

## Ti-6Al-4V 2상 합금의 크리프 특성

朴用勳, 崔載夏, 魏明鏞

충북대학교 재료공학과

### The Characteristics of Creep for Two-Phase Ti-6Al-4V alloy

Yong-Gwon Park, Jae-Ha Choi, Myeong-Yong Wey

Department of Materials Engineering, Chungbuk National University, Cheongju, 361-763, Korea

**Abstract** The steady-static creep behaviors of Ti-6Al-4V alloy, using the constant stress creep tester, were investigated over the temperature range of 510~550°C(0.42~0.44T<sub>m</sub>) and the stress range of 200~275 MPa(20.41~28.06 kg/mm<sup>2</sup>). The stress exponents(n) for the static creep deformation of this alloy were 9.85, 9.35, 9.24 and 8.85 at the temperature of 510, 525, 535 and 550°C, respectively. The stress exponent(n) decreased with increasing the temperature and became close to about 5. The apparent activation energies(Q) for the static creep deformation were 254.4, 241.8, 234.4 and 221.9 kJ/mole for the stress of 200, 225, 250 and 275MPa, respectively. The activation energy(Q) decreased with increasing the stress. From the above results, it can be concluded that the static creep deformation for Ti-6Al-4V alloy was controlled by the dislocation climb over the ranges of the experimental conditions. Larson-Miller Parameter(P) for the crept specimens of Ti-6Al-4V alloy under the static creep conditions was obtained as P=(T+460)(log t<sub>c</sub>+21). The failure plane observed by SEM showed up dimple phenomenon at all range.

(Received June 20, 2002)

**Key words:** Ti-6Al-4V alloy, steady-static creep, stress exponent, activation energy, Larson-Miller Parameter.

## 1. 서 론

Ti 합금은 가벼우면서도 강하고, 내식성이 강한 특성을 가지고 있고 고온, 고압, 부식성 환경에서 꼭 필요한 재료로 대부분의 산업분야에서 널리 사용되고 있다. 해수에 대해서도 뛰어난 내식성을 지녔기 때문에 해수 담수화 장치, 원자력 발전소, LNG 기화장치 등의 열교환기에는 모두 Ti 합금이 사용되고 있으며, 특히 원자력 발전소에 대해서는 높은 신뢰도를 거두고 있다. 또한 가볍고 강하고 내열성에서도 뛰어나 항공기 부품의 구조용 및 고온용 재료로 사용량이 계속해서 늘어나고 있으며, 생체적합성이 좋기 때문에 의료용에까지 그 용도가 급속히 넓어지고 있다.

Ti 합금의 기계적 특성은 합금을 구성하는 합금원소와 더불어 미세조직의 형상과 분포에 의해 제어되는 것으로 알려져 있다. 그 동안의 많은 연구결과에 따르면 Ti 합금의 미세조직 형태는 등축정조직(Equiaxed structure), 층상조직(Lamellar structure), 그리고 이들이 일정한 비율로 섞여있는 혼합조직(Bimodal structure) 등 크게 세가지로 구분되는데, 등축정조직

은 강도, 연신율, 피로균열 생성에 대한 저항성 등의 특성이 우수한 반면, 층상조직은 크리프 저항성, 파괴인성 및 피로균열 전파에 대한 저항성 등이 우수한 것으로 알려져 있다[1-5].

재료는 고온에서 장시간에 걸쳐 하중을 받으면 서서히 변형하므로 재료가 고온에서 어떠한 하중에 있을 때 변형에 대한 시간적 변화를 고려하여야 한다. 이와 같이 금속합금이 시간당 일정응력하에서 발생하는 영구적 소성변형을 크리프이라고 하며 고온재료의 사용상 안정성을 고려하기 위하여 크리프거동을 고찰하는 것은 매우 중요한 의미가 있다.

본 연구에서는 Ti-6Al-4V 2상 합금의 정적 크리프 실험을 온도범위 510~550°C, 응력범위 200~275MPa의 범위에서 행하여 얻은 자료로부터 크리프 응력지수 n값과 크리프 활성화에너지 Q값을 구하여 크리프기구(creep mechanism)을 분석하고 크리프 파단수명의 예측하고, 파단면의 SEM 관찰을 통해 파단의 양상을 규명하고자 한다.

