

1115  $\beta$ 型チタン合金における内部起点型疲労破壊とそれに関連する挙動

## Subsurface Fatigue Fracture and Associated Behaviour in Beta Titanium Alloys

正 ○戸梶恵郎 (岐阜大工) 大矢耕二 (大同キャスティングス) 菊谷宏康 (愛三工業)

Keiro TOKAJI, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu 501-1193  
Kohji OHYA, Daido Castings Co., Ltd.  
Hiroyasu KARIYA, Aisan Industry Co., Ltd.

Rotating bending and axial fatigue tests have been performed using solution treated and aged materials in two beta titanium alloys, Ti-15Mo-5Zr-3Al and Ti-22V-4Al alloy. Subsurface crack initiation was found to be a microstructure and a stress ratio related phenomenon. In the former alloy, cracks were initiated internally only in a material that was solution treated above the beta transus and at a certain stress ratio in relatively short life regime. The effects of grain size and mean stress were not characterized entirely by the Hall-Petch relationship and the Goodman relationship, respectively, which was attributed to different crack initiation mechanisms. In the latter alloy, subsurface crack initiation was also seen in the long life regime around or above  $10^7$  cycles, resulting in a step-wise S-N curve. A smooth facet invariably existed at the crack initiation site. The occurrence of this mode of failure is discussed based on microstructural and mechanical considerations.

**Key words:** Fatigue, Beta titanium alloy, Subsurface crack initiation, Grain size, Stress ratio, Fracture mechanism

## 1. 緒 言

チタン合金は内部起点型疲労破壊を生じることが知られている。き裂発生箇所には、ほとんど例外なく平坦なファセットが存在することから、その破壊現象は微視組織に関係している。一方、内部起点型破壊は応力レベルにも依存し、低応力・長寿命領域において生じることが多い。したがって、内部起点型破壊現象の把握と発現機構の理解は、組織因子と力学因子の両者に立脚してなされる必要があるが、未だ不十分である。

本研究では、2種類の $\beta$ 型チタン合金の溶体化処理後時効材 (STA 材) について疲労試験を行い、内部起点型破壊とそれに関連する疲労挙動について検討する。

## 2. 材料および実験方法

2・1 材料 供試材は2種類の $\beta$ 型チタン合金で、直径16mmと22mmの異なるロットのTi-15Mo-5Zr-3Al合金(以後、それぞれTi-15-5-3(1)、Ti-15-5-3(2))と直径25mmのTi-22V-4Al合金(Ti-22-4)である。化学成分を表1に示す。

いずれの合金にも溶体化処理後時効を施した。溶体化処理(ST)温度は、Ti-15-5-3(1)合金では735°C、850°Cおよび1000°C、Ti-15-5-3(2)合金では735°Cおよび850°C、Ti-22-4合金では750°C、800°C、850°Cおよび950°Cであり、時効(AG)条件は、Ti-15-5-3合金では500°C・1000min、Ti-22-4合金では450°C・450minである。なお以後、材料を記号STAとそれに続くST温度で表すことにする。熱処理後の機械的性質と結晶粒径を表2に示す。

2・2 実験方法 Ti-15-5-3(1)およびTi-22-4合金については、容量98Nmの回転曲げ疲労試験機を用いて繰返し速度 $f=57\text{Hz}$ で、またTi-15-5-3(2)合金については、容量98kNの電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて軸荷重下 $f=20\text{Hz}$ 、応力比 $R=-1, 0$ および0.5で実験を行った。なお、試験環境は室温大気中である。

Table 1 Chemical compositions of the materials (wt.%).

