[논 문] 한국재료학회지
Korean Journal of Materials Research
Vol. 5, No. 1 (1995)

공정복합재료의 일방향응고시 용질편석에 미치는 자연대류의 영향

金 基 培 · 尹 義 博*
한국과학기술연구원 금속부
*한양대학교 공과대학 금속공학과(충남대학교 급속응고신소재연구소)

Effects of Natural Convection on Macrosegregation of Directionally Solidified Off-Eutectic Composites

Ki-Bae Kim and Eui-Pak Yoon*
Division of Metals, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791
**Department of Metallurgical En2gineering, Hanyang University, Seoul 133-791*
(Chungnam National University, Rapidly Solidified Materials Research Center)

초 록 비공정조성 공정복합재료의 일방향응고시 나타나는 액상내의 자연대류가 응고후 공정복합재료의 조성에 미치는 영향을 조사하였다. 이를 위해 Al-Cu합금을 선택하여 액상내에서 발생되는 대류의 형태를 변화시키기 위하여 상향 및 하향 일방향응고를 실시하여 각 응고조건에 따른 공정복합재료의 Cu 용질농도를 측정하였으며, 일방향응고 중에 급냉응고하여 고액계면 전방의 용질농도분포와 열분석을 통해 온도분포를 실측하였다. 그 결과로 비공정조성 공정복합재료의 일방향응고시 나타나는 대류는 공정복합재료의 용질편석에 커다란 영향을 주었으며, 고액계면 전방에서 thermal convection과 solutal convection이 모두 발생하는 하향 일방향응고된 아공정 Al-Cu합금에서 용질편석이 가장 크게 나타났다. 과공정 Al-Cu합금에서 상향 일방향응고한 경우가 하향 일방향응고한 경우보다도 용질편석이 증가한 것으로 나타났다. 이것은 본 연구조건에서는 solutal convection이 thermal convection보다 용질편석에 더 커다란 영향을 주는 것으로 생각되었다. 공정복합조직으로 성장시 고액계면은 평활계면으로 성장하였으며, 고액계면에서 액상 쪽의 용질농도는 아공정이나 과공정합금에 관계없이 공정조성의 용질농도를 가지며, 고액계면에서의 온도는 커다란 과냉도 없이 거의 공정온도 부근이었다.

Abstract Natural convection in bridgman growth and it's effect on macrosegregation in unidirectionally solidified off-eutectic alloys were examined in this study. Al-Cu off-eutectic alloys(27.5wt%~35.6wt%) were solidified upward or downward for producing a different natural convection and then Cu concentrations of off-eutectic composites were measured as a function of solidified fraction. Solutal and temperature distributions ahead of the solid/liquid interface were measured on quenched specimen. When hypo-eutectic Al-Cu alloys are directionally solidified with downward growth, considerable macrosegregation occurs due to flow induced by thermal and solutal convection in melt. Soultal convection affects the macrosegregation of hyper-eutectic Al-Cu alloys more severely than thermal convection. Solute composition at solid/liquid interface of off-eutectic composites was eutectic and also temperature was near eutectic point without large undercooling.

1. 서 론

공정복합재료는 금속기지내에 강화상을 인위적으로 복합화시키는 일반적인 복합재료와는 다르게 응고조건을 조절하여 금속기지 내에서 강화상이 자연적으로 성장하기 때문에 조직이 매우 규칙적으로 정렬되고, 기지금속과 강화상간의 계면에너지가 매우 낮다. 따라서 고온특성이 우수하여 내열재료로서 관심이 집중되고 있다[1~3]. 그러나 공정복합재료는 합금조성이 공정조성으로 제한되기 때문에 강화상의 부피분율을 변화시켜 재료의 특성을 최적화하는데 어려움이 있었다.

그러나 Mollard와 Flemings는 합금조성이

공정조성에서 벗어난 비공정조성의 합금에서도 평활계면을 유지하여 응고시키면 공정복합재료로 제조하는 것이 가능하며, 액상에서의 온도구배는 크고, 성장속도는 낮고, 대류가 없어야 한다는 연구결과를 발표하였으며, 액상내에서의 대류가 없는 경우에 대하여 이론적으로 설명하였다[4]. 그러나 실제로 비공정조성의 합금을 일방향응고하면 액상내에서의 대류를 없애는 것은 매우 어렵다.

특히 중력 하에서 일방향응고하면 액상에서는 온도구배 혹은 용질농도구배에 의한 자연대류, 자유표면(액상/기체 또는 액상/액상)이 존재할 경우의 표면에너지 차이에 의한 Marangoni 유동 및 액상과 고상의 단위원자당 부피가 달라 응고시 수축이나 팽창에 의한 유동 등이 발생하게 된다[5~7]. 이러한 자연대류는 온도구배에 의한 thermal convection과 용질농도구배에 의한 solutal convection으로 분류된다. 따라서 액상에서 대류가 발생하면 액상 내에서의 용질원자는 확산 뿐만아니라 대류에 의해서도 이동하게 되어 고액계면 전방의 용질재분배에 변화를 주게 되므로 응고후 공정복합재료의 특성에 영향을 주며, 특히 공정복합재료의 조성에 커다란 변화를 일으키는 것으로 알려져 있다[8~10]. 그러나 일방향응고된 비공정조성의 합금에 대한 이전의 연구들은 대류에 의한 복합재료의 조성변화를 고려하지 않은 경우가 많다.

