

|||||||
論 文
 |||||

과공정 Al-Si 합금의 초정 Si 미세화에 미치는 냉각속도와 P 첨가량의 영향

한상봉 · 김지훈 · 류봉선* · 박원욱* · 예병준

Effect of Cooling Rate and the Amount of P Addition on the Refinement of Primary Si in Hypereutectic Al-Si Alloy

Sang-Bong Hahn, Ji-Hun Kim, Bong-Sun You*, Won-Wook Park* and Byung-Joon Ye

Abstract

It is well known that the coarse primary Si in hypereutectic Al-Si alloys deteriorate castability, machinability, and mechanical properties. So, many treatment has been tried to refine the primary Si increasing cooling rate and adding refinement agent. Therefore, the purpose of our work was the observation of the effect on the refinement of primary Si and the analysis of the trend to apply to the casting process by changing the amount of P addition and the cooling rate while fixing the temperature at 750°C of P addition and the type of AlCuP. In the condition of amount of P addition was fixed, primary Si was finer as cooling rate increased but in case of cooling rate was fixed, the effect of refinement was resisted as incersed the amount of P addition. At a relatively slow cooling rate of 22°C/sec, refinement was governed by the amount of P addition rather than cooling rate. At elevated cooling rate of 51°C/sec and 99°C/sec, the undercooling due to faster cooling rate promoted nucleation of primary Si rather than P addition more significantly. (Received February 20, 1997)

1. 서 론

과공정 Al-Si 합금은 경질의 초정 Si에 의한 우수한 내마모성과 높은 열전달계수 및 낮은 열팽창계수 등의 우수한 성질을 갖고 있어 내마모성이 요구되는 자동차 실린더 블럭, 에어 컴프레서와 펌프 등에 이용된다[1-4].

그러나, 과공정 Al-Si 합금에서 발생하는 초정 Si의 조대화로 기계적 성질, 주조성 및 절삭성에 악영향을 미치게 된다[5]. 따라서 초정 Si을 미세화하기 위해 냉각속도의 증가[6] 및 미세화제 첨가[5, 7, 8] 등의 개량 처리법들이 사용되어져 왔으며, 냉각속도 증가를 통한 미세화 기구는 냉각속도의 증가가 응고시에 용탕의 과냉도를 증가시켜 초정 Si의 균일 핵생성을 촉진하므로 초정 Si의 미세화가 이루어지는 것으로 사료된다[6]. 이러한 냉각속도의 증가를 통한 미세화는 기술적으로 다소 어려움이 있어 미세화제 첨가법이 주로 사용되어져 왔다.

미세화제로서는 P가 가장 뚜렷한 효과를 나타내는

것으로 알려져 있으며[9] 그 기구는 P가 용탕에 첨가되어 AIP를 형성하고 이 AIP가 불균일 핵생성자리로서 작용하기 때문이라 보고되어져 있다[10, 11]. 또한 이전의 초정 Si 미세화에 관한 연구는 초정 Si에 미치는 P만의 효과만을 알아보기 위해 인위적으로 냉각속도를 낮게 설정한 조건하에서 이루어져 왔으나[10, 12, 13]. 근래에 응고속도가 빠른 다이캐스팅 및 연속주조[14] 공정이 개발됨에 따라, 초정 Si 미세화에 대한 냉각속도의 영향이 중요시되고 있다. 따라서, 내마모성 과공정 Al-Si 합금을 일반 사형주조에 비해 빠른 냉각속도로 다이캐스팅 및 연속주조하였을 경우 냉각속도에 따른 미세화 경향의 예측이 곤란하고, 또한 P를 첨가할 경우에는 미세화제의 첨가 및 냉각속도 모두가 Si 미세화의 중요인자로 작용하므로, 적정 P 첨가량의 결정이 더욱 어렵게 된다. 이러한 문제를 해결하기 위해서는 이들 각 인자의 Si 미세화에 대한 영향 뿐 아니라, 이들 상호간의 상관관계에 대한 고찰도 필요하게 된다.

그러므로, 본 연구에서는 냉각속도와 적정 첨가량을 변수로 설정하여, 이에 따른 초정 Si의 미세화 효과

경북대학교 공과대학 금속공학과 (Department of Metallurgical Engineering, Kyungpook National University)

*한국기계연구원 (Korea Institute of Machinery & Materials)

를 관찰하고 그 경향을 정량화 하여 실용 과공정 Al-Si 합금(B390)의 주조공정에 대한 기초자료를 제시하고자 한다.

2. 실험 방법

2.1 실험장치

본 실험에 사용된 장치의 개략도는 Fig. 1에서와 같으며, 합금 용해는 전기저항로를 이용하였고 용해온도는 750°C로 하였다. 금형은 아래 부분에서 윗부분으로 갈수록 냉각속도가 감소되는 썰기형으로 설계, 제작하였고 열전대는 썰기부의 맨 아래 부분에서부터 20 mm, 45 mm, 70 mm 지점의 중심부에 위치시켰다. 충분한 압탕효과를 고려하여 용탕량은 썰기 부피의 1.2배인 500 g으로 하였다.

온도 측정에는 K-type 열전대를 사용하였으며, 용해시의 온도 이력은 외경 3.2 mm의 열전대를 이용하였고 응고시 정확한 냉각곡선을 얻기 위해, 외경 1 mm의 열전대를 사용하여 온도측정의 시간지연에 대한 감지도를 높였다.

용탕의 온도는 제공된 소프트웨어를 실험조건에 맞추도록 조정한 제어용 프로그램, 이것을 실행할 PC 그

리고 열전대에서 아날로그 형태로 발생된 열기전력을 디지털 신호로 변환시켜 주는 Analog to Digital Converter와 SSR(Solid State Relay)를 이용하여 PID(Proportional-Integral-Derivative) 방식으로 제어하였고, 주조시 시간에 따른 온도변화는 0.35초 간격으로 Analog to Digital Converter를 통하여 측정하였고 그 결과는 ASCII코드 화일로 출력하였다.

2.2 시료의 제조와 첨가제

본 실험에 사용된 재료는 Al과 Si에 Cu가 4% 정도, 그 외 Mg와 Fe들도 미량 포함된 주조용 Al-Si 실용합금인 B390이며, 이 합금의 화학성분과 열적 특성은 Table 1과 Table 2에 나타낸 것과 같다[1].

미세화제로서는 AlCuP 합금을 사용하였고, 화학성분은 Table 3에 나타내었다. AlCuP 합금은 일정량의 AlP가 합금 내에 이미 형성되어 있기 때문에 낮은 용탕처리온도와 짧은 유지시간 등의 장점이 있다.

2.3 미세화 처리

B390 합금을 용해용 저항로내의 흑연도가니에 장입하여 탈수한 Ar 분위기에서 액상선으로부터 100°C 과열상태인 750°C까지 승온하여 용해하고 Ar 가스 버블러(gas bubbler)를 이용하여 30초간 탈가스처리하였다. 플런저를 이용하여 미세화제를 목표량 첨가하여 10분 동안 750°C에서 용탕을 유지한 후 다시 30초간 탈가스 처리를 하고, 최종적으로 용탕 표면의 슬래그를 제거한 후 750°C에서 출탕하여 실온의 금형에 주입하였다. 이때 금형에서 열전대로부터 응고시의 각 부분의 온도변화를 얻었다. 이와 같은 실험절차는 Fig. 2에서와 같다.

