

|||||
 論 文
 |||||

급속 응고한 Al-Pb 편정 합금의 조직과 성질
 -I. 급속 응고 조직 특성-

* 김명호, ** 배차현, *** 이호인

Structure and Properties of Rapidly-Solidified Al-Pb Monotectic Alloys.
 (I. Characteristics of Rapidly-Solidified Microstructure)

Myung-Ho Kim, Cha-Hurn Bae, Ho-In Lee

Abstract

Microstructural characteristics of Al-3.63wt. % Pb hyper-monotectic alloy rapidly-solidified by melt spinning were examined. Possibility of forming a planar liquid-solid interface during rapid solidification of this alloy was also considered with a morphological stability theory, and a mechanism of forming banded structure observed at the bottom parts of melt-spinned specimens was considered as well.

Application of the absolute stability criterion predicts the liquid-solid interface of the primary aluminium phase to be able to maintain a planar interface during the early stage of rapid solidification.

Formation of banded structure was supposed to be resulted from the release of latent heat during solidification, which affect the stability of a planar liquid-solid interface.

1. 서 론

편정 합금계의 응고 기구에 관한 논의는 최초로 Chadwick (1) 가 critical wetting theory를 제창한 이래, 편정응고에 관여하는 세개의 상, 즉 고상 S, 액상 L₁ 및 액상 L₂간의 계면에너지 관계에 의해 논의되어 왔다. 이에 의하면 계면에너지간의 관계가 $\sigma_{SL_1} < \gamma_{SL_2} + \gamma_{LL_2}$ 인 경우에만, 액상 L₂는 고상 S 위에 wetting 되어 형성되고, 이 경우에만 편정 복합성장이 가능하고 섬유상 복합조직이 얻어질 수 있다고 주장하였다.

그러나 Livingston 과 Cline(2) 은 Cu -Pb 편정 합금계에서 Chadwick 의 계면에너지 조건에 맞지 않을 경우에도 섬유상의 복합조직을 얻을 수 있었으며, 이에 관하여 이들은 envelopment theory, 즉 비록 액상 L₁과 L₂ 그리고 고상 S 간의 wetting 이 일어나지 않더라도 이동하는 응고 계면은 계면전방의 L₁액

상중에서 핵 형성된 L₂상을 흡인하여 상당히 irregular한 섬유상 복합조직을 형성할 수 있음을 제시하였다.

그후 Derby 와 Favier(3)는 eutectic 성장에 대한 Jackson 과 Hunt 의 model을 이용하여 편정합금계의 응고에 대한 새로운 model을 제시하였다. 이에 의하면 규칙적인 편정합금계의 응고조직은 편정응고가 규칙적인 공정응고와 유사하게 일어남에 기인하며, 비규칙적인 편정조직의 형성은 계면에서의 supercooling 이 상당할 경우 평면응고 계면의 성장이 불가능하기 때문이라고 설명하였다.

그리고 최근에 Kamio (4) 등도 편정응고 조건에 대하여 실험적으로 조사하였으며, 이들은 Al 기 합금의 편정응고기구를 고상 Al 에 wetting 되지 않고 분리 생성된 L₂상 성분이 고상중에 취입되는 과정으로 설명하였으며, 이는 주로 고액계면의 형태에 지배된다고 하였다.

* 울산대학교 (University of Ulsan)

** 부산공업대학 (Busan National Institute of Technology)

*** 한국과학기술원 (K.A.I.S.T)

그러나 이상의 편정합금계 조직의 형성기구에 관한 고찰은 대부분 용질 함유량이 극히 적은 아편정 내지는 편정합금을 대상으로 하였으며, 또한 응고 속도도 극히 느린 일방향성 응고나 급형주조에 의하여 얻은 미세응고 조직의 관찰에 근거하고 있다.

그러나 만약 응고속도가 극히 커서 계면의 이동 속도가 특정의 임계속도 이상으로 되면 응고시 용질의 분배계수가 빠른 속도로 변화하는 점 (5)이나, 합금조성이 증가할 수록 더 큰 과냉각을 얻을 수 있는 점(6)을 고려할 때, 과편정 합금계의 급속응고시에 형성되는 미세응고 조직은 steady state 하에서의 응고조직과 그 형태나 응고기구가 전혀 다를 것이 예견된다. 일례로 Kamio(7) 등이 보고한 수냉에 의하여 급속 응고 시킨 Al-18wt.%In 과편정합금과 Cu-36wt.%Pb 편정합금의 응고조직 관찰에 의하면, L₂ 상 입자들이 고상 S를 중심으로 하여 방사상으로 배열하고 있거나, L₂ 상 입자가 단층, 또는 수층의 band를 형성하고 있는 부분도 관찰되었다. 그러나 이러한 과편정 합금계의 초급속 응고시에 나타나는 banded structure 의 형성기구나 이의 형성에 미치는 각종 인자들의 영향에 관하여는 지금까지 전혀 연구 보고된 바 없다.

이에 따라 본 연구에서는 Al-Pb 과편정합금의 초급속 응고시 고액계면의 성장 형태에 관하여 고찰하여 보았으며, 아울러 이러한 과편정합금의 초급속 응고시 나타나는 banded structure 의 형성기구에 관하여도 고찰하여 보았다.

