

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo 합금의 고온압축 변형거동

현용택 · 이용태 · 이찬규*

한국기계연구원 재료공정연구부

*창원대학교 금속재료공학과

High Temperature Compressive Deformation Behavior of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo Alloy

Yong-Taek Hyun, Yong-Tai Lee and Chan-Gyu Lee

Materials Processing Department, Korea Institute of Machinery and Materials, Changwon 641-010

*Department of Metallurgy and Materials Science, Changwon National University, Changwon 641-773

(2000년 11월 6일 받음, 2000년 12월 5일 최종수정본 받음)

초 록 Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti6246) 합금의 고온 변형거동을 조사하기 위하여 $\alpha+\beta$ 영역 및 β 영역의 온도에서 10^{-3} 에서 10^3 의 변형속도로 압축시험을 수행하였다. 유동응력은 변형속도가 증가하고 시험 온도가 감소함에 따라 증가하였다. 900°C 이하에서 시험한 결과로부터 얻어진 유동곡선은 가공연화 현상을 나타내었으나, 이 합금의 β 영역인 950°C 이상에서는 유동응력이 지속적으로 증가하다가 정상 상태를 나타냈다. 압축시험 결과로부터 얻은 유동곡선 분석을 통하여 유동응력의 변형량, 변형속도 및 온도에 대한 관계로부터 이 합금에 대한 구성방정식을 구하였다.

Abstract The hot deformation behavior of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti6246) alloy was investigated in both the $\alpha+\beta$ and β -phase fields by conducting compression tests over a strain rate range of 10^{-3} to 10^3 s $^{-1}$. The flow stress was increased with increasing strain rate and decreasing test temperature. The flow curves obtained at temperatures below 900°C exhibited a flow softening. However, in the β -phase field, above 950°C, the flow stress increased monotonically with plastic strain approaching steady state values. Constitutive equations for the dependence of flow stress on strain, strain rate, and temperature were developed through the analysis of the flow curves.

Key words : hot deformation, Ti6246 alloy, flow behavior, constitutive equation

1. 서 론

Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo(Ti6246) 합금은 우수한 순간 하중 지지능과 우수한 고온 특성으로 인하여 항공기 엔진의 압축기용 디스크 소재로 이용되고 있다. 이와같은 부품은 대부분 단조공정으로 제조되는데, 최근에는 단조 공정 모델링 등을 통해 최적의 가공조건을 선정하고 있다. 이와같은 모델링을 통해 효과적인 가공열처리 조건을 선정하기 위해서는 여러 가지 공정 변수에 대한 확실한 이해와 더불어 합금의 변형 거동에 대한 체계적인 연구가 요구된다. 타이타늄합금의 변형거동은 변형 온도, 변형 속도, 변형량 등의 공정 인자와 합금조성, 결정립 크기, 미세조직, 구성상의 부피 분율 등과 같은 금속학적 인자 등에 따라 크게 달라진다.^{1~3)} 따라서 타이타늄합금의 고온 유동응력에 대한 적합한 구성 방정식을 얻기 위해서는 앞에서 언급한 유동응력에 대한 온도, 변형율, 변형속도 의존성 등에 미치는 금속학적 인자들의 효과를 알아야 한다.

본 연구에서는 Ti6246합금의 고온 압축실험을 통해 단조 공정 모델링을 위한 데이터 베이스를 마련하고, 온도, 변형 속도 및 변형량에 따른 합금의 미세조직 변화를 조사하여 변형기구를 규명함으로써 이 합금의 고온 변형거동을 이해

하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 소재는 직경 150mm의 Ti6246합금으로 미국의 HOWMET에서 제조된 잉고트를 이용하였으며, 그 화학조성은 표 1에 나타내었다. 원소재의 미세조직은 그림 1에 나타낸 것과 같이 약 26%의 부피분율을 갖는 등축의 초정 α 상과 74%의 부피분율을 갖는 Widmanstätten 조직의 혼합조직으로 이루어진 것을 알 수 있다. 등축 α 상 입자의 크기는 약 3-10 μ m 범위내에 존재하였는데, 평균 입자크기는 약 5 μ m로 나타났다.

