

〈논 문〉 SAE NO. 96370018

Ti-6Al-4V 합금의 피로거동에 미치는 온도, 주파수 및 미세조직의 영향

The Effect of Temperature, Frequency and Microstructure on Fatigue Crack Propagation in Ti-6Al-4V Alloy

김 현 철*, 김 승 한**, 임 병 수***, 김 두 현****, 이 용 태****
H. C. Kim, S. H. Kim, B. S. Lim, D. H. Kim, Y. T. Lee

ABSTRACT

The effect of temperature, frequency and microstructure on fatigue crack propagation property of Ti-6Al-4V alloy has been investigated. The temperatures employed were room temperature, 200°C and 400°C. The frequencies were 20Hz and 8Hz. The microstructures tested were equiaxed and bimodal microstructures. Mechanical properties and fatigue crack growth rates were measured in different test conditions. From the experimental results, following conclusions were obtained.¹⁾ Bimodal microstructure showed superior fatigue crack growth resistance to equiaxed microstructure.²⁾ Under all test conditions, fatigue crack growth rate increased with test temperature.³⁾ When the frequency decreasing from 20Hz to 8Hz, fatigue crack growth rate increased.

주요기술용어 : Fatigue Crack Propagation(피로균열 전파), Electric Potential Drop Method(전위차법), Ti-alloys(티타늄 합금), Bi-modal Microstructure(혼합조직)

1. 서 론

티타늄 합금은 기존의 자동차용 소재에 비해 실온에서 비강도(강도/밀도)가 월등히 높기 때문에 소재 가격이 고가임에도 불구하고 자동차 경량화 소재로 오래 전부터 주목받아 오고 있다.

또한 티타늄 합금은 500°C의 고온에 이르기까지 상대 재료들에 비하여 우수한 비강도를 유지하기 때문에 고온에서 작동되는 엔진용 구조재료 사용이 가능하며, 실온에서의 비피로강도(피로강도/밀도) 역시 우수하기 때문에 반복적인 하중이 걸리는 자동차 부품 재료로 특히 적합하다. 티타늄 합금은 고온에서도 피로강도가 인장강도의 0.55~0.65정도를 유지하기 때문에 기존 철강재료의 0.35~0.50 정도에 비하여 월등히 높고, 따라서 고온에서 내피로성이 요구되는 엔진부품의 대체 소재로서 유망하다 하겠다.¹⁾

* 정희원, 두원 공업전문대학 기계공학과

** 현대 중공업 중앙연구소

*** 정희원, 성균관대학교 기계설계학과

**** 한국기계 연구원 고온재료실

특히, Ti-6Al-4V 합금은 내식성, 용접성, 고온물성 등을 고루 갖추고 있으며, 선진국의 고급 차량을 시작으로 흡기밸브, 밸브 리테이너, 커넥팅 로드 등에 사용되고 있으며 기존의 강에 비해 약 30% 정도의 경량화 효과가 있어 연비 절감 및 고속 성능의 증대에 효과가 있을 것으로 예상된다.²⁾

실온에서와 마찬가지로 고온에서도 재료파괴 원인의 대부분이 피로에 의한 것이나, 실온에서 얻어진 연구결과 만으로는 고온에서 작동되는 부품의 수명에측이나 안전성 진단은 어려운 실정이다. 이에 본 연구에서는 Ti-6Al-4V 합금을 이용하여 자동차 엔진 밸브의 실제 작동온도를 포함하는 실온~400°C 온도 범위에서, 미세조직, 온도 그리고 주파수의 변화가 피로균열 전파특성에 미치는 영향을 실험적으로 조사하고자 한다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 재료는 미국의 티타늄 합금 제조회사인 TIMET사에서 제작된, annealed된 Ti-6Al-4V 합금이며, 그 화학성분은 Table 1 과 같다. 원재료는 미세조직의 대부분이 등축정 (Equi-axed) α 상 이었으며 본 연구에서는 이것을 조직 I 이라 부른다. 미세조직의 변화를 얻기 위하여 우선 조직 I 을 아래와 같이 서로 다른 온도에서 가열 한 후 실온의 물로 담금질하여 마르텐사이트 조직을 구하였다. 이 후 재차 가열 과정을 거쳐 변화된 조직 II 와 III 을 얻었다.

조직 I → -954°C (5분) → 수냉 704°C (2시간)
→ 공냉 → 조직 II
→ 975°C (5분) → 수냉 500°C (2시간)
→ 공냉 → 조직 III

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (*unit: ppm)

Element	Al	V	C	Fe	N	H	O	Ti
wt. %	6.1	3.9	0.12	0.18	0.10	75*	0.11	Bal.

조직 II 를 얻은 일련의 열처리 과정은 항공기 부품 등의 제조시 실제 이용되고 있는 과정이며³⁾, 조직 III 의 열처리 과정은 조직 II 의 α 등축정 체적분율을 변화시키기 위한 이유로 채택하였다.

