

■■■■■■■■■■  
**論 文**  
 ■■■■■■■■■■

## Sn-3.5wt.%Ag-1wt.%Zn 뿔납과 Cu기판간의 미세조직 및 계면반응

백대화 · 서윤종 · 이경구\* · 이도재\*\*†

### The Microstructure and Interfacial Reaction between Sn-3.5wt.%Ag-1wt.%Zn and Cu Substrate

Dae-Hwa Baek, Youn-Jong Seo, Kyung-Ku Lee\* and Doh-Jae Lee\*\*†

#### Abstract

This study examined the effects of adding Zn to Sn-3.5Ag solder on the microstructure changes and behavior of interface reaction of the solder joint with Cu substrate. The solder/Cu joints were examined with microscope to observe the characteristics of microstructure changes and interfacial reaction layer with aging treatment for up to 120 days at 150°C. Results of the microstructure changes showed that the microstructures were coarsened with aging treatment, while adding 1%Zn suppresses coarsening microstructures. The Sn-3.5Ag/Cu had a fast growth rate of the reaction layer in comparison with the Sn-3.5Ag-1Zn at the aging temperature of 150°C. Through the SEM/EDS analysis of solder joint, it was proved that intermetallic layer was  $Cu_3Sn_5$  phase and aged specimens showed that intermetallic layer grew in proportion to  $t^{1/2}$ , and the precipitate of  $Ag_3Sn$  occur to both inner layer and interface of layer and solder. In case of Zn-containing composite solder,  $Cu_3Sn_5$  phase formed at the side of substrate and Cu-Zn-Sn phase formed at the other side in double layer. It seems that Cu-Zn-Sn phase formed at solder side did a roll of barrier to suppress the growth of the  $Cu_3Sn_5$  layer during the aging treatment. (Received Mar 6, 2002)

**Keywords :** Sn-3.5Ag-1Zn, Pb-free Solder, Cu Substrate, Interfacial Reaction

#### 1. 서 론

반도체 집적회로기술은 전자부품의 소형화와 경량화 추세에 의해 급속한 발전을 하고 있으며, 뿔납 접합부에 대한 중요성도 더불어 많은 관심이 되고 있다[1]. 현재 사용중인 Sn-Pb계의 뿔납은 Pb이 인체에 미치는 영향과 환경오염 및 반도체 집적기술에 대한 한계를 들어내고 있고, 유럽과 미국등 선진국에서는 Pb의 사용을 제한하거나 금지하려는 움직임이 확산되고 있으며, 이에 대응하기 위하여 Pb이 함유되지 않은 새로운 뿔납 개발의 필요성이 대두되고 있다[2,3]. 납이 함유되지 않은 뿔납은 90년대에 이르러 Sn/Bi, Sn/Ag, Sn/Sb 및 Sn/In등의 공정조성의 합금이 연구되어 실용

화 된 것도 있으며[4,5], 여기에 제 3원소를 첨가하여 납뿔성을 개선시키는 연구가 주로 행해지고 있다. Flanders등에 따르면[6] Sn-3.5Ag합금은 Pb을 함유하지 않으며, 연성이 좋고 크립과 열적 저항성이 Sn-Pb합금보다 우수하여 무연 뿔납으로서 가능성이 있는 합금이라고 하였으며, McCormack등은[7] Sn-3.5Ag합금에 Zn과 Cu를 첨가하면 기계적 성질이 향상된다고 하였으나 이들 연구는 뿔납 합금 자체의 물성을 개선시키는 연구에 국한되고 있으며, 기판과의 접합부에 대한 연구는 널리 진행되지 못하였다.

따라서 본 연구에서는 Sn-3.5Ag계 합금에 Zn을 첨가하여 Pb이 함유되지 않은 뿔납을 제조한 후, Cu기판과의 납뿔을 통해 접합부 특성 및 계면반응층을 분

광주전남지방 중소기업청(Kwangju Chonnam Regional Small and Medium Business Office)

\*(주) 프로메디(PROMEDI, Co. Ltd.)

\*\*전남대학교 공과대학(Dept. of Metallurgical Engineering, Chonnam National Univ.,)

†E-mail : djlee@chonnam.ac.kr

석하였다. 계면반응은 SEM 및 EDS 분석을 통하여 뿔뿔/Cu접합부를 조사하였고, 본 연구의 뿔뿔 조성인 Sn-3.5Ag-1Zn의 계면반응층의 성장에 대한 정확성을 입증하기 위하여 Sn-40Pb와 Sn-3.5Ag합금과 비교 검토하였다.

## 2. 실험 방법

뿔뿔의 미세조직 및 계면반응층 관찰을 위한 기판은 1 mm의 판재로 가공된 99.7%의 무산소 Cu판을 사용하였다. Cu판은 연삭을 통하여 표면의 압연 결함을 제거하고 1  $\mu\text{m}$ 의 알루미나로 습식연마한 후, 연마제가 첨가되지 않은 연마포에서 마무리 연마하였다. 이와 같이 준비된 Cu판은 뿔뿔 직전에 10%  $\text{H}_2\text{SO}_4$ 에 1분간 침지하여 표면의 산화물을 제거하였고, 알코올과 증류수로 초음파 세척하여 사용하였다. 한편 뿔뿔은 99.9% 이상인 순금속을 이용하여 중량비가 Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-1Zn, Sn-40Pb인 조성으로 제조하였다. 제조 방법은 각 금속을 중량 비로 칭량한 후 흑연도가니에 장입하여 600°C로 유지된 전기로에서 10분 동안 유지하면서 혼합하였으며, 산화방지를 위해 아르곤 99.99% 이상의 보호 분위기 하에서 용해하여 막대 형태로 제작하였다.

건전한 시험편을 제작하기 위하여 Cu표면에 용제가 균일하게 도포하여 Cu의 산화스케일을 완전히 제거되도록 하였다. 뿔뿔시 접합부내에 기공이 생길 수 있는데 첨가된 용제가 뿔뿔에 의해 빠른 속도로 대체되지 못하고 잔류하면 기공이 생성된다. 이러한 기공은 입체현미경(독일, Zeiss사, model: Stemi SV11)으로 단면을 관찰할 때 붉은 색으로 관찰되었다.

이와 같은 과정에서 제조된 시료는 조직의 변화를 보기 위하여 150°C에서 120일까지 시효 처리하였다. 시험편의 시효는 산화 방지를 위하여 실리콘오일 중에서 하였으며, 일정 시간동안 시효한 후 꺼내어 표면을 #2000으로 연마하고, 0.25  $\mu\text{m}$  입자의 다이아몬드 연마제로 마무리하고 에칭하여 조직사진을 촬영한 후 같은 시험편을 즉시 다음시간 시효를 하였다. 결국 같은 시험편의 동일한 면을 시효시간에 따라 계면반응층의 성장을 관찰하는 방법이다. 이러한 방법은 Choi[8]도 지적하였듯이 같은 시험편의 각 단계에서의 계면반응층을 관찰할 수 있다는 장점이 있다.

