

알루미늄 AA 1050 판재구속전단가공 시 불균질 집합조직 형성의 해석

이재필* · 석한길** · 허무영*

(2004년 4월 30일 접수)

Analysis on Inhomogeneous Textures Developed in Aluminum AA 1050 Sheets during Continuous Confined Strip Shearing

J. P. Lee, H. G. Suk and M. Y. Huh

Abstract

The continuous confined strip shearing (CCSS) based on the equal channel angular pressing (ECAP) was modeled by means of a rigid-plastic two-dimensional finite element method (FEM). Parallel to the simulations, samples of AA 1050 sheets were experimentally deformed by CCSS. The CCSS deformation led to the formation of through thickness texture gradients comprising a strong shear texture in the sheet center and weak shear textures in the sheet surfaces. FEM analysis revealed variations in the strain component ϵ_{13} along the sample thickness direction, which gave rise to the evolution of different textures. A high friction between the sample and die surface was responsible for lowering intensities of the shear texture components in thickness layers close to the surfaces.

Key Words : Continuous Confined Strip Shearing(CCSS), Equal Channel Angular Pressing(ECAP), FEM , Shear Deformation

1. 서론

최근에 ECAP(Equal Channel Angular Pressing)라고 알려진 구속전단가공법은 시료의 크기에 변화가 없이 금속재료의 결정립의 초미세화를 얻을 수 있는 공정으로 널리 연구되고 있다.⁽¹⁾ 결정립 크기를 수 μm 또는 그 이하로 초미세화 하면, 합금 원소의 추가적인 첨가 없이도 벌크금속의 강도향상⁽²⁻⁴⁾과 초소성 향상⁽⁵⁾이 얻어지기 때문에 ECAP에 대한 관심이 점차 증가되고 있다. ECAP 방법은 비교적 간단한 금형 내에서 단속적으로 반복적인 전단변형을 줄 수 있는 장점이 있지만, 연속

적인 작업이 불가능하고 단지 봉 형태를 갖는 금속재료에서만 ECAP이 적용 가능하다는 한계성을 갖고 있다.

CCSS(continuous confined strip shearing) 또는 DCAP(dissimilar channel angular pressing)으로 알려진 판재구속전단가공법은 기존의 단속 ECAP가공법이 가진 장점을 가지며 동시에 그 단점을 극복할 수 있는 연속/고속의 판재의 전단가공법으로 Chung 등⁽⁶⁻⁸⁾에 의하여 제안되었다. CCSS 공정은 단속 ECAP 공정에 비하여 수 백배 빠른 속도로 금속판재를 연속적으로 가공할 수 있으며, 판재 금속의 두께를 일정하게 유지하면서 반복가공이

* 고려대학교 재료공학부

** 삼척대학교 금속공학과

가능하다.

Choi 등⁽⁹⁾, Huh 등^(8,10-11)은 유한요소해석을 통하여 CCSS 공정 시 전단변형에 따라 금형 내에서 얻어지는 전단변형률 상태와 전단변형량을 얻었고, 이를 이용하여 전단변형 집합조직을 해석하였다. 그러나 아직까지 CCSS 공정 시 각 시료의 두께 층에 따라 집합조직의 변화가 어떻게 일어나며, 두께 층에 따른 변형상태를 해석하여 집합조직의 변화와 비교한 연구는 보고된 것이 없다.

본 논문에서는 알루미늄 AA 1050 판재를 CCSS 공정으로 변형시켜, 각 두께 층에서 형성되는 변형집합조직의 변화를 측정하였다. 또한 CCSS 공정을 상용 프로그램인 DEFORMTM-2D⁽¹²⁾을 이용한 유한요소해석을 통하여 CCSS 공정 시 시료 두께 층에 따라 어떠한 변형상태가 지배하는지 추적하여 실험적으로 얻어지는 집합조직의 발달과 비교 고찰 하였다.