각 조직에 대한 조사는 광학현미경을 이용하였고, 조직 II, III 의 등축정 α 의 체적분을 변화는 LECO 2001 Image Analyzer를 사용하여 각 조직의 가장 대표적인 곳에서 5회 측정하여 그 평균값으로 구하였다.

인장시편은 KS B0801에 준하여 3호 시편으로, 피로시편은 ASTM E647-93⁴⁾에 의하여 CT시편으로 제작하였다. 그 치수 및 형상은 각각 Fig.1, Fig.2와 같으며 시편의 가공 이전에 모든 열처리를 마쳤다.

실험에 사용된 인장시험기는 INSTRON 4206이며, 변형속도 10⁻³/S로 행하였다.

피로실험은 미세조직별 I, II, III의 시편에

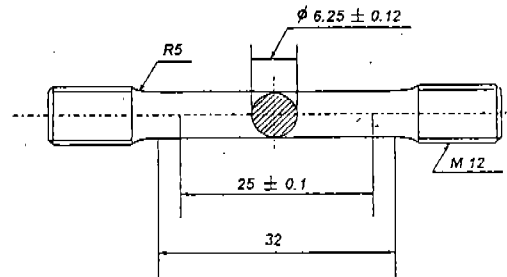


Fig.1 Geometry of tension specimen; Dimensions in mm

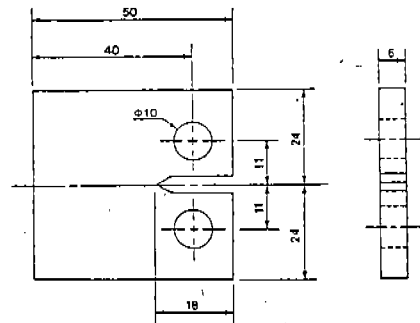


Fig.2 Geometry of compact tension specimen; Dimensions in mm

Table 2 Fatigue test conditions

Microstructure	Specimen	Temperature (°C)	Frequency (Hz)
I	A	실온	20
	B	200	20
	C	400	20
II	D	실온	20
	E	200	20
	F	400	20
	G	실온	8
	H	200	8
	I	400	8
III	J	실온	20
	K	200	20
	L	400	20
	M	실온	8
	N	200	8
	O	400	8

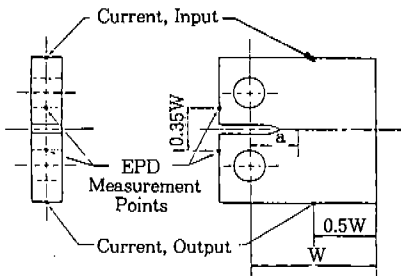


Fig.3 CT Geometry and electric potential wire placement locations

대하여 ASTM E 647-93⁴⁾에 제시된 ΔP 일정 피로실험법을 따라 수행하였다. 실험 중 P_{max} 의 크기는 항상 소규모 항복조건을 만족하도록 하였으며, 일정 응력비($R=0.1$)하에서 Table 2와 같은 조건별로 실험을 수행하여 피로균열 전파속도를 조사하였다. 실험에 사용된 피로시험기는 일본 Saginomiya사 제품의 전기 저항식 가열 고온 chamber가 장착된 10 ton 용량의 Dynamic Servo Fatigue Testing Machine으로 하중은 \pm

1kg, 내로, 온도는 $\pm 2^\circ\text{C}$ 내의 정밀도를 갖고 있다.

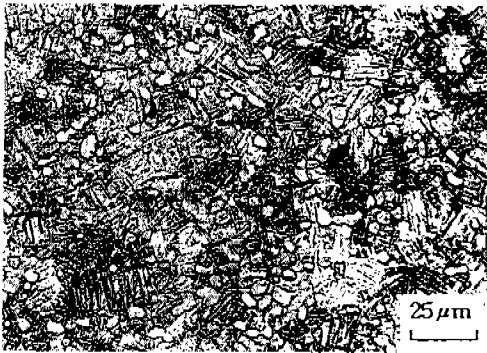
하중반복수에 따른 피로균열 길이의 측정은 실온에서는 50배 배율로 0.01mm의 정밀도를 갖는 이동식 현미경과 전위차법(Electrical Potential Drop method : E.P.D.)을 함께 사용하였다. 이는 실온에서의 균열길이 측정과 함께 고온에서 균열길이의 결정을 위해 필요한 calibration curve를 얻기 위함이다. 즉, 본 실험의 경우 고온에서의 균열길이는 전위차법만으로 구하였는데, 이에 필요한 calibration curve는 전술한 방법으로 실온에서 5회 조사하여 그 평균값으로 결정하였다. 본 연구에 사용된 E.P.D. 장치는 미국 Keithley사 제품의 Model 182 digital voltmeter와 국내 E.D.Engineering사의 30V, 20A 용량의 정전류 공급장치로 구성되어 있다. Fig.3은 본 실험에서 채택한 Johnson에 의하여 제시된 시편의 전류 공급위치 및 전압 측정위치를 나타내고 있다⁵⁾.

