

生体用 Ti-5Al-2.5Fe 合金の疲労き裂進展特性に及ぼす ミクロ組織および擬似生体内環境の影響

新家 光雄*・嵯峨 明*²・王 磊*³・福永 啓一*

Effects of Microstructure and Simulated Body Environment on Fatigue Crack
Propagation Behavior of Ti-5Al-2.5Fe for Biomedical Use

Mitsuo NIINOMI, Akira SAGA, Lei WANG and Kei-ichi FUKUNAGA

Synopsis : Fatigue crack propagation behaviors of Ti-5Al-2.5Fe with various microstructure for biomedical use were investigated in air and a simulated body environment, Ringer's solution, in comparison with those of Ti-6Al-4V ELI and SUS 316L stainless steel.

The crack propagation rate, da/dN , of equiaxed α structure is nearly the same as that of Widmanstätten α structure in Ti-5Al-2.5Fe in air when da/dN is related to the nominal cyclic stress intensity factor range, ΔK . Ti-5Al-2.5Fe shows nearly same da/dN as Ti-6Al-4V ELI having equiaxed α structure, but shows a greater one than Widmanstätten α Ti-6Al-4V ELI. Without fine precipitated α , the da/dN of Ti-5Al-2.5Fe tested in air and in Paris regime is nearly equal to, but in threshold regime, greater than that of SUS 316L stainless steel. Fine precipitated α of Ti-5Al-2.5Fe tested in air makes the da/dN in threshold regime nearly equal to, but in Paris regime greater than that of SUS 316L.

When da/dN is related to ΔK , testing in Ringer's solution makes greater the da/dN of both Ti-5Al-2.5Fe and Ti-6Al-4V ELI than that obtained by testing in air. However, when da/dN is related to the effective cyclic stress intensity factor range, ΔK_{eff} , the da/dN of both alloys is nearly the same in air and in Ringer's solution.

Key words: biomaterial; Ti-5Al-2.5Fe; Ti-6Al-4V ELI; SUS 316L; simulated body environment; fatigue crack propagation; stress intensity factor range; crack closure behavior.

1. 緒言

整形外科を中心とした金属系生体用材料としては、ステンレス鋼 (SUS 316L) およびバイタリウム (Co-Cr-Mo 合金) などが多く使用されてきたが、最近では耐食性と生体適合性とに優れた純チタン (Ti) ならびに Ti 合金の使用が増加している。生体用 Ti 系材料としては、純 Ti および Ti-6Al-4V ELI がかなり以前に ASTM 規格に登録^{1,2)}されるなどし、これまでに広く用いられてきている。しかし、両者とも一般構造用からの転用であり、生体用として特別に開発されたものではない。特に、 $(\alpha+\beta)$ 型合金である Ti-6Al-4V ELI 合金は、熱処理性、加工性あるいは溶接性などのバランスに極めて優れおり、構造用 Ti 系材料として広く用いられおり、生体用としても依然として広く用いられてきている。しかし、この合金に含まれる β 安定化元素であるバナジウム (V) の人体への毒性が指摘されている³⁾。そのため、 β 安定化元素の V を鉄 (Fe) あるいはニオブ (Nb) で置換した Ti-5Al-2.5Fe 合金あるいは Ti-6Al-7Nb 合金が生体用インプラント材料として開発された。その後、Ti-5Al-2.5Fe 合金は ISO 規格⁴⁾に、Ti-6Al-7Nb 合金は ISO

規格⁵⁾および ASTM 規格⁶⁾に登録され、生体用としての使用拡大が期待されている。しかし、これらの合金についての種々の特性調査、検討は不十分であり、生体用材料としての使用に当たって重要な特性である疲労特性についても例外ではない。

そこで、本研究では、Ti-5Al-2.5Fe 合金を取り上げ、その疲労特性の一つである疲労き裂進展特性とミクロ組織との関係を調査・研究することとした。その場合、生体用材料は、厳しい腐食環境である生体内で使用されることから、生体内環境中とみなせるリンゲル液中での Ti-5Al-2.5Fe 合金の疲労き裂進展特性についても検討した。なお、生体用インプラント材料として従来から用いられてきている SUS 316L ステンレス鋼および Ti-6Al-4V ELI 合金についても一部同様の検討を行い、疲労き裂進展特性から見た Ti-5Al-2.5Fe 合金の生体用材料としての性能を検討した。

2. 実験方法

本研究での供試材は、Ti-5Al-2.5Fe 合金 (Al: 5.04, Fe: 2.20, O: 0.043, C: 0.008, N: 0.006, bal: Ti, mass%) 圧延丸棒

平成 11 年 11 月 29 日受付 平成 12 年 4 月 3 日受理 (Received on Nov. 29, 1999; Accepted on Apr. 3, 2000)

* 豊橋技術科学大学 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibarigaoka Tempaku-cho Toyohashi 441-8580)

* 2 豊橋技術科学大学大学院生 (現: 日本ゼオン (株)) (Graduate Student, Toyohashi University of Technology, now Nippon Zeon Corp.)

* 3 鳥取大学工学部 (Faculty of Engineering, Tottori University)

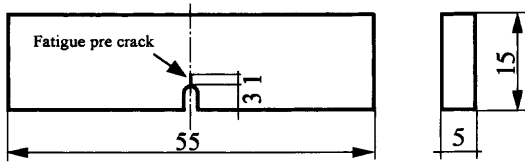


Fig. 1. Geometry of specimens in mm for four-point bending fatigue crack propagation test.

