錫ウィスカ発生における局所成長した金属間化合物の影響

澁谷 忠弘*, 山下 拓馬*, 于 強*, 白鳥 正樹*

Effect of Irregular Grown Intermetallic Compounds Network on Tin Whisker Formation

Tadahiro SHIBUTANI*, Takuma YAMASHITA*, Yu QIANG* and Masaki SHIRATORI*

* 横浜国立大学 (〒240-8501 神奈川県横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)

* Yokohama National University (79-5 Tokiwadai, Hodogaya-ku, Yokohama-shi, Kanagawa 240-8501)

概要 錫ウィスカ発生成長における金属間化合物の影響について検討した。錫めっき/基材間の原子拡散によって形成される金属間化合物はめっき/基材界面だけでなく錫結晶粒界に沿って局所的に成長するため、その幾何学的配置（ネットワーク）が局所の応力分布に影響を及ぼす。本研究では、錫結晶粒および金属間化合物をモデル化した有限要素法解析を行いめっき内部の応力場について検討した。解析結果より、局所応力勾配と結晶粒界で局所成長した金属間化合物ネットワークを考慮した自然発生型ウィスカモデルを提案した。提案したモデルは室温と温度サイクル試験で見られるウィスカ発生挙動の差をうまく説明している。外圧によるウィスカ成長においても金属間化合物の影響は大きい。化合物がめっき膜のクリープ変形を妨げることによって高い応力勾配場が発生する。また、化合物の成長のばらつきが大きい場合、化合物が存在する領域において応力が増大する。これらの高い応力勾配場は、ウィスカ成長を加速する要因であると示唆し、化合物成長によってウィスカ成長が加速される実験結果に関する力学的なメカニズムの解明を試みた。

Abstract

This paper discusses the effect of irregularly grown intermetallic compounds (IMC) on tin whisker growth. Since irregular IMCs are formed along tin grain boundaries, due to diffusion between the tin finish and the substrate, the IMC network affects the local stress distribution of the tin plating layer. A microstructure-considered finite element analysis was performed to evaluate the IMC-induced stress evolution and a spontaneous whisker growth model was developed based on the local stress gradient and the IMC network. The model can qualitatively explain the fundamental behavior of whisker growth. The IMC network also affects pressure-induced tin whisker formation. IMC can prevent deformation of the plating layer, resulting in higher stress concentration. In particular, the lack of uniformity in IMC growth produces high residual stresses which can accelerate whisker growth.

Key Words: Tin Whisker, Intermetallic Compounds, Microstructure, Spontaneous Whisker, Pressure-Induced Whisker

1. 緒言

環境への配慮から、電子部品の鉛フリー化が進んでおり、錫めっきやはんだ表面から発生する錫ウィスカは機器の信頼性を脅かす重要な問題の1つである。直径が数ミクロン程度の髭状のウィスカは、最大で数ミリメートル程度まで成長することが報告されている¹⁾。このため、電子部品のショートや誤作動をまねく要因の1つとして考えられている。

錫ウィスカは、めっき内部に発生する応力によってもたらされると考えられている。めっき膜の応力をもたらす要因としては、(a)めっきプロセス^{2),3)}、(b)金属間化合物成長⁴⁾、(c)線膨張係数(Coefficient of Thermal Expansion, CTE)のミスマッチ⁵⁾、(d)外部圧力⁶⁾、(e)表面酸化膜⁷⁾などが挙げられる。中でも、基板/めっき間の原子の相互拡散

による化合物形成がもたらす局所的な応力場は、不均一に成長するウィスカ形成の要因の1つであると考えられている。

ウィスカはしばしば外部圧力によって成長する。圧力によりウィスカ成長は著しく加速されることが知られており、近年とくにコネクタ部品などの機構部品の信頼性を脅かす重要な問題となっている^{8)~10)}。他のウィスカ形成挙動と異なり外部圧力が主要な駆動力であるため、ウィスカ成長挙動はめっき膜のクリープ特性に代表される非線形特性の影響を強く受ける¹¹⁾。

ウィスカは、多くの場合局所的な欠陥発生・成長現象であり、めっき内部の微視的構造の影響を強く受ける。錫結晶は、異方性を有しており結晶方位の分布やばらつきが局所的な応力場に及ぼすことが知られている¹²⁾。基板/めっき界面や錫の粒界に沿って成長する金属間化合物は、微視

