

Grade 2 Ti의 수소화합물 형성에 따른 피로균열진전 거동

맹 완 영 · 김 우 철 · 김 정 민* · 이 경 섭*
한국원자력연구소, *한양대학교 금속공학과

Behavior of Fatigue Crack Propagation for Grade 2 Titanium on the Hydride Formation

W. Y. Maeng, U. C. Kim, J. M. Kim*, K. S. Lee*

Korea Atomic Energy Research Institute

*Department of metallurgical Engineering, Hanyang University

Fatigue crack growth tests were carried out to investigate the crack growth behavior of hydrided ASTM Grade 2 Titanium plate at 25°C and 300°C. The hydride in the α type titanium was formed by ingressing H₂ gas(100-300mbar) at 300°C-500°C. Fatigue crack growth rates of the Ti specimens at 300°C were higher than the growth rates at room temperature. The fatigue crack growth rates along the rolling direction were always higher than those of along the transverse rolling direction. The fatigue crack growth rate of hydrogen charged Ti was strongly dependent on the crack plane orientation in the rolled sheet and the arrangement of hydrides relative to the crack growth direction.

Keywords : hydrogen, hydride, ingress, fatigue, crack growth rate

1. 서 론

Ti 및 Ti 합금은 저밀도(철 밀도의 60%) 원소이며 합금화와 변태과정으로 경화되며, 높은 비강도(146 MPa/g/cm³)와 인성을 가질 뿐만 아니라 부식저항성 및 열전도성 측면에서도 다른 구조재료에 비해 우수한 성질을 보유하고 있다.

Ti재료는 표면에 안정한 TiO₂의 보호 산화피막을 형성하여 우수한 내식성을 가져 원자로 내부의 고온 고압환경의 전열관 재료나, 항공우주재료와 해양재료등으로 널리 사용되고있고 핵연료 폐기물의 콘테이너 후보재료로도 검토되고 있다. 그러나 Ti의

사용상 문제점은 수소와 반응성이 매우 높다는 것이다. Ti 기지내의 수소는 전형적인 금속내부 불순물로 금속의 기계적 성질에 유해한 영향을 주는데, 수소 용해량이 50-100wppm 정도인 경우에도 재료의 파괴인성이 현저히 감소되고 정하중 및 피로하중하에서 수소 취성이 유발된다.¹⁾⁻⁴⁾ 이는 수소가 녹아 있는 용액 또는 부식액이나 수소 가스 분위기에서 Ti의 표면으로부터 수소원자들이 재료 내부로 확산되어 들어가서 수소의 고용한을 넘게되면 수소화합물이 석출되고, 수소화합물의 취약한 성질들에 의해 재료 조직 전반에 취성을 가져오기 때문이다.

이런 문제점들은 최근 원자력 선진국들이 개발중

Table 1. Chemical compositions of ASTM Grade 2 Ti

Composition	N	C	H	Fe	O	Al	Si	Zr	Ti
Grade2	0.011	0.01	0.015	0.08	0.12	-	-	-	Bal.

인 다목적 중소형 일체형 원자로 개발에 중요한 문제점으로 대두되고 있다.⁵⁾⁻⁶⁾ 즉, 다목적 중소형 일체형 원자로의 구조특성상 증기발생기 전열관 부분의 재료는 기존의 경수로에서 사용되는 Alloy 600 합금 대신, α 계 Ti 합금이 사용된다. 일체형 원자로에서는 일반 경수로와는 달리 냉각제 내에 포함되는 암모니아 가스가 방사능에 의한 방사 분해되어 수소가 생성되어서 밀폐된 계통내 수소농도가 증가하게 된다. 따라서 장기간 가동 시 수소화합물의 형성과 배관 계통의 유동에 의한 진동(Flow induced vibration)에 의하여 부식피로에 의한 문제를 일으킬 가능성이 있다.

본 실험에서는 α 계 Ti인 ASTM Grade 2 Ti에 수소를 장입하여 수소화합물을 형성시켜, Ti 내부의 수소화합물 생성 특징과 그에 따른 피로특성에 관하여 연구하였다.

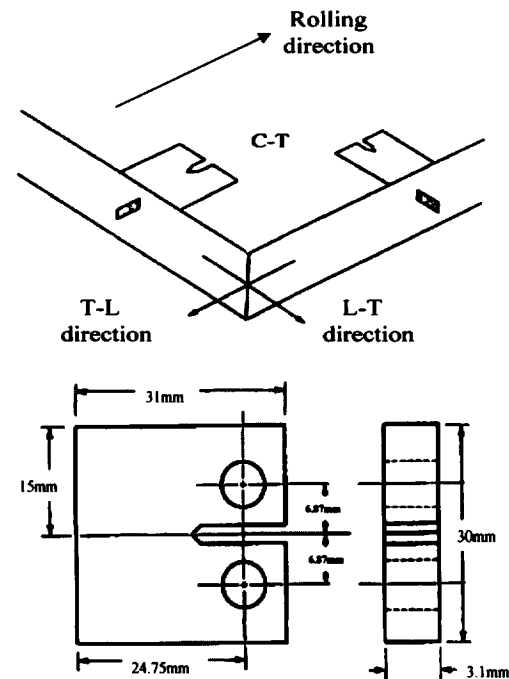


Fig. 1. Orientation of specimens and design of compact tension specimens.

