

Udimet 720Li 합금의 고온변형 및 결정립분포 예측

염종택*, 나영상*, 박노광*

(2002년 8월 7일 접수)

Assessment of Hot Deformation and Grain Size Distribution in a Udimet 720Li Pancake

J. T. Yeom, Y. S. Na and N. K. Park

Abstract

Hot deformation behavior of Udimet720Li was characterized by compression tests in the temperature range of 1025°C to 1150°C and the strain rate range of 0.0005 s⁻¹ to 5 s⁻¹. The combination of dynamic material model (DMM) and Ziegler's instability criterion was applied to predict an optimum condition and unstable regions for hot forming. A dynamic recrystallization model coupled with FEM results was used to interpret the evolution of microstructures. In order to verify the reliability of the present coupled model, isothermal forging was performed in the temperature range 1050~1150°C at strain rates of 0.05 s⁻¹ and 0.005 s⁻¹. The present model was successfully applied to the hot forming process of Udimet720Li.

Key Words : Udimet 720Li, Dynamic Material Model, Instability Criterion, Dynamic Recrystallization, Isothermal Forging, FEM Simulation

1. 서 론

Udimet 720Li 합금은 Special Metals 사에서 디스크용으로 설계된 Ni 기 초내열합금으로 높은 강도와 피로저항성 및 우수한 내식성으로 인해 항공기 가스터빈용 소재로 적용하기 위한 많은 노력이 이루어지고 있으며, 가공열처리기법에 의한 결정립크기를 제어함으로써 원하는 제품의 특성을 얻고자 하는 연구도 꾸준히 진행되고 있다.⁽¹⁾ 이 합금의 주요 석출상으로는 L1₂ 구조를 가지며

기지와 정합을 이루는 γ' 상이 존재하며, 특히 primary γ' 상의 경우 결정립성장을 억제하는 중요한 상으로 알려져 있다.⁽²⁾ 이 합금의 주 강화기구로는 γ' 상의 석출에 의한 석출경화와 결정립크기의 제어를 통한 강화기구 등이 있으며, 이러한 강화효과를 극대화하기 위한 방법으로 단조온도, 변형속도 및 업셋률 등의 단조공정변수들을 적절히 조절하는 가공열처리기법을 개발하는 것은 제품의 공정설계시 필수적으로 요구되는 사항이다.

* 한국기계연구원 재료기술연구소 공정연구부

Udimet 720Li 합금은 다른 단조용 초내열합금에 비해 많은 합금성분을 포함하고 있고, 온도와 변형속도 의존성이 높기 때문에 우수한 특성을 가지는 실부품을 제조하기에 많은 세한을 가진다.⁽³⁾ 특히 변형저항과 미세조직적 거동은 최종제품의 기계적 특성을 결정하는 중요한 인자로서, 이들의 이해는 최종제품의 설계시 반드시 선행되어야함에도 불구하고 아직까지 이 합금에 대한 성형성 연구가 미진한 상태이다. 최근 단조공정 모델링과 컴퓨터 시뮬레이션에 의해 합금의 특성을 확대화 할 수 있는 단조조건을 찾는 연구가 활발히 진행되고 있으며, 이를 위해서는 앞서 언급된 합금의 고온 변형거동 및 합금의 파괴역학적 관계에 대한 기초연구가 선행되어야 한다. 따라서 본 연구에서는 고온 압축시험을 통하여 Udimet 720 Li 합금에 대한 processing map을 작성하고, 고온에서의 변형거동을 이해하며, 최적성형조건을 수립함과 동시에 결정립분포를 예측하기 위한 금속학적모델식을 유도하였다. 또한 이들 모델식의 검증을 위해 Udimet720Li 웨이브에 대한 항온단조가 수행되었으며, 항온단조시 고온 변형거동 및 각 온도와 변형속도에 따른 미세조직 변화를 파악하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용된 빌렛은 Special Metal사에서 제작된 Udimet 720Li 합금으로 이들의 조성은 Table 1에 나타내었고, 초기 빌렛의 미세조직관찰은 Fig. 1에 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of Udimet720Li (wt.%)

C	B	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Zr	Ni
0.015	0.014	16.22	14.52	3.02	1.22	4.97	2.49	0.03	Bal.

미세조직관찰에서 결정립크기는 약 15μm~20μm(ASTM 9 정도이며, 결정립계를 따라 3~5μm 정도의 크기를 가진 조 대한 γ' 상이 석출되어 있음을 관찰할 수 있다.

