

Beta-gamma TiAl 합금의 고온변형거동

김지수¹, 김영원², 이종수^{1#}

High Temperature Deformation Behavior of Beta-gamma TiAl Alloy

J. S. Kim, Y. -W. Kim, C. S. Lee

Abstract

High Temperature deformation behavior of newly developed beta-gamma TiAl alloy was investigated in this study. The optimum processing condition was investigated with the aid of Dynamic Materials Model (DMM). Processing maps representing the efficiency of power dissipation for microstructural evolution and instability were constructed utilizing the results of hot compression test at temperatures ranging from 1000°C to 1200°C and strain rate ranging from 10⁻⁴/s to 10²/s. The Artificial Neural Network (ANN) simulation was adopted to consider the deformation heating. With the help of processing map and microstructural analysis, the optimum processing condition was presented and the role of β phase was also discussed in this study.

Key Words : β -phase containing TiAl alloy, dynamic materials model, processing map

1. 서론

지난 몇 십 년간, 우수한 크리프 저항성과 내산화성을 가진 고온용 구조재료를 개발하기 위한 노력이 상당히 많이 진행되어 왔다. 그 결과 gamma(γ)-based TiAl 합금이 위와 같은 특성을 잘 만족시킨다고 알려져 있으며[1], 비행기의 turbine blade, transition duct beam, vane, nozzle flap 등에 사용되고 있다[2,3]. 그러나 γ -based TiAl 합금은 본질적으로 상온 연성이 매우 취약하여 상온이나 상대적 저온에서 성형하기 어렵다는 단점이 존재한다. 결과적으로 γ -TiAl 합금에 대한 연구는 합금 원소의 첨가나 미세조직의 제어를 통하여 상온 및 고온 성형성의 향상에 초점을 맞추고 있다[4-6]. 즉, TiAl 합금의 연성을 향상시키기 위하여 B, Si, W, Cr, V, Mn, Nb, Mo 등의 합금원소를 첨가하는 연구가 진행되었으며[7-9],

한편, Nb, V, Cr, Mo, Mn 등의 β -stabilizing 원소를 첨가하여 미세조직을 변화시키고 이에 의해 연성을 증가시키고자 하는 연구도 진행되었다[10,11]. 최근 연구결과에 의하면, β 상이 첨가된 β -modified TiAl 합금은 기존 이상 (two phase) TiAl 합금에 비하여 상온에서의 연성이 증가되었고[8], 고온 성형성 또한 개선되었다[7,12]. 그러나 TiAl 합금의 낮은 성형성이나 인성이 취약한 단점은 기존 단조 공정에서 여전히 나타나고 있는 실정이다.

따라서 본 연구에서는 공정 지도 (processing map)와 인공지능신경망 (Artificial Neural Network, ANN)을 사용하여 β 상이 약 (12.5%) 포함된 β - γ TiAl 합금의 최적 성형 조건을 제시하고자 하였다. 또한 미세조직의 관찰을 통하여 공정지도의 각 영역에서 미세조직의 변화와 고온변형 시 β 상의 역할에 대해 알아보하고자 하였다.

1. 포항공과대학교

2. UES

이종수: 포항공과대학교, E-mail: cslee@postech.ac.kr

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 β - γ TiAl 합금은 UES Inc. (Dayton, OH)에서 공급된 합금으로 15 mm 두께의 원형 판상 형태로 공급되었다. 이 합금의 화학적 조성은 Ti-42Al-6Nb-3Mn-0.2B 이다. 초기 미세조직은 세 가지 상이 혼합된 형태로서 EDS 분석 결과 γ (gray), α_2 (black), β (white) 상으로 조사되었으며, 이에 대한 미세조직을 Fig. 1 에 나타내었다. β 상들은 γ grain 사이에 미세하게 분포하고 있으며, 그 분율은 12.5%로 측정되었다. 그리고 α_2 상은 기지 내에 film 형태로 분포하고 있으며 분율은 약 1% 정도로 측정되었다.

