2004 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

Ti합금에서의 수소유기균열

Hydrogen-Induced Cracking of Ti alloy

최승준, 임경수, 정용무, 김영석
한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요 약

본 연구의 목적은 Ti-6Al-4V 합금에서의 수소취성현상(hydrogen-induced cracking)을 관찰하고 이 결과를 지르코늄합금의 수소취성현상 (delayed hydride cracking)과 상호 비교하여 금속에서의 수소에 의한 파괴현상을 규명하고자 한 것이다. 1000ppm의 수소가 흡수된 Ti-6Al-4V 합금을 10, 25, 40, 70, 100, 140, 200도에서의 일정하중 하에서 파괴실험을 통하여 파괴속도 및 파면 분석을 행하였다. 실험결과로 Ti합금의 경우 온도가 올라갈수록 파괴속도가 증가하는 Zr 합금과는 달리 온도가 내려갈수록 파괴속도가 증가하는 것을 보여주었으며 파괴속도(7.532 x 10^{-7} m/s, 25도)면에서도 Zr합금(1.936 x 10^{-7} m/s, 300도)에 비해 빠른 것을 확인하였다. 파면 관찰결과 Striation line이 명확하게 보이는 Zr합금에 비해 striation line 확인이 어려웠으며 취성 파괴 경향을 보이는 것을 확인 할 수 있었다. 이와 같은 결과는 Ti합금과 Zr합금의 결정구조 및 수소화 거동이 비슷한 점을 생각하여 보면 결과의 주된 차이는 Zr합금과 Ti합금의 인장강도의 차이에서 비롯한 것으로 생각된다. 이와 같은 결론을 토대로 지르코늄 합금에 적용되는 우리의 DHC모델을 금속의 응력부식파괴 현상 및 수소취성 현상에 적용 타당성 여부를 논의하였다.

Abstract

The objective of this study is an understanding of hydrogen-induced cracking of Ti-6Al-4V alloys which is widely used in various field, especially as a structural materials, by comparing the features of delayed hydride cracking of zirconium alloys. For this purpose, Ti-6Al-4V alloy was subjected to a constant load test at various temperature (10, 25, 40, 70,k 100, 140 and 200 ^{o}C) to measure crack velocity and observe the fractured surface. From the results, Ti alloy showed the tendency that decreasing test temperature represents increasing crack velocity, and

faster crack velocity, compared to that of Zr alloys. It would be the reason that Ti alloy has a higher yield stress than Zr alloys. And it is difficult to find striation line at fractured surface of Ti alloys. To this end, we reviewed a similarity of the features between the DHC of zirconium alloys and the hydrogen-induced cracking of Ti alloys and discussed the cracking phenomenon in Ti alloys with our DHC model.

1. 서 론

Ti-6Al-4V 합금은 Ti 합금의 대표적인 것으로 가벼우면서도 뛰어난 강도와 내식성을 가지고 있어서 구조용 재료로서는 물론 항공산업, 화학산업 및 생체재료 등 각종 기능성 재료로서 많이 사용되고 있다. 그런데 Ti-6Al-4V 합금의 경우 수소에 의한 취성 발생이 적은 수소함량에서도 매우 쉽게 발생하는 것으로 알려져 있다[1-6]. Moody 등은 이러한 수소에 의한 취성파괴 현상이 온도와 응력상태에 의해 크게 좌우된다고 보고하였으며 낮은 온도구간에서의 균열속도가 온도가 증가함에 따라 빨라지는 것은 확산 속도가 증가하기 때문이며 높은 온도에서 균열속도가 온도가 증가함에 따라 감소하는 것은 핵생성이 어려워지기 때문이라고 보고한 바 있다[3,4,7]. 또한 Ti-6Al-4V 합금의 경우 β상(2.2 x 10^{-12} m^2/s, 20 ^oC)의 경우 α상(1.1 x 10^{-16} m^2/s, 20 ^oC)에 비해 몇십배 빠른 수소 확산 속도를 가지기 때문에 β상의 형상에 따라 균열전파속도가 달라진다고 보고한 논문도 있다[8,9]. 하지만 이와 같은 보고에도 불구하고 현재 Ti-6Al-4V 합금에서의 수소에 의한 취성 및 파괴에 관한 완벽한 해석은 이루어지지 않고 있는 실정이다.
따라서 본 연구에서는 일정수소농도와 일정한 조직 분포를 가지고 있는 Ti-6Al-4V 합금에서의 온도에 따른 균열전파속도와 조직을 Zr합금에서 보여지는 DHC현상과 연관하여 해석하여 수소에 의한 금속의 취화 및 균열파괴 과정을 알아보고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 수소장입 및 시편제작

