熱サイクルを受ける銅薄膜中の内部応力の放射光によるその場測定[†]

田 中 啓 介* 伊 藤 登史政**
秋 庭 義 明* 太 田 裕 之***

In-situ Synchrotron Measurement of Thermal Stress in Textured Copper Thin Films during Thermal Cycling

by

Keisuke TANAKA*, Toshimasa ITO**, Yoshiaki AKINIWA* and Hiroyuki OHTA***

Copper thin films with a thickness of 600nm were sputtered on the undercoating. The top layer of the undercoating was TiN with a thickness of 50nm sputtered on SiO₂ layer with the thickness of 300nm on the Si wafer. Films were subjected to heating to 500°C in vacuum followed by cooling. During heat cycling, the in-situ measurement of the X-ray profiles and the stress of the film was conducted by using X-rays from a synchrotron radiation source of SPring-8. The stress was determined from the measured strains using the two-tilt version of the $\sin^2\psi$ method assuming the equi-biaxial stress state. The half-value breadth of the diffraction profiles decreased during heating and then increased during cooling. This behavior of the half-value breadth corresponded to the decrease and increase of the lattice defects during heat cycling. The lattice constant measured by X-rays was a linear function of the temperature. With respect to the stress, the heating process to 180°C decreased the stress from about 200MPa to about -100MPa, and then, at higher temperatures, the compressive stress was relaxed by creep. The stress in the film was almost zero above 400°C. In the cooling process, the tensile stress was built up with decreasing temperature. After heat cycling, the residual stress was increased to about 350MPa. The experimental data was compared with the prediction based on the model proposed by Thouless et al. The model was based on the stress relaxation by various creep mechanisms. The predicted variation of the stress during heat cycling agreed well with the experimental results.

Key words: X-ray stress analysis, Residual stress, Copper thin film, Heat cycling, Thermal stress, Stress relaxation

1 緒 言

LSI 配線のショートや断線の一つの要因としてヒロックやボイドなどがあり、それらの発生要因としては配線膜中の内部応力が一つの因子としてあげられている^{1), 2)}配線中の内部応力ないしは残留応力は成膜条件やその後の製造プロセスや使用中の温度変化などに応じて変化する。配線中の内部応力の定量的な予測のためのモデル^{3), 4)}も提案されているが、予測精度の向上のためには、実験的な応力測定法の確立が不可欠である。残留応力の測定手法としては反り法やX線法が用いられている。このうち反り法⁵⁾は簡便な方法であるが、薄膜中の応力が一定であることを仮定しており、応力分布の測定には適さない。一方、X線法は結晶の回折現象を基にしており、非接触的に測定が可能であり、しかも応力分布の測定にも適している。

従来より、X線法は結晶方位がランダムな場合において幅広く用いられてきたが、近年では繊維配向をする場合の測定法も提案され、成功を収めている^{6), 7)}

本研究では、シリコンウエーハ上にスパッタリング法

で成膜した<111>繊維配向のCu薄膜を対象として、室温から500°Cまでの加熱・冷却サイクルを加えたときの膜中の応力をX線法で行い、モデルによる予測結果と比較した。また、X線測定においては、第3世代の放射光施設(SPring-8)の放射光を用いたが、高輝度かつ高平行性のため、短時間に高精度で測定することが可能である。

2 実験方法

2・1 材料および試験片

実験に用いたCu薄膜は直流スパッタ法により、直径200mmのSi単結晶上に室温で成膜したものである。この試験片の試料構造は膜表面よりCu(600nm)/TiN(50nm)/SiO₂(300nm)/Si(730 μ m)である。この成膜後のウエーハより幅10mm、長さ20mmに切り出したものを供試材として2本の試料に対してそれぞれ最高温度の異なる加熱・冷却サイクルを与えた。

スパッタリング法により成膜した薄膜は配向を有すると考えられる。そこでまず薄膜の配向の程度を検討するために次の実験を行った。初めに特性X線としてCr-K α 線を有するX線回折装置のカウンターをCu111回折ピー

[†] 原稿受理 平成15年10月15日 Received Oct. 15, 2003

* 正 会 員 名古屋大学工学研究科 〒464-8603 名古屋市中種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

