

Al7050 합금의 인장-압축거동과 성형성 간 상관관계

배동화¹ · 오주희¹ · 정찬욱² · 김정기^{3,#}

Correlation Between Tensile-compressive Behavior and Formability of Al7050 Alloy

D. H. Bae, J. H. Oh, C. Jeong, J. G. Kim

(Received January 18, 2022 / Revised February 28, 2022 / Accepted February 28, 2022)

Abstract

Since aluminum alloys experience both tensile and compression deformation modes during forming process, it is important to understand the role of deformation mode on the hot formability of metallic alloys. In the present work, the hot formability of Al7050 alloy was investigated by conducting both tensile and Gleeble tests at various temperatures and strain rates. Processing maps representing low efficiency regions were observed at low temperature and high strain rate in both tensile and compressive deformation modes while the maximum efficiency regions depended on different deformation modes. Moreover, samples tested at stable processing conditions presented a smaller pore fraction than those at instable conditions that resulted in crack initiation during plastic deformation. This result shows that different deformation modes during plastic forming can affect formability changes of metallic alloys. Understanding of tension-compression behaviors will help us solve this problem.

Keywords : Aluminum alloy, Deformation behavior, Processing map, Formability

1. 서 론

환경문제가 악화됨에 따라 자원 절약과 환경 안보에 대한 사람들의 인식은 지속적으로 향상되고 있다. 특히, 차량의 CO₂ 배출 문제를 해결하기 위해 자동차산업에서는 경량 재료 적용, 경량 구조 설계 및 최적화를 통한 연비 향상이 주도적으로 이루어지고 있다 [1-3].

최근 7xxx 계열로 대표되는 고강도 알루미늄 합금의 적용이 높은 비강도로 인해 철강재를 대체하고 있으나, 상온에서 열등한 성형성 때문에 주로 고온의 가공 공정(단조, 압연, 압출 등)을 통해 생산된

다 [4]. 이러한 가공 공정 중 나타나는 가공 경화(strain hardening)와 동적 연화(dynamic softening)는 합금의 기계적 특성에 영향을 미치게 된다. 특히, 동적 연화 과정은 온도, 변형률 속도, 변형률과 같은 매개변수에 높은 민감도를 띄기 때문에 이를 조절하는 것은 고온 가공 공정에 있어 매우 중요하게 여겨진다 [5,6]. 따라서, 고강도 알루미늄 합금의 고온 가공 공정을 계획하고 최적화하기 위해서는 공정지도(processing map)를 구축 후 변형 불안정성이 발생하지 않는 공정변수를 채택할 필요가 있다 [7,8].

공정지도는 동적 재료 모델(dynamic materials model)에 근거하여 성형성과 공정변수 간의 상관관계를 설명하는데 있어 중요한 방법이며, 공정변수에 따른 유동응력(flow stress) 및 미세조직 변화를 정량화하고, 소성변형이 불안정하게 일어나는 영역을 예측할 수 있기 때문에 최적의 공정변수를 도출하는데 적합한

1. 경상국립대학교 나노신소재융합공학과, 석사과정
2. 동양AK 코리아 R&D center, 과장
3. 경상국립대학교 나노신소재융합공학과, 교수
Corresponding Author : Gyeongsang Nat. Univ. K-metal center
E-mail: junggi91@gnu.ac.kr
ORCID : 0000-0002-3423-5401

방법이다 [9,10]. 이에 따라 공정지도를 활용하여 다양한 고온 변형 조건에서 미세조직 변화 및 전위 밀도에 기반한 동적 연화 메커니즘을 확립하고, 합금별 가공 공정 최적화를 위한 많은 연구들이 진행되었다 [11-14]. 이러한 성형성 평가는 통상적으로 압축시험을 통해서 이루어지고 있으나 [5,8,9,15], 많은 변형 공정에서 재료는 압축 및 인장거동을 모두 겪기 때문에 다양한 변형모드에서의 성형성 예측이 요구된다. 그러나, 아직까지 변형모드 변화에 따른 성형성 예측 및 비교사례는 많지 않다 [16].

따라서 본 연구에서는 주조된 Al7050 합금을 고온 인장시험과 글리블 압축시험을 통해 얻어낸 응력-변형률 곡선에 기반하여 변형률 속도 및 온도에 따른 파워 분산 효율(*efficiency of power dissipation*)과 소성 불안정성(*flow instability*)을 공정지도로 작성하여 비교했다. 또한, 각각의 변형거동에 따른 소성 안정 영역 및 소성 불안정 영역에 대해 미세조직 분석하였으며, 고온 가공 시 최적 조건을 도출하고자 하였다.

2. 실험 방법

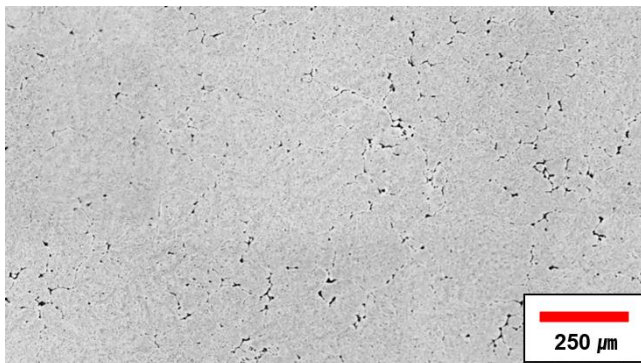


Fig. 1 Initial microstructure of as-cast Al7050 alloy.

