プローブ顕微鏡による多結晶純チタンの
引張変形の連続観察李 炎*・阿部 武治**
多田 直哉***・金澤 雅典*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 53, No. 7 (2003), pp. 295-301

Continuous observation of tensile deformation of polycrystalline pure
titanium by scanning probe microscope

Yan LI*, Takeji ABE**

Naoya TADA*** and Masanori KANAZAWA*

Change in the surface plastic deformation of polycrystalline titanium with grain size of about $180\text{ }\mu\text{m}$ is consecutively observed and measured by a scanning probe microscope. It is shown that the surface deformation is mainly due to slip for the plastic strain less than 0.1. After that, a large amount of twins are formed and the secondary slip system becomes active, and accordingly the surface roughness increases. Then, the deformation proceeds with both the slip and the twin in a harmonious way. The surface roughness, the maximum height difference and the averaged slope angle of the microscopic surface profile increase with increase in applied tensile strain. The angle between the slip lines and the loading axis decreases a little with increase in applied strain. It is pointed out that by the use of a scanning probe microscope, the relation between the development of slips or twins in grains and the surface roughness can be clarified in nano-scale.

(Received December 17, 2002)

Keywords: polycrystalline titanium, tensile plastic deformation, surface morphology, surface roughness, scanning probe microscope

1. 緒 言

チタンは機械構造用部材や生体材料などとしての用途をますます拡大しつつある^{1),2)}。これに伴って、チタンの変形機構についても、数多くの研究がなされているが³⁾、多結晶チタンの塑性変形に伴う表面微視的変形挙動に対する観察を行った研究は比較的少ない。一般に金属材料を塑性変形させると自由表面には表面あれが発生するが、これらの変形挙動は材料の微視的不均一性や材料の変形機構と密接に関係していることが指摘されている^{4)~8)}。したがって、塑性変形に伴う自由表面の変形挙動を詳細に調べることは多結晶金属の塑性変形機構の解明にも重要であると考えられる。

従来の表面あれの研究では、主として触針式粗さ計が用いられてきた。これに対して、最近のプローブ顕微鏡や走査型共焦点レーザ顕微鏡は、表面の微視的画像を得るとともに、種々の3次元的情報を得ることができることから、より微視的な3次元測定が可能となり、従来の各種測定結果と微視的変形機構の関連を明らかにする上でも有用であると考えられる^{9)~14)}。また、プローブ顕微鏡は分解能が高いことから、小さなひずみ領域におけるナノオーダーに至る微小な変化も捕らえることができると期待される。

そこで本論文では、原子間力顕微鏡 (AFM) の機能を有する走査型プローブ顕微鏡 (SPM) と走査型レーザ顕微鏡を用い、1073 K で焼なましした比較的結晶粒径の大きな多結晶純チタン材の単軸引張変形に伴って、自由表面に生じる微細変形挙動の変化、すなわちすべりと双晶の発生や進行について、同一の場所を連続観察し、ミクロレベルのあらさの変化、ナノレベルのすべり線の段差の変化、表面の平均傾斜角、あるいはすべり線と荷重軸のなす角度の変化等を定量的に連続測定し、相互の関連等について考察を加える。なお、今回は活動すべり系の数が BCC 金属や FCC 金属に比べて少なく、すべり変形と双晶変形が共存する HCP 金属のチタンを取上げている。

2. 実験方法

2.1 試験片および引張試験

本研究に使用した材料は、厚さ 1 mm、純度 99.5% の工業用多結晶純チタン板である。引張試験片はワイヤカットで切出した。試験片寸法と形状を Fig. 1 に示す。試験片の片面は耐水エメリーペーパーで #600 から #2000 まで研磨し、さらにコロイド状シリカを用いて鏡面までバフ研磨して、1073 K で 72 ks の真空焼なまし後、電解研磨を行った。使用した電解研

* 岡山大学大学院自然科学研究科 (〒700-8530 岡山県岡山市津島中 3-1-1)。Graduate School of Natural Science and Technology, Okayama University (Tsushima-Naka 3-1-1, Okayama-shi, Okayama 700-8530).

