

## 반응용 성형가공을 위한 조직제어

김 세 광, 김 영 직

성균관대학교 금속재료공학부

### 1. 서론

1971년 Spencer<sup>[1]</sup>에 의한 Sn-15%Pb 합금의 Hot Tearing에 관한 연구 중, 고액공존 영역에서 기계적 교반 실험을 통해 우연히 발견된 금속 Slurry의 이상점성(Rheology) 특성 - 액상을 60%에서 일반적인 주조조직인 수지상 조직의 변형저항은 200kPa인데 반해 기계적 교반에 의해 형성된 비수지상 조직의 변형저항은 0.2kPa에 불과하다<sup>[2]</sup> - 을 바탕으로, Flemings 등에 의한 지속적인 연구에 의해 고액공존 영역에서 성형가공할 수 있는 신가공공정인 Rheocasting이 연구/개발 되었다<sup>[3,4]</sup>.

오늘날 Semisolid Metal(SSM) Forming으로 통칭되는 반응고/반응용 성형가공법(Semisolid/Semiliquid Forming)은 지난 수십년간 많은 연구와 개발을 통해 반응고조직 제어 기술, 반응용 원소재 제조 및 반응용조직 제어기술, 성형장치 개발과 성형공정 최적화에 비약적인 발전을 거듭하여 왔으며, Al 및 Mg합금 등 저융점 금속<sup>[5-8]</sup>과 금속기 복합재료<sup>[9,10]</sup>뿐만 아니라 동합금<sup>[11,12]</sup>, 주철(2.5%C) 및 중탄소강(0.6%C)<sup>[13]</sup>, 스테인리스강<sup>[14,15]</sup>, 공구강<sup>[16]</sup> 등 고용점 금속과 철강회사를 중심으로 편석제어 및 Thin Slab을 제조하기 위한 반응고 연속주조(Semisolid Continuous Casting)<sup>[17-19]</sup>에 대한 연구가 활발히 진행 중에 있다.

응고과정 중 기계적 교반, Passive 교반, 전자기적 교반에 의하여 비수지상 조직의 금속 Slurry를 제조하고 직접 최종제품을 제조하는 반응고 성형가공에 관한 연구는, 전단변형속도와 냉각속도에 따른 점도 및 변형응력 변화와의 상관관계, 고상율, 고상입자의 형상 및 분포 등에 따른 Slurry의 점도변화와 더불어 고상의 파괴, 성장, 구형화 및 합체 기구에 대한 규명에 주목하고 있다.

이와 달리, 반응용 성형가공은 상기의 교반법 이외에 변형 및 재결정에 의한 SIMA(Strain Induced Melt Activation)법, 결정립미세화법, Spray Forming법, 급속응고법 등 여러방법에 의하여 반응용 성형가공을 위한 Billet을 제조하고, 적당한 길이의 Slug으로 절단 후 소정의 반응용 온도로 재가열 하여 최종제품을 제조하는 성형방법이며, 재가열 과정 중 반응용 Slurry의 조직제어, 성형과정 중 조직전개에 따른 반응용 Slurry의 유변학적 특성평가와, 성형 후 응고 및 냉각시의 조직전개 양상에 관한 체계적인 연구가 중요하다.

본 고에서는 지금까지 저자들이 수행해온 AZ91HP Mg합금과 SiC 입자강화 AZ91HP Mg 복합재료 및 D2 합금공구강과 M2 고속도공구강에 대한 반응용 성형가공에 관한 연구 중, 재가열 과정에서 반응용 Slurry의 조직제어를 중심으로 몇 가지 결과를 요약 소개하고자 한

다.

반용융 성형가공의 핵심 요소기술인 반용융 Slurry의 조직제어를 위해서는 재가열 과정에서의 액화기구, 입내/입계 액상을 변화, 용질원소 재분배와 성장 및 합체에 따른 고상형상 변화, Ostwald Ripening 및 Coalescence에 따른 고상입자의 Coarsening기구, 또한 이에 미치는 용질분포, 결정입도, 변형율의 영향에 대한 규명이 중요하다.