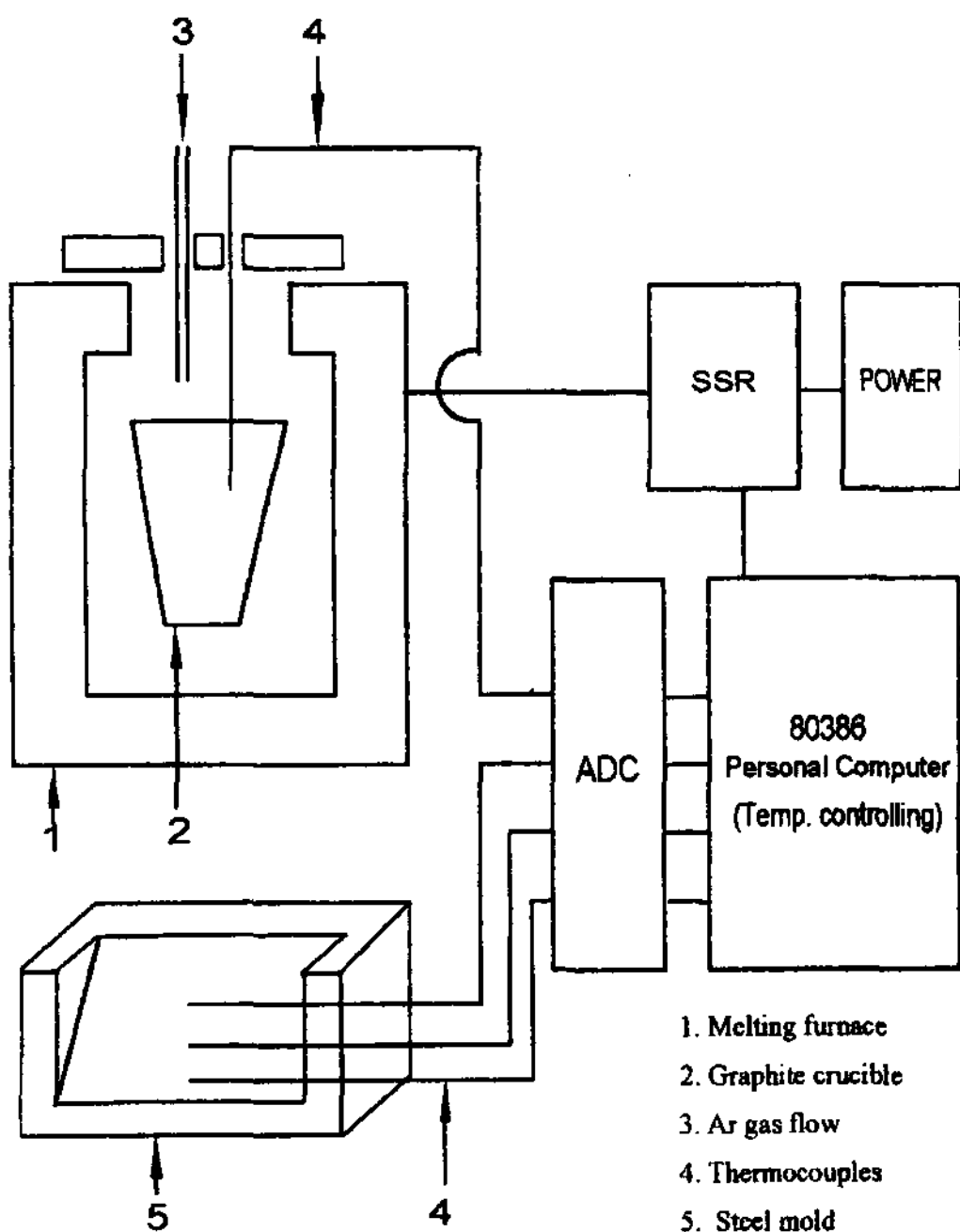


Fig. 1. Schematic diagram of experimental apparatus.

Table 1. Chemical composition of the B390 alloy

element	Si	Cu	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Ti	Pb	Cr	Al
wt%	16.94	4.06	0.62	0.62	0.75	0.13	0.05	0.016	0.04	0.02	Bal.

Table 2. Thermal properties of the B390 alloy

Liquidus temperature	650°C
Solidus temperature	505°C
Thermal conductivity	134 W/m·K

Table 3. Chemical composition of the AlCuP

element	P	Cu	Al
wt%	1.4	19	Bal.

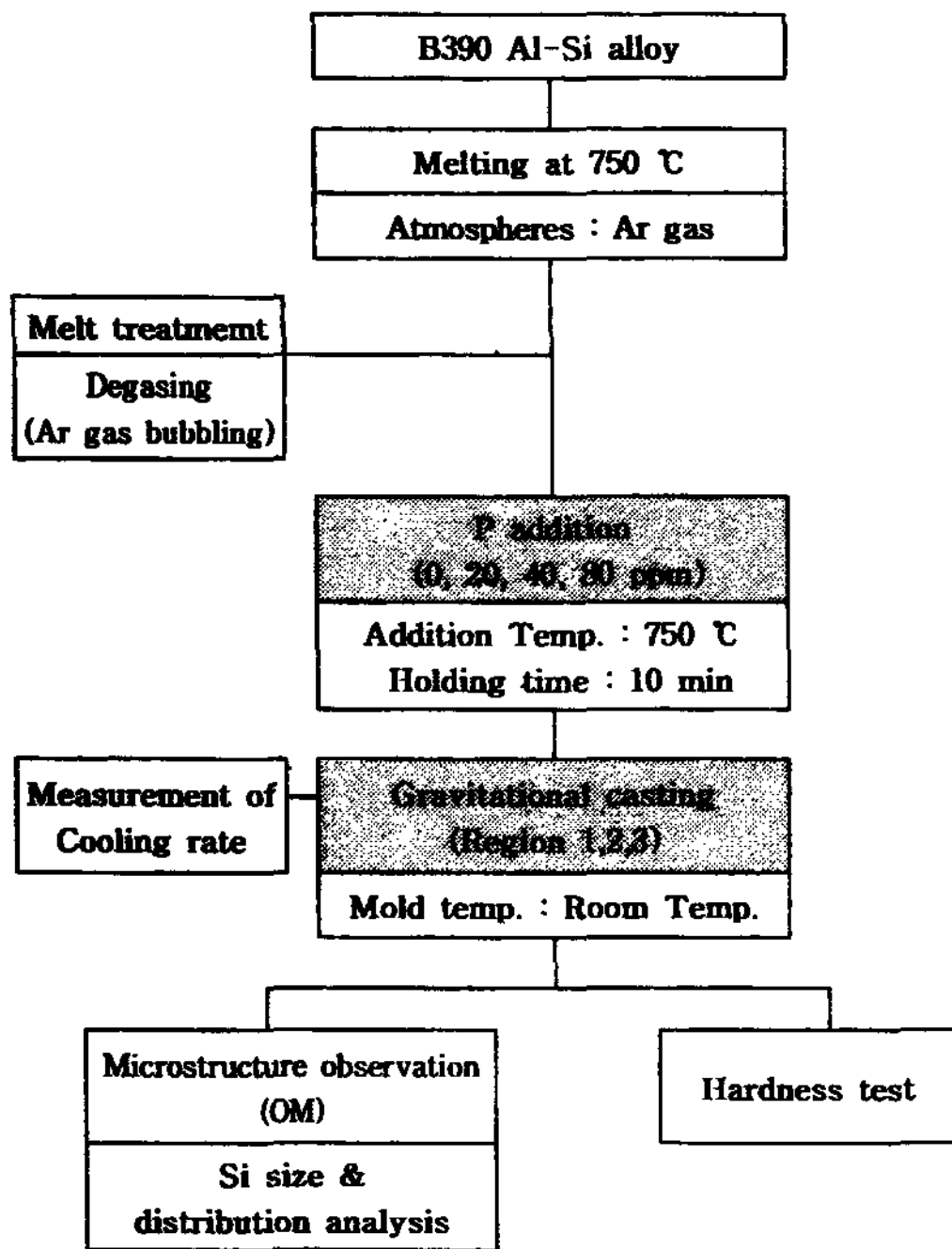


Fig. 2. Flow chart of experimental procedure.

2.4 냉각속도 측정

주조시 측정된 시간에 따른 온도이력으로부터 냉각 곡선을 얻었으며, 이때 냉각속도는 초정 Si이 생성되는 액상선 온도(650°C)와 고상선 온도(505°C)사이의 평균기울기로부터 구하였다. Fig. 3은 대표적인 냉각 곡선을 보여 주고 있는데 실제 응고의 시작 및 종료점 사이의 냉각속도가 큰 차이를 보이고 있기 때문에 이

