圧延集合組織を有する純チタン膜材の 疲労き裂進展に伴う活動すべり系の推定[†] —EBSD 法による結晶方位測定に基づいて—

清水 憲一* 木曾原 知明**

Estimation of Active Slip System with Crack Propagation in Pure Titanium Film with Rolling Texture (Based on Crystal Orientation Measurement by EBSD Method)

by

Kenichi SHIMIZU* and Tomoaki KISOHARA**

Pure titanium films with rolling texture were fatigued. In order to discuss correlation between fatigue crack propagation and active slip systems, crystal orientation around the fatigue crack was measured. The crystallographic information was analyzed using the Electron Back-scatter Diffraction (EBSD) system and a misorientation vector was estimated as the axis of misorientation angle. As a result, fatigue cracks propagated faster in the specimen loaded to the rolling direction than in that loaded to the transverse direction. Using the misorientation vector, the active slip system with crack propagation was estimated. It is found that the fatigue crack propagated by two prismatic slip systems in the specimen loaded to the rolling direction. On the other hand, the fatigue crack seems to propagate by one basal slip system in the specimen loaded to the transverse direction. The basal slip hardly operates because the slip is limited in one plane and the fatigue crack propagation is decelerated in the specimen loaded to the transverse direction.

Key words:

Fatigue, Crack, Titanium film, Crystal orientation, EBSD method

1 緒 言

純チタンは実用金属の中では、極めて高い耐食性を持ち、軽量かつ高強度という特徴がある。これらの特徴を活かして、化学プラントや熱交換器のような腐食環境中で膜材として使用されている。特に、海水を冷媒に使用する船舶用熱交換器には純チタン膜材の使用が必須となっている。さらに、燃料電池車に搭載される燃料電池スタックの基幹部品であるセパレータにチタン膜材が採用されるなど、従来の用途に加え、新たな市場に需要が拡大しつつある。

圧延された純チタン膜は、圧延集合組織によって強い異方性を示すので、荷重軸方向によってその機械的特性は大きく異なることが予想される¹⁾。さらに hcp 構造を有する純チタンは、結晶の対称性が低いことから、荷重軸方向によって活動するすべり系が異なることが報告されている²⁾。このような純チタン膜材を機械製品に用いる場合、膜材の疲労試験を行い、疲労き裂進展に及ぼす圧延集合組織の影響を把握することが製品の信頼性を高める上で重要である。

疲労に伴う微視組織の変化から損傷を評価する手法と

して、電子線後方散乱回折 (EBSD: Electron Backscatter Diffraction) 法が用いられるようになりつつある^{3)~5)}。それらの多くは、計測された結晶方位差 (Misorientation) に基づいて疲労損傷評価が行われているが、方位差の角度をスカラー量として扱っている場合が多く、すべり変形のようにベクトル成分を含む現象の解明には至っていないと思われる。

本研究では、純チタン膜材を用いて、圧延方向と同一方向あるいは直交方向に荷重を負荷した疲労試験を行い、EBSD 法によって得られた疲労き裂周辺の結晶方位データから、独自の方法で結晶方位差を算出した。この方法を用いると、結晶格子の回転軸が評価出来るので、純チタン膜材の疲労き裂進展における活動すべり系を推定し、圧延集合組織がき裂進展に及ぼす影響について検討した。

2 実験方法

2・1 試験片

膜厚 50 μ m の冷間圧延された純チタンを、エチレングリコールと塩化ナトリウムを混合した電解研磨液を用いて、膜厚 $t_f=30\mu$ m まで電解研磨を行った後、1073K-3h の条件下で焼なまし処理を施した。EBSD 法によって測定した純

[†] 原稿受理 平成28年12月21日 Received Dec. 21, 2016 ©2017 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 名城大学 理工学部 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口
Dept. of Mech. Eng., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya, 468-8502

** 名城大学 理工学研究科 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口
Dept. of Mech. Eng., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya, 468-8502

チタン膜材の圧延集合組織を Fig. 1 に示す. 焼なまし後も明瞭な配向性を有しており, 圧延 (RD) 方向と直交 (TD) 方向に, (0001) 軸 (c 軸) が約 30° 傾いた圧延集合組織を示している。膜材から引張試験片を切り出し, RD 方向と TD 方向に引張ったときの静的な機械的特性を Table 1 に示す. ヤング率はほぼ等しいが, TD 方向に負荷した場合, 降伏応力は 139%, 引張強度は 87% 高い. 逆に, 伸びは TD 方向に引張った場合の方が 61% 低下している.