이 합금의 고온변형거동을 이해하기 위해서, 지름 6mm, 길이 9mm의 원통형 시편을 사용하여 1025~1150°C의 온도구간과 0.0005~5s⁻¹의 변형속도구간에서 변형량 0.5까지 고온압축시험을 수행되었다. 압축용 훌더로 Si₃N₄ 블록을 사용하였으며, 마찰과 열손실을 최소화하기 위해서 훌더와 시편사이에 운모판을 넣고 시험하였다. 시편은 10⁻³ torr의 진공에서 5°C/sec의 속도로 유도가열 되었고,

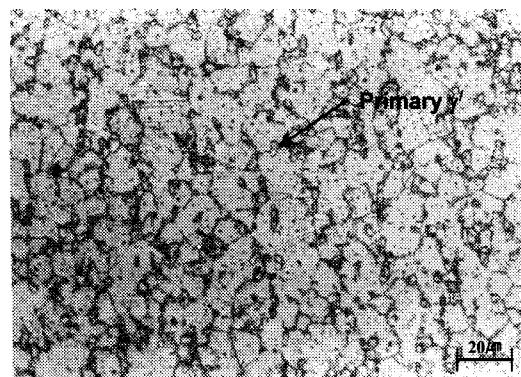


Fig. 1 As-received microstructure of Udimet720Li

최종압축온도에 도달한 후 10분간 유지하여 시편전체가 균일한 온도분포를 이루도록 하였으며, 고온압축 후 시험편을 급냉하였다. 고온압축시험으로부터 얻어진 동적재결정 모델식의 검증을 위해서 항온단조를 수행하였다. 항온단조는 500톤 용량의 유압프레스를 사용하였으며, 지름 50mm, 길이 75mm의 원통형 시편을 이용하여 1050°C~1150°C의 온도구간과 0.05s⁻¹와 0.005s⁻¹의 변형속도조건에서 변형량 1.2까지 수행하였다. 고온압축 및 항온단조된 시험편은 이미지 분석기를 통해 결정립크기를 분석하였다.

3. 압축시험에 따른 Udimet 720Li의 고온 변형 거동 분석

3.1 Udimet 720Li의 유동응력곡선 및 열간성형성

Fig. 2는 고온압축시험에서 얻어진 Udimet720Li 합금의 변형속도에 따른 유동응력곡선을 나타낸 것이다. 대부분의 시험조건에서 변형초기에는 변형량이 증가함에 따라 유동응력이 급격히 상승하여 최대응력을 나타내고 최대응력 후 유동응력이 감소하는 가공연화 현상이 관찰된다. 이러한 가공연화 현상은 불균일 소성변형 혹은 압축파단 등과 같이 국부적으로 소성변형되거나 파단되는 경우를 제외하고는 대부분 동적재결정에 기인한 것으로 알려져 있으며, 최대응력에 도달한 후 일정한 유동응력을 나타내는 동적회복과 구분된다.⁽⁴⁾

일반적으로 주어진 재료에 대하여 고온 유동응력을 일정한 변형률조건에서 다음과 같은 관계식으로 표현될 수 있다.

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

여기서 K 는 강도상수로 변형률, 온도 등에 의존하며, m 은 변형민감도로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

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

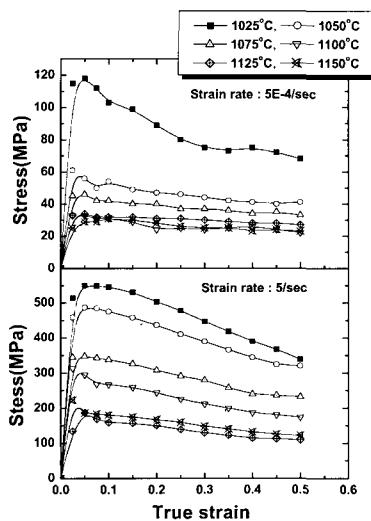


Fig. 2 Typical true strain and stress curves for Udimet 720Li

Prasad와 Gegal⁽⁵⁾ 등은 재료가 주어진 온도와 변형속도 조건에서 변형을 받았을 때 재료의 변형에너지 분산 특성은 미세조직의 변화에 기인한다고 하였다. 이들은 소성변형에 의해서 분산된 에너지(G)와 동적인 미세조직의 변화에 의해 분산된 에너지(J)를 정의하고 재료의 소성변형에 대한 에너지분산 효과를 정량적으로 분석하기 위한 방법으로 식 (3)에 제시된 에너지분산 효율(η)을 활용하였다.

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (3)$$

이러한 에너지분산 효율(η)은 소재에 가해지는 총에너지에 대해서 재료의 미시구조적 변화를 효과적으로 기술하는데 사용될 뿐만 아니라 안정 및 불안정 영역을 묘사하는 데에도 사용될 수 있다. 즉, 안정한 재료유동에 대한 한가지 기준으로, 변형속도민감도(m)의 범위는 다음과 같이 정의될 수 있다.⁽⁶⁾

$$0 < m \leq 1 \quad (4)$$

한편, Ziegler⁽⁷⁾는 고온변형동안에 유동 불안정구간을 정의하기 위한 continuum criterion으로 다음과 같은 소성불안정 인자(ζ)를 제안하였으며, $\zeta(\dot{\epsilon})$ 이 음의 값을 가질 때 소성불안정구간으로 정의된다.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (5)$$

본 연구에서는 이러한 소성불안정인자를 통해 Udimet 720Li 합금의 고온변형 안정구간을 평가하였다. Fig. 3은 진변형률이 0.5인 조건에서 변형속도와 온도에 따른 에너지분산 효율(η)과 식 (5)에 의한 소성불안정구간을 나타내는 고온변형 공정도(processing map)이다.

