

Ti-6Al-4V 합금의 고온성형시 미세조직 예측에 관한 연구

이유환* · 신태진** · 황상무** · 박노광*** · 심인옥**** · 이종수*

(2003년 5월 15일 접수)

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

Y. H. Lee, T. J. Shin, S. M. Hwang, N. K. Park, I. O. Shim and C. S. Lee

Abstract

High temperature deformation behavior and prediction of final microstructure after forming of Ti-6Al-4V alloy were investigated in this study. Equiaxed and Widmanstätten microstructures of Ti-6Al-4V alloys were prepared as initial microstructures and compression tests were performed to obtain the flow curves at high temperatures (700~1100°C) and various strain rates (10^{-4} ~ 10^2 /s). From the results of compression test, strain rate sensitivity (m) and activation energy (Q) were calculated and used to establish constitutive equation. To predict the final microstructure after forming, finite element analysis was performed considering the microstructural parameters such as grain size and volume fraction of second phase.

Key Words: Ti-6Al-4V Alloy, Equiaxed, Widmanstätten, Constitutive Equation, Internal State Variable, Finite Element Analysis

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. 이러한 발전을 가져오게 된 가장 큰 구동력은 우주항공 분야와 방위산업의 요구를 들 수 있으며, 근래에 들어서는 생활용품, 스포츠 용품 분야에도 그 수요가 증가하고 있는 합금이다. 이와 같은 Ti-합금 중 대표적인 합금으로 Ti-6Al-4V 합금을 들 수

가 있는데, 기계적 특성이 매우 우수하여 실제 산업적으로 응용되는 Ti-합금 중 50%이상을 차지한다. Ti-6Al-4V 합금은 Ti-합금의 일반적인 분류 중 $\alpha + \beta$ 형 합금이며, α 형 Ti-합금의 특징과 β 형 Ti-합금의 중간적 성질을 가지기 때문에 다양한 용도로 사용되며 그 효용가치가 매우 높은 합금 계이다. 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 고온가공 방법들이 다

* 포항공과대학교 신소재공학과
** 포항공과대학교 기계공학과
*** 한국기계연구원 공정연구부 소성응용그룹
**** 국방과학연구소

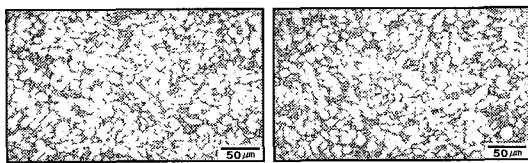
수 적용되고 있다. 특히, 전체 가공부품 중 고온 가공품, 특히 단조품의 비율이 매우 높은 편이며, 이는 최종부품 형상에 가깝게 제도가 가능하고 성형 시 공정변수의 제어를 통하여 미세조직 제어가 가능하다는 이점 때문이다.⁽¹⁻²⁾

이와 같은 고온 가공성에 대한 중요성에 따라 많은 연구가 시도되었으나, 미세조직에 대한 이해를 바탕으로 얻어진 연구결과는 매우 드물다.⁽¹⁻⁶⁾ 또한 그것이 미세조직에 바탕을 두었다 하더라도 매우 제한적인 변형기구와 현상학적인 결론만을 보고하고 있으며, 실제 고온 가공조건 및 공정제어에 응용되는 데는 어려움이 따른다.⁽²⁻³⁾ 따라서 본 연구에서는 고온 가공성 평가에 대한 기존 개념 및 모델들에 대한 고찰을 통하여 미세조직적 영향과 외부 가공조건의 영향을 고려한 Ti-6Al-4V 합금의 고온가공성 고찰과 최종 미세조직 예측 식을 제안하고자 한다. 또한 이와 같은 예측식을 유한요소해석을 이용한 비등온 후방압출공정에 적용하여 실제 결과와 비교하고 타당성을 확인하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 미세조직 제어

본 연구에서 사용된 Ti-6Al-4V 합금의 초기 미세조직(as-received)과 조성을 Fig. 1 과 Table 1에 나타내었다.



