

## 열시효가 Sn-Ag 솔더 접합부의 파괴에 미치는 영향

鄭아람 · 李柏雨 · 鄭增鉉 · 張宰溢\* · 權東一

서울대학교 재료공학부  
\*(주) 프론틱스 연구개발부

### The Effects of Thermal Aging on Fracture Characteristics of Sn-Ag Solder Joint

Aram Jeong, Baik-Woo Lee, Jeung-hyun Jeong, Jae-il Jang\* and Dongil Kwon

School of Materials Science and Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

\*Research and Development Division, Frontics Inc., Seoul 151-742, Korea

**Abstract :** The fracture of eutectic Sn-Ag solder joint by thermal aging was investigated through a pull test and microstructural observation. The joint strength in the pull test decreased with increasing aging time and was saturated for aging time more than 25 hours. The change in joint strength was explained not only by such metallurgical factors as grain growth and intermetallics formation, but also by the mechanical factor of strength mismatch between solder and intermetallics. For aging time less than 25 hours,  $Cu_6Sn_5$  intermetallics formed. Strength mismatch between solder and  $Cu_6Sn_5$  intermetallics reduces joint strength by causing stress concentrations around the intermetallics. Joint strength decreased with the Hall-Petch relationship as solder grains become coarsened with increasing aging time. For aging time above 25 hours,  $Cu_3Sn$  intermetallics formation was confirmed. During  $Cu_3Sn$  intermetallics formation, voids generally formed. They play an important role in determining the primary failure site. The present study shows that an extended aging time reduces the joint strength and then saturates because all solder joint failure is more strongly determined by local stress concentration around voids than by the stress concentration caused by strength mismatch.

(Received January 11, 2001)

**Key words :** Sn-Ag solder joint, Thermal aging, Joint strength, Grain coarsening, Intermetallic compound, Brittle fracture

## 1. 서 론

전자 산업의 발달과 더불어 전자 패키지에서 소자의 소형화 및 고집적화에 의해 단위 면적당 발열량이 증가하고 이에 따른 열문제로 인해 각각의 소자는 물론이고 소자를 연결하는 접합부의 신뢰성이 전체 패키지의 신뢰성을 좌우하는 중요한 관건이 되고 있다. 이러한 접합부 중에서 특히 솔더 접합부는 각 레벨의 패키지를 전기적, 기계적으로 연결하는 매우 중요한 역할을 한다. 솔더 접합부는 구조상 크게 솔더 범프와 UBM(Under Bump Metallurgy) 및 기판으로 이루어져 있으며<sup>1)</sup>, 특히 사용되는 솔더 재료의 특성에 영향을 받게 된다. 솔더 재료로는 오랜 기간 다양한 조성비의 Sn-Pb 계열의 솔더가 사용되어 왔으나, 최근에는 환경 오염 문제로 인해 Pb를 대체하여 다양한 조성의 무연 솔더들이 개발되고 있다. 이중 Sn-Ag 솔더는 젓음성이 좋고 열피로 및 크리프 성질 등 기계적 성질이 우수하여 다른 원소의 첨가를 통한 복합 솔더의 제조에 의해 Sn-Pb 솔더를 대체할 수 있는 차세대 솔더 재료로서 활발히 연구가 진행되고 있다<sup>2)</sup>.

이러한 솔더 접합부는 사용 중 지속적인 전기적 on/off와 열 방출 불량으로 야기되는 열시효 및 열피로에 의해 미세 조직이 변화한다. 솔더 내부에서는 미세 조직의 불균일 조대화 및 성분 원소의 분리가 나타나고 솔더와 UBM 사이에서는 성분 원소의 확산 및 계면 반응에 의해 금속간 화합물이 생성되어 성장하게

된다<sup>3,4)</sup>. 이러한 미세 조직의 변화에 의해 접합강도가 감소하여 솔더 접합부는 물론 패키지 전체의 역학적 신뢰성이 감소하는 문제가 발생하고 있다. 따라서 미세 조직적 관점에서 솔더 접합부의 역학적 신뢰성 평가에 대한 연구의 필요성이 증대되고 있다.

