

Cu₆Sn₅를 분산시켜 스크린 프린팅법으로 제조한 Sn-Pb 솔더범프의 전단강도

최진원 · 이광웅 · 차호섭 · 오태성

홍익대학교 공과대학 금속·재료공학과

Shear Strength of the Cu₆Sn₅-dispersed Sn-Pb Solder Bumps Fabricated by Screen Printing Process

Jin Won Choi, Kwang Eung Lee, Ho Seob Cha, and Tae Sung Oh

Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Hong Ik University, Seoul 121-791

(2000년 5월 20일 받음, 2000년 10월 17일 최종수정본 받음)

초 록 63Sn-37Pb에 Cu₆Sn₅를 분산시킨 760 μ m 크기의 솔더범프를 Au(0.5 μ m)/Ni(5 μ m)/Cu(27 \pm 20 μ m) BGA 기판에 스크린 프린팅법으로 제조하여, 리플로우 피크온도 유지시간, 150 $^{\circ}$ C 시효처리 시간에 따른 전단강도를 분석하였다. Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프는 피크온도에서 30초간 유지시에는 63Sn-37Pb 솔더범프보다 높은 전단강도를 나타내었으나, 피크온도 유지시간을 60초 이상으로 증가시킴에 따라 전단강도가 63Sn-37Pb 솔더범프보다 저하하였다. 전단시험 후 솔더범프의 파단면은 초기에 전단 균열의 점진적인 전파에 의해 발생된 파괴부위와 점진적 균열전파에 의한 면적 감소로 솔더범프가 급격히 떨어져 나가면서 발생한 파괴부위로 구분할 수 있었다. 피크온도 유지시간, 150 $^{\circ}$ C 시효처리 시간 및 Cu₆Sn₅ 첨가량에 무관하게 점진적 파괴모드에 의한 균열 전파길이가 증가할수록 솔더범프의 전단강도가 감소하였다.

Abstract Cu₆Sn₅-dispersed 63Sn-37Pb solder bumps of 760 μ m size were fabricated on Au(0.5 μ m)/Ni(5 μ m)/Cu(27 \pm 20 μ m) BGA substrates by screen printing process, and their shear strength were characterized with variations of dwell time at reflow peak temperature and aging time at 150 $^{\circ}$ C. With dwell time of 30 seconds at reflow peak temperature, the solder bumps with Cu₆Sn₅ dispersion exhibited higher shear strength than the value of the 63Sn-37Pb solder bump. With increasing the dwell time longer than 60 seconds, however, the shear strength of the Cu₆Sn₅-dispersed solder bumps became lower than that the 63Sn-37Pb solder bumps. The failure surface of the solder bumps could be divided into two regions of slow crack propagation and critical crack propagation. The shear strength of the solder bumps was inversely proportional to the slow crack propagation length, regardless of the dwell time at peak temperature, aging time at 150 $^{\circ}$ C, and the volume fraction of Cu₆Sn₅ dispersion.

Key words : Solder, solder bump, screen printing, mechanical properties, Sn-Pb

1. 서 론

컴퓨터, 이동통신기기를 위시한 모든 전자제품은 소형·경량화 하면서 고기능화에 따른 데이터 처리 용량이 크게 증가하는 방향으로 나아가고 있다. 이에 핵심적인 기술 중의 하나가 전자 패키지 기술로, 전자부품의 고성능화가 급속히 이루어짐에 따라 전자제품의 성능과 신뢰성이 칩들 자체 또는 칩과 탄 주변 기기간의 신호전달을 이루고 지탱하여 주는 역할을 하는 전자 패키지에 의해 결정되고 있다. 이에 따라 전자 패키지의 소형화와 함께 입출력 단자의 수를 획기적으로 증가시키기 위해 pin lead 없이 패키지 밑면에 격자상으로 형성된 솔더범프를 이용하여 실장할 수 있는 BGA (Ball Grid Array)가 개발되었으며, 최근에는 이보다 진일보한 초소형·박막화된 CSP (Chip Scale Package)가 개발되었다.¹⁾

이와 같이 전자 패키지가 소형화하는 반면 입출력 단자수가 증가함에 따라 PCB 기판에 용착되는 솔더범프의 크기와 피치가 점점 더 미세화되고 있어, 솔더 접합부의 신뢰도가 전자 패키지의 성능과 신뢰성을 결정짓는 가장 큰 요인 중의 하나로 작용하고 있다.^{2~4)} 솔더 접합부의 파손은 일반적으로 소자 작동시 발생하는 열에 의한 솔더합금의 기계적 성질의 저하와 PCB 기판과 패키지와의 열팽창 계수 차이에 기인하여 발생하는 열응력에 기인한다.^{5,6)} 이에 따라 최근 솔더 접합부의 신뢰성을 확보하기 위해 Cu₆Sn₅ 등을 솔더합금 내에 분산시킴으로써 솔더범프의 기계적 특성을 향상시키기 위한 연구가 활발히 진행되고 있다.^{7~12)}

이제까지 솔더 범프공정은 주로 솔더 볼을 Pick & Place 방식으로 기판에 배열하여 리플로우 함으로써 이루어졌다. 그러나, 최근 솔더범프의 크기 및 피치가 급격히 감소함에 따라 솔더 볼의 Pick & Place 방식으로는 미세

범핑의 한계에 도달하게 되었으며, 이를 해결하기 위한 일환으로 스크린 프린팅에 의한 범핑공정에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다.^{12~14)} 솔더 볼을 이용한 범핑공정과 비교하여 솔더 페이스트의 스텐실 프린팅에 의한 범프 형성공정은 원하는 부위에 정확히 미세 솔더범프의 형성이 가능하다는 점 이외에 고가의 솔더 볼 대신 저가의 솔더 페이스트를 사용하므로 생산 원가를 낮출 수 있다는 장점이 있다. 또한 생산장비인 스텐실 프린터의 가격이 솔더 볼 실장장치에 비해 매우 저렴하며, 스텐실만 교환하면 원하는 패턴의 패키지 제조가 가능하기 때문에 소량 다품종의 양산에 적합하다는 장점이 있다.^{12~14)}

