

β 域溶体化処理されたTi-10V-2Fe-3Al合金の機械的特性

杉浦 幸彦*・中村 康一*・浜井 升平*2

Mechanical Properties of Beta Solution Treated and Aged Ti-10V-2Fe-3Al Alloy

Yukihiko SUGIURA, Kouichi NAKAMURA and Shohei HAMAI

Synopsis : Generally Ti-10V-2Fe-3Al and Ti-6Al-4V alloys are solution heat treated below beta transus for use in order to avoid beta grain growth. But recently it was found that beta solution treated and over aged Ti-6Al-4V alloy has martensitic microstructures and good mechanical properties such as high fracture toughness and large crack propagation resistance. The effect of beta solution treatment on the mechanical properties of Ti-10V-2Fe-3Al have been hardly reported. In this study, the mechanical properties of beta solution treated and aged Ti-10V-2Fe-3Al was investigated and compared to conventional solution treatment. Then it is revealed that beta solution treatment gives better fracture toughness and crack propagation resistance comparing with alfa+beta solution treatment.

Key words : Ti-10V-2Fe-3Al; beta solution; near beta titanium alloy; mechanical properties; tensile properties; fracture toughness; high cycle fatigue; crack propagation.

1. 緒言

溶体化時効処理して使用される $\alpha+\beta$ 型およびNear β 型チタン合金は、一般的に溶体化処理を β 変態点以下の $\alpha+\beta$ 域で行う。例えば、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V(以下Ti-6-4)合金の β 変態点は約1270Kであり、溶体化処理は一般にそれより低い1220K付近で行われる。また、Near β 型チタン合金のTi-10V-2Fe-3Al(以下Ti-10-2-3)¹⁻⁸⁾、Ti-17(Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr)^{9,10)}合金等でも同様に β 変態点以下の溶体化処理が適用される。これらの合金は、 β 域に加熱されると β 粒の粗大化が生じて材料特性が劣化すると考えられる¹¹⁾。しかし、Ti-6-4合金に β 域の溶体化処理を適用すると、 β 粒の粗大化が生じるものの、焼入れ時に形成されるマルテンサイト状組織が疲労き裂の伝播遅延に有効で、かつ、破壊靱性値の向上が可能であることが判明している¹²⁻¹⁶⁾。このため、 $\alpha+\beta$ 型のTi-6-4合金に対して、従来敬遠されていた β 域溶体化処理が実用化されている。そこで、 $\alpha+\beta$ 型のTi-6-4合金における破壊靱性値やき裂伝播特性に有効である β 域溶体化処理に着目した。本報告はNear β 型合金のTi-10-2-3合金に従来適用されていなかった β 域溶体化処理を行って、各種の特性を調べた。そして、 $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材や構造材として比較的多く用いられているTi-6-4合金と特性の比較を行った。

2. 実験方法

2・1 供試材

本実験に使用した供試材は、真空溶解後VAR(Vacuum Arc Remelting)で再度溶解され、最終的に $\alpha+\beta$ 域で50%の加工率を加えて、100×100×300mmに鍛造されたTi-10-2-3合金の自由鍛造材である。その化学成分をTable 1に示す。供試材の変態点 $T\beta$ の測定は、1043Kより5Kおきの高温から2秒以内に焼入れした試験片のミクロ組織観察により行った。その結果、1063K以上からの焼入れによって初析 α 相が消失していることが確認でき、本供試材の変態点 $T\beta$ は約1063Kと考えられた。

今回の実験では β 域溶体化処理温度として、変態点直上の1073Kとさらに高温の1103Kを用いた。また、比較として、 $T\beta$ 以下の $\alpha+\beta$ 域である1048Kで溶体化処理された材料も用いた。溶体化処理時間は3.6ksecとして、溶体化後の冷却はすべて水冷とした。また、時効処理は $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材において比較的機械的特性のバランスに優れる788K、28.8ksec、空冷^{2,3)}とした。

2・2 力学的試験方法

材料特性の把握として、引張試験、破壊靱性試験、高サ

Table 1. Chemical composition of Ti-10-2-3 forging. (mass%)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
3.17	10.0	1.95	0.01	0.006	0.001	0.07	Bal.

平成11年8月11日受付 平成11年12月3日受理 (Received on Aug. 11, 1999; Accepted on Dec. 3, 1999)

* 三菱重工業(株)名古屋航空宇宙システム製作所(Nagoya Aerospace System Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 10 Oye-cho Minato-ku Nagoya 455-0024)

*2 三菱エンジニアリング(株)研究部(Engineering Research Dept., Churyo Engineering, Ltd.)

