等軸および針状組織を有する高加工性チタン合金の ミクロ組織とフレッティング疲労特性

武田 淳仁*・新家 光雄**・赤堀 俊和***
鈴木 良樹****・戸田 裕之***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 55, No. 12 (2005), pp. 654-660

Microstructure and fretting fatigue characteristics of highly workable titanium alloy with equiaxed α and Widmanstätten α structure

Junji TAKEDA*, Mitsuo NIINOMI**, Toshikazu AKAHORI***
Yoshiki SUZUKI**** and Hiroyuki TODA***

The effect of microstructure on fretting fatigue crack initiation life and crack propagation life of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α structure was investigated in comparison with equiaxed α structure in this study. The crack propagation life is more predominant for fretting fatigue compared with the case of plain fatigue in low cycle fatigue life region in both structures. While, the crack initiation life is more predominant for fretting fatigue in high cycle fatigue life region in both structures. The crack propagation resistance of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α structure is larger than that of the alloy with equiaxed α structure. The fretting fatigue strength of the alloy with Widmanstätten α structure improves slightly in low cycle fatigue life region. The effect of microstructure on crack deflection is small. The crack propagation rate increases remarkably because of the acceleration of crack propagation due to the frictional force. The fretting fatigue life of the alloy is remarkably lower than its plain fatigue life because of the decrease in crack initiation life and crack propagation life due to the fretting action during crack propagation phase.

(Received March 17, 2005)

Keywords: fretting fatigue, equiaxed α , Widmanstätten α , crack initiation life, crack propagation life

1. 緒 言

繰返し応力が加わる構造物にボルト結合部のような接触箇所が存在する場合、微小な繰返し相対変位による摩耗、すなわちフレッティングが生じ、そこを起点として疲労破壊が容易に生じる。フレッティング疲労寿命は、通常疲労のそれと比較して著しく低下することが報告されている^{1)~6)}。疲労過程は、き裂発生とき裂伝播に分けられる。特に、フレッティングが疲労寿命に大きく影響を及ぼす過程は、き裂発生およびき裂伝播初期間である¹⁾。フレッティング疲労き裂は、摩擦せん断応力が接触面上で局部的に応力集中する箇所が発生すると考えられている。したがって、フレッティングによる全疲労寿命の減少の理由としては、局部応力集中によるき裂発生寿命の低下が主とされる²⁾。一般に、チタン合金の低サイクル（繰返し数が 10^5 サイクル以下）および高サイクル（繰返し数が 10^5 サイクル以上）疲労寿命領域における全通常疲労寿命に占めるき裂発生寿命の割合は、それぞれ約40%お

よび90%程度であり、それぞれき裂伝播寿命およびき裂発生寿命が支配的であると報告されている⁷⁾。また、一般に、針状 α 組織を有するチタン合金では等軸 α 組織を有する場合と比較して伸び等の延性が低下し、靱性およびき裂伝播抵抗が上昇する^{8),9)}。したがって、針状 α 組織および等軸 α 組織を有するチタン合金の通常疲労およびフレッティング疲労特性を系統的に比較・検討することは極めて重要であると考えられるが、その報告例は極めて少ないのが現状であり、特に、針状 α 組織を有するチタン合金のフレッティング疲労き裂発生寿命および伝播寿命を詳細に調べた例は見当たらない。

そこで本研究では、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の通常疲労の強度に影響を及ぼす因子として、ミクロ組織形態に注目し、針状 α 組織を有するTi-4.5Al-3V-2Mo-2Fe合金を用いて、フレッティング疲労試験を行い、フレッティング疲労き裂発生寿命および伝播寿命に及ぼすミクロ組織の影響について等軸 α 組織を有する同合金のそれらと比較し、調査・検討を行った。

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系（〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1）〔現在：医薬品医療機器総合機構〕。
Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1 Hibarigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580) [Present: Pharmaceuticals and Medical Devices Agency].

