

구리기판 위에 전착한 Sn 계 합금의 솔더 특성에 미치는 합금조성과 금속간 화합물의 영향

徐敏碩 · 嚴智勇 · 權赫尙

한국과학기술원 재료공학과

Effects of Alloy Composition and Intermetallic Compounds on the Solder Properties of Sn Alloys Electroplated on Cu Substrate

M. S. Suh, J. Y. Eom and H. S. Kwon

Dept. of Material Sci. & Eng., Korea Advanced Institute of Science & Technology, Daejeon 305-701, Korea

Abstract : Influence of solder alloy composition on the wettability and the shear stress of the solder joint was investigated. Also, the effect of the growth of the intermetallic compounds on the shear stress of Sn-Bi and Sn-Pb solder joints was investigated. Sn-Bi and Sn-Pb alloys were electroplated on a Cu plate from methane sulfonate bath and then reflowed at 250°C. The wetting angle of Sn-Bi solder was increased with increasing Sn content in the solder due to increase in the surface energy. Two Cu plates electrodeposited with Sn-Bi and Sn-Pb were clamped each other and soldered at 220°C to produce solder joints. The solder joints were pulled to failure at strain rate from 3.3×10^{-4} to 3.3×10^{-2} /s to measure the shear strength of the solder joints. At low strain rate, the shear strength of the Sn-Bi solder joint decreased with increasing Sn content in the solder, but at high strain rate, the shear strength increased due to the brittleness of Bi. The shear strength of the 80Sn-20Pb solder joint was higher than that of the 60Sn-40Pb solder joint at all strain rate. The shear strength of the 42Sn-58Bi solder joint was higher than that of the 80Sn-20Pb at low strain rate, but lower at high strain rate. The shear strength was increased with increasing aging time until 24 hours because the rough surface of the intermetallic compounds acted as wedge at the intermetallic compound/solder interface. After 24 hours, the increase in thickness of the brittle intermetallic compound layer decreased the shear strength of the 42Sn-58Bi solder joint.

(Received September 7, 2001)

Key words : Sn-Pb, Sn-Bi, Electroplating, Intermetallic compound, Wettability, Shear strength, Solder joint.

1. 서 론

전자 실장 공정 중 솔더 내부 연결(interconnection) 공정은 일반적인 조립 공정인 PHT(Pin Hole Through) 기술과 표면 실장 기술(Surface Mounting Technology) 뿐만 아니라 플립칩(flip-chip:C4)과 BGA(Ball Grid Array)에서의 솔더 볼 연결(connection) 그리고 PCB(Printed Circuit Board)에서의 IC 패키지 조립 등과 같은 다양한 미세 전자 소자를 위한 공정에서 여러 가지 반도체 소자를 전자 기판 위에 고정하고 소자와 기판의 회로를 전기적으로 연결하며, 전자 소자에서 발생하는 열을 기판으로 방출시키는 역할을 한다¹⁾.

전자 부품의 실장에 사용되는 솔더 합금은 지금까지 63Sn-37Pb(공정 조성) 합금을 비롯한 Sn-Pb계 솔더 합금이 가장 널리 사용되어 왔다. 그러나 인체에 유해하고 환경을 오염시키는 Pb에 대한 사용 규제로 인하여 Pb의 양을 줄인 80Sn-20Pb 솔더 합금이나 무연 솔더 합금의 연구가 많이 수행되고 있다. 무연 솔더 합금 중 5~15 wt.%의 Bi가 함유된 Sn-Bi 합금은 고상선과 액상선이 각각 160~200°C, 210~225°C 정도로 기존의 Sn-Pb 합금의 고상선, 액상선 온도와 비슷하므로, Sn-Pb 합금이 사용되는 곳에 바로 응용할 수 있다. 또한 공정 조성인 42Sn-58Bi 솔더 합금은 녹는점(139°C)이 낮기 때문에 유기(organic) 기판에 적용이 가능해진다.

현재 전자 실장의 솔더 코팅에는 고온 침지(hot-dipping)법과

전해 도금법이 주로 사용되고 있고, 솔더 범프 제작에는 증착(evaporation)법과 솔더 페이스트(solder paste)를 이용한 스크린 인쇄(screen printing)법, 그리고 전해 도금법이 사용되고 있다. 이들 중에서 고온 침지법은 고온에서 이루어지므로 칩 등의 소자에 열충격을 줄 수 있고, 증착법은 가격이 비싸며 원소간의 증착 효율이 차이가 있어서 솔더 합금의 정확한 조성 조절이 어려우며, 스크린 인쇄법은 가격 경쟁력은 있으나 수십 마이크로의 크기를 가지는 미세한 솔더 범프의 형성이 어렵다는 단점이 있다²⁾. 따라서 공정 비용이 저렴하고 상온 증착이 가능한 전해 도금법이 전자 실장에서 솔더 코팅과 솔더 범프 제작 공정으로 많이 사용되고 있다.

Sn-Pb 전해 도금 욕으로는 붕불화 욕(fluoroborate bath)이 주로 사용되어 왔으나, 용액 고유의 부식성이나 주석 이온 산화 등의 문제 및 폐기물 처리에 있어서의 환경 규제 등으로 인하여 유기 슬폰화 욕(organic sulfonate bath)이 사용되고 있으며 Sn-Bi 전해 도금은 지금까지 주로 황산 욕에서 행해져 왔으나^{3,5)}, 전해액에서 Bi의 농도가 높아지면, Bi 염이 석출되므로 Bi 조성이 10 wt.% 이상인 Sn-Bi 합금의 전해 도금이 불가능하다는 단점이 있어서⁶⁾, 최근에는 다양한 조성의 Sn-Bi 합금의 전해 도금이 가능한 유기 슬폰화 욕이 사용되고 있다.

전자실장에 사용되는 솔더 합금은 열 및 전기 전도도가 우수해야 할 뿐만 아니라 전단 강도 등의 기계적 성질과 기판에서의 솔더 합금의 젖음성(wettability)과 공정 온도에서 솔더의 팽

의 열판 (hot plate)에서 5분간 리플로우 (reflow)한 후 SEM으로 도금 층의 측면을 관찰하여 젖음각 α 를 측정하였다 (그림 1(b)). 각 합금 조성에 대하여 5번씩 젖음각을 측정하여 평균값을 취하였다.