2. 실험방법

본 실험에서 사용된 시편의 화학적 조성은 Table 1와 같다. 수소장입 시험을 위한 시편과 피로균열진 전시험을 위한 CT(Compact Tension)시편의 형상을 Fig. 1에 나타내었다. CT시편은 판재의 압연방향을 고려하여 두 가지 방향으로 제작하였다. 압연 방향에 평행하게 균열이 진전되도록 노치를 만든 경우 T-L(Transverse-Longitudinal) 방향, 수직인 경우를 L-T(Longitudinal-Transverse) 방향으로 표시하였다.

2-1. 수소 장입 시험(Hydrogen Charging Test)

수소장입에 따른 수소화합물(hydride) 형성 거동을 확인하기 위한 실험은 Fig. 2에 보인 바와 같은 순서로 수행하였다. 우선 시편 표면에 잔류하는 산화막 제거를 위하여 산세처리(5ml HF + 45ml HNO₃ + 50ml water, 10sec 침적)를 실시하였다. 다음에 Fig. 3과 같은 수소 장입 장치의 석영관 내부에 시편을 장착한 후, 진공(10⁻⁶ Torr 이하)을 유지시키면서 300-500°C 사이의 온도에서 수소압력을 100-300mbar 사이로 변화시키며 5시간동안 수소가 장입되도록 한 후, 시편 온도를 24°C/hr의 속도로 냉각시켰다. 상온까지 냉각시킨 시편을 파이렉스관에 넣어 진공 밀봉한 후 400°C에서 5시간 동안 균

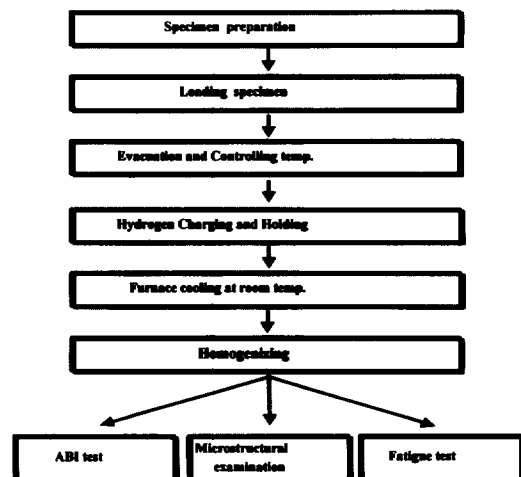


Fig. 2. Flow chart of the experimental procedure for the tests.

질화처리(homogenizing)시켜 수소가 시편 내에 균일하게 확산되도록 하였다. 수소가 장입된 시편은 에폭시 수지로 마운팅한 뒤 600-2000번 SiC 연마페이퍼로 연마하고, 최종 0.05 μm 알루미나(Al_2O_3) 분말을 이용하여 미세 연마하였고 초음파 세척기로 세척한 후 에칭(1ml HF + 30ml HNO_3 + 30ml Lactic acid, 30sec 침적)한 후, 광학현미경을 이용하여 조직을 관찰하였다. 제조된 시편내부의 수소화합물 생성을 확인키 위해 X-ray분석 실험을 실시하였으며, vacuum extraction법을 적용한 수소분석기(hydrogen detector)를 이용하여 수소 함량 분석을 수행하였다.

2-2. 집합조직관찰

ASTM Grade 2 Ti 판재(plate)는 제조과정에서 압연에 따른 집합조직이 형성된다. 시편의 집합조직을 분석하기 위해 시편을 판재의 표면 방향(short), 압연방향(longitudinal), 횡방향(transverse)에 수직하는 3방향 단면으로 절단하여, (0002)면의 극점도(pole figure)를 X-Ray 회절방법으로 조사하였다.

2-3. 피로균열진전 시험

균열 진전 길이 측정은 DCPD(Direct Current Potential Drop)법을 사용하였다. 이 방법은 균열의 진전에 따른 시편의 단면적 감소와 그에 따른 시편의 저항증가 및 포텐셜 분포변화를 감지하여, 이것을 균열길이로 환산할 수 있는 방법이다. 즉, 직류 전원공급장치를 사용하여 시편에 일정한 양의 전류(5A)가 흐르도록 조절하면서 균열이 진전함에 따른 전압변화를 고분해능(0.1 μV)의 전압측정장치를 사용하여 측정하고 이 전압변화를 균열길이로 환산하는 방법이다. 직류전원공급장치로는 Keithley사의 228A power supply를 사용하고 전압측정장치로는 Keithley사의 2001A multimeter를 사용하였다. 데이터 수발용 프로그램은 National Instrument사의 Labwindows/CVI Language를 이용하여 작성하였다. 한편 하중 부과용 편은 프라즈마 용사에 의해 알루미늄을 두께 100 μm 정도로 코팅하여 사용하였다.