3. 실험결과 및 고찰

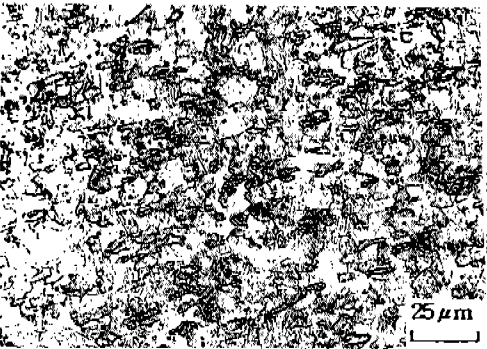
Fig.4는 조직 I, II, III의 사진이다. 사진 (a)는 조직 I로서, 등축정 모양인 α 상이 대부분이며, α 상 주변으로 검게 나타난 β 상이 약간 보이는 조직이다. 사진 (b)는 조직 II로서, 기지(matrix)는 α 와 β 상이 약간 보이는 조직이다. 사진 (b)는 조직 II로서, 기지(matrix)는 α 와 β 상이 층상조직을 이루고 있는 혼합조직(Bi-modal structure)이며, 그안에 등축정 α 가 분포되어 있다. 사진(c)는 조직 III으로서, 조직 II와 마찬가지로 혼합조직이나, 등축상 α 결정립의 크기가 보다 미세하여졌고, 전체 α 의 양도 적어진 점이 조직 II와의 차이점이다. 그 차이를 정량적으로 조사하기 위해 화상해석을 행한 결과, 등축상 α 의 체적분율은 조직 II에서는 28%이었고, 조직 III에서는 이 보다 감소한 20%로 조사되었다. 즉, 이들 혼합조직의 기지인 $\alpha+\beta$ 층상조직의 체적율이 조직 II의 72%에서 조직 III의 80%로 증가한 것인데, 이러한 조직차이 발생의 주 원인은 초반 열처리 과정 중 마르텐사



(a) Equi-axed, I



(b) Bi-modal, II



(c) Bi-modal, III

Fig.4 Optical micrograph of microstructure

이트 조직을 위한 가열온도가 상태도 $\alpha+\beta$ 지역 내에서 온도차이에 따른 각 상의 분율 차이를 급격하게 만드는 온도 구간에 존재하기 때문이다.

Table 3은 미세조직 및 온도변화에 따른 인장 실험 결과이다. 조직별, 온도별로 항복 강도의 변화를 살펴보면, 혼합조직 III이 가장 강한 것으로 나타나 있다. 실온에서 조직 I의 항복강도를 기준으로 하여 조직 II와 III은 각각 약 18%, 30%에 해당하는 높은 상승치를 보였으며, 이러한 경향은 고온에서 더욱 심화되어, 400°C에서 조직 II는 I보다 약 22%, III는 약 55% 증가한 매우 높은 항복강도를 나타내었다. 인장강도의 조직별, 온도별 변화 역시 항복강도와 비슷하여, 실온에소 조직 II와 III은 I에 비해 약 13%, 31% 증가하였고, 400°C에서는 약 19%,

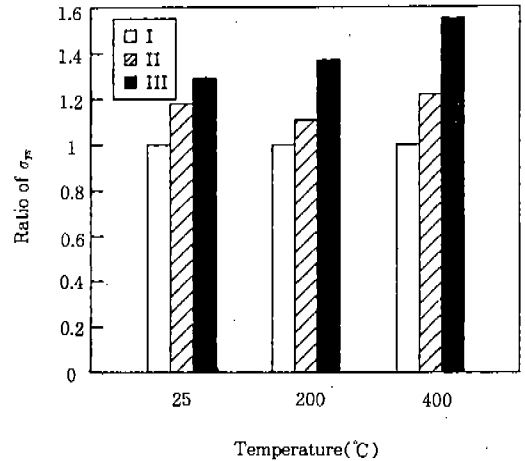


Fig.5 Ratio of σ_{ys} vs. temperature in different microstructures of Ti-6Al-4V alloy; (Equi-axed, I), (Bimodal, II), (Bimodal, III)

Table 3 Mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy at various temperatures

Temp.(°C)	σ_{ys} (MPa) Microstructure			U.T.S.(MPa) Microstructure			Elongation(%) Microstructure		
	I	II	III	I	II	III	I	II	III
실온	824.6	972.7	1,063.0	904.5	1,022.0	1,187.0	20.2	19.0	14.4
200	627.8	693.8	862.3	736.0	818.0	1,031.0	19.4	17.6	14.8
400	478.2	584.5	740.9	612.4	925.5	925.5	20.5	18.9	19.3