따라서 본 연구는 용질원자의 커다란 밀도차이가 있고 대표적인 공정합금계인 Al-Cu합금을 선택하여 액상내에서 발생되는 대류의 형태를 변화시키기 위하여 상향(upward : 응고가 아래에서 위로 진행됨) 및 하향(downward : 응고가 위에서 아래로 진행됨) 일방향응고를 실시하여 각 응고조건(합금조성, 온도구배, 성장속도)에 따른 공정복합재료의 용질편석에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실 험 방 법

모합금제조

Cu조성이 27.5%~35.6%인 Al-Cu모합금(공정조성은 Al-32.7%Cu)은 불순물의 영향을 최소화하기 위하여 Al 99.999%와 Cu 99.998%를 사용하여 Ar분위기하의 진공고주파 유도로에서 용해하여 주철금형에서 주조하여 지름 8mm의 봉상시편을 제조하였다. 이 봉상시편을 지름 5mm, 길이 10cm로 가공하여 내경이 5mm인 알루미나관 속에 넣어 일방향응고하였다.

일방향응고

일방향응고는 그림 1과 같은 수직형 Bridgman 일방향응고장치에서 실시하였다. 냉각장치는 일정한 온도구배가 얻어질 수 있도록 냉각수통 속으로 유입되는 유량을 펌프를 사용하여 1 ℓ/min으로, 냉각수의 온도는 18℃로, 가열로는 PID온도조절기를 사용하여 항상 일정하게 유지시켜 시료 전체에 동일한 온도구배가 얻어지도록 하였다. 성장속도는 직류모터를 사용하여 전압조절을 통해 가열로이동속도가 변화되도록 하였으며, 모터는 고속도용과 저속도용 2가지와 감속기를 사용하여 성장속도를 5×10^{-5}~5×10^{-2}cm/sec로 조절할 수 있도록 하였다. 일방향응고시 모터의 진동으로 인해 고액계면전방의 액상에

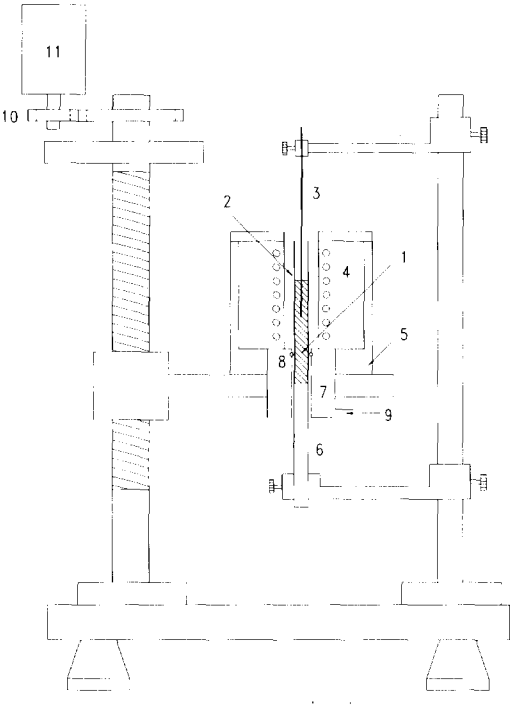
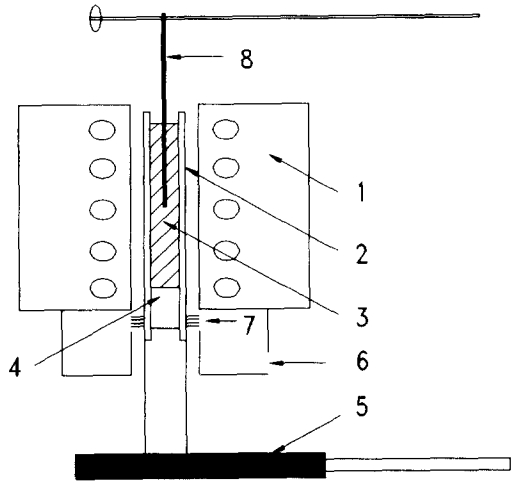


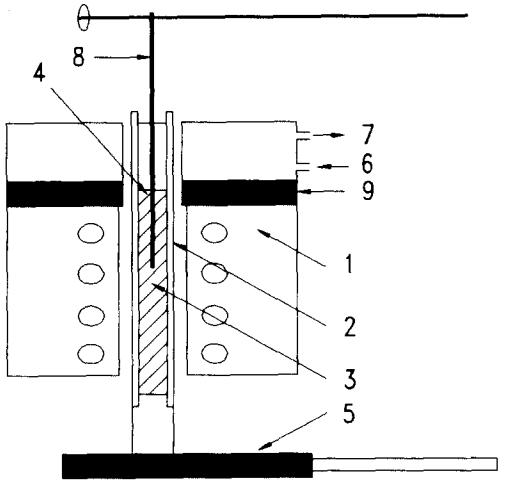
Fig. 1. A schematic diagram of the experimental apparatus for unidirectional solidification of Al-Cu off-eutectic alloys.
1: materal, 2: alumina crucible, 3: thermocouple, 4: furnace, 5: alumina board, 6: crucible supporting rod, 7: water chamber, 8: water outlet, 9: water inlet, 10: gear, 11: box.

유동(fluid flow)을 발생시키는 것을 방지하기 위하여 시편은 정지한 채 가열로가 이동되도록 하였다.

