

■■■■■■■■■■  
技術資料  
■■■■■■■■■■

## 입자강화 Mg 복합재료 제조 및 정형 공정 개발

김세광 · 김영직

### Development of Manufacturing and Net-Shaping Process for Particle Reinforced Magnesium Composites

Shae K. Kim and Young-Jig Kim

#### 1. 서 론

신재료, 신소재 개발에 대한 필요성이 증대되는 가운데, 경량화, 에너지 절감, 동적부품의 관성질량 감소 및 제성질의 향상을 목적으로 중요성이 인식되고 있는 SiC 입자강화 Mg 복합재료에 대하여[1,2], 경제적이면서도 건전한 복합재료의 제조 및 복합재료 특성상 냉간가공 등 2차 가공의 난점을 제고함으로[3,4], 용융상태에서 복합재료 제조가 가능한 교반관법(Rotation-Cylinder Method)[5] 및 단순 재가열에 의해 고액공존 영역에서 성형이 가능한 반응용 가압성형[6,7] 공정이 연구개발 되었다.

교반관법(이하 RCM)은 복합재료 제조시 강한 교반력하에서도 U자 형의 넓은 표면적을 가진 안정한 용탕 표면을 형성하여 입자강화상의 양호한 젖음을 도모하고 입자의 뭉침 및 기포의 혼입을 방지하여 건전한 입자강화 Mg 복합재료의 제조가 가능한 공정이다. 한편, 반응용 가압성형은 용융상태에 비하여 점도가 높기 때문에 입자강화상의 침강이 적으며, 성형온도가 낮기 때문에 입자강화상과 용탕과의 반응이 적고 Mg의 발화위험성을 억제할 수 있다. 더욱이 입자강화 Mg 복합재료의 반응용 가압성형은 재가열시의 자발적인 과정(고액공존 영역에서 고상입자는 조대화하고[7] Mg 합금의 경우[8] 구형화하는 과정)과 입자강화상에 의한 고상입자의 조대화 억제에 의해, 단순 재가열만으로 액상을 및 구형의 고상입자 제어가 가능한 반응용

Slurry의 조직제어의 특징이 있다.

본 고에서는 SiC 입자강화 AZ91 Mg 복합재료의 제조공정으로써 RCM 및 반응용 재가열과정 중 Slurry의 조직제어 및 이에 미치는 결정입도, 입자강화상의 영향, 반응용 가압성형성, 입자강화상의 분율에 따른 유효액상율을 고찰하였다.

#### 2. 입자강화 복합재료

##### 2.1 입자강화 복합재료의 필요성

금속기 복합재료(MMC, Metal Matrix Composite)의 등장은 재료 발전 분야에 있어서 일종의 혁신으로 생각될 수 있다. 기존의 단일 재료는 합금화 및 열처리 등에 의하여 강도, 인성, 열팽창율, 밀도 등을 고르게 향상시키는 데에 한계가 있지만, 복합재료는 여러 물리적, 기계적 성질들을 인위적으로 조합시킬 수 있기 때문이다.

금속기 복합재료는 강화상의 형상에 따라 섬유강화, Whisker강화, 입자강화 복합재료로 대별되며, 이들은 개발 단계에 따라 순차적으로 적용되어 왔으나, 점차로 재료의 등방성, 재활용성, 2차가공 등의 측면에서의 우수 및 비강도, 피로강도, 내마모성이 우수하고 열팽창 계수가 낮은 특징으로부터, 입자강화 복합재료가 점차 주목받고 있다. 입자강화 복합재료는 환경친화적 초저연비차량의 개발을 위한 자동차의 엔진부품에 적용이 적극 모색되고 있으며, 이는 엔진부품의 경량화를

성균관대학교 신소재공학과(Dept. of Adv. Mater. Eng., Sungkyunkwan Univ.)

†E-mail: skkim@nature.skku.ac.kr

통한 동적 부품의 관성질량 감소와 이에 따른 엔진 마찰감소는 엔진의 출력 및 연비향상과 직결되기 때문이다[9].

입자강화 복합재료는 입자강화상의 작은 Aspect Ratio로 인하여 응력부담이나 기지재료의 응력전달효과가 적기 때문에 상대적으로 Aspect Ratio가 큰 섬유강화나 Whisker강화 복합재료에 비하여 기계적 특성의 향상은 미비하지만, 입자강화상의 첨가에 따른 기지재의 미세화와 입자강화상과 기지재와의 열팽창계수 차이에 따른 잔류응력의 증가에 의한 강화효과를 기대할 수 있으며, 높은 비영율(Specific Elastic Modulus)이 요구되는 압축이나 굽힘하중과 관련된 구조재로서 적용에 적합하다.

## 2.2 입자강화 복합재료의 제조방법

### (1) 분말야금법(Powder Metallurgy)

분말야금법은 기본적으로 분말 혼합, 냉간 압축성형, 탈가스, 열간 프레스 및 압출 공정으로 이루어지며, 사용되는 분말 입자의 크기는 통상 20~40  $\mu\text{m}$ 이고, 20:1 이상의 높은 압출비의 후가공이 요구된다. 분말야금의 이점으로는 ① 기지 및 입자강화상의 선택의 폭이 넓은 점, ② 고상상태의 반응으로 계면반응이 최소화되는 점, ③ 입자강화상의 높은 분율이 가능한 점, ④ 주조법에 비해 특성이 우수한 점 등을 들 수 있다. 단점으로는 소재인 기지와 강화상 분말 및 공정이 고가이며, 제품형상의 유연성이 적은 점을 들 수 있다.