실험에 사용한 Ti-6Al-4V 합금은 Allegheny Ludlum 사로부터 구입한 것으로 인장가도 895 MPa, 항복강도 828 MPa 의 판형태 것으로 조성 및 조직은 표 1 과 그림 1 에 나타내었다. 이 Ti-6Al-4V 합금판에 전기화학적인 방법으로 수소를 장입한 후 260 도에서 균질화처리를 하여 약 1000 ppm 의 수소가 장입된 시편을 얻었으며 이때 장입된 수소의 양은 LECO RH 404 수소장치를 이용하여 최소 5 번 측정하여 측정치의 평균값으로 결정하여 이론적인 수소장입량과 실제 수소장입량을 비교하였다.

수소가 장입된 시편은 그림 2와 같이 W 17 mm, 크랙비(a/W) 0.4의 CT시편으로 제

작하였다.

2.2 Constant Load 테스트

한편 Constant load 테스트는 수소취화현상을 실험하기 위한 방법의 하나인 DCPD 방법을 이용하여 재료의 균열속도를 측정하였다. DHC 실험을 위하여 CCT 시편에 피로예비균열은 약 1.7mm 정도 생성시켰고, 이 때 a_0/W가 약 0.5 정도이다. 이렇게 제작한 시편은 out-put용 wire로 0.5mmΦ의 Zr-2.5Nb wire를 spot welding으로 부착하여 크랙이 진행됨에 따른 potential drop을 측정하였다.

Constant load 테스트는 최소 270 도의 온도에서 2 시간 이상 유지한 후, 1 ~ 2℃/min 의 속도로 냉각시켜 도달하도록 하였다. 냉각시 undercooling 은 1℃ 이하가 되도록 하였고, 시험온도에 도달 한 후 최소한 30 분간 유지한 후에 실험하중을 가하였다. 실험하중은 K1 값이 약 15-80MPa m1/2 가 되도록 하였으며 크랙의 성장은 6 mA 의 정전류를 공급하여 DCPD 를 사용하여 측정하였다. 실험은 DHC 균열의 길이가 1.5 ~ 2mm 정도가 되면 중단하였다.

실험에 사용한 장비는 Zr-2.6Nb 합금의 DHC 를 측정하기 위해 자체 제작한 6 채널 DHC 장치를 이용하였으며 DHC 시험을 종료한 후, 시편을 파단하여 피로균열의 길이와 DHC 크랙의 길이 및 striation spacing 은 image analyzer 를 이용하여 다시 확인하였다. 측정된 피로크랙과 DHC 크랙의 길이는 초기 K_I 값과 실험이 종료될 때의 K_I값을 계산하는데 이용하였다. DHCV 는 다음식을 이용하여 계산하였다.

DHCV = DHC 균열길이 / (DHC 종료시간 - DHC 시작시간) [m/sec] ------------- (1)

3. 실험결과

3.1 미세조직 관찰

그림 3 에 1000 ppm 의 수소를 장입한 후의 미세조직을 관찰한 결과를 나타내었다. 그림 3 에서 알 수 있듯이 Ti-6Al-4V 합금은 α 상과 β 상이 혼재하고 있는 것을 확인하였으며 1000 ppm 의 수소가 장입한 결과 침상조직이 더욱 발달한 결과외에는 미세조직에서의 차이는 거의 발견되지 않았으며 수소화물과 기지상의 차이를 구별할 수 없었다. 이는 석출하는 수소화물이 grain boundary 를 따라 석출한다는 기존의 논문들의 결과와 일치한다.