본 연구에서 사용된 소재는 동양 AK 코리아에서 제공한 Al7050 13 인치 주조 빌렛으로 시편의 화학적 조성은 Table 1 에 나타내었다. 시편의 초기 미세조직은 Keller's 용액 에칭 후 광학현미경(*optical microscope*, BX53M, Olympus, Japan)으로 촬영하여 Fig. 1 에 나

타내었다. 평균 결정립 크기는 130 μm 으로 측정되었으며, 합금 주조 시 형성된 기공 분율은 $1.16 \pm 0.38\%$ 로 확인되었다.

변형모드에 따른 고온 변형 거동을 확인하기 위하여 Al7050 주조 빌렛을 총 길이 $L = 60 \text{ mm}$, 게이지 직경 $d = 4 \text{ mm}$ 의 봉상시편과 높이 $h = 15 \text{ mm}$, 직경 $d = 10 \text{ mm}$ 의 원통형시편으로 가공하여 각각 고온 인장시험과 글리블 압축시험을 수행하였다. 두 시험 조건은 온도 300 ~ 450 $^{\circ}\text{C}$ 에서 50 $^{\circ}\text{C}$ 간격, 변형률 속도(*strain rate*) $10^{-3} \sim 10 \text{ s}^{-1}$ 사이에서 10 배 간격의 조건으로 동일하게 진행하고, 유동응력 분포를 확인하였다. 시험 결과를 통해 온도, 변형률 속도, 유동응력 간의 상관관계를 도출하고, 이를 동적 재료 모델에 기반하여 파워 분산 효율 및 소성 불안정성을 나타내는 변형공정지도로 작성하였다.

시험 진행 후 변형 미세조직을 관찰하기 위해 시편을 730 ml 에탄올, 90 ml 증류수, 100 ml 부톡시에탄올, 78 ml 과염소산 혼합용액에서 17 V로 15 초간 전해연마(*electropolishing*, Lectropol-5, Struers, Denmark)를 실시하였다. 이후 소성 안정 및 소성 불안정 영역에 대해 미세조직 분석을 실시하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 변형모드에 따른 유동응력 평가

고온 인장시험 및 글리블 압축시험을 통해 얻은 Al7050 합금의 진응력-진변형률 곡선을 Fig. 2 와 Fig. 3 에 각각 나타내었다. 인장시험기의 한계로 인해 고온 인장시험 중 변형률 속도 1 s^{-1} , 10 s^{-1} 의 특정 변형률(0.2)에서 응력풀림현상이 나타나 0.5 s^{-1} 변형률 속도로 추가시험을 진행하여 유동응력을 확인하였다. 각 변형모드에서 온도 및 변형률 속도에 따른 유동응력을 비교하였으며, 유동응력은 변형 초기단계에서 가공 경화에 의해 최대 응력(*peak stress*)까지 급격히 증가하다가 이후 동적 연화거동에 의해 점차 감소하는 것을 확인하였다. 예외적으로 300~350 $^{\circ}\text{C}$ 온도 범위에서 낮은 변형률 속도(10^{-2} s^{-1} 이하)일 때 가공 경화와 동적 연화가 평형을 이뤄, 변형이 진행되

Table 1 Chemical compositions of as-cast Al7050 alloy.