### (2) 교반법(Stirring Method)

입자강화 복합재료의 교반법의 경우 강화상의 낮은 젖음성, 입자강화상의 뭉침, 교반시 가스혼입에 의한 기공 발생, 용융시의 용탕과 입자강화상의 반응 등과 같은 문제점이 있다. 이러한 문제점을 해결하는 것이 제조공정의 성공 여부로 작용한다. 교반법은 기지금속을 용융 상태에서 입자강화상을 혼입시키는 용탕교반법(Melt Stirring Method) 및 고액 공존 상태에서 입자강화상을 혼입시키는 Compcasting으로 대별된다. Duralcan사에서는 Al 합금을 용융상태에서 교반시키면서 입자강화상을 첨가하여 Al 복합재료를 제조하며, Dow Chemical사에서는 고액 공존상태에서 입자강화상을 첨가하는 Compcasting법으로 Mg 복합재료를 제조하였다. Duralcan사의 공정은 용탕 표면 위에 입자강화상을 첨가한 후 노내 분위기를 진공으로 하고, 이후 특수하게 제작된 교반자를 2500 rpm의 고속으로

70분간 회전시켜 용탕의 강한 전단력으로 입자를 Wetting시키는 방법이다.

### (3) 가압침투법(Pressure Infiltration)

가압침투법은 세라믹 강화상의 예비성형체를 Cavity 안에 넣고, Squeeze Cating에 의해 금속용탕을 고압으로 가압침투 응고시키는 방법이다. 사용되는 예비성형체는 용탕 주입시 그 형태가 유지될 수 있도록 충분한 강도를 가져야 하고 보강 섬유가 균일 분산되어야 한다. 양호한 예비성형체를 제조하기 위해서는 제조공정 인자와 바인더, 분산재와 첨가재에 대한 많은 연구가 필요하며, 가압침투방법에 의해 양질의 복합재료를 얻기 위해서는 가압력, 용탕 온도와 보강 섬유의 예열 온도, 함침속도 등과 같은 제조공정 인자들을 정확하게 제어하는 것이 필요하다. 가압력은 주조시의 응고 수축을 보충하고 기지재와 보강 섬유의 젖음성을 향상시키는 역할을 한다.

### (4) 무가압침투법(Pressureless Infiltration)

Lanxide사에서 개발한 공정[10]으로 입자강화상 Bed 위에 Al-Mg 합금을 놓고, 질소 분위기 하에서 800~1000°C로 가열하여 용탕이 자발적으로 Bed로 침투하게 하는 방법이다. Mg 함량 및 분위기 조절이 중요하고, 교반법보다는 훨씬 높은 강화상 분율의 복합재를 제조할 수 있다.

### (5) XD Process[11]

Martin Matietta사가 개발한 공정으로 Al 용탕에 Ti 과 Carbon을 각각 첨가하여 In-situ로 TiC 강화상을 형성시키는 방법이다. 형성되는 TiC의 직경이 0.1~10  $\mu\text{m}$ 로 모합금 상태에서 20~70 vol%의 복합재가 제조되고, Al 용탕을 희석시켜 25 vol%의 복합재를 제조하고 있다.

### (6) 분무적층성형법(Spray Deposition)[12]

용탕과 입자강화상을 동시에 분무시켜 반응고 상태의 액적으로 적층복합화시키는 방법이다. 입자와 용탕간의 접촉 시간이 짧아 계면반응의 가능성이 적으며, 급속응고법에 의해 고온 기계적 성질이 향상된 복합재료가 제조되고 있다.

### (7) 교반관법(Rotation-Cylinder Method)

언급한 바와 같이 용탕교반법은 대기 중에서 교반자를 이용하여 복합재료를 제조하므로 다른 제조방법에 비하여 입자강화상의 부유, 뭉침, 젖음성 불량 등의 문제가 발생하고, 이를 제어하기 위해서는 강한 교반력이 필요하지만 가스 및 불순물의 혼입에 의해 결함을

발생시키는 Turbulent Vortex의 제어가 요구된다. 이러한 문제점을 해결하고 용탕교반법의 장점을 도모하고자, 새로운 공정으로서 입자강화 Mg 복합재료의 제조를 위한 교반관법이 연구 개발되었다. RCM은 복합재료 제조시 강한 교반력하에서도 U자 형의 넓은 표면적을 가진 안정한 용탕 표면을 형성하여 입자강화상의 양호한 젖음을 도모하고 입자의 뭉침 및 기포의 혼입을 방지하여 건전한 입자강화 Mg 복합재료의 제조가 가능한 경제적 공정이다.

### 3. 반응용 가압성형

#### 3.1 서론

1971년 Spencer[13]에 의한 Sn-15%Pb 합금의 Hot Tearing에 관한 연구 중, 고액공존 영역에서 기계적 교반 실험을 통해 우연히 발견된 금속 Slurry의 이상점성 특성(액상율 60%에서 일반적인 주조조직인 수지상 조직의 변형저항은 200 kPa인데 반해 기계적 교반에 의해 형성된 비수지상 조직의 변형저항은 0.2 kPa에 불과하다)[6]을 바탕으로, Flemings 등에 의한 지속적인 연구에 의해 고액공존 영역에서 가압성형할 수 있는 신 가공 공정인 Rheocasting이 연구 개발되었다[14,15].