## 2. AZ91HP Mg합금의 반용융 조직제어

Mg합금은 비중이 약  $1.8\text{g}/\text{cm}^3$ 으로 실용금속 중 최경량이며, Al이나 Fe에 비하여 중량비 강도가 큰 특징으로부터, 경량화, 에너지절감, 고성능화 등의 목적으로 항공기 부품을 위시하여 최근에는 전기부품, 컴퓨터, 자동차 부품 등의 이용에 그 중요성이 인식되게 되었다<sup>[20,21]</sup>. Mg합금은 가공이 어렵고 용융에 충분한 주의 및 대책이 필요하지만, 최근 반용융 성형가공에 의해 안전하게 Mg합금을 성형할 수 있게 되었다. 반용융 성형가공된 Mg합금 조직은 구형의  $\alpha$ -고상입자와 액상부의 응고조직인  $\alpha$ -수지상과 공정상으로 이루어져 있으며, Mg합금의 경우 약  $120\mu\text{m}$ 인 구형의  $\alpha$ -고상입자에 의해 반용융 성형가공된 Al합금과 같은 정도의 강도향상은 얻을 수 없지만, Die Castings에 비해 높은 연신율과 기포가 존재하지 않기 때문에 내압력성이 우수하고 열처리에 의한 제성질의 향상 등을 기대할 수 있다<sup>[22,23]</sup>.

본 연구에서는 Mg합금 중 대표적 주조합금인 AZ91HP Mg합금에 대하여 반용융 조직에 미치는 응고조건(결정입도)의 영향, 유지온도와 유지시간에 따른 액상을 변화, 고상입자의 조대화 및 부분용융에 관한 계통적인 연구를 목적으로, 응고제어에 의하여 80, 170 및  $300\mu\text{m}$ 로 결정입도를 조정한 잉고트를 제조하여 철제 Tube에 장입한 후 엄밀한 온도제어가 가능한 적외선 Gold Image Furnace를 사용하여 반용융 실험을 행하였다. 유지온도는 Scheil Eq.에 의한 액상을 30~90%의 범위에서 유지시간을 0~3600초로 변화하였으며, 반용융 처리 후 시편은 철제 Tube와 함께 수냉하였다. 이때, Mg합금의 발화를 방지하기 위하여 1:100의  $\text{SF}_6$ 와  $\text{CO}_2$  혼합가스로 분위기를 제어하였다. 반용융 성형가공을 위해서는 시편을 소정의 반용융 온도에서 가능한 단시간에 처리하는 것이 바람직 하지만, 단시간의 가열로는 시편 전체에 균질한 반용융 조직을 얻기 어려우며, 이를 고려하여 상온에서 고상선까지는  $\sim 0.5\text{K/s}$ , 고액공존 영역에서는  $\sim 0.08\text{K/s}$ 로 승온속도를 조정하였다. 본 실험에 사용한 장비는 시편의 표면과 내부의 온도차가 0.5K 이내로 제어가 가능하며, 온도는 시편 내부에 삽입된 열전대로 측정하였다. 반용융 처리 시편에 대해서는 Grinding과 Polishing을 행하고, 5% Citric Acid 수용액을 사용하여 Etching 후, 광학현미경과 Image Analyzer(Image-Pro Plus)를 사용하여 고상의 형상 및 액상을 변화과정을 측정하였다. Scheil Eq.에 의한 액상율은 식 1에 의하여 구할 수 있다.

$$F_L = \left( \frac{T_M - T_L}{T_M - T} \right)^{\frac{1}{1-K_0}} \quad \text{Eq. 1}$$

본 실험에 사용한 값들은 다음과 같다;  $T_M$ (용융점) : 923K(650°C),  $T_L$ (액상선 온도) : 893K(620°C),  $K_0$ (평균 분배계수) : 0.36.

주조재인 AZ91HP Mg 합금은 응고조건에 따른 결정입도와는 관계없이, 온도의 상승에 따라 고경각 결정입계 및 용질 편석부 등에서 부분용융이 선택적으로 일어나며, 온도의 상승과 고액공존 영역에서 유지시간이 증가함에 따라 수지상 가지의 합체(Coalescence)와 고 곡률반경 영역에서 저 곡률반경 영역으로의 용질확산에 의한 고상입자의 구형화(Globularization)가 진행되었다. 이후 반응용 상태에서 유지시간의 증가에 따라 Gibbs-Thomson 효과에 의한 Ostwald Ripening과 구형의 고상입자간의 합체에 의해 고상입자는 조대화하였다. 그림 1의 유지시간에 따른 고상입자의 결정입도 변화를 Ostwald Ripening에 의한 Modified LSW이론(Eq. 3<sup>[24-26]</sup>)에 적용한,  $\ln r$ 에 대한  $\ln t$ 의 Plot 결과 조대화 지수  $n$ 은 4.3(880K), 2.3(884K), 3.2(887K), 2.8(889K)로 이론값인 3과는 어느정도 오차가 있으며, 본 실험에서의 고상입자의 조대화는 Ostwald Ripening이 주된 기구이며, Coalescence Ripening도 어느 정도 기여하고 있음을 알 수 있다. Modified LSW이론은 고상입자의 형상이 완전 구형이라는 가정하에 모양이 액상으로 이루어져 있는 Dilute System에 적용되는 LSW(Lifshitz, Slyozov, Wagner)이론(Eq. 2)에 대해, 고상입자의 분율을 고려한 이론으로, 조대화 속도상수  $K$ 는 고상입자의 분율  $f_v$ 의 함수이다.

