공학석사 학위논문

# 304 스테인리스강의 열간동적재결정과 미세조직 예측에 대한 연구

**The Prediction of Dynamic Recrystallization and Grain Size of 304 Stainless Steel during Hot Deformation**

지도교수 조 종 래

2001년 2월


한국해양대학교 대학원

기 계 공 학 과

권 영 표

# 목 차

# The Prediction of Dynamic Recrystallization and Grain Size of 304 Stainless Steel during Hot Deformation

**Young-Pyo Kwon**

Department of Mechanical Engineering Graduate School.

Korea Maritime University

## ABSTRACT

The flow stresses of 304 stainless steel during hot forming process were determined by conducting hot compression tests at the range of 1273 K 1423 K and 0.05/s 2.0/s as these are typical temperature and strain rate in hot forging operation. In the material Dynamic recrystallization was found to be the major softening mechanism with this conditions as previous studies. Based on the observed phenomena, a constitutive model of flow stress was assumed as a function of strain, strain rate, temperature. In the constitutive model, the effects of strain hardening and

dynamic recrystallization were taken into consideration. A finite element method connected to constitutive model was performed to predict the dynamic recrystallization behaviors and also stress-strain curves in hot compression of 304 stainless steel.

# 기 호 설 명

$c$ : **비열**(Specific heat) (N/mm・s・$K^4$)

$C$, $k$, $m$, $m'$ : **소재에 따라 결정되는 파라미터**

$d_{dyn}$ : **동적재결정된 결정립의 크기**(Dynamic Recrystallized grain size)

$\overline{D}$ : **평균결정립 크기**(Mean grain size)

$h$ : **대류열전달계수**(N/mm・s・K)

$h_{lub}$ : **윤활로 인한 열전달계수**(N/mm・s・K)

$K$ : **벌칙함수**(Penalty Function)

$K_1$ : **열전도계수**(Thermal Conductivity)

$n$ : **변형률속도 민감성지수**(Strain rate sensitivity)

$n$, $n_i$ : **법선벡터 및 그의 성분**

$q_\alpha$ : **형상 함수**

$Q$ : **활성화에너지**(Activation Energy)

$S_f$, $S_v$ : **표면력 및 속도가 규정된 면**

$T$, $T_i$ : **표면력과 그의 성분**

$X_{dyn}$ : **동적재결정분율**(Dynamic Recrystallization Volume Fraction)

$Z$ : Zener-Hollomon Parameter

$\Delta t$ : **시간증분**

$\Delta\sigma$ : **동적재결정분율이 고려된 유동응력**

$\varepsilon_c$ : **동적재결정이 일어나기 위한 임계변형률**

$\varepsilon_p$ : **최대응력일때의 변형률**

$\overline{\varepsilon}$ : **유효변형률**(Effective Strain)

$\bar{\dot{\varepsilon}}$ : **유효변형률속도**(Effective Strain Rate)

$\dot{\varepsilon}_{ij}$ : **변형률속도텐서**(Strain Rate Tensor)

$\rho$ : **밀도**(Mass Density) ($kg/mm^3$)

$\sigma_e$ : **가공경화를 고려한 유동응력**

$\sigma_s$ : **정상상태 응력**

$\bar{\sigma}$ : **유효응력**(Effective Stress)

$\sigma_{ij}'$ : **편차응력텐서**(Deviatoric Stress Tensor)

# List of Tables and Photographs

## Tables



## Photographs

## List of Figures

# 1. 서론

## 1.1 연구 배경

오늘날 우리가 원하는 형상의 제품을 제조하기 위한 금속성형공정은 매우 다양한 범주를 가지고 있다. 그 중에서 소성가공은 재료에 외력을 가하여 소성변형시켜 원하는 형상을 얻을 뿐아니라 제품의 성질을 개선할 수 있으며, 대량생산과 고속 가공성에 의한 제조비용의 절감효과 등의 장점으로 인해 단조, 압연, 압출, 인발, 판금성형 등의 공정이 널리 이용되고 있다. 소성가공의 한 형태인 열간성형공정의 경우에는 재결정 온도 이상의 온도에서 가공이 이루어지므로 냉간성형공정에 비해 강도가 높거나 큰 제품의 가공이 용이하며 공정 중에 풀림(annealing)작용에 의해 가공시에 발생되는 내부응력(stress)이 감소되어 냉간 성형공정에 비해 유리하다. 그러나 열간성형공정에서는 미세조직의 변화를 제어하기에 매우 어려우므로 온도(T), 변형률속도($\dot{\varepsilon}$), 응력($\sigma$)을 적절히 조절하지 못하게 되면 조직이 불균일하게 된다는 단점을 가지고 있어 이를 위해 가공시 소재 내부의 변형을 균일하게 유지하여 미세조직을 균질화시켜야 할 필요성이 있다. 최근 열간성형공정에서는 형상제어에만 주력했던 예전과는 다르게 변형저항(deformation resistence)을 낮추고 이와 함께 기계적 특성의 향상을 위해 결정립을 미세화시키는 공정제어의 연구와 계발이 진행되고 있다[1]. 특히, 오스테나이트계 스테인리스강은 소성가공시에 다른 금속에 비해 비교적 높은 변형저항을 보이므로 공정제어가 특히 요구된다. 이를 위해 열간가공의 공정변수인 가공온도(T), 변형률 속도($\dot{\varepsilon}$), 변형률($\varepsilon$)의 변화에 대해 동적연화기구인 동적회복(dynamic recovery, DRV)와 동적재결정(dynamic recrystallization, DRX)의 과정을 정확히 이해하여 유동응력과 미세조직을 예측할 수 있어야 하겠다.

본 연구에서는 316 스테인리스강과 함께 대표적인 오스테나이트계 스테인리

스강인 304 스테인리스강의 열간성형공정시 가공온도, 변형률 속도(strain rate), 유동응력(flow stress)의 상호관계를 규명하고 기계적인 특성에 영향을 미치는 미세조직의 변화를 정량적으로 제시하기 위해 각 변형량에 따른 재결정 분율과 결정립도를 예측하고자 하였다. 이를 위해 재료의 응력해석과 열전달해석을 연계한 강점소성 유한요소법을 이용하였다.

## 1.2 연구 동향

열간성형공정에 대한 연구에서 많은 학자들이 가공온도, 변형률 속도, 유동응력의 상호관계와 동적연화와 정적연화, 미세조직의 거동에 대한 수학적인 모델을 제시하였으며, 점소성 유한요소해석과 공정변수변화에 대한 미세조직의 거동양상을 접목하여 시뮬레이션함으로써 미세조직의 예측을 가능하게하는 연구를 수행하고 있다[2-4,11].

Medina등[5-8]은 저합금강과 미소합금강에서 Zener-Hollomon 매개변수와 최대응력을 갖는 변형률(peak strain)을 화학적 구성에 대한 함수로 표현하였으며 가공경화와 연화작용의 예측을 통해 유동응력의 예측에 대한 방향을 제시하였다. Shellar[9]는 열간가공시 미세조직의 변화에 대한 공정변수의 영향을 제시하였으며, Pietrzyk등[10]은 열간압연에서 열점소성과 더불어 동적재결정과 결정성장을 유한요소해석을 통해 표현하였고, Choi등[11]은 Inconel 718의 열간단조를 통해 터빈디스크 단조품의 미세조직과 이에 따른 최종제품의 기계적성질을 예측하였다.

오스테나이트 스테인리스강재에 대해서는 Venugppal등[12-13]이 여러 가지 온도조건과 변형률 조건을 달리하며 304 스테인리스강의 열간성형성을 최적화하는 방안을 제시하였으며, 가공후의 기계적인 특성에 영향을 미치는 결정립의 크기에 대한 모델을 제시하였다. Barraclough등[14]은 304 스테인리스강의 열간성형공정 이후의 정적재결정의 영향을 제시하였으며, Towle등[15]은 대표적인 오스테나이트계 스테인리스강인 304 스테인리스강과 316 스테인리스강의

열간압연후 재결정 거동을 비교·분석하였고, Ryan등[16]은 304 스테인리스강에서 동적연화기구인 동적회복과 동적재결정 양상을 제시하였다. 그리고, Han등[17]은 304 스테인리스강의 고온변형에서 유동응력곡선과 미세조직에 대해 예측하여 구성식을 정량화하였다. 이와 같이 오스테나이트 스테인리스강재에 대한 연구에서는 대부분 미세조직의 변화와 같은 대부분 금속학적인 양상에 대해서만 연구되었으며 시뮬레이션을 통한 실험과의 비교·검토는 지금까지 많이 이루어지고 있지 않고 있는 실정이다.

## 1.3 연구 목적

예전에는 가공하고자 하는 제품의 형상을 위주로 설계가 이루어지던 것이 오늘날에 와서는 가공공정의 최적화와 가공후의 제품의 품질의 향상에 관한 설계의 중요성이 제시되면서 미세조직의 회복과 재결정, 결정립 성장과 같은 미세조직의 변형거동에 대한 연구가 필요하게 되었으며, 이와함께 유한요소 모델과 금속학적 모델을 결합하여 열간성형시에 유동응력의 예측을 가능하게 하는 연구도 중요하게 되었다.

304 스테인리스강은 압력용기, 저장용기, 개스관에 사용되는 밸브등에서 주로 사용되고 있으며 이 재료는 고압의 환경에서 견디기 좋게 인장력이 강한 특징으로 되어있다. 304 스테인리스강의 사용이 널리 보편화 되어있는 반면에 이에 대한 연구는 아직 금속학적인 범주에 머무르고 있는 형편이므로 특히 기계적인 변형특성을 같이 고려하는 연구가 필요로 하게 되었다.

본 논문에서 제시 하고자 하는 것은 304 스테인리스강의 열간성형공정에서 미세조직의 변화에 영향을 주는 적당한 공정변수들을 선택하여 최적화된 금속학적 모델을 제시하고 이와 함께 유한요소 시뮬레이션과 실험결과와의 비교를 통해 금속학적 모델링을 추가한 유한요소 모델의 타당성을 보이기 위해 본 연구를 진행하였다.

# 2. 열간가공시 재료의 미세조직 변화

재료가 변형을 받게 되면 전위밀도(dislocation density)가 높아져 변형저항이 증가하여 가공경화가 일어나게 되는데 이로인데 연성이 저하되어 재료는 취약하게 된다. 열간성형공정동안 또는 이후에 조직은 높은 변형에너지를 갖게되어 에너지를 낮추고 정상적인 상태로 복원되기 위해 조직에 연화현상이 나타나게 된다. 조직은 가공온도와 변형률의 영향으로 먼저 결정립의 모양과 방향에 영향을 주지 않으면서 연화를 일으키는 동적회복이 일어나게 되고, 일정 변형률 이상이 되면 비교적 결함이 적은 전위의 확산으로 변형이 없는 새로운 결정이 생기는 동적재결정 현상이 나타나게 되며, 열간가공이 끝난 이후에도 잔류하고 있는 열과 잔여변형에 의해 재결정이 계속해서 이루어지는 정적재결정 현상이 나타나게 된다. 재결정이 완료된 이후에도 변형이 없는 미세한 재결정립들은 높은 수준의 에너지를 가지므로 입계면을 최소화시켜 보다 안정한 상태로 변화되기 위해 입자성장이 일어난다. Fig. 1에서는 열간성형공정에서 일어나는 대표적인 유동응력과 변형률과의 관계로서 미세조직의 변화에 따르는 유동응력곡선의 변화를 나타내고 있다. 그림에서 ①은 가공경화를 받은 재료의 대표적인 응력-변형률 관계를 나타내고 있으며, 재료가 회복을 받으면 유동에 대한 저항이 줄어들어 ②(혹은 ③)와 같은 곡선을 나타내고 재결정이 일어나게 되면 연화속도가 경화속도 보다 빨라져서 ③(혹은 ②)과 같이 유동응력이 감소하다가 재결정이 완료되는 부분에서 정상변형상태의 유동응력을 보인다. Fig. 2에서는 유동응력의 변형거동에서 동적재결정의 영향을 그림으로 나타낸 것이다.

본 연구에서는 전위양의 변화와 이동을 관찰해야 하는 어려움과 조직의 연화에 미치는 영향이 적다는 이유로서 동적회복에 대한 연구를 배제하였으며 실험시편을 열간압축이 끝난 직후 질소가스로 급랭시켜 정적재결정과 결정성

장의 영향을 배제시켰으므로 동적재결정 부분의 영향만을 중점적으로 다루었다.

## 2.1 동적회복

동적재결정이 일어나는 임계변형률 이전에서 발생되는 현상인 동적회복은 Fig. 3의 (a)에서 보여지는 것과같이 변형된 결정립 내부에 존재하는 격자간 원자의 소멸이나 공공의 소멸, 그리고 전위의 다각형화로 변형저항이 낮아져서 조직을 연화시키는 작용을 한다. 그러므로 조직내의 결정립의 형상이나 결정의 방향에는 영향을 미치지 않으면서 조직내의 높은 변형에너지를 낮추어 안정화시킨다.

## 2.2 동적재결정

동적재결정은 열간가공에서 가공경화된 재료의 미세조직의 변화에 가장 큰 영향을 미치는 연화기구로 인식되면서 동적재결정 거동의 메카니즘과 동적재결정이 기계적성질에 미치는 영향 등에 대해 지금까지 많은 연구가 이루어지고 있다[1-20]. 열간가공시 생성된 전위밀도는 결정립계를 따라 높게 분포되어 결정립계는 높은 에너지를 가지게 되는데, 일정이상의 변형률( $\varepsilon_c$ : 임계변형률 이상의 변형률)을 받으면 높은 에너지를 갖는 결정립계에 분포하는 전위(혹은 아결정립)중에서 비교적 결함이 적은 전위(혹은 아결정립)가 재결정의 핵으로 작용하고, 이러한 핵이 점차 성장하여 Fig 3.의 (b)와 같은 내부에 변형이 없는 새로 조직을 형성하게 되는데 이것을 동적재결정이라 한다. 이와같이 고온변형된 재료가 재결정현상에 의해 미세조직에 큰 변화가 발생되고 이로인해 기계적·물리적 성질이 크게 변한다. 이러한 동적재결정은 공정변수인 가공온도, 변형률, 변형률 속도의 변화에 따라서 임계변형률, 유동응력, 재결정립크기, 재결정분율, 평균결정립 등이 다르게 나타나게 된다.

Al의 경우와 같이 아주 작은 변형률에서 최대응력(peak stress)에 도달하는 경우에는 동적재결정에 필요한 변형에너지가 축척되지 못함으로 인해 최대응력을 지나서 동적재결정이 시작되는 경우도 있다고 보고된 바가 있지만, 강에 대한 연구에 따르면 동적재결정은 최대응력에 도달하기 이전에 이미 시작된다고 보고되었다. 즉 임계변형률이 최대응력이 발생하는 변형률이전에서 시작된다고 여겨진다. 이렇게 임계변형률에서 시작된 동적재결정은 정상상태의 응력(steady state stress)에 도달하면 대부분의 조직이 변형이 없는 새로운 재결정 조직으로 바뀌어 비교적 안정된 상태를 유지하게 된다.