** 東北大学金属材料研究所（仙台市）。Institute for Materials Research, Tohoku University (Sendai-shi, Miyagi).

*** 豊橋技術科学大学生産システム工学系（豊橋市）。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi).

**** 豊橋技術科学大学大学院生（豊橋市）。Graduate Student of Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi).

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には、Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe (Al: 4.33, V: 3.10, Fe: 1.85, Mo: 1.84, O: 0.08, N: 0.01, C: 0.01, H: 0.00025, Ti: bal., mass%) 合金の熱間圧延丸棒 (直径 $\phi 14$ mm) を用いた。この熱間圧延丸棒には熱間圧延後、993 K で 3.6 ks 保持後、空冷の焼なまし処理があらかじめ施しており、これを受入れまま材とした。

2.2 熱処理

熱処理は、すべて真空中で行い、針状 α 組織および等軸 α 組織を得るために、本合金の β トランザス (1173 K) 以上の 1223 K で 3.6 ks 保持後空冷 (以後針状 α 材と称す) および再結晶温度 (1073 K) 以上で β トランザス以下の 1123 K で 3.6 ks 保持後空冷 (以後等軸 α 材と称す) の熱処理を施した。

2.3 ミクロ組織観察

ミクロ組織観察には、針状 α 材および等軸 α 材より、機械加工にて切出した試料 ($5.0 \times 5.0 \times 5.0$ mm³) に #1500 までのエメリー紙による湿式研磨後、二酸化シリコン懸濁液を用いたバフ研磨により鏡面仕上げとし、ふっ酸-硝酸混合水溶液 (2% HF+5% HNO₃) により室温において約 5 s 腐食した。ミクロ組織観察は、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて行った。

2.4 引張試験

引張試験では、針状 α 材および等軸 α 材より、ASTM E8¹⁰⁾ に準拠した丸棒引張試験片 (直径 $\phi 10$ mm, 標点間距離 24 mm) を試験片の長さ方向と圧延方向とが一致するように機械加工により作製した。引張試験片の標点間部には、#1500 までのエメリー紙による湿式研磨を施した。引張試験は、容量 98 kN のインストロン型試験機を用いて、室温 (295 K) の大気中で、クロスヘッド速度 8.33×10^{-6} m/s にて行った。ひずみの検出は標点間部に貼付けたひずみゲージおよび読取り顕微鏡を用いた。

2.5 通常疲労試験

通常疲労試験では、フレットング疲労特性と比較するため、針状 α 材および等軸 α 材より、ASTM E466¹¹⁾ に準拠した上記引張試験片と同形状の丸棒疲労試験片を試験片の長さ方向と圧延方向とが一致するように機械加工により作製した。同試験片の標点間部には #1500 までのエメリー紙による湿式研磨後、二酸化シリコン懸濁液を用いてバフ研磨により鏡面仕上げとした。通常疲労試験は、容量 25 kN の電気・油圧式疲労試験機を用いて、室温 (295 K) の大気中で、周波数 10 Hz の正弦波および応力比 $R=0.1$ の引張-引張荷重にて行った。疲労特性は低サイクル疲労寿命領域および高サイクル疲労寿命領域で各試験片を数本破断させ、S-N 曲線を作成し評価した。なお、通常疲労試験にて、繰返し応力を 10^7 回以上かけても破断しない応力を通常疲労限とした。

2.6 フレットング疲労試験

フレットング疲労試験では、針状 α 材および等軸 α 材より、上記通常疲労試験片と同形状の試験片を試験片の長さ方向と圧延方向とが一致するように機械加工により作製した。同試験片の標点間部には #1500 までのエメリー紙による湿式研磨を施した後、幅 3.0 mm および長さ 20 mm の平行部を機械加工により導入し、最終的に平行部を #1000 までのエメリー紙にて長さ方向に湿式研磨を施した試験片を用いた。ブ

