

# 알루미늄 소재의 레오로지 직접단조공정에서 가압력이 액상 편석에 미치는 영향

오세웅<sup>1</sup> · 배정운<sup>1</sup> · 강충길<sup>#</sup>

## The Effect of Pressure on Liquid Segregation in Direct Rheo-Forging Process of Aluminum Alloys

S. W. Oh, J. W. Bae, C. G. Kang

(Received January 15, 2007)

### Abstract

Rheo-forging process of aluminum alloy is suitable for large parts of net shape without defects and excellent mechanical properties in comparison with conventional die casting and forging process. To control the microstructure of the product with high mechanical properties in rheo-forming, solid fraction is required to prevent porosity and liquid segregation. Therefore, in rheo-forging process, die shape, pressure type and solid fraction are very important parameters. The defects such as porosity, liquid segregation and unfilling phenomena occur during rheo-forging process. To prevent these defects, mechanical properties and microstructure analysis of samples versus the change of pressure are carried out and the problem and its solutions are proposed. Also, the mechanical properties versus various pressures were compared with and without heat treatment. The alloys used for rheo-forming are A356 and 2024 aluminum alloy. The rheology material is fabricated by electromagnetic process with controlling current and stirring time.

**Key Words** : Rheo-Forging, Liquid Segregation, Electromagnetic Stirring, Microstructure

### 1. 서 론

알루미늄을 이용한 경량화 부품의 개발은 주로 액체상태로부터 원하는 형상의 부품을 직접 제조하는 다이캐스팅이나 용탕 단조법에 의해 이루어지고 있다. 그러나 전자는 용탕이 캐비티 내부로 유입될 때 난류로 인한 공기의 포집과 수축에 의한 결함이 있고, 후자는 용탕의 과열도 때문에 금형의 수명을 단축시키는 결점이 있다. 이러한 문제점들을 해결할 수 있는 방법으로 레오로지 단조에 관한 연구가 활발히 진행되고 있다. 반응용 상태에서의 성형은 기존의 단조공정에 비해 적은 하중으로도 복잡한 형상의 부품을 한 공정으로 만들

수 있고, 액체상태 보다 높은 점성으로 인해 충전시 유동형태가 난류로 발달하지 않기 때문에 재료 내부에 기공 및 가스와 같은 결함이 적고 초기 온도가 낮기 때문에 금형의 열피로를 줄일 수 있다.

반응용 가공은 여러 가지 장점을 가지고 있기 때문에 1972 년에 Flemings 에 의해 처음 제안되었던 이후 많은 연구가 이루어졌다. Ramati 등[1]은 Sn-15%Pb 소재를 이용하여 단조작업을 수행할 때 나타나는 문제점에 대하여 소개하고 있다. Toyoshima 등[2]은 고상률이 10%~40% 인 반응용 알루미늄재료를 이용한 다이캐스팅 실험에서 고상률이 높을수록 양호한 제품을 얻을 수 있다고 보고하고 있다. Hirt 등[3]은 고상률이 40%~80%인

1. 부산대학교 정밀기계공학과  
# 교신저자: 부산대학교 기계공학부,  
E-mail: cgkang@pusan.ac.kr

반응용 알루미늄재료의 단조공정에 관한 실험연구를 하여, 금형의 온도가 150°C~300°C 사이가 되어야 한다는 결론을 얻었다. Peng 등[4]은 나선형 부품의 성형공정에 있어서 반응용 재료의 거동현상에 관하여 연구하였다. Lee 등[5]은 7075 합금을 구간별 가열하여 온간 단조와 반응용 단조를 병행하는 실험을 하였다. 또한, 반응용 가공을 위한 소재를 제조하는 방법으로는 전자교반과 기계식 교반 그리고 무교반법이 있으며, 전자교반에 관한 대표적인 연구로는 Zoqui 등이 A356 합금의 전자교반 실험을 통하여 거시조직과 미세조직을 비교 관찰하였다[6~7]. Liu 등[8]은 A356 레오로지 슬러리의 전자교반 조건과 투입온도에 따른 초정상의 거동에 관하여 연구하였다.

지금까지 발표된 연구들은 반응용 재료의 특성을 조사한 것이 대부분이고, 소재의 선정이 고액공존 영역에서 유동성이 좋은 주조용 소재에 한정되어 연구가 이루어져 왔다. 또한, 제조공정의 원가와 장비측면에서 레오로지 공정에 관한 연구가 주된 목적이었다. 그러나 주조용 소재는 강도향상에 한계성을 가지기 때문에 구조용 소재의 반응용 단조공정의 연구가 필요한 실정이다. 이에 따라 구조용 소재를 이용하여 반응용 성형한 제품의 물성치에 관한 자료와 성형 시 소재의 문제점에 관한 연구가 최근 발표되고 있는 추세이다[9~10].

따라서, 본 연구에서는 레오로지 소재의 단조공정에서 주조용 합금과 구조용 합금을 사용하여 임의 형상의 시제품을 성형할 때 발생하는 문제점과 해결방안에 대하여 제안하고자 한다. 전자교반장치를 이용하여 제조한 레오로지 소재의 단조공정에서 중요변수인 가압력이 기계적 성질 및 조직변화에 미치는 영향에 관하여 검토하고자 한다.

