

## 금속패드가 Sn계 무연솔더의 저주기 피로저항성에 미치는 영향

이규오 · 유진

한국과학기술원 재료공학과 전자패키지연구센터

### Effects of Surface Finishes on the Low Cycle Fatigue Characteristics of Sn-based Pb-free Solder Joints

K. O. Lee and J. Yu

Center for Electronic Packaging Materials(CEPM) Dept. of Materials Science and Engineering,  
Korea Advanced Institute of Science and Engineering, Daejeon 305-701, Korea

**초 록:** 플립칩 전자패키지에서 칩과 기판(PCB)을 연결할 때, 통상적으로 칩쪽은 금속패드/UBM 처리를 기판 쪽은 표면처리를 한 후 솔더로 연결하는데, 이 때 사용되는 UBM이나 표면처리에 따라, 칩/솔더, PCB/솔더에 생성되는 금속간 화합물의 종류와 두께 및 솔더의 조성이 변하게 되어 궁극적으로 솔더 접합부의 기계적 신뢰성에 영향을 주게 된다. 본 연구에서는 Cu와 Au/Ni의 두가지 금속 패드가 무연솔더의 저주기 피로특성에 어떠한 영향을 미치는 지에 대해 고찰해 보았다. 저주기 피로 실험은 Cu나 Au/Ni 이 표면처리 된 기판에 무연솔더(Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-1.5Cu, Sn-3.5Ag-XBi(X=2.5, 7.5), Sn-0.7Cu)를 리플로하여 총변위를 변화시키면서 상온에서 시행하였다. 기판의 표면처리에 관계없이 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-XCu(X=0.75, 1.5), Sn-0.7Cu 합금이 Sn-3.5Ag-7.5Bi 합금보다 피로저항성이 현격히 좋았으며, Au/Ni 표면처리한 솔더 접합부가 Cu 처리한 경우보다 피로저항성이 뛰어난 것으로 나타났다. 파괴 후 단면을 조사한 결과 계면에 형성된 금속간 화합물 내에 미세균열이 발견되었는데, Cu 표면처리를 사용한 경우 더 많은 미세균열이 생성된 것을 볼 수 있었다. Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu(X=0.75, 1.5), Sn-0.7Cu 합금의 경우 금속간 화합물 내에 생기는 미세 균열이 거시 균열로 성장하지 않고 파단은 항상 솔더 내부로 일어난 반면, Bi를 함유한 솔더의 경우, 기판의 표면처리에 상관없이 금속간 화합물/솔더 계면으로 균열이 생성 진전되어 다른 솔더합금에 비해 열악한 피로저항성을 나타내는 것으로 보인다. 이것은 Bi의 금속간화합물/솔더 입계 편석이나 Bi 합금이 다른 합금에 비해 높은 경도값을 가지는 것에 인한 것으로 보여진다.

**Abstract:** Surface finishes of PCB laminates are important in the solder joint reliability of flip chip package because the types and thicknesses of intermetallic compound(IMC), and compositions and hardness of solders are affected by them. In this study, effects of surface finishes of PCB on the low cycle fatigue resistance of Sn-based lead-free solders; Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-XCu(X=0.75, 1.5), Sn-3.5Ag-XBi(X=2.5, 7.5) and Sn-0.7Cu were investigated for the Cu and Au/Ni surface finish treatments. Displacement controlled room temperature lap shear fatigue tests showed that fatigue resistance of Sn-3.5Ag-XCu(X=0.75, 1.5), Sn-3.5Ag and Sn-0.7Cu alloys were more or less the same each other but much better than that of Bi containing alloys regardless of the surface finish layer used. In general, solder joints on the Au/Ni finish showed better fatigue resistance than those on the Cu finish. Cross-sectional fractography revealed microcracks nucleation inside of the interfacial IMC near the solder mask edge, more frequently on the Cu than the Au/Ni surface finish. Macro cracks followed the solder/IMC interface in the Bi containing alloys, while they propagated in the solder matrix in other alloys. It was ascribed to the Bi segregation at the solder/IMC interface and the solid solution hardening effect of Bi in the  $\beta$ -Sn matrix.