(直径: 20 mm), Ti-6Al-4V ELI合金 (Al: 6.12, V: 4.05, Fe: 0.08, O: 0.07, C: 0.01, N: 0.01, H: 0.0006, bal: Ti, mass%) 圧延丸棒 (直径: 40 mm), および SUS316L (C: 0.01, Si: 0.25, Mn: 0.74, P: 0.032, S: 0.014, Cr: 16.12, Ni: 12.16, Mo: 2.00, bal: Fe, mass%) 圧延丸棒 (直径: 20 mm) である。

Ti-5Al-2.5Fe合金では, 真空中にて受け入れ材に β トランザス (約1223K) 以下の1173Kで3.6ks保持の溶体化処理後空冷 (AC) あるいは水冷 (WQ) し, さらに823Kで7.2ks保持後ACの時効処理を施すことにより等軸 α 組織を, β トランザス以上の1273Kで3.6ks保持の溶体化処理後ACあるいはWQし, さらに823Kで7.2ks保持後ACの時効処理を施すことにより針状 α 組織を各々得た。この場合, 溶体化処理後WQした試料ではACした場合に比べ, その後の時効によって, より微細な α がより多量に析出する。以上の熱処理により等軸 α 組織となる試料で, 溶体化処理後ACした試料をA材, WQした試料をB材とする。また, 針状 α 組織となる試料で, 溶体化後ACした試料をC材, WQした試料をD材とする。また, 比較材である Ti-6Al-4V ELI合金では, Ti-5Al-2.5Fe合金と同様, 真空中にて受け入れ材に β トランザス (約1273K) 以下の1223Kで3.6ks保持の溶体化処理後ACし, 813Kで14.4ks保持後ACの時効処理を施すことにより等軸 α 組織を, β トランザス以上の1323Kで3.6ks保持後ACの溶体化後ACし, 813Kで14.4ks保持後ACの時効処理を施すことにより針状 α 組織を各々得た。この場合, 前者をE材, 後者をF材とする。SUS 316Lでは, 真空中にて, 1323Kで1.8ks処理後ACする焼なまし処理を施した。

以上の各熱処理を施した試料から, Fig. 1に示すように四点曲げ疲労試験片(5×15×55 mm)を機械加工した。各試験片につき長さ1mmの疲労予き裂を導入した後, 容量73.5kNの電気-油圧サーボ試験機を用いて, 荷重波形を正弦波とし, 応力比(R)=0.1, 繰返し速度10Hzで, 室温・大気中および擬似生体内環境であるリンゲル液 (8.6g/l NaCl+0.3g/l KCl) 中にて疲労き裂進展試験を行った。なお, SUS 316Lについては大気中・室温でのみ試験を行った。疲労き裂進展試験は, ASTM E647⁷⁾に準拠し, 高き裂進展速度領域 (き裂進展速度 $da/dN \leq 10$ nm/cycle) では一定荷重の ΔK (応力拡大係数範囲) 漸増試験法を採用し, 低き裂進展速度領域 ($da/dN \leq 1$ nm/cycle) では応力を段階的に減少させていく ΔK 漸減試験法を採用した。き裂閉口挙動は,

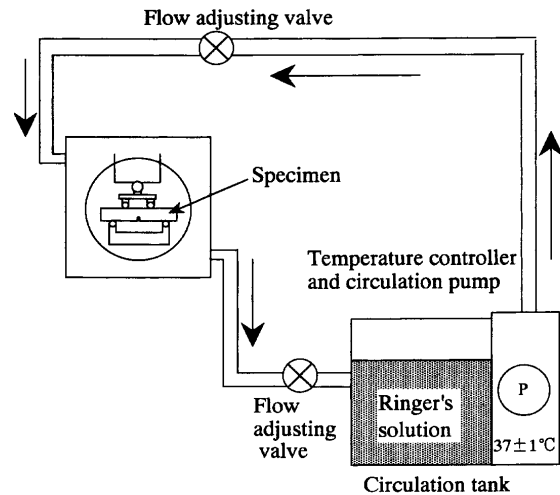


Fig. 2. Schematic illustration of Ringer's solution circulator system.

試験片の背面に貼付したひずみゲージを用いて除荷弾性コンプライアンス法⁸⁾により測定した。また, リンゲル液中での疲労き裂進展試験では, Fig. 2に模式的に示すようにリンゲル液循環装置を疲労試験機に組み込み, リンゲル液を 310 ± 1 Kの一定温度とし, 一定流量で循環させた。

マイクロ組織観察は, 試験後の試験片から小片を切り出し, 耐水ペーパーによる研磨およびその後のバフ研磨により鏡面仕上げとし, Ti-5Al-2.5Fe合金およびTi-6Al-4V ELIでは(3% HF+10% HNO₃)水溶液で, SUS 316Lでは, (6.25% FeCl₂+18.75% HCl)水溶液で腐食後, 光学顕微鏡で行った。

き裂進展経路の観察は, 疲労き裂進展方向に平行に疲労破面中央を切断し, 断面を耐水ペーパーによる研磨およびその後のバフ研磨により鏡面仕上げとし, (3% HF+10% HNO₃)水溶液にて腐食後, 光学顕微鏡にて行った。その際, 実際にき裂が進展した長さである有効き裂長さ(a_{eff})と見かけのき裂進展長さ(a)との比⁹⁾も求めた。