2. 실험방법

공업용 순도의 Al(99.9%)과 시약용 Pb(99.9%)를 배합하여 Al-5wt.% Pb조성을 갖는 과편정 Al-Pb계 모합금을 제조하였다. 용해는 유도용해로 (30KHz, 30kw)를 사용하였으며 장입된 Al이 용락된 후 소편상의 Pb를 투입하였다. 장입재료가 완전히 용해된 후부터 출탕할 때까지 Ar gas 를 취입하여 용해분위기의 진정과 아울러 승온시 일어날 수 있는 Pb의 중력편석을 방지하도록 노력하였다. 이때 사용된 내화물은 마그네시아 도가니이다. 목표조성을 갖는 용탕 (목표치 Al-5wt.% Pb)이 균일 액상이 되도록 하기 위하여 편정합금계 특유의 2 액상 분리온도보다 약 100°C 이상 되는 온도, 즉 1000°C 까지 승온시켰다. 출탕직전 용탕을 다시 잘 교반시키고 수냉되고 있는 동제 주형 (지름10mm, 길이 100mm)에

주입하여 급형주조 시편을 제조하였다.

초급속 응고 시편의 제작은 수냉주형에 의해 얻어진 시편을 사용하였다.

10mm ϕ 의 봉상시편 하단부로부터 10mm 높이에 있는 시료 (길이 20mm)를 채취하였으며, 수냉주형에서 얻어진 시료에 존재할 수 있는 Pb의 미소편석 영향을 극소화 시키기 위하여 길이방향으로 4등분하여 melt spinner 용 시료로 하였다.

준비된 시료를 지름 14mm ϕ , nozzle orifice 지름이 0.8mm ϕ 인 quartz관에 장입한 후 melt spinner 장치에서 1000°C 까지 승온 용해한후 1700rpm 으로 회전하고 있는 copper wheel(지름 250mm) 에 분사하여 두께가 약 50-100 μ m 정도인 ribbon 상 시편을 제조하였다. 이때 용탕의 분사에는 Ar gas 를 사용하였으며, 분사압력은 0.2-0.3kg/cm², 유량은 0.1-0.2l/min 이었다.

이때 합금의 분사온도는 910°C였으며, 온도 측정은 automatic optical pyrometer(PYRO PHOTO II)를 이용하였다.

이들 ribbon상 시편의 일부를 채취하여 습식분석한 결과 그 조성은 Al-3.63wt.% Pb 이었다.

그리고 미세조직 관찰은 cold resin으로 mounting 하여 기계적 연마를 행한후 부식액 (HF 5% 용액 : 글리세린 = 3:1)에 약 7분간 침적시킨 시편을 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직에 관한 고찰

Photo. 1 은 Al-3.63wt.% Pb합금을 910°C에서 melt spinning 하여 얻은 ribbon의 단면 미세조직을 나타낸 것이다.

이러한 방법으로 초급속 응고시킨 시편의 미세조직은 첫째, ribbon의 두께가 얇고 substrate와의 접촉이 양호한 경우 copper substrate와의 접촉면으로부터 알루미늄상이 어느정도 성장한 후에 편정복합조직 (Photo. 1a)이 형성되며, 이들 시편 상부에 나타나는 편정 복합조직에 대하여 X-ray image mapping 을 하여 본 결과 이들 점들은 극히 미세한 Pb입자로서 미세한 기지조직 cell의 입계에 고르게 분포하고 있음을 알 수 있었다.

둘째 특징은 ribbon의 두께가 비교적 두껍고 또한 substrate와의 접촉이 양호하지 못한 경우 heat sink 인 copper substrate와의 접촉점을 중심으로 하여 거

의 동심원을 그리면서 알루미늄상 조직과 Al-Pb의 편정복합조직이 교대로 나타나는 특이한 banded structure가 형성된 후 어느두께 - 대략 30 μ m 정도 이상의 시편 상부에서는 Al-Pb의 편정복합조직이 다시 나타나고 있는 점이다. (Photo.1b). 이와 같이 banded structure가 hert sink를 중심으로 거의 동심원을 그리면서 나타난 것으로 보아 이것은 응고시 고액계면의 이동 흔적을 나타내며, 이로부터 응고시 고액계면은 거의 평활한 계면을 유지하지 않나 여겨진다.

