

'99 추계 학술발표회 논문집
한국원자력학회

수소 장입된 Grade 2 Ti의 피로균열진전 거동

Fatigue Crack Growth Behavior of Hydrided Grade 2 Ti

맹완영, 김문환, 김우철
한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

김정민, 이경섭
한양대학교
서울시 성동구 행당동

요약

ASTM Grade 2 Ti 압연 판재의 수소장입에 따른 피로균열진전 거동을 파악하기 위해 피로균열진전 시험을 수행하였다. 피로균열 진전속도는 수소장입여부, 균열진전방향 및 시험온도에 따라 변화하였다. 수소장입 조건이 동일한 조건의 재료에서는 피로균열진전속도는 온도가 증가할수록 더 커지는 경향을 보였고, 균열진전이 T-L방향인 경우가 균열진전이 L-T방향인 경우보다 더 큰 경향을 보였다. 수소가 장입된 Ti 재료의 피로균열진전속도는 균열 진전이 T-L방향인 경우 현저히 증가하는 경향을 보였다. 균열진전방향이 L-T방향일 경우에는 수소장입에 의해 피로응력확대계수범위가 낮은 영역에서는, 균열진전속도가 약간 감소하는 경향을 보였다. Ti 재료의 피로균열진전속도는 압연 판재에 형성되는 집합조직, 수화물의 방향 및 균열진전방향을 상호 관계에 긴밀히 의존하는 것으로 사료된다.

Abstract

Fatigue crack growth tests were carried out to investigate the crack growth behavior of hydrided ASTM Grade 2 Titanium rolled plate. Fatigue crack growth rates were varied with the amount of hydrogen ingress, crack growth directions and test temperatures. When the amount of hydrogen ingress in Ti is similar, the fatigue crack growth rate is higher at high temperature and in the crack orientation of T-L direction than L-T direction. The fatigue crack growth rate of hydrided Ti in T-L direction increases significantly while the growth rate in L-T direction decreases slightly at low fatigue stress intensity range. The fatigue crack growth rate of hydrided Ti rolled plate is very dependent on the relative orientation of material texture, the arrangement of hydride and the crack growth direction.

1. 서론

ASTM Grade 2 Ti재는 원자력발전소의 복수기 재료로 주로 쓰인다. 복수기 튜브 재료로서 Ti재에 주로 발생하는 파괴형태는 내부 유체의 유속변화에 의한 튜브의 진동과 관련되는 피로 파손이다. 복수기에 사용되는 Ti 튜브는 우수한 부식 저항성을 가지며 낮은 파손 확률을 가지지만 장시간 사용 이력이 부족하고 원자력발전소의 가동환경이 가혹하므로 구조 건전성을 확보하기 위해서는 충분한 파괴 물성 평가가 필요하다. 또한, ASTM Grade 2 Ti는 핵연료 폐기물의 콘테이너 후보재료로 검토되고 있으며[1] 일체형 원자로의 증기발생기용 세관재로서 Grade 2 합금과 유사한 α Ti계 합금이 검토되고 있다. 경수로의 once through형의 증기발생기에서는 많은 피로 파손 사고가 발생하였다. 일체형 원자로의 증기발생기도 이와 유사한 형태이므로 설계시 파괴거동에 대한 평가가 요구된다. 이와 같은 Ti재료는 대부분 수소가 용해된 환경에서 사용된다. Ti 재료는 수소의 용해도가 50-100 wppm 정도인 경우에도 재료의 파괴인성이 현저히 감소되고[2] 정하중 및 피로 하중[3-5]하에서 수소 취성이 유발된다. 원자로의 안전한 설계 및 운전 수명동안의 장시간 사용 건전성 평가를 위해서는 Ti재의 피로파손 및 수소 취성 문제에 대한 충분한 검토가 이루어져야 할 것이다. 본 연구에서는 Ti재의 피로 균열진전속도에 미치는 수소 주입의 영향을 평가하고자 하였다.

2. 시험방법

Table 1. Chemical composition of Grade 2 Ti plate(in w%)

elements	N	C	H	Fe	O	Other	Ti
composition	0,011	0,01	0,015	0,08	0,12	-	Bal.

피로균열진전 시험 시편은 Table 1에 보인 바와 같은 조성의 ASTM Grade 2 압연 판재 재료를 사용하였다. 시편에 수소를 장입하기 위해 수소 가스 분압을 조절할 수 있는 진공 장비를 사용하였다. 수소 장입은 시험 시편을 피클링(Pickling, 5mℓ HF + 45mℓ HNO₃ + 50mℓ water, 10초 침적)하여 표면 산화막을 제거한 후 수소 장입 장치의 석영관 내부에 시편을 장입시키고 목표온도에서(280- 600℃)에서 10⁻⁶ torr 이상의 진공 분위기를 조성한 후, 여러 조건의 수소분압(50-425mbar)을 유지하여 필요한 양 만큼의 수소가 시편 내부까지 취입하도록 하였다. 본 연구의 피로균열진전 시험에 사용된 시편은 500℃에서 수소분압 300 mbar에서 5시간 유지한 조건에서 수소 장입을 수행하였다. 균질화 처리는 각 시편을 파이렉스(pyrex)관을 사용하여 진공밀봉한 후 400℃에서 5시간 동안 유지하여 수행하였다. 수소량 분석은 수소 장입후 LECO사의 수소가스분석장치(vacuum extraction technique)를 이용하여 분석하였다. 시편의 수화물 생성 형태를 관찰하기 위해 최종 0.05μm Al₂O₃ 분말을 이용하여 미세 연마하고 초음파 세척기로 세척한 후, 에칭 (1mℓ HF + 30mℓ HNO₃ + 30mℓ Latic acid, 30초 침적)하였다. 한편, 압연 판재 시편의 집합조직을 X-ray 회절방법에 의해 분석하여 극점도(pole figure)를 얻었다.

