

저온용 무연솔더 조성 개발의 필요성과 대표 조성의 특성

이종현 · 강남현 · 이창우 · 김정한

Necessity of Low Melting Temperature Pb-free Solder Alloy and Characteristics of Representative Alloys

Jong-Hyun Lee, Nam-Hyun Kang, Chang-Woo Lee and Jeong-Han Kim

1. 무연솔더의 현황

대표적인 솔더링 재료였던 Sn-37Pb 솔더(용융점 183°C)의 인체 유해성 이슈에 의하여 1990년 후반부터 본격적으로 그 관심이 증가되었던 대체 무연(Pb-free)솔더의 연구 개발은 다가오는 2007년 7월부터 시행되는 RoHS(유해물질규제지침) 법령에 의해 최고조에 이를 전망이다. RoHS 법령은 유럽에 수출되는 전 가전제품, IT 제품, 오디오, 전구, 공구, 완구 등에 Pb, Hg, Cd, Cr⁶⁺의 무기원소와 PBB (Polybromide Biphenyl), PBDE(Polybrominated Diphenyl Ether)와 같은 브롬계 난연제 유기원소의 사용을 금하는 것으로, 현재 관련 업체의 입장에서는 단순한 환경적 논리가 아닌 무역 규제적인 성격으로 다가오고 있는 것이 사실이다. 즉, 수출품 전체에 대한 성분 검사 실시와 같은 급격한 제도적인 변화는 불가능한 것으로 파악되나, 장기간 동안 제품을 수출한 이후에도 부정기적인 샘플링 검사를 통해 상기 규제 물질이 검출될 경우 법적인 절차에 의해 무한적인 책임을 묻게 되어 있어 중소기업의 경우에는 막대한 배상과 같은 매우 민감한 문제를 야기시킬 수 있는 잠재적인 규제 역할을 할 것으로 예상되고 있다. 이 외에 미국, 일본, 중국 등에서도 상기 유해 물질들을 제한하려는 움직임들이 점차 강화되고 있어 상기 제품을 취급하는 국내 기업의 경우 궁극적으로 무연 솔더링 기술에 대한 대책을 확보하고 있어야 한다.

현재까지 정립된 무연 솔더링 기술을 요약하면 다음과 같다. 플로우(flow) 솔더링에서는 Sn-0.7Cu, Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성이 주로 사용되고 있으며, 경우에 따라서는 Sn-3.5Ag와 Sn-Ag-Cu-Bi도 부분적으로 사용되는 것으로 보고되고 있다. 한편 최근의 고밀도 실장 동향에 의하여 보다 중요시되고 있는 리플로우

(reflow) 솔더링에서는 Sn-Ag-Cu계가 주로 사용되고 있는데, 그 공정 조성은 Sn-3.5Ag-0.9Cu(용융점 217°C)로 알려져 있으며, NEMI가 주축이 된 미국의 경우는 Sn-3.9Ag-0.6Cu 조성을, IDEAL 프로젝트에 의해 개발된 유럽의 경우는 Sn-3.4(-4.1)Ag-0.5(-0.9)Cu 조성을 추천하고 있으나¹⁾, Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성이 표준 조성으로 자리를 잡고 있다. 이 중 NEMI의 경우는 Sn-rich plating의 솔더 내 용해를 고려하여 Ag-rich 조성을 제안한 것으로 보고되고 있다¹⁾. 일본의 경우 초기 Sn-Ag-Cu-Bi와 Sn-8Zn-3Bi 조성을 포함하는 다양한 솔더 조성을 연구하였으나, 최근 많은 업체들이 Sn-Ag-Cu계로 방향을 선회하였으며, JEITA 역시 Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성을 권고한 바 있다.

Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성은 Sn-Ag-Cu의 공정 조성에서 다소 빛나는 조성이나, 초기 특히 문제를 피하기 위해 제안된 이후, Ag가 3.2% 이상 함유 시 오랜 반응 시간 및 늦은 냉각 속도 등의 변수에 의해 조대한 판상 형태의 Ag₃Sn 상이 형성될 수 있음이 보고되면서 최근 가장 각광받는 대표적인 무연 솔더 조성이 되었다. 조대한 Ag₃Sn 상은 크랙(crack)의 생성 및 전파 사이트가 될 수 있으며, 심할 경우 솔더 접합부의 외관으로 빠져 나와 외관 불량을 야기할 수도 있다. 국내의 경우도 대기업을 중심으로 Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성이 Sn-37Pb 조성을 대체하는 대표적인 무연 솔더 페이스트 및 솔더 볼 조성으로 자리를 잡아가고 있다.

2. 저온 솔더의 개요 및 적용

기존의 Sn-37Pb 공정 솔더를 대체하여 Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성의 솔더가 성공적으로 적용되기 위해서는 고상선 기준으로 약 34°C 높은 용점을 수용할 수 있는 기관 재료 및 플럭스의 내열성 향상과 보다 섬세하게 온도가 제어되게끔 존(zone)이 확대된 리플로우 오븐

(oven)의 적용이 필수적이다. 즉, 183°C의 용점을 가지는 Sn-37Pb의 경우 충분한 젖음성 및 솔더 반응 특성과 안정적인 솔더링 수율을 확보하기 위하여 실제 리플로우 솔더링 시에서는 용점보다 약 25-45°C 높은 210-230°C의 피크 온도를 가지는 온도 프로파일(profile)을 적용하게 된다. 마찬가지로 고상 용점이 217°C인 Sn-3.0Ag-0.5Cu 조성의 경우에서도 안정적인 솔더링 공정을 수행하기 위해서는 250°C 이상의 피크 온도의 적용이 필요하나, 250°C 이상의 피크 온도에서는 기판 재료의 열화 및 솔더 접합부 계면에서의 과도한 금속간 화합물층의 생성 등과 같은 신뢰성 문제가 야기될 수 있으므로 최근의 리플로우 피크 온도는 일반적으로 240-250°C 범위에서 관리되고 있다. 이와 같이 보다 낮은 피크 온도를 가지는 Sn-3.0Ag-0.5Cu 솔더의 리플로우 작업 조건은 낮은 온도에서도 젖음성의 안정적인 유지가 가능한 플럭스의 특성 개선과 오븐 내 온도 균일성 및 빠른 열전달 특성이 개선된 리플로우 오븐의 도입 등으로 큰 수율의 저하 없이 가능하게 되었다.

한편 설명된 바와 같은 현재의 무연 솔더링 기술에도 불구하고 솔더링 온도를 현재보다 더욱 낮추고도 우수한 실장 수율을 얻을 수 있다면 에너지의 절감뿐만 아니라 저가 재료의 적용 확대 및 기판, 패키지, 솔더 접합부의 신뢰성 증가 등 많은 이점이 가능해진다. 아울러 최근의 고밀도 실장 경향에 발맞추어 점차 확대되고 있는 양면 표면실장 기술의 안정적인 적용을 위해서는 두 번째 리플로우 실장 시 첫 번째 리플로우 때 사용된 Sn-3.0Ag-0.5Cu 솔더의 용융은 유발하지 않으면서 자신은 충분히 용융되는 저온 솔더의 개발이 매우 필요한 상황이다.

저온 솔더란 정의는 명확하지 않으나 가장 일반적으로는 Sn-37Pb의 용점인 183°C 이하의 용점을 가지는 솔더를 의미한다고 하겠다. 이러한 조건을 만족시키는 대표적인 2원계 무연 솔더로는 Sn-Bi 및 Sn-In이 있으나, 그 용점이 각각 약 139°C와 118°C로 매우 낮아 일반적인 열사이클 및 고온시효 신뢰성을 만족시킬 수 없다. 즉, 저온 솔더 역시 특수한 경우를 제외하고는 일반적인 신뢰성 테스트를 만족시킬 수 있어야 하며, 이를 고려할 때 그 용점이 155-183°C에 근접하여야 한다. 그러나 아직까지 183°C 이하의 용점을 가지면서 실제 범용 제품의 양산에 적용된 무연 합금 솔더 조성은 보고되지 않고 있으며, 최근 무연 솔더링의 표준 조성이 Sn-3.0Ag-0.5Cu로 정해진 점을 고려하여 본 논문에서의 저온 솔더는 217°C 이하의 피크 온도에서 안정적인 솔더링이 가능한 솔더 조성을 저온 솔더로

고려하였다.