기존의 Sn-Pb 솔더 접합부에서는 열피로 시 솔더 내부에서 미세 조직의 불균일 과대 성장 및 Sn의 소모 현상에 의한 연성 파괴가 대부분 발생하는 것으로 알려져 있다<sup>5-8)</sup>. 반면, Sn-Ag 솔더 접합부에서는 Sn-Pb 계열의 솔더 접합부와는 달리 금속간 화합물의 생성으로 인한 취성 파괴 사례가 다수 보고되고 있다<sup>9-11)</sup>. 이에 Sn-Ag 솔더 접합부의 파괴기구 분석을 위한 많은 연구가 이루어지고 있다. 그러나, 기존의 연구들은 실험 조건에 따라 단순히 접합강도를 평가함으로써 파괴기구와 접합강도 사이의 관계를 설명할 수 있는 구체적인 연구는 부족한 편이다.

따라서 본 연구에서는 모사 시편을 이용하여 열시효 시간에 따라 Sn-Ag 솔더 접합부의 접합 강도를 평가하고 접합 강도 영향 인자의 결정을 통해 열시효 시간에 따른 Sn-Ag 솔더 접합부의 파괴기구를 규명하고자 한다.

## 2. 실험 방법

그림 1에서 보는 바와 같이 기판 재료는 가로, 세로의 길이가 각각 5 mm이고 두께가 0.5 mm 인 Ti를 사용하였다. Ti 기판을 1 μm 다이아몬드 페이스트로 미세 연마한 뒤 RF 마그네

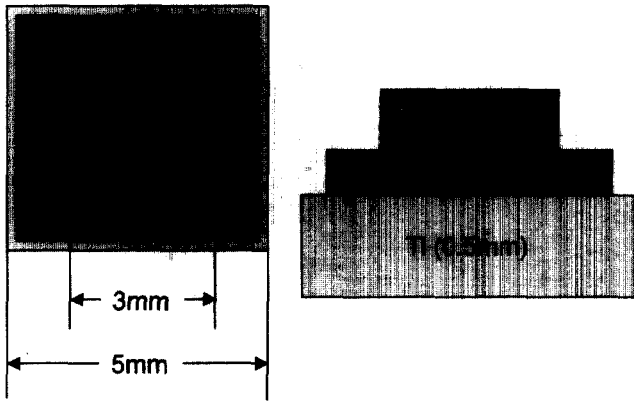


Fig. 1. Schematic diagram of simulated specimen.

트론 스퍼터링을 이용하여 Cu를 0.7 μm 두께로 증착하였다. 이때 아르곤 분위기의 증착 압력은  $1.7 \times 10^{-3}$  torr였으며 Cu 층의 접착력을 향상시키기 위해 기판에 전압 -100 V, 전류 30 mA의 DC 바이어스를 인가하였다.

한편, 솔더 재료는 Alpha Metals 사의 Sn-3.5 wt%Ag를 사용하였다. 솔더 껍을 100 μm 두께로 압연하고 가로, 세로 각각 3 mm 크기로 절단한 뒤 자체 제작한 솔더링 시스템에서 리플로우 솔더링을 통해 Cu가 증착된 기판 위에 솔더링하였다. 솔더링 이전에 기판과 솔더를 RMA(Rosin Mildly Activated) 플러스를 이용하여 세척하였으며, 솔더링시 최고 온도는 250°C 이었으며, 유지 시간은 27초였다. 솔더링된 시편의 열시효 처리를 위해 150°C의 오븐 내에서 솔더링된 시편을 1, 4, 9, 16, 25, 36, 49, 64, 81시간 동안 각각 유지한 후 공랭하였다.

제조한 시편에 대해 pull 시험을 통해 그림 2와 같이 접합강도를 평가하였다. Pull 시험을 위한 stud를 시편에 부착하기 위해 stud 아래면에 에폭시를 도포한 후 오븐을 이용하여 125°C에서 1시간 동안 curing 함으로써 stud를 시편에 부착하였다. 이 때 일정한 압력으로 stud를 열시효 처리된 시편에 고정시키

