

동적재료모델을 이용한 Zn-Al 합금의 초소성 변형거동 연구

정재용¹ · 하태권[#] · 장영원²

A Study on the Superplasticity of Zn-Al Alloy using Dynamic Materials Model

J. Y. Jung, T. K. Ha, Y. W. Chang

(Received March 23, 2009)

Abstract

Superplastic deformation behavior of a Zn-0.3 wt.% Al was investigated. Grain sizes of 1 μm and 10 μm were obtained by a thermomechanical treatment. A series of load relaxation and tensile tests were conducted at various temperatures ranging from RT (24°C) to 200°C. A large elongation of 1400% was obtained at room temperature in the specimens with the grain size of 1 μm . In the case of specimens with the grain size of 10 μm , relatively lower elongation at room temperature was obtained and, as the temperature increases above 100°C, a high elongation of about 400 % has been obtained at 200°C under the strain rate of 2×10^{-4} /s. Dynamic materials model (DMM) has been employed to explain the contribution from GBS of Zn-Al alloy. Power dissipation efficiency for GBS was evaluated as above 0.4 and found to be very close to the unity as strain rate decreased and temperature increased, suggesting that GBS could be regarded as Newtonian viscous flow.

Key Words : Superplasticity, Grain Boundary Sliding, Dynamic Materials Model, Load Relaxation Test, Zn-Al Alloy

1. 서론

일반적으로 초소성(superplasticity)은 10 μm 내외 또는 그 이하의 미세한 결정립 크기를 가지는 재료가 특정한 온도 및 변형률 속도에서 200% 이상의 인장 연신율을 나타내는 것을 말한다[1~3].

초소성의 주된 변형기구는 결정립계 또는 상경계 미끄러짐(grain/phase boundary sliding; GBS/PBS)이라는 것이 잘 알려져 있고, 입계 미끄러짐이 일어날 경우 결정립계의 돌출부(ledges)나 삼중점(triple junction)과 같은 곳에서 필연적으로 응력이 집중되고 이를 효과적으로 해소하지 못할 경우에는 공공(cavity)의 생성이 유발되어 높은 연신율을

기대할 수 없게 된다. 따라서 초소성을 기대하기 위해서는 입계 미끄러짐에 대한 적절한 수용(accommodation)이 요구되는데 확산유동(diffusional flow)과 전위운동에 의한 수용기구가 잘 알려져 있다[1, 2, 4].

초소성 현상이 상대적으로 높은 온도와 낮은 변형률 속도에서 나타나므로 확산유동이 동반될 것으로 기대할 수 있으나 초소성 변형은 상대적으로 매우 큰 변형을 동반하기 때문에 전위운동에 의한 소성변형에 의한 수용기구가 더 널리 받아들여지고 있다[4~5]. 입계 미끄러짐이 특성상 점성유동에 가깝다고는 알려져 있으나 이에 대한 체계적인 접근은 이루어 지지 않고 있다.

1. 강릉원주대학교 금속재료공학과

2. 포항공과대학교 신소재공학과

교신저자: 강릉원주대학교 금속재료공학과,

E-mail: tkha@kangnung.ac.kr

한편, 동적재료모델(dynamic materials model)을 이용하면 재료의 변형에 동반되는 미세조직의 변화를 에너지분산효율로 정량화하고 소성불안정이 일어나는 영역을 예측함으로써 재료의 변형공정지도(deformation processing map)를 작성하여 열간 가공에 유용하게 사용할 수 있다[6~8]

본 연구에서는 Zn-Al 단상합금을 제조하고 가공 열처리를 통하여 1 μ m 와 10 μ m의 미세한 결정립 크기를 얻고, 응력이완시험과 인장시험을 통해 이 합금의 초소성 변형특성을 평가하였다. 또한 응력이완시험을 통해 얻은 유동곡선을 동적재료모델에 적용하여 결정립계 미끄러짐에 대한 에너지분산효율을 평가하여 초소성에 대한 보다 체계적인 이해를 시도하였다.