51% 증가하였다. Fig.5, Fig.6은 각 온도별로 조직 I을 기준으로 하여 조직별 항복강도와 인장강도의 변화율을 나타내었다. 조직별 연신율의 변화를 보면, 조직 II는 조직 I에 비해 모든 온도에서 약간 뒤지나 비슷한 변화를 하고 있으며, 조직 III은 실온의 경우, 연신율이 가장 낮아서 조직 I에 비하여 약 29%나 떨어진 값을 보였지만 온도가 높아짐에 따라 그 차이가 감소하여 400°C에서는 모든 조직이 대략 비슷하였다. 따라서 기계적성질은 조직별로 비교할때, 혼합조직 III이 실온과 200°C에서 연신율은 낮지만 강도는 가장 우수하였으며, 이러한 강도의 우수성은 400°C로 온도가 증가하면서 연신율의 증가와 더불어 더욱 크게 나타났다. 이러한 경향을 설명하기 위하여, 미세조직의 차이가 기계적성질에 미치는 영향을 살펴보면 다음과 같다. 등축정 α 상은 연성, 균열생성에 대한 저항성이 우수하며, 층상조직은 강도, 내크리프성, 파괴인성, 균열의 전파에 대한 저항성이 우수한 것으로 나타나 있다⁶⁾. 따라서 이들 두 조직이 혼합된 혼합조직 II와 III, 특히 층상조직이 많은 조직 III은 조직 II 보다 강도가 좋으며, 고온에서 타 조직에 비해 더욱 우수한 성질을 나타낸다 하겠다.

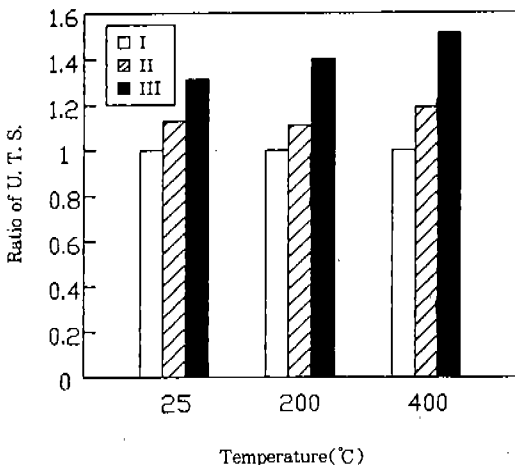


Fig.6 Ratio of U. T. S. vs. temperature in different microstructures of Ti-6Al-4V alloy; (Equiaxed, I), (Bimodal, II), (Bimodal, III)

Fig.7은 실험방법에서 기술한 E.P.D.방법으로 고온에서 균열길이 측정을 위하여 조사된 calibration curve 결과이다. 그림에서 얻어진 $V/V_{ref.}$ 와 a/W 의 관계식은 실온에서 5회의 실험을 통하여 얻어진 결과의 평균값으로서 수치해석 프로그램인 Mathematica를 이용하여 구한 것이다. $V_{ref.}$ 값은 a/W 가=0.0125일때의 V 값이며, 하중 반복수의 증가에 따라 균열길이가 0.5mm 진전하였을때, 즉 a/W 가 0.0125 증가할때 마다 V 를 측정하여 각 균열길이에 대한 관계를 구한 것으로, 가장 적합한 curve fitting 식^{4),5)}은 3차식으로 아래와 같이 정리 되었다.

$$\frac{V}{V_{ref.}} = -2.10163\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 6.39821\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 0.888678\left(\frac{a}{W}\right) + 0.80706$$

5회에 걸친 a/W 에 대한 $V/V_{ref.}$ 값의 표준편차는 0.001~0.01 정도로 나타났으며, 이는 실제 균열길이와 비교할때 0.2~2% 정도의 오차를 의미한다. 따라서, 실험에 따르게 되는 오차를 고려하면, 본 실험에 사용한 calibration

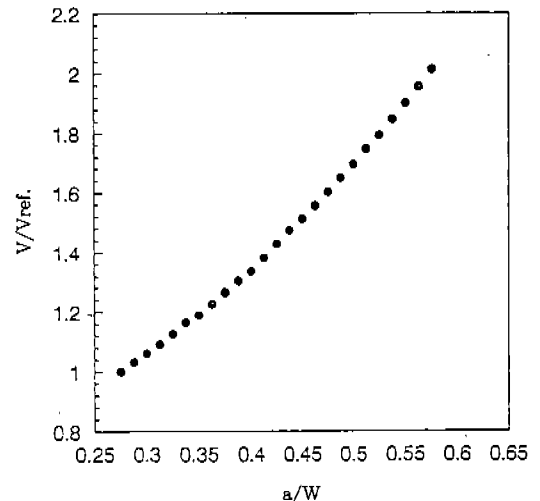


Fig.7 $V/V_{ref.}$ vs. a/W curve at room temperature in Ti-6Al-4V alloy

curve는 균열길이 환산에 충분한 신뢰성을 가지고 있다 하겠다.

