

Ni계 초내열합금 NIMONIC 80A의 고온변형거동

하민철¹ · 황시우¹ · 김종수² · 김철유² · 박경태[#]

High Temperature Deformation Behavior of a NIMONIC 80A Ni-based Superalloy

M. C. Ha, S. W. Hwang, C. S. Kim, C. Y. Kim, K.-T. Park

(Received June 19, 2013 / Revised July 12, 2013 / Accepted July 18, 2013)

Abstract

The deformation behavior of NIMONIC 80A was studied in the high temperature range of 900~1200°C and for strain rates varying between 0.02 and 20s⁻¹ via the hot compression test. Processing maps for hot working were constructed on the basis of the power dissipation efficiency using a dynamic material model. The results showed that the strength during hot compression increased with increasing strain rate and decreasing temperature. At low strains, the processing map of NIMONIC 80A did not reveal any instability domain regardless of the strain rate and temperature. However, at high strains, the processing map exhibited an instability domain at a low strain rate of 0.2s⁻¹ and within a temperature range of 900 ~ 960°C. In the instability domain, the deformed microstructure exhibited shear bands and carbide precipitation while, in the safe domain, full recrystallization occurred.

Key Words : Radial Forging, NIMONIC 80A, Hot Working, Constitutive Equation, Processing Map

1. 서론

NIMONIC 80A Ni계 초내열합금은 우수한 고온강도 및 내부식성을 나타내어 제트엔진, 가스터빈 및 선박 대형엔진용 벨브스핀들 등의 고온부품소재로써 사용된다. 이와 같은 고온대형부품소재의 경우, 주조잉곳에서 예비 성형체를 제조하고, 이후 업셋팅 및 형 단조를 통하여 최종가공용 성형품이 제조된다. 이와 같은 열간 자유단조 공정제품은 재가열 및 단조공정을 반복함으로써 소재 부위별 변형량이 상이하게 나타난다. 또한 조직제어 및 고온성형온도 범위가 매우 좁은 초내열합금의 경우 쉽게 표면 크랙이 발생하거나, 미세조직적 불균일 등을 초래한다. 최근 이러한 문제점을 보완하고, 고온 성형공정의

수월성을 대폭 개선한 방사단조(radial forging) 공정이 개발되어 적용되고 있다. 방사단조 공정은 대형 빌렛 혹은 봉재를 전신재/중공재 형태로 성형하여 소재의 손실을 최소화 함과 동시에 정밀성형(near-net shaping)을 할 수 있으며, 상온 및 고온성형도 가능한 자유단조 공정이다[1, 2]. 따라서 본 연구에서는 방사단조 공정용 Ni계 초내열합금 NIMONIC 80A에 대한 성형조건에서의 변형거동 및 최적성형조건을 위한 기초자료를 구축하고자 연구를 수행하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용된 소재인 NIMONIC 80A 초내열합금의 화학성분을 Table 1에 나타냈다. Fig. 1에

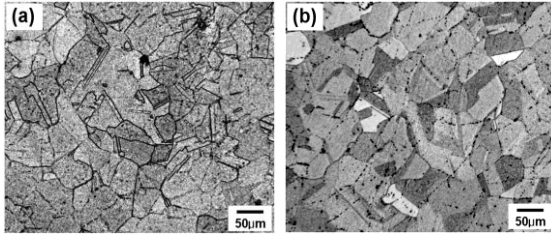
1. 한밭대학교

2. ㈜한일단조공업

Corresponding Author : Department of Materials Science & Engineering, Hanbat National University, E-mail: ktpark@hanbat.ac.kr

Table 1 Chemical composition NIMONIC 80A (wt.%)

Ni	Cr	Ti	Al	Fe	Co
bal.	19.25	2.41	1.47	0.79	0.32
	Si	C	Mn	Cu	
	0.06	0.05	0.03	0.03	

