

전해 도금법을 이용한 공정 납-주석 플립 칩 솔더 범프와 UBM (Under Bump Metallurgy) 계면반응에 관한 연구

장 세 영 · 백 경 옥
한국과학기술원 재료공학과

Studies on the Interfacial Reaction between Electroplated Eutectic Pb/Sn Flip-Chip Solder Bump and UBM (Under Bump Metallurgy)

Se-Young Jang and Kyung-Wook Paik

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

(1998년 3월 11일 받음, 1999년 1월 8일 최종수정본 받음)

초 록 솔더 범프를 사용하는 플립 칩 접속기술에서 범프와 칩 사이에 위치하는 금속 층들의 조합을 UBM (Under Bump Metallurgy) 라고 부르며 이 UBM 을 어떤 조합으로 사용하는 가에 따라 접속의 안정성이 크게 좌우된다. 본 연구에서는 UBM 중 에서 솔더 접착 층으로 사용되는 구리 층의 두께를 1 μ m 와 5 μ m 로 하는 한편 barrier 층으로 사용되는 금속 층을 Ti, Ni, Pd 으로 변화 시키면서 이들 UBM 과 공정 납-주석 사이의 계면반응을 살펴보았다. 이를 위해 100 μ m 크기의 솔더 범프를 전해도금법을 사용하여 제작하고 리플로 횟수와 시효시간에 따른 각 UBM 에서의 금속간 화합물의 성장을 관찰하였다. Cu₆Sn₅ η' -상 금속간 화합물이 모든 조건에서 형성되었고 Cu 층의 두께가 5 μ m 로 두꺼운 경우에는 Cu₃Sn ϵ -상도 관찰되었다. Pd 을 사용한 UBM 구조에서는 시효 처리 시에 Cu₆Sn₅ 상 아래쪽에 PdSn₄ 상이 형성 되었다. 또한 이들 계면에서의 금속간 화합물의 성장은 솔더 범프의 접속강도 값과 밀접한 관계를 가진다.

Abstract In the flip chip interconnection using solder bump, the Under Bump Metallurgy (UBM) is required to perform multiple functions in its conversion of an aluminum bond pad to a solderable surface. In this study, various UBM systems such as Al 1 μ m / Ti 0.2 μ m / Cu 5 μ m, Al 1 μ m / Ti 0.2 μ m / Cu 1 μ m, Al 1 μ m / Ni 0.2 μ m / Cu 1 μ m and Al 1 μ m / Pd 0.2 μ m / Cu 1 μ m for flip chip interconnection using the low melting point eutectic 63Sn-37Pb solder were investigated and compared to their metallurgical properties. 100 μ m size bumps were prepared for using an electroplating process. The effects of the number of reflows and aging time on the growth of intermetallic compounds(IMC) were investigated. Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn IMC were observed after aging treatment in the UBM system with thick copper (Al 1 μ m / Ti 0.2 μ m / Cu 5 μ m). However only the Cu₆Sn₅ was detected in the UBM systems with 1 μ m thick copper even after 2 reflow and 7 day aging at 150 $^{\circ}$ C. Complete Cu consumption by Cu-Sn IMC growth gives rise to a direct contact between solder inner layer such as Ti, Ni and Pd, and hence to possibly cause reactions between two of them. In this study, however, only for the Pd case, IMC of PdSn₄ was observed by Cu consumption. UBM interfacial reactions with solder affected the adhesion strength of solder balls after solder reflow and annealing treatment.

1. 서 론

고기능 컴퓨터 및 정보통신 멀티미디어 시스템 제품을 구현하는 데 있어 소자의 집적도가 매우 빠른 속도로 증가하기 때문에, 기존의 칩 접속 방법인 와이어 본딩이나 TAB (Tape Automated Bonding) 기술로는 이와 같은 요구를 충족시키는데 한계가 있다. 이에 따라 칩의 전 면적을 활용하는 area array 방식을 사용하여 접속 간격을 늘이고, 불 형태를 사용하여 접속길이를 짧게 한 플립 칩 (flip-chip) 기술의 필요성이 점차 커지고 있다. 플립 칩이란 기본적으로 칩과 기판을 서로 마주보는 상태로 하여 칩의 알루미늄 패드에서 기판으로의 접속을 솔더 범프 등을 이용하여 하는 접속 방법이다. 그런데 솔더는 알루미늄에 젖음성이 나쁘기

때문에 기본적으로 알루미늄에 솔더가 붙게 하기위한 접착 개선 막 (adhesion promotion layer) 이 필요하고 또한 솔더는 녹는점이 낮아 확산이 빠르게 일어나므로 솔더의 확산이 칩에 전달되지 않도록 막아주는 확산방지막 (diffusion barrier) 이 필요하다. 이런 금속 박막 층들이 칩의 알루미늄 패드와 솔더 범프 사이에 필요한데 이것들을 UBM (Under Bump Metallurgy) 라고 부르며 그림 1 에 그 구조를 모식적으로 나타내었다. 최근의 플립 칩 기술에서는 녹는점이 낮은 솔더 범프에 대한 요구가 늘어났는데 이는 기판 가격이 낮으면서 미세회로의 구현이 용이한 플라스틱기판을 사용함에 따라 낮은 공정 온도를 사용해야 하기 때문이다. 이에 따라 183 $^{\circ}$ C 저 용융점 공정 63Sn-37Pb 솔더가 사용되고 있다. 그러나 이런 주석 함량이 높은 솔더를

