

2. 실험방법

2.1 소재

본 연구에서는 SiC 입자가 10vol.%(SiC_p, size:9 μm) 와 20vol.%(SiC_p, size:14 μm)가 첨가된 미국 Duralcan Co.의 주조복합재료 인고트를 사용하였으며, 표 1은 실험에 사용된 알루미늄 기지합금의 화학조성을 나타 낸 것이다.

2.2 시편제작

실험에 사용한 주조설비는 주물제작에 일반적으로 사용하는 Cold chamber type(150 ton)의 다이캐스팅기 로 그림 1에 그 장치의 개략도를 나타내었다. 소재는 전기로를 사용하여 각각의 주조온도 별로 20 kg을 재 용해하여 실험을 행하였다. 금형은 그림 2에 나타낸 바와같이 봉상 및 판상의 인장시험편을 얻을 수 있는 금형을 사용하였다. 주조조건은 표 2에서 알 수 있듯 이 주조중량 230 g, 주조압력 1,039 kgf/cm², 금형의 예 열온도는 130°C, 주조온도는 620~750°C의 범위에서 행하였다. 사출은 금형에 용탕을 압입할 때 공기가 말 려 들어가는 것을 방지하기 위하여 플랜저의 속도를 처음에는 저속으로(1단사출), 후에는 고속으로(2단사 출) 행하는 이단사출방식으로 행하였다. 일반적으로 이단사출방식은 사출시 공기혼입의 방지에 효과적인

것으로 알려져있다[13]. 사출조건은 저속 사출속도를 0.4 m/s로, 고속 사출속도를 2.1 m/s로 하였다. 또한, 냉각속도에 따른 강화입자의 분산성 및 미세조직의 변화를 비교 고찰하기 위하여 650°C의 주조조건에서 용탕의 로냉 및 중력주조를 행하였다.

2.3 인장시험

인장시험은 봉상시험편(평행부:φ6, 표점거리:50 mm, 시편전장:210 mm)을 표면 연마하여 인장시험기 (Model No. Tinius Olsen 5000)를 이용하여 상온에서 행하였으며, 시편수는 조건당 20개씩 행하였다. 이때 의 cross head speed는 1 mm/min이다.

2.4 미세조직관찰 및 DTA분석

미세조직의 관찰은 각각의 시료를 에칠알콜내에서 초음파로 세척 후 keller 부식액으로 35°C에서 10초 동

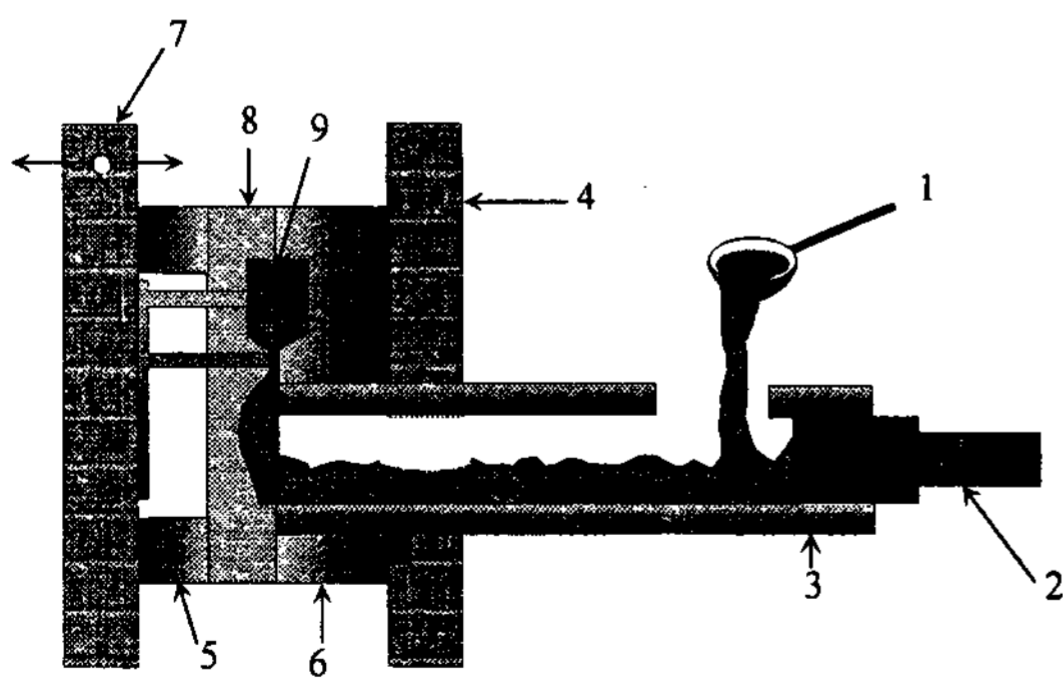


Fig. 1. Schematic of a cold-chamber die casting machine: ① pouring ladle, ② Plunger ③ Sleeve, ④ Stationary platen, ⑤ Ejector box, ⑥ Stationary die, ⑦ Sliding platen ⑧ Ejector die and ⑨ Cavity.

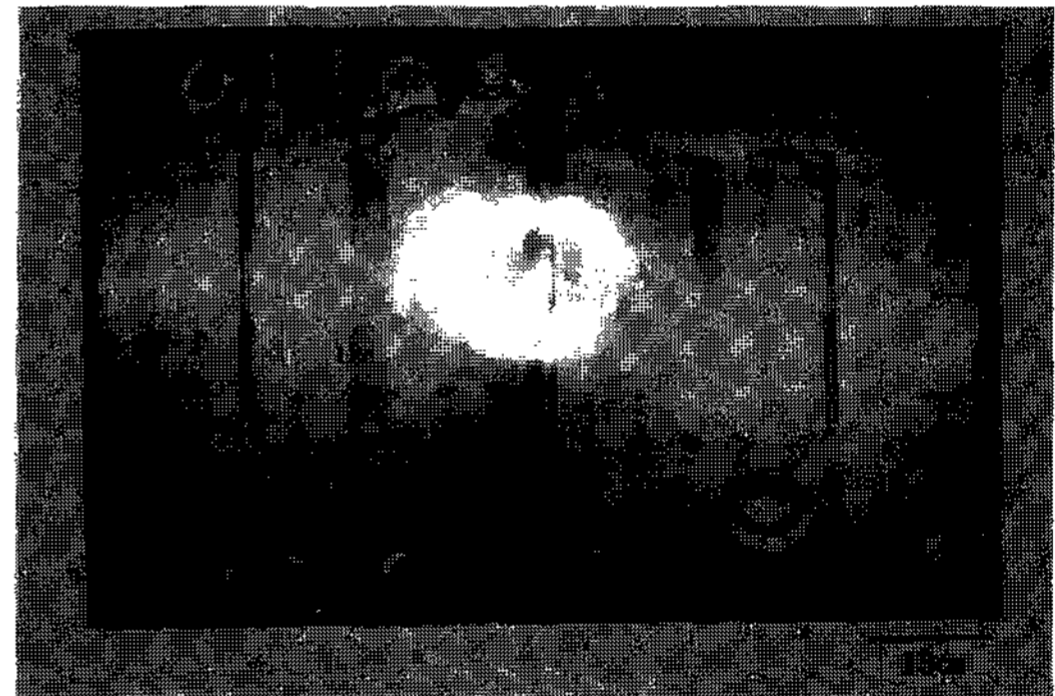


Fig. 2. Apparatus of die casting mold.

