

© 1989 ISIJ

解 説

チタン合金の疲労破壊

皆 川 邦 典*

Fatigue of Titanium Alloys

Kuninori MINAKAWA

1. 緒 言

チタン合金は比強度、比剛性、耐食性などに優れた特性を有しているため、古くから航空機をはじめ各種構造材料として広く用いられている。チタン合金の疲労特性は実用上の観点から重要であるが、その使用目的に応じて、要求される疲労特性は、通常の高サイクル疲労寿命特性、き裂進展特性、さらには、高温低サイクル疲労特性と多岐にわたっている。このような背景から、チタン合金の疲労に関する研究は、構造材料の基礎データを構築するための工業的なものから、疲労特性を支配する緒因子およびそれらの支配メカニズムといった学究的な研究まで幅広く行われており、有益な知見が蓄積されている。そこで本稿では主として文献調査より得られた知見を基礎とし、チタン合金の疲労、特に疲労き裂生成特性および疲労き裂進展特性とそれらの支配因子、さらに疲労破壊の微視機構を中心に解説を行う。

2. 疲労き裂生成

2.1 高サイクル疲労

Fig. 1 は代表的なチタン合金である Ti-6 Al-4 V 合金の室温における疲労強度を引張強度に対して示したものである^{1)~6)}。図からも明らかなように、Ti-6 Al-4 V 合金の疲労強度においては、鉄鋼材料等に見られる顕著な引張強度との相関関係は見られず、同一静的強度レベルでも疲労強度は加工熱処理、熱処理により制御されるミクロ組織によつて大きく支配される。LUCAS ら⁷⁾は、Ti-6 Al-4 V 合金について、初析 α 粒径の疲労強度におよぼす影響を調べている。Fig. 2 に示すように、初析 α 相の細粒化にともない疲労強度の顕著な向上が認められ、この傾向は平滑試験片より切欠試験片の方がより明らかである。

疲労寿命が 10^4 回以上の高サイクル疲労の場合、疲

勞き裂生成までに寿命の大部分が消費されることから、疲労強度は疲労き裂生成に対する影響諸因子に大きく支配される。このような観点から、WILLIAMS ら⁸⁾は、Ti 合金での疲労き裂生成抵抗を明らかにするため、Ti-Al 二元系合金について繰返し負荷によるすべり変形挙動を詳細に調べた。それによると、Ti-Al 二元系 α 合金の場合、Al 量の増加にともない、すべり挙動が Wavy から Planar なそれへと遷移し⁹⁾、また、Planar なすべり挙動は、酸素量の増加、あるいは、 α_2 (Ti₃Al) 相の析出によつても助長される。Al, O の添加は、チタン合金の静的強度レベルを上昇させることが知られているが、この場合、試験片表面上に形成される“Planar slip bands”のために、疲労き裂が容易に生成する結果、静的強度は上昇するものの、疲労強度には同様の上昇は期待できない。一方、前述の結晶粒の細粒化は、繰返し応力下で有効 Slip 長さを減少させすべり変形が均一化する

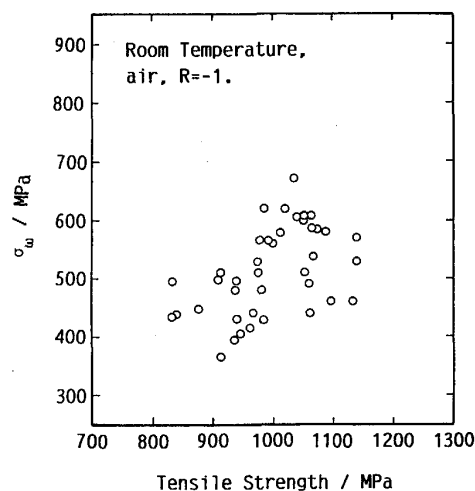


Fig. 1. Fatigue strength as a function of tensile strength for Ti-6Al-4V.

昭和 63 年 11 月 22 日受付 (Received Nov. 22, 1988) (依頼解説)

* NKK 中央研究所第一研究部金属チーム主査 工博 (Advanced Technology Research Center, NKK Corporation, 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

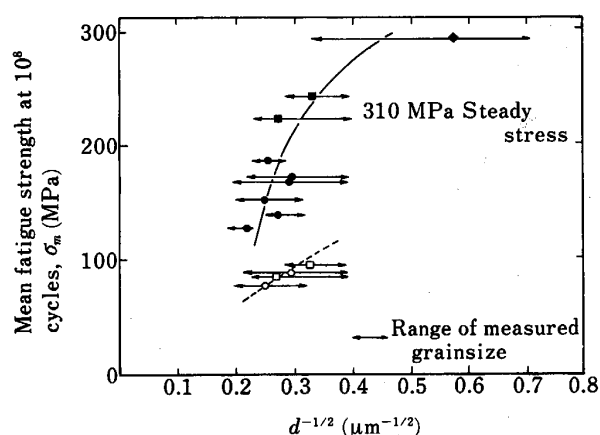
Key words: titanium alloy; fatigue; crack initiation; crack propagation; crack closure.