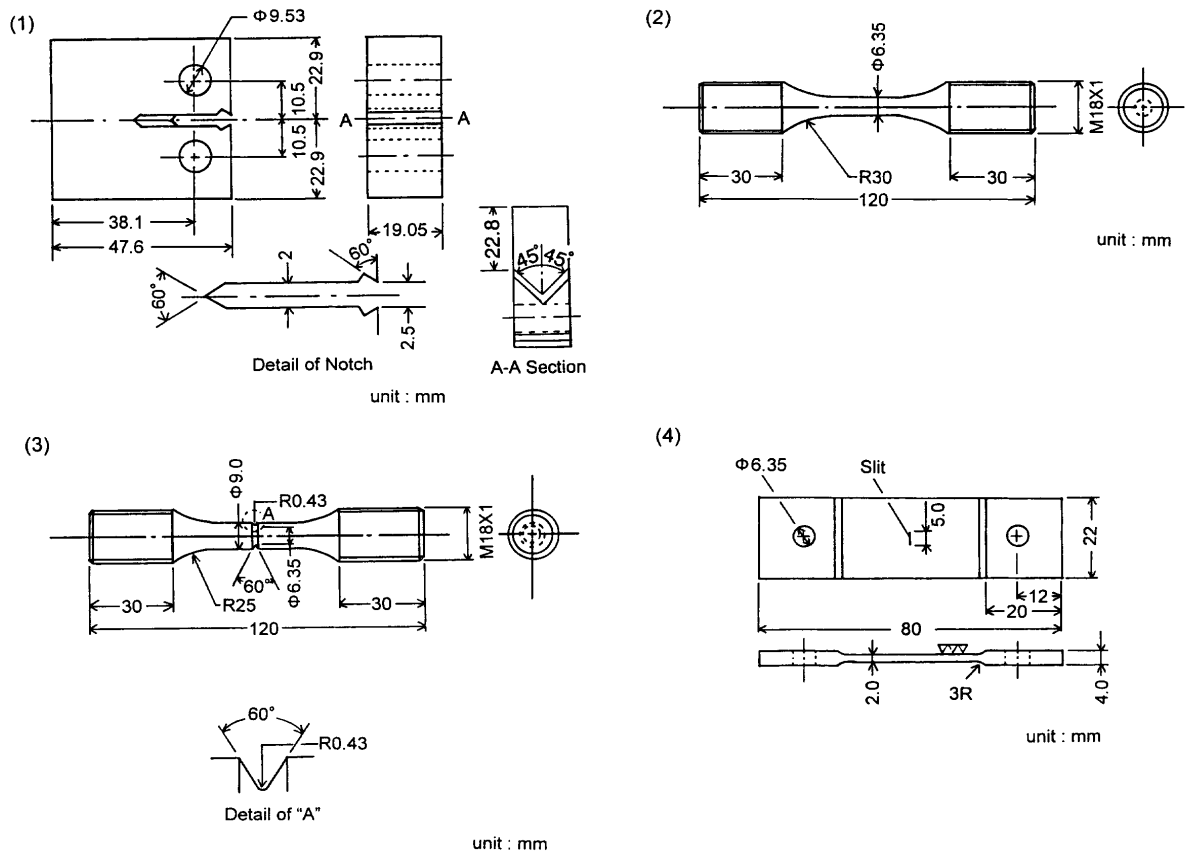


Fig. 1. Configuration of specimens.

- (1) Specimen for fracture toughness tests.
- (2) Plain specimen ($K_t=1$) for high cycle fatigue tests.
- (3) Notch specimen ($K_t=3$) for high cycle fatigue tests.
- (4) Specimen for crack propagation tests.

イクル疲労試験およびき裂伝播試験を行った。引張試験片の形状は、平行部の直径6.4 mm、標点間距離25.4 mmの丸棒型試験片を使用した。なお、試験片の採取方向は、引張方向をすべて鍛伸方向に平行とした。引張試験はASTM E8に従った。引張速度は、0.2%耐力値までは0.005 mm/mm/minとし、耐力値以降は約60秒以内で破断するように変化させて引張試験を行った。

破壊靱性試験にはFig. 1-(1)に示すように厚さ約19 mmのシェブロンノッチを有するCompact Tension型の試験片を用いた。荷重方向を鍛伸方向に平行とし、き裂の伝播方向が鍛伸方向に対して直角となるように試験片を採取した。破壊靱性試験は、ASTM E399に従って行った。予き裂の導入は、 a/W が約0.5になるように行い、破壊靱性値はASTM E399に従って、次式(1)により算出した。

$$K_Q = (P_Q/BW^{1/2})f(a/W) \dots\dots\dots (1)$$

$$f(a/W) = (2+a/W)(0.886+4.64a/W - 13.32a^2/W^2 + 14.72a^3/W^3 - 5.6a^4/W^4)/(1-a/W)^{3/2}$$

- P_Q : 荷重変位曲線から求めたASTM E399の規定荷重
- B : 試験片板厚
- W : 試験片板幅

a : 初期き裂長さ
 K_{Ic} のValidity判定基準

$$P_{max}/P_Q \geq 1.10$$

$$a, B \geq 2.5 (K_{Ic}/\sigma_y)^2$$

- P_{max} : 最大破断荷重
- σ_y : 0.2%耐力

高サイクル疲労試験はFig. 1-(2)に示す直径6.35 mmの平滑($K_t=1$)丸棒型試験片を使用して、周波数20 Hz、正弦波形、応力比 $R=0$ の片振りで行った。さらに、今回はFig. 1-(3)に示すように切欠の形状係数 $K_t=3$ の試験片についても疲労試験を行った。なお、高サイクル疲労試験片の採取方向は、引張試験片と同様に荷重方向をすべて鍛伸方向に平行とした。

