

Sb-InSb 및 Sn-Bi 공정합금의 미세조직과 전기비저항

석명진 · 최길현 · 이동철 · 문인형

한양대학교 재료공학과

Relationship Between Microstructure and Electrical Resistivity of Sb-InSb and Sn-Bi Eutectic Alloys

Myung-Jin Suk, Gil-Heyun Choi, Dong-Cheol Lee and In-Hyung Moon

Dept. of Materials Eng., Hanyang University, Seoul, 133-791

초 록 전형적인 f-f 및 nf-f 공정합금계로 분류되는 Sb-InSb 및 Sn-Bi 합금계를 일방향 응고 시켜서 성장속도에 따른 전기비저항값의 변화를 조사함으로써 미세조직의 이방성을 전기비저항의 특성으로 분석하고자 하였다. Sb-InSb계의 경우 26~34wt.%In, Sn-Bi계의 경우 53~65wt.%Bi의 조성을 갖는 공정합금을 진공봉합시켜 Bridgman형의 수직관상로에서 일방향응고시켰다. 일방향응고 시편을 횡단면 및 종단면으로 절단 채취하여 미세조직을 관찰한 후 전기비저항을 측정하였다. Sb-InSb, Sn-Bi 공정복합조직의 경우 모두 성장속도의 증가에 따라 성장방향에 수평한 방향의 비저항값(ρ_{\parallel})은 증가하나 수직한 방향의 비저항값(ρ_{\perp})은 감소하였으며, Sb-InSb 공정복합조직의 경우 특히 성장속도의 증가에 따르는 미세조직상의 두가지 변화 즉, 상경계면적(phase boundary area)의 증가와 fiber 방향성의 감소는 공히 ρ_{\parallel} 값을 증가시키는 반면 ρ_{\perp} 값에는 서로 상반된 영향을 끼쳤다. 또한 성장속도의 증가에 따라 점차 조직의 이방성이 상실되었다. 이와 같이 측정된 전기비저항은 미세조직 특성과 잘 일치하는 바 전기비저항 측정은 조직 특성분석의 유효한 도구가 될 수 있다.

Abstract The dependence of the electrical resistivity on the eutectic composition and growth rates was investigated in the unidirectionally solidified Sb-InSb and Sn-Bi eutectic alloy systems, which were generally classified into the groups of f-f and nf-f eutectic system. Sb-InSb alloys containing 26~34wt.% In and Sn-Bi alloys containing 53~65wt.%Bi were prepared in vacuum sealed in a silica tube, and then these were unidirectionally solidified. Electrical resistivity of the specimens prepared by cutting the crystal section in parallel with the transverse direction and by cutting in longitudinal direction was measured. As the growth rate increased, the Sb-InSb and Sn-Bi eutectic alloys showed that the resistivity of longitudinal to the growth direction was increased but that of transverse to the growth direction was decreased. In the case of Sb-InSb eutectic alloy, increasing the phase boundary area and decreasing the fiber directionality caused to increase the ρ_{\parallel} , while increasing the phase boundary area increased the ρ_{\perp} . As expected, the eutectic microstructure could be analysed well in terms of electrical resistivity.

1. 서 론

일방향 응고시킨 공정합금계는 in-situ composite라는 점에서 많은 관심을 끌어 왔으며 이 합금의 일방향응고 조직이 이방성을 나타낸다는 점에서 조직과 물성간에 대한 연구에 그 관심이 집중되어 왔다. 특히 Al-Si^{1,2)}, Al-Cu, Fe-C 합금계³⁾는 응고조건에 따라서 그

조직이 크게 변화하기 때문에 조직변화에 따른 기계적 특성의 변화와 이에 대한 응용에 관하여 주로 많은 연구가 진행되어 왔다.^{4) 8)}

그러나 1960년에 이르러서 일방향응고시킨 공정합금계에서 그 조직특성과 물리적 특성간의 관계 및 이들 특성의 응용가능성에 대한 연구⁹⁾가 시작되었다. 예를들면, 자기적 성질을 개선하기 위한 철심재료개발^{10, 11)}을 비롯하여

무접점재료¹²⁻¹⁴⁾, 이방성 도전재료^{15, 16)}, p-n 다중접합^{17, 18)}, 전극재료¹⁹⁾, 초전도재료^{20, 21)} 및 광학적인 효과²²⁾를 얻기위한 연구가 광범위하게 진행되었다.

이와같이 공정합금계의 미세조직에 따른 물리적 특성과 그 응용가능성에 주안점을 둔 연구는 활발히 수행되어온 반면, 역으로 단순히 물리적 특성의 변화를 토대로 해당 공정합금계의 미세조직을 해석하고자 했던 연구는 그리 많지 않았다. 미세조직변화에 가장 민감하게 변화하는 물성이 바로 전기비저항값이라는 점에서 공정합금의 응고조건에 따른 미세조직변화를 전기비저항값의 변화를 토대로 조사한다면 미세조직변화 양상의 정량적인 해석도 가능할 것이다.

본 실험에서는 각각 준규칙조직(quasi-regular microstructure)을 나타내는 f-f 공정합금계와 불규칙조직(irregular microstructure)을 나타내는 nf-f 공정합금계로 분류되는 Sb-InSb 공정합금계 및 Sn-Bi 공정합금계를 택하여 합금의 조성 및 응고조건을 변화시켜서 다양한 응고조직을 얻은 후 이들의 미세조직과 전기비저항간의 관계를 조사하고자 하였다.

