

무전해 Ni-P UBM과 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu 솔더와의 계면반응 및 신뢰성에 대한 연구

(A study on the interfacial reactions between electroless Ni-P UBM and
95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu solder bump)

전영두, 백경옥, Sabine Nieland*, Adreas Ostmann*, Herbert Reichl*.
한국과학기술원, *Fraunhofer IZM

Abstract

Even though electroless Ni and Sn-Ag-Cu solder are widely used materials in electronic packaging applications, interfacial reactions of the ternary Ni-Cu-Sn system have not been known well because of their complexity. Because the growth of intermetallics at the interface affects reliability of solder joint, the intermetallics in Ni-Cu-Sn system should be identified, and their growth should be investigated. Therefore, in present study, interfacial reactions between electroless Ni UBM and 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu alloy were investigated focusing on morphology of the IMCs, thermodynamics, and growth kinetics.

The IMCs that appear during a reflow and an aging are different each other. In early stage of a reflow, ternary IMC whose composition is $Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$ forms firstly. Due to the lack of Cu diffusion, $Ni_{34}Cu_6Sn_{60}$ phase begins growing in a further reflow. Finally, the $Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$ IMC grows abnormally and spalls into the molten solder. The transition of the IMCs from $Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$ to $Ni_{34}Cu_6Sn_{60}$ was observed at a specific temperature. From the measurement of activation energy of each IMC, growth kinetics was discussed.

In contrast to the reflow, three kinds of IMCs ($Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$, $Ni_{20}Cu_{28}Sn_{48}Au_5$, and $Ni_{34}Cu_6Sn_{60}$) were observed in order during an aging. All of the IMCs were well attached on UBM. Au in the quaternary IMC, which originates from immersion Au plating, prevents abnormal growth and separation of the IMC. Growth of each IMC is very dependent to the aging temperature because of its high activation energy.

Besides the IMCs at the interface, plate-like Ag_3Sn IMC grows as big as solder bump size inside solder bump. The abnormally grown $Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$ and Ag_3Sn IMCs can be origins of brittle failure.

1. Introduction

최근의 저가형 플립칩 기술을 위한 여러 가지 대안 중, 무전해 니켈 도금 기술과 스텐실 프린팅 기술을 조합한 방법이 각광받고 있다. 이 기술들은 포토 리소그래피 공정 없이 선택적으로 I/O pad에 하부 금속층 (UBM)과 솔더를 형성할 수 있기 때문에 저가형 플립칩 공정을 구현할 수 있다. 본 연구에서는 무연 솔더의 유력한 후보 중의 하나인 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu 솔더와 무전해 니켈 UBM을 적용하였을 때 계면반응과 솔더범프의 신뢰성에 대해 연구하였다. Sn-Ag-Cu 솔더와 무전해 니켈의 계면반응시, Ni-Cu-Sn의 3가지 원소가 복잡한 반응을 일으키기 때문에 계면에서의 금속간 화합물의 생성, 무전해 니켈 하부 금속층의 소모 등에 대한 정량적인 연구가 부족한 실정이다. 현재, Sn-Ag-Cu 솔더와 무전해 또는 전해 니켈의 계면에서 $Ni_4Cu_7Sn_6$, $(Ni,Cu)_3Sn_4$, $(Cu,Ni)_6Sn_5$, $(Ni,Cu)_3Sn_4$ 와 Cu-Ni-Sn-Au 등의 금속간 화합물이 생성된다고 보고되고 있다. 이와 같이 Sn-Ag-Cu 솔더와 무전해 니켈 또는 전해도금 니켈의 계면에서는 Ni-Cu-Sn 의 3원계의 금속간 화

합물이 보고되고 있으나 정확한 성분이나 상이 매우 불확실하다. 또한, 이러한 3원계 금속간 화합물의 성장거동에 대한 자료가 극히 드문 상태이다. 따라서, 본 연구에서는 Sn-Ag-Cu 솔더와 무전해 니켈 하부 금속층 시스템에서 솔더의 용융 상태와 시효 상태로 나누어 여러가지 온도와 시간에서 계면에서 나타나는 금속간 화합물을 분석하고 성장거동의 특징을 살펴보고자 한다. 이를 통해 Reflow와 시효 (aging) 시 나타나는 계면 반응 비교를 통해 공정 변수를 결정할 수 있으며, 최종적으로 Sn-Ag-Cu 솔더 범프의 무전해 니켈 하부 금속층의 적용가능성을 알 수 있다.

2. Experimental

실험에 사용된 시편은 다음과 같은 사양을 갖고 있다.