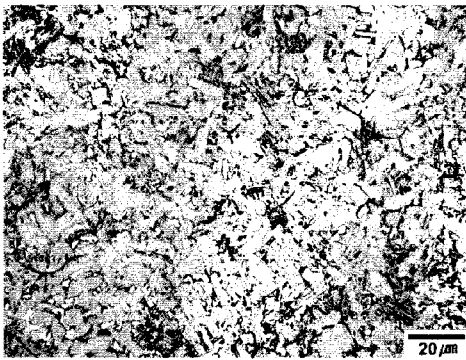


Fig. 1. As-received microstructure of β - γ TiAl alloy

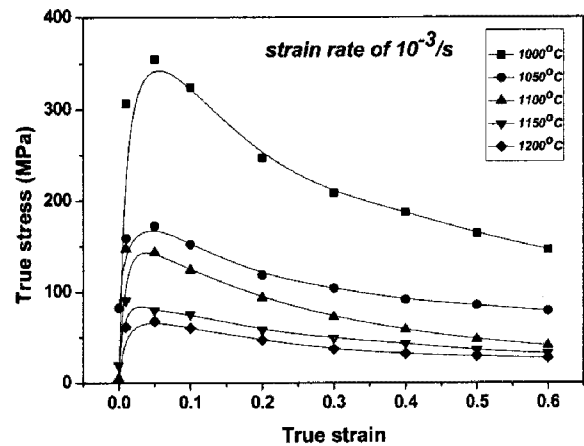
고온압축시험은 Gleeble 3500 system 을 사용하여 10^{-1} torr 의 진공도에서 수행되었으며, 온도 범위는 1000°C 부터 1200°C 까지, 변형율 속도는 $10^{-4}/\text{s}$ 부터 $10^2/\text{s}$ 까지의 변형율 속도에서 시험하였다. 시편은 방전가공을 통하여 지름 8 mm, 높이 12 mm 의 원기둥 형태의 시편을 사용하였고, 하중-변위 결과로부터 진응력-진변형율 곡선을 얻었다.

고온압축시험 후 얻어진 결과에서 빠른 변형율 속도에서 나타나는 가공발열 현상에 의한 응력을 보정하기 위하여 Artificial Neural Network (ANN) simulation 을 사용하였으며, 이에 대한 자세한 설명은 ref. [13]에 잘 나타나 있다.

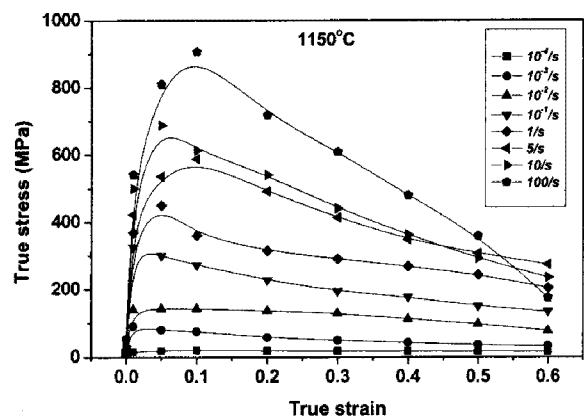
고온압축시험 후 시편의 미세조직을 관찰하기 위하여 Kroll 용액 (10% HF + 5% HNO₃ + 85% H₂O) 으로 시편을 에칭하였고, 전자주사현미경과 EDS 를 통하여 각 상의 종류 및 분율을 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

본 연구에서 사용된 β - γ TiAl 합금의 고온압축 시험을 통한 응력-변형곡선을 Fig.2 에 나타내었다. Fig.2(a)는 변형율 속도를 $10^{-3}/\text{s}$ 로 고정시키고 온도를 50°C 간격으로 변화시켜 고온압축시험을 수행한 결과이고, Fig.2(b)는 온도를 1150°C 에 고정시키고 변형율 속도를 변화하여 고온압축시험을 수행한 결과이다. 본 연구에서 고온압축시험에 의해 얻어진 진응력-진변형율 곡선은 Ti-6Al-4V 합금처럼 다른 이상 (two phase) Ti 합금과 같이 낮은 온도와 빠른 변형율 속도에서 연화 거동을 보였다. 그러나 Fig.2(b)에서 보이는 바와 같이, 빠른 변형율 속도 ($10/\text{s}$, $10^2/\text{s}$)에서는 변형율이 증가할수록 연화되는 속도가 매우 빠른 거동을 보인다.



