車載用チップ部品のはんだ接合部における 高温劣化の挙動と寿命予測

牧 野 篤*

*松下電工(株) 解析評価技術センター (〒571-8686 大阪府門真市大字門真 1048)

Degradation Behavior at High Temperature and Life Prediction in Solder Joints of SMD for Automotive Devices

Atsushi MAKINO*

*Analytical Evaluation & Reliability Technology Ctr., Matsushita Electric Works, Ltd. (1048, Kadoma, Kadoma-shi, Osaka 571-8686)

Key Words: Soldering, Reliability, Solder Joint, Lead Free Solder

1. はじめに

車載用電子機器は、従来から高い信頼性が求められており、さらに最近ではエンジンルームに近いところでの設置、動作が望まれており、従来の 125°C からより高温となる 150°C 環境での動作が要求されるものがある。さらに、環境負荷低減に対応した無鉛はんだ実装が必須となってきた。これらの厳しい要求に応えるために、部品の接合信頼性は大変重要なポイントである。

電子部品を基板に実装した場合、次の 2 箇所が接合部となる。

- 1) 電子部品とはんだの接合部
- 2) はんだと基板導体との接合部

高温環境下では、これらの接合界面の変化が考えられるため、両方の接合部における劣化の挙動を把握することが重要である。そこで、本稿ではチップ部品を例にとり、高温環境下で放置した場合のはんだ接合部の劣化挙動を追跡し、チップ部品の電極構造や基板の導体仕様が接合部に及ぼす影響について検討した結果について述べる。

2. はんだ接合部の高温劣化挙動

一般的には Sn-Ag-Cu 系無鉛はんだは、Sn-Pb 系共晶はんだと比べて、金属間化合物の成長速度は遅いことから、高温環境下での破断に至るまでの寿命も長いといわれている。ここでは、モデル基板を使って市販のチップ部品の実装をおこない、高温下での接合界面の変化について詳しく調べた。

2.1 評価サンプル

基板の材質は、耐熱性を考慮してセラミックスとし、導体は、① Ag-Pt 厚膜、② Au/Ni めっき W 厚膜の 2 種類を用いた。チップ部品は部品単体として 150°C の耐熱性を有する 3 種類を選定した。評価に用いたチップ部品の仕様を表 1 に示す。

はんだは、最近無鉛はんだ材料として広く使われ共晶はんだよりも融点が高い Sn-Ag-Cu 系(融点 217~219°C)を使用し、リフロー条件は、220°C 以上の温度を 30 秒間以上保持し、その間のピーク温度は 235°C とした。リフロー後の基板の外観写真を図 1 に示す。

図 1 に示した 2 種類の基板に実装した部品のうち、表 2 に示す 4 サンプルの評価を行うことにした。

高温放置試験温度は、ねらいとする 150°C 環境にさらに

表 1 チップ部品の仕様

	A 社製抵抗	B 社製コンデンサ	C 社製コンデンサ
サイズ L×W×H(mm)	1.6×0.8×0.5	2.0×1.25×1.25	2.0×1.25×1.25
セラミック誘電体	アルミナ	チタン酸バリウム	バリウム
焼き付け電極層	5~10μm	10~15μm	3~6μm
導電性樹脂電極層	なし	なし	あり
Ni めっき	2~3μm	3~4μm	6~7μm
はんだめっき	Sn-10 Pb	Sn	Sn

*カタログおよび部品の分解調査より得られたデータ

図 1 センサ用基板の外観

表2 評価サンプル

	A	B	C-1	C-2
チップ部品	A 社製抵抗	B 社製コンデンサ	C 社製コンデンサ	C 社製コンデンサ
基板導体	Ag-Pt 厚膜	Ag-Pt 厚膜	Ag-Pt 厚膜	Au/Ni めっき W 厚膜

図2 チップ部品のはんだ接合部の模式図

図3 A 社製抵抗の導通抵抗変化率

165℃、180℃を加えた 3 水準に設定し、保持時間は 3000 時間とした。導通確認は、初期と試験途中の 100、500、750、1000 時間、その後は 500 時間経過毎に 3000 時間まで実施した。

