超高サイクル疲労における内部起点型 初期き裂進展破面の特徴と形成要因[†]

中 村 孝* 小 熊 博 幸*

Characteristics and Formative Factors of Fracture Surfaces on Subsurface Initial Crack Growth in Very High Cycle Fatigue

by

Takashi NAKAMURA* and Hiroyuki OGUMA*

In the very high cycle regime over 10^7 cycles, a fatigue crack often initiates from subsurface of materials. In subsurface fractures, a unique fracture surface with a fine concavo-convex pattern called Optically Dark Area (ODA) is known to exist around the fracture origins. This type of fracture surface has been observed not only in high strength steel, but also in Ti alloy. To reveal the formative factors of the fine concavo-convex pattern, this study focuses on a unique environment around subsurface cracks. Subsurface cracks are not surrounded by atmosphere; therefore, the environment around them can be similar to vacuum. Based on this idea, fatigue crack growth tests using high strength steel (SNCM439) and Titanium alloy (Ti-6Al-4V) were conducted in high vacuum under various conditions, and fracture surfaces were investigated by SEM analyses. As a result, the fine concavo-convex morph similar to ODA in subsurface fractures was observed on the fracture surfaces obtained in the crack growth tests. In addition, it was clarified that the unique fracture surface was not formed during crack growth process but formed by the long term repeating contacts of already initiated fracture surfaces in high vacuum. The fine concavo-convex morph can be formed regardless of materials when the following two conditions are satisfied; one is a vacuum environment and the other is a long term repeating contacts of fracture surfaces over about 10^7 cycles.

Key words: Fatigue, Fractography, ODA, Subsurface fracture, Crack propagation, Vacuum environment, High strength steel, Titanium alloy

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, 1980~90年代に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限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そのメカニズムが異なる可能性もある。これらの問題は超高サイクル疲労, ギガサイクル疲労などと呼ばれ, 近年, 疲労研究者の間で活発に議論されてきた。²⁾

一般に疲労破壊機構を明らかにするには, き裂の発生・伝ば過程を調べるのが重要である。しかし, 内部破壊を対象とする場合, 高強度鋼では数 μm ~数十 μm の非金属介在物³⁾が, また, チタン合金では十~数十 μm 程度の結晶粒⁶⁾が破壊の起点となる。このような小さな箇所を起点とするき裂に対して, 外部からその発生・伝ば過程を観察することは極めて困難である。このため超高サイクル疲労機構を検討する上で, これまで主としてフラクトグラフィによってき裂の伝ば過程を類推する試

みが行われてきた。^{3), 7)}その結果, 高強度鋼の内部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³⁾が注目されるようになった。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ている。これまでにこの破面の形成機構として, 介在物にトラップされた水素と応力の相互作用が関与するとの説,³⁾ 介在物周縁組織が繰返し負荷過程で微細化することにより形成されるとの説,⁴⁾ 介在物周囲の炭化物が長期間の繰返し負荷で離散的にはく離することで生じるとする説⁵⁾などが提案されているが, 統一した見解は得られていない。

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と類似した微細な凹凸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。⁶⁾また, 内部き裂周囲の環境を模擬するために真空中で行った疲労試験の破面にも, 類似の凹凸模様が観察されることを報告した。⁸⁾これらの結果は, 内部き裂伝ば過程が, 高強度鋼やチタン合金などの材料に関わらず, 大気欠如した環境におけるき裂伝ば過程として統一的に整理できる可能性を示している。本研究では, この点に焦点を

[†] 原稿受理 平成23年4月11日 Received Apr. 11, 2011 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 北海道大学大学院工学研究院 〒060-8628 札幌市北区北13条西, Division of Mech. and Space Eng. Graduate School of Eng., Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

Fig. 1 A typical ODA region observed on the fracture surface of subsurface crack obtained by a uniaxial fatigue test of SNCM439 ($R = -1$, $\sigma_a = 750\text{MPa}$, $N_f = 3.6 \times 10^7$): (a) Low magnified view; (b) High magnified view of the area indicated by the arrow A in Fig. (a).

