

변형 공정지도를 활용한 A350 LF2 소재의 고온 성형성 평가

정은정¹ · 염종택[#] · 김정한¹ · 이동근¹ · 박노광¹ · 이종수²

Evaluation of High Temperature Workability of A350 LF2 Using the Deformation Processing Map

E. J. Jung, J. T. Yeom, J. H. Kim, D. G. Lee, N. K. Park, C. S. Lee

(Received June 28, 2006)

Abstract

Hot deformation behavior of a carbon steel (A350 LF2) was characterized by compression tests in the temperature range of 800-1250°C and the strain rate range of 0.001-10 s⁻¹. The microstructural evolution during hot compression was investigated and deformation mechanisms were analyzed by constructing a deformation processing map. Processing maps were generated using the combination of dynamic material model (DMM) and flow instability theories based on the flow stability criteria and Ziegler's instability criterion. In order to evaluate the reliability of the map, the microstructural characteristics of the hot compressed specimens were correlated with test conditions in the stable and unstable regime. The combined microstructural and processing map of A350 LF2 was applied to predict an optimum condition and unstable regions for hot forming.

Key Words : A350 LF2, Deformation Processing Map, Hot Compression, Dynamic Material Model(DMM)

1. 서 론

주요 대형 링(Ring) 생산제품으로는 석유화학용 플랜지(Flange), 발전설비 터빈용 다이어프램(Diaphragm), 풍력발전 타워(Tower)용 플랜지 등이 있다. 현재 국내의 대형 링 제작업체에서는 이러한 부품들을 선형의 링 형상으로 제작한 후 상당 부분을 가공하고 있어 이들 부품을 형상 링압연(Profile ring rolling) 공정으로 전환하고자 하는 노력이 이루어지고 있는 상태이다. 형상 링압연 공정은 간단한 링 형상을 제조하는 선형 링압연(Plane ring rolling)공정과 달리 부위별 온도 및 변형 등에 있어 큰 차이를 나타낼 수 있다. 그리고, 성형 중에 접힘현상(Fold), 표면균열 등의 결함을 유발할 수 있는 가능성이 높은 공정이다. 따라서,

이러한 정형공정(Near-net shaping)인 형상 링압연을 통하여 성형결함이 없는 원하는 형상의 제품을 얻기 위해서는 CAD/CAM 기술과 함께 유한요소 해석기술을 활용한 최적 공정설계 기술이 절실히 요구된다[1]. 유한요소해석의 신뢰성을 확보하기 위해서는 변형속도, 온도, 변형량에 따른 정확한 재료의 유동응력 데이터를 얻어야 함과 동시에 재료의 고온변형거동을 이해하는 것이 선행되어야 한다[2]. 재료의 유동응력을 얻기 위해서 현재 가장 많이 활용되고 있는 방법은 ThermoMaster-Z, Gleeble 등과 같은 소형 성형 시뮬레이터를 이용한 열간 성형성 시험을 통해 유한요소 해석에 활용할 유동응력곡선을 도출하는 것이다. 이는 이러한 실험을 통해 변형속도, 변형량, 변형온도 등을 변수로 하여 재료의 변형

1. 한국기계연구원
2. 포항공과대학교
교신저자 : 한국기계연구원, E-mail: yjt96@kmail.kimm.re.kr

거동을 이해하기가 용이하기 때문이다.

본 연구에서는 고온압축시험을 통하여 탄소강인 A350 LF2 합금의 고온 변형거동을 연구하였고, 각 변형온도 및 변형속도 조건에 따른 유동응력의 변화를 정량화 하였다. 그리고 재료의 변형기구를 분석하기 위해 Dynamic materials model(DMM)과 유동 안정 및 불안정기준[3]을 도입하여 변형공정지도를 완성하였다. 또한, 고온압축조건에 따른 미세조직을 관찰함으로써 A350 LF2 합금의 고온변형특성과 미세조직과의 관계를 이해하고, 최적 성형 조건을 찾고자하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 A350 LF2 합금은 잉고트(Ingot)상태에서 코킹공정을 거쳐 빌렛으로 제조된 상태이다. 코킹공정은 연속적 단조공정으로 주조조직을 파쇄하여 미세한 빌렛을 제조하는 공정이다. 본 재료의 화학 조성은 Table 1에 나타내었다. 한편 Fig. 1은 A350 LF2의 미세조직을 나타낸 것으로, 일부 Tempered martensite와 페라이트가 관찰되고 있음을 알 수 있다.