피로균열진전 저항성을 평가하기 위한 시편은 Ti 압연판재에서 절취된 두께가 3.1mm, 폭 25mm인 CT(Compact Tension) 시편을 사용하였다 균열 길이는 DCPD(Direct

Current Potential Drop)법을 사용하여 측정하였다. 피로균열진전실험은 ASTM E 647 규정된 절차에 의하여 수행되었으며 피로하중은 1 톤 용량의 Instron사의 만능시험기를 사용하여 부과였다. 실험은 CT시편에 예비균열(Precrack)을 a값(균열길이)이 6.5mm정도가 되도록 낸 다음 이 시편에 수소를 장입한 후, 하중비(R) 0.2, 피로주파수 1Hz를 적용하여 상온 및 300℃ 공기 중에서 피로균열진전실험을 실시하였다

3. 시험 결과

피로균열진전시험 시편의 수소 장입은 500℃에서 수소분압 300 mbar에서 5시간 유지한 조건에서 수행하였다. 이와 같은 조건에서 수소장입시 수소분석 결과 장입되는 수소량은 1000 ppm정도 였다. 수소 장입후 판재의 표면, 윗면과 옆면에 형성되는 수화물의 형태를 Fig. 1에 도시하였다. 그림에 나타난 바와 같이 판재의 표면 및 오른쪽 옆면에 형성되는 수화물은 판재의 길이 방향(긴 방향)으로 길게 늘어서서 배열되는 경향을 가지고 윗면에 형성되는 수화물은 판재의 길이 방향에 수직한 방향으로 형성된다. 3 방향의 수화물의 분포에 근거하면 수화물은 얇은 판 형태로 압연 판재의 표면과 거의 평행하게 배열되어 있는 것으로 판단된다.

Fig. 2는 피로균열 진전 시험에 사용된 Ti 시편에 대한 X선 회절 분석에 의한 판재의 표면방향으로의 (0002) pole에 대한 극점도 이다. 0도 방향이 압연 방향(Longitudinal, L방향)이고 90도 방향이 압연방향에 수직한 방향(Transverse, T방향)이다. 압연 판재의 결정들의 (0002) pole들은 주로 판재 표면에 수직한 방향으로 가장 높은 분포 분률을 가지고 그 다음으로 T방향, L방향의 순서로 높은 분포 분률을 가진다.

Ti 합금의 피로균열 진전 속도를 Fig. 3에서 Fig. 6에 보였다. Fig. 3은 상온에서 수소가 장입되지 않은 Ti 시편에 대한 피로균열진전 시험 결과이다. T-L방향일 경우(T:파단면에 수직한 방향-L: 균열의 진전방향) 피로응력확대계수 범위가 20MPam^{1/2}에서 피로주기당 균열진전길이가 0.5 μm정도이고 L-T방향(L:파단면에 수직한 방향-T:균열의 진전방향)인 경우 피로주기당 균열진전길이는 0.3 μm정도로 T-L 방향일 경우가 L-T방향일 경우에 비해 피로균열진전속도가 크다. 이와 같은 경향은 측정된 전 피로응력확대계수 영역에서 유사한 경향을 보인다. 수소가 장입된 Ti 시편에 대해 상온에서 피로균열진전시험한 결과를 Fig. 4에 보였다. 이 경우에도 T-L방향으로 균열이 진전하는 시편이 L-T방향으로 진전하는 시편에 비해 균열진전속도가 큰 경향을 보인다.

300℃에서 수소장입되지 않은 Ti 시편에 대한 피로균열진전시험 결과를 Fig. 5에 보였다. 상온 시험에서 보다 균열진전속도가 전 응력확대계수범위에서 전반적으로 증가하였다. 피로응력확대계수범위가 20MPam^{1/2}에서 두 방향의 시편 모두 피로주기당 약 0.8 μm 정도의 균열진전속도를 보였다. 300℃, 수소가 장입되지 않은 시편에서도 T-L방향으로의 피로균열진전속도가 L-T방향으로의 피로균열진전속도에 비해 큰 경향을 보이지만 상온 시험에서의 속도차에 비해 현저하지 않다. Fig. 6는 수소장입된 Ti 시편에 대해 300℃에서 피로균열진전시험한 결과이다. 이 경우도 T-L방향으로의 피로균열진전속도가 L-T방향으로의 피로균열진전속도에 비해 크고 응력확대계수범위가 커질수록 이와 같은 경향이 뚜렷하다.