(a) L direction (b) T direction

Fig. 1 Optical photographs of as-received microstructure (a) longitudinal and (b) transverse direction

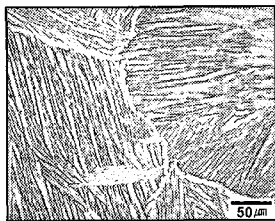


Fig. 2 Optical photographs of Widmanstätten microstructure; heat treated at 1050°C for 30 min and furnace cooled to room temperature

본 연구에서 사용된 초기 미세조직은 Fig. 1 과 같은 등축정(equiaxed)과 Fig. 2 와 같은 층상조직(Widmanstätten)의 두 가지 조직이었다.

Table 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.

2.2 고온 압축시험

고온 유동곡선과 조건에 해당하는 미세조직 결과를 얻을 목적으로 고온 압축시험을 수행하였다. 설정된 온도범위는 700~1100°C 사이에 50°C 간격, 변형률속도 범위 10⁻⁴~10⁻²/sec 사이에서 일정 변형률속도를 10 배 간격으로 제어하여 수행되었고, 진 변형률 0.6 에 도달할 때까지 압축시험을 수행하였다. 고온 압축시험 장비로는 Gleeble 3500 을 사용하였으며, 시편의 양쪽 압축 다이의 온도를 제어하여 항온조건을 유도하고 마찰을 최대한 감소시킨 상태에서 수행되었다. 모든 시험은 진공 분위기에서 수행되었으며, 승온 속도 5°C/s 로 설정 온도까지 도달 한 후, 5분 유지하여 설정된 변형률 속도로 압축 및 급냉 하였다. 이렇게 얻어진 변형된 시편은 압축 축에 수직으로 절단하여 Kroll's Etchant 를 이용하여 광학현미경과 전자현미경을 통하여 변형 미세조직을 관찰하였다.

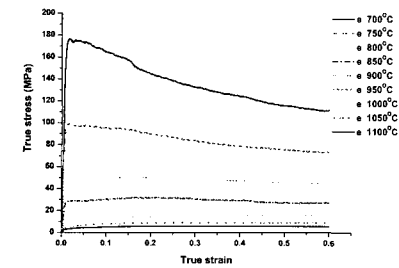
3. 실험결과 및 토의

3.1 응력-변형률곡선과 미세조직의 변화

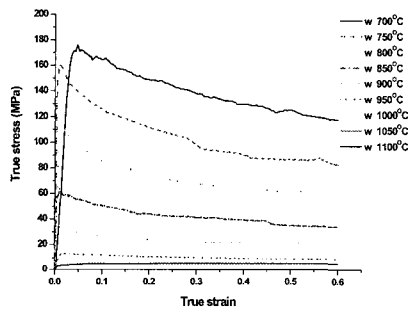
설정된 고온 압축시험 조건에서 얻어진 고온 유동곡선 중 대표적인 양상을 Fig. 3 에 나타내었다. 대부분의 고온 유동 곡선은 초기 미세조직, 온도 및 변형률 속도에 따라 다른 양상을 나타내는데, 두 조직 모두 700~900°C, 10⁻⁴~10⁻³/s 의 조건에서 변형연화(flow softening)가 두드러졌으며, 이외의 조건에서는 주로 대부분 완만한 감소 또는 안정화가 발생하였다.

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 하여 추후 요구되는 상수 값

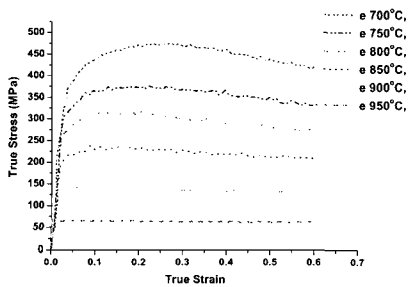
들을 계산하였다. Fig. 4 에는 고온 압축시험으로 얻어진 변형 미세조직을 나타내었는데, 온도가 증가할수록 α 상의 상분율은 감소하였으며, β -transus 온도(β 상과 $\alpha + \beta$ 이상과의 상 경계; $\sim 996^\circ\text{C}$) 이상의 온도에서는 β 상 단상으로 존재하는 것으로 나타났다.