Al I/O 패드에 무전해 니켈을 6 μm 도금한 후, 스텐실 프린팅 방법을 사용하여 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu 조성의 솔더를 형성하였다. 이후, 260 $^{\circ}\text{C}$, 0.5 분의 dwell zone을 갖는 reflow profile을 거쳐 솔더 볼을 형성하였다. 그림 1.에서 본 실험에 사용된 Sn-Ag-Cu 솔더 범프를 보여주고 있다. 위 조건을 초기조건으로 하여, reflow 조건과 시효 조건을 달리하여 솔더의 용융상태와 시효상태에서의 계면반응을 살펴보았다.

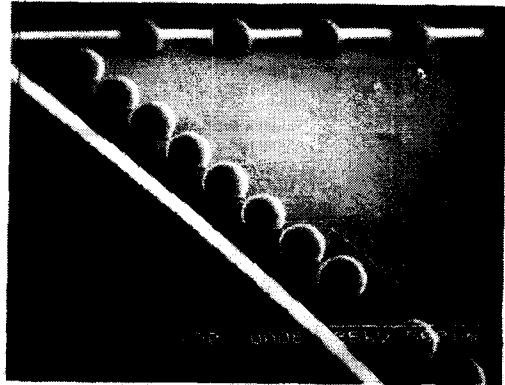


그림 1 . Sn-4.0Ag-0.5Cu solder bumps Electroless Ni-P UBM

용융 솔더와 무전해 니켈의 반응을 알아보기 위해 용융되는 시간과 온도를 변화하는 실험을 수행하였다. Reflow시 최대 온도는 260, 280, 300, 320, 350 $^{\circ}\text{C}$ 로, 최대 온도에서 유지되는 시간은 0.5, 1, 2, 4, 8분으로 설정하고 각각 계면반응을 살펴보았다. 시효상태에서 솔더와 무전해 니켈과의 반응을 알아보기 위해 솔더의 용융점 아래에서 여러 온도와 시간으로 시효처리 하였다. 실험에 사용된 온도는 85, 125, 150, 175, 200 $^{\circ}\text{C}$ 이

며, 시간은 125, 300, 500, 1000, 2000 시간으로 설정하였다. 계면을 관찰하기 위해 20 keV의 Back-Scattered Electron Image (BSE)를 사용하였으며, Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)로서 조성을 분석하였다.

3. Results and Discussion

3-1) 용융 솔더와 무전해 니켈 UBM과의 계면반응

그림 2는 각 reflow 온도와 시간에서 나타나는 솔더의 단면 사진이다. 그림 2의 계면을 살펴보면 낮은 온도에서의 reflow와 높은 온도에서의 reflow에서 금속간 화합물의 형태가 다른 것을 명확히 확인할 수 있다. 낮은 온도에서는 한 가지 종류의 금속간 화합물이 생성되지만, 주로 300 $^{\circ}\text{C}$ 이상의 온도의 reflow에서는 2가지 종류의 금속간 화합물이 생성되는 것을 확인할 수 있다. 그림 2a는 초기 reflow 후에 나타나는 금속간 화합물로서 $\text{Ni}_{22}\text{Cu}_{29}\text{Sn}_{49}$ 의 조성을 갖으며, 하부 금속층에 잘 접착되어 있다. 그림 2b는 300 $^{\circ}\text{C}$ 이상의 온도에서 주로 나타나는 계면을 나타내었다. 그림 2b의 부피가 크며 각진 형태를 갖는 금속간 화합물은 초기 reflow에서 나타나는 $\text{Ni}_{22}\text{Cu}_{29}\text{Sn}_{49}$ 조성을 갖는 금속간 화합물과 같은 조성을 갖으며, 바늘과 같은 형태를 갖는 금속간 화합물은 $\text{Ni}_{34}\text{Cu}_6\text{Sn}_{60}$ 의 조성을 갖는 것으로 확인되었다. 조성에 따라 초기에 나타나는 금속간 화합물은 Cu를 많이 포함하고 있기 때문에 Cu-rich IMC, 바늘형태를 갖는 금속간 화합물은 니켈을 많이 포함하고 있기 때문에 Ni-rich IMC라 정의하였다. BSE 이미지상에서 밝게 보이는 상은 Ni-rich IMC로 Cu-rich IMC에 비해 무거움을 알 수 있다. Cu-rich IMC의 조성은 Cu_6Sn_5 와 비슷하지만, 각진 형태의 표면구조는 Cu_6Sn_5 의 그것과는 매우 다르다. Ni-rich IMC의 표면구조는 Ni_3Sn_4 의 그것과 매우 비슷하며, 조성 또한 Ni_3Sn_4 와 거의