본 연구에서는 63Sn-37Pb 솔더 페이스트에 기계적 합금화 공정으로 제조한 평균입도 1 μ m의 Cu₆Sn₅ 분말을 Spex mill을 이용하여 분산시킨 후, 이를 스크린 프린팅하여 리플로우 함으로써 760 μ m 크기의 솔더범프를 형성하였다. 이와 같이 제조한 솔더범프에 대해 솔더 페이스트내 Cu₆Sn₅ 분말, 리플로우 피크온도의 유지시간 및 150 $^{\circ}$ C에서의 시효처리 시간에 따른 솔더범프의 전단강도를 분석하였다. 솔더범프의 미세구조는 5% HCl+95% CH₃COOH 용액을 사용하여 솔더범프내 Sn을 에칭 후 주사전자현미경의 SEI(Secondary Electron Image) 모드를 사용하여 관찰하였으며, 솔더범프 내에 형성된 Cu₆Sn₅는 주사전자현미경의 BEI(Backscattered Electron Image) 모드로 관찰하고 EDS(Energy Dispersive Spectroscopy)로 조성을 분석하였다. 또한 본 연구에서는 전단시험 후 솔더범프의 파단면에서 균열전파 길이를 분석함으로써 솔더범프의 전단강도와 파괴모드 사이의 상관관계를 분석하였다.

2. 실험 방법

63Sn-37Pb 솔더 페이스트에 첨가하기 위한 Cu₆Sn₅ 분말은 기계적 합금화 공정으로 제조하였다. Cu와 Sn 분말을 볼과 분말의 무게비 5 : 1로 바이엘 내에 장입 후, 3축운동을 하는 Spex mill을 이용하여 3시간 바이브로 밀링하였다. 이때 기계적 합금화 공정 중에 분말의 산화를 방지하기 위하여 바이엘 내를 Ar 분위기로 유지하였다. 바이브로 밀링한 분말에 대한 X-선 회절분석으로 그림 1과 같이 Cu₆Sn₅로의 기계적 합금화의 완료를 확인하였다. 이와 같이 기계적 합금화 공정으로 제조한 Cu₆Sn₅ 분말들을 stearic 산과 함께 1 시간 바이브로 밀링 후 분급처리하여 평균입경 1 μ m의 Cu₆Sn₅ 분말을 얻었다.

63Sn-37Pb 솔더 페이스트에 평균입경 1 μ m의 Cu₆Sn₅ 분말을 1.5 및 3.0 vol% 첨가하여 솔더 페이스트를 제조하였다. 63Sn-37Pb 솔더 페이스트내 솔더합금에 대해 1.5 및 3.0 vol%에 맞게 Cu₆Sn₅ 분말을 칭량 후, Cu₆Sn₅ 분말의 표면 산화막을 제거하기 위하여 Cu₆Sn₅ 분말과 RMA(mildly activated rosin)계 플럭스 0.51g을 SUJ2 강구와 함께 볼과 분말의 무게비 2 : 1로 공구강 바이엘에 장입 후, Spex 밀을 사용하여 1시간 동안 바이브로 밀링하였다. 이와 같은 과정 후 솔더분을 60 vol%의 63Sn-37Pb 솔더 페이스트 6.36g을 추가로 공구강 바이엘에 장입하여

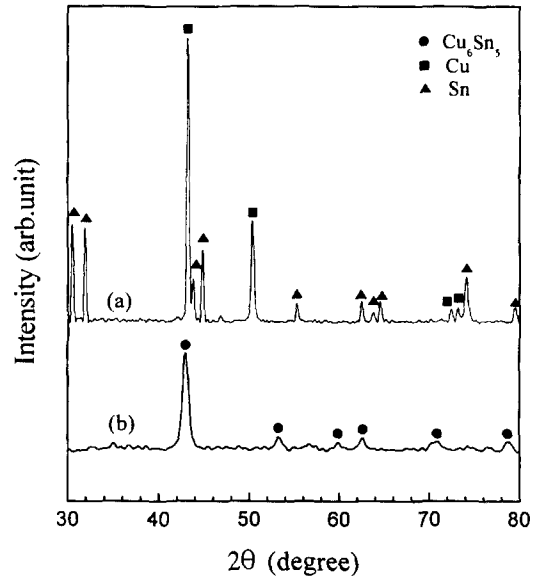


Fig. 1. XRD patterns of the (a) Cu and Sn powders mixed as Cu₆Sn₅ composition and (a) Cu₆Sn₅ powders formed by mechanical alloying for 3 hours.

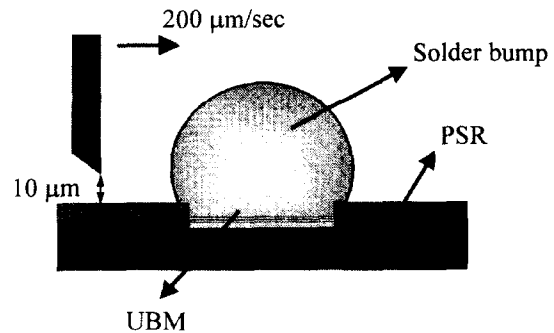


Fig. 2. Schematic illustration of the solder bump shear test.

1시간 동안 혼합함으로써 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더 페이스트를 제조하였다.

이와 같이 제조한 솔더 페이스트를 0.63 mm ϕ 의 Au(0.5 μ m)/Ni(5 μ m)/Cu(27 \pm 20 μ m) 솔더볼 land와 40~100 μ m PSR(Photo solder resist)로 구성된 BGA(ball grid array) 패키지용 기판에 스크린 프린팅하였다. 솔더 페이스트의 스크린 프린팅 전에 솔더볼 land의 표면 산화막을 제거하기 위하여 기판을 10% 묽은 황산용액에서 30초간 세척하였다. 솔더 페이스트를 스크린 프린팅 하기 위한 스텐실의 두께와 aperture 직경은 식 1을 이용하여 설계하였다. 리플로우 후 솔더범프의 부피와 스텐실의 두께, aperture 직경, 페이스트내 솔더 분율 사이에는 식 1과 같은 관계가 성립한다.

$$\frac{4}{3}\pi\left(\frac{d_{solder}}{2}\right)^3 = A_{stencil} \times t_{stencil} \times R_{solder} = \pi\left(\frac{d_{aperture}}{2}\right)^2 \times t_{stencil} \times R_{solder} \quad (1)$$

식 1에서 d_{solder}는 리플로우 후 솔더범프의 직경, A_{stencil}은

스텐실 개구면적, $t_{stencil}$ 은 스텐실 두께, R_{solder} 는 솔더페이스트 내 솔더분율, $d_{aperture}$ 는 스텐실의 $a_{aperture}$ 직경이다. 본 실험에서는 760 $\mu\text{m}\phi$ 의 솔더범프를 형성시키기 위하여 스텐레스 강으로 두께 0.5 mm, $a_{aperture}$ 직경 1.05 mm ϕ 의 스텐실을 제작하였다.