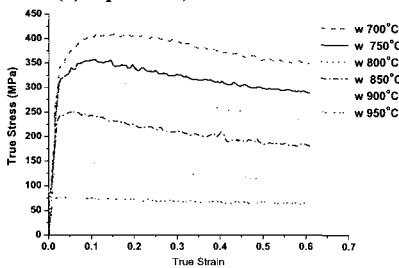
(a) equiaxed; strain rate $10^{-4}/\text{sec}$



(b) Widmanstätten; strain rate $10^{-4}/\text{sec}$

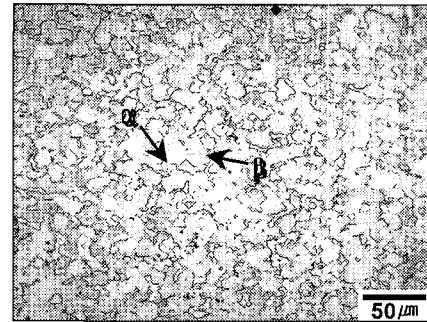


(c) equiaxed; strain rate 1/sec

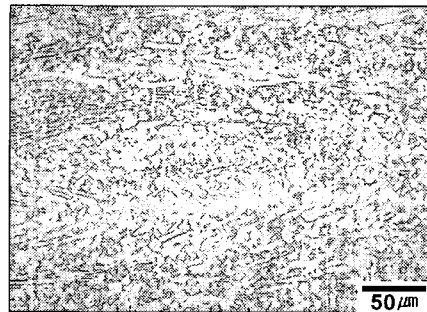


(d) Widmanstätten; strain rate 1/sec

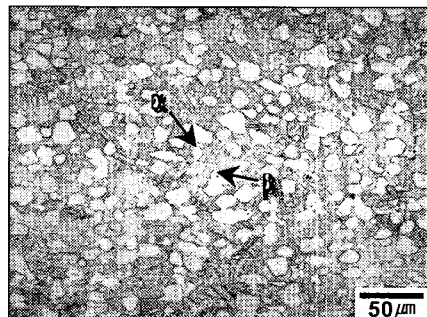
Fig. 3 Flow curves of two microstructures compressed at different temperatures and strain rates



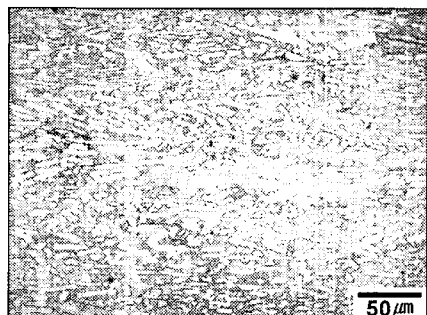
(a) equiaxed; 850°C , $10^{-4}/\text{s}$



(b) Widmanstätten; 850°C , $10^{-4}/\text{s}$



(c) equiaxed; 950°C , $10^{-3}/\text{s}$



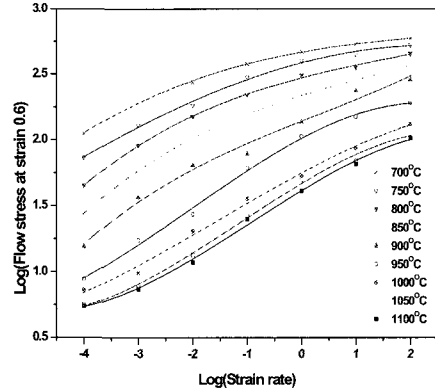
(d) Widmanstätten; 950°C , $10^{-3}/\text{s}$

Fig. 4 Optical photographs of microstructures deformed at different temperatures and strain rates

