

수소화물에 의한 Zr-2.5Nb 압력관의 상온 수소취화 거동

오동준[†] · 부명환* · 김영석**

(2002년 10월 14일 접수, 2003년 1월 27일 심사완료)

Hydrogen Embrittlement of Zr-2.5Nb Pressure Tube at Room Temperature by Precipitated Hydride

Dong Joon Oh, Myung Hwan Boo and Young Suk Kim

Key Words: Hydrogen Embrittlement(수소취화), CANDU Pressure Tube(캔두 압력관), Curved Compact Tension Specimen(곡선형 컴팩트인장시편), Hydride(수소화물), Fissure(틈새)

Abstract

The aim of this study is to investigate the hydrogen embrittlement of Zr-2.5Nb CANDU pressure tube at room temperature. The transverse tensile and fracture toughness tests were performed at various hydrogen concentrations using transverse tensile specimens and CCT (curved compact tension) specimens. These specimens were directly machined from the pressure tube retaining original curvatures. Based on the results of these tests, the hydrogen embrittlement phenomenon was clearly observed and fracture toughness parameters of Zr-2.5Nb pressure tube materials such as $K_{I(0.2)}$, J_{ML} , dJ/da , were dramatically decreased with the increase of the hydrogen concentration. From microscopic observation by SEM and TEM, it was also revealed that various shapes dimples, fissures and quasi-cleavage were found at the hydrogen-absorbed materials with hydrides while traditional shape dimples were generally located at the as-received materials. Through the comparison of the hydride and fissure lengths with the hydrogen concentration, the new evaluation method of hydrogen embrittlement was suggested.

1. 서론

중수로 원자력발전소의 Zr-2.5 wt%Nb 압력관은 중수로 핵연료 및 냉각재를 지지하는 기능을 갖는 1차계통의 압력경계 부품 중에서 중수로 원전 안전성을 지배하는 가장 핵심적인 부품이다. 가동 20년째인 중수로 원자로인 월성1호기(CANDU형 원자로)의 압력관 재질인 Zr-2.5Nb합금은 원자로내의 고온냉각수 분위기에서 장기간 사용되는 환경에 의해 수소 및 중수소의 흡수가 발생하게

된다.⁽¹⁾ 이로 인한 수소 함량이 기지(matrix) 내의 고용한도를 넘게되면 지체균열전파(Delayed Hydride Cracking, DHC)의 유발과 수소화물(hydride)에 의한 파괴인성의 열화로 인하여 압력관 파손사고를 일으킨다.⁽²⁾

이와 같은 이유로 국내의 월성 1~4호기를 포함한 모든 CANDU형 원자로의 경우 정기적으로 압력관내 수소흡수량 측정 및 균열발생 여부를 점검하도록 규정하고 있다. 따라서 수소화물이 석출하는 압력관의 파괴인성 거동에 대한 연구는 중수로 원전의 LBB (leak before break) 개념을 적용하기 위해서 필수적인 CCL (critical crack length)에 대한 정보를 제공하므로 무엇보다도 우선되어야 하는 연구과제중의 하나이다.

하지만 이런 압력관의 파괴인성을 위한 시험은 압력관의 제한된 제원 때문에, ASTM 표준시험방법에 제시된 시험편 규격을 적용시키는데 어려움이 있다. 이런 문제점을 극복하기 위해서

[†] 책임저자, 회원, 안동대학교

E-mail : djoh@andong.ac.kr

TEL : (054)820-6016 FAX : (054)823-1766

* 회원, 전력연구원 원자력연구소

** 회원, 한국원자력연구소 Zr팀

CANDU 압력관을 개발한 캐나다의 AECL (Atomic Energy of Canada Limits)에서는 압력관의 곡면을 제거하지 않고 그 자체의 형상을 유지할 수 있는 곡선형 컴팩트 인장 (Curved Compact Tension, 이후 CCT라 칭함) 시험편을 이용하여 ASTM에서 규정한 파괴인성 시험에 준한 파괴인성 시험법을 개발하였다.^(3,4)

CCT 시험편은 ASTM의 평면 응력 조건하에서의 파괴인성시험편의 제약조건을 완전히 만족하지는 않을지라도 현재까지 개발된 최적의 소형시험편에 의한 파괴인성 시험법이라 할 수 있다. 그 결과가 압력관 재료의 파괴 거동의 물성치는 아닐지라도 CANDU 압력관의 형상을 고려한 파괴 특성치로서 신뢰할 수 있고 재현 가능하다는 추가적인 장점을 갖고 있다.⁽⁵⁾

본 연구에서는 수소화물의 관찰이 용이한 상온에서 As-received의 상태(압력관 제작 시의 조건)와 수소의 함량을 변화시킨 상태의 재료를 사용하여 CCT 파괴인성 시험을 행하였다. 본 연구의 목적은 이런 시험들을 통하여 Zr-2.5Nb 압력관 내에 석출된 수소화물이 Zr-2.5Nb 압력관의 파괴인성 취화특성에 끼치는 영향과 원인 등을 규명하여 새로운 취화판단의 기준을 제시하여 취화에 관한 연구에 도움을 주고자 한다.

