

β 型 Ti-22V-4Al 合金の疲労き裂進展挙動に及ぼす 結晶粒径と時効条件の影響

戸梶 恵郎*・大矢 耕二*²・菊谷 宏康*³

Effects of Grain Size and Aging Conditions on Fatigue Crack Propagation
Behavior in Beta Ti-22V-4Al Alloy

Keiro TOKAJI, Kohji OHYA and Hiroyasu KARIYA

Synopsis : This paper presents the effect of microstructural modification on fatigue crack propagation (FCP) in a beta Ti-22V-4Al alloy. FCP experiments have been conducted using eight materials with different microstructures: two as solution treated materials (ST), three single aged materials (STA), and three two-step aged materials (STDA). Particular attention has been paid to the effect of grain size and aging condition. The results showed that in ST materials the coarse grained material exhibited higher FCP resistance than the fine grained material, but this grain size dependence was eliminated by aging, and two-step aging condition had very little influence on FCP behaviour. After allowing for crack closure, the effect of grain size was largely diminished and FCP behaviour was not affected by solution treatment temperature and aging condition. ST materials indicated the highest apparent and intrinsic FCP resistance and then STDA materials, STA materials in the decreasing order. Taking into account the difference in the modulus of elasticity in addition to crack closure, the difference in FCP resistance between STDA and STA materials was eliminated, but ST materials still showed higher FCP resistance.

Key words : fatigue; beta titanium alloy; crack propagation; microstructure; grain size; aging condition.

1. 緒言

優れた比強度、耐食性、溶接性および冷間加工性などを有する β 型チタン合金は、構造材料として注目されているにも関わらず疲労特性に関する研究は少ない。溶体化処理、時効、およびそれらと加工との組み合わせによって広範囲に組織が変化するので、疲労特性に優れた組織を把握するために、個々の組織因子の役割を理解することが必要である。

このような背景から、著者らはこれまでに β 型 Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金 (Ti-15-5-3 合金) の疲労強度および疲労き裂進展 (FCP) に及ぼす組織の影響について検討してきた¹⁻³⁾。これらの研究では、異なる温度で溶体化処理した材料を同一条件で時効を行っているので、主たる支配組織因子は β 相結晶粒径 (以後、粒径) である。しかし、時効条件も静的機械的性質や疲労特性を支配する組織因子であるので、粒径とともに考慮される必要がある。また、 β 相安定化度に依存して時効特性も変化するので異なる材料に対する検討も必要である。そこで、 β 型 Ti-22V-4Al 合金 (Ti-22-4 合金) について疲労特性に及ぼす組織の影響を系統的に評価することを目的として、まず疲労強度に及ぼす粒径の影響を検討し⁴⁾、次いで時効条件の影響を検討し

た⁵⁾。本研究はこれらの研究に引き続いて、FCP 特性に及ぼす粒径および時効条件の影響を明らかにすることを目的としている。

ところで、一般に FCP 挙動に及ぼす組織の影響は、パリズ則の成立する領域では小さく、下限界領域では大きいことが知られている。しかし、組織の影響はき裂閉口を考慮することによってほぼ消失し、本質的な FCP 抵抗は組織に依存しない、すなわち見掛けの FCP 抵抗における差異はき裂閉口を始めとする外的要因 (き裂遮蔽) によって誘起されたものである場合が多い。以下に述べるように、 β 型チタン合金の FCP 特性に関するデータは少なく、この点については必ずしも十分明らかにされていない。Duerig ら⁶⁾ は Ti-10V-2Fe-3Al 合金の広範囲な組織について FCP 特性を評価し、 ω 相の析出した組織を除いて FCP 抵抗はほとんど組織の影響を受けないことを明らかにしている。Kazanjan と Starke⁷⁾ も同様に、Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr 合金の FCP 抵抗は時効条件の影響を受けないことを示している。一方 Chakraborty と Starke⁸⁾ は、3 種類の Ti-V 合金について FCP 試験を行い組織の影響を認めている。しかし、これらの研究ではき裂閉口挙動が測定されていないため、本質的な FCP 抵抗が組織に依存するか否かは不明である。著者らは²⁾ 前述したように、 β 型 Ti-15-5-3 合金について FCP 特性

平成 12 年 7 月 3 日受付 平成 12 年 8 月 3 日受理 (Received on July 3, 2000; Accepted on Aug. 3, 2000)

* 岐阜大学工学部 (Faculty of Engineering, Gifu University, 1-1 Yanagido Gifu 501-1193)

* 2 大同特殊鋼 (株) 鋳鋼品事業部 (Steel Casting Products Division, Daido Steel Co., Ltd.)

* 3 愛三工業 (株) 電子製品開発部 (Electronic Components Development Department, Aisan Industry Co., Ltd.)

を調べた結果、き裂閉口を考慮すると組織の影響は消失することを明らかにしている。また、最近 Jha と Ravichandran⁹⁾も Ti-10V-2Fe-3Al 合金の α 相と ω 相の析出した組織の間で本質的な FCP 抵抗にはほとんど差異のないことを指摘している。

本研究では、熱処理によって得られた β 型 Ti-22-4 合金の 8 種類の組織材について FCP 試験を行い、き裂閉開口挙動の測定、き裂経路および破面の観察結果などに基づいて FCP 挙動に及ぼす組織の影響を詳細に検討した。

2. 実験方法

2.1 材料

用いた材料は直径 75 mm の β 型 Ti-22V-4Al 合金丸棒材で、その化学成分(wt%)は、V 21.9, Al 3.9, Fe 0.13, O 0.13, N 0.03, C 0.01, Ti bal. である。異なる組織 (β 粒径および α 相析出状態)を得るために、以下に述べる 8 種類の材料を準備した。

(1) β transus (約 720°C) 以上の 750°C と 850°C で溶体化処理を施したままの材料 (溶体化処理材: ST750, ST850)。