수소가 장입된 시편과 수소가 장입되지 않은 시편의 피로균열진전속도를 상대적으로 비

교하기 위해 피로응력확대계수범위에 따른 피로균열진전속도를 선형좌표에 표시하고 그 결과를 Fig. 7와 Fig. 8에 보였다. Fig. 7의 a)는 수소가 장입되지 않은 시편을, b)는 수소가 장입된 시편을 상온 시험한 결과이다. 수소가 장입된 시편의 경우 T-L방향으로 균열진전속도가 현저히 증가한 것을 확인할 수 있다. L-T방향으로의 균열진전속도는 수소가 장입된 시편의 경우가 오히려 약간 감소하는 경향을 보인다. Fig 8의 a)는 수소가 장입되지 않은 시편을, b)는 수소가 장입된 시편을 300℃에서 피로균열진전시험한 결과이다. 300℃에서의 시험도 상온 시험의 결과와 유사하게 수소가 장입되면 T-L방향으로의 균열진전속도가 현저히 증가하는 경향을 보이고 L-T방향으로의 균열진전속도는 수소가 장입된 시편의 경우 약간 감소하는 경향을 보인다.

이상의 시험 결과를 정리하면, 수소 장입이 동일한 조건의 재료에서는 피로균열진전속도는 온도가 증가할수록 더 커지는 경향을 보이고, 균열진전이 T-L방향인 경우가 균열진전이 L-T방향인 경우보다 더 큰 경향을 보인다. Ti 재료에 수소가 장입되었을 때 상온 및 300℃에서의 피로균열진전속도는, 균열진전 방향이 T-L방향인 경우 수소가 장입되지 않았을 경우에 비해 현저히 증가하는 경향을 보인다. 균열진전방향이 L-T방향일 경우에는 수소장입에 의한 균열진전속도 변화가 뚜렷하지 않고 약간 감소하는 경향을 보인다.

4. 고찰

수소 장입 조건이 동일한 경우, 상온 및 300℃에서 균열진전이 T-L 방향인 경우가 L-T방향인 경우보다 피로균열진전속도가 증가한다. 이 것은 Ti 압연판재에 형성되는 집합조직에 기인하는 것으로 설명된다. Fig. 2에 보인 바와 같이 Ti 압연 판재에서 (0002) pole의 분포 분율은 판재의 두께방향(S방향, Short transverse)으로 가장 크고, T방향, L방향 순서로 작아진다. 이와 같은 경향은 Clarke[6]의 연구에서도 보고되었다. Clarke는 본 연구와 동일한 재료인 ASTM Grade 2 Ti 압연 판재 재료에 대해 정 하중 시 파괴 거동에 대하여 연구하였는데 압연판재인 경우 S방향, T방향, L방향으로의 기저면 폴의 분포 분율이 각각 0.64, 0.27, 0.09로 보고하였다. 본 연구에 사용된 압연판재도 이와 유사한 분포를 가질 것으로 판단된다. Meyn[2]에 의해 제시되었듯이 Ti재료의 주된 벽개면의 방향은 재료의 파괴거동에 큰 영향을 미친다. 즉 응력 방향(본 연구에서는 파단면에 수직한 방향)에 수직으로 배열된 기저면의 분율이 증가할수록 재료의 파괴 저항성이 감소한다. 본 연구에 사용된 압연 판재는 앞에서 언급했듯이 기저면에 수직한 폴의 분율은, T 방향에 수직한 파단면에서, L 방향에 수직한 파단면에서보다 크므로 T-L 방향 균열진전속도가 L-T방향 균열진전속도에 비해 크게 된다.

수소장입된 시편의 경우 상온 및 300℃에서 T-L방향으로의 피로균열진전속도가 수소장입되지 않은 시편에 비해 현저히 증가하는 반면 L-T방향으로는 (응력확대계수범위가 낮은 영역에서는) 피로균열진전속도가 약간 감소하는 경향을 보인다. 이와 같이 수소장입 시편에서 T-L방향으로 균열진전속도가 현저히 증가하는 반면 L-T방향으로는 약간 감소한다는 사실은 Ti 재료에 형성되는 수화물의 형성면의 방향과 압연된 Ti 판재에 형성된 집합조직의 방향과 상관관계가 존재한다는 것을 간접적으로 보여준다. T-L방향으로 성장하는 균열은 수화물의 방향이 피로균열 성장을 용이하게 하는 방향으로 배열되어 있는 반면 L-T방향으로 성장하는 균열에 대해서는 피로균열 성장을 방해하는 방향으로 배열

되어 있는 것으로 판단된다. T-L방향 균열 진전시 수화물은 집합조직의 기저면과 일정한 방향관계를 가지고 피로하중이 작용할 때 국부적인 벽개 파괴를 용이하게 하는 반면 L-T방향으로 성장하는 균열에 대해서는 수화물은 파단면에 2차 균열(secondary crack branching) 혹은 균열 굴곡(deflection) 등을 유발하여 균열저항성을 증가시키는 효과를 유발하는 것으로 보인다. L-T방향 균열 진전시 수화물에 의한 균열의 굴곡현상은 유사한 Ti 재료에서의 수소취성 시험에서 보고된 바 있다. 균열성장 방향과 수화물에 의한 균열 성장에 대한 저항성을 규명하기 위해서는 추후 기저면과 수화물의 방향의 상호관계를 면밀히 파악하는 연구가 필요한 것으로 사료된다.