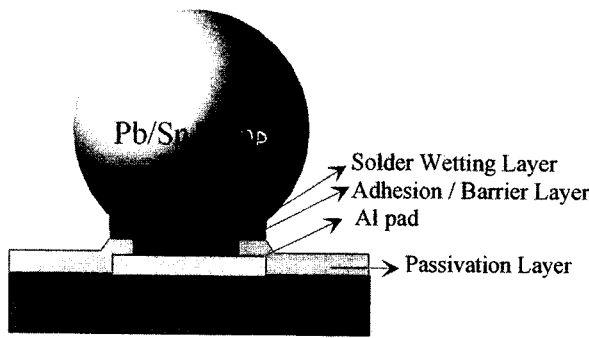


Fig. 1. UBM(Under Bump Metallurgy) structure.

사용한 플립 칩 기술의 문제점은 주석이 UBM 금속 층들과 빠른 반응을 하여 기계적 성질이 취약한 금속간 화합물을 형성함으로써 솔더와 UBM 사이의 접합이 쉽게 약화된다는 것이다. 그뿐만 아니라 빠른 금속간 화합물의 성장으로 인해 솔더를 칩에 접착 시키는 역할을 하는 UBM의 최종 금속층이 모두 소모되는 경우, 솔더가 젖음성이 없는 층과 만나게 되어 솔더 범프가 떨어지는 심각한 현상을 유발하기도 한다. 실제로 공정 조성 납/주석 플립 칩 범프는 여러 번의 용융 공정과 underfill curing 등 고온 공정을 거쳐 패키지가 완성되고 또한 사용 중에 발생하는 열로 인해 위의 솔더와 UBM간의 계면반응은 매우 활발하게 진행된다. 그런데 공정 솔더와 UBM 사이의 활발한 계면반응에도 불구하고 지금까지 플립 칩의 안정성에 대한 연구는 계면반응을 고려하지 않고 범프의 모양 및 분포등에 따른 스트레스 집중에 의한 파괴만이 고려되어왔다.

따라서 본 연구에서는 저 용융점 공정 납/주석 솔더 범프에 적합한 UBM system의 조건을 알기 위해 우선적으로 전해도금을 사용한 공정 납/주석 솔더 flip chip bumping 공정 기술과 솔더와 UBM간의 계면 현상 및 이에 따른 솔더 붙 접착력을 연구하였다.

2. 플립 칩 솔더 범프 제작 공정

본 연구는 UBM과 공정 솔더 붙 사이의 계면반응을 연구하는 것이 목적이므로 실제의 칩을 사용하지 않고 bare Si 위에 UBM layer들을 증착한 후 그 위에 pattern없이 범프를 형성시켰다. 제조공정의 개략적인 그림을 그림 2에 나타내었다.

그림 3(a)는 이 공정에서 패턴 된 PR의 측면 사진이며 도금 후에 PR을 제거한 후의 모습은 그림 3(b)에 나타내었으며 버섯(mushroom) 형태의 솔더 범프가 형성된 것을 볼 수 있다. 전해 도금하는 솔더의 두께를 조절함으로써 최종 솔더 범프의 크기를 조절 할 수 있는데 여기서의 기둥 지름이 75 μ m이고 높이가 50 μ m인 범프를 형성하였다. 형성된 솔더 범프는 수용성 flux를 도포한 후 대기 분위기하에서 일반적인 공정-납 리플로 온도 분포인 그림 4의 온도분포에 따라 IR reflow oven에서 최고온도를 210 \pm 5 $^{\circ}$ C로 하고 녹는점인 183 $^{\circ}$ C 이상에서의 지속시간을 90 \pm 10초로 하며 리플로 하였다. array방식의 flip chip solder bump