Table 2. Casting conditions of die casting process

Casting machine	150 ton cold chamber type	
Pouring weight	230 g	
Casting pressure	1,039 kgf/cm ²	
Injection speed	1st	0.4 m/s
	2nd	2.1 m/s
Pouring temperature	620°C, 650°C, 700°C,	
Mold temperature	130°C	

Table 1. Chemical composition of the aluminium matrix alloy (wt.%)

Chemical Composition									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	others	Al	
9.5~10.5	0.6~1.0	3.0~3.5	0.2~0.6	0.3~0.5	1.0~1.5	0.2 max	0.03 max	bal.	

안 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다. 강화입자의 분산성은 영상면분석기를 이용하여 시험편을 n개의 영역으로 나누어 그 영역내의 강화입자의 수를 구하여 그 분포를 도시하여 분산의 척도로 사용하였다. DTA 분석은 실험에사용한 알루미늄 합금의 고상선온도 및 액상선온도를 측정하기 위하여 Ar분위기 하에서 10°C/min의 승온속도로 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

실험에 사용한 주조복합재료 인고트는 미세조직 관찰결과 많은 주조결함과 강화상의 밀집지역이 관찰되기 때문에 다이캐스팅법 또는 용탕단조법과 같은 후속공정을 통하여 건전한 미세조직의 획득이 필요하다. S. Mochizuki[14]등에 의하면 냉각속도가 매우 빠른 다이캐스팅법을 이용하여 강화입자가 균일하게 분산되며 주조결함이 없고 인장특성이 우수한 복합재료를 얻은 바 있다. 이에 본 실험에서는 냉각속도가 다른 금형주조와 다이캐스팅법을 이용하여 각각의 공정

에 따른 기지조직의 변화 및 강화입자의 분산성 등을 비교 고찰하였다.

그림 3은 10vol.%의 SiC_p가 첨가된 인고트를 650°C의 온도로 재용해하여 그대로 응고시킨 로냉한 경우와 중력주조법 및 다이캐스팅법으로 주조한 시료의 알루미늄 기지조직을 관찰한 것이다. 시료의 미세조직은 각각의 공정 모두 초정 α상과 공정Si의 알루미늄 응고조직에 SiC_p가 분산된 형태를 나타냈으나, 상이한 냉각속도에 기인하여 미세조직의 차이를 관찰할 수 있다. 그림 3(e)는 재용해 하여 그대로 로냉한 경우로 주조셀이 약 300~400 μm로 매우 조대하게 형성되었으며, 이 경계를 따라 SiC 입자들이 모여 있는 것이 관찰된다. 또한, SiC 입자들 부근에는 공정Si 입자들이 많이 관찰된다. 그림 3(c), (d)의 중력주조재는 로냉한 경우에 비하면 작으나 초정 α상과 공정Si이 조대함을 알 수 있다. 특히 표면부로부터 5 mm 떨어진 시편의 중앙부는 그림 3(d)에서 알 수 있듯이 표면부와 냉각속도 차이에 의하여 초정 α상과 공정 Si이 매우 조대함을 관찰할 수 있어 위치에 따른 편차도 큰 것을 알 수 있다. 반면에 그림 3(a), (b)의 다이캐스팅법의 경우는 로

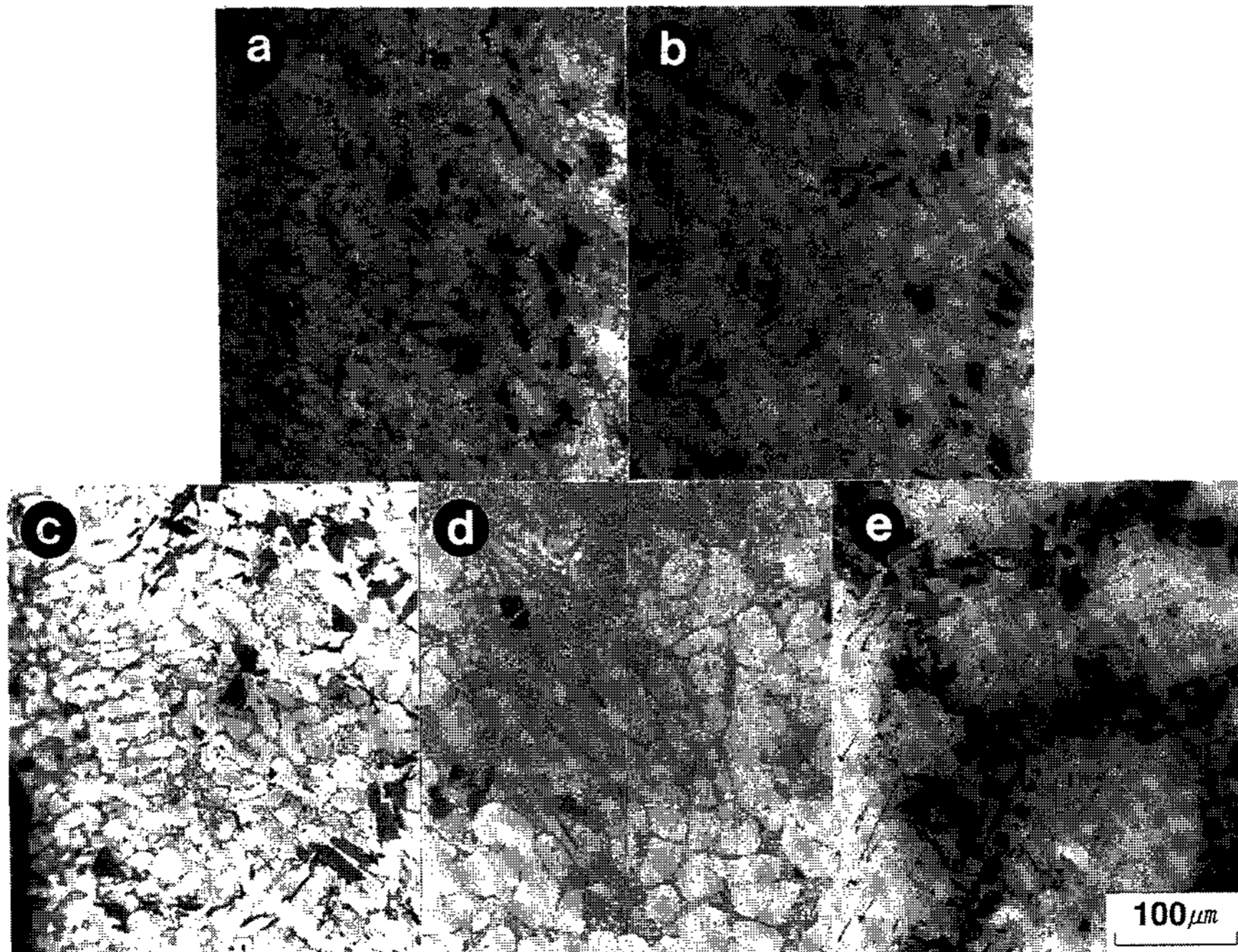


Fig. 3. The variation of microstructures of SiC_p10vol.%/Al composites: a) die casting(surface), b) die casting(center), c) gravity casting(surface), d) gravity casting(center) and e) furnace cooling.

