

## Cu pad 위에 무전해 도금된 UBM (Under Bump Metallurgy)과 Pb-Sn-Ag 솔더 범프 계면 반응에 관한 연구

나재웅·백경욱  
한국과학기술원 재료공학과

### Studies on the Interfacial Reaction between Electroless-Plated UBM (Under Bump Metallurgy) on Cu pads and Pb-Sn-Ag Solder Bumps

Jae-Woong Nah and Kyung-Wook Paik

Department of Material Science and Engineering, Korea Advanced Institute of Science and  
Technology, 373-1 Kusung-dong, Yusung-gu Taejeon, 305-701

(2000년 10월 4일 받음, 2000년 11월 14일 최종수정본 받음)

**초 록** Cu 칩의 Cu 패드 위에 솔더 플립칩 공정에 응용하기 위한 무전해 구리/니켈 UBM (Under Bump Metallurgy) 층을 형성하고 그 특성을 조사하였다. Sn-36Pb-2Ag 솔더 범프와 무전해 구리 및 무전해 니켈 층 사이의 계면 반응을 이해하고, UBM의 종류와 두께에 따른 솔더 범프 접합(joint) 강도 특성의 변화를 살펴보았다. UBM의 종류에 따른 계면 미세 구조, 특히 금속간 화합물 상 및 형태가 솔더 접합 강도에 크게 영향을 미치는 것을 확인하였다. 무전해 구리 UBM의 경우에는 솔더와의 계면에서 연속적인 조가비 모양의  $Cu_6Sn_5$  상이 빠르게 형성되어 파단이 이 계면에서 발생하여 낮은 범프 접합 강도 값을 나타내었다. 무전해 니켈/무전해 구리 UBM에서는 금속간 화합물 성장이 느리고, 비정질로 도금되는 무전해 Ni의 특성으로 인해 금속간 화합물과의 결정학적 불일치가 커져 다각형의  $Ni_3Sn_4$  상이 형성되어 무전해 구리 UBM의 경우에 비해 범프 접합 강도가 높게 나타났다. 따라서 무전해 도금을 이용하여 Cu 칩의 Cu pad 위에 솔더 플립칩 공정에 응용하기 위한 UBM 제작시 무전해 니켈/무전해 구리 UBM을 선택하는 것이 접합 강도 측면에서 유리하다는 것을 확인하였다.

**Abstract** In this study, a new UBM materials system for solder flip chip interconnection of Cu pads were investigated using electroless copper (E-Cu) and electroless nickel (E-Ni) plating method. The interfacial reaction between several UBM structures and Sn-36Pb-2Ag solder and its effect on solder bump joint mechanical reliability were investigated to optimize the UBM materials design for solder bump on Cu pads. For the E-Cu UBM, continuous coarse scallop-like  $Cu_6Sn_5$  intermetallic compound (IMC) was formed at the solder/E-Cu interface, and bump fracture occurred this interface under relative small load. In contrast, For the E-Ni/E-Cu UBM, it was observed that E-Ni effectively limited the growth of IMC at the interface, and the polygonal  $Ni_3Sn_4$  IMC was formed because of crystallographic mismatch between monoclinic  $Ni_3Sn_4$  and amorphous E-Ni phase. Consequently, relatively higher bump adhesion strength was observed at E-Ni/E-Cu UBM than E-Cu UBM.

As a result, it was found that E-Ni/E-Cu UBM material system was a better choice for solder flip chip interconnection on Cu pads.

**Key words** : solder, UBM, electroless plating, IMC, flip chip

### 1. 서 론

플립칩(flip-chip) 접속기술은 기존의 와이어 본딩이나 TAB(Tape Automated Bonding)과는 다르게 칩의 전 면적을 활용하여 접속하여 적은 면적에 많은 I/O를 가지며, 접속 길이를 감소시켜 전기적 성능이 향상된 고집적 패키징 기술이다.

솔더를 이용한 플립 칩 접속 기술에는 솔더와 칩의 패드 사이에 솔더가 붙게 하기 위한 접착 개선 막(adhesion promotion layer)과 솔더의 확산이 칩에 전달되지 않도록 막아주는 확산 방지 막(diffusion barrier layer) 등의 UBM

(Under Bump Metallurgy) 금속 박막 층이 필요하다. 솔더 내의 주석(Sn) 성분과 UBM 금속 층들과의 반응 양상이 솔더 접합의 신뢰성에 크게 영향을 미치게 되므로, 많은 연구자들이 Al 전극에 솔더를 적용할 목적으로 스퍼터링(sputtering)법을 이용한 Ti/Cu<sup>(1)</sup>, Cr/Cu<sup>(2)</sup>, Ti-W/Cu<sup>(3)</sup>, 그리고 무전해 Ni<sup>(4)</sup> 등 다양한 UBM system에 대한 연구 결과를 발표하였다. UBM을 형성하는 여러 방법 중 무전해 도금은 도금액에 담금(immersion)만으로 Al pad 위에 선택적으로 UBM 형성이 가능하기 때문에 metallization과 lithography를 이용하는 스퍼터링과 전해도금(electroplating) 등의 공정에 비해 간단하며 비용이 저렴한 특징을

가지고 있다.<sup>4,5)</sup>

한편, 최근에 반도체 기술이 끊임없이 고집적화, 복잡화 됨에 따라 소자의 집적도가 매우 빠른 속도로 증가하고 있어 고 집적도 반도체 칩의 스피드를 더욱 증가시키기 위하여 저항이 작은 interconnect 도선의 중요성이 커지고 있으며 이로 인해 기존의 Al (2.66 $\mu$ ohm-cm)에 비하여 비저항이 낮은 뿐만 아니라 (1.67 $\mu$ ohm-cm), electromigration에 대한 저항성이 우수한 Cu를 사용하는 기술이 각광을 받고 있다.<sup>6)</sup> 그러나 아직까지 이러한 Cu 전극을 사용하는 칩에 솔더 플립칩 접착을 이용하기 위한 UBM 층에 대한 연구는 거의 미비해 Cu pad에 적용될 수 있는 UBM system을 디자인 하는 연구가 매우 필요한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 무전해 도금 방법을 이용하여 Cu pad에 적용 가능한 솔더 플립 칩 접착용 UBM 형성 공정 기술을 제안하고, 각 종류의 UBM과 Sn-36Pb-2Ag 솔더 사이에서 리플로 공정 중 형성되는 금속간 화합물 (Inter Metallic Compound, IMC) 성장 거동이 솔더 접합부의 기계적 안정성에 미치는 영향을 고찰해 보고자 한다.

2. 실험 방법

그림 1에 본 연구에서 사용된 솔더 범프 제조 공정의 개략적인 모식도를 나타내었다. 본 연구에서는 실제의 상용 칩을 사용하지는 않았지만, 상용 칩과 가까운 형태의 칩을 제조하여 UBM 및 솔더 범프 형성을 수행하였다.

먼저 DC 마그네트론 스퍼터링 법을 이용하여 Si 웨이퍼에 기본 압력  $2 \times 10^{-6}$  torr 이하 및 작업 압력  $1.5 \times 10^{-2}$  torr에서 Si wafer에 Ti 2000 Å을 증착한 후, Cu 1 $\mu$ m를 증착하였다. 일반적으로 Cu는 Si와 접착력이 나쁘다고 알려져 있기 때문에 Ti 층은 이들 사이의 접착력을 증가시키기 위한 목적으로 사용하였다. 이들 금속의 패턴은 리소그래피 (lithography)와 습식 식각 (wet etching)을 이용하여 형성하였다. Passivation 층은 Cyclotene 4026 이라는 상품명으로 개발된 감광성이 있는 유전성 폴리머인 BCB (Benzocyclobutene)<sup>7)</sup>를 이용해 스핀 코팅 방법을 사용하여 약 6 $\mu$ m 두께로 도포하여 사용하였다.