(a)



(b)

Fig. 2. True stress-true strain curves obtained from compression tests at (a) different temperatures ($10^{-3}/\text{s}$) and (b) different strain rates (1150°C)

이것은 변형율 속도가 빨라 각각 변형 중에 시편에 유동의 집중이 되거나, 표면에 균열이 발

생했기 때문이다. 반면에, 낮은 변형율 속도에서는 유동 응력이 변형율이 증가할수록 안정상태(steady state)에 도달하는 것을 알 수 있다.

고온압축시험에서 온도와 변형율 속도를 변화시켜 수행한 결과를 바탕으로 β - γ TiAl 합금의 공정 지도를 얻을 수 있었다. Fig. 3의 공정 지도는 변형율이 0.6 일 때를 기준으로 하였으며, 최적의 공정 조건을 나타낼 수 있었다. 공정 지도는 에너지 분산 지도(power dissipation map)와 불안정 지도(instability map)로 구성되며, 시편이 고온에서 변형 중에 받는 에너지를 분산시키는 분산자(dissipator)로서의 역할을 한다는 Dynamic Materials Model(DMM)에 근거를 두고 있다[14]. 불안정 지도는 온도-변형율 속도 공간에서 소재가 변형 중에 손상되지 않는 안전한 영역과 그 반대되는 위험한 영역을 구분하며, 에너지 분산 지도는 에너지 분산 효율(η)을 지표로 하여 고온변형 중에 일어나는 미세조직적 변화를 나타낸다. 에너지 분산 지도에서 효율(η)은 고온변형 중에 생성되는 내부 엔트로피의 생성 속도를 나타내며, 서로 다른 온도와 변형율 속도에서 에너지 분산에 따라 변화하는 미세조직을 나타낸다.

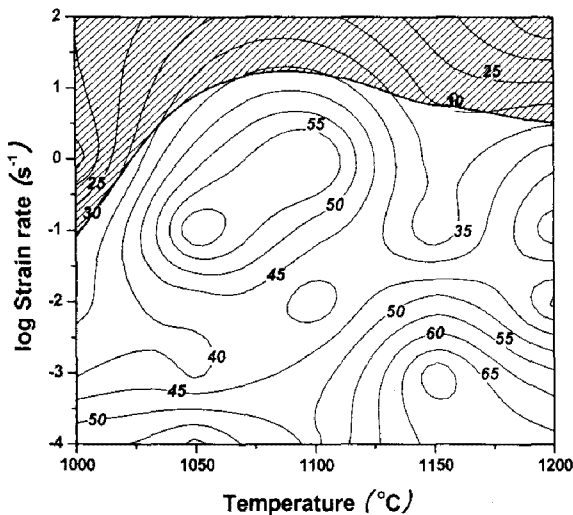


Fig. 3. Processing map of β - γ TiAl alloy ($\epsilon = 0.6$)

Fig.3의 공정 지도에서 빗금 친 영역은 불안정영역을 나타낸다. 이 영역을 정의하기 위해서 Ziegler[15]에 의해 제안된 불안정 척도를 적용하였다. Ziegler는 소성유동이 불안정해지는 조건을 다음과 같이 식 (1)에 제시하였다.

$$\frac{dD}{d\dot{\epsilon}} < \frac{D}{\dot{\epsilon}} \quad (1)$$

여기서 D 는 소재의 구성거동(constitutive behavior)의 특성을 나타내는 분산 함수이다. 재료에 가해지는 총 에너지가 각각 열로 소모되는 항과 미세조직적 변화를 나타내는 G 와 J 항으로 나뉘지며, D 는 J 항을 대신하여 미세조직적으로 유동 불안정을 나타내는 조건에 사용된다. 그 조건은 식 (2)에 나타내었다.

