

β 型チタン合金の内部疲労き裂発生挙動に及ぼす応力比の影響*塩澤和章^{*1}, 黒田泰嗣^{*2}, 西野精一^{*1}**Effect of Stress Ratio on Subsurface Fatigue Crack Initiation Behavior
of Beta-Type Titanium Alloy**

Kazuaki SHIOZAWA, Yasushi KURODA and Seiichi NISHINO

The effect of stress ratio ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$) on subsurface fatigue crack initiation behavior in high-cycle fatigue of beta-type titanium alloy, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al, was investigated using smooth specimen subjected to axial reversed loading in air at room temperature. Two types of microstructure prepared using different aging time conditions included the partially precipitated alpha-phase in beta-phase and the fully precipitated one. The first part of $S-N$ curves at high stress amplitude region tested under $R=-1$ and 0.05 looks similar to curves reported in the literature, however after the curve flattens out there was a sharp drop in the fatigue strength at low stress amplitude region, accompanying a transition of crack initiation site from surface to interior. The number of cycles to the transition depended on R but did not depend on the microstructure. Fatigue fracture of all specimens tested under $R=0.5$ and 0.7 showed the subsurface crack initiation. No defect was observed at the subsurface crack nucleation sites, but the region of the nucleation site had a grain morphology of facet pattern. Limit of fatigue fracture occurred by surface crack initiation was controlled by the threshold of formation of slip in beta-phase due to cyclic hardening, and described by the Gerber-relationship characterizing mean stress effect.

Key Words: Fatigue, Subsurface Crack Initiation, Stress Ratio, Microstructure, Beta-Type Titanium Alloy, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al

1. 緒 言

高比強度、高韌性、耐食性に優れたチタン合金は航空機産業を始めとする各種工業用材料はもちろん、レジャー用材料や医療用材料として注目され、今後の用途拡大が期待されている⁽¹⁾。チタン合金は室温で得られる組織に基づいて、 α 、 $\alpha+\beta$ 、および β 型の3種類に分類される。中でも β 型チタン合金は冷間鍛造が可能であり、その後の時効処理によって α 相が析出し高い機械的強度特性を得ることができる特徴を有することから、 $\alpha+\beta$ 型合金の代表であるTi-6Al-4V合金に代わる材料として最近特に注目されてきている。しかし、 β 型チタン合金の強度特性、とりわけ疲労強度特性に関する研究は少ない^{(2)~(5)}。

著者らの一人は β 型チタン合金の疲労強度特性を明らかにする研究の一環として、冷間加工性改善高強度合金であるTi-15V-3Cr-3Sn-3Al合金を用いて室温・大気中および3%NaCl水溶液中における高サイクル疲労特性並びにき裂進展挙動について検討してきた⁽⁶⁾。その結果、本供試材の $S-N$ 曲線は通常の鉄鋼

材料にみられる疲労限度と同様な挙動を示すが、10⁷回の繰返し数近傍以降で疲労破壊し、 $S-N$ 曲線が再び低下する特異な挙動(階段状折曲り)を示すことが明らかとなった。これは短寿命域における表面き裂発生型疲労破壊から、長寿命域における内部き裂発生型疲労破壊に遷移するためである。疲労破壊が試験片内部から生ずるとする実験結果は α 型⁽⁷⁾⁽⁸⁾および $\alpha+\beta$ 型^{(9)~(13)}チタン合金でも報告されている。これら内部疲労き裂の発生起点は、高硬度鉄鋼材料や表面処理を受けた鉄鋼材料に見られる介在物とは異なり、介在物、異物、空洞、偏析などの潜在する欠陥ではないとする報告が多い。また、Ti-6Al-4V合金では針状 α 組織やWidmanstatten組織を有する材料に顕著に認められること、極低温や高応力比の繰返し負荷を受ける場合に主として観察されることから、種々の内部疲労き裂発生の影響因子や機構が提案されている。しかし、その機構は十分に明らかになっていないのが現状である。

本研究では、 $S-N$ 曲線の階段状折曲り現象と長寿命域で生ずる内部疲労き裂発生挙動を明らかにすることを目的として、前報⁽⁶⁾と同様のTi-15V-3Cr-3Sn-3Al合金を用いて、時効処理時間の異なる2種類の試験片を用意し、軸荷重制御疲労試験を室温・大気中で

* 原稿受付 1998年3月18日。

^{*1} 正員、富山大学工学部(☎ 930-8555 富山市五福3190)。^{*2} 準員、富山大学大学院[現:中部電力(株)]。

実施した。応力比を3種類に変えた疲労試験を通して、内部き裂発生挙動に及ぼす応力比の影響を検討し、その機構について考察を加えた。

2. 試験片および実験方法

2・1 試験片 本研究に用いた試験片材料は β 型チタン合金 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al であり、その化学組成 [wt.%] は 3.5 Al, 14.8 V, 3.4 Cr, 3.0 Sn, 0.15 Fe, 0.12 O, 0.005 C, 0.01 N, 0.001 H, 残り Ti である。直径 15 mm の熱間圧延材に温度 1073 K, 0.5 時間加熱後水中冷却の溶体化処理を施し、さらに温度 783 K で 4 時間および 24 時間の時効処理を行った(以後、それぞれ STA 4, STA 24 と略記)。熱処理後の金属顕微鏡および走査形電子顕微鏡による組織観察結果を図 1 に示す。STA 4 および STA 24 材とともに溶体化処理時に形成された平均粒径 52.4 μm の旧 β 相を母相として、時効により微小な針状の α 相が析出した組織である。STA 24 材は α 相の析出が試料の全域に生じている時効組織であるが、STA 4 材は β 单相部が残存した未時効組織が認められ、 β 单相部と時効組織の面積割合が 3:7 であり、不十分な時効処理時間であることがわかる。なお、微細に析出した針状 α 組織は直径 4 μm 程度のコロニーを形成しており、その大きさに両材間に差異は認められない。