き裂伝播試験にはFig. 1-(4)に示すCCT (Center Cracked Tension)試験片を使用した。荷重方向を鍛伸方向に平行とし、き裂の伝播方向が鍛伸方向に直角となるように試験片を採取した。き裂伝播試験は、正弦波、応力比 $R=0$ の片振りにて、ASTM E647に従って行った。き裂の伝播量は試験片表面に1 mm間隔の目盛りをつけ、これを利用して、拡大鏡にてき裂長さを測定した。計算に用いたき裂の伝播量 Δa は、試験片の表裏におけるき裂伝播量の平均値とし、

このき裂伝播量 Δa と応力繰返し数 N との曲線の勾配からき裂伝播速度 da/dN を算出した。また、応力拡大係数は次式(2)により算出した。

$$\Delta K = \Delta P / B((\pi a / 2W) \sec \pi a / 2)^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

$$\alpha = 2a / W$$

- ΔP : $P_{\max} - P_{\min}$ (最大荷重 - 最小荷重)
- B : 試験片板厚
- W : 試験片板幅
- a : 初期き裂長さ

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

溶体化時効処理材の引張試験結果を Fig. 2 に示す。図の左縦軸は0.2%耐力 (○印) と引張強さ (◎印) を示し、右縦軸は伸び (□) と絞り (△) を示す。変態点 1063K 以

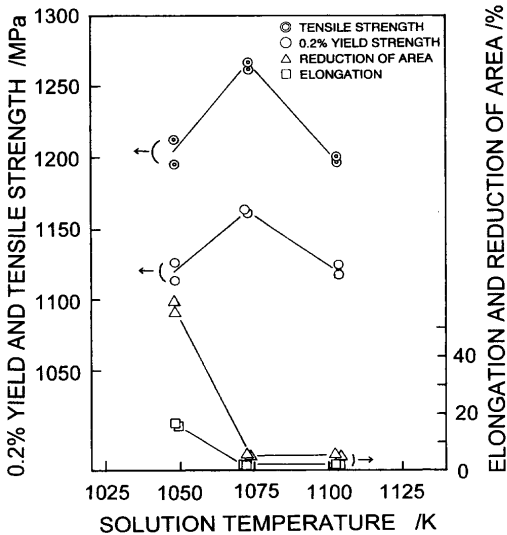


Fig. 2. Tensile properties of specimens conducted with solution treatment at various temperatures followed by aging.

下の $\alpha + \beta$ 域で溶体化処理された場合、引張強さは約 1200 MPa である。しかし、変態点直上の 1073K で溶体化処理された場合、強度は高くなり約 1250 MPa となる。さらに 1103K に溶体化処理温度を上げると強度は低下して、約 1190 MPa となる。一方、伸びや絞りは変態点を超える溶体化処理を行うと急激に低下する。1048K 溶体化処理では伸びは約 15%、絞りは約 55% であるが、変態点を超える溶体化処理を行うと伸びも絞りも 5% 以下になる。

3.2 破壊靱性試験結果

Fig. 3 に溶体化処理温度と破壊靱性値との関係を示す。今回の実験において、破壊靱性値は K_{Ic} の Validity 判定の結果、すべて K_{Ic} となった。破壊靱性値は溶体化処理温度の上昇に伴って増加する傾向を示し、 β 域で溶体化処理を行っても低下は認められない。 $\alpha + \beta$ 域である 1048K で溶体化処理された供試体の破壊靱性値は約 $59 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ であり、 β 域である 1103K で溶体化処理された供試材ではそれより高い約 $64 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となる。

3.3 高サイクル疲労試験結果

Fig. 4 に高サイクル疲労試験による S-N 曲線を示す。平滑試験片 ($Kt=1$) においては $\alpha + \beta$ 域で溶体化処理された方

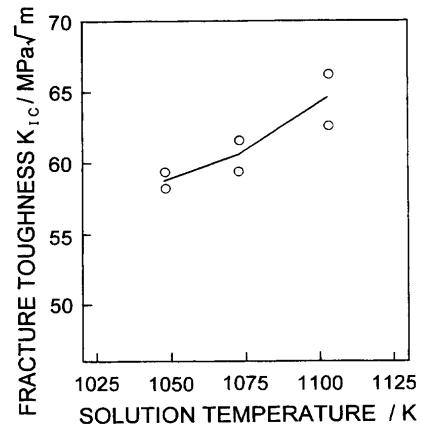


Fig. 3. Fracture toughness value (K_{Ic}) of specimens conducted with solution treatment at various temperatures followed by aging.

