공정지도를 이용한 AA6082 합금의 연속 동적 재결정 및 고온 변형 거동

이상민·이지운·최현진·현승균*

인하대학교 신소재공학과

High Temperature Deformation and Continuous Dynamic Recrystallization Behaviors of AA6082 using Processing Maps

Sang-Min Lee, Ji-Woon Lee, Hyun-Jin Choi, and Soong-Keun Hyun*

Inha University, Division of Materials Science and Engineering, Incheon 22212, Republic of Korea

Abstract: Torsion tests were performed on AA6082 samples to investigate their flow softening behavior and to determine optimum process conditions. Based on the experimental data and dynamic materials model, high strain processing maps were established which demonstrate the constitutive relationships among temperature, strain rate, strain and stress. The flow curves exhibited a single and smooth maximum, followed by a softening stage. Power dissipation efficiency increased with increasing deformation temperature, and decreased with increasing strain rate. The main softening mechanism was continuous dynamic recrystallization. The power dissipation efficiency could be divided into three stages. Two flow instability domains occurred. One was found at deformation temperatures ranging from 623 to 673 K. The other flow instability domain was found at deformation temperatures ranging from 673 to 773 K, and with strain rates ranging from 0.5 to 5/s at strains from 1.0 to 3.0, which were mainly located in the upper part of the processing maps.

(Received January 6, 2016; Accepted May 10, 2016)

Keywords: alloys, hot working, recrystallization, torsion test, processing map

1. 서 론

6xxx계 (Al-Mg-Si) 합금은 대표적인 열처리형 알루미늄 합금으로 구조재료로 사용되는 알루미늄 합금 중 비교적 높은 강도를 가지고, 고온 성형성 및 내식성이 우수하여 선박산업, 자동차 산업 및 친환경 산업 분야에서 활발히 사용되고 있는 합금이다 [1-3]. 이러한 6xxx계 알루미늄 합금은 열간 압연, 단조 및 압출 공정과 같은 고온 가공 공정을 통해 주로 생산되는데, 가공 공정 중 발생하는 가공 경화 (strain hardening)와 동적 연화 (dynamic softening)의 상호작용에 의해 기계적 성질이 결정된다. 동적 회복 (dynamic recovery)이나 동적 재결정 (dynamic recrystallization)의 동적 연화 과정은 온도 (T), 변형 속도 ($\dot{\epsilon}$), 변형률 (ϵ)등의 가공 조건에 따라 달라지므로 적절한 가공 조건의 선택은 재료의 최종 기계적 성질의 향상에 있어서 매우 중요하다고 할 수 있다.

적절한 고온 가공 조건을 선택하기 위해서는 재료의 고온 가공성 (hot workability)에 대한 평가가 선행되어야 하는데, 고온 가공성은 일반적으로 재료가 특정 온도나 변형 속도 조건에서 용이하게 변형 될 수 있는 정도를 말한다 [4]. 공정지도 (processing map)는 이러한 고온 가공성을 평가하기 위한 이론적인 장치 중 하나이며, 동적 재료 모델 (dynamic materials model) [5-7]에 근거하여 구축된다. 변형 속도 및 온도에 따른 파워분산효율 (power dissipation efficiency)의 변화로부터 미세조직 변화 및 소성 변형 과정을 정량화하고 소성 불안정 (flow instability)이 일어나는 영역을 예측하여 재료의 고온 가공에 있어서 최적 조건을 찾아내는 방법으로 사용된다.

일반적인 금속재료의 고온가공 공정에서 단조나 압연의 경우 진변형률이 4.0 정도까지 가공이 진행되며, 압출의 경우는 더욱 높은 30의 진변형률까지 도달할 수 있다 [8]. 그러나 공정지도는 통상적으로 압축시험으로 구축이 되고 있으며 [5,9,10], 바렐링 (barreling) 등 시험의 신뢰성을 이유로 진변

*Corresponding Author: Soong-Keun Hyun

[Tel: +82-32-860-7547, E-mail: skhyun@inha.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical composition (wt%) of AA6082

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6082	0.93	0.19	0.05	0.55	0.92	0.04	0.03	0.01	Bal.

