

## In-15Pb-5Ag 솔더와 Au/Ni Surface Finish와의 반응 특성 및 접합 신뢰성 평가

이종현 · 임용성 · 최광성 · 최병석 · 윤호경 · 박흥우 · 문종태  
한국전자통신연구원 집적광모듈팀

### Reaction Characteristics between In-15Pb-5Ag Solder and Au/Ni Surface Finish and Reliability Evaluation of Solder Joint

Jong-Hyun Lee, Yong-Sung Eom, Kwang-Seong Choi, Byung-Seok Chio,  
Ho-Kyung Yoon, Heung-Woo Park, and Jong-Tae Moon  
Intergrated Optical Module Team, ETRI

**초 록:** Ball grid array (BGA) substrate 상의 0.5  $\mu\text{mAu}/5 \mu\text{mNi}/\text{Cu}$  층으로 구성된 접착 패드(pad)와 In-15(wt.%)Pb-5Ag 솔더 볼 사이에서 리플로우 및 고상 시효동안 일어나는 금속학적 반응 특성이 조사되었다. 1-5 분의 리플로우 시간에 따라 솔더/패드 계면에서  $\text{AuIn}_2$  또는 Ni-In 금속간 화합물층이 형성됨이 관찰되었다. 리플로우 동안 용융 In-15Pb-5Ag 솔더 내로의 Au 층의 용해 속도는  $2 \times 10^{-3} \mu\text{m}/\text{sec}$  정도로 측정되어 공정 Sn-37Pb와 비교하여 매우 느린 것으로 관찰되었다. 130°C에서 500 시간의 고상 시효 후에는 초기 리플로우 시간에 관계없이  $\text{Ni}_{28}\text{In}_{72}$  금속간 화합물층이 약 3  $\mu\text{m}$ 까지 성장하였다. 이를 통하여 솔더 합금에서의 In 원자들은 아래의 Ni 층과 반응하기 위하여 리플로우 동안 형성된  $\text{AuIn}_2$  상을 통하여 확산하는 것으로 관찰되었다. 미세구조 관찰과 전단 시험을 통하여 In-15Pb-5Ag 합금의 경우는 Sn-37Pb 조성과는 달리 Au/Ni surface finish 상에 사용시에도 솔더 접합부에서의 Au-embrittlement을 야기시키지 않는 것으로 분석되었다.

**Abstract:** The metallurgical reaction properties between the pad consisted of 0.5  $\mu\text{mAu}/5 \mu\text{mNi}/\text{Cu}$  layers on a conventional ball grid array (BGA) substrate and In-15 (wt.%)Pb-5Ag solder ball were characterized during the reflow process and solid aging. During the reflow process of 1 to 5 minutes, it was observed that thin  $\text{AuIn}_2$  or Ni-In intermetallic layer was formed at the interface of solder/pad. The dissolution rate of the Au layer into the molten solder was about  $2 \times 10^{-3} \mu\text{m}/\text{sec}$  which is remarkably low in comparison with a eutectic Sn-37Pb solder. After solid aging treatment for 500 hrs at 130°C, the thickness of  $\text{Ni}_{28}\text{In}_{72}$  intermetallic layer was increased to about 3  $\mu\text{m}$  in all the conditions nevertheless the initial reflow time was different. These result show that In atoms in the solder alloy were diffused through the  $\text{AuIn}_2$  phase to react with underlying Ni layer during solid aging treatment. From the microstructural observation and shear tests, the reaction properties between In-15Pb-5Ag alloy and Au/Ni surface finish were analyzed not to trigger Au-embrittlement in the solder joints unlike Sn-37Pb composition.

**Keywords:** In-15Pb-5Ag solder, reflow, Au dissolution, aging, Au-embrittlement

## 1. 서 론

전통적으로 전자 패키징에서는 솔더링될 금속 단자 또는 패드부의 solderability를 유지하기 위하여 Au termination 방법을 사용하여 왔다. 그러나 한편으로

Au-embrittlement에 의한 솔더 접합부의 취성 파단 현상은 솔더 접합부의 주요한 신뢰성 감소 원인으로 인식되고 있다. Au-embrittlement은 크게 두가지의 의미로 사용되고 있는데, 그 첫째가 리플로우 솔더링시 under bump metallurgy (UBM) 또는 패드(pad)의 top

layer로 사용되는 Au가 리플로우 동안 Sn계 용융 솔더 내로 용해되면서 매우 취성이 강한 Au-Sn계 금속간 화합물을 생성하여 솔더의 연성을 감소시키고 취성을 상승시키는 현상을 의미한다<sup>1)</sup>. 이러한 경우에는 솔더 내의 Au 양이 5 wt.%를 넘게 되면 Au-embrittlement 현상이 발생하는 것으로 보고되고 있다<sup>2,3)</sup>. 두 번째의 Au-embrittlement 현상은 Au/Ni 층을 포함하는 UBM 또는 패드상에서 Sn계 솔더의 리플로우 솔더링시 솔더 내로 용해되었던 Au가 이후의 고상 열시효 상태에서 다시 솔더/UBM 계면으로 역확산하여 계면에서 생성되는 Au-Ni-Sn 3원계 금속간 화합물층이 보고된 금속간 화합물층의 성장 속도보다 훨씬 빠른 속도로 성장하면서 솔더 접합부의 신뢰성을 감소시키는 것을 의미한다<sup>4,7)</sup>. 고상 상태에서 급격한 금속간 화합물층의 성장은 부피 감소 및 격자 변형 효과에 의한 솔더/UBM 계면에서의 응력생성을 야기시키므로 전단 응력의 인가시 솔더 접합부는 급격히 취성과파괴 현상을 일으키게 된다<sup>6)</sup>. 따라서 이러한 경우의 솔더 접합부는 내충격성이 크게 감소할 것으로 예상할 수 있다. 이러한 현상은 Sn계 솔더 내에서 Au의 함량이 0.3 wt.%의 매우 적은 상태에서도 일어나게 되므로 큰 신뢰성 문제를 야기시키게 된다<sup>4,7)</sup>. Au의 역확산 현상의 발견은 비교적 최근인 90년도 후반에 이루어져<sup>8)</sup> 현재까지도 이에 대한 대책들이 활발히 논의되고 있다.