계면반응층 두께 측정방법은 Choi[8]과 Frear등[9]은

각 단계에서 꺼내어 연마한 후 임의의 위치에서 10회씩 계면반응층의 두께를 측정하여 평균값을 얻었으나, 이러한 시험은 측정 위치에 따라 변화할 수 있으며, 실제 전단시험에서는 계면반응층의 두께뿐만 아니라 요철도 매우 중요한데 이러한 방법으로는 계면반응층의 요철이 어느 정도 되는지를 알 수가 없다. 따라서 본 시험에서는 화상분석기를 이용하여 조직사진으로부터 직접 계면반응층의 면적을 계산하여 이로부터 계면반응층의 두께를 계산하였다.

## 3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 Sn-3.5Ag계 공정조성과 여기에 Zn을 1% 첨가하여 뿔뿔을 제조한 후 시효에 따른 미세조직 변화를 분석한 결과로서 a와 c는 주조된 상태, b와 d는 100°C에서 60일 동안 유지한 후의 결과이다. Sn-3.5Ag뿔뿔의 주조상태 조직은 Fig. 1a에 나타난 바와 같이 수지상과 미세한 정출상이 나타났음을 알 수 있으며, 수지상은 Sn-Ag 이원계 상태도에서  $[10] L \leftrightarrow \text{Sn} + \epsilon(\text{Ag}_3\text{Sn})$ 의 공정반응에 따른 Sn상이며, 정출상은 Ag-Sn의 조성으로  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 상으로 알려져 있다. Yang에 따르면[11]  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 은 rod-like 구조로 정출하는 것으로 알려져 있으나 본 실험의 경우에는 제조된 뿔뿔이 금속계 금형에서 냉각되어 급랭되었기 때문에 이와 같은 현상은 나타나지 않은 것으로 판단된다. 정출상은 시효에 의해 Fig. 1b에 나타난 바와 같이 숫자는 줄어들면서 조대화됨을 알 수 있다. Sn-3.5Ag-1Zn뿔뿔의 경우에는 Fig. 1c에 나타난 바와 같이 Zn의 1% 첨가로 수지상이 생성되지 않고 미세한 등축상이 나타났으며, 수지상 형성의 억제효과로 기계적 성질이 향상될 수 있을 것으로 판단된다. Fig. 1d는 100°C에서 60일간 시효한 경우로, 시효에 의해 결정립이 성장하였으며 석출상은 주로 입계와 입내에 고르게 분포함을 알 수 있다. Jin에[12] 의하면 Sn-Zn계 이원계 상태도에서 Zn은 Sn과의 고용도는 없고 Ag와 40%의 고용도가 있기 때문에 Sn에 고용되지 않은 Zn이 미세하게 분포하였다가 합금이 응고할 때  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ 의 석출 site를 제공하여 석출을 미세화 및 구형화 하는 작용을 하고, Sn 수지상을 억제하는 효과를 보인다고 하였으며, 이로 인하여 본 실험에서도 Sn-Ag공정 조직보다 미세화가 진행된 것으로 판단된다.

Fig. 2는 Fig. 1d에서 나타난 석출상의 분석을 위해

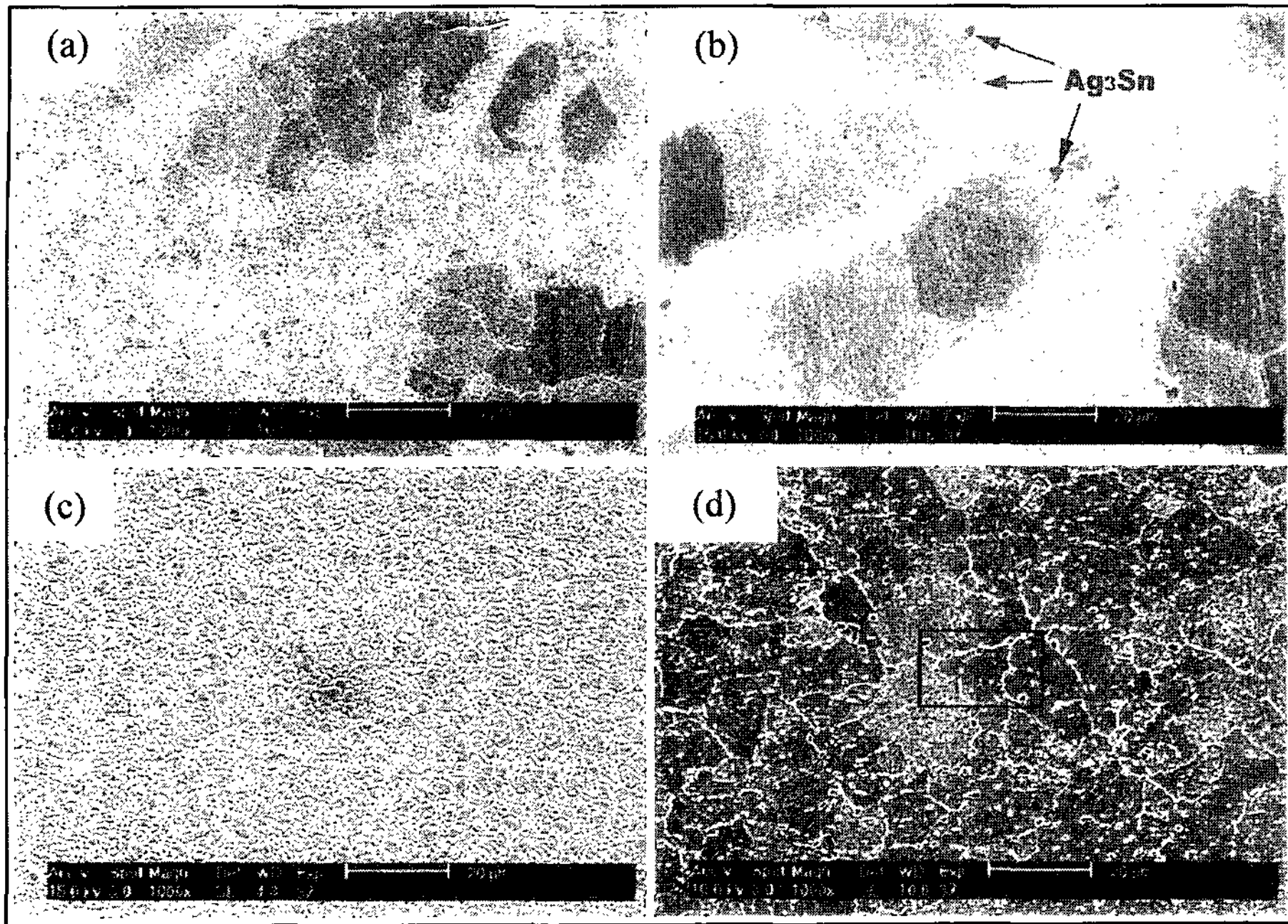


Fig. 1. SEM micrograph of Sn-3.5Ag(a, b) and Sn-3.5Ag-1Zn(c, d). All specimens were as casted(a, c) and aged for 60days at 100°C(b, d).