또한 용탕내에서의 대류의 형태를 변화시키기 위하여 성장방향이 아래에서 위쪽으로 성장하는 상향식과 위에서 아래쪽으로 성장하는 하향식 일방향응고를 실시하였으며, 상향식은 그림 2(a)에 나타낸 바와 같이 냉각장치를



(a) upward



(b) downward

Fig. 2. Representations of furnace and cooling system for (a) upward and (b) downward directional solidification.
1: furnace, 2: alumina crucible, 3: ingot, 4: solid/liquid interface, 5: supporting rod, 6: water inlet, 7: water outlet, 8: thermocouple, 9: asbestos shield.

가열로 밑에 설치하고 냉각장치 안쪽에 지름 1mm의 구멍을 통해 시료가 들어있는 알루미나관으로 냉각수를 분사시켜 응고가 이루어지도록 하였으며, 하향식은 그림 2(b)에서와 같이 안쪽지름이 12mm, 바깥쪽지름이 15cm인 냉각장치를 가열로 위에 설치하여 간접냉각이 이루어지도록 하였다.

고액계면 전방의 용질농도 및 온도분포 측정

일방향응고시 고액계면 전방의 용질농도분포를 조사하기 위하여 가열로 밑에 커다란 냉각수통을 설치해 놓고 시료가 들어 있는 알루미나관을 일방향응고 중에 낙하시켜 급냉응고되도록 하였다. 이 급냉된 시편을 성장방향으로 절단하여 기계적 연마 후에 25% HNO_3용액에 25~30초간 부식시켜 고액계면근처의 조직을 관찰하였으며, 고액계면 전방에서의 Cu 용질농도는 EPMA 분석을 통해 측정하였다.

열분석은 시료의 양이 매우 적기 때문에 정확한 온도 측정을 위하여 열전대의 온도감응속도가 높은 PR선 0.1mm의 열전대를 외경 1mm의 두 구멍 알루미나 열전대피복관(thermocouple insulator)에 삽입하여 직접 용탕속에 넣고, 기록계를 사용하여 시간-온도 곡선을 얻어서 공정온도에서의 액상쪽 및 고상쪽의 기울기를 구하였다. 기록계의 시간은 성장속도를 곱하므로써 시편의 길이로 환산하여, 그 기울기값을 액상과 고상에서의 온도구배로 하였다. 용탕의 온도를 조절하여 상향식과 하향식 모두 같은 온도구배가 되도록 하였으며, 열분석결과 상향식에서는 용탕온도가 820℃에서, 하향식에서는 용탕온도가 870℃에서 대략 135 ℃/cm의 온도구배가 얻어졌다.

Cu용질농도측정

각 성장조건에서 일방향응고된 공정복합재료의 용질편석을 조사하기 위하여 길이방향을 따라 1cm씩마다 2mm를 절단하여 이 시편을 화학습식분석을 통해 Cu 용질농도를 측정하였으며, 나머지 8mm는 일방향응고조직을 관찰하였다. 화학습식방법은 Cu을 분석하는데 편리하고 유효숫자를 3자리까지 측정할 수 있는 Iodometric법[11]을 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

일방향응고 방향에 따른 Al-Cu합금의 용질편석

아공정 및 과공정 Al-Cu합금을 온도구배

135℃/cm에서 1×10^{-4}cm/sec의 성장속도로 상향 또는 하향으로 일방향응고하여 얻어진 공정복합재료 시편에서 고상율에 따른 Cu 용질농도분포는 각각 그림 3(a) 및 (b)와 같이 나타났으며, 그림 상에서의 직선은 공정조성인 32.7%Cu을 나타내고 있다.

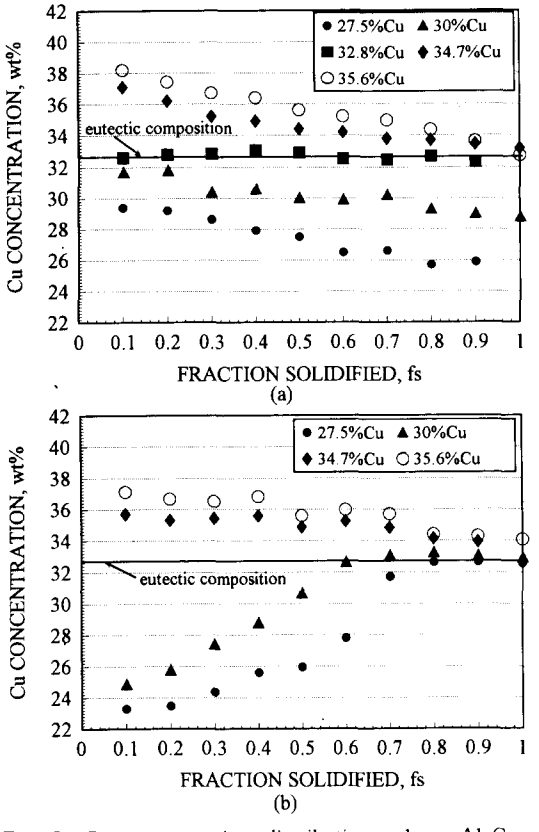


Fig. 3. Cu concentration distributions along Al-Cu alloys (a) upward and (b) downward solidified at 1×10^{-4}cm/s under 135℃/cm as a function of fraction solidified.

