Ti-6Al-4V 合金の表面および内部起点型疲労破壊における強度支配因子[†]

小 熊 博 幸* 中 村 孝*

Factors Affecting Strength in Surface and Sub-Surface Fracture of Ti-6Al-4V Alloy

by

Hiroyuki OGUMA* and Takashi NAKAMURA*

To reveal influence factors on the very high cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V alloy, uni-axial fatigue tests and fatigue crack propagation tests were conducted. In the uni-axial fatigue tests, specimens with artificial defects of several sizes were used. Both tests were performed in air and vacuum environments. The effects of environments around fatigue cracks on crack propagation properties were investigated. As a results, fatigue crack propagation rates in vacuum were lower than those in air, and the results correspond to the fact that the sub-surface fractures occur in longer life regime than surface fractures. The threshold stress intensity factor range showed size dependencies, in addition, the difference of environments affected the size dependencies. The dependence in vacuum was stronger than in air. The result indicates that a small crack (size of a crack origin) can propagate in lower stress intensity factor ranges in vacuum, and this can relate to the reason why the sub-surface fractures occur in lower stress levels than the surface fractures. Fracture surface observations revealed that fine convex-concave granular pattern (Granular region) was formed around the origins of surface fractures in the vacuum environment, and the aspect resembled the fracture surface of sub-surface fractures. The result showed that the crack propagation mechanism in vacuum and sub-surface of materials were similar. The effects of vacuum environment are almost same as those of environment around the sub-surface crack. The effects of environments around fatigue cracks can well explain the very high cycle fatigue properties of the material.

Key words : Very high cycle fatigue, Sub-surface fracture, Granular region, Vacuum, Titanium alloy

1 緒 言

Ti-6Al-4V 合金はチタン合金の中で代表的な合金の一つであり、その比強度、耐熱性、耐食性から航空宇宙分野を始め多くの分野で使用されている。そして、この合金の疲労特性について幅広く研究がなされてきた。^{1)~11)} 其中で、Fig. 1 に示すように⁷⁾繰返し数が 10^7 回を越える超高サイクル域において、一般的な材料表面を起点とした破壊（表面破壊）ではなく、材料内部を起点とした破壊（内部破壊）が生じることが明らかになっている。

また、これまでに Ti-6Al-4V 合金の内部破壊において、組織よりも微細な粒状の破面（粒状領域）が観察されている。^{6)~9)} 内部破壊の破面の例を Fig. 2 に示す。このような粒状領域は表面破壊で得られた破面には存在しなかったことから、粒状領域の形成は内部破壊に特有の現象であるといえる。

一方、著者らは真空中で疲労き裂進展試験を行い、そこで得られた破面において粒状領域が存在することを確

破（内部破壊）が生じることが明らかになっている。

Fig. 1 S-N diagram of Ti-6Al-4V.⁷⁾

Fig. 2 Granular region of the sub-surface fracture.⁸⁾
(Ti-6Al-4V, $R = 0.1$, $\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

[†] 原稿受理 平成 25 年 4 月 17 日 Received Apr. 17, 2013 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 北海道大学大学院工学研究院機械宇宙工学部門 〒060-8628 札幌市北区北 13 条, Div. of Mech. and Space Eng., Faculty of Eng. Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

認した.^{10), 11)}このことは真空環境が粒状領域の形成に影響を与えていること, ならびに内部き裂周囲の環境が真空環境に類似していることを示唆している.

本研究では大気中と真空中で実施した微小欠陥を付与した試験片を用いた軸荷重疲労試験, 疲労き裂進展試験¹¹⁾ならびに破面観察の結果を示し, き裂周囲の環境が疲労き裂進展に与える影響について検討する. その中で, 疲労き裂進展の下限界ならびにその寸法依存性を定量的に評価する. そして, 疲労き裂周囲の環境の影響に着目することにより, 内部破壊が表面破壊よりも低い応力で, かつ長寿命域において生じる要因について明らかにする.

