電着すず薄膜におけるウィスカー成長に対する内部応力の役割[†]

上野 裕美* 田中 啓介**
来海 博央** 島田 大輔*

Role of Internal Stress in Whisker Growth of Electrodeposited Tin Thin Films

by

Hiromi UENO*, Keisuke TANAKA**, Hirohisa KIMACHI** and Daisuke SHIMADA*

Tin (Sn) thin films with various thicknesses were electrodeposited on Cu substrate with and without Ni undercoat. The change of the internal stress in Sn films was measured by the X-ray diffraction method. For the case of 2.2 μm thick film without Ni undercoat, the initial internal stress was tensile and then gradually changed into compression. After 15h, the compressive stress became below -25MPa and remained constant afterward. Filament-type whiskers were grown on the surface after the stress changed into compression. For Sn films thicker than 4.3 μm , the initial stress was compression and only nodule-type whiskers were grown on the surface. For the case of 2.2 μm thick film with Ni undercoat, the stress was maintained in tension and no whisker was observed. For the cases of thicker films with and without Ni undercoat, the stress was compression around -30MPa just after deposition, and did not change with time. Nodule and mount-type whiskers were formed on the surface, but no filament-type whisker was observed. The compressive stress introduced by bending in 2.2 μm thick film with Ni undercoat resulted in the formation of mount-type whisker. The postbake process induced the tensile stress in 2.2 μm thick film and eliminated the formation of whiskers.

Key words: Tin whisker, Residual stress, Electrodeposited tin film, X-ray stress measurement, Ni undercoat, Postbake

1 緒 言

1940年代にすず (Sn) めっき層のウィスカーによる通信機器の短絡障害が多発し、その対策として数%の鉛を添加することで発生を抑制してきた。¹⁾しかし RoHS 指令に伴う鉛フリー化の結果として、ウィスカーが発生し故障にいたるという事例が、スペースシャトル、原子力発電所、自動車などの電子機器において多発している。²⁾このため、早急な対策が求められているが、ウィスカー成長挙動の支配因子の解明は十分ではない。

Sn ウィスカーは表面に発生・成長する細長いひげ状の結晶であり、めっき後数日から数年をおいて発生し、直径は約 1 μm で、長さは数 mm 程度にまで成長する。このウィスカー成長の駆動力として、めっき層内の圧縮応力が挙げられている。^{3)~8)}この圧縮応力は、めっき時に発生する初期残留応力のほか、使用中に基材の Cu と Sn との金属間化合物 (IMC) が生成されることで導入される。^{3)~8)}このため、Sn めっき前に Ni の下地めっきを行い金属間化合物の生成を防ぐと、ウィスカーが成長しないとされている。⁹⁾また、めっき直後に 150°C で 1h 程度保持するポストバーク (postbake) 処理を行うことでも、ウィスカーの成長を防ぐことができるとされている。⁹⁾しかし、これまでめっき層の内部応力の測定例は少なく、ウィスカー成長に及ぼす内部応力の影響に関しては不明な点が多い。

そこで本研究では、Sn ウィスカーの成長挙動と Sn め

っき層の内部応力の関係を明らかにするため、Sn めっき層の内部応力の変化とウィスカーの成長挙動との関係を検討した。内部応力の測定には、X線応力測定を用いた。さらに、Sn めっき層内の微視組織観察も行い、金属間化合物の形成状況を観察した。めっき条件は、Cu 基板上に下地めっき無しで Sn めっきを行った場合と、Ni の下地めっきをした後に Sn めっきを行った場合の 2 種類とし、Sn の膜厚の影響を検討するとともに、曲げによるひずみ負荷およびポストバーク処理後の内部応力の経時変化についても検討した。

2 実験方法

2・1 電着試験片の作成

基板は無酸素 Cu 板 (C1020) を使用した。板厚は 1.2mm で、面内の寸法は 10 × 70mm² である。基板の表面は耐水研磨紙 #2000 まで研磨した後、基板の片面に絶縁処理を行い、めっきは片面にのみ行った。また比較のため、Ni 下地めっきをしない試験片と Ni 下地めっきをした試験片を作成した。Ni めっきにはスルファミン酸普通浴を使用した。めっき条件は平均電流密度を 2.5A/dm²、浴温を 55°C で、めっき時間は 180s とした。この時のめっき膜厚は 1.2 μm である。