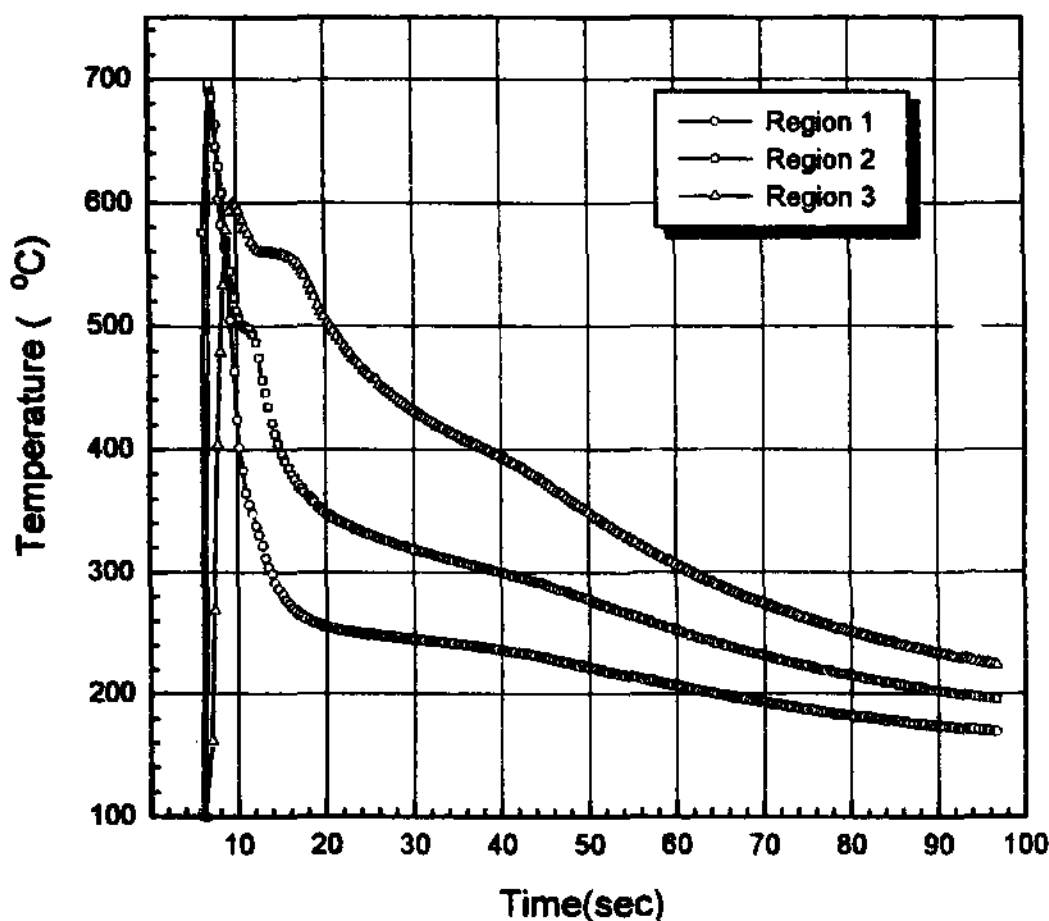


Fig. 3. Cooling curves of B390 alloy during casting poured at 750°C.

온도 사이의 평균값을 취하였다.

금형의 온도측정부를 냉각속도가 가장 빠른 부분인 췌기의 끝부분부터 측정영역 1, 2, 3으로 구분하였으며, 이때 각 영역에서 측정된 냉각속도는 다소 차이가 있었으나 이중 최대값을 선택하였다. 각 부분의 냉각속도는 영역 1에서 99°C/sec max., 영역 2에서 51°C/sec max., 영역 3에서 22°C/sec max.로 구분된다. 이후의 냉각속도는 max.기호를 생략하여 표기한다.

2.5 초정 Si 입도 분석

미세조직의 특징과 미세화 경향을 정량적으로 나타내기 위해 초정 Si의 크기를 측정하였으며 초정 Si의 크기는 각 실험 조건당 20개의 초정 Si을 미세조직사진(200x)으로부터 유효단면적을 측정하고, 이 투영면적을 원으로 가상하여 투영면상의 지름(Heywood 지름)으로[15] 환산한 후 이들의 평균값으로 나타내었다.

2.6 경도 측정

경도 시험은 시편을 최종경면처리하고 비커스 경도계를 이용하여 1 Kg의 하중으로 1분 30초간 유지하여 각 시편당 7회 측정하고 최대값과 최소값을 제외한 나머지 값들의 평균값을 최종 실험치로 정하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 주조 조직 관찰

평형응고시에[16], B390 합금은 과공정 Al-Si 합금이므로 Al 수지상이 관찰되지 않아야 하지만, 실제 응고과정에서는 빠른 냉각속도에 따른 과냉으로 말미암아 coupled region에서 비평형 응고가 진행되어 Al 수지상이 관찰된다. 따라서 주조조직은 초정 Si, Al 수지상 및 기지조직인 공정 Al과 Si으로 Fig. 4와 같이 관찰되었다.

이와 같이 본 실험에서의 비교적 냉각속도가 느린 51°C/sec, 22°C/sec에서는 cellular 형태로 길게 성장한 Al 수지상들이 발견되었으나, 비교적 냉각속도가 빠른 99°C/sec에서는 Al 수지상의 활발한 성장은 관찰되지 않았다. 이러한 본 실험에서의 결과는 특정한 냉각속도 이상이 되면 주상정 형태의 수지상이 등축정 형태로 천이한다고 보고한 Flemings 등의 연구 결과[17]에 따른 것으로 생각된다.

이에 따라 51°C/sec, 22°C/sec에서는 길게 성장한

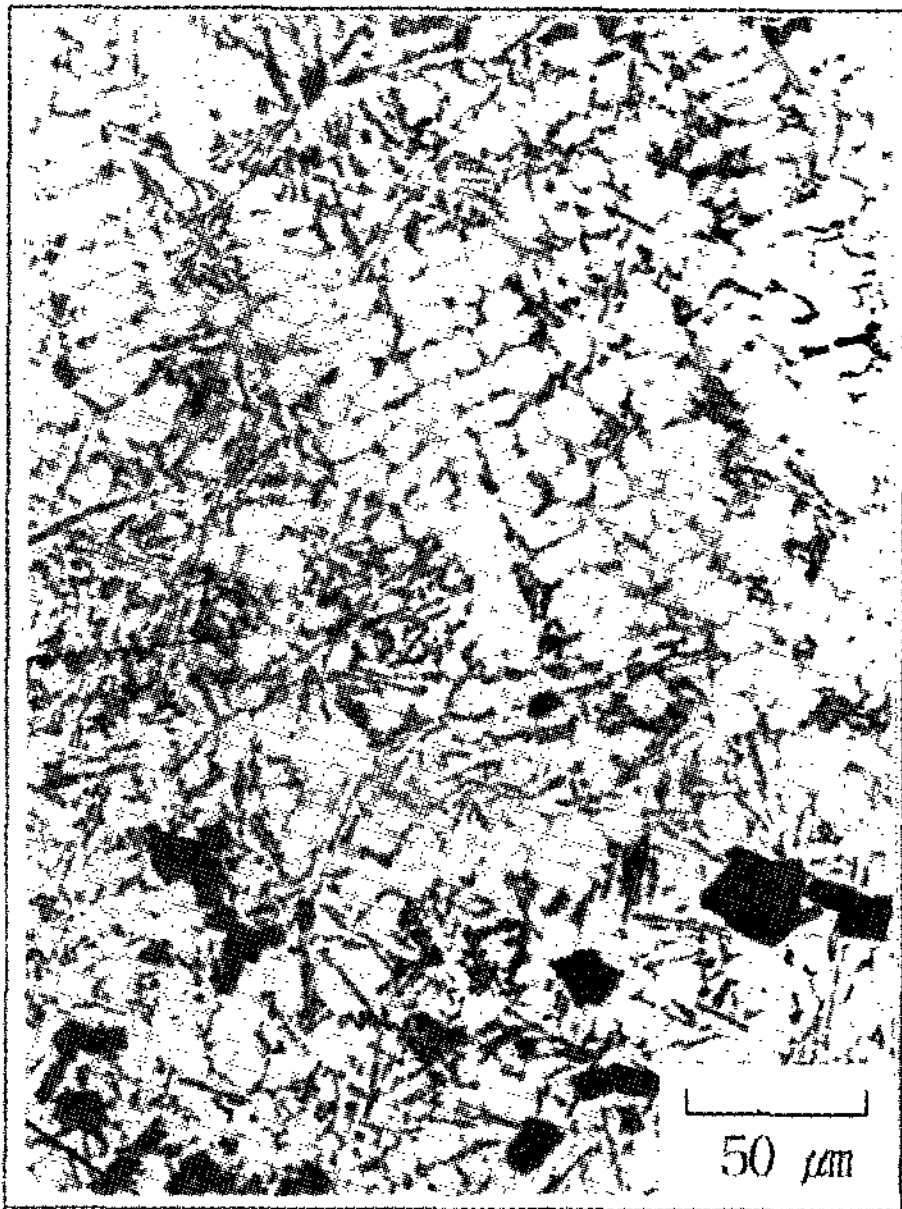


Fig. 4. Microstructure of region 2 in B390 alloy.

Al-수지상들에 의해 초정 Si 입자들의 편석이 관찰되었으며, 99°C/sec에서는 영역 2, 3에 비해 편석이 감소된 것이 관찰되었다. 본 실험에서 관찰된 초정 Si의 편석은 사형 구조시 나타나는 초정 Si 입자의 부상 편석과는 다른 것으로 이로 인한 기계적성질의 변화도 존재할 것으로 생각된다.