(2) 750°C, 800°C および 850°C で溶体化処理後、450°C

で時効を施した材料 (単一温度時効材: STA750, STA800, STA850)。

(3) 750°C で溶体化処理後、500°C, 550°C および 600°C で一段目の時効を行い、続いて 450°C で二段目の時効を施した材料 (二段時効材: STDA500, STDA550, STDA600)。

上記の熱処理の詳細を Table 1 に示す。なお時効条件の決定には、同一合金について報告されている結果¹⁰⁾を参考にした。

2.2 組織と機械的性質

すべての材料の組織を Fig. 1 に示す。ST 材の組織は β 結晶粒から成る組織である (Fig. 1(a), (b))。やや粒径にばらつきが見られるが溶体化温度の上昇に伴って粒径は増加し、ST750 では約 71 μm , ST850 では 80 μm である (Table 1)。STA 材も溶体化温度が異なるので粒径も異なるが (STA750: 71 μm , STA800: 71 μm , STA850: 80 μm)、いずれも時効により微細な α 相が均一に結晶粒内に析出した組織である (Fig. 1(c), (d), (e))。 α 相の析出状態は溶体化温度に依存することが指摘されている^{11,12)}が、図からは 3 種類の材料間に明瞭な相違は見られないようである。STDA 材では (Fig. 1(f), (g), (h))、一段目の高い温度の時効により粗大な α 相が析出し、続いて二段目の低い温度の時効により微細な α 相が析出した混合組織 (bi-modal 組織)^{13,14)}となっている。一段目時効温度が高いほど析出 α 相は粗大になる傾向がある。

材料の都合により機械的性質を得ることができなかったため、ビッカース硬さ HV と溶体化温度および HV と一段目時効温度の関係をそれぞれ Fig. 2(a) および Fig. 2(b) に示す。なお参考のため粒径の溶体化温度依存性も併記した (Fig. 2(a))。 Fig. 2(a) から明らかなように、ST 材の HV は溶体化温度の増加に伴ってわずかに増加する傾向があるが差は小さい。単一温度の時効によって大きく HV は上昇するが (STA 材)、その溶体化温度依存性は見られない。これは前述したように、 α 相の析出状態が溶体化温度にかかわらずほぼ同様であったことを反映していると考えられる。

Table 1. Heat treatment conditions of the materials.

Designation	Solution treatment ^a (°C/min)	Aging treatment ^b (°C/min)	Grain size <i>d</i> (μm)
ST750	750/60	-	71
ST850	850/60	-	80
STA750	750/60	450/480	71
STA800	800/60	450/480	71
STA850	850/60	450/480	80
STDA500	750/60	500/240+450/480	71
STDA550	750/60	550/240+450/480	71
STDA600	750/60	600/240+450/480	71

^a Followed by water quenching (WQ)

^b Followed by air cooling (AC)

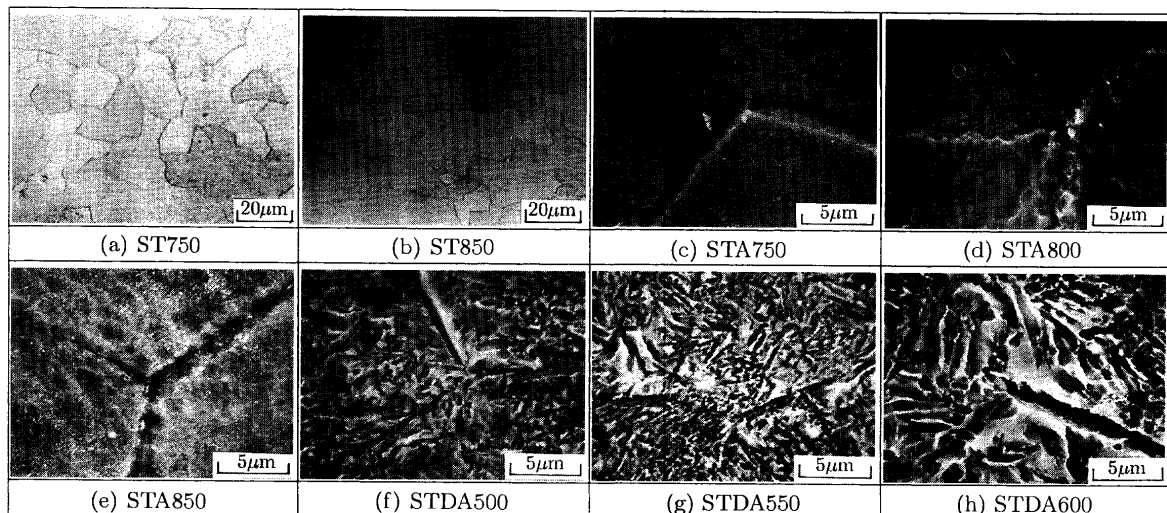


Fig. 1. Microstructures of the materials.

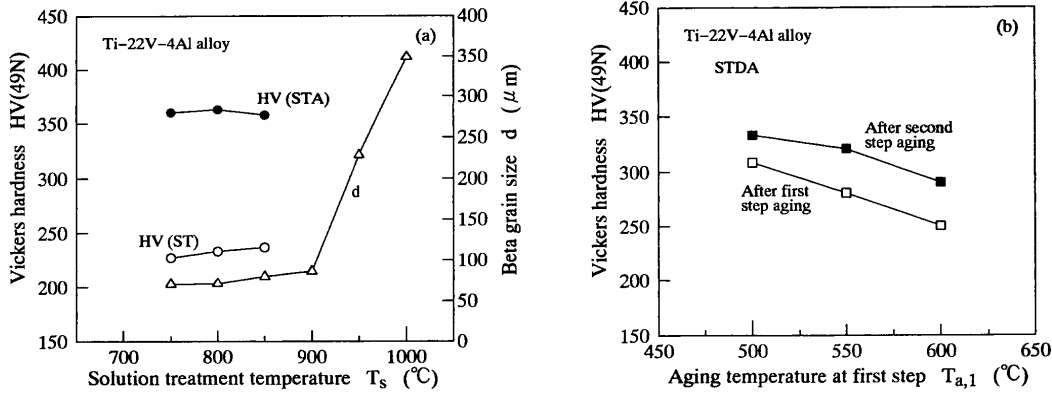


Fig. 2. Vickers hardness as a function of (a) solution treatment temperature, (b) aging temperature at first step.

