2003 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

# Zircaloy-4 판재의 기계적 특성 및 파괴인성에 미치는 수소첨가의 효과

# The Effect of Hydrogen on Mechanical Properties and Fracture Toughness Behaviors of a Zircaloy-4 Plate.

**조충형*, 안상복, 정용무, 김성수, 김영석**
**한국원자력연구소**
**대전광역시 유성구 덕진동 150**

**요 약**

**Zr 재료의 기계적 특성 및 파괴인성거동에 미치는 수소의 영향을 알아보기 위하여, 일정농도의 수소를 장입한 Zircaloy-4 판재에 대하여 상온에서 인장 및 파괴인성 시험을 실시하였다. 가공방향에 수직한 방향으로 인장시편 및 CT 시편을 채취하여 수소농도를 변화시켜 인장특성 및 파괴인성변화를 비교하였다. 수소농도 100ppm 까지 수소량의 증가에 따른 인장특성변화 및 파면의 미세조직의 차는 뚜렷하게 구별되지 않았다. 반면, 수소에 의한 Zircaloy-4 판재의 파괴인성의 저하현상이 두드러지게 관찰되었으며 특히 용접부에서의 저하현상이 더욱 뚜렷하였다. 이러한 인성의 저하는 파면의 미세조직에 관찰되는 수소화합물과 깊게 관련 되어진다고 여겨진다.**

## Abstract

This study focused on mechanical property change and fracture toughness behavior of a Zircaloy-4 plate with hydrogen concentrations. Tension and fracture toughness tests were carried out on Zircaloy-4 plate containing up to 100ppmH at room temperature. Hydrogen was charged electrolytically into tensile and CT specimens followed by a homogenization treatment. No remarkable change both in mechanical properties and microstructures was observed within hydrogen concentration of 100ppmH. Fracture toughness of a Zircaloy-4 plate decreased with hydrogen amount, which indicates strong relation with large hydrides appeared in fracture surfaces.

## 1. 서 론

Zr재료는 중성자 흡수단면적이 작으며 원자로 가동조건에 있어서 우수한 내식성 및 기계적 성질을 만족시킴으로 원자로의 핵심재료로 오래 전부터 폭 넓게 응용되고 있다[1~2].

그러나 Zr 반사용기 구조물은 수명기간 동안 주위로부터 다량의 수소를 흡수하며 이로 인한 심각한 재료의 취하가 발생한다[3]. 따라서 재료의 건전성 및 안전성 평가차원에서 수소에 의한 취화현상을 바르게 이해하고 수소량에 따른 기계적 성질 및 파괴인성의 특성의 변화를 알아보는 것이 대단히 중요하다고 하겠다.

한편, 대부분의 원자로를 둘러싸고 있는 반사용기 구조물은, 충분히 annealed 된 α결정립 상태의 압연 가공된 Zr판재를 용접 등의 접합공정을 통해 완성하여 사용되고 있다.

그러므로 구조물의 용접부 및 열영향부은 모재에 비해 다른 미세조직을 가짐으로 큰 이방성을 나타낸다고 예상되므로 모재부 및 용접부의 기계적 성질 및 파괴인성의 변화를 알아보는 것도 대단히 중요하다. 따라서 이러한 배경에 근거하여 본 연구에서는 GTA용접 처리한 Zircaloy-4 판재의 수소첨가에 따른 인장특성 및 파괴인성 거동의 변화에 대해 알아보고자 한다.

## 2. 재료 및 실험방법

3.

### 2-1 재료

사용된 재료는 가로 500mm 세로 290mm 두께 8mm 크기의 중앙부가 용접 처리된 Zircaloy-4 판재이다. 판재의 가공은 용접방향을 따라 평형하게 행하였다. 판재의 접합은 Ar가스 분위기 하에서 GTAW(Gas Tungsten Arc Welding) Process에 의해 행하였으며, 모재의 화학조성과 유사한 조성의 filler metal을 이용하였다. 용접이 끝난 후 용접부위의 잔류응력을 최소화하기 위해 500℃ 진공분위기에서 1시간 열처리를 하였으며 상온까지 50℃/hr속도로 서냉하였다. 판재는 Zr-1.61%Sn-0.23%Fe-0.11%Cr조성의 Zircaloy-4합금이며 불순원소로서 Ni, Hf, H, O, N, C 등을 포함하고 있다. 판재의 화학조성은 ASTM B350에 나타나 있는 Zircaloy-4 합금규정에 따르도록 하였다. 판재의 화학조성은 Table 1와 같다.

Table 1 Chemical compositions of a Zircaloy-4 plate. (unit:wt%) *: μg/g

| 성분 | Sn | Fe | Cr | Ni* | Hf* | H* | O* | N* | C* | Zr |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 농도 | 1.61 | 0.23 | 0.11 | 20 | 45 | 4.8 | 13 10 | 44 | 270 | bal. |

2-2 시험편

본 연구의 횡방향 인장실험을 위해서는 가로 500mm 세로 290mm 두께 8mm 크기의 중앙부가 용접 처리된 Zircaloy-4 판재로부터 가공방향에 수직하게 gauge length가 약 12 mm, 폭은 4 mm, 두께는 약 2mm인 인장시험편을, 그리고 *J*-*R* 곡선을 얻기 위한 파괴인성 실험에서는 노치를 갖는 CT(Compact Tension))시험편을 제작하여 사용하였다. 판재의 형상 및 미세조직을 Fig. 1에 나타내고 있다. CT시험편의 *W*는 16 mm, 크랙비 (*ai*/*W*)는 0.4이었다.

