純チタンの疲労寿命と疲労中の機械的性質および 転位組織変化との関係[†]

赤堀 俊和^{††} 新家 光雄 福永 啓一

豊橋技術科学大学生産システム工学系

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 12 (1999), pp. 1527-1534

Relationship between Fatigue Life, Changing of Mechanical Properties and Dislocation Structure during Fatigue in Pure Titanium

Toshikazu Akahori^{††}, Mitsuo Niinomi and Kei-ichi Fukunaga

Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Toyohashi 411-8580

Mechanical properties, dislocation structure, fatigue strength and fatigue crack initiation characteristics were investigated at various fatigue steps in pure titanium having equiaxed α and Windmanstätten α structures. Relationship between fatigue life and the above mentioned factors was also studied.

In pure titanium with both structures, long fatigue crack propagation life strongly affects fatigue strength and this life occupies total fatigue life as compared with small fatigue crack initiation and propagation life. The mechanical properties, that is, 0.2% proof stress and hardness tend to increase obviously according to the fatigue steps particularly at the early stage of the low cycle fatigue (LCF) region, whereas elongation shows the reverse trend. The hardness far from the specimen surface is smaller than that near the specimen surface at the early stage. Hardness of both areas becomes however nearly equal each other at the later stage. The reason why those phenomena occurred would be that increment of dislocation density near the specimen surface is larger than that far from the specimen surface at early stage and the dislocation density of both areas saturates at later stage, becoming similar. Dislocations in pure titanium with both structures form equiaxial dislocation cell structure. The dislocation structure at each fatigue step has a correlation with the fatigue life under constant maximum cyclic stress.

(Received May 14, 1999; In Final Form September 29, 1999)

Keywords: pure titanium, fatigue life, fatigue crack initiation and propagation, mechanical properties, substructure

I. 緒 言

チタン合金は、力学的特性および生体親和性のバランスに優れており、生体内で最も過酷な条件を要求される人工骨および人工股関節等のインプラント材として多く用いられ、医療業界で幅広い応用が期待されている。また、人工股関節を例に挙げると、それには通常体重の数倍の負荷が繰返し掛かり、その負荷の繰返しは、年間に約 1×10^6 回起こると言われている⁽¹⁾。そのため、その部位には、繰返し負荷により損傷が蓄積され、その結果、単発荷重などにより破壊することが考えられる。そのため、疲労等による損傷を自己修復する生体組織(骨)に比べ、自己修復できず損傷を蓄積し続ける金属材料では、骨より大きな強度が要求される。しかしなが

ら、骨の弾性率と金属材料のそれとがかなり異なると、弾性変形時に骨と部位との界面で剥離が起こり、破壊することが予想される。このことから、他の生体用材料より、低弾性率を有する純チタンおよびチタン合金⁽²⁾は、生体用材料として最も優れた材料であると言える。中でも、Ti-6Al-4V ELI 合金⁽³⁾および Ti-6Al-7Nb 合金⁽⁴⁾で代表される $\alpha + \beta$ 型チタン合金が生体用材料として主に用いられている。また、最近では、より低弾性率を有する β 型チタン合金が開発⁽⁵⁾され、次世代の生体用材料として期待されている。

このようなことから、インプラント材として用いられる生体用材料の力学的特性、特に疲労特性を把握することは重要であり、また、疲労損傷過程における力学的特性およびミクロ組織の変化を関係づけることは、疲労を受けた材料の余寿命予測の情報を与え、さらに、インプラント材の破壊に対する安全性を向上させる上で重要であると考えられる。そこで、著者らは、これまでに生体用 Ti-6Al-4V ELI 合金について、疲労損傷過程における力学的特性および転位組織変化を検討し、力学的特性の変化と疲労寿命との関係にある程度

[†] 1998年9月および1999年3月の日本金属学会秋期および春期大会において一部発表

^{††} 豊橋技術科学大学大学院生(Graduate Student of Toyohashi University of Technology)

明確にした。しかし、転位組織の変化と疲労寿命との関係は、定性的にはある程度説明できたものの定量的に関連づけることは困難であった。Ti-6Al-4V ELI 合金のマイクロ組織が $\alpha+\beta$ 二相混合組織と複雑で、かつ微細であることがその障害と考えられた。