静機械的性質を表 1 に示す。表中には比較のために

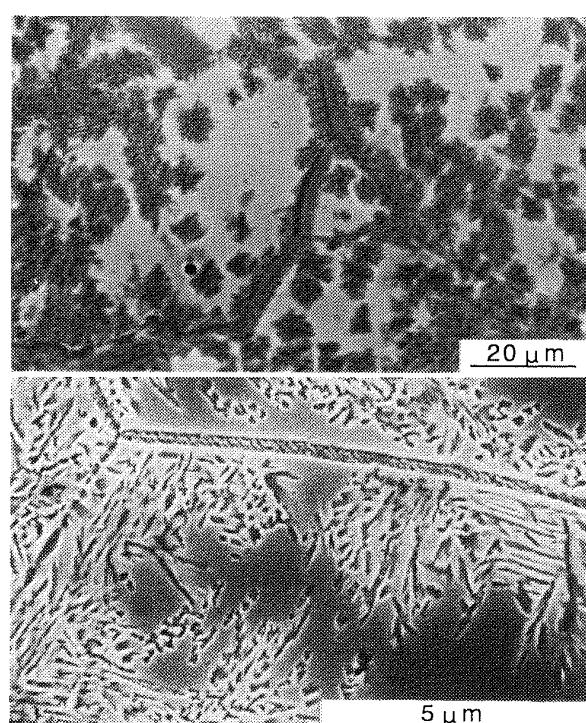
溶体化処理材(STと略記)の結果も併記した。0.2%耐力、引張強さおよび硬さは時効処理によって著しく増加し、時効時間の増加によって向上する。一方、伸びおよび絞りは溶体化処理後の時効によって減少するが、STA 4 と STA 24 に差異はない。

本実験に用いた試験片形状・寸法は平行部直径 5 mm, 平行部長さ 6 mm の平滑丸棒試験片である。試験片は機械加工後、エメリー紙で#2000まで研磨し、さらに電解研磨によって試験片表面層を約 15 μm 除去した後実験に供した。

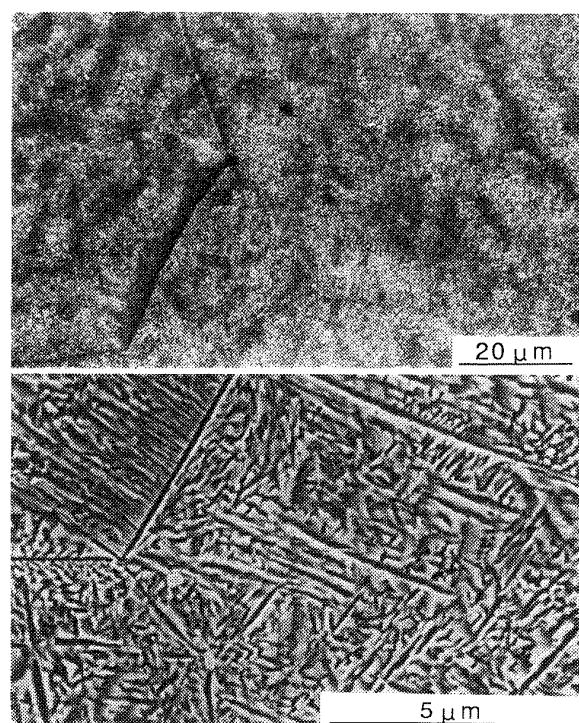
2・2 実験方法 疲労実験は電気・油圧サーボ式疲労試験機を用いて、軸荷重疲労試験を実施した。繰返し速度 40 Hz の正弦波荷重制御条件で、実験環境は室温大気中である。また、応力比 $R (= \sigma_{\min} / \sigma_{\max})$ は -1, 0.05 および 0.5 または 0.7 の条件で行い、疲労強度に及ぼす負荷応力比の影響を検討した。破面およ

Table 1 Mechanical properties of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy

Materials	0.2% proof stress	Tensile strength	Elongation	Reduction of area	Vickers hardness
	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	ψ (%)	HV (1000gf)
ST	750	775	28.0	66.3	259
STA4	1127	1235	11.2	23.6	340
STA24	1156	1261	12.0	23.1	376



(a) STA4 partially precipitated, aging time 4 hours



(b) STA24 fully precipitated, aging time 24 hours

Fig. 1 Microstructure of tested materials observed by optical and scanning electron microscope

び表面き裂の様相は走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した。

3. 実験結果

3・1 S-N曲線 STA 4 および STA 24 材を用いて、種々の応力比 R のもとで疲労実験を行って得られた S-N 曲線をまとめて図 2 に示す。図 2 より、両材ともに $R = -1$ および 0.05 の条件において S-N 曲線が階段状に折曲がる特異な挙動を呈することがわかる。STA 24 材の $R = -1$ の結果に注目すると、繰返し数 $N = 2 \times 10^5$ 回付近において第 1 番めの折曲り(その時点での繰返し数を N_{fa} とする)が生じ、通常の鉄鋼材料で観察される耐久限度に似た応力振幅の平行部(σ_{ac})が現れる。しかし、 $N = 5 \times 10^7$ 回付近において第 2 番めの折曲り(同 N_{fb})が生じ S-N 曲線の低下が再び現れる。後に述べるように、 N_{fb} 以降で破断した試験片の疲労き裂発生起点はすべて試験片内部であり、図 2 中の実験点に | 印を付して高応力振幅域で生じた表面き裂発生型疲労破壊と区別した。STA 4 材の $R = -1$ においても同様の挙動を示すが、第 1 番めの折曲りを生ずる繰返し数 N_{fa} は STA 24 のそれに比較して若干早期に生ずるが、第 2 番めの折曲り N_{fb}

