

Ti-6Al-4V合金の疲労特性に及ぼす応力比の影響

竹内 悦男*・古谷 佳之*・長島 伸夫*・松岡 三郎*²

Effect of Stress Ratio on Fatigue Properties for Ti-6Al-4V Alloy

Etsuo TAKEUCHI, Yoshiyuki FURUYA, Nobuo NAGASHIMA and Saburo MATSUOKA

Synopsis : Effect of stress ratio on fatigue properties was investigated for 900 and 1100 MPa-class Ti-6Al-4V alloys. Numbers of heats were 3 for each tensile strength class. Fatigue tests were conducted under stress ratios of $R=-1, 0$ and 0.3 , and under the condition fixing the maximum stress at the yield stress ($\sigma_{\max}=\sigma_y$ test). Although heat C for 900 MPa-class and heat F for 1100 MPa-class did not show internal fracture under $R=-1$, the internal fracture occurred in all heats under stress ratios above $R=0$. The fracture sites of the internal fracture revealed no inclusion but matrix including several facets under stress ratios above $R=0$. The size of a facet was almost equal to the α grain size and the areas of the internal fracture origin containing the facets were $100\text{--}300\ \mu\text{m}$. The fatigue limits determined at 10^8 cycles were below a modified Goodman line under $R=0$ and 0.3 , although they were above under around $R=0.7$. The drops of fatigue limits under around $R=0$ suggested that the internal fracture properties were more sensitive to the stress ratios in case of the Ti-6Al-4V alloys. Moreover, in comparing the fatigue limits with ΔK_{th} , the dependency of the fatigue limits on the stress ratios was similar to that of ΔK_{th} .

Key words: Ti-6Al-4V alloy; fatigue; stress ratio; surface fracture; internal fracture.

1. 緒言

チタン合金は航空・宇宙分野を始め多方面で使用されている。特にTi-6Al-4V合金のような高強度材料は、航空機エンジン等の重要部品に使用されるため¹⁾、疲労特性の把握が不可欠である。チタン合金の疲労に関する研究はこれまで多くなされ、有益な知見が蓄積されている。それらは皆川²⁾によって詳細に解説されている。皆川の解説によると、(1)疲労特性は組織に影響され、初析 α 相の細粒化に伴い疲労強度の顕著な向上が認められること³⁻⁵⁾。(2)疲労寿命が 10^6 回を越すような低応力では内部破壊が生じる場合があること¹⁻¹⁹⁾。(3)高応力比のもとで繰返し引張荷重が負荷される場合^{12,13)}、さらには極低温下で繰返し負荷を受ける場合にも¹⁶⁾、試験片内部に発生したき裂による疲労破壊が認められることなどの結果が得られている。

また、高強度鋼の場合には主に介在物を起点として内部破壊するが²⁰⁻²⁵⁾、チタン合金の場合には介在物ではなく母地組織に形成されるファセットを起点として内部破壊することも分かっている。ファセットの形態についてはUmezawaら¹⁶⁾がTi-6Al-4V合金を用い、極低温下で疲労試験を実施し、詳細な観察を行っている。それによると、応力レベルが低くなるとともに、1個のファセットから小さなファセットが数多く集まった集合体へと変化し、内部き裂発生点は大きくなること。1個のファセットでは α 相内に微小き裂が発生・成長し、集合体では複数の α 相内に発

生した微小き裂の成長と連結によりそれぞれ内部き裂発生点が形成されることなどの結果が示されている。しかし、チタン合金の内部破壊については、特に室温以上の温度において未解明の部分が多い。

一般に、実際の機械要素や構造物に作用する荷重条件は平均応力が広範囲に渡るため、疲労特性に対する応力比効果を把握することは重要である。この効果については、Ti-6Al-4V合金を中心にLutjeringグループの報告があり¹²⁾、また鉄鋼協会においても種々まとめられている¹³⁾。それらによると、 $R=-1$ から高応力比になった場合、疲労き裂の発生位置が試験片表面から内部に変化すること。 10^7 回疲労限度線図において、等軸 α 組織材、針状組織材ともに修正Goodman則からの予測は安全側となることなどの結果が得られている。

ところが、塩沢ら¹⁵⁾や中村ら¹⁷⁾は 10^8 回疲労限度線図で応力比の影響を評価すると、危険側となる場合があることを示した。著者らも前報¹⁹⁾において、チタン合金の中で最も汎用性の高い900 MPa級の引張強度を有するTi-6Al-4V合金の1ヒート(ヒートC)について、 10^8 回疲労特性に及ぼす応力比の影響を検討した。その結果、疲労限に関しては修正Goodman則が危険側となる場合があることを指摘し、疲労限以上の応力が作用する有限寿命設計に対しては修正Goodman則を使用しない新しい疲労寿命評価法を提案した。特に疲労限に対する修正Goodman則による評価に関しては、内部破壊が生じた $R=0$ と $R=0.3$ では危険側

平成18年7月21日受付 平成18年11月24日受理 (Received on July 21, 2006; Accepted on Nov. 24, 2006)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

*² 九州大学大学院 (Kyushu University)

の予測となるが、さらに高応力比側の $R=0.7$ 付近では同様に内部破壊が生じたものの逆に安全側の予測になるという複雑な傾向を示した。このため、疲労限に関しては、さらに多くの試験結果を蓄積し、修正 Goodman 則による評価の妥当性を含め、詳細に調査する必要がある。