リッジ型パッドには、フレットング疲労試験片と同熱処理を施した同材料を用い、パッド接触部 (1.0×5.0 mm) に #1000 までのエメリー紙にて長さ方向に湿式研磨を施した。フレットング疲労試験は、2.5 節で述べた通常疲労試験と同条件および同試験機にて行った。フレットング疲労試験片およびパッドはアセトンで脱脂した後、フレットング疲労試験片とパッドとの接触面が応力軸に対して直交するように設置した。また、パッドの接触面圧は油圧サーボアクチュエータを用いて荷重制御し、本油圧サーボアクチュエータの最大荷重をパッド接触面圧 (153 MPa) とした。なお、フレットング疲労試験にて、繰返し応力を 10^7 回以上かけても破断しない応力をフレットング疲労限とした。

2.7 フレットング疲労き裂伝播速度評価および伝播経路観察

フレットング疲労き裂伝播経路観察に用いたフレットング疲労試験方法、フレットング疲労試験片、パッドの形状およびパッド接触面圧は、2.6 節と同様とした。針状 α 材および等軸 α 材ともに、低サイクル疲労寿命領域にてフレットング疲労破壊した繰返し応力 (511 MPa) を用いた。この場合、異なる試験片を用いて、全フレットング疲労寿命 (N_f) に対するフレットング疲労繰返し数 (N) の割合 (N/N_f) が約 1, 3, 6, 10, 20, 40 および 80% において、フレットング疲労試験をそれぞれ中断した。フレットング疲労き裂伝播経路観察では、試験中断後、試験片を軸方向に切断し、2.3 節と同等の手順にて研磨した。き裂伝播経路観察は、SEM を用いて行った。き裂長さは、SEM にて得られた BMP 画像 (3500 倍, 1024×768 pixel) から画像解析ソフトウェア (Image-Pro plus) を用いて、き裂およびスケールの pixel をそれぞれ測定し、算出した。

2.8 破面観察

通常およびフレットング疲労破断後の試験片から破面部位を切出し、アセトンによる超音波洗浄後、SEM を用いて観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

Fig. 1 に受入れまま材、針状 α 材および等軸 α 材のミクロ組織写真を示す。受入れまま材のミクロ組織は初析 α 相および β 相から構成されており、両相ともに圧延方向に大きく伸張している。受入れまま材の初析 α 相の体積率および平均粒直径はそれぞれ約 61% および $1.4 \mu\text{m}$ で、 β 相領域の体積率および平均粒直径はそれぞれ約 39% および $0.9 \mu\text{m}$ である。

針状 α 材および等軸 α 材のミクロ組織は、それぞれ針状 α 相および球状初析 α 相を呈している。針状 α 材の平均ラス幅は $0.22 \mu\text{m}$ である。等軸 α 材の球状初析 α 相の体積率および平均粒直径はそれぞれ約 30% および $2.3 \mu\text{m}$ であり、 β 相領域の体積率および平均粒直径はそれぞれ約 70% および $2.7 \mu\text{m}$ である。

3.2 引張特性

Fig. 2 に針状 α 材および等軸 α 材の引張強さ、0.2% 耐力および伸びを示す。針状 α 材の引張強さ、0.2% 耐力および伸びは、それぞれ約 1039 MPa, 約 861 MPa および約 7.0% である。等軸 α 材のそれらは、それぞれ約 1086 MPa, 約 935 MPa および約 15% である。このように、針状 α 材の引張

Fig. 1 SEM micrographs of (a) as-received Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe and Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with (b) Widmanstätten α and (c) equiaxed α structures.

Fig. 2 Comparison of mechanical properties of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with (a) Widmanstätten α and (b) equiaxed α structures.