Table 1 Chemical composition of A350 LF2 used in this work (wt. %)

C	Mg	P	S	Si	
0.30	0.60-1.35	0.035	0.040	0.15-0.30	
Ni	Cr	Mo	Cu	Cb	V
<0.40	<0.30	<0.12	<0.40	<0.02	<0.08



Fig. 1 As-received microstructure of A350 LF2

소재의 고온변형거동을 알아보기 위해 Tharmac Master-Z 장비를 사용하여 압축시험을 수행하였다. 시편은 직경 8mm, 높이 12mm의 원통형 시편을 사용하였고, 시편과 금형이 닿는 부분은 마찰과 열손실을 최소화하기 위해서 그 사이에 윤모판을 넣고 시험하였고, 압축 시험 후 질소(N₂)가스를 시편에 직접 분사하여 급냉하였다. Fig. 2는 고온 압축 후 조직 관찰 부위를 나타낸 것으로 중심에서 2/3 지점을 관찰하였는데 이는 FEM 해석에서 시험 조건의 평균 변형량에 해당하는 지점이다.

시험온도는 800~1250°C에서 50°C간격으로 수행하였으며, 변형속도는 10⁻³~10¹s⁻¹에서 10¹간격으로 수행되었다. 진변형률은 0.7까지 압축되었으며, 압축시편 전과 후 시편 단면은 Nital 3%용액(97ml 알코올+3ml 질산)을 이용하여 5~10초 정도 부식시킨 후 광학 현미경으로 미세조직을 관찰하였다.

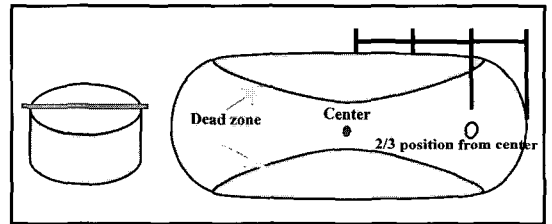


Fig. 2 Observation-position of hot-compressed specimen

이러한 방법에 의해 얻어진 압축시험 후 조직 및 유동응력 곡선을 이용하여 고온변형거동에 대한 공정도를 작성하였고, 미세조직과 비교 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 압축시험에 따른 A350 LF2의 고온변형

일반적으로 주어진 재료에 대하여 고온 유동응력은 일정한 변형률 조건에서 식(1)과 같이 표현될 수 있다.

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

여기서 K는 강도상수로 변형률, 온도 등에 의존하며, m은 변형속도민감도로 다음과 같이 나타낼 수 있다. 변형속도민감도(m)는 안정한 재료 유동에 대한 한가지 기준이 된다.

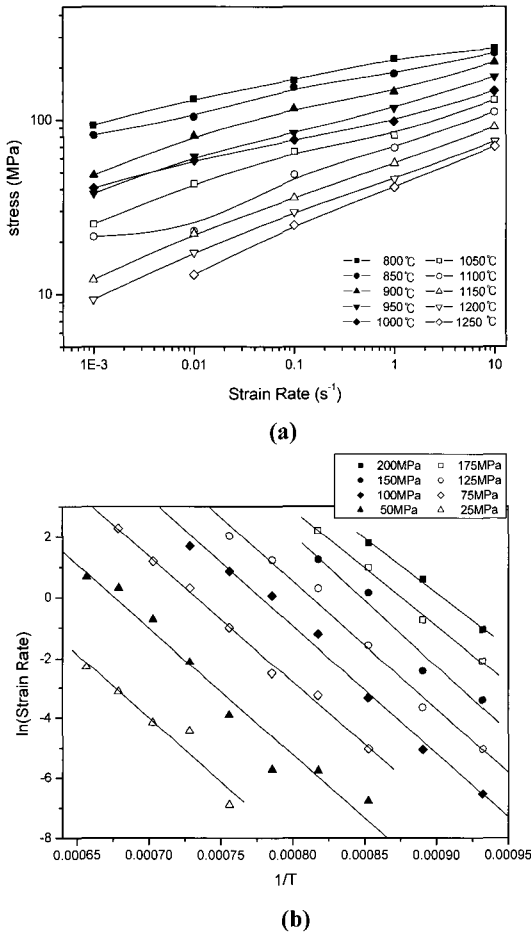


Fig. 3 (a) Variation of the flow stress with different strain rates and temperature (b) plot of ln(strain rate) vs. inverse temperature

$$m = \left[\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right]_{T, \epsilon} \quad (2)$$

Fig.3 는 유동곡선들로부터 진변형률이 0.7 인 조건에서 (a)는 온도에 따른 변형률 속도의 유동 응력을 보여주며, (b)는 여러 응력조건에 따른 1/T 과 lnε의 관계 그래프를 나타낸 것이다.

