中高温における Ti-6Al-4V 合金の疲労き裂進展[†]

小 川 武 史* 林 恭 正**

戸 梶 恵 郎* 広 瀬 素 尚*

Fatigue Crack Growth of Ti-6Al-4V Alloy at Elevated Temperatures

by

Takeshi OGAWA*, Yasumasa HAYASHI**, Keiro TOKAJI*
and Motohisa HIROSE*

Fatigue crack growth has been investigated in Ti-6Al-4V alloy at ambient and elevated temperatures, *i. e.* 200, 400 and 500°C. Special attentions were paid to the nucleation and the morphology of secondary cracks. The roughness of fracture surface was evaluated quantitatively using three dimensional reconstruction of fracture surface based on stereo matching technique. The results indicated that the crack growth rates at the elevated temperatures became lower than that at room temperature with increasing stress intensity factor range, ΔK . This behavior was attributed to the nucleation of secondary cracks, which led to the increased roughness of fracture surface and the reduction of crack driving force. The nucleation of the secondary cracks was observed more markedly with increasing test temperature. On the other hand, the crack growth rate at 500°C increased compared to that at room temperature in the region of $\Delta K \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. This enhanced crack growth may be due to the reduced elastic modulus with increasing temperature. Therefore, the crack growth characteristics at elevated temperatures were controlled by the competing effects between the nucleation of secondary cracks and the reduction of elastic modulus.

Key words: Fatigue crack growth, Elevated temperature, Secondary crack, Fracture surface roughness, Ti-6Al-4V alloy

1 緒 言

Ti-6Al-4V 合金は、500°C 程度の中高温領域まで静的強度や疲労強度の著しい低下を示さず、高い比強度を有する優れた材料である。しかし、中高温における疲労き裂進展特性については十分検討されていない。Vesier¹⁾らは Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金の 371°C および 538°C におけるき裂進展速度が、室温よりも低くなることを報告している。また、荷重繰返しに最大荷重の保持を加えると、き裂進展速度がさらに低下することも示している。一方、Salivar²⁾らは Ti-8Al-1Mo-1V 合金の 260°C におけるき裂進展速度が、室温よりも高くなることを報告している。いずれの研究においても、破面上に二次き裂の存在が認められており、それぞれ加速および減速の原因として指摘されている。しかし、二次き裂の生成と微視組織の関連、およびそのき裂進展に及ぼす役割は十分解明されていない。

ところで、著者らは純チタン⁴⁾および Ti-6Al-4V 合金⁵⁾の室温における疲労き裂進展挙動を詳細に観察し、破面粗さの変化がき裂進展特性に影響を及ぼしている

ことを明らかにした。また、破面粗さの変化は、材料微視組織と力学的条件の組み合わせによって生じており、純チタンの場合、破面粗さ増大の原因として二次き裂の発生を指摘した。したがって、中高温における疲労き裂進展特性に関しても、破面粗さと二次き裂に注目した検討を行うことが重要であると考えられる。

そこで本研究では、Ti-6Al-4V 合金について、室温、200°C、400°C および 500°C における疲労き裂進展挙動を二次き裂の発生に着目して調べた。破面解析において、破面粗さを定量的に評価し、それを考慮したき裂進展特性を求めた。また、二次き裂の形態についても観察し、破面粗さとの関連を検討した。

2 材料および実験方法

供試材は Ti-6Al-4V 合金であり、その化学成分を Table I に示す。この素材に、950°C・1 hr、水冷の溶体化処理後、540°C・4 hr、空冷の時効処理を施した。熱処理後の L (圧延) 方向の機械的性質を Table II に示す。これらの熱処理を施した後、L-T 方位 (荷重方向が L 方向、き裂進展方向が T (板幅) 方向) にコンパクト試験片を機械加工した。試験片寸法

[†] 原稿受理 平成 4 年 12 月 14 日 Received Dec. 24, 1992

* 正 会 員 岐阜大学工学部機械工学科 〒501-11 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-11

** 岐阜大学大学院 〒501-11 岐阜市柳戸, Graduate Student, Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-11

Table I. Chemical composition of material (wt. %).

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

Table II. Mechanical properties of material.