## 2.3 정적재결정

Fig. 3의 (c)에서와 같이 열간성형공정이 끝난 이후에 잔류하고 있는 열과 잔여 변형량에 의해 정적재결정현상이 나타나며, 재료 내부에 많은 잔여 변형량을 갖는 냉간가공된 제품을 어닐링(annealing)할 때에도 정적재결정이 유발되어 연화된다. 정적재결정은 대부분 무부하 상태에서 일어나는 것으로서 온도, 변형률 속도, 변형률에 영향을 받는 동적 재결정과는 다르게 잔류열, 잔여변형량, 시간 등에 영향을 받는다. 정적재결정은 현상학적으로 동적재결정과 구별되며, 정적재결정이 일어나는 온도영역도 동적재결정이 일어나는 온도영역에 비해 아주 낮다. 열간성형공정 이후에 정적재결정은 동적재결정이 일어나지 않고 여전히 변형된 상태로 남아있는 조직에서 발생하며 변형량이 클수록 어닐링온도가 높을수록 빠르게 일어난다.

## 2.4 입자성장

재결정된 조직속에는 결함이 대부분 소멸되었으나, 결정립계에는 여전히 전위나 공공등 결함이 많이 존재하므로 재료내부에 잔류응력이 남아있게 되어 높은 에너지의 상태가 된다. 그러므로 Fig. 3의 (c)와 같이 재결정된 미세한 조

직들이 에너지를 낮추어 안정화 되기위해 전체의 입계면적을 줄이는 방향으로 조직은 변화하게 된다. 재료의 내부에서 결정립계의 면적을 줄이기 위하여 Fig. 3의 (d)와 같이 전체 입계의 면적이 적은 큰 결정립으로 성장하려는 경향을 가지게 되는데 이러한 것을 입자성장이라고 하며 온도와 시간에 영향을 받게된다.

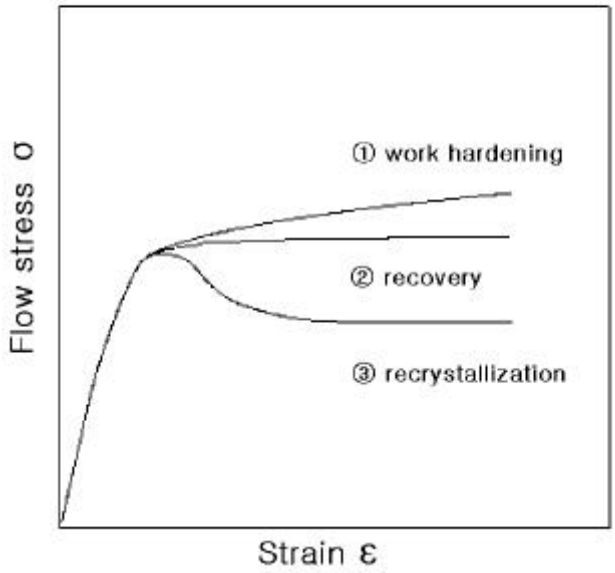



Fig. 1 Flow stress-strain curves in hot forming

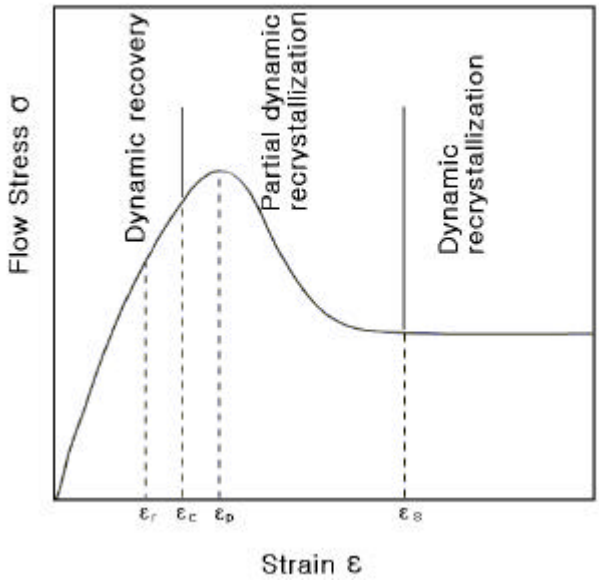



Fig. 2 Schematic view of the stress-strain curve of the steel

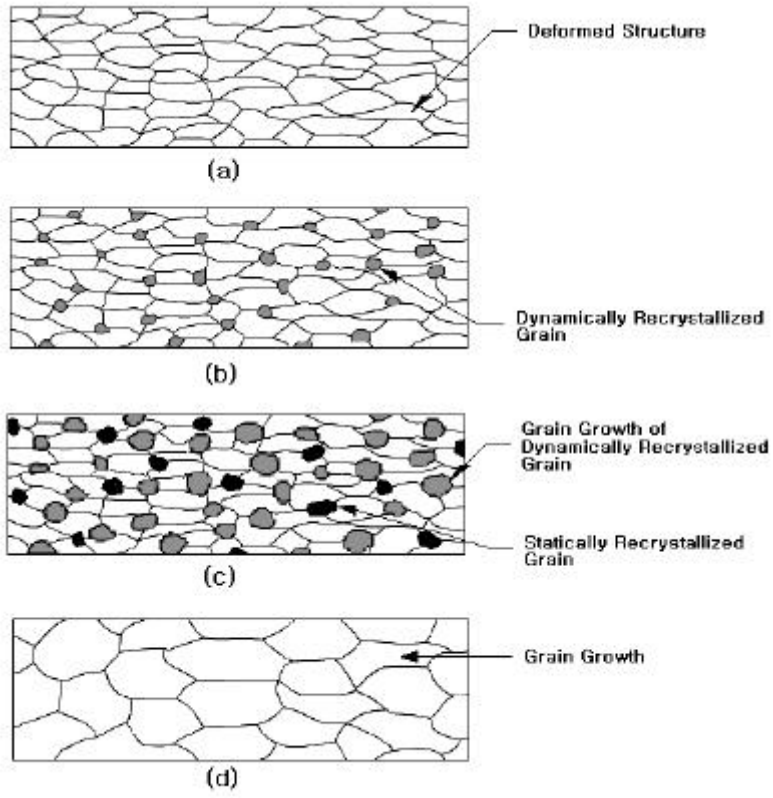



Fig. 3 Schematic diagram of changes in the recrystallization structures

# 3. 강점소성 유한요소법

고온변형실험에서 얻은 재료의 고온유동응력 모델을 이용하여 열간동적재결정과 미세조직의 변화의 예측이 가능한 시뮬레이션을 수행하기 위해 강점소성 유한요소법을 적용하였다.

## 3.1 강점소성 유한요소법의 변분 방정식

본 연구에서는 강점소성 유한요소해석의 수식화에서 다음과 같은 가정을 따르기로 한다.

① 재료는 강소성체이며 탄성변형은 무시한다.

② 바우싱거 효과(Bauschinger effect)는 무시한다.

즉, 재료는 가공경화 후에도 등방성(isotropic)을 유지한다.

③ 재료는 변형동안 체적일정조건을 따른다.

④ 재료는 Von Mises 항복조건을 따른다.

⑤ 다이는 강체이며 변형하지 않는다.

강점소성 재료들에 대한 소성변형의 해석에서는 다음과 같은 지배방정식을 만족해야 한다.

① 평형 방정식(equilibrium equations) : $\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0$ (1)

② 적합 방정식(compatibility conditions) :

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right) \quad (2\text{-a})$$

비압축성 조건 : $\dot{\varepsilon}_{ii} = \dot{\varepsilon}_v = 0$ (2-b)

③ 구성 방정식(constitutive equations) : $\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{3}{2}\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\bar{\sigma}}\sigma_{ij}'$ (3)

여기서 $\bar{\sigma} = \sqrt{3/2}\{\sigma_{ij}'\sigma_{ij}'\}^{1/2}$ 이고, $\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{2/3}\{\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}\}^{1/2}$ 이며, 이때 $\sigma_{ij}'$는 편차응력이고 $\bar{\sigma}$와 $\dot{\bar{\varepsilon}}$는 유효응력과 유효변형률속도이다.

전체적 V, 전표면적 S로 둘러싸인 물체는 표면력이 정의된 $S_f$와 속도 v가 정의된 $S_v$로 구성되고, 면요소에 작용하는 표면력을 $T_i$라 하고 바깥쪽 법선벡터의 성분을 $n_j$라 하면 한 면요소에 대한 평형조건은 식(4)와 같다. 그리고 물체의 표면에 작용한는 표면력들 $T_i$와 평형상태를 유지하는 임의의 응력장을 $\sigma_{ij}$, $v_i$를 임의의 연속적 속도장이라 하면 가상일의 원리를 이용하여 식(5)로 표현할 수 있다.

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \tag{4}$$

$$\pi = \int_V \bar{\sigma}\dot{\bar{\varepsilon}}\, dV - \int_{S_f} T_i v_i\, dS \tag{5}$$

주어진 속도장에서 비압축성 조건을 만족하기 위하여 식(5)에 벌칙함수를 도입한 변분식은 다음과 같다.

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma}\,\delta\dot{\bar{\varepsilon}}\, dV + K\int_V \dot{\varepsilon}_v \delta\dot{\varepsilon}_v\, dV - \int_{S_f} T_i \delta v_i\, dS \tag{6}$$

## 3.2 열전달방정식의 유한요소방정식 수식화

소성공정에서 온도 분포 해석을 위한 열전달 방정식은

$$K_1 T_{,ii} - \rho c\dot{T} + k^*\bar{\sigma}\dot{\bar{\varepsilon}} = 0 \tag{7}$$

로 표현되며 여기서 $K_1$은 열전도 계수(thermal conductivity)이고, $k^*$ 값의 범위는 0.85와 0.95 사이에 존재한다. 강-점소성에 대한 경계치 문제는 열 평형 방정식으로부터 다음과 같은 경계 조건을 갖는다.

i ) 자유 표면(free surface)에서

대류 열 유량 (convection heat flux) :

$$q_n^c = h(T_a - T_s) \tag{8}$$

**복사 열 유량** (radiation heat flux) :

$$q_n^r = \sigma\varepsilon(T_a^4 - T_s^4) \tag{9}$$

**여기서, $h$는 대류 열전달 계수, $T_a$는 금형과 소재의 주위온도, $T_s$는 금형과 소재의 표면 온도를 각각 나타낸다.**

**ii) 금형과 소재의 접촉면에서**

**전도 열 유량** (conduction heat flux) :

$$q_n^d = h_{lub}(T_d - T_w) \tag{10}$$

**마찰 열 유량** (friction heat flux) :

$$q_n^f = m k_y v \tag{11}$$

**여기서 $h_{lub}$는 윤활로 인한 열전달 계수, $k_y$는 재료의 전단 항복강도, m은 마찰 상수이다. 응력 변형도의 관계식에서 유효 응력이 실험적인 자료로부터 얻어진 변형률, 변형률속도, 온도의 함수로 가정하고 열 평형 방정식의 약적분형**(weak integral form)**을 이용하면 다음과 같다.**

$$\int_V (K_1 T_{,ij} - \rho c \dot{T} + k^* \frac{\dot{\sigma}}{\dot{\varepsilon}}) \delta T \, dV = 0 \tag{12}$$

**텐서 정리를 이용하여 이 식을 다시 쓰면 식**(13)**과 같이 되고,**

$$\int_V K_1 (T_{,i} \delta T)_{,i} dV - \int_V \rho c \dot{T} \delta T dV + \int_V k^* \frac{\dot{\sigma}}{\dot{\varepsilon}} \delta T dV - \int_S K_1 T_{,i} \delta T_{,i} \, dV = 0 \tag{13}$$

**발산정리**(divergence theorem)**와 경계 부근에서 열 유량을 고려하면 식**(14)**와 같이 된다.**

$$\int_V K_1 T_{,i} \delta T_{,i} \, dV + \int_V \rho c \dot{T} \delta T dV - \int_V k^* \frac{\dot{\sigma}}{\dot{\varepsilon}} \delta T dV - \int_{S_q} q_n \delta T dS = 0 \tag{14}$$

**여기서, 경계조건을 이용함으로써 이 식으로부터 온도장이 얻어지게 된다.**

# 4. 실험과 시뮬레이션

## 4.1 기초실험

동적재결정 거동을 모델링하고 검증하기 위해 다음과 같은 방법으로 실험을 수행하였다. 이 실험에 사용된 소재인 304 스테인리스강의 화학성분과 기계적 성질을 Table 1.에 나타내었으며, 이 소재의 초기 결정립의 크기를 균질화 시키기 위하여 1000℃에서 30분간 노멀라이징 처리(normalizing treatment)를 수행하여 직경 8㎜, 높이 12㎜의 원통형 시편으로 가공하였다. 본 실험에 사용된 등온압축장치(Thermecmaster)를 Photo. 1에서 보였으며, 이 장치의 개략도는 Fig. 4에 나타내었다. 시편은 Fig. 5에 나타낸 것과 같이 진공 속에서 유도가열방식에 의해 5℃/sec의 속도로 가열한 후 시편내에 균일한 온도를 유지하기 위해 1200℃에서 3분간 유지시킨 후에 2℃/sec의 속도로 가공온도 1000℃, 1050℃, 1150℃까지 내려서 30초간 유지 후에 변형률속도 0.05 $s^{-1}$, 0.1 $s^{-1}$, 0.5 $s^{-1}$, 2 $s^{-1}$에서 각각 높이감소율 30%, 40%, 50%까지 압축하였으며, 압축완료 후에 정적재결정과 입자성장의 영향을 배제시키고 동적재결정 양상를 관찰하기 위해 질소가스를 사용하여 급랭하였다. 여기서 높이감소율을 다르게 하여 측정한 것은 각 변형량에 따른 동적재결정분율(recrystallization volume fraction)과 동적재결정립의 크기를 측정하기 위해서이다.

가공이 끝난 시편은 에칭(etching)작업에서 결정립계를 보다 잘 보이게 하기 위해 예민화열처리를 650℃에서 30분간 수행하였으며, 냉간 마운팅 수지(cold-mounting resin)인 액상 불포화 폴리에스테르 수지를 사용하여 마운팅을 실시하였고, 전동식 연마기를 사용하여 폴리싱(polishing)을 실시하였다. 시편 에칭을 위해 질산 60 cc와 증류수 40cc를 섞어서 만든 에칭용액으로 단위면적당 전류밀도 100 $mA/mm^2$에서 30초동안 시편을 전해에칭(electrolytic etching)하여 광학현미경으로 조직을 관찰하였다. Photo. 2 10에 관찰된 조

직에 대한 조직사진을 보였다.

