論 文

Rheo-Compocasting에 의한 SiC_p/6063 Al합금의 복합조직

崔 政 喆*

Composite Structures of SiC_p/6063 Aluminum Alloy by Rheo-Compocasting.

Jeong-Cheol Choe*

Abstract

Aluminum alloy matrix composites reinforced by SiC particles were prepared by rheo-compocasting, a process which consists of the incoporation and distribution of reinforcement by stirring within a semi-solid alloy. When the volume fraction of SiCp and stirring speed were fixed, the dispersion of SiCp in Al-matrix alloy depended on stirring time and solid volume fraction in slurry.

The results were as follows :

1) As a dispersed SiCp during stirring at 647°C in 6063-Al alloy, SiC was better dispersed than that other temperature, where solid volume fraction was 43% in slurry.

2) When increased solid fraction in slurry, rate of dispersing SiC increased during stirring and porosities decreased in matrix alloy after casting.

3) Inspite of stirring with 800rpm, since solid particles of matrix alloy in slurry joined each other and occured joining growth, so that SiC was not dispersed into solid particle.

1. 서론

Al합금 기지금속내에 ceramic whisker, particle, short fiber등의 강화재를 분산시킨 분산강화금속기복합재료는 비강도, 내열성, 내마모성이 우수하다는 것은 이미 오래전부터 알려져있다.[1, 2] 그러나 금속-세라믹스사이의 낮은 젖음성으로 인하여 그 제조가 어려워서, 우수한 기계적 특성을 가짐에도 불구하고 극히 일부분에서만 쓰여져 왔다.[3~5]

그런데 고상과 액상이 공존하는 slurry상에서 고속교반과 함께 주조하는 rheo-casting방법은 금속 세라믹스사이의 젖음성을 향상시킬 수 있어 분산강화금속기 복합재료의 제조를 위해서 최근 활발히 연구되어지고 있다.[6, 7]

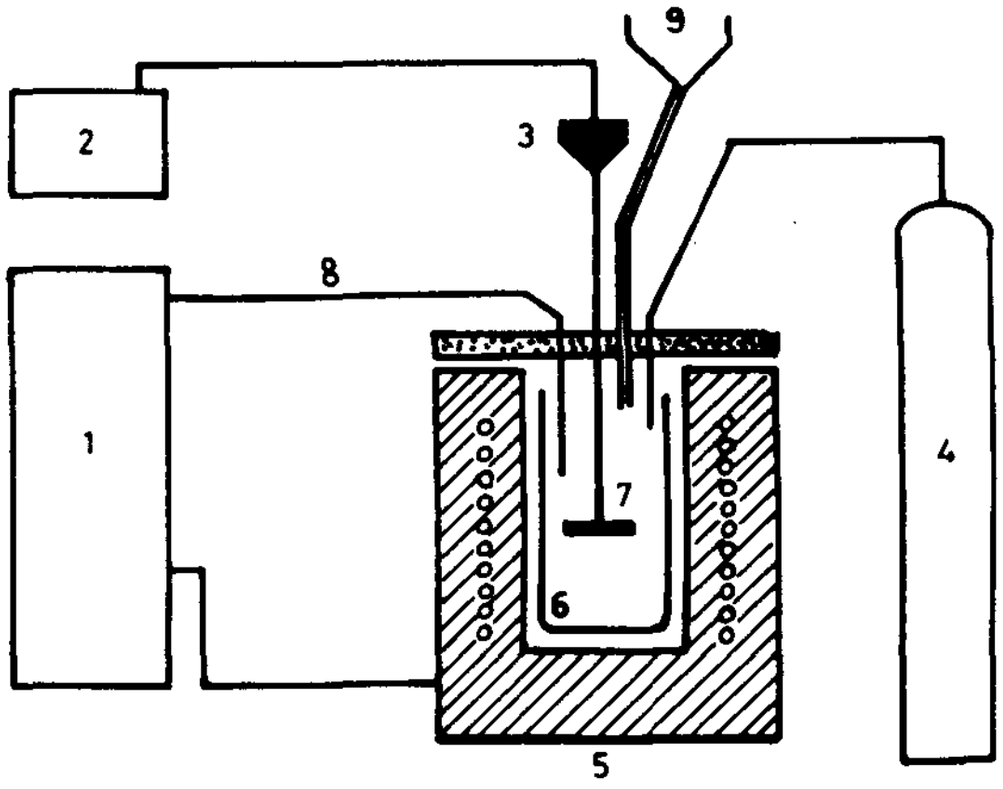
본 실험에서는 저렴한 6063 Al합금을 기지로 선택하였고 강화재로서 SiC_p를 사용하였다. Al합금내의 Mg, Si는 SiC_p와 기지금속사이의 계면에서 계면반응을 억제시켜 SiC_p의 기계적 특성의 저하를 방지하며, 젖음성을 증가시키는 작용을 하는 것으로 알려져 있다.[8~11] Rheo-casting 실험은 용융상태의 6063 Al합금에 SiC입자를 첨가하면서 1차적으로 교반시간과 교반온도를 변화시켜 기지금속조직과 강화재의 분산을 고찰하였다.

