論 文

Al-Si 합금의 수직원심주조시 응고조직의 형성

장성락 · 허승호 · 홍준표

Evolution of Solidification Structures of Al-Si Alloys in a Vertical Centrifugal Casting

Sung-Rak Chang, Seung-Ho Huh and Chun-Pyo Hong

Abstract

Al-Si alloys were solidified in a rotating cylindrical mold by a vertical centrifugal casting process. Under a certain casting condition, there are four distinct zones such as the chill zone, the primary fine columnar zone, the equiaxed zone, and the secondary coarse columnar zone from the mold wall. The columnar-equiaxed transition (CET) and the equiaxed-columnar transition (ECT) were measured as functions of solute content, flow rate (mold velocity), pouring temperature and mold temperature. Within the critical value of solute content, as the flow rate increases, the columnar-equiaxed transition were found, but not the equiaxed-columnar transition. The aspect ratio of the primary columnar zone was more affected by the solute content than the flow rate. However the aspect ratio of the equiaxed zone was more affected by the flow rate than the solute content. The aspect ratio of the secondary columnar zone was affected by both the flow rate and the solute content.

(Received April 26, 2000)

1. 서 론

주괴의 응고조직은 합금조성이나 응고조건에 따라 주상정, 등축정 또는 이들의 복합적인 응고조직을 갖는다. 응고조직의 특성은 바로 그 주조제품의 기계적, 물리적 특성을 좌우하게 되므로 응고조직을 제어하는 것은 주괴의 재질을 개선하는 데 있어서 가장 기본적인 방법이다. 주괴의 응고조직을 제어하기 위해서는 각종 주조변수에 따른 응고조직의 천이에 대한 제반현상과 기본기구를 이해하고 충분히 적용할 수 있어야 한다. 특히 거시편석을 방지하고 주괴의 기계적 성질을 향상시키기 위해서는 균일하고 미세한 등축정의 형성이 요구된다.

주괴의 거시조직에 대한 많은 연구결과로부터 주상정-등축정 천이(CET)를 설명하는 다양한 기구들이 제안되었으며, 이러한 천이기구는 크게 불균일 핵생성 모델(heterogeneous nucleation model)과 수지 분단 모델(dendrite fragmentation model)로 나눌 수 있다. 핵생성을 조장하는 불균일 핵생성 모델은 다시 조성적 과냉설[1]과 빅뱅설[2]로 구분되며, 결정을 증식하는 수지 분단 모델은 자연대류[3-4]와 같은 열적인 요인과 초음파 진동[5], 기계적 진동[6], 전자기적 교반[7-8] 및 기계적 교반[9] 등과 같은 기계적인 요인으로 나눌 수 있다. 이와 같은 많은 연구결과에 의하면, 주상정-등축정 천이는 합금조성, 주입온도, 몰드온도, 용탕유동 등과 같은 주조변수의 지배를 받으며, 용질농도가 높을수록, 주입온도가 낮을수록, 온도구배가 작을수록, 액상유동이 클수록, 주상정-등축정의 천이가 빨리 일어난다고 알려져 있다.

강제적인 액상유동이 주어지는 수직원심주조법의 특정한 주조조건에서는 주상정대와 등축정대 다음에 조대한 2차 주상정대가 나타나는 등축정-주상정의 천이(ECT)현상이 나타난다[10-11]. 주상정-등축정의 천이(CET)에 대해서는 많은 정량적인 해석이 있으며[12-14], 여러 수치해석연구에 의하면, 대류를 포함한 액상유동이 응고조직의 천이와 주상정의 편향에 매우 중요한 인자임을 보여주고 있다[15-16]. 따라서 본 연구에서는 결정증식을 조장하는 방법으로써 액상에 강제유

연세대학교 금속공학과(Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University)

동을 주는 수직원심주조법을 채택하여 각종 주조변수에 따른 Al-Si 합금의 응고조직을 조직영역분율로 정량화하여 응고조직의 천이에 대한 지배인자와 천이기구를 알아보고자 하였다.

2. 실험방법

원심주조에 사용된 주형은 외경 100 mm, 내경 60 mm, 높이 150 mm의 SKD 61 강종으로서 이형제인 BN을 도포한 다음, 예열하여 사용하였다. Fig. 1에 나타낸 바와 같이 예열된 주형을 DC모터에 장착하고 응고과정 중에 강제로 유동을 부여하기 위하여 50, 100, 200 및 400 rpm으로 회전되는 주형에 일정한 온도로 과열된 용탕을 주입하였다. 이 때 주형벽면에서

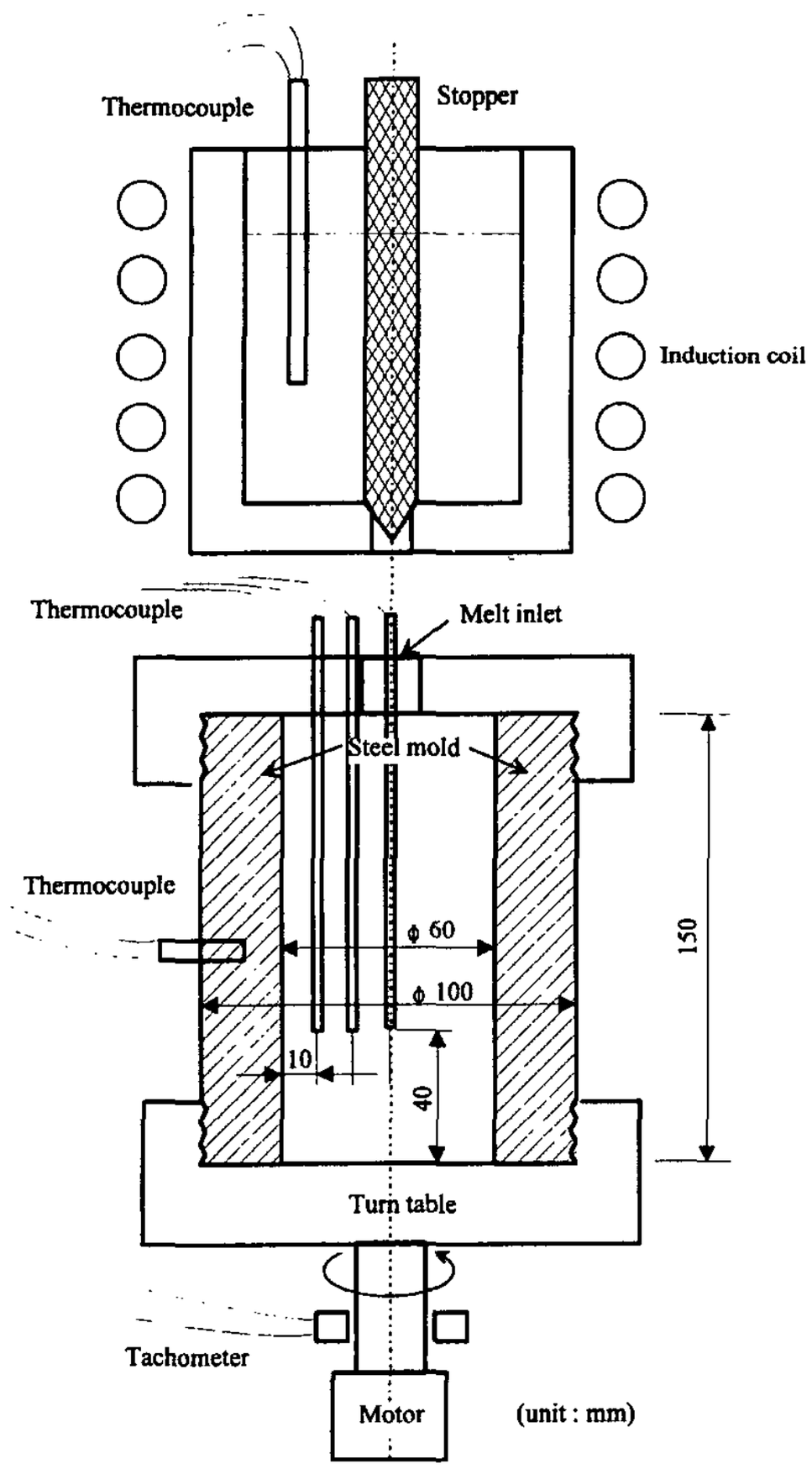


Fig. 1. Schematic diagram of the vertical centrifugal casting apparatus.

의 선속도는 각각 150, 300, 600 및 1200 mm/sec이었다.

예비실험 결과, 공업용 순 알루미늄(99.5%)으로 수직원심주조한 주괴의 응고조직에서도 주상정의 편향이 관찰되었기 때문에 미량불순물의 영향을 최대한 배제하기 위하여 고순도 알루미늄(99.99%, Alcan사)을 사용하여 각각의 회전속도에서 수직원심주조를 하였다. Si함량을 0.5, 1.0 및 2.0wt.%로 정확히 제어하기 위하여 모합금(Al-25wt%Si)을 사용하여 각각의 회전속도에서 원심주조를 하였으며, 본 실험에 사용된 실험변수와 실험조건은 Table 1과 같다.

