Ti-6Al-4V 合金の高温低サイクル疲労挙動に 及ぼす微視組織の影響[†]

塩 沢 和 章* 西 野 精 一* 相 川 泰 範**

Effect of Microstructure on Low-Cycle Fatigue Behavior in Ti-6Al-4V Alloy at Elevated Temperature

by

Kazuaki SHIOZAWA*, Seiichi NISHINO* and Yasunori AIKAWA**

The effect of microstructure in Ti-6Al-4V alloy on low-cycle fatigue behavior at elevated temperature was studied. Three kinds of microstructure in Ti-6Al-4V alloy were prepared under different heat treatment conditions; that is, equiaxed α structure, lenticular α structure and bimodal (mixed of equiaxed α and lenticular α) structure. Total strain controlled low-cycle fatigue test was performed at 773 K in air. Crack initiation was investigated by D. C. potential method. The following conclusions were obtained.

- (1) The highest low-cycle fatigue strength was obtained for the bimodal structure, followed by the equiaxed α structure and the lowest was the lenticular α structure.
- (2) The crack initiation life of the lenticular α structure was smaller than those of other structures.
- (3) The effect of microstructure on crack propagation life was small as compared with that on crack initiation life.
- (4) Cracks initiated inside of grains of the equiaxed α structure and the bimodal structure. Cracks of the lenticular α structure initiated at the interface between α layer precipitated at grain boundary and lenticular α structure.

Key words : Ti-6Al-4V alloy, Low-cycle fatigue, High temperature, Heat treatment, Microstructure, Crack initiation

1 緒 言

チタン合金は比強度が高く、耐食性や耐熱性に優れた材料であることから航空機をはじめとして様々な用途の工業材料として利用されており、今後さらに広範囲な用途の拡大が期待されている¹⁾。とりわけ、高温機器の軽量化と耐熱性の要求の観点から、アルミニウム合金とニッケル基超合金の間を埋める材料としてチタン合金が重要な地位を占めてきている。このようなチタン合金のなかで、最も多く利用されている合金として Ti-6Al-4V 合金が挙げられる。

Ti-6Al-4V 合金はちょう密六方構造の α 相と体心立方構造の β 相の二相から成る組織を有しており、 α 相と β 相の形状や大きさ、分布状態等の微視組織は加工工程や熱処理条件によって複雑に変化することが知られている。機械的強度特性は、この微視組織の違いにより大きく変化する²⁾ため、使用目的と要求される機械的強度特性に合致した合金組織の制御が必要となる。

Ti-6Al-4V 合金の強度特性に及ぼす微視組織の影響に関する研究は疲労寿命、き裂発生および伝ば挙動に対して多く行われているが、それらの研究の多くは室温下の研究であり、高温下での研究例はあまりみられない³⁾⁻¹¹⁾。今後、Ti-6Al-4V 合金を高温下で使用する場合、高温下での疲労挙動に及ぼす微視組織の影響を明らかにする

必要がある。

本研究では、Ti-6Al-4V 合金の高温下における低サイクル疲労強度特性と微視組織との関連を明らかにすることを目的とした。実験は Ti-6Al-4V 合金の熱処理を変えることによって得た、等軸 α 組織材、針状 α 組織材および両者の混合組織 (Bimodal 組織) 材を用いて高温低サイクル疲労試験を行い、疲労寿命およびき裂発生・伝ば挙動に及ぼす微視組織の影響を検討した。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材

本研究に用いた試験片素材は Ti-6Al-4V 合金の圧延材 (厚さ 12 mm) で、日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会の共同研究材料として提供を受けたものである。化学組成を Table I に示す。この圧延材に、Table II に示した三種類の熱処理を施すことによって等軸 α 組織 (E)、針状 α 組織 (L) および両者の混合組織 (Bimodal 組織, E+L) を得た。それぞれの組織観察結果を Fig. 1 に示す。等軸 α 組織は平均粒径 8.7 μm の等方的な α 相と、 α 相と α 相の間に存在する β 相から

Table I. Chemical composition of Ti-6Al-4V (wt.%).