2. 실험방법

2. 1 실험장치

Fig. 1은 본 실험에서 사용한 장치를 나타낸 개략도이다. 주요장치는 가스분위기장치, 교반장치, 그리고 용해로와 power-controller 장치등으로 이

* 아주대학교 재료공학과 (Dept. of Materials Eng., Ajou Univ.)



1. Thermo-controller　2. slidax
3. motor　4. Ar-gas
5. Furnace　6. Crucible
7. Impeller　8. Thermocouple
9 Injector

Fig. 1. Schematic Diagram for Experimental Apparatus

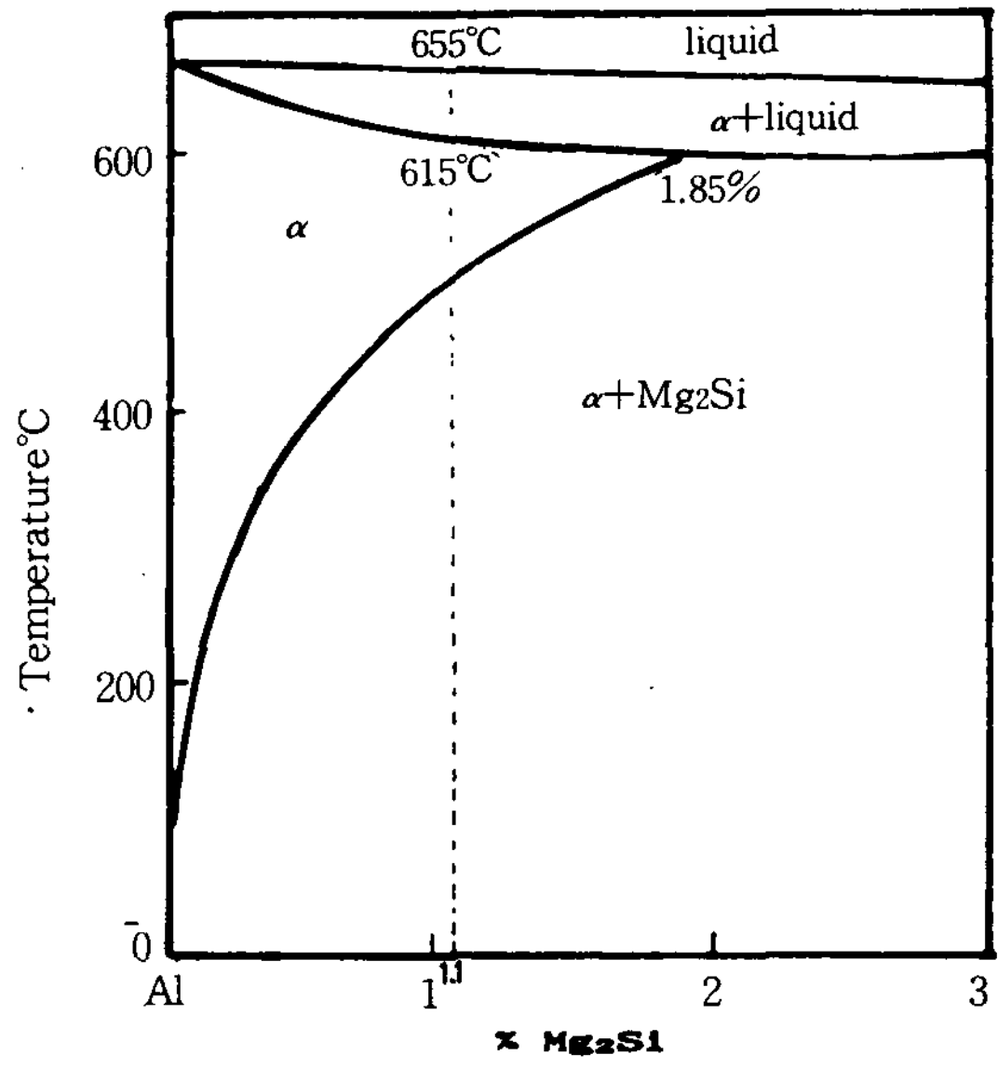


Fig. 2. Pseudo-phase diagram of Al-Mg_2Si

루어져 있다. 이중 교반장치는 다시 DC motor, 속도조절장치, impeller등으로 나뉘어진다. Stainless steel impeller는 고온에서 고속회전을 하므로 알루미나 접착제를 coating하여 impeller가 용탕내로 용해되는 것을 방지하였다.