$$R_{av}^3(t) - R_{av}^3(0) = Kt, \quad K = \frac{8D C_{eq} \sigma V_m^2}{9 R_g T} \quad \text{Eq. 2}$$

$$R_{av}^3(t) - R_{av}^3(0) = Kt, \quad K = \frac{8D C_{eq} \sigma V_m^2 \alpha^3}{9 R_g T(1 - f_v^{1/3})} \quad \text{Eq. 3}$$

$K$ : 조대화 속도상수,  $t$ : 유지시간,  $n=3$ : 조대화지수,  $R_{av}(0)$ :  $t=0$ 에서 고상입자 초기 평균입도  
 $R_{av}(t)$ :  $t$ 에서의 고상입자 평균입도,  $T$ :절대온도,  $D$ : 이원계의 내부확산계수,  $R_g$ : 기체상수,  
 $C_{eq}$ : 액상에서의 용질농도,  $\sigma$ : 고액 계면에너지,  $V_m$ : 고상입자의 몰분율,  $f_v$ : 고상입자의 부피분율

언급한 바와 같이 수지상 가지의 합체 및 Negative 곡률반경 영역으로의 용질확산에 의해 구형화된 고상입자는 고상입자간의 합체가 형성되지 않은 경우 계속 구형을 유지하면서

조대화하며, 이는 AZ91HP Mg합금의 축비( $c/a=1.624$ )가 이상적인 HCP 값( $c/a=1.633$ )에 근접하고 이방성이 없기 때문에 모든 임의의 방향으로 성장이 일어나기 때문이다<sup>[27]</sup>.

그림 2는 반응용 상태에서 유지시간에 따른 평균결정입도의 변화이다. 결정입도가  $170\mu\text{m}$ 인 일반 금형 주조재는 온도(액상율) 및 유지시간 증가에 따라 평균결정입도는 변화하지 않았으며, 결정입도가  $300\mu\text{m}$ 인 도형재를 도포한 금형에 주조한 경우 유지시간에 따라 평균결정입도가 오히려 감소하였다. 결정입도(응고조건)에 관계없이 반응용 상태에서 유지시간의 증가에 따라 고상입자의 평균결정입도가 약  $150\mu\text{m}$ 의 평형값에 근접하며, 용질의 재분배에 따른 결정입의 재용융과 조대화가 병행해서 나타나기 때문으로 이에 수반되는 형상은 복잡하며, 현재 이에 관련한 결과 해석 및 고찰을 진행 중에 있다. 3600초 이후 응고조건과 관계없이 평균결정입도가  $150\mu\text{m}$ 로 근접하지만, 결정입도가  $80\mu\text{m}$ 인 응고제어에 의하여 결정립미세화<sup>[28]</sup>된 경우 단시간에  $150\mu\text{m}$ 에 도달하며, 유지초기에 보다 구형화된 적은 결정입도를 가진 고상입자를 얻을 수 있으며, 반응용 성형가공의 측면에서 결정립미세화재가 보다 적합함을 알 수 있다.