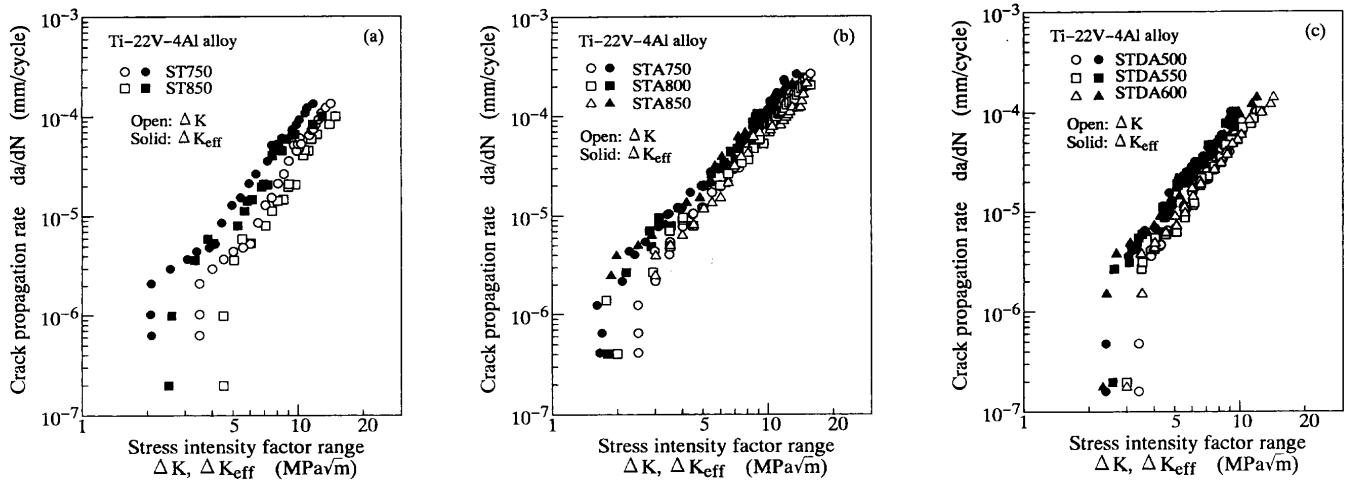


Fig. 3. Relationships between crack propagation rate and stress intensity factor range: (a) as solution treated materials (ST), (b) single aged materials (STA), (c) two-step aged materials (STDA).

STDA材では(Fig. 2(b)), 一段目の時効後のHVは低く、二段目の時効により上昇するがSTA材よりは低い。これは粗大な α 相の析出によるものであり、一段目時効温度の上昇に伴ってHVは低下する。なお化学成分は異なるが、直径26mmのTi-22-4合金に対して同じ熱処理を施した材料の機械的性質を前報で報告しているので参照されたい^{4,5)}。

2.3 実験方法

素材丸棒から輪切りに切り出した円板に溶体化処理を施した後、幅 $W=40$ mm、厚さ $B=10$ mmのCT試験片を機械加工した。続いて前述した時効処理を施した。その後表面をエメリー紙で研磨後、バフ研磨を施し実験に用いた。

使用した試験機は容量49kNの電気油圧式サーボ疲労試験機である。室温大気中、荷重制御、繰返し速度10Hzの条件下でASTM規格に準拠した応力比 $R=0.05$ 一定の応力拡大係数幅 ΔK 漸増および漸減試験を行った。試験に先立ち、 $\Delta K=10$ MPa√mより ΔK を漸減させつつ切欠き底から約2mmの予き裂を導入した。き裂開閉口挙動の測定には背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法を用いた。試験片背面に貼付した標点距離2mmのひずみゲージにより変位を検出し、荷重と変位の関係からき裂開口応力拡大係数 K_{op} を求めた。なお、コンプライアンスの変化を精度よく検出するために引算回路を用いた。き裂長さの測定には最小目盛10μmの移動読取り顕微鏡を用いた。

き裂経路および破面観察には、それぞれ光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた。

3. 実験結果

3.1 き裂進展速度 da/dN と ΔK の関係

Fig. 3にST材、STA材およびSTDA材の da/dN - ΔK 関係(図中、中空印)を示す。ST材の場合(Fig. 3(a)), 実験を行った全 ΔK 領域においてST850の da/dN がST750よりも低く、下限界近傍でその差異が大きくなる傾向を示す。2.2で述べたように、両材はほぼ等軸の結晶粒から成る組織であるが粒径が異なる。したがって、FCP挙動に影響を及ぼす主たる組織因子は粒径であり、観察された両材の da/dN の相違は粒径の相違によってもたらされたと考えられる。一般に、 ΔK で表したFCP抵抗(見掛けのFCP抵抗)は粗粒材のほうが細粒材よりも優れることが知られており、本合金でも同様の傾向を示す。

STA材の場合(Fig. 3(b)), 下限界近傍でばらつきが見られるが、3種類のSTA材の da/dN はほぼ一致している。これらの材料では溶体化温度が異なるので粒径も異なっており、STA750とSTA850はそれぞれFig. 3(a)のST750およびST850と同じ粒径である。したがって、ST材で認められた粒径依存性は時効により消失することがわかる。