Ti6246 합금의 고온 변형 거동을 조사하기 위하여 사용된 압축시편은 잉고트의 일정 부위에서 같은 방향으로 직경 8mm, 높이 12mm의 원통 형상으로 가공한 것을 이용하였다. 압축시험은 열간성형시험기인 Thermecmaster-Z 장비를 이용하여 대기 분위기에서 일정한 변형속도와 등온 조건으로 실시하였으며, 압축시험시 계면 마찰을 줄이기 위하여 시편과 홀더 사이에 윤모판을 사용하였다. 압축시험 시 시편은 고주파 유도가열에 의해 시험온도까지 올리고 이 온도에서 약 5분간 유지하여 시편 전체가 균일한 온도가 되도록 한 후 압축시험을 행하고, 그 후 바로 공냉 시켰다. 압축

Table 1. Chemical composition of Ti6246 alloy.

| | | | | | | | | | | (wt.%) |
|----------------|----------------|----------------|-----|------|-----|-----|-----|-----|------|--------|
| H ₂ | N ₂ | O ₂ | Fe | C | Al | Sn | Zr | Mo | Ti | |
| .0003 | .003 | .11 | .12 | .010 | 6.5 | 2.0 | 4.3 | 6.0 | Bal. | |

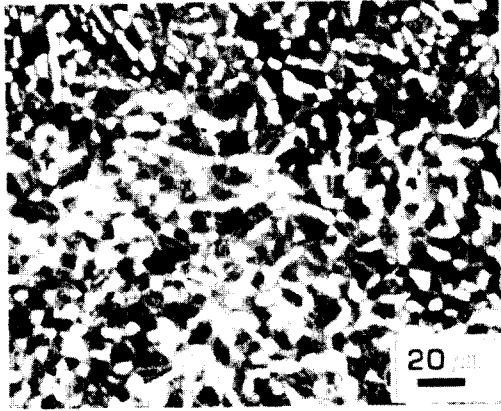


Fig. 1. Optical micrograph of the as-received Ti6246 alloy.

시험은 800~1000 °C의 온도범위에서 50 °C간격으로 수행하였고, 변형속도는 10⁻³/sec ~ 10⁰/sec의 범위에서 시험을 하였다. 압축시험 결과는 장비에 부착된 data acquisition 시스템을 통하여 받은 후 분석하였다. 시험 후 조직변화를 관찰하기 위해 광학현미경을 이용하였으며, 변형 조직은 압축 시험편을 종단면으로 절단 후 연마하여 Kroll 용액으로 부식시켜 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 유동곡선 분석

고온 압축시험을 통하여 얻은 Ti6246합금의 진응력-진 변형 결과에 대한 곡선을 그림 2(a) ~ (d)에 변형속도 및 온도 변화에 따른 유동응력의 변화로 나타내었다. 전체적으로 유동응력은 온도가 증가함에 따라 감소하는 것을 관찰할 수 있었으며, 800 °C ~ 900 °C의 온도 범위에서 유동응력은 변형 초기 가공경화에 의해 급격히 증가하여 최대점에 도달 후 점차적으로 감소하는 연화 현상을 나타내었다. 그렇지만 이 합금의 β변태온도인 약 950 °C 이상에서는 최대 응력에 도달 후 거의 일정한 응력 상태가 유지되는 것을 알 수 있으며, 최대 응력도 거의 유사한 값을 갖는 것을 알 수 있다. 또한 변형속도가 증가함에 따라 최대 응력값도 증가하는 것을 알 수 있다.

변형률 0.2와 0.4에 대하여 서로 다른 변형속도에서 시험 온도에 따른 유동응력값의 변화를 그림 3에 나타내었다.