## 2. 실험방법

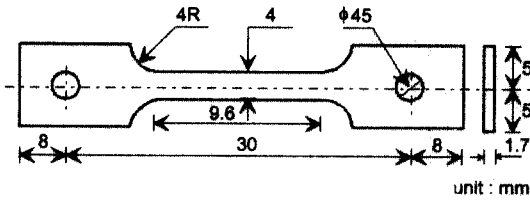


Fig. 1. Dimension of tensile creep specimen.

본 실험에서 사용한 재료는 Ti계 합금인 Ti-6Al-4V로서 두께 1.7 mm의 판상으로, 그 조성은 Table 1과 같고, 재료를 인장방향과 압연방향이 평행하도록 하여 Fig. 1과 같이 ASTM 규격에 의해 표점거리(gauge length)가 9.6 mm인 인장 크리프시편으로 방전가공하여 시편을 제작하였다. 크리프실험을 하기 전에 압연 조직을 없애고 균질화를 위하여 1100°C에서 30분 정도의 용체화 처리 후 수냉(water quenching)을 실시하였다. 그리고 나서, 강도와 연신율이 극대화가 되는 등축정교 층상조직의 혼합조직으로 변화시키기 위하여 955°C에서 30분 정도의 열처리를 시킨 후 노냉(furnace cooling)을 실시하였다.

본 실험에서의 시험장치는 크리프변형을 지배하는 크리프변형기구를 정확하게 해석하기 위하여 크리프변형의 증가와 무관하게 항상 일정한 응력이 유지되는 일정 응력크리프(constant stress creep) 시험기를 제작 사용하였고, 비교적 간단하면서도 정확하게 때문에 널리 사용되는 Andrade와 Chalmer[6] 등이 개발한 lever-beam model을 채택하였으며, 온도 510~550°C, 응력 200~275MPa 범위에서 크리프 시험을 하였다. 파단된 시편의 파단부를 0.5 cm 정도의 크기로 절단하여 아세톤 용액에서 1시간 동안 초음파 세척 후 SEM(Scanning Electron Microscope)으로 파단양상을 관찰하였다.

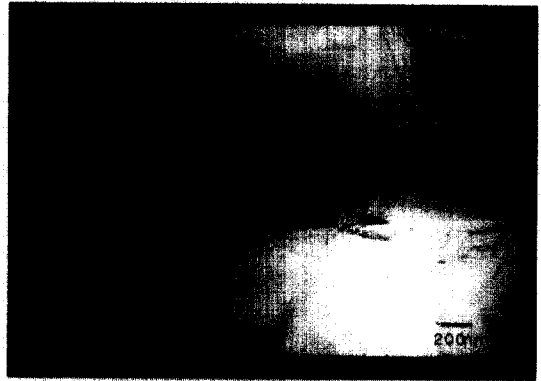
### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 미세조직 및 크리프 곡선

Fig. 2는 Ti-6Al-4V 합금의 미세조직 사진이다. 조직 사진을 보아 알 수 있듯이 그림 (a)는 초기 β입계를 따라 α상이 두껍게 형성되어 있으며 초기 β입내에는 여러개의 colony들이 생성되어 있고, 각각의 colony들



(a) Optical Microstructure



(b) TEM

Fig. 2. Microstructure of the specimen.

은 lath형태의 α-Ti상과 일부 β-Ti상이 혼재된 전형적인 lamellar 조직을 나타내고 있는데, 이 때의 결정립 크기는 약 600 μm였다. 한편 그림 (b)는 층상조직의 TEM 사진으로 관찰한 결과 colony 크기는 약 4 μm였다.

본 연구에서는 이러한 조직을 가지고 크리프실험을 수행한 결과, 크리프 곡선은 변형 초기 영역(primary creep stage)에서는 시간에 따라 변형 속도가 느려지다가 정상상태 크리프영역(steady state creep stage)에 이르러서는 변형속도가 일정해진 후 계속하여 변형이 진행되면 변형속도가 점차적으로 빨라지게 되는 3차 크리프영역(tertiary creep stage)에 이르게 되어 결국 파단에 이르게 되는 전형적인 크리프곡선을 나타내었다. 이때 얻어진 곡선으로부터 분석한 결과를 Table 2에

Table 1. Chemical composition of Ti-6Al-4V specimen.

