

# Ti-6Al-4V 합금의 고온 성형시 미세조직 예측에 관한 연구

Prediction of Microstructure During High Temperature Forming of Ti-6Al-4V Alloy

**이 유 환\***  
Lee, You Hwan

**신 태 진\***  
Shin, Tae Jin

**박 노 광\*\***  
Park, No Kwang

**심 인 옥\*\*\***  
Shim, In Ok

**황 상 무\***  
Hwang, Sang Moo

**이 종 수\***  
Lee, Chong Soo

## ABSTRACT

A study has been made to investigate the high temperature deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy and to predict the final microstructure under given forming conditions. Equiaxed and Widmanstätten microstructures of Ti-6Al-4V alloys were prepared as initial microstructures. By performing the compression tests at high temperatures(700~1100°C) and at a wide range of strain rates( $10^{-4}$ ~ $10^2$ /s), various parameters such as strain rate sensitivity( $m$ ) and activation energy( $Q$ ) were calculated and used to establish constitutive equations. When the specimens were deformed up to strain 0.6, equiaxed microstructure did not show any significant changes in microstructure, while Widmanstätten microstructure revealed considerable flow softening, which was attributed to the globularization of a platelet at the temperature range of 800~970°C and at the strain rate range of  $10^{-4}$ ~ $10^2$ /s. To predict the final microstructure after forming, finite element analysis was performed considering the microstructural evolution during the deformation. The grain size and the volume fraction of second phase of deformed body were predicted and compared with the experimental results.

주요기술용어(주제어) : Ti-6Al-4V Alloy(타이타늄 64 합금), Equiaxed(등축정 조직), Widmanstätten(층상조직), Flow Softening(변형연화), Globularization(구상화), Finite Element Analysis(유한요소해석)

## 1. 서론

Ti-합금은 높은 비강도와 우수한 기계적 특성으로

과거 40년 전 이후부터 현재에 이르기까지 매우 다양한 분야에 적용되는 재료이며 그 사용량 및 적용분야는 계속 증가할 전망이다. 이와 같은 Ti-합금 중 대표적인 합금으로 Ti-6Al-4V 합금을 들 수가 있는데, 기계적 특성이 매우 우수하여 실제 상업적으로 응용되는 Ti-합금 중 60%이상을 차지한다. Ti-6Al-4V 합금은 Ti-합금의 일반적인 분류 중  $\alpha + \beta$ 형 합금이며,  $\alpha$ 형 Ti-합금의 특징과  $\beta$ 형 Ti-합금의 중간적 성질을 가지기 때문에 다양한 용도로 사용되며, 열처

† 2004년 6월 1일 접수~2004년 9월 21일 심사완료

\* 포항공과대학(Pohang University of Science And Technolgy)

\*\* 한국기계연구원(KIMM)

\*\*\* 국방과학연구소(ADD)

주저자 이메일 : mikelee@postech.ac.kr

리 및 냉각 방법에 따라 철계 합금과 같이 다양한 미세조직 및 이에 따른 다양한 기계적 성질을 얻을 수 있기 때문에 그 효용가치가 매우 높은 합금계이다. 그러나 대부분의 Ti-합금, 특히 Ti-6Al-4V 합금의 경우, machining, cutting 등의 기계가공이 그리 쉽지 않은 편이어서 부품제조 시 단조 및 초소성 성형 등 정형성형(near net shaping)을 목표로 하는 고온 가공법들이 다수 적용되고 있다. 특히, 전체 가공부품 중 고온 가공품, 특히 단조품의 비율이 매우 높은 편이며, 이는 최종부품 형상에 가깝게 제조가 가능하고 성형 시 공정변수의 제어를 통하여 미세조직 제어가 가능하다는 이점 때문이다<sup>[1,2]</sup>.