**Keywords:** 무연솔더, 저주기 피로, 피로수명, 금속간 화합물

## 1. 서론

현재까지는 Pb-Sn계 공정 솔더가 용접, 접합성, 가격 등의 이유로 전자기기의 접합 소재로 세계적으로 널리 쓰이고 있다<sup>1)</sup>. 그러나 납의 유독성 때문에 유럽이나 일본등지에서 납 사용에 대한 규제가 본격화 되고 있어, Pb-Sn계 합금과 비슷한 특성을 가지는 대체 합금의 개발이 시급한 실정이다. 세계적으로 무연솔더에 대한 많은 연구가 진행되고 있으며, 그 결과 Sn이 주로 함유된 합금이 주요 후보로 여겨지고 있다<sup>1)</sup>. 하지만, 신뢰성 실험에 대한 결과들이 부족한 상태이며, 심지어 그 결과들도 서로 많은 차이를 보여주고 있다. 또한 많은 연구가 크기가 큰 벌크(bulk) 재료에 대해 이루어졌으며<sup>2-7)</sup>, 실제 패키지에 쓰이는 접합 형태의 신뢰성 연구는 상당히 부족한 실정이다. 접합부의 경우 리플로우 시의 Undr Bump Metallurgy(UBM)이나 표면처리가 솔더와 반응하여 금속간 화합물(IMC)를 형성하고 이로 인해 솔더의 조성도 벌크 재료와 다를 수 있으며, 벌크 재료에 비해 빠른 속도로 냉각돼 미세구조 또한 다르다. 따라서 벌크 소재에서 이루어진 신뢰성 실험에 기초하여 접합부에 사용되는 소재의 신뢰성을 평가하기에는 어려움이 있다<sup>8)</sup>. Lin 등은 플립 칩 접합부에서의 저주기 피로시험 결과, Sn-0.7Cu 공정합금의 경우 Cu 금속 패드와 Au/Ni 금속패드의 피로 저항성이 비슷한 값을 보였으며, Cu 금속 패드를 사용한 Sn-3.8Ag-0.7Cu 합금의 경우 또한 Sn-0.7Cu 합금의 경우와 같은 값을 보였다<sup>9)</sup>. 그러나 금속 패드에 따른 무연솔더의 피로저항성의 차이가 미미하였다. 이는 솔더볼의 크기가 작고, 피로 시험기의 변위 해상도의 부족에 기인한 것으로 보인다. 따라서 금속 패드의 영향을 알기 위해서는 BGA에서 사용되는 크기(~0.76mm)의 솔더볼을 사용하고  $\pm 5 \mu\text{m}$  정도의 변위 조절 기능을 가진 피로 장비가 필요할 것으로 보인다.

본 연구에서는 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-3.5Ag-Bi, Sn-0.7Cu 솔더 합금을 Cu 또는 Au/Ni가 도금된 PCB에 리플로우 하여 접합시킨 후, 상온에서 저주기 피로 실험을 시행하였다. 피로 실험 전 두 가지 금속 패드에 따른 미세조직의 변화를 광학현미경을 통해 비교하였으며, IMC의 두께는 주

사전자 현미경 사진에서 일정 간격을 두고 스무번 이상 높이를 측정하여 평균하였다. 피로 실험 후 각 합금의 피로 특성을 파괴 경로와 비교하였으며, 피로 수명 예측을 위해 Coffin-Manson 식을 이용하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 피로 시편은 Fig. 1(a)과 같이 두개의 PCB를 솔더볼(직경 0.76 mm)을 이용하여 200°C 이상에서 1분 50초간 질소 분위기 하에서 리플로우하여 접합하였다. 사용된 무연 솔더의 조성은 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-XCu(X=0.75, 1.5), Sn-3.5Ag-XBi(X=2.5, 7.5), Sn-0.7Cu 이며, 그것의 실제 조성을 Table 1에 나타내었다. Sn-0.7Cu의 경우 분석된 Cu의 함량이 0.6%보다 적은 값을 나타내고 있는데 분석 오류인 것으로 보인다. FR-4 PCB는 Fig. 1(a), (b)에서 보듯이 솔더 볼을 엮기 위하여 3x3 개의 두께 35  $\mu\text{m}$ , 지름 0.594 mm인 원형 Cu 패드를 갖고 있는데, 각 패드의 간격(pitch)은 1.27 mm로 무전해 도금된 Cu 패드 위에 Au(0.05  $\mu\text{m}$ )/Ni(1  $\mu\text{m}$ )를 무전해 방법으로 도금한 것과, 그냥 Cu(35  $\mu\text{m}$ ) 패드만 있는 두가지 금속 패드를 사용하였다. 리플로우 된 시편은 스테인레스 그립에 에폭시 수지(cyanoacrylate)를 사용하여 고정하였고, 피로시험 장비는 서보모터로 구동되며, 볼 스

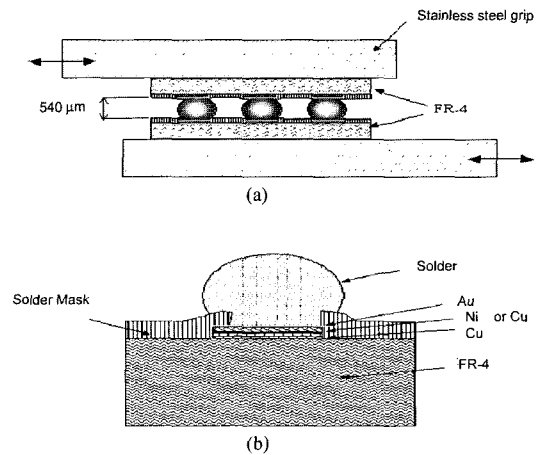


Fig. 1. Schematic diagrams showing (a) the lap shear fatigue fixtures and (b) UBM structure over the FR-4 substrate.