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (2)$$

여기서 매개 변수 $\xi(\dot{\epsilon})$ 는 온도와 변형율 속도의 함수로서 소재의 미세조직적 불안정을 의미하며, 이를 통해서 얻는 것이 불안정 지도이다. 본 연구에서 이러한 불안정 척도에 기반한 불안정 지도에서는 모든 온도 구간에서 10/s 이상의 빠른 변형율 속도에서 유동 불안정이 나타난다고 예측되었다. 이러한 불안정 지도의 물리적 의미는 주어진 변형율 속도에서 계(system)가 엔트로피를 생성할 수 없어 유동의 국부화가 진행되어 불안정을 야기한다는 것이다.

Fig.3의 공정 지도에서 두 영역의 높은 효율을 가지는 영역이 나타나 있는데, 첫 번째 영역은 약 60%의 효율을 보이는 1050°C, 10⁻¹/s 영역이며, 두 번째 영역은 약 70%의 효율을 보이는 1150°C, 10⁻³/s 영역이다. 이 두 영역에서 높은 효율을 보이는 것은 변형 중에 시편에 가해진 에너지가 미세조직적 변화에 의하여 효율적으로 분산되었다는 것을 의미한다. 고온변형 중에 시편에서 발생한 미세조직적 변화를 알아보기 위하여 광학현미경으로 시편을 관찰하였다. 우선, 첫 번째 영역에서의 미세조직의 변화를 관찰하기 위하여 온도를 고정시키고, 높은 효율을 보인 10⁻¹/s 주변 영역의 미세조직을 관찰하였고, 그것을 Fig.4에 나타내었다.

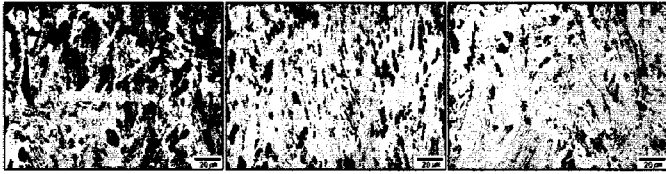


Fig. 4. Microstructures of β - γ TiAl specimen compressed at 1050°C: (a) 1/s (b) 10^{-1} /s (c) 10^{-2} /s

변형을 속도가 1/s (Fig.4(a))일 때의 미세조직은 구부러지거나 굴절된 긴 라멜라 (lamella) 구조임을 알 수 있다. 그러나 라멜라 구조가 분절되거나 없어지지 않고 그 형태가 유지되고 있으며, 이것은 미세조직적 변화가 활발히 일어나지 않았음을 의미한다. 따라서 에너지 분산 효율이 10^{-1} /s 보다 낮음을 알 수 있다. 한편, 1050°C, 10^{-1} /s 에서 변형된 시편의 미세조직은 많은 분절된 (fragmented) 라멜라 구조인 것을 알 수 있다. 즉, 미세조직적인 변화가 활발하여 에너지 분산 효율이 높게 얻어졌다. 그리고 변형을 속도가 10^{-2} /s 인 조건에서 변형된 시편의 미세조직도 1/s 에서 변형된 시편의 미세조직과 유사하게 라멜라 구조가 여전히 유지되고 있는 것을 볼 수 있다. 따라서 에너지 분산 효율이 1050°C 의 온도에서 10^{-1} /s 일 때의 조건에서 가장 높은 것을 미세조직적 관찰에서 알 수 있다.