5. 결론

피로균열 진전속도는 수소장입여부, 균열진전방향 및 시험온도에 따라 변화하였다. 수소 장입이 동일한 조건의 재료에서는 피로균열진전속도는 온도가 증가할수록 더 커지는 경향을 보였고, 균열진전이 T-L방향인 경우가 균열 진전이 L-T방향인 경우보다 더 큰 경향을 보였다. 균열진전이 T-L 방향인 경우가 L-T방향인 경우보다 피로균열진전속도가 증가하는 것은 Ti 압연판재에 형성되는 집합조직에 기인하는 것으로 판단된다.

Ti 재료에 수소가 장입되었을 경우, 상온 및 300℃에서의 피로균열진전속도는 균열 진전 방향이 T-L방향인 경우 수소가 장입되지 않았을 경우에 비해 현저히 증가한다. 균열진전 방향이 L-T방향일 경우에는 수소장입에 의한 균열진전속도 낮은 피로응력확대계수범위에서는 약간 감소하는 경향을 보인다. 수소장입된 시편에서 T-L방향으로의 피로균열진전속도가 현저히 증가하는 것은 수화물의 형성면과 압연된 Ti 판재에 형성된 집합조직의 방향과의 상관관계에 의해 피로 파괴가 조장되는 것에 기인하는 것으로 사료된다.

참고문헌

1. D. W. Shoesmith, B. M. Ikeda, D. Hardie, M. G. Bailey and C. F. Clarke, Proc. FOCUS '91-Nucl. Waste Pack, p.193, Am. Nucl. Soc, La Grange Park, Illinois(1992).
2. D. A. Meyn, Metall. Trans, 5, 2405 (1974).
3. J. C. M. Li, R. A. Oriani and L. S. Darken, Z. Phys. Chem, 49, 271 (1966).
4. W. J. Pardee and N. E. Paton, Metall. Trans, 11A, 1301 (1980).
5. A. W. Sommer and D. Eylon, Metall. Trans, 14A, 2178 (1983).
6. C. F. Clarke, D. Hardie and B. M. Ikeda, Corrosion Science, Vol. 36, No. 3, pp. 487-509, (1994).