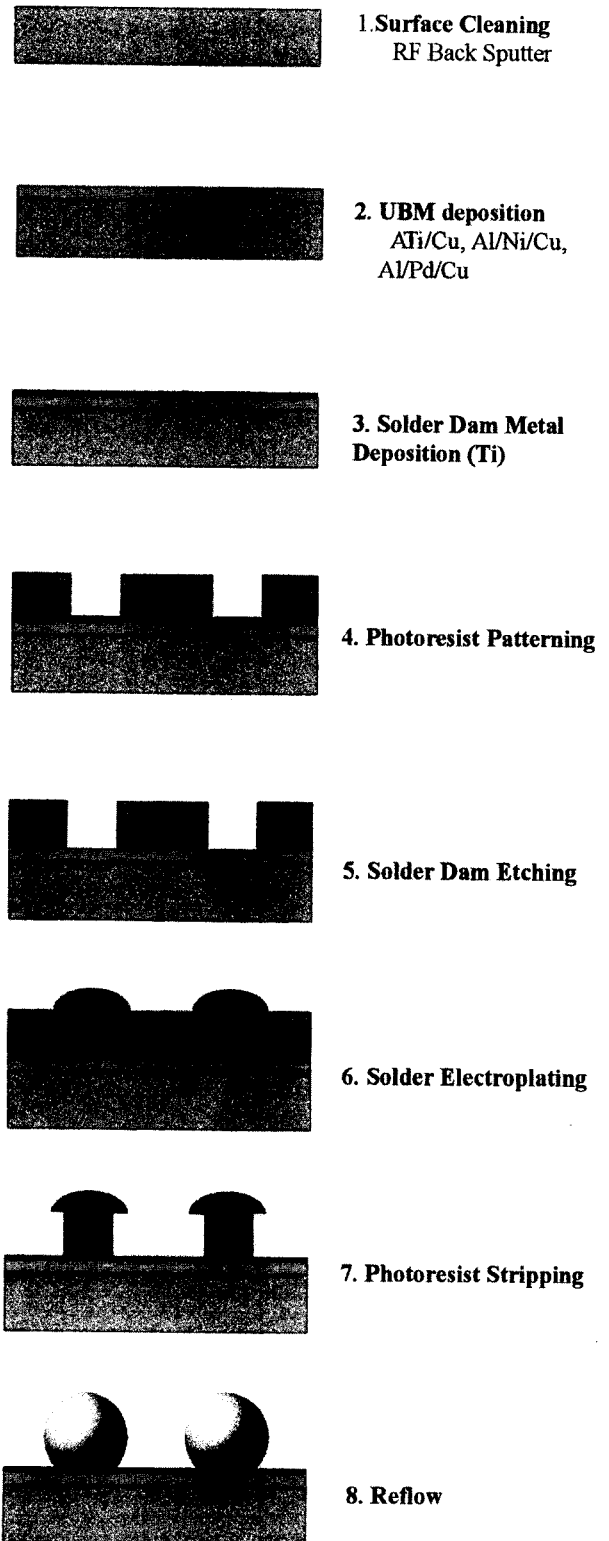


Fig. 2. Flip chip solder bumping process flow.

를 그림 3(c)와 그림 3(d)에 나타내었다.

3. UBM의 선택과 실험 방법

3-1. UBM 선택의 배경

UBM system을 다음의 4가지로 나누어 각각의 계면에서의 금속간 화합물의 성장에 대해 연구하였다.

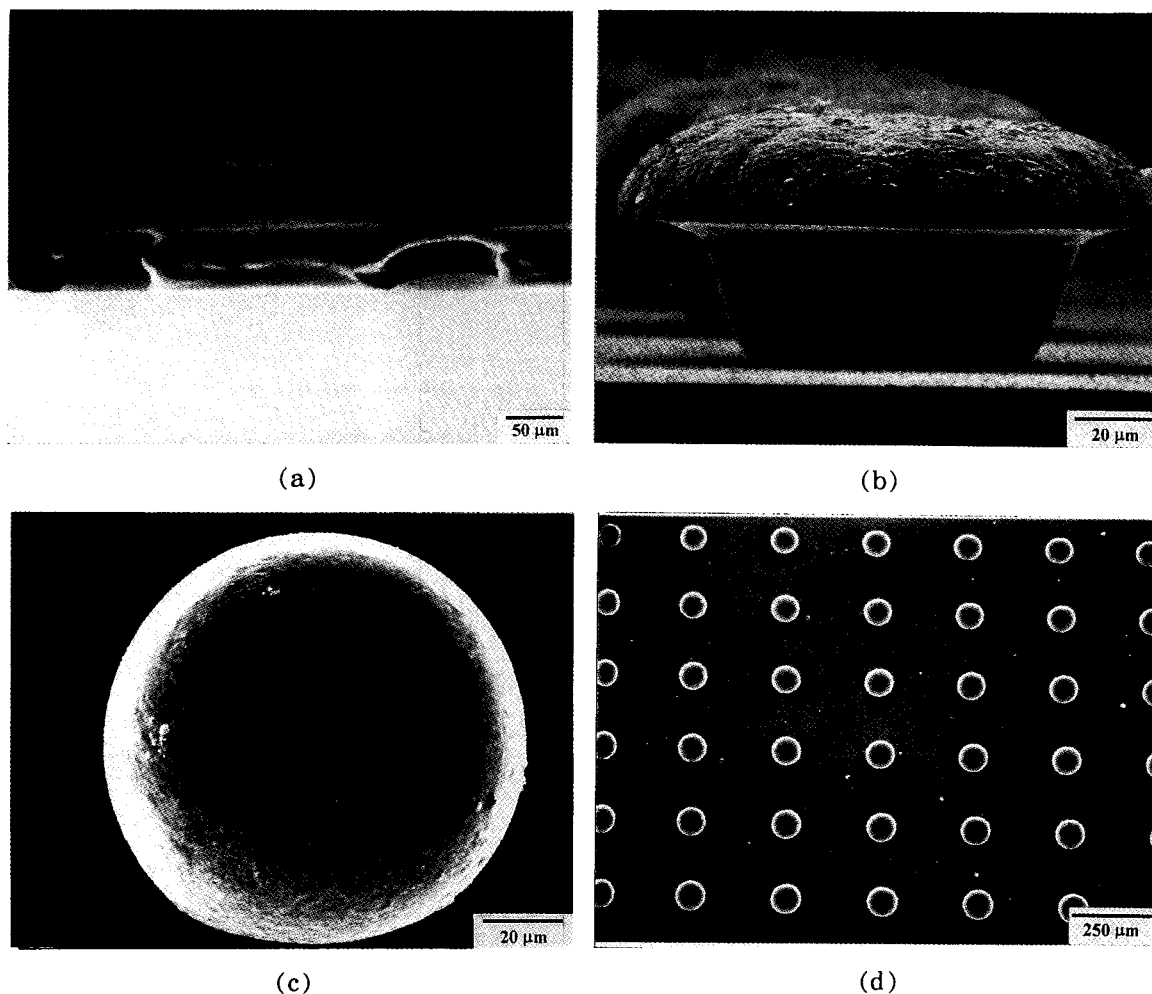


Fig. 3. (a) Patterned photoresist-40µm thickness (b) Mushroom shaped solder bump (c) Solder ball after reflow (d) Area array type solder bumps(Pitch 280µm, Ball size 100µm)