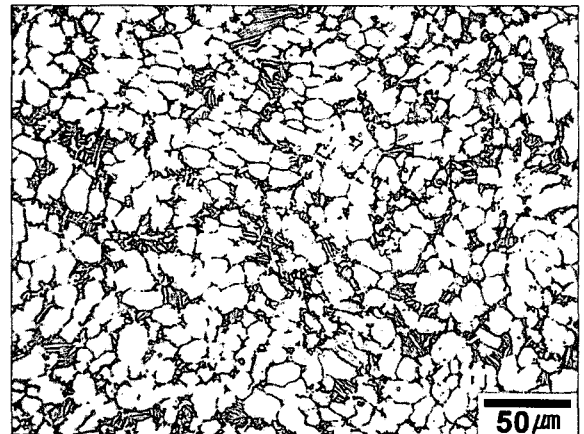
이와 같은 고온 가공성에 대한 중요성에 따라 많은 연구가 시도되었으나, 미세조직에 대한 이해를 바탕으로 얻어진 연구결과는 매우 드물다<sup>[1~6]</sup>. 또한 그것이 미세조직에 바탕을 두었다 하더라도 매우 제한적인 변형기구와 현상학적인 결론만을 보고하고 있으며, 실제 고온 가공조건 및 공정제어에 응용되는 데는 어려움이 따른다<sup>[2,3]</sup>. 또한 합금의 특성상 각상의 상분율이 온도에 따라 변화하고 이에 따라 결정립의 크기가 변화하므로 미세조직 예측시 온도 및 변형에 따른 미세조직의 변화와 더불어 다양한 변수를 고려해야만 한다. 따라서 본 연구에서는 고온 가공성 평가에 대한 기존 개념 및 모델들에 대한 고찰을 통하여 미세조직적 영향과 외부 가공조건에 영향을 고려한 Ti-6Al-4V 합금의 고온가공성 고찰과 최종 미세조직 예측 식을 제안하고자 한다. 또한 이와 같은 예측 식을 기반으로, 유한요소해석 기법을 적용하여 비등온 후방압출공정에 적용하고 실제 결과와 비교하여 타당성을 확인하고자 한다.

## 2. 실험 방법

### 가. 미세조직 제어

본 연구에서는 Ti-6Al-4V 합금의 대표적인 두 가지 미세조직, equiaxed 및 Widmanstätten 미세조직에 대하여 각각의 기계적 시험 및 분석을 수행하였다. 등축성의 경우는 추가적인 열처리를 부여하지 않고, 원소재 상태(as-received)에서 바로 시편을 추출

하였고, 평균 결정립의 크기는 14.1 $\mu\text{m}$ 로 측정되었다. 층상조직의 경우 1050 $^{\circ}\text{C}$ 에서 30분 어닐링 후 노냉하여 얻을 수 있었으며, 평균 이전  $\beta$  결정립계는 약



(a) equiaxed



(b) Widmanstätten

[그림 1] Optical photographs of starting microstructures: (a) equiaxed and (b) Widmanstätten microstructure.

[표 1] Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy used in this study.

	C	N	Fe	Al	V	O	Y	H	Ti
Wt%	0.03	0.01	0.2	6.32	4	0.17	<0.001	0.0008	Bal.

500~600 $\mu\text{m}$ , 콜로니의 크기는 약 150~200 $\mu\text{m}$ , 로서 이전  $\beta$  결정립 내에 약 4~6개 정도 존재하며,  $\alpha$ 층 상 간격은 약 5~7 $\mu\text{m}$ 로 측정되었다. 사용된 합금의 조성을 표 1에 나타내었다.

나. 고온 압축시험

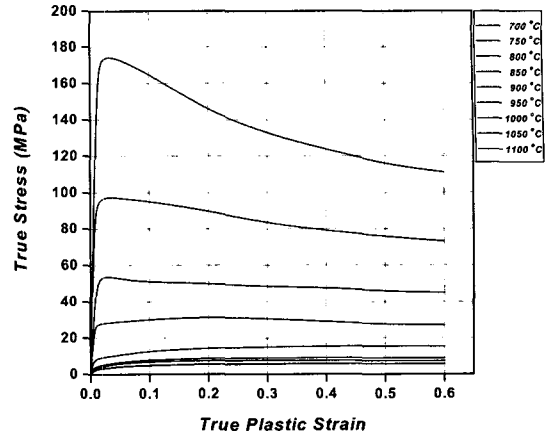
고온 유동곡선과 조건에 해당하는 미세조직 결과를 얻는 목적으로 고온 압축시험을 수행하였다. 설정된 온도범위는 700~1100 $^{\circ}\text{C}$  사이에 50 $^{\circ}\text{C}$  간격, 변형율 속도 범위  $10^{-4}$ ~ $10^2/\text{sec}$  사이에서 일정 변형율 속도를 10배 간격으로 제어하여 수행되었고, 진 변형율 0.6에 도달할 때까지 압축시험을 수행하였다. 고온 압축시험에는 Gleeble 3500이 이용되었으며, 시편의 양쪽 압축 다이의 온도를 제어하여 항온조건을 유도하고 적절한 윤활방법을 이용하여 마찰을 최대한 감소시킨 상태에서 수행되었다. 모든 시험은 진공 분위기에서 수행되었으며, 승온 속도 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 로 설정 온도까지 도달 한 후, 5분 유지하여 설정된 변형율 속도로 압축 및 급냉 하였다. 이렇게 얻어진 변형된 시편은 압축 축에 수직으로 절단하여 Kroll's Etchant를 이용하여 광학현미경과 전자현미경을 통하여 변형 미세조직을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 토의