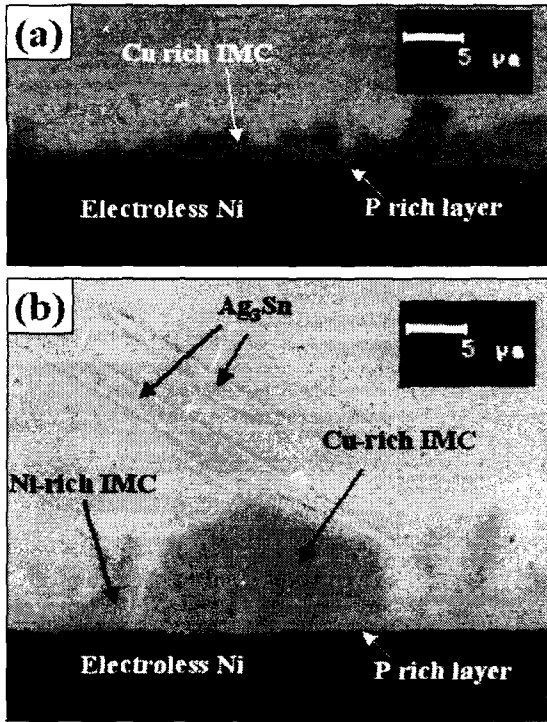


그림 2. Interfaces after reflow (a) at 260 °C for 0.5min, (b) at 320 C for 4min

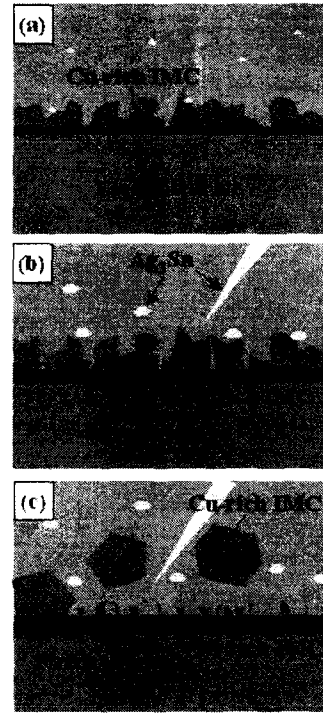


그림 3. Schematic diag during the reflow (a) e stage (c) final stage

같다. 따라서, Cu-rich IMC는 다른 논문에서 보고하고 있는 Cu-Ni-Sn의 3원계 상으로 생각되며, Ni-rich IMC는 6 at%의 Cu가 고용된 $(Ni,Cu)_3Sn_4$ 상으로 여겨진다. 이 상들의 정확한 확인을 위해서는 각 상의 회절패턴 분석을 통한 확인이 요구된다.

그림 3은 reflow가 진행되면서 나타나는 계면반응을 도식적으로 나타내었다. 280 °C 4분 이하의 reflow에서는 그림 3a와 같이 하부 금속층에 잘 붙어있는 Cu-rich IMC가 생성되고, reflow가 진행될 수록 Cu-rich IMC의 성장이 멈추고, Cu-rich IMC사이에서 바늘 모양의 Ni-rich IMC가 생성되기 시작한다. (그림 3b) 이후에는 Ni-rich IMC가 계속성장하며, Cu-rich IMC는 비정상적인 성장을 하여 부피가 크고 각진 형태의 표면구조를 갖게 된다. 또한, Cu-rich IMC는 Ni-rich IMC와 분리되어 solder내로 떠오름 (spalling)이 일어난다. (그림 3c) 이러한 Cu-rich IMC의 분리는 다른 논문들에서 보고되는 하부 금속층에 접착력을 갖는 금속간 화합물과는 대조적이다. 두 가지 형태의 금속간 화합물이 생성되는 원인은 솔더 내의 낮은 Cu양 때문으로 여겨진다. 가장 먼저 형성되는 Cu-rich IMC는 열역학적으로 가장 안정한 상이지만, Cu-rich IMC가 생성되기 위해서는 30 at%에 가까운 Cu가 필요하다. 따라서, 솔더 내의 Cu가 대부분 금속간 화합물을 생성하는데 소모되거나 Cu의 확산이 어렵게 되면 열역학적으로 Cu-rich IMC보다 불안정하지만 Ni-rich IMC가 생성되는 것이 전체의 자유 에너지를 낮추는 것으로 설명할 수 있다. 따라서, Cu-rich IMC의 비정상적인 성장과 솔더 내로의 떠오름을 막기 위해서는 솔더의 용융점을 크게 변화하지 않는 범위에서 솔더 내의 Cu 양을 늘리는 거나 reflow를 낮은 온도에서 짧은 시간 하는 것이 방법이 될 수 있다고 여겨진다.

