FOD が Ti-6Al-4V 合金の疲労強度に及ぼす影響†

松 永 久 生* 村 上 敬 宜**

Effect of FOD on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V Alloy

by

Hisao MATSUNAGA* and Yukitaka MURAKAMI**

In order to investigate the effects of Foreign-object damage (FOD) on fatigue strength of Ti-6Al-4V alloy, the FOD was simulated by shooting a steel ball with a diameter $\phi = 4.7$ mm onto specimen surface at a velocity of 90 m/s using a compressed-air gun facility. Tension-compression fatigue tests clarified that the fatigue limit of the specimen having shot marks (FOD) was 56% lower than that of smooth specimen. The shot mark also decreased the fatigue life of specimens remarkably. Fracture origins of the specimen having shot marks were at the bottom of the shot mark in all specimens.

The fatigue limit of the specimen having shot marks was evaluated quantitatively from the viewpoint of the following factors, (1) residual stress distribution inside and vicinity of the shot mark, (2) work hardening related with plastic deformation at the bottom of the shot mark and cyclic softening at the stress amplitude of fatigue limit, and (3) the size of shot mark which acts as a detrimental defect. A narrow beam with size $\square 100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ using a synchrotron radiation facility at SPring-8 was used for the measurement of the residual stress distribution. The fatigue limit of the specimen having shot marks can be predicted within 10% error by the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model even in the case the residual stress was ignored.

Key words : FOD (Foreign-object damage), Ti-6Al-4V alloy, Fatigue, Residual stress, Synchrotron radiation, The $\sqrt{\text{area}}$ parameter model

1 緒 言

近年、航空機の疲労破壊事故を引き起こす要因として、FOD (Foreign-object damage) が注目されている。^{1)~4)} FOD とは、航空機の飛行時や離着陸時に、ジェットエンジンのタービンプレードなどの部材に小石などの飛来粒子が高速で衝突して生じる傷やき裂などの表面損傷である。2000 年 7 月、シャルルドゴール空港で起こったコンコルドの事故も FOD によるものである。FOD によって部材の強度、特に疲労強度は大幅に低下するといわれている。特に、航空機の部材の破損は重大事故につながる可能性が高いので、疲労破壊の防止は極めて重要である。また、鉄道車両の台車や車軸に軌道上の石が衝突して圧痕を作る場合や、自動車の走行中にタイヤによって跳ね上げられた飛石が部材に衝突して圧痕を作る場合など、飛来粒子の衝突による疲労強度低下の問題は航空機以外でも様々なところで起こっている。しかし、FOD が疲労強度に及ぼす影響を系統的に調査し、定量的な評価を行った研究は未だない。

FOD による疲労強度の低下は、様々な因子が複雑に絡まって起こるといわれている。

村上らは、S45C 焼入れ焼もどし材試験片に鋼球を衝突させて動的圧痕 (FOD) を導入後、回転曲げ疲労試験を

行ない、動的圧痕導入により試験片の疲労限度が大幅に低下することを報告している。⁵⁾そして、疲労強度低下の原因として以下の因子を挙げている。

- (1) 圧痕導入部の形状変化に伴う応力集中。
- (2) 衝撃によって圧痕の縁に生じた微小なき裂。
- (3) 圧痕の中心付近では、圧痕導入前と比較して 7 ~ 10% 程度硬さが低下すること。
- (4) 圧痕表面の中心付近に生じた引張り残留応力。

Ritchie らは、Ti-6Al-4V 合金疲労試験片に、圧縮ガスを利用して音速に近い速度 $v = 200 \sim 300$ m/s で鋼球を衝突させることにより動的圧痕 (FOD) を導入して疲労試験を行ない、以下のことを報告している。⁴⁾

- (1) 鋼球を試験片に $v = 300$ m/s で衝突させた場合、衝撃によって圧痕の縁に微小なき裂が生じ、そのき裂が疲労破壊起点となる。これに対し、鋼球を試験片に $v = 200$ m/s で衝突させた場合は、衝撃によるき裂は生じず、応力集中が最大となる圧痕の底が破断起点となる。

- (2) 衝撃によって生じたき裂の寸法と残留応力、応力集中を考慮することにより、疲労限度の低下は Kitagawa-Takahashi diagram を基に整理できる。

この他にも、FOD に関する研究には様々なものがあるが、^{6)~8)}疲労強度低下のメカニズムに関しては不明な点も

† 原稿受理 平成 13 年 11 月 6 日 Received Nov. 6, 2001

* 学生会員 九州大学大学院工学研究科機械科学専攻、日本学術振興会特別研究員 〒812-8581 福岡市東区箱崎, Dept. of Mech. Eng. Sci., Graduate School of Eng., Kyushu Univ., JSPS Research Fellow, Higashi-ku, Fukuoka, 812-8581

** 正 会 員 九州大学大学院工学研究科機械科学部門 〒812-8581 福岡市東区箱崎, Dept. of Mech. Eng. Sci., Graduate School of Eng., Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812-8581