본 연구에서는 균열길이를 정확히 측정하기 위해 균열길이비(a/W)와 전위변화비(V/V_r)과의 관계를 나타내는 보정 곡선을 다음과 같이 얻었다. 여기

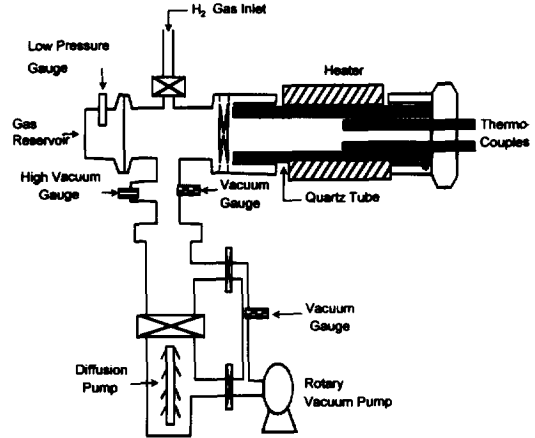


Fig. 3. Schematic diagram of the apparatus for hydrogen charging system.

서 a 는 균열길이, W 는 시편의 폭, V 는 전압값, V_r 은 기준 전위값이다. 시편을 미리 0.5mm 정도의 간격으로 선을 그어놓고 균열의 진전을 100배까지 확대 가능한 이동식 현미경을 사용하여 성장하는 균열이 미리 표시한 선에 닿을 때의 전위값을 측정하여 균열 길이(a) 대 전압값(V)의 관계를 얻은 다음 이 데이터들을 회귀분석하여 얻었다.

본 연구에 의해 개발된 방법에 의해 성장하는 균열의 길이를 25 μm 정도의 오차범위에서 측정하는 것이 가능한 것으로 나타났다. 이 방법은 균열길이비(a/W)에 대한 전압변화비(V/V_r)의 비율이므로, 한번 보정곡선을 얻으면 시험온도, 시험환경 및 시편재질에 무관하게 사용할 수 있으므로 광범위하게 응용될 수 있을 것으로 사료된다.

피로균열진전실험은 ASTM E 647에⁷⁾ 규정된 절차에 의하여 수행하였고, 본 실험에 사용된 시험기는 인스트롱(Instron)사의 만능시험기(1 ton)를 사용하였으며, 실험의 조건은 CT시편에 예비균열(pre-crack)을 a 값(균열길이)이 6.5mm정도가 되도록 낸 다음 R (하중비: 최대하중에 대한 최소하중의 비)는 0.2, 그리고 피로주파수는 1Hz를 적용하여 피로균열 진전 시험을 실시하였다.

온도의 영향을 평가하기 위해서 상온과 300°C에서 피로균열진전 시험을 실시하였으며, 수소화합물의 영향을 평가하기 위해서 수소장입 유무에 따라 실시하였다. 응력확대계수의, ΔK 의 계산은

$$\Delta K = \frac{4P(2+a)}{B\sqrt{W(1-a)^{3/2}}} (0.886 + 4.64a - 13.32a^2 + 14.72a^3 - 5.6a^4)$$

식(1)

로 하였다. 여기서 B는 두께, w는 폭, $a = a/W (a/W \geq 0.2)$ 이다.

2-3-2. 파면관찰

피로균열진전 시험이 끝난 시편을 액체질소를 이용하여 저온파단 한 후에, JEOL사의 JSM-5200 주사현미경(SEM)을 이용하여 피로파단면을 관찰하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3-1. 수소화합물 형성거동

Fig. 4에는 300°C, 400°C, 500°C에서 수소 장입 분압이 각각 100mbar, 200mbar, 300mbar일 때 5시간 동안 수소 장입된 Grade 2 Ti 수소화합물의 광학현미경 조직을 보였다. 검게 에칭된 부분이 수소화합물로 300°C에서 장입된 경우에는 수소화합물이 작은 점들의 형태로 나타나 관찰하기가 쉽지 않다. 400°C에서는 점차 결정립계 및 입내에 수소화합물 형성 빈도가 높아지고 500°C에서는 입내에 다량의 수소화합물이 판상으로 형성되어있는 것을 관찰할 수 있다. 500°C, 300mbar 수소장입 시편을