このような背景から、本研究では疲労限に焦点を絞ると同時に、前報の 900 MPa 級のヒート C に加えてヒート A、B の 2 ヒートを追加し、さらにはより高強度となる熱処理を施した 1100 MPa 級の 3 ヒートを含めた計 6 種類の材料について応力比効果を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は物質・材料研究機構疲労データシート No.85²⁶⁾ と No.89²⁶⁾ に用いた Ti-6Al-4V 合金である。Table 1 に供試材の化学成分を示す。供試材は引張強度が 900 MPa 級と 1100 MPa 級の 2 種類で、それぞれの強度レベルについて、材料メーカ 3 社の通常製品の内から各社 1 ヒートずつ採取した。ヒート A と D、ヒート B と E、ヒート C と F はそれぞれ同一材料メーカの製品である。900 MPa 級と 1100 MPa 級ではインゴットが異なるため、各成分は両者で若干異なるが、全て ASTM 規格内である。

Table 2 に熱処理条件を示す。900 MPa 級では 930°C/60 分空冷の溶体化後、705°C/120 分空冷の時効を施した。一方、1100 MPa 級では 955°C/60 分水冷の溶体化後、550°C/240 分空冷の時効を施した。両熱処理とも、厚板あるいは線材に一般的に使用されるものである。Table 3 に機械的性質を示す。引張強度はいずれの材種も ASTM 規格内であるが、900 MPa 級ではヒート A と B に比べてヒート C で、1100 MPa 級ではヒート D と E に比べてヒート F でやや低くなっている。

Fig. 1 に試験片の縦断面で観察した微視組織を示す。図中左側が 900 MPa 級の結果、右側が 1100 MPa 級の結果である。900 MPa 級、1100 MPa 級で β 相の様相に違いが認められる。結晶粒の様相はヒートによって異なり、900 MPa 級のヒート A と C 及び 1100 MPa 級のヒート D と F が等軸で、細粒であるのに対して、ヒート B 及びヒート E は圧延方向に伸張され、粗大となっていた。平均 α 粒径は 900 MPa 級のヒート A と C で約 7 μm 、ヒート B で約 23 μm であり、1100 MPa 級のヒート D と F で約 6 μm 、ヒート E で約 12 μm であった。

2.2 疲労試験

Fig. 2 に疲労試験片形状を示す。試験部は直径 6 mm で、形状は砂時計型である。試験部表面の最終仕上げは 600 番研磨紙による軸方向研磨である。疲労試験は電磁共振式疲労試験機を用い、正弦波、軸荷重制御、繰返し速度が 120 Hz の条件下で行った。疲労試験中における試験片表面

Table 1. Chemical compositions.

	Heat	Element (mass%)						
		Al	V	Fe	C	N	H	O
900MPa class	A	6.27	4.31	0.21	0.016	0.0055	0.0048	0.18
	B	6.39	4.31	0.18	0.012	0.0058	0.0121	0.17
	C	6.11	4.39	0.17	0.004	0.0034	0.0074	0.17
1100MPa class	D	6.31	4.18	0.27	0.018	0.0047	0.0111	0.20
	E	6.24	4.24	0.22	0.011	0.0044	0.0038	0.18
	F	6.06	3.87	0.13	0.011	0.0086	0.0055	0.15

Table 2. Heat treatment conditions.

	Solution	Aging
900MPa class	930°C/60min, air cooled	705°C/120min, air cooled
1100MPa class	955°C/60min, water quenched	550°C/240min, air cooled

Table 3. Mechanical properties.

	Heat	Tensile properties				Vickers hardness (HV/294N)
		0.20% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	
900MPa class	A	916	960	21	45	326
	B	897	967	18	42	329
	C	866	906	23	56	319
1100MPa class	D	1094	1170	18	46	363
	E	1086	1170	17	43	356
	F	1020	1090	19	48	347

の温度を熱電対と非接触型赤外線温度計で測定し、温度上昇はほとんど無かったことを確認した。また、10 Hz で実施した疲労試験結果と比較して速度依存性が無かったことを確認している。疲労試験における打切り繰返し数は 10⁸ 回である。応力比はそれぞれ $R=-1, 0, 0.3$ とし、さらに、荷重制御で可能な最高応力比側の試験として、Fig. 3 に示す σ_{max} を降伏応力 σ_y に固定し、応力比を固定しない試験¹⁹⁾も実施した（以後、この試験を $\sigma_{\text{max}}=\sigma_y$ 試験と呼ぶ）。この場合、応力比と応力振幅 σ_a の関係は(1)式となる。

$$R=(\sigma_y-2\sigma_a)/\sigma_y \dots\dots\dots (1)$$

疲労試験後の破面は走査型電子顕微鏡 SEM を用いて観察した。また、一部の試験片については起点となったファセットと組織の対応を確認するため、破断した試験片を破面上のファセットを横切るように切断し、ファセット直下の切断面を観察した。

3. 実験結果

3.1 S-N 特性

Fig. 4 と Fig. 5 に一連の疲労試験で得られた S-N 曲線を示す。図中の縦棒付きは表面破壊、縦棒無しは内部破壊を示している。○, □, △印がそれぞれ $R=-1, R=0, R=0.3$ の結果、▽印が $\sigma_{\text{max}}=\sigma_y$ 試験で得た結果である。 $\sigma_{\text{max}}=\sigma_y$ 試験では R を 0.1~0.8 の範囲で変化させた。