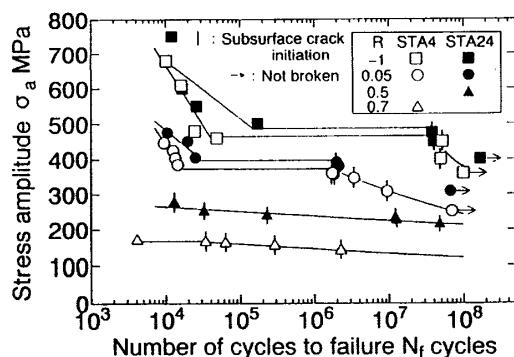


Fig. 2 S-N curves obtained under the testing conditions of various stress ratio in air at room temperature

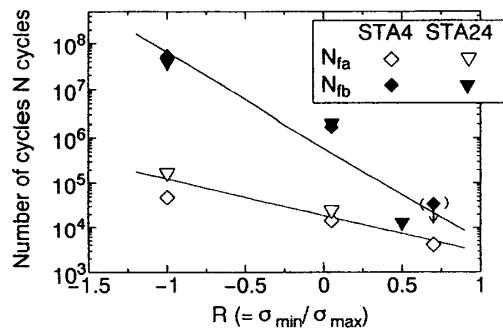


Fig. 3 Experimental relationship between number of cycles at step, N_{fa} and N_{fb} , in S-N curve and stress ratio, R

は両者に差がない。

$R = 0.05$ の実験においても明確な階段状の S-N 曲線を示し、 $R = -1$ と同様な挙動であるが、 N_{fa} , N_{fb} とともに短寿命側に位置することがわかる。 $R = 0.5$ または 0.7 の条件における S-N 曲線は前述の挙動とは異なり、明確な階段状の折曲りは観察されなかつたが、ほぼすべての試験片で内部き裂発生型疲労破壊を生じた。

折曲り点の応力繰返し数 N_{fa} , N_{fb} の応力比 R 依存性を図 3 に示す。図 3 より、 N_{fa} および N_{fb} の両者とともに R 比の増加に伴って減少する傾向を示し、その関係は片対数グラフ上で直線関係にある。また、STA 4 と STA 24 材との間に明らかな差違はなく同一の関係で示される。

図 4 は S-N 線図に現れた水平部の応力振幅 σ_{ac} の平均応力 σ_m 依存性を示した結果である。 σ_{ac} は σ_m の増加に伴って単調に減少し、鉄鋼材料の耐久限度に見られる平均応力依存性と同様の傾向が受けられる。図中には次式(1)および(2)で示される Gerber 線および修正 Goodman 線を併記したが、水平部の応力振幅に対する平均応力依存性は Gerber 線とほぼ一致する。

$$\sigma_{ac} = \sigma_{aco} \{1 - (\sigma_m / \sigma_B)^2\} : \text{Gerber 線} \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_{ac} = \sigma_{aco} (1 - \sigma_m / \sigma_B) : \text{修正 Goodman 線} \dots\dots\dots (2)$$

ただし、 σ_{aco} : $R = -1$ における水平部の応力振幅、 σ_B : 引張強さである。

3・2 破面観察 σ_{ac} 以上の高応力振幅域で観察された表面き裂発生型破面の一例を図 5 に示す。表面に発生したき裂が放射状に内部方向に進展していることがわかる。破面様相は STA 4 と STA 24 材において、また応力比 -1 と 0.05 において同一であり、いずれの条件においても明確な相違は認められなかった。破断後の試験片表面に観察される二次き裂より、表面き裂の発生は前報と同様に⁽⁶⁾、時効処理組織を有する

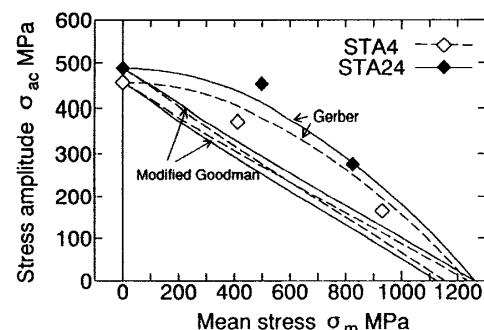
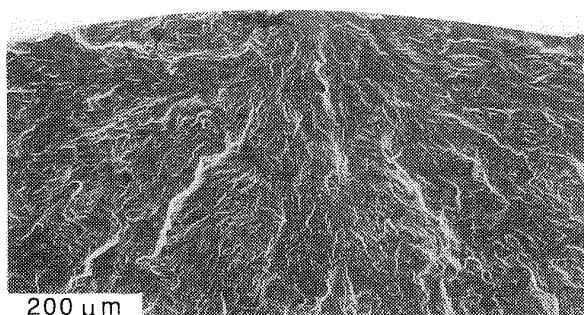