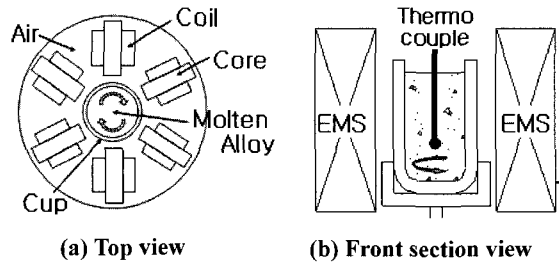
## 2. 실험

레오로지 단조 실험에 사용된 알루미늄 합금은 주조용 A356 합금과 구조용 2024 합금이며 이들 합금의 성분과 고상선( $T_S$ ) 및 액상선( $T_L$ )의 온도는 Table 1과 같다. 소재는 용해·보온로에서 용해하여 실험을 위한 온도로 유지된 후 계산된 제품의 양을 비자성체로 만들어진 용기에 주입한다. Fig. 1의 교반기 내부 공간에 용융알루미늄을 주입한 후 전자기장을 이용한 수평식 교반을 통하여 고상율과 초정알파의 크기가 제어된 레오로지 소재를 제조한다. 전자교반력은 공급되는 전류에 의하

여 비례적으로 증감하게 되고, 교반이 진행되는 동안의 온도를 측정하여 고상율을 예측하였다.

**Table 1 Chemical compositions (wt%) and thermal characteristics of A356 and 2024 aluminum alloy**

	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn	Ti	Al	$T_L$	$T_S$	$T_L-T_S$
A356	0.01	0.33	0.01	0.13	7.00	0.01	0.01	Bal.	614°C	554°C	60°C
2024	0.25	1.80	4.90	0.50	0.50	0.90	0.15	Bal.	638°C	502°C	136°C



**Fig. 1 Schematic diagrams of electromagnetic stirrer**

전자교반 된 소재를 비자성체 용기에서 꺼내게 되면 용기의 형상을 유지한 레오로지 상태의 슬러리를 얻을 수 있다. 이때 비자성체 용기의 형상이 슬러리의 형상을 결정하기 때문에 단조 금형의 형상과 투입구의 크기를 고려하여 비자성체 용기의 형상과 크기를 결정하여야 한다. 전자교반으로 제조된 레오로지 소재는 Fig. 2와 같이 금형 내부의 캐비티로 이동되고 단조공정을 거치게 된다. 레오로지 단조 공정에는 최대하중이 200톤인 복동식 유압 프레스를 사용하였다. 본 실험에 사용된 금형의 설계도와 샘플의 형상은 Fig. 3에서 보여 주는 바와 같이 직경의 변화가 5단으로 되어 있다. 이러한 다단형상은 레오로지 소재를 금형의 캐비티내에 주입 한 후 가압 시 표면산화층의 제어에 효과가 있어 본 연구에서는 단이 있는 형상으로 샘플을 제작하였다.

레오로지 단조실험의 변수로는 프레스 가압력, 레오로지 소재의 고상율, 전자교반 전류로 구분되며 본 실험에서는 프레스의 가압력의 변화에 따른 기계적 성질 및 미세조직의 차이를 알아보하고자 한다. Table 2, 3은 주조용 소재와 구조용 소재의 실험조건을 정리한 것이다. 금형의 예열 온도, 가압유지 시간은 일정하게 실험하였다. 금형의 예열 온도는 온도제어식 카트리지를 열선을 금형 내부에 설치

### 3 실험 결과

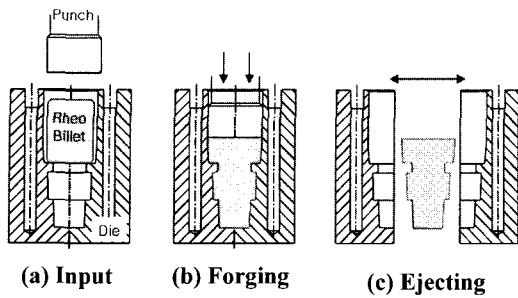


Fig. 2 Schematic diagrams of rheology forging process

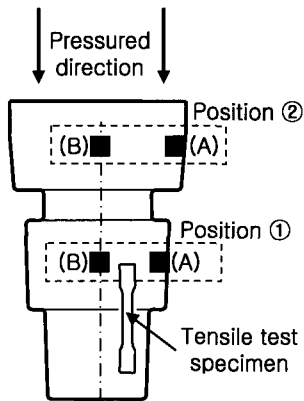


Fig. 3 Observing positions of microstructure and tensile specimen

하여 250℃의 일정한 온도로 유지하였고, 가압유지시간은 20초로 레오로지 상태의 소재가 금형 내부에서 응고되는 동안 압력을 받으면서 성형이 이루어지도록 하였다.

Table 2와 Table 3에서 보여 주는 각 조건에서 레오로지 소재의 직접 단조 실험을 실시하여 샘플을 제작한다. 제작된 샘플은 Fig. 3에 나타난 위치에서 미세조직을 관찰하고 인장실험을 위한 시험편을 제작하였다. 금형에 투입된 레오로지 소재는 Fig. 2(a)에서 보여 주는 바와 같이 초기소재가 빌렛의 형상을 유지한 채 캐비티 내에 존재하도록 하여 실험을 수행하였다.