当て、高強度鋼およびチタン合金のき裂伝ば試験を真空および大気中で行い、得られた破面を内部き裂の初期進展破面と比較することにより、微細な凹凸状領域の形成要因を明らかにした。

2 内部起点型初期き裂進展破面の特徴

本章では超高サイクル疲労における内部起点型疲労破面の主な特徴を整理する。Fig. 1 に示したように、高強度鋼の内部起点周囲の破面には微細な凹凸状の領域が観察される。この破面は ODA,³⁾FGA,⁴⁾GBF⁵⁾等と呼ばれており、表面破壊には存在しない内部破壊特有の破面と認識されている。これまでの研究結果^{3), 5), 7)}によれば、ODA の特徴として次の 4 点を挙げることができる。

- (1) 組織（マルテンサイトブロック）よりも微細な凹凸からなる。
- (2) 片方の破面の凸部は反対面の凹部に、また凹部は凸部に明確に対応する。
- (3) 微細な凹凸模様は破面に圧縮応力が加わる条件でより明瞭に観察される。
- (4) 微細な凹凸模様は繰返し数が増大するほど (10^7 程度を超える領域になると)、より明瞭に観察される。

一方、これらの特徴は高強度鋼のみならず、Ti-6Al-4V の超高サイクル疲労破面でも確認されている。Fig. 2 は ($\alpha + \beta$) 型 Ti-6Al-4V の軸荷重疲労試験において生じた内部破壊起点周囲の破面である。^{6), 12)} μm 程度の平坦面 (Facet) が複数観察されるが、これらは基底組織におけ

Fig. 2 A fracture surface near the origin of subsurface crack obtained by a uniaxial fatigue test of Ti-6Al-4V ($R = 0.1$, $\sigma_a = 270\text{MPa}$, $N_f = 5.5 \times 10^7$).

る α 粒の割れに対応することが知られている。一方、このような Facet 同士の間に、数 μm 程度の微細な凹凸模様（点線で囲まれた領域）が認められる。この凹凸は表面破壊の破面には観察されないことに加え、上記 (1)～(4) に示した高強度鋼の内部起点型疲労破面の特徴も有している。¹²⁾ このことは、Fig. 1 や Fig. 2 に示した微細な凹凸領域が、材料に関わらない共通要因により形成される可能性を示唆する。そこで次章以降では、この共通要因として内部き裂周囲の環境に注目し、これを真空によって模擬することを試みた。既報⁹⁾における高強度鋼の真空中き裂伝ば試験結果を再整理するとともに、新たに Ti-6Al-4V を用いてき裂伝ば試験を実施した。特に、高強度鋼や Ti-6Al-4V という材料に関わらず、内部き裂に観察される微細な凹凸領域が形成されるか否か、形成される場合、その条件は何かに注目して検討を行った。

3 高強度鋼を用いた検討

本章では既報⁹⁾で実施した高強度鋼の真空中き裂伝ば試験の結果を再整理し、特に ODA 形成に及ぼす真空環境、応力比、繰返し数の影響を抽出する。

3・1 実験方法

3・1・1 供試材および実験装置 供試材には SNCM 439 を用いた。試験片は ASTM E647-00 に準拠した MT 試験片である。供試材から仕上げ代を残したブランク材を切り出し、焼入れ ($1103\text{K} \times 3.6\text{ks} \rightarrow 343\text{K}$)、焼もどし ($433\text{K} \times 16.2\text{ks} \rightarrow \text{Air cooling}$) を施した後、Fig. 3 の形状に仕上げた。スターターノッチは EDM により加工した。供試材のビッカース硬さは 613HV であった。疲労試験には Fig. 4 に示す油圧サーボ式超高真空疲労試験機⁹⁾を用いた。排気システムはドライスクロールポンプとターボ分

Fig. 3 Specimen configuration.

Fig. 4 Ultra high vacuum fatigue testing machine.