**Table 1.** Chemical composition of Sn based solder alloys in weight percent.

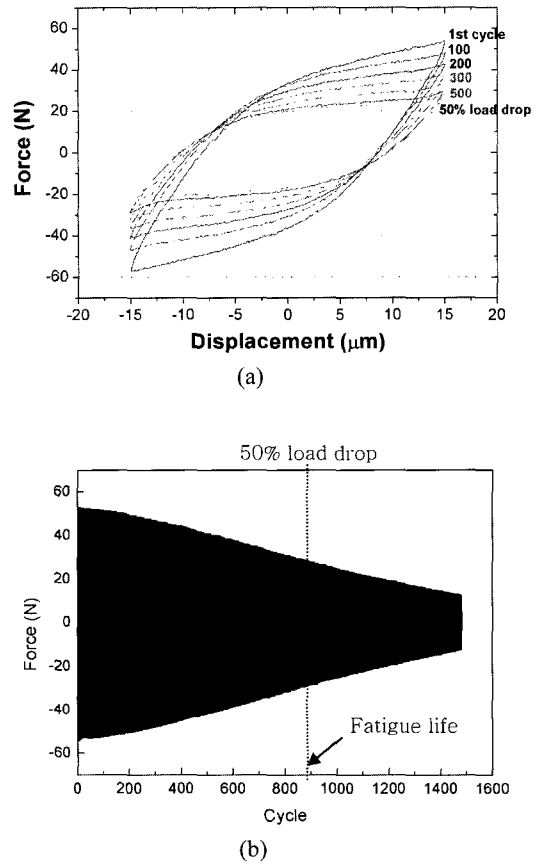
Nominal Comp.	Sn	Ag	Cu	Bi
Sn-3.5Ag	95.7	3.61		
Sn-3.5Ag-1.5Cu	94.6	3.49	1.48	
Sn-3.5Ag-7.5Bi	88.5	3.63		7.62
Sn-0.7Cu	99.4		0.57	

크루로 동력을 전달하는 방식이며, LVDT로 총 변위( $\Delta_T$ )를 조절하고 50 nm의 단축 변위 해상도를 가지고 있으며,  $\pm 5 \mu\text{m}$ 의 왕복 변위 조절기능을 가지고 있다<sup>10)</sup>.

본 연구에서는 1/30 Hz의 주기의 톱니 형태의 파형으로 총 변위를 6~20  $\mu\text{m}$  크기로 변화시키면서 상온에서 피로실험을 진행하였다. 전형적인 하중-변위 곡선은 Fig. 2(a)와 같으며, 시간이 지남에 따라 하중이 감소함을 알 수 있다. 이는 피로가 진행되면서, 균열이 발생하여 유효 접촉 면적이 감소하여, 주어진 변위에서 하중이 감소한 것에 기인한다<sup>2,11)</sup>. 본 실험에서는 Fig. 2(b)에서 보는 바와 같이 피로 수명을 최대 하중의 50%에서의 주기수로 정의하였다. LVDT에서 측정된 변위는 PCB, 접착제, 그리고 스테인레스 그림의 변위까지 포함하고 있기 때문에 솔더 자체의 변형만을 고려하기 위해서는 솔더를 제외한 나머지 재료의 기생변위( $\Delta_s$ )를 제거할 필요가 있다. 따라서 본 연구에서는 솔더를 제외한 구조에서의 기생변위를 측정하여 솔더에 가해진 진 변위( $\Delta = \Delta_T - \Delta_s$ )를 얻었다. 솔더의 경우 상온에서 시효효과가 커 솔더링 후 수일 안에 물성이 크게 변하게 된다는 보고가 있어<sup>12)</sup>, 리플로우 한 후 10일 동안 상온에서 시효시킨 후 피로실험을 시행하였다. 미세조직 및 파괴 경로를 알아보기 위해 시편을 연마하여  $\text{HNO}_3(5\%) + \text{HCl}(2\%) + \text{CH}_3\text{OH}(93\%)$  용액으로 부식시킨 후 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다. 미세조직의 관찰 결과 나타난 상의 성분 분석을 위해 EDS(Energy dispersive spectroscopy)를 이용하였다.

**3. 실험결과 및 고찰**

Fig. 3은 피로실험 전 각각의 솔더 접합부의 미세구조를 나타내주고 있다. Au/Ni를 사용한 솔더



**Fig. 2.** (a) Force vs. displacement hysteresis and (b) the corresponding load drop with the fatigue cycles in the Sn-3.5Ag-0.75Cu alloy.

조인트의 경우, 솔더 내부에서는 덴드라이트 형태의  $\beta\text{-Sn}$ 과 공정조직(Ag<sub>3</sub>Sn 과  $\beta\text{-Sn}$ 상으로 구성)이 관찰되었으며, 크기가 큰  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  상이 Sn-3.5Ag-1.5Cu합금에서 관찰되었다. 패드 표면의 Au는 리플로우 시 빨리 솔더 내부로 용출되어 고용되기 때문에 솔더와 금속패드의 계면에서는 Ni의 금속간 화합물이 연속적인 판상구조(layered structure)이 형성되었음이 관찰되었다. Sn-3.5Ag-1.5Cu 합금의 경우 솔더 내 Cu가 충분히 계면 금속간 화합물이 Ni-Sn 대신 Cu-Sn 금속간 화합물이 생성된 것을 관찰하였다. 이는 Kang, et. al.이 발표한 내용과 유사한 결과이다<sup>2)</sup>. 주어진 리플로우 조건하에서 금속간 화합물의 평균 두께는 Fig. 4에서 보듯이 대개 1.5  $\mu\text{m}$ 보다 작은 것으로 나타났다.

