

# Sn-Ag系Pbフリーはんだを用いたマイクロ接合部の熱疲労組織

荘司 郁夫\*, 森 史成\*\*, 藤内 伸一\*\*, 山下 勝\*\*\*

## Evaluation of the Microstructures of CSP Microjoints with Sn-Ag Lead-Free Solders

Ikuo SHOHJI\*, Fuminari MORI\*\*, Shinichi FUJIUCHI\*\* and Masaru YAMASHITA\*\*\*

\*日本アイ・ピー・エム株式会社野洲事業所電子回路部品技術 (現・群馬大学工学部 〒376-8515 群馬県桐生市天神町1-5-1)

\*\*日本アイ・ピー・エム株式会社野洲事業所電子回路部品技術 (〒520-2392 滋賀県野洲郡野洲町市三宅800)

\*\*\*株式会社アイテス (〒520-2392 滋賀県野洲郡野洲町市三宅800)

\*Card Engineering, Yasu, IBM Japan, Ltd./Presently at Gunma University (1-5-1 Tenjin-cho, Kiryu-shi, Gunma 376-8515)

\*\*Card Engineering, Yasu, IBM Japan, Ltd. (800 Ichimiyake, Yasu-cho, Yasu-gun, Shiga 520-2392)

\*\*\*International Test & Engineering Services Co., Ltd. (800 Ichimiyake, Yasu-cho, Yasu-gun, Shiga 520-2392)

**概要** 各種Sn-Ag系Pbフリーはんだを用いた0.8mmピッチCSP接合部を研究対象として、熱サイクル試験を施し、接合部の熱疲労組織を観察した。Sn-3.5AgおよびSn-3.5Ag-0.76Cuはんだによる接合部においては、初期組織中にAg<sub>3</sub>Sn相がSnの粒界および粒界近傍にネットワーク構造で分散しているが、熱サイクル試験中にAg<sub>3</sub>Sn相が粒状に成長してネットワーク構造は崩れ、クラックの進展しやすい組織に変化する。一方、Biを添加したはんだによる接合部においては、熱サイクル試験後も、接合部組織中にはBi相や金属間化合物相が比較的微細に分散するため、はんだ中でのクラックの進展は起こりにくいことが明らかとなった。

### Abstract

The thermal cycle test was performed to CSP microjoints with several Sn-Ag lead-free solders, and the microstructure observation was performed before and after thermal cycle test. In the initial solder joints with Sn-3.5Ag or Sn-3.5Ag-0.76Cu, fine Ag<sub>3</sub>Sn grains were mainly distributed at the grain boundary of Sn and around there. Those grains formed the network structure in the Sn matrix. After thermal cycle test, a spherical growth of Ag<sub>3</sub>Sn grain was observed and the network structure was disappeared. In that microstructure, the crack growth was relative fast. On the other hand, as for Sn-Ag-Bi-Cu alloy, Bi phases were finely existed in Sn matrix and those were stable even after the thermal cycle test. The crack growth in Sn-Ag-Bi-Cu solder was relative slow because of the stable microstructure.

**Key Words:** Lead-Free Solder, Sn-Ag Alloy, Chip Size Package, Thermal Fatigue, Microstructure

## 1. 緒言

近年、人体および地球環境に対する鉛の有害性の問題から、Pbフリーはんだに関する研究が盛んに行われ<sup>1)~4)</sup>、実用例もみられるようになってきた<sup>5)6)</sup>。しかし、その研究対象のほとんどはQFP(Quad Flat Package)などの表面実装型部品や挿入型部品に関するもので、最近さまざまな分野で適用され、より小さな接合部構造をもつCSP(Chip Size Package)やフリップチップ接合に関するものは少ない<sup>2)~4)</sup>。そこで、本研究では今後さらなる需要が見込まれるCSPのはんだ接合部に注目し研究対象とした。本研究では特に、耐熱特性に優れた鉛フリーはんだとして期待される各種Sn-Ag系Pbフリーはんだを用いたCSPはんだ接合部に対して熱サイクル試験を施し、試験前後での接合部組織を観察し、熱疲労強度に及ぼす接合部組織の影響を調べることを目的とした。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

