

Sn-Bi-X계 납합과 Cu 기판과의 계면반응 및 기계적 특성에 관한 연구

서윤종* · 이경구** · 이도재

전남대학교 공과대학 금속공학과

*광주·전남지방 중소기업청

**한려대학교 제철금속학과

A Study on Interfacial Reaction and Mechanical Properties of 43Sn-57Bi-X solder and Cu Substrate

Youn Jong Seo*, Kyung Ku Lee** and Doh Jae Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Chonnam National University, Kwangju, 545-800

*Kwangju Chonnam Regional Small and Medium Business Office, Kwangju, 502-200

**Dept. of Iron & Metallurgical Engineering, Hanlyo University, Kwangyang, 545-800

(1998년 4월 15일 받음, 1998년 7월 1일 최종수정본 받음)

초 록 Sn-Bi-X (X : 2Cu, 2Sb, 5In)계 납합과 Cu기판과의 계면반응 및 기계적성질에 대하여 고찰하였다. Cu판과 납합의 접합부는 100°C에서 60일까지 열처리하여 광학현미경, SEM, EDS분석을 통하여 시효처리에 따른 미세조직과 계면반응을 분석하였으며, 인장강도 및 연신율은 제조된 시편을 30일까지 열처리 한 후 0.3mm min⁻¹로 인장하여 시험하였다.

미세조직 분석결과 Cu의 첨가로 미세조직이 미세화 됨을 알 수 있으며, 계면에 형성된 화합물은 첨가원소에 따라 다르게 나타났다. 인장시험 결과 열처리 초기에는 납합쪽에서의 파괴가 발생하였으나 열처리 시간이 증가하면서 계면반응층과 납합의 계면에서 파괴가 발생하였다. 열처리에 따른 인장강도는 Cu를 첨가한 경우에 가장 높은 값을 나타냈다.

Abstract Interfacial reaction and mechanical properties between Sn-Bi-X ternary alloys (X : 2Cu, 2Sb, 5In) and Cu-substrate were studied. Cu/solder joints were subjected to aging treatments for up to 60days to see interfacial reaction at 100°C and then were examined changes of microstructure and interfacial compound by optical microscopy, SEM and EDS. Cu/solder joints were aged to 30days and then loaded to failure at cross head speed of 0.3mm min⁻¹ to measure strength and elongation.

According to the result of EDS, it is supposed that the soldered interfacial zone was composed of Cu₃Sn and Cu₆Sn₅. According to the tensile test of Cu/solder joint, joint strength was decreased by aging treatment. Fractographs of Cu/Sn-Bi solder detailed the effect of aging on fracture behavior. When intermetallic was thin, the fracture occurred through the solder. But as the interfacial intermetallic is thickened, the fracture propagated along the intermetallic/solder interface.

1. 서 론

50Sn-50Pb나 70Sn-30Pb 등과 같은 전통적인 배관용 납합은 넓은 온도범위에서 사용이 가능하고 강한 기계적 연결부위를 형성하며, 동 파이프 용접에 매우 유용하지만 납이 물에 녹아들어가 오랜시간 후에는 건강에 치명적인 해를 준다는 것이 발견되어 식수를 운반하는 파이프와 같은 배관용 납합에서 납 사용이 규제되기 시작했다. 납이 함유되지 않은 납합은 90년대에 이르러 Sn/Bi, Sn/Ag, Sn/Sb 및 Sn/In등의 공정조성의 합금이 연구되어 실용화된 것도 있으며, 여기에 제 3원소를 첨가하여 납합성을 개선시키는 연구가 주로 행해지고 있다.^{1,2)}

공정 43Sn-57Bi계 납합은 외부의 열 영향에 의해 Sn에 고용되는 Bi의 양이 증가하여 Sn상이 조대화 되기 때문에 납합에 제 3원소를 첨가하여 미세 조직을 개선시키려는 노력이 McCormack 등의³⁾ 실험에 의해 연구되었다. 이와같은 조대화를 방지하고 미세조직을 개선시키기 위해

Sn에 용해도나 확산도가 적은 Fe를 2.5wt% 첨가하여 응고시 불균일 핵생성 자리를 제공하고 조대화 불균일 구조를 야기하는 상간계면의 움직임을 방해하는 기구를 얻기 위해 노력하였다. 또한 Felton 등은⁴⁾ Sn-Bi계 납합에 Cu를 첨가하여 시효후 미세조직을 관찰한 결과 43Sn-57Bi계 합금에 비해 조대화 경향이 크게 감소하였다고 보고하였다.

