

## Cu pillar 범프의 금속간화합물 성장과 계면접착에너지에 관한 연구

임기태 · 김병준<sup>1</sup> · 이기욱<sup>2</sup> · 이민재<sup>2</sup> · 주영창<sup>1</sup> · 박영배\*

안동대학교 신소재공학부, <sup>1</sup>서울대학교 재료공학부, <sup>2</sup>엠코테크놀로지코리아 기술연구소

### Study on the Intermetallic Compound Growth and Interfacial Adhesion Energy of Cu Pillar Bump

Gi-Tae Lim, Byoung-Joon Kim<sup>1</sup>, Ki-Wook Lee<sup>2</sup>, Min-Jae Lee<sup>2</sup>,  
Young-Chang Joo<sup>1</sup> and Young-Bae Park\*

School of Materials Science and Engineering, Andong National University, Andong 760-749, Korea

<sup>1</sup>School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-744, Korea

<sup>2</sup>R&D Center Amkor Technology Korea Inc., Seoul 133-706, Korea

**초 록:** 열처리 및 electromigration에 따른 Cu pillar 범프 내 금속간화합물의 성장거동을 비교하기 위해서 각각 150°C와 150°C,  $5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>의 조건에서 실험을 실시하였다. 또한 금속간화합물의 성장이 Cu pillar 범프 접합부의 기계적 신뢰성에 미치는 영향을 평가하기 위해 4점굽힘강도실험을 실시하여 열처리에 따른 계면접착에너지를 평가하였다. 리플로우 후에 Cu pillar/Sn 계면에서는 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>만이 관찰되었지만, 열처리 및 electromigration 실험 시간이 경과함에 따라 Cu<sub>3</sub>Sn이 Cu pillar와 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> 사이의 계면에서 생성되어 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>와 함께 성장하였다. 전체(Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동은 Cu pillar 범프 내 Sn이 모두 소모될 때 변화하였고, 이러한 금속간화합물 성장거동의 변화는 electromigration의 경우가 열처리의 경우보다 훨씬 빠르게 나타났다. 열처리 전 시편의 계면접착에너지는 3.37 J/m<sup>2</sup>이고, 180°C에서 24시간동안 열처리한 시편의 계면접착에너지는 0.28 J/m<sup>2</sup>로 평가되었다. 따라서 금속간화합물의 성장은 접합부의 기계적 신뢰성에 영향을 주는 것으로 판단된다.

**Abstract:** Thermal annealing and electromigration test were performed at 150°C and 150°C,  $5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup> conditions, respectively, in order to compare the growth kinetics of intermetallic compound (IMC) in Cu pillar bump. The quantitative interfacial adhesion energy with annealing was measured by using four-point bending strength test in order to assess the effect of IMC growth on the mechanical reliability of Cu pillar bump. Only Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> was observed in the Cu pillar/Sn interface after reflow. However, Cu<sub>3</sub>Sn formed and grew at Cu pillar/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> interface with increasing annealing and stressing time. The growth kinetics of total (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn) IMC changed when all Sn phases in Cu pillar bump were exhausted. The complete consumption time of Sn phase in electromigration condition was faster than that in annealing condition. The quantitative interfacial adhesion energy after 24h at 180°C was 0.28 J/m<sup>2</sup> while it was 3.37 J/m<sup>2</sup> before annealing. Therefore, the growth of IMC seem to strongly affect the mechanical reliability of Cu pillar bump.

**Keywords:** Electromigration, Intermetallic compound, Growth kinetics, Cu pillar bump, 4-point bending strength test

\*Corresponding author  
E-mail: ybpark@andong.ac.kr

## 1. 서 론

최근 전자제품의 소형화 및 고성능화의 추세에 따라 솔더범프를 이용하여 칩과 기판을 직접 연결하는 플립칩 기술이 널리 사용되어지고 있다<sup>1,2</sup>. 솔더범프는 리플로우 시 표면에너지를 최소화하기 위해서 구형의 형태를 가지게 된다. 이는 패드 피치(pitch)가 감소함에 따라 인접한 범프 간의 접합(bump bridging)을 유발하기 때문에 100  $\mu\text{m}$  이하의 미세 피치를 적용하는데 한계가 있다<sup>3</sup>. 또한 미세 패드 피치의 적용으로 인한 솔더범프의 직경 및 금속하부층(under bump metallurgy, UBM) 단면적의 감소는 패키지 내 전류밀도의 증가를 야기한다. 이러한 전류밀도의 증가는 플립칩 솔더 범프의 일렉트로 마이그레이션(electromigration)에 의한 전기적 단락을 일으킬 수 있다<sup>4</sup>.