組織のばらつき要因の1つである。とくに、粒界に沿って形成される金属間化合物は局所的な応力分布の変化に大きく影響すると考えられている^{4),13)}。加えて、膜厚が数ミクロンのめっき膜ではその影響は顕著になるが、化合物の局所的なばらつきが応力場形成に及ぼす影響に関する検討は、実験的アプローチの困難さに起因して力学的な体系化がなされているとは言い難い。

本研究では、有限要素法解析を用いてウイスカ発生における金属間化合物の影響を検討した。とくに、粒界に形成される金属間化合物によってもたらされる応力発生挙動をモデル化するとともにウイスカ成長の駆動力として考えられている局所的な応力勾配場に着目してウイスカ成長挙動について検討した。また、外圧によるウイスカについてはコネクタ部品に代表される接触負荷モデルを対象として、金属間化合物の局所成長を考慮した弾塑性クリープ接触解析を行った。

2. 金属間化合物成長による局所応力場

2.1 解析モデル

本研究では、銅基板上の錫めっき膜を対象として応力解析を行った。金属間化合物は、銅原子と錫原子の相互拡散によってもたらされ、室温では Cu_6Sn_5 が界面および錫の粒界に形成されることが知られている^{4),13)}。粒界と粒内の拡散速度の差に起因して、金属間化合物はしばしば錫の粒界に沿って大きく成長するが¹⁴⁾、このときめっき内部に形成される化合物は銅原子が錫めっき側に移動することで局所的な体積増大をもたらしとされている^{4),13),15)}。本研究では、錫粒界上に形成された化合物による体積増加を仮定して局所的な応力場形成メカニズムについて検討した。

Fig. 1に解析モデルを示す。錫めっきは、正六角形の柱状結晶粒で構成されており、めっき厚さおよび面内粒界長さはそれぞれ $10\mu\text{m}$ である。各結晶は、Table 1に示す錫単結晶の異方性を考慮しており、めっき表面の結晶面は(hkl)面とした。[hkl]方向(z軸)を回転軸として乱数を用いて回転させることで各結晶粒のばらつきを考慮した解析となっている¹⁶⁾。

解析では、 $1.67\mu\text{m}$ の厚みを持つ化合物を、Fig. 1に示すようにめっき膜底面に結晶粒界に沿ってランダムに配置させた。錫結晶粒界に金属間化合物が存在する確率は20%とした。化合物は、100時間で1%の体積膨張が起きると仮定した¹⁷⁾。また、基板との界面とめっき端面に対称境界条件を設定した。表面の結晶面(hkl)は3種類((101), (220), (321))、乱数で発生させた金属間化合物の配列が異なるモデルを2種類の計6種類について解析を行った。

錫は降伏応力および融点が低いため、塑性およびクリープ特性を考慮する必要がある。厳密には、これらの非弾性特性も異方性を示すが、大変形領域では異方性の影響が比較的小さいことを考慮して等方性を仮定した。Table 1に、

Fig. 1 Analysis model

Table 1. Material properties of Cu_6Sn_5 and Sn grain

	Cu_6Sn_5	Sn	
Elastic constants [GPa]	E 86.3	C_{11}	109.4
		C_{33}	107.8
		C_{12}	57.7
		C_{13}	34.8
		C_{44}	2.6
		C_{66}	26.8
Poisson's ratio ν	0.30		—
Yield stress σ_Y [MPa]	—		9.2
Creep exponent n	—		9.0
Creep constant A [1/MPa ^{n} s]	—		3.5×10^{-23}

降伏応力およびクリープ特性を示す。クリープ特性は、べき乗則を仮定してナノインデンテーション試験より取得したデータを用いた。

2.2 解析結果および考察

3種類の結晶面に対して、100時間後の応力解析結果についてはピーク応力値が若干異なるものの、応力分布に大きな差異は認められなかった。このため、以降の解析結果は応力値が最も高かった(321)面のケースを対象にしている。Fig. 2は、めっき膜上下面(表面と界面)における静水圧応力分布を示す。上下面の応力値の差に着目すると、局所的に正負の勾配が認められる。Fig. 3は、正勾配が顕著である結晶粒(Fig. 2黒丸部)の応力分布と金属間化合物の配置を示す。結晶粒は、2つの化合物ネットワークと隣接しており、金属間化合物にはさまれた領域で高い圧縮応力が現れている。膜表面への正の応力勾配は、底面側の圧縮応力集中によりもたらされている。Fig. 4は、負の応力勾配が顕著となる結晶粒(Fig. 2白丸部)の応力分布と