위의 그림들에서 각 금속간 화합물의 형태를 개략적으로 예상할 수 있지만, 솔더의 선택적인 에칭을 통해 3차원적인 금속간 화합물의 표면 구조를 확인하였다. 그림 4a는 260 °C, 0.5분의 reflow후 나타나는 Cu-rich IMC의 표면 구조를 보여주고 있다. 대부분이 하부 금속층에 잘 접착되어 있으며, 확대사진에서 미세한 면을 갖는 구조로 구성되어 있음을 알 수 있다. 그림 4b, 4c는 320 °C, 1min의 reflow 후의 계면을 보여주고 있다. 비정상적으로 크게 자란 Cu-rich IMC와 바늘모양의 Ni-rich

IMC의 두 종류를 확인할 수 있다. 그림 4c의 확대사진에서 Cu-rich IMC는 명백하게 각진 형태의 표면을 갖고 있음을 알 수 있다. 이후, 350 °C, 2min과 350 °C, 8min후, 대부분의 Cu-rich IMC는 solder내로 spalling되고 Ni-rich IMC만이 성장함을 관찰하였다. (그림 4d) 금속간 화합물의 표면구조 관찰 결과, Cu-rich IMC는 Cu_6Sn_5 와는 다른 새로운 Cu-Ni-Sn 3원계 금속간 화합물로 여겨지며, Ni-rich IMC는 Ni_3Sn_4 로 여겨진다.

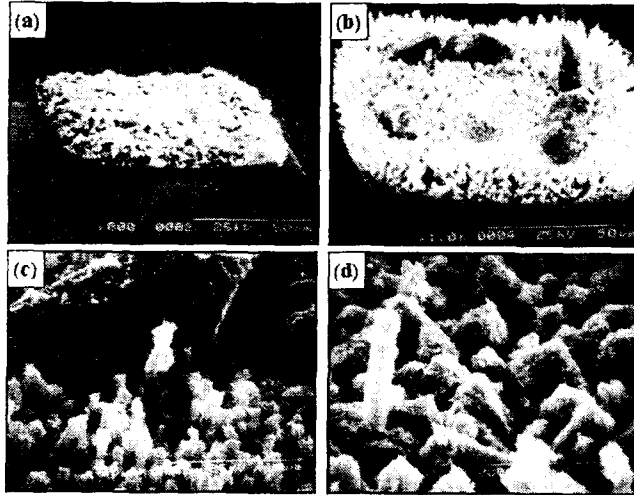


그림 4. Morphologies of the IMCs after reflow (a) Cu-rich IMC at 260 °C for 0.5min reflow, (b) Cu-rich IMC and Ni-rich IMC at 320 °C for 1min reflow, (c) Magnified image of fig. 4b, (d) Ni-rich IMC at 350 °C for 8min reflow

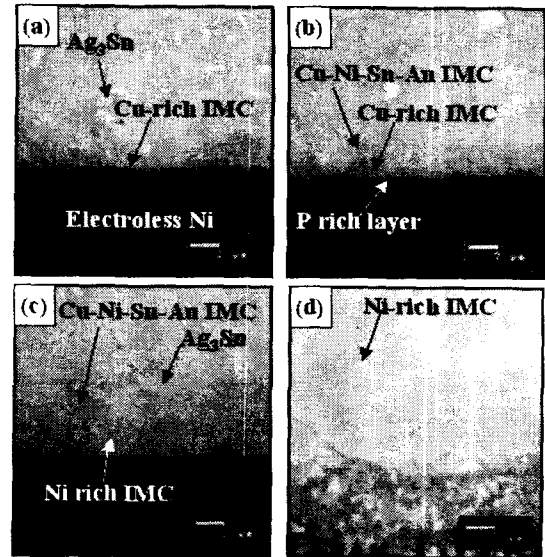


그림 5. Interfaces at the various aging temperatures; (a) 500Hr 125 °C, (b) 500 Hr, 150 °C, (c) 500 Hr, 175 °C, (d) 500 Hr, 200 °C