그림 3은 액상율에 미치는 결정입도의 영향에 관한 결과이다. 어떤 경우에도 3600초 유지시간으로는 Scheil Eq.의 액상율에 도달하지 않았으나, 미세결정립의 경우, 단시간에 주어진 액상율에 근접하며, 이는 응고조건의 변화에 따라 수지상 간격과 결정입도가 변화하고, 따라서 용융과정에 있어서 필요한 계면이 증가하기 때문이라 생각한다<sup>[28]</sup>. Scheil Eq.의 계산과 결정립미세화재의 실험결과 및 동일 시편에 대하여 반응용 처리 전 473K에서 600초간 예열 후 동일조건으로 반응용 처리한 결과, 각각의 온도에 대한 액상율 변화를 그림 4에 비교하여 나타내었다. 예열 한 경우에 있어서도 3600초 정도의 유지시간으로는 Scheil Eq.의 액상율에 도달하지 않았으나, 예열하지 않은 경우에 비하여 보다 근접하며, Mg-Al 2원계 상태를 근거로 계산된 Scheil Eq. 액상율이 제 3원소인 Zn을 1mass% 미만으로 함유한 AZ91HP Mg합금의 경우에 어느 정도 근사치를 보인다고 가정할 때, 예열 및 유지시간이 증가하면 실험에 의해 얻어진 액상율이 Scheil Eq.의 액상율에 보다 근접하리라 생각한다. 고액 계면에서 평형분배계수에 대한 Morita 등의 실험결과<sup>[29]</sup>, 고액계면에서 평형 용질분포에 필요한 시간은 3시간이었다. 반응용 성형가공시에는 예열하지 않은 경우 액상율 Data를 기준하였으며, 예열하지 않은 경우 주어진 액상율에 대한 온도는 높지만 반응용 성형가공이 가능한 액상율 범위가 40~60%임을 고려할 때, 14K인 Scheil Eq. 액상율에 비해 23K로 2배 넓은 온도제어 범위를 가지며, 반응용 성형가공 측면에서 훨씬 용이함을 알 수 있다.

### 3. SiC 입자강화 AZ91HP Mg복합재료의 반응용 조직제어

경량화와 더불어 제성질의 향상을 위한 Mg기 복합재료에 관한 연구가 활발히 진행되고 있으며, 복합재료 특성상 냉간가공 등의 2차 가공이 어려운 문제로 인하여 고액공존 상태에서 성형가공이 가능한 반응용 성형가공에 대한 연구가 주목받게 되었다. 반응용 성형가공을

위한 조직제어는 원하는 액상율에서 조대화 없이 보다 빨리 구형의 고상입자를 얻는 것이 목적이며, 반응용 상태에서 유지시간의 증가에 따라 액상율이 평형값에 근접하고 고상입자가 조대화하여 구형화하는 것은 자발적인 과정이다. 입자강화 복합재료는 이 자발적인 과정과 강화상에 의한 고상입자의 조대화 억제에 의해 재가열만으로 반응용 조직제어가 가능하며, 제조조건에 따른 강화상의 분산과 분율은 미세조직 및 초정  $\alpha$ 상의 크기에 영향을 미치고 이는 재가열시 용융과정, 고상입자의 형상과 조대화 및 액상율 변화의 주 변수로써 반응용 조직의 특성을 좌우한다.

본 연구에서는 SiC 입자강화 AZ91HP Mg 복합재료의 제조방법으로 대량생산 및 복합재료의 전정성 면에서 우수한 교반관법(Rotation-Cylinder Method)<sup>[22,30]</sup>에 주목하여, AZ91HP/SiCp Mg복합재료의 반응용 성형가공을 위한 조직제어시 강화상 분율이 조직제어에 미치는 영향에 관하여 조사하였다. 교반관법에 의하여 평균입경  $5\mu\text{m}$ , Aspect Ratio 3이하인 SiCp를 사용하여 강화상 분율이 5, 10mass%인 복합재료를 제조, 473K에서 600초간 예열하고, 9.5K/min.로 목적온도까지 승온하여 1800초 동안 유지 후 수냉하였으며, 목적온도는 선행연구 결과를 토대로 액상율 20~90%로 하였다.

온도의 변화 및 유지시간에 따른 조직전개 과정은 수지상 가지의 합체 및 구형화와 용질 확산에 의한 조대화 등 합금과 동일한 양상을 보이지만, 첨가된 강화상에 의한 용질 확산의 감소에 의해 Ostwald Ripening이 감소하고 고상입자간의 합체가 억제되므로 미세한 구형의 고상입자를 얻을 수 있다. 복합재료의 강화상은 응고 및 냉각 시 초정  $\alpha$ -수지상의 불균일핵 생성 Site로 작용하지 못하고 최종 응고부에 편중되며, 재가열시 고상입자간의 용질확산과 합체를 방해하므로, 복합재료에 있어서 고상입자의 조대화는 수지상 가지의 합체와 고상입자 내의 곡률반경에 의한 확산이 주된 기구이며, 이에 고상입자는 미세결정립으로 보다 빨리 구형화하게 된다.