3.2 초정 Si 미세화에 미치는 냉각속도의 영향

본 실험에서 측정된 냉각속도 중 가장 느린 부분은 영역 3의 22°C/sec으로 22°C/sec의 냉각속도는 사형과 금형의 전형적인 냉각속도인 0.1~20°C/sec에 비하면 다소 빠른 냉각속도이다. 따라서 본 실험의 냉각속도 구간인 22~99°C/sec에서 측정된 초정 Si 크기와의 비교를 위해 22°C/sec 보다도 느릴 것이라 여겨지는 영역 3의 25 mm 상단부의 초정 Si의 크기를 조사하였다. 그리고 이 부분의 냉각속도는 목표 측정점이 아니었기에 다음 과정을 통해 추정하였는데, 일반 금형 구조의 경우, 냉각속도는 금형과 용융금속간의 계면에서의 열전달에 지배적이므로 아래의 식 (1)[18]을 적용하였다.

$$t_f = \frac{\rho_s H}{h(T_M - T_0)} S \quad (1)$$

여기서, t_f : 응고완료시간

ρ_s : 고상의 밀도: 2.73 g/cm³

- H : 용융잠열: 150 cal/g
- h : 열전달계수: 0.064 cal/cm²·°C·s
- T_M: 용융점: 650°C
- T₀: 외부온도: 13°C
- S : 용융금속의 두께: 0.95 cm

냉각속도는 두께(S)에 반비례하는 관계를 가지므로 측정된 3곳의 두께 및 냉각속도의 관계로부터 계면 열전달계수(h)를 구하고 이로서 미측정된 곳의 냉각속도

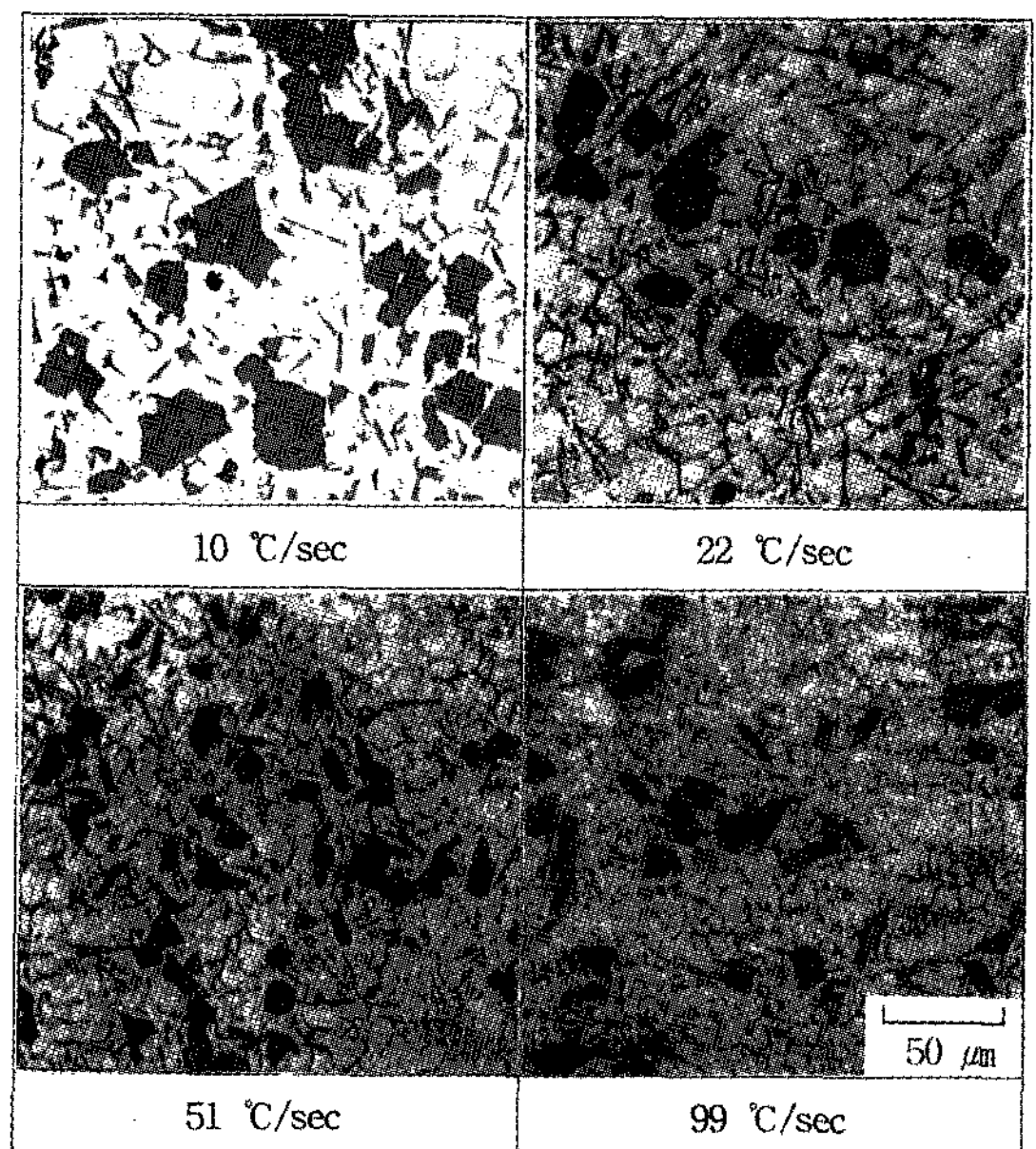


Fig. 5. Primary Si crystals observed in p free B390 alloy.

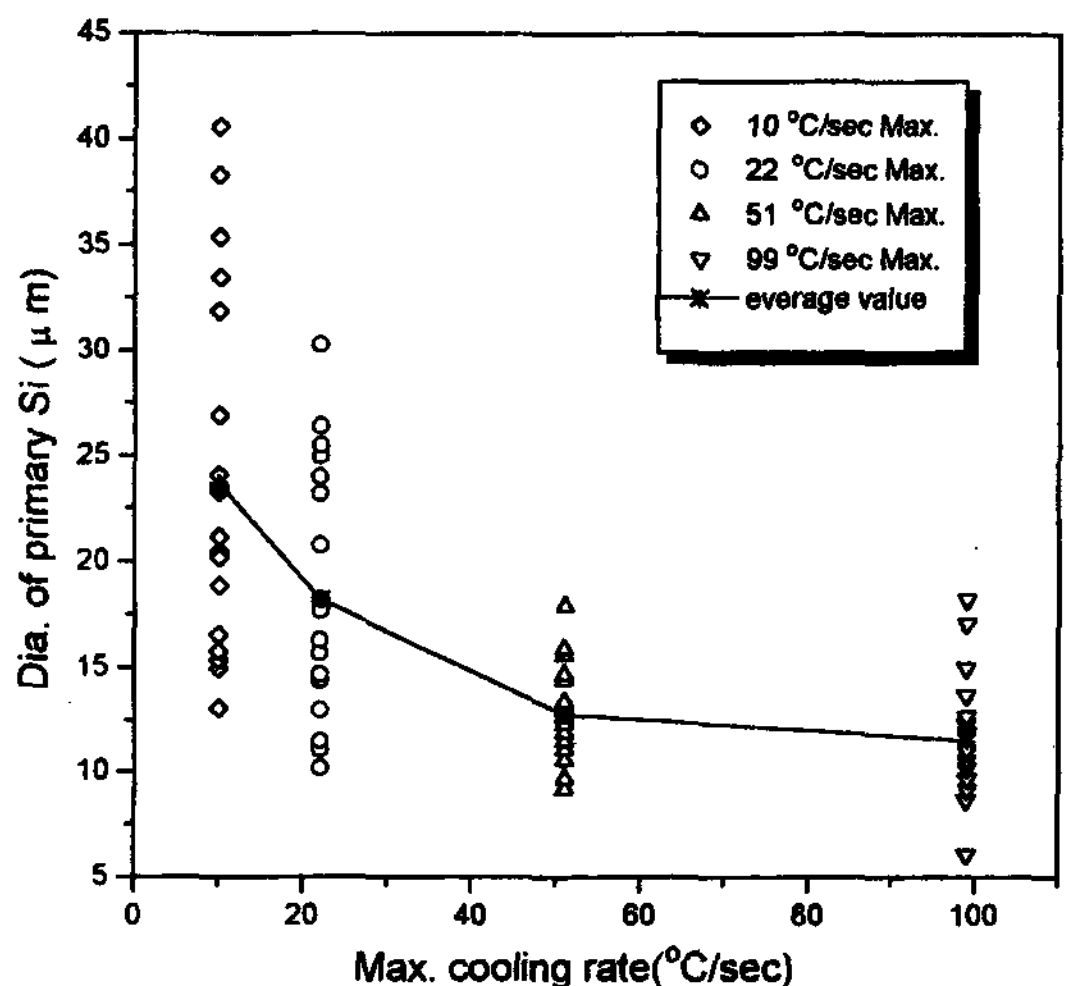


Fig. 6. Effect of cooling rate on diameter of primary Si in p free B390 alloy.

를 구하면 10°C/sec와 같이된다. 이와 같이 B390 합금의 냉각속도에 따른 주조조직은 Fig. 5에서와 같고, 초정 Si의 변화를 정량화하여 Fig. 6에 나타내었다.