원심주조한 시편을 세로로 2등분하고, 가로는 밑면에서 발달한 주상정조직의 영향을 배제하기 위하여 밑면에서 약 40 mm인 상부지점을 절단하여 각각을 연마한 후, Keller용액(20 *ml* H_2O + 20 *ml* HCl + 20 *ml* HNO_3 + 5 *ml* HF)을 사용하여 에칭하였다. 응고조직은 주괴의 크기와 형태에 따라 조직영역의 크기가 달라지므로 주괴의 반경에 대한 각 조직영역의 크기비율을 조직영역분율(aspect ratio)로 정의하여 응고조직영역의 변화를 정량화하였다. 응고조직 천이가 나타나는 주괴의 응고조직영역의 크기와 결정입도는 광학현미경을 이용하여 분석하였다. 응고조직영역별로 용질원소의 편석여부와 생성기원을 알아보기 위하여 거시조직을 기준으로 응고조직영역을 정확하게 설정한 다음, EPMA(Shimadzu, EPMA-1600)로 면분석과 선분석을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 자유표면의 변화

병진운동이 없는 z축에 대한 유체의 회전운동과 마찬가지로 주형에 주입된 용탕의 자유표면은 수치해석적인 방법과 해석적인 방법으로 계산할 수 있다. 유체가 다른 유동현상이 없이 회전하고 있는 강체회전(rigid body rotation)이라 가정하면 압력구배의 형상을 해석적으로 예측할 수 있다. 또한 압력구배는 용기의 형상과는 무관하므로 정상상태라면 응고가 일어나도 자유표면의 형상에는 영향을 미치지 않는다. 이 경우, 압력구배는 힘의 평형에 의하여 다음의 (1)식으로 주어진다[17].

$$\nabla \vec{p} = \frac{\partial p}{\partial z}\vec{k} + \frac{\partial p}{\partial z}\vec{i_r} = \rho(\vec{g} - \vec{a}) = \rho(-g\vec{k} + r\omega^2\vec{i_r}) \quad (1)$$

Table 1. Experimental conditions for the centrifugal casting

Sample designation	Alloy system	Solute composition		Rotating speed	Pouring temp	Mold temp
		[at%]	[wt%]	[rpm]	[°C]	[°C]
AS00M0700	Al-Si	0.00	0.00	0	760	70
AS00M0705				50		
AS00M0710				100		
AS00M0720				200		
AS00M0740				400		
AS05M0700		0.50	0.52	0		
AS05M0705				50		
AS05M0710				100		
AS05M0720				200		
AS05M0740				400		
AS10M0700		1.00	1.04	0		
AS10M0705				50		
AS10M0710				100		
AS10M0720				200		
AS10M0740				400		
AS20M0700		2.00	2.08	0		
AS20M0705				50		
AS20M0710				100		
AS20M0720				200		
AS20M0740				400		
AS10M0120		1.00	1.04	200		10
AS10M1520				200		150
AS10L0120				200	710	70
AS10H1520				200	810	

여기서 $\vec{i}_r$은 r방향의 단위벡터, $\vec{k}$는 z방향의 단위벡터, ρ는 밀도, g는 중력가속도, r은 주괴의 반지름, ω는 각속도이다. 위의 식을 풀면 다음의 (2)식과 같이 압력은 z에 선형적이고 r에 포물선적으로 주어진다.

$$z = \frac{p_0 - p_1}{\rho g} + \frac{\omega^2}{2g} r^2 \qquad (2)$$

유체의 체적이 보존된다는 조건으로부터 자유표면의 위치를 쉽게 구할 수 있다. 즉 선형가속도가 없는 잔잔한 유체의 높이는, 선형가속도가 ω인 포물선 형태의 자유표면에서 가장 높은 점과 가장 낮은 점의 중간이다.

Fig. 2는 주형의 회전속도의 변화에 따른 주괴의 자유표면의 형상을 해석적인 방법으로 계산한 것이다. 실제 주형의 회전속도가 100, 200 및 400 rpm일 때, 수직원심주조한 Al-1.0wt%Si 합금주괴의 종단면 응고조직은 각각 Fig. 3의 (a), (b), 및 (c)과 같으며, 표면의 형상은 해석적인 방법으로 계산한 결과와 잘 일치하고 있다. 주형의 회전속도가 증가함에 따라 원심력의 작

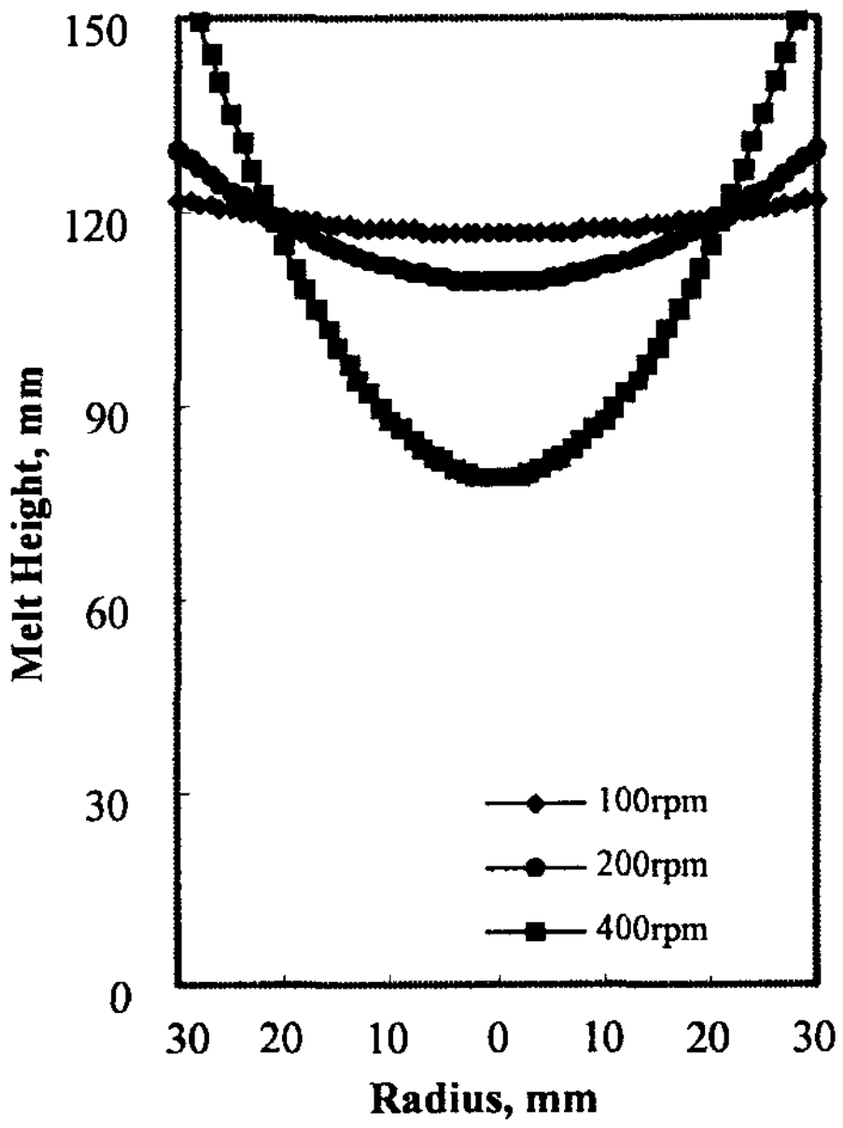
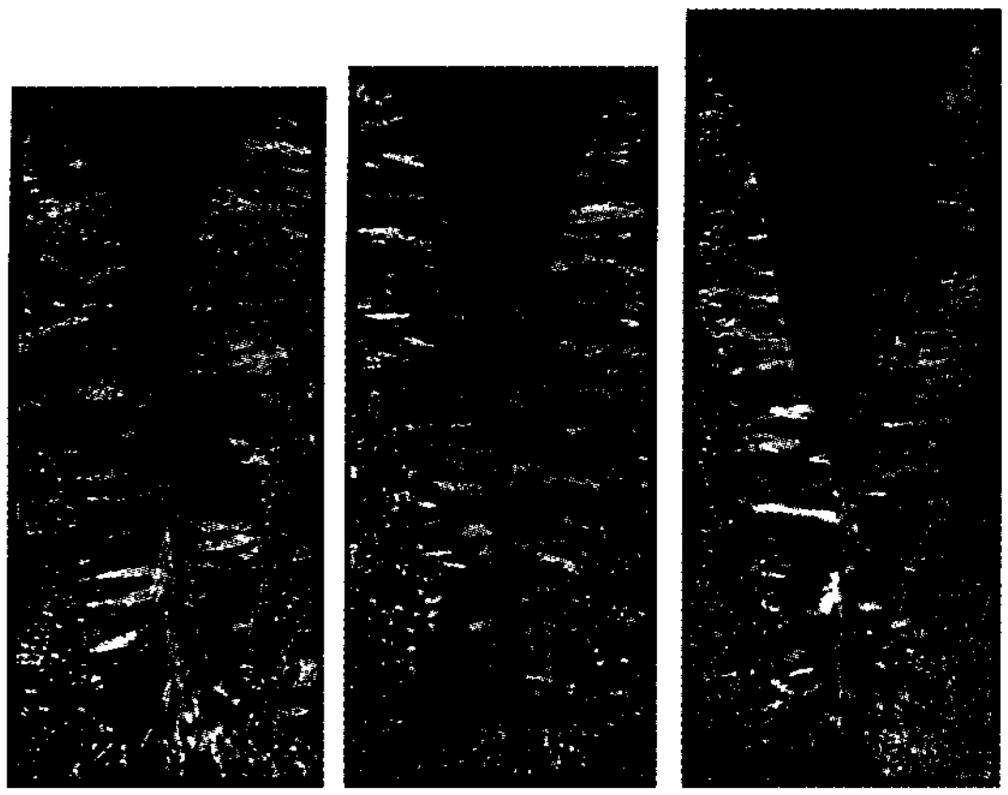


Fig. 2. Analytically calculated free surface of the melt with various mold velocity.



(a)　　(b)　　(c)

Fig. 3. Free surface and longitudinal cross-sectional macro-structures of Al-1.0wt%Si alloy with various mold velocity ; (a) 100 rpm, (b) 200 rpm, and (c) 400 rpm.

용으로 인하여 주형벽쪽으로 갈수록 주괴의 높이가 높아짐을 알 수 있다.

주형벽쪽 주괴의 자유표면 형상은 실험적인 것과 해석적인 것이 잘 일치하나, 주괴의 중심쪽은 해석적으로 계산한 자유표면의 형상보다 깊게 수축되어 있다. 이는 주형내부에서는 공기의 자연대류에 의한 냉각효과가 작기 때문에 응고가 가장 늦어져 응고수축이 일어난 결과로써 자유표면을 통한 냉각효과는 주형벽면을 통한 냉각효과에 비하여 무시할 정도로 작기 때문이다.

3.2 주형 회전속도의 영향

Fig. 4의 (a), (b) 및 (c)는 주형의 회전속도가 각각 100, 200 및 400 rpm일 때, 주괴의 원심방향으로 주상정이 잘 발달한 고순도 알루미늄 주괴의 응고조직의 변화를 보여주고 있다. 주괴의 종단면을 관찰한 결과, 주괴내부에서 일부 관찰되는 등축정은 주형의 바닥에서 발달한 주상정으로 확인되었다.

액상유동이 있는 경우 용질농도에 따라 주상정이 편향되어 성장하지만, 용질농도가 아주 낮은 경우에는 유동속도가 증가하여도 주상정이 편향되지 않으며 주형내면에 수직한 방향, 즉 열류방향에 반대인 방향으로 성장하였다. 주형의 회전속도가 증가함에 따라, 즉 액상의 유동속도가 증가함에 따라 잘 발달한 주상정의 폭은 점점 작아졌다.

