

Cu pillar 범프 내의 금속간화합물 성장거동에 미치는 시효처리의 영향

임기태 · 이장희 · 김병준¹ · 이기욱² · 이민재² · 주영창¹ · 박영배*

안동대학교 신소재공학부, ¹서울대학교 재료공학부, ²엠코테크놀로지코리아 기술연구소

Effect of Thermal Aging on the Intermetallic compound Growth kinetics in the Cu pillar bump

Gi-Tae Lim, Jang-Hee Lee, Byoung-Joon Kim¹, Ki-Wook Lee², Min-Jae Lee²,
Young-Chang Joo¹, and Young-Bae Park*

School of Materials Science and Engineering, Andong National University, Andong 760-749, Korea

¹School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-744, Korea

²R&D Center Amkor Technology Korea Inc., Seoul 133-706, Korea

초 록: 시효처리에 따른 Cu pillar 범프 내 다양한 계면에서의 금속간화합물 성장거동을 각각 120, 150, 165°C의 온도에서 300시간동안 시효처리하면서 연구하였다. 분석 결과 Cu pillar와 SnPb 계면에서는 Cu₆Sn₅와 Cu₃Sn이 관찰되었고, 시효처리 시간이 경과함에 따라 parabolic 형태로 성장하였다. 또한 시효처리 온도가 높을수록 시간에 따른 Cu₆Sn₅와 Cu₃Sn의 성장속도는 더욱 빨랐다. Kirkendall void는 Cu pillar와 Cu₃Sn사이의 계면과 Cu₃Sn 내부에서 형성되었고, 시효처리 시간이 경과함에 따라 성장하였다. 리플로우 후에 SnPb와 Ni(P)사이의 계면에서는 (Cu,Ni)₆Sn₅가 형성되었고, 시효처리 시간에 따른 (Cu,Ni)₆Sn₅의 두께 변화는 관찰되지 않았다. 시효처리 온도와 시간에 따른 금속간화합물의 두께 변화를 이용하여 전체(Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn)금속간화합물과 Cu₆Sn₅, Cu₃Sn 금속간화합물의 성장에 대한 활성화 에너지를 구해본 결과 각각 1.53, 1.84, 0.81 eV의 값을 가지고 있었다.

Abstract: Growth kinetics of intermetallic compound (IMC) at various interface in Cu pillar bump during aging have been studied by thermal aging at 120, 150 and 165°C for 300h. In result, Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn were observed in the Cu pillar/SnPb interface and IMC growth followed parabolic law with increasing aging temperatures and time. Also, growth kinetics of IMC layer was faster for higher aging temperature with time. Kirkendall void formed at interface between Cu pillar and Cu₃Sn as well as within the Cu₃Sn layer and propagated with increasing time. (Cu,Ni)₆Sn₅ formed at interface between SnPb and Ni(P) after reflow and thickness change of (Cu,Ni)₆Sn₅ didn't observe with aging time. The apparent activation energies for growth of total (Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn), Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn intermetallics from measurement of the IMC thickness with thermal aging temperature and time were 1.53, 1.84 and 0.81 eV, respectively.

Keywords: Intermetallic compound, Growth kinetics, Cu pillar bump, Kirkendall void, Activation energy

1. 서 론

플립칩 패키징은 반도체 소자의 접촉 패드와 패

키지 기판을 솔더범프를 이용하여 직접 연결하는 접합기술로 와이어본딩 및 TAB(tape automated bonding)와 같은 패키지 기술에 비해 보다 많은 트

