

2 상 Ti-6Al-4V 합금, 준단상 Ti-6.85Al-1.6V 및 단상 Ti-7.0Al-1.5V 합금의 고온 변형거동에 관한 연구

김정한[#]· 염종택¹· 박노광¹· 이종수²

Constitutive Analysis of the High-temperature Deformation Behavior of Two Phase Ti-6Al-4V, Near- α Ti-6.85Al-1.6V, and Single Phase- α Ti-7.0Al-1.5V Alloy

Jeoung Han Kim, Jong Taek Yeom, Nho Kwang Park, Chong Soo Lee

(Received June 8, 2005)

Abstract

The high-temperature deformation mechanisms of a $\alpha+\beta$ titanium alloy (Ti-6Al-4V), near- α titanium alloy (Ti-6.85Al-1.6V) and a single-phase α titanium alloy (Ti-7.0Al-1.5V) were deduced within the framework of inelastic-deformation theory. For this purpose, load relaxation tests were conducted on three alloys at temperatures ranging from 750 to 950°C. The stress-versus-strain rate curves of both alloys were well fitted with inelastic-deformation equations based on grain matrix deformation and grain-boundary sliding. The constitutive analysis revealed that the grain-boundary sliding resistance is higher in the near- α alloy than in the two-phase $\alpha+\beta$ alloy due to the difficulties in relaxing stress concentrations at the triple-junction region in the near- α alloy. In addition, the internal-strength parameter (σ^*) of the near- α alloy was much higher than that of the $\alpha+\beta$ alloy, thus implying that dislocation emission/ slip transfer at α/α boundaries is more difficult than at α/β boundaries.

Key Words : Ti-6Al-4V, Internal Variable Theory, Deformation Mechanisms, Phase Volume Fraction, Boundary Strength

1. 서 론

열간단조나 압출 등은 여러 산업분야에서 다양하게 응용되고 있는 기술로서 재료의 특성과 건전성을 좌우하는 중요한 단계이다. 열간가공 프로세싱에서 발생하는 재료의 결함이나 비균질성은 생산품의 수율을 떨어뜨려 생산단가를 높이므로 이를 해소하기 위해 많은 노력이 집중 되어 왔다. 이러한 문제를 해결하기 위해서는 최적 공정조건을 찾는 것 뿐만 아니라 소재의 고온변형 기구를 명확하게 규명하여 최적의 미세조직을 얻는 것이

매우 중요하다[1~2]. 예를 들어, 대표적인 항공기 소재인 Ti-6Al-4V합금은 주조 후 제품의 구조적·화학적 균질성을 얻기 위해 단상구역(970°C 이상)에서 1차 고온성형을 하게 되는데 이를 2상조직의 온도영역으로 냉각하게 되면 $\alpha+\beta$ 의 조대한 층상조직이 얻어지게 된다. 이러한 조직은 고온 성형성을 크게 떨어뜨려 열간단조나 초소성 성형과 같은 2차 고온성형을 수행하기 어렵게 만든다. 따라서 2차 고온성형 공정이 요구하는 성형성을 확보하기 위해서는 조대한 층상의 주조조직을 미세한 등방성 조직으로 분쇄(breakdown)하는 중간 단

1. 한국기계연구원, 신기능재료연구부/소재성형센터

2. 포항공과대학교, 신소재공학과

교신저자 : 한국기계연구원

E-mail:kjh1754@kmail.kimm.re.kr

계의 공정이 필요한데, 이 분쇄공정중 미세조직 변화가 소재의 최종물성 결정에 큰 영향을 미친다. 따라서, 조대 층상조직의 미세립화 공정과 이의 변형기구 분석에 대하여 많은 시도가 있었으나[3-4], 2상 조직 합금에서는 고려해야 할 미세조직 인자가 매우 많아 (결정립도, 상분율, 계면특성, 미세조직 형상 등) 재료의 기계적 물성에 미치는 영향을 정량적으로 정확히 분석하기 어려운 실정이다.

김지식 등은 Ti-6Al-4V합금의 고온변형에 미치는 각 구성상들의 영향을 연구하여 α/β 계면의 미끄러짐이 α/α 또는 β/β 계면에서 보다 더 용이하다고 제시하였다[5]. 그러나 이는 열처리를 통해 얻어진 비평형상을 고온환경에 노출하여 응력이완 실험을 수행한 결과로서 미세조직 안정성 문제로 실험결과에 많은 의구심이 제시되어왔다. 또한 각각의 구성상들이 $\alpha+\beta$ 이상구조 합금의 유동응력에 미치는 영향을 제시하지 못한 단점이 있었다. 이러한 분석을 수행하기에 적합한 한 가지 방법은 전위역학에 기초한 정량식을 세운 후 이를 이용하여 변형기구를 밝히는 것이다. 최근, 장영원 등은 비탄성변형 이론을 이용한 새로운 구성식을 제안하였는데 Aluminum, Ti-6Al-4V, γ -TiAl합금 등의 고온변형기구 분석에 성공적으로 적용되었다[6~9]. 본 연구의 목적은 각 구성상들과 계면이 Ti-6Al-4V합금의 변형기구에 미치는 영향을 분석하는 것이다. 이를 위해 상기한 비탄성변형 이론을 이용하였고 실험적 검증에 위해 기계적 물성 평가를 수행하였다.