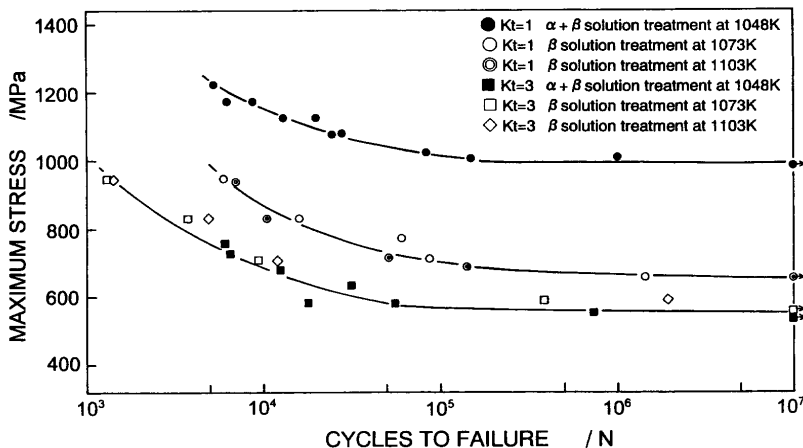


Fig. 4. High cycle fatigue results of notched and unnotched specimens conducted with solution treatment at various temperatures followed by aging.

が、優れた結果が得られている。一方、今回の実験ではβ域の処理温度(1027K, 1103K)における疲労強度の差は特に認められなかったため、実験結果を同一曲線で示す。α+β域溶体化処理材の10⁴サイクルにおける疲労強度は、約1150 MPaであるが、β域溶体化処理材では約25%低い850 MPaである。繰返し数10⁷サイクルでの疲労強度を疲労限とした場合α+β域溶体化処理材の疲労限は約1000 MPa、β域溶体化処理材では約650 MPaである。

一方、形状係数K_t=3の場合は、Fig. 4に示すように、α+β域とβ域溶体化処理材において疲労強度に大きな差は認められず、疲労限は約600 MPaである。しかし、疲労限の切欠係数β(平滑試験片の疲労限/切欠試験片の疲労限)はα+β域溶体化処理材では約1.7(1000/600)であるのに対して、β域溶体化処理材は約1.1(650/600)であり、α+β域溶体化処理材の方が切欠感受性が高い傾向が得られた。Ti-6-4合金においてもα+β域処理材はβ域処理材より切欠感受性が高いといわれており¹⁷⁾、この傾向と同じであった。

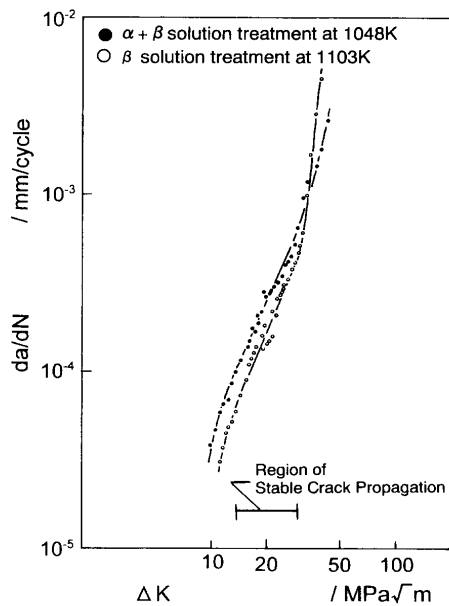


Fig. 5. Crack propagation properties of specimens conducted with solution treatment at various temperatures followed by aging.

3・4 き裂伝播特性

材料のき裂伝播特性として、 $da/dN-\Delta K$ 線図をFig. 5に示す。 ΔK が低いときはβ域溶体化処理材の方が、ややき裂伝播が遅い傾向にある。しかし、安定き裂成長域における曲線の傾きはほぼ同じで、き裂伝播特性はα+β域とβ域溶体化処理材とでは大きな相違は認められない。今回の実験において安定き裂成長域におけるき裂伝播速度と応力拡大係数の関係を次式(3)のParis則¹⁸⁾にて評価し、その結果を次式(4)、(5)に示す。

$$da/dN = C(K)^m \dots\dots\dots (3)$$

α+β域溶体化処理材

$$da/dN = 3.9 \times 10^{-7} \times (\Delta K)^{2.4} \dots\dots\dots (4)$$

β域溶体化処理材

$$da/dN = 7.1 \times 10^{-8} \times (\Delta K)^{2.6} \dots\dots\dots (5)$$

Paris則での指数mは、 $\log(da/dN)/\log(\Delta K)$ 曲線の勾配を示し、m値の増加により、き裂伝播速度が増加する。α+β域溶体化処理材のm値は2.4、β域処理材では2.6であり、ほぼ同じ値が得られた。

4. 考察

4・1 ミクロ組織や破面状況と力学的特性の関係

供試材のミクロ組織をFig. 6に示す。α+β域溶体化処理材には初析α相が存在し、初析α相をつないで微細な結晶粒が形成されている。一方、β域溶体化処理材は初析α相は消失し、粗大なβ粒が存在する。

Fig. 2に示したように引張試験において、T_β直上の溶体化処理温度で強度が増加した。これはβ相に固溶される成分が多くなりその後の時効処理によって、より多くの析出物が形成されるためと考えられる。一方、β域で溶体化処理されるとβ粒が粗大な結晶粒となるため、伸びは低下したと考えられる。また、局部的なβ変態を生じたβフレックを有するとき、本合金の伸びが低下すると報告されている¹⁹⁾。今回の結果はこれと同じ傾向であった。βフレックはβ安定化元素の偏析により、局部的に変態点T_βが低下