2 供試材および実験方法

2・1 供試材

供試材としてTi-6Al-4V合金を用いた. 供試材の化学成分は, Al: 6.12, V: 4.27, O: 0.16, N: 0.002, C: 0.02, Fe: 0.15, H: 0.0029, Ti: Bal.[mass%]である. 分解鍛造→焼なまし→旋回鍛造(GFM: Gyratory forging machine)の工程で製造された素材(棒材: $\Phi 20 \times 1000\text{mm}$ ならびに板材: $25\text{mm} \times 50\text{mm} \times 1000\text{mm}$)に1203K, 3.6ks 保持後空冷, 978K, 7.2ks 保持後空冷の熱処理を施した. 熱処理後の組織写真をFig. 3に示す. 組織は稠密六方晶の α 相ならびに析出針状 α 相を含む β 相からなる. 平均粒径はいずれも $10\mu\text{m}$ である. また, 熱処理後の機械的性質は, 引張強さ: 943 MPa, 0.2%耐力: 860MPa, 伸び: 17%, ビッカース硬さ: 316Hvである.

2・2 実験方法

本研究では軸荷重疲労試験および疲労き裂進展試験の2種類の実験を行った. 以下に実験方法の概要を示す.

2・2・1 軸荷重疲労試験 軸荷重疲労試験には平行部寸法 $\Phi 4 \times 6\text{mm}$ の砂時計型平滑丸棒試験片を用いた.

試験片平行部には以下の表面仕上げを施した.

(1) 平滑材(S材) 試験片平行部を軸方向に#120～#1500までのエメリー紙を用いて研磨仕上げを施した. 以下では, この試験片をS材と呼ぶ.

(2) 欠陥材(D150材, D260材, D800材) 材料表面からの破壊を特定の欠陥から生じさせるために, 平滑材表面中央部にドリルで3種類の大きさの微小欠陥を加工した. Fig. 4に微小欠陥の形状, 直径ならびに寸法を示

Fig. 3 Microstructure.

	$\Phi d (\mu\text{m})$	$h (\mu\text{m})$	$\sqrt{\text{area}} (\mu\text{m})$
D150	150	45	70
D260	260	110	140
D800	800	350	415

Fig. 4 Shape of artificial defect and the relation between diameter of the defect and $\sqrt{\text{area}}$.

す. 欠陥の直径は $150\mu\text{m}$, $260\mu\text{m}$, $800\mu\text{m}$ の3種類とした. それぞれの直径に応じてD150材, D260材, D800材と呼ぶ.

疲労試験には電気油圧サーボ試験機を用いた. 試験片取付部には球面軸受けを組み込み, 曲げ応力の発生を抑えた. 応力比は $R = 0.1$, 繰返し周波数は $f = 40\text{Hz}$ とした. また, 試験環境は室温・大気中および真空中($2.0 \times 10^{-5}\text{Pa}$)とし, 打切り回数は $1 \times 10^7 \sim 3 \times 10^7$ 回とした.

2・2・2 疲労き裂進展試験 疲労き裂進展試験にはCT試験片を用いた. 寸法は幅 25mm , 厚さ 6mm である. 試験片を疲労き裂の進展方向が素材の延伸方向(L方向)と直角(T方向)になるように採取した. 予き裂用ノッチの加工には放電加工を用いた. 試験片表面を#150～#1500のエメリー紙で研磨し, 機械加工による硬化層を除去した. さらに, 疲労き裂の観察面にはアルミナ研磨剤による鏡面仕上げを施した.

ASTM E647-00に準拠し荷重漸減試験を実施した. 試験環境は室温・大気中ならびに真空中(5条件)とした. 真空中における5条件について, 真空圧力をTable 1に示し, 以下ではMV, HV, UHV-A, UHV-BならびにUHV-Cと呼ぶ. 試験には電気油圧サーボ試験機を用いて, 応力比は $R = 0.1$, 繰返し周波数は $f = 60\text{Hz}$ とした. 真空中の試験はターボ分子ポンプで排気した真空チャンバー内で実施した. き裂長さの測定にはデジタルマイクロスコープ(スカラ株, HDM2100, 200倍)を用いた.

