

# 나노인덴터와 원자력간 현미경을 이용한 결정립 제어 레오로지 소재의 변형거동에 관한 연구

윤성원\* · 김정원\* · 강충길\*\*

(2004년 3월 3일 접수)

## A Study on Deformation Behavior of the Grain-Size Controlled Rheology Material by Using Nanoindenter and AFM

S. W. Youn, J. W. Kim, and C. G. Kang

### Abstract

In this study, the deformation behavior of semi-solid Al-Si alloy was investigated by nanoindenter as a part of the research on the surface crack behavior in thixoformed automobile component. The microstructure of semi-solid Al-Si alloy consists of primary and eutectic regions. In eutectic regions the crack initiation begins with initial fracture of the eutectic silicon particles and inside other intermetallic phases. Nano-deformation characteristics in the eutectic and primary phase of semi-solid aluminium alloy were investigated through the nano-indentation experiments and the AFM observation. In addition, mechanical properties of each region were investigated and compared with each other.

**Key Words :** Nanoindentation, Semi-Solid Material, Two Phases, Mechanical Properties

### 1. 서 론

자동차용 반용융 성형품의 결함은 내부 크랙보다 표면 크랙이 지배적이다. 이러한 초미세 크랙은 표면에서 성장하며 제품 내부로 전달되어 최종적으로 파단을 일으킨다. 따라서 표면 크랙이 발생하는 원인과 표면 변형기구를 규명하는 것은 반용융 성형품의 응용 측면에서 아주 중요하다.

표면 크랙을 예측하는 방법에는 파괴역학의 소성특성과 재료과학의 전위특성에서 출발하는 방법이 있다. 소성특성에 의한 예측은 미시적 부분에서 취약하며 크랙의 생성에 대한 정확한 예측과는 거리가 있으며 크랙 가능성에 비중을 두고 있다. 전위특성에 의한 크랙의 예측은 특정한 조

건에서 전위 집중과 같은 전위의 거동이 일어난다는 가정 하에 크랙을 예측한다. 그러므로 전위의 발생과 전위 거동에 대한 심도 깊은 연구를 위해서는 초정과 공정조직의 물성치 차이에 대한 연구가 필수적이다.

반용융 소재와 같은 결정립 제어 소재는 고강도 경량화 소재에 사용되며 초정조직(primary phase)과 공정조직(eutectic phase)이 존재한다. 기계 제품에서 인장, 압축 및 피로를 해석함에 있어서 유한요소법(FEM)이 사용되고 있다. 그러나 기존의 수치해석 방법으로는 공공의 발생을 관찰하기 어렵기 때문에 미세 크랙에 대한 유한요소 해석에는 한계가 있다.

소재의 크랙은 입자경계(grain boundary), 혹은 공

\* 부산대 정밀기계공학과

\*\* 부산대 기계공학부

공(vacancy)에서 발생되기 쉽다. 또한, 결정립 제어 소재는 초정상과 공정상 사이에 경계 면이 존재하기 때문에 소재의 크랙 또한 이 경계면에서 시작된다고 판단된다.<sup>(1-5)</sup>

반응용 소재와 같은 결정립 제어 알루미늄 합금의 나노 변형 시에 미세조직의 입자거동에 대한 연구는 보고된 바가 없으며 결정립 제어 소재에 대한 나노 압입실험에 대한 연구 역시 보고된 바가 없다. 반응용 성형품의 표면 크랙에 관한 연구보고는 아직 초보 단계이다. 또한 성형품의 표면에는 구상 초정 조직과 공정 조직이 동시에 존재하기 때문에 미세조직을 고려하는 크랙 예측 연구는 거시적 파괴 거동만으로는 불가능하다. 따라서 본 연구에서는 반응용 소재의 표면 크랙을 예측하기 위한 연구의 일환으로, 반응용 356 알루미늄 합금소재의 나노 압입실험을 수행하였으며 공정, 초정, 그리고 그 경계 면에서 발생하는 변형거동을 비교분석 하였다.

## 2. 실험방법

소재로는 반응용 356 알루미늄 합금 빌렛(SAG, 오스트리아)이 사용되었다. 반응용 빌렛을 586 °C의 온도조건에서 150 초간 유지시킨 후 가압하여 자동차용 upper arm 부품을 제작한 후 절단하여 시험편을 제작하였다. 나노 압입실험, 광학/원자력간 현미경 관찰을 위하여 시험편의 표면은 경면으로 연마되었다. 나노 압입실험을 위한 장비로는 Nanoindenter® XP(MTS, USA)가 사용되었으며 압입자로는 다이아몬드 베르코비치 압자가 사용되었다. 시편 표면의 관찰에는 광학현미경(Olympus, Japan)과 AFM 장비인 XE-100(PSIA, Korea)이 사용되었다(contact-mode). 나노 압입실험에는 연속강성 측정법(continuous stiffness measurement, CSM)<sup>(6-7)</sup>이 사용되었다.