2. 동적재료모델

일반적으로 일정한 온도 및 변형률에서 열간변형에 대한 소재의 동적반응(dynamic response)은 식 (1)과 같이 응력(σ)과 변형률 속도($\dot{\epsilon}$)에 의해 표현될 수 있다.

$$\sigma = K\dot{\epsilon} \quad (1)$$

여기서 K 는 상수이고, m 은 변형률 속도 민감도계수(strain rate sensitivity parameter)이다. 특정 순간에 소재가 받는 총 에너지($\sigma\dot{\epsilon}$)는 소성변형 및 온도증가에 의한 에너지(G)와 재료 내부의 미세조직 변화를 통한 내부 에너지 변화(J)로 분산되어 나타난다. 즉, 총 에너지 변화 P 는 식 (2)와 같이 G 항과 J 항의 합으로 표현된다.

$$P = \sigma\dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (2)$$

m=1 일 때 소재는 점성유동 거동을 보이고, 이 때 J 는 최대값을 나타내며, $J_{\max} = \sigma\dot{\epsilon}/2$ 로 표현된다. 동적재료모델에서 파워분산효율(efficiency of power dissipation)은 $\eta = J/J_{\max} = 2m/(m+1)$ 로 표현되며, 소재가 내부의 미세조직 변화에 의해 에너지를 분산하는 상대적인 효율을 나타낸다. 변형률 속도 및 온도에 따른 파워분산효율의 변화로부터 파워분산지도(power dissipation map)를 얻을 수 있는데, 파워분산지도는 지도상에 나타나는 영역(domain)의 조건에서 미세조직변화 및 소성변형 과정을

비가역 반응으로 간주한 열역학적인 고려 등을 통해 특정 조건에서 일어나는 소성변형의 안정성 여부를 파악하는데 활용되며 이를 통해 변형공정지도(deformation processing map)를 작성할 수 있다.

또한 재료 유동의 안정성을 파악하기 위해 다양한 형태의 소성불안정 지표가 제안되어 있지만 일반적으로 다음 식 (3)과 같이 표현되는 Kumar 등[9]이 제안한 소성불안정계수 ξ 를 사용한다. 이 계수의 값이 음의 값을 가질 때 소성불안정 현상이 나타나게 된다.

$$\xi = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (3)$$

3. 실험방법

본 연구에서는 99.9% 이상의 순도를 가진 Zn 와 Al 을 사용하여 Zn-0.3wt.% Al 합금을 제조하였다. 고주파 대기 유도로를 이용하여 용해하고 스테인레스 강으로 된 주형을 사용하여 주조하였으며 결정립 미세화를 위해 가공열처리를 행하였다. 주조된 잉곳(ingot)을 300 $^{\circ}$ C에서 24 시간 동안 용체화 처리하고 두께 50mm로 자른 후 220 $^{\circ}$ C의 온도에서 온간압연을 행하여 두께 10mm 판재를 얻었다. 이 판재를 다시 냉간압연 하여 최종 두께 4mm의 판재를 얻고 220 $^{\circ}$ C에서 30분 동안 재결정 처리를 하였다. 냉간압연 직후 결정립 크기는 1 μ m로 매우 미세하였고 이를 220 $^{\circ}$ C에서 30분 동안 재결정하면 결정립 크기가 10 μ m로 급격히 증가하나 10시간까지 장시간 열처리 한 경우에도 더 이상 성장하지 않는 것으로 나타났다. 미세조직 관찰을 위한 에칭 용액은 100ml의 증류수에 CrO₃ 20g과 Na₂SO₄ 1.5g을 용해하여 사용하였다.

이상과 같이 제조된 판재를 이용하여 표점거리 5mm, 폭 5mm, 두께 3mm 의 판상시편을 제조하여 상온과 200 $^{\circ}$ C의 온도범위에서 인장시험을 행하였고 표점거리 27mm, 폭 4mm, 두께 4mm 의 시편을 제조하여 같은 온도범위에서 응력이완시험[10]을 행하였다. 인장시험시의 초기 변형률 속도는 5 $\times 10^{-2}$ /s 에서 2 $\times 10^{-4}$ /s 범위의 다양한 값을 취하였다.