** 津山工業高等専門学校 (津山市)。Tsuyama National College of Technology (Tsuyama-shi, Okayama)。E-mail: abe@tsuyama-ct.ac.jp

*** 岡山大学工学部 (岡山市)。Department of Mechanical Engineering, Okayama University (Okayama-shi, Okayama)。

Fig. 1 Titanium specimen used for tensile test (unit: mm).

Fig. 2 Optical micrographs of crystal grains of titanium.

磨液は蒸留水 25 ml, メチルアルコール (95%) 390 ml, エチレングリコール (1.11) 350 ml, 過塩素酸 (70%) 35 ml の混合液で, 電解研磨条件はステンレス陰極, 電圧 30~50 V, 温度 278~288 K である。Fig. 2 に結晶粒の光学顕微鏡像を示す。切断法により求めた平均結晶粒径は約 180 μm であった。

引張試験の前に, 試験片の中心部にマイクロビッカース硬さ試験機を用いて, 500×500 μm² の正方形領域の角に圧痕をつけた (Fig. 1)。これらの圧痕は同一範囲を連続的に観察するための目印にするとともに, ひずみ測定のための標点に用いる。

引張試験は容量が 5 t の万能試験機 (島津製作所製オートグラフ, DSS-5000 型) で実施した。クロスヘッドスピードが一定の 0.0083 mm/s の条件で, 3 本の試験片についてくびれが生じるまで引張, 応力-ひずみ線図を作成したが, これらはほぼ一致した。次に, 同一形状の別の試験片について, 真ひずみが 0, 0.012, 0.028, 0.044, 0.09, 0.12, 0.15 の各段階で引張を中断し, 試験片を SPM に装着して同一場所を連続的に観察した。なお, 負荷ひずみの増加とともに表面あれが進行するために, プロブ顕微鏡での観察は真ひずみが 0.15 までが限度であった。

2.2 プロブ顕微鏡と表面あらさの測定

2.2.1 プロブ顕微鏡

引張前後の試験片表面形状観察と測定には, セイコーインスツルメンツ社製の走査型プロブ顕微鏡 (SPI3800N, SPA300HV) を用い, ダイナミックフォースモード (Dynamic Force Mode, DFM) を使用した。DFM モードは, 原子間力顕微鏡の機能をより向上させるために, カンチレバーを共振させ, カンチレバーの先端に固定した探針は試料表面を周期

的にたたきながら走査する方法である。このとき, 検出器によって探針と試料表面の引力, 斥力を検出し, 表面形状を測定する。この場合の分解能は面内 0.3 nm, 垂直方向 0.01 nm である。

使用するステージの走査範囲は標準で 150 μm 四方であるが, 190 μm 四方まで拡張して測定することができる。走査方向は試料引張軸に垂直な方向とし, 走査周波数は 0.1~0.5 Hz の範囲で調整した。カンチレバーには凹凸が大きい試料に対応できるばね定数 40 N/m の SI-DF40 を用いる。測定環境は大気中である。

Fig. 2 に観察した部分の光学顕微鏡像を示す。図中の白い線で囲む範囲をプロブ顕微鏡により連続観察した。以降, 三つの結晶粒をそれぞれ A, B, C で示すこととする。なお, 図中の矢印は結晶粒 A, B, C の粒界三重点である。

2.2.2 任意の直線に沿うあらさの測定

任意の断面に沿ってのあらさは, 断面中心線平均あらさ R_a と断面平均傾斜角 α を用いる。まず, 断面中心線平均あらさ R_a は JIS B 0601 で定義されている通りである。すなわち, あらさ曲線からその中心線方向に測定長さ L の部分を抜きとる。この部分の曲線の中心線方向を x 軸, 縦倍率の方向 (x 軸に垂直な方向) を y 軸とし, あらさ曲線を $y=F(x)$ とおくと,

