

β型Ti-15Mo-5Zr-3Al合金の疲労き裂進展特性

戸梶 恵郎*・卞 建春*²・塩田 祐久*

Fatigue Crack Propagation in Beta Ti-15Mo-5Zr-3Al Alloy

Keiro TOKAJI, Jian-Chun BIAN and Hirohisa SHIOTA

Synopsis : Fatigue crack propagation (FCP) in beta Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy has been studied in laboratory air for five different microstructures which were solution-treated at 700°C, 735°C, 765°C, 850°C, and 1000°C followed by aged at 500°C. With one exception, microstructure was found to have very little or no influence on FCP behaviour. The one exception was the microstructure having the largest beta grain size whose FCP resistance was higher than that of the other microstructures due to higher crack closure levels. The effect of stress ratio on FCP could not be realized only in terms of crack closure mechanism, because static fracture mechanisms operated in FCP behaviour depending on the magnitude of the maximum stress intensity factor. Furthermore, the FCP resistance of all the microstructures was considerably lower than that of alpha-beta Ti-6Al-4V alloy, which was primarily attributed to lower crack closure levels of the present alloy.

Key words : fatigue ; crack propagation ; titanium base alloy ; solution treatment temperature ; microstructure ; grain size ; crack closure ; stress ratio ; static fracture mechanism.

1. 緒言

チタン合金はその構成相からα型、α+β型、およびβ型に分類され、これまでα+β型のTi-6Al-4V合金が航空宇宙分野を中心として広く用いられていることは周知のとおりである。したがって、実用に際して必要不可欠な強度特性に関する研究は、必然的にこの合金を中心に展開されてきている¹⁾。近年、β型合金の発展に伴って、この合金を高強度部材として使用することが考慮されている²⁾。この背景には、一般にβ型合金がα+β型合金よりも、高比強度、優れた溶接性、耐食性、および冷間加工性などの構造材料として非常に魅力ある性質を有していることがある。しかし、これまで力学的性質、とりわけ疲労特性に関する詳細な研究はほとんど行われていない^{3)~5)}のが実状であり、種々の疲労特性の評価とデータの蓄積が急がれている。

筆者らは前報⁶⁾で、異なる温度で溶体化処理されたβ型Ti-15Mo-5Zr-3Al合金について回転曲げ疲労試験を行い、疲労挙動に及ぼす組織の影響について検討した。その結果、溶体化処理温度がβtransus以下の組織が最も疲労強度に優れ、それはその組織の有する高いき裂発生抵抗に起因していることを明らかにした。しかし、実用においては、き裂の進展が問題になることも多く、また上記合金の疲労特性における最適組織を把握するためにも、き裂進展挙動に及ぼす組織の影響を明らかにする必要がある。

そこで本研究では、溶体化処理温度を変えることによって得られたTi-15Mo-5Zr-3Al合金の5種類の組織について疲労き裂進展特性の評価を行うとともに、き裂開閉口の測定結果およびき裂経路や破面の観察結果などに基づいて、き裂進展挙動に及ぼす組織の影響について検討した。

2. 材料および実験材料

2・1 材料および組織

用いた材料は板厚11mmのβ型チタン合金Ti-15Mo-5Zr-3Al熱間圧延板で、その化学成分(wt.%)は、Mo : 15.1, Zr : 5.0, Al : 2.9, Fe : 0.02, O : 0.11, N : 0.006, H : 0.004, Ti : bal.である。納入材に700°C, 735°C, 765°C, 850°C, および1000°Cの温度で溶体化処理を施したのち、500°C, 1000 minの時効を行い、5種類の異なる組織を得た。以後、それぞれSTA700, STA735, STA765, STA850, およびSTA1000と称する。時効後の各材料の組織をFig. 1に示す。STA700, STA735, およびSTA765は溶体化処理温度(T_s)がβtransus(785°C)以下であるので、その組織には初析α相を含む。 T_s の低下に伴って、α相の幅は減少し、また母地のβ相がより細かく分割される傾向にある。STA850およびSTA1000では、βtransus以上の溶体化処理によってβ粒が成長し、 T_s が高いほどβ粒径は大きい(STA850 : 44μm, STA1000 : 134μm)。