本研究では、パッケージサイズ9×6.5mm、はんだ接合部の電極が0.8mmピッチで7×10列に配されているCSPを供試材として用いた。本CSPは線膨張係数(X, Y方向)が15ppm/°Cのビルドアップ構造をもつ樹脂系プリント配線板をインタポーザ基板に使用したキャリアタイプの構造をもつ。インタポーザ基板にはダミーのSiチップ(チップサイズ: 3×3mm)が基板の中心部にAu線を用いたワイヤボンディング法により実装されている。ダミーチップの搭載面は、ワイヤボンディング部を封止するエポキシ樹脂にて基板全面が覆われた構造をもち、CSP単体の線膨張係数(X, Y方向)は、14.2ppm/°Cであった。

CSPには、直径0.5mmのはんだボールを各電極に搭載した。本研究では、Table 1に示す4種類のSn-Ag系Pbフリ

Table 1. Solder balls

Solder type (mass%)	Solidus Temp. (°C)	Liquidus Temp. (°C)
Sn-3.5Ag	221	221
Sn-3.5Ag-0.76Cu	216	220
Sn-1.9Ag-7.6Bi-0.5Cu	189	214
Sn-2.0Ag-20Bi-0.5Cu	135	190
Sn-37Pb	183	183

一はんだと、比較のためにSn-37Pbはんだを加えた5種類のはんだ材を試料として用いた。なお、CSP側の電極端子材のCuは無電解めっき法によりNi/Au表面処理が施されているものを用いた。Ni, AuはCu電極上にそれぞれ6.8, 0.3 $\mu\text{m}$ の厚みを持つ。

各CSP試料は、リフローソルダリング法により基板厚1.0mmの評価用FR-4(熱膨張係数: 14.1ppm/°C)基板に実装し、実装時には、接合部中へのボイドの発生をできるだけ抑制するために基板側へのはんだペーストの供給は行わず、基板側へフラックスのみを供給して接合部を形成した<sup>7)</sup>。なお、FR-4基板側の電極材のCuは、CSP側のものとは異なり、表面めっき処理が施されていないものを用いた。リフロー条件は、ピーク温度が各はんだの液相線温度+20 $\pm$ 2°C、液相線温度以上での保持時間が70 $\pm$ 10sとなるように調整した。このとき、ピーク温度での保持時間は約16sであった。Fig. 1に接合部の断面観察例を示すが、今回評価対象とした接合部は、インタポーザ基板側の電極部にピアをもつ構造をとるため、ピア部にボイドが生成しやすいような接合部形状を呈していた。なお、試料数は各はんだ材ごとに5個とした。

## 2.2 熱サイクル試験

Fig. 1のような断面形状を持つCSPはんだ接合部に対し、熱サイクル試験(-40~125°C, 2 cycles/hour, 各恒温部保持時間: 13min, 移行時間: 2 min)を施した。熱サイクル試験は、約100サイクル終了ごとに四端子法により接合部の電気抵抗値を測定し、接合部の破断の有無を確認しながら7000サイクルまで行った。

## 2.3 組織観察

CSPはんだ接合部のリフロー直後の初期組織および熱サイクル試験後の組織について組織観察を行うために、接合部断面に機械的研磨(エメリー研磨とバフ研磨)を施して試料とした。各試料に対しSEM(Scanning Electron Microscope)を用いて組織観察を行い、同時にEPMA(Electron

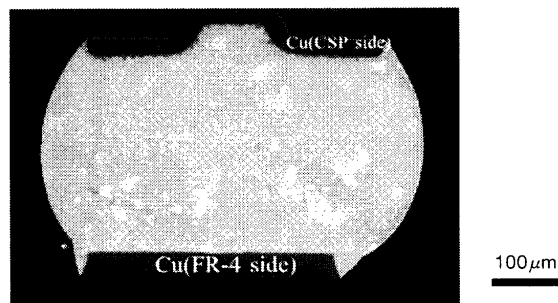


Fig.1 Cross sectional view of CSP solder joint (Sn-37Pb)

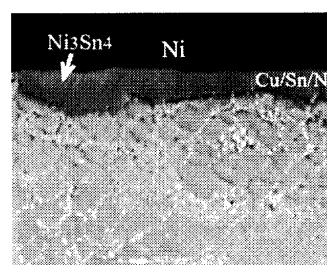
Probe X-ray Microanalyzer)定量分析により生成相の同定を行った。

