

Gamma TiAl 합금의 고온 변형거동 - 미세조직의 변화 및 변형기구

김정환· 장영원· 이종수*

(2002년 8월 2일 접수)

High Temperature Deformation Behavior of Gamma TiAl Alloy - Microstructural Evolution and Mechanisms

J. H. Kim, Y. W. Chang and C. S. Lee

Abstract

A series of load-relaxation tests and tensile tests were conducted to study the high temperature deformation mechanism of fine duplex gamma TiAl alloy at temperatures ranging from 800 to 1050°C. Results of load relaxation test showed that deformation behavior at a small imposed strain ($\epsilon=0.05$) was dominated by dislocation glide and dislocation climb. To investigate the deformation behavior at a large amount of strain, the processing map was constructed using a dynamic materials model. Two domains were characterized in the processing map obtained at a strain level of 0.6. One domain was found at the region of 980°C and 10^{-3} /sec with a peak efficiency of 48%, which was identified as a domain of dynamic recrystallization from the microstructural observation. The other was observed at the region of 1250°C and 10^{-1} /sec with a peak efficiency of 64%. The strain rate sensitivity measured indicates that the material was deformed by the superplasticity in the region.

Key Words : Gamma TiAl Alloy, Deformation, Dynamic Recrystallization, Dislocation Glide, Processing Map

1. 서론

항공기 산업이 발전하면서 융점이 높고 비강도가 우수한 재료들에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 이러한 재료 중에서도 특히 TiAl합금은 크립강도가 우수하여 항공기엔진의 turbine blade, transmission duct, nozzle

flap 등 여러 부분에 사용이 되고 있다.^(1~2) 그러나 이 TiAl 합금은 특유의 결정구조에서 기인한 전위운동의 제약에 따라 연성이 떨어지는 특징이 있으며 이것은 TiAl합금의 상업화를 가로막는 가장 큰 요인이 되고 있다. 따라서 많은 연구자들이 이 문제의 해결을 위해 합금원소의 첨가나 미세조직 제어등을 통해서 연성을 증가

* 포항공과대학교 신소재공학과

시하기 위한 연구를 진행하였다. TiAl합금의 고온변형기구에 대한 기존의 연구는 주로 (i) 600°C 근방의 연성취성 천이의 변화에 대한 기구 분석 (ii) 소성유동과 파괴 거동에 대한 연구 (iii) 건전한 제품의 제조를 위한 변형지도 작성 등에 초점이 맞추어졌다.⁽³⁻⁵⁾

현재까지 대부분의 연구자들은 power-law($\sigma = K\dot{\epsilon}^m$) 관계식이나 Zener-Holloman parameter를 이용하여 연구를 진행시켜왔다. 그러나, 이러한 연구 방법들은 재료의 현상학적인 거동을 제시한 것으로서 내부에서 일어나는 여러 변형기구(전위활주, 전위상승, 결정립계 미끄러짐, 동적재결정)들을 체계적으로 분석하기 어려웠다. 최근 장영원 등⁽⁶⁾에 의해서 제안된 비탄성 변형이론은 내부 상태변수들로부터 유도된 이론으로서, 이종수 등은⁽⁷⁻⁹⁾ 이를 이용하여 Ti-6Al-4V와 Ti₃Al-xNb 합금의 고온 변형기구들을 성공적으로 분석한 바가 있다. 그러나 TiAl 합금의 경우는 이런 연구가 시도된 적이 없어 변형기구의 연구가 미흡한 실정이다. 한편, Prasad 등은 최근 dynamic materials model을 제안하였는데 이 모델을 이용해 여러 합금계의 변형지도가 작성되었고 이를 통해 고온변형거동을 활발히 연구하였다.⁽⁹⁾ 그러나 TiAl합금의 경우는 실제 가공에서 취성영역을 피할 수 있는 iso stress contour map이 제시되었을 뿐 최적 고온가공 조건이나 효율을 제시할 수 있는 변형지도의 작성은 이루어지지 않은 상태이다.⁽⁵⁾

따라서 '본 연구에서는 앞서 언급한 비탄성 변형이론과 DMM(dynamic materials model)을 이용하여 고온변형기구를 분석하고 변형지도를 작성하여 TiAl합금의 고온변형거동을 체계적으로 제시하고자 하였다.

2. 비탄성 변형이론

Fig. 1에 비탄성 변형이론에 의한 결정립내 변형(grain matrix deformation, GMD) 및 결정립내 미끄러짐(grain-boundary sliding, GBS)의 간단한 유변학적(rheological model), 위상학적(topological model) 모델을 제시하였다. 여기서 결정립내 변형은 결정립내 소성 변형(α) 및 내부 변형(a) 그리고 전위상승(β)으로 표현될 수 있음을 알 수 있다. 이를 통해 전체 응력 관계식은 다음과 같이 표현 될 수 있다.

$$\sigma = \sigma^I + \sigma^F \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon}_T = \dot{a} + \dot{\alpha} + \dot{\beta} + \dot{g}, \quad (2)$$