平成7年4月27日受付 平成7年6月19日受理 (Received on Apr. 27, 1995; Accepted on June 19, 1995)

* 岐阜大学工学部 (Faculty of Engineering, Gifu University, 1-1 Yanagido Gifu 501-11)

* 2 岐阜大学工学部大学院生 (Graduate Student, Faculty of Engineering, Gifu University)

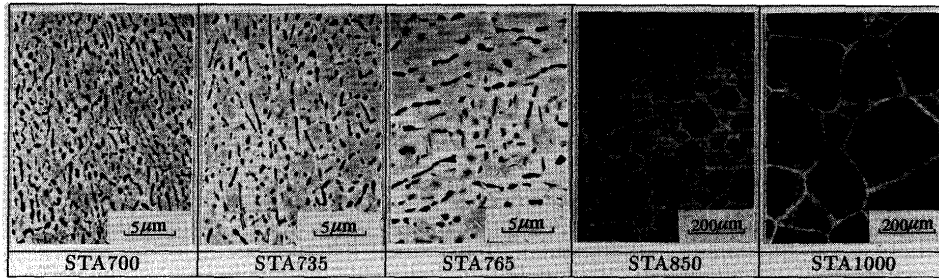


Fig. 1. Microstructures.

2・2 機械的性質

引張試験によって得られた機械的性質をTable 1に示す。0.2%耐力や引張強さは、 $T_s < \beta$ transusの場合、 T_s の上昇に伴って増加するが、 $T_s > \beta$ transusの場合、 T_s の上昇に伴って低下する。一方、伸びや絞りも T_s の上昇に伴って単調に減少し、特に $T_s > \beta$ transusの場合、極めて小さくなる。このように、強度や延性は T_s に依存している。なお、引張破面の微視的破壊様式は、 $T_s < \beta$ transusの場合ディンプル、 $T_s > \beta$ transusの場合粒界割れであった。

2・3 実験方法

試験片は幅50.8mm、厚さ10mmの1インチCT試験片であり、溶体化処理を行ったのち、試験片形状寸法に機械加工し、続いて時効処理を施した。その後、試験片表面をエメリー紙で研磨し、実験に用いた。なお、試験片採取方位はL-T方位である。

用いた試験機は、容量49kNコンピュータ制御電気油圧式疲労試験機であり、室温大気中、荷重制御、繰返し速度10 Hzで実験を行った。疲労き裂進展試験は、ASTM規格⁷⁾に準拠した応力比(R)=0.05一定の応力拡大係数範囲(ΔK)漸減および漸増試験と最大応力拡大係数(K_{max})一定($K_{max}=18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)試験である。試験に先立ち、 $R=0.05$ 、 $\Delta K=15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ または $\Delta K=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定で、切欠き底から2 mm以上の予き裂を導入した。き裂開閉挙動は、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により測定した。

き裂経路および破面の観察には、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. 2 に $R=0.05$ 一定の da/dN - ΔK 関係を示す。(a) は $T_s < \beta$ transus の場合、(b) は $T_s > \beta$ transus の場合であり、比較のため STA735 の結果も併記した。図から明らかなように、STA1000 を除く da/dN - ΔK 関係は、 $da/dN > 5 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ でほぼ直線となり、パリス則が成立している。それ以下の領域では、 da/dN は急速に低下し、下限界値 (ΔK_{th}) に達する挙動を示す。 $T_s < \beta$ transus の場合、き裂進展挙動に及ぼす組織における主たる影響因子は、初析 α 相の含有率

Table 1. Mechanical properties.