子ポンプからなり、最高到達真空圧力は 4.6×10^{-7} Pa である。

3・1・2 実験条件 第2章で述べたように、ODAは、 10^7 回程度以上の繰返し負荷が加わる場合や、破面に圧縮応力が加わる場合（応力比 R が負の場合）に明瞭に観察される。⁷⁾そこで、ここでは、高真空中において(1)き裂伝ば試験と(2)繰返し負荷試験の2種類の試験を行い、破面性状に及ぼす応力比や繰返し数の影響を調べた。(1)はき裂が停留するまで荷重漸減試験を行う試験であり、(2)は漸減試験で停留させたき裂、あるいは疲労予き裂にさらに長期の繰返し荷重を加える試験である。試験の種類と条件を Table 1 にまとめて示す。A (-1, 0) は $R = -1$ における荷重漸減試験、B (-1, 1) は $R = -1$ で荷重漸減試験を実施した後、停留したき裂に 1×10^7 回の繰返し負荷を加える試験、C (0.3, 1) は $R = 0.3$ で荷重漸減試験を実施した後、停留したき裂に 1×10^7 回の繰返し負荷を加える試験である。繰返し負荷試験時の応力比は荷重漸減試験

Table 1 Testing conditions.

Test Number	Testing condition	Stress ratio R	Number of cycles in cyclic loading tests
A(-1, 0)	ΔK -decreasing test	-1	0
B(-1, 1)	Cyclic loading after ΔK -decreasing test	-1	1×10^7
C(0.3, 1)	Cyclic loading after ΔK -decreasing test	0.3	1×10^7
D(-1, 5)	Cyclic loading after introducing fatigue pre-crack	-1	5×10^7

時のそれと同じ値を用いた。D (-1, 5) は試験片に疲労予き裂（片側 1.4mm）を導入した後、荷重漸減試験を行わず、ただちに $R = -1$ で 5×10^7 回の繰返し負荷を加える試験である。B (-1, 1)、C (0.3, 1)、D (-1, 5) における繰返し負荷試験は、き裂の進展が生じない低荷重で行なった。試験は周波数 60Hz の正弦波で行なった。試験中の真空圧力は $7.9 \times 10^{-6} \sim 1.9 \times 10^{-5}$ Pa であった。上記の試験終了後に、試験片を破断させ、SEM により破面を観察した。

3・2 破面観察

破面観察は微細な凹凸模様の有無に着目して行なった。Fig. 5 (a) に A (-1, 0) の破面写真を示す。マルテンサイトブロックの痕跡が明瞭に認められるが、ODA のような微細な凹凸模様は観察されない。同図は荷重漸減試験において $\Delta K = 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ に対応する箇所での破面であるが、他の位置でも微細な凹凸模様は観察されなかった。Fig. 5 (b) に B (-1, 1) の破面写真を示す。同図にはマルテンサイトブロックよりも微細な凹凸が明らかに観察される。この凹凸模様は破面全体に点在していた。Fig. 5 (a) と Fig. 5 (b) の比較から、微細な凹凸模様は、き裂の伝ば試験中には形成されないが、発生したき裂に長期間の繰返し荷重が加わると観察されることがわかった。また、B (-1, 1) の試験の結果、微細な凹凸模様が破面全域に点在していたことから、その形成に漸減試験中におけるき裂伝ば速度や ΔK は有意な影響を与えないと判断される。

Fig. 5 (c) に C (0.3, 1) の破面写真を示す。同図は Fig. 5 (a)、(b) と同程度の ΔK の位置であるが、これらの図に比べてマルテンサイトブロックのエッジが明瞭となっており、Fig. 5 (b) で見られた微細な凹凸模様は認められない。微細な凹凸模様は他の箇所でも観察されなかった。したがって、発生したき裂に長期間の繰返し負荷が加わる場合でも、応力比が高い ($R = 0.3$) と微細な凹凸模様は形成されないといえる。この結果は応力比が内部起点型破壊の ODA に及ぼす影響⁷⁾と一致しており、微細な凹凸模様の形成に長期間の繰返し圧縮負荷（破面の繰返し接触）が必要であることを示している。

Fig. 6 に D (-1, 5) の破面写真を示す。撮影位置は Fig. 5 (a) ~ (c) と同程度の ΔK となる箇所である。同図には、Fig. 5 (b) に比べて、さらに明瞭な凹凸状模様が観察される。これは、疲労き裂に負荷する繰返し回数を 1×10^7 から 5×10^7 回に増やすことで、微細な凹凸がより明確な形

Fig. 5 Fracture surfaces obtained under the conditions of A (-1, 0), B (-1, 1), C (0.3, 1) in vacuum.

