

超高サイクル疲労における内部起点型き裂の伝播機構

A Mechanism of Sub-Surface Crack Growth in Very High Cycle Fatigue

北海道大学大学院工学研究科 中村 孝 Takashi NAKAMURA Member
北海道大学大学院工学研究科 小熊 博幸 Hiroyuki OGUMA

This study carried out uniaxial tension fatigue tests of Ti-6Al-4V focusing on sub-surface fractures in very high cycle regime. Crack growth properties in high vacuum were also investigated to simulate sub-surface crack propagation, which is kept away from atmosphere in principle. Fracture surfaces were closely compared between the sub-surface crack and the crack propagated in vacuum. As a result, it was clarified that crack growth rate in vacuum was much lower than that in air, which corresponded to longer fatigue lives of sub-surface fractures. Fracture surfaces between the sub-surface crack and the crack propagated in vacuum were quite similar showing a unique granular feature with fine concave convexo pattern. The granular fracture surface was never observed in surface-originating cracks; therefore, it was considered a key process of sub-surface crack growth. The granular features also resembled so-called ODA region of sub-surface fractures in high strength steel. Based on this observation, a common mechanism of sub-surface crack growth regardless of materials was discussed for very high cycle fatigue phenomena.

Keywords: Very High Cycle Fatigue, Sub-surface Fracture, ODA, Vacuum, High Strength Steel, Ti-6Al-4V

1. 緒言

鉄鋼材料のS-N曲線は通常 $10^6 \sim 10^7$ の繰返し数で水平部、すなわち疲労限度を示す。しかし、近年、高強度鋼やチタン合金などの高強度材料において、S-N曲線が水平部を示した後、 10^7 を越える繰返し数で再び下方に折れ曲がる挙動が報告されるようになった[1]。これは、高強度材料の真の疲労強度が引張強度から予測されるより低い値になることを示すものであり、実用上重要な問題である。また、この破壊は材料内部を起点として生じるため、表面を起点とする従来の疲労破壊とはメカニズムが異なる可能性がある。これらの現象は超高サイクル疲労、ギガサイクル疲労などと呼ばれ、疲労研究者の間で活発な検討が行われてきた[2]。また、高経年化対策が重要課題になる原子力プラント分野においては、超高サイクル疲労に関する系統的なデータ取得の試み[3]が開始されている。

超高サイクル疲労機構を明らかにする過程で、高強度鋼の内部疲労破壊の起点周囲に形成される微細な凹凸状破面、いわゆる ODA 領域[4]が、疲労研究者の間で注目されるようになってきた。Fig.1 はその SEM 写真であり、破壊起点の介在物周囲にサブミクロンオーダーの大きさを持つ微細な凹凸模様が認められる。この領域は表面起点型破壊には存在しないことから、超高サイクル疲労機構解明のための手掛かりと考えられ、

いくつかの形成機構が提案されている[4]-[6]。一方、著者らは Ti-6Al-4V の超高サイクル疲労に注目し、高強度鋼の ODA と類似した粒状破面がチタン合金の内部起点型破壊にも認められることを示した[7]。また、真空中で行った疲労試験の破面にも、類似の粒状模様が観察されることを報告した[8]。これらの結果は、内部き裂伝播機構が高強度鋼やチタン合金などの材料に関わらず、大気が欠如した環境下でのき裂伝播過程として統一的に整理される可能性を示している。これらを背景として、本研究では、著者らがこれまでに行った Ti-6Al-4V 合金の軸荷重疲労試験[7]および真空中でのき裂伝播試験[9]の結果を再整理し、破面解析により内部起点型疲労破壊の影響因子を検討した。

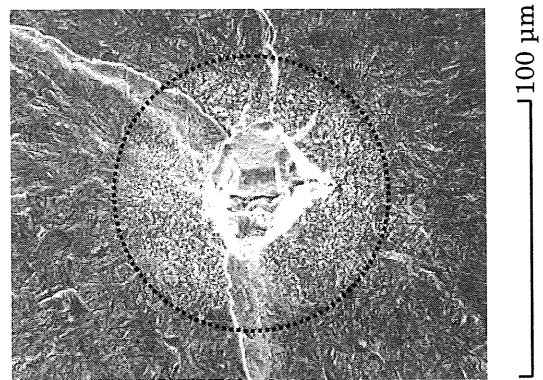


Fig. 1 ODA, typical fracture surface observed around origin of sub-surface fracture.