솔더 접합부 (Solder Joint)의 전단 강도 측정

도금 층의 조성 변화가 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 영향을 조사하기 위해서 그림 2와 같은 크기 20 mm×50 mm×6 mm 인 2개의 구리 기판에 각각 60Sn-20Pb, 80Sn-20Pb, 42Sn-58Bi, 60Sn-40Bi, 70Sn-30Bi, 80Sn-20Bi 합금 조성으로 전해 도금을 하였다. 이때 도금된 면적은 20 mm×10 mm 였다. 도금된 두 시편을 최고 온도가 220 °C로 조절된 리플로우 장비 (reflow machine)에서 솔더링 (soldering)하여 솔더 접합부를 만들었다. 각 합금 조성의 솔더 접합부들을 인장 시험기로 0.2 mm/min (3×10^{-4} /s)와 2 mm/min (3×10^{-3} /s), 20 mm/min(3×10^{-2} /s)의 속도로 인장하여 전단 강도를 측정하였다 (그림 2). 금속간 화합물의 성장에 따른 전단 강도 변화를 알아보기 위한 시험에서는 0.2 mm/min의 속도로 인장하였다.

시효 처리

구리 기판과 주석 계 솔더 합금 도금 층 사이에 형성되는 금속간 화합물이 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 영향을 조사하기 위해, 42Sn-58Bi 솔더 접합부를 진공로에서 시효 처리를 하였다. 시효 처리는 진공 처리 후 아르곤 가스를 상압까지 불어넣은 관상로 (tube furnace)에 시편을 넣은 후 80 °C에서 6~120 시간동안 시행하였다.

미세조직 관찰 및 조성과 거칠기 분석

전단 강도 측정 후 솔더 접합부의 파단면을 SEM으로 관찰하였고, 파단면의 조성을 EDAX로 분석하였다. 또한, 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 금속간 화합물 형성의 영향을 조사하기 위하여 솔더 접합부와 같은 조건으로 시효 처리한 42Sn-58Bi 도금시편을 60 °C의 10 g NaOH+7 g Ortho-Nitrophenol+100 g 증류수 용액에서 5분간 에칭 (etching)하여 42Sn-58Bi 도금 층을 제거한 후 구리 기판과 42Sn-58Bi 도금 층 사이에 형성되는 금속간 화합물의 형상을 SEM으로 관찰하였고, 금속간 화합물의 표면 (금속간 화합물과 솔더 층 사이의 계면) 거칠기는 표면 프로파일 시스템 (surface profile system : α -step)을 이용하여 측정하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

젖음각 (Wetting Angle)

그림 3(a)는 지름 1 mm로 원형으로 도금된 42Sn-58Bi 합금 도금 층의 리플로우 (reflow)되기 전 모습을 나타내는 SEM 사진이고, 그림 3(b)는 리플로우된 후의 모습을 나타내는 SEM 사진이다. 도금 후의 거칠 조직은 리플로우 시 완전히 녹아 원형의 솔더 캡 (cap)형태를 가진다. 리플로우 후 표면 조직의 SEM 사진을 나타내는 그림 3(c)는 도금 층이 리플로우되면서 2개의 상으로 분리되었음을 보여준다. 각 상을 EDS로 조성 분석을 한 결과, 밝은 상은 36Sn-64Bi로 Bi rich 상이고, 어두운 상은 69Sn-31Bi로 Sn rich 상이었다. 그리고 Sn rich 상 내에 Bi rich 상이 존재하였다.

그림 4는 Sn-Bi 합금 도금 층의 조성 변화에 따른 리플로우 후 도금 솔더와 구리 기판 사이의 젖음각 변화를 보여준다. 42Sn-58Bi 전해 도금 층의 젖음각은 18° 였고, Sn의 조성이 증가함에 따라 젖음각은 증가하여 90Sn-10Bi 전해 도금 층은 31° 가 되었다. 즉, Sn의 조성이 증가할수록 젖음성은 더 낮아졌다. 이것은 Sn의 조성이 증가함에 따라 Sn-Bi 합금의 계면 에너지가 증가하기 때문이다.

그림 1(b)와 같이 리플로우 시 도금 솔더와 구리 기판 사이에 형성되는 계면 에너지는 식 (1)로 표현할 수 있다. γ_{sa} 는 도금 솔더 (solder)와 대기 (air) 사이의 계면 에너지를 나타내고, γ_{sc} 는 도금 솔더와 구리 기판 사이의 계면 에너지, γ_{ca} 는 Cu 기판과 대기 사이의 계면 에너지를 나타낸다. α 는 도금 솔더의 젖음각을 나타낸다.

$$\gamma_{sa} \cdot \cos\alpha = \gamma_{ca} - \gamma_{sc} \tag{1}$$

위 식을 $\cos \alpha$ 에 대하여 정리하면

$$\cos\alpha = \frac{\gamma_{ca} - \gamma_{sc}}{\gamma_{sa}} \tag{2}$$

와 같이 된다. 이 식에 의하면 젖음각 α 는 각 계면 에너지에 영향을 받는다. 그리고, 솔더 합금의 조성이 변화하면 γ_{ca} 는 변하지 않지만, γ_{sc} 와 γ_{sa} 는 변하게 된다. D.T. Ozniev 등²⁴⁾에 의해 보고된 Sn-Bi 합금에서 조성 변화에 따른 γ_{sa} 의 변화는 솔더 합금에서 Sn의 조성이 증가할수록 γ_{sa} 가 증가한다고 보고하였다. 도금 솔더 합금에서도 Sn의 조성이 증가함에 따라 γ_{sa} 가 증가하여 식 (2)와 같이 $\cos\alpha$ 는 감소하고 젖음각 α 는 증가하게 된다.