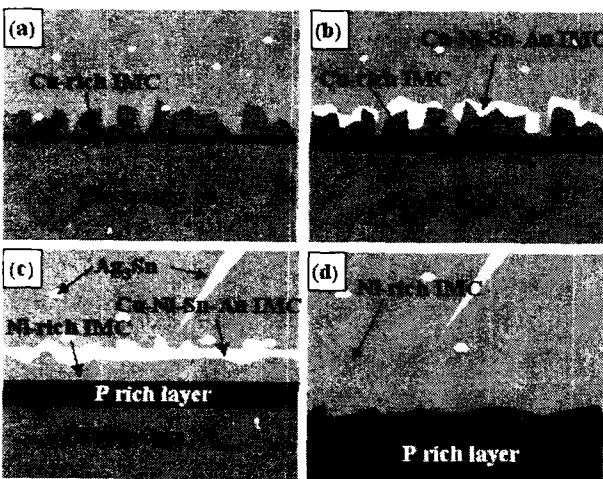


그림 6. Schematic diagrams of IMC growth during the aging; (a) growth of Cu-rich IMC (b) quaternary IMC formation (c) double layers formation (d) Spalling of Ni-rich IMC

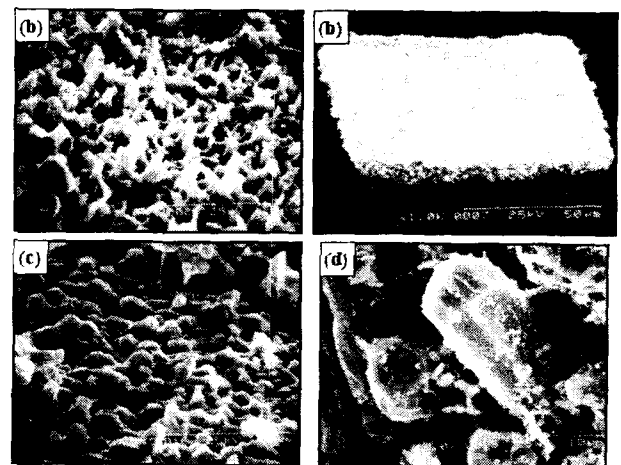


그림 7. Morphologies of the IMCs after aging; (a) Cu-rich IMC at 150 °C for 300 hr aging (b) Quaternary IMC at 175 °C for 125 hr aging, (c) Quaternary IMC at 200 °C for 125 hr aging (d) Ni-rich IMC at 200 °C for 1000 hr aging

3-2) 시효시 솔더 범프와 무전해 니켈 UBM과의 계면반응

그림 5는 500 시간동안 여러 온도에서 시효 후 솔더 범프의 단면 사진을 보여준다. 150 °C와 175

℃ 의 온도에서 두 종류 이상의 금속간 화합물을 확인할 수 있다. 하지만, reflow 때와는 달리 금속간 화합물의 비정상 성장이나 솔더 내로의 떠오름은 관찰할 수 없다. 단, 200 ℃ 500 시간 이상에서는 모든 하부 금속층이 소모되어 금속간 화합물의 솔더 내로 떠오름이 발생하였다. 이 현상은 금속간 화합물이 Al I/O 패드와 닿게 되어 발생하는 것으로 reflow시에 나타난 자발적인 떠오름과는 다르다. 계면은 시효 정도에 따라 그림 5와 같이 4 가지 형태로 변화한다. 비교적 낮은 온도(125 ℃ 이하) (그림 5a)에서는 하나의 금속간 화합물 만이 생성되며, 이때 조성은 reflow 초기에 나타난 Cu-rich IMC와 같은 조성이다. ($Ni_{22}Cu_{29}Sn_{49}$) 가장 먼저 나타나는 금속간 화합물이 Cu-rich IMC인 것으로 보아 Cu-rich IMC가 Ni-Cu-Sn의 3원계가 나타나는 계면에서 열역학적으로 가장 안정한 상임을 알 수 있다. 좀더 높은 온도에서는 Cu-rich IMC가 위쪽부터 하얗게 변해가는 것을 확인할 수 있다. (Fig 5b) 금속간 화합물의 위쪽에서부터 밝게 변화하는 상이 관찰되는 것은 reflow시에 나타난 현상과는 다른 것이다. 이 상의 조성을 분석한 결과 $Ni_{20}Cu_{27}Sn_{48}Au_5$ 의 4 원계 금속간 화합물 (quaternary IMC)로 확인되었다. 즉, Cu-rich IMC와 조성이 거의 비슷하지만 5 at%의 Au에 의해 무거운 상으로 변태하여 BSE 이미지 상에서 밝게 보이게 된다. 4 원계 금속간 화합물 내의 Au는 치환 Au 도금 층으로부터 온 것이다. Au는 용융 솔더 상태일 때는 솔더 내에 녹아 있다가 솔더가 고체로 변하게 되면 솔더 내의 낮은 Au의 용해도 (solubility)로 인해 솔더로부터 빠져나와 Cu-rich IMC 내로 고용되어 4 원계 금속간 화합물을 이루게 된다. 그림 5c에서는 모든 Cu-rich IMC가 4원계 금속간 화합물로 변환되었고, 4 원계 금속간 화합물과 무전해 니켈의 계면에서 새로운 금속간 화합물이 성장하였다. 새롭게 성장한 금속간 화합물은 reflow시 나타났던 Ni-rich IMC와 같은 조성을 갖는다. ($Ni_{34}Cu_6Sn_{60}$) 아주 높은 온도의 시효에서는 4 원계 금속간 화합물이 사라지고 관찰되는 모든 금속간 화합물은 Ni-rich IMC이다. (그림 5d) 시효 시에 나타나는 금속간 화합물의 변환과정을 하계 그림 6에 나타내었다.