** (株)デンソー 〒448-8661 刈谷市昭和町, DENSO Corporation, Showa-cho, Kariya, 448-8661

*** 正 会 員 (株)日立製作所機械研究所 〒300-0013 土浦市神立町, Mech. Eng. Res. Lab., Hitachi Ltd., Kandatsu-cho, Tsuchiura, 300-0013

ク角度に固定し、試料を入射 X 線に対して傾斜させ、回折ピーク強度の傾斜角に対する変化を測定した。次に同様な実験を Cu 粉末に対して行い、得られた回折ピーク強度の値で試験片の値を除いた後、正規化した図を Fig. 1 に示す。図に示すように回折強度比は $\psi = 0^\circ$ で最大となる。その後、回折強度比は ψ 角が増加するにつれ減少するが、 $\psi = 70^\circ$ 付近で再び強度比は増加する。 $\psi = 0^\circ$ で回折強度比が最大値をとるのは $\langle 111 \rangle$ 軸が試料面に垂直な繊維配向を有しているからである。また $\psi = 70^\circ$ 付近で再びピークを得るのは $\{111\}$ 同士の成す角が 70.5° であるためである。以上の結果から本試料は非常に強い $\langle 111 \rangle$ 繊維配向を有していることが分かり、以下では $\langle 111 \rangle$ 繊維配向を有しているとして解析した。^{6), 7)}

2・2 X 線応力測定条件

X 線回折は大型放射光施設の SPring-8 の共用ビームライン BL02B1 で行った。このビームラインには多軸回折系が装備されており、かつ高温での測定が可能である。使用した X 線のエネルギーレベルは 8.5keV に設定し、標準 Fe 粉末の 211 回折にて実際の波長を測定し $\lambda = 0.145872\text{nm}$ を得た。回折面には Cu (311) を用い、側傾法で測定を行った。その時の傾き角 ψ は $\langle 111 \rangle$ および $\langle 311 \rangle$ の成す角を考慮すると、 $\psi = 29.5, 58.5$ および 80° での測定が可能である。本論文では後述するが $\psi = 29.5, 58.5$ およびその $\pm 1^\circ$ の計 6 点とした。測定条件を Table I に示す。

回折角の決定には回折プロファイルに対して Lorentz 近似を行い、その近似曲線のピーク強さの半分の高さにおける近似曲線の幅の midpoint より回折角を決定した。またその幅を半幅幅とし、近似曲線の積分値を積分強度とした。

2・3 熱サイクル条件

放射光によるその場応力測定はベリリウム半球内に試料を設置し、真空中 ($6.66 \times 10^{-4}\text{Pa}$) で測定を行った。試料の加熱速度は $10^\circ\text{C}/\text{min}$ となるように調整した。冷却速度は自然冷却に任せたが、その時の冷却速度はおおよそ $-5 \sim -10^\circ\text{C}/\text{min}$ であった。また応力の測定は 2 本の試験片で行った。加熱・冷却中の特定の温度で保持した状

Fig. 1. Intensity profile of (111) diffraction of copper film with inclination ψ for specimen A.

態で応力測定した。試験片 A では温度 20, 100, 180, 260, 300, 370, 500, 400, 300, 200, 100, 25°C 、試験片 B では温度 20, 200, 300, 200, 100, 25°C で測定を行った。Table II に温度条件を示す。測定に要する時間は一回の測定温度に対して加熱時間を含んでおよそ 2 時間であった。

2・4 X 線応力解析法

膜中の応力が平面応力状態で等 2 軸であるとする、 $\langle 111 \rangle$ 繊維配向した材料に対する X 線測定ひずみ $\bar{\epsilon}_{33}^L$ と応力 σ との関係式は次式^{6), 7)}で示される。

$$\bar{\epsilon}_{33}^L = \frac{1}{2} s_{44} \sigma \sin^2 \psi + \frac{2}{3} (3s_{12} + s_0) \sigma \quad (1)$$

ここで s_{ij} は単結晶のコンプライアンスで、 s_0 は異方性パラメータであり $s_0 = s_{11} - s_{12} - s_{44}/2$ である。また、ひずみは回折角の変化から測定される。

$$\bar{\epsilon}_{33}^L = -\frac{\cot \theta_0}{2} (2\theta - 2\theta_0) \quad (2)$$

式 (2) を式 (1) に代入して次式を得る。

$$2\theta = -s_{44} \tan \theta_0 \sigma \sin^2 \psi - \frac{4}{3} (2s_{12} + s_0) \tan \theta_0 \sigma + 2\theta_0 \quad (3)$$

上式より、 $\sin^2 \psi$ の異なる値に対して、2 点以上の測定を行うと応力が決定できる。

応力を決定する式 (3) 中のコンプライアンスの値は試料温度によって変化する。そこで Chang らによって報告されている 27 から 527°C までの測定値⁸⁾を用いた。コンプライアンス s_{ij} (1/TPa) と温度 T ($^\circ\text{C}$) との関係は次の線形の関係でよく近似される。

Table I. X-ray conditions for stress measurement.