Fig. 1. Optical micrograph of initial microstructure for AA6082.

형률 1.0 이상인 구간에서의 연구는 미비한 실정이다. 또한, 동적 회복 및 불연속 동적 재결정, 초소성거동에서의 공정지도 연구는 활발히 진행되어 왔으나 [9-11], 고변형량에서 나타나는 연속 동적 재결정 거동을 공정지도로 구축한 사례 역시 부족하다. 본 연구는 고온 및 고변형량에서 나타나는 AA6082의 동적 연화 거동을 파악하고 이를 공정지도에 적용시켜 고온 가공시의 최적 가공 조건 도출을 목적으로 수행되었다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 AA6082 빌렛은 DC(Direct Chill) 주조법으로 제조되었으며, 조성은 표 1과 같다. AA6082의 동적 연화 거동의 확인 및 공정지도 구축을 위해 고온 비틀림 시험을 수행하였으며, 빌렛을 길이 $L = 20$ mm, 반경 $r = 5$ mm의 gauge section을 갖는 고체형(Solid type) 비틀림 시편으로 가공 후, 560 °C에서 6 시간 열처리 후 수냉하였다. 그림 1은 AA6082의 초기 조직 사진을 나타낸 것으로, 열처리 후 평균 결정립 크기는 156 μm로 측정되었다. 고온 비틀림 시험은 350-500 °C, $0.05\text{-}5\text{ s}^{-1}$ 의 변형조건에서 유효 변형률 10.0까지 실시하였다. 고온 비틀림 시험을 통해 측정된 비틀림 모멘트와 회전각으로부터 Fields와 Backofen [12]이 제안한 식과 von Mises 항복 조건을 이용해 다음과 같이 유효 응력 및 유효

변형률로 변환하였다.

$$\sigma = \frac{\sqrt{3} M(3+p+q)}{2\pi r^3} = \sqrt{3} \tau \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{r\theta}{\sqrt{3} L} = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma \quad (2)$$

여기서 τ , γ , M , θ , L , r , σ 및 ε 는 각각 전단 응력, 전단 변형률, 비틀림 모멘트, 회전각, 시편 길이, 시편 반지름, 유효 응력 및 유효 변형률이다. 또한, p 는 변형속도 민감도(strain rate sensitivity)이고, q 는 가공 경화율(strain hardening rate)로 $p: (\partial \ln M / \partial \ln \theta)_{\theta, T}$, $q: (\partial \ln M / \partial \ln \theta)_{\dot{\theta}, T}$ 로 표현된다.

알루미늄 합금의 고변형률에서의 공정지도의 변화에 따른 연화거동 확인을 위해 미세조직을 관찰하였다. 비틀림 시편을 Barraclough [13] 등이 제안한 유효 반경에 따라 지름의 72.4%에 해당하는 단면을 비틀림 축과 평행하게 절단하였으며, 이는 시험 조건의 평균 변형률에 해당되는 지점이다. 이렇게 절단한 단면을 연마 후, 폴튼 용액(Poulton's etching solution)에 에칭하고 광학현미경(VHX200, Keyence Corp.)으로 관찰하였다. 또한, 동적 재결정의 형성 및 입계 불일치도 (misorientation angle) 변화를 확인하기 위하여 FE-SEM (S-4300SE, Hitachi Corp.)의 후방 산란 전자 회절(Electron Backscattered Diffraction, EBSD)을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 유동 곡선

고온 비틀림 시험을 통해 얻은 AA6082의 유효응력-유효 변형률 곡선을 그림 2에 나타냈다. 유동응력은 온도가 높을수록, 변형속도가 작을수록 감소하였다, 파단 변형률은 온도가 높을수록 증가하였다. 또한, 변형 초기에 가공 경화에 의해 유동 응력이 증가하다가 최대 응력을 보인 후 변형이 진행될수록 동적 연화에 의해 점차 감소하였으며, 온도가 낮을수록 동적 연화 되는 폭은 증가하였다.