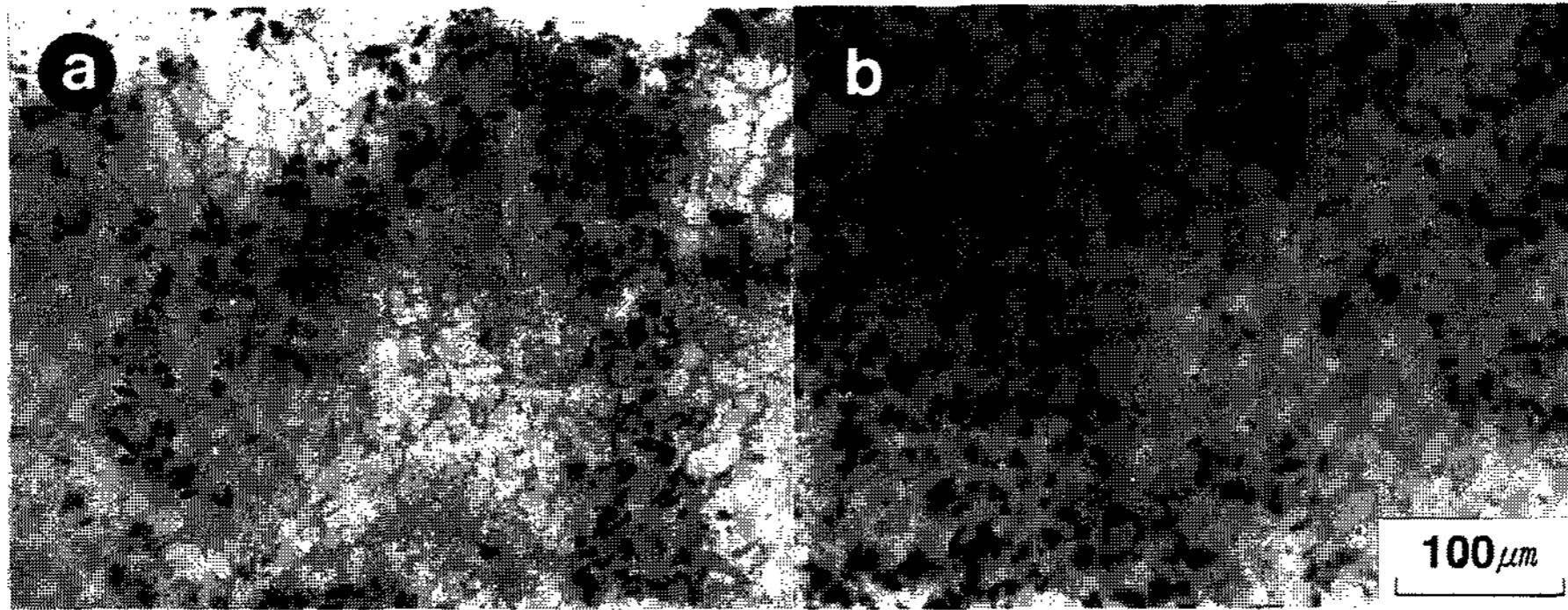


Fig. 4. Optical microstructures of SiC_p/Al composites fabricated by gravity casting, cast at 650°C: a) 10vol.% and b) 20vol.%

냉재와 중력주조재에 비하여 초정 α 상과 공정Si이 매우 미세하였다. 또한 시편의 중심부 및 표면부의 미세조직은 중력주조재에 비하여 큰 차이를 나타내지 않고 매우 미세한 응고조직을 나타냈다. Gruzleski[15]등에 의하면 응고중 빠른 냉각속도를 갖는 다이캐스팅법으로 알루미늄 합금을 제조할 경우 매우 미세한 응고조직을 얻을 수 있다고 보고한 바 있어 본 실험에서 다이캐스팅법으로 제조한 기지재 조직이 미세화된 주요한 원인은 빠른 냉각속도에 기인한 것이라 판단된다.

중력주조법과 다이캐스팅법으로 제조한 복합재료의 강화상 분산상태는 각각 그림 4, 그림 6과 그림 7에 나타냈다. 그림 4(a), (b)는 각각 강화상이 10vol.%와 20vol.% 첨가된 인고트를 650°C의 온도로 재용해하여 중력주조한 후의 미세조직이다. 중력주조재는 대부분의 강화입자가 공정Si 주위에 밀집된 불균일한 분산을 나타냈다. 이와같은 현상은 느린 냉각속도에 기인하여 강화입자들이 응고과정 중 이동하는 응고선단에 의해 밀려[16] 가장 늦게 응고되는 공정Si 영역에 집중되었기 때문이라 사료된다. 또한, 이와같은 현상은 그림 3(e)의 로냉재에서도 알 수 있듯이 냉각속도가 매우 느릴 경우 SiC 입자가 편석되는 경향은 더욱 심하였다. 그러나 동일한 주조온도에서 다이캐스팅법은 그림 6(b)와 그림 7(b)에서 알 수 있듯이 강화입자가 공정Si의 영역에 밀집되는 현상은 적었으며, 10vol.%와 20vol.% 모두 강화입자의 분산상태는 매우 양호하였다. 결국 다이캐스팅법의 경우는 슬리브내의 용탕이 급형내로 급속하게 사출되면서 모상과 강화입자간의 급격한 혼합에 기인하여 양호한 분산상태를 나타내었다고 판단된다[14]. 또한, 급속한 냉각은 모상과 강화입자간의 비중차에 의한 편석을 적게하며,

이미 그림 3(a), (b)에 나타낸 바와 같이 미세화된 응고조직에 기인하여 SiC_p가 초정 α 상으로부터 밀려 편석되는 정도가 적기 때문에 강화입자가 균일하게 분산된 것이라 생각된다.

이상의 결과로부터 입자강화 주조복합재료의 제조에 있어서 냉각속도가 매우 빠른 다이캐스팅법의 적용은 알루미늄 기지조직의 미세화 및 강화입자의 균일한 분산에 매우 효과적인 것을 확인하였다.