본 연구에서는 43Sn-57Bi(wt%, 이하 언급이 없는한 wt%임)계의 공정조성에 Cu, Sb, In을 각각 첨가하여 납을 함유하지 않은 납합을 제조한 후, Cu기판과의 납합을 통하여 첨가원소에 따른 납합성(solderability)을 조사하였고, SEM, EDS분석을 통하여 Cu와 납합 접합부의 계면반응을 분석하였다. 납합부위의 기계적 특성은 Cu기판과 납합을 접합하여 인장시편을 제조한 후 인장강도 및 연신율등의 특성을 검토하였으며, 시효에 따른 파괴양상을 SEM으로 관찰하였다.

2. 실험 방법

뿔납의 제조를 위한 합금은 순도가 99.9% 이상인 Sn, Bi 및 첨가원소(Cu, Sb, In)를 석영관에 장입하여 600°C에서 20분간 유지하였으며, 시료의 산화를 방지하기 위해 고순도 아르곤분위기 중에서 용해하였다. 이와같이 용해된 합금은 주철제 주형에 주입하여 응고하였고, 뿔납표면의 이물질은 기계적인 방법을 사용하여 제거하였다. 납땜성 측정을 위한 뿔납은 응고된 뿔납을 약 2mm의 두께로 압연하여 3mm의 직경으로 가공하였으며, 그때의 무게는 약 0.03g이었다. 납땜성을 평가는 제조된 뿔납과 Cu 기판과의 직접적인 납땜을 통하여 퍼짐면적(area of spread)을 측정하여 하였다.

시효처리에 따른 뿔납의 미세조직과 뿔납/Cu기판간의 계면반응은 100°C에서 3일~60일간 시효시켜 0.05μm 알루미늄에서 연마한 후, 5% HNO₃+2% H₂SO₄+알콜을 사용하여 상온에서 수초간 부식시킨 후 광학 현미경(Olympus Co., PMG-3)으로 관찰하였다.

Cu판과 Sn-Bi-X계 뿔납의 접합부에 형성되는 금속간 화합물의 형태와 상은 시효처리된 시편을 SEM(JEOL, JSM-5400) 및 EDS(Noran, USA)를 통하여 분석하였다.

뿔납과 기판간의 접합강도 측정을 위한 시편은 Cu판을 2×5×25mm로 절단하여 접합할 부위는 0.3μm Al₂O₃에서 마무리 연마하였다. 이와같이 준비된 Cu판은 접합부 형성 직전에 산화 피막을 제거하기 위해서 10% H₂SO₄에서 산세하고, 목적 온도(각 뿔납 재료의 액상온도 보다 30°C 높은 온도)에 달한 가열판 위에 장입하였으며, 목적 온도에 도달될 때까지 Cu판의 산화를 방지하기 위해서 아르곤 가스를 주입하였다. 목적온도에 도달된 Cu판은 RMA형 용제와 뿔납을 접합할 부위에 장입하여 뿔납이 용해되어 Cu판 사이를 채울때까지 20초간 유지한 다음 가열판 위에서 차가운 금형으로 옮겨 급랭하였다. 이와 같이 제조된 시편은 그림 1과 같이 일정한 시편의 크기로 가공하여 인장 시험에 필요한 시편을 준비하였다. 시효 처리에 따른 접합부의 계면 강도를 측정하기 위해서는 제조된 인장시편을 100°C에서 각각 3일, 10일, 30일간 시효 처리하였다.

인장시험은 최대하중이 1톤인 만능 인장시험기를 사용하여 상온에서 인장속도를 0.3mm/min 조건에서 실시하여 계면강도, 연신율을 측정하고 파단면은 인장시험 후 수직 단면을 광학현미경과 SEM으로 관찰하였다.

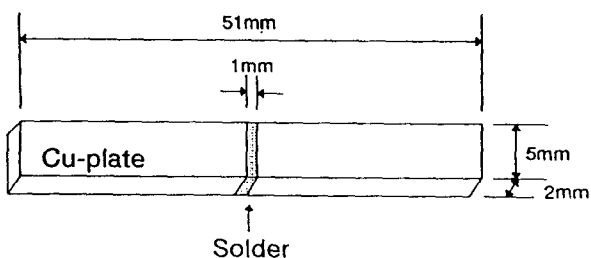


Fig. 1. Shape of tensile specimen for joint strength test.