## 3. 実験結果および考察

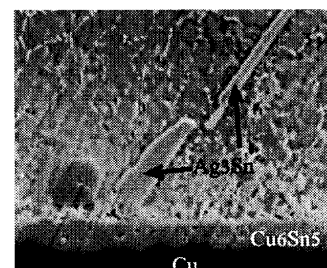
### 3.1 接合部初期組織

Fig. 2に、はんだ材にSn-3.5Agはんだを用いた接合部の初期組織観察結果について示す。CSP側のCu電極は無電解Ni/Auめっき処理が施されているが、リフローソルダリング中にAuがはんだ液相中に溶解するため、接合後の組織にはAuめっき層は認められない。Niめっき層とはんだ材との界面においてはCu/Sn/Ni系の3元化合物層が、FR-4側のCuパッドとの界面においてはCu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>層が生成することがEPMA分析より明らかとなった。さらに、Cu/Sn/Ni3元化合物層とNiめっき層との界面部には、Fig. 2(a)に示したようなNi<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>相の生成も認められた。はんだ材中では、1 $\mu\text{m}$ 程度あるいはサブミクロンオーダの粒状のAg<sub>3</sub>Sn相がネットワーク状に分散している組織が観察された。このAg<sub>3</sub>Sn相は主にSnの粒界および粒界近傍に存在しており、このはんだ材で見られる特徴的な組織を示している<sup>8)</sup>。また、Fig. 2(b)に見られるような比較的大きな針状のAg<sub>3</sub>Sn相も認められたが、これはリフローソルダリング中の凝固過程で生成されるAg<sub>3</sub>Sn相の初晶と考えられる。Sn-3.5Agはんだの場合と同様の組織が、Sn-3.5Ag-0.76Cuはんだを用いた接合部においても観察された。

Fig. 3に、はんだ材にSn-2.0Ag-20Bi-0.5Cuを用いたときの接合部の初期組織を示す。CSP側の接合界面においては、Niめっき層との界面にSn-3.5Agはんだの場合と同様、Cu/Sn/Ni系の3元化合物層が認められた。また、FR-4側もSn-3.5Agはんだの場合と同様、Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>層の生成が見られた。Fig. 3のはんだ材中において白色、暗灰色、明灰色に



(a) CSP side



(b) FR-4 side

Fig.2 Microstructures of CSP solder joint with Sn-3.5Ag solder before thermal cycle test

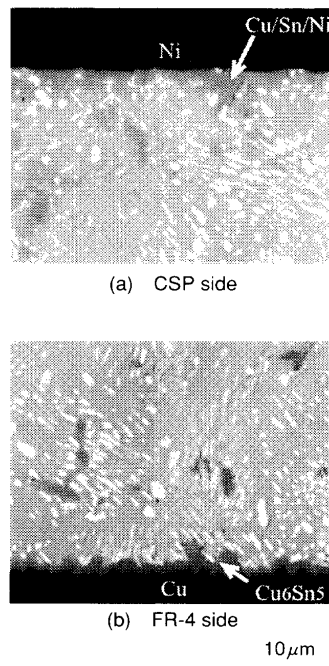


Fig. 3 Microstructures of CSP solder joint with Sn-2Ag-20Bi-0.5Cu solder before thermal cycle test

見える相はEPMA分析の結果から、それぞれBi,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相であることが明らかとなった。したがって、はんだ材はSnをマトリックスとして数 $\mu\text{m}$ 程度のBi,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ および $\text{Ag}_3\text{Sn}$ が分散した組織を有する。Sn-1.9Ag-7.6Bi-0.5Cuはんだを用いた接合部の場合にも、Bi相の含有率の相違は認められたものの同様の組織が観察された。