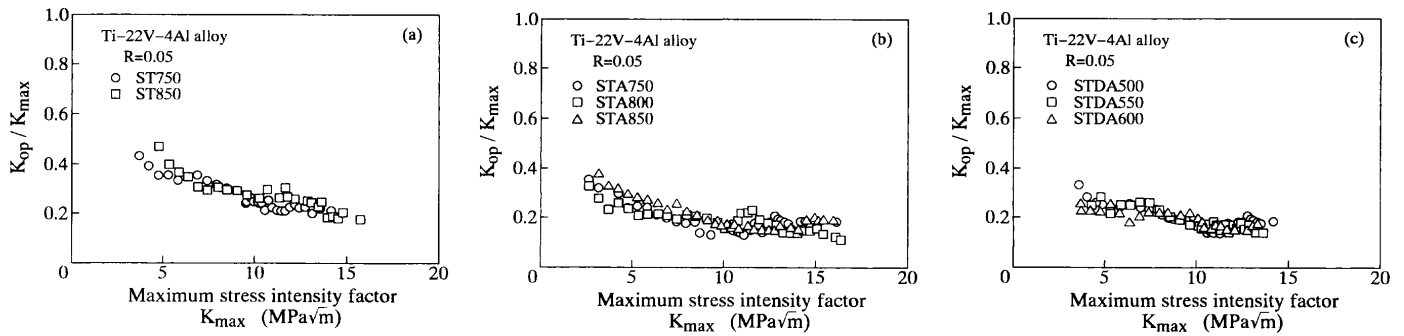


Fig. 4. Crack closure behaviour: (a) as solution treated materials (ST), (b) single aged materials (STA), (c) two-step aged materials (STDA).

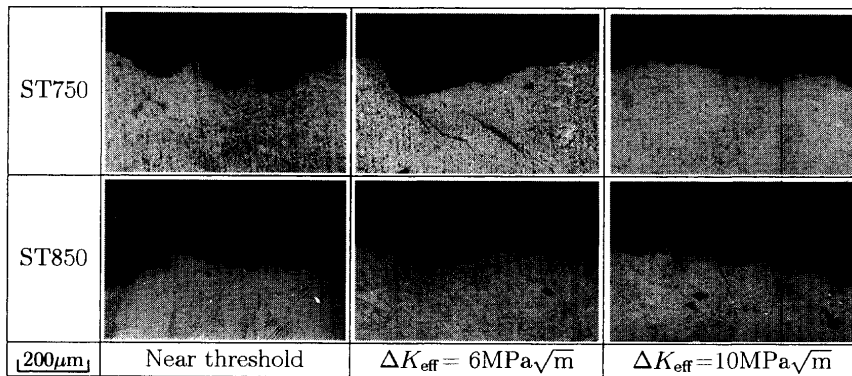


Fig. 5. Optical micrographs showing crack path profiles in as solution treated materials (ST).

Fig. 3(c)に見られるように、STDA材では $da/dN-\Delta K$ 関係はほぼ完全に一致しており、一段目時効温度、すなわち二段時効の条件の相違はFCP挙動に影響を及ぼさない。

3.2 き裂開閉口挙動と有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} による整理

き裂開閉口挙動を K_{op}/K_{max} と K_{max} の関係として Fig. 4 に示す。ここで、 K_{max} は最大応力拡大係数である。ST材の場合(Fig. 4(a)), 全 K_{max} 領域においてST850のほうがST750よりもやや高い K_{op}/K_{max} を示す。しかしSTA材では、ばらつきを考慮すればき裂開閉口挙動に材料間の相違は見られず、FCP挙動と同様にその粒径依存性は時効により消失する(Fig. 4(b))。STDA材においても材料間の相違は見られず、一段目時効温度の相違はき裂閉口レベルに影響を及ぼさない(Fig. 4(c))。ST材、STA材およびSTDA材のき裂開閉口挙動を比較すると、STA材とSTDA材の K_{op}/K_{max} は同程度であるが、ST材の K_{op}/K_{max} は全 K_{max} 領域においてSTA材やSTDA材よりも高く、き裂閉口が顕著に起きていることを示している。しかしその場合でも、下限界近傍においてさえも $K_{op}/K_{max} = 0.4$ 程度であり、本合金のき裂閉口レベルが時効の有無や時効条件にかかわらず低いことがわかる。このような挙動は基本的にはTi-15-5-3合金で認められた結果²⁾と全く同様である。

上述のき裂開閉口挙動の測定結果に基づいて da/dN を ΔK_{eff} で整理した結果を前掲の Fig. 3 (図中、中実印) に示す。ST材の場合(Fig. 3(a)), ΔK の整理で見られたST750とST850の差異は小さくなるが、全体的にST850の da/dN が

依然としてやや低く、かつ高い下限界値を示す傾向がある。一方STA材(Fig. 3(b))やSTDA材(Fig. 3(c))の場合、 $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係に材料間の相違は見られない。このことから、溶体化温度や一段目時効温度の相違は本質的なFCP抵抗に影響を及ぼさないことがわかる。

3.3 き裂進展経路とき裂開閉口

Fig. 5にST材のき裂経路を示す。いずれの材料も ΔK_{eff} の減少に伴ってやや経路の屈曲が大きくなる傾向があり、ST850の経路の屈曲がST750よりもやや大きいようである。さらに両材とも、下限界近傍を含む低 ΔK_{eff} 領域において二次き裂が認められた。STA材のき裂経路を Fig. 6に示す。 ΔK_{eff} にかかわらずき裂経路は平坦であり、材料間の相違も認められない。Fig. 5に示したST材の経路は明らかにSTA材よりも大きな屈曲を示しているので、時効によりき裂経路の様相が大きく変化することがわかる。STDA材のき裂経路もSTA材と同様に全体的に平坦であり、その ΔK_{eff} 依存性は見られず、また材料間の相違も不明瞭である(Fig. 7)。

Fig. 4に示したとおり、本合金のき裂閉口レベルは時効の有無や時効条件にかかわらず低かった。これは、まず第一に全 ΔK 領域においてき裂先端の繰返し塑性域寸法が粒径に比較して小さいために(特に、STA材およびSTDA材ではきわめて小さい)、その結果塑性誘起き裂閉口のレベルが低くなったことが主たる原因であると考えられる。上述したき裂経路の屈曲、すなわち破面粗さはそれに重畳してき裂閉口レベルの上昇に寄与する。ST材ではき裂経路