2・2・3 破面観察 き裂進展過程の詳細を明らかにするため, 上記2種類の実験で得られた破面を走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて詳細に観察した. 特に, 軸荷重疲労試験で得られた破面については, 疲労寿命の大部分を占めるき裂進展の初期段階に着目した.

Table 1 Experimental conditions. (Vacuum pressures)

MV (Medium vacuum)	$1.3 \times 10^{-1} \text{ Pa}$
HV (High vacuum)	$2.7 \times 10^{-5} \text{ Pa}$
UHV-A (Ultra high vacuum)	$1.6 \times 10^{-6} \text{ Pa}$
UHV-B (Ultra high vacuum)	$3.0 \times 10^{-7} \text{ Pa}$
UHV-C (Ultra high vacuum)	$4.7 \times 10^{-7} \text{ Pa}$

3 実験結果

3・1 軸荷重疲労試験

3・1・1 平滑材 (S 材) S 材の疲労試験結果を Fig. 5 に示す。縦軸は応力の最大値 σ_{max} を、横軸は破断までの繰返し数 N_f を示す。また、図中の●および○印は表面破壊を、◆および◇印は内部破壊を、▲および△印は打ち切りデータを示す。

大気中において破断寿命は応力の低下に伴い単調に増加し、破壊はすべて表面破壊となった。一方、真空中のデータは大気中よりも全体的に長寿命側に分布した。さらに、破壊形態については試験環境によって異なった。すなわち、真空中では降伏点以上の高応力域において表面破壊が見られるが、それ以下の応力ではすべてが内部破壊となった。また、真空中・表面破壊の疲労寿命は大気中・表面破壊に比べて 5 倍程度増加している。

3・1・2 欠陥材 (D150 材, D260 材, D800 材) 欠陥材の疲労試験結果を Fig. 6 に示す。凡例は平滑材の場合と同じとした。ただし、表面破壊については*印の有無によって、微小欠陥からの破壊とファセットからの破壊を区別した。

(1) D150 材 大気中において $\sigma_{max} = 850, 800\text{MPa}$ では微小欠陥を起点とした破壊が生じた。しかし、 $\sigma_{max} = 775\text{MPa}$ 以下では微小欠陥は破壊起点とならなかった。

Fig. 5 S-N diagram of Specimen S. (Smooth specimen)

一方、真空中では微小欠陥を起点とした破壊が $\sigma_{max} = 825\text{MPa}$ 以上で生じており、それ以下では材料内部を起点とした破壊が生じた。欠陥を起点とした破壊に着目すると、真空中における寿命は大気中に比べて 5 倍程度増加している。

(2) D260 材 大気中では応力の低下に伴い疲労寿命は単調に増加している。 $\sigma_{max} = 600\text{MPa}$ では打ち切りのデータが出現し、明瞭な疲労限度が現れる。破壊起点はすべて微小欠陥であった。一方、真空中では微小欠陥からの破壊は $\sigma_{max} = 775\text{MPa}$ 以上で生じており、それ以下では材料内部を起点とした破壊が生じた。また、真空中における疲労寿命は大気中と比較して増加しており、応力の低下に伴いその差は大きくなっている。すなわち、真空中における疲労寿命の応力依存性は大気中よりも大きくなった。

(3) D800 材 大気中の結果は D260 材と同様に応力の低下に伴い疲労寿命が単調に増加している。 $\sigma_{max} = 475\text{MPa}$ では打ち切りのデータが出現し、明瞭な疲労限度が現れる。破壊起点はすべて微小欠陥であった。真空中の結果も大気中と同様に応力の低下に伴い疲労寿命が単調に増加しており、 $\sigma_{max} = 550\text{MPa}$ において打ち切りデータが現れた。真空中の破壊起点も大気中と同様にすべて微小欠陥であった。真空中の疲労寿命は大気中に比べて増加している。疲労寿命の差は 100 倍程度であり、その差は応力によらずほぼ一定であった。