3.2 인장특성

그림 5는 다이캐스팅한 SiC 입자강화 복합재료의 상온인장강도에 미치는 강화입자의 부피분율 및 주조온도의 영향을 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 인장강도는 주조온도에 따라 상당히 민감하게 변하였다. 이 결과로부터 주조온도는 사출시 용탕의 유동성

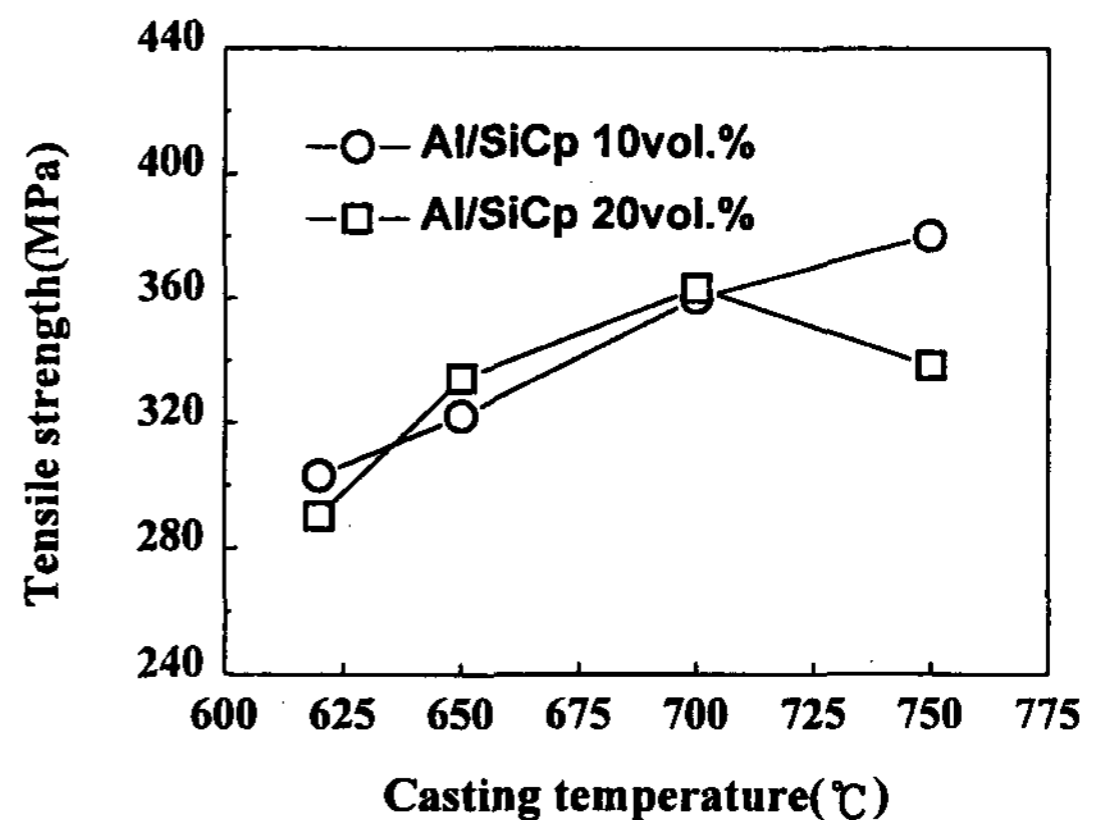
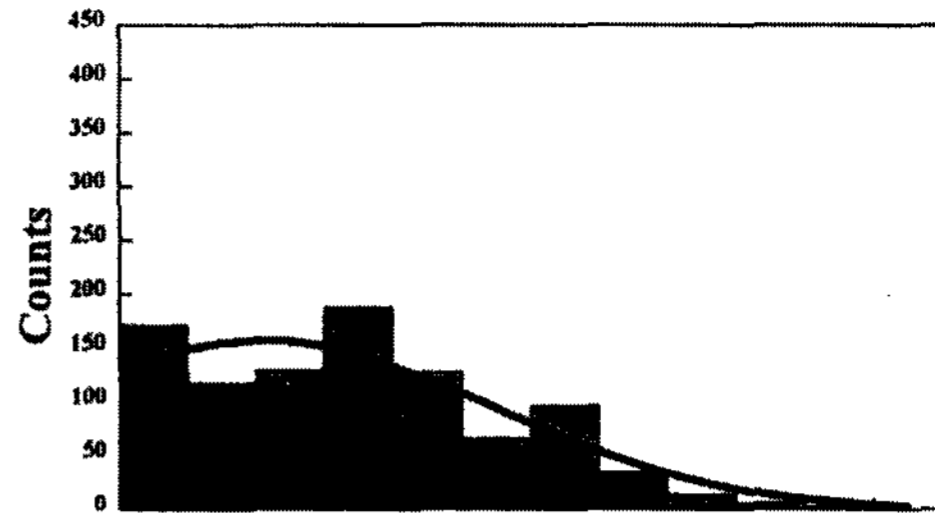
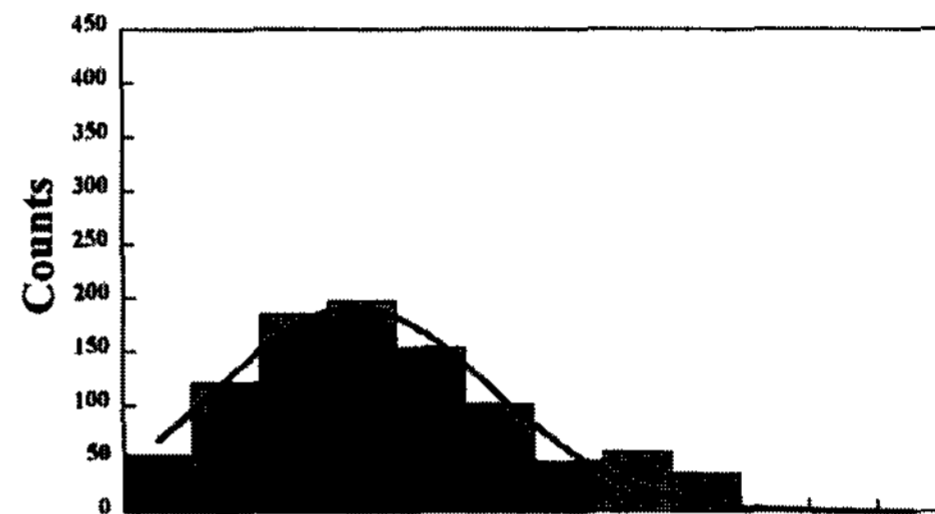


Fig. 5. Comparison of room temperature tensile strength of the die cast SiC_p/Al alloy composites as a function of casting temperature and volume fraction of SiC particulate.

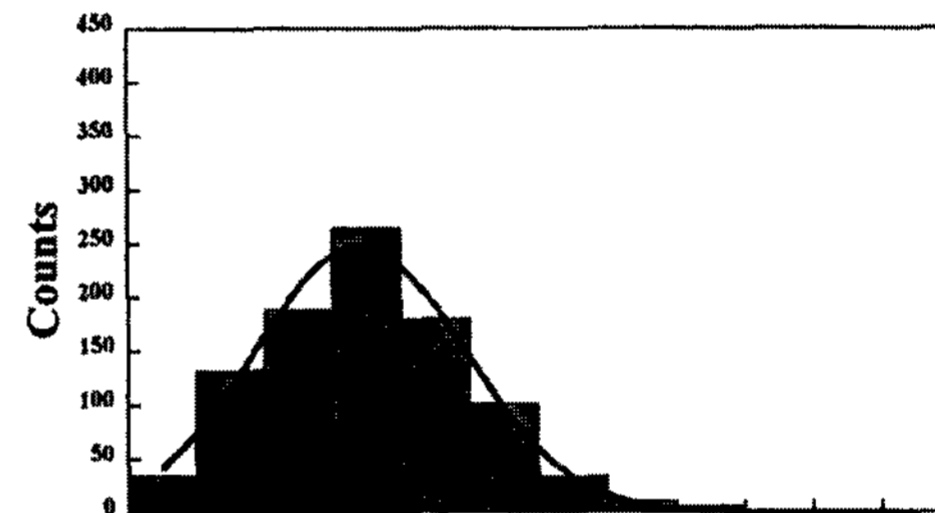
(a) 10vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 620 °C