Heat treatment	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Breaking strength on final area σ_T (MPa)	Elongation ϕ (%)	Reduction of area ϕ (%)	Young's modulus E (GPa)
STA	1108	1176	1407	11	26	112

は幅 $W=25.4$ mm, 厚さ $B=5$ mm である。

実験は容量 98 kN の電気油圧式疲労試験機を使用し, 大気中, 荷重制御, 繰返し速度 1 Hz で行った。き裂長さは電気炉に設けた小窓から望遠顕微鏡によって測定した。疲労き裂進展試験は, 応力比 $R=0.05$ 一定, 応力拡大係数幅 ΔK 漸増試験であり, ASTM 規格 E647-88 に従って行った。試験温度は, 室温, 200°C, 400°C および 500°C であり, $\pm 1^\circ\text{C}$ の範囲に制御されている。5°C/min で昇温し, 所定の温度に 15 分以上保持した後試験を行った。室温, 200°C および 400°C では $\Delta K=12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ から, 500°C では $7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ から ΔK 漸増試験を行った。試験に先立ち, 室温において切欠き底から 1 mm 以上の疲労予き裂を導入した。破面解析には, 走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。破面粗さを定量的に評価するために, ステレオ観察法に基づく破面の立体形状の再構築を行った⁶⁾。破面粗さの程度を立体形状の表面積とその投影面積の比によって, 定量的に評価した。

3 実験結果

3・1 き裂進展特性

Fig. 1 に各温度におけるき裂進展速度 da/dN と ΔK の関係を示す。比較のために, 室温, $R=0.05$ 一定の ΔK 漸増および漸減試験の結果も併記した。この結果は $W=51$ mm, $B=10$ mm の CT 試験片を用い, 10 Hz で測定されている。本研究の 1 Hz の結果と比較すると, 高 ΔK 領域で 1 Hz の da/dN が幾分低い⁵⁾が, 両者はほとんど一致しており, 繰返し速度の影響は認められない。また, 図中には西川ら⁷⁾により報告された 500°C における結果を併記した。この結果は, 同一の素材に本研究と同様の熱処理を施した $W=24$ mm, $B=5$ mm, 切欠き全長 6 mm の中央切欠き試験片を用いて, $R=0$, 30 Hz の条件で試験されている。200°C および 400°C の da/dN - ΔK 関係は, $\Delta K < 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ において室温と一致するが, $\Delta K \geq 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ では減速している。500°C における da/dN - ΔK 関係は, $\Delta K < 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の領域では室温よりも加速側にあり, $\Delta K \geq 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ では逆に室温よりも減速側となる。西川らの結果は, 本研究の結

Fig. 1. The relationship between da/dN and ΔK .

果の外挿線上に位置しており, 下限界近傍の da/dN は室温よりも明らかに高い。なお, Ti-6Al-4V 合金は 500°C においてクリープを生じることが指摘されているが⁸⁾, 以上の実験結果はいずれも繰返し数依存型き裂伝ばの特性である。

3・2 破面観察

巨視的な破面様相を Fig. 2 に示す。400°C および 500°C では, 茶褐色に着色した酸化膜が破面上に確認される。酸化の程度は 400°C よりも 500°C の方がかなり顕著である。一方, 室温および 200°C では, 着色は認められなかった。チタンは大気中で加熱すると約 250°C 以上で顕著な酸化が生じるとされている。本実験の 400°C および 500°C の試験片は酸化の影響をかなり受けており, その程度は 500°C のほうが 400°C よりも大きい。破面粗さは温度に依存しており, 巨視的な観察からは, 400°C や 500°C の場合が室温や 200°C の場合よりも大きかった。

巨視的なき裂進展経路は, 室温および 200°C では荷重方向に対して垂直であったが, 400°C および 500

Fig. 2. Macroscopic appearance of the fracture surfaces.

Fig. 3. SEM micrographs of the fracture surfaces.

°C では、荷重方向と垂直な面からわずかに逸脱し、モードⅠとⅡの混合モードとなっていた。この挙動は、後述する二次き裂の発生と関連している。

Fig. 3 に各温度の $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ および $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における破面の SEM 写真を示す。室温の $\Delta K \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では二次き裂

は少ないが、200°C ではすべての ΔK において二次き裂が認められ、その数は室温よりも多い。図から明らかのように、二次き裂の生成は温度の上昇に伴って顕著となり、500°C では大きく開口したものが数多くみられるようになる。二次き裂の形状は、室温や200°C において認められるき裂進展方向に垂直で直線的なも

のと、400°C や 500°C の高 ΔK 領域において多く認められるき裂進展方向に対して斜めの屈曲したものに分類できる。これらの二次き裂の典型的な様相を Fig.