이에 의하면 10°C/sec의 냉각속도에서는 초정 Si 입

자가 12~40 μm 정도로 넓게 분포하며 Si 입자의 facet한 모양이 관찰되는데, 이는 김경민의 초정 Si 입자의 미세화에 미치는 첨가원소의 영향[13]에서 8°C/sec의 냉각속도를 가지는 무첨가시와 유사한 결과인 것

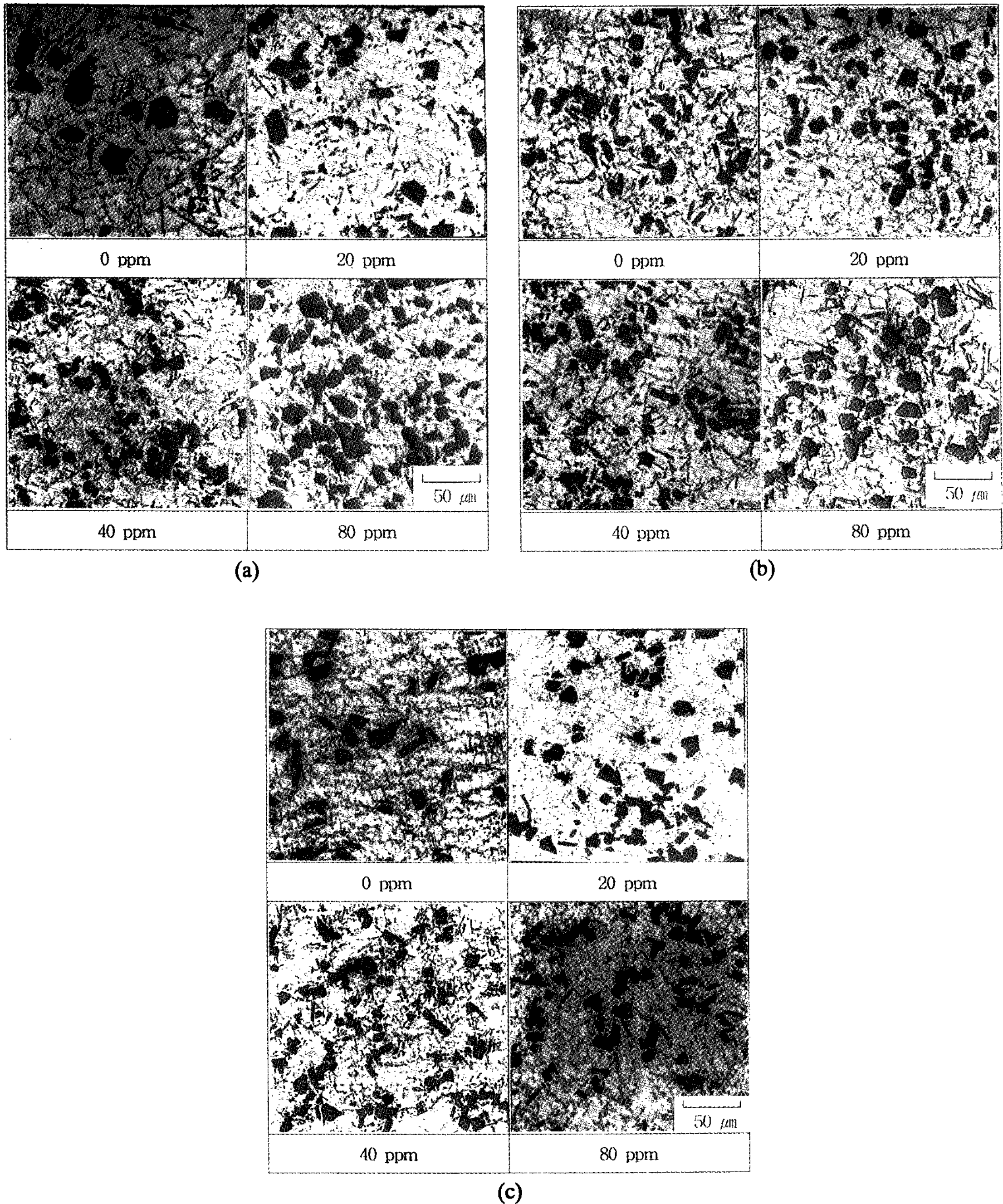


Fig. 7. Primary Si crystals observed in B390 alloy refined with AlCuP poured at 750°C. (a) 22°C/sec max. (b) 51°C/sec max. (c) 99°C/sec max.

과 냉각속도가 10°C/sec에서 22°C/sec로 증가할 때 초정 Si의 평균 크기가 약 23% 감소되었고 분포는 10~30 μm로 좁아진 사실로 미루어 볼 때 22°C/sec에 나타난 미세화효과는 빠른 냉각속도에 기인하는 것임을 확인할 수 있었다.

냉각속도 증가에 따른 초정 Si 크기 변화에 대하여 알아보면, 냉각속도가 22°C/sec에서 51°C/sec로 2배 정도 증가할 때 초정 Si의 평균 크기가 약 30% 감소되었고, 초정 Si의 분포구간도 10~30 μm에서 6~20 μm로 좁아졌다. 냉각속도의 증가 시에 초정 Si의 미세화는 냉각속도의 증가가 용탕의 과냉도를 증가시켜 초정 Si의 미세한 균일 핵생성을 유도하고, 이에 반하여 응고시간을 단축시킴으로 인해 생성된 Si 핵으로의 Si 원자의 충분한 확산을 방해하여, Si 결정의 성장을 억제한 것으로 생각된다[6]. 또한 냉각속도가 51°C/sec에서 99°C/sec로 다시 2배 증가할 때 초정 Si의 평균크기는 약 10% 감소되었고, 그 분포에는 큰 변화가 나타나지 않았다. 이것은 초정 Si 핵생성을 위한 충분한 과냉도를 이미 51°C/sec에서 얻어졌기 때문에 그 이상의 냉각속도 증가에도 미세화 효과가 크게 증가하지 않은 것으로 생각된다. 따라서 약 6~20 μm 정도의 균일한 초정 Si을 얻기 위해서는, 약 51°C/sec 이상의 냉각속도가 필요하다.

3.3 초정 Si 미세화에 미치는 P 첨가량의 영향

B390 합금의 냉각속도와 P 첨가량에 따른 주조직

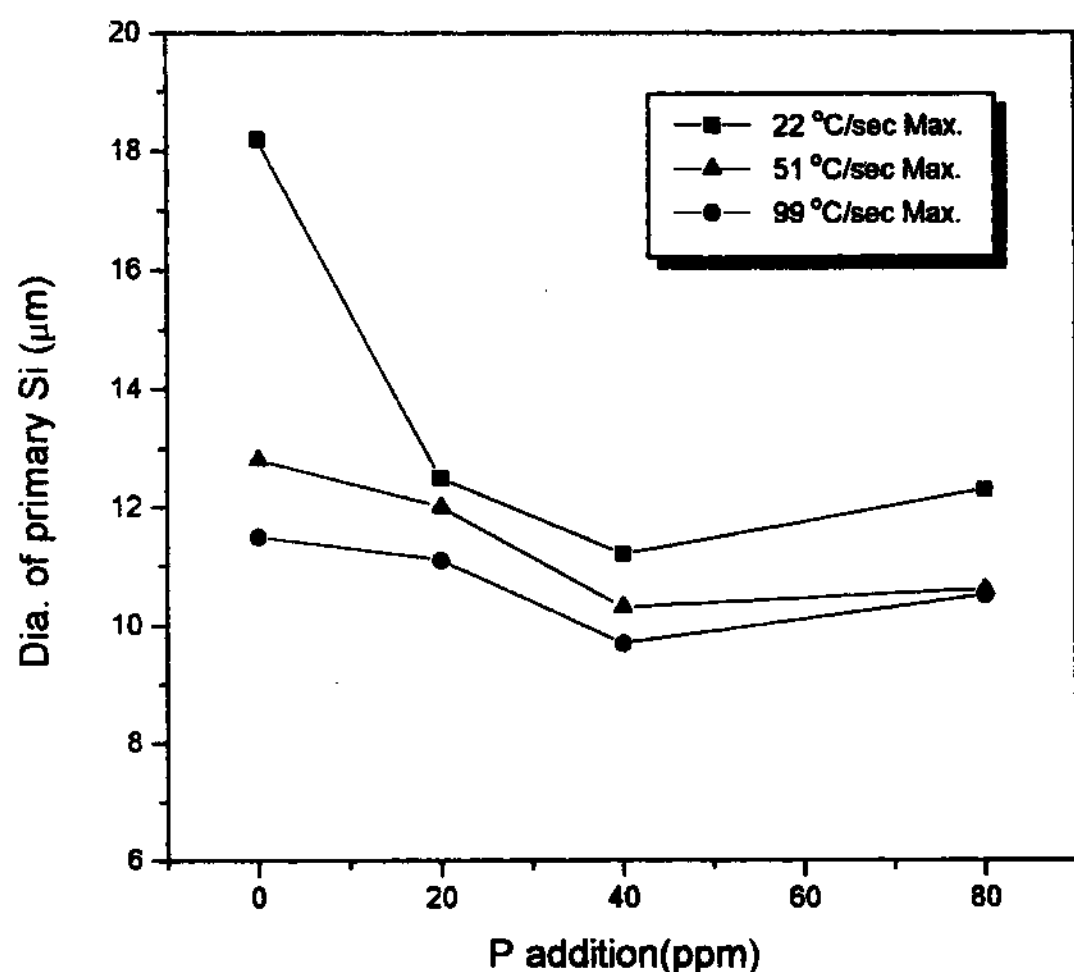


Fig. 8. Effect of the amount of P addition on primary Si diameter.