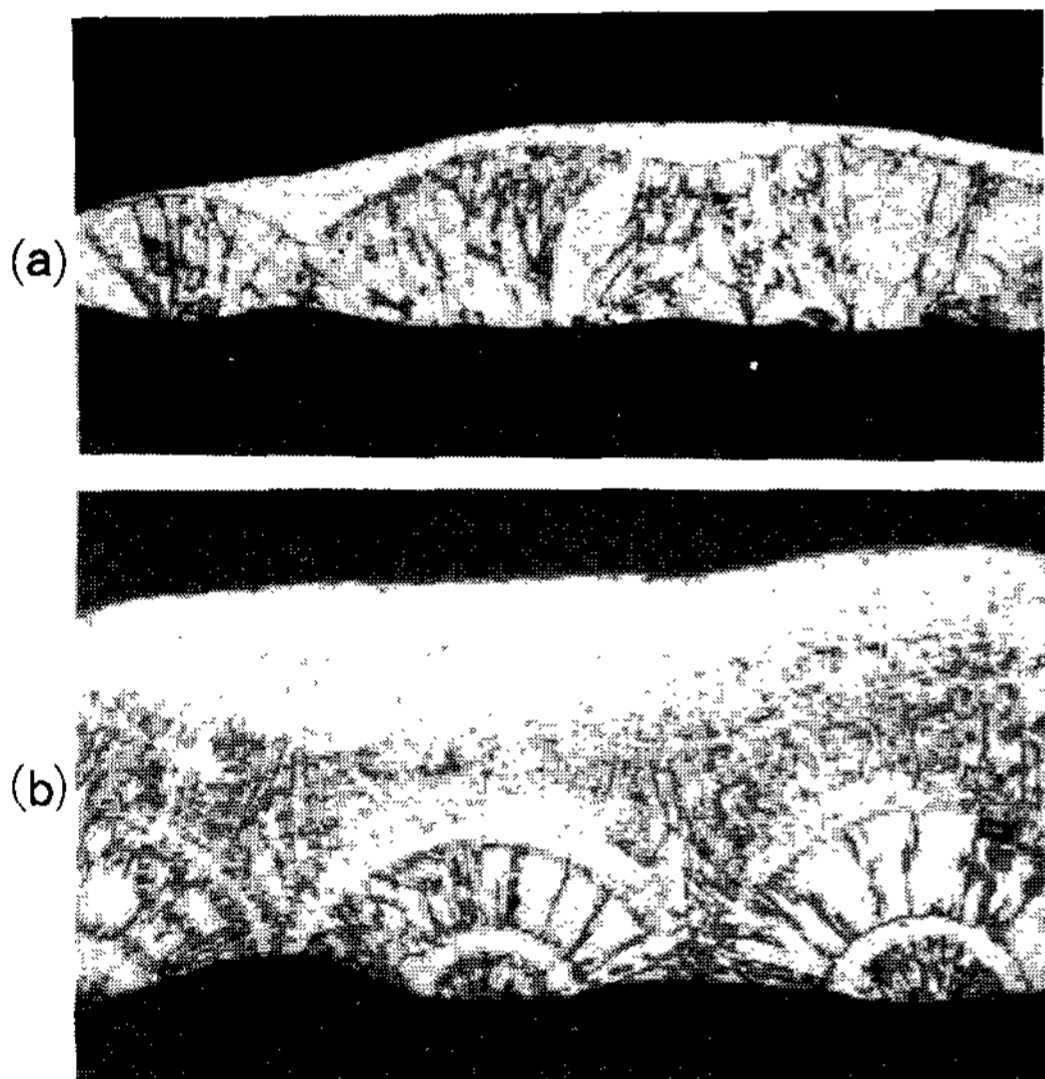


Photo 1. Microstructure of rapidly solidified Al-3.63wt. % Pb alloy. (x 300).

그리고 substrate와의 접촉부에 인접한 부분의 알루미늄 상을 고배율 TEM으로 조사한 바에 의하면 (Photo. 2), 편정반응에 의하여 형성된 조대한 Pb상의 존재는 보이지 않고 미세한 Pb상이 마치 석출물 처럼 존재함을 알 수 있었으며, 이들은 공정반응에 의하여 석출응고된 것으로 여겨진다.

그러나 어느 길이 이상 성장한 알루미늄상의 위 부분에서는 (Photo.3)과 같이 조대한 알루미늄 상간의 계면에 입상의 Pb가 line상으로 존재하고 있음을 알 수 있으며, 이들은 뒤에 언급한 바와같이 고온에서의 편정 반응시 분리된 L₂ 액상의 Pb가 알루미늄 상간의 입계에 정출된 것으로 여겨진다.

이러한 급속응고한 Al-Pb 합금의 미세조직 특성은 응고시 고액계면의 거동에 의하여 이루어진 것이며 이에 관하여 고찰하여 보면 다음과 같다.

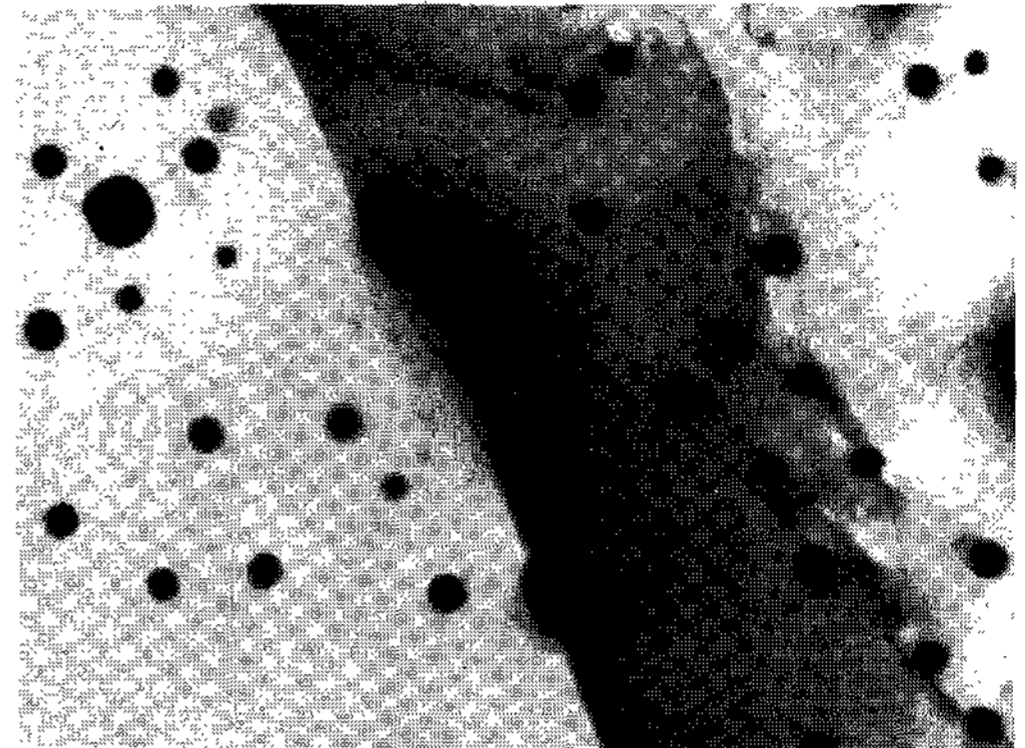


Photo 2. TEM micrograph (x 50,000) of aluminium phase at the bottom part of specimen.