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材として ($\alpha+\beta$) 型 T-6Al-4V 合金を用いた。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。分塊鍛造→焼なまし→GFM 鍛造の工程で製造された素材に対して、1203K、3.6ks 保持後空冷、978K、7.2ks 保持後空冷の熱処理を施した。組織写真を Fig. 2 に示す。 α と β の二相組織であり、それぞれの平均粒径はいずれも $10\mu\text{m}$ であった。熱処理後の機械的性質は、引張強さ σ_B : 943MPa, 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$: 860MPa, 伸び δ : 17%, 絞り φ : 40%, ビッカース硬さ: 316HV であった。

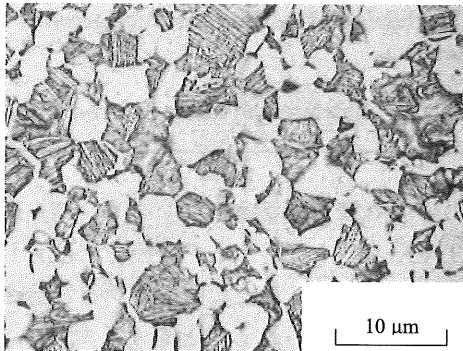


Fig. 2 Microstructure of Ti-6Al-4V.

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伝播試験の2種類の試験を行った。以下に実験方法の概要を示す。それぞれの詳細は既報[7]-[9]を参照されたい。

2.2.1 軸荷重疲労試験

軸荷重疲労試験の試験片を Fig. 3 に示す。最小径 4.1mm、平行部長さ 6mm の砂時計型試験片である。同図の形状に機械加工後、平行部と R 部に #120~#1500 のエメリー紙による研磨仕上げを施した。疲労試験は電気油圧サーボ疲労試験機を用いて、室温大気中で行った。応力比 $R=0.1$ 、繰返し周波数 120Hz の正弦波により打ち切り繰返し数 10^8 回まで疲労試験を行った。

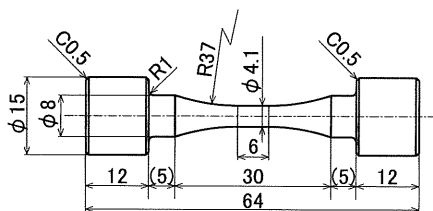


Fig. 3 Specimen geometry of uniaxial fatigue tests.

2.2.2 疲労き裂伝播試験

疲労き裂伝播試験には、Fig.4 に示す CT 試験片を用いた。疲労き裂の伝播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。予き裂用ノッチは EDM で加工した。試験片表面を #150~#1500 のエメリー紙で研磨した後、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。

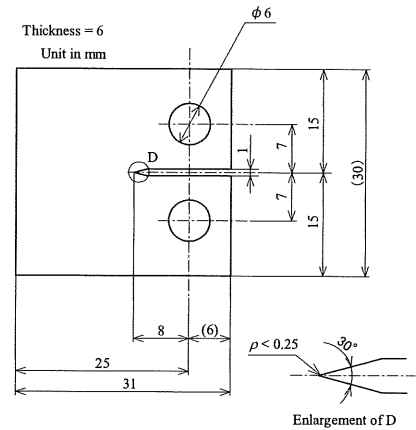


Fig. 4 Specimen geometry of crack growth tests.