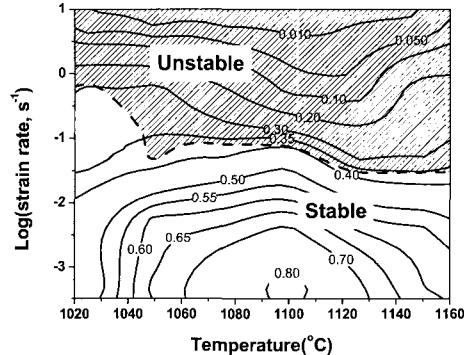


Fig. 3 Constant efficiency contours of hot deformation processing map for Udimet 720Li(strain = 0.5)
Shaded region represents flow instability

변형속도가 증가하고, 온도가 감소함에 따라 에너지분산 효율은 감소하고 있음을 알 수 있으며, 가장 높은 에너지분산 효율은 온도 1100°C와 변형속도가 느린 5×10^{-4} 조건에서 0.8(80%)정도로 초소성특성을 나타나고 있음을 관찰할 수 있다. Ni기 초내열합금에 대한 초소성특성 발현은 여러 문헌^(8~9)에서 발표되어 있으며, 일반적인 초소성 소재와 같이 고온과 느린변형속도조건에서 미세 결정립의 입체 미끄럼에 기인한 것으로 알려져 있다. Udimet 720Li 합금의 빌렛제조시 많은 cogging 공정이 포함되어 있으며, 이 과정에서 재결정으로 인한 수 μm 크기의 미세한 결정립이 얻어진다. 또한, 이 합금은 다른 단조용 Ni기 초내열합금과 달리 결정립내부에 많은 양의 제 2, 제 3의 미세한 γ' 상($<0.5\mu\text{m}$)이 석출되어 있다. 이러한 미세한 γ' 상($<0.5\mu\text{m}$)은 전위이동의 억제에 영향을 미치는

Orowan응력⁽⁹⁾을 증가시키는 것으로 알려져 있으며, Kan-deil⁽¹⁰⁾등의 연구에서 고온 성형시 미세 γ' 상의 고용과 성장 등에 의해 Orowan응력이 감소되고, 결국 이것은 변형속도민감도(m)값을 상승시키는 원인으로 작용함을 입증한 바 있다. 따라서, 이 합금이 다른 단조용 Ni기 초내열합금에 비해 변형속도민감도(m)값이 높게 나타나는 이유로 고온 및 느린 변형속도에서 미세결정구조에 의한 초소성특성 발현과 함께 미세한 γ' 상의 고용과 성장 등이 하나의 원인으로 작용한 것으로 판단된다.

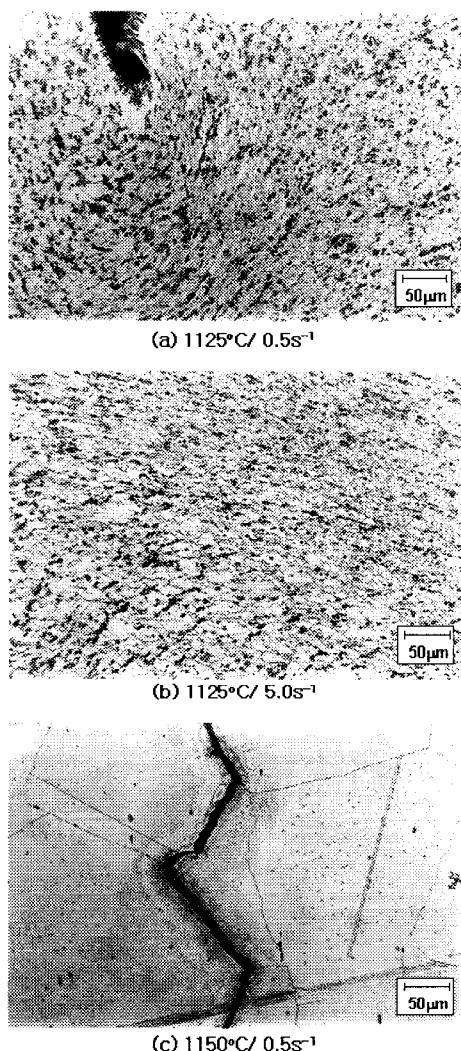


Fig. 4 Microstructures of Udimet 720Li specimens exhibiting flow instabilities: (a) deformed at $1125^{\circ}\text{C}/0.5\text{s}^{-1}$, (b) $1125^{\circ}\text{C}/5\text{s}^{-1}$ and (c) $1150^{\circ}\text{C}/0.5\text{s}^{-1}$

