

Bridgman 결정성장시 장입 주괴와 도가니 사이의 틈이 용액의 초기농도에 미치는 영향

정승모, 강만석, 이진형

한국과학기술원 재료공학과, 대전, 305-701

The effect of gap between ingot and crucible on the distribution of initial melt concentration in Bridgman crystal growth

Saung-Mo Chung, Man-Sug Kang and Zin-Hyoung Lee

Dept. of Materials Sci. and Eng., KAIST, Daejeon 305-701, Korea

요 약 결정성장된 시편의 농도분포를 제어하기 위해서는 초기용액의 농도를 균일하게 하여야 한다. 용질농도가 초기용액에 있어서 균일하지 않다면, 성장된 시편에 예측한 것과 다른 거시편석이 발생할 수 있다. 위쪽의 온도가 높은 온도구배를 갖고 아래로부터 응고를 진행시키는 Bridgman 방법으로 Al-Cu 합금을 성장시키는 경우, 성장된 시편의 용질 농도분포가 초기응고부분이 높고 응고가 진행됨에 따라 감소하는 경향을 갖는 것으로 관찰되었다. 이런 현상은 주괴가 녹으면서 도가니와 주괴의 틈으로 스며나온 Cu의 농도가 높은 용액이 주괴가 완전히 녹은 후의 대류에 의해 아래부분에 축적됨으로 발생했다. Al-Mg 합금의 경우 도가니와 주괴의 틈으로 스며나온 Mg의 농도가 높은 용액이 주괴가 완전히 녹은 후의 대류에 의해 떠오르면서 용질 농도분포가 성장중에 최소값을 가지는 것으로 나타났다. 이러한 거시편석을 억제하기 위하여, 균질화 처리 또는 도가니와 주괴의 틈을 없게 함으로 균일한 농도의 초기용액을 얻었다.

Abstract Dilute Al-Cu and Al-Mg alloys were solidified unidirectionally upward by Bridgman method. It is necessary that solute concentration of initial melt is uniform to be able to control the concentration of crystal. When solute concentration is not uniform, it can cause unusual macro-segregation in grown solid. A non-steady state solidification was observed where the solute concentration in the grown solid decreased with the progress of solidification, when a dilute Al-Cu melt with positive axial temperature gradient was solidified. This was caused by leaking out of Cu-rich melt

into the gap between ingot and crucible during melt-down and its sedimentation after complete melting. In the case of Al-Mg alloy, the solute concentration has a minimum in the middle of grown specimen because Mg-rich melt flowed down the gap between ingot and crucible and floated after complete melting. Uniform initial melt concentration can be achieved by the homogenization of the ingot or by the absence of the gap between ingot and crucible.

1. 서론

열 및 물질의 이동현상은 결정의 성장에 큰 영향을 미치며, 성장된 재료의 성질을 좌우하게 된다. 특히 용액의 대류에 의해 성장된 결정에는 용질원소의 편석이 생기고, 이러한 용질원소의 편석은 재료의 물리적, 전기적인 불균일성을 유발하기 때문에 대류를 억제할 필요가 있다.

Bridgman 성장방법에 있어서 대류는 온도 구배에 의하여 발생하는 열적대류(thermal convection), 응고과정에서 용질이 고액계면에 축적됨으로 발생하는 용질대류(solvent convection) [1,2], 그리고 열확산계수와 용질 확산계수의 큰 차이로 인한 이중확산(double diffusion)에 의해 발생하는 열용질대류(thermosolutal convection) [3,4] 등이 있다. 결함이 적은 균일한 조성의 결정을 얻기 위하여, 용질이 더 무겁고 k 가 1보다 작은 원소인 경우 아래부분의 온도가 윗부분의 온도보다 낮은 수직 Bridgman 성장방법을 채택하여 대류를 억제하려 한다. 그렇지만 초기 용액의 농도가 균일하지 않다면 위와 같은 경우에도 용질의 농도차에 의해 비정상적인 대류가 일어나게 된다. 이러한 대류는 H. Han과 T. H. Kuehn의 연구에서도 관찰되었다[5,6].