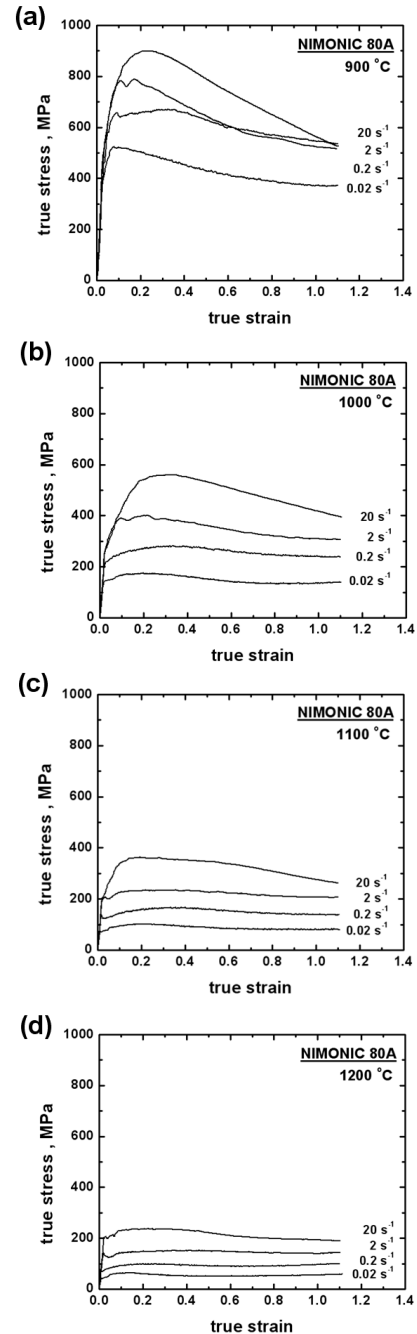
**Fig. 1 Microstructure of as-received NIMONIC 80A after heat treatment: (a) LD and (b) RD**

1066°C에서 20분간 열처리 후 공냉한 초기미세조직을 나타냈다. 초기조직의 결정립크기는 길이방향 (LD) 과 반경방향 (RD) 각각 98, 101 μm 로 나타났으며, 미세조직의 차이는 나타나지 않았다. 고온압축 시험은 gleeble 동적물성시험기(gleeble 3800)를 이용하였으며, 시편은 직경 10mm, 높이 12mm의 원통형태로 가공하였다. Gleeble 압축시험은 900°C, 1000°C, 1100°C 및 1200°C의 온도, 0.02s⁻¹, 0.2s⁻¹, 2s⁻¹ 및 20s⁻¹의 변형속도에서 행하였으며, 각 실험에서 얻어진 진응력 - 진변형 곡선으로부터 고온변형구성방정식을 도출하였다. 압축시험은 5°C/sec의 가열속도로 실험온도까지 시편을 승온하여 5분간 유지 후 행하였다. 또한 압축시험에서 얻어진 진응력, 변형속도 등을 이용하여 공정변형지도 (processing map)를 작성하였으며, 이로부터 에너지분산효율 및 소성불안정영역을 도출하였다. 압축실험 수행전 후 시편의 미세조직 관찰 시 C2H5OH(100ml)+ HCl(25ml) + FeCl3(8g)의 혼합 용액을 이용하여 광학현미경으로 관찰하였다.

3. 실험 결과

3.1 고온변형구성방정식

Fig. 2 에 NIMONIC 80A 초내열합금의 각 온도에서 변형속도에 따른 진응력 - 진변형 곡선을 각각 나타냈다. 그림에 보이는 바와 같이 일정온도에서

**Fig. 2 Representative true stress - strain curves of NIMONIC 80A at various strain rates: (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1100°C and (d) 1200°C**

변형속도가 증가함에 따라 최대응력은 증가하였으며, 일정 변형속도에서 온도증가에 따라 최대응력은 감소하였다. 또한 모든 변형속도에서 최대응력을 나타낸 후 응력이 감소하는 가공연화현상이 나타났다. 이는 고온변형 중 동적 재결정이 일어남을 의미한

다[3].

열적활성화 과정에 의한 소성변형은 변형속도 ($\dot{\epsilon}$), 변형량 (ϵ), 변형온도 (T) 에 의존하며, 이들의 상관관계를 나타내는 구성방정식은 sinh law (식(1)) 로 표현된다[4].