$$\left| \frac{F_0}{h_0} \right| = \sqrt{((S^{-1} + C_f) \sqrt{((S^{-1} + C_f)^{-1} + K_s - m\omega^2)^2 + (\omega D)^2})^{-1}} \quad (1)$$

$$\tan \phi = \frac{\omega D}{(S^{-1} + C_f)^{-1} + K_s - m\omega^2} \quad (2)$$

CSM 방법에서는 기본적인 압입깊이 제어 과정에 비교적 높은 진동수(45Hz)의 진동을 가함으로

써, 연속적인 접촉탄성강성(contact elastic stiffness) 값 S를 얻는다. S는 하중제거곡선의 초기기울기이다. 이 때 진폭은 원래의 압입과정이 영향을 받지 않도록 낮게 설정되었다.(1nm 혹은 0.3μN) 이 데이터들을 이용하여 압입깊이에 따른 경도 및 탄성계수의 변화를 측정할 수 있다. CSM 방법에서는 변형진폭(h<sub>0</sub>)와 하중진폭(F<sub>0</sub>) 그리고 하중진동과 변형진동 사이의 위상(phase angle) 차이 (φ)를 측정하며, 이 값을 식 (1) 또는 (2) 식에 대입하여 시편의 stiffness(S)와 damping 상수(D<sub>s</sub>)를 구한다.<sup>(6)</sup>

식 (1)과 식 (2)를 S와 D<sub>s</sub>에 관하여 풀면 다음과 같다.

$$S = \left[ \frac{1}{\frac{F_0}{h_0} \cos \phi - (K_s - m\omega^2)} - C_f \right]^{-1} \quad (3)$$

$$D_s \omega = \frac{F_0}{h_0} \sin \phi - D_i \omega \quad (4)$$

식 (3)과 식 (4)에서, C<sub>f</sub>, K<sub>s</sub>, D<sub>s</sub>, D<sub>i</sub>, F<sub>0</sub>, h<sub>0</sub>, ω, φ, m은 각각 하중 프레임의 compliance(약 1.13m/MN), 압입자 지지 스프링의 강성(약 60N/m), 시편의 damping coefficient, 압입자의 damping coefficient, 하중진폭, 변형진폭, 진동수(45Hz), 하중진동과 변형진동 사이의 phase angle 차이, 질량(약 6g)이다. 여기서, C<sub>f</sub>, K<sub>s</sub>, D<sub>i</sub> 등은 시험 전 교정과정을 통하여 결정된다. 구해진 접촉탄성강성 S는 하중제거곡선의 초기기울기인데, 이 값들을 Oliver & Pharr가 제안한 식에 대입함으로써 압입깊이에 따른 경도 및 탄성계수의 변화를 계산할 수 있다.<sup>(6-7)</sup> Oliver & Pharr 식에 대해서는 이미 널리 알려져 있으므로 설명을 생략하였다. 열적 변위변화속도(thermal drift rate)와 표면접근 민감도(surface approach sensitivity)는 각각 0.05와 30 %로 설정하였다.

## 3. 결과 및 고찰

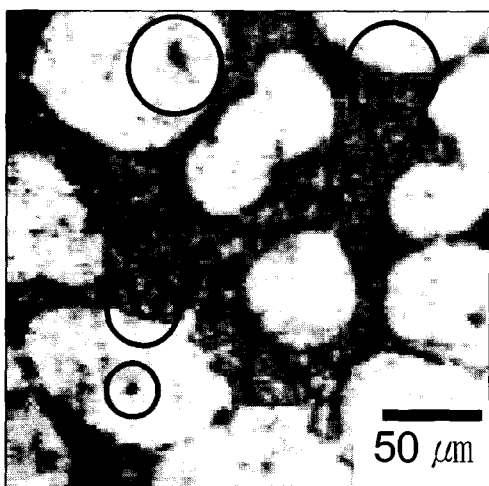
본 연구의 저자들은 선행 연구에서 분자동력학을 이용한 나노압입 시뮬레이션을 수행한 바 있다. 그러나, 분자동력학이 수 나노 정도의 해석에 국한되기 때문에 실제 나노 압입실험과 압입자의

형상, 시편 표면조도, 압입속도, 압입하중, 최대 압입깊이 등의 측면에서 상당한 차이가 있다.<sup>(8)</sup> 이러한 차이로 인하여 발생하는 문제의 한 예로써, 압입깊이에 따른 경도나 탄성계수의 변화로 표현되는 압입크기 효과 (Indentation size effect, ISE)를 예로 들 수 있다. 실제 나노 압입실험에서 사용되는 압입자는 가공상의 문제로 인하여 첨단 수십 nm 영역에서 무딘 형태를 가지고 있다. 따라서, 압입깊이가 너무 작은 경우에는 첨단과 소재 표면 사이의 탄성접촉에 의한 크기효과가 발생한다.<sup>(9)</sup>