2. 2 시편제작

기지합금은 상업용으로 널리 쓰이는 6063합금(Al-0.7wt%Mg-0.4wt%Si, 고상선 온도 : 615℃, 액상선 온도 : 655℃)을 사용하였다. 강화재는 mesh 200인 SiC_p를 증류수로 예비세척 후, 완전히 건조하여 용탕내에 첨가시켰다.

교반온도는 고상률을 달리하기 위하여 651±1, 647±1, 643±1℃로 유지하였으며, 교반시간의 변화에 대하여 강화재의 분산을 관찰하기 위해 651, 647℃에서 15, 20, 30분간 800rpm으로 교반하였다. 643℃의 경우에는 예비실험결과 점성도가 매우 커서 냉각직후 교반이 어려웠기 때문에 650℃부터 800rpm으로 교반하면서 643℃까지 냉각후 SiC_p로 첨가하여 30분간 교반하였다. 강화재의 첨가량은 모두 5wt%로 고정하였으며, 강화재의 첨가로 인한 용탕의 온도변화를 방지하기위해 강화재의 첨가속도는 1g/min으로 하였다. 시편은 교반직후 수냉한 시편과, 다시 700℃로 재용해하여 직경 20mm, 길이 200mm인 봉형 흑연몰드에 주조한 시편을 얻었다.