3. 결과 및 고찰

그림 2는 Sn-Bi-X계 뿔납과 Cu기판과의 납땜성 평가를 위해 퍼짐면적 측정법을 사용하여 시간에 따른 납땜성을

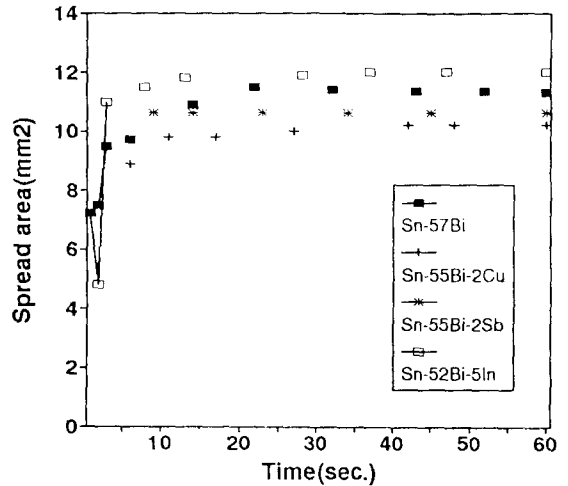


Fig. 2. Area of spread with soldering time with RMA-flux. Cu plates were cleaned with 10% H₂SO₄ and tested at 30°C above the liquidus temperature of Sn-Bi-X solders.

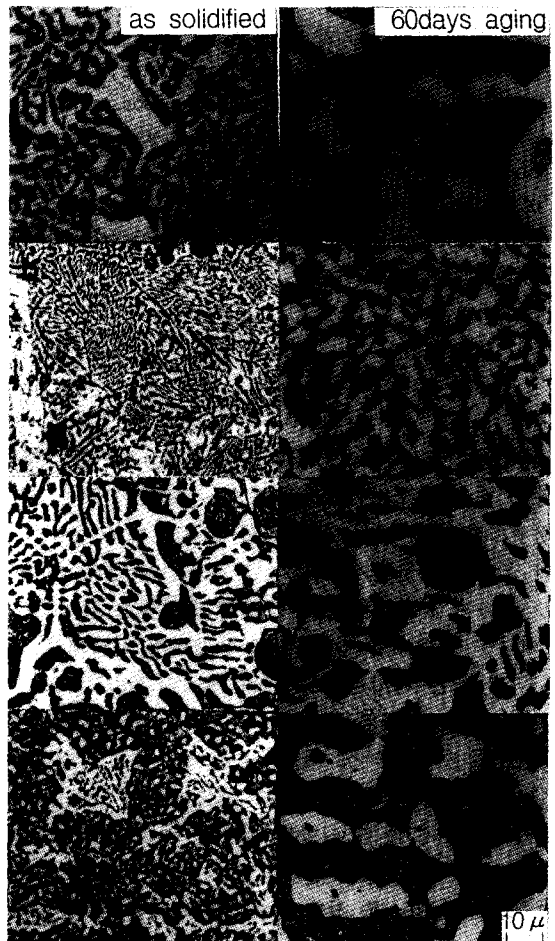


Fig. 3. Changes in microstructure of 43Sn-57Bi(a), 43Sn-55Bi-2Cu(b), 43Sn-55Bi-2Sb(c) and 43Sn-52Bi-5In(d) with aging time.

을 측정된 결과로 용제는 RMA 형을 사용하였다. 각각의 퍼짐면적은 Cu나 Sb가 2%첨가되면 퍼짐면적이 10.2mm²과 10.6mm²으로 11.3mm²인 공정합금에 비해 4~8%정도 감소되었고, In이 첨가된 경우에는 약 8%의 퍼짐면적 증가를 나타냈다. Cu 첨가에 따른 용융온도는 DSC분석 결과 Sn-Bi계 공정조성의 용융온도보다 약 2°C 저하되었음에도 불구하고 납땀성이 감소하였는데, 이는 Sn/Cu와 Bi/Cu의 이원계 상태도에서 상온의 Sn, Bi에 대한 Cu의 고용도는 거의 없기 때문에 첨가된 Cu가 Sn과 Cu₃Sn₅의 금속간 화합물을 형성하여,^{7,8)} 이러한 화합물이 납땀 상태에서 완전히 용해되지 못하고 뱀납의 점도를 증가시켜 납땀성을 저하시킨 것으로 판단된다. In의 첨가에 따른 납땀성의 증가는 In이 5%첨가됨으로서 뱀납의 용융온도가 123°C로 저하되어 열활성화가 상승하기 때문으로 판단된다.