Sn めっきには有機スルホン酸浴を使用し、光沢めっきを行った。Sn と Cu の合金めっきで Cu の含有量は 1.5 wt% である。以下簡単のために Sn めっきと称する。め

[†] 原稿受理 平成 22 年 8 月 4 日 Received Aug. 4, 2010 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 学生会員 名城大学大学院理工学研究科 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口, Graduate School, of Sci. and Tech., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya, 468-8502

** 正会員 名城大学理工学部機械システム工学科 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口, Dept. Mechanical Eng., Meijo Univ., Tempaku-ku, Nagoya, 468-8502

きの平均電流密度は 15A/dm^2 , 浴温を 20°C とし, めっき時間は4種類で, 20, 45, 90, 180s とした. 各時間に対するめっきの膜厚は 2.2, 4.3, 8.1, $16.5\mu\text{m}$ である.

Table 1 にめっき試験片の条件をまとめる. 試験片記号として, 下地めっき無しを NU (not undercoated) で, 下地めっき有りを U (undercoated) で表し, ハイフン後に膜厚を表す.

2・2 顕微鏡観察

ウィスカの発生までの時間を測定するため, デジタルマイクロスコープ (ソニック製 BS-D8000-T) を用いて表面観察を行った. 観察はめっき後 2h あるいは 10h おきに行い, 40h 経過まで行った.

ウィスカの詳細な観察として, サーマル電界放出形走査電子顕微鏡 (SEM: 日本電子製 JSM-7000FS) を使用して SEM 像観察を行った. 観察はめっき後 200h で, めっき面に対して 45° 傾けた方向から行った.

Sn 膜内部の組織観察として, 集束イオンビーム (Focused ion beam: FIB) 装置 (SII ナノテクノロジー製 SMI3050) を用いた SIM (Scanning ion microscope) 像観察を行った. 観察は, めっき表面の保護のため表面にカーボンを蒸着させ, Sn 膜の厚さ方向に断面加工した後, めっき面に対して 60° 傾けた方向から行った.

2・3 X線応力測定

X線応力測定には, 平行ビーム光学系を装着した X線回折装置 (島津製作所製 XD-D1) を使用し, $\sin^2\psi$ 法で行った. 測定条件を Table 2 に示す. 応力測定には β -Sn の 312 面の回折を使用した. 結晶は正方晶で格子定数 $a = 0.5831\text{nm}$, $c = 0.3182\text{nm}$ (JCPDS card No. 4-673) から求める. 回折角は $2\theta = 143.96^\circ$ である. 測定は並傾法で定時計測 (FT) 法を用い $2\theta = 141^\circ \sim 147^\circ$ でスキャンした. 応力定数 K は, 付録に述べるように単結晶の弾性定数から求めた値 $K = -109\text{MPa/deg}$ を使用した. なお, Cr-K α 線の侵入深さは $\psi = 0^\circ$ で約 $0.9\mu\text{m}$ である.¹⁰⁾

Table 1 Conditions of electrodeposition.

Specimen identification	Ni undercoat thickness (μm)*	Sn coat thickness (μm)*
NU-2	0	2.2
NU-4	0	4.3
NU-8	0	8.1
NU-16	0	16.5
U-2	1.2	2.2
U-4	1.2	4.3
U-8	1.2	8.1
U-16	1.2	16.5

* Film thickness was determined from SIM image of the cross section made by FIB.

Table 2 X-ray conditions for stress measurement.