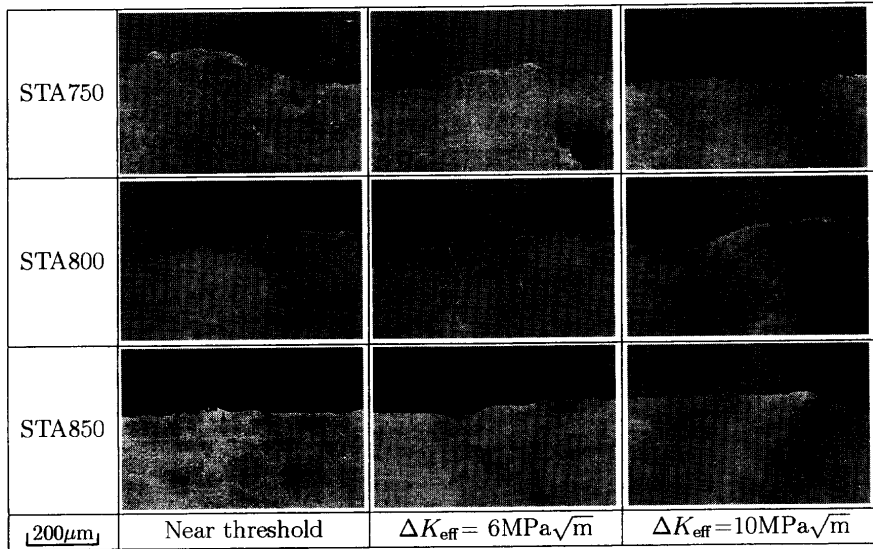


Fig. 6. Optical micrographs showing crack path profiles in single aged materials (STA).

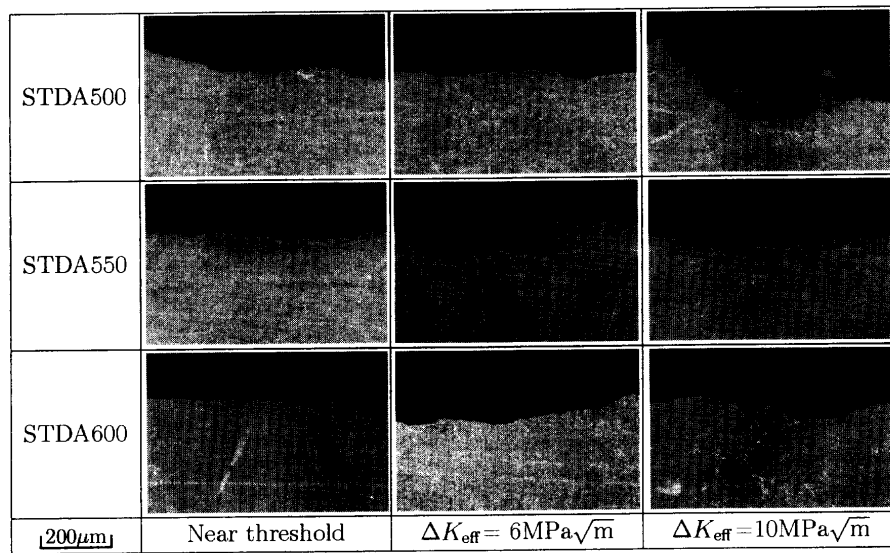


Fig. 7. Optical micrographs showing crack path profiles in two-step aged materials (STDA).

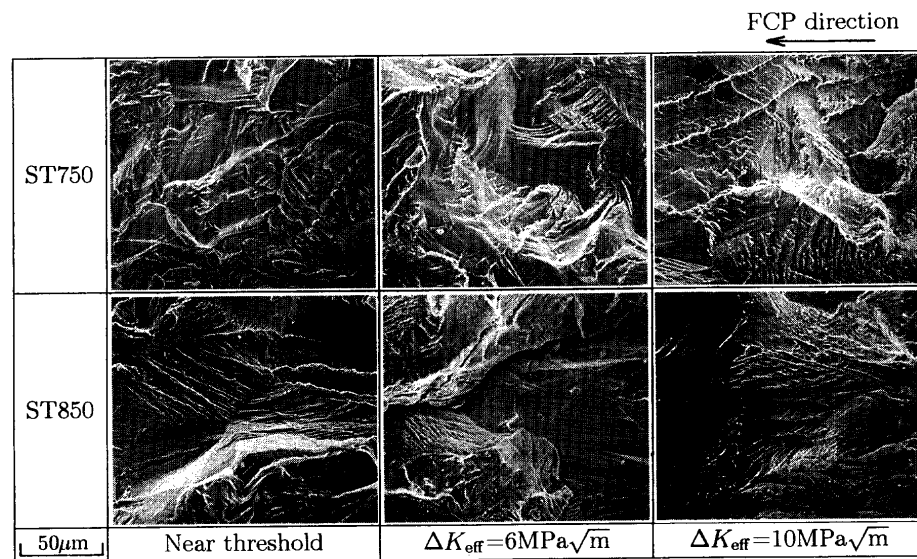


Fig. 8. SEM micrographs of fracture surfaces in as solution treated materials (ST).