2. 실험 방법

합금제조 및 일방향응고

순도 99.999%인 Sb와 In 그리고 Sn과 Bi (Alfa product)를 원하는 조성에 맞도록 칭량한 후 투명석영관(직경, 8~9mm)에 넣고 10^{-3} torr의 진공하에서 봉합하여 고주파유도로서 Sb-InSb 및 Sn-Bi 모합금을 제조하였다. 합금의 조성은 Sb-InSb 공정계는 26~34wt.%In의 구간에서 1wt.%간격으로 변화시켰으며, Sn-Bi 공정계의 경우에는 53~65wt.%Bi의 구간에서 2wt.%간격으로 변화시켰다. 진공봉합상태에서 모합금을 제조하였으므로 각 시료의 무게비를 합금의 조성으로 간주하였는데, 26wt.%In의 Sb-InSb 합금을 습식분석한 결과 25.9wt.%In의 값을 얻을 수 있었으며 Sb에 50at.%In을 첨가하여 동일한 방법으로 모합금을 제조하였을 때 예상했던 바와같이 순수한 InSb 상만을 얻을 수 있었다. 이와같이 제조된 합금은 내경 6mm인 투명 석영관에 다시 넣고 재차 진공봉합을 한 후(10^{-3}

torr), Bridgman type의 수직관상로서 일방향응고시켰다. 봉합된 석영관은 감속모터의 축과 연결된 Ni-Cr선(직경, 0.14mm)에 의해 로내에 매달린 상태로 하강하였으며 축의 지름과 감속비를 변경함으로써 시편의 하강속도를 1.2×10^{-4} cm/s~ 1.2×10^{-1} cm/s로 조절하였다.

성장속도 및 온도구배의 측정

일방향응고시 일반적으로 시편의 하강속도(모터의 구동속도)를 그대로 성장속도(고액계면의 이동속도)로 간주해오고 있으나 본 실험에서는 시편의 하강속도와 성장속도간의 관계를 조사한 다음 성장속도에 대한 필요 제원을 하강속도로 대신하였으며 또한 온도구배는 기울기의 변화가 일어나는 점이 고액계면에 해당하는 점에 근거하여 그곳으로부터 액상측으로의 단위길이당 온도상승량을 계산하여 구하였다^{23, 28)}.

조직관찰

일방향응고 후의 시편의 크기는 직경 6mm, 길이 120~150mm인 원기둥 형태였으며, 응고 과정시의 initial 및 final transient를 고려하여 시편의 양쪽끝 20~30mm를 제거하여 중간부분에서 시편을 채취하였다. 채취된 시편의 횡단면 및 종단면을 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였다. 대부분의 시편은 부식시켜 조직관찰을 하였으나 (Sb-InSb : 증류수 70ml+HCl 30ml+H₂O₂ 5ml, Sn-Bi : 증류수 100ml+HCl 20ml+FeCl₃ 10g) Sb-InSb의 일부 시편은 부식시키지 않고 조직을 관찰하였다.

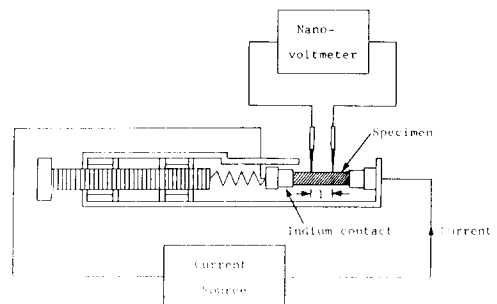


Fig. 1. Schematic illustration of specimen holder for the measurement of electrical resistivity using four point probe method.

전기비저항의 측정

본 실험에서 전기비저항의 측정은 전류원(current source)으로부터 일정한 전류를 시편(단면적: A)에 흘려주고 nanovoltmeter를 사용하여 일정거리(l)에서의 전위차(V)를 측정하는 4단자

법(four point probe method)을 사용하였다(Fig. 1). 이때 전기비저항 ρ 는 $V/i = \rho \cdot l/A$ 의 관계로부터 계산될 수 있다. 종방향의 비저항은 원기둥형태의 시편에서 직접 측정하였으나 횡방향의 비저항은 이 원기둥에서 $4\text{mm} \times 4\text{mm} \times 4\text{mm}$ 의 정방형