은 Fig. 7과 같으며, Fig. 8은 22°C/sec, 51°C/sec, 99°C/sec의 일정 냉각속도에서 P 첨가량에 따른 초정 Si의 미세화 경향을 초정 Si의 평균값으로 나타낸다. 그리고, Fig. 9는 P 첨가량에 따른 초정 Si의 크기 분포를 나타낸다. 이들 결과에 의하면, 비교적 느린 22°C/sec에서 무첨가시의 10~30 μm의 크기가 40 ppm의 P 첨가로 인해 5~20 μm의 크기로 감소하였고, 초정 Si의

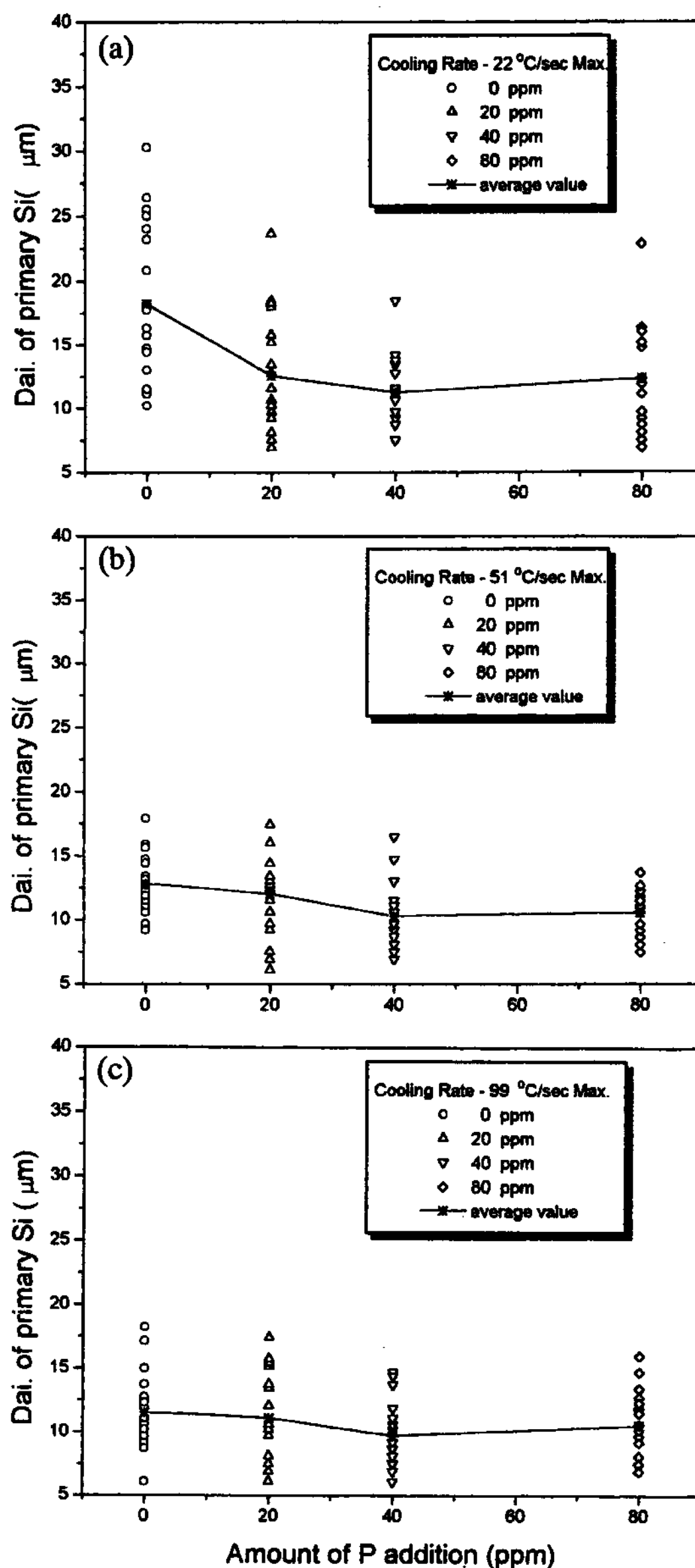


Fig. 9. Effect of the amount of P addition on primary Si diameter. (a) 22°C/sec max. (b) 51°C/sec max. (c) 99°C/sec max.

평균 크기는 40% 정도 감소되었다. 과량인 80 ppm을 첨가한 경우에는 오히려 다소 조대화되나, 그 차이는 무시할 정도로 미소하다. 이러한 미세화 현상은 P 첨가 인해 불균일 핵생성자리가 제공되었기 때문으로 생각된다. 또한 40 ppm 첨가시 충분한 미세화를 나타내었는데 이러한 결과는 W. Vogel와 W. Schnelder의 연구결과[12, 13]와도 유사하다.

22°C/sec 보다 증가된 51°C/sec, 99°C/sec의 냉각속도에서 P 첨가로 인한 미세화 경향을 살펴보면, P가 첨가되어도 분포는 5~20 μm로 큰 변화는 관찰되지 않고 평균값은 약간의 감소 추세를 나타내었다. 따라서, 각 냉각속도에서의 P 첨가량의 변화에 따른 미세화 경향을 아래식 (2)와 같이 최대 미세화율로 정량화하여 나타내면 Fig. 10과 같다.

$$\text{최대미세화율} = \frac{D_{0\text{ ppm}} - D_{40\text{ ppm}}}{D_{0\text{ ppm}}} \quad (2)$$

여기서, $D_{40\text{ ppm}}$: 일정 냉각속도에서 40 ppm 첨가시의 평균초정 Si 크기

$D_{0\text{ ppm}}$: 일정 냉각속도에서 0 ppm 첨가시의 평균초정 Si 크기

최대 미세화율에 의하면 냉각속도가 비교적 느린 22°C/sec에서는 P의 첨가로 인해 초정 Si의 평균크기가 약 40% 정도 감소하는 미세화효과를 나타내었고, 냉각속도가 비교적 빠른 51°C/sec와 99°C/sec에서는 약 20%만 감소되었다. 이와 같이 냉각속도의 증가 시

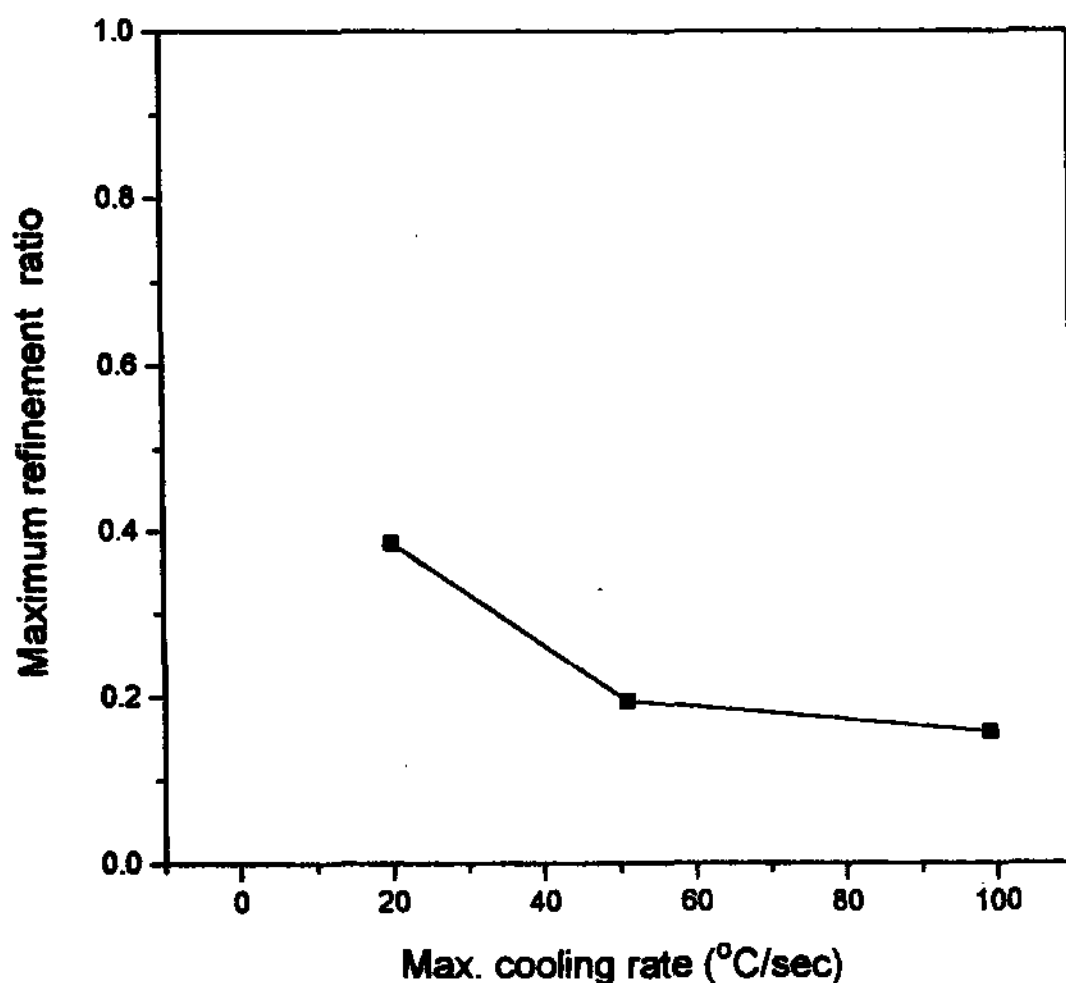


Fig. 10. Maximum refinement ratio of primary Si at various maximum coolingrate.

