

Ti-3Al-2.5V 합금의 고온피로에 미치는 온도 및 미세조직의 영향

The Effect of Temperature and Microstructure on High Temperature Fatigue Crack Propagation Property in Ti-3Al-2.5V Alloy

김 현 철*, 임 병 수**
H. C. Kim, B. S. Lim

ABSTRACT

To determine the effect of temperature and microstructure on the fatigue crack propagation behavior in Ti-3Al-2.5V alloy, experimental investigations have been carried out with the specimens of different temperatures and different volume fractions of prime α -phase. The temperatures employed were room temperature, 200°C, 300°C and 400°C under the same frequency of 20Hz. To obtain the different volume fractions of the primary α -phase, specimens were solution - treated at $\alpha + \beta$ and above the β region.

From the experimental results, following conclusions were obtained. (1) ΔK_{th} was observed to increase with the less volume fraction of the primary α -phase. (2) As the temperature increased the da/dN became greater while the material constant, m , decreased as temperature increased. (3) Microstructures having more primary α -phase showed higher strength at the high temperatures.

주요기술용어 : Solution Heat Treatment(용체화 열처리), Volume Fraction(체적분율), Fatigue Crack Propagation Behavior(피로균열전파거동), Electric Potential Drop Method(전위차법), ΔK_{th} (응력확대계수의 하한계)

1. 서 론

Ti-3Al-2.5V 합금은 Ti-6Al-4V 합금에 비

하여 기계적성질이 떨어지지 않으면서도 쾌삭성이 뛰어나고 경제적인 면에서도 유리하기 때문에 자동차의 커넥팅로드 등의 재료로서 이용될 전망이 크며, 강재에 비하여 약 30% 정도의 경량화 효과가 있어 연비절감 및 엔진효율 향상에

* 정회원, 두원공과대학 기계과

** 정회원, 성균관대학교 기계설계학과

매우 큰 효과가 있을 것으로 예상된다.¹⁾

특히 이 재료는 $\alpha + \beta$ 형 티타늄 합금으로서, Ti-6Al-4V 합금과 유사하여, 그 기계적 특성이 합금을 구성하는 합금원소와 더불어 미세조직의 형상 및 분포에 의하여 제어되는 것으로 알려져 있으며,²⁾ 500°C의 온도에 이르기까지 다른 재료들에 비하여 우수한 비강도(강도/밀도)와 비피로강도(피로강도/밀도)를 유지하기 때문에 고온에서 반복적인 하중이 걸리는 엔진부품의 대체 소재로서 유망하다.³⁾

일반적으로 어떤 한계응력 이하에서 파괴가 일어나지 않을 때 이 응력을 피로한도라 하며, 대부분의 비철합금과 같이 피로한도를 나타내지 않는 경우 재료의 피로특성을 나타내기 위한 임의의 사이클 수에서의 응력을 피로강도라 한다

실온에서와 마찬가지로 고온에서도 구조물 및 기계부품 파괴원인의 대부분은 피로하중에 기인된다. 따라서 고온 엔진부품의 대체 소재로서 티타늄합금의 피로특성에 대한 연구가 중요하며, 이에 대한 다수의 연구가 수행되어져 왔다.⁴⁻⁷⁾ 이에 본 연구에서는 Ti-3Al-2.5V 합금을 이용하여 커벡팅로드의 실제 작동온도를 포함하는, 실온으로부터 400°C의 온도범위에서, 실험온도 및 미세조직의 변화가 피로균열전파특성에 미치는 영향을 실험적으로 조사하여 그 원인을 규명하고자 한다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 재료는 일본 Daido Steel사에서 개발한 열간 압출된 Ti-3Al-2.5V합금으로, 가공성을 향상시키기 위하여 황(S) 및 희토류(Rare Earth Metal : Ce, La 등)를 첨가한 것으로, 그 화학성분은 Table 1과 같다.

티타늄 합금은 첨가 원소에 따라 각종 합금이 개발되어 있지만, 상온에서의 상에 따라 α 티타

Table 1 Chemical composition of Ti-3Al-2.5V alloy

Element	Al	V	N	C	H	Fe	S	REM	Ti
wt.%	3.5	2.4	0.05	0.20	0.015	0.4	0.23	0.29~1.3	Bal.