- Al 1µm /Ti 2000A /5µm Cu (이하 Ti5)
- Al 1µm /Ti 2000A /1µm Cu (이하 Ti1)
- Al 1µm /Ni 2000A /1µm Cu (이하 Ni1)
- Al 1µm /Pd 2000A /1µm Cu (이하 Pd1)

기본적인 UBM의 구성은 칩의 패드로 사용되는 Al과 솔더와 wettable한 Cu층 사이에 adhesion promoter와 diffusion barrier로 작용하는 barrier layer로 이루어져 있다. 처음의 두 가지 UBM은 동일한 Al/Ti/Cu의 구성에 솔더와 wettable한 Cu의 두께를 5µm와 1µm로 변화 시켜 그에 따라 계면 현상 및 기계적인 접합 강도가 어떻게 변하는지를 비교하였다. 그리고 뒤의 3가지는 Al과 Cu층은 일정하게 하고 barrier layer를 솔더와의 wettability를 기준으로 wettability가 좋지 않은 Ti와 양호한 Ni 그리고 매우 좋은 Pd으로 나누어 비교하였다.¹⁾

과거의 고 용융점 솔더인 95Pb-5Sn 혹은 90Pb-10Sn을 사용한 flip chip 기술에서 사용되던 Al/Cr/Cr-Cu/Cu이나 Al/Ti/Cu UBM system을 주석의 함량이 높은 저 용융점 공정조성 솔더인 63Sn-37Pb에 적용할 경우에는 구리-주석간 금속간 화합물의 성장이 빠르게 일어나기 때

문에 구리 층을 소모 시켜 최종적으로 solder wettable한 구리 층이 모두 소모되는 문제점이 보고되어 왔다.²⁾ 이와 같이 구리 층이 모두 소모되면 그 아래의 Cr이나 Ti 등이 노출되는데, 이 금속들은 솔더와의 접용성이 매우 나쁘기 때문에 Bump가 떨어지거나 매우 취약한 접합을 이루게 된다. 이에 따라 구리 층의 완전한 소모를 막기 위해 구리 층을 두껍게 하는 방법이 사용되고 있다. 그러나 두꺼운 구리 층을 사용하는 경우에는 이에 따라 두꺼운 Cu-Sn 금속간 화합물 형성으로 인해 솔더 볼의 기계적인 강도 값이 낮아지고 금속간 화합물의 성장으로 인해 Stress reduced chip crastering 등의 문제를 유발하기도 한다.³⁾

3-2. UBM과 공정 솔더간의 계면 현상 관찰

실제의 플립 칩은 공정 주석-납 솔더 볼을 형성할 때 뿐만 아니라 Ball Grid Array(BGA) 등의 organic carrier 본딩 및 기판 본딩 등의 어셈블리 공정하에서 3~4회의 용융공정 및 underfill curing과 같은 가열 공정을 겪게 되며 실제 사용 시에도 열이 발생되므로 솔더와 UBM간의 상호 확산 및 금속간 화합물이 성장이 예상된다. 따라서 본 연구에서는 4가지 UBM system과 공정 주석-납 솔더 사이의

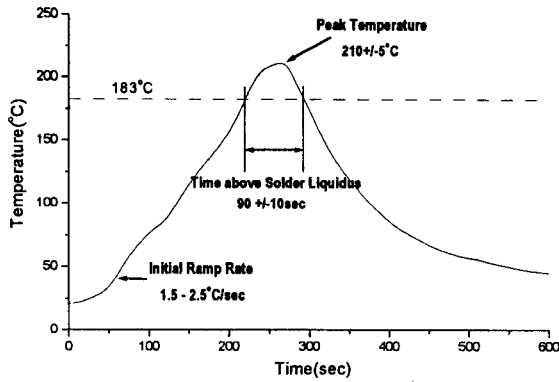


Fig. 4. Reflow temperature profile.

계면 현상을 리플로 횟수와 150°C 시효처리 시간에 따라 관찰하였다. 계면 현상을 위한 시편은 wafer 위에 sputtering을 사용해 UBM 금속 층을 증착한 후 15μm 두께로 공정 주석-납 전해도금을 하여 이를 그림 4의 리플로 조건하에서 1, 2, 3, 4회 리플로 하였다. 오븐을 사용하여 일반적인 underfill curing 온도인 150°C에서 1시간, 2시간, 3시간, 10시간, 7일의 조건에 대하여 시효처리를 행하였다. 이상의 열처리한 시편의 단면을 SEM 및 EPMA로 관찰하고, 박막용 X-Ray Diffractometer를 이용하여 생성된 계면 금속간 화합물의 종류를 분석하였다.