스크린 프린팅한 솔더범프를 질소 분위기에서 IR 히터를 이용하여 피크온도를 $220 \pm 5^\circ\text{C}$ 로 고정하고 유지시간을 30초에서 180초 사이에서 변화시키며 리플로우 하였다. 이때 피크온도 유지시간에 무관하게 냉각속도를 $7^\circ\text{C}/\text{sec}$ 로 동일하게 유지하였다. 솔더범프의 전단강도는 볼 전단시험기(ball shear tester)를 사용하여 측정하였으며, 측정시 전단속도는 $200\mu\text{m}/\text{sec}$ 로 균일하게 유지하였다. 볼 전단시험의 모식도를 그림 2에 나타내었다. 리플로우 피크온도에서의 유지시간에 따른 솔더범프의 미세구조와 전단강도를 분석하였으며, 솔더범프 파단면을 관찰하였다. 리플로우 피크온도에서 30초간 유지하여 형성한 솔더범프를 150°C 에서 100시간 범위에서 시효처리 하였으며, 시효처리 시간에 따른 솔더범프의 미세구조와 전단강도를 분석하였다. 피크온도 유지시간과 150°C 시효처리 시간에 따른 솔더범프 파단면을 주사전자현미경으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

피크온도 유지시간에 따른 솔더범프의 미세구조를 그림 3에 나타내었다. 63Sn-37Pb 솔더범프는 피크온도 유지시간에 관계없이 유사한 미세구조를 나타내었다. Sn-Pb 솔더범프의 미세구조는 리플로우 공정의 냉각속도에 의해 주로 변화한다고 보고¹⁵⁾되고 있으며, 본 연구에서는 30초에서 180초 범위의 피크온도 유지시간에 무관하게 동일한 냉각속도를 유지하였기 때문에 미세구조의 변화가 없었다고 판단된다. 반면에, Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프에서는 피크온도 유지시간이 증가함에 따라 Pb-rich 상의 성장을 관찰할 수 있었으며, 이는 솔더범프 내에 분산시킨 Cu₆Sn₅ 금속간 화합물의 성장에 기인한 것으로 판단된다.

그림 4(a)와 (b)에 1.5 vol% Cu₆Sn₅를 첨가하여 각기 피크온도에서 30초 및 180초간 유지시킨 솔더범프 내에 분산시킨 Cu₆Sn₅ 금속간 화합물을 주사전자현미경의 BEI로 관찰한 결과를 나타내었다. 피크온도 유지시간이 30초에서 180초로 증가함에 따라 Pb-rich 상이 성장하였으며, Cu₆Sn₅ 금속간 화합물이 다소간 성장하였음을 알 수 있다. 그림 4에 나타낸 Pb-rich 상, Sn-rich 상 및 Cu₆Sn₅ 금속