800 °C ~ 900 °C의 영역에서는 유동응력이 급격히 감소하였는데, 그 정도는 변형속도가 증가할수록 더욱 커졌다.

그렇지만 β변태 온도 근처인 약 950 °C 이상에서는 유동 응력의 변화가 크지 않은 것으로 나타났다. 따라서 α+β 영역에서 유동응력은 온도에 크게 의존하지만 β영역에서는 유동응력은 온도에 따라 큰 변화가 없는 것으로 나타났다. 이와 같은 양상은 Semiatin 등⁵⁾이 Ti6242 합금에서,

Seetharaman 등⁵⁾이 Ti64 합금에서 관찰한 결과와 매우 잘 일치한다. 또한 β영역에서보다 α+β영역에서 유동응력의 온도 의존성이 높기 때문에 β영역에서의 활성화에너지는 낮을 것으로 추측할 수 있다.

3.2. 구성방정식 모델

재료의 고온 변형은 열적 활성화 과정으로 변형속도($\dot{\epsilon}$), 유동응력(σ) 및 온도(T)의 관계를 이용하여 유동 응력곡선에 대한 분석을 행하였다. 유동응력의 온도와 변형속도에 대한 의존성은 일반적으로 널리 알려진 Zener-Holloman⁶⁾ 관계식을 이용하여 나타낼 수 있다. 소성가공경화는 Arrhenius 속도법칙을 사용하여 속도과정으로 취급할 수 있는데, 이는 다음과 같이 나타내어 진다.

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma) \exp(-Q/RT) \tag{1}$$

여기서 Q는 활성화에너지, T는 절대온도, R은 기체상수이다. 이 관계식은 응력과 온도에 무관하게 Q값이 일정할 때 유용하다. 그러나 넓은 범위의 변형, 변형속도 또는 상변태를 포함하는 온도에 대하여 적용한다면 이와 같은 관계식은 부적절할 수도 있다. 그런 경우 Q는 온도 또는 변형속도에 따라 바뀐다. 그리고 원래의 Arrhenius 속도 법칙에 따르면 열적 변화만이 활성화 장벽을 극복할 수 있다. 이는 타당하지 않을 수도 있는데, 소성변형에서 작용 응력은 전위 이동에 대한 장벽을 극복하는데 열적 변화와 함께 작용되기 때문이다. 열간가공 조건에서 응력, 온도 및 변형속도의 상관 관계를 Sellars와 Tegart 등⁷⁾이 제시하였는데 그 식은 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

여기서 A, α, n은 상수이다. 앞의 식 (1)과 조합하여 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$f(\sigma) = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = Z \tag{3}$$

여기서 Z는 Zener-Holloman 계수이다. 낮은 응력($\alpha\sigma < 1.0$)에서는 식 (3)은 크립거동을 설명하는데 사용하는 다음의 식으로 나타내어 진다.

