

# 나노/마이크로 경도 측정에 의한 레오캐스트 A356 합금의 시효경화특성 평가

조상현<sup>1</sup>, 윤성원<sup>1</sup>, 강충길<sup>#</sup>

## Evaluation of Age-Hardening Characteristics of Rheo-Cast A356 Alloy by Nano/Micro Hardness Measurement

S. H. Cho, S. W. Youn, C. G. Kang

### Abstract

This study investigates the nano/microstructure, the aging response, and the mechanical/tribological properties of the eutectic regions in rheoformed A356 alloy-T5 parts using nano/micro-indentation and mechanical scratching, combined with optical microscopy and atomic force microscope (AFM). Most eutectic Si crystals in the A356 alloy showed a modified morphology as fine-fibers. The loading curve for the eutectic region was more irregular than that of the primary Al region due to the presence of various particles of varying strength. The aging responses of the eutectic regions in the rheoformed A356 alloys aged at 150°C for different times (0, 2, 4, 8, 10, 16, 24, 36, and 72 h) were investigated. Both Vickers hardness ( $H_V$ ) and indentation ( $H_{IT}$ ) test results showed a similar trend of aging curves, and the peak was obtained at the same aging time of 10 h. A remarkable size-dependence of the tests was found.

**Key Words** : A356 alloy; Rheoforming, Indentation test; Scratch test, AFM

### 1. 서론

환경친화적이면서 고품질 경량화 부품을 제작할 수 있는 정밀정형기술 개발에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다. 최근, 이러한 요구에 부합되는 공정의 하나로써, 경량화 금속소재의 고액공존성형기술이 (semi-solid forming process)이 학계 및 산업계의 관심을 불러일으키고 있다[1,2]. 고액공존성형기술은 합금소재를 고체와 액체가 동시에 공존하는 상태로 만든 후 3 차원 복잡 형상 부품을 성형하는 기술이다. 일반 다이캐스팅이나 저압주조 공정에 비하여 내부결함, 기공, 응고수축결함이 적고 인성과 내구성 좋은 부품을 제작

할 수 있으며, 금형수명을 향상시킬 수 있다. 고액공존성형공정은 고액공존 합금소재의 제작과정에 따라 틱소성형(thixoforming)공정과 레오성형(rheoforming)공정으로 나눌 수 있다. 레오성형에서는 완전히 용해된 합금을 전단력을 가하면서 냉각시켜 반응용 슬러리(slurry) 상태로 만든 후 곧바로 성형한다. 따라서, 별도의 반응용빌렛 제작공정과 재가열 공정을 필요로 하는 틱소성형에 비해 공정이 간단하고, 제조원가가 낮다. 또한, 산화물 생성량이 적고 스크랩(scrap)을 재활용할 수 있기 때문에 최근 많은 연구가 이루어지고 있다 [1,2]. 고액공존성형 기술을 위한 피 성형소재로는 Al, Mg, Fe 합금 등을 예로 들 수 있으며, 가장 널

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

리 쓰이는 소재는 Al-Si-Mg 합금소재 (A356 또는 A357) 이다. Al-Si-Mg 합금은 T6 나 T5 열처리에 의해 기계적 성질을 향상시킬 수 있다는 장점이 있다[1,3-5]. 최근에는 용체화처리 공정 없이 인공 시효 처리만으로 자동차 부품에 적합한 경도와 연성을 동시에 얻을 수 있는 T5 열처리에 대한 관심이 증대되고 있다[1]. T5 처리의 단점은 인공 시효 만으로는 공정 Si 을 구상화시키기 어렵기 때문에 연성을 높이기 어렵다는 점이다. 일반적으로 경도가 상승하면 연성이 감소하게 되며, 연성은 공정 Si 입자의 구상화 및 미세화에 의해 개선시킬 수 있다. 그러나, Al-Si-Mg 합금에 Sr 또는 Na 을 첨가함으로써 공정 Si 을 미세한 구상입자로 만들 수 있다[6,7]. 특히 레오성형공정의 경우 성형온도가 일반주조에 비해 낮기 때문에 어느 정도의 용체화 처리 효과도 기대할 수 있다. Al 초정 영역의 99%가 Al 으로 구성되어 있으므로, 시효경화와 관련된 대부분의 합금원소는 공정영역에 포함한다[8]. T5 열처리에서 시효경화 거동은 공정영역 내의 Si 입자들이나 Mg<sub>2</sub>Si 석출물의 모양, 크기, 분포에 큰 영향을 받는다. 또한, 공정 Si 의 크기 및 형상은 기계적 성질뿐만 아니라 부품의 파괴거동과도 밀접한 관련이 있다.

본 연구에서는 나노압입실험, 비커스 경도실험, 광학현미경 관찰 및 AFM 관찰을 통해 레오 A356-T5 합금의 시효경화특성에 대하여 연구하였다. 공정영역에 초점을 두고 연구를 수행하였으며, Al-초정영역과 비교하였다.