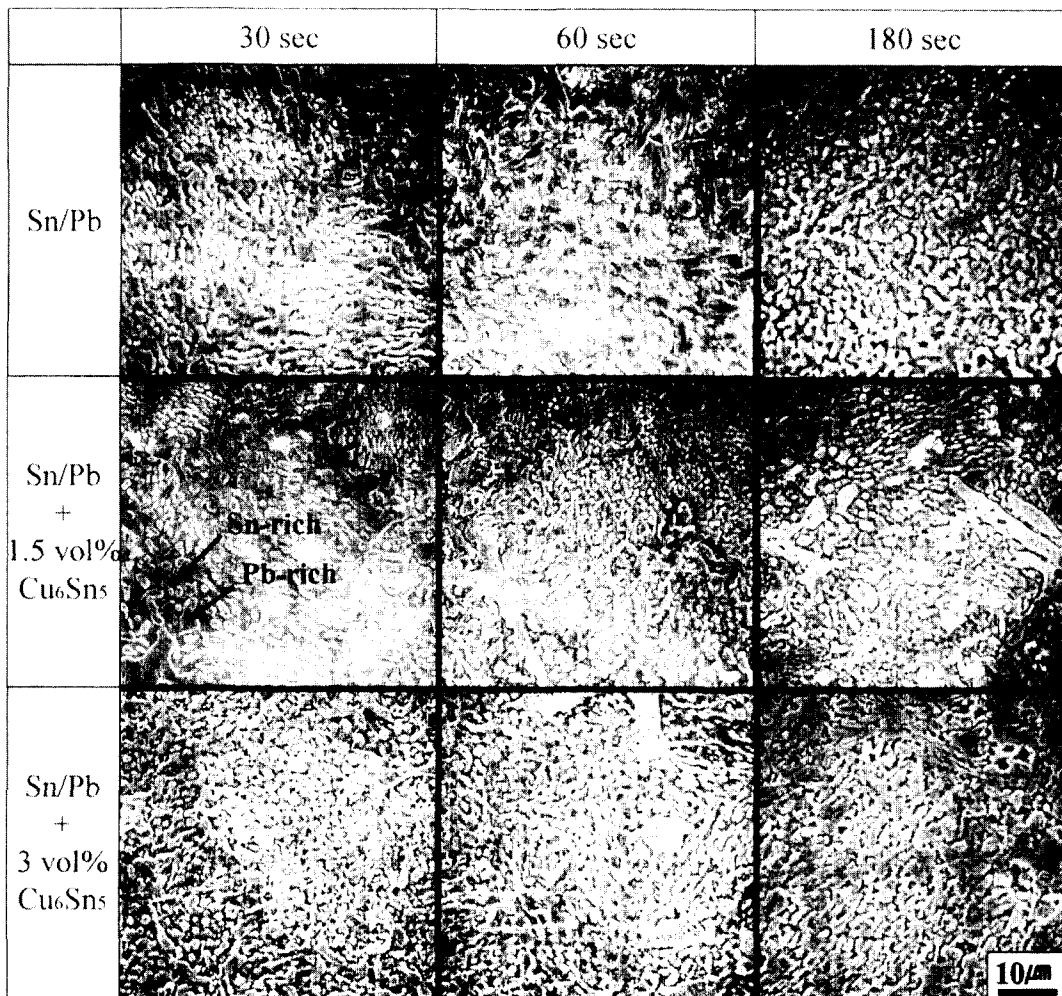


Fig. 3. SEM micrographs of the solder bumps with variation of the dwell time at 220°C .

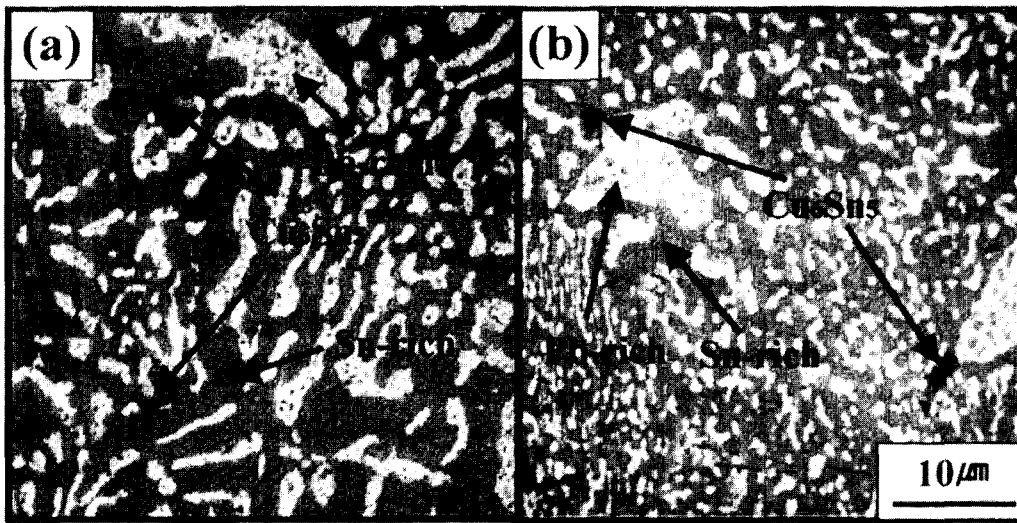


Fig. 4. SEM micrographs of the Pb-rich, Sn-rich, and Cu_6Sn_5 phases in 1.5 vol% Cu_6Sn_5 -dispersed solder bumps reflowed for (a) 30 seconds and (b) 180 seconds.

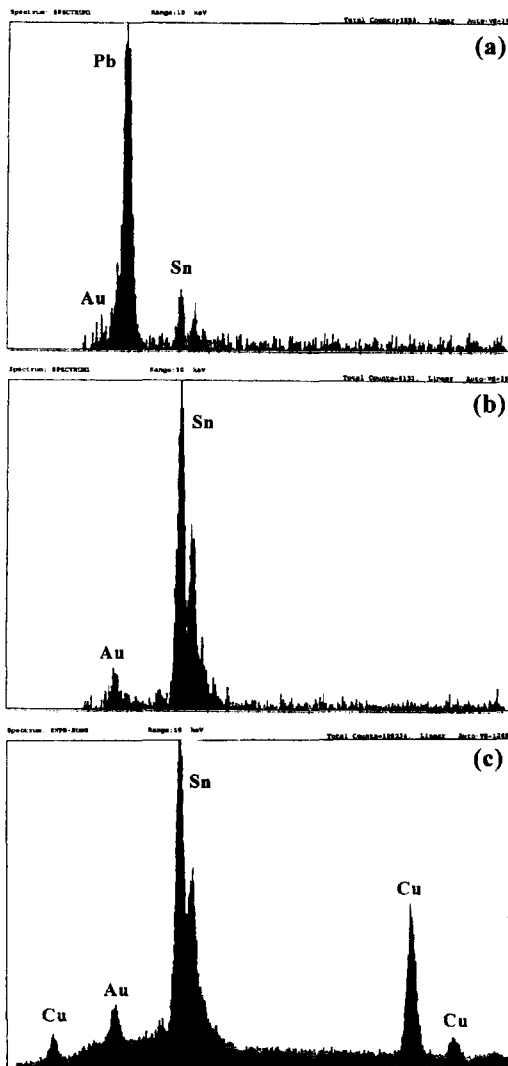


Fig. 5. EDS spectra for (a) Pb-rich phase, (b) Sn-rich phase, and (c) Cu_6Sn_5 phase shown in Fig. 4.

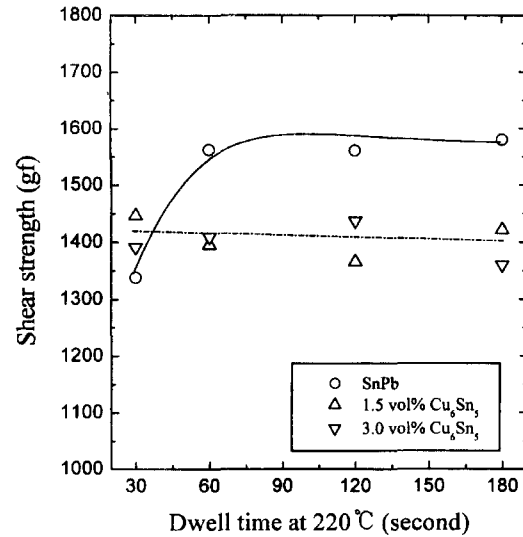


Fig. 6. Shear strength of the solder bumps with variation of the dwell time at 220°C.