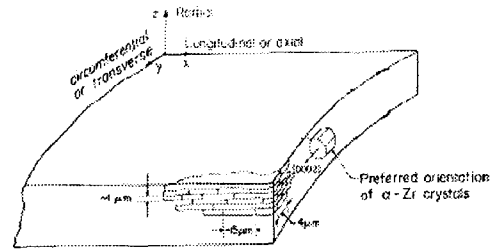
2. 재료 및 시험 방법

2.1 재료 및 시험편

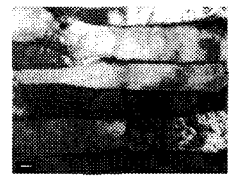
본 연구에 사용된 재료는 CANDU 4차 용해를 통해 냉간 가공(cold-work)된 Zr-2.5Nb 압력관이다. 캔두 압력관의 제조공정은 800℃에서 11:1로 고온 압출(hot extrusion)과 25%의 냉간 인발(cold drawing) 후에 400℃에서 24시간 오토클레이브 (autoclave)처리를 하였다. 캔두 압력관은 11:1의 압출에 의해 심한 소성변형이 발생하여 축 방향으로 길게 늘어진 결정립을 형성하는 것을 관찰할 수 있다(Fig. 1). 이때 길게 축 방향으로 늘어진 결정입자는 α -Zr 이며, α -Zr 와 α -Zr 사이에 β -Zr 입자들이 길게 늘어져 있다.

Fig. 2는 광학현미경으로 관찰한 조대한 수소화물의 미세조직 사진이다. 이것은 Zr-2.5Nb합금의 표준 미세조직과 형태상으로 유사한 조직을 나타낸다.

광학현미경으로 관찰되어진 조대한 수소화물들은 축 수직면에서 길게 늘어진 α -Zr에 평행한 방향으로 정렬되어 있다는 사실로부터 초기 압력관의 미세조직이 수소화물의 석출과 분포에 밀접한 관련이 있다는 것을 알 수 있다. 또한 원주방향 면에서도 수소화물이 원주방향을 따라 분포한 것을 확인할 수 있다.



(a) Typical microstructure of Zr-2.5Nb pressure tube materials



(b) Axial section (c) Circumferential section

Fig. 1 Typical microstructures of Zr-2.5Nb PT materials depending on different surfaces

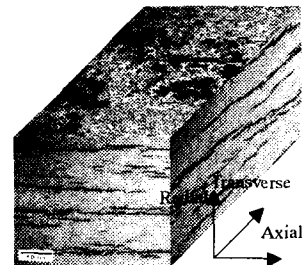


Fig. 2 Typical microstructure of hydride in Zr-2.5Nb pressure tube materials

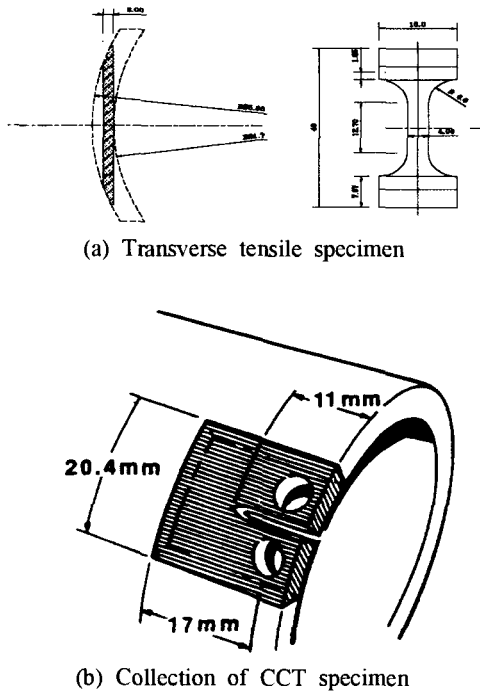


Fig. 3 Geometry of transverse tensile and CCT specimen

Fig. 3(a)는 횡방향 소형 인장시험편의 형상을 보여주고 있다. 압력관의 횡방향을 따라 약 두께 2 mm의 소형 인장 시험편을 제작하였다. Fig. 3(b)는 CANDU 압력관으로부터 CCT 시험편을 채취하는 방향과 위치 그리고 CCT 시험편의 치수를 보여주고 있다. 캔두 압력관의 내직경은 103 mm이며, 두께는 4.2~4.4 mm이다. CCT 시험편의 균열 진전방향은 축방향이며, 폭(W)은 17 mm. 초기균열비(a/W)는 0.4이다.