るため、き裂生成抵抗は著しく向上することが明らかにされている。

実用合金の疲労特性に関しては、代表的な $\alpha + \beta$ 型合金である Ti-6 Al-4 V 合金について、これまで多くの研究が行われており、各種微視組織の疲労特性とその支配因子については有益な知見の蓄積がなされている。実用合金の場合、 α 晶の形態により等軸組織と針状組織に大別することができ、それらは加工および熱処理により制御される。どちらの場合も WILLIAMS らの二元系の場合と同様に、均一なすべり変形をもたらす細粒組織の方が粗粒組織に比較して、疲労き裂生成抵抗は高く、疲労強度は優れている。Fig. 3 は、Ti-6 Al-4 V 合金の各種微視組織形態の疲労特性（室温大気中）におよぼす影響を調べた PETERS らの実験結果である¹⁰⁾。検討された組織形態は (1) $\alpha + \beta$ 二相域で再結晶焼鈍した細粒等軸 α 組織、(2) $\alpha + \beta$ 二相域で焼鈍し、等軸 α 相と針状 α 相からなる Bi-modal 組織、(3) β 域より急速冷却した

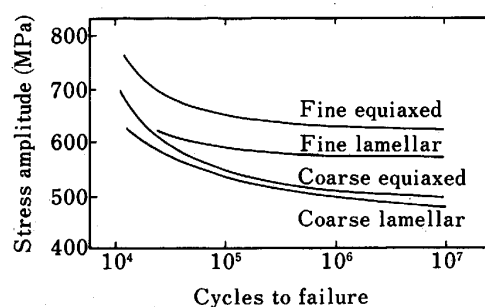
後、二相域で焼鈍を施した針状 α 相と β 相からなる細粒組織および (4) β 域より徐冷した粗大針状 α 相と β 相からなる Lamellar 組織の 4 種類である。図からも明らかのように細粒組織は粗粒組織に比較して α 相、 β 相の組織形態によらず高い疲労強度を呈する。

Ti 合金の疲労強度は Texture によつても大きく支配され、特に再結晶焼鈍組織や Bi-modal 組織では Texture による影響は大きい。Table 1 は、PETERS ら¹¹⁾ による細粒等軸 α 組織を有する Ti-6 Al-4 V 合金の各種 Texture の疲労強度におよぼす影響を調べた結果である。表中の真空中 (10^{-4} Torr 以下) の試験結果は、環境の影響を排除した疲労強度におよぼす結晶学的特性の影響を示している。それによると、繰返し荷重方向が Transverse 方向に一致した場合の疲労強度は圧延方向を荷重軸とした場合の疲労強度よりも優れている。これは、Transverse 方向が Texture の影響から高い静的降伏強度を有することに起因している。一方、大気中での疲労強度におよぼす Texture の影響は、真空中のそれとは異なり、Transverse 方向を荷重軸とした場合の疲労強度の方が圧延方向を荷重軸とする場合よりも優れている。PETERS らは、大気中の疲労強度が 3.5% NaCl 水溶液中の疲労強度と同程度であることから、大気中での



| Notched $K_T=1.8$ | Smooth $K_T=1.0$ | Ti-6Al-4V Conditions | Tensile strength (MPa) |
|----------------------|---------------------|-------------------------------------|------------------------------|
| ○ | ● | Annealed, forgings | 968 |
| □ | ■ | Solution treated and aged, forgings | 1 038 |
| | ◆ | Annealed, 1" dia. barstock | 1 064 |

Fig. 2. Relationship between α grain size and fatigue strength for Ti-6Al-4V.



| Microstructure | $\sigma_{0.2}$ (MPa) | ϵ_F |
|---|----------------------|--------------|
| Fine grained (2 μm) equiaxed | 1 120 | 0.70 |
| Coarse grained (12 μm) equiaxed | 1 030 | 0.55 |
| Fine lamellar (β -quenched) | 985 | 0.26 |
| Coarse lamellar (β -slow cooled) | 945 | 0.17 |

Fig. 3. Effect of microstructure on fatigue life for Ti-6Al-4V.

Table 1. Results of tensile and fatigue life tests for Ti-6Al-4V.

| | Results of the tensile tests | | | | Fatigue strength values (MNm^{-2}) | | |
|------------------------|------------------------------|---|-------------------------------------|--------------|---|-----|-----------|
| | E (GNm^{-2}) | $\sigma_{0.2}$ (MNm^{-2}) | σ_F (MNm^{-2}) | ϵ_F | Vacuum | Air | 3.5% NaCl |
| B | 109 | 1 120 | 1 505 | 0.70 | 775 | 620 | 600 |
| B/T-RD | 107 | 1 120 | 1 650 | 0.62 | 720 | 720 | 660 |
| B/T-45 $^{\text{deg}}$ | 113 | 1 055 | 1 560 | 0.76 | — | — | — |
| B/T-TD | 123 | 1 170 | 1 515 | 0.55 | 875 | 690 | 625 |
| T/RD | 113 | 1 105 | 1 540 | 0.57 | 650 | 625 | 625 |
| T/45 $^{\text{deg}}$ | 120 | 1 085 | 1 610 | 0.76 | — | — | — |
| T/TD | 126 | 1 170 | 1 665 | 0.70 | 690 | 590 | 590 |

B : Basal texture B/T : Basal-Transverse texture
T : Transverse texture

疲労強度は、Texture だけでは決定されず、環境との相互作用、例えば特定結晶面への水素化物の析出などによって支配されることを示唆している¹²⁾¹³⁾。しかしながら、その相互作用の詳細については不明な点も多く今後の研究が期待される。