오늘날 Semisolid Metal(SSM) Processing으로 통칭되는 반응고 가압성형(Rheocasting) 및 반응용 가압성형(Thixoforming)은 지난 수십 년간 많은 연구 개발을 통해 반응고 조직제어, 반응용 원소재 제조 및 반응용 조직제어, 급속/균일 유도가열장치 및 성형장치 개발과 성형공정 최적화에 비약적인 발전을 거듭하여 왔으며, Al 및 Mg 합금 등 저융점 금속[15,16]뿐만 아니라 동 합금[17], 및 스테인리스강[18,19], 공구강[19] 등 고융점 금속 및 철강회사를 중심으로 편석제어와 Thin Slab을 제조하기 위한 반응고 연속주조(Strip Rheocasting)[21]에 대한 연구가 활발히 진행 중에 있다.

반응고 가압성형은 응고과정 중 기계적 교반, Passive 교반, 전자기적 교반에 의하여 비수지상 조직의 반응고 Slurry를 제조하고, 반응고 Slurry를 직접 가압성형 하여 최종제품을 제작하는 방법이며, 이와 달리 반응용 가압성형은 상기의 교반법 이외에 변형 및 재결정에 의한 SIMA(Strain Induced Melt Activation)법, 결정립미세화법, Spray Forming법, 급속응고법 등 여러 방법에 의해 반응용 가압성형용 원소재(Billet)를 제조하고, 적당한 길이의 Slug으로 절단 후 소정의 반응

용 온도로 재가열 하여 최종제품을 제작하는 방법이다.

소정의 반응용 온도에서 공정상 및 고경각 결정입계와 용질과포화 영역에서 선택적 부분용융이 일어나며, 입계온도(고상의 합체 및 성장속도보다 용융속도가 빨라지는 온도)보다 낮은 온도에서는 유지시간의 증가에 따라 유지온도와 고액계면 온도의 차에 의하여 용융, 응고와 조대화가 병행하여 일어나고, 유지시간이 경과함에 따라 고상입자의 크기와 형상(곡률반경)을 고려한 평형온도에 근접하게 되어 액상율은 평형에 도달하며, 고상입자의 입도편차가 적은 경우 용융, 응고 및 조대화는 점차 지연되게 된다. 즉, 소정의 반응용 온도에서 고상과 액상이 공존하고 유지시간의 증가에 따라 액상율은 평형에 도달하며, 고상입자는 조대화하고 결정학적 방위에 따라 구형화하는 것은 자발적인 과정이라 할 수 있다.

반응용 가압성형에 관한 연구는 이 자발적인 과정에 대하여, 소정의 액상율에서 구형이며 보다 크기가 작은, 균일하게 분포된 고상입자를 얻기 위한 Slurry의 조직제어, 반응용 가압성형성 평가, 특성향상을 위한 열처리 기술로 대별될 수 있다.

Slurry의 조직제어를 위해서는 재가열시 승온속도, 유지온도, 유지시간 등에 따른 Slurry의 조직전개 및 액상율 변화과정, Ostwald 및 Coalescence Ripening에 따른 고상입자의 조대화기구, 입내/입계 액상의 액화기구 및 액상형상 등과 같은 본질적인 사항과, 합금 및 반응용 원소재 제조공정과 본질적인 사항에 관한 계통적인 고찰을 바탕으로 조직제어에 미치는 합금원소, 결정입도 및 세라믹 입자강화상의 영향에 대한 규명이 중요하다. 반응용 가압성형의 핵심은 층류유동(Laminar Flow)을 유지하면서 미충전냉각(Premature Freezing)이 발생하지 않을 정도로 가능한 빨리 가압성형 하는 것이며, 가압성형성에 미치는 액상율, 가압력, 가압속도, 금형온도의 영향과 중력에 흐름의 제한을 받는 유체와 달리 인가된 힘에 의해 흐름이 지배되는 Slurry의 유동특성을 제고한 금형설계 방안 확립이 중요하다.

#### 3.2 복합재료의 반응용 조직제어

RCM에 의해 제조되고 중력주조된 SiCp/AZ91 Mg 복합재료는 강화상의 첨가와 분율에 따라 기지 결정립이 미세화되지만 일반적인 주조조직인 수지상이 형성되며, 이에 따라 고액공존 영역에서 유지시간이 증가함에 따른 수지상 가지의 합체와 고곡률반경 영역에서

저곡률반경 영역으로의 용질확산에 의한 고상입자의 구형화, 공정상 및 고경각 결정입계의 용융에 따른 결정입계의 액화, 결정입계의 액화와 결정입내 용질과포화 부에서 선택적 부분용융에 따른 결정입내의 액화 등, 본질적인 사항에 대해서는 AZ91 Mg 합금의 반응용 조직전개 과정과 동일한 양상을 나타낸다[7,22]. 그러나 응고 및 냉각 시 초정  $\alpha$ -수지상의 불균일핵생성 자리로 작용하지 못하고 최종 응고부에 편중되어 있는 SiC 입자강화상은 재가열시 고상입자간의 용질확산과 합체를 방해하며, 이에 따라 수지상 가지의 합체와 고상입자내의 곡률반경에 의한 확산은 용이하지만 용질 확산장의 감소에 따라 Ostwald Ripening은 감소하고 고상입자간의 합체는 억제되기 때문에, 동일한 조건에서 합금보다 미세한 구형의 고상입자가 보다 빨리 형성된다. 즉, SiC 입자강화상에 의한 응고 및 냉각시 초정  $\alpha$ 의 결정립미세화 효과와, 재가열시 고상입자의 조대화 억제효과에 의해 미세한 고상입자를 얻을 수 있었으며, 이는 반응용 가압성형 측면에서 유리하리라 예측된다[23,24].

