

薄膜・コーティング膜の 内部応力評価

岩村 栄治*

1. はじめに

真空蒸着やスパッタリングなど非平衡プロセスを経て形成される薄膜やコーティング膜は通常構造的な欠陥を多く含んだ準安定な物質であり、熱膨張係数の異なる基板に形成された薄膜では、成膜温度と使用温度との差により熱歪が発生する。このような構造的な欠陥による歪と熱的な歪の存在により、特に外力が作用していなくても薄膜には内部応力が存在する。

実用上の薄膜やコーティング膜では、膜剥離により新たな界面を生成し薄膜を変形させることに必要なエネルギーよりも、内部応力により生じている薄膜内の弾性ひずみエネルギーの低減分が上回ることで応力緩和に至る状況は容易に生じ、内部応力に起因した膜剥離のリスクに常に直面している。また、硬質膜での圧縮応力による耐摩耗性の向上や、電子回路での応力誘起拡散による信頼性の低下など、薄膜自体の機能面でも応力制御は非常に重要であり、薄膜の内部応力の評価に関して長年にわたって多くの検討がなされてきた⁽¹⁾。

薄膜の内部応力は直接測定することはできず、Hookeの法則により弾性定数と歪み量から算出される。よって、薄膜という特徴的な形状と基板と一体となった構造において、歪み量をいかに高い信頼性で評価するかに応力測定の問題は集約される。本稿では各種の測定手法の概略と問題点に触れ、さらに2000年代に大きく技術が進展し実用上のニーズも高い、その場および局所測定、多層膜や樹脂コーティング膜に対して用いられる応力測定について概説する。

2. 薄膜の内部応力測定の概要

薄膜の内部応力評価は結晶材料の格子歪を測定する方法と、薄膜のマクロな変形量を測定する方法に大別される。測定原理と評価の詳細に関しては既に優れた参考書⁽²⁾があり、ここでは評価上の注意点の概要を述べるに留める。

(1) 格子歪測定による薄膜の内部応力評価

結晶の格子歪から応力を評価する手法では、格子間隔の変

化を直接的に測定するX線回折(XRD)法と、格子間隔に依存して変化した光学フォノンの振動数から間接的に応力を導出するラマン分光法が代表的である。

XRD, ラマン分光法のいずれにおいても図1に示すようにまず基準となる歪のない状態のパターンに対して相対的にシフトした量を評価する。すなわち、歪のない状態の値として何を基準にするかが最も重要な問題となる。XRD法では歪のないピーク値として、蓄積されたバルク材の格子定数のデータが一般的に用いられる。しかし、準安定相では参照するバルク値がない場合がほとんどであり、高温で成膜されると格子間距離の温度変化も厳密には考慮しなければならない。また、(a)ナノレベルの極端に微細な結晶粒からなる場合や、(b)結晶に加わる応力は一様ではない、(c)基板のマクロな変形(たわみ)の影響により基板との界面近傍と自由表面付近の結晶では歪み量が異なる、(d)気相形成された薄膜は異方性が強い、などの影響によるブロードなピーク形状や低ピーク強度といった測定誤差となる要因は多い。さらに、応力の算出に用いる弾性定数についてもバルク値をそのまま用いることの妥当性は慎重に検討すべきであり、特にダイヤモンド薄膜など高強度の硬質膜などでは用いる弾性定数の精度による誤差を生じやすい⁽³⁾。XRD法による応力測定はバルクで高度に確立された手法であり、薄膜においてもバルクと同様に $\sin^2\psi$ 法⁽⁴⁾⁽⁵⁾によって非破壊で精度の高い測定ができるが、必ずしも信頼性の高い応力値が得られるとは言えない点に注意が必要である。

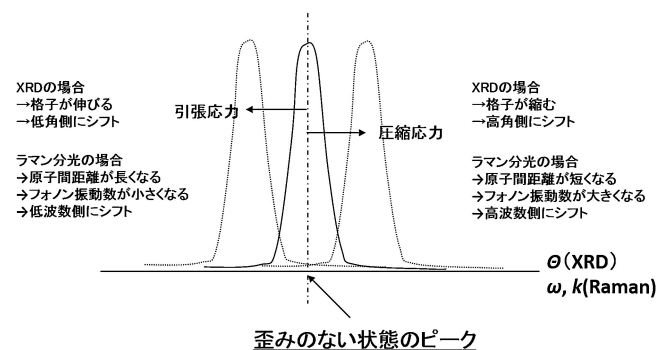


図1 応力によるX線回折, ラマン分光のプロファイルの変化。

* ペルノックス株式会社 導電材料事業部; 開発 Gr リーダー (〒259-1302 秦野市菩提 8-7)
Evaluation of Internal Stress in Thin Films and Coatings; Eiji Iwamura (PELNOX Ltd., Co., Hadano)
Keywords: stress measurement, thin films, multilayers, X-ray diffraction, focused ion beam
2015年9月11日受理 [doi:10.2320/materia.54.607]