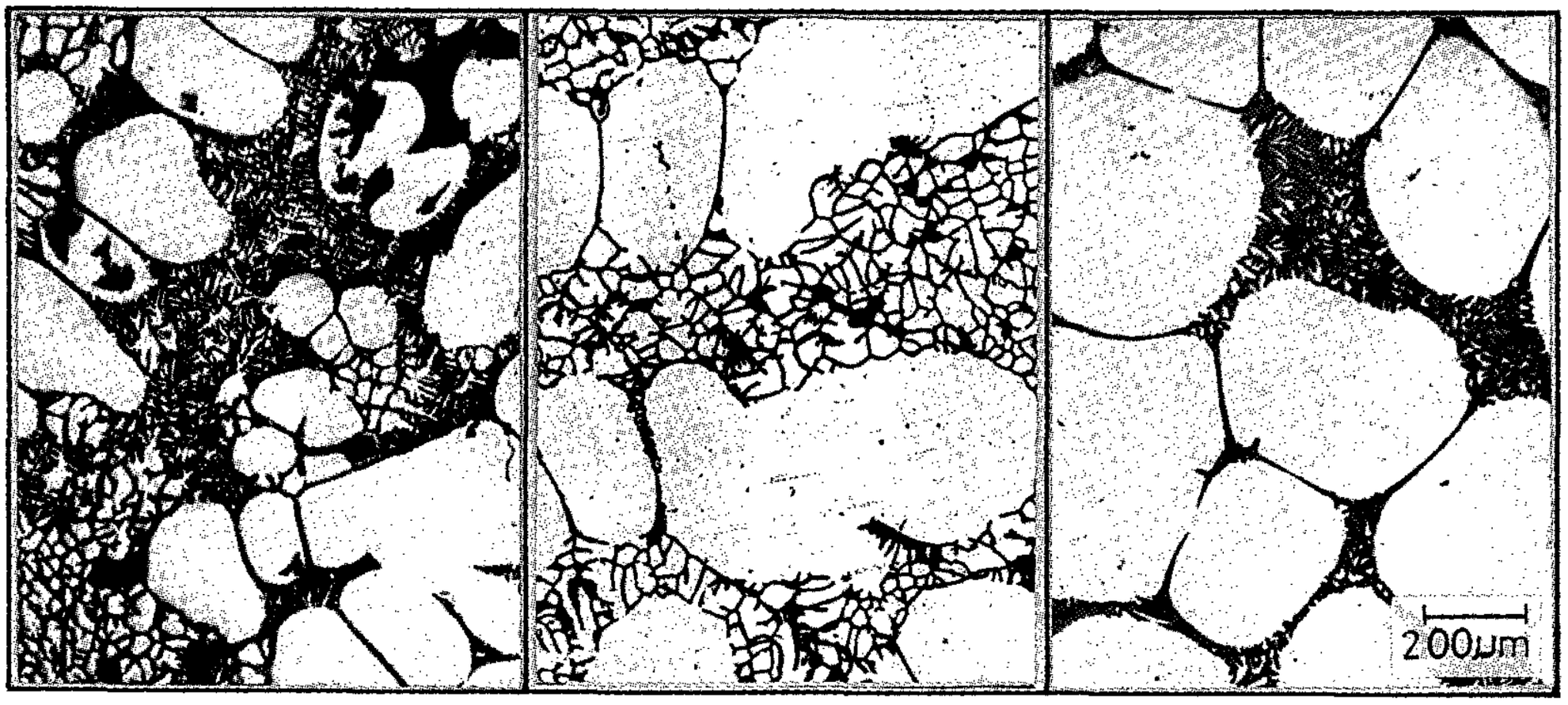
2. 3 시편관찰

제작된 시편은 Keller시약으로 micro-etching하여 각 온도에서 고상률의 크기와 교반시간에 따른 강화재의 미세분산 조직 및 재용해후에 주조된 시편의 조직을 광학현미경으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3. 1 온도변화에 따른 기지합금의 조직

Mg-Si 2원계의 경우 63.41wt%Mg과 36.59wt%Si에서 Mg_2Si인 화합물을 만든다. 이것은 친화력이 강한 전자화합물이기 때문에, Al-Mg-Si 3원계로 Mg와 Si의 양적 비가 위의 비율이면 Al과 의2원계(Quasi-binary system)가 성립한다.[12, 13]. Fig. 2[12]는 Al-Mg_2Si의 2원상태도이다. 6063합금내의 용질원자 Mg와 Si가 금속간화합물인 Mg_2Si를 형성한다고 하면 6063합금내에는 약1.1wt%의 Mg_2Si가 형성되고 극히 소량의 과잉Mg가 남는다. 다른 용질원소도 포함하므로 고액공존영역이 다소 차이가 나지만 상응한 상태도가 없으므로 이를 기준으로 근사값을 결정했다. 따라서 6063합금을 Al-Mg_2Si 2원상태도에 적용할 수가



(a) (b) (c)

