CuコアSn-3.5Agはんだを用いたBGA接合部組織とせん断強度

小原 泰浩*, 佐伯 敏男*, 上西 啓介*, 小林 紘二郎*, 莊司 郁夫**, 山本 雅春***

The Microstructure and Shear Strength of the BGA Joint Using Cu Cored Sn-3.5Ag Solder

Yasuhiro KOHARA*, Toshio SAEKI*, Keisuke UENISHI*, Kojiro F. KOBAYASHI*,
Ikuro SHOHJI** and Masaharu YAMAMOTO***

*大阪大学大学院工学研究科（〒565-0871 大阪府吹田市山田丘2-1）

**群馬大学工学部（〒376-8515 群馬県桐生市天神町1-5-1）

***住友特殊金属株式会社金属電子材事業部（〒564-0043 大阪府吹田市南吹田2-19-1）

*Graduate School of Engineering, Osaka University (2-1 Yamadaoka, Suita-shi, Osaka 565-0871)

**Faculty of Engineering, Gunma University (1-5-1 Tenjin-cho, Kiryu-shi, Gunma 376-8515)

***Electronic Materials Division, Sumitomo Special Metals Co., Ltd. (2-19-1 Minamisuita, Suita-shi, Osaka 564-0043)

概要 BGA用のPbフリーはんだボールとして、Cuコアを有するSn-3.5Agはんだボールを使用した場合における接合部の特性を調査するため、リフローおよび150℃で高温放置したはんだ/パッド界面の接合部組織観察とせん断試験による接合信頼性評価を行った。その結果、Sn-3.5Agはんだのみでは接合部界面にNiSn₃の反応層が形成し、高温放置に伴ってこの反応層が成長しカーケンダルボイドを形成するためにせん断強度の低下がみられた。一方、Cuコアボールを用いたはんだでは、反応層としてCu₆Sn₅が形成し、この反応層は高温放置による反応層成長量が少なくボイドも形成されないため、せん断強度の低下が抑制された。

Abstract

The microstructure and shear fracture load of the solder/pad joint were investigated to evaluate the reliability of BGA (Ball Grid Array) joint using Cu cored Sn-3.5Ag solder ball. For Sn-3.5Ag solder without Cu core, metastable NiSn₃ reaction layer was formed at the solder/pad interface. Due to the fast growth of NiSn₃ layer during the heat storage at 150°C, Kirkendall void was formed on the boundary between reaction layer and solder, which degraded the joint reliability. For Cu cored Sn-3.5Ag solder, Cu dissolved into solder formed the Cu₆Sn₅ (η') reaction layer during reflow. The growth rate of the η' reaction layer during heat treatment at 150°C was slower and Kirkendall void was hardly formed, which prevented the degradation of the joint reliability.

Key Words: Ball Grid Array, Cu Core, Sn-Ag, Pb Free Solder, Shear Strength

1. 緒言

電子情報機器の発達ならびにネットワークの整備による情報の受発信手段の飛躍的な向上に伴い、さらなる携帯情報通信端末の小型軽量化や高性能・高機能化が要求されている。そこで、LSI(Large Scale Integrate)の統合化、高密度実装に伴うI/O接続端子の狭ピッチ多ピン化が必要となり、この高密度実装に適したパッケージであるBGA (Ball Grid Array)が注目されている¹⁾。このBGA用はんだボールとして開発されたCuコアはんだボールは、電気的パフォーマンスならびに放熱性が良く、はんだが溶融してもCuコアがスペーサとなりチップと基板との間隔を確保できるといった利点を有することが広く知られている。また、ボールつぶれや隣接するボールとの短絡がないことから、冷却用放熱フィン・ファンなどを搭載した高機能パッケージや3次元実装といった、重量のあるパッケージでの使用により適していると考えられる²⁾。