통상적으로 유동 곡선의 형태로부터 동적 연화거동을 분류할 수 있다. 동적 회복이 주된 연화기구로 작용하는 경우, 유동 응력이 안정한 상태를 보이며 변형량이 증가하여도 응력은 증가하지 않는 정상상태(steady-state)를 보이며, 이는 가공경화에 의한 유동 응력 증가와 동적 연화가 평형을 이룰 때 나타나는 것으로 알려져 있다 [14]. 동적 재결정이 주된 연

Fig. 2. Effective stress-strain curves of AA6082 obtained from torsion tests at (a) 350 °C, (b) 400 °C, (c) 450 °C and (d) 500 °C with various strain rates.

화기구로 작용하는 경우에는 유동 응력이 정점을 찍고, 이후 완만하게 감소하다가 정상상태를 유지하는 곡선의 형태를 보인다 [15-17]. 적층결합에너지가 높은 알루미늄 및 알루미늄 합금의 경우 동적 회복이 주된 동적 연화 기구로 알려져 있다. 하지만, 상당히 많은 변형이 진행되었을 때는 기존에 존재하던 결정립 내부의 아결정립이 미세한 등축정 형태의 재결정립으로 변하는 경우를 보이기도 한다. 적층결합에너지가 높은 재료에서 주로 나타나는 이러한 동적 재결정 거동은 일반적인 동적 재결정(dDRX)과 구분되는 연속 동적 재결정(cDRX)으로 알려져 있다 [14,18]. 그림 2에 나타나는 유동 곡선의 경우 AA6082의 주된 동적 연화 거동은 연속 동적 재결정에 의한 것으로 예측할 수 있다. 본 연구에서는 정상 상태에 도달하지 못하고 동적 연화가 이루어지는 결과가 나타났으나, 연속 동적 재결정에서의 정상 상태는 von Mises 등가 변형률 30 이상의 매우 높은 변형 조건에서 나타나는 것으로 알려져 있으므로 [19], 더 높은 변형률에서 정상 상태가 관찰될 것으로 판단된다. 하지만 유동 곡선의 형태만으로 재료의 동적 연화 기구를 판단하는 것은 위험한 판단이 될 수 있으므로 미세조직 관찰 및 공정 지도 구축을 실시하였다.

3.2. 공정 지도

동적 재료 모델에 의하면 특정 순간에 재료가 받는 총 에너지(P)는 다음 식 (3)과 같이 특정 구간에서의 응력과 변형속도의 곱으로 나타낼 수 있으며, 소성변형 및 온도 증가에 의한 에너지인 G 항과 미세조직 변화를 통한 내부 에너지 변화인 J 항으로 나눌 수 있다.

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (3)$$

G 항과 J 항의 비는 다음 식 (4)와 같이 변형 속도 민감성 지수 m 으로 결정이 되며, $m=1$ 일 때 재료는 glass와 같은 점성유동 거동을 보이며, J 값은 최대치를 형성하며 이 때의 J 값은 $J_{\max} = \sigma \dot{\epsilon} / 2$ 로 나타난다.

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma d \ln \sigma}{\sigma \dot{\epsilon} \ln \dot{\epsilon}} \approx \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = m \quad (4)$$

동적 재료 모델에서의 파워 분산 효율(power dissipation efficiency)은 식 (5)와 같이 $J_{\max}$ 에 대한 실제 J 값과의 비로 나타내며, 재료 내부의 미세조직 변화에 의해 분산되는 에너지의 상대적인 효율을 의미한다.

Fig. 3. Processing maps of AA6082 at various strains: (a) $\varepsilon=0.25$, (b) $\varepsilon=0.5$, (c) $\varepsilon=1.0$, (d) $\varepsilon=1.5$, (e) $\varepsilon=2.0$ and (f) $\varepsilon=3.0$

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (5)$$

$$m = \frac{\delta(\log \sigma)}{\delta(\log \dot{\varepsilon})} = b + 2c \log \dot{\varepsilon} + 3d(\log \dot{\varepsilon})^2 \quad (8)$$

한편 Ziegler [20]가 제안한 바에 따르면, 유동 불안정성 (flow instability)이 일어나는 영역을 다음 식 (6)과 같이 기술할 수 있으며, 파워 분산 효율 및 유동 불안정성 지표를 하나의 지도로 표시한 것이 공정 지도이다.