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp(-Q/RT) \tag{4}$$

높은 응력($\alpha\sigma > 1.0$)에서는 다음과 같은 지수 관계로 나타내어 진다.⁸⁾

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \tag{5}$$

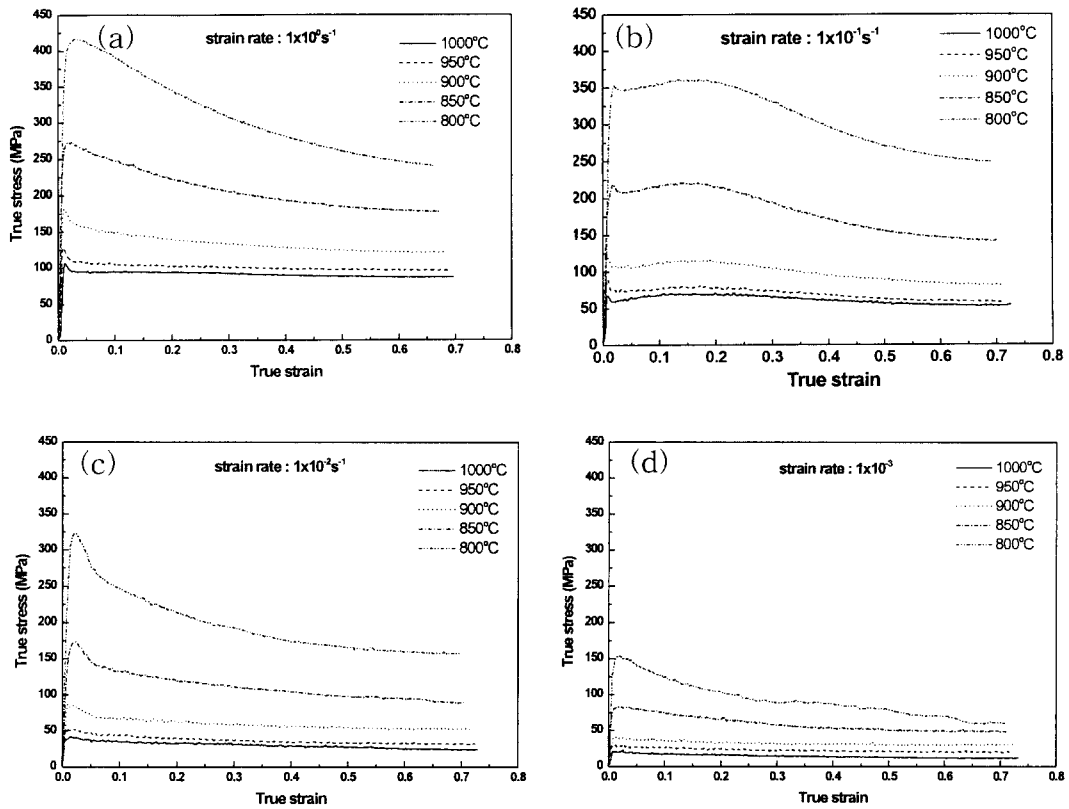


Fig. 2. True stress-true strain curve for different temperatures at a strain rate of $10^0 s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$, $10^{-2} s^{-1}$ and $10^{-3} s^{-1}$.

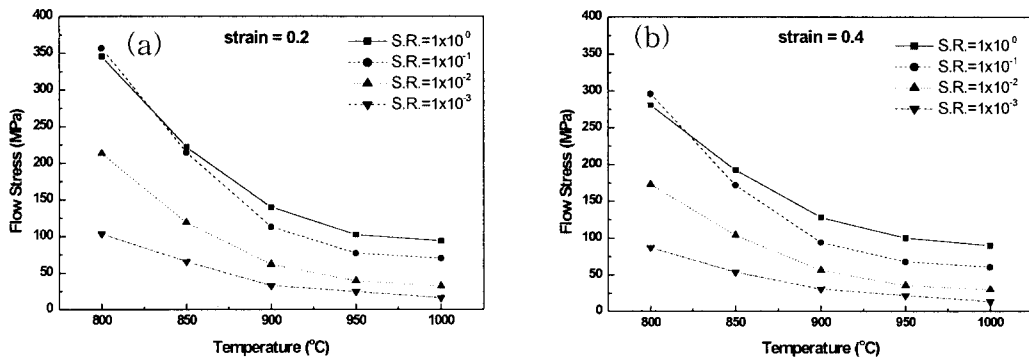


Fig. 3. The variation of flow stress with temperature at different strain rates for strain levels of (a) 0.2 and (b) 0.4.

Table 2. Tensile properties of the Ti6246 alloy at room temperature.

| Y.S.(MPa) | U.T.S(MPa) | Elong.(%) | R.A.(%) |
|-----------|------------|-----------|---------|
| 1,080 | 1,200 | 16.0 | 49.0 |

상수 n , α 는 $\beta = n\alpha$ 의 관계가 있다. 이 모델의 타당성을 시험하기 위해 네 개의 상수값, 즉 Q , α , A 및 n 값을 결정하여야 한다.