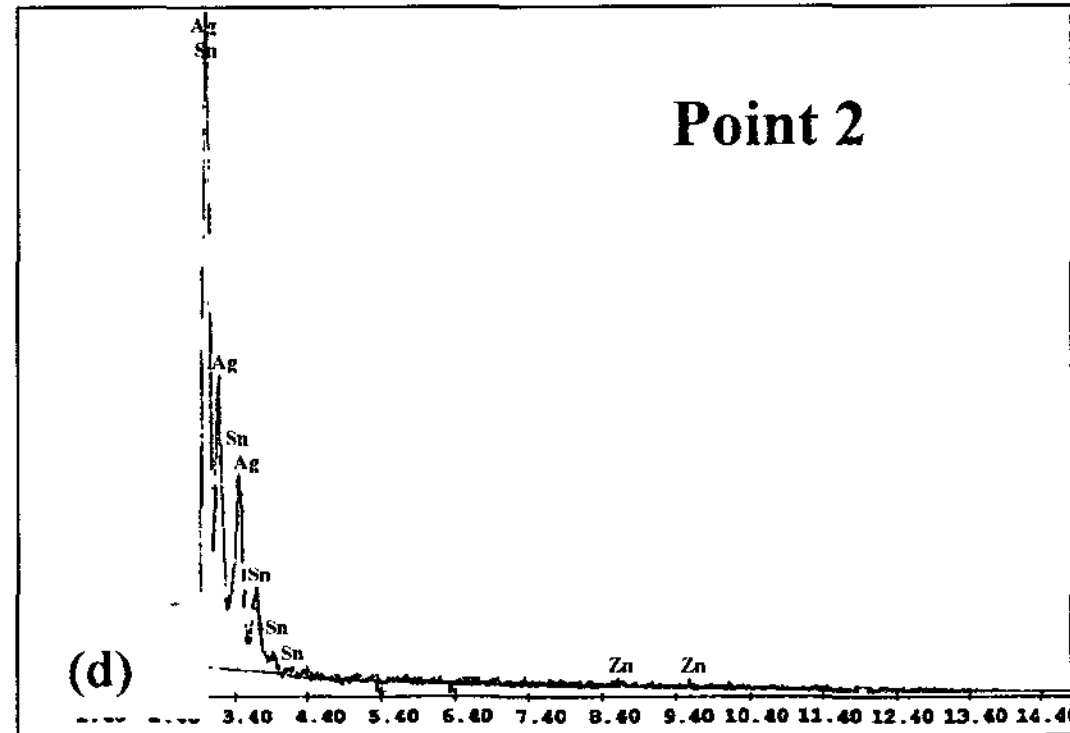
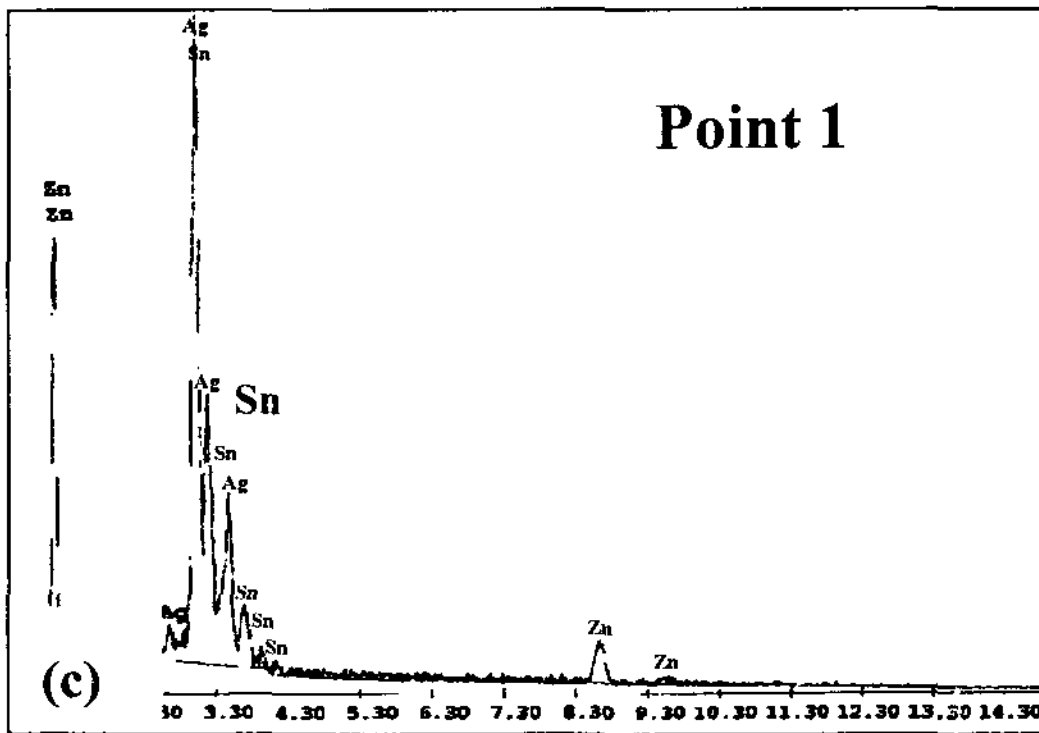
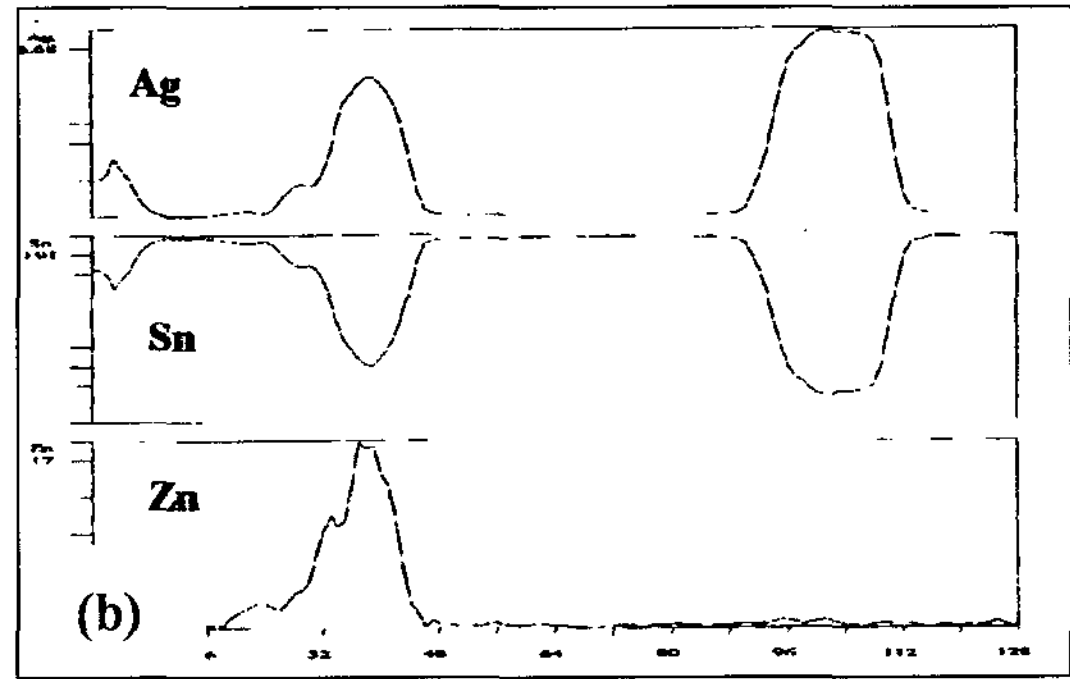
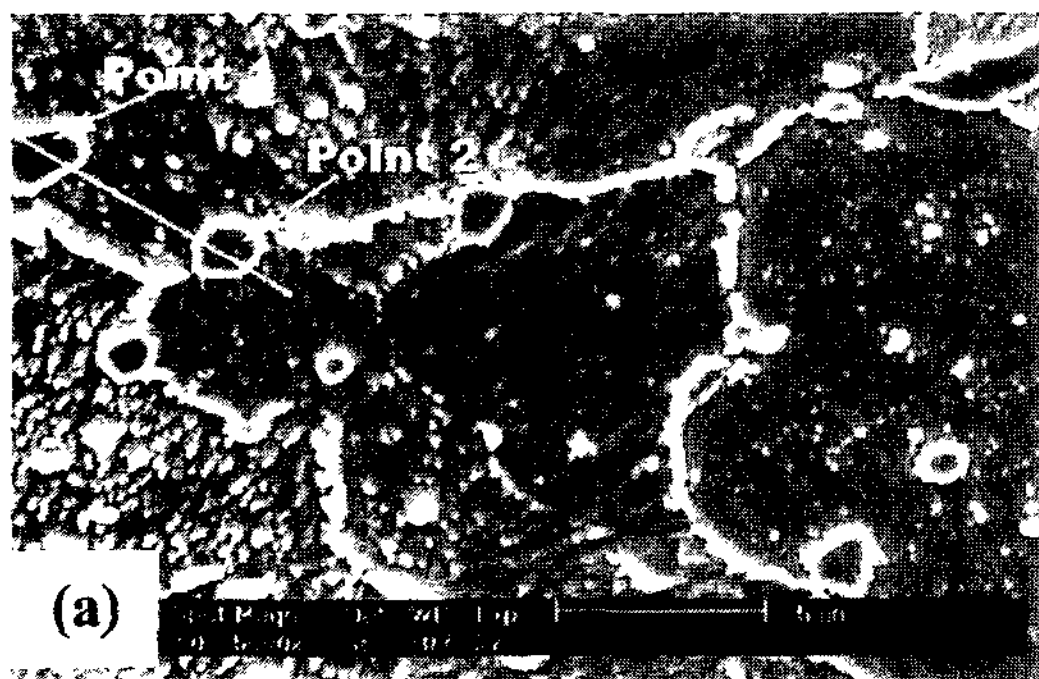