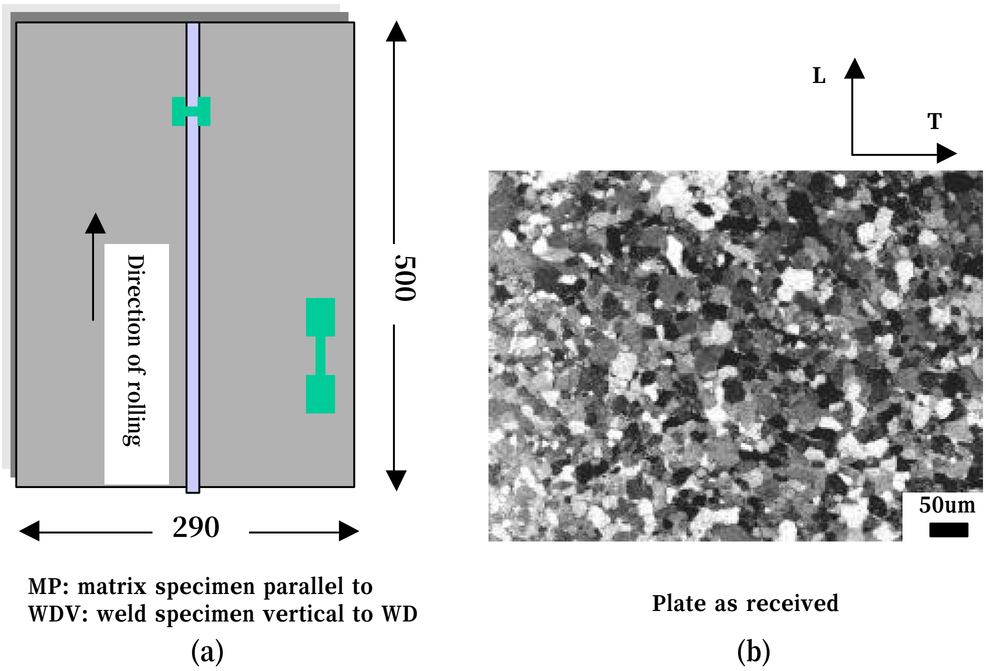



Fig. 1 (a) Zircaloy-4 plate shape and dimensions and (b) optical microstructure of a plate as received.

2-3 실험 장치

인장실험과 파괴인성실험을 위해 사용한 실험기는 Instron 8501이며, 인장실험을 위한 shoulder type의 그립을 자체 제작하여 사용하였으며, 파괴인성 실험을 위한 그립은 Zr-2.5Nb합금을 사용하여 가공하였으며, DCPD사용 시에 전류의 절연을 위하여 800C에서 3시간 열처리 후에 공랭하여 산화막 처리를 하였다. 파괴인성 실험을 위해서는 시험편에 피로 균열이 필요하기 때문에 이때는 피로 균열의 진전을 측정하기 위해서 2대의 travelling microscope를 사용하였다. 파괴인성 실험 중에는 균열 진전을 DCPD장치를 이용하여 측정하였으며, 실험이 끝난 후에는 9점 평균 균열길이 측정 방식에 의해 실제 균열길이를 측정하여 DCPD값을 보정하였다.

2-4 인장실험

본 실험은 상온에서는 ASTM E 8 [4] , 고온에서는 ASTM E 21[5] 에 준하여 인장실험을 행하였다. 실험 시 사용된 프로그램은 Instron의 Series IX이었으며, 하중과 하중변위곡선을 자동으로 얻을 수 있으며, 0.2% 항복강도와 UTS등이 프로그램에서 계산되어진다. 인장실험의 결과는 또한 파괴인성치의 계산에 필수적인 기본 데이터로 쓰인다. 인장 실험은 $5\times10^{-3}$/min 의 일정한 변형속도로 위치제어에 의해 실행되었다.

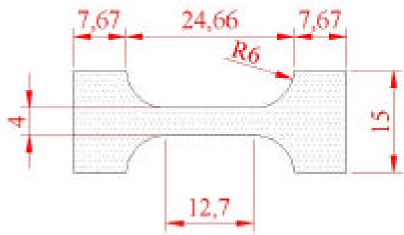



Fig. 2 Tensile specimen shape and dimensions.

2-5 Fatigue Pre-Cracking

파괴인성실험을 위한 균일 피로 균열을 얻는 것은 신뢰할만한 실험결과를 얻기 위해서 꼭 필요한 전제 조건이다. 그러나 폭 16 mm의 CT 시험편을 사용하여 피로균열의 길이는 균열비($a_i/W$)가 약 0.5정도가 되게끔 하였으며, 하중비 ($R$) 는 0.1로 하였다. 피로균열은 $K$감소법을 사용하였으며, 초기의 $K$는 약 12 MPam였으며, 최종 균열길이의 약25 %가 남았을 때는 약 10 MPam가 되게끔 조절하였으며, frequency는 3Hz로 조정하였다.

2-6 파괴인성실험 및 계산

본 실험은 ASTM E 1737-96 [6] 에 준하여 single-specimen method에 의해 행하여 이루어졌다. 실험이 이루어지는 동안에 하중치, 하중변위값, potential drop과 온도 등은 Instron의 Fast Track JIC프로그램에 의하여 측정되었다. 실험이 끝난 후에는 약 300 C에서 10분간 heat-tinting작업을 하였으며, 시편의 추가적인 변형을 방지하기 위하여 하중비, 0.7에서 피로크랙 작업을 하여 시험편을 파단시켰다. 파단된 시험편의 최종균열길이를 9-point average method에 의해 측정하였다.

*J-Resistance Curve*

$J$-$R$ *curve*를 그리기 위해서 ASTM E-1152 [7]에 의하여 $J$값을 구할 수 있다. $J$값은 식(1)을 이용하여 하중, 하중변위값, 그리고 그 시점에서의 균열길이에 의해 구할 수 있다.

$$J = J_{el} + J_{pl} \tag{1}$$

여기서 $J_{el}$과 $J_{pl}$은 각각 $J$의 탄성 및 소성에 의한 해당되는 값이다. $J_{el}$값은 작용하중, $P_i$,와 균열길이, $a_i$,의 함수이며, 식(2)에 의해 구해진다.