유동곡선에서 얻은 유동응력, 온도, 변형속도의 관계를 식 (2), (4), (5)에 적용시킨 결과를 그림 4에 나타내었다. 여기에 나타난 바와 같이 본 연구에서 사용된 Ti6246 합금의 경우에는 실험 온도 범위에서 (4) 식으로 표현된 역

수 법칙이 가장 잘 일치하는 것을 알 수 있다. 역수 법칙 (4)로부터 구한 n 값은 800°C, 850°C, 900°C, 950°C, 1000°C에서 각각 4.5, 4.7, 4.5, 4.2, 3.5로 다른 관계식에 비하여 비교적 잘 일치하는 것으로 나타났다. 따라서 Ti6246합금의 유동곡선은 역수 법칙으로 유동응력, 변형속도 및 온도와의 관계를 설명하는 것이 적절하다고 할 수 있다. Ti6246합금의 열간가공시 필요한 활성화 에너지 Q 값은 그림 5에 나타낸 것과 같이 일정한 변형속도에서 $\ln\sigma$ 와 실험온도의 역수 ($1/T$) 그래프의 기울기로부터 구할 수 있다. 이 때의 활성화에너지 값은 평균 445kJ/mol 이었다. 이 값은 S. Tangrila 등⁹⁾이 Ti-6Al-4V (ELI) 합금에 대하여 조사한 251kJ/mol보다 높게 나타났는데 이는 동적재

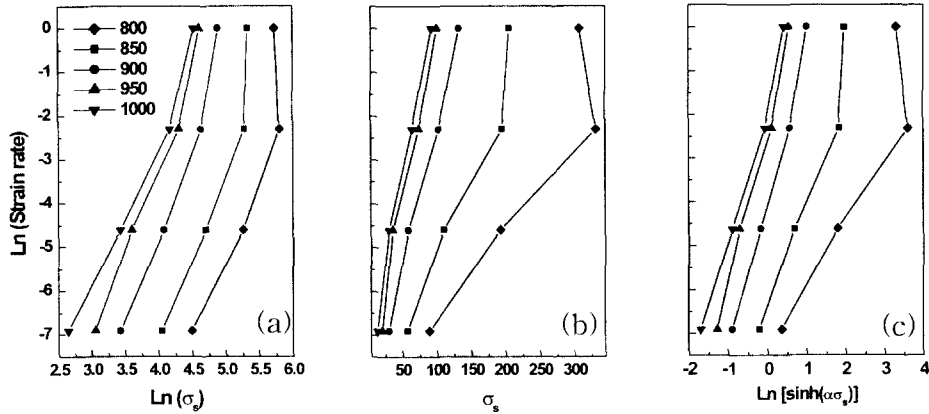


Fig. 4. Dependence of flow stress on strain rate at various temperatures : (a) power law (b) exponential law (c) hyperbolic sine law.

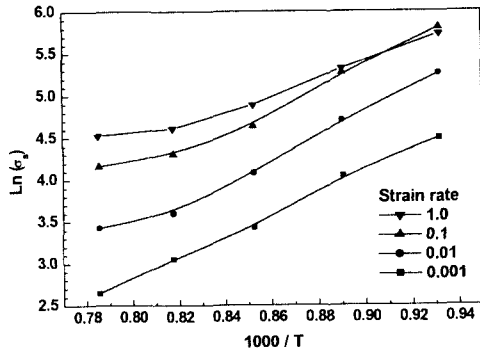


Fig. 5. Ln(flow stress) vs. 1/T for different strain rate.

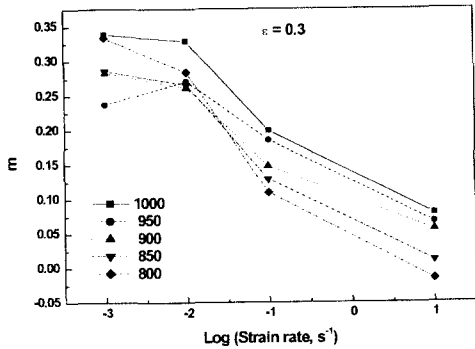


Fig. 6. The variation in the strain rate sensitivity as a function of strain rate.