이러한 관계곡선을 기초로, 변형속도를 변수로 하여 Linear statistical regression 방법으로 값을 구하고, 그 값을 이용하여 활성화에너지[4] ($Q = -R[\partial \ln(\dot{\epsilon}) / \partial \ln(1/T)]_{\sigma}$, R: 기체상수)를 구하였다. 모든 응력조건에서 얻어진 활성화 에너지 Q는 거의 일정한 값을 나타내었으며, 평균 활성화에너지는 347kJ/mol 로 계산되었다. 이러한 활성화에너지

값은 일반적인 철계 합금에서 높은 값에 분류된다. 결국 본 연구에서 얻어진 A350 LF2 소재의 활성화에너지 값은 FEM 해석에서 온도에 의존하는 유동응력을 표현하기 위한 자료로 활용 될 수 있을 것이다.

3.2 동적 재료모델 및 A350 LF2 소재의 변형공정지도

A350 LF2 소재의 최적의 성형조건을 도출하기 위해 동적재료모델(Dynamic materials model)을 활용하였다. 일정한 온도와 변형률 조건에서 변형속도에 따른 유동응력의 변화를 생각하면, 주어진 변형속도에서 재료에 흡수되는 순간적 에너지(P)는 다음과 같이 표현할 수 있다.

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

식(3)을 간단한 식으로 나타내면,

$$P = G + J \quad (4)$$

로, $G = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d \dot{\epsilon}$ 이고 $J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d \sigma$ 이다.

여기에서 G(Dissipater content)는 재료의 소성변형에 의해 소모되는 에너지로 대부분 열로 변환되며, J(Dissipater co-content)는 재료의 동적인 미시구조적 변화를 유발하는데 소모되는 에너지로 재료의 동적인 미시구조적 변화의 예로는 동적회복, 동적재결정, 공공생성 및 V 자형 크랙과 같은 내부과피, 동적인 상태에서 발생하는 석출상의 용해 및 성장, 바늘구조의 동적구형화 그리고 동적상태 하에서의 변형유기상변태 및 석출 등을 들 수 있다[5]. 재료의 소성변형에 대한 J(Dissipater co-content)의 효과를 정량적으로 분석하기 위한 방법으로 식 (5)에 제시된 에너지분산 효율(Efficiency of dissipation (η))을 활용하였다.

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

이러한 에너지 분산 효율 (η) 은 소재에 가해지는 총 에너지에 대해서 재료의 미세구조적 변화를 효과적으로 기술하는데 사용될 뿐만 아니라 안정 및 불안정 영역을 묘사하는 데에도 사용될 수 있다[6]. 결국, 에너지 분산 효율이 최대인 경우 동적 미시구조적 변화가 가장 활발함을 의미하게 된다.

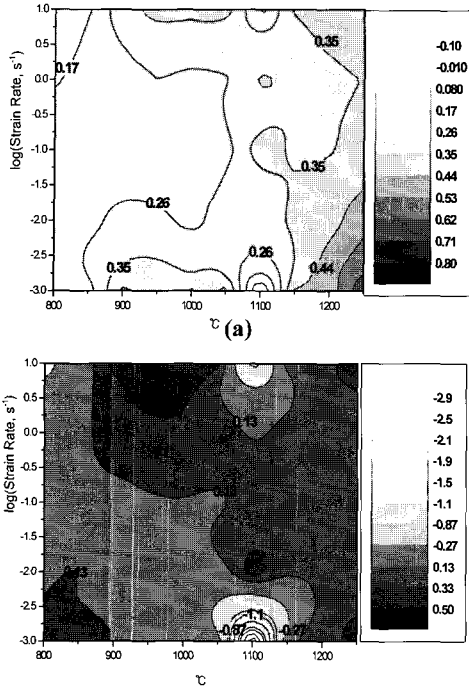


Fig. 4 Processing map of A350 LF2 alloy ($\epsilon=0.7$)
 (a) the efficiency of power dissipation (η)
 (b) Ziegler's instability criterion (ζ)