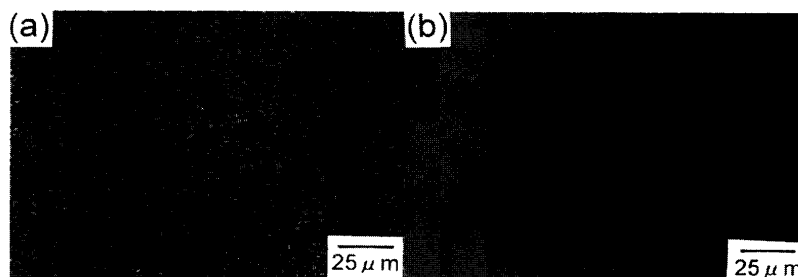


Fig. 6. Optical microstructures of specimens.
 (a) α+β solution treated and aged. (1048K, 3.6 Ksec, water quenched + 788K, 28.8 Ksec, air cooled)
 (b) β solution treated and aged. (1073K, 3.6 Ksec, water quenched + 788K, 28.8 Ksec, air cooled)

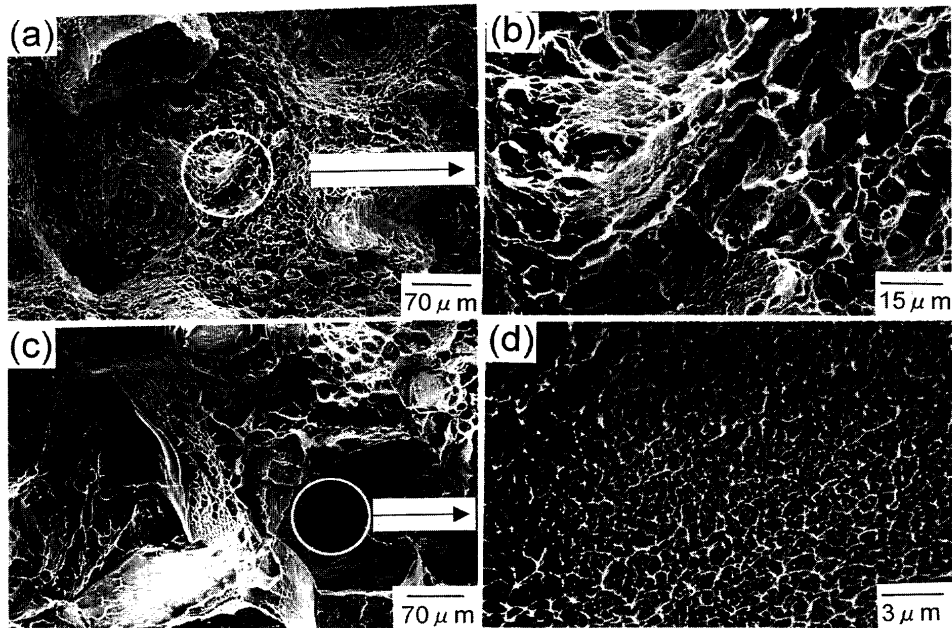


Fig. 7. Fracture surfaces of tensile specimens.

(a), (b) $\alpha+\beta$ solution treated and aged. (1048K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled)
 Photo. (b) shows the enlargement of circle area in photo.(a).
 (c), (d) β solution treated and aged. (1073K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled)
 Photo. (d) shows the enlargement of circle area in photo.(c).

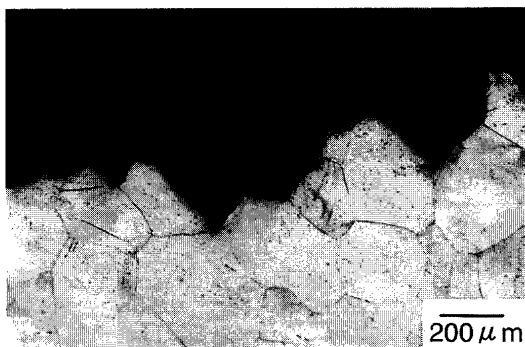


Fig. 8. Micrographic cross section of fracture surface on β solution treated and aged tensile specimen. (1073K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled)

し、鍛造、溶体化の高温時にこの領域のみが変態点を越えて β 粒径の粗大化が生じた領域をいう。つまり、マイクロ組織的には今回の実験で行った β 域溶体化処理材と同じであるため、今回の組織は β フレックを有する場合と同じ傾向であったと考えられる。

引張試験の代表的な破面を Fig. 7 に示す。 $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材には全面にディンプルが認められる。一方、伸び、絞りが多い β 域溶体化処理材においては一部にへき開状の破面が認められる。このへき開状の破面をさらに拡大すると延性破壊を示す粒界ディンプルが認められる。Fig. 8 に破面近傍の横断面を示す。破壊は主に粒界で生じていることが確認できる。これが伸び、絞りが少ない原因のひとつと考えられる。

β 域で溶体化処理された場合、より高温の1103K溶体化

処理材の強度が低い原因は β 粒径の粗大化によるものと考えられる。今回の試験片の β 粒径は、1073K溶体化処理材は約120 μm であったのに対して、1103K溶体化処理材での β 粒径は約160 μm であった。