著者らは、これまでにCuコアSn-37Pb (mass%：以下では断わりのない限りすべてmass%とする) はんだボールを用いた場合について、はんだボールと、電解および無電解法によりNi/AuをCuパッド上にめっきしたパッド材との接合部に注目し、リフローおよびその後の高温放置に伴う、はんだ/パッド界面の組織変化の観察およびそのときのせん断強度の変化との関係について調査を行った。その結果、Cuコアはんだボールには先に述べた利点に加えて、Ni/Auめっきパッドとの接合部組織の制御が可能であることが新たに見出された。すなわちCuコアはんだでは、リフローによってはんだ中に溶解したCuがSnと反応し、パッドとの接合界面に成長速度の遅いCu-Sn反応層を形成し、これがSn-37Pbはんだボールを用いたときに形成される成長速度の速いNi-Sn反応層の形成を抑制するバリア層として働き、高温放置中のせん断強度低下を抑制するという結果が得られた^{3)~5)}。

また、Pbが人体ならびに環境に対して有害であること

から、鉛の使用を抑えるためPbフリーはんだの開発が必要とされている。現在、Pbフリーはんだの最有力候補は旧来より使用され、柔らかくかつ熱疲労特性性能が良いなどの点から、Sn-Ag系はんだであると考えられている⁶⁾。しかし、Sn-Ag系はんだを用いた場合、融点が高いこととSn含有量が多いことから接合界面に形成する金属間化合物層が厚くなることや、パッドのCu層、Ni層の溶解が激しくなることが報告されている⁷⁾。したがって、Sn-3.5Agはんだを使用した場合、Sn-37Pbはんだを使用した場合より界面反応が進むと考えられることから、反応層の形成や成長を抑制することがより重要となると考えられる。

そこで本研究ではSn-37Pbはんだと同様に、PbフリーはんだであるSn-3.5Agはんだについても、Cuコアボールを用いることによる接合界面に生じる反応層の抑制効果の有無を調査するため、接合界面の組織変化およびそれが接合界面のせん断強度に及ぼす影響について調査した。また、得られた結果に対してSn-37Pbはんだを用いた場合と比較することで、Sn-3.5Agはんだの問題点、特性を考察した。

2. 実験方法

実験試料の基板には、電極のCuパッド上にNi（厚さ：7 μm ）、Au（厚さ：0.7 μm ）を順に電解めっきしたものを用いた。Niめっきはリフロー時にCuパッドがはんだへ溶解するのを防ぐために、Auめっきははんだの濡れ性向上のために施した。

上記の基板に、はんだボールとCuコアはんだの2種類のはんだを載せ、リフローを行うことで試料を作製した。リフロー前の各試料の模式図をFig. 1に示す。はんだボールの試料には、球径が740 μm のSn-3.5Agはんだボール（千住金属工業製）を用いた。また、Cuコアはんだの試料としてAuめっきの上にSn-3.5Agはんだペースト（タムラ化研製）を250 μm の厚さに載せ、その上に直径670 μm のCuコア（住友特殊金属製）を載せてリフローを行ったものを用いた。

リフローは、大気雰囲気中で一定温度に保った炉に、試料を3分間保持したのち、空冷することによって行った。リフロー時の基板の温度履歴をFig. 2に示す。基板の最高温度は保持時間内で約245℃に達した。このリフローによ

Fig.2 Thermal profile applied for reflow

りSn-3.5Ag共晶はんだでは融点（221℃）以上に約90s間保持したことになった。またフラックスには、水溶性フラックスであるソルダックスFW-259（日本フィラーメタルズ製）を用いた。

高温放置試験は、作製した試料を大気中雰囲気中で一定温度（150℃）の電気炉内に放置することで行った。その際、放置時間を100, 300, および500時間とした。

高温放置を行った試料を基板に対して垂直方向に研磨することで接合部断面を作製し、日立製作所製（X-650T）の走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope, 以下SEMと略す）を用いて組織観察を行った。また、観察された組織の定量分析にはEDAX INTERNATIONAL製（DX-4）のエネルギー分散型X線分析装置（Energy Dispersion X-ray analysis, 以下EDXと略す）を用いた。また、接合部断面における元素の所在を確認するため、波長分散型X線分析装置（Wave Length Dispersion X-ray analysis, 以下WDXと略す）を有する日本電子製（JXA-8700）の電子線分析装置（Electron Probe Microanalyzer, 以下EPMAと略す）によって面分析を行った。