そこで、本研究では、より単純な組織を有する純チタンに種々の熱処理を施し、マイクロ組織を等軸 α および針状 α 組織に変化させた試料の疲労き裂発生特性試験を行い、次いで同試料を種々の最大繰返し応力で破壊に至る前の種々のサイクル数にて疲労させた後、引張試験、硬さ試験および転位組織観察を行い、各特性と疲労寿命との関係についての調査を行った。

II. 実験方法

1. 供試材

供試材には、純チタン(Fe:0.1, O:0.08, C:0.03, N:0.02, bal:Ti, mass%)圧延板材(厚さ3mm)を用いた。この受け入れ材を β トランザス(約1173K)以下の1023Kにて3.6ks焼鈍後、炉冷(FC)により比較的粗大な等軸 α 組織の試料を、1023Kにて3.6ks焼鈍後、空冷(AC)し、二次再結晶処理⁽⁶⁾(1223K-0.42ks-AC $\times$ 2回, 1203K-86.4ks-FC)を施すことにより比較的粗大な針状 α 組織の試料を得た。なお、以上の熱処理および熱処理後の冷却はすべて真空中(真空度:1.1mPa)にて行った。

2. 試験片

上記熱処理材より、厚さ2.0mm、幅2.0mm、平行部長さ12mmの疲労試験片を圧延材の圧延方向と試験片の長さ方向とが一致するように機械加工した。

3. 疲労試験

疲労試験は、各熱処理を施した上記試験片につきインストロン型電気油圧式疲労試験機により、大気中において応力比(R)=0.1、周波数(f)=10Hzにて行った。試験片表面は、表面状態を一定にするためにエメリー紙による湿式研磨後、バフ研磨による鏡面仕上げとした。

4. 疲労き裂発生および伝播特性試験

疲労き裂発生特性試験は、上記疲労試験片と同様の試験片、試験機および試験条件にて、後述する一定繰返し応力にて行った。微小き裂発生および進展過程を連続的に観察するため、種々の応力繰返し数にて試験機を止め、試験片表面のレプリカを採取した。採取したレプリカを真空中で白金蒸着し、光学顕微鏡で観察した。

5. ミクロ組織観察

ミクロ組織は、種々の熱処理を施した試料につき、エメリー研磨紙による湿式研磨およびバフ研磨による鏡面仕上げ

後、0.5%フッ酸水溶液に浸漬し、腐食した面につき光学顕微鏡を用いて観察した。

6. 各疲労段階における力学的特性の評価

疲労試験より得られた $S-N$ 曲線より低サイクル疲労域における最大繰返し応力 σ_1 を決定し、その各応力における破断までの間のサイクル数を3~5点選択し、その点において次に記述する各試験を行い各力学的特性を調査した。

(1) 引張試験

引張試験は、各疲労段階の、すなわち種々の疲労条件で疲労させた試験片を用いて、疲労試験と同じ試験機により、クロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/sにて、室温で行った。ひずみの検出には、試験片の標点間に取り付けたクリップゲージおよび直接試験片に取り付けた箔ひずみゲージを使用した。

(2) 硬さ試験

各疲労段階の試験片につき、ビッカース硬さ計を用いて、荷重98Nにて、試験片表面近傍および内部の硬さを測定した。疲労後の試験片中央部より長さ方向に対して垂直に放電加工機により切り出した(2.0mm $\times$ 2.0mm $\times$ 1.5mm)試料を、樹脂に埋め込んだ後、エメリー研磨紙による湿式研磨を施した。なお、切断面における試料表面近傍から中心部にかけての硬さ測定は、同一箇所における複数の測定が困難であるため、同条件で疲労試験片を数本用意し硬さの変化を測定した。

(3) 転位組織観察

各疲労段階の試験片から、放電加工機にて、寸法2.0mm $\times$ 2.0mm $\times$ 1.5mmの試料を切り出し、さらに同様にしてその試料の表面近傍部および内部から厚さ約350 μ mの試料を切り出した。これらの試料を、6%過塩素酸、34%ブタノールおよび60%メタノールからなる電解液を用い、243Kにおいて双極ジェット電解研磨し、TEM箔を作製した。転位組織観察は、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて行った。