늄합금, $\alpha + \beta$ 티타늄합금, β 티타늄합금으로 대별된다. 본 연구에서 사용된 재료는 $\alpha + \beta$ 티타늄합금으로, 우선 원재료를 $\alpha + \beta$ 영역에서 단조하여 pan cake 형태로 제조한 다음 미세조직의 변화를 얻기 위하여 서로 다른 온도에서 가열한 후 냉각하여 마르텐사이트 조직을 구하였다. 이후 재차 가열과정을 거쳐 완성된 조직들을 얻었다.

Table 2는 열처리 과정을 나타낸 것이다.

본 실험에서 사용한 열처리 전의 원재료는 미세조직의 대부분이 기지 전체에 걸쳐 침상의 변태된 β 조직과 α 상이 혼합된 조직으로 이루어져 있으며, β 영역에서 용체화 처리한 다음 비교적 빠른 속도로 냉각하여 층상조직을 얻은 후 α 상이 석출되도록 한 조직을 각각 950°C와 940°C 용체화 처리 조직이라 하였고, $\alpha + \beta$ 영역에서 용체화 처리 한 다음 등축의 α 상 체적 분율이 서로 다른 양을 가지도록 열처리 한 조직을 각각 900°C와 880°C 용체화 처리 조직이라 하였다.

인장시편은 KS B 0801에 준하여 3호 시편으로, 피로시편은 ASTM E647-93⁸⁾에 의하여 CT시편으로 제작하였다. 그 치수 및 형상은 각각 Fig.1, 2와 같으며, 시편은 열처리가 완료된 후 가공하였다.

ΔP 일정피로실험은 미세조직별 시편에 대하여 ASTM에 제시된 방법에 의하여 응력비, $R=0.1$ 로 고정하여 Table 3과 같이 다양한 조건별로 수행하였고, ΔK_{th} 및 제 2영역의 특성치인 C , m 값을 동시에 구하기 위하여, ΔK 감소피로실험은

Table 2 Heat treatment conditions

Solution Heat Treatment Temperature (°C)	Holding Time (hr.)	Quenchant	Tempering Temperature (°C)	Holding Time (hrs.)	Transformation Condition
Before Heat Treatment					
950	1	Water	500	3	Air Cooling
940					
900					
880					

Table 3 Fatigue test conditions

Solution Heat Treatment Temperature (°C)	Test Frequency (Hz)	Stress Ratio	Test Temperature (°C)
950	20	0.1	200
			300
			400
940			room temp.
			200
			300
900			400
			room temp.
			200
880	300		
	400		
	200		