Fig. 2. SEM micrograph(a) and EDS result of Sn-3.5Ag-1Zn solder. The specimen was aged for 60days at 100 °C.



계면을 확대하여 SEM과 EDS 분석한 결과이다. point 1과 2의 EDS결과로부터 석출입자에는 Zn이 있는 경우와 없는 경우로 나뉘어 있으며, Zn가 있는 point 1의 경우, Ag-20.2at.%Sn-19.8at.%Zn으로 Sn:Zn의 비율이 약 1:1의 관계를 나타내고 있다. McCormack에 [7] 따르면 Sn-Ag합금에 Zn이 첨가되면  $Ag_3Sn$ 의 핵 생성 위치를 제공함으로써 미세화 효과에 기여한다고 하였다. 따라서 석출상에는 Zn과  $Ag_3Sn$ 의 화합물로 이루어져야 하는데, point 2의 경우에는 Ag-28.1at.%Sn으로 Zn이 나타나지 않고 있다. 따라서 Zn첨가에 따른 뿔납의 미세조직은 Zn의 핵생성 위치 제공 뿐만 아니라 Zn첨가에 따른 수지상 억제효과도 영향을 미친 것으로 판단된다.

Fig. 3과 표 1은 Cu판에 Sn-3.5Ag뿔납을 250°C에서 1분간 납땜 하고 150°C에서 60일간 시효처리 한 뿔납/Cu계면을 SEM, EDS관찰한 결과이다.

Fig. 3a에서 납땜 직후에는 작은 기둥형태의 반응생성물이 뿔납 쪽으로 성장하여 균일하게 분포하고 있음을 알 수 있으며 열처리시간이 증가함에 따라 그 크기가 조대화 됨을 알 수 있다. 또한 성장방향으로의 선단이 완만해지며 판상의 형태를 이루는 경향을 보이며 일부는 거대 침상으로 성장하는 것을 알 수 있는데, 이는 열처리에 의해 Cu의 연속적인 확산으로 반응층의 성장이 지속적으로 이루어졌기 때문으로 판단된다. 계면반응층이 뿔납쪽으로 성장하는 것은  $Cu_6Sn_5$ 상이 Cu판과 뿔납의 접합부위에 형성이 되는데 Cu가 침입형 확산을 하고 Sn보다 Cu가 더 빠르게 확산하기 때문에 Cu가 뿔납 쪽으로 용해해 들어가서 성장 방향이 뿔납 쪽을 향하여 성장하는 것으로 판단된다[13]. Cu판과 접합한 뿔납의 상부에 존재하는 석출상은 Fig. 3c의 SEM분석에 나타난 것과 같이  $Ag_3Sn$ 석출상과 Ag-Sn-Cu석출상도 존재함을 알 수 있다. 이는 납땜 후 열처리를 통하여 Sn내에 기판의 Cu가 지속적인 고상확산을 이루므로 석출된  $Ag_3Sn$ 이 성장할 때 3원계 상태도에 따라 Cu의 농도가 증가하여 Ag-Sn-Cu의 형태를 이루는 것으로 판단된다. 이러한 상은 접합부를 형성한 뿔납의 모든 석출상에서 나타나는 것은 아니며, 어느 조건에서 이러한 상이 발달되는지 자세히 조사하지 못하였다. SEM, EDS결과  $Ag_3Sn$ 이 반응층 내부와 반응층과 뿔납의 접합부에서 입자상태로 관찰되며 이는 납땜 후 반응층에 고용되어있던 Ag가 시효처리에 따라  $Ag_3Sn$ 을 형성하는 것으로 판단되며 또한 반응층