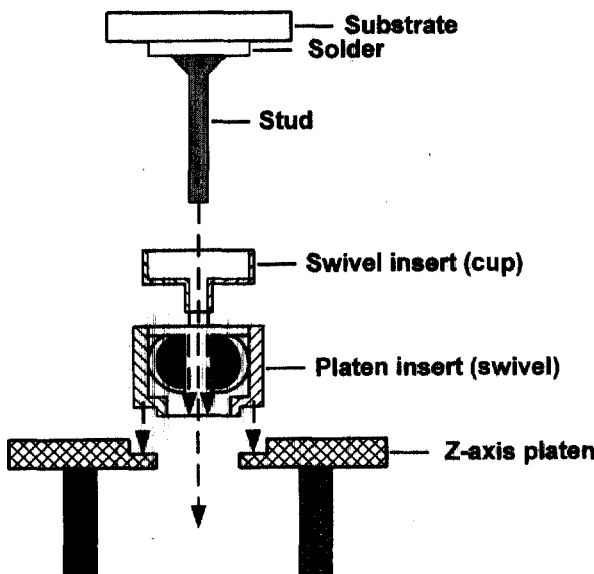


Fig. 2. Schematic diagram of pull test.

기 위해 스프링 마운팅 클립을 이용하였다. 제작된 시편으로 pull 시험기를 이용하여 접합강도를 측정하였다. 100 kg의 로드 셀을 이용하였으며 하중인가 속도는 0.4 kg/sec로 유지하였다.

수직 단면의 미세 조직 분석을 위해 지름 0.3 μm의 알루미늄 분말로 연마한 뒤, 미세 조직을 더욱 명확하게 관찰하기 위해 2% HNO<sub>3</sub>-5% HCl-93% CH<sub>3</sub>OH 용액으로 에칭하였다. Pull 시험에 의한 파단면과 수직 단면을 SEM(Scanning Electron Microscopy)을 이용하여 20 kV의 가속 전압 하에서 관찰하였으며, 파단면에 대해 EDX(Energy Dispersive X-ray)를 이용하여 성분을 분석하였다.

### 3. 실험 결과 및 고찰

그림 3은 pull 시험으로부터 얻은 열시효 시간에 따른 접합강도 변화를 보여준다. 접합강도는 pull 시험 시에 얻어지는 최고 하중을 파단면의 면적으로 나눈 값으로 정의하였다. 이때, 로드 셀로부터 시편까지의 정렬이 정확해야 하며 시험 후 파단면을 관찰하여 stud 면적에 유사한 면적으로 균일하게 파단이 일어난 시편의 결과만을 유효한 값으로 선택하였다. 오차 범위가 약간 크게 나타났으나 전체적인 열시효 시간에 따른 접합강도 변화의 경향을 파악하는 데는 크게 영향을 미치지 않았다. 동일한 조건에서 10회 이상의 유효한 측정값을 얻은 결과 전반적으로 열시효 시간이 증가할수록 접합강도가 감소하다가 25시간 이후에는 급격했던 접합강도의 감소가 둔화되어 약 3.8 MPa 근처에서 점차 포화되는 경향을 보였다. 이는 AlN 기판 위에 무전해 도금법으로 Cu를 입힌 Sn-Pb 계열의 솔더 접합부에 대해 pull 시험을 통해 접합강도를 평가한 결과에서 25시간 이후에 Cu-Sn 금속간화합물에서 파괴가 일어나면서 접합강도가 포화된 기존의 연구<sup>12)</sup>와 유사한 결과로서 열시효 25시간 전후에서 파괴기구가 변화하여 미세 파괴 특성이 이전과는 다른 양상을 나타냈기 때문인 것으로 판단하였다.

본 연구에서는 열시효 25시간 전후에 일어나는 파괴기구의 변화를 규명하고자 한다. 열시효 시간별로 SEM으로 솔더 접합부의 수직 단면에 대해 관찰하였으며 사진을 그림 4에 나타내었다. 솔더 내부는 거의 순수한 Sn 기지 내에 주로 결정립계에

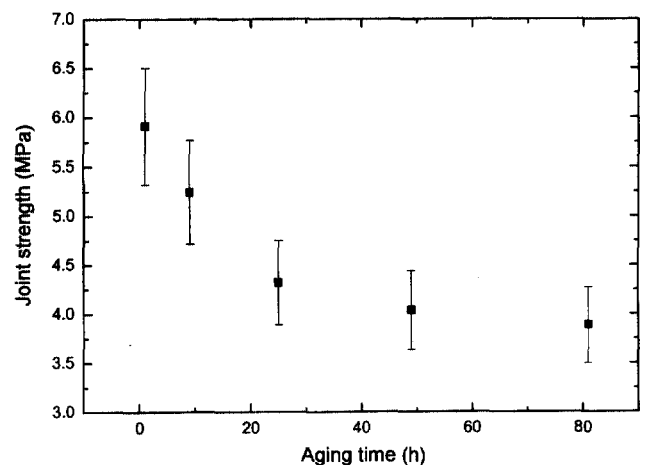


Fig. 3. Solder joint strength with aging time obtained from pull test.