입자강화상의 첨가에 의해 고상입자의 크기는 감소하며 강화상 분율의 증가에 따라 고상입자 크기는 더욱 감소하나, 고액공존 영역에서 고상입자의 조대화는 시간의 변수로 온도변화에 따라 고상입자의 크기는 거의 변하지 않으며, 임계온도 보다 낮은 온도에서는 강화상의 분산과 분율에 의해 결정되는 유지초기의 고상입자 크기에 대하여 유지시간의 증가에 따라 증가한다[24].

5mass%의 경우 837K, 10mass%의 경우 848K 이하에서는 1800초 동안 유지에 의해서 반응용 조직이 형성되지 않았으며(그림 1), Scheil 식에 의한 액상율에 입자강화상의 부피분율을 고려한 식 1의 총액상율(그림 2)을 기준으로 할 때, 5mass%의 경우 837K에서 액상율은 0.359, 10mass%의 경우 848K에서 액상율은 0.413이며, 강화상 분율에 따라 입자강화상 및 고상입자를 포함할 수 있는 액상율과, 유지온도와 유지시간 및 강화상의 형상과 크기를 고려한 유효액상율의 측면에서 복합재료의 반응용 Slurry의 조직전개과정에 검토되어야 함을 알 수 있다.

$$f_{TL} = [(1-f_p) \times f_L] - f_p \quad (1)$$

이때,  $f_{TL}$ : 총액상율,  $f_L$ : Scheil 식에 의한 액상율,  $f_p$ : 입자강화상의 부피분율이다.

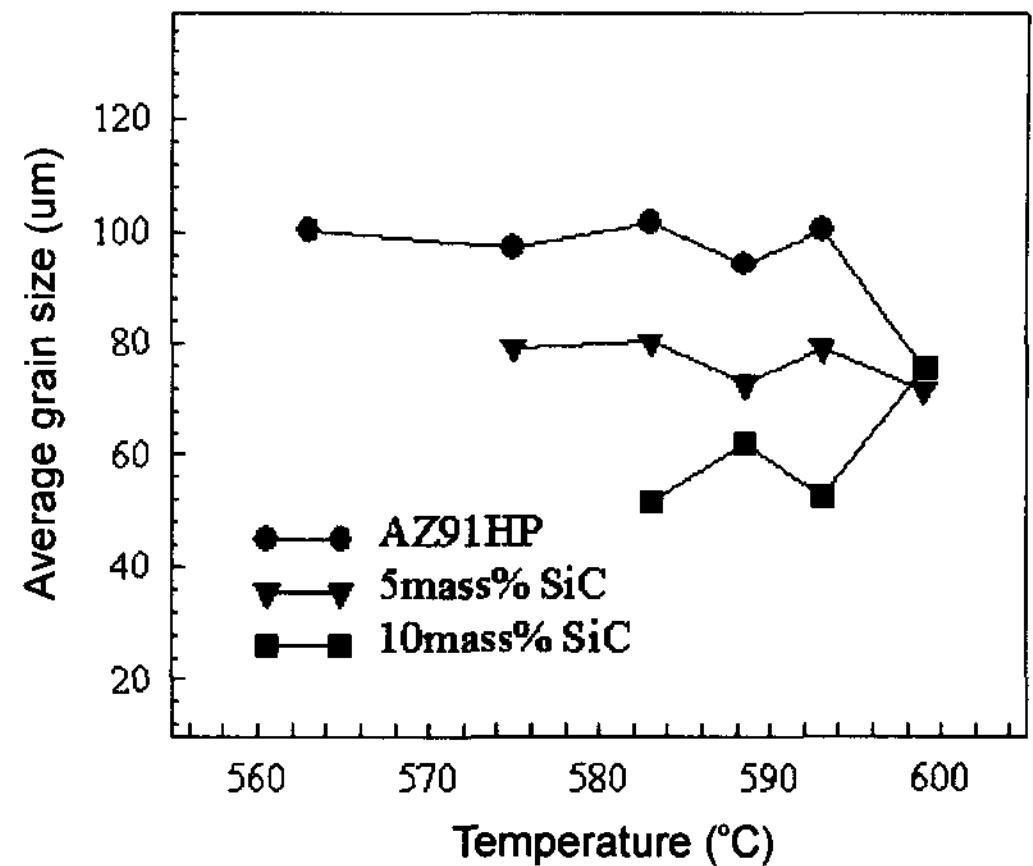


Fig. 1. The change of average solid globules size after isothermal holding for 1800 s at the given temperatures.

