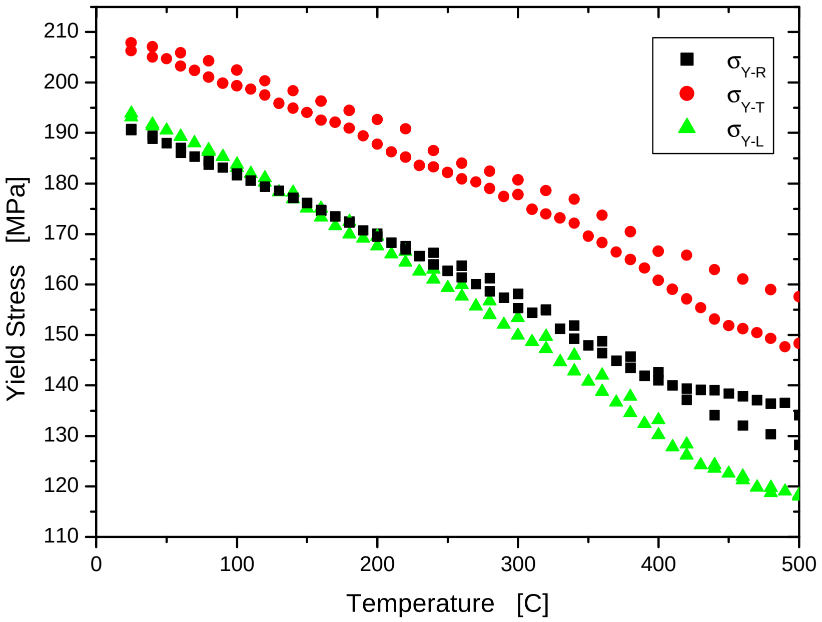

Fig. 7. Temperature dependence of yield stresses of Zr-2.5Nb pressure tube by RUS.

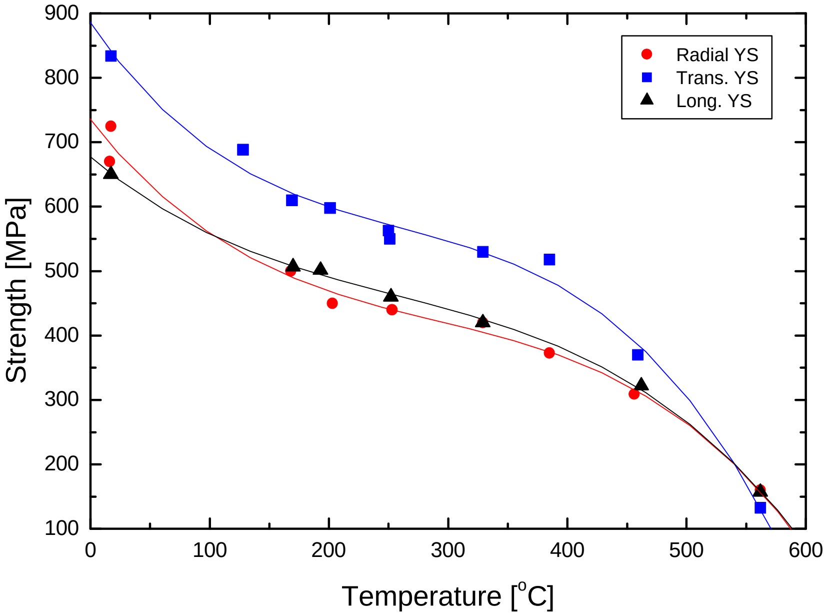

Fig. 8. Temperature dependence of yield stresses of Zr-2.5Nb pressure tube by mechanical testing.