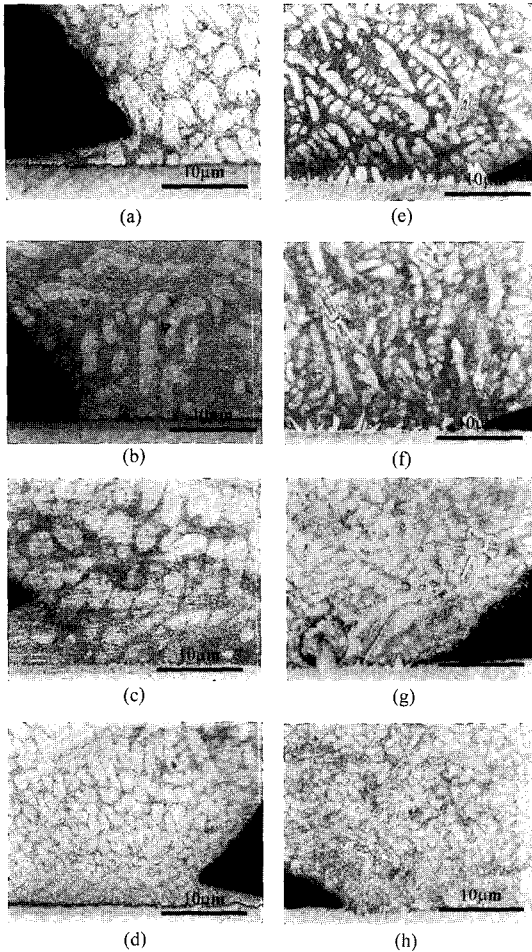


Fig. 3. Optical micrographs of Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-1.5Cu, Sn-3.5Ag-7.5Bi and Sn-0.7Cu alloys reflowed on the Au/Ni pad((a),(b),(c),(d), respectively) and the same alloys reflowed on the Cu pad((e),(f),(g), (h), respectively).

Cu를 사용한 솔더 조인트의 미세조직은 Au/Ni를 사용한 미세조직과 크게 다르진 않지만, β-Sn 덴드라이트의 크기가 Au/Ni의 경우보다 작음을 알 수 있다. 이는 금속패드로부터 용출된 구리로 말미암아 공정 온도 및 조성, β-Sn의 부피 변화에 일차적으로 기인한 것으로 보이며, 용출된 구리가 β-Sn의 불균일 핵생성을 도울 가능성이 있다<sup>1)</sup>. 계면에 형성된 금속간 화합물은 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>이며 조개 (scallop) 형태를 가지고 그 평균 두께는 Fig. 4에 보이듯 1.5~3.5 μm로 Au/Ni 표면처리 시 보다 두꺼우며 표면 거칠기가 상당히 큰 것을 알 수 있다.

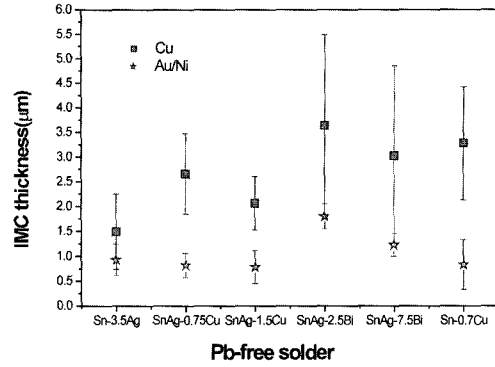


Fig. 4. Thickness of intermetallic compounds in various Pb-free solders over the Au/Ni and Cu surface finishes.

Fig. 5는 총변위(Δ<sub>T</sub>)가 ±10, ±12 μm인 경우에 주기수의 증가에 따른 최대 하중의 변화를 보여주고 있다. Au/Ni 표면처리를 사용한 솔더 접합부의 경우, Bi를 함유한 합금의 최대 전단 하중이 다른 합금에 비해 월등히 큰 것을 알 수 있으며 200~400 주기수 사이에서 급격히 감소함을 알 수 있다. 반면에 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-Cu 합금은 일정한 속도로 최대 전단 하중이 감소하는 것을 볼 수 있다. 이 같은 현상은 Cu 표면처리를 사용한 솔더 접합부의 경우에서도 비슷한 양상을 나타내고 있으며, 다만 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-Cu 합금의 경우 최대하중 감소 속도가 Au/Ni를 사용한 경우보다 Cu를 사용한 경우가 약간 더 빠름을 알 수 있다. 반면에 Bi를 함유한 합금은 금속패드의 표면 처리에 상관없이 일정한 최대하중 감소 속도를 나타내고 있다.

피로수명을 예측하고, 금속패드의 표면처리에 따른 피로수명의 영향을 알아보기 위해, Coffin-Manson 식을 이용하여 소성변형량과 피로수명과 의 관계를 알아보았다. Coffin-Manson 식은 다음과 같이 나타내며,

$$\Delta\gamma_p N_f^n = C \tag{1}$$

여기에서 γ<sub>p</sub>는 소성변형률, N<sub>f</sub>는 피로수명을 나타내고 n과 C는 각기 재료상수이다. 소성변형 양은 Fig. 6(a)에 보이는 바와 같이 전체 전단 변형률의 변화(γ<sub>T</sub>)에서 탄성 전단변형률(γ<sub>e</sub>)를 빼서 구하는데 Fig. 6(b)에 보이는 것은 하중을 줄일 때