Beam line	BL02B1 (SPring-8)	
Method	Side inclination method	
Detector	SC	
Wave length (nm)	0.145872	
Diffraction	311	
Diffraction angle (deg)	84.0	
Scanning step (deg)	0.020	
Tilt angle ψ (deg)	28.5, 29.5, 30.5	57.5, 58.5, 59.5
Preset time (sec)	8	5

Table II. Heating conditions of film.

Specimen		A	B
Heating speed ($^\circ\text{C}/\text{min}$)		10	
Measurement temperature ($^\circ\text{C}$)	Heating	20, 100, 180, 260, 300, 370, 500	20, 200, 300
	Cooling	400, 300, 200, 100, 25	200, 100, 25
Cooling speed ($^\circ\text{C}/\text{min}$)		-5 ~ -10	
Pressure (Pa)		-6.66×10^{-4}	

$$\begin{aligned}
 s_{11} &= 1.4596 + 7.944T \times 10^{-4} \\
 s_{12} &= -0.6106 - 3.714T \times 10^{-4} \\
 s_{44} &= 1.2952 + 5.724T \times 10^{-4}
 \end{aligned}
 \quad (4)$$

この温度とコンプライアンスの関係より各測定温度における s_{ij} を算出し、式 (3) により応力を決定した。

3 実験結果および考察

3・1 応力測定条件の決定

傾斜角 ψ の選択が 2θ - $\sin^2\psi$ 線図に与える影響を検討するために、室温の状態では 311 回折で測定可能な、傾斜角 $\psi = 29.5^\circ, 58.5^\circ, 80^\circ$ およびその角の $\pm 1^\circ$ の計 9 点測定したとき、 $\psi = 29.5^\circ, 58.5^\circ$ およびその角の $\pm 1^\circ$ の計 6 点測定したときの傾きを比較検討した。Fig. 2 に得られた結果を示す。図から分かるように 9 点および 6 点測定による 2θ - $\sin^2\psi$ 線図の傾きの差はほとんどない。そこで測定時間を短縮するため傾斜角 ψ として $29.5^\circ, 58.5^\circ$ およびその角の $\pm 1^\circ$ の計 6 点とした。

3・2 熱サイクル中の半価幅と回折強度の変化

Fig. 3 に試験片 A の 20°C および 500°C でのプロフィール図を示す。この図から分かるように温度が上昇すると回

Fig. 2. 2θ - $\sin^2\psi$ diagram for copper film for specimen A.

Fig. 3. Diffraction profiles of copper for specimen A.

折ピーク強度は強くなり、回折プロフィールの幅が減少し、回折角も低角側に変化することが分かる。そこで X 線パラメータとして、回折線の半価幅と積分強度に着目して試料温度との関係について検討を行った。解析結果を Fig. 4 および 5 に示す。図中、白印が加熱時、黒印が冷却時の値である。Fig. 4 に示すように半価幅は温度の上昇と共に減少し、冷却時にはまた増大する。半価幅は結晶中の転位などの格子欠陥によるひずみの広がり程度に対応するが、高温では転位の消滅などによりひずみが減少し、回折ピーク強度も増大する。一方、冷却時にクリープ変形などによって転位が導入されることに伴って、半価幅が増大し、ピーク強度が減少する。これに対して、Fig. 5 に示すように積分強度は温度上昇とともに減少していくことが分かる。これは、温度上昇に伴う原子の熱振動の増加によるものである。

3・3 熱サイクル中の格子定数の変化

Fig. 6 に試験片 A の今回の実験で得られた 2θ - $\sin^2\psi$ 線図を示す。いずれの試験片においても測定温度が増加するに従い、傾きが変化し回折角も全体的に低角側に移動する。これは熱膨張によって格子面間隔が広がるためである。そこで膜中の応力が等 2 軸応力状態であるとす

Fig. 4. Change of half value breadth with temperature for specimen A.

Fig. 5. Change of integral intensity with temperature for specimen A.

Fig. 6. Change of diffraction angle with temperature for specimen A.