Fig. 4. Typical example of straight secondary cracks observed at $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ at 200°C; (a) SEM micrograph, (b) reconstructed fracture surface.

Fig. 5. Typical example of deflected secondary cracks observed at $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ at 400°C; (a) SEM micrograph, (b) reconstructed fracture surface.

Fig. 6. SEM micrograph of the fracture surface at $\Delta K=7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ at 500°C. Note that no deflected secondary crack can be seen.

4 (直線的な二次き裂) および Fig. 5 (屈曲した二次き裂) に示す。いずれの場合にも、(a) に示した破面様相を右下からみた 3 次元形状を (b) に示している。Fig. 4 は 200°C、 $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、Fig. 5 は 400°C、 $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において観察されたものである。両者の破面粗さに注目すると、Fig. 4 よりも Fig. 5 の破面のほうが破面粗さが大きいことが確認できる。このことから、Fig. 5 のような屈曲した二次き裂の発生が破面粗さを増大させる原因と考えられる。緒言で述べたように、Vesier²⁾らや Salivar³⁾らも二次き裂の存在を認めており、二次き裂の間隔や破面様相から、 α 相と β 相の境界に二次き裂が発生することを指摘している。上述の屈曲した二次き裂の間隔は、初析 α 相と $(\alpha+\beta)$ 相の境界の間隔程度であるが、直線的な二次き裂の間隔ははるかに小さい。

500°C の $\Delta K=7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における破面の SEM 写真を Fig. 6 に示す。屈曲した二次き裂はほとんど観察されないが、直線的な二次き裂が認められる。二次き裂の数は、 $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合 (Fig. 3) よりも少ない。なお、室温の場合には、下限界近傍の領域において、二次き裂は観察されていない。⁵⁾

3・3 二次き裂と微視組織の関連

試験片の厚さ中央部におけるき裂進展経路の断面写真を Fig. 7 に示す。(a) は 200°C、(b) は 400°C の $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における結果である。微視組織との関連を観察するために表面を腐食した。このためにき裂が拡幅化している。写真からは明瞭に観察できないが、図中の A の矢印を付した部分には、き裂面に垂直な浅い二次き裂が狭い間隔で認められた。二次き裂の間隔から、これは Fig. 4 に示した直線的な二次き裂に対応すると考えられる。このような二次き裂は、 $(\alpha+\beta)$ 相の内部において、荷重軸の方向に発生している。このような二次き裂が生じて、き裂進展経路を大きく

屈曲させることはなく, Fig. 4 に示したように, 破面粗さの増大にほとんど寄与しない.

Fig. 7 (b) の B の矢印を付した部分には, 巨視的な
Crack growth direction

Fig. 7. Secondary cracks observed on the specimen section, showing the straight cracks (A) and the deflected cracks (B); (a) $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ at 200°C , (b) $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ at 400°C .

き裂面に対して斜めの方向に深い二次き裂が認められる. このような深い二次き裂は, 初析 α 相と $(\alpha+\beta)$ 相の境界部分を進展する傾向があった. Fig. 5 に示した屈曲した二次き裂は, これらの相境界間隔程度で発生していたので, 深い二次き裂はこれに対応すると考えられる. 屈曲した二次き裂はき裂の進展経路を大きく荷重軸の方向に屈曲させ, 破面粗さの増大に寄与している. 3・2 節で述べたように, 屈曲した二次き裂は 400°C および 500°C の高 ΔK 領域において数多く発生していた. これらの温度の場合, 二次き裂によって荷重軸方向への屈曲が繰返され, 巨視的なき裂進展方向が荷重軸に垂直な面から逸脱したと考えられる.