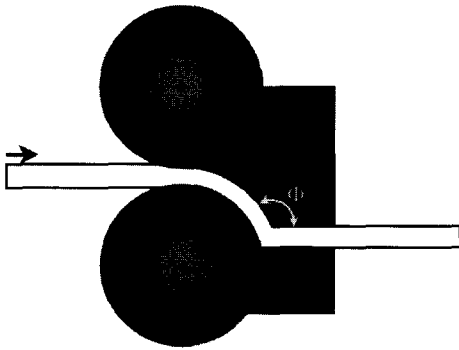


Fig. 1 Schematic diagram of the CCSS process

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 CCSS판재구속전단가공의 원리가 Fig. 1에서 보여진다. 이 장치는 판재를 금형 안으로 밀어내는 상부 롤과 하부 롤로 구성되는 압연장치와 판재에 전단변형을 가할 수 있는 CCSS 금형으로 구성된다. 본 연구에서는 재결정 소둔된 1.75mm 두께의 알루미늄 AA 1050 판재를 사용하였다. 1.75mm 두께의 알루미늄 판재는 먼저 압연장치로 들어가 냉간압연 변형에 의하여 1.65mm의 두께가 된다. 압연기의 롤을 통과 후 판재는 CCSS 금형의 상부 금형과 하부 롤의 사이를

진행하며, 판재가 CCSS 금형의 하부 금형에 접촉하며 급격한 전단변형이 일어나게 된다. 이때 전단변형과 함께 판재 두께의 변화가 일어나, 판재 두께가 원래의 두께인 1.75mm로 두꺼워진다.

CCSS 금형에서 전단변형이 일어나는 곳의 위쪽 금형의 모서리각(Φ)은 120°로 또한 아래쪽 금형의 만곡각은 0°로 하였다. 이 모서리각과 만곡각은 CCSS전단변형의 크기와 분포에 매우 큰 영향을 준다.⁽¹¹⁾ 본 실험에서 판재의 두께가 1.75mm 이하로 매우 얇으나 Fig. 1에서는 본 공정을 알아보기 쉽게 하기 위하여 판재의 두께를 크게 과장하여 표현하였다.

CCSS된 알루미늄 AA 1050 판재의 집합조직은 각 시편의 두께 층에 따라 측정하였다. 본 연구에서는 두께 층을 s로 정의 하였는데, 판재의 위쪽 표면 층을 s=+1.0, 중앙 층을 s=0.0, 아래쪽 표면 층을 s=-1.0으로 정의 하였다. 집합조직은 자동화된 x-선 고니오메타에서 {111} 극점으로 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

본 연구에서 사용한 AA 1050 판재는 두께 6mm의 상용 핫벤드였다. 이 핫벤드를 먼저 1.75mm의 두께까지 냉간압연 후 두께 층에 따라 균일한 집합조직이 얻어질 수 있도록 300°C에서 1시간 어닐링 처리를 행하여 CCSS실험에 사용할 초기시료를 제조하였다. Fig. 2는 이 초기시료의 집합조직을 보여준다. 이 집합조직은 중앙 층(s=0)에 측정된 결과로 약한 압연집합조직 방위들과 함께 재결정집합조직인 입방체 방위 {001}<100>이 높게 발달하였음을 알 수 있다. s=+1과 s=-1층인 상하표면 층에서도 중앙 층과 거의 유사한 집합조직이 얻어졌다.

Fig. 3은 CCSS 변형 후 두께 층에 따른 집합조직을 측정된 결과이다. 중앙 층(s=0)에는 CCSS 전단변형에 의하여 {001}<100>의 초기집합조직이 거의 사라지고 전단변형집합조직인 {001}<110>는 완전히 형성되지 않았지만, 전단집합조직으로의 방위 이동이 일어나고 있음을 확인할 수 있다. CCSS 변형 후에 s=+1과 s=-1층인 상하표면 층에서도 CCSS 변형 후에 전단방위로의 방위 이동이 어느 정도 일어났지만 CCSS 전의 초기집합조직인 {001}<100>이 아직도 명확하게 존재하고 있었다.