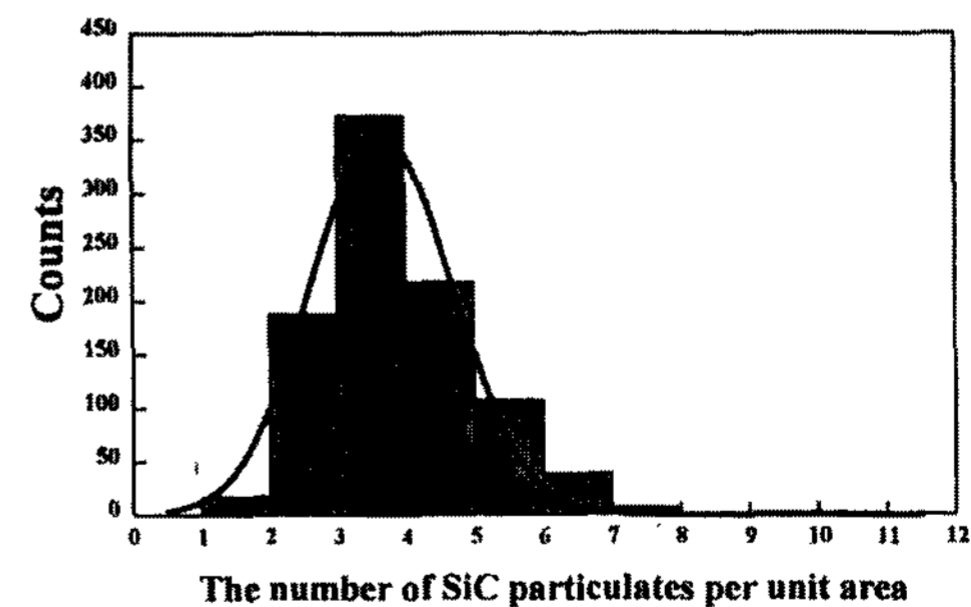
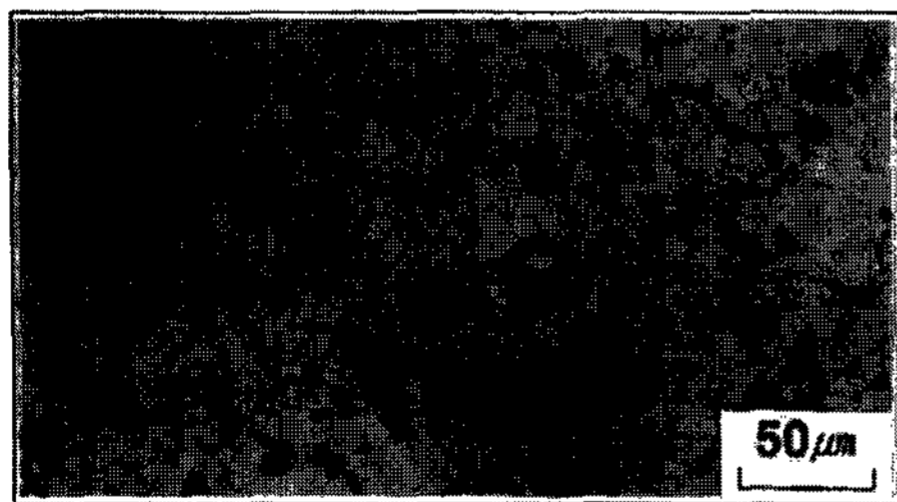
(b) 10vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 650 °C



(c) 10vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 700 °C



(d) 10vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 750 °C



Microstructure

The number of SiC particulates per unit area

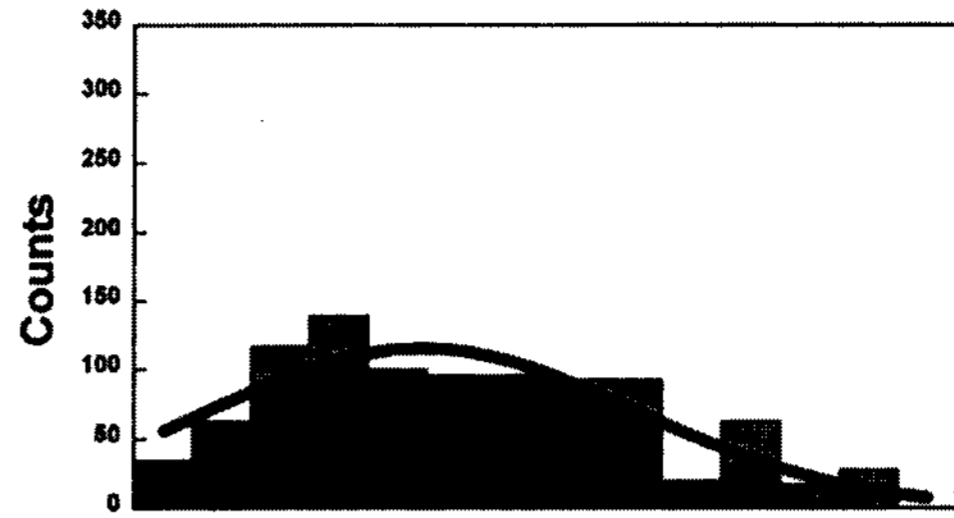
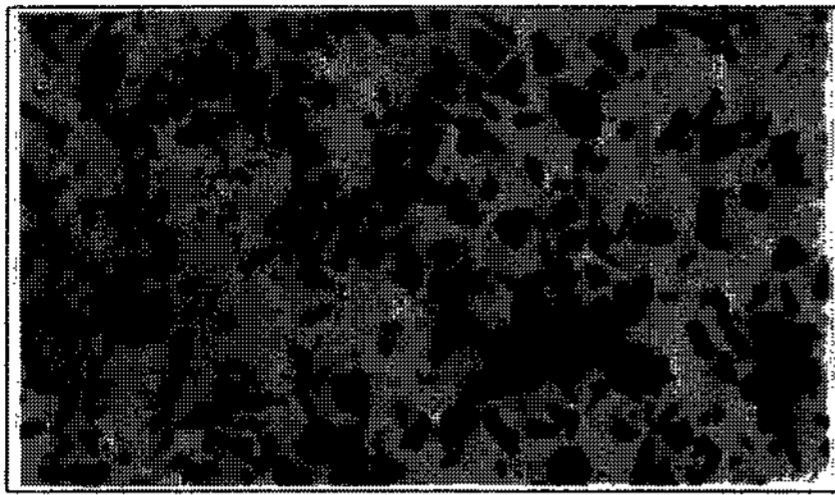
Fig. 6. Optical microstructures and distribution of SiC particulate measured by image analyzer for die cast SiC_p10vol.%/Al alloy composites with various die casting temperature: (a) 620°C, (b) 650°C, (c) 700°C, and (d) 750°C.