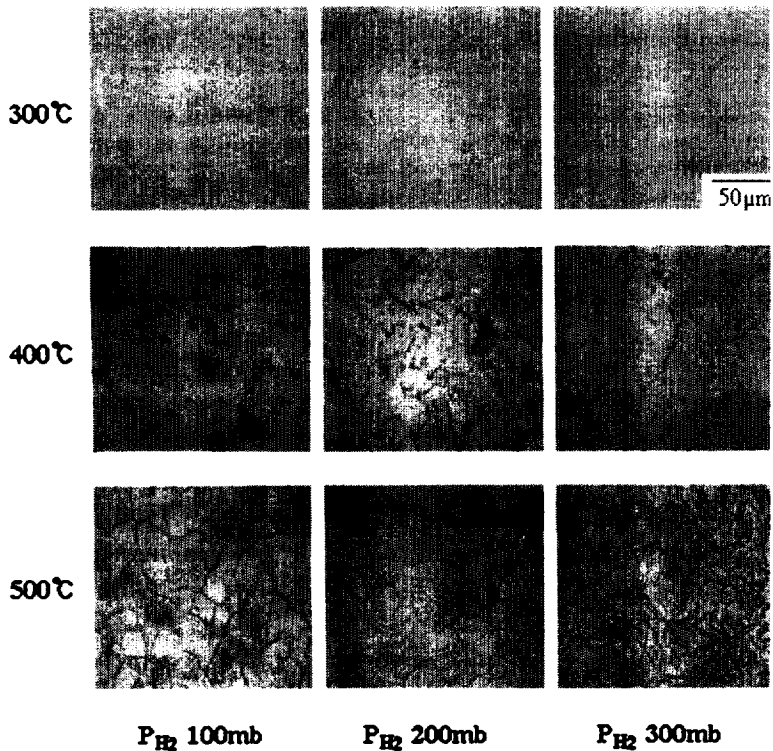


Fig. 4. Optical micrographs of ASTM Grade 2 Ti showing hydride morphology.

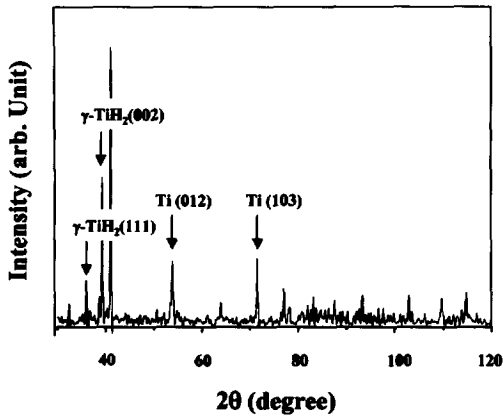


Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the hydride formed in ASTM Grade 2 Ti.

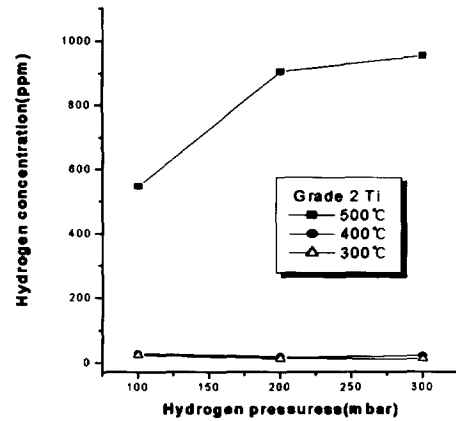


Fig. 7. Hydrogen concentration as a function of H₂ pressures in ASTM Grade 2 Ti.

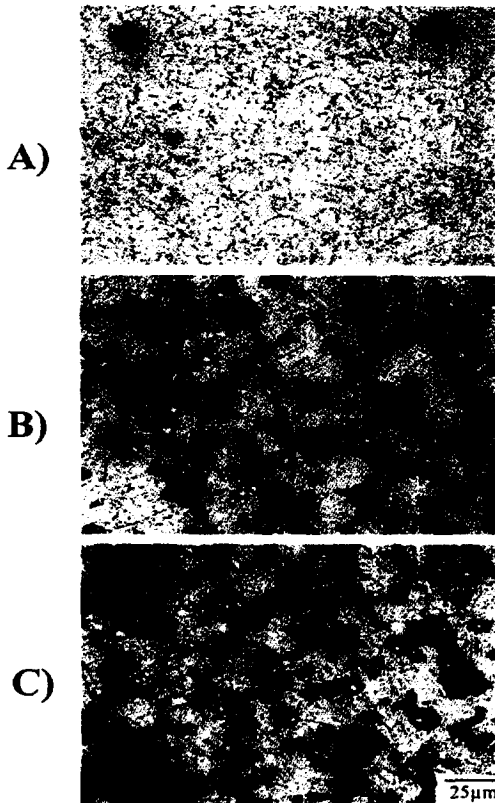


Fig. 6. Optical micrographs of ASTM Grade 2 Ti showing hydride formation around grain boundaries (hydrogen charging: 500°C, 2hr. hold, 129mbar H₂ gas). a) hydride etching, b) grain boundary etching (bright field) and c) grain boundary etching (dark field).