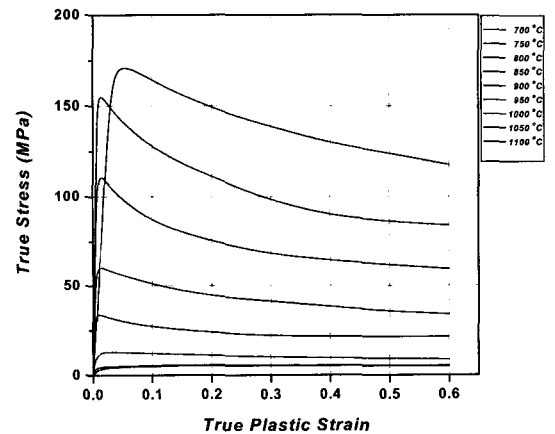
가. 응력-변형률곡선과 미세조직의 변화

설정된 고온 압축시험 조건에서 얻어진 고온 유동 곡선 중 대표적인 양상을 그림 2에 나타내었다. 대부분의 고온 유동 곡선은 초기 미세조직, 온도 및 변형율 속도에 따라 다른 양상을 나타내는데, 두 조직 모두 700~900 $^{\circ}\text{C}$ ,  $10^{-4}$ ~ $10^{-3}/\text{s}$ 의 조건에서 변형연화(flow softening)가 두드러졌으며, 이외의 조건에서는 주로 대부분 완만한 감소 또는 안정화가 발생하였다.

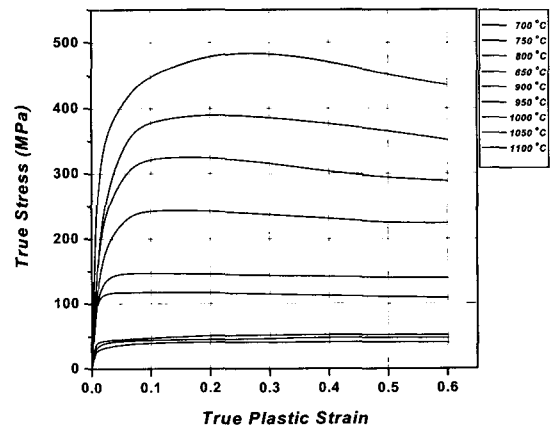
최대응력과 정상상태의 응력을 비교하여 보면, 온도가 감소할수록 유동응력은 증가하였다. 하지만 온도가 감소함에도 불구하고 유동응력이 감소하는 경우도 관찰되는데, 이는 주로 가공발열(deformation heating)에 기인한 것으로서 고온 압축시험 시 측정되는 온도를 이용하여 일정 온도 조건으로 보정을 하



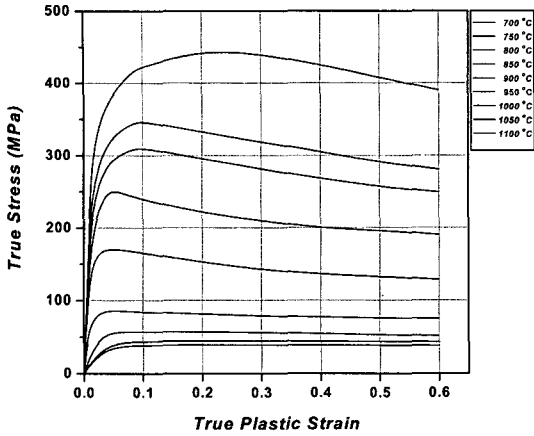
(a) equiaxed( $\dot{\epsilon}=10^{-4}/\text{s}$ )