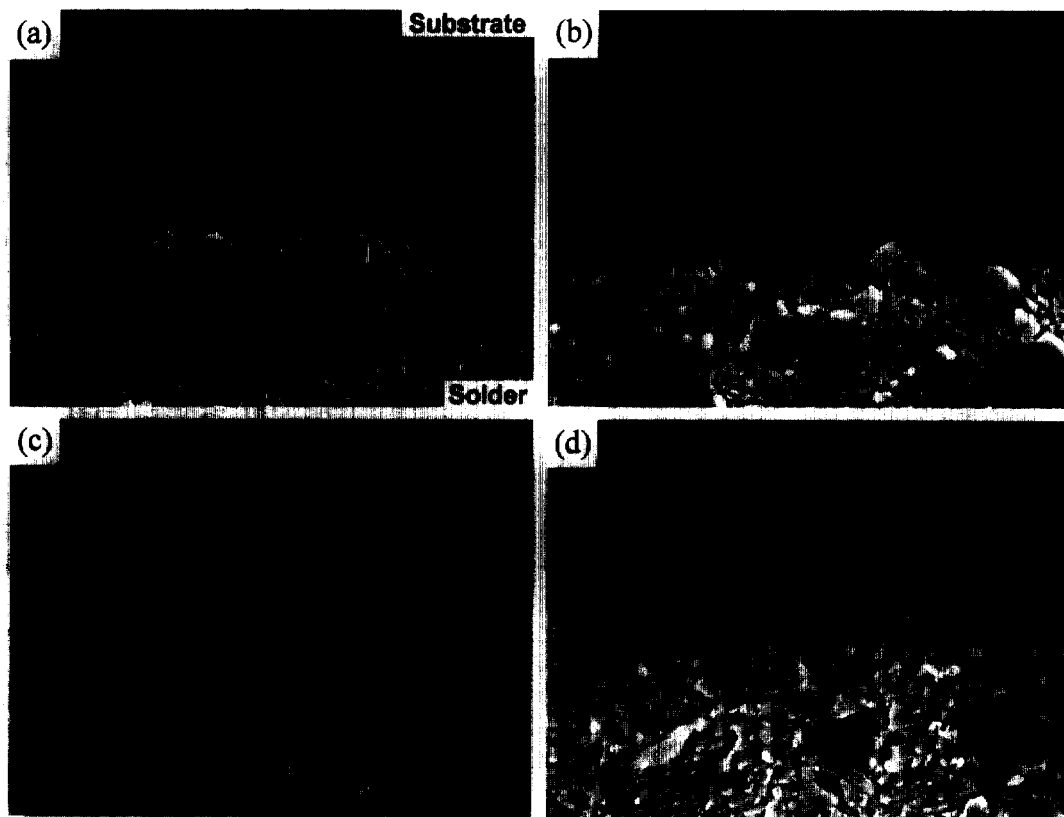


Fig. 4. SEM photographs of cross section for the specimens; (a) 1 h, (b) 25 h, (c) 49 h and (d) 81 h aged.