## 2. 실험장치 및 소재

입의 형상 부품의 제작을 위한 레오성형 소재로는 A356 합금 (Al-7wt%Si-0.37Mg-0.025Sr)을 사용하였다. A356 합금을 고액공존상태로 만들기 위하여, 완전히 용해시킨 용탕을 580-583℃ (고상율 약 50 %)로 냉각시킨 후 40 압폐어 조건에서 60 초간 전자기 교반 시켰다. 성형 후 절단하여 시험편을 제작하였으며, 150℃ 에서 시효시간을 0, 2, 4, 8, 10, 16 24, 36, 72 시간으로 변화시키면서 T5 열처리를 실시하였다. 나노/마이크로 경도실험, 광학/원자력간 현미경 관찰을 위하여 시험편의 표면을 경면으로 연마하였다. 공정영역에 대한 경도-시효시간 곡선을 얻기 위하여 연속강성측정법 (continuous stiffness measurement, CSM)[9]과 비커스 경도(Vickers microhardness)실험을 동시에 수행한

후 비교하였다. 나노 압입실험을 위한 장비로는 Nanoindenter® XP(MTS, USA)를 사용하였으며 압입 자로는 다이아몬드 베르코비치 압자를 사용하였다. 시편 표면의 분석에는 광학현미경(Olympus, Japan)과 AFM 장비인 XE-100(PSIA, Korea)을 사용하였다 (contact-mode).

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 레오 A356 합금 조직

Fig. 1(a)는 레오 A356 합금의 미세조직을 나타내고 있는데, 구상의 초정상과 그 주위를 둘러싸고 있는 공정상을 관찰할 수 있다. 공정 Si 의 크기 및 형상은 합금의 기계적 성질이나 파괴거동에 큰 영향을 미친다. 알루미늄 합금의 파괴는 공정상에서 발생하며 크랙의 시작점은 Si 입자가 되는데, 이는 고경도 취성 물질인 Si 이 주위의 기지(matrix)인 연성 물질의 소성변형을 견디지 못하기 때문이다[8]. 크고 긴 모양의 Si 입자가 많을수록 크랙이 쉽게 발생한다. 또한, 조대한 조직에서는 낮은 변형을 조건에서도 입자균열이 급격히 발생하는 반면, 조밀한 조직에서는 입자 균열의 진행이 완만하다[3]. Fig. 1 (b)의 AFM 사진은 공정조직의 표면모습을 나타내고 있는데, 구상에 가까운 형상의 미세한 Si 입자들을 관찰할 수 있다. Sr 이 0.020 % 이상 첨가되면 구상에 가까운 형상의 미세한 공정 Si 입자 (modified Si particle)를 얻을 수 있다[6]. AFM 분석결과 공정영역의 표면조도는  $R_a=60-90 \text{ nm}$  였다( $45 \mu\text{m} \times 45 \mu\text{m}$ ). Fig. 1 (c)는 초정과 공정의 계면을 나타내고 있다. 연마공정 중 상대적으로 경도가 낮은 초정이 공정보다 연마가 더 잘 되었기 때문에, 공정의 높이가 초정 보다 약 400-600 nm 높았다.

Fig. 2 는 레오 A356 합금의 공정과 초정 영역을 2  $\mu\text{m}$  깊이로 압입 함으로써 얻은 하중-변위 곡선을 나타내고 있다. 압입깊이가 동일할 때, 공정의 압입에 필요한 하중이 초정의 경우보다 더 높았고, 총 압입깊이에 대한 공정과 초정의 탄성복원율(%)은 각각 9.3 % 와 4.5 %였다. 공정이 초정보다 경하고 탄성회복량이 큰 원인은 공정 Si 과 Mg<sub>2</sub>Si 와 같은 금속간 화합물이 존재하기 때문이다. 또한, 공정영역에 대한 하중-변위곡선이 초정의 것에 비해 불연속적인 것은, 공정영역 내에 서로 다른 기계적 성질을 가지는 입자들 (ex: Si, Mg<sub>2</sub>Si)이 공존하기 때문으로 판단된다. 또한, 전위,

상정, 크립, 상 변태의 발생 등도 하중-변위 곡선의 불연속성의 원인이 될 수 있다 [9].