Photo 1. Solid fraction in slurry at (a)651℃ (b)647℃ (c)643℃

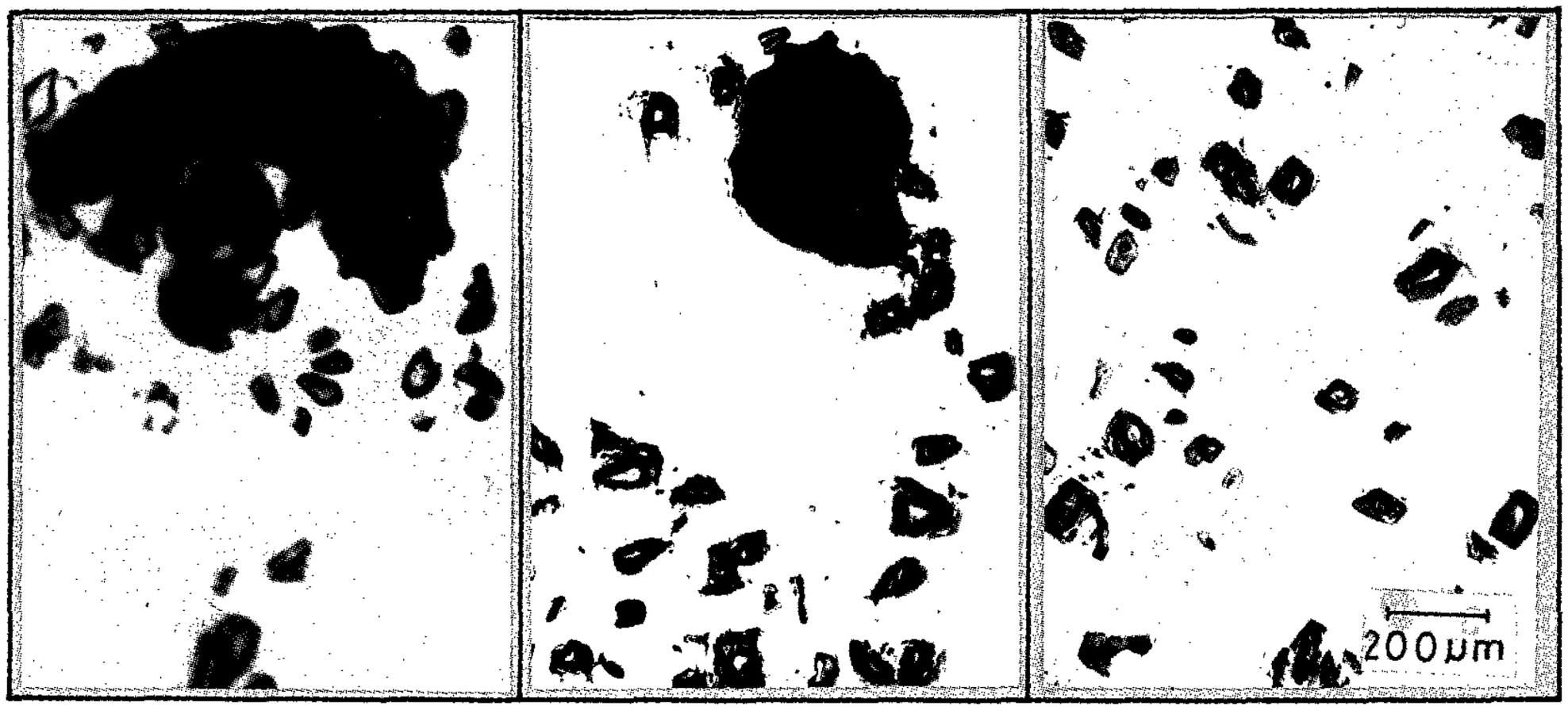
있는데, 고상량을 구해보면 특정한 온도에서 고상의 양을 lever-rule에 의해 계산할 수 있다. 이러한 계산 결과로부터 실험온도는 Al-Mg_2Si상태도의 액상선에서 −4, −8, −12℃로 정하였다. 이때의 액상량은 각각 약 0.7, 0.6, 0.4이다. Photo 1은 Al-0.7wt%Mg-0.4wt%Si 합금을 643, 647, 651℃에서 교반속도 800rpm, 교반시간 10분간 유지후 수냉시킨 조직을 관찰한 결과이다. 고상영역의 주방상태에서 관찰되는 정출물의 양은 적으며, 형상으로 2−3종류의 화합물상이 관찰되었다. 정출물은 10μm이하의 입자로 주된 정출화합물상은 Mg_2Si이며 Al-Si-Fe화합물등이 알려져있으나[14], 본실험에서는 저배율로 관찰한 바 SiC에 비해 화합물의 크기가 매우 작으므로 SiC입자크기의 거시적 관찰에 그쳤다. 한편 원래 액상이었던 부분은 급냉으로 인하여 미세한 덴드라이트조직을 이루고있다. 미세하게 검게 보이는 것은 덴드라이트 사이 및 최종응고부에 정출한 화합물이다. Al-Mg_2Si상태도에서 예상되었듯이 적은 온도 감소에 따라 고상량이 상당히 증가함을 알 수 있다. 이러한 고상량의 증가는 slurry의 점성도를 증가시켜 기지금속내에 강화재 입자를 분산시키는데 효과적이다. 그러나 고상량이 크면 상대적으로 액상량이 감소하는데, 이때 강화재 입자들은 액상영역에만 분산되기 때문에 편재되어 나타나게될 것으로 예견된다.