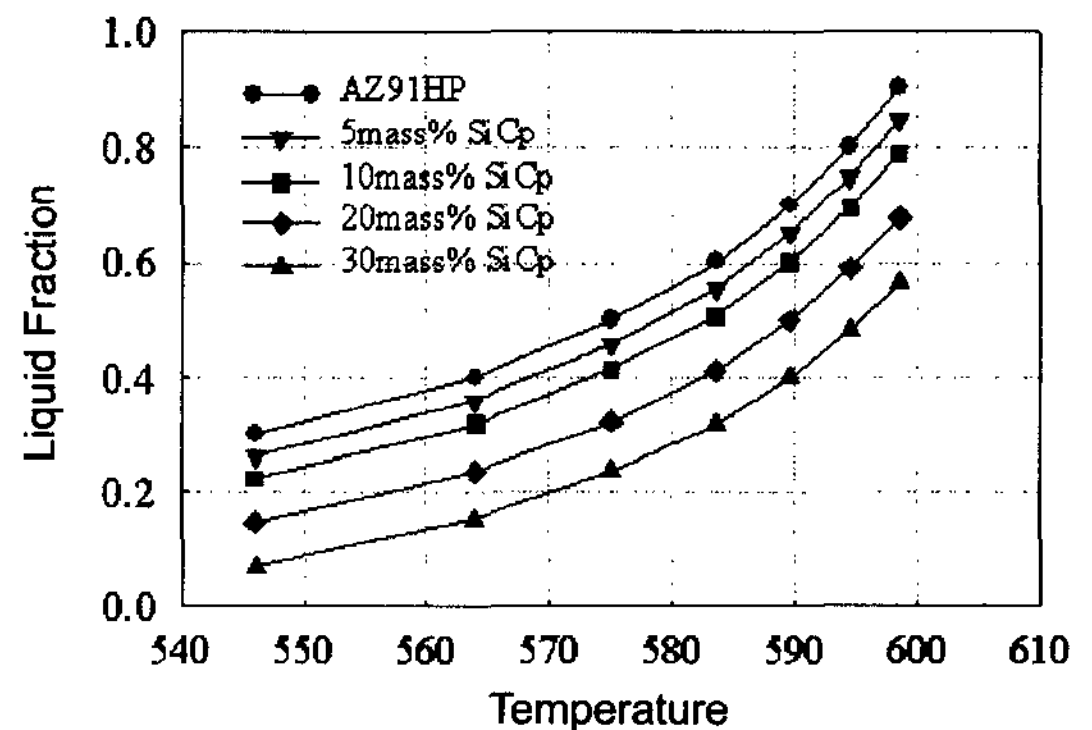


Fig. 2. Effective liquid fraction of SiCp/AZ91 Mg composites with respect to particle fraction based on equation 1.

동일한 유지시간에 대하여 온도에 따른 고상입자 수의 변화는 고상입자의 조대화에 따라 고상입자 수가 감소하는 것이 아니고, 임계온도보다 온도가 높은 경우 온도에 따른 액상율이 증가하기 때문이다. 합금의 경우 871K 이하의 온도에서는 일정한 크기의 고상입자가 거의 일정하게 존재하지만, 10mass%의 경우는 온도의 증가에 따라 고상입자의 수가 크게 감소한다. 합금에 비하여 복합재료의 경우 고상입자 수가 크게 감소하는 것은 용질의 확산 및 고상입자의 합체가 제한되는 복합재료에 있어서 온도의 증가에 따라 적은 고상입자의 용융이 가속화되기 때문이라 생각한다.

SiC 입자강화 AZ91 Mg 복합재료의 반응용 가압성형을 위해서는 구형의 미세한 고상입자를 가지며, 입



자강화상 및 고상입자를 포함하고 유지온도 및 유지시간을 고려한 유효액상율 개념의 도입으로부터, 가능한 단시간의 유지시간으로 보다 높은 온도에서의 반응용 가압성형이 바람직함을 알 수 있다.