一方、ラマン分光では歪のない状態の信頼できるラマンスペクトルが得られているのは Si など限られた物質であり、相対的な応力変化量の評価には高い精度を有するものの XRD 法に比較すると材料面での汎用性は乏しいと言える。このため、基板側の Si ウエハーのラマンスペクトルを測定し、基板側の応力状態から薄膜の応力を推定する手法も用いられる⁽⁶⁾。

(2) マクロな変形量からの薄膜の内部応力評価

薄い基板の上に薄膜が形成されると内部応力により系全体にたわみが生じる。これを利用した基板曲率法⁽⁷⁾はマクロな変形量による応力の評価法として広く用いられている。

薄膜と基板の変形量と薄膜の内部応力 σ_f の関係は、

$$\sigma_f = F_f / (d_f w) = (R/6) \cdot (E_s d_s^2) / \{(1 - \nu_s) d_f\}$$

(F_f : 薄膜にかかる荷重, d_f : 薄膜の厚み, w : 薄膜の幅, R : 中立面における曲率半径, E_s : 基板の弾性率, d_s : 基板の厚み, ν_s : 基板のポアソン比)と表され、薄膜のマクロな変形量と応力を関係付ける基本式(Stoney の式)である⁽⁸⁾。基板曲率法では前述の格子歪から応力を導出する方法と違って、薄膜の弾性定数の影響はほぼ無視できるが、膜厚や試験片の形状(幅, 長さ, 曲率), 基板のポアソン比⁽⁹⁾や異方性の影響⁽¹⁰⁾を強く受ける。よって、Stoney の式では(a)厚み方向への応力成分は無い, (b)歪み量は微小, (c)系全体の変形における薄膜の特性の寄与は微小, (d)応力の発生要因は格子歪, (e)基板の変形による薄膜の内部応力への影響は微小, といった仮定に基づく。このため、薄膜の厚みが基板厚みの 1/10 を超えて厚い場合⁽¹¹⁾や、例えば樹脂フィルム上の膜などでカールしているような変形量が顕著に大きく非線形である場合への適用には制限がある⁽¹²⁾。一方、変形量が小さい場合に測定誤差が大きいことも問題となる。膜面と基板裏面が平行な試料を通常測定するのに対して、傾斜をつけた試験片の測定による精度の改善が提案されている⁽¹³⁾。

基板曲率法による薄膜の内部応力評価は測定とデータの解析が比較的簡便であり、応力を管理パラメータとした品質制御のためのラインモニターとして、LSI や LCD (Liquid crystal display) の量産プロセスに広く導入されてきた。加熱冷却時の応力変化挙動の研究にもよく使用されている⁽⁷⁾⁽¹⁴⁾。しかしながら、材料組成や成膜条件が異なる薄膜を比較するような場合には、基板の初期や薄膜形成後のたわみは一樣とは限らないために、測定値の妥当性の評価は注意が必要とされる。また、基板曲率法による測定では一定の曲面をなんらかのプロブで走査するために一定の測定時間を必要とし、その場測定において厳密な意味でのリアルタイムの応力変化は測定できない。このような問題点に対して、基板のたわみの一樣性に関してはグリッド像法⁽¹⁵⁾、時間分解能についてはマルチビーム法⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾などの手法で改善が図られている。グリッド法は光源と基板/薄膜の間にグリッドを挿入し、薄膜表面でのグリッドパターン形状の変化を測定して、表面全体での曲率の細かい変化、すなわち基板の不均一な変形をリアルタイムで計測して応力を評価する手法である。一方、マルチビーム法は 1 本のレーザー光を Etalon 等の光学干渉計によって複数のビームに分けたものをプロブとして用いることで測定時間を短縮している。