Equipment	Shimadzu XD-D1
Optics	Parallel beam method
Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction plane	312
Diffraction angle	143.96°
Filter	V
Tube voltage	40 kV
Tube current	30 mA
Divergent angle	0.64°
Step width	0.05°
Time constant	2 s

ら求めた値 $K = -109\text{MPa/deg}$ を使用した. なお, Cr-K α 線の侵入深さは $\psi = 0^\circ$ で約 $0.9\mu\text{m}$ である.¹⁰⁾

3 実験結果および考察

3・1 表面観察

Sn の膜厚が $2.2\mu\text{m}$ で下地が無い場合 (NU-2), 23h 後にはウィスカが観察された. 一方同じ膜厚で下地がある場合 (U-2), 200h 後もウィスカは観察されず, $1.2\mu\text{m}$ の Ni 下地めっきがウィスカの形成を抑制することが確認された. なお, ウィスカは狭義には単結晶の針状の結晶を意味しているが, 広義でのウィスカの形態は, フィラメント型 (filament type), コラム型 (column type), ノジュール型 (nodule type), およびマウント型 (mount type) に分類できる.⁴⁾ここでは, コラム型とノジュール型とを区別せずノジュール型と称する. また, マウント型が成長するとノジュール型になると考えられるが, 直径が $2\mu\text{m}$ 以下かつ長さが $10\mu\text{m}$ 以上をフィラメント型, 直径および高さが $2\mu\text{m}$ 程度以下をマウント型, それ以上をノジュール型とする. Fig. 1 に, NU-2 材のめっき後 200h で観察された代表的なウィスカの SEM 像を示す. (a) がフィラメント型で, フィラメント型の頂上は平坦になっていた. 一方, (b) はフィラメント型の近傍に形成されていたノジュール型である. (c) は混合型で, ウィスカがフィラメント型で形成された後に, ノジュール型に変わった例である.

Fig. 2 に, 下地無しで膜厚が $4\mu\text{m}$ 以上の NU-4 と NU-16 の SEM 像を示す. (a) の NU-4 ではノジュール型であったが, (b) の NU-16 ではこのほか, マウント型も認められた. Ni 下地無しの場合でも膜厚が $4\mu\text{m}$ 以上になると, フィラメント型は認められず, ノジュール型とマウント型であった.

下地めっきがあっても膜厚が大きくなるとウィスカの発生が認められた. Fig. 3 は下地有りの場合であり, (a) の U-4 ではマウント型が主体で, (b) の U-16 ではノジュール型も認められた. なお, U-8 は U-4 に近い形態となった.

以上の結果を Table 3 にまとめる. 表中の2列目のウィスカ発生時間は, 各試験片に対して光学顕微鏡で初めてウィスカが確認された時間である. ウィスカの発生はめっきから約 10h から 40h 後に認められ, 下地無しの場合はより短時間となる. 表中の3列目には SEM で観察されたウィスカの主な形態をまとめる. 配線の短絡にはフィラメント型のウィスカの成長が特に危険であると考えられるが, この形態は NU-2 のみに観察され, 膜厚が厚くなるとフィラメント型は確認されなかった.

3・2 内部応力の経時変化

Sn めっき膜の内部応力について, めっき直後からの経時変化を測定した. 応力測定には $\sin^2\psi$ 法を用いたが, $\sin^2\psi = 0 \sim 0.15$ では回折ピークが得られなかったため, $\sin^2\psi = 0.2 \sim 0.7$ を 0.1 刻みした6点の結果を最小二乗法で直線近似した. 6点に対する直線性は良好であった. 傾きに応力定数 $K = -109\text{MPa/deg}$ を掛けて内部応力を算出した. ここで, 応力測定方向は平板の長手方向であるが, めっき膜の応力は等2軸応力状態であることを確かめている. Fig. 4 に膜厚が $2.2\mu\text{m}$, および $16.5\mu\text{m}$ の測

Table 3 Whisker initiation time and whisker type.

Specimen identification	Whisker initiation time (h)	Whisker type
NU-2	23	Filament, Nodule
NU-4	10	Nodule
NU-8	20	Nodule, Mount
NU-16	13	Nodule, Mount
U-2	No	No Whisker
U-4	45	Mount
U-8	45	Mount
U-16	13	Nodule, Mount

(a) Filament type

(b) Nodule type

(c) Mixed type

Fig. 1 SEM images of NU-2. (2.2 μm without undercoat)

(a) NU-4 (4.3 μm without undercoat)

(b) NU-16 (16.5 μm without undercoat)

Fig. 2 SEM images of NU-4 and NU-16.

(a) U-4 (4.3 μm with undercoat)

(b) U-16 (16.5 μm with undercoat)

Fig. 3 SEM images of U-4 and U-16.