多く, FOD が疲労強度に及ぼす影響を定量的に評価する決定的方法は確立されていないのが現状である。

そこで, 本研究では, 軽量, 高強度, 高耐食性などの優れた特徴をもち, 航空機用材料に多く用いられている Ti-6Al-4V 合金を用いて, FOD を模擬した動的圧痕が疲労強度に及ぼす影響を調べた。FOD を模擬して試験片に $v = 90\text{m/s}$ で鋼球を衝突させて動的圧痕を導入し, 引張圧縮疲労試験をおこなった。この結果をもとに, (i) 圧痕の内部と周辺に局所的に発生する残留応力分布, (ii) 衝突による塑性変形や応力の繰返し負荷に伴う硬さの変化, (iii) 有害な欠陥として作用する圧痕の寸法などを考慮して, 疲労強度を定量的に評価した。

2 実験方法

2・1 供試材

供試材は, 850°C で 1h の焼なましをおこなった Ti-6Al-4V 合金である。Table I に化学成分を示す。Fig. 1 に微視組織の写真を示す。組織は灰色に見える等軸 α 相 (hcp) と, 黒っぽく見える β 相 (bcc) から成っている。 α 相と β 相の比は約 7:3 である。組織全体のビッカース硬さ HV を押し込み荷重 $P = 1000\text{gf}$, 保持時間 $t = 30\text{s}$ で測定した結果, 測定点 20 点の平均値は 288kgf/mm^2 , ばらつきは $\pm 1.2\%$ 以内であった。

Table II に, 供試材の機械的性質を示す。

2・2 試験片

Fig. 2 に引張圧縮疲労試験片の形状を示す。試験部は

Fig. 2. Shape and dimensions of the tension-compression fatigue specimen.

機械加工後, エメリー紙により約 $100\mu\text{m}$ 研磨した後, 電解研磨により直径当たり約 $60\mu\text{m}$ 除去した。

Fig. 3 に示すように, 試験片平行部中点の円周方向 180° おきに 2 ヶ所に, 飛来粒子の衝突を模擬して直径 4.7mm の鋼球を試験部表面と直角方向に速度 $v = 90\text{m/s}$ で衝突させた。鋼球を衝突させる際, 試験片は凹みがない試料台の上に置き, 試料台への固定はおこなわなかった。鋼球衝突後, 試験片を旋盤にセットし, 試験片のアラインメントをダイヤルゲージにより調べたところ, 鋼球衝突による試験片の曲がりや生じていないことがわかった。鋼球衝突の結果, 試験部に長軸 $2a \approx 2.1\text{mm}$, 短軸 $2b \approx 1.6\text{mm}$ のだ円形の圧痕が生じた。Fig. 4 に圧痕の写真と表面粗さ計で測定した試験片軸方向の圧痕の断面形状を示す。圧痕の最大深さ h は, $h \approx 180\mu\text{m}$ であった。また, 圧痕の縁は周囲に比べて約 $20\mu\text{m}$ 盛り上がっていた。

Fig. 5 に, 表面粗さ計で測定した圧痕底における試験片軸方向の表面粗さと曲線を示す。圧痕底の最大粗さは $R_y \approx 2\mu\text{m}$ であった。

Table I. Chemical composition. (wt. %)

Ti	Al	V	Fe	O	N	C
Bal.	6.19	4.23	0.17	0.18	<0.01	<0.01

Fig. 1. Microstructure.

Table II. Mechanical properties.

Ultimate tensile strength σ_{ult}	0.2 % proof stress $\sigma_{0.2}$	Young's modulus E
940 (MPa)	828 (MPa)	107 (GPa)
Elongation δ	Reduction of area $(A_0 - A_f)/A_0$	Vickers hardness $HV (P=1000\text{ gf})$
19.9 (%)	50.5 (%)	288 (kgf/mm^2)

Fig. 3. Introduction of shot mark (FOD).

Fig. 4. Shape and dimension of shot mark.

Fig. 5. Roughness curve at the bottom of a shot mark.

2・3 圧痕の導入により生じた残留応力分布の測定

圧痕の内部と外部で局所的に分布している試験片軸方向の残留応力を、 $\sin^2\psi$ 法を用いて測定した。測定には、SPRing-8のBL09XUにおけるシンクロトロン放射光を用いた。回折計は ω - 2θ タイプの2軸回折計を用い、検出器はシンチレーションカウンタを用いた。

ビームは、スリットによって $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$ の寸法にカットしたものを用いた。ビームの波長 λ は $\lambda = 0.1541\text{nm}$ である。この波長のビームの83%は試料表面から $20\mu\text{m}$ の深さに侵入するまでに吸収される。したがって、残留応力もこの程度の深さまでの値を測定していることになる。

ビーム径が非常に小さいので、ゴニオメータの回転中心やビーム照射位置のわずかなずれが測定精度に大きな影響を及ぼす。このため、回転中心とビーム照射位置の調整は、顕微鏡付きのCCDカメラと高精度のステッピングモータを用いて精確におこなった。