Photo 3. SEM micrograph (x 2,000) of the aluminium phase at the middle part of the specimen.

응고계면의 형태론적 안정성 이론 (8.9)에 의하면 응고계면이 섭동 (perturbation)에 의한 계면불안정으로 인하여 cell 또는 dendrite 조직을 형성하지 않고 평활한 계면을 유지하기 위하여는, 그 성장속도가 $V < V_{cs} = GD/\Delta T_0$ 이거나 $V > V_{ab} = \Delta T_0 \cdot D/K\Gamma$ 이어야 한다.

(이때 ΔT_0 는 고상선과 액상선간의 온도차이, D는 과냉상태인 액상에서의 용질원소의 확산속도, K는 용질 분배계수, Γ 는 Gibbs-Thomson Parameter로서 $\sigma/\Delta s$ 이다. 또한 σ 는 고상과 액상간의 계면 에너지, ΔS 는 용융 엔트로피이다.)

이때 평면계면 유지를 위한 $V < V_{cs} = GD/\Delta T_0$ 의 조건은 고상과 액상간의 열전도도가 동일하며 고액계면간에 정상상태가 유지된다면, Tiller(10) 등에 의하여 확립된 조성적 과냉각을 고려한 평면계면 형성조건인 $(\frac{2K}{K_s+K_l})(\frac{GD}{\Delta T_0 V}) > 1$ 과 동일한 결과가 된다. 또한 계면의 성장속도가 극히 큰 경우의 평면계면 성장을 위한 조건인 $V > V_{ab} = \Delta T_0 \cdot D/K\Gamma$ 은 단파장 섭동에 미치는 Capillary effect를 고려한

absolute stability 조건으로서, 이러한 경우란 계면의 과냉도 $\Delta T > \Delta T_0$ 인 경우로서 이는 부확산 응고를 위한 열역학적 조건과 동일한 결과가 된다.

본 연구의 대상인 Al-3.63wt.% Pb합금에 대하여 상기의 평면계면 성장을 위한 Absolute stability criterion 에 따른 고액계면의 성장속도를 유추하여보면 다음과 같다.

먼저 과냉액상에 있어서의 ΔT_0 (고상선과 액상선간의 온도차이)와 용질분배계수 K 의 값은 실측치가 보고된바 없으므로, Midson과 Jones(11)가 시도한 바와같이 어느정도의 오차를 감수한다면 Al-Pb 평형상태도(12)상의 액상선과 고상선을 (Fig.1) 과 같이 거의 직선적으로 연장함에 의하여 구할 수 있을 것이다.

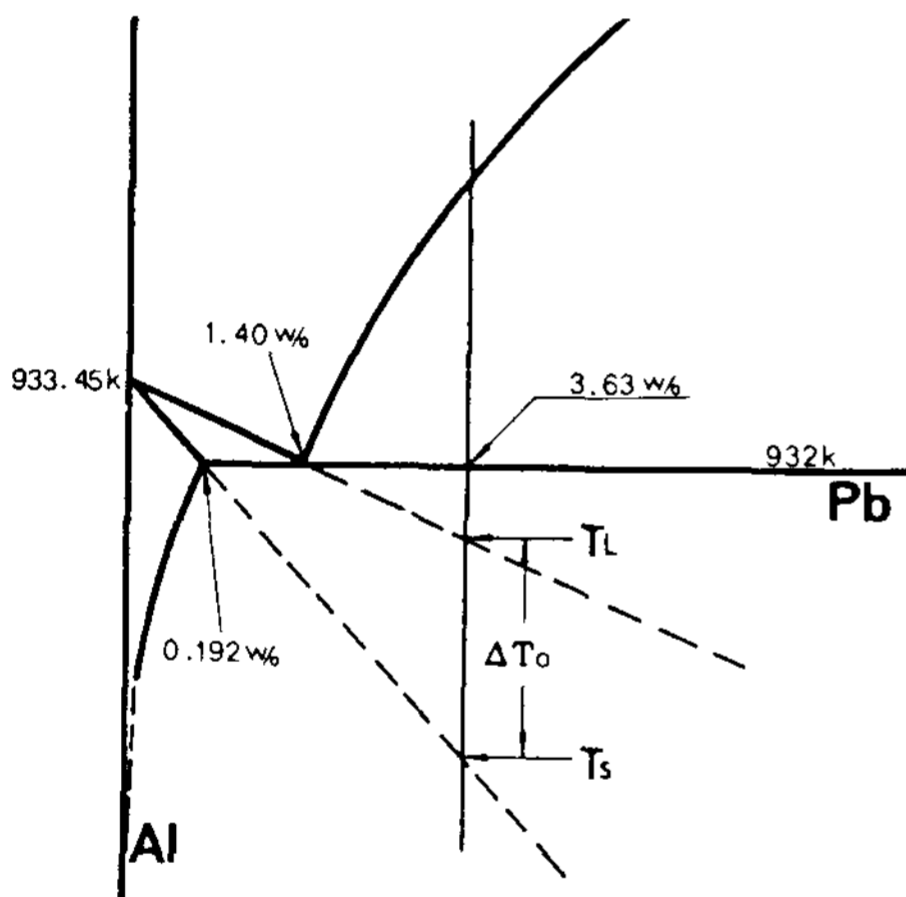


Fig 1. Showing extensions of α -solidus and α -liquidus and characteristic temperature for Al-Pb alloy.