응고시 성장속도와 온도구배가 변화할 때, 응고변수를 냉각속도로 나타내는 것이 편리하다. 일반적으로 합금이 주형에서 응고될 때, 일방향응고한 주상수지상(columnar dendrite)의 1차 가지의 간격은 $d_1 = A_1 V^{-1/2}$으로 냉각속도의 제곱근에 반비례하며[18], 2차 가지의 간격은 $d_2 = A_2 V^{-1/3}$ 으로 냉각속도의 3제곱근에 반비례한다고 알려져 있다[19]. 금속주형에서 원심주조한 고순도 알루미늄은 온도구배가 크고 불순물형태의 용질원소가 극히 미량 함유되어 있어서 전형적인 주상정의 조직을 보였다. 이들 주상정의 간격을 1차 수지상의 간격이라고 가정하면, 주형의 회전속도가 100, 200 및 400 rpm으로 증가할 때, 주상정의 평균간격은 각각 1.8, 1.5 및 0.9 mm로 감소하였다. 냉각속도는 1차 가지간격의 제곱에 반비례하므로 주형의 회전속도가 100 rpm에서 200 rpm과 400 rpm으로 증가하면, 냉각속도는 각각 1.44배와 4배로 증가하게 된다. 중력주조에서는 응고가 일어나면 주괴가 수축하므로 주형과 주괴

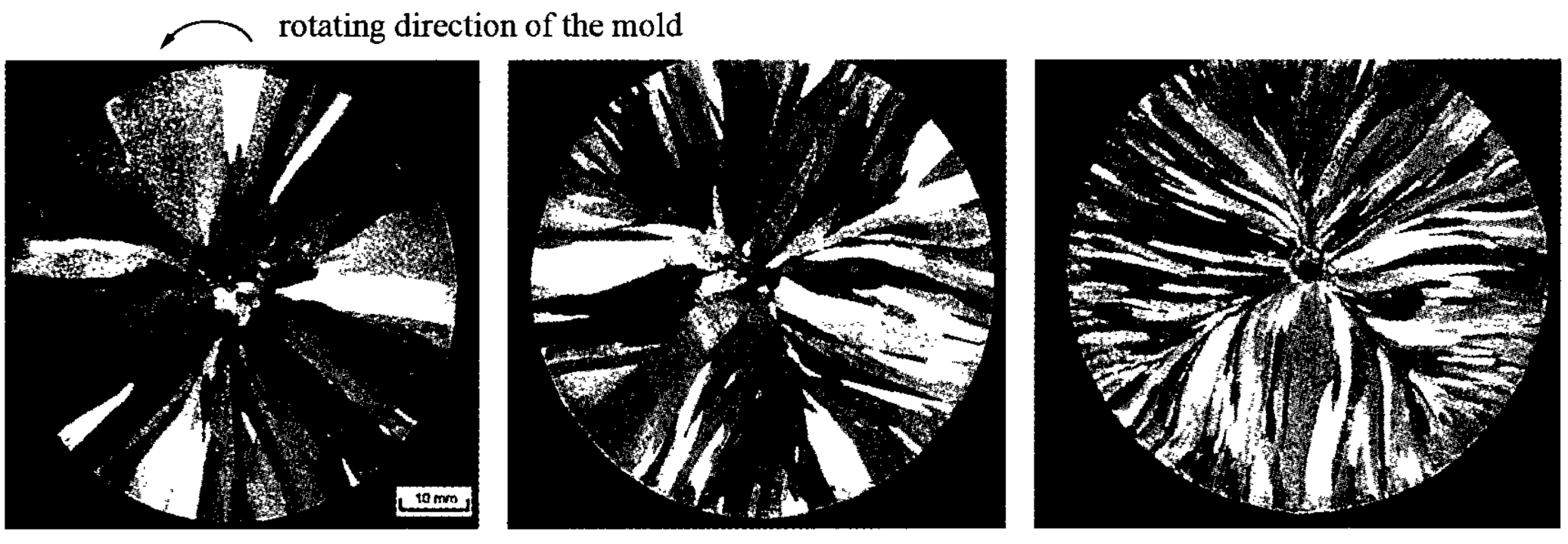


Fig. 4. Macrostructures of a high-purity(99.99%) Al ingot centrifugally cast with various mold velocity ; (a) 100 rpm, (b) 200 rpm, and (c) 400 rpm.

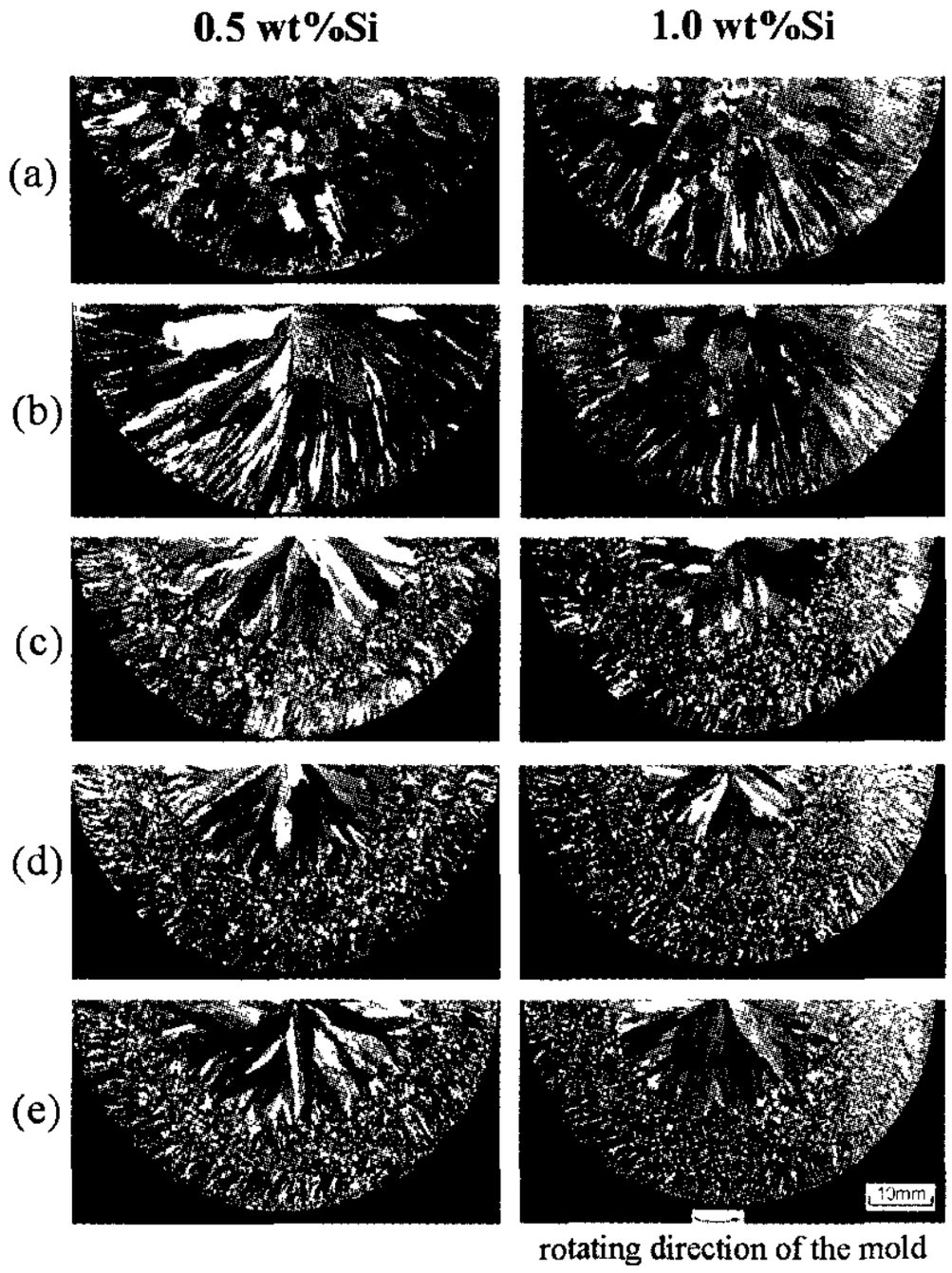


Fig. 5. Macrostructures of an Al-0.5wt%Si and Al-1.0wt%Si alloys centrifugally cast with various mold velocity ; (a) 0 rpm, (b) 50 rpm, (c) 100 rpm, (d) 200 rpm, and (e) 400 rpm.

사이에 공간이 생겨서 열전달이 잘 일어나지 않으나, 수직원심주조에서는 주형의 회전속도가 증가함에 따라 응고된 주괴가 원심력의 작용을 받아 주형에 밀착되면서 접촉면적이 증가하여 열전달이 잘 일어나기 때문이다. 따라서 주형벽쪽의 액상엔 과냉도가 증가하므로 안정한 응고층이 형성되어 강력한 액상유동에서도 주상정이 분단(break-off) 또는 용단(melt-off)되기 어렵기 때문에 등축정영역이 나타나지 않는 것으로 판단된다.

Fig. 5의 (a), (b), (c), (d) 및 (e)는 각각 0.5wt% 및 1.0wt%의 일정한 용질농도하에서 주형의 회전속도가 0, 50, 100, 200 및 400 rpm으로 증가할 경우, 수직원심주조한 주괴의 응고조직이다. 정지상태의 주형에서 주조한 (a)에서는 주형내면과 접하는 표면에는 얇은 층의 칠정대가 있고, 원심방향으로는 주상정이 잘 발달해 있으며, 주괴의 내부에는 조대한 등축정이 형성되어 있다. 주형의 회전속도가 50 rpm인 (b)의 경우도 (a)와 마찬가지로 주상정대와 등축정대로 구성되어 있으나, 등축정대는 보다 조대한 응고조직이고, 주상정은 액상의 유동방향의 역방향으로 편향되어 발달하였다. 가압주조한 순 알루미늄(99.8%)에서는 주괴의 중심부에 등축정영역이 나타난다고 하는데[20], 가압주조보다 액상유동이 보다 격렬한 수직원심주조법으로 주조한 고순도 알루미늄(99.99%)의 응고조직은 주상정만이 발달하였다. 가압주조에서 나타나는 등축정은 응고초기 주형벽면에서 불균일하게 핵생성한 결정이 용탕주입시 액상유동으로 분단되어 주괴의 내부로 이동하여 등축정이 생성된다고 하는 결정유리설로 설명하고 있다[21]. 그러나 순 알루미늄을 가압주조한 응고조직에서 발달한 등축정은 알루미늄의 순도가 충분히 높지 않았기 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 6의 (a), (b), (c) 및 (d)는 용질농도가 각각 0.0, 0.5, 1.0 및 2.0wt%Si일 때 주형의 회전속도가 증가함에 따라 조직영역분율의 변화를 나타낸 것이다. 여기서 칠정대는 다른 조직영역에 비하여 크기가 매우 작기 때문에 고려하지 않았다. 주형의 회전속도가 증가할수록 1차 주상정대의 조직영역분율은 감소하고, 등축대의 조직영역분율은 미소하게 감소하는 경향이 있으나, 2차 주상정대의 조직영역분율은 증가하므로 주형의 회전속도가 증가할수록 주상정-등축정의 천이와 등축정-주상정의 천이가 빨라진다고 할 수 있다. 주형의 회전속도가 증가할수록 등축정대의 결정립이 미세해 지고, 용질농도가 높을수록 등축정대의 조직영역분율이 커졌다. 용질농도가 높을수록 고차 가지의 수지상이 발달하고 주형의 회전속도가 크면 고차 가지가 쉽게 분단 또는 용단되어 내부 액상으로 이동하고 다시 원심력의 작용으로 주상정의 성장선단에 집적하여 주상정의 성장을 억제하면서 등축정영역이 확장되는 것으로 판단된다. 즉, 주형의 회전속도가 증가할수록 원심력이 크게 작용하여 초정과 액상의 비중차이 때문에 초정이 주상정의 성장선단으로 밀려나므로 주형의 중심은 등축정의 기원이 되는 결정핵의 수가 적어지고 원주방향으로 온도구배가 큰 강한 일방향 냉각이 발생하여 조대한 2차 주상정이 형성되는 것으로 추정된다. 일정한 용질농도하에서 주형의 회전속도에 따라 달라지는 등축정대는 조성적과냉[1]에 의하여 형성된 것이 아니라 주상수지상의 분단 또는 용단[3]에 의하여 형성된 것으로 판단된다.