Fig. 9 に破壊靱性試験片の破面を示す。また、Fig. 10 には破壊靱性試験片の破面近傍の横断面を示す。 β 域溶体化処理材は、き裂が β 粒界にそって偏向し、また、 β 粒界にそったき裂の分岐も認められる。また、 $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材の急速破壊破面に形成されたディンプルは β 域溶体化処理材より小さく、かつ、多く形成されている。これはボイドの発生個所が多いことを示す。ボイドの発生個所として、

- 1) 粒界 α 相の三重点
- 2) 粒内 α 相と β マトリックスとの界面
- 3) 初析 α 相と β マトリックスとの界面
- 4) 析出 α 相（粒界 α 相および粒内 α 相）
- 5) 初析 α 相と粒界 α 相の界面

が Terlinde らによって提案されている¹¹⁾。 β 域溶体化処理材は初析 α 相が存在せず、かつ粒界 α 相も Fig. 6 に示したように認められていない。したがって、 β 域溶体化処理材では、提案されているボイドの発生個所が少ないことになる。 β 域溶体化処理材にて高い破壊靱性値が得られた理由として、き裂の伝播が粗大化した β 粒を偏向することと、ボイドが発生する箇所が少ないためと考えられる。また、き裂伝播速度においても低 ΔK 領域のき裂伝播速度が小さいことは同様の原因と考えられる。

高サイクル疲労試験のうち平滑材($Kt=1$)では、 β 域溶体

化処理材の方が疲労限が低く、一方、切欠材($Kt=3$)では β 域と $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材はほぼ同じ疲労限となった。疲労限(σ_w)は、結晶粒径(d)を用いて次式(6)で表される²⁰⁾。

$$\sigma_w = \sigma_0 + k/\sqrt{d} \dots\dots\dots(6)$$

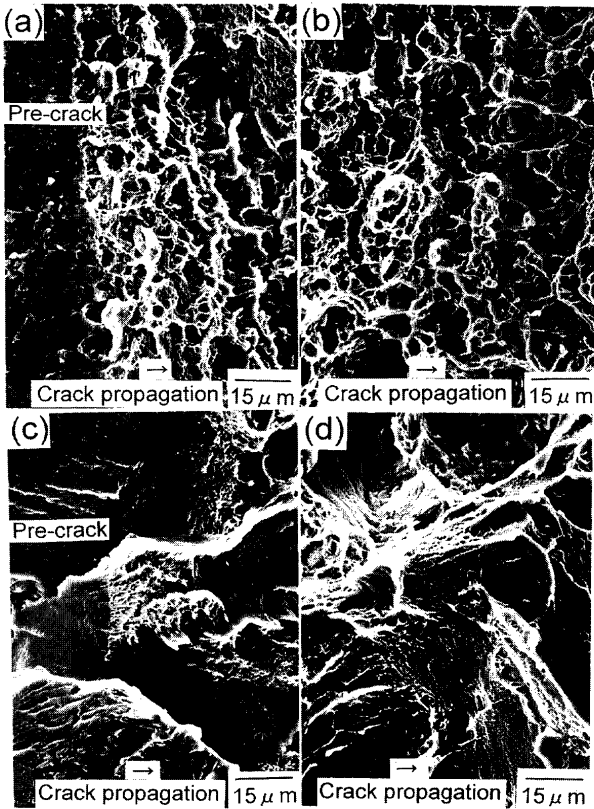


Fig. 9. Fracture surfaces of fracture toughness specimens. (a) Crack initiation area, (b) Crack propagation area. $\alpha+\beta$ solution treated and aged. (1048K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled) (c) Crack initiation area, (d) Crack propagation area. β solution treated and aged. (1073K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled)

つまり、結晶粒が微細になると疲労限は高くなる。しかし、き裂材では疲労限に相当する下限界応力拡大係数 ΔK_{th} は

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 + k\sqrt{d} \dots\dots\dots(7)$$

で表わされ、結晶粒径の粗大化によって ΔK_{th} が向上する²⁰⁾。 β 域溶体化処理材は結晶粒の粗大化による疲労限の低下があるが、反面、粗大化によるき裂の偏向による疲労限向上があると考えられる。この2つの相反する効果により結果的に切欠材の疲労限は $\alpha+\beta$ 域溶体化処理材とほぼ同じになったと推定される。

また、 β 域溶体化処理温度を変えた供試材において、高サイクル疲労強度の差が認められなかった。本件は、高温側の溶体化処理により結晶粒が粗大となり、疲労限が低下すると考えられるが、き裂の偏向によりき裂伝播が遅くなり疲労限向上が生じると考えられ、これらの相反する効果によりほぼ同じ傾向になったと推定される。

4・2 Ti-6-4合金との比較

構造材として多く使用されているTi-6-4合金の力学的特性と今回の結果を比較する。

Fig.11にTi-6-4合金の疲労曲線と今回の結果を示す。し

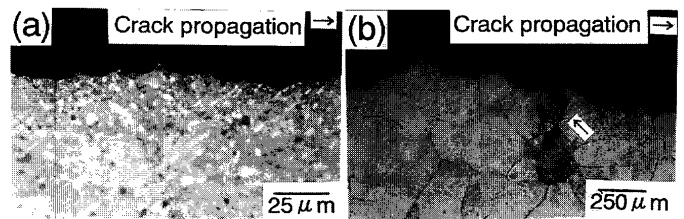


Fig. 10. Micrographic cross section of fracture surface on fracture toughness specimens. (a) $\alpha+\beta$ solution treated and aged. (1048K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled) (b) β solution treated and aged. (1073K, 3.6 Ksec, water quenched +788K, 28.8 Ksec, air cooled) An arrow mark in microstructures shows the branch of crack at beta grain boundary.