Material	0.2% proof stress	Tensile strength	Elongation	Reduction of area	Grain size	Fracture toughness
	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	ϕ %	ψ %	d μm	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
STA700	1148	1149	8.0	51.0	—	23.9
STA735	1237	1248	5.6	35.3	—	30.0
STA765	1302	1335	4.9	18.2	—	21.8
STA850	1189	1208	0.5	0.5	44	42.7
STA1000	1184	1188	0.2	0.4	134	47.9

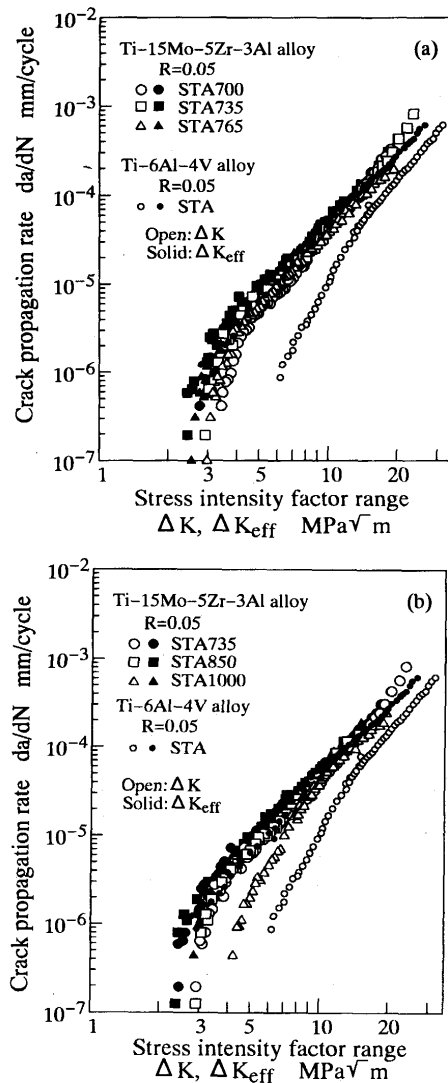


Fig. 2. Fatigue crack propagation behaviour at $R=0.05$, showing effect of solution treatment temperature, i.e. microstructure. (a) $T_s < \beta$ transus, (b) $T_s > \beta$ transus.

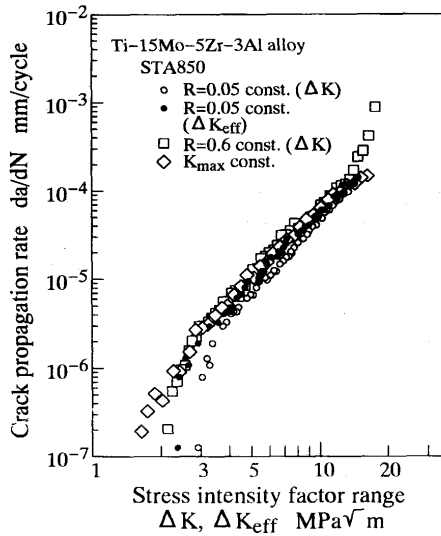


Fig. 3. Comparison of crack propagation behaviour between $R=0.05$ and K_{max} constant tests for STA850.

と形態と考えられる。Fig. 2 (a)から明らかなように、STA700、STA735およびSTA765の $da/dN-\Delta K$ 関係はほぼ一致しており、初析 α 相の含有率や形態は巨視的な da/dN にほとんど影響を及ぼさないと云える。一方、 $T_s > \beta$ transusの場合、 β 粒径が疲労き裂進展における組織因子であると考えられる。STA850はSTA735に比べて β 粒径は大きい、Fig. 2 (b)から明らかなように両者の $da/dN-\Delta K$ 関係は一致している。しかし、さらに β 粒径の大きいSTA1000は、STA735やSTA850よりも $\Delta K < 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で低い da/dN と高い ΔK_{th} を示し、明らかにき裂進展抵抗は高い。

Fig. 2には、比較のためにTi-6Al-4V合金の溶体化処理後時効材(STA)の結果⁸⁾も併記した。図から明らかなように、本合金のいずれの組織のき裂進展抵抗もTi-6Al-4V合金よりもかなり低く、最も優れた進展抵抗を示したSTA1000においても、なお高い da/dN と低い ΔK_{th} を示す。