これらの供試品の接合界面の詳細な解析のため、断面観察用試料は初期および試験後の基板を樹脂埋包し、接合面に対して垂直に研磨を行って作製した。

断面観察は、150℃、165℃試験品においては、1500 時間後、3000 時間後に行い、180℃試験品においては、上記の時間に加えて、750 時間後についても実施した。断面構成は図 2 に示すような構造となった。

各試料の SEM(Scanning Electron Microscope)観察を行い、さらに EDX (Energy Dispersion X-ray analysis)装置にて元素分析を行った。

2. 2 結果および劣化挙動

2. 2. 1 A 社製抵抗の評価

図 3 に導通抵抗の変化率を示す。測定は 10 個のサンプルで実施し、図 3 にはそれらの平均値を示した。各温度とも 3000 時間まで抵抗値の変化は認められず、良好な結果を得た。

表 2 のサンプル A における部品単体、はんだ接合後の初期品および 150℃1500 時間試験品の断面における反射電子像

(a) 部品単体

(b) はんだ接合後(初期品)

(c) 150℃1500時間試験品

図4 サンプル A の断面状態(A 社製抵抗)

を図 4 に示す。なお、図 4 に記述した元素表示は、各部位の元素分析を行い、確認した結果である。

図 4 (a) より、A 社製の部品電極のめっき構成は表層部が Sn-Pb めっきであり、その内側に Ni めっきが厚さ 2～3 μm で存在している。さらにその内側には焼き付け電極層が存在している。Sn-Pb めっき表面の凹凸は小さいが、下地の Ni めっきのうねりは大きい。この Ni めっきの形状は、下地の焼き付け電極層の形状に影響されている。

このような電極を要する部品をはんだづけすると、図 4 (b)に見られるように表層部の Sn-Pb めっきは、はんだに溶解し、それに替わって、はんだ中の Cu が Ni めっき近傍に凝集している様子が確認された。この Cu 層にはこの段階で、すでに微細なクラックが発生していた。

次に 150°C1500 時間試験品を観察すると図 4 (c)に示すように部品電極の Ni めっき層がほとんど消失しており、その部分に金属間化合物層が形成されていた。この金属間化合物は、元素分析の結果から、Sn, Ni, Cu の三元素から構成されており、それらの比率は、Sn 58~60 at.%^{*1)}, Ni 33~34 at.%, Cu 6~7 at.%であった。さらに図 4 (c)に見られる金属間化合物層には、接合界面から垂直な方向に発生するクラック(以後、界面垂直クラックと呼ぶ)が発生していた。また、金属間化合物層/はんだ界面にもクラック(以後、接合界面クラックと呼ぶ)が発生しており、一部の界面では脆化が見られた。したがって、金属間化合物層や接合界面には、高温放置試験により、熱ストレスが生じたことが推定される。

一方、図 4 (b)の初期品においては、導体の Ag がはんだ中に拡散している様子が確認され、それらが高温放置試験品(図 4 (c))では、Ag₃Sn 粒子となって、点在しているのが確認された。

はんだと Ag-Pt 導体の接合部には、Ag/Sn 化合物が形成されており、図 4 (c)の高温放置試験品では、この Ag/Sn 化合物は、導体部分の全域に広がっていた。この Ag/Sn 化合物とはんだの界面には、一部空隙が見られたが、部品電極側の接合部に比べるとクラックもなく、良好な接合状態であった。

