Ti-6Al-4V 合金における内部疲労き裂の発生および
初期進展に及ぼす応力比の影響*小 熊 博 幸^{*1}, 中 村 孝^{*1}
横 山 秀 治^{*2}, 野 口 徹^{*1}Effects of Stress Ratio on Initiation and Initial Propagation
of Interior-originating Crack in Ti-6Al-4V AlloyHiroyuki OGUMA, Takashi NAKAMURA^{*3},
Shuji YOKOYAMA and Toru NOGUCHI^{*3} Division of Mechanical Science, Hokkaido University,
North 13 West 8, Kita-ku, Sapporo-shi, Hokkaido, 060-8628 Japan

Uniaxial fatigue tests of ($\alpha+\beta$) Ti-6Al-4V alloy were carried out at various stress ratios ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) up to very high cycle region. The effect of stress ratio on very high cycle fatigue behavior was investigated based on SEM fractography. The $S-N$ curves under positive stress ratios showed a complex folding shape with a steep incline in a long life region where interior-originating fractures occurred. On the other hand, the $S-N$ curves under negative stress ratios had a general feature; a monotonic increase of the fatigue lives with decreasing stress. SEM observations revealed that an interior crack was formed by linking of small cracks propagated from many interior origins located closely. This type of interior crack was particularly observed in low stress under positive stress ratios. The positive stress ratios facilitated the initiations of cracks and subsequent linkage of the cracks. This tendency may relate with the steep inclination of $S-N$ curves under positive stress ratios. A clear difference was observed on the fracture surfaces between surface- and interior-originating fractures. A few micro-meter size granular substances existed only on the fracture surfaces of interior-originating fractures. The formation of the granular region was accelerated by negative stress ratios. Compressive loads may play an important role in the phenomenon.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Fractography, Stress Ratio, Very High Cycle Fatigue, Interior-originating Fracture, Endurance Limit Diagram, Multiple Cracks, Ti-6Al-4V

1. 結 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 $10^7 \sim 10^8$ 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)~(3)}。そして, 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⁽⁴⁾。

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^{(5)~(9)}。しかし, $10^6 \sim 10^7$ を越えるような超高サイクル域に注目すれば, 内部破壊が生じる例は報告されている^{(10)~(19)}。けれども, そのメカニズムに関する見解は統一されていない。長寿命域のデータ取得自体が困難なことや, き裂進展の直接観察ができないこともあり, 内部起点型疲労き裂の発生進展過程には不明な点が多い。

著者らはこれまでに Ti-6Al-4V 合金を用いて応力比 ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) 0.1 における疲労試験を行い, 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

* 原稿受付 2003 年 10 月 3 日。

^{*1} 正員, 北海道大学大学院工学研究科 (〒060-8628 札幌市北区北 13 条西 8)。^{*2} 北海道大学大学院工学研究科。

E-mail: nakamut@eng.hokudai.ac.jp

Table 1 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 2 Mechanical properties

σ_B (MPa)	σ_T (MPa)	Elongation (%)	Hardness (Hv)
943	860	17	316

Fig. 1 SEM observation of microstructure

ていることを示した^{(18)~(20)}。これまでもチタン合金の内部破壊は特に正の応力比で発生しやすいことが報告されている⁽⁵⁾ことから、本材料の内部破壊の機構を知る上で内部破壊と応力比との相関を明らかにすることは重要である。

また、破面観察の結果、内部破壊の起点周囲に結晶粒よりも微細な凹凸の領域（粒状領域）が存在することを明らかにした⁽²⁰⁾。この領域は表面破壊の破面上には観察されなかったことから、その領域の形成は内部き裂進展に特有な現象といえる。したがって、粒状領域の形成に及ぼす応力比の影響を調べることは内部破壊の機構解明につながると考えた。