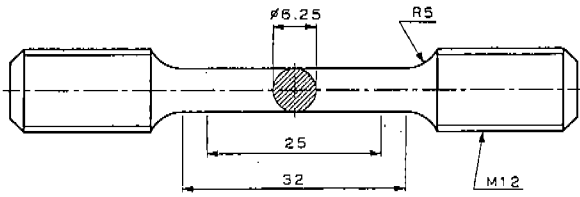


Fig.1 Geometry of tension specimen

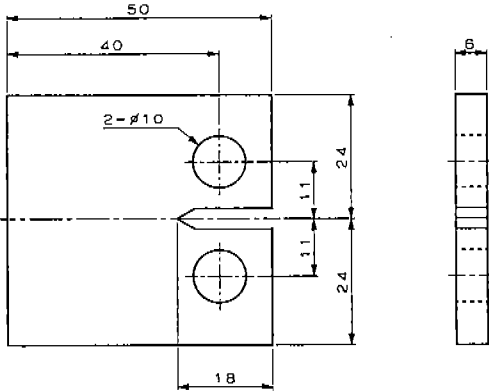


Fig.2 Geometry of compact tension specimen

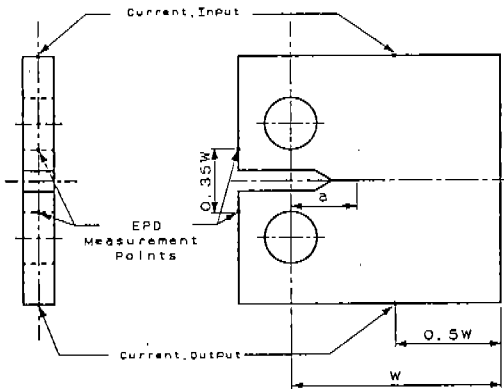


Fig.3 CT Geometry and potential wire placement locations

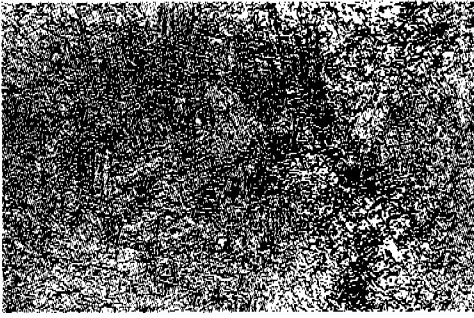
Bucci에 의해서 제안된 방법⁹⁾을 이용하여 실온에서 미세조직별로 수행하였다. 이 방법은 응력비, $R=0.1$ 로 일정하게 유지하면서 균열길이 0.5mm 증가할 때마다 10%씩 하중을 감소시켰다. 실험에 사용된 피로시험기는 일본 Saginomiya사 제품으로 전기저항식 가열 고온 챔버가 장착되어 있으며, ± 10 톤 용량이고, 하중은 $\pm 1\text{kgf}$

내로, 온도는 $\pm 2^\circ\text{C}$ 내로 조정할 수 있다.

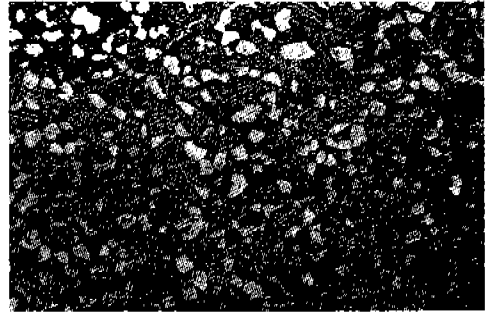
피로균열길이의 측정은 먼저, 실온에서 50배 배율의 이동식 현미경과 전위차(Electric Potential Drop : 이하 E.P.D.) 측정장치를 동시에 사용하여, 캘리브레이션 곡선을 구하였다. 본 연구에 사용된 E.P.D. 측정장치는 미국 Keithley사 제품의 모델 182 디지털 전압측정장치와 국내 E.D.Engineering사의 30V, 20A 용량의 정전류 공급장치로 구성되어있다. Fig.3은 본 실험에서 사용한 시편의 전류공급위치 및 전압측정위치를 나타내고 있다.¹⁰⁾

3. 실험결과 및 고찰

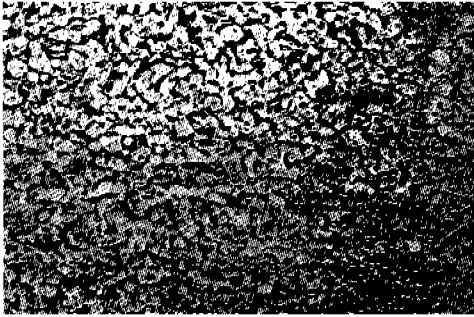
열처리 전과 후에 얻어진 조직 사진을 Fig.4에 나타내었다. 사진 (a)는 열처리 전 조직사진으로 기지 전체에 걸쳐 침상의 변태된 β 조직을 이루고 있음을 보여 주고 있다. 사진 (b)와 (c)는, 950°C 와 940°C (β -티타늄 구간)에서 용체화



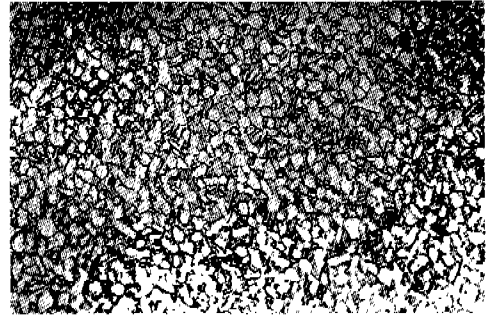
(a) As received($\times 200$)



(b) Microstructure of S.H.T. at 950°C($\times 400$)



(c) Microstructure of S.H.T. at 940°C($\times 400$)



(d) Microstructure of S.H.T. at 900°C($\times 400$)



(e) Microstructure of S.H.T. at 880°C($\times 400$), respectively

Fig.4 Optical micrograph of microstructures

처리된 후 급냉하고 그 후 500°C(α -티타늄 구간)에서 가열된 조직으로, 사진의 회고 등근 부분은 석출된 α 상을, 검은 부분은 침상의 변태된 β 와 α 상이 미세하게 층을 이루는 층상조직을 보여주고 있다. 사진 (d)와 (e)는, 900°C와 880°C($\alpha+\beta$ 구간)에서 가열한 후, 사진 (b)와 (c)의 시편과 같은 후속 열처리된 조직사진으로 두

조직이 비슷하나, α 조직이 더 크고 많아졌다.