Composition	Al	Zn	Cu	Mg
Content (wt.%)	Bal.	6.03	2.23	1.47

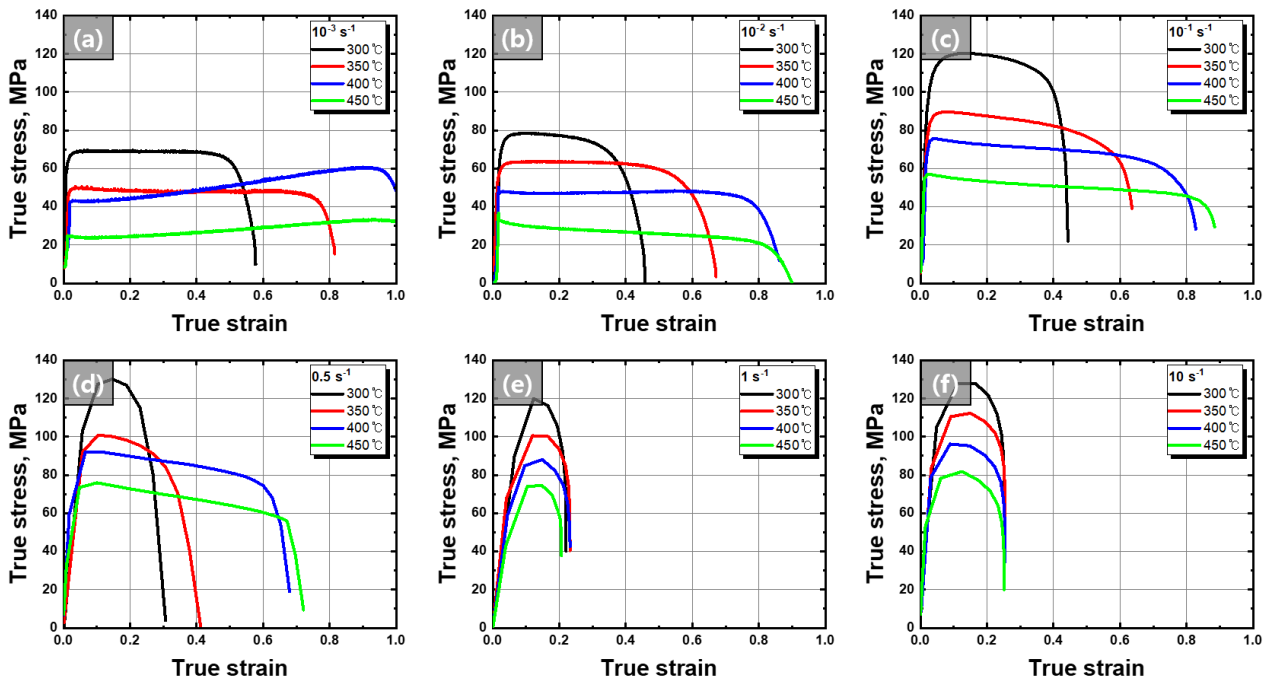


Fig. 2 True stress-strain curves of Al7050 alloy obtained by tensile test at (a) 10^{-3} s^{-1} , (b) 10^{-2} s^{-1} , (c) 10^{-1} s^{-1} , (d) 0.5 s^{-1} , (e) 1 s^{-1} (f) 10 s^{-1} with various temperature.

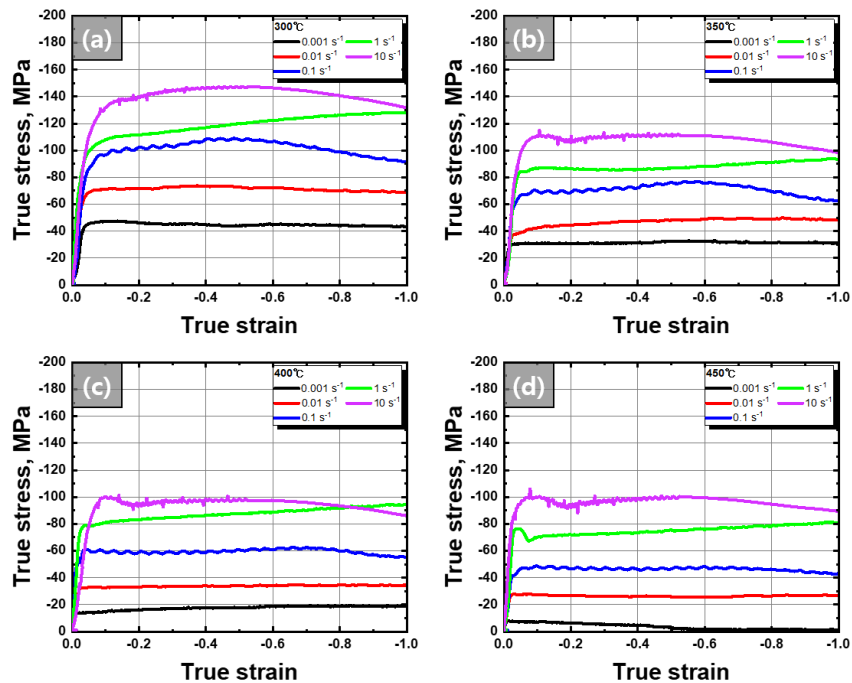


Fig. 3 True stress-strain curves of Al7050 alloy obtained by Gleeble test at (a) $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ with various strain rate.

어도 일정한 유동응력을 유지하는 정상상태(steady state)가 인장, 압축거동에서 모두 보인다. 또한, 두 변형모드 모두에서 온도가 높아질수록, 변형률 속도가 낮아질수록 전체적인 유동응력이 감소하는 경향을 보이며, 온도와 변형률 속도 변화에 대한 높은 민감도를 확인하였다. 이는 온도가 높아질수록 전위 이동을 방해하는 인자가 적어져 변형이 일어나는데 요구되는 응력값이 감소하는 점과 변형률 속도가 증가할수록 전위의 상호작용으로 인해 높은 가공경화 효과가 나타나는 것을 의미한다 [17,18]. 또한, Fig. 3에서 볼 수 있듯이 압축거동의 변형률 속도 10^{-1} s^{-1} 이상 곡선에서 파동(fluctuation)이 관찰되는데 이는 동적회복 및 재결정에 의한 연화거동 간의 조합 결과로 판단된다 [19].

3.2 동적 재료 모델

동적 재료 모델에 의하면 고온(T)에서 변형 중인 재료는 비선형 에너지 분산체(nonlinear energy dissipator)로 간주할 수 있으며, 변형 중 소재의 반응은 아래의 구성 방정식으로 표현될 수 있다 [20].

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m(T, \epsilon) \quad (1)$$

여기서 K 는 재료상수, m 은 변형률 속도 민감도(strain rate sensitivity)를 의미한다. 변형 중 재료에 흡수되는 총 에너지(power, P)는 소성변형으로 인한 열 에너지(G content)와 미세조직 변화로 인한 에너지(J co-content)로 나눌 수 있다 [21]. 총 에너지 P 는 진응력과 변형률 속도의 곱으로 나타내며, G content 와 J co-content 는 식 (2)와 같이 특정 구간의 두 적분항으로 나타낼 수 있다.