한편 대부분의 마이크로파 소자들에서도 고주파 전류에서의 표피 효과를 고려하여 전도선의 제조에 수  $\mu\text{m}$  두께의 Au 층을 사용하고 있다. Au와 취성이 강한 금속간 화합물을 형성시키는 Sn을 배제할 경우 대표적인 연질 솔더 조성으로 In계 솔더를 고려할 수 있으며, 따라서 In계 솔더는 마이크로파 용도에서 가장 보편적으로 사용되고 있는 솔더 조성이다<sup>9)</sup>. 그 중 In-15(wt.%)Pb-5Ag 솔더 조성은 순수 In에 비해 높은 강도를 가짐과 동시에 접합 소재로서는 매우 낮은  $10 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$ 의 열팽창계수를 가지는 장점을 가진다<sup>9)</sup>. 본 연구에서는 In-15Pb-5Ag 솔더 사용에 의한 Au-embrittlement의 억제 방법에 대하여 논의하기 위하여 In-15Pb-5Ag 솔더와 Au/Ni UBM 층과의 반응 특성 및 솔더 범프 상태에서 접합부의 기계적 특성을 평가하였으며, 상용 Sn-37Pb 솔더에서의 실험결과와 비교해 보았다.

## 2. 실험방법

Bis-maleimide-triazine(BT)-type 레진(resin)으로 제

마이크로전자 및 패키징학회지 제9권 제4호 (2002)

조된 ball grid array(BGA) 기판의 지름  $600 \mu\text{m}$  패드 상에 지름  $760 \mu\text{m}$ 의 In-15Pb-5Ag (solidus temp.:  $149^\circ\text{C}$ , liquidus temp.:  $154^\circ\text{C}$ )(Indium Corporation of America, U.S.A.)와 공정 Sn-37Pb (eutectic temp.:  $183^\circ\text{C}$ ) (Alphametals, Korea) 조성의 솔더볼들은 정렬시킨 후 hot plate 상에서 일정 시간동안 리플로우 솔더링을 실시하였다. BGA 기판의 접촉 패드는 상부로부터 Au( $0.5 \mu\text{m}$ )/Ni( $5 \mu\text{m}$ )/Cu 층의 순서로 구성되어 있다. 원활한 솔더링을 위하여 rosin mildly activated (RMA) type 플럭스(flux)가 각 솔더볼의 표면에 도포되어졌고, 각 솔더 조성의 액상선 온도보다  $40^\circ\text{C}$  높은 온도, 즉, In-15Pb-5Ag의 경우  $194^\circ\text{C}$ , Sn-37Pb의 경우  $223^\circ\text{C}$ 의 온도에서 리플로우 솔더링이 실시되었다. In-15Pb-5Ag 솔더의 경우에는 Au 층과의 반응 특성을 조사하기 위하여 1-5 분의 범위에서 1 분 간격으로 리플로우 솔더링이 실시되었으며, Sn-37Pb의 경우에는 1 분간 실시되었다. 리플로우를 통하여 형성된 솔더 범프들은  $130^\circ\text{C}$ 의 온도에서 300 시간까지 고상 상태로 열시효되었다.

시효 전후의 솔더 범프들은 multifunction bondtester (mode: DAGE-4000, Dage Precision Industries, U.S.A.)를 사용하여 전단 시험을 실시한 후 파단 에너지 값의 변화를 측정하였다. 각 조건에 대하여 5개의 시편이 측정되었고, 그들의 평균값이 계산되었다. 솔더 범프의 미세구조와 전단 시험 후의 파단면은 주사전자현미경(SEM) (model: S-2500C, Hitachi, Japan), back-scattered electron image(BEI), energy dispersive spectroscopy(EDS)를 사용하여 관찰, 분석되었다.

## 3. 결과 및 고찰

그림 1은  $194^\circ\text{C}$ 의 온도에서 In-15Pb-5Ag 솔더 사용시 리플로우 시간에 따른 접합 계면에서의 미세조직 변화를 보여준다. 1 분까지는 접합 계면에서 Au 성분이 검출되는 연속적인 층이 관찰되었으나, 2 분 후에는 이 층들이 솔더 접합부의 외각부(원주 부근)부터 부분부분 소멸되는 형상이, 3 분 후에는 접합부 전체적으로 부분부분 남아있는 형상이, 4 분 이후에는 완전히 소멸되는 결과가 관찰되었다. 외각부에서의 빠른 Au 층의 소멸은 온도 차이에 의한 용융 솔더의 유동이 보다 활발한 원인에 기인한 것으로 관찰되었다. 1분간의 반응 후 솔더와 Ni 층 사이에 형성된 계면 생성층의 조성은 생성층의 중심부에서 이루어진 EDS 측정을 통하여 조사하였으며, 그 결과 Au

와 In이 비슷한 함량으로 측정되었다. 계면 생성층이 매우 얇은 관계로 BEI로 구분이 이루어지는 두 반응층, 즉, 그림 1-(b)의 A와 B 부분의 조성을 분리하여 측정할 수는 없었지만, 상기 EDS 결과는  $AuIn_2$ (B 부분)와 Au 상(A 부분)의 합인 결과로 예측되었다<sup>10)</sup>. 한편 3분 후에는 scallop 형태의 금속간 화합물 상에서 Au가 31-36 at.%, In이 64-69 at.%로 측정되어 계면부의 Au가 모두  $AuIn_2$  조성의 금속간 화합물층으로 천이된 것을 확인할 수 있었다. 또한 부분적으로 Au 함유 금속간 화합물층이 완전히 소모된 부분에서는 솔더 성분 중의 In과 패드에서의 Ni이 반응하여 In-Ni 금속간 화합물층이 형성됨으로써 접합이 계속적으로 유지되고 있음을 관찰할 수 있었다. 4분간의

리플로우 후 계면에서의 Au 함유 금속간 화합물층은 완전히 제거되어 In-Ni 금속간 화합물층만이 존재하였으며, 이후 리플로우 시간이 증가함에 따라 In-Ni 금속간 화합물층이 매우 서서히 성장하는 양상이 관찰되었다. 공정 Sn-37Pb 조성의 경우 용융 솔더 내로의 Au 용해속도가 약  $1.3 \mu\text{m}/\text{sec}$ 로 보고되고 있어 리플로우 솔더링 동안 패드에서의 모든 Au 내산화층이 솔더 내로 용해되는 현상이 보고되고 있으나<sup>11)</sup>, In-15Pb-5Ag 솔더 조성을 사용한 상기 조건에서는 Au의 용해 속도가 약  $2 \times 10^{-3} \mu\text{m}/\text{sec}$  정도로 측정되어 Au의 용해가 극도로 억제되고 있음을 관찰할 수 있었다.

