Ti-6Al-4V 合金の疲労強度と微視的疲労き裂の発生†

西 田 新 一* 浦 島 親 行** 高 野 則 之***

Fatigue Strength and Fatigue-Crack Initiation of Ti-6Al-4V Alloy

by

Shin-ichi NISHIDA*, Chikayuki URASHIMA** and Noriyuki TAKANO***

The fatigue strength in a high cycle region has been evaluated in this test using the representative titanium alloy, Ti-6Al-4V, under the rotating bending fatigue and the fractographic consideration is adopted to analyze the testing results. In addition, the fatigue crack initiation process has been investigated with the successive observation in the scanning electron microscope (SEM) equipment under out-of-plane bending fatigue.

The main results obtained in this test are as follows :

(1) Rotating bending fatigue tests in air ; The fracture was often observed even after 10^7 cycles. When the specimen was broken by less repetitions than 1×10^6 cycles, the fracture mostly initiated from the outer surface with facet-like pattern at the origin. On the other hand, in the case of higher repetitions than 2×10^6 cycles, the fracture initiated from the sub-surface, where there were neither observed inclusions nor the facet-like fracture pattern.

(2) Out-of-plane bending fatigue test in SEM ; The ratio of crack initiation life of one grain length to total fatigue life is between 3 to 9% and the fatigue cracks are initiated by 90% from α grains and by the residual ratio from α/β boundaries. In addition, the slip bands are at first generated in α grains under the cyclic stress, then there appear cross-slip bands and finally those portions become micro cracks like cleavage-cracks.

Key words : Fatigue strength, Ti-6Al-4V alloy, Fatigue crack initiation, SEM observation, Fractography, Rotating bending, Out-of-plane bending

1 緒 言

チタン合金は、高比強度、高耐食性、高耐熱性など多くの優れた特性を有している反面、製造コストが高いため、これまで主として航空機用材料などに使用されてきている。かかる用途においては、静的強度以外に、とくに疲労特性が重要視されており、基本的な疲労特性については、これまでかなりの研究がなされてきてはいるが、疲労き裂の発生過程に関する研究は極めて少ないのが現状である。

本研究では、代表的チタン合金である Ti-6Al-4V を使用し、まず大気中で回転曲げ疲労試験により、高サイクル領域において疲労強度評価および疲労き裂の発生過程を追跡し、その疲労き裂の発生についてフラクトグラフィ的検討を加えた。さらに、走査型電子顕微鏡（以下 SEM と称する）試料室内に疲労試験装置を取付け、繰返し平面曲げで疲労き裂の発生過程を連続的に観察し、典型的構造用鋼の場合と比較・検討した。

2 実験方法

2・1 使用材料

使用材料は、市販の Ti-6Al-4V 合金（厚板）で、その化学成分を Table I に示す。また、本材料の熱処理条件と機械的性質を、Table II および Table III に、それぞれ示す。これらの表において、Type A および Type B はおのおの対応しており、前者は大気中回転曲げ疲労に、後者は SEM 試料室内での平面曲げ疲労

Table I. Chemical composition (mass %).

Type	Al	V	O	N	C	Fe	H
A	6.41	4.30	0.153	0.015	0.008	0.15	0.0029
B	6.23	4.11	0.170	0.012	0.009	0.14	0.0010

Table II. Condition of heat-treatment.

Type	Heat-treatment
A	Heated at 760°C for 6 hrs → Furnace cooled
B	Heated at 750°C for 1 hr → Air cooled

† 原稿受理 平成 5 年 1 月 7 日 Received Jan. 7, 1993

* 正 会 員 佐賀大学理工学部生産機械工学科 〒840 佐賀市本庄町, Dept. of Mech. Eng., Saga Univ., Honjo-machi, Saga, 840

** 正 会 員 新日鐵(株)八幡技術研究所 〒804 北九州市戸畑区飛幡町, Nippon Steel Corp., Yawata R&D Lab., Tobata-ku, Kitakyushu, 804

*** 金沢工業大学機械システム工学科 〒921 金沢南局区内野々市町, Dept. of Mech. Eng., Kanazawa Inst. of Tech., Minamikyoku-ku, Kanazawa, 921

Fig. 1. Microstructure of Ti-6Al-4V in transverse section.
(Type A, Position ; 1/4 · t, t; Plate thickness).

Table III. Mechanical properties (GL=25 mm,
d=φ6.25 mm).

Type	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	El (%)	RA (%)	t (inch)
A	917	980	15	26	2
B	912	978	15	38	1

* Cut out from the rolling direction. t; Plate thickness.