간 화합물의 조성을 EDS로 분석하였으며, 그 결과를 그림 5에 나타내었다. 그림 5(a) 및 (b)에서와 같이 Pb-rich 상과 Sn-rich 상에는 Cu가 함유되어 있지 않았으며, 그림 5(c)와 같은 Cu-Sn 상은 정량분석 결과 Cu_6Sn_5 조성 과 일치하였다.

리플로우 피크온도에서의 유지시간에 따른 솔더범프의 전단강도를 그림 6에 나타내었다. 63Sn-37Pb 솔더범프에서는 피크온도 유지시간이 30초에서 60초로 증가함에 따라 전단강도가 향상되었으며, 60초 이상의 피크온도 유지 시간에서는 전단강도가 일정한 값을 나타내었다. 본 연구에서 사용한 BGA용 기판의 솔더볼 land에는 솔더의 젖음성 향상과 솔더볼 land의 산화 방지를 위해 Au가 도금되어 있으며, 리플로우 공정 중에 Au가 솔더에 용해되어 형성된 Au-Sn 금속간 화합물이 솔더 내에 미세하게 석출되어 솔더범프의 전단강도를 향상시킨다고 보고되고 있다.^{16~18)}

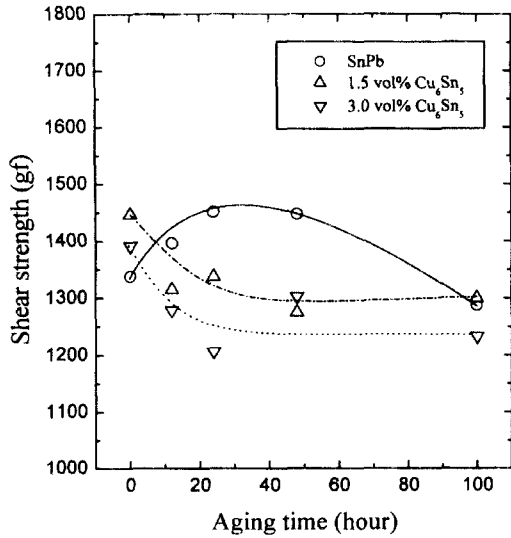


Fig. 7. Shear strength of the solder bumps with variation of the aging time at 150°C.

Hung 등¹⁶⁾은 BGA 기판에서 Au pad의 두께를 변화시키며 솔더범프를 형성 후 전단강도를 측정된 결과, Au pad의 두께가 0.20 μ m에서 0.78 μ m로 증가함에 따라 솔더범프 내에 더 많은 Au-Sn 금속간 화합물의 형성에 기인하여 전단강도가 증가하였다고 보고하였다. 따라서, 피크온도 유지 시간을 30초에서 60초로 증가시킨데 따른 63Sn-37Pb 솔더범프의 전단강도 증가는 기판으로부터 용해되어 형성된 Au-Sn 금속간 화합물에 의한 석출강화 효과에 기인한다고 판단된다. 그림 3 및 그림 4에 있는 미세구조에서는 솔더 기지 내에 분산된 Au-Sn 금속간 화합물을 관찰할 수 없었는데, 이는 Hung 등의 보고¹⁶⁾에서와 같이 본 연구에서 사용한 Au 층의 두께가 0.5 μ m로 얇아 Au-Sn 금속간 화합물이 솔더 기지 내부에 미량으로 존재하며 또한 미세하게 분포하고 있기 때문이라 판단된다. 반면에 Darveaux 등¹⁹⁾은 130 μ m 두께의 Au 층에 형성한 솔더범프 내에서 침상구조의 AuSn₄ 입자가 균일하게 분포하고 있는 것을 관찰하였다.

피크온도 유지시간이 60초에서 180초 증가함에 따라 63Sn-37Pb 솔더범프의 전단강도가 일정한 값을 나타내는데, 이는 피크온도에서 60초 동안 유지시 솔더볼 land에 도금되었던 Au가 거의 용해되었기 때문에 피크온도 유지 시간을 그 이상으로 증가하더라도 추가적인 Au-Sn 석출 강화 효과가 발생하지 않는데 기인하는 것으로 판단된다. 솔더볼 land의 Au가 솔더와의 반응에 의해 거의 용해되면 Au 층 아래에 있는 Ni이 솔더와 반응하여 Ni-Sn 금속간 화합물이 형성될 수 있다. 그러나, Ni의 솔더내 용해속도가 Au보다 훨씬 느리¹⁹⁾ Ni-Sn 금속간 화합물이 솔더범프 내에 형성되기보다는 솔더범프와 솔더볼 land의 계면에 형성되며^{16, 20)}, 전단시험시 균열전파가 솔더범프의 내부로 진행되었기 때문에 Au-Sn 금속간 화합물과는 달리 Ni-Sn 금속간 화합물의 형성이 전단강도에 미치는 영향을 배제할 수 있다. Hung 등¹⁶⁾도 전단시험시 균열전파가 솔더범프 내로

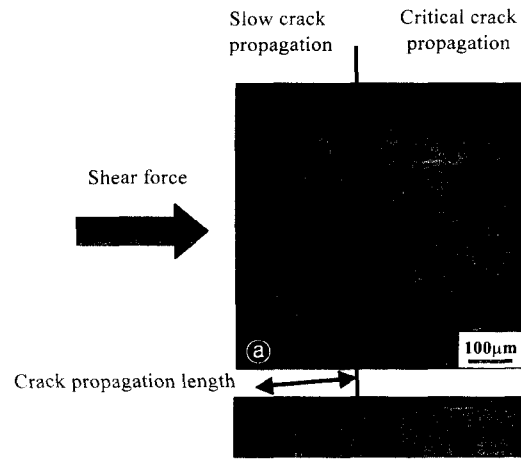


Fig. 8. SEM micrographs of the (a) plane and (b) cross-sectional view of the fracture surface of the solder bump.