3.2 균열진전속도

그림 4에 Ti-6Al-4V 합금의 온도에 따른 균열진전속도를 나타내었다. 그림 4에서 알 수 있듯이 온도가 감소함에 따라 균열진전 속도가 더 빨라지는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 또한 140도와 200도의 도에서는 아무리 하중을 증가시켜도 균열이 증가하지 않는 것을 확인 할 수 있었다. 이와 같은 결과는 그림 5에서 보여지는 바

와 같이 Zr-2.5Nb 합금의 경우 300도 이상의 온도에서 점차 균열전파 속도가 감소하여 결국에는 균열이 진전하지 않는 결과와 유사하다. 이를 확인하고자 Meyn 등이 보고한 0도와 -77도에서의 크랙진전 속도를 추가하여 그래프를 작성한 결과를 그림 6에 나타내었다. 그림 6에서 알 수 있듯이 0도를 기점으로 하여 온도가 올라갈수록 균열진전속도가 증가하다가 그 이상의 온도가 되면 점차 균열속도가 감소하여 결국은 100도 이상이 되었을 경우 균열진전속도가 감소하는 것을 알 수 있었다.

두 합금의 경우 균열진전에 관한 온도의존성은 같은 양상을 보이고 있지만 균열멈춤 온도가 Ti-6Al-4V 합금이 현저히 낮은 이유는 아직 명확하지는 않아 이에 대한 연구도 더 진행되어야 할 것으로 생각된다.

4. 결 론

Ti-6Al-4V 합금의 수소취성파괴 거동을 알아보고자 1000ppm의 수소가 흡수된 Ti-6Al-4V 합금을 10, 25, 40, 70, 100, 140, 200도에서의 일정하중 하에서 파괴실험을 통하여 파괴속도 및 파면 분석을 행한 결과는 다음과 같다. Ti합금의 경우 온도가 올라갈수록 파괴속도가 증가하는 Zr 합금과는 달리 온도가 내려갈수록 파괴속도가 증가하는 것을 보여주었으며 파괴속도(7.532×10^{-7} m/s, 25도)면에서도 Zr합금(1.936×10^{-7} m/s, 300도)에 비해 빠른 것을 확인하였다. 파면 관찰결과 Striation line이 명확하게 보이는 Zr합금에 비해 striation line 확인이 어려웠으며 취성 파괴 경향을 보이는 것을 확인 할 수 있었다. 이와 같은 결과는 Ti합금과 Zr합금의 결정구조 및 수소화 거동이 비슷한 점을 생각하여 보면 결과의 주된 차이는 Zr합금과 Ti합금의 인장강도의 차이에서 비롯한 것으로 생각된다.

참 고 문 헌

1. D.A. Meyn, Metall. Trans. A 3 (1972) 2302
2. R.R. Boyer, W.F. Spurr, Metall. Trans. A 9 (1978) 23
3. N.R. Moody, W.W.Gerberich, Metall. Trans. A 11 (1980) 973
4. N.R. Moody, W.W.Gerberich, Metall. Trans. A 13 (1982) 1055
5. D.N. Williams, Metall. Trans. A 5 (1974) 2351
6. S. M.L. Sastry, R.J. Lederich, B.B. Rath, Metall. Trans. A 12 (1981) 83
7. N.R. Moody, J. E. Costa, in: Y. W. Kim, R.R. Boyer
8. T. P. Papazoglou, N.E. Paton, Metall. Trans. AIME 242 (1968) 682.
9. H.G. Nelson, D.P. Williams, J.E. Stein, Metall. Trans. A3 (1972) 469