Electromigration은 금속 배선 내의 금속원자가 전류인가 시 발생하는 막대한 양의 전자의 흐름에 의한 운동량 전달 효과에 의해 전자의 이동방향으로 이동하는 현상이다<sup>5,6</sup>. 이 현상은 온도 및 전류밀도가 증가함에 따라 가속화되어진다. 따라서 위와 같은 문제점들을 해결하기 위해서는 새로운 형태의 범프 구조가 필요하다. 특히 Cu pillar와 솔더 cap 구조의 범프는 기존의 sphere 솔더범프에 비해 상대적으로 적은 솔더의 양 때문에 인접한 범프 간의 접합이 발생하지 않아 미세 피치를 적용할 수 있는 대안으로 주목을 받고 있다<sup>7</sup>. 또한 전기 전도도가 우수한 Cu pillar를 사용하기 때문에 높은 전류의 운반이 가능하여 electromigration에 의한 전기적 신뢰성 저하 문제도 해결 할 수 있다. 하지만 Cu는 상대적으로 적은 양의 솔더와 반응하여 접합부에 취성특성이 있는 조대한 금속간화합물(intermetallic compound)을 형성시켜 접합부의 신뢰성을 저하시킬 뿐만 아니라 Cu원자와 Sn 원자의 확산속도 차이에 의해 Cu와 Cu<sub>3</sub>Sn의 계면과 Cu<sub>3</sub>Sn 내부에 형성되는 Kirkendall void 역시 접합부의 기계적 신뢰성을 저하시킨다<sup>8</sup>.

이처럼 Cu pillar 범프 구조에서의 금속간화합물 형성 및 성장은 접합부 신뢰성에 많은 영향을 미치는 것으로 판단된다. 현재 Cu pillar 범프 구조에서의 금속간화합물의 형성 및 성장거동에 대한 연구는 기존 솔더범프 구조에서의 금속간화합물의 형성 및 성장거동에 대한 연구에 비해 많이 미흡

한 실정이다.

본 연구에서는 Cu pillar/Sn 범프 구조에서 열처리 및 electromigration 실험을 실시하여 온도 및 전류인가에 따른 Cu pillar 범프 내 금속간화합물의 성장거동을 비교 분석하였다. 또한 금속간화합물의 형성 및 성장이 Cu pillar 범프 내 접합부의 기계적 신뢰성에 미치는 영향을 알아보기 위해 4점 굽힘강도실험(4-point bending strength test)을 실시하여 열처리에 따른 계면접착에너지를 평가하여 비교하였다.

## 2. 실험방법

열처리 및 electromigration에 따른 Cu pillar 범프 내의 금속간화합물 형성과 성장거동을 실시간으로 연구하였다. 본 연구에 사용된 Cu pillar 범프의 구조를 Fig. 1에 나타내었다. Si로 구성되어 있는 상부 칩의 Al 배선 위에 전기도금을 통하여 패드에 약 40  $\mu\text{m}$  두께의 Cu pillar를 형성하였고, 하부 인쇄회로기판(printed circuit board, PCB)에 역시 전기 도금을 통하여 약 20  $\mu\text{m}$  두께의 Cu 배선을 형성하였다.

상부 칩과 하부 기판은 전기도금 된 약 5  $\mu\text{m}$  두께의 Sn 솔더를 사용하여 플립칩 본딩(bonding)하였다. 열처리 및 electromigration에 따른 금속간화합물의 성장을 실시간으로 관찰하기 위해 2개의 시편을 #2000의 연마지와 1~3  $\mu\text{m}$ 의 연마천을 이용하여 단면 폴리싱한 후, 각각 150°C와 150°C, 5×10<sup>4</sup> A/cm<sup>2</sup>의 조건에서 실험을 실시하였다. 열처리 및 electromigration에 따른 금속간화합물 형성과 성장은

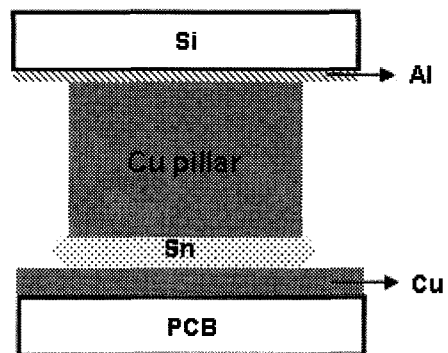


Fig. 1. Schematic diagram of Cu pillar/Sn bump

주사전자현미경(scanning electron microscopy, SEM)의 BSE(back scattered electron)사진과 EDS(energy dispersive x-ray spectroscopy)를 이용하여 분석하였고, image analyzer를 이용하여 정량화한 온도 및 전류인가 시간에 따른 금속간화합물의 두께변화를 통해 열처리 및 electromigration에 따른 금속간화합물의 성장거동을 평가하였다.