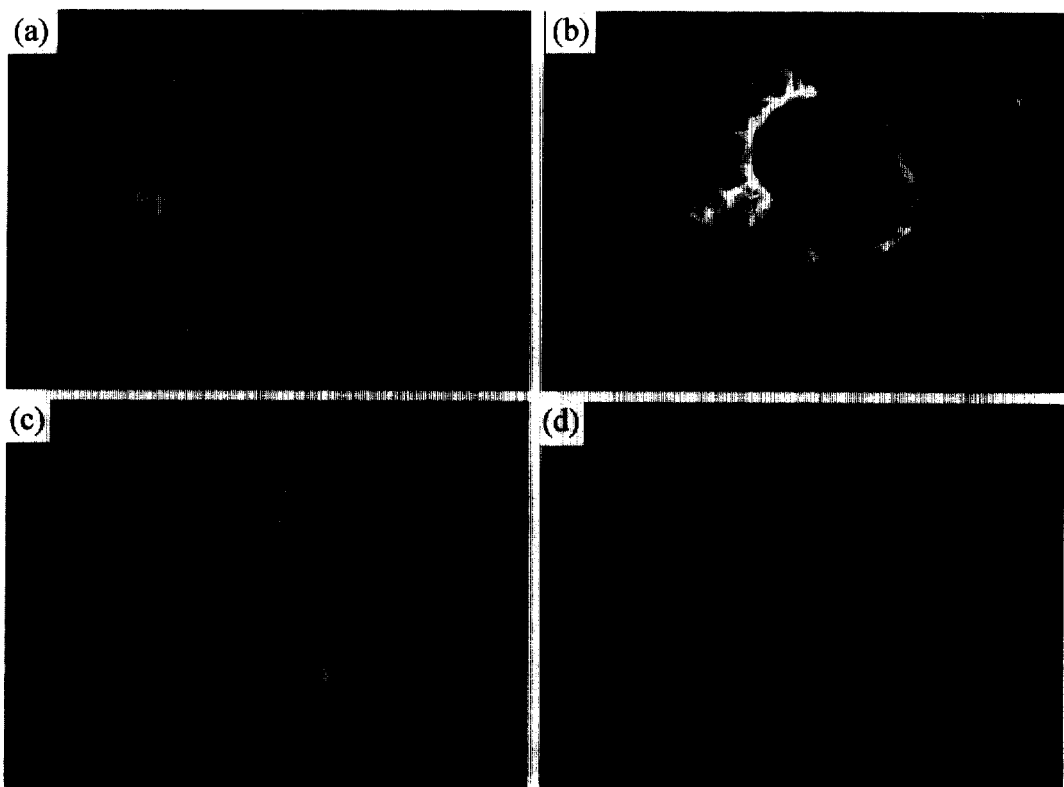


Fig. 5. SEM photographs of fracture surface for the specimens; (a) 4 h, (b) 16 h, (c) 36 h and (d) 64 h aged.

Ag<sub>3</sub>Sn 금속간화합물이 존재하는 공정 조직으로 이루어져 있다. 열시효 시간이 증가함에 따라 솔더 결정립이 조대화되고 특히

25시간 열시효 처리된 시편에서와 같이 불균일 과대 성장 영역이 나타나기도 하였다.

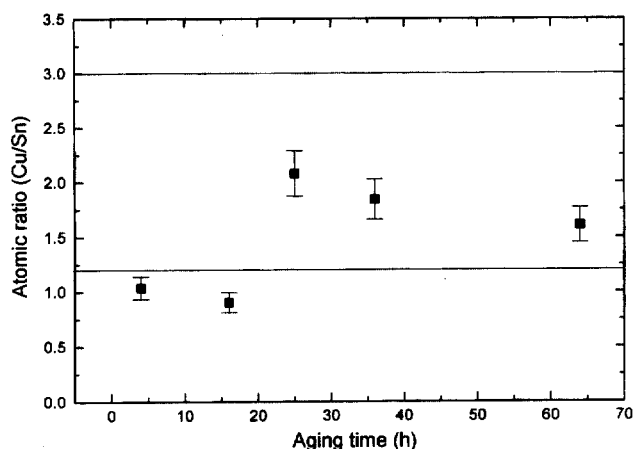


Fig. 6. Atomic ratio (Cu/Sn) of fracture surface with aging time.

Pull 시험한 시험편의 파단면을 그림 5와 같이 SEM을 통해 관찰하였다. 열시효 25시간 이전에는 그림 5(b)에서와 같이 파괴가 시작된 주위에 주로 변형이 집중된 것으로 판단되는 부분들을 많이 관찰할 수 있었으며, 열시효 25시간 이후의 시험편에서는 그림 5(c)와 (d)처럼 취성 파괴의 양상을 확인할 수 있었다. 이러한 파단면에 대해 EDX를 이용하여 성분을 분석한 결과를 그림 6에 나타내었다. 열시효 25시간 이전에는 Cu와 Sn의 원자비가 1.2에 가까운 값을 보이게 되는데 이로부터  $Cu_6Sn_5$ 의 금속간화합물이 생성되었음을 확인할 수 있다. Cu와 Sn의 원자비가  $Cu_6Sn_5$ 의 원자비 1.2보다 약간 작은 값을 보이는데, 이는 파괴가  $Cu_6Sn_5$ 에 인접한 솔더 내부의 Sn이 부분적으로 노출되었기 때문이다. 그리고 열시효 25시간 이후의 파단면에서는 Cu 대 Sn의 원자비가 1.2 보다 커졌다. 이는 Cu 대 Sn의 원자비가 3인  $Cu_3Sn$  금속간화합물이 생성되어 Cu와 Sn의 원자비를 1.2 보다 더욱 증가시켰기 때문이다.