2. 2. 2 B 社製コンデンサの評価

表 2 のサンプル B における導通特性をサンプル A と同様に測定したところ、各温度とも 3000 時間まで変化はなく、良好な結果であった。

表 2 のサンプル B における部品単体、はんだ接合後の初期品および 150°C3000 時間試験品の断面における反射電子像を図 5 に示す。

まず、B 社製コンデンサの電極構造であるが、図 5 (a)に示すように、最表層のめっきは Sn であった。その内側には、A 社製と同様に Ni めっきが存在し、さらにその内側には焼き付け電極層が存在した。Ni めっきの厚みには、ばらつきがあるが 3~4 μm であり、A 社製よりも 1 μm 程度厚い傾向であった。また、Ni めっきは A 社製と同様に焼き付け電極層の影響を受け、うねりの大きい状態であった。その焼き付け電極層は、10~15 μm と A 社製の 2 倍程度の厚みであった。

次にはんだ接合後(図 5 (b))であるが、A 社製の分析結果と同様に Cu の凝集が確認された。しかし、A 社製の場合に見られたような初期段階での微細クラックは認められず、良好な接合状態であった。これは、B 社製コンデンサの方が焼き付け電極層の厚みが大きく、Cu 層への応力集中を緩和する効果が働いたと考えられる。高温放置を行った 150°C3000 時間試験品(図 5 (c))においては、Ni めっきとはんだの接合

(a) 部品単体

(b) はんだ接合後(初期品)

(c) 150°C3000時間試験品

図 5 サンプル B の断面状態(B 社製コンデンサ)

部に金属間化合物層が形成されており、分析の結果、Sn, Ni, Cu の 3 元素からなる金属間化合物であった。元素の比率は、A 社製に形成された金属間化合物層と同じ、Sn 58~60 at.%, Ni 33~34 at.%, Cu 6~7 at.%であった。この金属間化合物層には、界面垂直クラックや接合界面クラックが発生していたが、金属間化合物層/はんだ界面の脆化には及んでいなかった。さらに上記界面の一部には、カーケンダルボイド^{*2)}が発生していた。このカーケンダルボイドは、A 社製の評価では見られなかった現象である。この理由として、A 社製では金属間化合物層/はんだ界面のク

^{*1)}at.% : atomic%

^{*2)}カーケンダルボイド：固有拡散の速度の差によって生じた空孔が過飽和に存在し、合体したためにできるボイド

ラックや脆化がB社製に比べて著しく、また初期段階でのクラックも確認されており、元素の相互拡散が阻害されたことが考えられる。

以上より、このB社製の高温劣化挙動は、金属間化合物層/はんだ界面のクラックに加え、カーケンダルボイドが影響する複合的な劣化であると考えられる。なお、もう一方の接合部であるはんだ/基板導体界面においては、サンプルAと同様に劣化は見られなかった。

2. 2. 3 C社製コンデンサの評価

表2のサンプルC-1における導通特性をサンプルBと同様に測定したところ、各温度とも3000時間まで変化はなく、良好な結果であった。

図6にC社製コンデンサにおける部品単体の反射電子像を示す。

C社製コンデンサの電極構造は、図6に示すように最表層のめっきはSnであり、その内側には、A社製、B社製と同様にNiめっきが使われていた。各めっきの厚みはSn 8 μm 、Ni 6~7 μm 程度と前述したA社製、B社製よりも厚かった。さらに前述の2社の部品と異なる点として、Niめっきの内側に、10~20 μm の導電性樹脂電極層が存在した。その内側には、焼き付け電極層が観察された。この部品のNiめっきは、図6に見られるようにめっき形状にはうねりがなく、厚みのばらつきも小さく良好であった。

このC社製コンデンサについても、これまでに示した方法と同様にして、はんだ接合部に着目した観察および分析を行った。その結果、C社製コンデンサも、A社製、B社製と同様に初期ではNiめっき近傍へのCuの凝集が見られた。165°C1500時間試験品においては、A社製およびB社製の場合と同様にSn、Ni、Cu系の金属間化合物が形成されていた。元素の比率は、Sn 53~57 at.%, Ni 35~38 at.%, Cu 7~9 at.%とSnに対するNi、Cuの比率が高かった。劣化が見られた接合部はA社製、B社製と同様に部品電極側であり、基板側は良好な接合状態を保持していた。接合部の劣化挙動は、カーケンダルボイド形成による界面はく離によるものであった(観察結果は、次項の図7参照)。この部品においては、界面垂直クラック、はんだ界面クラックとも発生しておらず、金属間化合物層にかかる熱ストレスが緩和されていると思われる。これは、部品の電極内部に位置する導電性樹脂電極層のヤング率が小さく、応力緩和機構が働いた効果であると考えられる。

