

Sn-3.5Ag/Alloy42 리드프레임 납납접합의 미세조직과 접합특성에 관한 연구

김시중·배규식
수원대학교 전자재료공학과

A Study on the Microstructure and Adhesion Properties of Sn-3.5Ag/Alloy42 Lead-Frame Solder Joint

Si-Jung Kim and Kyoo-Sik Bae

Dept. of Electronic Materials Engineering, The University of Suwon

(1999년 3월 31일 받음, 1999년 8월 7일 최종수정본 받음)

초 록 Sn-3.5Ag 무연합금을 Cu 및 Alloy42 리드프레임에 납납접합(solder joint) 하고 미세조직, 젖음성, 전단강도, 시효 효과를 측정하여 비교하였다. Cu의 경우, 납납의 Sn기상상에 Ag₃Sn과 Cu₆Sn₅상이, 그리고 납납/리드프레임의 계면에는 1~2 μ m 두께의 Cu₆Sn₅상이 형성되었다. Alloy42의 경우, 기지상내에는 낮은 밀도의 Ag₃Sn상만이, 그리고 계면에는 0.5~1.5 μ m 두께의 FeSn₂이 형성되었다. 한편, Cu에 비해 Alloy42 리드프레임에서 퍼짐면적은 크고 접촉각은 작아 더 우수한 젖음성을 나타내었으나, 전단강도는 35%, 연신율은 75%로 낮았다. 180°C에서 1주일간 시효처리 후, Cu 리드프레임에는 계면에 η -Cu₆Sn₅ 층외에 ξ -Cu₃Sn층이 성장하였고, Alloy42 리드프레임에는 기지상내에 Ag₃Sn이 구형으로 조대하게 성장하였고, 계면에는 FeSn₂층만이 약 1.5 μ m로 성장하였다.

Abstract The microstructure, wettability, shear strength and aging effect of Sn-3.5Ag/Cu and Alloy42 lead-frame solder joints were measured for comparison. In the case of Sn-3.5Ag/Cu, Ag₃Sn and Cu₆Sn₅ phases in the matrix Sn and 1~2 μ m thick Cu₆Sn₅ phase at the interface of solder/lead-frame were formed. In the case of Sn-3.5Ag/Alloy42, only Ag₃Sn phase of low density in the matrix Sn and 0.5~1.5 μ m thick FeSn₂ phase at the interface of solder/lead-frame were formed. Comparing to Cu, Alloy42 showed wider area of spread and smaller contact angle, thus better wettability. But shear strength and ductility of Alloy 42 solder joints were only 33% and 75% of those of Cu, respectively. After aging at 180°C for 1 week, ξ -Cu₃Sn layer on η -Cu₆Sn₅ layer was formed on Cu lead-frame, while coarsened circular Ag₃Sn phase in the matrix and thickened FeSn₂ at the interface were formed on Alloy42 lead-frame.

1. 서 론

Sn-Pb 합금은 용융점이 낮고 젖음성(wettability), 연성, 전기전도도와 내부식성이 우수하여 전자제품 조립 및 실장(packaging)에 널리 이용되고 있다. 그 중에서도 특히 공정 조성(eutectic composition)의 Sn-37Pb 합금은 리드프레임(lead frame)과 인쇄회로기판(PCB) 표면의 납땀성(solderability)과 내부식성 향상을 위한 도금(plating) 재료^{1,2)} 및 칩과 리드프레임, 리드프레임과 PCB간의 상호접합재료^{3,4)}로 가장 많이 사용되어 왔다. 그러나 Sn-Pb 합금의 Pb 성분에 의한 환경오염과 인체건강에 대한 우려 때문에 유럽과 미국 등 선진국에서는 납의 사용을 제한하거나 금지하려는 움직임이 급격히 확산되고 있다. 이와 관련하여 우리나라의 식품의약품안전청에서는 금년부터 식품 저장용 깡통의 내부 도금에 납 성분 사용을 금지하였다. 이에 따라 Sn-Pb 합금을 대체할 무연납땀으로 Sn-Ag, Sn-Sb, Sn-Bi, Sn-In의 공정조성 합금이 개발되어 일부는 실용화된 것도 있으며, 현재는 이 공정조성에 다른 원소