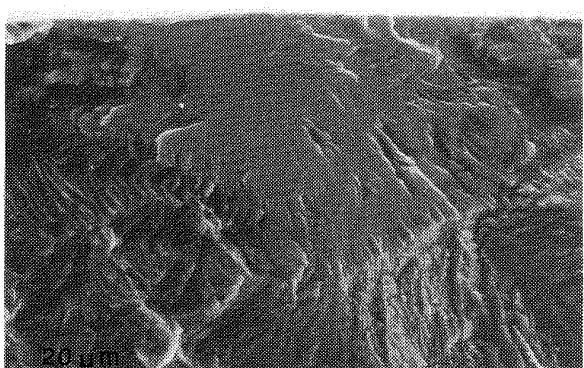
Fig. 4 The effect of mean stress, σ_m , on stress amplitude flattened out in S-N curve, σ_{ac}

結晶粒内および結晶粒界近傍であった。しかし、STA 4 材には未時効の β 単相部からのき裂発生も一部認められた。観察の結果、表面き裂は結晶粒のすべりに起因して発生するものと考えられる。

低応力振幅域 (σ_{ac} 以下) で観察されたマクロな破面様相を図 6 に示す。試験片内部を起点としてき裂が発生し、起点を中心として放射状に、かつ円状にき裂が進展している。き裂発生起点の詳細な観察結果を図 7



(a) Macroscopic view



(b) Highly-magnified view of a surface crack initiation site

Fig. 5 SEM observation of fracture surface showing surface crack nucleation (tested under $R=0.05$, $\sigma_a=403$ MPa, $N_f=1.33 \times 10^4$ cycles)

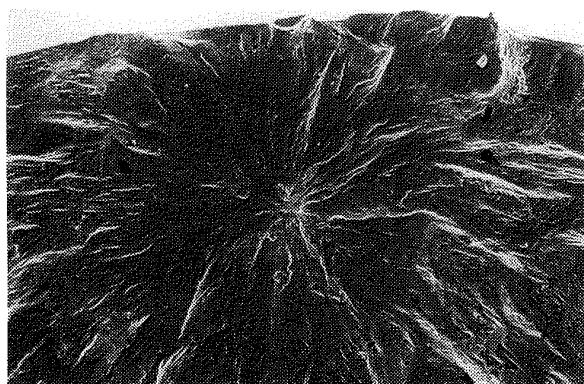
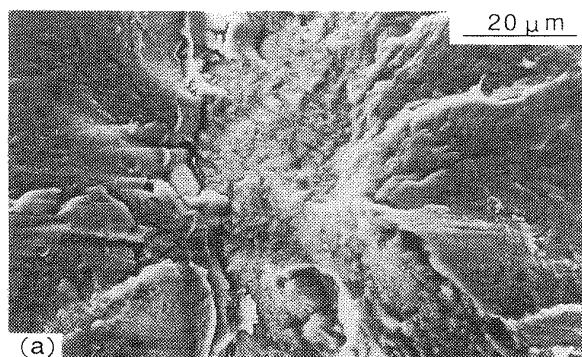


Fig. 6 Macroscopic observation of fracture surface ruptured by subsurface crack initiation of the STA24 specimen ($R=-1$, $\sigma_a=475$ MPa, $N_f=3.79 \times 10^7$ cycles)

に示す。き裂発生起点の様相は STA 4 と STA 24 材で明確な差異は認められなかった。き裂発生起点には擬へき開状の平坦なファセットが複数個認められる。これらの面はそれぞれ応力軸に対して大きく傾斜している場合と比較的傾斜の小さい面が複数個連結している場合が観察された。破壊起点の様相に応力比による明確な相違は認められなかったが、応力比が高い場合には一結晶粒程度の大きなファセットの認められるこもあり、また、 $R=-1$ の場合にはファセットが不鮮明になる傾向があった。ファセット状の面には微視的組織に依存して生じたと思われる筋状の痕跡が観察された。いずれの破面においても、き裂発生起点に欠



(a) Higher-magnification of Fig. 6

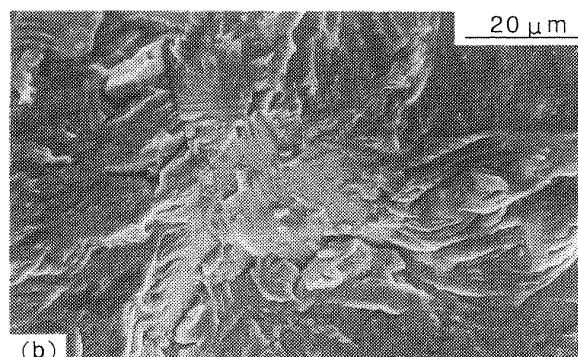
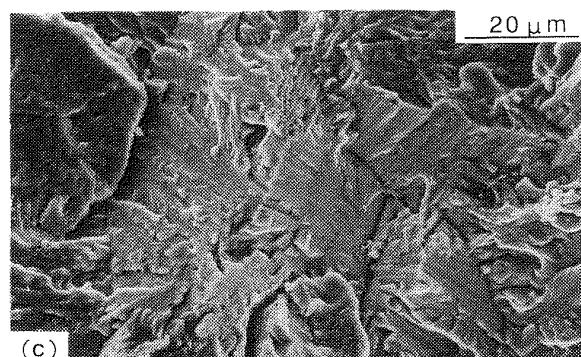
(b) STA4, $R=0.05$, $\sigma_a=347$ MPa, $N_f=3.38 \times 10^6$ cycles(c) STA24, $R=0.5$, $\sigma_a=213$ MPa, $N_f=4.79 \times 10^7$ cycles

