

## Ti-6Al-4V 合金の高温高サイクル疲労挙動

## High Cycle Fatigue Behaviour of Ti-6Al-4V Alloy at Elevated Temperatures

○三戸夏樹 (岐阜大院) 正 戸梶恵郎 (岐阜大工)

Natsuki MITO, Graduate Student, Gifu University, Yanagido, Gifu 501-1193  
Keiro TOKAJI, Gifu University

Key Words: Fatigue, Titanium alloy, Elevated temperature, Crack initiation, Small crack growth

## 1. 緒 言

( $\alpha+\beta$ ) 型 Ti-6Al-4V 合金は強度と延性のバランスに優れ、高比強度を有するから、航空宇宙分野の構造材料として用いられている。上記特性の他に耐食性や溶接性なども良く、また耐用温度も Al 合金よりも高いから、最高温度 573K までのガスタービンエンジンのコンプレッサー・ブレードやディスクに利用されている<sup>1)</sup>。現在直面しているエネルギーや環境問題を考慮すれば、今後この合金の室温のみならず高温下における一般構造用途の拡大が予想され、従来以上に高温疲労特性の把握が必要になると考えられる。これまで Ti-6Al-4V 合金の疲労に関して多数の研究が行われているが、著者らの知る限り高温下におけるき裂発生や微小き裂成長挙動に関する研究は少ないようである。

本研究では Ti-6Al-4V 合金の平滑試験片を用いて、常温、623K (350°C) および 723K (450°C) において軸荷重高サイクル疲労試験を行い、き裂発生、微小き裂成長挙動および表面や破面観察を通じて高温下の疲労挙動について検討した。

## 2. 材料および試験方法

2.1 供試材および試験片 供試材は ( $\alpha+\beta$ ) 型 Ti-6Al-4V 合金で、前報<sup>2)</sup>で用いたものと同一材料である。化学成分 (wt.%) を表 1 に示す。

板厚 10mm の素材から幅 6mm、厚さ 4mm、平行部長さ 20mm の平板試験片を、その軸方向が圧延方向と一致するように機械加工した。その後 978K・2h 空冷の焼なまし処理を施した。平行部片面には、き裂発生箇所を限定するために深さ 0.5mm の鈍い切欠きを付したが、その応力集中はきわめて小さいから試験片は事実上平滑と見なせる。熱処理後、試験部をエメリー紙に続いてバフ研磨し、さらに電解研磨を施して疲労試験に用いた。

組織は初析 $\alpha$ 相と $\beta$ 相から成る混合組織であり、初析 $\alpha$ 相の面積率は約 81%である<sup>3)</sup>。圧延方向の機械的性質を疲労試験片を用いて求めたところ、引張強さ $\sigma_B$ は常温では 926 MPa、623K では 604MPaであった。

2.2 実験方法 疲労試験には容量 19kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用い、室温、623K および 723K の大気中において、繰返し速度 $f=10$ Hz、応力比 $R=-1$ で実験を行った。試験片の加熱には 5kW 高周波誘導加熱装置を用いた。

き裂発生および微小き裂成長の観察にはレプリカ法を用いた。高温下の試験の場合、一旦実験を中断して常温まで冷却したのちレプリカを採取し、再び昇温、実験を継続する方法を繰り返した。なお予め、そのような中断試験と連続試験との間で疲労寿命に相違がないことを確認している。

Table 1 Chemical composition of the material (wt.%).

N	O	H	Fe	C	Al	V	Y
0.008	0.16	0.004	0.19	0.006	6.29	4.13	<0.001

試験後、試験片表面および破面を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて詳細に観察した。

## 3. 実験結果および考察

3.1 疲労強度 図 1 に S-N 線図を示す。図から明らかのように、常温では S-N 曲線は明瞭な折れ曲がりを示し、 $10^7$  回の疲労強度は約 250MPa である。引張強さに比してかなり低い疲労強度 (疲労比: 0.27) を示す。著者らは、軸荷重下において異なるロットの Ti-6Al-4V 合金について約 500 MPa の  $10^7$  回の疲労強度を得ており<sup>3)</sup>、本合金の低い疲労強度の原因は不明である。

623K の疲労強度は全体的に常温より低下するが、常温と同様に折れ曲がりを示し、 $10^7$  回の疲労強度は 200MPa である。また 723K では、高応力・短寿命領域では 623K よりもさらに低い疲労強度を示すが、低応力・長寿命領域では 623K とほぼ同程度である。