열시효에 따른 솔더 접합부의 파괴기구를 규명하기 위해서는 우선 결정립 성장 및 금속간 화합물 생성과 같은 금속학적 인자가 솔더 접합부의 파괴에 미치는 영향을 고려해야 한다. 또한, 금속간 화합물이 솔더보다 강도가 높은 조직이기 때문에 솔더접합부의 금속간 화합물 부근에서는 강도적 불균질부가 존재한다. 따라서 강도적 불균질부와 같은 역학적 인자도 고려되어야 한다.

열시효 25시간 이전의 pull 시험한 파단면의 EDX 분석 결과에 의하면 솔더 내부에서 파괴가 일어난 것으로 판단되었으므로 솔더 내부의 결정립 조대화의 영향을 분석하기 위해 그림 4로부터 열시효 시간에 따라 솔더 내부의 평균 결정립 크기를 측정하였으며, 그림 7에 나타내었다. 열시효 시간이 증가함에 따라 결정립 크기가 증가하였다. 솔더의 접합강도를 결정립 크기에 따른 기계적 물성 변화 사이의 관계를 나타내는 Hall-Petch 관계식<sup>13-15)</sup>에 따라 그림 8과 같이 나타내면 크게 두 개의 영역으로 구분되었는데 이중 열시효 25시간 이전에는 다음과 같은 Hall-Petch 관계식을 잘 만족하였다.

$$\sigma_f(\text{MPa}) = 3.52 + 7.86[d(\mu\text{m})]^{-1/2} \quad (1)$$

여기서  $\sigma_f$ 는 접합강도,  $d$ 는 평균 결정립 크기이다. 그러나 결정

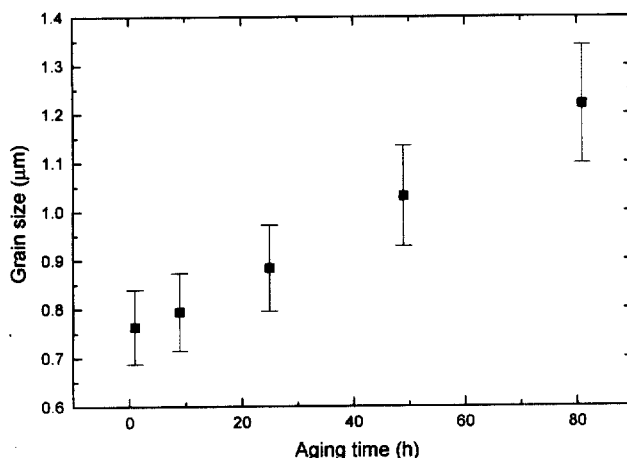


Fig. 7. Average grain size with aging time inside solder.

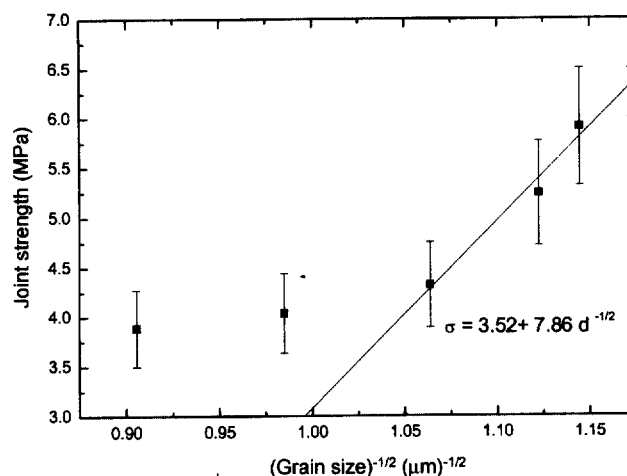


Fig. 8. Plots for solder joint strength vs. (average grain size)<sup>-1/2</sup>.