한편, 열간성형 중에 발생하는 전단 밴드, 내·외부 균열 등의 성형결함을 예측하기 위한 방법으로 Malas [7]등에 의해 제안된 4 가지 소성유동 안정기준과 Ziegler[8]에 의해 제안된 소성불안정 인자가 적용되었다. Prasad 와 Geggall[9] 등은 재료가 주어진 온도와 변형속도조건에서 변형을 받았을 때 재료의 변형에너지 분산특성은 미세조직의 변화에 기인한다고 하였다. Malas 등은 열간 성형시의 소성안정 기준으로 Liapunov 함수를 도입한 다음과 같은 4 가지 소성안정기준을 정의하였다.

$$0 < m \leq 1 \tag{6}$$

$$m' = \partial m / \partial (\ln \dot{\epsilon}) < 0 \tag{7}$$

$$s = \left[-\frac{1}{T} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \geq 1 \tag{8}$$

$$s' = \partial s / \partial (\ln \dot{\epsilon}) < 0 \tag{9}$$

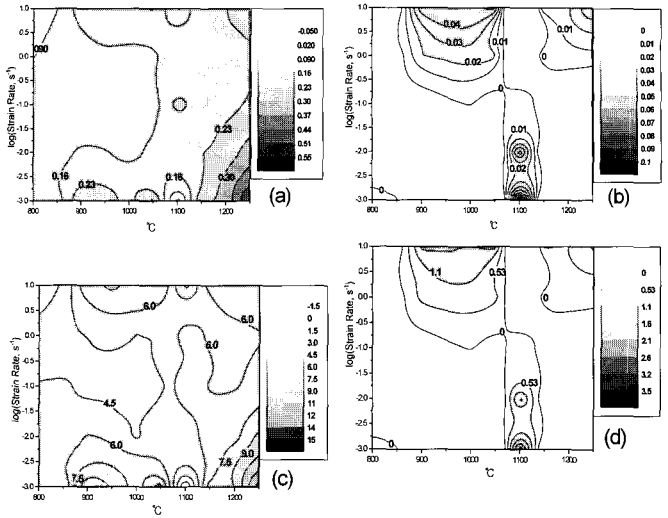


Fig. 5 Processing map of A350 LF2 alloy ($\epsilon=0.7$)
 (a) strain rate sensitivity (m) (b) m'
 (c) temperature sensitivity (s) (d) s'

이러한 조건들을 만족하는 경우 성형안정구간으로 정의 될 수 있다. 또한, Ziegler 는 고온변형 동안에 유동 불안정성을 평가하기 위한 Continuum criterion 으로 다음과 같은 소성 불안정 인자($\zeta(\dot{\epsilon})$)를 제안하였다.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \tag{10}$$

여기서 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 이 음의 값을 가질 때 소성불안정 구간으로 정의된다. 본 연구에서는 이러한 기준을 통해 공정변수(온도, 변형속도)에 따른 안정구간과 불안정 구간을 평가하였다.

Fig. 4 은 동적재료모델의 에너지 분산효율을 활용한 변형공정지도(Fig. 4(a))와 함께 Ziegler 의 소성불안정 지도(Fig. 4(b))를 나타낸 것이다. 에너지 분산효율치를 나타낸 변형공정지도에서 알 수 있는 바와 같이 1250℃의 변형속도가 느린 $10^{-3} s^{-1}$ 영역에서 가장 높은 에너지 분산효율치를 나타내 결국 이러한 영역은 성형의 최적 조건임을 알 수 있다. 한편, Ziegler 의 소성불안정지도 상에서 1100℃ 온도, 변형속도가 느린 $10^{-3} s^{-1}$ 조건과 변형속도 가 빠른 $10^1 s^{-1}$ 조건을 소성불안정 영역으로 표시하고 있음을 관찰 할 수 있으며, 이러한 영역에서의 성형은 재료의 결함을 유발할 가능성이 높음을 의미한다.