高温放置後の試料に対する信頼性評価としてせん断試験を行った。せん断試験にはボンドテスタ（DAGE社製、DAGE-SERIES-4000P）を用いた。ツールの高さは基板から0.1mm、ツールの移動速度は0.2mm/sに設定した。

せん断試験の結果と接合部組織との関係を分析するため、破断後の試料の破面と破断面に対してSEMにより観

Fig.1 Schematic illustration of BGA samples using (a) solder ball and (b) Cu cored solder for reflow

察を行った。

3. 実験結果

3.1 接合部の組織

Fig. 3 の(a)にSn-3.5Agはんだボール、(b)にCuコア Sn-3.5Agはんだを用いた高温放置500時間後の試料における接合部組織のSEM像を示す。あわせて、EDXによる定量分析結果をTable 1 に示す。また、Sn-3.5Agはんだボールの高温放置500時間後の試料に対するEPMAを用いた元素面分析結果をFig. 4 に示す。

はんだボールを用いた試料のはんだ部における組織は、Fig. 3 の(a)で示したように、Sn相のマトリックス中に白くコントラストされた Ag_3Sn 相（図中のA phase）が分散し

(a) Sn-3.5Ag solder ball

(b) Cu cored Sn-3.5Ag solder

Fig.3 SEM micrographs of (a) Sn-3.5Ag and (b) Cu cored Sn-3.5Ag solder/electro plating pad joint heat-treated at 150°C for 500 hours

Table 1. Result of EDX quantitative analysis of solder ball/electro plating pad joint heat-treated at 150°C for 500 hours

	Composition (mol%)					
	Ag	Au	Co	Cu	Ni	Sn
A phase	74.5	0.2	0.0	0.0	0.0	25.3
B layer (upper)	1.4	1.4	9.9	0.0	12.7	74.6
B layer (lower)	1.3	0.2	11.5	0.0	17.0	70.0
C layer	0.8	1.6	3.6	34.9	10.2	48.9
D layer	0.6	3.2	0.0	48.8	0.3	45.1

B layer (upper) (Au + Co + Ni) : Sn = 24 : 76

B layer (lower) (Au + Co + Ni) : Sn = 29 : 71

C layer (Au + Co + Cu + Ni) : Sn = 51 : 49

D layer (Au + Cu) : Sn = 54 : 46

(a) Ni area analysis

(b) Co area analysis

Fig.4 Electron probe qualitative area analysis of Sn-3.5Ag solder ball/electro plating pad joint heat-treated at 150°C for 500 hours

ているのが観察された。また、はんだ/パッド接合界面では、主にパッドのNiめっきとはんだのSnとの反応によりAu-Co-Ni-Sn化合物相が反応層として観察された。

ここで、反応層において検出されたCoは、基板のCuパッド上にNiを電解めっきする際Niめっき層に含有されたものである。Coは室温でfccNiに約70mol%まで固溶することと、Fig. 4 の元素面分析結果からNiとCoは同様の挙動を示しており、NiとCoがSnとそれぞれ別の化合物相を形成しているのではなく、NiにCoが固溶した化合物相が形成されていると考えられる。また、Table 1 に示した反応層の定量分析では、含有量の比がAu, CoとNiの和とSnではほぼ1 : 3 となった。以上のことから、反応層はSn薄膜とNi薄膜を密着させ高温（50°C～183°C）で放置したときに界面で形成されると報告されている準安定相の NiSn_3 のNiサイトに、Au, Coが固溶した(Au, Co, Ni) Sn_3 であると考えられる。また、はんだと反応層との界面には、SnとNiの拡散によって生じたカーケンダーボイドであると考えられるボイドが観察された。