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

G 항과 J 항의 비는 재료의 유동성에 따라 달라질 수 있으며, 변형률 속도 민감도에 의해 아래의 식과 같이 결정된다.

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

식 (1)과 식 (2)를 이용하면, 특정 온도에서의 J 값을 식 (4)와 같이 응력, 변형률 속도, 변형률 속도 민감도의 관계로 나타낼 수 있다.

$$J = \left(\frac{m}{m+1} \right) \sigma \dot{\epsilon} \quad (4)$$

재료 내부에 흡수된 에너지가 열로 방출되는 것보다 미세조직 변화에 쓰이는 것이 가공 효율을 더 높일 수 있다. 점소성(viscoplastic) 고체에서 안정적인 유동에 대한 m 값은 0과 1사이로 정의되는데 이는 $m = 0$ 또는 음의 값을 가질 때 성형 중 파단이 발생하고 m 이 증가하면서 미세조직의 변화가 증가하지만 $m=1$ 을 초과하는 영역에서는 오히려 초소성(superplasticity)을 띄므로 소성 불안정을 야기할 수 있기 때문이다 [21]. 따라서, J 항의 최대치를 만족하려면 $m = 1$ 일 때, J_{\max} 를 형성할 수 있으며 $(\sigma \dot{\epsilon})/2$ 로 나타낼 수 있다. 즉, 실제 J 값을 J_{\max} 에 대한 비로 나타낸다면, 상대적으로 재료 내부의 미세조직 변화에 분산되는 에너지 효율을 확인할 수 있다. 이를 파워 분산 효율(η)이라 정의하고 아래의 식 (5)로 나타낼 수 있다.

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

식 (5)를 활용하기 위해서는 각 변형 온도 및 변형률 속도 조건에서 변형률 속도 민감도가 계산되어야 하며, 온도별 $\log \sigma$ vs. $\log \dot{\epsilon}$ 값을 삼차 방정식으로 fitting 하여 아래와 같은 식을 얻을 수 있다 [6,22].

$$\log \sigma = a(\log \dot{\epsilon})^3 + b(\log \dot{\epsilon})^2 + c(\log \dot{\epsilon}) + d \quad (6)$$

a, b, c, d 는 재료상수이며, 식 (6)을 미분하면 아래의 이차 방정식과 같이 나타낼 수 있으므로 식 (3)과 동일한 m 값을 도출해낼 수 있다.

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

식 (6)에서 fitting 하여 구한 온도별 재료상수 a, b, c 및 변형률 속도를 식 (7)에 대입하여 조건별 변형률 속도 민감도를 구할 수 있다. 이를 통해 진변형률 0.2 에서 계산된 인장거동 및 압축거동의 조건별 변형률 속도 민감도를 Fig. 4 에 나타내었다. 변형률 속도 민감도는 소성변형 시 유동 안정성을 판단하는 중요한 기준이기 때문에 고온 공정의 최적 조건을 도출하는 지표로 사용된다. 그에 따라 변형률 속

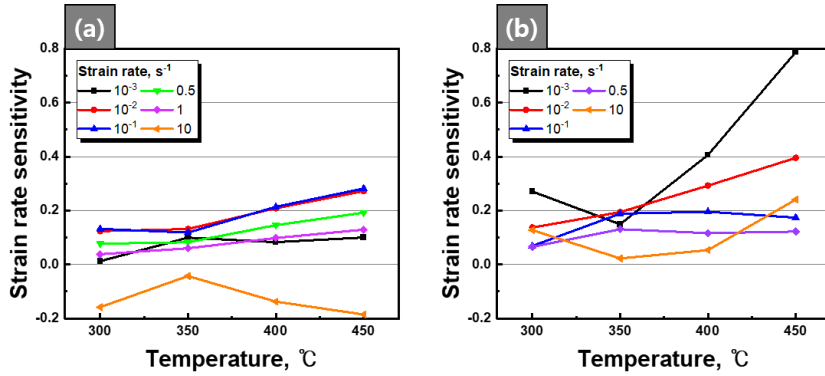


Fig. 4 Strain rate sensitivity with various strain rate : (a) tensile test, (b) Gleeble test at different temperature.

도 민감도를 통한 여러 소성안정기준이 제시되었다. C. Malas 등은 성형결함을 예측하기 위한 소성안정 기준을 다음과 같이 제시하였다 [23].

$$0 < m < 1 \tag{8}$$

$$\frac{dm}{d(\log \dot{\epsilon})} < 0 \tag{9}$$

해당 식들을 만족할 경우 소성안정 조건으로 정의될 수 있다. 하지만, Fig. 4(a)의 10 s^{-1} 변형률 속도 조건에서는 음의 변형률 속도 민감도를 보이며, 이러한 조건은 변형 중 소성 불안정에 의해 결함을 발생시킬 수 있다. 또한, 해당 변형률 속도 민감도로 계산된 파워 분산 효율도 동일하게 음의 값을 띄었기 때문에 인장거동의 변형공정지도 작성 시 10 s^{-1} 변형률 속도를 제외하고 작성하였다.