Fig. 5 는 Malas 등에 의해 제안 된 4 가지 소성

안정기준을 통해 얻어진 소성불안정지도를 나타낸 것이다. Contour 들 중 m' 과 s' 을 나타내는 Contour 에서 양의 값을 보이는 구간이 여러 영역에서 관찰되며, 결국 이러한 양의 값의 값을 보이는 구간은 소성불안정 영역으로 성형결합의 발생확률이 높은 것으로 간주될 수 있다. 여기서 특이한 사항은 Ziegler 소성불안정기준과 Malas 등의 4 가지 소성안정기준 모두 1100℃, 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 조건을 소성불안정영역으로 표시하고 있는 것으로, 이 영역에 대한 조직학적 고찰이 이루어졌다.

3.3 고온변형에 따른 미세조직 변화 및 고찰

앞에 언급 된 변형공정 지도상의 최적조건과 소성불안정 영역에 대한 자세한 분석을 위해서 고온압축 후 온도와 변형속도에 따른 미세조직을 관찰하였다.

Fig. 6 는 850~1000℃ 구간에서 $10^{-3}s^{-1}$ 의 같은 변형속도조건에서 얻어진 미세조직의 관찰결과로 변형온도가 높을수록 페라이트의 크기 및 부피분율이 감소함을 알 수 있는데, 이는 온도에 따른 상분율 변화와 결정립 성장(Grain growth)에 기인한 것으로 판단된다. 또한 850℃의 온도조건에서 변형속도에 따라 미세조직의 변화를 관찰한 결과, 변형속도가 빨라짐에 따라 페라이트 크기 및 부피분율의 감소를 관찰 할 수 있는데 이는 변형열(Deformation heating)에 의한 상분율 변화에 기인한 것이라 판단된다. 일반적으로 소성변형시 소재의 온도는 소성일로 생성되는 열에 의해 상승하며 부피당 소성일(W)은 응력-변형률 곡선의 아래 면적과 일치한다. Hosford 와 Caddell[10]에 따르면 내부에 축적되는 에너지의 비율은 변형이 작을 때 5%정도에서 변형이 큰 경우 1-2%정도로 감소하며, 그 나머지는 모두 열로 방출된다고 하였다. 이러한 온도변화는 식(11)로 정의된다.

$$\Delta T = \frac{\alpha \int \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{\rho C_p} = \frac{\alpha \bar{\sigma}_s \bar{\epsilon}}{\rho C_p} \quad (11)$$

(α : 축적 되는 열의 분율, $\bar{\epsilon}_p$: 소성변형률, ρ :소재의 밀도, C_p 질량열용량, $\bar{\sigma}_s$ 변형률이 0 에서 $\bar{\epsilon}$ 까지 도달 할 때까지의 평균 $\bar{\sigma}$ 값)

고온 압축 시 축적되는 열의 분율을 95%로 가정하고, A350 LF2합금의 밀도인 $7.845 \times 10^3 (kg/m^3)$ 과

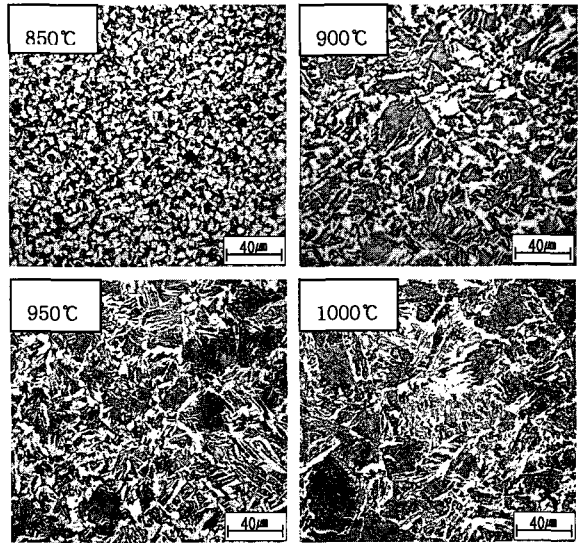


Fig. 6 Microstructures obtained for strain rate of $10^{-3}s^{-1}$

온도에 따라 변화하는 열용량($C_p = 59334.49784 - 175.78333T + 0.17433T^2 - 5.72929E^{-5}T^3 (J/kg \cdot ^\circ C)$)[11]을 대입하면 변형시의 온도증분의 계산이 가능하다. 또 다른 미세조직 관찰 결과 950℃의 온도조건에서 변형 속도가 느려질수록 결정립 크기가 증가하는 경향을 보이는데 이는 결정립 성장(Grain growth)에 기인한 것으로 판단된다.