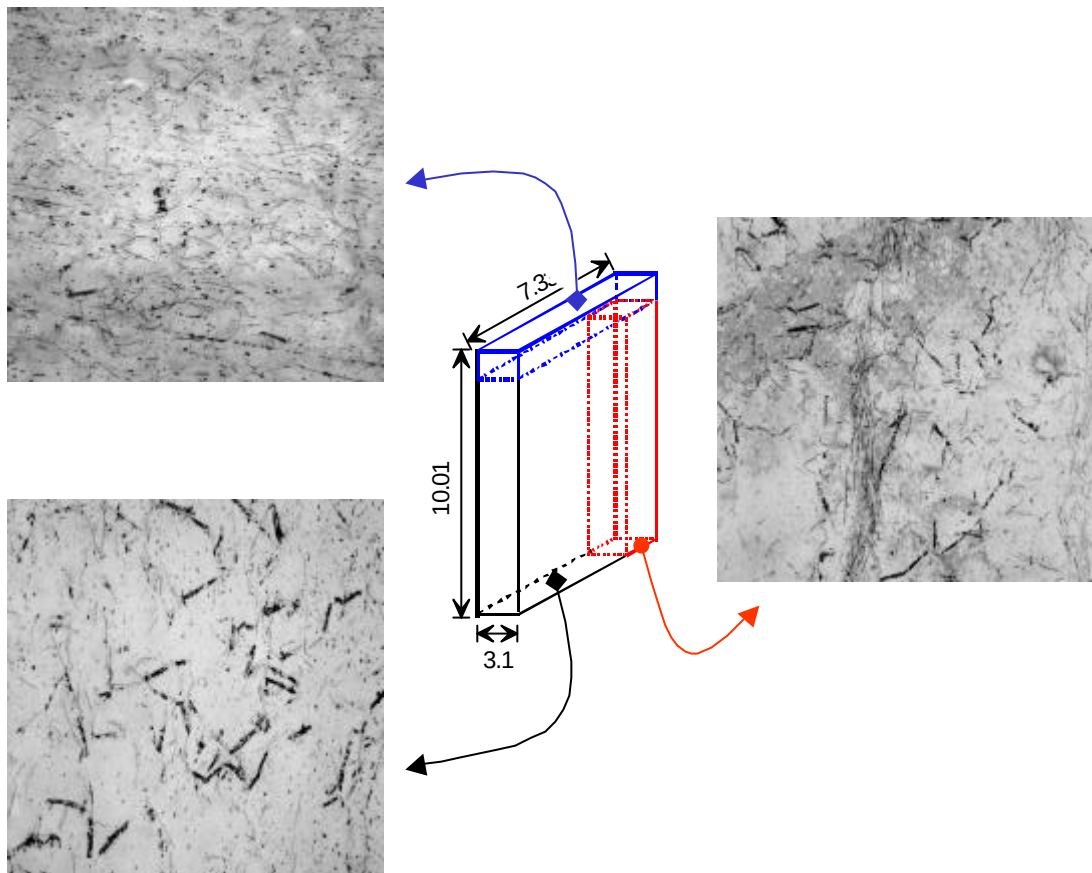


Fig. 1. Hydride arrangement in Ti specimen

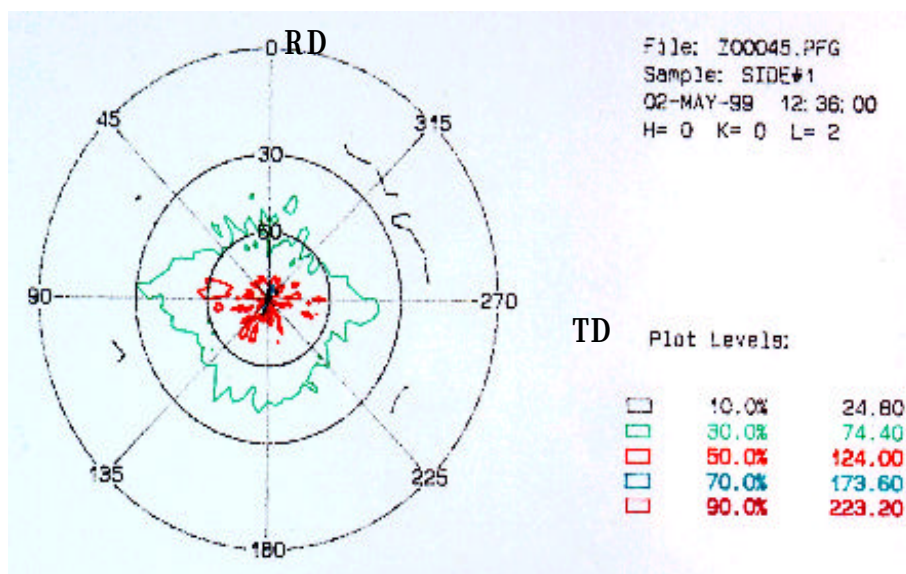


Fig. 2. (0001) pole figure in rolled Ti plate specimen

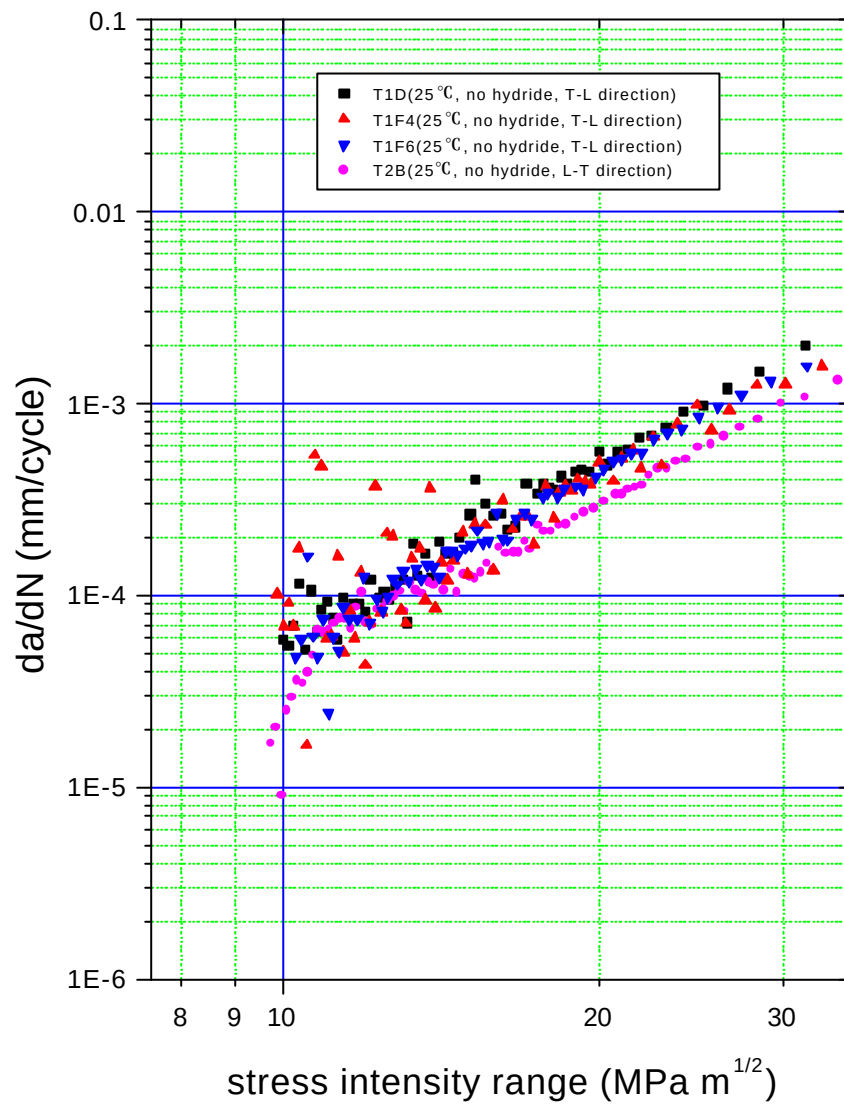