무전해 도금 층은 도금액 속에 담금 (immersion) 만으로도 선택적인 증착이 가능하기 때문에 추가적인 리소그래피 공정 없이 UBM으로 이용한 무전해 구리 (E-Cu), 무전해 니켈 (E-Ni) 및 immersion 금 (Au) 층을 차례로 증착하였다. E-Cu 도금은 상용 용액을 이용하여  $46 \pm 0.5^\circ\text{C}$  온도에서 수행하였다. E-Cu 도금 용액의 주 성분은 Cu 이온 source로 황산구리 (CuSO<sub>4</sub>)와 환원제로 formaldehyde가 구성되어 있고 용액의 pH 값은 NaOH로 조정하였는데, 도금 중 pH는 약 12.1 정도로 유지하였다. E-Ni 도금은 Ni 이온 source로 황산니켈 (NiSO<sub>4</sub>), 환원제로 차아인산 나트륨 (NaH<sub>2</sub>PO<sub>2</sub>), 그리고 complexing agent로 아세트 산 (CH<sub>3</sub>COOH)으로 구성된 용액을 이용하여  $90 \pm 0.5^\circ\text{C}$  온도에서 수행하였다. pH 조정은 NH<sub>4</sub>OH 또는 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>으로 조정하였는데 도금 중 pH는 약 4.6정도로 유지하였다. 모든 도금은 온도 조절을 용이하게 하기 위하여 물 증탕 분위

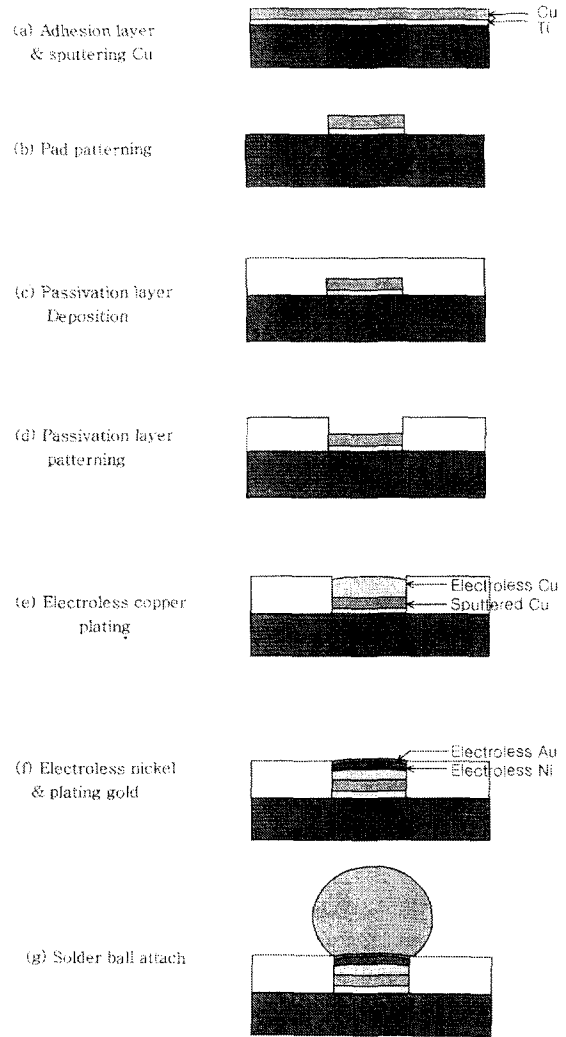


Fig. 1. Manufacturing process of Pb-Sn-Ag solder bump on electroless deposited UBM (a) Adhesion layer & sputtering Cu, (b) Pad patterning, (c) Passivation layer Deposition, (d) Passivation layer patterning, (e) Electroless copper plating, (f) Electroless nickel & plating gold, (g) Solder ball attach

기에서 수행하였고 도금 중의 화학 반응에 의한 수소 기포의 형성을 억제하기 위하여 도금 용액 내에 질소 (N<sub>2</sub>) 가스 bubbling을 수행하였다. 또한 도금 중의 용액 중의 이온 농도 변화를 억제 하기 위해 도금 욕의 크기를 시편의 그것에 비해 상당히 크게 제작하였다. 금 도금은 앞서 도금된 금속 층의 산화를 방지하고 납땀성 (solderability)을 향상시켜 솔더 불과의 결합력을 향상시키기 위하여 수행하였는데, KAu(CN)<sub>2</sub>를 금속염으로 하는 용액을 이용하여  $80 \pm 0.5^\circ\text{C}$  온도에서 약 15분간 담금으로써 1000 Å 두께로 도금하였다. 금 도금 층은 솔더와의 반응에서 매우 짧은 시간에 솔더 쪽으로 확산하므로 실제 솔더와 UBM사이의 반응 형태에는 크게 영향을 미치지 않는다.

표 1에 본 연구에서 사용된 각 UBM의 구성 및 두께를 나타내었다. Cu는 Sn과 빠르게 반응하여 금속간 화합물 (Intermetallic Compound, IMC)를 형성하기 때문에 UBM 층이 얇을 경우 모두 소모되는 문제점이 있고, 두꺼운 구리 층을 사용하는 경우에는 두꺼운 Cu-Sn IMC의 형

Table 1. UBMs investigated in this work.

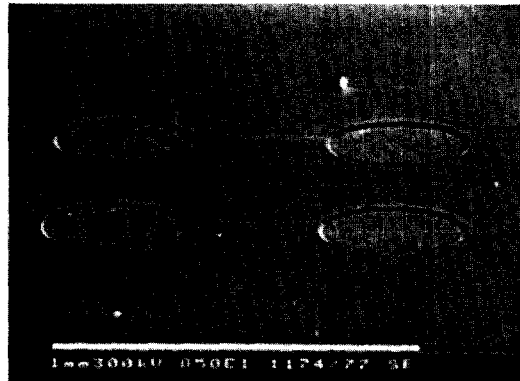
A sample thickness  $\approx 3.5\mu\text{m}$

B sample thickness  $\approx 5\mu\text{m}$

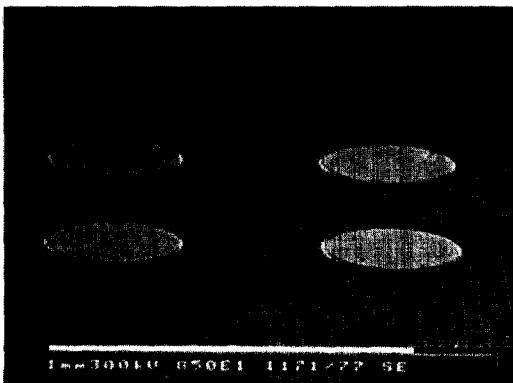
UBM system	E-Cu A	E-Cu B	E-Ni/E-Cu A	E-Ni/E-Cu B
Electroless Cu	$3.5\mu\text{m}$	$5\mu\text{m}$	$1.7\mu\text{m}$	$2\mu\text{m}$
Electroless Ni	X	X	$1.6\mu\text{m}$	$3\mu\text{m}$
UBM height	$3.5\mu\text{m}$	$5\mu\text{m}$	$3.3\mu\text{m}$	$5\mu\text{m}$



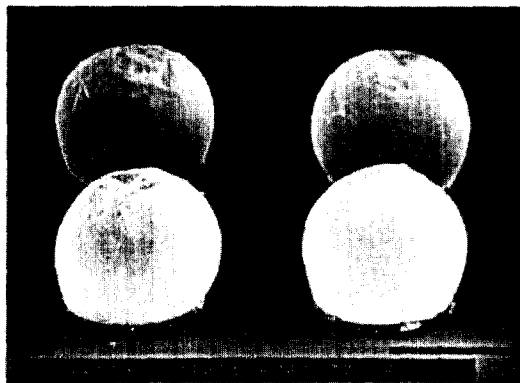
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2. SEM images of electroless UBM and Pb-Sn-Ag solder bumps  
 (a) Cu pad and BCB pattern  
 (b) Electroless Cu plating  
 (c) Electroless Ni plating  
 (d) Solder ball attach

성으로 인해 솔더 볼의 기계적인 강도 값이 낮아지기도 한다.<sup>8)</sup> 따라서  $3.5\mu\text{m}$  (E-Cu A)와  $5\mu\text{m}$  (E-Cu B)의 두께로 도금하여 솔더 접합 특성에 미치는 무전해 동 (E-Cu) 두께의 영향을 고찰하였다. 한편 E-Cu는 도금속도 ( $2\mu\text{m/hr}$ )가 E-Ni ( $10\mu\text{m/hr}$ )에 비하여 1/5 정도로 느려 공정 시간상이 이점을 활용하기 위하여 E-Cu를 얇게 도금하고 그 위에 E-Ni를 복합 도금하는 방법을 시도하였다. E-Ni/E-Cu UBM에서도 E-Ni 층의 두께를  $1.7\mu\text{m}$  (E-Ni/E-Cu A)와  $3\mu\text{m}$  (E-Ni/E-Cu B)로 달리하여 E-Ni 두께의 영향도 고찰하였다. 이 때, E-Ni/E-Cu A는 E-Cu A와 같은 약  $3.5\mu\text{m}$  두께를 유지하고, E-Ni/E-Cu B는 E-Cu B와 같이 약  $3.5\mu\text{m}$  두께를 시도했다.