따라서, 선행연구에서 수행한 분자동력학을 이용한 시뮬레이션에서는 나노 압입 시에 변형거동을 대략적으로 예측하고자 하였으며, 공공의 발생이 실리콘 입자를 배치한 공정상에서 발생되며 그 발생 양상이 크랙에 가까웠다는 것을 조사하였다.<sup>(10)</sup>

본 연구에서는, 실제 나노 압입실험을 통하여 공정과 초정의 변형거동차이를 조사하고자 하였다. 공정과 초정의 변형거동 차이를 보다 명확하게 하기 위하여 분자동력학 시뮬레이션에 비하여 큰 압입깊이로 실험을 수행하였다.(2-5.5 $\mu\text{m}$ )

Fig. 1은 사용된 반응용 356 알루미늄 합금의 조직사진을 나타내고 있다. 구상의 초정상과 그 주위를 둘러싸고 있는 공정상을 관찰할 수 있다.



○ : Positions for experiments

Fig. 1 Optical micrograph of semi-solid Al-Si alloy

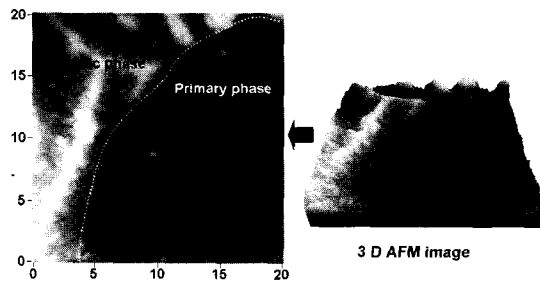


Fig. 2 AFM images of boundary region between eutectic and primary regions (unit:  $\mu\text{m}$ )

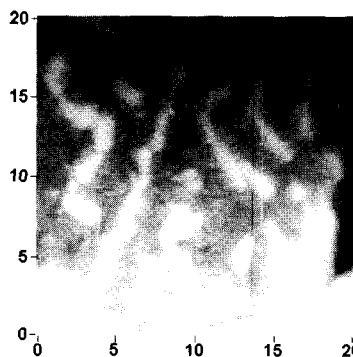


Fig. 3 AFM images of eutectic region (unit:  $\mu\text{m}$ )

Fig. 2의 AFM 사진은 초정과 공정의 계면을 나타내고 있다. 공정의 높이가 초정보다 약 500nm 높았는데, 위의 연마 공정 중 상대적으로 경도가 낮은 초정이 공정보다 연마가 더 잘 되었기 때문으로 판단된다.

A 356 합금의 공정조직에는 실리콘이나  $\text{Mg}_2\text{Si}$ 와 같은 석출물 들이 포함되어 있다. 이들은 모재인 알루미늄과 다른 기계적 성질을 가지므로, 연마공정 중 발생하는 마모 량도 다름을 예측할 수 있다.

Fig. 3의 AFM 사진은 공정조직의 표면 모습을 나타내고 있다. 표면보다 200-300nm 높은 선형의 돌기들이 관찰되었다. 연마 공정 중 마모량이 적었다는 점에서, 기지 소재에 비하여 경도가 높음을 예측할 수 있었다. 공정을 구성하는 입자들이 각기 다른 기계적 성질이나 변형거동을 가진다는 사실은 매우 중요하다. Caceres 등<sup>(1)</sup>은 A356 합금의 인장실험을 통하여, 크랙은 공정상 내의 실리콘 입자에서 발생하며, 크고 긴 모양의 입자가 많

을 수록 쉽게 크랙이 발생한다고 보고하였다. 또한, 조대한 조직에서는 낮은 변형률 조건에서도 입자균열이 급격히 일어나는 반면, 조밀한 조직에서는 입자 균열의 진행이 완만하다고 보고하였다. 또한, Cerri 등<sup>(2)</sup>은 A319 알루미늄 합금을 이용한 인장실험을 통하여, 알루미늄 합금의 파괴는 공정상에서 발생하며 크랙의 시작점은 실리콘 입자라고 보고 하였다. 또한, 그 원인은 고경도 취성 물질인 실리콘이 주위의 기지(matrix)인 연성 물질의 소성변형을 견디지 못하기 때문이라고 하였다.

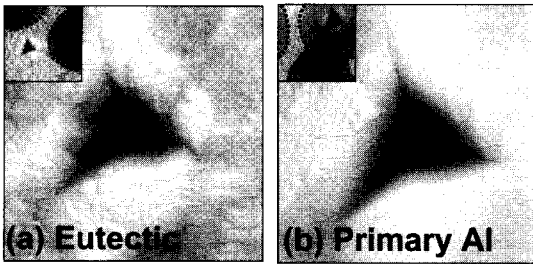


Fig. 4 AFM images of the eutectic and primary Al surfaces after 2  $\mu\text{m}$  indentation

Fig. 4(a)와 Fig. 4(b)의 AFM 사진은 각각 공정과 초정을 압입한 후의 표면모습을 나타내고 있다. 공정에 형성된 압흔 (Fig. 4(a))은 초정의 경우에 비하여 소성변형 후 압흔 경사면이 고르지 못하며 파일-업의 형태도 심한 굴곡을 가지고 있다. 위의 공정상 표면에 존재하는 초기 표면기복과, 여러 입자가 분포된 공정상의 각 부분의 탄성회복과 소성변형 양상이 다르기 때문으로 판단된다.