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \log\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \log \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (6)$$

여기서 ξ 는 유동 불안정성 지표로 무차원의 값이다.

공정 지도를 구축하기 위해, 식 (5)와 식 (6)을 이용하였으며, 이 때, 각 온도 및 변형속도 조건에서의 변형 속도 민감성 지수(strain rate sensitivity)인 m 값을 얻기 위해서는 cubic spline function을 이용하는데, 이를 통해 $\log \sigma$ vs. $\log \dot{\varepsilon}$ 값을 fitting하면 다음과 같은 식을 얻을 수 있다.

$$\log \sigma = a + b \log \dot{\varepsilon} + c(\log \dot{\varepsilon})^2 + d(\log \dot{\varepsilon})^3 \quad (7)$$

여기서 a, b, c 및 d 는 재료상수이며, 이를 다음의 식 (8)과 같이 미분하면 각 구간별 m 값을 얻을 수 있다.

각각의 온도 및 변형 속도에서 측정된 유동곡선을 바탕으로 변형률 0.25-3.0에서의 유동응력 값을 취하여 작성된 공정 지도를 그림 3에 나타내었으며, 각 조건에서의 재료상수 b, c, d 를 표 2에 나타내었다. 변형률 0.25-1.0의 저변형률 구간의 경우 400 °C 이상의 구간에서 온도가 상승하고, 변형 속도가 느려질수록 효율이 증가하는 영역(domain)이 나타났다. 최대 효율 구간은 500 °C의 온도 및 0.05 s⁻¹의 변형속도 구간으로 확인되었으며, 이 때 파워 분산 효율은 28~29% 정도로 나타났다. 소성 불안정성 지표의 경우, 400 °C 이하의 온도에서 변형 속도와 관계 없이 $\xi(\dot{\varepsilon}) < 0$ 인 구간이 나타났으며, 이 구간에서는 유동 불안정(flow instability)이 일어날 것으로 예상된다.

변형률 1.0 이상의 고변형률 구간의 경우, 파워 분산 효율은 400-500 °C의 온도 및 0.05~5 s⁻¹의 변형 속도 조건에서 단일 영역의 언덕 형태를 이루었으며, 이러한 가공 조건에서는 동일한 동적 연화 거동을 보일 것으로 예측이 된다. 파워 분산 효율의 경우 변형률 2.0이상에서 30% 이상의 최대값을 나타내었다. 한편 유동 불안정성 영역은 변형률 1.0 이상의 공정지도에서 변형 속도 5 s⁻¹의 경우 유동 불안정성 영역이 발생하는 것을 확인하였으며, 이러한 영역은 변형률이 증가할수록 확대되었다. 유동 곡선 및 공정 지도를 통하여 확인할 수 있는 AA6082의 최적의 공정 조건은 500 °C의 온도 및 0.05 s⁻¹의 변형속도로 판단할 수 있다.

Table 2. Constants of equation (8)

Strain	Temperature, °C (K)	b	c	d
0.25	350 (623)	0.03865	-3.24E-03	-2.75E-16
	400 (673)	0.08934	0.00622	1.22E-15
	450 (723)	0.09827	-0.00637	1.20E-16
	500 (773)	0.14787	-1.25E-02	2.53E-16
0.5	350 (623)	0.04321	-2.17E-02	1.00E-15
	400 (673)	0.08532	3.70E-03	7.99E-16
	450 (723)	0.10609	7.43E-04	-1.88E-16
	500 (773)	0.14687	-6.51E-03	3.84E-16
1.0	400 (673)	0.08018	5.16E-04	2.66E-17
	450 (723)	0.10103	-0.00977	5.72E-16
	500 (773)	0.14015	-1.79E-02	7.88E-16
1.5	400 (673)	0.07911	-0.00845	7.68E-16
	450 (723)	0.10001	-0.01418	8.66E-16
	500 (773)	0.12848	-0.02214	3.22E-16
2.0	400 (673)	0.07898	-1.60E-02	9.25E-16
	450 (723)	0.09887	-0.01827	7.34E-16
	500 (773)	0.12499	-2.27E-02	-1.32E-16
3.0	400 (673)	0.07433	-3.08E-02	1.72E-15
	450 (723)	0.09505	-0.02662	4.15E-16
	500 (773)	0.12593	-4.05E-02	2.48E-16