그림 2는  $130^\circ\text{C}$ 에서 300 시간동안 고상 시효된 솔

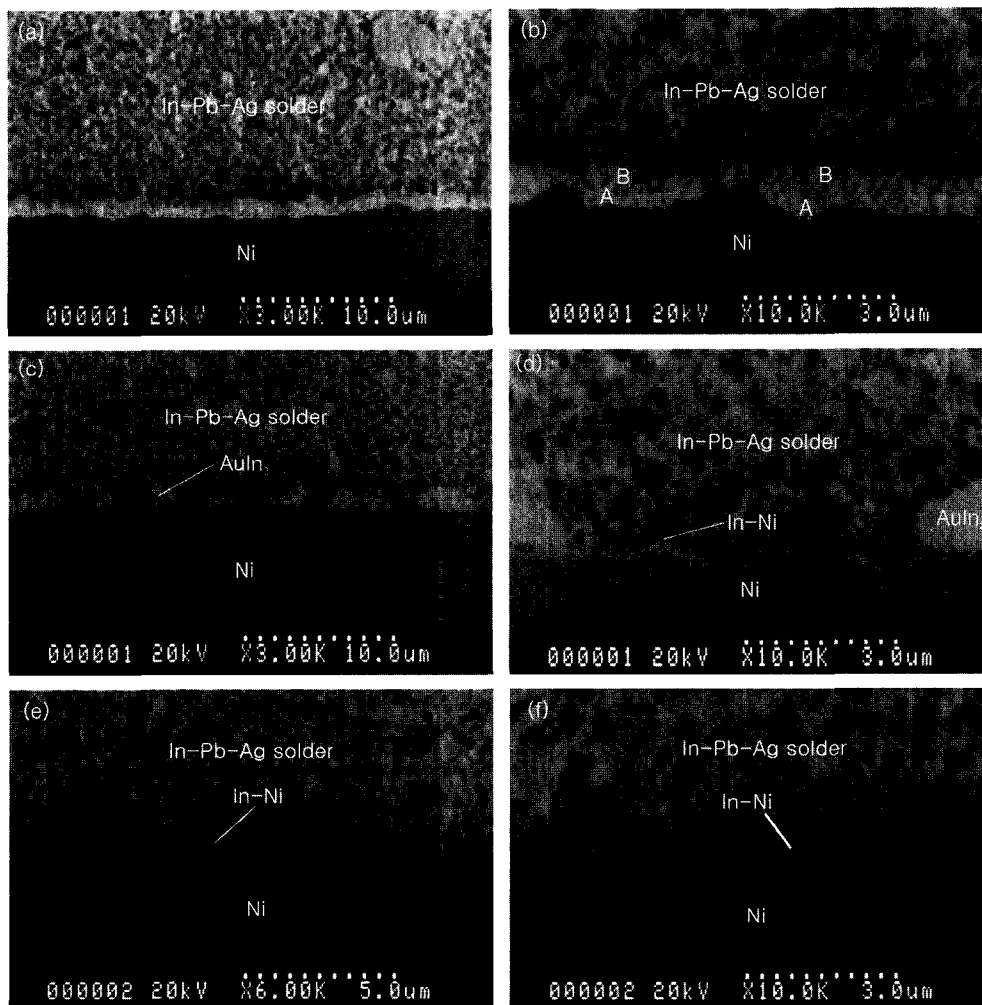


Fig. 1. Back-scattered Electron Image (BEI) of the In-15Pb-5Ag/ Au/Ni pad interface after reflowing for different time: (a) and (b) are 1 min, (c) and (d) are 3 min, (e) and (f) are 5 min. Samples were reflowed at  $194^\circ\text{C}$ .

더 접합부의 미세조직 변화를 보여준다. 1 분동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편의 경우 연속적인 Au-In 금속간 화합물층이 점차 구형의 형상으로 변화되면서 부분적으로 계면으로부터 탈착되는 현상이 관찰되었다. 이러한 구형의 상은 EDS 측정 결과 모두  $AuIn_2$ 의 조성으로 분석되어 리플로우 직후의 잔존 Au 층이 고상 시효를 통하여  $AuIn_2$  상으로 변태되었음을 확인할 수 있었다. 아울러 Au 함유 금속간 화합물의 형상이 scallop 또는 구 형상으로 변화된 것으로 볼 때 고상선 온도에 근접된  $130^\circ\text{C}$ 의 온도에서 In-15Pb-5Ag 솔더 내 Au의 확산 속도는 상당히 빠름을 알 수 있었다. 한편 scallop 형상의  $AuIn_2$  금속간 화합물 아래에서는 연속적인 층상 형태의 In-Ni 금속간 화합물이 약  $2\ \mu\text{m}$ 의 두께로 성장한 것이 관찰되었다. 이는 리플로우 직후 생성되지 않았던 상이 장시간의 고상 반응을 통해 생성된 것이다. 이와 같은 결과들은 리플로우 직후의 Au 함유 금속간 화합물층이 연속적인 층상 형태였던 것을 고려하면 상당히 놀라운 미세조직 변화이다. 그림 2-(a)에서와 같이 상부  $AuIn_2$  상의 형상 및 위치에 관계없이 비교적 일정한 두께로 성장한 In-Ni 금속간 화합물층을 고려할 때,