을 변화시키는 중요한 변수로 강화입자의 분산에 영향을 미칠 것이며 인장강도를 좌우하는 가장 중요한 변수일 것이라 판단된다. 따라서, 주조온도가 인장강도에 미치는 영향을 조사하기 위하여 강화입자의 분산이라는 관점에서 미세조직 관찰 및 강화입자의

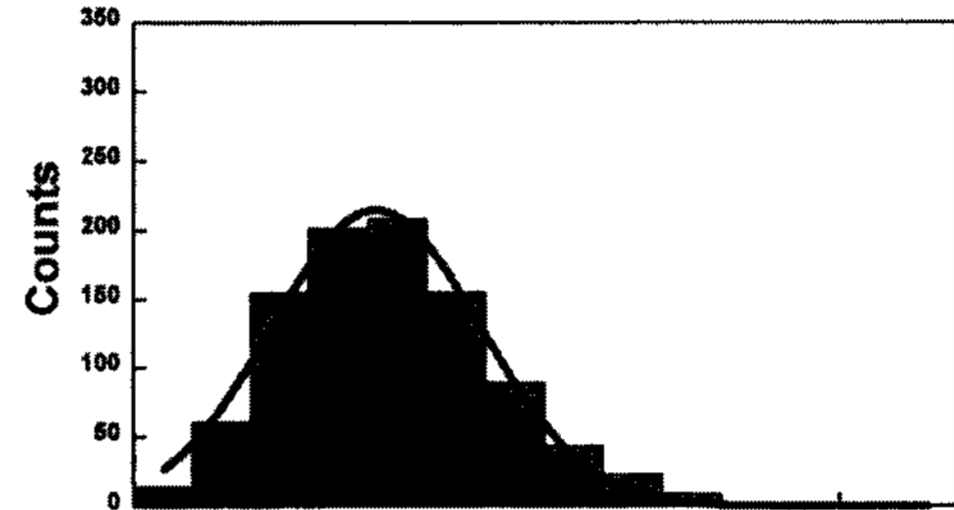
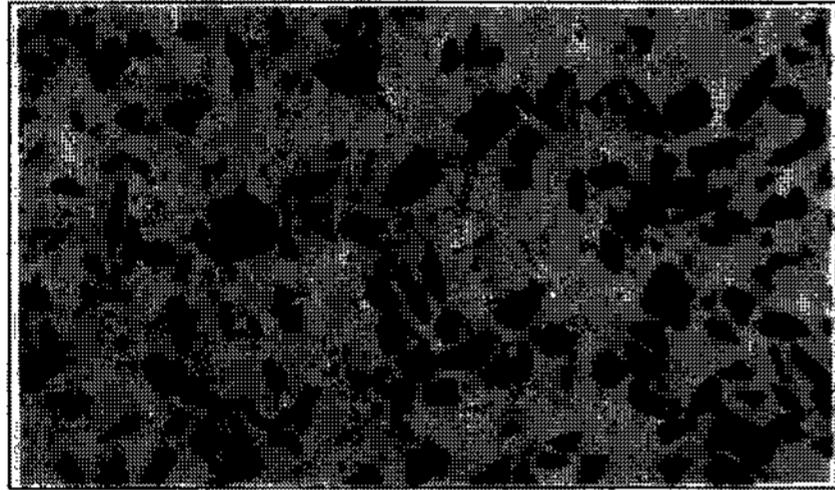
분산성에 대한 정량적인 분석을 행하여 그림 6과 그림 7에 나타냈다.

그림 6은 SiC_p10vol.%/Al 합금기 복합재료의 주조온도 변화에 따른 강화입자의 분산성을 관찰한 미세조직이다. 그림 6(a)에서 알 수 있듯이 620°C의 주조온

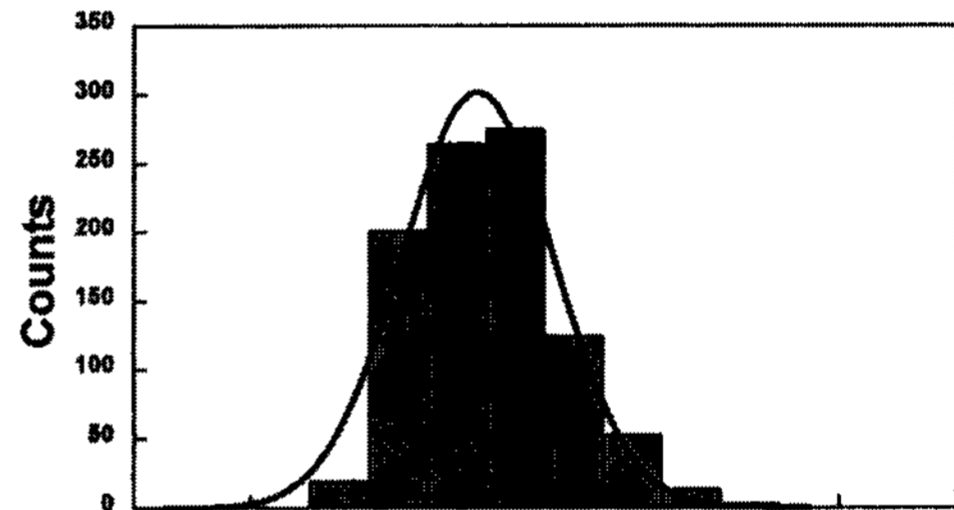
(a) 20vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 620 °C



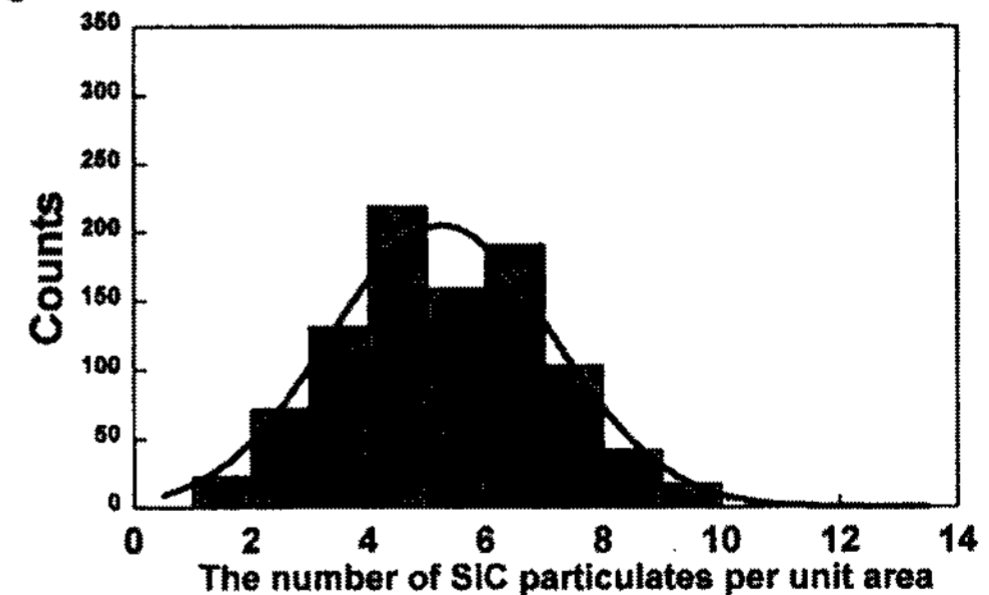
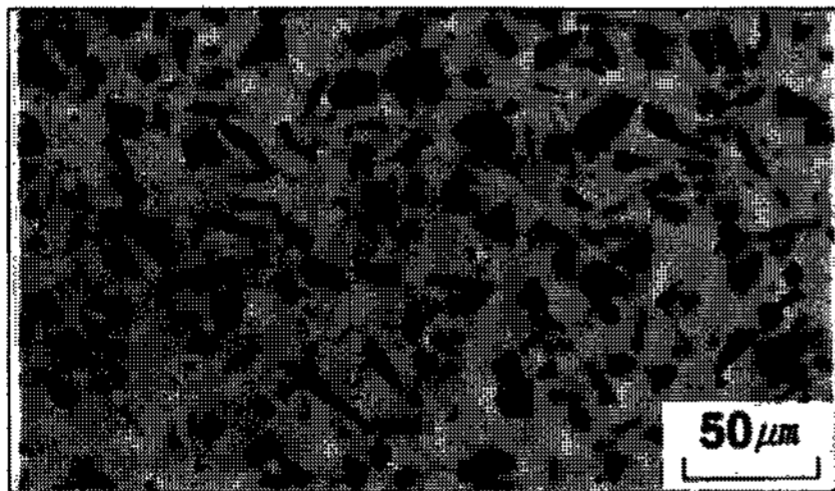
(b) 20vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 650 °C