- \dot{a} : internal strain rate
- $\dot{\alpha}$: plastic strain rates due to dislocation glide
- $\dot{\beta}$: plastic strain rates due to dislocation climb
- \dot{g} : plastic strain rates due to grain boundary sliding
- σ^I : the internal stress due to the long range interaction among dislocations
- σ^F : the friction stress between a dislocation and the lattice

고온에서 σ^F 는 일반적으로 σ^I 에 비해서 매우 작으며, 특히 재료의 변형이 정상상태에 도달될 경우 전위집적에 의한 결정립 내부 변형속도(\dot{a})는 무시할 수 있게 된다. 따라서 재료의 고온 구성 방정식은 $\dot{\alpha}, \dot{\beta}, \dot{g}$ 의 요소만으로 표현이 가능하게 된다. (Fig. 1)

소성변형률 속도($\dot{\alpha}$)의 구성 방정식은 내부 응력에 의한 전위의 움직임으로서 기술되어 질 수 있으며, 일축인장의 경우 (3), (4)식과 같이 표현된다.

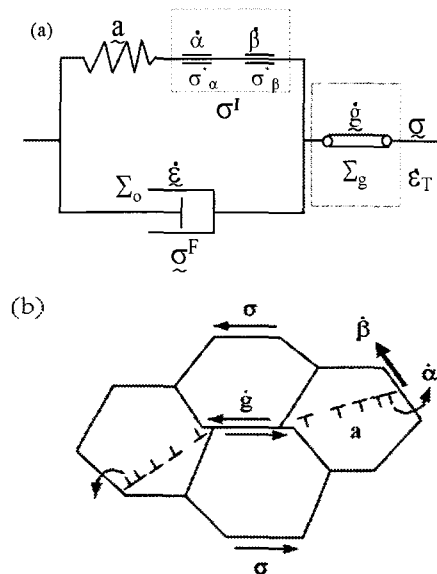


Fig. 1 An internal variable model describing the high temperature deformation: (a) a rheological model and (b) a topological model.

$$(\sigma_{\alpha^*}/\sigma^I) = \exp(\dot{\alpha}^*/\alpha)^p \quad (3)$$

$$\dot{\alpha}^* = v(\sigma_{\alpha^*}/G)^n \cdot \exp(-Q_{\alpha^*}/RT), \quad (4)$$

- p and n¹ : material constants
- σ_{α^*} : internal strength variable

$\dot{\alpha}^*$: conjugate reference strain rate
 ν^1 : jump frequency
 Q^1 : activation energy for dislocation glide
 G : internal modulus

이와 더불어 결정립계 미끄러짐 현상은 전위들이 격자 사이를 지나갈 때의 점성유동과 근본적으로 유사하다고 볼 수 있으며, 결과적으로 결정립계 미끄러짐의 구성방정식은 지수관계 (power law relation)의 아래 식 (5), (6)과 같은 형태를 갖게 된다.

$$(\dot{g}/\dot{g}_0) = [(\sigma - \Sigma_R)/\Sigma_R]^{n^R} M_R \quad (5)$$

$$\dot{g}_0 = \nu_R (\Sigma_R/\mu_R) n^R \exp(-Q^R/RT), \quad (6)$$

M_R and n^R : material constants
 Σ_R : static friction stress
 \dot{g}_0 : conjugate reference rate
 ν_R : jump frequency
 μ_R : internal modulus
 Q^R : activation energy for GBS.

결정립내 변형률 속도($\dot{\alpha}$)와 같이 전위상승에 의한 변형률 속도($\dot{\beta}$)는 전위의 움직임으로 기술되어지며 다음과 같이 표현 된다.

$$(\sigma_{\beta}^*/\sigma^1) = \exp(\beta^*/\beta)^p \quad (7)$$

$$\beta^* = \nu^1 (\sigma_{\beta}^*/G) n^1 \exp(-Q_{\beta}^1/RT) . \quad (8)$$

3. 실험 방법

3.1 시편 및 가공열처리

실험에 사용한 γ TiAl 합금은 UES (Dayton, OH)사에서 구입한 14mm 두께의 단조품이며 화학조성은 Ti-46Al-1.9Cr-3.0Nb 0.18W 0.16B-0.13C (at. %)였다.

미세한 등방성 조직을 얻기 위해서 as received 조직을 1280°C에서 3시간 유지한 후 800°C까지 로딩을 하였고 다시 상온까지 공냉을 하였다. 그 후 다시 900°C에서 24시간 열처리를 하였고 최종적으로 Fig. 2와 같이 평균 결정립 크기가 13 μ m인 duplex 조직을 얻었다. Fig. 2(a)에서는 결정립안에 annealing twin이 생성되어 있음을 알 수 있었다. Fig. 2(b)는 back-scattered electron (BSE) 이미지로서 γ (dark), α_2 (light gray) 그리고 β (white)상들의 존재를 확인할 수 있다. α_2 상은 결정립