그림 3(a)에서 보는 바와 같이 상향 일방향응고인 경우 공정조성부근인 Al-32.8%Cu 합금인 공정복합재료의 Cu 용질농도는 거의 일정하게 유지되었으나, 과공정합금인 Al-34.7%Cu합금과 Al-35.6%Cu합금은 응고초기에는 모합금조성 이상의 값으로 높은 값을 가지며 응고가 진행됨에 따라 점차 감소하여 응고말기에는 공정조성근처의 값까지 감소하였다. 또한 아공정합금인 Al-30%Cu합금과 Al-27.5Cu합금은 과공정합금과 유사하게 응고초기에는 Cu용질농도가 높고 응고가 진행되면서 점차로 감소하는 경향으로 나타났다.

한편 하향 일방향응고에서는 그림 3(b)에서와 같이 과공정합금인 Al-34.7%Cu합금과 Al-35.6%Cu합금은 상향 일방향응고와 유사하게 응고초기에는 높은 Cu용질농도를 가지다가 고상율이 증가함에 따라서 점차 감소하는 경향을 나타내고 있으나, 아공정합금은 Al-30%Cu합금과 Al-27.5%Cu합금은 상향 일방향응고와는 전혀 다르게 응고초기에는 Cu 용질농도는 모합금조성보다 훨씬 감소한 값을 가지다가 고상율이 증가함에 따라 크게 증가하다가 공정조성인 32.7%에 도달한 후에는 일정하게 유지되는 경향으로 나타났다.

그림에서 보는 바와 같이 아공정합금을 하향 일방향응고한 경우가 가장 커다란 용질편석을 나타냈으며, 과공정합금에서는 상향 일방향응고한 경우가 하향보다도 용질편석이 더 크게 증가하였다. 또한 아공정합금에서 상향 일방향응고한 경우와 하향 일방향응고한 경우의 용질농도분포가 전혀 다르게 나타난 것은 서로 다른 용질이동기구에 의한 것으로 생각된다.(다음 절에서 설명함.)

일반적으로 조성이 C_0인 합금을 일방향응고한 후의 용질농도분포는 고상내에서의 확산이 없다고 가정하면 액상내에서의 혼합 정도에 따라 그림 4와 같이 나타난다고 알려져 있다[12]. 그림 4(a)는 용탕내에서 대류가 발생하지 않아 액상내에서의 혼합이 이루어지지 않은 경우의 용질농도분포로 응고초기의 농도 k_0C_0(k_0 : 평형분배계수)에서 점차 증가하여 모합금조

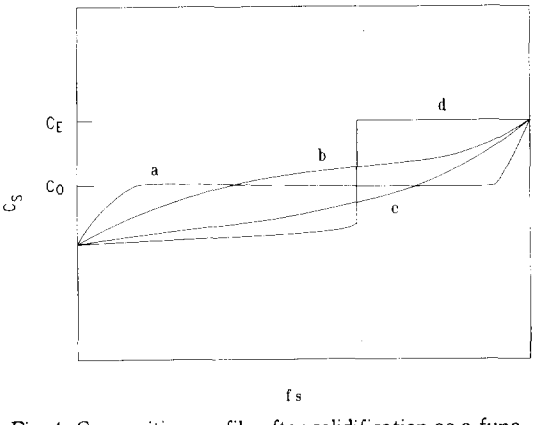


Fig. 4. Composition profile after solidification as a function of fraction solidified due to different mixing in melt(C_E : eutectic composition, f_S : fraction solidified). a : without convection, b : slight mixing, c : moderate mixing, d : complete mixing.)

성인 C_0을 가지는 초기천이영역과 모합금조성과 같은 농도로 일정하게 유지되는 정상상태를 지나 응고말기부근에서 다시 농도가 급증하는 말기천이영역을 가지는 농도분포를 가진다. 또한 그림 4(d)는 용탕내에서 대류가 심하게 발생하여 액상에서 완전혼합이 일어난 경우로 어느 정도 응고가 진행되다가 불연속적으로 증가하여 공정조성의 용질농도를 유지하게 되는 완전편석(complete segregation)이 일어나게 된다. Al-Cu합금에서 이러한 완전편석은 10^{-6}cm/s의 속도로 성장시켰을 때 나타난다고 보고되어 있다[13]. 그림 4(b)와 (c)는 액상내에서의 부분혼합이 일어난 경우의 용질농도분포로 응고가 진행됨에 따라 점차적으로 증가하는 경향을 나타내고 있다.

따라서 그림 3에 나타난 공정복합재료의 일방향응고시의 Cu 용질농도분포는 액상 내에서 부분혼합이 일어난 경우로 생각되며, 합금조성과 성장방향에 따라 공정복합재료내의 Cu 용질농도분포가 다르게 나타나는 것은 일방향응고시 액상 내에서 발생하는 대류의 특성과 세기가 다르기 때문으로 생각된다. 그러므로 아공정합금을 하향 일방향응고한 경우가 가장 커다란 용질편석을 나타낸 것은 액상내에서의 혼합이 가장 크게 일어났기 때문으로 생각되며, 과공정합금에서는 상향 일방향응고한 경우가 하향보다도 대류의 세기가 더 크게 증가하여 혼합이 더 많이 발생한 것으로 생각된다. 또한 아공정합금을 상향 일방향응고한 경우의 용질농도분포는 액상내에서의 대류에 의한 용질농도분포와는 전혀 다르게 나타난 것은 대류가 아닌 열이동현상이라는 다른 용질이동기구에 의한 것으로 생각된다.