$$J_{el} = \frac{P_i(1-n)}{EB\sqrt{W}} f(\frac{a_i}{W}) \tag{2}$$

$B$는 시편의 두께이며, $n$는 Poisson's ratio, $W$는 시편의 폭, 그리고 $E$는 Young's Modulus이다. 그리고

$$f(\frac{a_i}{W}) = \frac{2 + a_i/W}{(1-a_i/W)^{3/2}}(0.866 + 4.64\frac{a_i}{W} - 13.32(\frac{a_i}{W})^2 + 14.72(\frac{a_i}{W})^3 - 5.6(\frac{a_i}{W})^4) \tag{3}$$

$J_{pl}$은 하중점 변위에 의해 구해진다.

$$J_{pl} = [J_{pl(i-1)} + (\frac{h}{b})\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B}][1 - g_i\frac{(a_i - a_{i-1})}{b}] \tag{4}$$

여기서

$$h_i = 2.0 + 0.522\frac{b}{W},\ g_{\mathrm{i}} = 1.0 + 0.76\frac{b}{W} \tag{5}$$

이때, $A_{pl(i)}$ - $A_{pl(i-1)}$은 하중과 하중점 변위 곡선상의 소성역 부분의 면적 증가분으로 식(6)에 의해 구할 수 있다.

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + [P_i + P_{i-1}][d_{pl(i)} - d_{pl(i-1)}]/2 \tag{6}$$

$d_{pl(i)}$는 전체 하중점 변위, $d$,의 소성영역에 해당되는 부분이며, 현재 균열에 대한 탄성 컴플라이언스로부터 구할 수 있다.

$$d_{pl(i)} = d_i - P_iC_i \tag{7}$$

또한, $C_i$는 시편의 컴플라이언스로 식(8)에 의해 계산된다.

$$C_i = \frac{1}{E^*B}(\frac{w+a_i}{w-a_i})^2[2.1630 + 12.219\frac{a_i}{w} - 20.065(\frac{a_i}{w})^2 - 0.9925(\frac{a_i}{w})^3 + 20.609(\frac{a_i}{w})^4 - 9.9314(\frac{a_i}{w})^5] \tag{8}$$

식(8)의 $E^*$은 시험방법의 불확실성을 고려한 Effective Young's Modulus이다. 이 값은 초기 시

험편의 컴플라이언스의 값, $C_0$,와 원래 크랙길이 $a_0$에 의해 구해진다.

$$E^* = \frac{1}{C_0 B}(\frac{w+a_0}{w-a_0})^2[2.1630+12.219\frac{a_0}{w}-20.065(\frac{a_0}{w})^2-0.9925(\frac{a_0}{w})^3 + 20.609(\frac{a_0}{w})^4-9.9314(\frac{a_0}{w})^5] \quad (9)$$

2-7 수소 장입

고온 음극 수소 장입 방법 (Cathodic Hydrogen Charging Method)을 이용하여 30~100ppm 수소를 각각 장입하였다. 이 방법은 전기화학적 방법으로 시편 표면에 수화물 층을 형성시키고자 KAERI의 표준 수소 장입 절차서에[8] 의해 시편은 음극에 설치하고 음극의 2배 면적을 갖는 양극(납)을 65±5°C로 일정하게 유지되는 0.1~0.2 molar의 황산용액(전해액)에 담근 후, 150 mA/cm2의 전류밀도를 가해, 이론치보다 50% 두껍게 시편표면에 수화물 층이 형성되도록 하였다.

시편표면에 형성된 수화물 층으로부터 수소를 내부로 확산시키기 위해 균질화 처리를 수행하였다. 균질화 시간과 온도는 확산방정식을 이용하여 특정온도 시간에서 염욕분위기로에서 열처리 하였다.

Fig. 3은 광학현미경으로 관찰한 Zircaloy-4 판재의 수화물의 미세조직 사진이다. 광학현미경으로 관찰되어진 조대한 수화물들은 인장방향으로 길게 늘어진 α-Zr에 평행한 방향으로 정렬되어 있다는 사실로부터, 초기 압력관의 미세조직이 수화물의 석출과 분포에 밀접한 관련이 있다는 것을 알 수 있었다. 또한 transverse-section에서도 수화물이 횡방향을 따라 분포한 것을 확인할 수 있었다.

## 3. 결과 및 토의

### 3.1 모재 및 용접부의 미세조직

판재는 압연 방향(LN), 판재의 두께방향(N) 및 폭방향(TN)에서 관찰 하였을 때 모두 동일한 패턴의 재결정 조직을 보였다. Fig. 1(b) 에 나타낸 바와 같이 as-received판재의 미세조직으로 평균 결정립16 μm 정도로 잘 발달된 등축정의 재결정된 조직을 갖는다. 일반적으로 hcp구조를 갖는 Zr합금은 제조 및 가공 과정 중 특정한 방향에 우선하여 잘 발달된 가공조직 또는 결정학적인 texture을 나타내며, 그리고 이로 인하여 재료의 이방성 및 물리적 기계적 성질을 나타낸다고 알려져 있다. 판재의 Texture 분석결과, 기저면의 분율은 각각 LN(0.15), TN(0.56), RN(0.29)이었다. 다른 Zr 압력관의 결과와 유사한 분포를 나타내고 있으며 압연방향에 수직한 TN 방향에 수직한 면에 대하여 기저면이 우선하여 발달되어 있음을 보여준다. 모재부는 이와 같이 규칙적인 texture 분포를 나타내고 있는 반면 용접부의 경우 모재부와 기저면이 불규칙하게 여러 방향에 걸쳐 분포되어 있는 상이한 조직을 나타내었다.