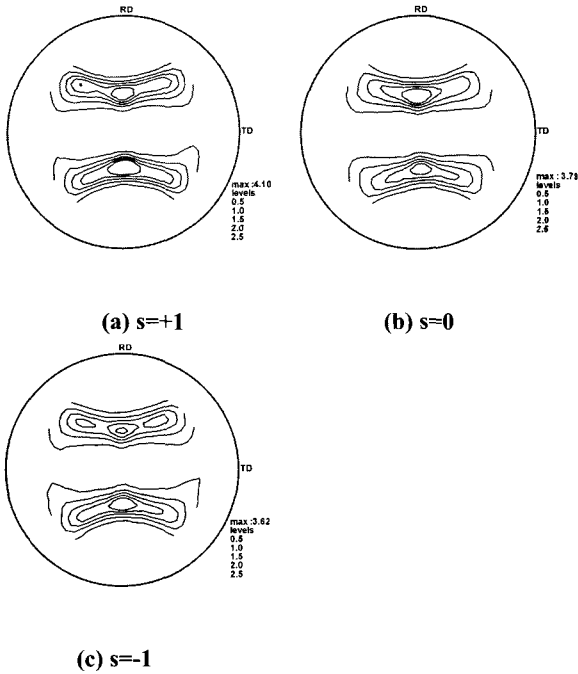


Fig. 2 {111} pole figures of the starting sample for the CCSS process

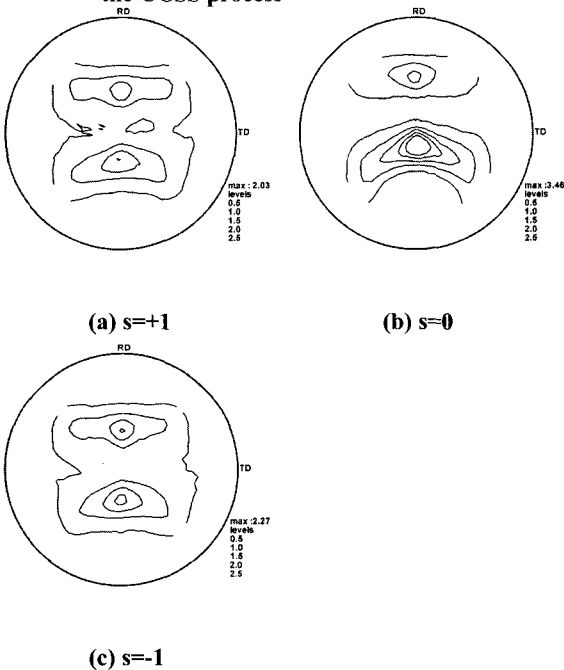


Fig. 3 {111} pole figures after the CCSS process

Fig. 3과 같이 CCSS 변형 후 두께 층에 따라 상이한 집합조직이 얻어진 것은 CCSS 변형 시 각

두께 층에서 서로 다른 변형상태가 주어졌음을 의미하는 것이다. 본 연구에서는 CCSS 변형을 유한요소법으로 모델링하여 공정 중에 얻어지는 변형상태를 추적 하였다.

유한요소해석 시 변형되는 소재와 금형 계면의 마찰의 정도는 마찰인자(friction parameter)인 m 으로 표현될 수 있는데, m 은 마찰응력/임계전단응력의 비로 정의된다. 본 연구에서는 압연유를 사용하지 않았고, 알루미늄 판재와 롤과의 계면에는 매우 큰 마찰이 작용하므로, 유한요소해석 시 이 계면에 고찰마찰(sticking friction, $m=1.0$)에 가까운 $m=0.95$ 의 마찰인자가 작용하는 것으로 가정하였다. 또한 알루미늄 판재와 CCSS 하부금형의 계면에는 높은 마찰인 $m=0.7$ 그리고 CCSS 상부금형의 계면에는 낮은 마찰인 $m=0.1$ 을 가정하여 유한요소해석을 수행하였다.