(c) 20vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 700 °C



(d) 20vol.% SiCp/Al alloy composites, Cast temperature : 750 °C



Microstructure

Fig. 7. Optical microstructures and distribution of SiC particulate measured by image analyzer for die cast SiC_p20vol.%/Al alloy composites with various die casting temperature: (a) 620°C, (b) 650°C, (c) 700°C, and (d) 750°C.

도에서는 강화입자의 심한 편석을 관찰할 수 있다. 이와같은 강화입자의 편석은 그림 8에 나타낸 알루미늄기지합금에 대한 DTA 분석결과로부터 알 수 있다. 액상선온도는 DTA 측정결과 582°C를 나타냈다. 이 결과로부터 620°C의 주조온도에서 강화입자의 심한 편석은 낮은 주조온도에 따른 불량한 용탕의 유동성에 의

한 것이라 생각된다. 한편, 주조온도가 650°C인 경우는 620°C에 비하여 강화입자의 편석정도는 적었다. 반면에 700°C와 750°C의 주조온도에서는 강화입자의 분산이 매우 양호하였으며 이에 기인하여 그림 5에서 알 수 있듯이 다른 주조온도에 비하여 높은 인장강도를 나타내는 것이라 판단된다. 그러나 700°C와 750°C에

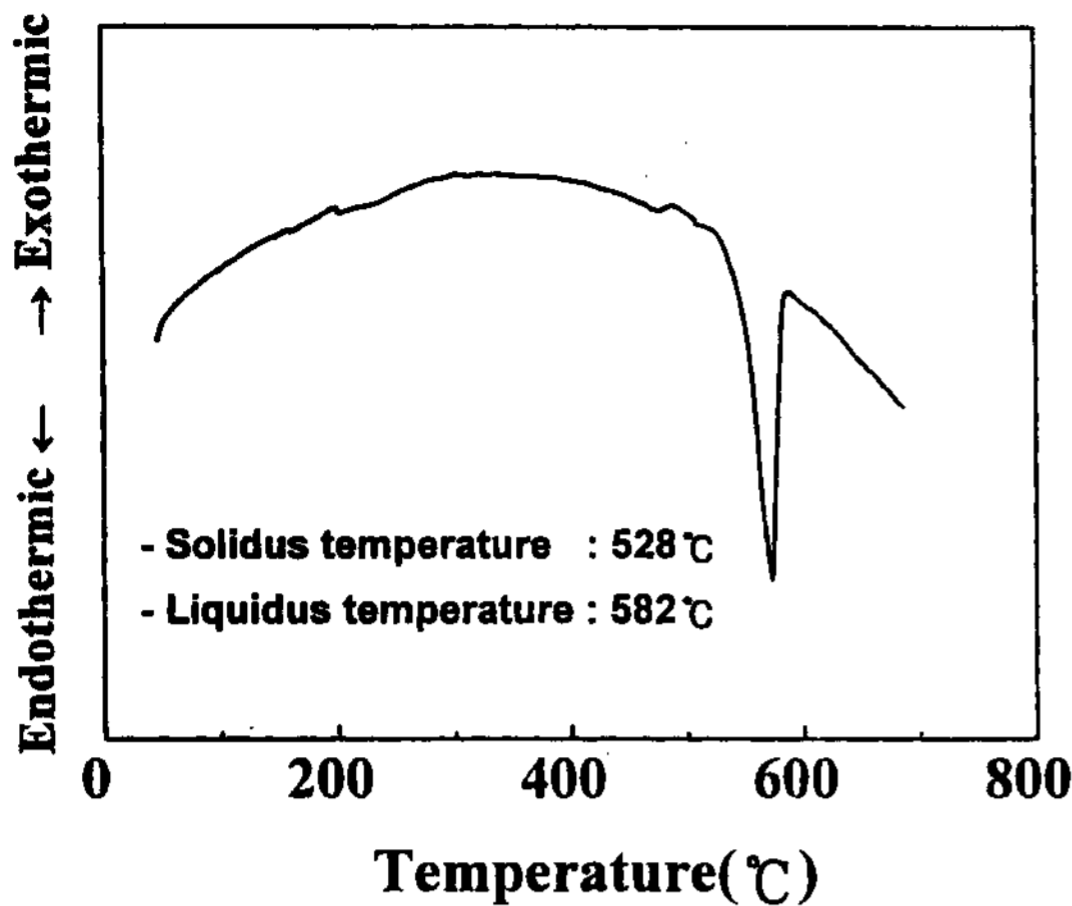


Fig. 8. DTA curve of aluminium matrix alloy. The arrow indicates respectively solidus and liquidus temperature.

서의 인장강도는 750°C의 경우가 약 20 MPa 높게 나타나고 있어 강화입자의 분산정도를 미세조직 관찰결과만으로 판단하기에는 미흡한 점이 있어 그림 6에 강화입자의 분산성에 대한 정량분석을 행하였다. 강화입자의 분산성은 영상면분석기를 이용하여 시험편을 n개의 영역으로 나누어 그 영역내의 강화입자의 수를 구한 후 그 분포를 도시하여 분산의 척도로 사용하였다. 강화입자 분산성의 측정결과는 그림 6에서 알 수 있듯이 미세조직 관찰결과와 잘 일치하는 것을 알 수 있다. 그림에서 알 수 있듯이 620°C의 경우는 단위면적당 강화입자수의 분포가 매우 넓으며, 강화입자가 존재하지 않는 부위가 많은 것을 확인하였다. 주조온도가 증가함에 따라 강화입자가 존재하지 않는 영역은 감소하였으며, 단위면적당 강화입자수의 분포가 좁아지는 것을 알 수 있었다. D. J. Lloyd 등에 의하면 [17] A356 알루미늄합금에 SiC입자가 10vol.% 첨가된 복합재료의 유동성은 주조온도의 증가에 따라 증가하며, A356 알루미늄 기지합금의 유동성과 비슷한 특성을 나타낸다고 보고한 바 있다. 이 결과로부터 주조온도의 증가에 따른 SiC_p10vol.%/Al 합금기 복합재료의 인장강도가 증가하는 것은 용탕의 유동성 증가에 의한 우수한 강화입자의 분산에 기인한 것이라 사료된다.