3-3. 솔더 범프의 접합 강도 측정

앞에서 설명한 방법으로 형성된 100μm의 솔더 범프를 각

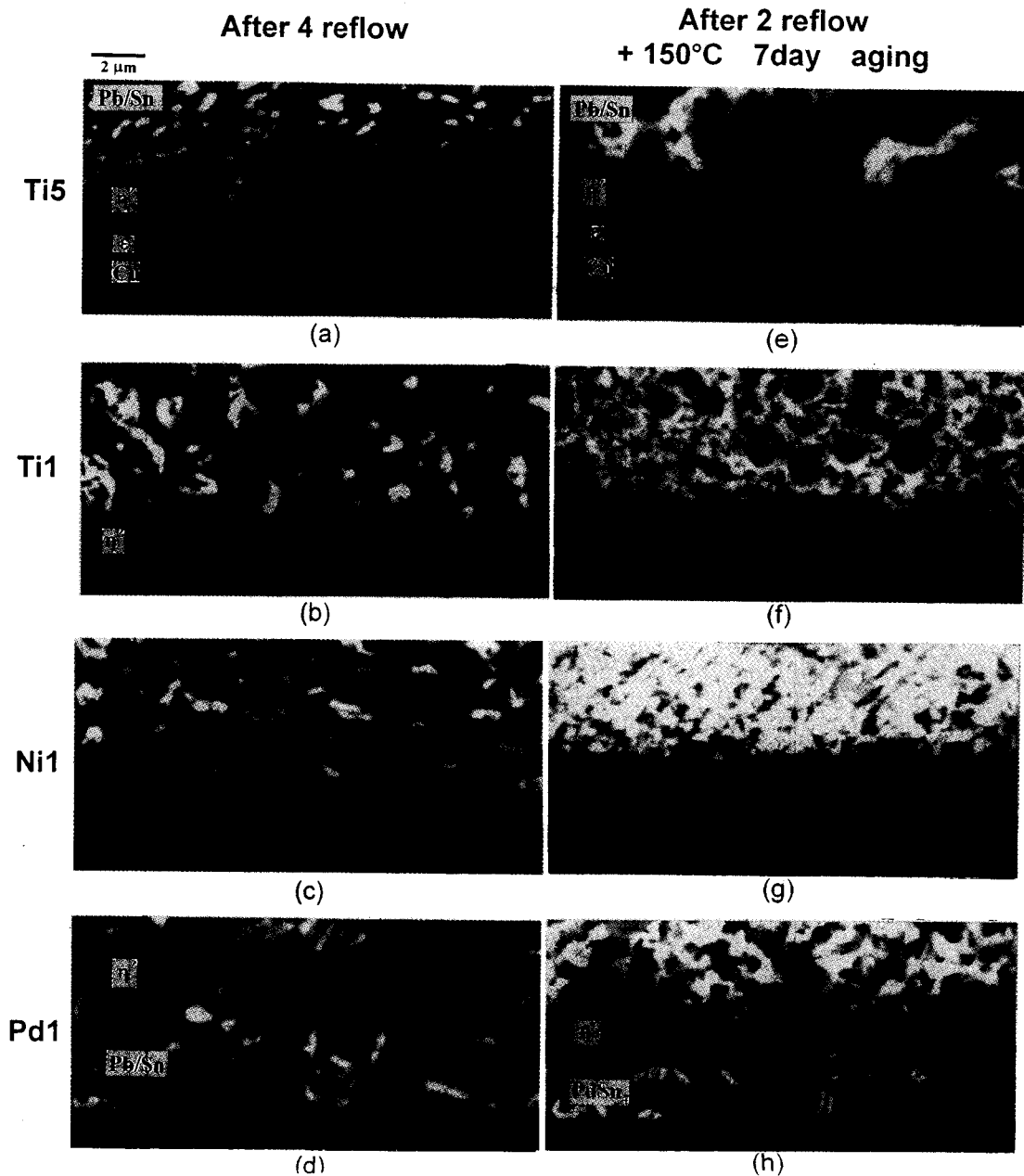


Fig. 5. Backscattered electron SEM images of the cross-section of interface between the eutectic Pb/Sn solder and the UBMs.

