Cu/Sn-3.5Ag 미세범프 구조에 따른 실시간 금속간화합물 성장거동 분석

이병록¹ · 박종명² · 고영기³ · 이창우³ · 박영배^{1,†}

¹안동대학교 신소재공학부 청정에너지 소재기술 연구센터, ²Nepes Corporation, R&D센터

³한국생산기술연구원 용접접합기술센터

Effect of Solder Structure on the *In-situ* Intermetallic Compounds growth Characteristics of Cu/Sn-3.5Ag Microbump

Byeong-Rok Lee¹, Jong-Myeong Park², Young-Ki Ko³, Chang-Woo Lee³ and Young-Bae Park^{1,†}

¹School of Materials Science and Engineering, Andong National University, Andong 760-749, Korea

²NEPES Corporation, Cheongwon, 363-883, Korea

³Micro-Joining Center, Korea Institute of Industrial Technology, Incheon 406-840, Korea

(2013년 9월 9일 접수: 2013년 9월 24일 수정: 2013년 9월 26일 게재확정)

초 록: 3차원 적층 패키지를 위한 Cu/Sn-3.5Ag 미세범프의 솔더 구조에 따른 금속간화합물 성장거동을 분석하기 위해 솔더 두께가 각각 6 μm , 4 μm 인 서로 다른 구조의 미세범프를 130°C, 150°C, 170°C 조건에서 실시간 주사전자현미경을 이용하여 실시간 금속간화합물 성장 거동을 분석하였다. Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) 미세범프의 경우, 많은 양의 솔더로 인해 접합 직후 솔더가 넓게 퍼진 형상을 나타내었고, 열처리 시간경과에 따라 Cu_6Sn_5 및 Cu_3Sn 금속간화합물이 성장한 후, 잔류 Sn 소모 시점 이후 Cu_6Sn_5 가 Cu_3Sn 으로 상전이 되는 구간이 존재하였다. 반면, Cu/Sn-3.5Ag(4 μm) 미세범프의 경우, 적은 양의 솔더로 인해 접합 직후 솔더의 퍼짐 현상이 억제 되었고, 접합 직후 잔류 Sn상이 존재하지 않아서 금속간화합물 성장 구간이 억제되고, 열처리 시간경과에 따라 Cu_6Sn_5 가 Cu_3Sn 으로 상전이 되는 구간만 존재하였다. 두 시편의 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지의 값은 Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) 및 Cu/Sn-3.5Ag(4 μm) 미세범프가 각각 0.80eV, 0.71eV로 나타났고, 이러한 차이는 반응기구 구간의 차이에 따른 것으로 판단된다. 따라서, 솔더의 측면 퍼짐 보다는 접합 두께가 미세범프의 금속간화합물 반응 기구를 지배하는 것으로 판단된다.

Abstract: Thermal annealing tests were performed in an *in-situ* scanning electron microscope chamber at 130°C, 150°C, and 170°C in order to investigate the effects of solder structure on the growth kinetics of intermetallic compound (IMC) in Cu/Sn-3.5Ag microbump. Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) microbump with spreading solder structure showed Cu_6Sn_5 and Cu_3Sn phase growths and then IMC phase transition stages with increasing annealing time. By the way, Cu/Sn-3.5Ag(4 μm) microbump without solder spreading, remaining solder was transformed to Cu_6Sn_5 right after bonding and had only a phase transition of Cu_6Sn_5 to Cu_3Sn during annealing. Measured activation energies for the growth of the Cu_3Sn phase during the annealing were 0.80 and 0.71eV for Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) and Cu/Sn-3.5Ag(4 μm), respectively.