Fig. 3 Fatigue crack growth rate of Ti at 25°C

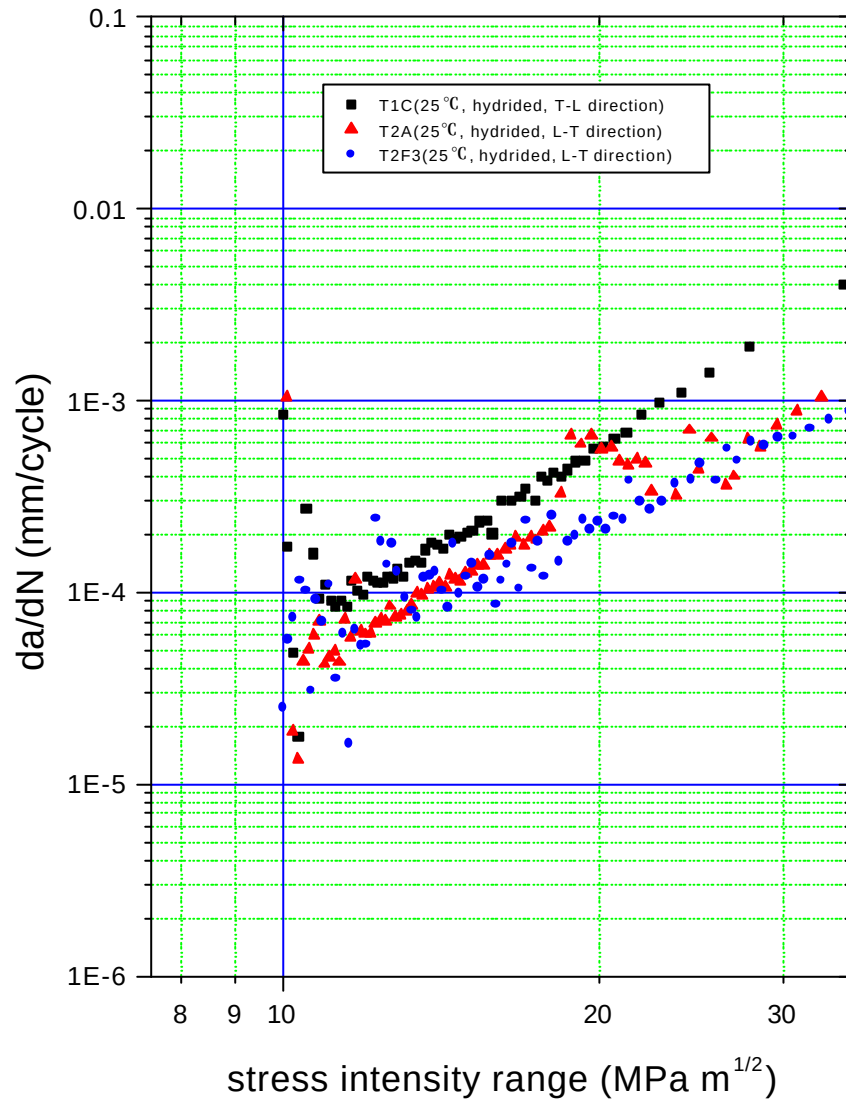


Fig. 4 Fatigue crack growth rate of hydrided Ti at 25°C (hydrogen charge: 500°C , $P(\text{H}_2)=300\text{mbar}$, 5hr.hold)

