

208 Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系鉛フリーはんだと Cu 電極との界面反応

Interfacial reaction between Sn-Ag-Cu-Ni-Ge lead-free solder and Cu electrode

○角田智史 (群大院) 正 莊司郁夫 (群大工)

渡邊裕彦 浅井竜彦 (富士電機アドバンステクノロジー(株))

Satoshi TSUNODA, Ikuro SHOHJI, Gunma University, 1-5-1 Tenjin-cho, Kiryu, Gunma

Hirohiko WATANABE, Tatsuhiko ASAI, Fuji Electric Advanced Technology Co., Ltd.

1. 緒言

車載用電子機器や産業用エレクトロニクス製品の用途において、はんだ接合部は大電流印加や振動などの厳しい環境下にさらされるため、信頼性の高い鉛フリーはんだの開発が進められている^{1,2)}。産業用エレクトロニクス製品用の鉛フリーはんだとしては、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだが期待され、その機械的特性等の物性値の評価が行われている^{1,2)}。しかし、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだと電極材との接合部の界面反応および信頼性に関する研究はあまり行われていない。

そこで、本研究では Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだと Cu 電極との接合部の界面反応および接合強度について調査した。

2. 供試材および実験方法

本研究では、FR-4 基板上の Cu 電極(200 μm 径)に、はんだボール(300 μm 径)をリフローソルダーリング法にて接合したものを供試材とした。リフローソルダーリングは、リフロー炉を用いて 220℃以上の保持時間を 44s、ピーク温度 243℃の条件にて実施した。はんだ材は、Sn-3.5Ag-0.5Cu-0.07Ni-0.01Ge(mass%, 以下 SACNG)を基本組成とし、Ag 含有量を変化させた Sn-3Ag-0.5Cu-0.07Ni-0.01Ge(mass%, 以下 S3A CNG)および Ni 添加量を変化させた Sn-3.5Ag-0.5Cu-0.15Ni-0.01Ge(mass%, 以下 SAC0.15NG)および Sn-3.5Ag-0.5Cu-0.25Ni-0.01Ge (mass%, 以下 SAC0.25 NG)はんだを準備した。さらに、比較材として Sn-3.5Ag(mass%, 以下 SA)および Sn-3.5Ag-0.5Cu(mass%, 以下 SAC)も準備した。

ソルダーリング後の各試料に対して、80, 100 および 120℃にて 300, 600 および 1000h まで熱処理を施した。ソルダーリング後および熱処理後の各試料に対し Scanning Electron Microscope(SEM)および Electron Probe X-ray Micro analyzer(EPMA)を用いて接合部のミクロ組織観察、界面反応層の成長則調査を行った。さらに、継手強度試験機を用いて、ボールシエアテストを実施した。ボールシエアテストのテストスピードは 15mm/min とし、シエア位置は接合界面上約 15 μm の位置とした。また、ボールシエアテスト後の各試料に対し、SEM による破面観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1. 接合部組織

Fig. 1 に 120℃1000h 熱処理後の各はんだ材と Cu 電極との接合界面部の EPMA による反射電子像観察結果を示す。界面反応層は、初期組織においては数 μm 厚だったが、120℃1000h 熱処理後は、5 μm 厚程度に成長しているのが観察された。また、EPMA によるマッピング分析および定量分析

を行った結果、SA および SAC との接合界面には、Cu-Sn 系化合物からなる反応層が生成していることが分かった。一方、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだとの接合界面には、Ni を 1~2at%程度含有した Cu-Sn 系化合物からなる反応層が生成していることが分かった。はんだ中の組織に注目すると、いずれのはんだ材においても EPMA のマッピング分析により、ミクロンまたはサブミクロンオーダーの Ag_3Sn 相が生成していることが推定された。また、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだのはんだ中には、Fig. 1 に示したように Cu-Sn-Ni 相の分散が認められた。