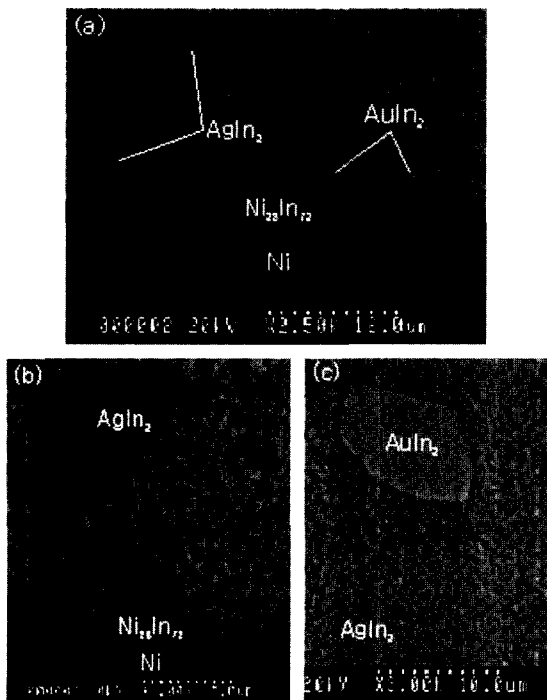


Fig. 2. BEIs of the In-15Pb-5Ag/Au/Ni pad interface after solid aging treatment for 300 hours at  $130^\circ\text{C}$ : (a) 1 min reflow, (b) and (c) are 5 min reflow.

Au 함유 금속간 화합물을 통한 In의 확산이 원활하게 일어났음을 예측할 수 있었다. EDS 측정 결과와 상태도를 참조할 때 이 상의 조성은  $Ni_{28}In_{72}$ 로 평가되었다<sup>12)</sup>. 솔더 내에서는 Ag-In 조성의 비교적 조대한 석출상들이 분포하는 것이 관찰되었으며, EDS 측정을 통하여 석출상의 조성은  $AgIn_2$ 로 측정되었다<sup>13)</sup>. 5분 동안 리플로우 솔더링하여 계면에서 Au 함유 금속간 화합물이 발견되지 않았던 시편의 경우에는 그림 2-(b)에서와 같이 시효 후 약  $2\ \mu\text{m}$ 의 두께로 성장한  $Ni_{28}In_{72}$  금속간 화합물층만이 관찰되었다. 이 경우에는 솔더 내부에서 불규칙적으로 분포하는 조대한 각형의  $AuIn_2$  조성의 금속간 화합물(그림 2-(c))이 관찰되었다.

한편 Sn-37Pb 솔더의 경우에는 300시간의 시효 후 접합 계면에서  $0.4\ \mu\text{m}$  두께의  $Ni_3Sn_4$  층 위로  $2\ \mu\text{m}$  두께의 Au-Ni-Sn 금속간 화합물층이 형성되었음이 관찰되었다<sup>14)</sup>. 이러한 미세조직 변화는 앞서 언급한 바와 같이 고상 시효동안 솔더 내부의 Au가 접합 계면으로 역확산하는 현상이 발생했기 때문이다. 사용된 각 솔더의 용점을 고려할 때 상대적으로 저온 시효 조건인 Sn-37Pb 솔더에서의 금속간 화합물층의 성장 속도가 In-15Pb-5Ag에서의 것과 유사하다는 것은 솔더 내 Au가 접합 계면으로 활발하게 역확산했음을 보여주는 증거이기도 하다.

그림 3은  $130^\circ\text{C}$ 에서 500 시간동안 고상 시효된 솔더 접합부의 미세조직 변화를 보여준다. 1 분동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편과 5 분동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편의 경우 모두 약  $3\ \mu\text{m}$ 의 동일한 두께로 성장한  $Ni_{28}In_{72}$  금속간 화합물층만이 관찰되어 동일한 미세조직이 관찰되었다. 즉, 1 분동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편의 미세조직과 마찬가지로 5 분동안 리플로우 솔더링 되었었던 시편에서도 300 시간의 시효 후에는 계면에 주로 분포하였던 scallop 형상의  $AuIn_2$  상들이 솔더 내부로 이동 분포한 형태가 관찰되어 500 시간의 시효 후 초기 리플로우 시간에 따른 미세조직의 차이는 발견할 수 없었다. 따라서 리플로우 후 잔존하였던 Au 층은 고상 시효 시간이 증가함에 따라 scallop 형태의  $AuIn_2$  상으로 전이된 후,  $AuIn_2$  상에서 Au가 계속적으로 In계 솔더 내부로 용해, 확산되면서 궁극적으로  $AuIn_2$  상이 계면에서부터 점차 소멸되거나 떨어져 나가는 현상을 관찰할 수 있다. 아울러 솔더 내부에서의  $AuIn_2$  상의 분율은 크게 감소한 것으로 관찰되었는데, 이는 솔더 내에서 Au 고용량이 있음을 간접적으로 증명하는 결과이며, 상기의 설명과 같이 솔더 내부로의 계

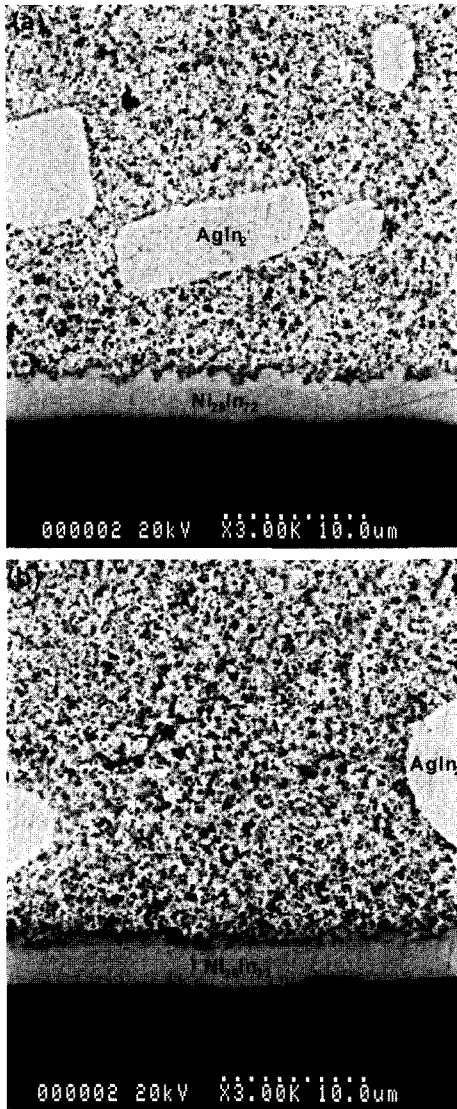


Fig. 3. BEIs of the In-15Pb-5Ag/ Au/Ni pad interface after solid aging treatment for 500 hours at 130°C: (a) 1 min reflow and (b) 5 min reflow.