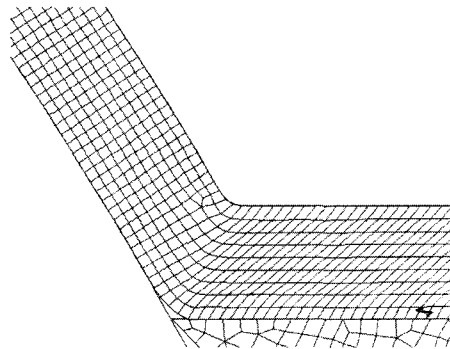


Fig. 4 FEM result showing the overall deformation in the die channel during CCSS

Fig. 4는 CCSS 공정을 FEM 모사한 결과를 보여 준다. 알루미늄 판재가 CCSS 금형의 모서리를 통과할 때 재료의 진행방향이 변하는 곳에서 전단면이 형성되며, 이곳에서 전단변형이 집중적으로 일어남을 알 수 있다. 전단변형이 일어난 정도는 FEM mesh의 기울어진 각으로 판단할 수 있다. 상하표면 층의 mesh들을 제외하고 중앙 층의 mesh들에서는 모두 전단각 45°가 얻어져 매우 균질한 전단변형이 일어났음을 확인할 수 있다. 이에 반하여 상하표면 층에서는 각각 35°와 28°의 전단각이 얻어져 중앙 층에 비하여 낮은 전단변형이 일어남을 확인할 수 있다. 따라서 판재의 상하표면

층에서 전단변형 집합조직의 발달이 중앙 층에 비하여 약했던 결과는 이 표면 층에서 낮은 전단 변형이 작용하였던 것으로 설명할 수 있다.

Fig. 5는 CCSS 금형내에서 유효변형률(ϵ_{eff})의 변화를 계산한 결과이다. CCSS 금형을 통과하기 전에 판재는 압연변형에 의하여 모든 두께 층에 $\epsilon_{eff}=0.1$ 정도가 동등하게 얻어졌다. 이후의 전단 변형은 아주 좁은 구역에서 일어남을 Fig. 5의 금형의 굽은 곳에서 확인 할 수 있다. 상부표면에는 $\epsilon_{eff}=0.55$, 중앙 층에서는 $\epsilon_{eff}=0.65$, 하부표면 층에는 $\epsilon_{eff}=0.40$ 이 얻어져, 유효변형률도 역시 표면 층에서 매우 낮음을 보여주었다.