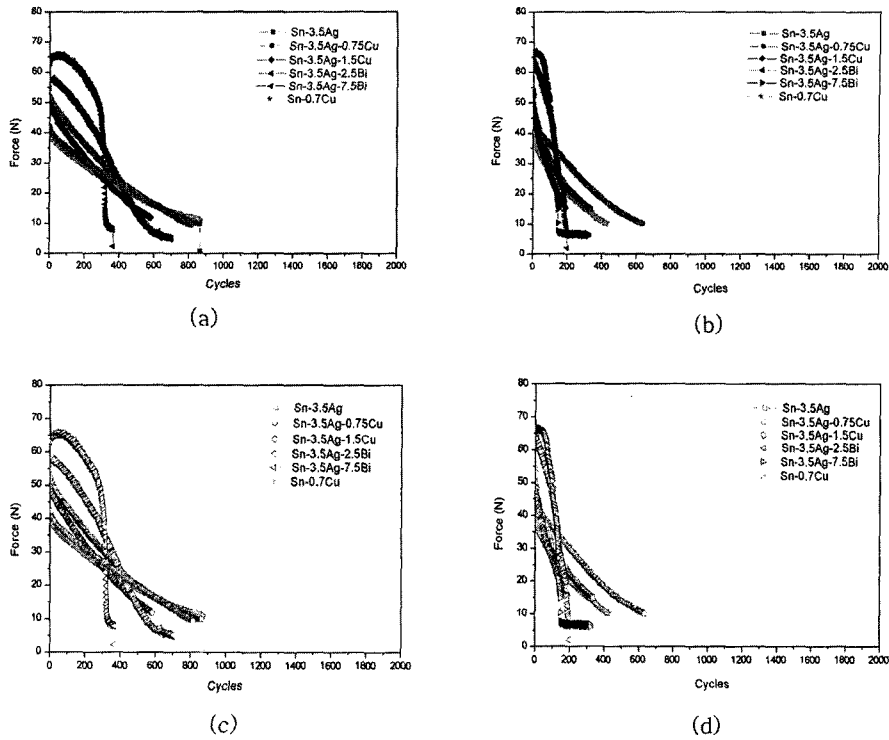


Fig. 5. Variation of maximum load in the force-displacement hysterisises with fatigue cycles in various lead-free solders with the Au/Ni surface finishes at  $\Delta_T$  value of (a)  $\pm 10 \mu\text{m}$  and (b)  $12 \mu\text{m}$ , and that with the Cu finish at (c)  $10 \mu\text{m}$  and (d)  $\pm 12 \mu\text{m}$

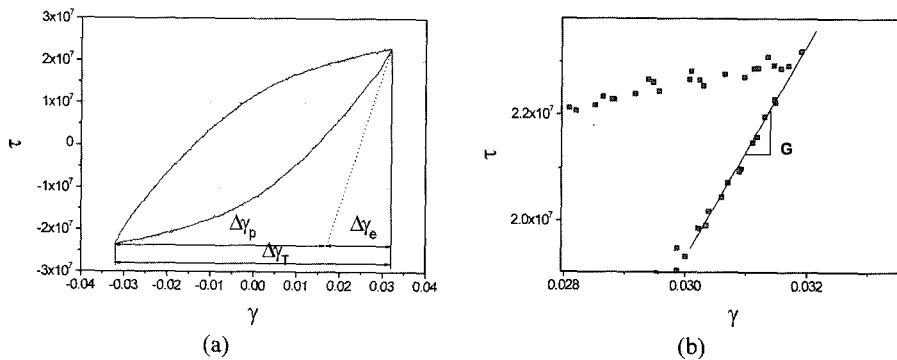


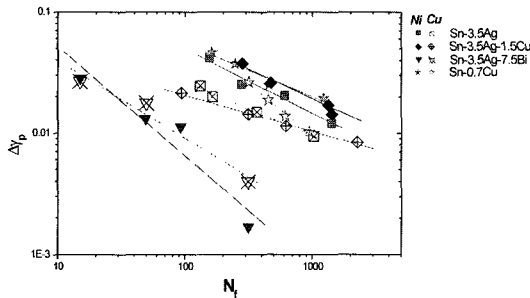
Fig. 6. (a) Deduction of plastic shear strain ( $\Delta\gamma_p$ ) from the stress-strain hysteresis of Sn-3.5Ag-0.75Cu alloy for  $\Delta_T = \pm 20 \mu\text{m}$  (b) Details of data points right after unloading and the derivation of shear modulus.

(unloading) 하중 변형을 곡선에서 나타나는 선형 구간을 자세히 보여주고 있다. Fig. 7은 Coffin-Manson 곡선을 나타내고 있다. 각각의 곡선으로부터 추론하여 재료상수,  $n$ 과  $C$ 를 얻을 수 있으며 그 값을 Table 2에 나타내었다.

Au/Ni 표면처리를 사용한 솔더 접합부의 경우, Sn-3.5Ag, Sn-0.7Cu, Sn-3.5Ag-Cu 합금이 유사한 피로특성을 나타내고 있으며, Bi 합금의 경우 매우 열악한 피로 특성을 보여주고 있다. Sn-3.5Ag, Sn-0.7Cu, Sn-3.5Ag-Cu의 재료상수,  $n$ 이 0.43과