시효 시에 나타나는 계면반응과 reflow시에 나타나는 계면반응은 큰 차이점을 가지고 있음을 알 수 있다. 시효 상태에서는 reflow 때와는 달리 4 원계 금속간 화합물이 생성되었으며, Cu-rich IMC의 비정상적인 성장이나 솔더 내로의 떠오름 현상은 관찰할 수 없었다. 따라서, Cu-rich IMC 내에 포함된 약간의 Au는 비정상적인 성장을 막아 층으로 성장 (layered growth)하게 하는 역할을 하는 것이라 말할 수 있다.

각 금속간 화합물의 3차원적인 표면 구조를 확인하기 위해 선택적인 솔더의 에칭 후에 표면을 관찰하였다. 그림 7a 에서는 300 시간 150 ℃에서 나타나는 Cu-rich IMC의 표면 구조를 보여준다. 작은 바늘과 같은 형태로 성장하고 있음을 알 수 있으며, 하부 금속층에도 잘 붙어있음을 알 수 있다. 그림 11b과 11c에서는 125 시간 175 ℃와 125시간 200 ℃에서 나타나는 Cu-Ni-Sn-Au 4 원계 금속간 화합물의 표면구조를 보여주고 있다. 초기의 바늘과 같은 표면구조에서 작은 면으로 이루어진 표면으로 변화되었음을 알 수 있다. 또한, reflow시에 나타났던 금속간 화합물의 비 정상적인 성장이나 솔더 내로의 떠오름 현상은 관찰되지 않는다. 그림 7d에서는 1000 시간 200 ℃에서 크게 성장한 Ni-rich IMC를 확인할 수 있으며, 표면구조가 Ni_3Sn_4 의 그것과 비슷함을 다시 확인하였다.

3-3) Ag_3Sn IMC

그림 2와 그림 5를 살펴보면 몇몇의 솔더 내에 매우 큰 침상 형태의 하얀 금속간 화합물을 관찰할 수 있다. 이 금속간 화합물의 성분은 EDS를 통해 Ag_3Sn 으로 확인되었다. 단면 사진 상의 Ag_3Sn 은 침상의 형태이지만 3차원의 표면 구조를 확인하기 위해 선택적인 솔더 에칭 후에 Ag_3Sn 금속간 화합물을 관찰하였다. 그림 8a과 8b는 각각 350 ℃에서 2 분간 reflow를 거쳤을 때와 85 ℃에서 125 시간 시효 후 나타나는 Ag_3Sn 을 보여주고 있다. 그림 8a에서는 침상 모양의 Ni-rich IMC, 비정상적으로 성장해 있는 Cu-rich IMC와 판상 형태의 Ag_3Sn 을 관찰할 수 있으며, 그림 8b에서는 계면의 Cu-rich IMC와 여러 방향으로 성장한 판상의 Ag_3Sn 을 확인할 수 있다. 에칭 후에 나타난 Ag_3Sn 은 모두 판상 형태의 표면 구조를 갖는 것으로 확인되었다. 또한, 아주 낮은 온도 (85 ℃)의 시효에서도