破面粗さおよび二次き裂を含めた破面の観察は, 走査型電子顕微鏡 (SEM) にて行った。

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

Fig. 3にTi-5Al-2.5Fe合金の各熱処理でのマイクロ組織を示す。A材およびB材は β トランザス温度以下の α + β 域での溶体化処理により等軸 α 組織を, C材およびD材は β トランザス温度以上の β 域での溶体化処理により針状 α 組織を呈している。さらに, 溶体化処理後水冷処理を施したB材およびD材では, 微細 α が等軸または針状初析 α 周りの β 相内に析出していることが確認できる。なお, A材およびB材の等軸初析 α 相の体積率は各々73%および43%であった。

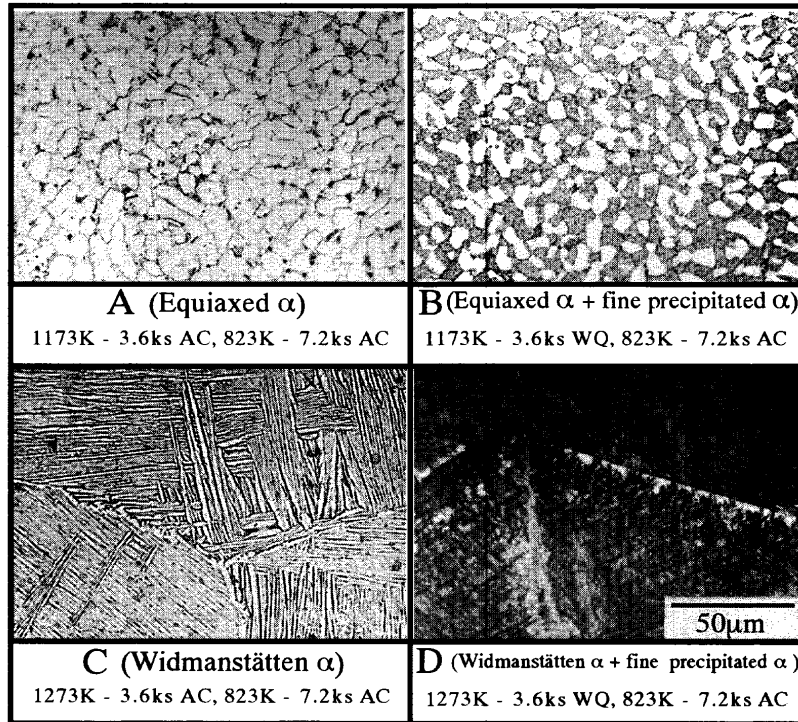


Fig. 3. Light micrographs of Ti-5Al-2.5Fe conducted with various heat treatments. AC and WQ indicate air cooling and water quenching, respectively.

比較材であるTi-6Al-4V ELI合金でも熱処理工程で意図したように等軸 α 組織 (E材) および針状 α 組織 (F材) が得られた。この場合, E材の等軸初析 α 相の体積率は40%であった。また, オーステナイト系ステンレス鋼であるSUS316Lでは, 焼なまし処理により均一なオーステナイト組織が得られた。

3・2 大気中での疲労き裂進展特性

3・2・1 疲労き裂進展速度 (da/dN) と公称繰返し応力拡大係数範囲 (ΔK) との関係

Fig. 4に大気中でのTi-5Al-2.5Fe合金およびTi-6Al-4V ELI合金の da/dN と ΔK との関係を示す。なお, 同図には da/dN と公称有効応力拡大係数範囲 (ΔK_{eff}) との関係も示しているが, これについては別節で述べる。図から明らかなように, da/dN - ΔK 関係は, da/dN が10 nm/cycle以上の領域ではほぼ直線となり, パリス則が成立している。(以下, パリス領域と記述する。) これに対し, da/dN が10 nm/cycle以下の領域では, da/dN が急激に低下し, 下限界値に達する挙動を示している (以下, 下限界領域と記述する)。

Fig. 4に示したTi-5Al-2.5Fe合金の等軸 α 組織のA材および針状 α 組織のC材の da/dN の比較では, パリス領域および下限界領域の両領域で, ほぼ同程度となる da/dN を示している。また, Ti-5Al-2.5Fe合金の微細な α が析出している等軸 α 組織のB材および針状 α 組織のD材の da/dN の比較では, パリス領域ではほぼ同程度の da/dN であるが, 下限界領域ではD材の da/dN が若干小さくなる傾向を示している。また, 微細初析 α を有するB材およびD材の