III. 実験結果および考察

1. ミクロ組織

Fig. 1に β トランザス以下で焼鈍後、炉冷および空冷し、さらに二次再結晶処理を施した時の純チタンのミクロ組織を示す。 β トランザス以下の温度での焼鈍ではFig. 1(a)に示す等軸 α 組織が得られる。この場合、平均 α 粒直径は約250 μ mであった。これに対して、 β トランザス以下で焼鈍・空冷後、二次再結晶処理では、Fig. 1(b)に示す比較的粗大な針状 α 組織が得られる。この組織では、粗大な旧 β 粒内に同一成長方位の伸張 α 粒を有しており、その直径は約300 μ m(長軸と短軸の長さの平均値)であった。

2. 疲労強度特性

Fig. 2に本純チタンの等軸 α および針状 α 組織での $S-N$ 曲線を示す。なお、本研究では、繰返し応力を 10^7 回以上か

Fig. 1 Light micrographs of pure titanium conducted with various heat treatments.

Fig. 2 S-N curves of pure titanium conducted with various heat treatments.

けても破断しない応力を疲労限と定めた。本純チタンにおける等軸 α および針状 α 組織の疲労限は、それぞれ約190および120 MPaであった。したがって、等軸 α 組織の疲労限の方が約60%程度、針状 α 組織に比べて優れている。

以上の各組織のS-N曲線は、疲労き裂発生特性、疲労き裂伝播特性および各疲労後の力学的特性の調査における最大繰返し応力を決定するために用いた。

3. 疲労き裂の発生および伝播特性

本研究での疲労き裂発生特性および伝播特性の調査では、最大繰返し応力を、各組織において同等の疲労寿命を示す約270 MPaとした。なお、これらの応力値では、比較的低サイクル疲労域に相当する。この低サイクル疲労域を選択した理由は、Ti-6Al-4V ELI合金の各力学的特性の変化⁽⁷⁾が低サイクル疲労域においてより顕著であったことより、本純チタンにおいてもそのようなことが期待されるためである。

Fig. 3に、等軸 α および針状 α 組織を呈する本純チタンにおける疲労き裂発生およびき裂伝播挙動の様相を示す。等軸 α 組織を呈する純チタンの疲労き裂は、主として α 粒内

Fig. 3 Changes in specimen surface states of pure titanium with (a) equiaxed α and (b) Widmanstätten α structures at σ_{max} of 270 MPa. N is the number of cycles.

で優先的に発生していることが観察され、き裂は α 粒内で応力軸に対してほぼ垂直に伝播し、その後粒界により伝播を抑制されそれを過ぎると急激に成長している。なお、 α 粒と α 粒との界面で疲労き裂が発生する場合も希ではあるが認められた。針状 α 組織での疲労き裂は、旧 β 粒内における同成長方位を有する伸張 α 相から、応力軸に対して約45°方向に発生している。また、針状 α 組織における疲労き裂は、表面部の凹凸部(突き出し部)から発生する傾向にあり、発生時にその長さは、約400 μm であった。

生体用チタン合金であるTi-6Al-4V ELI合金およびTi-6Al-7Nb合金における等軸 α 組織(初析 α 粒: 10 μm 以下)の疲労き裂は、主に初析 α 粒と初析 α 粒との界面および希に初析 α 粒と β 相等の界面を起点として発生する⁽⁸⁾。一方、両合金の針状 α 組織では、き裂は、旧 β およびコロニー粒内において、応力軸に対して約45°方向に発生する傾向を示している。したがって、本純チタンの針状 α 組織でのき裂発生サイトは、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の針状 α 組織のそれと類似している。

Fig. 4に等軸 α および針状 α 組織を有する本純チタンにおける表面き裂伝播長さと繰返し数との関係を示す。等軸 α

Fig. 4 Propagation behavior of small fatigue crack in pure titanium with equiaxed α and Widmanstätten α structures. Maximum stress, σ_{max} , is 270 MPa for both structures.