펀치가 하강하면서 소재는 금형 내부를 채워가고 금형의 돌출부에서 소재의 산화막이 제거된다. 수직형 직접가압식은 성형 시 제품의 최하단까지 압력이 전달되어 지기 때문에 가압 시 성형성보다 액상 편석의 존재 여부가 중요하다. 따라서 Fig. 3에서 보여주는 위치 ①과 위치 ②에서 액상편석 현상을 서로 비교하면서 샘플의 미세조직을 관찰하였다.

#### 3.1 A356 주조용 합금의 레오로지 직접단조

Fig. 4는 직접단조 실험에 앞서 전자교반의 영향을 비교하기 위하여 교반하지 않은 A356 합금의 미세조직을 관찰한 것이다. 교반하지 않은 용탕은 초정- $\alpha$ 가 수지상으로 성장하는 것을 알 수 있다. 그리고 샘플의 표면(Fig. 3의 (A)위치)은 금형에 채워지면서 금형과의 접촉으로 급냉되는 효과로 인하여 아주 미세한 조직들이 관찰되었다. 중심부(Fig. 3의 (B)위치)와 표면 부위를 비교해 보면 표면보다 상대적으로 냉각속도가 낮은 중심부의 조직이 조대한 것을 알 수 있다. 전자교반을 통하여

Table 2 Experimental conditions for A356 Al alloy by rheo-forging

No.	Pouring temperature, °C	Solidification, %	Stirring current, A	Forging pressure, MPa (ton)	Holding time, sec
1	680	0	0	120 (80)	20
2	568	70	60	100 (65)	20
3	568	70	60	120 (80)	20
4	568	70	60	150 (100)	20

Table 3 Experimental conditions for 2024 wrought Al alloy by rheo-forging

No.	Pouring temperature, °C	Solidification, %	Stirring current, A	Forging pressure, MPa (ton)	Holding time, sec
1	605	0	0	120 (80)	20
2	605	70	60	100 (65)	20
3	605	70	60	120 (80)	20
4	605	70	60	150 (100)	20

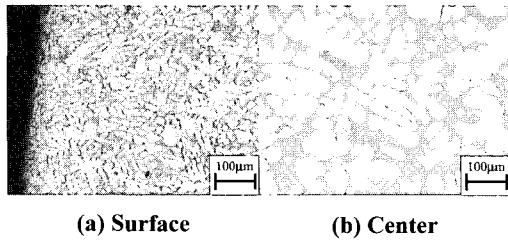


Fig. 4 Microstructures of position 1 in the A356 forged sample without and with stirring

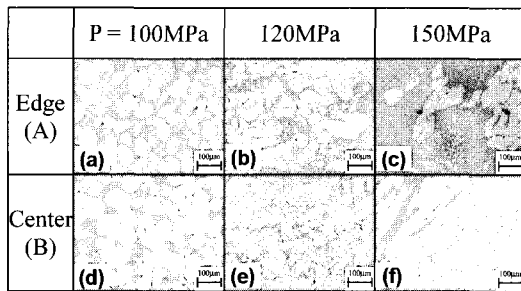


Fig. 5 Microstructures of A356 forged sample versus various forging pressure at position 1 (Stirring current; 60A, Solid fraction; 70%)

고액공존구간에서 용탕에 전단력을 가하여 수지상의 가치를 파쇄함으로써 초정- $\alpha$ 상을 구상화시키고 미세하게 할 수 있다.

Fig. 5는 Table 2에서 보여주는 실험조건 2, 3, 4에서 성형한 A356 소재의 시험편의 조직변화를 보여주고 있다. 고상을 70%, 전자교반 전류 60A 일 때 가압력의 변화에 따른 미세조직을 관찰한 것이다. Fig. 5는 Fig. 3에서 보여주는 위치 ①에서 제품의 표면(Fig. 3의 (A)부분)과 중심부분(Fig. 3의 (B)부분)을 관찰한 것으로 가압조건에 따라 큰 차이가 나타남을 알 수 있다. Fig. 5(a), (d)는 가압력 100MPa로 전자교반에 의해 초정- $\alpha$ 상의 수지상들이 파쇄되고 구상화되어 있는 것을 볼 수 있다. Fig. 5(b), (e) 및 Fig. 5(c), (f)는 가압력이 각각 120, 150MPa로 가압하였을 때이며, Fig. 5(a), (d)와 달리 초정조직들이 응집되어 있고 가압력이 클수록 초정입자의 응집력이 현격히 증가 되고 있음을 알 수 있다. Fig. 5(c), (f)는 가압력이 150MPa으로써 과도한 가압력으로 인하여 공정조직에 편석현상이 관찰되었고 발생한 공정편석 부분에서 Fig. 5(c)에서 보여주는 바와 같이 수축결합이 발생하는 것을 알 수 있다.