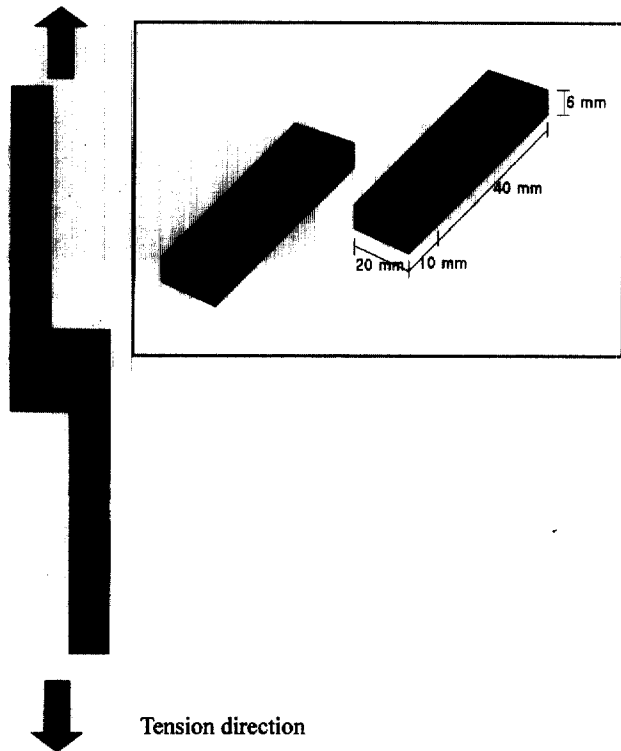


Fig. 2. Schematic diagram of the shear test specimen with reflowed solder joint.

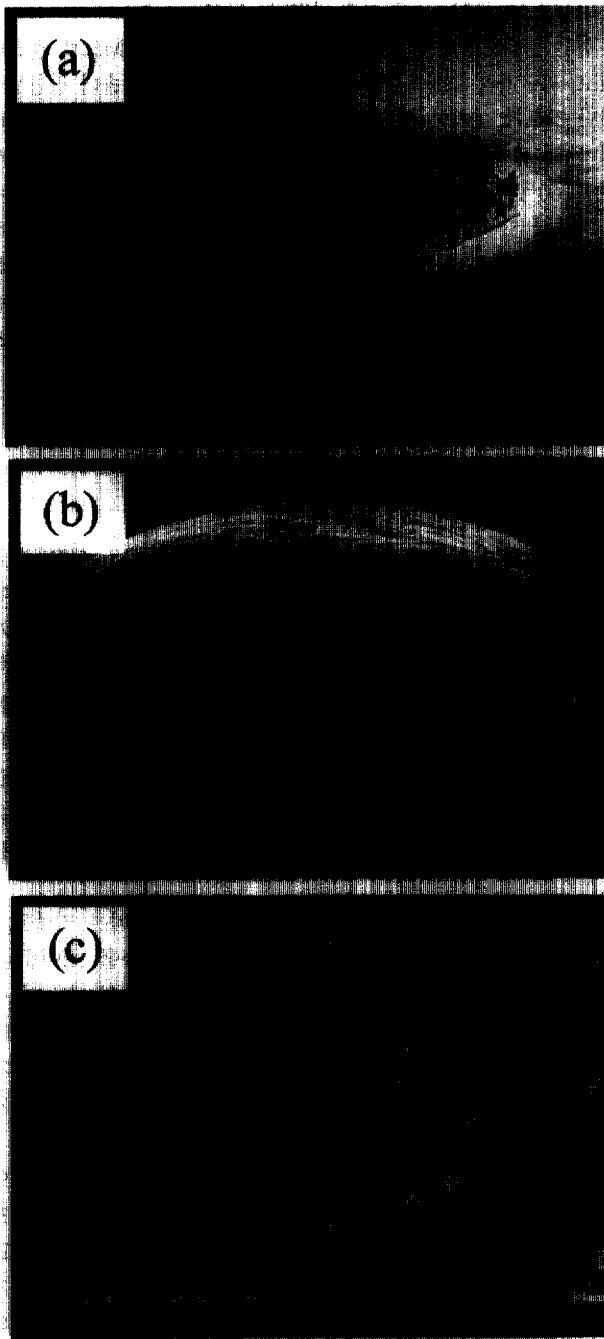


Fig. 3. SEM micrographs of Sn-Bi solder cap (a) before and (b) after reflowing at 250°C and the surface morphology of Sn-Bi solder cap.

80Sn-20Pb 솔더 합금의 젖음각은 16°, 60Sn-40Pb 솔더 합금의 젖음각은 15°로 Sn-Bi 솔더 합금보다 젖음각이 더 낮아서 젖음성이 더 우수한 것으로 나타났다. 그러나, Sn-Bi 솔더 합금과 Sn-Pb 솔더 합금의 젖음각들은 모두 35° 미만으로 Mayhew 등²⁵⁾이 제안한 기준에 의하면 전자 실장에 사용될 수 있을 정도의 젖음성을 갖고 있었다.

**솔더 접합부 (Solder Joint)의 전단 강도
도금 층 조성과 인장 속도의 영향**

그림 5는 42Sn-58Bi 합금 솔더 접합부를 $3.3 \times 10^{-4}/s$ 속도로

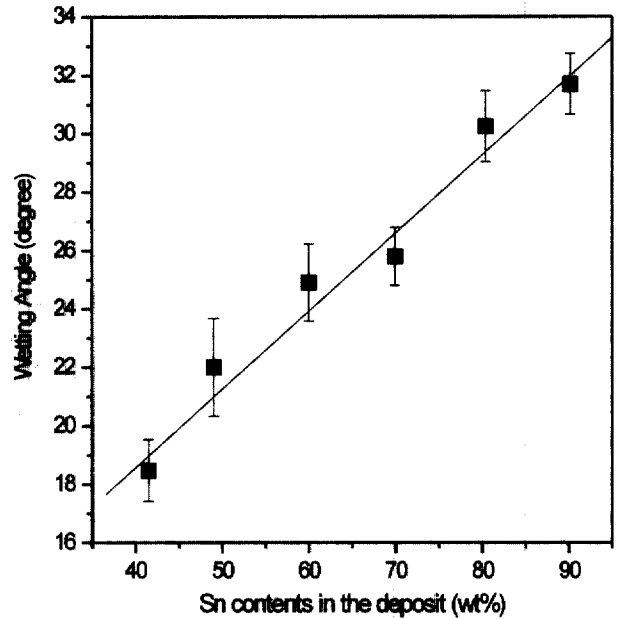


Fig. 4. Effect of Sn contents on the wetting angle of Sn-Bi solder.