2. 비탄성 변형이론

Fig. 1에 비탄성 변형이론에 의한 전위활주(Dislocation Glide), 결정립계 미끄러짐(Grain Boundary Sliding, GBS) 그리고 전위크립(Dislocation Climb Creep)의 간단한 유변학적 모델을 제시하였다. 이러한 결정립계의 미끄러짐 및 이에 따른 결정립내의 전위집적, 입계를 통한 전위방출 과정은 아래와 같은 응력 관계식 및 기구학적 관계식으로 표현될 수 있다.

$$\sigma = \sigma^I + \sigma^F \tag{1}$$

$$\dot{\epsilon}_T = \dot{a} + \dot{\alpha} + \dot{\beta} + \dot{g}, \tag{2}$$

여기서 \dot{a} 은 결정립내부의 변형속도, $\dot{\alpha}$ 는 결정립계 변형속도, $\dot{\beta}$ 은 전위크립, 그리고 \dot{g} 은 결

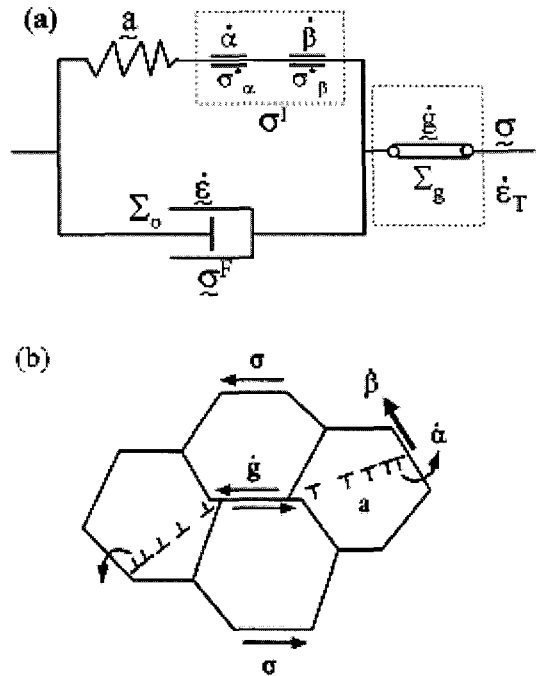


Fig. 1 An internal variable model for describing the high temperature deformation: (a) rheological model and (b) topological model

정립계 미끄러짐의 속도를 의미한다. 위의 식의 내부응력 변수 σ^I 와 σ^F 는 소성변형시 발생하는 전위의 활주에 필요한 응력으로서, σ^I 는 집적된 전위들 간의 상호작용응력을 말하며 σ^F 는 전위와 결정격자 및 전자 등의 상호작용으로 발생하게 되는 마찰응력을 의미한다. 그러나 재료의 변형온도가 상승하게 되면 마찰응력 σ^F 는 전위간 상호작용응력 σ^I 에 비하여 매우 작은 값을 가지게 되어 내부변형속도 \dot{a} 는 무시할 수 있게 된다.

결정립계 변형속도 $\dot{\alpha}$ 은 내부응력에 의한 전위 방출의 활성화 과정으로 기술 될 수 있으며, Hart [10]가 제안한 다음의 형태로 기술 될 수 있다.

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

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

P, n^I : material constants

v^I : Jump frequency

Q_α^I : Activation energy for dislocation glide

α^* : Conjugate reference strain rate of σ^*

G: Internal shear modulus

여기서 σ^* 는 전위운동을 방해하는 내부장애물(계면)의 강도를 표시하는 응력이며 Hart에 의해 hardness parameter로 정의된 바 있다. 전위 크립 β 도 결정립내 변형속도 α 와 비슷한 형태로 기술될 수 있다.

$$(\sigma_\beta^*/\sigma^*) = \exp(\beta^*/\beta)^p \quad (5)$$

$$\beta^* = v^{1/2}(\sigma_\beta^*/G)^{n_1} \exp(-Q_\beta^1/RT) \quad (6)$$

결정립계 미끄러짐 현상은 전위들이 격자 사이를 지나갈 때의 점성유동과 근본적으로 유사하다고 볼 수 있으며, 구성방정식은 아래 식 (7), (8)과 같은 형태를 띠게 된다.

$$(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0) = [(\sigma - \Sigma_g)/\Sigma_g]^{1/M_g} \quad (7)$$

$$\dot{\epsilon}_0 = v^{1/2}(\Sigma_g/G)^{n_g} \exp(-Q_g^1/RT) \quad (8)$$

Σ_g 와 M_g 는 각각 정적 계면 마찰응력과 Newtonian flow에서 나타나는 viscosity 상수를 의미한다.

3. 실험 방법

본 연구에서는 2상 Ti-6Al-4V, 준단상 Ti-6.85Al-1.6V 및 단상 Ti-7.0Al-1.5V 등이 사용되었다. 2상 Ti-6Al-4V는 상용소재이며 준단상 Ti-6.85Al-1.6V과 단상 Ti-7.0Al-1.5V는 본 연구를 위해 Skull-melting 방법을 통해 특별히 제조하였다. Table 1 은 준단상 Ti-6.85Al-1.6V과 단상 Ti-7.0Al-1.5V의 화학조성을 보여주는데 이 조성들은 2상 Ti-6Al-4V의 α 상이 고온에서 가지는 조성과 유사하게 조절된 것이었다 [12].