열처리를 통하여 α 조직과 층상의 $\alpha+\beta$ 가 혼합된 복합 미세조직을 얻는 이유는, 일반적으로 이러한 조직이 고온피로, 크리프 등에 더 좋은 성질을 나타내기 때문이다.¹¹⁾

Table 4의 결과와 Fig.4를 살펴보면, 950°C 용체화 처리 조직에 비하여 880°C 용체화 처리

Table 4 Heat treatment conditions for Ti-3Al-2.5V alloy and volume fraction of α phase

Heat Treatment Condition	Volume Fraction of α Phase (%)
950°C(1hr) → W.Q. → 500°C(3hrs) → A.C.	25
940°C(1hr) → W.Q. → 500°C(3hrs) → A.C.	47
900°C(1hr) → W.Q. → 500°C(3hrs) → A.C.	63
880°C(1hr) → W.Q. → 500°C(3hrs) → A.C.	70

조직의 α 상 조직은 서로 연결되어 불규칙하나 매우 커졌으며 그 양도 현저히 많아졌음을 알 수 있다.

온도변화에 따른 미세조직별 인장실험 결과를 Table 5에 나타내었다. 원소재의 항복 및 인장 강도는 각각 770, 850MPa이었고, 연신율은 13% 이었다. 열처리한 시편의 온도별, 조직별 항복강도의 변화를 살펴보면, 실온의 경우를 제외하고는, 온도가 증가함에 따라 각 실험온도에서 880°C, 900°C, 940°C, 950°C 용체화 처리 조직의 순서로 항복강도는 880°C 용체화 처리가 가장 높았다.

200°C에서 950°C 용체화 처리 조직의 항복강도를 기준으로 하여 880°C 용체화 처리 조직은 약 22%에 해당하는 높은 상승치를 보였으며, 300°C,

400°C에서도 각각 7%, 3% 증가한 항복강도를 나타내었다.

실온에서의 조직별 강도는 고온에서의 경향과는 일치하지 않았으나 대략 비슷한 강도값을 갖는 것으로 나타났다.

온도가 변함에 따라, 인장강도의 조직별 변화 역시 항복강도와 비슷하여, 실온의 경우를 제외하고는, 200°C에서 950°C 용체화 처리 조직의 인장강도를 기준으로 하여 880°C 용체화 처리 조직은 14%에 해당하는 높은 값을 나타내었으며, 300°C, 400°C에서도 약간씩 높은 것으로 나타났다. 950°C~880°C 용체화 처리 조직의 항복강도를 온도별로 나타내면 Fig.5와 같다.

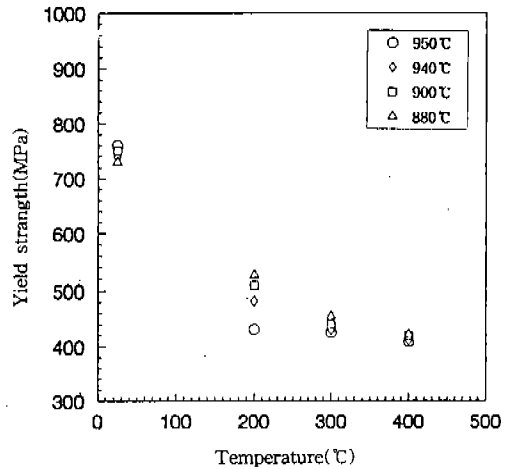


Fig.5 Yield strength vs. temperature in Ti-3Al-2.5V alloy, solution heat treated condition of 950°C ~ 880°C, respectively

Table 5 Mechanical properties of Ti-3Al-2.5V alloy at various test temperatures and solution heat treatment conditions

Test Temp. (°C)	Mech. Prop.	σ_{ys} (MPa)				U.T.S. (MPa)				% Elongation			
		Solution Heat Treatment Temperature (°C)											
		950	940	900	880	950	940	900	880	950	940	900	880
room temp.		760	740	750	730	850	850	840	820	18.3	19.1	19.9	20.5
200		431	482	510	527	540	575	602	617	24.5	24.8	25.1	25.5
300		425	430	440	455	535	540	530	540	21.3	21.5	21.6	21.9
400		409	411	420	422	508	506	509	512	19.3	19.7	20.0	20.3

이를 용체화처리 온도별로 살펴보면, 실온의 경우를 제외하고는 200~400°C의 실험온도 구간에서 $\alpha + \beta$ Ti구간인 880°C 용체화 처리 조직이 가장 큰 강도를 유지하는 것으로 보아 Ti-6Al-4V 합금의 경우 온도가 900°C~950°C로 증가함에 따라 강도가 증가한다는 결과¹²⁾와는 대조적이다.