Cuコアはんだを用いた試料の接合部組織では、Fig. 3 の(b)に示したように、はんだ中の組織ははんだボールを用いた場合と同様に、Snマトリックス中に Ag_3Sn 相が粒状に分散して観察された。しかし、はんだボールを用いた場合と比較して、 Ag_3Sn 相はやや微細に観察された。接合界面ではCuコア/はんだ界面にAu-Cu-Sn化合物相が反応層として観察された。この反応層はTable 1 に示すEDX定量分析結果とFig. 5 に示したAu-Cu-Sn 3 元系状態図⁹⁾より、 Cu_6Sn_5 の η 相のCuにAuが固溶した(Au, Cu) Sn_5 であると推定される。また、はんだ/パッド界面ではAu-Co-Cu-Ni-Sn化合物相が反応層として観察されたが、この反応層もEDX定量分析からAu, Co, CuとNiの和と、Snの含有量の比がほぼ6 : 5 であることから、 Cu_6Sn_5 の η 相のCuにAu, Co, Niが固溶した(Au, Co, Cu, Ni) Sn_5 であると推定される。

3.2 反応層厚さ変化

Fig. 6 にリフロー後、ならびに高温放置100, 500時間後におけるSn-3.5Agはんだ接合部の反応層厚さ、およびCu

Fig.5 Au-Cu-Sn ternary phase diagram at 170°C⁹⁾

Fig.6 Change in the width of reaction layer of solder/pad joint using (a) Sn-3.5Ag and (b) Sn-37Pb solder as a function of holding time at 150°C

Fig.7 Schematic illustration of the microstructural evolution for BGA joint using (a) Sn-3.5Ag and (b) Cu cored Sn-3.5Ag solder during reflow and high temperature storage test

コアSn-3.5Agはんだのはんだ/パッド界面とCuコア/はんだ界面の反応層厚さを、Sn-37Pbを用いた場合の反応層厚さと併せて示す。Fig. 6 (a)に示したように、はんだボールを用いた場合の NiSn_3 反応層は、Cuコアはんだを用いた場合の η 反応層に比べて、リフロー後でその層幅が厚く、さらに高温放置による成長速度も速いことがわかる。また、Cuコアはんだを用いた場合、はんだ/パッド界面の反応層に比べてCuコア/はんだ界面の反応層の方が高温放置中の成長速度が速いことがわかる。

3.3 高温放置に伴う接合部組織変化

Sn-3.5AgはんだボールとCuコアSn-3.5Agはんだを用いた試料のそれぞれにおける反応層成長過程の模式図をFig.

7に示す。

Fig. 7 (a)の模式図で示したように、はんだボールの場合では、はんだ部の組織はリフロー後では針状の Ag_3Sn が網目状に観察されたことから、 Ag_3Sn がSnの粒界にネットワーク状に析出し微細な亜粒界を形成^{[10,11]}}していると推測される。しかし、高温放置に伴い粒状へと変化したことから、 Ag_3Sn のネットワーク構造が崩れ、Sn相の結晶粒が粗大化すると考えられる。

接合界面反応層は、リフロー後ではパッドのNiめっきとはんだのSnが反応して形成されたCo-Ni-Sn化合物相が、凹凸の激しい形状で平均的に約 $4\mu\text{m}$ の厚さで観察されたが、高温放置後の試料では、平滑な形状へと変化し、反応

層厚さは約 $9.4\mu\text{m}$ に増加していた。このことから、接合界面においてFig. 7 (a)の模式図に示したようにSn, Niなどの拡散が生じることで反応層が成長し、はんだ/反応層界面にカーケンダーボイドが生じると考えられる。

またリフロー後の反応層にはAuが検出されなかったが、高温放置後の反応層にはAuが検出された。これは、リフロー時にはんだ中へ溶解・分散したAuが、高温放置によりはんだ中から反応層へと拡散したものと考えられる。