2.2 시험 장치 및 방법

사용된 시험장치는 Instron 8501이며 피로 균열의 생성 시 피로균열의 길이 측정은 시험편 표면의 양방향에서 두 대의 이동현미경(travelling microscope)을 이용하여 직접 측정하였다. 파괴인성 시험동안의 균열 진전은 DCPD(direct current potential drop)방식에 의하여 측정하였으며, 시험이 끝난 후에는 9점평균법에 의하여 실제 균열 길이를 측정 후 DCPD의 보정작업을 행하였다.

인위적으로 다섯 종류 함량의 수소화물을 석출시키기 위하여 고온 음극 수소 장입 방법

(Cathodic Hydrogen Charging Method)을 이용하여 수소를 각각 30, 50, 80, 100, 200 ppm을 장입하였다.⁽⁶⁾

2.3 횡방향 인장시험

Fig. 3(a)의 어깨걸이형(shoulder type) 횡방향 인장시험편을 상온에서 ASTM E8에 준하여 인장시험을 행하였다. 시험은 0.10 mm/min의 하중선변위(Load Line Displacement, LLD) 속도로 하중과 하중변위곡선과 0.2% 항복강도(YS)와 인장강도(UTS) 등을 얻었으며, 이렇게 얻어진 인장시험의 결과는 파괴인성의 계산에 필수적인 기본데이터로 사용되었다.

2.4 예비피로균열

파괴인성시험에서 균일 예비피로균열을 얻는 것은 신뢰할 수 있는 시험결과를 얻기 위해서 꼭 필요한 전제 조건이다. 그러나 폭 17 mm의 CCT 시험편을 사용하여 균일 예비피로균열을 얻는 것은 CCT 시험편의 곡면에 의한 굽힘응력 분포가 불균일하므로 일반적으로 사용하는 예비피로균열 생성방법을 사용할 수는 없다. 일반적인 평활편을 사용한다면 CCT 시험편의 내벽쪽에 더 많은 응력이 작용하여 안쪽의 예비피로균열이 바깥쪽의 균열보다 더 많이 진전하게 되기 때문이다. 그러나 적당한 각도의 테이퍼 편을 사용하여 작용하는 응력 분포를 균일하게 할 수 있다면, 만족할 만한 균일 예비피로균열을 얻을 수가 있다. 본 시험에서는 0.5 경사의 테이퍼 편을 사용하여 균일 예비피로균열을 얻었다. 균일 예비피로균열을 얻기 위한 조건은 여러 번의 시행착오에 의해서 그 조건을 찾을 수 있었다.⁽⁷⁾ 예비피로균열의 길이는 균열비(a/W)가 약 0.5 정도가 되게끔 하였으며, 하중비(R)는 0.1로 하였다. 예비피로균열은 ΔK 감소법을 사용하였으며, 초기의 ΔK 는 약 12 MPa \sqrt{m} 였으며, 최종 균열길이의 약 25%가 남았을 때는 약 10 MPa \sqrt{m} 가 되게끔 조절하였으며, 응력반복주기는 3Hz로 조절하였다.

2.5 압력관 파괴인성시험 및 계산

본 시험은 ASTM E 1152-87과 E1737-96에 준하여 단수시험편법(single-specimen method)에 의해 수행하였다. 시험이 이루어지는 동안에 하중치, 하중 변위값, 전위차(potential drop) 등을 연속적

으로 측정하였다. 파괴인성시험은 0.10 mm/min의 하중선변위(Load Line Displacement, LLD) 속도로 변위량을 0.1 mm의 간격으로 조절하여 실시하였다. 시험종료 후에는 약 300℃에서 30분간 가열착색(heat-tinting) 작업을 하였으며, 시편의 추가적인 변형을 방지하기 위하여 하중비 0.7에서 피로균열 작업을 하여 시험편을 최종 파단시켰다.

J - R 곡선은 ASTM E-1737-96의 J 계산식에 의해 구할 수 있다. 그 때의 J 값은 하중, 하중변위값, 그리고 그 시점에서의 균열길이에 의해 구할 수 있다.

3. 시험 결과 및 고찰

3.1 횡방향 인장시험

Fig. 4는 수소의 함량이 다른 6가지 종류의 시험편에 대한 횡방향 인장시험 결과를 보여주는 그림이다. 수소를 인위적으로 장입하지 않은 AR(As Received) 시편, 30, 50, 80, 100 그리고 200 ppm의 5 종류의 수소를 장입한 시편의 상온에서의 0.2% 항복강도 (YS, ○)와 인장강도(UTS, ●)를 동일 그림에 나타냈다. 이런 인장시험 결과는 수소함량에 따른 강도의 의존성을 보여주고 있다. 수소 함량의 증가로 인한 취화 정도가 증가함에 따라 항복강도나 인장강도는 약간씩 감소하는 것을 확인할 수 있다. 이것은 취화로 인한 강도의 증가율보다 상대적인 재료의 취화 정도가 더욱 지배적이기 때문이다.