최근 저온 솔더에 대한 관심이 매우 커지고 있는 원인은 다음의 2가지이다. 첫째, 저온 솔더의 사용에 의해 최근의 고밀도 실장 경향에 발맞추어 점차 확대되고 있는 양면 실장 수율을 향상시킬 수 있다. 즉, 양면 표면실장 기술의 안정적인 적용을 위해서는 두 번째 리플로우 실장 시 첫 번째, 리플로우 때 사용된 Sn-3.0Ag-0.5Cu 솔더의 용융은 유발하지 않으면서 자신은 충분히 용융되는 저온 솔더의 개발이 매우 필요한 상황이다. 둘째, 패키지 적층(stack) 공정의 수율 향상에 필수적이다. 최근 고집적 패키징 기술로 각광받고 있는 패키지 적층 공정(Fig. 1)의 제조 수율 및 장기 신뢰성을 만족시키기 위해서는 패키지의 휨(warp)을 최소화해야 하는데, 패키지의 휨은 일반적으로 EMC(Epoxy Molding Compound) 몰딩(molding)의 공정 온도인 180°C 부근을 기준으로 컵(cup) 또는 콘(cone) 형상으로 변화하게 된다. 따라서 이 부근의 온도에서 리플로우 솔더링을 수행할 수 있다면 패키지의 휨을 최소화한 상태에서 솔더링이 실시되므로 솔더 접합부의 단락 및 형상 변화를 최소화한 가장 안정적인 조건에서 패키지 스택 공정을 구현할 수 있게 된다.

따라서 상기의 목적에 부합될 수 있는 대표적인 저온 솔더의 종류와 그 각각의 특성을 다음 항에서 구체적으로 요약하고자 한다.

3. Sn-Bi계 저온 솔더의 특성

Sn-58Bi 합금은 공정 조성이며, 그 용점은 139°C이다. 이 합금의 미세구조 및 계면 반응 특성은 다음과 같다. Sn-rich 상과 Bi-rich 상이 라멜라 구조 형태로

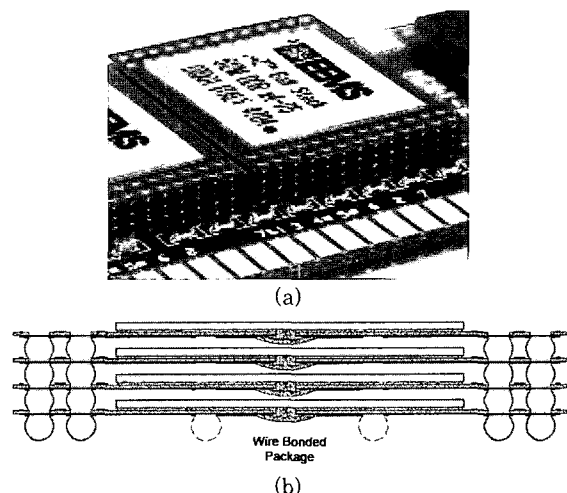


Fig. 1 Stacked BGA package: (a) photo image and (b) cross-sectional schematic

분포하며, Cu pad와 반응시 계면에 Cu_6Sn_5 상이 생성된다. 열시효 동안 공정 조성을 이루는 Bi-rich 상은 조대화되며, Cu_6Sn_5 계면 반응층 역시 두꺼워지게 되는데, 100°C에서 48일간 시효시킨 경우 8 μm 이상의 계면 반응층이 형성되게 된다²⁾.

Au/Ni/Cu pad와의 반응 특성은 다음과 같다. 1 μm 보다 얇은 두께의 Au는 솔더링 공정 동안 용융 솔더 내로 용해되면서 계면으로부터 사라지게 되므로, 솔더링 직후부터 계면에는 Ni과 솔더와의 반응에 의한 금속간 화합물이 생성되게 된다. 솔더링 직후 생성된 계면 IMC는 그 두께가 매우 얇아 상을 판단하기가 어려우나, 관련 자료를 참조할 때 Ni_3Sn_4 임을 예측할 수 있다. Fig. 2는 Sn-58Bi 솔더를 Au/Ni/Cu 위에서 솔더링시킨 후 100°C에서 100일간 시효시킨 계면을 EPMA(Electron Probe Micro-Analyzer)에 의한 농도 profile로부터 조사한 관찰한 결과를 보여준다²⁾. 비록 Fig. 2로부터 정확한 stoichiometry를 관찰할 수는 없지만, 시효에 의해 Cu와 Ni이 섞인 (Cu, Ni) $_6$ Sn $_5$ 상이 성장함을 유추할 수 있다.

Sn-58Bi 조성에서 미세구조적인 조대화에 대한 Cu 첨가의 영향을 조사하기 위하여 Sn-58Bi-1Cu 조성의 솔더를 분석한 결과는 다음과 같다. 솔더링 후 120°C에서 36일간 시효시킨 후 그 미세조직을 관찰한 결과 열시효 후에도 확연한 Bi-rich 상의 조대화는 관찰할 수 없었다. Bi-rich 상의 조대화를 정량적으로 측정하기 위하여 평균 intercept 길이를 측정하였으며, 시효 시간에 따른 Bi-rich 상의 평균 intercept 길이 변화는 Fig. 3과 같다²⁾. 36일 시효 기준으로 공정 Sn-58Bi 조성에서의 Bi-rich 상 평균 intercept 길이는 Sn-58Bi-1Cu 조성에 비하여 약 4배 정도 크게 측정되었다. Sn-58Bi-1Cu 조성에서 Bi-rich 상의 크기는

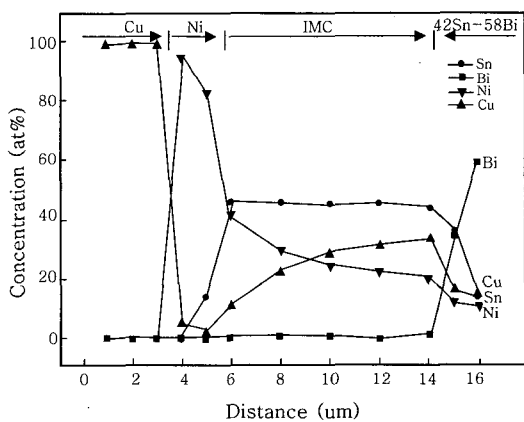


Fig. 2 Electron microprobe trace across the metallic layer of the eutectic SnBi/Cu assembly after aging at 100°C for 100 days

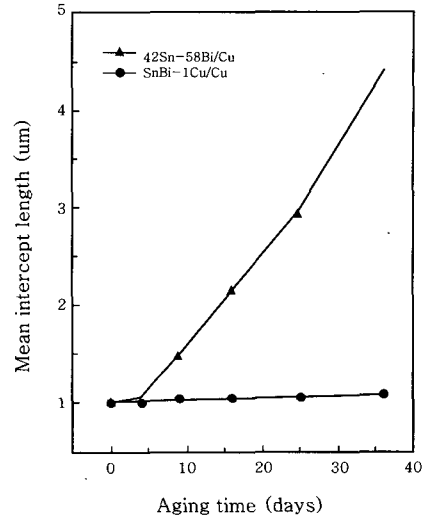


Fig. 3 The mean intercept length of the Bi-rich phase as a function of aging time in the SnBi/Cu and the SnBi-1Cu/Cu joints

시효 시간에 관계없이 거의 일정하게 유지됨을 알 수 있었는데, Sn-58Bi 조성에서 Cu의 첨가에 의해 Bi-rich 상의 조대화가 극적으로 감소함에 따라 그 기계적 성질, 즉, 시효 시간에 따른 솔더 접합부의 강도 값의 저하가 매우 억제될 것임을 예상할 수 있었다.

Sn-58Bi 솔더 합금은 인장 시험 시 상대적으로 높은 강도값을 나타내나, 탄성변형 범위 또는 작은 소성 변형에서 파단이 관찰되어 취성이 강한 것으로 보고되고 있다. Sn-57Bi 솔더의 소성변형량은 변형속도의 감소 조건에서 증가될 수 있는데, 즉, 솔더 조인트에 열팽창계수의 차이에 의한 일반적인 응력만이 작용하는 조건에서는 양호한 접합부 신뢰성을 나타낼 수 있으나, 낙하(drop)와 같은 급격한 충격이 솔더 조인트에 인가될 경우에는 갑작스런 접합부의 파단을 야기시켜 낮은 낙하 신뢰성을 나타낼 수 있다. 아울러 공정 Sn-Bi 조성의 용점이 139°C이므로 이 근방의 온도까지 승온되는 조건에서의 솔더 접합부 신뢰성은 매우 급격하게 감소케 될 것임을 쉽게 예상할 수 있으므로, 솔더 조인트가 고온으로 가열되지 않는 특정한 응용 분야로의 적용만이 가능해 보인다.