알루미늄 합금과 같은 적층 결합 에너지가 높은 재료의 연속 동적 재결정 거동은 핵생성 및 성장으로 발달하는 불연속 동적 재결정과는 다른 기구에 의해 재결정립이 형성된다. 변형 초기에는 결정립 내부에 아결정립이 형성되어 전위의 재배치 및 소멸이 일어나는 동적 회복이 주된 연화기구로 작용한다. 변형이 진행됨에 따라 형성된 저각경계의 입계불일치가 연속적으로 증가하게 되면서, 동적 재결정이 동적 연화 기구로 작용을 하게 된다. 이러한 동적 연화 거동의 변화를 공정지도를 통해 확인하기 위해, 그림 4에 변형률의 증가에 따른 최대 파워 분산 효율 ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=5/\text{s}$)의 변화를 나타내었다. 최적 공정 조건에서의 유동 불안정성 지표는 모든 구간에서 $\xi(\dot{\epsilon}) > 0$ 으로 나타났으며, 이는 변형률이 3.0 이상에서도 안정한 영역이라 할 수 있다. 본 연구에서 나타난 최대 파워 분산 효율의 변화는 크게 3개의 구간으로 나누어 설명할 수 있다.

(i) 구간 1 ($0 < \epsilon < 2$): 변형률이 증가해도 파워 분산 효율은 크게 변하지 않고 일정하게 유지되며, 최대 파워 분산 효율은 30이하로 동적 회복과 같이 전위의 재배치 및 입계 내부에서 저각경계를 형성하는 구간.

(ii) 구간 2 ($2 < \epsilon < 3$): 일정하게 유지되던 파워 분산 효율이 급격한 증가를 보이는 구간. 이 때의 변형률을 연속 동적 재결정이 일어나는 ϵ_{cr} 로 볼 수 있다.

Fig. 4. Peak dissipation efficiency ($T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=5/\text{s}$) of AA6082 tested at various strains.

(iii) 구간 3 ($\epsilon > 3$): 급격하게 증가하던 파워 분산 효율이 다시 일정하게 유지되며 35이상의 최대 파워 분산 효율을 나타내는 구간

동적 재료 모델에서 파워 분산 효율은 주어진 온도 및 변형 속도 조건에서 미세조직 변화에 소모되는 에너지의 양을 나타낸다 [5]. 여러 연구에 따르면, 알루미늄 합금의 파워 분산 효율의 정량적인 값으로부터 동적 연화 거동을 판단할 수 있는데, 20-30%에서는 동적 회복, 35-45%는 동적 재결정이 일어나는 것으로 알려져 있다 [9,10]. 본 실험의 결과를 이에 적용하면 입계 변형을 이전에는 동적 회복의 특성을, 그 이후에는 동적 재결정의 특성을 보이는 것으로 판단할 수 있다. 이와 같은 결과를 바탕으로 적층 결합 에너지가 높은 알루미늄 합금의 연속 동적 재결정 현상을 공정 지도의 파워 분산 효율 변화를 통해 확인할 수 있다는 결론을 얻을 수 있었다.

한편, 이러한 최대 분산 효율의 변화를 입계 미끄럼(grain boundary sliding)을 통해 설명할 수도 있다. 연속 동적 재결정이 일어나는 경우, 변형 초기에는 기존에 존재하는 결정립 내부에 미세한 아결정립을 형성하며 축적된 전위가 소멸된다. 이후 형성된 아결정립에 계속해서 전위가 쌓여 입계불일치가 증가하게 되며, 고각입계를 형성한다. 미세한 크기의 고각입계가 존재하고 있는 재료의 고온 변형에서는 입계 미끄럼 현상이 작용한다고 알려져 있다 [11]. Kaibyshev와 Sakai의 연구에 의하면, 7055 알루미늄 합금의 고온 변형 시 연속 동적 재결정으로 생성된 고각각계가 입계 미끄럼 현상을 전파시킨다고 보고되었다 [21]. 또한 동적 재료 모델과 관련된 여러 연구에 따르면, 알루미늄 합금의 파워 분산 효율이