들을 첨가하여 합금의 미세조직, 용접 및 물성을 개선하려는 연구가 진행되고 있다.^{5~8)} 이들 중 특히, Sn-3.5Ag 합금은 Sn-Pb에 비해 인성(ductility), creep 및 열적 저항성 등 기계적 특성이 좋으며 용점이 높아(221°C) 고온용 납납으로 주목을 받고 있으며, 이를 표면실장(surface-mount technology)에 활용하기 위하여 Cu 기판(Cu 리드프레임, PCB)와의 접합성과 금속간화합물 형성 등에 대해 많은 연구가 이루어지고 있다.^{9,10)}

현재 리드프레임 재료는 Cu합금과 Alloy42(Fe-42Ni)가 주종을 이루며 각각 60% 및 30%를 점유하고 있다.¹¹⁾ Alloy42는 실리콘과 열팽창계수가 유사하여 칩과 리드프레임간의 응력을 최소화할 수 있어 고밀도 DRAM의 실장에 널리 사용되고 있다. 그런데 Sn-3.5Ag 납납을 Alloy42 리드프레임의 outer-lead에 도금^{1,12)}하거나 PCB와 접합하려면 납납과 Alloy42와의 납땀에 대한 연구가 필요하나 아직 보고된 바가 없다. 따라서 본 실험에서는 Sn-3.5Ag 합금을 Cu 및 Alloy42 리드프레임에 납땀을 한 후, 미세구조, 젖음성(wettability), 전단강도(shear strength), 시효

(aging) 에 따른 계면반응을 비교하여, 접합부의 특성을 평가하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서는 기관으로 히타치사의 Cu 합금(두께 0.5mm) 및 Alloy42(두께 0.71mm) 리드프레임을 사용하

였으며 합금의 조성은 표 1에 나타내었다. 납땀하기 전 기관은 사포로 연삭하고 각각 0.3 μ m, 및 0.05 μ m의 Al₂O₃로 연마한 후, Al₂O₃ 입자를 제거하기 위해 부드러운 천으로 닦아내었다. 연마된 시편은 10%HCl 용액에 넣어 표면의 산화물을 제거하였고 알코올 및 증류수에서 세척하였다.

Table 1. Chemical composition of Cu and Alloy42 lead frames.

	C	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Cu
Cu		0.05	0.25		2.20		Bal.
Alloy 42	0.01		0.15	0.45	41	Bal.	

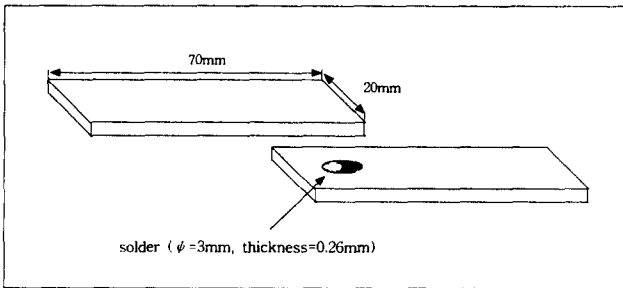


Fig. 1. Schematic diagram of lap shear specimen

Sn-3.5Ag 합금은 회성금속의 막대형 뿔납을 압연하여 0.26~1.5mm 두께의 박판을 만든 후 150 $^{\circ}$ C에서 24시간 열처리하여 사용하였다. 압연후 열처리된 Sn-3.5Ag합금의 미세구조와 결정성은 30%HCl 용액으로 5초간 에칭한 후, SEM (scanning electron microscopy), EDS (energy dispersive spectroscopy), XRD (x-ray diffractometry) 로 관찰하였다.

납땀을 위하여 이 Sn-3.5Ag박판을 지름 6mm의 디스크 형으로 절단하고 알코올로 초음파세척하였다. 용제 (flux) 를 도포하고 건조시킨 기관(Cu 또는 Alloy42) 위에 이 뿔납을 올려놓고 290 $^{\circ}$ C로 가열된 관상로에 10분간 넣어 완전히 용해한 후 노박에서 냉각하여 접합하였다. 이때 사용된 용제는 회성금속의 RMA-HP215F이었으며, 가열판은 Alloy42의 자기력 때문에 뿔납의 퍼짐이 균일하지 않아 사용하지 않았다. 납땀성을 평가하기 위한 퍼짐성은 퍼짐 면적 (area of spread) 을 측정하여 비교하였으며, 젖음성을 나타내는 접촉각 θ 는 Z. Mei¹³⁾의 방법에 따라 계산하였다. 즉 $\sin\theta = 2 / ((d/2h) + (2h/d))$ 로 접촉각 θ 는 납땀후 응고된 시료의 높이 (h)와 퍼진 뿔납의 지름 (d)을 측정하여 계산하였다.