Fig. 2 Contour maps of hydrostatic pressure on the (321) crystal plane

Fig. 3 Contour map of IMC-induced stresses

金属間化合物ネットワークを示す。底面側の粒界に沿って大きな金属間化合物ネットワークが形成されており、ネットワーク近傍に引張応力集中場が現れる。他のランダム配置した解析でも同様に、引張応力集中場は結晶粒の粒界に沿って2つ以上連結してネットワークを形成した場合に確認された。Fig. 4に示すようなネットワークの場合、金属間化合物ネットワークによって結晶粒の変形が拘束されるとともに化合物の膨張に起因した圧縮多軸負荷が課せられる。このため、錫結晶粒が上方へ押し出される変形が生じることで化合物に囲まれた領域内部で引張応力集中場が形成される。このように、めっき膜内部の局所的な応力勾配

Fig. 4 Stress gradient by expansion of IMC network

は金属間化合物の幾何学的配置（ネットワーク）の影響を強く受ける。

ウィスカ成長メカニズムについては、さまざまなモデルが提案されているがここでは拡散モデルをベースとしてウィスカ成長挙動について検討する¹⁸⁾。粒界に応力が作用している場合、局所的な応力勾配が粒界に沿った原子輸送の駆動力となることが知られている。このとき、ウィスカ発生は局所的な応力集中場に起因した原子の堆積によってもたらされると考えられている。ウィスカ形成には原子を供給するための周囲からの原子の流入と局所に原子が集中する挙動をともに考慮する必要があるが、ここでは後者の局所的な原子輸送によるウィスカ形成過程について考察する。Fig. 5は、化合物成長によってもたらされる圧縮応力によって発生するウィスカ成長モデルの模式図を示す。金属間化合物によって、結晶粒界や粒界三重点が囲まれた場合、Fig. 3に示すように表面の会合部に向かって正の応力勾配が現れる。このとき、原子は表面に向かって移動するため、粒界三重点と表面の会合部に原子が堆積することでウィスカが成長すると考えられる。室温で観察される自然発生型ウィスカは、多くの場合粒界三重点から発生することが報告されている¹⁹⁾。室温では金属間化合物の成長は緩やかであり、ネットワークを形成する前にウィスカが形成

Fig. 5 Whisker formation at grain boundary triple junction

Fig. 6 Whisker formation by heaving up crystal

される場合が多い。このため、室温環境では金属間化合物ネットワークの影響は小さい。

Fig. 6は、応力勾配が負の場合のウィスカ成長モデルを示す。底面に引張の応力集中場が形成されるため、原子は結晶粒の底面に堆積する。このとき、原子の堆積とネットワーク化した金属間化合物の膨張によって、柱状結晶粒が押し上げられる。ウィスカの加速試験の1つである熱サイクル負荷においては、しばしば結晶粒が押し上げられることでウィスカが形成されることが知られている。熱サイクル過程では、温度の影響により金属間化合物の成長は加速

(a) Single IMC model

(b) Network model

Fig. 7 Analysis models

されネットワークを形成しやすい^{5),14)}。

3. 接触負荷型ウィスカ

3.1 解析モデル

Fig. 7は、金属間化合物を考慮した押し込み解析モデルを示す。基板上に形成された錫めっき膜の表面に、圧子を介して接触荷重が負荷されている。コネクタ部品では、しばしば基材表面にNiめっきが施される。このとき、錫めっき層とNiめっき層の界面で金属間化合物(Ni_3Sn_4)が形成される²⁰⁾。粒界に沿って形成される Ni_3Sn_4 は、厚さ数ミクロンの板状に成長することが報告されており、本解析でも金属間化合物は基板とめっき膜の界面に垂直に板状構造体と

して配置した²¹⁾。金属間化合物は、成長とともにさまざまな形態をとることを考慮して、単一の金属間化合物が配された単一金属間化合物モデル(Fig. 7 (a))と金属間化合物のネットワークを考慮したネットワークモデル(Fig. 7 (b))の2種類について解析を実施した。