定結果を示す。横軸に経過時間、縦軸に内部応力をとった。また、図中には $\sin^2\psi$ の 68.3% 信頼限界も示す。以下、Table 3 に示したウィスカーの発生状況と対比させながら検討する。

Sn が $2.2\mu\text{m}$ で Ni 下地無しの場合 (NU-2)、初期に引張りであった応力が経時的に圧縮側へ大きく変化し、20h 後には 25MPa 程度の圧縮となった。その後変化は緩やかになった。なお、ウィスカーは 23h 程度で確認された。一方、Ni 下地有りの場合 (U-2)、初期の引張応力は時間経過とともに減衰するが、引張り側に留まり、ウィスカーは確認されなかった。Ni 下地無しの場合には、Sn と Cu の界面に IMC が形成され、このため圧縮応力が導入されることが報告されており、^{3)~8)} 本研究においても後述のように金属間化合物の形成が確認された。これに対して Ni 下地有りの場合は、金属間化合物の形成が抑制されるため、初期の引張内部応力は圧縮側に変化せず、ウィスカーが発生しないと考えられる。なお、時間とともに Sn の引張応力が減衰するのはクリープ変形による応力緩和と考えられる。

一方、Sn が $16.5\mu\text{m}$ の場合 (U-16, NU-16) は、Ni 下地の有無に関わらずめっき直後の応力が -30MPa 程度の圧縮側にあり、ほとんど変化しなかった。また、ウィスカーの発生は Ni 下地の有無によらず 13h 程度であった。このことは、下地めっきをしても膜厚が大きくなると、Sn 層の内部応力が圧縮となり、ウィスカーの発生につながることを意味する。

次に、膜厚が異なった場合について同様の実験を行った。この場合、残留応力の変化がそれほど急激ではないため、応力測定を 10h ごととした。Fig. 5 に膜厚 $4.3\mu\text{m}$, $8.1\mu\text{m}$ の内部応力の変化を示す。Sn が $8.1\mu\text{m}$ の場合 (U-8, NU-8) は、Ni の有無によらず、初期から -30MPa 付近にあり、膜厚が $16.5\mu\text{m}$ の場合と同様に応力の変化は少なかった。しかし、ウィスカー発生時間は少し長くなり、Ni 無しで 20h, Ni 有りで 45h となった。一方、Sn が $4.3\mu\text{m}$ の場合 (U-4, NU-4) は、Ni の有無によらず -20MPa 程度の圧縮側であり、その後、Ni 有の場合 (U-4) には、圧縮応力が減少し、20h でほぼ零となった。これに対し Ni 無しの場合 (NU-4) は、 $-20 \sim -30\text{MPa}$ 程度であまり変化しない。ウィスカー発生時間は少し長くなり、Ni 無しで 10h, Ni 有りで 45h となったが、形態はマウント型で、大きくは成長しなかった。

Fig. 4 Change of internal stress in Sn film with time for specimens with thicknesses of $2.2\mu\text{m}$, $16.5\mu\text{m}$.

Fig. 5 Change of internal stress in Sn film with time for specimens with thicknesses of $4.3\mu\text{m}$, $8.1\mu\text{m}$.

めっき直後の残留応力は、Sn 膜厚さが $2.2\mu\text{m}$ と $4.3\mu\text{m}$ では大きく異なった。ウィスカーの形成の有無は、圧縮内部応力によって決まっており、 -20MPa が 10h 程度存在するとウィスカーの発生をもたらしものと結論される。しかし、膜厚 $2.2\mu\text{m}$ の場合以外はフィラメント型のウィスカーは形成されず、ウィスカーの形態には内部応力と時間だけではなく、内部応力の時間に対する変化挙動あるいは Sn の結晶配向性などの影響も考えられ、今後の検討が必要である。

3・3 内部組織観察

Sn 膜厚が $2.2\mu\text{m}$ の試験片 (NU-2, U-2) のめっき層内の SIM 像を、Fig. 6, 7 にそれぞれ示す。ただし、(a) はめっき直後、(b) は 45h 後である。なお、SIM 像における組成コントラストは原子番号が小さいほど明るくなるため、Sn が最も暗く、Cu が最も明るく観察される。