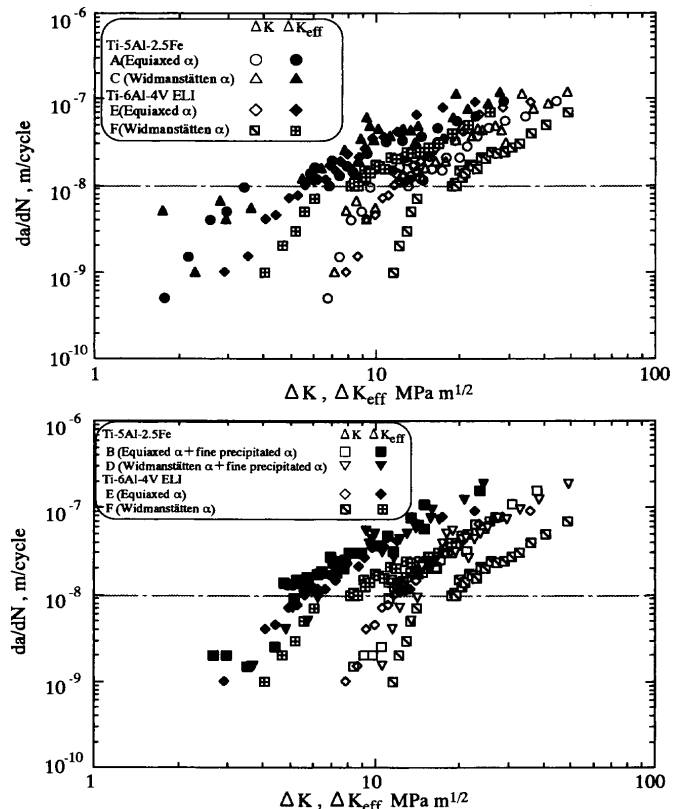


Fig. 4. Fatigue crack growth rate, da/dN , as a function of nominal cyclic stress intensity factor range, ΔK , and effective cyclic stress intensity factor range, ΔK_{eff} , in variously heat-treated Ti-5Al-2.5Fe and Ti-6Al-4V ELI.

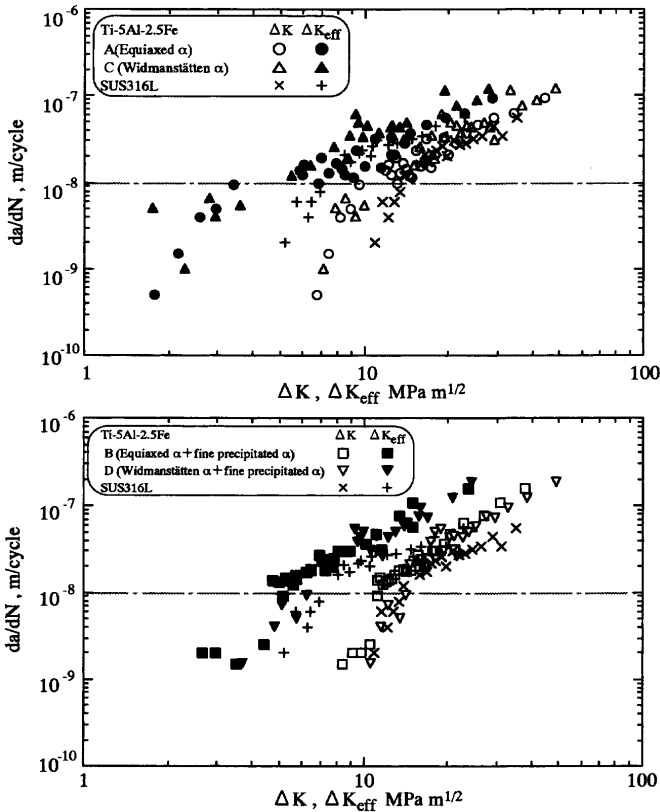


Fig. 5. Fatigue crack growth rate, da/dN , as a function of nominal cyclic stress intensity factor range, ΔK , and effective cyclic stress intensity factor range, ΔK_{eff} , in variously heat-treated Ti-5Al-2.5Fe and SUS316L.

da/dN は、微細初析 α を有しないA材およびC材のそれと比較するとパリス領域では同程度であるが、下限界領域ではやや小さくなる。

Ti-5Al-2.5Fe合金の各ミクロ組織の da/dN は、パリス領域および下限界領域の両領域でTi-6Al-4V ELI合金の針状 α 組織を呈するF材のそれよりも大きくなる傾向を示すが、特にパリス領域ではTi-6Al-4V ELI合金の等軸 α 組織を呈するE材のそれとほぼ同程度となる傾向を示している。一般にチタン合金では、針状 α 組織がより優れた疲労き裂進展抵抗を示す。これは、針状 α 組織では、マイクロクラックの形成のために特有のジグザグ状および枝分かれを伴ったき裂進展経路が現れ、き裂先端での繰返し有効応力拡大係数範囲(ΔK_{eff})が直線状のき裂進展経路に比べ低くなるのが原因であると言われている⁹⁾。また、ジグザグ状にき裂が進展するために、直線状にき裂が進展する場合に比べ、より多くのき裂進展エネルギーを必要とすることもその一因と考えられている⁹⁾。後者の考察は、本研究でのTi-6Al-4V ELI合金にはあてはまるが、Ti-5Al-2.5Fe合金についてはあてはまらない。

Fig. 5に大気中でのTi-5Al-2.5Fe合金およびSUS316Lの da/dN と ΔK との関係を比較する。なお、この場合にも da/dN と ΔK_{eff} との関係が示してあるが、これについても後節で述べる。Ti-5Al-2.5Fe合金のA材およびC材の da/dN

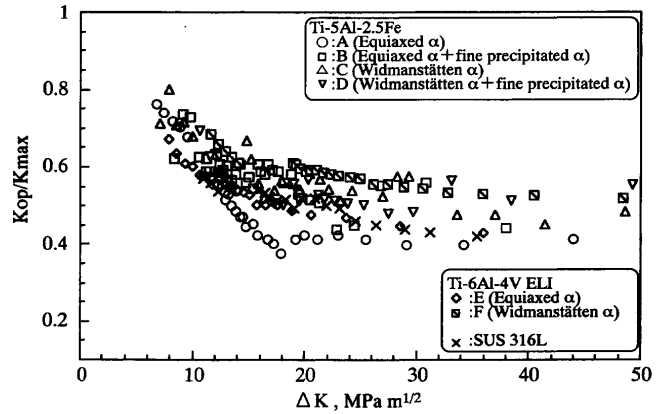


Fig. 6. Crack closure behavior of variously heat treated Ti-5Al-2.5Fe, Ti-6Al-4V ELI and SUS 316L.