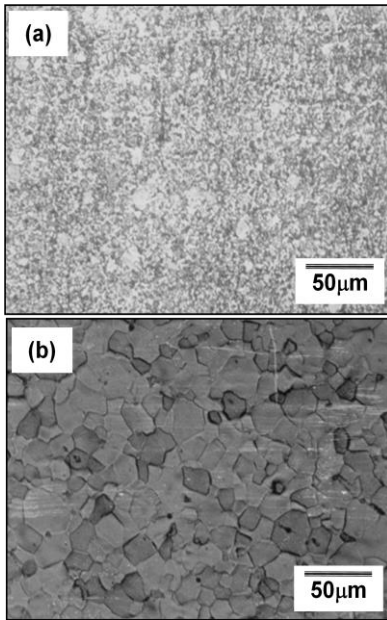


Fig. 1 Typical microstructures of Zn-0.3 wt.% Al alloy used in this study. (a) Cold rolled, $d=1\mu\text{m}$ and (b) cold rolled and heat treated at 220°C for 30 min, $d=10\mu\text{m}$

4. 결과 및 고찰

4.1 미세조직

Fig. 1에 본 연구의 가공열처리 결과 얻은 Zn-0.3wt.%Al 합금의 미세조직을 보였다. 주조재의 경우 매우 조대한 결정립 크기를 보였으나 냉간 압연 후에는 Fig. 1(a)와 같이 $1\mu\text{m}$ (이하 $1\mu\text{m}$ 시편으로 함)의 미세한 결정립 크기가 유지되었으며 220°C 에서 30분 동안 재결정 처리를 한 후에는 Fig. 1(b)와 같이 약 $10\mu\text{m}$ (이하 $10\mu\text{m}$ 시편으로 함)의 결정립 크기로 성장한 후 추가적인 열처리에 의해서도 더 이상 성장하지 않는 것으로 나타났다. $1\mu\text{m}$ 시편도 냉간압연한 상태이나 동적재결정에 의해 내부의 전위밀도가 높지 않은 것으로 알려져 있다[6].

4.2 응력-변형률 속도 곡선

Fig. 2는 결정립 크기가 각각 $1\mu\text{m}$ 와 $10\mu\text{m}$ 인 시편들에 대하여 상온에서 응력이완시험을 행하여 얻은 응력-변형률 속도 곡선을 나타낸 것이다. 결정립 크기가 $1\mu\text{m}$ 인 시편의 경우 변형률 속도에 따라 곡률이 바뀌는 S자형(sigmoidal) 곡선의 형태

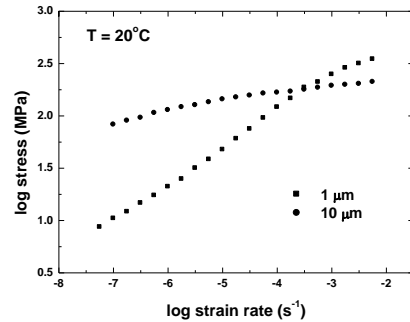


Fig. 2 Flow curves of Zn-0.3wt.%Al alloy constructed from load relaxation tests at room temperature

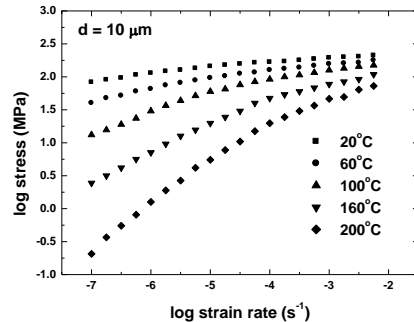


Fig. 3 Flow curves of Zn-0.3 wt.% Al alloy constructed from load relaxation tests at various temperatures ranging from RT to 200°C