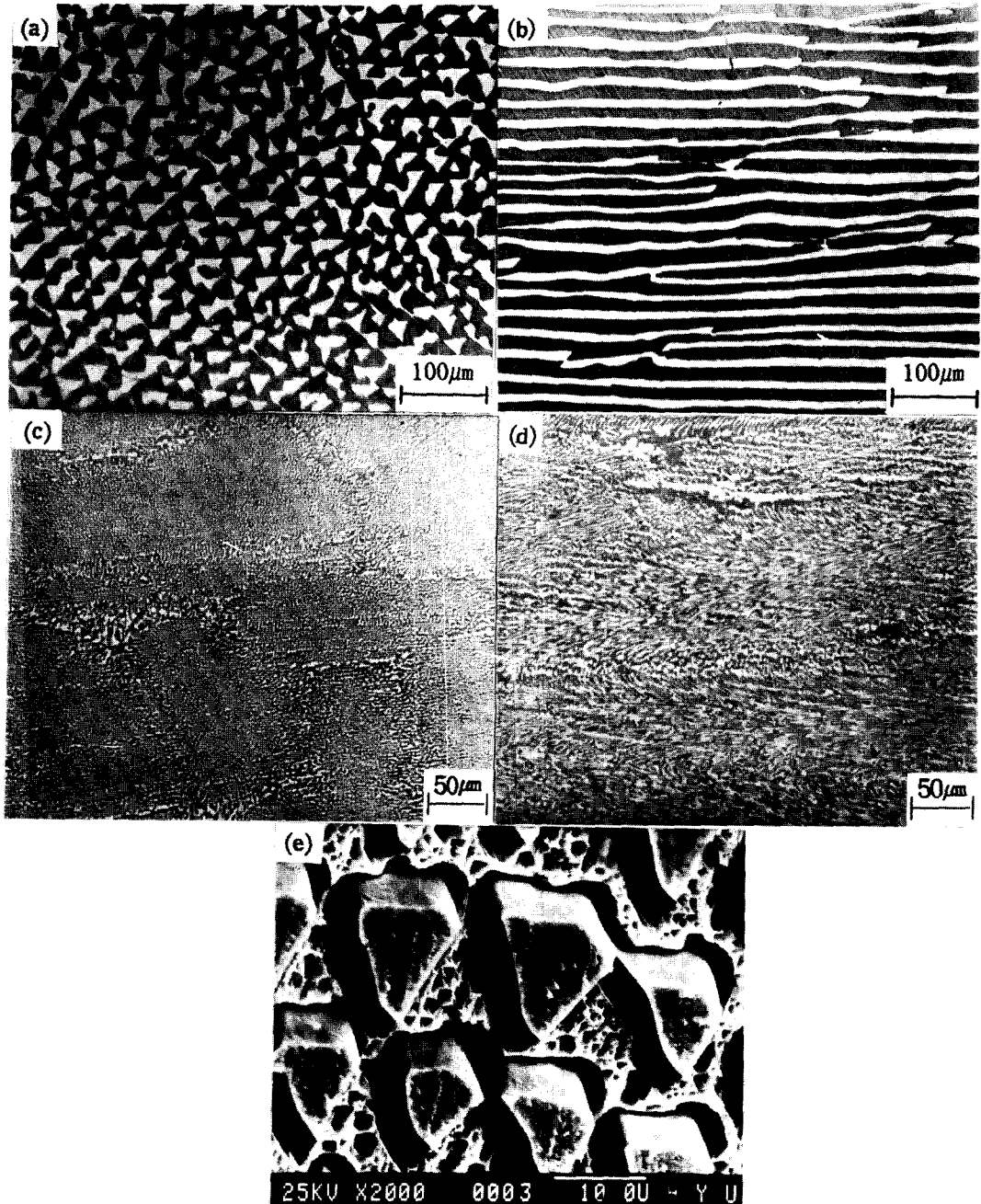


Fig. 2. Typical triangular fibrous microstructure of Sb-InSb eutectic. ((a) - (d) 29wt.%In, (e) 30wt.%In). (a), (e) transverse section, $R = 1.2 \times 10^{-4} \text{cm/s}$, (b) longitudinal section, $R = 1.2 \times 10^{-4} \text{cm/s}$, (c) transverse section, $R = 9.4 \times 10^{-3} \text{cm/s}$ (d) longitudinal section, $R = 9.4 \times 10^{-3} \text{cm/s}$

시편을 채취하여 측정하였다. 4단자법에서 전류단자와 전위측정단자는 서로 어느정도 멀리 떨어질수록 측정시의 오차가 감소될 수 있으므로²⁴⁾ 본 실험에서는 전류단자와 시편사이에 면접촉이 용이한 Indium bar(순도 5N, 길이 4mm×4mm×10mm)를 거쳐 시편에 전류를 공급함으로써 시편크기의 문제점을 해결하였다. 동일한 크기의 순도 5N의 Sb, Sn, Bi등의 비저항값을 측정한 결과, Indium bar를 연결했을 때 이들 순금속의 고유비저항값과 일치했던 반면 Indium bar를 연결하지 않았을 경우에는 이보다 약 30~40% 정도 작게 나타났다.

3. 실험 결과

1. Sb-InSb 공정합금계

1-1. 응고조건에 따른 미세조직변화

Sb-InSb 공정합금계는 Fig. 2에서 볼 수 있듯이 봉상규칙조직을 나타내고 있다. 성장속도가 낮은 영역에서는 InSb 기지에 Sb-triangular fiber가 비교적 규칙적으로 배열되어 있는 in-situ composite의 모습을 볼 수 있으나 (a, b, e), 성장속도가 증가함에 따라 Sb-triangular fiber의 한변의 길이와 층간 거리가 감소되었으며 fiber의 형태가 불규칙해지고 방향성의 상실이 두드러지게 나타났다. 또한 빠른 성장속도에서 보편적으로 등장하는 colony 조직이 형성되었다(c, d).

1-2. 응고조건에 따른 전기비저항 특성

전 성장속도 영역에서 순수한 공정조직만이 형성되는 29wt.%In의 조성에서 성장속도와 전기비저항간의 관계가 Fig. 3(a)에 나타나 있다. 성장속도의 증가에 따라 성장방향과 평행한 방향에서의 비저항(ρ_{\parallel})은 증가한 반면, 수직인 방향의 비저항(ρ_{\perp})은 감소하였다. 다만 ρ_{\perp} 은, 성장속도가 낮은 영역($<10^{-3}$ cm/s)에서는 성장속도가 증가함에 따라 약간 증가하는 경향을 보였다. 이와 같은 양상은 아공정 조성(26, 28wt.%In) 및 과공정 조성(33wt.%In)의 합금에서도 Fig. 3(b)와 Fig. 3(c)에서와 같이 동일하게 나타났다. 특히 ρ_{\perp} 의 값은 성장속도가 낮은 영역에서 성장속도의 증가에 따라 일시적으로 점차 증가하다가 다시 감소하는 경향은 더욱 두드러졌다.