3.2. 界面反応層の成長則

Fig. 2 に熱処理温度 120℃での各はんだ材と Cu 電極との接合部の熱処理時間に伴う反応層厚み変化のグラフを示す。反応層厚みは、熱処理時間の増加に伴い大きくなる傾向を示し、反応層厚みは熱処理時間の平方根に比例することが分かった。従って、反応層の成長は拡散律則であるものと考えられる。また、80 および 100℃でも同様の傾向を示し、熱処理温度の増加に伴い、反応層厚みは大きくなる傾向を示した。120℃1000h 熱処理後では、SA および SAC の方が、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだよりわずかながら反応層の成長が速いことが分かる。しかし、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge 系はんだで比較すると、Ag および Ni 添加量の違いによる反応層の成長速度の差はほとんど認められなかった。

3.3. 接合強度評価結果

Fig. 3 に各試料のボールシエアテスト結果を示す。ボールシエア強度は、はんだ材によらず、熱処理時間の増加に伴い減少する傾向を示した。また、ボールシエア強度の減少率は熱処理温度の増加に伴い大きくなる傾向を示した。熱処理温度 80 および 100℃では、SACNG, SAC0.15NG および SAC0.25NG が他のはんだ材より高い強度を示すことがわかった。これは、Fig. 1 に示したように、はんだ中に添加された Ni によりはんだ中に微細な Cu-Sn-Ni 系化合物が生成するため、分散強化効果により高強度を示すものと考えられる。しかし、Ni が添加されているにも関わらず、S3ACNG は低い値を示した。これは Ag 含有量が、他のはんだ材と比べて少なかったため、はんだ中の Ag_3Sn の量が減少し Ag_3Sn による分散強化効果が低下したためであると考えられる。熱処理温度 120℃においては、熱処理時間 600h までは、80℃および 100℃とほぼ同じ傾向を示すが、1000h では、ボールシエア強度はいずれのはんだ材もほぼ同程度となった。これは、はんだ中の化合物が粗大化したため強度が低下したと考えら

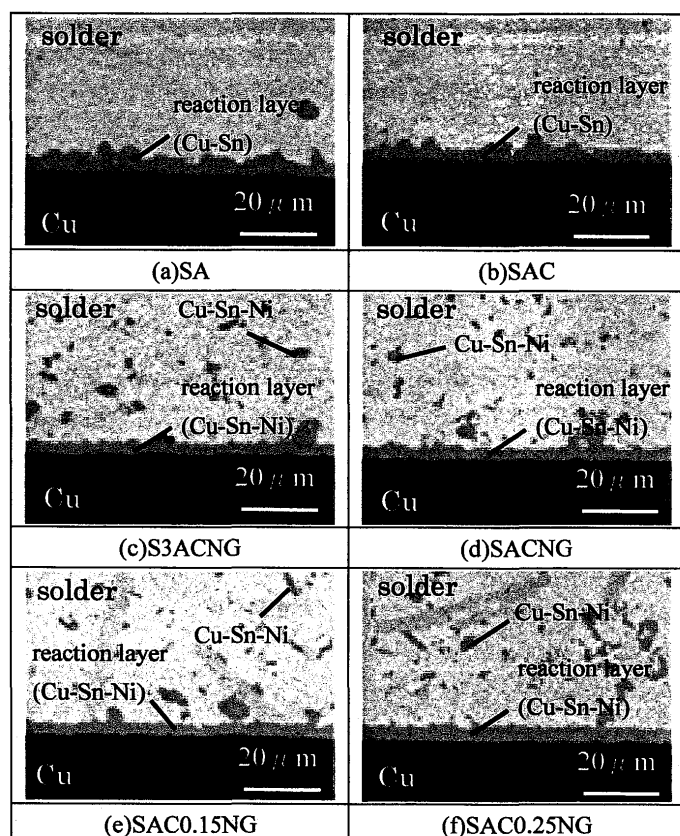


Fig. 1 Back-scattered electrons images of cross sections of solder ball joints after heat exposure treatment of 120°C for 1000h.