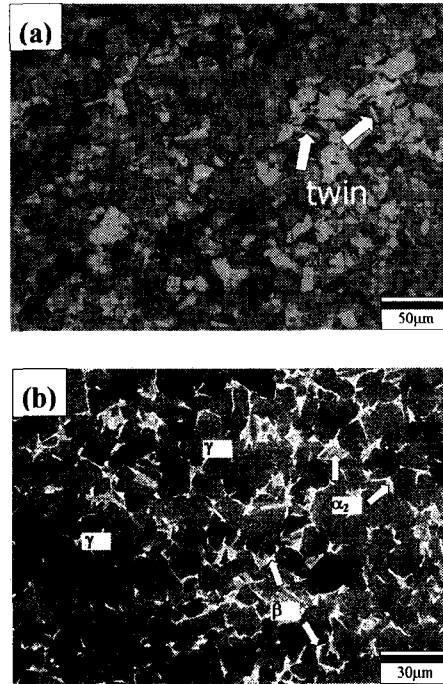


Fig. 2. Initial microstructure of heat-treated TiAl specimen; (a) optical image, and (b) back scattered electron image.

사이에 존재하고 있으며 상분율은 8~10%로 측정이 되었다. β 상의 결정립은 매우 작은 입자나 필름의 형태로 존재하며 분율은 2%이하로 나타났다.

3.2 응력이완 실험

유동응력과 그와 관련된 재료 상수들을 얻기 위하여 800~1020°C 사이에서 응력이완 실험을 수행하였다. 실험장비는 Instron 1361을 사용하였으며 실험 도중 온도 편차를 $\pm 0.5^\circ\text{C}$ 이내로 유지하였다. 시편은 길이 27mm, 너비 4mm, 폭 3mm의 판상시편을 사용하였다.

3.3 고온압축 실험

본 연구에서 고온압축 실험은 열간가공재현시험기 (Thermecmaster Z)를 사용하였으며, 시편은 직경 8mm, 높이 12mm의 원통형 시편을 사용하였고 시편과 다이 (Si_3N_4)사이에 운모판을 부착하여 마찰과 열손실을 최소화하였다. 시험 온도는 800°C, 900°C, 980°C, 1050°C, 1150°C, 1250°C의 6조건으로 설정 하였으며 변형률 속도 또한 $10^{-4}/\text{sec}$, $10^{-3}/\text{sec}$, $10^{-2}/\text{sec}$, $10^{-1}/\text{sec}$, $1/\text{sec}$, $10/\text{sec}$ 의 6조건이었다. 변형 후 시편을 급속 냉각한 후 압축축에 평

행으로 절단하여 미세조직을 관찰하였다.

4. 실험결과

4.1 Load-relaxation tests ($\epsilon=0.05$)

Fig. 3은 여러 온도에서 응력이완 실험을 통해 얻어진 duplex TiAl 합금의 응력-변형률속도 곡선을 보여주고 있다. 온도가 증가 할수록 유동 응력은 낮아지며 변형률 속도는 빠른쪽으로 이동하고 있다. 또한 980°C 이 상의 높은 온도에서는 변형률 속도가 $10^{-5}/\text{sec}$ 이하로 낮아질 때 유동응력이 급격히 떨어지고 있음을 알 수 있다.

800°C와 880°C에서 얻어진 data들을 전위의 활주를 나타내는 식(3)을 이용하여 맞추어 보았다. Fitting은 비선형 회귀방법에 의해 이루어졌으며 구성방정식의 변수값들은(σ_{α}^* , $\dot{\alpha}^*$, p) Table 1에 정리하였다.

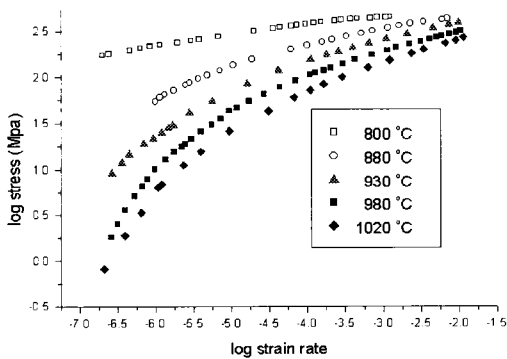


Fig. 3 The flow stress-strain rate curves of TiAl alloy obtained by load-relaxation tests at various temperatures ($\epsilon=0.05$)

Table 1 Constitutive parameters determined from load-relaxation tests at various temperature

Temp. (°C)	Dislocation glide			Dislocation climb		
	$\log \sigma_{\alpha}^*$	$\log \dot{\alpha}^*$	p	$\log \sigma_{\beta}^*$	$\log \dot{\beta}^*$	p
880	2.958	-3.030	0.15			0.15
930	2.971	-2.233		6.864	0.274	
950	2.950	-2.159		6.937	0.920	
980	2.934	-1.822		7.560	1.251	
1020	2.911	-1.428		7.788	1.451	