조직별 연신율의 변화를 보면, 실온의 경우 950°C, 880°C 용체화 처리 조직은 원재료에 비해 각각 41%, 58% 높은 값을 보였으나 온도가 증가함에 따라 950°C와 880°C 용체화 처리 조직의 연신율은 거의 비슷한 값을 나타내었다.

즉, 기계적 성질은 조직별로 비교할때, α 상의 체적분율이 높은 880°C 용체화 처리 조직이 제일 우수한 것으로 나타났다. 이는 Ti-6Al-4V 합금의 경우, 층상조직의 체적분율이 높은 혼합조직이 우수한 강도를 유지하였던 것¹³⁾과는 상반되는 결과로 주목된다. 따라서 이 부분에 대한 연구는, 열처리를 통한 다양한 미세조직을 개발하여, 더욱 광범위한 영역의 실험을 하여 볼 필요가 있다.

고온에서 균열길이 측정을 하기 위하여 실온에서 조사된 캘리브레이션 곡선을 Fig.6에 나타내었다. 그림에서 얻어진 $V/V_{ref.}$ 와 a/W 의 관계식은 실온에서 5회의 실험을 통하여 얻어진

결과의 평균값으로서 수치해석 프로그램인 Mathematica를 이용하여 구한 것이다.

기준전압($V_{ref.}$)값은 $a/W=0.275$ 일때의 V (전압)값이며, 사이클 진행에 따라 균열길이가 0.5 mm 진전하였을때, 즉 a/W 가 0.0125 증가할때 마다 전압(V)를 측정하여 각 균열길이에 대한 관계를 구한 것으로, 가장 적합한 곡선식⁸⁾은 3차식으로 아래와 같이 정리 되었다.

$$\frac{V}{V_{ref.}} = 1.97095 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 1.20446 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 1.31585 \left(\frac{a}{W} \right) + 0.502266$$

5회에 걸친 a/W 에 대한 $V/V_{ref.}$ 값의 표준편차는 0.001~0.01 정도로 나타났으며, 이는 실제 균열길이나 비교할때 0.2~2% 정도의 오차를 의미한다. 따라서, 실험에 따르게 되는 오차를 고려하면, 본 실험에 사용한 캘리브레이션 곡선은 균열길이 환산에 충분한 신뢰성을 가지고 있다 하겠다.

Table 6은 각 조직별, 온도별 피로실험에서 구하여진 $da/dN-\Delta K$ 선도의 제 2영역에서 성립하는 균열전파속도와 ΔK 의 관계식, $da/dN=C(\Delta K)^m$ 의 재료상수 C 와 m 을 각 조직별로 최소자승법을 이용하여 구한 결과와 실온에서 구한 각 조직별 용력확대계수의 하한계(이하 ΔK_{th})값을 함께 나타낸 것이다. C 와 m 값의 계산에 이용된 $da/dN-\Delta K$ 선도는 저자등이 이미 발표한 자료¹⁴⁾의 일부에서 추가로 조사된 것이다. 일반적으로 제 2영역에서는 미세조직의 영향이 거의 없는 것으로 보고되어 왔으나, Table 6에서 볼 수 있듯이 본 실험에서 측정된 범위 내에서는 C , m 값이 α 상의 체적분율이 변화되는 950°C~880°C 용체화 처리 조직의 경우, 재료상수 m 값은 실험 온도가 증가함에 따라 감소하지만, C 값은 전체 ΔK 범위에서 증가하는 것으로 나타났다. 이러한 결과는 Ti-24Al-11Nb 합금을 가지고 조사한 Parida등의 결과¹⁵⁾와 일치하며, 미소크립 효과와 균열선단이 점차적으로 무디어져서 용력을 완화시켜 주는 효과가 그 원인이라고 한 Vesier¹⁶⁾와 Shin¹⁷⁾ 등의 결과와 흡사하다. 또한 ΔK_{th} 는, 실온에서, 880°C~950°C 용체화 처리 조직으로