単一金属間化合物モデルは、厚さ $5\mu\text{m}$ のめっきに対してコネクタ部品を模擬した半径 0.1mm の円柱圧子側面で荷重を負荷するものとした¹⁰⁾。金属間化合物は幅 $10\mu\text{m}$ 、奥行き $2\mu\text{m}$ で高さ $1, 3, 5\mu\text{m}$ の3通りとした。実験においては、ウィスカは圧子とめっきの接触域近傍の少し離れた箇所ので発生するため、金属間化合物がその領域で成長が見られた場合が最も影響が大きいと考えられる。そこで、金属間化合物がない場合、接触域の大きさは圧子中心から $27\mu\text{m}$ であり、そこから少し離れた場所(圧子中心から $32\mu\text{m}$ 離れた場所)に金属間化合物を配列させ、その影響を検討した。解析は、荷重 0.2N で15秒かけて押し込み、240時間保持した。円柱圧子軸方向面(yz平面)を対称境界面とし、境界条件の影響を受けないように金属間化合物と境界面の間隔を $15\mu\text{m}$ とした。

ネットワークモデルについては、対称性を考慮して $55\times 95\times 130\mu\text{m}$ (めっき厚: $6\mu\text{m}$)の1/2領域を対象として球圧子の押し込み解析を行った。解析条件は単一金属間化合物モデルとほぼ同じであるが、報告されている金属間化合物(Ni_3Sn_4)のネットワーク形状を考慮して、三角形で構成される金属間化合物ネットワークが存在するモデル(均一ネットワークモデル)とした²¹⁾。金属間化合物は厚さ $1\mu\text{m}$ 、幅 $5\mu\text{m}$ 、高さ $4\mu\text{m}$ の板状として、界面に垂直に配置した。圧子形状が単一モデルと異なっているが、接触圧力が同程度となるように負荷荷重を 0.05N とした。押し込み時間および保持時間は、単一モデルと同様にそれぞれ15秒、240時間である。

実際のめっき膜では、金属間化合物の成長のばらつきが存在する。ばらつきは、局所的な応力集中場をもたらす可能性が大きく、ウィスカ成長に及ぼす影響が大きい。そこで、金属間化合物が局所的に成長したモデル(局所成長モデル, Type I)と局所的に成長しないモデル(局所非成長モデル, Type II)の2つのモデルから金属間化合物のばらつきの影響を評価した。解析は、前述のFig. 7 (b)と同じモデルを用いた。Fig. 8に、使用した金属間化合物ネットワークを示す。a)が局所成長モデル、b)が局所非成長モデルの金属間化合物ネットワークを示している。結晶粒を一辺 $10\mu\text{m}$ の三角柱と仮定し、その粒界に金属間化合物を配列させた。めっき厚 $6\mu\text{m}$ に対して、前述の均一ネットワークモデルと同様に厚さ $1\mu\text{m}$ 、幅 $5\mu\text{m}$ 、高さ $4\mu\text{m}$ とした。応力測定点は三角柱の中心の膜厚方向で最も応力が高くなる点とした。2つのばらつき検討モデルにおいて、金属間化合物が成長している部分(島)と成長しない部分は6つの結晶粒からなる正六角形の領域とした。負荷荷重は、均

Fig. 8 Non-uniform IMC network models. Arrows indicate the center of indenter.

Table 2. Material properties for contact analysis

	Ni_3Sn_4	Sn	Phosphorus bronze
Elastic constants E [GPa]	133	23	110
Poisson's ratio ν	0.48	0.30	0.30
Yield stress σ_Y [MPa]	1192	113	
Creep exponent n		5.1	
Creep constant A [$\text{MPa}^{-n}\text{s}^{-1}$]		1.2×10^{-12}	

一ネットワークモデルと同様に球圧子の中心に 0.05N 与えた。押し込み時間および保持時間についても、同様にそれぞれ15秒、240時間である。

単一金属間化合物モデル、ネットワークモデルではめっき膜は弾塑性クリープ体として、材料物性はナノインデントレーション試験より別途測定した値を用いた(Table 2)。金属間化合物は、Niめっき層との界面反応を想定して Ni_3Sn_4 とした。ただし、解析の簡易化を目的としてモデルにおいてNiめっき層は考慮していない。このため、基材であるりん青銅部分のみをモデル化している。実際は、中間層であるNiめっきはSnめっきの変形に影響を及ぼすと考えられるが、局所の応力分布特性に及ぼす影響は小さい。本論文は、金属間化合物ネットワークが局所の応力分布に与える影響を抽出することを目的としている。各材料は、それぞれ等方性を仮定しており解析に用いた物性値をTable 2に示す。圧子は剛体とし圧子の表面とめっき膜との接触を考慮した大変形接触解析を実施した。要素は線形1次要素とした。