### 3.3 복합재료의 반응용 가압성형

그림 3으로부터 강화상 분율에 따른 각 온도에서의

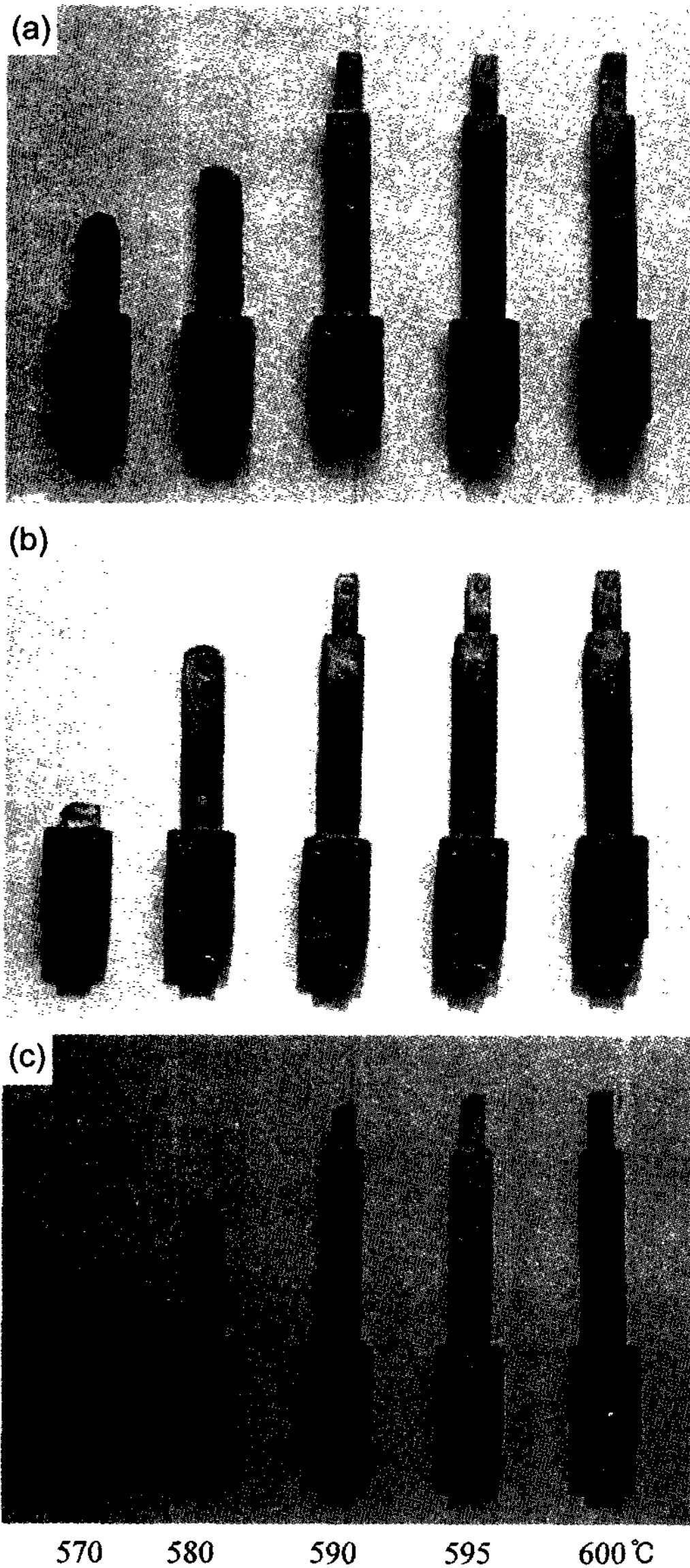


Fig. 3. Photographs showing the dependency of thixotropy of the composites on slurry temperature and SiC particle fraction at the given temperatures; (a) 10mass%, (b) 20mass%, and (c) 30mass% particle fraction.

반응용 충전거동을 고찰하면, 10mass% 및 20mass% 인 경우 Slug의 성형온도가 863K이상에서 완전 충전되었으며, 30mass%의 경우는 SiC 입자강화상의 증가에 따라 온도에 따른 상대 액상율의 저하와 점성증가에 의해 보다 높은 온도인 868K이상에서 완전 충전됨을 알 수 있다. 복합재료 Slurry의 완전충전 도달과정은 Slurry의 유동특성인 층류유동을 하며 두꺼운 Cavity부터 얇은 Cavity까지 순차적으로 충전되며, 미충전된 경우를 통하여 합금의 경우와 동일하게 복합재료 Slurry의 층류유동 특성을 확인할 수 있다. 또한 완전충전이 이루어진 경우에 있어서 최종선단부의 형상을 통해, 점성이 높은 복합재료 Slurry에 충분한 가압효과가 있으며, 이를 통하여 미세한 구형의 고상입자와 입자강화상이 균일하게 분포되어 있는 복합재료 Slurry의 조직제어가 효과적임을 알 수 있다.

식 1에 의한 총액상율을 기준으로(그림 2), 10mass%의 경우 856.5K일 때 액상율이 약 0.5이며, 20mass%의 경우 862.5K일 때 액상율이 약 0.5, 30mass%의 경우에는 868K일 때 0.5 액상율에 해당하며, 총액상율을 기준으로 액상율 0.5이상에서 두께가 3 mm인 Cavity까지 완전충전이 되었음을 알 수 있다.

473K에서 600초간 예열과 반응용 조직제어 후, 5, 10mass%에 대한 유지시간 및 유지온도에 따른 경도측정 결과는 표 1, 2와 같다. Scheil 식에 의한 액상율 0.6인 856.5K에서 유지시간 0, 300, 900, 1800, 3600 초에 대한 Rockwell(E scale) 경도측정 결과 합금은 1800초까지는 경도가 증가하다 이후 급격히 감소하나, 복합재료는 유지시간의 증가에 따라 지속적으로 감소하며 10mass%의 경우가 5mass%에 비하여 조금 완만하게 감소한다. Scheil 식에 의한 액상율 0.4~0.9에

Table 1. Rockwell hardness values of the semisolid slurry with holding time.

| Holding Time | 0 s   | 300 s | 900 s | 1800 | 3600 s |
|--------------|-------|-------|-------|------|--------|
| AZ91         | 54.5  | 54.9  | 60.2  | 62.7 | 51.8   |
| 5mass% SiCp  | 63.76 | 55.6  | 54.0  | 52.2 | 52.56  |
| 10mass% SiCp | 62.3  | 60.5  | 60.6  | 57.2 | 53.2   |

Table 2. Rockwell hardness values of the semisolid slurry with holding temperature.

| Holding Temp. | 837K | 848K | 856.5K | 862.5K | 867.5K | 871K |
|---------------|------|------|--------|--------|--------|------|
| AZ91          | 65.3 | 65.3 | 62.7   | 53.6   | 56.9   | 54.8 |
| 5mass% SiCp   | 56.1 | 52.2 | 56.7   | 57.3   | 56.4   | 55.2 |
| 10mass% SiCp  | 58.4 | 57.2 | 53.2   | 65.1   | 63.1   | 65.7 |

있어서 유지시간이 1800초로 동일한 경우 온도 증가에 따른 경도측정 결과, 합금은 856.5K까지는 일정한 경도값을 유지하다 862.5K이후 경도가 감소하는, 즉, 고액상을 영역을 제외하고는 일정한 경향을 나타내지만, 복합재료의 경우 감소와 증가가 반복되며, 특이한 사항으로 소정의 온도에서 최저 경도가 존재한다는 것이다. 5mass%의 경우 848K에서, 10mass%의 경우 856.5K에서 최저 경도값을 가지며, 이후 871K까지 동일한 경도값을 유지하고 있다.

5mass%에 있어서 848K와 10mass%에서 856.5K은 복합재료의 반응용 조직제어 결과 반응용 조직이 전개되는 시작 온도이며, 반응용 조직전개 초기에 경도가 감소하였다고 예측할 수 있으나, 합금과 복합재료 및 복합재료에 있어서 강화상 분율에 따른 반응용 Billet의 용질분포와 반응용 조직제어 과정에서 용질분포에 대한 보다 정확한 이해가 필요하다고 생각한다.