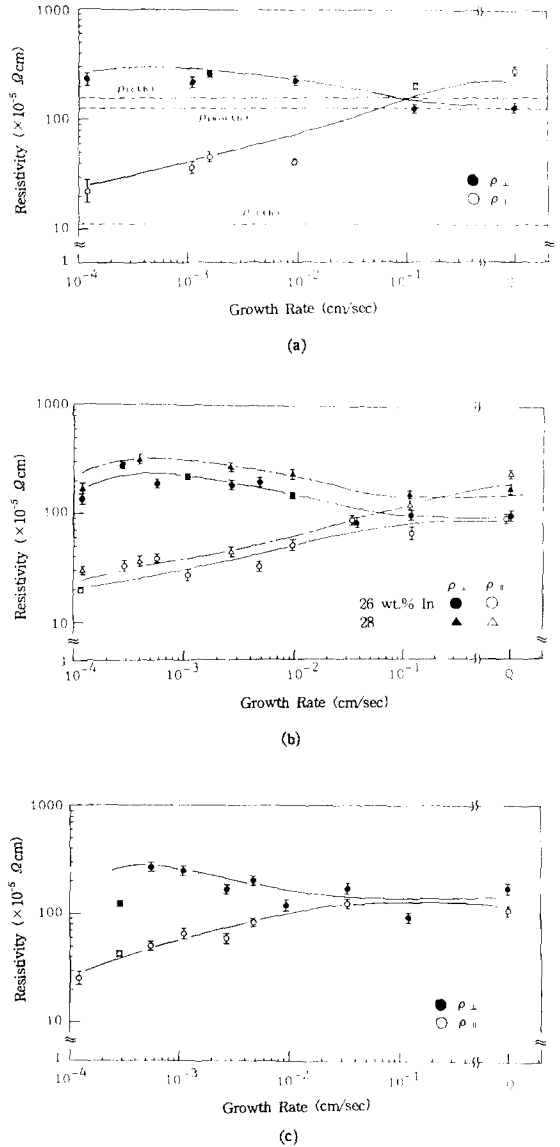
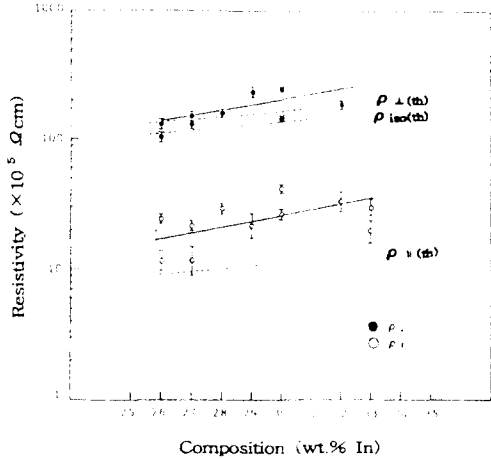


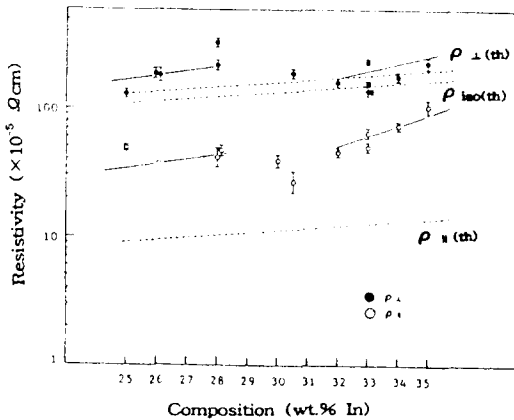
Fig. 3. Electrical resistivity vs. growth rate. (a) eutectic composition, (b) hypo-eutectic composition, (c) hyper-eutectic composition

Fig. 4(a)는 가장 낮은 성장속도($R=1.21 \times 10^{-4}$ cm/s)에서 조성에 따른 비저항값의 변화를 나타낸 것으로 In의 조성이 증가함에 따라 비저항값이 증가하였다. 이는 In 함량이 증가할수록 아공정 조성의 경우 비저항값이 작은 Sb($4.1 \times 10^{-5} \Omega \text{cm}$)의 분율이 감소하게 되며 과공정 조성의 경우에는 비저항값이 큰 InSb ($3.05 \times 10^{-3} \Omega \text{cm}$)의 분율이 증가하기 때문이

다. Fig. 4(b)는 성장속도를 20배정도 증가($R = 2.7 \times 10^{-3} \text{cm/s}$)시켰을 때의 In조성에 따른 비저항값의 변화를 보여주는 것이다. 28wt.% In 이하의 조성과 32wt.% In 이상의 조성에서는 Fig. 4(a)에서와 동일한 경향을 얻을 수 있었으나 29~31wt.% In의 조성에서는 뚜렷한 경향을 찾아볼 수 없었다. 이에 대해서는 뒤에 논의하겠다.



(a)



(b)

Fig. 4. Electrical resistivity as function of Indium concentration. (a) $R = 1.21 \times 10^{-4} \text{cm/s}$, (b) $R = 2.7 \times 10^{-3} \text{cm/s}$

Fig. 5는 지금까지 얻어진 비저항값을 성장속도의 증가에 따른 ρ_{\perp} 와 ρ_{\parallel} 의 비로써 다시

도시한 도표이다. 성장속도가 낮은 경우($\approx 10^{-4} \text{cm/s}$) ρ_{\perp} 은 ρ_{\parallel} 의 10배 정도에 달하여 성장속도가 매우 빠를 경우($> 10^{-1} \text{cm/s}$) $\rho_{\perp}/\rho_{\parallel}$ 비가 1정도인 것과 뚜렷한 대조를 보여준다. 즉, 성장속도가 낮은 경우 양호한 전기비저항의 이방성을 얻을 수 있었지만 성장속도가 증가함에 따라 점차 이방성을 상실하게 되어 10^{-1}cm/s 정도의 성장속도에서는 완전한 전기비저항의 등방성을 얻게 되었다. 즉 조직 이방성과 일치하는 결과를 얻었다.

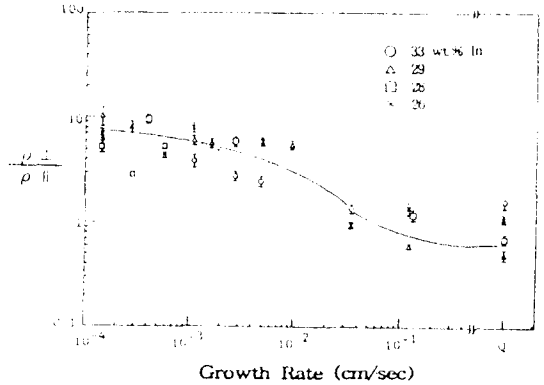


Fig. 5. $\rho_{\perp}/\rho_{\parallel}$ vs. growth rate for the various concentration of In.