한편, 소성불안정 구간은 빛금친 부분으로 표시하였고, 주어진 온도범위에서 약 0.5s^{-1} 변형속도이상에서 소성불안정구간을 나타내고 있음을 알수 있다. 결국, 이러한 소성 불안정 구간에서의 소성변형은 최종제품에 전단변형 밴드, 내부 및 표면균열 등과 같은 변형결함이 발생될 가능성이 있음을 나타내는 것이다. Fig. 4는 고온압축시 발생되는 Udimet 720Li 합금의 변형결함을 나타낸 것으로 Udimet 720Li 합금의 고온압축시험으로부터 얻어진 성형공정도(processing map)의 소성불안정구간을 나타내는 온도와 변형속도에서 전단밴드와 내부균열이 발생되었음을 관찰할 수 있다. 일반적으로, 전단변형밴드는 소성변형중 발생되는 변형열에 의해 생성되며, 이로 인해 변형속도가 빠른 조건에서 주로 발생된다. 결국, 이러한 전단변형밴드는 균열로 진전될 가능성이 크다.

3.2 고온변형거동에 대한 구성방정식

재료가 주어진 온도에서 변형될 때 변형속도에 대응하는 변형에 대한 저항응력은 잘 알려진 Zener-Hollomon 인자를 이용한 다음과 같은 식으로 표현될 수 있다.

$$Z = \dot{\epsilon} \left(\frac{Q}{RT} \right) = F(\sigma) \quad (6)$$

여기서 Q는 변형 활성화 에너지이다.

또한 Jonas, Sellars, Tegart 등⁽¹¹⁾은 열간가공 조건에서 응력, 온도 및 변형속도의 상관관계를 크리프 변형에 대한 현상학적 접근방법을 기초로 $F(\sigma)$ 를 다음과 같은 식으로 표현하였다.

$$F(\sigma) = A[\sinh(B\sigma)]^n \quad (7)$$

여기서 A, B, n은 상수이며, 이들 값들과 Q는 회귀분석(Regression) 프로그램을 이용한 통계학적 방법을 사용하여 얻을 수 있다. 계산된 값은 Table 2에 나타내었다.

Table 2 Material constants of Udimet 720Li alloy for high temperature deformation

$Q(\text{kJ/mol})$	n	A	$B(\text{MPa}^{-1})$
695	3.56	1.98×10^{25}	5.5×10^{-3}

Fig. 5는 $\log(Z)$ 와 최대응력의 관계를 나타내는 곡선으로, 약간의 편차가 발생하기는 하지만, 대체로 직선관계를 잘 만족하고 있다. 결국 이러한 곡선은 실제 Udimet

720Li 합금의 성형시 주어진 온도와 변형속도에서 가공에 필요한 최대응력값을 외삽에 의해 구할 수 있는 기자료로 활용될 수 있다.

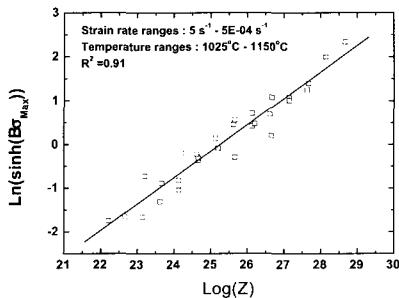


Fig. 5 The relationship between $\ln(Z)$ and $\ln(\sinh(B \cdot \sigma_{\max}))$

3.3 임계변형률 및 동적재결정된 결정입도

재료의 동적재결정 현상에 기인한 결정립 미세화와 함께 열간성형 공정시 소재의 결정립 분포를 예측하기 위해서는 재결정 핵이 발생하는 시점인 임계변형률(ϵ_c), 변형량에 따른 재결정분율(X_{rex}), 재결정된 결정입(d_{rex}) 등과 관련된 식들을 유도해야 한다. 임계변형률과 재결정분율은 초기 결정립크기와 Zener-Hollomon 인자에 영향을 받는 반면 동적재결정된 결정립크기는 초기 결정립크기에 관계없이 Zener-Hollomon 인자 즉, 온도와 변형속도 등의 함수로 표현될 수 있는 것으로 알려져 있다.⁽¹²⁾ 본 연구에서 이들을 표현하기 위한 관계식으로 Alloy 718⁽¹³⁾, Waspaloy⁽¹⁴⁾ 등과 같은 단조용 초내열합금에 적용되어 신뢰성을 입증한 동적재결정 모델식을 이용하였고, 초기 결정립크기에 따른 영향을 고려하기 위해서 본 연구에서 사용된 약 18μm의 초기 결정립과 함께 Matsui⁽¹⁵⁾ 등에 의해서 발표된 초기 결정립 73μm로 수행된 연구결과를 토대로 관계식의 재료상수들을 결정하였다. 한편, Udimet 720Li 합금의 경우 primary γ' 상의 용융온도(~1150°C) 이상의 온도에서 상당한 결정립성장을 유발하는 것으로 알려져 있으며, 이러한 결정립성장은 기계적 특성의 악영향을 초래한다. 따라서, 통상 Udimet 720Li 합금의 성형온도는 primary γ' 상의 용융온도이하에서 수행되며, 본 연구에서는 이 온도범위이하(1050~1125°C)에서의 관계식을 유도하였다.