測定に用いた回折面は、 $2\theta = 114.76^\circ$ における α 相の(11 $\bar{2}$ 4)面である。 α 粒の結晶粒径 d は $d \approx 10\mu\text{m}$ であり、測定領域中($\square 100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$)に含まれる結晶粒の数は 10^2 個程度である。通常用いられている $\sin^2\psi$ 法で精度のよい測定を行なうためには、X線照射領域中に 10^3 個程度の結晶粒が必要であるといわれており、通常の方法では回折ピークを決定するのに十分な回折曲線が得られなかった。そこで、回折に寄与する結晶の数を増やし、測定に十分な回折曲線を得るために、各 ψ における回折ピークを測定する際、試料ステージを $\psi = \pm 1^\circ$ 揺動した。回折ピークの決定には半価幅法を用いた。

2・4 疲労試験

疲労試験は、油圧サーボ疲労試験機を用いて、繰返し速度 $80 \sim 120\text{Hz}$ 、応力比 $R = -1$ でおこなった。

試験片を試験機に取り付けた際、試験片に余分な曲げ応力がかかっていると、疲労試験結果が実際の疲労強度よりも低めの値となってしまう。このことを避けるために、試験片取り付けの際は、ひずみゲージを試験部とつかみ部の間の平行部に円周方向 90° おきに等間隔に4枚貼り、試験片に曲げがかからないようにアラインメントを注意深く調整した。

疲労試験の途中で適宜試験機を停止して試験部表面のレプリカを採取し、金属顕微鏡によってき裂の発生、進展挙動を観察した。

3 実験結果と考察

3・1 残留応力分布の測定結果

圧痕の内外で局所的に変化している試験片軸方向の残

留応力分布を測定した。Fig. 6に残留応力分布の測定結果を示す。Fig. 6に示すように、 x 軸上における試験片軸方向の残留応力 $\sigma_{res,x}$ は圧痕の底付近では中心を除いて引張りになっており、最大値は、 $\sigma_{res,x} = +100\text{MPa}$ である。また、 x 軸上の $\sigma_{res,x}$ は圧痕の縁付近で急激に圧縮となり、圧痕の縁から約 $400\mu\text{m}$ 離れた外側で圧縮残留応力は最大の $\sigma_{res,x} = -336\text{MPa}$ である。この残留応力の分布形状は、村上新がS45C板材に直径 76.2mm の鋼球を衝突させて生じた圧痕における分布形状と非常に似ている。⁵⁾また、 y 軸上における試験片軸方向の残留応力 $\sigma_{res,x}$ も、圧痕の内部で引張りになっている部分があり、最大値は $\sigma_{res,x} = +161\text{MPa}$ である。

このように、部材に鋼球を一発のみ衝突させると、圧痕の中心には引張りの残留応力が生じる。引張りの残留応力は、繰返し応力に対して正の平均応力として作用し、疲労強度を低下させるので、疲労強度を定量的に評価する際には無視できない重要な因子の一つである。

3・2 疲労試験結果

Fig. 7に圧痕(FOD)を導入した試験片のS-N線図を示す。図の縦軸は、圧痕導入による試験片表面の形状変化を考慮していない公称応力である。比較のために、圧痕を導入していない平滑材の疲労試験結果も併せて示している。平滑材は負荷応力振幅 $\sigma = 450\text{MPa}$ において、 $N = 5 \times 10^8$ cyclesで非破断であった。これに対し、圧痕(FOD)を導入することにより、応力ステップを 10MPa として $N = 1 \times 10^8$ cyclesで非破断の応力振幅で定義した疲労限度 σ_w は $\sigma_w = 200\text{MPa}$ となり、平滑材に比べて56%低下した。

Fig. 6. Distribution of residual stress $\sigma_{res,x}$.

Fig. 7. S-N data. (Stress ratio $R = -1$).

3・3 圧痕の中心および周辺の硬さの変化

圧痕導入後、疲労試験開始前の試験片と、疲労限度および疲労限度よりも 10MPa 低い応力で $N = 1 \times 10^8$ cycles で非破断の試験片のビッカース硬さ HV を押し込み荷重 $P = 1000\text{gf}$ 、保持時間 $t = 30\text{s}$ で測定した。Fig. 8 に、各試験片の圧痕の底と圧痕の外側におけるビッカース硬さ HV の試験片軸方向の分布を示す。

圧痕導入後、疲労試験開始前は、圧痕の中心は $HV = 323$ で、圧痕から離れたところに比べて硬化していた。また、圧痕の縁付近でも硬化が起っていた（最大値 $HV = 323$ ）。この結果は、村上らが報告している S45C 焼入れ焼もどし材 ($HV = 591 \sim 742$) の圧痕の中心において HV が圧痕導入前に比べて低下した結果⁵⁾とは対照的である。残留応力が引張側へ変化することにより HV が小さく測定されることも報告されており⁵⁾このことも硬さの変化に若干影響を及ぼしていると考えられる。

一方、疲労限度付近の応力を $N = 1 \times 10^8$ cycles 繰り返した後、試験片の HV の分布を測定したところ、圧痕の中心と縁付近の HV は圧痕から十分離れたところの HV と同程度まで低下していた。このように、Ti-6Al-4V 合金では、圧痕 (FOD) の導入によって硬化が起ころても、

Fig. 8. Distribution of Vickers hardness HV at or near shot mark. ($P = 1000\text{gf}$).