솔더 범프는 Sn-36Pb-2Ag의 조성을 가지는 지름  $500\mu\text{m}$ 의 볼을 사용하여 범프를 형성시켰다. 무전해 도금 UBM을 사용할 경우에는 pad의 open된 부분에만 금속 층이 형성되기 때문에 솔더 볼을 사용하거나 또는 Screen printing 법을 사용할 수 있다. 본 실험에서는 솔더 볼 형성에 따른 변수의 영향을 없애기 위하여 솔더 볼을 이용하였다. 리플로 공정은 최고 온도 (peak temperature)는  $240\pm 5^\circ\text{C}$ , 녹는점 이상에서의 지속 시간 (dwell time)은  $80\pm 5$ 초, 초기 가열 속도는  $1.5\sim 2.5^\circ\text{C/sec}$ 로 하였다. 플립칩을 사용한 (Flipchip in Package) 패키지 제작시 솔더 볼은 칩 위의 ball mounting에서 한 번, 보드 양쪽면의 chip mounting에서 두 번, repair 시 한 번 등 적어도 네 번의 솔더 리

플로 공정을 거치므로 본 연구에서 사용된 시편에 대해 최대 4회 리플로를 수행하였다.

앞에서 설명한 방법으로 형성된 솔더 범프를 각 UBM system에 대해 볼 전단시험 (ball shear test) 을 수행하였다. 이 방법은 tip을 이용하여 각각의 볼을 옆에서 밀어 tip에 걸리는 최대의 힘을 측정하는 시험으로서 테스트 높이는 Passivation 층 위 5 $\mu$ m, 테스트 속도 500 $\mu$ m/s의 조건 하에서 각각 30개의 볼에 대한 측정값의 평균 및 오차를 구하였다.

솔더와 UBM 사이의 계면에서 반응 양상 및 조성은 시편의 단면을 Backscattered Scanning Electron Microscope (BS-SEM)로 관찰하고 Energy Dispersive X-ray (EDX)로 분석하였다. IMC의 형태는 솔더 볼이 형성된 시편을 80 $^{\circ}$ C의 35g/l ortho-nitrophenol과 50g/l NaOH 혼합용액에서 30분 동안 담가 Sn만 선택적으로 에칭한 후 평면 형상을 SEM으로 관찰하였다. 리플로 후 생성된 IMC의 종류는 에칭된 시편을 micro-area X-ray Diffractometer (Rigaku, Rint 2000)을 이용하여 상 분

석을 수행하였는데 지름 100 $\mu$ m의 Focus beam을 이용하여 20~120 $^{\circ}$  구간에 대해 fixed time 방식을 사용하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1. 솔더와 UBM 사이의 계면 현상

무전해 도금법을 이용하여 제작한 UBM 층 및 솔더 범프의 사진을 그림 2에 나타내었다. 그림 2 (a)는 Cu pad 패턴 후 BCB passivation 층을 형성시킨 사진이며, 무전해 구리 및 니켈 도금 모습은 그림 (b), (c)에 나타내었다. 그림에서 보이는 바와 같이 추가적인 lithography 공정 없이 Cu pad가 open 된 영역에만 일정한 두께의 매끄러운 UBM 층이 형성되는 것을 알 수 있다.

그림 3은 3.5 $\mu$ m 두께의 E-Cu A(그림 3 (a)-(c))와 1.7/1.6 $\mu$ m 두께의 E-Ni/E-Cu A(그림 3 (d)-(e)) UBM에 대하여 솔더 볼 형성 전과 솔더 볼 형성 후 각각 1, 4회 리플로 했을 때의 BS-SEM으로 관찰한 단면 사진을 나타낸다. 그림 3에서 보이는 바와 같이 E-Cu UBM에서

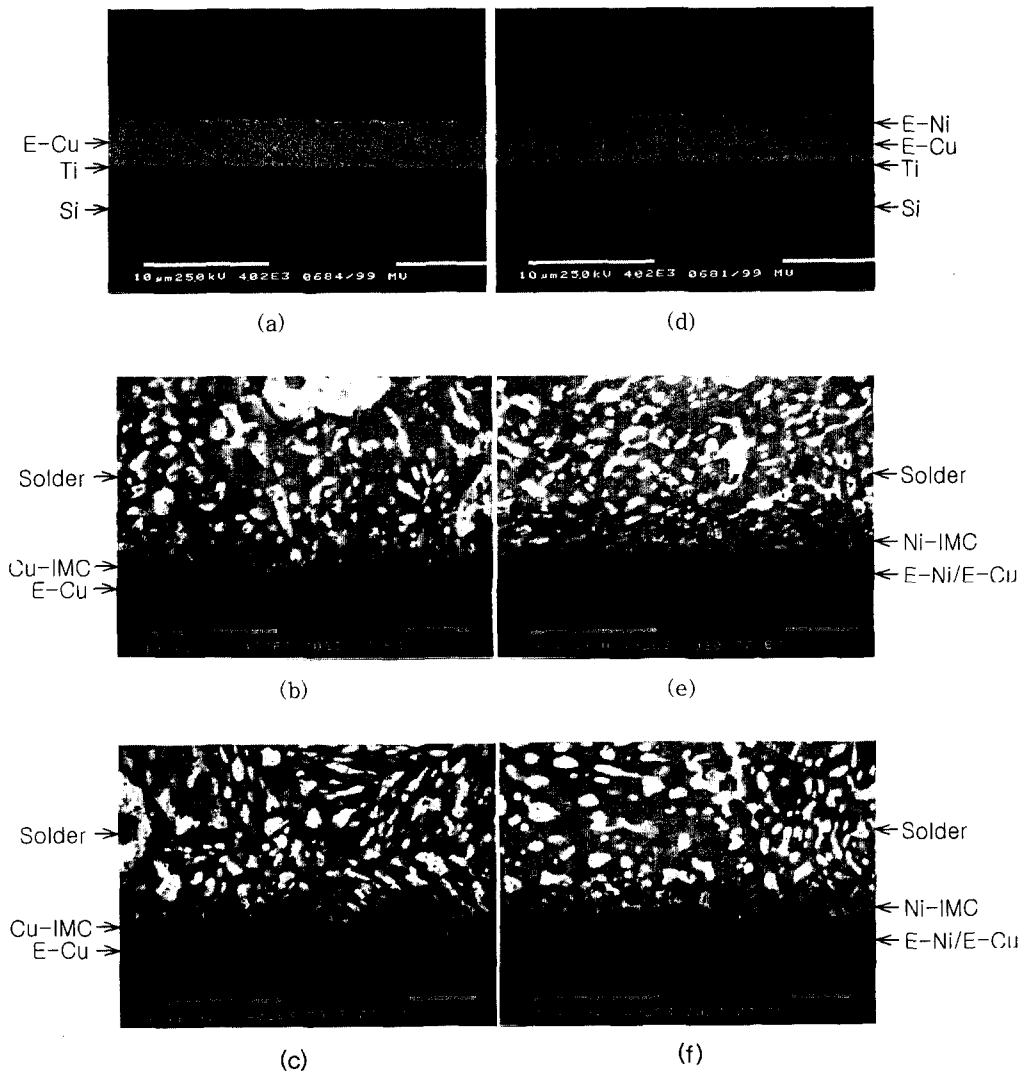


Fig. 3. Cross-section backscattered electron SEM images of electroless UBM/Pb-Sn-Ag solder interface.  
 (a) E-Cu A UBM, (b) solder/E-Cu A after 1 reflow,  
 (c) solder/E-Cu A after 4 reflow, (d) E-Ni/E-Cu A UBM,  
 (e) solder/E-Ni/E-Cu A after 1 reflow, (f) solder/E-Ni/E-Cu A after 4 reflow

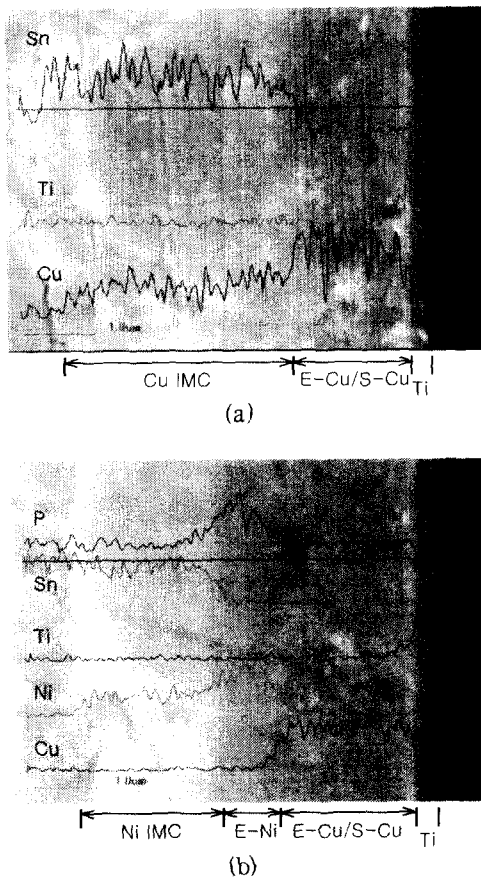


Fig. 4. Elemental EDS Line profile for cross section of (a) Solder/E-Cu(3.5µm) after 4 reflow, (b) Solder/E-Ni(1.7)/E-Cu(1.6µm) after 4 reflow(S-Cu : Sputtered Cu)