$R=-1$ の結果に着目すると、900 MPa 級のヒート A と B 及び 1100 MPa 級のヒート D と E は短寿命側で表面破壊、

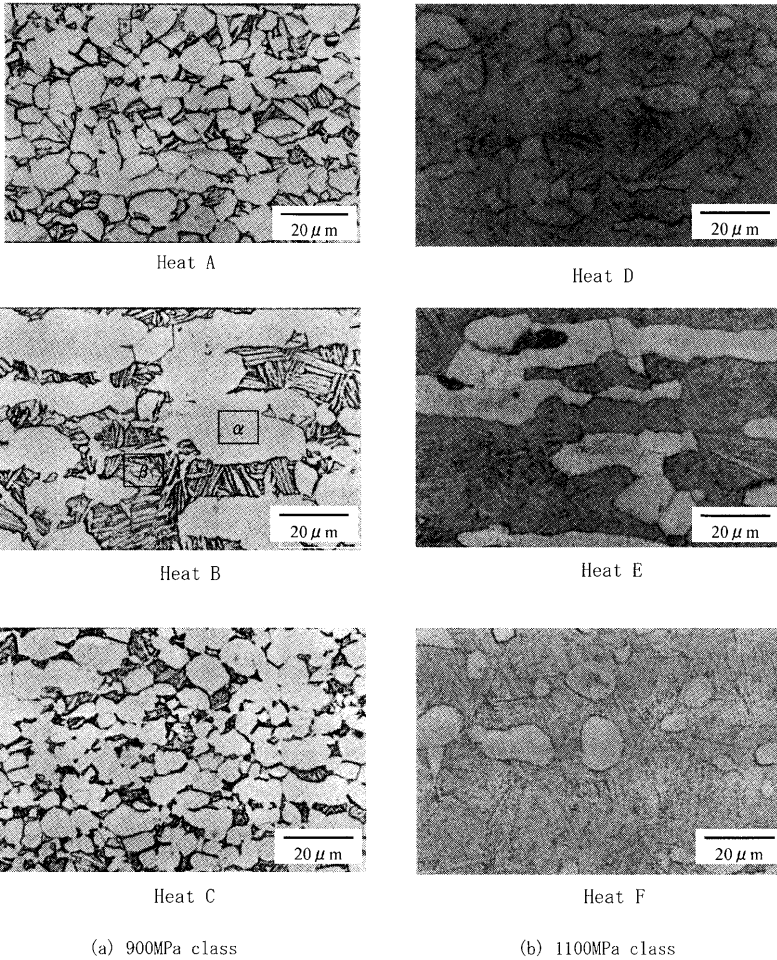


Fig. 1. Microstructures at longitudinal cross section.

長寿命側で内部破壊となり、900 MPa級のヒートCと1100 MPa級のヒートFでは表面破壊のみとなる傾向が見られた。その際、ヒートAとB及びヒートDとEは 10^8 回までの疲労試験では明確な疲労限は得られないが、ヒートC及びヒートFではS-N曲線は明らかな折曲がりを示し、疲労限は確定されている。一方、 $R=0$ 以上の高応力比では、 $R=-1$ で内部破壊が生じなかったヒートC及びヒートFを含め、全てのヒートにおいて短寿命側では表面破壊、長寿命側では内部破壊となった。

Fig. 6に疲労限 σ_w と引張強度 σ_b の関係を過去のNIMS疲労データシートの結果を含めて示す。過去のNIMS疲労データシート材に関しては炭素鋼²⁷⁾、低合金鋼²⁷⁾、アルミニウム合金²⁸⁾並びにばね鋼²⁹⁾を示した。疲労限には、内部破壊が生じるTi-6Al-4V合金とばね鋼で 10^8 回強度、内部破壊が生じない炭素鋼、低合金鋼、アルミニウム合金で 10^7 回強度をそれぞれ採用した。

Fig. 6(a)に示す $R=-1$ の場合、Ti-6Al-4V合金の全ての結果が表面破壊のみとなる鋼やアルミニウム合金における $\sigma_w=0.53\sigma_b$ の関係とほぼ一致し、引張強度の上昇に見合った疲労強度の上昇が得られている。一方、Fig. 6(b)に示す $R=0$ の場合、表面破壊のみとなる鋼やアルミニウム

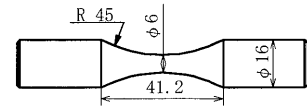


Fig. 2. Profiles of fatigue testing specimen.

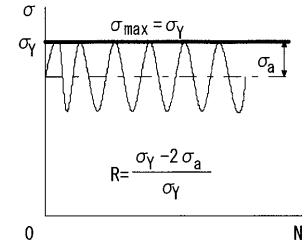
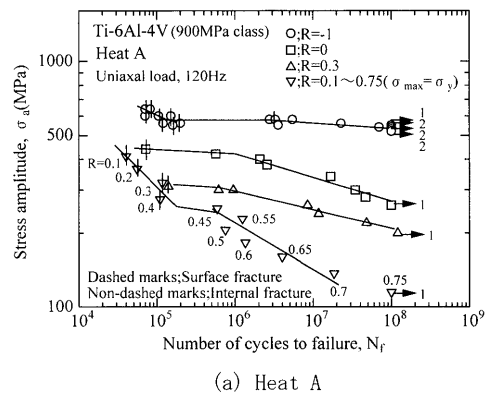
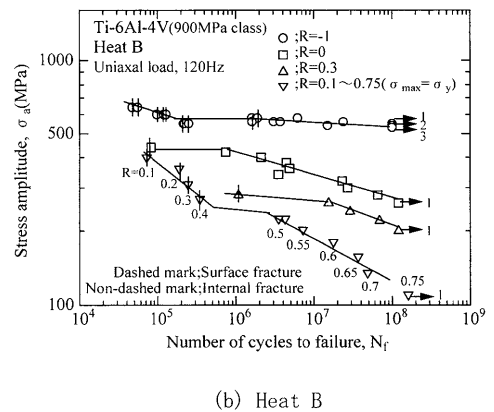


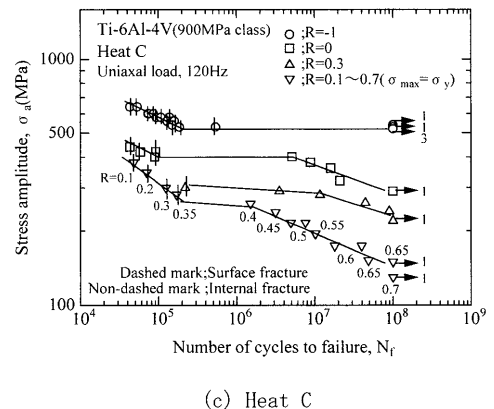
Fig. 3. Waveform of stress under condition fixing the maximum stress at the yield stress ($\sigma_{max} = \sigma_y$ test).