Fig. 5는 이런 인장강도와 항복강도의 비율인 가공경화율(UTS/YS)과 수소함량과의 의존성을 보여주는 그림이다. AR시험편의 항복강도와 인장강도의 차이가 적어 가공경화율이 제일 작은 값을 갖었던 것에 반해, 수소함량이 증가함에 따라 그 차이가 거의 선형적으로 증가하는 경향을 보이고 있으며, 이런 사실은 취화의 비율이 증가하는 것을 의미한다.

3.2 CCT 파괴인성시험

파괴인성 시험 결과는 장입 수소량에 따른 하중-변위 곡선의 변화와 J - R 곡선의 비교, $K_{J(0.2)}$, J_{ML} , dJ/da 값의 비교 등의 순서로 이루어졌다. Fig. 6은 상온에서 Zr-2.5Nb 압력관의 CCT시험편을 사용한 파괴인성 시험으로부터 얻은 6 종류

(AR, 30, 50, 80, 100, 200 ppm) 수소함량에 따른 하중-변위 곡선들을 비교한 것이다. 수소함량이 증가함에 따라 변형량이 급격히 감소하며 뚜렷한 취화현상이 생기는 것을 확인할 수 있다.

Fig. 7은 위와 같은 조건에서의 파괴인성 거동을 보여주는 J - R 곡선이다. 수소가 장입되지 않은 경우(As-received)에는 좋은 연성을 보이지만, 수소함량이 30 ppm을 넘자마자 급격히 인성이 감소함을 알 수 있다. 이러한 수소취화 현상은 균열길이 0.2 mm에서의 탄소성 파괴인성치 J 를 환산한 탄성 응력확대계수 K 와 수소함량과의 관계(Fig. 8)로부터 재확인할 수 있다. 흡수된 수소의 함량이 증가함에 따라 $K_{J(0.2)}$ 의 값이 어떤 임계값에 수렴하려는 경향을 보였으며, 이러한 수소취화 현상은 J_{ML} 이나 dJ/da 를 수소 함량과 비교한 Fig. 9, 10에서도 또 다시 재현되는 것을 알 수 있다. 최대 하중점에서의 탄소성 파괴인성치에 해당하는 J_{ML} 은 재료의 불안정 파괴가 시작되는 점에 해당하는 압력관의 파괴인성 특성치이다.

또한 dJ/da 는 J - R 곡선에서의 0.15 mm와 1.5 mm offset-line 사이의 J - R 곡선 기울기를 의미한다. 따라서 $J_{(0.2)}$ 의 값과 dJ/da 를 알게됨에 따라 파괴저항곡선인 J - R 곡선을 추정할 수 있다. 수소 함량이 증가함에 따라 어떤 임계값에 수렴하려는 수소취화 현상은 압력관의 파괴 거동이 균열 발생 초기뿐 아니라 균열의 성장 시에도 관찰되는 연속 취화특성임을 Fig. 9, 10에서 잘 보여주고 있다.