는 리플로를 1회 하였을 때 이미 UBM 층이 급격히 감소함을 알 수 있다. 이렇게 E-Cu의 초기 dissolution의 속도가 큰 이유는 Sn 내에 Cu의 고용도가 커서 Cu가 액상의 Sn 내에 포화되는 속도가 매우 빠르기 때문이다. 이 속도는 1~3초 만에 이루어지기 때문에<sup>9)</sup>, Cu와 접한 Sn이 녹는 순간 상당량의 금속간 화합물이 형성된다는 것을 알 수 있다. 그림 3(C)에 보이는 바와 같이 4회 리플로 후에는 IMC 상이 더욱 크게 성장 하였지만 UBM으로 사용된 E-Cu 층이 모두 소모되지 않아 솔더와 패드 Cu가 직접 만나는 부분은 존재하지 않는 것을 알 수 있다. 일반적으로 스퍼터 Cu 또는 전해 Cu 층을 솔더 UBM으로 사용하기 위해서는 5µm 이상의 상당한 두께가 필요하다고 알려져 있으나<sup>9)</sup>, 본 연구에서 사용된 E-Cu의 경우에는 PbSnAg 솔더 볼에 대하여 3µm 정도의 두께로도 4회 리플로까지 barrier로서 충분한 역할을 한다. 이와 같은 결과는 그림 4(a)에 제시한 EDS Line-Scan 결과에서 보다 확실하게 알 수 있다.

이에 반해, E-Ni/E-Cu UBM에서는 리플로를 4회 하였을 때도 UBM 층의 두께 변화가 거의 없이 안정적인 형태를 유지하고 있는 것을 볼 수 있다. 무전해로 증착한 니켈 층은 비정질을 나타내기 때문에 솔더의 확산 경로가 감소해 Cu에 비해 솔더에 dissolution 되는 정도가 감소한다고 알려져 있다. 그러나 한편으로는 무전해로 증착된 니켈

층이 상당량의 porosity를 포함하고 있으므로 일반적인 솔더 UBM으로 사용하기 위해서는 최소한 5µm 이상의 두께가 필요하다는 주장도 있다.<sup>10)</sup> 그러나 무전해 니켈 층이 두꺼워지면 tensile stress가 유도되기 때문에 UBM으로 적용하기 위해서는 가능한 얇게 하는 것이 좋다. 그림 4(b)에 본 실험에서 사용된 Ti/Cu/E-Cu/E-Ni/Au/Solder 구조에서 E-Ni 1.7µm 경우의 네 번 리플로 후 단면을 Sn, Ni, P, Cu, Ti에 대해 EDS Line-Scan을 한 결과를 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 네 번 리플로 후에도 E-Cu의 E-Ni 층을 통한 확산은 거의 관찰되지 않았고, E-Ni 층이 솔더 확산의 충분한 barrier 역할을 하고 있는 것을 볼 수 있다. 다만 Ni과 Sn, 그리고 P가 혼합된 층으로 Ni과 Sn 사이의 계면의 층상은 Sn의 양이 많고 Ni 내에서는 P의 양이 많은 층으로 확인 되었다. P는 electroless Ni plating 용액의 NaH<sub>2</sub>PO<sub>2</sub>에 의하여 Ni 층 내에 존재하게 되는데 Sn과 Ni이 반응하여 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>이 형성되면서 여분의 P가 남게 되어 P가 많은 영역이 형성되는 것으로 알려져 있다.<sup>11)</sup> 이렇게 P가 rich한 영역의 두께 및 P의 양은 초기에 무전해 니켈 층에 있던 P의 양에 따라 달라지게 되는데 이들이 솔더의 기계적 특성에 미치는 영향에 대해서는 추가적인 연구가 진행되고 있다.<sup>12)</sup>

그림 5, 6는 두 가지 형태의 UBM에 대해 각각 1회~4회 리플로 후 Sn을 선택적으로 에칭한 시편의 사진을 나타내었고, 그림 7은 이들 시편에 대한 Focused X-선 회절 결과를 보여준다. E-Cu와 Sn 간의 계면 IMC 성장을 살펴보면 조가비 모양(scallop-like)으로 성장하는데 비해 E-Ni과 Sn 간에는 IMC가 다각형(polygonal-shape)과 침상(needle shape)으로 성장하는 것을 볼 수 있었다. 또한, 리플로 횟수가 증가할수록 E-Cu 및 E-Ni 모두 IMC의 형태가 점차 커지는 것도 관찰되었는데, Ni-Sn IMC의 경우에는 다각형의 금속간 화합물의 크기 증가에 따라 침상 금속간 화합물의 분율이 감소함을 볼 수 있다. UBM으로 사용된 E-Cu는 fcc 구조이고 E-Ni은 비정질을 나타내며 솔더와 반응하여 형성된 IMC는 각각 Cu<sub>3</sub>Sn<sub>5</sub> 상 및 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>과 Ni<sub>3</sub>Sn 상인 것을 그림 7의 XRD 결과에서 확인할 수 있다.

Cu-Sn system에서 형성될 수 있는 IMC는 Cu<sub>3</sub>Sn<sub>5</sub>의 상과 Cu<sub>3</sub>Sn의 상이 상온에서 존재함을 알 수 있는데<sup>13)</sup>, Sn과 Cu 원자의 상호 확산이 많이 이루어지는 솔더에 가까운 쪽은 Cu<sub>3</sub>Sn<sub>5</sub>의 상이 형성되고 상대적으로 Sn이 먼 거리를 확산해야 하는 Cu에 가까운 쪽은 Cu<sub>3</sub>Sn의 상이 생기게 된다. 본 연구에서 X-선 회절 분석으로는 Cu<sub>3</sub>Sn 상이 관찰되지 않았다. 많은 연구에서 Cu<sub>3</sub>Sn 상은 평탄(planar)하게 성장하며 납땀(soldering) 시간이 짧아도 존재하지만 그 시간이 아무리 길어도 IMC 층에서 차지하는 비율은 매우 적다고 보고되고 있어<sup>14,15)</sup> 본 실험에서도 Cu<sub>3</sub>Sn 상이 형성되었을 가능성은 있지만 Cu<sub>3</sub>Sn<sub>5</sub> 상의 아래쪽에 있고, 그 양이 미비하여 Focused X-선 회절의 background에 묻혀 관찰되지 않았을 가능성이 있다고 생각된다. 이에 따라 조가비 모양의 Cu<sub>3</sub>Sn<sub>5</sub> 상 아래 부분을 EDX point로 분석한 결과 매우 얇은 층의 조성이 Cu 76.12 at. %와