試験にそれぞれ使用した。いずれにしても, Type A と Type B とは, ほぼ同一の合金と考えても, 実用上支障がないであろう。Fig. 1 に, 代表的に Type A の横断面の顕微鏡組織を示す。

試験片の採取は, すべて圧延方向の 1/4 · t (t; 板厚) からである。疲労試験は, 以下の 2 種類について行った。

2・2 大気中回転曲げ疲労

Fig. 2 に, 試験片の形状を示す。試験部中央には観察を容易にするために, 鈍い部分切欠きを付けている。

Fig. 2. Dimensions of specimen (in air).

また, 後述のように, 一部の試験片については, この部分切欠き部から破壊しなかった場合が発生したので, 部分切欠き部の切欠き半径を $R=5\text{ mm}$ から 3 mm に小さくしたものも用いた。すなわち, このような鈍い部分切欠き係数は, ほぼ 1 に近いことがいえる。すべての試験片は, 切欠き部をアルミナ粉末に水を加えて鏡面研磨を行った後, 化学研磨により表面 $150\sim 200\text{ }\mu\text{m}$ 除去している。疲労試験には, 小型小野式回転曲げ疲労試験機を使用し, 回転数 2500 rpm で実験した。試験片に加える応力は, すべて切欠き部の存在を考えない公称応力で計算している。

2・3 SEM 資料室内での平面曲げ疲労

Fig. 3. Dimensions of specimen (in SEM).

Fig. 3 に, 試験片の形状を示す。試験部中央には切欠きを付けており, 応力集中係数 α は平面曲げの場合 1.8 である。

試験片は, すべて 2・2 節と同様に, 試験部分を鏡面研磨を行ったのちに, 化学研磨を施してから疲労試験した。疲労試験には, SEM の大型試料室内に取付けた疲労試験装置を用い, 常温真空中で両振り平面曲げで行った。この場合, 装置の制約上ストローク制御で行っており, 繰返し応力は一定でないために, $N=1/4$ 回での最小断面における公称値をもって代表した。繰返し速度は 1 Hz である。疲労過程の観察は, 応力繰返しの途中でときどき試験機を停止させてから, 最大応力下で走査型電子顕微鏡 (SEM, 加速電圧 25 kV) により, 切欠き底付近の表面を観察した。

3 実験結果および考察

まず, Fig. 2 に示す試験片を使用し, 大気中回転曲げ疲労試験を行った結果について述べる。

Fig. 4 に, 高サイクル領域の $S-N$ 曲線を示す。

前述のごとく, 試験片にはすべて鈍い部分切欠きを付けているが, 当初切欠き部の半径 $R=5\text{ mm}$ で実験を行ったところ, 部分切欠き部以外から破断する場合がしばしば認められたため, $R=3\text{ mm}$ に変更した。

プライムは, 部分切欠き部以外からの破断を, さらに矢印はその繰返し数では非破断を意味する。したがって, この材料は鈍い切欠きにかなり鈍感であるこ

Fig. 4. S - N curve in high cycle fatigue. ○; Crack initiation from the inside, The others; Crack initiation from the specimen's surface.

とが分かる。また、◎は破壊起点が試験片表層直下または少なくとも内部からで、それ以外のものは破壊

起点が試験片表面からであることを意味する。この図から分かるように、炭素鋼の場合に比較して、このチタン合金の疲労強度はバラツキがかなり大きくなっている。とくに、比較的低応力レベルでは、よりバラツキの程度が顕著となっている。その理由の一つとして、チタン金属結晶 (α 相, hcp 結晶構造) のすべり系 (3 個) が、極めて限定されていることに起因していると考えられる。

また、この S - N 曲線には、明確な折れ点は認められず、 10^7 回以上の繰返し数でも破断が発生しており、かつ疲労限も明りょうには存在していない。さらに、多少バラツキはあるが、繰返し数 1×10^6 回以下では、疲労き裂は試験片表面から発生している場合が多いのに対し、繰返し数 2×10^6 回以上では、疲労き裂は試験片内部から発生する傾向が強くなっている。

Fig. 5 に、繰返し数 1×10^6 回以下の場合の疲労き裂発生・進展の微視的観察例を示す。Fig. 5 (a) が表面で、

Fig. 5. Microscopic observation of fatigue crack initiation. ($\sigma_a = 510$ MPa, $N = 3.0 \times 10^4$ cycles).

Fig. 6. Crack initiation from the subsurface. ($\sigma_{a1}=490$ MPa, $N_1=7.0 \times 10^6$ cycles; $\sigma_{a2}=588$ MPa, $N_2=2.5 \times 10^6$ cycles).