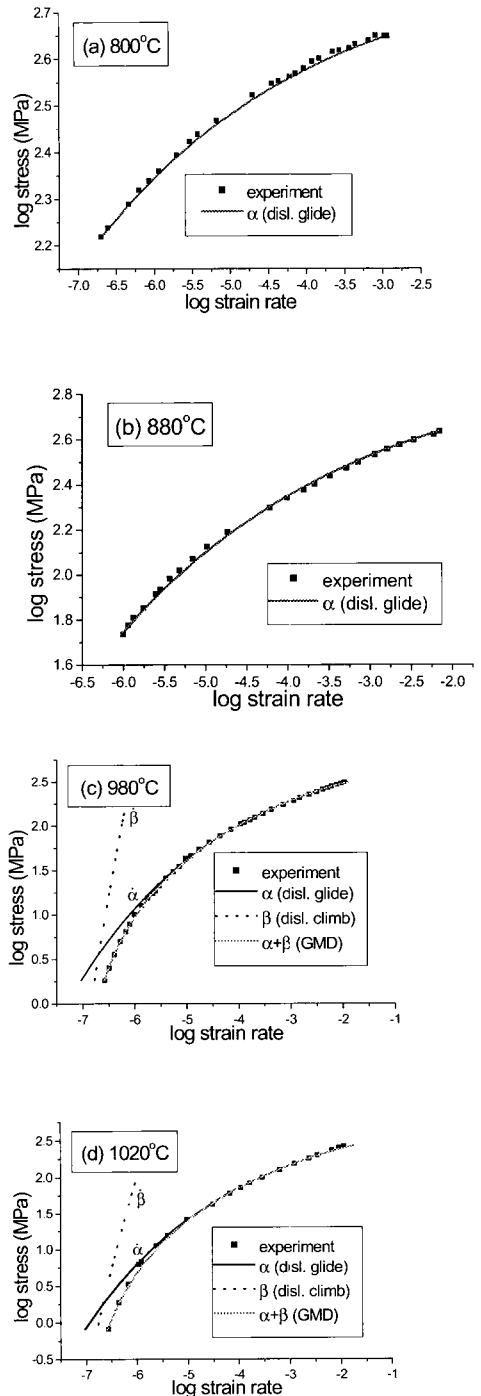


Fig. 4 Experimental flow data (■) obtained by load-relaxation tests, and predicted curves based on the internal variable theory ($\epsilon=0.05$)

Fig. 4에서 실선은 식(3)을 바탕으로 맞춘 곡선이며 이들은 strain rate의 전 범위에 걸쳐 data 값들과 잘 일치하고 있다. 한편, 980°C와 1020°C에서 얻어진 data 값들은 전위활주 식(3)을 이용한 곡선들과 일치하지 않고 있는데, 특히 낮은 변형률 속도에서 그 경향이 두드러지고 있다. (Fig. 4 c, d) 이것은 온도가 상승하면서 전위활주 이외에 다른 변형기구가 작용하고 있음을 의미하는데 이전의 연구들에서 전위상승(dislocation-climb, β -element) 기구가 가장 가능성이 있는 기구로 보고되고 있다.⁽¹⁰⁻¹¹⁾

전위상승의 효과를 독립적으로 기술하기 위해 전위상승의 속도식 (7)의 변수 값들 (σ_B^* , β^* , and p)을 실험값에 맞추어 구하였다. 이 값들을 이용하여 전위상승 속도식을 plotting 하여 Fig. 4 (c)와 (d)의 점선으로 보였다.

한편, 일반적으로 결정립계 미끄러짐 현상은 응력 변형률 속도 곡선을 아래로 오목한 형태로 만든다고 알려져 있는데^(6,12), 본 실험 결과에서는 모든 온도 구간에서 이런 오목한 모양이 보이지 않았다. 따라서 결정립계 미끄러짐에 의한 영향은 거의 나타나지 않는 것으로 나타났다.

4.2 Hot compression tests

Fig. 5는 고온 압축실험 후 얻어진 실험 결과를 보여주고 있다. Fig. 5(a)에서 800°C의 유동곡선은 비교적 큰 유동 없이 안정상태(steady state)를 보여주고 있는 반면 900~1050°C의 유동곡선들은 연화거동(flow softening)을 보여주고 있다. 그러나 온도가 1150°C 이상으로 올라가면 이 연화거동은 다시 약해지고 안정상태의 유동곡선을 나타낸다. 위의 결과로부터 900~1050°C의 온도구간에는 특정한 연화기구가 작동하고 있음을 예상할 수 있다.

한편 온도를 980°C로 고정하고 strain rate를 변화시킨 곡선들을 보여준다. Fig. 5(b)에서 빠른 변형률 속도(10^1 /sec)에서 얻어진 유동응력은 변형초기에 가공경화 현상을 보여주지만 변형률이 0.2를 넘어서면서 점차적으로 동적회복에 의한 연화거동을 나타냈다. 한편, 낮은 변형률 속도 (10^{-2} /sec)에서 얻어진 유동 곡선들은 가공경화 거동을 보이지 않았으며 변형률이 증가함에 따라 응력이 꾸준히 감소하여 안정상태에 도달하게 되었다.