그림 5와 6에 온도와 유지시간에 따른 평균결정입도 변화 및 단위면적당 고상입자 수의 변화를 나타내었다. 강화상의 첨가에 의하여 고상입자 크기는 감소하며, 강화상 분율이 증가할수록 더욱 감소하나, 조대화는 시간의 변수로 온도의 변화에 따른 고상입자의 크기는 변화하지 않으며, 고상입자의 크기는 제조조건에 따른 강화상의 분산과 분율에 의해 결정되는 초기결정입도에 의존함을 알 수 있다. 5mass%의 경우 848K, 10mass%의 경우 856K 이하에서는 반응용 조직을 얻지 못하였으며, 강화상 분율에 따라 강화상을 포함할 수 있는 액상인 유효액상율의 도입이 필요하리라 생각된다. 그림 6에서 고상입자 수의 변화는 조대화와 동시에 온도증가에 따른 액상율 증가에 기인하며, 합금은 861K 이하의 온도에서는 동일한 값을 나타내지만 10mass% 복합재료의 경우는 거의 선형적으로 온도의 증가에 따라 감소하였다. 평균결정입도의 변화없이 고상입자 수가 감소하는 것은 온도의 증가에 따라 적은 고상입자가 용융되기 때문이라 생각하며, 복합재료의 경우 구형화를 위해 필요한 가능한 단시간의 유지시간 및 강화상과 고상입자를 포함한 총고상율을 고려한 성형온도의 설정이 필요하리라

생각한다.

#### 4. D2 합금공구강 및 M2 고속도공구강의 반응용 조직제어

본 연구에서는 잉코트로 제조되고, 1443K으로 재가열하여 열간압연 후 구상화소둔 처리된 합금공구강인 D2(SKD11)와 고속도공구강인 M2(SKH51)에 대하여 엄밀한 온도제어가 가능하도록 고안된 SiC Tube Furnace를 사용하여 소정의 반응용 온도인 1573, 1593, 1613K에서 유지시간을 0~3600초로 변화하며 반응용 조직제어 실험을 행하였다. 반응용 조직제어시 시편의 산화방지를 위해서, 진공 및 불활성 가스유입 후 Quartz Tube를 봉하였다. 반응용 성형 가공을 위해서는 시편을 소정의 반응용 온도에서 가능한 단시간에 처리하는 것이 바람직하지만, 너무 빠른 승온 및 짧은 유지시간에서는 시편 전체에 균질한 반응용 조직을 얻기가 어려우며, 더욱이 강의 경우는 열변형 및 변태에 의해 수축이 발생하기 쉽기 때문에, Thermal Strain을 고려한 823K 부근과 변태에 의한 수축을 고려한 변태점 직하의 온도에서 2단계 예열을 하였으며, 1523K부터 승온속도를 조절하여 시편 전체에 균질한 반응용 조직을 얻고자 하였다. 반응용 처리 후 각 시편은 Quartz Tube와 함께 수냉 또는 유냉 하였으며, 연마와 5% Nital 수용액에 의한 Etching 후, 광학현미경과 Image Analyzer를 통하여 고상의 형상 및 액상을 변화과정을 측정하였다.

AZ91HP Mg합금 및 SiC 입자강화 AZ91HP Mg복합재료의 경우에는 온도의 상승에 따라 고경각 결정입계 및 용질 편석부 등에서 부분용융이 선택적으로 일어나며, 온도의 상승과 유지시간이 증가함에 따라 수지상 가지의 합체와 곡률반경에 따른 용질확산에 의한 고상입자의 구형화가 진행되었다. 그러나 응고 후 열간압연 및 구상화소둔 처리된 D2와 M2의 경우에는 일반적인 주조재의 경우와는 달리 유지초기부터 어느정도 구형화된 고상입자가 나타나며, 유지시간의 증가에 따라 Gibbs-Thomson 효과에 의한 Ostwald Ripening과 1800초 이후 합체에 의한 조대화 기구가 주요하게 작용함을 알 수 있다. 부분용융 전 고상형상 변화의 보다 정확한 고찰을 위해서는 승온과정 중 RPM(Recrystallization and Partial Melting)과  $\alpha \rightarrow \gamma$ 의 상변태 및 액화(Liquefaction)에 대한 계통적인 연구가 필요하다고 생각한다.