以上のような背景をふまえ、本研究ではTi-6Al-4Vを用いて種々の応力比の下で軸荷重疲労試験を行った。そして、応力比の変更によってS-N曲線や破壊形態がどのように変わるかを調べ、内部破壊の疲労特性と応力比の相関を明らかにした。さらに、破面観察により表面き裂および内部き裂の発生、進展過程に及ぼす応力比の影響を調べ、S-N曲線の形状との関係を考察した。

2. 供試材および実験条件

供試材の化学成分を表1に、機械的性質を表2に

Fig. 2 Test Piece

○ : Surface originated	▽ : Interference type
◇ : Interior originated	△ : Unbroken

Fig. 3 S-N plots under $R = 0.1$ ⁽²⁰⁾

それぞれ示す。供試材は鍛造後、熱処理として空冷焼なまし（930℃×60min、AC→705℃×120min、AC）を施したΦ20の丸棒である。基体組織の電子顕微鏡写真を図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相の粒径は5～16μm、β相の粒径は4～16μmであった。平均粒径はα粒、β粒共に10μmであった。この素材を図2の試験片形状に機械加工後、平行部および平行部となめらかにつながる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⁽²¹⁾を用いて周波数 $f=100 \sim 120$ Hzの正弦波軸荷重で行った。応力比は $R=-1, -0.5, 0.1, 0.3, 0.5$ の5種類とした。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 回とした。

破面観察には走査型電子顕微鏡（SEM）を用いた。

3. 実験結果

3・1 S-N曲線

図3に $R=0.1$ の疲労試験結果を示す⁽²⁰⁾。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

Fig. 4 S-N plots under several stress ratios

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とが進展途中で合体して生じた破壊（表面-内部干渉型破壊⁽⁹⁾）を示す。S-N曲線の勾配はおおよそ 5×10^6 までは緩やかである。しかし、 5×10^6 程度以上では寿命のばらつきが大きくなり、時間強度は急に低下している。短寿命域では、ほとんどの破壊が表面破壊となったのに対して、長寿命域では内部破壊および表面-内部干渉型破壊となった。550～650MPaの低応力で生じた表面-内部干渉型破壊の寿命は、同一応力の内部破壊の寿命よりも極端に短く、寿命と応力の間に明瞭な相関は見られない。この破壊データの傾きに注目すれば、表面破壊のそれに比べて大きくなっている。また、内部破壊のデータだけに着目しても、その傾きは表面破壊よりも大きい。

図4に $R = -1, -0.5, 0.3$ ならびに 0.5 のS-N曲線を示す。また、 $R = 0.1$ のデータを実線ならびに斜線の領域として示した。縦軸を応力振幅 σ_a で表示した。 $R = -1$ のS-N曲線には 10^6 付近で明瞭な折れ曲がりが見れ、 $10^6 \sim 10^7$ にかけて水平部が生じている。 10^5 以前のデータは全て表面を起点とした破壊であった。これに対して 2×10^7 付近の破壊は表面-内部干渉型破壊であった。 $R = -0.5$ ではS-N曲線の折れ曲がり

Fig. 5 Endurance limit diagram

不明瞭になり、応力の低下に伴い寿命がほぼ単調に増加している。 10^7 より短寿命域では表面破壊、それ以降では内部破壊および表面-内部干渉型破壊となった。

$R = 0.3$ では $R = -0.5$ と同様に寿命は応力の低下に伴い増加しているが、 10^7 程度以上のS-N曲線の傾きはそれ以前に比べて大きい。 $R = 0.5$ ではこの傾向がさらに明瞭となり、 3×10^7 程度以上のS-N曲線の傾きは大きくなる。このような時間強度の低下域は $R = 0.3, 0.5$ いずれの場合も内部破壊および表面内部干渉型破壊の発生に対応している。

以上述べたように、 $R < 0$ では内部破壊や表面-内部干渉型破壊が生じてS-N曲線の形状に大きな差は生じないのに対して、 $R > 0$ の場合にはそれらの発生によって時間強度が大きく低下することが明らかになった。特に $R > 0$ において長寿命域でS-N曲線が下方に折れ曲がる傾向は著者らによる別の $(\alpha + \beta)$ 型チタン合金の結果⁽¹⁹⁾ や Neal らの結果⁽¹⁰⁾ でも報告されており、この種のチタン合金に共通する挙動といえる。