**Table 2.** Material constants of the Coffin-Manson relation for the Sn-based solder alloys.

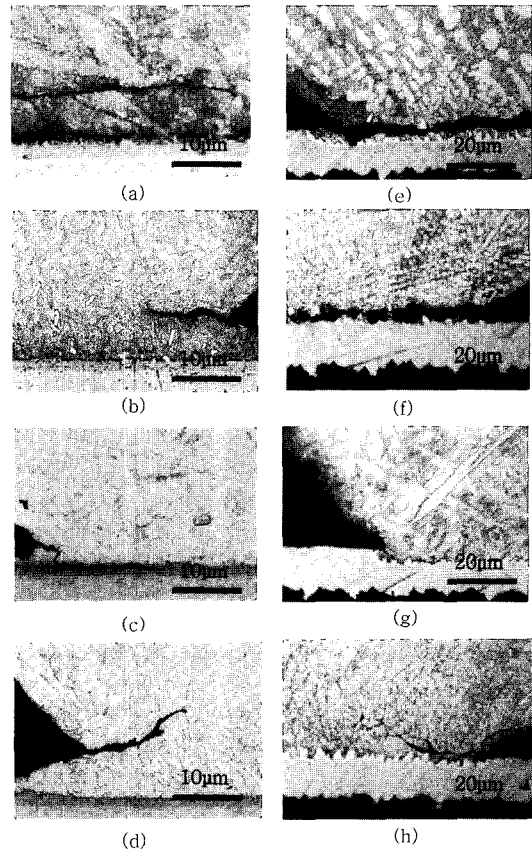
		Sn-3.5Ag	Sn-3.5Ag-1.5Cu	Sn-3.5Ag-7.5Bi	Sn-0.7Cu
Au/Ni	n	0.57	0.53	0.90	0.43
	C	0.83	0.74	0.41	0.40
Cu	n	0.61	0.57	0.47	0.76
	C	0.13	0.34	0.25	0.23



**Fig. 7.** Coffin-Manson's plot relating the fatigue life with the plastic strain range.

0.57이며, C는 0.4와 0.83 사이의 값을 가지고 있다. 이는 Kariya 등이 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-1Cu에서 발표한 재료상수,  $n=0.43$ 과  $0.5$ ,  $C=0.9$ ,  $0.45$ 와 매우 유사함을 알 수 있다<sup>8)</sup>. 반면에, Sn-3.5Ag-Bi 합금의 경우 접합부 시편에서는  $n$ 과  $C$ 가 0.7과 2.8의 높은 값을 가진 반면 Bulk 재료에서는 0.55와 0.47의 낮은 값을 나타내고 있다<sup>8)</sup>. 이런 Bi를 함유한 합금의 피로 저항성이 다른 이유는 접합부 시편의 경우 파괴가 솔더 내부가 아닌 솔더와 금속 패드 사이에 형성된 계면 금속간 화합물을 따라 일어났기 때문이다. Cu를 사용한 솔더 접합부의 경우, Sn-0.7Cu가 Sn-3.5Ag 나 Sn-3.5Ag-1.5Cu 합금보다 피로특성이 좋으며(특히 높은  $\gamma_p$ 에서), 이 세합금의 경우 일반적으로 Au/Ni 표면처리를 사용한 경우보다 피로수명이 낮은 것을 알 수 있다. Bi 합금의 경우는 Cu 표면처리에서도 제일 나쁜 피로 수명을 보이는데, 이는 솔더/표면처리 계면을 따라 가는 파괴 궤적에 기인한다.

Fig. 8은 금속 표면처리에 따른 각 합금의 파괴 경로를 보여주고 있다. Au/Ni 금속 표면처리를 사용한 솔더 접합부의 경우, Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-0.7Cu 합금은 파괴가 솔더 내부를 통해서 일어남을 알 수 있고, Sn-3.5Ag-Bi 합금의 경우 균열이 금속패드 근처 솔더 모서리에서 시작되어 솔더/표면처리 계면의 금속간 화합물을 따라 진행됨을 알



**Fig. 8.** Cross-sectional views showing macroscopic failure paths of Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-1.5Cu, Sn-3.5Ag-7.5Bi and Sn-0.7Cu alloys reflowed on the Au/Ni pad ((a),(b),(c),(d), respectively) and the same alloys reflowed on the Cu pad for  $\Delta T_f = 15 \cdot m$  ((e),(f),(g), (h), respectively).

수 있다. 하지만, Cu 표면처리를 사용한 솔더 접합부의 경우, Sn-0.7Cu 합금을 제외한 모든 합금에서 솔더와 금속 패드 사이에 형성된 계면 금속간 화합물을 따라 파괴가 진행됨을 알 수 있으며, 이는 Sn-0.7Cu 합금이 Cu 금속 패드에서 다른 합금보다 피로저항이 좋은 것과 일치한다. 정확한 파

과 경로를 파악하기 위해 Fig. 9와 같이 고배율의 Back Scattered(BS) SEM을 통해서 파괴 단면을 관찰하여 보았다. Au/Ni 금속패드를 사용한 접합부의 경우, 겉보기 파괴가 솔더 내부로 진행된 Sn-3.5Ag 합금의 계면 금속간 화합물 내부에서도 균열이 발생한 것을 알 수 있으며, Sn-3.5Ag-Bi합금의 경우 파괴가 Ni-금속간 화합물과 무전해 Ni 도금이 리플로우시에 형성된 Ni<sub>3</sub>P 사이에서 일어난 것을 볼 수 있다. 반면에 Cu 금속패드를 사용한 접합부의 경우, 모든 합금에서 미세 균열이 계면 금속간 화합물 내에 형성되고 이들이 피로 하중시 상호 연결되어 거시 균열로 성장하는 것으로 보인다. Bi 합금의 경우 균열이 금속패드의 종류에 상관없이 IMC 내부와 솔더/IMC 계면을 따라 일어나는데, 솔더/IMC 계면의 표면 에너지가 매우 낮은 것으로 보아 계면의 Bi 편석(segregation) 효과가 있는 것으로 추정된다. 이렇듯이 표면처리에 따라서 계면에 형성된 금속간 화합물 내부에 형성되는 미세균열의 양의 차이가 나는데, 그 이유는 앞의 Fig. 4에서 보듯이 금속간 화합물의 두께 및 거칠기가 금속패드 표면처리에 따라 다르기 때문