납땀후의 Sn-3.5Ag 합금의 미세구조와 기계적 성질을 간접적으로 조사하기 위하여 뿔납의 표면강도를 Vicker 미세경도기로 측정하였다.^{9,14)} 50g 하중으로 5회 측정하여 평균값을 미세경도로 취하였다. 뿔납과 기관과의 접합강도를 측정하기 위한 인장전단시험 (tensile shear test)은 그림 1에서와 같은 lap shear 시편을 사용하였다. 시편은 위에서

와 같이 전처리한 한쌍의 기관사이에 지름 3mm의 디스크형 뿔납을 넣고 접합하여 만들었다. 기관의 두께가 매우 얇아 grip에 특별한 조치를 취하지 않아도 alignment에 문제는 없었다. 사용한 장비는 Lloyd instruments사의 LR50K 시험기이며 cross head speed는 0.01mm/s이었다.

납땀부위는 자동차 후두 (hood) 안과 같은 고온환경에서 장시간 노출될 수 있다. 이같은 환경에서 형성되는 Sn-3.5Ag와 기관과의 반응생성물을 조사하기 위해 접합을 180 $^{\circ}$ C에서 1주일간 시효 (aging) 시킨 후, 30%HCl 용액으로 5초간 에칭하여 계면을 SEM과 EDS로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2는 압연후 150 $^{\circ}$ C에서 24시간 열처리한 Sn-3.5Ag의 SEM 미세구조로서 기지상 안에 원형의 미세상이 산재함을 알 수 있다. 이 사진에 대한 EDS결과 (표 2)에서 기지상 (점 1)은 미량의 Ag가 함유된 Sn영역이며, Ag-rich인 미세상 (점 2)은 Ag₃Sn (ϵ 상)으로 확인된다. 이를 그림 3의 XRD결과에서 확인할 수 있는데, Ag₃Sn상에 비해 Sn 피크가 매우 강하게 나타났고, Ag₃Sn 피크도 미약하게 나타나 소량이 존재함을 알 수 있다. 그런데, 용해한 후 서냉한 Sn-3.5Ag의 경우 Ag₃Sn은 보통 미세한 침상 (fine acicular Ag₃Sn)으로 나타난다.^{6~15)} 따라서 그림 2의 원형 미세상은 Sn-3.5Ag합금을 압연, 즉 냉간가공후 열처리한 결과, 핵생성에 비해 결정성장이 충분히 되지 않

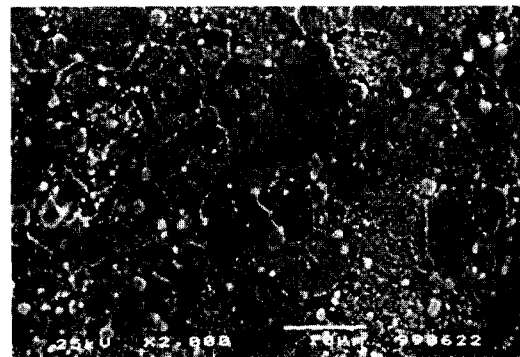


Fig. 2. The SEM microstructure of Sn-3.5Ag after cold-rolling and annealing at 150 $^{\circ}$ C for 24h.

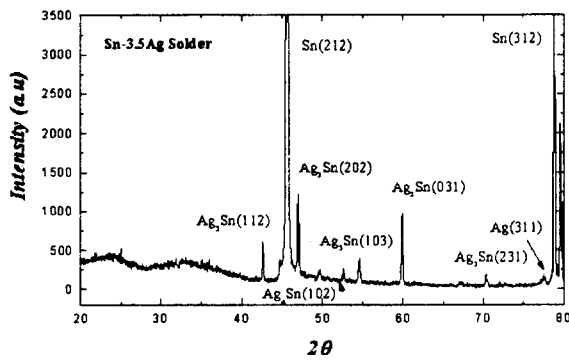


Fig. 3. The XRD patterns of Sn-3.5Ag after cold-rolling and annealing at 150°C for 24h.

Table 2. EDS results of Fig. 2.