4. Sn-Zn-Bi계 저온 솔더의 특성

Sn-Zn계 솔더의 일차적인 문제점인 젖음성 측면을 고려할 때, Cu pad와의 반응에서 Sn-9Zn 솔더의 경우 리플로우 후 많은 비젖음 영역이 발견된 반면, 3Bi를 첨가함으로써 그 젖음성이 매우 향상되어 Sn-3.5Ag-0.5Cu에 근접함이 관찰되었다³⁾. Fig. 4는 Cu pad 상에서 Sn-Zn 조성 솔더에 Bi를 첨가함으로써 젖음성

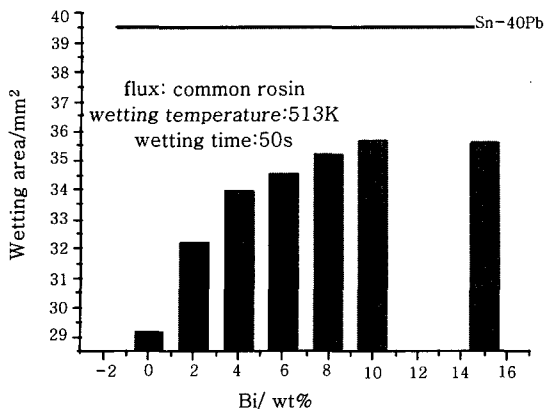
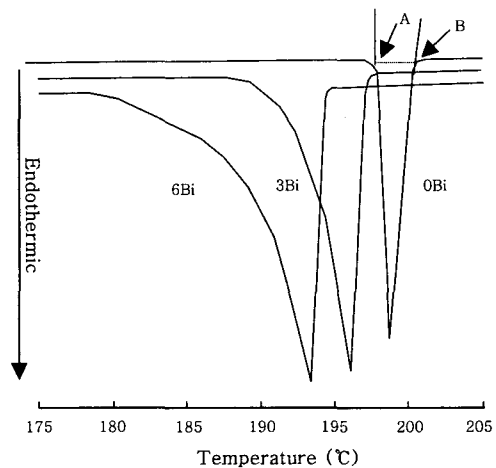


Fig. 4 Wetting area as a function of Bi concentration in Sn-9Zn-xBi composition

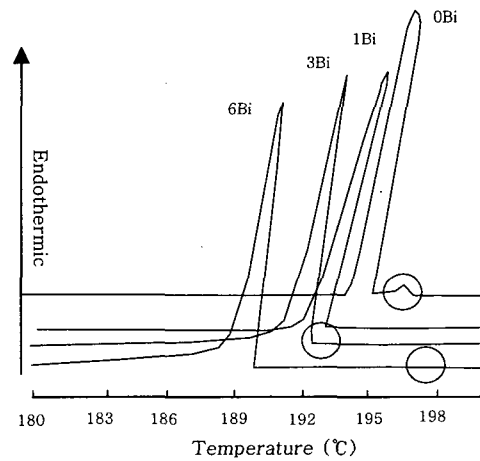
이 얼마나 향상되는지를 보여준다³⁾. Sn-9Zn 조성에 Bi 함량을 2-10wt.%로 증가시키므로써 젖음 면적이 계속적으로 증가함이 관찰되어 Bi가 표면 활성화 원소로 작용함을 알 수 있다. 용융 Sn-Bi 공정 합금의 표면장력은 Sn-Pb나 Sn-Zn 공정 조성보다 훨씬 낮은 것으로 알려져 있는데, 이러한 이유로 Bi의 첨가는 용융 솔더의 표면장력을 감소시켜 Cu pad 상에서 용융 솔더의 젖음을 가속시키게 된다.

Fig. 5는 Sn-9Zn와 Sn-8Zn-(1,3,6)Bi 합금의 전형적인 DSC(Differential Scanning Calorimetry) 프로파일 결과를 보여주는데⁴⁾, 각 합금의 가열과 냉각 곡선에서 각각 큰 흡열 피크와 발열 피크가 관찰되었다. 흡열 피크의 시작점(onset point)는 A로서 표시되었는데, 반응의 시작 온도를 나타내며, 반응의 종료점(offset point)는 B로 표시되었다. 가열 과정에서 시작점은 고상선 온도로 불릴 수 있고, 종료점은 액상선 온도로 불릴 수 있다. Bi 함량에 따른 가열과 냉각 곡선 변화에서 알 수 있듯이, Bi의 함량이 8wt.%까지 증가하는 동안 시작점의 경우는 198.4°C로부터 186.1°C까지, 종료점은 200.8°C로부터 193.4°C까지 각각 전이점의 온도가 감소하여 합금들의 용융 온도가 낮아짐을 알 수 있다. 이와 같은 경향으로 인하여 Sn-8Zn-8Bi 합금의 경우 Sn-37Pb 솔더보다 단지 약 3°C 높은 온도에서부터 용융이 시작되게 된다⁴⁾. Bi 첨가량의 증가에 따라 고상선과 액상선 사이의 간격을 나타내는 mush zone 또는 pasty range는 2.36°C로부터 6.72로 다소 증가함을 보여주었으며, 가열과 냉각 곡선 사이의 차이를 의미하는 undercooling은 Bi의 첨가량이 증가함에 따라 4.06°C로부터 1.19°C로 감소되는 경향을 보여주었다.

Fig. 6은 초정상의 형성을 이해하기 위하여 Thermo-



(a)



(b)

Fig. 5 Differential scanning calorimetry(DSC) curves for Sn-9Zn-0Bi and Sn-8Zn-(1,3,6)Bi alloys (a) on heating and (b) on cooling

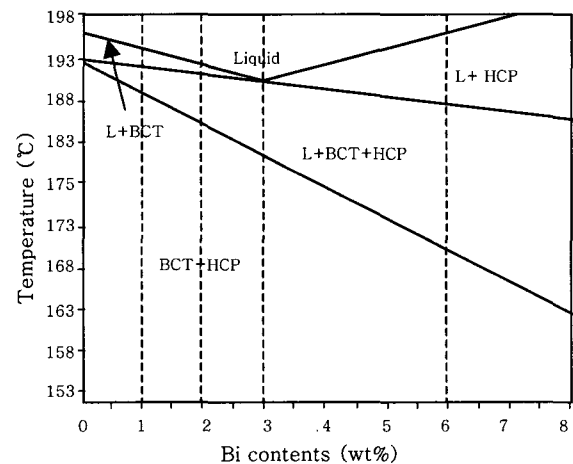


Fig. 6 Phase diagrams of Sn-8Zn-(0-8)Bi ternary conducted by Thermo-Calc

Calc로 시행된 열역학적 모사(simulation)의 결과를 보여준다⁴⁾. Fig. 6으로부터 Sn-8Zn-1Bi와 Sn-8Zn-2Bi 합금들의 냉각시 반응 순서는 L→L+primary Sn→primary Sn+eutectic(Zn+Sn)이며, Sn-8Zn-3Bi, Sn-8Zn-6Bi, Sn-8Zn-8Bi 합금들의 냉각시 반응 순서는 L→L+primary Zn→L+secondary Sn+primary Zn→primary Zn+secondary Sn+eutectic(Sn+Zn)임을 알 수 있다. 즉, Sn-8Zn-1Bi와 Sn-8Zn-2Bi 합금들은 primary Sn 상을 가지게 되는 반면, Bi가 3wt.% 이상이 첨가되면 Zn가 초정상으로 생성되고 그 다음으로 2차 Sn 상이 생성됨을 알 수 있다. Zn 상이 초정상으로 형성되는 경우에서 냉각동안의 DSC 커브(Fig. 5 (b))를 살펴보게 되면, primary Sn이 형성되는 경우보다 큰 열변화 피크 전에 작은 피크가 나타남을 알 수 있다.