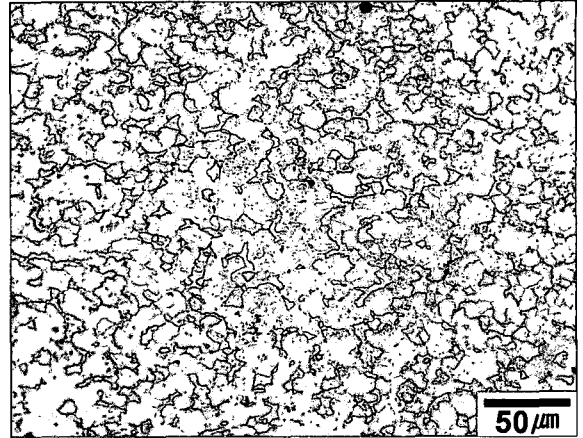
(b) Widmanstätten( $\dot{\epsilon}=10^{-4}/\text{s}$ )



(c) equiaxed( $\dot{\epsilon}=1/\text{s}$ )



(d) Widmanstätten( $\dot{\epsilon}=1/s$ )



(a) equiaxed; 850°C,  $10^{-4}/s$

[그림 2] Flow curves of two microstructures compressed at different temperatures and strain rates.

여 추후 요구되는 상수 값들을 계산하였다. 그림 3에는 고온 압축시험으로 얻어진 변형 미세조직을 나타내었는데, 온도가 증가할수록  $\alpha$ 상의 상분율은 감소하였으며,  $\beta$ -transus 온도( $\sim 996^\circ\text{C}$ ) 이상의 온도에서는  $\beta$ 상 단상으로 존재하는 것으로 나타났다.

Equiaxed 조직에서는 대체적으로 큰 변화를 보이지 않았으며, 이는 이전 연구결과들과 일치하는 동적 회복(dynamic recovery)의 경향이 지배적인 것으로 나타났다<sup>[7,8]</sup>. 이와는 대조적으로 Widmanstätten 조직에서는  $750\sim 900^\circ\text{C}$ ,  $10^{-4}\sim 10^{-2}/s$  범위에서 동적 구상화(dynamic globularization)가 매우 활발하게 발생하였으며, 이를 그림 3-(d)에 나타내었다.

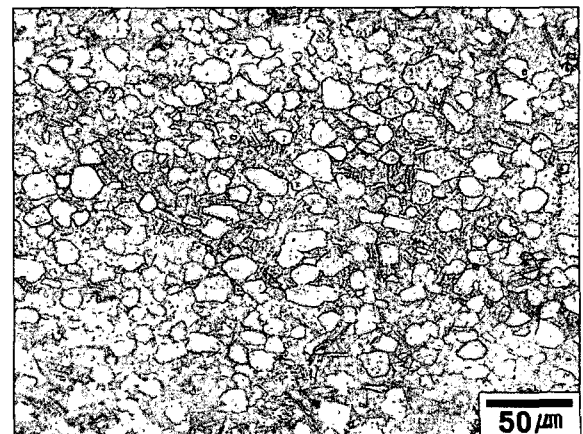
동일한 미세조직에서 변형온도가 변화한 경우, 그림 3-(a)와 그림 3-(c)를 비교해보았을 때,  $\alpha$ 의 결정립의 크기가 변화한 것으로 관찰되었는데, 이는 외부 변형이 가해진 효과를 반영한 것이나, 주된 효과는 온도상승에 따른 평형 상분율의 변화이다.

즉,  $\alpha$ 의 결정립의 개체수가 일정하다는 가정 아래 상분율이 감소하면 평균 크기는 감소하게 되며, 이 효과는 Widmanstätten 조직에서 층상의 두께 및 길이 감소로 나타나게 된다.

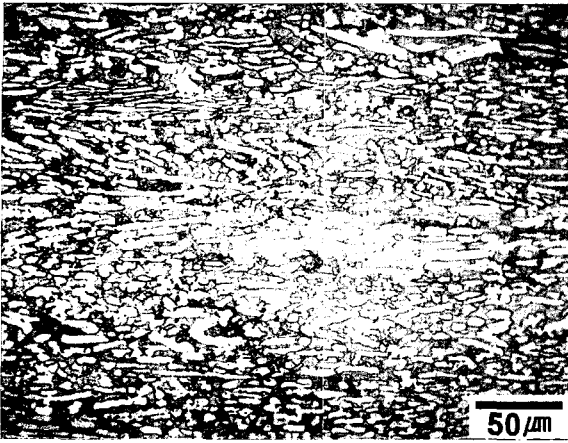
그림 3-(a)~(d)에서 밝은 부분은  $\alpha$ 상이고, 어둡게 나타난 부분은  $\beta$ 상이다.