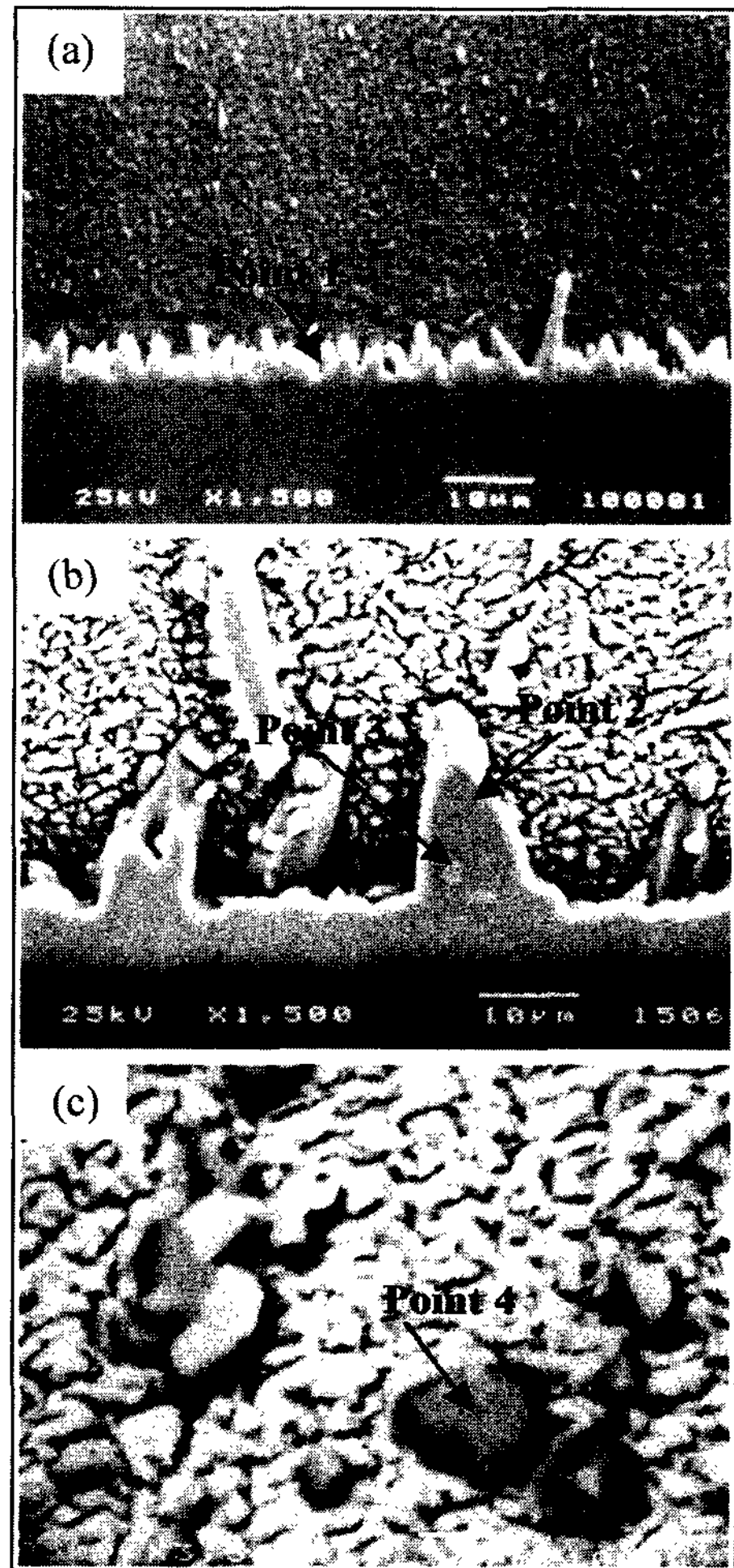


Fig. 3. SEM micrograph of Sn-3.5Ag/Cu. All specimens were as soldered(a) and aged for 60days at 150°C(b).

Table 1. EDS result of Fig. 3

Point	Chemical composition(at%)			Phase
	Cu	Sn	Ag	
1	52.1	bal.	1.1	$Cu_6Sn_5$
2	51.0	bal.	0.8	$Cu_6Sn_5$
3	8.4	bal.	66.1	$Ag_3Sn$
4	42.4	bal.	17.28	Cu-Sn-Ag

이 뿔납 쪽으로 성장하면서 반응층 부근의 Sn이 소모되어 Ag의 농도가 증가 될 것으로 판단되는 바 이러한 Ag의 농도 증가로 반응층과 뿔납의 접합부에서  $Ag_3Sn$ 상이 성장하였을 것으로 판단된다.  $Ag_3Sn$ 상은 전반적으로 150°C에서 계면층 내부에 석출되며, 반응층

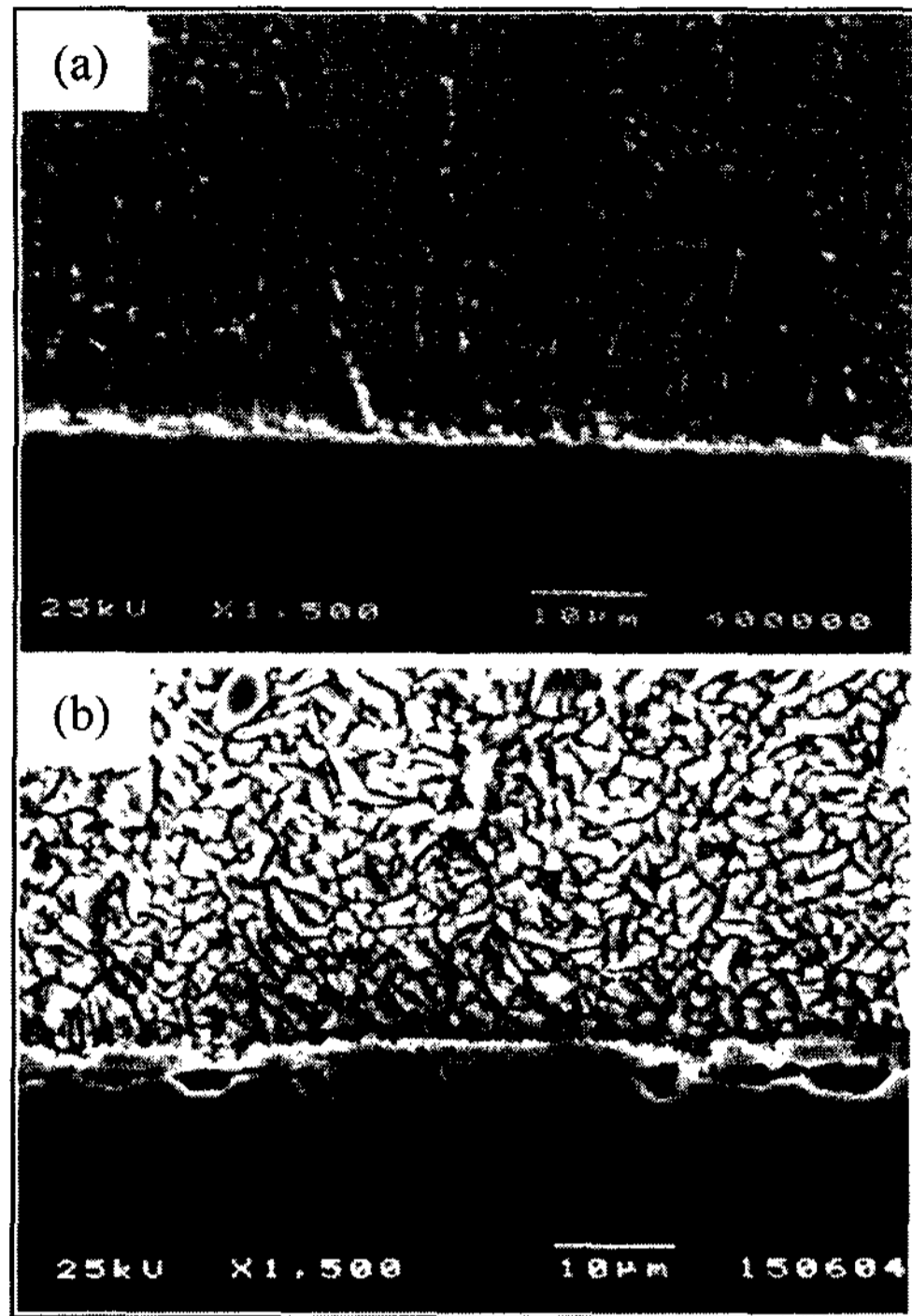


Fig. 4. SEM micrograph of Sn-3.5Ag-1Zn/Cu. All specimens were as soldered(a) and aged for 60days at 150°C(b).