한편, 파워 분산 효율은 다양한 조건에서 미세조직 변화의 효율성을 어느 정도 예측할 수 있지만, 고온 공정에서 발생하는 동적 변형시효(dynamic strain aging), 단일 전단밴드(adiabatic shear band), 입계 균열(intergranular cracking), 기공(cavity)과 같은 요소들은 반영되지 않는 문제가 있다 [21]. 따라서, 소성 불안정 영역을 수립하여 공정 시 바람직하지 않은 변형 미세조직을 피해야 할 필요가 있다.

Ziegler 등은 국부 변형(localized deformation) 집중이 발생하는 불안정한 소성변형의 조건을 다음과 같이 제시하였다[24].

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(\frac{m}{m+1})}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \tag{10}$$

무차원 매개변수 ξ 는 식 (10)을 활용하여 계산될 수 있으며, 음의 값을 가질 때 소성 불안정 영역으

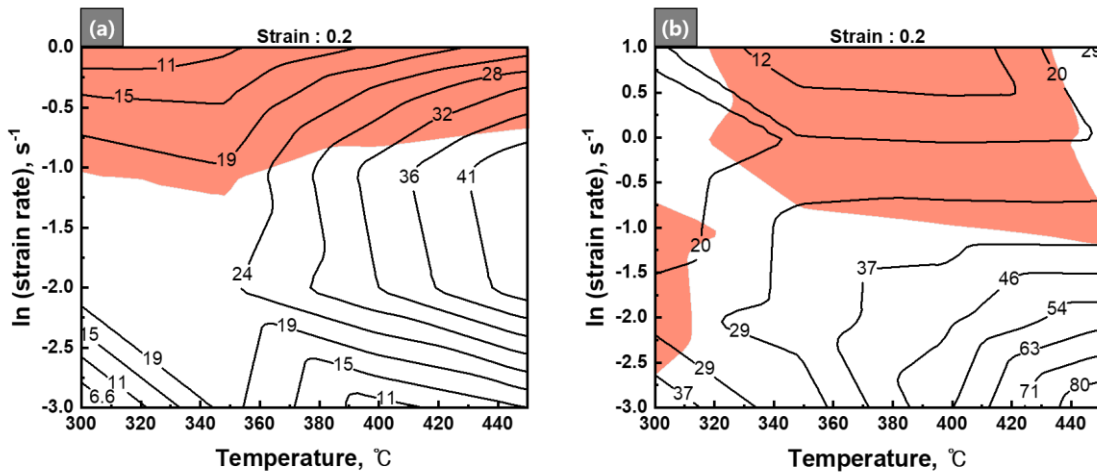


Fig. 5 Deformation processing maps of as-cast Al7050 alloy in (a) tensile and (b) compressive modes at the true strain of 0.2. The contours represent efficiency of power dissipation marked as percent. Shaded region corresponds to flow instability.

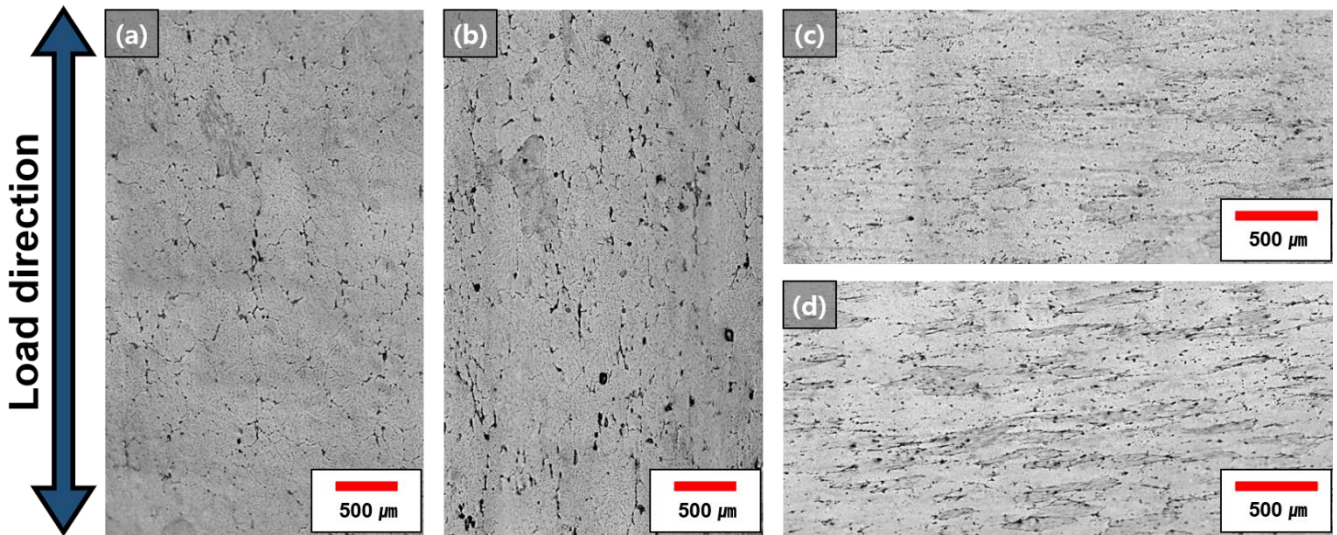


Fig. 6 Optical micrographs of Al7050 alloy in (a), (c) stability region at 350 °C, 10^{-2} s^{-1} and (b), (d) instability region at 300 °C, 10^{-1} s^{-1} . $\epsilon = 0.2$ deformed (a), (b) tensile and (c), (d) compressive modes.