속적인 Au 확산 현상을 잘 설명한다. 130°C의 시효 후 상온 냉각시 감소되는 Au 고용량은 AuIn<sub>2</sub>의 형태로 솔더 내부에 석출되는 것으로 분석되었다. 따라서 이상의 미세조직의 관찰로부터 In-15Pb-5Ag/Au/Ni 솔더 접합부에서는 고상 시효동안 Au의 계면부 재증착 현상은 관찰할 수 없었으며 솔더 내부에는 보다 균집(agglomeration)된 AgIn<sub>2</sub> 상들이 분포하였다.

Sn-37Pb 솔더의 경우에는 500시간 시효 후 접합 계면에서 0.7 μm 두께의 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 층 위로 Au-Ni-Sn

금속간 화합물층이 약 2.4 μm 두께까지 성장하였음을 관찰할 수 있었다<sup>14</sup>. 그러나 솔더 내 Au 원소의 고갈 및 계면에 형성된 Pb-rich 층의 영향으로 Au-Ni-Sn 3원계 금속간 화합물층의 성장 속도가 점차 둔화되고 있음을 관찰할 수 있었다.

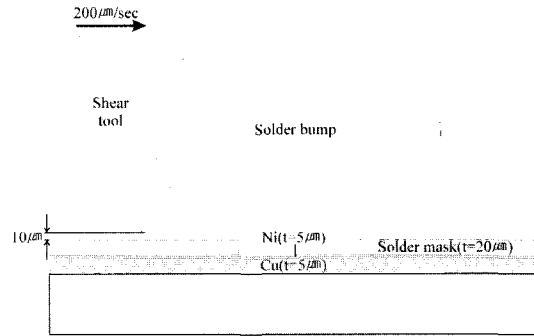


Fig. 4. Schematic illustration representing shear testing conditions of a solder bump.

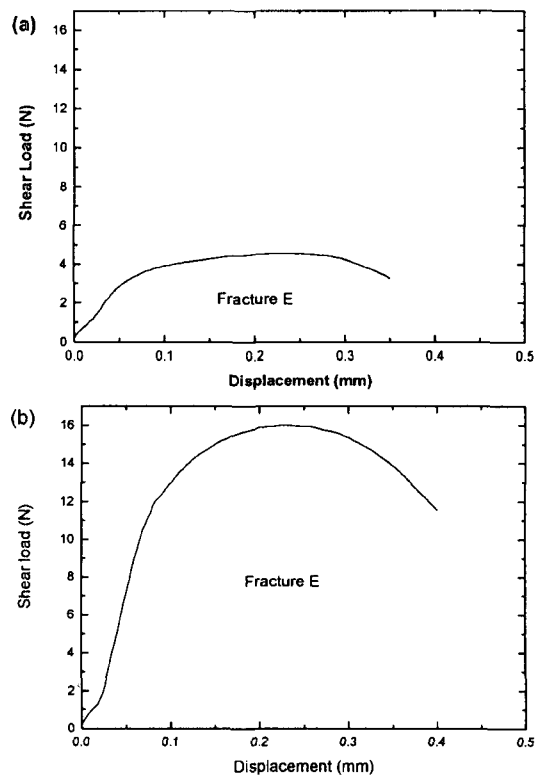


Fig. 5. A typical shear load-displacement curve of a single lap jointed sample after reflow soldering for 1min: (a) In-15Ag-5Ag and (b) Sn-37Pb solder bump.

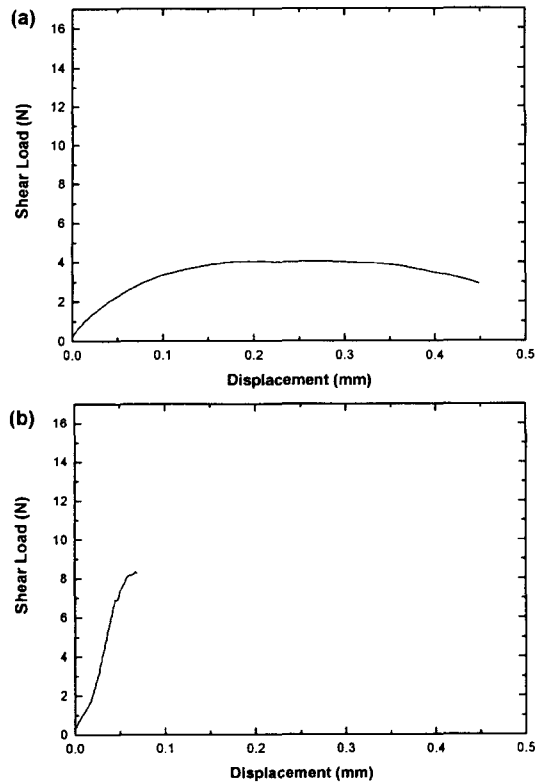


Fig. 6. A typical shear load-displacement curve of a solder bump after solid aging treatment for 500 hr at 130°C: (a) In-15Ag-5Ag and (b) Sn-37Pb solder bump.

In-15Pb-5Ag 솔더에 대한 Au-embrittlement 현상을 평가하기 위하여 리플로우 솔더링 직후와 고상 시효 후 솔더 범프의 전단 시험을 실시하였다. 리플로우 후 접합 계면에서 미세조직적으로 큰 차이를 보였던 1 분과 5 분간의 리플로우 샘플에 대하여 파단 에너지 값 및 생성 파면을 비교해 보았으며, 이들을 각각 300, 500 시간동안 고상 시효하여 다시 파단 에너지 값 및 생성 파면의 변화를 측정해 보았다. 측정 결과의 분석은 공정 Sn-37Pb 솔더에서의 결과와 비교하여 수행하였다.