3.2 き裂発生 図 2 に常温と 623K における表面き裂全長  $2c$  と繰返し数比  $N/N_f$  ( $N_f$ : 疲労寿命) の関係を示す。図から明らかのように、常温ではき裂発生は  $N_f$  の約 30~40% であるが、623K では約 10% であり、相対的にもまた絶対的にもき裂発生が早い。このように高温下ではき裂発生が助長される。したがって、常温でも微小き裂成長が  $N_f$  の大部分を占めるが、623K では  $N_f$  はほぼ微小き裂成長寿命となるから、その評価が重要になることがわかる。

3.3 微小き裂成長挙動 図 2 の結果を用いて、常温と 623K における微小き裂の成長挙動をき裂成長速度  $da/dN$  と最大応力拡大係数  $K_{max}$  の関係として図 3 に示す。ここでき裂深さ  $a$  と  $K_{max}$  は、アスペクト比  $a/c=1$  を仮定して求められている。また図中には比較のために、同一材料の常温における CT 試験片による大きき裂の  $da/dN$  と応力拡大係数幅  $\Delta K$  の関係<sup>2)</sup> も併記した。なお高温下の結果は得られていないが、著者の一人は異なるロットの Ti-6Al-4V 合金 STA 材

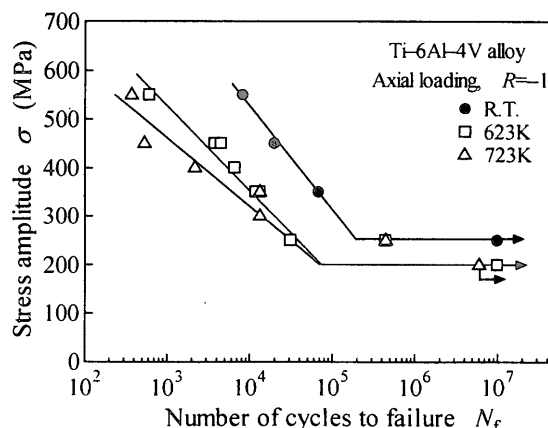


Fig. 1 S-N diagram.

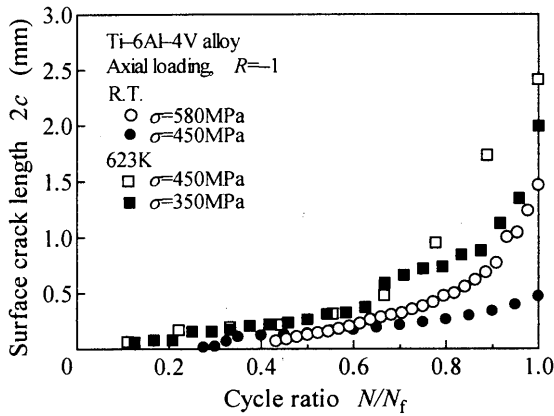


Fig.2 Relationship between surface crack length and cycle ratio.

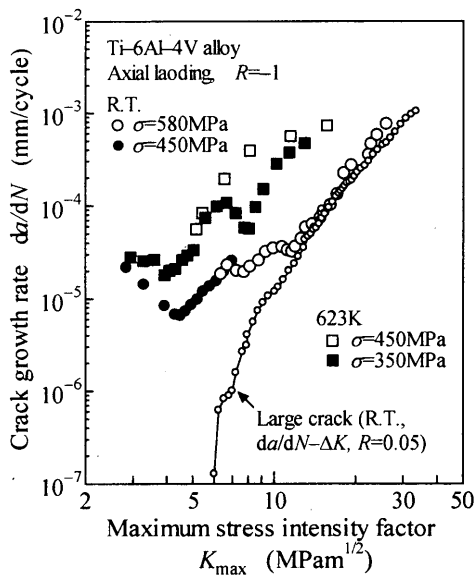


Fig.3 Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks.

(溶体化処理後時効材) について 473K, 673K および 773K において疲労き裂進展 (FCP) 試験を行い, FCP 挙動に及ぼす温度の影響は小さいこと, また常温の結果と比べると高  $\Delta K$  領域でわずかに遅く, 逆に低  $\Delta K$  領域で速い FCP 速度を示すことを報告している<sup>4)</sup>.

