

γ -TiAl 합금의 고온변형 및 Cavity형성 연구

김정한* · 하태권* · 장영원* · 이종수*

A Study on the High Temperature Deformation and the Cavity Initiation of Gamma TiAl Alloy

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

Abstract

The high temperature deformation behavior of two-phase gamma TiAl alloy has been investigated with the variation of temperature and γ/α_2 volume fraction. For this purpose, a series of load relaxation tests and tensile tests have been conducted at temperature ranging from 800 to 1050°C. In the early stage of the deformation, as in the load relaxation test, experimental flow curves of the fine-grained TiAl alloy are well fitted with the combined curves of two processes (grain matrix deformation and dislocation climb) in the inelastic deformation theory. The evidence of grain boundary sliding has not been observed at this stage. However, when the amount of deformation is large ($\epsilon \approx 0.8$), flow curves significantly changes its shape indicating that grain boundary sliding also operates at this stage, which has been attributed to the occurrence of dynamic recrystallization during the deformation. With the increase in the volume fraction of α_2 -phase, the flow stress for grain matrix deformation increases since α_2 -phase is considered as hard phase acting as barrier for dislocation movement. It is considered that cavity initiation is more probable to occur at α_2/γ interface rather than at γ/γ interface.

Key Words : Titanium Aluminide, High Temperature Deformation, Cavity, Load Relaxation, Superplastic, Phase Volume Fraction

1. 서론

γ -TiAl합금은 높은 비강도와 내산화성 등으로 인해 고온 구조용 재료로서 큰 관심을 끌고 있으나 파괴인성과 연성이 매우 낮아서 현재까지 이 재료의 상업적 응용이 어려웠다. 따라서 많은 연구자들은 합금원소를 첨가

하거나 미세조직을 변화시켜서 연성과 고온변형능을 향상시키게 하기 위한 연구에 초점을 기울였다^[1-3]. 이런 연구의 일환으로서 초소성 성형 방법은 실제 가공이 어려운 재료로부터 복잡한 형상의 부품을 가공하는데 있어 매우 효과적이며 원가를 절감할 수 있는 장점이 있다. 많은 노력이 2상 γ -TiAl의 초소성성질 향상에 기울

* 포항공대 재료금속공학부

여져 왔으나 고온변형기구에 대해서는 충분한 연구가 되어 있지 않고 있으며 몇가지 의문사항이 존재한다.

먼저 γ -TiAl합금의 고온변형 기구는 결정립계 변형, 전위크립, 결정립계 미끄러짐, 동적재결정등이 존재하는데 그중에서 주요 변형기구가 무엇인지 분명하지 않은 실정이다^[45]. 또한 γ/α_2 상분율에 따른 고온변형거동의 변화는 상당히 중요한 문제임에도 불구하고 체계적인 보고가 존재하지 않았고 있으며 그에 따른 cavity의 우선 발생장소에 대한 설명도 명확하지 않았다.

따라서 본 연구에서는 상기한 의문점을 알아 보기 위해 고온에서 미세조직의 변화를 최소화할 수 있는 응력이완 실험을 수행하고 비탄성변형 이론을^[6] 이용하여 γ -TiAl 합금의 고온변형거동 특성을 분석하였다.

2. 비탄성 변형이론

Fig. 1에 비탄성 변형이론에 의한 결정립내 변형 (Grain Matrix Deformation, GMD), 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.

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

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

윗 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 결정립 내부변형속도 \dot{a} 은 무시할 수 있게 된다.

결정립내 변형속도 $\dot{\alpha}$ 은 내부응력에 의한 전위 방출의 활성화 과정으로 기술 될 수 있으며, Hart가 제안한 다음의 형태로 기술 될 수 있다^[7].

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

$$\dot{\alpha}^* = \nu^I(\sigma_a^*/G)^n \exp(-Q_a^I/RT) \quad (4)$$

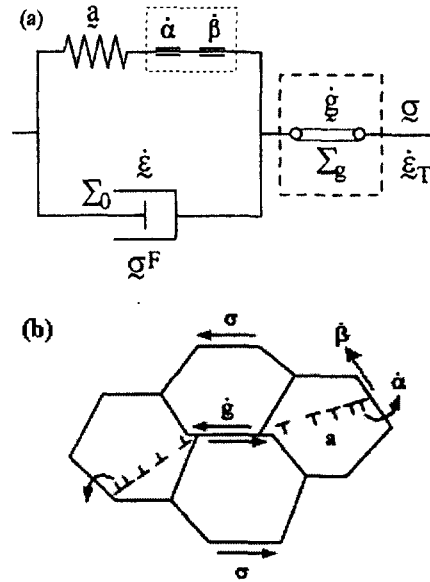


Fig. 1 An internal variable model for describing the high temperature deformation: (a) rheological model and (b) topological model

전위 크립 $\dot{\beta}$ 도 결정립내 변형속도 $\dot{\alpha}$ 와 비슷한 형태로 기술 될 수 있다.