特性は等軸 α 材のそれと比較して劣っている。特に、伸びは、等軸 α 材の場合の約 1/2 である。針状 α 材の引張破断面は、凹凸の激しいやや脆的な破壊形態を呈していた。一方、等軸 α 材の引張破断面は、典型的な延性破壊形態を呈していた。そのため、針状 α 材の伸びは等軸 α 材のそれと比較して著しく低下したと考えられる。

3.3 フレッシング疲労および通常疲労特性

Fig. 3 に針状 α 材および等軸 α 材の通常疲労試験およびフレッシング疲労試験により得られた S-N 曲線を示す。針状 α 材および等軸 α 材の通常疲労限度は、それぞれ 819 MPa および 916 MPa となっている。一方、等軸 α 材および針状 α 材のフレッシング疲労限度は、それぞれ 284 MPa および 347 MPa となっている。すなわち、針状 α 材および等軸 α 材ともに、フレッシング疲労限度は、フレッシング作用により通常疲労限度と比較して 1/3 程度に低下している。この場合の通常疲労に対するフレッシング疲労の低下率は、他の $\alpha+\beta$ 型および β 型チタン合金あるいは他の非鉄金属とほぼ同様の低下率である^{12),13)}。針状 α 材の通常疲労強度は、等軸 α 材のそれと比較して低下し、破断サイクルが 10^5 回以上である高サ

Fig. 3 S-N curves obtained from plain fatigue tests and fretting fatigue tests of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α and equiaxed α structures.

イクル疲労寿命領域においてさらに低下している。また、針状 α 材のフレッシング疲労強度は、等軸 α 材のそれと比較して破断サイクルが 10^5 回以下である低サイクル疲労寿命領域においてやや増加し、高サイクル疲労寿命領域において通常疲労強度と同様に大きく減少している。最大繰返し応力が大きい低サイクル疲労寿命領域では、パッド端部における相対すべり量が多い、すなわち、フレッシング作用が比較的大きいため、両材ともにき裂発生寿命が減少すると考えられる。一般に、チタン合金の通常疲労の場合、等軸 α 組織では、約 $100 \mu\text{m}$ 以上の主き裂は連続的に伝播するのに対して、針状 α 組織では旧 β 粒界およびコロニー粒界にき裂が停留するため段階的に伝播し、き裂伝播抵抗が高くなると報告されている⁷⁾。このため、低サイクル疲労寿命領域において針状 α 材の疲労強度がやや増加したと考えられる。一方、最大繰返し応力が小さい高サイクル疲労寿命領域では、フレッシング作用が比較的小さいため、き裂の発生抵抗の高い等軸 α 材にてその疲労強度が針状 α 材のそれと比較して増加したと考えられる。

以上のことから、フレッシング疲労では通常疲労と比較して、低サイクル疲労寿命領域ではき裂伝播寿命がより支配的になり、高サイクル疲労寿命領域ではき裂発生寿命は減少するが、全疲労寿命の大部分はき裂発生寿命で占められると考えられる。

そこで、き裂伝播寿命がより支配的になると考えられる低サイクル疲労寿命領域にて、フレッシング疲労破壊した繰返し応力 (511 MPa) を選択し、針状 α 材および等軸 α 材において、フレッシング疲労中断試験を行い、フレッシング疲労き裂発生寿命およびき裂伝播速度を測定した。

Fig. 4 に針状 α 材および等軸 α 材のフレッシング疲労中断試験により得られた N/N_f とき裂長さ (試験片表面から深さ方向に成長したき裂) との関係を示す。針状 α 材および等軸 α 材においてフレッシング疲労き裂は、それぞれ約 1% および約 3% の N/N_f にて発生している。この場合、針状 α 材および等軸 α 材のき裂長さは、それぞれ約 $4.1 \mu\text{m}$ および約

Fig. 4 Relationship between crack length, a , and fretting fatigue life ratio, N/N_f , of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α and equiaxed α structures obtained from fretting fatigue tests.

Fig. 5 Relationship between crack propagation rate, da/dN , and crack length, a , of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α and equiaxed α structures obtained from fretting fatigue tests.