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |F(x)| dx \quad (1)$$

で定義される。

断面平均傾斜角 α は断面曲線において, 微小区間の傾きの絶対値を指定長さについて平均した値で, 次式で与えられる。

$$\alpha = \arctan \left\{ \frac{1}{L} \int_0^L \left| \frac{dF(x)}{dx} \right| dx \right\} \quad (2)$$

2.2.3 任意の領域についてのあらさの測定

測定領域内の形状 (あらさ) を表すパラメータとして, 平均表面あらさ R_{a3} , 最大表面高低差 H_f と平均傾斜角 α_3 を用いた。まず, 平均面あらさ R_{a3} は, JIS B 0601 で定義されている中心線平均あらさを, 測定領域に対して適用できるように 2 次的に拡張したものである。平均面あらさは, 基準面から測定面までの偏差の絶対値の平均値で定義され, 次式で与えられる。

$$R_{a3} = \frac{1}{S_0} \int_0^{y_l} \int_0^{x_l} |F(x, y) - z_0| dx dy \quad (3)$$

ここに, S_0 は測定面の表面積であり, x_l , y_l はそれぞれ測定領域の範囲である。また, z_0 は測定面の z 方向の高さの平均値である。

次に, 表面の最大高低差 H_f は, 測定領域全面における z 方向の高さの最大値 $H_{\max}$ と最小値 $H_{\min}$ の差である。

$$H_f = H_{\max} - H_{\min} \quad (4)$$

測定領域の平均傾斜角 α_3 は, 山 (あるいは島) の平均半径の変化量の高さについての平均値 (の角度換算値) として与えられる¹⁵⁾。ここで言う山は, 測定面を基準面に平行な平

面で切断したとき、両者の交線で囲まれており、かつ切断面から上に出ている部分である。平均傾斜角 α_3 を求めるには、まずある高さ z での島の数 N と総面積 S_t を求め、これから山の平均断面積 $S_v = S_t/N$ を求める。次に、山が円であると仮定して、その半径の平均値 $R_v = (S_v/\pi)^{1/2}$ を求める。各高さ z について平均半径 $R_v(z)$ を求め、微小高さ dz に対する $R_v(z)$ の変化量 $dR_v(z)$ を求める。これを全高さ H について平均すると α_3 が求められる¹⁵⁾。

$$\alpha_3 = \arctan \left\{ \frac{1}{H} \int_0^H \left| \frac{dR_v(z)}{dz} \right| dz \right\}$$

$$= \arctan \left\{ \frac{1}{H} \int_0^H \left| \frac{d}{dz} \sqrt{\frac{S_t(z)}{\pi \cdot N(z)}} \right| dz \right\} \quad (5)$$

同一場所を測定できるように、まず測定範囲を $190 \times 190 \mu\text{m}^2$ に設定し、広い範囲で測定した後、 $150 \times 150 \mu\text{m}^2$ の範囲を選んで、同一場所がとれるまで、数回測定する。測定した画像データは、傾き補正（1次傾斜補正）を行った後、式(3)~(5)から表面平均あらさ、表面最大凹凸差および平均傾斜角をそれぞれ求める。測定は、各ひずみ段階で3回ずつ行い、結果はそれらの平均値とした。

2.2.4 すべり線段差の測定

すべり線の段差は、隣接する2本のすべり線で作られる段差 H_s と定義する。Fig. 3に示すように、測定面の画像データからあるすべり線に注目してすべり線に垂直な断面 D-D を切出し、隣接する階段の高さの差を測定する。本報告では、測定範囲内で任意に選んだ20本すべり線について測定し平均値を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 応力-ひずみ線図

Fig. 4は真応力-真ひずみ線図である。○印は引張試験を中断して観察した負荷ひずみを表している。○印に相当する真ひずみはそれぞれ0.012, 0.028, 0.044, 0.09, 0.12, 0.15であり、これらの各段階に対して同一領域を探索して連続観察した。