膜材を接着する母材には, Fig. 2 に示す中央に縦横比 1.5 のだ円貫通穴を開けた厚さ 2mm の A2017 アルミニウム合金の板材を用いた. 膜材は 20mm 四方に切り出したのち, 中心にワイヤ放電加工により長さ 1.6mm, 先端半径 0.15mm のスリット状切欠きを導入した. このとき, 圧延方向が荷重軸方向 (Fig. 2 の上下方向) と直交する試験片を TD 材, 平行な試験片を RD 材とし, 瞬間接着剤を用いて, 膜材を母材に接着した.

2・2 疲労き裂進展試験

疲労き裂進展試験には電気油圧サーボ式疲労試験機 (島津製作所製: EHF-LB5kN-10L) を使用した. 試験条件は周波数 20Hz, 応力比 $R=0$ の正弦波による荷重一定試験とした. 母材に負荷する繰返し応力の最大値は, TD 材で $\sigma_{\max}=19\text{MPa}$, RD 材で $\sigma_{\max}=15\text{MPa}$ とした. 前報で述べたように, 母材貫通穴の変位を介して膜材に繰返し変形が与えられるので, 膜単体の疲労き裂進展試験が可能となる。母材に一定荷重振幅を負荷した場合, き裂先端がだ円貫通穴縁に近づくとともにき裂進展速度 da/dN が減少することが本試験法の特徴である. き裂の観察と測定にはデジタルマイクロ스코プ (ユニオン光学製: DZ-4) を使用した.

2・3 結晶方位解析

結晶方位解析にはサーマル電界放出型走査電子顕微鏡 (日本電子製: JSM-7000FS) に取り付けられた結晶方位解析装置 (Tex SEM Laboratory: OIM 4.6) を用いた. 測定領域は $20\mu\text{m} \times 20\mu\text{m}$ で, 測定点数は縦 140 点 $\times$ 横 120 点である. なお, このときの横方向の測定ステップサイズは $0.166\mu\text{m}$ となる.

Fig. 1 Rolling texture of pure titanium film

Specimen	Young's modulus $E[\text{GPa}]$	Yield stress $\sigma_Y[\text{MPa}]$	Tensile strength $\sigma_B[\text{MPa}]$	Elongation [%]
TD	109	313	351	17.5
RD	106	131	188	28.7

Fig. 3 に示すように, P 点における方位差 θ は以下の式を用いて算出できる.

$$M_{12} = A_2 A_1^{-1} \quad (1)$$

$$\cos \theta = \frac{\text{Tr} M_{12} - 1}{2} \quad (2)$$

A_1 と A_2 は P 点を挟んで対角に位置する箇所の方位行列, M_{12} は A_1 から A_2 への回転を表す行列, $\text{Tr} M_{12}$ は M_{12} の対角成分の和である. 方位差 θ は, ある軸の周りの回転角として定義されており, このときの回転軸は, M_{12} の成分より, $L_1=m_{32}-m_{23}$, $L_2=m_{13}-m_{31}$, $L_3=m_{21}-m_{12}$ を用いて式(3)のベクトル L として求められる.

$$L = \left(\frac{L_1}{\sqrt{L_1^2 + L_2^2 + L_3^2}}, \frac{L_2}{\sqrt{L_1^2 + L_2^2 + L_3^2}}, \frac{L_3}{\sqrt{L_1^2 + L_2^2 + L_3^2}} \right) \quad (3)$$

以降, このベクトル L を方位差軸ベクトル (Misorientation axis) と称する. なお L は長さ 1 の単位ベクトルである.

本研究で使用した装置では, Fig. 3 のように測定箇所が千鳥格子状に並んでいるので, P 点における方位差として θ_1 , θ_2 , θ_3 の 3 通りが得られる. 一般的に, P 点における方位差 θ は, θ_1 , θ_2 , θ_3 の平均値として求められる KAM (Kernel Average Misorientation) が用いられる場合が多い。これに対して, 回転軸 L はベクトルなので, 単純に平均することはできない. そこで本研究では, θ_1 , θ_2 , θ_3 の中で最大となる方位差を P 点における局所結晶方位差 θ とし, そのときの回転軸ベクトルを L として定義した. 仮に θ_1 が最大だった場合, Fig. 3 に示すように, このベクトルを回転軸として, 結晶格子が θ 湾曲していることを示している.