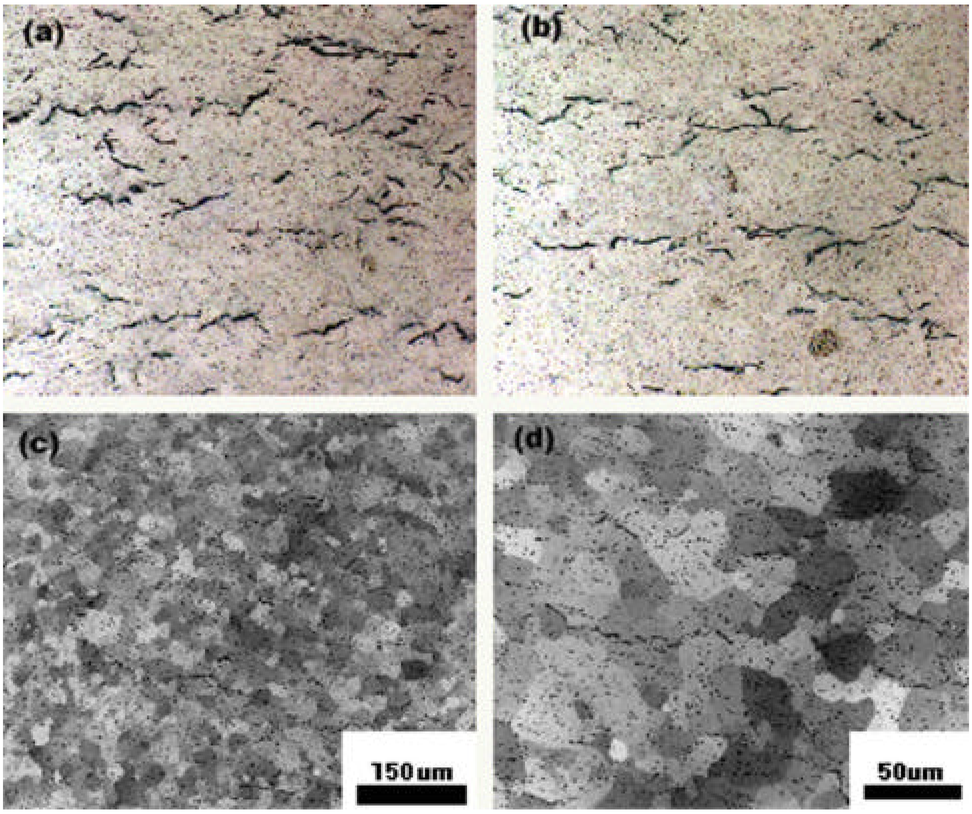


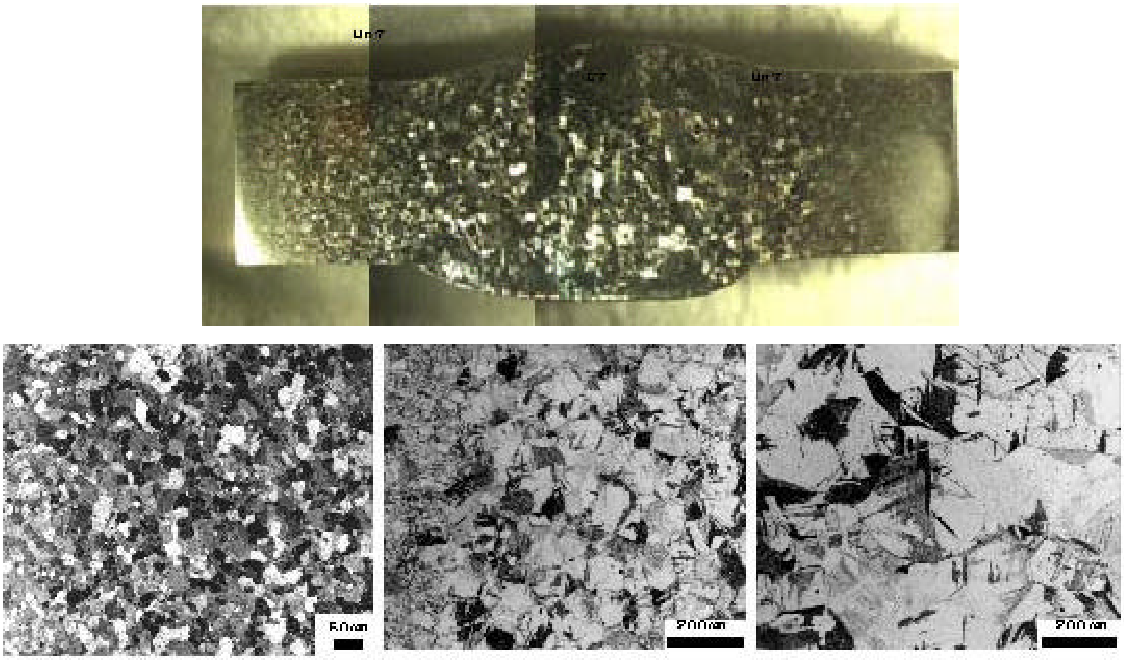

Fig. 3 Hydride shape and distributions width different view of zircaloy-4 plate with 90ppmH. (a) LN, (b) TN, (c) RN and (d) RN enlarged.

판재의 용접부위를 관찰한 결과를 Fig. 4에 나타내고 있다. 판재는 비드의 크기 약 11mm 정도를 갖는 맞대기 type의 용접으로 접합되어 있으며, 용접부 와 열영향부 모두 모재에 비해 상당히 조대한 조직을 이루고 있다. 용접부와 열영향부의 조직은 Fig. 4의 아래의 그림과 같이 용접부 중앙으로 향할수록 조직이 조대해 지는 결과를 나타내며, 이러한 결정립은 등축정의 β-Zr입자이고 입자 내에 Widmanstatten 형태를 갖는 α-Zr조직을 포함하고 있다. 용접부와 모재부 사이에 수 mm간격의 열영향부 영역이 존재하고 있다.

### 3.2 모재부와  용접부의 인장성질

본 연구에 사용된 zircaloy-4 판재는 반사용기구조물에 사용되며 보통 60~70℃범위의 온도에서 운전되므로 상온에서의 수소에 따른 인장성질의 값을 알아보기 앞서 모재부 및 용접부의 인장특성을 비교하였다. 판재의 가공방향에 따라 약간 서로 다른 인장특성을 나타내었다. 판재의 항복강도는 일반적으로 압연방향에 평형한 경우보다 수직한 방향의 시편의 경우가 더 높은 항복강도값을 나타내었다. 인장강도는 방향에 관계없이 두 방향 모두 일정한 값을 보이고 있다. 연신율 또한 36~43%범위의 상당히 높은 값을 보이고 있으며 특히 압연방향에 수직한 경우가 평형한 경우에 비하여 상대적으로 증가된 값을 보이고 있다. 이러한 연신율의 증가는 판재의 집합도 측정결과와 크게 연관지어 설명할 수 있다. 본 연구에서 판재의 집합도 측정한 결과를 보면 기저면은 압연방향에 수직한 면에 대해서는 거의 없고 대신에 압연방향에 수직한 면을 따라 잘 발달되어 있었다. 따라서 가공방향의 수직한 TN 면을 따라 높은 항복강도와 연신율을 보이는 사실은 판재의 압연방향의 수직한 방향을 따라 형성된 기저면과 깊게 관련된다고 여겨진다.