Table 2に初期接合部中に見られた生成相に関して、各はんだ材ごとにまとめた結果を示す。各生成相はEPMA分析による定量分析結果と各系の平衡状態図より推定したものを示している。CSP側のNi/Auめっき層とはんだとの界面にはいずれのはんだ材の場合もCu/Sn/Ni三元化合物層の生成が認められた。これらの生成層の組織は、本研究におけるSEMによる観察では一層に見えるが、透過型電子顕微鏡を用いた観察においては複数層の存在が確認される可能性もある<sup>9)</sup>。本研究で得られた組成比をもつ三元化合物層の存在はCu-Ni-Sn三元系状態図上では明らかになっておらず、これらの層の同定には透過型電子顕微鏡等を用いたさらなる調査が必要となる。Sn-3.5Agはんだの場合には、 $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ 層の生成も認められたが (Fig. 2 参照)、これは今回使用したはんだ材中でSn-3.5Agはんだが最もSn含有

量が多いため、よりSn-richの化合物層がNiめっき層との界面部に生成したものと考えられる。一方、本研究で用いたはんだ材中、最もCu含有率の高かったSn-3.5Ag-0.76Cuはんだにおいては、Niめっき層との界面部によりCu-richな層の生成が認められた。この結果から、Cu含有量が0.5%を越える場合には、生成層が変化する可能性があることが示唆された。一方、FR-4側のCu電極との界面においては、今回評価したいずれのはんだ材においても $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 層の生成が見られた。Cu/Sn合金界面においては、通常 $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ と $\text{Cu}_3\text{Sn}$ が生成することが知られているが、 $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 層は薄く生成する機会が多い。本研究においても、 $1\mu\text{m}$ 以下の厚みの層の検出は困難であったため、薄い $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 層が生成していたとしても検出されなかった可能性もある。しかし、Table 2に示した生成相は、熱サイクル試験後もその成長は見られるものの生成相自体の変化は見られなかった。

### 3.2 熱サイクル試験後の接合部組織

本研究の熱サイクル試験条件においては、7000サイクル終了後も、接合部の電気抵抗測定結果からは接合部の破断は確認されなかった。Fig. 4には、熱サイクル試験終了後の各接合部の断面観察結果を示す。Fig. 4の組織は、各はんだ材を用いた接合部の観察結果の中で最もクラックの進展が著しかったものを選別している。Fig. 4において、クラックの進展度のみ注目すると、Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-0.76Cu, Sn-37Pb > Sn-1.9Ag-7.6Bi-0.5Cu, Sn-2Ag-20Bi-0.5Cuなる傾向がみられる。

熱サイクル試験前後でのさらに詳細な組織変化を観察す

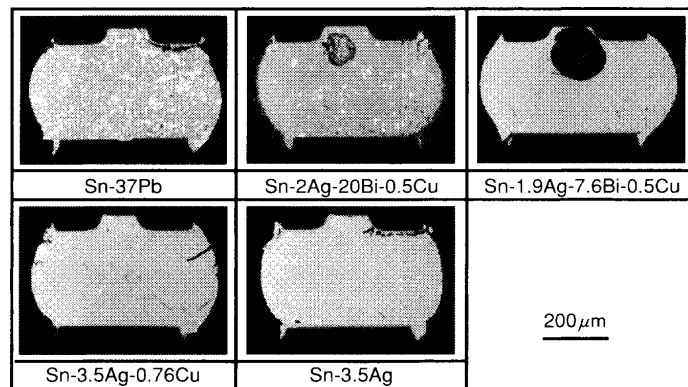
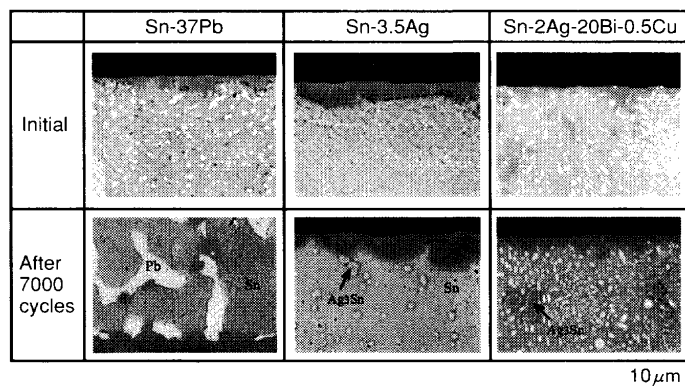


Fig. 4 Microstructures of CSP solder joints after thermal cycle test (-40~125°C, 7000 cycles)