Fig. 6 の NU-2 のめっき直後の断面では、Sn 粒界に沿って Sn と Cu の中間色の層が確認される。これは Sn-Cu 合金中の Cu とで形成された IMC と考えられる。室温で形成される IMC は Cu_6Sn_5 とされている。^{3)~8)} めっき後 45h の断面においては、1h と比較してこの中間色が占める割合が増加した。

Fig. 7 の U-2 においても、NU-2 と同様に Sn 粒界に沿って中間色の層が確認された。しかし 45h の断面においてもこの層は増加しておらず、Ni 下地によって基板からの Cu の拡散が抑制されているものと考えられる。

そこで、さらに長時間置いた試験片について、断面観察を行った。試験片条件は U-8 および NU-8 である。NU-8 の SIM 像を Fig. 8 (a) に、U-8 を Fig. 8 (b) に示す。U-8 はめっき後 3700h, NU-8 はめっき後 2600h 経過したものである。NU-8 では基板とすずとの界面に IMC が形成された層が確認できる。この層は特に基板の Cu との界面近傍においての増加が顕著であった。一方 U-8 では、めっき後の経過時間が長いにもかかわらず、Ni との界面において IMC 形成量が少ない。これは、Ni 下地により基板からの Cu の拡散が阻害され、IMC の形成が阻止されたと考えられる。また、Sn 粒界での IMC の形成量は NU-8 と比較して大きな差は無い。このことから、Sn 粒界部分の IMC は合金中の Sn と基板の Cu とにより形成されたものであると考えられる。

Fig. 6 SIM images of NU-2. (2.2μm without undercoat)

Fig. 7 SIM images of U-2. (2.2μm with undercoat)

Fig. 8 SIM images of NU-8, U-8 after long time elapsed.

3・4 曲げ後の Sn 内部応力とウィスカー形成

Ni 下地めっきが有り, Sn 膜厚が 2.2μm の場合 (U-2), 内部応力は引張りで, ウィスカーは発生しなかった. そこで, 外部から加えた圧縮応力の影響を検討するため, 次の二つの方法で圧縮応力を加えた. まず, めっき面を凸側にして 4 点曲げを行い, その後解放してスプリングバックによりめっき層内に圧縮残留応力を導入した. これを U-2-RS (residual stress) 試験と称する. もう一方は, めっき面を凹側にして負荷応力が圧縮となるように 4 点曲げを行い保持した. これを, U-2-AS (applied stress) 試験と称する. 曲げを加えた場合, 膜内の応力は等 2 軸ではないが以下では長手方向の応力を測定した.

U-2-RS では, めっきをしていない面にひずみゲージを貼り付け, めっき面を凸側にしてひずみ 0.3% まで 4 点曲げを行い除荷した. このときの Sn の内部応力の時間的変化を Fig. 9 に示す. 初期の引張応力から負荷により引張りが 37MPa まで増大し, 除荷後に -15MPa の圧縮応力が残留した. その後, 内部応力は時間とともに減衰し, 除荷後約 15h でほぼ零となった. この場合, めっきから 200h 後もウィスカーの発生は観察されなかった. Fig. 5 に示した U-4 と比較すると, 圧縮応力がやや小さく減衰が早いためにウィスカーが形成されなかったものと考えられる.

次に U-2-AS では, めっき面を凹側にして, ひずみ 0.3%

まで4点曲げを行いそのまま保持した。内部応力の時間的変化を Fig. 10 に示す。内部応力は、4点曲げにより -60MPa の圧縮応力が導入されたが、時間とともに急激に減衰し 30h ほどでほぼ零となった。この場合、U-2-RS とは異なりめっき後 45h でマウント型のウィスカーが多数確認された。ただし、フィラメント型は確認されなかった。このことから、高い圧縮応力が2~3h 作用することによってもウィスカーが発生すると考えられる。しかし、ウィスカー形態を決める要因については更なる検討が必要である。

Fig. 9 Change of internal stress with time for U-2-RS. ($2.2\mu\text{m}$ with undercoat)

Fig. 10 Change of internal stress with time for U-2-AS. ($2.2\mu\text{m}$ with undercoat)