Bridgman 방법으로 일방향응고 또는 결정 성장시 재료의 장입방법으로는 분말이나 주괴(ingot)로 하는 방법이 있다. 어느 방법에

있어서나 용점이 낮은 상은 먼저 녹아서 밑으로 스며 고이는 문제가 발생하지만 주괴로 하는 경우에는 합금 주괴의 농도가 높은 부분이 먼저 녹아 도가니와 주괴 사이의 틈으로 스며나와 도가니 밑쪽으로 흘러 고이게 된다. 이러한 과정에 의해 도가니와 주괴 사이의 틈은 초기용액의 균일한 조성을 방해한다. 초기조성의 불균일성이 유도로의 교반효과로 제거되거나 다른 방법에 의한 강제 교반으로 제거되지 않는다면 초기용액의 불균일성때문에 성장된 시편에 예상된 농도분포와 다른 거시편석이 발생하게 된다.

이에 본 연구는 Al-Cu, Al-Mg 합금의 Bridgman 성장에서의 이와 같은 현상을 규명하기 위해 일방향 응고로 성장된 시편의 거시편석 측정과 용융도중 급냉응고한 시편의 미세조직 관찰을 수행하였다. 그리고 이러한 현상을 방지하기 위하여 균질화 처리 또는 도가니 사이의 틈을 없게 하는 방법을 실험하여 그 효과를 조사하였다.

2. 실험방법

수직 Bridgman 결정성장에 있어 도가니와 주괴사이의 틈의 효과를 조사하기 위해 Fig. 1, 2와 같은 실험장치를 사용하였다. Fig. 1의 실험장치는 Bridgman 결정성장 장치로 로가 인상장치에 의해 위로 상승함에 따라 결정이 아래에서 위로 성장하게 된다. 실험시에 로

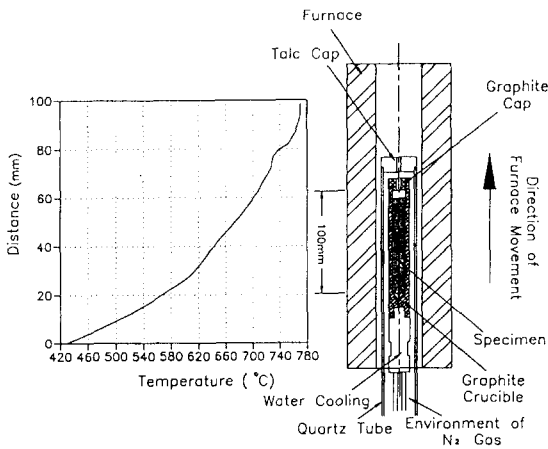


Fig. 1. Experimental set-up for vertical Bridgman solidification and vertical temperature distribution in the melt.

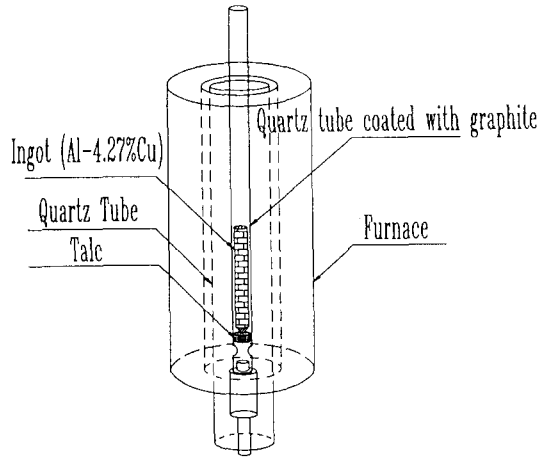


Fig. 2. Experimental set-up for observing solute rich melt.

의 바닥에서 10cm 되는 곳에 열전대를 두고 이곳의 온도를 800°C에 맞추었다. 그리고 도가니는 내경 10mm, 외경 20mm, 높이 150mm의 흑연과 내경 16mm, 외경 25mm, 높이 130mm의 흑연을 사용하였으며 가열시 흑연의 연소를 방지하기 위해 로와 흑연도가니 사이에 석영관을 두어 질소분위기를 만들어 주었다.