Fig. 5. Optical micrographs of AA6082 tested at 500 °C with a strain rate of 0.05 s⁻¹ at various strains: (a) $\epsilon=1.0$, (b) $\epsilon=3.0$, (c) $\epsilon=5.0$

45%를 넘는 매우 높은 효율을 보일 경우 초소성 현상이 일어난 것으로 예측할 수 있으며 [22], 이 때 발생한 초소성 현상은 미세한 결정립들의 입계미끄럼 현상을 기반으로 발생하게 된다. 본 연구에서 실시한 재료의 경우, 연속 동적 재결정으로 인해 미세한 재결정립이 형성되었다. 이 때 형성된 재결정립이 입계 미끄럼 현상을 일으키게 된다면, 공정 지도의 파

Fig. 6. EBSD maps of AA6082 tested at 500 °C with a strain rate of 0.05 s⁻¹ at a strain of (a) 0.25, (b) 1.0, (c) 2.0, (d) 3.0, (e) 4.0 and (f) average misorientation angle of subgrains

워 분산 효율은 그에 대응하여 입계 미끄럼 현상의 기여도만 큼 상승하게 될 것이다.

3.3. 미세조직 관찰

공정 지도에서 파악한 최적의 공정 조건에서의 동적 연화 특성을 확인하기 위해 미세조직을 관찰하였다. 그림 5는 최적 공정 조건(500 °C, 0.05 s⁻¹)에서 변형률의 변화에 따른 시편의 광학현미경 사진이다. 변형률이 증가할수록 회전 방향으로 조직이 연신(elongation) 되었으며 (그림 5a), 변형률 3 (그림 5b)의 경우에는 연신된 초기 결정립과 더불어 미세한 재결정립이 형성되었으며, 그림 5c에서는 미세한 재결정립의 분율이 증가하였다.

그림 6과 7은 최적 공정 조건에서 변형률의 변화에 따른 시편의 EBSD 측정결과이다. 변형률이 0.25(그림 6a 및 7a)에서는 조직의 연신이 크게 나타나지 않았다. 변형률이 1.0이 되었을 때, 기존 결정립의 연신을 확인할 수 있었으며 미세한 저각각계(low angle grain boundary)가 형성되었다 (그림 6b 및 7b). 변형률이 2.0일 때, 기존 결정립들이 더욱 연신됨과

Fig. 7. Rotation angle maps of AA6082 tested at 500 °C with a strain rate of 0.05 s⁻¹ at a strain of (a) 0.25, (b) 1.0, (c) 2.0, and (d) 3.0

동시에 아결정립(subgrains)의 분율 더욱 증가하였으며 (그림 6c 및 7c), 변형률이 3.0이 되었을 때, 아결정립이 재결정으로 변화하여 미세한 재결정이 형성되었다 (그림 6d 및 7d). 이후 변형률이 증가할수록 재결정립의 분율이 더욱 증가하였다 (그림 6e).

그림 6f는 변형률의 변화에 따른 저각각계의 평균 불일치각(average misorientation angle, θ_{av})의 변화를 도식한 것이다. 변형률 0.25에서 θ_{av} 는 4.36°였으며, 변형률 1.0에서는 5.80°, 변형률 2.0에서는 9.32°로 고정각입계 (high angle grain boundary) ($\theta > 15^\circ$)를 형성하지 못하다가 변형률이 3.0이 되었을 때 16.42°까지 급격히 증가하여 고정각입계를 형성하였다.

알루미늄 합금의 연속 동적 재결정시 $\theta_{av} - \varepsilon$ 의 관계는 크게 세 영역으로 나타낼 수 있다 [23,24]; 임계 변형량 이전에서 θ_{av} 가 15° 이하의 저각각계가 형성되는 영역(stage 1), 임계 변형량 이후 급격한 θ_{av} 의 증가를 보이는 영역(stage 2), 변형이 더욱 진행되어 θ_{av} 가 포화될 정도로 증가하며 재료의 모든 구간에 재결정이 형성되는 영역(stage 3). Sitdikov 등 [25]의 연구에 의하면, 연속 동적 재결정을 보이는 AA7475의 임계 변형량(ε_{cr})은 2 정도이며, 이후 급격한 θ_{av} 의 증가를 보이는 것으로 보고되었다. 본 연구에서 역시 ε_{cr} 은 2로 확인되었으며, 이를 토대로 AA6082 또한 연속 동적 재결정이 연화 기구로 작용한다고 판단할 수 있다.