고액계면전방에서의 용질농도 및 온도분포

액상내에서 부분혼합이 일어나면 고액계면 전방으로 배출된 용질원자들은 확산 뿐만아니라 대류에 의해서도 고액계면에서 멀리 떨어진 액상으로 이동하게 되므로 고액계면 전방의 용질재분배가 일어나게 되어 고액계면 전방의 용질농도분포는 확산에 의한 확산경계층과는 다르게 된다. 따라서 고액계면 전방의 용질농도분포를 조사하기 위하여 일방향응고 중에 급냉하여 고액계면전방의 용질농도를 측정하였다.

그림 5는 Al-35.6%Cu 합금을 온도구배 135℃/cm, 성장속도 1×10^{-4}cm/sec로 상향으로 일방향응고하다가 고상율이 0.5 정도에 이르렀을때 급냉응고하여 얻어진 시편에서의 고액계면 부근의 조직을 보여주고 있다. 그림에서 보는 바와 같이 라멜라조직으로 성장하다가 급냉으로 인해 주상정으로 다시 등축정으로 천이되어 가는 것을 볼 수 있으며, 고액계면이 거의 일직선으로 놓여 있어 평활한 계면을 유지하면서 성장한 것을 확인할 수 있었다.

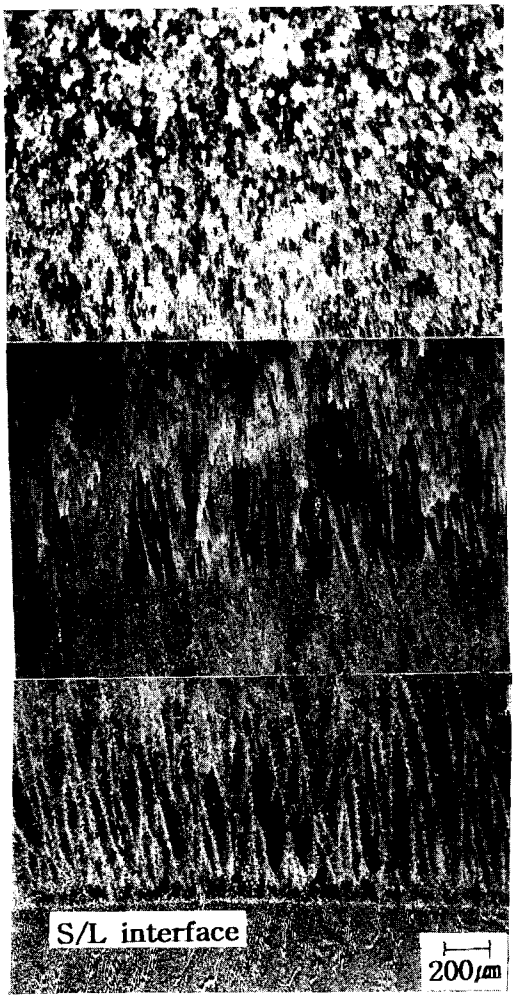


Fig. 5. Microstructure ahead of solid/liquid interface of the quenched Al-Cu alloys.

이러한 급냉된 고액계면 부근의 조직에서 EPMA를 이용하여 측정한 고액계면 전방의 용질농도분포는 그림 6과 같이 나타났다. 그림 6(a)는 그림 5의 급냉된 조직에서 측정된 고액계면 전방의 용질농도분포이며, 이때 EPMA분석은 microprobe point의 크기는 50㎛, point간의

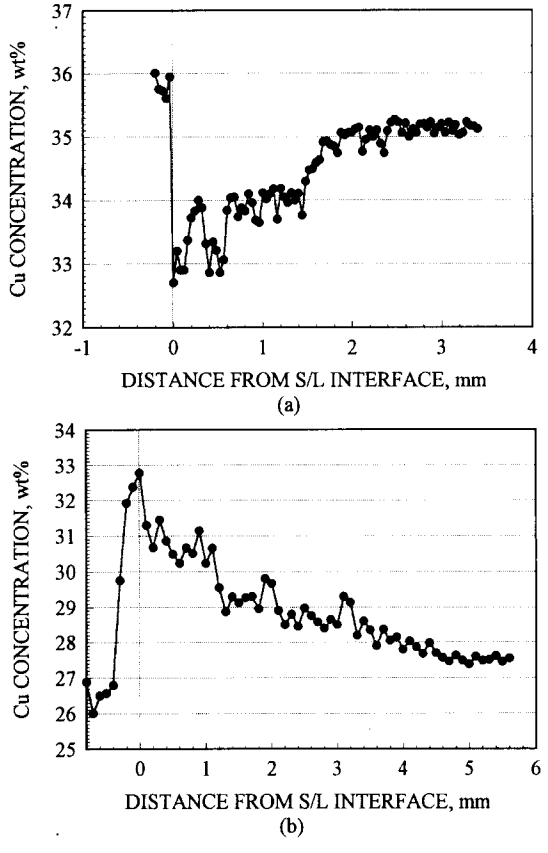


Fig. 6. Cu concentration distributions near the solid/liquid interface of the quenched (a) Al-35.6%Cu and (b) Al-27.5%Cu alloy during upward solidification.