먼저 임계변형률(ϵ_c)는 변형률 경화속도(strain hardening rate)와 응력의 곡선을 통해 새로운 무변형핵의 생성으로 인하여 응력이 급격히 감소하는 변곡점 부근에 해당

하는 변형률으로 정의할 수 있다. Fig. 6은 고온압축시험들로부터 얻어진 Zener-Hollomon 인자와 임계변형률의 관계곡선을 나타낸 것으로, 이를 관계로부터 임계변형량의 관계식이 얻어졌다.

$$\epsilon_c = 4.49 \times 10^{-6} \times d_0^{0.2} \times Z^{0.135} \quad (8)$$

$$Z = \varepsilon \cdot \exp \frac{Q}{RT}$$

$$Q = 695 \text{ kJ/mol}$$

식(8)에서 결정립크기에 대한 영향은 앞서 언급된 Matsui⁽¹⁵⁾ 등에 의해서 발표된 연구결과를 토대로 최소자승법에 의해 얻어졌다.

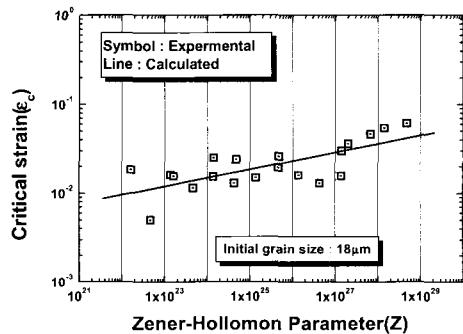


Fig. 6 The relationship between critical strain and Zener -Hollomon parameter

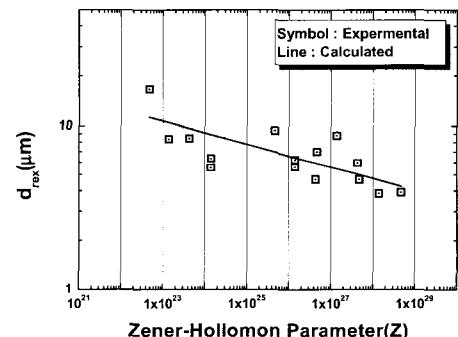


Fig. 7 The relationship between dynamically recrystallized grain size and Zener-Hollomon parameter

주어진 시험범위에서 Z 및 초기결정립값이 커짐에 따라 임계변형량도 커지는 양상을 나타내고 있음을 알 수 있다. 또한 변형률, 변형속도, 온도 등의 공정변수에 따

은 임계변형량의 변화는 재결정 분율에 영향을 미친다. 즉, 초기결정립이 작을수록, 온도가 높고 변형속도가 느릴수록, 임계변형량이 낮아져 재결정이 더욱 빨리 일어난다. 재결정분율과 재결정된 결정립의 관계식은 변형 속도, 변형률, 변형온도 등과 같은 성형변수에 따라 결정될 수 있으며, Udimet720Li합금의 재결정분율에 대한 관계식은 다음과 같이 표현된다.

$$X_{rex} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \cdot \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{1.7}\right) \quad (9)$$

$$\varepsilon_{0.5} = 3.9 \times 10^{-3} \cdot d_0^{0.3} \cdot Z^{0.05} \quad (10)$$

여기서 $\varepsilon_{0.5}$ 는 50%재결정된 상태의 변형량을 의미하며, 재결정분율의 유도는 성형변수별 미세조직관찰을 통한 재결정분율 측정결과와 변형량의 관계로부터 유도될 수 있으며, 보다 자세한 동적재결정모델에 대한 유도과정은 이미 발표된 연구논문⁽¹⁶⁾을 통해 얻을 수 있다.

한편, 재결정된 결정립은 Zener-Hollomon인자에 의해서 표현함이 가능하며, Fig. 7에 제시된 Zener Hollomon 인자와 재결정된 결정립크기의 관계로부터 다음과 같은 관계식을 유도하였다.

$$d_{rex} = 461.79 \cdot Z^{-0.071} \quad (11)$$

식(11)으로부터 재결정된 결정립크기는 Zener-Hollomon 인자에 반비례함을 알 수 있으며, 이것은 변형률속도가 높고, 온도가 낮을수록 재결정된 결정립이 작게 나타나는 것을 의미하는 것이다.