3. 2 교반시간에 따른 강화재의 분산

Photo 2, 3은 651, 647℃에서 15, 20, 30분간 각각 교반되어 강화재 입자들이 기지 금속내에 분산된 형태를 보여준다. Photo 2(a)에서 검게 나타나는 부분은 slurry내에서 분산되지 않고 남아있는 강화재들이 포함된 기공들인데, 이는 651, 647℃에서 15분간 교반된 시편에서 많이 관찰되었으며 교반시간이 증가할수록 교반에 의하여 효과적으로 파괴되어 기지금속내에 분산된 것이 관찰되었다. Photo 2(b), 3(b)는 20분간 교반된 시편에서 기공을 관찰한 결과로 강화재들이 기공으로부터 기지금속으로 분산이 진행중인 것을 알 수 있다. 이러한 강화재 입자들로 구성된 기공수는 15분간 교반한 시편보다 감소하였으며, 이중 647℃ 시편은 더욱 그 수가 감소하였다. 이것은 액상량이 비교적 큰 651℃의 경우 점성도가 작기 때문에 교반효과를 충분히 받지 못하기 때문으로 사료된다. 그러나 기공으로부터 분리된 강화재입자들은 그 분산거리가 평균 약 120μm에서 약190μm로 647℃보다 1.6배 크게 관찰되었는데, 이는 651℃에서 액상량이 상대적으로 많기 때문에 분산거리가 크고 또한 cluster로 부터 분리된 입자수가 작기 때문인 것으로 사료된다. Photo 2(c), 3(c)에서는 강화재입자들이 잘 분산되었으나, 2(c)에서는 교반중 혼입된 gas로 인해서 형성된 기공들이 많이

(a)　　(b)　　(c)

Photo 2. Optical micrographs of SiC_p/6063 alloy composites obtained by rheo-casting (800rpm, 5wt%, 651℃). stirring time (a) 15min, (b) 20min, (c) 30min



(a)　　(b)　　(c)

Photo 3. Optical micrographs of SiC_p/6063 alloy composites obtained by rheo-casting (800rpm, 5wt%, 647℃). stirring time (a) 15min, (b) 20min, (c) 30min

나타났다. 이는 647℃에 비하여 액상이 많기때문에 응고후에 액상으로부터 응고수축하여 출현한 기공이 많이 형성된 것으로 사료된다. Photo 4는 643℃에서 30분간 교반한 시편으로 고상률이 약 70%이다. 점성도가 매우 크므로 강화재입자들이 빠른 속도로 slurry내에 혼입되는 것이 실험중에 관찰되었다. 그러나 액상영역이 작기 때문에 분산된 강화재 입자사이의 거리는 매우 짧았으며 기지