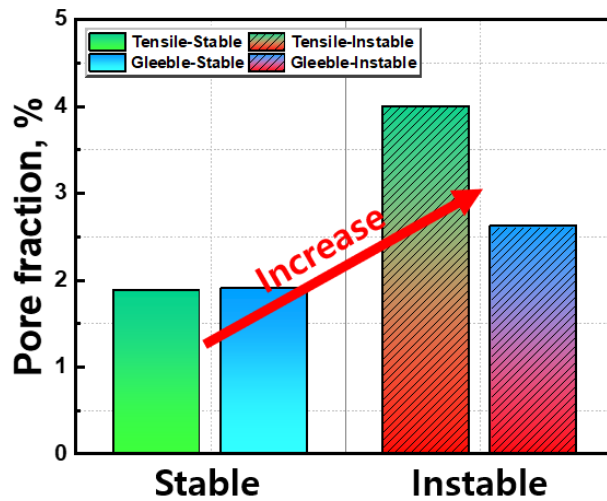


Fig. 7 Pore fraction histograms of stable region and instable region.

로 나타낸다.

3.3 변형모드 간 변형공정지도 비교

인장시험기가 보이는 한계점으로 인해 본 연구에서는 변형모드에 따른 성형특성 비교 시 0.2의 진변형률의 유동응력을 기준으로 하였다. Fig. 4의 결과를 바탕으로 계산된 두 변형모드의 파워 분산 효율 및 소성 불안정성을 Fig. 5와 같이 변형공정지도로 나타내었다. 두 변형모드 모두 온도 450 °C에서 높은 효율을 보이나, 변형률 속도에 따라 최대 효율면에서 차이를 나타냈다. Fig. 5(b)의 압축거동에서는 변형률 속도 $10^{-3} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 사이의 구간에서 최대 효율을 보이

며 Fig. 5(a) 인장거동에서는 $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 구간에서 최대 효율을 보인다. 그러나, 압축거동과 다르게 10^{-3} s^{-1} 구간에서는 매우 낮은 효율을 나타내어, 변형모드 간 효율 차이를 확인하였다. 정리하자면, 두 변형모드 모두 낮은 온도와 높은 변형률 속도 구간에서는 파워 분산 효율이 매우 낮게 나타난다. 이처럼 낮은 효율을 보이는 조건에서는 소성변형 시 발생한 열 에너지에 의해 국부적 온도상승을 유발하여 불균일한 조직이 발생할 가능성이 높다. 또한, Fig. 5에 붉은 영역으로 표시한 소성 불안정 영역이 두 변형모드의 10^{-1} s^{-1} 변형률 속도 이상에서 대부분 나타났으며, 압축거동에서는 추가적으로 온도 300 °C, 변형률

속도 $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 조건에서도 나타났다. 이러한 영역에서는 성형결합의 발생 가능성이 상당히 높은 것을 의미하기 때문에 해당 조건에서의 성형은 피하는 것이 바람직하다.

파워 분산 효율과 소성 불안정성은 변형률 속도 민감도가 주된 변수로 작용하며, 변형률 속도 민감도는 특정 온도와 변형률에서 수행된 인장 및 압축 시험을 통해 계산된다. 이 때, 계산이 행해지는 유동응력은 공칭값이 아닌 true 값으로 계산되며, 인장 시험과 압축 시험 시 변화하는 단면적은 역으로 작용하기 때문에 유동응력에 차이를 보이게 된다. 그에 따라 각 변형모드에서 나타나는 파워 분산 효율과 소성 불안정 영역은 다소 다르게 나타나기 때문에 최적 공정조건 수립을 위해서는 두 변형모드의 성형성 평가가 모두 고려되어야 한다고 판단된다.

3.4 미세조직 관찰

변형공정지도를 통해 각 변형모드에서의 파워 분산 효율 및 소성 불안정을 띄는 영역을 파악할 수 있었으며, 도출한 소성 불안정 영역이 실제 미세조직적 결합에 영향을 미치는 지 확인하기 위해 소성 안정 영역과 소성 불안정 영역에 대해 미세조직 분석을 실시하였다. Fig. 6은 $\epsilon = 0.2$ 변형되었을 때 인장거동과 압축거동에서 공통적으로 나타나는 소성 안정 영역($350 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-2} s^{-1}) 및 소성 불안정 영역($300 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-1} s^{-1})에서 관찰한 광학 현미경 사진으로 인장시편은 파단부 근처, 압축시편은 중앙부 단면의 수직방향으로 스티칭(stitching) 하여 나타내었다. 알루미늄 합금의 변형은 주로 전위 슬립(dislocation slip)에 의해 발생하며, 슬립 방향으로 가해진 응력이 임계응력을 초과하게 되면 슬립이 발생한다. 이 때, 임계응력은 온도와 변형률 속도에 의존하여, 온도가 높아지면 임계응력이 낮아져 쉽게 슬립이 발생하는 반면, 변형률 속도가 빨라지면 슬립 발생은 어렵게 된다 [25]. 결국 높은 변형률 속도로 인해 슬립이 감소하면 안정된 영역과 비교해 동일한 변형률을 받더라도 국부 영역의 응력집중으로 인해 변형 중 균열 핵생성이 일어날 수 있다 [26]. Fig. 6(b),(d)에 나타난 두 변형모드의 소성 불안정 영역은 Fig. 6(a),(c)의 소성 안정 영역과 비교하였을 때, 동일한 변형률에서 유동 불안정성에 의해 기공의 분율이 높은 것을 확인할 수 있으며, 그 차이를 Fig. 7의 그래프를 통해 알 수 있다. 또한, 인장과 평행한 방향 및 압축