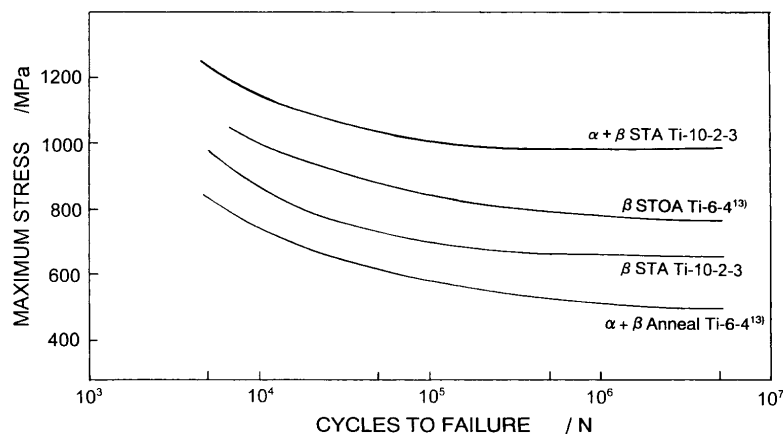


Fig. 11. Comparison of high cycle fatigue properties on Ti-10-2-3 and Ti-6-4. $\alpha+\beta$ STA ($\alpha+\beta$ solution treated and aged) β STOA (β solution treated and over aged) β STA (β solution treated and aged)

Table 2. Fatigue limit ratio of Ti-10-2-3 and Ti-6-4 under various heat treated conditions.

HEAT TREATMENT	Ti-10-2-3		Ti-6-4	
	$\alpha + \beta$ STA*1	β STA*2	$\alpha + \beta$ An*3	β STOA*4
FATIGUE LIMIT RATIO	0.8	0.5	0.5	0.6

*1 $\alpha + \beta$ solution treated and aged
*2 β solution treated and aged

*3 $\alpha + \beta$ annealed
*4 β solution treated and overaged

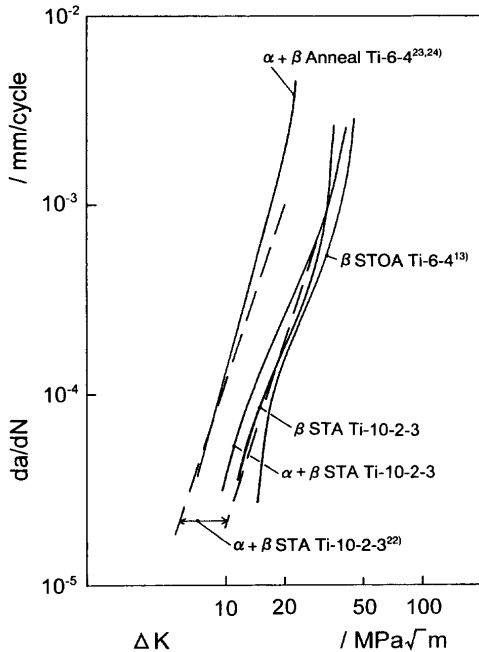


Fig. 12. Comparison of fatigue crack propagation on Ti-10-2-3 and Ti-6-4.

$\alpha + \beta$ STA ($\alpha + \beta$ solution treated and aged)
 β STOA (β solution treated and over aged)
 β STA (β solution treated and aged)

かし、Fig.11に示すようにTi-10-2-3合金のβ域溶体化処理材は、Ti-6-4合金のβ域溶体化処理材より低いものの、Ti-6-4合金焼鈍材の疲労限である約450 MPa¹³⁾よりは高い。DrechslerらはTi-10-2-3合金の初析α相の体積率を変えて疲労試験を行い、その結果を報告している²¹⁾。彼らは体積率15%から0%になると回転曲げ疲労において、約1割の疲労限の低下が生じることを示した。今回の結果はこの低下率より大きかった。この原因として試験方法の相違、β粒径の相違が考えられる。

疲労限度比（疲労限／引張強さ）をTable 2に示す。Ti-10-2-3合金の疲労限度比は、 $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材は約0.8であるが、β域溶体化処理材では約0.5である。つまり、引張強さに対する疲労強度低下はβ域溶体化処理材の方が大きかった。しかし、β域溶体化処理されたTi-10-2-3合金の疲労限度比をTi-6-4合金焼鈍材¹³⁾と比較するとほぼ同じである。