솔더 범프의 크기에 가까운 성장을 보인다 (그림 8a). 이러한 Ag_3Sn 은 거의 솔더의 크기에 가까울 정도로 크게 성장하며 온도에 관계없이 빠르게 성장하기 때문에 솔더 범프의 신뢰성에 큰 영향을 미치리라고 생각된다. 솔더 범프에 전단 응력이 가해질때, 단단한 Ag_3Sn 을 따라 크랙이 전파될 수도 있으며, 솔더의 소성 변형(plastic deformation)을 막아 취성 파괴가 발생할 수도 있다. 아직까지 이러한 Ag_3Sn 의 성장을 좌우하는 요소는 밝혀지지 않고 있으나 솔더 내에 포함되어있는 Ag의 양이나 reflow시의 profile에 따라 좌우되리라 생각된다. 실제로 3.5at%의 Ag를 포함한 솔더에서는 이러한 Ag_3Sn 의 비정상적인 성장이 거의 보고되지 않고 있다. 추후에 Ag_3Sn 금속간 화합물의 성장을 좌우하는 변수들과 Ag_3Sn 이 신뢰성에 미치는 영향에 대해 정량적으로 조사할 필요가 있다.

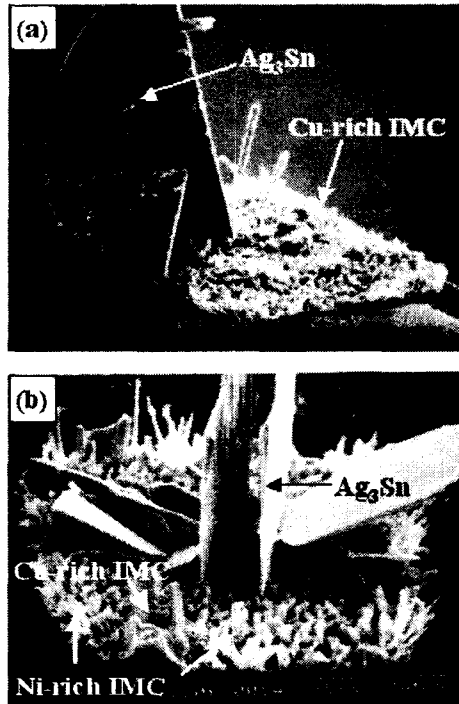


그림 8. Morphology of Ag_3Sn IMC; (a) after aging at 85 °C for 125 hours, (b) after reflow at 350 °C for 2 minutes

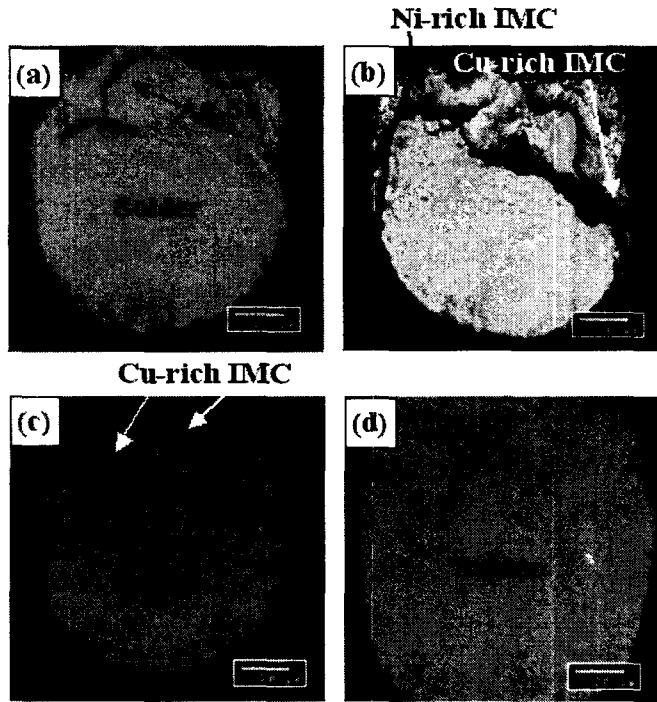


그림 9. The exposed surfaces after ball shear test; (a) 260 °C 0.5 min reflow (b) 350 °C 0.5 min reflow (c) 1000 Hr 85 °C aging (d) 1000 Hr 175 °C aging