서론에서 언급한 바와 같이, 크랙의 발생을 전위론적으로 규명하려는 연구도 활발히 수행되고 있다. 예를 들면 다음과 같다. Yeh 등<sup>(3)</sup>은 A357 알루미늄 합금의 상온 인장실험을 통하여, 실리콘 입자에 의한 크랙은 기지-입자 계면에서 발생하는 전위집중(dislocation pile-up)에 의한 강력한 응력 집중에 의해 발생한다고 보고 하였으며, Mishnaevs-ky 등<sup>(4)</sup>은 노치 실험(Notch test)을 통하여 크랙은 최대 전단응력선을 따라서 존재한다고 보고 하였다.

이러한 관점에서 Fig. 5에서는 압흔의 꼭지점 부분을 증점적으로 관찰하였다. 나노 압입실험에서 설정된 최대 압입깊이는 3.5  $\mu\text{m}$  였다. Fig. 5(c)와 Fig. 5(d)에서 관찰할 수 있는 바와 같이, 초정에 가까운 위치에 있는 꼭지점 부분에서는 깨끗한 계곡(valley)이 관찰되었다. 반면에 공정방향으로

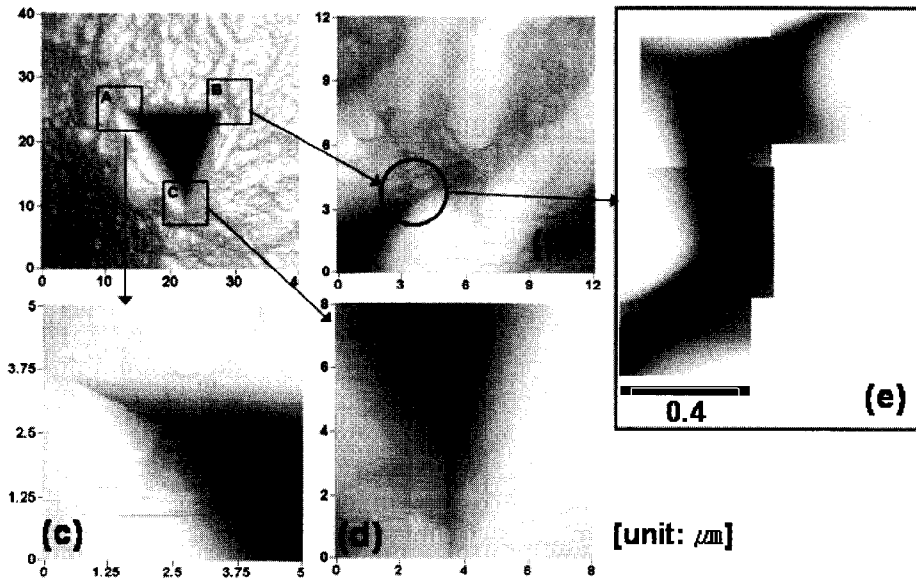


Fig. 5 AFM images of eutectic surface after 3.5  $\mu\text{m}$  indentation focusing on sharp-edged ends

형성된 꼭지점(Fig. 5(b))의 경우에는 계곡의 방향이 꺾이는 현상이 관찰되었다. 이 부분을 확대하여 Fig. 5(e)에 나타내었다. 계곡은 특정한 경계면을 따라서 발달하고 있음을 알 수 있었는데, 이 경계면은 공정상에서의 실리콘 입자 주위의 응고상태와 관련이 있는 것으로 판단된다.

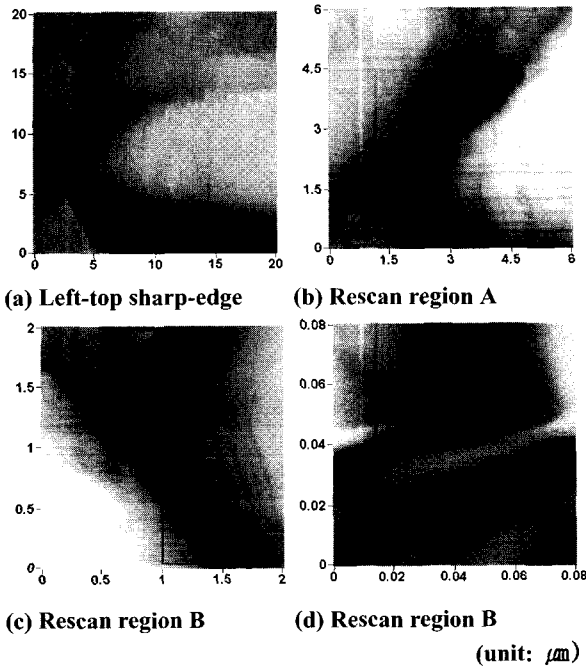


Fig. 6 AFM images of eutectic surface after 5 μm indentation focusing on left-top sharp-edged end