*Corresponding author
E-mail: ybpark@andong.ac.kr

랜지스터를 집적할 수 있다.¹⁾ 최근 전자기기의 고성능화, 고집적화, 소형화의 추세에 따른 입/출력 단자 수의 증가로 인해 플립칩 패키지내의 솔더범프의 크기와 범프간 거리는 줄어들고 있다.²⁾ ITRS 로드맵에 의하면 플립칩 패키징의 패드 피치(pitch)는 2005년에 130 μm 로 줄어들고, 2009년에는 100 μm 까지 줄어들 것이라고 한다.³⁾ 그러나 기존의 솔더범프를 이용한 플립칩 패키징 기술은 100 μm 이하의 미세 패드 피치를 적용하는데 한계가 있다. 이러한 문제점을 해결하기 위해 새로운 형태의 범프 구조가 필요시 되고 있는데, 특히 Cu pillar/솔더 구조의 범프는 미세 패드 피치를 적용할 수 있는 대안 중의 하나로 주목을 받고 있다.^{4,5)} Cu pillar 범프는 곧은 pillar 형태로 인해 미세 패드 피치를 적용할 수 있을 뿐만 아니라 좋은 열·기계적 신뢰성을 가진다. 또한 pillar의 재료로써 전기 전도도가 뛰어난 Cu를 사용하여 높은 전류의 운반도 가능하다.⁶⁾ 하지만 기존의 솔더범프 구조에 비해 상대적으로 많은 Cu의 양으로 인해 솔더 접합부에서 형성되는 조대한 금속간화합물(intermetallic compound)은 접합부의 신뢰성을 떨어뜨릴 수 있다. 또한 Cu원자와 Sn원자의 확산속도 차이에 의해 Cu와 Cu_3Sn 의 계면과 Cu_3Sn 내부에서 형성되는 Kirkendall void 역시 솔더 접합부의 기계적 신뢰성을 감소시킨다.⁷⁻¹⁰⁾ 이처럼 솔더 접합부에서의 금속간화합물의 형성과 성장은 신뢰성에 많은 영향을 미치는 것을 알 수 있다. 따라서 솔더 접합부의 신뢰성을 확보하기 위해 금속간화합물의 형성과 성장 거동에 대한 연구가 필요하다. 지금까지 솔더범프 구조에서의 금속간화합물 형성과 성장 거동에 관한 연구는 많이 수행되었지만 Cu pillar 범프 구조에서의 금속간화합물 형성과 성장 거동에 관한 연구는 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 시효처리에 따른 Cu pillar 범프 내의 금속간화합물 형성과 성장 거동에 대해 분석하였다. 또한 활성화 에너지를 평가하여 금속간화합물 성장에 대한 확산기구를 규명하고자 하였다.

2. 실험방법

시효처리에 따른 Cu pillar 범프 내의 금속간화합물 형성과 성장 거동을 실시간으로 연구하였다.

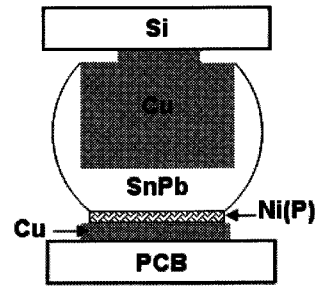


Fig. 1. Schematic diagram of Cu pillar bump structure.

본 연구에 사용된 Cu pillar 범프의 구조를 Fig. 1에 나타내었다. 상부 칩은 Si로 구성되어 있으며 전기도금을 통하여 패드에 약 55 μm 두께의 Cu pillar를 형성하였다. 하부는 인쇄회로기판(printed circuit board, PCB)의 Cu 배선위에 10 μm 의 Ni(P) 금속하부층(under bump metallurgy, UBM)을 형성하였다. 상부 칩과 하부 기판은 공정조성의 63Sn-37Pb 솔더를 사용하여 플립칩 본딩(bonding)되었다. 리플로우된 3개의 시편을 #2000의 연마지와 1~3 μm 의 연마천을 이용하여 단면 폴리싱한 후, 일정한 온도로 유지되어 있는 오븐에서 각각 120, 150, 165°C의 온도로 300시간동안 시효처리하면서 지속적으로 관찰하였다. 시효처리에 따른 각 계면에서의 금속간화합물 형성과 성장 거동은 주사전자현미경(scanning electron microscopy, SEM)의 BSE(back scattered electron)사진과 EDS(energy dispersive x-ray spectroscopy)를 이용하여 분석하였다. 또한 금속간화합물의 두께는 image analyzer를 이용하여 측정된 금속간화합물의 면적을 계면의 길이로 나눔으로써 정의하였고, 시효처리 온도와 시간에 따른 금속간화합물의 두께변화를 이용하여 활성화 에너지 값을 평가하는데 적용하였다.

3. 결과 및 고찰

시효처리 온도에 따른 Cu pillar 범프에서의 금속간화합물 형성과 성장 거동을 관찰하기 위해 각각 120, 150, 165°C의 온도에서 260시간동안 시효 처리한 Cu pillar 범프의 전체적인 단면 BSE 사진을 Fig. 2에 나타내었다. SEM과 EDS 분석 결과 120, 150, 165°C에서 시효 처리된 시편 모두 Cu pillar와 SnPb 계면에서 Cu_6Sn_5 와 Cu_3Sn 이 관찰되

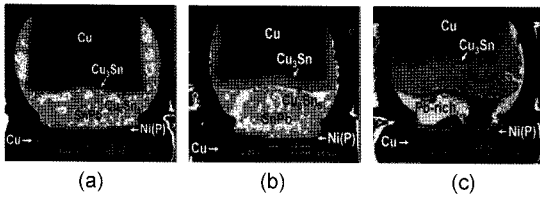


Fig. 2. Overall BSE micrographs of the cross-sectioned Cu pillar bump after thermal aging for 260h at (a) 120°C, (b) 150°C and (c) 165°C.