3.3 용질농도의 영향

Fig. 7은 주형의 회전속도가 각각 50 rpm 및 200 rpm

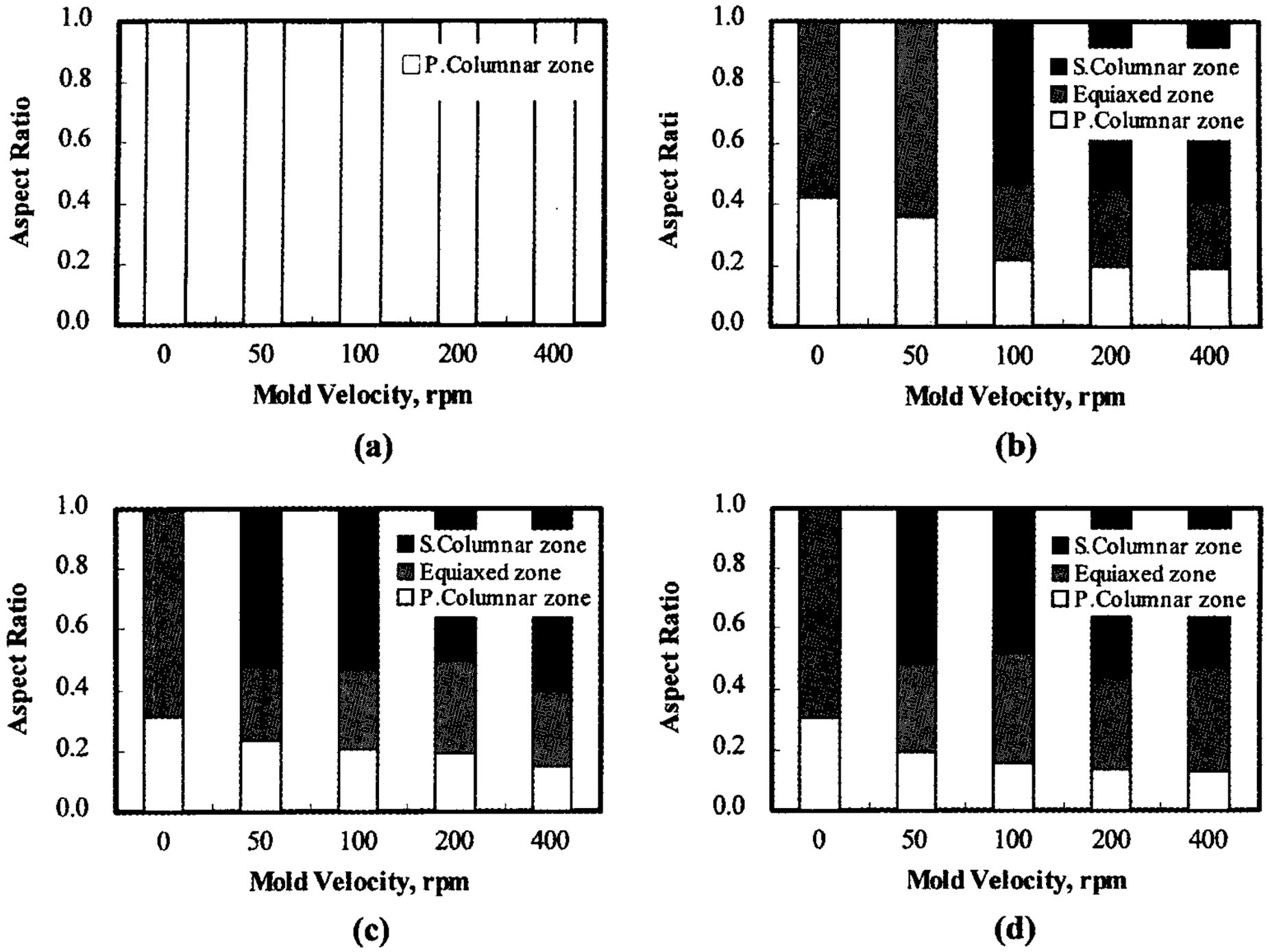


Fig. 6. Aspect ratio of macrostructures in Al-Si alloys centrifugally cast with various mold velocity at constant solute content ; (a) 0.0wt%Si, (b) 0.5wt%Si, (c) 1.0wt%Si, and (d) 2.0wt%Si.

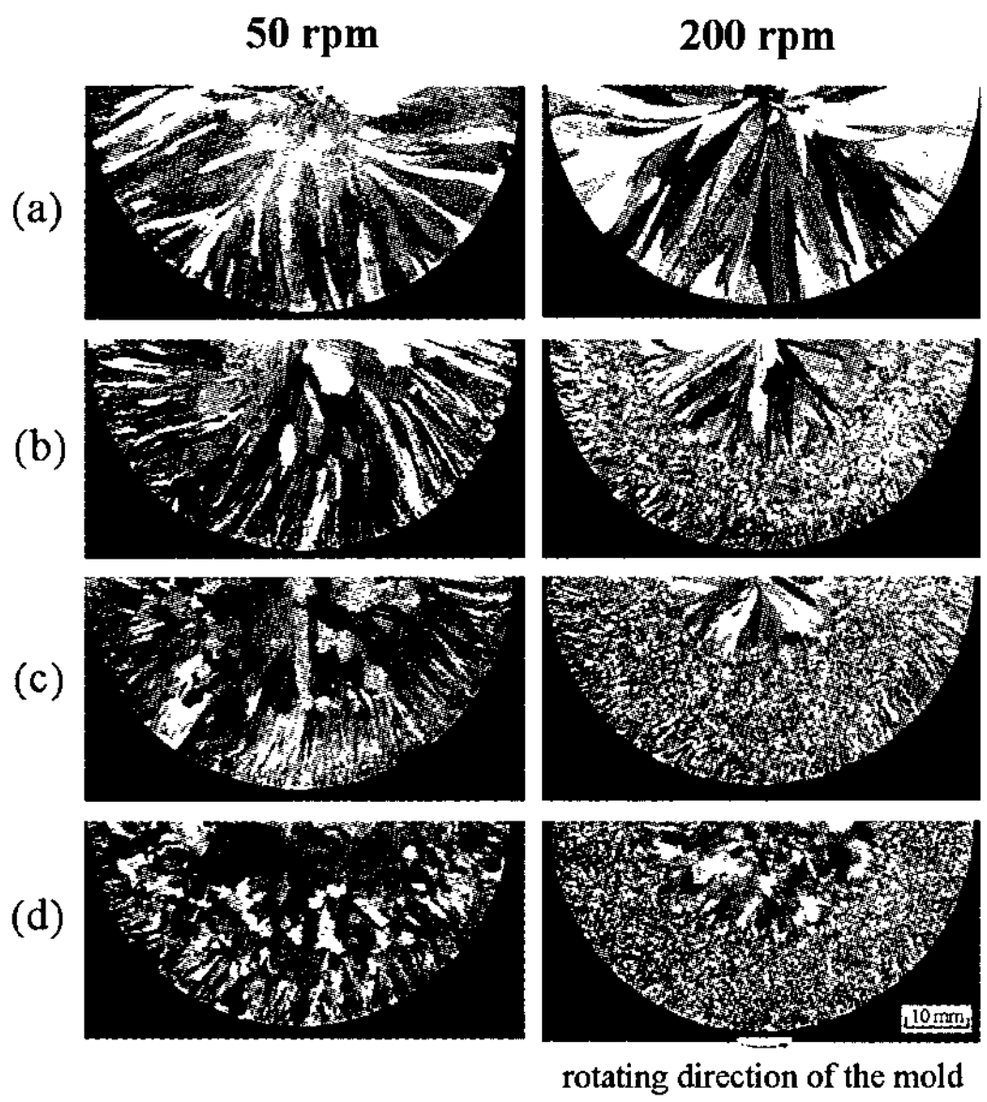


Fig. 7. Macrostructures of Al-Si alloys centrifugally cast with various solute contents at constant mold velocity of 50 rpm and 200 rpm ; (a) 0.0wt%Si, (b) 0.5wt%Si, (c) 1.0wt%Si, and (d) 2.0wt%Si.

으로 일정하고, 용질농도가 0.0, 0.5, 1.0 및 2.0wt% Si으로 증가할 때, 수직원심주조한 주괴의 응고조직이다. 주형의 회전속도가 작은 50 rpm의 경우에는 모든 용질농도에서 1차 주상정대와 등축정대만의 응고조직이 관찰되었고, 2차 주상정대는 관찰되지 않았다. 그러나 주형의 회전속도가 100 rpm 이상이고, 용질농도가 0.5wt% 이상이면, 주형벽쪽에서부터 차례로 칠정대, 1차 주상정대, 등축정대 및 2차 주상정대의 특이한 응고조직을 보였다.