7.7 μm である。このことから、針状 α 材において、より早期にフレッティング疲労き裂が発生することがわかる。その後、 N/N_f の増加に伴い、両材のき裂長さは N/N_f に対して直線的に増加する。40% の N/N_f まで針状 α 材および等軸 α 材のき裂長さは、同程度である。しかし、 N/N_f が約 40% 以上になると、針状 α 材のき裂長さは等軸 α 材のそれと比較して著しく増加する。80% の N/N_f における針状 α 材および等軸 α 材のき裂長さは、それぞれ約 272 μm および約 65.8 μm である。

Fig. 5 に針状 α 材および等軸 α 材のフレッティング疲労中斷試験により得られたき裂長さとき裂伝播速度との関係を示す。針状 α 材および等軸 α 材ともに、き裂発生初期において、比較的大きいき裂伝播速度を示す。その後、針状 α 材および等軸 α 材ともに、き裂長さの増加に伴いき裂伝播速度が増減する。き裂長さが約 30 μm 以上における針状 α 材のき裂伝播速度は、著しく増加し、き裂発生初期のそれと同程度となる。一般に、チタン合金の通常疲労において、き裂発生初

Fig. 6 SEM micrographs and schematic drawing of small fatigue crack propagation of fretting crack initiation area of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with (a) Widmanstätten α and (b) equiaxed α structures in low cycle fatigue life region ($\sigma_{\max} = 511 \text{ MPa}$) with a contact pressure of 153 MPa.

期の下限界近傍領域では、き裂先端部における塑性変形領域は疲労破壊に関与する組織単位より小さく、き裂伝播はき裂先端が位置する微視構造に強く支配される。すなわち、マイクロ組織に依存する¹⁴⁾。しかし、針状 α 材および等軸 α 材ともにフレッティング疲労でのき裂発生初期において伝播速度はほぼ同様であるため、マイクロ組織の影響は小さいと考えられる。また、一般に、鉄鋼材料等では、き裂発生初期におけるき裂伝播速度は、フレッティングによる試験片表面に生じる接線力（フレッティングの場合、部分すべりであるため、全体すべりにおける摩擦力と区別するために接線力と定義する）の影響によって大きくなると報告されている^{15),16)}。その後、き裂成長に伴い、フレッティングの影響が小さくなり、き裂伝播速度が小さくなると報告されている³⁾。さらに、フレッティング疲労におけるき裂伝播速度は、ある長さ以上のき裂に成長すると通常疲労におけるそれとほぼ同程度になるとも報告されている^{3),16)}。本研究における針状 α 材でのき裂長さとき裂伝播速度との関係は、これらの報告と一致する。一方、等軸 α 材では、80% の N/N_f において、き裂長さは約 65.8 μm であることから、同じき裂長さ範囲では、まだフレッティングの影響が持続していると考えられる。また、等軸 α 材のき裂伝播速度は、針状 α 材のそれと比較して全体的に大きい。そのため、等軸 α 材のき裂伝播速度は、80% 以上の N/N_f において、ある長さのき裂に成長すると再び同速度は増加し、針状 α 材のそれと比較してより大きいき裂伝播速度で破断に至ると考えられる。

以上のことから、き裂伝播抵抗に優れる針状 α 材は、等軸 α 材と比較して低サイクル疲労寿命領域においてフレッティング疲労強度がやや優れると考えられる。

3.4 フレッティング疲労き裂伝播経路

Fig. 6 に 80% の N/N_f における針状 α 材および等軸 α 材の場合でのき裂発生部近傍における試験片断面の代表的なマイクロ組織写真およびき裂伝播経路の模式図を示す。針状 α 材および等軸 α 材ともに、き裂は試験片表面に対して非常に小さ

Fig. 7 Schematic drawing of fretting fatigue crack initiation.