를 보이는 반면, 결정립 크기가 $10\mu\text{m}$ 인 시편의 경우에는 전반적으로 곡률이 일정하며 위로 볼록한 형태를 띠고 있다. 전자 형태는 초소성 재료의 전형적인 특성을 나타내는 것으로 결정립 크기가 $1\mu\text{m}$ 인 시편은 상온에서도 변형률 속도가 $10^{-3}/\text{s}$ 이하에서 탁월한 초소성 연신율을 보일 것으로 예상된다[1, 2, 6]. 특히 $10^{-3}/\text{s}$ 이하의 변형률 속도에서는 결정립 크기가 10배 정도 작은 $1\mu\text{m}$ 의 시편에서 훨씬 낮은 유동응력을 보이고 있다. 이것은 이 변형률 속도에서 전위운동 이외의 변형기구가 작용하고 있음을 의미하며 그것은 기존에 보고된 바와 같이 결정립계 미끄러짐으로 생각된다[6].

Fig. 3은 결정립 크기가 $10\mu\text{m}$ 인 시편에 대하여 시험온도를 상온(24°C)에서부터 200°C 까지 변화시켜가며 응력이완시험한 결과이다. 쉽게 예상할 수 있는 바와 같이 온도가 높아지면서 유동응력은 낮아지고 있다. 결정립 크기가 상대적으로 크기 때문에 응력-변형률 속도 곡선의 모양은 전체적으

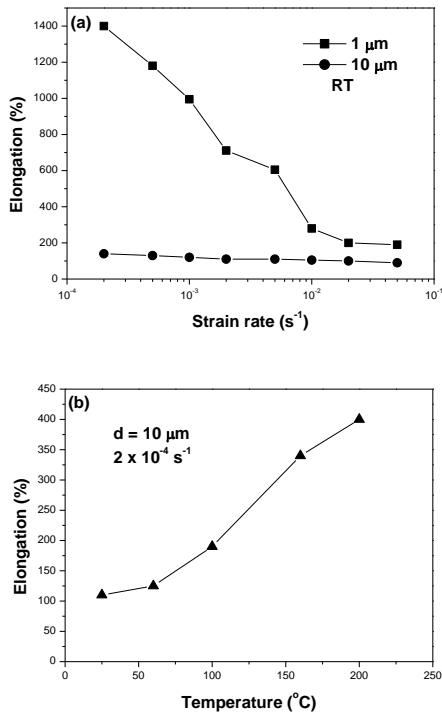


Fig. 4 The results of tensile tests for specimens with (a) grain sizes of 1 μm and 10 μm at room temperature and (b) grain size of 10 μm at various temperatures

로 위로 볼록한 곡률을 가진 형태이나 시험온도가 100°C 이상이 되면 부분적으로 아래로 볼록한 형태가 나타나고 있다. 이것은 결정립계 미끄러짐 기구가 작용한다는 것을 간접적으로 나타내는 것이다[11].

4.3 인장특성

Fig. 4(a)는 상온에서 변형률 속도를 변화시키며 시행한 인장시험결과를 나타낸 것이다. 결정립 크기가 1 μm인 시편의 경우 상온에서도 1400%의 최대 연신율을 보였다. Fig. 4(b)는 결정립 크기 10 μm인 시편에 대하여 온도를 변화시켜 가며 초기 변형률 속도 2×10⁻⁴/s 로 인장시험한 결과이다. 온도가 높아지면서 연신율이 증가하여 200°C에서는 약 400%의 연신율을 얻을 수 있었다. 결정립 크기 1 μm인 시편의 상온 연신율 1400%에 비하면 매우 낮은 값으로 이는 결정립계 미끄러짐이 상대적으로 변형에 있어서 주도적인 역할을 하지 못하기 때문으로 판단된다.