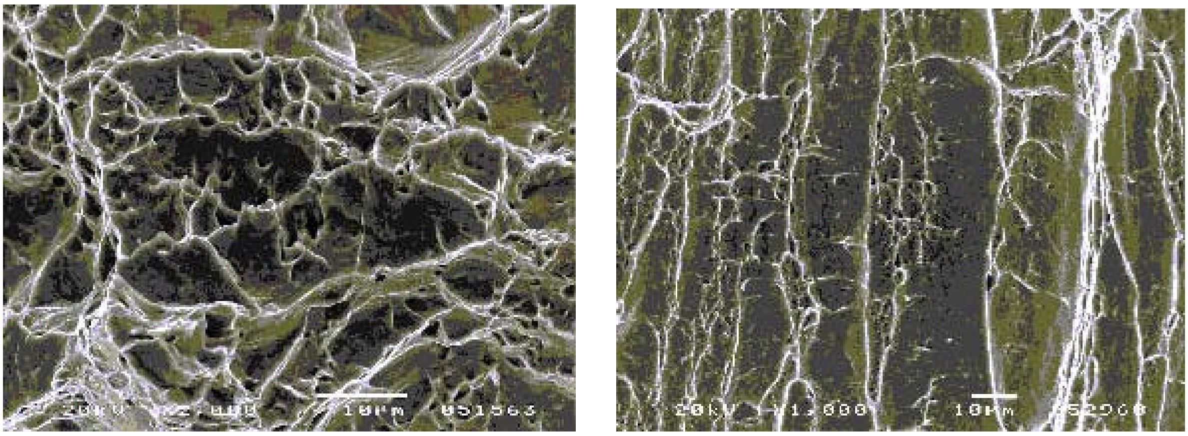
한편, 용접부의 항복 및 인장강도는 모재부의 값에 비하여 상대적으로 높은 값을 나타내지만 연신율은 12.8~17.8%범위로 모재부의 값에 비해 크게 저하된 값을 나타내었다. 용접부의 YS 및 UTS값의 증가는 앞에서의 용접부에서의 부분적인 경도값의 상승결과와 유사하게 급냉에 의해 형성된 β-Zr 결정립에 의한 요인이 크게 작용하였으리라 여겨진다.



Mat HA F

Fig. 4 Overall view of welded zones. Matrix, Heat affected zones and fusion zones from left.

모재부의 가공방향에 따른 인장시편의 파단면을 관찰하였는데, 다수의 dimple이 존재하는 전형적인 연성파괴를 보였으며 가공방향에 파단면의 차는 뚜렷하게 관찰되지 않았다. Fig. 5 는 모재부 와 용접부에서의 인장시편의 파단면을 서로 비교한 결과이다. 전자의 경우는 전형적인 dimple형태가 존재하는 연성파괴양식을 나타내고 있으며, 후자의 경우는 조대한 결정립이 파인듯한 파면에 미세 dimple이 존재하는 것으로 보아 완전한 취성파괴라기 보다는 연성과 취성과 혼재되고 있는 파괴형태를 나타낸다고 여겨진다.



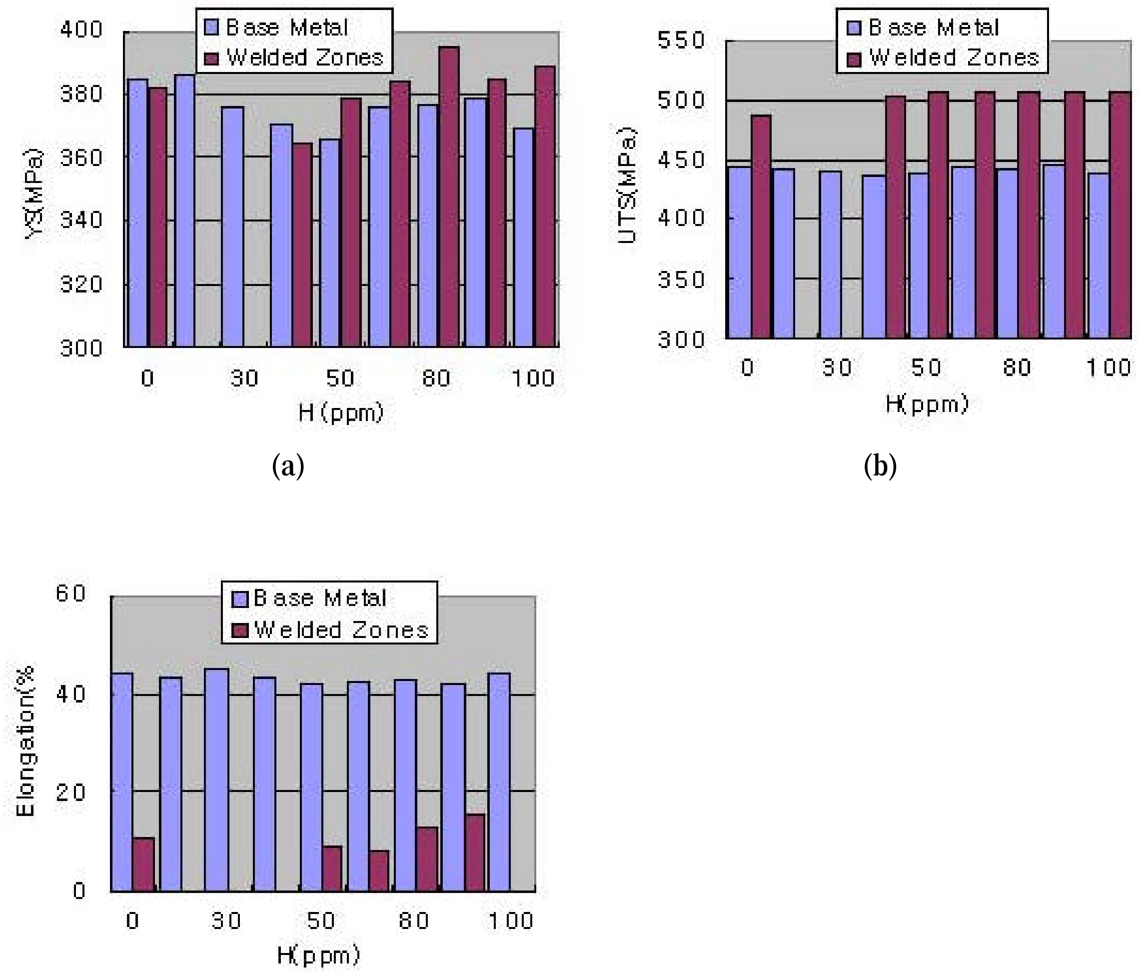
(a) (b)