い角度（約 6.6 度および約 7.1 度）で発生し、その後針状 α 材および等軸 α 材ともに約 57 度で成長する（以後、傾斜き裂と称す）。同き裂が、長さ数十 μm に成長すると、微小偏向しながら試験片に対して垂直方向へ成長する。Fig. 7 にフレッティング疲労におけるき裂発生の様式図を示す^{3),12)}。フレッティング疲労き裂は、試験表面における接線力および押付け応力の影響により、試験片表面に対して非常に小さい角度で発生すると考えられる。その後、き裂の成長に伴い接線力の影響が小さくなることで、同き裂は試験片表面に対して垂直に伝播すると考えられる³⁾。

一般に、針状 α 組織を有する $\alpha+\beta$ 型チタン合金の通常疲労では、等軸 α 組織の場合とは大きく異なり、き裂はコロニーおよび β 相領域内において応力軸に対し約 45 度方向に発生し、コロニーおよび旧 β 粒径まで容易に成長する¹⁷⁾。その後、同き裂伝播は、旧 β 粒界あるいはコロニー粒界において一時的に抑制される¹⁷⁾。その後、き裂は、旧 β 粒界もしくはコロニー粒界を通過すると、急速に伝播する¹⁷⁾。一方、等軸 α 組織を有する $\alpha+\beta$ 型チタン合金の通常疲労き裂は、主に初析 α 粒界および初析 α 粒内で発生する¹⁷⁾。また、hcp 構造である初析 α 相の直径が比較的小さな場合、すべり変形抵抗が向上し、き裂発生抵抗が高くなる¹⁸⁾。さらに、伝播初期においては、き裂は主に 2 個以上隣接する初析 α 相の界面、初析 α 相と $\alpha+\beta$ 相との界面等を通して成長する¹⁹⁾。

針状 α 材および等軸 α 材のパッド接触面近傍ではフレッティング作用により著しい摩耗損傷を生じる (Fig. 6)。なお、針状 α 材および等軸 α 材において、き裂発生サイトを同定することが困難であった。一般に、鉄鋼材料では、フレッティング疲労においても通常疲労と同様にすべり帯や結晶方位等に関与してき裂が発生すると報告されている³⁾。本合金のフレッティング疲労においても上述した通常疲労と同様にすべり帯や結晶方位等の影響下でき裂が発生すると考えられる。その後、針状 α 材では、傾斜き裂は β 相領域および針状 α 相を通過して成長し、等軸 α 材では傾斜き裂が初析 α 相と β 相領域との境界および β 相領域内を通過して成長する (Fig. 6)。一般に、鉄鋼材料では、フレッティング疲労における伝播初期の傾斜き裂は、通常疲労のそれと比較して、伝播する経路に対するマイクロ組織の影響は小さく、接線力による伝播速度の加速が顕著なことから、フレッティング疲労における伝播初期のき裂伝播速度は、通常疲労のそれと比較して高い

Fig. 8 SEM fractographs of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α structure obtained from plain fatigue tests in (a) low cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=959\text{ MPa}$) and (b) high cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=834\text{ MPa}$).

Fig. 9 SEM fractographs of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with equiaxed α structure obtained from plain fatigue tests in (a) low cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=939\text{ MPa}$) and (b) high cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=901\text{ MPa}$).

と報告されている³⁾。本合金のフレッティング疲労においても、伝播初期の傾斜き裂に対するマイクロ組織の影響は小さいと考えられる。その結果、針状 α 材および等軸 α 材のフレッティング疲労では、伝播初期のき裂は、マイクロ組織の影響による偏向は小さく、接線力による伝播速度の加速によってき裂伝播速度が著しく大きくなると考えられる (Fig. 5)。