室温大気中でチタン合金が引張圧縮（応力比 -1）荷重を受ける場合、疲労き裂は（1） α 相中に生じるすべり帯、（2） α 相と β 相界面に生じる微視割れを起点とし試験片表面に生成するのが通常である。しかしながら、疲労寿命が 10^6 回を超すような低応力レベル下では試験片表面がき裂生成サイトではなく、Photo. 1に示すように試験片内部（Sub-surface）で疲労き裂が生成し最終破壊に至る場合がある¹⁴⁾¹⁵⁾。かかる Sub-surface におけるき裂生成は、Widmanstätten 組織または針状 α 組織に顕著に認められるほか¹⁶⁾、高応力比のもとで繰返し引張荷重が負荷される場合¹⁷⁾さらには極低温下で繰返し負荷を受ける場合にも¹⁸⁾、試験片内部に発生したき裂による疲労破壊が認められている。RUPPEN ら¹⁷⁾は、Widmanstätten 組織や針状 α 組織を有する Ti-6 Al-4 V 合金の低応力負荷のもとで観察される“Sub-surface cracking”について詳細な TEM 観察を行い、その発生機構について検討している。その結果、低応力レベルの繰返し負荷では（1） α 相中に見られるすべりは Prism slip によるものであり、負荷応力の上昇にともなつて Pyramidal slip も作動する、（2）低応力繰返し負荷のもとでは、Prism 面上の α 相と β 相との界面に $\langle a \rangle$ 転位が堆積する、（3） α 相中の Prism slip $\{1\bar{1}00\}$ は、 β 相を通過し、隣接する α 相へと進展する、などの観察結果をもとに、Sub-surface crack の発生は低応力レベルでの繰返し負荷によつて作動する Prism slip による β 相中の(001)へき開面にへき開破壊が生じる結果であるとし、Sub-surface での疲労き裂生成に対する転位論モデルを提案している。しかしながら、このほかにも、Sub-surface crack の発生原因としては、Silicide 系介在物による影響¹⁹⁾や試験片内部に発生する

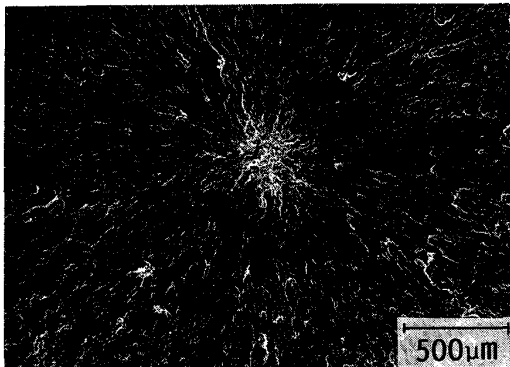
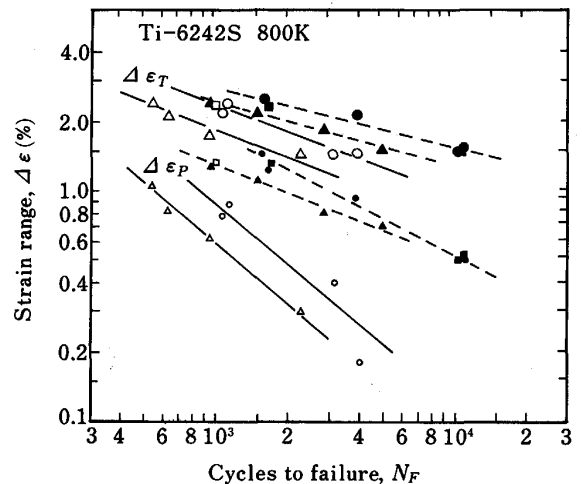


Photo. 1. Example of sub-surface crack initiation site for Ti-6Al-4V tested at $R = 0.1$ in air.

引張応力分布の影響¹⁷⁾とする検討結果もある。

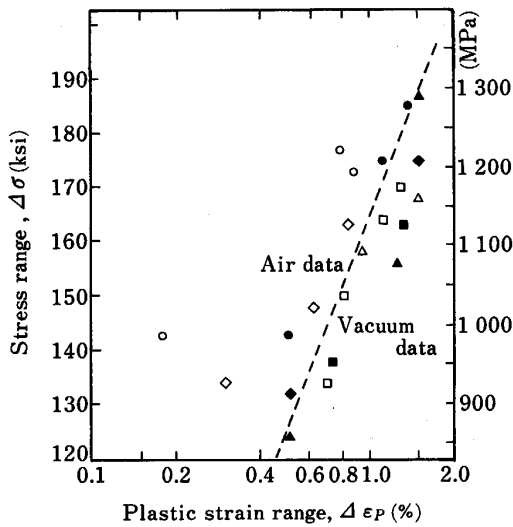
2.2 低サイクル疲労

疲労破断寿命が 10^4 回以下で起きる、低サイクル疲労では、疲労破壊は負荷する塑性歪み幅に支配される。したがつて、荷重制御を行う高サイクル疲労試験とは異なり、低サイクル疲労試験は、歪み制御で行われることが多い。チタン合金の低サイクル疲労では、高サイクル疲労同様にき裂生成プロセスが疲労寿命を決める上で重要な役割を果たす。組織因子についても高サイクル疲労と同様の傾向が見られ、 β 変態点以上の温度域で加工または熱処理によつて生成する針状 α 組織などの β プロセス組織よりも、 β 変態点以下の温度域で生成される等軸 α 相を有する $\alpha + \beta$ プロセス組織の方が高い低サイクル疲労特性を示す²⁰⁾²¹⁾。耐熱性に優れた Near- α 型チタン合金はジェットエンジン部品としても使われていることから、Near- α 型合金に関する高温低サイクル疲労特性についても組織因子や環境の影響を中心に多くの研究が行われている。HOFFMANN ら²²⁾は、Ti-6 Al-2 Sn-4 Zr-2 Mo-0.1 Si (Ti-6242 S) 合金の（1）粗い α Platelet を有する針状組織および（2）等軸 α 粒が β 変態組織に囲まれた $\alpha + \beta$ 組織での 800 K（大気および真空）における低サイクル疲労試験を行い、組織形態が疲労強度におよぼす影響、さらに疲労-環境相互作用について調べた。その結果、Fig. 4に示すように、大気、真空中ともに針状組織はき裂生成抵抗が等軸組織より劣ること、また、大気中での疲労き裂生成サイトは試験片表