N	O	H	Fe	C	Al	V	Y	Ti
0.0077	0.166	0.0044	0.194	0.0055	6.29	4.13	<0.001	Bal.

[†] 原稿受理 平成 7 年 3 月 1 日 Received Mar. 1, 1995

* 正 会 員 富山大学工学部機械システム工学科 〒930 富山市五福, Dept. of Mech. Sys. Eng., Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

** 富山大学大学院 (現在北陸電力(株)) 〒930 富山市五福, Graduate Student, Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930

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

Table II. Heat treatment conditions performed for Ti-6Al-4V.

Microstructure	Heat treatment condition
Equiaxed	Heated at 1123 K for 6 hr → Air cooled
Lenticular	Heated at 1373 K for 1 hr → Air cooled
Bimodal	Heated at 1223 K for 2 hr → Air cooled → Heated at 993 K for 2 hr → Air cooled

成る。針状 α 組織は直径 1 mm 以上におよぶ粗大な旧 β 粒の粒界に幅の広い帯状の α 相が析出しており、粒内には α 相が同一方向に並んだコロニーを有する。混合組織は平均粒径 $9.0 \mu\text{m}$ の α 相と平均粒径 $9.3 \mu\text{m}$ の針状 α 相が約 0.67 : 0.33 の割合で混在した組織となっている。また、等軸 α 組織材および混合組織材では圧延方向に若干組織が長くなっていることが圧延方向と平行な板厚断面で観察され、微視組織に圧延の影響が若干残っている。

上述の 3 種類の組織材の機械的性質を Table III に示す。表より、室温および 773 K での 0.2 % 耐力および引張強さの各組織による差は小さいことがわかる。また、室温での延性は針状組織材が他の組織材と比べて小さいが、773 K では組織による延性の違いは認められない。なお、室温におけるビッカース硬さに微視組織による差は見られなかった。

試験片は素材の圧延方向と試験片軸方向が一致するように採取し、前述の熱処理後、Fig. 2 に示す標点部直径 4 mm、平行部長さ 6 mm の中実丸棒試験片に機械加工した。試験片表面はエメリー紙およびバフ研磨（＃3000）を行った後、試験に供した。

Fig. 2. Shape and dimensions of specimen used.

2・2 実験方法

実験は、電気炉付き電気・油圧サーボ疲労試験機を用い、大気中、温度 773 K、全ひずみ範囲制御の下で行った。ひずみの計測には差動変圧器を備えた伸び計を用いた。ひずみ波形はひずみ速度 0.5 %/s の完全両振り対称三角波である。破損繰返し数 N_f は引張り側の応力振幅が最大値の 3/4 になった時の繰返し数として定義した。

また、本研究では直流電位差法により疲労き裂の発生を検出するため、試験片に一定電流（20 A）を通電し、試験片肩部での各サイクル毎の最大電位差 V を $0.1 \mu\text{V}$ の単位まで計測した。

3 実験結果および考察

3・1 繰返し応力-ひずみ関係

Fig. 3 に繰返しに伴う応力範囲の変化の例を示す。図より各組織材とも繰返しに伴う応力範囲の変化はあまり大きくないが、繰返しに伴い若干軟化していることがわかる。Fig. 4 に疲労試験の $N_f/2$ で得られた各組織材

Table III. Mechanical properties of Ti-6Al-4V.

Microstructure	Temp. T (K)	Young's modulus E (GPa)	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction in area ψ (%)	Vickers hardness HV (200 g)
Equiaxed	R. T.	93.2	827	905	13.5	27.7	325
	773	66.6	470	569	28.2	53.8	—
Lenticular	R. T.	87.8	831	932	3.7	14.2	334
	773	72.5	459	583	27.2	49.6	—
Bimodal	R. T.	90.7	869	934	12.8	28.2	335
	773	67.9	454	573	24.7	41.6	—

Fig. 3. Variation of stress range with number of cycles.