그림 6 및 7에서 확인한 바와 같이, 연속 동적 재결정에 의해 변형률 2.0에서 3.0 사이의 구간에서 미세한 재결정이 형

Fig. 8. (a) EBSD map of AA6082 tested at 350 °C with a strain rate of 0.5 s⁻¹, at a strain of 1.0, and optical micrographs of (b) polished and (c) etched cross-section of AA6082 tested at 500 °C with a strain rate 0.5 s⁻¹ at a strain of 3.0

성 되었음을 알 수 있고, 그림 4를 통하여 이 구간에서 최대 분산 효율의 급격한 상승을 확인 할 수 있었다. 이를 통해 본 연구에서는 형성된 재결정들에 의한 입계 미끄럼 현상이 일어났고, 그 기여도 만큼 분산 효율이 상승 했다고 판단 할 수 있다.

또한, 400 °C 이하의 온도 및 모든 변형 속도 조건에서 유동 불안정성 영역이 관찰되었다. 그림 8a는 350 °C, 0.5 s⁻¹에서 변형된 시편의 EBSD 측정 결과를 나타낸 것으로, shear

band 및 flow localization이 확인 되었다. 이러한 flow localization으로 인해 변형 시 균일한 응력 분배가 이루어지지 않아 불균일한 미세조직 발달로 인해 재료의 파단이 유발된다. AA6082의 저온에서 낮은 파단 변형률은 shear band와 flow localization에 기인한 것으로 판단된다. 또한, 새로운 유동 불안정성 영역이 변형률 1.0 및 변형 속도 5 s^{-1} 구간에서 발생하였으며, 변형률이 증가할수록 공정지도의 상부에서부터 점차 확장되었다. 그림 8b와 c는 이 유동 불안정성 영역에서의 시편 단면을 관찰한 것으로, 비틀림 방향과 평행하게 길게 연신된 기공(cavity)이 확인되었다. 이는 재료의 소성 변형에서 기공(Void)의 생성[26], 성장[27,28], 합체[29,30]의 과정에 의해서 형성된 것으로 판단되며, 기공 형성은 연성파괴를 예측할 수 있는 증거가 되므로 안전한 가공을 위하여 가공 조건을 선정할 시 피해야 할 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 AA6082의 동적 연화 거동 파악 및 최적 가공 조건의 도출을 목적으로 고변형률에서의 공정지도를 구축하였고 다음과 같은 결과를 얻었다. 유동 응력은 변형 초기 최대 응력을 보인 후 변형률이 증가할수록 서서히 감소하는 동적 연화 거동을 나타냈다. 유동 곡선, 공정지도 및 미세조직 등의 결과로부터 최적 가공 조건은 500°C 의 온도 및 0.05 s^{-1} 의 변형속도로 확인되었다. 공정지도의 파워 분산 효율로부터 400°C 이상의 온도에서 연속 동적 재결정이 주된 동적 연화 기구로 작용함을 알 수 있었다. 변형 초기 최대 분산 효율 값은 30이하의 효율을 일정하게 유지하여 동적 회복의 결과와 유사하게 나타났으나, 재결정이 형성되는 임계 변형률 이후에는 급격히 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 이는 연속 동적 재결정에 의해 미세한 크기로 형성된 재결정들의 입계 미끄럼 현상에 기인한 것으로 판단된다. 유동 불안정성 지표를 통하여 확인해 본 결과, 400°C 이하의 온도조건 및 변형률 1.0 이상, 변형속도 5 s^{-1} 조건에서 유동 불안정 영역이 형성되는 것을 확인하였다. 이는 각각 shear band, flow localization 및 소성 변형에 의한 기공의 생성, 성장, 합체에 의한 것으로 판단된다.