이다. Cu 금속패드를 사용한 접합부의 금속간 화합물이 Au/Ni 금속패드를 사용한 경우보다 두꺼우며 거칠기가 크다는 것을 알 수 있다. 따라서 솔더/표면처리 사이의 금속간 화합물의 두께가 큰 경우 IMC 인근의 파괴가 쉽게 수반된 것을 알 수 있다. 금속패드와 솔더의 반응 시 금속간 화합물의 생성에 의한 체적 수축이 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>와 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>가 각각 10.7%와 5%로 금속간 화합물에 응력이 크게 발생된다고 보고되고 있다<sup>13)</sup>. Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>과 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>의 파괴인성은 각각 1.2와 1.4MPa·√m로 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>가 약간 낮다고 보고 되고 있으며, 탄성계수(Young's Modulus)는 각각 133MPa, 86MPa로 보고 되고 있다<sup>13,14)</sup>.

Bi를 함유한 솔더 합금의 경우 금속패드 종류에 관계없이 피로수명이 다른 합금에 비해 상당히 열악한 것을 볼 수 있는데, 이것은 주로 Bi원자가 솔더/금속간 화합물 계면에서의 편석과 Bi에 의한 용강화에 기인한 것으로 보인다. Fig. 10(a)는 총 변위에 따른 각 합금의 초기 최대 전단 강도를 나타내고 있는데, Sn-3.5Ag-Bi 합금이 제일 큰 값을, 그리고 Sn-0.7Cu 합금이 제일 작은 값을 알

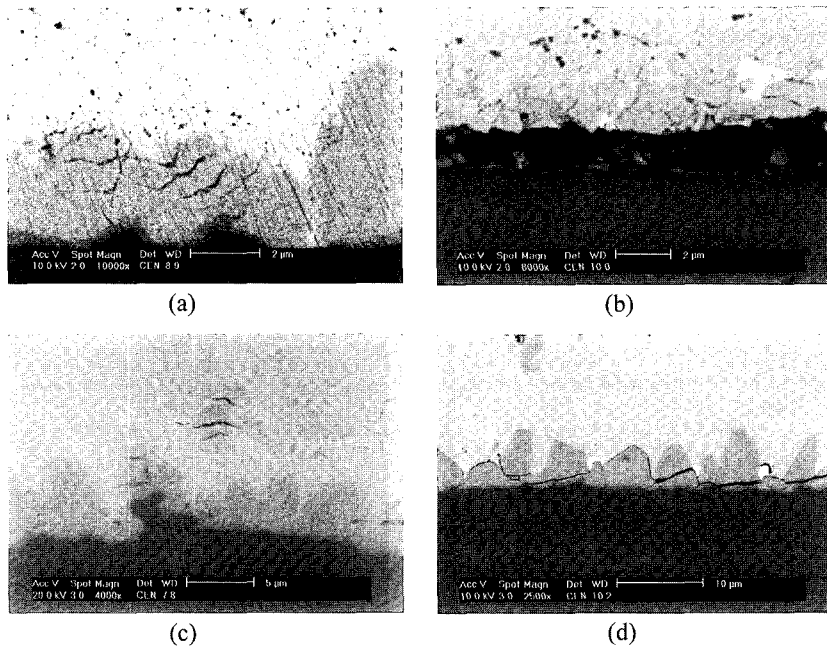


Fig. 9. Back scattered SEM images of fatigue fractured solder joints of (a) Sn-3.5Ag and (b) Sn-3.5Ag-7.5Bi alloys with the Au/Ni surface finish and the same alloys with the Cu surface finish ((c) and (d)) for  $\Delta_T = 15 \mu\text{m}$ .

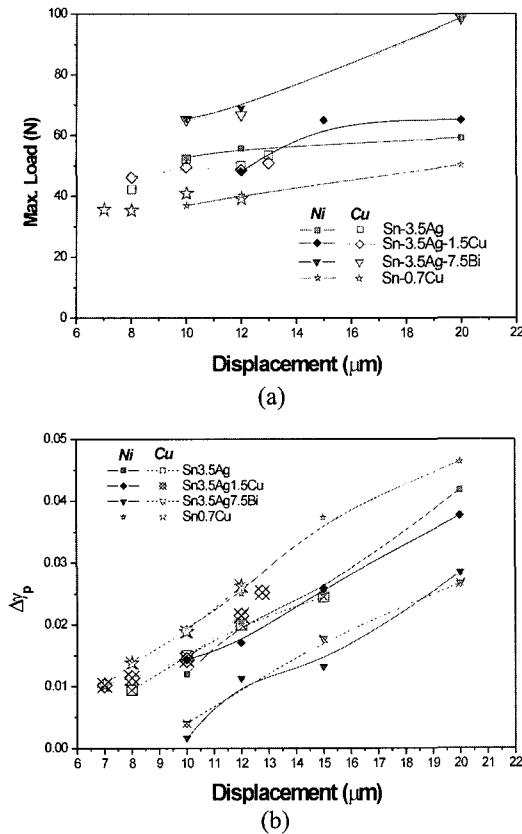


Fig. 10. (a) Peak load and (b) plastic strain range( $\Delta\gamma_p$ ) of various Pb-free solders as functions of the total displacement range( $\Delta_T$ )