Keywords: microbump, solder structure, intermetallic compound, in-situ, activation energy

1. 서 론

최근 전자제품의 소형화 및 고성능화 추세에 따라 여러 가지 기능의 칩을 통합할 수 있는 3차원 칩 적층이 최근 몇 년 동안 많은 관심을 끌고 있다.¹⁻⁵⁾ 이러한 기술은 기존의 패키지들과 비교하여 부피와 무게를 최소화할 수 있고, 전력의 소모가 감소할 뿐만 아니라 고밀도화, 고기능화를 이룰 수 있다.⁶⁾ 이러한 고밀도, 고기능화를 이루

기 위해서는 피치의 미세화가 중요하다. 미세피치를 위한 미세범프는 Cu pillar/솔더의 구조는 적은 양의 솔더를 사용하여 인접 범프와 접합을 유발하지 않고 미세 피치를 적용할 수 있어 현재 주목받고 있다. 이러한 미세범프는 3D IC의 통합 패키지 시스템(SIP)에서, 와이어본딩에서 TSV를 통해 다른 고급 패키징 기술에 적용 할 수 있기 때문에 미세범프가 많은 관심을 받고 있다.⁷⁾ 그러나 이러한 구조는 기존의 솔더 범프에 비해 상대적으로 적

[†]Corresponding author
E-mail: ybpark@andong.ac.kr

© 2013, The Korean Microelectronics and Packaging Society

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License(<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

은 양의 솔더로 접합부 계면에 취성 특성이 있는 조대한 금속간화합물(intermetallic compound, IMC) 및 Kirkendall void를 형성시켜 접합부의 전기적 및 기계적 신뢰성 저하에 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다.⁸⁻¹¹⁾

최근 연구에서는 다양한 Cu pillar 미세범프에서 열처리에 따른 금속간화합물 성장 메커니즘 및 활성화 에너지에 대한 연구가 보고 되고 있다. 우리 연구그룹에서 Cu pillar/pure Sn에서 열처리 시 활성화 에너지를 0.65eV, 전류인가조건에서는 0.56eV로 평가하였고,¹²⁾ Cu pillar/Sn-3.5Ag(6 μ m)에서 열처리 시 활성화 에너지를 0.68eV, Cu pillar/Sn-3.5Ag(4 μ m)에서 열처리 시 0.66eV로 평가하였다.^{7,13)} 또한 타 연구 그룹에서의 Cu/SnAg 미세범프에서의 활성화 에너지 값을 0.73eV로 평가하였고,¹⁴⁾ SnAgCu/Cu 솔더 범프에서의 활성화 에너지 값은 0.65eV로 평가하였다.¹⁵⁾ 그러나 서로 다른 구조를 가진 Cu/Sn3.5Ag 미세범프의 금속간화합물 성장 메커니즘을 실시간 정량적 평가 및 활성화 에너지를 도출한 연구가 많이 이루어지지 않았다.

따라서 본 연구에서는 실시간 주사전자현미경(*in-situ* scanning electron microscopy (SEM))을 이용하여 Cu/Sn-3.5Ag 미세범프의 솔더 구조에 따른 금속간화합물 성장 거동을 분석하기 위해 솔더 두께가 각각 6 μ m, 4 μ m인 서로 다른 구조의 미세범프를 130°C, 150°C, 170°C 조건에서 실시간 금속간화합물 성장 거동을 분석하고, 활성화 에너지를 도출하였다.

