



Title	Sn-Ag-Al系合金はんだを用いたC-BGA接合の熱疲労特性評価
Author(s)	田中, 順一; 鈴木, 直人; 成田, 敏夫
Citation	第14回マイクロエレクトロニクスシンポジウム論文集, 217-220
Issue Date	2004-10
Doc URL	http://hdl.handle.net/2115/14837
Rights	Copyright (C) 2004 社団法人エレクトロニクス実装学会(Japan Institute of Electronics Packaging)JIEP
Type	article (author version)
File Information	14micro2004.pdf



[Instructions for use](#)

Sn-Ag-Al 系合金はんだを用いた C-BGA 接合の熱疲労特性評価

Evaluation of Thermal Fatigue Cycle Property for Solder Joints in C-BGA with Sn-Ag-Al Solder Alloy

田中 順一 鈴木 直人 成田 敏夫

Junichi Tanaka Naoto Suzuki Toshio Narita

北海道大学大学院工学研究科

Graduate School of Engineering, Hokkaido University

We investigated thermal fatigue cycle property for solder joints in C-BGA with Sn-Ag-Al solder alloys. Sn-2Ag-0.1Al showed better property than Sn-3Ag-0.5Cu against thermal fatigue. Sn-2Ag-0.1Al solder bump were deformed during thermal cycle, and it was thought that this deformation inhibited large stress concentration at the interface.

1. 緒言

携帯電話を代表とした電子機器は近年小型化が急速に進むに伴い、BGA(Ball Grid Array)及びCSP(Chip Size Package)等の高密度実装が用いられてきている。加えて、バンプの微細化が進行しており、はんだ接続部の信頼性に対する要求はますます厳しくなっている。

電子機器の使用時において、BGA 接合部はチップの発熱及び放熱によって、熱サイクル環境下に曝される。特に自動車向け搭載機器では、より厳しい熱サイクル環境下に置かれることになる。従って、耐熱疲労特性の向上は、はんだ接続部の信頼性向上を目指す上で必要不可欠な課題であると考えられる。

現在、熱サイクルに対して信頼性の高い鉛フリーはんだとして、Sn-Ag-Cu 系はんだが用いられているが接合基板の種類やバンプ形態によっては、必ずしも高信頼性を得られない。本研究では、過酷な熱サイクル条件下に置かれる実装機器への使用を想定した鉛フリーはんだ合金の研究を進めている。著者らは以前に、絶縁基板としてセラミックスを、ベース基板として Cu を用いたパワーモジュール接合について熱サイクル試験を実施し、Sn-Ag-Al 系合金が Sn-Ag-Cu 系はんだと比較して優れた熱疲労特性を示すことを報告している⁽¹⁾。

本研究では、熱膨張係数の違いが大きい基板同士の接合により、はんだ接合部に負荷される熱応力が多大となる C-BGA 接合に Sn-Ag-Al 系合金はんだを用いて熱サイクル試験を実施した。その結果を、Sn-Ag-Cu 系はんだを用いた場合の結果と比較・検討することにより、Sn-Ag-Al 系合金はんだの熱疲労特性を評価した。

2. 実験方法

BGA のインターポーザー基板はアルミナセラミックスを、実装基板には FR-5 をそれぞれ用いた。基板の模式図を Fig.1 に示す。はんだバンプは 760 μm 径のものを用い、ピッチサイズ 1.27mm、256 ピンで接続した。インターポーザー側の W 電極には Ni-Au めっきを施し、実装基板側の Cu 電極には Sn-3Ag-0.5Cu はんだペーストを印刷した。C-BGA は実装基板上に 6 基搭載し、リフロー接続した。リフローピーク温度は 233 で、溶融時間は約 30 秒であった。

熱サイクル試験は -40 125、1 サイクル各 30 分で実施し、0、100、200、500 サイクル経過後の試料のクラック長さの測定及び断面観察を実施した。測定及び観察は、サイクル経過後の BGA を対角線上に切り出し、最外周のバンプについて SEM を用