一方、Cuコアはんだを用いた場合では、Fig. 7 (b)に示したように、リフロー後の試料では、はんだ中に観察された Ag_3Sn 相がはんだボールの場合と比較して微細に観察された。これは、Cuコアはんだでは、はんだ中にCuが微量に含まれ3元共晶に近い組織であることによると予想される。観察された Ag_3Sn 相もまた高温放置に伴い粗大化した。リフロー後の接合界面反応層は、はんだ/パッド界面にはAu-Co-Cu-Ni-Sn化合物層がほぼ均一に約 $3\mu\text{m}$ の厚さで形成されているのが観察された。この反応層は高温放置後においても、厚さは約 $4\mu\text{m}$ と、はんだボールの場合と比較してリフロー後からほとんど増加が見られなかった。これは、Fig. 7 (b)に示したようにはんだ中にはほとんどCuが存在せず、拡散によるCuの供給がほとんどないためであると考えられる。一方、Cuコア/はんだ界面では、リフロー後の試料でほぼ均一に $3\mu\text{m}$ の厚さで観察されたAu-Cu-Sn化合物層が、高温放置に伴い厚さが約 $4\mu\text{m}$ 増加して $7\mu\text{m}$ となった。これはFig. 7 (b)に示したように、Cuコアからはんだへ固相中をCuの拡散が進行し、反応層が成長することによると考えられる。

3.4 セン断試験結果

リフロー後から、高温放置100, 300, および500時間後までの各試料に対するせん断試験結果をFig. 8 に示す。また比較のため、Sn-37Pbはんだを用いた場合の試験結果も併せて示す。Fig. 8 (a)に示したように、Sn-3.5AgはんだボールとCuコアSn-3.5Agはんだについてせん断強度の変化を比較すると、はんだボールの場合では高温放置に伴って一様なせん断強度の低下がみられた。一方、Cuコアはんだを用いた場合では高温放置100時間後以降の試料の破断

強度ははんだボールの場合と比較して、ほとんど低下は見られなかった。

3.5 破面・破断面観察結果

Sn-3.5Agはんだボールのリフロー後と高温放置100時間後の試料と、CuコアSn-3.5Agはんだの高温放置500時間後の試料に対し、せん断試験を行ったときの破面・破断面をSEMにより観察した結果をFig. 9 に示す。また、Cuコアはんだを用いた試料の破断経路の模式図をFig. 10に示す。Fig. 9 (a)に示したように、リフロー後のはんだボールの試料では、レジストより高い位置のはんだ部で延性破断した。しかし、高温放置100時間後になると、はんだと(Au, Co, Ni) Sn_3 層界面で破断する試料ができ始め、高温放置500時間後ではすべての試料においてははんだと(Au, Co, Ni) Sn_3 層界面で亀裂が発生進展した。

一方、Cuコアはんだを用いた場合ではリフロー後、高温放置500時間後ともに破断モードに変化はなく、Fig. 9 (b)に示したようにはんだから破断が始まっていた。破断経路はFig. 10で示したように、発生した亀裂ははんだ中を進展し、Cuコアに達したところでCuコアにそって η' 層中を進み、はんだもしくははんだ/Niめっき間の η' 反応層へと進展した。

4. 考 察

4.1 接合部組織が強度に及ぼす影響

Sn-3.5AgはんだボールとCuコアSn-3.5Agはんだの接合部組織およびせん断強度結果から、接合部組織が強度に及ぼす影響について考察する。ここで、はんだボールとCuコアはんだを用いた継手では、Cuコアボールの有無、はんだの量の違いといった構造的な違いが存在する。例えば、CuコアはんだではCuコアの存在により塑性拘束を受け、せん断強度が上昇する可能性がある¹²⁾。したがって、各接合部のせん断強度の絶対値から、はんだや反応層自体の強度を比較することは困難である。そこで本論文では、継手全体の強度、ならびに高温放置における強度変化に注目した。

はんだボールを用いた場合、リフロー後の試料では、は

Fig. 8 Relationship between holding time at 150°C and shear fracture load for BGA joint using (a) Sn-3.5Ag and (b) Sn-37Pb solder

Fig.9 SEM micrographs of fracture surface and crack path of BGA joint using (a) Sn-3.5Ag and (b) Cu cored Sn-3.5Ag solder after shear test