2. 실험 방법

Cu/Sn-3.5Ag 미세범프의 솔더 구조에 따른 금속간화합물 성장 거동을 분석하기 위해 솔더 두께가 각각 6 μ m, 4 μ m인 서로 다른 구조의 미세범프를 130°C, 150°C, 170°C 조건에서 *in-situ* SEM을 이용하여 실시간 금속간화합물 성장 거동을 분석하였다. 본 연구에 사용된 Cu/Sn-3.5Ag(6 μ m) 미세범프와 Cu/Sn-3.5Ag(4 μ m) 미세범프 구조의 모식도를 Fig. 1 (a), (b)로 나타내었다. Si로 구성된 하부 칩에 sputter를 이용하여 Ti seed layer를 형성하고 전기도금을 통하여 약 5 μ m 두께 및 약 40 μ m 지름을 갖는 Cu pillar를 형성하였다. 상부 기판 또한 전기도금을 이용하여 10 μ m 두께 및 약 20 μ m 지름을 갖는 Cu pillar를 형성하였으며, 그 위에 약 6 μ m와 4 μ m 두께의 Sn-3.5Ag 솔더를 전기도금으로 형성하였고, 260°C에서 약 20N의 압력으로 플립칩 본딩(flip-chip bonding)으로 접합하였다. 열처리에 따른 금속간화합물의 형성 및 성장을 실시간으로 관찰하기 위해 시편을 #600 ~ #2000의 연마지와 1~3 μ m의 연마천 및 연마액을 이용하여 단면 폴리싱 후, 각각 130°C와 150°C, 170°C의 조건에서 실험을 진행하였다. 열처리에 따른 솔더 접합부의 금속간화합물 형성과 성장을 관찰하기 위하여 *in-situ* SEM의 back scattered electron (BSE)사진과 energy dispersive x-ray spectroscopy

Fig. 1. Schematic diagram and cross-sectional SEM images of (a) Cu/Sn-3.5Ag(6 μ m) microbump with spreading solder structure (structure A) and (b) Cu/Sn-3.5Ag(4 μ m) microbump without solder spreading (structure B).

(EDS)를 이용하여 실시간으로 분석하였다. 금속간화합물의 두께는 칩 양단에 형성된 금속간화합물 층을 측정하였고, image analyzer를 이용하여 솔더 두께 및 열처리 온도에 따른 금속간화합물의 두께 변화를 정량화하였다. 그 결과를 통하여 금속간화합물의 성장 거동 및 활성화 에너지를 비교 평가하였다.

3. 결과 및 고찰

온도에 따른 서로 다른 구조를 가진 Cu/Sn-3.5Ag 미세범프의 금속간화합물 형성과 성장 거동을 관찰하기 위해 각각 130°C와 150°C, 170°C의 조건에서 일정한 시간 동안 열처리를 시행하였다. Fig. 1은 Cu/Sn-3.5Ag(6 μ m) 미세범프와 Cu/Sn-3.5Ag(4 μ m) 미세범프의 접합 직후 SEM 이미지이다. Cu/Sn-3.5Ag(6 μ m)의 경우 많은 양의 솔더로 인해 접합 직후 솔더가 넓게 퍼짐 현상을 나타내었고, Cu/Sn-3.5Ag(4 μ m)의 경우 적은 양의 솔더로 인해 접합 직후 솔더의 퍼짐 현상이 억제되었다. 이러한 형상의 차이로 인해 솔더가 퍼진 Cu/Sn-3.5Ag(6 μ m) 미세범프를 structure A, 솔더의 퍼짐이 억제된 Cu/Sn-3.5Ag(4 μ m) 미세범프를 structure B로 명명하였다.

Fig. 1(a)는 structure A 미세범프의 접합 직후 SEM 이미지로, EDS 분석 결과 접합 직후 Cu pillar와 솔더의 접합 계면에서 솔더 내부로 얇은 Cu₃Sn상과 두꺼운 Cu₆Sn₅상이 형성되는 것을 관찰할 수 있다. 두꺼운 Cu₆Sn₅상이 형성되는 것은 석출구동력이 큰 상일수록 먼저 석출이 되는데, 이때 금속간화합물 중 Cu₆Sn₅상의 표면 반응속도가 더 빠르다는 것을 보여주며 금속간화합물 석출구동력이 크다는 것을 알 수 있다.¹⁶⁾ 여기서 Cu₆Sn₅상이 좁고 둥