Table 2. Probable formation phases in initial joints by EPMA analysis

Solder type (mass%)	Formation phase Ni/Au plating pad side	in Solder	
		in Solder	Cu pad side
Sn-3.5Ag	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ , Cu/Sn/Ni*	Sn, $\text{Ag}_3\text{Sn}$ , $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
Sn-3.5Ag-0.76Cu	Cu/Sn/Ni**, Cu/Sn/Ni***	Sn, $\text{Ag}_3\text{Sn}$ , $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
Sn-1.9Ag-7.6Bi-0.5Cu	Cu/Sn/Ni*	Sn, Bi, $\text{Ag}_3\text{Sn}$ , $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
Sn-2Ag-20Bi-0.5Cu	Cu/Sn/Ni*	Sn, Bi, $\text{Ag}_3\text{Sn}$ , $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
Sn-37Pb	Cu/Sn/Ni*	Sn, Pb, $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$

\*, Cu : Sn : Ni = 35 : 45 : 20. \*\*, Cu : Sn : Ni = 27 : 64 : 9. \*\*\*, Cu : Sn : Ni = 45 : 45 : 10 (at%)



**Fig. 5** Microstructures of CSP solder joints with Sn-37Pb, Sn-3.5Ag and Sn-2.0Ag-20Bi-0.5Cu solders before and after thermal cycle test

るために、より高倍率での観察を行った結果をFig. 5に示す。Sn-37Pbはんだに関しては、熱サイクル試験前の組織においては、SnおよびPb相は数 $\mu\text{m}$ のオーダーで微細相を形成し典型的な共晶組織を形成している。熱サイクル試験後の組織においては両相が数十 $\mu\text{m}$ のオーダーに粗大化した組織に変化しており、その結果、はんだ材自身の機械的強度が低下し、クラックの進展が速くなったものと考えられる。Sn-37PbはんだにおけるSn, Pb相の粗大化過程は熱平衡よりもひずみ誘起の影響度が大きいことが確認されており<sup>10)</sup>、本研究の接合部においても、熱サイクル負荷によるひずみ誘起型の相成長が支配的に起こったものと推測される。

Sn-3.5Agはんだを用いた接合部に関しては、熱サイクル試験前の組織では、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ が主にSnの粒界面を中心にサブミクロンのオーダーでネットワーク状に分散しており、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相のはんだ中への微細分散による分散強化効果が期待される。しかし、熱サイクル試験後には $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相は数 $\mu\text{m}$ 程度の粒状に成長しており、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ のネットワーク構造は崩れていることがわかる。そのため、熱サイクル試験終了後の組織においては、微細 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相の分散によるはんだ材の強度強化は期待できない。同様の組織が、Sn-3.5Ag-0.76Cuはんだを用いた場合にも観察された。Fig. 5で示したような組織に変化すると、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相がSnマトリックス中に微細分布しないため、はんだ材中に生成したクラックはSnマトリックス中を進展しやすくなる。そのため、クラックの進展度がSn-37Pbはんだと同程度になったものとする。この $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相の粒状成長に関しては、さらなる研究を遂行中であり、その結果は別途報告する。

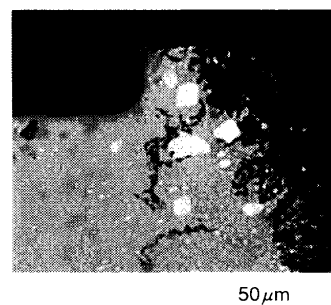
一方、Sn-2.0Ag-20Bi-0.5Cuはんだによる接合部においては、熱サイクル試験後の組織中に $\text{Ag}_3\text{Sn}$ および $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 相が粒状に5 $\mu\text{m}$ 程度に成長しているが、Bi相は熱サイクル試験前の組織と同様、はんだ中に微細に分散している。その結果、Fig. 5で見られるように、熱サイクル試験後も試験前と同様、Snマトリックス中にBi,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ ,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ が比較的微細に分散した組織を呈しており、微細相分散によるはんだ材の分散強化効果が期待できる。同様の組織が、Biを