(b) Widmanstätten 850°C,  $10^{-4}/s$



(c) equiaxed; 950°C,  $10^{-3}/s$

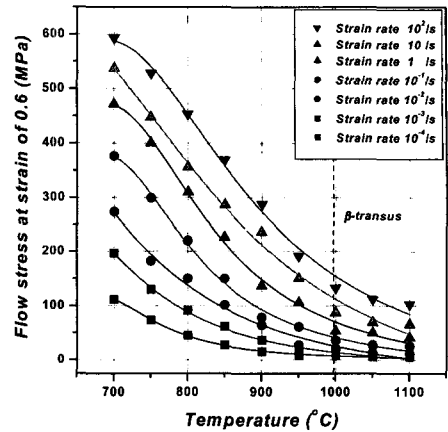


(d) Widmanstätten 950°C, 10<sup>-3</sup>/s

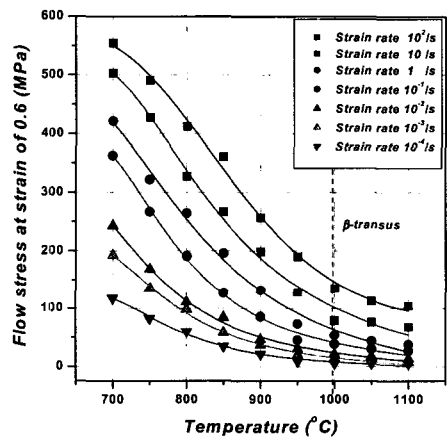
[그림 3] Optical photographs of microstructures deformed at different temperatures and strain rates

나. 고온 변형거동의 정량화 및 변형지도

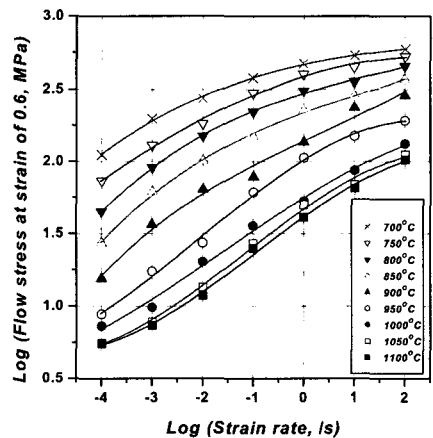
고온 유동곡선은 주어진 고온 가공변수(deformation parameter), 예를 들면 온도, 변형량 및 변형속도 등과 밀접한 관계가 있으며, 이는 재료의 고온 가공성을 예측하는데 매우 다양하게 이용된다. 또한 이러한 곡선들은 재료내부의 미세조직 변화를 포함하며, 초기 미세조직에 대한 영향을 반영한다. 그림 4에는 변형율이 0.6에 도달하였을 때를 정상상태로 간주하고, 이때의 응력을 온도 및 변형율의 함수로 나타낸 것이며, 이를 통하여 변형속도, 활성화 에너지 등 고온 변형거동을 정량화하기 위한 구성 인자를 계산하는데 이용되었다. 그림 4를 바탕으로 구성방정식에 요구되는 상수를 유도하였으며, 동일 한 방법으로 최대응력, 대략 변형율 0.05에서의 응력을 이용하여 최대응력에 대한 구성방정식 구성에 요구되는 각종 열역학적 상수 및 재료상수를 유도하고 정량화 하였다. 또한 DMM(Dynamic Materials Model)이론에 근거하여 변형지도를 구축하였고 이를 그림 5-(a) 및 (b)에 나타내었다. 주로 저 변형속도, 700~900°C 사이(equiaxed)와 850~1000°C(Widmanstätten) 영역에서 효율이 가장 높게 나타났으며, 이러한 현상은 equiaxed 미세조직의 경우에는 입계 미끄러짐에 의한 초소성 현상, Widmanstätten 미세조직에서는 동



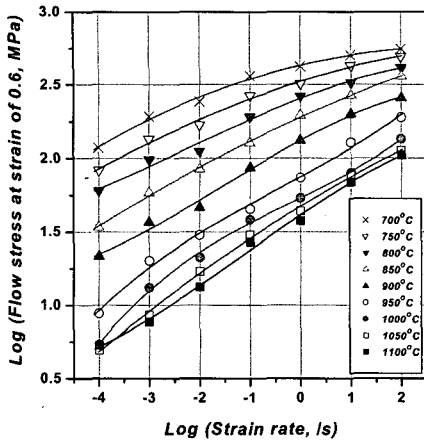
(a) equiaxed; temp. vs stress at strain 0.6