큰 기둥 형태의 가리비형상(scallop type)으로 형성된 것을 확인할 수 있다. 이것은 깁스-톰슨(Gibbs-Thompson)효과로 설명된다. 금속간화합물 결정립의 곡률반경에 의한 용해도 차이가 발생하여 작은 결정립의 원자들이 큰 결정립으로 이동하기 때문이다.¹⁷⁾ 이때 금속간화합물의 두께 증가는 Cu 원자의 솔더 내 확산기구에 의존한다. 그러나, Fig. 1(b)의 structure B 미세범프는 Sn 층이 얇기 때문에 접합 공정 중 Sn-Cu 금속간화합물의 성장이 계속적이지 못하고 서로 맞닿게 된다. 이에 따라 Fig. 1(b)에서 나타나는 갇힌 형태의 Sn 아일랜드가 형성되고, Sn의 제한된 공급으로 인해 Cu_6Sn_5 상의 성장이 매우 둔해진다. Sn의 공급은 제한되지만 Cu 원자의 확산은 계속 이루어지므로, Cu/ Cu_6Sn_5 불평형 계면 사이에서 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 상전이가 일어난다. 이때의 반응식 (1)은 다음과 같다.

Fig. 2는 structure A 미세범프의 열처리 시간에 따른 계면에서의 미세구조 변화를 보여준다. 130°C에서 열처리 시간경과에 따라 Cu_6Sn_5 상과 Cu_3Sn 상이 성장하는 것을 확인할 수 있었고, 220h 후에도 계속해서 솔더가 남아있는 것을 확인할 수 있었다. 150°C에서는 130°C와 같이 Cu_6Sn_5 상과 Cu_3Sn 상이 눈에 띄게 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 그러나 300h 이후 잔류 솔더가 모두 Cu와 반응하여 Cu_6Sn_5 상을 형성하였고, 이후 열처리 시간경과에 따라 계속된 Cu의 유입으로 인해 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 상전이 되었다. 170°C에서는 100h까지 Cu와 Sn이 반응하여 Cu_6Sn_5 상이 급격하게 증가하였으며, 이후 잔류 Sn이 모두 소모되어 Cu_6Sn_5 상은 더 이상 성장하지 않고, Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 상전이 되는 것을 확인할 수 있었다. 또한, 열처리 220h 이후에는 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으

로 상전이 되어 미량의 Cu_6Sn_5 상만이 관찰되었다. 기 보고에 의하면 Kirkendall void는 Cu와 Sn 원자 간의 불균일한 확산 속도로 인해 발생하는 현상으로 Sn 원자보다 Cu 원자의 확산 속도가 더 빠르므로 Cu/ Cu_3Sn 계면과 Cu_3Sn 내부에 발생한다고 알려져 있다.¹⁸⁾ 본 연구에서 또한 Kirkendall void가 관찰되었으며, 이는 접합직후보다 열처리 온도가 높고, 시간경과에 따라 증가 되는 것을 확인하였다. Fig. 3은 structure A 미세범프의 열처리 시간에 따른 금속간화합물(Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn) 및 Sn-3.5Ag의 성장거동을 나타낸 그래프이다. 이때 금속간화합물의 두께는 Cu pillar와 솔더, Cu pad와 솔더 두 계면 모두에서 성장하는 금속간 화합물 두께의 합으로 나타내었으며, 금속간화합물의 두께와 열처리 시간의 관계는 식(2)의 방정식을 통하여 간단히 나타낼 수 있다.

$$d_{\text{IMC}} = kt^n \quad (2)$$

여기서, d_{IMC} 는 IMC의 두께, k 는 반응 상수, t 는 시간, 그리고 n 은 반응 지수를 나타낸다.