Al	V	Fe	Cu	Sn	O	N	C	H	Y	Ti
6.22	4.01	0.15	0.003	0.002	0.14	0.004	0.004	0.0072	0.001	Rem

**Table 2.** Experimental creep data.

Temperature (°C)	Stress (MPa)	Creep rate (hr <sup>-1</sup> )	Rupture time (hr)
510	200	2.40 × 10 <sup>-6</sup>	-
	225	7.99 × 10 <sup>-6</sup>	-
	250	2.26 × 10 <sup>-5</sup>	210
	275	5.34 × 10 <sup>-5</sup>	105
525	200	6.05 × 10 <sup>-6</sup>	-
	225	1.94 × 10 <sup>-5</sup>	195
	250	5.38 × 10 <sup>-5</sup>	91.1
	275	11.81 × 10 <sup>-5</sup>	57.2
535	200	8.29 × 10 <sup>-6</sup>	152.6
	225	2.61 × 10 <sup>-5</sup>	80
	250	7.22 × 10 <sup>-5</sup>	33.5
	275	15.35 × 10 <sup>-5</sup>	21.8
550	200	1.53 × 10 <sup>-5</sup>	71.8
	225	4.66 × 10 <sup>-5</sup>	27
	250	12.82 × 10 <sup>-5</sup>	15.2
	275	26.23 × 10 <sup>-5</sup>	11.2

나타내었다.

**3.2. 정적 크리프속도의 응력 의존성**

크리프이란 전위의 점진적인 이동에 의하여 변형을 유발하는 것으로 “시간에 의존하는 열적활성화 과정”이다. 크리프 시험시 응력이 가해지면 전위들의 상호작용으로 교차되어 경화되기도 하며, 또 이 얽힌 전위들이 일정온도 일정응력하에서 시간이 경과함에 따라 풀려나가 회복되기도 한다. 정상상태 크리프영역에서는 경화속도와 연화속도의 비가 일정하여 일정한 크리프속도를 보이게 되는데, 회복의 방법은 전위활주 (dislocation glide)에 의한 것과 전위상승(dislocation climb)에 의한 방법으로 대별 될 수 있다. 이러한 크리프변형에서 정상상태 크리프속도의 응력 의존성은 Garfulo[7]가 주장한 power law에 따라 다음과 같은 식으로 표시된다.

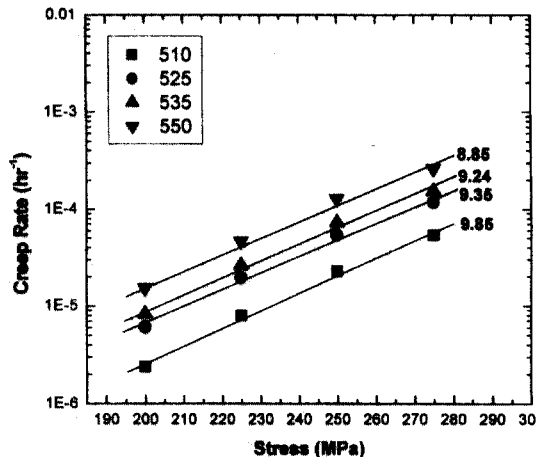
$$\epsilon = A\sigma^n \dots\dots\dots (1)$$

여기서  $\sigma$ 는 응력이고 A는 구조상수, n은 응력지수 (stress exponent)이다. (1)식의 양변에 ln을 취하여  $\epsilon$ 와  $\sigma$ 의 관계를 그림으로 나타낸 것이 Fig. 3이다.

Dorn[8]은 순수 금속(pure metal)이나 고용체 합금에

서 응력지수, n값은 항상 4보다 크고 7보다 작다고 하였다. Weertman[9]은 creep변형이 전위의 글라이드 (glide)에 의해 지배될 때 응력지수 값은 3이 된다고 보고하였으며, 전위의 클라임(climb)이 크리프변형을 율속할 경우 응력지수 n값이 5가 된다고 보고하고 있다[10].