결정의 발생에 기인한 것으로 여겨진다.

유동 응력(σ)을 power law 관계식으로 나타낼 때 변형 속도 민감도 계수(m)는 일반적으로 변형속도($\dot{\epsilon}$)와 온도의 함수로 나타낼 수 있다. 이를 수식으로 표현하면 다음과 같이 나타내어진다.

$$\sigma = k(\dot{\epsilon})^m \quad (6)$$

$$m = f(\dot{\epsilon}, T) \quad (7)$$

변형속도와 온도의 함수로써 변형속도 민감도 계수를 구하기 위해서는 서로 다른 온도에서 변형속도에 따른 유동응

력을 log함수로 나타내고, 그 곡선의 기울기를 구하면 된다. 변형속도 민감도 계수의 변화를 그림 6에 나타내었는데, 여기서 m 은 일정한 온도에서 변형속도의 함수로 나타내어진다. 여기에 나타나 있듯이 변형속도 민감도는 모든 변형속도에서 온도가 증가함에 따라서 일반적으로 증가하는 것을 알 수 있다. 그리고 온도가 증가함에 따라서 변형속도 민감도는 변형속도에 대한 의존성이 감소하지만 900°C 이하의 낮은 온도 영역에서는 변형속도에 따라 크게 달라지는 것을 알 수 있다.

3.3. 미세조직 분석

Ti6246합금의 고온 변형에 따른 미세조직 변화를 광학현미경을 이용하여 분석하였다. 그러나 여기에서는 등축의 α 상과 변태된 β 상의 입자크기, 형상 변화 등이 있는 몇 개의 미세조직만을 선택하여 그림 7과 8에 나타내었다. 900°C와 1000°C에서 변형속도에 따른 미세조직의 변화를 나타내었는데, 변형이 각 상들에 있어서 균일하게 분포되어 있지 않은 것을 알 수 있다. 이것은 변형시 α 상의 경우에는 단지 소량의 가공경화가 일어나는 반면 β 상은 항복응력이 낮아 심하게 변형되기 때문이다. 그렇지만 동적재결정과 동적회복이 모두 일어난 것을 알 수 있다.

변형온도가 Ti6246합금의 $\alpha + \beta$ 영역인 900°C의 경우에는 변형속도 10^{-2} s^{-1} 까지는 미세조직에 있어서 원래의 조직과 큰 변화가 없었다. 그러나 변형속도가 10^{-3} s^{-1} 에서는 등축의 α 상이 변형방향에 수직인 방향으로 연신되어 불규칙한 형상으로 변한 것을 관찰할 수 있었다. 특히 입자크기가 작은 α 상들이 보다 길게 연신되면서 불규칙한 형상으로 변하였다. 일부 α 상 입자들은 이 들끼리 합체되어 조대화가 일어나는 것도 관찰할 수 있었다. 변형온도가 이 합금의 β 영역인 1000°C에서는 완전히 변태된 β 조직만을 관찰할 수 있다. 변형속도 10 s^{-1} 의 경우 결정립계에서 재결정이 집중적으로 일어나 necklace 형태를 이루고 있고, 재결정이 일어나지 않은 입자들은 압축방향에 수직인 방향으로 길게 연신되어 있는 것을 관찰할 수 있다. 즉 변형초기에 결정립계 부위에서 동적재결정이 일어남으로써 가공연화의 경향이 나타나는 것으로 추측할 수 있다. 변형속도가 10^{-1} s^{-1} 에서