## 4.2 등속·등온 압축실험

기초실험에서 구한 모델식을 사용하여 시뮬레이션한 결과의 타당성을 입증하기 위해 기초실험에서와 같은 크기의 시편과 같은 실험장치로 등속실험을 실시하였다. 실험조건은 기초실험과의 비교를 위해 기초실험과 동일한 온도인 1050℃, 1150℃에서 등온을 유지한 상태로 수행하였으며, 초당 압축속도를 각각 0.8 mm/s, 3 mm/s, 6 mm/s로 유지한 상태에서 50%의 높이감소율로 실험을 수행하였다. 가공이 끝난 시편은 기초실험과 같은 방법으로 조직을 관찰하였으며 시뮬레이션된 결과와 비교하기위해 실험된 시편의 조직사진을 중심부에서 축방향으로 3개, 중심부에서 반경방향으로 3개씩 관찰하였다.

## 4.3 시뮬레이션

열간가공 공정에 의한 재료의 변형양상을 기계적인 모델과 금속적인 모델을 연계시켜 본 연구의 타당성을 입증하기 위해 강점소성 유한요소법에 미세조직의 변형거동을 연계하여 해석을 수행하였다. 해석에 사용된 초기 입력값은 Table 2에 나타내었으며 유한요소해석을 위한 초기격자는 Fig. 6에 보인 것과 같다. 실린더 형상을 같는 시편이므로 축대칭으로 해석하였으며, 소재의 요소의 갯수는 238개이고 상·하부 금형의 요소 갯수는 각각 187개, 160개로 초기격자를 구성하였다.

열간성형공정중에 동적재결정의 거동이 부분적으로 일어나는 경우는 Fig. 7의 순서도에 나타낸 것과 같이 재결정이 일어난 영역 ($X_{dyn}$)과 재결정이 일어나지 않은 영역(1- $X_{dyn}$)으로 각각 구분하여 $X_{dyn}$의 경우에는 변형률 회복이 발생하므로 스탭의 시간증분 후 증분변형률만을 고려하고, 1- $X_{dyn}$의 경우에는 현재의 변형률에 증분변형률을 더하는 방법을 사용하였으며, 여기서 다시 재

결정이 일어날 경우 부영역(substructure)으로 나누어 $X_{dyn}$영역과 1-$X_{dyn}$영역에서 각각 체적분율과 증분변형률을 감안하여 평균 변형률을 계산하여 이 값을 스탭의 초기 변형률로 사용하였다.

Table 1 Chemical compositions of stainless 304 and mechanical property

| Element | C | Mn | Si | S | P | Ni | Cr | Mo | Cu | N | Co |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Composition (wt%) | 0.026 | 1.66 | 0.48 | 0.027 | 0.028 | 10.40 | 18.12 | 0.36 | 0.35 | 0.05 | 0.13 |

| Mechanical property | Tensile strength | Elongation | Yield strength | Reduction of area | Hardness |
|---|---|---|---|---|---|
| Value | 720 $N/mm^2$ | 35.3 % | 602 $N/mm^2$ | 68.5 % | HB 214 |

Table 2 The conditions of process parameters for FE-simulation

| **Process Parameter** | **Value** |
|---|---|
| Upper die velocity | 6.0 (mm / s) |
| Friction coefficient | 0.7 |
| Initial temperature of work piece | 1150 ℃ |
| Initial temperature of dies | 1150 ℃ |
| Environment temperature | 1150 ℃ |
| Thermal conductivit of work piece | 14.9 (J / m s K) |
| Thermal conductivity of dies | 28.4 (J / m s K) |
| Heat capacity of wo가 piece($\rho c$) | $3.77 \times 10^3$ ($kJ / m^3 K$) |
| Heat capacity of die($\rho c$) | $4.00 \times 10^3$ ($kJ / m^3 K$) |

Photo 1 Testing equipment (Thermecmaster)

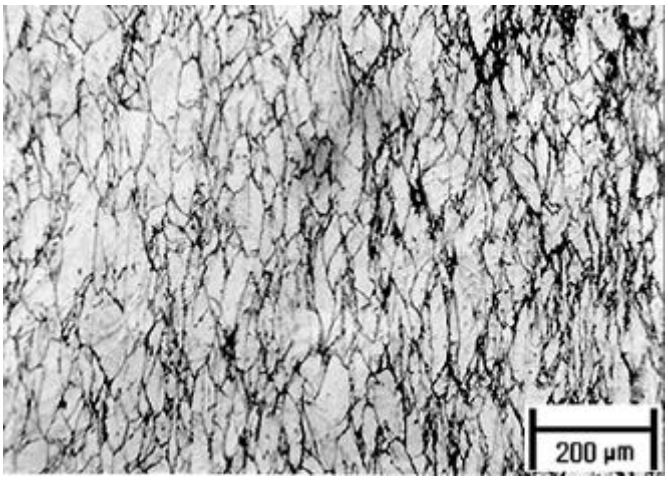



Photo 2 Microstructure of 50% compressing

at 1000℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.05\ s^{-1}$

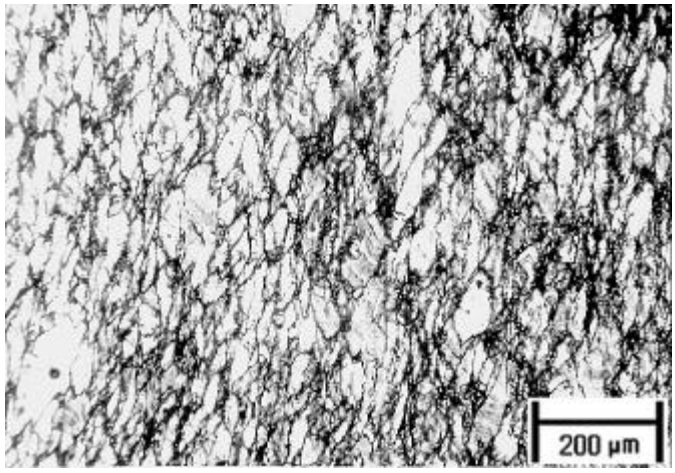



Photo 3 Microstructure of 50% compressing at 1050℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.05\ s^{-1}$

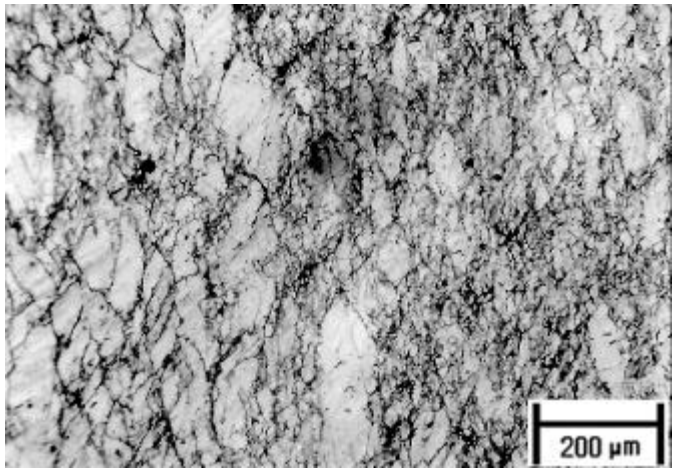



Photo 4 Microstructure of 50% compressing at 1150℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.05\ s^{-1}$

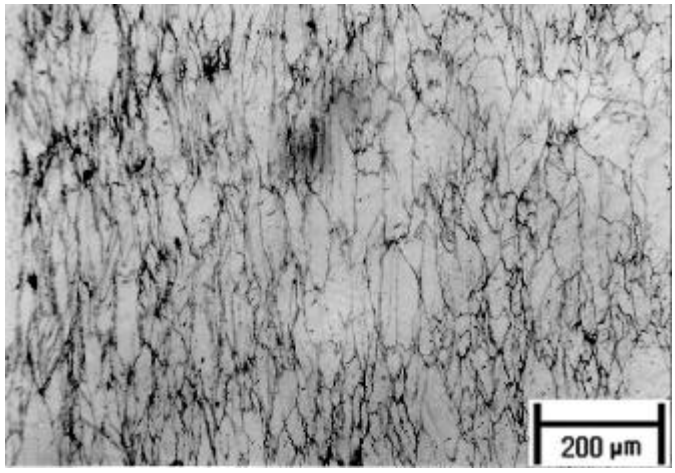



Photo 5 Microstructure of 50% compressing at 1000℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.5\ s^{-1}$

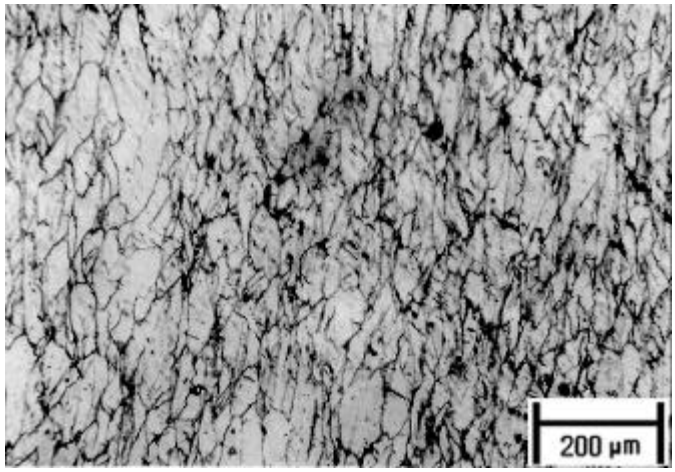



Photo 6 Microstructure of 50% compressing at 1050℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.5\ s^{-1}$

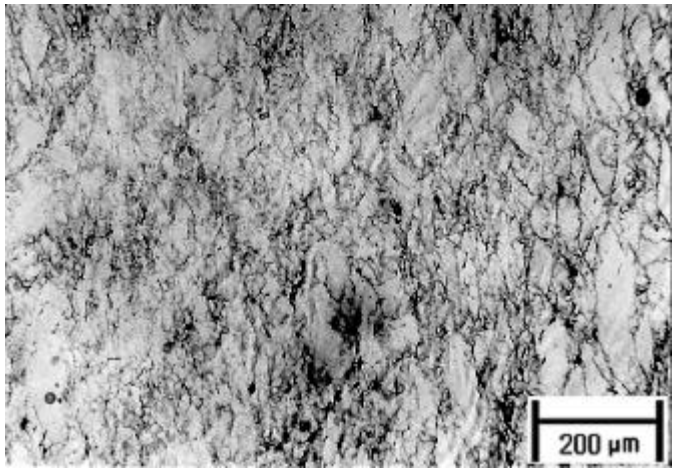



Photo 7 Microstructure of 50% compressing at 1150℃ and $\dot{\varepsilon} = 0.5\ s^{-1}$

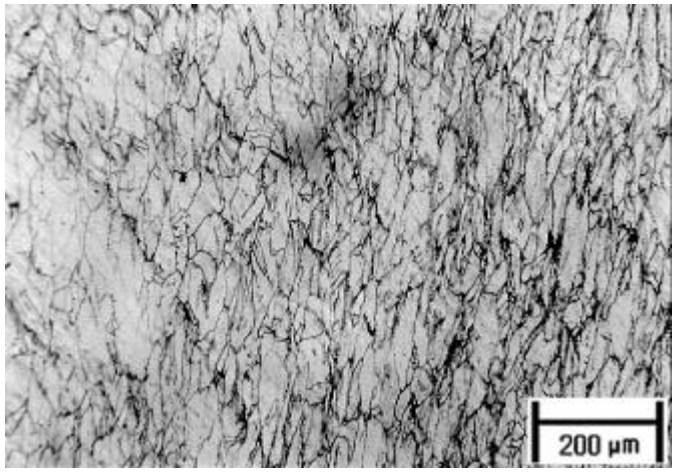



Photo 8 Microstructure of 50% compressing at 1000℃ and $\dot{\varepsilon} = 2.0\ s^{-1}$

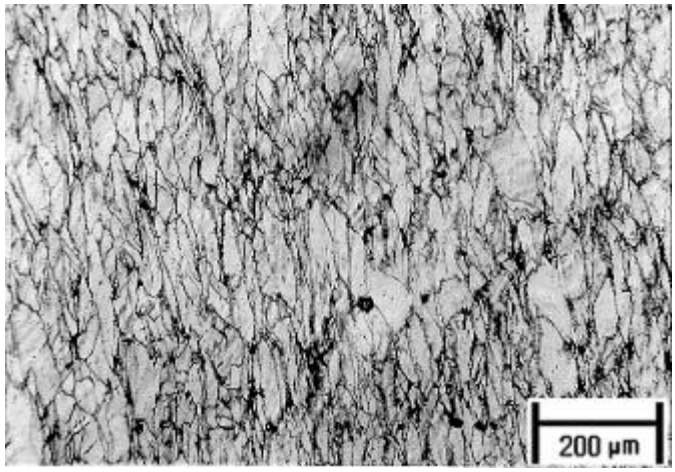



Photo 9 Microstructure of 50% compressing at 1050℃ and $\dot{\varepsilon} = 2.0\,s^{-1}$

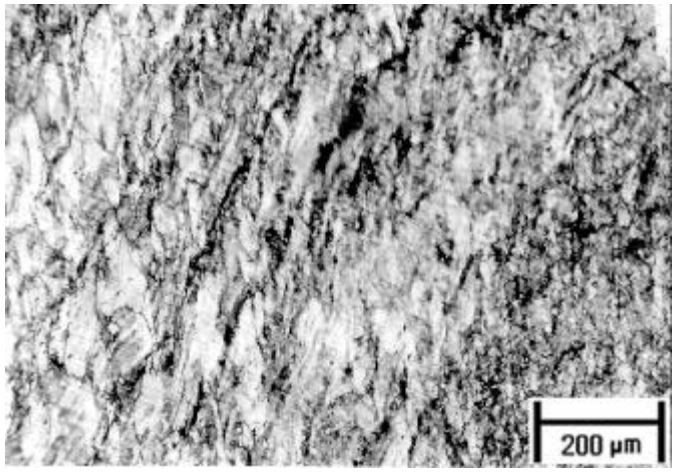



Photo 10 Microstructure of 50% compressing at 1150℃ and $\dot{\varepsilon} = 2.0\,s^{-1}$