었다. 하지만 Fig. 2(c)는 Fig. 2(a)와 (b)의 경우와는 달리 공정조성 SnPb 솔더 내에서 Pb-rich 상만이 관찰되었는데 이는 시효처리동안 Sn원자가 Cu pillar에서 무한히 공급된 Cu원자와 모두 반응하여 계면에 두꺼운 금속간화합물을 형성하였기 때문이라 판단되어진다. 260시간동안 시효처리한 후에 시효처리 온도별 금속간화합물의 총 두께를 측정된 결과 120°C에서는 2.1 μm , 150°C에서는 5.52 μm 그리고 165°C에서는 24.97 μm 이었다. 이를 통해 시효처리 온도가 높을수록 Cu_6Sn_5 와 Cu_3Sn 의 두께가 증가함을 알 수 있는데, 이는 금속간화합물의 성장이 격자(lattice) 내 확산기구에 의해 지배되었기 때문인 것으로 판단되어진다.

Figure 3은 시효처리 시간에 따른 Cu pillar와

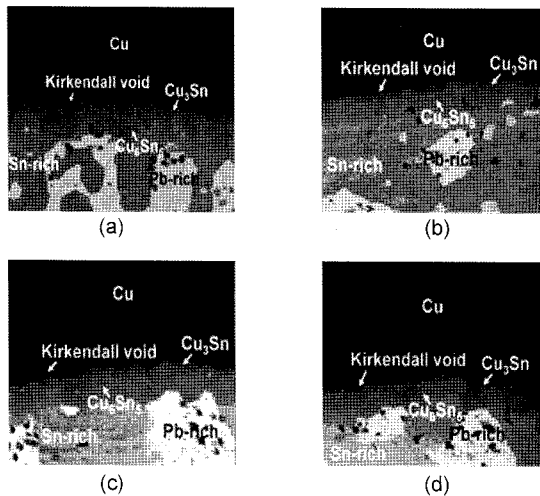


Fig. 3. Enlarged BSE micrographs of the cross-sectioned Cu pillar/SnPb interface aged at 120°C with various aging times; (a) as-reflowed, (b) 40h, (c) 140h and (d) 300h.

SnPb 계면에서의 금속간화합물 형성과 성장거동을 관찰하기 위해 리플로우 후, 120°C의 온도에서 각각 40, 140, 300시간동안 시효 처리한 Cu pillar 범프의 Cu pillar/SnPb 계면 확대 BSE 사진이다. 리플로우 후에 Cu pillar/SnPb 계면에서는 Cu_6Sn_5 와 Cu_3Sn 이 관찰되었고, 두 금속간화합물 모두 시효처리 시간이 경과함에 따라 성장하였다. Kirkendall void는 리플로우 후에 Cu pillar와 Cu_3Sn 계면에서 형성되어 시효처리 시간이 경과함에 따라 Cu pillar와 Cu_3Sn 계면과 Cu_3Sn 내부로 성장하였다. 기 보고에 의하면 이러한 Kirkendall void는 Cu와 Sn원자 간의 불균일한 확산속도로 인하여 발생하는 현상으로 계면을 통하여 Sn원자보다 Cu원자의 확산속도가 더 빠르기 때문에 Cu/ Cu_3Sn 계면과 Cu_3Sn 내부에서 발생한다고 알려져 있다.^{11,12)}

시효처리 시간에 따른 SnPb와 Ni(P) 계면에서의 금속간화합물 형성과 성장거동을 관찰하기 위해 리플로우 후에 120°C의 온도에서 각각 100, 180, 300시간동안 시효 처리한 Cu pillar 범프의 SnPb/Ni(P) 계면 확대 BSE 사진을 Fig. 4에 나타내었다. 리플로우 후에 SnPb/Ni(P) 계면에서는 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 가 형성되었고, 시효처리 시간에 따른 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ 의 두께변화는 관찰되지 않았다. 또한 $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$ /Ni(P) 계면에서는 P-rich layer가 형성되었다. 일반