Fig. 7 은 진변형률 0.7 인 조건에서 에너지 분산 효율(η) 과 소성 불안정 구간을 나타낸 그래프에 주요 미세 조직을 나타낸 것이다. 소성불안정 구간은 빗금 친 부분으로 표시하였고, 이러한 소성 불안정 구간에서의 소성변형은 최종제품에 진단 변형밴드, 내부 및 표면균열과 같은 변형결합이 발생될 가능성이 있음을 나타내는 것이다[12]. 미세조직 관찰 결과에서는 진단밴드나 내부균열은 보이지 않았으나, 가장 뚜렷한 불안정성을 보이는 구간인 1100℃, 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 조건에서의 미세조직을 관찰한 결과, 급격한 동적 결정립 성장이 발생하였음을 확인 할 수 있었다. 또 다른 소성불안정 영역인 900~1050℃의 온도구간, 변형속도 $10^1 \sim 10^4 s^{-1}$ 사이에서의 미세조직 관찰결과, 비변형 영역(dead zone)과 다른 부위와의 경계에서 조직적 불균일성이 관찰 됨을 확인할 수 있었다.

한편, 가장 높은 에너지 분산 효율을 보이는 구간은 1250℃, 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 로 0.62(62%) 값을 나타내었다. 이 영역에 대한 조직적 상이함이 명확하게 관찰되지 않으나, 미세한 페라이트

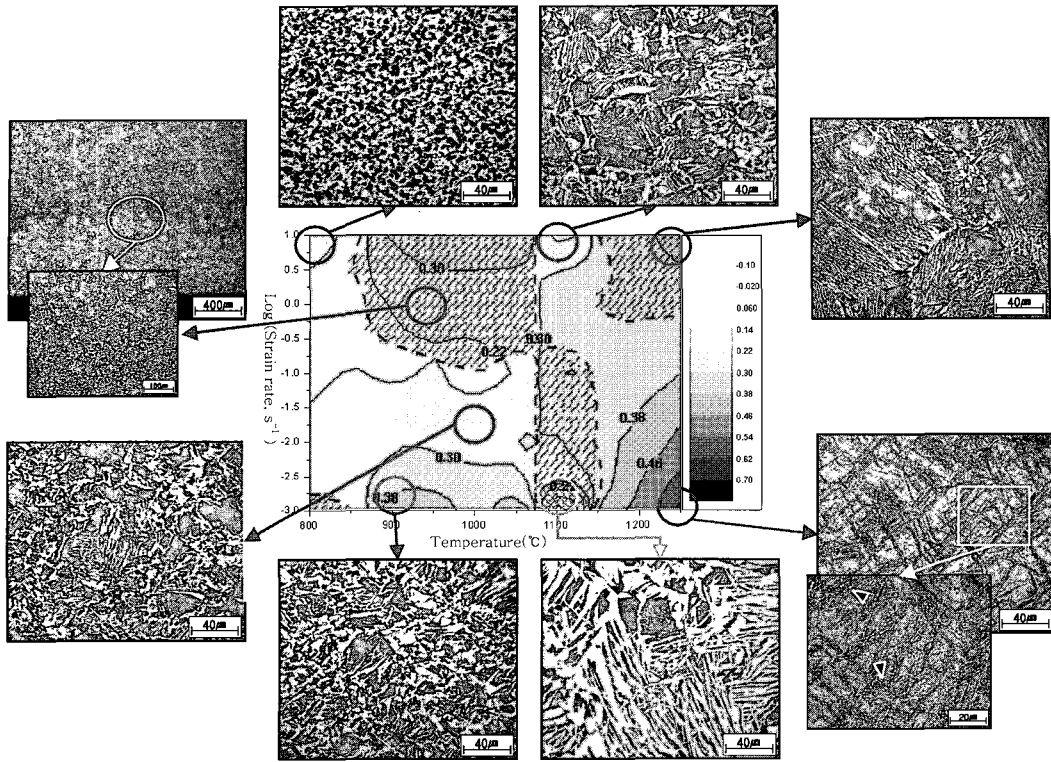


Fig. 7 Microstructures and hot deformation processing map of A350 LF2 alloy ($\epsilon = 0.7$)

결정립(화살표 표시)이 관찰되는 것으로 보아 동적 재결정에 의한 미세화가 중요한 에너지 분산 효율의 상승요인으로 판단된다. 결과적으로 에너지 분산효율이 가장 높게 나타나며, 소성 불안정구간에 속하지 않은 변형온도 1250°C, 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 구간이, 이 합금의 적절한 성형조건임을 알 수 있다.