3.2 ひずみに伴う自由表面の微視的形の変化

Fig. 5は、Fig. 2中に矢印で示す粒界の三重点の位置を中心に、同一位置でひずみの増加に伴って、連続観察したプローブ顕微鏡によるDFM像と3次元描画像の一例である。DFM像は明るいところが高さの高いところ、暗いところが低い箇所を示している。像の横と下のスケールは走査範囲を示す。

Fig. 5(a) および (b) は、それぞれ初期状態 ($\epsilon=0$) と塑性ひずみ（真ひずみ）が0.012のときの結果を示しているが、A, B, Cの三つの結晶粒にはそれぞれ一定な方向の1次すべり線が生じており、それぞれ引張軸に対して45°, 48°, 60°の角度をなしている。（三つの結晶粒の粒界の三重点を矢印Pで示す。）また、このすべりによって粒界付近の段差が大きくなっている。そのほか、たとえばFig. 5(b)では、結晶粒Aの粒界付近で双晶も観察される。

Fig. 6(a)にひずみが0.012における共焦点レーザ顕微鏡写真を示す。撮影領域はFig. 5よりも広くとっている。図中

Fig. 3 Schematic diagram of cross-sectional surface profile of slip-lines.

Fig. 4 Stress-strain curve of titanium.

にA, B, C三つの結晶粒に現れたすべりを短い矢印で示す。長い矢印は双晶を示す。DFM像とレーザ顕微鏡写真からわかるように、微小ひずみ0.012でも、各結晶にすべりが生じ、一部の結晶粒では双晶も形成する。双晶はほとんどレンズ状の形状をしていた。これらの微細変形によって、試料表面の凹凸の高低差が現れた。なお本試料の引張において、双晶が発生、成長することは、透過電子顕微鏡観察によっても確認している。

Fig. 5(c)は塑性ひずみ $\epsilon=0.044$ の段階である。 $\epsilon=0.012$ と比べると、Fig. 5(c)に矢印で示すすべり線と左下の双晶も $\epsilon=0.012$ と同じように見えるが、3次元描画像 (Fig. 5(c'))を見るとすべり線の本数が増えている。他の領域では、2次すべりが始動している結晶粒も観察された。

Fig. 5(d)に示すひずみ $\epsilon=0.09$ では、図中にT1, T2で示すように、すべり線と約12°の角をなす新しい双晶が観察された。DFM像とレーザ顕微鏡像により、これらの双晶は結晶粒界から形成し、すべり線を横断して成長し、隣接する粒との粒界付近で停止している。対応する3次元描画像を見ると、双晶が山になって、双晶と双晶の間が谷になっていることがわかる。また、大部分の結晶粒は1次すべりのみであるが、一部の結晶粒では1次すべりと約60°または90°の角度で交差する2次すべりが発生していた。

塑性ひずみ $\epsilon=0.12$ では、双晶変形が引続き進行する。Fig. 5(e)に示すようにもとの双晶T1 (Fig. 5(d))の近傍では、それとほぼ平行に新しい双晶がもう1本発生している。そのほか、凹となっている結晶粒Cにも2本双晶が現れた (図中に矢印Tで示す)。

Fig. 6(b)に示すより広い範囲のレーザ顕微鏡写真を見ると、図中に矢印で示すように多数の双晶が形成していることがわかる。一方、前にできた双晶の内部に2次すべりが発生している例も認められた (Fig. 6(b)の記号A近傍の矢印で

Fig. 5 Surface morphology of polycrystalline titanium after tensile deformation observed by DFM versus applied strain (top figures: height contour, lower figures: bird's-eye view).