열처리에 따른 금속간화합물의 성장이 Cu pillar bump 접합부의 기계적 신뢰성에 미치는 영향을 평가하기 위해 4점굽힘강도실험을 실시하여 계면접착에너지의 거동을 평가하였다. 이 시험법은 Fig. 2(a)와 같이 두 개의 탄성 기관 사이에 박막을 샌드위치 구조로 형성한 뒤 노치를 내어 예비균열을 발생시킨 시편을 이용하여 모멘트가 일정한 위쪽의 핀 사이의 영역에서 발생한 계면균열을 통해 정량적인 계면접착에너지를 측정할 수 있다<sup>9)</sup>. 실험의 결과는 하중 대 변위 곡선으로 나타내어지고 그로부터 측정된 일정한 하중값을 다음의 식(1)에 대입하여 계면접착에너지를 얻을 수 있다<sup>10)</sup>.

$$G = \frac{21(1-\nu^2)M^2}{4Eb^2h^3} = \frac{21(1-\nu^2)P^2L^2}{16Eb^2h^3} \quad (1)$$

여기서  $\nu$ 는 기관으로 탄성재료의 프와송비(Si 웨이퍼 : 0.28),  $M$ 은  $PL/2$ 로  $P$ 는 하중과 변위 곡선에서 일정한 구간의 하중값,  $L$ 은 핀 사이의 거리(5 mm)를 나타내며,  $E$ 는 탄성계수(Si 웨이퍼 : 130 GPa),  $b$ 는 시편의 너비(3 mm),  $h$ 는 시편 두께의 절반을 나타낸다. 여기서 측정된 계면접착에너지의 단위는  $J/m^2$ 이다.

실험을 위해 제작된 4점굽힘강도실험용 시편의 구조는 Fig. 2(b)에 나타내었다. 먼저  $SiO_2$ 가 도포된  $500\mu m$ 두께의 4인치 Si 웨이퍼에 스퍼터(sputter) 공정을 통하여 Cr과 Cu를 각각 200 nm로 증착한 후, 전기도금을 실시하여  $5\mu m$ 두께의 Cu 박막을 형성 하였다. 형성된 Cu 박막위에 Sn을  $2\mu m$ 의 두께로 증착하였고, 그 위에 에폭시(epoxy)를 도포한 후  $SiO_2$ 만 도포된 Si 웨이퍼와 서로 본딩하였다.

본딩된 웨이퍼는 다이싱(dicing) 장비에서 다이아몬드 블레이드로  $30mm \times 3mm$ 의 크기로 조각을 내었고, 아래쪽 Si 웨이퍼의 중심에는 초기 균열 진전을 유도하기 위해  $450\mu m$  깊이의 노치(notch)를 내었다. 준비된 시편을  $180^\circ C$ 에서 24시

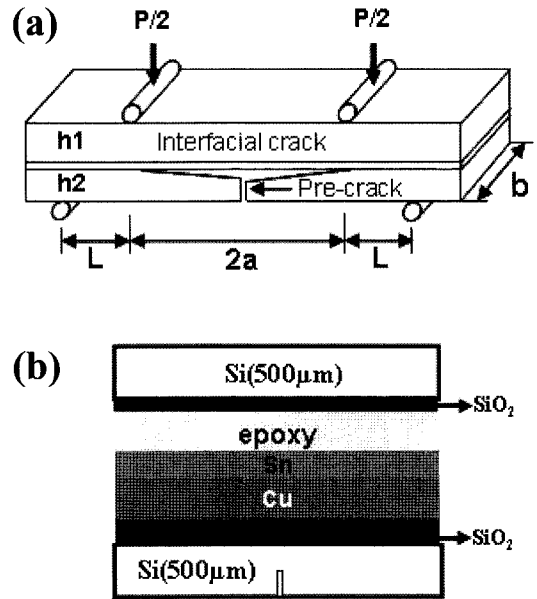


Fig. 2. (a) schematic diagram of 4 point bending strength test and (b) 4 point bending strength test structure.