図 3 から明らかなように, 常温では低  $\Delta K$  領域, すなわちき裂長さの小さい領域において, 微小き裂は大きき裂より速く成長するが, 成長に伴って大きき裂の結果に漸近し, 一致する. 一方 623K では,  $K_{max}$  の全領域において常温の結果より約 1 オーダー速く成長する. 高温下の大きき裂の挙動は上記のとおりであるから, 微小き裂成長に対して温度の影響がきわめて大きいことになる. すなわち, 常温では初期を除いて大きき裂と同様の挙動を示す微小き裂が, 高温下では顕著な加速を生ずる. すなわち, 高温助長微小き裂成長 (Elevated temperature-assisted small crack growth) と言うべき挙動を示す.

FCP 挙動における材料支配因子は縦弾性係数  $E$  であることが知られている. 一般に, 温度の上昇に伴って材料の  $E$  は減少するから, 微小き裂成長挙動の評価において  $E$  の温

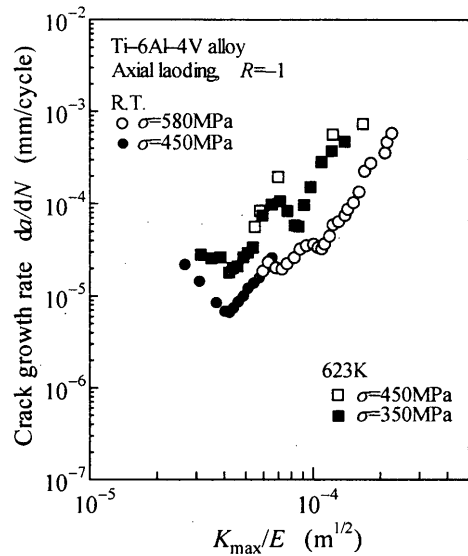


Fig.4 Small crack growth behaviour characterized in terms of maximum stress intensity factor normalized with respect to elastic modulus.

度依存性を考慮すべきである. 本合金の常温における  $E$  は 106GPa である<sup>2)</sup> が, 高温における  $E$  は得られていない. そこで, 1023K で焼なましされた Ti-6Al-4V 合金の  $E$  の温度依存性を示した文献<sup>3)</sup> から, 623K の  $E$  を求めたところ約 93.5 GPa であった. これらの  $E$  を用いて  $K_{max}$  を  $E$  で基準化したパラメータ  $K_{max}/E$  で FCP 速度を整理した. その結果を図 4 に示す. 図 3 の結果と比較してわかるように, 常温と 623K の結果は接近するが, なお明らかに 623K の結果が高速度側にある. この結果から, 直ちに本質的 (intrinsic) な FCP 抵抗が常温より高温下で低いと結論することはできず, き裂閉口, き裂分岐や屈曲および微視き裂の存在などの外的 (extrinsic) な要因について検討する必要がある.

623K では酸化の影響は小さい. したがって, 酸化膜のき裂閉口に及ぼす影響は無視できると考えられる. SEM 破面観察の結果, 623K における破面には多くの二次割れが認められた. このことは, き裂分岐が頻繁に起きていたことを示している. 分岐が生ずると, 分岐のないき裂よりもき裂先端の実質的な駆動力は低下するから, 図 3 の高温における加速現象とは相反することになる. また, き裂屈曲や微視き裂の存在等も同様である.

前述したように高温下ではき裂発生が助長され, 多数のき裂が発生し, その後隣接するき裂と干渉, 合体を繰り返して成長した. 図 2 に見られる高温下における微小き裂成長の不規則な挙動は, そうした現象によるものである. このことから, 623K における微小き裂の速い成長の一因として, 複数のき裂の干渉と合体が考えられる.

#### 4. 結 言

本研究では Ti-6Al-4V 合金の平滑試験片を用いて, 常温, 623K および 723K において軸荷重高サイクル疲労試験を行い, き裂発生, 微小き裂成長挙動および表面や破面観察を通じて高温下の疲労挙動について検討した. その結果, 高温下では疲労強度は常温より低下し, その程度は有限寿命領域では高温ほど顕著になること, き裂発生は助長されること, また微小き裂成長も弾性係数の低下を考慮しても常温より加速することなどを明らかにした.

(参考文献省略)