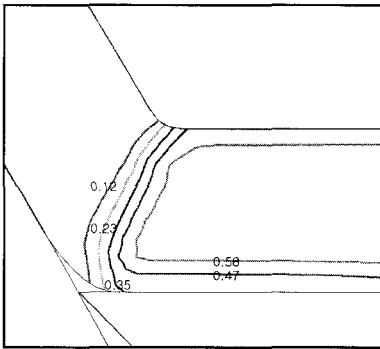


Fig. 5 FEM result showing variations of effective strain in the CCSS die channel

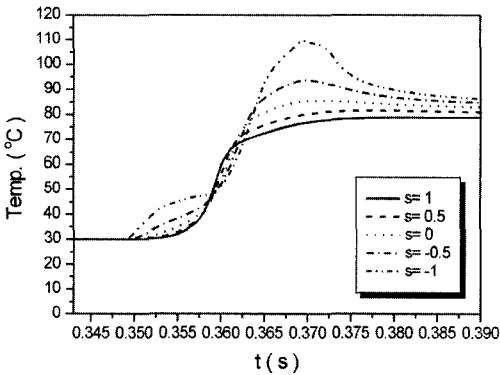


Fig. 6 FEM result showing variations of temperature in the CCSS die channel

하부표면 층에서 얻어지는 전단변형이 적은 이유는 알루미늄 소재와 CCSS 금형의 밀면과의 층

들에 의하여 부착마찰에 가까운 변형조건이 얻어져 물질의 흐름이 금형 하부면 근처에서 방해받기 때문으로 유한요소 계산결과로 알아낼 수 있었다. Fig. 6은 전단면을 통과 후 재료에서 온도 상승을 시뮬레이션한 결과를 보여준다. 알루미늄 AA 1050의 비열을 $2.5 \times 10^6 \text{J/m}^3\text{K}$, 강도를 약 200MPa(72Hv), 한 페스의 CCSS 변형을 약 0.6으로 하고 소성 일을 계산하면 약 $60 \times 10^6 \text{J/m}^3$ 이 얻어진다. 이것을 비열로 나누면 약 25° 의 온도 상승이 예상되지만 Fig. 6의 유한요소계산에 의하면 시료의 하부표면($s=-1$)에서 온도가 110° 정도로 가장 높으며, 판재 위쪽으로 갈수록 그 온도가 감소함을 보여준다. 이 결과는 CCSS 금형내에서 발생하는 열의 대부분이 금형 하부면과 재료의 마찰에 의하여 발생함을 보여주는 것이다. 이와 같이 심한 마찰은 당연히 물질의 정상적인 흐름 즉 전단변형을 감소시키는 역할을 하였을 것이다.

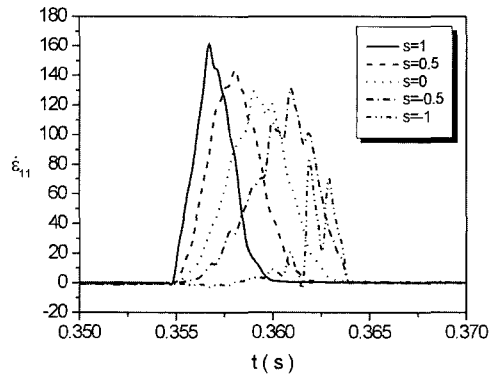


Fig. 7 FEM result showing variations of normal strain rate component $\dot{\epsilon}_{11}$ in the CCSS die channel

Fig. 7과 8은 각각 CCSS 금형 내에서 판재 두께방향 수직변형률 속도와 전단변형률 속도의 변화를 계산한 결과를 보여준다. 두께변형과 전단변형은 모두 판재 상부표면 층($s=+1$)에서 가장 먼저 일어나며, 점차 판재 아래 층으로 전파하여 판재의 하부표면 층($s=-1$)에서 가장 늦게 변형이 일어나는 것을 확인할 수 있다. CCSS공정에서 주목할 것은 각 두께 층에서 전단변형과 두께방향의 변형이 동시에 일어나며, 변형이 일어나는 시간이 약 0.05초 정도로 매우 짧다는 것이다. Fig. 7과 8

에서 $\dot{\epsilon}_{11}$ 또는 $\dot{\epsilon}_{13}$ 의 변화 곡선을 시간에 따라 적분하면 두께방향 변형률 ϵ_{11} 와 전단변형률 ϵ_{13} 이 얻어진다. 판재의 중앙 층($s=0$)과 중간 층($s=+0.5$ 또는 $s=-0.5$)에서 얻어지는 ϵ_{13} 는 거의 같지만, 판재의 하부표면 층에서 얻어지는 ϵ_{13} 가 다른 층에 비하여 가장 작음을 알 수 있다. 따라서 Fig. 2에서 보여준 CCSS 후에 얻어지는 집합조직의 두께 층에 따른 불균질성은 이와 같이 두께 층에 따라 작용하였던 변형률의 차이로 설명할 수 있는 것이다.

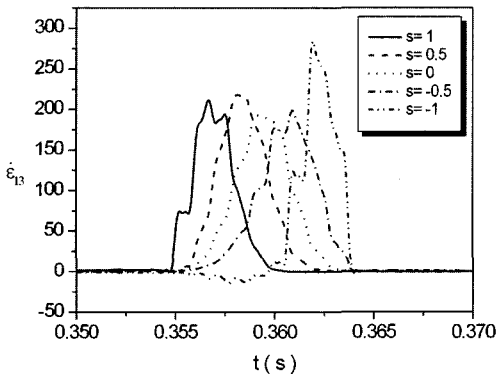


Fig. 8 FEM result showing variations of shear strain rate component $\dot{\epsilon}_{13}$ in the CCSS die channel

4. 결론

본 논문에서는 알루미늄 AA 1050 판재를 CCSS 공정으로 변형시켜, 각 두께 층에서 형성되는 변형 집합조직의 변화를 측정하였고, 시료 두께 층에 따라 어떠한 변형상태가 지배하는지 유한요소모사를 하여 실험적으로 얻어지는 집합조직의 발달을 고찰 하였다.