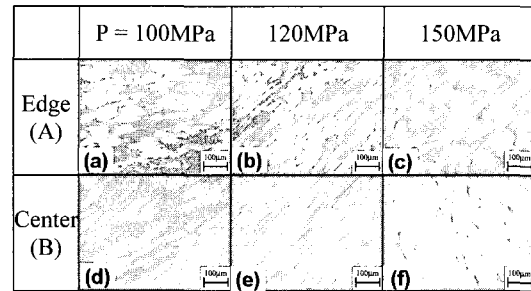


Fig. 6 Microstructures of A356 forged sample versus various forging pressure at position 2 (Stirring current; 60A, Solid fraction; 70%)

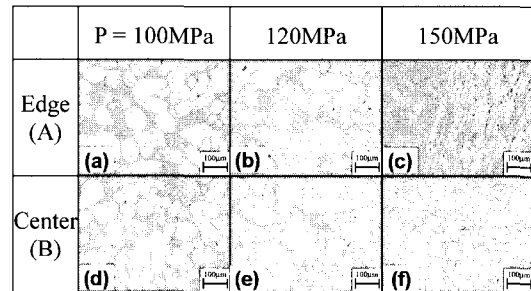


Fig. 7 Microstructures of A356 forged sample versus various forging pressure at position 1 of T6 heat treated sample (Stirring current; 60 A, Solid fraction; 70%)

Fig. 6은 Fig. 3에서 보여 주는 위치 ②에서 제품의 중심부분과 표면 부분의 미세조직을 가압력의 변화에 따라서 나타낸 것이다.

제품의 중심부는 금형과 접촉하는 표면부분과 달리 냉각 속도가 늦어지기 때문에 상대적으로 오랜시간 동안 높은 온도로 유지 된다. 또 중심부는 표면부분보다 펀치로부터의 압력을 더 잘 받기 때문에 고온, 고압의 상태가 된다. 이러한 고온, 고압의 분위기로 인하여 중심부의 초정상은 성장하여 조대화 되면서 고압으로 인하여 주변의 초정상들과 압착되어 공정상이 줄어들게 된다. Fig. 6 (b), (c)와 (e), (f)에서 보여주는 바와 같이 가압력이 120, 150MPa일 때는 공정상들이 가압력의 전달 방향에 따라 표면부로 이동되어 중심부에는 거대하게 뭉쳐진 초정상들이 대부분을 차지함을 알 수 있다.

Fig. 7은 Fig. 3에서 보여주는 위치 ①에서 열처리 후 미세조직변화를 관찰한 것이다. 표면부분과 중심부분의 초정과 공정의 형상 및 분포는 Fig. 5에서 설명한 바와 같이 높은 가압력에서 초정상

들이 압착되어 있는 형상을 볼 수 있다. 그러나 Fig. 7은 T6 열처리에 의하여 공정부분에서 미세한 석출물이 분포되어 있는 것을 볼 수 있다. 이 미세한 석출물은 전위의 이동을 방해하는 역할을 하여 제품의 강도를 높이게 된다. Fig. 3의 위치 ②의 (A), (B)에서도 열처리 후 조직현상을 관찰하였지만 중심부에서는 Fig. 7의 (B)와 유사하게 관찰되었다. 열처리 후 위치 ②의 표면부분(A 부분)에서는 공정조직이 거의 없지만 120MPa에서는 공정상에서 석출물이 관찰 되었다.

Fig. 8은 Table 2의 실험조건 2, 3, 4에서 실험한 시험편의 인장 시험결과를 나타낸 것이다. 인장시험 결과 가압력 100MPa 일 때 항복강도 179MPa, 인장강도 251MPa으로 측정되었고, T6 열처리 이후에는 항복강도와 인장강도가 각각 276MPa과 302MPa으로 증가 되었다. 가압력이 150MPa일 때에는 큰 압력으로 인하여 액상이 샘플의 내부에서 표면 쪽으로 유출되는 액상편석을 형성하여 고상과 액상의 분리되었기 때문에 100, 120MPa일 때 보다 강도가 감소한 것으로 사료된다.

Fig. 9는 각 시험편의 파단면을 전계방사형주사전자현미경(FE-SEM)을 사용하여 관찰한 사진이다. Table 2의 조건 2번의 경우에서 가장 높은 인장강도를 보이고 조건 4번에서 낮은 강도를 나타내었는데 Fig. 9의 사진을 살펴보면 2번 조건의 경우에는 파단 형태가 일정한 결을 이루고 있음을 알 수 있고, 조건 3번과 4번의 경우에는 곳곳에 이질적인 파단면을 나타낸다. 높은 강도를 보이는 파단면의 경우에는 뜯겨진 듯한 형상이지만 낮은 강도를 보이는 시험편의 경우에는 불순물이나 이물질 등이 관찰되는 지점에서 깨어지는 모양을 보이고 있다.

Table 2의 실험조건 C 번은 비산으로 인한 미성형 발생의 경우이고 Fig. 10에서와 같은 공정편석을 미세조직으로 관찰할 수 있다. 높은 가압력으로 인하여 편치의 수직 방향으로의 압력이 좌우 분리형인 금형을 수평방향으로 벌어지는 것을 방지해주는 클램프의 수평방향의 압력을 초과하면 벌어진 금형 분리면으로부터 내부의 레오로지 상태의 소재가 비산하게 된다. 다이캐스팅과 같이 용탕을 이용한 고압 주조에서는 용탕이 비산되어도 뒤쪽의 용탕이 채워지면서 성형이 완료되지만, 레오로지 직접단조 공정에서는 용탕이 비산될 때는 주로 액상상태의 소재가 배출되고 금형의 내부에는 고상상태의 소재만이 남게된다.