3・4 破面粗さの定量的な表示

破面粗さは, 立体形状の表面積 S とその投影面積 S_0 の比 S/S_0 によって評価することができる. Fig. 3 に示した破面に対してステレオ観察法に基づく 3 次元解析を行い, S/S_0 を求めた. それぞれの ΔK に対する結果を Fig. 8 に示す. S/S_0 は観察倍率に依存するので, 図の横軸は投影面積 S_0 とした. なお, Fig. 6 の $\Delta K=7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の結果を Fig. 8 (a) に併記した. $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合, 温度によらず S/S_0 はほぼ同程度であり, 他の ΔK レベルよりも小さい. また,

Fig. 8. Quantitative evaluation of fracture surface roughness expressed by the ratio of 3 dimensional surface area, S , to its projected area, S_0 ; (a) $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (b) $\Delta K=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (c) $\Delta K=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (d) $\Delta K=40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Fig. 9. Modified relationship between da/dN and ΔK based on fracture surface roughness.

$\Delta K = 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合もこれらの結果と一致している。 $\Delta K \geq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合、各温度における基本的な傾向は同様であり、 S/S_0 は 400°C および 500°C のほうが室温および 200°C よりも大きい。この傾向は、図から明らかなように ΔK の増大に伴って顕著となる。

以上の結果から、破面粗さは 400°C および 500°C のほうが室温および 200°C よりも大きく、その差異は ΔK の増大に伴って大きくなることがわかった。これらの傾向は、屈曲した二次き裂の出現特性とも一致している。破面粗さが大きくなると、き裂進展距離は投影距離に比べて長くなるため、見かけのき裂進展速度は遅く、有効な応力拡大係数は低下する。^{4), 5), 10)} そこで、Fig. 1 の da/dN - ΔK 関係を補正し、Fig. 9 に示す。補正された da/dN - ΔK 関係の温度依存性は、補正前よりも小さくなった。したがって、中高温におけるき裂進展特性に破面粗さの関与していることが確認された。しかし、補正を行った後も温度依存性は完全に消失しておらず、き裂分岐に基づくき裂駆動力の低下¹⁰⁾などの破面粗さ以外の因子にも影響を受けていると考えられる。また、 500°C の低 ΔK 領域のき裂進展は、補正の後もお室温よりも明らかに加速側にある。

4 考 察

下限界近傍の低 ΔK 領域の場合、室温では破面粗さ誘起き裂閉口が増大してき裂進展速度が低下する。⁵⁾ 一方、 400°C や 500°C の試験では、破面上に高温酸化物の付着が認められたので、これによるき裂閉口もき裂進展特性に関与していると考えられる。しかし、西

川らによるき裂閉口の測定によれば、 400°C や 500°C のき裂閉口は室温よりも小さく、下限界のごく近傍を除いて高温酸化物によるき裂閉口は顕著な影響を及ぼしていないと判断される。ただし、き裂閉口を考慮し、有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} によって da/dN を評価しても、Fig. 1 に示した da/dN - ΔK 関係と同様に、 500°C の da/dN は室温の結果より加速されていた。中高温における da/dN を $\Delta K_{\text{eff}}/E$ によって評価すると温度依存性の消失することが、多くの材料に対して指摘されている。¹¹⁾ ここで、 E は縦弾性係数である。Ti-6Al-4V 合金の E は、 500°C において $20 \sim 30\%$ 程度小さくなるので、⁸⁾ 上記の加速は E の変化に基づくと考えられる。

一方、 ΔK (あるいは ΔK_{eff}) が増大すると、実験結果で示したように、中高温では二次き裂の生成が顕著となり、き裂分岐に基づくき裂駆動力の低下などの因子によって、き裂進展特性は高 ΔK 領域において室温よりも減速側となる。

以上のとおり、中高温における疲労き裂進展特性は、 E の低下に基づく加速と二次き裂の生成に基づく減速の競合効果に支配されており、低 ΔK 領域では微視組織に不敏感な前者が、高 ΔK 領域では敏感な後者が支配因子となる。

5 結 言

本研究では、Ti-6Al-4V 合金について、室温、 200°C 、 400°C および 500°C におけるき裂進展挙動を詳細に観察した。得られた主な結果を要約すると、以下のとおりである。

(1) 200°C および 400°C の da/dN - ΔK 関係は、 $\Delta K \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において室温と一致するが、 $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では減速している。 500°C における da/dN - ΔK 関係は、 $\Delta K \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の領域では室温よりも加速側にあり、 $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では逆に室温よりも減速側となる。