一方、前述の傾向は高強度鋼の内部破壊では認められていない。この相違点は内部き裂の発生および進展過程の材料による違いを反映したものと考えられることから、4・1節において再検討する。

3・2 耐久限度線図

図5に耐久限度線図を示す。ここで 10^8 時間強度は 10^8 未満で破断したデータのうち最も低い応力値と、 10^8 時点で破断しなかったデータのうち最も高い応力値の平均とした。 $R = -0.5$ の場合、時間強度は修正グッドマン線の上に位置するが、 $R = 0.3$ ならびに 0.5 の場合、明らかに同図の安全領域へ入り込むようになる。この傾向は、 $R > 0$ においてS-N曲線が長

(a) Surface-originating fracture
($\sigma_{\max} = 900\text{MPa}$, $\sigma_a = 405\text{MPa}$, $N_f = 4.78 \times 10^4$)

(b) Interior-originating fracture
($\sigma_{\max} = 600\text{MPa}$, $\sigma_a = 270\text{MPa}$, $N_f = 8.94 \times 10^7$)

Fig. 6 Fracture surfaces ($R = 0.1$)

寿命域で急な傾斜をもつことと対応するものである。以上の結果は、本供試材において修正グッドマン線図による疲労強度評価を長寿命域まで用いることは危険であることを示している。

4. 破面観察

図6(a), (b)に表面破壊および内部破壊の巨視的破面の例を示す。疲労破面は破壊形態を問わず、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領域に分類できる。

3・1節において、応力比はS-N曲線の形状に大きな影響を与えることが示された。そこで本章では、破壊起点とその周囲に形成される組織敏感なStage 2a領域に着目し、応力比がき裂の発生および初

(a) $R = 0.1$
($\sigma_{\max} = 900\text{MPa}$, $\sigma_a = 405\text{MPa}$, $N_f = 4.78 \times 10^4$)

(b) $R = -1$
($\sigma_{\max} = 650\text{MPa}$, $\sigma_a = 650\text{MPa}$, $N_f = 3.96 \times 10^4$)

Fig. 7 Surface-originating fractures

期進展に与える影響について検討する。

4・1 破壊起点

図7(a), (b)に $R=0.1$ および $R=-1$ における表面破壊の起点部を示す。表面破壊の破壊起点には応力比、寿命に関わらず、微小な平坦面（点線部）が認められた。以下ではこのような平坦面をファセットと呼ぶ。ほとんどの表面破壊において、き裂は単一のファセットから進展していた。

腐食によって結晶粒界を現出させた試験片を側面から観察した結果、起点ファセットは α 粒に対応することが明らかとなった⁽²⁰⁾。

内部破壊の破壊起点は表面破壊と同様にファセットであった。しかし、その数は表面破壊の場合と大きく異なっていた。図8に $R=0.1$ における内部

Fig. 8 Interior-originating fracture under $R = 0.1$
 $(\sigma_{\max} = 600\text{MPa}, \sigma_a = 270\text{MPa}, N_f = 5.53 \times 10^7)$

Fig. 10 Interior-originating fracture under $R = -0.5$
 $(\sigma_{\max} = 550\text{MPa}, \sigma_a = 412.5\text{MPa}, N_f = 5.14 \times 10^7)$

(a) Low magnification view

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

Fig. 9 Interior-originating fracture under $R = 0.3$
 $(\sigma_{\max} = 600\text{MPa}, \sigma_a = 210\text{MPa}, N_f = 5.25 \times 10^7)$

破壊の起点部を示す。起点部には多数のファセットが認められた。主き裂はこれらの複数のファセットから発生した微小き裂が進展過程で合体することにより成長したと考えられる。また、 $R=0.3$ で得られた内部破壊の破面の全景を図9(a)に示す。破面上には黒の矢印で示した主き裂の他に、白の矢印で示した進展途中の内部を起点とするき裂が観察された。主き裂は $R=0.1$ の場合と同様に複数のき裂の合体により形成されていた。図9(b)に白矢印部の拡大写真を示す。この内部き裂も主き裂と同様に複数のファセットを起点としたき裂が合体することにより形成されていた。