3・2 疲労き裂進展試験

き裂進展速度 (da/dN) と応力拡大係数範囲 (ΔK) の関係を Fig. 7 に示す。●印が大気中、○印が MV, □印が HV, ◇印が UHV-A, △ならびに▽印が UHV-B, UHV-C の結果である。真空中のき裂進展速度は大気中と比較して低下した。特に $\Delta K = 10\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下の低 ΔK 領域ではき裂進展速度の低下は著しく、真空中では大気中の $1/3 \sim 1/100$ となった。このことは軸荷重疲労試験において表面破壊の寿命は真空中の方が大気中よりも長くなること、ならびに内部破壊が表面破壊よりも長寿命域で生じることに対応する。さらに、真空中の結果については MV よりも HV, UHV の方がき裂進展速度が低下した。

Fig. 6 S-N diagram of Specimen D. (Specimen with artificial defect)

Fig. 7 Relation between da/dN and ΔK .¹¹⁾

一方、き裂進展下限界値 (ΔK_{th}) は大気中: $4\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, MV: $6\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, HV: $7.2\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, UHV (A, B, C): $7.8\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となり、真空圧力が低下するほど大きな値となった。

4 破 面 観 察

4・1 軸荷重疲労試験による破面

4・1・1 平滑材 (S 材) 表面破壊の起点部の破面を Fig. 8 に示す。起点は試験環境や破壊起点の位置に関わらず、図中の矢印で示した平坦なファセットであった。ファセットの寸法は $5 \sim 25\mu\text{m}$ であった。また、内部破壊の起点も表面破壊と同様にファセットであった。内部破壊では複数のファセットからき裂が進展していた。これまでに本供試材における破壊起点のファセットは α 粒に対応することが確認されている。⁷⁾

4・1・2 欠陥材 (D260 材) 欠陥材については D260 材の破面を用いて比較・検討を行う。大気中・表面破壊および真空中・内部破壊の破面を Fig. 9, Fig. 10 にそれぞれ示す。大気中・表面破壊において起点周囲に粗い領域が形成されていた。また、Fig. 9 (b) に示すように破面は平滑材の大気中・表面破壊の破面 (Fig. 8) と同様に全体的に結晶学的な様相を呈しており、凹凸の角部は鋭くなっていた。一方、内部破壊の破面様相は表面破壊とは異なっていた。破面には部分的に結晶学的な様相

Fig. 8 Fracture origin of surface fracture. (Specimen S)
(Air, $\sigma_{max} = 900\text{MPa}$, $N_f = 4.21 \times 10^4$)

(a) Low magnification view.

(b) Enlargement of the area indicated by a white arrow in (a)

Fig. 9 Fracture surface of surface fracture (D260).
(Air, $\sigma_{max} = 650\text{MPa}$, $N_f = 9.49 \times 10^4$) Fig. 10 Fracture surface of sub-surface fracture (D260).
(Vac, $\sigma_{max} = 775\text{MPa}$, $N_f = 5.07 \times 10^6$)

が認められたものの、凹凸の角部は丸みを帯びていた。また、凹凸の中に組織よりも延性的な粒状の領域 (粒状領域) が観察された。このような領域は大気中・表面破壊においては存在しなかった。

内部破壊の破面 (Fig. 10) において、図中矢印で指し示すように微小欠陥から発生、進展したき裂が認められた場合があった。この真空中・表面き裂の破面の拡大写真を Fig. 11 に示す。破面様相は大気中・表面破壊で見られたものとは大きく異なり、結晶学的な様相は認められない。破面上には組織よりも微細で延性的な粒状の領域が形成されていた。この粒状の領域は Fig. 2 に示した内部破壊で観察される粒状領域と形状、寸法の点で同一の特徴を示し、極めて類似した様相を呈している。

Fig. 11 Fracture surface of the surface crack in vacuum.