Fig. 2 Dimension of the film and the base plate

Fig. 3 Definition of misorientation angle, θ , and axis, L

3 実験結果

3・1 疲労き裂進展試験

Fig. 4 に TD 材, Fig. 5 に RD 材の疲労き裂進展経路と, き裂進展速度 da/dN の変化を示す. TD 材, RD 材ともにき裂は結晶粒内を進展し, 粒界を進展することにはなかった. TD 材では, 結晶粒界を通過する際に進展方向が大きく変わる場合があった. RD 材では, TD 材のように大きく進展方向を変えることはなく, 直線的にき裂が進展した.

TD 材と RD 材のき裂進展速度を比較すると, TD 材の方が, 負荷応力が高いにもかかわらず, 進展が遅いことがわかる. Fig. 4(b)の矢印は, TD 材において, き裂が粒界で一時的に減速した箇所を示している. また, Fig. 5(b)には, 後述する破面観察において, 凹凸が大きい破面が観察された箇所を示しており, RD 材では, 破面の凹凸が大きい場所で, き裂進展速度がやや低下する傾向がみられる.

3・2 結晶方位解析

Fig. 4(a)および Fig. 5(a)中に, 四角で示した箇所 A~M の結晶方位測定を行った. 電解研磨を行うと, 粒界が明瞭に識別できるので, 測定領域が粒界をまたがないように設定した. TD 材の領域 B, RD 材の領域 J, L から得られた試料法線方向の結晶方位マップ図を Fig. 6 に示す. マップ内の結晶方位が 1 色で示されていることから, 観察領域は 1 つの結晶粒内に含まれており, き裂は結晶粒内を進展していることがわかる. 図中には, この結晶粒内で

観察されたすべり線を示している. Fig. 6(a)に示すように, TD 材ではすべり線と平行にき裂が進展していた. これに対して, Fig. 6(b)および(c)に示すように, RD 材では, すべり線の角度よりも, 負荷方向と直交方向に近い角度でき裂が進展する傾向がみられた.

結晶方位差 θ の分布を Fig. 7 に示す. θ は 0° から 3° までの値をカラーバーで表しており, 黒で表された箇所はき裂である. TD 材, RD 材ともにき裂周辺で θ が高い値を示していることがわかる. ただし, 観察領域全体の θ の平均値を算出したところ, Fig. 7(a)で 0.32° , Fig. 7(b)では 0.36° , Fig. 7(c)では 0.32° であり, 明確な差はみられなかった.

3・3 破面観察

Fig. 8 に, 領域 B, J, L における破面を示す. いずれも観察面は写真の下側である. 領域 B と領域 L の破面は凹凸が小さいのに対して, 領域 J の破面は凹凸が大きい. なお, TD 材では, 破面全体が領域 B の破面と同様に凹凸が小さかった. これに対して, RD 材では領域 J のように凹凸が大きい破面が約 7 割, 領域 L のように凹凸が小さい破面が 3 割程度であった.

4 考察

4・1 疲労き裂進展に伴う活動すべり面の推定

Fig. 6 で観察されたすべり線の角度から, すべり面を同定した結果, TD 材では底面すべり, RD 材では柱面すべりが活動していることがわかった. なお, Fig. 6 の領域 B, J, L 以外の測定箇所でもすべて同じ傾向を示しており,

Fig. 4 Crack propagation behavior in TD specimen

Fig. 5 Crack propagation behavior in RD specimen

TD 材では底面すべり, RD 材では柱面すべりによって疲労き裂が進展したと考えられる.

4・2 活動すべり系と方位差軸ベクトルの関係

Fig. 7 において, θ が 0.5° 以上となった箇所における方位差軸ベクトル $\mathbf{L}$ を矢印として表示した結果を Fig. 9 に示す. 図中の赤枠はき裂周辺を拡大したものである. また, 観察領域の結晶方位を六方晶の図を用いて模式的に示している. 赤枠内をみると, き裂周辺の矢印は一方向に揃う傾向がみられる. そこで, 方位差軸ベクトル $\mathbf{L}$ と活動したすべり系の関係を調べるために以下の考察を行った.

底面すべりでは, Fig. 10(a) に示すように, 1 つのすべり面に対して, 3 つのすべり方向①, ②, ③が存在する.