립 크기와 같은 금속학적 인자로만 접합강도값의 절대적 크기를 설명할 수는 없다.  $Cu_6Sn_5$ 의 금속간 화합물이 솔더접합부에서 강도적 불균질부와 같은 역학적 응력집중을 형성시키기 때문이다. 외적인자의 영향을 받으면서 실험을 통해 측정되는 접합강도를 고유 접합강도와 구분하기 위해 겉보기 접합강도라고 정의하였다. 솔더에 비해 강도가 높은  $Cu_6Sn_5$  금속간 화합물이 존재하여, 주위의 연한 솔더 기지에 응력 집중 및 소성구속을 일으켜 국부 응력을 급격히 상승시키므로 그림 9의 도식적인 그림에서 설명하고 있듯이 금속간 화합물이 존재하지 않을 경우에 비해 겉보기 접합강도를 전체적으로 감소시키게 된다. 즉,  $Cu_6Sn_5$ 의 금속간 화합물이 생성되지 않는다면 강도적 불균질에 의한 겉보기 접합강도의 감소가 없게 되므로 그림 9에서 점선과 같은 Hall-Petch 관계식을 만족시킬 것이다.

한편, 열시효 시간이 25시간 이후 솔더 파면에 대한 EDX 결과로부터  $Cu_3Sn$  금속간 화합물이 생성되었음을 알 수 있었다. Yang 등<sup>9)</sup>에 의하면  $Cu_3Sn$  금속간 화합물이 생성되면  $Cu_3Sn$  내에서 공공을 생성하며 이는 파괴의 주요 시작점으로 작용한다고 보고하였다.  $Cu_3Sn$  형성에 따라 공공이 형성되면, 앞에서 설명한 바와 같은 금속간 화합물 근처의 강도적 불균질 효과에 의한 응력집중부 뿐만 아니라 공공에 의한 응력집중효과도 작용

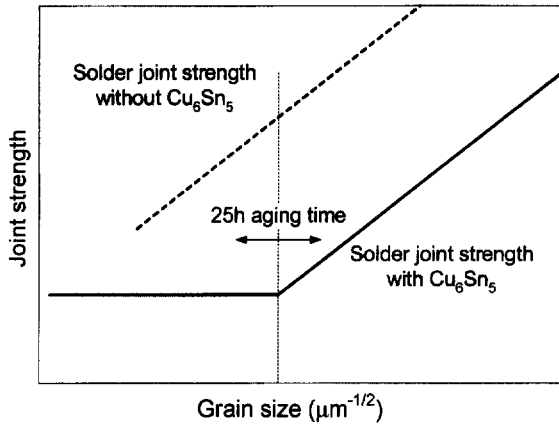


Fig. 9. Schematic diagram explaining  $Cu_6Sn_5$  intermetallics effect on solder joint strength.

한다. 이와 같은  $Cu_3Sn$  부근의 공공생성으로부터 그림 3과 8과 같은 시효시간 25시간 이후의 강도 포화를 설명할 수 있다. 만일, 어떠한 금속간 화합물도 존재하지 않는다면 그림 9의 점선과 같은 강도의 변화가 일어날 것이다. 그러나  $Cu_6Sn_5$ 가 형성되면 강도적 불균질에 따른 응력집중으로 결보기 접합강도가 감소하기 때문에 시효시간 25시간 이전에는 그림 8과 같은 결과를 얻게 된다. 시효시간 25시간 이후에는  $Cu_3Sn$ 의 형성에 따라 다수의 공공이 생성되기 때문에 공공부근의 응력집중은 커지는 반면,  $Cu_6Sn_5$  부근 솔더에 적용하던 강도적 불균질에 의한 응력집중은 감소한다. 따라서 파괴 지점이 시효시간 25시간 이후에는  $Cu_3Sn/Cu_6Sn_5$  금속간 화합물로 이동하기 때문에 접합강도가 일정해지며, 그림 9의 점선과 직선으로 나타난 강도선의 중간 정도에 위치하게 된다.