Fig.10 Schematic illustration of crack path by shear test for of BGA joint using Cu cored Sn-3.5Ag solder

んだで破断が生じることから、強度に及ぼす反応層の影響は少なく、せん断強度はんだ部の強度に依存すると考えられる。次に、高温放置を行うと、 Ag_3Sn のネットワーク状の構造が崩れ、Snの結晶粒が粗大化するなどの組織変化がおこり、はんだ部の強度は低下するものと考えられる。しかし、それ以上に、高温放置に伴うNi-Sn反応層の成長や反応層界面のボイドの形成により、反応層近傍の強度が低下するために、破断がはんだと反応層界面で起こり始め、せん断強度も低下したと考えられる。

Cuコアはんだを用いた場合では、リフロー後から高温放置500時間後にかけて、はんだ/Niめっき界面のAu-Cu-Ni-Sn反応層が、Ni-Sn反応層と比較して、ほとんど成長しない。このことから、せん断強度に及ぼす反応層の影響が小さく、破断がはんだ部で生じたと考えられる。一方、破断ははんだ中を進展し、Cuコア/はんだ界面の反応層へと伝播することから、コア/はんだ界面の強度はせん断強度に大きな影響を与えられと考えられる。Cuコアはんだでは高温放置100時間後にせん断強度の低下が見られ、それ以降にほとんど強度の低下が見られない。これは、継手のせ

ん断強度に対して、高温放置100時間後までは、はんだ自体の強度低下が、それ以後では、はんだの強度低下よりもコア/はんだ界面の強度が低下しないことが影響することによると考えられる。

ここで、例えば熱疲労に対する接合部信頼性を想定すると、せん断試験のツール移動速度をより小さくする必要がある。しかし、はんだの変形特性はひずみ速度に依存することから、ツール移動速度が異なる場合、破断モードやせん断強度が変化する可能性が考えられる。しかし、Sn-3.5Agでは、ひずみ速度が 1.7×10^{-4} /s程度までは、ひずみ速度によらずせん断応力値がほとんど変化しないとの報告もある¹³⁾。したがって、本研究における結果も、その程度の歪み速度までは同様の結果が得られるものと考えられる。

4.2 界面反応層成長過程

3.3高温放置に伴う接合部組織変化の章で、Sn-3.5AgはんだボールとCuコアSn-3.5Agはんだを用いた場合の反応層成長過程をFig.7の模式図で示した。Fig.7(a)に示したように、はんだボールではリフローにより接合界面には準安定な(Au, Co, Ni) Sn_3 が形成された。無電解めっきを用いた場合に形成する安定相である Ni_3Sn_4 は、 η 相よりもその成長速度が遅いことが知られており⁸⁾、そのためCu基板上にNiめっきが広く用いられている。しかし準安定相の NiSn_3 は、Haimovichらが示したように⁸⁾、その成長速度が η 相よりも早かった。また、融点に近い150°Cでの高温放置でも変態しなかったことより、かなり安定相に近い状態であると推察される。この NiSn_3 の安定化の原因としては、Niめっき上のAuの影響があげられる。実際Auめっきが厚

くなるほど、形成する反応層が厚くなり、継手特性が劣化するという報告が数多くなされている^{14),15)}。

一方、Fig. 7 (b)で示したようにCuコアはんだのはんだ/パッド界面には、 Cu_6Sn_5 の η' 相が形成される。高温放置中のはんだとパッドでは、この層を介した反応が生じる。しかしながら、Cuコアはんだのコア/はんだ界面ではCuコアからのCuの供給があるため η' 相が成長するのに対して、はんだ/パッド界面近傍にはCuはこの近傍にほとんど存在せず、反応層の成長は η' 相中のCuのサイトにNiが置換することのみによるため、その成長速度が遅いと考えられる。またこの反応層ははんだ中へのNi拡散のバリア層となり、新たなSn-Niの反応は形成されなかった。