に粒径の影響が現れ、粗粒材のST850のほうがやや大きい屈曲を示した。このことが細粒材のST750よりも高いき裂閉口レベルを示した原因である。一方、STA材やSTDA材はST材よりも高強度であり、かつそれらのき裂経路は平坦となることから、そのき裂閉口への寄与は小さく、その

結果ST材よりも低いき裂閉口レベルを示したものと考えられる。

3.4 微視的破面様相

ST材の破面様相をFig. 8に示す。両材料の破面様相に基本的に相違はなく、 ΔK_{eff} にかかわらずすべりの痕跡と考

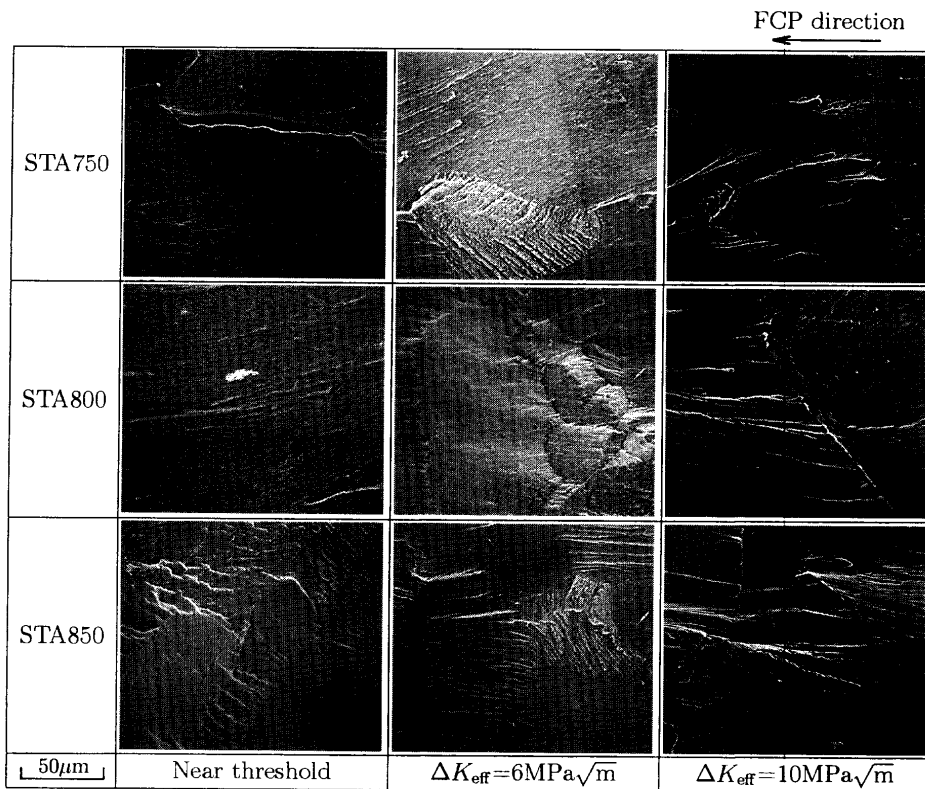


Fig. 9. SEM micrographs of fracture surfaces in single aged materials (STA).

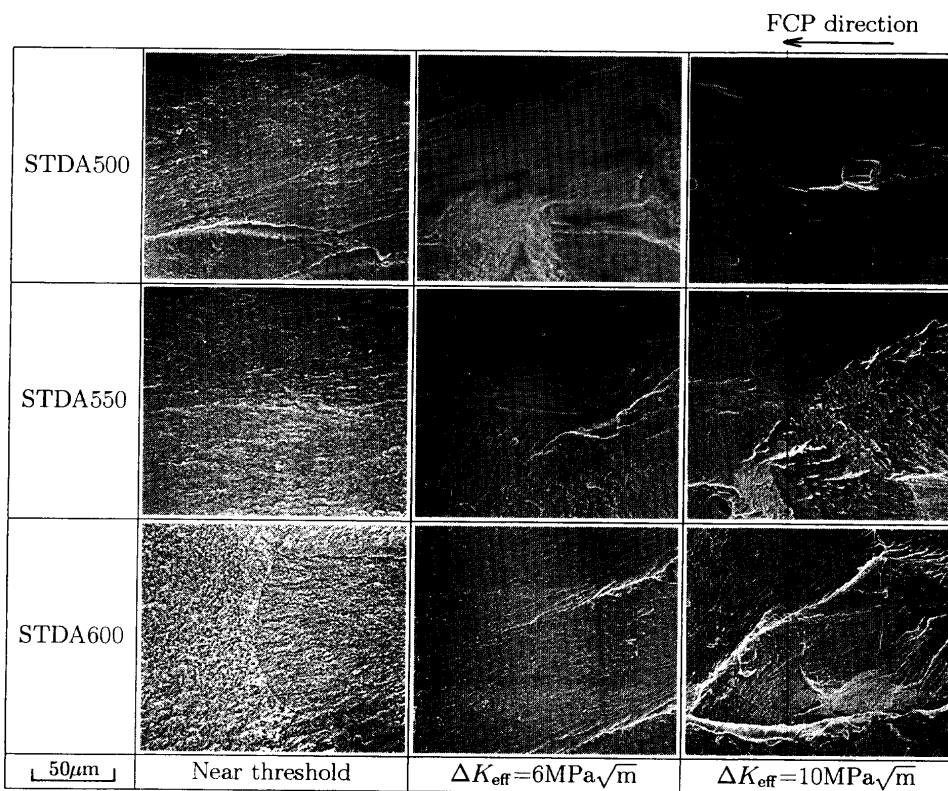


Fig. 10. SEM micrographs of fracture surfaces in two-step aged materials (STDA).

えられる筋状の模様を伴った延性的な粒内破壊である。部分的に平坦なファセットや二次割れも観察される。

Fig. 9にSTA材の破面様相を示す。STA材の場合も3種類の材料間の破面様相に相違は見られず、また ΔK_{eff} 依存性も不明瞭である。いずれも個々の結晶粒の輪郭が明瞭に認められる粒内破壊である。また、結晶粒界から粒内に向かって巨視的なFCP方向にほぼ平行に筋状の模様が見られ

る。これは、前述したように繰返し塑性域寸法が粒径よりきわめて小さいことから、隣接する結晶粒にき裂が進展する場合、いったん粒界で阻止された後粒界の多くの箇所でき裂が再発生する機構により生じたことが推定される。また、個々の結晶粒で進展方向がわずかに異なるために組織の痕跡を強く残した破面様相となるが、全体的に破面の凹凸は小さく平坦である。