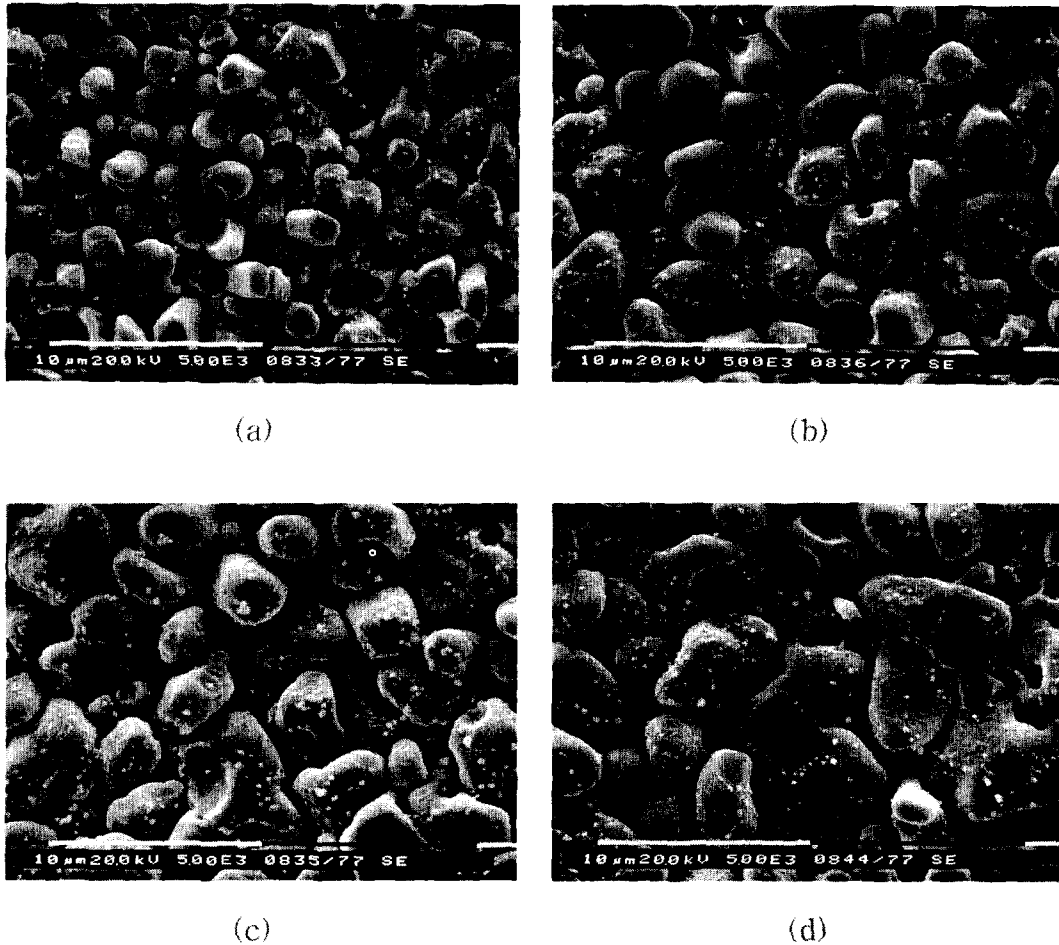


Fig. 5. Top view of the  $\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  Intermetallic Compound in PbSnAg/E-Cu systems  
(a) reflow 1, (b) reflow 2, (c) reflow 3, (d) reflow 4

Sn 23.88 at.%로  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  상으로 확인되었다. 그러나  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  상의 비율은 매우 적어 실제 IMC 층의 성장에 따른 모양은  $\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  상의 형성에 따른 모양 변화에 의해 좌우된다고 할 수 있다. E-Ni과 Sn의 반응에서 형성된 IMC는 XRD 분석결과 주 peak는  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ 이었고  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  상의 경우  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  상과 peak가 많이 겹칠 뿐 아니라 적은 intensity로 인해 존재 여부의 확인이 어려웠다. 그러나, 형태가 다른 IMC 각각에 대한 EDS 분석결과 대부분을 차지하는 다각형 모양의 상은 안정한  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  상 이었고, 침상은  $\text{Ni}_3\text{Sn}$  상이었다. 한편,  $\text{Ni}_3\text{P}$  상은 관찰되지 않았는데, 무전해 Ni 층에서  $\text{Ni}_3\text{P}$  상이 형성되기 위해서는  $300^\circ\text{C}$  이상의 온도에서 열처리가 필요하며<sup>16)</sup>,  $250^\circ\text{C}$ 에서는  $\text{Ni}_3\text{P}$  상이 형성되지 않는다고 보고 되고 있다.<sup>17)</sup>

$\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  상이 초가비 모양으로 성장하는 이유는 초기 Cu의 dissolution으로 인한 IMC가 성장하려는 계면 반응과 IMC의 빠른 성장으로 인한 표면 에너지를 감소시키려는 ripening이 혼합되었기 때문이다.<sup>18)</sup> 이 경우  $\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  상의 ripening으로 인하여 입계 grooving이 발생하는데 이에 의하여 입자 사이에 channel이 형성된다. 그림 5에서 보면 channel은 세 개의 입자가 만나는 점에서 가장 깊음을 알 수 있다. 계속적인 channel을 통한 확산은 빠른 IMC 입자의 증가를 야기시키고 이것으로 인해 channel의 수는 감소

하므로 리플로 횟수가 증가할수록  $\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  상의 크기는 증가하나 그 증가 속도는 점차적으로 감소하게 된다.  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  상이 다각형 모양의 IMC로 성장하는 이유는 무전해 도금된 Ni이 비정질이기 때문이다. 일반적으로 석출물의 계면 모양을 결정짓는 것은 석출물과 모재 금속간의 계면 에너지와 변형 에너지의 효과에 의해 좌우된다.<sup>19)</sup> 만약 석출물과 모재 금속 사이의 변형 에너지가 적으면 계면 에너지 효과가 중요하게 되어 석출물의 계면은 둥근 모양을 지닐 것이다. 그러나 비정질인 무전해 도금된 Ni과 monoclinic 결정 구조를 가진  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  상처럼 결정학적 불일치가 클 경우에는 변형에너지 효과가 중요하게 되어 facet한 계면을 형성하게 된다. 이와 같은 이유로 fcc 결정구조를 가지는 무전해 구리와 그 위에 성장하는 hcp 구조를 가지는  $\text{Cu}_3\text{Sn}_5$  상 사이에서는 결정학적 불일치가 적은 면이 존재하기 때문에 계면에너지 효과가 중요하게 되어 그림 5에 보이는 바와 같이 둥근 모양의 IMC로 성장하게 된다.

### 3.2. UBM 구조 및 두께에 따른 솔더의 기계적 안정성

각 UBM의 구조에 따라 각각 다른 종류의 IMC가 각각 다른 형상을 가지고 솔더와 UBM의 계면에서 형성된다. IMC는 일반적으로 취성이 강하기 때문에 너무 많은 양이 형성될 경우 솔더 접합 부위가 매우 취약하게 되지만 적당한 양이 존재할 경우 접속 강도를 증가시킨다. 표 1에 제

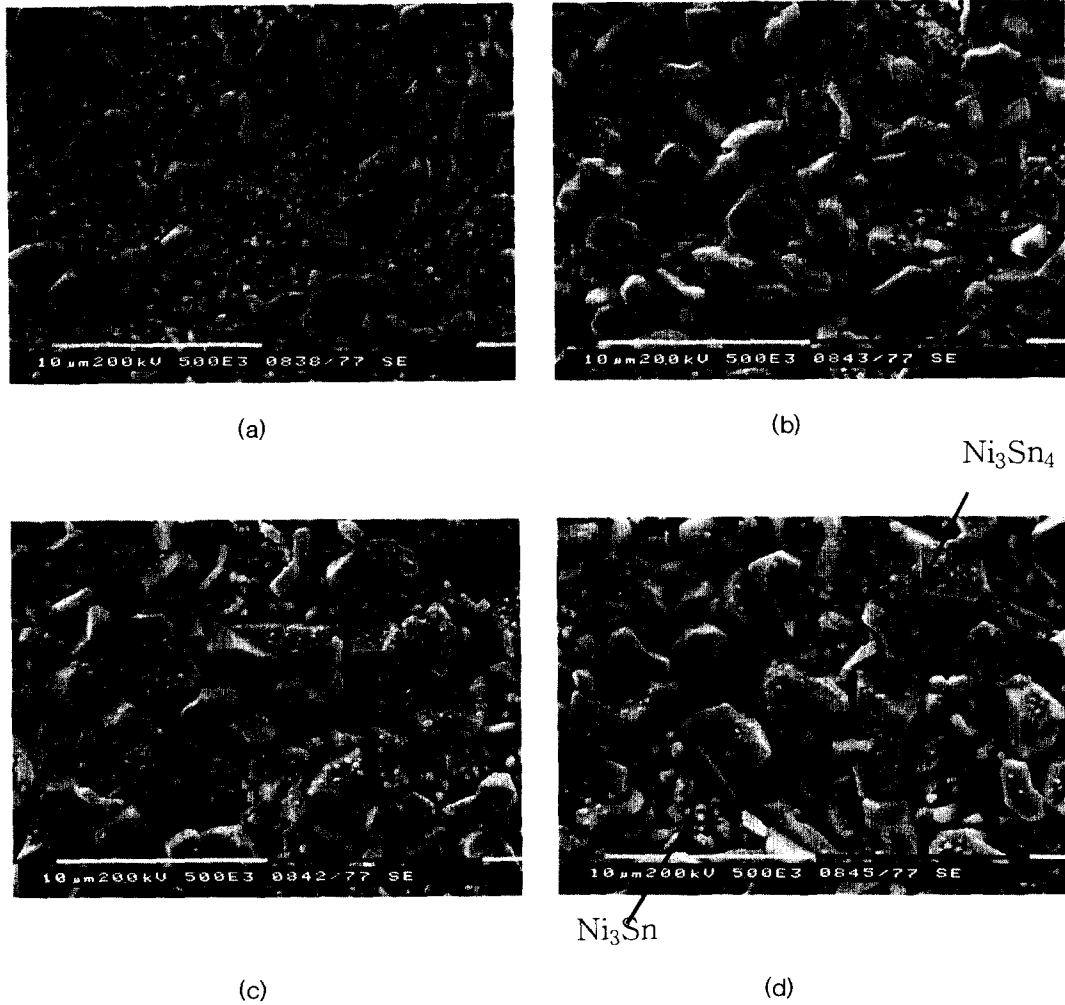


Fig. 6. Top view of the  $Ni_3Sn_4$  and  $Ni_3Sn$  Intermetallic Compound in PbSnAg/E-Ni/E-Cu system (a) reflow 1, (b) reflow 2, (c) reflow 3, (d) reflow 4

시한 4가지 UBM 구조에 대해 앞 절에서 관찰된 계면의 IMC 성장현상과 비교하여 UBM 종류 및 두께 변화에 따른 그 기계적인 접속 강도 값의 변화를 살펴보기 위하여 ball shear test를 수행하였다.