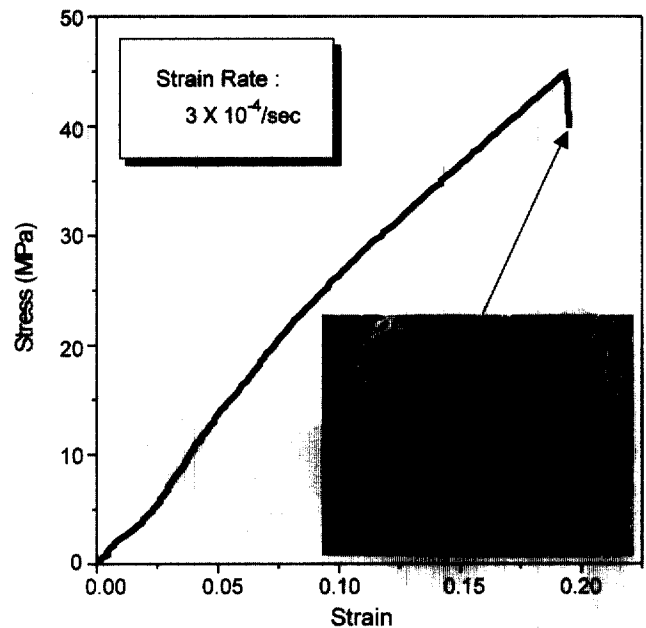


Fig. 5. Stress vs. strain curve of 42Sn-58Bi solder joint and SEM micrographs of the fractured 42Sn-58Bi solder joint.

인장 시험한 결과와 인장 시험 후 솔더 접합부의 파단면을 나타낸 것이다. 인장 시험 후 솔더 접합부의 파단면의 SEM 사진(그림 5(b))으로부터 솔더 접합부의 파괴는 소성 변형이 없는 벽개 파괴 양상을 나타내었다. 이러한 파괴 양상은 조성과 인장 속도 ($3 \times 10^{-4} \sim 3 \times 10^{-2}/s$)에 관계없이 모든 시편에서 동일하게 나타났다. 그림 6은 Sn-Bi 솔더의 합금 조성이 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 영향을 나타낸 것으로 인장 속도가 $3.3 \times 10^{-4}/s$ 일 때 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 44.8 MPa였고, Sn의 조성이 증가함에 따라 솔더 접합부의 전단 강도는 감소하여 80Sn-20Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 35.3 MPa이 되

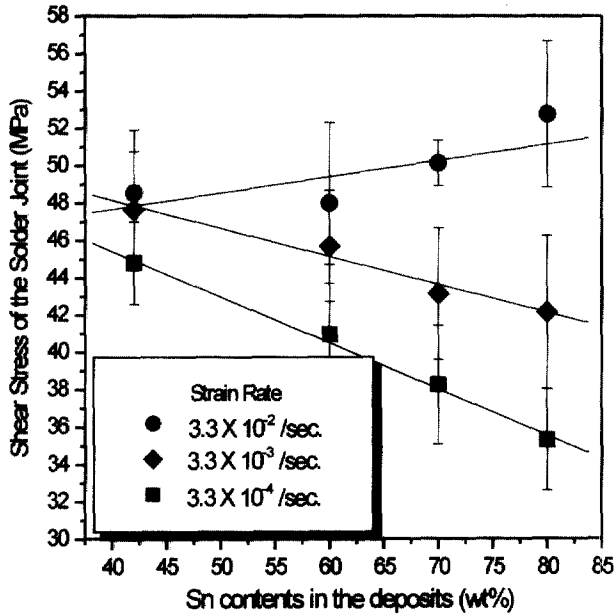


Fig. 6. Effect of Sn contents on the shear stress of the Sn-Bi solder joints.

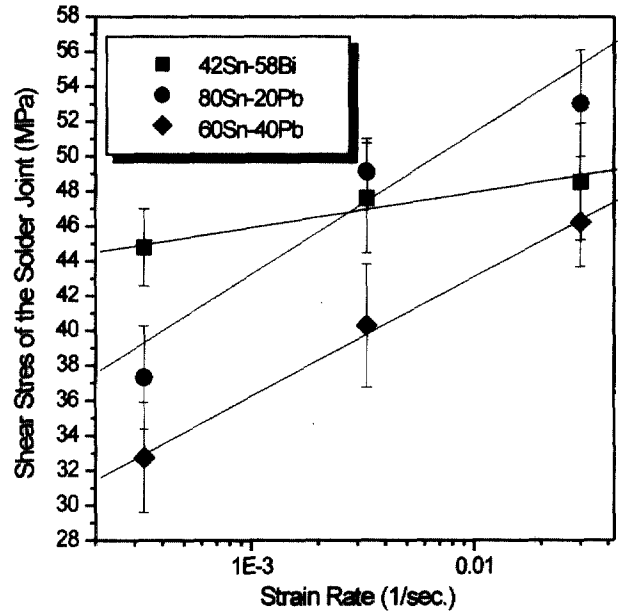


Fig. 7. Effect of strain rate on the shear stress of the 80Sn-20Pb solder joint and 42Sn-58Bi solder joint.

었다. 인장속도가 $3.3 \times 10^3/s$ 로 증가한 경우에도 Sn의 조성이 증가함에 따라 솔더 접합부의 전단 강도는 감소하여 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 47.6 MPa였고, 80Sn-20Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 42.1 MPa가 되었다. 그러나 인장속도가 $3.3 \times 10^2/s$ 로 증가하게 되면 Sn-Bi 합금의 조성 변화에 따라 전단 강도는 다른 양상을 나타내었는데, 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 경우에는 48.6 MPa였고, 도금 층의 Sn의 조성이 증가함에 따라 솔더 접합부의 전단 강도는 증가하여 80Sn-20Bi 솔더 접합부의 경우엔 52.8 MPa가 되었다. 인장 속도에 따라 Sn-Bi 합금의 조성 변화에 따른 전단 강도의 변화 경향이 달라지는 것은 Tomlinson¹⁾의 연구 결과를 인용하여 설명할 수 있다. 그의 연구 결과에 의하면, 0.05 mm/min 인장 속도로 시험한 경우 pure Sn은 최대 전단 강도가 15.4 MPa로 42Sn-58Bi의 최대 전단 강도 25.3 MPa 보다 낮은 반면에 50 mm/min 인장속도로 시험한 경우에는 100Sn의 최대 전단 강도가 31.7 MPa로 42Sn-58Bi의 최대 전단 강도 19.6 MPa 보다 높다. 이러한 경향은 Bi의 취성 (brittleness) 때문이다¹⁰⁾. 즉, 인장 속도가 낮은 경우엔 Bi rich 상 자체의 brittle 한 특성보다는 그 자체의 강도에 영향을 받기 때문에 Sn 보다 높은 강도를 갖는 Bi를 많이 함유한 솔더 접합부의 전단 강도가 높게 나타난다. 그러나 인장 속도가 증가한 경우엔 brittle 한 특성에 더 영향을 받아 Bi rich 상은 낮은 강도에서 crack이 발생하여 전단 강도가 낮아진다.