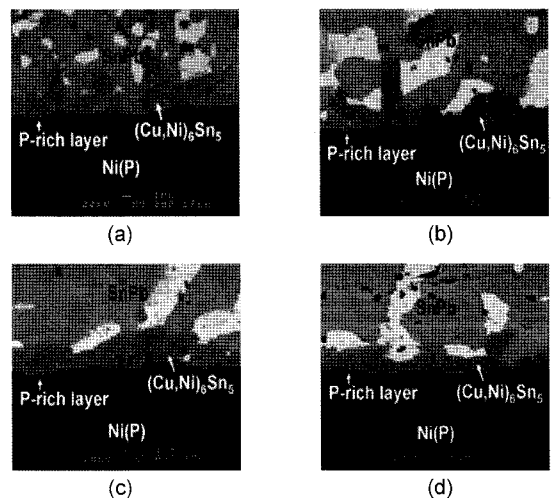


Fig. 4. Enlarged BSE micrographs of the cross-sectioned SnPb/Ni(P) interface aged at 120°C with various times; (a) as-reflowed, (b) 100h, (c) 180h and (d) 300h.

적으로 Ni과 Cu를 함유하지 않는 솔더와의 반응에서는 Ni₃Sn₄가 계면에 생성된다고 알려져 있다. 하지만 Tsai는 Cu/SnPb/Ni 구조에서 초기 리플로우 시 Cu 금속하부층에서 SnPb 내로 용해된 Cu원자가 SnPb와 Ni 계면사이의 금속간화합물 형성에 영향을 주는 두 계면사이의 cross-interaction에 대해 보고하였다.¹³⁾ 이러한 기 보고를 통해 우리의 Cu pillar/SnPb/Ni(P) 구조에서도 리플로우 동안에 Cu pillar로부터 용해된 Cu원자가 SnPb 내로 확산되어 SnPb/Ni(P) 계면에서의 (Cu,Ni)₆Sn₅ 형성에 영향을 미쳤으리라 판단된다.

Figure 5는 시효처리 시간에 따른 각 온도에서의

전체(Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn)금속간화합물의 두께와 Cu₆Sn₅, Cu₃Sn 각각의 금속간화합물의 두께를 나타낸 그래프이다. 시효처리 시간에 따른 각각의 금속간화합물의 두께변화는 전체적으로 parabolic 형태로 증가하는 경향을 보였다. 이는 Cu와 Sn사이의 금속간화합물 성장이 확산에 의해 지배되어졌기 때문이라 판단되어진다. 또한 시효처리 온도가 높을수록 시간에 따른 계면 금속간화합물의 성장속도가 더욱 빠름을 확인 할 수 있었다. 각 금속간화합물의 성장에 대한 활성화 에너지는 식(1)의 Arrhenius 방정식을 이용하여 계산할 수 있다.

$$k^2 = k_0^2 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (1)$$

여기서, k^2 은 반응상수의 제곱(m²/s), k_0^2 은 frequency factor, E_a 는 활성화 에너지, R은 기체상수(8.314 J/mol-K) 그리고 T는 시효처리 온도를 나타낸다.

전체(Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn)금속간화합물과 Cu₆Sn₅, Cu₃Sn 각각의 금속간화합물의 성장에 대한 활성화 에너지를 구하기 위하여 위의 식(1)을 이용하여 Arrhenius plot을 하였으며 이를 Fig. 6에 각각 나타내었다. 이와 같은 ln k²-1/kT 그래프의 기울기로부터 구한 전체(Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn)금속간화합물과 Cu₆Sn₅, Cu₃Sn 각각의 금속간화합물의 성장에 대한 활성화 에너지는 각각 1.53, 1.84, 0.81 eV로 평가되었다. Liu는 Cu-Sn의 솔더범프 구조에서 0.93 eV의 활성화 에너지 값을 얻었다고 보고하였고,¹⁴⁾ Yoon은 SnAgCu/Cu 구조에서 시효 처리한 결과 0.65 eV의 활성화 에너지 값을 얻었다고 보고하였다.¹⁵⁾ 하지만 우리와 같은 Cu의 양이 솔더의 양보다 상대적으로 많은 Cu pillar 범프 구조에서 시효처리에 따른 금속간화합물 성장에 대한 활성화 에너지 값은 보고되지 않았다. 그러나 Cu-Sn 구조에서 Haimovich는 확산기구의 온도 의존성에 대해 낮은 온도에서는 결정립계(grain-boundary) 확산이 우세하고 높은 온도에서는 격자 내 확산이 우세하다고 보고하였다.¹⁶⁾ 그리고 Rabie는 Cu-Sn의 솔더범프 구조에서 시효처리 실험을 한 결과 낮은 온도에서의 금속간화합물 성장에 대한 활성화 에너지 값은 0.66 eV 그리고 높은 온도에서는 1.43 eV의 활성화 에너지 값을 얻었다고 보고하였다.¹⁷⁾ 이러한 기 보고를 비추어 볼 때 우리의 결과