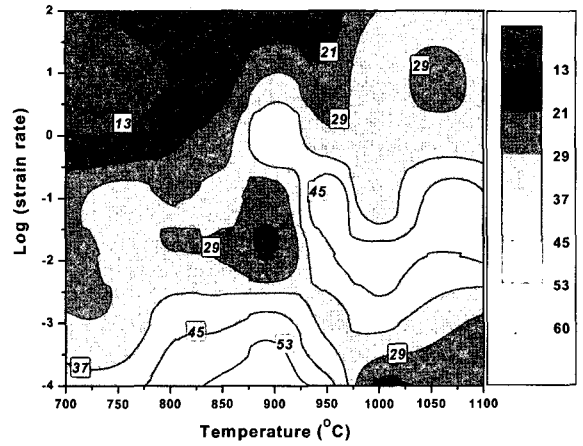
(b) Widmanstätten temp. vs stress at strain 0.6



(c) equiaxed; log( $\dot{\epsilon}$ ) vs log( $\sigma$ ) at  $\epsilon=0.6$



(d) Widmanstätten  $\log(\dot{\epsilon})$  vs  $\log(\sigma)$  at  $\epsilon=0.6$



(a) equiaxed

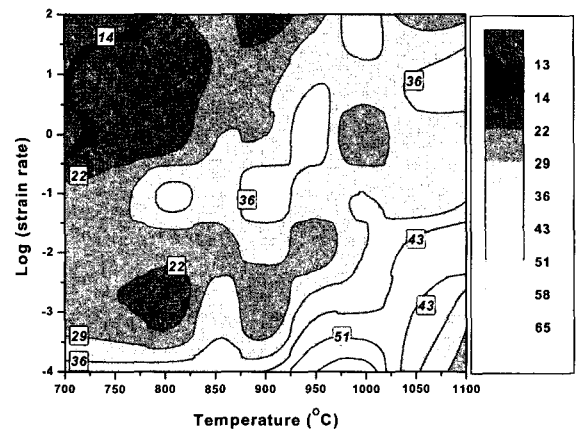
[그림 4] Variations of flow stress with temperature ((a) and (b)), and with strain rate ((c) and (d)) at a strain of 0.6

적 구상화로 보고되고 있다<sup>[7,8]</sup>. 또한 주로 저온 및 고 변형 속도 영역(변형지도 내에서 왼쪽 윗부분)에서는 타 영역과 비교하여 매우 낮은 에너지 분산효율을 나타내는데 변형 받은 시편 내부에 다량의 단열성 전단 밴드(ASB : Adiabatic Shear Band)가 관찰되었다. 이는 불균일한 변형이 발생하였음을 암시하는 것이며, 이러한 영역에서의 가공은 가급적 피하는 것이 좋다.

또한, 그림 5-(a)와 5-(b)의 양상은 동일한 합금에서 다르게 나타났는데, 이는 미세조직적 차이를 의미하는 것이다. 기존에 고온 변형거동, 유동곡선을 정량화하기 위하여 사용되어 오던 구성방정식의 형태는 다양하게 이용되어 왔으나, 본 연구에서는 미세조직의 영향을 고려하기 위하여 내부 상태 변수가 포함된 구성방정식을 사용하였고, 이를 미세조직의 변화와 연계하여 미세조직 예측을 수행하고자 하였다.

일반적인 경우 대 변형이 주어지는 소성가공의 경우 종종 유동응력(특히 변형율)의 영향을 무시하는 경향이 있는데, 이 경우 다음과 같이 Zener-Hollomon 인자를 이용하여 표현된다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1)$$



(b) Widmanstätten

[그림 5] Processing maps of (a) equiaxed and (b) Widmanstätten microstructure based on DMM theory at a strain 0.6

위 식은 일정 변형율 속도 하에서 일시적인 재료의 미세조직 변화를 묘사하기 위하여 내부 상태변수를 도입함으로써 확장된 개념을 갖는다<sup>[9,10]</sup>.

$$\dot{\epsilon}_{vp}^p = \frac{3}{2} A \left[ \sinh\left(\frac{J_2(\sigma'_{ij} - \sigma_0)}{S}\right) \right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \frac{\sigma'_{ij}}{J_2(\sigma'_{ij})} \quad (2)$$

$\dot{\epsilon}_{vp}^p$  는 visco-plastic 변형율 속도,  $\sigma_0$  는 초기 항복강도에 해당하며, 일반적으로 최대응력으로 간주된다.