| Condition | | | | Air | Vacuum |
|---|-------------------------------|---------|-------------|------------------|--------|
| β extruded + β swaged | $\alpha + \beta$ heat treated | 0.25 Hz | \triangle | \blacktriangle | |
| | | 0.04 Hz | | \square | |
| $\alpha + \beta$ extruded + $\alpha + \beta$ swaged | $\alpha + \beta$ heat treated | 0.25 Hz | \circ | \bullet | |
| | | 0.04 Hz | | \blacksquare | |

Fig. 4. Strain range versus cycles to failure for Ti-6242S tested at 800 K in air and vacuum (10^{-5} Toor).



| | | | Air | Vacuum |
|---------------------------|------------------|---------|-----|--------|
| β extruded + β swaged | α+β heat treated | 0.25 Hz | ◇ | □ |
| | | 0.04 Hz | ◆ | ■ |
| α+β extruded + α+β swaged | α+β heat treated | 0.25 Hz | ○ | △ |
| | | 0.04 Hz | ● | ▲ |

Fig. 5. Saturated stress range as a function of plastic strain range for Ti-6242S tested in air and vacuum (10^{-5} Toor).

面中の主として α 相と β 相との界面であるのに対し、真空中ではほとんどの場合、Sub-surface に生成するき裂が疲労破壊の起点となることを明らかにした。さらに、高温大気中での低サイクル疲労寿命は、顕著な繰返し周波数依存性を示し、繰返し負荷速度が遅いほど疲労寿命は低下する。これに対して、真空中での疲労寿命は繰返し周波数に影響されず大気中よりもはるかに長寿命であることから、チタン合金の高温低サイクル疲労特性は、疲労過程での酸化プロセスに大きく支配されることを示した。Fig. 5 は、Ti-6242 S を 800 K で低サイクル試験した際に、所定の塑性歪み幅に対応する応力レベルを示したものであるが、同一の塑性歪み幅を与えるためには真空中よりも大気中の方がより高い応力を必要とすることがわかる。このような現象をもたらす機構の詳細は不明な点も多いが、疲労サイクルがともなつた場合の Ti 中の酸素の拡散速度は、無負荷の場合 (Ti-6242 S : 810 K で $D \sim 10^{-13}$ cm²/s) に比べて 2 オータ速いことを考慮すると、酸素が高温大気環境での試験中に、 α 相と β 相との界面に沿つて Pipe diffusion により試験片のかなり内部まで入りこんだ結果と考えることも可能であろう。このような観点から、疲労試験中にどのような深さまで酸素が拡散するかはたいへん興味深い。Fig. 6 は全歪み幅約 1.5% を負荷し、800 K 大気中で低サイクル試験を行つた等軸 α ($\alpha + \beta$ プロセス) 組織と針状 (β プロセス) 組織について、試験片表面から酸素濃度プロファ

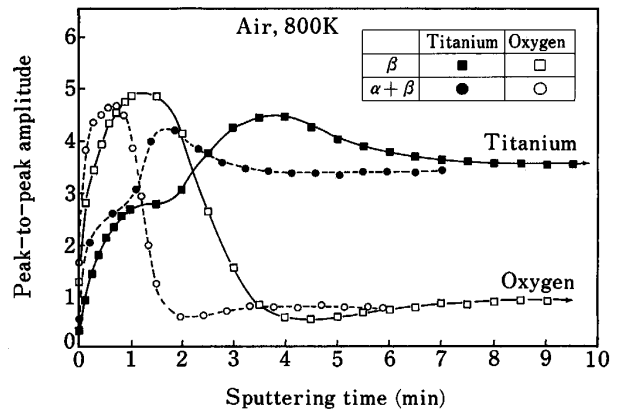


Fig. 6. Depth profile for Titanium and Oxygen in Ti-6242S low cycle fatigue specimens tested at 800 K in air.

イルをオージェ分析した結果である。この図から、疲労寿命の短い伸びた α Platelet を有する針状組織 ($N_f = 1525$) の方が、等軸 α 相を有する $\alpha + \beta$ プロセス組織 ($N_f = 1880$) 比較して酸素は約 2 倍ほど深く試験片内部に入り込んでいることがわかる。この実験結果は β プロセス組織が示す低い高温低サイクル特性がただ単に組織的に疲労き裂生成抵抗が低いということのみによるものではなく、 $\alpha + \beta$ プロセス組織に比較して、環境、特に酸素の影響を受けやすい組織であるということを示しているものと思われる。