Fig. 8은 주형의 회전속도가 0, 50, 100 및 200 rpm 일 때, 용질농도의 변화에 따른 응고조직의 조직영역 분율을 나타낸 것이다. 주형의 회전속도가 50 rpm인 경우에는 용질농도가 증가할수록 주상정대의 조직영역 분율은 감소하는 반면, 등축정대의 조직영역분율은 증가하였으며 2차 주상정대는 나타나지 않았다. 그 이유는, 주형의 회전속도가 너무 작아서 분단 또는 용단이 잘 일어나지 않거나, 분단 또는 용단되었더라도 원심력이 작아서 이들 결정들이 주상정의 성장선단에 집적되지 못하였기 때문이다.

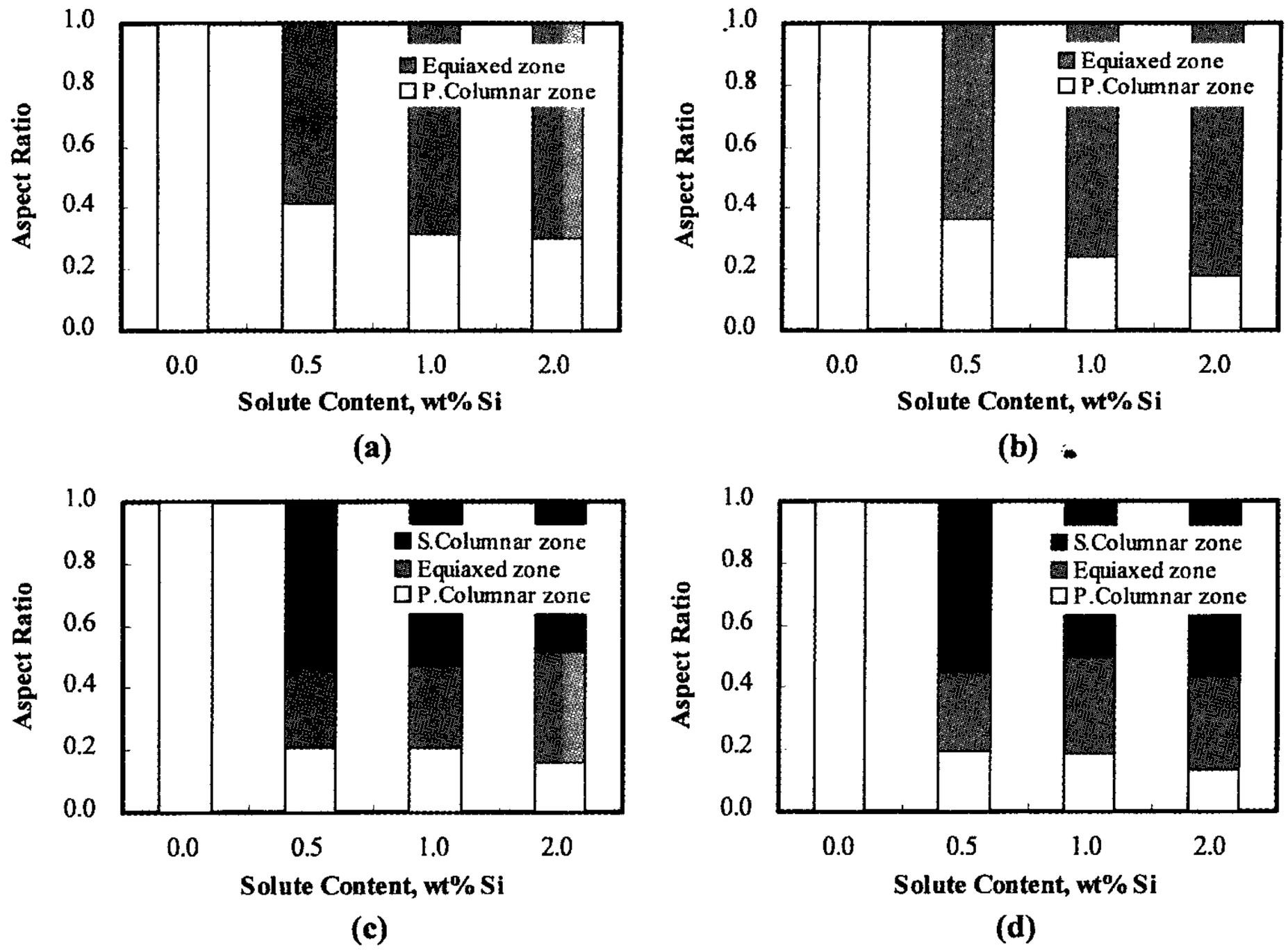


Fig. 8. Aspect ratio of macrostructures in Al-Si alloys centrifugally cast with various solute contents at constant mold velocity ; (a) 0 rpm, (b) 50 rpm, (c) 100 rpm, and (d) 200 rpm.

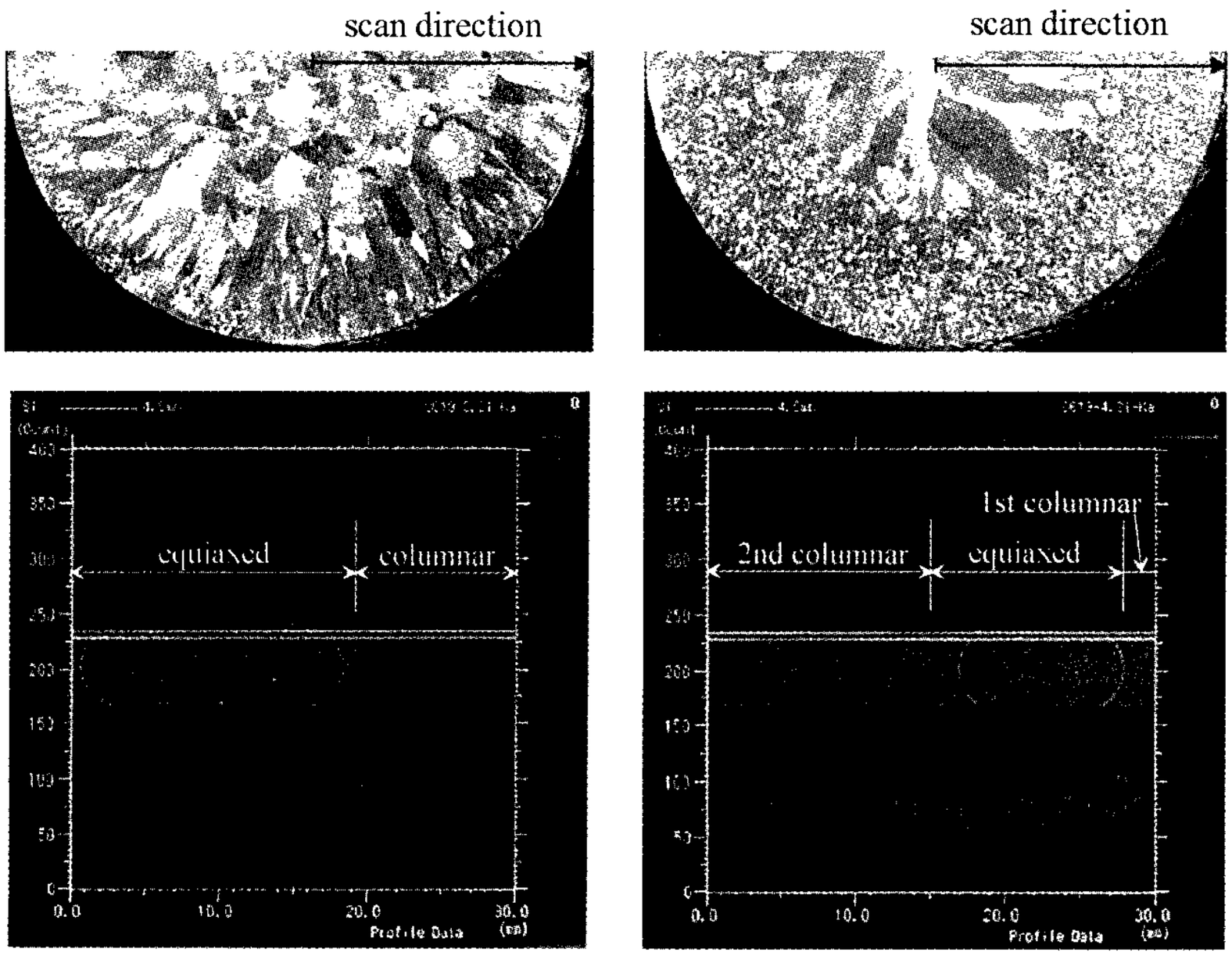


Fig. 9. EPMA line scan of Si content across the macrostructural transition regions of Al-1.0wt%Si alloy ; (a) 0 rpm and (b) 200 rpm.

주형의 회전속도가 100 rpm이상인 경우, 용질농도가 증가하면 1차 주상정대의 조직영역분율은 감소하였고, 등축정대의 조직영역분율은 완만히 증가하였으며, 2차 주상정대의 조직영역분율은 거의 변화가 없었다. 따라서 용질농도가 증가함에 따라 주상정-등축정의 천이는 빨라졌으나, 등축정-주상정의 천이는 용질농도의 영향을 받지 않음을 알 수 있다.

결정성장과정에서 용질의 재분배에 따른 국부적인 비평형상태를 확인하기 위하여 EPMA를 사용하여 주괴의 중심에서 원주방향으로 선분석과 면분석을 실시하였다. Fig. 9의 (a)와 (b)는 각각 정지상태의 주형에서 중력주조한 것과 200 rpm으로 회전하는 주형에서 원심주조한 주괴를 EPMA로 분석한 것으로써, 등축정대에서 실리콘이 편석되어 있음을 면분석에서 알 수 있다. 이러한 분석결과는 응고초기에 핵생성한 초정이 액상유동 또는 원심력의 작용에 의하여 이동하여 등축정이 형성되었음을 증명한다. 고액계면에서 일어나는 용질분배는 용질원자의 확산에 의해서 지배된다. 용질분배가 일어나는 속도보다 더 빠른 속도로 계면이 이동하면 용질포획(solute trapping)이 일어나므로 응고초기에 급냉되어 생성된 초정은 나중에 생성된 것에 비하여 용질농도가 높게 된다[22]. 선분석 결과에서는 원심에서 원주방향으로 뚜렷한 편석현상은 관찰되지 않았지만, 주형벽쪽에서 용질농도가 조금 높은 역편석 경향을 보였다. 등축정영역은 용질분포가 매우 불균일하였으며, 주상정영역은 비교적 균일한 용질분포를 보였다. 주상정은 선분석 방향으로 길게 발달하여 용질편석이 예상되는 결정립계가 적은 반면, 등축정은 결정조직이 미세하므로 결정립계가 많아서 용질이 매우 불균일하게 나타나는 것으로 판단된다.