Fig. 4는 전단 시험의 조건을 모식적으로 나타낸 것이다. SMD(solder mask defined) 패드에 형성된 솔더 범프를 전단시키기 위하여 솔더 마스크 표면으로부터 10  $\mu\text{m}$ 의 간격을 유지한 상태에서 200  $\mu\text{m}/\text{sec}$ 의 속도로 전단 시험 tool의 tip을 이동시켰다. 이러한 시험 조건은 전단 도중 접합 계면 부근 솔더의 소성 변형을 야기하면서 궁극적으로 금속간 화합물층 부근 영역에서도 전단 응력 성분을 생성하게 된다.

마이크로전자 및 패키징학회지 제9권 제4호 (2002)

Fig. 5는 리플로우 솔더링 후 In-15Pb-5Ag 및 Sn-37Pb 솔더 범프의 전형적인 하중-변형 곡선을 보여준다. In-15Pb-5Ag 솔더의 경우 리플로우 시간에 관계없이 Sn-37Pb 솔더 범프와 유사한 전단 변위량을 나타내었지만, 상대적으로 큰 인장강도의 저하를 보여 계산된 파단 에너지 값은 Sn-37Pb 솔더의 약 1/4 수준에 머물렀다. 파단 에너지는 Fig. 5에서와 같이 솔더 범프의 파단시까지 측정된 하중-변형 곡선의 총면적으로 정의하였다<sup>7)</sup>.

Fig. 6은 130°C에서 500 시간의 고상 시효 후 전형적인 하중-변형 곡선의 변화 예를 보여준다. In-15Pb-5Ag 솔더의 경우에는 1 또는 5분 리플로우한 경우 모두에서 리플로우 직후에 비하여 곡선의 형태에서 큰 변화가 관찰되지 않았으나, Sn-37Pb 솔더의 경우에는 리플로우 직후에 비하여 비교적 큰 전단 강도값의 감소가 측정되었으며, 갑작스런 파단 현상에 의하

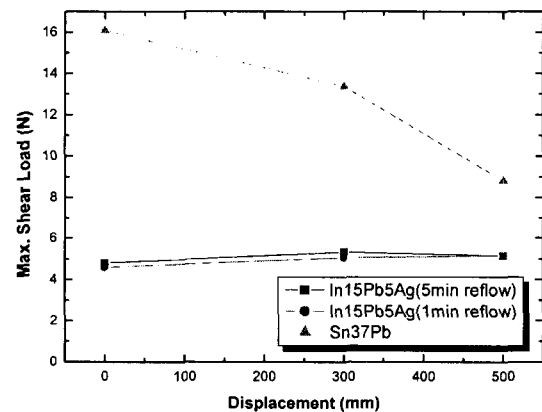


Fig. 7. Shear strength of solder bumps as a function of aging time at 130°C.

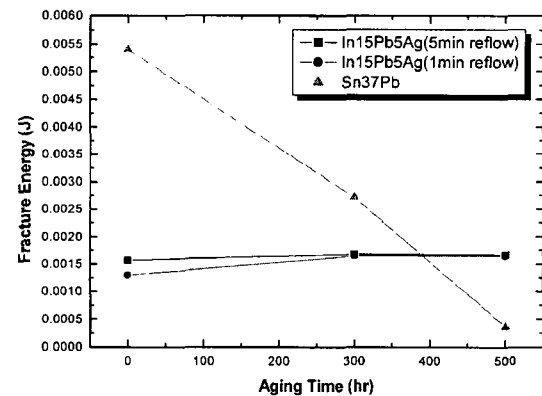


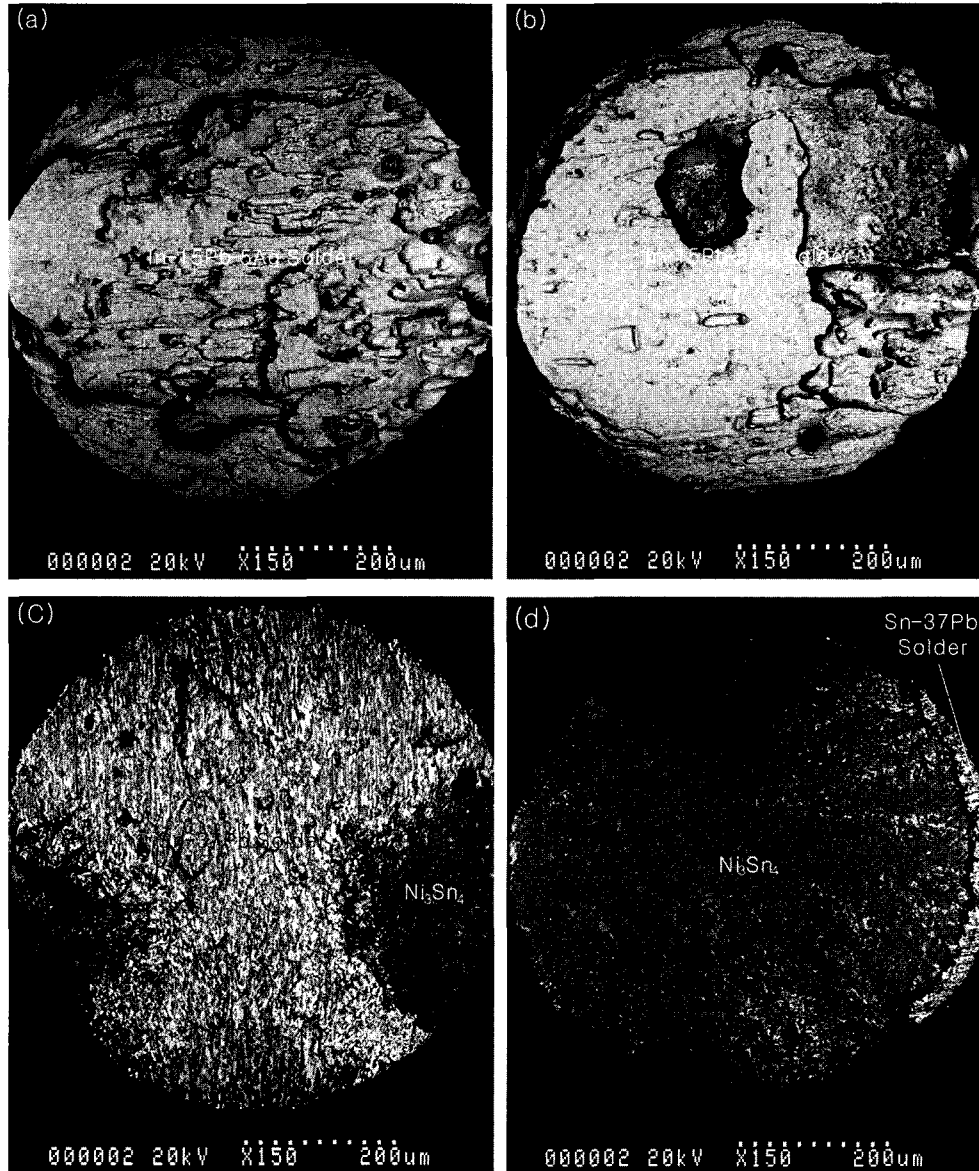
Fig. 8. Fracture energy of solder bumps as a function of aging time at 130°C.