거리는 40㎛하여 고액계면전후를 연속적으로 측정하였다. 또한 (b)는 Al-27.5%Cu 합금을 구배 135℃/cm, 1×10^{-4}cm/sec의 성장속도로 상향 일방향응고 중에 급냉하여 얻어진 시료에서 microprobe point의 크기는 200㎛, point 간의 거리는 100㎛로 하여 고액계면전후를 연속적으로 측정하여 나타난 고액계면 전방의 용질농도분포이다. Al-35.6%Cu 합금에서는 그림 6(a)에서와 같이 급냉된 고액계면에서 고상쪽으로는 Cu 용질농도가 36%에서 액상쪽으로는 32.6%로 불연속적으로 급격히 감소하였으며, 고액계면에서 액상쪽으로 거리가 멀어질수록 Cu 용질농도는 점차 증가하여 대략 2500㎛이후에서는 35.3%로 거의 일정하게 유지하고 있었다. 또한 Al-27.5%Cu 합금에서는 그림 6(b)에서와 같이 26.8%에서 32.8%로 고액계면에서 불연속적으로 증가한 후 점차로 감소하여 고액계면에서 대략 5500㎛이후에서는 초기 모합금조성과 같은 27.5%로 일정하게 유지하고 있었다.

고액계면 부근의 Cu 용질농도를 측정한 결과 고액계면에서 액상쪽의 용질농도는 아공정이나 과공정합금에 관계없이 공정조성의 용질농도를 가지고 있었으며, 이것은 공정조성에서 벗어난 합금이 공정복합조직을 가지면서 성장하기 위해서는 필요한 조건으로 생각된다. 만약 일방향응고시 고상에서 배출되어 용질경계층에 축적되어 있는 용질원자들이 응고조건의 변화로 고액계면에서 멀리 떨어진 액상으로의 이동이 어렵게 되면 고액계면에서의 액상의 평균농도는 공정조성 이상으로 증가하게 되고 이로 인해 조성에 의한 과냉도가 증가하게 된다. 따라서 전체 과냉도는 증가하게 되고 그러므로 평활계면을 유지할 수 없어 수지상이나 세포상조직으로 천이하게 되어 공정복합조직을 가질 수 없게 될 것이다[14]. 따라

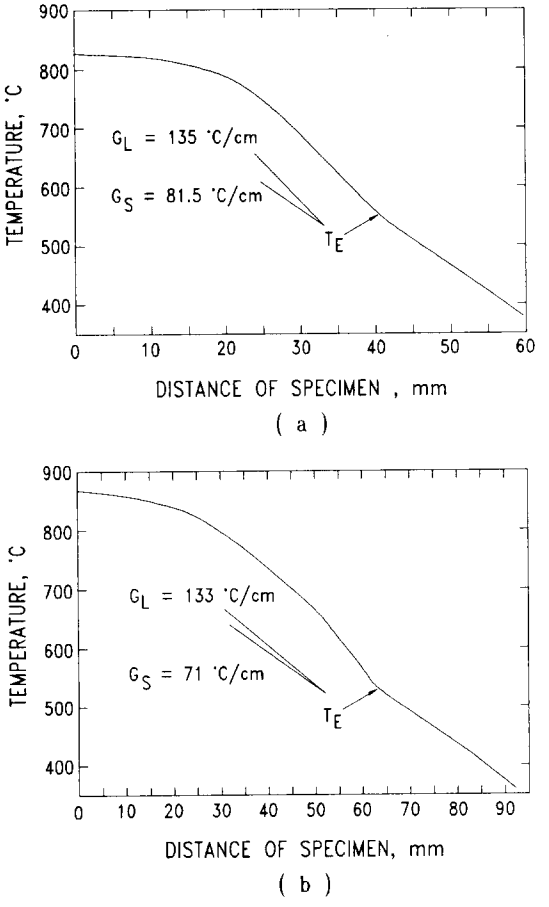


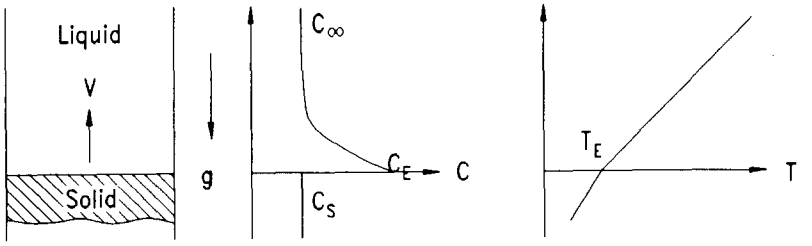
Fig. 7. Temperature distributions near the solid/liquid interface in (a) upward and (b) downward solidification under a temperature gradient of 135℃/cm.

서 고액계면에서의 액상의 평균용질농도는 용질경계층에 의해 항상 공정조성을 유지하여야 하며, 이는 급냉된 시료가 공정복합조직을 가지고 있는 것과 잘 일치한다.

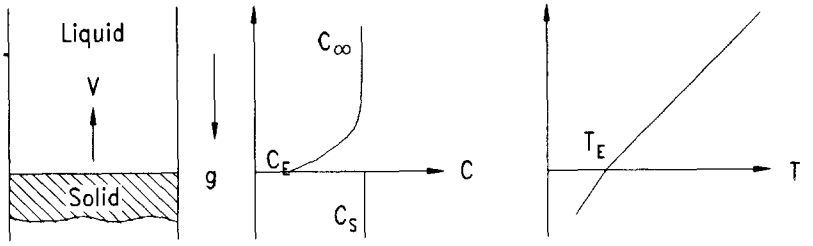
한편 고액계면에서의 온도분포는 열분석에 의해 측정하였으며, 그림 7과 같이 나타났다. 그림 7(a)는 상향 일방향응고인 경우이고, (b)는 하향 일방향응고인 경우이다. 그림에서 보는 바와 같이 상향과 하향 모두 고액계면에서 액상쪽의 기울기와 고상쪽의 기울기가 다르게 나타났으며, 따라서 고액계면의 위치와 온도를 정확히 알 수 있었다. 그 결과 고액계면에서의 온도는 커다란 과냉도 없이 거의 공정온도 부근이었다.