그림 3은 Sn-Bi계 공정조성에 첨가원소로서 Cu, Sb, In을 첨가하여 시효시간에 따른 미세조직 변화를 관찰하기 위해 응고상태, 100°C에서 60일간 열처리한 시편의 조직 사진이다. 43Sn-57Bi의 경우(그림 3-a) 상태도상에서⁶⁾ Sn은 상온에서 약 4wt%의 Bi를 고용할 수 있으므로 Bi는 Sn 함량이 많은 상에서 석출물로 나타난 것으로 판단되며, 밝은 부분은 Bi고용체, 나머지 부분은 Sn고용체이다. 열처리에 따른 미세조직은 열처리 시간의 증가에 따라 미세조직상의 총상구조가 사라지고 조대화 됨을 알 수 있는데 이는 열처리 온도가 0.72T_m으로 높아 고상확산이 활발히 이루어 지면서 나타난 결과로 판단된다. 그림 3-b는 2%의 Cu를 첨가한 경우로서 그림 3-a에 비해 미세조직의 미세화가 나타남을 알 수 있으며, 전반적으로 Sn상과 Bi상이 총상구조를 이루고 있다. 43Sn-57Bi 공정합금에 비해 미세조직의 미세화가 나타난 이유는 고용점의 Cu-Sn상이 뱀납에 석출되어^{7,8)} 불균일 핵생성을 촉진시키기 때문으로 판단되며, 열처리에 의해 조대화 경향이 억제되는 것은 Cu의 첨가로 Sn에 Bi의 고용도에 영향을 미치고 상간 입계의 표면 에너지를 낮춰 상간 입계의 움직임을 방해했을 것으로 판단된다.⁹⁾ 2%Sb를 첨가하였을 경우(그림 3-c)에는 미세조직상에 부분적인 총상구조가 나타나며 초정의 Sn함량이 많은 상이 존재함을 알 수 있다. Sn상의 내부에는 용융시 과포화된 Bi상이 미세하게 석출되어 있으며 245°C의 반응 즉, L+Sb₃Sn=Sb₃Sn+Sn으로 인해 생성된 능면체(rhombohedral) 구조를 갖는 SnSb상이 존재한다.¹⁰⁾ 100°C에서 60일간 열처리한 경우에는 Sn상과 Bi상의 상간거리는 더욱 커지며 총상구조가 사라졌고, Sb첨가에 의한 조대화 억제효과는 나타나지 않았다.⁷⁾ 그림 3-d는 In을 첨가한 경우의 미세조직으로 상태도상에서 In은 상온에서 Sn에 약 8wt%가 고용된다. 미세조직상에서 In은 Sn에 고용되기 때문에 Bi와 총상구조를 이룰 수 있는 Sn양이 줄어들어 공정 조직의 양도 줄어들었음을 알 수 있으며, Bi상은 Sn상 내부에 미세하게 분포되어 있다. 시효가 60일간 진행된 경우에는 이 합금의 용점이 약 123°C로 낮기때문에 확산에 의한 고상반응이 활발하여 조대화 속도가 커졌음을 알 수 있다.

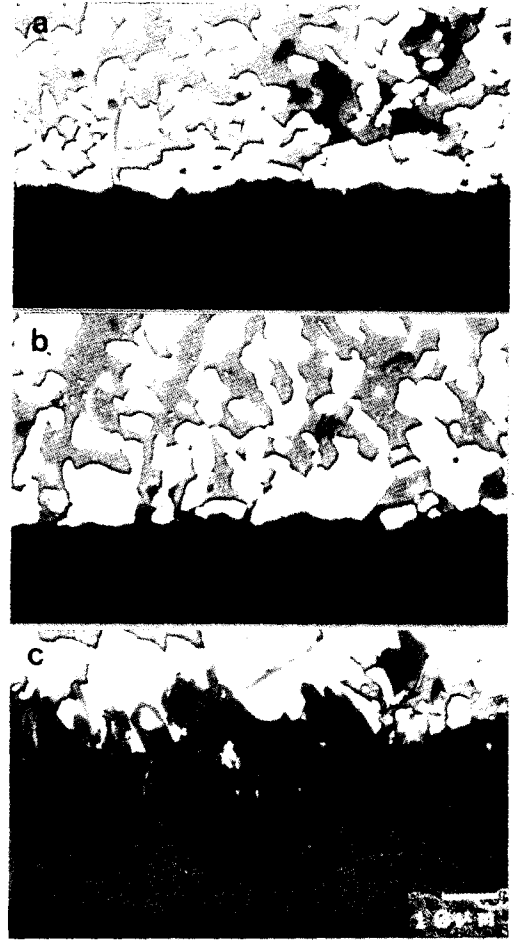


Fig. 4. SEM image of Cu/solder intermetallic layer after heat treatment at 100°C for 60days. 43Sn-55Bi-2Cu/Cu(a), 43Sn-55Bi-2Sb/Cu(b), 43Sn-52Bi-5In/Cu(c)