3. 疲労き裂進展特性

チタン合金の疲労き裂進展抵抗は、組織、応力比 ($R = K_{min}/K_{max}$)、および環境の影響を受ける。他の実用合金同様、疲労サイクル中の最大応力拡大係数 (K_{max}) が材料の破壊靱性値に近づく最終破壊領域と、き裂が 10^{-5} mm/cycle 以下の低速度で進展し、き裂進展下限界値 (ΔK_{TH}) によつて仕切られる下限界近傍領域では、組織、応力比、環境の影響は特に顕著である。応力比の影響については、高応力比、つまり静的負荷応力が高くなるほどき裂進展速度は加速し、 ΔK_{TH} は低下することが知られている²³⁾。YODER ら²⁴⁾は、Ti-6 Al-4 V, Ti-6 Al-6 V-2 Sn, Ti-8 Al-1 Mo-1 V そして Ti-6 Al-2 Cb-1 Ta-0.8 Mo に $\alpha + \beta$ 二相域および β 域において各種焼鈍を施した、5 種類の組織について、主として中間速度領域 ($10^{-5} - 10^{-3}$ mm/cycle) でのき裂進展抵抗を調べた。一般に、鉄鋼材料やアルミ合金などでは、 10^{-5} mm/cycle 以上のき裂進展速度域では、最終破壊領域を除いて組織鈍感であることが知られている。YODER らは、上述の各種焼鈍組織を有する $\alpha + \beta$ 型チタン合金の場合、中速領域 ($\Delta K = 21$ MPa \sqrt{m}) でも各供試組織間のき裂進展抵抗に最大 50 倍もの差があることを見出した。さらに、YODER らは、き裂進展抵抗を支配する諸因子について検討した結果、き裂進展抵抗とヤング率、静

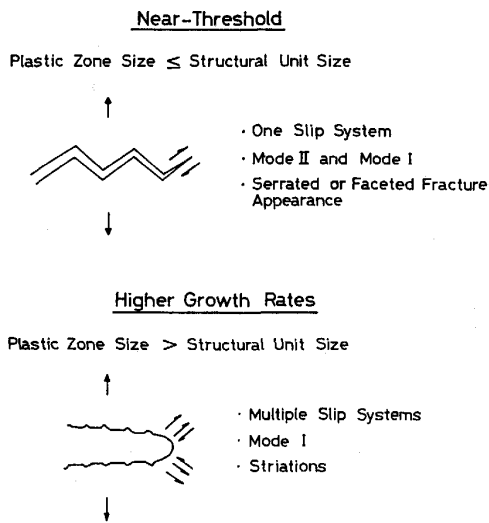


Fig. 7. Schematic representation for fatigue crack growth mechanisms.

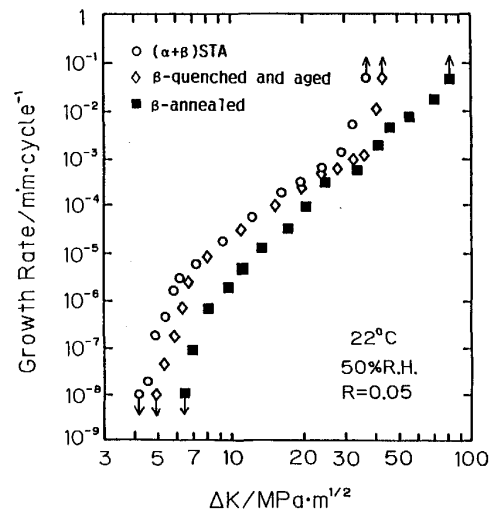


Fig. 8. Fatigue crack growth rate as a function of stress intensity range for Ti-6Al-4V.

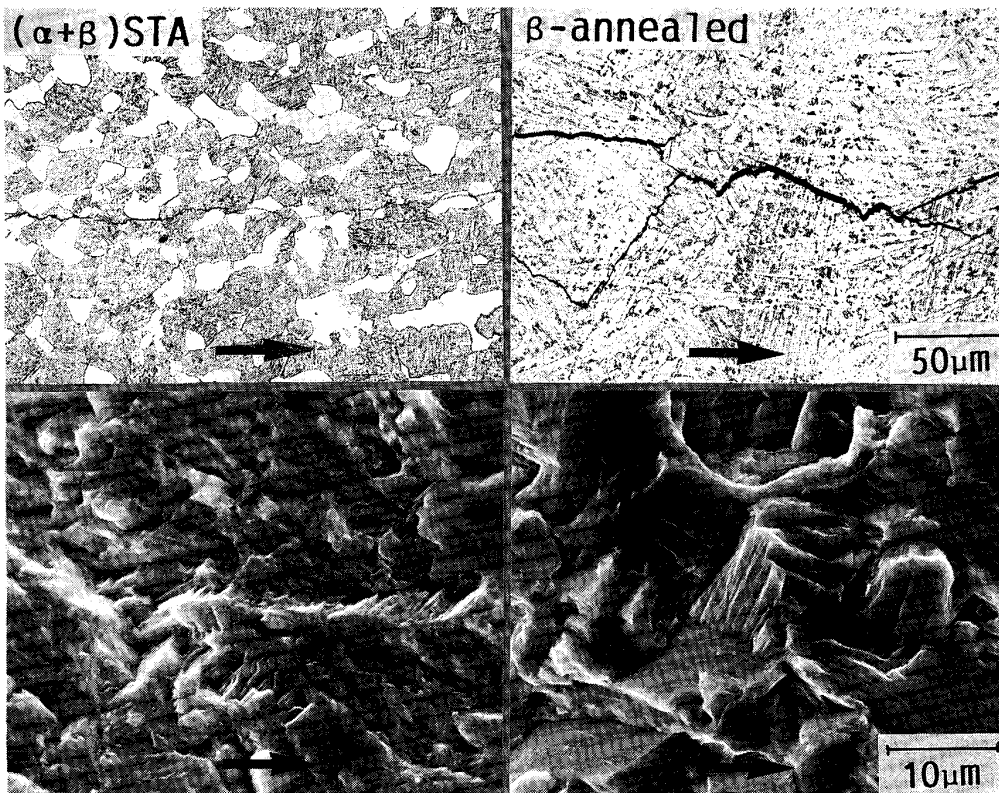


Photo. 2. Examples of crack path and fracture appearances in the near-threshold region for Ti-6Al-4V.