3-4) 무전해 니켈 UBM의 신뢰성 평가

무전해 니켈 UBM의 신뢰성을 평가하는 가장 용이한 방법 중의 하나가 ball shear test이다. 스타 일러스의 높이는 30 μm 로 설정하였으며, 계면관찰에서 적용된 온도와 시간에 대해 각각 실험을 수행하였다. 대부분의 조건에서 범프의 파괴는 부드러운 솔더가 노출되는 모드를 갖는다. 하지만, 몇몇 범프의 가장자리 지역에서는 취성 파괴를 관찰할 수 있다. 가장자리 부분의 파괴는 reflow 온도에 따라서 약간씩 달라진다. 그림 9.는 260 °C와 350 °C에서 나타나는 파괴 모드의 일부를 보여주고 있다. 350 °C에서는 솔더와 금속간 화합물이 모두 관찰되고 있다. 관찰되는 금속간 화합물은 Ag_3Sn , Cu-rich IMC, Ni-rich IMC가 모두 나타난다. 특히, Ni-rich IMC는 I/O 패드의 가장자리에서 대부분 나타나며 Cu-rich IMC는 비정상적인 성장을 하여 솔더 내로 떠오른 경우, 패드의 중앙 부분에서 주로 관찰된다.

시효처리 후에 나타나는 파괴 모드는 reflow 직후와 큰 차이를 나타내지 않는다. 다만, 낮은 온도에서는 (85, 125 °C) 솔더 범프의 외곽지역에서 P-rich Ni layer가 부분적으로 나타나고 있는 것을 확인할 수 있다. (그림 9c) 이러한 현상은 85 °C와 125 °C에서 금속간 화합물의 성장이 매우 느리기 때

문에 금속간 화합물에 의한 결합력이 약해 하부 금속층과 솔더의 경계에서 파괴가 발생하는 것으로 여겨진다. 150 °C 이상의 시효처리 시, 금속간 화합물이 약 2 μm 이상 성장한 이후에는 P-rich Ni layer에서 나타나는 파괴 모드가 크게 줄어든다. 하지만, 200 °C의 시효처리에서는 너무 빠른 하부 금속층의 소모로 인해 무전해 니켈이 모두 소모되어 Al에서 파괴가 일어나고 전단응력 역시 약 10 g · force로 크게 줄어든다.

Ball shear test를 통해 솔더와 하부 금속층간의 신뢰성을 증가시키기 위해서는 적당한 두께의 금속간 화합물이 필요함을 알 수 있다. 금속간 화합물의 두께를 적절히 제어하기 위해 사용되는 환경을 고려하여 초기 reflow 조건을 설정해야 한다. 또한, Cu-rich IMC나 Ag₃Sn의 비정상적인 성장이 일어나지 않도록 솔더의 조성과 reflow조건을 조절하는 것이 필요하다.

References

- [1] J.W. Jang, D.R. Frear, T.Y. Lee, K.N. Tu, "Morphology of interfacial reaction between lead-free solders and electroless Ni-P under bump metallization", J. of Appl. Phys., Vol. 88, No. 11, p.6359-63, Dec. (2000).
- [2] S.K. Kang, D.Y. Shih, K. Fogel, P. Lauro, M.J. Yim, G. Advocate, M. Griffin, C. Goldsmith, D.W. Henderson, T. Gosselin, D. King, "Interfacial reaction studies on lead-free solder alloys", Proc. 51th Elec. Comp. & Tech. Conf., Orlando, June, (2001).
- [3] K. Zeng, V. Vuorinen, J.K. Kivilahti, "Intermetallic reactions between lead-free SnAgCu solder and Ni(P)/Au surface finish on PWBs", Proc. 51th Elec. Comp. & Tech. Conf., Orlando, June, (2001).
- [4] K.Y. Lee, M. Li, D.R. Olsen, W.T. Chen, "Microstructure, joint strength and failure mechanism of Sn-Ag, Sn-Ag-Cu vs. Sn-Pb-Ag solders in BGA packages", Proc. 51th Elec. Comp. & Tech. Conf., Orlando, June, (2001).
- [5] A. Zribi, L. Zavalij, P. Borgesen, A. Primavera, G. Westby, E.J. Cotts, "The kinetics of formation of ternary intermetallic alloys in Pb-Sn and Cu-Ag-Sn Pb-free electronic joints", Proc. 51th Elec. Comp. & Tech. Conf., Orlando, June, (2001).
- [6] M.Schaefer, R.A. Fournelle, J. Liang, "Theory for intermetallic phase growth between Cu and liquid Sn-Pb solder based on grain boundary diffusion control", J. of Elect. Mat., Vol. 27, No. 11, p.1167-76, (1998)
- [7] J. W. Jang, P. G. Kim, K. N. Tu, D. R. Frear, P. Thompson, Journal of Applied Physics, 85, 12, 8456-8463, (1999)
- [8] K.C. Hung, Y.C. Chan, "Study of Ni₃P growth due to solder reaction-assisted crystallization of electroless Ni-P metallization", J. of Mat. Sci. Letters, 19, 1755-57, (2000)