Fig. 2는 위 3조직들의 초기 미세조직을 제시하고 있다. 실험온도 환경에서의 결정립도, 상분율

Table 1 Chemical composition of Ti-alloys used in this work

Alloy	Chemical composition (in wt. percent)						
	Al	V	Fe	O	N	C	H
Ti-6Al-4V	6.19	4.05	0.19	0.12	0.01	0.02	0.004
Ti-6.85Al-1.6V	6.85	1.6	0.13	0.17	0.01	0.03	0.008
Ti-7.0Al-1.5V	7.0	1.5	<0.01	0.15	-	-	-

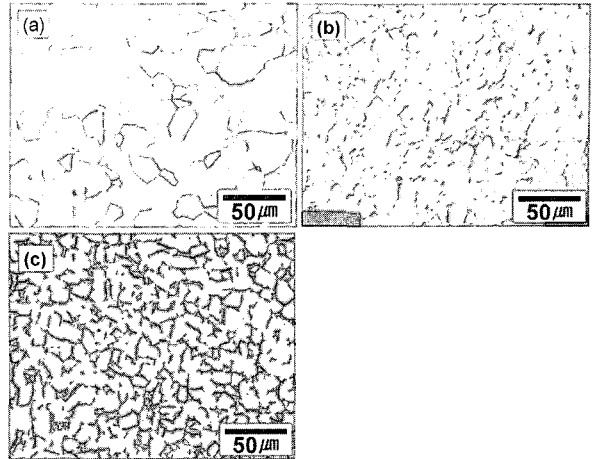


Fig. 2 Optical micrographs of as-received (a) Ti-7.0Al-1.5V (b) Ti-6.85Al-1.6V, and (c) Ti-6Al-4V program alloys

Table 2 Temperature dependence of the grain size and volume fraction of the alpha phase in Ti-6Al-4V, Ti-6.85Al-1.6V, and Ti-7.0Al-1.5V alloys

Temp. (°C)	Alloys		
	Ti-6Al-4V α vol. fraction (grain size)	Ti-6.85Al-1.6V α vol. fraction (grain size)	Ti-7.0Al-1.5V α vol. fraction (grain size)
750	71% (13 μ m)	96% (14 μ m)	100% (33 μ m)
815	63% (13 μ m)	96% (15 μ m)	100% (33 μ m)
900	45% (12 μ m)	93% (15 μ m)	100% (33 μ m)

$$\sigma = \sigma_0 + k_s / \sqrt{d} \quad (9)$$

을 측정하기 위해 상기의 시료들을 주어진 온도에서 20분간 유지시킨 후 수냉 하여 미세조직을 관찰했다. 표2는 최종 열처리 미세조직의 특성을 나타내고 있다. 2상 Ti-6Al-4V의 상분율은 온도에 따라 민감하게 변화한 반면 준단상 Ti-6.85Al-1.6V 및 단상 Ti-7.0Al-1.5V의 경우는 변화가 거의 없었다. 한편, 단상 Ti-7.0Al-1.5V의 α 상 결정립도는 나머지 소재와 비교해 2배정도 조대함 것으로 나타났다. 결정립도 차이에 의한 유동응력의 변화를 최소화하기 위해 식 (9)과 같은 Hall-Petch식을 이용하여 결정립도 $\sim 35\mu$ m의 Ti-7.0Al-1.5V 유동응력을 결정립도 14 μ m에 해당하는 조직의 것으로

Table 3 Estimated Hall-Petch constant (k_s) at a specific temperature

Temp. (°C)	300	500	650	750	815	900	950
k_s	0.446	0.282	0.167	0.096	0.029	0.024	0.021

보정하였다. 여기서 사용된 Hall-Petch 상수인 k_s 는 900°C, 815°C 와 상온에서 보고 된 자료[13~14]의 외삽을 통해 얻어졌으며 이를 Table 3에 정리하여 나타내었다.

변형기구를 분석하기 위하여 여러 온도 (750°C~950°C)에서 응력이완 실험을 수행하였다. 본 실험에서 시편에 부과된 변형량은 시험기의 크로스헤드가 멈추고 응력이완이 시작되기 직전까지 0.04 정도였다. 사용된 응력이완 시편은 게이지 27mm 직경 6.4mm의 봉재였으며 Ti합금 특성상 나타나기 쉬운 고온산화를 막기 위해 시편 표면에 유리윤활제(Deltaglaze-151)를 코팅하였다. 이를 통해 얻어진 압력-시간의 곡선들은 Hart의 식[10]을 이용해 응력-변형속도의 형태로 변화되었고 이는 다시 비탄성변형 이론을 이용한 정량적 기구 분석에 적용 되었다. 변형기구 분석 단계에서 도입된 비선형 회귀분석에는 MICROSOFT EXCEL의 "Solver"가 사용되었다. Ti-6Al-4V의 고온변형기구 분석을 위해 추가적인 고온인장 실험을 수행하였다. 실험 수행 온도는 815°C이고, 초기 변형속도는 10⁻⁴/sec 였다. 사용된 고온인장 시편은 직경 10mm, 너비 5mm, 두께 3mm의 판상이었다.