그림 4와 표 1은 Sn-Bi계 공정조성의 뱀납에서 첨가원소에 따른 계면 화합물을 SEM 및 EDS분석한 결과로 열처리 온도는 100°C, 시효는 공기중에서 60일간 행하였다. 43Sn-57Bi의 공정조성 뱀납에 2%Cu를 첨가하였을 때의 Cu판과의 계면반응층은 그림 4-a와 같이 Sn과 Cu간의 금속간 화합물인 ε상(Cu₃Sn)은 Cu 판과 접한 곳에서, η상(Cu₃Sn₅)은 ε상 위에 형성되고 이 금속간 화합물 바로 위에 Bi함량이 많은 상이 뒤덮인 형태로 존재한다.¹¹⁾ 이는 Cu/Bi, Sn/Bi의 2원계 상태도¹²⁾에서 알 수 있듯이 Bi는 Cu나 Sn과 화합물을 형성하지 않고 Cu에 고용도가 거의 없기 때문에 초기 Sn과 Bi는 공존하다가 Sn은 Cu와 반응하여 화합물을 형성하고 그 부분은 Sn이 고갈되고 Bi만이 남게 된다. 계면에 생성된 화합물은 crack을 경계로 아래쪽에는 ε상(Cu₃Sn)이 나타났으며, η상(Cu₃Sn₅)은 crack의 윗부분뿐 아니라 Cu의 침입형 고상확산을 통하여 뱀납부에도 형성되었다. Sn-Bi공정조성에 2%Sb를 첨가하여 100°C, 60일간 시효한 그림 4-b에서 η상(Cu₃Sn₅)의 금속간 화합물은 ε상 바로 위에 형성되었으며, ε상(Cu₃Sn)은 Cu판 위에 1μm 이하의 두께로 형성되었다. 뱀납의 내부에는 Sn-Sb의 금속간 화합물로 추정되는 상이

Table 1. EDS results of Fig. 4.

Point	composition(at%)					Phase
	Sn	Cu	Bi	Sb	In	
1	43.58	52	4.42			Cu ₆ Sn ₅
2	41.36	57.23	1.11			Cu ₆ Sn ₅
3	24.77	72.07	3.16			Cu ₃ Sn ₅
4	60.4	7.88	1.57	30.15		Cu-Sn-Sb
5	44.65	55.35				Cu ₆ Sn ₅
6	25.12	74.22	0.66			Cu ₃ Sn
7	37.14	55.1			7.76	Cu-Sn-In
8	37.64	53.72			8.64	Cu-Sn-In

존재함을 알 수 있었는데 이 상을 EDS분석한 결과 Sn이 약 60at%, Sb가 약 30at% 그리고 Cu와 Bi가 소량 검출되었는데 이로부터 Sn과 Sb의 금속간 화합물인 β 상(SnSb)에 가까운 다원계 금속간 화합물로 추정된다. 사진에 나타내지는 않았지만 Sb를 첨가하여 30일간 열처리한 경우에는 η 상(Cu₆Sn₅)의 금속간 화합물 내에는 2 μ m이하의 크기를 갖는 기공이 존재한다. 이러한 기공은 접합부의 기계적 성질에 영향을 미칠 것으로 생각된다. 그림 4-c는 5%In을 첨가하여 100°C에서 60일간 시효했을 경우의 SEM사진으로 형성된 반응층은 열 활성화로 인해 두께가 약 40 μ m로 두꺼워졌으며, 땀납과 인접한 반응층의 정량 분석결과 표 1과 같이 주성분은 Sn과 Cu이고 In이 약 8at%인 3원계 금속간 화합물로 나타났다.