간동안 열처리한 다음, LLOYD Instruments 사 인장시험기의 4점굽힘강도시험기를 통해 계면접착에너지를 평가하였고, 열처리를 하지 않은 시편의 계면접착에너지와의 비교를 통하여 금속간화합물의 성장이 Cu pillar 범프의 기계적 신뢰성에 미치는 영향에 대해 평가하였다.

### 3. 결과 및 고찰

온도 및 전류인가에 따른 Cu pillar 범프에서의 금속간화합물 형성과 성장거동을 관찰하기 위해 각각  $150^\circ C$ 와  $150^\circ C$ ,  $5 \times 10^4 A/cm^2$ 의 조건에서 일정한 시간동안 열처리 및 electromigration 실험을 실시한 Cu pillar 범프의 단면 BSE 사진을 Fig. 3에 나타내었다. SEM과 EDS 분석 결과 초기 리플로우 후 두 시편은 Cu pillar와 Sn 계면에서  $Cu_6Sn_5$ 만이 관찰되었고, Sn 상 내 미세 공공(void)이 존재하였다. 이러한 Sn 상 내 미세 공공의 형성은 플립칩 본딩 시 발생한 것으로 판단되어 진다. 온도 및 전류인가 시간이 경과함에 따라 Fig. 3(a)와 (b)에서 보는 것과 같이  $Cu_3Sn$ 이 Cu와  $Cu_6Sn_5$  계면에서 형성되어  $Cu_6Sn_5$ 와 함께 성장하였다. 하지만 열처리의 경우 135시간 경과 후에도 가운데 Sn 상

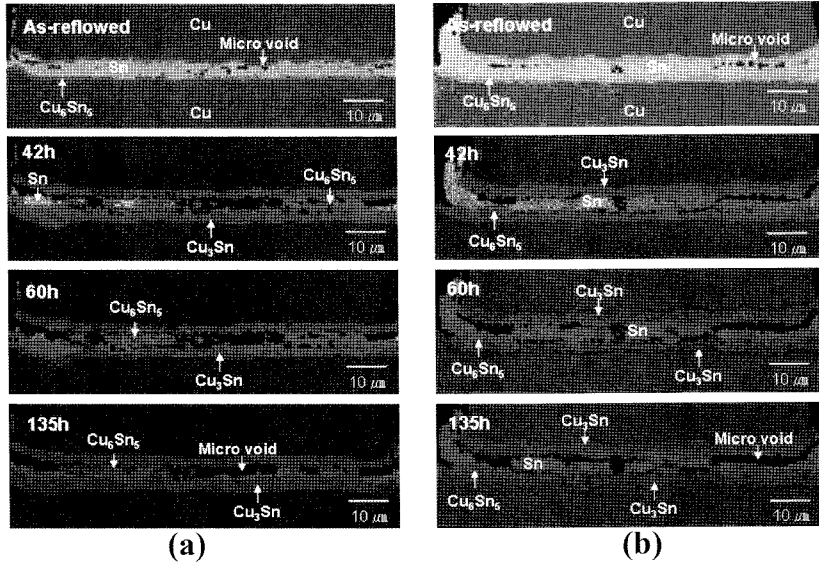


Fig. 3. BSE micrographs of the cross-sectioned Cu pillar bump with annealing and stressing times; (a) 150°C and (b) 150°C,  $5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>.

이 관찰되었지만, electromigration의 경우 60시간 이후부터 Sn 상을 관찰할 수 없었다. 이를 통해 Cu와 Sn의 반응속도는 온도만 증가할 때 보다 온도와 전류를 함께 증가할 때 더 빠르다는 것을 알 수 있었다. 이는 electron wind force가 Cu와 Sn의 반응에 영향을 미쳤기 때문이라고 판단되어진다. 또한 초기 Sn 상 내 존재하였던 미세 공공 역시 온도 및 전류인가 시간이 경과할수록 기존에 형성되어 있던 공공을 따라 진전하였다. 이는 가운데 Sn 상이 위아래의 Cu와 반응하면서 금속간화합물을 형성하였기 때문인 것으로 판단된다.