Fig. 6은 나노 압입에 의하여 공정조직에 형성된 압흔의 꼭지점 부위를 나타내고 있다. 최대압입깊이는 5μm 였다. Fig. 6(a)에서 공정상의 파일업(pile-up, Fig. 7 참조)면을 따라서 계곡이 관찰되고 있다. 더 자세한 관찰을 위하여 계곡 부분을 확대하여 관찰하였다.(Fig. 6(b) - Fig. 6(d)) Fig. 6(d)는 Fig. 6(c)에서 두 계곡이 분리되는 지점인 C 영역을 확대하여 관찰한 것이다. 주위보다 약 20nm 낮은 깊이의 골이 형성되었음을 관찰할 수 있다. 굴곡을 가지는 계곡 형상은 공정상에 형성된 압흔에서 주로 관찰되었는데, 이는 공정상의 압입 과정에서 공구의 모서리 부분에서 변형이 되면서 발생한 전위가 실리콘과 알루미늄의 경계면을 만나 선두에 있는 전위가 집적되기 때문으로 판단된다. 변형이 증가하면 전위밀도가 증가하여 큰

응력의 집중이 발생하게 되며, 집중된 응력이 전단응력에 도달하면 Fig. 6(d)의 골 부분에서와 같이 양 방향으로 크게 뒤틀리게 된다. 전위는 결정립의 슬립면에 집적 된다고 알려져 있다. 결정립계에 집적된 전위 중에서 선두에 있는 전위는 외부에서 가한 전단응력뿐만 아니라 주위에 집적된 다른 전위들의 영향도 받게 된다. 따라서 집적된 선두의 전위에 큰 응력 집중이 생기고, 집적되는 전위의 수가 많아지면 응력은 결정의 이론전단응력에 접근한다. 이러한 높은 응력으로 인하여 장애물의 반대쪽에서 항복이 시작되거나 장애물에서 균열이 생길 수 있다.

초정은 알루미늄으로 구성되어 있으며, 공정은 실리콘이나 기타 석출물을 포함하고 있다. Lu와 Bogy<sup>(9)</sup>에 따르면, 동일 깊이를 압입할 경우에 알루미늄은 파일업의 양이 많고 탄성회복량은 적다. 반대로 실리콘의 경우에는 파일업의 양이 적고 탄성 회복량이 많다. 따라서, 초정과 공정의 변형 거동에도 차이가 있음을 쉽게 예측할 수 있다. 초정과 공정의 탄소성 변형거동 측면에서의 차이를 정량적으로 조사하기 위하여 식 (5)가 사용되었다. 식 (5)는 Jardret등<sup>(11)</sup>에 의해 수행된 광범위한 물질에 대한 초미세 스크래치 실험을 통하여 제안되었다. 초미세 스크래치 공정의 유한요소해석에 주로 사용되고 있으며, Bucaille등<sup>(12)</sup>에 의하면 만족할 만한 결과를 나타내는 것으로 보고되고 있다.

$$\frac{h_a}{h} = 0.41498 \ln \frac{E_Y}{H} - 0.14224 \quad (5)$$

식 (5)에서  $E_Y$ 와  $H$ 는 각각 탄성계수와 경도를 나타내며,  $h$ 와  $h_a$ 의 정의는 Fig. 7과 같다. 식 (5)에 따르면  $E_Y/H$  값의 변화에 따라  $h_a$ 의 값이 결정된다.  $h_a$ 는 압입 후에 탄성회복에 의한 압흔의 높이 변화를 측정된 값이다.

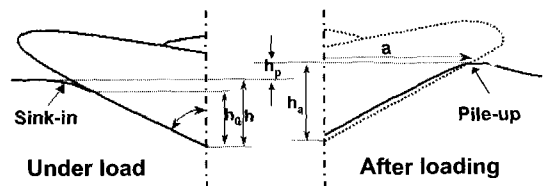


Fig. 7 A schematic diagram representation of a section through a nano-indentation