비산으로 인하여 표면쪽은 액상이 주를 이루고 중심부는 액상이 배출되고 난 고상상태의 소재만이 남아 편석이 발생한다. Fig. 10은 샘플의 표면부와 중심의 조직사진으로 Fig. 6의 초정상의 압착과는 달리 공정부분이 거의 존재하지 않는다. 비산은 공정편석 뿐만 아니라 비산된 양만큼의 소재부족으로 인하여 미성형의 원인이 되기 때문에 금형설계 시 비산의 영향을 반드시 고려하여야 한다.

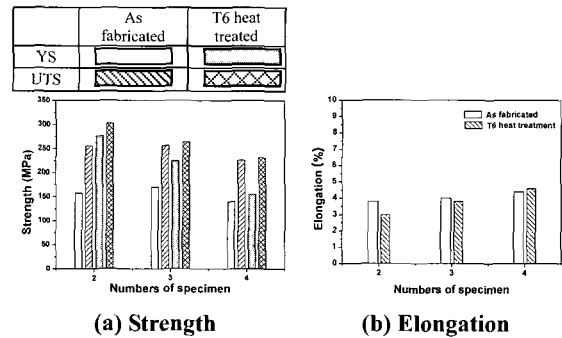


Fig. 8 Mechanical properties of A356 rheo-forged sample

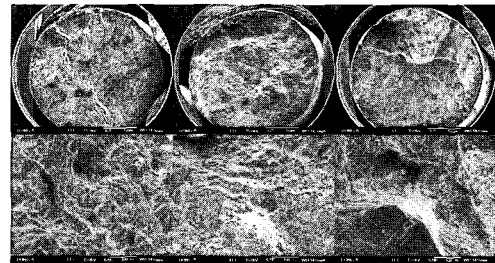


Fig. 9 Photographs of fracture surface by FE-SEM in A356 rheo-forged sample

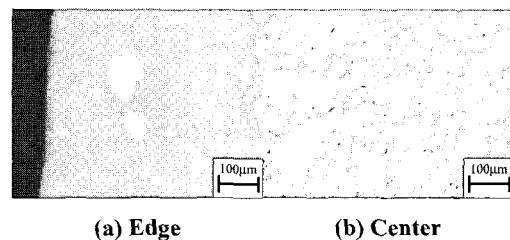


Fig.10 Microstructures of condition C (spattered melt at the parting line)

### 3.2 구조용 2024 합금의 레오로지 소재 직접단조

Table 3의 조건으로 구조용 2024 합금의 레오로지 소재를 제조하여 직접단조 실험을 시행하였다. 구조용 합금은 주조용 합금에 비하여 소재의 유동성이 좋지 않지만 고강도의 알루미늄 합금이기 때문에 주조용 소재의 강도적 한계를 극복하기 위한 방안으로 연구를 진행하였다.

Fig. 11과 Fig. 12는 Fig. 3에서 위치 ①과 ②에서 가압력의 변화에 따른 2024 합금의 조직사진을 표면부분과 중심부분으로 구분하여 관찰한 것이다. 구조용 합금은 고고상율 구간의 온도 범위가 좁기 때문에 주조용 A356 합금과는 달리 공정상이 많지 않다. 공정상의 비율이 적어지면 초정의 형상을 평가하기에 어려움이 많다.

Fig. 11 및 Fig. 12에서 보여 주는 바와 같이 가압력의 변화에 따른 조직의 변화가 A356 합금의 경우처럼 명확하지 않다.

Fig. 11과 Fig. 12의 위치(A)는 샘플의 표면을 관찰한 것으로 A356에서 보이던 미세한 초정 혹은 액상 편석 현상을 거의 찾아 볼 수 없다. 미세한 초정은 표면과 인접한 200 $\mu$ m 이내의 구간에 관찰되지만 그 이상의 깊이에서는 관찰되지 않았다. 구조용 합금은 고고상율에서의 온도구간이 좁기 때문에 70%의 고상율로 제조된 소재는 이송과 성형 과정에서 고상율은 급격히 올라가게 되어 공존영역이 거의 보이지 않고, 이미 응고가 상당부분 진행되었기 때문에 금형과의 접촉면에서도 일정한 형상의 초정 입자들이 분포할 수가 있다.

Fig. 11과 Fig. 12의 위치(B)는 샘플의 중심부에서의 조직을 관찰한 것으로 표면부위보다 초정의 입자가 조대하고 여러 초정이 합해져서 장미상의 형상이 관찰된다. 구조용 합금의 경우 전자교반을 하지 않고 고액 공존영역에서 성형을 하게 되면 수지상보다 초정의 입자들이 조대해지면서 장미상의 조직을 형성하는데, 전자교반을 하게 되면 장미상의 초정들을 파쇄하여 장미상이 쪼개어지는 모습으로 나타난다.