과 수직인 방향으로 길게 연신된 기공들은 성장과 합체(coalescence) 과정에 의해 미세균열을 형성하였으며, 이는 연성과괴를 일으킬 수 있는 인자로 작용할 수 있다. 특히, 이러한 특징이 나타나는 소성 불안정성은 두 변형모드가 동일하게 변형률 속도 10^{-1} s^{-1} 이상에서 대부분 나타나기에 해당 조건으로 성형 시 주의해야 할 것으로 판단된다.

4. 결론

본 연구에서는 변형모드에 따른 Al7050 합금의 성형 안정성 변화를 일축인장시험 및 글리블시험으로부터 획득한 응력-변형률 곡선을 활용해 분석하였으며, 하기와 같은 결론을 얻었다.

(1) 인장거동 및 압축거동의 유동응력은 변형률 속도가 낮아질수록 감소하는 경향을 확인하였으며, $300 \sim 350 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-2} s^{-1} 이하의 조건에서 가공 경화와 동적 연화가 평형을 이루는 정상상태가 두 변형모드에서 모두 나타났다.

(2) 유동응력곡선에 기반해 파워 분산 효율 및 소성 불안정성으로 도출한 최적 공정 조건은 변형모드에 따라 차이를 보였으며, 인장거동의 $450 \text{ }^\circ\text{C}$, $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 구간에서 최대 효율을 보이는 반면, 압축거동에서는 $450 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-3} s^{-1} 조건에서 최대 효율이 나타나 최적 공정조건 수립을 위해서는 두 변형모드의 성형성 평가가 모두 고려되어야 함을 확인했다.

(3) 작성한 변형공정지도의 유효성을 평가하기 위해 두 변형모드에서 공통적으로 나타나는 소성 안정 영역($350 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-2} s^{-1})과 소성 불안정 영역($300 \text{ }^\circ\text{C}$, 10^{-1} s^{-1})을 미세조직 분석한 결과, 소성 불안정 영역에서는 소성 안정 영역에 비해 높은 분율의 기공이 발생했다. 인장과 평행방향, 압축과 수직방향으로 연신된 기공들은 성장과 합체과정에 의해 미세균열을 형성하였으므로 해당 조건에서 성형 시 높은 연성과괴의 위험이 예상된다.

후 기

This study was financially supported by the Technology Innovation Program (20011186 & 20017369) funded by the Ministry of Trade, Industry & Energy (MOTIE).