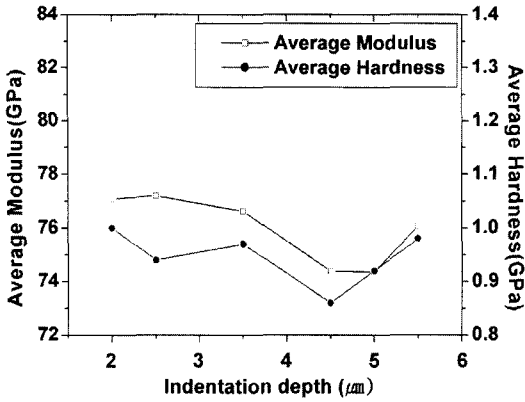


Fig. 8 Average modulus and hardness of primary region

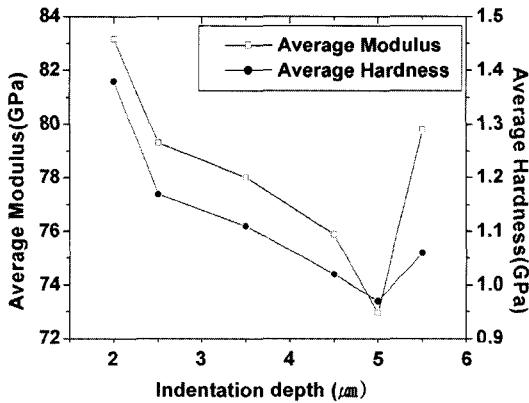


Fig. 9 Average modulus and hardness of eutectic region

Fig. 8과 Fig. 9는 각각 초정과 공정에 대한 나노 압입실험 결과를 나타내고 있다. 최대압입깊이 조건은 동일하게  $5.5\mu\text{m}$ 로 설정하였다.

초정의 경우에는 압입 깊이의 증가에 따른 경도 및 탄성계수의 변화폭이 크지 않음을 알 수 있다.(Fig. 8) 위의 초정의 크기(약  $50\text{-}130\mu\text{m}$ )가 압입깊이에 비하여 10배 이상 크기 때문에 공정상의 영향을 받지 않았기 때문으로 판단된다. 반면에 공정의 경우에는 압입 깊이가 증가함에 따라 경도 및 탄성계수가 선형적으로 감소함을 관찰할 수 있었다.(Fig. 9) 최대 압입깊이 부근에서의 경도 및 탄성계수 값이 초정의 경우와 거의 유사한 값을 나타내었다. 위의 공정의 크기가 압입깊이에 비하여 크지 않기 때문에 하부에 인접한 초정의 영향을 받았기 때문으로 판단된다. 최대 압입 깊

이에서 급격한 증가현상과 같이 불균일한 경향을 나타내는 원인은 공정상 내부를 구성하는 물질이 석출물이나 실리콘 등 다양하기 때문으로 판단된다.

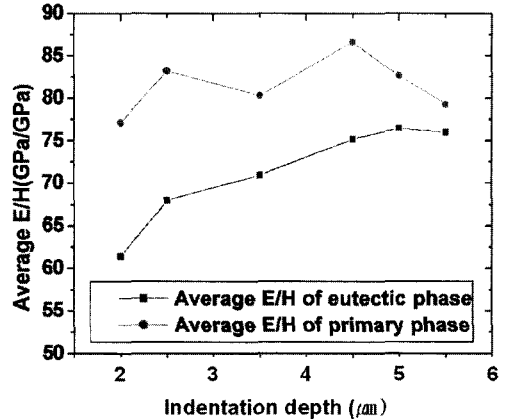
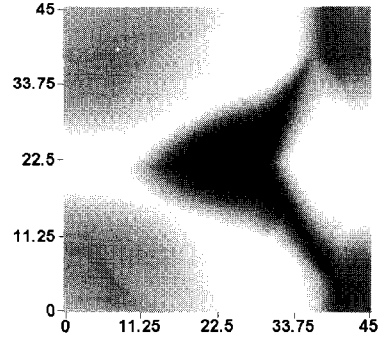
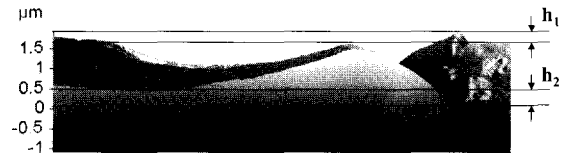


Fig. 10 Average no-dimensional value of modulus over hardness



(a) Top view



(b) Side view

Fig. 11 AFM image of surface after  $2\mu\text{m}$  indentation on boundary between eutectic and primary Al

Fig. 10은 압입깊이 변화에 따른  $E_v/H$ 값 곡선을 나타내고 있다. 초정의 경우에는 압입 깊이에 따른 변화가 크지 않으나, 공정상의 경우엔 깊이에

따라서  $E_Y/H$  값이 증가함을 확인할 수 있다.

Fig. 11의 AFM 사진은 공정과 초정의 경계면 부위에 형성된 압흔을 보여주고 있다. 최대압입깊이는  $2\mu\text{m}$  로 설정되었다. Fig. 11에서 경계면을 따라서 골이 형성됨을 관찰할 수 있다.  $h_1$ 은 압입 후 초정과 공정의 초기 높이 차를 나타내고 있으며,  $h_2$ 는 압입 전의 높이 차를 나타내고 있다. 초정과 공정의 초기 높이차( $h_2$ )는 약  $0.5\mu\text{m}$  였으나, 압입 후에는 약  $0.3\mu\text{m}$  로 감소하였다. 위의 초정의  $E_Y/H$  값이 공정보다 크기 때문으로 판단된다.