이상의 결과로부터, 복합재료의 경우 고액공존 영역에서 유지시간의 증가에 따라 경도가 감소하고 강화상 분율에 따라 최저 경도값이 존재하며, 복합재료의 반응용 조직제어 결과 - 합금에 비하여 보다 빨리 구형의 미세한 고상입자를 얻을 수 있다 - 와 연장선상에서 가능한 단시간의 유지시간으로 보다 높은 온도에서의 반응용 가압성형이 바람직함을 재확인할 수 있다.

표 3에 10mass%에 대하여 반응용 조직제어 전과 Scheil 식에 의한 액상을 0.6인 856.5K에서 300초 등 온유지 이후 및 각각에 대한 열처리 후 HRE 경도와, 반응용 조직제어 후 고상과 액상에 대한 Microvickers 경도측정 결과를 합금에 대한 결과와 비교하여 나타내었다. 합금의 경우는 T4열처리에 의해 경도는 감소하고, T6열처리에 경도가 증가하였으며, T6열처리에 의해 일반 주조재에 비하여 반응용 가압성형재의 경도가 크게 향상되었다. 그러나 합금과 달리 RCM에 의해 제조된 복합재료 및 반응용 가압성형된 복합재료 모두 열처리에 의한 특성향상은 얻을 수 없었다.

표 4에 반응용 가압성형된 Mg 복합재료에 대하여 SiC 입자강화상의 분율 및 크기에 따른 기계적 특성 측정결과를 나타내었다.

강화상 분율이 10mass%로 낮은 경우 15, 50 μm에 비하여 강화상 크기가 작은 5 μm 입자강화상이 첨가된 경우 높은 경도를 나타내지만, 경도는 강화상의 크기보다는 분율에 의존하며, 30mass%의 경우 크기에 따른 경도변화가 적음을 알 수 있다. 이는 복합화에 의한 경도의 증가는 기지보다 경도값이 높은 SiC 입자 강화상의 분율에 비례하여 소성변형 영역이 제한되기 때문이라 생각한다.

일반적으로 SiCp/AZ91 Mg 복합재료의 강화기구는

Table 3. Hardness values of the semisolid slurry in different conditions.

| Specimen     | HRE                 |      |                    |      |      | Hv                 |        |
|--------------|---------------------|------|--------------------|------|------|--------------------|--------|
|              | Before thixoforming |      | After thixoforming |      |      | After thixoforming |        |
|              | Billet              | T6   | SSF                | T4   | T6   | Solid              | Liquid |
| AZ91         | 52.15               | 57.9 | 54.9               | 52.6 | 63.7 | 64.2               | 110.1  |
| 10mass% SiCp | 57.6                | 58.4 | 60.5               | 51.2 | 59.5 | 63.6               | 115.7  |

Table 4. Mechanical properties of the thixoformed Mg alloys and composites.

| Specimen                                 | ParticleSize (μm) | Hv    | UTS (MPa) | 0.2%offset YS (MPa) | El (%) | Specific Wear |
|--|-------------------|-------|-----------|---------------------|--------|---------------|
| AZ91<br>T <sub>mold</sub> = 523K         | None              | 75    | 163       | 91                  | 4.64   | 275.4         |
| 10mass% SiCp<br>T <sub>mold</sub> = 473K | 5                 | 80.2  | 168.7     | 110                 | 4.79   | 39            |
|  | 15                | 76.5  | 160.1     | 85.34               | 4.21   | 20.5          |
|  | 50                | 76.1  | 153.5     | 80                  | 4.11   | 16            |
| 20mass% SiCp<br>T <sub>mold</sub> = 473K | 5                 | 94    | 170.8     | 115.6               | 5.14   | 17            |
|  | 15                | 90.1  | 160       | 91.03               | 3.93   | 13            |
|  | 50                | 90.5  | 152.8     | 90                  | 3.46   | 8.5           |
| 30mass% SiCp<br>T <sub>mold</sub> = 473K | 5                 | 102   | 186.2     | 112.3               | 4.07   | 13.5          |
|  | 15                | 101.5 | 163.8     | 108.3               | 3.71   | 5.5           |
|  | 50                | 101.5 | 158.2     | 90                  | 3.39   | 2             |

입자강화상에 의한 분산강화, 입자강화상에 의한 기지의 입자미세화에 의한 강화, 입자강화상과 기지금속의 Misfit에 의한 변형강화 등이 있으며, 이러한 강화기구에 의해 복합재료의 강도향상이 기대되지만, 반응용 가압성형된 SiCp/AZ91 Mg 복합재료의 경우 복합화에 의해 강도향상은 거의 나타나지 않았으며, 50 μm 입자강화상의 경우 오히려 강도가 저하되었다. 이에 대한 해석은 복잡하며, 강도 및 고온특성의 향상을 위한 섬유강화 복합재료에 비하여 인장강도의 향상은 적지만 내마모성 및 항복강도의 향상이 기대되는 입자강화 복합재료의 본질, 입자강화상과 기지금속의 열팽창계수 차이에 의해 내부에 존재하는 잔류응력의 영향, 성형 후 40~60%의 분율을 갖는 구형의 α-고상입자가 필연적으로 존재하며 α-고상입자에 의해 SiC 입자강화상의 유효복합화 영역이 감소하는 반응용 가압성형의 본질, 과열도가 전혀 없고 응고잠열이 작은 복합재료 Slurry에 대한 금형온도의 영향 및 입자강화상과 기지와의 반응에 의한 계면반응생성물의 영향이 종합적으로 고려되어야 한다.