만일, 이 합금에 대한 단조공정을 예로 들자면, 단조하중과 성형결함의 최소화 측면에서 해머나 기계식 프레스에 비해 다소 속도가 느린 유압프레스를 통하여 1250°C의 성형온도조건에서 열간 단조를 수행하는 것을 추천하는 바이다.

4. 결론

본 연구에서는 A350 LF2 합금의 고온압축시험을 토대로 변형속도와 온도 및 유동응력 거동에 따른 고온변형거동을 조사하였다. 토대로 변형속도와 온도 및 유동응력 거동에 따른 고온변형 거동

을 조사하였다. 고온압축시험을 통하여 얻은 유동곡선들로부터 활성화 에너지를 계산한 결과 평균 값은 347KJ/mol 이었다. 동적 재료 모델과 Malas 등의 4 가지 소성안정기준, Ziegler의 소성불안정기준을 기초로 변형공정지도와 주요영역에 대한 조직을 분석 한 결과, 900°C~1050°C와 변형속도 $10^1 \sim 10^4 s^{-1}$ 사이 영역과, 1100°C 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 영역이 소성불안정 구간으로 관찰되었으며, 조직분석에서 전자는 조직적 불균일을 나타내었고, 후자는 급격한 동적 결정립성장이 발생하였음을 확인할 수 있었다. 또한 가장 높은 에너지분율은 1250°C 변형속도가 느린 $10^{-3}s^{-1}$ 으로 나타났으며, 이 영역을 A350 LF2 합금의 최적성형 조건으로 제시하였다.

후 기

본 연구는 부품소재기술 지원사업과 2003년도 국가지정연구실사업의 일환으로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] M. R. Forouzan, M. Salimi, M. S. Gadala, 2003, Three-dimensional FE analysis of ring rolling by employing thermal spokes method, *International Journal of Mechanical Sciences* 45 pp. 1975~1998.
- [2] Sang-Hyun Cho, Sung-Il Kim, Yeon-Chul Yoo, 1998, The Effects of deformation Variables on Hot Workability of Austenitic Stainless Steel, *Metals and materials*, Vol. 4, No. 4, pp.732~736.
- [3] Y.V.R.K. Prasad, S. Sasidhara, 1997, *Hot Working Guide-a compendium of processing map*, Materials Park OH 44073-0002, ASM International.
- [4] Nho-Kwang Park, Jong-Taek Yeom, Young-Sang Na, 2002, Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti-6Al4V using processing maps, *Journal of Materials Processing Technology* 130-131, p. 542.
- [5] J. T. Yeom, D. H. Kim, Y. S. Na, N. K. Park, 2001, Characterization of Hot Deformation Behavior of Ti-6Al-4V Alloy, *Transactions of Materials Processing*, Vol. 10, No. 4, pp. 351~352.
- [6] C. I. Garcia, et. Al., 1994, Hot deformation behavior of superalloy 718, *Superalloys 718, 635, 706*, p. 293.
- [7] J. C. Malas, 1991, *Methodology for design and control of thermomechanical processes*, Ph. D. dissertation, Athens, OH, Ohio University.
- [8] H. Ziegler, 1963, *Progress in Solid Mechanics*, John Wiley and Sons. New York, NY, Vol. 4, p. 93.
- [9] Y.V.R.K Prasad, et al, 1984, Modeling of dynamic material behavior in hot deformation, *Metal. Trans. A*, Vol. 15A, p. 1883.
- [10] W. F. Hosford, R. M. Caddel, 1983, *Metal forming, Mechanics and metallurgy*, Prentice-Hall, p. 90.
- [11] Anthony F. Mills, 1992, *Heat Transfer*, IRWIN Inc., Boston.
- [12] J. T. Yeom, Y. S. Na, 2002, Assessment of hot deformation and grain size distribution in a udimet 720 Li Pancake, *Transactions of Materials Processing*, Vol. 11, No.6, pp. 539~541.