マクロな変形を利用した手法としては、微小押し込み (Nanoindentation) による膜の降伏現象⁽¹⁸⁾や、膨れ剥離した領域や基板や薄膜の一部を化学エッチングやイオンエッチングにより除去した領域の変形量からも薄膜の内部応力が評価される。電話線剥離のような直線状の規則的な膨れ剥離の最小幅 w_m は、

$$w_m = (\pi d_f / 2) \cdot \sqrt{[E_f / \{3(1 - \nu_f^2) \sigma_f\}]}$$

(d_f : 薄膜の厚み, E_f : 薄膜の弾性率, ν_f : 薄膜のポアソン比, σ_f : 薄膜の内部応力(この場合は圧縮応力), なお薄膜のある程度の厚みを持った平板と考えて、2 軸弾性係数 $E_f / (1 - \nu_f)$ ではなく、平面歪み弾性係数 $E_f / (1 - \nu_f^2)$ を用いている)と表され、薄膜の内部応力、膜厚、薄膜の機械的な性質に依存している。水泡状の膨れでもほぼ同様な依存性を示す⁽¹⁹⁾。このような膨れ剥離部の形状を測定して、薄膜の素材や構造に制約されず内部応力や剥離を生じる最小応力が評価されている。この測定では加工時の応力緩和の効果や、加工ダメージの影響、さらにはエッチング残渣等の影響が大きく、再現性が乏しいことに注意しなければならない。さらには、膨れ剥離のエッジ部の応力状態は非常に複雑であり、測定は端部から離れた領域で通常行われるが、それでも膨れ部を球面で近似する仮定は大きな誤差を生む原因となる。

近年注目されている新たな手法として、(a)結晶異方性が極端, (b)複雑な多相構造, (c)ナノ結晶, (d)非晶質, (e)比較的厚い膜厚, といった X 線回折法が不得意とする条件を持った薄膜に対して、FIB (Focused ion beam) による微小加工部の変形量による内部応力評価がある⁽²⁰⁾⁻⁽²⁴⁾。この手法では、図 2, 3 に示すように薄膜表面に FIB によって幅数 nm~数百 nm, 膜厚によって深さ数十 nm~数 μm のトレンチを線状, リング状もしくは H 形状に形成し、その場観察された SEM 像から加工部周辺の歪み量をマッピングし応力を評価する⁽²¹⁾。アモルファスカーボン膜等に適用されるとともに、アーク蒸着法によって作製された厚さ 3 μm の CrN 膜における XRD 法との比較では、膜厚全体での平均的な薄膜の内部応力が評価でき、表面のマイクロパーティクルの影響を受けないなどのメリットが示されている⁽²³⁾。

3. 薄膜の内部応力のその場測定, 膜面内・膜厚方向の応力分布測定

薄膜の内部応力は成膜条件やその結果としての薄膜構造の

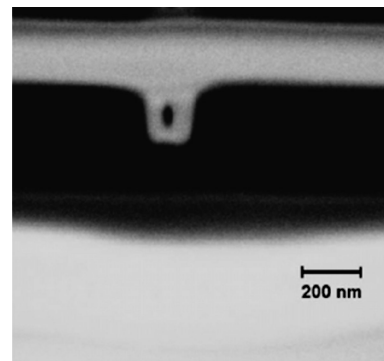


図2 ガラス基板上に形成されたアモルファスカーボン膜における FIB 法による応力測定で施された線状トレンチ加工部の断面 SEM 像⁽²⁰⁾。

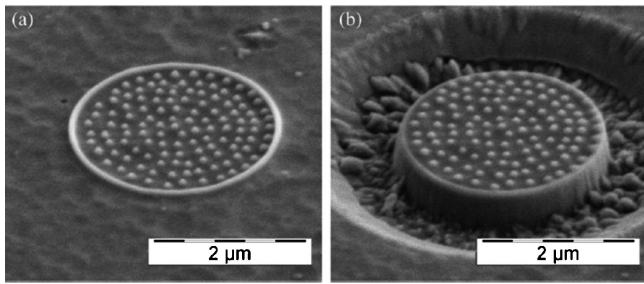


図3 FIB法におけるリング状トレンチ加工前(a), 後(b)のSEM像: 白いドットパターンは画像処理の精度を改善するため, リングパターンは再付着と加工ダメージ抑制のために電子ビーム(EB)蒸着されたPt⁽²³⁾.

影響が大きく, 特に基板上に薄膜が形成される初期段階における応力の発生と変化の過程を明確化することは主要な研究対象であった. このような応力の発生や緩和挙動の測定では, 比較的短時間での応力変化をその場で評価しなければならず, 良好な測定の再現性を得るため 10^{-5} Pa 以下の超高真空の成膜環境に应力測定機構を組み込む都合上⁽²⁵⁾, 測定系が簡便な基板曲率法によるマクロな変形量の測定が主に用いられてきた⁽¹⁷⁾⁽²⁵⁾⁻⁽³³⁾.