고상분율이 증가할수록 응고된 고체 쪽으로 빠지는 열량이 증가하여 로의 인상속도보다 고액계면의 이동속도가 빨라지게 되는데, 이것을 방지하기 위해 흑연도가니 아래에 수냉장치를 두어 로의 인상속도와 고액계면 이동속도가 같게 하였다. 이 때 응고계면에서 용액의 온도 구배는 내경 16mm의 경우는 Fig. 1의 왼쪽에 나타낸 것처럼 27.8 K/cm였고 내경 10mm의 경우는 30 K/cm였다.

장입 합금재료로 먼저 순도 99.99%의 Al과 99.9%의 Mg, Cu를 사용하여 목표조성을 가지며 직경 9mm, 높이 90mm인 Al-Cu 합금 주괴와 직경 10mm, 15mm 또는 16mm,

높이 90mm인 Al-Mg 합금 주괴들을 만들었다. 이중 직경 16mm의 일부 주괴는 균질화 처리를 하였다. 균질화 처리는 550°C에서 4.5시간 동안 하였다. Al-Cu 합금주괴는 내경 10mm의 흑연 도가니에 장입하고 Al-Mg 합금주괴는 내경 16mm의 흑연도가니에 장입하여 재 용해후 결정성장을 하였다. 재용해시 로의 온도가 800°C가 된 후, 1시간 정도 유지한 다음 성장을 하였는데, 시편의 아래 부분 5mm 정도는 수냉장치에 의해 용해가 되지 않고 고체 상태로 존재하게 된다. 성장속도를 달리하여 성장된 시편들의 길이는 약 80~86mm 정도 되었고 인상장치를 90mm 정도 인상시킨 후 물을 석영관의 아래에서 위로 차게하여 흑연 도가니를 냉각시켰다. 성장이 완료된 시편은 수직방향으로 반을 절단하여 시편의 중심을 따라가며 분광분석기(emission spectrometer)로 거시편석을 조사하였다.

Fig. 2의 실험장치는 주괴가 용융되기 시작하는 과정을 관찰하기 위하여 제작되었다.

Al과 석영관의 반응을 막기 위하여 석영관에 흑연코팅을 하였고, 로는 Fig. 1의 로와 같은 Bridgman 로이다. 따라서 로내의 온도는 로의 위쪽이 높은 온도구배를 가진다. Al-4.27wt.%Cu의 조성으로 직경 11mm, 길이 95mm 정도인 2개의 주괴를 주조한 후 하나는 앞에서 실행한 것과 같은 균질화 처리를 하였다. 이러한 두가지 종류의 주괴를 Fig. 2의 장치에 넣은 후 열전대가 장치된 곳이 750°C가 되게 하였다. 위와 같이 장치한 후로의 위에서 눈으로 관찰하여 주괴가 녹기 시작하면 주괴를 물에 넣어 급냉시켰다. 부분용해 후 급냉시킨 두가지 종류의 시편을 시편의 중심을 따라 반으로 자른 후 1cm 정도의 길이로 자른 시편들을 연마(polishing)한 후 에칭하여 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였다. 에칭은 상온에서 Keller용액(HF 0.5ml + HCl 1.5ml + HNO₃ 2.5ml + H₂O 95.5 ml)에 2~3분 정도 담아두는 방법으로 하였다.

3. 실험결과

3.1. 농도분포

Al-0.44wt.%Cu 합금을 가열을 시작해서 주괴가 모두 녹은 직후 수냉시켜 얻은 시편을 수직방향으로 절단한 다음 분광분석기로 중심을 따라가며 성분 분석한 것과 가장자리를 따라가며 분석한 것을 Fig. 3에 나타내었다. 그림에서 보면 시편의 외부농도가 조금 높게 나온다. 농도차는 대략 0.01 wt.% 정도로 나타나지만, 분광분석기의 분석 점(spot)의 크기가 지름 7mm 정도이므로, 측정 값이 넓은 부분의 평균조성을 나타낸다. 또한 수냉시 용액내의 급격한 대류에 의하여 용액이 상당히 섞였으리라 사료된다. 이러한 점을 감안할 때 시편 내부와 외부의 조성차는 이 그림보다 훨씬 클 것이다.