ASTM E647-00 に準拠し、室温で ΔK 漸減試験を行なった。実験環境は高真空中と室温大気中の2種類とした。いずれも電気油圧サーボ試験機を用いて、周波数 60Hz、応力比 $R=0.1$ の条件で行なった。高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行なった。試験中の真空圧力は $1 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-5} \text{Pa}$ であった。き裂長さはデジタルマイクロスコープを用いて測定した。

2.2.3 破面観察

き裂伝播過程を明らかにするために、試験後に全ての破面を SEM によって観察した。疲労破面は、一般にき裂が組織の影響を大きく受けながら伝播する Stage2a 領域、組織の影響が小さく引張応力とほぼ直角方向に進展する Stage2b 領域、き裂伝播速度が急増し静的な破壊過程が混入する Stage2c 領域、に分類される[10]。ここでは疲労寿命の大部分を占める Stage2a 領域および Stage2b 領域の初期に注目した観察を行った。

3. 実験結果

3.1 軸荷重疲労試験

S-N 線図を Fig. 5 に示す。○は試験片の表面を起点として破壊したデータ (表面破壊)、◇は試験片の内部を起点として破壊したデータ (内部破壊) である。ま

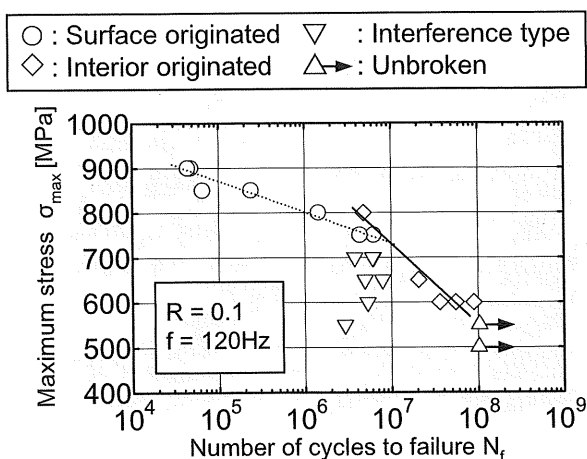


Fig. 5 S-N Plots of (α+β) type Ti-6Al-4V

た▽は表面を起点とするき裂と内部を起点とするき裂が合体して破壊に至ったデータを示す（以後、表面内部干渉型破壊）。S-N 線図は 10^7 以前の緩やかな傾斜部（点線）と 10^7 以降の急な傾斜部（実線）の 2 つに分類できる。前者は表面破壊、後者は内部破壊に対応している。内部破壊は表面き裂の発生・伝播限界より低い応力でも生じており、超高サイクル域の疲労特性を決定する破壊モードである。このような特性は Atrrensらの結果[11]、および著者らによる別の素材（Mill Annealed 材）の結果[12]でも報告されており、Ti-6Al-4V 合金に共通して現れる挙動である。また、700MPa 以下の低応力域では、内部破壊の S-N 線図より短寿命域で破壊したデータ（▽：表面内部干渉型破壊）が見られる。これは前述のように、表面き裂と内部き裂が合体したことによって、単独の内部き裂による破壊よりも短寿命になったことを示している。

3.2 疲労き裂伝播試験

Fig. 6 にき裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。○印が大気中の結果、△印が高真空中の結果である。後述の破面観察に基づき、Stage2a 領域のき裂伝播をソリッドマーク、Stage2b 領域のそれをオープンマークで示した。真空中のき裂伝播速度は大気中に比べて低下している。特に $10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の低 ΔK 領域のき裂伝播速度の低下は著しく、大気中の $1/3 \sim 1/100$ となった。真空中でき裂伝播速度が著しく低下する領域は Stage2a に対応している。