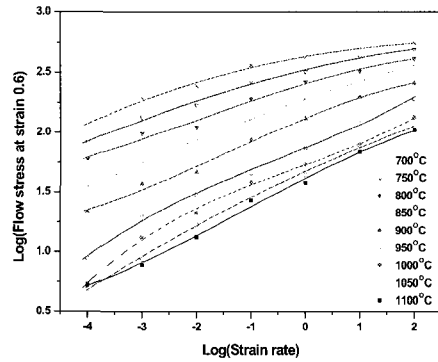
Equiaxed 조직에서는 대체적으로 큰 변화를 보이지 않았으며, 이는 이전 연구결과들과 일치하는 동적 회복(dynamic recovery)의 경향이 지배적인 것으로 나타났다.⁽⁷⁻⁸⁾ 이와는 대조적으로 Widmanstätt en 조직에서는 750~900°C, 10^{-4} ~ 10^{-2} /s 범위에서 동적 구상화(dynamic globularization)가 매우 활발하게 발생하였으며, 이를 Fig. 4-(d)에 나타내었다.

3.2 고온 변형거동의 정량화 및 변형지도

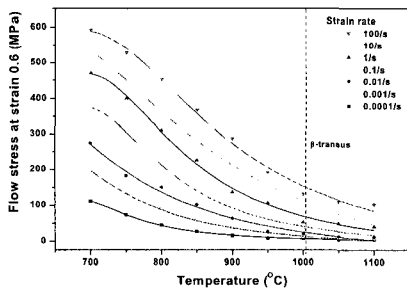
고온 유동곡선은 주어진 고온 가공변수(deformation parameter), 예를 들면 온도, 변형량 및 변형율 속도 등과 밀접한 관계가 있으며, 이는 재료의 고온 가공성을 예측하는데 매우 다양하게 이용된다. 또한 이러한 곡선들은 재료내부의 미세조직 변화를 포함하며, 초기 미세조직에 대한 영향을 반영한다. Fig. 5 에는 변형율이 0.6 에 도달하였을 때를 정상상태로 간주하고, 이를 온도 및 변형율의 함수로 나타낸 것이며, 이를 통하여 변형율 속도, 활성화 에너지 등 고온 변형 거동을 정량화 하기 위한 구성 인자를 계산하는데 이용되었다. Fig. 5 를 바탕으로 구성방정식에 요구되는 상수를 유도하였으며, 동일한 방법으로 최대응력, 대략 변형율 0.05 에서의 응력을 이용하여 최대응력에 대한 구성방정식 상수를 유도하고 정량화 하였다. 또한 DMM (Dynamic Materials Model)이론에 근거하여 변형지도를 구축하였고 이를 Fig. 6 에 나타내었다.



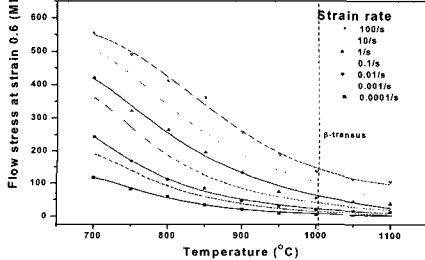
(c) equiaxed; log(strain rate) versus log(stress) at a strain of 0.6



(d) Widmanstätten; log (strain rate) versus log (stress) at a strain of 0.6



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



(b) Widmanstätten; temp. vs stress at strain 0.6

Fig. 5 Variations of flow stress with temperature ((a) and (b)), and with strain rate ((c) and (d)) at a strain of 0.6

DMM 이론은 동적 재료모델에 기인한 것으로 외부에서 가해지는 에너지를 재료가 얼마나 효율적으로 소모하는가에 대한 개념으로서, 최종적으로 에너지 분산 효율(η)로 표현된다. Fig. 6 에 나타낸 바와 같이 흰색으로 표시한 부분의 효율 (η)이 매우 높음을 수치적으로 확인할 수 있으며, 이러한 구간에서의 가공은 매우 용이하다고 할 수 있다.⁽⁷⁻⁸⁾ 주로 저 변형속도, 700~900°C 사이(equiaxed)와 850~1000°C (Widmanstätt en) 영역에서 효율이 가장 높게 나타났으며, 이러한 현상은 equiaxed 미세조직의 경우에는 초소성, Widmanstätt en 미세조직에서는 동적 구상화로 보고되고 있다.^(2,7-8)