Point	composition(at.%)		Phase
	Sn	Ag	
1	99.43	0.57	α -Sn
2	30.45	69.55	Ag ₃ Sn

은 때문으로 생각되어 진다. 이러한 현상은 용융후 급속냉각을 할 때도 나타나는 것으로 보고된 바 있다.⁹⁾

이 Sn-3.5Ag 합금을 Cu 리드프레임에 납땜한 후의 미세구조를 그림 4-(a)에 나타내었다. 그림 2와는 달리 기지상 내부에는 산재한 미세한 침상과 더불어 조대하게 자란 막대상과 구형의 상이 나타났으며, 땜납/리드프레임의 경계면에는 또 다른 상이 형성되었다. 각각의 상을 EDS로 분석한 결과(표 3)를 보면 기지상(점 1)내의 막대상(점 2)은 Ag₃Sn이며 미세한 침상은 크기가 너무 작아 EDS분석을 할 수 없었으나 같은 Ag₃Sn로 판단된다. 이 Ag₃Sn이 땜납/리드프레임 계면에 수직인 방향으로 성장한 것은 땜납이 냉각할 때, 결정화가 계면에서부터 액상방향으로 진행하였음을 보여준다. 한편, 구상(점 3)은 η -Cu₆Sn₅으로서,¹⁶⁾ η 상이 땜납 내부에 생긴 것은 비교적 높은 온도에서 장시간 납땜한 후 장시간 공냉하는 동안 Cu가 충분히 땜납 내부로 확산하여 Sn과 반응하였기 때문이다. 계면층(점 4)에도 구상과 같은 η -Cu₆Sn₅이 생성된 것으로 판단되나, Cu 함량이 약간 높은 것으로 보아 소량의 ϵ -Cu₃Sn상도 포함되

어 있는 것으로 생각된다. 계면의 금속간 화합물층의 두께는 약 1~2 μ m이나 8 μ m 정도의 침상형태로 성장한 곳도 있다. 이러한 두께의 차이는 Cu의 확산이 불균일하게 일어났음을 의미한다. 그림 2와 그림 4-(a)의 결과로부터 전처리 과정 및 기판의 종류에 따라 땜납의 미세구조가 달라짐을 알 수 있으며, 이 미세구조의 차이는 접합부의 특성에도 영향을 미친다. 특히 경도가 높은 Ag₃Sn상은 땜납의 기계적 특성에 큰 영향을 미치며, 미세한 입자 또는 침상으로 균일하게 분산되어 있으면 기계적 강도를 크게 증가시킨다.^{9,16)}

그림 4-(b)(c)(d)는 Sn-3.5Ag 땜납을 Alloy42 리드프레임에 납땜한 후의 SEM 미세구조이다. Cu 리드프레임의 경우와는 달리 기지상안에는 1,000배의 배율에서는 뚜렷이 분간되지 않는 침상만이 낮은 밀도로 산재되어 있다(그림 4-(b)). 이 미세구조를 5,000배 및 10,000배로 확대하면(그림 4-(c),(d)), 계면에 수직인 방향으로 성장한 침상(점 6) 외에 계면에도 화합물층이 형성되어 있음을 알 수 있다. 이를 EDS로 분석한 표 3에 따르면 기지상(점 5)내의 침상(점 6)은 Ag와 Sn의 원자수 비율이 약 3 대 6이므로 Ag₃Sn₂가 되나, 이는 침상이 너무 미세하여 EDS분석시 기지상의 Sn성분이 포함되었기 때문으로 생각된다. 따라서 이 침상은 Cu 리드프레임의 경우에 비해 충분히 결정성장이 안된 Ag₃Sn상으로 판단된다. 그런데 특이한 것은 이 침상내에 Ni 성분이 상당량 포함되어 있다는 점이다. Sn내에는 Ni이 43%까지 고용될 수 있으나¹⁷⁾ 기지상에는 Ni이 거의 확산되어 있지 않고 침상에만 있는 것으로 보아, 이 침상은 Sn-Ag-Ni 삼원화합물일 가능성도 있다. 한편, 계면층(점 7)에는 Ni보다는 Fe가 다량 확산하였고, EDS 결과에 비추어 FeSn₂을 형성한 것으로 판단된다. 그러나 Fe-Sn 이성분계에는 Fe가 33.5 at.% 이상일 경우 FeSn과 FeSn₂가 상온에서 존재할 수 있으므로, 계면층에는 소량의 FeSn도 포함되어 있을 수 있다. 또 이 층에는 Ni도 상당량 있어서 Sn-Fe-Ni 삼원화합물이 존재할 가능성도 있다. 계면의 금속간화합물층의 두께는 0.5~1.5 μ m로서 Cu의 경우에 비해 훨씬 작았다.

그림 4의 결과에서 납땜후의 땜납의 미세구조가 기판에 따라 차이를 알 수 있었다. 그런데 두 경우 땜납이 냉각하는 데 걸리는 시간은 같았으므로, 이 차이는 땜납의 냉각속

Table 3. EDS results of Fig. 4.