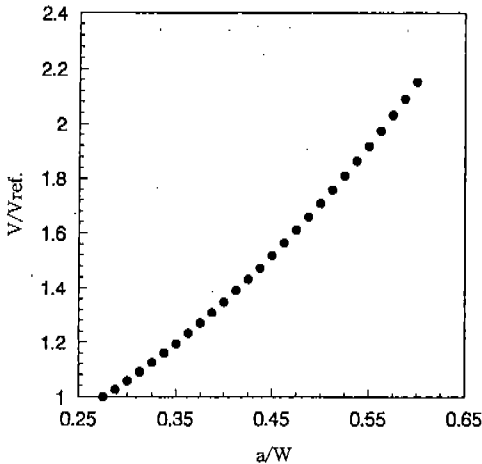


Fig.6 $V/V_{ref.}$ vs. a/W curve at room temperature in Ti-3Al-2.5V alloy

Table 6 C, m and ΔK_{th} values of each specimen

Solution Heat Treatment Temperature (°C)	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m}) at room temp.	Test Temp. (°C)	C	m
950	4.7	room temp.	9.36×10^{-14}	5.1
		200	2.75×10^{-11}	3.0
		300	4.11×10^{-11}	2.9
		400	1.08×10^{-10}	2.6
940	4.1	room temp.	2.79×10^{-11}	3.0
		200	2.10×10^{-11}	3.1
		300	4.94×10^{-11}	2.9
		400	1.11×10^{-10}	2.7
900	3.9	room temp.	1.55×10^{-11}	3.2
		200	4.76×10^{-11}	2.8
		300	1.25×10^{-10}	2.5
		400	1.93×10^{-10}	2.3
880	3.2	room temp.	9.51×10^{-11}	2.3
		200	5.98×10^{-11}	2.8
		300	1.76×10^{-10}	2.4
		400	2.71×10^{-10}	2.3

변함에 3.2~4.7로 증가하였는데, 이는 앞서 보고 하였던 Ti-6Al-4V 합금의 결과¹³⁾에서 밝힌바와 같이 $\alpha + \beta$ 총상조직의 분율이 높아지게 되면 균열이 전파되는 굴곡성(tortuosity)이 심하게 일어나게 되어 균열의 전파 방향이 갈라지며, 굴곡되는 경향을 심화시킴으로서 균열전파에 더 많은 에너지를 필요로 하여, 균열성장 속도를 보다 감소시키는 또 하나의 이유가 된다. 미세조직의 변화폭이 충분히 크지 못하였기 때문에 정확한 m 값의 변화가 나타나지 못하였을 가능성을 배제할 수 없다. 따라서 이에 관하여는 앞으로 더욱 더 광범위한 실험이 진행되어야 할 것이다.

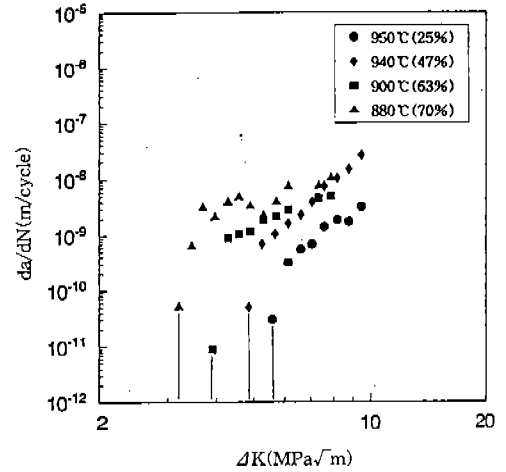


Fig.7 da/dN vs. ΔK for various solution heat treated condition (α volume fraction) of specimens at room temperature

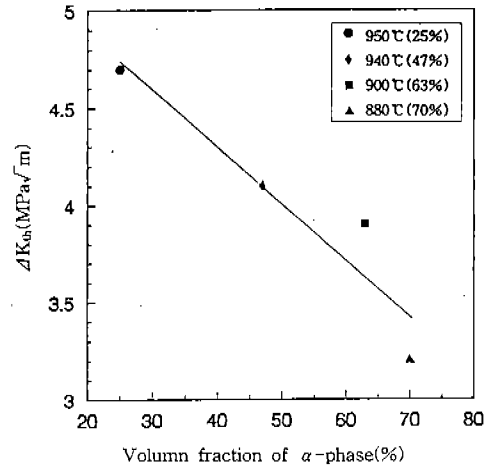


Fig.8 ΔK_{th} vs. volume fraction of the α -phase for solution heat treated condition of 950°C~880°C

Fig.7은 용체화처리 온도별, 950°C~880°C 용체화 처리 조직의 피로균열전진속도 da/dN을 ΔK 에 대해 정리한 결과를 효과적으로 비교하기 위해 한 도표 상에 나타낸 것으로, 용체화처리 온도가 높아질수록, 즉 α 상이 감소하고 $\alpha + \beta$ 의 총상조직이 증가할수록 ΔK_{th} 값이 증가함을 보여주고 있다.