薄膜が形成される過程における应力変化の典型的な挙動を図4に示す. 薄膜形成初期においていわゆる Volmer-Weber 型の島状成長を呈する薄膜では, 極小な島状構造の表面エネルギーをできるだけ小さくしようとする曲率効果が働き, 圧縮应力が生じる⁽¹⁷⁾. その後基板表面が薄膜に覆われ, 結晶粒同士の合体がおこると引張应力が生じ, さらに膜厚が厚くなると再び圧縮应力に転じる. このような挙動は Ag, Al, Au, Cu, Ge, Si 等で認められている⁽¹⁷⁾⁽²⁵⁾⁻⁽²⁹⁾. 膜形成時の薄膜の内部应力の挙動はスパッタガス圧, 成膜環境の酸素濃度, 基板温度, 投入電力など成膜条件の影響を強く受ける⁽³⁴⁾⁻⁽³⁶⁾. 図5は Cu, Ta スパッタ膜のスパッタガス圧の影響の例を示す⁽³³⁾. さらに, 成膜時その場測定では, 図6に示すように成膜を一時停止すると薄膜の内部应力は直ちに緩和し, 再開時には一時停止の前の应力状態に戻るといった興味深い現象も認められている⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾.

一方, 近年の LSI の製造に用いられる直径 300 mm, 400 mm のシリコンウエハーや 1 辺数 m に及ぶフラットパネルディスプレイ用のガラス基板といった大面積基板においては, 基板上に形成された薄膜に発生する应力は必ずしも一様ではないため, 面内や膜厚方向の应力分布も長年研究されてきた⁽¹⁵⁾⁽³⁷⁾⁻⁽³⁹⁾. さらに電子・光学デバイス, MEMS として用いられる薄膜はパターン加工されており, エッジ部などの微小な領域での应力評価も重要なテーマであった. このような局所領域の評価には μ ビームを用いた XRD, ラマン分光法がよく用いられている⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾. また, 微小領域の測定についてはマクロな変形量を評価する各手法には難があるが, 光学系を工夫した μ トポグラフィ法⁽⁴²⁾ や FIB を用いた局所加工⁽²⁴⁾ による測定が報告されている. 膜厚方向の应力分布については, 化学エッチング⁽⁴³⁾ や FIB エッチング⁽²³⁾ により, 表面側から薄膜をエッチバックしながらステップ状に应力測定を行い深さ方向の分析がなされている. 図7に示す TiN 膜の例では表面側から基板側に内部应力が低下している⁽⁴⁴⁾.

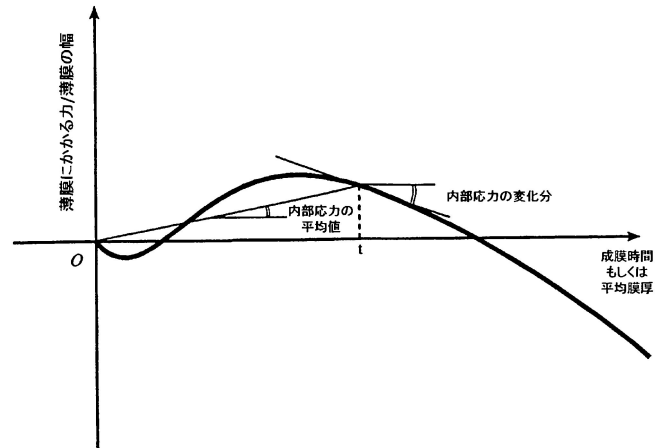


図4 膜厚, 成膜時間をパラメータとした気相形成による成膜時に薄膜に生じる単位幅あたりの力 (F/w : Force per width) の典型的な変化挙動の模式図⁽²⁸⁾. $F/w > 0$: 引張, $F/w < 0$: 圧縮.