그림 8은 각각의 UBM 구조에 대해 리플로 횟수에 따른 솔더 범프의 접합강도 값의 변화를 보여 준다. 그림에서 보면 E-Ni/E-Cu UBM이 E-Cu UBM에 비하여 대략 100~150g-force 정도 큰 shear strength를 나타내었고, 3회 리플로까지는 리플로 횟수 증가에 따라 강도 값의 변화 폭이 크지 않다가 4회 리플로 후 E-Cu 5 $\mu$ m UBM을 제외하고는 모두 강도 값이 상당히 감소하는 것을 볼 수 있다.

E-Ni/E-Cu와 E-Cu UBM 사이에 강도 값이 차이는 나는 이유는 다음의 두 가지 원인으로 생각할 수 있다. 첫째, E-Cu UBM의 경우 앞의 그림 3에서 보인 바와 같이 1회 리플로 후에도 IMC가 상당량 생성되기 때문에 취성이 강해져 접속 강도가 감소하는 것으로 판단되며, 둘째, 앞의 그림 6에서 보이는 바와 같이 솔더와의 계면에 E-Ni이 존재하게 되면 다각형 모양의 IMC가 형성되므로 E-Cu와 계면에서 형성되는 조가비 모양의 IMC에 비해 interface roughness가 증가하게 되어 접합력이 커져서 강도 값이 증

가되는 것이라고 생각된다. 실제로 Zhang 등<sup>20)</sup>은 전해 도금된 Cu와 Ni UBM에 대하여 솔더와의 계면에서 형성된 이러한 IMC 형태의 차이가 fatigue crack의 성장에도 영향을 미친다고 보고하였다.

그림 9에 E-Ni/E-Cu UBM에 대하여 따라 리플로 횟수를 달리 한 솔더 범프의 ball shear test 후 솔더 접합부의 파단면을 나타내었다. 그림에서 보면 1회 리플로 경우에는 파단면이 솔더 내에서 나타나지만, 리플로 횟수가 증가하면서 솔더 내부 파단과 함께 솔더 접합 부위의 edge 부분에서 파단이 일어난 것을 볼 수 있다. 리플로 횟수 증가에 따라 솔더 edge 파단 양이 증가하였고, 특히 4회 리플로 후에는 파단면의 양상이 다르게 관찰되었다. EDS 분석결과 그림 9(c)의 B 부분은 소량의 Sn이 있는 E-Ni 층이었고, 그림 9(d)의 C 부분은 Ni이 없는 Cu 층이었으며, 그림 9(d)의 D 부분은 Cu 층이 없는 Ti 층으로 확인되었다. 그림 9의 (b), (c)에서 IMC 층이 나타나지 않고 바로 Ni 층이 나타나는 이유는 monoclinic 구조인  $Ni_3Sn_4$  상과 비정질인 무전해 Ni은 불일치가 매우 크기 때문에 그 계면이 쉽게 떨어져 나갈 가능성이 있고, 앞의 그림 4에서 제시한 Ni 층 위에 형성된 P 과산화 층에 의해 Ni 표면의 젖음

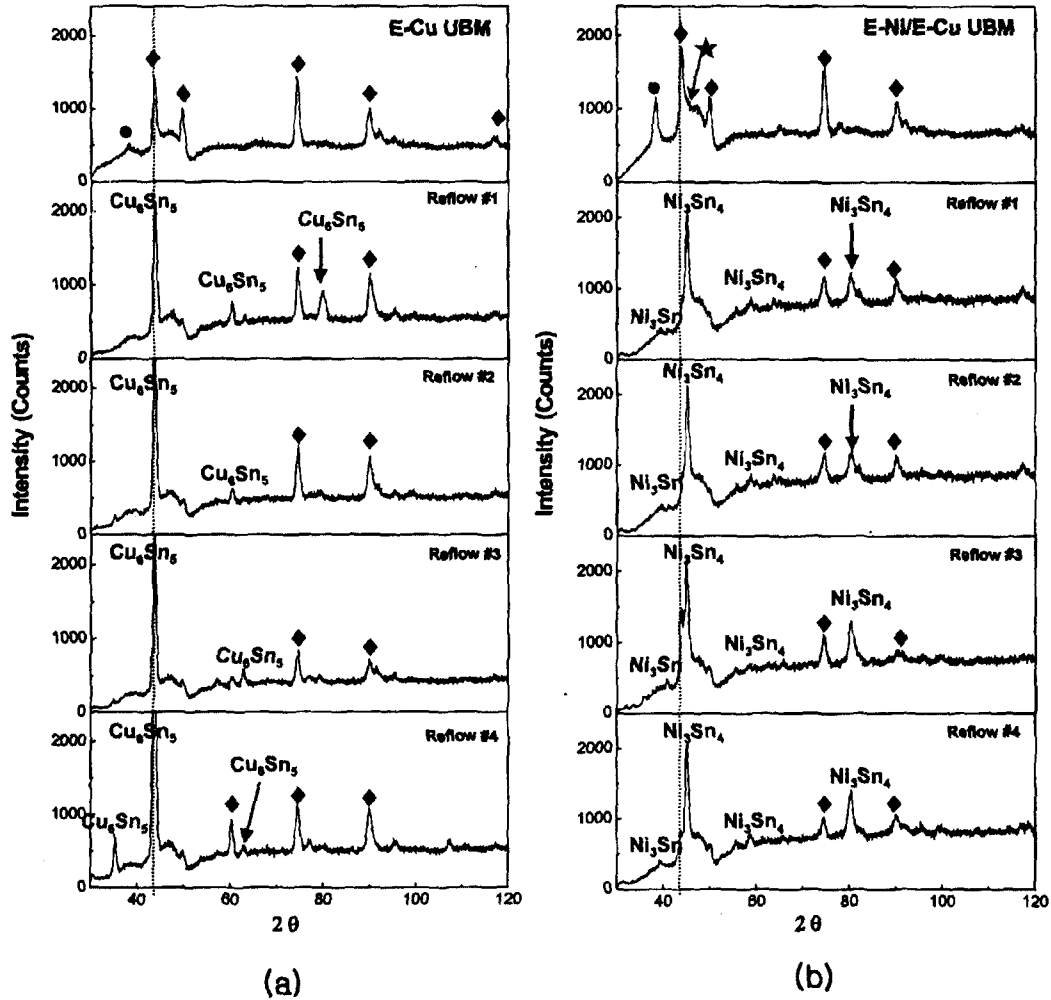


Fig. 7. Focused X-ray diffraction of UBMs and IMCs after reflows  
 (a) E-Cu A UBM, (b) E-Ni/E-Cu A UBM (◆ : Cu, ★ : amorphous Ni, ● : Au)

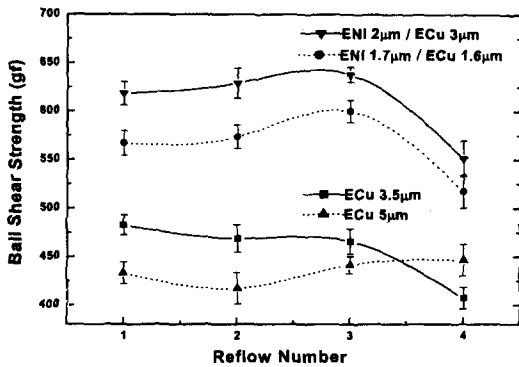


Fig. 8. Shear strength variation of Pb-Sn-Ag solder bumps on various UBMs with increased numbers of reflows

성 (wettability) 이 감소하는 것도 영향을 미친다고 판단된다. 결국 E-Ni/E-Cu UBM에서 솔더 범프의 파단면은 리플로 횟수 증가에 따라 솔더 내부→솔더/Ni 계면→Ni/Cu 및 Cu/Ti 계면으로 파괴 단면이 바뀌면서 강도 값의 변화를 나타내는 것으로 볼 수 있다. 초기에 연한 솔더 내부 파단이 발생해 낮은 강도 값을 보이다가 리플로 횟수 증가에 따라 Sn과 Ni의 반응으로 인해 솔더/Ni 계면에서 파단이

일어나 강도값이 증가하게 된다. 그러나, Si와 Ni 및 Cu의 열팽창 계수 차이가 크기 때문에 리플로 횟수가 증가하게 되면 열응력이 커져서 파괴 단면이 Ni/Cu 및 Cu/Ti 계면으로 바뀌게 되어 적은 힘에도 파괴가 일어나 강도 값이 감소된다. Lin 등<sup>21)</sup>도 Al pad에 대한 실험에서 리플로 횟수 증가에 따른 Ni/Al 및 Al/Si 계면의 파괴 발생 원인을 Si 및 Al에 비해 Ni이 큰 열팽창 계수를 가지기 때문이라고 보고하였다.