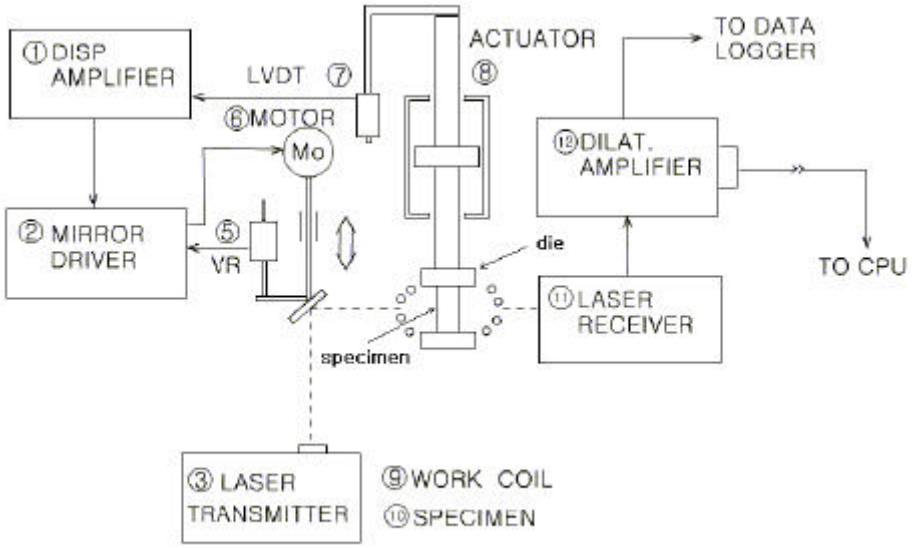



Fig. 4 Schematic diagram of testing equipment

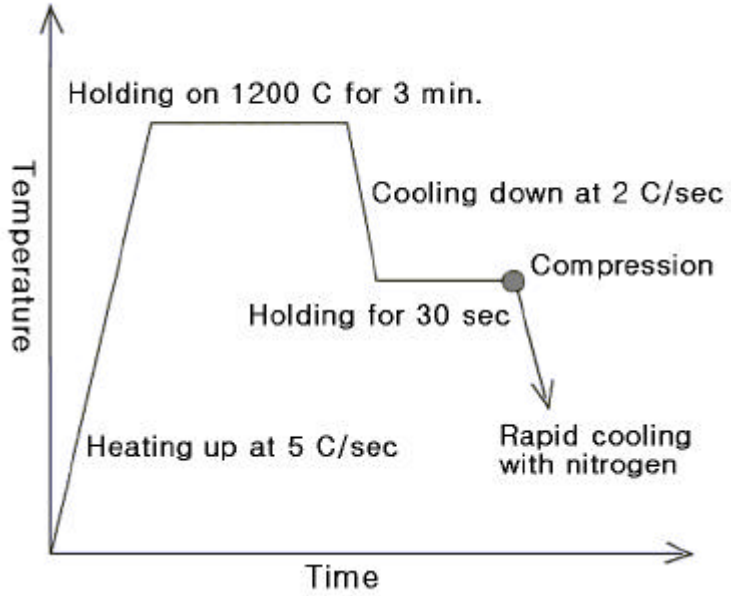



Fig. 5 Diagram of experimental condition

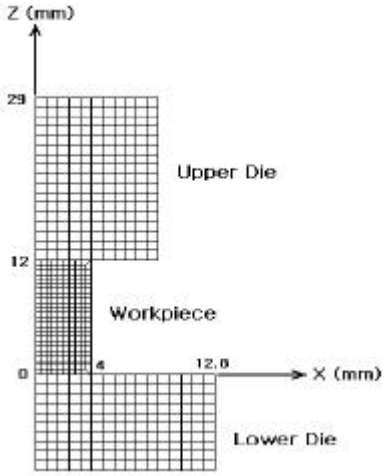



Fig. 6 Initial finite element mesh for the simulation

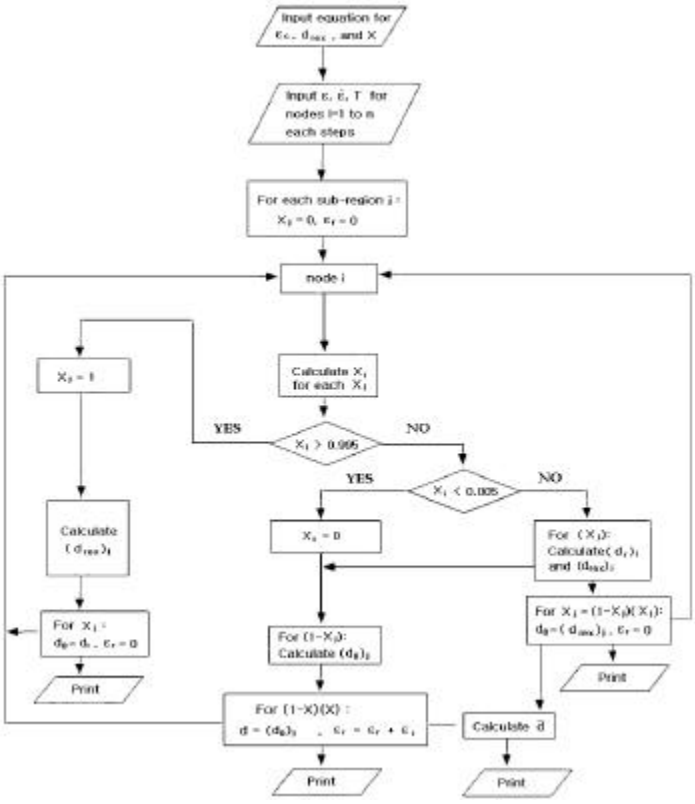



Fig. 7 Flow chart for microstructure simulation

# 5. 결과 및 고찰

## 5.1 고온유동곡선 모델링

### 5.1.1 구성식의 정량화

열간성형공정에서는 열적활성화 과정에 의해 냉간가공에서와는 다른 형태로 유동이 진행된다. 각 변형조건에서 온도(T), 변형률속도($\dot{\varepsilon}$)에 따른 유동응력의 변화양상을 조사하여 고온유동에 대해서 알맞는 구성식을 정량화하기 위해 Arrhenius식의 형태를 사용하는 것이 합당하다는 것이 이미 여러 가지의 소재에 대한 실험에 의해서 증명되었다[18]. 아래의 식은 각각 Arrhenius식의 형태에서 멱수법칙(power law), 지수법칙(exponential law), 하이퍼볼릭싸인 법칙(hyperbolic-sin law)을 사용하여 표현한 관계식들이다.

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^n \exp(-Q/RT) \tag{15}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \tag{16}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_3 (\sinh(\alpha\sigma))^n \exp(-Q/RT) \tag{17}$$

이러한 세가지 구성식들은 일반적으로 재료나 실험 조건에 따라 가장 실험데이터에 알맞는 구성식을 채택하게 된다. 본 논문에서 실시한 실험의 결과치와 비교해본 결과, 멱수법칙에서는 n값이 고온 구간에서는 일정한 값을 보였으나 변형온도가 낮아짐에 따라 값이 증가하였으며, 이와 반대로 지수법칙을 적용하였을 경우에는 β값이 저온 구간에서는 일정한 값을 보였으나 변형온도가 높아짐에 따라 커지는 것을 알 수 있었다. 하이퍼볼릭싸인 법칙의 경우에는 멱수법칙과 지수법칙에서 나타난 것과는 다르게 전 온도구간에서 n값이 일정하게 나타났다. 그러므로 304 스테인리스강에 대한 구성방정식을 Arrhenius

식의 하이퍼볼릭싸인 법칙으로 결정하는 것이 타당할 것으로 추정되었다.

열간성형공정동안 응력-변형률 관계($\sigma(\varepsilon)$)는 변형률속도와 온도에 의존하므로 상관관계를 밝히기 위해 Zener와 Hollomon에 의해 처음 제시되었던 매개변수 Z를 이용하여 다음 식들로 간결하게 표현할 수 있다.

$$\sigma = \sigma(Z, \varepsilon) \tag{18}$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) \tag{19}$$

이와 같은 결과는 실험결과를 간결하게 나타낼 수 있고 실험적인 Z 범위안에서 특정 변형률속도 및 온도조건의 응력값을 얻을 수 있으며 활성화에너지를 연화과정의 속도조절기구와 연관지을 수 있는 이점이 있다[5]. 여기서 Q는 열간변형에 대한 활성화에너지이고, R은 기체상수로서 일반적인 값(8.314 J/mol · K)이다.

Fig. 8 11는 각각 일정한 변형률 속도 0.05 $s^{-1}$, 0.1 $s^{-1}$, 0.5 $s^{-1}$, 2 $s^{-1}$에서 1000℃, 1050℃, 1150℃의 온도조건일 때에 얻은 진응력-진변형률 곡선들이다. 이 그래프들에서 보여지는 것과 같이 유동응력곡선은 변형온도와 변형률속도의 변화에 의존한다는 것을 알 수 있다. 변형온도가 높아짐에 따라 최대응력은 낮아지고 최대응력을 갖는 변형률도 낮아졌으며, 또한 변형률 속도가 높아짐에 따라 최대응력은 높아지고 최대응력을 갖는 변형률도 높아졌다는 것을 알 수 있었다. 열간성형공정에서 이러한 현상이 나타나는 것은 변형중 내부축적에너지와 온도에 따른 활성화에너지에 의한 상관관계로서 나타나게 된다. 고온에서는 변형에 의한 내부축적에너지값은 낮지만 열적활성화가 가속되므로 연화가 빨리 진행되며, 변형률속도가 증가하면 회복과 재결정에 의하여 전위가 소멸되는 속도보다 내부에 축적되는 속도가 빠르게 되어 변형에너지가 높지만 계속되는 변형으로 인하여 연화가 억제된다. 그리고, 304 스테인리스강에서 변형온도와 변형률속도의 변화에 따른 유동응력의 변화에서 볼 때, 이미 연구된 전형적인 변형거동과 다르게 나타나는 경우도 있다는 것을 알 수 있었

다. 변형률속도가 0.5 $s^{-1}$이하에서는 Fig. 8과 Fig. 9에서와 같이 전형적인 변형거동으로서 이미 연구된 것과 같이 변형이 진행됨에 따라 전위의 양이 증가하다가 임계변형률 이상이 되면 동적재결정이 형성되면서 전위를 빠르게 소멸시킴으로써 유동응력이 급격히 감소하고 있다는 것을 알 수 있었다. 그러나 변형률속도가 0.5 $s^{-1}$이상에서는 일반적인 변형거동과 열간 비틀림실험에서와는 다른 변형거동을 나타내고 있다. 조직관찰결과에서는 재결정이 일어난 것으로 관찰되었으나 진응력-진변형률 그래프상에서는 재결정이후에도 여전히 최대응력이 잘 나타나지 않고 계속해서 증가하고 있다는 것을 알 수 있었다. 이것은 변형률속도가 빨라서 동적재결정에 의한 동적연화속도와 미세조직의 변형에 따른 가공경화속도가 비슷하거나 더 빨라져서 동적재결정이 시작된 이후에도 Fig. 10과 같이 계속해서 유동응력이 증가한다거나 Fig. 11과 같이 최대응력이 잘 나타나지 않게 된다는 것을 알 수 있었다. 그리고 Fig. 11은 변형률속도가 2.0 $s^{-1}$로서 Fig. 10(변형률 속도 : 0.5 $s^{-1}$)에서 보다 변형률속도가 빠르지만 Fig. 8에서와 같이 유동곡선이 계속해서 증가하지 않는 것은 열간압축시에 시편내부에 발생되는 온도상승의 영향에 의한 것으로 추정된다.

304 스테인리스강의 고온유동에 대한 구성방정식을 만들기 위하여 Arrhenius식을 이용하였으며, 실험에서 얻은 값들을 이용하여 Arrhenius식의 매개변수 값들을 결정할 수 있었다. 열간성형공정시에 온도의 영향에 의해 나타나는 열적활성화에너지는 식(17)에서 양변에 로그를 취하면, 식(20)과 같이 된다. 식(20)에서 얻어진 기울기에 n, R값을 곱하여 Q값을 얻을 수 있으며, Fig. 12와 같이 각각의 변형률에서 얻은 Q값들을 이용하여 그래프화시키면, 그래프들의 연장선상에서 수렴하는 곳으로부터 동적재결정역에서의 활성화에너지를 얻을 수 있게 된다. 이때 304 스테인리스강의 활성화에너지 Q값은 403.5 kJ/mol로서 McQueen등[16]이 발표한 393 kJ/mol과 잘 일치하고 있음을 알 수 있다. 한편, 다른 철강재료와 비교해보면 순 Ni의 경우 약 170 kJ/mol, 저탄소강의 경우 294 kJ/mol, 인바합금의 경우 336 kJ/mol에 비해서 304 스테

인리스강의 활성화에너지는 높은 편이라 할 수 있다.

$$\mathrm{Ln}(\sinh \alpha\sigma_P) = Q/nRT + C(\text{상수}) \tag{20}$$

위와 같은 방법으로 Fig. 13 Fig. 14에서 Arrhenius식의 매개변수인 n과 A값도 역시 구할 수 있었다. 변형률의 증가에 따른 매개변수의 값들의 변화추이는 각각의 재료에 따른 고유의 값이므로 서로 다르게 나타난다.

이와 같이 구해진 매개변수의 값들을 이용하여 하이퍼볼릭 사인법칙에 적용하여 잘적용될 경우 식(19)의 Zener-Hollomon 인자는 다음과 같이 표현된다.

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT) = A\,[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{21}$$

이 Zener-Hollomon 인자는 열간성형공정을 하나의 식으로 표현하는데 매우 유용한 식으로서, Z값이 높다는 것은 비교적 저온의 상태에서 높은 변형률속도로 가공이 이루어졌다는 것을 의미하며, 비교적 낮은 $\varepsilon_P$에서 유동응력이 최대응력인 $\sigma_P$에 도달한다는 것을 알 수 있다. 반면, Z값이 낮은 경우에는 고온, 저변형률속도의 상태를 의미하며, Z값이 높은 경우보다 최대응력에 도달하는 변형률이 크게 나타난다. 또한, 낮은 Z값의 영역에서는 가공경화보다 동적회복 및 동적재결정의 동적인 연화가 지배적이며, 높은 Z값의 영역에서는 동적연화보다도 가공경화가 우세함을 알 수 있었다.

따라서 앞서구한 고온변형에서의 열적활성화에너지와 매개변수들을 대입하여 구성식을 다음과 같이 정량화할 수 있었다.

$$\dot{\varepsilon} = 1.586\times10^5\,[\sinh(0.01\sigma)]^{4.35} \exp[-403.5\ kJ\cdot mol^{-1}/RT] \tag{22}$$

### 5.1.2 유동응력곡선 모델링

소재의 고온변형에서 발생되는 가공경화와 동적재결정에 의한 연화현상을 모두 고려하여 유한요소해석에 적용하기 위하여 다음과 같이 동적재결정분율

의 개념을 도입한 Avrami식을 이용하여 다음과 같이 유동응력곡선식을 모델링하였다[8].

$$\sigma = \sigma_e - \Delta\sigma \tag{23}$$

$$\sigma_e = B[1 - \exp(-C\varepsilon)]^m \tag{24}$$

$$\Delta\sigma = B'\left\{1 - \exp\left[-k\left(\frac{\varepsilon - \alpha\varepsilon_p}{\varepsilon_p}\right)^{m'}\right]\right\} \tag{25}$$

위의 식에서 식(24)은 가공경화와 동적회복영역이 고려된 식이며, 식(25)은 동적재결정영역이 각각 고려된 식이다. 여기서 매개변수 B와 B', 그리고 C, k는 모두 변형조건(온도, 변형률속도)에 의존하고, B와 B'는 각각 최대응력 $\sigma_p$와 $\sigma_p - \sigma_s$에 수렴하며, 다음과 같이 정의될 수 있다.

$$B = \lim_{\varepsilon \to \varepsilon_p} \sigma_e \tag{26}$$

$$B' = \lim_{\varepsilon \to \infty} (\sigma_e - \sigma_s) \tag{27}$$

따라서 식(26)과 식(27)을 이용하여 식(23)의 유동응력곡선식을 완전한 형태로 표현하면 다음과 같다.

$$\sigma = \sigma_p[1 - \exp(-C\varepsilon)]^m - (\sigma_p - \sigma_s)\left\{1 - \exp\left[-k\left(\frac{\varepsilon - \alpha\varepsilon_p}{\varepsilon_p}\right)^{m'}\right]\right\} \tag{28}$$

위식에서 α를 제외한 매개변수 C, m, k, m'은 비선형 최소자승법으로 그 값을 각각 결정할 수 있으며, 변형조건에 대한 함수로서 나타낼 수 있다. 이전의 연구에서는 이러한 매개변수들을 무차원 매개변수인 Z/A의 함수로 표현하였으나, 304 스테인리스강의 경우에는 이러한 표현방법을 이용할 경우 잘 일치하지 않으므로 변형조건인 온도와 변형률속도의 각각에 대한 함수로서 나타낼 필요성이 있었다.