的降伏強度との間には相関関係は認められないものの、平均結晶粒径とき裂進展速度の間には良好な相関関係があり、平均結晶粒径が粗くなるほどき裂進展速度は遅くなることを見出した。Fig. 7に、中間速度領域と、下限界近傍領域でのき裂進展機構の模式図を示す²⁵⁾。一般に中間速度以上の領域では、き裂先端部に複数のすべり

系が作動し、その結果、き裂先端に生じる塑性変形域は、 α Platelet, Colony, 等軸 α 粒などの破壊に関与する組織単位よりも大きいため、き裂進展は組織鈍感となる。しかしながら、き裂進展速度が遅い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、き裂進展は、き裂先端が位置する

微視組織によつて強く支配され組織依存性を呈する。すなわち、組織鈍感から組織敏感への遷移は、疲労き裂によつて生じる塑性域サイズが破壊に関与する組織単位サイズ以下になった場合に生じる²⁶⁾²⁷⁾。また、下限界領域を進展するき裂の先端部では、最大せん断応力に近い、限られたすべり系のみが作動し、その結果き裂はジグザグに進展し破面粗さが顕著となる²⁸⁾。Fig. 8はTi-6Al-4V合金について(1) $\alpha + \beta$ 二相域で溶体化時効処理を施した細粒等軸 α 組織、(2) β 域加熱後水冷し、さらに $\alpha + \beta$ 二相域で時効処理を施した細粒針状 α 組織および(3) β 域加熱後徐冷した粗い α 相と β 相からなるLamellar組織のき裂進展抵抗を常温大気中で調べた結果である。YODERらの実験結果と同様に、 β 域から徐冷した粗いLamellar組織は細粒組織に比較してき裂進展速度は遅い。Photo. 2に細粒等軸 α 組織と粗いLamellar組織について下限界近傍領域でのき裂進展の様子および特徴的な破面形態を示すが、細粒組織中を進展するき裂は直線的に進展しているのに対して粗いLamellar組織ではき裂は著しくジグザグに進展し、また主き裂がひんぱんに枝分かれしている(Crack bifurcation)²⁹⁾³⁰⁾。両組織ともに下限界近傍領域では、結晶学的なファセットを破面上に呈しているが、ファセットサイズは粗粒組織の方が細粒組織よりも大きい。Lamellar組織ではき裂は α 相と β 相との界面を進展する場合もあるが、Burgers関係に基づいて α Plateletに直角にColony中を進展し、隣接するColonyへと進展していく場合もしばしば観察される³⁰⁾。粗粒組織が細粒組織より優れた疲労き裂進展抵抗を示す理由としては、 β プロセスを施したチタン合金粗粒組織特有のジグザグ状および枝分かれをともなつたき裂進展径路のために、き裂先端での応力拡大係数は同じ長さの直線状き裂よりも低いこと³¹⁾、またジグザグ状にき裂が進展するために、進展径路が直線状き裂よりも増加することが挙げられる³⁰⁾。疲労き裂進展の支配因子としてき裂閉口(Crack closure)が近年注目されているが、これは(1)き裂先端での引張塑性変形による圧縮残留応力³²⁾、(2)破面粗さに起因したき裂上下面のミスマッチ²⁸⁾ (3)フレッシングによりき裂上下面間に生成する酸化物³³⁾などのため、疲労サイクル中の最小応力拡大係数(K_{min})よりも高いレベルでき裂が閉口し閉口レベル以下の応力拡大係数はき裂進展に寄与しなくなる。Fig. 9には、Photo. 2に示した α 相の形態の異なる3種類の組織を有するTi-6Al-4V合金についてのき裂閉口が生じる応力拡大係数レベル(K_{op})とその時の最大応力拡大係数(K_{max})との比 K_{op}/K_{max} を応力拡大係数幅 ΔK に対してプロットした結果を示す。三種類の組織ともに、応力拡大係数が ΔK_{TH} に近づくにつれて、 K_{op}/K_{max} は上昇する。つまり、 ΔK_{TH} に近い ΔK レベルほどき裂は閉口ににくいことを示している。また、粗粒組織である β

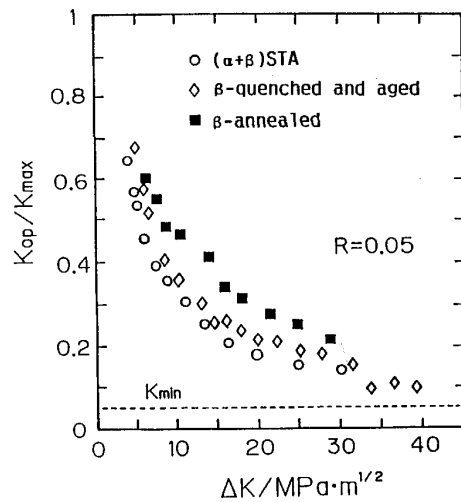


Fig. 9. K_{op}/K_{max} versus stress intensity range for Ti-6Al-4V.