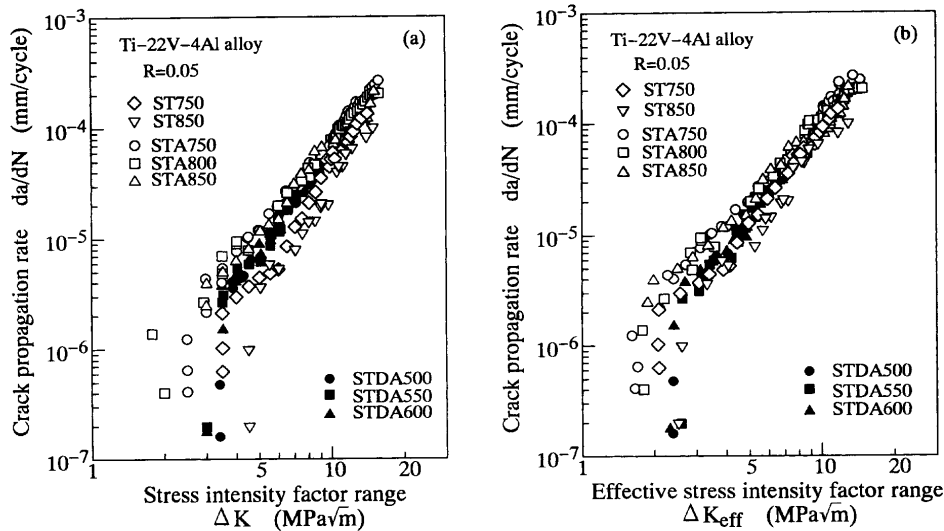


Fig. 11. Comparison of crack propagation behaviour characterized in terms of (a) stress intensity factor range, (b) effective stress intensity factor range.

STDA材の破面様相をFig.10に示す。STA材と同様に3種類の材料間の相違や ΔK_{eff} 依存性は見られず、結晶粒の輪郭を残した粒内破壊である。しかし、STA材ほど結晶粒の輪郭は明瞭ではなく、また粒界から生じた筋状の模様もほとんど見られない。すなわち、微視的にもき裂は連続的に進展しており、これは一段目の時効により粒界近傍に析出した軟らかい粗大な α 相の存在と関係していることが推察される。

4. 考察

4.1 FCP挙動に及ぼす粒径の影響

ST材は β 相のみから成る組織であるから、FCP挙動における影響因子は粒径と考えられる。実験結果で示したように、全 ΔK 領域において粗粒材のST850の da/dN が細粒材のST750よりも低く、下限界値も高くなる傾向があった。しかし、き裂開口を考慮すれば差異は小さくなったことから、 ΔK による整理で見られた da/dN の相違の大部分はき裂開口挙動の相違に起因する。き裂経路の観察結果から、ST850の経路はST750よりも大きく屈曲していたことから、破面粗さによって高いき裂開口レベルを示したものと考えられる。著者らはTi-15-5-3合金について同様の結果を得ている²⁾。しかし、全 ΔK_{eff} 領域において依然としてST850のほうがわずかに低い da/dN を示したが、これはき裂の屈曲によるき裂先端の実質的な駆動力の低下によるものと考えられる。以上のように、ST材のFCP挙動の粒径依存性は、これまでに多くの材料で観察されている粒径依存性と基本的に同様と考えられ、破面粗さ誘起き裂開口が主たる役割を果たしている。

ST材に単一温度で時効を施したSTA750, STA800およびSTA850も、溶体化温度が異なるので粒径も異なっている(Table 1)。しかし da/dN - ΔK 関係に粒径の影響は全く現れなかった(Fig. 3(b))。このことはST材で観察された粒径の影響が時効によって消失することを示している。ST材で

はき裂先端の結晶粒単位のすべり特性が重要な役割を果たすのに対して、 α 相が析出したSTA材ではもはや粒径は組織における代表寸法ではなくなり、析出 α 相のサイズや間隔などの組織単位における変形特性が問題となると考えられる。これらの寸法は不明であるが、かなり小さいことが推測されるから、その結果き裂経路の屈曲は小さくなり粒径の影響が現れなかったものと思われる。

4.2 α 相の析出の有無および析出状態の影響

すべての材料の da/dN - ΔK 関係および da/dN - ΔK_{eff} 関係を一括してプロットした結果をそれぞれFig.11(a)および(b)に示す。Fig.11(a)から明らかなように、全 ΔK 領域においてSTA材やSTDA材の da/dN がST材よりも速く、低いFCP抵抗を示す。このように時効を施すことによって明らかにFCP抵抗は低下するが、高強度化を達成し、かつ疲労特性に優れた組織を得ることを目標とすれば、FCP抵抗が高いといっても絶対的な強度(静的強度および疲労強度)の低いST材は対象外となる。一方STA材とSTDA材の比較では、低 ΔK 領域においてSTDA材の da/dN が低く、下限界値も高くなる傾向がある。この結果は時効を行った材料でも、その条件を制御することによってFCP抵抗を改善できることを示唆している。

き裂開口を考慮して ΔK_{eff} を用いて整理すると(Fig.11(b))、すべての材料の結果が ΔK による整理よりも明らかに狭いバンド内に集まる傾向がある。このことから、き裂開口がFig.11(a)で観察されたST材、STA材およびSTDA材間のFCP抵抗の相違の主たる原因であったことが示唆される。しかしFig.11(b)を詳細に見ると、依然としてST材のFCP抵抗が最も高く、次いでSTDA材、STA材となる傾向がある。すなわち、本質的なFCP抵抗も時効を施すと低下するが、単一温度の時効よりも二段時効のほうが優れる。

以上のことから、組織観察で示したように、微細な α 相が均一に析出した組織よりも粗大な α 相と微細な α 相の混合組織のほうが、見掛けのFCP抵抗のみならず本質的な