4.3 界面反応層形成に及ぼすSn-37PbはんだとPbフリーSn-3.5Agはんだの違い

Fig. 6に示したように電解めっきを用いた場合のSn-3.5AgはんだとSn-37Pbはんだを比較すると、リフロー後の NiSn_3 反応層厚さはSn-3.5Agのほうが厚くなった。はんだのSn含有量の増加とリフロー温度の上昇に伴ってはんだとNiめっきの界面反応が進む⁷⁾という報告例があるように、Sn-37Pbと比較してリフロー温度が高くSn含有量が多いSn-3.5Agにおける反応層のほうが厚くなったと考えられる。一方、高温放置中に反応層が成長する量はSn-37Pbのほうが大きかった。これは、Sn-3.5Agの場合リフロー時に形成する反応層が厚く、かつ不均一な厚さであることによりボイドが形成し、そのため拡散に有効な界面面積が減少し、反応層の成長が小さくなったことによると推察される。

CuコアはんだについてSn-3.5AgとSn-37Pbを比較すると、Cuコアなしの場合と同様にSn-37Pbを用いたほうが初期の反応層厚さは薄いことがわかった。この理由としてCuコアなしはんだのときと同様に、Cuコアはんだにおいてもはんだ中のSn量が多いことに加えて、リフロー温度上昇によりCuのコアからの溶解量が増加したためであると考えられる。また、はんだ中にCuはほとんど存在しないことから、Sn-3.5AgとSn-37Pbでは高温放置中の反応層成長量は同様であった。

4.4 Sn-3.5AgはんだとSn-37Pbはんだとの比較

Fig. 8に示したようにSn-3.5AgとSn-37Pbのはんだボールを用いた試料のせん断強度を比較すると、リフロー後ではすべての試料においてははんだで破断するため、強度ははんだ自体の強度に支配される。リフローのままではその強度に違いがみられないが、高温放置によりSn-37Pbで生じるSn、Pb相の粗大化に比べて、Sn-3.5Agでは強化相 Ag_3Sn の影響によりはんだ自体の強度低下は少ない。はんだボールの試料ではSn-37Pb、Sn-3.5Ag共に高温放置に伴い破断モードが変化し、Sn-3.5Agではカーケンダールボイドの多いはんだ/パッド界面で、Sn-37PbではPbの偏析層で破断した^{3),4)}。このカーケンダールボイドおよびPbの偏析層は、共にはんだ中のSnとめっきのNiの反応により生

じたものである。

一方Cuコアはんだでは、Sn-3.5Ag、Sn-37Pb共にその強度および破断経路は同様であった。

5. 結 言

本研究ではBGAパッケージに用いられるNi/Auを電解めっきしたCuパッドとCuコアSn-3.5Agはんだボールとの接合部特性について検討した。リフローおよび、リフロー後から150℃で500時間まで高温放置した試料について、はんだボールとパッド間での接合部組織の観察、ならびにせん断強度の測定を行うことにより、接合部組織とせん断強度の関係を調査した。以下に本研究によって得られた結果を述べる。

- 1) リフロー後のはんだ/パッド接合界面には反応層として、Sn-3.5Agはんだを用いた場合には(Au, Co, Ni) Sn_3 化合物層、CuコアSn-3.5Agはんだでは(Au, Co, Cu, Ni) Sn_5 の η' 化合物層が形成された。また、Cuコアはんだではコアとはんだ界面にも(Au, Cu) Sn_5 の η' 化合物層が形成された。
- 2) 反応層厚さは、Sn-3.5Agはんだボールを用いたときに形成する(Au, Co, Ni) Sn_3 の方が、 η' 化合物層と比較して厚く形成された。また、はんだボールを用いた場合では、150℃での高温放置を行った結果、成長速度の速い(Au, Co, Ni) Sn_3 反応層の成長に伴い、開始100時間後からはんだと反応層界面にカーケンダールボイドが形成され始めた。一方、はんだボールと比較して、CuコアSn-3.5Agはんだを用いた場合に形成される η' の反応層はその成長速度が遅く、ボイドは形成されなかった。
- 3) せん断試験の結果、Sn-3.5Agはんだボールを用いた試料では、高温放置によるボイドの発生に伴って、はんだでの破断がはんだと反応層界面での破断へと変化し、せん断強度の低下が見られた。
- 4) CuコアSn-3.5Agはんだでは、すべての試料においてははんだから破断し、亀裂ははんだ中を進展し、Cuコアに達したところでコアとコア/はんだ界面の反応層へと伝播した。しかし、Sn-3.5Agはんだボールと比較して強度低下は少なかった。
- 5) Sn-3.5Agはんだに対してCuコアの使用によって接合界面にCu-Snの η' 化合物層が形成され、めっき中のNiとはんだ中のSnの反応を抑制するバリア層の働きをすることで、高温放置による強度低下の原因となるNi-Sn化合物層の形成を妨げた。