4. 실험결과 및 고찰

Fig. 3은 각 조직별로 수행된 응력이완 실험결과를 온도별로(750°C, 815°C, 900°C 및 950°C) 보여주고 있다. 여기에서 응력의 이완이 시작되기 직전까지 시편에 부과된 변형량은 0.04 정도였다. 동일 온도에서 α상의 분율이 높은 재료의 경우 유동응력이 더 높았고 변형속도 민감도(strain rate sensitivity)는 낮았다. 이에 대한 예를 815°C, 10⁻⁵/sec 조건에서 표4으로 제시하였다. Ti합금의 α상은 전형적인 HCP 구조로서 BCC구조를 가지는 β상에 비해 슬림계의 수가 적기 때문에 유동응력이 더 높으며 이는 실험결과와도 잘 일치한다.

Ti-7.0Al-1.5V과 Ti-6.85Al-1.6V을 비교하면 815°C에서 α상분율의 차이는 대략 4%내외에 불과 하나

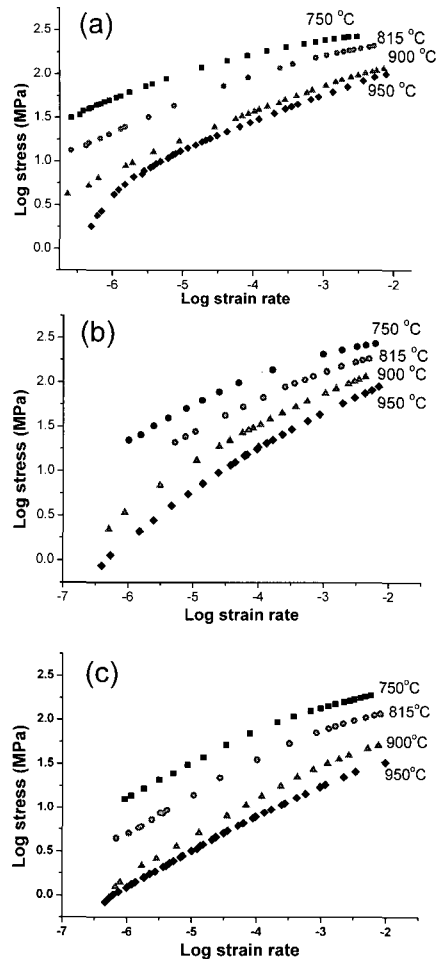


Fig. 3 Stress-versus-strain-rate data for; (a)Ti-7.0Al-1.5V, (b)Ti-6.85Al-1.6V, and (c)Ti-6Al-4V alloy obtained from load-relaxation tests at various temperatures

Table 4 Variation of strain rate sensitivity and stress with microstructure at 815°C, 10⁻⁵/sec

Temperature = 815°C, strain rate = 10 ⁻⁵ /sec		
Alloy	Strain rate sensitivity value	Stress (MPa)
Ti-7.0Al-1.5V	0.33	55
Ti-6.85Al-1.6V	0.37	28
Ti-6Al-4V	0.45	14