応力を繰り返し負荷することによって再び軟化が起こるので、圧痕の導入により基地組織が硬化しても、疲労強度に対する基地組織の強度が上がるわけではない。疲労強度を定量的に評価する際、このことには注意が必要である。

3・4 疲労破壊起点

圧痕を導入した試験片の疲労破壊起点はすべての試験片で圧痕底の表面であった。レプリカによる圧痕底の連続観察の結果、破断起点には、以下の二通りの場合があることがわかった。

- (1) 疲労試験開始前から圧痕底に存在する一結晶粒程度の微小なき裂 (FOD Crack) が起点となる場合
- (2) き裂発生起点に試験前には微小なき裂 (FOD Crack) が観察されない場合

Fig. 9 (a)~(c) に、圧痕の底において疲労試験開始前から存在する微小なき裂から発生したき裂のレプリカ観察の例を示す。Fig. 9 (a) に示すように、この試験片においては、圧痕の中心から試験片軸方向に約 $100\mu\text{m}$ 離れたところに疲労試験開始前からすでに 1 結晶粒程度の寸法の微小なき裂 (FOD Crack) が存在しており、そのき裂が破壊起点となった。これらのき裂は、鋼球の衝突による衝撃によって生じたものであると考えられる。圧痕の底には、破断起点以外にも $1 \sim 2$ 結晶粒程度の大きさのき裂が多く観察された。このような、衝突によって圧痕底に生じた微小き裂も、疲労強度低下の一因となる。また、Fig. 10 に示すように、圧痕の底では結晶粒内に生じたすべり帯と思われる筋模様も疲労試験前に観察された。

一方、破断起点に微小なき裂が観察されない場合、実際に圧痕の底にき裂が存在していなかったのか、あるいは

(a) $N=0$ (b) $N=3 \times 10^4$ (c) $N=4 \times 10^4$

←→ Axial direction

Fig. 9. Crack initiation from a crack at the bottom of a shot mark (FOD). ($N_f = 1.7 \times 10^5$ cycles, $\sigma = 350\text{MPa}$)

←→ Axial direction

Fig. 10. Slip bands at the bottom of a shot mark before fatigue test.

は鋼球の衝突に伴う塑性変形によりき裂がつぶれて観察し難くなっていたのかを判別することは困難であった。

Fig. 11 に、 $\sigma = 350\text{MPa}$ における動的圧痕材のき裂進展曲線を示す。圧痕の底で発生したき裂の進展速度は、圧痕の縁を越えるまでほぼ一定を保ち、その後急激に増加していることがわかる。これはき裂の進展が、圧痕の内外で局所的に分布している残留応力の影響を受けているためであると考えられる。

3・5 疲労強度の定量的評価

タービンブレード等が FOD を受ける場合の疲労強度を設計時に予測することは、事故防止の観点から極めて重要である。これまで、FOD が疲労強度に及ぼす影響を評価する手法は提案されていない。本研究では、微小き裂や介在物などの微小欠陥から発生したき裂の伝ば停留限界応力、すなわち疲労限度 σ_w を予測する次の $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル^{9), 10)}を応用する。

$$\sigma_n = \frac{1.43(HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{1/6}} \cdot \left[\frac{(1-R)}{2} \right]^\alpha \quad (1)$$

ここで、 σ_w ：推定疲労限度（公称応力）（MPa）， HV ：基地組織のビッカース硬さ（ kgf/mm^2 ）， $\sqrt{\text{area}}$ ：微小欠陥の最大主応力方向への投影面積の平方根（ μm ）， R ：応力比 $\sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -1$ （両振り）， $\alpha = 0.226 + HV \times 10^{-4}$ である。

著者らの先の研究により、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルは Ti-6Al-4V 合金に対しても、応力比 $R = -1$ において寸法 $\sqrt{\text{area}} \sim 1\text{mm}$ の微小欠陥から発生するき裂の伝ば停留限界を精度良く予測することが確認されている。¹¹⁾

3・4 節で示したように、圧痕の底には、微小なき裂（FOD Crack）が存在する。したがって、Fig. 12 に示すように、圧痕を導入した試験片の疲労限度も、圧痕底に多く存在するき裂の停留限界で決まっているといえる。そこで、圧痕を試験片軸方向と垂直な面に投影した面積（Fig. 12 の斜線部分）の平方根 $\sqrt{\text{area}} = 431\mu\text{m}$ を欠陥寸法として、式 (1) を基に疲労限度の評価を試みた。3・3 節で述べたように、圧痕底の HV は疲労試験によって変化

* Loading direction is perpendicular to this page.

Fig. 12. Cross section of shot mark including FOD cracks at the bottom.