の繰返し応力-ひずみ関係を示す。図中には引張試験で得られた静的応力-ひずみ関係も併記した。図より、繰返し応力-ひずみ関係は静的応力ひずみ関係と比べて各組織材とも軟化しており、繰返し軟化の程度は針状 α 組織材のそれが他の組織材と比べて小さいことがわかる。また、同一ひずみ振幅に対する応力振幅の値は、針状 α 組織材が他の組織材と比べて高く、等軸 α 組織材と混合組織材はほぼ同程度である。

Fig. 5 に塑性ひずみ振幅 $\Delta\epsilon_p/2$ と応力振幅 $\Delta\sigma/2$ との関係を示す。図より、 $\Delta\epsilon_p/2$ と $\Delta\sigma/2$ は両対数紙上でほぼ直線関係にある。 $\Delta\epsilon_p/2$ と $\Delta\sigma/2$ との関係を次式で最小 2 乗近似して得られた繰返し加工硬化指数 n' と強度係数 K' および繰返し応力-ひずみ線図から求めた 0.2 % 耐力 $\sigma'_{0.2}$ の値を Table IV に示す。

$$\Delta\sigma/2 = K'(\Delta\epsilon_p/2)^{n'} \quad (1)$$

表より、 $\sigma'_{0.2}$ の値は針状 α 組織材が他の二組織材に比べて大きく、また、混合組織材の繰返し加工硬化指数の値が他の組織材と比べて低い値を示している。本試験結果を幡中ら⁹⁾が報告している Ti-6Al-4V 合金の室温下での低サイクル疲労試験結果と比較すると、高温下の K' は室温下のそれと比べて約 70 %、 n' は約 2 倍、 $\sigma'_{0.2}$ は約 50 % の値であり、温度に依存して繰返し応力-ひずみ関係が大きく変化する。

3・2 低サイクル疲労寿命

等軸 α 組織材、針状 α 組織材および混合組織材の疲労試験で得られた全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ と破損繰返し数 N_f との関係を Fig. 6 に示す。同図より各組織材の疲労寿命を比較すると、針状 α 組織材が最も短寿命であり、混合組織材が最も長寿命であることがわかる。等軸 α 組織材の疲労寿命は針状 α 組織材と混合組織材の中間的な値であるが、高ひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_t \geq 2\%$) では混合組織材とはほぼ同程度の寿命であり、低ひずみ範囲では針状 α 組織材と同程度の寿命である。

Fig. 7 に破損寿命の 1/2 の繰返し数におけるヒステリシスループから求めた弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ および塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ と破損寿命との関係を示す。図より $\Delta\epsilon_e-N_f$ 関係に組織材間の差はあまり認められないが、 $\Delta\epsilon_p-N_f$ 関係には $\Delta\epsilon_t-N_f$ 関係でみられたと同様の組織材の違いによる疲労寿命の差がみられる。

(a) Equiaxed.

(b) Lenticular.

(c) Bimodal.

Fig. 4. Cyclic and monotonic stress-strain relations.

Table IV. The value of K' , n' and $\sigma'_{0.2}$.

Microstructure	K' (MPa)	n'	Cyclic proof stress $\sigma'_{0.2}$ (MPa)
Equiaxed	867	0.1178	417
Lenticular	969	0.1259	443
Bimodal	997	0.0751	418

Fig. 5. Relationship between plastic strain amplitude and stress amplitude.

Fig. 6. Relationship between total strain range and number of cycles to failure.