4・2 疲労き裂進展試験

疲労き裂進展試験で得られた破面においては真空圧力の違いによって破面様相が異なっていた。特に、き裂進展速度に大きな差が見られた低 ΔK 領域に対応する破面様相の差が顕著であった。いずれの真空圧力においても破面は凹凸の激しい様相を呈していた。しかし、大気中ならびに MV で得られた破面において凹凸は角張っていて、ファセットやすべり模様が明瞭に観察されたのに対して、HV と UHV で得られた破面では凹凸の角部は丸みを帯び、すべり模様は不明瞭であった。また、HV と UHV の破面上においてのみ、結晶粒よりも微細な数 μm 程度の粒状の凹凸からなる領域が観察された。その一例として HV の破面上に観察された粒状の凹凸の拡大写真を Fig. 12 に示す。

以上の観察結果から、疲労き裂の進展、特に粒状の領域の形成に真空圧力の違いが影響していることが明らかになった。

5 考 察

前章までの結果より、内部き裂周囲の環境と真空環境が疲労特性に与える影響は疲労寿命ならびに破面形成機構の観点で類似していることが明らかになった。このことから、き裂進展およびき裂進展下限界に関しても内部き裂周囲の環境と真空環境が及ぼす影響は同じである可能性が考えられる。

一般に微小き裂のき裂進展下限界値 (ΔK_{th}) は材料のみ

Fig. 12 Granular region on the fracture surface of crack propagation tests.

(HV, $2.7 \times 10^{-5}\text{Pa}$, $\Delta K = 7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)

では決まらず、き裂寸法にも依存することが知られている。そして、 ΔK_{th} はき裂寸法の減少に伴い低下する。^{12), 13)} この理由として、き裂寸法の減少に伴い、き裂閉口に必要なき裂面は小さくなり、閉口応力が小さくなることが挙げられる。^{14), 15)}

そこで欠陥材における大気中ならびに真空中・表面破壊の初期応力拡大係数範囲を求め、き裂進展とき裂進展下限界に及ぼす真空環境の影響を明らかにする。

破壊起点の初期応力拡大係数範囲 (ΔK_{ini}) を微小欠陥の寸法と応力振幅より、村上らの式¹⁶⁾を用いて算出した。

$$\Delta K_{ini} = 0.65 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (\text{Surface fracture}) \quad (1)$$

ΔK_{ini} と N_f の関係を Fig. 13 に示す。大気中の結果に着目すると、D800 材では $\Delta K_{ini} = 10.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 付近にき裂進展の下限界 (ΔK_{th}) が認められる。D260 材ならびに D150 材における ΔK_{th} は、それぞれ $7.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、 $7.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 付近に存在する。すなわち ΔK_{th} の値は欠陥寸法が小さくなるに従い低下しており、き裂進展下限界の寸法依存性が確認された。

一方、真空中における ΔK_{th} についても大気中と同様の傾向が見られ、 ΔK_{th} はそれぞれ D800 材: $12.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、D260 材: $9.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、および D150 材: $7.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 付近にあり、欠陥寸法の減少に伴い ΔK_{th} は低下している。以上から真空環境においても ΔK_{th} の欠陥寸法依存性が存在することが示された。

各欠陥材の ΔK_{th} と欠陥寸法 ($\sqrt{area}$) の関係を Fig. 14 に示す。●印が大気中、○印が真空中の結果を示す。環境の違いに関わらず ΔK_{th} は欠陥寸法の減少に伴い低下し、欠陥寸法依存性が確認される。しかし、 ΔK_{th} の低下の傾向は大気中と真空中で異なり、低下の度合いは真空中の方が大きい。その結果、欠陥寸法が小さくなるに伴い ΔK_{th} の差は小さくなっている。特に、D150 材ではその差はほとんど無い。以上から、 ΔK_{th} の欠陥寸法依存性は真空中の方が大気中よりも大きくなることが示された。

Fig. 13 Relation between stress intensity factor range of fracture origin and fatigue life.

Fig. 14 Relation between threshold stress intensity factor range and defect size.