XRD를 이용하여 분석한 결과 Fig. 5에 보인 바와 같이 γ -hydride의 peak를 확인할 수 있었다. 수소화합물은 낮은 온도에서는 일단 결정립계에 생성되고 충분히 수소가 확산된 것으로 간주되는 500°C에서는, 결정립계뿐만 아니라 입내에도 방향성을 가지며 생성되는 것으로 보인다. 수소화합물의 생성 거동을 파악하기 위해 동일한 위치(미세경도기 인덴터 표시) 주위의 형성된 수소화합물 및 결정립계에 각각 다른 에칭조건을 적용하여 비교 관찰한 결과 Fig. 6과 같이 길게 늘어진 판상의 흰색 수소화합물이 결정립계 및 입내에 형성되어 있는 것을 확인할 수 있다. Liu⁸⁾에 의하면 α -Ti내 (1010) 면에 수소화합물이 잘 생성된다고 하였다. 일반 Ti 내의 수소화합물 생성 habit plane은 (0001), (1017), (1010), (1011) 등이 있다고 보고되어있다.⁹⁾

장입 온도와 수소 분압에 따른 Grade 2 Ti의 수소 함유량 분석결과를 Fig. 7에 나타내었다. 300-400°C에서 장입한 경우 수소분압 증가와는 거의 무관하게 수소함량의 변화가 적었다. 500°C에서는 수소분압의 증가에 따라 급격한 수소함유량의 증가를 보였다. 이와 같은 급격한 수소함유량의 증가는 온도와 수소압력변화에 따른 수소확산기구의 변화로, 낮은 온도에서는 계면을 통한 확산이 활발하나, 온도가 상승할수록 높은 분률의 수소원자들이 격자를 통한 확산하여 수소원자의 이동이 활발해짐

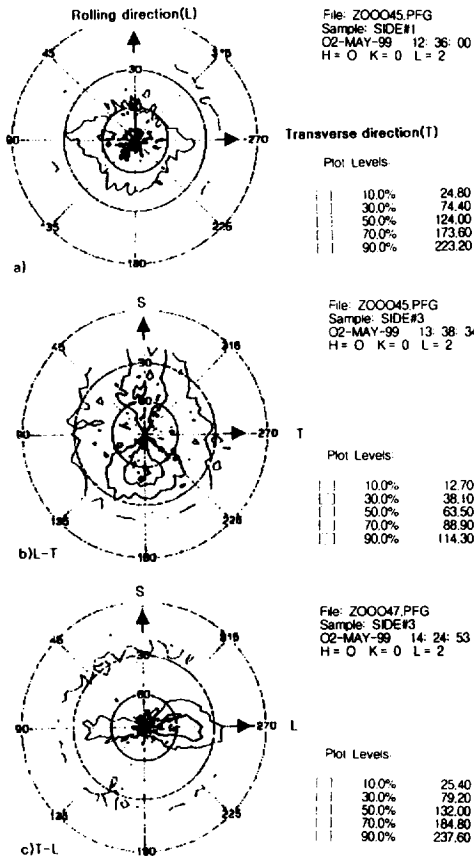


Fig. 8. Pole figures of rolled ASTM Grade 2 Ti plate for plane, a) normal to short direction, b) normal to longitudinal direction and c) normal to transverse direction.

에 따라, 수소의 함유량이 급격히 증가한 것으로 사료된다.¹⁰⁾

3-2. 집합조직

Fig. 8은 피로균열 진전 시험에 사용된 Ti 시편에 대한 X선 회절 분석에 의한 판재의 표면 방향으로의 (0002) pole에 대한 극점도이다. Fig. 8에서 a)는 판재의 두께 방향(Short, S방향)에 수직한 단면에 대한 극점도이고, b)는 압연방향(Longitudinal, L방향) 수직한 단면, c)는 압연방향에 수직한 방향(Transverse, T방향)에 수직한 단면에 대한 극점도이다. a)의 두께방향에 수직한 단면에 대한 극

점도에서 (0002) pole이 대부분 극점도의 중심부에 밀집해 있는 것으로 보아 이 방향으로 대부분의 (0002) pole이 배열되어 있는 것을 짐작할 수 있다. c)에서 (0002) pole들이 b)의 (0002) pole들에 비해 중심부에 더 밀집된 것으로 미루어 L방향에 수직한 단면보다 T방향에 수직한 단면에 (0002) pole들이 더 높은 밀도로 분포되어 있는 것으로 판단된다. 따라서 압연 판재의 결정립들의 (0002) pole들은 판재 표면에 수직한 방향(Short, S방향)으로 가장 높은 분포 분율을 가지고 다음으로 압연방향에 수직한 방향(T방향), 압연방향(L방향) 순서로 작아지는 경향을 보였다.

3-3. 피로균열진전거동

피로균열진전시험에 사용된 시편의 수소 장입은 500°C에서 수소분압 300 mbar에서 5시간 유지한 조건에서 수행하였는데, 이 시편에는 Fig. 7에 보인 바와 같이 900 ppm 정도의 수소가 장입된다.