위의 매개변수들을 이용하여 온도 1000℃에서 변형률속도 0.05 $s^{-1}$의 응력-변형률 관계를 모델링한 예를 Fig. 15에 보였다. 낮은 변형률에서의 가공경화와 동적재결정 발생후 연화현상이 실험치와 계산치에서 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

이러한 모델링 기법을 이용하여 유한요소법에 적용하므로 해서 소재의 변형양상을 시뮬레이션할 때 변형률의 변화에 따른 응력값이 실제의 값과 잘 일치하도록 입력할 수 있음으로써 시뮬레이션의 정확성을 높이는데 기여할 수 있다.

앞에서 구한 유동응력곡선식에서 $\alpha\varepsilon_p$는 임계변형량 $\varepsilon_c$로서 Ryan등[19,20]에 의해 제시되었던 방법을 이용하여 구할 수 있었다. 지금까지 대부분의 연구에서 임계변형량의 결정에 대해 신중히 접근하지 않고 대략적인 $\alpha$값을 사용하는 경우가 많았다. 그러나 본 연구에서는 좀더 정확한 예측을 위하여 Fig. 16에서와 같이 유동응력과 가공경화속도의 관계를 나타내는 그래프에서 아결정립(subgrain)의 생성이 끝나는, 즉 변곡점이 발생하는 지점으로부터 동적재결정 현상이 나타나므로 이 지점에서의 변형률을 임계변형률로 결정하였으며 다음과 같이 나타낼 수 있었다.

$$\alpha = \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \qquad \varepsilon \leq \varepsilon_c \qquad (29\text{-a})$$

$$\alpha = 0.7 \qquad \varepsilon > \varepsilon_c \qquad (29\text{-b})$$

변형률속도 0.5 $s^{-1}$이상과 이하에서 서로 다른 유동응력곡선 양상을 나타내고 있다는 것을 실험을 통해 알 수 있었다. 변형률속도 0.5 $s^{-1}$이상에서는 동적연화의 영향보다 가공경화의 영향이 더 크게 지배하여 동적재결정 현상이 나타난 이후에도 급격한 유동응력의 감소가 나타나지 않았으며, 변형률속도 0.5 $s^{-1}$ 이하에서는 일반적인 고온변형에서의 유동응력거동을 나타내고 있다. 그러므로 변형률속도 0.5 $s^{-1}$이상과 이하에서 서로 다른 유동응력곡선 모델을을 제시

할 필요성이 있었다.

먼저 변형률속도 $0.5\ s^{-1}$이상인 경우에 있어서의 동적재결정 거동에 대하여 회귀분석한 각 파라미터값들은 다음과 같이 표현된다.

$$\sigma_p = 2.113\ \dot{\varepsilon}^{0.028} \exp(118.17\ Q/RT) \quad (30\text{-a})$$

$$\sigma_s = 1.607\ \dot{\varepsilon}^{-0.025} \exp(125.94\ Q/RT) \quad (30\text{-b})$$

$$\varepsilon_p = 0.200\ \dot{\varepsilon}^{0.076} \exp(12.96\ Q/RT) \quad (30\text{-c})$$

$$C = 12.486\ \dot{\varepsilon}^{-0.260} \exp(-4.64\ Q/RT) \quad (30\text{-d})$$

$$m = 0.443\ \dot{\varepsilon}^{-0.006} \exp(-0.0003\ Q/RT) \quad (30\text{-e})$$

$$\Delta\sigma = 0 \quad (30\text{-f})$$

같은 방법으로 변형률속도 $0.5\ s^{-1}$이하인 경우에 있어서의 동적재결정 거동에 대하여 회귀분석한 각 파라미터값들은 다음과 같이 표현된다.

$$\sigma_p = 1.467\ \dot{\varepsilon}^{0.278} \exp(145.74\ Q/RT) \quad (31\text{-a})$$

$$\sigma_s = 0.251\ \dot{\varepsilon}^{0.295} \exp(189.57\ Q/RT) \quad (31\text{-b})$$

$$\varepsilon_p = 0.360\ \dot{\varepsilon}^{0.540} \exp(24.95\ Q/RT) \quad (31\text{-c})$$

$$C = 4.815\ \dot{\varepsilon}^{-0.963} \exp(-32.15\ Q/RT) \quad (31\text{-d})$$

$$m = 0.296\ \dot{\varepsilon}^{-0.510} \exp(-7.27\ Q/RT) \quad (31\text{-e})$$

$$k = 2.232\ \dot{\varepsilon}^{0.671} \exp(0.54\ Q/RT) \quad (31\text{-f})$$

$$m' = 4.091\ \dot{\varepsilon}^{0.443} \exp(-21.84\ Q/RT) \quad (31\text{-g})$$

이렇게 유동응력곡선의 모델링에 사용되는 매개변수들을 함수화함으로써 주어진 변형조건에 대한 유동응력곡선을 예측할 수 있었다. Fig. 17 20에 위의 함수식을 사용하여 예측한 유동응력곡선과 실제 실험에서 구한 데이터를 비교

하였으며, 이때 예측치가 실험치에 근사한 결과를 얻음을 알 수 있었다.

동적재결정분율($X_{dyn}$)은 식(25)의 형태를 이용하여 실험결과에서 다음과 같이 표현할 수 있었다.

$$X_{dyn} = 1 - \exp\left[-k\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_c}\right)^{m'}\right] \quad (32\text{-a})$$

$$k = 0.028\ \dot{\varepsilon}^{1.460} \exp(48.10\ Q/RT) \quad (32\text{-b})$$

$$m' = 1.171\ \dot{\varepsilon}^{-0.194} \exp(1.10\ Q/RT) \quad (32\text{-c})$$

여기서, k와 m'는 소재에 따라 결정되는 매개변수이고, $\varepsilon_c$는 동적재결정이 시작되는 임계변형률로서, 미세조직의 조직현미경 관찰결과에서 이미지분석방법을 이용하여 각각에 동적재결정분율을 결정할 수 있었다.

동적재결정된 결정립의 크기는 광학현미경으로 각각의 변형조건에서 압축실험된 시편의 조직현미경사진을 관찰하여 아래와 같은 식을 구할 수 있었으며, 이를 식(22)에 대입하여 정리해 보면 식(34)와 같이 나타낼 수 있었다.

$$d_{dyn}(\mu m) = 7.22\ \dot{\varepsilon}^{0.22} \exp(-1.67\ Q/RT) \quad (33)$$

$$d_{dyn}(\mu m) = 2.519 \times 10^5\ [\sinh(0.01\sigma)] \exp(-1.89\ Q/RT) \quad (34)$$

위의 동적재결정분율식과 동적재결정립의 크기식을 이용하여 원래의 결정립이 재결정되면서 크기가 감소되는 현상과 재결정분율을 고려하여 평균결정립 크기를 아래의 식으로 계산하였다.

$$\overline{D} = 46\ (1 - X_{dyn}) + d_{dyn} \cdot X_{dyn} \quad (35)$$

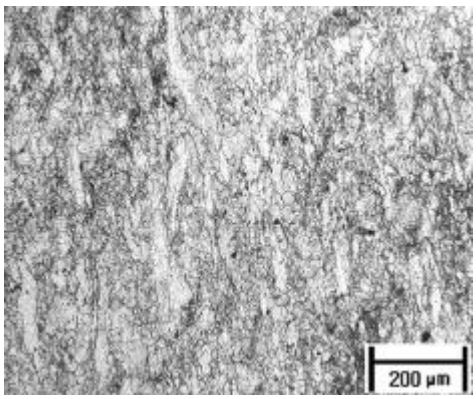
## 5.2 등온·등속 압축실험결과와 시뮬레이션 결과의 고찰

앞에서 얻은 모델링의 검증을 위해 실시한 등온·등속 압축실험을 통해 다음과 같은 사항을 관찰할 수 있었다. 다이속도 0.8mm/s에서 얻은 시편에서는

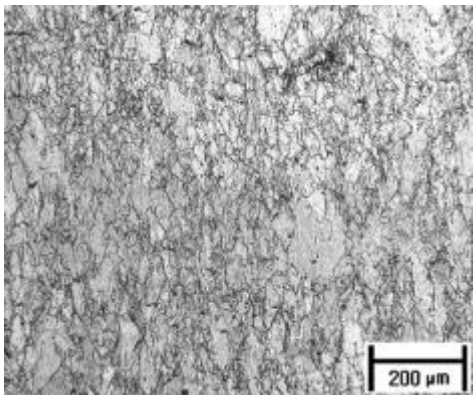
소재내부에서 변형률속도가 낮게 나타나므로 동적재결정 현상이 두드려지지 않으며, 다이속도 3mm/s와 6mm/s에서 얻은 시편들은 충분히 동적재결정 현상을 관찰할 수 있었다. Photo. 11 12에서는 소재온도 1150℃이고 다이속도 6mm/s인 실험조건에서 얻은 시편의 축방향과 반경방향으로 부위별로 각각 촬영한 조직현미경 사진들이다. 조직현미경 사진분석에서 분석해본 결과, 반경방향에 대한 동적재결정 분율과 평균결정립의 크기는 점진적으로 변하였으나 축방향에 대한 동적재결정 분율과 평균결정립의 크기는 급격하게 변화됨을 알 수 있었다. 이것은 고온변형실험에서 시편과 다이의 접촉부에서 마찰이 크게 작용하여 다이 접촉부 근처에서 변형이 적어서 나타나기 때문이다. 등온·등속 압축실험 결과와 시뮬레이션 결과를 비교하기 위하여 같은 변형조건으로 시뮬레이션을 실시하였다. Fig. 21에서는 압축실험에서 다이에 작용하는 하중을 실험결과와 시뮬레이션 결과를 비교해 봄으로 해서 FEM 시뮬레이션의 타당성을 보였다. Fig. 22 25에서는 온도 1150℃에서 다이속도 6mm/s로 압축했을 때의 시뮬레이션 결과들을 보이고 있다. Fig. 22와 Fig. 23에서 나타난 것과 같이 소재의 중심부분과 모서리 부분에서 높은 변형률과 변형률속도를 나타내므로 Fig. 24에서와 같이 반경방향에서 중심부쪽이 표면부쪽보다 동적재결정이 활발히 일어나고 있음을 볼 수 있다. 그리고 마찰의 영향으로 변형량이 매우 적은 소재와 금형의 접촉부위에서는 거의 재결정이 일어나지 않는다는 것을 알 수 있었다. 이것은 동적재결정이 변형을 구동력으로 해서 발생하는 현상이기 때문에 변형이 심할수록 동적재결정분율이 커진다는 것을 보여주고 있다. Fig. 25에서는 평균결정립의 크기를 보여주고 있다. 동적재결정분율의 분포에서 동적재결정 현상이 현저하게 나타났던 중심부쪽에서 평균결정립의 크기가 작게 나타나며, 변형량이 매우 적어 동적재결정 현상이 관찰되지 않았던 부분에서는 평균결정립의 크기가 크게 나타나고 있음을 알 수 있었다. 이런한 시뮬레이션 결과를 통해 소재의 중심부분에 변형량이 극심함을 볼 수 있었고 재료의 재결정이 중심에서 활발하게 일어난다는 것을 알 수 있었으며,

소재의 중심부분에서 빠른 재결정진행에 의해 변형률이 회복되는 연화현상이 신속히 진행된 것을 잔여변형률의 분포로 확인할 수 있었다.

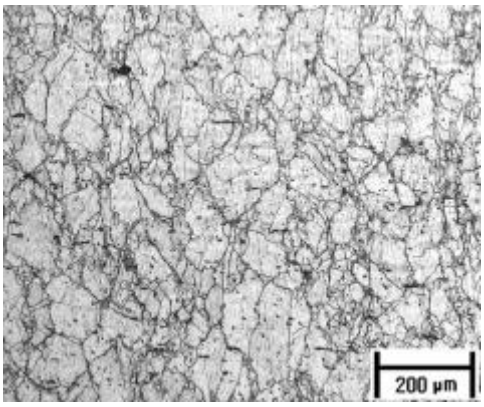
재료의 미세조직은 제품성형시 변형에 의한 이력과 열에 의한 이력에 영향을 받고 있으므로 적당한 열적·기계적 공정변수를 설정함으로써 원하는 조직으로 제어가 가능함을 알 수 있다. 성형 후 미세조직사진으로 관찰된 결과와 시뮬레이션으로 얻은 변형후 재결정분율과 평균결정립 분포를 축방향과 반경방향으로 각각 비교하여 Fig. 26  27에 나타내었다. Fig. 26에서는 시뮬레이션 결과에서 보여지는 것과 같이 동적재결정분율이 소재의 중심부에서 축방향과 반경방향으로 갈수록 낮아지는 것을 알 수 있으며, 미세조직사진 관찰결과는 시뮬레이션 결과와 약간의 차이를 보이지만 잘따라가고 있음을 알 수 있다. Fig. 27에서는 시편 내의 평균결정립 분포를 나타내고 있다. 재결정된 중심부에서 표면부로 갈수록 평균결정립의 크기가 커지는 것을 볼 수 있으며, 역시 시뮬레이션 결과와 미세조직사진 관찰결과에서 약간의 차이는 있으나 잘따라가고 있음을 알 수 있다. 이러한 약간의 오차는 시뮬레이션의 초기입력값이 실제값과 약간의 오차가 있으며, 넓은 범위의 실험조건에서 여러번의 실험을 하지못하였으므로 소재의 온도변화와 변형률속도 변화에 대하여 시뮬레이션에서 광범위하게 적용되지 못한 문제점과 조직현미경 관찰에서 동적재결정분율과 평균결정립의 크기를 결정하는 과정에서 생긴 오차들의 문제점으로 인하여 발생되는 오차라고 추측이 된다.