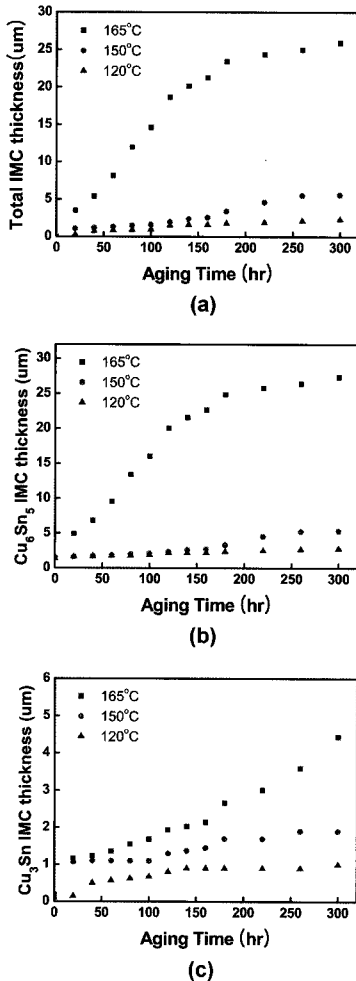


Fig. 5. Intermetallic compound layer thickness with various aging times and temperatures; (a) total (Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn), (b) Cu₆Sn₅ and (c) Cu₃Sn.

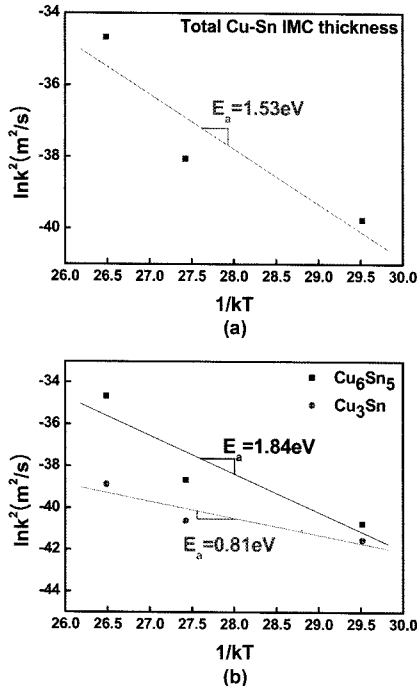


Fig. 6. Arrhenius plot of the intermetallic compound layer growth; (a) total ($Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$), (b) Cu_6Sn_5 and (c) Cu_3Sn .

에서도 확산기구의 온도 의존성과 연관성이 있을 지도 모른다고 판단된다. 따라서 추후 추가적인 실험을 통한 확산기구의 온도 의존성에 대한 규명이 필요하다.

4. 결 론

시효처리 온도와 시간에 따른 Cu pillar 범프 내의 금속간화합물 형성과 성장거동을 분석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Cu pillar/SnPb 계면에서는 시효처리동안 Cu_6Sn_5 와 Cu_3Sn 이 형성되었으며 시효처리 온도가 높을수록 시간에 따른 금속간화합물의 두께는 증가하였다. 이는 금속간화합물의 성장이 격자 내 확산기구에 의해 지배되었기 때문인 것으로 판단되어진다. Kirkendall void는 Cu pillar와 Cu_3Sn 의 계면 그리고 Cu_3Sn 내부에서 형성되었으며 시효처리 시간이 증가할수록 성장하였다.

2. SnPb/Ni(P) 계면에서는 리플로우 후에 $(Cu,Ni)_6Sn_5$ 와 P-rich layer가 형성되었고 $(Cu,Ni)_6Sn_5$ 의 두

께는 시효처리 시간이 지나도 변하지 않았다. 이러한 $(Cu,Ni)_6Sn_5$ 의 형성은 리플로우 시 Cu pillar에서부터 SnPb로 용해된 Cu원자가 SnPb와 Ni(P)의 계면 반응에 영향을 미쳤기 때문인 것으로 판단된다.