Fig.8은 본 실험에서 측정된 범위 내에서 α

상의 체적분율의 차이에 따른 ΔK_{th} 값을 나타낸 것으로 그 관계식은 다음과 같다.

$$\Delta K_{th} = -0.029\alpha + 5.47$$

여기에서 ΔK_{th} 의 단위는 $MPa\sqrt{m}$ 이고, α 는 %이다.

이 결과는 α 상의 체적분율이 감소할수록, 즉 $\alpha + \beta$ 로 이루어져 있는 상의 체적이 증가할수록 ΔK_{th} 값은 증가한다는 것을 알 수 있다. 이는 Ti 합금의 경우 동축정과 층상조직이 일정한 비율로 구성된 혼합조직이 우수한 성질을 나타낸다는 것^{13,15,18)}과도 일치하는 결과이다.

이미 발표된 Ti 합금의 피로파괴거동에 대한 연구결과^{19~22)}에 의하면, 혼합조직의 경우 외부에서 가해지는 응력에 의해 공동(void)이 생성된 후 성장하고 합체하는 것 보다는 피로하중이 가해지는 동안 공동이 지속적으로 성장하는 것으로 알려져 있다. 이때 α 상과 층상조직 간의 계면이 공동의 주된 생성처로서 작용하지만, α 상은 균열의 지속적인 성장을 억제하는 역할도 하는 것으로 알려지고 있다.^{19,20)} 따라서 피로균열 전파를 미세조직의 공동생성과 균열전파 관점에서 보면, α 상이 많으면 균열의 핵이 되는 공동의 생성과 성장이 어렵게 되고, 층상조직이 많으면 균열의 전파가 어렵게 된다. 그러므로 전반적인 피로균열의 저항을 유리하게 높여 줄 수 있는 α 의 적절한 체적율이 존재할 것으로 생각된다. 따라서 본 연구의 경우는 950°C 용체화 처리 조직이 가장 적절한 α 와 $\alpha + \beta$ 상의 체적율을 지닌 것으로 보인다.

이상에서 살펴본 바와 같이, 온도가 증가하면 강도가 감소(Fig.5)하고 균열 전진율이 증가(Table 6)하기 때문에 고온상태에서 작동되는 부품 및 기계구조물의 안전성을 확보하기 위해서는 고온 강도, 미세구조적 안전성 그리고 피로균열 성장 저항성 등의 성질을 골고루 갖추어야 하며¹³⁾, 피로균열 성장기구에 대한 정확한 지식이 필요하다.¹⁵⁾ 그러나 Ti-Al계 합금의 피로손상기구는 아직까지 정확하게 규명되어 있지 않으므로^{18,23)} 이에 대한 폭 넓은 연구가 필요하리라 본다.

이는 Ti합금의 미세복합조직 중에서도 α 상의

체적분율이 줄고 층상으로 구성되어 있는 $\alpha + \beta$ 상의 분율이 증가하면 강도의 감소에도 불구하고 균열전진 저항력이 우수해 진다는 것을 입증하는 것이다.

4. 결 론

이상의 실험결과로부터 Ti-3Al-2.5V 합금에 대해 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 피로균열전파속도는 α 상의 체적분율의 차이에 따른 것으로 α 상이 감소할수록, 즉 $\alpha + \beta$ 의 층상 조직이 증가할수록, 감소하였는데, 이는 전반적인 피로균열의 저항을 유리하게 높여줄 수 있는 α 상의 적절한 체적율이 존재함을 의미한다.
- 2) 용체화처리 온도가 높아질수록, 즉 α 상이 감소하고 $\alpha + \beta$ 의 층상조직이 증가할수록 ΔK_{th} 값이 증가하였다. 이는 적은 양의 α 상이 균열의 핵이 되는 공동의 성장을 억제하고, 다량의 $\alpha + \beta$ 층상조직이 균열 전파를 억제하기 때문이다.
- 3) α 상이 많은 880°C 용체화 처리 조직이 $\alpha + \beta$ 의 층상조직이 증가한 950°C 용체화 처리 조직 보다 더 강한 것으로 나타났다. 온도가 증가함에 따라 그 변화의 폭은 줄어들었다. 그리고 강도가 극대화되는 용체화처리 조건은 880°C/1hr 이었고, 이 때 혼합조직을 구성하는 α 상의 체적분율은 70%이었다.

후 기

본 연구는 한국학술진흥재단(Koera Research Foundation, KRF) 지방대육성과제의 지원과 성균관대학교 산업설비안전성평가연구센터(SAFE, ERC) 및 한국기계연구원의 부분적인 지원을 받아 수행되었습.