するので予測式の HV としてどの段階の値を採用すべきかは明確でない。そこで設計時の予測という観点から式 (1) の HV には圧痕を導入していない試験片の断面を平坦に研磨して測定した値 $HV = 288$ を用いる。Fig. 8 における試験部表面の圧痕から離れたところの HV がこの値よりも若干高めとなっているのは、試験片が円筒形であることに起因しているものと考えられる。各試験片の破断起点の位置は圧痕の中心からの距離約 $200\mu\text{m}$ の範囲内であったので、応力比 R を計算する際の圧痕底における残留応力には、その範囲内における測定点中の引張残留応力の最大値 $\sigma_{\text{res},x} = +36\text{MPa}$ を用いた。

以上の値を用いて式 (1) により予測疲労限度を求めた。平均応力として作用する残留応力 $\sigma_{\text{res},x}$ から応力比 R を求め、予測疲労限度 σ_w の収束計算¹⁰⁾をおこなった。その結果、圧痕を無視した断面積での公称応力で定義した疲労限度の推定値 σ_{wp} は、 $\sigma_{wp} = 204\text{MPa}$ となった。この推定値を、 $N = 1 \times 10^8$ cycles で定義した実際の疲労限度 $\sigma_w = 200\text{MPa}$ と比較すると、推定値は実験値に対して +2% と良く一致している。なお、 HV として圧痕中心の初期の値 $HV = 323$ を採用すると $\sigma_{wp} = 222\text{MPa}$ （推定誤差 +11%）で、疲労試験において $\sigma = 190\text{MPa}$ の応力振幅を $N = 1 \times 10^8$ cycles 繰り返した後の値 $HV = 302$ を採用すると $\sigma_{wp} = 211\text{MPa}$ （推定誤差 +5.5%）となる。

実際の FOD を評価する際、飛来粒子の形状や衝突速度などは未知であり、破断起点の位置や破断起点における残留応力の値を知ることは実用上困難である。そこで、破断起点近傍における残留応力を無視して疲労限度を推定してみると、 $\sigma_{wp} = 212\text{MPa}$ となり、推定誤差は +6% となる。また、仮に引張応力が最大（ $\sigma_{\text{res},x} = +161\text{MPa}$ ）のところが破断起点となった場合、疲労限度の推定値は $\sigma_{wp} = 180\text{MPa}$ となり、推定誤差は -10% となる。FOD による残留応力を未知として疲労限度を推定する際、この程度の誤差が生じることは推定誤差の起こりうる範囲として念頭においておくべきである。

実際の FOD は、本研究で鋼球衝突により導入した FOD に比べて複雑な表面形状をもち、疲労き裂がより発生しやすい状態であることが予想される。しかし、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルは微小欠陥から発生したき裂の伝ば停留限界を予測する式であるので、疲労限度は FOD の形状には左右されない。したがって、本研究における評価方法は、複雑な形状を持つ実際の FOD に対しても、適用可能であると考えられる。

Fig. 11. da/dN curve of a crack initiated from the bottom of a shot mark. ($N_f = 1.7 \times 10^5$ cycles, $\sigma = 350\text{MPa}$)

3・6 飛来粒子の衝突速度の影響

本研究における飛来粒子の衝突速度は $v = 90 \text{ m/s}$ である。本研究の手法が、飛来粒子の衝突速度の異なる FOD に対しても有効かどうかを検討するために Peters らの実験結果³⁾を参考にした。Peters らは、直径 3.2mm と 1mm の鋼球を衝突速度 200m/s ～ 300m/s で衝突させて導入した FOD を有する試験片を用いて応力比 $R = 0.1$ および $R = 0.5$ で軸荷重疲労試験をおこなっている。これらのデータのうち、疲労限度付近の低応力域まで疲労試験がおこなわれている直径 3.2mm の鋼球を $v = 300 \text{ m/s}$ で衝突させた場合について、実験値と本研究の手法による疲労限度の推定値との比較をおこなった。

供試材は本研究と同様、Ti-6Al-4V 合金である。試験片の試験部は幅 7.2mm、厚さ 3.2mm の板状である。疲労試験の繰返し速度は、20Hz ～ 1000Hz である。Fig. 13 に圧痕の断面形状を示す。押し込み荷重 1000gf で測定した供試材のビッカース硬さ HV は $HV = 311$ である。 $N = 1 \times 10^8$ cycles で非破断の応力振幅で定義した疲労限度 σ_w は、鋼球衝突を行わない圧痕なしの平滑材では $R = -1$ で $\sigma_w \cong 380 \text{ MPa}$, $R = 0.1$ で $\sigma_w \cong 230 \text{ MPa}$, $R = 0.5$ で $\sigma_w \cong 140 \text{ MPa}$ である。

