

Ti-10V-2Fe-3Al 합금의 열간성형성에 미치는 초기미세조직의 영향

최길수*, 신동혁**, 이종수*

Effects of Initial Microstructures on the Hot Formability of Ti-10V-2Fe-3Al Alloy

Kil Soo Choi*, Dong Hyuck Shin** and Chong Soo Lee*

ABSTRACT

A study has been made to investigate how the formability of Ti-10V-2Fe-3Al alloy is related to the initial microstructure and process variables such as temperature and strain rate. It has been found that the deformation resistance at high temperature is increased with the increase in the thickness of grain boundary α (GB α) and/or acicular α phase, and however, the effect of α morphology on the hot formability is considered insignificant due to the breakage of GB α and/or acicular α into several equiaxed α particles.

Key Words : Ti-10V-2Fe-3Al, Formability, Grain Boundary α , Acicular α , Dynamic Recovery

1. 서론

Near β 티타늄합금의 하나인 Ti-10V-2Fe-3Al 합금은 경화능이 우수하므로 높은 비강도를 가지며, 높은 강도와 높은 인성의 조화를 이룰 뿐만 아니라 뛰어난 성형 특성을 보이므로, 단조성이 우수하고, near net shape making에 의한 생산비 절감 효과가 뛰어나⁽¹⁾ 최근 항공기의 랜딩 기어와 프레임, 헬리콥터의 로터 헤드와 같은 항공산업 및 첨단 산업에의 적용이 확대되어 왔다⁽²⁾.

본 연구에서는 β 변태온도 상하에서 실제로 단조를 실시하여 자동차용 부품인 gear reverse idle를 생산하였으며, 다양한 시험온도와 변형속도의 조건 하에서 압축시험을 실시하여 위의 공정변수들이 재료의 유동성질과 미세조직에 미치는 영향에 대하여 연구하였다. 또한, 미세구조적 변수로는 결정립계 α 상의 두께와 결정립내 α 상의 aspect ratio를 설정하여 소성변형시의 변형저항과 변형거동, 그리고 변형도중에 일어나는 α 상들의 형상변

화에 대하여 고찰하여 보았다.

한편, 압축시험을 통하여 얻은 결과를 바탕으로 하여 power-law 방정식에 근거한 구성방정식을 설정하고 DEFORM 상용 소프트웨어를 이용하여 단조공정을 유한 요소 해석하여 실제로 단조를 실시한 제품의 미세조직 및 기계적 성질과의 상관관계에 대하여 조사하였으며, 국부적인 공정조건의 변화가 국부적인 재료의 미세조직에 미치는 영향에 대하여 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 재료는 미국의 TIMET사에서 제조한 Ti-10V-2Fe-3Al합금으로 이 합금의 변형전의 열처리 및 이에 따른 미세조직을 표 1에 정리하였으며, 그림 1에 나타내고 있다. 열처리를 거친 시편은 각각 840°C와 740°C의 온도에서 단조를 시행하였으며, 840°C ~ 540°C, 25~0.025/sec의 범위에서 고온압축시험을 실시하였다. 한편, 고온압축시험의 결과를 바탕으로 하여 구한 구성방정식을 이용하여 변형률, 변형속도, 온도 등의 단조공정의 모사를 실시하였다.

*포항공과대학교 항공재료연구센터

**한양대학교 금속재료공학과

3. 실험결과

그림 2는 각각의 미세조직에 대하여 0.2/sec의 변형속도로 압축시험한 결과이다. 위 그림에서 나타난 바와 같이 HT3, HT4, HT2의 순으로 유동응력이 큰 것을 관찰할 수 있으며 이로써 결정립계 α 가 두껍고, 결정립내 α 의 aspect ratio가 클수록 재료의 변형저항이 더 큰 것을 알 수 있다.

또한, 변형이 지속됨에 따라 HT4와 HT2의 유동응력의 차이가 감소되어 유사한 정상상태응력을 갖는 것을 알 수 있으며, 이는 변형에 따라 α 상의 aspect ratio가 감소하기 때문이다.

840°C ~ 540°C의 온도구간과 25/sec ~ 0.025/sec의 변형속도 구간에서 고온압축시험을 실시한 결과 $\epsilon = 0.7$ 인 조건하에서의 유동응력은 표 2와 같고 이를 이용하여 다음과 같은 구성방정식을 얻을 수 있었다.

$$\dot{\epsilon} = 9.06 \times 10^{-7} \sigma^{8.075} \exp\left(-\frac{26672}{T}\right)$$

이는 $\epsilon = 0.7$ 인 상태에서의 유동응력을 선택하여 유도한 구성방정식이며, $\epsilon = 0.7$ 에서 유동곡선은 정상상태에 도달하여 있다.