Table 1. Chemical compositions of Ti-6Al-6V alloy

Element	C	Ti	N	Fe	O	Al	V	Y
Content(at%)	0.03	Bal.	0.01	0.21	0.16	6.3	4.06	<0.001

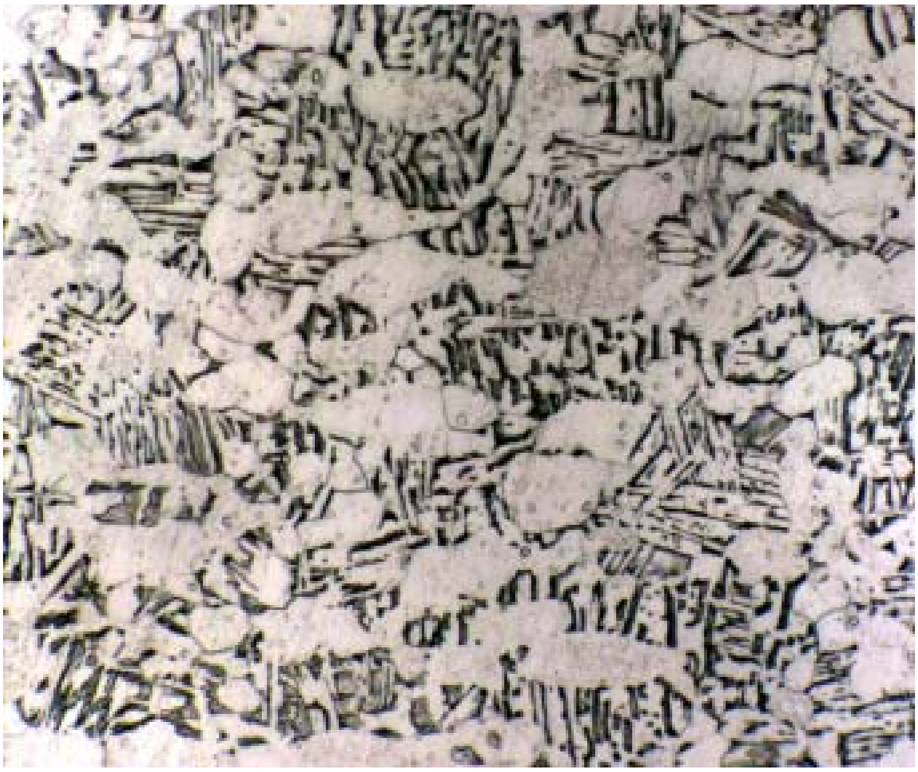

Fig. 1. Microstructure of Ti-6Al-4V alloy.

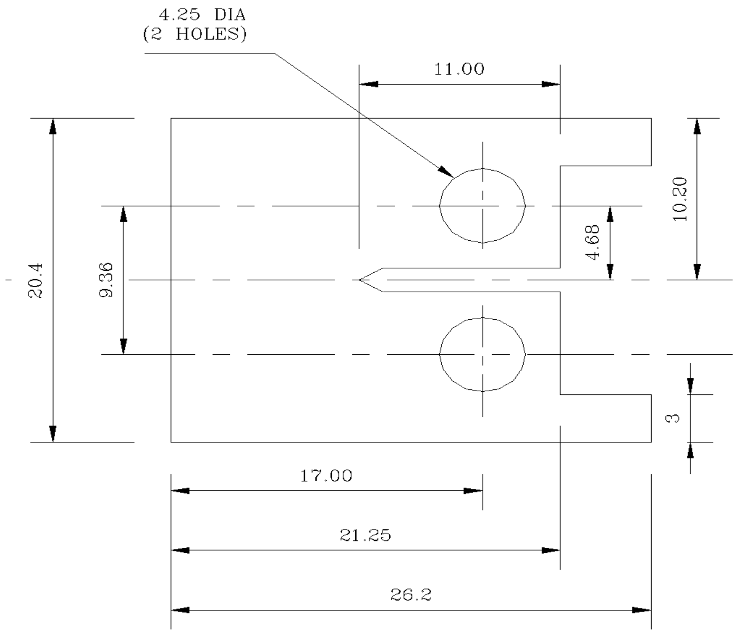

Fig. 2. CT specimen for constant load test.