$$\dot{\epsilon} = C_1 \sinh(\alpha\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$n = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))} \quad (2)$$

$$Q = nR \frac{\partial \ln(\sinh(\alpha\sigma))}{\partial (1/T)} \quad (3)$$

위 식에서 C_1 , α 는 상수, n 은 응력지수, R 은 기체상수, Q 는 활성화에너지, T 는 절대온도이다. 일반적으로 n 값의 편차가 크면 고온변형거동을 예측하기 어렵다. 따라서 n 값의 편차가 가장 작게 나타나는 α 값을 알아보기 위하여 식 (2)에 α 값을 0.002~0.014MPa-1까지 대입하여 n 값의 편차가 가장 작은 α 을 도출 하였다. Fig. 3 에 보이는 바와 같이 α 값이 0.004 MPa-1 일 때, 각 온도에서의 n 값의 편차가 가장 작게 나타났다. 유동응력의 변형속도의 의존성을 알아보기 위해 n 값의 편차가 가장 작을 때의 ($\alpha=0.004\text{MPa}^{-1}$) 값을 대입하여 $\dot{\epsilon} - \sinh(\alpha\sigma)$ 의 관계를 로그 - 로그 스케일 형태로 Fig. 4에 나타내었다. 그 결과 n 값의 평균은 4.4 로 나타났으며, 각 온도에서 최대유동응력은 하나의 직선에 부합되었다. 또한 유동응력의 온도의존성을 알아보기 위해 식 (1)에 나타난 exponential 항을 Sellar 와 Tegart[5]가 제안한 식 (3)으로 정량화 하여 변형에 필요한 활성화에너지 값을 도출하였으며, $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) - (1/T)$ 의 관계를 Fig. 5에 나타내었다. 이 때 900 °C를 제외한 각 변형속도에서 하나의 직선에 부합하였으며, 앞서 구한 평균 n 값과 α 값을 식 (3)에 대입하여 변형에 필요한 활성화에너지를 각 변형속도에서 산출한 결과 약 424kJ/mol의 평균값을 나타냈다. 문헌에 따르면 NIMONIC 80A의 활성화에너지 값은 426kJ/mol[6]로 실험값과 거의 일치하였다. 그러나 Ni계 초내열합금의 경우 활성화에너지 값이 400~1550kJ/mol로 광범위한 값을 나타낸다고 보고되고 있다[7]. 한편 900°C의 경우 직선관계에서 부합되지 않는다. 이는 900°C의 변형은 다른 온도의 경우와

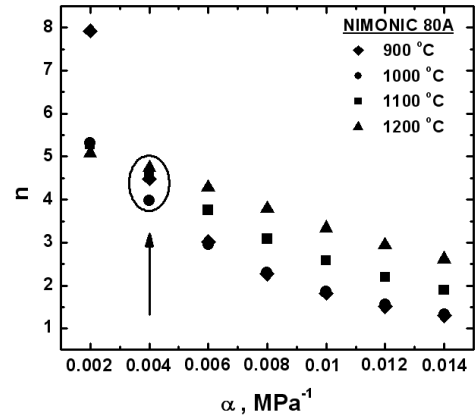


Fig. 3 The plot of n-value against of α -value for the present NIMONIC 80A at various temperatures

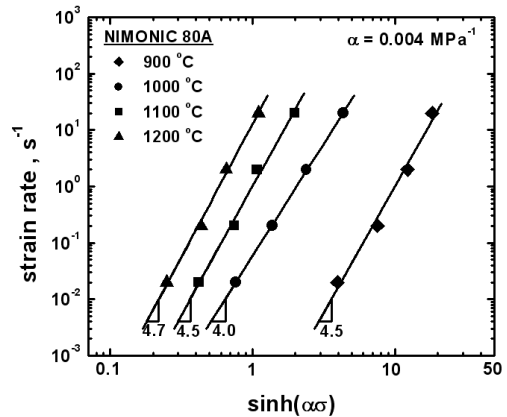


Fig. 4 Plot of strain rate against $\sinh(\alpha\sigma)$ for the present NIMONIC 80A at various temperatures

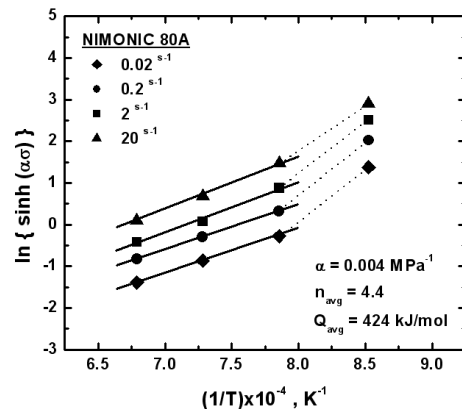


Fig. 5 The plot of $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ against $1/T$ of for the present NIMONIC 80A at various strain rates

상이한 변형기구 혹은 미세조직 변화에 의한 것으로 판단되며, 이 후 서술되는 미세조직관찰 부분에서 언급한다.