Fig. 7은 상온에서 시효시킨 Sn-Zn-Bi 합금 시편들의 미세구조를 보여준다⁵⁾. Bi가 함유되지 않은 시편(Fig. 7 (a))은 전형적인 급냉 Sn-Zn 공정 미세구조를 보여주는데, Zn-rich 상들이 균일하게 β-Sn 기지(matrix)에 분산된 단순한 조직이었으며, 각 공정 cell은 미세하게 정렬된 공정 미세구조를 포함하고 있다. 반면 Bi 첨가량이 3wt.%로 증가됨에 따라(Fig. 7 (b)) β-Sn 기지에 더 많은 Zn-rich 상들이 존재하였는데, 정렬되지 않은 Zn 입자들과 primary Zn 상을 가지는 몇몇의 조대화된 공정 cell이 관찰되었다. Bi는 석출상으로는 좀처럼 관찰되지 않아, β-Sn 기지 내에 용해되었음을 알 수 있다. Bi 첨가량이 6wt.%로 증가될 경우(Fig. 7 (c)) 많은 수의 primary Zn 상(바늘 형태)과 Bi 상들이 β-Sn 기지로부터 석출되어 관찰되었는데, 회색의 기지상은 β-Sn, 검정색의 바늘 형상 또는 판상 부분은 Zn-rich 상, 흰색의 판상은 rhombohedral Bi 상으로 각각 분석되었으며, 보다 불규칙적인 공정 조직으로 관찰되었다. Fig. 8은 Bi 함량에 따른 Sn-Zn-Bi 솔더 합금들의 인장시험 결과를 보여준다⁶⁾. Bi의 함량이 4wt.%를 초과하지 않는 조건에서 UTS(Ultimate Tensile Strength) 값은 Bi 첨가량의 증가에 따라 매우 급격히 증가하였다. 그러나 Bi의 첨가량이 4wt.%를 초과하게 되면, UTS는 Bi 농도의 증가에 따라 서서히 감소하였다. 합금의 elongation은 Bi 첨가량의 증가에 따라 감소하였다. Bi의 소량 첨가의 강도 증가 현상은 다면체 Bi-rich 상에 의한 기지 강화 효과로 분석되었다. 반면에 강도 및 elongation의 감소 현상은 과량의 Bi 첨가에 따른 조대한 Bi-rich 석출상의 생성에 의한 것으로, 조대 석출상은 기지와 의 계면에서 응력 집중 또는 결함의 생성을 발생시켜 크랙

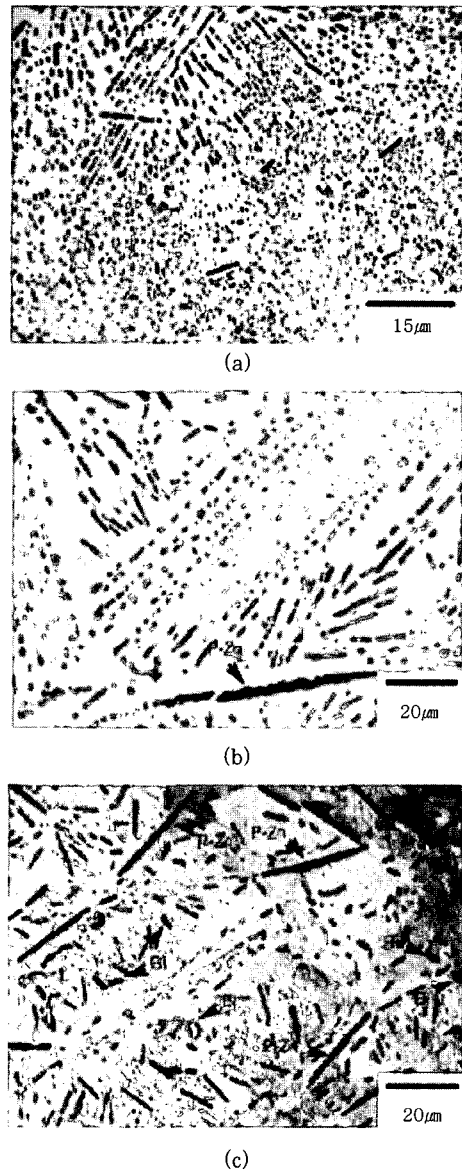


Fig. 7 Microstructure of Sn-Zn-Bi alloys: (a) 0Bi, (b) 3Bi and (c) 6Bi (Bi: Bi-rich phase; P-Zn: primary Zn)

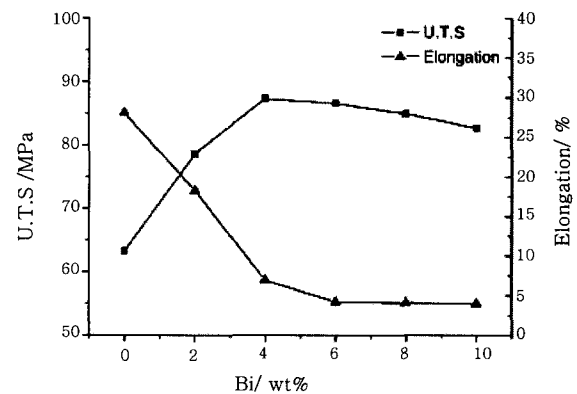


Fig. 8 UTS and elongation as a function of Bi concentration in Sn-9Zn-xBi composition

을 야기시키는 것으로 분석되었다.

Fig. 9는 Sn-9Zn 및 Sn-8Zn-xBi 합금들의 전형적인 응력-변형 커브를 보여준다⁵⁾. 이 경우에는 6wt. %의 Bi 함량까지 Bi 첨가량이 증가할수록 그 강도값은 증가하는 것으로 관찰되었는데, 탄성 영역 내의 커브 기울기가 Bi 첨가량의 증가에 따라 확연히 증가하는 현상이 관찰되었다. 그러나 반대로 elongation 값은 Bi 첨가량의 증가에 따라 매우 급속히 감소하는 것으로 관찰되었다. 즉, Sn 기지 내의 Bi 용해는 강도의 증가와 연성(ductility)의 감소를 야기시키는 것으로 분석되었다. 파면 관찰 결과⁴⁾, Bi 첨가량이 증가할수록 합금은 연성을 거의 나타내지 않는 벽개(cleavage)파괴를 보여주어 낮은 인성(toughness)를 증명해 주었다. 또한 모든 변형속도에서 합금의 파면으로부터 연성 dimple 패턴이 관찰되었으나, 변형속도가 증가할수록 dimple의 크기가 감소하는 경향이 관찰되었다.

Fig. 10은 노냉 조건에서 여러 종류의 결함을 보여주는 Sn-Zn-Bi 합금의 표면부 미세조직을 보여준다⁴⁾. 조대화된 dendrite와 Zn 석출상, 거친 표면, 공동(void) 및 많은 Bi 입자들의 광범위하고 조대한 편석(segregation)이 합금의 표면부에서 관찰되었다.

Fig. 11은 30초간 리플로우 솔더링된 Sn-9Zn-3Bi 솔더와 Cu pad 사이 계면의 미세구조를 보여준다⁷⁾. 솔더 기지(밝은 회색 영역)에 미세한 막대 모양의 상(진회색 영역)이 관찰되었으며, 계면에서는 약 1 μ m 두께의 평평한 형태의 반응층이 형성되었다. EPMA로 분석한 결과, 반응층은 다량의 Cu 및 Zn와 소량의 Sn으로 이루어져 있음을 알 수 있었다. 보다 면밀한 계면 반응층의 분석 결과⁸⁾는 반응층이 솔더쪽으로부터 γ -Cu₅Zn₈/ β -Cu-Zn/매우 얇은 unknown Cu-Zn 상의

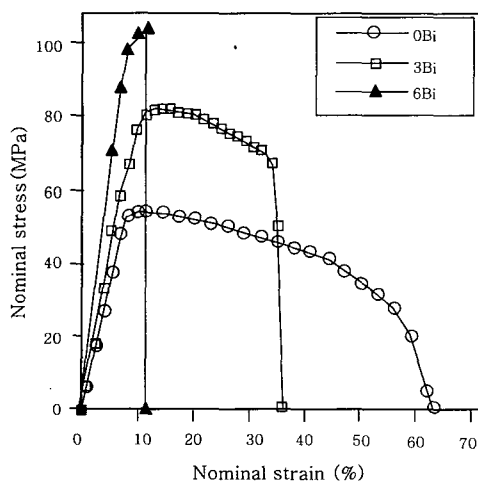


Fig. 9 Stress-strain curve as a function of the Bi concentration

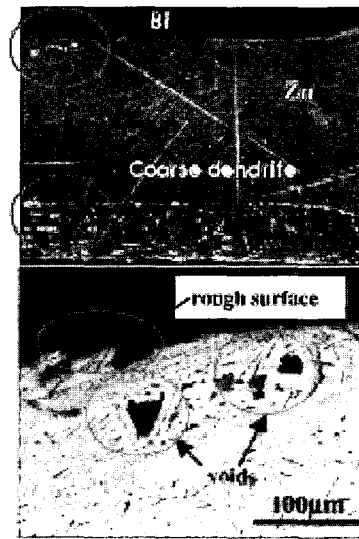


Fig. 10 Defects observed in the tensile of furnace cooled specimen

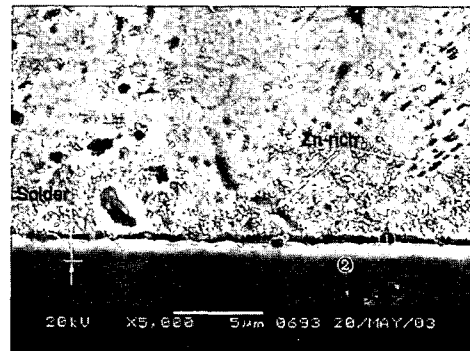


Fig. 11 SEM microstructure of the interface between Sn-9Zn-3Bi solder and Cu pad after soldering at 250°C for 30sec

3층으로 구성되어 있음을 나타내었다. 한편 Fig. 11에서는 point 1과 2로 표시한 부분과 같이 솔더/반응층/Cu 계면을 따라서 크랙이 존재함이 관찰되었다. 이 중 point 1은 앞서 설명된 솔더 표면부 결함에서와 같이 Sn-Zn-Bi 합금의 응고 과정 중 최종 응고부에서 관찰되는 결함에 의한 효과로 분석된다. 즉, 솔더 조인트 형성시 최종 응고부는 솔더 표면부 및 계면 솔더부가 될 것인데, 이러한 부위에서 발생하는 공동들은 연속적으로 연결될 수 있으며, 이는 외부의 작은 응력 등에 의해서도 접합부 크랙의 형태로 발전하게 된다.