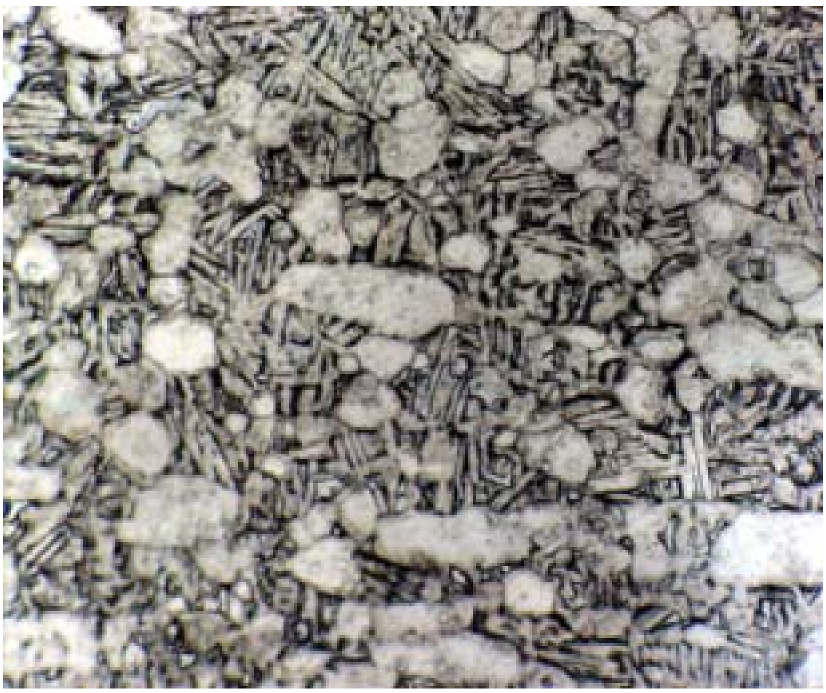

Fig. 3. Microstructure of Ti-6Al-4V after hydrogenation (1000 ppm).