Fig.8~Fig.10은 20Hz와 8Hz의 주파수에서 실험온도가 실온, 200°C, 400°C일때 조사한 각 미세조직별 $da/dN-\Delta K$ 곡선이다. 모든 조직에서 공통적으로 온도증가에 따라 균열성장속도는 증가하였다. 즉, Fig.8, Fig.9에서 볼 수 있듯이, 조직 I 과 조직 II의 경우 주파수의 변화에 관계없이 실온과 400°C를 비교하면 온도증가에 따라 전체 ΔK 범위에서 da/dN 값이 대략 1.5배 정도 높게 나타났다. 이는 조직 I 과 조직 II의 경우, 온도가 증가함에 따라 강도가 감소하였기 때문으로 볼 수 있다. 즉 동일한 하중 ΔP 가 작용한 경우, 온도의 증가에 따라 재료의 강도가 감소하면 상대적으로 재료에 가해지는 하중의 영향이 증가되는 결과가 되기 때문이다. 조직 III의 경우는, Fig.10에서 볼 수 있듯이 실온에서 400°C로의 온도 증가에 따라 전체 ΔK 범위에서, da/dN 의 값이 대략 2.5~4.5배 정도 증가하였으며, 기울기, m 값은 4.3에서 2.8 정도로 감

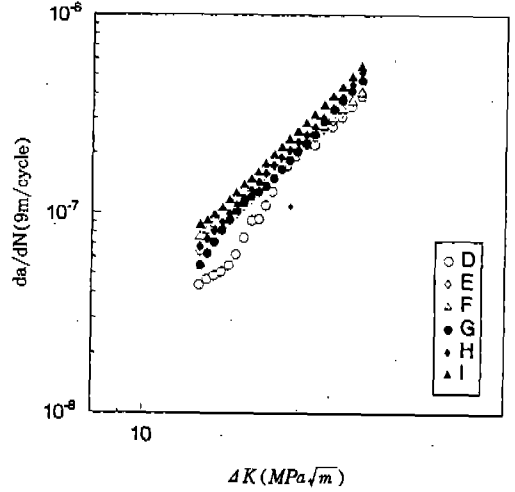


Fig.9 da/dN vs. ΔK curve of bi-modal microstructure(II) for different temperatures and frequencies at $R=0.1$; D (room temp., 20Hz), E(200°C, 20Hz), F(400°C, 20Hz), G(room temp., 8Hz), H(200°C, 8Hz), I(400°C, 8Hz)

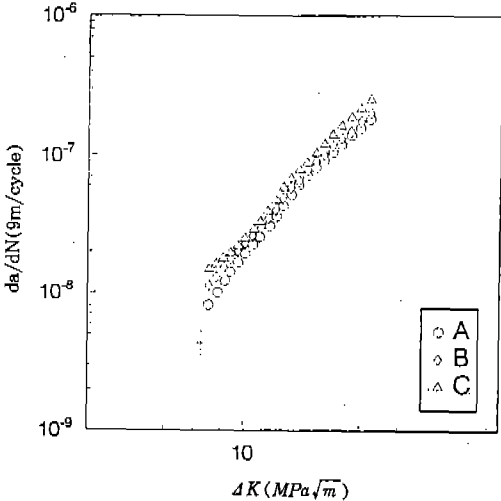


Fig.8 da/dN vs. ΔK curve of equi-axed microstructure(I) for different temperatures at $\nu=20$ Hz, $R=0.1$; A(room temp.), B(200°C), C(400°C)

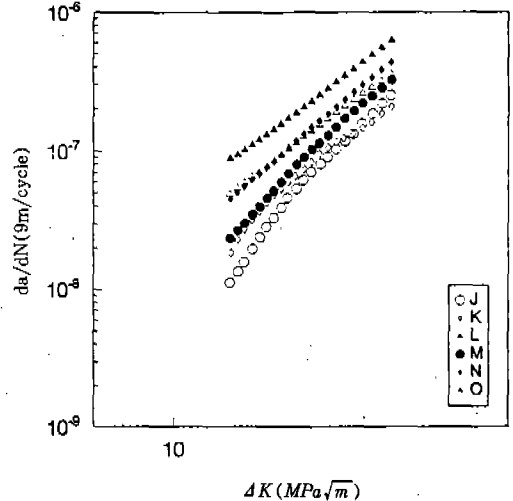


Fig.10 da/dN vs. ΔK curve of bi-modal microstructure(III) for different temperatures and frequencies at $R=0.1$; J (room temp., 20Hz), K(200°C, 20Hz), L(400°C, 20Hz), M(room temp., 8Hz), N(200°C, 8Hz), O(400°C, 8Hz)

소하였다. 온도증가에 따라 m 값이 감소한 결과는 Ti-24Al-11Nb 합금을 가지고 조사한 Parida 등의 결과^{7),8)}와 일치하며, 온도증가에 따라 da/dN 값이 증가된 것은 온도, 항복강도 그리고 연신율의 변화가 복합적으로 작용하여 균열 선단에서 균열성장에 대한 재료의 저항성을 심하게 악화시킨다는 Ravichandran 등의 결과⁹⁾와도 같은 경향을 가진다.