Fig. 12는 230°C에서 20분간의 리플로우 솔더링 동안 리플로우 시간에 따른 I계면 금속간 화합물층의 성장 두께 변화를 보여준다³⁾. 미세조직적으로 Sn-Zn 솔더에서는 scallop 형상의 Cu-Zn 계면 금속간 화합물 반응층이 관찰되었으나, Sn-Zn-Bi 솔더에서는 보다 평평한 형태의 Cu-Zn 금속간 화합물층이 생성되는 것으

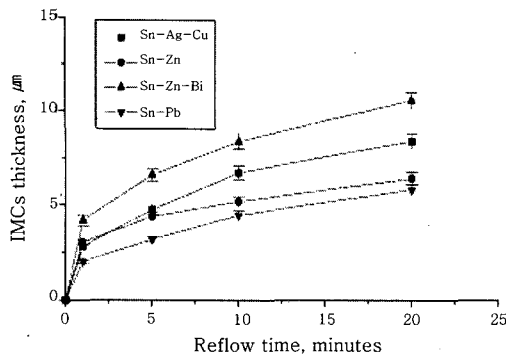


Fig. 12 Intermetallic compounds layer thicknesses as a function of reflow time

로 관찰되었다. 또한 Sn-Zn 솔더에 비해 Sn-Zn-Bi 솔더의 경우에서 계면 금속간 화합물층의 두께가 급격히 증가되었음을 알 수 있었는데, 이는 보다 많은 Zn가 계면 금속간 화합물층을 통과하여 Cu 쪽으로 확산했기 때문이며, 그 결과로 솔더 내에서의 Zn-rich 상은 크게 조대화되지 않은 반면, 계면 금속간 화합물층 부근의 Zn-rich 상의 양은 크게 감소한 것으로 관찰되었다. 또한 앞서 언급된 바와 같이 Sn-Zn 및 Sn-Zn-Bi계 합금의 계면 반응부에서는 공동들이 관찰되었는데(Fig. 11의 point 2), Zn의 확산은 반대 방향으로의 공공 확산을 야기시키며, 공공의 축적 및 과포화(super-saturation)는 공동의 형성, 즉, Kirkendall 공동을 이끌어내는 것으로 사료되었다.

한편 고상 시효 동안 금속간 화합물층의 변화 과정은 Fig. 13에 요약하였다⁷⁾. 시효 시간이 짧은 경우에는 Zn와 Cu 원자들의 확산이 주도적인 역할을 수행하여 Zn-Cu 금속간 화합물층이 성장하게 된다(Fig. 13 (a)). 이후 약 200 시간의 시효 후에는 솔더 기지로부터 Zn 원자들이 거의 소진되기 때문에 Cu-Zn IMC의 두께는 최대가 된다. 시효 시간이 더욱 증가함에 따라 조인트에서는 Zn 뿐만이 아닌 Cu, Sn의 농도 기울기가 존재함에 따라 계면을 가로지르는 상기 원소들의 확산은 Fig. 13과 같은 미세구조적인 변화를 야기시키게

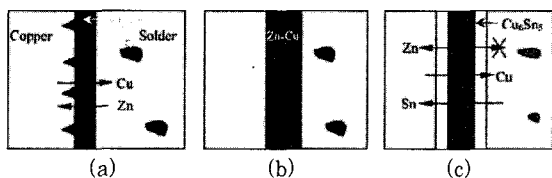


Fig. 13 The scheme of the microstructure evolution during aging: (a) the diffusion of Zn and Cu, (b) 속 maximum thickness of the Zn-Cu IMC and (c) the diffusion of Cu, Sn as well as Zn with the increasing aging time

된다. Fig. 13 (c)에 세 원소의 확산 방향을 각각 화살표로 표시하였다.

Fig. 14는 Bi의 함량에 따른 솔더 조인트의 전단강도의 변화를 보여준다⁶⁾. 적은 양의 Bi 첨가 조건에서는 Sn-8Zn-xBi 솔더/Cu 조인트의 전단강도를 향상시킬 수 있었다. 그러나 Bi의 첨가량이 4wt.%를 초과할 때부터는 그 결과는 반대가 되었다. 그러나 Bi 첨가량에 관계없이 대체적으로 Sn-8Zn-xBi 솔더/Cu 조인트의 전단강도는 Sn-40Pb/Cu 조인트의 경우보다 낮게 관찰되었으며, 이는 Sn-9Zn 솔더 또는 Sn-8Zn-xBi 솔더 자체의 전단 강도값보다 훨씬 낮은 것으로 분석되었다. 이는 앞서 설명된 바와 같이 솔더/반응층 계면에 존재하는 각종 결함에 기인한 것으로, 합금원소의 첨가 또는 급냉 등의 방법으로 이러한 문제점이 해결되지 않고서는 Sn-Zn-Bi 합금의 솔더로의 사용은 사실상 불가능하다고 하겠다.

5. Sn-Zn-In계 및 Sn-Zn-Ga계 저온 솔더의 특성

Fig. 15와 16은 Sn-8Zn-3In과 Sn-8.5Zn-1Ga 조성 솔더의 미세구조를 보여준다⁹⁾. 특징적인 점은 정렬

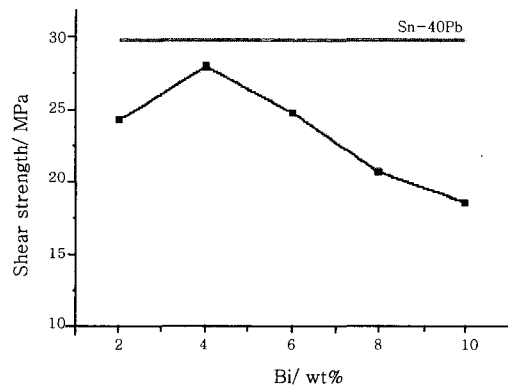


Fig. 14 Shear strength as a function of Bi concentration

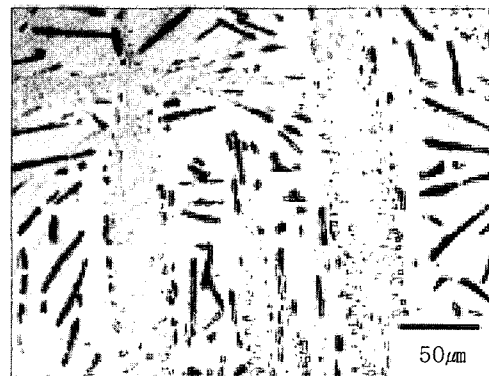


Fig. 15 Microstructure of the Sn-8Zn-3In specimen

되지 않은 조대한 Zn 입자들을 가지는 불규칙 영역과 보통의 공정 cell이 교대적으로 형성된 구조를 가진다는 것이다. Sn-8Zn-3In 시편의 공정 조직 확대부에서 In, Sn, Zn의 EPMA 원소 mapping 결과, 조대한 공정 cell 영역에서 훨씬 큰 농도의 In이 관찰되었으며, 조대한 공정 cell에서의 In 농도도 일정하게 분포하지 않는 것으로 분석되었다. Sn-8.4Zn-1.8Ga 조성의 시편에서 보통의 cell 영역 모서리부에서 Zn 입자들이 대량 검출되는 경향을 보여주었고, Ga는 불규칙 cell 부분으로 이동하면서 그 농도가 점차적으로 증가함을 보여주었다. Ga의 경우 Sn 기지와 Zn-rich 입자들 양쪽에서 검출되었다는 것이 주목할 만하다.