代表的な例として、Fig. 3にSTA850に対する $R=0.05$ 一定および $K_{max}=18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定試験の $da/dN-\Delta K$ 関係を示す。図から明らかなように、 K_{max} 一定の $da/dN-\Delta K$ 関係は $R=0.05$ 一定の $da/dN-\Delta K$ 関係よりも高速側に位置している。他の組織においても、これと同様の結果が得られたが、STA1000ではこの傾向が顕著であった。 K_{max} 一定試験では、き裂進展に伴って R が増加し、下限界近傍では $R=0.8\sim 0.9$ に達する。したがって、 $R=0.05$ 一定試験と K_{max} 一定試験の $da/dN-\Delta K$ 関係の差は、 R の影響を表わすことになる。このことから、上記の結果はいずれの組織においても R の影響が存在することを示している。なお、STA1000は他の組織に比べて顕著な R 依存性を示した。

3・2 き裂閉開口挙動と有効応力拡大係数範囲(ΔK_{eff})による整理

き裂閉開口の測定結果を K_{op}/K_{max} と K_{max} の関係としてFig. 4に示す。ここで、 K_{op} はき裂閉開口応力拡大係数である。

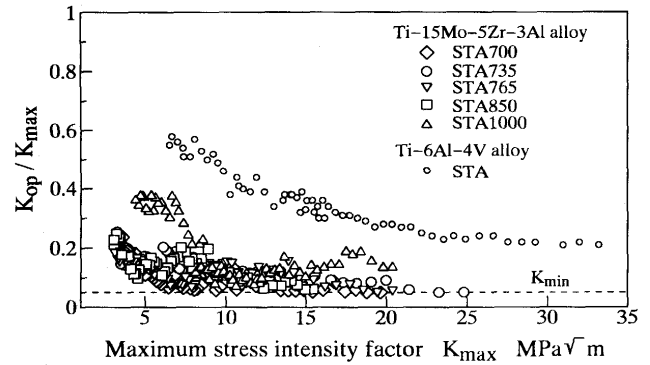


Fig. 4. Crack closure behaviour.

比較のために、前述のTi-6Al-4V合金の結果も併記した。注目すべき点は、Ti-6Al-4V合金との比較から明らかなように、本合金の低いき裂閉口レベルである。測定結果のばらつきを考慮すると、STA1000を除く組織のき裂閉口挙動は同様と考えられ、中・高 K_{max} 領域ではきわめて低い閉口レベルを示し、下限界近傍では K_{max} の減少に伴って K_{op}/K_{max} 値はわずかに増加する傾向を示す。一方、STA1000は全 K_{max} 領域において、他の組織よりも高い閉口レベルを示す。

き裂閉開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. 2およびFig. 3に示した。Fig. 2から明らかなように、 $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係に組織依存性は認められない。すなわち、 ΔK による整理で見られたSTA1000の高いき裂進展抵抗は、この組織によって誘起された他の組織よりも高いき裂閉口レベルに起因する。Ti-6Al-4V合金との比較においては、 ΔK の整理で見られた差は大きく減じられるが、本合金の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係は、依然としてわずかに高速側に位置している。

Fig. 3に見られるように、 $R=0.05$ 一定の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係は K_{max} 一定の $da/dN-\Delta K$ 関係と一致せず、後者がなお高速側にある。同様の結果が他の組織に対しても得られた。前述したように、 K_{max} 一定試験ではき裂進展に伴って R は増加するので、下限界近傍では高 R となり、通常き裂閉口は生じない。実際、本合金の K_{max} 一定試験では、組織にかかわらず、試験開始直後を除いてき裂閉口は認められなかった。広く知られているように、疲労き裂進展の R 依存性はき裂閉開口に起因している。しかし、上記の結果は、本合金においてはき裂閉開口のみでは R の影響を説明できないことを示している。このことをさらに検討するために、STA850について $R=0.6$ 一定試験を行った。Fig. 3に示したように、下限界近傍では $R=0.6$ 一定の $da/dN-\Delta K$ 関係は、 $R=0.05$ 一定の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係と K_{max} 一定の $da/dN-\Delta K$ 関係の中間に位置している。 $R=0.6$ 一定試験においてもき裂閉口は生じていなかったから、 R の影響はき裂閉口以外の因子に起因していることが明らかである。