Fig. 4에 평면계면 조건을 만족시키는 성장 조건하에서 직경 9mm의 Al-Cu 합금의 주

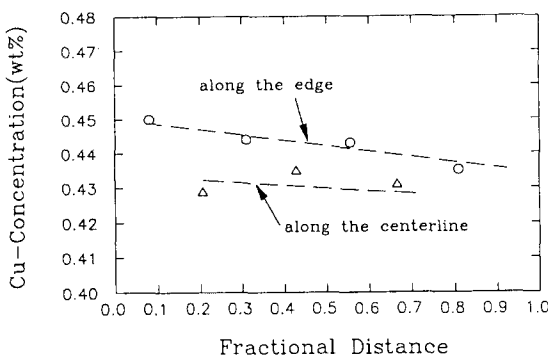


Fig. 3. Solute profile of Al-0.44 wt.% Cu along the center and the edge of the specimen quenched right after melt down. Total length of the specimen is 8 cm.

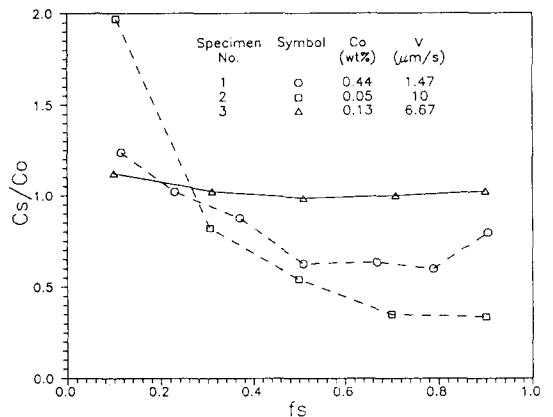


Fig. 4. Macroscopic Cu-concentration profile along axial direction of specimen.

괴가 녹은 후 1시간 정도 기다린 다음 성장시켜 얻은 농도의 분포(시편 1, 2)와 주괴가 용해된 직후 용액을 교반시켜서 용액을 균질화시킨 후 24시간을 용액의 상태로 유지한 다음 성장시켜 얻은 농도의 분포(시편 3)를 나타내었다. 용액의 초기농도가 균일하고, 응고시 대류가 일어나지 않는다면 성장중간에 정상상태가 이루어지므로 농도가 균일한 부분이 나타날 것이고, 대류가 일어난다면 $k < 1$ 므로 초기응고부분의 농도가 낮고 마지막 응고부분의 농도가 높게 측정될 것이라고 예측되었다. 그러나 시편 1, 2는 초기에 응고한 부분이 나중에 응고한 부분보다 높은 농도를 보인다.

Fig. 5에는 Al-Mg 시편 중 주괴와 도가니 사이의 틈이 존재하는 주괴를 균질화 처리를 하지 않고 성장시켜 얻은 농도분포(시편 1), 주괴와 도가니의 틈을 없게 한 주괴를 균질화 처리를 하지 않고 성장시켜 얻은 농도분포(시편 2) 그리고 주괴와 도가니의 틈을 없게 한 주괴를 균질화 처리를 한 후 성장시켜 얻은 농도분포(시편 3)를 함께 나타내었다.

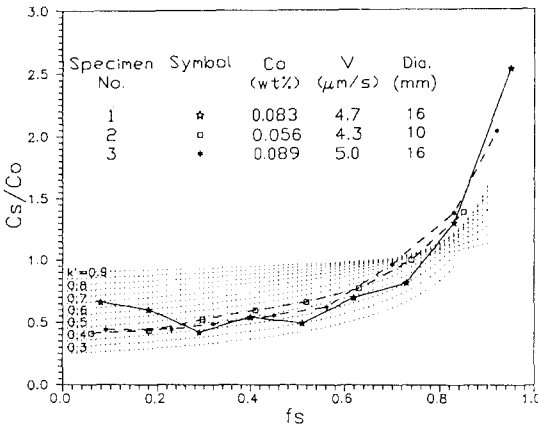


Fig. 5. Macroscopic Mg-concentration profile along axial direction of specimen compared with the modified Scheil equation for various k' .