通常、同一試験片内にき裂が複数発生するのは高応力域に限られること、また表面破壊が単一のファセットを起点としたき裂により生じていたことを考慮すると、低応力における多数起点からのき裂の進展ならびにそれらの合体による主き裂や進展途中の内部き裂の形成はかなり特殊なものといえる。

$R = -0.5$ における内部破壊の、き裂発生部付近を図10に示す。破面上にファセットは観察されたが、その数は $R > 0$ における内部破壊の場合と比較して明らかに少なかった。このことから、内部破壊において複数の起点からき裂が発生し、それらが合体する傾向は、正の応力比の場合に助長されることが明らかになった。

上述の観察結果を基に長寿命域で見られたS-N曲線の傾向について考える。S-N曲線の概念図を図11に示す。 $R < 0$ の場合、寿命は応力の低下に伴い単調に増加した。これに対して、 $R > 0$ の場合、S-N曲線は長寿命域で下方に折れ曲がる傾向を示した。

$R > 0$ の場合、内部破壊や表面-内部干渉型破壊に

Fig. 11 Concept of S-N diagram

見られたように、低応力において主き裂は複数のき裂が合体することにより形成されていた。その結果、単一の起点から進展したき裂が破断に導く寿命（図中、点線）よりも短い寿命で破壊が生じ、破断寿命の応力依存性が小さくなったと考えられる。仮に低応力で単一あるいは少数の起点からのき裂で破壊が生じたならば、 $R < 0$ の場合のように応力の低下に伴い寿命は単調に増加したと予想される。

一方、3・1節において、 $R = 0.1$ における表面-内部干渉型破壊の寿命が内部破壊のそれより短いことを述べた。これは $\sigma_{\max} = 550 \sim 650 \text{ MPa}$ の低応力域でも表面を起点とするき裂が発生していたこと、この表面き裂の近傍に別の内部き裂が発生したことを示している。つまり、表面き裂の進展速度が内部き裂との合体で大きく増加したために、内部き裂同士の合体で定まるであろう寿命より短寿命になったものと解釈できる。しかし、図4に示されるように、 $R = 0.3, 0.5$ では内部破壊と表面-内部干渉型破壊の寿命に $R = 0.1$ のような差異は見られていない。結晶粒を起点とする破壊の場合、き裂の発生やその合体は確率的な因子に大きく左右されるため、 $R = 0.3, 0.5$ においてもデータ数を増やせば $R = 0.1$ と同様な傾向が現れる可能性もある。また、き裂発生に及ぼす応力比の影響が表面と内部で異なることが主要因とも考えられ、この問題に対する明確な理由は明らかではない。詳細は今後の検討課題であるけれども、き裂の合体で寿命が短くなる現象自体は $R > 0$ の低応力域に共通するとみなすことができる。

本供試材において、き裂の合体が生じた要因の1つとして、き裂が α 粒を起点として進展するという特徴を挙げることができる。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異なり、き裂は供試材内のあらゆる場所で発生する可

Fig. 12 Granular region under $R = 0.1$

($\sigma_{\max} = 600 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 270 \text{ MPa}$, $N_f = 5.53 \times 10^7$)

Fig. 13 Granular region under $R = -0.5$

($\sigma_{\max} = 550 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 412.5 \text{ MPa}$, $N_f = 5.14 \times 10^7$)

能性がある。そして、応力の低下に伴う長期間の繰返し負荷により、き裂の発生に必要な損傷を受けた結晶粒が増加し、き裂の合体を生じる位置関係になる可能性が高くなっていたと考えられる。

上述のように疲労強度の低下と内部き裂の発生に相関が見出された。従って、本供試材のように結晶粒を起点として疲労破壊が生じる材料では、き裂の進展のみではなく、き裂の発生過程を明らかにすることも重要であるといえる。