Fig. 7 SEM observations of subsurface crack initiation site

陥や介在物は観察されなかった。また、EPMAによる元素分析の結果、き裂発生起点に元素濃度の局部的な増加および減少は認められず、特定元素の偏析はなかった。したがって、内部き裂の発生は微視的組織に依存する結晶学的原因によるものであると考えられ、後に考察する。

図8に内部き裂発生起点の試験片表面からの距離と応力振幅の関係を示した。図8より、き裂発生位置は深さ1.5 mmから極表面層付近まで分布しており、応力振幅、応力比並びに材料の時効時間には依存しない。また、き裂発生点付近に観察されたファセット部分全体の面積(試験片軸方向への投影面積)に応力振幅、応力比並びに材料間の依存性は認められなかつた。

4. 考 察

4・1 内部き裂発生の機構 本研究に用いた β 型チタン合金の軸荷重制御疲労試験の結果、低応力振幅・長寿命領域において内部き裂発生型疲労破壊を生じる段階状のS-N曲線が得られた。内部き裂発生型

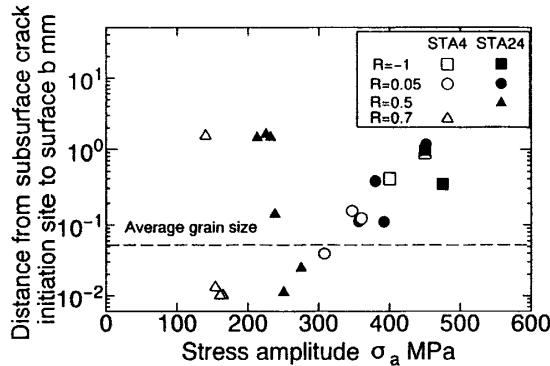


Fig. 8 Experimental relationship between distance from specimen surface to subsurface crack initiation site and applied stress amplitude

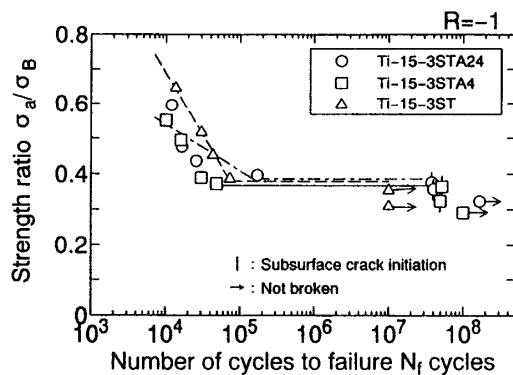


Fig. 9 Experimental relationship between strength ratio and number of cycles to failure of specimens having three kinds of microstructure

疲労破壊が高応力比 R の場合のみでなく、 $R=-1$ においても明りように生ずるという実験事実は引張りの平均応力が内部き裂発生の主たる要因であるとする考え方⁽¹²⁾⁽¹³⁾のみでは説明できないが、 R 比が大きくなるに従って内部き裂発生が早期に生ずる傾向を示した(図3)ことは平均応力または繰返しの最大応力も影響することに間違はない。また、き裂発生点近傍に介在物、欠陥、元素の偏析などが認められなかつたことから、これらの要因⁽⁷⁾⁽⁸⁾以外の機構を考える必要がある。

図9はSTA4, STA24および前報のST材⁽⁶⁾の応力比 $R=-1$ の疲労実験結果を強度比 (σ_a/σ_B) と N_f の関係で再整理した結果である。2種類の時効材のS-N線図に認められた水平部は (σ_a/σ_B) による整理で一致し $\sigma_{ac}/\sigma_B \approx 0.38$ の値を示し、かつ β 単相であるST材のそれと同一である。これは β 相からの表面き裂発生(またはき裂進展)の下限界を意味するものであると考えられ、時効組織の有無に無関係である。図4に示した σ_{ac} と σ_m がGerber線に従う事実も破壊機構が平均応力の大小によらず同一の機構で遷移していることを裏付けている。

き裂の発生または進展の限界について検討するために、応力拡大係数幅 ΔK と N_f の関係を求めた。その結果を図10に示す。 ΔK はき裂発生起点に認められた平坦部の試験片軸方向への投影面積(area)より次式によって求めた。

$$\Delta K = F \sigma_1 \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad \dots \dots \dots (3)$$

なお、補正係数 F は村上ら⁽¹⁴⁾に従い、内部き裂発生起点に対して0.5、表面き裂発生起点に対して0.65を用いた。内部き裂発生起点には破面上に複数のファセットが観察されたため、これらの一つからき裂が発生したものと考え、個々のファセットの面積の平均値よ

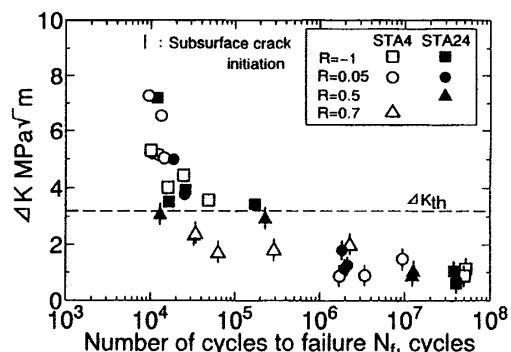


Fig. 10 Experimental relationship between stress intensity factor range calculated from a size of facet at crack initiation site and number of cycles to failure

り \sqrt{area} を求めた。また、表面き裂発生は結晶のすべりによるものであるので、表面近傍に観察されたファセット(Stage I き裂)の面積を求めて \sqrt{area} とした。