4. 破面観察および考察

4.1 軸荷重疲労試験による破面

Fig. 7 に軸荷重疲労試験の巨視的破面を示す。同図

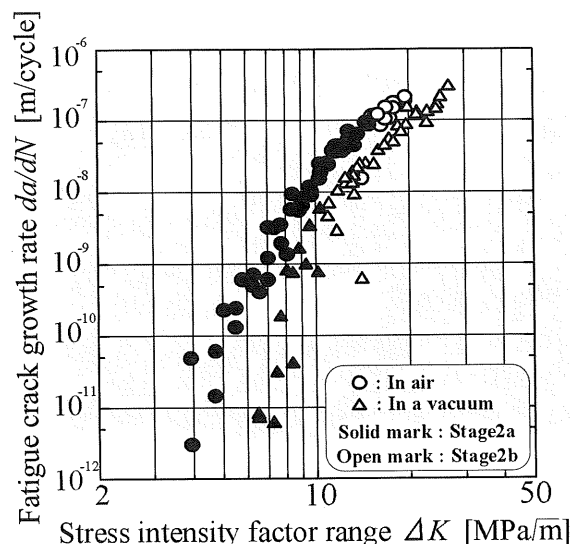
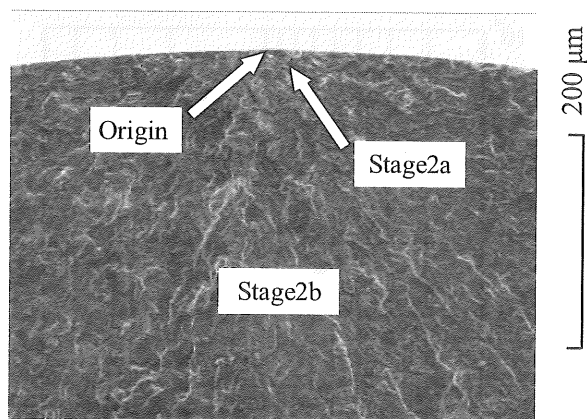


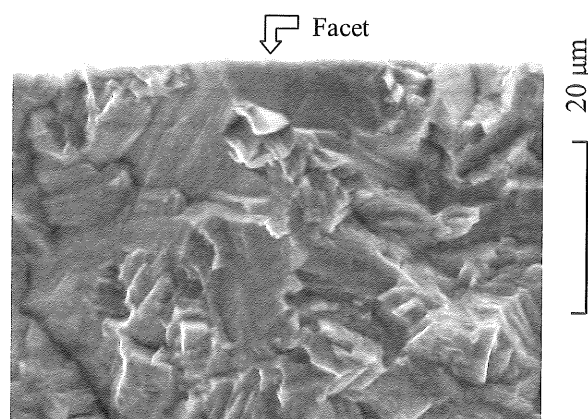
Fig. 6 Relationship between da/dN and ΔK .

(a)が表面破壊、同図(b)が内部破壊の例である。両者ともに破壊起点、起点周囲の粗さの大きな領域、その周囲の粗さの小さな領域に分類することができる。粗さの大きな領域は Stage2a 領域に、粗さの小さな領域は Stage2b 領域に対応する。表面破壊、内部破壊の Stage2a 領域の拡大図を Fig. 8(a),(b)にそれぞれ示す。表面破壊では1個の平坦な箇所を起点としてき裂が伝播している。この起点部は α 粒の割れによって生じることが明らかにされており[8]、一般に Facet と呼ばれている。起点周囲の破面には凹凸の激しい粗い様相が見られ、すべり模様も明瞭に観察される。内部破壊の破面 (Fig. 8(b)) では、表面破壊と異なり複数の Facet が観察される。どの Facet が主き裂の起点かを判別することは困難であり、 α 粒の割れから発生した複数の微小き裂が伝播・合体しながら主き裂を形成していったと考えられる。Fig. 5 の S-N 線図において 10^7 以降の傾斜が急になり、疲労強度の低下が著しくなるのは、このような複数の facet の発生に起因する[7]。