(1) CCSS 공정 후 중앙 층에서는 전단변형에 의하여 초기 집합조직이 거의 사라지고 전단 집합조직으로의 방위 이동이 일어났으나, 상하표면 층에서는 초기 집합조직이 잔존하며 전단방위로의 방위 이동이 적었다.

안내률에 비하여 이송률에 높은 마찰 인자가 작용하여 판재의 윗면에 비하여 판재의 아래쪽 면에서 ϵ_{13} 의 변화가 크게 일어났다.

(2) FEM 결과, 중앙 층의 전단각은 45°, 상하표면 층에서는 각각 35°와 28°의 전단각이 얻어

져 중앙 층에 비하여 낮은 전단변형이 일어남을 확인 할 수 있었다.

(3) CCSS 시 유효변형률, 전단변형률이 중앙 층에 비하여 상하표면 층에서 낮게 얻어져 집합조직의 두께 층에 따른 불균질성이 일어났다.

(4) CCSS 시 소재와 금형 간의 심한 마찰은 물질의 정상적인 흐름 즉 전단변형을 감소시키는 역할을 하였다.

후 기

본 연구는 한국과학재단의 지원(No. R01-2001-00261-0)을 받았습니다.

참 고 문 헌

- (1) V. M. Segal, V. I. Reznikor, A. E. Drobyshevskiy and V. I. kopylov., 1981, "Plastic working of metals by simple shear", *Metally(Eng. Trans. : Russian Metallurgy)*, Vol. 1, pp. 99~105.
- (2) K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon., 1998, "Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 46, pp. 1589~1599.
- (3) Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon., 1998, "The process of grain refinement in equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 46, pp. 3317~3331.
- (4) K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon., 1998, "Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 46, pp. 1589~1599.
- (5) M. Furukawa, Y. Ma, Z. Horita, M. Nemoto, R. Valiev and T. G. Langdon., 1998, "Microstructural characteristics and superplastic ductility in a Zn-22% Al alloy with submicrometer grain size", *Material Science Engineering A*, Vol. 241, pp. 122~128.
- (6) Y. H. Chung, D. H. Kim, H. T. Jeong, O. Engler and M. Y. Huh., 2002, "Evolution of texture and microstructure in AA 3004 sheets during continuous confined strip shearing deformation and subsequent annealing", *Maters. Sci. Forum*, Vols. 396-480, pp.

- 475~480.
- (7) Y. H. Chung, D. H. Kim, H. T. Jeong, O. Engler and M. Y. Huh., 2002, "Evolution of texture and microstructure in AA 3004 sheets during continuous confined strip shearing deformation and subsequent annealing", *Mater. Sci. Forum*, Vols. 396-480, pp. 475~480.
- (8) M. Y. Huh, J. K. Kim and Y. H. Chung., 2002, "Effect of initial microstructures on the evolution of texture in AA 3004 sheets during continuous confined strip shearing and subsequent annealing", *RARE METALS*, Vol. 21, Supp., pp. 41~48.
- (9) H. J. Choi, K. R. Lee, B. B. Hwang and M. Y. Huh., 2003, "FEM analysis of deformation inhomogeneities developed in aluminum sheets during continuous confined strip shearing", *Trans. of Mater. Proc.* Vol. 12, No. 1, pp. 43~48.
- (10) H. D. Kim, M. Y. Huh, N. J. Park and Y. H. Chung., 2003, "Effect of initial textures on texture formation in AA 3004 sheets during continuous confined strip shearing and subsequent annealing", *Met. & Mater. Int.* Vol. 9, pp. 413~419.
- (11) M. Y. Huh, J. P. Lee and J. C. Lee., 2004, "Formation of a random texture and ultra-fine grains in AA 3003 aluminium alloy during the repeated shear deformation introduced by continuous confined strip shearing", in Press in *Mater. Sci. Technol.*
- (12) DEFORM-2D, SFTC, 2000, Version 7.0 Users Manual, 5038 Reed Road Columbus, Ohio 43220.