図 10 より、 ΔK と N_f の関係は、応力比、時効処理およびき裂発生形態によらず滑らかな右下がりの曲線の帶で示されることがわかる。また、表面き裂発生型と内部き裂発生型が $\Delta K = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 近傍で分離される。 β 型チタン合金時効材のき裂進展下限界値は $\Delta K_{th} = 3.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁽³⁾、 $2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁽¹⁰⁾ とする報告があり、また、著者らは ST 材の表面き裂の ΔK_{th} は $2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度であることを報告した⁽⁶⁾。これらの値は前述の値と良く対応しており、表面き裂進展の下限界値であり、S-N 曲線に現れた水平部の物理的意味を提示している。すなわち、S-N 線図の水平部は試験片表面の β 相内のすべりに起因して発生したき裂進展の下限界値を意味すると考えられる。この水平部以下の応力振幅においては試験片表面における β 相のすべりとそれに起因するき裂発生・伝ばとは別の機構が生ずることになる。

Ruppen ら⁽¹¹⁾は $\alpha+\beta$ 型チタン合金の内部き裂発生の機構について詳細な検討を行っている。それによれば、高応力振幅域では試験片表面部でピラミッド面すべりを生じ、 α 相の {1011} と β 相の {110} の適合すべりによってき裂が発生する。一方、低応力振幅域ではブリズム面すべりを生じ、 α 相の {1100} と β 相の {110} の不適合すべりによって β 相の {100} 面にへき開を生じて内部き裂が発生するとする機構を提案している。本研究では微視組織学的検討を実施していないため、本実験によって得られた内部き裂発生が Ruppen らの提案する機構と同一であるか否かの結論を得るには至っていない。破面観察によって得られた内部き裂発

生起点のファセット状の模様は粒界割れであるとする報告⁽³⁾⁽¹⁵⁾もあるが、本研究の場合、ファセット面に微細な筋状の模様が観察され、 β 相のへき開割れによる旧 β 粒内の直線的なき裂進展を生じた結果であるとも考えられ、粒界割れであると特定できていない。

高応力振幅域で現れる表面き裂の発生またはき裂進展の限界として現れる S-N 曲線の水平部以下では、応力の繰返しによって疲労損傷が蓄積され、表面の次に疲労き裂発生抵抗の低い部分から疲労き裂が発生する。疲労損傷の蓄積場所が結晶粒界であっても、また α 相と β 相の界面であっても良いが、この場合試験片表面の粒界、界面であっても良いことになり実験結果とは対応しない。内部き裂発生機構についてはさらに詳細な検討が必要であり、今後の課題である。なお、疲労における S-N 曲線は 1 本であるとは限らず、本実験で得られたように、疲労損傷が最も容易に生ずる起点からの破壊に基づく 1 本の S-N 曲線と、その次に疲労損傷が蓄積されて疲労破壊の起点となる別の S-N 曲線が存在する可能性がある。もちろん、どちらの S-N 曲線が実験的に現れるかは疲労損傷蓄積の容易さに依存することになる。この考えは金属材料に疲労限度が存在するか否かを議論する基礎となるものと考えられ、長寿命・低応力振幅域における実験結果の蓄積によって明らかにされるものと期待される。

4・2 内部き裂の発生時期

図 2 に示した S-N 曲線から明らかなように、表面き裂発生に基づく S-N 曲線と内部き裂発生に基づく S-N 曲線は連続的に生ずるものではなく、後者は長寿命域で現れ不連続なものとなる。内部き裂の発生時期を観察することは容易でないが、本研究ではこの時期を間接的に求めて検討した。

実験結果を図 11 に示す。実験は STA 24 材を用いて内部き裂発生を生ずる応力振幅 $\sigma_a = 450 \text{ MPa}$ ($R = -1$) で、破断寿命 N_f の 25, 50 および 75% まで負荷した後(図中の番号 1, 第一段負荷)，表面破壊を生ずる応力振幅 $\sigma_a = 550 \text{ MPa}$ (第二段負荷)に切替えて疲労試験を行った。この実験方法により、第一段負荷によって内部き裂が発生しておれば第二段負荷によって、内部き裂の進展によって破壊するはずであり、内部き裂発生の時期が大略推定できる。なお、本実験方法による推定は、内部き裂核の発生寿命ではなく、内部き裂の発生とその後の進展によって内部き裂が成長し、表面型き裂発生による疲労破壊に優先して内部き裂発生型疲労破壊が生ずる限界を示すものである。