또한 여러가지 유효분배계수(effective partition ratio), k' 값에 대해 얻어지는 농도분포를 점선으로 나타내었다. 이 때 시편 1은 초기 응고부분의 농도가 높고 $f_s=0.3$ 정도에서 농도가 최소값을 가진 후 정상편석을 보인다. 시편 2, 3은 초기응고부분이 k' 가 0.4인 Scheil 곡선과 거의 일치하고 응고가 진행됨에 따라 k' 가 점점 증가하는 현상을 보이고 있다.

3.2. 미세조직

Fig. 6, 7, 8은 Al-4.27 wt.% Cu 주괴를 부분용해한 후 급냉응고시킨 시편에 대한 광학현미경 사진이다. Fig. 6, 7은 균질화 처리를 하지 않은 시편이다. Fig. 6에서는 Cu 농도가 높은 입계부분이 녹았다가 빠른 속도로 다시 응고됨으로 입계에서 수지상정(dendrite)이 성장하였다. Fig. 7은 시편의 표피부분을 찍은 것으로 Cu 농도가 높은 용액이 주괴 외벽으로 흘러내렸다가 수지상으로 다시 응고한 것을 나타낸다. 주괴 외벽으로 흘러내린 용액의 두께는 0.6~0.7mm 정도이다.

Fig. 8은 균질화 처리를 거친 시편에 대한 광학현미경 사진이다. 이 사진을 Fig. 6과 비교해볼 때 시편이 비교적 균일하게 녹기 시작했음을 알 수 있다. 대부분 셀(cell)로 응고하고 수지상정이 덜 발달된 것으로부터 Cu 농도가 균일하게 낮은 것을 알 수 있다.

Fig. 6, 7, 8에서 나타나는 검은 기포들은 주괴가 부분용해되었을 때 주괴에 녹아있던 기체가 기포를 형성하였다가 급냉됨으로 그대로 남게 된 부분이다. 특히 Fig. 6에서 녹았던 곳으로 판명되는 수지상정사이의 기포가 농도가 높은 용액을 주괴밖으로 밀어내는 압력을 주는 것으로 생각된다.

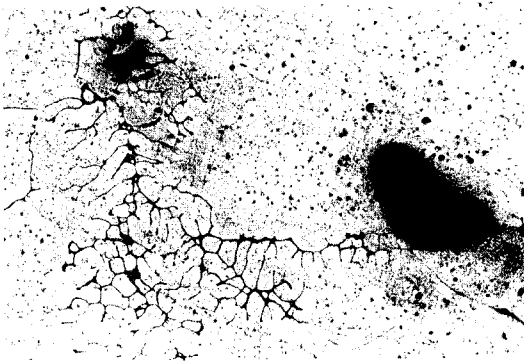


Fig. 6. The optical microstructure of partially melted ingot ($\times 33$).

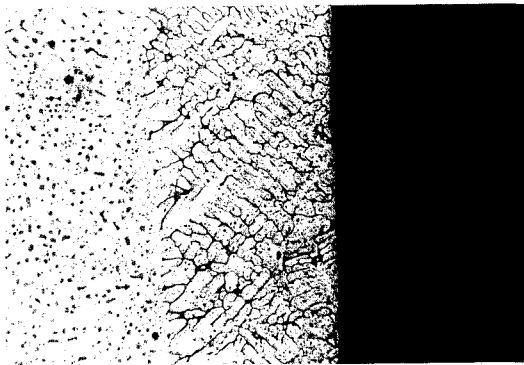


Fig. 7. The optical microstructure for outer part of partially melted ingot ($\times 33$).

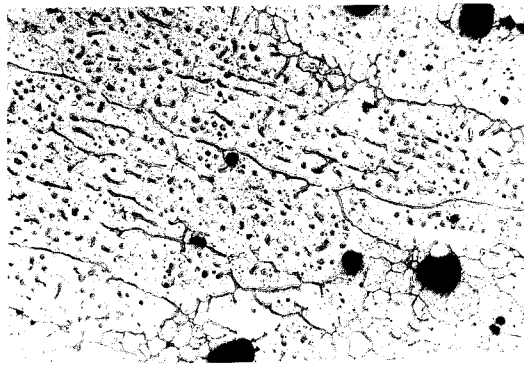


Fig. 8. The optical microstructure of partially melted ingot which was homogenized at 550°C for 4.5 hours ($\times 33$).