위의 구성방정식을 이용한 단조공정의 유한요소 해석의 결과를 그림 3에 나타내고 있으며 실제로 단조를 실시한 제품을 그림 4에 나타내고 있다. 그림 3에 나타난 결과를 살펴보면 finishing의 경우 최대 3.3, piercing의 경우 최대 4.7까지의 변형량을 받는 것을 알 수 있으며, 이렇게 국부적으로 큰 변형량을 받음에도 불구하고 단조공정 중에 균열을 비롯한 결함들이 발생하지 않는 것은 Ti-10V-2Fe-3Al합금의 낮은 변형저항과 활발한 회복기구에 의한 것이다.

4. 고찰

HT2와 HT3의 미세조직을 갖는 시편의 740°C에서의 단조후 미세조직을 그림 5에 나타내었다. 얇은 결정립계 α 와 acicular α 를 초기 미세조직으로 갖는 HT2 시편은 열간단조후에 결정립계 α 가 붕괴되고, 결정립내 acicular α 의 aspect ratio가 감소하였다. 한편, 두꺼운 결정립계 α 를 갖는 HT3 시편의 경우에도 단조후에 결정립계 α 의 붕괴현상이 발견되었다. 또한, HT3시편의 초기미세조직에서는 결정립내의 α 상이 발견되지 않았는데 변형 후에는 결정립내의 α 상이 형성된 것을 알

수 있다.

Ti-10V-2Fe-3Al 합금의 진응력-진변형률 곡선은 그림 2에 나타난 바와 같이 초기의 응력 상승 후 점차 유동응력감소 현상을 일으켜 정상상태에 도달하게 된다. 이러한 변형연화현상의 기구로는 deformation heating⁽³⁾, 집합조직의 형성^(3, 4), 동적 재결정, 동적 회복⁽⁵⁾ 등이 있다.

deformation heating은 변형도중에 발생한 변형열에 의하여 큰 변형을 받은 부분에서 온도상승이 일어나 국부적으로 낮은 유동응력을 보이며 이로써 변형연화를 일으키는 현상을 말한다. 이는 높은 변형속도 하에서 큰 영향을 미치며, 변형속도가 감소하면 변형도중에 열이 전달될 수 있는 충분한 시간이 생기므로 영향이 작아지게 된다. 이러한 deformation heating은 일반적인 이론으로 인정되었고, 변형연화현상은 deformation heating과 다른 변형기구의 조합으로 해석되어진다. 집합조직의 영향은 Semiatin^(3, 4) 등에 의하여 주장되었으며, Robertson⁽⁵⁾ 등은 동적회복과 결정립계 α 의 붕괴가 주된 가공연화의 원인이라고 주장하였다.

그림 6은 두꺼운 결정립계 α 를 갖는 HT3 조직의 740°C에서의 압축시험의 압하량에 따른 변형된 미세조직을 나타내고 있다. 결정립내의 α 상의 형상을 나타내고 있는데 10% 변형시에는 결정립내에 미세한 침상의 α 가 형성되었으며 20%의 α 상분율을 나타내었다. 변형 전의 조직에서는 결정립내 α 상이 거의 존재하지 않았으므로 이러한 결정립내 α 상의 생성은 변형에 의한 동적재결정의 영향이라고 볼 수 있다.

10%의 변형을 받은 조직에서는 결정립내 α 상이 동적 재결정되며, 침상의 형태를 이룬다. 이는 추가적인 변형을 받을 경우 미세조직이 변화하게 되는데 20%의 변형을 받을 경우 침상의 α 상의 길이와 두께가 증가하며 결정립 성장이 일어난다. 이때의 α 상분율은 19%로 추정되었으며 이는 실험오차를 고려할 때 상분율의 변화가 거의 일어나지 않는 것을 의미한다. 이렇게 성장이 일어난 결정립내 α 상은 변형이 지속됨에 따라 붕괴가 일어나게 되는데 40% 압하량을 받았을 경우 α 상은 다시 미세하게 되며, 60% 압하량을 받았을 경우 α 상의 붕괴가 일어나서 구상의 결정립내 α 상의 형상을 가진다. 이는 α 상의 형상변화가 변형연화기구에 영향을 미친다는 것을 의미한다. 두 가지 경우는 모두 20%의 α 상분율을 갖는 결과를 나타내었으며 변형 초기에 평형 상분율을 얻은 이후로

추가적인 변형으로 인한 상분들의 변화는 없는 것을 나타내고 있다.