Fig. 17은 가열 과정에서 Sn-8Zn-3In 조성 시편의 DSC 흡열 피크를 보여준다⁹⁾. 예상할 수 있듯이 Sn-Zn 공정 조직에 비하여 Bi와 In의 첨가 시 덜 뾰족한 흡열 피크가 관찰되었다. 그리고 전체 피크의 중심이 보다 낮은 온도로 옮겨졌음이 명백히 관찰되었다. Sn-8Zn-3In 샘플의 DSC에서는 주 피크에 이웃한 작

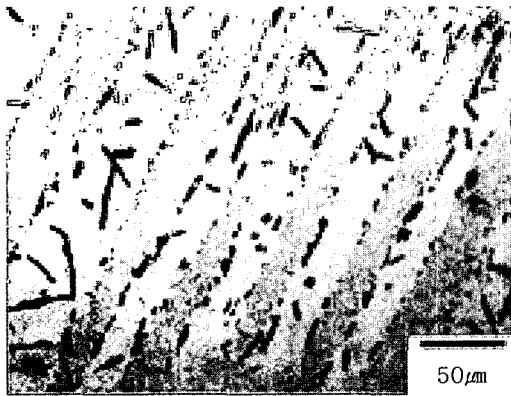


Fig. 16 Microstructure of the Sn-8.5Zn-1.0Ga specimen

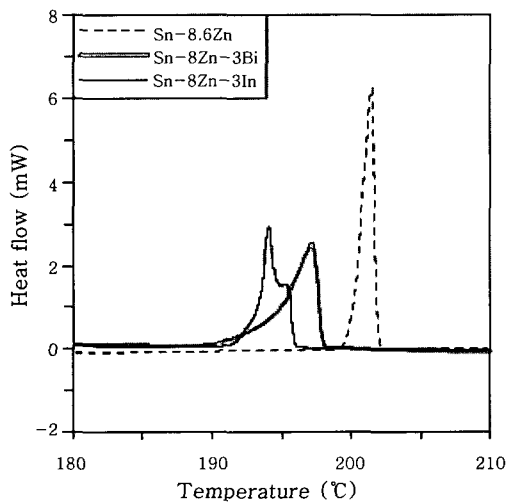


Fig. 17 DSC curves of the Sn-8Zn-3Bi and Sn-8Zn-3In samples

은 흡열 꼬리부가 관찰되었는데, 이것은 3원계 공정 온도보다 약간 더 높은 온도에서 primary Zn 상의 용해가 발생했음을 보여주는 것이다. 계산된 상평형도에 따르면 Sn-8Zn에 3wt.%의 In을 첨가하면 primary Zn를 가지는 탈 공정 구조를 나타낼 수 있다.

Ga이 첨가된 시편에서의 흡열 피크 거동은 앞서의 예와 동일하다. Fig. 18⁹⁾에서 보여지듯이 Ga의 첨가량이 증량이 증가할수록 합금의 흡열 피크는 더 낮은 온도로 이동하게 되고, 고상선과 액상선간의 간격은 보다 확대된다. 합금원소의 함량이 증가할수록 Sn-Zn-X계 솔더의 모든 고상온도와 액상온도가 감소하였는데, 특히 Ga의 경우 고상성 온도에 보다 많은 영향을 미치고 있음을 알 수 있었다.

Sn-Zn-Ga 합금의 냉각 커브(Fig. 19)⁹⁾는 실험한 모든 조성의 샘플에서 공정 특성을 보여 주었으며, 공정 온도 위에서는 어떠한 변곡점도 가지지 않았다. 그러나 Ga이 전혀 함유되지 않은 조성의 경우와 Ga이 합

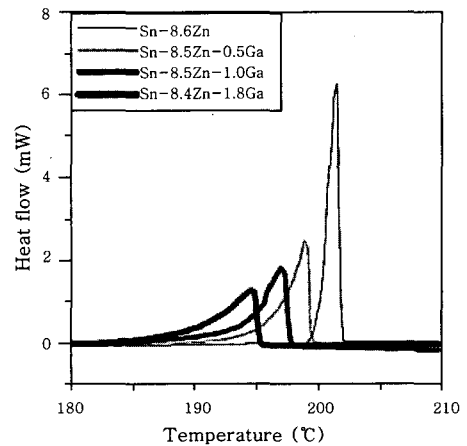


Fig. 18 DSC curves of the Sn-8Zn-3Bi and Sn-Zn-Ga samples

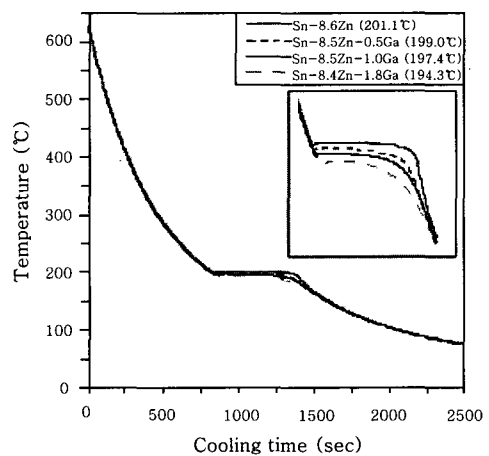


Fig. 19 Cooling curves of Sn-Zn-Ga samples (the highest temperature value within the plateaus are also indicated)

유된 조성의 경우 사이에서는 약간의 차이점이 존재하였는데, Ga의 첨가량이 증가할수록 과냉 시그날 후 고원부의 온도가 낮아지고, 고원부에서 감소 커브로 전이 되는 시간이 짧아짐을 알 수 있었다.

이상의 내용을 정리하면, Sn-Zn 2원계 반응과는 달리, Sn-Zn-In 또는 Sn-Zn-Bi-In계는 L+primary Zn 반응이 동반되며, 솔더의 대부분은 공정 특성을 가지며 잔존한다는 것이다. 그리고 합금화에 따른 보통-불규칙의 교번 구조 형성은 응고면의 조성적 변화에 기인하는 것으로 분석된다. 즉, 응고 과정 동안 낮은 용질 농도를 가지고 우선적으로 응고된 공정 cell들은 보통의 형상을 가지는 반면, 보다 높은 용질 농도를 가지는 잔류 액상부는 더 낮은 온도에서 응고되면서 불규칙한 공정 구조를 나타내는 것으로 추론된다.

6. Sn-Zn-Al계 저온 솔더의 특성

최근 국내의 반도체, 전자 회사들은 Sn-Zn-Al계를 새로운 저온 무연솔더 조성으로 주목하고 있으며, 이미 일본의 일부 회사는 LCD 모듈 내의 PCB 실장에 이 조성의 솔더를 사용하여 시제품을 양산하고 있다. Sn-7Zn-Al 조성의 경우 고상선 온도(199°C)가 크게 낮지는 않으나, 유한한 자원으로 인하여 원재료가 높은 Ag나 Bi를 배제함으로써 기본적으로 재료비가 저렴한 장점이 있다.

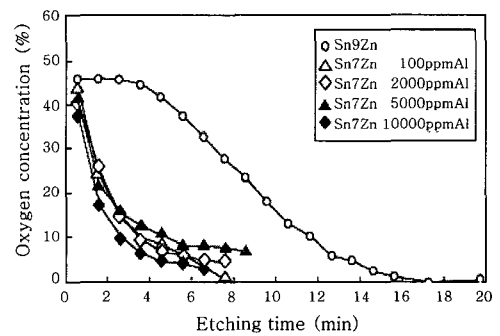
Table 1은 Sn-7Zn-Al 조성의 무연솔더와 기존 Sn-37Pb 조성 유연솔더의 물리적 특성을 비교한 것이다¹⁰⁾. 상대적으로 보다 우수한 것으로 파악되는 항목은 낮은 열팽창계수와 열전도도이나, 용점이 약 16°C 가량 높고, 표면장력이 크며, 연성이 떨어지는 단점을 가진다. 그러나 물리적 특성상으로 큰 단점은 발견되지 않았다.