합금조성과 성장방향에 따른 대류의 형태와 용질편석

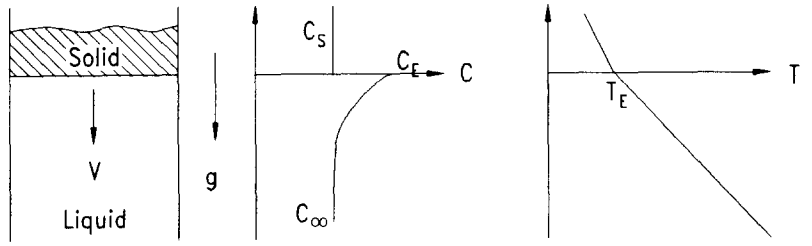
그림 8은 과공정합금과 아공정합금을 상향식 또는 하향식 일방향응고하였을 때의 고액



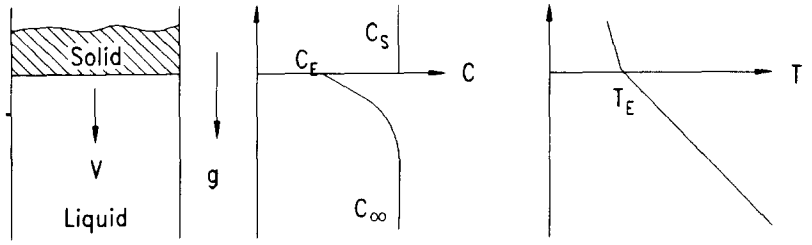
(a) Upward Growth, hypo-eutectic Al-Cu alloys.



(b) Upward Growth, hyper-eutectic Al-Cu alloys.



(c) Downward Growth, hypo-eutectic Al-Cu alloys.



(d) Downward Growth, hyper-eutectic Al-Cu alloys.

Fig. 8. Representations of solute and temperature distributions at solid/liquid interface.

계면 전방에 나타나는 용질농도구배 및 온도구배로 인한 자연대류의 영향을 나타낸 것이다. 그림 상에서의 고액계면 전방의 용질농도 및 온도분포는 EPMA와 열분석을 통해 측정된 것을 개략적으로 나타낸 것이다.

따라서 중력이 그림 상에서 아래로 작용하고 있을 때 초기조성 C_0인 아공정합금을 상향 일방향응고한 경우의 고액계면 전방의 용질농도와 온도분포는 그림 8(a)와 같이 나타나며, 과공정합금의 상향 일방향응고는 (b)와 같이 나타난다. 그림 상에서 C_∞는 고액계면에서 멀리 떨어진 곳의 액상의 용질농도이며, g는 중력의 방향을 나타내고 있다. Al의 액상밀도는 2.5이며, Cu의 액상밀도는 7.8로 알려져 있다. 따라서 Cu의 용질농도가 높은 액상은 용질농도가 낮은 액상보다 밀도가 더 크게 된다. 아공정합금의 상향 일방향응고에서의 용질농도 분포에서는 그림 8(a)에서 보는 바와 같이 고액계면에서 멀리 떨어진 액상의 밀도는 고액계면 근처의 액상의 밀도보다 작다. 그러므로 용질농도차이에 의한 대류(solutal convection)는 발생하지 않는다. 그러나 과공정합금의 상향 일방향응고인 (b)에서는 고액계면에서 멀리 떨어진 액상의 밀도가 고액계면 근처의 액상의 밀도보다 더 크다. 따라서 밀도가 높은 액상이 중력에 의해 아래쪽으로 이동하게 된다. 다시 말해 solutal convection이 발생하게 된다.

또한 온도에 따른 액상의 밀도는 온도가 낮은 액상의 밀도가 온도가 높은 액상의 밀도보다 더 크다. 따라서 상향 일방향응고에서는 아공정합금이나 과공정합금에 관계없이 모두 고액계면에서 멀어진 곳의 액상의 온도가 높으며, 이 밀도가 작은 높은 온도의 액상이 위쪽에 위치하고 있게 된다. 따라서 안정한 상태를 유지하게 되어 온도차이에 의한 대류(thermal convection)는 발생하지 않는다. 그러나 그림 8 (c)와 (d)는 각각 아공정합금과 과공정합금을 하향으로 일방향 응고한 경우의 용질농도와 온도분포를 나타내며, 그림에서 보는 바와 같이 위쪽에 있는 고액계면 근처의 액상의 온도가 고액계면에서 멀리 떨어진 곳의 액상의 온도보다 낮게 되어 밀도가 큰 고액계면근처의 액상이 중력에 의해 아래쪽으로 이동하는 thermal convection이 나타나게 된다.