Fig. 3에서 볼 수 있듯이 금속간화합물의 성장 거동은 열처리 시간경과에 따라 시간의 제곱근($n=0.5$)의 직선 형태로 증가하여, Cu-Sn 금속간화합물의 성장은 확산지배기구로 판단된다. 그러나 Fig. 3(b), (c)에서는 각각 200h, 60h 이후 Cu_6Sn_5 상과 Cu_3Sn 상의 성장 기울기가 변하였다. 이는 모든 솔더가 Cu_6Sn_5 상이 되는 시점에서 나타나고, 이후 Cu pillar에서 계속해서 공급된 Cu원자에 의해 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 상전이가 일어나기 때문이라 판단된다. 금속간화합물의 성장 속도가 변하게 되는 시점에 대하여 다음과 같이 정의하였다. Sn을 소모하며 Cu_6Sn_5 상이 빠르게 성장하는 구간을 “stage 1”, Sn이 완전히 소모되는 시점을 “transition time”, Sn을 완전히 소모한 후 Cu_6Sn_5 에서 Cu_3Sn 으로 상전이만 일어나는 구간을 “stage

Fig. 2. In-situ SEM images of the cross-sectioned bonding interface of structure A microbump during annealing at; (a)130°C, (b)150°C, (c)170°C.

Fig. 3. Thickness variations of each IMC phase of structure A microbump as a function of annealing time at (a) 130°C, (b) 150°C, and (c) 170°C.

2”라 명명 하였다.¹⁹⁾

Fig. 4는 structure B 미세범프의 열처리 시간에 따른 계면에서의 미세구조 변화를 보여준다. structure B 미세범프는 structure A 미세범프보다 얇은 솔더의 두께로 인해 접합 직후부터 솔더가 남아 있지 않고, Cu_6Sn_5 상으로 반응한 것을 확인할 수 있다. 또한, 접합 후 단면 이미지에서 microvoid가 관찰되는데, 이는 접합 시 남아있던 플럭스(flux)가 빠져나가면서 생기는 것으로 보인다. 130°C에서는 접합직후 적은양의 솔더가 잔류하고 있었지만, 열처리 시간경과에 따라 잔류 솔더가 모두 소모되어 Cu_6Sn_5 상으로 바뀌었다. 10h 이후부터 Cu_6Sn_5 상에서 Cu_3Sn 상으로 상전이가 일어났다. 150°C와 170°C에서는 각각 열처리 180h, 60h 이후 Cu_6Sn_5 상은 관찰되지 않았으며, 식(1)과 같이 모든 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 상전이 된 것을 확인할 수 있다. Kirkendall void는 structure A 미세범프와 유사하게 생성되는 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 5는 structure B 미세범프의 온도 인가 시간에 따른 금속간화합물(Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn)의 성장 거동을 나타낸 그래프이며, 이때 금속간화합물의 두께와 시간의 관계는 식(2)의 방정식을 통하여 간단히 나타내었다. structure B 미

세범프는 structure A 미세범프와 달리 적은 양의 솔더로 인해 접합 직후 모든 솔더가 Cu_6Sn_5 상으로 바뀌어 Cu_6Sn_5 상이 증가하는 stage 1 구간은 존재하지 않고, 상전이가 일어나는 stage 2 구간만이 존재하였다.

각 온도별 structure A 미세범프와 structure B 미세범프에서 주성장상인 Cu_3Sn 상에 대하여 열처리 조건에 따른 활성화 에너지를 구할 수 있다. 이때, 활성화 에너지는 식(3)의 Arrhenius 방정식을 이용하여 계산할 수 있다.

$$k^2 = k_0^2 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (3)$$

여기서, k^2 은 반응상수의 제곱, k_0^2 은 frequency factor, E_a 는 활성화 에너지, R 은 기체상수 그리고 T 는 열처리 온도를 나타낸다. 이에 따른 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지를 계산하였다. Structure A 미세범프의 경우 Cu_3Sn 상이 transition time을 지나면서 기울기가 변하기 때문에 stage 1의 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지를 도출하였다. 그러나 structure B 미세범프의 경우 접합 직후부터 stage 2 구간만이 존재하므로 이 구간에서의 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지를 도출하였다. 그 결과 structure A 미세범프와 structure B 미세

Fig. 4. In-situ SEM images of the cross-sectioned bonding interface of structure B microbump during annealing at; (a) 130°C, (b) 150°C, (c) 170°C.