반응용 가압성형된 SiCp/AZ91 Mg 복합재료의 인장강도는 반응용 가압성형된 AZ91 Mg 합금과 비교하면 다소 높지만 Die Castings와 비교할 때 큰 차이가 있다. 그러나 반응용 가압성형된 SiCp/AZ91 Mg 복합재료의 항복강도는 Die Castings(YS : 120MPa)와 비교할 정도이며, 강화상 크기에 반비례하고 분율에 비례하여 복합화에 의해 향상되었다. 입자강화 복합재료는 내마모성이 요구되는 부품에 적용이 기대되며, 특히 SiCp/AZ91 Mg 복합재료는 동적 부품의 관성질량 감소와 이에 따른 마찰감소에 의해 연비향상을 목적으로 자동차의 엔진 부품에 적용이 적극 모색되고 있으며, 반응용 가압성형된 SiCp/AZ91 Mg 복합재료의 내마모성은 강화상 크기에 의존하며, 50 μm 강화상이 30mass% 첨가된 경우 피스톤링으로 사용되고 있는 STD11과 비교할 정도로 우수한 내마모성을 나타내었다. SiC 강화상은 기지금속보다 내마모성이 높으며, 이에 따라 마모시 기지금속을 완충하여 지속적인 마모를 억제하며, 강화상 분율의 증가에 따라 완충영역(유효복합화 영역)의 증가에 의해 내마모성이 향상된다. 그러나 내마모성은 강화상 분율보다는 크기에 의존하며, 5 μm 강화상이 첨가된 경우 마모시 상대재의 회전운동에 의하여 전단응력이 가해지면 강화상이 완전히 마모되지 않은 상태로 계면분리에 의해 이탈하게 되지만, 상대적으로 크

기가 큰 15, 50 μm의 경우 강화상의 이탈은 억제되었다.

#### 4. 결 론

RCM법에 의하여 거시적, 미시적 결함이 없고 강화상의 분산이 균일한 SiCp/AZ91 Mg 복합재료를 제조할 수 있었으며, 강화상 분율에 따라 적합한 RCM의 제조공정을 확립할 수 있었다.

SiC 입자강화 AZ91 Mg 복합재료는 재가열시의 자발적인 과정과 강화상에 의한 고상입자의 조대화 억제에 의해, 단순 재가열만으로도 원하는 액상율에서 보다 빨리 미세한 구형의 고상입자를 얻을 수 있었으며, 유지온도와 유지시간 및 강화상 분율을 고려한 유효액상율이 필요함을 알 수 있다.

크기가 다양한 5, 15, 50 μm의 SiC 입자강화상이 30mass% 첨가된 복합재료의 반응용 가압성형이 가능하였으며, 강화상 크기 및 분율에 따른 계통적인 특성평가를 통하여 적용에 적합한 특성을 재고한 기지합금과 강화상 종류 및 강화상 크기와 분율에 따른 반응용 가압성형용 복합재료의 설계와 Slurry 조직관련 변수를 고려한 반응용 가압성형 조건의 확립이 필요하다고 생각한다.

#### 참 고 문 헌

- [1] D. J. Lloyd : Int. Mater. Rev., 39 (1994) 1
- [2] L. J. Polmear : Mater. Trans. JIM, 37 (1996) 12
- [3] R. Mehrabian, R. G. Riek and M. C. Flemings : Metall. Trans., 5 (1974) 1899
- [4] A. Mortensen and I. Jin : Int. Mater. Rev., 37 (1992) 101
- [5] S. K. Kim, J. I. Youn and Y. J. Kim : Mater. Sci. Technol., 16 (2000) 000
- [6] M. C. Flemings : Metall. Trans. B, 22B (1991) 269
- [7] S. K. Kim and Y. J. Kim : J. Kor. Foundrymen's Soc., 17 (1997) 319
- [8] G. A. Chadwick : Solidification, T. J. Hughel and G. F. Bolling(ed.) ASM, Metals Park, OH (1969)
- [9] P. Rohatgi : JOM, 43 (1991) 10
- [10] A. W. Urguhart : Mater. Sci. Eng., A144 (1991) 75
- [11] Martine Marietta : US Patent 491 5908 (1990)
- [12] A. R. E. Stinger : US Patent 451 5864 (1985)
- [13] D. B. Spenser : Ph.D. Thesis, MIT, Cambridge, MA, (1971)
- [14] K. P. Young and S. B. Brown : Encyclopedia Advanced Materials, Ed. by D. Bloor et al., (1991) 2411
- [15] S. Sannes, H. Gjestland and L. Amberg : Proc. of 2nd Int'l

- Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1992) 11
- [16] T. Z. Kattamis and T. J. Piccone : Mater. Sci. Eng., A131 (1991) 265
- [17] J. Baur : Proc. of 5th Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1998) 299
- [18] K. P. Young and J. A. Chery : Metall. Trans. A, 17A (1986) 2049
- [19] P. A. Joly : J. Mater. Sci., 11 (1976) 1393
- [20] P. Kapranos, D. H. Kirkwood and C. M. Sellars : Proc. of 4th Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1996) 306
- [21] P. Naveau and S. Wilmotte : Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994) 361
- [22] S. K. Kim and Y. J. Kim : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 38 (2000) 1620
- [23] S. K. Kim, M. G. Kim, T. W. Hong and Y. J. Kim : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 38 (2000) 1503
- [24] S. K. Kim and Y. J. Kim : Mater. Trans., 42 (2001) 1277