감사의 글

이 논문은 인하대학교의 지원에 의하여 연구되었음

REFERENCES

1. O. R. Myhr, O. Grong, and S. J. Anderson, *Acta Mater.* **49**, 65 (2001).
2. K. S. Kim, S. Y. Sung, B. S. Han, J. C. Park and K. A. Lee, *Met. Mater. Int.* **21**, 6 (2015).
3. J. Tian, K. D. Woo, K. J. Lee, and Y. Y. Chan, *Korean J. Met. Mater.* **52**, 2 (2014).
4. M. Gavgali and B. Aksakal, *Mater. Sci. Eng. A* **254**, 189 (1998).
5. Y.V.R.K. Prasad and S. Sasidhara, *Hot Working Guide: A Compendium on Processing Maps*, pp.1-25, ASM International, OH (1997).
6. X. Shu, S. lu, K. Wang, and G. Li, *Met. Mater. Int.* **21**, 4 (2015).
7. T. D. Kil, S. W. Han, and Y. H. Moon, *Korean J. Met. Mater.* **52**, 731 (2014).
8. H. J. McQueen, S. Spigarelli, M. E. Kassner, and E. Evangelista, *Hot Deformation and Processing of Aluminum Alloys*, p.8, CRC Press, Boca Raton (2011).
9. N. Srinivasan and Y. V. R. K. Prasad, *Mater. Sci. Technol.* **8**, 206 (1992).
10. O. Sivakesavam, I. S. Rao, and Y. V. R. K. Prasad, *Mater. Sci. Technol.* **9**, 805 (1993).
11. O. D. Sherby and J. Wadsworth, *Deformation Processing and Microstructure*, (ed. G. Krauss), pp.355-389, ASM, OH (1982).
12. D. S. Fields and W. A. Backofen, *ASTM*, **57**, 1259 (1957).
13. D. R. Barraclough, H. J. Whittaker, K. D. Nair, and C. M. Sellars, *J. Test. Eval.* **1**, 220 (1973).
14. F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed. pp.415-466, Elsevier, Oxford (2004).
15. A. Espedal, H. Gjestland, and N. Ryum, *Scand. J. Metall.* **18**, 131 (1989).
16. E. Cerri, E. Evangelista, A. Forcellese, and H. J. McQueen, *Mater. Sci. Eng. A* **197**, 181 (1995).
17. G. Avramovic-Cingara, D. D. Perovic, and H. J. McQueen, *Met. Mat. Trans. A* **27**, 3478 (1996).
18. R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, N. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelly, H. J. McQueen, and A. D. Rollett, *Mater. Sci. Eng. A* **238**, 219 (1997).
19. S. Gourdet and F. Montheillet, *Acta Mater.* **51**, 2685 (2003).
20. H. Ziegler, *Progressing Solid Mechanics, Vol 4* (eds. I.N. Sneddon and R. Hill), p.93, John Wiley and Sons, New York. (1963).
21. R. Kaibyshev, A. Goloborodko, F. Musin, I. Nikulin, T. Sakai, and O. Sivakesavam, *Mater. Trans.* **43**, 2408 (2002).
22. Hong-dan WU, Hui ZHANG, Shuang CHEN, and Ding-fa FU, *T. Nonferr. Metal. Soc.* **25**, 692 (2015).
23. I. Mazurina, T. Sakai, H. Miura, O. Sitdikov, and R. Kaibyshev, *Mater. Sci. Eng. A* **486**, 662 (2008).
24. I. Mazurina, T. Sakai, H. Miura, O. Sitdikov, and R.

- Kaibyshev, *Mater. Sci. Eng. A* **473**, 297 (2008).
25. O. Sitdikov, T. Sakai, H. Miura, and C. Hama, *Mater. Sci. Eng. A* **516**, 180 (2009).
26. J. Gurland and J. Plateau, *Trans. ASM*, **56**, 442 (1966).
27. L. M. Brown and Embury, *Proceed, 3rd International Conference Strength of Metals and Alloy*, p.164, Cambridge, U.K (1973).
28. F. A. McClintock, *J. Appl. Mech.* **35**, 368 (1968).
29. P. F Thomason, *J. I. Met.* **96**, 360 (1968).
30. G. Leroy, J. D. Embury, G. Edward and M. F. Ashby, *Acta Metall.* **29**, 1509 (1981).