4. 토론

실험에 사용된 합금은 Al-Cu와 Al-Mg이다. 두 합금 모두 평형분배계수, k 가 1보다 작아 고액계면 전방에서 농도가 높은 용질경계층이 형성된다. Al-Cu의 경우 Cu의 밀도가 Al의 밀도보다 커서 용질 경계층이 무거워서 대류를 억제하는 안정화 효과를 주지만, Al-Mg 합금의 경우에는 Mg의 밀도가 Al의 밀도보다 작아서 대류를 촉진하는 불안정화 효과를 주게되어 안정화 효과를 주는 수직방향으로의 온도구배와 함께 복합적으로 작용한다. 결과적으로 얻어지는 밀도구배($\partial\rho/\partial z$)가 불안정한 양의 값인 경우 용질대류가 일어날 수 있고, 밀도구배($\partial\rho/\partial z$)가 안정한 음의 값인 경우에도 열용질대류가 일어날 수 있다. 밀도구배가 아주 큰 음의 값을 가진 경우에만 대류가 억제될 수 있다[3].

대류에 의해 수직방향으로 생기는 거시편석의 정도는 다음과 같이 정의되는 유효분배계수, k' 로 표현될 수 있다.

$$k' = \frac{k}{k + (1-k) \cdot e^{-V\delta/D}} \quad (1)$$

이 k' 를 Scheil 식에 k 대신 대입하면 대류가 존재할 때 성장된 결정의 용질원소 농도 분포를 얻을 수 있다. 즉 성장된 결정내의 용질원소의 농도, C_s 는

$$C_s = k' \cdot C_0 (1 - f_s)^{(k' - 1)} \quad (2)$$

가 된다. 여기서 δ 는 용질경계층의 두께이고 f_s 는 고상분율이다. 결정성장시 대류가 심하게 일어나면 k' 가 작게되어 k 값에 가까워지게 되고 대류가 억제되면 k' 가 크게되어 1에 가까워진다. $\Delta = V\delta/D$ 를 대류 파라미터(convective parameter)라 하고 $\Delta \ll 1$ 이면 용질전

달은 주로 대류에 의하여 일어나고, $\Delta \approx 1$ 이면 용질전달은 대류와 확산에 의해서, $\Delta > 1$ 이면 주로 확산에 의해서 일어난다 [8].

Fig. 3에서 반경방향으로의 농도차이가 생기는 것은 주괴의 재용해시 $k < 1$ 이므로 입계주위 또는 cell경계, 수지상정 사이의 조성이 높은 곳이 먼저 녹아 농도가 높은 용액이 주괴와 도가니 사이의 틈(주괴의 외경은 9mm이고 흑연도가니의 내경이 10mm)으로 새어나와 밑으로 고이기 때문인 것으로 관찰된다.

이러한 반경 방향으로의 Cu 농도차로 인해 밑으로 움직이는 대류에 대한 구동력이 생기게 된다. 이때 농도구배에 의한 대류의 구동력과 같은 크기이고 방향이 반대로 작용하는 반경방향으로의 온도구배에 의한 구동력을 얻기 위해서는 상당히 큰 온도차이(약 0.03 wt.%에 5.4 K/cm 정도)가 있어야 한다. 본 실험장치에서는 응고계면의 형태로 보아 도가니와 접한 가장자리가 약 1.8 K 정도밖에 높지 않았으므로 Cu 농도가 높은 가장자리의 용액이 밑으로 내려간다.

Al-Cu 합금의 경우 반경방향으로의 농도차에 의해 가장자리의 무거운 용액이 아래로 내려가고 내부는 위로 올라가는데, $\kappa \gg \nu \gg D$ (Table 1 참조)이므로 온도는 곧 주위와 같아지지만 농도는 처음의 상태로 유지하게 되므로 더 무거워져서 다시 올라가는 것은 적어 대부분의 Cu 농도가 높은 용액은 아래부분에 축적되게 된다. 이러한 결정성장 시작 전에 초기 용액에서의 Cu 농도의 분포는 결정성장 후 시편 내의 거시편석에 영향을 미쳐 Fig. 4의 시편 1, 2와 같은 농도분포를 나타낼 수 있다. 이러한 설명은 용액의 반경방향 농도차를 용해 후 용액의 교반에 의해 제거했을 경우 비교적 균일한 분포를 얻은 Fig. 4의 시편 3으로부터 뒷받침되었다.