示す双晶の内部)。

Fig. 5(f) に示す塑性ひずみ $\epsilon=0.15$ の結果では、さらに新しい双晶ができたり、既存の双晶内部に2次すべりが発生したりする例が多く観察された。また、同図中では、双晶 T2 によってできた稜線に沿って幅約 $10\mu\text{m}$ の平面が形成され、その平面内部に T2 の稜線と 42° の角度をなす2次すべりが観察される。T1 の近傍には新しい双晶が1本現れ、観察領域内の双晶は3本になった。なお、ひずみ $\epsilon=0.15$ 以上のひずみでは、観察領域内の凹凸が激しくなりプローブ顕微鏡の測定限界を越えるため、測定を実施しなかった。

以上、同一場所で表面形状をひずみの増加とともに連続的に観察した結果をまとめると、ひずみ 0.09 以下の変形は双晶変形も発生するが、主にすべりで変形が進行する。ひずみ 0.09 附近になると双晶が活発に発生する。その後、ひずみの増加に伴って双晶の数が次第に増加する一方で、2次すべりも発生する。結果的にすべりと双晶が協調して塑性変形が進行するものと考えられる。

3.3 ひずみに伴う断面曲線の変化

ここでは 2.2.2 で述べた方法を用いて、ひずみに伴う断面曲線の変化と断面あらさを調べた。まず、結晶粒 A に注目し

(a) $\varepsilon=0.012$ (b) $\varepsilon=0.12$

Fig. 6 Surface morphology of polycrystalline titanium after tensile deformation observed by laser scanning microscope.

て、引張軸に垂直な断面 L0 とすべり線に垂直な断面 L1, L2 と L3 を選択する。これらの断面の位置関係を Fig. 5(b) に示す。次に、各ひずみの画像データから、同じ位置の断面を切出し、断面輪郭のデータから、断面曲線図を作成する。Fig. 7 は断面曲線図の例で、ひずみの増加に伴う結晶粒域内の表面あれ形状の変化を示している。Fig. 7(a) は L0 に沿う断面曲線図で、引張方向に垂直な断面形状変化を示す。Fig. 7(b) は L1 に沿う断面曲線図で、A 結晶粒域内のすべり帯にほぼ垂直な断面の形状変化を示す。断面曲線図から、塑性ひずみの増加に伴って表面あれの波が増加し、表面あれの凹凸差も増加する。その一方で最初形成した凹凸は変形の進行に伴って凹と凸の位置がほぼ不変なままで進行する。言い換えると、変形初期の段階でできたくぼみ（または丘）が変形の進行に伴って次第に谷（または山）になる。なお、Fig. 7 の断面曲線は各測定領域中の最低位置を高さ 0 として表示した結果であり、異なるひずみ間の絶対値の比較はできない。Fig. 7(b) に見られるように、 $\varepsilon=0.09$ で表面あれが急激に増加するのは、Fig. 5(d) に示すように双晶が発生したためであると考えられる。このように線分 L0 上の断面形状の変化はすべりが中心であり、ひずみとともに断面の凹凸が順次増加している。一方、Fig. 7(b) に示す線分 L1 の断面では、あるひずみ段階で双晶が発生し、急激に表面の凹凸が増加した。

次に、断面曲線から、断面の中心線平均あらさ R_a と平均傾斜角度 α を求めた結果をそれぞれ Fig. 8 および Fig. 9 に示

(a) Cross-sectional surface shape along line L0

(b) Cross-sectional surface shape along line L1

Fig. 7 Examples of cross-sectional surface shape along lines L0 and L1 shown in Fig. 5(b).

Fig. 8 Change in centerline averaged roughness with applied strain.

Fig. 9 Change in averaged angle of surface inclination with applied strain.

Fig. 10 Change in surface height difference, surface roughness and averaged inclination angle with applied strain.