위에서 고찰한 바와 같이 온도가 증가하면 강도가 감소하고 균열성장 속도가 증가하기 때문에 고온상태에서 작동되는 부품 및 기계구조물의 안전성을 확보하기 위해서는 고온강도, 미세구조적 안전성 그리고 피로균열 성장 저항성 등의 성질을 골고루 갖추어야 하며, 피로균열 성장기구에 대한 정확한 지식이 필요하다⁷⁾. 그러나 Ti-Al계 합금의 피로손상기구는 아직까지 정확하게 규명되어 있지 않으므로¹⁰⁾ 이에 대한 폭 넓은 연구가 앞으로 더 필요한 실정이다.

Fig.9, Fig.10에서 볼 수 있는 바와 같이 실험한 모든 온도에서 주파수가 감소할수록 동일한 ΔK 에서 균열성장 속도가 증가하는 것으로 나타났다. 예를 들어, 임의의 ΔK 값인 $12MPa\sqrt{m}$ 에서, 조직 II의 경우, da/dN 값은 주파수가 감소

함에 따라 200°C, 400°C 경우 그 증가폭이 크지 않았으나 실온의 경우는 2배 가까이 증가하였으며, 조직 III의 경우도 각 온도별로 2배 가까운 da/dN 값의 증가가 관찰되었다. 이와 같이 주파수의 감소에 따른 da/dN 값의 증가는 cycle time이 길어질수록 즉 주파수가 감소할수록 균열이 열려져 있는 시간이 길어짐으로 인하여 균열이 전파하는데 있어서 더 많은 산화시간을 제공하여 균열선단이 더 많은 침해를 받는 것^{7),11)~14)}과 실온에서도 그 영향이 있는 것으로 보아 대기중의 습도에 의한 수소취화¹⁵⁾에 그 원인이 있는 것으로 생각된다.

따라서 본 실험의 경우에서도 20Hz에서 8Hz로 주파수가 변화 하였을때 산화의 영향과 수소에 의한 취화 가능성이 더 클 것으로 보이는 8Hz에서 da/dN 값이 증가한 것으로 생각된다.

Fig.11~Fig.13은 미세조직의 차이에 따른 $da/dN-\Delta K$ 곡선이다. 균열성장 속도의 모든 실험 결과는 동축정조직이 대부분인 조직 I의 균열성장 속도가 동일 ΔK 값에서 혼합조직인 II, III보다 더 크게 나타났다. 예를 들어, ΔK 값이 $12MPa\sqrt{m}$ 일때 온도에 따라 차이는 있지만, 조직 I의 균열성장은 조직 II나 III에서 보다 최

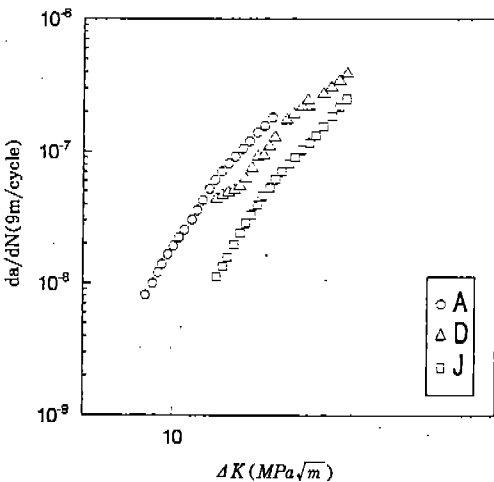


Fig.11 da/dN vs. ΔK curve for microstructure changes at room temperature, $\nu = 20\text{Hz}$, at $R=0.1$; A(Equi-axed, I), D(Bi-modal, II), J(Bi-modal, III)

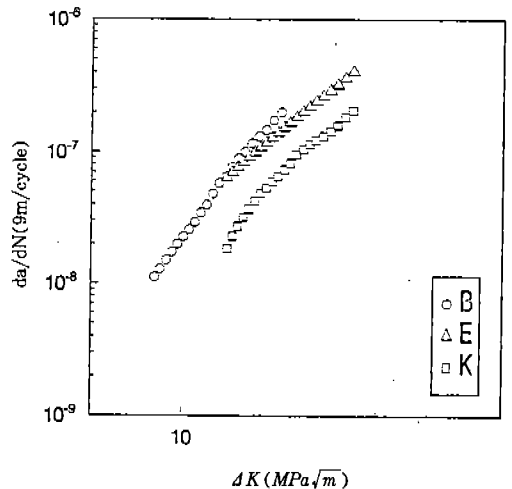


Fig.12 da/dN vs. ΔK curve for microstructure changes at 200°C $\nu=20\text{Hz}$, at $R=0.1$; B(Equi-axed, I), E(Bi-modal, II), K(Bi-modal, III)