Figure 4는 온도 및 전류인가 시간에 따른 전체 (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동을 나타낸 그래프이다. 열처리만의 경우 Fig. 4(a)와 같이 전체 (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동은 열처리 시간이 경과함에 따라 시간의 제곱근에 직선 형태로 증가하는 경향을 보였다. 이는 Cu와 Sn 사이의 금속간화합물 성장이 확산에 의해 지배되어졌기 때문이라 판단된다. 하지만 240시간이 지난 후에 전체 (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동 기울기는 변화하였다. 반면 Fig. 4(b)에서 보는 바와 같이 electromigration의 경우 전체 (Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동은 전류인가 시간이 경과함에 따라 시간에 직선적으로 증가하는

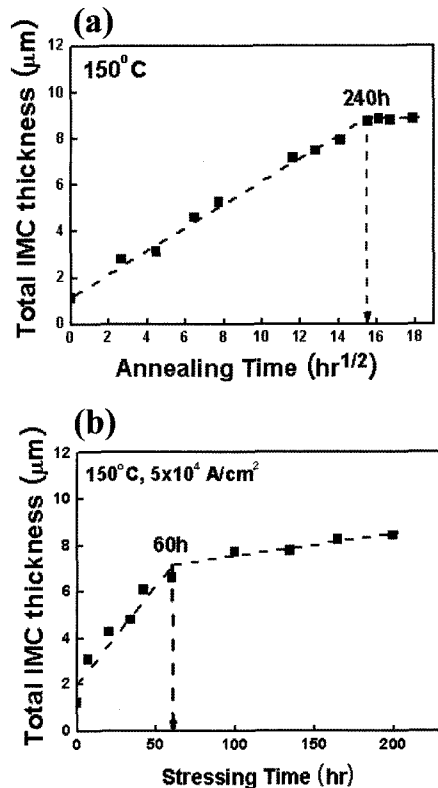


Fig. 4. Total intermetallic compound layer thickness with square root of annealing time and stressing time; (a) 150°C and (b) 150°C,  $5 \times 10^4$  A/cm<sup>2</sup>.

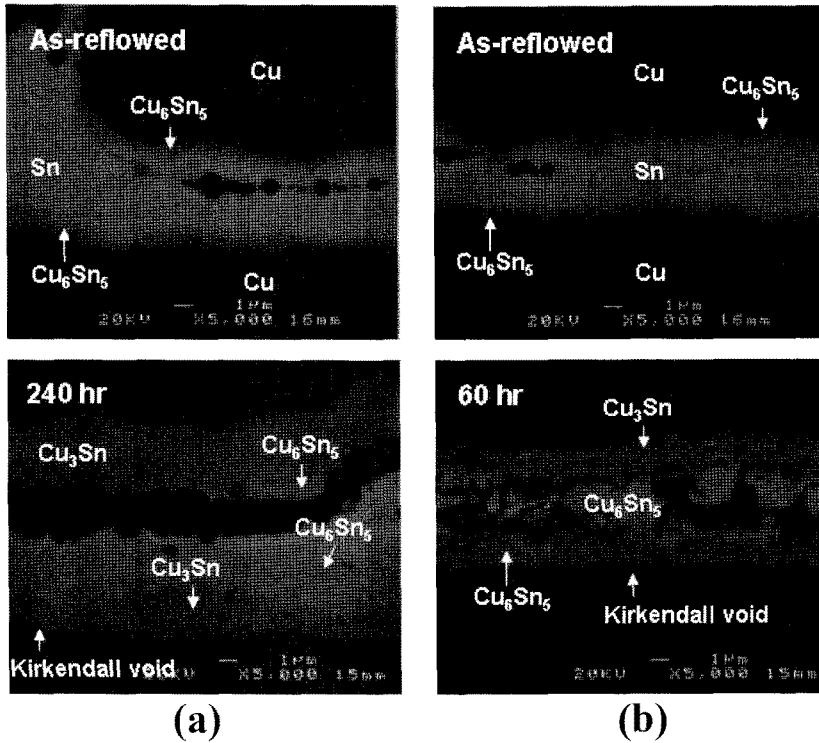
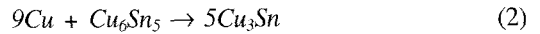


Fig. 5. Enlarged BSE micrographs of the cross-sectioned Cu pillar/Sn interface; (a) 240h at 150°C and (b) 60h at 150°C,  $5 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ .

경향을 보였다. 이는 Cu와 Sn사이의 금속간화합물 성장이 반응에 의해 지배되어졌기 때문이라 판단된다. 하지만 60시간이 지난 후에는 열처리의 경우와 마찬가지로 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물의 성장거동 기울기는 변화하였다.