여 매우 큰 변위의 저하가 관찰되었다<sup>7,14)</sup>.

Fig. 7은 시효 시간 및 솔더 종류에 따른 전단 강도값의 변화를 보여준다. Sn-37Pb 솔더의 경우에는 솔더 자체의 미세조직 조대화 현상<sup>15)</sup> 및 기존에 보고된 바와 같이 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 층과 Au-Ni-Sn 층 사이에서 취성 파괴면이 국부적으로 생성(Fig. 9-(c))되면서<sup>7,14)</sup> 고상 시효 시간이 증가함에 따라 전단 강도값이 감소하

는 결과가 관찰되었다. 한편 연성이 큰 In-15Pb-5Ag 솔더의 경우는 낮은 전단 강도값을 나타내었지만, 고상 시효시간에 관계없이 리플로우 직후부터 전단 강도값은 거의 일정한 값을 유지하였다.

Fig. 8은 시효 시간 및 솔더 종류에 따른 파단 에너지 값의 변화를 보여준다. Sn-37Pb 솔더의 경우에는 고상 시효시간이 증가됨에 따라 취성 파괴면의



**Fig. 9.** SEM micrographs of a fracture surface on pad side: (a) In-15Ag-5Ag, (b) 5 min reflowed In-15Ag-5Ag solder bump after solid aging treatment for 500 hr at 130°C, (c) Sn-37Pb solder bump after solid aging treatment for 300 hr at 130°C, and (d) Sn-37Pb solder bump after solid aging treatment for 500 hr at 130°C.

생성 면적이 점차 확대되면서 변이가 감소되어 궁극적으로 파단 에너지 값이 감소하는 결과가 관찰되었다<sup>7,14)</sup>. 특히 500 시간의 고상 시효 후에는 Fig. 9(b)에서와 같이 거의 패드의 전면에서 취성 파괴가 발생하면서 변위가 급감하므로 파단 에너지 값의 저하가 보다 가속화되어 In-15Pb-5Ag 솔더의 파단 에너지 값에도 크게 미치지 못하는 것으로 평가되었다. 이러한 상태는 패키지 또는 모듈에 가해지는 약간의 물리적 충격에 의해서도 솔더 접합부의 파단이 일어날 수 있음을 암시한다. 취성 파괴의 면적 증가량, 즉, 파단 에너지의 감소량은 솔더 내 함유 Au의 양, 고상 시효 온도 및 시효 시간의 증가에 따라 보다 커지는 것으로 보고되고 있다<sup>7,14)</sup>.

한편 In-15Pb-5Ag 솔더의 경우는 낮은 강도를 가지는 솔더 자체의 기계적 특성에 의하여 리플로우 직후 낮은 파단 에너지 값이 측정되었지만, 솔더의 고상선에 비해 매우 높은 130°C의 온도에서 500 시간 시효시킨 후에도 그 파단 에너지 값의 변화가 미미하였다. 이러한 결과는 Fig. 1 및 2, 3의 미세조직 관찰 결과에서도 알 수 있듯이 In-15Pb-5Ag 솔더 기지의 경우 미세조직 조대화 현상이 매우 미미하여 우선적으로 전단 강도 값 또는 파단 에너지 값의 적은 변화를 예상할 수 있었다. 아울러 Fig. 1-(a) 및 2-(a), 3-(a)에서의 미세조직 관찰 결과에서 알 수 있듯이 리플로우 직후 연속적인 AuIn<sub>2</sub> 금속간 화합물층이 고상 시효동안 불연속적인 scallop 형상으로 전이, 최종적으로는 솔더 내부로 계속적으로 용해되면서 소멸되어 연속적인 이종 금속간 화합물층의 생성시 발생할 수 있는 응력의 계면 집중 또는 결함의 형성이 방지되는 결과로 Au-embrittlement 현상이 일어나지 않은 것임을 예상할 수 있다. 또한 Fig. 1 및 2, 3에서 알 수 있듯이 In계 솔더의 경우 고상 시효동안 계면에 Au-Ni-In의 3원계 금속간 화합물이 생성되지 않음으로써 시효동안 솔더로부터 계면으로의 Au 역확산이 일어나지 않아 Au-embrittlement 현상이 일어나지 않은 것임을 알 수 있었다.