유동응력의 차이는 2배 가까이 차이가 났다. 그 이유는 Ti-6.85Al-1.6V의 경우 β상들이 α결정립계

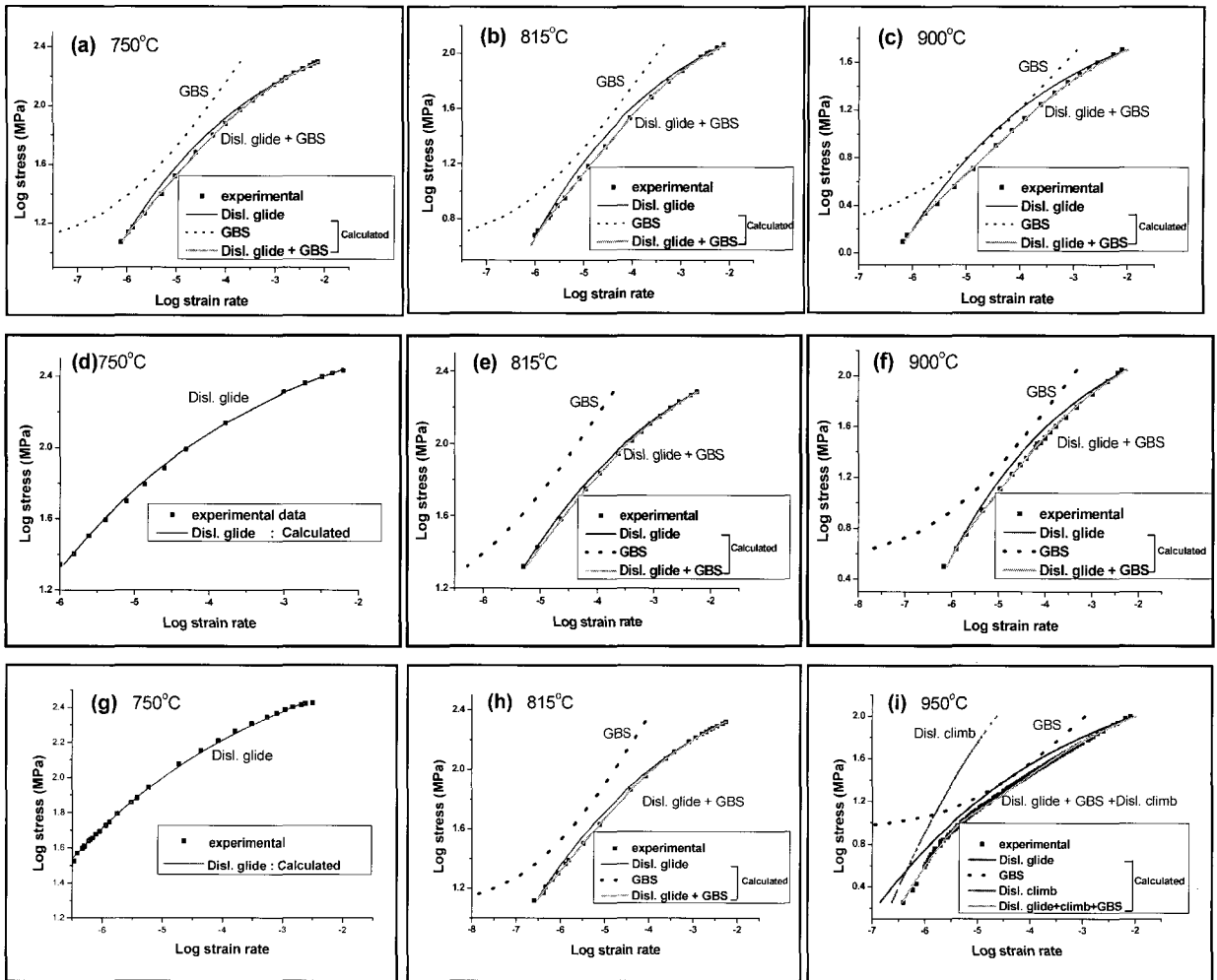


Fig. 4 Comparison of measured stress-versus-strain-rate data from load-relaxation tests on Ti-alloys (■) and fitted curves based on the internal-variable model; in (a, b, c) Ti-6Al-4V, (d, e, f) Ti-6.85Al-1.6V, and (g, h, i) Ti-7.0Al-1.5V

면 사이에 얇은 막의 형태로 매우 넓게 분포하기 때문에(Fig. 2) 적은 양의 β 상분율로도 유동응력에 큰 영향을 미치기 때문으로 보인다. β 상분율의 증가는 동일 실험조건에서 변형속도 민감도 계수를 증가시키는 경향을 보이고 있다. 이는 소재의 연신율과 관계되는 중요한 인자로서 김지식[5]등의 연구결과와 잘 일치하고 있다.

Ti합금의 고온 변형기구를 분석하기 위해 응력이완 실험결과를 비탄성변형 이론으로 분석해 보았다. Fig. 4는 750°C, 815°C 및 900°C에서 얻어진 응력이완 시험결과를 비탄성변형 이론에 따라 $\dot{\alpha}$ 과 $\dot{\epsilon}$ 으로 맞춘 그래프이다. 먼저 750°C에서 실험 결과들을 전위활주에 관한 식(3)을 이용하여 맞추

어 본 결과 Ti-6Al-4V을 제외한 나머지 두 합금은 전 변형속도 구간에서 실험결과와 잘 일치하고 있음을 알 수 있었다. Ti-6Al-4V의 경우는 중간 변형속도 구간에서 약간의 불일치가 나타났는데 이 구간은 전위의 활주 외에도 결정립계 미끄러짐이 발생하기 유리한 조건으로 알려져 있다. 따라서 이를 결정립계 미끄러짐의 식(7)로 맞추어 보았는데, 그 결과 전 구간에서 변형속도의 함은 실험결과와 잘 일치 하였다. 동일 분석을 815°C와 900°C에서도 수행을 하였다. 815°C 이상에서는 α 상의 분율이 높은 합금에서도 결정립계 미끄러짐 현상이 발생하였다. 결정립계 미끄러짐 현상은 α 상의 분율이 낮을수록 전체 변형에 미치는 영향

이 커지는데 그 이유는 α/β 계면의 마찰저항이 α/α 계면의 그것보다 낮기 때문으로 보인다. 이상의 결과들은 750°C, 815°C, 900°C에서 Ti-합금의 주 변형기구는 상분율의 변화와 관계없이 전위활주와 결정립계 미끄러짐으로 이루어져 있음을 보여주고 있다. 한가지 특이한 것은 Ti-7.0Al-1.5V의 경우에서도 그림4-(i)와 같이 상당량의 결정립계 미끄러짐 현상이 발생하고 있다는 점이다. α 단상조직이고 결정립도 또한 조대함(33 μ m)에도 불구하고 결정립계 미끄러짐이 일어나는 이유는 시험이 β 변태점 근방의 고온에서 행해졌기 때문으로 여겨진다. 한편, 900°C 이하의 온도에서는 3가지 조직 모두 전위의 상승과 관련된 기구는 나타나지 않았다. 앞선 연구결과[12]에서 층상조직을 갖는 Ti-6Al-4V는 900°C에서 전위상승의 기구를 가진다고 보고한 것과 비교해보면 등방정조직의 경우는 전위상승 기구가 약한 반면 계면 미끄러짐의 기구는 더 활발하게 일어남을 알 수 있다. 그러나 온도가 950°C로 상승하게 되면 등방정 Ti합금에서도 전위의 상승이 나타나게 된다. 그림4-(i)는 950°C에서 Ti-7.0Al-1.5V의 변형기구를 분석한 결과인데 900°C이하에서와는 달리 $5 \times 10^{-6}/\text{sec}$ 의 변형속도 이하에서 유동응력이 급격하게 감소하고 있음을 알 수 있었다.