3・5 ポストベーク処理後の Sn 内部応力とウィスカー形成

Ni 下地めっきが無い場合では、内部応力が圧縮になり、多数のウィスカーが発生した。そこで、ウィスカーの発生防止に有効と考えられているポストベーク処理を施した場合について検討した。試験片には、Ni 下地めっき無しの NU-2 および NU-16 を使用し、それぞれめっき直後に応力測定を行ってから、 150°C で 1h 加熱するポストベーク処理を行った。この場合膜内の応力は等 2 軸であった。

めっき直後からの Sn の内部応力の変化を Fig. 11 に示す。めっき直後にはどちらも残留応力が圧縮にあったが、ポストベーク処理後は約 30MPa の引張りに変化し、その後も引張りに留まった。この引張応力は、IMC の形成あるいは Sn と基板の Cu との熱膨張係数の違いにより導入されたものと考えられる。

Sn が $2.2\mu\text{m}$ の場合、ウィスカーは発生しなかった。しかし、Sn が $16.5\mu\text{m}$ の場合にはマウント型のウィスカーが多数確認された。この原因として、Cu よりも Sn の熱膨張係数が高いため、ポストベークの昇温中に Sn に大きな圧縮応力が作用したためと考えられる。なおベーク中の応力は測定されていない。

NU-2-PB のポストベーク処理直後の断面を Fig. 12 (a) に、めっき後 45h の断面を Fig. 12 (b) に示す。NU-2 の場合とは異なり、ポストベーク処理によりすでに基板との界面に厚い IMC 層が形成されており、45h 後もあまり

Fig. 11 Change of internal stress with time for NU-2-PB, NU-16-PB.

(a) 2h

(b) 45h

Fig. 12 SIM images of NU-2-PB. ($2.2\mu\text{m}$ without undercoat, Postbaked)

変化が無い。このポストバークにより形成される IMC は Kim ら⁹⁾によると Cu_3Sn あるいは $\eta\text{-Cu}_{6.26}\text{Sn}_5$ であり、引張応力の原因になるとされているが、今後の検討が必要である。

4 結 言

Cu 基板に Ni 下地を施した場合と施さない場合について種々の膜厚の Sn をめっき後、X 線によりめっき層の内部応力測定を行い、ウィスカーの成長挙動との関係を検討した。得られた結果を以下にまとめる。

(1) Ni 下地無しの場合には、いずれの膜厚においてもウィスカーが発生した。膜厚 $2.2\mu\text{m}$ の場合には、フィラメント型が多数観察されたが、膜厚が $4\mu\text{m}$ 以上では主としてノジュール型であった。

(2) Ni 下地有りの場合には、膜厚が $2.2\mu\text{m}$ ではウィスカーの発生は認められず、膜厚が $4\mu\text{m}$ 以上では、ノジュール型あるいはマウント型が形成され、フィラメント型は認められなかった。

(3) Ni 下地無しの場合、膜厚 $2.2\mu\text{m}$ のめっき層内の応力はめっき直後の引張りから時間とともに減少して、40h 以上で -25MPa 程度の圧縮残留応力が保持された。膜厚が $8\mu\text{m}$ 以上では、めっき直後から -30MPa 程度の圧縮にあり、ほとんど変化しなかった。

(4) Ni 下地有りの場合、膜厚が $2.2\mu\text{m}$ の Sn 層内の応力はめっき直後の引張りから時間とともに減少し零に近づいた。一方、膜厚が $4\mu\text{m}$ 以上になると、めっき直後に内部応力は圧縮となり、時間とともに徐々に零へと減少した。

(5) Ni 下地有りの膜厚が $2.2\mu\text{m}$ の試験片に対して、塑性曲げにより圧縮応力を導入した場合、ウィスカーは形成されなかったが、約 -60MPa の圧縮曲げ応力を負荷した場合には、マウント型のウィスカーが発生した。

(6) Ni 下地無しの $2.2\mu\text{m}$ 、 $16.5\mu\text{m}$ の膜厚に対してポストバーク処理を行うと内部応力は引張りとなり、その後の保持ではあまり変化しなかった。 $2.2\mu\text{m}$ の場合にはウィスカーは形成されなかった。