Grade 2 Ti의 상온 및 300°C에서의 피로균열 진전 시험 결과를 Fig. 9, 10에 보였다. 균열 진전 속

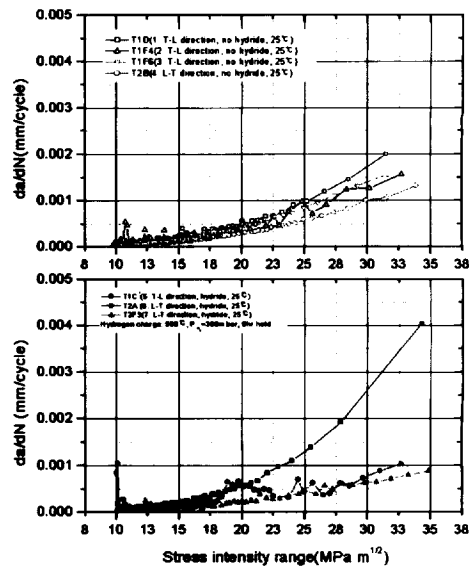


Fig. 9. Fatigue crack propagation rates of ASTM Grade 2 Ti at room temperature. a) tests for no hydrogen charged specimens, b) tests for hydrogen charged specimens(500°C, 300 mbar, 5hr. hold).

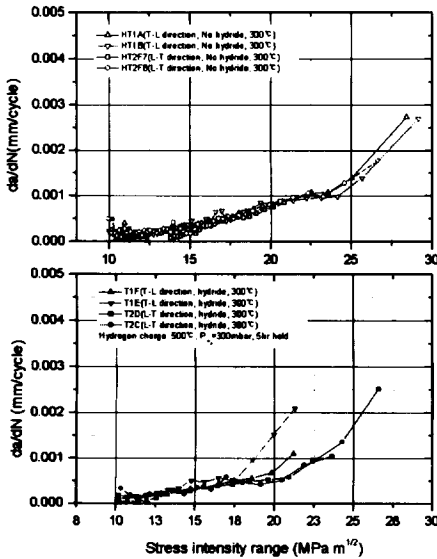


Fig. 10. Fatigue crack propagation rates of ASTM Grade 2 Ti at 300°C. a) tests for no hydrogen charged specimens, b) tests for hydrogen charged specimens(500°C, 300 mbar, 5hr. hold).

도 차이를 비교하기 위해 X-Y축(응력확대계수범위-피로균열진전속도)에 로그 스케일(scale) 대신 선형 스케일을 적용하여 도시하였다. Fig. 9는 상온에서 피로균열진전 시험 결과이다. 피로응력 확대계수 범위가 $20\text{MPa}\text{m}^{1/2}$ 에서 수소가 장입되지 않은 경우에는, 균열진전방향이 압연방향과 평행(T-L 방향)할 때 피로 주기당 균열진전길이가 $0.5\mu\text{m}$ 정도이고, 균열진전방향이 압연방향에 수직(L-T 방향)한 경우는 피로 주기당 균열진전길이는 $0.3\mu\text{m}$ 정도로, T-L 방향일 경우가 L-T 방향일 경우에 비해 피로 균열진전속도가 크다. 수소가 장입된 Ti 시편에 대해 상온에서 피로균열진전 시험한 결과도, T-L 방향으로 균열이 진전하는 시편이 L-T 방향으로 진전하는 시편에 비해 균열진전속도가 현저히 커지는 경향을 보인다.

300°C에서 피로균열진전시험 결과를 Fig. 10에 보였다. 상온 시험에서 보다 균열진전속도가 전 응력확대계수범위에서 전반적으로 증가하였다. 응력확대계수범위가 $20\text{MPa}\text{m}^{1/2}$ 에서 수소가 장입되지않은

경우, 두 방향의 시편 모두 피로주기당 약 $0.8\mu\text{m}$ 정도의 균열진전속도로, T-L 방향으로의 피로균열진전속도와 L-T 방향으로의 피로균열진전속도의 차이가 상온시험에서와 같이 현저하지 않다. 그러나, 수소장입된 Ti 시편은 T-L 방향으로의 피로균열진전속도가 L-T 방향으로의 피로균열진전속도에 비해 크고 응력확대계수범위가 커질수록 이와 같은 경향이 뚜렷하다.

Fig. 11, 12에 SEM으로 촬영한 피로파면의 관찰 결과를 나타내었다. Fig. 11은 상온에서 수소가 장입되지 않은 경우의 시험에 대한 파면이고, Fig. 12는 300°C에서 수소가 장입된 시편에 대한 파면이다. 이 그림은 파면내의 ΔK 값이 다른 3곳에서 촬영한 사진으로 각 위치에서의 ΔK 값이 표시되어 있다. 상온, 수소 장입되지 않은 경우 파면 및 300°C, 수소 장입된 경우 파면 모두 전형적인 피로줄무늬가 형성되어 있고 ΔK 값이 커질수록 피로줄무늬의 간격이 넓어지는 것을 확인할 수 있다. 두 경우 모두 피로줄무늬 사이에, 파면에 수직한 방향으로 2차 균열이 관찰되는데 이것은 방향성을 가진 조밀육방정의 벽개 파단 특성을 반영하는 것으로 보인다. SEM촬영 사진으로부터 수소가 장입된 시편과 장입되지 않은 시편간에 현저한 파면 형태 차이를 관찰할 수는 없었다.