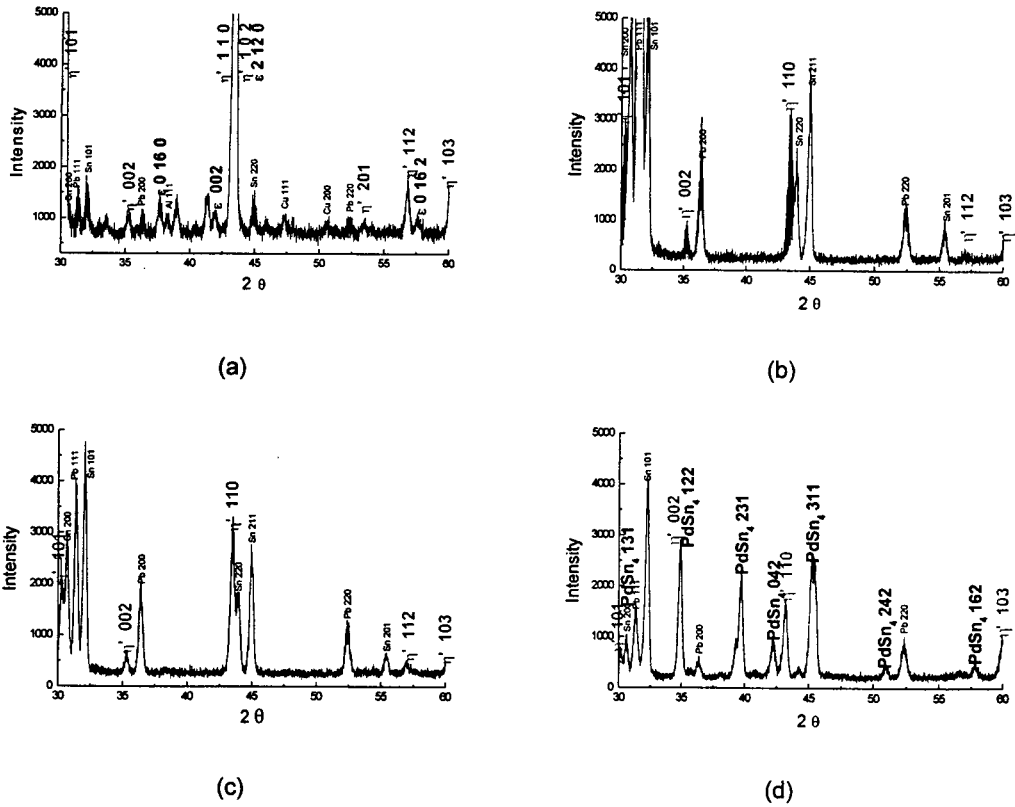


Fig. 6. X-ray Diffraction pattern of specimens after 2 reflows and 150°C, 7day aging (a) Ti5 (b) Ti1 (c) Ni1 (d) Pd1.

UBM system에 대해 리플로 및 시효처리를 하여 금속간 화합물의 성장 및 다른 계면 반응이 솔더의 접합강도에 미치는 영향을 살펴보기 위해 ball shear test를 행하였다. ball shear test란 tip으로 각각의 볼을 옆에서 밀어 떨어뜨리면서 tip에 걸리는 최대의 힘을 측정하는 시험으로서 테스트 높이 5μm, 테스트 속도 380μm/s의 조건하에서 측정되었다.

4. 실험 결과

4-1. 솔더와 UBM사이의 계면 현상

(a) Cu층의 두께에 따른 계면 금속간 화합물의 성장

그림 5은 4가지의 UBM에 대해 리플로를 4번 반복했을 때와 2번 반복 후 150°C에서 7일간 시효처리 했을 때의 계면 금속간 화합물(IMC)의 성장거동을 나타내며 그림 6은 리플로 2번 후 7일간 시효 처리한 시편의 X-선 회절결과를 보여준다. Cu-Sn간의 계면 IMC성장을 살펴볼 때 Cu층의 두께가 1μm(Ti1, Ni1, Pd1)와 5μm(Ti5)인 경우를 비교하면 1μm인 아래쪽의 세가지 UBM에서는 리플로나 시효처리 후에 한가지의 Cu-Sn IMC층(Cu₆Sn₅ η'-상)만이 관찰되는데 비해 Ti5에서는 Cu-Sn IMC가 두 가지의 층(Cu₆Sn₅ η'-상과 Cu₃Sn ε-상)으로 이루어져 있음을 볼 수 있으며 이는 그림 6의 XRD 결과에서 확인할 수 있다. Tu⁴⁾는 Cu와 Pb/Sn 솔더 계면에서 Cu₆Sn₅ η'상이 생성되고, 이 생성된 Cu₆Sn₅ η'상과 구리 사이에서 60°C 이상의 시효 처리 시 Cu₃Sn ε-상이 성장된다는 것을 보고하였고, Kay,⁵⁾ Davis,⁶⁾ Dunn⁷⁾ 등도 Cu와 Pb/Sn간 이 두

상이 존재함을 확인한 바 있다. 한편, Dunn⁷⁾ 등은 Cu에서의 Cu₆Sn₅ η'상의 생성 에너지가 0.47eV이고 Cu₃Sn ε상은 1.27eV임을 보고하였다. 따라서 Cu가 1μm로 제한적인 경우에는 Cu₆Sn₅의 빠른 성장으로 인해 Cu가 쉽게 고갈되며, 또한 이미 형성된 Cu₆Sn₅는 Cu-Sn 평형상태⁸⁾에서 보는 바와 같이 상온 및 150°C에서 안정하므로, Cu₃Sn으로의 상 전이가 어렵다. 이러한 이유로, Cu층이 1μm인 경우에 Cu₃Sn 상이 관찰되기 어려운 것으로 사료된다.

또한 Cu층이 1μm인 Ti1, Ni1, Pd1의 경우는 두 번째 리플로에서 Cu층이 모두 소모되는 것을 관찰하였으며 이 Cu₆Sn₅ IMC상이 사진에서 보는 바와 같이 편평하게 성장하지 않고 조가비 모양(scallop-like)으로 성장하므로⁹⁾ 그림 5의 (b)와 (c)에서는 솔더와 IMC의 입자들 사이에서 barrier layer가 직접 만나는 부분들이 존재함을 볼 수 있다.