は、パリス領域で、B材およびD材の da/dN は下限界領域でSUS316Lのそれらとほぼ同程度となる。それ以外の ΔK 範囲ではSUS 316Lの da/dN の方が、Ti-5Al-2.5Fe合金のそれよりも小さくなる傾向にある。

3.2.2 き裂閉口挙動

Fig. 6にき裂開口時の応力拡大係数(K_{op})とその時の最大応力拡大係数(K_{max})との比を ΔK で整理した結果を示す。この場合、 K_{op}/K_{max} の値が大きいほどき裂が閉口しにくい傾向となる。Ti-5Al-2.5Fe合金の等軸 α 組織のA材と針状 α 組織のC材との比較では、C材の場合にき裂がより閉口しにくい傾向を示している。このことは、Ti-6Al-4V ELI合金でも同様である。等軸 α 組織では、き裂がほぼ直線的に進展し、平坦な破面形態であったことから、き裂が閉口しやすいと言える。一方、針状 α 組織では、き裂が偏向してジグザグに進展し、凹凸の激しい破面形態となっていたことから、破面粗さに起因するき裂上下面のミスマッチにより、等軸 α 組織に比べ、き裂が閉口しにくいと考えられる。Ti-5Al-2.5Fe合金の微細析出 α が析出している等軸 α 組織のB材と針状 α 組織のD材との比較では、ほぼ同程度のき裂閉口挙動を示している。また、SUS 316Lのき裂閉口程度はTi-5Al-2.5Fe合金の等軸 α 組織を示すA材に比べ大きい、その他の場合に比べ小さい。

3.2.3 き裂進展速度(da/dN)と繰返し有効応力拡大係数範囲(ΔK_{eff})との関係

き裂閉口の測定結果を用いて、 da/dN を ΔK_{eff} で整理した結果を前掲のFig. 4およびFig. 5に示した。Ti-5Al-2.5Fe合金で等軸 α 組織を呈するA材と針状 α 組織を呈するC材の da/dN は、下限界領域では同程度であるが、パリス領域ではA材の da/dN がC材のそれよりも若干小さくなる傾向を示している。また、Ti-5Al-2.5Fe合金の微細析出 α が析出している等軸 α 組織のB材と針状 α 組織のD材との比較では、下限界領域にて、D材の da/dN が若干小さくなる傾向を示している。Ti-5Al-2.5Fe合金の各ミクロ組織の da/dN は、パリス領域および下限界領域の両領域で、

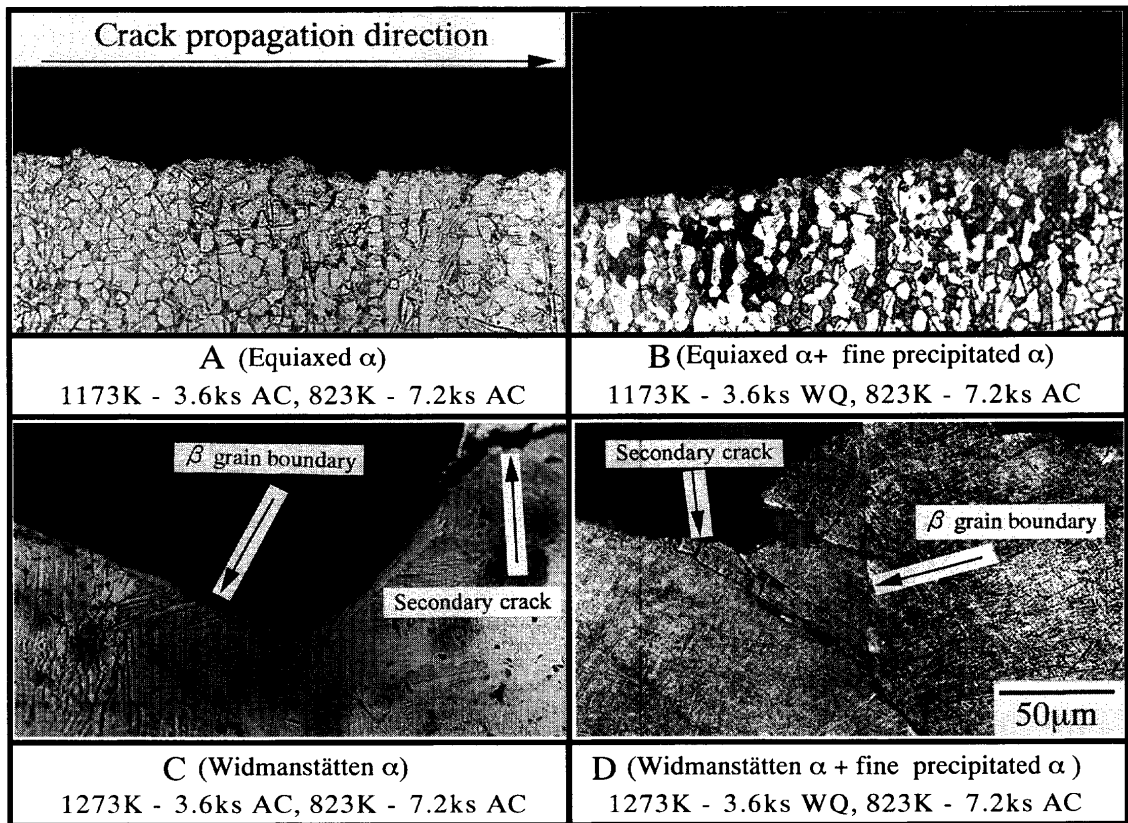


Fig. 7. Crack path morphologies of variously heat treated Ti-5Al-2.5Fe in Paris' region.