そこで, すべり方向と底面法線方向のいずれにも直交するベクトル $\mathbf{S}$ を求めた. $\mathbf{S}$ は長さ 1 の単位ベクトルであり, 以降, すべり系を表すベクトルとして $\mathbf{S}$ をすべり系ベクトルと称する. このとき, すべり方向①, ②, ③に対するすべり系ベクトルをそれぞれ $\mathbf{S}_1, \mathbf{S}_2, \mathbf{S}_3$ とする.

柱面すべりでは, Fig. 10(b) に示すように, 3 つのすべり面が存在し, それぞれのすべり面に対するすべり方向は 1 つである. そこで, すべり系ベクトルとして①, ②, ③の柱面に対して法線方向のベクトル $\mathbf{S}_1, \mathbf{S}_2, \mathbf{S}_3$ を定義した.

Fig. 9(a) 中の矢印で示されたすべてのベクトルと, 底面すべりの $\mathbf{S}_1, \mathbf{S}_2, \mathbf{S}_3$ との成す角度 ϕ を求め, それぞれ

Fig. 6 Crystal orientation map around the fatigue crack

Fig. 7 Misorientation map around the fatigue crack

Fig. 8 Fracture surface

のすべり系における Schmid 因子との関係を調べた。

Fig. 11(a)(i)は ϕ の頻度分布を表しており、①のすべり系に対して $\phi=0^\circ$ 、②と③のすべり系に対して $\phi=60^\circ$ の位置において高い頻度分布がみられる。これは、Fig. 9(a)中の矢印の大部分が、 S_1 と同一方向を向いていることを意味している。このとき、 L はすべり面（底面）と平行で、すべり方向と直交しているため、Fig. 12(a)に示す刃状転位によって生じる小傾角粒界モデルに対応していると考えられる⁸⁾。つまり、 L は刃状転位の転位線を表しており、 L を回転軸として結晶格子が湾曲し、方位差 θ が生じたと予想される。また、①のすべり方向は、Schmid 因子が最大になっていることから、実際に活動したすべり系は①の可能性が高い。

同様に、Fig. 9(a)中の矢印で示されたすべてのベクトルと、柱面すべりの S_1 、 S_2 、 S_3 との成す角度 ϕ を求めた結果を Fig. 11(a)(ii)に示す。柱面すべりに対しては、Schmid 因子が最大でも 0.22 であり、底面すべりと比べて小さい値となっている。Salem と Kalidindi らは、純チタンの柱面、錐面、底面の臨界分解せん断応力をそれぞれ 37MPa、49MPa、197MPa と報告しており、底面すべりが生じにくいことを述べているが⁹⁻¹¹⁾、本研究のように Schmid 因子が大きく異なると、臨界分解せん断応力が高い底面すべりでも活動する可能性を示している。

Fig. 9(b)中の矢印と、底面すべり、柱面すべりとの関係を求めた結果を、Fig. 11(b)に示す。Fig. 11(b)(i)の底面すべりは、いずれのすべり方向も Schmid 因子が小さく、実際に活動した可能性は低い。Fig. 11(b)(ii)の柱面すべりとの関係をみると、すべてのすべり系ベクトルに対して、 L が $\phi=60\sim 90^\circ$ 付近に分布していることがわかる。これは、 L が①、②、③の柱面法線方向に対して直交方向、すなわち c 軸と同一方向を向いていることを意味している。この場合も、 L はすべり面（柱面）に平行で、すべり方向と直交していることから、前述の底面すべりの場合と同じように、刃状転位による小傾角粒界モデルに対応していると考えられる。また、Fig. 6(b)で観察されたすべり線は、Schmid 因子が高い①と②のすべり系が活動した場合に生じるすべり線角度と一致していることか

ら、実際に活動したのはすべり系①と②であり、2つのすべり系が活動することで、すべり線①と②の間の角度でき裂が進展したと考えられる。

Fig. 8の破面観察より、TD材の領域Bのように、1つのすべり系が活動し、き裂がすべり面（底面）上を進展する場合には凹凸が小さくなるのに対して、RD材の領域Jのように2つのすべり系が活動して、き裂がすべり面に沿わずに進展する場合には、凹凸が大きくなると予想される。