Point	composition (at.%)					Phase
	Sn	Ag	Cu	Ni	Fe	
1	99.17	0.56				α -Sn
2	23.80	75.55				Ag ₃ Sn
3	43.99	0.50	55.50			η -Cu ₆ Sn ₅
4	48.68		50.98			η -Cu ₆ Sn ₅
5	98.48	0.78				α -Sn
6	62.92	30.36		6.25		AgSn ₂
7	55.24	0.55		7.47	36.74	FeSn ₂

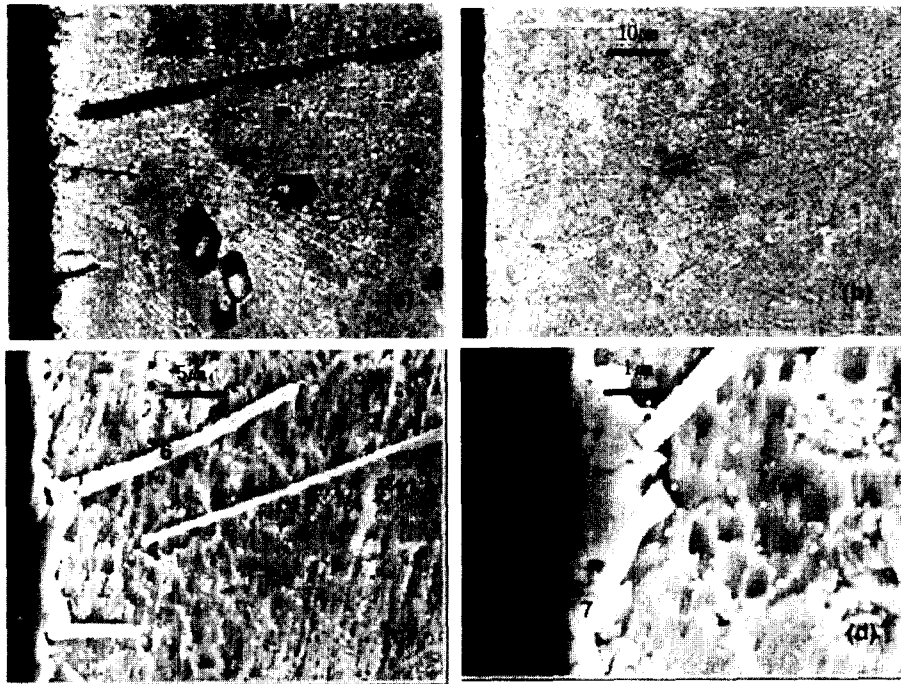


Fig. 4. The SEM microstructures of Sn-3.5Ag/lead-frame solder joints soldered at 150°C for 20 min. and air-cooled.

(a) Cu lead-frame, (b) Alloy42 lead-frame, and (c),(d) magnified view of (b).

Table 4. Comparison of spread area, contact angle and Vicker's hardness value for Sn-3.5Ag/Cu and Sn-3.5Ag/Alloy42 lead-frame solder joints.

종 류	구 분	지름(d) (mm)	높이(h) (mm)	퍼진면적(A) (mm ²)	접촉각(θ)	경도(HV)
Cu 기판		10.176	0.938	81.329	20.919	24.22
Alloy42 기판		10.498	0.858	86.557	18.576	20.16

도에 의한 것이 아니라, 기판에서 액상의 뿡납으로 확산하는 원소와 그 반응화합물에 기인한다. 즉 Cu 리드프레임의 경우 Cu의 액상 Sn으로의 확산이 빨라 Cu₆Sn₅계면층이 냉각초기에 형성되는 반면, Alloy42에서는 Fe와 Ni이 Sn내에 거의 고용되지 않으므로 계면층의 형성이 상대적으로 억제된다. 이러한 계면층의 형성속도 차이가 계면층의 두께는 물론, 뿡납의 미세구조 형성에도 영향을 미쳤을 것으로 생각되어진다. 납뿡성을 나타내는 젖음성(wettability)은 금속간화합물의 형성 여부 및 종류와 기판/금속간화합물, 금속간화합물/뿡납 등의 계면에너지에 의해 결정된다.¹⁶⁾ Sn-3.5Ag 뿡납과 리드프레임의 젖음성을 평가하기 위하여 퍼진면적과 접촉각을 측정한 결과를 표 4에 비교하였다. 용해전 지름 6mm이었던 뿡납 디스크가 10mm 이상으로 증가하여 퍼짐성은 우수하였다. 그리고 Cu에 비해 Alloy42 기판에서 퍼진면적이 약간 더 컸으며 그 결과 접촉각은 작았다. Alloy42 리드프레임은 Cu에 비해 젖음성이 낮은 Ni을 포함하고 있으면서도 젖음성이 더 우수한 것은, Fe(58 wt.%)이 Sn과 반응하여 형성되는 FeSn₂(그림 4-(d)) 때문으로 판단된다.