결국 이러한 관계식을 통하여 초기 동적재결정시점 및 이때 생성된 재결정된 결정립크기를 예측할 수 있으며, Udimet 720Li합금의 성형공정시 평균결정립 크기는 식(12)와 같이 표현할 수 있다.

$$D_{mean} = D_{unrex} \cdot (1 - X_{rex}) + D_{rex} \cdot X_{rex} \quad (12)$$

여기서 D_{unrex} 는 초기결정립 또는 결정립성장된 결정립을 의미한다.

4. Udimet 720Li합금의 항온단조 및 재결정 모델검증

4.1 항온단조 시뮬레이션

항온단조에 대한 유한요소해석은 DEFORM-2D에 의해 수행되었으며, 초기 2D모델링은 그림 8에 나타내었다. FE해석은 좌우 축대칭으로 가정하였으며, 변형열을 고려하여 수행되었다. 항온단조조건과 같이 FE해석은 1050°C, 1100°C의 온도와 변형속도 0.05s⁻¹와 0.005s⁻¹에서 해석하였다.

해석결과의 metal flow를 살펴보면 변형률 0.3에서부터 금형과 소재의 마찰과 소성가공에 따른 온도상승의 원인으로 인한 barreling 현상이 관찰됨을 알 수 있었다. 항온단조해석을 통해 얻어진 Udimet720Li의 온도와 변형률분포 결과에서, 변형률분포는 소재의 중간부위를 중심으로 외곽으로 갈수록 변형률이 감소하는 것을 알 수 있었고, 온도분포의 경우 표면부는 금형과의 열전도로 인해 변형열의 상승효과가 시편의 중심부에 비해 낮게 나타났다.

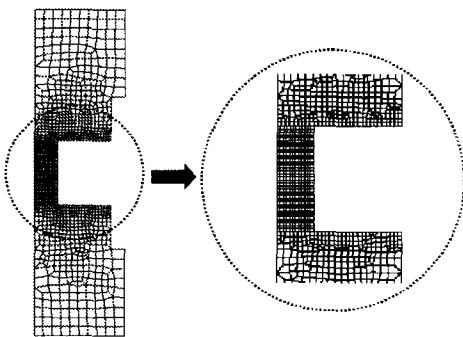


Fig. 8 Initial FEM mesh for isothermal forging of Udimet 720Li

4.2 항온단조된 Udimet 720Li의 미세조직 분석

항온단조된 Udimet720Li합금의 경우 1050°C와 1100°C에서 부위별 미세조직을 관찰한 결과 표면부와 중심부사이에 약간 차이는 있지만, 비교적 균일한 결정립 크기를 가지는 조직을 얻을 수 있었다. 반면, 1150°C에서 항온단조된 경우 primary γ' 의 용융으로 인한 급격한 결정립 성장을 나타냈으며, 표면부보다 중심부의 결정립성장이 더욱 크게 나타났다. 이러한 경향은 내부의 온도상승효과를 잘 반영하는 것이다.

Fig. 9는 항온단조된 Udimet 720Li합금의 성형조건별 미세조직사진을 나타낸 것이다. 1050-1100°C의 온도범위에서는 온도가 감소할수록 변형속도가 빠를수록 결정립 크기는 감소하는 것을 알수 있다. 이러한 결정립 미세화 거동은 동적재결정에 기인할 것으로, 미세조직과 변형속도, 온도 등의 관계가 앞서 언급된 동적재결정거동과 잘 일치한다. 한편, 1150°C온도에서는 급격한 결정립성장이

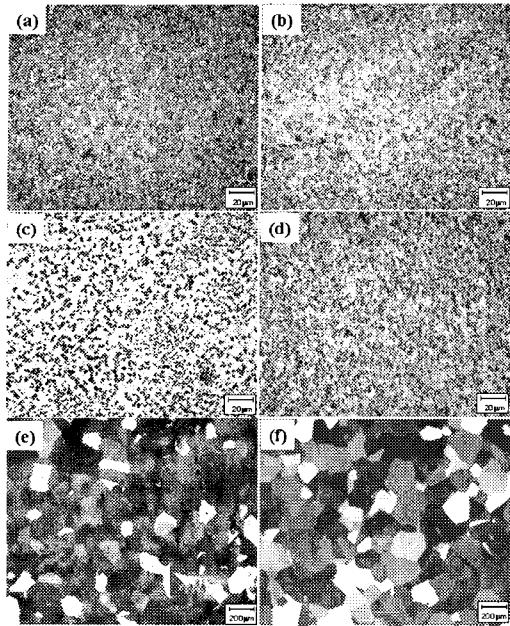


Fig. 9 Microstructures obtained from the isothermal forging of Udimet 720Li deformed at (a) $1050^{\circ}\text{C}/0.005\text{s}^{-1}$, (b) $1050^{\circ}\text{C}/0.05\text{s}^{-1}$, (c) $1100^{\circ}\text{C}/0.005\text{s}^{-1}$, (d) $1100^{\circ}\text{C}/0.05\text{s}^{-1}$, (e) $1150^{\circ}\text{C}/0.005\text{s}^{-1}$ and (f) $1150^{\circ}\text{C}/0.05\text{s}^{-1}$

일어났음을 관찰할 수 있으며, 변형속도가 빠른 조건에서 변형시 내부의 온도상승이 크게 일어나 변형속도 0.005s^{-1} 조건에서 보다 0.05s^{-1} 에서 다소 큰 결정립을 보이는 것으로 판단된다.