ると、式 (3) より $\sin^2\psi$ の値が次式で与えられるとき、回折角は応力の影響を受けない。つまり熱膨張による格子面間隔の変化だけを求めることができる。

$$\sin^2\psi = -\frac{4(3s_{12} + s_0)}{3s_{44}} \quad (5)$$

式 (4) を用いて無ひずみでの $\sin^2\psi$ を求め、Fig. 6 より温度の変化による無ひずみ状態での回折角を求めた。ついで次式を用いて X 線回折角から回折面格子間隔 d を決定した。

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \quad (6)$$

上式を用いて回折角と X 線の波長から格子面間隔を求めた結果を Fig. 7 に示す。この図から分かるように格子面間隔は温度とともにほぼ直線的に変化する。よって実験の範囲内では熱膨張係数はほとんど一定であり、Ar ガス抜けや格子欠陥の消失による静水圧的な体積収縮は検出されなかった。

Fig. 7. Change of lattice constant with temperature for specimen A.

3・4 熱サイクル中の応力変化

試料温度と応力による物質の変形機構について、Ashby らによってまとめられた変形機構マップ⁹⁾を利用して Koleshko³⁾ らは Al 薄膜へ、Thouless ら⁴⁾ は Cu 薄膜への適用を試みた。本研究では Thouless らの手法を用いて次のように検討を行った。この手法は、付録に述べるが、ここでは、銅の塑性変形の効果は無視した。また、膜の各温度での膜の弾性定数は、式 (4) の単結晶の弾性定数から、 $\langle 111 \rangle$ 繊維配向する場合の機械的弾性定数を Reuss モデル¹⁰⁾ で求めた。⁷⁾ また、結晶粒径には平均結晶粒径 0.565 μm¹¹⁾ を用いた。以上の関係を用いて、X 線で測定した残留応力値を出発点として 1 秒ごとにひずみの計算を行い予測値を算出した。また予測値は測定中は一定温度に保持されるとして計算し、予測点は平均時間位置にプロットした。

測定結果および予測結果を Fig. 8 (a), (b) に示す。また、べき乗則クリープと拡散クリープの境界線も合わせて示す。図 (a) の試験片 A では膜中の応力は加熱温度が 180°C までは試料温度の増加に伴い圧縮側に直線的に変化するが、それ以上加熱を行っても圧縮応力は増加せず、

(a) Specimen A

(b) Specimen B

Fig. 8. In-situ stress measurement in copper films.

クリープによる応力緩和が生ずることが分かる。温度が、300℃以上では内部応力はほとんどなく応力緩和が完全に生じている。冷却過程、膜中の応力は引張側に増大していくが、測定中にはクリープによる応力緩和が生じている。全体的な挙動としてモデルによる予測値は実験値とほぼ等しい。

試験片Bの加熱時における応力の変化挙動も予測とほぼ一致しているが、冷却中の測定応力は予測よりやや大きめの引張応力となっている。熱サイクル終了後の室温での実験値は試験片Aと同様に加熱前と比較してかなり大きな引張となった。また、その引張も試験片Bの方がやや大きい。

以上のように Thouless らのモデルは、X線その場測定の結果とほぼ一致しているが、定量的な一致を得るためには、今後、結晶粒径の成長の効果あるいは転位密度の変化など熱サイクル中に生じる微視構造の変化の影響をモデル予測に導入することが必要である。

4 結 言

シリコンウエーハ上に成膜をしたCu薄膜を最高温度が500℃と300℃の2種類の加熱・冷却熱サイクルを行ったときの、膜中の内部応力を、放射光X線によりその場測定を行った。得られた結果を以下にまとめる。

(1) 回折線の半価幅は膜の加熱温度上昇とともに減少し、ピーク強度は増加し、また冷却によって元に戻る。これは、温度変化による格子欠陥の減少・増大に対応している。一方、積分強度は高温で減少する。これは膜の熱振動に対応する。

(2) X線法で求めた無ひずみにおける格子面間隔と温度との関係は直線的で、加熱時冷却時に依存せず温度の上昇とともに増大する。

(3) 膜の温度を変化させると、加熱時では膜中の応力は圧縮側に増加したのち、応力は徐々に減少した。これはクリープ変形により応力緩和が生じた結果である。冷却時では予測値と実験値は若干異なった結果となった。

(4) 熱サイクル中の膜ひずみの測定結果は、Thouless らによる熱膨張係数の差に起因する応力の発生とクリープを主体とする応力緩和機構を基にした内部応力変化の予測モデルと実験結果はほぼ一致した。