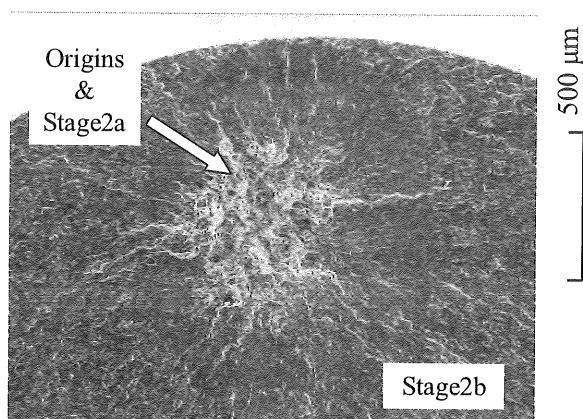
表面破壊と内部破壊の破面には上述のような差があるが、さらに特徴的な違いとして、粒状破面の形成の有無が挙げられる。Fig. 8(b)の白点線に示すように、内部破壊には Facet 周囲に数 μm の凹凸からなる粒状の領域が観察される。これに対して、表面破壊には粒状領域が認められない。つまり、粒状領域の形成は内部破壊に特有の挙動であり、超高サイクル疲労における重要なき裂伝播過程といえる。これまでの著者らの検討により、Ti-6Al-4V の粒状領域は次のような特徴を持つことが示されている[7]-[9]。



(a) Surface-originating fracture
($R=0.1, \sigma_a=405\text{MPa}, N_f=4.78 \times 10^4$)

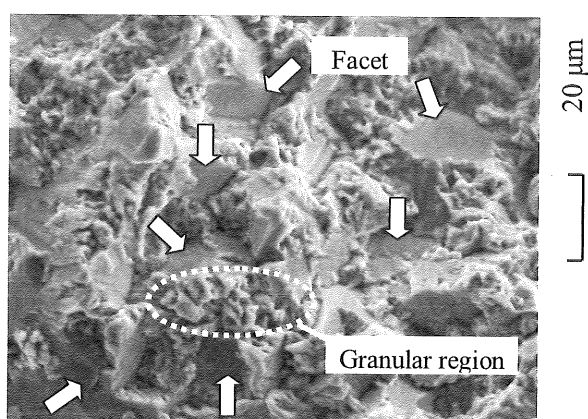


(a) Surface-originating fracture
($R=0.1, \sigma_a=405\text{MPa}, N_f=4.78 \times 10^4$)



(b) Sub-surface fracture
($R=0.1, \sigma_a=270\text{MPa}, N_f=8.94 \times 10^7$)

Fig. 7 Fracture surfaces of uniaxial fatigue tests.



(b) Sub-surface fracture
($R=0.1, \sigma_a=270\text{MPa}, N_f=5.53 \times 10^7$)

Fig. 8 Magnified view around fracture origins of uniaxial fatigue tests.

- (1)内部破壊にのみ観察される。
 - (2) 10^7 程度以上程度の繰返し数で初めて観察される。
 - (3)繰返し圧縮荷重が加わることでより鮮明になる
- これらの特徴は高強度鋼の ODA (Fig. 1) と極めて類似しており、その詳細は 4.3 節で議論する。

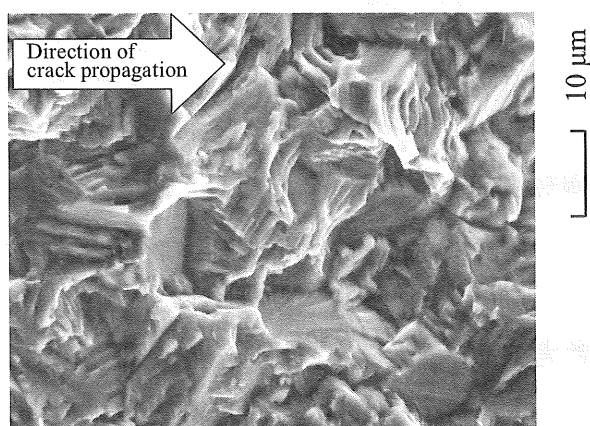
4.2 疲労き裂伝播試験による破面

Fig. 9 に大気中および真空中における疲労き裂伝播破面を示す。いずれも Stage2a 領域に対応し、同程度の ΔK 領域の拡大図である。大気中の破面は組織に敏感な凹凸の激しい様相を呈しており、すべり模様も明瞭に認められる。これは軸荷重試験における表面破壊の破面 (Fig. 8(a)) に極めて良く似ている。一方、真空中の破面では組織のエッジは丸みを帯びており、すべり模様はほとんど見られない。さらに、白点線で示すように、粒状の領域が部分的に形成されている。