기판에 따른 뿡납의 기계적 성질하기 조사하기 위하여 측

정한 미세경도값은 Alloy42위에 접합된 뿡납에서 약간 낮았다(표 4). 이는 위의 미세구조(그림 4)의 비교에서 알 수 있듯이 Alloy42시편에는 뿡납내에 η -Cu₆Sn₅상도 없었고, Ag₃Sn상도 낮은 밀도로 존재하기 때문이다.

그림 5는 뿡납과 기판과의 접합부의 강도를 측정한 인장전단시험 결과이며, 그림 6은 파단면의 SEM 사진이다. 두 경우 모두 파단은 계면에 가까운 뿡납내에서 일어났으나, Alloy42 시편(그림 6-(b))에서 취성과파괴가 더 많은 것으로 보아 뿡납/금속간화합물의 계면에서도 파단이 일어났음을 알 수 있다. 그런데 Alloy42의 경우, 전단하중은 Cu에 비해 약 35%에 불과하였고 전단변위도 약 75%로 낮았다. 접합부의 전단강도는 뿡납의 미세구조와 계면생성물의 특성에 의존한다.^{7,16)} Cu 리드프레임의 경우 기지상내에 형성된 Ag₃Sn과 구형의 Cu₆Sn₅이 전단강도 증가에 기여하였으나, 뿡납/기판의 경계면에 형성된 수지상의 Cu₆Sn₅은 인성을 저하시키거나 전단강도의 증가에는 큰 영향을 미치지 않은 것으로 보고된 바 있다.¹⁶⁾ 그러나 Alloy42의 경우 기지상내에 형성된 침상의 Ag₃Sn는 크기도 작고 밀도도 낮아, 전단강도에 미치는 영향이 미미하였다. 반면, 경계면에 형성된 FeSn₂는 경도와 취성이 높고, 두께가 매우 얇으며 위치

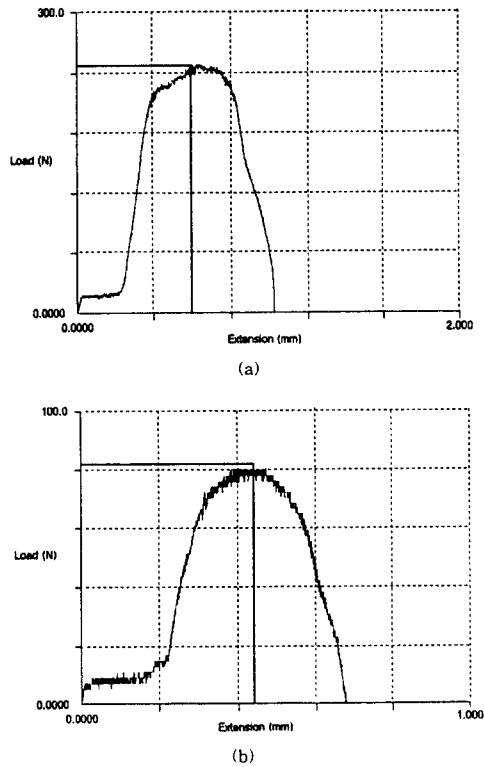


Fig. 5. Tensile shear test results of Sn-3.5Ag/lead-frame joints soldered at 150°C for 20 min. and air-cooled. (a) Cu lead-frame, and (b) Alloy42 lead-frame

에 따라 불균일하므로 납층과의 계면에서 crack이 쉽게 형성될 수 있다.⁹⁾ 그 결과 전단강도가 낮아진 것으로 생각된다. 한편 Sn-3.5Ag 합금 자체의 높은 인성¹⁰⁾ 때문에 Alloy42 시편의 전단연신율은 전단강도에 비해서 크게 작지는 않았다.