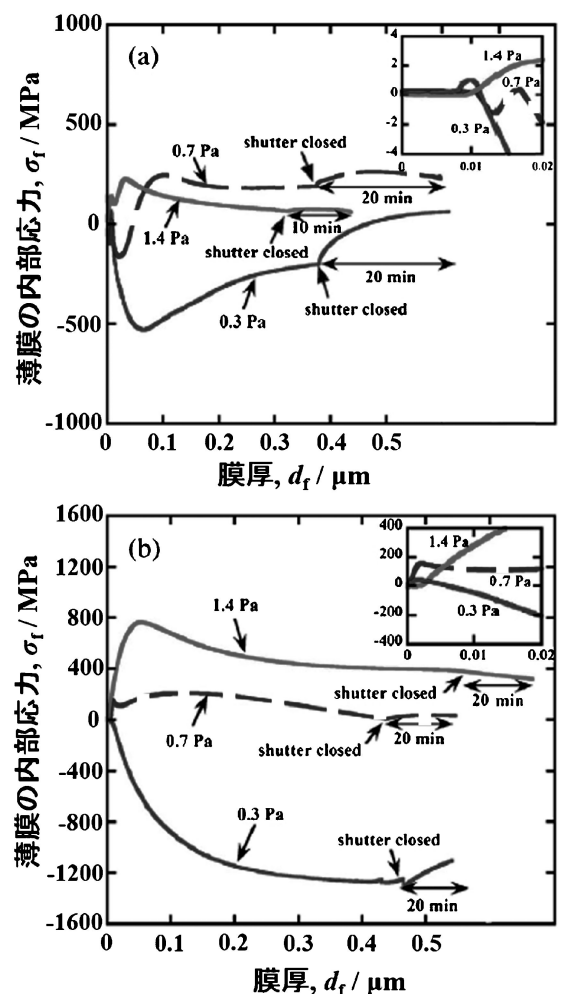


図5 Si 基板上に (a) Cu 膜, (b) Ta 膜をスパッタ成膜した時の成膜中および成膜後 (図中 shutter close と矢印で示されたところからは横軸が時間) における薄膜の内部应力変化へのスパッタ Ar ガス圧の影響. 各内挿図は膜厚 20 nm までの膜形成初期段階の拡大図⁽³³⁾.

4. 多層膜の内部应力評価

各層の厚さが nm レベルであるナノ積層膜では体積当たり

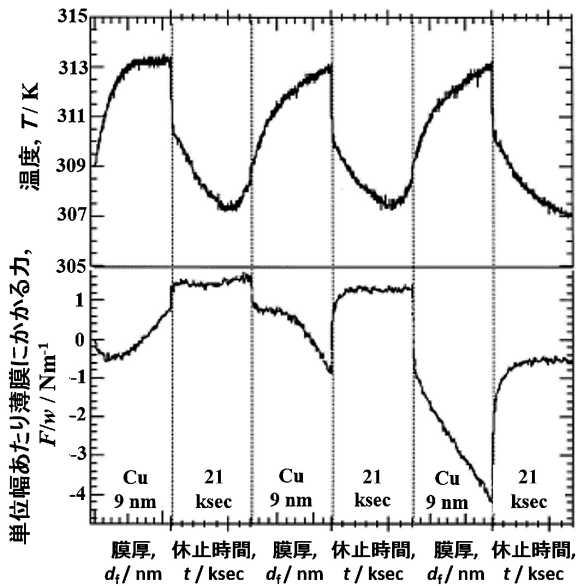


図6 Cu 薄膜を Si 基板上に断続的(9 nm 成膜後350分中断)に熱蒸着したときの、成膜中の膜温度とカンチレバーを利用した基板曲率法により測定した形成中の薄膜に生じる力の変化挙動。成膜中断すると緩和現象が発生するが、再開時には中断前の状態にはほぼ回復する⁽²⁸⁾。

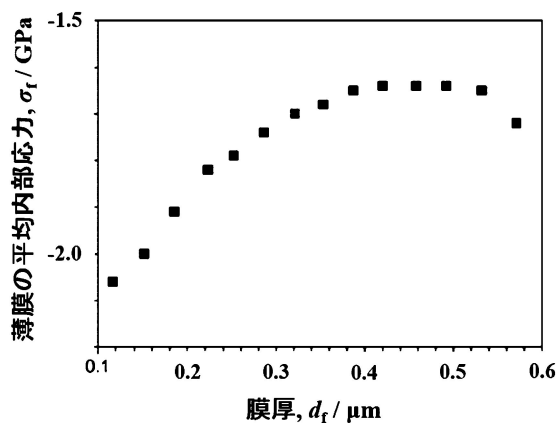


図7 反応性スパッタリングで形成した 0.57 μm 厚の TiN 膜を水酸化アンモニウム+過酸化水素混合水溶液により段階的にエッチングしたときの膜厚方向の内部応力変化⁽⁴³⁾。