3.5 き裂発生点近傍の破面形態

Fig. 8 および Fig. 9 に針状 α 材および等軸 α 材における通常疲労試験後の低サイクルおよび高サイクル疲労寿命領域でのき裂発生点近傍の代表的な破面写真をそれぞれ示す。針状 α 材では、低サイクル疲労寿命領域でのき裂発生サイトは試験片表面近傍であるのに対して、高サイクル疲労寿命領域では試験片内部である。等軸 α 材では、針状 α 材の場合と同様に低サイクル疲労寿命領域では試験片表面近傍であり、高サイクル疲労寿命領域では試験片内部である。針状 α 材の破面は、等軸 α 材のそれと比較して各疲労寿命領域においてやや凹凸の著しい破面形態を呈している。高サイクル疲労寿命領域における、Ti-6Al-4V 合金等の $\alpha+\beta$ チタン合金のき裂は、内部で発生する場合があると報告されている^{19)~21)}。針

Fig. 10 SEM fractographs of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with Widmanstätten α structure obtained from fretting fatigue tests in (a) low cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=511$ MPa) and (b) high cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=398$ MPa).

Fig. 11 SEM fractographs of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe with equiaxed α structure obtained from fretting fatigue tests in (a) low cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=511$ MPa) and (b) high cycle fatigue life region ($\sigma_{\max}=398$ MPa).

状 α 材および等軸 α 材ともに同様の傾向を示している。

Fig. 10 および Fig. 11 に針状 α 材および等軸 α 材におけるフレッティング疲労試験後の低サイクルおよび高サイクル疲労寿命領域でのき裂発生点近傍の代表的な破面写真を示す。針状 α 材のき裂発生サイトは、いずれの場合にもき裂発生サイトは、パッド直下における試験片表面から複数の微小き裂が発生・成長し、それらが結合して主き裂になると考えられる。等軸 α 材のき裂発生サイトは、針状 α 材の場合と同様にいずれの場合にも、パッド直下における試験片表面から複数の微小き裂が発生・成長し、それらが結合して主き裂になると考えられる。また、針状 α 材では、等軸 α 材と比較してき裂発生抵抗が低いことに起因して、き裂発生サイトが多数存在することが確認できる。針状 α 材の破面は、等軸 α 材のそれと比較して各疲労寿命領域において凹凸の著しい破面形態を呈している。

針状 α 材および等軸 α 材ともに、フレッティング疲労破壊後の破面において、やや黒い（可視光で反射率が低い）半楕円状の表面き裂が認められている。Fig. 6 に示すように、この領域では試験片表面におけるフレッティング作用により摩耗粉が多量に発生し、摩耗粉がき裂内に入り込んだと考えられる。そのため、微小き裂発生および伝播初期において、くさび効果によりき裂伝播をある程度助長した後、さらに摩耗粉がき裂内に入ることによって、Fig. 12 に示すように酸化物誘起き裂閉口と同様なデブリ誘起き裂閉口²²⁾を示すと考えられ

Fig. 12 Schematic drawing of debris-induced crack-closure effect.

る。Fig. 12 で示した現象は次のようになる。き裂が開き (a)、き裂内に摩耗粉が入り込む (ab 間)。その後、き裂に入り込んだ摩耗粉は圧縮される (bc 間)。そして、き裂が再び開くとさらに摩耗粉がき裂内に入り込む (cd 間)。最終的に、き裂は摩耗粉によって埋められ (ef 間) き裂閉口となる。

その後の比較的長いき裂伝播域では、針状 α 材および等軸 α 材ともに凹凸の少ない通常疲労と同様な破面形態であるこ

とから、同効果の影響はないと考えられる。

以上のことから、針状 α 材および等軸 α 材のフレット疲労では、フレット作用によるき裂発生寿命の減少および伝播初期におけるき裂伝播速度の加速により、全フレット疲労寿命は全通常疲労寿命と比較して著しく低下したと考えられる。

最後に、本研究結果により、フレットを生じる構造物に $\alpha+\beta$ 型チタン合金を使用する場合、低サイクル疲労寿命領域では針状 α 材を用いることが有効であるとの知見を得た。