$\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルの評価においては、Fig. 13 の斜線部で示すように、圧痕を荷重荷方向と垂直な面に投影した面積の平方根 $\sqrt{\text{area}} = 1108 \mu\text{m}$ を欠陥寸法とした。この試験片は圧痕の縁に生じた数 $\mu\text{m} \sim 50 \mu\text{m}$ 程度の FOD Crack を起点として破断しているが、仮に $50 \mu\text{m}$ のき裂が圧痕の両縁に存在しても $\sqrt{\text{area}}$ の変化は約 $2 \mu\text{m}$ であり、圧痕の $\sqrt{\text{area}}$ のわずか 0.2% 程度なので無視した。設計時の予測という観点から破断起点における残留応力を無視し、式 (1) により疲労限度 σ_{wp} を推定すると、 $R = 0.1$ で $\sigma_{wp} = 156 \text{ MPa}$, $R = 0.5$ で $\sigma_{wp} = 134 \text{ MPa}$ となる。一方、疲労試験においてこの試験片の非破断の疲労限度は求められていないものの、破断が起こった最小の応力振幅は $R = 0.1$ で $\sigma \cong 104 \text{ MPa}$ ($N_f \cong 7 \times 10^5$ cycles), $R = 0.5$ で $\sigma \cong 100 \text{ MPa}$ ($N_f \cong 6.5 \times 10^5$ cycles) である。これらの値は $N_f < 10^6$ で破断した試験片のものであるから、真の疲労限度とはいえないが、仮にこれらの値を疲労限度としても、推定値は実験値に対してそれぞれ 50%, 34% の過大評価となっている。Peters らは FEM

Fig. 13. The shape and dimension of a shot mark in the experiment of Peters *et al.*³⁾

解析を基に圧痕の縁には若干の圧縮残留応力が存在しているという結果も報告している³⁾が、疲労限度の推定の際、破断起点となった圧痕の縁付近の圧縮残留応力を平均応力として加味すると推定誤差はさらに大きくなる。

Fig. 14 に、本研究と Peters らの研究において異なる衝突速度で FOD を導入した試験片で求めた疲労限度と式 (1) による疲労限度の推定値とを比較した結果を示す。本研究の結果は●印で、Peters らの結果は▲印と▼印で示している。図の縦軸は、 HV と応力比 R の異なる実験値を比較するために、疲労限度 σ_w を $(HV + 120)[(1-R)/2]^{\alpha}$ で無次元化した値で示している。本研究における推定値は破断起点付近の残留応力 ($\sigma_{res,x} = +36 \text{ MPa}$) を考慮した値を示し、Peters らの研究における推定値は残留応力を無視した値を示している。Peters らの結果は破断が起こった最小の応力振幅を仮の疲労限度としてプロットしているので、実際の疲労限度はこれよりもさらに低めの値になるとみるべきである。Fig. 14 には比較のデータとして、著者らが組織の異なる 2 種類の Ti-6Al-4V 合金に、様々な寸法の予き裂またはバリをもつ人工微小穴を導入して応力比 $R = -1$ において求めた疲労限度の値¹¹⁾も併せて○印で示している。これらの結果と●印で示した本研究における FOD を有する試験片の結果は、推定値と精度良く一致していることがわかる。ただし $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルの適用範囲は $\sqrt{\text{area}} \leq 1 \text{ mm}$ であり、 $\sqrt{\text{area}}$ が 1mm に近い欠陥寸法に対しては推定値が若干危険側となっている。一方、▲印と▼印で示した Peters らの結果は圧痕の寸法 $\sqrt{\text{area}}$ が 1mm を若干超えていることを考慮しても、明らかに他のデータおよび推定値を大きく下回っている。

ここで、推定値が Peters らの実験結果よりも高めとなった原因を考えてみる。飛来粒子の衝突速度の変化によって、(1) 圧痕の寸法や形状、(2) 圧痕の底や縁で生じる FOD crack の寸法、(3) 残留応力分布、(4) 加工硬化

Fig. 14. Comparison between experimental data and prediction by the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model.

(軟化)の程度などの因子が影響を受けることが予想される。しかし、疲労限度の推定の際はこれらの因子はパラメータとして考慮しているため、飛来粒子の衝突速度の変化が推定誤差に直接影響を及ぼすことはないと考えられる。したがって、衝突速度以外の何らかの因子が影響を及ぼしていると考えられる。そこで、推定値が Peters らの実験値より高めとなった原因として、次の 2 つの可能性を考えた。

(i) チタン合金においては、微小欠陥を有する材料の疲労限度の応力比 R への依存性が鋼とは異なる可能性。

Fig. 14 において実験値が推定値と良く一致している結果は、いずれも応力比 $R = -1$ におけるものである。Fig. 14 には、応力比が疲労限度に及ぼす影響を調べるために、本研究で用いたものとは異なる組織を有する Ti-6Al-4V 合金試験片 ($HV = 320$) に直径 $d = 400\mu\text{m}$ 、深さ $h = 200\mu\text{m}$ の人工微小穴を導入して応力比 $R = 0.1$ でおこなった疲労試験の結果も $\times$ 印で示している。疲労限度は $N = 1 \times 10^8$ cycles で非破断の応力で定義している。この実験値も推定値に比べて 22% 低めの値を示している。式 (1) の応力比 R に関する項は鋼の実験結果を基に作られたものであるが、チタン合金に対して成立するかどうかは確認されていない。この応力比依存性の違いが、推定値が Peters らの実験値よりも高めとなった一つの原因である可能性がある。