の異相界面の面積が増大し、準安定構造の安定化に繋がると考えられている⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁶⁾。さらに異相界面における転位やクラックの伝播阻害や結晶粒の微細化効果により降伏応力や硬さ等の機械的な性質が顕著に向上することから、精密に設計された反射防止膜などの光学膜や、非常に厳しい摩擦摩耗環境に曝露される硬質膜など、多層膜はいたるところに利用されており、特性や密着性の改善において薄膜の内部応力の制御は極めて重要である。

異種もしくは結晶構造のことなる物質が積層された構造では、界面における歪み量の測定が重要な問題となる。この点、前述のマクロな変形と応力を結びつける Stoney の式では界面での歪などは考慮されていない。

多層膜に対しては極めて多くの応力評価例がある。代表的なものとして、前述の膜形成時の応力挙動の評価と同様に基板曲率法を用いた多層膜形成時のその場測定⁽²⁷⁾や、図8に示すように GIXRD (Grazing incidence X-ray diffraction) を用いた異相界面の影響による格子歪が評価され⁽⁴⁶⁾、図9に

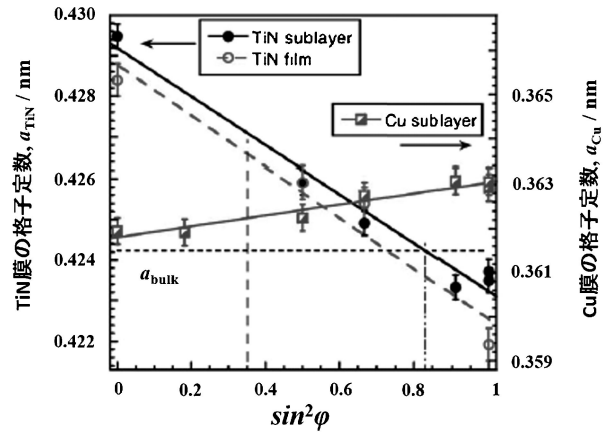


図8 XRD ($\sin^2\phi$) 法による TiN/Cu エピタキシャル多層膜 (20 nm ピッチ) および TiN 単層膜における TiN と Cu の格子定数の変化。負の傾斜の TiN 層には圧縮応力、正の傾斜の Cu 層には引張応力が生じ、多層膜では強い相互作用が界面で発生していると考えられる⁽⁴⁶⁾。

示すような周期構造の制御による内部応力の低減⁽²⁸⁾や、多層膜化による性能向上⁽⁴⁷⁾の原因解明等に活かされている。

5. 樹脂コーティング膜の内部応力評価

近年、タッチパネルの屈折率調整 (IM : Index matching) 膜やディスプレイの硬質保護膜や反射防止膜、防眩膜において、気相形成膜に代わり塗料系のコーティング膜を PET などのフィルム系基板にロール to ロールで形成したものが利用されている。フィルム基板上に塗布された塗料が紫外線硬化等により塗膜になる過程では、硬化による収縮や溶剤の揮発により塗膜に内部応力が発生し、塗布ムラによる光学特性の変化やフィルム端部でのカール、さらには剥離の問題が生じる。

このような塗料系のコーティング膜では、ひずみゲージ⁽⁴⁸⁾や基板曲率法⁽⁴⁹⁾などでマクロな変形量から内部応力を評価する機会が多い。しかし、気相形成膜に対して比較的膜厚が厚く、またマクロな変形量も大きい、さらには溶剤の揮発や未反応物の存在の影響により塗膜内部の歪み量の不均一性が大きいなどの点から、評価値における測定誤差は大きく信頼性に乏しい。経験的に基板の厚みや短冊の形状を工夫して誤差を小さくする試みはなされているものの、通常はせいぜい反り量を相対比較する程度の評価に留まっている。

6. おわりに

XRD 法、ラマン分光法、基板曲率法は測定手法として既に一般的に確立されたものであり、長年の薄膜の内部応力に関わる現象の理解や応力をパラメータとした薄膜材料の品質管理技術の進歩を支えてきた。しかし、いずれも測定を行えばなんらかの応力値が得られるものの、得られた値が厳密に信頼できるものかという議論になると未だ心もとなく、評価において測定誤差の要因についての理解は必須である。