実験の結果、第二段負荷によって $0.25N_f$ および $0.5N_f$ の 1 本の試験片(図中の番号 2)は 10^7 回の繰返

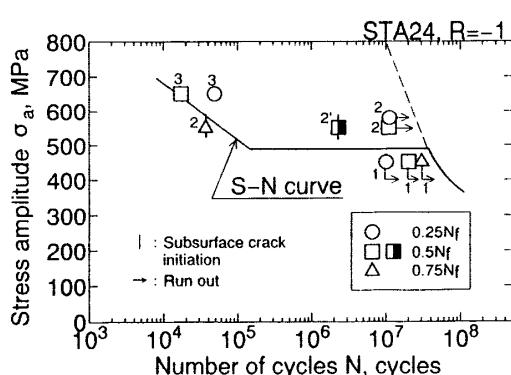


Fig. 11 Experimental results to discuss the life of subsurface crack initiation

しによって破断に至らなかったため、さらに応力振幅を $\sigma_a = 650 \text{ MPa}$ に増加して(第三段負荷)実験を継続した。その結果、これら 2 本の試験片は表面き裂発生型疲労破壊した(図中の番号 3)。一方、 $0.5N_f$ の他の 1 本の試験片および $0.75N_f$ のそれは第二段負荷によって、内部き裂発生型疲労破壊を示した(それぞれ図中の番号 2', 2)。破面様相は 3・2 節に示した結果と同様であった。この結果より、内部き裂の発生は全寿命の 50~75%で生じていることが推察される。 $0.75N_f$ の試験片の内部き裂発生点近傍に観察されたファセット状領域全体の大きさ $\sqrt{\text{area}}$ は $45 \mu\text{m}$ であり、式(3)より求めた ΔK は $3.27 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($\sigma_a = 550 \text{ MPa}$ として)であり、先に求めた表面き裂の進展限界 $\Delta K_{\text{th}} (= 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}})$ よりも大きくなる。したがって、第一段負荷によって形成されたファセットからのき裂進展は第二段めの負荷によって表面き裂に優先して生ずる。以上の結果より、1 結晶粒程度のファセットを生ずる内部き裂の発生は疲労寿命の 50~75%であり、本供試材の表面き裂発生(き裂長さ $20 \mu\text{m}$)寿命は破断寿命の 10%以下であること⁽⁶⁾に比較して、著しく遅いことがわかる。なお、内部き裂発生の核は疲労過程の初期に発生して遅いき裂進展によって前述のファセットを形成する可能性は十分に考えられる。

上記の実験において、第一段負荷後の第二段負荷によって疲労破壊を生じない試験片があり、一種のコーティング効果を示すことが認められる。図 12 は図 2 の S-N 曲線を求めた際に用いた破断試験片の硬さ分布を示す。測定は破断部から約 1 mm 離れた位置で試料を切断して、切断面の半径方向で行った。図 12 より、本試料は疲労過程中に繰返し加工硬化を生じ、その程度は試験片全域にわたって一様である。したが

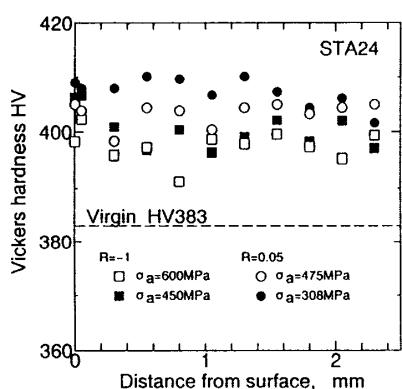


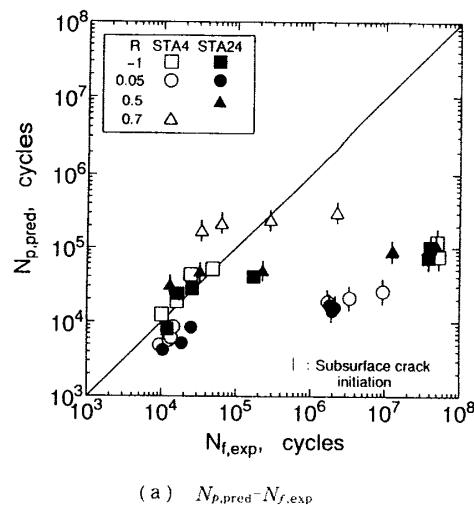
Fig. 12 Radial distribution of Vickers hardness of specimen after fatigue test

って、第一段負荷によって試験片は加工硬化し、その影響で第二段以降の負荷に対して疲労寿命の増加を感じたものと考えられる。また、繰返し加工硬化の影響によって、試料表面でのすべりに起因するき裂発生および進展が困難となり、き裂発生起点が試料内部に遷移することも推測される。

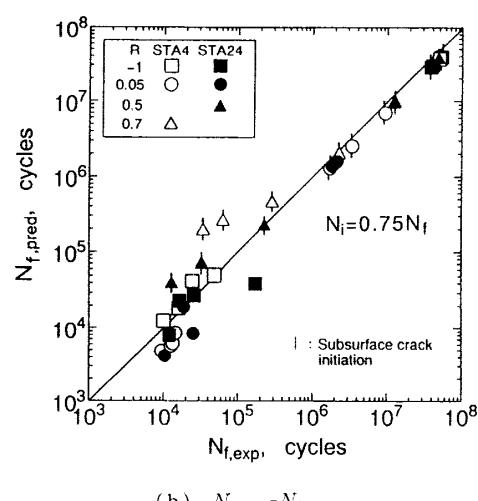
4・3 疲労寿命の推定 前報⁽⁶⁾において、本供試材の疲労表面き裂の進展速度 dc/dN は式(4)で与えられ、STA 24 材および ST 材のそれは供試材の耐力 $\sigma_{0.2}$ によって統一的に表示できることを示した。この式を積分することにより、き裂進展寿命 N_p は式(5)で求めることができる。

$$\frac{dc}{dN} = 1.82 \times 10^{-2} \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{0.2}} \right)^{3.5} \cdot c [\text{m}/\text{cycle}] \quad \dots \dots \dots (4)$$

$$N_p, \text{pred} = 5.50 \times 10^2 \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{0.2}} \right)^{3.5} \ln \left(\frac{C_f}{C_0} \right) [\text{cycles}] \quad \dots \dots \dots (5)$$