Fig. 9(c)中の矢印と、底面すべり、柱面すべりとの関係を求めた結果を、それぞれ Fig. 11(c)に示す。Fig. 11(b)(i)と同様に、Fig. 11(c)(i)の底面すべりは、いずれのすべり方向も Schmid 因子が小さく、実際に活動した可能性は低い。

これに対して、Fig. 11(c)(ii)の柱面すべりは、すべり系ベクトル S_1 と S_2 に対して $\phi=60^\circ$ 、 S_3 に対して $\phi=0^\circ$ となっており、ほとんどの L が柱面③の法線方向を向いていることを示している。これはTD材の領域BあるいはRD材の領域Jで述べた、刃状転位によって生じる小傾角粒界モデルと対応しないことから、別のモデルを考える必要がある。

Fig. 6(c)に示したすべり線は、Schmid 因子が2番目に高いすべり系②に対応しており、実際には Schmid 因子が最大となる①も同時に活動したと考えられる。らせん転位によって生じるねじれ粒界モデル¹²⁾を仮定すると、

Fig. 10 Definition of slip system vector, S , in hcp

Fig. 9 Misorientation axis around the fatigue crack

Fig. 11 Frequency distribution of angle between misorientation axis and slip system vector

Fig. 12 Misorientation angle in low angle grain boundary

Fig. 12(b)のように、結晶格子の回転軸はすべり面に対して直交する。このとき、 L は S_1 あるいは S_2 に一致するが、らせん転位では交差すべりが生じて①および②のすべり系が同時に活動したと考え、実際には S_1 と S_2 のベクトル和である S_3 が回転軸となって、すべり変形が生じた可能性がある。その結果、Fig. 9(c)中のほとんどの矢印が、 S_3 と同一方向を向いたと考えられる。また、実際のき裂進展方向は、Fig. 11(c)(ii)中に示す錐面によって生じるすべり線方向とほぼ一致していた。この錐面は①、②の柱面と角度が近く、最大のSchmid因子を示す①の柱面とすべり方向が一致している。すなわち、①と②のすべり系が交差すべりを伴って活動し、き裂は2つのすべり面の間に存在する錐面上を進展した可能性がある。前報では、本論文のRD材と同一方向に負荷し

た疲労試験を行い、き裂進展経路はほぼ錐面に沿っていたことを報告した¹³⁾。そのため、錐面すべりが活動することによって、き裂が進展すると考察したが、実際には2つの柱面すべりが活動し、その間に存在する錐面に沿ってき裂が進展していたと考えられる。また、Fig. 8(c)の破面は、Fig. 8(a)の破面と様相が似ており、凹凸が小さいことから、疲労き裂はこの錐面に沿って進展したと予想される。

TD材の領域B以外のすべての箇所において、 ϕ はFig. 11(a)と同様の分布傾向を示した。これに対して、RD材では、Fig. 11(b)の領域Jと同様な傾向を示したのが領域M、Fig. 11(c)の領域Lと同様な傾向を示したのが領域G、H、I、Kであった。また領域G、H、I、Kでは、き裂は錐面に沿って進展していた。このようにRD材では、2通りのき裂進展形態が確認されたが、どのような条件で、き裂進展機構が異なるのかについては、今後の検討課題である。

以上のことから、TD材とRD材の疲労き裂進展速度の差は、異なるすべり系が活動したことが原因であり、臨界分解せん断応力が高く、1つのすべり系しか活動しないTD材において、き裂進展速度が低下したと考えられる。特に、き裂が結晶粒界を通過する際に、この影響

が顕著に表れ、TD 材の粒界近傍で、進展速度が低下したと予想される。本研究に用いた純チタン膜材は、厚さ方向の結晶粒数がほぼ 1 個であるが、複数の結晶粒が存在すると、厚さ方向にき裂が貫通する際にも粒界の影響が表れるので、TD 材と RD 材のき裂進展速度の差はさらに増大する可能性がある。

5 結 言

本研究では、EBSD 法を用いて純チタン膜材の疲労き裂周辺の結晶方位を測定した。得られた方位行列から、結晶方位差の回転軸をベクトルとして評価し、疲労き裂進展の際に活動したすべり系を推定した。そして、純チタン膜材の圧延集合組織が、疲労き裂進展に及ぼす影響について考察した。以下に得られた主な結果をまとめる。