(ii) チタン合金においては、疲労限度 σ_w とビッカース硬さ HV との間に鋼に見られるような良い相関性がないことが、大きな推定誤差を生じさせた可能性。

鋼では、表面の基底組織から破壊が起こる場合の疲労限度 σ_w とビッカース硬さ HV の間に、 $\sigma_w \cong 1.6HV$ の関係があり、この経験式は $HV = 400$ 程度までは約 $\pm 10\%$ の誤差で成立することが知られている。¹⁰⁾ このことが、鋼において微小欠陥を有する場合でも疲労限度を HV をパラメータとして精度良く予測できることの根拠にもなっ

ている。Fig. 15 は、他の研究者がおこなったチタン合金および工業用純チタンの疲労試験のデータ^{12)~18)}を整理したものに、鋼に対する経験式 $\sigma_w = 1.6HV$ を表わす線を加えたものである。○印は回転曲げ疲労試験の結果を表わし、□印は引張圧縮疲労試験の結果を表わしている。チタン合金のブリネル硬さ HB と引張強さ σ_{ult} の間には鋼と同じ経験式が成立することが知られているので、Fig. 15 の横軸には HV の目盛を σ_{ult} から換算して付け加えている。¹⁰⁾ この図から、チタン合金の疲労限度は、 $\sigma_w = 1.6HV$ に対して最大で 50% 程度のばらつきを示していることがわかる。Fig. 15 には、本研究 (●印) と Peters らの研究 (■印) の $R = -1$ における平滑材の疲労限度 σ_w も併せて示している。繰返し速度 20Hz ~ 1000Hz で試験している Peters らのデータは他の研究者のデータに比べて異常に低いことがわかる。本研究で用いた材料の σ_{ult} は $\sigma_{ult} = 940\text{MPa}$ 、 $HV = 288$ であり、Fig. 15 における σ_{ult} と HV の対応関係には若干の誤差があるものの、平滑材の σ_w は $\sigma_w = 1.6HV$ の経験式から計算される値とほぼ一致している。一方、Peters らの研究における材料 ($\sigma_{ult} = 965\text{MPa}$ 、 $HV = 311$) では、他の研究者の材料と同様、すべての試験片で表面の基底組織を起点として疲労破壊が起こったにもかかわらず、疲労限度の実験値 ($\sigma_w = 380\text{MPa}$) は $\sigma_w = 1.6HV$ により計算される値 ($\sigma_w = 498\text{MPa}$) よりも 24% 低めとなっている。Peters らのデータが他のデータに比べて異常に低い原因は現在のところ不明であるが、チタン合金では σ_w と HV の相関が良くないことが、式 (1) による推定値に対する疲労限度のばらつきにつながっている可能性もある。平滑材の疲労限度が低ければ、それに応じて欠陥を有する試験片の疲労限度が低めとなるのは当然であろう。しかし、Fig. 15 のデータのばらつきには、単にチタン材料の基底組織特有の性質としては片付けられない因子も含まれていると考えられる。例えば、試験片を試験機に取り付ける際のアラインメントの問題が挙げられる。Fig. 15 において低めの値を示している結果はすべて引張圧縮疲労試験によるものである。引張圧縮疲労試験は回転曲げ疲労試験に比べてアラインメントの調整が困難であり、試験片を試験機へ取り付けの際は細心の注意を要する。鋼の引張圧縮疲労試験におけるデータも Fig. 15 と同様に回転曲げのデータおよび $\sigma_w = 1.6HV$ により計算される値を全体的に大きく下回る傾向がある。他の研究に比べて異常に低い値の原因についてアラインメントの問題を明示することはできないが、常に考慮に入れるべき因子ではあると考える。

上記 (i), (ii) の観点から、今後一層のデータの蓄積し、チタン合金の疲労特性について明らかにしていく必要がある。しかし、衝突速度が変化しても、FOD を有する部材の疲労限度が圧痕から発生した微小き裂の停留で決まるという疲労の基本的メカニズムは同じである。疲労限度の応力比依存性の問題と Fig. 15 のデータに含まれる問題がまだ残されているが、本研究の手法は現在有効な評価法がない FOD の影響を受ける航空機やその他の機器の強度評価の指針となるものと考えられる。

Fig. 15. Relationship between Vickers hardness HV and fatigue limit σ_w of smooth specimens on various kinds of titanium alloy and pure titanium. (Stress ratio $R = -1$).

4 結 言

Ti-6Al-4V 合金試験片に, FOD (Foreign Object Damage) を模擬して $v = 90\text{m/s}$ で鋼球を衝突させて動的圧痕を導入し, 引張圧縮疲労試験をおこなった. この結果をもとに, 動的圧痕が疲労強度に及ぼす影響について定量的な評価をおこなった.

得られた結果を以下に述べる.

(1) 微小鋼球を衝突させて導入した微小圧痕 (FOD) における試験片軸方向の残留応力の分布を, シンクロトロン放射光 (ビームサイズ: $\square 100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m}$) を用いて測定することができた. その結果, 圧痕の底では主に引張り ($\sigma_{res,x} = \sim +161\text{MPa}$) となっており, 圧痕の縁付近で急激に圧縮 ($\sigma_{res,x} = -336\text{MPa} \sim$) となっていた.