고온에서 α 상은 β 상에 비하여 상당히 높은 강도를 가지고 있으며, α 상의 분포는 분산강화의 효과를 낸다⁽⁶⁾. 따라서, 변형도중에 α 상의 형상이 바뀌는 것을 고온에서의 재료의 변형저항의 변화에 결정적인 영향을 미친다.

변형량에 따른 Widmanstätten 조직(HT4)의 미세조직 변화를 그림 7에서 나타내고 있다. 압축 변형온도는 740°C이며, 압하량은 40, 60%이다. 변형받지 않은 조직은 그림 1에 나타난 바와 같이 Widmanstätten 형태의 연신된 α 와 그 사이에 다소 aspect ratio가 작은 미세한 α 상이 존재한다. 40%의 압축변형을 받은 경우에는 변형전 조직에 비하여 연신된 α 들이 붕괴가 된 것을 알 수 있으며, 연신된 α 들이 상당량 잔존한다. 60%의 변형을 받은 조직의 경우에는 이러한 α 상의 붕괴가 더욱 활발하게 일어난 것을 알 수 있다. 또한, 재료의 유동에 따라 α 상들이 한쪽 방향으로 연신되는 것을 알 수 있는데 이는 40%의 변형을 받은 조직에서 α 들이 서로 90°의 각을 이루고 있는 것과 대조적인 결과이다.

$\alpha + \beta$ 영역의 변형중에 발생하는 침상 α 상의 붕괴는 다음과 같은 기구에 의하여 발생하게 된다⁽⁷⁾. 높은 변형 하에서는 α 상 내에 아결정립계가 생성 및 발전하여 cusp를 형성하고, α/α 아결정립계를 따라서 β 상이 관통하여 α 상의 모양은 등축상의 모양을 얻게 된다. 하지만, 실제로 α 상은 β 상에 비하여 적은 변형을 받으므로 붕괴가 완료되는 때에는 상당한 양의 변형량이 필요하다.

본 연구에서의 실험결과, $\alpha + \beta$ 영역에서의 고온 변형에서 β 상에서는 특이할만한 변화가 발생하지 않았다. 이는 β 상에서의 활발한 동적회복 때문이며⁽⁵⁾, 결정립계 α 의 영향으로 말미암아 β 상의 동적재결정도 발생하지 않았다. 앞에서 설명한 바와 같이 고온에서 α 상은 강화상이며, 변형저항을 증가시키는 역할을 한다. 따라서, α 상이 붕괴되며 가공경화의 속도가 떨어지고 이로 말미암아 유동응력이 감소하는 변형연화 현상이 발생한다. 하지만 가공경화 속도가 감소됨에 따라 과잉전위의 밀도가 감소하게 되므로 동적회복의 경향이 감소하게 되고 정상상태에 들어서게 된다.

5. 결론

1. 고온 압축 시험 결과 Ti-10V-2Fe-3Al 합금

의 고온 유동 곡선은 초기의 응력 상승 후 점차 유동응력이 감소하며 정상상태로 들어섰다. 이러한 변형연화는 고온에서의 강화상인 결정립계 α 상과 결정립내 α 상의 붕괴와 β 상의 동적회복 때문이며, 가공경화의 속도와 변형연화의 속도가 같아지며 정상상태에 들어선다.

2. 단조 공정 결과 결정립계 α 를 성장시킨 조직은 재료의 변형저항을 크게 증가시키나, 변형이 지속됨에 따라 결정립계 α 의 붕괴현상이 발생하므로 재료의 연성에는 큰 영향을 미치지 못한다. 또한, 결정립계 α 를 성장시킨 조직에서는 결정립내의 α 상이 발견되지 않았지만 변형을 받음에 따라 입내 α 상이 생성되었으며 점차 구상으로 붕괴된다.

3. 고온변형시 결정립계 α 상의 두께가 두껍고, 결정립내 α 의 aspect ratio가 클수록 더 높은 변형저항을 나타낸다. 그러나, 재료의 변형이 지속되며 α 상의 붕괴가 발생함에 따라 결정립내 α 의 aspect ratio는 감소하므로 정상상태의 유동응력에는 큰 영향을 미치지 못한다.