本研究のX線測定はSPRING-8のビームラインBL02B1(課題番号2002A0281-ND1-np)で行った。ビームライン担当者池田 直氏に感謝いたします。

付録 熱サイクル中の熱応力変化の予測モデル

Thouless ら⁴⁾は試料温度と応力による物質の変形機構について、Ashby らによってまとめられた変形機構マップ⁹⁾をCu薄膜へ適用し、膜中の応力の変化挙動を予測した。熱膨張係数の差に起因する応力の緩和機構としてクリープと降伏を考慮した。クリープ速度式として次式を考えた。

(1) 粒界拡散による拡散クリープ速度^{12), 13)}

$$\dot{\epsilon}_1 = \frac{3\delta D_{\text{gb}} \Omega \sigma}{kTdh^2} \times \exp\left(\frac{-Q_b}{kT}\right) \quad (7)$$

(2) 格子拡散による拡散クリープ速度^{12), 13)}

$$\dot{\epsilon}_2 = \frac{3D_{\text{ov}} \Omega \sigma}{kTdh} \times \exp\left(\frac{-Q_v}{kT}\right) \quad (8)$$

(3) 格子拡散支配によるべき乗則クリープ速度⁹⁾

$$\dot{\epsilon}_3 = \frac{AD_{\text{ov}} \mu b}{kT} \left(\frac{\sqrt{3}}{\alpha'}\right)^n \left[\sinh\left(\frac{\alpha' \sigma}{\sqrt{3}\mu}\right)\right]^n \times \exp\left(\frac{-Q_v}{kT}\right) \quad (9)$$

(4) 転位芯拡散によるべき乗則クリープ速度⁹⁾

$$\dot{\epsilon}_4 = \left(\frac{\sqrt{3}}{\alpha'}\right)^n \left(\frac{\mu}{\sigma_4}\right)^n \left(\frac{\sigma}{\sigma_4}\right)^2 \left[\sinh\left(\frac{\alpha' \sigma}{\sqrt{3}\mu}\right)\right]^n \times \exp\left(\frac{-Q_c}{kT}\right) \quad (10)$$

$$\sigma_4 = \mu \left[\frac{3kTb}{10Aa_c D_{\text{oc}} \mu} \right]$$

上式において δD_{gb} , D_{ov} はそれぞれ粒界拡散係数、格子拡散係数、 Ω は原子体積、 σ は膜中の応力、 k はボルツマン定数、 D は結晶粒径、 h は膜厚、 b はバーガースベクトル、 Q_b , Q_v はそれぞれ粒界拡散活性化エネルギー、格子拡散活性化エネルギー、 α' は定数、 $a_c D_{\text{oc}}$ は転位芯の拡散定数、 Q_c は転位芯の拡散活性化エネルギーである。ここで b は $\langle 111 \rangle$ 配向を考慮して $b^* = b/\sqrt{3}$ とした。また μ , E および ν は $\langle 111 \rangle$ 繊維配向であることを考え、式(4)に示した単結晶のコンプライアンスより Reuss モデル¹⁰⁾を用いて機械的なヤング率およびポアソン比を算出した。⁶⁾ Table III に計算に用いた値⁹⁾を示す。また、Thouless らは、塑性変形速度は傷害物に支配された転位のすべり速度によって律速されるとして次式を導入した。

(5) 塑性変形速度

$$\dot{\epsilon}_5 = \frac{\dot{\gamma}_0}{\sqrt{3}} \times \exp\left(\frac{-Q_g}{kT} \left(1 - \frac{\sigma}{\sqrt{3}\hat{\tau}}\right)\right) \quad (11)$$

ここで、 $\dot{\gamma}_0$ は温度、応力にはほとんど影響を受けない値⁹⁾であり、転位密度などに依存した定数である。Thouless ら⁴⁾は $\dot{\gamma}_0 = 1.0 \times 10^6$ として計算を行っている。 Q_g は転位の滑り活性化エネルギーであり、純金属やセラミックスでは $0.5\mu b^3$ が実験値に一致する⁴⁾とされている。また $\hat{\tau}$ は絶対零度におけるせん断強度である。しかしながら今回用いたCu薄膜はX線測定のために高温で長時間の保持を行っているため、転位密度は非常に小さくなったとして $\dot{\gamma}_0 \approx 0$ と考えた。