Fig. 10의 (a)와 (b)는 각각 주형의 회전속도와 용질농도의 변화에 따른 주상정의 폭과 등축정의 크기를 나타낸 것이다. 동일한 회전속도와 용질농도에서의 등축정의 크기는 항상 주상정의 폭보다 컸으며, 용질농도가 높을수록 회전속도가 클수록 주상정영역과 등축정영역의 결정조직이 작아졌다. 합금에서는 주상수지상이 발달하며, 1차 가지의 성장방향에 따른 온도구배를 G, 성장속도를 R이라 할 때, G/R이 작을수록, 용질함량이 높을수록, 고차 가지가 나타날 확율이 높다. 수직원심주조시 주상수지상에서 분단 또는 용단된 결정들 중에서 큰 것들은 원심력의 작용으로 주상정이 성장하는 선단에 집적하여 주상정의 성장을 억제함으로써 주

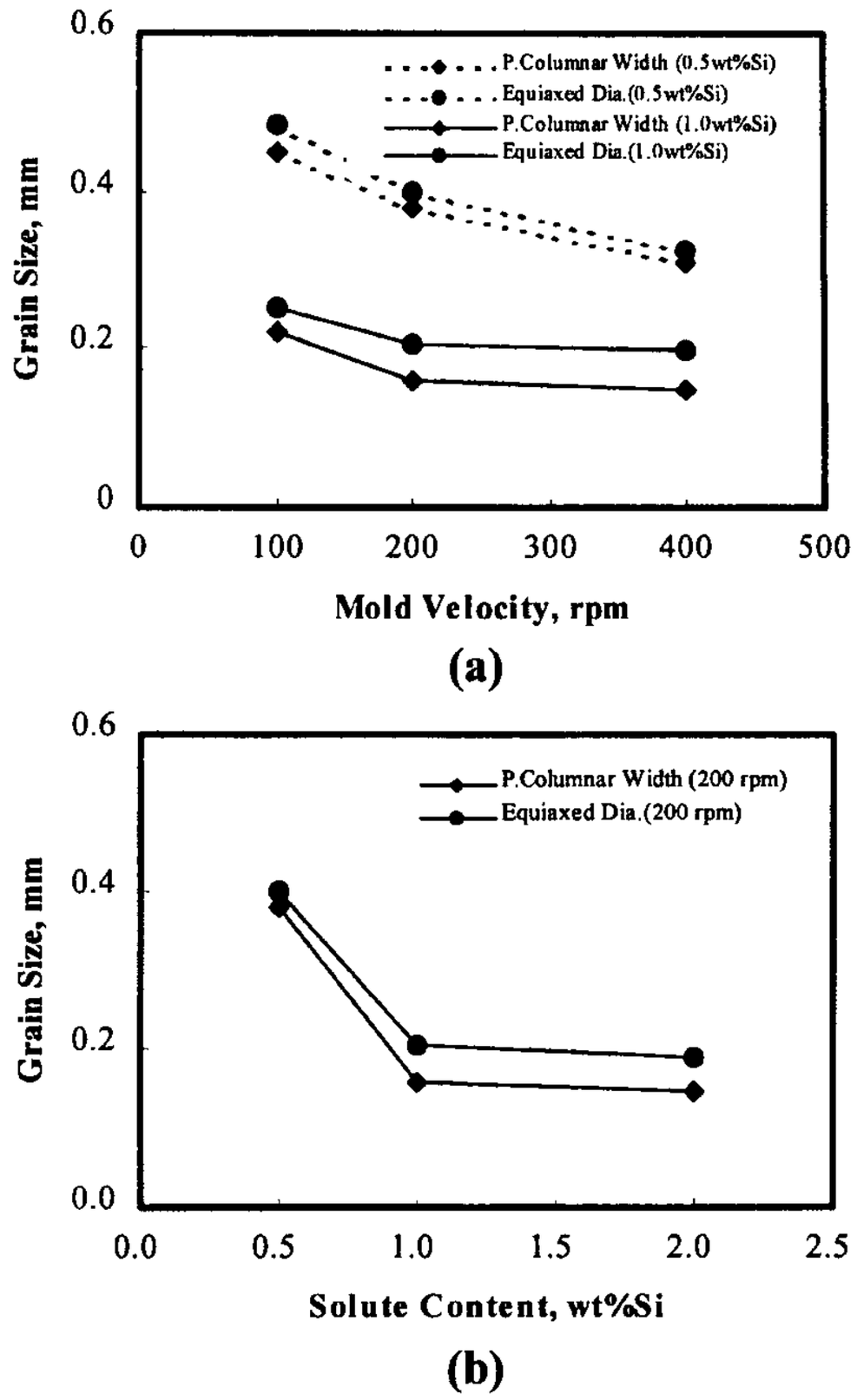


Fig. 10. Variation of grain size in Al-Si alloys with various mold velocity and solute contents ; (a) at constant solute content (0.5wt%Si and 1.0wt%Si) and (b) at constant mold velocity (200 rpm).

상정-등축정의 천이가 일어나며, 내부로 이동한 작은 결정들은 내부 액상온도의 불균일 때문에 고온영역에서는 재용해되어 소멸되고, 저온영역에서는 더욱 조대화되는 것으로 추정된다[10].

수직원심주조한 각 응고조직영역은 용질농도와 주형의 회전속도에 큰 영향을 받는다.

Fig. 11의 (a), (b) 및 (c)는 용질농도와 회전속도의 변화에 따른 1차 주상정대, 등축정대 및 2차 주상정대의 조직영역분율의 변화를 각각 등고선도로 나타낸 것이다. Fig. 11의 (a)를 보면, 1차 주상정대의 조직영역분율은 주형의 회전속도보다 용질농도의 변화에 더 큰 영향을 받고 있다. 용질이 없는 고순도 알루미늄인 경우에는 주형의 회전속도가 크더라도 주상정만이 발달한 응고조직으로써 분단이나 용단이 일어나지 않음을 Fig. 4에서 알 수 있다. 용질농도가 높을수록 용질

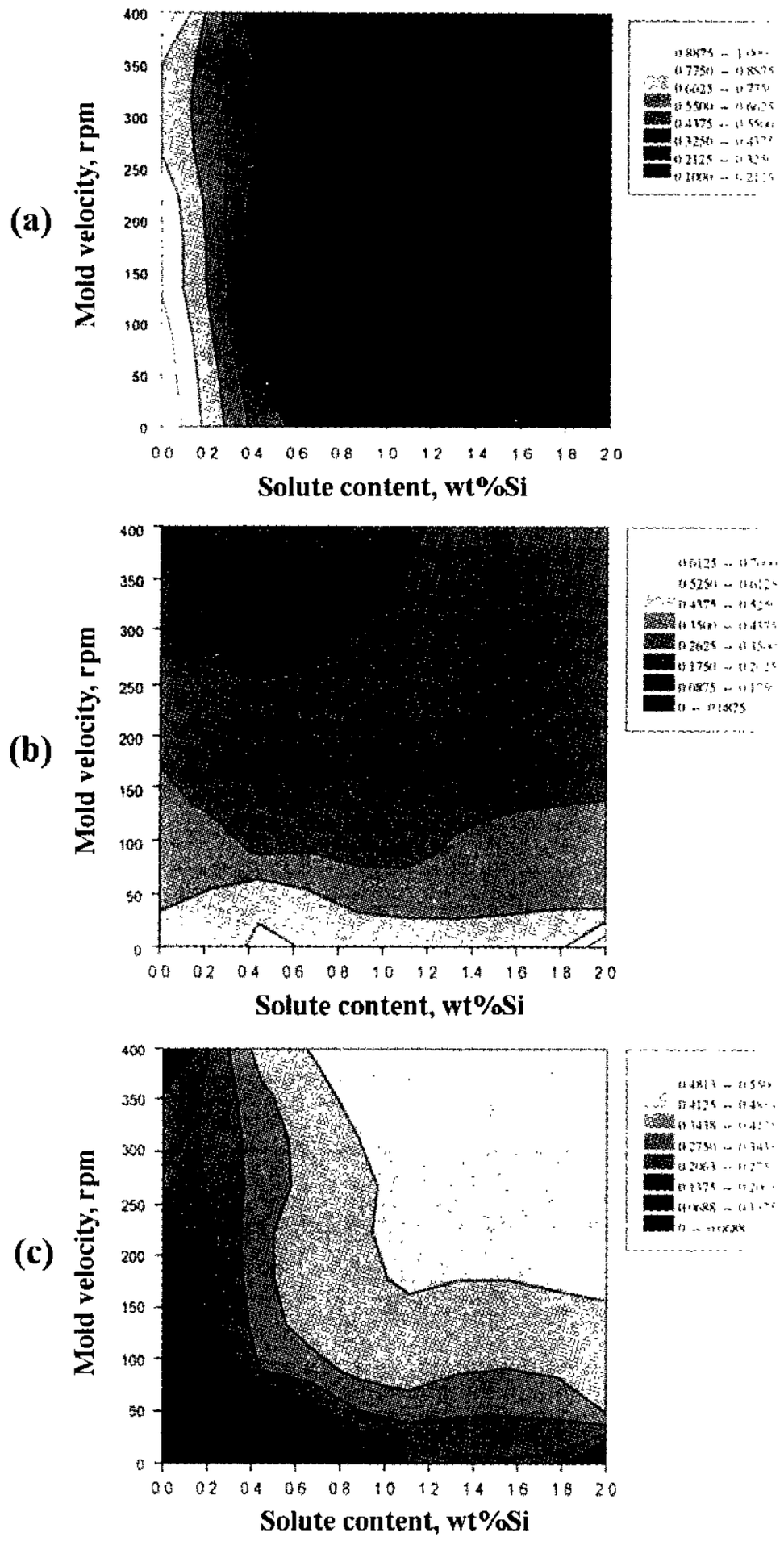


Fig. 11. Contour map of aspect ratio of macrostructures in Al-Si alloys as functions of mold velocity and solute contents ; (a) primary columnar zone, (b) equiaxed zone, and (c) secondary columnar zone.