Fig. 5(b) がそれに対応した破面である。これらの写真から分かるように、疲労き裂は試験片表面から発生し、その位置の表面では直線的になり、破面のき裂発生位置ではファセット状を呈して対応している。かかるファセット状の破面は、Uto 等によっても認められている。そして、このファセット状面積はほぼ旧 β 粒に相当すると考えられる。

繰返し数が 2×10^6 回以上の場合、疲労き裂は内部から発生しやすくなることは、いくつかの文献にも認められる^{5)~8)}。Fig. 6 にその典型例を示す。

Fig. 6(a) は、試験片表面で、Fig. 6(b) がそれに対応する破面である。この写真から分かるように、疲労き裂は内部から発生しており、表面からき裂発生点までの距離は $10 \mu\text{m}$ 程度となっている。この場合、き裂発生点にはファセット状模様も介在物の存在も認められない [Fig. 6(c) 参照]。また、き裂発生点に対応する試験片表面位置では、ジグザグ状となっており、Fig. 5 の場合とかなり異なっていることが分かる。

Fig. 7 は、応力振幅 $\sigma_a=421$ MPa を $N=1.0 \times 10^9$ 回繰返して破断にいたらなかった試験片の表面を観察した結果を示す。繰返し速度は 2500 rpm であるので、

途中の観察等を含めるとこの試験片 1 本でおよそ 1 年間近く要している。これから分かるように、試験片表面には多くの細かいすべり帯が α 相に発生しているのが認められる。これらのすべり帯の発生方向は、負荷方向に対しほぼ 45° 方向となっている。なお、この試験片は、ここで実験を停止した。

つぎに、Fig. 3 に示す試験片を使用して、SEM 試料室内で、平面曲げ疲労試験を行った結果について述べる。

Fig. 8 に、SEM 試料室内で行った S-N 曲線を示す。○ は、疲労き裂の発生を、● は繰返し寿命を意味する。また、矢印は、その繰返し数では非破断を意味する。

Table IV に、き裂発生状況の SEM による観察結果を示す。これは、各応力レベルにおいて、試験片の切欠き底付近 $0.02 \sim 0.03 \text{ mm}^2$ の範囲を観察した結果である。応力振幅 $\sigma_a=343$ および 686 MPa の場合、き裂発生寿命 N_i のみを求めている。この表から分かるように、一結晶粒程度の大きさのき裂発生寿命と破断寿命との比は、 $3 \sim 9\%$ の範囲にある。き裂の発生箇所は、 90% 程度が α 粒内であり、残りは α/β 界

Fig. 7. Microscopic observation at the specimen's surface.
($\sigma_a=421$ MPa, $N=1.0 \times 10^9$ cycles).

面となっている。Fig. 9 に、 α/β 界面から発生したと考えられるき裂の典型例を示す。なお、本実験では β 粒内からのき裂の発生は認められなかった。観察範囲の全 α 粒数に対するき裂の発生した α 粒数の割合は、低応力レベルでは 10 数 % で、最大値で応力振幅 $\sigma_a=588$ MPa の場合の 31.0 % となっている。また、一つの α 粒内の平均き裂本数は、1 ~ 1.5 の範囲であることが分かる。さらに、応力振幅 $\sigma_a=686$ MPa では、き裂に至る前段階のすべり帯の突出し (Extrusion)

が約 20 % の α 粒において認められた。Fig. 10 に、その典型例を示す。

Table IV からでは、必ずしも明りょうとはいえないが、応力振幅 $\sigma_a=343$ および 686 MPa の場合と、S-N 曲線から外れている 539 MPa の場合を除くと、繰返し応力が大きくなるにつれて被害を受ける α 粒数が増し、一つの粒内に発生するき裂本数も増加する傾向があると考えられる。

Fig. 11 および Fig. 12 に、それぞれ応力振幅 σ_a

Table IV. Result of observation about cracks in SEM.

σ_a (MPa) ($N=1/4$)	343	392	441	490	539	588	686
N_i	5000	2000	500	400	1000	400	200
N_f		56500	6332	4627	23000	4820	
N_i/N_f (%)		3.5	7.9	8.6	4.3	8.3	
R_a (%)	88.9	75.0	91.3	90.0	100.0	88.2	85.7
$R_{a/\beta}$ (%)	11.1	25.0	8.7	10.0	0.0	11.8	14.3
n_a	1.14	1.25	1.40	1.30	1.00	1.45	1.00
α_c (%)	13.5	14.3	18.6	15.7	6.4	31.0	7.3

σ_a ; Stress amplitude.
 N_i ; Number of cycles to crack initiation.
 N_f ; Number of cycles to failure.
 R_a ; Ratio of crack initiation in α grain.