에 P 첨가로 인한 초정 Si의 미세화 효과가 감소하는 것은, 일정 냉각속도 이상에서 이미 초정 Si의 핵생성을 위한 큰 과냉도가 얻어졌고, 이와 함께 성장도 억제되었기 때문으로 생각된다. 따라서 일정 냉각속도 이상에서는 냉각속도의 증가가 초정 Si의 미세화에 더 중요하게 작용한 것으로 생각된다.

3.4 미세화에 대한 냉각속도와 P 첨가량의 상호관계

냉각속도와 P 첨가량이 초정 Si의 미세화에 미치는 영향을 동시에 나타내면 Fig. 11에서와 같다. 22°C/sec에서는 냉각속도보다는 P의 첨가에 의해 미세화가 지배적이고, 51°C/sec, 99°C/sec에서는 냉각속도에 의한 미세화가 지배적이다. 즉 냉각속도 증가와 미세화제 P의 첨가 모두 초정 Si을 미세화 시키는 요소로서 작용하지만, 냉각속도가 느린 22°C/sec에서는 P 첨가를 통해 Si 미세화에 큰 효과를 거둘 수 있는 반면, 냉각속도가 상대적으로 빠른 경우에는 P첨가에 기인한 미세화효과는 크지 않음을 관찰할 수 있다. 따라서 약 5~20 μm 정도의 균일한 분포(평균크기 약 10 μm 이하)를 가지는 초정 Si를 얻기 위해서는 약 51°C/sec 이상의 냉각속도이거나, 22°C/sec 이상의 냉각속도에서 P를 40 ppm 이상 첨가하여야 한다.

3.5 미세화처리에 따른 경도의 변화

과공정 Al-Si 합금은 주조 조직 내에 분포하는 경질의 초정 Si 입자에 의해 우수한 내마모성을 가지며, 또

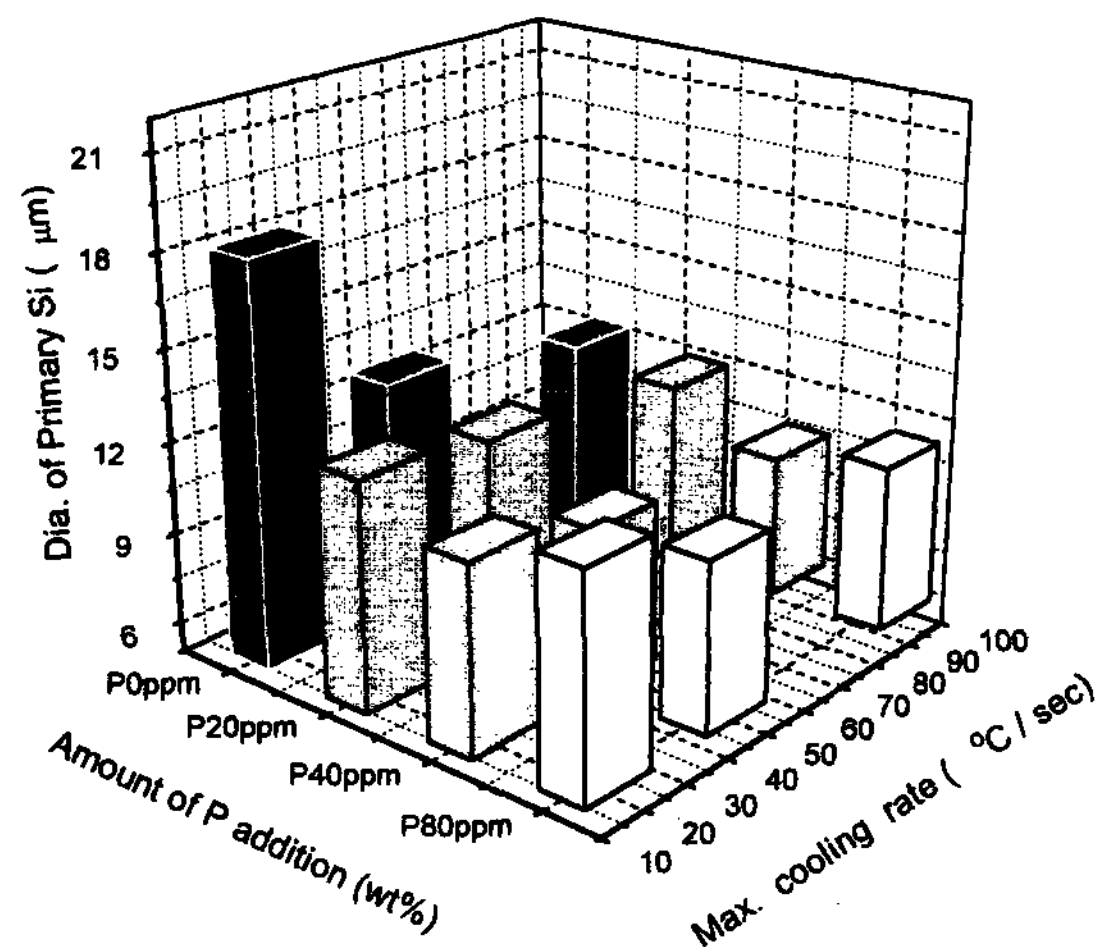


Fig. 11. Effect of cooling rate and the amount of P addition on primary Si diameter.

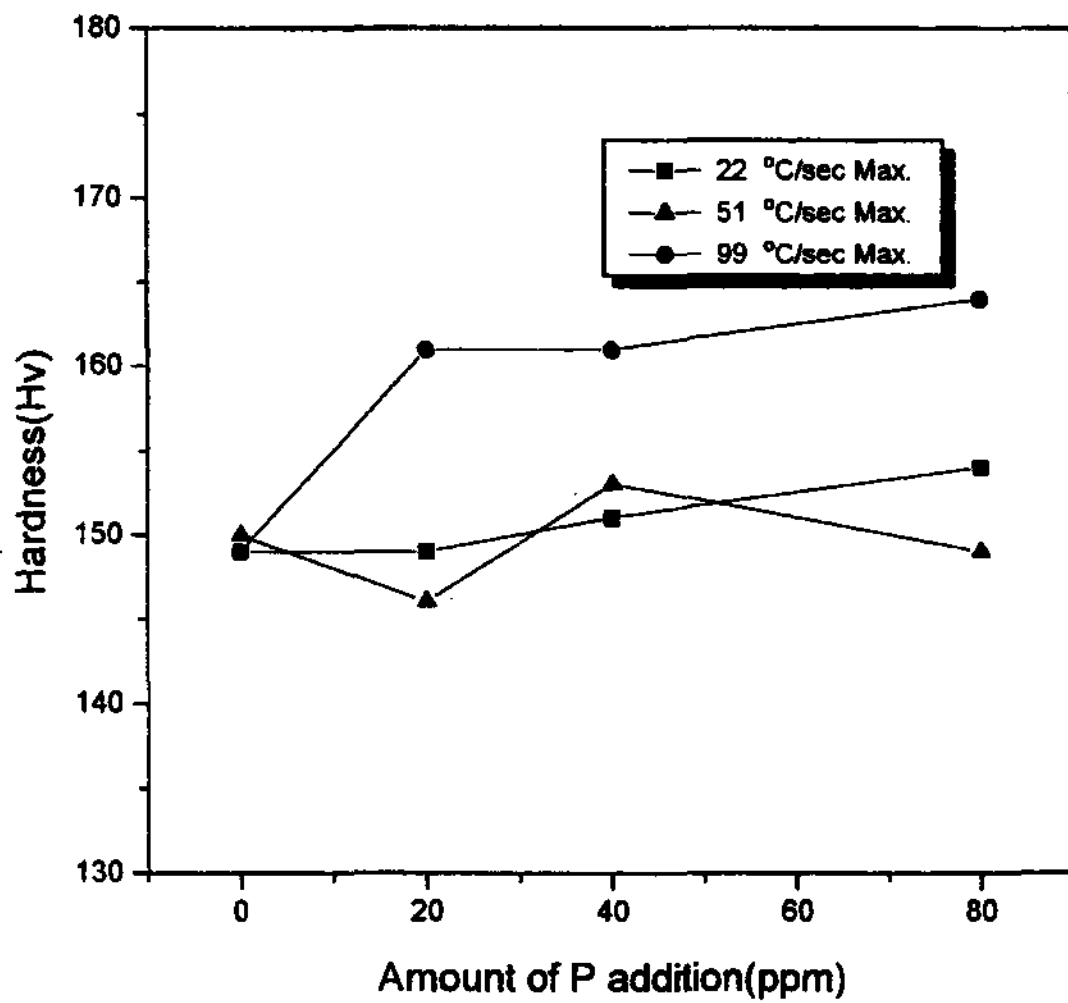


Fig. 12. Influence of the amount of P addition on hardness.