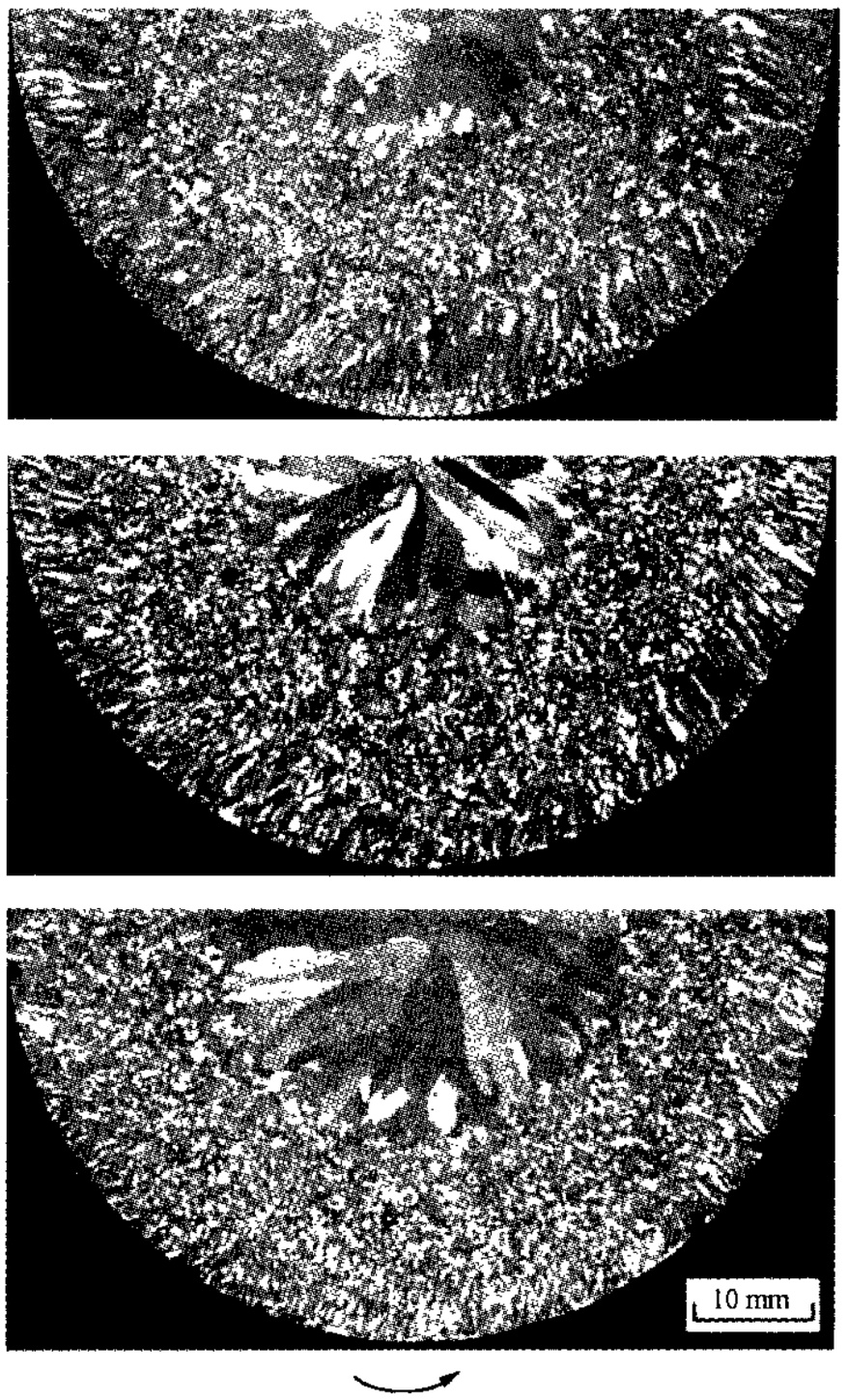


Fig. 12. Macrostructures of Al-1.0wt%Si alloy centrifugally cast with various pouring temperatures at constant mold velocity of 200 rpm and mold temperature of 70°C ; (a) 710°C, (b) 760°C, and (c) 810°C

배출에 의하여 수지상의 성장속도가 느려지고[23], 주상수지상은 고차 가지가 나타나기 용이하며, 이들 고차 가지는 쉽게 분단 또는 용단되므로 1차 주상정대의 성장이 방해를 받아서 주상정-등축정의 천이가 빨라지는 것으로 판단된다. Fig. 11의 (b)에서 등축정대는 용질농도보다는 주형의 회전속도에 더 큰 영향을 받고 있다.

Fig. 9의 (b)에 의하면 등축정대는 응고초기에 발생한 초정들이 원심력의 작용에 의하여 1차 주상정의 성장선단에 집적하여 형성되었음을 알 수 있었다. 따라서 주형의 회전속도가 클수록 원심력이 크게 작용하여 분단 또는 용단된 초정들이 주상정의 성장선단에 집적되므로 등축정대는 좁아지는 경향이 있으며, 2차 주상정대는 넓어지는 것으로 판단된다.

3.4 용탕 주입온도와 주형 예열온도의 영향

Fig. 12의 (a), (b) 및 (c)는 용탕의 주입온도가 각각 710, 760 및 810°C일 때의 수직원심주조한 주괴의 응고조직이고, Fig. 13의 (a), (b) 및 (c)는 주형의 예열온도가 각각 10, 70 및 150°C일 때, 수직원심주조한 응고조직이다. 용탕의 주입온도와 주형의 예열온도의 변화에 따른 응고조직분율의 변화를 각각 Fig. 14의 (a)와 (b)에서 확인할 수 있다.

용탕의 주입온도가 높을수록 1차 주상정대의 조직영역분율은 작아지고, 등축정대는 거의 변화가 없으며, 2차 주상정대의 조직영역분율은 증가하고 있음을 Fig.

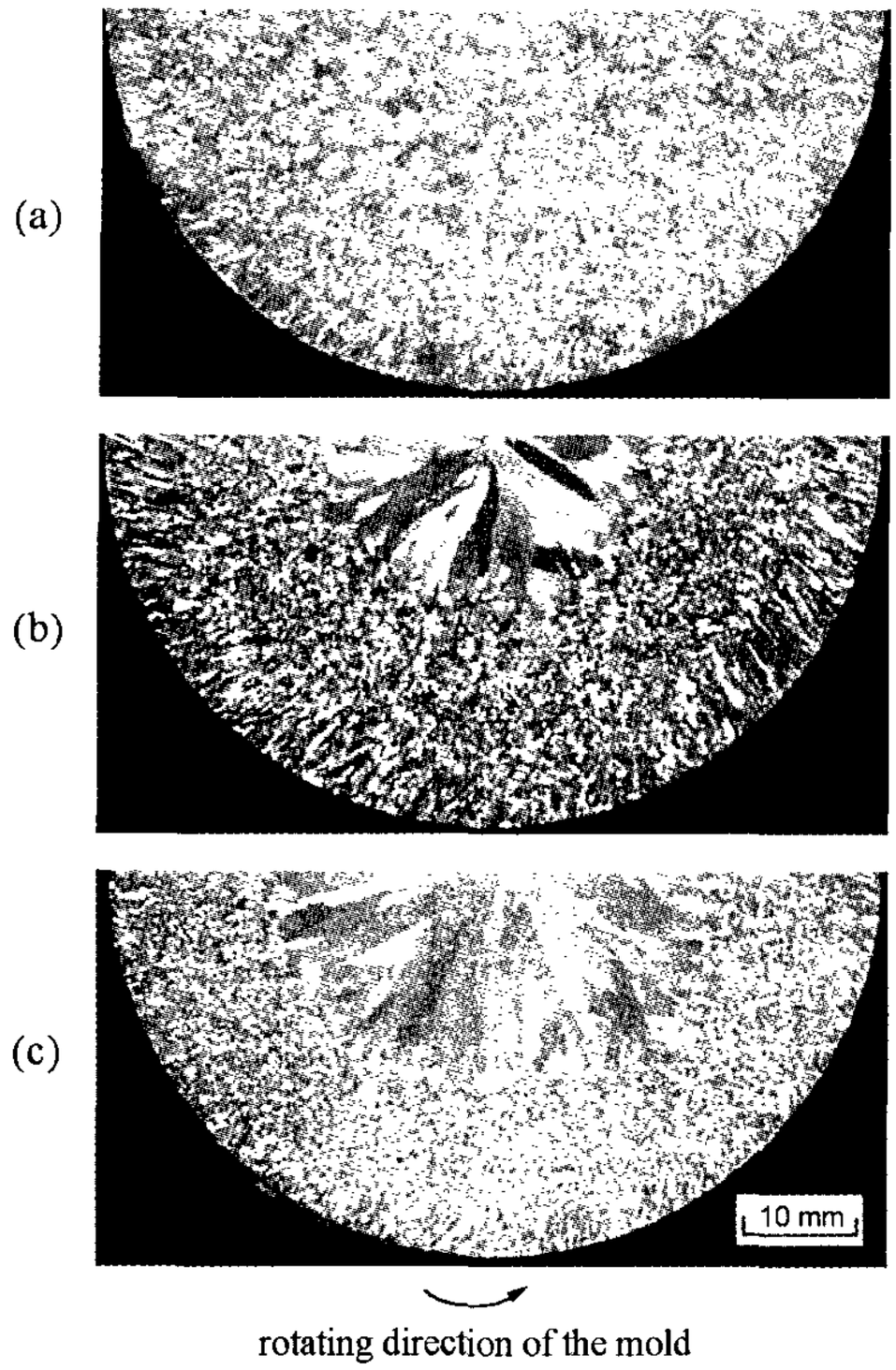


Fig. 13. Macrostructures of Al-1.0wt%Si alloy centrifugally cast with various mold temperatures at constant mold velocity of 200 rpm and pouring temperature of 760°C ; (a) 10°C, (b) 70°C, and (c) 150°C