Fig. 9는 전단 시험 후 패드부에서 관찰된 파면의 조직을 보여준다. In-15Pb-5Ag 솔더의 경우는 리플로우 시간에 관계 없이 솔더링 직후부터 500 시간의 시효시까지 지속적으로 솔더 파면이 관찰되어 리플로우 및 고상 시효 시간에 관계없이 거의 일정한 파단 에너지 값을 나타내었던 앞서 전단 실험 결과와 잘 일치하였다(Fig. 9(a), (b)). 반면 Sn-37Pb 솔더의 경우는 리플로우 직후에서는 솔더 파면이 관찰되었으나, 300 시간 고상 시효 후에는 국부적인 영역에서

취성 파면이, 500 시간 시효 후에는 대부분의 영역에서 취성 파면이 관찰되어 고상 시효 시간의 증가에 비례하여 취성 파면의 면적이 증가하는 경향을 보였다(Fig. 9(c), (d))<sup>7,14,15)</sup>. 취성 파면은 앞서 서론에서의 설명과 같이 하부의 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 층과 상부 Au-Ni-Sn 금속간 화합물층 사이에서 형성된 것으로 관찰되었다.

이상의 실험을 통하여 Au/Ni surface finish 상에 일반적인 Sn계 솔더의 사용시 야기되는 Au-embrittlement 현상이 In-15Pb-5Ag 솔더의 사용에 의해 억제되어 실제 패키지에 적용시 솔더 접합부의 장시간 신뢰성 측면에서도 보다 우수한 특성을 보일 것으로 예상되었다.

#### 4. 결 론

리플로우 솔더링 동안 용융 In-15Pb-5Ag 솔더 내로의 Au의 용해 속도는 약  $2 \times 10^{-3} \mu\text{m}/\text{sec}$  정도로 측정되어 Au의 용해가 극도로 억제됨을 관찰하였다. 아울러 In-15Pb-5Ag 솔더 내로 용해된 Au는 고상 시효동안 접합 계면부로 역확산하는 거동은 관찰되지 않았다. 이와 같은 원인으로 Au-embrittlement 현상은 관찰되지 않았으며, In-15Pb-5Ag 솔더는 130°C의 온도에서 500 시간의 고상 시효까지 리플로우 직후에서와 거의 유사한 파단 에너지 값을 나타내었고, 파면도 솔더부로 일정하게 관찰되었다. 이상의 관찰들을 통하여 솔더 접합부의 신뢰성이 요구되는 플립칩 솔더 접합부에서 Au/Ni 층이 포함되는 UBM을 사용하는 경우 In계 솔더는 Au-embrittlement 현상을 예방할 수 있는 하나의 방법임을 확인할 수 있었다. In-15Pb-5Ag 조성의 경우 비록 고가이지만, 솔더의 사용 체적이 작은 광전 패키징 분야에서는 Au-embrittlement를 예방할 수 있는 하나의 대안으로 고려될 수 있다.

#### 감사의 글

본 연구의 전단 시험을 도와주신 KAIST의 백 경욱 교수님과 김 형준씨에게 감사드립니다.

#### 참고문헌

1. J. Lau, Ball Grid Array Technology, McGraw-Hill, NY, 400-410 (1995).
2. R. N. Wild, "Effects of Gold on Solder Properties", in Proc. Internecon, Brighton, 27-32 (1968).



3. D. H. Daebler, "An Overview of Gold Intermetallics in Solder Joints", *Surface Mount Technology*, 43-46 (1991).
4. A. M. Minor and J. W. Morris, Jr., *Metall. Trans. A*, "Growth of a Au-Ni-Sn Intermetallic Compound on the Solder-Substrate Interface after Aging", 31A, 798 (2000).
5. A. M. Minor and J. W. Morris, Jr., *J. Electron Mater.*, "Inhibiting Growth of the Au<sub>0.5</sub>Ni<sub>0.5</sub>Sn<sub>4</sub> Intermetallic Layer in Pb-Sn Solder Joints Reflowed on Au/Ni Metallization", 29(10), 1170 (2000).
6. H. G. Song, J. P. Ahn, A. M. Minor, and J. W. Morris, Jr., "Au-Ni-Sn Intermetallic Phase Relationships in Eutectic Pb-Sn Solder Formed on Ni/Au Metallization", *J. Electron Mater.*, 30(4), 409 (2001).
7. J.-H. Lee, J.-H. Park, D.-H. Shin, Y.-H. Lee, and Y.-S. Kim, "Kinetics of Au-containing Ternary Intermetallic Redeposition at Solder/UBM Interface", *J. Electron Mater.*, 30(9), 1138 (2001).
8. A. Mei, M. Kaufmann, A. Esclamolchi, and P. Johnson, "Brittle Interfacial Fracture of PBGA Packages Soldered on Electroless Nickel/Immersion Gold", *Proc. 48th Electron. Compon. Technol. Conf.*, IEEE, New Jersey, 952 (1998).
9. T. S. Laverghetta, *Microwave Materials and Fabrication Techniques*, 3rd ED., Artech House Inc., MA, 116 (2000).
10. K. J. Puttlitz, "Preparation, Structure, and Fracture Modes of Pb-Sn and Pb-In Terminated Flip-chips Attached to Gold Capped Microsockets", *IEEE Trans. Compon. Hybrid and Manuf. Technol.*, 13(4), 647 (1990).
11. A. Zribi, R. R. Chromik, R. Presthus, J. Clum, K. Teed, L. Zavalij, J. DeVita, and E. J. Cotts, "Solder Metallization Interdiffusion in Microelectronic Interconnects", *Proc. 49th Electron. Compon. Technol. Conf.*, IEEE, New Jersey, 451 (1999).
12. C.-Y. Huang and S.-W. Chen, *J. Electron Mater.*, "Interfacial Reactions in In-Sn/Ni Couples and Phase Equilibria of the In-Sn-Ni System", 31(2), 152 (2002).
13. M. D. Cheng, S. S. Wang, and T. H. Chuang, *J. Electron Mater.*, "Soldering Reactions between In<sub>49</sub>Sn and Ag Thick Films", 31(3), 171 (2002).
14. J.-H. Lee, B.-D. Choi, Y.-H. Lee, and Y.-S. Kim, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, "고상 시효시 솔더/UBM 계면에서의 Au 함유 3원계 금속간 화합물의 성장 속도와 성장 억제", 39(7), 814 (2001).
15. J.-H. Lee, D.-J. Park, Y.-H. Lee, D.-H. Shin, and Y.-S. Kim, "In-Situ 공정으로 제조된 복합 솔더의 신뢰성", *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 38(9), 1233 (2000).