Ti-6Al-4V ELI合金のF材のそれよりも大きくなる傾向を示すが、パリス領域ではTi-6Al-4V ELI合金のE材のそれと同程度となる傾向を示している。また、Ti-5Al-2.5Fe合金の da/dN はSUS 316 Lのそれと比較して、全体的により大きい傾向であるが、Ti-5Al-2.5Fe合金の微細 α の析出量の少ないA材およびC材に対しては特に下限領域で、微細析出 α 量の多いB材およびD材に対しては特にパリス領域でこの傾向が強い。

3.2.4 き裂進展経路

各試料のき裂進展経路を観察した結果をFig. 7に示す。Ti-5Al-2.5Fe合金の等軸 α 組織のA材では、き裂は初析 α 粒内および粒界を進展している。これはA材とマクロ的に同一な組織であるTi-5Al-2.5Fe合金のB材およびTi-6Al-4V ELI合金のE材でも同様である。ただし、微細析出 α 粒をより多く有するTi-5Al-2.5Fe合金のB材では、き裂は微細析出 α 粒領域（焼入れ時の β 相領域）を優先して進展する傾向がより強い。一方、Ti-5Al-2.5Fe合金の針状 α 組織のC材では、き裂は針状 α 粒界や旧 β 粒界で著しく偏向しながら進展している。これらの現象はC材とマクロ的に同一な組織であるTi-5Al-2.5Fe合金のD材およびTi-6Al-4V ELI合金のF材でも同様である。ただし、針状 α がより微細かつ高温 β 相中の微細析出 α 粒をより多く有するTi-5Al-2.5Fe合金のD材では、C材と比べてき裂偏向の程度が低い。

き裂の偏向の他に、2次き裂が観察されている。この2

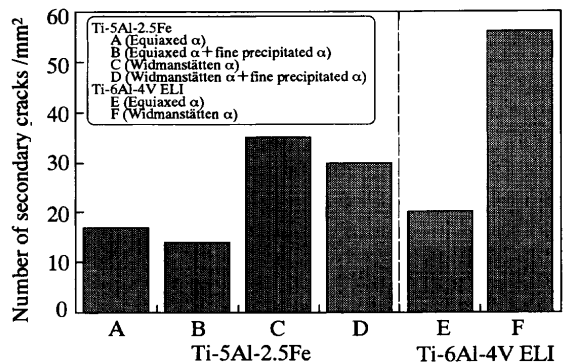


Fig. 8. Number of secondary cracks per unit area in Paris' region in variously heat-treated Ti-5Al-2.5Fe and Ti-6Al-4V ELI.

次き裂の形成は、き裂の偏向とともにき裂進展抵抗が増大する要因の一つであるといえる。そこで、各試料について、2次き裂の単位面積あたりの個数を破断面のSEM写真より計測した。その結果をFig. 8に示す。2次き裂の発生によって、き裂先端での応力緩和が生じるため、主き裂を進展させる駆動力が低下すると考えられる。また、主き裂の進展遅延効果として2次き裂進展による三次元的な応力緩和が考えられる¹⁰⁾。Ti-6Al-4V ELI合金の針状 α 組織のF材では、比較的長い2次き裂が観察されていた。この場合の2次き裂の個数は他に比べもっとも多くき裂進展への抵抗がかなり大きいと考えられる。また、同合金の等軸 α 組織であるE材でも2次き裂が観察されたが、初析 α 粒徑

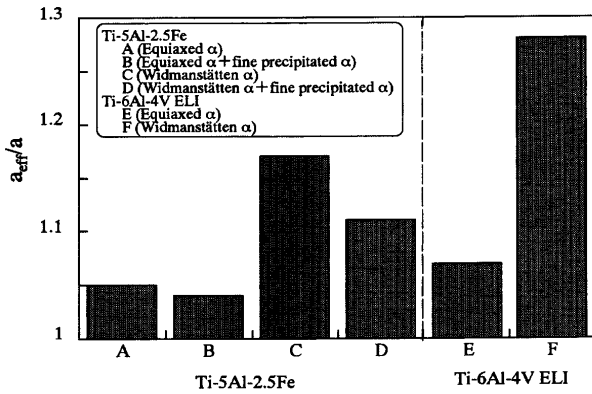


Fig. 9. a_{eff}/a of fracture surface in Paris' region in variously heat-treated Ti-5Al-2.5Fe and Ti-6Al-4V ELI.

(約10 μm) 程度の比較的短い2次き裂で、F材よりも個数が少なく、き裂進展抵抗増大の寄与がより小さいと考えられる。Ti-5Al-2.5Fe合金でも同様な傾向を示しているが、Ti-6Al-4V ELI合金に比べて、2次き裂の個数が少ない。また、微細析出 α を有するTi-5Al-2.5Fe合金のB材およびD材では、A材およびC材に比べて、この方法で検出された2次き裂の個数が少ない。

3.2.5 破面粗さ

a をき裂進展経路を荷重軸と垂直に投影した長さとし、その a に対し実際にき裂が進展した長さを a_{eff} とすると a_{eff}/a の値が大きいほど破面の凹凸が激しくなる傾向がある。