(b) Barrier Layer의 종류에 따른 계면 금속간 화합물의 성장
 그림 5에서 Cu층이 1μm인 세가지 경우 (Ti1, Ni1, Pd1) 모두 Cu₆Sn₅의 금속간 화합물이 성장함을 확인하였다. 그런데 Pd1의 경우에는 리플로 초기의 금속간 화합물의 성장은 Ti1, Ni1과 유사한 거동을 보였으나 리플로를 세 번 네 번 거듭함에 따라 Cu₆Sn₅ IMC상이 UBM/솔더 사이의 계면에 존재하는 것이 아니라 Cu₆Sn₅ IMC 입자들이 솔더 내에 떠 있는 형태들이 관찰되었다(그림 5-(d)). Kim⁹⁾ 등은 최근의 연구보고에서 Ti 2500Å/Cu 5000Å 층과 공정 납-주석 솔더 계면에서 200°C, 10분간의 리플로 후에 Cu₆Sn₅상이 Cu층이 모두 소모된 뒤에도 Ripening을 계속하여 Spheroid형태로 변하면서 Cu₆Sn₅ IMC가 계

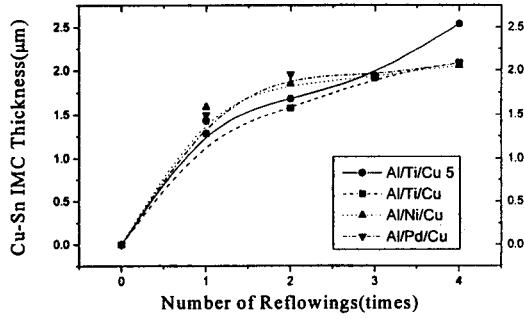


Fig. 7. Cu-Sn Intermetallic compound thickness vs. the number of reflows.

면에서 떨어져 나간다는 사실을 발표하였다. 그런데 본 연구에서는 barrier layer가 Ti 또는 Ni인 경우에는 이러한 현상이 관찰되지 않았는데 이는 Cu를 1 μ m로 Kim의 0.5 μ m에 비해 2배의 두께를 사용하였으며, 리플로 조건에서도 동일한 온도가 아닌 앞의 그림 4에서 나타낸 바와 같은 실제적인 솔더 리플로 조건을 따랐으며 또한, 녹는점 이상에서의 지속시간이 4번의 리플로 후에도 약 6분 정도로 짧기 때문인 것으로 사료된다. 그런데 Pd를 barrier layer로 사용하는 경우에는 동일한 리플로 조건에서도 3회, 4회째의 리플로 후에는 IMC가 계면에서 떨어지는 현상이 나타났으며 이는 Pd 금속 층의 존재가 이와 같은 현상을 촉진시키기 때문으로 보여지며 이 현상에 대해서는 추가적인 연구가 필요하다.

또한 Pd1은 두 번 리플로 후 시효처리 시에 Cu₃Sn₅ 상 아래쪽에 새로운 상이 형성되었다.(그림 5 (h)) 이를 EDX로 성분 분석한 결과, Pd 18.3 at.%와 Sn 81.5at.%로 Pd-Sn 평형 상태도에서 PdSn₄와 유사한 금속간 화합물임을 예상할 수 있었고, 그림 6 (d)에 나타낸 바와 같이 XRD로 분석하여 이 상이 PdSn₄상임을 확인하였다.

그림 7에 이상의 4가지 UBM의 경우 금속간 화합물의 두께가 리플로 횟수에 따라 어떻게 변하는 지를 나타내었다. Barrier Layer의 종류와는 관계없이 Cu가 1 μ m인 경우에는 두 번째의 리플로 이후 금속간 화합물의 두께가 약 2 μ m에서 성장이 멈추는 반면 Cu가 5 μ m인 경우는 지속적인 성장을 하는 것을 알 수 있다. 이는 리플로 횟수에 따른 금속간 화합물의 성장 거동에 있어 두 번째 리플로 이후에는 Cu가 대부분 소모되기 때문에 Cu-Sn IMC성장이 제한되기 때문임을 알 수 있다. 따라서 1 μ m 두께의 Cu를 UBM으로 사용하는 경우 리플로 공정을 두 번 정도 거친 후에는 솔더와 barrier layer가 직접 접촉하게 되어 솔더/UBM사이의 기계적인 안정성에 변화가 생길 수 있음을 유추할 수 있다.

4-2. UBM구조에 따른 솔더의 기계적 안정성

4가지 UBM system을 실제의 flip chip에 적용 시에 앞 절에서 관찰된 계면의 금속간 화합물 성장현상과 비교하여 그 기계적인 접속 강도 값의 변화를 알아보기 위해 ball shear test를 행하였다.

그림 8은 각각의 UBM 시스템에 대해 리플로 횟수에 따

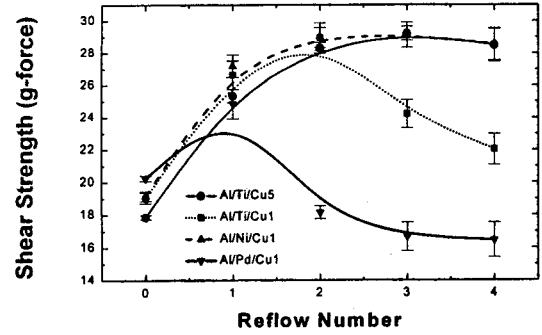


Fig. 8. Shear strength variation of solder bumps as the number of reflows.