그림 7은 60Sn-40Pb 솔더 접합부와 80Sn-20Pb 솔더 접합부, 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도를 비교한 것이다. 인장 속도에 관계없이 저연 합금인 80Sn-20Pb 솔더 접합부가 기존의 솔더 합금인 60Sn-40Pb 솔더 접합부보다 전단 강도가 우수하였다. 이것은 Pb 보다 강도가 우수한 Sn의 조성이 증가하였기 때문이다. 42Sn-58Bi 솔더 접합부와 80Sn-20Pb 솔더 접합부의 전단 강도를 비교한 결과, 인장 속도가 $3.3 \times 10^4/s$ 로 낮은 경우

에는 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도가 44.8 MPa로 80Sn-20Pb 솔더 접합부의 전단 강도 37.3 MPa 보다 높아 42Sn-58Bi 솔더 합금이 Sn-Pb 솔더 합금보다 더 우수한 성질을 나타내었지만, 인장속도가 $3.3 \times 10^3/s$ 과 $3.3 \times 10^2/s$ 로 증가함에 따라 Bi의 취성 (brittleness) 때문에 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도가 80Sn-20Pb 솔더 접합부의 전단 강도보다 낮아졌다. 그러나 Sn-Bi 솔더 합금과 Sn-Pb 솔더 합금의 전단 강도 차이가 큰 차이를 보이지는 않아 전단 강도 측면에서 Sn-Bi 솔더 합금이 전자 실장에서 사용되는 기존의 Sn-Pb 합금을 대체할 수 있는 가능성을 보였다.

시효 처리의 영향

그림 8은 42Sn-58Bi 솔더 접합부를 80°C에서 6~120 시간동안 시효 처리 후 $3 \times 10^4/s$ 의 인장 속도로 인장 시험을 한 결과를 나타낸다. 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 시효 시간이 증가함에 따라 증가하다가 시효 시간이 24 시간일 때 최고 값을 보이고 다시 감소하였다. 금속간 화합물 형상이 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 영향을 알아보기 위하여 솔더링 직후의 42Sn-58Bi 도금 시편과 솔더링 후 각각 6~120 시간동안 시효 처리한 도금 시편에 대하여 Sn-Bi 도금 층을 에칭으로 제거하고 솔더 합금과 구리 기판 사이에 형성되는 금속간 화합물 (η' : Cu_6Sn_5)의 형상을 SEM으로 관찰하여 그 결과를 그림 9에 나타내었다. 시효 시간이 증가함에 따라 금속간 화합물 (η)의 결정립이 조대화되었는데, 초기에는 결정립 크기의 증가 속도가 빨랐지만, 점차로 증가 속도가 둔화되어 시효 시간이 24시간 이상인 경우 결정립의 크기가 크게 증가하지 않았다. 결정립이 조대화됨에 따라 금속간 화합물 표면 (금속간 화합물과 42Sn-58Bi 솔더 합금 사이의 계면)의 거칠기도 증가하였다. 시효 시 전단 강도에 영향을 줄 수 있는 인자는 금속간 화합물의 두께와 금속간 화합물의 거칠기이다. 금속간 화합물은 자체의

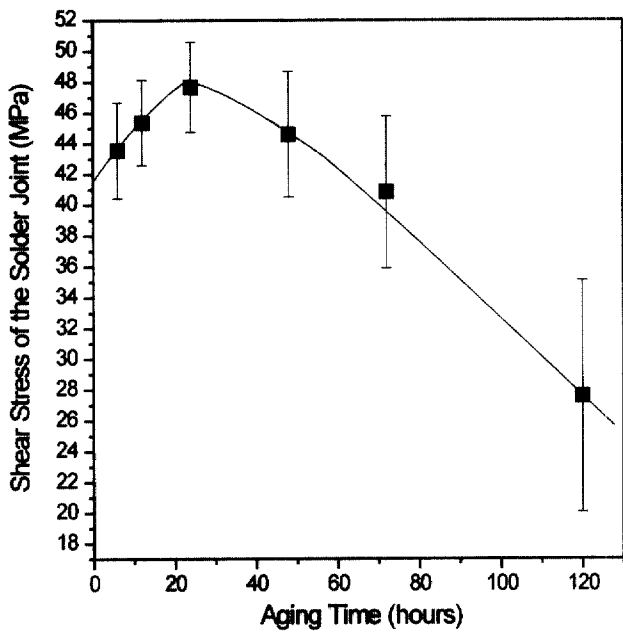


Fig. 8. Effect of the aging times on the shear stress of 42Sn-58Bi solder joint aged 80 °C during 6~120 hours.

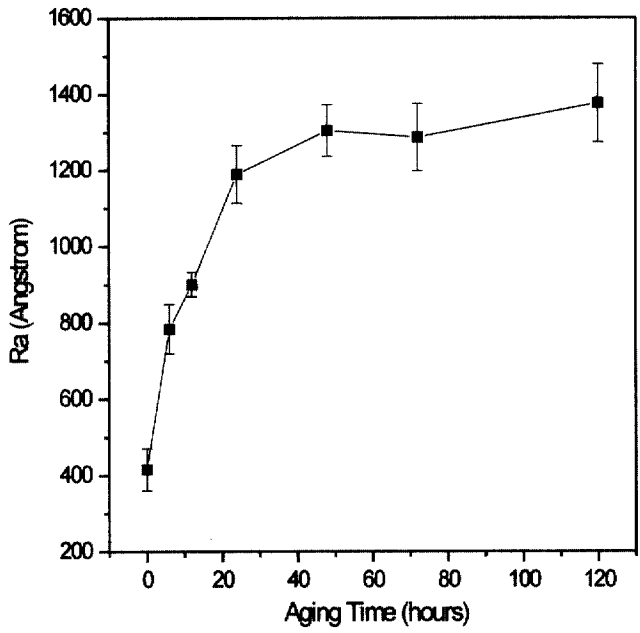


Fig. 10. Effects on the surface roughness of η' (Cu₆Sn₅) phase formed at the η' /42Sn-58Bi electrodeposited interface which was soldered and then aged at 80 °C during 6~120 hours.