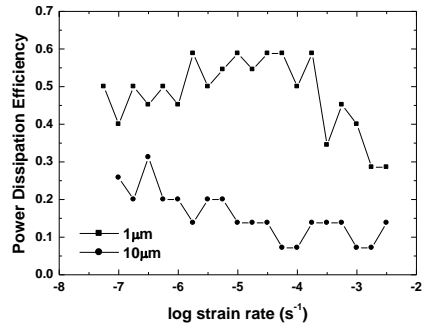


Fig. 5 Power dissipation efficiency of Zn-0.3wt.%Al alloys obtained at room temperature

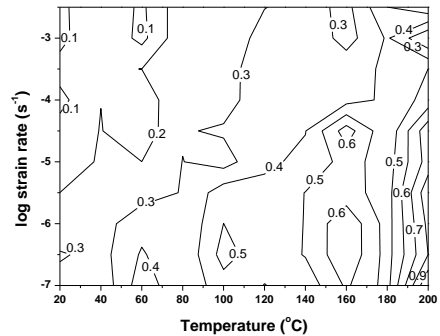


Fig. 6 Power dissipation map constructed for Zn-0.3wt.%Al alloys of grain size 10 μm

4.4 동적재료모델의 적용

Fig. 5는 상온에서 얻은 유동곡선(Fig. 2)을 이용하여 결정립 크기에 따른 힘분산효율을 계산한 결과이다. Fig. 4(a)의 인장시험 결과에서 예상된 바와 같이, 결정립이 보다 미세한 1 μm의 경우가 최대 0.6의 효율을 보이는데 변형률 속도가 빠른 10⁻³/s 영역에서도 0.3 이상의 높은 효율을 보였다. 결정립 크기가 큰 10 μm의 경우에는 전반적으로 0.1에서 0.2 범위의 효율이 얻어졌으며, 변형률 속도가 매우 느린 10⁻⁷/s 영역에서 0.3 정도의 효율이 얻어 짐을 알 수 있다.

Fig. 6은 결정립 크기 10 μm인 시편의 유동곡선을 이용하여 작성한 힘분산지도이다. 흥미로운 것은 변형률 속도가 빨라지고 온도가 낮아질수록 효율은 매우 낮아져서 0.1 수준을 나타내는 반면, 반대로 변형률 속도가 느려지고 온도가 높아지면 효율은 1.0에 근접한다는 사실이다. 높은 힘분산효율은 이 영역에서 결정립계 미끄러짐이 활발하게 일어난다는 사실을 반영하는 것이고, 이는 Fig. 4(b)의 인장

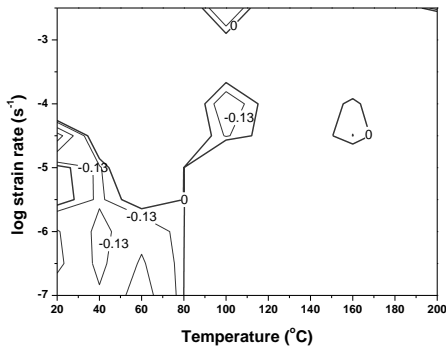


Fig. 7 Plastic instability map constructed for Zn-0.3wt.%Al alloys of grain size 10µm

시험 결과로부터 간접적으로 확인할 수 있다.

높은 힘분산효율은 변형 중 활발한 결정립계 미끄러짐에 의한 것임을 알 수 있고, 근본적으로 결정립계 미끄러짐이 점성유동과 유사한 기구라는 것이 간접적으로 증명된다. 부연하자면, 결정립 크기가 1 µm로 매우 작아 결정립계의 상대적인 분율이 매우 높은 경우 온도가 상대적으로 낮은 경우에도 힘분산효율이 0.6 으로 높게 나타났고, 결정립 크기가 10 µm로 상대적으로 큰 경우에는 온도가 매우 높은 200°C에서 1 에 가까운 효율을 보이는 것은 결정립계 미끄러짐이 활발하게 나타나는 영역에서의 힘분산효율이 점성유동의 그것과 비슷하다는 것을 의미한다.

Fig. 7 은 결정립 크기 10 µm인 시편의 유동곡선을 이용하여 작성한 소성불안정지도(plastic instability map)이다. 그림에서 소성불안정계수가 0 보다 낮은 값을 가지는 영역에서 변형집중, 동적변형시효, 변형쌍정, 균열 등의 소성불안정이 유발될 수 있음을 의미한다[8]. 일반적으로 힘분산효율이 상대적으로 낮은 영역에서 불안정현상이 나타나는 경우가 많다. 그 이유는 외부에서 가해진 변형에너지가 효과적으로 미세조직의 변화로 사용되지 못하여 불안정 변형의 형태로 나타나게 되는 것이다. 초소성 재료의 경우에는 동적변형시효나 쌍정의 발생에 의한 경우를 예상할 수 있으며, 이에 대해서는 보다 체계적인 연구가 필요하다.