および針状 α 組織ともに、き裂は疲労の極初期(数百サイクル)で発生している。疲労き裂発生寿命は、疲労き裂発生を、表面き裂長さが $2a=30\sim 50\ \mu\text{m}$ の時に定義すると、両組織とも全疲労寿命の数%程度である。これに対して、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V ELI合金の等軸 α 組織では約全疲労寿命の40~50%程度であった⁽⁸⁾。また、同じく $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-7Nb合金の等軸 α 組織でも全疲労寿命の20~30%と疲労寿命の初期にき裂が発生した⁽⁸⁾。いずれの材料の場合においても、 $2a=30\sim 50\ \mu\text{m}$ までの微小き裂成長過程は、全疲労寿命の大部分(60~70%)を占める⁽⁷⁾⁽⁸⁾。等軸 α 組織を呈する $\alpha+\beta$ 型チタン合金では、き裂発生と極めて小さなき裂の成長が疲労強度を支配していると考えられる⁽⁷⁾⁽⁸⁾。なお、これに対して、針状 α 組織を呈する $\alpha+\beta$ 型両チタン合金では、旧 β 粒およびコロニー内にき裂が発生し、その粒界まで急激に伝播して停滞する傾向が認められた⁽⁷⁾⁽⁸⁾。これに対して、本純チタンの両組織では、ともにサイクル数に対して、ほぼ同様なき裂長さ増加傾向を示し、比較的長いき裂が全寿命の約60%以上を占めている。このことより、どちらの組織でも、全寿命に対する微小き裂発生および進展寿命より、比較的長いき裂進展寿命の割合の方が疲労強度を支配していることがわかる。

4. 純チタン疲労材の力学的特性

等軸 α および針状 α 組織につき、疲労き裂発生および進展特性で用いた最大繰返し応力(σ_1)=270 MPaにおける種々の疲労段階での試験片を用意し、以下に示す各力学的特性を測定した。

(1) 疲労後の引張特性

Fig. 5に、等軸 α 組織を呈する純チタンの各疲労段階での引張強さ、0.2%耐力および伸びのサイクル数に対する変化を代表例として示す。引張強さおよび0.2%耐力は、サイ

Fig. 5 Relationship between tensile strength, 0.2% proof stress or elongation and number of cycles in pure titanium with equiaxed α structure.

Fig. 6 Schematic drawing of stress-strain curves of pure titanium at various numbers of cycles.

クル数に対して増加傾向を示している。これは繰返し応力による疲労硬化の影響と考えられ、特に0.2%耐力は疲労の極初期で急激な上昇傾向を示している。また、さらにサイクル数が進むと各強度の上昇は飽和すると考えられる。また、伸びは、これらとは逆に疲労初期で急激に減少する傾向を示している。

Fig. 6に、等軸 α 組織を呈する本純チタンの各疲労段階での応力-歪曲線のサイクル数に対する変化を示す。繰返しサイクル数 $N=850$ および $N=5000$ での応力-歪挙動がほぼ同様であることから、最大繰返し応力による引張特性に及ぼす疲労損傷の影響は、疲労初期において明瞭に現れるものと考えられる。この傾向は、針状 α 組織においても同様であった。

(2) 各疲労段階での試験片内部の硬さ

Fig. 7に等軸 α および針状 α 組織を呈する試験片内部(切断面)のビッカース硬さのサイクル数に対する変化を示す。等軸および針状 α 組織において、疲労初期($N=500$)に硬さ

Fig. 7 Vickers Hardness of pure titanium as a function of distance from specimen center: (a) after 500 cycles: equiaxed α structure, (b) after 10000 cycles: equiaxed α structure, (c) after 500 cycles: Widmanstätten α structure, (d) after 10000 cycles: Widmanstätten α structure.