また、本実験の範囲内では塑性ひずみ範囲が弾性ひずみ範囲より大きな値を示す領域は認められず、短寿命領域においても弾性ひずみ範囲が支配的である。さらに、各組織材とも $\log \Delta \varepsilon_p - \log N_f$ 関係には直線関係が成立せず、低塑性ひずみ範囲で短寿命側に折れ曲がる傾向を示している。このため、本供試材ではオーステナイト系ステンレス鋼等多くの金属材料で認められている Manson-Coffin 則は成立しない。この $\log \Delta \varepsilon_p - \log N_f$ の傾向は室温下の実験においても観察されている。

本試験結果を幡中ら⁹⁾により報告されている Ti-6Al-4V 合金の室温での低サイクル疲労試験と比較すると、等軸 α 組織材の $\Delta \varepsilon_t - N_f$ 関係はほぼ同程度であり、繰返し応力-ひずみ関係に試験温度の影響がみとめられたものの、疲労寿命に及ぼす試験温度の影響は大きくないと判断される。

Fig. 8 に破損寿命の 1/2 の繰返し数における応力範囲 $\Delta \sigma$ で破損寿命を再整理した結果を示す。図より組織材によらず、ほぼ Factor of 2 の範囲で破損寿命が整理できることがわかる。これは、前述したように $\Delta \varepsilon_p - N_f$ 関係に組織材間の差異があまり見られないことと、高ひずみ範囲の領域においても弾性ひずみ範囲が全ひずみ範囲の大半を占める強度支配型の破壊機構であることの両者によるものと考えられる。

3・3 き裂発生および伝ば繰返し数

疲労試験中のき裂発生寿命を検討するため、直流電位差法により各サイクル毎の試験片肩部間の最大電位差 V の計測を行った。本研究では、電位差 V と試験開始直後の電位差 V_0 との比 V/V_0 が 0.2 % 増加した繰返し数をき裂発生繰返し数 N_i として定義した。なお、別に行った中断試験の結果、き裂長さ a と V/V_0 との関係に組織材による差は認められず、 V/V_0 が 0.2 % 増加した時点での表面最大き裂長さはおよそ 550 μm であった。

Fig. 9 および Fig. 10 に各組織材の全ひずみ範囲とき裂発生繰返し数 N_i およびき裂伝ば繰返し数 N_p ($=N_f - N_i$) との関係を示す。Fig. 9 より、針状 α 組織材のき裂発生繰返し数は他の組織材と比較して小さく、また等軸 α 組織材と混合組織材とを比較すると混合組織材の N_i が若干大きいことがわかる。この微視組織による

き裂発生寿命の違いは、 $\Delta \varepsilon_t - N_f$ 関係における傾向と対応している。

Fig. 7. Relationship between strain range, $\Delta \varepsilon_e$, $\Delta \varepsilon_p$ and number of cycles to failure.

Fig. 8. Relationship between stress range and number of cycles to failure.

Fig. 9. Relationship between total strain range and number of cycles to crack initiation.

Fig. 10. Relationship between total strain range and number of cycles for crack propagation.

Fig. 11. Typical examples of fatigue crack.

一方, Fig. 10 よりき裂伝ば繰返し数の各組織材間の差は前述のき裂発生繰返し数のそれと比べると小さいが, き裂発生繰返し数の場合と同様, 針状 α 組織材の伝ば繰返し数が他の組織材と比べて小さいことがわかる。また, 混合組織材のき裂伝ば繰返し数はき裂発生繰返し数や破損寿命での傾向と異なり, 等軸 α 組織材よりも小さな値であり針状 α 組織材のそれと近い値を示している。

D. Eylon^{12),13)}らは, Ti-6Al-4V 合金の高温低サイクル疲労強度特性に及ぼす微視組織の影響を検討しており, 等軸 α 組織材と針状 α 組織材とを比較した場合, 疲労寿命およびき裂発生抵抗は等軸 α 組織材の方が優れているが, き裂伝ば抵抗は針状 α 組織材の方が優れていることを報告している。本研究結果と比較すると, 疲労寿命およびき裂発生抵抗に関しては同様の傾向であるが, き裂伝ば抵抗に関しては本研究結果の傾向と異なる。本研究の場合, 針状 α 組織材のき裂発生および伝ば抵抗は他の組織材と比べて劣り, 混合組織材の場合き裂発生抵抗は最も優れているが, き裂伝ば抵抗は等軸組織材が最も優れていることになる。