Fig. 5 SEM micrographs showing fracture surface of zircaloy-4 plate.
(a) matrix, (b) welds

### 3.3 인장특성에 미치는 수소의 영향

수소농도를 변화시켜 가면서 Zircaloy-4판재의 모재 및 용접부의 인장 특성을 조사하였다 인장 실험은 모재 용접부 모두 $5\times10^{-3}$/min 의 일정한 변형속도로 위치제어에 의해 실행되었다. 각각의 결과를 Fig. 6 에 나타내고 있다. 수소량의 증가함에 따라 모재부의 항복강도는 다소 기복이 관찰되기는 하나 수소첨가에 따른 미세하나마 약간의 항복강도의 상승이 관찰되고 있다. 그러나 모재부 및 용접부의 수소첨가에 따른 인장성질의 값의 변화는 그렇게 뚜렷하게 관찰되고 있지 않다. 한편 항복 및 인장강도 모두 수소첨가에 관계없이 용접부의 경우가 상대적으로 높은 값을 나타내고 있다 이러한 결과에 대해서는 앞에서 설명한 바와 같이 용접부의 경우 급냉에 의해 형성된 β-Zr 결정립 및 모재와의 합금조성의 차이에 의해 설명된다. 수소를 첨가하지 않는 경우와 비교적 높은 수소농도인 100ppm의 수소가 장입된 인장시편의 파면을 SEM 관찰한 결과를 Fig. 7 에 나타내고 있다. 이에 의하면 다량의 수소첨가에 따른 수소화합물의 흔적은 관찰되고 있지 않고 있고 수소가 첨가되지 않는 시편과 비교해 파면의 미세조직의 차는 구별되지

않고 있음을 알 수 있다.

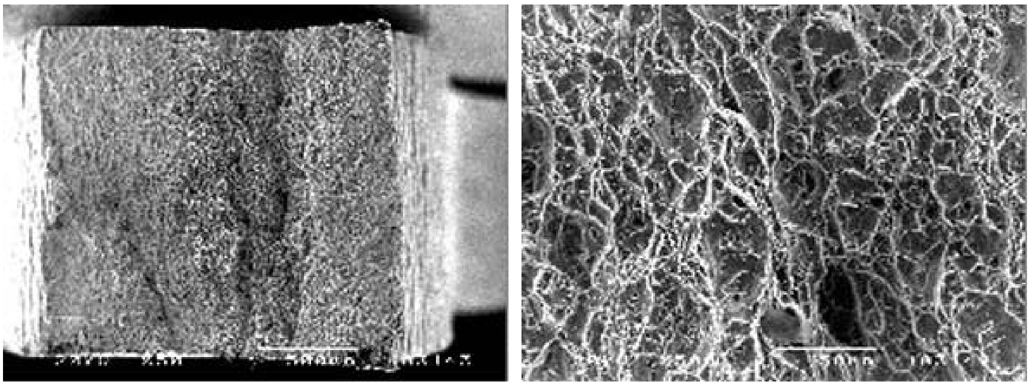



(a) (b)

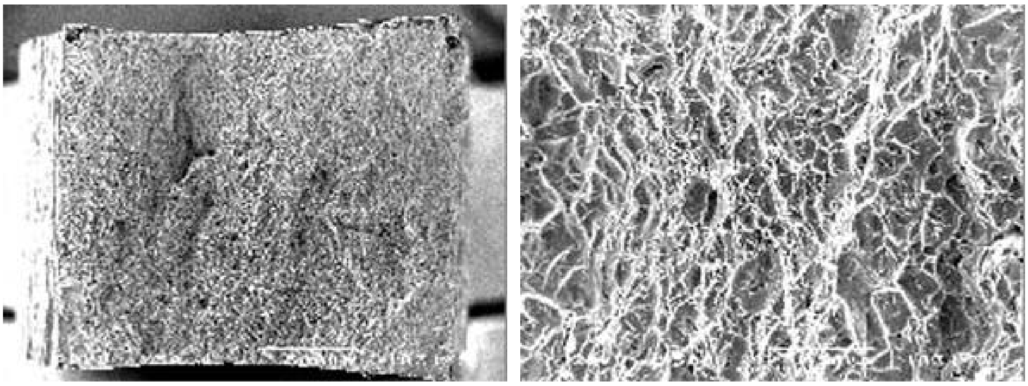
(c)

Fig. 6 Tensile properties of matrix and welds with hydrogen concentrations.
(a) YS vs [H ], (b) UTS vs [H], (c) Elongations vs [H]

수소량에 따른 연신률 변화를 고려해 보면, 모재부의 수소농도가 100ppm까지 증가함에도 불구하고 연신율은 43.1~44.1% 범위의 값을 보이고 있는 사실로 미루어 보아 100ppm 의 수소농도 범위에 있어서는 수소량의 증가에 따른 연성의 변화도 나타나고 있지 않음을 알 수 있다.