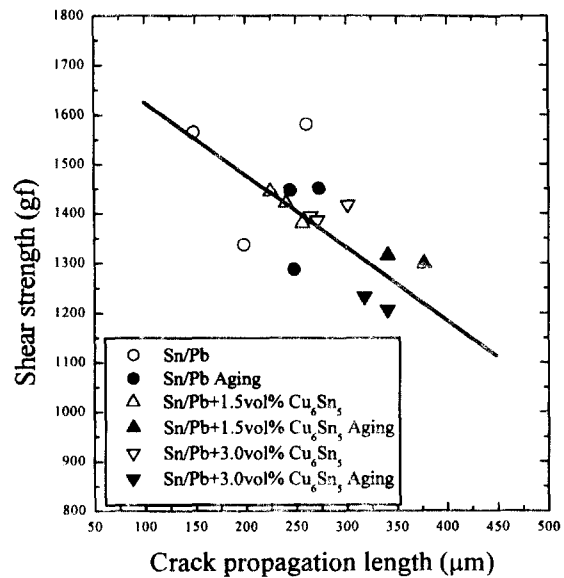


Fig. 9. Shear strength of the solder bumps with the slow crack propagation length.

진행되는 경우 솔더볼 land와 솔더범프 계면에 형성된 Ni-Sn 금속간 화합물 층이 전단강도에 영향을 미치지 않는다고 보고하고 있다.

그림 6에서 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프는 피크온도에서 30초간 유지시에는 63Sn-37Pb 솔더범프보다 높은 전단강도를 나타내었으며, 이는 Cu-Sn 금속간 화합물에 의한 분산강화 효과라 판단되어진다. 그러나, 피크온도 유지시간을 60초 이상으로 증가시키에 따라 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프의 전단강도가 63Sn-37Pb 솔더범프보다 저하하였으며, 또한 피크온도 유지시간이 증가함에 따라 Cu₆Sn₅를 첨가시킨 솔더범프의 전단강도가 다소 감소하는 경향을 나타내었다. Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프에서 리플로우 시간에 따른 전단강도의 변화거동은 Pb-rich 상의 성장 및 Pb-rich 상 주변에 존재하는 Cu₆Sn₅이 다소간 성장함으로써 전단시험시 계면균열이 보다 용이하게 발생하는데 기인한 것^{21, 22)}

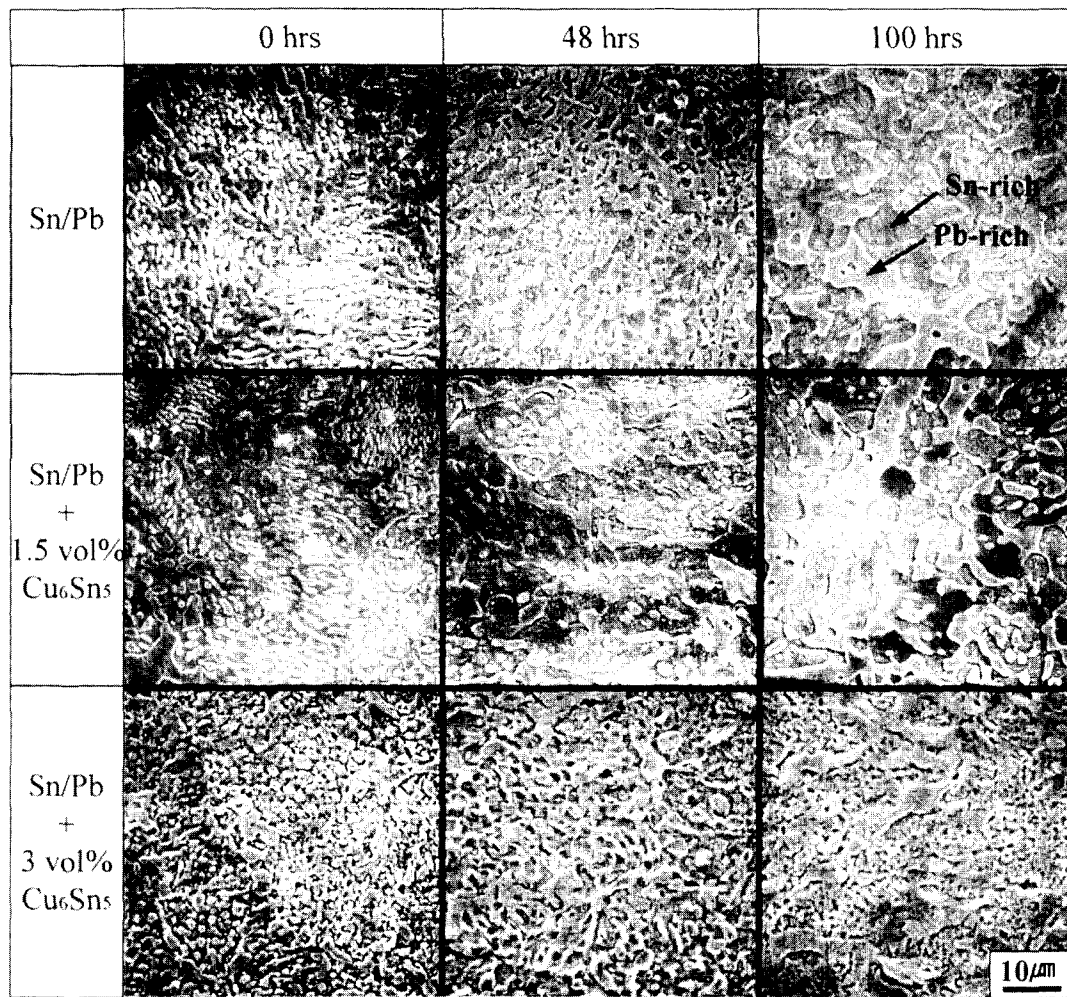


Fig. 10. SEM micrographs of the solder bumps with variation of the aging time at 150°C.

으로 판단된다.

피크온도에서 30초 동안 리플로우한 솔더범프를 150°C에서 시효처리 하였으며, 시효처리 시간에 따른 전단강도의 변화를 그림 7에 나타내었다. 63Sn-37Pb 솔더범프의 경우에는 시효처리 시간이 증가함에 따라 전단강도가 증가하여 24~48시간 시효처리시 최대값을 나타낸 후 감소하였다. 반면에, Cu₆Sn₅를 1.5 vol% 및 3.0 vol% 첨가한 솔더범프에서는 시효처리 시간이 증가함에 따라 초기에는 전단강도가 크게 감소하나, 48시간 이상 시효처리시에는 감소 정도가 저하하는 경향을 나타내었다.