の上昇が見られる。また、その硬さは試験片表面近傍から中心部にかけて減少している。試験片表面近傍の硬さは約 140 HV、試験片中心近傍の硬さは約 110 HV を示している。さらに疲労が進むと試験片中心部付近の硬さがさらに上昇し、試験片表面の硬さ(約 140 HV)とほぼ等しくなる($N=10000$)。しかし、試験片表面近傍の硬さは、疲労初期のそれと比較して著しい変化を示さない。

Ti-6Al-4V ELI 合金においても、サイクル数に対する硬さ変化は等軸 α 組織で本純チタンの同組織での硬さ変化とほぼ同様であったが、針状 α 組織では、破断サイクル付近の試験片中心部近傍の硬さは、試験片表面近傍のそれとほぼ同等な値にはならず、硬さの飽和傾向を示さなかった⁽⁷⁾。また、等軸 α および針状 α を呈する Ti-6Al-4V ELI 合金の高サイクル疲労域では、疲労初期においては試験片の表面近傍部および中心部の硬さに余り変化はみられないが、破断サイクルに近くなると、低サイクル疲労域の疲労初期で認められた試験片表面部から内部への硬さの減少傾向が観察された⁽⁷⁾。

(3) 疲労損傷過程における各力学的特性の変化

以上のことから、Fig. 8 に本純チタンの低サイクル疲労域における S-N 曲線(Fig. 8(a))および破壊サイクル数までの力学的特性の変化の絶対値は模式的に Fig. 8(b) のように示すことができる。Fig. 8(a)において、一定繰返し負荷(σ_c)条件下で、破壊サイクル数(N_f)を示すとき、その疲労寿命過程は範囲 I および II に区分することができる。範囲 I では、Fig. 8(b) に示すように力学的特性の変化の絶対値が顕著に増加する領域であると考えられ、繰返しサイクル数に対して系統的に変化する領域であると考えられる。この範囲は、全疲労寿命(破壊サイクル数)に対して十数%程度である。しかしながら、力学的特性の変化の絶対値は、その後、

Fig. 8 Schematic drawing of (a) S-N curve and (b) relationship between absolute changing of each mechanical property of tensile strength, σ_B , 0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$, or hardness, HV , and fatigue life in pure titanium.

サイクル数の増加とともに、その絶対値の増加量が小さくなる傾向を示し、ついには飽和するものと考えられる。したがって、範囲 I 以内であれば、力学的特性の変化による疲労損傷の評価は可能である。範囲 II 以降については範囲 I ほどの巨視的な変化は期待できないことから、力学的特性からの疲労損傷の評価は困難であると考えられる。そこで、本純チタンでは、疲労寿命に関連した他の因子として転位組織に着目し、力学的特性の変化の絶対値が比較的顕著な範囲 I からその変化があまり見られない範囲 II にかけて、サイクル数に対する転位組織変化を観察した。

(4) 各疲労段階における転位組織変化

Fig. 9 に、等軸 α 組織における低サイクル疲労域で疲労させた試験片の表面近傍部および中心部の TEM 観察写真を示す。疲労初期($N=500$)では、試験片内部に比べ、表面近傍部の方が転位が増加していることが観察できる。また、試験片表面部付近および内部では、等軸転位セル(equiaxial dislocation cell)組織が形成されている。その時の等軸転位セルの平均直径は試験片中心部および表面近傍で、それぞれ約 0.6 および 0.25 μm であった。また、この現象は、純チタン単結晶材においてより顕著に現れる傾向があり、この場合の転位セル直径は約 1 μm とされている⁽⁹⁾。このことから、 α 粒径の増加とともにその等軸転位セル直径が増加し、試験片内部から表面部へと等軸転位セル組織が明瞭化することが考えられる。また、Ti-6Al-4V ELI 合金では、疲労過程において、転位が初析 α 粒内より初析 α 粒界近傍で、転位の壁

Fig. 9 Dislocation structures near and far from the fatigued specimen surface of pure titanium with equiaxed α structure.

Fig. 10 Dislocation structures near and far from the fatigued specimen surface of pure titanium with Widmanstätten α structure.