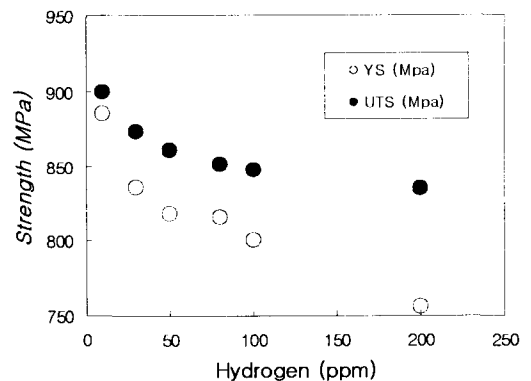


Fig. 4 YS and UTS of transverse tensile test

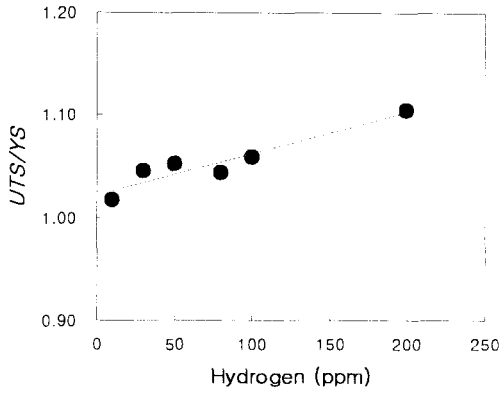


Fig. 5 UTS/YS of transverse tensile test

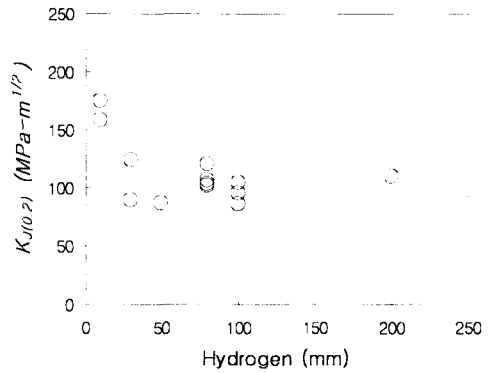


Fig. 8 Comparison of $K_{J(0.2)}$ with the hydrogen concentration

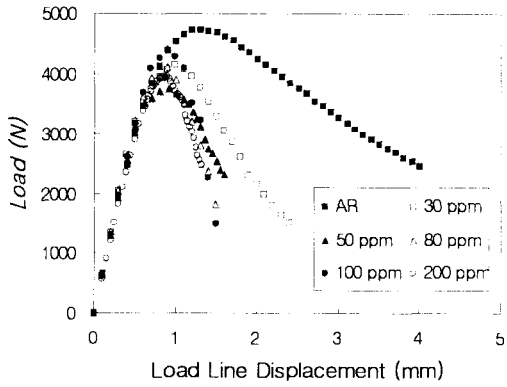


Fig. 6 Comparison of load-displacement curves depending on hydrogen concentration

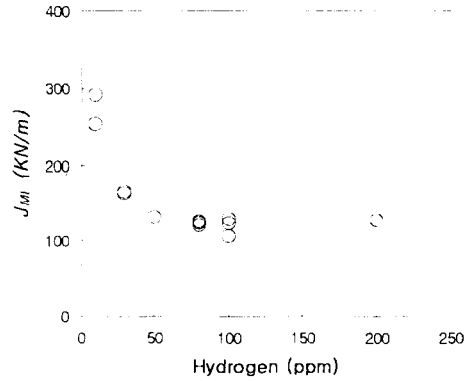


Fig. 9 Comparison of J_{AB} at maximum load

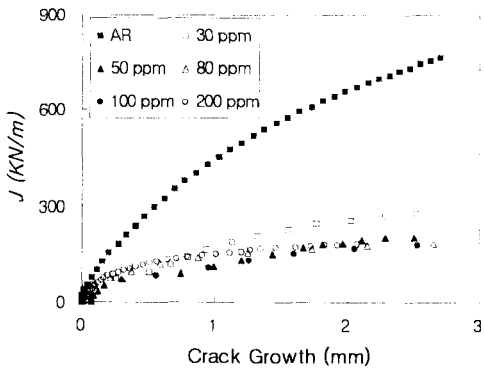


Fig. 7 Comparison of $J-R$ curves with the hydrogen concentration

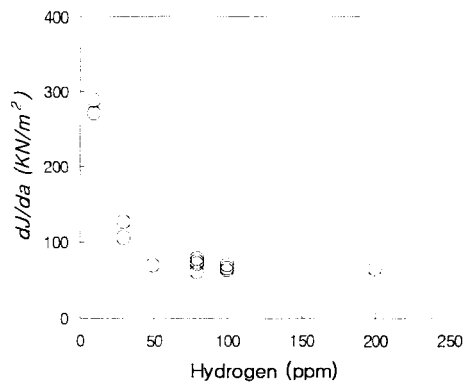


Fig. 10 Comparison of dJ/da during crack growth

4. 파면의 미시적 관찰

파괴인성 시험 후에 파면에 대한 특성을 비교 평가하는 것은 파괴인성 특성 연구에 귀중한 정보를 제공한다. 따라서 본 파괴인성 시험 후에는 각 조건하에서의 파면과 틈새의 SEM 촬영에 의한 프래트로그래픽 비교 분석과 TEM을 이용한 파단면 수소화물의 미시적 관찰을 행하였다.

4.1 틈새(fissure) 관찰

Fig. 11과 Fig. 12는 상온에서 파괴인성 시험 후에 CCT시험편의 파단면을 SEM을 이용하여 관찰한 사진들이다. Fig. 11과 Fig. 12는 수소를 장입하지 않았을 때(AR)와 30, 80, 100 ppm의 수소를 장입하였던 시험편의 파단면을 비교한 것이다.

AR시험편 (Fig. 11(a), 12(a))은 전형적인 연성파괴의 파단면 특징인 두께의 변화를 보이는 소성변형(thickness yielding)과 덩플들의 형성이 분명하게 관찰되었다. 반면에 Fig. 11, 12 (b) ~ (d)의 수소장입 시험편의 파단면은 균열 선단이 표면보다 중앙부에서 많이 진전하는 터널링(tunneling)현상과 벽개파괴(cleavage fracture)가 형성된 것을 관찰할 수 있었다.