brittle 한 특성 때문에 시효 시간이 증가하여 금속간 화합물의 두께가 증가하게 되면 금속간 화합물 자체에서 crack이 쉽게 발생하고 빠르게 전파되게 되므로 전단 강도를 저하시킨다. 반면에 금속간 화합물 표면의 거칠기가 증가하면 썩기 효과가 있어서 전단 강도 측정 시 금속간 화합물 사이의 결합력을 증가시키는

역할을 하게 된다. 그러나 이 효과는 시효 초기에 금속간 화합물의 두께가 얇을 때 크게 작용을 하게 되고, 금속간 화합물의 두께가 증가하게 되면 금속간 화합물의 brittle 한 특성이 더 큰 영향을 미치게 된다.

그림 10은 도금 층을 제거한 금속간 화합물의 표면을 표면

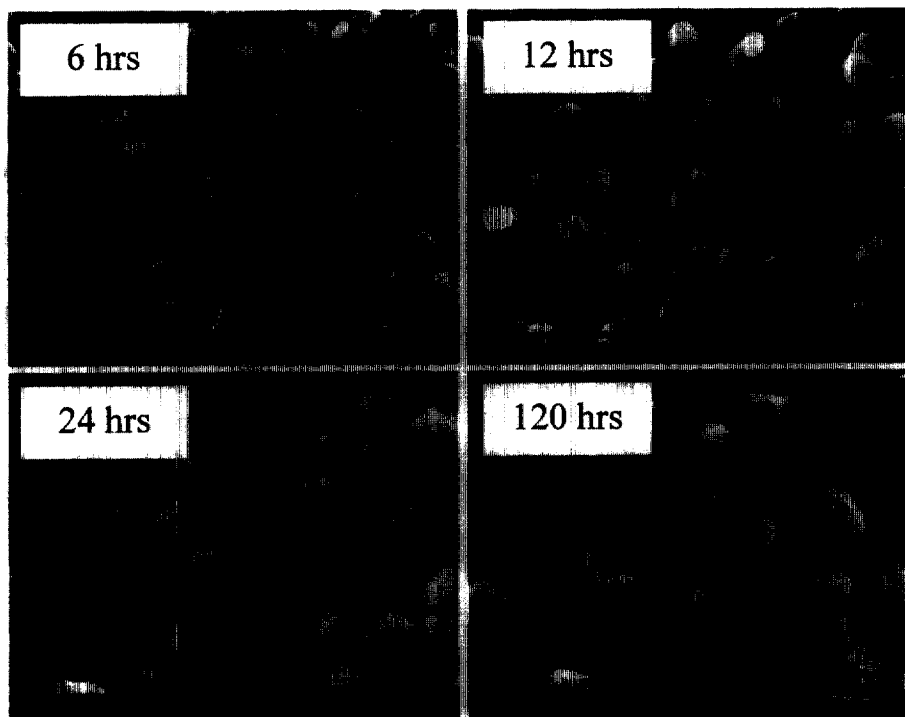


Fig. 9. SEM micrographs showing the surface morphology of η' (Cu₆Sn₅) phase formed at the η' /42Sn-58Bi electrodeposited interface which was soldered and then aged at 80 °C during 6~120 hours.

프로파일 시스템 (surface profile system : α -step)을 이용하여 거칠기를 측정 한 후 그 결과를 나타낸 것으로 거칠기가 시효 시간이 24 시간일 때 까지 급격히 증가하였다가 그 이후에는 그 증가폭이 크게 둔화되었음을 보여준다. 따라서 그림 8에서 시효 시간이 24 시간일 때 까지 전단 강도가 증가한 것은 금속간 화합물이 성장하면서 결정립이 조대화되고, 그에 따라 금속간 화합물 표면 (금속간 화합물과 42Sn-58Bi 솔더 합금 사이의 계면)의 거칠기도 증가하여 솔더 접합부의 인장 시 솔더 층과의 계면에서 거친 금속간 화합물 표면에 의한 썩기 효과가 증가하였기 때문이다. 반면에 시효 시간이 24 시간 이상인 경우에는 금속간 화합물 표면의 거칠기는 크게 증가하지 않아, 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 금속간 화합물의 형상보다는 두께에 더 영향을 받았다. 그러므로 시효 시간에 따른 솔더 접합부의 전단 강도의 이러한 변화는 시효 시 구리 기관과 도금 층 사이에 형성되는 금속간 화합물의 형상과 두께의 변화 때문이다. Tu 등²⁶⁾은 금속간 화합물이 그 형상에 따라 금속간 화합물과 솔더 층 사이의 계면에서 썩기 역할을 함으로써 솔더 접합부의 기계적 성질에 영향을 미친다고 보고하였고, Parent 등²⁷⁾은 솔더 접합부에 응력을 가하면 균열이 η 상에서 발생하여 결정립계 사이로 전파하다가 연성이 높은 Sn 층으로 경로를 바꾸면서 전파 속도가 느려지거나 멈춘다는 것을 관찰하였으며, η 상의 두께가 증

가할수록 η 상 입계를 통한 균열의 전파 시간이 길어져 계면의 접합 강도는 감소한다고 보고하였다.