이 사실은 $5 \times 10^{-6}/\text{sec}$ 의 이하의 변형속도 구간에서 새로운 변형기구가 작용함을 암시하는데 이를 전위상승의 식(5)로 맞추어 본 결과 전체 속도식이 실험결과와 잘 일치함을 알 수 있었다. 전위상승은 주로 입내 확산에 의해 율속되는 기구로서 Frost등은[15] 그 작용온도를 $0.6T_m$ 이상으로 보고하고 있다. 이 온도는 Ti합금에서 대략 900~950°C로 본 연구에서 전위상승이 나타나는 온도로 보는 지점과 잘 일치한다. γ -TiAl[8~9], 층상조직 Ti-6Al-4V[12] 합금 등을 통해 현재까지 보고된 연구결과를 종합해 보면 Ti합금에서 전위상승기구는 공통적으로 900°C 이상의 고온에서 전위활주가 용이하지 않은 미세조직기구에서 발생하였다. 즉, 미세결정립을 가지는 등방정 조직에서는 상대적으로 계면에서 전위 pile-up에 의한 pinning의 효과가 적어 전위상승의 의존도가 적은 것으로 보인다.

Table 5는 비선형 회기 분석을 통해 얻어진 구성방정식들의 파라미터들을 보여 주고 있다. 비탄성변형에서 $\log\sigma_\alpha^*$ 는 전위방출을 통한 소성변형을 가로막는 장애물의 강도(barrier strength)를 의미하는데, 이 값은 α 상의 분율이 클수록 높았다. Ti 합금

Table 5 Constitutive parameters for and Ti-6Al-4V, Ti-6.85Al-1.6V, and Ti-7.0Al-1.5V alloy determined from load-relaxation tests

Alloy	Temp. (°C)	Grain-Matrix-Deformation			Grain-Boundary-Sliding		
		$\log \sigma_\alpha^*$	$\log \dot{\alpha}^*$	p	$\log \Sigma_g$	$\log \dot{g}_o$	M_g
Ti-6Al-4V	750	2.72	-2.23	0.15	0.98	-6.34	0.5
	815	2.57	-1.71	0.15	0.61	-6.23	0.5
	900	2.23	-1.53	0.15	0.14	-6.11	0.5
Ti-6.85Al-1.6V	750	2.85	-2.32	0.15	-	-	-
	815	2.80	-1.71	0.15	1.16	-5.79	0.5
	900	2.63	-1.49	0.15	0.68	-5.95	0.5
Ti-7.0Al-1.5V	750	2.88	-2.52	0.12	-	-	-
	815	2.85	-1.60	0.12	1.08	-6.51	0.5
	900	2.63	-0.99	0.12	0.86	-5.66	0.5

의 경우 특별한 경우를 제외하고는 석출물과 같은 전위 pinning 조직이 없기 때문에 결정립 계면을 전위방출의 주 장애물로 간주할 수 있다. 따라서 $\log\sigma_\alpha^*$ 는 계면부근에서의 전위방출 저항성으로 취급할 수 있다. α/β 계면은 서로 다른 결정구조를 가지는 결정립의 경계이기 때문에 ((계면에 비해 부정합의 정도가 커서 이 계면을 따라 전위가 빠져나가기가 더 용이하다. 또한, β 상은 (상에 비해 더 많은 슬립계를 가지고 있어 전위의 활주가 훨씬 용이한데, 이는 (β 계면에서 $\log\sigma_\alpha^*$ 값을 낮추는 결과를 유발한다. 따라서 (β 계면의 전위방출 저항성이 ((계면의 것보다 낮을 것으로 예상된다.

한편, $\log\sigma_\alpha^*$ 의 온도 의존성은 Ti-6Al-4V합금의 경우가 가장 컸는데 그 이유는 온도가 상승함에 따라 β 상분율이 증가해서 (β , ((계면분율의 급격한 변화가 일어났기 때문이다. 실제로 Ti-6Al-4V에서 상대적으로 강할 것으로 예상되는 ((계면의 분율이 45%에서 24%로 감소함에 따라(750°C→815°C) $\log\sigma_\alpha^*$ 값이 2.72에서 2.57로 크게 낮아졌다. 반면, α/α 계면분율의 변화가 거의 없는 Ti-6.85Al-1.6V과 Ti-7.0Al-1.5V에서는 동일 온도 상승폭에서 감소량이 각각 0.05, 0.03으로 매우 낮았다.