(a) Central part ( $\overline{D}$ = 9 μm , $X_{dyn}$ = 90 % )

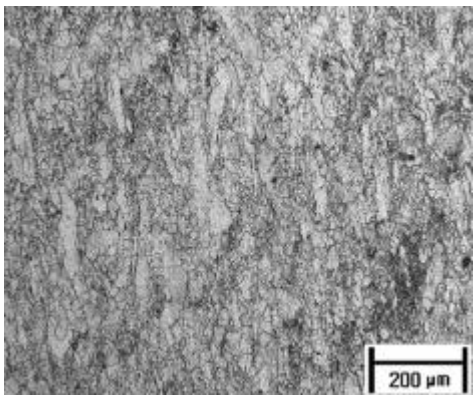



(b) 3 mm from center ( $\overline{D}$ = 15 μm , $X_{dyn}$ = 74 % )

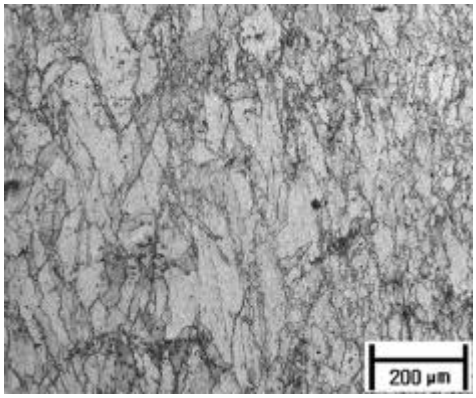



(c) 5.4 mm from center ( $\overline{D}$ = 36 μm , $X_{dyn}$ = 23 % )

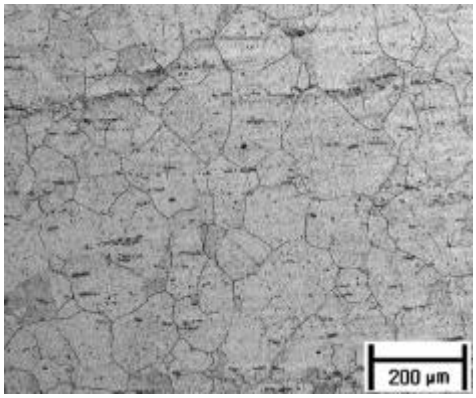
Photo 11 Microstructure of hot compressed specimen to radial direction at workpiece temp. = 1150℃ and die speed = 6 mm/s




(a) Central part ( $\overline{D}$ = 9 μm , $X_{dyn}$ = 90 % )




(b) 1.3 mm from center ( $\overline{D}$ = 21 μm , $X_{dyn}$ = 32 % )




(c) 3 mm from center ( $\overline{D}$ = 48 μm , $X_{dyn}$ = 1 % )

Photo 12 Microstructure of hot compressed specimen to axial direction at workpiece temp. = 1150℃ and die speed = 6 mm/s)

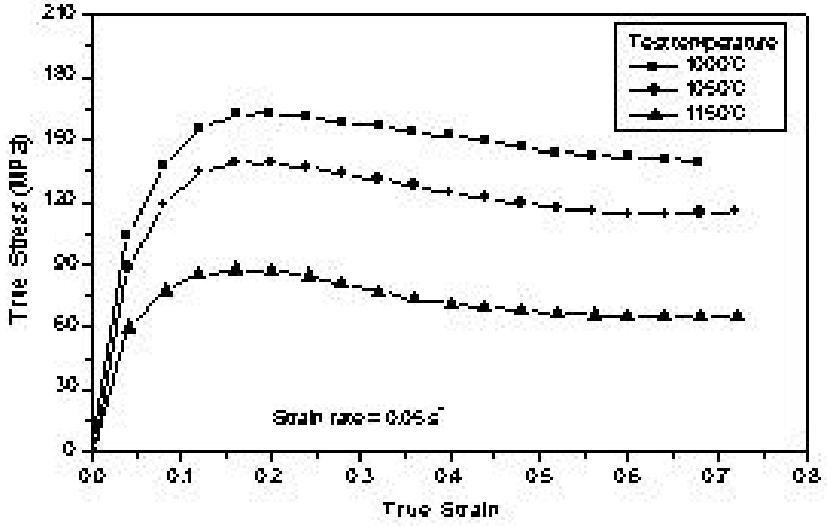



Fig. 8 Stress-strain curves at the strain rate of 0.05 $s^{-1}$

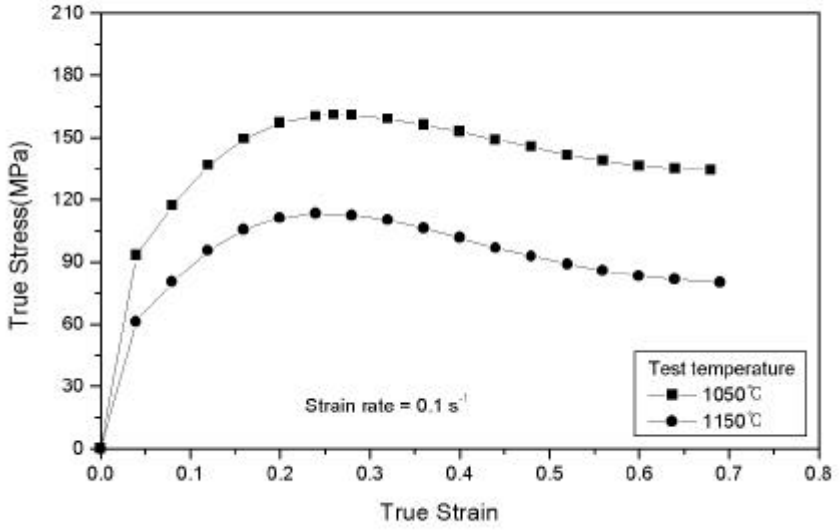



Fig. 9 Stress-strain curves at the strain rate of 0.1 $s^{-1}$

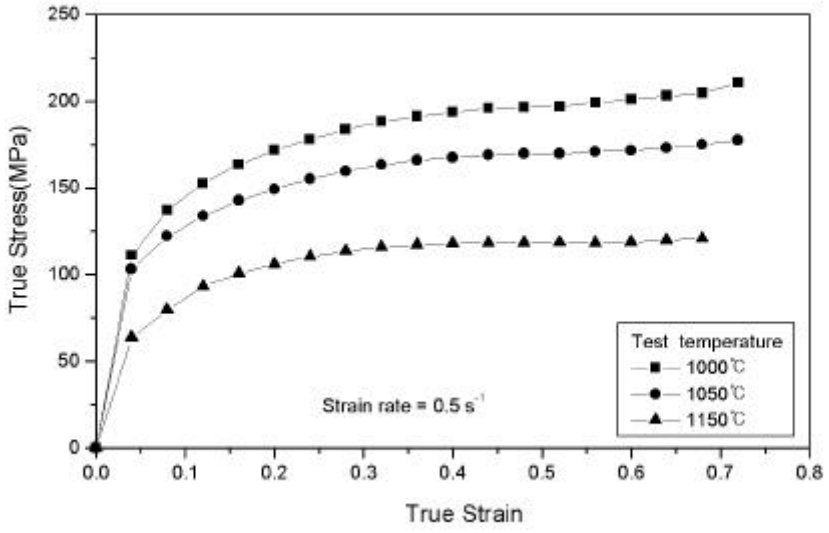



Fig. 10 Stress-strain curves at the strain rate of 0.5 $s^{-1}$

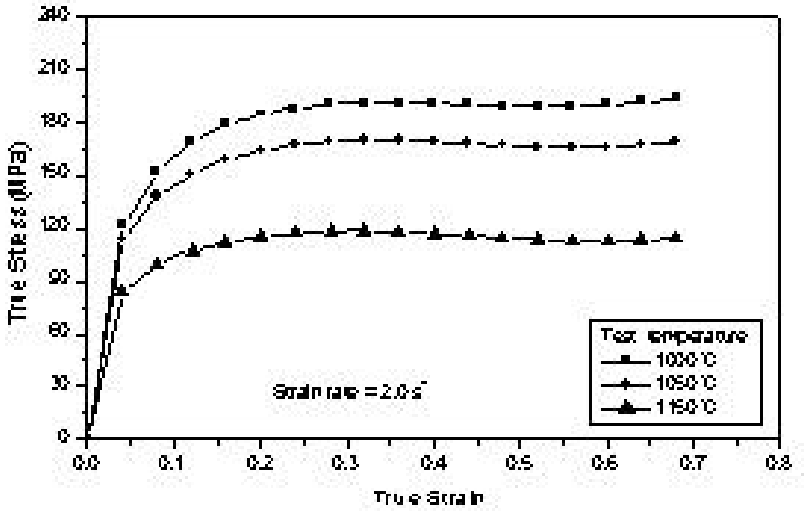



Fig. 11 Stress-strain curves at the strain rate of 2.0 $s^{-1}$

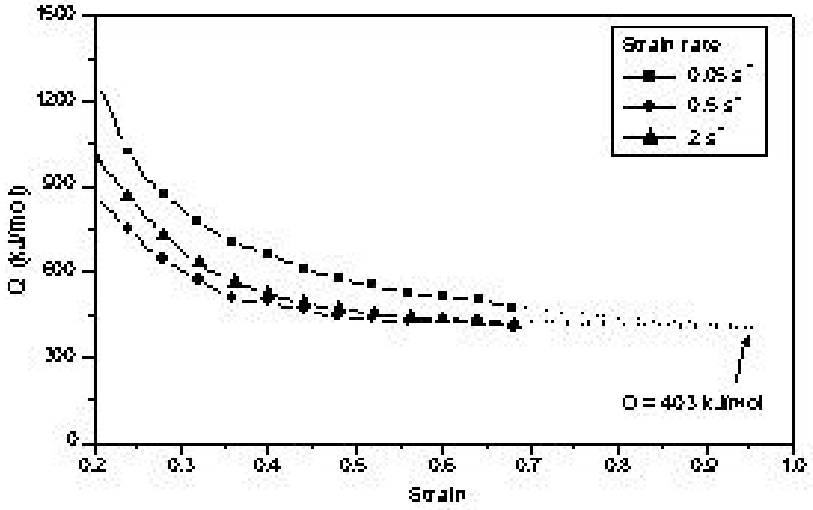



Fig. 12 Strain dependence of activation energy(Q)

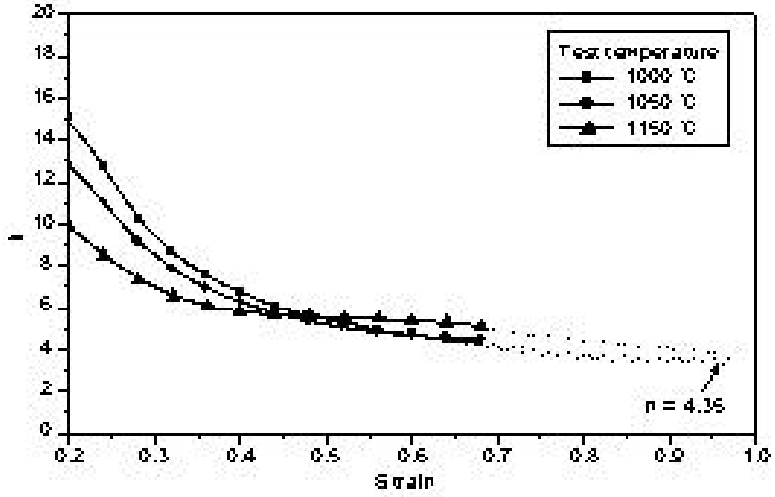



Fig. 13 Strain dependence of strain rate sensibility(n)

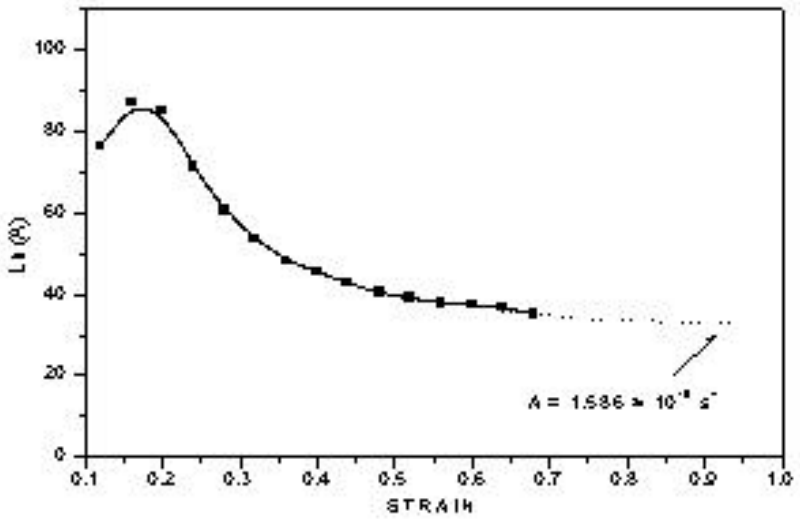



Fig. 14 Strain dependence of parameter Ln(A)

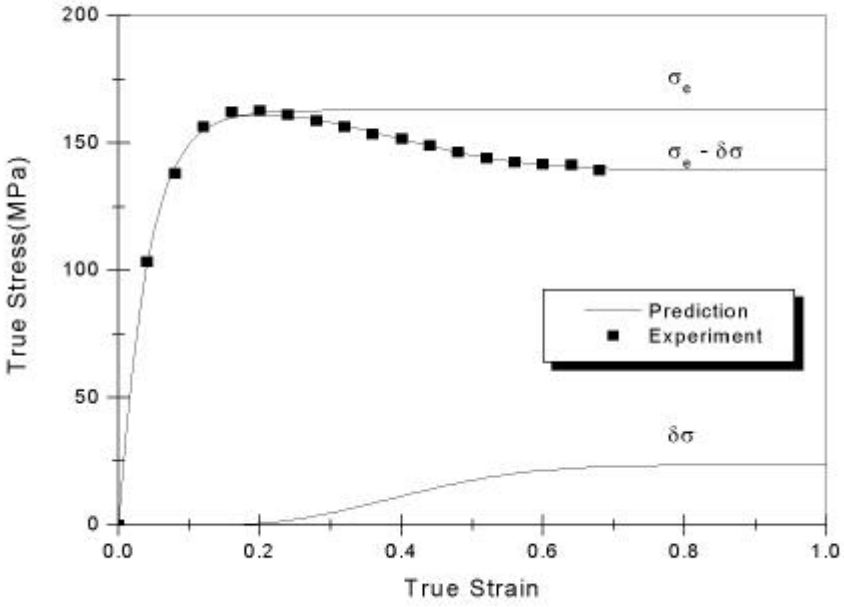



Fig. 15 Stress-strain curves calculated in accordace with the prediction and experimental data (1000℃, $\dot{\varepsilon}$ =0.05 $s^{-1}$)