그림 7~12에 D2, M2 각각에 대하여 반응용 온도와 유지시간에 따른 액상율, 고상입자의 평균입도 및 단위면적당 고상입자 수의 변화를 나타내었다. D2의 경우 유지시간이 증가함에 따라 액상율은 감소하며, 3600초 이후에는 동일한 액상율에 근접함을 알 수 있다. 유지시간에 따른 액상율의 감소는 용질이동에 따라 액상율이 평형에 근접하기 때문이라 생각되나, 3600초 이후의 현상은 현재 해석, 고찰과 실험에 의한 재검증이 진행중에 있다. M2의 경우 1573K에서만 유지시간의 증가에 따라 액상율이 감소하며, 1593과 1613K에서는 일정한 액상율을 나타내며, 온도의 증가에 따라 액상율이 다소 증가하였다. 이는 D2에 비하여 M2의 경우, 단시간에 평형<sup>[29]</sup>에 도달하기 때문이라 생각하며, 평균입도 및 단위시간당 고상입자 수의 변화 결과와 함께 이해될 수 있다.

반응용 상태의 소정의 온도에서 0초 유지한 고상입자의 초기 평균입도는 D2에 비해 M2가 미세하며, 온도의 증가에 따라 M2의 평균입도는 증가하나 D2의 경우 오히려 감소하였다. 반응용 온도의 증가에 따라 온도에 도달하는 승온시간이 증가하며, 즉, 조대화할 수 있는 시간이 증가하지만 D2의 경우는 온도에 따른 초기 액상물의 증가에 의해 오히려 초기 고상입자 평균입도는 감소하였으며, 유지시간의 증가에 따라 모든 온도에서 동일하게 조대화하였다. 고상의 조대화는 유지시간에 좌우되나, 엄밀한 조대화 기구에 대한 고찰을 위해서는 온도의 증가에 따라 반응용에 의한 액상물의 증가를 고려한 해석이 필요하다고 생각한다.

1613K에서 3600초 유지된 D2의 경우 평균입도  $89.3\mu\text{m}$ 인 고상입자의 단위면적당 수는 72개이며, 동일한 조건에서 M2의 경우 평균입도가  $70.1\mu\text{m}$ 인 고상입자가 단위면적당 27개 존재하였다. 평균입도가 적음에도 불구하고 단위면적당 고상입자가 적은 것은 D2에 비하여 M2의 경우 고상입자의 입도 평균편차가 현저하게 작기 때문이다.

그림 13에 구상화소둔과 반응용 처리 후 각각에 대한 D2, M2의 경도값(HRC)을 나타내었다. 반응용 처리 후 D2의 경도값은 구상화소둔 후에 비하여 향상되었으나 규격치인 HRC 54~61<sup>[31]</sup>에는 크게 못 미치며, 이와 달리 M2의 경우 반응용 처리를 통하여 규격치인 HRC 60~63<sup>[31]</sup>을 얻을 수 있었다. 적용을 고려한 반응용 성형가공재의 보다 엄밀한 특성평가가 필요하지만, 이상의 조직제어 결과와 경도측정을 통하여 D2에 비하여 M2가 반응용 성형가공에 보다 적합함을 알 수 있으며, 성분에 따른 충분한 고찰을 통하여 반응용 성형용 합금설계가 필요하다고 생각한다.

## 5. 결론

반응용 성형가공의 핵심 요소기술인 반응용 Slurry의 조직제어를 위해서는 재가열 과정에서의 액화기구, 입내/입계 액상을 변화, 용질원소 재분배와 성장 및 합체에 따른 고상형상 변화, Ostwald Ripening 및 Coalescence에 따른 고상입자의 Coarsening기구, 또한 이에 미치는 용질분포, 결정입도, 변형율의 영향에 대한 규명이 중요하다.

본 고에서는 AZ91HP Mg합금과 SiC 입자강화 AZ91HP Mg복합재료 및 D2 합금공구강과 M2 고속도공구강에 대하여 재가열 과정에서 반응용 Slurry의 조직제어를 중심으로 몇 가지 결과를 소개하였다.

재료개발에 있어서 고려할 점은 특성향상, Life Cycle Design과 더불어 본 연구의 접근방법을 활용하고 성분에 따른 충분한 고찰을 통하여 반응용 성형가공 공정에 적합한 합금설계가 필요함을 알 수 있었다.