3・3 き裂進展経路

STA735およびSTA850のき裂進展経路の観察結果を、そ

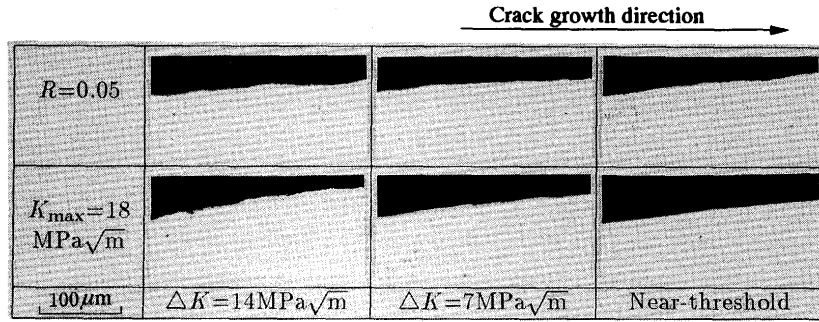


Fig. 5. Crack profiles for STA735.

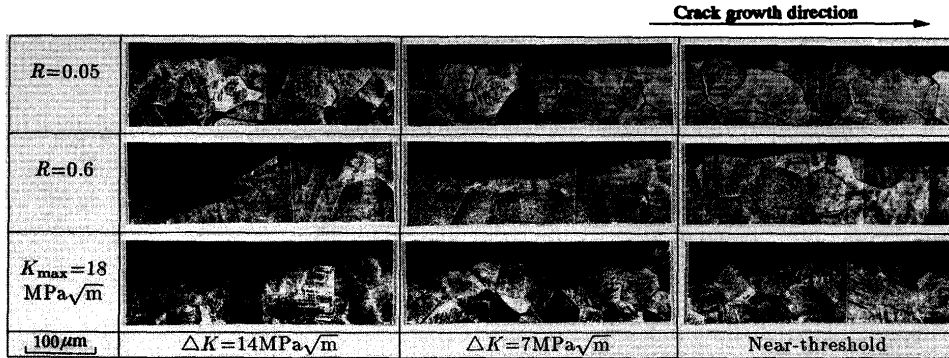


Fig. 6. Crack profiles for STA850.

れぞれFig. 5およびFig. 6に示す。STA735の場合(Fig. 5), き裂経路は全体的に直線状であるが, $R=0.05$ 一定試験よりも K_{max} 一定試験のほうが, また高 ΔK ほど小さな屈曲を伴う傾向がある。STA700およびSTA765も基本的に全く同様であった。一方, STA850の場合(Fig. 6), 明らかにき裂経路はSTA735よりも屈曲しており, 屈曲の程度の試験条件および ΔK 依存性が一層明瞭である。すなわち, 経路の屈曲は ΔK の増加に伴って著しくなり, また $R=0.05$ 一定試験より $R=0.6$ 一定試験において, さらに K_{max} 一定試験において, 同一 ΔK に対して顕著となる傾向がある。組織とき裂経路との関係を明確にするために, Fig. 6では組織を現出させている。顕著なき裂屈曲はき裂が β 粒界を進展することによって生じていることが明らかである。なお, STA1000では, STA850より粗大な β 粒に起因して屈曲はさらに顕著であった。