과 뿔납의 접합부 전반에 걸쳐 균일하게 성장하여 분포함을 알 수 있었다.

Fig. 4는 Zn을 소량 첨가한 뿔납을 Cu와 납뿔 직후의 반응층을 분석한 것으로서 반응층 중 Cu판 쪽에는  $Cu_6Sn_5$ 가 생성되어 뿔납 쪽으로 성장하고 뿔납 쪽에는 Cu-Zn이 반응층과 평행하게 판상으로 형성되어 있음을 볼 수 있다. 이렇게 형성된 Cu-Zn은 시효처리시 계면층의 성장을 억제하는 역할을 하였고, 이는 Fig. 6의 100°C와 150°C의 계면층 두께변화를 통해 확인할 수 있다. 즉 확산이 용이한 Cu가 Sn쪽으로 확산하면서  $Cu_6Sn_5$ 를 형성하고, 이와 동시에 생성된 Cu-Zn이 이러한  $Cu_6Sn_5$ 의 연속적인 성장을 억제하는 것으로 판단된다. 사진에서와 같이 150°C에서 60일간 열처리한 경우 Cu와  $Cu_6Sn_5$ 의 경계부분이 Cu쪽으로 이동된 것을 관찰할 수 있는데 이는 뿔납 쪽으로의 계면반응층 성장이 억제되어서 Cu쪽으로 성장한 결과일 것이다. 이로써 소량의 Zn의 첨가로 계면반응층의 조성을 변화시킬 수 있고, 또한 계면반응층의 성장과 뿔납 내에서 석출상의 조대화도 억제할 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 5는 Sn-3.5Ag-1Zn의 뿔납과 Cu간의 접합시에

생성되는 반응생성물의 정확한 분석을 위하여 150°C에서 120일간 시효처리한 후 SEM, EDS분석한 결과이다. Fig. 5-a는 Sn-3.5Ag-1Zn뿔납과 Cu기판사이 계면반응층을 나타내는 사진이며, b는 EDS분석 결과를 나타낸 것이다. EDS분석은 Cu판쪽에서 뿔납쪽으로 감에 따른 각 성분(Sn, Cu, Zn)의 변화를 나타낸 것으로 본 그림 가로축에서 0는 Cu/계면반응층사이의 계면을 나타내며, 100은 계면반응층/뿔납의 계면을 나타낸다. 세로축은 각 성분의 농도를 at%로 나타내었다. 그림을 A, B, C영역으로 나누었는데 A와 C는 각각 Fig. 5(a)에 표시한 반응층 A와 C층을 나타낸다. 그림에서 보면, A층은 Cu 45~55at%, Sn 28~45at%, Zn 3~23at%, C층은 Cu 40~50at%, Sn 4~23at%, Zn 30~50at%임을 알 수 있다. 따라서 A층은  $Cu_6Sn_5$ 에 Zn가 섞여있어  $(Cu_6Sn_5)Zn$ 로 표시할 수 있으며,  $Cu_6Sn_5$ 의 경우 조성과 상태도에서 보면 Cu:Sn이 55:45의 비율이나, 이러한 비율에 대해 Sn이 상대적으로 낮은 것으로 보아 Zn이 Cu위치보다도 Sn에 치환형의 형태로 존재할 가능성이 있다. C층은 A층과 마찬가지로 표현하면,  $(CuZn)Sn$ 으로 표시할 수 있다. 즉 시효함에 따라 C층의 Sn은 CuZn층을 통하여 확산하여  $(Cu_6Sn_5)Zn/(CuZn)Sn$ 계면 쪽으로 확산한다고 생각되며, A층의 Zn은  $Cu_6Sn_5$ 을 통하여  $(Cu_6Sn_5)Zn/(CuZn)Sn$ 계면 쪽으로 확산한다고 생각된다. 이것은 A층의 Zn농도는 시효에 따라 감소함을 확인할 수 있었다. 그림에서 B층은 A층과 C층이 혼합됨을 나타내는데 이것은 측정위치에 따라 A층과 C층의 두께의 비가 15%정도의 차이가 있기 때문이다. 전체 계면반응층 두께에서 A층은 30~45% C층은 55~70%정도의 두께를 갖는다. A층의 윗부분에 Cu농도가 매우 높게 측정된 부분이 나타나 있는데 이는 Cu층이 계면층으로 약간 돌출된 부위가 EDS분석시에 interaction volume영향을 받았기 때문이라고 생각된다. 이 같은 시험결과를 통해서 A층과 C층이 사이의 조성이 매우 다르다는 것을 알 수 있다. 이와 같이 합금이 달라짐에 따라 계면반응층의 조성 및 형상이 변화하게 되는데 뿔납과 Cu판의 접합부의 신뢰성은 계면반응층의 조성 및 형상뿐만 아니라, 계면반응층의 두께에도 관련이 있다고 생각된다.

Fig. 6a는 Sn-40Pb, Sn-3.5Ag, 및 Sn-3.5Ag-1Zn와 Cu를 납뿔시킨 후 시효에 따른 계면반응층의 성장 속도를 분석하기 위해 시료를 100°C에서 7~105일간 유지한 후 계면반응층의 두께를 화상분석기를 이용하여