3. 시효처리 온도와 시간에 따른 금속간화합물의 두께변화를 측정된 결과 시효처리 동안 금속간화합물의 두께는 시간에 parabolic 형태로 성장하였다. 이는 Cu-Sn 금속간화합물의 성장이 확산에 의해 지배되었기 때문이라 생각된다.

4. 전체($Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$) 금속간화합물과 Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn 각각의 금속간화합물의 성장에 대한 활성화 에너지는 각각 1.53, 1.84, 0.81 eV로 평가되었다.

감사의 글

본 논문은 산업자원부가 지원하는 국가연구개발사업인 “차세대성장동력기술개발사업”을 통해 개발된 결과임을 밝힙니다.

참고문헌

1. International technology Roadmap for semiconductors 1999 Edition, industry Association (2000).
2. S. H. Lim, J. H. Choi and T. S. Oh, “Electromigration behavior in the 63Sn-37Pb solder strip”, J. Microelectronics & Packaging Soc., Vol. 11, No. 2, 53, (2004).
3. International technology Roadmap for semiconductors 2004 Update, industry Association (2005).
4. H. Yamada, T. Togasaki, K. Tateyama, K. Higuchi, “Advanced copper column based solder bump for flip chip interconnection”, The International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging, Vol. 21, No. 1, 15, (1998).
5. H. Lu, C. Bailey, “Predicting optimal process conditions for flip-chip assembly using copper column bumped dies”, Electronic Packaging Technology Conference, 338-343, (2002).
6. H. Y. Son, G. J. Jung, J. K. Lee, J. Y. Choi, K. W. Paik, “Cu/SnAg double bump flip chip assembly as an alternative of solder flip chip on organic substrates for fine pitch applications”, Proc of 57th Electronic Components and Technology Conf, 864-871, (2007).

7. T-C. Chiu, K. Zeng, R. Stierman, D. Edwards, K. Ano, "Effect of thermal aging on board level drop reliability for Pb-free BGA Packages", Proc of 54th Electronic Components and Technology Conf, 1256-1262, (2004).
8. K. Zeng, R. Stierman, T-C. Chiu, D. Edwards, K. Ano, K. N. Tu, "Kirkendall void formation in eutectic Sn-Pb solder joint on bare Cu and its effect on joint reliability", J. Appl. Phys., 97, 024508, (2005).
9. L. Xu, Pang, H. L. John, "Effect of intermetallic and kirkendall voids growth on board level drop reliability for SnAgCu lead-free BGA solder joint", Proc of 56th Electronic Components and Technology Conf, 275-282, (2006).
10. J. Yu, Y. C. Sohn, J. Y. Kim, Y. K. Jee, Y. H. Ko, "Impact reliabilities of lead-free solder joints with Ni(P), Cu and Ni metallizations", Proc of 2006 International Conference on Electronics Packaging, (2006).
11. T. Laurila, V. Vuorinen, J. K. Kivilahti, "Interfacial reactions between lead-free solders and common base materials", Mater. Sci. Eng., R 49, 1-60, (2005).
12. W. Yang, R. W. Messler, "Microstructure evolution of eutectic Sn-Ag solder joints", J. Electron. Mater., Vol. 23, No. 8, 765-772, (1994).
13. C. M. Tsai, W. C. Luo, C. W. Chang, Y. C. Shieh, C. R. Kao, "Cross-interaction of under-bump metallurgy and surface finish in flip-chip solder joints", J. Electron. Mater., Vol. 33, No. 12, 1424-1428, (2004).
14. C. Y. Liu, Lin Ke, Y. C. Chuang, S. J. Wang, "Study of electromigration-induced Cu consumption in the flip-chip Sn/Cu solder joints", J. Appl. Phys., 100, 083702, (2006).
15. J. W. Yoon, S. B. Jung, "Effect of isothermal aging on intermetallic compound layer growth at the interface between Sn-3.5Ag-0.75Cu solder and Cu substrate", J. Mater. Sci., 39, 4211-4217, (2004).
16. J. Haimovich, "Cu-Sn Intermetallic compound growth in hot-air-leveled tin at and below 100°C", AMP Journal of Technology, Vol. 3, 46-54, (1993).
17. R. Labie, W. Ruythooren, J. A. Humbeeck, "Solid state diffusion in Cu-Sn and Ni-Sn diffusion couples with flip-chip scale dimensions", Intermetallics, 15, 396-403, (2007).