FIB 法や微小押し込み法など比較的新しい測定・評価技術は、さらなる進化により信頼性の高い薄膜の内部応力測定手法として一般的に利用可能になることが期待される。特

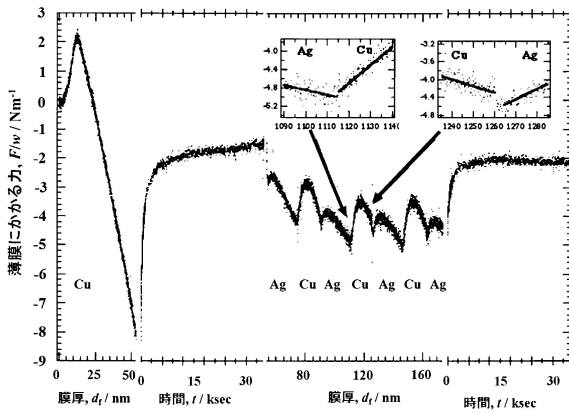


図9 基板曲率法により測定されたCu/Ag多層膜の形成中の薄膜に生じる力の変化挙動。成膜は53.5 nm厚のCu膜形成→584分中断→21 nm Ag/16 nm Cu/21 nm Ag/14.5 nm Cu/21 nm Ag/16 nm Cu/11 nm Agの多層膜を形成→500分放置。多層膜部では厚くなっても薄膜に生じる力の変化が一定レベルに保たれている⁽²⁸⁾。

に、近年、フィルムなどのフレキシブル基板上に塗料系のコーティング膜とスパッタ膜が精密に性能設計されて積層された構造が広く利用されており、実用における長期耐久性を担保するため、剥離への応力の影響や高温高湿耐久試験における内部応力変化挙動を把握することの重要性が高まっている。従来の確立された測定手法では高い信頼性で定量的に評価することは難しく、新たに提案されている測定手法を応用した評価技術の確立が望まれる。

文 献

(1) A. Brenner and S. Senderoff: J. Res. Natl. Bur. Stand., **42** (1949), 105-123.
 (2) L. B. Freund and S. Suresh: "Thin Film Materials: Stress, Defect formation and Surface Evolution", Cambridge University Press, (2003).
 (3) J. G. Kim and J. Yu: Scr. Mater., **39**(1998), 807-814.
 (4) I. C. Noyan, T. C. Huang and B. R. York: CRC Critical Rev. Solid State Mater. Sci., **20**(1995), 125-177.
 (5) Q. Luo and A. H. Jones: Surf. Coat. Technol., **205**(2010), 1403-1408.
 (6) T. Ito, H. Azuma and S. Noda: Jpn. J. Appl. Phys., **33-1A** (1994), 171-177.
 (7) P. A. Flinn, G. S. Gardner and W. D. Nix: IEEE Trans. Electron Dev., **ED-34**(1987), 689-699.
 (8) G. G. Stoney: Proc. Roy. Soc. London, **A82**(1909), 172-175.
 (9) J. M. Pureau, M. M. Lacerda, A. L. De Oliveira, J. F. Fragalli and R. A. S. Zanon: Appl. Surf. Sci., **255**(2009), 6426-6428.
 (10) G. C. A. M. Janssen, M. M. Abdalla, F. Keulen, B. R. Pujada and B. Venrooy: Thin Solid Films, **517**(2009), 1858-1867.
 (11) C. A. Klein: J. Appl. Phys., **88**(2000), 5487-5489.
 (12) A. Mezin: Surf. Coat. Technol., **200**(2006), 5259-5267.
 (13) A. Mézin and A. Hemel: Surf. Coat. Technol., **258**(2014), 1128-1136.
 (14) D. S. Gardner and P. A. Flinn: J. Appl. Phys., **67**(1990), 1831-1844.
 (15) M. Finot, I. A. Blech, S. Suresh and H. J. Fujimoto: J. Appl. Phys., **81**(1997), 3457-3464.
 (16) J. A. Floro, and E. Chason: Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **406** (1996), 491-496.
 (17) J. A. Floro, S. J. Hearne, J. A. Hunter, P. Kotula, E. Chason, S. C. Seel and C. V. Thompson: J. Appl. Phys., **89**(2001), 4886-4897.
 (18) S. Suresh and A. E. Giannakopoulos: Acta Mater., **46**(1998),