Fig.12はTi-10-2-3合金とTi-6-4合金のき裂伝播特性を示す。今回の実験で得られたTi-10-2-3合金のき裂伝播特性はDuerig²²⁾らが報告している本合金の特性とほぼ同じである。また、Ti-10-2-3合金のき裂伝播特性はTi-6-4合金

焼鈍材^{23,24)}より優れているもののTi-6-4合金のβ域溶体化過時効処理材¹³⁾よりはやや劣る結果が得られた。

本実験で行ったTi-10-2-3合金のβ域溶体化処理材の特性検討にはさらに、次の意味もある。チタン合金の溶解、凝固過程において合金成分の偏析が報告されている^{5,10,25)}。特にTi-10-2-3合金は主要合金成分であるFeがインゴット製造時に偏析しやすい。Feはβ安定化元素であるためこのFeの偏析により局部的に変態点T β が低下し、鍛造、熱処理時に局部的にβ相への変態を生じβフレックが発生する。βフレックの領域のマイクロ組織は局部的に変態点T β を越えているためFig. 6に示したβ域溶体化処理材と同じマイクロ組織を示す。このβフレックによって伸びの低下が認められることが報告されている¹⁹⁾ものの、その他の特性についての報告は少ない。ここで得られたβ域溶体化処理の特性は、βフレックの領域の特性を模擬していると考えられる。

5. 結論

Ti-10-2-3をβ域で溶体化時効処理を行った場合の機械的特性を $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材と比較検討し、次の結果を得た。

- (1) β域溶体化処理材の引張強さ、0.2%耐力は $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材と比較して、特に低下は認められなかったが、伸び、絞りは急激に低下した。
- (2) β域溶体化処理材の破壊靱性については $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材より高い値が得られた。
- (3) β域溶体化処理材の平滑試験片の疲労強度は、 $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材より低いことが判明した。疲労限度比は $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材は約0.8であるのに対して、β域溶体化処理材では約0.5であった。しかし、この値はTi-6-4合金焼鈍材とほぼ同じであった。
- (4) 形状係数 $Kt=3$ のときの高サイクル疲労強度は $\alpha + \beta$ 域、β域溶体化処理材ともほぼ同じであった。しかし、疲労限の切欠係数 β は、 $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材が1.7であったのに対して、β域溶体化処理材は約1.1であり、β域溶体化処理材の切欠感度が低い傾向であった。
- (5) β域溶体化処理材と $\alpha + \beta$ 域溶体化処理材のき裂伝播特性は低 ΔK 領域において、β域溶体化処理材の方が、やや高い応力拡大係数を示した。

文 献

- 1) R.R.Boyer: *J. Met.*, (1980) Mar., 61.
- 2) Y.Sugiura, K.Nakamura and S.Hamai: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **37** (1997), 48.
- 3) Y.Sugiura, K.Nakamura and S.Hamai: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **39** (1999), 105.
- 4) G.W.Kuhlman: Alcoa Green Lett., No. 224, Aluminum Company of America, Cleveland, (1987).
- 5) C.Chen, J.A.Hall and R.R.Boyer: *Titanium '80*, ed. by H. Kimura et

- al.*, Met. Sci. AIME, New York, (1980), 457.
- 6) R.R.Boyer and G.W.Kuhiman: *Metall. Trans. A*, **18A** (1987), 2095.
 - 7) R.H.Witt and A.L.Ferreri: *SAMPE J.*, (1986) Jan./Feb., 13.
 - 8) G.W.Kuhiman and T.B.Gurganus: *Met. Prog.*, (1980) Jul., 30.
 - 9) T.Matsumoto and T.Nishimura: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 137.
 - 10) A.W.Funkenbusch and L.F.Coffin: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1159.
 - 11) G.T.Terlinde, T.W.Duering, and J.C.Williams: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 2101.
 - 12) S.Hamai and Y.Sugiura: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 319.
 - 13) S.Hamai and Y.Sugiura: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **32** (1992), 157.
 - 14) T.Matsumoto and S.Muranaka: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **42** (1992), 81.
 - 15) John J.Lucas: 27th Annual National Forum of the American Helicopter Society, Society of Automotive Engineers, Warrendale, (1971).
 - 16) D.Eylon and C.M.Pierce: *Metall. Trans. A*, **7A** (1976), 111.
 - 17) 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、東京、(1994)、102.
 - 18) P.C.Paris and F.Erdogan: *Trans. ASME, ser. D*, **85** (1936), 529.
 - 19) C.C.Chen and R.R.Boyer: *J. Met.*, (1979) Jul., 33.
 - 20) T.Yokomaku: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **40** (1991), 1415.
 - 21) A.Drechsler, T.Dorr and L.Wagner: *Mater. Sci. Eng. A*, **A243** (1998), 217.
 - 22) T.W.Duering, J.E.Allison and J.C.Williams: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985), 739.
 - 23) G.R.Yoder, L.A.Cooley and T.W.Crooker: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1413.
 - 24) G.Luttering, A.Gysler and L.Wagner: Titanium '88, ed. by P. Lacombe *et al.*, Zone Industrielle de Courtabœut, Ulis, (1988), 71.
 - 25) A.Mitchell: *Mater. Sci. Eng. A*, **A243** (1998), 257.