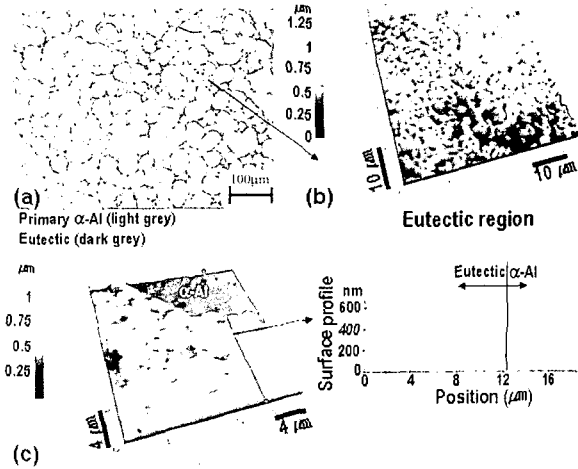


Fig. 1 Analysis of rheoformed A356 alloy surface (a) optical scan (b) AFM scan of eutectic region (c) AFM scan and surface profile showing both eutectic and primary Al regions

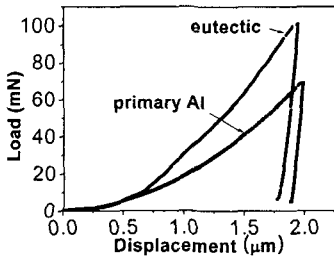
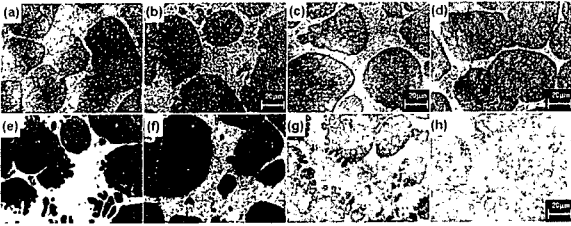


Fig. 2 Load-depth curves for both eutectic and primary Al regions and (b) AFM scans of indents for eutectic and primary Al regions

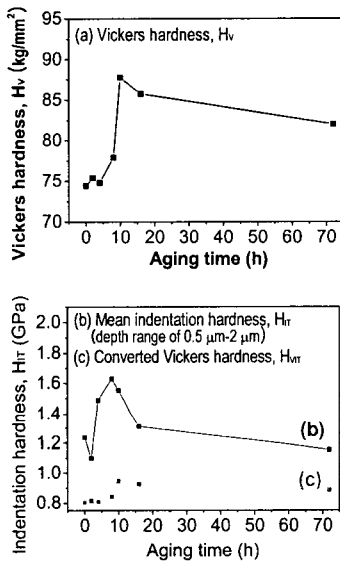
### 3.2 레오 A356 합금의 T5 열처리

Fig. 3은 T5 열처리 조건의 변화 (0, 2, 4, 8, 16, 24, and 72 h-150°C)에 따른 레오 A356 합금의 미세 조직의 변화를 나타내고 있다. 10 시간까지는 시효시간의 증가와 함께 공정 Si 입자의 크기가 미세해지고 분포가 조밀해졌다. 그러나, 현저한 공정 Si의 구상화 현상은 관찰되지 않았다. 16 시간부터는 Si 입자간의 거리가 다시 증가하기 시작하였다. 72 시간에는 크랙이 관찰되었으며, 공정과 초정의 경계영역이 선명하지 않았다.

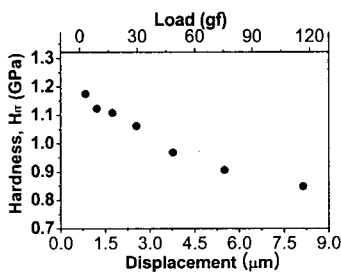
Fig. 4는 공정영역에 대한 2 μm-CSM 실험(88 mN) 및 비커스경도 실험(100 gf)을 통해 조사한 경도-시효시간 곡선을 나타내고 있다. Fig. 4(a)는 비커스 실험결과를 나타내고 있다. 시효시간이 10 시간일 때 최고경도( $H_V=87.74 \text{ kg/mm}^2$ )가 얻어졌다. Fig. 4(b)는 2 μm-CSM 실험 결과를 나타내고 있다. 일반적으로, CSM 실험에서는 압입크기 효과 (ISE)를 고려해야 한다. ISE는 압입깊이 감소에 따른 경도 및 탄성계수의 증가로 조사될 수 있다. ISE의 원인이 되는 인자로써는 다이아몬드 팁 반경, polishing 중 발생된 가공경화, 표면조도 등이 있다[9]. 레오 A356 시편을 이용한 25 회의 2 μm-CSM 실험의 결과, 압입깊이가 0-500 nm 영역에서는 ISE의 영향이 매우 컸으며, 500-2000 nm에서도 기록이 관찰되었다. 이는 공정영역에는 서로 다른 기계적 성질을 가지는 입자들이 공존하기 때문이다. 500-2000 nm의 압입깊이 구간에서 얻어진 경도 값의 평균값을 Fig. 4 (b)에 나타내었다. 비커스경도 실험결과와 같은 경향의 시효곡선이 얻어졌으며, 10 시간의 시효처리 조건에서 최고경도 ( $H_{IT}=1.63 \text{ GPa}$ )가 얻어졌다. 비커스경도( $H_V$ )와 압입경도( $H_{IT}$ ) 값을 비교하기 위하여, Fig. 4(a)의 비커스경도 값을  $H_{IT} \text{ (GPa)} = H_V \text{ (kg/mm}^2) / 92.65 \text{ (N/s}^2/\text{m)}$ [9]의 관계식을 이용하여 압입경도 값으로 환산한 후 ( $H_{VIT}$ ) Fig. 4 (c)에 나타내었다.  $H_{IT}$  값이  $H_{VIT}$ 에 비해 0.3-0.7 GPa 큼을 관찰할 수 있다.  $H_V$ - $H_{IT}$  환산 식에서는 베르코비치 압자와 비커스 압자가 이상적인 형상을 가진다고 가정하므로, 압입깊이에 따라서 오차범위가 변한다. 압입깊이(하중) 조건 차이에 따른 경도측정 값의 차이를 배제하기 위하여 나노인텐터의 basic option[9]을 이용하여 120 gf의 하중 조건에서 5회의 압입실험을 하였다. Fig. 5는 그 중 한 결과로써, 하중(압입깊이)증가에 따른  $H_{IT}$  값의 변화를 나타내고 있다. Fig. 4 (c)와 Fig. 5의 비교에서 알 수 있듯이, 압입하중이 동일한 경우  $H_{IT}$ 와  $H_{VIT}$  값이 차이가 감소하였다. 이러한 경향은 공정영역의 크기가 작을수록 뚜렷하였다. 반면에, 공정영역의 크기가 클수록 하중증가에 따른 경도의 변화는 감소하였다. 이는 공정의 아래에 위치한 초정영역의 substrate effect가 한 원인으로 판단된다.