$$(\sigma_\beta^*/\sigma^I) = \exp(\dot{\beta}^*/\dot{\beta})^P \quad (5)$$

$$\dot{\beta}^* = \nu^I(\sigma_\beta^*/G)^n \exp(-Q_\beta^I/RT) \quad (6)$$

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

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

$$\dot{g}_0 = \nu^g(\Sigma_g/\mu^g)^n \exp(-Q^g/RT) \quad (8)$$

3. 실험 방법

3.1 시편 및 열처리

실험에 사용된 γ -TiAl합금은 U.E.S 사에서 구입한 것으로서 스킵 용해후 1260℃에서 173MPa로 4시간동안 단조 되었으며 화학조성은Ti-46.2 Al-2.0Cr-3.0Nb-0.18 W-0.05B-0.12C이다. 결정립 크기는 $\sim 12\mu\text{m}$ 이며 α_2 상분율은 5% 였고 상분율을 조절하기 위해 1200℃에서 3 시간 열처리 후 공냉하여 30% α_2 상분율조직을 얻었다.

3.2 고온변형 특성평가

본 실험에서는 Instron 1361을 이용하여 800~1020℃ 구간에서 응력이완 실험을 수행하였고 이때 온도의 편차가 ±0.5K 이하가 되도록 주의하였다. 얻어진 데이터는 HP 3456A DVM을 통해 저장되고 이것을 BMDP의 상용패키지를 이용하여 분석 하였다. 또한 분석내용을 확인하기 위해 인장실험을 수행하였고 변형조직을 SEM과 TEM 등으로 분석하였다.

4. 실험 결과 및 고찰

4.1 응력이완 실험에 따른 유동곡선 분석

Fig. 2는 800, 880, 980, 1020℃ 에서의 낮은 변형율을 ($\epsilon < 0.2$) 주었을 때 응력이완 실험 결과를 보여 주고 있다. 각 곡선은 비탄성 변형 이론에 따라 $\dot{\alpha}$, $\dot{\beta}$, \dot{g} 으로 fitting이 되었다. 800, 880℃의 경우 GMD의 곡선이 전체 유동응력과 잘 일치하고 있으며 이것은 저온에서 주 변형기구가 결정립내 변형임을 보여 주고 있다. 980, 1020℃의 경우 높은 변형율 속도에서는 결정립내 변형이, 낮은 변형율 속도 부근에서 전위크립이 주 변형기구로 나타나고 있다. 낮은 변형율을 주었을 때 결정립계 미끄러짐은 전 온도 영역에서 나타나고 있지 않고 있는 반면 Fig. 3과 같이 변형율이 높았을($\epsilon > 0.8$) 경우 주 변형기구가 결정립계 미끄러짐으로 나타나고 있다.

인장실험을 시행한 시편의 단면을 관찰한 결과 Fig. 4와 같이 동적재결정 현상이 나타난 것이 확인 되었다. 즉 변형초기의 주 변형기구인 결정립내 변형과 전위크립에서 발생한 응력을 해소하기 위해 동적 재결정이 발생하고 그에 따라 결정립 미세화가 결정립계 미끄러짐을 유도한 것이라고 판단된다.

4.2 γ/a_2 상분율에 따른 고온변형거동의 변화

Fig. 5은 980℃에서의 5%와 30% a_2 상분율에 따른 고온변형거동의 변화를 보여 주고 있다. 유동응력 곡선은 결정립내 변형과 전위크립으로 나타나고 있다. a_2 상분율이 증가함에 따라 결정립내 변형의 유동응력은 증가하고 있으며 일정한 변형율 속도에서 전위크립의 유동응력은 감소하고 있다. 또한 실제로 인장 실험을 수행한 결과 a_2 상분율이 높을 수록 총 변형량이 감소했다. Ti-6Al-4V의 경우 α/β 의 분율이 50/50 일 때 가장 우수한 물성을 보인 것과 다른 거동을 보이는 이유는 a_2 상이 γ 상에 비해 단단한 상으로서 소성변형을 방해하는 역할을 수행하기 때문이다^[8].

4.3 Cavity 우선 발생 장소 관찰

Fig. 6는 980℃에서 100% 인장을 당긴 시편의 SEM-Back scattered electron image 사진이다. γ/γ 계면과 α_2/γ 계면 모두에서 cavity가 생성되고 있다. 일정한 면적내에서 총 cavity의 숫자는 Table 1에서와 같다. 실제 Cavity의 숫자는 γ/γ 계면에서 많지만, 계면 분율로 나누어서 정규화한 숫자는 α_2/γ 계면에서 더 높았다. 동일한 응력하에서 α_2/γ 계면이 γ/γ 계면보다 더 cavity 생성이 용이한 이유는 상경계면에서의 전위집적에 의한 변형율의 차이에 의한 것이다.