Alloy	Mo	Zr	V	Al	C	N	Fe	O	H
Ti-15-5-3(1)	16.7	5.1		3.2		0.005	0.02	0.10	0.001
Ti-15-5-3(2)	14.9	5.0		3.0		0.004	0.03	0.11	<0.001
T-22-4			22.7	3.8	0.01	0.030	0.12	0.15	

実験後、破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により詳細に観察した。

## 3. 実験結果

Ti-15-5-3(1)合金の回転曲げ荷重下のS-N線図を図1(a)に示す。疲労強度はSTA735が最も高く、次いでSTA850、STA1000であるが、長寿命領域ではSTA850とSTA1000はほぼ同等の疲労強度を示す。これは、その領域においてSTA850は内部起点型破壊を生じ、その結果S-N曲線に折れ曲がりを生じたためである。

Ti-22-4合金の回転曲げ荷重下のS-N線図を図1(b)に示す。STA950を除いて、S-N曲線は短寿命領域と長寿命領域から成る明瞭な2段折れ曲がりを示す。前者の領域では表面起点型、後者の領域では内部起点型破壊が生じている。STA800およびSTA850の疲労強度がSTA750よりも若干高く、疲労強度の結晶粒径依存性は不明瞭である。

図1(c)にTi-15-5-3(2)合金の軸荷重下のS-N線図を示す。応力比にかかわらず、STA735はSTA850よりも高い疲労強度を示す。また両材とも、応力振幅で表すと応力比の増加に伴って疲労強度は低下する。STA850の $R=0$ においてのみ内部起点型破壊が生じている。

## 4. 考 察

4・1 疲労強度の結晶粒径依存性 図2にTi-15-5-3(1)合金について疲労強度と結晶粒径の関係を示す。 $10^5$ 回の疲労強度はHall-Petchの関係に従うが、 $10^7$ 回の疲労強度は従わない。これは、 $10^5$ 回ではいずれの材料も表面起点型破壊であるのに対して、長寿命領域ではSTA850の

Table 2 Mechanical properties.

Alloy	Material code	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\phi$ (%)	Reduction of area (%)	Vickers hardness HV	Grain size $d$ ( $\mu\text{m}$ )
Ti-15-5-3(1)	STA735	1332	9	52	393	5
	STA850	1281	3	7	434	37
	STA1000	1255	1	2	462	152
Ti-15-5-3(2)	STA735	1375	14	16	421	6
	STA850	1194	5	4	467	89
Ti-22-4	STA750	1279	1	13	380	31
	STA800	1430	2	4	392	32
	STA850	1464	2	6	401	58
	STA950	1244	2	6	460	165

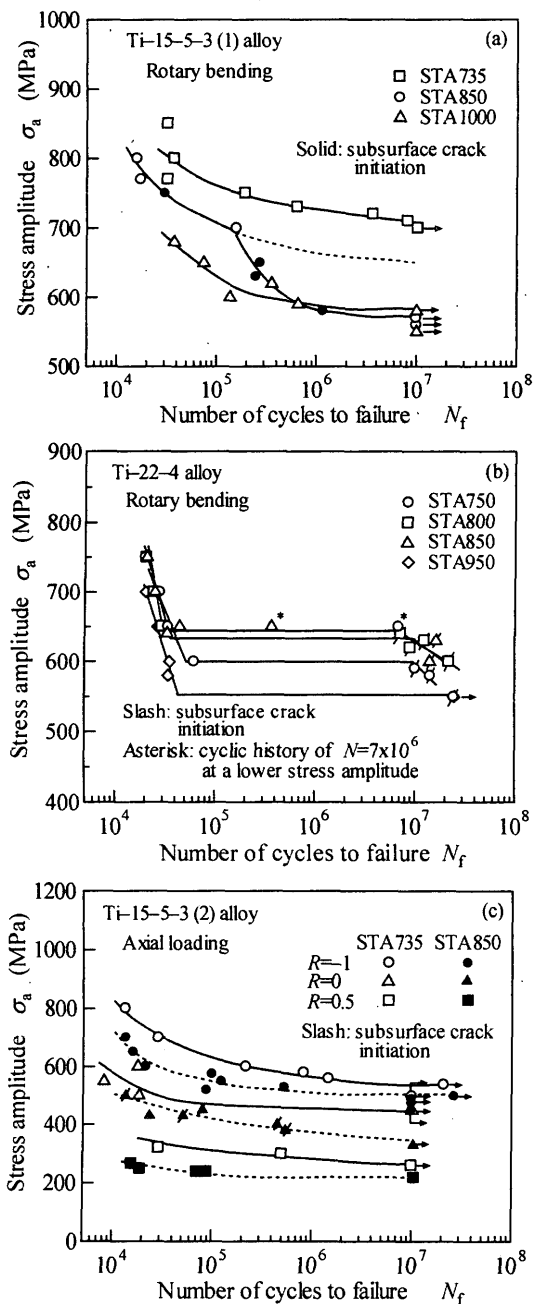


Fig.1 S-N diagrams: (a) Ti-15-5-3(1) alloy (rotary bending), (b) Ti-22-4 alloy (rotary bending), (c) Ti-15-5-3(2) alloy (axial loading).