른 솔더 범프의 접합강도 값의 변화를 보여준다. 리플로 횟수에 따라 초기에는 강도 값이 증가하는데 이는 전해 도금된 주석-납 솔더 내의 기공들이 용융 공정인 리플로에 의해 사라지기 때문이다. Ti5의 경우에는 두 번째 리플로 이후 강도 값의 변화가 거의 없는 반면 Ti1의 경우에는 두 번째 리플로 이후 강도 값이 감소하기 시작하는데, 이 시점은 앞의 그림 7에서 살펴본 Cu가 모두 소모되는 시점과 일치한다. Ti5와 Ti1에 대한 ball shear test후의 파단면을 살펴본 결과 Cu층이 5 μ m인 경우에는 파괴의 위치가 솔더 내부인데 비해 Cu층이 1 μ m인 Ti1의 경우에는 리플로 초기에는 파단면이 솔더 내에서 나타나지만 3회, 4회 리플로 후에는 파단면이 CuSn₅ η -상으로 전이되면서 강도 값이 감소함을 알 수 있었다. 이러한 거동은 앞에서 살펴본 Cu두께에 따른 금속간 화합물의 성장에서 1 μ m Cu의 경우 IMC ripening 현상에 따라 CuSn₅ 입자들 사이에 IMC층이 얇아지면서 Ti이 드러나는 현상과 관련을 가진다. 즉, ball shear test중 tip이 솔더를 밀 때 앞에서 살펴본 그림 5 (b), (c)에서 보는 바와 같이IMC 입자 사이에 솔더/Ti이 직접적으로 접촉되는 부분에서 솔더/Ti간은 젖음성이 없어 약하므로 이 부분에서 파괴가 시작되어 CuSn₅/솔더간 파괴가 일어나는 것으로 보인다. Ni1은 리플로나 시효의 열처리에 관계없이 앞 절의 Ti5와 마찬가지로 솔더 내에서의 연성 파괴를 보인다. Cu-Sn 금속간 화합물의 성장은 Ti1과 비슷하지만 Ni층은 솔더와 젖음성이 있으므로 IMC 입자 사이의 채널 사이에서 솔더와 barrier layer의 금속층이 직접 만나도 Ti1에서와 같은 취성 파괴가 일어나지 않고, 솔더 내에서의 연성과파괴가 일어나는 것으로 보인다. 그러나 Pd1의 경우는 Pd이 솔더와의 젖음성이 좋기 때문에 높은 기계적 안정성을 보일 것이라는 예상과는 달리 매우 낮은 강도 값을 나타내었다. 이는 앞의 계면 현상에서 Ti이나 Ni과는 달리 Pd이 솔더 내에서 Sn과의 계면 화합물을 형성시키기 때문으로 보여진다.

5. 결 론

1) 전해 도금 방법을 사용하여 볼 크기가 100 μ m이고 피치가 280 μ m인 area array방식의 플립 칩 공정 납-주석 솔더 범프를 형성 할 수 있었다.

2) 리플로 횟수나 시효 처리 시에 UBM의 최종 금속 층

인 Cu층이 5 μ m인 경우에는 Cu층과 솔더 사이에 2가지의 금속간 화합물 층이 형성되는데 솔더쪽에는 Cu₆Sn₅ η' 상이, Cu쪽에는 Cu₃Sn ϵ -상이 형성된다. 이에 비해 Cu층이 1 μ m로 얇은 경우에는 Cu-Sn 금속간 화합물 중 Cu₆Sn₅ η' 상만이 관찰되었는데, 이는 Cu의 공급이 제한적이기 때문으로 보인다.

3) 1 μ m의 Cu층을 최종 금속 층으로 사용한 UBM 구조의 경우 두 번의 리플로 이후 Cu-Sn 금속간 화합물의 성장은 Cu의 고갈로 인해 멈추게 되고 금속간 화합물을 통한 확산이나 금속간 화합물 입자사이의 채널을 통해 주석과 UBM의 barrier layer층이 만나게 되는데 Ni이나 Ti의 경우는 4번의 리플로 혹은 150 $^{\circ}$ C 7일간의 시효처리 후에도 솔더와 반응이 없었으나 Pd의 경우에는 시효처리 시 PdSn₄ 금속간 화합물 층이 Cu₆Sn₅층 아래에 형성되었다.

4) 리플로 횟수에 따른 솔더 볼의 접속강도에 대한 실험에서 1 μ m의 Cu층을 사용하는 경우에는 barrier layer가 Ti인 경우에는 Cu-Sn간 IMC성장으로 인해 Cu층이 모두 소모된 후에는 접속 강도 값이 급격히 저하되었으나, barrier layer가 Ni인 경우에는 Cu층의 고갈 뒤에도 강도 값이 유지되었다. barrier layer가 Pd인 경우에는 Cu층의 고갈과

함께 강도 값이 급격히 감소하였다.

참 고 문 헌

1. R.W. Messler, Jr, *Joining of Advanced Materials*, Butterworth-Heinemann, 319 (1993)
2. Peter Elenius, *Proc. of Pan Pacific Microelectronics Symposium*, 345, Jan (1997)
3. Peter Elenius, *Proc. IEMT Symposium*, 116 (1997)
4. K.N. Tu, *Acta Metallurgica*, Apr., 21 (1973)
5. Kay, P.J. and MacKay, C.A., *Transaction of the Institute of Metal Finishing*, 54, 68 (1976)
6. Davis, P.E., Warwick, M.E. and Muckett, S.J., *Plating and Surface Finishing*, 69, 72 (1982)
7. Dunn, D.S., Marinis, T.F., Sherry, W.M. and Willams, C.J., *Proc. of the Materials Research Society*, 40 (1985)
8. H.K. Kim, K.N. Tu, *Physical Review B-Condensed Matter*, 53, Iss.23, 16027 (1996)
9. H.K. Kim, K.N. Tu, *Proc. of MRS. Symp.*, 445, 27 (1997)