Fig. 12(a)의 화살표는 균열 진전면에 수직이며 원주방향인 덩플군을 나타내는 것으로 이런 일련의 변형층이 틈새(fissure)의 생성과 밀접한 관련이 있는 것으로 추정된다. 틈새의 생성은 Zr 합금의 Cl 성분 또는 다른 비금속 개재물 또는 수소화물(hydride)과 관련이 있다⁽⁸⁾. 하지만 아직도 틈새의 생성 원인과 메커니즘의 규명은 충분히 이루어지지 않고 있는 실정이다. Zr-2.5Nb 압력관의 취화현상의 한 가지 원인으로 Fig. 12(a)의 파괴인성 시험 시 가해지는 하중 방향과 수직인 덩플의 형성이 국부적으로 순수인장의 하중과 전단하중이 같이 작용하는 혼합모드로 변화되어 전체 파괴인성을 감소시키기 때문이다.⁽⁹⁾

Fig. 11 (b)~(d)로부터 균열 진전하는 방향과 같은 방향으로 배열되어 있는 틈새가 함유량이 증가함에 따라 틈새의 크기가 더욱 증가함을 알 수 있다. Fig. 12 (b)~(d)는 각각 Fig. 11 (b)~(d)의 고배율 사진으로 틈새를 확대 촬영한 것이다. 수소 함유량이 30 ppm의 경우는 틈새의 길이는 약 100~200 μm 로 수소함량 80 ppm일 때의 틈새의 길이 약 500 μm 에 비하여 비교적 짧았으며, 또한

의벽개(quesi-cleavage) 파괴가 일부 관찰되었다. 수소함량이 80 ppm인 경우는 덩플파괴가 일부 관찰되지만 의벽개파괴와 함께 균열진전방향에 대하여 길게 형성된 틈새의 영역이 커진 것을 확인할 수 있다. 수소함량이 증가할수록 이런 경향은 더욱 분명하게 관찰되었다.

위의 파면 관찰에서 가장 큰 특징으로 AR재는 상온에서 파괴인성 실험 시에 가해지는 하중 방향과 수직인 방향으로 국부적이고 규칙적인 덩플의 영역이 형성되며 연성파괴의 형태를 나타낸다. 그러나, 일정량의 수소를 함유한 경우에는 수소함량의 정도에 따라 취성파괴의 정도가 변화한다는 것이다. 이것은 앞의 J-R 곡선과 dJ/da 의 실험결과와 분석에 의해서도 수소의 함량에 따른 취화특성의 경향과 일치하는 것이다.

4.2 수소화물(hydride) 관찰

Fig. 13의 화살표는 수소장입한 시험편에서 석출된 수소화물(hydride)을 TEM을 이용하여 관찰한 것이다. 수소화물 형상의 영향 중에서 가장 중요한 요소는 수소화물과 응력의 방향관계이다. 수소화물이 하중작용 방향과 평행하게 석출된 경우(Fig. 13(a))에는 기계강도에 영향을 거의 미치지 못하지만 하중작용 방향과 수직인 방향(Fig. 13(b))으로 석출된 경우는 인성이 급격히 감소한다. 이러한 현상은 특히 원주방향의 후프응력(hoop stress)이 작용하는 압력관에서 축방향의 수소화물이 반경방향으로 재배열됨에 따라 중요한 문제를 일으킨다. 즉, 재배열된 수소화물은 삼축응력이 작용하는 것과 같은 양상을 취하므로, 이로 인하여 취성의 수소화물(hydride)은 압력관 파괴 시에 취성균열의 경로로 작용하여 압력관 재료 전체의 파괴인성을 저하시키는 역할을 한다. 따라서 이런 수소화물의 간격과 길이가 지르코늄 합금의 수소취화 정도를 제어할 것이라는 것은 명확한 사실이다.

Zr-2.5Nb 압력관 재료는 HCP 구조 지르코늄 결정립으로서 기저면(basal plane) 성분의 약 60%가 원주방향으로 배치된 비등방성의 집합도를 나타낸다. 따라서 Zr-2.5Nb 압력관 재료는 Fig. 14와 같이 기저면(0001)과 14.7°의 각도를 갖고 기울어진 상주면(habit plane, (1017))에 수소화물(hydride)이 우선적으로 석출된다.⁽¹⁰⁾

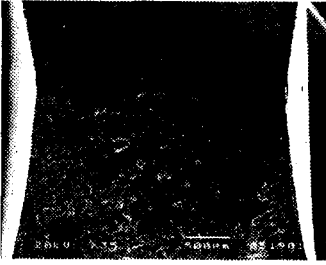


Fig. 11(a) Fracture surface of AR showing thickness yielding with no fissure

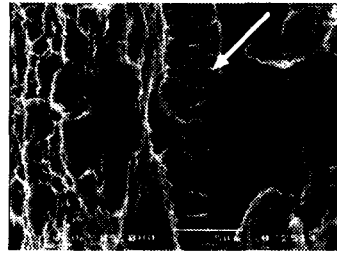


Fig. 12(a) Local dimples and fissure formation of AR caused by different loadings