2. Sn-Bi 공정합금계

2-1. 응고조건에 따른 미세조직변화

Fig. 6은 Sn-Bi 공정합금계의 전형적인 공정조직을 보여주는 사진으로 Bi의 조성이 증가할수록 Bi 결정의 3축방향성장이 두드러졌으며 Sb-InSb 공정조직과는 달리 faceted상인 Bi 결정이 주도하는 불규칙조직을 나타내고 있다.

Fig. 7은 Sn 및 Bi 초정의 모습을 보여주고 있다. nonfaceted상인 Sn초정은 전형적인 dendrite의 형태로 성장한 반면, faceted상인 Bi 초정은 다각형 형태 혹은 3축방향의 가지를 가진 삼각기둥 형태로 관찰되었다. Bi 결정은 횡단면이나 종단면에서 모두 조대하게 그리고 성장방향과는 무관하게 핵이 형성되면서 독자적으로 성장하는 것이 관찰되었다.

2-2. 응고조건에 따른 전기비저항 특성

Fig. 8은 55, 59, 63wt.%Bi의 조성에서의 성장속도에 따른 횡방향 및 종방향으로의 비저

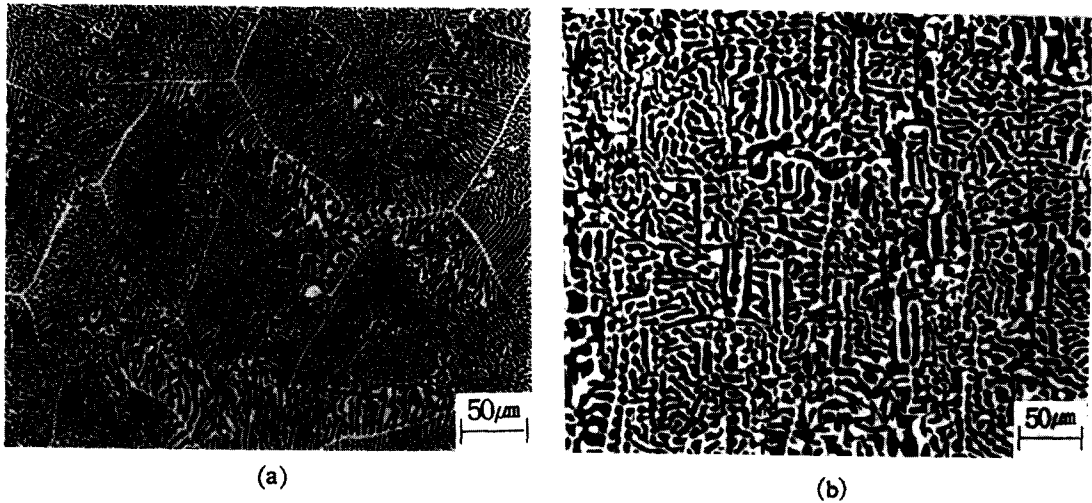


Fig. 6. Typical irregular eutectic microstructure of Sn-Bi alloys. (a) Sn-63wt.%Bi, $R=5.6 \times 10^{-4}$ cm/s, (b) Sn-55wt.%Bi, $R=1.2 \times 10^{-4}$ cm/s

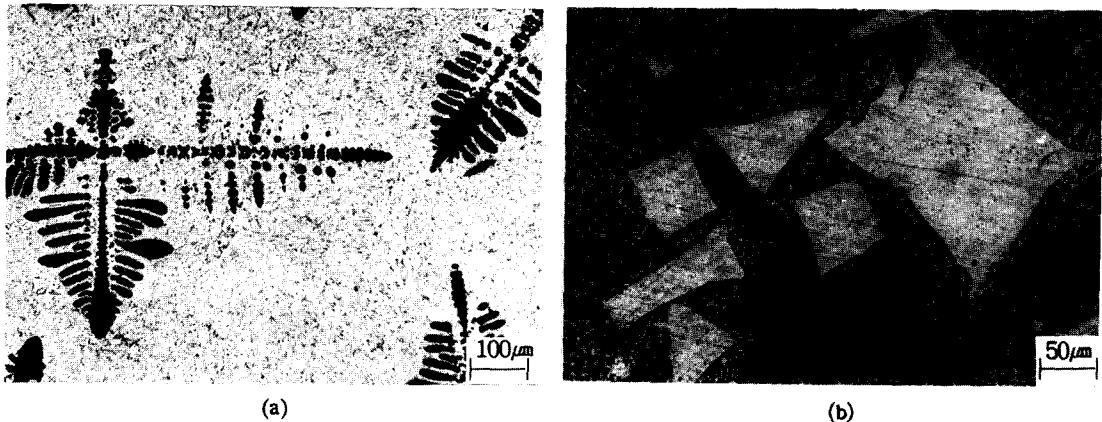


Fig. 7. The morphology of Sn-primary dendrite and Bi-primary phase. (a) Sn-55wt.%Bi, $R=2.7 \times 10^{-3}$ cm/s, (b) Sn-63wt.%Bi, $R=9.4 \times 10^{-3}$ cm/s

항값의 변화를 나타낸 것으로 Sb-InSb 계에서와 마찬가지로 성장속도의 증가에 따라 ρ_{\perp} 값은 감소한 반면 ρ_{\parallel} 값은 증가하는 경향을 나타내었다. ρ_{\perp} 값과 ρ_{\parallel} 값 차이는 성장속도가 증가함에 따라 점차 감소하였으며, 약 10^{-3} cm/s 정도의 성장속도에서 거의 소멸하였는데 이는 이 정도의 성장속도에서 이미 조직의 이방성을 완전히 상실하였음을 의미한다.