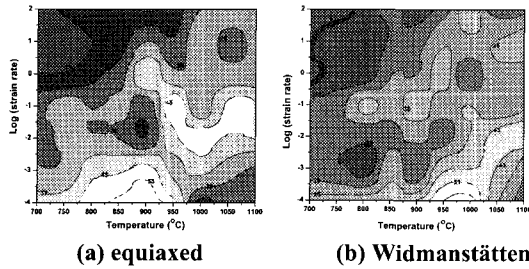


Fig. 6 Processing maps of (a) equiaxed and (b) Widmanstätten microstructure based on DMM theory at a strain 0.6

기존에 고온 변형거동, 유동곡선을 정량화하기 위하여 사용되어 오던 구성방정식의 형태는 다양하게 이용되어 왔으나, 본 연구에서는 미세조직의 영향을 고려하기 위하여 내부상태 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.

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

윗 식을 일정 변형율속도 하에서 일시적인 재료의 미세조직 변화를 묘사하기 위하여 내부상태 변수를 도입함으로써 확장된 개념을 갖는다.⁽⁹⁻¹⁰⁾

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

$\dot{\epsilon}_{vp}^p$ 는 visco-plastic 변형율 속도, σ_0 는 초기 항복강도에 해당하며, 일반적으로 최대응력으로 간주된다. S 는 내부상태변수이며 주로 재료내부에 발생하는 미세조직적 변화와 연계하는 값인데, 변형 중 전위 밀도, 결정립 및 아결정립의 변화와 관계하며, 내부상태의 변화율은 다음과 같이 표현된다.

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

- $b^* S_M p^{m^*} \dot{p}$: linear strain hardening
- $b^* S p^{m^*} \dot{p}$: strain softening due to dynamic

recovery

- S_M : the saturation value of S which is associated with the steady state and subgrain structure
- b^* : a constant representing the rate at which the internal variable approaches saturation

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

대변형 구간 적용시 탄성변형은 소성변형에 비해 작으므로 무시할 수 있으며, (3)을 (2)에 대입하여 정상상태까지 표현하면 아래와 같이 표현된다.

$$\sigma = \sigma_o + S_M [1 - \exp(-b\epsilon^m)] \sinh^{-1} \left(\frac{Z_\epsilon}{A} \right)^{1/n} \quad (4)$$

식 (4)에서 $b = b^* / (m^* + 1)$ 및 $m = m^* + 1$ 이며 모두 변형율 속도와 온도 조건에 따른 상수 값이다. 또한 이 상수들은 Zener-Hollomon 인자를 이용하여 다음과 같은 관계에 놓인다.

- $b = \alpha_b (Z_\epsilon)^{-\beta_b}$: a function of temperature-compensated strain rate
- $m = \alpha_m (Z_\epsilon)^{-\beta_m}$: competing effect of hardening and softening

따라서 구성방정식 (4)는 특정 온도 및 변형율 속도에 따른 고온 유동응력을 표현하며, 재료 내부의 변화 역시 포함하게 된다.

3. 3 FEM 을 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°C, 하부 다이의 온도는 420°C 및 상부 펀치의 온도는 720°C, 압하 속도는 30 mm/sec 로 설정되었다.