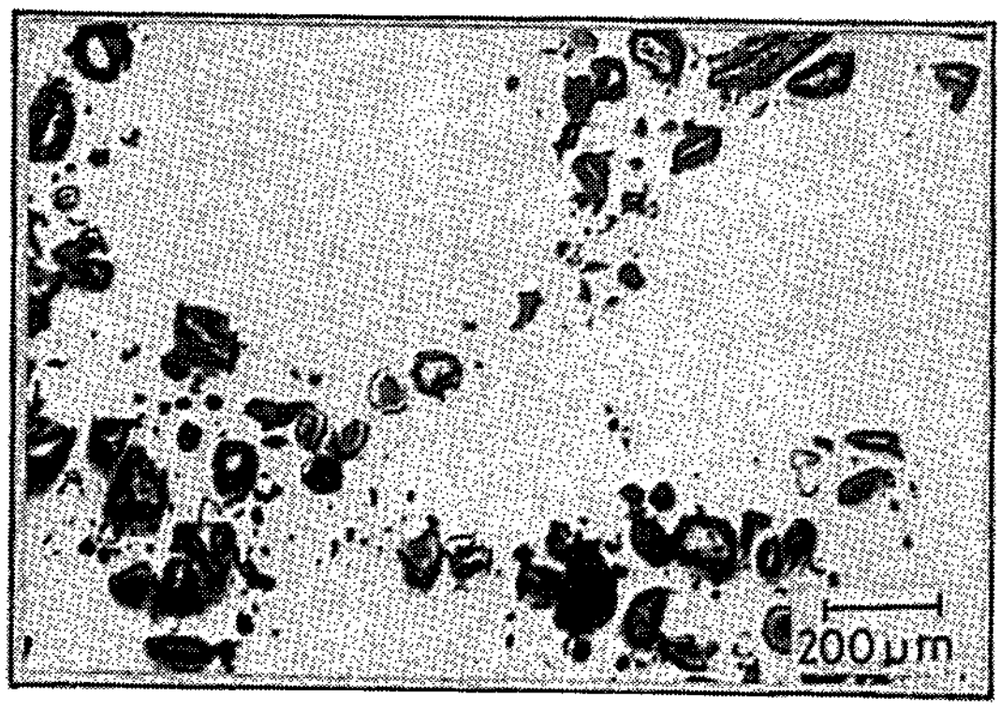


Photo 4. Optical micrographs of SiC_p/6063 alloy composites obtained by rheo-casting (800rpm, 5wt%, 643℃, 30min).

금속내에 편재되어 분산되었다. 이상에서 고상률이 약 0.4인 647℃에서 30분간 교반된 시편에서 SiCp입자가 잘 분산됨을 알 수 있다.

Photo 5는 647℃에서 교반후 고상영역을 관찰한 결과이다. (a)는 647℃에서 10분간 유지후 수냉된 slurry의 조직으로, 교반된 조직 (b), (c)보다 고상입자들이 미세한 것을 알 수 있다. 따라서 고온에서 진행되는 항온교반이므로 주위의 고상입자사이에 합체가 일어나서 조대화가 진행되었다고 사료된다. 이러한 고상입자의 조대화는 비교적 고르게 강화재입자가 분산된 Photo 3(c)시편에서도 관찰되었는데, 이 부분에서는 강화재가 효과적으로 분산되지 않기때문에 전체적으로 균일한 분산을 이루기 위해서는 기지금속의 고상입자들 사이의 합체로 인한 조대화를 방지해야 한다. 森등[15]에 의하면 초기 초정입자의 크기는 냉각속도에 의해 결정되지만, 교반후에는 초정입자에 가해지는 shear force에 의해 그 크기가 결정되어지는데, 이때 교반회전수, 용탕과 도가니벽 사이의 마찰, impeller의 크기 및 형태, 용탕의 viscosity등에 의해 입자에 가해지는 shear force가 변화된다고 보고했다. 따라서 본실험에서 나타난 조대화는 shear force를 충분히 받지못한 초정입자들이 뭉쳐진 것으로 고찰된다. Rheo-casting의 두가지 특징을 고려하면 고상입자의 조대화를 방지할 수 있는데, 첫째, 교반온도까지 냉각속도를 빠르게 하여 초기 고상입자의 크기를 작게 하는 것이고, 두번째는 교반속도를 증가시켜 slurry내의 shear force를 크게하여 고상입자의 합체를 억제시키고 이미 생성된 고상을 파괴하는 것이다.[16, 17] 따라서 강화재를 균일하게 분산하는데 있어, 냉각속도 조절은 용이하지 않으므로 교반속도로서 고상입자

(a) (b) (c)

Photo 5. Optical micrographs of solid particles in slurry (800rpm, 647℃) (a) no stirring and holding(10min) (b) stirring time 15min, (c) stirring time 20min,

의 크기를 조절할 수 있다. 800rpm으로 교반함에도 불구하고 고상입자의 조대화가 일어난 것으로 보아 교반속도를 증가시키면 좀더 균일한 분산조직을 얻을 수 있다고 생각된다.