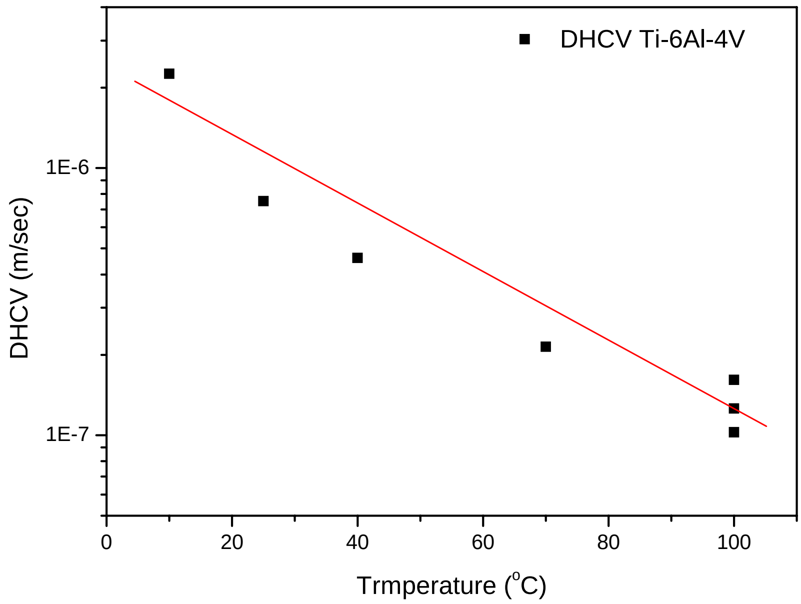

Fig. 4. Crack velocity of Ti-6Al-4V at different testing temperature

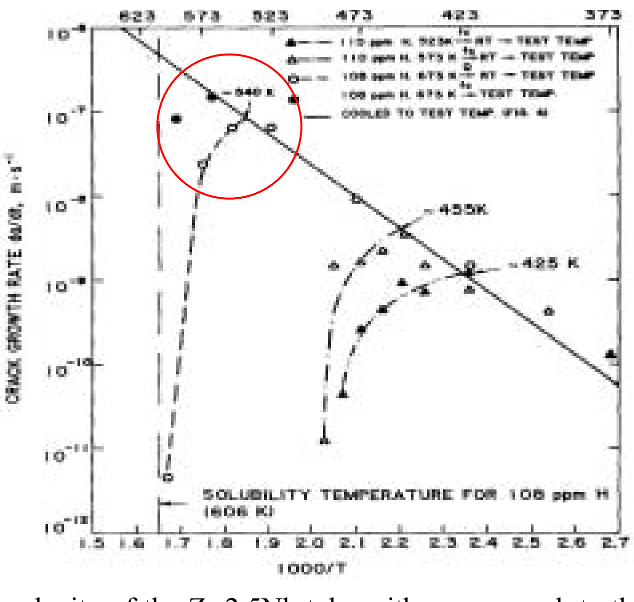

Fig. 5. Crack growth velocity of the Zr-2.5Nb tube with an approach to the test temperature by either heating-up or cool-down. (ref. 10)

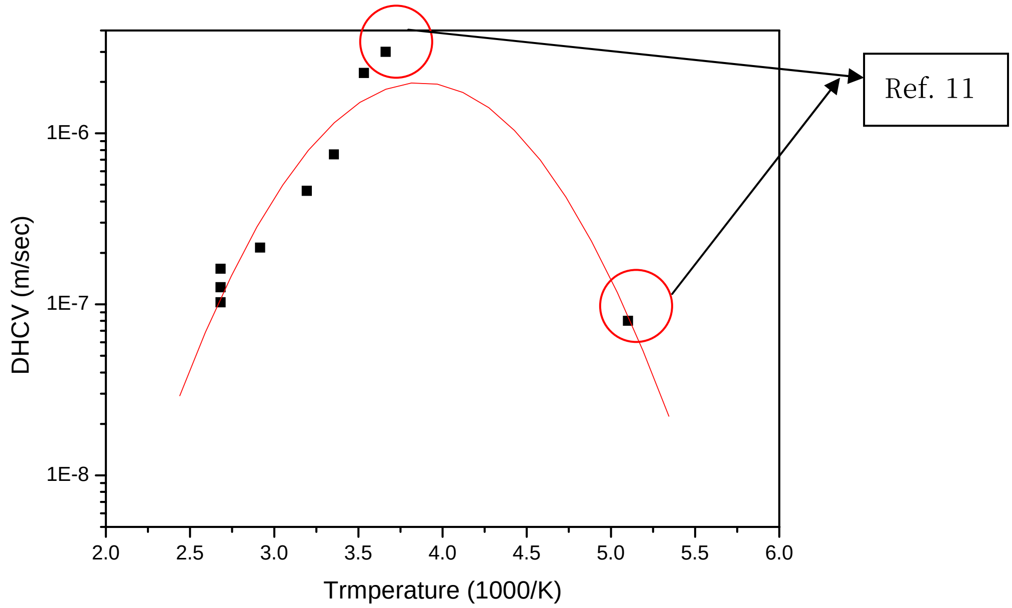

Fig. 6. Temperature dependency of crack velocity of Ti-6Al-4V

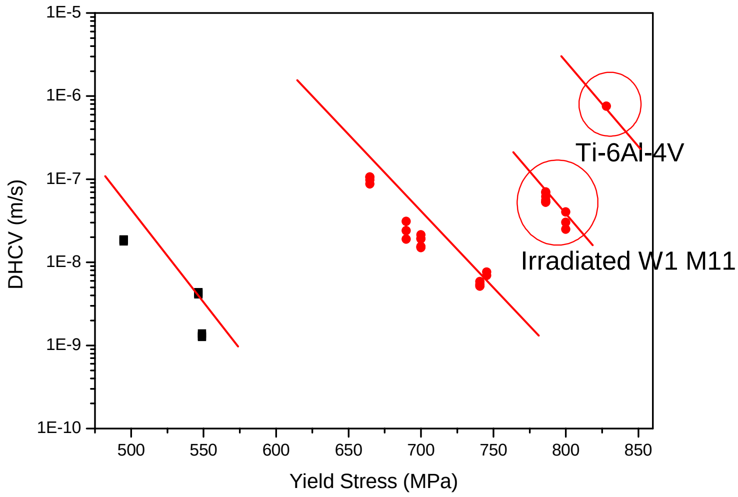

Fig. 7. Crack velocity of Ti-6Al-4V and Zr-2.5Nb alloys