그리고 확산계수 D 와 Gibbs Thomson Parameter Γ 의 값은 과열된 액상에서의 자료만이 인용 또는 보고된 바 있으며, 특히 Al-Pb 합금계의 경우 확산계수 D 에 관한 자료는 Dilute solution의 경우 $D = 50 \exp(-35,000/RT)$ (cm^2/s)로 보고되고 있다. (13) 그리고 Gibbs-Thomson Parameter Γ 는 알루미늄 합

금의 경우 $1 \times 10^{-4} \text{Kmm}$ (14), $2 \times 10^{-4} \text{Kmm}$ (15) 또는 $5 \times 10^{-4} \text{Kmm}$ (16)가 인용 되고 있다.

이상의 자료를 이용하여 평면계면 성장을 위한 V_{ab} 를 유추하여 보면, (Table 1)에 나타난 바와같이, Al-3.63wt.%Pb의 경우 V_{ab} 는 980mm/s 내지 196mm/s 정도로 유추된다.

그런데 본 Al-Pb합금의 melt spinning에 의한 초급속 응고시 고액계면의 전진속도는 Sn-Pb합금에 대하여 고찰한 바 (17)와 동일하게 다음과 같이 근사적으로 유추할 수 있을 것이다. 즉 melt spinner의 substrate인 wheel의 선속도를 v , 시편의 두께를 d , 응고가 진행중인 ribbon의 길이를 X 라 하면, 고액계면의 이동속도(V)는 다음과 같이 표시될 수 있을 것이다.

$$V = \frac{dV}{X}$$

일반적으로 melt spinning 시 응고가 진행중인 ribbon의 길이는 substrate와 용탕간의 접촉도가 우수할수록, 그리고 용점이 높을수록 짧아서 copper wheel에 copper를 분사시킬 경우에는 그 응고구간은 수mm 이하로 매우 짧다(17). 따라서 본 연구의 대상인 Al-Pb 합금계의 경우에도 용점이 비교적 높고, 응고구간(freezing range)이 작으므로 melt spinning시 응고가 진행중인 ribbon의 길이를 1-5mm 정도라 가정하면 substrate인 wheel의 직경이 250mm이고 회전속도가 1700rpm이므로 선속도 v 는 22.2m/s 가 되며, substrate와의 접촉부로부터 Al상이 성장한 시편 두께를 약 $30 \mu\text{m}$ 정도라하면, 이들 Al상의 성장시 고액계면의 전진속도는 대략 650mm/s 내지 130mm/s 정도로 추정된다. 이러한 추정된 고액계면의 성장속도는 앞에서 유추하여본 평면계면 성장을 위한 V_{ab} 인 980mm/s 내지 196mm/s 와 매우 유사함을 알 수 있다.

물론 본 계산결과를 앞에서 계산한 V_{ab} 와 직접 비교하기에는 다소 무리가 있을 것이다.

그러나 초기응고한 알루미늄 상의 경우 계면의 성장속도가 100mm/s 이상의 초급속인 점을 고려할 때 이들 Al-Pb 합금의 응고시 초기에 형성되는

Table 1. Data and predictions for Al-Pb alloy

합금계	T_L ($^{\circ}\text{K}$)	T_S ($^{\circ}\text{K}$)	ΔT_0 ($^{\circ}\text{K}$)	D at T_S ($\times 10^{-4} \text{mm}^2/\text{s}$)	k	($\times 10^{-4} \text{Kmm}$)	V_{ab} (mm/sec)
Al-3.63 wt. Pb	930	906	24	5.52	0.135	1	980
	"	"	"	"	"	5	196

알루미늄상은 충분히 평활한 계면을 유지하며 성장할 수 있을 것으로 여겨진다.

또한 이들 평면계면이 heat sink를 중심으로 동심원을 그리며 성장하는 현상에 관하여는 뒤에 자세히 다룰 예정이다.

그리고 Al-Pb 편정합금계의 초급속 응고시 알루미늄상이 어느정도 성장한 후에 편정복합조직이 나타나는 현상에 대하여 고찰하여 보면 다음과 같다.

즉 melt spinning과 같은 초급속 응고의 경우에도 초기에 핵생성한 알루미늄상이 어느정도 두께까지 급속성장을 하게 되면 응고잠열의 발생에 의하여 고액계면의 온도는 상승하게 되고 이러한 고액계면의 온도 증가로 인하여 계면의 이동 속도는 낮아지게 된다.