4.3. Processing map

Processing map은 온도와 변형률 속도를 양 축으로 하여 파워 분산효율(η)을 표현한 변형지도로서 일반적으로 등고선의 형태로 표현된다. 무차원 파라미터인 η

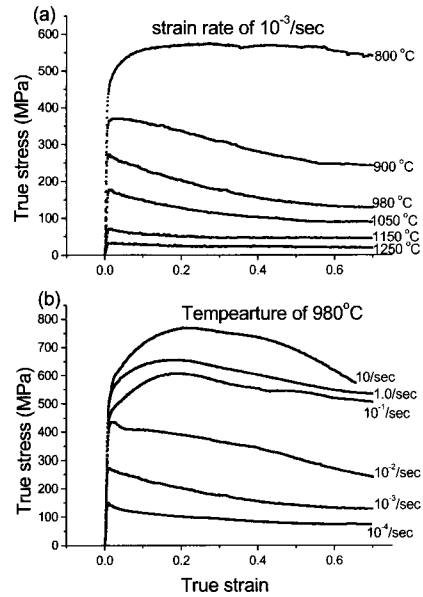


Fig. 5. True stress-true strain curves obtained from compression tests at (a) different temperatures, and (b) different strain rate.

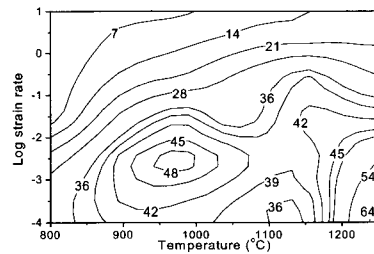


Fig. 6 Power dissipation efficiency map obtained for TiAl alloy at a strain of 0.6. Contour numbers represent percent efficiency of power dissipation

는 가공소재의 에너지 분산 특성을 선형 분산자의 분산 특성과 비교한 값으로서 $2m/(m+1)$ 로 계산되어 진다 (m = strain rate sensitivity). Processing map에 대한 자세한 설명과 제작 방법은 Ref. [9]에 제시되어 있다.

본 연구에서는 Prasad 등에 의해 제시된 dynamic materials model이론⁽⁹⁾을 이용하여 800~1250°C 구간의 온도와 10^{-4} /sec~10/sec의 변형률 속도 구간에서 processing map을 작성하였다. Fig. 6은 0.6의 변형률에서 얻어진 processing map을 보여주고 있다. 낮은 온도 (98

0°C 이하)와 빠른 변형률 속도 ($10^1/\text{sec}$ 이상)의 영역에서는 분산효율이 매우 낮고 높은 온도(1050°C 이상)와 낮은 변형률 속도($10^2/\text{sec}$ 이하)에서는 분산효율이 높았다.

4.4. Instability map

Ziegler 등⁽¹³⁾은 소성불안정성의 조건을 다음과 같은 식으로 정의 하였다.

$$\frac{dD}{d\dot{\epsilon}} < \frac{D}{\dot{\epsilon}} \quad (9)$$

여기서 D 는 재료의 구성거동(constitutive behavior)을 특징짓는 함수로서 분산된 파워의 크기로 주어지게 된다. 외부에서 재료에 가해진 총 파워는 재료에서의 열 방출을 의미하는 G content와 미세조직의 변화에 따른 파워 분산을 의미하는 J co content ($J = \dot{\epsilon} m / (m+1)$)로 나누어 지는데 여기서 D 는 J 로 대체 될 수 있다.⁽⁹⁾ 따라서 식(9)는 다음과 같이 표현 된다.

$$\frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (10)$$

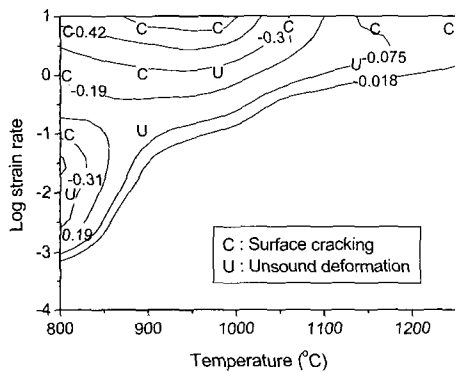


Fig. 7. Instability map of TiAl alloy obtained at a strain of 0.6. Contour numbers represent the value of instability parameter given by Eq. (10)

여기서 식(10)의 좌측 항은 함수 $\xi(\dot{\epsilon})$ 으로 표시가 가능하며 재료 내에서 미세조직적 불안정성이 발생할 경우 이 값이 음수를 띠게 된다. 변형률 속도와 온도에 따른 $\xi(\dot{\epsilon})$ 함수의 변화를 변형률 0.6에서 구한 후 이를 소성 불안정성 지도로 Fig. 7에 제시하였다. 여기에서 C

는 surface cracking을, U 는 shear localization, grain boundary cavity 또는 intergranular cracking 등을 의미하는 표시이다.

5. 고찰

5.1 Processing map at a strain of 0.6

변형률 0.6에서의 processing map은 극대점을 가지는 2개의 뚜렷한 도메인을 보여주고 있다. 하나는 980°C , $5 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 에서 최대 48%의 효율을 가지고 있고 다른 하나는 1250°C , $10^1/\text{sec}$ 에서 최대 64%의 효율을 보이고 있다. 미세조직을 분석해 본 결과 전자는 동적재결정에 의한 것이고 후자는 초소성 현상에 의해 발생한 것으로 밝혀졌으며 자세한 내용은 다음과 같다.