FCP抵抗にも優れると結論される。

4.3 弾性係数 E の相違を考慮した FCP 抵抗の組織依存性

弾性係数は FCP における材料因子である。前報において本チタン合金では時効の有無やその条件によって弾性係数が変化することが明らかになっている^{4,5)}。したがって、弾性係数の相違も考慮して FCP 特性について検討すべきである。2.2 で述べたとおり本供試材の機械的性質は得られていないので、ここでは前報で得られた弾性係数の実測値である ST750: 63 GPa, ST850: 67 GPa, STA750: 85 GPa, STA800: 96 GPa, STA850: 95 GPa, STDA500: 111 GPa, STDA550: 100 GPa, STDA600: 120 GPa を用いる^{4,5)}。

Fig.12 に $da/dN-\Delta K_{eff}/E$ 関係を示す。図から明らかなように、非時効材である ST 材の結果と時効材である STA 材と STDA 材の結果に分かれる。いずれも溶体化温度や時効条件にかかわらず、それぞれほぼ同一の $da/dN-\Delta K_{eff}/E$ 関係となるが、ST 材の結果が STA 材や STDA 材の結果よりもかなり低速度側にある。以上の結果から、単一温度の時効にしる、二段時効にしる、き裂閉口に加えて弾性係数の相違も考慮した本質的な FCP 抵抗は時効により低下すると結論される。一般に、大きいき裂の FCP 挙動に及ぼす組織の影響はき裂閉口挙動の相違により生じ、本質的な FCP 抵抗は組織に依存しないことが多いから、ST 材すなわち β 相が本質的に高い FCP 抵抗を有することはきわめて興味深い。き裂経路の観察で示したように、ST 材は STA 材や STDA 材に比べて大きな屈曲を示すので、それによるき裂先端の駆動力の低下の影響が含まれている。しかし、それを考慮してもなお ST 材は高い FCP 抵抗を示すように思われるが、この点については今後さらに検討する必要がある。

5. 結言

本研究では、 β 型 Ti-22V-4Al 合金の 2 種類の溶体化処理材 (ST 材)、3 種類の単一温度時効材 (STA 材) および 3 種類の二段時効材 (STDA 材) の合計 8 種類の異なる組織材について FCP 挙動を評価し、き裂閉口挙動の測定およびき裂経路や破面観察結果などに基づいて FCP 挙動に及ぼす粒径や時効条件の影響について検討した。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) ST 材では FCP 挙動に粒径の影響が認められ、応力拡大係数幅 ΔK の全領域において粗粒材が細粒材よりも高い FCP 抵抗を示した。

(2) STA 材の FCP 挙動は溶体化温度の影響を受けなかった。すなわち、ST 材で認められた粒径依存性は時効を施すことにより消失した。

(3) STDA 材の FCP 挙動は二段時効の条件にかかわらず一致した。

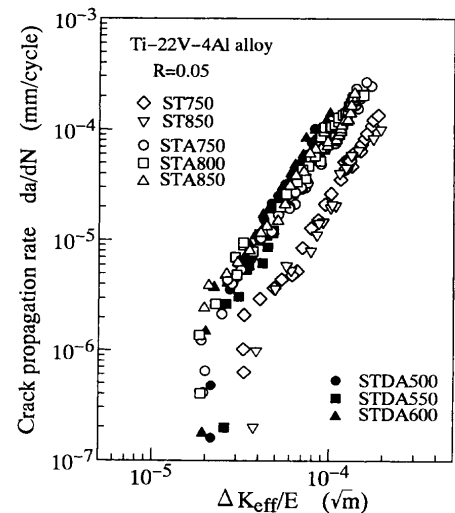


Fig. 12. Comparison of crack propagation behaviour characterized in terms of effective stress intensity factor range normalized with respect to elastic modulus.

(4) き裂閉口レベルは全体的に低く、ST 材が最も高く、STA 材と STDA 材は同程度であった。

(5) き裂閉口を考慮して da/dN を有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} で評価すると、ST 材では依然として粗粒材のほうが細粒材よりもわずかに高い FCP 抵抗を示したが、STA 材では溶体化温度にかかわらず、また STDA 材では時効条件にかかわらず $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係は一致した。

(6) ΔK で評価した見掛けの FCP 抵抗は ST 材が最も高く、次いで STDA 材、STA 材の順であった。この傾向はき裂閉口を考慮しても同様であった。

(7) き裂閉口に加えて弾性係数の相違を考慮すると、STA 材と STDA 材の FCP 挙動はほぼ完全に一致したが、ST 材はそれらよりも高い FCP 抵抗を示した。

最後に、本研究の実験に協力された当時岐阜大学学生堀部雅文君に感謝する。

文 献

- 1) K.Tokaji, J.-C.Bian, T.Ogawa and M.Nakajima: *Mater. Sci. Eng.*, **A213** (1996), 86.
- 2) K.Tokaji, H.Shiota and J.-C.Bian: *Mater. Sci. Eng.*, **A243** (1998), 155.
- 3) K.Tokaji, H.Shiota and M.Ohnishi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 281.
- 4) K.Tokaji, K.Ohya and H.Kariya: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **49** (2000), 994.
- 5) K.Tokaji, K.Ohya and H.Kariya: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, to be published.
- 6) T.W.Duerig, J.E.Allison and J.C.Williams: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985), 739.
- 7) S.M.Kazanjian and E.A.Starke, Jr.: *Int. J. Fatigue*, **21** (1999), S127.
- 8) S.B.Chakraborty and E.A.Starke, Jr.: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 1901.
- 9) S.K.Jha and K.S.Ravichandran: *Metall. Trans. A*, **31A** (2000), 703.
- 10) Y.Ohtakara: *Electr. Furn. Steel*, **59** (1988), 87.
- 11) J.G.Ferrero, J.R.Wood and P.A.Russo: *Beta Titanium Alloys in the 1990's*, ed. by D.Eylon *et al.*, TMS, Warrendale, (1993), 211.
- 12) H.Fujii and H.Suzuki: *Beta Titanium Alloys in the 1990's*, ed. by D.Eylon *et al.*, TMS, Warrendale, (1993), 249.
- 13) N.Niwa, T.Umeda, H.Takatori and Y.Obata: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **42** (1992), 668.
- 14) N.Niwa: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 493.