そこで各試料の破面につき、 a_{eff}/a の値を評価し、Fig. 9に示す。マクロ的に同一な等軸 α 組織を有するTi-5Al-2.5Fe合金のA材およびB材、ならびにTi-6Al-4V ELI合金のE材では、 a_{eff}/a の値は1.05前後で、ほぼ平坦な破面であることがわかる。これに対して、マクロ的に同一な針状 α 組織を呈するTi-5Al-2.5Fe合金のC材およびD材、ならびにTi-6Al-4V ELI合金のF材では、 a_{eff}/a の値が1.1~1.3となり等軸 α 組織を呈する各材料に比べかなり大きく、き裂進展過程において、き裂の偏向がより大きく、破面がより粗いことがわかる。また、 a_{eff}/a はTi-6Al-4V ELI合金の場合に比べTi-5Al-2.5Fe合金でより小さいこともわかる。

3.2.6 き裂進展速度に及ぼすき裂偏向、2次き裂および破面粗さの影響

ここでは、Ti-6Al-4V ELI合金およびTi-5Al-2.5Fe合金の等軸 α および針状 α 組織でのき裂進展速度の傾向に違いが見られた点につき、き裂閉口挙動をもたらすき裂偏向および破面粗さ、さらには応力集中を緩和させる2次き裂の形成から考察する。Ti-6Al-4V ELI合金では、公称繰返し応力拡大係数範囲で整理した場合、針状 α 組織でよりき裂進展速度が小さくなり、公称繰返し応力拡大係数範囲で整理した場合でもき裂進展速度の両組織での差は小さくなるものの針状 α 組織でのき裂進展速度がより小さい傾向となることが一般に知られており、本研究でもその傾向となっ

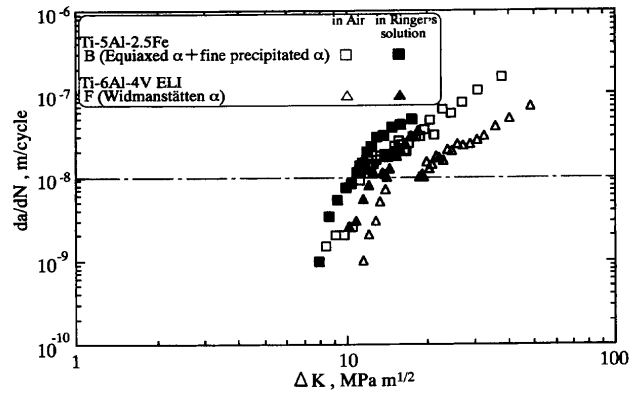


Fig. 10. Fatigue crack growth rate, da/dN , as a function of nominal cyclic stress intensity factor range, ΔK , in Ti-5Al-2.5Fe conducted with B process and Ti-6Al-4V ELI conducted with F process in air and Ringer's solution.

た。これは、き裂の偏向および破面粗さが針状 α 組織でより大きく、き裂閉口現象がより顕著になること、かつ2次き裂の形成による応力集中の緩和およびき裂偏向によるき裂先端での繰返し有効応力拡大係数範囲の低下も針状 α 組織でより大きいことが原因とされている。ところが、本研究でのTi-5Al-2.5Fe合金では、公称繰返し応力拡大係数範囲で整理した場合等軸 α 組織 (A材) および針状 α 組織 (C材) でほぼ同程度のき裂進展速度となり、有効繰返し応力拡大係数範囲で整理した場合特にパリ領域で針状 α 組織でのき裂進展速度がより大きくなる傾向を示した。Ti-5Al-2.5Fe合金の場合でも、き裂閉口挙動、2次き裂の形成量およびき裂の偏向程度は針状 α 組織でより大きくなっていった。にもかかわらず、同上の傾向が認められていることから、Ti-5Al-2.5Fe合金では、針状 α 組織でのき裂の偏向、2次き裂の形成量および破面粗さがより小さく (Fig. 8およびFig.10)、き裂閉口やき裂先端での応力集中の緩和程度がより小さくなっていると考えられる。このことは、Ti-5Al-2.5Fe合金でのき裂閉口挙動 (Fig. 6) からは支持しにくい、2次き裂の形成量および破面粗さの測定結果からは支持される。しかし、き裂閉口の測定精度はそれほど高くないことを考慮すれば、やはり、上述のき裂閉口およびき裂先端での応力集中の緩和程度が、Ti-5Al-2.5Fe合金の針状 α 組織で、Ti-6Al-4V ELI合金に比べより小さいことが支持される。このほか、Ti-5Al-2.5Fe合金の本質的なき裂進展傾向であることも上記原因の一つであると考えられるが、この点に関してはさらに検討を要する。

3.3 擬似生体内環境中での疲労き裂進展特性

Fig.10およびFig.11は、Ti-5Al-2.5Fe合金のB材およびTi-6Al-4V ELI合金のF材につきリングル液中で測定した da/dN と ΔK および ΔK_{eff} との関係を示す。また、比較のために大気中における同関係も同図に併記した。この結果から、 ΔK で整理した場合、いずれの場合にもリングル液中における da/dN は、大気中の da/dN よりも大きくなる傾向

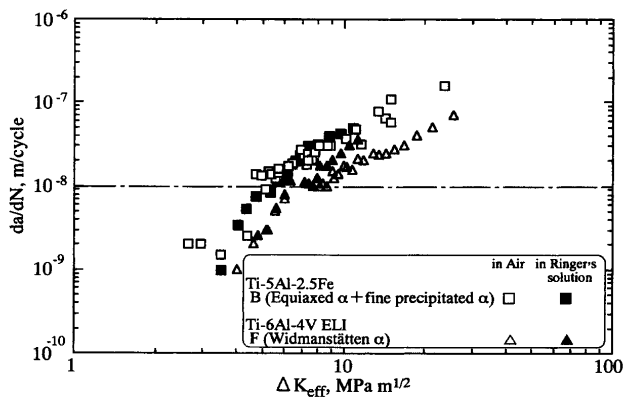


Fig. 11. Fatigue crack growth rate, da/dN , as a function of effective cyclic stress intensity factor range, ΔK_{eff} , in Ti-5Al-2.5Fe conducted with B process and Ti-6Al-4V ELI conducted with F process in air and Ringer's solution.