3.2 解析結果

3.2.1 単一金属間化合物モデル

Fig. 9は、金属間化合物の高さが $1, 3, 5\mu\text{m}$ における最小主応力を示す。金属間化合物付近では周囲に比べて高い

Fig. 9 Contour maps of minimum principal stresses in the single IMC models

応力集中が発生している。金属間化合物がほとんど変形しないため、めっき膜の変形が大きく拘束されており、化合物周辺で高い圧縮応力が発生している。

コネクタ部品などで用いられるめっき膜は、部品のサイズに依存するものの比較的薄い(1~5 μm)場合が多い。このとき、金属間化合物はしばしば表面近くまで成長することが確認されている^{13),21)}。金属間化合物がめっき膜表面まで達している場合($h=5\mu\text{m}$)、接触によって押し出された錫めっき膜の変形は金属間化合物でほとんどせき止められるため表面は隆起していた。このとき、隆起している箇所では引張成分も現れており、局所的には大きな応力勾配が存在している。 $h=3\mu\text{m}$ の場合、表面ではクリープ変形により金属間化合物を乗り越えて変形しているものの5 μm の場合と同様に金属間化合物がめっき膜の変形を阻害しており、高い応力勾配が現れている。表面側に着目すると、金属間化合物がない箇所では錫が大きく変形しており低応力となっている。このとき、局所的に配された金属間化合物を中心として表面側への高い応力勾配が形成されるため、原子が表面側に堆積しやすくウィスカ形成の要因となりや

(a) Non-IMC network model

(b) Uniform IMC network

Fig. 10 Contour maps of minimum principal stresses in the model with and without uniform IMC network. Arrows indicate the center of indenter

すい。

一方、 $h=1\mu\text{m}$ の場合にはめっき膜の変形が金属間化合物にさまたげられず、めっき膜全体が変形するため金属間化合物の影響が少ない。接触荷重により圧縮応力は発生するものの、上記の金属間化合物が変形を阻害する場合に比べるとその影響は小さい。このとき、局所の応力勾配も小さくなるためウィスカ形成の駆動力も小さくなる。

3.2.2 金属間化合物のネットワークの影響

Fig. 10は、ネットワークモデルにおける最小主応力分布を示す。なお、比較として金属間化合物が含まれないモデルの解析結果も示す。接触部近傍に応力集中が発生しており、接触域近傍では高い応力勾配が発生している。前節同様、金属間化合物によってめっき膜の変形が生じにくくなっているため、応力集中域の大きさはネットワークモデルの方が小さい。結果として、金属間化合物の周辺部ではより高い応力勾配が発生している。ネットワークモデルにおいて、応力集中場が非対称となっているのは、金属間化合物ネットワーク形状に依存している。これは、金属間化合物ネットワークが接触領域近傍の応力場形成に与える影響が大きいことを示している。

Fig. 11 Stress evolution at the points A and B with the irregular IMC network (Type I)

Fig. 12 Stress evolution at the points A and B with the irregular non-IMC network (Type II)

Fig. 11 は、局所成長モデル (Type I, Fig. 8 (a) 参照) における各応力成分の保持時間における履歴を示す。局所金属間化合物ネットワークに囲まれた A 点では、保持時間の増大とともに応力は増加している。一方、Fig. 11 (b) に示すように、化合物がない B 点では保持開始直後は周辺のめっき内と比べ高い応力が発生するものの、保持時間の増大とともに応力は減少、または定常状態になる傾向が認められる。Fig. 12 は、局所非成長モデル (Type II, Fig. 8 (b) 参照) の応力履歴を示す。A 点および B 点のいずれの場所においても、保持時間の増大とともに応力の増大が生じている。ただし、局所成長モデルにおける A 点に比べると応力の値は小さくなっている。このように、ネットワークの不均一性が応力場形成に大きな影響を及ぼしている。

圧子により表面に圧力が作用した場合、加圧軸方向に対して垂直な方向に材料が押し出されるため、接触域周辺部では多軸応力状態になる。室温でも容易にクリープ変形が生じる錫めっきでは、加圧を保持した状態でもクリープによる押し込みが進行するため、保持時間の増大とともに押し出し変形量が増大する。一方、周辺部に形成された多軸