한편 낮은 성장속도에서는 ρ_{\perp} 값이 Sb-InSb와는 달리 성장속도의 증가에 따라 일시적인 증가 양상을 보여주지 않는다. 이는 낮은 성장속도에서도 불규칙조직을 나타내는 Sn-Bi계의 경우 이방적인 규칙공정조직을 나타냈던 Sb-InSb와는 달리 상경계면적에 의한

효과가 조직이방성의 상실로 인해 충분히 상쇄되기 때문으로 판단된다. Sn-Bi 공정합금계에서는 10^{-2} cm/s 이상의 성장속도에서 일방향성장이 불가능함을 비저항값의 측정을 통해 알 수 있다.

4. 고 찰

제시된 여러 electrical analog model^{9, 25, 26)} 들에 의해 공정조직과 이론적인 비저항값을 유도할 수 있으나 본 Sb-InSb 공정계처럼 rod like 공정조직을 갖는 합금계는 조직을 단순화시킨 후 W.K. Liebmann과 E.A. Miller의 모델의 도움을 받아 이론적인 ρ_{\perp} 및 ρ_{\parallel} 값의 관계식을 유도하면 다음과 같이 된다²³⁾.

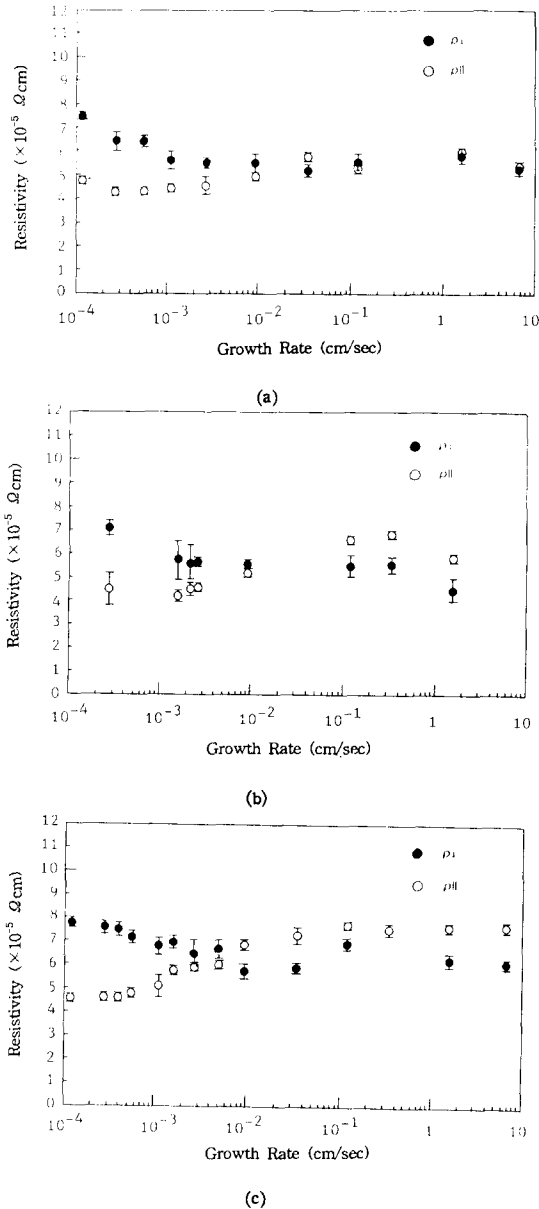


Fig. 8. Relationship between growth rate and electrical resistivity in (a) Sn-55wt.%Bi, (b) Sn-59wt.%Bi, (c) Sn-63wt.%Bi.

$$\frac{1}{\rho_{\perp(th)}} = \frac{1}{\rho_{InSb}(V_{Sb}^{1/2} - 1) + \rho_{Sb}} + \frac{1 - V_{Sb}^{1/2}}{\rho_{InSb}}$$

$$\frac{1}{\rho_{\parallel(th)}} = \frac{V_{Sb}}{\rho_{Sb}} + \frac{V_{InSb}}{\rho_{InSb}} \dots\dots\dots(1)$$

동일한 방법으로 완전한 등방성조직을 갖는 공정합금에 대하여 계산하면

$$\frac{1}{\rho_{iso(th)}} = \frac{1}{\rho_{Sb}V_{Sb}^{1/3} + \frac{\rho_{InSb}(1 - V_{Sb}^{1/3})}{V_{Sb}^{2/3}}} + \frac{1 - V_{Sb}^{2/3}}{\rho_{InSb}} \dots\dots\dots(2)$$

의 관계를 얻을 수 있다.

- 여기서 V_{Sb} : 공정 Sb의 체적분율
- V_{InSb} : 공정 InSb의 체적분율
- ρ_{Sb} : Sb의 비저항
- ρ_{InSb} : InSb의 비저항

이다.

윗식으로부터 계산한 이론적인 비저항값을 Table 1에 나타냈다. 이때 사용된 ρ_{Sb} 및 ρ_{InSb} 값은 본 실험의 시료(6N In 및 5N Sb)로부터 시편을 제조하여 측정된 값인 $\rho_{Sb} = 4.1 \times 10^{-5} \Omega\text{cm}$, $\rho_{InSb} = 3.05 \times 10^{-3} \Omega\text{cm}$ 였다. ρ_{Sb} 값은 기존의 데이터와 동일하였으나 ρ_{InSb} 값은 기 발표된 데이터들과 약간씩 상이하였다. 이는 InSb가 반도체이므로 순도에 따라 각기 다른 값을 보인 것으로 생각되며 Simmons²⁷⁾는 본 실험에서와 동일한 5N의 순도에서 $3.915 \times 10^{-3} \Omega\text{cm}$ 의 측정치를 얻은 바 있다.