2. 2. 4 Au/NiめっきW厚膜導体基板の評価

Au/NiめっきW厚膜導体基板にC社製コンデンサを実装した表2のサンプルC-2における基板導体の高温劣化挙動への影響について検討した。このサンプルの導通特性をサンプルC-1と同様に測定したところ、各温度とも3000時間まで変化はなく、良好な結果であった。

はんだ接合後の初期品および高温放置試験品の反射電子像を図7に示す。

まず、はんだ接合後の初期状態であるが、Cuの凝集が部品電極のNiめっき近傍だけでなく、基板導体のNiめっきとはんだの接合界面にも確認された。各高温放置試験品ともCuの凝集層の見られた両方の接合部に金属間化合物層が形

図6 C社製コンデンサ単体の断面電極構造

成されていた。図7の高温放置試験品のうち、165°C1500時間試験品および150°C3000時間試験品では金属間化合物層/はんだ界面にカーケンダルボイドが形成されていた。さらに165°C3000時間試験品においては、その界面がはく離していた。また、180°C1500時間試験品および3000時間試験品においても165°C3000時間試験品と同様に金属間化合物層/はんだ界面がはく離していた。これら3者の共通点としては、Niめっきが消失していることであった。よって、Niめっきの拡散にともない、金属間化合物層の成長とカーケンダルボイドの増加が引き起こされたことが推定できる。カーケンダルボイドが連結したことによって、接合界面に亀裂が生じ、それが起点となつてはく離が進展したものと思われる。

一方、図7の各高温放置試験品のはんだ/基板導体界面を観察すると、金属間化合物層は形成されているが、その厚みは薄く、部品電極側に観察されたような界面はく離は生じていなかった。

したがって、接合部の劣化は、これまでのサンプルと同様に部品電極側の金属間化合物層/はんだ界面が支配的であると考えられる。

2. 2. 5 2種類の金属間化合物の比較(サンプルC-2)

次に、部品電極側および基板側の両接合部に形成された2種類の金属間化合物層における元素組成の比較を行った。まず、部品電極側の金属間化合物は、元素分析の結果から、Sn 53~57 at.%, Ni 35~38 at.%, Cu 7~9 at.%であり、サンプルC-1の場合と同じ結果であった。一方、基板側に形成された金属間化合物層は、Sn 62~66 at.%, Ni 31~33 at.%, Cu 2~3 at.%であり、この化合物は部品電極側の金属間化合物と比較すると、Snリッチな元素比率となっていた。両者の金属間化合物層の厚み成長は、図7の各高温放置試験品の観察結果からもわかるように部品電極側の方が顕著であった。

ここで、各高温放置試験品に形成された2種類の金属間化合物層の厚みと各試験温度との関係を図8に示す。

150°C試験品において、部品電極側の金属間化合物層の厚みは基板側の2倍程度と両者の厚みの差は小さいが、165°C、180°C試験品では、基板側に比べて、部品電極側の方の成長が著しかった。そこで、両者の金属間化合物層における成長速度の違いについて明らかにするために、165°C1500時間試

図7 サンプル C-2 の断面状態(Au/Ni めっき W 厚膜導体基板に実装した C 社製コンデンサ

験品における接合部の面分析を行った。SEM 観察写真と各元素の分布状態を図 9 に示す。

図 9 の Ni および P に着目すると、基板側の Ni めっき層に相当する箇所に P の濃化が確認された。この P 層は Ni/P の金属間化合物層を形成していると考えられる。この層の形成により、Ni の固体拡散が抑えられ、結果として基板側の金属間化合物層の成長が抑制されたことが考えられる。