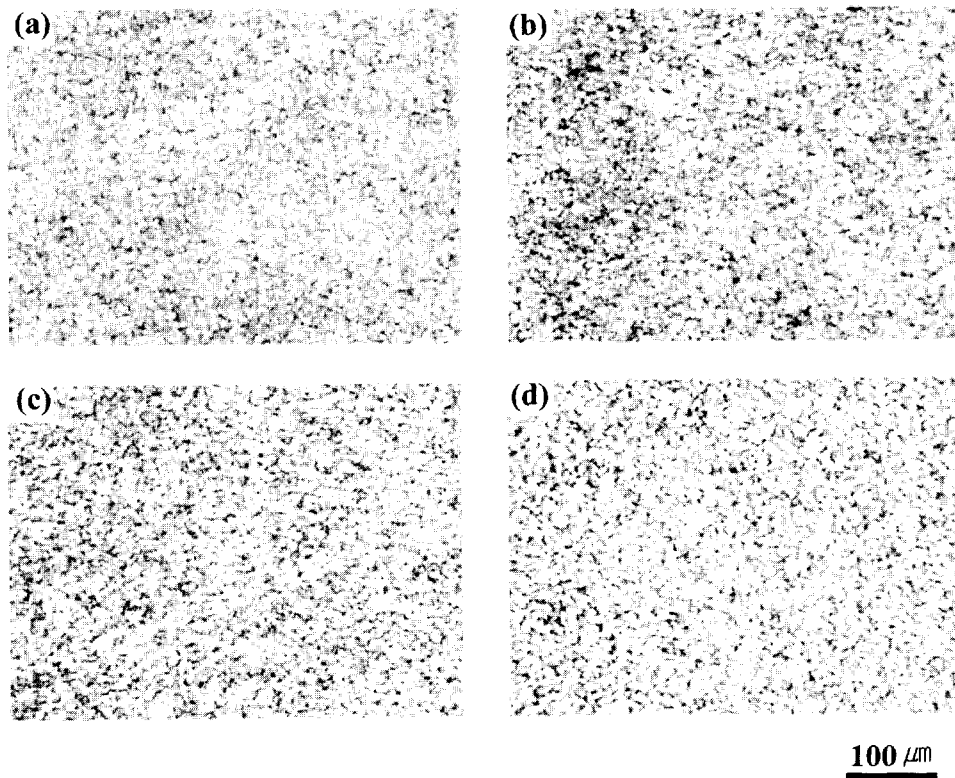


Fig. 7. Optical micrographs of deformed specimens at 900°C (a) $10^0 s^{-1}$ (b) $10^{-1} s^{-1}$ (c) $10^{-2} s^{-1}$ (d) $10^{-3} s^{-1}$.