그림 5는 3원소의 첨가가 기계적 성질에 미치는 영향을 알아보기 위해 인장 강도를 측정된 결과로 100°C의 온도에서 각각 시효하지 않은 경우, 3일, 10일, 30일 시효하여 실험하였다. 그림에서 전반적으로 3일간 시효한 경우에는 시효하지 않은 경우보다 인장강도의 증가가 나타나며, 시효시간이 증가하면서 인장강도의 감소가 나타남을 알 수 있다. 이와같이 시효초기에 인장강도의 증가가 나타나는 이유는 열처리 시간이 증가하면서 Cu가 Sn에 침입형 확산을 하여⁽³⁾ 계면부근의 땀납중에 석출물을 형성하기 때문인 것으로 판단된다. 이러한 석출물은 열처리시간이 증가하면 그림 4-a의 1로 표시한 바와 같이 땀납쪽에서 성장함을 알 수 있으며, 표 1의 EDS분석 결과 Cu₆Sn₅상임을 알 수 있다. 시효 시간이 길어져 30일이 되면 Sn-Bi공정 조성의 인장 강도는 급격히 감소하지만 Cu가 첨가된 합금의 인장 강도는 약간의 감소를 보일 뿐 현저한 감소는 보이지 않는다. 이러한 결과는 Cu의 첨가로 땀납의 미세조직이 시효를 하더라도 다른 조성에 비해 미세화 되어 강도를 향상시킨 것으로 판단된다. 2%의 Sb가 첨가된 합금의 접합부의 인장 강도는 시효시간에 따라 감소함을 알 수 있으며, 30일 시효하면 접합 그대로의 경우 보다 1/3로 감소한다. 이와같이 Sb가 첨가됨으로서 시효초기에 인장강도의 감소가 나타나는 이유는 열처리 후 η 상(Cu₆Sn₅)내에 존재하는 기공이 시효초기에 발생하여 강도를 저하시킨 것으로 판단되며, In이 첨가된 경우에는 열처리 시간이 증가하면서 계면화합물의 성장이 빠르게 진행되었고, 그림 4-c

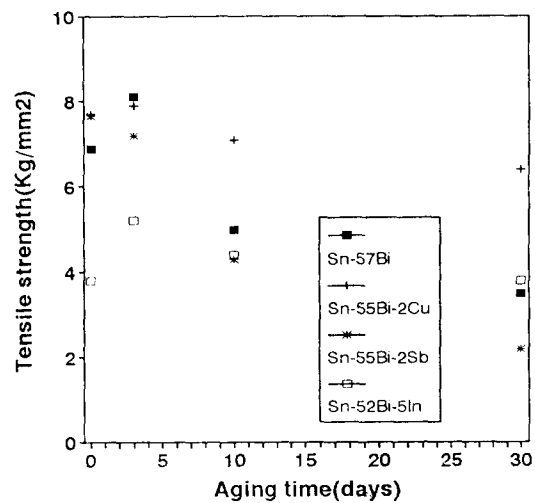


Fig. 5. Ultimate tensile strength of Cu/Sn-Bi-X solder joints with heat treatment time. The specimens were heat treated at 100°C.

에서와 같이 화합물층이 불균일하여 계면강도를 저하시킨 것으로 판단된다. 그림에서 열처리 시간 초기에 인장강도의 증가가 나타난 이유는 계면에 균일한 화합물상이 나타나고 기판의 Cu가 땀납쪽으로 확산하여 강도를 증가시킨 것으로 판단되며, 유지시간의 증가에 따라 인장강도의 감소가 발생하는 것은 계면에 형성된 화합물층에 응고에 따른 크랙 및 기공의 발생으로 판단된다.

그림 6은 첨가원소에 따른 연신율을 측정된 결과로 2%의 Cu를 첨가한 경우 시효 처리를 하지 않았을 때의 연신율은 공정 조성에 비해 2배 이상 증가하고 30일간 시효했을 때는 연신율이 7.3%인 공정 조성에 비해 3.6배 높은 26.6%의 값을 갖는다. Cu첨가에 의해 연신율의 증가가 나타난 이유는 그림 4에서와 같이 Cu의 첨가로 계면부근의 땀납에서 미세조직의 조대화가 억제되기 때문으로 판단되며, 땀납에 석출된 석출상(Cu₆Sn₅)도 영향을 미친 것으로 판단된다. 또한 유지시간이 증가하여도 연신율의 증가가 계속되는 이유는, 파괴가 계면 또는 화합물 내부에서 진행되면서 화합물층이 다른 원소를 첨가한 경우보다 성장속도가 늦기 때문에 나타난 결과로 판단된다. 또한 계면에서 땀납쪽으로 석출상이 생기면서 연신율의 개선에