Fig. 6 Fracture surface of the experiment under the condition of D (-1, 5) in vacuum, $\Delta K = 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

態に成長したことを示している。このような微細な凹凸模様は予き裂導入時のき裂伝ば速度や ΔK に関わらず破面のほぼ全域にわたり観察された。Fig. 6 は疲労予き裂を導入後、ただちに繰返し負荷試験を行なった場合の破面であることから、微細な凹凸の形成にき裂の伝ばプロセス自体は必ずしも必要ないといえる。また、D (-1, 5) の条件で大気中でも同様な試験を行ったが、このような領域はまったく認められなかった。以上から、Fig. 6 に示される微細な凹凸領域は、真空環境で、発生したき裂に長期間の繰返し圧縮荷重が作用することで形成されることが明らかとなった。

Fig. 6 を Fig. 1 (b) と比較すると、微細な凹凸の形態やそれらが密集して形成される状況は極めて良く似ている。したがって、高真空中で長期間破面を接触させることで形成される微細な凹凸領域は内部破壊の ODA と同じ種類の破面であると判断できる。

4 チタン合金を用いた検討

著者らは既報¹⁴⁾において、Ti-6Al-4V の真空中き裂伝ば試験を $R = 0.1$ の下で実施した。その報告によれば、 $R = 0.1$ の負荷条件でも、き裂閉口が強く生じる部分において、第 3 章の高強度鋼と同様の結果が得られている。すなわち、き裂が発生した後、破面が長期間の繰返し接触をする領域では、Ti-6Al-4V でも微細な凹凸状破面（粒状領域、Fig. 2）が形成されることがわかった。本章では、真空中で破面接触をより積極的に起こさせるために、新たに $R = -1$ の条件を用いてき裂伝ば試験を行い、微細な凹凸模様の形成に及ぼす破面接触回数の影響を調べた。

4.1 実験方法

供試材は、分塊鍛造→焼なまし→GFM 鍛造の工程で製造された厚さ 25mm の Ti-6Al-4V の板材に、1203K、3.6ks 保持後空冷、978K、7.2ks 保持後空冷の熱処理を施したものであり、 $\alpha + \beta$ の 2 相組織を有する。機械的性質は、引張強さ：943MPa、0.2% 耐力：860MPa、伸び：17%、絞り：40%、ビッカース硬さ：316Hv である。

本供試材を用いて、き裂伝ば試験を行い、破面を観察した。き裂伝ば試験は ASTM E647-00 に準拠し、 ΔK 漸減条件で行なった。試験片は Fig. 3 と同様の MT 試験片とした。実験環境は真空中と大気中の 2 種類であり、いずれも Fig. 4 に示す超高真空疲労試験機を用いて、周

波数 40Hz、応力比 $R = -1$ で行なった。試験中の真空圧力は $1.2 \times 10^{-5} \text{ Pa}$ であった。

4.2 da/dN - ΔK 関係

Fig. 7 にき裂伝ば速度 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、■印が真空中の結果である。真空中のき裂伝ば速度は大気中に比べて低下した。特に $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下の低 ΔK 領域のき裂伝ば速度の低下は著しく、大気中の $1/10 \sim 1/100$ となった。真空中でき裂伝ば速度が低下する挙動は、他の多くの金属材料でも見られる現象¹³⁾であり、内部破壊が表面破壊より長寿命となる結果に定性的に対応する。

4.3 破面観察

Fig. 8 (a) に真空中における破面の典型例を示す。同図は $\Delta K = 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の位置の破面であり、この部分は試験終了までに $N = 3.6 \times 10^5$ 回の繰返し負荷を受けている。破面上には白い斑点のような領域が頻繁に観察された。Fig. 8 (b) はこの拡大図であり、数 μm の微細な凹凸状模様が認められる。この模様の特徴は本供試材の内部起点型疲労破壊の起点周囲に観察された微細な粒状領域^{6), 8), 10) ~ 12), 14)} (Fig. 2) のそれにほぼ一致している。微細な粒状領域は真空中において ΔK の値に関わらず観察されたが、大気中ではまったく認められなかった。以上から、高強度鋼の場合と同様に Ti-6Al-4V においても、内部起点型破壊の破面の特徴である微細な凹凸模様は、真空中の繰返し負荷によって形成されることが明らかとなった。

第 2 章で述べたように、内部破壊における微細な凹凸模様の性状は繰返し数が多いほど明瞭になる。そこで本実験で得た真空中の破面について、微細な凹凸領域の破面率と繰返し数の関係を Fig. 9 に示した。ここで破面率は試験片厚さ方向に 0.8mm 間隔で撮影した 5 枚の破面写真（倍率：1200 倍、1 枚当たり $78 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ の領域）から求めた。Fig. 9 では、微細な凹凸領域の破面率は、繰返し数の増加に従い大きくなり、 3×10^5 回程度以上で急激に上昇している。つまり、き裂面の接触回数がある程度より大きくなると、破面が微細な凹凸模様で覆われていくことが明らかとなった。換言すれば、繰

Fig. 7 da/dN - ΔK curves in air and in vacuum.