재료의 고온변형구성방정식은 유동응력의 변형속도 및 온도에 대한 의존성을 보정하는 식 (4)의 Zener-Hollomon 상수 (Z)와 유동응력의 관계식으로 나타낼 수 있다. NIMONIC 80A 에 대하여 Fig. 4, 5 에서 얻어진 $n(=4.4)$, $\alpha(=0.004 \text{ MPa}^{-1})$ 및 활성화에너지 ($=424 \text{ kJ/mol}$) 를 대입하여 Z 함수를 도출하였으며, 이에 대한 결과를 Fig. 6에 로그 - 로그 스케일로 나타냈다(900°C 제외). Fig. 6에 나타낸 바와 같이 모든 실험값은 하나의 기울기 ($n=4.4$)를 갖는 대표적인 직선으로 부합되어 나타났다. 이로부터 얻어진 NIMONIC 80A의 고온변형구성방정식을 식 (5)에 나타냈다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{423770}{RT}\right) = 1.17 \times 10^{16} \sinh(0.004\sigma)^{4.4} \quad (5)$$

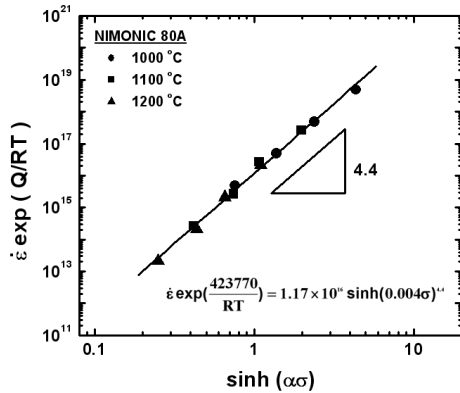


Fig. 6 Plot of Z ($=\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$) against $\sinh(\alpha\sigma)$ for the present NIMONIC 80A at various temperatures

3.2 Processing map

NIMONIC 80A의 최적공정조건을 도출하기 위하여 동적재료모델 (Dynamic Materials Model)을 활용하였다[8]. 일정한 온도와 진변형 조건에서 변형속도에 따른 응력변화를 고려 할 때, 재료 내에 흡수되는 순간적인 에너지 (P)는 식 (6)와 같이 나타낼 수 있다.

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (6)$$

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

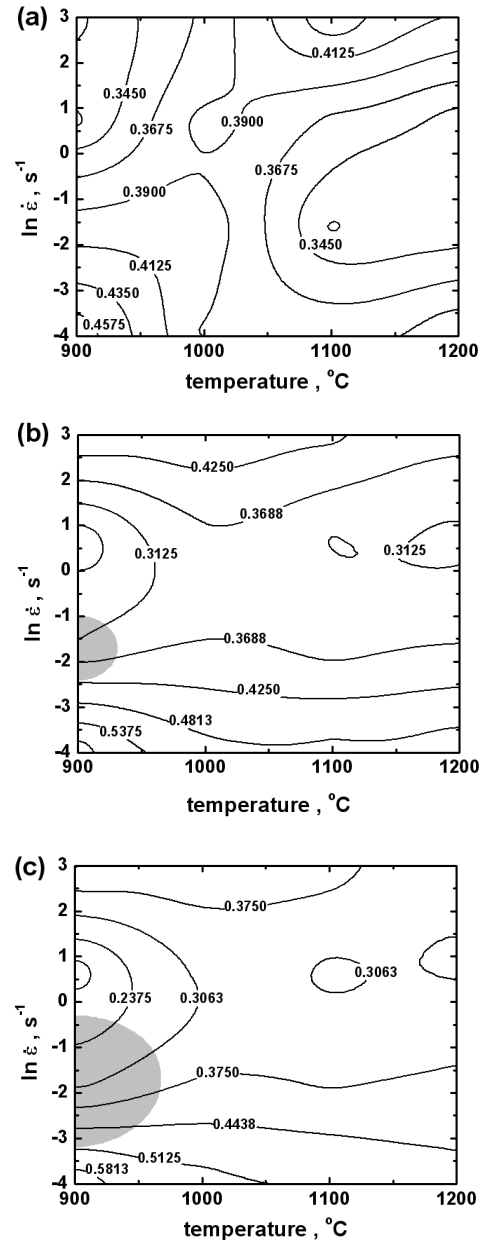


Fig. 7 Processing maps for NIMONIC 80A at different true strains: (a) $\epsilon = 0.2$, (b) $\epsilon = 0.4$ and (c) $\epsilon = 0.6$. The numbers on each contour represent the efficiency of power dissipation. The light gray area shows the limits for flow instability