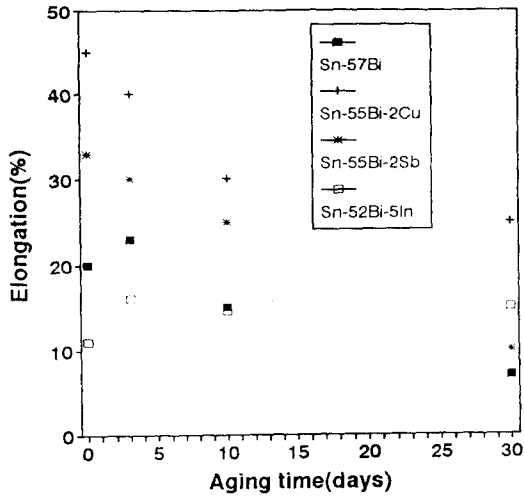


Fig. 6. Elongation of Cu/Sn-Bi-X solder joints with heat treatment time. The specimens were heat treated at 100°C.

시효시간이 증가하면서 취성인 화합물에서 파괴가 발생할 것으로 예상된다. 따라서 Cu첨가에 의해 연신율이 다른 조성의 뿡납보다 개선된 이유는 첨가원소에 의해 미세조직의 미세화와 계면 화합물의 성장이 억제되기 때문으로 판단된다. Sb의 첨가는 전반적으로 공정 조성의 합금보다는 높은 연신율을 나타내지만 30일 시효하면 η 상(Cu_6Sn_5) 내부의 기공 생성으로 인해 급격한 연신율의 저하를 나타냈으며, In의 첨가는 시효 초기에는 공정 조성에 비해 연신율이 약간 떨어지지만 시효가 길어지면 오히려 공정 조성보다 더 큰 연신율을 갖는 것으로 나타났다.

그림 7은 시효시간에 따른 접합부의 파단면을 SEM으로 관찰한 사진으로 7-a는 43Sn-57Bi 합금의 시효 처리하지 않은 상태의 파단면으로 뿡납 내부에서 파괴가 일어났으며 시효 시간이 3일로 증가하면 뿡납내부에서의 파괴뿐 아니라 뿡납과 반응 생성물(η 상: Cu_6Sn_5)의 계면에서도 파괴가 일어났음을 알 수 있다. 시효시간이 30일 이상이 되면 모든 파괴는 반응 생성물 즉 η 상(Cu_6Sn_5)과 ϵ 상(Cu_3Sn)간의 계면에서 취성 파괴가 일어남을 알 수 있다. 이와 같이 시효초기에는 기판과 뿡납중 상대적으로 물성이 약한 뿡납에서 파괴가 진행하며, 시효가 진행되면 계면 화합물간에 crack이 발생함에 따라 crack을 경계로

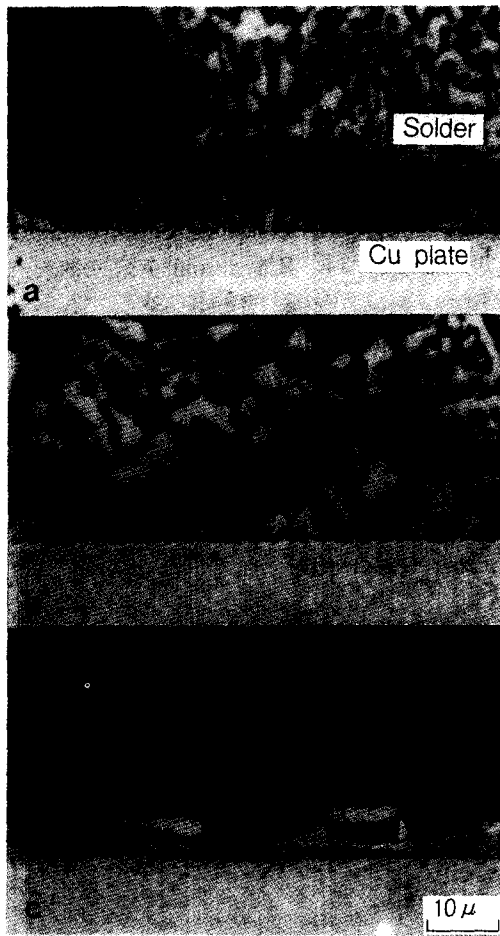


Fig. 7. Optical micrograph of cross section of the Cu/43Sn-57Bi solder joints showing crack propagating path. The specimens were heat treated at 100°C for 0day(a), 3days(b) and 30days(c).



Fig. 8. Fractograph of Cu/43Sn-57Bi solder joints. The specimens were heat treated at 100°C for 0day(a), 3days(b) and 30days(c).