す。図中の L0, L1, L2, L3 は Fig. 5(b) に示す四つの断面に沿っての変化である。これらの図から、いずれの断面でも塑性ひずみの増加に伴って中心線平均あらさと平均傾斜角が増加することが認められる。しかしながらより詳しく見ると、双晶を含む L1, L2, L3 の断面では、双晶が発生するひずみ $\epsilon=0.044$ と $\epsilon=0.09$ の間で変化が急に大きくなる傾向が認められる。

3.4 ひずみに伴う測定領域の表面あらさの変化

負荷ひずみの増加に伴う測定領域の表面あらさに関するパラメータの変化を Fig. 10 に示す。これはそれぞれ 2.2.3 で定義した表面の最大高低差 H_f , 平均面あらさ Ra_3 , 平均傾斜角 α_3 である。Fig. 10 中の○印は、Fig. 5 に示す $150 \times 150 \mu\text{m}^2$ の領域について測定した結果である。Fig. 10(a), (b) の○印で示されるように、ひずみに伴うあらさの変化には二つの急増域がある。一つは初期から塑性ひずみ 0.012 までであり、もう一つはひずみが 0.044 から 0.09 の間である。表面形状の観察結果から考えると、塑性ひずみ 0.012 までの変形は主にすべりであるが、双晶もいくつか現れ、すべりと双晶は発生とともに、直ちに全粒内に拡がる。塑性ひずみ 0.012 から 0.044 までは少数の双晶も出ているが、変形は主にすべりであり、表面あらさの増加は低い。その後ひずみ 0.044 から 0.09 の間では、多くの双晶が現れ、表面あらさは急に大きくなる。Fig. 7 では、特定の測定線に沿って、双晶が多く発生することを示したが、Fig. 10 ではより広い領域においても同様の傾向のあることが示された。その後ひずみ 0.15 までは、2 次すべりが発達するとともに、双晶も形成するので、比較的高い増加率が維持される。

Fig. 10 中に示す●印は、以上の結果（焼なまし温度 800°C で、測定領域はほぼ 1 個の結晶粒に対応する）と比較するために、結晶粒径がより小さく約 $30 \mu\text{m}$ の場合（焼なまし温度 600°C）について、5 個の結晶粒を選んで平均値を求めた結果である。○印と●印の比較からわかるように、結晶粒径の大きい方が表面あらさは大きくなる。これは触針式表面粗さ計による実験においても認められている傾向である¹⁶⁾。他方 Fig. 10(c) に示すように、平均傾斜角は逆に結晶粒径が大きくなるほど小さくなっている。このような測定については、従来報告された例は見られない。

以上のように、表面あらさがひずみとともに単調に増加することは、触針式粗さ計による観察結果と類似の傾向である^{4)~7)}。しかしながら、本報告で述べたプローブ顕微鏡によ

Fig. 11 Height difference between two adjacent slip lines inside grains versus applied strain.

Fig. 12 Change in number of twin and angle between slip-line in grain and loading direction with applied strain.

る観察によって、表面の形状変化はすべりや双晶の発生など個々の微視的塑性変形現象に敏感に対応していることが確認された。

3.5 ひずみに伴うすべり段差の変化

よりマイクロな測定結果の例として、ひずみの増加に伴うすべり段差の変化を Fig. 11 に示す。これは 2.2.4 に述べたように、各塑性ひずみで測定した画像データから選んだ 20 本のすべり線の段差を測定し、平均値を求めた結果である。Fig. 11 の結果から、ここで求めたひずみの小さい 0.2 までの範囲

では、ひずみの増加に伴ってすべりの段差の平均値はほぼ直線的に増加することが認められる。

3.6 ひずみに伴う双晶の数およびすべり線角度の変化

レーザ顕微鏡像ではすべり線が観察できることから、負荷ひずみに伴うすべり線角度の変化を求めることが可能である。そこで、Fig. 6(a) に示す $500 \times 500 \mu\text{m}^2$ の測定範囲内の結晶粒に注目し、ひずみの増加に伴う、単位面積当たりの双晶数の増加 (○印) と各結晶粒の主すべり線 (1 次すべり線) と荷重軸の角度の関係 (●印) について調べた結果を Fig. 12 に示す。図から、○印で示す双晶の本数は、ひずみの増加とともに単調に増加するが、ひずみの初期における増加率が大きいことがわかる。また、●印で示す結晶粒内の主すべり線と荷重軸のなす角度の変化は、ひずみの増加に伴って荷重軸方向にゆるやかに回転する傾向が認められる。このような各結晶粒におけるすべり線角度の変化には、変形における結晶粒間の拘束の影響も含まれ、より詳細な検討が必要であると考えられるが、これらについては今後の課題である。