29wt.%In의 조성에 대하여 $\rho_{(th)}$ 값을 Fig. 3 (a)에 점선으로 표시하였다. 성장속도가 증가함에 따라 ρ_{\perp} 및 ρ_{\parallel} 값은 $\rho_{iso(th)}$ 에 점차 접근하였는데 이는 성장속도가 증가함에 따라 조

Table 1. Theoretical Resistivity Data for Sb-InSb Alloys with Various Composition. ($\times 10^{-5} \Omega\text{cm}$)

wt.% In	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35
V_{Sb}	0.45	0.43	0.41	0.39	0.37	0.35	0.33	0.31	0.29	0.27	0.25
V_{InSb}	0.55	0.57	0.59	0.61	0.63	0.65	0.67	0.69	0.71	0.73	0.75
$\rho_{\perp(th)}$	132	138	145	152	159	167	174	181	190	196	204
$\rho_{\parallel(th)}$	8.9	9.3	9.8	10.3	10.8	11.4	12.1	12.8	13.6	14.6	16
$\rho_{iso(th)}$	108	114	121	128	135	143	150	158	167	175	184
$\rho_{\perp} / \rho_{\parallel(th)}$	14.8	14.8	14.8	14.8	14.7	14.6	14.4	14.1	14.0	13.4	12.8



Fig. 9. Sb- and InSb-primary dendrite growing unidirectionally in off-eutectic alloys of 26wt.%In (a), and 34wt.%In (b), ($R=2.7 \times 10^{-3}$ cm/s).

적의 이방성이 상실되고 점진적으로 등방성조직이 형성됨을 의미한다. 한편 성장속도가 매우 낮은 경우($R=1.2 \times 10^{-4}$ cm/s)에는 Fig. 2 (a)와 같이 양호한 이방성조직을 얻을 수 있

었으며, ρ_{\perp} 및 ρ_{\parallel} 값은 $\rho_{(111)}$ 보다 모두 높은 값을 나타냈다. 이는 $\rho_{(111)}$ 값의 유도과정에서 무시되었던 Sb/InSb 상정계면이라는 제3의 상이 존재함으로써 인해 비저항이 증가하게 된

것이다. ρ_{\perp} 값만을 이론치와 비교할 때 상경계면의 존재로 인해 비저항값이 증가하게 되었는지 아니면 이방성조직의 불충분한 완벽성 때문인지 혹은 이 두가지 효과의 중첩때문인지 의문이 있을 수 있다. 그러나 ρ_{\perp} 값을 이론치와 비교하면, 이방성 조직의 불충분성때문은 아님을 알 수 있다. 조직이방성의 불충분함은 반드시 ρ_{\perp} 의 감소를 동반해야 한다. 그러나 이 경우는 그렇지 않다. 따라서 이 경우의 비저항값의 증가는 상경계면이라는 제3의 저항체가 존재하기 때문이며, 최소한 전술한 두가지 효과가 중첩되었다 할지라도 계면에 의한 효과가 이방성의 상실로 인한 효과를 충분히 상쇄시키고도 남음이 있는 것이다. 성장속도가 매우 큰 경우 ($>10^4$ cm/s), ρ_{\perp} 값이 $\rho_{\text{iso(th)}}$ 값과 동일하게 되었다. 위의 관점에서 본다면 계면의 존재때문에 ρ_{\perp} 값이 $\rho_{\text{iso(th)}}$ 값보다는 커야 하겠지만 $\rho_{\perp} < \rho_{\parallel}$ 이므로 이 조직은 등방성의 도를 지나 방향성이 역전되어 시편의 측면방향으로 성장이 이루어진 경우였다²³⁾. 따라서 ρ_{\perp} 은 $\rho_{\parallel(\text{th})}$ 과 그리고 ρ_{\parallel} 은 $\rho_{\perp(\text{th})}$ 과 비교를 해야 할 것이다. 결국 29wt.%In의 조성에서의 공정조직은 10^4 cm/s 근처의 성장속도에서 $\rho_{\perp} = \rho_{\parallel}$ 의 관계가 만족되는 등방성 조직을 얻을 수 있게되며 비저항값은 $\rho_{\text{iso(th)}}$ 보다 크게 될 것이다.

Fig. 3(a)에서는 덜 뚜렷하지만 Fig. 3(b)와 Fig. 3(c)에서는 성장속도에 따른 ρ_{\perp} 값의 변화가 매우 특징적이다. 즉 성장속도의 증가에 따라 ρ_{\perp} 은 일시적으로 증가한 후 다시 감소하여 $\rho_{\text{iso(th)}}$ 에 접근하고 있다. 성장속도가 낮은 영역에서의 성장속도 증가에 따른 ρ_{\perp} 값의 일시적인 증가는 조직이방성의 큰 변화없이 조직이 점차 미세화되면서 단순히 상경계면적만이 증가함에 기인하는 것이라 생각된다. 더욱이 성장속도가 증가되면 조직이방성이 점진적으로 상실되고 이로 인한 ρ_{\perp} 값의 감소분이 조직미세화로 인한 ρ_{\perp} 값의 증가분을 상쇄시키는 임계값에 도달하게 된다. 이 임계성장속도는 모든 조성에서 대략 3×10^{-4} cm/s 정도로 일정하였으나 성장속도의 증가에 수반되는 공정-조정 전이과정²⁵⁾과는 관련시킬 수 없었다. 물론 조정의 형성이 주위의 공정조직의 정렬에 영향을 끼칠 수는 있겠지만 이러한 낮은 성장속도에서 형성되는 조정의 양은 극히 적

을 뿐만 아니라 조정자체도 매우 이방적으로 성장할 수 있기 때문이다. 따라서 공정조직 배열의 국부적 상실로 인한 효과는 임계성장속도의 등장에 대한 한 요인으로서 생각될 수는 없을 것이다.