れる。ボールシヤ強度については、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge系はんだ中へのNi添加量の影響はほとんど認められなかったが、Ag添加量が少ない方が強度が低下したため、今回の評価範囲では、接合強度に対する影響はNiよりAg添加の方が強いと考える。また、ボールシヤ後の破面はいずれの試料もはんだ材での破断モードが観察されたため、ボールシヤ強度の低下は、熱処理に伴うはんだ材自身の強度低下によるものとする。

4. 結言

1. Sn-Ag-Cu-Ni-Ge系はんだとCu電極との接合部には、Niを含有したCu-Sn系の反応層が生成する。
2. Cu電極との接合部における界面反応層の成長は、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge系はんだの方が、Sn-3.5AgおよびSn-3.5Ag-0.5Cuより遅くなる傾向が認められた。
3. ボールシヤ強度は、80および100℃では、Sn-Ag-Cu-Ni-Ge系はんだの方がSn-3.5AgおよびSn-3.5Ag-0.5Cuはんだより高い値を示した。120℃1000h熱処理後では、はんだ材によらずほぼ同程度の値を示した。ボールシヤ強度に対するNi添加量の影響はほとんど認められなかったが、Ag添加量の増加に伴い強度が増加する傾向が認められた。

参考文献

- 1) 渡邊裕彦：Ni、Geを添加したSn-Ag-Cu系鉛フリーはんだの特徴、溶接学会第38回マイクロ接合研究委員会

ソルダリング分科会資料, MJS-238-2004 (2004)

- 2) 渡邊裕彦：微量元素を添加した産業用鉛フリーはんだ、エレクトロニクス実装学会誌, vol.8, No.3, pp.183-187 (2005)

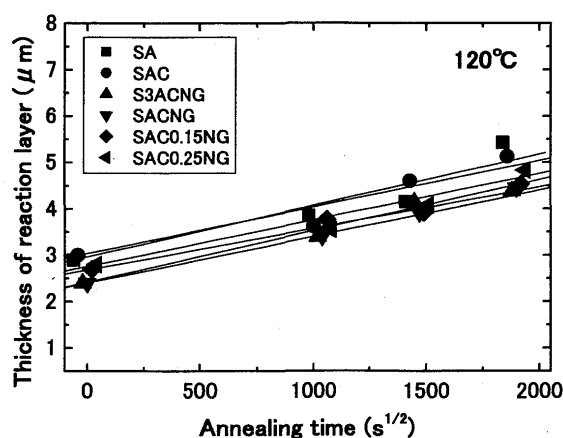


Fig. 2 Growth kinetics of reaction layers between solders and Cu pads at 120°C.

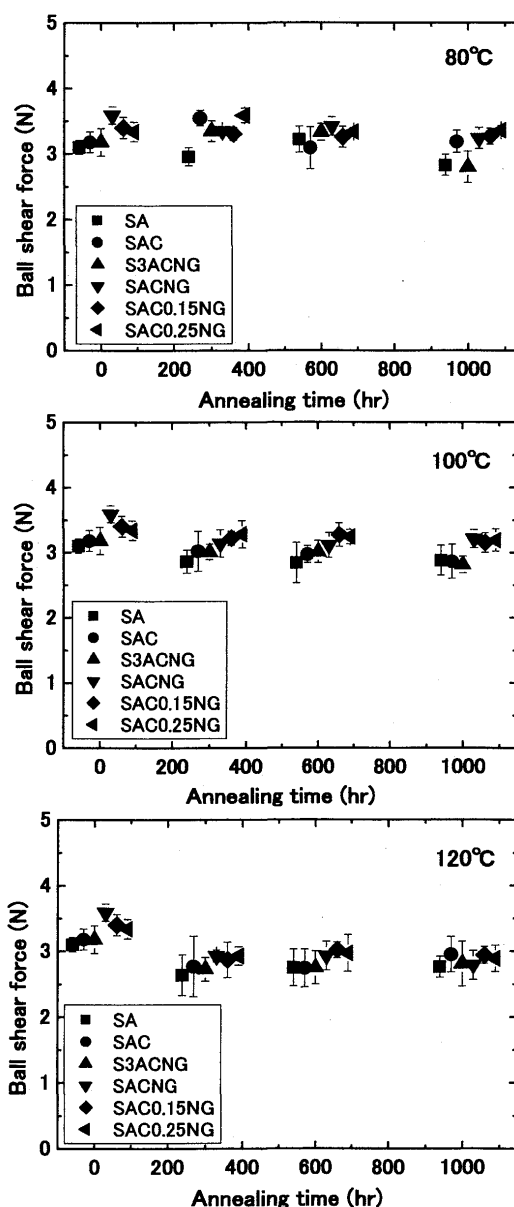


Fig. 3 Results of ball shear tests.