(1) Domain at 980°C and $5 \times 10^{-3}/\text{sec}$

이 도메인은 $0.7T_m$ 의 온도 부근에 존재하며 분포가 넓고 경사가 완만한데 이것은 동적재결정의 일반적인 특징과 일치하고 있다.⁽⁹⁾ Fig. 8은 980°C 에서 변형률속도를 다르게 한 후 0.6의 변형률까지 압축실험을 수행한 시편의 미세조직사진을 보여준다. $10^{-1}/\text{sec}$ 의 조건(Fig. 8a)에서는 압축 축에 수직인 방향으로 연신된 결정립들이 보여지는데 이것은 전위의 활주에 의해서 발생한 것으로 앞서 응력이완 실험을 통해 해석된 결과와 동일한 결과이다.

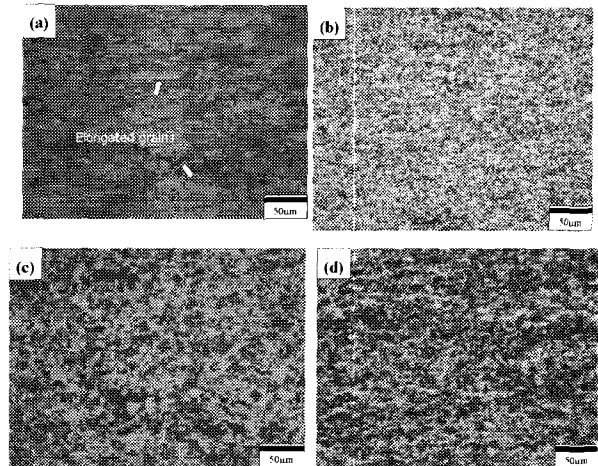


Fig. 8 Microstructures of TiAl specimen deformed to a strain of 0.6 at 980°C ; (a) $10^{-1}/\text{sec}$, (b) $10^{-3}/\text{sec}$, (c) $10^{-4}/\text{sec}$ and (d) 1050°C , $10^{-3}/\text{sec}$. The compression axis is vertical

반면 높은 온도와 낮은 변형률 속도의 조건 ($980^{\circ}\text{C} + 10^{-3}/\text{sec}$, $980^{\circ}\text{C} + 10^{-4}/\text{sec}$, $1050^{\circ}\text{C} + 10^{-3}/\text{sec}$)에서는 결정립 미세화가 발생했음을 알 수 있는데 이것은 동적재결정에 의한 효과로 보여진다. (Fig. 8 b,c,d) 결정립 미세화 현상은 980°C , $10^{-3}/\text{sec}$ 조건에서 가장 활발했는데 이러한 결과는 980°C , $5 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 의 도메인이 동적재결정에 의한 것이라는 좋은 증거이다.

(2) Domain at 1250°C and $10^{-1}/\text{sec}$

일반적으로 $0.7-0.8T_m$ 그리고 $10^{-3}/\text{sec}$ 이하의 변형조건에서는 초소성이나 wedge cracking등이 나타난다고 알려져 있다.⁽⁹⁾ 이 두 현상은 60%이상의 높은 파워 분산효율과 급한 기울기의 등고선으로 특징지어진다. 그림 9는 1250°C , $10^{-4}/\text{sec}$ 조건에서 압축실험을 수행한 시편의 미세조직 사진으로서 wedge cracking의 생성은 관찰되지 않았다. 위 실험조건에서 변형률 속도 민감도 계수(strain rate sensitivity)는 0.5 정도로서 초소성 변형에 적합한 조건을 만족하고 있다. 또한 Mukherjee 등은 이와 비슷한 실험 조건인 1250°C , $8 \times 10^{-5}/\text{sec}$ 에서 330% 이상의 높은 연신율을 보고한 바 있다.⁽¹⁴⁾ 비록 본 연구에서는 실험장치의 제약으로 초소성 변형을 확인하지는 못하였으나 위의 사실들로부터 1250°C , $5 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 의 도메인이 초소성 변형이 매우 잘 일어나는 구간으로 예측되었다.

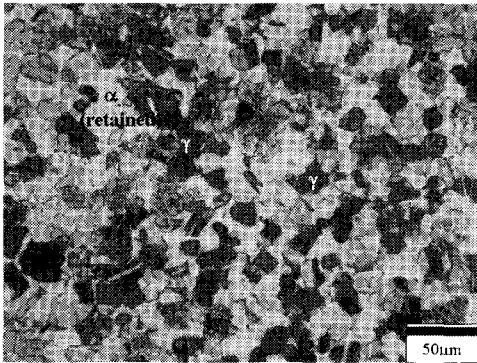


Fig. 9 Microstructures of TiAl specimen deformed to a strain of 0.6 at 1250°C and $10^{-4}/\text{sec}$. The compression axis is vertical

한편, Fig. 6의 processing map은 $10^{-3}/\text{sec}$ 이하의 낮은 변형률 속도에서 온도가 1150°C 에서 1250°C 로 증가함에 따라 파워 분산 효율이 급격하게 증가하는 것을 보여 주고 있다. 이러한 급격한 효율의 증가는 변태 ($\alpha_2 + \gamma \rightarrow \alpha$)가 1150°C 근방에서 발생하고 이에 따라 α 상의 분율이 증가하기 때문이다. α 상은 삼중점에서의 변형을 슬립을 통해 수용하고 상의 결정립 조대화를 막아 결정립계 미끄러짐을 활성화 시키는 것으로 알려져 있다.⁽¹¹⁾

따라서 이 실험 조건에서의 높은 파워 분산 효율은 α 상의 증가에 의해 촉진된 결정립계 미끄러짐 현상에 기인한 것으로 보여진다.