S는 내부 상태변수이며 주로 재료내부에 발생하는 미세조직적 변화와 연계하는 값인데, 변형 중 전위 밀도, 결정립 및 아결정립의 변화와 관계하며, 내부 상태의 변화율은 다음과 같이 표현된다.

$$\dot{S} = b^*(S_M - S)p^{m^*} \quad (3)$$

$b^* S_M p^{m^*}$  : linear strain hardening

$b^* S p^{m^*}$  : strain softening due to dynamic recovery

$S_M$  : the saturation value of S which is associated with the steady state and sub-grain structure

$b^*$  : constant representing the rate at which the internal variable approaches saturation

$$p = \left[ \frac{2}{3} \epsilon_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} \right]^{1/2}, \quad \dot{p} = \left[ \frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} \right]^{1/2} \quad (4)$$

대 변형 구간 적용 시 탄성변형은 소성변형에 비해 작으므로 무시할 수 있으며, (3)을 (2)에 대입하여 정상상태까지 표현하면 아래와 같이 표현된다.

$$\sigma = \sigma_0 + S_M [1 - \exp(-bc\epsilon^m)] \sinh^{-1} \left( \frac{Z_c}{A} \right)^{1/n} \quad (5)$$

식 (5)에서  $b = b^*/(m^*+1)$  및  $m = m^*+1$ 이며 모두 변형을 속도와 온도 조건에 따른 상수 값이다. 또한 이 상수들은 Zener-Hollomon 인자를 이용하여 다음과 같은 관계에 놓인다.

$$b = \alpha_b (Z_c)^{-\beta_b} \quad (6)$$

: function of temperature-compensated strain rate

$$m = \alpha_m (Z_c)^{-\beta_m} \quad (7)$$

: competing effects of hardening and softening

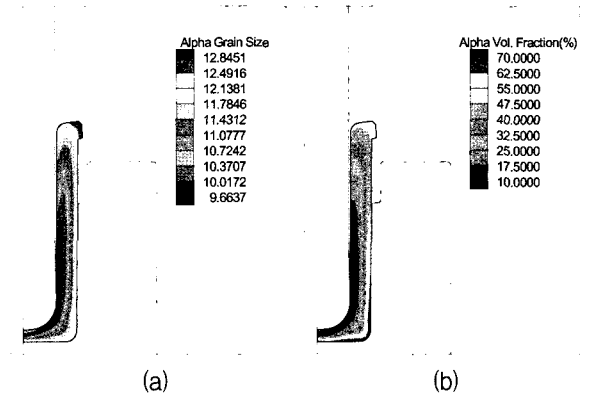
따라서 구성방정식 (5)는 특정 온도 및 변형률 속

도에 따른 고온 유동응력을 표현하며, 재료 내부의 변화 역시 포함하게 된다.

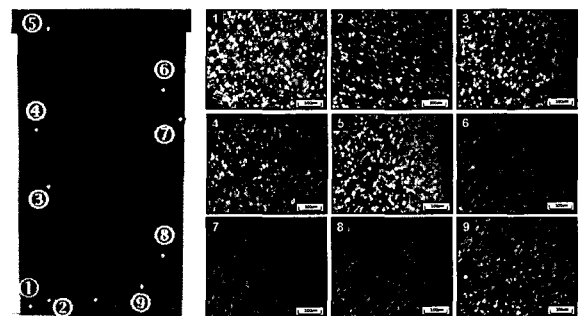
#### 다. FEM을 이용한 미세조직 예측

위에 언급한 관계와 앞서 유도한 여러 가지 상수를 이용하여 구성방정식을 구축하고 이를 FEM(Finite Element Method)을 이용하여 실 후방압출단조 공정에 적용하여 예측결과와 실제결과를 비교하였다. 변형 초기 소재의 온도는 970℃, 하부 다이의 온도는 420℃ 및 상부 펀치의 온도는 720℃, 압하 속도는 30mm/sec로 설정되었다. Equiaxed 미세조직을 초기 소재로 한 예측결과 중 상분율과 결정립의 크기를 그림 6에 나타내었다.

또한 실제 후방 압출단조품의 미세조직 결과를 그



[그림 6] FE simulated results for the distribution of (a) volume fraction and (b) grain size of  $\alpha$  phase.



[그림 7] Optical photographs of deformed microstructure in backward extruded part

림 7에 나타내었으며, 그림 8에는 특정 위치에서 측정된 실제결과와 동일한 위치에서의 예측결과를 비교하였고, 이를 표 2에 정리하여 나타내었다. 그림 6, 7 및 8의 결과들을 종합하여 미루어 볼 때 비교적 일치하는 경향을 나타내었다. 그러나 실제 공정은 축소모델에 근거한 것이기 때문에 냉각속도가 비교적 빠른 편이다.