Fig. 8 Fracture surface in vacuum, at $\Delta K = 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ and $N = 3.6 \times 10^5$: (a) Low magnification, (b) Fine granular region magnified of the rectangular area on Fig. (a).

Fig. 9 Relation between the area ratio of fine concavo-convex region and the number of loading cycles.

返し数がある程度以上大きくならないと微細な凹凸模様は十分に形成されないといえる。このことは、内部起点型破壊において、ODA等の微細な凹凸領域が起点周囲（き裂伝ば速度が低く、結果として破断までに長期の繰返し接触を受ける領域）のみに観察されることに対応するものと考えられる。

5 微細な凹凸状破面の形成因子

第3章および第4章の検討によって、内部起点型疲労破面におけるODA等の微細な凹凸状領域は、SNCM439およびTi-6Al-4Vともに、大気から遮断された環境（真空）

で、き裂が発生した後に破面同士が長期間接触を繰返すことで形成されることが明らかとなった。この破面領域の存在は高強度鋼、チタン合金に加えて、最近ではアルミ合金の超高サイクル疲労でも報告されている。¹⁵⁾ODAの形成条件が「真空 + 長期間の繰返し破面接触」であるとすれば、この破面領域が材料に関わらず形成されることを矛盾無く説明できる。特に、引張圧縮、回転曲げ、超音波等 $R = -1$ の条件で超高サイクル域の疲労試験を行う場合、内部に発生したき裂は上記の条件を自動的に満足するため、材料を問わず微細な凹凸領域を形成するものと考えられる。

微細な凹凸状破面という共通点に注目した場合、SNCM439およびTi-6Al-4Vのいずれにおいても、「真空 + 長期間の繰返し破面接触」が、その形成に必要であることが示された。しかし、個々の現象に注目すると、微細な凹凸模様の形成条件は厳密には一致しない。高強度鋼のODAは、荷重漸減試験のみでは形成されず、真空中で破面を 10^7 程度以上強制的に繰返し接触させることで初めて観察された。これに対し、Ti-6Al-4Vの場合、真空中における $R = -1$ の荷重漸減試験のみでも部分的に微細な凹凸模様が形成されている。詳細は明らかではないが、ひとつの仮説として塑性変形の差異によるき裂面の接触の度合いの違いを挙げることができる。第4章で用いたTi-6Al-4Vは、第3章で用いたSNCM439に比べ降伏応力が低く、き裂後方に生じる破面上の残留ストレッチ層もSNCM439に比べ厚いと予想される。この場合、き裂面同士の接触の強さという点ではTi-6Al-4Vの方がSNCM439よりも大きくなり、これが荷重漸減試験のみで比較的少ない繰返し数 (10^5 回のオーダー) でも微細な凹凸破面を生じた理由に関連する可能性がある。

一方、「真空 + 長期間の繰返し破面接触」により、なぜ微細な凹凸模様が形成されるのかという本質的な問題については、本研究で言及することができなかった。これを解明するには、繰返し負荷過程で生じる破面形態やき裂面周囲の組織変化を詳しく分析する必要がある。そのひとつの手掛かりとして、き裂面直下におけるナノ微細化現象が挙げられる。小熊らの高強度鋼を用いた検討⁴⁾ならびに山田らのアルミ合金を用いた検討¹⁵⁾によれば、内部起点型疲労破面直下において、組織がナノメートルオーダーでサブグレイン化することが明らかにされている。このナノ微細化は破面が真空環境で長期間繰返し接触したことにより形成されたものと考えられ、いわゆる強加工で生じるナノ微細化現象¹⁶⁾との関連も指摘されている。¹⁵⁾今後、破面直下のサブグレインと破面上に観察される微細な凹凸模様の対応を定量的に詳しく調べることで、内部起点型疲労破面の形成に関連した新たな知見が得られると期待される。