(2) 応力比 $R = -1$ における平滑材の疲労限度 σ_{ws} は $\sigma_{ws} = 450\text{MPa}$ であった. FOD を導入することにより, 疲労限度は平滑材に比べて $1/2$ 以下に低下し, $\sigma_w = 200\text{MPa}$ となった.

(3) FOD の導入により, 圧痕の中心と縁付近の基地組織のビッカース硬さ HV は圧痕から離れたところの HV に比べて上昇した. その後, 疲労限度の応力を $N = 1 \times 10^8$ cycles 繰り返し負荷すると, 圧痕の中心と縁付近の基地組織の HV は圧痕から離れたところの HV と同程度まで低下した.

(4) 疲労き裂の発生起点はすべて圧痕の底であった. 圧痕の底には疲労試験前から鋼球の衝突時にできた一結晶粒程度の微小なき裂 (FOD crack) が存在し, それらのき裂が破断起点になっていた.

(5) FOD を導入する前の基地組織のビッカース硬さ HV と破断起点付近の試験片軸方向の残留応力 $\sigma_{res,x}$, 圧痕の寸法 $\sqrt{area}$ を用いて, $\sqrt{area}$ パラメータモデルを基に疲労限度を定量的に評価した. その結果, 疲労限度の推定値は $N = 1 \times 10^8$ cycles で非破断の応力振幅で定義した疲労限度と 2% の誤差でほぼ一致した. 設計時の予測という観点から, 残留応力を無視して疲労限度を推定した場合でも, 推定誤差は 6% であった.

(6) 本研究の手法が, 飛来粒子の衝突速度が異なる FOD に対しても有効かどうかを検討するために, Peters らの実験における FOD を導入した試験片の疲労限度の推定をおこなった. その結果, 推定値は実験値に比べて 34 ~ 50% 高め (危険側) となった. Peters らの実験値は他のデータに比べて異常に低いので, 推定値の誤差が大きい原因が主として実験側にあるのか, 推定側にあるのかは不明である.

(7) 衝突速度が変化しても, FOD を有する部材の疲労限度が圧痕から発生した微小き裂の停留で決まるという疲労の基本的メカニズムは同じである. したがって,

本研究の手法は, 現在有効な評価法がない FOD の影響を受ける航空機やその他の機器の強度評価の指針となるものと考えられる.

試験片への FOD の導入にあたっては, 福岡県警察科学捜査研究所の宮本昭彦氏に多大な協力をいただいた. シンクロトロン放射光を用いた応力測定は, 高輝度光科学研究センターの協力により, SPring-8 においておこなった (課題番号 2001A0307-ND-np). Technical University Hamburg-Harburg の J. O. Peters 氏らには, 貴重なデータを提供していただいた. ここに記して深謝する.

参 考 文 献

- 1) J. O. Peters and R. O. Ritchie, Eng. Fracture Mechanics, **67**, 193 (2000).
- 2) J. O. Peters, O. Roder, B. L. Boyce, A. W. Thompson and R. O. Ritchie, Metall. and Materials Trans. A, **31A**, 1571 (2000).
- 3) J. O. Peters, B. L. Boyce, X. Chen, J. M. McNaney, J. W. Hutchinson and R. O. Ritchie, Proc. of the Int. Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime, 129 (2001).
- 4) R. O. Ritchie and J. O. Peters, Materials Science for the 21st century: 50th Anniversary of the Society of Materials Science, A, 29 (2001).
- 5) 小西 寛, 村上敬宜, 小林幹和, 松井利治, 日本機械学会論文集, A-66, 1847 (2000).
- 6) X. Chen and J.W. Hutchinson, Int. J. Fracture, **107**, 31 (2001).
- 7) J. M. Larsen, B. D. Worth, C. G. Annis, Jr. and F. K. Haake, Int. J. Fracture, **80**, 237 (1996).
- 8) B. A. Cowles, Int. J. Fracture, **80**, 147 (1996).
- 9) 村上敬宜, 遠藤正浩, 材料, **35**, 911 (1986).
- 10) 村上敬宜, “金属疲労: 微小欠陥と介在物の影響” p.54, p.73, p.218 (1993) 養賢堂.
- 11) H. Matsunaga and Y. Murakami, Proc. of APCFS & ATEM '01, Vol.1, 366 (2001).
- 12) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 材料, **42**, 169 (1993).
- 13) 田中哲志, 西谷弘信, 西田新一, 藤崎 渉, 寺西高広, 本田政彦, 日本機械学会論文集, A-58, 2268 (1992).
- 14) 卞 建春, 戸梶恵郎, 中島正貴, 小川武史, 材料, **44**, 933 (1995).
- 15) 西谷弘信, 田中哲志, 藤崎 渉, 寺西高広, 第 21 回疲労シンポジウム講演論文集, 71 (1992).
- 16) 戸梶恵郎, 大矢耕二, 刈谷宏康, 材料, **50**, 151 (2001).
- 17) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 日本機械学会論文集, A-58, 178 (1992).
- 18) J. A. Hines and G. Lutjering, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., **22**, 657 (1999).