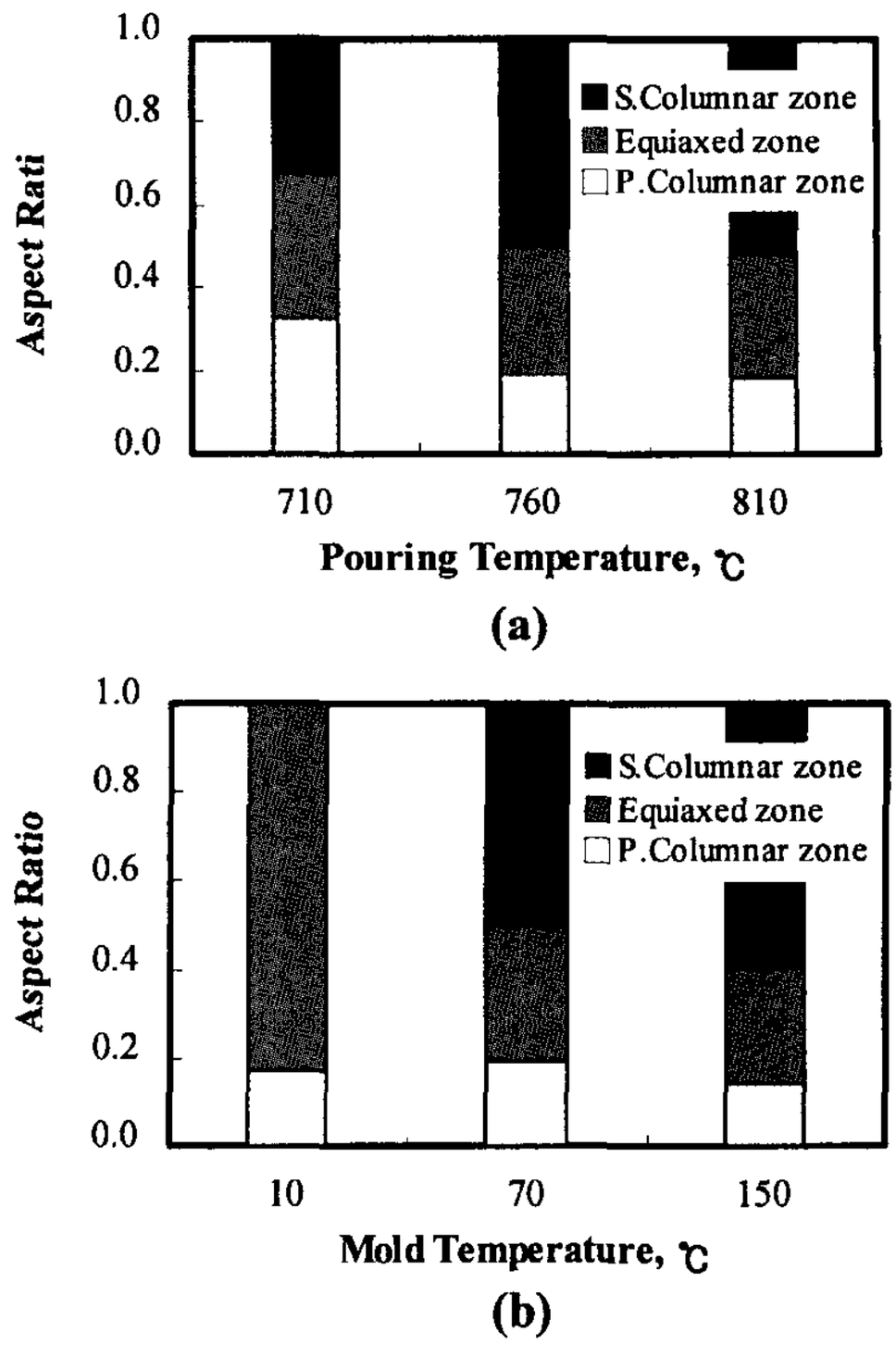


Fig. 14. Aspect ratio of macrostructures in Al-1.0wt%Si alloys centrifugally cast at constant mold velocity of 200 rpm ; (a) with mold temperatures and (b) with pouring temperatures.

14의 (a)로부터 확인할 수 있다. 또한 주입온도가 높을수록 등축정대의 결정입자가 커짐을 알 수 있다. 용탕 주입시 차가운 주형벽에서 분리된 결정입자들이 액상 중에 잔존할 것인지 재용해할 것인지는 용탕의 주입온도에 의존하며, 응고조직의 결정입도는 용탕의 주입온도가 높을수록 커진다. 따라서 용탕의 주입온도가 높으면, 액상의 유동과 열적 대류에 의하여 주형벽에서 분단 또는 용단된 결정입자들이 주괴의 중심으로 이동하고 액상중의 온도불균일에 의하여 일부는 내부의 액상 중에서 재용해된다. 용탕의 주입온도가 낮으면, 액상중의 온도구배가 작아지므로 액상의 유동성이 저하하여 주형벽으로부터 자유결정의 분단이 감소하고, 분단된 결정의 크기도 작아진다. Fig. 12의 (a)는 710°C의 가장 낮은 온도에서 주입한 응고조직으로써 1차 주상정대, 등축정대 및 2차 주상정대의 응고조직이 나타나고 있는데, 충분히 핵생성하여 등축정만의 응고조직이 되기에는 용탕의 주입온도가 여전히 과열되어 있기 때문인 것으로 사료된다.

핵생성밀도를 충분히 높이기 위하여 액상선 직상의 온도에서 용탕을 주입한다면 완전한 등축정만의 응고조직이 기대된다. 주형의 열전도성이 좋을수록 주입온도가 높을수록 온도구배가 크게 되므로 주상정대가 확대된다고 알려져 있지만, Fig. 14의 (a)를 보면 주입온도가 높을수록 1차 주상정대가 축소됨을 알 수 있다. 이는 용탕의 주입온도가 너무 높으면 과열된 액상과 강렬한 액상유동에 의하여 주상정이 보다 용이하게 분단 또는 용단되기 때문에 1차 주상정대가 감소하는 것으로 사료된다.

Fig. 14의 (b)에서는 주형의 예열온도가 낮을수록 1차 주상정대는 증가하고 2차 주상정대는 감소하는 경향을 보였다. 열전달이 잘되는 냉각능이 큰 주형일수록, 액상중의 격렬한 난류 또는 대류하에서도 주형벽에 안정한 응고층이 형성되어 주상정으로 발달하고 일

부 자유결정들은 주괴의 내부로 이동하여 등축정대의 기원이 된다. 마찬가지로 주형의 예열온도가 낮으면 주형과 접하는 액상영역의 온도구배가 커지므로 안정한 응고층이 형성되어 주상정으로 발달하기 쉽다. 일정한 용질농도와 주형의 회전속도하에서 용탕의 주입온도 및 주형의 예열온도 변화에 따른 수직원심주조한 응고조직영역의 분율은 Fig. 14의 (a) 및 (b)와 같다.

용탕의 주입온도가 높을수록, 1차 주상정대의 조직영역분율은 작아지고, 등축정대는 거의 변화가 없으며, 2차 주상정대의 조직영역분율은 커짐을 알 수 있다. 주형의 예열온도가 높을수록 1차 주상정대의 조직영역분율은 작아지고, 2차 주상정대의 조직영역분율은 커진다.

4. 결 론

수직원심주조한 Al-Si 합금에 있어서 각종 주조변수의 변화에 따른 응고조직의 형성을 실험적으로 연구한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 원심주조한 주괴는 주형벽쪽에서부터 차례로 칠정대, 1차 주상정대, 등축정대 및 2차 주상정대의 응고조직을 보였으며, 등축정대는 응고초기에 형성된 초정이 액상과의 비중차이 때문에 원심력의 작용으로 1차 주상정의 성장선단에 집적하여 형성된 것으로 판단된다.

(2) 1차 주상정대는 용질농도의 지배를 받고, 등축정대는 주형의 회전속도의 지배를 받으며, 2차 주상정대는 용질농도와 회전속도 모두의 지배를 받는다. 1차 주상정대는 용질농도가 높을수록 주상수지상은 고차 가지가 나타나기 쉽고 성장속도가 느리며, 고차 가지의 분단 또는 용단이 용이하므로 1차 주상정대의 성장이 방해를 받기 때문이며, 등축정대는 응고초기에 발생한 초정들이 주형의 회전에 따른 원심력의 작용으로 1차 주상정의 성장선단에 집적하여 형성되기 때문이다.

(3) 주형의 예열온도와 용탕의 주입온도가 높을수록, 1차 주상정대의 조직영역분율은 작아졌다. 주형의 예열온도가 높아지면 액상영역의 온도구배가 작아져서 주상정의 성장을 억제하기 때문으로 판단된다. 반면 용탕의 주입온도가 높아지면 일반적인 주조공정에서는 주상정의 발달이 예측되지만, 원심주조의 경우에는 강렬한 액상유동에 의하여 주상수지상이 보다 용이하게 분단 또는 용단되기 때문에 주상정대가 감소하는 것으로 사료된다.

후 기

본 연구는 1999년 한국과학재단의 연구비지원(승인번호: 센터 2130-1258)에 의하여 수행된 연구결과의 일부분이므로 이에 감사드립니다.

참고문헌

[1] W. Winegard and B. Chalmer : Trans. ASM, 46 (1954) 1214
[2] B. Chalmer : J. Aust. Metals, 8 (1963) 255
[3] K. A. Jackson, J. D. Hunt, D. R. Uhlmann and T. P. Seward : Trans. TMS-AIME., 236 (1966) 149
[4] F. C. Langenberg, G. Prestel and C. R. Honeycutt : Trans. TMS-AIME., 221 (1961) 993
[5] D. H. Lane, J. W. Cunningham and W. A. Tiller : Trans. TMS-AIME., 218 (1960) 1076
[6] A. H. Freeman and J. F. Wallace : Modern Casting, 31 (1957) 64
[7] W. C. Johnston, G. R. Kotler, S. O'Hara, H. V. Ashoom and W. A. Tiller : Trans.TMS-AIME., 233 (1965) 1856
[8] W. C. Johnston and W. A. Tiller : Trans.TMS-AIME., 221 (1961) 331
[9] S. Wojciechowski and B. Chalmers : Trans.TMS-AIME., 242 (1968) 690
[10] J. W. YEH and S. H. Jong : Metall.Trans., 25A (1994) 643
[11] S. R. Chang, J. M. Kim and C. P. Hong : J. Korean Foundaryman's Society, 19 (1999) 43
[12] W. A. Tiller : Trans.TMS-AIME., 224 (1962) 448
[13] S. Minakawa, I. V. Samaresekera and F. Weinberg : Metall. Trans., 16B (1985) 595
[14] R. D. Doherty, P. D. Cooper, M. H. Bradbury and F. J. Honey : Metall.Trans., 8A (1977) 397
[15] S. Y. Lee, S. M. Lee and C. P. Hong : ISIJ International, 40, 1 (2000), 48
[16] W. A. Tiller and S. O'Hara : Trans.TMS-AIME., 239 (1967) 497
[17] F. M. White : Fluid Mechanics, 3rd Edition, McGraw-Hill, New York (1994)
[18] M. C. Flemings : Mod. Cast., 46 (1964) 353
[19] T. Okamoto and K. Kishitake : J. Cryst. Growth, 29 (1975) 137
[20] Y. S. Han : Master Dissertation, KAIST, Korea (1984) 28
[21] A. Ohno : Solidification of Metals, Chijin Shokan Co., Tokyo (1984) 45
[22] S. G. Kim, W. T. Kim, J. S. Lee and T. Suzuki : to be published
[23] T. F. Bower and M. C. Flemings : Trans.TMS-AIME., 239 (1967) 216