3・4 き裂観察

各組織材のき裂発生およびき裂伝ばに対する微視組織の影響を明らかにするため, 疲労試験終了後の試験片にエッチングを施し, き裂発生箇所および伝ば経路を観察した。その結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 (a) より, 等軸 α 組織材のき裂は α 相内部から発生し, 結晶粒内を結晶粒のスケールでジグザグに屈曲して伝ばしていることがわかる。針状 α 組織材の場合, き裂は粗大な旧 β 粒界に析出している幅の広い帯状の α 相界面の割れを基点として発生し (Fig. 11 (b)), その後粒内の ($\alpha+\beta$) の層状組織を切断するように伝ばする傾向がみられた (Fig. 11 (c))。混合組織材の場合, 等軸 α 相または針状

Fig. 12. Observation of fracture surface.

α 相の内部からき裂が発生し, 針状 α 相の内部を優先的に伝ばしている傾向が認められる (Fig. 11 (d)).

試験片破面の走査型電子顕微鏡観察結果を Fig. 12 に示す。いずれの組織材もき裂は粒内を伝ばし, ストラ

エーションが観察されたが、とりわけ針状 α 組織材はき裂伝ばの全領域にわたって明瞭なストライエーションが形成されていた。一方、等軸 α 組織材および混合組織材ではき裂伝ばの初期段階で明瞭なストライエーションが形成されるが、その後不明瞭となることが観察された。また、これら二組織材には破面上に二次き裂が多数認められた。

森田らは⁶⁾ Ti-6Al-4V 合金の等軸 α 組織材、針状 α 組織材、混合組織材を用い、室温下で回転曲げ疲労試験を行い、き裂観察を行った結果、等軸 α 組織材のき裂は α 粒内より発生し、針状 α 組織材および混合組織材の場合、コロニー内に生じる直線的なすべり帯からき裂が発生することを報告している。また、岡崎らは¹¹⁾ Ti-6Al-4V 合金の針状 α 組織材の室温下での疲労き裂はコロニー境界近傍あるいはラメラ状の $(\alpha+\beta)$ 相内から発生することを報告している。本研究の観察結果と室温下での疲労試験で報告されている結果とを比較すると、等軸 α 組織材および混合組織材に関してはき裂発生箇所、伝ば経路とも同様の傾向であるが、針状 α 組織材の場合にはき裂発生箇所が異なることになる。高温下では針状 α 組織材の旧 β 粒界に析出した幅の広い帯状の α 相の界面の強度が低下し層間はく離によってき裂が発生する。したがって、Ti-6Al-4V 合金の高温低サイクル疲労におけるき裂発生に対しては、結晶粒内でき裂が発生する等軸 α 組織材および混合組織材と比べて、粗大な旧 β 粒界に存在する幅の広い α 相の界面のはく離によりき裂が発生する針状組織材の方が劣ると判断される。

き裂伝ばに対しては、組織材によらず粒内き裂の伝ば形態であり組織材間の差は認められない。針状 α 組織材では二層の組織を切断してき裂が伝ばすることからき裂伝ば抵抗が大きくなるとする報告もあるが、本実験では針状 α 組織の方が等軸 α 組織と比べて劣る結果となった。したがって、混合組織材の場合き裂伝ば抵抗の劣る針状 α 組織をき裂が優先的に伝ばするため、き裂伝ば繰返し数が等軸 α 組織材よりも劣り、針状 α 組織材と同程度になったと考えられる。なお、D. Eylon ら^{12), 13)} は高温クリープ強度に関しては、等軸 α 組織材よりも針状 α 組織材の方が優れていることを報告しており、高温低サイクル疲労においてもひずみ保持を伴うようなクリープの影響の大きい条件下では微視組織の影響が異なる可能性があり、今後さらに検討する必要がある。