み内部起点型破壊であり、 $10^7$ 回の疲労強度が内部き裂の発生限界になるためと考えられる。すなわち、異なる破壊機構が作動したからである。もし、表面起点型破壊が生じると仮定すれば(図1(a)中破線)、Hall-Petchの関係によって表されることが予想される(図2中破線)。

**4・2 疲労強度に及ぼす平均応力の影響** 疲労強度と平均応力の関係をTi-15-5-3(2)合金について図3に示す。STA735の場合、Goodmanの関係は安全側の予測を与えるが、STA850の場合、 $R=0$ に対して危険側となる。これは、この応力比のみ内部起点型破壊が生じるので、 $R=1$ や0.5とは異なる破壊機構に起因するためである。

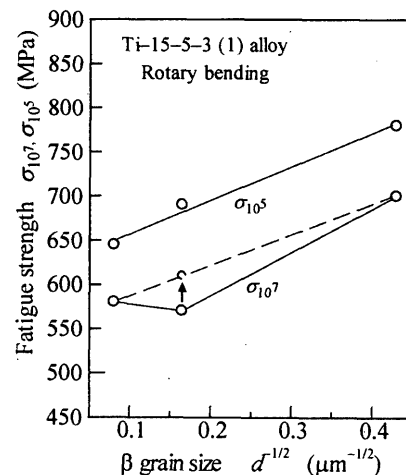


Fig.2 Grain size dependence of fatigue strength in Ti-15-5-3(1) alloy.

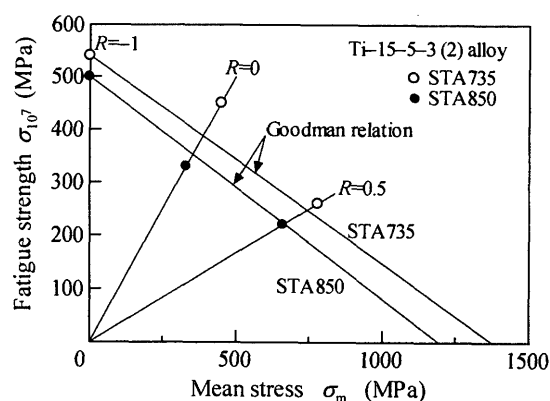


Fig.3 Mean stress dependence of fatigue strength in Ti-15-5-3(2) alloy.

**4・3 内部き裂発生組織の特徴** 両合金とも内部き裂発生箇所には例外なくファセットが見られた。Ti-15-5-3合金ではその表面がきわめて平滑であったが、Ti-22-4合金では筋状の模様が観察された。内部起点型破壊はAGを施さないST材では見られなかったことから、内部き裂発生はAGによって導入された組織因子、すなわち粒界 $\alpha$ 相に関係していると考えられる。

**4・4 表面から内部へのき裂発生の遷移** 内部き裂発生の可能な原因として、表面の粒界 $\alpha$ 相への酸素の固溶強化または加工硬化と、 $R=0$ の場合繰返しの間に表面に生ずる圧縮残留応力などが挙げられる。前者は低応力の繰返し履歴後、高応力で破壊させると疲労寿命が顕著に長くなる(図1(b))ことから間接的に支持される。

**4・5 内部き裂発生に対する力学的アプローチ** ファセットに対する最大応力拡大係数と疲労寿命の関係を調べたところ、両者の間に材料や荷重形式にかかわらず良い相関が見られた。

## 5. 結 言

本研究では、2種類の $\beta$ 型チタン合金の溶体化処理後時効材について疲労試験を行い、疲労強度の結晶粒径や応力比依存性が内部起点型破壊の発生に起因して、それぞれHall-Petchや修正Goodmanの関係によって適切に表されないことなどを明らかにした。(参考文献省略)