(厚さ: 約 $0.5 \mu\text{m}$) を形成する傾向が確認されている⁽⁷⁾. また, この転位壁は等軸 α 組織における疲労き裂発生サイトになると考えられる. その場合, いずれの疲労損傷段階においても, 転位のセル組織は観察されなかった. しかしながら, Ti-5Al-2.5Sn ELI の疲労き裂先端付近では, 等軸転位セル組織を形成し, その直径は約 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ であり, き裂先端からの距離が増加するとそのセル直径は増加する傾向を示すと報告されている⁽¹⁰⁾. 一般的に高強度を有するチタン合金は, 純チタンと異なりき裂近傍の高応力領域(高塑性変形領域)が極めて小さく, 等軸転位セルを形成するものと考えられる.

さらに疲労が進み, 疲労後期 ($N=10000$) では, 試験片表面近傍部および中心部ともに転位増加が進み, 両部ではほぼ同等の組織形態を示している. また, 表面部付近および中心部近傍における転位セル直径は約 $0.2 \mu\text{m}$ であることが確認された.

Fig. 10 に, 針状 α 組織における低サイクル疲労域で疲労させた試験片の表面近傍部および中心部の TEM 観察写真を示す. 針状 α 組織においても, 等軸 α 組織と同様な傾向を示し, 疲労寿命と疲労過程における転位組織とは相関関係があることが考えられる. このことから, 疲労における転位組織の変化は, Fig. 8 で示した範囲 II の疲労寿命評価における重要な因子であると考えられる.

(5) 転位組織変化に及ぼす一定繰返し応力の影響

Fig. 11 に, 代表例として, 最大繰返し応力約 220 MPa

Fig. 11 Changes in dislocation structures far from the fatigued specimen surface of pure titanium with equiaxed α structure at σ_{max} of 220 MPa.

で疲労させた等軸 α 組織の試験片の中心部近傍の TEM 観察写真を示す. この場合は, 高サイクル疲労域に相当する繰返し応力である.

この場合の疲労初期に相当する $N=10000$ での組織は, 低サイクル疲労域に相当する最大繰返し応力 (270 MPa) で

Fig. 12 Relationship between surface crack or dislocation cell diameter and the number of cycles in pure titanium with equiaxed α structure. Maximum stress, $\sigma_{\max}$, is 270 MPa.

疲労させ $N=500$ (Fig. 9) のそれと比較しても、転位の増殖は顕著ではないが、疲労後期に相当する $N=100000$ (Fig. 11) での組織は、 $N=10000$ (Fig. 9) でのそれとほぼ同等の組織を形成し、等軸転位セルの平均直径もほぼ同等な値である。このことから、今回用いた応力値範囲内では、異なる応力値であっても疲労寿命と転位組織の変化の間に相関関係があると考えられる。

(6) 疲労寿命に及ぼす疲労き裂長さおよび転位組織の関係

Fig. 12 に、代表例として等軸 α 組織におけるサイクル数に対する疲労き裂長さおよび等軸転位セル平均直径の関係を示す。全疲労寿命の約 60% では、疲労き裂が約 200 μm を示し、ほぼ α 粒径 (約 250 μm) と同等の値であり、試料表面部および中心部近傍の等軸転位セル平均直径はほぼ同等の値 (約 0.2 μm) を示している。その疲労き裂は、粒界により進展が抑制され、それを過ぎると、疲労き裂が急激に伝播し破壊に至ることから、マイクロ組織を用いた疲労寿命評価では、疲労き裂が一粒子に存在する期間 (全疲労寿命の約 60%) のみ、相関関係があると考えられる。今回は、等軸 α 組織を呈する本純チタンの疲労損傷過程における余寿命評価を例に挙げて考察すると、転位組織変化領域において、一定最大繰返し荷重 ($\sigma_{\max}$) での疲労余寿命、破断するまでのサイクル数 (N_f)、同疲労条件で疲労を受けたときの任意のサイクル数 (N_d) および疲労余寿命 (任意のサイクル数から破壊サイクル数までのサイクル数) (N_p) とすると、これらの間には次式が成立すると考えられる。