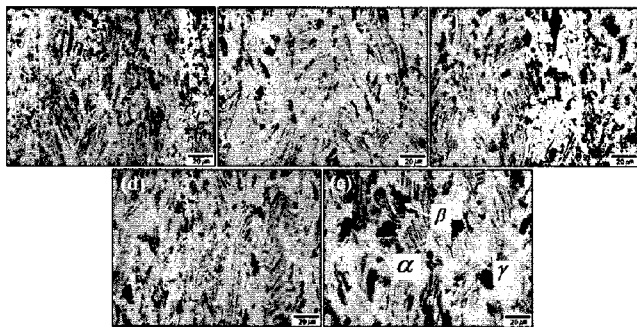


Fig. 5. Microstructure of specimen compressed at (a) 1000°C, (b) 1050°C, (c) 1100°C, (d) 1150°C and e) 1200°C with a fixed strain rate of 10^{-3} /s

Fig.5 에는 높은 효율을 보이는 또 다른 영역 (1150°C, 10^{-3} /s)과 그 주변 영역에서 변형된 시편들의 미세조직을 나타내었다. 즉, 변형을 속도는 10^{-3} /s 로 고정시키고 온도를 변화시킨 조건에서 변형된 시편의 미세조직을 나타내었다. Fig.5 에서 온도가 변함에 따라서 β 상의 분율이 변화됨을 알 수 있다. 즉, 온도가 증가할수록 β 상의 분율 역시

증가하는 것을 알 수 있다. 여러 온도 조건에서 각 상들의 분율을 Table 1 에 정리하였다.

Table 1. The volume fractions of α , β and γ phases with the variation of temperature

	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C	1200°C
α [%]	5.6	11.3	19.6	23.8	47.1
β [%]	4.2	5.5	8.3	11.5	20.5
γ [%]	90.2	83.2	72.1	64.7	32.4

일반적으로 β 상은 체심입방정 (bcc) 구조로서 α_2 나 γ 상들보다 무르다고 알려져 있다. 따라서 고온에서 β 상은 다른 α_2 나 γ 상들보다 쉽게 변형된다. 이것은 β 상을 포함한 TiAl 합금의 고온 변형 거동을 연구한 몇몇 선행 연구 결과에서도 알 수 있다[12,16]. 또한 Wang et al.[17]에 의하면 β 상이 고온에서 변형을 받을 때 윤활층 역할을 하여 변형을 용이하게 한다고 보고한 바가 있으며, Masahashi et al.[12] 역시 비슷한 관찰을 하였다. 이러한 선행 연구 결과를 고려한다면, 최적의 공정 조건은 β 상이 많이 포함되어 변형이 가장 용이한 1200°C, 10^{-3} /s 조건에서 얻어져야 한다. 그러나 이것은 1150°C, 10^{-3} /s 에서 최적의 공정 조건을 보인 본 연구의 결과와는 차이를 보이고 있다. Fig.5 에 나타나 있는 것과 같이 온도가 증가하면 β 상의 분율 또한 증가하는 것을 알 수 있고, 또한 그 형상도 변하는 것을 알 수 있다. 즉, β 상의 분율도 중요하지만 β 상의 형상도 고려해야 하는 인자이다. 1150°C 이하의 온도에서는 β 상의 분율이 적어 β 상이 변형을 모두 수용할 수 없다. 한편, 1150°C 이상의 온도에서는 β 상의 분율이 20% 이상으로 많지만, 그 크기가 조대하고 기지 내에 미세하게 분포하고 있지 않기 때문에 변형이 β 상이 많은 부분이 집중되어 유동이 국부화될 수 있다.