수 있다. 일반적으로 항복응력( $\sigma_Y$ )이 크면 균열 전단의 소성역의 최대 응력도 올라가게 되어 파괴응력( $\sigma_f$ )에 쉽게 달성되어 피로 파괴도 쉬운 것으로 알려져 있다. 같은 이유로, 솔더의 경도가 높을수록 균열 첨단 소성변형 양이 작게 되므로 변형에 대한 에너지가 소성변형에 의해 해소되는 양이 적어 균열 첨단에 높은 응력 집중을 야기, 금속간 화합물 내 취성파괴를 용이하게 한다<sup>15)</sup>. Fig. 10(b)는 총 변위에 따른 각 합금의 소성변형 양을 나타내고 있는데, Sn-3.5Ag-Bi의 경우 다른 합금에 비해 소성변형 양이 훨씬 작음을 알 수 있고, 이는 Bi 함유 합금의 파괴 경로가 솔더와 금속패드 사이에 형성된 금속간 화합물에 집중되어 있는 것과 일치한다.

마이크로전자 및 패키징학회지 제10권 제3호 (2003)

## 4. 결 론

1. Au/Ni 표면처리의 경우 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-0.7Cu 합금은 거의 유사한 피로저항성을 보여주고 있으며, Sn-3.5Ag-Bi 경우 가장 열악한 피로저항성을 나타내고 있고, Cu 표면처리의 경우 Sn-0.7Cu가 Sn-3.5Ag나 Sn-3.5Ag-1.5Cu 합금보다 좀 더 좋은 피로저항성을 보이고 있다. Au/Ni 금속패드를 사용한 접합부가 Cu 금속패드를 사용한 접합부보다 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-Cu, Sn-0.7Cu의 경우 더 좋은 피로저항성을 보였으며, Bi를 함유한 합금은 금속패드에 관계없이 나쁜 피로저항성을 보여주고 있다.

2. Au/Ni 표면처리를 사용한 Sn-3.5Ag 합금의 경우 금속간 화합물 내부에서도 균열이 발생했는데도 결보기 파괴는 솔더 내부로 진행되었고, Cu 표면처리를 사용한 접합부의 경우 더 두꺼운 금속간 화합물이 형성되고, 계면 금속간 화합물에서 생성되는 미세 균열이 많아 거시 파괴가 솔더와 금속간 화합물 사이(Bi 합금의 경우) 및 금속간 화합물 내에서 일어나 낮은 피로저항성의 원인이 되었다.

3. Bi를 함유한 합금의 경우, Bi 원자의 솔더/금속간 화합물 계면에서의 편석 및 Bi 원자의 고용경화 효과로 Au/Ni 표면처리의 경우 Ni<sub>3</sub>P/IMC 계면, Cu 표면처리의 경우 솔더/IMC 계면 및 IMC 내부를 따라 균열이 진전하였다.

## 감사의 말씀

본 논문은 한국과학재단에서 지원하는 전자패키지재료 연구센터(CEPM)에서 수행되었습니다.

## 참고문헌

1. S.K.Kang, W.K.Choi, D.Y. Shin, P.Lauro, D.W. Henderson, T. Gosselin, D.N. Leonard, 52th ECTC pp. 146-153, (2002).
2. Kariya Y. Otsuka M, J. Electron. Mater. 27(11), pp. 1229-1235 (1998).
3. C. Kanchanomai, Y. Miyahita, and Y. Mutoh, Inter. J. Fatigue, 24, pp. 671-683 (2002).
4. J. Liang, N. Gollhardt, P.S. Lee, S.A. Schroeder and W.L.Morris, Fatigue Fract. Engng, Mater. Struct. 19 (11), pp. 1401-1409 (1996).



5. C. Kanchanomai, S. Yamamoto, Y. Miyahsita, Y. Mutoh, and A. J. Mcevely, *Inter. J. Fatigue*, 24, pp. 57-67 (2002).
6. S. Wen, L. M. Keer, and H. Mavoori, *J. Electron. Mater.*, 30(9), pp. 1190-1196 (2001).
7. J. Zhao, Y. Mutoh, Y. Miyashita, and S.L. Mannan, *J. Electron. Mater.*, 31(8), pp. 879-886 (2002).
8. H. G. Song, J. W. Morris, Jr., and F. Hua, *JOM*, pp. 30-32 (2002. 6).
9. J. K. Lin, A.D. Silva, D. F. Y. G, J.W. Jang, L. Li, D. Mitchell, B. Yeung, and C. Zhang, 52th *Electron. Comp. Technol. Conf.* (2001).
10. T. S. Park and S. B. Lee, 52th *Electron. Comp. Technol. Conf.C*, pp.979-984 (2002).
11. K.O. Lee, Jin Yu, T.S. Park, and S.B. Lee, *J. Electron. Mater.*, accepted (2003).
12. R. J. Coyle, P. P. Solan, A.J. Serfino, and S. A. Gahr; in *Proc. 49th Electron. Comp. Technol. Conf.*, (2000).
13. D. R. Frear, S. N. Burchett, H. S. Morgan, and J. H. Lau, New York: Van Nostrand Reinhold, pp.47-49, 60-63 (1994).
14. P.L. Tu, Y. C. Chan, and Joseph K. L. Lai, *IEEE. Trans. Adv. Packag*, 24, pp. 197-205 (2001).
15. S. Choi, K. N. Subramanian, J. P. Lucas, and T. R. Bieler, *J. Electron. Mater.*, 29(10), pp 1249-1257 (2000).