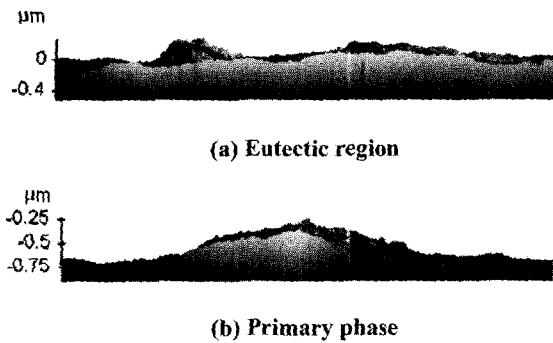


Fig. 12 Pile-up profile of the eutectic and primary regions after  $2\mu\text{m}$  indentation

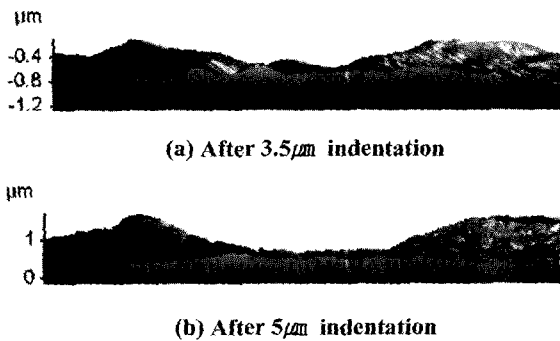


Fig. 13 Pile-up profiles of eutectic region after indentation with different penetration depth

Fig. 12의 AFM 사진은 공정과 초정에 형성된 압흔들을 나타내고 있다.(최대 압입깊이:  $2\mu\text{m}$ ) Fig. 12(a)는 공정의 파일업 양상을, Fig. 12(b)는 초정의 파일업 양상을 나타내고 있다. 공정의 경우에 약  $0.4\mu\text{m}$ 의 파일업이 관찰되었고, 초정상은 약  $0.5\mu\text{m}$

의 파일업이 관찰되었다. Fig. 10에서 조사한 바와 같이, 압입깊이가  $2\mu\text{m}$  일 때 공정과 초정의  $E_Y/H$  값은 각각 61.47 과 77.10 였다.

Jardret등<sup>(11)</sup>은 식 (5)에서  $h_p/h$  값과  $\ln(E_Y/H)$  값이 비례함을 보였다. 위의 반응용 합금을 구성하는 소재들의 정확한 탄성계수와 경도 값을 알고 있다면 원하는 압입 깊이에 따른 파일업의 양상을 예측하는 것이 가능함을 의미한다.

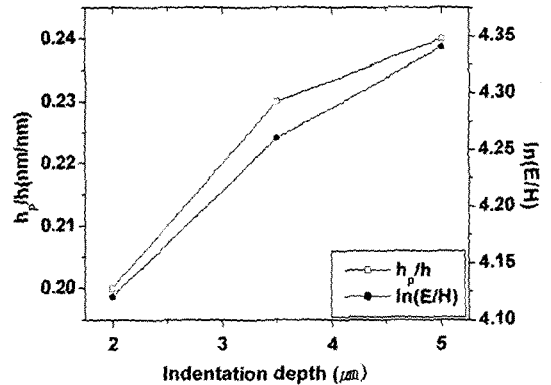


Fig. 14 Variations of the  $h_p/h$  and  $\ln(E_Y/H)$  values with indentation depth

Table 1 Plastic and elastic properties of eutectic region

Max. depth ( $\mu\text{m}$ )	$h_p$ ( $\mu\text{m}$ )	$h$ ( $\mu\text{m}$ )	$h_p/h$	$E_Y/H$	$L_n(E_Y/H)$
2	0.4	2	0.2	61.47	4.12
3.5	0.8	3.5	0.23	70.94	4.26
5	1.2	5	0.24	76.46	4.34

본 연구에서는  $h_a$  값 대신 파일업의 높이  $h_p$ 를 측정 후,  $h_p/h$ 와  $\ln(E_Y/H)$ 값의 관계를 조사하였다. Fig. 10의 데이터를 이용하여 공정과 초정의  $E_Y/H$  값의 비를 계산해 보면 공정 : 초정 = 1 : 1.254 이다. 또한, AFM을 이용하여 측정된 파일업의 크기의 비는 공정 : 초정 = 1 : 1.25로써 계산된 값과 일치함을 알 수 있었다. 더 자세한 고찰을 위하여 공정 상에 대한 나노 압입실험을 수행한 후 AFM으로 관찰하였다. 최대 압입 깊이는 2, 3.5,  $5\mu\text{m}$  로 설정 하였다.  $2\mu\text{m}$  압입깊이에 대한 데이터는 Fig. 12(a)의 것을 사용하였다. 측정 및 계산된 결과는 Table 1과 같으며, Fig. 14와 같이 나타낼 수 있다.