영향을 미친 것으로 판단된다. 일반적으로 연신율은 뿡납의 미세조직과 계면에서 생성되는 화합물에 의해 영향을 받을 것으로 판단되며, 파괴는 시효초기에는 뿡납쪽으로,

파괴가 진행함을 알 수 있다.

그림 8은 인장 시험 후 Cu판 쪽의 파면을 관찰한 SEM 사진으로 열처리 시간의 증가에 따라 금속간화합물 층에서 파괴가 일어났음을 보여주고 있다. 그림 8-a에서 시효 처리를 하지 않은 경우에는 뿔납내부를 통해 진행되었으며, 이는 계면에 생성된 금속간 화합물의 영향을 받지 않았음을 내포한다. 그림 8-b는 3일 시효했을 때의 파괴형태로 뿔납내부와 뿔납과 η 상(Cu_6Sn_5)의 계면에서 파괴가 이루어 졌음을 알 수 있으며, 시효가 100℃, 30일이 되면 계면화합물과 뿔납의 경계에서 파괴가 진행되었음을 알 수 있다. 인장시험의 결과에서 보는 바와 같이 30일 시효 시 접합특성이 급격히 저하하는 이유는 취약한 금속간 화합물에서의 파괴와 기공 때문이다. Frear 등이¹⁴⁾ 보고한 것과 같이 시효조건에 따라 다르지만 일반적으로 파괴 경로는 시효시간의 증가에 따라 뿔납내부 → 뿔납과 금속간 화합물의 계면 → 금속간 화합물 내부로 전이한다는 사실과 잘 일치한다.

4. 결 론

Sn-Bi계 뿔납과 Cu기판과의 계면반응 및 접합 특성을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) Sn-Bi계 뿔납의 납땜특성(퍼짐 면적)은 Cu, Sb를 첨가하므로써 저하되었으며, In첨가시에는 Sn-Bi공정합금에 비해 젖음성이 약 10%정도 증가하였다.
2. 시효 열처리에 의해 뿔납의 미세조직은 조대화 되며, 열처리 시간이 증가할수록 조대화 경향도 증가하였으나 Cu의 첨가로 조직은 미세화 되었으며 열처리 시간에 따른 조대화 속도를 억제할 수 있었다.
3. 납땜후 100℃에서 시효에 따른 계면석출물은 첨가원소에 따라 Cu_3Sn 과 Cu_6Sn_5 이 공존하였다.
4. 시효에 따른 접합강도는 시효시간에 따라 감소하였으며 연신율도 감소하였으나, Cu의첨가로 Sn-Bi공정조성에 비해 강도와 연신율은 증가하였다.

감사의 글

본 연구는 한국과학기술원 재료계면공학연구센터를 통

한 한국과학재단 우수연구센터 지원금에 의한 것 입니다.

참 고 문 헌

1. Z. Mei and J.W. Morris, J. of Electron. Mat., Vol.21 (1992) 599
2. M. Harada and R. Satoh, IEEE Trans. Comp., Vol.13 (1990) 736
3. M. McCormack and S. Jin, J. Electron. Mater., Vol.23 (1994) 715
4. L.E. Felton, C.H. Raeder and D.B. Knorr, J. of Metal., Vol.44 (1993) 28
5. 이경구, 이재진, 이도재, 대한금속학회지, 제 33권, 제 8호(1995) 1075
6. B.M. Thaddeus, L.M. Joanne, H.B. Lawrence and B. Hugh, Binary Alloy Phase Diagrams ASM., Vol.1 (1986) 540
7. T.P. Vianco, P.F. Hlava and A.C. Kilgo, J. Electron. Mater., Vol.23 (1994) 583
8. D. Frear, D. Grivas and J.W. Morris, J. Electron. Mater., Vol.16 (1987) 181
9. W. Yang, R.W. Messler and L.E. Felton, J. Electron. Mater., Vol.23 (1994) 765
10. G. Ghosh, M.Loomans, and M.E. Fine, JOM., Vol.23 (1994) 741
11. P.T. Vianco, P.F. Hlava and A.C. Kilgo, J. of Electron. Mat., Vol.23 (1994) 583
12. B.M. Thaddeus, L.M. Joanne, H.B. Lawrence and B.Hugh, Binary Alloy Phase Diagrams ASM., Vol.1 (1986) 524
13. B.F. Dyson, T.R. Anthony and D. Trunbull, J. Appl. Phys., Vol.38 (1967) 3408
14. D.R. Frear and P.T. Vianco, Metall. Trans. A., Vol.25A (1994) 1509