以上のように、従来から触針式表面粗さ計を用いて、種々の材料や負荷応力状態などについて負荷ひずみに伴う表面あれの変化が調べられているが^{4)~7)}、本研究ではミクロンからナノ領域までの測定が可能なプローブ顕微鏡を用いることによって、多結晶金属中のすべり変形や双晶変形などの個々の素過程と表面あれの変化との関係を具体的に明らかにすることができたと考える。

4. 結 言

走査型プローブ顕微鏡を用いて多結晶チタンの単軸引張変形挙動を連続的に観察した。主な結果は次の通りである。

(1) プローブ顕微鏡により、塑性変形初期のひずみの小さい段階でのすべりや双晶の発生、成長が観察されるとともに、観察領域の微視的形状変化を、ナノオーダーからミクロンオーダーにかけて定量的に把握することができる。

(2) 特定の断面に沿って測定した中心線平均あらさと平均傾斜角はひずみの増加に伴って増加する。

(3) 測定領域内の表面平均あらさと表面の高低差は、ひずみの増加に伴って増加する。また、双晶が発生すると表面あれの急激な増加が認められた。

(4) 結晶粒内すべり段差は、ひずみの増加に伴ってほぼ直

線的に増加する。

(5) 結晶粒内に発生するすべり線の方法は、ひずみの増加に伴って荷重軸方向に若干回転する。一方、双晶の数もひずみとともに次第に増加することが認められた。

終わりに、プローブ顕微鏡の使用について便宜を受けた岡山大学地域共同研究センター、ならびに引張試験装置の製作に協力された岡山大学工学部佐藤哲也技官に謝意を表します。本研究は文部科学省科学研究費補助金、地域連携推進研究 ((2) No. 11792006, 1999-2001) および基盤研究 ((C) (2) No. 14550079-0012, 2002-2003) の支援を受けて実施したものであり、ここに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 金属チタンとその応用編集委員会編：金属チタンとその応用，日刊工業新聞社，(1983)，1.
- 2) 草道英武：日本のチタン産業とその新技術，アグネ技術センター，(1996)，1.
- 3) 友成忠雄，チタン工業とその展望，日本チタン協会，(2001)，401.
- 4) 阿部武治，清水一郎，西山大洋：日本機械学会論文集，**A-57** (1991)，2587.
- 5) 阿部武治，長岐 滋，前田裕次，岡部 豊：日本機械学会論文集，**A-51** (1985)，2036.
- 6) T. Nishiyama and T. Abe: APCS-89, (1989), 309.
- 7) 清水一郎，奥田貴雄，阿部武治，谷 英明：日本機械学会論文集，**A-66** (2000)，1297.
- 8) T. Abe, H. Song, Y. Akagi and I. Shimizu: Memoir Faculty Engg., Okayama Univ., **35** (2001), 1.
- 9) 西川 治：走査型プローブ顕微鏡—STM から SPM へ，丸善，(1998)，1.
- 10) 森田清三：走査型プローブ顕微鏡—基礎と未来予測，丸善，(2000)，1.
- 11) 日本表面科学会編：ナノテクノロジーのための走査プローブ顕微鏡，丸善，(2002)，1.
- 12) Y. Nakai: Mat. Sci. Res. Int., **7** (2001), 73.
- 13) 中井善一，大西健司，楠川哲平：日本機械学会論文集，**A-65** (1999)，483.
- 14) Y. Li, T. Abe, N. Tada and M. Kanazawa: Memoir Faculty Engg., Okayama Univ., **36** (2001), 7.
- 15) セイコーインスツルメント(株)，SPI3800，取扱説明書，ソフトウェアガイド P [処理篇]，(1999)，276.
- 16) 小坂田宏造，大矢根守哉：日本機械学会論文集，**36** (1970)，1017.