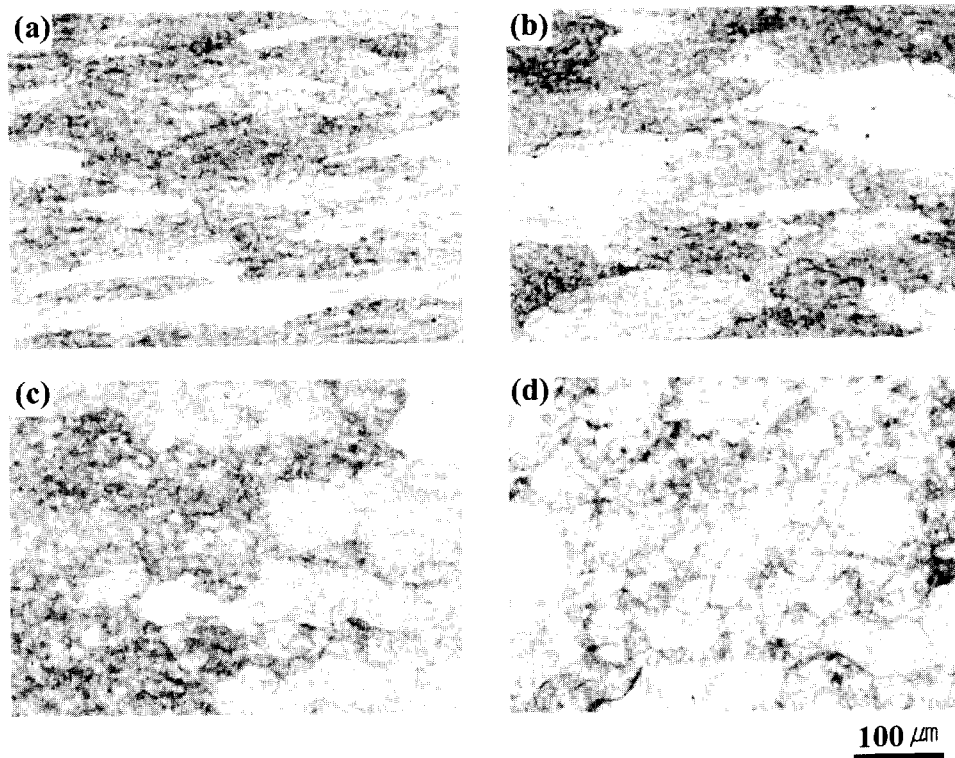


Fig. 8. Optical micrographs of deformed specimens at 1000°C (a) $10^0 s^{-1}$ (b) $10^{-1} s^{-1}$ (c) $10^{-2} s^{-1}$ (d) $10^{-3} s^{-1}$.

는 보다 많은 양의 재결정이 일어났으며, $10^{-2} s^{-1}$ 에서는 동적재결정이 대부분 일어난 것을 알 수 있고, 변형속도 $10^{-3} s^{-1}$ 의 조건에서는 완전한 재결정이 일어난 것을 알 수 있다.

4. 결 론

Ti6246합금의 고온 압축 실험을 수행한 결과 다음과 같

은 결론을 얻었다.

1) 서로 다른 변형속도에서 유동응력의 시험 온도에 대한 의존성을 조사한 결과 Ti6246합금의 $\alpha + \beta$ 영역인 800°C-900°C의 영역에서는 유동응력이 급격히 감소하였으며, β 영역인 950°C 이상에서는 유동응력의 변화가 거의 일정한 것으로 나타났다.

2) 유동곡선의 해석결과 Ti6246합금의 유동곡선은 멱수 법칙으로 잘 설명되었으며, 그때의 방정식은 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp(-445,000/RT)$$

3) $\alpha + \beta$ 영역인 900°C에서는 동적재결정이 일어나지 못하고 동적회복된 상태로서 길게 연신된 변형조직을 보인 반면 β 영역인 1000°C에서는 동적재결정은 주로 입계로부터 생성되기 시작하였으며, 온도가 높고 변형속도가 느릴수록 완전한 재결정이 일어나면서 결정립들이 구상화되는 양상을 나타내었다.

참 고 문 헌

1. D. Lee and W.A. Backofen, Trans. Met. Soc. AIME, **239**, 1034 (1967).
2. J.J. Grant, W. Ioup and R.H. Kane, The Science, Technology and Application of Titanium, (ed. R.I. Faffee and N.E. Promisel), p. 607, Pergamon Press, Oxford (1970).
3. A. Arieli and A. Rosen, Met. Trans., **8A**, 1591 (1977).
4. S.L. Semiatin and G.D. Lahoti, Met Trans. **12A**, 1719 (1981).
5. V. Seetharaman, L. Boothe and C.M. Lombard, Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys, (eds. Y-W Kim et al.), p. 605, TMS, Warrendale (1991).
6. C. Zener and J.H. Holloman, J. Appl. Phys., **15**, 22 (1944).
7. C.M. Sellars and W.J. McG. Tegart, Mem. Sci. Rev. Metall., **63**, 731 (1966).
8. J. Weertman, J. Mech. Phys. Sol., **4**, 230 (1956).
9. S. Tangrila, P.K. Chaudhury, D. Zhao and J.J. Valencía, Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures, (eds. J.J. Jonas, T.R. Bieler and K. J. Bowman), p. 397, TMS, Pittsburgh (1993).