63Sn-37Pb 솔더범프 및 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프의 피크온도 유지시간 및 시효처리 시간에 따른 전단강도의 변화거동을 이해하기 위해 전단시험 후 솔더범프의 파단면과 단면을 주사전자현미경으로 관찰하였다. 전단시험 후 주사전자현미경으로 관찰한 솔더범프의 파단면과 단면의 대표적 예를 그림 8(a)와 (b)에 나타내었다. 전단시험시 솔더범프의 파괴는 피크온도 유지시간, 150°C 시효처리 시간 및 Cu₆Sn₅ 첨가량에 무관하게 모두 솔더/기판 계면에서 40~100 μ m 떨어진 솔더범프 내에서 발생하였다. 전단시험시 shear tip은 그림 2와 같이 기판으로부터 약 10 μ m 떨어

진 위치에서 솔더범프를 전단한다. 따라서 40~100 μ m 두께의 PSR을 갖는 BGA 기판에 형성한 솔더범프의 전단시험시에는 전단응력이 솔더/기판 계면으로부터 PSR 윗면에서 10 μ m 떨어진 곳에 집중되기 때문에 균열 전파가 기판/솔더 계면보다는 솔더범프 내에서 발생된다. 전단시험 후 솔더범프의 파단면은 그림 8과 같이 초기에 전단 균열의 점진적인 전파에 의해 발생된 파괴부위와 이와 같은 점진적 균열전파에 의한 면적 감소로 솔더범프가 더 이상의 하중을 버티지 못하고 일시에 급격히 떨어져 나가면서 발생한 파괴부위로 나눌 수 있다. 균열전파 거동이 점진적 파괴 모드에서 급격한 파괴모드로 전이되면서 그림 8(b)에 나타낸 것과 같이 균열 진행각도가 변하였다. 점진적 파괴모드에 의해 발생된 균열 전파길이와 전단강도 사이의 관계를 그림 9에 나타내었다. 점진적 파괴모드에 의한 균열 전파길이가 증가할수록 전단강도가 감소하였다. 전단시험으로 측정하는 솔더범프의 전단응력은 솔더범프가 급격한 파괴에 의해 분리될 때까지 가해지는 전단하중의 최대값으로 나타낸다. 따라서 초기에 점진적 균열전파가 용이하게 발생하는 경우, 즉 초기 점진적 균열 길이가 증가하는 경우에는 균열이 전파되지 않아 하중을 지탱하여 줄 수 있는 면적이 더욱 감소

하여 더 낮은 전단하중에 의해 솔더범프의 급격한 파괴가 발생하기 때문에 더 낮은 전단강도 값을 나타낸다.

Sn-Pb 솔더의 리플로우시 Cu₆Sn₅ 금속간 화합물이 형성되어 성장하면 금속간 화합물과 솔더 기지 계면에 미세균열 등의 결함이 발생할 수 있으며, 또한 솔더범프의 시효처리시에는 Pb-rich 상이 성장함에 따라 Pb-rich 상의 계면이 미세균열의 발생원으로 작용할 수 있다.^{21, 22)} 그림 10에 63Sn-37Pb 솔더범프와 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프의 시효처리 시간에 따른 미세구조를 나타내었다. 63Sn-37Pb 솔더범프와 Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프에서 모두 48시간 시효처리에 따라 Pb-rich 상의 성장이 발생하였다. 솔더범프 내에 미세균열이 존재할 경우에는 전단시험시 표면 미세균열에서 시작된 주 균열이 내부의 미세균열원과 coalescence 됨으로써 균열전단의 blunting 없이 균열전파가 용이하게 진행되기 때문에²³⁾, 낮은 전단하중 하에서도 점진적 균열전파의 길이가 증가하여 전단강도가 저하하게 된다. 그림 7과 같이, Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프의 경우 150℃에서의 시효처리 시간이 증가함에 따라 전단강도가 저하하는 경향을 나타내었으며, 이는 시효처리에 의해 조대하게 성장한 Pb-rich 상의 계면과 Cu₆Sn₅ 등이 전단시험시 미세균열의 발생원으로 작용하였기 때문인 것으로 판단된다. 반면에, 그림 7에서 63Sn-37Pb 솔더범프의 경우에는 시효처리 시간을 48시간까지 증가시키면 전단강도가 증가하다 시효처리 시간을 그 이상으로 증가시키면 전단강도가 감소하였는데, 이는 Au-Sn 석출물의 시효경화와 Pb-rich 상의 성장간의 상관관계로 설명할 수 있다. Darveaux 등¹⁹⁾은 130μm 두께의 Au 층에 형성한 솔더범프에 대해 시효처리에 따른 솔더범프 내 AuSn₄ 입자의 성장을 보고하였다. 본 연구에서 사용한 Au 층의 두께는 0.5μm로 Darveaux 등¹⁹⁾이 사용한 Au 층의 두께인 130μm에 비해 매우 얇기 때문에 Hung 등¹⁶⁾의 보고에서와 같이 솔더범프 내에 형성된 Au-Sn 금속간 화합물을 관찰하기 매우 어려우나, 시효처리에 의한 Au-Sn 금속간 화합물의 성장을 예측할 수 있다. 따라서, 63Sn-37Pb 솔더범프에서는 시효처리 과정 중에 Au-Sn 금속간 화합물의 시효경화에 의한 전단강도 증가와 Pb-rich 상의 성장에 의한 전단강도의 감소가 동시에 발생한다고 판단할 수 있다. 48시간 범위에서 시효처리시에는 Au-Sn 석출물의 시효경화에 의한 전단강도 증가가 Pb-rich 상의 성장에 의한 감소보다 더 우세하게 나타났으며, 시효처리 시간이 48시간 이상으로 증가시에는 Au-Sn 석출물이 과시효 되어 Pb-rich 결정립 성장에 의한 균열전파가 보다 우세하게 작용하기 때문에 전단강도의 저하가 발생하는 것으로 판단된다.