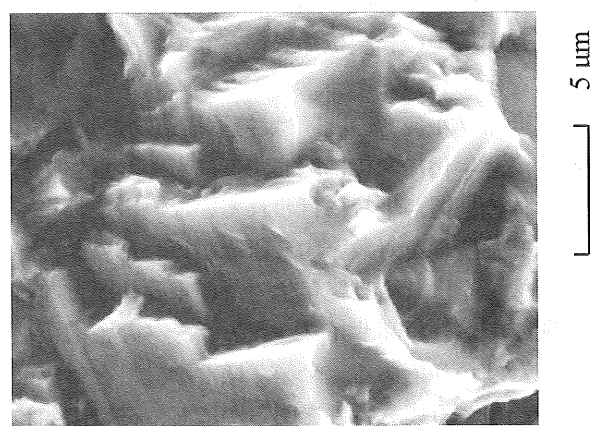
Fig. 10 に大気中および真空中におけるき裂伝播破面の拡大図を示す。大気中では極めて角張ったエッジの

鋭い様相が見られるのに対し、真空中では丸みを帯びた数 μm の粒状の凹凸が特徴的である。Fig. 10 と同一の縮尺を用いて、軸荷重の内部破壊で観察された粒状領域を Fig. 11 に示した。Fig. 10(b) と Fig. 11 を比較すると、両者の粒の大きさや形状にほとんど違いは認められない。以上から、真空中の疲労破面は大気中の疲労破面と大きく異なり、むしろ内部破壊の疲労破面に良く似た特徴を持つと判断できる。

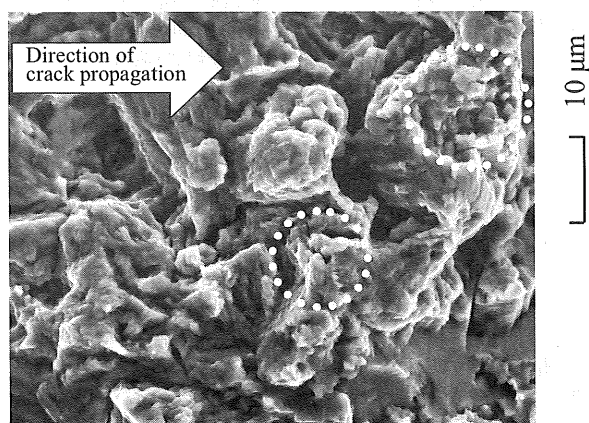
大気中と真空中の破面に違いが見られる理由のひとつとして、き裂新生面に吸着される気体分子の量の差が挙げられる。大気中では、き裂新生面が現れると酸素や他の気体分子がただちに吸着するのに対し、真空中ではその影響はかなり小さいと予想される。特に本実験で使用した真空は 10^{-5}Pa 程度の高真空であり、気体分子による破面の被覆率は約 20% 程度と小さい [13]。このような条件では、除荷過程でき裂先端での逆すべ



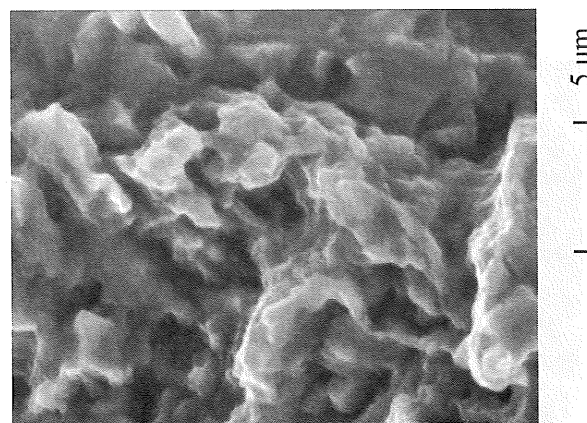
(a) In air ($\Delta K=7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)



(a) In air



(b) In vacuum ($\Delta K=8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)



(b) In vacuum, granular region

Fig. 9 Fracture surfaces after crack growth tests.