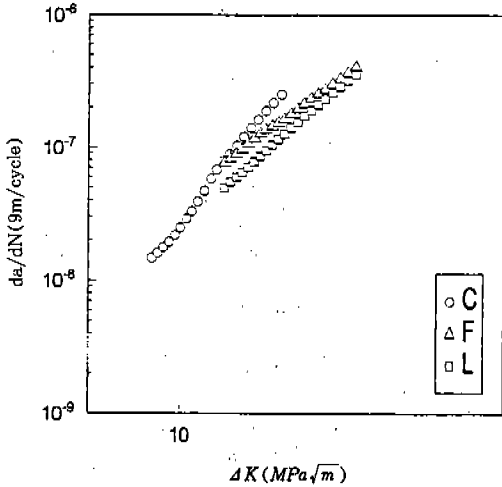
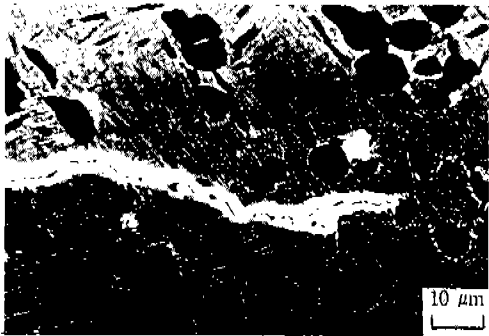
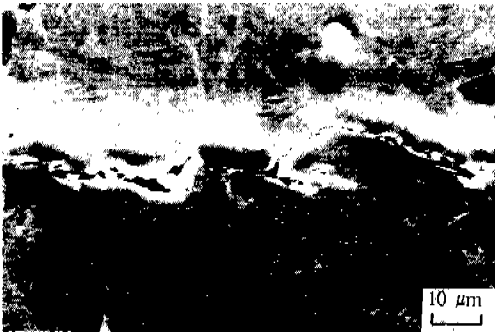


Fig.13 da/dN vs. ΔK curve for microstructure changes at 400°C , $\nu=20\text{Hz}$, at $R=0.1$; C(Equi-axed, I), F(Bi-modal, II), L(Bi-modal, III)



(a)



(b)

Fig.14 Fractography results for Bi-modal, II (a) and Bi-modal, III (b) showing the fatigue crack propagation path

대 3배 가량 빠른 속도로 진행하였다. 이는 혼합조직의 균열성장 저항력이 등축정조직 보다 우수하다는 것을 입증하는 것이며, 조직 II와 III의 결과를 비교하면 총상의 혼합조직 $\alpha+\beta$ 가 차지하는 체적비가 높은 조직 III이 조직 II에 비하여 균열성장 저항력이 우수하다는 것을 보여주고 있다. 이미 발표된 Ti-6Al-4V합금의 파괴거동에 대한 연구결과^{16),17)}에 의하면, 혼합조직의 경우 외부에서 가해지는 응력에 의해 공동(void)이 생성된 후 성장하고 합체하는 것 보다는 공동이 지속적으로 성장하는 것으로 알려져 있다. 이때 등축정과 총상조직 간의 계면이 공동의 주된 생성처로서 작용하지만, 등축정은 균열의 지속적인 성장을 억제하는 역할도 하는 것으로 알려지고 있다. 따라서 피로균열 성장을 미세조직의 공동생성과 균열전파 관점에서 보면, α 등축정이 많으면 균열의 핵이 되는 공동의 생성과 성장이 어렵게 되고, 총상조직이 많으면 균열의 성장이 어렵게 된다. 그러므로 전반적인 피로균열의 저항성을 유리하게 높여 줄 수 있는 α 등축정의 적정한 체적율이 존재할 것으로 생각되며, 이런 이유로 조직 II에 비해 조직 III의 경우가 등축정의 체적율이 피로균열 전파 억제에 더 유리한 것으로 판단된다.

또한 균열이 전파되는 경로를 보면, Fig.14의 SEM사진에서 볼 수 있는 바와 같이 총상조직에서 균열이 전파되는 굴곡성(tortuosity)이 조직 III에서 II보다 더 심한 것으로 나타났다. 따라서 조직 III의 등축정 체적분율 감소를 통한 총상조직의 상대적 증가가 균열의 전파방향이 갈라지며, 굴곡되는 경향을 심화 시킴으로써 균열전파에 더 많은 에너지를 필요로 하여, 균열성장 속도를 보다 감소시키는 또 하나의 이유가 되는 것이라 생각된다.