7.6%添加したはんだの場合にも認められた。以上のように、Bi添加はんだの場合には、熱サイクル試験後も接合部の組織変化が少なく、はんだ材の強度劣化が小さいものと考えられる。そのため、本研究で対象としたような、パッケージサイズが比較的小さくかつ接合部寸法が大きな場合、すなわち接合部の受ける負荷応力が小さな場合には、クラックの進展が遅くなったものとする。Sn-Ag系はんだにBiを添加していくと、Bi添加量とともにはんだ材自身の強度が上昇し、伸びが低減することが報告されている<sup>11)</sup>。その結果として、接合部の受ける熱応力をはんだ材自身では十分に緩和できなくなり、接合界面部での破断が起こりやすくなる<sup>12,13)</sup>。本研究においては、接合部は破断にまで至らなかったが、接合部にかかる熱応力がより大きくなると、はんだ内部をクラックが進行して破断に至るモードから、より低サイクル数において破断に至る界面破断モードへ移行するため実用上は注意を要する<sup>13)</sup>。

Fig. 6には、Fig. 4に示した熱サイクル試験後のSn-2Ag-20Bi-0.5Cuはんだのインタポーザ側接合部表面近傍の断面組織を示す。このはんだ材においては、熱サイクル試験終了後に、接合部表面が樹枝状に変化した形跡が認められる。Fig. 6より、樹枝状部にはSn (灰色)、Bi (白色)の両相の存在が確認されるため、Snめっき表面などに発生するウイスカ<sup>14)</sup>とは異なるものであると考える。このような形状の生成メカニズムはまだ不明であるが、本研究においては熱サイクル試験中に樹枝状部が接合部より分離して基板表面に粉状に付着する現象が確認されており、電極ピッチがより狭ピッチになると電極間短絡の危険性がある。したがって、Sn-2Ag-20Bi-0.5Cuはんだの狭ピッチ接合部への応用は、困難であることが明らかとなった。

### 3.3 接合部電気抵抗測定結果

Fig. 7にSn-3.5Agはんだを用いたある特定の接合部の電気抵抗値変化の観察例を示す。Fig. 7では、初期抵抗値に対する抵抗変化率と熱サイクル試験のサイクル数との関係を示している。熱サイクル試験のサイクル数増加に伴い、接合部の抵抗値も上昇していくことがわかる。本研究においては、1%未満の抵抗変化率は測定誤差範囲と判断し、1%以上の変化率を示したときに初めて接合部の抵抗変化が意味のあるものと解釈した。抵抗値変化は接合部の断面



**Fig. 6** Microstructure of CSP solder joint with Sn-2.0Ag-20Bi-0.5Cu solder after thermal cycle test

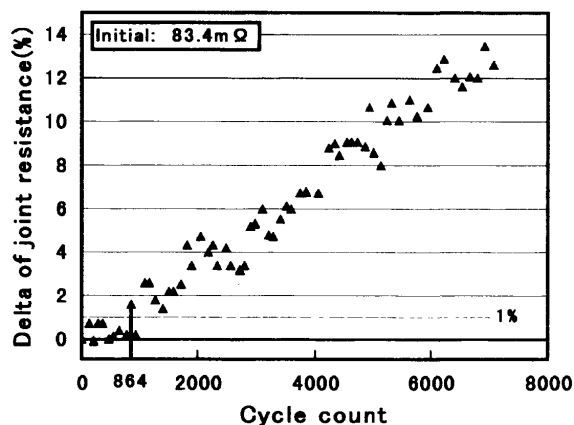


Fig.7 Joint resistance measurement result (Sn-3.5Ag)

積に反比例するものとして、今回の接合形状から考察すると、抵抗値が1%程度変化したサイクル数においては、数十 $\mu\text{m}$ 程度の長さのクラックの発生が認められるものと推測される。Fig.7のサンプルにおいては、864サイクルにて初めて1%を越える抵抗値変化が観察されている。各はんだ材のサンプルごとに同一位置の接合部の抵抗変化率が初めて1%を越えるサイクル数を調べ、平均を求めてみると、Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-0.76Cu, Sn-37Pb, Sn-1.9Ag-7.6Bi-0.5Cu, Sn-2Ag-20Bi-0.5Cuの各はんだ材に対して、それぞれ799, 847, 828, 734, 768となった。各はんだ材ごとの測定値に80サイクル程度のばらつきがあったことを考慮すると、はんだ材の組成による有意差は認められない。本研究で対象としたような樹脂インタポーザCSPを樹脂基板に実装する場合には、両者の熱膨張係数が近似しており、接合部への熱応力の負荷が少ないために、はんだ材の組成による差が得られなかったものと考えられる。いずれのはんだ材においても、800サイクル前後において接合部中に数十 $\mu\text{m}$ 長程度のクラックが発生しており、熱サイクル試験の進行と共にクラックが進展し、最終的にはFig.4のような組織に変化するものと考えられる。