4. 결론

본 연구에서는 가공열처리를 통해 결정립 크기가 1µm 와 10µm인 단상의 Zn-0.3wt.%Al 합금을 제조하고 이에 대하여 응력이완시험과 인장시험을

행하여 초소성 변형특성을 평가하고 동적재료모델을 적용함으로써 다음과 같은 결과를 얻었다.

(1) 결정립 크기 1 µm의 시편을 상온에서 2×10^{-4} /s 의 초기 변형율 속도로 인장했을 때 최대 1400%의 높은 연신율을 얻을 수 있었다.

(2) 결정립 크기가 10 µm로 커진 경우 상온에서는 100% 정도의 초소성으로서는 상대적으로 낮은 연신율이 얻어졌으며 시험온도가 높아지면서 연신율도 증가하는 경향을 나타내었다. 시험온도를 200°C로 한 경우 2×10^{-4} /s 의 초기 변형율 속도에서 400% 정도의 연신율이 얻어졌다.

(3) 동적재료모델을 적용하여 힘분산효율과 소성불안정계수를 계산한 결과 결정립계 미끄러짐이 활발하게 일어날 것으로 예상되는 영역에서 힘분산효율이 매우 높은 값을 나타내었고, 소성불안정은 상대적으로 힘분산효율이 낮은 영역에서 예측되었다.

후 기

본 연구는 2006 년도 학술진흥재단 신진교수연구비지원(과제번호 D00274)에 의해 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] K. A. Padmanabhan, G. J. Davis, 1980, Superplasticity, Springer-Verag, p. 133.
- [2] O. D. Sherby, J. Wadsworth, 1982, Deformation, Processing, & Structure, G. Krauss(Eds.) ASM Mat. Sci. Seminar, St Louis, p. 355.
- [3] J. W. Edington, K. N. Melton, C. P. Cutler, 1976, Superplasticity, Prog. Mater. Sci., Vol. 21, p. 61.
- [4] T. K. Ha, H. C. Shin, Y. W. Chang, 1997, An Internal Variable Approach to Superplastic Deformation Behavior of Pb-Sn Eutectic Alloy, Journal of Korean Institute of Metals and Materials, Vol. 35, p. 191.
- [5] C. Van Riet, P. De Meester, 1985, Cavitation in a Dilute Superplastic Zn-0.5%Al Alloy - A Cascade Mechanism for Cavity Generation, Scripta Metall., Vol. 19, p. 795.
- [6] T. K. Ha, J. R. Son, W. B. Lee, C. G. Park, Y. W. Chang, 2001, Superplastic Deformation Behavior

- of a Fine-Grained Zn-0.3wt.%Al Alloy at Room Temperature, Mater. Sci. Eng., Vol. A307, p. 98.
- [7] Y. V. R. K. Prasad, H. L. Giegel, S. M. Doraivelu, J. C. Malas, J. T. Morgan, K. A. Lark, D. R. Barker, 1984, Modeling of Dynamic Material Behavior in Hot Deformation: Forging of Ti-6242, Metall. Trans., Vol. 15A, p. 188.
- [8] Y. V. R. K. Prasad, T. Seshacharyulu, 1998, Processing Maps for Hot Working of Titanium Alloys, Mater. Sci. Eng., Vol. A243, p. 8.
- [9] A. K. S. Kalyan Kumar, 1987, Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing (M.Sc Eng. Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, India).
- [10] E. W. Hart, 1979, Stress Relaxation Testing, A. Fox (Ed.), ASTM Special Technical Publication 676, Baltimore, p. 5.
- [11] T. K. Ha, Y. W. Chang, 1998, An Internal Variable Approach to Structural Superplasticity, Acta Materialia, Vol. 46, p. 2741.