Fig. 13은 T6 열처리한 후 Fig. 3에서 보여주고 있는 위치①에서 표면부분(A)과 중앙부분(B)에서의 조직변화를 보여 주고 있다. Fig. 7의 A356 합금은 T6 열처리 과정에서 공정부분에 미세한 석출물을 관찰할 수 있지만, Fig. 13의 2024 합금의 경우에는 공정상의 영역이 미소하기 때문에 조직

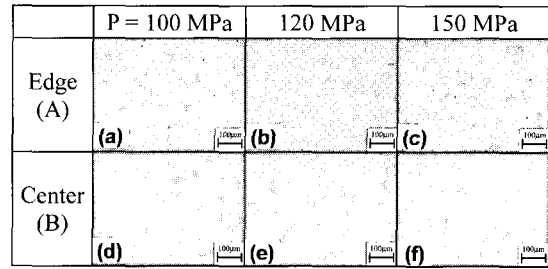


Fig.11 Microstructure of 2024 forged sample versus various forging pressure at position ① (Stirring current; 60 A, Solid fraction; 70%)

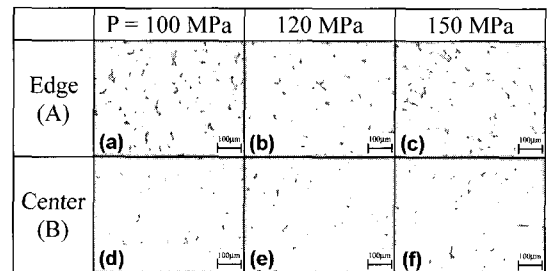


Fig.12 Microstructures of 2024 forged sample versus various forging pressure at position ② (Stirring current; 60 A, Solid fraction; 70%)

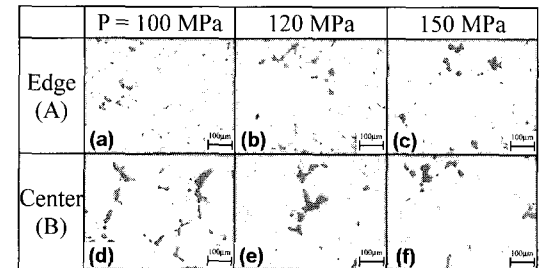


Fig.13 Microstructures of 2024 forged sample versus various forging pressure at position 1 of T6 heat treated sample (Stirring current; 60 A, Solid fraction; 70%)

의 변화는 거의 없이 Fig. 11의 조직과 흡사하다. 반면 Fig. 13의 각 조건의 표면과 내부에서 고루 발견되는 검은 점은 열처리 이전에는 관찰되지 않았던 것으로 그 형상과 성분을 알아보기 위하여 FE-SEM 과 에너지 분산형 X 선 측정기(EDS)를 이용하여 관찰한 결과는 Fig. 14와 같다. Fig. 13의 조직사진의 검은 점들은 소재제조 및 성형과정에서 제품 내부로 유입된 공기가 열처리 과정에서 팽창하여 발생하는 기공으로 추측할 수 있으며,

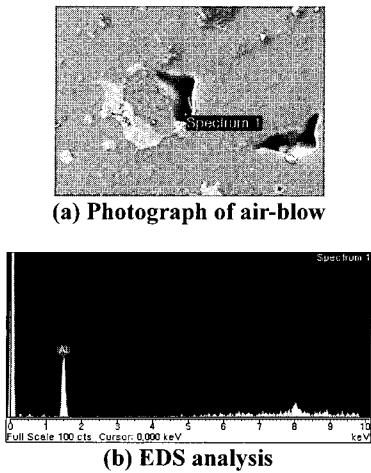


Fig.14 Photograph of air-blow in 2024 rheo-forged sample

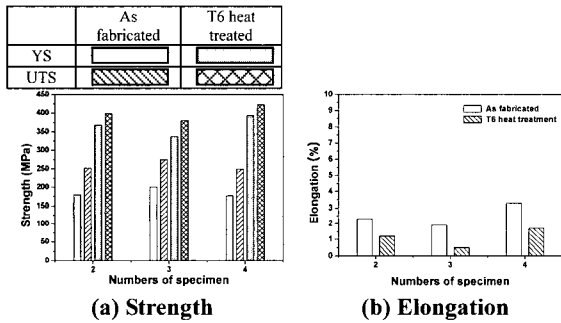


Fig.15 Mechanical properties of 2024 rheo-forged sample

Fig. 14에서 SEM 촬영결과 깊은 골의 형상을 띄며 EDS 분석 시에도 100cts 의 소량의 성분만이 검출 되기 때문에 기공임을 확인 할 수 있다.

구조용 합금의 물성치를 알아보기 위하여 Fig. 3 의 위치에서 인장 시험편을 제작하여 시험한 결과 Fig. 15 와 같은 결과를 얻을 수 있었다.

Fig. 15의 결과는 일반적인 2024 합금의 물성치에 비하여 현저히 떨어지는 결과이다. 성형압력이 각각 100, 120, 150MPa 일 때 열처리 후 인장강도는 각각 398, 380, 423MPa 이고, 연신율은 각각 1.2, 0.5, 1.7%임을 알 수 있었다. 이러한 기계적 성질은 기대치 보다 적게 나타났으며, 그 원인을 규명하기 위하여 SEM 관찰과 미세 조직으로부터 결함 여부를 관찰 하였다. 레오로지 단조공정에서 얻어진 조직 사진의 검토 결과 Fig. 13에서 보여주는 바와 같이 내부 곳곳에 미세한 기공이 분포