Fig. 5. Thickness variations of each IMC phase of structure B microbump as a function of annealing time at (a) 130°C, (b) 150°C, and (c) 170°C.

범프의 활성화 에너지는 각각 0.8eV와 0.71eV로 평가되었고, Fig 6에 나타내었다.

우리 연구 그룹에서는 Cu pillar/pure Sn(2-3μm) 구조를 125°C, 150°C, 175°C 조건에서 열처리 시 Cu_3Sn 상의 stage 1 구간에서 활성화 에너지는 0.65eV, 동일 온도조건에서 전류밀도 $2.2 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 인가 시 0.56eV로 평가되었다.¹²⁾ 또한 Cu pillar/Sn-3.5Ag(6 μm) 구조를 120°C, 150°C, 175°C 조건에서 열처리 시 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지는 0.68eV, Cu pillar/Sn-3.5Ag(4 μm) 구조에서 동일 온도조건에서 열처리 시 0.66eV로 평가되었다.^{7,13)} 타 연구 그룹에서는 Cu/SnAg 플립칩 솔더범프 구조에서 110~208°C 열처리 시 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지 값이 0.73eV로 평가되었으며,¹⁴⁾ SnAgCu/Cu 플립칩 솔더범프 구조에서 100~200°C 열처리 시 Cu_3Sn 상의 활성화 에너지 값이 0.83eV로 평가되었다.¹⁵⁾ 이러한 결과를 바탕으로 구조가 다른 시편의 열처리에 따른 활성화 에너지를 비교해보면, 플립칩 솔더범프 구조에서는 Cu pillar 범프 보다 상대적으로 많은 Sn의 양으로 인해 Cu와 Sn의 계면에서 Cu_6Sn_5 상의 성장이 지배적인 반응을 나타내고, Cu pillar 범프 구조는 보다 적은 양의 Sn으로 인해 접합 시 Cu_6Sn_5 상의 성장이 지배적이며 열처리 시 Cu_6Sn_5 상에서 Cu_3Sn 상으로의 상전이 반응이 지배적이다. 이처럼 플립칩 솔더 범프와 Cu pillar 범프에서는 금속간화합물의 성장에 지배적인 반응이 다르므로 활성화 에너지의 값에 차이가 발생한 것으로 판단된다.¹⁹⁻²¹⁾

그러나 이번 실험에서는 같은 Cu pillar구조에서도 솔더 두께 및 퍼짐 여부에 따라 활성화 에너지의 값에 차이가 있었다. 그러나 이 또한 Fig. 7의 모식도에서 나타내듯이 시편의 접합 직후 미세구조의 차이에서 비롯된 것으로 판단된다. Structure A 미세범프의 경우 많은 솔더의 양으로 인해 접합 직후 Fig. 7(a), (b)와 같이 솔더 부분이 남아있지만, structure B 미세범프의 경우 Fig. 7(b), (c)와 같이 접합 직후 솔더 부분은 남아있지 않고, 모두 Cu_6Sn_5 상으로 변하였다. 그로 인해 structure A 미세범프에서는 열처리를 하는 동안 솔더를 소모하며 계속해서 Cu_6Sn_5 상이 성장하게 되고, structure B 미세범프는 열처리를 하는 동안 잔류 솔더가 남아있지 않아 Cu_6Sn_5 상에서 Cu_3Sn 상으

Fig. 6. Arrhenius plot of Cu_3Sn growth rate of structure A and structure B microbumps.

로 상전이만 하게 됨으로써 활성화 에너지의 값이 차이나는 것으로 판단된다. 솔더의 퍼짐 여부에 따라, 솔더가 Cu와 접하는 면적의 차이로 인해 금속간화합물이 생성되는 양의 차이는 있었지만 금속간화합물의 두께에는 큰 차이가 없었다. 이 때문에 솔더의 퍼짐 여부는 활성화 에너지 값에 큰 영향을 미치지 못하였다. 따라서 솔더의 퍼짐 보다는 접합 시 솔더의 두께가 미세범프의 금속간화합물 성장에 영향을 미치는 것으로 판단된다.