4. 결 론

1) 40~100μm 두께의 PSR이 있는 BGA 기판에 형성한 솔더범프의 전단시험시에는 전단응력이 솔더/기판 계면으로부터 떨어진 곳에 집중되기 때문에, 솔더 페이스트내 Cu₆Sn₅ 첨가분율, 리플로우 피크온도의 유지시간 및 리플로우 후 시효처리 시간에 무관하게 솔더범프의 파단이 기판

/솔더 계면보다는 솔더범프 내에서 발생되었다.

2) Au/Ni/Cu 솔더볼 land에 형성한 63Sn-37Pb 솔더범프에서는 리플로우 피크온도의 유지시간이 30초에서 60초로 증가됨에 따라 전단강도가 향상되었으며, 유지시간을 그 이상으로 증가시에는 전단강도가 일정한 값을 유지하였다. Cu₆Sn₅를 첨가한 솔더범프는 피크온도에서 30초간 유지시에는 63Sn-37Pb 솔더범프보다 높은 전단강도를 나타내었으나, 피크온도 유지시간을 60초 이상으로 증가시키면 전단강도가 63Sn-37Pb 솔더범프보다 저하하였으며, 또한 피크온도 유지시간이 증가함에 따라 전단강도가 감소하는 경향을 나타내었다.

3) 피크온도에서 30초 동안 리플로우 한 솔더범프를 150℃에서 시효처리시, 63Sn-37Pb 솔더범프의 경우에는 시효처리 시간이 증가함에 따라 전단강도가 증가하여 48시간 시효처리시 최대값을 나타낸 후 감소하였다. 반면에, Cu₆Sn₅를 1.5 vol% 및 3.0 vol% 첨가한 솔더범프에서는 시효처리 시간이 증가함에 따라 전단강도가 감소하는 경향을 나타내었다.

4) 불 전단시험 후 솔더범프의 파단면은 초기에 전단 균열의 점진적인 전파에 의해 발생된 파괴부위와 이와 같은 점진적 균열전파에 의한 면적 감소로 솔더범프가 더 이상 하중을 버티지 못하고 급격히 떨어져 나가면서 발생한 파괴부위로 구분할 수 있으며, 균열전파 거동이 점진적 파괴 모드에서 급격한 파괴모드로 전이되면서 균열 진행각도가 변하였다.

5) 피크온도 유지시간, 150℃ 시효처리 시간 및 Cu₆Sn₅ 첨가량에 무관하게 점진적 파괴모드에 의한 균열 전파길이 증가할수록 솔더범프의 전단강도가 감소하였다.

감사의 글

본 연구는 한국학술진흥재단 과학기술기초 중점연구과제 지원(과제번호 : 1998-017-E00106)에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. T.H. Distefano, Chip Scale Rev., **1**, 20 (1997).
2. S. Choi, T.R. Bieler, J.P. Lucas, and K.N. Subramanian, J. Electron. Mater., **28**, 1209 (1999).
3. W.K. Choi and H.M. Lee, J. Electron. Mater., **28**, 1251 (1999).
4. A.S. Zuruki, C.H. Chiu, and S.K. Laihiri, J. Appl. Phys., **86**, 4916 (1999).
5. J.H. Lau, S.W. Lee, and C. Ouyang, Proc. Symp. Microelectronics, (1999) p. 599.
6. S. Wiese, F. Feustel, S. Rzepka, and E. Meusel. Proc. Conf. Electron. Comp. Technol., (1999) p. 1015.
7. R.C. Reno, M.J. Panunto, and B.H. Piekarski, J. Electron. Mater., **26**, 11 (1997).
8. H.S. Betrabet, S.M. McGee, and J.K. McKinlay

- Scripta Metall., **25**, 2323 (1991).
9. J.L. Marshall, G. Kucey, and J. Hwang, Proc. 41st Electronic Comp. Technol. Conf. (1991) p. 647.
 10. S.M.L. Sastry, T.C. Peng, R.J. Lederich, K.L. Jerina, and C.G. Kuo, Proc. Technical Program NEPCON West, (1992) p. 1266.
 11. J.L. Marshall and J. Calderon, Soldering Surface Mounting Technol., **26**, 23 (1997).
 12. J. Kloeser, P. Coskina, E. Jung, A. Ostmann, R. Aschenbrenner, and H. Reichl, Proc. Symp. Microelectronics, (1999) p. 1.
 13. A.J.G. Strandjord, S.F. Popelar, and C.A. Erickson, Proc. Symp. Microelectronics, (1999) p. 18.
 14. M. Howarth, S.A. Silvester, M. Lacey, and K. Sivaygonathan, IEEE/CPMT Int. Electronic Manuf. Technol. Symp., (1999) p. 178.
 15. J.S. Hwang, Solder Paste in Electronics Packaging, VNR, New York (1992) p. 90.
 16. S.C. Hung, P.J. Zheng, S.C. Lee, and J.J. Lee, IEEE/CPMT Int. Electron. Manuf. Technol. Symp., (1999) p. 7.
 17. J.W. Morris and H.L. Reynolds, Adv. Elec. Packaging, **2**, 1529 (1997).
 18. M.J. Haji-Sheikh, D. Ulz, and M. Cambell, IEEE Trans. CPMT, **20A**, 491 (1997).
 19. R. Darveaux, K. Banerji, A. Mawer, and G. Dody, Reliability of Plastic Ball Grid Array Assembly in Ball Grid Array Technology (J. H. Lau ed.), McGraw-Hill, New York (1995) p. 400.
 20. R. Erich, R.J. Coyle, G.M. Wenger, and A. Primavera, IEEE/CPMT Int. Electronic Manuf. Technol. Symp. (1999) p. 16.
 21. D.R. Frear, S.N. Burchett, H.S. Morgan, and J.H. Lau, The Mechanics of Solder Alloy Interconnects, VNR, New York (1994) p. 65.
 22. R. Darveaux, K. Banerji, A. Mawer, and G. Dody, Reliability of Plastic Ball Grid Array Assembly in Ball Grid Array Technology (J. H. Lau ed.), McGraw-Hill, New York (1995) p. 412.
 23. R.O. Ritchie and A.W. Thompson, Met. Trans., **A16**, 233 (1985).