참 고 문 헌

1. 이용태, 현용택, "자동차 부품용 티타늄 합

- 금”, 한국자동차공학회지, 제15권 제4호, pp. 8~13, 1993.
2. D. Eylon, J. A. Hall, C. M. Pierce and D. L. Ruckel, Metall. Trans., 7A, p. 1817, 1976.
 3. 김성준, 이용태, “항공기용 티타늄 합금의 개발동향”, 기계와 재료, Vol. 2, No. 4, pp. 102~119, 1990.
 4. K.S.Ravichandran, “Near Threshold Fatigue Crack Growth Behavior of a Titanium Alloy: Ti-6Al-4V”, Acta metall. mater., Vol. 39, No. 3, pp. 401~410, 1991.
 5. A.W.James and P.Bowen, “Elevated Temperature Crack Growth Resistance of TiAl under Monotonic and Cyclic Loading”, Mater. Science and Engng., A153, pp. 486~492, 1992.
 6. P.B.Aswoth and S.Suresh, “Fatigue Crack Growth Behavior of a Titanium Alumide Intermetric”, Mater. Science and Engng., A114, 1989.
 7. H.Gonem and R.Foerch, “Frequency Effects on Fatigue Crack Growth Behavior in a Near- α Titanium Alloy”, Mater. Science and Engng., A138, pp. 69~81, 1991.
 8. “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates”, ASTM Standard E647-93, pp. 679~706, 1993.
 9. R. J. Bucci, “Development of a Proposed ASTM Standard Test Method for Near-Threshold Fatigue Crack Growth Rate Measurement”, ASTM STP 738, pp. 22~44, 1981.
 10. K.J.Marsh, R.A.Smith and R.O.Ritchie, FATIGUE CRACK MEASUREMENT: TECHNIQUES AND APPLICATIONS, EMAS, pp. 11~28, 1991.
 11. G.R.Yoder, L.A.Cooley and T.W.Crooker, “Observations on Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth in Widmanstätten Ti-6Al-4V Alloy”, Met. Trans. A, Vol. 8A, pp. 1737~1743, 1977.
 12. 한국기계연구원, 구조용 및 고온용 티타늄 합금을 이용한 항공기 부품 개발(II), “혼합 조직 Ti-6Al-4V 합금의 기계적성질에 대한 초정 α 상의 영향”, 과학기술처, pp. 21~48, 1993.
 13. 김현철, 김승환, 임병수, 김두현, 이용태, “Ti-6Al-4V 합금의 피로거동에 미치는 온도, 주파수 및 미세조직의 영향”, 한국자동차공학회논문집, 제 4권 제 1호, pp. 198~207, 1996.
 14. 임병수, 김현철, “Ti-3Al-2.5V 합금의 피로균열전파특성에 미치는 미세조직 및 온도의 영향”, 한국공작기계기술학회지, 제 6권, 제 2호, pp. 58~66, 1997.
 15. 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.
 16. L.S.Vesier and S.D.Antolovich, “Fatigue Crack Propagation in Ti-6242 as a Function of Temperature and Waveform”, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 37, No. 4, pp. 753~775, 1990.
 17. C.S.Shin and R.A.Smith, “Fatigue Crack Growth Behavior of Zine-Aluminium Alloy at High Homologous Temperature”, Fatigue Fracture Engineering Material Structure, Vol. 11, pp. 109~122, 1988.
 18. W.O.Soboyejo, J.E.Deffeys and P.B. Aswoth, “Investigation of room- an elevated- temperature fatigue crack growth in Ti-48Al”, Materials Science and Engin- eering., A138, pp. 95~101, 1991.
 19. J. C. Williams, J. C. Chesnutt and A. W. Thompson, Proc. of the 1987 TMS-AIME Annual Symposia on “Effect of

- Microstructure on Fatigue Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys”, Denver, Colorado, Feb. 24~25, Eds. A. K. Chakrabarti and J. C. Chesnutt, p. 255, 1987.
20. R. I. Jaffee, G. Luetjering, and T. Rust, 6th Int. Conf. on Titanium, Cannes, p. 1501, 1988.
 21. 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.
 22. 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.
 23. 김현철, 박동준, 임병수, 현용택, 이용태, “Ti-3Al-2.5V 합금의 열처리 및 온도변화에 따른 피로균열전파특성”, 한국자동차공학회 1994년도 춘계학술대회논문집, pp. 492~497, 1994.