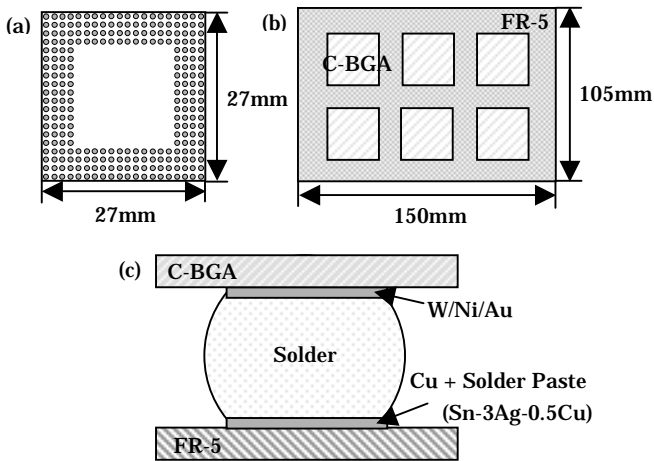


Fig.1 Schematic figure of test sample.
 (a) C-BGA (b) Printing wiring board
 (c) Cross-section of solder bump

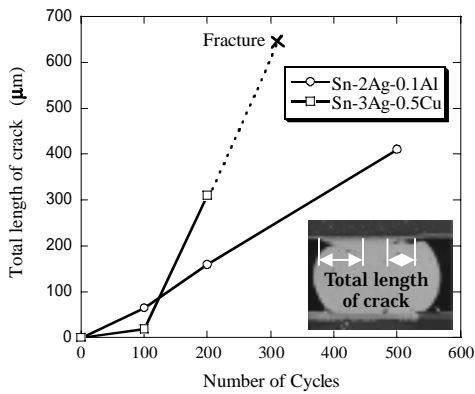


Fig.2 Length of crack against number of cycles.

いて行った。

はんだバンプには Sn-2Ag-0.1Al と Sn-3Ag-0.5Cu の 2 種類の合金はんだを用いた。

3. 実験結果

3.1 クラック長さの測定結果

Fig.2 に Sn-2Ag-0.1Al 及び Sn-3Ag-0.5Cu はんだの、各サイクル終了後のクラック長さを測定した結果を示す。クラック長さは W 電極の端の点から、クラック先端位置から接合面に垂線を引き交差した点までの距離を測定し、バンプ両側で得られた値を加算することで求めた。Sn-2Ag-0.1Al ではクラックの進行速度はほぼ一定であり、500 サイクル経過後でも破断には至らなかった。一方、Sn-3Ag-0.5Cu は 100 サイクルまではクラックの進行速度は非常に遅延したが、200 サイクルに至ると急激にクラック進行速度は上昇し、500 サイクル経過後には破断が確認できた。

3.2 はんだバンプの観察

Fig.3 に Sn-2Ag-0.1Al 及び Sn-3Ag-0.5Cu はんだの、0、100、200、500 各サイクル経過後におけるバンプ観察写真を示す。Sn-2Ag-0.1Al は、サイクル初期にクラックは W 電極界面近傍を進行していたが、500 サイクル経過後に、はんだバンプ中心部に向かっていくのが確認できた。一方、Sn-3Ag-0.5Cu では、クラック 500 サイクルで界面近傍を平行に進行し、バ

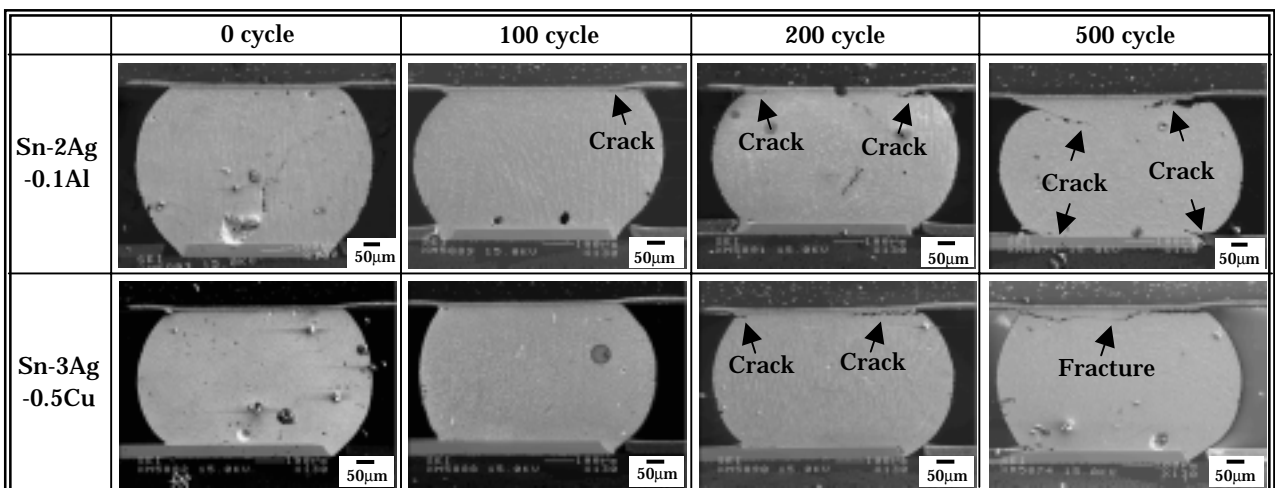


Fig.3 Cross-section of solder bump after thermal cycle (- 40 125).