4.3 항온단조된 Udimet 720Li에 대한 결정립예측

항온단조된 Udimet720Li합금의 경우 1050°C 와 1100°C 에서 부위별 미세조직을 관찰한 결과 표면부와 중심부간 결정립크기의 차이가 발생되었으며, 이것은 동적재결정분율, 동적재결정 크기 등과 밀접한 관계가 있다. 이러한 재결정거동에 의한 결정립변화를 예측하기 위해서 앞서 언급된 동적재결정모델을 FE모델의 부프로그램화하여 항온단조 조건별 결정립크기 변화를 예측하였다.

1050°C 와 1100°C 에서 γ' 용융온도에서 유도된 재결정시작점을 나타내는 임계변형량과 재결정분율 해석결과는 모든 조건에서 임계변형량을 초과하여 재결정되는 것으로 해석되었고, 부위별 재결정분율의 차이는 있지만, 모든 조건에서 80%변형시 대부분 완전재결정되는 양상을 나타내었다.

Fig. 10은 온도조건 1050°C 와 1100°C , 변형속도조건

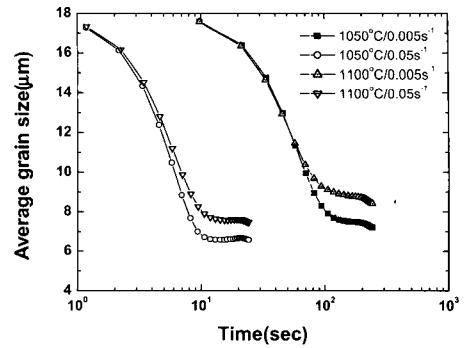


Fig. 10 Variations of dynamic recrystallized grain size with time at center position

0.005s^{-1} , 0.05s^{-1} 에서 시편의 중심부에 대해 시간에 따른 평균결정립크기의 예측결과를 나타낸 것이다. 평균결정립은 온도와 변형속도에 따라 민감하게 변화하는 것을 알 수 있으며, 0.005s^{-1} 조건에서는 약 100초, 0.05s^{-1} 조건에서는 약 10초정도에서 완전재결정되는 것으로 평가된다.

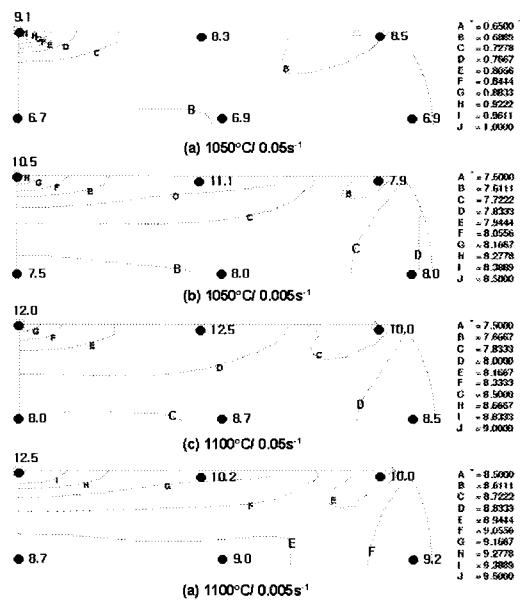


Fig. 11 Comparison between predicted and measured average grain size distributions in isothermal forged pancakes

Fig. 11은 1.2 진변형률까지 항온단조된 시험편에 대한 평균결정립크기의 해석결과와 측정치를 비교분석한 것이

다. 그림에서 알수 있는바와 같이 모든 조건에서 해석결과는 측정된 평균결정립과 비교시 잘 일치하는 것을 알 수 있으며, 다소 해석결과가 측정치에 비해 작은 결정립을 나타내고 있으나, 결정립성장을 고려하지 않은 해석임을 감안하면 우수한 예측결과임을 알수 있다.

결국, 본 연구에서 제시된 동적재결정모델식은 복잡한 형상의 공정설계시 효과적으로 이용될 수 있을 것으로 판단된다.

5. 결 론

Udimet720Li합금의 고온압축 및 항온단조의 성형성연구를 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) Udimet 720Li합금의 고온압축시험을 통한 고온성형성연구에서 1100°C에서 변형속도가 느린 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 조건에서 가장 높은 에너지분산 효율치를 나타냈으며, 결국, 이 조건이 Udimet720Li합금의 최적성형조건으로 평가되었다.