疲労き裂進展試験の結果 (3・2 節) において, き裂進展速度は真空中の方が大気中よりも低下することを示した. このことは内部破壊が表面破壊よりも長寿命域で生じることに対応する. 一方, き裂進展下限界値に着目すると, 真空圧力の低下に伴い下限界値は大きくなる. これは内部破壊が表面破壊よりも低応力で生じることと合致しない. しかし, 本章で述べたとおり, き裂進展下限界値の寸法依存性は真空中と大気中で異なる. ここで, き裂進展下限界値に関連する現象としてき裂閉口に着目する. そして, 大気中と真空中でき裂進展下限界値の寸法依存性が異なる理由ならびに内部破壊が表面破壊よりも低応力で生じる要因について検討する.

Fig. 15 にき裂進展下限界値とき裂寸法の関係の概念図を示す. 一般に大きい裂の ΔK_{th} は材料によって決まり, 一定値を示す. また, き裂寸法の大きい場合は, 大気中よりも真空中の方が ΔK_{th} は大きな値を示すことが知られている.^{17)~19)} 一方, 微小き裂の ΔK_{th} はき裂寸法の減少に伴い低下する. さらに, 寸法依存性は真空中と大気中で異なる.

真空中と大気中で ΔK_{th} の寸法依存性が異なる原因の一つとして, き裂閉口に及ぼす環境の影響が挙げられる. 一般に, 大気中では酸化物誘起き裂閉口, 塑性誘起き裂閉口, 破面粗さ誘起き裂閉口が生じ, これらがき裂進展の抵抗となる. 一方, 真空中では酸化物誘起き裂閉口の影響はほとんど無いと考えられる. また, 大気中と比較してき裂先端の塑性域寸法が増大することから,²⁰⁾ 塑性誘起き裂閉口の影響は大きいと考えられる. Fig. 15 にき裂閉口がき裂進展に与える影響の度合いを合わせて示す. 大気中, 真空中を問わず, き裂寸法が小さくなるに伴い, き裂閉口の影響の度合いは小さくなる. しかし, き裂閉口の影響の度合いの変化傾向が異なるため, 真空中と大気中で ΔK_{th} は異なる寸法依存性を示したと考えられる. さらに, き裂の大きさが破壊起点 (ファセット) 寸法程度の場合に, ΔK_{th} は真空中の方が大気中よりも小さくなる可能性がある.

以上のように, 真空中の ΔK_{th} が大気中よりも低くなる

Fig. 15 Conceptual diagram of the relation between threshold stress intensity factor range and defect size.

という考えにより, 内部破壊が表面破壊よりも低い応力で生じることが説明できる. また, 真空中と大気中で ΔK_{th} が異なる寸法依存性を示すことは高強度鋼においても確認されていることから,²¹⁾ 本供試材に限らず金属材料全般を対象として超高サイクル疲労特性を説明できる可能性がある.

6 結 言

本研究では微小欠陥を付与した試験片の軸荷重疲労試験ならびに疲労き裂進展試験を実施した. そして, き裂進展に与える影響という点で真空環境と内部き裂周囲の環境は類似していることを示した. さらに, 真空中の方が大気中よりもき裂進展速度が低下すること, ならびにき裂進展下限界値が低下する可能性があることを示した. これらの現象は内部破壊が表面破壊よりも低応力・長寿命において生じることに対応する. 以上から, 真空環境に類似した内部き裂周囲の環境がき裂進展特性に与える影響により超高サイクル疲労特性を説明できることが示された.

最後に, 本研究にご協力頂いた北海道大学大学院生 (当時), 椎名貴弘氏, 横山秀治氏, 山下亮平氏, 庄司哲郎氏, 脇田実奈氏に謝意を表する.