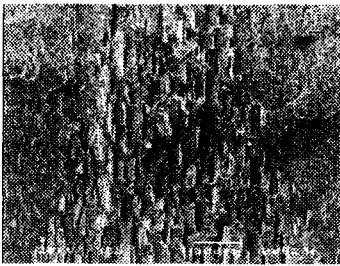


Fig. 11(b) Fracture surface of 30ppm showing tunnelling with short fissures



Fig. 12(b) Dimples and short fissures formation of 30ppm hydrogen concentration

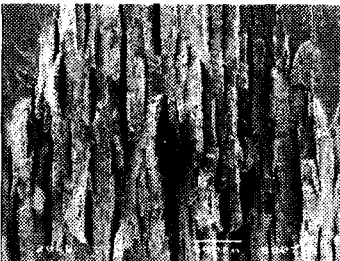


Fig. 11(c) Fracture surface of 80ppm with growing fissures



Fig. 12(c) A few dimples and sharp fissures of 80ppm hydrogen concentration

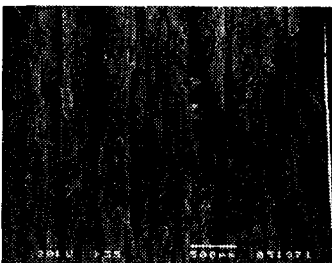


Fig. 11(d) Fracture surface of 100 ppm with longer fissures

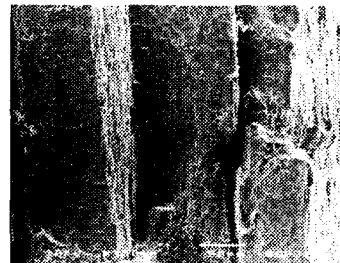
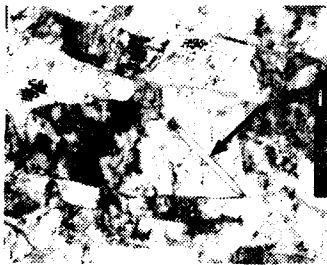


Fig. 12(d) Longer fissures of 100 ppm hydrogen concentration

이런 이유로 수소화물의 석출과 밀접한 틈새의 발생은 수소화물의 방향 및 상주면과 관련이 있을 것으로 생각되지만 그 발생 메카니즘에 대해서는 아직 명확한 연구가 이루어지지 않은 실정이다.

또한 수소화물에 의한 파괴인성 저하의 또 다른 원인은 틈새의 성장으로 인하여 균열을 둔화시키는데 필요한 연성기지(matrix)가 부족하게 됨에 따라 하나의 수소화물의 취성파괴의 시작으로 부터 상주면을 따라 인접해 있는 틈새로 빠르게 전파되기 때문인 것으로 여겨진다.



(a) Axial section



(b) Transverse section

Fig. 13 Precipitated hydrides(arrows) of Zr-2.5Nb pressure tube at room temperature

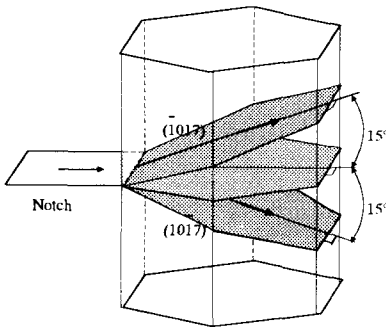


Fig. 14 Brittle crack propagation of hydride in Zr-2.5Nb pressure tube materials at RT

4.3 틈새와 수소화물의 영향

Fig. 15는 수소함량의 변화에 따른 틈새의 길이와 수소화물의 길이의 변화를 도식화한 것이다. 틈새나 수소화물의 길이가 수소함량이 증가함에 따라 80 ppm까지는 급격히 증가하다가 그 이상에서는 증가율이 감소하는 경향인 것을 알 수 있다. 이러한 사실은 Fig. 8~10에서 보였던 경향과 같이 80 ppm까지는 급격히 파괴인성이 감소하다가 점점 어느 임계점에 접근하는 경향과 연관지을 수 있다. 이런 틈새의 길이와 수소화물의 길이가 모두 수소 함량과 좋은 의존성을 보여준다는 사실은 수소화물의 존재와 틈새의 발생과 성장이 밀접한 관계가 있다는 것을 재확인시켜주는 증거이다.

위의 연관관계를 규명하기 위해서 Fig. 16에서는 틈새 길이와 수소화물의 변화에 따른 파괴인

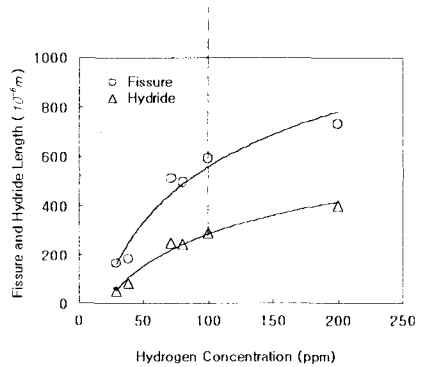


Fig. 15 Correlations between fissure length and hydride length with different Hydrogen concentration