(a)



(b)

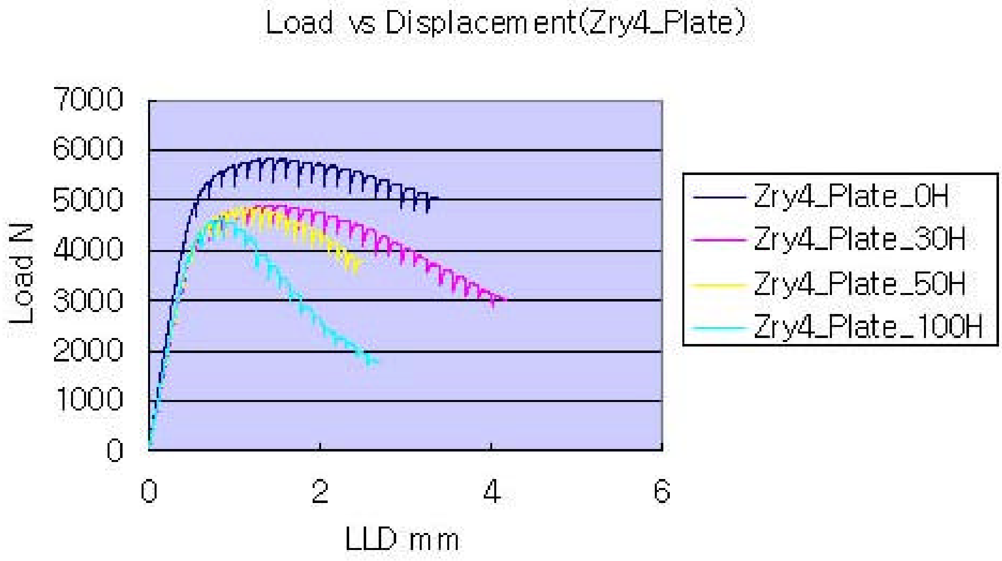
Fig. 7 Fracture surface of a Zircaloy-4 plate with (a) 0ppmH (b) 100ppmH.

### 3.4 파괴인성에 미치는 수소의 영향

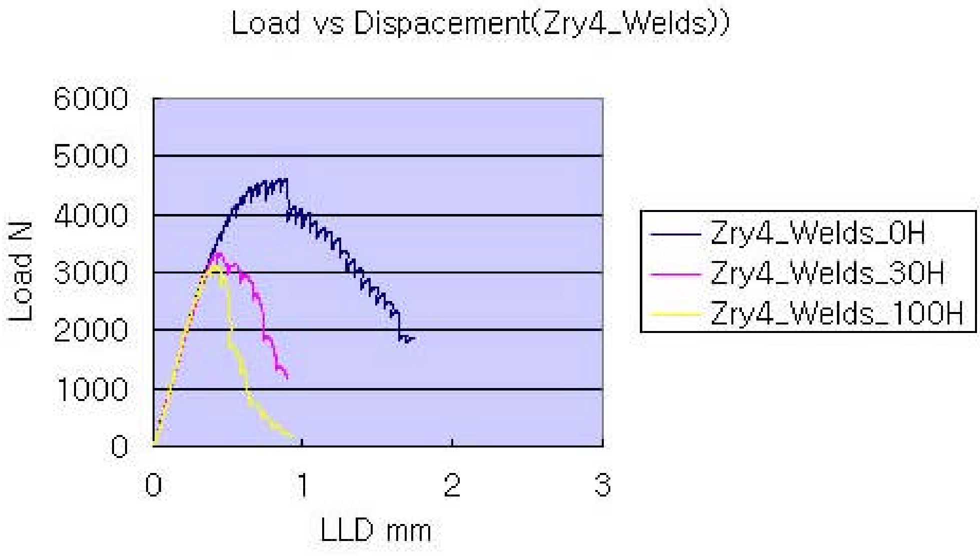
Fig. 8 에서는 수소함량에 따른 모재 및 용접부의 파괴인성 결과를 서로 비교하고 있다. 수소함량 증가에 따른 인장성질의 변화가 그다지 관찰되지 않는 반면 파괴인성의 경우는 수소량에 따라 두드러진 인성의 저하가 나타난다. 용접부의 경우 모재부에 비해 매우 낮은 인성치를 나타내고 있다. 이러한 인성치 저하의 결과을 미세조직과의 결과와 관련 짓기 위하여 인성파면을 파면을 관찰하였다. Fig. 9 (a) 의 사진은 수소를 첨가하지 않는 경우의 파면이며 (b)는 100ppm의 수소농도를 갖는 판재의 파면을 나타낸다. 인장파면 관찰의 경우 파면위에 수소화합물이 관찰되지 않았던 반면 인성파면관찰의 경우에 있어서는 사진 (b)에서와 같이 뚜렷한 수소화합물의 존재를 확인할 수 있었다. 따라서 이러한 인성의 저하는 수소화합물의 존재와 크게 관련지어 생각할 수 있다.

Zircaloy-4 판재 및 용접부의 수소함량에 따른 파괴인성의 특성을 정량화 하기 위해 파괴인성 특성치인 *dJ/da*의 수소함량에 따른 값을 *J-R* 곡선상에서 얻은 결과를 Table 2에 나타내었다.

여기서 *dJ/da*는 *J-R* 곡선상에서 0.15 mm와 1.5 mm 균열성장점에서 그린 둔화직선(blunting line) 사이의 *J-R* 곡선의 기울기를 의미한다. 수소량이 증가함에 따라 *dJ/da* 값이 감소하고 있음을 알 수 있으며 그 정도는 용접부의 경우가 모재부에 비해 매우 큼을 알 수 있다.