(a) $N_p, \text{pred} - N_f, \text{exp}$



(b) $N_p, \text{pred} - N_f, \text{exp}$

Fig. 13 Estimation of fatigue crack growth life and fatigue life

図13(a)はSTA 24材に対して式(5)より求めたき裂進展寿命 $N_{p,pred}$ と破断寿命 N_f の関係である。なお、式中の c_0 はき裂進展開始時のき裂長さであり、本計算では図10で述べたファセット寸法を用いた。また、 c_f は破断時のき裂長さであり、 $c_f=2\text{ mm}$ とした。図13(a)より、表面き裂発生型疲労破壊する試験片では $N_{p,pred}=N_f$ となり、精度良く寿命推定が可能である。これは、本供試材のき裂発生寿命 N_i が $0.1N_f$ 以下であること⁽⁶⁾より当然の結果とも言える。一方、内部き裂発生型疲労破壊を生ずる試験片に対しては $N_{p,pred} < N_f$ となり、寿命推定が不可能である。図13(b)は内部き裂発生型疲労破壊した試験片に対して、推定破断寿命 $N_{f,pred}$ を式(6)によって求め、実験結果の $N_{f,exp}$ と比較した結果である。

$$N_{f,pred} = N_i + N_p = 0.75N_f + N_{p,pred} \quad \dots\dots\dots (6)$$

図13(b)より、図12から求めた内部き裂発生寿命 $N_i = 0.75N_f$ とすることによって、 $N_{f,pred}$ と $N_{f,exp}$ は良い対応関係を示すことがわかる。以上の推定は内部き裂の進展が式(4)に従うとする仮定のもとに行っており、内部き裂進展速度の測定が実験的に不可能な現在、正確なものではない。しかし、本結果は内部き裂の進展速度が表面き裂のそれに比較して遅いことを、また、疲労破壊を生ずる内部き裂の発生時期が表面き裂のそれに比較して遅いことを予測するものである。

5. 結 言

β 型チタン合金 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al を用いて、室温・大気中における軸疲労試験を行い、内部き裂発生挙動に及ぼす応力比の影響について検討した。本研究から得られた結論は以下のとおりである。

(1) 応力比 $R=-1$ および 0.05 の実験から得られた $S-N$ 曲線は階段状に折曲りを生ずる特異な挙動を示した。これは短寿命域における表面き裂発生型疲労破壊から、長寿命域における内部き裂発生型疲労破壊に遷移するためである。

(2) 応力比 $R=0.5$ または 0.7 の実験ではほぼすべての試験片が内部き裂発生型の疲労破壊を生じた。

(3) $S-N$ 曲線における疲労き裂発生位置の遷移は応力比 R に依存し、 R 比の増加に伴って内部き裂発生型疲労破壊は短寿命側に移行するが、時効処理時

間の違いによる微視的組織に依存しない。

(4) $S-N$ 曲線に現れる見かけ状の疲労限度は平均応力効果を表現する Gerber 線に従い、 β 相のすべりに起因するき裂の発生限界またはき裂の進展限界として生ずる。

(5) 内部き裂発生起点には潜在する欠陥などはなく、ファセットが観察された。このファセットをき裂状欠陥として求めた応力拡大係数幅は表面き裂の下限界応力拡大係数幅以下であった。

(6) 内部き裂発生起点となる上記ファセットの形成には多数回の応力繰返しが必要であり、その形成は破壊寿命の 75%に及ぶことが実験的に推察された。

終わりに、本実験に協力を得た富山大学工学部技官・友坂敏信氏、卒業研究の一環として協力をいただいた当時富山大学学生・大河内一貴、水島直大の両君に謝意を表す。

文 献

- (1) 例えは、まてりあ、特集「21世紀に向けてのチタン材料の展望」、37-1 (1998), 8-41.
- (2) 田中哲志・西谷弘信・西田新一・藤崎涉・寺西高広・本田政彦、機論、58-556, A (1992), 2268-2273.
- (3) 卞建春・戸梶惠郎・中島正貴・小川武史、材料、44-502 (1995), 933-938.
- (4) Duerig, T. W., Allison, J. E. and Williams, J. C., *Met. Trans.*, A, 16 (1985), 739-751.
- (5) 中佐啓治郎・堀田雅昭・佐藤博史、材料、41-467 (1992), 1248-1254.
- (6) Shiozawa, K. and Matsushita, H., *Fatigue'96*, 1 (1996), 301-306.
- (7) 長井寿・緒形俊夫・由利哲美・石川圭介・西村孝・溝口孝達・伊藤喜昌、鉄と鋼、72-6 (1986), 641-648.
- (8) 梅澤修・長井寿・石川圭介、鉄と鋼、75-1 (1989), 159-166.
- (9) Steele, R. K. and McEvily, A. J., *Eng. Fract. Mech.*, 8 (1976), 31-37.
- (10) Eylon, D. and Hall, J. A., *Met. Trans.*, A, 8 (1977), 981-990.
- (11) Ruppen, J., Bhowal, P., Eylon, D. and McEvily, A. J., *ASTM STP*, 675 (1979), 47-68.
- (12) Atrens, A., Hoffelner, W., Duerig, T. W. and Allison, J. E., *Scripta Met.*, 17 (1983), 601-606.
- (13) Adachi, S., Wagner, L. and Lutjering, G., Titanium Science and Technology, *Proc. 5th Int. Conf.*, 4 (1985), 2139-2146.
- (14) 村上敬宣、金属疲労・微小欠陥と介在物の影響、(1993), 15, 齋賀堂。
- (15) 萩原益夫、まてりあ、37-1 (1998), 35-38.