(a) Heat A

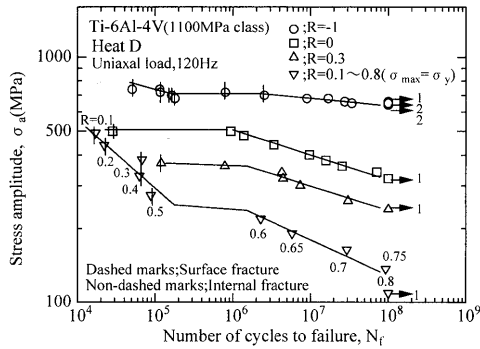


(b) Heat B

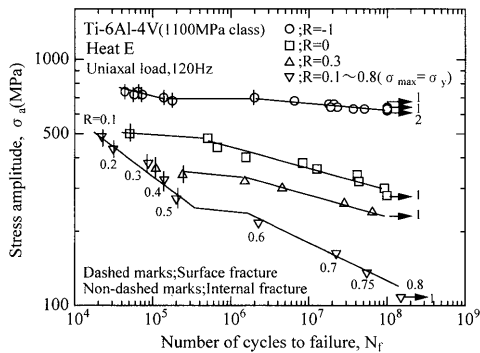


(c) Heat C

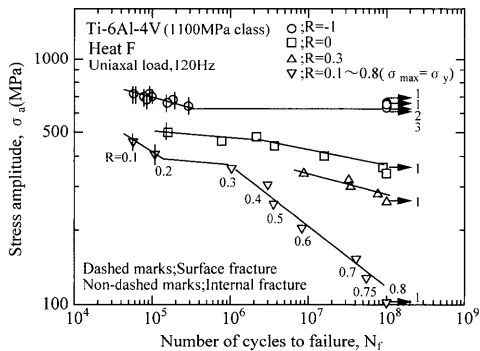
Fig. 4. S-N diagrams for 900 MPa class under $R=-1, 0$ and 0.3 , and in $\sigma_{max} = \sigma_y$ test.



(a) Heat D



(b) Heat E



(c) Heat F

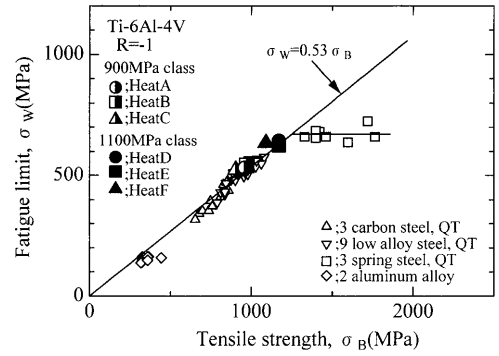
Fig. 5. S-N diagrams for 1100 MPa class under $R=-1, 0$ and 0.3 , and in $\sigma_{max} = \sigma_y$ test.

合金における $\sigma_w = 0.42\sigma_B$ の関係から外れ、内部破壊するばね鋼と同様に疲労強度が頭落ちになる傾向が認められる。

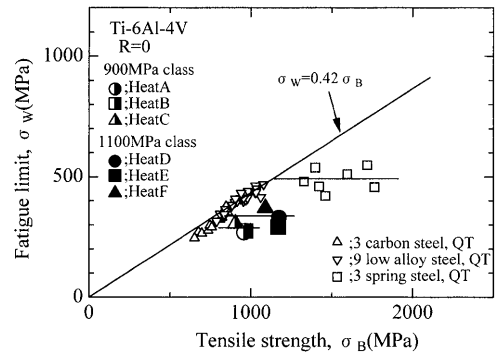
3.2 破面及び断面様相

Fig. 7~Fig. 9に破壊起点付近で得られた代表的な破面様相を示す。Fig. 7は900 MPa級の $R=-1$ で得られた様相、Fig. 8は900 MPa級の $R=0$ 以上の高応力比試験で得られた様相、Fig. 9は1100 MPa級の $R=0$ で得られた様相である。

$R=-1$ の場合、表面破壊ではFig. 7(a)に示すように、破面は全体的に擦られていたが、基本的には組織依存型の様相となった。内部破壊ではFig. 7(b)に示すような様相を呈し、ファセット等は明瞭ではなかった。また、起点付近をEDAXで分析した結果、Ti, Al, Vしか検出されず、高強



(a) $R=-1$



(b) $R=0$

Fig. 6. Fatigue limits σ_w versus tensile strengths σ_B .

度鋼で見られるような介在物は確認されなかった。

$R=0$ 以上の高応力比の場合、表面破壊ではFig. 7(a)に示した $R=-1$ の場合と同様の組織依存型の様相を呈した。しかし、内部破壊ではFig. 8とFig. 9に示すように、起点部に初析 α 相と同程度の大きさの平坦なファセット、あるいはそれらが数個合体したファセットが多数見られた。ファセットの合体は900 MPa級ではヒートA、1100 MPa級ではヒートDに多く見られており、ファセットの数は900 MPa級の場合、ヒートAとBで50個程度、ヒートCでは100個程度であり、1100 MPa級の場合はヒートDとEで5~10個程度、ヒートFでは10~20個程度であった。また、ファセットが存在する起点部の領域は100~300 μm 程度の大きさであったが、900 MPa級ではFig. 8に示すような300 μm 程度の場合が多く見られたのに対し、1100 MPa級ではFig. 9に示すような100 μm 程度の場合が多かった。