그림 7과 표 5는 Sn-3.5Ag/리드프레임 납납접합 시편을 180°C에서 1주일간 시효처리한 후의 SEM 사진과 EDS 결과이다. Cu 리드프레임의 경우(그림 7-(a)) 시효처리 전(그림 4-(a))과는 달리 계면에 두 개의 금속간화합물층이 있음을 알 수 있다. 기판쪽의 얇은 층(약 2.5 μ m)은 ξ -Cu₃Sn이며 납납쪽의 비교적 두꺼운 층은 η -Cu₆Sn₅이다. 전체 화합물층의 두께는 약 5~15 μ m로서 납납직후의 1~2 μ m에 비해 5배 이상 성장하였다. 이렇게 두 개의 금속간화합물층이 형성되는 것은 고체상태의 시효처리에서 흔히 관찰되는 현상이다.¹⁰⁾ 그런데 Cu₃Sn층에 비해 Cu₆Sn₅층의 두께는 매우 불균일하여 납납층과의 계면이 거칠었다. 이러한 거친 계면은 crack 생성을 유발하여 접합의 신뢰성을 저하시키는 원인이 된다. 또한 ξ 상은 취성이 강하여 접합강도를 저하시키므로 형성을 억제하여야 한다.⁹⁾ 한편, Alloy42 리드프레임에서는(그림 7-(b),(c)), 기지상내의 Ag₃Sn(점 5)이 구형으로 조대하게 성장하였음을 알 수 있다. 계면상은 납납직후와 마찬가지로 FeSn₂층만이 형성되었으며 평균 두께가 약 1.5 μ m로 성장하였다.

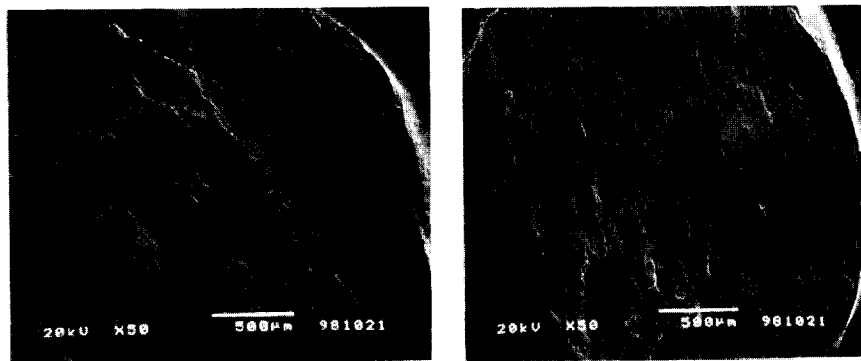


Fig. 6. The SEM fracture surfaces of Sn-3.5Ag/lead-frame joints soldered at 150°C for 20 min. and air-cooled. (a) Cu lead-frame, and (b) Alloy42 lead-frame

Table 5. EDS results of Fig. 7.

Point	composition (at.%)					Phase
	Sn	Ag	Cu	Ni	Fe	
1	0.24		99.68			Cu
2	20.15	0.04	79.87			ξ -Cu ₃ Sn
3	43.80	0.31	55.92			η -Cu ₆ Sn ₅
4	99.84	0.61				α -Sn
5	24.07	75.81				Ag ₃ Sn
6	68.74			4.24	26.87	FeSn ₂
7	62.99			2.66	34.25	FeSn ₂