식 (6) 에서 G (Dissipater content) 는 재료가 소성 변형 동안에 대부분 열로 변환되어 방출되는 에너지 이며, J (Dissipater co-content) 는 재료내에서 동적인 미시구조적 변화에 소모되는 에너지이다. 이와 같은 미시구조의 변화의 예로는 동적회복, 동적 재

결정, 공공생성 및 V자형 크랙과 같은 내부과피와 석출상의 용해, 성장 및 침상구조의 동적 구상화 등이 있다[9]. 본 소재의 고온변형시 온도와 변형속도에 대한 에너지분산효과를 정량적으로 분석하기 위하여, 식 (7)에 나타난 에너지분산효율 (η)을 적용하였다.

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (m = 1/n) \quad (7)$$

위 식에서 n 값은 응력지수이고, m 값은 변형속도 민감도이다. 이와 같은 에너지분산효율은 재료의 미세구조적 변화에 소모되는 에너지를 효과적으로 나타낼 수 있으며, 소성불안정영역과 불안정영역을 예측할 수 있는 기준이 된다. 한편 Ziegler[10] 는 고온변형동안에 소성불안정성을 평가하기 위한 continuum criterion 으로 식 (8)와 같이 소성불안정인자를 제안하였다.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (8)$$

위 식 (8)에서 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 이 음의 값을 가질 때 소성 불안정영역으로 정의된다. 앞서 나타난 식을 적용하여 matrix 법으로 에너지 분산 효율과 소성불안정영역을 도출하였으며, 그 결과를 Fig. 7에 나타냈다. Fig. 7에 나타난 바와 같이 진변형 0.2 즉, 낮은 변형구간 ($\epsilon = 0.2 \sim 0.3$) 에서는 온도 및 변형속도에 관계없이 소성불안정영역이 나타나지 않았다. 반면 진변형 0.4 이상의 변형에서 온도 900~960°C, 변형속도 약 0.2 s⁻¹에서 소성불안정영역이 나타났으며, 온도에 관계없이 저 변형속도에서 높은 에너지분산효율을 나타냈다.

3.3 고온압축시험에 따른 미세조직변화

Fig. 7에 나타난 바와 같이 변형속도 0.2s⁻¹, 온도 900°C에서 소성불안정영역이 나타난 반면, 변형속도 0.2s⁻¹, 온도 1100°C에서는 안정한 영역으로 나타났다. 이 두 영역에서 미세조직 변화를 알아보기 위하여 압축시험 후 시편의 단면에 대하여 변형미세조직을 관찰하였으며, 이에 대한 결과를 Fig. 8에 나타냈다. Fig. 8(a)에 나타난 바와 같이 소성 불안정영역에 포함된 변형조건의 경우 연신된 미세결정 조직으로 관찰되었으며, 전단밴드 및 구형의 개재물이 결정립계에 석출되었다. 또한 결정립계면의 구형

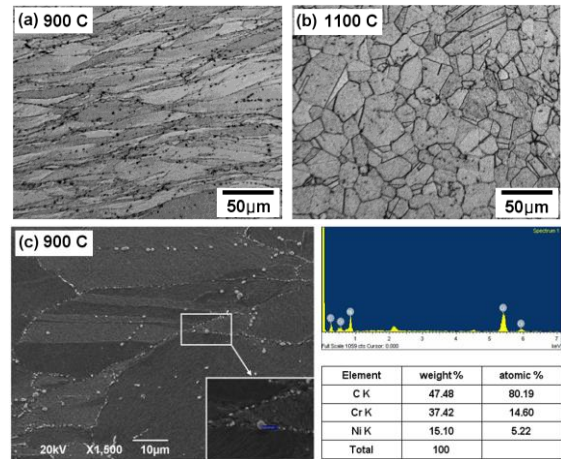


Fig. 8 Deformed microstructures of NIMONIC 80A at strain rate 0.2 s⁻¹: (a), (b) are optical micrographs at 900°C, 1100°C and (c) is SEM micrography at 900°C