(2000.8.17-受理 2000.11.13-再受理)

文 献

- 1) 春日壽夫：“高密度実装に向けてのVLSIパッケージ動向”，溶接学会誌，Vol.65，No.4，pp.58-62，1996

- 2) 山本雅春：“BGAパッケージ用銅ボール”，電子材料，9月号，pp.52-56，1997
- 3) 清野紳弥，上西啓介，小林紘二郎，莊司郁夫，山本雅春：“BGA接合部組織と強度に及ぼすはんだボール中のCuコアの影響”，エレクトロニクス実装学会誌，Vol.**2**，No.4，pp.298-302，1999
- 4) 清野紳弥，上西啓介，小林紘二郎，莊司郁夫，山本雅春：“Cuコアはんだボールを用いたBGA接合部組織と機械的特性”，Proc. of 5th Symposium on Microjoining and Assembly Technology in Electronics，pp.115-120，1999
- 5) 清野紳弥，佐伯敏男，上西啓介，小林紘二郎，莊司郁夫，山本雅春：“Cuコアはんだボールを用いたBGA接合部組織と機械的特性～第2報～”，Proc. of 6th Symposium on Microjoining and Assembly Technology in Electronics，pp.125-130，2000
- 6) 竹本 正：“実用化に動き出した鉛フリーソルダ材料の現状と将来展望”，溶接技術，5月号，pp.98-104，1999
- 7) S.K.Kang, R.S.Rai and S.Purushothaman：“Interfacial Reactions During Soldering with Lead-Tin Eutectic and Lead(Pb)-Free, Tin-Rich Solders”，Journal of Electronic Materials, Vol.**25**，No.7，pp.1113-1120，1996
- 8) J.Haimovich：“Intermetallic Compound Growth in Tin and Tin-Lead Platings over Nickel and Its Effects on Solderability”，WELDING RESEARCH SUPPLEMENT，pp.102-s-111-s，1989
- 9) J.F.Roeder：“Phase Equilibria and Compound Formation in the Au-Cu-Sn System at Low Temperature”，Ph.D. Thesis, Lehigh University, 1998
- 10) 菅沼克昭，中村義一：“Sn-Ag共晶はんだとCuの接合界面の微細組織と強度”，日本金属学会誌，Vol.**59**，No.12，pp.1299-1305，1995
- 11) 莊司郁夫，山下 勝：“Sn-Ag系Pbフリーはんだを用いたCSP接合部の接合部組織と熱疲労強度評価”，Proc. of 6th Symposium on Microjoining and Assembly Technology in Electronics，pp.223-228，2000
- 12) 豊田政男：“インターフェイスメカニックス”，理工学社，1991
- 13) 莊司郁夫，折井靖光，小林紘二郎：“フリップチップ接合用はんだ材のせん断特性”，溶接学会論文集，Vol.**16**，No.1，pp.51-58，1998
- 14) 呉 強，岡田真喜雄，前田 晃，富田至洋，上田直人：“FC-BGA無電解Ni/Auめっきランドに対する半田ボール接合の技術開発”，溶接学会全国大会講演概要，第65集，pp.328-329，1999-11
- 15) J.Haimovich and D.Kahn：“Metastable Nickel-Tin Inter-metallic Compound in Tin-Based Coatings”，Proc. of the AESF Annual Technical Conference，pp.689-712，1990