$$N_p = N_f - N_d \quad (1)$$

N_f は $\sigma_{\max}$, N_d は等軸転位セル平均直径 g の関数と考えられるから、

$$N_p = N_f(\sigma_{\max}) - N_d(g) \quad (2)$$

S-N 曲線 (Fig. 2) から N_f は次式で表される。

$$N_f = 10^{(10.7 - 0.02 \cdot \sigma_{\max})} \quad (3)$$

本研究の $\sigma_{\max} = 270$ MPa では、サイクル数と等軸転位セル平均直径の関係 (Fig. 12) から、 N_d は次式で近似できる。

$$N_d = 10^{(C_1 - C_2 \cdot g)} \quad (4)$$

ただし、 $g (> 0.2 \mu\text{m})$ は等軸転位セル平均直径、 C_1 および C_2 は、定数で、

表面近傍の時、 $C_1 = 18$ $C_2 = 71$

内部付近の時、 $C_1 = 5.2$ $C_2 = 4.9$

となる。

したがって、一定繰返し応力で疲労を受けた材料に対する余寿命は、疲労後の転位組織と関連づけることで、ある程度評価可能であることがわかった。

IV. 結 言

純チタンの等軸 α および針状 α 組織試料における疲労強度、疲労き裂発生および伝播特性、各疲労段階における力学的特性および転位組織の変化を疲労寿命と関連付けて調査した結果以下の結果を得た。

(1) 等軸 α および針状 α 組織を呈する純チタンでは、全寿命に対する微小き裂発生および進展寿命より、比較的長いき裂進展寿命の割合の方が疲労強度を支配している。

(2) 各力学的特性、特に、0.2% 耐力および硬さは、サイクル数の増加に伴って増加するのに対し、伸びは大きく減少する傾向を示す。また、それらの変化は、疲労過程の初期に大きく現れる。

(3) 低サイクル疲労域で繰返し応力を受けた試験片内部の硬さは、疲労初期において試験片中心部近傍部から試験片表面近傍部にかけて増加し、さらに疲労が進むと、試験片中心部近傍部の硬さは試験片表面近傍部のそれとほぼ同等の値となる。これは、転位増殖が疲労初期では試験片表面近傍で生じ、最終的には試験片全体において転位増殖が飽和すると考えられる。

(4) 低サイクル疲労域で繰返し応力を受けた試験片表面近傍および内部付近のマイクロ組織は、等軸的な転位セル構造を示し、疲労寿命に対してある範囲内で相関関係を持つ。

(5) ほぼ同等の疲労寿命を示す繰返し応力下では、等軸 α および針状 α 組織を呈する純チタンの力学的特性および転位組織の変化は類似しており、サイクル数に対して相関関係がある。

最後に、実験試料の提供等、本研究の遂行に御協力くださいました新日本製鐵㈱に深謝いたします。また、本実験の一部は、(財)軽金属奨学会教育資金により行ったことを記し、感謝申し上げます。

文 献

- (1) Y. Sasaki, K. Doi and T. Matsushita: Met. Tech., **66** (1996), 812-817.
- (2) M. Niinomi: Mat. Sci. Eng., **A243** (1998), 231-236.
- (3) ASTM F136-92, Standard Specification for Wrought Titanium 6Al-4V ELI Alloy for Surgical Implant Applications,

- (1994), 19-21.
- (4) ASTM F1295-92, Standard Specification for Wrought Titanium-6Al-7Nb Alloy for Surgical Implant Applications, (1994), 687-689.
- (5) D. Kuroda, M. Niinomi, M. Morinaga, Y. Kato and T. Yashiro: Mat. Sci. Eng., **A243**(1998), 244-249.
- (6) M. Sugano and C. M. Gilmore: Met. Trans. A, **10**(1979), 1400-1401.
- (7) T. Akahori, M. Niinomi and A. Ozeki: J. Japan Inst. Metals, **62**(1998), 140-149.
- (8) T. Akahori, M. Niinomi and A. Ozeki: *ibid.*, **62**(1998), 952-960.
- (9) T. Xiaoli and G. Haicheng: Proc. Fatigue '96, Berlin, Germany, **1**(1996), 185-196.
- (10) N. M. Grinberg, A. R. Smirnov, V. A. Moskaikenko, E. N. Aleksenko, L. F. Yakovenko and V. I. Zmievsky: Met. Sci. Eng., **A165**(1993), 125-131.