4. 결 론

이상의 실험결과와 고찰을 통하여 Ti-6Al-4V 합금의 피로균열 진전특성에 대하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 미세조직의 변화를 통하여 실온 $\sim 400^\circ\text{C}$ 의

온도구간에서 폭 넓은 기계적성질의 변화가 가능하며, 혼합조직의 피로균열성장 저항력이 등축정의 것보다 더 우수한 것으로 나타났고, 층상의 혼합조직 $\alpha+\beta$ 체적분율이 높을수록 더 우수한 피로균열성장 저항력을 지니는 것으로 밝혀졌다. 강도 또한 층상조직의 체적분율이 높은 혼합조직이 타 조직 보다 월등하게 우수한 것으로 밝혀졌다.

- 2) 피로균열성장 속도는 실온에서 400°C까지는 온도가 증가할수록 증가하는 것으로 나타났는데, 이는 온도가 증가함에 따라 강도가 감소하였기 때문이다.
- 3) 주파수가 20Hz에서 8Hz로 감소함에 따라 실온에서 400°C의 온도구간에서 피로 균열성장 속도는 증가하는 것으로 나타났으며, 이는 cycle time이 길어질수록 산화나 수소취성 등의 환경에 노출되는 시간이 길어졌기 때문이다.

후 기

이 논문은 1994년도 한국 학술진흥재단의 공모과제 연구비에 의하여 연구 되었습.

참 고 문 헌

1. 김성준, 이용태, “항공기용 티타늄합금의 개발 동향”, 기계와 재료, 한국기계연구원, Vol. 2, No.4, pp. 102~119, 1990
2. 이용태, 현용택, “자동차용 티타늄 합금 부품의 개발현황 및 전망”, 기계와 재료, 한국기계연구원, Vol. 4. No. 3, pp. 31~50, 1992
3. 이용태, 현용택, 김두현, 구조용 및 고온용 티타늄 합금을 이용한 항공기 부품개발(II), “항공기 엔진 압축기용 디스크의 단조”, 과학기술처, pp. 49~70, 1993
4. “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rate”, ASTM Standard E647~93, pp.679~706, 1993
5. K. J. Marsh, R. A. Smith and R. O. Ritchie, FATIGUE CRACK MEASUREMENT: TECHNIQUES AND APPLICATIONS, EMAS, pp. 11~28, 1991
6. G. R. Yoder, L.A.Cooley and T. W. Crocker, “Observations on Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth in Widmanstatten Ti-6Al-4V Alloy”, Met. Trans. A, Vol.8A, pp. 1737~1743, 1977
7. Basant K. Parida and Theodore Nicholas, “Frequency and hold time effects on crack growth of Ti-24Al-11Nb at high temperature”, Material Science and Engng., A153, pp. 493~498, 1992
8. 김승한, 김현철, 임병수, 김두현, 이용태, “Ti-6Al-4V 합금의 온도증가에 따른 피로 거동”, 한국자동차공학회, 94년도 춘계 학술대회 논문집, pp. 492~497, 1994
9. K. S. Raviahndran, H. C. Venkata Rao, E. S. Dwarakadasa and C. G. Krishinadas Nair, “Microsturctual Effects and Crack Closure during Near Theshold Fatigue Crack Propagation in a High Strength Steel”, Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, pp.865~876, May 1987
10. W. O. Soboyejo, J. E. Deffeys and P. B. Aswath, “Investigation of room and elevated-temperature fatigue crack growth in Ti-48Al”, Materials Science and Engineering., A138, pp. 95~101, 1991
11. W. Matuszyk, G. Camus, D. J. Duguet and N. S. Stoloff, “Effects of temperature and Environment on the tensile and fatigue crack growth behavior of a Ni₃Al-Base alloy”, Metallurgical Transactions A, Vol.22A, pp. 2967~2976, 1990
12. D. P. DeLuca, B. A. Cowles, F. K. Haake and K. P. Holland, Fatigue and fracture of titanium aluminides, WRDC-TR-89-4136, Wright-Patterson Air Force Base, OH, p. 19, 1990

13. S. J. Balsone, T. Nicholas, D. C. Maxwell and M. Khobaib, in S. Mall and T. Nicholas(eds.), Elevated Temperature Crack Growth, MD-Vol.18, ASME, New York, p. 87, 1990
14. T. Nicholas and S. Mall, in H. Kitagawa, and T. Tanaka(eds.), Fatigue 90, Vol. III, Materials and Component Engineering Publications, Birmingham, p. 1905, 1990
15. R. M. J. Kemp, R. N. Wilson and P. J. Gregson, "The Effect of Frequency and R-ratio on Fatigue Crack Growth Behavior in Al-Li-Cu-Mg Alloy(8090) Plate", Fatigue Fract. Engng. Mater., Vol. 15, No. 3, pp. 291~308, 1992
16. M. A. Greenfield and H. Margolin, "The Mechanism of Void Formation, Void Growth, and Tensile Fracture in an Alloy consisting of Two Ductile Phases", Met. Trans. A, Vol. 3A, pp. 2649~2659, 1972
17. H. Margolin, and Y. Mahajan, "Void Formation, Void Growth and Tensile Fracture in Ti-6Al-4V", Met. Trans. A, Vol. 9A, pp. 781~791, 1978