이와같이 감소되는 계면의 이동속도가 임계속도 (V_{ab}) 이하로 되면 고액계면의 평활성은 깨어져 고액계면중에 \square 부분이 형성되며, 이 부분은 L_2 상 형성을 위한 유효한 자리로 작용하고 그 결과(Photo 3)와 같이 알루미늄상간의 입계에 성장 방향에 평행하게 L_2 상이 취입된 후 저온에서 응고하여 입상의 Pb가 line 상으로 존재하게 되며, 계면의 이동속도가 더욱 느려지면 알루미늄 기지조직내에 구상의 Pb가 존재하는 편정복합조직이 얻어지는 것으로 여겨진다.

3.2 Al-Pb 편정합금계의 급속응고시 Banded structure의 형성기구에 관한 고찰

Photo.4은 급속응고시킨 Al-3.63wt.% Pb 합금 시편의 고배율 미세조직 사진으로서 성장방향에 수직으로 banded structure가 나타난 특이한 조직을 나타내고 있다. 이러한 banded structure가 heat sink인 'copper substrate'와의 접촉점을 중심으로 하여 거의 동심원을 그리며 나타난 것으로 보아 이것은 응고시 고상-액상 계면의 이동흔적을 나타내며, 이로부터 응고시 계면은 거의 평활한 계면을 유지한다고 할 수 있을 것이다.

이와같이 응고 진행방향에 수직으로 알루미늄상 조직과 편정 복합조직이 교대로 배열되어 있는 것은 응고가 진행되면서 성장속도의 변화가 주기적으로 일어나 응고 조직의 변화가 주기적으로 일어난 것으로 여겨진다.

이러한 주기적으로 반복되는 조직형태에 관해서는 Al-Cu 공정합금의 경우 전위 밀도가 높은 지역과 전위가 없는 지역이 교대로 존재하는 banded struc-

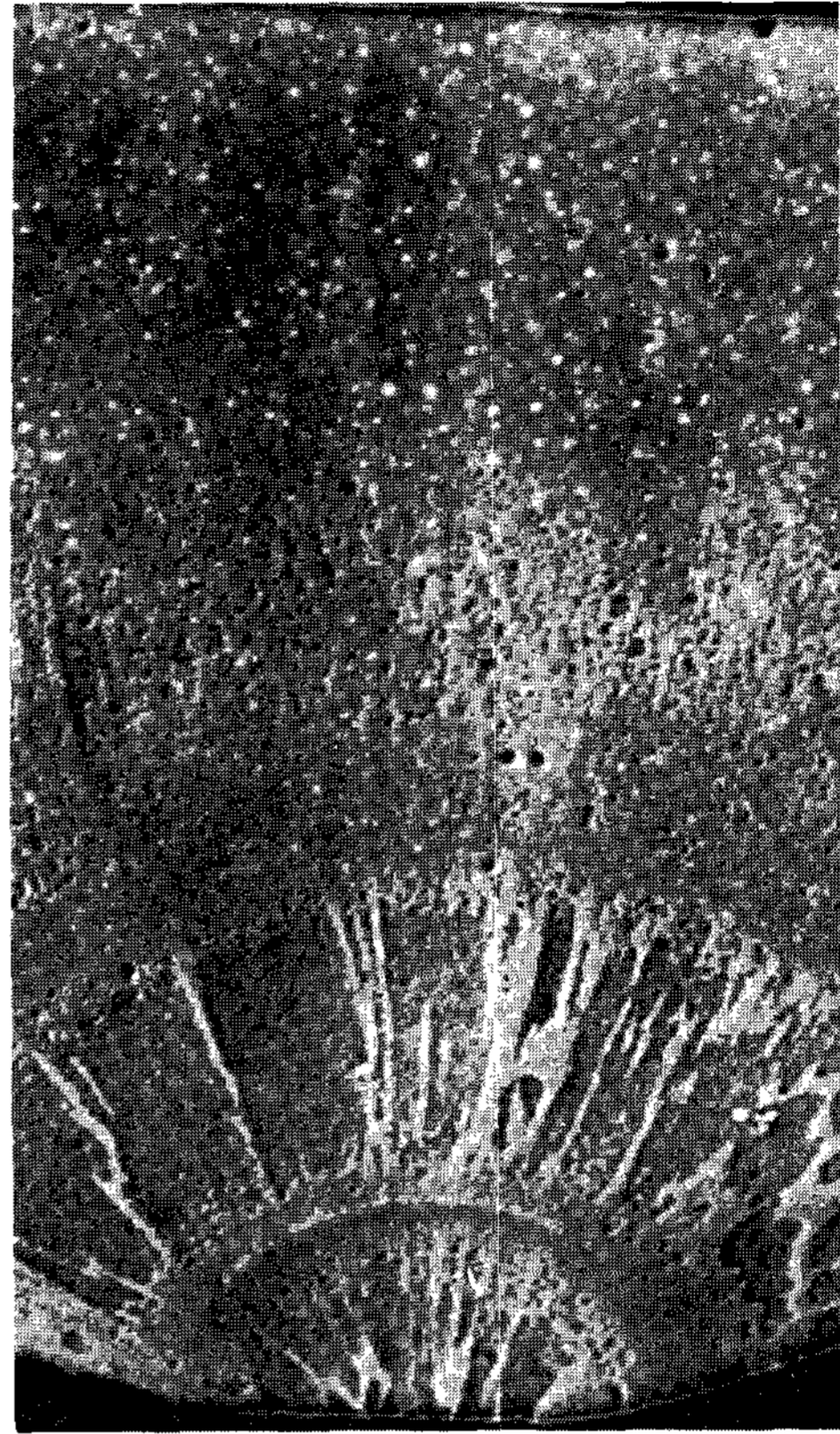


Photo 4. Microstructure showing banded structure at the bottom part of the specimen.(x 1,200)

ture가 관찰되었다는 보고도 있었으며(18, 19), Ag-Cu 공정합금의 경우에는 cell이 있는 부분과 cell 조직이 없는 부분이 교대로 존재하는 Banded structure가 관찰되었다는 보고도 있었다(20, 21). 이러한 Banded structure는 결정의 성장시 어떠한 이유로 인해서건 성장속도의 규칙적인 변화로 이루어졌다고 볼 수 있다.