Fig. 14에서  $h_p/h$ 와  $\ln(E_V/H)$  값이 비례함을 관찰할 수 있다. 공정상을 구성하는 각각의 물질들의 정확한 탄성계수와 경도 값을 조사한다면, 표면크랙 예측을 위한 이론 해석을 수행하는데 효과적으로 사용될 것으로 판단된다.

#### 4. 결론

고상영역과 액상영역이 동시에 공존하는 결정립 제어 반응용 소재의 나노 압입실험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 나노 압입 실험 후 AFM으로 관찰된 공정상의 표면상태는 구성 입자들의 탄성 및 소성변형 특성의 차이로 인하여 불 균일함을 알 수 있었다. 공정상에 형성된 압흔의 경우 파일업 주변에 계곡이 형성되거나 압입 경사면에 골이 생성되었다. 또한, 계곡은 초정과 공정의 경계 면에서 주로 관찰되었다.

(2) Jardret에 의하여 제안된 압흔깊이/압입깊이의 비( $h_p/h$ )와 탄성계수와 경도의 비( $E_V/H$ )에 대한 실험식을 반응용 알루미늄 합금의 나노 변형거동 조사에 적용해 보았다. 파일업의 높이와 압입깊이의 비( $h_p/h$ )와 탄성계수와 경도의 비( $E_V/H$ )가 비례함을 알 수 있었다. 소재의 정확한 탄성계수와 경도 값을 알고 있다면 설정된 압입 깊이에서의 파일업의 양을 예상할 수 있으므로, 보다 정확한 이론 해석을 수행하는데 효과적으로 사용될 것으로 판단된다. 그러나, 본 연구에서 수행된 기초연구 결과만으로 Jardret식의 적용 타당성을 검증하기에는 부족하므로, 추후 추가적인 연구가 수행되어야 할 것으로 판단된다.

#### 후 기

본 연구는 과학기술부 국가지정연구실(NRL) 사업으로 진행된 결과로서 이에 관계자 여러분께 감사 드립니다.

#### 참 고 문 헌

(1) C. H. Caceres and J. R. Griffiths., 1996, "Damage by the Cracking of Silicon Particles in an Al-7Si-0.4Mg Casting Alloy," *Acta Mater.*, Vol.44, No.1, pp. 25~33.

(2) E. Cerri, S. Nenna., 2003, "Evaluation of damage after straining in a heat treated thixoformed aluminium alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol.355, pp. 160~166.

(3) J. W. Yeh and W. P. Liu., 1996, "The Cracking Mechanism of Silicon Particles in an A357 Aluminum Alloy," *Metall. Trans.*, Vol.27A, No.11, pp. 3558~3568.

(4) L. L. Mishnaevsky Jr, N. Lippmann, S. Schmauder and P. Gumbsch., 1999, "In-situ observation of damage evolution and fracture in AlSi7Mg0.3 cast alloys," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.63, pp. 395~411.

(5) Sang-Won Han and Sung-Won Kim, 2004, "Fatigue Crack Growth Behaviors in Al-Si-Mg Sand Cast Alloys," *Metals and Materials International*, Vol. 10, No. 1, pp. 13~18.

(6) W. C. Oliver and G. M. Pharr., 1992, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments," *J. Mater. Res.*, Vol. 7, pp. 1564~1583.

(7) J. H. Hahn., 2000, "Nanoindentation 방법에 의한 박막의 경도 및 탄성계수 측정," *J. Kor. Ceramic Soc.*, Vol. 37, No. 6, pp. 596~603.

(8) 김찬일, 양승환, 김영석., 2003, "분자동력학을 이용한 나노 재료의 변형거동 전산모사," *한국소성가공학회지*, Vol. 12, No. 3, pp. 171~183.

(9) Chung-Jen Lu and D. B. Bogy., 1995, "The effect of tip radius on nano-indentation hardness tests," *Int. J. Solids Structure*, Vol.32, No.12, pp. 1759~1770.

(10) 김정원, 강충길., 2003, "결정립제어 소재의 Nano 변형거동 해석 및 실험적 고찰," *대한기계학회 추계학술대회논문집*.

(11) V. Jardret, H. Zahouani, J. L. Loubet and T. G. Mathia., 1998, "Understanding and quantification of elastic and plastic deformation during a scratch test," *Wear*, Vol. 218, pp. 8~14.

(12) J. L. Bucaille, E. Felder and G. Hochstetter., 2001, "Mechanical analysis of the scratch test on elastic and perfectly plastic materials with the three-dimensional finite element modeling," *Wear*, Vol. 249, pp. 422~432.