Fig. 3은 응력과 크리프속도를 plot하여 그 기울기 즉, 응력지수, n값을 나타내었는데 이 그림에서 보듯이 온도



**Fig. 3.** Dependence of steady-state creep rate on applied stress.

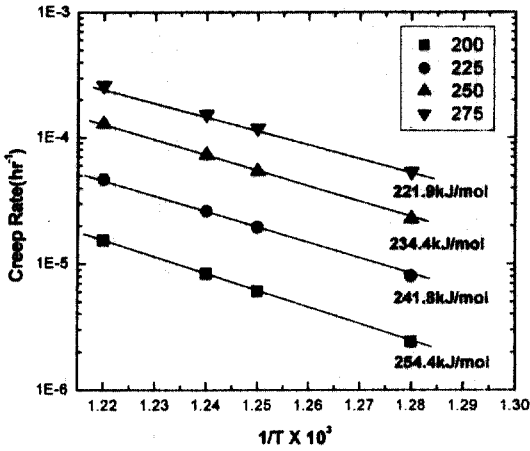


Fig. 4. Relationship between steady state creep rate and reciprocal temperature.

가 510~550°C로 증가함에 따라 n값은 9.85에서 8.85로 다소 감소하는 경향을 보이거나 평균적으로 약 9.3 정도의 값을 보여주고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 응력지수의 값은, 정상상태 크리프 속도에 대하여 power law에 의한 분류 방법으로 변형기구를 추정하기는 무리가 있지만 본 실험에서 사용한 Ti-6Al-4V 합금의 정상상태 크리프변형기구는 dislocation climb에 의해 주도된 결과라고 사려된다.

### 3.3 크리프변형의 활성화에너지

크리프변형은 활성화 과정이 시간에 따라 변형되는 과정이므로 Arrhenius형 관계의 속도식으로 다음과 같이 표현될 수가 있다.

$$\epsilon = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

이 식을 이용하여 정상상태 크리프변형속도( $\epsilon$ )와 각 처리온도의 역수(1/T) 관계를 정리 한 것이 Fig. 4로 좋은 직선관계를 갖임을 알 수 있다.

이 Fig. 4의 직선관계로부터 각 직선의 기울에서 활성화 에너지를 구할 수 있는데, 그림에서와 같이 가해진 응력이 200~275MPa로 증가함에 따라 254.4에서 221.9 kJ/mol로 감소하는 경향을 나타내었다. 이런 현상은 크리프 활성화에너지와 유효응력의 관계로 설명할 수 있다. 즉, 응력이 증가할수록 전위밀도가 증가하고 증가된 전위 밀도는 확산에 크게 기여할 것임으로 낮은 활성화에너지로서 크리프변형이 가능할 것이다. 본 실험

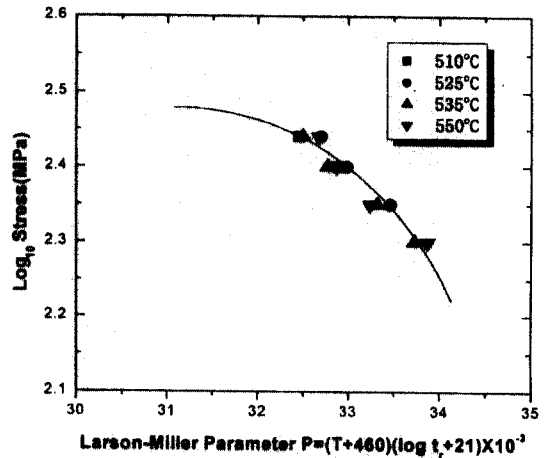


Fig. 5. Stress-rupture time vs. reciprocal temperature at various stresses plotted according to Table 2.

에서 채택한 온도구간에서 얻어진 각 응력에 대한 활성화 에너지 평균값은 약 238 kJ/mole이다. 이러한 값은  $\alpha$ Ti합금의 자기확산에 필요한 활성화에너지 241 kJ/mol과 근사한 값을 갖는 것으로 보아 크리프 변형기구는 전위의 climb기구인 것으로 생각된다.