개재물에 대하여 SEM 을 이용하여 관찰한 결과 Fig. 8(c)에 나타난 바와 같이 탄화물임을 확인 할 수 있었다. 보고된 바에 따르면 Ni계 초내열합금의 경우 고온변형시 소성불안정의 원인으로 탄화물 석출, γ' 상의 석출, 전단밴드 등으로 설명된다. 이러한 불안정요소들은 고온변형동안에 변형에 대한 저항을 높여 결정립 크랙의 원인이 된다[4, 9]. 반면 Fig. 8(b)에 나타난 바와 같이 소성불안정성영역에 포함되지 않은 변형조건의 경우 Fig. 8(a)와는 달리 완전 재결정 조직으로 관찰 되었다.

4. 결론

Ni계 초내열합금 NIMONIC 80A 의 고온변형구성 방정식, processing map 및 미세조직의 상관관계를 밝히고, 이로부터 방사단조 공정의 최적성형조건을 얻고자 연구를 수행하였다.

(1) sinh law 를 적용하여 응력-변형속도에 따라 다음과 같은 고온변형구성방정식을 도출하였다.

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{423770}{RT}\right) = 1.17 \times 10^{16} \sinh(0.004\sigma)^{4.4}$$

(2) 동적재료모델을 이용하여 공정변형지도를 도출한 결과, 저 변형에서는 소성불안정영역이 나타나지 않았으나, 고 변형에서는 온도 900~960°C, 변형속도 약 0.2 s⁻¹에서 소성불안정영역이 나타났다.

(3) 변형미세조직을 관찰한 결과 소성불안정영역에서는 진단밴드 및 탄화물이 나타난 반면 안정한 영역에서는 완전 재결정조직이 나타났다. 따라서 sinh law를 적용하여 도출한 processing map의 결과와 미세조직이 잘 부합됨을 알 수 있었다.

후 기

본 연구는 민·군 공동사업과제로 주식회사 한일 단조 공업의 도움을 받아 진행하였으며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

- [1] M. Sanjari, A. Karimi Taheri, M. R. Movahedi, 2009, An Optimization Method for Radial Forging Process using ANN and Taguchi Method, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Vol. 40, No. 7-8, pp. 776~784.
- [2] A. Bapari, A. Najafizadeh, M. Moazeny, A. Shafyei, 2008, Simulation of Radial Forging Conditions by Third Hits Hot Compression Test, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 491, No. 1-2, pp. 258~265.
- [3] N. Srinivasan, Y. V. R. K. Prasad, 1995, Hot Working Characteristics of Nimonic 75, 80A and 90 Superalloys: a Comparison using Processing Maps, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 51, No. 1-4, pp. 171~192.
- [4] H. J. McQueen, N. D. Ryan, 2002, Constitutive Analysis in Hot Working, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 322, No. 1-2, pp. 43~63.
- [5] C. M. Sellars, W. J. McG. Tegart, 1972, Hot Workability, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 17, No. 1, pp. 1~24.
- [6] H. S. Jeong, J. R. Cho, H. C. Park, 2005, Microstructure Prediction of Nimonic 80A for Large Exhaust Valve during Hot Closed Die Forging, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 162~163, pp. 504~511.
- [7] Y. Liu, R. Hu, J. Li, H. Kou, H. Li, H. Chang, H. Fu, 2008, Deformation Characteristics of As-received Haynes 230 Nickel Base Superalloy, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 497, No. 1-2, pp. 283~289.
- [8] Y. V. R. K Prasad, T. Seshacharyulu, 1998, Modelling of Hot Deformation for Microstructural Control, *Int. Mater. Rev.*, Vol. 43, No. 6, pp. 243~258.
- [9] J. T. Yeom, D. H. Kim, Y. S. Na, N. K. Park, 2001, Characterization of Hot Deformation Behavior of Ti-6Al-4V Alloy, *Trans. Mater. Process.*, Vol. 10, No. 4, pp. 347~354.
- [10] H. Ziegler, 1963, *Progress in Solid Mechanics*, John Wiley and Sons. New York, NY., Vol. 4, p. 93.