Al-Mg 합금의 경우에도 Fig. 5에서 보여지듯이 도가니와 주괴의 틈으로 인한 효과(시편 1)는 결정성장시 초기응고부분의 농도를 높게 하는 것으로 나타났다. 시편 2, 3의 경우 틈을 없게 하거나(시편 2) 또는 균질화 처리와 틈을 없게 함(시편 3)으로 Scheil 곡선에 의해 예측된 농도분포와 어느정도 일치

Table 1

Symbols and their numerical values adopted for Al-Cu and Al-Mg alloy

Symbol	Numerical values	Unit
(for Al-Cu)		
D (Solute diffusivity)	3.0×10^{-5}	cm^2/s
κ (Thermal ")	0.365	cm^2/s
ν (Kinematic viscosity)	5.24×10^{-3}	cm^2/s
(for Al-Mg)		
D (Solute diffusivity)	6.1×10^{-5}	cm^2/s
k (Equilibrium partition ratio)	0.256	
η (Dynamic viscosity)	1.19×10^{-3}	$\text{kg}/(\text{m} \cdot \text{s})$
κ (Thermal diffusivity)	0.352	cm^2/s
ν (Kinematic viscosity)	4.98×10^{-3}	cm^2/s

함을 보였다. 시편 2, 3의 나중응고부분에서 k' 가 증가하는 경향을 보이는 것은 용액의 윗 부분에 Mg 농도가 높거나, 응고가 진행됨에 따라 용액의 길이가 감소함으로 대류가 감소하여 고액계면의 경계층 두께가 증가하기 때문이다 [7].

시편 1의 경우 Al-Mg 합금도 $k < 1$ 이므로 Mg 농도가 높은 용액이 주괴와 흑연도가니 사이의 틈으로 새어나와 밑으로 흘러 고이게 된다. 따라서 완전히 용해가 완료된 용액에서 보면 용액 외부 부분의 Mg 농도가 내부의 Mg 농도보다 높게 될 뿐아니라 fig. 3의 Al-Cu의 경우처럼 아래부분의 농도가 위부분의 농도보다 높게 나타날 것이다. 반경방향으로의 온도차와 함께 반경방향으로의 농도차에 의해 용액의 외부에서는 위쪽으로 부력을 받고, 용액의 내부에서는 아래로 움직일려는 힘을 받는데, 이 힘에 의해 용액 내에서 대류가 일어나게 된다. Mg 농도가 높은 부분이 위쪽으로 올라가게 되면 $\kappa \gg \nu \gg D$ (Table 1 참조)이므로 Al-Cu경우와 마찬가지로 온도는 곧 주괴와 같아지지만 농도는 처음의 상태를 유지하게 되므로 더 가벼워져서 다시 내려가는 것은 적게되어 Mg의 농도가 높은 용액이 윗부분에 축적되게 된다. 그리고 용액 내부의 농도가 낮은 액체가 아래로 내려가게 되면 위와 같은 과정을 거치지만 반대로 더 무거워져서 다시 올라가는 양은 적게되어 용액의 아래부분에서는 Mg의 농도가 낮아질 것이다. 그러나 이러한 현상은 초기의 현상이고 궁극적으로는 대류와 또한 확산에 의해서 점차 Mg의 농도는 균일해질 것이다.

이와같이 결정성장 시작과 함께 아래부분의 농도가 높다가 시간에 따라 낮아지면 성장된 시편의 초기응고부분의 농도가 높고 성장함에 따라 점점 낮아진다. 그렇지만 결정

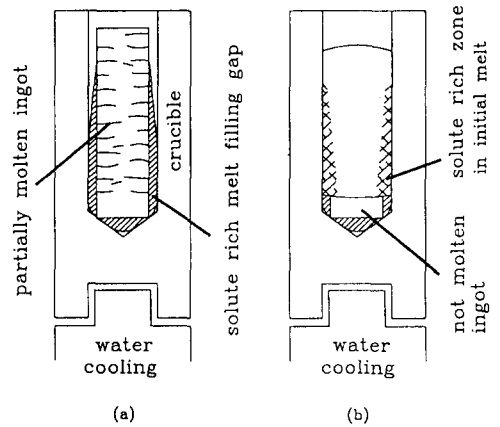


Fig. 9. Sequence of melting down of bar-ingot charge in crucible and forming solute rich zone in the initial melt.