그림 11은 6~120 시간동안 시효 처리한 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 시험 후 파단면을 나타낸 광학 사진이다. 여기서, 파단면은 두 가지 양상을 보였다. 그림 11에서 원으로 표시한 부분은 시효 시간이 증가함에 따라 면적이 점점 증가하였다. 원으로 표시한 부분과 표시되지 않은 부분의 파단면의 차이를 알아보기 위해 48시간 동안 시효 처리한 시편에서 두 부분의 파단면을 SEM으로 관찰하였고, 그 결과를 그림 12에 나타내었다. 그림 12의 (a)는 원으로 표시되지 않은 부분으로 EDS로 조성 분석을 수행한 결과, 솔더 합금의 조성과 비슷하게 나타나 파단면이 Sn-Bi 솔더 층임을 알 수 있었다. 반면에 그림 12의 (b)는 원으로 표시한 부분을 관찰한 것으로 EDS로 조성 분석을 수행한 결과 파단면에서 작은 결정립은 금속간 화합물 (Cu_6Sn_5) 이고 큰 결정립은 Bi rich 상으로 나타났다. Bi rich 상에서의 파괴는 금속간 화합물 층 또는 금속간 화합물과 Bi rich 지역의 계면을 통해 일어났음을 알 수 있었다. 즉, 시효 시간이 증가할 수록 금속간 화합물의 두께가 증가하여 솔더 접합부의 파괴가 솔더 층 내부보다는 취약한 (brittle) 금속간 화합물 내부 또는 금속간 화합물과 Bi rich 지역 사이의 계면에서 더 많이 일어나 그림 12의 (b)와 같은 파단면이 증가하였다.

시효 처리 시 금속간 화합물의 성장은 그 형상과 두께 때문에 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도에 영향을 주었는데, 시효 초기에는 시효 시간이 증가할수록 금속간 화합물의 결정립이 조대화됨에 따라 금속간 화합물과 솔더 층 사이의 계면이 거칠어지면서 계면에서의 썩기 효과가 증가하여 42Sn-58Bi의 솔더 접합부의 전단 강도도 증가하였다. 그러나 시효 시간이 24 시간 이상인 경우 금속간 화합물의 형상에 의한 썩기 효과보다는 금속간 화합물의 두께가 더 큰 영향을 주어 시효 시간이 증가함

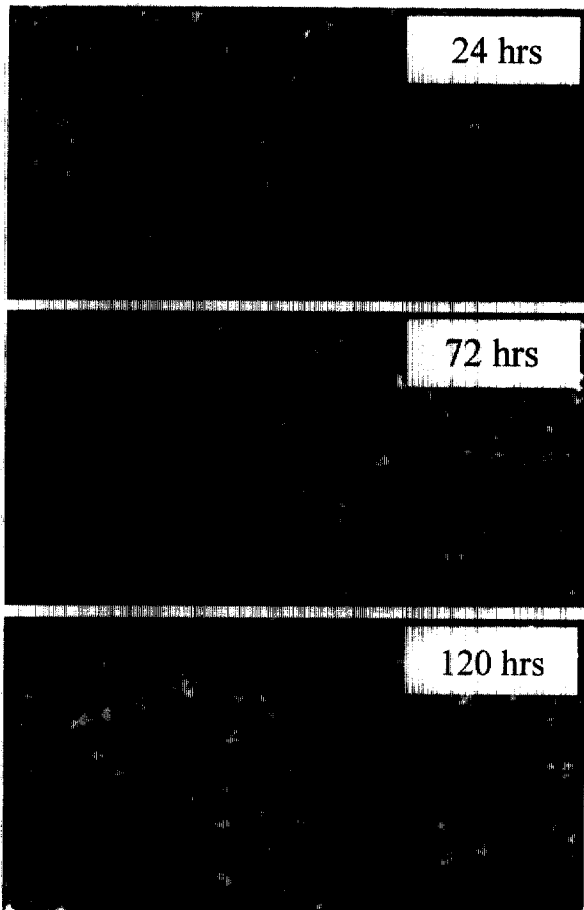


Fig. 11. Optical micrographs of the fractured 42Sn-58Bi solder joint aged respectively for 24, 48, 72 and 120 hours at 80 °C. Fracture morphology of the inner part of circles is different from that of the outer part of circles.

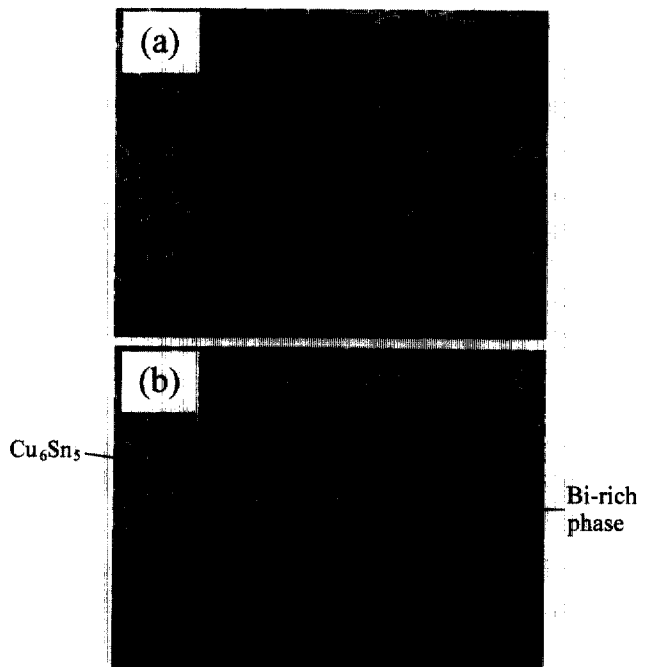


Fig. 12. SEM micrographs showing (a) the inner part of the circle and (b) the outer part of the circle in Fig. 11, 48 hours.

에 따라 솔더 접합부의 파괴가 연성이 좋은 솔더 층 보다는 취약(brittle)한 금속간 화합물 층 내부 또는 금속간 화합물과 솔더 층 사이의 계면에서 더 많이 진행됨으로써 전단 강도는 감소하였다.

4. 결 론

1. Sn-Bi의 합금 조성이 전해 도금 층의 젖음성에 미치는 영향을 조사한 결과, 42Sn-58Bi 전해 도금 층의 젖음각은 18°였고, Sn의 농도가 증가함에 따라 젖음각은 증가하여 90Sn-10Bi 전해 도금 층은 31°였다. 즉, Sn의 농도가 증가할수록 젖음성은 더 낮아졌다. 이것은 Sn의 농도가 증가함에 따라 Sn-Bi 합금의 계면 에너지가 증가하기 때문이다.