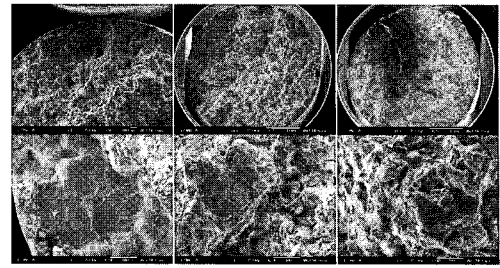


Fig.16 Photographs of fracture surface by FE-SEM in 2024 rheo-forged sample

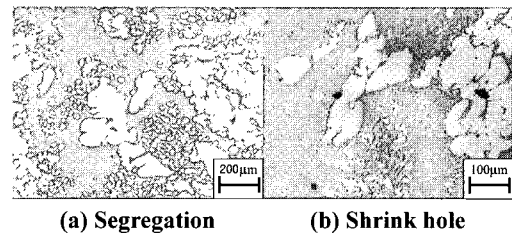


Fig.17 Segregation and shrink hole defects in rheo-forged sample

되어 있는 것을 알 수 있었다. 미세기공들로부터 쉽게 크랙이 발생하기 때문에 작은 압력에도 파단이 일어난다. 기공 발생의 원인은 구조용 합금인 A2024의 경우 고상율이 짧은 온도구간에 급격히 변화하는 열적 특성으로 인하여 고상입자와 액상영역간의 접합이 완전하지 않기 때문으로 판단된다.

Fig. 16은 각 시험편의 파단면을 관찰 한 것으로 연신율이 가장 낮은 3번 조건의 경우에는 파단면에서 불순물이 관찰 되었고 조건 2번에서 파단 모양이 좋지 않은 취성 파괴의 형상이 관찰 되었다.

### 3.3 레오로지 직접단조품의 결함 분석

A356 주조용 합금과 2024 구조용 합금으로 성형된 샘플에서 발생하는 결함은 제품의 외부적으로 미성형되는 것과 내부적으로 발생하는 편석, 수축공, 기공, 불순물 등이 있다.

Fig. 17은 액상편석 및 고상과 액상의 분리에 의한 결함사진들이다. Fig. 17(a)의 편석은 넓은 부분으로 분포하는 고상과 액상, 공정과 초정의 경계로 인하여 하중이나 변형이 작용하게 되면 국부적인 응력 불균형이 발생할 수 있고 Fig. 17(b)의 경우처럼 액상부분의 수축으로 인하여 수축공이 발생할 수 있다.

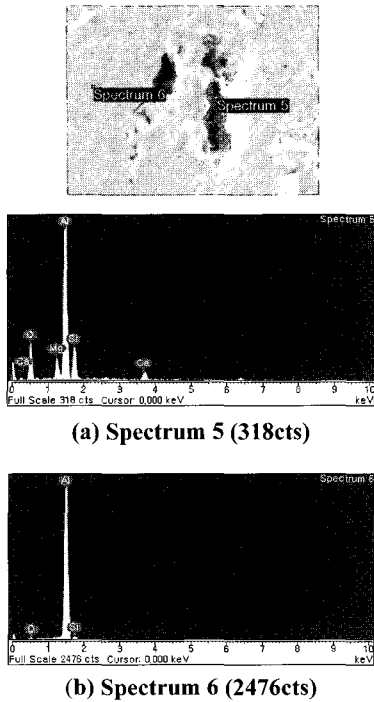


Fig.18 FE-SEM analysis of shrink hole in rheo-forged sample

Fig. 18은 Fig. 17(b)를 확대하여 수축공으로 추측되는 부분과 고상 입자 부분을 EDS 로 분석한 결과이다. Fig. 18(a)의 spectrum 5는 수축공 부분을 분석한 결과로 Fig. 18(b)의 spectrum 6의 고상입자를 분석한 결과와 비교하면 X 선에 의하여 추출되는 양이 (a) 318cts 와 (b) 2476cts 로 현격한 차이를 보이는 것을 알 수 있다. Spectrum 5의 위치는 수축공으로 비어 있는 공간이기 때문에 EDS 분석을 하여도 디텍팅 되는 양이 적게 측정된다. 이러한 액상편석은 고상율의 증가 및 다단속도제어 등을 통하여 소재의 유동을 층류로 유도함으로써 액상과 고상의 분리를 최소화하여 저감시킬 수 있다.

Fig. 19(a)는 불순물을 나타내는 것으로, 불순물은 용탕 혹은 레오로지 상태의 소재 표면에서 대기중의 공기와 반응하여 생기는 산화막과 소재의 용해과정에서 외부로부터 침투되는 이형의 불순물 등이 있을 수 있다.

Fig. 19(b)는 (a)의 불순물을 SEM 으로 확대 촬영한 것이고, Fig. 20 은 EDS 를 이용하여 불순물들의 성분분석을 나타낸 사진이다. 사진의 불순물은 다량의 탄소와 산소 성분으로 구성되어 있음을 알 수 있고, 이와 같은 성분들은 실험과정이 500℃

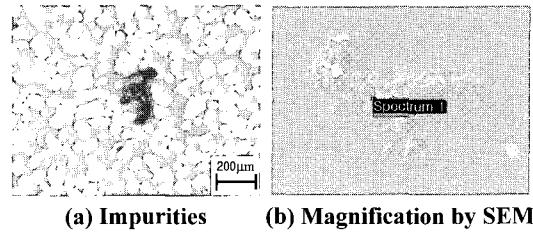
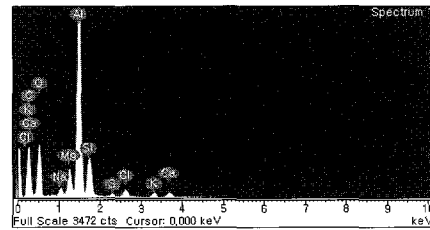