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 が形成されていた。図7(a)において、起点ファセットの周囲には結晶学的な角張った様相が認められる。これに対して、図8に示した内部破壊

の起点ファセットの周囲には、表面破壊の破面上に観察されたような角張った様相は見られない。

内部破壊の破面上には粒状の領域（以下、粒状領域⁽²⁰⁾）が起点ファセットの周囲に形成されていた。粒状領域は表面破壊の破面に存在しなかった。

粒状領域の拡大写真を図12に示す。この領域は組織よりも微細な凹凸からなり、丸みを帯びた延性的な様相を呈していた。また、相対する破面上の同一箇所を観察した結果、凹と凸の対応がとれることが確認された。

図13に $R = -0.5$ における内部破壊の Stage 2a 領域の拡大写真を示す。図中の点線で囲んだ場所には、ほぼ平坦なところの上に粒状の模様が見られる。これは、もともと平坦な面であった部分が破面接触により粒状になったことを示唆する。

前節において図8と図10との比較から $R < 0$ における起点部のファセットの数は $R > 0$ の場合のそれに比べて少ないことを述べた。ここで粒状模様に着目して両図を改めて比較すると、 $R = -0.5$ の方が $R = 0.1$ に比べて、粒状領域の占める割合が大きくなっていることが認められる。起点ファセット数の見かけ上の減少や、粒状領域の Stage 2a 領域に占める面積の割合の増大が見られたのは、破面接触により「破面の粒状化」が助長されたためと考える。

以上から、粒状領域の形成は、き裂が材料内部を進展することを必要とし、圧縮負荷によって促進されることが明らかになった。

一方、高強度鋼における内部破壊の破面上の起点周囲には ODA (Optical Dark Area)⁽²²⁾ と呼ばれる領域が存在する。この領域の特徴として 1) 内部破壊においてのみ観察されること、2) 組織よりも微細な凹凸模様が観察されること、3) 微細な凹凸の形成は応力比と密接な関係があり、特に圧縮負荷が加わることによって、より明瞭になること^{(23), (24)}、が挙げられる。これらは見かけ上、本供試材における粒状領域の特徴と一致している。現在、ODA については様々な形成機構が提案されている^{(22), (23), (25)~(27)} けれども、上述の類似性は内部破壊における微細な凹凸の領域がチタン合金や鋼という材料の種類によらず、共通の機構で生じる可能性も検討すべきであることを示している。

今後、他の材料においてもこのような領域が存在するか否かを明らかにすることが必要である。仮に存在した場合、異なる材料間での破面様相や応力依存性、環境依存性の共通点および相違点を明確に示していくことが高強度金属材料における内部破壊の機

構解明の手掛かりになると考える。

5. 結 言

Ti-6Al-4V 合金を用いて種々の応力比の下で軸荷重疲労試験を行い、応力比が S-N 特性に与える影響を明らかにした。さらに、フラクトグラフィを基に内部疲労き裂の発生および進展に及ぼす応力比の影響について検討した。得られた結果は以下の通りである。

- (1) $R < 0$ の場合、S-N 曲線は応力の低下に伴い右下がり傾向を示した。しかし、 $R > 0$ の場合のそれは長寿命域で下方に折れ曲がる形状を示した。以上のように S-N 曲線は応力比の正負の違いにより大きく異なる形状を示した。
- (2) 破壊起点は、その位置ならびに応力比の違いを問わず、平坦なファセットであった。このファセットは α 粒に対応した。本供試材には極めて多くの破壊起点となる候補が存在する。
- (3) 応力比の違いに関わらず、ほとんどの表面破壊において、き裂は単一のファセットから進展していた。
- (4) 内部破壊では $R > 0$ の場合、起点部に多数のファセットが観察された。 $R < 0$ の場合、起点部に複数のファセットが存在したものの、その数は $R > 0$ の場合と比較して明らかに少なかった。複数の起点からき裂が進展し、それらが合体する傾向は、正の応力比によって助長される。
- (5) 修正グッドマン線図による疲労強度評価は $R > 0$ の場合に危険側になる。これは、(1) で述べた $R > 0$ の場合に S-N 曲線が長寿命域において急な傾斜を持つことに対応する。また、この S-N 曲線の特徴は、 $R > 0$ において顕著に見られた複数のき裂の合体による破壊が関与した結果と考える。
- (6) 内部破壊の起点ファセット周囲において結晶学的な凹凸の間に粒状の延性的な様相を示す領域が形成されていた。この粒状領域は表面破壊の破面上には観察されなかった。また、粒状領域の形成は圧縮負荷によって促進されることが確認された。

