Ti-6Al-4V 合金の超高サイクル疲労特性と破壊形態[†]

小 熊 博 幸* 中 村 孝**
横 山 秀 治*** 野 口 徹**

Very High Cycle Fatigue Properties and Fracture Types of Ti-6Al-4V Alloy

by

Hiroyuki OGUMA*, Takashi NAKAMURA**, Shuji YOKOYAMA*** and Toru NOGUCHI**

To investigate the fatigue characteristics and the fracture feature of Ti-6Al-4V in very high cycle region, uniaxial tension fatigue tests were carried out. The S-N diagram showed a complex folding shape, which corresponded to the locations of the fracture origins; i.e., surface-originating fractures in high stress level and interior-originating fractures in low stress level. In this study, observed also were interference type fractures in which the main crack was formed by the coalescence of a surface-originating crack and interior-originating cracks in low stress level. Interference type fractures occurred in shorter life region than interior-originating fractures. Therefore, it is inappropriate and risky to evaluate a fatigue life in low stress level without consideration of interference type fractures. When characteristics of this type of material are investigated, it is important to make a model in consideration of distribution of crack initiation sites. A clear difference was observed on the fracture surfaces of structure sensitive stage 2a regions between the surface-originating fracture and the interior-originating fracture. The initial interior crack propagation is characterized by unclear slip marks and a generally round ductile feature with aggregation of a few micro-meter size granular substances. This tendency was not observed on the surface cracks. This seemed to result from the different surrounding environments of surface and interior cracks. Synergistic effects of a vacuum-like environment inside of material and compressive load may cause forming of granular substances.

Key words: Fatigue, Fractography, Surface-originating fracture, Interior-originating fracture, Very high cycle fatigue, Stage 2a, Granular region, Ti-6Al-4V

1 緒 言

近年、機械技術者にとり「超高サイクル疲労」は重要な問題となりつつある。超高サイクル疲労は $10^7 \sim 10^8$ cycles を越えるような領域において材料内部から破壊（内部破壊）が生じるという特徴を有し、高強度鋼においては fish-eye 型破壊として良く知られている。¹⁾ この内部破壊は高強度鋼に限らずチタン合金でも観察されている。チタン合金は比強度・耐熱性・耐食性に優れ、航空宇宙分野、医療分野をはじめ数多くの分野で使用されている。この材料のうちで代表的な Ti-6Al-4V 合金については通常の高サイクル疲労特性や CT 試験片を用いた疲労き裂進展に関する報告が多数ある。^{2)~6)} しかし、 $10^6 \sim 10^7$ cycles を越えるような超高サイクル域に注目すれば、内部破壊が生じることは報告されている^{7)~15)} けれども、データは十分ではなくその疲労特性および機構の詳細には不明点が多い。

著者らはこれまでに Ti-6Al-4V 合金の疲労試験を行い、内部破壊の疲労強度が表面破壊と比較して極めて低くなっていることを明らかにした。¹⁵⁾ このことは Ti-6Al-4V 合金が一般の構造部材として使用されるようになってきた昨今において大きな問題となってくる。それは従来の疲

労限度設計（ 10^7 回時間強度設計）が危険側になる恐れがあるためである。

この特殊な疲労特性の支配因子を明らかにするため、起点周囲の破面を詳しく観察した結果、表面破壊と内部破壊で破面様相に明らかな違いがあることが分かった。¹⁵⁾ さらに著者らは真空環境下での疲労試験を行い、内部起点き裂と真空中の表面起点き裂との破面様相における類似性を示した。¹⁶⁾ 内部き裂の発生や進展を直接的に観察することができない以上、このように破面観察により内部き裂の特性を明らかにしていくことは内部破壊の機構解明において重要となる。特に表面破壊との違いは、内部破壊が表面破壊よりも低応力、長寿命域で生じる要因を明らかにする上で有用な情報となる。これまで、高強度鋼に関しては破面様相の違いに着目した研究は行われている^{17)~21)} もの、Ti-6Al-4V 合金に関しては、この種の取り組みは極めて少ない。^{15), 16)}