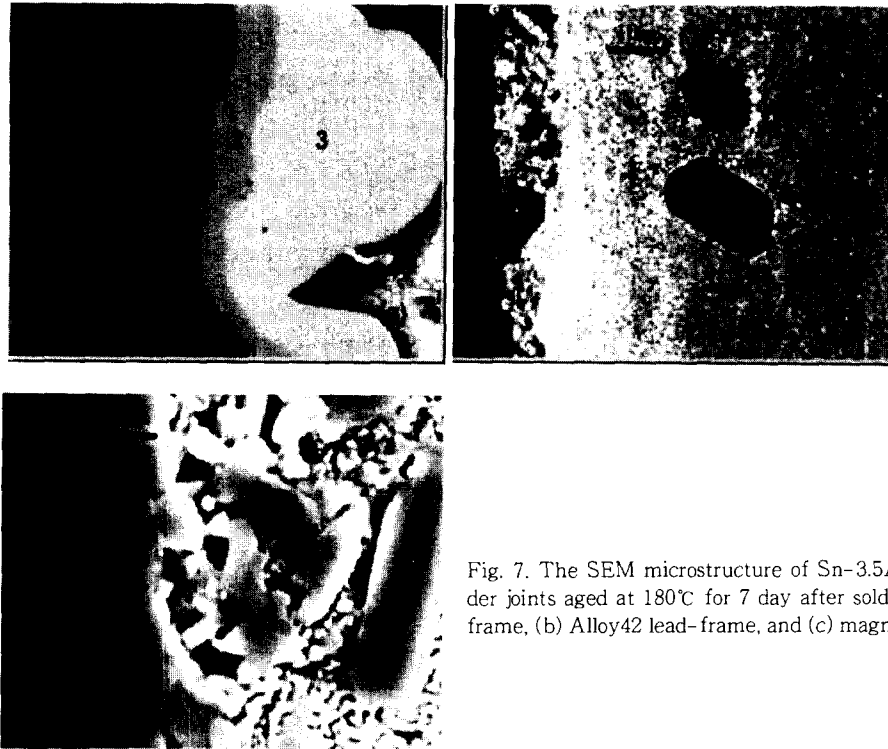


Fig. 7. The SEM microstructure of Sn-3.5Ag/lead-frame solder joints aged at 180°C for 7 day after soldering. (a) Cu lead-frame, (b) Alloy42 lead-frame, and (c) magnified view of (b).

4. 결 론

Sn-3.5Ag 뿔납을 Cu 및 Alloy42 리드프레임에 납땜하여 그 특성을 비교한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Cu 리드프레임의 경우, 뿔납은 Sn 위주에 기지상내에 미세한 침상과 조대한 막대형의 Ag₃Sn상과 구형의 Cu₆Sn₅상이, 그리고 뿔납/리드프레임의 경계면에는 1~2 μ m 두께의 Cu₆Sn₅상이 형성되었다.

2) Alloy42 리드프레임의 경우, 기지상내에는 침상의 Ag₃Sn만이 낮은 밀도로 산재되어 있고, 계면층에는 0.5~1.5 μ m 두께의 FeSn₂층이 형성되었다.

3) Cu에 비해 Alloy42 리드프레임에서 퍼짐면적은 크고 접촉각은 작아 더 우수한 젖음성을 나타내었다.

4) Cu에 비해 Alloy42 리드프레임에서 전단강도는 35%, 연신율은 75%로 낮았다.

5) 180°C에서 1주일간 시효처리 후, Cu 리드프레임에는 계면에 η -Cu₆Sn₅ 층외에 ξ -Cu₃Sn층이 성장하였고, Alloy42 리드프레임에는 기지상내에 Ag₃Sn이 구형으로 조대하게 성장하였고, 계면에는 FeSn₂층만이 약 1.5 μ m로 성장하였다.

참 고 문 헌

1. *Electronic Materials Handbook, Vol. 1 Packaging*, ASM, **538** (1989)
2. U. Ray, I. Artaki, H.M. Gordon, and P. T. Vianco, *J. Electron. Mater.*, **23**(8), 779 (1994)
3. K.S. Bae, A.F. Sprecher, H. Conrad, and D.Y. Jung, *Proc. of ISTFA'88* (ASM), Los Angeles, CA, 53 (1988)
4. Y. Moriya, Y. Yamade, and R. Shinya, *IEEE Trans.*

- CPMT-B, **21** (4), 394 (1998)
5. E.P. Wood and K.L. Nimmo, *J. Electron. Mater.*, **23** (8), 709 (1994)
6. 윤승욱, 이병주, 이혁모, *한국재료학회지*, **7** (4), 303 (1997)
7. 서운중, 이경구, 이도재, *한국재료학회지*, **8** (9), 807 (1998)
8. 홍순국, 주철홍, 강정윤, 김인배, *한국재료학회지*, **8** (11), 1011 (1998)
9. W. Yang, R.W. Messler, Jr, and L.E. Felton, *J. Electron. Mater.*, **23**(8), 765 (1994)
10. D.R. Flanders, E.G. Jacobs, and R.F. Pinizzotto, *J. Electron. Mater.*, **26**(7), 883 (1997)
11. "반도체 재료 품목별 동향", *반도체 산업*, **5** (7), 37 (1996)
12. 한정남, 변수일, *대한금속학회지*, **36**(11), 1823 (1998)
13. Z. May and J. W. Morris, *J. Electron. Mater.*, **21** (6), 599 (1992)
14. Do-Hyun Kim, Jang-Kyo Kim, Man-Lung Sham, and Pyung Hwang, *Metals and Materials*, **4**(4), 812 (1998)
15. *Metals Handbook*, vol. 9 (9th ed.), ASM, 455 (1985)
16. W. Yang, L.E. Felton, and R.W. Messler, Jr, *J. Electron. Mater.*, **24**(10), 1465 (1995)
17. T.B. Massalski, *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd ed.), ASM/NIST, **94** (1977)
18. M.E. Loomans, S. Vaynman, G. Ghosh, and M.E. Fine, *J. Electron. Mater.*, **23** (8), 741 (1994)