수소 장입 조건이 동일한 경우, 상온 및 300°C에서 균열진전이 T-L 방향인 경우가 L-T 방향인 경우보다 피로균열진전속도가 증가한다. 이것은 Ti 압연판재에 형성되는 집합조직에 기인하는 것으로 설명된다. Fig. 8에 보인 바와 같이, ASTM Grade 2 Ti 압연 판재에서 (0002)면의 pole 분포 분률은, 판재의 두께방향으로 가장 크고, 압연방향에 수직된 방향, 압연방향 순서로 작아지는 경향을 보인다. 이와 같은 경향은 Clarke¹¹⁾의 연구에서도 보고되었다. Clarke는 본 연구와 동일한 재료인 ASTM Grade 2 Ti 압연 판재 재료에 대해 정하중시 파괴 거동에 대하여 연구하였는데, 두께방향, 압연방향에 수직된 방향, 압연방향으로의 기저면 pole 분포 분률이 각각 0.64, 0.27, 0.09로 보고하였다. 본 연구에 사용된 Ti 판재도 이와 유사한 분포를 가질 것으로 판단된다.

Meyn¹⁾은 Ti재료의 기저면(basal plane)의 방향

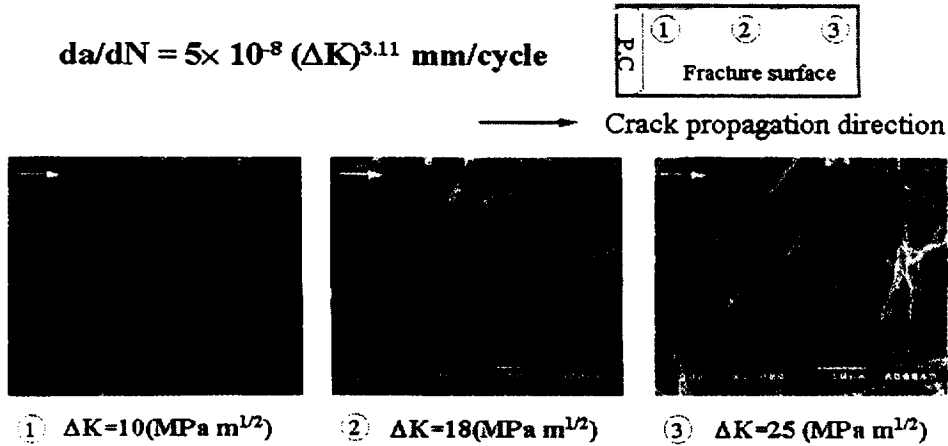


Fig. 11. SEM fractography of ASTM Grade 2 Ti showing the fatigue fracture surface tested at room temperature(no hydrogen charged, crack propagation: L-T direction).

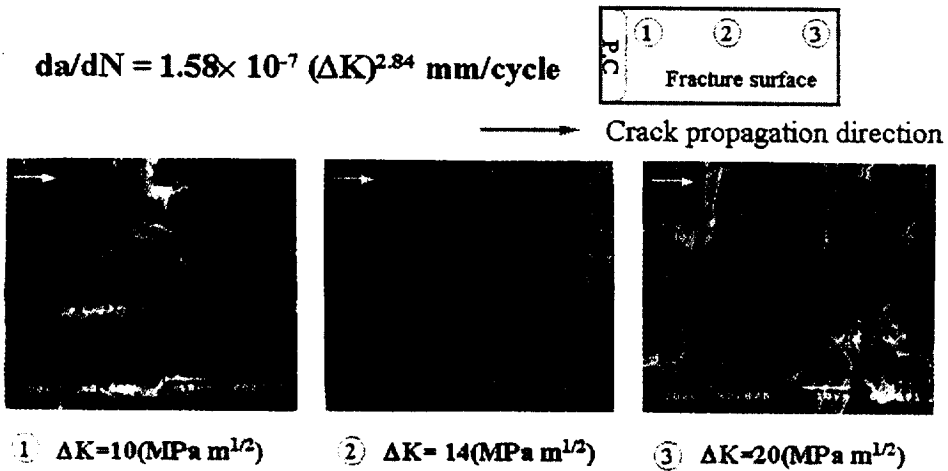


Fig. 12. SEM fractography of ASTM Grade 2 Ti showing the fatigue fracture surface tested at 300°C(hydrogen charged, crack propagation: L-T direction)

은 재료의 파괴거동에 큰 영향을 미친다고 보고하였다. 즉, 응력 방향에 수직으로 배열된 기저면의 분률이 증가할 수록 재료의 파괴 저항성이 감소한다. 본 연구에 사용된 압연 판재는 Fig. 8에서 언급했듯이, T 방향에 수직인 파단면에서 (0002) pole 분률이 L방향에 수직인 파단면에서보다 크므로 T-L 방향 균열진전속도가 L-T 방향 균열진전속도에 비해 크게 된다.