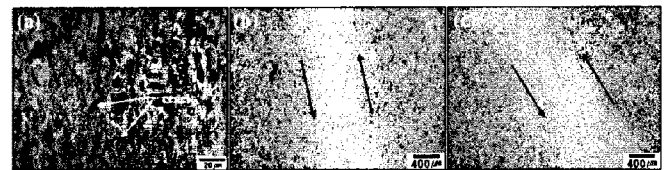


Fig. 6. Optical microscopic image of specimen compressed at the condition of instability (a) 1000°C, 100/s (b) 1100°C, 100/s (c) 1200°C, 100/s

Fig.6 에는 10^2 /s 의 변형을 속도에서 각각

1000°C, 1100°C, 1200°C 의 온도 조건에서 변형된 시편의 미세조직 사진을 나타내고 있다. 이 조건들은 공정 지도에서 불안정 영역으로 표시된 영역들로, 내부에 균열과 유동이 국부화 되었음을 잘 보여주며, 본 연구의 결과와 일치함을 알 수 있다. 그러나 더 명확한 β 상의 역할 규명과 최상의 성형성을 보이는 결정립 크기, β 상의 분율 등에 대한 연구가 더 필요하다.

4. 결 론

본 연구에서는 b 상이 약 12.5% 포함된 TiAl 합금을 이용하여 공정 지도를 통해 최적의 공정 조건을 제시하였고, b 상의 역할에 대하여 고찰하였으며, 중요한 특징은 다음과 같다.

(1) 공정 지도에서 최대의 효율을 보인 영역은 1150°C, $10^{-3}/s$ 영역으로, β 상의 분율은 온도가 높아질수록 증가하였다.

(2) β 상을 포함한 TiAl 합금의 성형성에서 b 상의 분율 뿐만 아니라 그 형상도 중요하며, 일정 이상의 분율을 가지는 β 상이 기지 내에 미세하게 분포하여야 최적의 성형성을 얻을 수 있다.

후 기

본 연구는 과학기술부 국가지정연구실 (NRL) 사업의 지원으로 이루어졌으며, 이에 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

[1] Y.-W. Kim: J. Met., Vol. 47 (1995), p. 39
 [2] R.W. Hayes and B. London: Acta Metall., Vol. 40 (1992), p. 2167

[3] P.L. Martin, M.G. Mendiratta and H.A. Lipsitt: Metall. Trans. A, Vol. 14A (1983), p. 2170
 [4] Y.-W. Kim and F.H. Froes: in High Temperature Aluminides and Intermetallics, S.H. Wang et al., eds., TMS, Warrendale, PA (1990), p. 465
 [5] S.C. Huang and E.L. Hall: Metall. Trans. A, Vol. 22A (1991), p. 427
 [6] K.S. Park, D.S. Bae, G.H. Lee and S.K. Lee: Metal. and Mater. Int., Vol. 11 (2005), p. 481
 [7] T. Kawabata, H. Fukai and O. Izumi: Acta Mater. Vol. 46 (1998), p. 2181
 [8] S.C. Huang: Structural Intermetallics, TMS, Warrendale (1993), p. 299
 [9] Dong-Bok Lee: Metal. and Mater. Int., Vol. 11 (2005), p. 141
 [10] J.D. Shi, Z.J. Pu, Z.Y. Zhong and D.X. Zou: Scripta Metall. Mater, Vol. 27 (1992), p. 1331
 [11] B.J. Inkson, C.B. Boothroyd and C.J. Humphreys: Acta Metall. Mater, Vol. 41 (1993), p. 2867
 [12] N. Masahashi, Y. Mizuhara, M. Matsuo, T. Hanamura, M. Kimura and K. Hashimoto: ISIJ Inter. Vol. 31 (1991), p. 728
 [13] P. S. Robi, U. S. Dixit: Mater. Proc. Tech., Vol. 142 (2003), p. 289.
 [14] Y. V. R. K. Prasad and S. Sasidhara: Hot working Guide-A Compendium of Processing maps, ASM Inter. Mater. Park, OH (1997)
 [15] H. Ziegler: *Progress in Solid Mechanics*, (Pergamon Press, New York 1965).
 [16] M. Nobuki, D. Vanderschueren and M. Nakamura: Acta Mater. Vol. 42 (1994), p. 2623
 [17] J.G. Wang and T.G. Nieh: Intermetallics, Vol. 8 (2002), p. 737