특히 Al-35.5wt.%Cu의 과공정합금에 있어서는 결정 성장방향에 수직으로 Al_2Cu 가 주기적으로 배열된 banded structure를 관찰한 바 있으며 (6). 이 banded structure는 계면에서의 용질분배에 의하여 Cu가 농축된 액상에서 Al_2Cu 가 생성되고 그에 따른 계면의 실질적인 과냉각이 증대되어 Al 고용체의 이동속도가 주기적으로 변화하기 때문이라고 해석된 바 있다.

본 Al-Pb 합금계에 있어서 평활한 고액계면이 heat sink를 중심으로 동심원을 그리며 성장하는 현상에

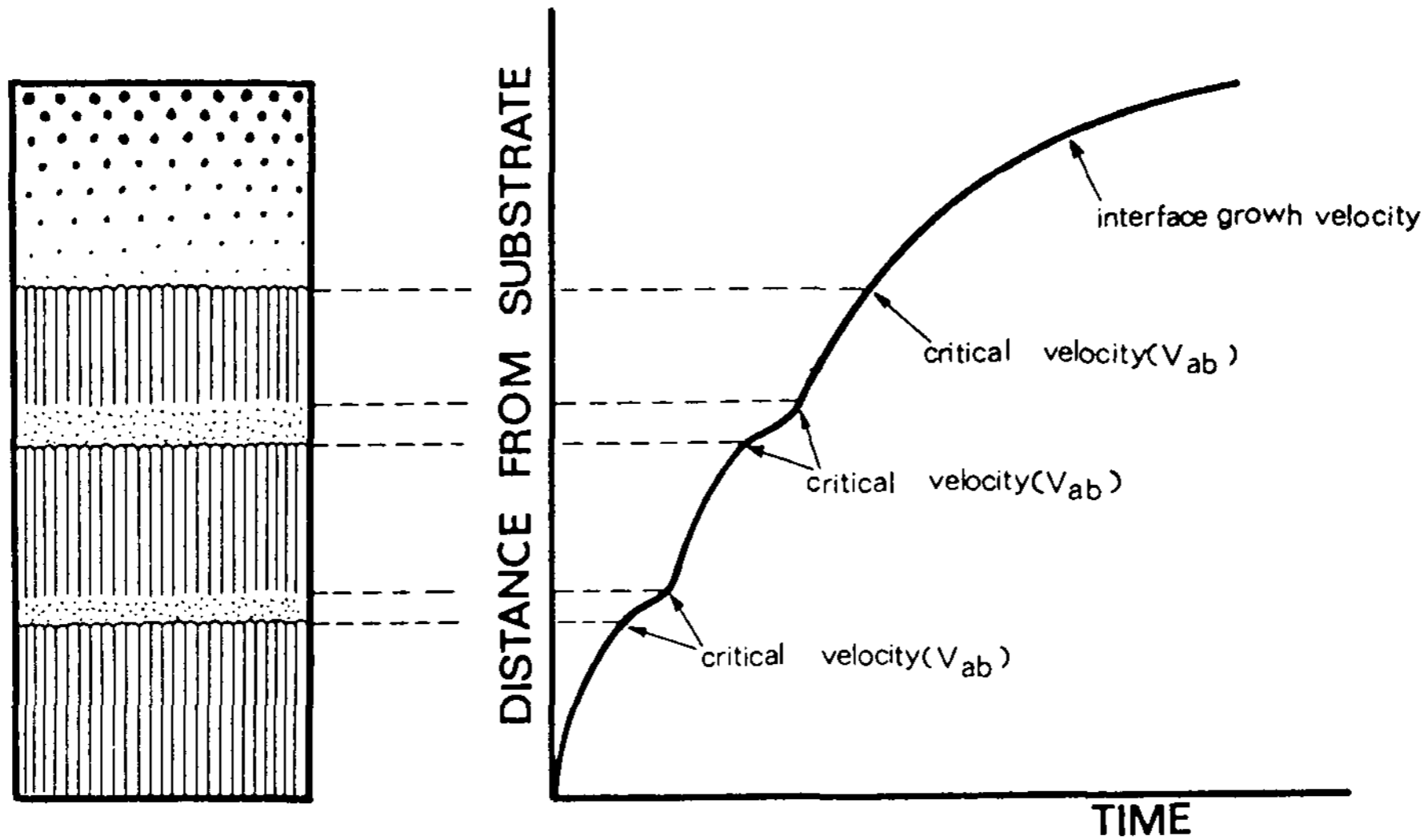


Fig 2. Schematic diagram showing the transition of the microstructure and variation of interface growth velocity with distance from substrate.

관하여 고찰하여 보면 다음과 같다.