Table 1 Physical properties of Sn-Zn-Al and Sn-Pb

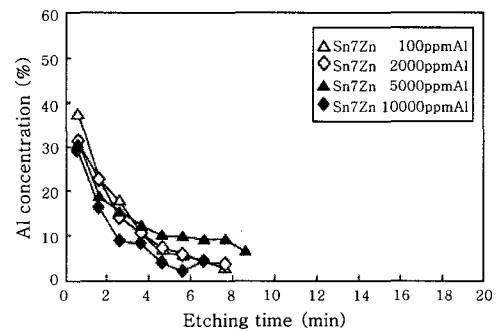
Physical Properties	Sn-7Zn-Al	Sn-37Pb
Melting Temperature(°C)	199	183
CTE(ppm/K)	23.5	25.4
Specific Heat(J/kgK)	242.8	177.0
Thermal Conductivity(W/mK)	69.6	50.0
Rate of Heat Diffusion(mm ² /s)	40.9	30.1
Surface Tension in Air(mN/m)	518	420
Young's Modulus(Gpa)	36	22
Poison's Ratio	0.44	0.37
Density	7.27	8.45
Tensile Strength(Mpa)	27	28
Elasticity(%)	25.0	37.6
Hardness(Hv)	18.9	12.8

Sn-Zn계에 공기 중 산소 분자들과의 반응 원소로서 Al을 첨가하게 되면 산화를 억제시켜 Sn-Zn계 솔더의 젖음성을 매우 향상시키는 것으로 보고되고 있다¹¹⁾. 즉 Zn는 Zn 산화막 필름을 형성하여도 대기 중의 산소가 계속적으로 Zn 산화막을 통해 확산 반응하면서 계속적으로 산화반응이 진행되어 두꺼운 산화막을 형성하는 반면, Sn-Zn계 합금에 첨가된 Al은 미세조직적으로 금속의 표면부에 편석되어 Zn 원자와 산소간의 반응을 막는 한편, 산소와의 반응으로 치밀한 Al₂O₃ 산화 필름이 형성시킴으로써 산소의 침투를 억제시키게 된다. 또한 치밀한 Al 산화막은 수분의 침투도 억제시킴으로써 고온 또는 고온고습 환경에서 부식 저항성을 향상시킬 것으로 기대되고 있다.

Fig. 20은 산화 동안 Al과 Zn 원자의 거동을 분석하기 위하여 Sn-Zn-Al 합금의 깊이 방향으로 마이크로 AES(Auger Electron Spectroscopy) 표면원소 분석을 실시한 결과를 보여준다¹¹⁾. 사용 솔더는 760μm 지름의 솔더볼이었다. 그 결과 Al은 단지 표면으로부터 수백 Å 영역에서만 검출되어, 많은 양의 Al이 표면에 편석됨을 알 수 있었다. 아울러 Al의 첨가는 깊이 방향으로의 산소 확산을 매우 감소시키는 것으로 분석되었다. 적은 이온화 에너지 값에 기인한 Al의 우선적인 산화 특성과 Al 산화층의 산화 억제 특성은 솔더의 젖음성에 호의적인 역할을 할 것으로 기대된다.



(a)Depth direction surface analysis of oxygen



(b)Depth direction surface analysis of Al

Fig. 20 Depth direction surface analysis of Sn-Zn-Al solders

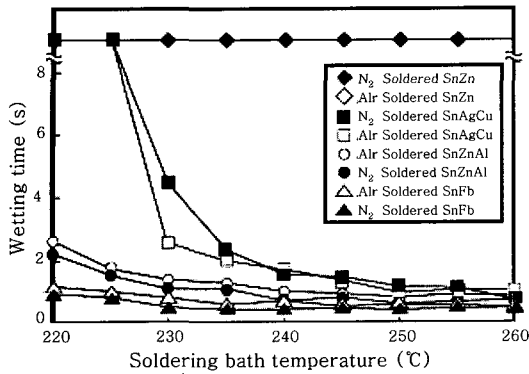


Fig. 21 Wetting time of Sn-Zn-Al solder in air

Fig 21은 meniscus 테스터를 사용하여 분위기 및 솔더 조성에 따른 젖음 시간의 측정 결과를 보여준다¹¹⁾. 젖음 시간은 RMA(Resin Mildly Activated) 타입 플럭스로 코팅된 Cu plate를 230, 240, 250°C로 가열된 용융 솔더조에 20mm/sec의 속도로 장입하여 측정하였고, 측정 시간은 8초까지 지속되었다. 솔더조의 온도에 따라 다소 변화가 있었지만, Sn-7Zn-60ppm Al의 젖음 시간은 약 1.5초였는데, 이는 Sn-37Pb 조성과 거의 유사한 결과임을 알 수 있었다. 230°C 기준으로 Sn-7Zn-60ppmAl 솔더는 Sn-3Ag-0.5Cu 솔더보다 더욱 우수한 젖음성을 보여주었다.

Fig. 22는 25°C, 60% RH의 대기 중에서 60mm/min의 인장속도로 시험한 몇몇 솔더 조성의 인장 테스트 실험으로부터 얻어진 응력-변형 곡선을 보여준다¹¹⁾. 연성이 우수한 순서는 다음과 같이 관찰되었다: Sn-9Zn < Sn-7Zn < Sn-7Zn-Al < Sn-9Zn-Al. 일반적으로 알려져 있듯이 Sn-7Zn 조성이 Sn-9Zn 조성보다 우수한 연성을 보여주었으나, Al이 첨가되면서 그 순서가 반대가 되는 현상이 관찰되었다. 수치적으로 표현하자면 Al 첨가에 의한 연성의 증가율이 Sn-7Zn에서는 86%, Sn-9Zn에서는 109%에 이르는 것으로 관찰되었다. 또

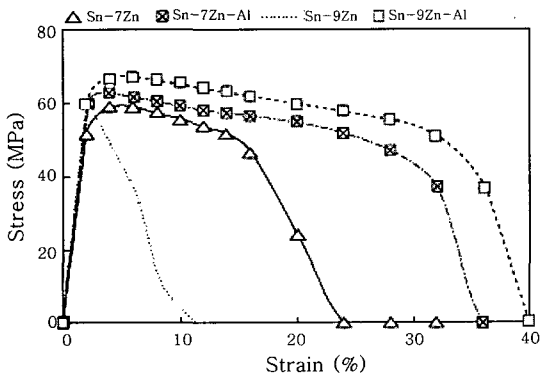


Fig. 22 Stress-strain curves of Sn-Zn-Al solders

한 Al 첨가 시편은 Al이 없는 시편에서보다 보다 우수한 응력값도 보여주었다. Al이 없는 시편의 파단부 외곽을 관찰한 결과, Al이 첨가된 시편보다 수많은 깊은 크랙이 관찰되었는데, Sn-Zn 공정 솔더의 경우 파단이 Sn의 결정입계에서 일어난 반면에, Al이 첨가된 솔더에서는 Sn 결정립 내에서 전형적인 연성파괴가 관찰되었다. 이는 미세조직 관찰 결과 첨가 Al이 Sn의 결정입계에 분포하는 조직학적 특성에 기인한 것으로 분석된다.

Sn-Zn 공정 솔더와 Sn-7.3Zn-Al 솔더를 사용하여 215°C의 피크 온도에서 Sn-37Pb 조성이 도금된 리드(lead)를 가진 QFP를 Cu 도금된 pad 상에 솔더링한 조인트 계면의 단면 미세조직을 관찰해 보았다(Fig. 23)¹¹⁾. Sn-Zn 공정 솔더 사용 시 솔더링 직후 금속간 화합물 층의 두께는 6μm였으며, 계면에서 공동도 관찰되었다. 아울러 고온에서의 시효 동안 반응층의 두께와 공동의 수는 더욱 증가하는 경향을 보여주었다. 그러나 Sn-7.3Zn-Al 조성 사용 시에는 솔더링 직후 약 1μm 두께의 금속간 화합물층이 관찰되었고, 고온 시효 후에도 약 2μm 두께까지만 성장한 금속간 화합물층이 관찰되었다. 공동의 수 또한 미미하여 우수한 솔더 조인트 계면이 이루어졌음을 알 수 있었다. 이는 첨가한 소량의 Al이 금속간 화합물 층의 형성 과정에서 Zn의 반응을 억제시켜 공동의 형성 또한 억제시킨 것으로 분석되었다. 즉, 솔더 내의 Al은 Zn보다 Cu와의 반응에 먼저 참여하여 접합 계면에 CuAl₂ 금속간 화합물 층을 우선 생성시키게 되는데, 이 층은 이후 생성되는 ZnCu계 금속간 화합물 층의 형성을 억제시키고, 그로 말미암아 공동의 생성 또한 억제시키는 것으로 분석된다.