3. 3 재 용해후 주조된 조직

Photo 6은 앞의 Photo 2(c), 3(c), 4와 동일한 시료가 재 용해되어 흑연 몰드에 상온으로 주조된 막대형 시편의 단면을 관찰한 결과이다. Photo 6(a)는 Photo 4의 시료를 재용해하여 관찰한 결과로 앞에서 관찰된 강화재입자들이 주조후에 상당히 감소하였는데, 이는 원 시료의 액상량이 상당히 적으므로 강화재의 분산거리가 지나치게 작아 뭉쳐져있는 입자들은 도가니 바닥에 가라앉거나 몰드에 주입시 도가니 벽에 남기때문이라 생각되며, 실험후 도가니벽에서 그러한 것들로 보이는 것이 관찰되었다. Photo 6(c)의 경우 Photo 2(c)에서 관찰된 기공들이 여전히 많이 관찰되었다. 6(b)은 Photo 3(c)의 재 용해된 조직으로 6(a), 6(c) 조직보다 분산이 고르고 기공수가 작았다. 그러나 사진에 나타나있듯이 Photo 3(c)에 비해 강화재들이 기지내에서 편재되어 분포하고 있는 데, 그것은 응고시 초기에 생성된 기지금속의 고상입자가 성장하면서 강화재입자를 밀어낸 것으로 사료된다. Stefanescu등[18]에 의하면 기지합금의 점성도, 액상-고상간의 계면 이동속도, 온도기울기, 강화재입자의 밀도와 크기등에 따라 강화재입자는 기지금속의 결정입내 또는 입계에 분산이 결정되어진다고 보고되었다. 따라서 Photo 3(c)와 6(c)를 비교해보면, 응고속도 및 다른 변수에 의하여 강화재 입자들의 분산조직이 달라진 것으로 고찰된다. 대체적으로, 재 용해후에 주조된 시편의 강화재분산은 교반직후 수냉된 시편보다 강화재의 분산이 불량하지만 교반직후 분산조직의 상태에 크게 의존하는 것이 관찰되었다.

4. 결론

교반온도와 시간을 변화시키면서 SiC_p강화재를 분산한 6063 Al합금의 조직 관찰결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 교반온도로 냉각된 slurry의 초기 고상입자는 800rpm의 교반중에도 조대화가 진행된다.

2) 교반온도에 따른 slurry내의 액상의 감소는 점성증가로 인하여 강화재의 분산을 촉진시키며, 기

(a)　　(b)　　(c)

Photo 6. Dispersion of SiC_p/6063 in remelted casting bar at 700℃ (800rpm, 30min) stirring temperature : (a) 643℃, (b)647℃, (c)651℃

지조직에 기공의 생성을 감소시킨다.

3) 6063 Al합금은 고상률이 약 0.4인 647℃에서 30분간 교반된 시편에서 SiC_p 입자가 잘 분산되었다.

4) 700℃로 재용해하여 주조된 시편에서의 강화재 입자들은 수지상이 성장함에 따라서 수지상들사이에 분산되며, SiC를 포함하는 큰 기공은 남아있지 않았다.

후기

본 연구는 1989년도 문교부 학술연구조성비에 의하여 연구되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1) A. Sato, R.Mehrabin : Met, Trans., 7B (1976) 443
2) S.V.Prasad, P.K.Rohatgi : J. Metals, Mar. (1987) 22
3) K.K.Chawla : "Composite Materials-Science and Engineering", Springer-Verlag, New York, 1987
4) D.M.Schuster, M.skibo and F.Yep : J. Metals, Nov.(1987) 60
5) A.Mortensen, J.A.Conie, M.C.Flemings : J. Metals, Feb.(1988) 12
6) ASM : "Metals Handbook", Vol.15, 327, 9th edition
7) F.A.Girot, L.Albingre, J.M.Quencisset, R. Naslain : J. Metals, Nov.(1984) 18
8) 박익민, 신광선, 윤의박 : 주조, 9, 1(1989) 412
9) 김정근, 박세윤 : 대한금속학회지, 22, 3(1984) 185
10) K.Kannikeswaran, R.Y.Lin : J. Metals, Sep. (1987) 17
11) T.Iseki, T.Kameda, T.Maruyama : J. Mat. Sci., 19(1984) 1692
12) 이진형 : 주조, 8, 3, (1988) 282
13) 和泉 修, 諸住正太郎, 寺澤正貳 : 金屬組織寫眞集(非鐵材料編) 11
14) 최정철, 手塚裕康, 神尾彰彦, 高橋恒夫, 윤의박 : 주조, 8, 1(1988) 28
15) 森 信幸, 大城桂作, 松田公扶 : 日本金屬學會誌, 48, 9(1984) 936
16) 池田徹之, 西 成基, 杉元順二 : 日本金屬學會誌, 48, 8(1984) 829
17) 市川 洌, 木下好司, 島村昭治 : 日本金屬學會誌, 48, 6(1984) 626
18) D.M.Stefanescu, B.K.Dhindaw, S.A. Kacar, A.Moitra : Met. Trans., 19A(1988) 2847