Fig.19 Impurity-defects in rheo-forged sample



(a) EDS analysis

Element	Weight%
C	42.11
O	27.32
Na	0.98
Mg	2.47
Al	18.62
Si	4.95
Cl	1.32
K	0.87
Ca	1.08
Totals	100.00

(b) Elements

Fig.20 Chemical analysis of impurity-defects by EDS in rheo-forged sample

이상의 고온 조건에서 이루어 지는 것을 고려할 때 주변 환경의 유기물이 산화되어 소재로 투입된 것으로 파악할 수 있다. 혹은 탄소 성분이 많은 점으로 비추어 볼 때 금형과 소재와의 소착을 방지하기 위하여 금형 내벽에 도포되는 그라파이트 계열의 이형제가 응집되는 경우도 발생 할 수 있다. 이러한 불순물의 경우에는 용탕의 관리 및 금형의 캐비티내에 필터설치 등에 의하여 예방할 수 있을 것이다. 결함을 해결하기 위한 연구 역시 향후의 공정연구와 함께 충분히 고려 되어야 할 것이다.

#### 4. 결론

전자교반을 이용하여 주조용 A356 합금과 구조용 2024 합금의 레오로지 소재를 제조하여 가압



력의 변화에 따른 레오로지 소재의 직접단조 실험을 통하여 다음과 같은 결과를 얻을 수 있었다.

(1) 전자교반 시스템을 통하여 온도를 제어함과 동시에 용탕부에 전단력을 가하여 수지상 혹은 장미상의 조직을 파쇄하여 미세하고 구상화된 레오로지 소재를 제조하는 공정을 통하여 단조 공정에 응용할 수 있는 가능성을 확인 하였으며, 또한 단조 공정 시 나타나는 문제점을 파악하여 그 해결 방안을 제시하였다.

(2) 직접가압식 레오로지 단조의 경우 과도한 가압력하에서는 소재의 비산으로 인하여 공정편석이 발생하였으며, 이러한 액상 편석은 수축공을 유발하여 강도저하의 원인이 됨을 알 수 있었다.

(3) T6 열처리를 통하여 공정조직 내에 미세한 석출물을 만들어 강도 향상 효과를 얻을 수 있는 반면 연신율이 현격히 감소함을 알 수 있었다.

(4) 2024 합금은 고액공존구간이 짧기 때문에 공정과 초정의 구분이 명확하지 않아 가압력의 변화에 따라 초정 입자의 응집현상이 주조용 합금에 비하여 현저히 증가 됨을 알 수 있었다.

## 후 기

본 연구는 과학기술부 지원하의 국가지정연구실-Thixo-Rheo 성형연구실(NRL)-사업 과제에 의해 지원으로 수행되었습니다

## 참 고 문 헌

[1] S. D. Ramati, G. J. Abbashian, D. G. Backman, R. Mehraabian, June, 1978, Forging of liquid and partially solid Sn-15PctPb and aluminum alloys, Metallurgical. Trans. B, Vol. 9B, pp. 279~286.  
 [2] S. Toyoshima, Y. Takashashi, 1991, A Numerical

Simulation of Forming Process for Semi-solid Materials, ISIJ, Vol. 3, pp. 557~582.  
 [3] G. Hirt, R. Cremer, A. Winkelmann, T. Witulski, M. Zillgen, 1994, SSM-firming of Usually Wrought Aluminium Alloy, The 3rd Int. Conf. on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, pp. 107~116.  
 [4] H. Peng, S. P. Wang, N. Wang, J. A. Cornie, 1992, Rheomolding-Injection Molding of Semi-solid Metals, The 3rd Int. Conf. on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, pp. 191~200.  
 [5] S. Y. Lee, J. H. Lee, Y. S. Lee, 2001, Characterization of Al 7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range, J. Mater. Proc. Tech., Vol. 111, pp. 42~47.  
 [6] E. J. Zoqui, M. Paes, E. Es-Sadiqi, 2002, Macro- and microstructure analysis of SSM A356 produced by electromagnetic stirring, J. Mater. Proc. Tech., Vol. 120, pp. 365~373.  
 [7] E. J. Zoqui, M. T. Shehata, M. Paes, V. Kao, E. Es-Sadiqi, 2002, Morphological evolution of SSM A356 during partial remelting, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 325, pp. 38~53.  
 [8] Z. Liu, W. Mao, Z. Zhao, 2006, Research on semi-solid slurry of a hypoeutectic Al-Si alloy prepared by low superheat pouring and weak electromagnetic stirring, Rare Metals, Vol. 25, pp. 177~183.  
 [9] D. Liu, H. V. Atkinson, P. Kapranos, Jirattiticharoen, H. Jones, 2003, Macrostructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminum alloys, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 361, pp. 213~224.  
 [10] S. Chayong, H. V. Atkinson, P. Kapranos, 2005, Thixoforming 7075 aluminium alloys, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 390, pp. 3~12.