参 考 文 献

- 1) D. F. Neal and P. A. Blenkinsop, "Internal fatigue origins in $\alpha\beta$ titanium alloys", *Acta Metallurgica*, Vol.24, pp.59-63 (1976).
- 2) A. Atrons, W. Hoffelner, T. Duerig and J. E. Allison, "Subsurface crack initiation in high cycle fatigue in Ti-6Al-4V and in a

- typical martensitic stainless steel”, *Scripta Metallurgica*, Vol.17, pp.601-606 (1983).
- 3) K. Minakawa, “Fatigue of titanium alloys”, *Tetsu-to-Hagane*, Vol.75, No.7, pp.1104-1111 (1989).
 - 4) G. Schroeder, J. Albrecht and G. Luetjering, “Fatigue crack propagation in titanium alloys with lamellar and bi-lamellar microstructures”, *Material Science and Engineering*, A319-321, 602-604 (2001).
 - 5) R. K. Nalla, B. L. Boyce, J. P. Campbell, J. O. Peters and R. O. Ritchie, “Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: bimodal vs. lamellar structures”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.33A, pp.899-918 (2002).
 - 6) H. Oguma and T. Nakamura, “The effect of microstructures on interior-originating fatigue fracture of Ti-6Al-4V in gigacycle region”, *Proc. of 10th World Conference on Titanium (Ti-2003)*, Science and Technology, pp.1783-1790 (2003).
 - 7) H. Oguma, T. Nakamura, S. Yokoyama and T. Noguchi, “Very high cycle fatigue properties and fracture types of Ti-6Al-4V alloy”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.52, No.11, pp.1298-1304 (2003).
 - 8) H. Oguma, T. Nakamura, S. Yokoyama and T. Noguchi, “Effect of stress ratio on initiation and initial propagation of interior-originating crack in Ti-6Al-4V Alloy”, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.70A, No.696, pp.1116-1123 (2004).
 - 9) H. Oguma and T. Nakamura, “The effect of microstructure on very high cycle fatigue properties in Ti-6Al-4V”, *Scripta Materialia*, 63, pp.32-34 (2010).
 - 10) H. Oguma and T. Nakamura, “Influential factors on the formation of initial crack propagation region in sub-surface fracture of Ti-6Al-4V alloy”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.60, No.12, pp.1072-1078 (2011).
 - 11) H. Oguma and T. Nakamura, “Fatigue crack propagation properties of Ti-6Al-4V in vacuum environments”, *International Journal of Fatigue*, Vol.50, pp.89-93 (2013).
 - 12) H. Kitagawa and S. Takahashi, “Fracture mechanical approach to very small fatigue crack growth and to the threshold condition”, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.45A, No.399, pp.1289-1303 (1979).
 - 13) Y. Murakami, “Metal fatigue : effects of small defects and nonmetallic inclusions”, pp.35-55 (2002) Elsevier.
 - 14) K. Tanaka, “The propagation of small fatigue cracks”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.33-371, pp.961-972 (1984).
 - 15) K. Tanaka, “Mechanics approach to Small fatigue crack propagation”, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.54A, No.497, pp.1-7 (1988).
 - 16) Y. Murakami, “Analysis of stress intensity factors of mode I, II and III for inclined surface cracks of arbitrary shape”, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.22, Issue 1, pp.101-114 (1985).
 - 17) M. Jono, J. Song and M. Ohgaki, “Fatigue crack growth and crack closure in vacuum”, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.51A, No.463, pp.806-813 (1985).
 - 18) M. Jono, A. Sugeta and S. Okumura, “Fatigue crack growth and crack closure of P/M Al-Si-Fe alloy in air and in vacuum”, *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineering*, Vol.53A, No.485, pp.17-25 (1987).
 - 19) K. Komai, H. Matoba and J. Kikuchi, “Fatigue crack growth and closure behaviors of high-tensile strength steel in vacuum”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.33-368, pp.566-571 (1984).
 - 20) N. M. Grinberg, “The effect of vacuum on fatigue crack growth”, *International Journal of Fatigue*, Vol.4, Issue 2, pp.83-95 (1982).
 - 21) K. Yoshimoto, T. Ooka, H. Oguma and T. Nakamura, “Effects of vacuum environment on fatigue properties of high strength steel with an artificial defect”, *Proceedings of the 31st Symposium on Fatigue, the Society of Materials Science, Japan, JSMS Committee on Fatigue of Materials*.