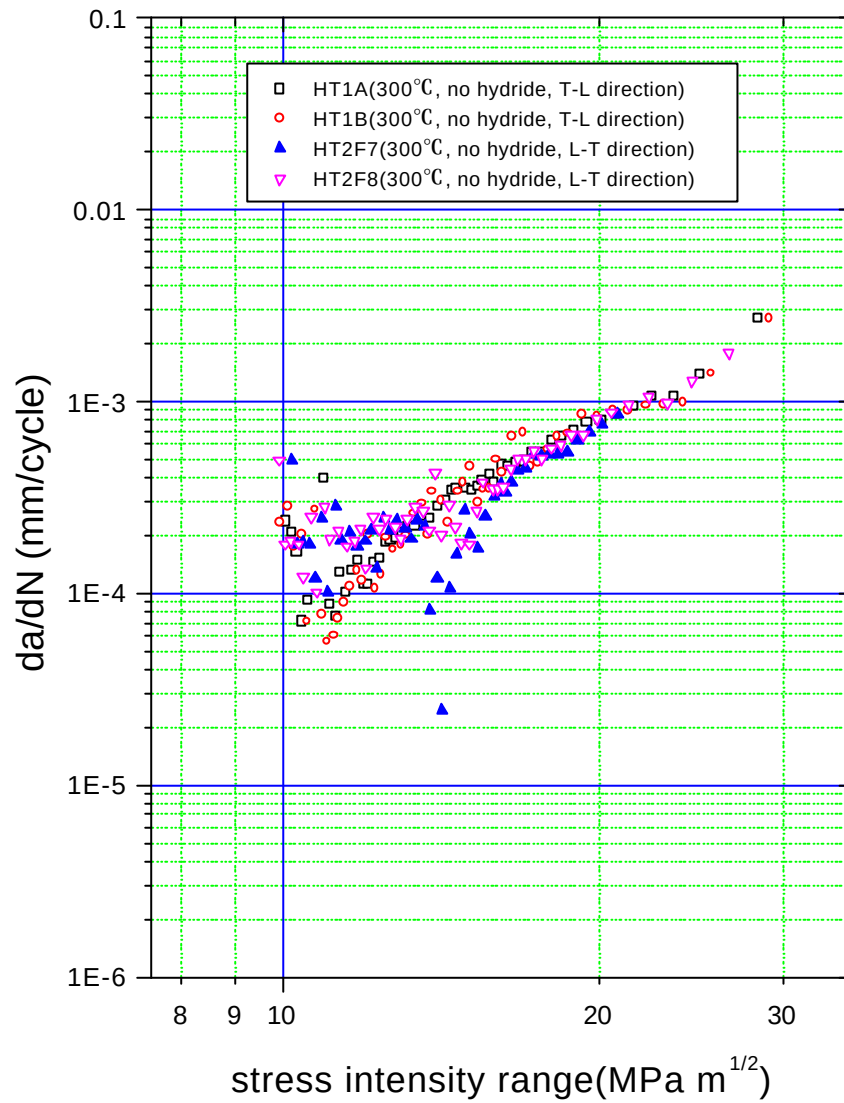


Fig. 5 Fatigue crack growth rate of Ti at 300°C

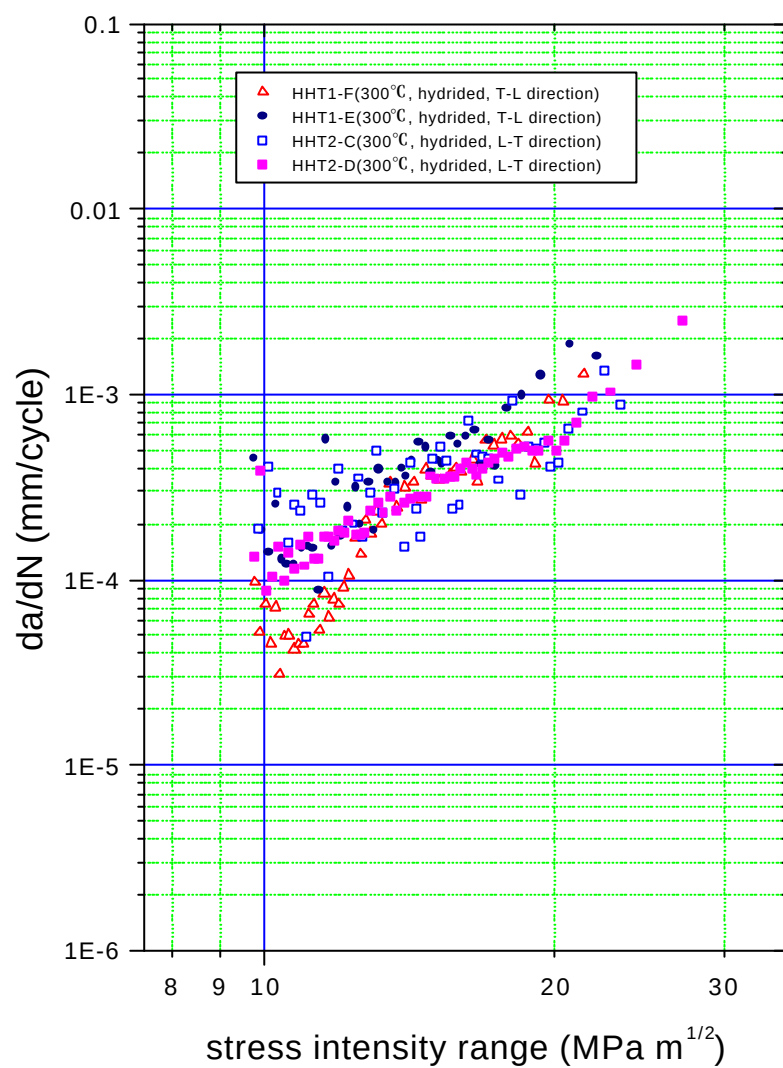


Fig. 6 Fatigue crack growth rate of hydrided Ti at 300°C (hydrogen charge: 500°C , $P(\text{H}_2)=300\text{mbar}$, 5hr.hold)