4 結 言

Ti-6Al-4V 合金の熱処理を変えることによって得た等軸 α 組織材、針状 α 組織材および両者の混合組織材を用い、大気中、温度 773 K で低サイクル疲労試験を行い、疲労寿命およびき裂発生・伝ば挙動に及ぼす微視組織の影響を検討した結果、以下のことが明らかとなった。

(1) Ti-6Al-4V 合金の高温低サイクル疲労寿命は微

視組織により異なり、疲労寿命は混合組織材 > 等軸 α 組織材 > 針状 α 組織材の順となる。

(2) 直流電位差法によって測定したき裂発生寿命は、針状 α 組織材が他の組織材と比べて短寿命である。等軸 α 組織材と混合組織材のき裂発生寿命は同程度であるが、等軸 α 組織材の方が、若干短寿命である。

(3) き裂伝ば寿命は針状 α 組織材と混合組織材が同程度で、等軸 α 組織材に比較して短寿命である。しかし、き裂伝ば寿命の各組織材間の差はき裂発生寿命のそれと比べて小さく、Ti-6Al-4V 合金の微視組織の違いによる高温低サイクル疲労強度の差は主にき裂発生寿命の違いにより生じる。

(4) き裂観察の結果、等軸 α 組織材ではき裂は α 粒内から発生し、針状 α 組織材では旧 β 粒界に析出した幅広い帯状の α 相の界面から発生した。混合組織材の場合 α 粒内または針状組織の粒内であった。き裂は各組織材とも粒内を伝ばしたが、混合組織材の場合針状 α 粒を優先的に伝ばする傾向が見られた。

終わりに、本研究で使用した材料は日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会の共同研究材料として提供を受けたものである。記して関係各位に謝意を表す。また、本実験に協力を得た、富山大学工学部技官・友坂敏信氏ならびに卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学学生・津戸潤一君、山本俊夫君、加々美喜和君に謝意を表す。

(平成 4 年 11 月 17 日 日本材料学会第 21 回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 例えば、草野英武、村上陽太郎、木村啓造、和泉 修、"金属チタンとその応用"、(1983) 日刊工業新聞社。
- 2) 皆川邦典、鉄と鋼、**75**, 1104 (1989)。
- 3) 幡中憲治、藤満達郎、西田新一、日本機械学会論文集 A-57, 244 (1991)。
- 4) 田中哲志、西谷弘信、藤崎 渉、寺西高広、本田政彦、材料、**41**, 148 (1992)。
- 5) 浅見克敏、弘永昌幸、材料、**41**, 1471 (1992)。
- 6) 森田辰郎、太田成彦、清水真佐男、川寄一博、日本材料学会第 21 回疲労シンポジウム講演論文集、p. 79 (1992)。
- 7) 戸梶恵郎、小川武史、大矢耕二、材料、**42**, 169 (1993)。
- 8) 西田新一、浦島親行、高野則之、材料、**42**, 1179 (1993)。
- 9) 幡中憲治、大木順司、植野 史、材料、**42**, 1153 (1993)。
- 10) 田中哲志、西谷弘信、藤崎 渉、寺西高広、本田政彦、材料、**43**, 408 (1994)。
- 11) 岡崎正和、日誌 徹、材料、**43**, 1238 (1994)。
- 12) D. Eylon, J. A. Hall, C. M. Pierce and D. L. Ruckle, Metall. Trans., **7A**, 1817 (1976)。
- 13) D. Eylon, S. Fujishiro, P. J. Postans and F. H. Froes, J. Metals, **55** (1984)。
- 14) 小川武史、林 恭正、戸梶恵郎、広瀬素尚、材料、**42**, 1186 (1993)。