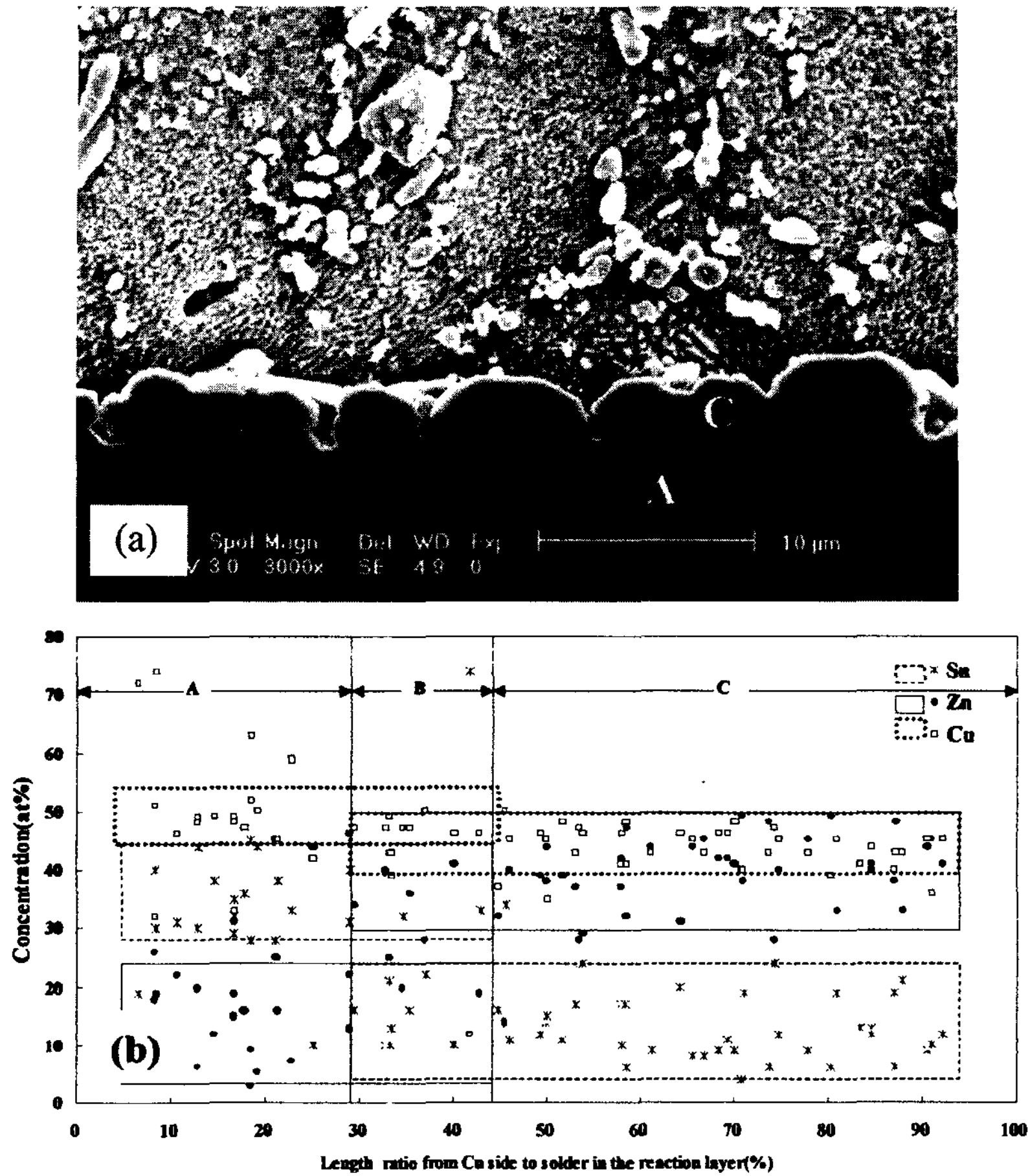


Fig. 5. SEM micrograph(a) and EDS result(b) of Sn-3.5Ag-1Zn/Cu. The specimen was aged for 120days at 150 °C(b).

측정하고 그 결과를 나타낸 그림이며, Fig. 6b는 150°C에서 시효시킨 결과이다. Fig. 6에서 절편을 통하여 시효전의 계면반응층 두께를 알 수 있는 데, 초기 계면반응층(Fig. 6에서 aging time = 0에서 생성된 계면반응층)은 대부분 뿨뿨뿨이 액체상태일 때 생성된 것이다. 그림에서 나타난 바와 같이 시효전의 계면반응층은 시험편 제조온도, 유지시간 등의 모든 조건이 같음에도 불구하고, Sn-Ag계 뿨뿨뿨의 경우가 계면반응층이 두껍게 나타남을 알 수 있다. 시험편 제조온도인 280°C에서 뿨뿨뿨의 융점과 제조온도차를 비교하면, Sn-40Pb(m.p. = 183°C)의 경우에는 97°C이고, Sn-3.5Ag(m.p. = 221°C)의 경우에는 59°C이며, Sn-3.5Ag-1Zn(m.p. = 218°C)는 62°C이므로 Sn-40Pb가 계면반응층이 가장 크게 성장할 것으로 생각할 수 있으나 Sn-3.5Ag계 합금의 경우에 초기 계면반응층의 성장이 더 크게

나타났다. 이러한 현상은 Sn-Ag계의 경우 Sn농도가 95.5~96.5%로 60%인 Sn-40Pb보다 Sn공급이 쉬워 초기 시험편의 계면반응층 성장을 크게 한 것으로 해석될 수 있으며, 여기서 Sn공급이 용이하다는 의미는 Sn-40Pb에서 액상과 Cu고상이 접하면 즉시 Cu-Sn계 금속간화합물이 형성되고, Sn이 소모되며, 공정조성에 가까웠던 Sn-40Pb조성은 Pb-rich상이 되면서 고상막을 형성하게 된 것으로 예측할수있고, 이러한 상황에서 Pb-rich상이 Sn공급에 대한 barrier로 작용하게 될 것이다. 계면반응층의 성장속도는 Fig. 6의 기울기로부터 분석이 가능하다. Sn-3.5Ag의 기울기가 Sn-40Pb와 비슷하며, Sn-3.5Ag-1Zn의 경우와는 다르다는 것을 알 수 있다. 이것은 Zn를 1%첨가함으로써 계면반응층의 성장속도가 달라짐을 의미한다. 이것을 이미 반응층의 분석에서 설명한바와 같이 계면반응층에 생성된 금속