$R_{a/\beta}$; Ratio of crack initiation on α/β boundary.
 n_a ; Mean number of cracks/ α grain.
 α_c ; Ratio of α grain where cracks initiate.

Fig. 8. S-N curves in SEM.

Fig. 10. Extrusion in α grains ($\sigma_a=686$ MPa, $N=2000$ cycles). (The arrow indicates a typical example of extrusion).

Fig. 9. Crack initiation at α/β boundary. ($\sigma_a=392$ MPa, $N=2000$ cycles).

=588 と 490 MPa の場合の、 α 粒内におけるき裂発生過程を連続的に観察した結果を示す。最初に、すべ

り帯が発生しているが、それは炭素鋼などのようにほぼ一直線ではなく屈曲や分岐が認められる [Fig. 11 (a) および Fig. 12 (b)]。このことは、単一のすべり系によるものではなく、複数のすべり系が作用することにより、交差すべりが生じていることを示している。また、この交差すべり付近からき裂が発生していると考えられる [Fig. 11 (d) および Fig. 12 (e)]。このために、き裂は一つの α 粒内でジグザグ状に進展していると判断できる。

Fig. 13 に、交差すべりによって発生したと考えられるき裂の例を示す。

これらの写真などから、最初に発生したすべり帯の一部に別のすべり系が働くことにより、へき開的に割

Fig. 11. Successive observation of crack initiation in SEM. ($\sigma_a=588$ MPa).

Fig. 12. Successive observation of crack initiation in SEM. ($\sigma_a=490$ MPa). (a) $\sigma_a=490$ MPa, N=400 cycles (b) $\sigma_a=490$ MPa, N=600 cyclesFig. 13. Zigzag-like cracks in α grains.

れてき裂が形成されたと判断できる。

4 結 論

以上のことから、本実験の範囲で以下のことが結論できる。

大気中回転曲げ疲労：

(1) チタン合金の $S-N$ 曲線には明確な折れ点は認められず、 10^7 回以上の繰返し数でも破断が生じており、疲労限も明りょうではない。

(2) 高サイクル領域での疲労強度のパラッキが大きく、鈍い切欠きには鈍感である。このことは、チタン金属 (α 相) のすべり系が極めて限定されていることと密接に関係していると考えられる。

(3) 繰返し数 1×10^6 回以下で破断する場合、疲労き裂の発生はほとんど試験片表面からで、その破壊起

点では、試験片表面では直線的になっており、破面ではファセット状模様がそれぞれ認められる。一方、繰返し数 2×10^6 回以上の場合には、疲労き裂は表面直下の内部から発生しやすくなり、起点にはファセット状模様も介在物の存在も認められていない。

SEM 試料室内での平面曲げ疲労：

(4) 一結晶粒程度の大きさのき裂発生寿命と破断寿命との比は 3 ~ 9 % の範囲にあり、き裂の発生箇所は 90 % 程度が α 粒内で、残りは α/β 界面となっている。なお、 β 粒内からのき裂の発生は認められなかった。

(5) 繰返し応力が大きくなるにつれて、被害を受ける α 粒数が増し、一つの α 粒内に発生するき裂本数も増加する傾向が認められる。

(6) α 粒内におけるき裂発生過程の連続的観察結果から、まずすべり帯が発生し、それに交差すべりが生ずることによってこの交差すべり部がへき開的に割れてき裂になることが認められた。また、このためにき裂は一つの α 粒内でジグザグ状に進展していると考えられる。

(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) G. Lutjering and A. Gysler, AIME, Titanium Science and Technology, 4, 2065 (1985).
- 2) Y. Saleh and H. Margolin, Metall. Trans., A, 9, 1159 (1978).
- 3) S. Nishida, C. Urashima and H. G. Suzuki, Proc. of Fatigue '90, 1, 197 (1990).
- 4) Y. Uto, R. Ebara, A. Hiromoto and K. Hatano, 日本材料強度学会誌, 19, 1, 1 (1984).
- 5) R. K. Steeles and A. J. McEvily, Engng. Frac. Mech., 8, 31 (1976).
- 6) J. Ruppen, P. Bhowal, D. Eylon and A. J. McEvily, ASTM STP 675, Fatigue Mechanisms, 47 (1979).
- 7) S. Adachi, L. Wagner and G. Lutjering, DCM, Titanium Science and Technology, Proc. 5th Intl. Conf., 4, 2139 (1985).
- 8) 永井 寿, 緒方俊夫, 由利哲美, 石川 介, 西村 孝, 溝口孝達, 伊藤喜昌, 鉄と鋼, 72, 641 (1986).