그림 7은 SiC_p20vol.%/Al 합금기 복합재료의 주조온도 변화에 따른 강화입자의 분산정도를 관찰한 미세조직이다. 그림 7(a)에서 알 수 있듯이 주조온도가 620°C인 조건에서는 강화입자가 편석된 부분을 다수

관찰할 수 있으며, 편석된 강화입자들의 주위에 형성된 주조결함이 관찰되었다. 또한, 그림 7(a)의 강화입자 분산성 측정결과에서도 확인할 수 있듯이 강화입자가 존재하지 않는 부위가 많으며, 일정영역내 강화입자수의 분포 또한 가장 넓었다. 이와같은 강화입자의 편석 및 주조결함의 발생은 상기 그림 6(a)의 강화입자가 10vol.% 첨가된 경우와 마찬가지로 620°C의 조건에서는 낮은 주조온도에 따른 불량한 용탕의 유동성에 기인하며, 그림 5에 도시한 바와 같이 낮은 인장강도를 나타내는 원인이라 생각된다. 또한, 낮은 주조온도에 기인한 강화입자의 편석은 20vol.%의 경우가 더욱 심하여 10vol.%보다 낮은 강도를 나타내리라 판단된다. 강화입자의 분산은 주조온도가 증가함에 따라 양호해 지는 것을 알 수 있으며, 그림 7(c)에서 알 수 있듯이 700°C의 주조조건에서 강화입자의 분산이 가장 양호하였다. 그러나 보다 높은 750°C의 주조온도에서는 인장강도가 감소하였다. 이는 그림 7의 강화입자 분산성 측정결과로부터 확인할 수 있듯이 700°C의 주조조건에서 가장 좁은 강화입자수의 분포를 나타내는 반면 750°C에서는 700°C에 비하여 그 분포가 넓으며 그림 7(d)에서 알 수 있듯이 주조결함이 다수 관찰되었다. 이 결과로부터 20 vol.%의 경우 750°C의 주조조건에서 인장강도의 감소는 주조결함의 생성 및 강화입자의 분산성이 저하하기 때문이라 판단된다. 또한, 그림 6(d)의 주조온도 750°C에서 제조된 10 vol.%의 경우는 강화입자의 분산이 매우 우수하며 주조결함의 발생이 관찰되지 않는 반면 그림 7(d)에 나타난 동일 주조온도의 20 vol.% 경우는 주조결함이 다수 관찰되며, 인장강도가 크게 감소하는 것을 알 수 있다. 이 원인은 동일 주조온도하에서 강화입자함량의 증가는 사출시 공기 및 가스의 혼입 가능성이 높아지기 때문이라 판단된다. 한편, 상기의 인장강도치와 강화입자의 분산성을 측정해 본 결과 강화입자의 함량에 따라 최적의 주조온도가 다른 즉, 강화입자가 10 vol.% 첨가된 경우는 750°C, 20 vol.% 첨가된 경우는 700°C인 것을 확인할 수 있다. D. J. Lloyd 등에 의하면[17] A356 알루미늄합금에 SiC입자가 20 vol.% 첨가된 복합재료의 유동성은 주조온도의 증가에 따라 710°C까지 증가하나 그 이상의 온도에서는 커다란 변화가 없으며, 10 vol.%의 경우는 계속 증가하는 경향을 보고한 바 있다. 따라서, 강화입자의 함량에 따른 최적의 주조온도가 다른 이유는 주조온도 증가에 따른 용탕의 유

동특성이 다르기 때문이며 이에 따른 강화입자의 분산 및 주조결함의 발생정도가 다르기 때문이라 판단된다.

4. 결 론

다이캐스팅법으로 제조한 SiC 입자강화 알루미늄합금기 복합재료의 미세조직관찰 및 인장강도에 대한 평가를 행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 다이캐스팅법의 경우는 고속사출에 의한 모상과 강화입자간의 급격한 혼합과 빠른 냉각속 도에 기인하여 기지조직이 미세하였으며 강화입자의 분산 또한 균일하였다.

2. 강화입자가 10 vol.% 첨가된 복합재료의 인장강도는 주조온도가 증가함에 따라 증가하여 750°C의 주조온도에서 380 MPa의 높은 인장강도를 나타냈다. 강화입자가 20 vol.% 첨가된 복합재료의 인장강도는 700°C의 주조온도 조건에서 363 MPa로 가장 높았으며, 620°C와 750°C의 주조조건에서의 인장강도는 강화입자가 10 vol.% 첨가된 복합재료에 비하여 낮았다.

3. 강화입자의 분산성에 대한 정량적인 분석을 행한 결과 인장시험결과와 잘 일치하고 있어 강화입자의 분산성이 다이캐스팅한 복합재료의 인장특성에 큰 영향을 미치는 것을 확인 하였다.

후 기

본 연구는 1997년도 인하대학교 연구비 지원에 의하여 수행되었기에 이에 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Y. Kimura, Y. Mishima, S. Umekawa and T. Suzuki : J. Mater. Sci., 19 (1984) 3107
- [2] D. M. Stefanescu, B. K. Dhindaw, S. A. Kacia and A. Moitra : Metall. Trans., 19A (1988) 2847
- [3] S. Yajima : J. Mater. Sci., 16 (1981) 3033
- [4] C. A. Schumacher : SAE Tech. pap., No. 892495, (1991) 1
- [5] S. V. Nair, J. K. Tien and C. Bates : International Metals Review, 30 (1985) 275
- [6] 徐柄權, 趙庸卓, 李智煥 : 輕金屬, 46, 7, (1996) 334
- [7] 최재호, 김경택, 고명완, 이지환 : 대한금속학회지, 32, 1 (1994) 56
- [8] A. P. Divecha, S. G. Fishman and S. D. Karmarkar : J. Metals, 33 (1981) 12
- [9] J. Din woodie : SAE Tech. Pap. Ser., No. 870437 (1987) 1
- [10] R. J. Arsenault and M. Taya : Acta metall., 35 (1987) 651
- [11] 福永 : 輕金屬, 43, 2 (1993) 82
- [12] 김기영, 이민수 : 주조, 15 (1995) 339
- [13] M. Itamura, N. Yamamoto, E. Niyama and K. Anzai : Proceedings of the Third Asian Foundry Congress, Kyongju, Korea, (1995) 371
- [14] 望月 省吾, 白井 秀友, 大代 準一, 野 治道, 江部 陽一 : 1992年日本ダイカスト會 議論文集, JD92-26, (1992) 229
- [15] J. E. Gruzleski, B. M. Closset : The American Foundrymen's Society, Ins., 1990
- [16] 이학주, 광현만, 홍준표 : 주조, 11, 2 (1991) 126
- [17] D. J. Lloyd and B. Chamberlain : International Symposium on Advanced in Cast Reinforced Metal composites, Chicago, Illinois, (1988) 263