焼鈍組織は、き裂閉口の程度が細粒組織よりも著しく高くき裂閉口の点からも粗粒組織はき裂進展抵抗に優れていることがわかる。本チタン合金の下限界領域に見られたき裂閉口現象は主として破面粗さ誘起型のき裂閉口現象である³⁴⁾。この種のき裂閉口プロセスは金属組織の結晶学的性質に強く依存しており、き裂閉口の程度は(1)結晶粒が大きいほど、(2)すべり特性がPlanarであるほど高く³⁵⁾、き裂進展抵抗は向上する。2・1で酸素、Al添加はき裂生成抵抗を低下させることを述べたがき裂進展抵抗については、これらの添加は破面粗さき裂閉口を助長させるためき裂閉口レベルが高くなり良い結果をもたらすことになる。しかしながら、高い平均応力のもとではき裂閉口の効果が小さくなるため、破面粗さき裂閉口を通した金属組織の影響は小さくなることに注意する必要がある。

最終破壊領域での疲労き裂進展は、疲労き裂進展機構に加えて静的破壊機構が重畳しているため、前述のき裂閉口はき裂進展を支配せず破壊靱性の大小を支配する諸因子によつて大きく影響を受ける。Photo. 2に示した β 焼鈍組織に代表される粗粒組織は、優れた破壊靱性値を示すことから³⁶⁾³⁷⁾、最終破壊領域での疲労特性にも優れている。

Near α 型合金は、中温度領域(670~820 K)での耐熱性に優れておりジェットエンジン部品として使われている。この点からも、中温度領域でのき裂進展特性は重要である。MARISSENら³⁸⁾は、Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Siの高温(720 K)下におけるき裂進展抵抗を調べた。高温下におけるき裂進展特性におよぼす組織形態の影響については常温と同様の傾向があり、針状 α およびLamellar組織の方が細粒 α 組織よりもき裂進展特性に優れている。また、高温大気中でのき裂進展速度は、常温大気中よりも速く、繰返し周波数依存性が見られ、

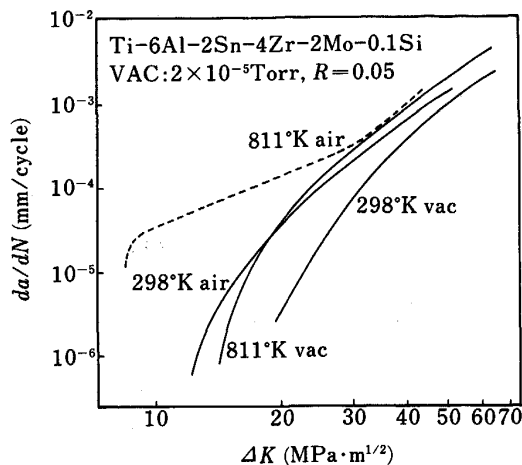


Fig. 10. Effects of temperature and environment on fatigue crack growth for Ti-6242 S.

繰返し周波数が多いほどき裂進展速度は大きい。この傾向は高温酸化雰囲気中に長時間さらされる下限界近傍領域で特に顕著であり、チタン合金の酸化特性が高温低サイクル疲労特性同様高温疲労き裂進展特性についても大きな支配因子であることが示唆される。また、Fig. 10に示すように、酸化の影響を排除した高温(811 K)真空中のき裂進展速度は、高温による降伏強度およびヤング率の低下によりき裂が開口しやすくなる結果、常温真空中におけるき裂進展速度に比較して速いものの酸化雰囲気で見られる下限界近傍領域での著しい加速現象は認められない³⁹⁾。従つて、チタン合金の高温での疲労き裂進展特性に対して酸化の影響が重要であることがこのことから理解される。ALLISONら³⁴⁾は、高温酸化環境では下限界領域でき裂進展速度が急激に低下し、き裂の下限界値を示す原因として、き裂上下面間に生成する酸化膜による酸化誘起き裂閉口の可能性を示唆しているが、実際に高温環境でき裂閉口レベルを測定してみるとFig. 11⁴⁰⁾に示すようにき裂閉口レベルは負荷される最大応力拡大係数のたかだか25%程度であり、この程度でき裂閉口が高温酸化中で進展するき裂に実験結果に認められるような急激な速度低下をもたらすとは考えにくい。したがって、この理由については、不明な点が残されるもののき裂先端部における酸化膜が破壊されない限りき裂は進展できないことを考えると、下限界近傍でのき裂進展速度については、き裂閉口よりも酸化膜の破壊強度によつて強く影響を受けると考えられる。

4. おわりに

チタン合金の疲労破壊に関しては、 α 型、 $\alpha + \beta$ 型合金の疲労強度におよぼす各種微視組織因子の影響や疲労破壊機構、さらに、本稿では触れなかつたが、表面粗さ等による切欠効果、ショットピーニング等の表面硬化処理の影響など工業的に重要な分野についても、かなりの

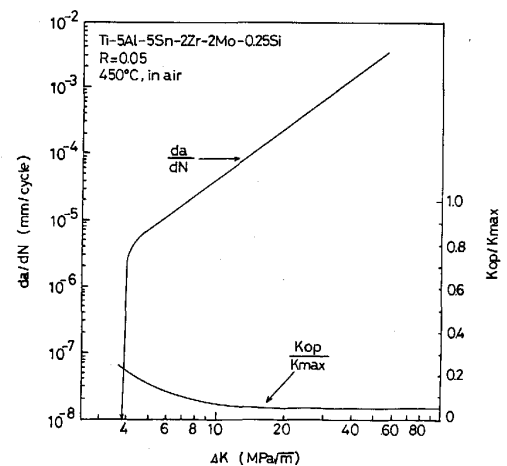


Fig. 11. Fatigue crack growth rates and K_{op}/K_{max} as a function of stress intensity range for Ti-5522 S tested at 723 K in air.