Equiaxed 미세조직을 초기 소재로 한 예측결과 중 상분율과 결정립의 크기를 Fig. 7 에 나타내었다. 또한 실제 후방 압출단조품의 미세조직 결과를 Fig. 8 에 나타내었으며, Table 2 에는 측정된

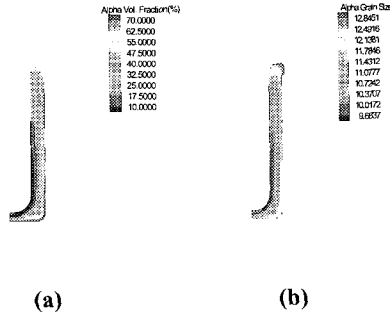


Fig. 7 FE simulated results for the distribution of (a) volume fraction and (b) grain size of α phase.

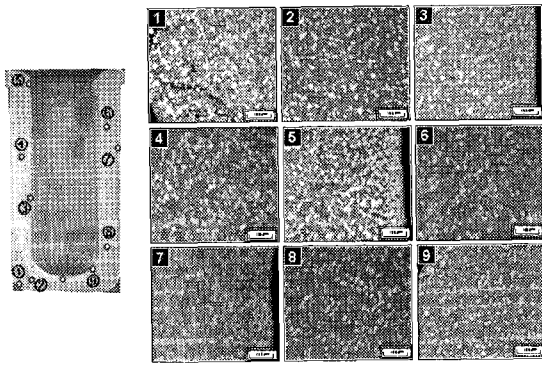


Fig. 8 Optical photographs of deformed microstructure in backward extruded part.

Table 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_o (μm)	10.51	11.76	10.86	11.87	15.97	9.78	13.96	11.18	9.67
V_α (%)	23.35	18.54	21	20.6	61.43	16.89	57.67	17.3	16.53

결과를 나타내었다.

Fig. 7의 예측결과와 비교하여 볼 때 잘 일치하는 경향을 나타내었으며, 더욱 정확한 예측을 위하여 추후 미세조직 변화에 대한 냉각속도의 영향이 고려되어야 할 것이다.

4. 요약

(1) 고온 압축시험을 통하여 Ti-6Al-4V 합금의 초기미세조직에 대하여 변형지도를 작성한 결과 equiaxed의 경우 850~900 $^{\circ}\text{C}$, $10^{-4}/\text{s}$ 에서 가장 높은 효율을 나타내었으며, widmanstätten의 경우 950~1000 $^{\circ}\text{C}$, $10^{-4}/\text{s}$ 영역이었다.

(2) 내부상태변수를 도입한 구성방정식을 이용하여 후방압출단조 공정을 모사하고 실제 성형 결과와 비교한 결과, 유사한 경향성을 나타내었다.

후 기

본 연구는 국방과학연구소의 지원 및 과학기술부 국가지정연구실 사업에 의하여 수행되었으며, 이에 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- (1) G. Lütjering, 1998, Mater. Sci. Eng., A243, pp. 32~45.
- (2) S.L. Semiatin, V. Seetharaman and I. Weiss, 1998, Mater. Sci. Eng., A243, pp. 1~24
- (3) G.K. Turnbull, 1982, "Titanium and Titanium alloys-Source book", ASM., pp. 265~269.
- (4) R. R. Boyer, G. E. Welsch, E. W. Collings (Eds.), 1994, "Materials Properties Handbook"; Titanium alloys, ASM International, Metal Park, OH, p. 488
- (5) C. C. Chen and J. E. Coyne, 1976, Metall. Trans., 7A, pp. 1931~1941.
- (6) I. Weiss, F. H. Froes, D. Eylon and G. E. Welsch, 1986, Metal. Trans. A, 17A, November, pp.1935~1947.
- (7) Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraiavelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark and D.R. Barker, 1984, Metall. Trans. A, Vol. 15A, October, pp. 1883~1892.
- (8) Y. V. R. K. Prasad and T. Seshacharyulu, 1998, Mater. Sci. Eng., A243, pp. 82~88.
- (9) M. Zhou and M. P. Clode, 1997, Mater. Sci. Technol., October Vol. 13, pp. 818~824.
- (10) M. Zhou and M.P. Clode, 1998, Mech. of Mater., 27, pp. 63~76