内部破壊起点はFig. 8(c)とFig. 9に示すように表面から深い位置にあり、明瞭なフィッシュアイを示す場合と、Fig. 8(a)と(b)に示すようにごく浅い位置にあり、フィッシュアイが明瞭でない場合の両方が見られた。ただし、フィッシュアイが明瞭でない場合でも、長寿命側で破断した破面には、Fig. 8(a)と(b)のように起点部付近に平坦なファセットが見られた。従って、破壊起点に平坦なファセットが存在した場合は内部破壊、組織依存型の破面のみ

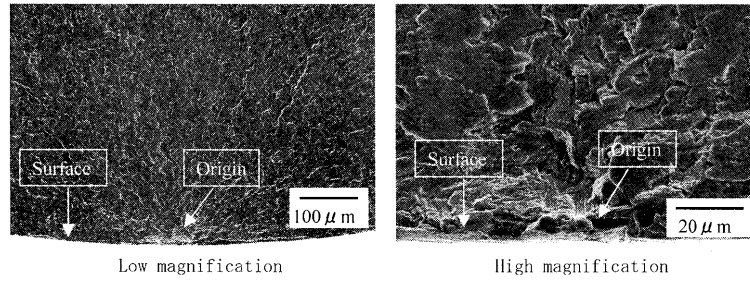
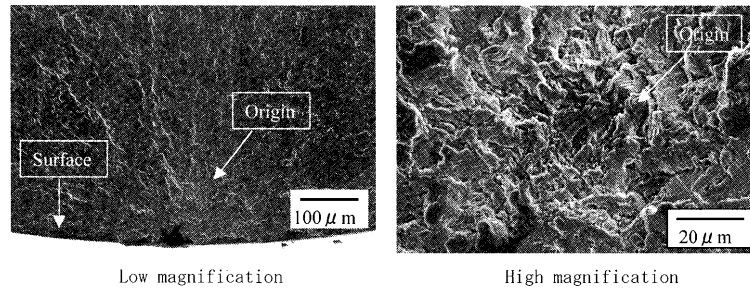
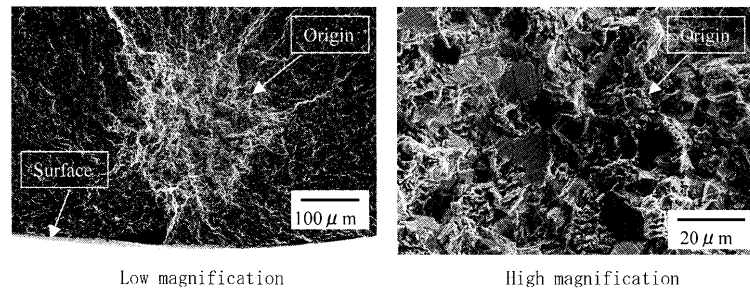
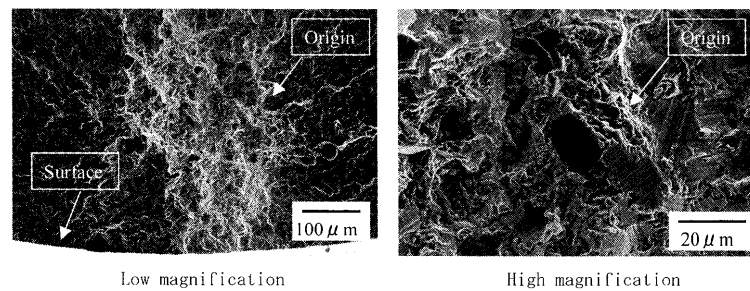
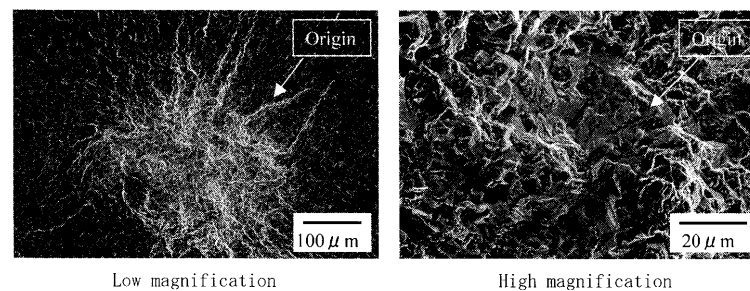
(a) Surface fracture (Heat C, $\sigma_a=600\text{MPa}$, $N_f=7.30 \times 10^7$)(b) Internal fracture (Heat A, $\sigma_a=540\text{MPa}$, $N_f=6.97 \times 10^7$).

Fig. 7. Typical fractograph showing crack initiation site under.

(a) $R=0$ (Heat A, $\sigma_a=280\text{MPa}$, $N_f=4.30 \times 10^7$).(b) $R=0$ (Heat B, $\sigma_a=280\text{MPa}$, $N_f=6.54 \times 10^7$).(c) $R=0.3$ (Heat C, $\sigma_a=240\text{MPa}$, $N_f=8.95 \times 10^7$).Fig. 8. Typical fractograph showing crack initiation site under stress ratios above $R=0$ for 900 MPa class.

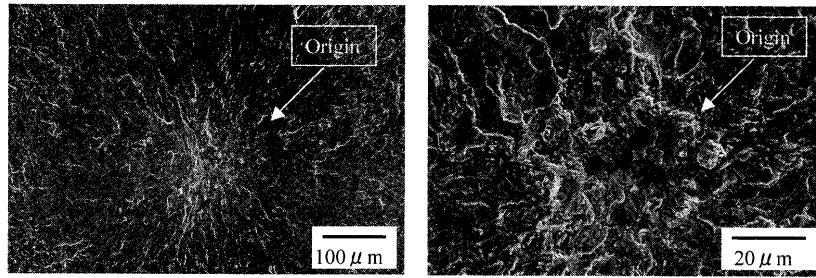


Fig. 9. Typical fractograph showing crack initiation site under $R=0$ for 1100 MPa class (Heat D, $\sigma_a=360$ MPa, $N_f=2.56 \times 10^7$).