성장이 진행됨에 따라 잔류용액의 전체조성이 점차 높아지기 때문에 어느시점부터는 다시 높아져 Scheil 곡선을 따른다. Fig. 5의 시편 1에서 틈의 효과로 축적된 높은 농도의 용액이 대류에 의해 위쪽으로 이동하여 섞이는 것이 $f_s=0.3$ 정도에서인 것으로 나타났다.

Fig. 9에 주괴내의 셸이나 수지상정 경계에서 농도가 높은 부분이 먼저 녹아 주괴와 도가니 사이의 틈으로 스며나와 밑으로 흘러 고이는 모양(a)과, 완전히 용해된 직후 가장 자리와 밑 부분에 농도가 높은 용액이 형성되는 과정(b)을 모식적으로 나타냈다.

5. 결론

수직 Bridgman형의 로를 사용한 Al-Cu 및 Al-Mg 합금의 결정성장시 도가니와 주괴사이의 틈이 용액의 초기 농도분포에 미치는 영향과 이러한 용액의 초기 농도분포가 결정성장 후 시편의 농도분포에 미치는 영향에

관한 실험적 고찰을 통해 다음과 같은 결론을 도출하였다.

1) 주괴를 용해할 때에 셀 또는 수지상정 사이에서 용질농도가 높고 용점이 낮은 용액이 먼저 형성되기 시작하여 용액의 일부가 주괴 밖으로 스며 나오는 것을 조직관찰로부터 확인할 수 있었다. 먼저 녹는 용액이 밖으로 스며나오는 것은 기체기포의 형성으로 더욱 촉진된다.

2) 이러한 농도 높은 용액은 틈을 타고 도가니 밑으로 고이게 되어 용액의 초기 농도 분포에 큰 영향을 미친다.

3) 시편이 다 녹으면 Al-Cu 합금과 같이 용질이 더 무거운 경우에는 가장자리의 농도가 높은 액체가 밑으로 고이게 되어 아래부분의 농도가 높은 거시편석이 생긴다.

4) Al-Mg 합금과 같이 용질이 더 가벼운 경우에는 가장자리와 밑에 고인 농도가 높은 액체는 서서히 위로 뜨게 된다. 따라서 결정성장 초기에는 아래부분의 농도가 아직 높지만 시간이 지남에 따라 농도가 높은 액체가 위로 부상하여 다시 농도가 낮은 부분이 응고한다.

5) 균질화 처리 또는 도가니와 주괴사이의 틈을 없게 함으로써 균일한 농도분포를 가지는 용액을 만들 수 있었다.

후 기

본 연구는 1993년도 교육부 신소재분야 학술연구조성비에 의해 지원되었는 바, 이에 깊은 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] B. Caroli, C. Caroli, C. Misbah and B. Roulet, J. Physique 46 (1985) 401.
- [2] R.Z. Guérin, B. Billia, P. Haldenwang and B. Roux, Phys. Fluids 31 (1988) 2086.
- [3] S.R. Coriell, M.R. Cordes, W.J. Boettinger and R.F. Sekerka, J. Crystal Growth 49 (1980) 13.
- [4] K. Shibata, T. Sato and G. Ohira, J. Crystal Growth 44 (1978) 435.
- [5] H. Han and T.H. Kuehn, Int. J. Heat Mass Transfer 34 (1991) 449.
- [6] H. Han and T.H. Kuehn, Int. J. Heat Mass Transfer 34 (1991) 461.
- [7] K.M. Kim, A.F. Witt, and H.C. Gatos, J. Electrochem. Soc. 119 (1972) 1218.
- [8] D. Camel and J.J. Favier, J. Crystal Growth 61 (1983) 125.