(1) 純チタン膜材では、c 軸が圧延方向と直交方向に約 30°傾いた圧延集合組織を示し、荷重軸が圧延方向と平行な試験片 (RD 材) の方が、圧延方向と直交する試験片 (TD 材) よりもき裂進展速度が速かった。

(2) 結晶方位差の回転軸ベクトルより、活動したすべり系を予測した。予測した結果は、疲労き裂周辺で実際に観察されたすべり線の方向と一致しており、荷重軸が圧延方向と直交する試験片 (TD 材) では底面すべりが、平行な試験片 (RD 材) では柱面すべりが生じていた。

(3) 荷重軸が圧延方向と直交する試験片 (TD 材) では底面すべりのみが活動したのに対して、平行な試験片 (RD 材) では 2 つの柱面すべりが同時に活動していた。すべり面が 1 つで、底面すべりの臨界分解せん断応力は柱面すべりに比べて高いことから、TD 材のき裂進展速度が低下したと考えられる。

(4) 荷重軸が圧延方向と直交する試験片 (TD 材) では、底面すべりに沿ってき裂が進展し、すべての場所で凹凸の小さい破面であった。これに対して、平行な試験片 (RD 材) では凹凸が大きい箇所と小さい箇所がみられた。RD 材で、凹凸の小さい破面が観察された箇所では、活動した 2 つの柱面の間に存在する錘面に沿ってき裂が進展していた。

終わりに、本研究は科学研究費補助金基盤研究(C) (課題番号 25420018) のもとに行った。記して謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) S. Nagashima, "Texture of titanium", The Iron and Steel Institute, Vol. 72, No. 2, pp. 314-320 (1986).
- 2) M. Tsushida, T. Sakamoto, H. Kitahara and S. Ando, "Orientation dependence of fatigue fracture behavior in pure titanium single crystals", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol. 58, No. 10, pp. 841-846 (2009).
- 3) K. Sasaki, M. Kamaya, T. Miura and K. Fukuya, "Correlation between microstructural scale plastic strain and misorientation", Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, Vol. 74, No. 7, pp. 467-474 (2010).

- 4) R. Yoda, T. Yokomaku and N. Tsuji, "Plastic deformation and creep damage evaluations of type 316 austenitic stainless steels by EBSD", Materials Characterization, Vol.61, No 10, pp. 913-922 (2010).
- 5) K. Fujiyama, K. Mori, D. Kaneko, H. Kimachi, T. Saito, R. Ishii and T. Hino, "Creep damage assessment of 10Cr-1Mo-1W-VNbN steel forging through EBSD observation", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 86, No 9, pp. 570-577 (2009).
- 6) K. Shimizu, Y. Kato and F. Sakata, "Development of ΔK -decreasing test method of the metal film by displacement constraint along the elliptical through hole-edge", Mechanical Engineering Journal, Vol. 3, No. 6 (2016).
- 7) Y. Sakakibara, K. Nomura, K. Kubushiro and H. Yoshizawa, "Plastic strain dependency of misorientation for austenitic stainless steel and nickel base alloy", Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, Vol. 76, No. 12, pp. 669-676 (2012).
- 8) H. Kaneko, "Structure of grain boundary", The Iron and Steel Institute, Vol. 56, No. 5, pp. 622-635 (1970).
- 9) A.A. Salem, S.R. Kalidindi, and S.L. Semiatin, "Strain hardening due to deformation twinning in α -titanium: Constitutive relations and crystal-plasticity modeling", Acta Materialia, Vol.53, No.12, pp.3495-3502 (2005).
- 10) A.A. Salem, S.R. Kalidindi, R.D. Doherty and S.L. Semiatin, "Strain hardening due to deformation twinning in α -titanium: Mechanisms", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.37, No.1 pp.259-268 (2006).
- 11) X. Wu, S.R. Kalidindi, C. Necker and A.A. Salem, "Prediction of crystallographic texture evolution and anisotropic stress-strain curves during large plastic strains in high purity α -titanium using a Taylor-type crystal plasticity model", Acta Materialia, Vol.55, No.2, pp.423-432 (2007).
- 12) K. Maruyama, M. Fujiwara and K. Yoshimi, "Fundamental study of structural metal materials", pp. 18-19 (2014) UCHIDA ROUKAKUHO.
- 13) K. Shimizu, T. Torii and Y. Fujino, "Evaluation of the crystal rotation behavior at the fatigue crack tip in pure titanium films", Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol. 2, No. 12, pp. 1539-1546, (2008).