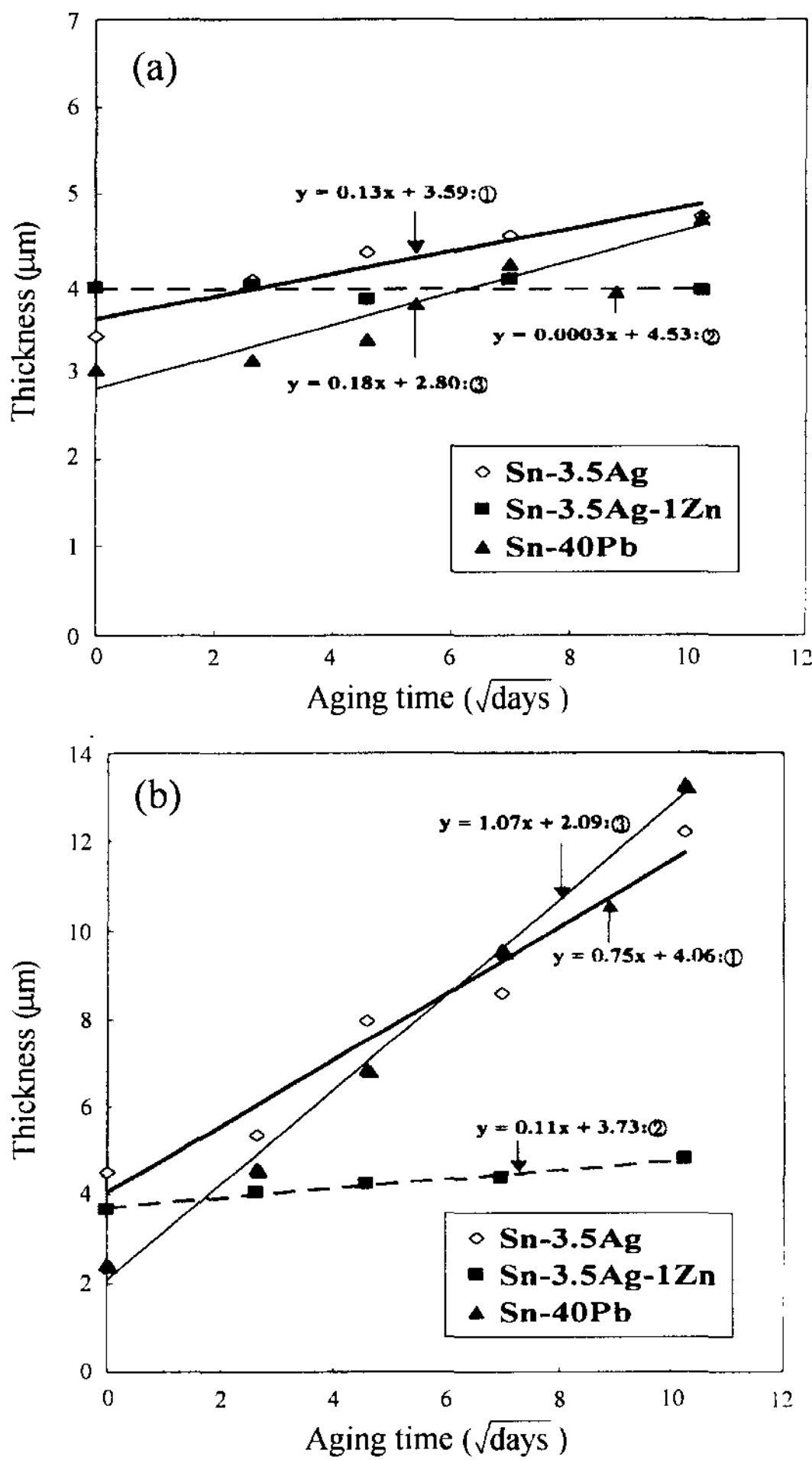


Fig. 6. The reaction layer thickness with aging time at 100°C(a) and 150°C(b).

간화합물의 조성이 큰 차이가 있기 때문이라 생각된다. 계면반응층의 성장하면서 Sn-40Pb의 경우에는 계면반응층에 가까운 부위의 Sn농도가 낮게 된다. 따라서 150°C에서는 시효가 진행되면, Sn-40Pb의 경우 계면반응층 주위의 Sn이 고갈되어 Pb-rich상이 계면반응층을 둘러싸게 된다[9,14]. 이에 대해서는 일반적으로 확산쌍(diffusion couple)에서 용융점이 낮은 금속의 확산계수가 높은 금속의 확산계수보다 크기 때문에 Cu가 뿔납쪽으로 확산하는 것보다 Sn이 Cu쪽으로 확산하는 것이 쉽기 때문이라 생각되며, 이에 대해서는 Wu의[15] 견해와 일치한다. 그러나 Sn-3.5Ag에서는 이러한 현상이 나타나지 않는 이유는 Sn-40Pb의 경우 60%가 Sn이지만, Sn-3.5Ag의 경우에는 96%이상이

Sn이기 때문에 계면반응층 부위에 Sn고갈영역이 나타나지 않는다고 생각된다. Choi의 시험에서 3~8 μm입자의 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>를 뿔납내에 분산시켜 시효한 결과 Sn-3.5Ag합금에서 계면반응층성장의 억제현상을 발표하였으며, 그 계면반응층 성장억제 요인이 입자로 첨가된 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>가 성장하는 계면반응층의 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>와 마주쳐 계면반응층의 성장을 억제한다고 하였다. 본 실험에서 일부러 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>를 첨가시키지는 않았지만, Cu판을 뿔납중에 침지할 때 액상 뿔납과 Cu간에 형성된 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>입자가 계면에서 분리되는 현상이 관찰되었다. Choi[8]의 시험에서와 같이 성장방향이 서로 다른 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>끼리 마주칠 때 성장이 억제되듯이, Ag<sub>3</sub>Sn도 같은 금속간 화합물이므로 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>계면반응층의 성장을 억제하리라 생각한다.

#### 4. 결 론

- 1) Sn-3.5Ag뿔납에 1%Zn이 첨가되면 핵생성 위치를 제공하여 조직이 미세화되었으며, 수지상의 성장도 억제되었다.
- 2) 시효에 따른 뿔납/Cu기판 접합부의 계면반응층은 1% Zn의 첨가가 계면반응층의 성장을 현저히 억제하였다.
- 3) Sn-3.5Ag뿔납에 1%Zn이 첨가됨에 따른 뿔납/Cu기판의 계면반응층의 억제는 Cu-Zn-Sn의 화합물이 Cu-Sn의 화합물 성장을 억제하기 때문으로 판단된다.

#### 참 고 문 헌

- [1] H. S. Betrabet, J. K. Mckinlay and S. M. Mcgee : J. of Mater Sci., 27 (1992) 4009.
- [2] M. E. Loomans, S. Vaynman, G. Ghosh and M. E. Fine : J. of Electron. Mater., "Investigation of Multi-Component Lead-Free Solders", 23 (1994) 741-746.
- [3] W. J. Tomlinson and I. Collier : JOM., 22 (1987) 1835.
- [4] J. L. Freer Goldstein and J. W. Morris, JR., : JEM., "Microstructural Development of Eutectic Bi-Sn and Eutectic In-Sn During High Temperature Deformation", 23 (1994) 477-486.
- [5] W. Yang, R. W. Merssler and L. E. Felton : JEM., "Microstructure Evolution of Eutectic Sn-Ag Solder Joints" 23 (1994) 765-772.
- [6] D. R. Flanders, E. G. Jacobs and R. F. Pinizzotto: JEM, "Activation Engineering of Intermetallic Growth of Sn Ag Eutectic Solder on Copper Substates", 26 (1977) 883-887.



- [7] M. McCormack, S. Jin : JEM., "New, Lead-Free Solders", 23 (1994) 635-640.
- [8] S. Choi, T. R. Bieler, J. P. Lucas and K. N. Subramanian : JEM., "Characterization of the Growth of Intermetallic Interfacial Layers of Sn-Ag and Sn-Ag and Sn-Pb Eutectic Solders and Their Composite Solders on Cu Substrate During Isothermal Long-Term Aging", 28 (1999) 1209-1215.
- [9] D. R. Frear and P. T. Vicano : Metallurgical and materials transaction A 25 (1994) 1509-1523.
- [10] T. B. Massalski : Binary alloy phase diagrams, American society for metals, (1986)
- [11] C. H. Reader, L. E. Felton, V. A. Tanzil and D. B. Knorr : JEM., "The Effect of Aging on Microstructure Deformation, and Fracture of Sn-Bi/Cu Solder Joints", 23 (1994) 611-618.
- [12] S. H. Jin, McCormack, and M. Thomson, US5762866., 17 (1995)
- [13] P. T. Vianco, P. F. Hlava and A. C. Kilgo : JEM., "Intermetallic Compound Layer Formation Between Copper and Hot-Dipped 100In, 50In-50Sn, 100Sn, and 63Sn-37Pb Coatings", 23 (1994) 583-593.
- [14] R. W. Neu, D. T. Scott, and M. W. Woodmansee : International Journal of Plasticity, 16, (2000) 283.
- [15] Y. Wu and J. A. Sees : JEM., 22 (1993) 769-777.