(2) Ziegler의 소성불안정기준을 Udimet 720Li합금에 적용한 결과 압축시험된 모든 온도조건의 약 0.5 s^{-1} 변형 속도이상 구간이 소성불안정구간인 것으로 평가되었고, 이러한 구간에서 미세조직을 관찰한 결과, 전단밴드, 내부균열 등이 관찰되었다.

(3) 고온압축시험의 유동응력곡선분석과 미세조직의 관찰을 통해 임계변형량, 동적재결정된 결정립크기, 재결정 분율 등과 관련된 금속학적모델식을 수립하였다.

(4) 고온압축시험을 통해 얻어진 금속학적 모델식을 검증하기 위해 1050°C-1150°C구간, 0.05 s^{-1} 와 0.005 s^{-1} 조건에서 팬케이 항온단조를 수행하였다. 이를 항온단조품의 미세조직을 관찰한 결과 1050°C와 1100°C의 결정립크기는 온도와 변형속도에 민감하게 영향을 받는 것으로 관찰되었고, 해석결과 역시 이러한 경향을 잘 반영하였다. 반면, 1150°C에서 항온단조된 경우, primary γ' 의 용융으로 인한 급격한 결정립성장을 나타냈으며, 내부의 온도상승효과로 인해 표면부보다 중심부의 결정립성장이 더욱 크게 나타났다.

(5) 1050°C와 1100°C에서 항온단조된 Udimet720Li의 결정립분포를 본 연구에서 제안한 금속학적 모델식으로 해석한 결과, 모든 조건 및 부위별 해석된 평균결정립크기는 측정된 평균결정립크기와 잘 일치하였고, 결국 이러한 모델식은 향후 복잡한 형상의 공정설계시 유용하게 사용될 수 있을 것으로 판단된다.

후 기

본 연구는 과학기술부의 21세기 프론티어 연구사업의 일환으로 이루어 졌으며, 연구비 지원에 감사드립니다. 또한 조직사진 촬영에 도움을 준 이만형씨에게도 감사드립니다.

참 고 문 헌

- (1) K.R. Bain, et al, 1988, "Development of damage tolerant Microstructure in Udimet720", Superalloy 1988, p. 13.
- (2) F.E. Scerzenie and G.E. Maurer, 1984, "Development of Udimet720 for high strength disk application", Superalloy 1984, p. 573.
- (3) D.J. Bryant, G. McIntosh, 1996, "The manufacrture and Evaluation of a Large Turbine Disc in Cast and Wrought Alloy 720Li", Superalloy 1996, p. 713.
- (4) 염종택, 김인수, 박노광, 1997, "열간단조된 Alloy718의 결정립분포 해석", 대한금속학회지, 제35권 제10호, p. 1424.
- (5) Y.V.R.K. prasad, et al, 1984, "Modelling of dynamic material behavior in hot deformation", Metall. Trans. A, Vol. 15A, p. 1883.
- (6) C.I. Garcia, et. al., 1994, "Hot deformation behavior of superalloy 718", Superalloys 718, 625, 706, p. 293.
- (7) H. Ziegler, 1963, "Progress in Solid Mechanics", John Wiley and Sons. New York, NY, Vol.4, p. 93.
- (8) Y.V.R.K. Prasad and S. Sasidhara, 1997, "Hot working guide", ASM international, p. 382.
- (9) W.H. Couts, JR. and T.E. Howson, 1987, "Wrought alloys", in Superalloy II(eds. C.T. Sims), p. 441
- (10) A.Y. Kandeil, et. al., 1980, "Flow behaviour of Mar M200 powder compacts during isothermal forging", Metal Sci. p. 493
- (11) J.J. Jonas, et al, 1969, "Strength and structure under hot-working conditions", Met. Rev., Vol. 14, p. 1.
- (12) C. Devadas, I.V. Samarasekera and E.B. Hawbolt, 1991, "The Thermal and Metallurgical State of Steel Strip during Hot Rolling: Part III.", Metall. Trans. A, Vol. 22A, p. 335.

- (13) 염종택, 박노광, 1997, “해머 단조된 Alloy718 디스크의 결정립 분포 해석”, 한국소성가공학회지, 제 6 권 제3호, p. 250.
- (14) G. Shen, S.L. Semiatin and R. Shivpuri, 1995, “Modeling Microstructural Development during the Forging of Waspaloy”, Metall. Trans. A, Vol. 26A, p. 1795.
- (15) T. Matsui, H. Takizawa, H. Kikuchi and S. Wakita 2000, “The Microstructure Prediction of Alloy 720Li for Turbine Disk Applications”, Superalloy 2000, p. 127.
- (16) 박노광, 염종택, 1997, “Alloy 718의 동적재결정에 따른 결정립 변화”, 제11회 재료강도심포지움, p. 43.