REFERENCES

- [1] Y. Choi, J. Lee, S. S. Panicker, H. K. Jin, S. K. Panda, 2020, Mechanical properties, springback, and formability of W-temper and peak aged 7075 aluminum alloy sheets: Experiments and modeling, *Inter. J. Mech. Sci.* Vol. 170, pp. 105344
<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.105344>
- [2] Y. Bao, J. Zhou, Y. Zhang, Y. Xu, H. Liu, 2021, Microstructural and mechanical characteristics of direct laser welding 7075 super hard aluminum alloy/D6AC ultra-high strength alloy structural steel, *Mater. Lett.* Vol. 287, pp. 129312
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.129312>
- [3] L. Yuan, M. Guo, J. Zhang, L. Zhuang, 2021, Synergy in hybrid multi-scale particles for the improved formability of Al-Zn-Mg-Cu alloys, *J. Mater. Res. Tech.* Vol. 10, pp. 1143-1157
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.068>
- [4] H. E. Hu, L. Zhen, L. Yang, W. Z. Shao, B. Y. Zhang, 2008, Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation, *Mater. Sci. Eng. A* Vol. 488, pp. 64-71
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.051>
- [5] G. Lianggang, Y. Shuang, Y. He, Z. Jun, 2015, Processing map of as-cast 7075 aluminum alloy for hot working, *Chinese J. Aeronaut.* Vol. 28, No. 6, pp. 1774-1783
<https://doi.org/10.1016/j.cja.2015.08.002>
- [6] S. M. Lee, J. W. Lee, H. J. Choi, S. K. Hyun, 2016, High temperature deformation and continuous dynamic recrystallization behaviors of AA6082 using processing maps, *Kor. J. Met. Mater.* Vol. 54, No. 11, pp. 793-801
<https://doi.org/10.3365/KJMM.2016.54.11.793>
- [7] G. Z. Quan, Z. Y. Zou, T. Wang, B. Liu, J. C. Li, 2017, Modeling the hot deformation behaviors of as-extruded 7075 aluminum alloy by an artificial neural network with back-propagation algorithm, *High Temp. Mater. Proc.* Vol. 36, No. 1, pp. 1-13
<https://doi.org/10.1515/htmp-2015-0108>
- [8] C. Shi, J. Lai, G. Chen, 2014, Microstructural evolution and dynamic softening mechanisms of Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot compressive deformation, *Materials* Vol. 7, pp. 244-264
<https://doi.org/10.3390/ma7010244>
- [9] X. Shang, J. Zhou, X. Wang, Y. Luo, 2015, Optimizing and identifying the process parameters of AZ31 magnesium alloy in hot compression on the base of processing maps, *J. Alloy. Compd.* Vol. 629, pp. 155-161. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.251>
- [10] G. Liu, Y. Han, Z. Shi, J. Sun, D. Zou, G. Qiao, 2014, Hot deformation and optimization of process parameters of an as-cast 6Mo superaustenitic stainless steel: A study with processing map, *Mater. Des.* Vol. 53, pp. 662-672
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.065>
- [11] J. Sarkar, Y. Prasad, M. K. Surappa, 1995, Optimization of hot workability of an Al-Mg-Si alloy using processing maps, *J. Mater. Sci.* Vol. 30, pp. 2843-2848. <https://doi.org/10.1007/BF00349653>
- [12] Y. Sun, Z. Cao, Z. Wan, W. Ye, N. Li, 2018, 3D processing map and hot deformation behavior of 6A02 aluminum alloy, *J. alloy. Compd.* Vol. 742, pp. 356-368
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.299>
- [13] D. Feng, X. M. Zhang, S. D. Liu, Y. L. Deng, 2014, Constitutive equation and hot deformation behavior of homogenized Al-7.68Zn-2.12Mg-1.98Cu-0.12Zr alloy during compression at elevated temperature, *Mater. Sci. Eng. A* Vol. 608, pp. 63-72
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.055>
- [14] S. Wang, L. G. Hou, J. R. Luo, J. S. Zhang, L. Z. Zhuang, 2015, Characterization of hot workability in AA 7050 aluminum alloy using activation energy and 3-D processing map, *J. Mater. Process. Technol.* Vol. 225, pp. 110-121
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.05.018>
- [15] W. Li, Y. Liu, S. Jiang, Q. Luan, Y. Li, B. Gu, Z. Shi, 2018, A study of thermomechanical behaviour and grain size evolution of AA7050 under hot forging condition, *Int. J. Lightweight Mater. Manuf.* Vol. 2, No. 1, pp. 31-39

- <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2018.10.002>
- [16] O. B. Bembalge, S. K. Panigrahi, 2021, Hot deformation behavior and processing map development of cryorolled AA6063 alloy under compression and tensile, *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 191, pp. 106100
<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.106100>
- [17] Y. Kim, Y. B. Song, S. H. Lee, Y. S. Kwon, 2014, Hot deformation behavior and microstructural evolution of powder metallurgy Ti-6Al-4V alloy, *J. Kor. Powd. Met. Inst.* Vol 21, No.4, pp. 277-285
<https://doi.org/10.4150/KPMI.2014.21.4.277>
- [18] J. Lee, S. Lee, S. Y. Shin, 2017, Effect of strain rate and temperature on tensile properties of high Mn twinning induced plasticity steels, *Kor. J. Mater. Res.* Vol. 27, No. 12, pp. 643-651
<https://doi.org/10.3740/MRSK.2017.27.12.643>
- [19] Y. Zhou, X. Lin, N. Kang, Z. Wang, H. Tan, W. Huang, 2021, Hot deformation induced microstructural evolution in local-heterogeneous wire + arc additive manufactured 2219 Al alloy, *J. Alloy. Compd.* Vol. 865, pp. 158949
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158949>
- [20] Y. V. R. K. Prasad, K. P. Rao, S. Sasidhara, 2015, *Hot working guide : a compendium of processing maps*, Second edition, ASM international, Ohio, pp. 1-625
- [21] Y. V. R. K. Prasad, 2003, Processing maps: a status report, *J. Mater. Eng. Perform.* Vol. 12, No. 6, pp. 638-645
<https://doi.org/10.1361/105994903322692420>
- [22] H. J. Lee, G. P. Kang, Y. H. Kim, 2016, Use of processing maps to evaluate the forming condition during ring rolling, *Trans. Mater. Process.* Vol. 25, No. 1, pp. 5-11
<https://doi.org/10.5228/KSTP.25.1.5>
- [23] C. Malas, V. Seetharaman, 1992, Using material behavior models to develop process control strategies, *JOM* Vol. 44, pp. 8-13
<https://doi.org/10.1007/BF03222246>
- [24] Y. V. R. K. Prasad, T. Seshacharyulu, 1998, Modelling of hot deformation for microstructural control, *Inter. Mater. Rev.* Vol. 43, No. 6, pp. 243-258
<http://doi.org/10.1179/imr.1998.43.6.243>
- [25] F. J. Humphreys, M. Hatherly, 2004, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Second edition, Elsevier Ltd, Pergamon, pp. 1-628
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-044164-1.X5000-2>
- [26] D. Jiang, C. Wang, 2003, Influence of microstructure on deformation behavior and fracture mode of Al-Mg-Si alloys, *Mater. Sci. Eng. A.* Vol. 352, pp. 29-33
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00456-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00456-2)