(2) 室温の $\Delta K \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では、二次き裂はほとんど観察されないが、 200°C ではすべての ΔK において二次き裂が認められ、その数は室温よりも多い。また、二次き裂の生成は温度の上昇に伴って顕著となる。

(3) 二次き裂の形態は、室温や 200°C において認められるき裂進展方向に垂直で直線的なものと、 400°C や 500°C の高 ΔK 領域において多く認められるき裂進展方向に対して斜めの屈曲したものに分類できる。後者の二次き裂の発生が破面粗さの増大に強く寄与している。

(4) 中高温におけるき裂進展特性は、縦弾性係数 E の低下に基づく加速と二次き裂の生成に基づく減速の競合効果に支配されている。

最後に、本研究の供試材は、日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会より、共同研究材料として提供されたものである。記して謝意を表する。また、本研究を卒業研究として協力された鈴木精二君に感謝する。

(平成4年11月18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) H. Gray, L. Wagner and G. Lütjering, Shot Peening, Eds. H. Wohlfahrt, R. Kopp and O. Vöhringer, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e. V., 447 (1987).
- 2) L. S. Vesier and S. D. Antolovich, Eng. Frac. Mech., **37-4**, 753 (1990).
- 3) G. C. Salivar, J. E. Heine and F. K. Haake, Eng. Frac. Mech., **32-5**, 807 (1989).
- 4) 小川武史, 戸梶恵郎, 亀山宜克, 材料, **38**, 1026 (1989).
- 5) 小川武史, 大矢耕二, 戸梶恵郎, 材料, **41**, 502 (1992).
- 6) 小川武史, 戸梶恵郎, 材料試験技術, **37**, 50 (1992).
- 7) 西川 出, 小倉敬二, 日本材料学会第21回疲労シンポジウム講演前刷集, 211 (1992).
- 8) 塩沢和章, 西野精一, 相川泰範, 日本材料学会第21回疲労シンポジウム講演前刷集, 103 (1992).
- 9) 大路清嗣, 久保司郎, 周 原植, 久利利文, 日本機械学会論文集, A-51, 2137 (1985).
- 10) S. Suresh, Met. Trans., **14A**, 2375 (1983).
- 11) 小林英男, 朴 卿東, 辻 裕一, 金沢博史, 中沢 一, 日本機械学会論文集, A-51, 799 (1985).

書 評

“新版 初級セラミックス学”

曾 我 直 弘 (著)

(1993年, アグネ承風社(株)発行, A 5 判, 228ページ, 2800円)

機械屋の評者にとって、機能性材料として広く使われていることは聞き及んではいても、セラミックスはほとんど構造用材料として、巨視的な意味での強度や破壊の研究対象でしかなかったし、これまで目にした図書や文献もその立場からのものがほとんどであった。この道で今や斯界のリーダーである本書の著者が材料学会に出される論文などが、主としてその立場に立ったものが多かったのもその理由であろうか。振り返ってみると、我々がかつて金属学を教わったとき、原子や電子論、結晶学を基礎としてスタートがなされたことを、すっかり忘れていたし、本書を読んだとき、それを改めて思い出させてくれた。

すなわち、セラミックスにおいても、当然ながら、その物性の発現する根幹はやはり電子、原子論であって、本書もその立場から書かれている。

まず、陶磁器、窯業からファインセラミックスへの発展の歴史と金属との比較、将来への展望に始まって、電子論、原子論さらには熱力学の立場からのセラミックスの構造と合成、熱的、力学的性質とその化学と物理、電子と光学材料としてのセラミックスに及んでいる。すでに12年前に著者が初版を著したとき、このような体系化を試み、これを“セラミックス学”として集大成したわけであるが、それに進歩の著しい最近の成果を大幅に追加して、改訂したのが本書である。

また、原子の結合や平衡状態図のあたりなどは、セラミックスに限らない物性の一般論として読んでも、尽きない面白さがある。

化学の立場からセラミックスを扱う人はもちろんのこと、セラミックスの力学的な仕事に携わっている研究者・技術者にとっても、その本質を理解するのに格好の書と拝見した。本書には数式が一つも出てこない。それを意識する余り、かえって読みづらくなりかねな本もみうけられるが、卓越した論旨の進め方によって、全くの素人にも分かりやすく書かれているのが本書の特徴でもある。

(京都大学工学部 井上 達雄)