## 6. 참고문헌

1. D.B.Spenser, Ph.D. Thesis, MIT, Cambridge, MA, (1971)
2. M.C.Flemings, the 1990 Edward Campbell Memorial Lecture, Metall. Trans., 22A(1991)957
3. K.P.Young and S.B.Brown, Encyclopedia fo Advanced Materials, Ed. by D.Bloor et al., (1991)2411
4. M.C.Flemings, Metall. Trans., 22B(1991)269
5. S.Sannes, H.Gjestland and L.Amberg, Proc. of 2nd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1992)11
6. D.Ghosh, R.Fan and C.VanSchilt, Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994)85
7. S.Sannes, H.Gjestland, L.Amberg and J.K.Solberg, Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994)75
8. T.Z.Kattamis and T.J.Piccone, Mater. Sci. Eng., A131(1991)265
9. M.Mada and F.Ajersch, Mater. Sci. Eng., A212(1996)157
10. M.Mada and F.Ajersch, Mater. Sci. Eng., A212(1996)171
11. P.J.Ward, H.V.Atkinson, D.H.Kirkwood and G.Starr, Proc. of 4th Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1996)269
12. J.Baur, Proc. of 5th Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1998)299
13. H.Murakami, Y.Yoshikawa, K.Takebayashi, T.Moriya, M.Hirai and A.Nanba, Proc. of 2nd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1998)67
14. K.P.Young and J.A.Chery, Metall. Trans. A, 17A(1986)2049
15. P.A.Joly, J. Mater. Sci., 11(1976)1393
16. 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
17. S.Tanaka, H.Takeuchi, H.Nakashima, K.Sasaki and K.Yamamoto, Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994)327
18. N.Yoshida, Y.Murata, T.Moriya and C.Yoshida, Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994)337
19. P.Naveau and S.Wilmotte, Proc. of 3rd Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994)361
20. K.Hirose, T.Suzuki and S.Koiike, Kobe Steel Eng. Report, 36(1986)85
21. D.P.Poirier, S.Gamesan, M.Andrews and P.Ocansey, Mater. Sci. Eng., A148(1991)289



22. M.G.Kim, J.I.Youn, S.K.Kim, H.W.Hong and Y.J.Kim, Proc. of 3rd Symp. on Semisolid Forming Tech., (1999) In press
23. K.P.Young, Proc. of 4th Int'l Conf. of Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1996)229
24. I.M.Lifshitz and V.V.Slyozov, J. Phys. Chem. Solids, 19(1961)35
25. C.Wagner, Z. Elektrochem., 65(1961)58
26. P.W.voorhees, Ann. Rev. Mater. Sci., 22(1992)197
27. G.A.Chadwick, Solidification Chap. 4, p99, Ed. by Charer
28. H.C.Koo, S.K.Kim and Y.J.Kim, J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 34(1996)703
29. S.Morita and T.Tanaka, Trans. ISIJ, 23(1983)824
30. K.T.Lee, H.S.Ha and Y.J.Kim, J. of the Korean Inst. of Met. & Mater., 34(1996)1651
31. Metals Handbook 10th edition Vol 1, Ed. by J.R.Davis et al., ASM Int'l Materials Park, (1990)755

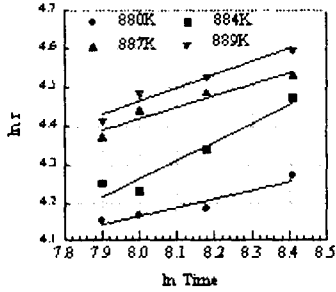


Fig. 1 Variation in  $\ln r$  with  $\ln$  time

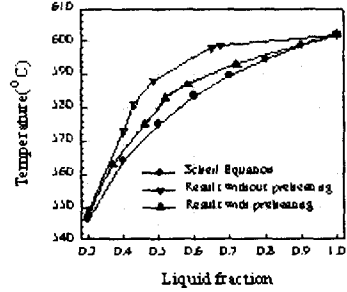


Fig. 4 Variation in liquid fraction

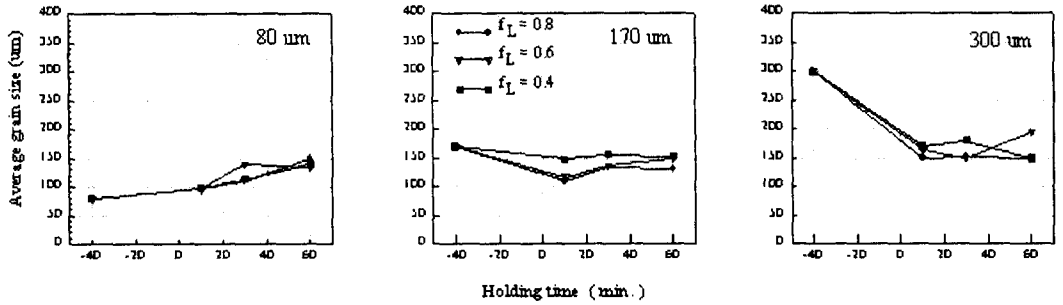


Fig. 2 Effect of initial grain size on the change of average grain size in the semiliquid state