応力場は、応力緩和が生じるものの高い残留応力場をもたらすため、結果として時間とともに軸応力成分が増大する。Fig. 9 に示す解析結果より、金属間化合物は基本的に押し出し変形に対して抑制する方向に作用する。しかし、めっき内部の金属間化合物ネットワークにばらつきが存在する場合、圧力による押し込み変形量は硬い部分すなわち金属間化合物が成長した場所に依存する。そのため、金属間化合物が成長していない場所では応力緩和が起こるが押し込み量の増加が遅いため接触力の減少が起こる。結果として、金属間化合物の局所成長部分では成長していない場所で起こった接触力の減少分だけ接触力が増大する。また、金属間化合物が成長した部分では、接触域周辺部へのめっきの押し出し変形が強く拘束されるため、高応力勾配が形成される。ウィスカ形成が応力場に依存するのであれば、金属間化合物の成長におけるばらつきはウィスカ発生箇所についても大きく影響する。

4. 結言

本研究では、有限要素法解析を用いてめっき内部の応力

場の評価を行い、錫ウィスカ発生における金属間化合物の影響について検討した。金属間化合物の形成によって発生する応力を駆動力とする自然発生型ウィスカについては、めっき内に成長する金属間化合物の成長をモデル化し、局所的な応力勾配場について検討した。また、接触負荷型ウィスカにおける金属間化合物の影響を検討するため、金属間化合物をモデル化した接触弾塑性クリープ解析を行った。

金属間化合物成長により生じる結晶粒内の内部応力場は、金属間化合物の配置に強く依存している。金属間化合物の膨張によって表面の会合部に向かって正の応力勾配が現れる。とくに、周囲に複数の化合物ネットワークを有する粒界三重点では高い応力集中場が形成されるため、応力勾配は非常に大きい。一方、金属間化合物ネットワークが形成された結晶粒では周囲の変形拘束に起因して逆の応力勾配が発生する。応力勾配の違いは、ウィスカ発生形態にも大きく影響するため、金属間化合物の形成がウィスカ成長にもたらす影響は大きい。応力勾配を駆動力とする原子拡散をベースとして2種類のウィスカ成長モデルについて検討した。金属間化合物がネットワークを形成しない場合、応力勾配を駆動力とする原子移動によって粒界三重点と表面会合部に原子が堆積する。一方、金属間化合物ネットワークによって応力勾配が逆方向になる場合、原子は結晶粒底面に堆積する。2つのモデルは、多くのウィスカ観察結果における定性的な傾向をうまく説明することができる。すなわち、本解析結果はウィスカ成長メカニズムにおいて金属間化合物の配置が重要な因子の1つであることを示唆している。

接触負荷型ウィスカにおいては、金属間化合物はめっきの変形に大きく2つの効果を及ぼす。めっき全域にわたって均等に成長した場合、変形しにくい金属間化合物を含んだめっき層が増え、変形しやすいめっきのみの層が減る。その結果、クリープ変形を拘束する効果が現れ、金属間化合物付近に高い応力勾配をもたらす。そして、局所的に金属間化合物がある程度の高さまで成長した場合では、めっき層の変形をせき止める形で高い応力勾配を生む。この2つの効果から、金属間化合物の成長が著しい場合には、ウィスカ発生の駆動力となる応力勾配が化合物付近で高くなることがわかった。また、金属間化合物の成長のばらつきがある場合、金属間化合物が局所的に成長した領域で応力が増加しウィスカ発生の駆動力が増大する。一方、局所的な化合物の発生によって周辺部の化合物が存在しない領域では、応力が減少する場合がある。これは、化合物ネットワークのばらつきが応力場形成に大きく関与していることを示唆している。

謝辞

本研究の一部は、電子情報技術産業協会(JEITA)の支援

を受け行われました。また、京セラエルコ、高松めっき、ユケン工業、横浜国立大学の共同研究として行われました。記して感謝の意を表します。

(2007.12.11-受理)