열처리 및 electromigration 실험 중 위와 같이 특정한 시간에서 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물 성장거동의 변화가 일어나는 원인에 대해 미세구조를 통하여 규명하기 위해 각각 240시간과 60시간 동안 온도 및 전류를 인가한 Cu pillar 범프의 Cu pillar/Sn 계면 확대 BSE 사진을 Fig. 5에 나타내었다. 열처리의 경우 초기 리플로우 때와 비교하여 240시간이 경과된 후에는 거의 Sn 상은 관찰되지 않았고 계면에  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 만이 관찰되었다. electromigration의 경우 역시 60시간이 경과한 후에 Sn 상이 관찰되지 않았고  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 만이 관찰되었다. 이를 통해  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  금속간화합물의 성장거동 변화는 Cu pillar 범프 내 Sn이 Cu와 반응하여 완전히 소모되는 시점부터 더

이상의 금속간화합물 성장은 발생하지 않고, 아래의 식(2)와 같이  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 가 Cu pillar에서 무한히 공급된 Cu 원자와 반응하여  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 으로 변하는 상변태만 일어나기 때문인 것으로 판단되어진다.



온도 및 전류인가 시간에 따른  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 의 성장거동을 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물과의 비율로 나타낸 그래프를 Fig. 6에 나타내었다. 초기 리플로우 시 Cu pillar/Sn 계면에는  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 만이 존재하였기 때문에  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물과의 비율은 1이고  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 과 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물과의 비율은 0이었다. 하지만 온도 및 전류인가 시간이 경과함에 따라  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 이 Cu와  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 사이의 계면에서 형성되어  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와 함께 성장하면서  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ 와 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물과의 비율은 대략 0.4,  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ 과 전체( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) 금속간화합물

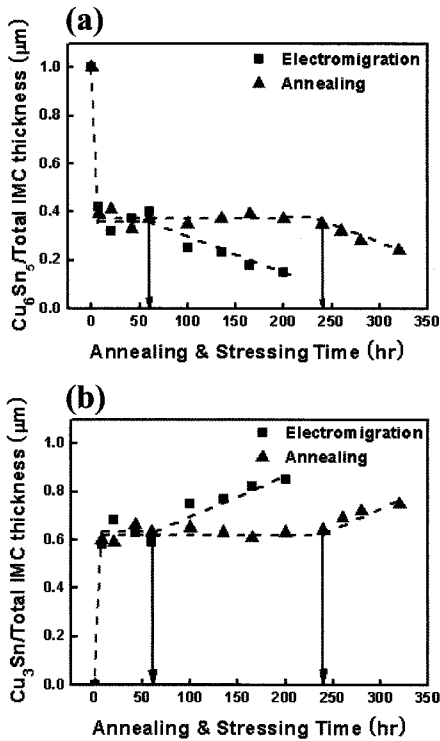


Fig. 6. Intermetallic compound layer thickness ratio with annealing and stressing times; (a)  $Cu_6Sn_5$ /Total( $Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$ ) and (b)  $Cu_3Sn$ /Total( $Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$ ).

과의 비율은 대략 0.6으로 변화였다.

그 후 시간이 경과함에 따라 일정한 비율을 유지하다가 열처리의 경우 240시간 이후 그리고 electromigration의 경우 60시간 이후에 Cu pillar 범프 내 Sn이 완전히 소모되면서  $Cu_6Sn_5$ 와 전체 ( $Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$ ) 금속간화합물과의 비율은 점차 감소하였고  $Cu_3Sn$ 과 전체 ( $Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$ ) 금속간화합물과의 비율은 증가하였다. Cu pillar 범프 내 Sn의 완전한 소모로 인한 금속간화합물 성장거동의 변화는 electromigration의 경우가 열처리의 경우보다 훨씬 빠르게 나타났다. 이는 electron wind force가 금속간화합물의 생성을 촉진하여<sup>11,12</sup>) Cu pillar 범프 내 Sn이 완전한 소모되는 시간에 영향을 미쳤기 때문이라고 판단되어진다.