(a)

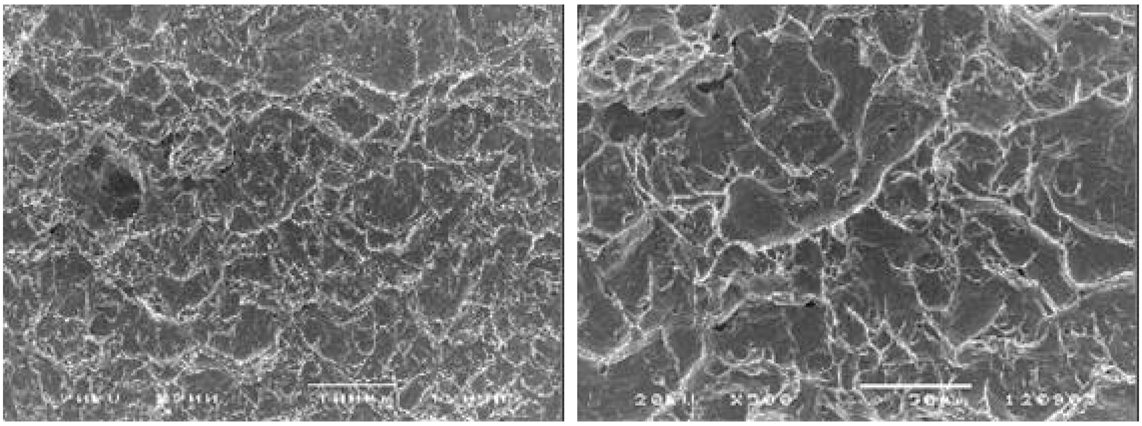



(b)

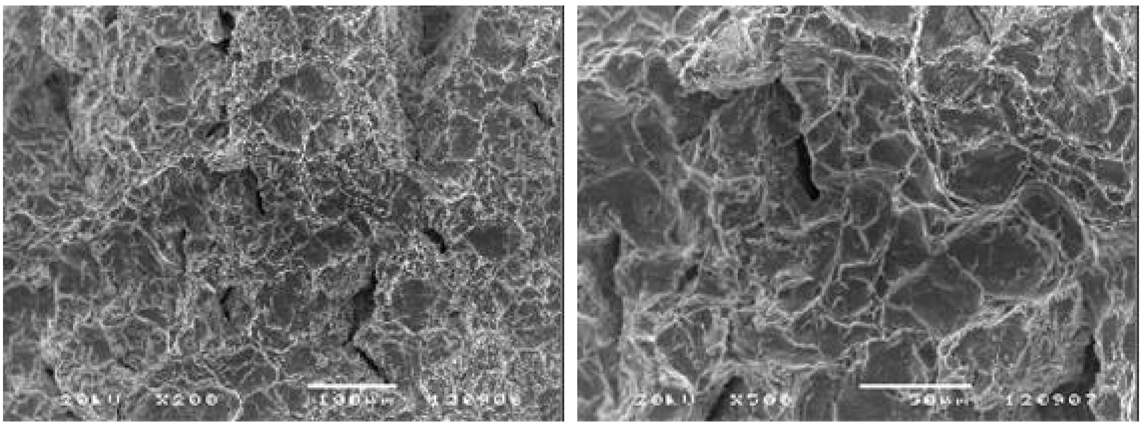
Fig. 8 Load-displacement of zircaloy-4 plate with hydrogen concentrations.
(a) matrix (b) welds

Table 2 *dJ/da* of zircaloy-4 plate with hydrogen concentrations.

| | Hydrogen concentrations | dJ/da |
|---|---|---|
| matrix | 0<br>30<br>50<br>80<br>100 | 134.6<br>-<br>157.6<br>51 |
| Welds | 0<br>30<br>100 | 42.1<br>15.7<br>11 |



(a)



(b)

Fig. 9 SEM micrographs showing fracture surfaces of a zircaloy-4 plate with different hydrogen concentrations. Hydrides appeared in a fracture surface of a plate with 100ppmH. (a) 0ppmH, (b) 100 ppmH.

4. 결론

상온에 있어 Zircaloy-4판재의 모재 및 용접부의 수소장입량에 따른 인장성질 및 파괴인성의 변화를 알아본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 인장실험 결과 zircaloy-4 판재는 방향에 따른 재료의 이방성을 나타내었다. 가공방향에 수직한 방향의 시편의 경우 상대적으로 높은 항복 강도와 높은 연신율을 나타내었다. 이러한 사실은 가공방향과 수직한 방향으로 높은 기저면의 분포와 관련지어 설명된다.

(2) 재료의 모재부판재부에 있어서 수소함량에 따른 인장성질의 변화는 거의 관찰되지 않았다. 파면 관찰결과 수소량의 증가에 의한 파면에의 수소화합물의 존재가 관찰되지 않았으며 이러한 사실은 수소량의 증가에도 불구하고 연신율의 변화가 없는 사실과 관련되어진다.

(3) 수소량의 증가에 따른 Zircaloy-4판재의 인상의 저하가 관찰되었다. 이러한 인성의 저하는 zircaloy-4 판재내에 수소가 흡수되어 수소화물이 석출되면 판재의 파괴인성를 감소시켰다고 여겨지며, 이러한 효과는 모재부 보다 용접부에서 경향이 더욱 현저하게 관찰되었다.

참고문헌.

(1) B.G. Parfenov, V.V. Gerasimov and G. I. Venecliktova, Corrosion of Zirconium Alloys ” , Translated from Russian, Israel Program for Science Translations, 1984

(2) Takeshi Isobe, Takuya Murai, and Yoshihara Mae, *Zirconium in the Nuclear Industry: Eleventh Int. Symp*, ASTM STP 1295, pp203-217 ”

(3) Young-Suk Kim, K-S Im, S-C Kwon, Y-G Cho and J-S Ryu, “ Aging Management of the Reflector Vessel in HNARO ” , KAERI/RR-2197/2001

(4) American Society for Testing and Materials, ASTM E 8, “Standard Test Method of Tension Testing of Metallic Materials”

(5) American Society for Testing and Materials, ASTM E 21, “Standard Recommended Practice for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials”

(6) American Society for Testing and Materials, ASTM E 1737-96, “Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness”.

(7) American Society for Testing and Materials, ASTM E 1152-87, “Standard Test Method for Determining J-R Curves”.