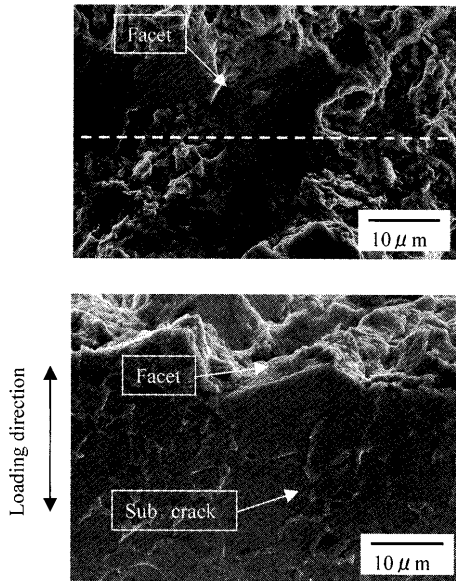


Fig. 10. Cross-sectional view of an internal-fractured specimen beneath the facet. The observed specimen was cut along a cross-section across the facet on the fracture surface as indicated with a broken line in the upper photo (900 MPa class, Heat A, $R=0$, $\sigma_a=340$ MPa, $N_f=1.68 \times 10^7$).

が起点部に存在した場合を表面破壊と定義した。

Fig.10に破断した試験片を破面上のファセットを横切るように切断し（図中の破線）、ファセット直下の断面の様子を観察した結果を示す。断面の様相からファセットは α 粒内で、荷重軸に対して斜めに傾いた位置に形成されていることがわかる。また、破面直下のごく一部の α 粒内には2次き裂も観察される。同様の傾向はTi-5Al-2.5Snを用いた -196°C の低温疲労試験^{30,31)}においても観察されている。この場合、高応力側では主き裂以外に多数の2次き裂が観察され、その延長線上には固執すべり帯が観察されている。本研究の場合、低応力で破断した試料について観察したため、固執すべり帯は観察できなかったが、ファセットの発生箇所や2次き裂の様相は酷似している。従って、本研究の場合もファセットは α 粒内に形成されたせん断型の初期き裂と判断できる。

緒言で述べたように、Umezawaら¹⁶⁾はTi-6Al-4V合金について、4Kと77Kの極低温、 $R=0.01$ の応力比の下で疲労試験を実施し、内部き裂発生点を構成するファセットの形

状、大きさは α 相組織のそれと良く対応する。応力レベルが低くなるとともに、1個のファセットから、数個のファセットが連なったものへ、さらに小さなファセットが数多く集まった集合体へと変化し、内部き裂発生点は大きくなる。1個のファセットでは α 相内に微小き裂が発生・成長し、集合体では複数の α 相内に発生した微小き裂の成長と連結によりそれぞれ内部き裂発生点が形成されるとしている。

本研究の内部破壊起点にはいずれも初析 α 相と同程度の大きさのファセット、あるいはそれらが数個合体したファセットが多数見られ、またファセットは α 相内に形成されていた。従って、これらのファセットはUmezawaらの低応力側で得られた集合体ファセットと類似のものと考えられ、室温においても極低温下のUmezawaらの結果と同様の結果が得られている。

4. 考察

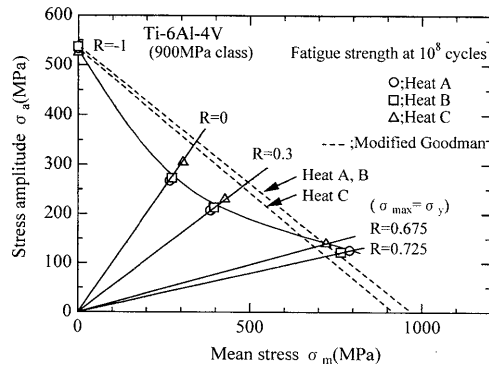
前報では、900 MPa級のヒートCについて修正 Goodman 則による疲労限度評価は $R=0$ と $R=0.3$ において危険側となることを指摘した。ここでは、本研究で新たに追加した結果を含めて修正 Goodman 則との比較を再度行い、Ti-6Al-4V合金の疲労強度に及ぼす応力比の影響を検討する。

Fig.11に疲労限度線図を示す。疲労限には 10^8 回強度を採用した。また、図中には次式の修正 Goodman 線図を破線で示している。

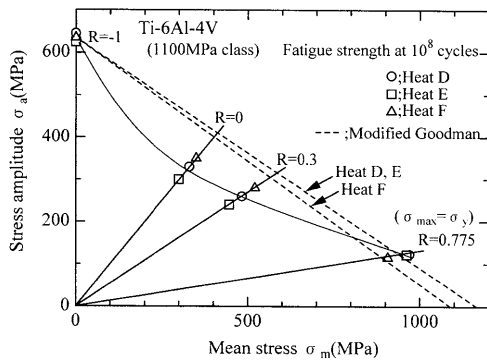
$$\sigma_a = \sigma_{w,-1} (1 - \sigma_m / \sigma_B) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\sigma_{w,-1}$ は $R=-1$ 試験の疲労限、 σ_B は引張強度である。破線は $R=-1$ で表面破壊したヒート（900 MPa級ではヒートC、1100 MPa及ではヒートF）と内部破壊したヒート（900 MPa級ではヒートAとB、1100 MPa及ではヒートDとE）を区別して示している。

Fig.11では、いずれの材料も $R=0$ と0.3では修正 Goodman 則による予測は危険側となるが、 $R=0.7$ 付近では修正 Goodman 則は妥当な予測を与えている。この結果から、Ti-6Al-4V合金は $R=0$ 付近で疲労強度が大きく低下する傾



(a) 900MPa class



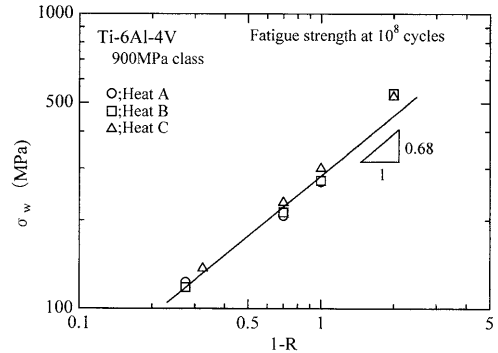
(b) 1100MPa class

Fig. 11. Endurance limit diagrams.