한편 $10^{-4}/\text{sec}$, 1150°C 근방의 분산효율은 상대적으로 낮다. 이 온도는 변태 ($\alpha_2 + \gamma \rightarrow \alpha$) 시작 근방으로서 α 상의 분율이 매우 낮은 지점이다. 따라서 γ 상의 성장을 효과적으로 막기 어려울 것으로 예상된다. 실제로 Fig. 10은 이 실험 조건에서 γ 상이 최대 $100\mu\text{m}$ 까지 성장했음을 보여주고 있다. 따라서 위 실험 조건에서의 낮은 분산 효율은 장시간의 고온환경 노출과 낮은 α 상분율에 기인한 결정립의 조대화 때문으로 생각된다.

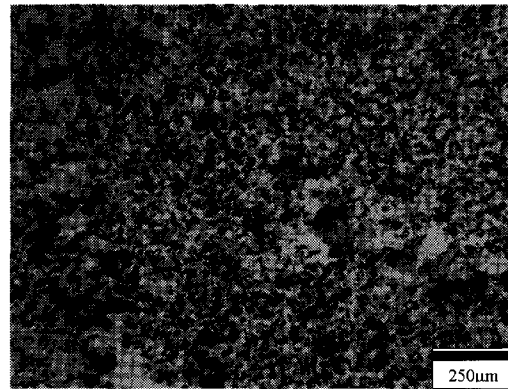


Fig. 10 Microstructures of TiAl specimen deformed up to a strain of 0.6 at 1150°C and $10^{-4}/\text{sec}$. The compression axis is vertical

5.2 Deformation mechanisms

응력이완 실험 결과와 비탄성 변형이론을 이용한 분석을 통해 미소 변형량을 가했을 때의 2상 gamma TiAl의 고온변형기구는 전위의 활주와 상승에 의한 결정립내 변형임을 알 수 있었다. 특히 결정립내 변형에서 전위상승에 의한 기구는 980°C 이상의 높은 온도와 낮은 변형률 속도에서만 나타났다. Processing map과 미세조직 분석을 통해 980°C , $10^{-3}/\text{sec}$ 근방의 조건에서 동적 재결정이 가장 활발히 진행된다는 것을 알 수 있었으므로 이 조건에서 변형률 0.8까지 변형 시킨 시편을 이용하여 980°C 에서 추가적인 응력이완 실험을 수행하였다. Fig. 11은 위의 실험 결과를 통해 얻은 유동곡선으로 0.05의 미소 변형시 얻었던 것과는 완전히 다른 아래로 오목한 형태의 곡선이 얻어졌다. 위 곡선을 비탄성 변형 이론을 통해 분석해보면 $10^{-5}/\text{sec} \sim 10^{-6}/\text{sec}$ 구간에서 전체변형이 결정립내 변형과 함께 다른 변형기구가 크게 작용함을 알 수 있다. 이러한 오목한 형태의 유동곡선은 초소성

변형이 잘 되는 미세립 Ti-6Al-4V 합금을 이용한 이전의 응력이완 실험에서도 현저하게 보이는데⁽⁸⁾ 미세조직을 분석한 결과 결정립계 미끄러짐(grain boundary sliding)이 결정립내 변형과 함께 작용했음을 알 수 있었다. 따라서 본 연구에서도 모퉁한 형태의 곡선이 나타난 것은 결정립계 미끄러짐이 크게 작용한다는 사실을 암시하고 있다. 이것은 이 재료에 대한 초소성변형이 1250°C보다 훨씬 낮은 온도구간에서도 동적재결정을 이용하면 가능하다는 사실을 나타내고 있다.

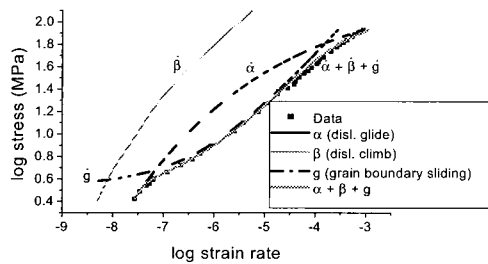


Fig. 11 The flow curves of pre-strained ($\epsilon=0.8$) specimen at 980°C. The notations of $\dot{\alpha}$, $\dot{\beta}$, and \dot{g} denote the strain rates of dislocation glide, dislocation climb, and grain boundary sliding, respectively