を示し、特にパリス領域では顕著に現れている。しかし、 da/dN を ΔK_{eff} で整理した場合には、リングル液中における両者の da/dN は、下限界領域およびパリス領域の両領域で、大気中の da/dN とほぼ同程度となっている。破面形態の観察、2次き裂の数および破面粗さの測定結果では、各マイクロ組織全体としては、リングル液中および大気中でのそれらに大きな相違は見られなかった。しかし、各マイクロ組織について詳細に見ると、Ti-5Al-2.5Fe合金の針状組織材(C材およびD材)およびTi-6Al-4V ELI合金の針状組織(F材)では、リングル液中での2次き裂の数が大気中に比べ少なく、後者では、リングル液中での a_{eff}/a の値が大気中に比べ小さくなっていった。さらに、き裂閉口挙動においては、リングル液中の方が大気中よりもき裂閉口効果が低減していた。このことから、リングル液中では、破面が腐食溶解したために大気中での破面よりも平坦となり、き裂閉口効果が低減したと考えられる。このことは、Ti-6Al-4V ELI合金の場合にも指摘されている¹¹⁾。またリングル液による潤滑作用により、き裂がより開口しやすくなるとも考えられるが、これらのメカニズムについてはさらに詳細な検討を要する。

なお、リングル液中および大気中での生体用ステンレス鋼SUS 304およびSUS 329J4L、生体用純チタン(TP35H)ならびに生体用Ti-6Al-4V合金の da/dN の測定がNakajimaらによってなされている¹²⁾。それによると、SUS 329J4L、純チタンおよびTi-6Al-4Vの da/dN は大気中およびリングル液中で変化ないが、SUS 304では ΔK が25 MPa以上での da/dN がリングル液中でより大きくなるとされている。さらに、 da/dN を ΔK で整理すると純チタン、Ti-6Al-4V、SUS 304およびSUS 329J4Lの順に da/dN は小さくなるが、 da/dN を $\Delta K_{eff}/E$ (E : ヤング率)で整理するとTi-6Al-4Vお

よび純チタンの da/dN がステンレス鋼のそれよりも小さくなることも報告されている。本研究では、SUS 316Lのリングル液中での da/dN の評価は行っていない。SUS 316Lに関してNakajimaら¹²⁾と類似したリングル液中での da/dN の傾向が推測されるが、この点に関しては今後詳細な検討を進め報告したい。

4. 結言

生体用材料としての適用可能性のあるTi-5Al-2.5Fe合金につき、疲労き裂進展特性とマイクロ組織との関連について調査し、さらに疲労き裂進展特性に及ぼす擬似生体内環境の影響について検討した。その結果を以下に示す。

(1) Ti-5Al-2.5Fe合金は、大気中でのき裂進展速度を公称繰返し応力拡大係数範囲(ΔK)で整理した場合、等軸 α 組織と針状 α 組織でほぼ同程度のき裂進展速度を示す。これらは、Ti-6Al-4V ELI合金の等軸 α 組織のそれとほぼ同程度であるが、針状 α 組織のそれよりも大きくなる傾向を示す。

(2) ΔK で整理したTi-5Al-2.5Fe合金の大気中でのき裂進展速度は、パリス領域ではSUS 316Lステンレス鋼とほぼ同程度の値を示すが、下限界領域ではSUS 316Lステンレス鋼よりも大きくなる。

(3) Ti-5Al-2.5Fe合金およびTi-6Al-4V ELI合金の各マイクロ組織のき裂進展速度は、公称繰返し応力拡大係数範囲で整理した場合大気中に比べリングル液中で大きくなるが、有効応力拡大係数範囲で整理した場合両環境で同程度になる。

最後に、実験試料の提供等本研究にご協力いただいた住友金属工業(株)ならびに大同特殊鋼(株)に感謝いたします。また、本研究の一部は(財)軽金属奨学会ならびに(財)東海産業技術振興財団研究助成金によって行われたことを記し感謝申し上げます。

文 献

- 1) ASTM F67-89, (1994), 7.
- 2) ASTM F136-82, (1994), 23.
- 3) T.Sato: *Met. Technol.*, **12** (1992), 25.
- 4) ISO 5832-10, (1994).
- 5) ISO 5832-11, (1994).
- 6) ASTM F1295-92, (1992).
- 7) ASTM E647-95a, (1997), 557.
- 8) J.F.McCarver and R.O.Ritche: *Mater. Sci. Eng.*, **55** (1982), 63.
- 9) K.Minagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 1104.
- 10) S-D.Choi, H.Misawa, K.Akita and S.Kodama: *J. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **63** (1997), 2389.
- 11) M.Sumita and N.Maruyama: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1854.
- 12) M.Nakajima, T.Shimizu, T.Kanamori and K.Tokaji: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **21** (1998), 35.