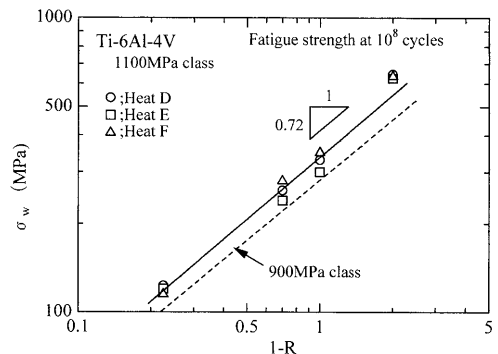
向を示すことが確実となった。

さらに詳細に Fig.11 を観察すると、 $R=-1$ で内部破壊が生じなかったヒート C 及びヒート F に比べ、 $R=-1$ でも内部破壊したヒート A、B 及びヒート D、E のほうが $R=0$ 付近での疲労強度の低下が大きいことが分かる。この場合、ヒート C 及びヒート F に関しては $R=-1$ の結果は表面破壊の疲労限となるため、修正 Goodman 線図は表面破壊特性に対する線図となっている。それに対して、ヒート A、B 及びヒート D、E では $R=-1$ の結果も内部破壊の疲労限となっているため、修正 Goodman 線図は内部破壊特性に対する線図となる。従って、Ti-6Al-4V 合金では特に内部破壊特性に対して応力比の影響が大きく、内部破壊しやすい材料ほど応力比の影響を顕著に受けるということが言える。

Adachi ら¹²⁾は Ti-6Al-4V 合金の等軸 α 組織材と針状組織材について $R=-1, 0.2, 0.6$ の条件下で疲労試験を行い、 10^7 回疲労限度線図において、等軸 α 組織材、針状組織材ともに修正 Goodman 則からの予測は安全側となるとしている。また、Ti-6Al-4V 合金の等軸 α 組織材と針状組織材について $R=-1, 0.01, 0.3, 0.5$ の条件下で実施した日本鉄鋼協会基礎研究会の共通試験結果¹³⁾においても、一部、80 番エメリー紙により表面仕上げを粗くした針状組織材を除くと、等軸 α 組織材、針状組織材ともに修正 Goodman 線図より上側となり、Adachi らの結果と同様の結果が得ら



(a) 900MPa class



(b) 1100MPa class

Fig. 12. Relation between fatigue limits σ_w and stress ratios.

れている。

一方、塩沢ら¹⁵⁾や中村ら¹⁷⁾は 10^8 回疲労限度線図で応力比の影響を評価すると、危険側となる場合のあることを示したが、 10^8 回強度を疲労限とした本研究結果も Fig.11 に示すように、 $R=0$ と 0.3 において修正 Goodman 則による予測が危険側となっている。事実、 10^7 回強度は例えば Fig. 4(a) に示す 900 MPa 級のヒート A の場合、 $R=-1$ では 10^8 回強度と大きな差はないが、 $R=0$ と 0.3 では著しく高くなり ($R=0$ で 340 MPa、 $R=0.3$ で 260 MPa)、修正 Goodman 則は妥当な予測を与える。従って、内部破壊が生じる材料の疲労限を議論する際には注意する必要がある。

次に、Fig.12 に疲労限 σ_w と $1-R$ の関係を両対数グラフ上に示す。図中の直線は次式で与えた。

$$\sigma_w = \sigma_{w,0} \times (1-R)^\gamma \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 $\sigma_{w,0}$ は $R=0$ における疲労限であり、指数 γ は約 0.7 となった。実験点は $R=-1$ でやや上側になるが、ばらつきが少なく、直線で表されている。

疲労き裂進展特性においても、式(3)と同様な疲労下限界 ΔK_{th} と $1-R$ の関係が報告されている。宇佐美³²⁾は鋼、チタン合金、アルミニウム合金などの各種材料の疲労き裂進展試験を行い、 ΔK_{th} と $1-R$ の関係における γ は $R=-5 \sim 0$ ($1-R=6 \sim 1$) の範囲で 0.8、 $R=0 \sim 0.6$ ($1-R=1 \sim 0.4$) の範囲で 0.6 となり、材料に大きく依存しないことを

示した。さらに、金尾ら³³⁾は各種構造用鋼を用いた疲労き裂進展試験を行い、 γ は $R=-1\sim 0.8(1-R=2\sim 0.2)$ の範囲で、 $0.6\sim 0.75$ となることを示した。従って、本研究で疲労限について得られた γ は上記の報告とほぼ一致している。このことは、内部破壊が生じる場合の疲労限がき裂の停留によって支配されている可能性があることを示唆している。今回の 10^8 回までの試験では疲労限は確定できていないため、 ΔK_{th} との比較は直接的な証拠とはならないが、一つの可能性を示した興味深い結果である。

以上で述べたように、ファセットを含むマトリックスを起点として内部破壊したTi-6Al-4V合金の疲労限は式(3)で表される。今後の重要な争点は、この傾向がTi-6Al-4V合金の内部破壊に特有のものであるか、他の材料についても内部破壊の場合には同様の傾向を示すのかという点である。従って、本研究と同様の検討を内部破壊する他の材料(高強度鋼やNi基超合金等)についても行う必要がある。