知見が得られているように思われる。一方、高強度であり、今後使用範囲が広がると予想される β 型合金の疲労破壊については、 α 型、 $\alpha + \beta$ 型合金に比較して不足しているように思われる。比強度、耐熱性、耐食性などに優れたチタン合金は、今後、高温、超低温、超真空、放射線環境といったいつそう過酷な条件下での使用が予想される。その場合、チタン合金の疲労強度は使用環境で要求される他の特性とのバランスを考慮しながら検討する必要があり、チタン合金の疲労破壊の破究においては、疲労特性-微視組織-環境の相互作用をいつそう明らかにすることが望まれる。

文 献

- 1) C. A. STUBBINGTON and A. W. BOWEN: Titanium Science and Technology, Proc. 2nd Intl. Conf. (1973), p. 1283 [Prenum Press]
- 2) A. W. BOWEN: Titanium Science and Technology, Proc. 2nd Intl. Conf. (1973), p. 1271 [Prenum Press]
- 3) A. W. BOWEN and C. A. STUBBINGTON: Titanium Science and Technology, Proc. 3rd Intl. Conf. (1976), p. 1989 [Prenum Press]
- 4) J. C. WILLIAMS and E. A. STARKE, Jr: Deformation, Processing and Structure (1984), p. 279 [ASM]
- 5) G. LÜTJERING and A. GYSLER: Titanium Science and Technology, Proc. 5th Intl. Conf. (1985), p. 2065 [DGM]
- 6) K. RÜDINGER and D. FISCHER: Titanium Science and Technology, Proc. 5th Intl. Conf. (1985), p. 2123 [DGM]
- 7) J. J. LUCAS and P. P. KONIECZNY: Metall. Trans., 2 (1971), p. 911
- 8) J. C. WILLIAMS and G. LÜTJERING: Titanium '80. Science and Technology, 1 (1980), p. 671 [AIME]
- 9) J. C. WILLIAMS, A. W. SOMMER and P. P. TUNG: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2979
- 10) M. PETERS, A. GYSLER and G. LÜTJERING: Titanium '80 Science and Technology, 3 (1980), p. 1777 [AIME]
- 11) M. PETERS, A. GYSLER and G. LÜTJERING: Metall. Trans. A, 15 (1984), p. 1597
- 12) N. E. PATON and R. A. SPURLING: Metall. Trans. A, 7

- (1976), p. 1769
- 13) I. W. HALL: *Metall. Trans. A*, **9** (1978), p. 815
- 14) R. K. STEELE and A. J. MCEVILY: *Engng. Frac. Mech.*, **8** (1976), p. 31
- 15) A. ATRENS: *Scr. Metall.*, **17** (1983), p. 601
- 16) J. RUPPEN, P. BHOWAL, D. EYLON and A. J. MCEVILY: *ASTM STP 675, Fatigue Mechanisms* (1979), p. 47 [ASTM]
- 17) S. ADACHI, L. WAGNER and G. LÜTJERING: *Titanium Science and Technology, Proc. 5th Intl. Conf.*, **4** (1985), p. 2139 [DGM]
- 18) 長井 寿, 緒形俊夫, 由利哲美, 石川圭介, 西村 孝, 溝口孝遠, 伊藤喜昌: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 641
- 19) D. EYLON and J. A. HALL: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 981
- 20) D. EYLON, J. A. HALL, C. M. PIERCE and D. L. RUCKLE: *Metall. Trans. A*, **7** (1976), p. 1817
- 21) A. W. FUKENBUSCH and L. F. COFFIN: *Metall. Trans. A*, **9** (1978), p. 1159
- 22) C. HOFFMANN, D. EYLON and A. J. MCEVILY: *ASTM STP 770, Low-Cycle Fatigue and life Prediction* (1982), p. 5 [ASTM]
- 23) J. L. ROBINSON and C. J. BEEVERS: *Metal Science Journal* (1973), p. 153
- 24) G. R. YODER, L. A. COOLEY and J. W. CROOKERS: *J. of Engng. Mater. and Tech.*, **1** (1979), p. 101
- 25) 皆川邦典: 材料強度問題の最近の話題 (1987), p. 84 [日本機械学会]
- 26) R. J. COOKE and C. J. BEEVERS: *Engng. Frac. Mech.*, **5** (1973), p. 1061
- 27) G. R. YODER, L. A. COOLEY and J. W. CROOKER: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 1737
- 28) K. MINAKAWA and A. J. MCEVILY: *Scr. Metall.*, **15** (1981), p. 633
- 29) D. SHECHTMAN and D. EYLON: *Metall. Trans. A*, **9** (1978), p. 1018
- 30) D. EYLON and P. J. BANIA: *Metall. Trans. A*, **9** (1978), p. 1273
- 31) S. SURESH: *Metall. Trans. A*, **14** (1983), p. 2375
- 32) W. ELKER: *ASTM STP 486* (1971), p. 280 [ASTM]
- 33) 遠藤, 駒井: *材料*, **17** (1968), p. 160
- 34) J. E. ALLISON and J. C. WILLIAMS: *Titanium Science and Technology Proc. 5th Intl. Conf.*, **4** (1985), p. 2243 [DGM]
- 35) K. MINAKAWA and A. J. MCEVILY: *Fatigue Thresholds, Proc. 1st Intl. Conf.*, **1** (1981), p. 373 [EMAS]
- 36) 小林, 新家: *材料*, **36** (1987), p. 831
- 37) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 123
- 38) R. MARRISSEN: *Titanium Science and Technology, Proc. 5th Intl. Conf.*, **4** (1985), p. 2289 [DGM]
- 39) J. RUPPEN and A. J. MCEVILY: *Fatigue of Engng. Mater. and Struct.*, **2** (1979), p. 63
- 40) K. MINAKAWA and MCEVILY: 未発表研究, University of Connecticut (1985)