6 結 言

高強度鋼、チタン合金を用いて真空中で疲労き裂伝ば試験を行い、得られた破面を内部起点型疲労破面と比較した。その結果、ODA等と呼ばれる微細な凹凸領域は、大気から遮断された環境（真空）中で破面が繰返し接触

することによって形成されることが明らかになった。ODAはき裂の伝ば過程ではなく、き裂発生後に、破面同士が長期間たたき合うことによって形成されるため、材料に関わらず観察される可能性が高い。引張圧縮、回転曲げ、超音波等 $R = -1$ の条件で超高サイクル域の疲労試験を行う場合、内部に発生したき裂は真空中に類似した環境で長期間の接触を繰り返すため、材料を問わず微細な凹凸領域を形成すると考えられる。

本研究にご協力頂いた北海道大学大学院生（当時）篠原雄人氏および橋向隆太氏に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) H. Emura and K. Asami, "Fatigue strength characteristics of high strength steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.55, No.509, pp.45-55 (1989).
- 2) Y. Ochi and T. Sakai, "Fatigue of metallic materials in the very high cycle regime", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.4, pp.433-439 (2003).
- 3) Y. Murakami, T. Ueda, T. Nomoto and Y. Murakami, "Mechanism of superlong fatigue failure in the regime of $N > 10^7$ cycles and fractography of the fracture surface", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.66, No.642, pp.311-319 (2000).
- 4) N. Oguma, H. Harada and T. Sakai, "Mechanism of long life fatigue fracture induced by interior inclusion for bearing steel in rotating bending", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.11, pp.1292-1297 (2003).
- 5) K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino and L. Lu, "A study of subsurface crack initiation and propagation mechanism of high-strength steel by fracture surface topographic analysis", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.11, pp.1311-1317 (2003).
- 6) 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).
- 7) T. Shiina, T. Nakamura and T. Noguchi, "Effects of stress ratio on surface- and interior-originating fatigue properties of high strength steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.70, No.696, pp.1042-1049 (2004).
- 8) T. Nakamura, H. Oguma, S. Yokoyama and T. Noguchi, "Characteristics of initial fatigue crack propagation process of Ti-6Al-4V in very high cycle fatigue", Proceedings of the 3rd International Conference, VHCF-3, pp.201-208 (2004).
- 9) T. Nakamura, H. Oguma and Y. Shinohara, "The effect of vacuum-like environment inside sub-surface fatigue crack on the formation of ODA fracture surface in high strength steel", Procedia Engineering, Vol.2, pp.2121-2129 (2010).
- 10) H. Oguma and T. Nakamura, "Fatigue crack propagation properties of Ti-6Al-4V in ultra high vacuum environment", Proceedings of the European Conference of Fracture, ECF18, CD-ROM (2010).
- 11) T. Nakamura and H. Oguma, "Effects of vacuum-like environment around interior crack on gigacycle fatigue properties of Ti-6Al-4V", Proceedings of the Materials Science & Technology 2008 Conference, MS & T'08, CD-ROM (2008).
- 12) H. Oguma, T. Nakamura, S. Yokoyama and T. Noguchi, "Effects of stress ratio on initiation and initial propagation of interior-originating crack in Ti-6Al-4V alloy", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, A, Vol.70, No.696, pp.1116-1123 (2004).
- 13) N. M. Grinberg, "The effect of vacuum on fatigue crack growth", International Journal of Fatigue, April, pp.83-95 (1982).
- 14) T. Nakamura, R. Yamashita, H. Oguma, M. Wakita and T. Noguchi, "Influential factors on the formation of granular fracture surface of interior-originating fatigue in Ti-6Al-4V", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.56, No.12, pp.1111-1117 (2007).
- 15) K. Yamada and S. Miyakawa, "Fatigue mechanism of internal casting defect-originating fracture of aluminum alloy die casting", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.58, No.12, pp.990-996 (2009).
- 16) M. Umemoto, Y. Todaka and J. Li, "Change in microstructure and mechanical properties of steel components surface layer by severe plastic deformation", Tetsu-to-Hagane, Vol.94, No.12, pp.616-628 (2008).