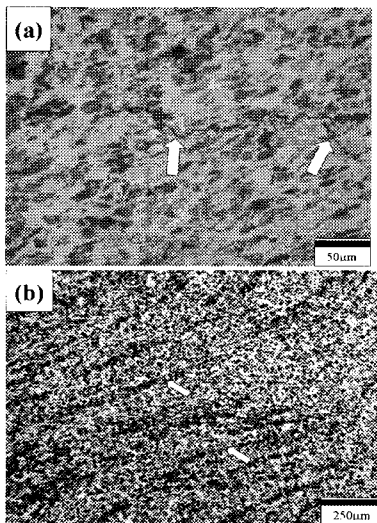


Fig. 12 Microstructure of TiAl alloy specimen deformed 800°C and $10^{-2}/\text{sec}$ and (b) 900°C and $10^{-1}/\text{sec}$, exhibiting intergranular cracking and flow localization respectively. The compression axis is vertical

5.3 Flow instabilities

Fig. 7의 instability map에서 예측된 소성불안정성을 확인하기 위해 변형후의 미세조직을 관찰하였다. 그림 12-(a)는 800°C, $10^{-2}/\text{sec}$ 에서 실험한 시편의 미세조직 사진으로서 입계균열이 발생한 것을 보여 주고 있으며, 이때의 소성불안정성 파라미터 값도 -0.31로 매우 낮게 나타났다. Fig. 12-(b)의 경우는 900°C, $10^{-1}/\text{sec}$ 에서 flow localization (사진의 검은 띠)이 나타난 것을 보여 주고 있다. 이러한 입계균열이나 flow localization 등은 재료의 물성에 악영향을 미치기 때문에 고온가공시 상기한 실험 조건들은 반드시 피해야 할 것으로 보인다. 이러한 불안정성은 모두 소성불안정성 지도에서 $\xi(\dot{\epsilon})$ 값이 음의 값을 가지는 부분에서 발생했다.

6. 결론

TiAl합금의 고온변형기구를 규명하기 위하여 응력이완 실험과 고온 압축실험을 수행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 적은 양의 변형($\epsilon=0.05$)을 준 후 응력이완 실험을 수행한 결과 변형은 주로 전위의 활주와 상승에 의해 이루어 졌다. 변형률이 증가함에 따라 동적재결정을 통한 결정립 미세화가 이루어 졌고 이는 결정립계 미끄러짐을 활성화 시켰다. 따라서 많은 양의 변형을 받은 경우 ($\epsilon=0.8$) 전체변형은 전위활주, 전위상승, 결정립계 미끄러짐 등으로 이루어졌고 이는 응력이완실험에서 구한 유동곡선과 잘 일치하였다.

(2) TiAl합금의 processing map을 변형률 0.6에서 작성하였다. 동적재결정과 초소성의 도메인이 나타났고 이들은 미세조직을 통해 확인되었다. 동적재결정은 980°C, $5 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 조건에서 48%의 효율을 보였고 초소성은 1250°C, $10^{-4}/\text{sec}$ 에서 64%의 효율을 보였다.

(3) 소성불안정성 지도의 작성을 통해 재료의 불안정성을 평가하였다. 미세조직 관찰을 통해 입계균열과 flow localization 등의 소성불안정성이 확인되었다.

참고 문헌

- (1) Y-W. Kim, J. Metals, 1995, vol. 47, pp. 39~41.
- (2) R.W. Hayes and B. London: Acta Metall. 1992, vol. 40, p. 2167.
- (3) S.L. Semiatin, D.C. Vollmer, S. El-Soudani, and C. Su: Scripta Metall. Mater., 1991, vol. 25, p. 1409.

- (4) H.E. Deve, A.G. Evans, and D.S. Shih: *Acta Metall. Mater.*, 1992, vol. 40, p. 1259.
- (5) M. Nobuki, T. Tsujimoto, *Iron and Steel Inst. Jpn. Int.* 31(1991), pp. 931~937.
- (6) T.K. Ha and Y.W. Chang: *Acta Mater.* 1998, vol. 46, p. 2741.
- (7) J. S. Kim, W. J. Nam, and C. S. Lee: *Metals and Materials*, 1998, vol. 4, p. 1041.
- (8) J.S. Kim, Y.W. Chang and C.S. Lee: *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29A, p. 217.
- (9) Y.V.R.K. Prasad and S. Sasidhara, *Hot Working Guide—a compendium of processing maps*, Materials Park, OH 44073-0002, ASM International, 1997.
- (10) Appel F, Lorenz U, Oehring M, Sparka U, Wagner R, *Materials Science and Engineering A*, 233 (1-2): 1-14 Aug 15, 1997.
- (11) W.J. Zhang, Z.C.C Liu, G.L. Chen, and Y.-W. Kim, *Materials Science and Engineering*, A271 : 1999, pp. 416~423.
- (12) J.S. Kim, J.H. Kim, Y.T. Lee, C.G. Park, and C.S. Lee: *Materials Science and Engineering A*, 1999, vol. A263, pp. 272~280.
- (13) H. Ziegler, in *Progress in solid mechanics*, (ed. I.N. Sneddon and R. Hill), New York, Wiley, 1965, vol.4, pp. 91~193.
- (14) W.B. Lee, H.S. Yang, Y-W. Kim and A.K. Mukherjee, *Scripta Metallurgica*, vol. 29, 1993, pp. 1403~1408.