付録 Sn の X 線応力定数

X 線応力測定に必要な多結晶の X 線の弾性定数を単結晶の弾性定数より算出した。 $\beta\text{-Sn}$ の結晶系は正方晶であり、独立な弾性コンプライアンスは、 s_{11} 、 s_{12} 、 s_{13} 、 s_{33} 、 s_{44} 、 s_{66} である。House 等によって共振法を用いた温度 $93 \sim 468\text{K}$ における測定結果が報告されている。¹¹⁾ その温度変化に対するデータを使用して室温 293K における弾性定数を求め Table 4 に示す。この値を使用して、Voigt モデルおよび Reuss モデルにおける $(1+\nu)/E$ を算出した。¹²⁾ ここで E はヤング率、 ν はポアソン比である。312 回折に対してそれぞれ $(1+\nu)/E = 25.342\text{TPa}^{-1}$ および 26.897TPa^{-1} となった。これらの値の平均値 26.120TPa^{-1} を次式に代入して、応力定数 $K = -109\text{MPa/deg}$ を算出した。

$$K = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \cot \theta_0 \quad (1)$$

なお、 θ_0 は回折角 71.98° である。

Table 4 Elastic constants of $\beta\text{-Sn}$ single crystal at 293K . (s -values in units TPa^{-1} ; c -values in units GPa)

s_{11}	s_{12}	s_{13}	s_{33}	s_{44}	s_{66}
42.3	-31.8	4.9	15	45.8	43.1
c_{11}	c_{12}	c_{13}	c_{33}	c_{44}	c_{66}
74.67	61.19	43.98	95.21	21.83	23.19

参 考 文 献

- 1) G. T. Galyon, "A history of tin whisker theory : 1946 to 2004", SMTAI International Conference, September 26-30, 2004 (Chicago, IL).
- 2) K. Suganuma, "History of tin whisker electronics failures", Function & Materials, Vol.28, Issue 9, pp.5-12 (2008).
- 3) B. Z. Lee and D. N. Lee, "Spontaneous growth mechanism of tin whiskers", Acta Materialia, Vol.46, No.10, pp.3701-3714 (1998).
- 4) C. Xu, Y. Zahng, C. Fan and J. Abys, "Understanding whisker phenomenon : driving force for whisker formation", Circuit Tree Magazine, pp.94-105 (2002).
- 5) S. Sakuyama and M. Kutami, "Substitute materials for complete elimination of hazardous substances - study of whisker growth on lead-free plating", Fujitsu Scientific and Technical Journal, Vol.41, No.2, pp.217-224 (2005).
- 6) K. Tsuji, "Growth mechanism of tin whisker", Journal of the Surface Finishing Society of Japan, Vol.58, pp.406-411 (2007).
- 7) K. S. Kim, C. H. Yu, S. W. Han, K. C. Yang and J. H. Kim, "Investigation of relation between intermetallic and tin whisker growths under ambient condition", Microelectronics Reliability, Vol.48, No.1, pp.111-118 (2008).
- 8) M. Sobiech, U. Welzel, E. J. Mittemeijer, W. Hügel and A. Seekamp, "Driving force for Sn whisker growth in the system Cu-Sn", Applied Physics Letters, Vol.93, Issue 1, 011906 (2008).
- 9) K. S. Kim, J. H. Kim and S. W. Han, "The effect of postbake treatment on whisker growth under high temperature and humidity conditions on tin-plated Cu substrates", Materials Letters, Vol.62, No.12-13, pp.1867-1870 (2008).
- 10) K. Tanaka, K. Suzuki and Y. Akiniwa, "Evaluation of residual stresses by X-ray diffraction", pp.77-78, pp.125-127 (2006) Yokendo.
- 11) D. G. House and E. V. Vernon, "Determination of the elastic moduli of tin single crystals, and their variation with temperature", British Journal of Applied Physics, Vol.11, No.6, pp.254-259 (1960).
- 12) H. Behnken and V. Hauk, "Berechnung der Röntgenographischen Elastizitätskonstanten (REK) des Vielkristalls aus den Einkristalldaten für beliebige Kristallsymmetrie", Zeitschrift für Metallkunde, Vol.77, No.9, pp.620-626 (1986).