6. 참고문헌

1. R. R. Boyer and H. W. Rosenberg : Beta Titanium Alloys 80's, Edited by R. R. Boyer and H. W. Rogenberg, TMS, Warrendale, PA, 1984, p.441-456
2. D. P. Davies, B. C. Gittos, G. T. Terlinde, G. Fisher : Titanium 1995 Science and Technology, Edited by P. A. Blenkinsop, W. J. Evans and H. M. Flower, Institute of Metals, London, 1996, p.1371
3. S. L. Semiatin, V. Seetharaman and I. Weiss : Mat. Sci. and Eng., in print
4. S. L. Semiatin and G. D. Lahoti : Met. Trans. A, Vol. 12A(1981), p.1705-1717
5. D. G. Robertson and H. B. McShane : Mat. Sci. and Tech., Vol. 13(1997), p.575-583
6. T. Maeda and M. Okada : Titanium 1995 Science and Technology, Edited by P. A. Blenkinsop, W. J. Evans and H. M. Flower, Institute of Metals, London, 1996, p.948-955
7. A. M. Chaze and F. M. Montheillet : Beta Titanium Alloys, Edited by A. Vassel, D. Eylon and Y. Combres, Paris, 1994, p.41-48

후기

본 연구는 한국과학재단지정 항공재료 연구센터의 연구비 지원을 받아 수행되었으며 이에 감사드립니다.

Table 1. Summary of heat treatment and microstructures.

No	Heat treatment	Microstructure
HT1	840°C/30min/WQ	Retained β + martensite
HT2	840°C/30min/WQ 740°C/1hr/WQ	Thin GB α Acicular α in β matrix
HT3	840°C/30min/FC to 740°C 740°C/30min/WQ	Thick GB α Martensite in β matrix
HT4	840°C/30min/FC to RT 740°C/1hr/WQ	Thin GB α Widmanstätten α

Table 2. Flow stress at the strain of 0.7.

		Stain rate (/sec)			
		25	2.5	0.25	0.025
Temperature (°C)	840	179.8	137.3	110.3	70.0
	740	247.7	181.1	138.5	104.8
	640	338.8	261.7	216.5	149.0
	540	469.8	376.2	-	-

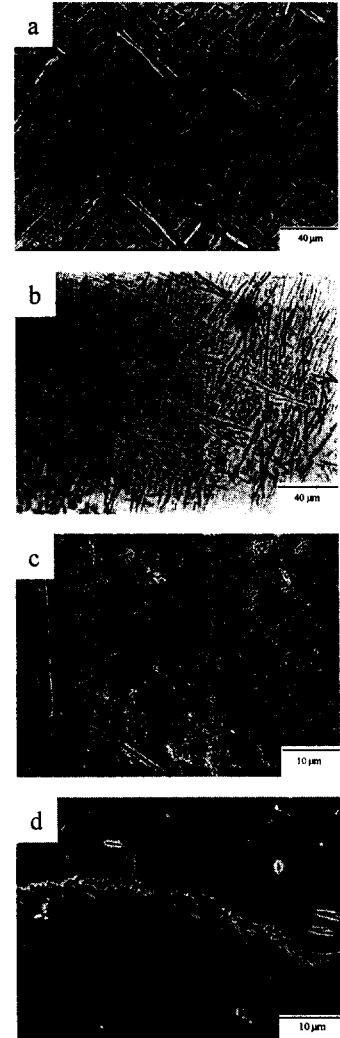


Fig. 1. Micrographs of Ti-10V-2Fe-3Al alloy produced by different heat treatment processes.

- (a) As-received (b) HT4
(c) HT2 (d) HT3

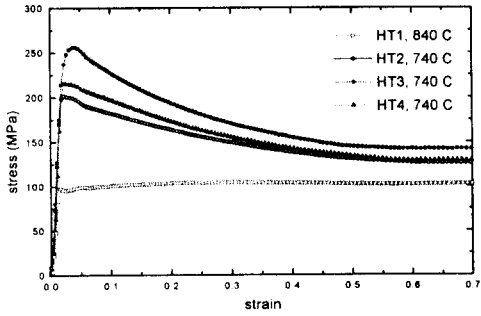


Fig. 2. True stress-true strain curves for different microstructures, obtained by compression tests at 740°C and 840°C. (strain rate = 0.2/sec)