そこで本研究では、既報^{14)~16), 22)~24)} の供試材とは異なる熱処理を施した Ti-6Al-4V 合金を用いて、 10^8 cycles までの軸荷重疲労試験を行った。そして、表面破壊と内部破壊との破面様相の違いをより詳細な破面観察を基に示した。さらに超高サイクル疲労における初期き裂進展の特徴について明らかにした。

[†] 原稿受理 平成 15 年 2 月 18 日 Received Feb. 18, 2003

* 学生会員 北海道大学大学院 〒060-8628 札幌市北区北 13 条西, Graduate Student, Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

** 正 会 員 北海道大学大学院工学研究科機械科学専攻 〒060-8628 札幌市北区北 13 条西, Dept. of Mech. Sci., Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

*** 北海道大学大学院 〒060-8628 札幌市北区北 13 条西, Graduate Student, Hokkaido Univ., Kita-ku, Sapporo, 060-8628

2 供試材および実験条件

供試材の化学成分を Table I に、機械的性質を Table II にそれぞれ示す。供試材は熱処理として、空冷焼なまし ($930^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$, AC $\rightarrow 705^{\circ}\text{C} \times 120\text{min}$, AC) を施した $\Phi 20$ の丸棒である。基地組織の電子顕微鏡写真を Fig. 1 に示す。腐食には 2%HF を用いた。黒色部は稠密六方晶の α 相であり、白色部は体心立方晶の β 相である。組織は等軸 α 相と析出針状 α 相を含む β 相からなる。 α 相結晶粒の粒径は $5 \sim 16\mu\text{m}$, β 相結晶粒の結晶粒径は $4 \sim 16\mu\text{m}$ であった。平均粒径は α 粒, β 粒共に約 $10\mu\text{m}$ であった。この素材を Fig. 2 の試験片形状に機械加工後、平行部および平行部と滑らかにつながる 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試験機を用いて、周波数 120Hz, 応力比 0.1 の片振り正弦波荷重で行った。試験

Table I. Chemical compositions.

(mass%)							
Al	V	O	N	C	Fe	H	Ti
6.12	4.27	0.16	0.002	0.02	0.15	0.0029	Bal.

Table II. Mechanical properties.

$\sigma_B(\text{MPa})$	$\sigma_Y(\text{MPa})$	Elongation(%)	Hardness(Hv)
943	860	17	316

Fig. 1. SEM observation of microstructure.

Fig. 2. Test Piece.

片取り付け部には球面軸受けを組み込み、曲げ応力の発生を抑えた。疲労試験中の環境は室温大気中とした。また、本実験における打ち切り回数を 10^8 cycles とした。

破面観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。

3 実験結果

疲労試験で得られた S-N 曲線を Fig. 3 に示す。縦軸は負荷応力の最大値 σ_{max} を、横軸は破断繰返し数 N_f を示す。○は表面破壊を、◇は内部破壊を、△は未破断のものを示す。また、▽は表面を起点としたき裂と内部を起点としたき裂が、それぞれ独立に発生し進展することにより主き裂を形成して破壊したものである。ここでは、この破壊形態を表面破壊や内部破壊とは区別し「表面-内部干渉型破壊」と呼ぶ。

S-N 曲線は応力の低下に伴い右下がりの傾向を示す。さらに $10^6 \sim 10^7$ cycles 辺りから傾きの度合いは大きくなり、寿命分布に広がりが生じる。高応力域では表面破壊となったのに対し、低応力域では内部破壊および表面-内部干渉型破壊となった。表面-内部干渉型破壊のみに注目した場合、応力値と破断寿命との間には明瞭な相関は見られない。また、 $\sigma_{max} = 550\text{MPa}$ 以下の低応力域では、 10^8 cycles までに破断しなかったものが現れる。著者らが過去に用いた ($\alpha + \beta$) 型チタン合金では $10^8 \sim 10^9$ cycles において内部破壊の疲労限度が認められた。¹⁵⁾ このことを考慮すると、本供試材においても $\sigma_{max} = 500\text{MPa}$ 近傍に内部破壊の疲労限度が存在する可能性がある。