Table 6은 750°C와 815°C에서 α/β , α/α 계면 각각의 $\log\sigma_\alpha^*$ 값을 계산한 결과이다. 이를 위해 사용된 식 (10)은 일반적인 Rule of mixture의 형태이며 이

Table 6 Comparison of calculated and experimental internal strength parameter (σ^*) at α - α and α - β boundary

Temp. (°C)	Experimental			Calculated (MPa)		
	$\log\sigma_{avg}^*$	$f_{\alpha-\alpha}$	$f_{\alpha-\beta}$	$\log\sigma_{(\alpha-\alpha)}^*$	$\log\sigma_{(\alpha-\beta)}^*$	$\sigma_{(\alpha-\alpha)}^* / \sigma_{(\alpha-\beta)}^*$
750	2.72	0.40	0.60	2.87	2.58	1.9
	2.85	0.96	0.04			
	2.88	1.00	0.00			
815	2.57	0.10	0.90	2.83	2.53	2.0
	2.80	0.96	0.04			
	2.85	1.00	0.00			

의 계산을 위해 MICROSOFT EXCEL의 "Solver"를 이용하여 비선형 회귀분석을 수행하였다. 여기서 β/β 계면은 실험 온도에서 그 분율이 매우 낮고 (5% 이내) 일반적으로 낮은 저경각 경계를 이루기 때문에 전위방출의 장애물로 역할하기 어렵다고 보고 전체 계면 분율 계산에서 제외하였다.

$$\log\sigma_{total}^* = \log\sigma_{(\alpha-\beta)}^* \times (f_{\alpha-\beta}) + \log\sigma_{(\alpha-\alpha)}^* \times (f_{\alpha-\alpha}) \quad (10)$$

계산결과와 실험결과와의 평균 오차는 1.6% 이내로 매우 낮아 정확도가 높음을 알 수 있다. 이를 통해 얻어진 α/α 계면에서의 내부강도 값은 α/β 계면에서의 것보다 약 2 배정도 높았다. 이웃하는 두 결정립간의 미끄러짐 저항성(Σ_g)을 위와 유사한 Rule of mixture 의 식으로 정량적으로 계산해 보았다.

$$\Sigma_g (average) = f_{\alpha-\alpha} \times \Sigma_{g(\alpha-\alpha)} + f_{\alpha-\beta} \times \Sigma_{g(\alpha-\beta)} \quad (11)$$

표 7 은 815°C에서 각 계면의 결정립계 미끄러짐(GBS)의 저항성을 정량적으로 보여주는데 α/α 계면이 α/β 계면보다 높은 마찰저항성을 가지고 있음을 알 수 있다. 이는 α/α 계면이 많은 Ti-7.0Al-1.5V 와 Ti-6.85Al-1.6V 의 고온연신율이 α/β 계면이 많은 Ti-6Al-4V 보다 낮을 것임을 의미한다. 실제로 고온인장 시험을 815°C, $10^{-4}/sec$ 에서 시행해 보았다.

Ti-7.0Al-1.5V 와 Ti-6.85Al-1.6V 의 고온연신율은 360%, 400% 정도인 반면에 Ti-6Al-4V 은 540%의 높은 연신율을 보였다. 이는 식(11)을 통한 분석결과의 신뢰성을 입증하는 증거이다. α/α 계면이 α/β 계면보다 높은 마찰저항성을 보이는 이유는 α/α 계

Table 7 Calculated friction stress parameter (Σ_g) at α - α and α - β boundary

Temp. (°C)	Experimental			Calculated (MPa)		
	$\log\Sigma_{g avg}$	$f_{\alpha-\alpha}$	$f_{\alpha-\beta}$	$\Sigma_{g(\alpha-\alpha)}$	$\Sigma_{g(\alpha-\beta)}$	$\Sigma_{g(\alpha-\alpha)} / \Sigma_{g(\alpha-\beta)}$
815	4.07	0.10	0.90	15.7	2.7	5.8
	14.45	0.96	0.04			
	16.38	1.00	0.00			

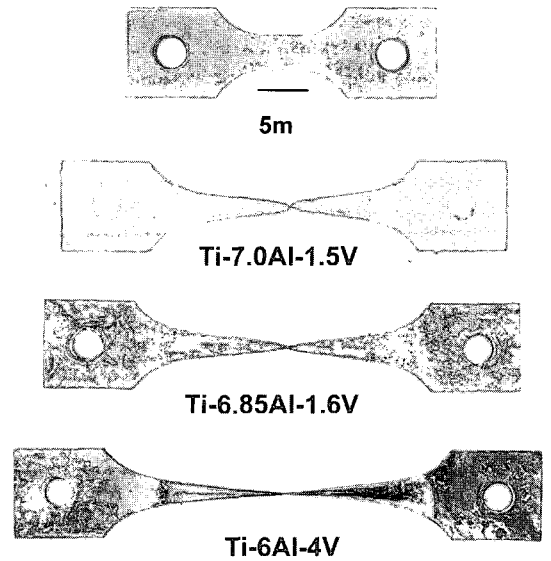


Fig. 5 Macrograph of fractured tension specimens tested at 815°C and an initial strain rate of $10^{-4}s^{-1}$

면의 높은 내부강도가 전위의 생성과 방출을 제한해 결정립계의 미끄러짐의 수용기구(Accommodation mechanisms)가 작동하기 어렵기 때문으로 보인다.