文 献

- 1) NASA, Website of Tin Whisker (and Other Metal Whisker) Homepage, <http://nepp.nasa.gov/WHISKER/>
- 2) B.-Z. Lee and D.-N. Lee: "Spontaneous Growth Mechanism of Tin Whiskers", *Acta Metallurgica*, Vol. **46**, No. 10, pp. 3701-3714, 1998
- 3) W. J. Boettinger, C. E. Johnson, L. A. Bendersky, K.-W. Moon, M. E. Williams and G. R. Stafford: "Whisker and Hillock Formation on Sn, Sn-Cu and Sn-Pb Electrodeposits", *Acta Materialia*, Vol. **53**, No. 19, pp. 5033-5050, 2005
- 4) K. N. Tu: "Interdiffusion and Reaction in Bimetallic Cu-Sn Thin Films", *Acta Metallurgica*, Vol. **21**, No. 4, pp. 347-354, 1973
- 5) M. Dittes, P. Oberndorff and L. Petit: "The Effect of Temperature Cycling on Tin Whisker Formation", *Proc. of the IEEE Electronics Components Technology Conference*, pp. 822-826, 2003
- 6) R. M. Fisher, L. S. Darken and K. G. Carroll: "Accelerated Growth of Tin Whiskers", *Acta Metallurgica*, Vol. **2**, pp. 389-373, 1954
- 7) 赤松俊也, 落合正行, 西井耕太: "鉛フリーめっきにおけるSnウィスカの発生メカニズムについての一考察", 第14回マイクロエレクトロニクスシンポジウム論文集, pp. 237-240, 2004
- 8) 竹内文代, 清水浩三, 作山誠樹: "機構部品におけるSnウィスカの発生メカニズムに関する一考察", 第16回マイクロエレクトロニクスシンポジウム論文集, pp. 203-206, 2006
- 9) 枝並範治, 森内裕之: "コネクタからのウィスカ発生要因とその防止策", 第19回エレクトロニクス実装学会講演大会, pp. 9-10, 2005
- 10) 藤野秀人, 銅谷明裕: "外部応力によるコネクタウィスカ試験方法", 第19回エレクトロニクス実装学会講演大会, pp. 11-12, 2005
- 11) T. Shibutani, Q. Yu, T. Yamashita and M. Shiratori: "Stress-Induced Tin Whisker Initiation under Contact Loading", *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, Vol. **29**, No. 4, pp. 259-264, 2006
- 12) J.-H. Zha, P. Su, M. Ding, S. Chopin and P. S. Ho: "Microstructure-Based Stress Modeling of Tin Whisker Growth", *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, Vol. **29**, No. 4, pp. 265-273, 2006
- 13) I. Sakamoto: "Whisker Test Methods of JEITA Whisker

- Growth Mechanism for Test Methods”, Electronics Packaging Manufacturing, IEEE Transactions on, Vol. **28**, No. 1, pp. 10–16, Jan. 2005
- 14) K.-S. Kim, C.-H. Yu and J.-M. Yang: “Behavior of Tin Whisker Formation and Growth on Lead-Free Solder Finish”, Thin Solid Films, Vol. **504**, pp. 350–354, 2006
 - 15) W. J. Boettinger, M. E. Williams, K.-W. Moon and G. R. Stafford: “NIST Sn Whisker Research”, CALCE International Symposium on Sn Whiskers, April 24, 2007
 - 16) R. Ravelo and M. Baskes: “Equilibrium and Thermodynamic Properties of Grey, White, and Liquid Tin”, Physical Review Letters, Vol. **79**, No. 13, pp. 2482–2485, 1997
 - 17) K. N. Tu, J.-O. Suh, A. T.-C. Wu, N. Tamura and C.-H. Tung: “Mechanism and Prevention of Spontaneous Tin Whisker Growth”, Materials Transactions, Vol. **46**, No. 11, pp. 2300–2308, 2005
 - 18) K. N. Tu: “Irreversible Processes of Spontaneous Whisker Growth in Bimetallic Cu–Sn Thin Film Reactions”, Physical Review B, Vol. **49**, No. 3, pp. 2030–2034, 1994
 - 19) I. Boguslavsky and P. Bush: “Recrystallization Principles Applied to Whisker Growth in Tin”, IPC SMTA Council APEX, 2003
 - 20) U. L. F. Lindborg, B. Asthner, L. Lind and L. B. Revay, “Intermetallic Growth and Contact Resistance of Tin Contacts after Aging”, IEEE Transactions on Parts, Hybrids and Packaging, Vol. **PHP-12**, No. 1, pp. 33–39, 1976
 - 21) R. D. Hilty: “An Analysis of Bright Tin for Whisker Mitigated Electronics Applications”, Proceedings of IPC/JEDEC 11th Conference on Lead Free, Boston, MA, 2005