Fig. 4(b)에서 나타난 바와같이 높은 성장속도 $R = 2.7 \times 10^3$ cm/s일 때 29~31wt.%In의 조성영역에서 다른 조성영역의 경향과 조화를 이루지 못하여 곡선의 연속성을 얻을 수 없었다. 이에 대한 설명은 다음과 같은 관찰로 설명될 수 있다. 기 보고된 본 합금계의 공정영역²⁶⁾에서 알 수 있듯이 이 성장속도 및 이 조성영역에서는 순수한 공정조직만이 형성되며 이보다 크거나 작은 조성의 영역에서는 상당량의 조정이 형성된다. 이때 조정은 매우 양호한 방향성을 갖게되는 반면 공정조직은 그보다 낮은 성장속도에 비해 상당한 방향성 상실을 보여준다(Fig. 9). 따라서 조정이 형성되는 조성영역에서는 매우 양호한 방향성을 갖는 조직(조정)이 상당량 존재하지만 방향성 상실이 상대적으로 심한 공정조직이 상대적으로 적게 분포함으로써 이 정도의 빠른 성장속도속에서 우연히 일어날 수 있는 돌발적인 조직의 변화 즉, fiber의 연속성 혹은 조직이방성의 변화등에 의한 영향이 어느 정도 억제될 수 있다. 그러나 순수하게 공정조직만이 형성되는 조성영역에서는 위에서 언급한 민감한 조직변화가 일어나게 되어 좌우 조성영역과 일관성있게 조화를 이루는 경향을 볼 수가 없다.

5. 결 론

1. Sb-InSb, Sn-Bi 공정복합조직의 경우 모두 성장속도의 증가에 따라 성장방향에 수평한 방향의 비저항값(ρ_{\parallel})은 증가하나 수직한 방향의 비저항값(ρ_{\perp})은 감소하였다.

2. Sb-InSb 공정 복합조직의 경우 성장속도의 증가에 따른 미세조직상의 두가지 변화 즉, 상경계면적(phase boundary area)의 증가와 fiber 방향성의 감소는 공히 ρ_{\parallel} 값을 증가시키는 반면 ρ_{\perp} 값에는 서로 상반된 영향을 끼쳤다. 상경계면적의 증가는 ρ_{\perp} 의 증가를 초래하나 fiber 방향성의 감소는 ρ_{\perp} 값의 저하를 가져왔다. 따라서 성장속도가 낮은 영역에서 성장속도가 증가하면 전자의 영향이 후

자를 증가하게 되어 일시적으로 ρ_{\perp} 값이 증가하나, 성장속도가 더욱 크게 되면 반대의 효과로 인해 ρ_{\perp} 값은 다시 감소하게 됨을 알 수 있었다.

6. 참고 문헌

1. H.A.H. Steen and A. Hellawell, *Acta Metall.*, 20, 363(1972)
2. F. Vnuk, M. Sahoo, R. Van De Merwell and R.W. Smith, *J. Mater. Sci.*, 14, 975 (1979)
3. H. Fredriksson, *Metal. Trans.*, 6A, 1658 (1975)
4. A. Hellawell, *Progress in Material Science*, 15, 15 (1970)
5. M. Shoo and R.W. Smith, *Can. Met. Quar.*, 15, 1 (1976)
6. W.R. Krummheuer and H. Alexander, *J. Mater. Sci.*, 9, 229 (1974)
7. M. Sahoo, D. Barager and R.W. Smith, *ibid.*, 13, 1565 (1978)
8. M. Sahoo, G.W. Delamore and R.W. Smith, *ibid.*, 15, 1097 (1980)
9. H. Weiss, *Structure and Application of Galvanomagnetic Devices*, Pergamon Press Ltd (1969)
10. M.R. Jackson, R.N. Tauber and R.W. Kraft, *J. Appl. Phys.*, 39, 4452 (1968)
11. D.L. Albright, G.N. Gonard II and R.W. Kraft, *ibid.*, 38, 2917 (1967)
12. H. Weiss and M. Willhelm, *Z. Physik*, 176 399 (1963)
13. T.G. Digges, JR. and R.N. Tauber, *Metal. Trans. A*, 4, 1169 (1973)
14. H. Weiss, *Solid-State Electronics*, 9, 443 (1966)
15. L.M. Levimson, *Appl. Phys. Lett.*, 21, 289 (1972)
16. I.H. Moon, Y.L. Kim, and I.S. Ahn, *J. Mater. Sci.*, 16, 1367 (1981)
17. W. Albers and J. Verberkt, *ibid.*, 5, 24 (1970)
18. A.M. Missik, A.W. Wjatkima and E.N. Nowikon, (YAK) UDK 158 (1969)
19. H.E. Cline, *J. Appl. Phys.*, 41, 76 (1970)
20. C.C. Tsuei and W.L. Johnson, *Phys. Rev.*, B 9 474 (1974)
21. J.D. Livingston, *Communications*, 2408 (1966)
22. B. Paul, H. Weiss and M. Wilhelm, *Solid-State Electronics*, 7, 835 (1964)
23. 최길현, 석사학위논문, 한양대학교 (1991)
24. L.J. van der Pauw, *Philips Res. Repts.*, 13, 1 (1958)
25. T.G. Digges, JR. and R.N. Tauber, *Metal. Trans. A*, 2, 1683 (1971)
26. W.K. Liebmann and E.A. Miller, *J. Appl. Phys.*, 34, 2653 (1968)
27. C.A. Simmons, *ibid.*, 32, 1970 (1961)
28. 석명진, 최길현, 문인형, *대한금속학회지*, 28 462 (1990)