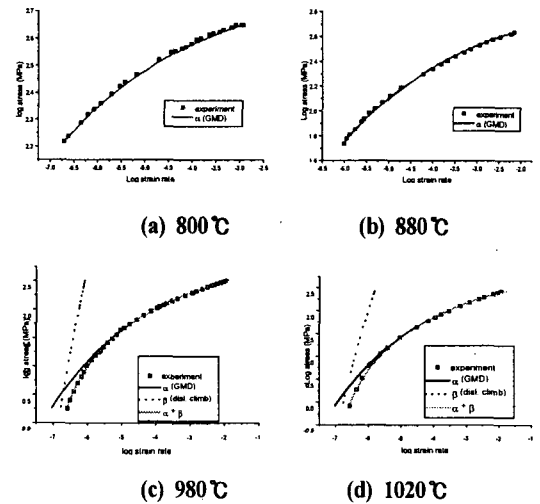


Fig. 2 Predicted flow curves based on the internal variable theory which consists of contributions from grain matrix deformation ($\dot{\alpha}$) and dislocation climb ($\dot{\beta}$). Here the grain boundary sliding rate (\dot{g}) is assumed to be zero

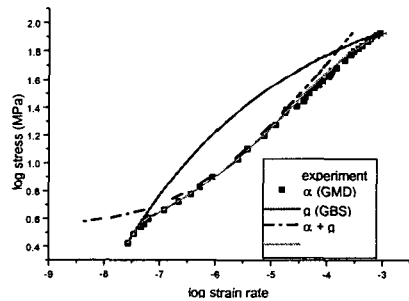


Fig. 3 The flow curves of heavily deformed ($\epsilon=0.8$) specimen at 980°C based on the internal variable theory which consists of contributions from grain matrix deformation ($\dot{\alpha}$) and grain boundary sliding (\dot{g}). Here disl.climb creep ($\dot{\beta}$) is assumed to be zero

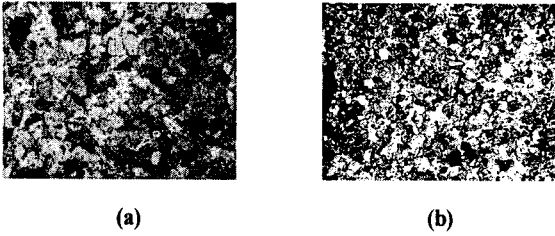


Fig. 4 Optical micrograph showing the effect of temperature on dynamic recrystallization at 4×10^{-4} /s strain rate: (a) grip region (b) fracture region

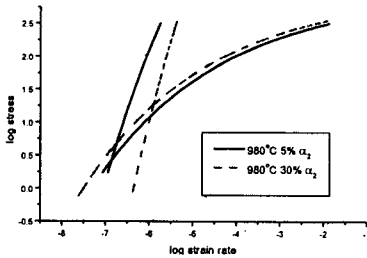


Fig. 5 Flow curves for GMD and disl.climb creep at 980°C with the variation of α_2 volume fraction

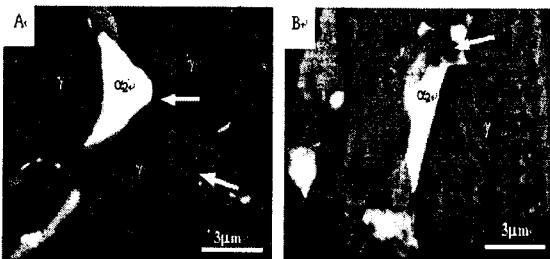


Fig. 6 Back scattered electron micrograph showing cavity initiation site

Table 1 Measured and normalized number of cavities

	γ/γ	γ/α_2	α_2/α_2
Actual numbers of cavities	55	22	
Normalized numbers of cavities	58	430	

후기

본 연구는 2000년도 AOARD(Asian Office of Aerospace Research and Development)의 지원에 의하여 수행이 되었으므로 이에 감사 드립니다.

참고 문헌

- (1) J.B.McAndrew and H.D.Kessler: J.Met., 1956, vol.8, pp. 1348~54.
- (2) S.L. Semiatin, D.C. Vollmer, S. El-Soudani, and C. Su, Scripta Metall. Mater., 25, (1991) p. 1409.
- (3) H.E. Deve, A.G. Evans and D.S. Shih, Acta Metall. Mater., 40, (1992) p. 1259.
- (4) M.F.Bartholomeusz, Q.Yang, and J.A.Wert, Scripta Metal.Mater., 29, (1993) pp. 389~94.
- (5) J.Sun, J.S.Wu, Journal of Materials science, 35, (2000) pp. 4919~4922.
- (6) Y.W. Chang and E.C. Aifantis, Constitutive Laws for Engineering Materials; Theory and Application, edited by C.S. Desai, (1987), pp. 293.
- (7) Hart, E.W., J.Engng Master.Tech.,106 (1984), p.322.
- (8) Ji Sik Kim, Young Won Chang, Chong Soo Lee, Metallurgical and Materials Transactions A, 29A, (1998) pp. 217~226.