4 破面観察

Fig. 4 (a), (b) に表面破壊および内部破壊の巨視的破面を示す。疲労破面は表面破壊、内部破壊という形態を問わず、破壊起点ファセット、組織の痕跡を残す Stage 2a 領域、組織に不敏感な Stage 2b 領域、さらにその周囲の Stage 2c 領域と分類できる。しかし、各き裂進展領域の詳細は、破壊起点の位置によって異なっていた。

4.1 破壊起点

Fig. 5 (a), (b) に破壊起点の拡大写真を示す。起点部には介在物や欠陥は観察されなかった。起点は表面破壊、内部破壊に関わらずファセットであった。起点となった

Fig. 3. S-N diagram.

(a) Surface-originating fracture.
($\sigma_{max} = 900\text{MPa}$, $N_f = 4.78 \times 10^4$)

(b) Interior-originating fracture.
($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 8.94 \times 10^7$)

Fig. 4. Fracture surfaces.

(a) Surface-originating fracture.
($\sigma_{max} = 900\text{MPa}$, $N_f = 4.78 \times 10^4$)

(b) Interior-originating fracture.
($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

Fig. 5. Fracture origins.

ファセットの特徴として以下の点が挙げられる。(1) 極めて平坦な面である。(2) 図中に矢印 A ならびに B で示すように、面上に無地の部分が存在する。(3) 閉じた形状をしており、周囲との間に明瞭な境界がある。

試験片側面からの観察により、ファセットは α 粒に相当することが明らかになった。また、ファセットの寸法は $5 \sim 25\mu\text{m}$ に分布し、応力値との間に相関は見られなかった。

等軸組織をもつ Ti-6Al-4V 合金において、き裂は α 粒から発生するとの報告がある。^{7), 25)} α 粒の平均粒径は $10\mu\text{m}$ であり、ファセットの寸法は α 粒径にほぼ一致しているといえる。しかし、起点ファセットの中には α 粒径よりも大きなファセットも存在している。Fig. 1 の組織写真では複数の α 相が β 相に阻まれることなく連なっている部分が見られる。 α 粒径より大きいファセットは、このような部分に対応すると思われる。以上から本研究の範囲内においても、き裂は単独の α 粒あるいは複数の α 粒群から進展していたと考えられる。

表面破壊の破壊起点のほとんどは単一のファセットであった。これに対して内部破壊の破壊起点部には多数のファセットが確認された場合があった。この例を Fig. 6 に示す。Stage 2a 領域内には 100 個以上のファセットが観察された。起点部に多数のファセットが存在する傾向は、特に $\sigma_{max} = 600\text{MPa}$ の内部破壊において顕著に認められた。一般に、同一試験片内でき裂が複数発生するのは高応力の場合に限られることから、低応力でこのような多数起点の破壊が生じることは内部破壊の特徴といえる。

4・2 Stage 2a 領域

起点周囲には表面破壊、内部破壊ともに結晶学的な Stage 2a 領域が形成されていた。Fig. 7 (a), (b) にそれらの破面を示す。両者を詳しく比較すると、破面様相には大きな違いがある。表面破壊の Stage 2a 領域には、明瞭な階段状の稜線が残され、結晶学的な凹凸の角部は角張っている (矢印 C)。内部破壊の Stage 2a 領域においても表面破壊の場合と同様に微細な凹凸が観察された。しかし、凹凸の角部は丸みを帯びており、稜線は表面破

Fig. 6. A number of facets of the interior-originating fracture.

($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 8.94 \times 10^7$)

(a) Surface-originating fracture.

($\sigma_{max} = 900\text{MPa}$, $N_f = 4.78 \times 10^4$)

(b) Interior-originating fracture.