2. 합금 조성이 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 영향을 조사한 결과, 파단면은 벽개 파괴 양상을 나타내었고, 낮은 인장 속도 ($3.3 \times 10^{-4}/s$)에서 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 44.8 MPa였고, Sn 농도가 증가함에 따라 솔더 접합부의 전단 강도는 감소하여 80Sn-20Bi 솔더 접합부에서의 전단 강도는 35.3 MPa이 되었다. 반면에 높은 인장 속도 ($3.3 \times 10^{-2}/s$)에서 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도는 48.6 MPa였고, 도금 층의 Sn 농도가 증가함에 따라 솔더 접합부의 전단 강도는 증가하여 80Sn-20Bi 솔더 접합부는 52.8 MPa이 되었다. 인장 속도에 따라 전단 강도가 다른 양상을 보인 것은 솔더 접합부에 함유된 Bi의 취성 (brittleness) 때문이다.

3. 60Sn-40Pb 솔더 접합부와 80Sn-20Pb 솔더 접합부, 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도를 비교한 결과, 80Sn-20Pb 솔더 접합부가 인장 속도에 관계없이 60Sn-40Pb 솔더 접합부보다 전단 강도가 우수하였다. 그리고, 낮은 인장 속도 ($3.3 \times 10^{-4}/s$)에서는 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도 (44.8 Mpa)가 80Sn-20Pb 솔더 접합부의 전단 강도 (37.3 Mpa) 보다 높게 나타났다. 높은 인장 속도 ($3.3 \times 10^{-3}/s$ 과 $3.3 \times 10^{-2}/s$)에서는 Bi의 취성 (brittleness) 때문에 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도가 80Sn-20Pb 솔더 접합부의 전단 강도보다 낮아졌으나, 큰 차이는 보이지 않았다.

4. 42Sn-58Bi 솔더 접합부의 전단 강도에 미치는 시효 처리의 영향을 조사한 결과, 시효 시간이 24 시간 이하에서 시효 시간이 증가할수록 금속간 화합물의 결정립이 조대화되어 금속간 화합물과 솔더층 사이의 계면 형상의 거칠기가 증가하고, 그 결과 계면에서의 췌기 효과로 솔더 접합부의 전단 강도가 증가하였다. 그러나, 시효 시간이 24 시간 이상에서는 금속간 화합물의 형상에 의한 췌기 효과보다는 취성이 높은 금속간 화합물의 두께가 증가하여 연성이 높은 솔더 층 보다는 금속간 화합물과 솔더 층 사이의 계면에서 솔더 접합부의 파괴가 진행되어 전단 강도가 감소하였다.

5. 솔더 접합부의 전단 강도 실험에서 얻은 flow curve는 인장 속도, 합금 조성과 시효 시간의 변화에 대해서 동일한 양상

을 보였으며, 단지 UTS 값만 변화하였다. 이것으로부터 변수들에 대하여 솔더 접합부의 파괴는 모두 같은 파괴 기구(취성 파괴)를 보임을 알 수 있었다.

REFERENCES

1. W. Tomlison and A. Fullylove: J. Mat. Sci., **27** (1992) 5777
2. Peter Elenius: Proc. of Pan Pacific Microelectronics Symposium, Jan. (1997) 345
3. V. A. Laran, L. Yu. Fedorov, and K. I. Bubnov: Khim. Tekhnol. Oksidnykh Magn. Mater., **4** (1978) 166
4. G. P. Shevchenko, Z. M. Afanas'eva, and D. V. Sviridov: Russian Journal of Applied Chemistry, Part 1, **66** (1993) 995
5. Yu. M. Tyurin, V. I. Naumov, and T. V. Sazont'eva: Russian Journal of Electrochemistry, **30** (1994) 172
6. Manfred Jordan: Trans IMF, **75** (1997) 149
7. W. J. Tomlinson and I. Collier: J. Mater. Sci., **22** (1987)
8. R. N. Wild: Proc. Inter. NEPCON Conf. Briton, (1971) 81
9. J. S. Hwang: Solder Paste in Electronics Packaging, Van Nostrand Reinhold, New York, NY 10003, (1989) 115
10. J. S. Hwang and R. M. Vargas: Soldering & Surface Mount Technology, No. 5, (1990) 38
11. Manfred Jordan: Trans IMF, **75** (1997) 149
12. Y. Wang, H. K. Kim, H. K. Liou, and K. N. Tu: Scripta Metallurgica et Materialia, **32** (1995) 2087
13. Tamar A. Powers, T. J. Singler and J. A. Clum: Journal of Electronic Materials, **23** (1994) 773
14. Z. Mei and J. W. Morris: Jr., Journal of Electric Materials, **21** (1992) 599
15. A. J. Sunwoo, J. W. Morris, Jr., and G. K. Lucey, Jr.: Metall. Trans. A, Apr., **23A** (1992) 1323
16. D. S. Dunn, T. F. Martins, W. M. Sherry, and C. J. Williams: Electronics Packaging Materials Science, E. A. Geiss, K. N. Tu, and D. R. Uhlman, eds., MRS, Pittsburgh, PA., (1985) 129
17. D. Frear, D. Grivas, and J. W. Morris, Jr.: J. Elect. Mater., **16** (1987) 181
18. L. Quan, D. Frear, D. Grivas, and J. W. Morris, Jr.: J. Elect. Mater., **16** (1987) 203
19. J. O. G. Parent, D. L. Chung, and I. M. Bernstein: J. Mater. Sci., **23** (1988) 2564
20. P. E. Davis, M. E. Warwick, and P. J. Kay: Plat. and Surf. Finish., **69** (1982) 72
21. P. E. Davis, M. E. Warwick, and S. J. Muckett: Plat. and Surf. Finish., **70** (1983) 49
22. Q. Yiyu, F. Hongyuan, C. Dinghua, F. Fuhua, and H. Lixia: Brazing & Soldering, **13** (1987) 39
23. A. J. Sunwoo, H. Hayashigatani, J. W. Morris, Jr., and G. K. Lucey, Jr.: JOM, **43** (1991) 21
24. D. T. Ozniev: Kh. I. Ibragimov, Poverkn. Yavleniya, (1983) 63
25. Mayhew A. J. and Wick G. R.: Proc. INTERNEPCON UK. Brighton, (1971) 45
26. P. L. Tu and Yan C. Chan: IEEE Transactions on components, packaging, and manufacturing technology-Part B, **20** (1997) 87
27. J. O. G. Parent, D. L. Chung, and I. M. Bernstein: J. Mater. Sci., **23** (1988) 2564