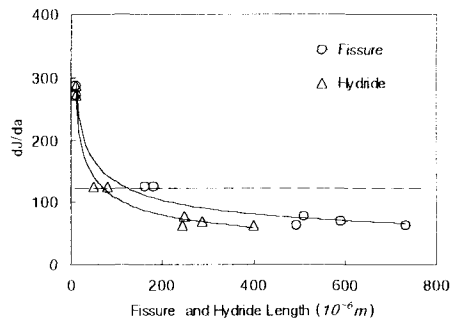


Fig. 16 Comparison of dJ/da with the fissure and hydride length

참고문헌

성(dJ/da)의 변화를 도식화하였다. 파형의 직선은 약 80 ppm의 수소함량일 때의 틈새와 수소화물의 크기를 나타내고 있다. 파괴인성(dJ/da)은 틈새의 길이가 증가함에 따라 급격히 감소하다가 점차적으로 어느 임계치에 수렴하려는 Fig. 8~10과 유사한 경향을 보이고 있다.

위와 같은 사실로부터 수소취화의 정도를 연구하기 위해서, 지금까지 사용하였던 수소 함량 변화에 따른 취화의 정도를 나타냈던 기존의 방법과는 달리 Zr합금 압력관의 수소취화는 틈새 또는 수소화물의 길이와의 비교를 통해서도 가능하였다. 이것은 수소함량에 의한 의존성을 틈새의 길이 또는 수소화물의 길이에 대한 의존성으로 바꾸어서 표현하는 것이 가능하다는 것을 의미한다.

5. 결 론

AR와 30, 50, 80, 100, 200 ppm만큼 수소장입한 Zr-2.5Nb 압력관 재료로 상온에서 횡방향 인장시험과 CCT시험편을 이용한 파괴인성 시험을 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) Zr-2.5Nb 압력관 재료의 수소함량이 증가함에 따라 가공경화율과 수소취화의 영향이 커짐을 알 수 있다.

(2) Zr-2.5Nb 압력관 재료의 수소장입 CCT 파괴인성시험결과는 상온에서 수소화물의 석출로 인하여 인성의 수소취화(Hydrogen Embrittlement) 특성을 나타내며, 수소함량에 따라 취화의 정도가 급격히 증가하다가 어떤 임계값에 수렴하려는 경향을 보인다.

(3) 수소취화에 따른 파단면의 틈새(fissure)는 수소화물(hydride)과 밀접한 관계임을 확인하였으며, Zr-2.5Nb 압력관 재료의 수소취화 정도를 나타내기 위해서 틈새의 길이와 수소화물 길이의 비교를 통한 방법이 가능하다.

후 기

본 연구는 과학기술부의 원자력연구개발 중장기계획 사업 중 중수로 압력관 재료의 일환으로 수행되었습니다.

- (1) Halt, R.A. and Wong, H.W., 2002. "Life Management of CANDU Fuel Channel." *Nuclear Energy*, Vol. 41, No. 1, pp. 69~74.
- (2) Cheadle, B.A., Coleman C.E. and Ambler, J.F.R., 1987. "Prevention of Delayed Hydride Cracking in Zirconium Alloys." *Zirconium in the Nuclear Industry, ASTM STP 939*, R.B. Adorson et. eds., ASTM, Philadelphia, pp. 224~240.
- (3) Simpson, L.A., Chow, C.K. and Davies, P.H., 1989. "Standard Test Method for Fracture Toughness of CANDU Pressure Tubes." *AECL Report COG-89-110-1*.
- (4) Himbeault, D.D. and Davies, P.H., 1999. "Second International Round Robin on Fracture Toughness Testing of Pressure Tube Materials Using 17 mm Curved Compact (Toughness) Specimens." *RC-2069, COG-98-161-1*, AECL.
- (5) Kim, Y.S., Ahn, S.B. and Kim, J.K., 2001. "The Strength and Fracture Behavior Characteristics of Irradiated CANDU Pressure Tube Materials." *Transactions of the KSME, A*, Vol. 25, No. 3, pp. 510~519.
- (6) KAERI, 1999. "Characterization Testing Procedures Zr-2.5Nb Pressure Tubes." *KAERI/TR-1329/99*.
- (7) Oh, D.J., Ahn, S.B., and Kim, Y.S., 2001. "Validation of CCT Fracture Toughness Test with Non-uniformed Pre-fatigue Crack." *Transactions of Korea Institute of Metal and Materials*, Vol. 39, No. 1, pp. 27~33.
- (8) Davies P.H., 2000. "Size, Geometry, and Material Effects in Fracture Toughness Testing of Irradiated Zr-2.5Nb Pressure Tube Material." *ASTM STP 1354*, pp. 356~376.
- (9) Oh, D.J., 2002. "Ductile Fracture Behavior of AS4P under Mixed Mode (I/II) Loading." *KSME International Journal*, Vol. 16, No. 4, pp. 476~484.
- (10) Westlake, D.G., 1968. "The Habit Planes of Zirconium Hydride in Zirconium and Zircaloy." *J. of Nucl. Mater.*, Vol. 26, pp. 208~216.