### 3.4 크리프 수명 예측

어느 온도에서 파단 시간을 알고 있으면 그 이외의 다른 온도에서도 파단 시간을 예측할 수 있는데, 그 방법으로는 Larson-Miller Parameter와 Dorn-Sherby Parameter 그리고 Manson-Harferd Parameter 등이 있다. 본 연구에서는 간편하면서 정확하기 때문에 여러 합금에서 폭넓게 사용되는 Larson-Miller Parameter로 살펴보았다.

$$P = (T+460) (\log t+c) \dots\dots\dots (3)$$

P : Parameter value

T : 화씨온도 (°F)

t : 파단시간 (단위: hour)

c : 상수

위 식에서 상수값 c를 구하므로 크리프 수명을 예측할 수 있기 때문에 c값을 구하기 위해 Table 2 데이터를 이용해 온도의 역수와 Log를 취한 파단시간의 좌표에서 외삽법으로 절편을 구하여 얻은 결과 상수값 c는 21이었다. Fig. 5는 (3)식에 의하여 구해진 Larson-Miller parameter와 응력과의 관계를 보여주었다. 매개 변수값

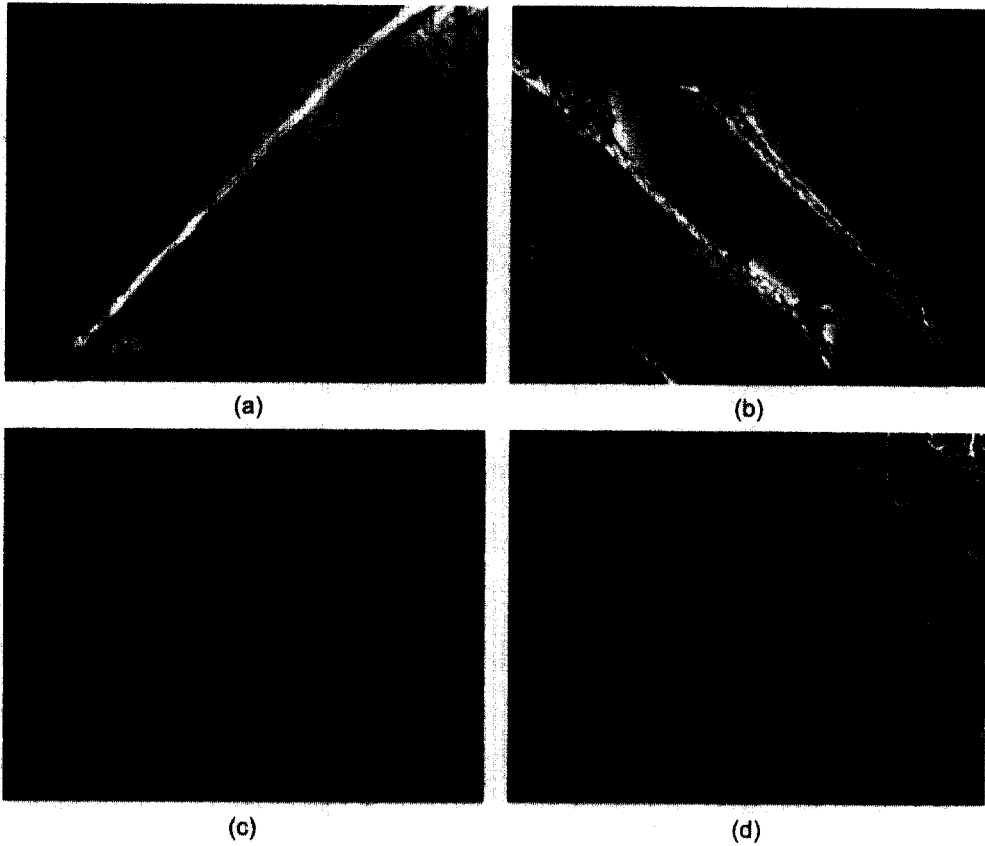


Fig. 6. TEM and SEM microstructure of creep specimens.

은 그림에서와 같이 본 실험구간에서 대체로 잘 적용되었다.