E-Cu UBM의 두께 변화에 따른 솔더 범프의 ball shear test 후 솔더 접합부의 파단면은 그림 10에 나타내었다. E-Cu UBM 경우 강도 값의 변화는 Sn과 반응하여 IMC가 형성된 층의 두께와 남아있는 E-Cu 층의 두께 비가 영향을 미친다고 생각된다. 먼저 UBM으로 E-Cu를 사용하였을 경우에는 E-Ni/E-Cu UBM과는 다르게 솔더 내부에서의 파단은 관찰되지 않았는데, E-Cu의 경우에 1회 리플로 후부터 상당량의 IMC가 형성되어 그림 10(a), (c)와 같이 파단면이 취성이 큰 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상에서 발생하면서 강도값이 감소함을 알 수 있었다. 한편, 앞서 설명한 바와 같이 E-Cu UBM의 경우 Cu와 접한 Sn이 녹는 순간 상당량의 금속간 화합물이 형성되므로 금속간 화합물의 빠른 성



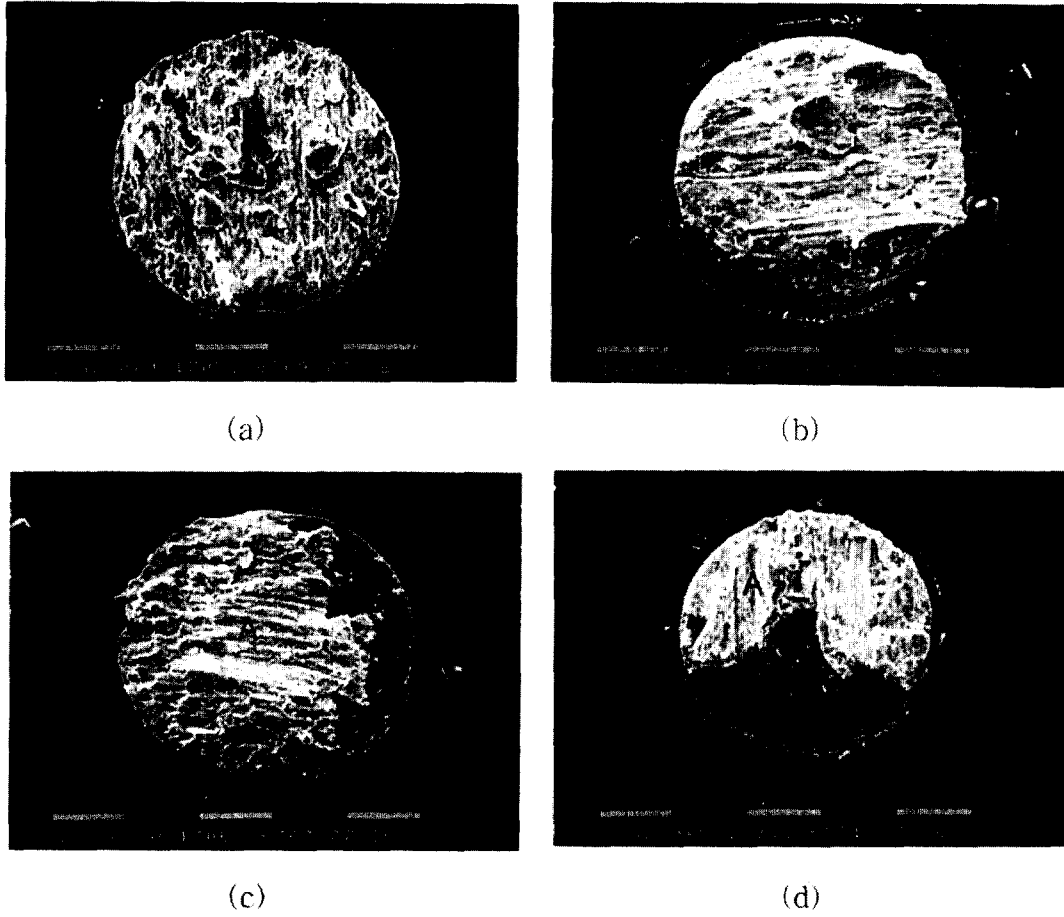


Fig. 9. Top view of PbSnAg Solder Bump on an E-Ni/E-Cu A UBM after Ball Shear test  
(a) reflow 1, (b) reflow 2, (c) reflow 3, (d) reflow 4(A-Solder, B-Ni, C-Cu, D-Ti layer)

장에 비해 솔더 내에서의 Sn 확산 속도가 느려 금속간 화합물 주위에 기공(void)이 생겨 파단면에 기공의 흔적이 나타나는 것을 볼 수 있다. 또한 기공의 경우 솔더가 용융되고 응고시 플럭스에 의한 기공도 존재할 수 있다. 3회 리플로까지 대부분 이러한 형태의 파단면이 관찰되었지만 4회 리플로 후에는 E-Cu 두께에 따라 파괴 양상이 크게 달라지면서 강도 값도 큰 차이를 나타내었다. E-Cu 5 $\mu$ m의 경우에는 UBM의 두께가 충분하여 4회 리플로 후에도 IMC가 형성된 층의 두께와 E-Cu가 남아있는 층의 두께비가 3.5 $\mu$ m에서 1회 리플로 한 경우와 유사하여 파단면이 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상에서 발생하여 강도값도 두 조건의 경우가 유사하였으나(그림 10(d)), E-Cu 3.5 $\mu$ m 경우에는 4회 리플로 후 IMC가 형성된 층의 두께가 E-Cu가 남아있는 층보다 상당히 크기 때문에 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상 내부에서의 파단 이외에도 대부분 그림 10의 (b)에서와 같이 Si cratering이 발생하면서 강도값이 급격히 감소하는 것을 볼 수 있다. Jang 등<sup>22)</sup>의 연구에서도 BiSn/E-Cu/Ti/Al 구조에서 10회 리플로 후 이와 같은 Si cratering 현상을 보고하였는데, 리플로가 진행되는 동안 유도된 큰 응력이 원인이라고 밝히고 있다. 본 실험에서의 E-Cu 5 $\mu$ m 경우도 리플로를 더 진행하게 되면 IMC 층의 두께가 상당히 두꺼워지면서 일부 파단면이 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상 내부에서 Ti/Si 계면으로 전이되는 것을 확인하

였다(그림 10(e)). 따라서 E-Cu를 UBM으로 사용할 경우에는 pad를 보호하기 위한 솔더와의 반응 양 외에도 사용목적에 따라 리플로 횟수 증가에 의한 IMC 층의 두께 증가에 따른 응력을 견딜 수 있는 충분한 두께를 이용하여야 함을 알 수 있다.

#### 4. 결 론

Cu 및 Ni 무전해 도금법을 이용하여 Cu pad에 대한 솔더 플립칩 접속용 UBM을 제안하였다. E-Cu UBM의 경우에는 fcc 구조를 가져 IMC와의 결정학적 불일치에 의한 변형이 적어 계면 에너지 효과가 중요하게 되어 조가비 모양의 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상이 형성되었고, E-Ni/E-Cu UBM의 경우에는 비정질로 도금되는 무전해 Ni의 특성으로 인해 IMC와의 결정학적 불일치가 커져 주로 다각형 모양의 Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> 상이 형성되는 것을 확인하였다. 한편, 무전해 Ni 층은 무전해 Cu 층에 비해 얇은 두께로도 Sn과 Cu pad 사이 반응에 대한 확산 방지층 역할을 충분히 할 수 있음을 확인하였다.