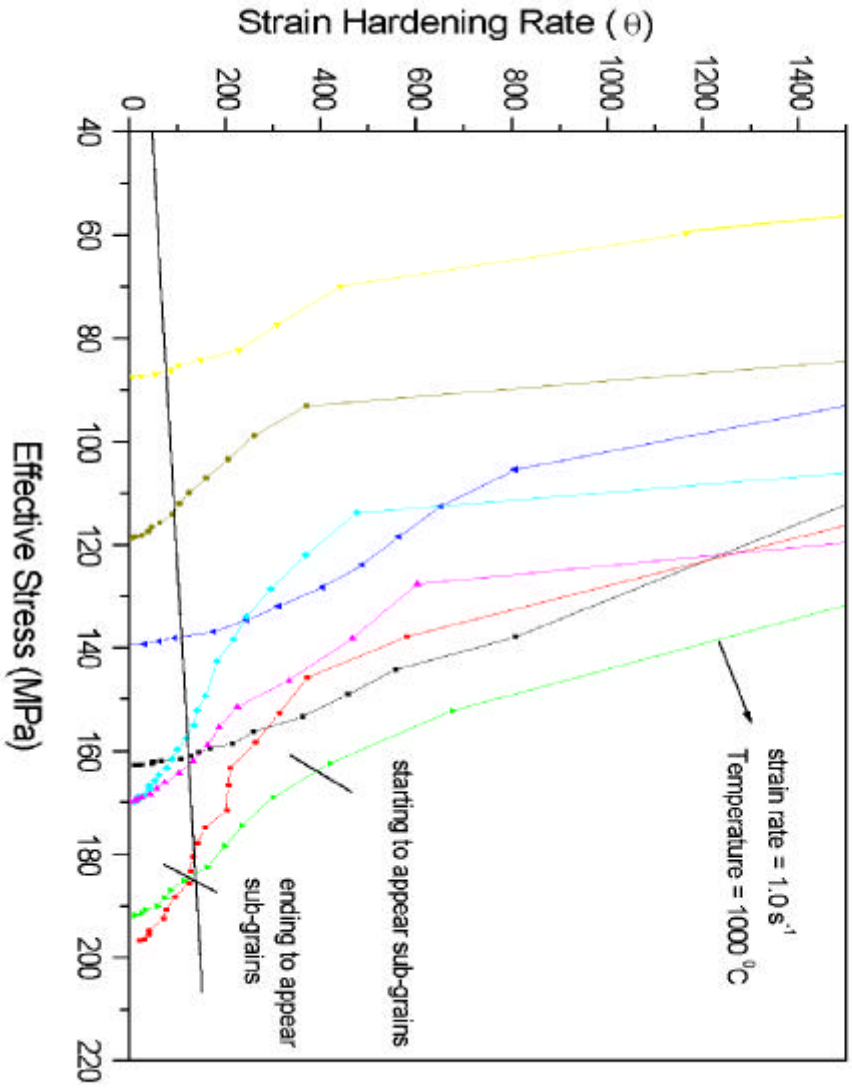



Fig. 16 The graph of effective stress and strain hardening rate

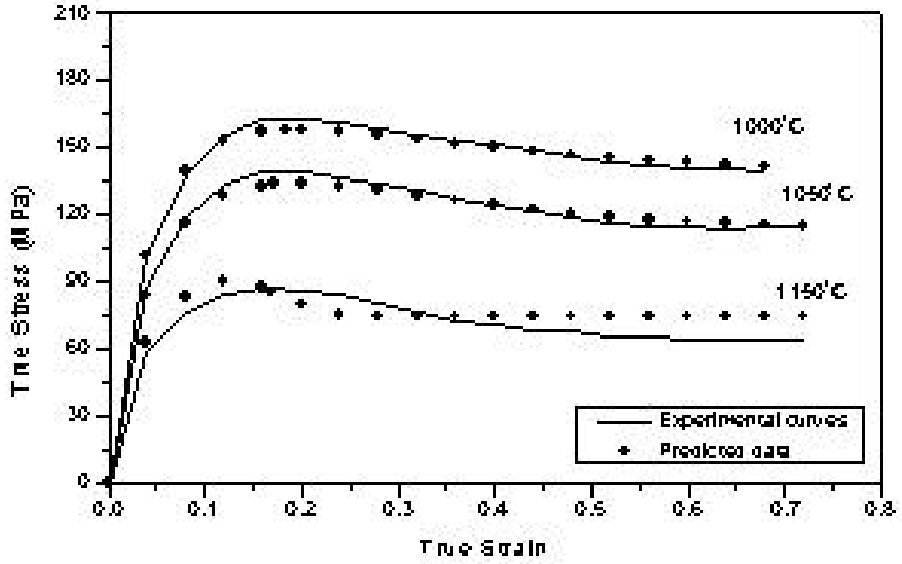



Fig. 17 Flow curves of experimental and predicted for $\dot{\varepsilon} = 0.05\ s^{-1}$

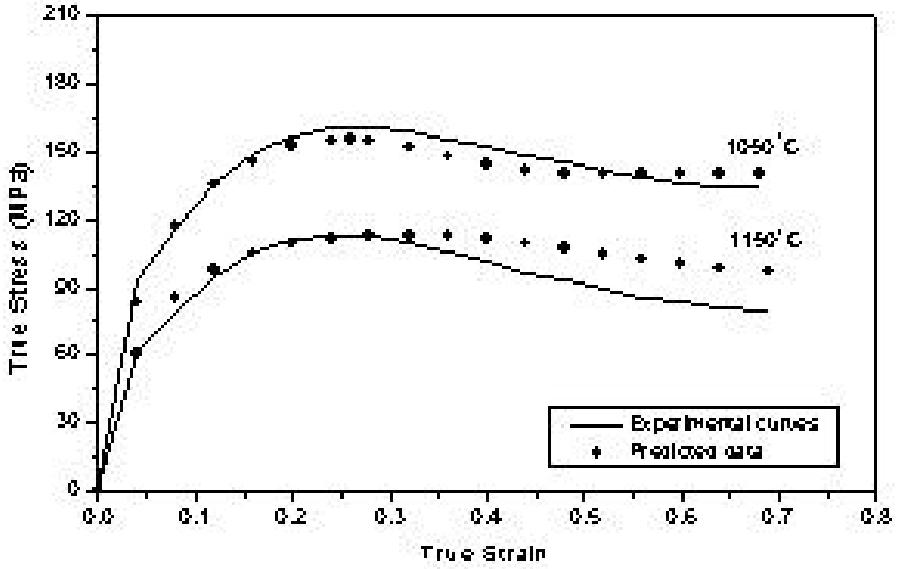



Fig. 18 Flow curves of experimental and predicted for $\dot{\varepsilon} = 0.1\ s^{-1}$

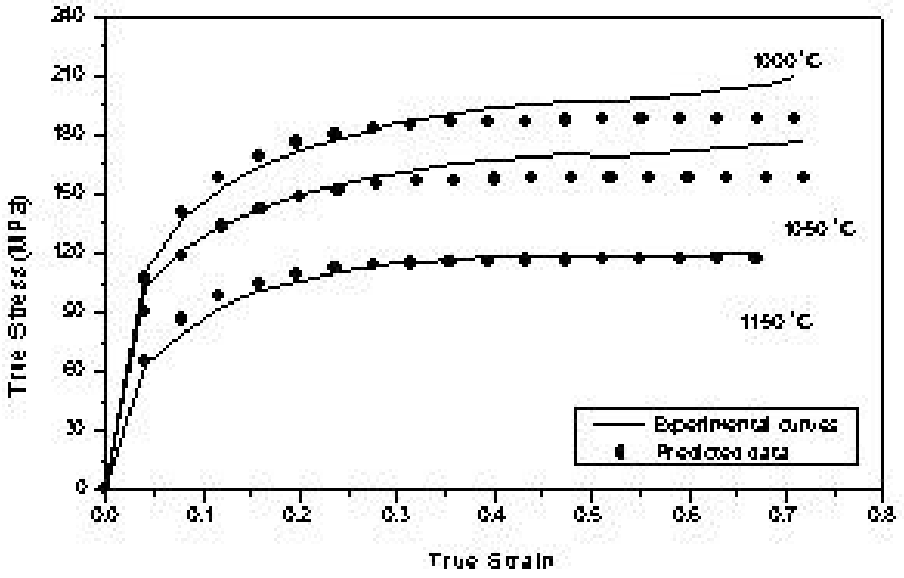



Fig. 19 Flow curves of experimental and predicted for $\dot{\varepsilon} = 0.5\ s^{-1}$

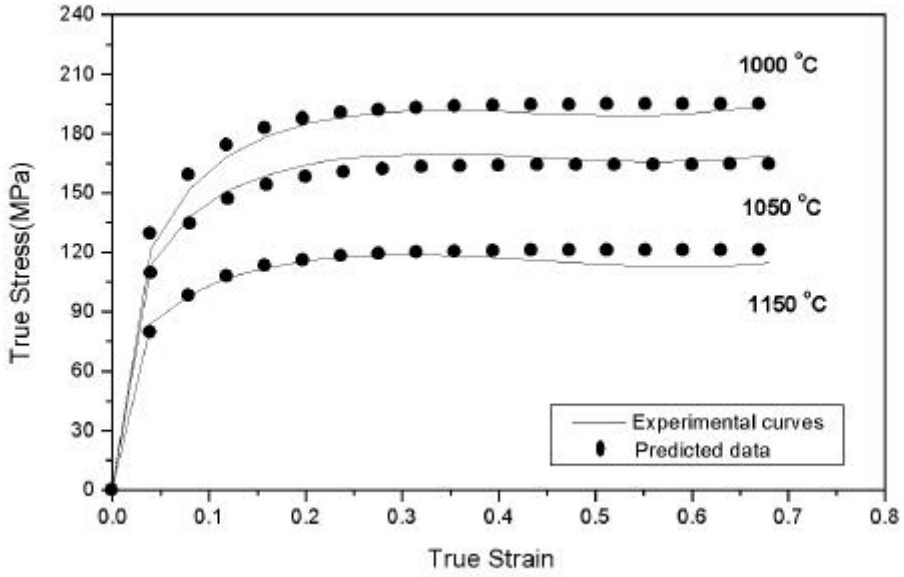



Fig. 20 Flow curves of experimental and predicted for $\dot{\varepsilon} = 2.0\ s^{-1}$