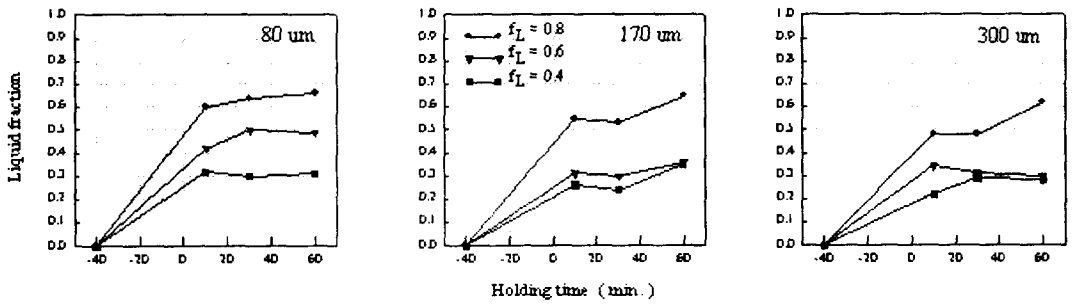


Fig. 3 Effect of initial grain size on the change of liquid fraction in the semiliquid state

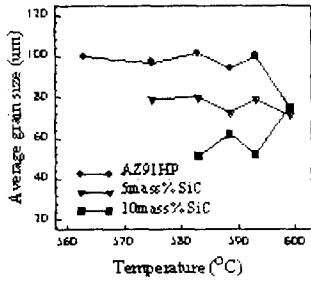


Fig. 5 The change of average grain size

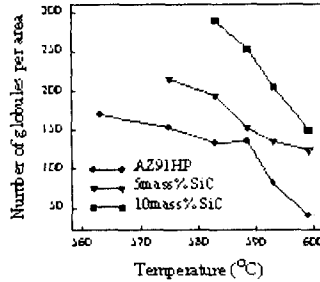


Fig. 6 The change of number of globules per area

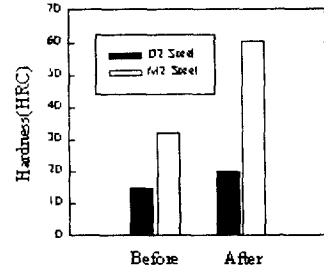


Fig. 13 The change of hardness value

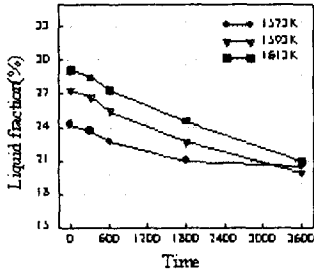


Fig. 7 The change of liquid fraction

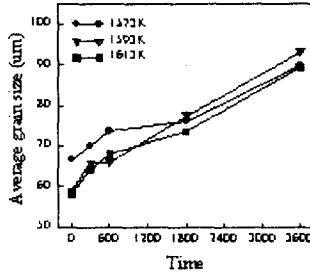


Fig. 8 The change of average grain size

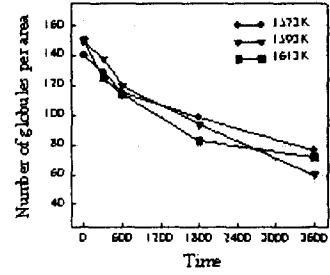


Fig. 9 The change of number of globules per area

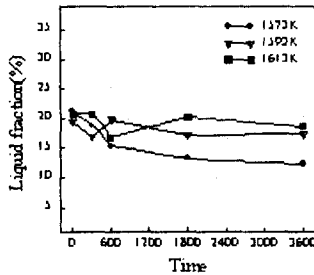


Fig. 10 The change of liquid fraction

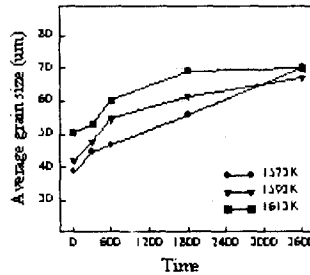


Fig. 11 The change of average grain size

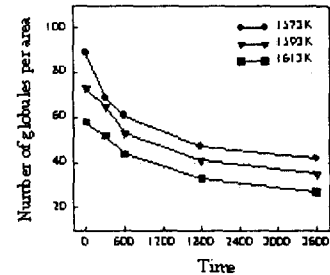


Fig. 12 The change of number of globules per area