金属間化合物層の成長を抑制することは接合界面の長寿命化を図る手段の一つとなり得るので、Ni-P めっきの部品電極への応用に期待したい。

2. 3 部品電極の構造と高温劣化挙動の関係

以上の結果から、部品電極/はんだ界面に起こる高温劣化の要因としては、次の 4 つの挙動が考えられる。

- (1) 金属間化合物層/はんだ接合界面に生じるクラックの進展
- (2) 金属間化合物層/はんだ接合界面の脆化
- (3) 上記界面から垂直に生じる界面垂直クラックをとともなう金属間化合物層の脆化
- (4) 金属間化合物層/はんだ接合部に生じるカーケンダルポイドの成長と連結

部品毎に劣化挙動を分類すると A 社製の劣化挙動は、上記の (1), (2), (3) であり、B 社製の場合は、(1), (3) に加えて、(4) の挙動もともなった複合的な劣化であった。一方、C 社製の場合は、(4) に示した劣化挙動であった。

ここで、部品の仕様と劣化挙動の関係について整理する。まず、上記 (1), (2), (3) に示したような劣化挙動が起こる部品には、部品内部に導電性樹脂層が存在せず、応力緩和機

図8 サンプル C-2 に形成された 2 種類の金属間化合物層における放置温度の影響

構が働かないため、延性の低い金属間化合物層にストレスが集中し、部品電極とはんだの接合界面が著しく劣化したと考えられる。また、導電性樹脂層が存在しない場合においては、焼き付け電極層の厚みが大きい方が、クラック、脆化の発生は抑制される傾向であった。

一方、(4) の劣化が起こる部品においては、部品電極内部に導電性樹脂層が存在し、この層が応力を緩和するため、金属間化合物層や金属間化合物層/はんだ界面のクラックが抑制されたと考えられる。また、接合部にクラックの発生や脆化が起こらないために、Ni, Sn の相互拡散が支配的となり、結果として、カーケンダルポイドが形成されると思われる。これらの劣化モードを比較した場合、カーケンダルポイドの成長による劣化の方が、前述の (1), (2), (3) に示した挙動に比べて、劣化の速度が遅いと思われる。したがって、高温

図9 サンプル C-2 における 165°C1500 時間試験品の元素マッピング

での接合信頼性には、導電性樹脂層を有した部品の方が有利であると考えられる。

いずれにしても劣化部位は金属間化合物層/はんだ界面であり、金属間化合物層の成長が終結すると上記界面の劣化が加速する傾向であった。よって、金属間化合物層が上記界面の劣化に影響していると思われる。金属間化合物層の形成には、部品電極の Ni めっきが関与しており、Ni めっきが拡散し、消失すると金属間化合物層の形成が滞り、相互拡散が起こらないために接合部の劣化が進行すると思われる。よって、Ni めっきは厚い方が望ましいと考えられる。

この結果は、3.4 項に示したサンプル C-2 における基板導体の Ni めっきの拡散が Ni/P のバリア層の形成により、防止され、はんだ/基板導体界面の接合状態が保持された結果からも示唆されている。

3. はんだ接合部の寿命予測

前述の結果から、各部品とも高温放置試験で最終的に破断に至ると考えられるのは、部品電極側の金属間化合物層/はんだ界面であることが確認された。その界面の劣化は、金属間化合物層の成長が終わることにより、界面破断に至るため、金属間化合物の厚みの成長が終結する時間を予測することで、寿命予測を行うことができると考えられる^{1)~3)}。

そこで、本検討で確認された部品電極側の金属間化合物層においても、多くの系で確認されているように(1)式に示す固体反応の拡散式が成立すると仮定し、高温保持時間(t)の平方根に対する金属間化合物層の厚み(x)をプロットすることにした。

$$x = k\sqrt{Dt} \quad (k: \text{定数}, D: \text{拡散定数}) \quad \cdots \cdots (1)$$

$$D: D_0 \exp(-Q/RT)$$

$$(D_0: \text{振動項}, Q: \text{活性化エネルギー}, T: \text{温度}, R: 8.314 \text{ Jmol}^{-1}\text{K}^{-1})$$