ンプ両側のクラックが連結して破断に至っているのが確認できた。

また、クラック長さの測定に加えて、はんだバンプの変形量を測定した。はんだバンプの変形量は、W電極の端の点から、はんだボールがくびれた位置を決め、接合面に垂線を下ろして交差した点までの距離を測定し、バンプ両側で得られた値を加算することで求めた。Fig.4 に結果を示す。Sn-2Ag-0.1Al はサイクル数の増加に伴い、変形量も増大したのに対し、Sn-3Ag-0.5Cu ではサイクル数が増加しても、変形量は非常に小さかった。いずれの合金において

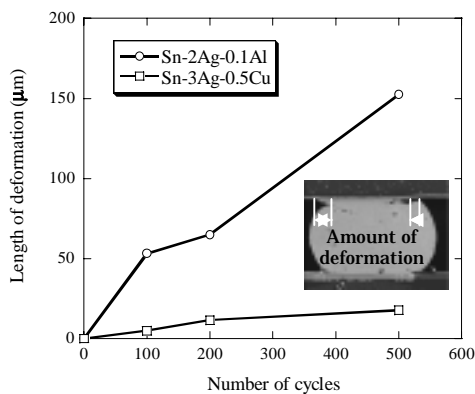


Fig.4 Amount of deformation against number of cycles.

もクラック数に対するバンプ変形量の勾配は、ほぼ一定となっていた。

3.3 クラック及び組織の観察

Fig.5(a)(b)に Sn-2Ag-0.1Al、Sn-3Ag-0.5Cu の熱サイクル試験前における W 電極界面近傍の組織写真を示す。また、(c)(d)に 500 サイクル経過後における W 電極界面近傍の組織写真を、(e)(f)に 500 サイクル経過後におけるはんだバンプ中心部の組織写真を示す。

Fig.5(a)(b)に示すように、熱サイクル試験前ではいずれの組織も、微細な金属間化合物により構成された共晶相が初晶相を取り囲むネットワーク構造を形成していた。しかし、Fig.5(c)(d)に見られるように、500 サイクル経過後には、Sn-2Ag-0.1Al、Sn-3Ag-0.5Cu いずれの合金においてもクラック近傍において金属間化合物が粗大化し、全体的に分散した組織へと変化し、初晶相と共晶相との区別がなくなった。

Fig.5(e)(f)より、500 サイクル経過後のはんだバンプ中心部の組織は、Sn-2Ag-0.1Al と Sn-3Ag-0.5Cu とで違いが見られた。Sn-2Ag-0.1Al では、はんだバンプ中心部においてもクラック近傍と同様に金属間化