5. 結論

900 MPa級と1100 MPa級の2種類の引張強度レベルを有するTi-6Al-4V合金をそれぞれ3ヒートずつ採用し、異なる応力比の軸荷重疲労試験ならびに破面観察を行い、疲労特性に及ぼす応力比の影響を検討した。

得られた結果は次のようにまとめられる。

(1) $R=-1$ の場合、900 MPa級のヒートAとB及び1100 MPa級のヒートDとEでは短寿命側で表面破壊、長寿命側で内部破壊となり、900 MPa級のヒートC及び1100 MPa級のヒートFでは表面破壊のみとなる傾向が見られた。一方、 $R=0$ 以上の高応力比では $R=-1$ で内部破壊が生じないヒートC及びヒートFを含め、全てのヒートにおいて長寿命側で内部破壊が生じた。

(2) 900 MPa級、1100 MPa級ともに全てのヒートにおいて、内部破壊の起点部には介在物は見られず、 $R=0$ 以上の高応力比では平坦なファセットあるいはそれらが合体したファセットが多数観察された。

(3) ファセット1個の大きさは初析 α 相と同程度で、ファセットが認められる内部破壊の起点部の大きさは $100\sim 300\ \mu\text{m}$ であった。また、このファセットは α 粒内に形成されたせん断型の初期き裂と判断された。

(4) 修正Goodman則による疲労限度評価は強度レベルとヒートに関係なく、 $R=0.7$ 付近では安全側の予測となるが、 $R=0$ と 0.3 では危険側の予測となった。これは、内部破壊特性が $R=0$ 付近で大きく低下するためと推定された。

(5) 式(3)の形式で応力比効果を表現した場合、本研

究で得られた 10^8 回疲労限 σ_w は疲労き裂進展の下限界 ΔK_{th} と同様の傾向を示した。

文 献

- 1) R.O.Ritche, D.L.Davidson, B.L.Boyce, J.P. Campbell and O.Roder: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22** (1999), 621.
- 2) K.Minagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 1104.
- 3) J.J.Lucas and P.P.Konieczny: *Metall. Mater. Trans.*, **2** (1971), 911.
- 4) J.C.Williams and G.Lutjering: *Titanium Sci. Technol.*, **1** (1980), 671.
- 5) M.Peters, A.Gysler and G.Lutjering: *Titanium Sci. Technol.*, **1** (1980), 1777.
- 6) D.F.Neal and P.A.Blenkinsop: *Acta Metall.*, **24** (1976), 59.
- 7) R.K.Steele and A.J.McEvily: *Eng. Fract., Mech.*, **8** (1976), 31.
- 8) R.Chait and T.S.DeSisto: *Metall. Trans. A*, **8A** (1977), 1017.
- 9) D.Eylon and J.A.Hall: *Metall. Trans. A*, **8A** (1977), 981.
- 10) J.Ruppen, P.Bhowal, D.Eylon and A.J.McEvily: *ASTM STP*, **675**, (1979), 47.
- 11) A.Atrems, W.Hoffelner, T.W.Duerig and E. Allison: *Scr. Metall.*, **17** (1983), 601.
- 12) S.Adachi, L.Wagner and G.Lutjering: *Titanium Sci. Technol.*, **4** (1985), 2139.
- 13) Report of Collaborated Research Work on the High Cycle Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Alloy, ISIJ, (1994).
- 14) J.C.Bian K.Tokaji, M.Nakajima and T.Ogawa: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **44-502** (1995), 933.
- 15) K.Shiozawa, S.Nishino, M.Okane and Y.Kuroda: Mechanical Engineering Cong. No. 95-1, (1995), 194.
- 16) O.Umezawa and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **37** (1997), No. 12, 1170.
- 17) T.Nakamura, H.Oguma, T.Noguchi and Y.Sonou: Mechanical Engineering Cong., No. 03-1, (2003), 173.
- 18) E.Takeuchi, Y.Furuya, N.Nagashima, K.Miyahara and S.Matsuoka: *Trans. JSME, A*, **70-696** (2004), 106.
- 19) E.Takeuchi, Y.Furuya, N.Nagashima, K.Miyahara and S.Matsuoka: *Trans. JSME, A*, **70-698** (2004), 55.
- 20) T.Masuda, S.Nishijima and Y.Tanaka: *Trans. JSME, A*, **52-476** (1985), 847.
- 21) H.Emura and K.Asami: *Trans. JSME, A*, **55-509** (1989), 45.
- 22) 村上敬直: 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 東京, (1993).
- 23) T.Abe and K.Kanazawa: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **45** (1996), No. 1, 45.
- 24) M.Nakajima, T.Sakai and T.Shimizu: *Trans. JSME, A*, **65-640** (1999), 2504.
- 25) Y.Furuya, S.Matsuoka, T.Abe and K.Yamaguchi: *Trans. JSME, A*, **68-667** (2002), 477.
- 26) NIMS Fatigue Data Sheet, No. 85, (2000) and No. 89, Ibaraki, (2002).
- 27) NIMS Fatigue Data Sheet Technical document, No. 5, Ibaraki, (1989).
- 28) NIMS Fatigue Data Sheet, No. 61, (1989), No. 70, Ibaraki, (1992) and No. 74, (1993).
- 29) NIMS Fatigue Data Sheet, No. 59, (1988), No. 60, Ibaraki, (1989) and No. 63, (1990).
- 30) Y.Ono, T.Yuri, H.Sumiyoshi, S.Matsuoka and T. Ogata: *J. Jpn. Inst. Met.*, (2003), 391.
- 31) Y.Ono, T.Yuri, H.Sumiyoshi, S.Matsuoka and T.Ogata: *Mater. Trans.*, **44** (2004), No. 9, 1702.
- 32) S.Usami: Proc. of Int. Conf. of Fatigue Thresholds, Stockholm, (1981), 205.
- 33) M.Kanao, E.Sasaki, A.Ohta and M.Kosuge: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), No. 7, 148.