Melt spinning과 같은 초급속 응고의 경우에는 초기에 핵생성한 알루미늄상은 급속성장을 하게 되며, 이때는 편정응고에 의하여 알루미늄 고상중에 wetting 되지 않고 분리 생성된 L_2 상은 고상알루미늄 중에 취입되지 않는다. 그러나 이러한 알루미늄상의 성장, 즉 응고가 어느정도 진행되면 응고잠열의 발생에 의하여 고액계면의 온도는 상승하고 이러한 고액계면의 온도증가로 인하여 계면의 이동속도는 느려지게 된다. 이와같이 감소되는 계면의 이동속도가 평면계면 성장을 하기 위한 임계속도(V_{ab}) 이하로 낮아지면 고액계면의 평활성은 깨어져 고액계면중에 \square 부분이 생성되며, 이 부분은 L_2 상 형성을 위한 유효한 자리로 작용하고 그 결과 편정 복합조직이 얻어질 것이다.

그리고 이러한 편정 복합조직이 형성되는 동안에는 고액계면의 이동속도가 느리므로 응고잠열의 추가적인 발생량은 단위시간당으로 비교하여 볼때 알루미늄상의 성장시보다 적을 것이다. 그러나 외부로의, 즉 substrate로의 열방출속도는 응고 진행중 계속 일정하므로 고액계면앞의 액상의 온도는 다시 낮아져 과냉각이 증대될 것이며, 이로 인하여 고액계면은 다시급 더 빠른 속도로 전진하며 평활한 고액계면을 가진 알루미늄상 조직을 재차 형성하게

될 것이다. 그러나 계면의 이동속도가 증가하게 되면 용융잠열의 발생이 증가하여 고액계면의 온도는 다시 상승하게 되며, 이로 인하여 위와같은 편정 복합조직을 다시 형성하는 과정을 반복하면서 성장하게 될 것이다. 이러한 응고과정을 도시하여 보면 (Fig.2)과 같으며, 이때 graph의 기울기는 계면 성장시의 응고속도로서 계면성장에 따른 주기적인 변화가 미세조직의 변화와 함께 도시적으로 잘 나타나 있다.

4. 결 론

Al-3.63 wt.% Pb 과편정 합금을 910°C에서 Melt spinning 하여 얻은 ribbon 상 시편의 미세조직을 조사한 결과 다음의 결론을 얻었다.

1. 이들 초급속 응고시킨 시편의 미세조직에 나타나는 특징은, Heat sink인 copper substrate와의 접촉면으로부터 알루미늄 초정이 어느정도 성장한 후에 Al과 Pb의 편정 복합조직을 형성하거나, 또는 substrate와의 접촉점을 중심으로 알루미늄상과 Al-Pb 편정 복합조직이 동심원을 그리며 교대로 나타나는 특이한 banded structure를 형성함을 알 수 있었다.
2. 응고초기에 핵 형성하여 성장하는 알루미늄 초

정의 성장계면은 형태론적 안정성 이론에 비추어 볼때 충분히 평면계면을 형성 유지할 수 있음을 알 수 있었다.

3. Banded structure의 형성은 응고시 용융잠열의 발생이 고액계면의 평면 안정성에 영향을 미침에 기인하는 것으로 여겨진다.

후 기

본 연구는 1987년도 문교부 학술 연구조성비 지원에 의하여 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Chadwick, G.A. ; British J. App. Phys., 16, (1965) 1095,
2. Livingston, J. D. & Cline, H.E. ; Trans. AIME, 245, (1969) 351
3. Derby, B. & Favier, J.J. ; Acta Met. Vol. 31, No. 7, (1983) 1123
4. Kamio, A. et al. ; J.Jap. Inst. Met., Vol. 49, (1985) 677
5. Aziz, M.J. ; J. Appl. Phys., 53, (1982) 1158
6. 김동훈, 김명호 ; "액상의 온도가 급속응고 조직에 미치는 영향에 대한 연구", 한국과학재단 보고서, (1986) 36

7. Kamio, A. et al. ; J. Jap. Inst. Met., Vol. 46, (1982) 1200
8. Mullins, W.W. & Sekerka, R.F. ; J. Appl. Phys., 35, (1964) 444
9. Kurz, W. & Fisher, D.J. ; Acta met., 29, (1981) 11
10. Tiller, W. A. et al. ; Acta Met., 1, (1953) 428
11. Midson, S.P. & Jones, H. ; "Proc. 4th Int. Conf. on R.Q.M.", Sendai, Japan, (1981) 1539
12. McAlister, A. J. ; Bulletin of Alloy Phase Diagram, Vol. 5, No. 1. (1984) 69
13. Smithells, C.J. ; Metal Reference Book (6th ed.), Vol. 2, (1980) 13-11
14. Burden, M.H & Hunt, J. D. ; J. Cryst. Growth, 22, (1974) 109
15. Kurz, W. & Fisher, D.J ; Int. Met. Reviews, 5, (1979) 177
16. Sato, T. & Ohira, G. ; Trans. Jap. Inst. Met., 17, (1971) 285
17. 김원태, 김동훈 ; 대한금속학회지 제 23권, 제4호, (1985) 57
18. Furigana, Y. et al. ; J. Jap. Inst. Met., 32, (1968) 1210
19. Scott, M. S. & Leake, J. A. ; Acta Met., 23, (1975) 586
20. Elliot, W. A. et al. ; Met. Trans., 4, (1973) 2031
21. Beck, D.G. et al. ; Met. Trans. A, 8A, (1982) 1879