Figure 7은 금속간화합물의 형성 및 성장이 Cu pillar 범프의 기계적 신뢰성에 미치는 영향에 대해 평가하기 위해서 각각 열처리를 하지 않은 시편과 180°C에서 24시간동안 열처리한 시편을 4점굽힘

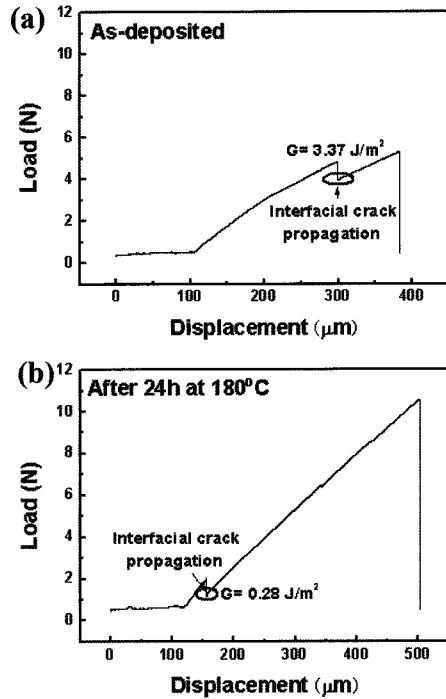


Fig. 7. The typical load-displacement graphs during 4 point bending strength test; (a) as-deposited and (b) after 24h at 180°C.

강도실험으로 계면접착에너지를 평가하여 하중대 변위 곡선으로 나타낸 그래프이다. 시편에 가해지는 응력이 선형탄성적으로 증가하다가 예비균열을 위한 노치에 응력이 집중되면서 노치가 깨어지고 균열은 시편 내부의 계면으로 진전되어 계

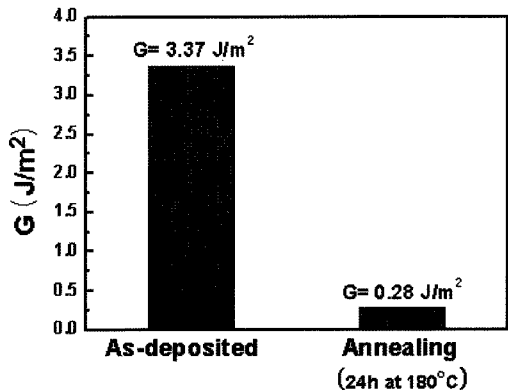


Fig. 8. Effects of thermal annealing on interfacial adhesion energy.

면을 박리시킨다. 이때 Fig. 7에 표시된 부분의 최소 하중값을 위의 식(1)에 대입하여 계면접착에너지를 구하였다.

Figure 8은 Fig. 7에서 얻어진 하중 대 변위 곡선으로부터 계면접착에너지를 평가하여 나타낸 그래프이다. 열처리를 하지 않은 시편의 계면접착에너지는  $3.37 \text{ J/m}^2$ 이었고,  $180^\circ\text{C}$ 에서 24시간동안 열처리한 시편의 계면접착에너지는  $0.28 \text{ J/m}^2$ 이었다. 이를 통해  $180^\circ\text{C}$ 에서 24시간동안 열처리 한 시편의 계면접착에너지는 급격하게 감소하는 것을 알 수 있었다. 이러한 열처리에 따른 계면접착에너지의 감소는 Fig. 6(a)와 (b)에서 보는 바와 같이 Cu와 Sn의 반응으로 인해 형성되는 취성특성을 가진 금속간화합물과 Cu와 Sn의 불균일한 확산속도로 인해 Cu/Cu<sub>3</sub>Sn 계면이나 Cu<sub>3</sub>Sn 내부에 형성되는 Kirkendall void가 영향을 미치는 것으로 판단된다<sup>8,13</sup>. 추후 시편의 파괴계면에 대한 SEM 및 EDS 등의 추가적인 분석을 통하여 파괴경로에 대한 규명이 필요하다.

#### 4. 결 론

열처리 및 electromigration에 따른 Cu pillar 범프 내의 금속간화합물의 성장거동과 4점굽힘강도실험을 통한 열처리에 따른 Cu pillar 범프 접합부의 기계적 신뢰성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

전체(Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동은 열처리의 경우 시간이 경과함에 따라 시간의 제곱근에 직선 형태로 증가하였고, electromigration의 경우 전류인가 시간이 경과함에 따라 시간에 직선적으로 증가하는 경향을 보였다. 이는 Cu와 Sn사이의 금속간화합물 성장이 열처리는 확산, electromigration은 두 원자사이의 화학적인 반응에 의해 지배되어졌기 때문이라 판단된다. 또한 전체(Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> + Cu<sub>3</sub>Sn)금속간화합물의 성장거동은 Cu pillar 범프 내 Sn이 모두 소모될 때 변화하였고, electromigration의 경우가 열처리의 경우보다 훨씬 빠르게 나타났다. 이는 Cu pillar 범프 내 Sn이 Cu와 반응하여 완전히 소모되면서 더 이상의 금속간화합물 성장은 발생하지 않고, Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>가 Cu pillar에서 무한히 공급된 Cu원자와 반응하여 Cu<sub>3</sub>Sn으로 변하는 상변태만 일어나기 때문인 것으로 판단