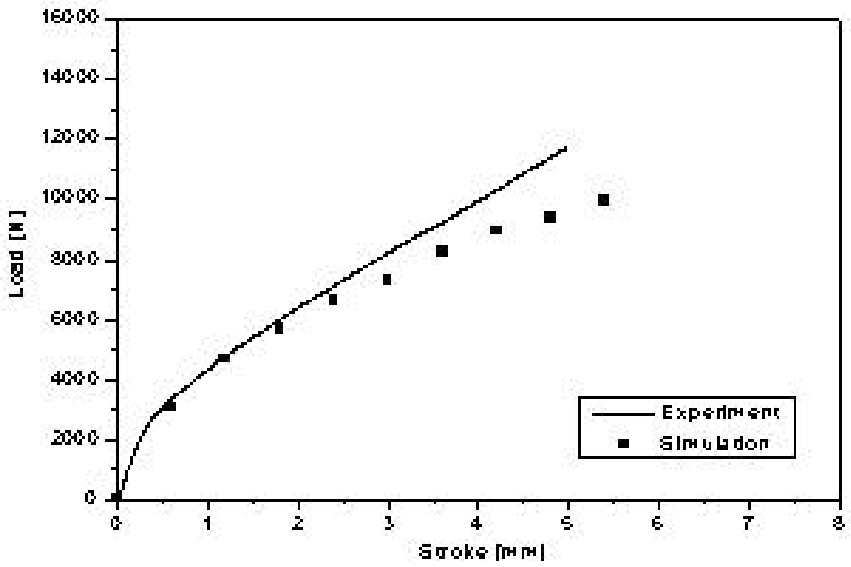



Fig. 21 Comparison of load between simulation and experiment

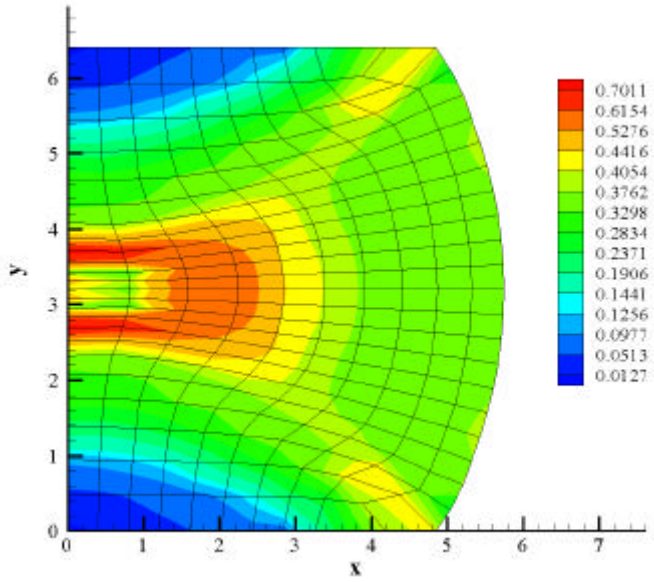



Fig. 22 Distribution of retained strain

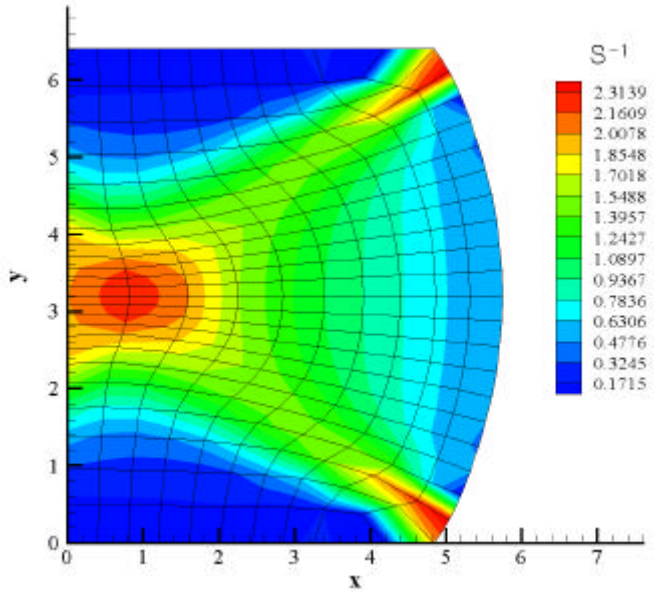



Fig. 23 Distribution of strain rate

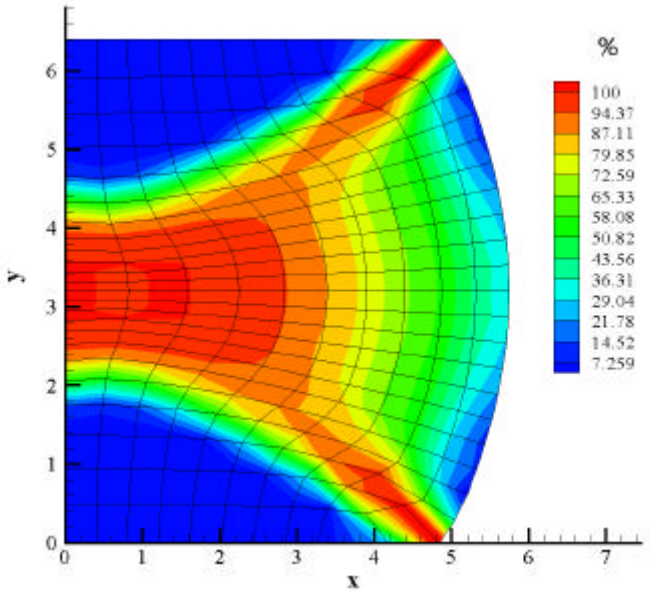



Fig. 24 Distribution of recrystallized volume fraction

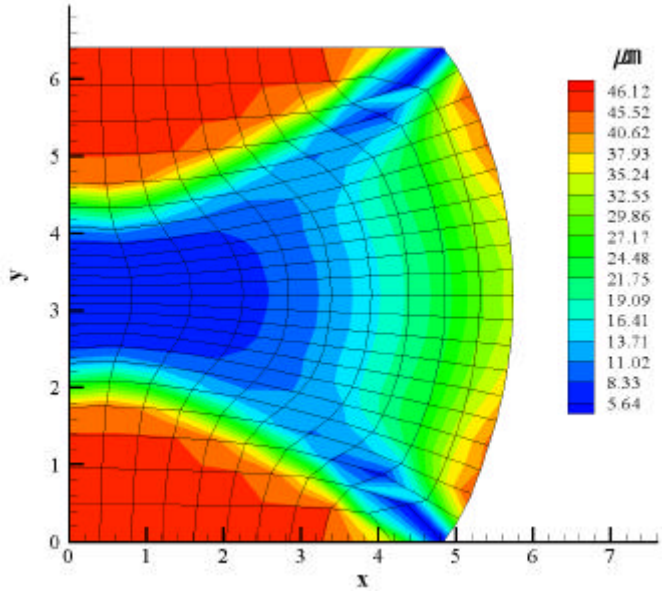
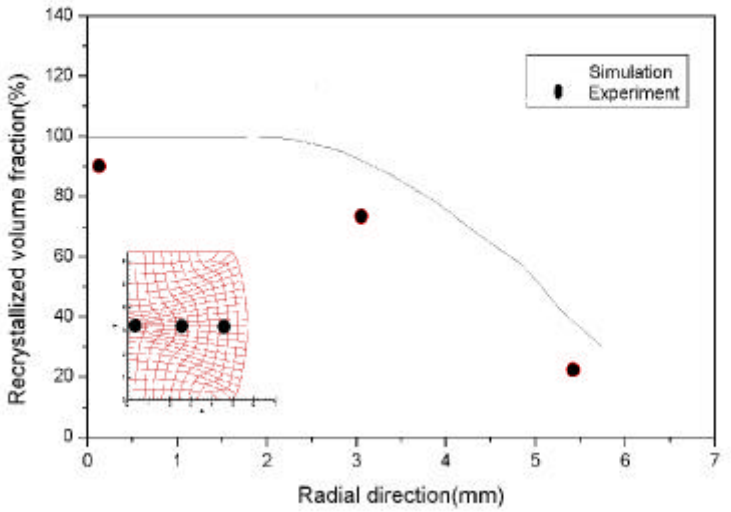
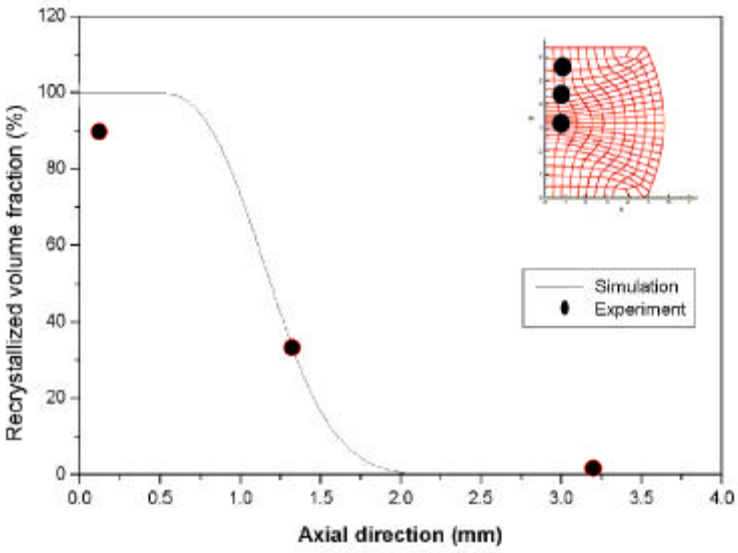



Fig. 25 Distribution of mean grain size

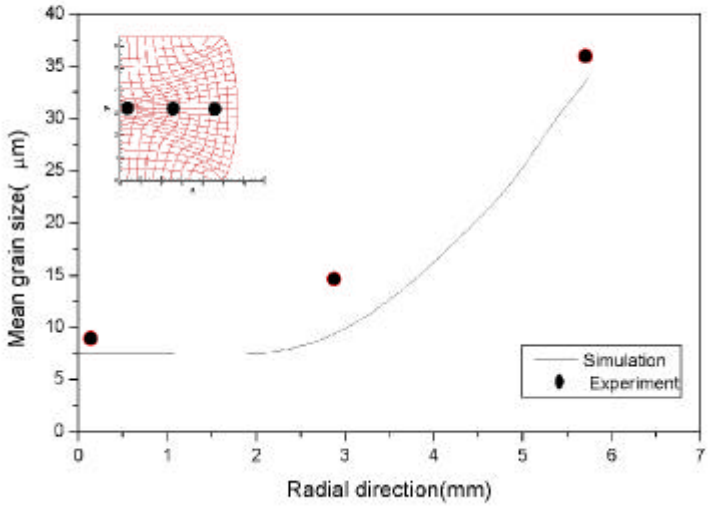



(a) Radial direction

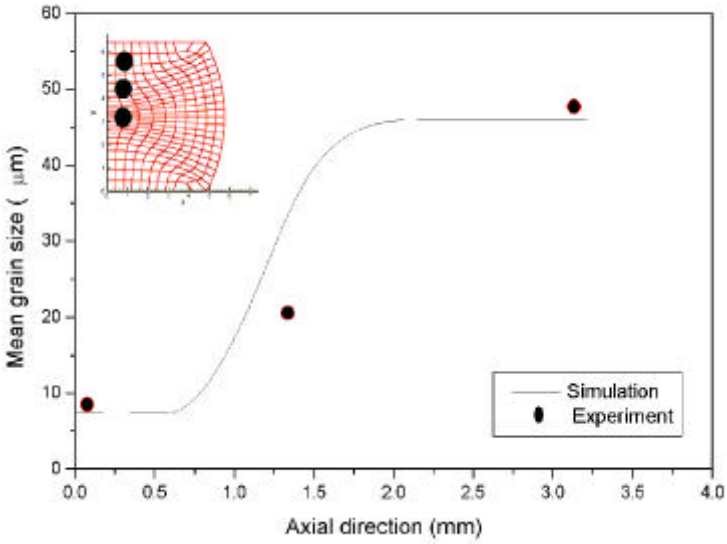



(b) Axial direction

Fig. 26 Comparison of measured recrystallized volume fraction and simulation results




(a) Radial direction




(b) Axial direction

Fig. 27 Comparison of measured grain size and simulation results

# 6. 결론

본 연구에서는 304 스테인리스강의 고온변형에서 동적재결정거동을 이해하고 수학적으로 모델링하였으며, 공정변수인 온도, 변형률, 변형률속도의 변화에 대한 유동응력곡선 모델을 제시하였다. 이를 이용하여 고온변형에서 304 스테인리스강의 미세조직변화를 시뮬레이션하고 그 결과를 실험에서 얻은 값과 비교하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 고온변형실험결과에 의해 304 스테인리스강에서도 다른 금속재료들과 마찬가지로 주된 연화현상이 동적재결정이다.

(2) 고온변형에서 공정변수인 온도, 변형률, 변형률속도의 변화에 따른 미세조직의 결정립 크기변화와 동적재결정분율의 변화를 관찰하고 이를 바탕으로 304 스테인리스강의 동적재결정거동에 대한 모델을 제시하였다.

(3) 임계변형률속도를 기준으로 이전에는 임계변형률 이후에서 응력의 급격한 감소가 나타나지만 이후에서는 나타나지 않음이 관찰되었으므로 임계변형률속도를 기준으로 하여 변형률속도에 적합한 각각의 열간유동응력모델식을 제시하였으며, 이를 이용하여 304 스테인리스강의 고온변형에서 응력과 변형률의 관계를 예측할 수 있었다.

(4) 고온변형에서 재료의 결정립 크기의 변화와 동적재결정 분율의 변화를 예측하기 위하여 강점소성 유한요소법을 이용한 미세조직 예측 프로그램을 개발하였으며 타당성을 평가하기 위하여 실시된 등온·등속 압축실험의 결과와 시뮬레이션 결과가 서로 잘 일치하고 있음을 알 수 있었다.

(5) **소재의 가공온도와 가공속도를 제어하므로서 열간동적재결정 현상과 미세조직의 변화를 조절할 수 있음을 확인하였다**.

## 참고문헌


[1] 김교성, 권오준,“열간가공된 STS304 스텐레스강에서의 재결정 거동과 제어 압연조건”, 연구기보, Vol. 4, No. 4, pp. 46 54, 1990.

[2] 황원주, 조종래, 배원병,“유한요소법을 이용한 Al-5wt%Mg합금의 미세조직 크기 예측”한국소성가공학회지, Vol.8, No. 6, pp. 620 625, 1999.

[3] Gangshu Shen, S.L.Semiatin, and Rajiv Shivpuri,“Modeling microstructural development during the forging of waspaloy”, Metall.Trans., Vol. 26A, pp. 1795 1803, 1995.

[4] 곽우진, 이경종, 권오준, 황상무,“열간단조공정중 강의 재결정거동 유한요소해석”, 한국소성가공학회지, Vol. 5, No. 4, pp. 305 319, 1996.

[5] S.F.Medina, C.A.Hernandez,“General expression of the Zener - HolloMon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels”, Acta mater., Vol. 44, No. 1, pp. 137 148, 1996.

[6] S.F.Medina, C.A.Hernandez,“The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microaloyed steels”, Acta mater., Vol. 44, No. 1, pp. 149 154, 1996.

[7] C.A.Hernandez, S.F.Medina,“Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels”, Acta mater., Vol. 44, No. 1, pp. 155 163, 1996.

[8] S.F.Medina, C.A.Hernandez,“Modeling of the dynamic recrystallzation of austenite in low alloy and micrealloyeed steels”, Acta mater., Vol. 44, No. 1, pp. 165 171, 1996.

[9] C.M.Shellars,“The physical metallurgy of hot working”, International conference on hot working and forming processes, Unv. of sheffield, pp. 3 15, 1979.

[10] M.Pietrzyk, Z.Kedzierski, J.G.Lenard,“Finite element simulation of mechanical,thermal and structural phenomena in the hot roling process”, Numerical methods in industrial forming processes, ISBN 90 54 10 0877, pp. 749 754, 1992.

[11] **최민식**, **강범수**, **염종택**, **박노광**,“Prediction of the behavior of dynamic recrystallization in inconel 718 during hot forging”, **한국소성가공학회**, '97**추계학술대회 논문집**, pp. 220 223, 1997.

[12] S.Venugopal, S.L.Manman, Y.V.R.K. Prasad,“Optimization of hot workability in stainless steel-type AISI 304L using processing maps”, Metallurgical Transaction A, Vol. 23A, pp. 3093 3103, 1992.

[13] S.Venugopal, S.L.Manman, Y.V.R.K. Prasad,“On the modelling of grain size during hot working of stainless steels type AISI 304 and 316”, Journal of Materials Science Letters, Vol. 16, pp. 137 142, 1997.

[14] D.R.Barraclough, C.M.Sellars,“Static recrystallization and restoration after hot deformation of Type 304 stainless steel”, Metal Science, March-April, pp. 257 267, 1979.

[15] D.J.Towle, T.Gladman,“Recrystallization of austenitic stainless steels after hot rolling”, Metal Science, March-April, pp. 246 256, 1979.

[16] N.D.Ryan, H.J.McQueen,“Dynamic softening mechanisms in 304 austenitic stainless steel”, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 29, No. 2, pp. 147 162, 1990.

[17] **한형기**, **김성일**, **유연철**,“Prediction on flow stress curves and microstructure of 304 stainless steel”, **한국소성가공학회지**, Vol. 9, No. 1, pp. 72 79, 2000.

[18] **조상현**, **김성일**, **유연철**, **노광섭**, **이경정**, **권오준**,“304 **오스테나이트계**

스테인레스강의 고온연화", 대한금속학회지, Vol. 35, No. 6, pp. 681 688, 1997.

[19] N.D.Ryan, H.J.McQueen, "Hot deformation characteristics of worked 301 austenitic stainless steel", Proceedings of the 7th international conference, Vol. 2, pp. 935 940, 1986.

[20] G.Carfi, C.Perdrix, D.Bouleau, C.Donadille, "Microstructure evolution of AISI 304L grade stainless steel during isothermal straining by hot torsion", Proceedings of the 7th international conference, Vol. 2, pp. 929 934, 1986.

[21] 조종래, "3차원 열간단조의 열-점소성 유한요소해석", 한국과학기술원 박사학위논문, 1993.

# 감사의 글

금속의 고온변형과 유한요소 프로그래밍에 대한 지식이 부족한 상황에서 주위의 많은 분들의 지도와 조언으로 힘입어 이 논문을 완성할 수 있게 되었습니다. 항상 제자들을 자식처럼 다정하게 보살펴 주시며, 기초지식이 부족한 저를 원리부터 차근히 설명해주셨던 조종래 교수님의 따뜻한 배려에 깊이 감사드립니다. 바쁘신 와중에도 재료공학적인 기초와 실험방법 및 내용 등에 대해 관심과 애정으로 지도해 주셨던 이성열 교수님에게도 대단히 감사드립니다. 그리고 유한요소 프로그래밍과 재료역학에 대한 지식을 자상히 가르쳐 주셨던 왕지석 교수님께도 감사드립니다. 그리고 정신적·학문적으로 도움을 주셨고 배려를 많이 해주셨던 한국기계 연구원 소성응용그룹 박사님들과 이하 모든 구성원 여러분께도 감사하다는 말을 전하고 싶습니다.

힘들 때 마다 옆에서 도와주셨던 정형가공실험실의 선배·동기·후배에게도 진심으로 감사드립니다. 특히 실험실에서 주야로 동고동락하며 대학원생활에 많은 도움을 주셨던 최병욱선배, 부족한 전공지식을 옆에서 많이 챙겨주셨던 차도진선배, 정신적·학문적 동지로서 서로의 지식을 교환하며 가장 많은 도움을 주었던 동기 하종수와 김영대, 후배로서 선배의 부탁과 실험에 많은 도움을 주었던 정호승과 조은정, 저는 여러분들 모도와 같이 쓴 논문이라고 생각합니다. 같이한 시간은 짧았지만 옆에서 많은 도움을 주었던 후배 윤현주, 전재용, 김윤환에게도 고맙다는 말을 하고싶습니다. 그리고 처음 논문 테마를 잡고 걱정할 때 접근방법과 이론들을 많이 가르쳐 주셨던 황원주 선배와 부산대 정형가공실험실의 모든분들에게도 감사드립니다.