한 조직내의 초정 Si이 미세화 되면 내마모성이 더욱 향상된다는 연구결과가 있다[10]. 따라서 본 연구에서는 미세화처리에 따른 내마모특성의 변화를 예측하기 위해, 내마모성과 상관관계를 가지는 경도값을 측정하였으며, 그 경도값의 변화를 Fig. 12에 나타내었다.

금형 주조한 일반 B390 합금(초정 Si 크기: 20~60 μm)의 경도값이 약 120~125 Hv인 것[19, 20]과 비교해 보면 본 실험에서의 145~165 Hv의 다소 높아진 경도값은 초정 Si이 6~30 μm로 보다 미세화 되었기 때문이라 생각되며, 빠른 냉각속도에 따른 기지조직의 미세화도 영향을 미친 것으로 추측된다.

Fig. 12을 살펴보면, 22°C/sec의 냉각속도에서는 P 첨가량의 증가가 다소의 경도값의 향상을 보이지만, 51°C/sec의 경우에는 P 첨가량에 대하여는 일정한 관계를 찾을 수가 없었으며 냉각속도의 증가(22°C/sec → 51°C/sec)에 따른 경도값의 향상도 뚜렷이 나타나지 않았다. 이것은 냉각속도의 증가나 P 첨가량의 증가에 의한 초정 Si의 미세화가 경도값에 증가 요인으로 작용하고, 이에 반하여 특정 냉각속도까지의 과냉도의 증가는 경도값에 감소요인으로 작용한 것으로 생각되는 연질 상인 Al 수지상의 성장을 조장하였기 때문이라 생각된다. 이러한 추측은 거시적 조직의 관찰에서 살펴본 바와 같이, 51°C/sec의 냉각속도까지는 Al 수지상의 성장이 우세하다가 99°C/sec의 냉각속도에서는 이들 Al 상의 등축정화에 따른 미세화가 두드러지게 나타난 것과 그 맥을 같이하고 있다. 그리고, 99°C/

sec 냉각속도에서의 경도값이 7~8% 정도 향상된 것이 그 좋은 예일 것이다. 즉, 초정 Si의 미세화가 경도값을 향상시키지만 냉각속도의 변화에 따른 기지조직의 미세화가 특정 냉각속도 이상에서 더 중요한 요소로 작용하는 것으로 생각된다.

무첨가시의 냉각속도의 증가에 따른 경도값의 변화가 나타나지 않은 것은 앞으로 고찰해 보아야 할 부분으로 여겨지며, 미세 조직상에서도 P 첨가시와 큰 차이를 발견할 수 없었다. 다만, P의 첨가에 의해 액상선 및 공정점의 변화가 생성상(相)의 상대적 양을 변화시킨 것이 무첨가시와 다른 점이다.

4. 결 론

상용 과공정 Al-Si 합금인 B390에서 초정 Si을 미세화하기 위하여 냉각속도 및 미세화제(AlCuP)량을 변화시켰다. 냉각속도는 췌기형 금형을 통하여 조절하였으며, 이때 AlCuP의 양과 냉각속도에 따른 미세화 정도를 미세조직적 관찰과 이에 따른 경도변화로부터 아래와 같은 결과를 얻었다.

(1) P 첨가량이 일정한 경우, 각 부위별 최대 냉각속도가 증가할수록 초정 Si이 더욱 미세화 되었고 일정한 냉각속도의 범위에서는 P 첨가량을 증가시킬 수록 초정 Si은 더욱 미세화 되었다. 그러나, 80 ppm의 경우 40 ppm 보다 더 이상의 미세화효과가 나타나지 않았다.

(2) 22°C/sec의 느린 냉각속도에서는 상대적으로 냉각속도보다는 P의 첨가가 초정 Si의 미세화를 주도하였고, 51°C/sec, 99°C/sec의 증가된 냉각속도에서는 P 첨가의 영향보다는 급냉에 의한 과냉도의 증가가 초정 Si의 핵생성을 촉진한 것으로 보여진다.

(3) 초정 Si 크기가 6~30 μm의 범위에서 경도값은 약 Hv 145~165 정도이며, 이는 초정 Si의 미세화와 함께 높은 냉각속도에서의 치밀해진 공정조직 및 연질 상인 Al 수지상의 등축정화가 경도값의 증가에 기여하는 것으로 생각된다.

참 고 문 헌

- [1] ASM Metals Handbook, Ninth Edition, Vol. 2 (1979) 171.
- [2] F. J. Kissling, O. Tichy: AFS Trans., 67 (1959) 347.
- [3] J. L. Jorsted, E. V. Balackman: AFS Trans., 79 (1971)

- 85.
- [4] J. B. Andrews, M. V. C. Senerviratne: AFS Trans., 92 (1984) 209.
- [5] 安達 充: 輕金屬, (1984) 430.
- [6] S. Das, A. H. Yegneswaran, P. K. Rohatgi: J. Mat. Sci., 22 (1987) 3173.
- [7] G. K. Sigworth: AFS trans., 82 (1987) 303.
- [8] P. A. Tondel, L. Arnbery: The 3rd International Conference on Aluminium Alloys, 1 (1992) 129.
- [9] E. M. Onitsch Modl: First World Metall. Congress, (1951).
- [10] G. A. Colligen, M. A. Gunes: AFS Trans., 73 (1965) 359.
- [11] P. B. Crosley, L. F. Mondolfo: AFS Trans., 74 (1966) 53.
- [12] W. Vogel, W. Schnelder: Giesserel, 78 (1991) 848.
- [13] 김경민, 고승운, 윤의박: 주조, Vol. 5, No. 4 (1995) 412.
- [14] 류봉선, 지무성, 박원욱: 주조, Vol. 16, No. 2 (1996) 116.
- [15] 김용욱: 최신 분체공학, 동명사 (1988) 4.
- [16] T. B. Massalski: Binary alloy phase diagrams, ASM, Ohio, Vol. 1 (1986) 211-212.
- [17] M. C. Flemings: Solidification proecssing, McGRAW-HILL series, Mat. Sci. and Eng. p154.
- [18] M. C. Flemings: Solidification proecssing, McGRAW-HILL series, Mat. Sci. and Eng. p13.
- [19] Eric A Brandes: Smithells Metals Reference Book, Sixth Edition (1983) 22-10.
- [20] 김지훈: "과공정 Al-Si합금의 초정 및 공정 Si의 동시미세화", 경북대학교 대학원 석사학위 논문, (1993).

발표논문 모집

★ 한국주조공학회 추계 학술발표 및 기술강연대회

- 개최일시 및 장소: 1997년 11월 6~7일/경주
- 논문개요 및 기술강연원고 제출
 - 기한: 신청서 제출 97년 9월 26일, 논문 개요 및 원고 제출 97년 10월 10일
 - 신청자격: 1997년 연회비를 납부한 정회원 또는 정회원 추천에 의한 비회원/외국인

★ The 2nd International Conference CAST Composites '98

- 개최일시 및 장소: 1998. 6월 하순/폴란드
- 논문개요 제출
 - 기한: 97년 10월 15일
 - 내용: Composite Materials
- 연락처: Dr, Andrzej Dytkowicz
Politechnika Slaska
Katedra Naukio Materialach
40-018 Katowice, ul. Krasinkiego 8,
Poland

★ The 102nd AFS Casting Congress

- 개최일시 및 장소: 1998. 5. 10~13/Atlanta Hilton and Towers, Georgia, 미국
- 논문개요 제출
 - 기한: 97년 11월 1일
- 연락처: Steve Robison,
Casting Congress Program Coordinator
American Foundrymen's Society
505 State Street, Des Plaines, Illinois 60016
U.S.A.
Tel.: 1-800-537-4237 Fax.: 1-847-824-7848
E-mail:jhall@ductile.org, Internet:www.ductile.org

※ 작성요령 등 자세한 정보나 신청서 양식이 필요하신 회원은 학회 사무국으로 연락바랍니다.
(Tel: 02-796-1346, Fax: 02-796-1348)