일반적으로 중력 하에서 일방향응고시 나타나는 대류는 앞에서 설명하였듯이 thermal convection, solutal convection 뿐만아니라 Marangoni 유동 및 응고수축이나 팽창에 의한 유동이 일어날 수 있다. 그러나 Marangoni효과는 무중력하에서는 매우 중요하게 인식되나 중력하에서는 다른 유동의 효과에 비하여 매우 적고[7], 응고수축에 의한 유동은 Al-Cu공정합금인 경우 약 4%의 응고수축이 발생한다[15]고 알려져 있으나 본 실험조건에서는 합금조성이나 일방향응고 방향에 관계없이 모든 경우에서 발생되기 때문에 고려하지 않았다.

따라서 합금조성과 일방향응고 방향에 따라 나타나는 대류의 형태를 종합하면 Table 1과 같다. 과공정 Al-Cu합금을 상향으로 일방향응고하면 액상내에서는 solutal convection이 발생하며, 하향 일방향응고하면 thermal convection만이 발생하게 된다. 또한 아공정 Al-Cu합금을 상향으로 일방향응고하면 solutal convection이나 thermal convection이 나타나지 않으나 하향으로 일방향응고하면 solutal convection과 thermal convection이 모두 나타나게 된다.

Table 1. The types of convection with respect to the growth direction and alloy composition.(× : No convection, ○ : With Convection)

convection / growth	hyper-eutectic		hypo-eutectic	
	thermal	solutal	thermal	solutal
upward	×	○	×	×
downward	○	×	○	○

그러므로 아공정합금을 하향 일방향응고한 경우가 가장 커다란 용질편석을 나타낸 것은 고액계면 전방에서 thermal convection과 solutal convection이 모두 발생하여 액상내에서의 혼합이 가장 크게 일어났기 때문으로 생각되며, 상향 일방향응고시에는 액상 내에서 대류가 전혀 발생하지 않았음에도 불구하고 용질편석이 발생한 것은 대류에 의한 것이 아니라 액상내에 있는 무거운 용질원자가 온도가 낮은 쪽으로 이동하는 열이동현상(thermotransport phenomena)[16,17]에 의한 것으로 높은 온도구배에서 무거운 Cu원자가 온도가 낮은 아래 쪽으로 이동하여 고액계면에 축적됨으로서 응고초기에 고상의 조성이 크게 증가된 것으로 생각된다. 과공

정합금에서는 상향 일방향 응고한 경우가 하향보다도 용질편석이 증가한 것은 solutal convection이 thermal convection보다 용질편석에 더 커다란 영향을 주는 것으로 생각된다.

4. 결 론

(1) 비공정조성 공정복합재료의 일방향응고시 나타나는 대류는 공정복합재료내의 용질편석에 커다란 영향을 주었으며, 따라서 고액계면 전방에서 thermal convection과 solutal convection이 모두 발생하는 하향 일방향응고된 아공정 Al-Cu합금에서의 용질편석이 가장 크게 나타났다.

(2) 과공정 Al-Cu합금에서 상향 일방향응고한 경우가 하향 일방향응고한 경우보다도 용질편석이 증가하였으며, 따라서 solutal convection이 thermal convection보다 용질편석에 더 커다란 영향을 주는 것으로 생각되었다.

(3) 일방향응고시 급냉으로 얻어진 시편의 고액계면 부근의 조직관찰을 통해 라멜라조직으로 성장하다가 급속냉각으로 인해 주상정으로 다시 등축정으로 천이되었으며, 공정복합조직으로 성장시 고액계면이 평활한 계면으로 성장하는 것을 확인할 수 있었다.

(4) 공정복합조직의 성장시 고액계면에서 액상 쪽의 용질농도는 아공정이나 과공정합금에 관계없이 공정조성의 용질농도를 가지고 있었으며, 고액계면에서의 온도는 커다란 과냉도 없이 거의 공정온도 부근이었다.

후 기

본 연구는 학술진행재단의 연구비 지원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다

참 고 문 헌

1. 科學技術廳 金屬材料技術研究所 : 金屬系新素材, 日刊工業新聞社, 1986, p265
2. 古田敏康 : 工業材料, 35(1987) 85
3. 渡邊勝也, 福地正明 : Metals & Technology, 3(1988) 28
4. F. R. Mollard and M. C. Flemings : Trans. TMS-AIME, 239(1967) 1534
5. J. P. Garandet : J. Cryst. Growth, 125 (1992) 112
6. C. T. Yen and W. A. Tiller : J. Cryst. Growth, 118(1992) 259
7. R. J. Schaefer, and S. R. Coriell : Metall. Trans. A. 15A(1984) 2109
8. T. Carlberg : J. Cryst. Growth, 66(1984) 106
9. G. B. Mcfadden, S. R. Coriell, R. F. Borisert, M. E. Glicksman, and Q. T. Fang : Metall. Trans., 15A(1984) 2117
10. L. Vandenbulk, R. J. Herbin, and G. Vulliard : J. Cryst. Growth, 36(1976) 53
11. A. S. Douglas and M. W. Donald : Analytical Chemistry, 3rd ed., p.331
12. M. C. Flemings : Solidification Processing, McGraw-Hill Book Company, 1974, ch.2
13. A. Hellawell : Trans. TMS-AIME, 233 (1965) 1516
14. P. Magnin and R. Trivedi : Acta Metall., 39(1991) 453
15. T. Ejima et al. : J. Japan Inst. Metals, 44 (1978) 1651
16. J. D. Verhoeven, J.C. Warner, and E.D. Gibson : Metall. Trans., 3(1972) 1437
17. Z. H. Lee, B. J. Lee, M. S. Kang, S. M. Chung, and S. R. Coriell : J. Crystal Growth, 141(1994) 209