($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

Fig. 7. Stage 2a region of fracture surfaces.

壊のものほど明瞭ではない (矢印 D)。

Fig. 8 に内部破壊の起点部の写真を示す。起点ファセットの周囲に注目すると結晶学的な凹凸の単位の数 μm の大きさで粒状の延性的な様相を呈する領域 (以下、粒状領域) が形成されている。粒状領域の拡大写真を Fig. 9 に示す。粒状領域はファセットに近いところほど明瞭に観察された。また、相対する破面上の同一箇所を観察した結果、凹と凸の対応が取れることが確認された。この粒状領域は表面破壊の破面上では観察されなかった。したがって粒状領域の形成は内部き裂進展の大きな特徴であるといえる。以上から、Stage 2a 領域におけるき裂進展の機構は表面き裂と内部き裂との間で異なることが明らかとなった。

Fig. 8. Fracture surface around the origin of interior-originating fracture.

($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

Fig. 9. High magnification view of the granular region.

($\sigma_{max} = 600\text{MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

5 考 察

5・1 き裂の干渉

低応力域において破断した試験片の破面を観察した結果, 表面を起点としたき裂と内部を起点としたき裂, あるいは複数の内部を起点としたき裂がそれぞれ独立に進展し, 合体することにより主き裂を形成していることが確認された。

5・1・1 表面き裂と内部き裂の干渉 表面—内部干渉型破壊の破面を Fig. 10 に示す。Stage 2a 領域内には表面に接するファセットの他に複数の内部ファセットが観察された。矢印で示した内部に存在したファセットの拡大写真を Fig. 11 に示す。図中の点線で囲んだ内部ファセットの近傍には内部破壊の Stage 2a 領域と同様な粒状領域が認められる。粒状領域は内部き裂進展の特徴であることから, 点線内の領域は内部ファセットを起点として表面き裂とは関係なく進展した領域といえる。著者らは本供試材と異なる ($\alpha + \beta$) 型チタン合金において,

Fig. 10. Interference type fracture.
($\sigma_{max} = 700\text{MPa}$, $N_f = 6.21 \times 10^6$)

Fig. 11. Fracture origin of interference type fracture at interior.
($\sigma_{max} = 700\text{MPa}$, $N_f = 6.21 \times 10^6$)

表面を起点としたき裂と内部を起点としたき裂は同一試験片内でそれぞれ独立に発生していることを明らかにしている。^{15), 23)}本研究においては, 独立に発生したそれらのき裂が進展過程で合体することにより主き裂を形成する場合があることが示された。Fig. 3 においてマで示すように寿命が極端に短くなる場合が生じたのは, 表面き裂と内部き裂の合体によるものであると考えられる。

5・1・2 内部き裂同士の干渉 Fig. 6 に示したように, 低応力域における内部破壊の起点部には多数のファセットが観察された。このことは複数のファセットから徐々に進展したき裂の合体により主き裂が形成されたことを示す。つまり, 本供試材における内部破壊の中には, 内部き裂同士の干渉型破壊が含まれると見なすことができる。一般に, 同じ繰返し数の負荷であっても, 応力の低い方が, その時点でのき裂の発生頻度は低い。したがって, 低応力においてこのような干渉型破壊が生じることは特異な挙動であるといえる。

現時点で干渉型破壊の発生機構を明確に説明することは困難であるが, これを助長する要因として以下のことが考えられる。

(1) 供試材中の破壊起点となり得る場所が極めて多く存在すること。(2) ファセットの発生に必要な損傷が試験片内の多くの箇所に蓄積されること。(3) 供試材の内部にファセットが単独で発生しても, そこを起点とするき裂のみで破壊に導くほど, き裂の進展速度は速くないこと。