**Fig. 3 Micrographs of the rheo-cast A356 alloys after different ageing treatments (a) 0, (b) 2, (c) 4, (d) 8, (e) 10, (f) 16, (g) 24, (h) 73 h-150 °C**



**Fig. 4 The aging curves for eutectic regions aged at 150 °C for different times.**



**Fig. 5 Indentation hardness of eutectic region aged at 150 °C for 10 h (max. load of 120 gf)**

## 4. 요약

CSM 실험, 비커스 경도실험, 광학현미경 관찰, AFM 관찰을 통해, T5 열처리 조건 (0, 2, 4, 8, 10, 16, 24, 36, 72 h-150 °C)에 따른 레오 A356 합금의 나노/마이크로 조직, 시효거동, 경도의 변화를 조사하였다. 공정영역에 초점을 두고 연구를 수행하였으며, 결과는 다음과 같이 요약될 수 있다. 레오 A356 합금의 공정영역은 미세한 Si 입자들의 균일한 분포를 보였다. 압입깊이가 같을 때, 공정영역의 압입을 위하여 부하된 하중이 초정에 비해 높았으며, 총 압입깊이에 대한 공정과 초정의 탄성복원율은 각각 9.3 % 와 4.5 %였다. 공정영역에 대한 2  $\mu\text{m}$ -CSM 실험(88 mN) 및 비커스경도 실험(100 gf)의 결과에 따르면, 압입경도( $H_{IT}$ )와 비커스경도( $H_V$ )의 경우 모두 시효시간이 10 시간일 때 최고경도를 얻을 수 있었다( $H_V=87.74 \text{ kg/mm}^2$ ,  $H_{IT}=1.63 \text{ GPa}$ ). 그러나, T5 열처리 조건으로써의 적합성을 결정하기 위해서는 인장시험을 통한 연성의 평가가 추가적으로 필요하다고 판단된다.

## 후기

본 연구는 과학기술부 국가지정연구실(NRL) 사업으로 진행된 결과입니다.

## 참고 문헌

- [1] T. Basner, SAE paper 2000010059, SAE International, Warrendale, Pa(2000) 1-5.
- [2] C.G. Kang, 2002, Transactions of materials processing, Vol.11, No.2, pp. 123-131.
- [3] C.H. Caceres, B. I. Selling, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 220(1996) 109-116.
- [4] R.X. Li, R.D. Li, Y.H. Zhao, L.Z. He, C.X. Li, H.R. Guan, Z.Q. Hu, Mater. Lett., Vol. 58(2004) 2096-2101.
- [5] M.T. Abou El-khair, Mater. Lett., Vol. 59, No. 8-9(2005) 894-900.
- [6] L. Hengcheng, S. Yu, S. Guoxing, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 358(2003) 164-170.
- [7] S. Shankar, Y. W. Riddle, M.M. Makhlof, Acta Mater., Vol. 52(2004) 4447-4460.
- [8] E. Cerri, S. Nenna, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 355(2003) 160-166.
- [9] Anthony C. Fischer-Cripps.: Nanoindentation, (2002), Springer-Verlag.