Fig. 10 Magnified view of fracture surfaces after crack growth tests.

りや再結合（再溶着）が生じる可能性がある。菊川らは真空中でき裂の開閉挙動のその場観察を行い、除荷過程でき裂の再溶着が生じた結果、真空中のき裂伝播速度が大気中より低下したと報告している[14]。本研究においても、このような挙動が大気中と真空中の破面様相やき裂伝播速度の差の要因と考えられる。

内部破壊の破面（特に Stage2a 領域）が真空中の疲労破面に酷似していることは、内部き裂周囲の環境が真空中で模擬できることを示唆する。さらに、真空中のき裂伝播速度が大気中より低下したことは、一般に内部破壊が表面破壊より長寿命であることに附合する。これらのことは、真空中での疲労き裂伝播過程（特に Stage2a 領域を含む初期伝播過程）を明らかにすることで、超高サイクル疲労機構を解明できることを示唆している。

4.3 粒状領域の形成因子

前節において、超高サイクル疲労における内部き裂

進展過程で形成される粒状領域の形態が、真空中のそれとほとんど一致することを述べた。一方、高強度鋼の内部破壊においては、起点周囲に微細な凹凸からなる ODA 領域が観察される。この ODA 領域の凹凸の大きさはサブミクロンオーダーであり、Ti-6Al-4V の粒状領域における粒の大きさ (μm) より小さい。しかし、高強度鋼の ODA は 4.1 節で述べた Ti-6Al-4V の粒状領域と同一の特徴（4.1 節、(1)~(3)）を持つことが明らかにされている[8],[15]。また、ステンレス鋼で発生した内部破壊においても、破面の起点付近に粒状模様が観察された例がある[3]。これらのことは、内部破壊における粒状破面が、4.1 節(1)~(3)の要因、すなわち大気欠如、長期間の繰返し、圧縮荷重の 3 条件が揃えば材料に依存せず形成されることを示唆している。これらの条件でなぜ粒状の破面が形成されるかについては不明であるが、この概念は、内部き裂の伝

播過程を高強度鋼特有の問題としてではなく、大気の欠如した環境でのき裂伝播過程として統一的に捉え得ることを示すものである。

超高サイクル疲労の問題は、機器構造物の長寿命化、設備の高経年化に密接に関連するにも関わらず、基礎特性自体の把握が十分に行われていない。これまで主として高強度鋼を対象とする研究が行われてきたが、原子力機器をはじめ高経年化対策が重要課題となる設備に関しては、超高サイクル疲労データの整備が端緒についたばかりである。今後、様々な材料を対象として 10^7 を超える疲労特性を明らかにし、材料に関わらず共通する現象、個々の材料に依存する現象などを系統的に分類・整理していくことが望まれる。

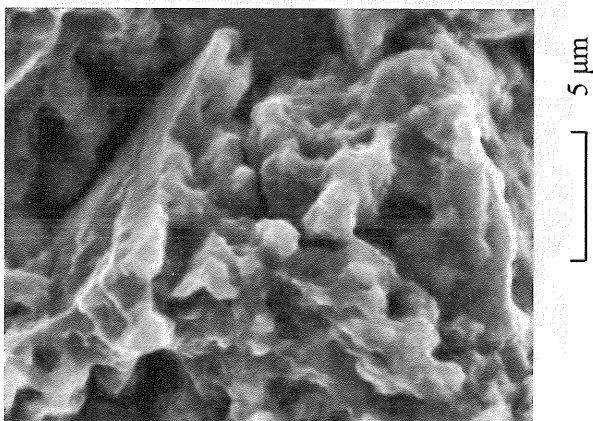


Fig. 11 Magnified view of the granular region observed in sub-surface fracture of uniaxial fatigue tests ($R=0.1$, $\sigma_a=270\text{MPa}$, $N_f=8.94\times 10^7$, in air).