このうち (1) は α 粒を起点としてき裂が進展するという本供試材の特徴であり, 高強度鋼のように介在物といった特定の場所からき裂が発生する場合とは異なる特性である。また, 応力の低下に伴い破壊に至るまでの繰返し数が増大すれば, (2) により材料内で複数のファセットが比較的近接して発生する可能性が高くなる。これは応力の低下によるき裂発生頻度の低下を, 長期間の繰返し負荷によるき裂の発生頻度の上昇により補うことと解釈できる。そして, 内部破壊の場合には, 後述のように真空中に類似した環境によりき裂進展速度は低いと考えられるから, (3) の現象が生じていることは妥当といえる。

なお, 観察された多数のファセットの中には, 近隣のファセットからのき裂が周囲の応力状態を変化させた結果として生じたものもあるかもしれない。その場合であっても, ファセットの発生を誘起させるために十分な損傷が組織に蓄積されていたと考えられる。

以上に述べた内部き裂同士の干渉, および 5・1・1 項で述べた表面き裂と内部き裂の干渉から, 本供試材の疲労特性を正確に理解するには破壊起点の候補となり得る α 粒の空間的分布を考慮する必要があるといえる。

5・2 粒状領域

前述の通り, 内部破壊の Stage 2a 領域において粒状領域が確認された。この粒状領域の特徴をより明確にするために, 著者らが過去に行った本供試材とは異なる熱処理 (720 ~ 740°C, 1hr → AC) を施した Ti-6Al-4V 合金 (以下, 旧供試材) に関する結果^{15), 16), 22), 24)}について再

検討し、本供試材との比較を行った。旧供試材の機械的性質は、引張強さ：988 (MPa)、降伏応力：899 (MPa)、ビッカース硬さ：309 (Hv) である。また、粒径は2～6 μm であり、その平均粒径は約4 μm であった。

5・2・1 組織の影響 本研究と同じ実験条件 ($R = 0.1$, $f = 120\text{Hz}$) のもとで得られた内部破壊の起点部の拡大写真を Fig. 12 に示す。同図でも複数のファセットと、組織よりも微細で延性的な粒状領域が確認された。このことから Stage 2a 領域における粒状領域の形成は組織に依存しない現象であることが明らかになった。

5・2・2 材料内部環境の影響 4・2節で述べたように、粒状化は内部破壊においてのみ生じていることから、粒状領域が形成される条件の1つとして、材料内部環境の影響を検討しておく必要がある。著者らは旧供試材を用いて高真空環境下での疲労試験を行い、真空中表面破壊の破面様相が内部破壊の破面様相と極めて類似していることを示した。¹⁶⁾そして、き裂進展に及ぼす真空環境と材料内部環境の類似性を明らかにした。この実験において得られた真空中表面破壊の Stage 2a 領域を Fig. 13 に示す。破面上に明瞭な稜線は認められず、全体的に丸みを帯びた延性的な様相となっている。また、図中には粒状模様も観察できる。この粒状模様は Fig. 12 に示した内部ファセットの周囲に見られた粒状模様とも良く似た特徴をもっている。これらの結果は、内部破壊における粒状領域の形成に、真空環境に類似した材料内部の環境が影響を与えたことを示唆している。

一般に真空中では、大気中に比べて疲労き裂進展速度が低下し、疲労寿命は延びることが知られている。その理由として、き裂新生面に気体分子の吸着がほとんど無いことによる逆すべりやき裂の再結合挙動、き裂先端における塑性変形領域の増大や、塑性ひずみの均質化によるき裂先端の鈍化、などが指摘されている。²⁶⁾き裂進展に影響を及ぼす真空環境と材料内部の環境の類似性を考慮すると、粒状領域の形成も、表面き裂では生じないこのような挙動によるものと思われる。

Fig. 12. Fracture surface of Stage 2a region.
($R = 0.1$, $\sigma_{max} = 860\text{MPa}$, $N_f = 9.03 \times 10^6$)

Fig. 13. Fracture surface of Stage 2a region.¹⁶⁾
(in Vac., $R = 0.1$, $\sigma_{max} = 900\text{MPa}$, $N_f = 2.87 \times 10^6$)