ここでは、A 社製抵抗の部品電極部に形成された金属間化合物層を例に検証を行うことにした。図 10 に各温度における A 社製抵抗の部品電極部に形成された金属間化合物層の厚みと保持時間の関係を示す。

図 10 より、150°C、165°C の試験品においては金属間化合物層の厚みの成長速度が直線であるのに対し、180°C 試験品では、750 時間以降の厚みは均衡していた。よって、180°C 試験品においては、(1)式が成り立たず、一般的な固体拡散の挙動が起こっていないことが示唆された。よって、180°C 試験を 150°C 試験のための加速試験データとして適用すること

図 10 A 社製抵抗の金属間化合物層の厚みと保持時間の関係

図 11 寿命推定

はできないと思われる。

一方、図 10 の 150°C、165°C の両試験品においては、金属間化合物層の厚みの成長速度が直線となり、(1)式の固体反応の拡散式が成立した。よって、165°C 試験は 150°C 試験品の加速試験として利用できると考えられる。しかし、165°C 試験品は 3000 時間経過時点において、金属間化合物層の成長は終結し、界面はく離が進行しているにも関わらず、導通抵抗に問題はなく、良好なレベルであった。そこで、本評価では、寿命を 165°C 3000 時間到達時と仮定し、150°C 試験品が上記試験品の金属間化合物層の厚みに達する時間を安全側で考えた寿命とすることにした。すなわち、150°C 試験品の金属間化合物層の厚みが 165°C 3000 時間試験品の厚み(約 15 μm)に到達するのは、図 11 より、5489 時間後であることが求められた。

表3 各サンプルの寿命予測の結果

	A	B	C-1	C-2
推定寿命(時間)	5489	10672	15028	25765

以上より、150℃試験品における A 社製抵抗の安全側で予測した寿命は 5489 時間であることが推定された。同様にして、サンプル B、C-1、C-2 についても寿命予測を行ったところ、表 3 に示す結果となった。

表 3 より、金属間化合物層の成長から、寿命を推定する場合、部品電極の Ni めっきは厚い方が寿命は長く、Ni めっきの厚みが本稿で述べた寿命予測に支配的な要因であることがわかった。

4. ま と め

はんだ接合したチップ部品における高温環境下での界面劣化とその挙動について明らかにした。高温時の接合部の劣化挙動はチップ部品の電極構造に左右され、部品内部に応力緩和層を有し、かつ Ni めっきが厚い部品が接合信頼性に有利であることを見出した。本稿で検討した前述の電極構造を有する部品を 150℃で保存した場合、15000 時間以上の寿命を

確保できることを確認した。

車載用途に限らず、各種携帯機器など電子機器の小型化、それらを接続するマイクロソルダリング技術、スーパーコネクタ技術に大きな注目が集まっている。さらに、環境負荷低減、高信頼性をあわせて達成しなければならない。これらに関連する技術の今後の発展が期待される。

本研究の推進に当たり、ご指導いただきました大阪大学仲田周次名誉教授に感謝の意を表します。

(2003-10-20 受理)

文 献

1) 竹本 正, 佐藤了平; 高信頼度マイクロソルダリング技術, 工業調査会, p. 318-325 (1991)
2) 葛原一功, 田中恭史, 高見茂成, 井上智広, 豊田陵子, 牧野篤; 半田バンプ接合部の高温での挙動と寿命予測, mate 2000 6th Symposium on “Microjoining and Assembly Technology in Electronics”, Microjoining commission (JWS) Committee for Information Science in Processing and Recycling (HTSJ), p. 1 37-142 (2000)
3) 葛原一功, 田中恭史, 高見茂成, 井上智広, 豊田陵子, 牧野篤; はんだバンプ接合部の高温時挙動と寿命予測, 松下電工技報, No. 71, p. 19-25 (2000)