그러나 고온 압축시험과 같은 급냉 조건은 아니기 때문에 전체적인 값의 경향이 약간 오차가 발생하는 것으로 생각된다. 따라서 더욱 정확한 예측을 위하여

추후 냉각속도의 영향이 고려되어야 할 것이다.

#### 4. 요약

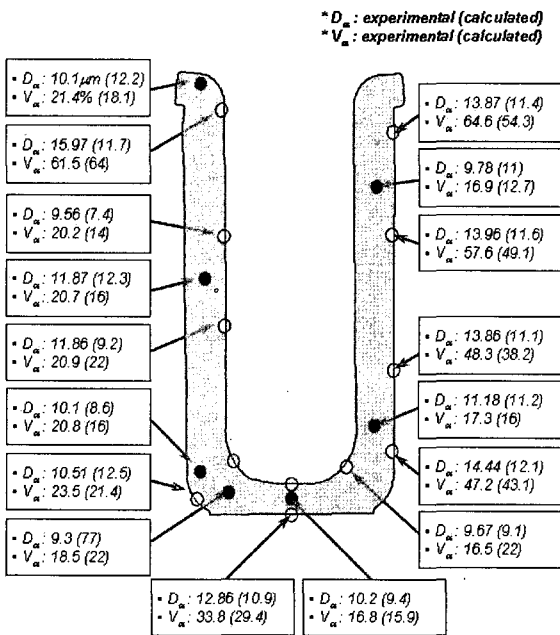
1. 고온 압축시험을 통하여 Ti-6Al-4V 합금의 초기 미세조직에 대하여 변형지도를 작성한 결과 equiaxed 조직의 경우 850~900°C, 10<sup>-4</sup>/s에서 가장 높은 효율을 나타내었으며, Widmanstätten 조직의 경우 950~1000°C, 10<sup>-4</sup>/s 영역이었다.
2. 내부 상태변수를 도입한 구성방정식을 이용하여 후방압출단조 공정을 모사하고 실제 성형 결과와 비교한 결과, 서로 잘 일치하는 경향을 나타내었다.

#### 후 기

본 연구는 국방과학연구소의 지원에 의하여 수행되었으며, 일부는 2003년 과학기술부 국가지정연구실 사업에 의해 수행되었기에 이에 감사를 드립니다.

#### 참 고 문 헌

- [1] G. Lütjering: Mater. Sci. Eng., A243 (1998) pp.32~45.
- [2] S. L. Semiatin, V. Seetharaman and I. Weiss: Mater. Sci. Eng., A243 (1998) pp.1~24.
- [3] G. K. Turnbull : Titanium and Titanium alloys -Source book, ASM., (1982) pp.265~269.
- [4] R. R. Boyer, G. E. Welsch, E. W. Collings (Eds.): Materials Properties Handbook ; Titanium alloys, ASM International, Metal Park, OH (1994) pp.488.
- [5] C. C. Chen and J. E. Coyne: Metall. Trans., 7A, (1976) pp.1931~1941.
- [6] I. Weiss, F. H. Froes, D. Eylon and G. E. Welsch: Metal. Trans. A, 17A, November (1986) pp.1935~1947.



[그림 8] The comparison between experimental values and FE simulated values.

[표 2] Measured value of grain size and volume fraction of α phase.(Same designation in Fig. 8)

Value	1	2	3	4	5	6	7	8	9
D <sub>α</sub> (μm)	10.51	11.76	10.86	11.87	15.97	9.78	13.96	11.18	9.67
V <sub>α</sub> (%)	23.35	18.54	21	20.6	61.43	16.89	57.67	17.3	16.53



- [7] Y. V. R. K. Prasad, H. L. Gegel, S. M. Doraivelu, J. C. Malas, J. T. Morgan, K. A. Lark and D. R. Barker: Metall. Trans. A, Vol. 15A, October (1984) pp.1883~1892.
- [8] Y. V. R. K. Prasad and T. Seshacharyulu: Mater. Sci. Eng., A243 (1998) pp.82~88.
- [9] M. Zhou and M. P. Clode: Mater. Sci. Technol., October Vol. 13 (1997) pp.818~824.
- [10] M. Zhou and M.P. Clode: Mech. of Mater., 27 (1998) pp.63~76.