Au/Ni pad에 215°C의 리플로우 피크 온도에서 Sn-7Zn-Al 조성의 솔더볼을 접합한 직후 계면 EPMA를 분석한 결과, 계면에서는 두 종류의 금속간 화합물

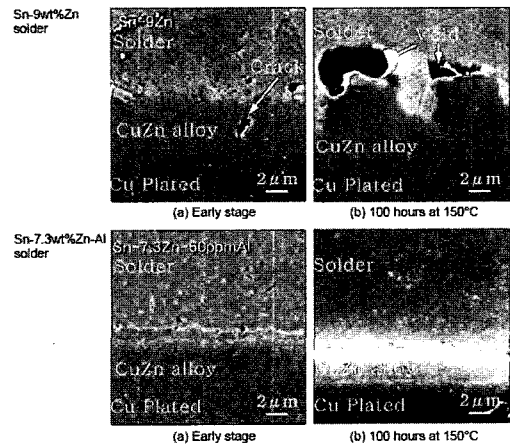


Fig. 23 Sn-Zn-Al solder/Cu pad interface

층이 관찰되었는데, 솔더면에서는 AuZnSn 금속간 화합물이 pad 쪽에서는 ZnSnNi 금속간 화합물이 관찰되었다¹¹⁾. 그러나 150°C에서 1000시간 시효된 후에는 상기 두 층이 ZnSnNiAu 단일 화합물 층으로 변화됨을 관찰할 수 있었다¹¹⁾. 공정 Sn-Zn 조성과 Sn-7Zn-1Al 조성의 솔더 페이스트를 사용하여 Cu 패드 상에 리플로우 솔더링된 LQFP 솔더 조인트에서 pin당 강도값 차이를 관찰한 결과 Al이 첨가됨으로써 약 30% 가량의 강도값 증가가 이루어졌음을 알 수 있었다¹¹⁾. 이후 150°C에서 다양한 시간동안 고온 시효한 후 300 μ m 지름 솔더볼의 전단 강도값 변화를 관찰한 결과, 시효 시간의 증가에 따른 다소간의 전단강도의 감소가 관찰되었지만, 거의 Sn-37Pb 조성 보다는 우수한 전단 강도값을 나타내는 것으로 조사되었다¹¹⁾.

또한 각종 component들을 Sn-7.3Zn-Al 솔더 페이스트를 사용하여 질소 분위기에서 피크 온도 215°C로 Cu 도금된 기판 상에 리플로우 솔더링한 후 Fujitsu사에서 수행한 신뢰성 테스트 결과, 고습 열사이클링 평가, 고온 크리프(creep) 평가, 열사이클링 테스트, 진동 시험, 낙하 시험 등의 항목에서 합격 판정을 받아 상업적인 생산과 관련해서도 충분한 성능을 나타냄이 보고되었다.

Fig. 24는 Cu 또는 Ni/Au 패드에 접합된 760 μ m 지름 Sn-7Zn-Al 합금 솔더 조인트에서 상온 시효에 따른 전단 강도 테스트 결과를 보여주는데¹⁰⁾, Cu pad에서는 기존 Sn-37Pb와 Sn-3Ag0.5Cu에 필적할만한 전단 강도값을, Au/Ni pad에서는 시효 시간에 관계없이 가장 우수한 전단 강도값을 나타내는 것으로 관찰되

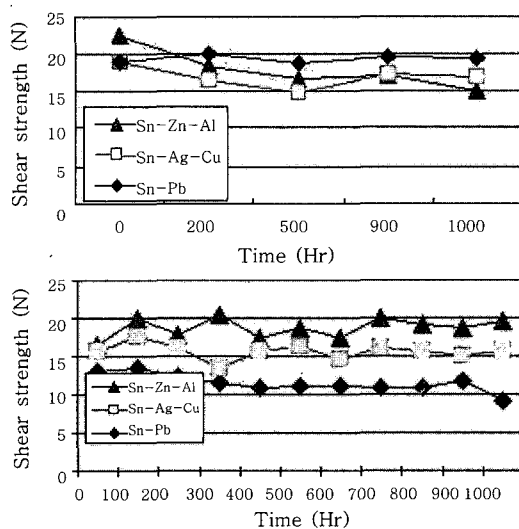


Fig. 24 Shear strength of 760 μ m diameter solder bumps formed on the (a) Cu or (b) Au/Ni pad as a function of aging time

었다.

Sn-7Zn-Al 조성의 솔더 페이스트를 제조, 판매하는 Preceed America사에서 밝힌 솔더 페이스트의 규격 및 물리적 특성을 살펴보게 되면 리플로우 프로파일의 피크 온도 하한치를 215°C로 제시하여¹⁰⁾ 양면 실장을 위한 저온 솔더의 적용 목적에 잘 부합됨을 알 수 있었다. 한편 Preceed America사에서 제시한 Sn-7Zn-Al 조성 솔더 페이스트의 전형적인 리플로우 프로파일 조건에서 구체적으로 산소 농도가 1,000ppm 이하로 제한되어야 함을 제시하고 있다¹⁰⁾. 그러나 앞서의 솔더 볼 전단시험 결과에서는 질소 분위기의 사용에 따른 접합부의 강도 향상이 명확하게 확인되지 않은바, 접합부의 수율 관점에서 질소 분위기의 필요성에 대한 연구가 보다 진행되어야 할 것으로 보인다.

7. 맺 음 말

대표적인 2원계 저온 무연 솔더로는 Sn-Bi 및 Sn-In계가 있으나, 그 공정 용점이 각각 약 139°C와 118°C로 매우 낮아 일반적인 열사이클 및 고온시효 신뢰성을 만족시킬 수 없다.

Sn-8Zn-3Bi 조성의 경우는 리플로우 솔더링 직후부터 매우 두꺼운 금속간 화합물층이 생성되고, 솔더/금속간 화합물 반응층/pad 계면을 따라서 크랙 또는 공동이 존재함이 관찰되었다. 그 결과 솔더볼 접합 후 실시한 전단 시험에서는 합금 자체의 강도보다도 매우 낮은 전단 강도값이 관찰되었는데, 이러한 문제가 완벽히 해결되지 않고서는 Sn-Zn-Bi 합금의 솔더 재료 적용은 사실상 불가능한 것으로 판단되었다.

반면에 최근 보고되고 있는 Sn-Zn-Al 조성의 합금은 비교적 약점이 없이 대체적으로 우수한 내산화 특징과 계면 반응 특성을 보여주고 있어 주목된다. 이 솔더 조성은 이미 다양한 신뢰성 테스트를 합격하였고, 고온 및 고습 시효 시에도 솔더 조인트 자체의 강도가 크게 감소되지 않아 실제 생산에서의 적용이 임박했음을 알 수 있었는데, 특히 리플로우 피크 온도가 215-230°C로 제안되어 앞서 언급된 양면 실장의 경우에 매우 유용하게 사용될 수 있는 것으로 판단되었다. 다만 특정 자료에서는 질소 분위기에서의 리플로우 솔더링을 언급하고 있어, 합금에 적합한 플럭스는 아직 최적화 되었다고 보기 어려운 상황으로 파악되었다.

다가오는 시간동안 저온 솔더에 대한 연구는 Sn-Zn-Al계와 견줄 수 있는 수준의 새로운 조성, 예를 들면 Sn-Zn-In계, Sn-Zn-Ga계 및 국내 업체에서 특허를 소유하고 있는 Sn-Ag-Bi-In계 조성의 계면 반응 특성 및 접합부 신뢰성에 대한 연구와 플라스틱 패키지의 휨

을 최소화시켜 적층 또는 실장할 수 있는 장점을 가질 수 있는 155~180°C 영역의 보다 낮은 용점을 가지는 저온 솔더의 개발로 요약된다고 하겠다.

참 고 문 헌

1. E. Bradley, C. Handwerker and J. E. Sohn, SMT, Jan. (2003), 24-25
2. H. -W. Miao and J. -G. Duh, Materials Chemistry and Physics, 71 (2001), 255-271
3. M. N. Islam, Y. C. Chan, M. J. Rizvi and W. Jillek, Journal of Alloys and compounds, 400 (2005), 136-144
4. Y. -S. Kim, K. -S. Kim, C. -W. Hwang and K. Sugauma, 352 (2003), 237-245
5. J. -M. Song, T. -S. Lui, Y. -L. Chang and L. -H. Chen, 403 (2005), 191-196
6. J. Zhou, Y. Sun and F. Xue, Journal of Alloys and compounds, 397 (2005), 260-264
7. L. L. Duan, D. Q. Yu, S. Q. Han, H. T. Ma and L. Wang, Journal of Alloys and compounds 381 (2004), 202-207
8. K. Sugauma, Y. Nakamura and K. Niihara, Journal of Materials Research, 13 (1998), 2859
9. J. -M. song and Z. -M. Wu, Will be published in Scripta Materialia
10. http://www.preceed.com/Lead_free_home_page.html
11. M. Kitajima and T. Shono, FUJITSU Science Technology Journal, 41 (2005), 225-235



- 이종현
- 1973년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합팀
- 전자패키징 및 솔더링 재료/공정
- e-mail : leejh@kitech.re.kr



- 강남현
- 1970년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합팀
- 레이저용접/클래딩 공정
- e-mail : nkkang@kitech.re.kr



- 이창우
- 1967년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합팀
- 정밀 재료평가, 전자패키징 재료
- e-mail : cwlee@kitech.re.kr



- 김정한
- 1956년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합팀
- 용접야금, 용접재료
- e-mail : jhkim@kitech.re.kr