### 3.5. creep기구 및 파단면 관찰

크리프 기구의 결정기준인 deformation mechanism map을 적용하면  $\alpha/G$ 가 높은 구역에서는 dislocation glide 기구가 그 아래 영역에서는 dislocation creep이 우세하고, 낮은 응력에서는 Coble 크리프와 Nabarro-Herring 크리프로 구별되는 확산크리프에 속속된다. 본 연구를 Frost와 Sherby[11]의 deformation mechanism map에 적용하면  $\alpha/G=6.05 \times 10^{-3}$ ,  $T/T_m=0.43$ 으로 dislocation creep 구역에 포함된다. Fig. 6은 550°C에서 응력 200MPa과 275MPa의 파단시편을 TEM과 SEM으로 관찰한 결과이다. 그림 (a)는 파단되기 직전의 TEM사진으로 lamellar 끝 부분에 전위들이 pile up 되어있는 것을 알 수 있으며, 이것은 각각의 lamellar 조직이 전위의 진행을 방해함으로써 크리프 강도를 상승시키는 것으로 생각

된다. 그림(b)는 시편이 파단되었을 때의 조직으로 lamellar 구조가 일부 파괴되고  $\alpha$ 상 입계에 공동이 생성된 것을 알 수 있다. 그림(c), (d)는 파단면의 SEM사진으로 실험구간중 일부 입내파괴를 보였지만 전반적으로 입계파괴 중에서 연성파괴가 지배적이며, 또한  $\alpha$  platelet thickness와 비슷한 크기의 덩플 현상이 관찰되었다. 이 같은 이유는 연한  $\alpha$ 상 입계나 마르텐사이트 내의 lamellar 계면에 응력이 집중되어 공동이 생성, 전파되어 파괴에 이른 것이라 생각되어진다.

## 4. 결 론

Ti-6Al-4V 2상 합금을 온도범위 510~550°C, 응력범위 200~275MPa에서 정적 크리프거동을 조사한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 응력지수,  $n$ 값은 온도가 510~550°C에서 각각 9.85에서 8.85로 온도가 증가함에 따라  $n$ 값은 다소 감

소하는 경향을 보이며, 약 9.3정도의 값을 갖는다.

2) 크리프변형에 필요한 활성화 에너지(activation energy)는 응력이 200~275 MPa로 증가함에 따라 254.4에서 221.9 kJ/mole로 감소하였으며 그 평균값은 약 238 kJ/mol 값을 갖는다.

3) 1) 및 2)의 결과로부터 본 실험조건 하에서는, 정적 크리프변형이 전위의 클라임(climb)에 의해 지배된다고 사려된다.

4) 정적 크리프에서 Larson-Miller Parameter는  $P = (T+460)(\log \dot{\epsilon} + 21)$ 의 값을 갖는다.

5) 본 실험구간에서 파단부는 전형적인 연성파괴를 나타내는 딴플(dimple) 현상이 나타났다.

### 참고문헌

1. D. Eylon, J.A. Hall, C.M. Pierce and D.L Ruckel: Metall. Trans., 7A(1976) 1817.
2. D. Eylon and J.A. Hall: Metall. Trans., 8A(1977) 981.
3. D.L. Davidson and D. Eylon: Metall. Trans., 11A(1980) 837.
4. G.R. Yoder, L.A. Colley and T.W. Cooker: Metall. Trans., 8A(1977) 1737.
5. J.C. Williams, J.C Chesnutt and A.W. Thompson: Proc. of the 1987 TMS-AIME Annual Symposia, Denver, Coloradom Feb. (1987), A.K. Chakrabarti and J.C. Chesnutt(Eds.), 255.
6. E.N.Da, C. Andrade and B. Chalmers: Proc. Roy. Soc., 138A(1932) 348.
7. F. Garfulo: Trans. AIME, 229(1963) 351.
8. J.H. Dorn: The Mechanical Behaviour of Materials at Elevated Temperature, McGraw-Hill, New York (1961) 432~443.
9. J. Weertman: Trans. AIME, 218(1960) 207.
10. S.H. Hong, J. Weertman: Acta Met., 34 NO. 4(1986) 735~741.
11. H.J. Frost and M.F. Ashby: "Deformation Mechanism Maps", Pergamon Press, NewYork (1982).