4. 結 言

$\alpha+\beta$ 型チタン合金の通常疲労強度に影響を及ぼす因子として、ミクロ組織形態に注目し、針状 α 組織を有する Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe 合金 (針状 α 材) を用いて、フレット疲労試験を行い、フレット疲労き裂発生寿命および伝播寿命に及ぼすミクロ組織の影響について等軸 α 組織を有する同合金 (等軸 α 材) のそれらと比較し、調査・検討を行った。その結果、以下の結言を得た。

(1) 針状 α 材および等軸 α 材のフレット疲労では通常疲労と比較して、低サイクル疲労寿命領域ではき裂伝播寿命がより支配的になり、高サイクル疲労寿命領域ではき裂発生寿命は減少するが、全疲労寿命の大部分はき裂発生寿命で占められる。

(2) き裂伝播抵抗に優れる針状 α 材は、等軸 α 材と比較して、低サイクル疲労寿命領域においてフレット疲労強度がやや優れる。

(3) 針状 α 材および等軸 α 材のフレット疲労では、伝播初期のき裂では、ミクロ組織の影響による偏向は小さく、接線力による伝播速度の加速によって伝播速度が著しく大きくなる。

(4) 針状 α 材および等軸 α 材のフレット疲労では、フレット作用によるき裂発生寿命の減少および伝播初期におけるき裂伝播速度の加速により、全フレット疲労寿命は全通常疲労寿命と比較して著しく低下する。

謝 辞

本研究を進めるに当たって試料を提供していただきました JFE スチール株式会社に感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: 鉄と鋼, **76** (1990), 262-269.
- 2) 平川賢爾: 住友金属, **46** (1994), 4-16.
- 3) 武藤睦治: 材料, **46** (1997), 1233-1241.
- 4) 武藤睦治, 許 金泉: トライボロジスト, **47** (2002), 609-615.
- 5) 服部敏雄, 中村真行, 坂田 寛, 渡辺 孝: 日本機械学会論文集 (A 編), **53** (1987), 1500-1507.
- 6) 海老原治, 宮下 悟, 好井健司: 軽金属, **51** (2001), 56-61.
- 7) T. Akahori, M. Niinomi and K. Fukunaga: Metall. Mater. Trans. A, **31A** (2000), 1949-1958.
- 8) 伊藤喜昌, 高島孝弘, 西村 孝: 鉄と鋼, **71** (1985), S1587.
- 9) 新家光雄, 小林俊郎, 稲垣育宏: 鉄と鋼, **73** (1987), 1397-1404.
- 10) ASTM: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E8, (1990).
- 11) ASTM: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, ASTM E466, (1996).
- 12) 角田方衛, 中沢興三, 浜野隆一, 丸山典夫: 金属材料技術研究所研究報告集, **14** (1993), 207-218.
- 13) 西田友久, 水谷淳之介, 武藤睦治, 好井健司, 海老原治, 宮下悟: 軽金属, **49** (1999), 493-498.
- 14) 皆川邦典: 鉄と鋼, **75** (1989), 1104-1111.
- 15) 佐藤豊一, 是枝直樹, 林 利光, 永井正夫: 防衛庁技術研究本部技報, 6687 (1999), 1-17.
- 16) 佐藤建吉, 藤井 孟, 田巻英男: 材料, **33** (1984), 1065-1070.
- 17) 赤堀俊和, 新家光雄, 尾関敦史: 日本金属学会誌, **62** (1998), 952-960.
- 18) 大内千秋, 皆川邦典, 高橋和秀, 小川 厚, 石川 操: NKK 技報, 138 (1992), 17-23.
- 19) 赤堀俊和, 新家光雄, 尾関敦史: 日本金属学会誌, **62** (1998), 140-149.
- 20) 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼, **75** (1989), 707-715.
- 21) 長井 寿, 緒方俊夫, 由利哲美, 石川圭介, 西村 孝, 溝口孝遠, 伊藤喜昌: 鉄と鋼, **72** (1986), 641-648.
- 22) R. A. Antoniou and T. C. Radtke: Mater. Sci. & Eng. A, A237 (1997), 229-240.