수소장입된 시편의 경우 상온 및 300°C에서 T-L

방향으로의 피로균열진전속도가 수소장입되지 않은 시편에 비해 현저히 증가하는 반면 L-T 방향으로는 큰 차이가 없다. 이와 같이 수소장입시편에서 T-L 방향으로 균열진전속도가 현저히 증가하는 반면, L-T 방향으로는 큰 차이를 보이지 않는다는 사실은, Ti의 피로균열진전속도는 균열진전방향과 수화물의 방향사이의 상호관계에 영향을 받는 것을 의미한다. 이러한 사실에 근거하면 T-L 방향으로 성장하는 균열은, 이 균열 진전 방향에 대한 수화물

의 방향이 균열 성장을 용이하게 하는 방향으로 배열되어 있는 반면, L-T 방향으로 성장하는 균열에 대해서는 수화물이 균열 성장을 방해하는 방향으로 배열되어 있는 것으로 판단된다. T-L 방향 균열 진전시 수화물은 집합조직의 기저면과 일정한 방향관계를 가지고 피로하중이 작용할 때 국부적인 벽개 파괴를 용이하게 하는 반면, L-T 방향으로 성장하는 균열에 대해서는 수화물이 파단면에 2차 균열 (secondary crack branching) 혹은 균열 굴곡 (deflection) 등을 유발하여 균열저항성을 증가시키는 효과를 유발하는 것으로 사료된다.

균열진전 저항성은 수소의 장입여부, 재료의 집합조직 분포, 수화물의 형성 방향에 영향을 받으며 이들 변수들의 상호관계에도 큰 영향을 받는 것으로 판단된다. 특히 균열 진전 방향에 따라 수소 장입의 영향이 다르다는 사실은 Ti에서 피로 균열 진전에 대한 저항성은 판재에 형성된 집합조직의 방향 분포와 수화물의 형성 방향 사이의 상호관계에 따라 달라질 수 있음을 의미한다. 집합조직을 갖는 Ti 재료의 균열 진전 저항성에 영향을 미치는 변수들을 충분히 이해하기 위해서는 균열성장 방향과 집합조직과의 상호 관계, 균열 성장 방향과 수화물의 형성 면사이의 상호관계, 집합조직과 수화물 형성 방향의 상호관계에 대한 보다 면밀한 연구가 요구된다.

4. 결 론

ASTM Grade 2 Ti 재료에 온도가 300°C~500°C, 수소압이 100mbar~300mbar의 조건에서 수소 장입 시험 후 수화물 형성 거동을 관찰하고, 수소 장입된 시편에 대해 피로균열 진전 시험을 수행한 결과 다음의 결론을 얻었다.

1) 장입온도와 수소분압이 증가함에 따라 재료내의 수소함유량이 증가하였다. 특히 500°C 장입 온도 조건에서 수소 원자의 확산이 활발하여 수소 함량이 현저히 증가하였다. 수소화합물은 수소 분압과 장입온도가 낮을 경우에는 입계에 주로 생성되었고, 수소분압과 장입온도가 증가할수록 입내에 판상의 형태로 생성되었다.

2) Ti 의 피로균열 진전 거동은 수소장입 여부,

균열진전방향 및 시험온도에 따라 차이를 보였다. 피로균열진전속도는 고온에서 더 큰 경향을 보였다. 수소 장입이 유사할 때, 균열진전이 T-L 방향인 경우가 L-T 방향인 경우보다 피로균열 진전속도가 큰 경향을 보였는데 이것은 Ti 압연판재에 형성되는 집합 조직에 기인한, 파단면에 평행한 Ti 재료의 기저면의 분률 차이에 의한 것으로 판단된다.

3) 수소장입된 시편에서, 수소장입되지 않은 시편에 비해 특정 방향(T-L 방향)으로 피로균열진전속도가 현저히 증가하는 거동을 보였는데, 이러한 현상은 균열진전 방향에 대한 수화물 형성 방향과의 상호관계, 수화물의 방향과 집합조직사이의 상호관계에 의해 피로 파괴가 조장되기 때문인 것으로 사료된다.

References

1. D. A. Meyn, *Metall. Trans.*, **5**, 2405 (1974)
2. J. C. M. Li, R. A. Oriani and L. S. Darken, *Z. Phy. Chem.*, **49**, 271 (1966)
3. W. J. Pardee and N. E. Paton, *Metall. Trans.*, **11A**, 1301 (1980)
4. A. W. Sommer and D. Eylon, *Metall. Trans.*, **14A**, 2178 (1983)
5. D. J. Lee et al., Development of Advanced Reactor Technology, KAERI/RR-1883 (1998)
6. J. I. Kim et al., Development and Verification Test of Integral Reactor Major Components, KAERI/RR-1889, p. 375 (1998)
7. ASTM E 647 - 95, Annual Book of ASTM Standards. (1995)
8. J. Liu and K. Nakasa, Hydride Formation Behavior and Fatigue Strength of Hydrogen Charged Titanium, *J. Japan Inst. Met.*, **55**, 1086 (1991)
9. O. T. Woo et al., The Precipitation on γ -Deuterides(hydrides) in Titanium, *Acta Metall.*, **33**, No. 10, 1897 (1985)
10. D. A. Potter and K. E. Easterling, Phase transformations in metals and alloys, CHAPMAN & HALL 101 (1995)
11. C. F. Clarke et al., *Corrosion Sci.*, **36**, No. 3, 487 (1994)