#### 4. 결 론

열시효 시간에 따른 솔더 접합부의 접합강도를 pull 시험을 통해 평가한 결과 열시효 시간이 증가할수록 접합강도가 감소하다가 25시간 이후에는 급격했던 접합강도의 감소가 둔화되어 점차 포화되는 경향을 보였다. 열시효 25시간 전후의 솔더 접합부의 파괴기구를 규명하기 위해서는 결정립 성장과 금속간 화합물 생성의 금속학적인 것 뿐만 아니라 솔더와 생성된 금속간 화합물의 강도 차이에 의한 강도적 불균질부와 같은 역학적 인자도 고려되어야 한다.

열시효 25시간 이전에는 금속간 화합물에 의한 강도적 불균질부가 금속간 화합물이 없을 때에 비해 파괴강도값을 전체적으로 감소시켰다. 열시효 시간이 증가함에 따라서는 솔더 내부의 결정립 크기와 접합 강도 사이의 관계가 Hall-Petch 관계식을 만족하였다. 이를 통해 열시효 25시간 이전에는 강도적 불균질과 솔더 내부의 결정립 조대화에 의해 파괴강도가 결정되는 것으로 판단되었다. 열시효 25시간 이후에는 이전에는 발견되지 않았던  $Cu_3Sn$  금속간 화합물이 파단면의 EDX 분석 결과 존재하였다.

열시효 25시간 이후의 포화된 강도는  $Cu_3Sn$  생성시 형성된 공공이 열시효 25시간 이전의 파괴장소인  $Cu_6Sn_5$  근처의 솔더보다 먼저 응력집중을 받고 파괴가 시작되었기 때문이었다.

#### 후 기

본 연구는 국가지정 연구실 사업을 통한 과학기술부와 2000년도 항공재료연구센터의 연구비 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### REFERENCES

1. J. H. Lau: Chip on Board Technologies for Multichip Modules, Van Nostrand Reinhold, (1994) 232
2. S. K. Kang: Lead (Pb)-Free Solders for Electronic Packaging, Journal of Electronic Materials, **23** (1994) 701
3. E. K. Yung and I. Turlik: Electroplated Solder Joints for Flip-Chip Applications, Proceedings of 1991 IEEE Transactions on Components, Hybrids and Manufacturing Technology Conference, (1991) 772
4. B. Gibson: Flip Chips : The Ultraminiature Surface Mount Solution, Surface Mount Technology, (1990) 23
5. R. J. Fields, S. R. Low, III and G. K. Lucey, Jr.: Physical and Mechanical Properties of Intermetallic Compounds Commonly Found in Solder Joints, The Metal Science of Joining, (1991) 165
6. J. W. Morris, Jr., D. Trubula, T. S. E. Summers and D. Grivas: The Role of Microstructure in Thermal Fatigue of Pb-Sn Solder Joints, Solder Joint Reliability, (1991) 225
7. D. R. Frear: Thermomechanical Fatigue of Solder Joints : A New Comprehensive Test Method, IEEE Transactions on components, Hybrids, and Manufacturing Technology, **12** (1989) 492
8. D. Frear, D. Grivas, M. McCormack, D. Tribula and J. W. Morris, Jr.: Fatigue and Thermal Fatigue Testing of Pb-Sn Solder Joints, Proceedings of 3rd Annual Meeting of Electronic Packaging and Corrosion in Microelectronics Conference, **3**, 269
9. W. Yang and R. W. Messler, Jr.: Microstructure Evolution of Eutectic Sn-Ag Solder Joints, Journal of Electronic Materials, **23** (1994) 765
10. Y. Y. Wei and J. G. Duh: Effect of Thermal Ageing on (Sn-Ag, Sn-Ag-Zn)/PtAg, Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Solder Joints, Journal of Materials Science: Materials in Electronics, **9** (1998) 373
11. J. L. Marshall: Gold Embrittlement in Soldering Process, International Journal of Hybrid Microelectronics, **6** (1985) 10
12. B.-S. Chiou, J.-H. Chang and J.-G. Duh: Metallurgical Reactions at the Interface of Sn/Pb Solder and Electroless Copper-Plated AlN Substrate, IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology, **18** (1995) 537
13. E. O. Hall: Proceedings of Physical Society, London, **643** (1951) 747
14. N. J. Petch: Journal of Iron Steel Institute, London, **173** (1953) 25
15. R. W. Armstrong: Metallurgical Transactions, **1** (1970) 1169