#### 4. 結 言

本研究では、Sn-Ag系Pbフリーはんだを用いたCSPはんだ接合部を研究対象として熱サイクル試験を行い、接合部の熱疲労組織観察を行った。得られた成果を以下にまとめる。

- (1) 0.8mmピッチのCSPはんだ接合部においては、評価したすべてのPbフリーはんだに対し、熱サイクル試験中には接合部の破断は確認されなかった。
- (2) Sn-3.5AgおよびSn-3.5Ag-0.76Cuはんだにおいては、接合部の初期組織中に $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相のSn粒界およびその近傍へのネットワーク構造での晶出が認められる。
- (3) 熱サイクル試験後 ( $-40\sim 125^\circ\text{C}$ , 7000サイクル)の接合部組織においては、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相のネットワーク型

- の分散構造は崩壊し、 $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相の粒状成長が見られる。
- (4)  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 相のネットワーク型分散構造が崩壊した組織を呈する接合部においては、クラックの進展が速くなる。
- (5) Biを添加したSn-Ag系Pbフリーはんだ接合部の初期組織では、Snマトリックス中にBi,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ ,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 相が微細に分散する。
- (6) その組織においては、熱サイクル試験後に金属間化合物相の粒状成長は認められるものの、Bi相は微細相のまま比較的安定である。その結果として、接合部中のクラックの進展が遅くなる。

(2000.7.6受理 2000.10.24-再受理)

#### 文 献

- 1) 例えばJournal of Electronic Materials, Vol.23, No.8, special issue, 1994
- 2) 例えばProc. of Mate '99 symposium, 1999
- 3) 例えばProc. of Mate 2000 symposium, 2000
- 4) 例えばProc. of 2000 IEMT/IMC symposium, 2000
- 5) 平野正人, 末次憲一郎, 山口敦史, 桑田秀典, 宇治和博, 高野宏明: “鉛フリーはんだ接合技術の開発とその実用化”, Proc. of Mate '99 symposium, pp.393-396, 1999
- 6) 鈴木元治, 松岡 洋, 河野英一, 酒井 浩, 五十嵐 誠, 小野寺清雄: “Sn-Zn系鉛フリーはんだのリフローへの適用”, Proc. of Mate 2000 symposium, pp.325-328, 2000
- 7) 荘司郁夫, 森 日出雄, 折井靖光: “0.5mmピッチCSP接合部の熱疲労強度評価”, Proc. of Mate'99 symposium, pp.137-142, 1999
- 8) 中瀬裕文, 菅沼克昭, 中村義一: “鉛フリーはんだとしてのSn-Ag 2元合金の特性とCuとの界面組織”, 回路実装学会誌, Vol.11, No.7, pp.506-509, 1996
- 9) 荻谷義治, 中村久美子, 田中靖則, 大塚正久: “無電解Ni-P/Sn-Agはんだ接合部の界面組織と機械的信頼性”, Proc. of Mate 2000 symposium, pp.217-222, 2000
- 10) 佐山利彦, 高柳 毅, 洞口 勉, 森 孝男: “Sn/Pb共晶はんだ接合部における相成長モデルと熱サイクル負荷への適用”, Proc. of MES '99 symposium, pp.349-352, 1999
- 11) 竹本 正, 高橋昌宏, 松縄 朗, 二宮隆二, 田井英男: “Sn-Ag-Bi系Pbフリーソルダの引張変形挙動”, 溶接学会論文集, 第16集 第1号, pp.87-92, 1998
- 12) 須賀唯知: “鉛フリーはんだ技術”, 日刊工業新聞社, 1999
- 13) 荘司郁夫, 森 史成, 藤内伸一, 山下 勝: “熱サイクル負荷を受けるSn-Ag系Pbフリーはんだ接合部の破断寿命評価”, エレクトロニクス実装学会投稿中
- 14) 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, 1991