5. 結言

超高サイクル疲労における内部起点型疲労き裂伝播過程の解明を目的として、Ti-6Al-4V を用いた軸荷重疲労試験を実施した。また、内部き裂が大気欠如した環境で伝播することに着目し、高真空中でき裂伝播試験を行った。その結果、真空中のき裂伝播速度は大気中より大幅に低下すること、真空中の破面は内部起点型疲労破壊の破面に著しく似ていることが示された。すなわち、内部き裂内の真空に類似した環境が、超高サイクル疲労特性に大きな影響を与えることが明らかとなった。さらに真空中の破面には内部き裂初期伝播過程の特徴的な破面である粒状の領域が認められた。この破面の形成因子は高強度鋼の内部起点型破壊で観

察される ODA 領域の形成因子とほぼ同一であることが明らかにされ、超高サイクル疲労における内部き裂伝播過程を、大気欠如した環境でのき裂伝播過程として材料に関わらず統一的に捉え得ることが示された。

謝辞

本研究の一部は平成 20 年度科学研究費基盤研究(B) (課題番号：18360051) の補助を得て実施された。

参考文献

- [1] 江村秀樹, 浅見克敏, “高強度鋼の疲労強度特性”, 機論, 55-509,A,1989, pp.45-50.
- [2] 越智保雄, 酒井達雄, “金属材料の超長寿命域における疲労特性” 材料, 52-4,2003, pp.433-439.
- [3] 例えば、日本溶接協会 原子力研究委員会 GCF 小委員会, “原子力機器用構造材の高サイクル疲労評価研究”, JWES-AE-0301.
- [4] 村上敬宜, 植田徹, 野本哲志, 村上保夫, “ 10^7 回を超える超長寿命疲労破壊の原因と疲労破面のフラクトグラフィ解析” 機論, 66-642,A,2000, pp.311-319.
- [5] 小熊規泰, 原田久, 酒井達雄, “軸受鋼の長寿命回転曲げ疲労における内部起点型疲労破壊メカニズム” 材料, 52-11, 2003, pp.1292-1297.
- [6] 塩澤和章, 森井祐一, 西野精一, 魯連涛, “トポグラフィ破面解析による高強度鋼の内部疲労き裂発生・進展機構に関する研究” 材料, 52-11, 2003, pp.1311-1317.
- [7] 小熊博幸, 中村孝, 横山秀治, 野口徹, “Ti-6Al-4V 合金の超高サイクル疲労特性と破壊形態” 材料, 52-11, 2003, pp.1298-1304.
- [8] Nakamura, T., Oguma, H., Yokoyama, S., Noguchi, T., “Characteristics of initial fatigue crack propagation process of Ti-6Al-4V in very high cycle fatigue”, Proc. 3rd. Int. Conf. VHCF-3, 2004, pp.201-208.
- [9] 中村孝, 山下亮平, 小熊博幸, 脇田実奈, 野口徹, “Ti-6Al-4V の内部起点型疲労破面における粒状領域の形成因子” 材料, 56-12, 2007, pp.1111-1117.
- [10] 例えば、小寺沢良一, “フラクトグラフィとその応用”, 日刊工業新聞社.
- [11] Atrens, A., et al., “Subsurface crack initiation in high cycle fatigue in Ti-6Al-4V and in a typical martensitic stainless steel”, Scripta Metallurgica, 17, 1983, pp.601-606.
- [12] Nakamura, T., Oguma, H., Shiina, T., “Influential factors on interior-originating fatigue fractures of Ti-6Al-4V in gigacycle region” Ti-2003, Science and Technology, 3, 2003, pp.1775-1782.
- [13] 小熊博幸, 中村孝, 脇田実奈, 日本機械学会, M&M2009 カンファレンス, OS0701 発表予定.
- [14] Kikukawa, M., Jono, M., Adachi, M., “Direct observation and mechanism of fatigue crack propagation”, ASTM-STP675, 1979, pp.234-253.
- [15] 椎名貴弘, 中村孝, 野口徹, “高強度鋼の表面および内部起点型疲労特性に及ぼす応力比の影響”, 機論, 70-696,A,2004, pp.1042-1049.