한편, 표 5 에서 전위의 계면 투자율을 의미하는 파라미터인 p 의 값은 2 상 합금인 Ti-6Al-4V 와 Ti-6.85Al-1.6V 에서 0.15 인 반면 단상 Ti-7.0Al-1.5V 에서는 0.12 로 나타났다. 일반적으로 파라미터인 p 는 미세조직의 격자구조에 크게 의존하는 것으로 보고 되고 있다[6]. 단상의 경우 BCC 구조인 β 상의 존재가 없어 HCP 결정구조만의 전위 투자율값이 나타난 것으로 보인다. 단상합금이 아닌 2 상 합금에 내부변형변수 이론을 적용할 경우 상분율이 온도에 따라 변화한다는 문제가 발생하는데 이러한 상분율의 변화는 재료 내부조직의 안정화 관점에서 악영향을 미쳐 내부변형변수 도

참고 문헌

입에 문제점으로 지적되고 있다. 본 연구에서는 단상 Ti-7.0Al-1.5V 을 도입해 기존의 2 상 합금의 연구결과들과 비교 분석해 보았는데, 그 결과 기본적인 변형기구의 변화 양상에서는 서로 유사한 거동을 보이고 있으며 단지 전위 투자율 값이 0.15 에서 0.12 로 변화된 차이만이 있었다.

5. 결 론

본 연구에서는 2 상 Ti-6Al-4V 과 이 합금재료의 α 상과 흡사한 화학조성을 가지도록 제조된 준단상 Ti-6.85Al-1.6V 그리고 단상 Ti-7.0Al-1.5V 의 고온변형기구를 정량적으로 분석하였다. 이를 위해 750°C~950°C 의 온도 범위에서 응력이완 실험을 수행하였고 그 결과를 비탄성변형 이론을 이용해 분석하였으며 이를 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) Ti 합금의 주 고온 변형기구는 전위활주와 결정립계 미끄러짐이었으며 950°C 이상에서는 그리고 단상 Ti-7.0Al-1.5V 합금에서 새로운 변형기구인 전위상승이 일어났다. 전위활주의 내부강도 및 결정립계 미끄러짐의 저항성은 α 상의 분율이 높을수록 높았다.

(2) α/β , α/α 계면의 내부강도 값과 결정립계 미끄러짐의 저항성을 온도별로 정량적으로 측정할 결과 α/α 계면의 내부강도는 α/β 계면의 것보다 2 배 정도 높았으며 마찰저항성은 6 배 정도 높은 것으로 나타났다. 이를 통해 얻어진 예측 결과는 실제 실험결과와 잘 일치 하였다.

(3) 전위의 계면 투자율 파라미터 p 는 2 상 합금인 Ti-6Al-4V 와 Ti-6.85Al-1.6V 에서는 0.15 인 반면 단상합금인 Ti-7.0Al-1.5V 합금에서는 0.12 였다.

후 기

본 연구는 과기부에서 시행한 2003 National Research Laboratory 프로그램의 지원하에 이루어졌으므로 이에 감사를 드립니다.

[1] T. R. Bieler, S. L. Semiatin, 2002, Inter. J. of Plasticity 18, 1165.
 [2] S. L. Semiatin, T. R. Bieler, 2001, Acta Mater. 49, 3565.
 [3] K. I. Suzuki, S. Watakabe, 2003, Met. Mater.-Int. Vol. 9, 359.
 [4] E. B. Shell, S.L. Semiatin, 1999, Metall. Mater. Trans. A 30A, 3219.
 [5] J. S. Kim, Y. W. Chang, C. S. Lee, 1998, Metall. Trans. A 29A, 217.
 [6] T. K. Ha, Y. W. Chang, 1998, Acta Mater. 46, 2741
 [7] W. Bang, T. K. Ha, Y. W. Chang, 2000, Met. Mater.-Int. 3, 203.
 [8] J. H. Kim, T. K. Ha, Y. W. Chang, C. S. Lee, 2003, Metall. Mater. Trans. A 34A, 2165.
 [9] J. H. Kim, D. H. Shin, S. L. Semiatin, C. S. Lee, 2003, Mater. Sci. Eng. A344, 146.
 [10] E. W. Hart, 1984, Trans. ASME 106, 322.
 [11] S. L. Semiatin, S. L. Knisley, P. N. Fagin, F. Zhang, D.R. Barker, 2003, Metall. Mater. Trans. A, 34, 2377.
 [12] J. H. Kim, S. L. Semiatin, C. S. Lee, 2003, Acta Mater. 51, 5613.
 [13] A. A. Salem, S. R. Kalidindi, R. D. Doherty, 2002, Scripta Mater., 46, 419.
 [14] S. L. Semiatin, T. R. Bieler, 2001, The second international conference on Light Material for Transportation systems held at Pusan, Korea, May 6~10, 2001, Edited by Nack J. Kim, C.S. Lee, and D. Eylon, p. 79.
 [15] H. J. Frost, M. F. Ashby, 1982, Deformation Mechanism Maps-The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics, Pergamon press, pp. 6~16.