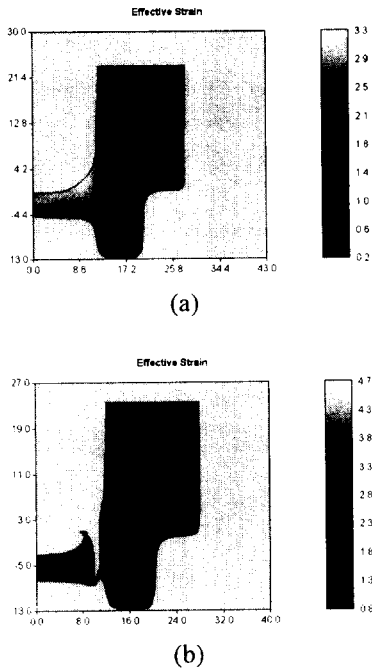


Fig. 3. The simulated effective strain during forging process (initial workpiece temperature = 740°C)
 (a) finishing step, (b) piercing step

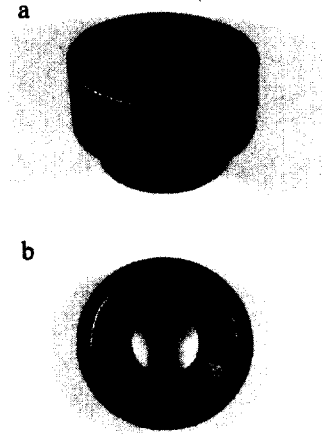


Fig. 4. Gear reverse idle produced by hot forging process
 (a) 840°C, top view
 (b) 840°C, bottom view

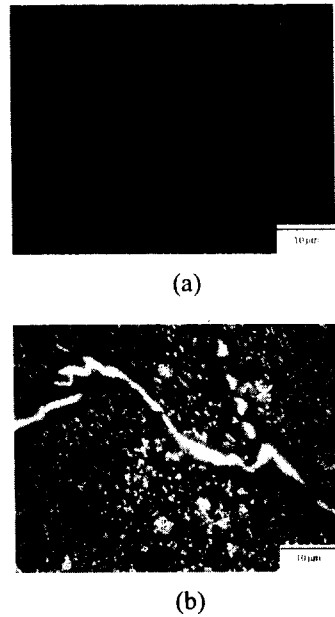


Fig. 5. Microstructures of forged products
 (a) HT2 (b) HT3

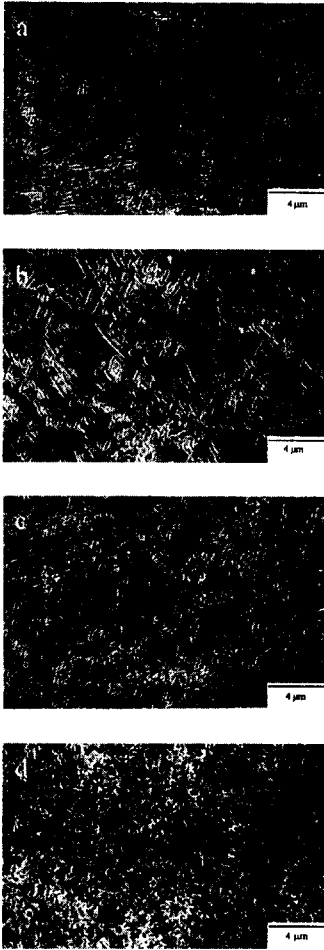


Fig. 6. SEM micrographs representing deformed HT3 microstructures after compression tests at 740°C (Initial microstructure of HT3 contained only thick grain boundary α .)

- (a) 10% compression (b) 20% compression
 (c) 40% compression (d) 60% compression

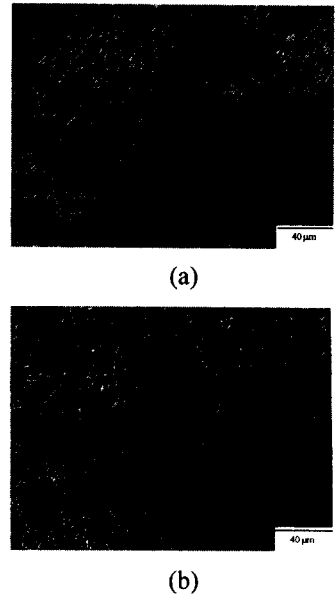


Fig. 7. Deformed HT4 microstructures after compression tests at 740°C (Initial microstructure of HT4 was Widmanstätten α .)

- (a) 40% compression (b) 60% compression