3・4 フラクトグラフィ

STA735およびSTA850について, 疲労き裂進展試験に用いた試験片を準静的に急速破壊させた破面のSEM観察結果をFig. 7に示す。前者では全面ディンプル, 後者では粒界割れであり, 引張破壊の静的破壊様式と同様である。次に, 疲労き裂進展破面の微視的様相をFig. 8 (STA735)およびFig. 9 (STA850)に示す。STA735の場合, $R=0.05$ 一定試験および K_{max} 一定試験ともに破面は基本的に粒内破壊であるが, 前者では高 ΔK 領域において, 後者では下限界近傍まで広範囲にディンプルが観察され, 静的破壊様式が混在している。こうした傾向は, STA850においてさらに明瞭に認められる。 $R=0.05$ 一定試験では, 破面様相は粒内破壊であるが, ΔK の増加に伴って結晶粒の輪郭を強く反映した粒内破

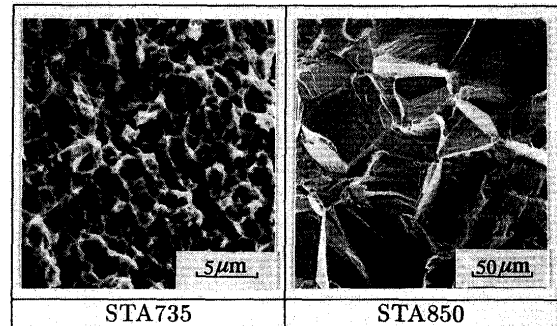


Fig. 7. SEM micrographs of fast fracture surfaces for STA735 and STA850.

壊となり, さらに一部粒界割れを含むようになる。 $R=0.6$ 一定試験では, 下限界近傍の破面様相は $R=0.05$ 一定試験と同様であるが, ΔK の増加に伴って一部粒界割れを伴う結晶粒の輪郭を残す粒内破壊から, 粒界割れが支配的な破面様相へと遷移する。さらに, K_{max} 一定試験では, 下限界近傍においても粒界割れが観察され, ΔK の増加に伴ってその程度が増加する。このように, $R=0.6$ 一定試験や K_{max} 一定試験では, $R=0.05$ 一定試験に比べて低い ΔK 領域まで静的破壊様式が認められる。

ところで, 一般に da/dN と ΔK の関係は下限界領域, パリス則の成立する中間領域, および上限界領域に分けられ, それぞれ微視組織の痕跡, ストライエーション, および静的破壊様式が認められる。しかし, 本合金の場合, いずれの組織においても中間領域でもストライエーションは認められず, 全き裂進展領域において破面は微視組織の痕跡を残す様相を示しており, それに加えて上述のように試験条

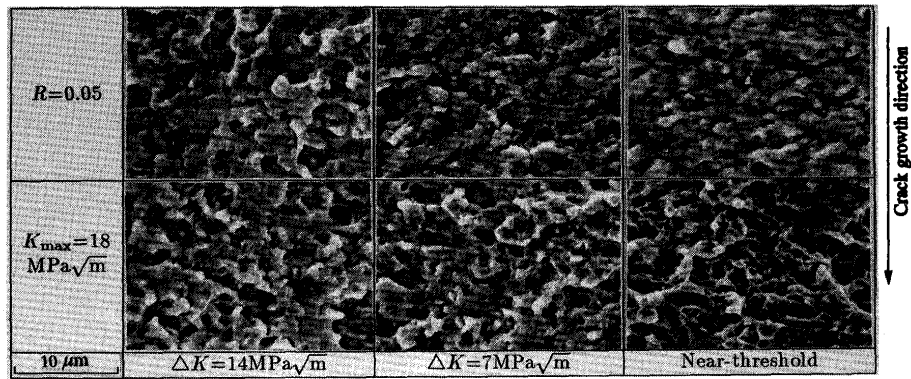


Fig. 8. SEM micrographs of fracture surfaces for STA735.



Fig. 9. SEM micrographs of fracture surfaces for STA850.