5755-5767.
 (19) M. W. Moon, H. M. Jensen, J. W. Hutchinson, K. H. Oh and A. G. Evans: J. Mech. Phys. Solids, **50**(2002), 2355-2377.
 (20) K. J. Kang, N. Yao, M. Y. He, and A. G. Evans: Thin Solid Films, **443**(2003), 71-77.
 (21) X. Song, K. B. Yeap, J. Zhu, J. Belnoue, M. Sebastiani, E. Bemporad, K. Zeng and A. M. Korsunsky: Thin Solid Films, **520**(2012), 2073-2076.
 (22) M. Krottenthaler, C. Schmid, J. Schaufler, K. Durst and M. Göken: Surf. Coat. Technol., **215**(2013), 247-252.
 (23) E. Bemporad, M. Brisotto, L. E. Depero, M. Gelfi, A. M. Korsunsky, A. J. G. Lunt and M. Sebastiani: Thin Solid Films, **572**(2014), 224-231.
 (24) M. Sebastiani, C. Eberl, E. Bemporad, A. M. Korsunsky, W. D. Nix and F. Carassiti: Surf. Coat. Technol., **251**(2014), 151-161.
 (25) R. Abermann, R. Kramer and J. Maser: Thin Solid Films, **52** (1978), 215-229.
 (26) R. Abermann and R. Koch: Thin Solid Films, **129**(1985), 71-78.
 (27) A. L. Shull and F. Spaepen: J. Appl. Phys., **80**(1996), 6243-6256.
 (28) F. Spaepen: Acta Mater., **48**(2000), 31-42.
 (29) C. Friesen and C. V. Thompson: Phys. Rev. Lett., **89**(2002), 126103: 1-4.
 (30) E. Chason, B. W. Sheldon, L. B. Freund, J. A. Floro and S. J. Hearne: Phys. Rev. Lett., **88**(2002), 156103: 1-4.
 (31) E. Chason and B. W. Sheldon: Surf. Eng., **19**(2003), 387-391.
 (32) R. Koch: Surf. Coat. Technol., **204**(2010), 1973-1982.
 (33) A. A. Navid, E. Chason and A. M. Hodge: Surf. Coat. Technol., **205**(2010), 2355-2361.
 (34) E. Klokholm and B. S. Berry: J. Electrochem. Soc., **115**(1968), 823-826.
 (35) J. A. Thornton and D. W. Hoffman: Thin Solid Films, **171** (1989), 5-31.
 (36) H. Windischmann: J. Vac. Sci. Technol. A, **9**(1991), 2431-2436.
 (37) K. Roll: J. Appl. Phys., **47**(1976), 3224-3229.
 (38) M. Murakami: Acta Metall., **26**(1978), 175-183.
 (39) A. J. Rosakis, R. P. Singh, Y. Tsuji, E. Kolawa and N. R. Moore Jr.: Thin Solid Films, **325**(1998), 42-54.
 (40) P. A. Flinn and C. Chiang: J. Appl. Phys., **67**(1990), 2927-2931.
 (41) F. Ahmed, K. Bayerlein, S. M. Rosiwal, M. Goken and K. Durst: Acta Mater., **59**(2011), 5422-5433.
 (42) M. F. M. Costa and V. Teixeira: Measurement, **44**(2011), 549-553.
 (43) R. Machunze and G. C. A. M. Janssen: Surf. Coat. Technol., **203**(2008), 550-553.
 (44) V. Ramaswamy, M. A. Phillips, W. D. Nix and B. M. Clemens: Mater. Sci. Eng. A, **319-321**(2001), 887-892.
 (45) B. M. Clemens, H. Kung and S. A. Barnett: MRS Bull., **24** (1999), 20-26.
 (46) G. Abadias, A. Michel, C. Tromas, C. Jaouen and S. N. Dub: Surf. Coat. Technol., **202**(2007), 844-853.
 (47) V. V. Lyubinov, A. A. Voevodin, S. E. Spassky and A. L. Yerokhin: Thin Solid Films, **207**(1992), 117-125.
 (48) R. Katsumata, S. Ata, K. Kuboyama and T. Ougizawa: J. Appl. Poly. Sci., **128**(2013), 60-65.
 (49) J. A. Payne, A. V. McCormick and L. F. Francis: Rev. Sci. Instrum., **68**(1997), 4564-4568.



岩村 栄治

★★
 1990年 東京大学大学院工学研究科修士課程修了
 1990年 神戸製鋼所材料研究所
 2000年 博士(工学)(東京大学)
 2002年 科学技術振興機構 さきがけ研究「秩序と物性」領域
 2005年 荒川化学工業株式会社 主任研究員
 2013年10月 現職(荒川化学工業より出向)
 専門分野: 薄膜形成プロセス, 機能性材料設計, ナノ複合構造制御
 ◎導電性ペースト, 光学コーティング膜, 放熱塗料に関わる新規材料の研究開発に従事。
 ★★★