5・2・3 圧縮負荷の影響 旧供試材を用いた応力比 -0.5 の疲労試験において内部破壊をした試験片の破面を Fig. 14 に示す。^{22), 24)}同図に明瞭なファセットは観察されず、Stage 2a 領域全域に粒状領域が形成されていた。このことは、粒状領域の形成が繰返し圧縮負荷によって促進されることを示している。本研究における疲労試験 ($R = 0.1$) では試験片に圧縮負荷は加わっていない。しかし、鳥居らの Ti-6Al-4V の疲労き裂伝ば試験に示されるように、圧縮負荷が加わらない ($R = 0$) 場合でも、塑性誘起き裂閉口の影響を受けて、き裂周辺に圧縮残留応力が生じることが知られている。²⁷⁾また、5・2・2 項で述べたように、真空中に類似した材料内部の環境によって、き裂先端の塑性変形領域が増大すれば、残留塑性層による閉口の影響もより増加すると思われる。以上から、応力比 0.1 の疲労試験においても内部疲労き裂のき裂面には部分的に圧縮負荷が加えられ、それが粒状領域の形成に寄与した可能性がある。

以上から、内部破壊における粒状領域形成の特徴とし

Fig. 14. Fracture surface of Stage 2a region.^{22), 24)}
($R = -0.5$, $\sigma_{max} = 800\text{MPa}$, $N_f = 3.34 \times 10^7$)

て, (1) 組織に依存せずに生じること, (2) 材料内部環境の影響を受けること, (3) 圧縮繰返し負荷によって促進されることが挙げられる。本研究では粒状領域の形成機構を明確にするには至らなかったが, 今後, 上記の特性をさらに詳しく調べ, 粒状化の機構を明確にすることが, 本供試材の超高サイクル疲労特性を明らかにする上で重要になると考える。

6 結 言

Ti-6Al-4V 合金の 10^8 cycles までの軸荷重疲労試験を行い, 超高サイクル疲労における初期き裂進展の特徴についてフラクトグラフィを基に明らかにした。得られた結果は以下の通りである。

(1) S-N 曲線において時間強度は応力の低下に伴い, 右下がりの傾向を示し, $10^6 \sim 10^7$ cycles 辺りから傾きの度合いが大きくなる。高応力域では表面破壊となったのに対して, 低応力域では内部破壊および表面-内部干渉型破壊となった。表面-内部干渉型破壊は, 内部破壊よりも短寿命域で生じた。したがって低応力域における破壊モードとして内部破壊のみを考慮すると寿命評価は危険側となる恐れがある。

(2) 破壊起点は破壊モードを問わず, 平坦なファセットであった。このファセットは α 粒に相当することが明らかとなった。このことは, 本供試材において, 材料内部に破壊起点となり得る場所が極めて多く存在することを示している。また, 応力の低下に伴い起点部にファセットが多数存在する傾向が観察された。

(3) 複数のき裂が独立に発生, 進展をし, それらが合体することにより破壊に導くことがある。このことは, 表面-内部干渉型破壊で見られたように, 単一の起点からのき裂進展だけによるより, 短寿命で破壊を導く可能性がある。したがって, 本供試材の疲労特性を正確に理解するためには, き裂の進展だけでなく, 破壊起点の空間的な分布も考慮する必要がある。

(4) 表面破壊, 内部破壊ともに, 起点ファセットの周囲には Stage 2a 領域が形成されていた。しかし, 両者には大きな違いがあった。内部破壊の起点ファセット周囲に注目すると結晶学的な凹凸の単位の間に数 μm の大きさで粒状の延性的な様相を呈する領域が形成されていた。この粒状領域は表面破壊の起点周囲には存在しなかったことから, その形成機構を明らかにすることが内部破壊の機構解明につながると考えられる。

本研究の一部は平成 13 年度科学研究費補助金「基盤研究 (C) (2)」課題番号 12650066 の補助を得て行われた。ここに謝意を表する。

本研究の破面観察には北海道大学大学院工学研究科, 環境微量物質動態総合解析装置室の SEM を使用した。同施設に謝意を表する。本研究にご協力頂いた北海道大学大学院生, 椎名貴弘氏, 泉谷仁氏に謝意を表する。