件に依存して静的破壊様式が混在する。

4. 考察

4・1 疲労き裂進展特性の組織依存性とき裂閉閉口

Fig. 2 に示したように、き裂進展挙動に及ぼす β transus以下の T_s の影響、すなわち初析 α 相の含有率や形態の影響はほとんど見られなかった。また、 $T_s > \beta$ transusの場合でも、 β 粒径がそれほど大きくない組織では、結果的に $T_s < \beta$ transusの組織と同じ挙動を示した。このように、本合金の疲労き裂進展挙動は組織に比較的鈍感であると言える。Duerigら⁴⁾も、熱処理によって広範囲に組織を変えた β 型Ti-10V-2Fe-3Al合金について、同様の結果を報告している。なお、 β 粒径が大きい場合、上記の組織よりもき裂進展抵抗は優れていた(Fig. 2 (b))。これは、組織の粗大化に起因してき裂進展経路の屈曲、すなわち破面粗さが大きくなり、除荷時に早期の破面接触を生じる破面粗さ誘起き裂閉口によるものである。

Ti-6Al-4V合金と比較すると、いずれの組織も低いき裂

進展抵抗を示したが、これは本合金に特有の現象ではない。上述のDuerigらの結果⁴⁾およびFanningによるTIMETALR-21S合金に関する結果⁹⁾と比較すると、本合金の結果はSTA1000を除いて、これらの結果とほぼ一致している。このように、Ti-6Al-4V合金よりも劣るき裂進展抵抗の大部分は、本合金のきわめて低いき裂閉口レベルに起因している。巨視的破面観察から、下限界近傍においても酸化物の付着は認められなかったので、き裂閉口の機構として塑性誘起き裂閉口と破面粗さ誘起き裂閉口が考えられる。0.2%耐力を用いて計算されるき裂先端の繰返し塑性域寸法(r_{pc})は、実験範囲の最大の $\Delta K (= 20 \text{MPa}\sqrt{\text{m}})$ に対して約7~8 μm 程度である。 $T_s < \beta$ transusの組織の単位寸法(例えば β 粒径)は不明であるが、き裂進展を測定した全 ΔK 領域において r_{pc} は組織の単位と同等、またはそれ以下と考えられる。一方、STA850やSTA1000では明らかに r_{pc} は β 粒径より著しく小さい。このように、本合金のいずれの組織もき裂先端の塑性変形は小さく、このことが特に中・高 ΔK 領域におけるきわめて低いき裂閉口の原因と考えられる。また、このような限定されたき裂先端の塑性変形に起因して、き裂面

のモードII変位が生じ難くなり、破面の粗いSTA850やSTA1000においても顕著なき裂開口を示さなかったものと思われる。

4・2 疲労き裂進展における静的破壊機構の関与

実験結果で述べたように、本合金のき裂進展に及ぼす R の影響はき裂開口のみでは説明できない。これは、 K_{max} 一定試験や高 R の実験では K_{max} の影響によって、疲労き裂進展に静的破壊機構が介在することに起因している。このことはFig. 8およびFig. 9の破面SEM観察結果に明瞭に示されている。すなわち、 K_{max} の大きい試験ほど、静的破壊機構が強く、また低い ΔK 領域まで介在している。 K_{max} 一定試験、 $R=0.6$ 一定試験、および $R=0.05$ 一定試験においてき裂進展に伴う K_{max} の変化を調べると、高 ΔK 領域では $R=0.6$ 一定試験の K_{max} が最も大きく、次いで K_{max} 一定試験、 $R=0.05$ 一定試験、また低 ΔK 領域では K_{max} 一定試験、 $R=0.6$ 一定試験、 $R=0.05$ 一定試験の順である。こうしたき裂進展に伴う K_{max} の変化を念頭においてSEM破面観察結果を再度詳細に見ると、 K_{max} の大小と静的破壊様式の混在の程度は完全に対応していることがわかる。以上の検討から、これまでに報告されている多くの材料と異なり、本合金においては R の影響がき裂開口によって説明できないのは、静的破壊機構が介在することによるものである。言い換えると、 K_{max} の大きさに依存して静的破壊機構が介在することが、本合金の疲労き裂進展における本質である。