3. 결 론

Cu/Sn-3.5Ag 미세범프의 솔더 두께 및 퍼짐 여부에 따른 금속간화합물의 성장거동을 *in-situ* SEM을 이용하여 분석하였다. 금속간화합물의 성장거동은 열처리 시간이 경과함에 따라 시간 제곱근에 직선 형태로 증가하여, Cu-Sn 금속간화합물의 성장은 확산지배기구로 판단된다. 솔더 퍼짐 구조를 갖는 Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) 미세범프의 경우 초기에는 Cu와 반응할 수 있는 Sn 양이 충분하여 Cu_6Sn_5 상의 성장반응이 우세하였지만, 잔류Sn이 완전 소모된 후 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 바뀌는 상전이 반응이 우세하였다. 반면, 솔더 퍼짐이 억제된 Cu/Sn-3.5Ag(4 μm) 미세범프의 경우에는 접합 직후 잔류 솔더가 모두 Cu_6Sn_5 상으로 변하여, Sn 소모가 필요한 Cu_6Sn_5 상 증가 구간은

Fig. 7. Schematic of the Cu-Sn reaction mechanism of Cu/Sn-3.5Ag(6 μm thick) microbump during annealing.

존재하지 않고, 바로 Cu_6Sn_5 상이 Cu_3Sn 상으로 바뀌는 상전이 반응만 존재하였다. 이러한 계면반응기구 구간 차이로 인해 Cu/Sn-3.5Ag(6 μm) 미세범프의 경우 0.8eV의 활성화 에너지 값으로 평가 되었고, Cu/Sn-3.5Ag(4 μm) 미세범프는 0.71eV의 활성화 에너지 값으로 차이가 나타났다. 따라서, 솔더의 측면 퍼짐 보다는 접합 두께가 미세범프의 금속간화합물 반응기구를 지배하는 것으로 판단된다.

감사의 글

본 논문은 지식경제부 산하 산업기술연구회가 지원하는 협동과제의 지원과 지식경제부 국가플랫폼기술개발사업의 일환으로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참고문헌