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技官・藤田実氏、北海道大学大学院生

(当時)・泉谷仁氏, 北海道大学工学部学生(当時)・園生義人氏に謝意を表する。

文 献

- (1) S.Nishijima, K.Kanazawa, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.22, (1999), 601-607.
- (2) 江村秀樹・浅見克敏, *機論*, **55**-509, A (1989), 45-50.
- (3) 越智保雄・酒井達雄, *材料*, **52**, (2003), 433-439.
- (4) 塩澤和章・黒田泰嗣・西野精一, *機論*, **64**-626, A(1998), 2528-2535.
- (5) 皆川邦典, *鉄と鋼*, **75**, (1989), 1104-1111.
- (6) 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, (1994).
- (7) 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, (1994).
- (8) R.K.Steele, A.J.McEvily, *Eng. Fracture Mechanics*, **8**, (1976), 31-37.
- (9) B. L. Boyce, R. O. Ritchie, *Eng. Fracture Mechanics*, **68**, (2001), 129-147.
- (10) D. F. Neal, P. A. Blenkinsop, *Acta Met.*, **24**, (1976), 59-63.
- (11) J.Ruppen, P.Bhowal, D.Eylon and A.J.McEvily, *ASTM STP 675*, (1979), 47-68.
- (12) A.Atrons, W.Hoffelner, T.W.Duerig and J.E.Allison, *Scripta. Metall.*, **17**, (1983), 601-606.
- (13) S.Adachi, L.Wagner and G.Lutjering, *Titanium Science and Technology*, **4**, (1985), 2139-2146.
- (14) 長井 寿・石川圭介, *鉄と鋼*, **75**, (1989), 707.
- (15) 梅澤 修・長井 寿・石川圭介, *鉄と鋼*, **76**, (1990), 924-931.
- (16) 西田新一・浦島親行・高野則之・材料, **42**, (1993), 1179-1185.
- (17) M.Kaneko, T.Nakamura and T.Noguchi, *Proceedings of the 11th International Conference on Experimental Mechanics*, (1998), 1117-1120.
- (18) 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, (1999), 79-80.
- (19) 小熊博幸・中村 孝・野口 徹, *材料*, **50**, (2001), 1074-1079.
- (20) 小熊博幸・中村 孝・横山秀治・野口 徹, *材料*, **52**-11, (2003), 1298-11304.
- (21) 中村 孝・泉谷 仁・椎名貴弘・小熊博幸・野口 徹, *材料*, **52**-11, (2003), 1280-1284.
- (22) 村上敬宜・植田 徹・野本哲志・村上保夫, *機論*, **66**-642, A(2000), 311-319.
- (23) 椎名貴弘・中村 孝・野口 徹・細川冬樹, *材料*, **51**-6, (2002), 673-680.
- (24) 椎名貴弘・中村 孝・野口 徹, 日本材料学会第26回疲労シンポジウム講演論文集, (2002) 133-136.
- (25) 小熊規泰・原田 久・酒井達雄, *材料*, **52**-11, (2003), 1292-1297.
- (26) 村上敬宜・植田 徹・野本哲志・村上保夫, *材料*, **48**, (1999), 1112-1117.
- (27) 塩澤和章・森井祐一・西野精一・魯 連涛, *材料*, **52**-11, (2003), 1311-1317.