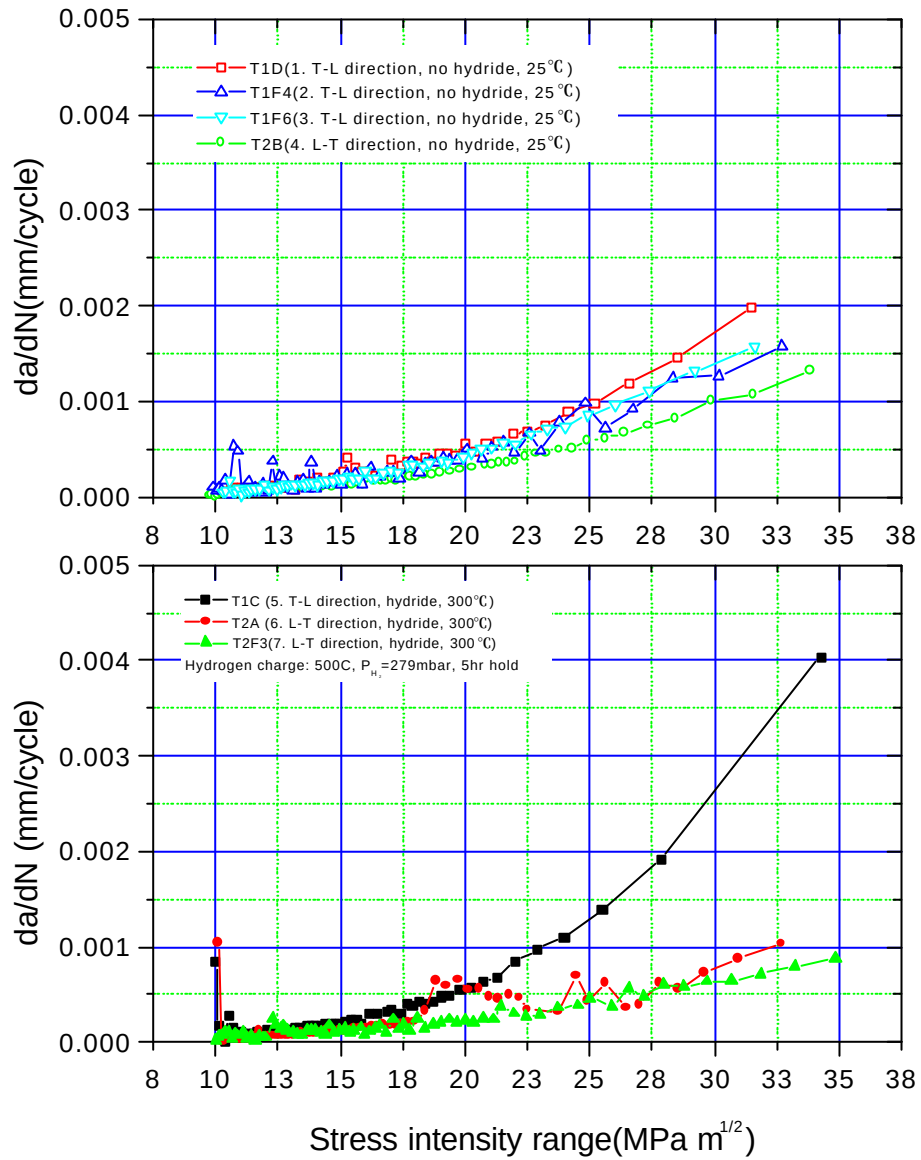


Fig. 7 Fatigue crack growth rate of Ti at 25°C(Linear scale).

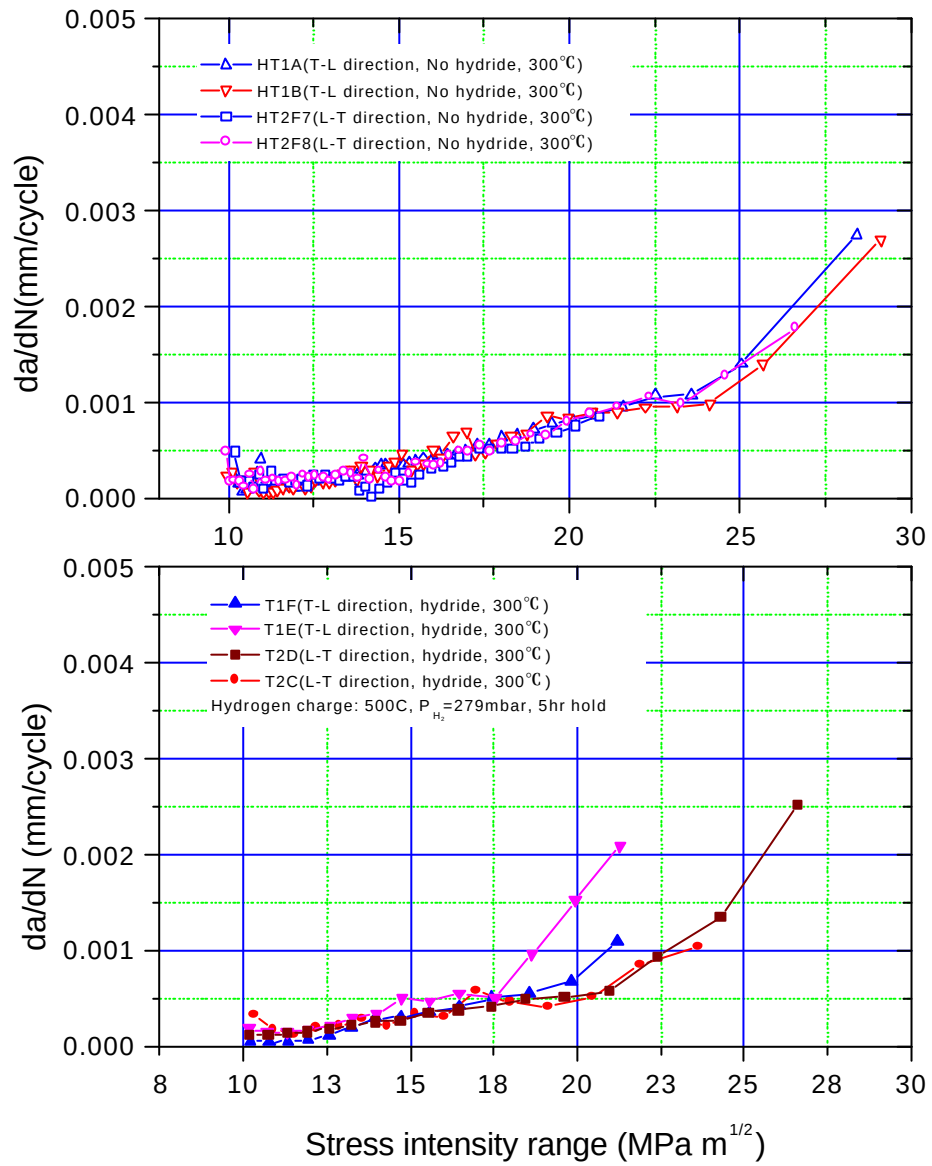


Fig. 8 Fatigue crack growth rate of Ti at 300°C (Linear scale).