1. J. S. Ha, J. P. Jung and T. S. Oh, "Effects of Intermetallic Compounds Formed during Flip Chip Process on the Interfacial Reactions and Bonding Characteristics", J. Microelectron. Packag. Soc., 19(2), 35 (2012).
2. S. C. Park, K. J. Min, K. H. Lee, Y. S. Jeong and Y. B. Park, "Effect of Annealing on the Interfacial Adhesion Energy between Electroless-Plated Ni and Polyimide", Met. Mater. Int., 17, 111 (2011).
3. E. J. Jang, J. W. Kim, B. Kim, T. Matthias and Y. B. Park, "Annealing Temperature Effect on the Cu-Cu Bonding Energy for 3D-IC Integration", Met. Mater. Int., 17, 105 (2011).
4. K. N. Chen, C. S. Tan, A. Fan and R. Reif, "Abnormal Contact Resistance Reduction of Bonded Copper Interconnects in Three-Dimensional Integration during Current Stressing", Appl. Phys. Lett., 86, 011903 (2005).
5. M. Murugesan, Y. Ohara, T. Fukushima, T. Tanaka and M. Koyanagi, "Low-Resistance Cu-Sn Electroplated-Evaporated Microbumps for 3D Chip Stacking", J. Electron. Mater., 41, 4 (2012).
6. H. H. Kim, D. H. Kim, J. B. Kim, H. J. Kim, J. U. Ahn, I. S. Kang, J. K. Lee, H. S. Ahn and S. D. Kim, "The Effects of UBM and SnAgCu Solder on Drop Impact Reliability of Wafer Level Package", J. Microelectron. Packag. Soc., 17(3), 65 (2010).
7. B. H. Kwak, M. H. Jeong and Y. B. Park, "Effect of Intermetallic Compounds Growth Characteristics on the Shear Strength of Cu pillar/Sn-3.5Ag Microbump for a 3-D Stacked IC Package", Korean J. Met. Mater., 50(10), 775(2012).
8. K. Sakuma, P. S. Andry, B. Dang, J. Maria, C. K. Tsang, C. Patel, S. L. Wright, B. Webb, E. Sprogis, S. K. Kang, R. Polastre, R. Horton and J. U. Knickerbocker, "3D Chip Stacking Technology with Low-Volume Lead-Free Interconnections", Proc. 57th Electronic Components and Technology Conference (ECTC), Reno, 627, IEEE CPMT/ECA/EIA(2007).
9. Y. M. Kim, K. M. Harr and Y. H. Kim, "Mechanism of the Delayed Growth of Intermetallic Compound at the Interface between Sn-4.0Ag-0.5Cu and Cu-Zn Substrate", Electron. Mater. Lett., 6, 151 (2010).
10. B. H. Lee, J. Park, S. J. Jeon, K. W. Kwon and H. J. Lee, "A Study on the Bonding Process of Cu Bump/Sn/Cu Bump Bonding Structure for 3D Packaging Applications", J. Electrochem. Soc., 157, 4, (2010).
11. Y. S. Lai, Y. T. Chiu and J. Chen, "Electromigration Reliability and Morphologies of Cu Pillar Flip-Chip Solder Joints with Cu Substrate Pad Metallization", J. Electron. Mater., 37, 1624 (2008).
12. M. H. Jeong, J. W. Kim, B. H. Kwak and Y. B. Park, "Effects of Annealing and Current Stressing on the Intermetallic Compounds Growth Kinetics of Cu/Thin Sn/Cu Bump", Microelectron. Eng., 89, 50 (2012).
13. B. H. Kwak, M. H. Jeong and Y. B. Park, "Effects of Temperature and Current Stressing on the Intermetallic Compounds Growth Characteristics of Cu Pillar/Sn-3.5Ag Microbump", Jpn. J. Appl. Phys., 51, 05EE05 (2012).
14. D. R. Flanders, E. G. Jacobs and R. F. Pinizzotto, "Activation Energies of Intermetallic Growth of Sn-Ag Eutectic Solder on Copper Substrates", J. Electron. Mater., 26, 883 (1997).
15. J. W. Yoon and 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 (2004).
16. K. -N. Tu, Solder Joint Technology: Materials, Properties, and Reliability, pp.59-71, Springer, New York (2007).
17. D. A. Porter and K. E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd Ed., Chapman & Hall, London (1992).
18. T. Laurila, V. Vuorinen and J. K. Kivilahti, "Interfacial Reac-

- tions between Lead-Free Solders and Common Base Materials”, Mater.Sci. Eng., R 49, 1 (2005).
19. M. H. Jeong, J. W. Kim, B. H. Kwak, B. J. Kim, G. W. Lee, J. D. Kim, Y. C. Joo and Y. B. Park, “Intermetallic Compound Growth Characteristics of Cu/Thin Sn/Cu Bump for 3-D Stacked IC Package”, Kor. J. Met. Mater., 49(2), 180(2011).
 20. G. T. Lim, B. J. Kim, K. W. Lee, J. D. Kim, Y. C. Joo and Y. B. Park, “Temperature Effect on Intermetallic Compound Growth Kinetics of Cu Pillar/Sn Bumps”, J. Electron. Mater., 38, 2228 (2009).
 21. C. Y. Liu, Lin Ke, Y. C. Chuang and S. J. Wang, “Study of Electromigration-Induced Cu Consumption in the Flip-Chip Sn/Cu Solder Bumps”, J. Appl. Phys., 100, 083702 (2006).