리플로 횟수에 따른 솔더 볼의 접속 강도에 대한 실험에서는 E-Ni/E-Cu UBM을 사용한 경우가 E-Cu UBM의 경우에 비해 접속강도가 대략 100~150g-force 정도 큰 값을 나타내었다. E-Cu UBM의 경우 짧은 리플로 회수에

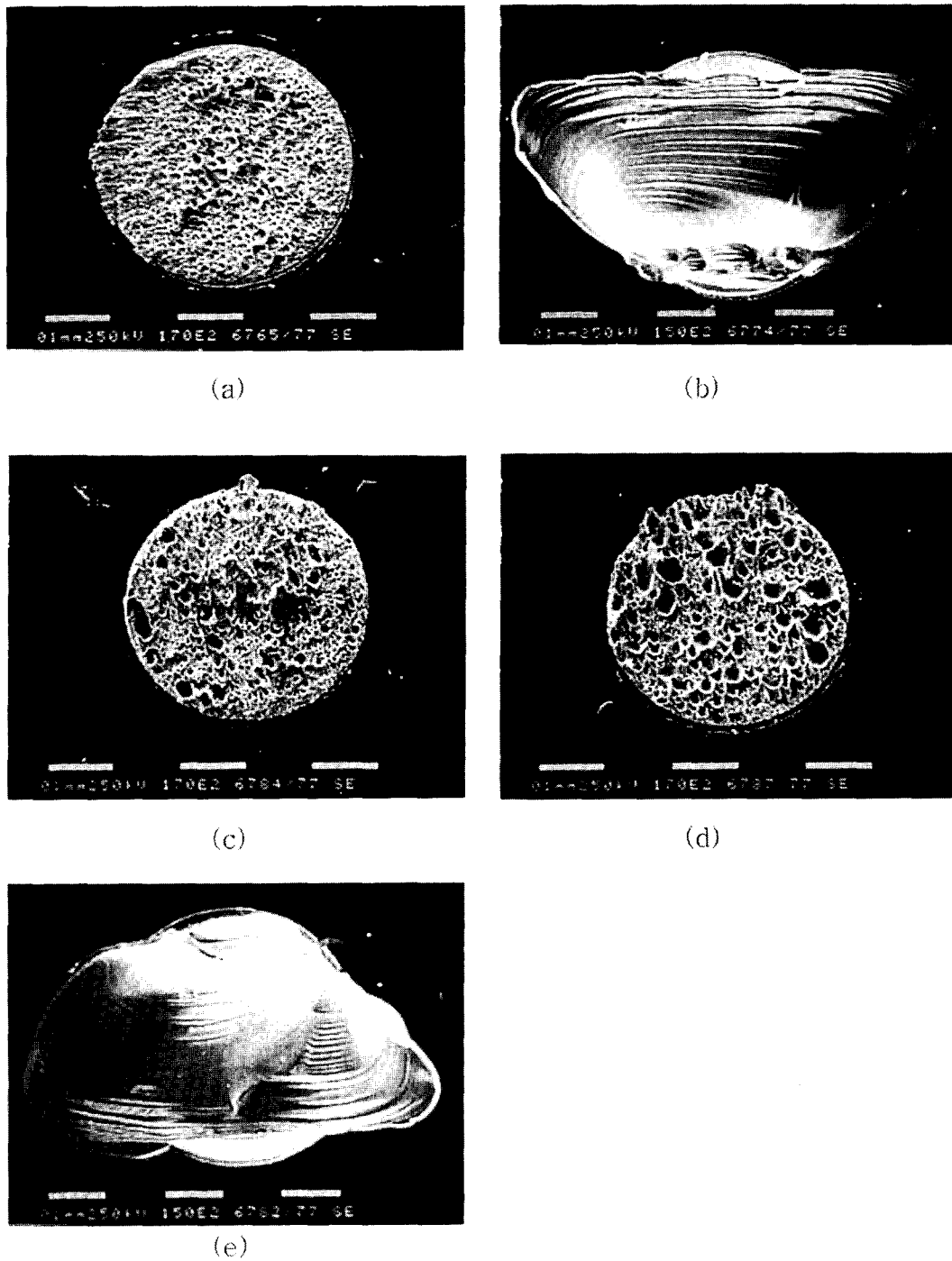


Fig. 10. Top view of PbSnAg Solder Bump on E-Cu UBM after Ball Shear test

- (a) 3.5 $\mu\text{m}$  E-Cu A after reflow 1, (b) 3.5 $\mu\text{m}$  E-Cu A after reflow 4,  
 (c) 5 $\mu\text{m}$  E-Cu B after reflow 1, (d) 5 $\mu\text{m}$  E-Cu B after reflow 4  
 (e) 5 $\mu\text{m}$  E-Cu B after reflow 10

서도 취성이 큰 IMC 형성 양이 많아 접속 강도가 감소한 것으로 판단된다. E-Ni/E-Cu UBM에서 솔더 범프의 파단면은 리플로 횟수 증가에 따라 솔더 내부→솔더/Ni 계면→Ni/Cu 및 Cu/Ti 계면으로 파괴 단면이 바뀌면서 강도 값의 변화를 나타내는 것을 확인하였다. E-Cu UBM의 경우 취성이 큰 IMC 형성 양이 많아 대부분 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 상에서 파단이 발생하였으나, UBM 층이 얇은 경우에는 높은 용력

으로 인해 4회 리플로 만으로도 Si cratering 현상이 나타나 경도 값이 급격히 감소하였다.

#### 참 고 문 헌

1. K.K. Yu and F. Tung, 1993 IEEE/CHMT International Electronics Manufacturing Technology Symposium, Santa Clara, California, Oct. 4-6, 277

- (1993).
2. S. Greer, 1996 Proceedings of 46<sup>th</sup> Electronic Components and Technology Conference, ECTC96, Orlando, Florida, May 28-31, 546 (1996).
  3. M. Warrior, 1990 Proceedings of 40<sup>th</sup> Electronic Components and Technology Conference, ECTC90, Las Vegas, Nevada, May 20-23, 460 (1990).
  4. M. Inaba, K. Yamakawa, and N. Iwase, IEEE Transactions on Components, Hybrids and Manufacturing Technology, CHMT, **13(1)**, 119 (1990).
  5. J. Kloeser, A. Ostrmann, J. Gwisasda, F. Belchtold, E. Zakel and H. Reichl, ISHM '96 Proceeding, 93 (1996).
  6. G.M. Adema, C.J. Berry, N.G. Koopman, G.A. Rinne, E.K. Yung, and I. Turlik, International Journal of Microcircuits and Electronic packaing, IJMEP, **17(4)**, 352 (1994).
  7. E.W. Rutter Jr., E.S. Moyer, R.F. Harris, D.C. Frye, V.L.St. Joer, and F.L. Oaks, Proceedings of 1st International Conference on Multichip Module, ISHM /IEPS, Denver, Colorado, April 1-2, 394 (1992).
  8. 장세영, 백경옥, 한국재료학회지, **9(3)**, 288 (1999).
  9. S. Bader, W. Gust and H. Hieber, Acta Metall. Mater., **43(1)**, 329 (1995).
  10. W.H. Safranek, *The properties of electrodeposited Metals and Alloys*, 2<sup>nd</sup> ed., Drlando, FL : Amer. Electroplaters surface Finishers Soc., ch. 13 (1986).
  11. Z. Mei, P. Callery, D. Fisher, F. Hua and J. Glaser, Advances in Electronic Packaging, ASME 1997, **2**, 1543 (1997).
  12. Y.D. Jeon and K. W. Paik, [private communication].
  13. T.B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagram*, 2<sup>nd</sup> ed., 2, pp. 1481 (1986).
  14. H.K. Kim and K.N. Tu, Phys. Rev. B, **53(23)**, 16027 (1996).
  15. F. Bartels, J.W. Morris Jr., G. Dalke and W. Gust, J. Electron. Mater., **23(8)**, 787 (1994).
  16. M.W. Mahoney and P. J. Dynes, Scriptta Metallurgia, **19**, 539 (1985).
  17. C.Y. Lee and K.L. Lin, Thin Solid Films, **249**, 201 (1994).
  18. H.K. Kim and K.N. Tu, Appl. Phys. Lett., **66(14)**, Oct., 2002 (1995).
  19. D.A. Poter and K.E. Easterling, *Phase transformation in Metals and Alloys*, 2<sup>nd</sup> ed., pp. 142-171, Champman & Hall. (1992).
  20. C. Zhang, J.K. Shang, and P. Liu, 2000 Proceedings of 50<sup>th</sup> Electronic Components and Technology Conference, ECTC2000, Las Vegas, Nevada, May 21-24, 138 (2000).
  21. K.W. Lin and Y.C. Liu, IEEE Transaction on Advanced packaging, **22(4)**, Nov., 568 (1999).
  22. S.Y. Jang and K.W. paik, 2000 Proceedings of 50<sup>th</sup> Electronic Components and Technology Conference, ECTC2000, Las Vegas, Nevada, May 21-24, 64 (2000).