되어진다.  $180^\circ\text{C}$ 에서 24시간동안 열처리를 실시한 시편의 계면접착에너지는  $0.28 \text{ J/m}^2$ 로 열처리를 하지 않은 시편의 계면접착에너지  $3.37 \text{ J/m}^2$ 보다 훨씬 낮은 값을 가졌다. 이를 통해 열처리에 따른 금속간화합물의 성장 및 Kirkendall void의 형성은 접합부의 기계적 신뢰성에 나쁜 영향을 미치는 것으로 판단되어진다.

#### 감사의 글

본 논문은 지식경제부가 지원하는 국가연구개발사업인 “차세대성장동력기술개발사업”을 통해 개발된 결과임을 밝힙니다.

#### 참고문헌

1. K. N. Chiang, C. C. Lee, C. C. Lee, and K. M. Chen, “Current crowding-induced electromigration in SnAgCu microbumps”, *Appl. Phys. Lett.* **88**, 072102 (2006).
2. T. Y. Lee, K. N. Tu, and D. R. Frear, “Electromigration of eutectic SnPb and SnAgCu flip chip solder bumps and under-bump metallization”, *J. Appl. Phys.* **90**, 4502 (2001).
3. V. S. Rao, V. Kripseph, S. W. Yoon, D. Witorsa, and A. A. O. Tay, “Bed of Nails-100 microns pitch wafer level interconnection process”, *Proc. 54<sup>th</sup> Electron. Comp. Technol. Conf.*, 449 (2004).
4. M. Ding, G. Wang, B. Chao, P. S. Ho, P. Su and T. Uehling, “Effect of contact metallization on electromigration reliability of Pb-free solder joints”, *J. Appl. Phys.* **99**, 094906 (2006).
5. J. Y. Choi, S. S. Lee, and Y. C. Joo, “Electromigration Behavior of Eutectic SnPb Solder”, *Jpn. J. Appl. Phys.* **41**, 7487 (2002).
6. J. R. Lloyd, “Electromigration in integrated circuit conductors”, *J. Appl. Phys.* **32**, 109 (1999).
7. H. Y. Son, G. J. Jung, J. K. Lee, J. Y. Choi, and K. W. Paik, “Cu/SnAg double bump flip chip assembly as an alternative of solder flip chip on organic substrates for fine pitch applications”, *Proc. 57<sup>th</sup> Electron. Comp. Technol. Conf.*, 864 (2007).
8. K. Zeng, R. Stierman, T-C. Chiu, D. Edwards, K. Ano, and K. N. Tu, “Kirkendall void formation in eutectic Sn-Pb solder joint on bare Cu and its effect on joint reliability”, *J. Appl. Phys.* **97**, 024508 (2005).
9. Z. Huang, Z. Suo, G. Xu, J. He, J. H. Prevost, and N. Sukumar, “Initiation and arrest of an interfacial

- crack in a four-point bend test”, *Eng. Fracture Mech.*, **72**, 2584 (2005).
10. P. G. Charalambides, J. Lund, A. G. Evans, and R. M. McMeeking, “A test specimen for determining the fracture resistance of bimaterial interfaces”, *J. Appl. Mech.*, **111**, 77 (1989).
  11. H. Gan, and K. N. Tu, “Polarity effect of electromigration on kinetics of intermetallic compound formation in Pb-free solder V-groove samples”, *J. Appl. Phys.* **97**, 063514 (2005).
  12. K. Yamanaka, Y. Tsukada, and K. Suganuma, “Electromigration effect on solder bump in Cu/Sn-3Ag-0.5Cu/Cu system”, *Scripta Mater.* **55**, 867 (2006).
  13. J. M. Koo, B. Q. Vu, Y. N. Kim, J. B. Lee, J. W. Kim, D. U. Kim, J. H. Moon, and S. B. Jung, “Mechanical and Electrical Properties of Cu/Sn-3.5Ag/Cu Ball Grid Array (BGA) Solder Joints after Multiple Reflows”, *J. Electron. Mater.* **37**, 118 (2008).