4・3 K_{max} 一定試験の問題点

K_{max} 一定試験は、下限界近傍ではき裂開口の関与しない、すなわち高 R のき裂進展特性を評価するために、時間を要する高 R 一定試験に代わる迅速な試験方法として用いられている。前節で述べたように、 K_{max} 一定試験は、静的破壊機構の介在のため、き裂開口の関与しない高 R 一定試験結果とも低 R 一定試験の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係とも異なる結果を与える。すなわち、 K_{max} 一定試験により R の影響を評価することは、必ずしも妥当ではないことになる。各組織に対して破壊じん性試験を行ったところ、Table 1に示すように本合金の破壊じん性値 K_{IC} は組織に依存するが、22~44MPa \sqrt{m} で比較的低いことがわかった。これらの K_{IC} 値と比べて、 K_{max} 一定試験における K_{max} 値が相対的に大きいことが、静的破壊機構が介在した原因である。このことから、 K_{max} 一定試験結果は K_{max} 値に依存することが予想される。すなわち、 K_{IC} 値に比べて相対的に十分低い K_{max} 値を用いれば、静的破壊機構の介在しない高 R の結果を得ることができると考えられる。以上のように、 K_{IC} 値が低い材料に対する K_{max} 一定試験の使用には、十分な注意が必要である。

5. 結論

本研究では、β型Ti-15Mo-5Zr-3Al合金の熱処理によって得られた5種類の組織について疲労き裂進展特性を評価するとともに、き裂開口の測定結果およびき裂経路や破面観察結果などに基づいて、き裂進展特性に及ぼす組織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) 溶体化処理温度がβtransus以上で結晶粒径がきわめて大きい組織を除いて、疲労き裂進展挙動に及ぼす溶体化処理温度、すなわち組織の影響は認められない。

(2) β粒径が最も大きい組織の高いき裂進展抵抗は、破面粗さ誘起き裂開口に起因しているが、他の組織も含めてき裂開口レベルは低い。

(3) き裂開口を考慮した低応力比のき裂進展特性とき裂開口の関与しない高応力比および K_{max} 一定試験の結果とは一致しない。すなわち、応力比の影響はき裂開口のみでは説明できない。

(4) K_{max} の大きさに依存して、静的破壊機構が疲労き裂進展に介在する。すなわち、 K_{max} がき裂進展挙動に影響を及ぼしており、このことが上記結論(3)の原因である。

(5) 本合金の疲労き裂進展特性は異なるβ型合金の結果とはほぼ一致し、(α+β)型Ti-6Al-4V合金よりも進展抵抗は低い。

最後に、供試材のTi-15Mo-5Zr-3Al合金をご提供いただいた(株)神戸製鋼所に謝意を表す。また、本研究の一部を卒業研究として協力していただいた伊藤嘉秀君に感謝する。

文 献

- 1) 例えば、Ti-6Al-4V合金の高サイクル疲労に関する共通試験成果報告書、(日本鉄鋼協会基礎研究会耐熱強靱チタン研究部会疲労ワーキンググループ)、(1994)、[日本鉄鋼協会]; (α+β)型チタン合金の組織、静的機械的性質と疲労寿命、(日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会)、(1994)、[日本材料学会]
- 2) 例えば、Beta Titanium Alloys in the 1990's, ed. by D.Eylon et al., (1993), [TMS]
- 3) R.Chait and T.S.Desisto: Met.Trans. A, 8A (1977), p.1017
- 4) T.W.Duerig, J.E.Allison and J.C.Williams: Met.Trans. A, 16A(1985), p.739
- 5) 田中哲志, 西谷弘信, 西田新一, 藤崎 渉, 寺西高広, 木田政彦: 日本機械学会論文集, A-58 (1992), p.2268
- 6) 下 建春, 戸梶恵郎, 中島正貴, 小川武史: 第22回疲労シンポジウム講演論文集, (1994), p.153
- 7) ASTM Standards E-647-88, (1988), p.636
- 8) 小川武史, 大矢耕二, 戸梶恵郎: 材料, 41 (1992), p.502
- 9) J.C.Fanning: Beta Titanium Alloy in the 1990's, ed. by D.Eylon et al., (1993), p.397 [TMS]