上式において Ashby⁹⁾らは上式のひずみ速度のもとになる転位の運動が干渉しあうときは、それぞれが排他的に作用すると考え、それらのひずみ速度の中で最大となるものによってその温度領域域での変形が支配されると考える。

$$\Delta \epsilon_{\text{plastic}} = \dot{\epsilon}_2 + \dot{\epsilon}_5 + \text{greater}(\dot{\epsilon}_3 + \dot{\epsilon}_4 \text{ or } \dot{\epsilon}_1) \quad (12)$$

ただし $\dot{\epsilon}_5 = 0$ とした。

以上の式をまとめて、1秒あたりの膜中のひずみの変化量と温度との関係を次式から求めた。

$$\Delta \epsilon_{\text{elastic}} = \Delta \alpha \Delta T - \Delta \epsilon_{\text{plastic}} \quad (13)$$

ここで $\Delta \alpha$ は基板と膜の熱膨張係数の差であり、 $\Delta \alpha = 11.8 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ で与えた、 ΔT は1秒当たりの温度変化量である。また、膜中の応力は平面応力と考えて次式が得られる。

Table III. Material properties of copper.

Atomic volume, Ω (m ³)		1.18×10^{-29}
Burgers vector, b (m)		1.478×10^{-10}
Young's modulus, E (GPa)	Reuss model	$145.87 - 0.049557(T+273)$
	Voigt model	$178.50 - 0.055812(T+273)$
Poisson's ratio, ν	Reuss model	$0.48591 + 5.0284(T+273) \times 10^{-5}$
	Voigt model	$0.37261 + 3.8265(T+273) \times 10^{-5}$
Temperature dependance of modulus, μ (GPa)	Reuss model	$48.919 - 0.017675(T+273)$
	Voigt model	$64.857 - 0.021478(T+273)$
Pre-exponential, D_{0v} (m ² /s)		2.0×10^{-5}
Activation energy, Q_v (kJ/mole)		197
Pre-exponential, D_{0b} (m ² /s)		5.0×10^{-15}
Activation energy, Q_b (kJ/mole)		104
Pre-exponential, $a_c D_{0c}$ (m ² /s)		1.0×10^{-24}
Activation energy, Q_c (kJ/mole)		117
Exponent, n		4.8117
Dorn constant, A		7.4×10^5
P-L break down, a'		794
0 K flow stress, τ/μ_0		6.3×10^{-5}
Pre-exponential, γ_0 (s ⁻¹)		10^6
Activation energy, $\Delta F/\mu_0 b^3$		0.5

$$\sigma = \frac{E}{1-\nu} \epsilon_{\text{elastic}} \quad (14)$$

なお、 E および ν は Cu 膜の機械的なヤング率およびポアソン比であり Table III に既に示した。また、結晶粒

経には平均結晶粒経 $0.565 \mu\text{m}$ を用いた。以上の関係を用いて 1 秒ごとにひずみの計算を行い予測値を算出した。また予測値による応力値は 6 点測定分に要した時間内の平均値とした。

参 考 文 献

- 1) P. Bfargesen, J. K. Lee, R. Gleixner and C.-Y. Li, Appl. Phys. Letter, **60**, 1706 (1992).
- 2) P. A. Finn and C. Chiang, J. Appl. Phys, **67**, 2927 (1990).
- 3) V. B. Koleshko, V. F. Belitsky and I. V. Kiryushin, Thin Solid Films., **142**, 199 (1986).
- 4) M. D. Thouless, J. Gupta and H. M. E. Harper, J. Mater. Res., **8**, 1845 (1993).
- 5) G. Stoney, Proc. Roy. Soc., London, **A82**, 172 (1909).
- 6) 田中啓介, 石原啓策, 井上 馨, 材料, **45**, 1138 (1996).
- 7) K. Tanaka, Y. Akiniwa, T. Ito and K. Inoue, JSME Inter. J., **A42**, 224 (1998).
- 8) Y. A. Chang and L. Himmel, J. Appl. Phys., **38**, 649 (1967).
- 9) H.J. Frost and M.F. Ashby, "Deformation Mechanisms Maps", p.8 (1982) Pergamon Press, Oxford.
- 10) A. Reuss, Z. angew. Math. Mech., **9**, 49 (1929).
- 11) T. Ito, K. Tanaka, Y. Akiniwa and H. Ohta, Mater. Sci. Res. Intern. Special Tech. Publ., **1**, 295 (2001).
- 12) G. B. Gibbs, Philos. Mag., **13**, 589 (1966).
- 13) M. D. Thouless, Acta Metall. Mater, **41**, 1057 (1993).