(平成 14 年 11 月 29 日 日本材料学会第 26 回疲労シンポジウムにて発表)

参 考 文 献

- 1) S. Nishijima and K. Kanazawa, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **22**, 601 (1999).
- 2) 皆川邦典, 鉄と鋼, **75**, 1104 (1989).
- 3) 日本材料学会疲労部門委員会, “ $(\alpha + \beta)$ 型チタン合金の組織, 静機械的性質と疲労強度”, p.47 (1994) 日本材料学会.
- 4) 日本鉄鋼協会基礎研究会耐熱強靱チタン研究部会疲労ワーキンググループ, “Ti-6Al-4V 合金の高サイクル疲労に関する共通試験成果報告書”, p.124 (1994) 日本鉄鋼協会.
- 5) R. K. Steele and A. J. McEvily, *Eng. Fracture Mechanics*, **8**, 31 (1976).
- 6) B. L. Boyce and R. O. Ritchie, *Eng. Fracture Mechanics*, **68**, 129 (2001).
- 7) D. F. Neal and P. A. Blenkinsop, *Acta Met.*, **24**, 59 (1976).
- 8) J. Ruppen, P. Bhowal, D. Eylon and A. J. McEvily, *ASTM STP* 675, 47 (1979).
- 9) A. Atrens, W. Hoffelner, T. W. Duerig and J. E. Allison, *Scripta Metall.*, **17**, 601 (1983).
- 10) S. Adachi, L. Wagner and G. Lutjering, *Titanium Science and Technology*, **4**, 2139 (1985).
- 11) 長井 寿, 石川圭介, 鉄と鋼, **75**, 707 (1989).
- 12) 梅澤 修, 長井 寿, 石川圭介, 鉄と鋼, **76**, 924 (1990).
- 13) 西田新一, 浦島親行, 高野則之, 材料, **42**, 1179 (1993).
- 14) M. Kaneko, T. Nakamura and T. Noguchi, *Proceedings of the 11th International Conference on Experimental Mechanics*, 1117 (1998).
- 15) 中村 孝, 金子 真, 野口 徹, 寺口尚志, 日本機械学会年次大会講演論文集 (Ⅲ), No.99-1, 79 (1999).
- 16) 中村 孝, 金子 真, 風見志朗, 野口 徹, 材料, **49**, 1148 (2000).
- 17) 村上敬宜, 植田 徹, 野本哲志, 村上保夫, 日本機械学会論文集, A-66, 311 (2000).
- 18) 村上敬宜, 野本哲志, 村上保夫, 大堀 学, 材料, **48**, 1112 (1999).
- 19) 増田千利, 西島 敏, 下平益夫, 日本機械学会論文集, A-49, 1112 (1983).
- 20) 勝谷悟志, 黒島義人, 原田昭治, 材料, **48**, 1107 (1999).
- 21) 椎名貴弘, 中村 孝, 野口 徹, 細川冬樹, 材料, **51**, 673 (2002).
- 22) 小熊博幸, 中村 孝, 杉野淳一, 野口 徹, 日本機械学会材料力学部門講演論文集, No.01-16, 247 (2001).
- 23) 小熊博幸, 中村 孝, 野口 徹, 材料, **50**, 1074 (2001).
- 24) T. Nakamura, T. Noguchi and H. Oguma, *Proceedings of the 8th International Fatigue Congress, FATIGUE '02*, 2971 (2002).
- 25) H. Yokoyama, O. Umezawa, K. Nagai and T. Suzuki, *ISIJ International*, **37**, 1237 (1997).
- 26) N. M. Grinberg, *Int. J. Fatigue*, April, 83 (1982).
- 27) 鳥居太始之, 戸井詔彦, 中野幸次, 本田和男, 材料, **46**, 131 (1997).