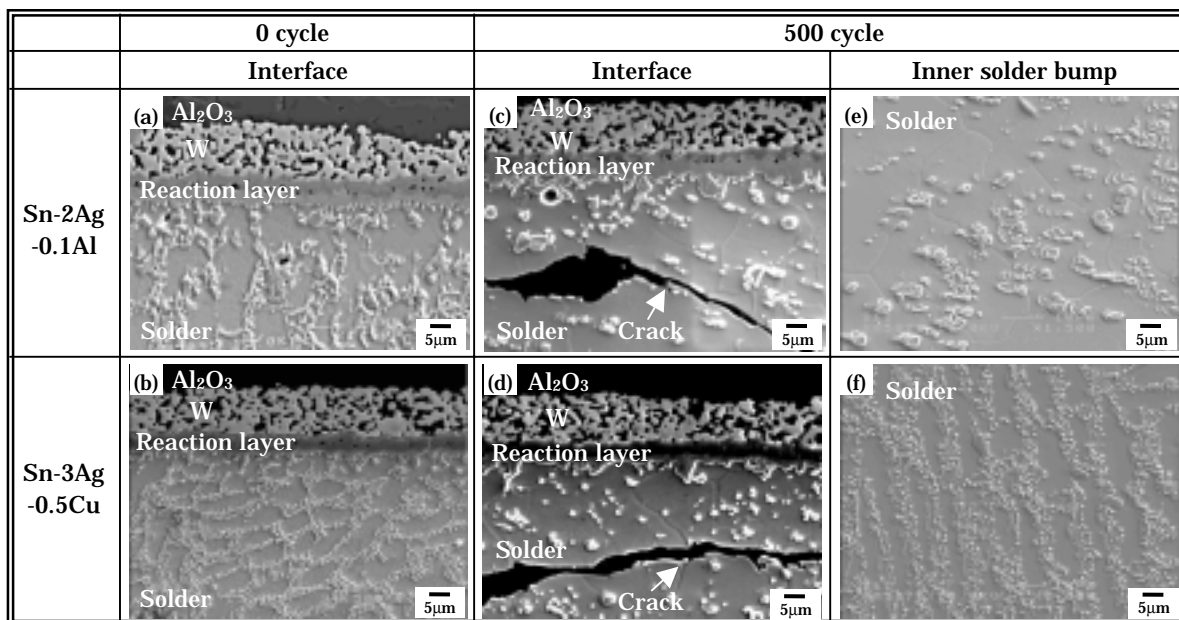


Fig.5 Microstructure of solder bump at the W/Solder interface and inner solder bump of Sn-2Ag-0.1Al and Sn-3Ag-0.5Cu before and after thermal cycles .

合物が粗大化し、共晶領域が壊れ分散した組織へと変化した。一方、Sn-3Ag-0.5Cu のはんだバンプ中心部では、サイクル前と同様に、共晶相が初晶相を取り巻くネットワークが存在した。従って、Sn-3Ag-0.5Cu で組織変化が観察された領域は、W 電極界面近傍及び Cu 電極界面近傍のクラック発生付近だけであった。

4. 考察

Sn-3Ag-0.5Cu にて温度サイクルの経過による組織変化は、W 電極界面周辺及び Cu 電極周辺のみで発生し、はんだバンプ全体では殆ど変化は認められなかった。BGA 接合の構造上、熱サイクルにより発生する熱応力は界面近傍が最も大きく、はんだバンプの中心部は比較的熱応力は小さくなる。よって、はんだバンプ内において熱応力が多大に負荷されている位置において、組織変化が見られることから、今回のケースにおいては、温度サイクルによる組織変化は温度の影響より、熱応力の影響が大きかったと考えられる。Sn-Ag 系、Sn-Ag-Cu 系では、無荷重下における長時間の時効処理により金属間化合物及び初晶 β -Sn 相が粗大化するという報告があるが⁽²⁾、本研究においては時効処理に伴う組織変化は観察されなかった。一方、Sn-2Ag-0.1Al では、温度サイクルの経過と共にはんだバンプの界面方向に対する変形が見られ、はんだバンプ全体に組織変化が見られた。これは、はんだバンプの変形により、界面近傍への応力集中を緩和し、バンプ全体への応力の分散が起こった結果であると考えられる。しかし、Sn-3Ag-0.5Cu は、はんだバンプの変形が非常に小さく、組織変化も界面近傍のみとなっていた。これは、はんだバンプの変形による応力の分散が起こらず、応力は界面近傍に集中していたことを示していると考えられる。

Sn-2Ag-0.1Al、Sn-3Ag-0.5Cu で現れた違いは、はんだ材料の強度及び延性に関係すると考えられる。

Sn-3Ag-0.5Cu は Sn-2Ag-0.1Al と比較して共晶量が多く、強度が大きい合金であるため、熱サイクル初期においてはクラックが殆ど進展していなかった。しかし、強度が大きい合金は一旦クラックが発生すると、熱サイクル後期に見られるようにクラックは急激に進展する。一方、Sn-2Ag-0.1Al は、以前の研究から、Al の微量添加により β -Sn 相内において微細な亜結晶組織が得られる為に、強度と延性とを兼ね備えた合金である⁽³⁾。そのため変形による応力の分散が可能になり、結果的にクラックの進展速度を遅延させたと考えられる。

5. 結言

本研究により、以下の結論が得られた。

- (1) Sn-2Ag-0.1Al は Sn-3Ag-0.5Cu と比較してクラックの進展速度が遅く、良好な熱疲労特性を示した。
- (2) Sn-2Ag-0.1Al は、はんだバンプの変形により熱応力をはんだバンプ全体に分散させた結果、クラックの進展速度を遅延させたと考えられる。

参考文献

- (1) 著者他, 10th Symposium on "Microjoining and Assembly Technology in Electronics" 149-154 (2004)
- (2) Q.Xiao, H.J.Bailey, W.D.Armstrong; Journal of Electronic Packaging 208-212 Vol.126 (2004)
- (3) 著者他, 9th Symposium on "Microjoining and Assembly Technology in Electronics" 213-218 (2003)

