



Ti-12.1Mo-1Fe 준안정 베타 합금의 변형 거동에 대한 변형률 속도의 영향

진인경 · 이동근*

순천대학교 첨단신소재공학과

Effect of Strain Rate on Deformation Behaviors of Ti-12.1Mo -1Fe Metastable Beta Alloy

In Kyeong Jin and Dong-Geun Lee*

Department of Advanced Materials Science and Metallurgical Engineering, Sunchon National University, Suncheon 57922, Republic of Korea

Abstract: The addition of expensive elements to β titanium alloys, which are widely used in the aerospace and automobile industries, causes their price to increase. Low-cost, high-strength alloy (Ti-12.1Mo-1.0Fe) was designed in this study and the compressive behaviors of this alloy were evaluated for application to automobile parts, etc. As a result of ambient compression in the quasi-static and dynamic strain rate range (1×10^{-4} s $^{-1}$ ~ 6×10^3 s $^{-1}$), twinning occurred at all strain rates, and in particular, adiabatic shear bands were observed, which cause cracks and fractures under dynamic strain rate conditions. In addition, when the relationship between these bands and mechanical characteristics was evaluated, an increase of compression strength and Vickers hardness was confirmed to occur, due to the strain rate hardening effect under compression loading. Some twins were formed by the deformation behavior during compression plastic deformation of the Ti-12.1Mo-1.0Fe alloy, and it exhibited excellent compression strength characteristics, showing a very high strain rate hardening effect at a high strain rate.

(Received 12 May, 2023; Accepted 5 July, 2023)

Keywords: Beta Ti alloy, deformation behavior, strain rate, twinning, split hopkinson pressure bar (SHPB)

1. INTRODUCTION

최근 운송기기의 온실가스 배출 감소, 연비 향상, 고속화를 위한 부품의 경량화에 관하여 연구 개발이 지속적으로 진행되고 있다. 이에 기존 철강 소재를 대체할 경량 소재의 요구가 증가하고 있으며, 동시에 승객의 승차감과 안전성을 고려한 고강도 합금의 필요성이 대두되고 있다 [1-2]. 이에 타이타늄 합금을 사용하게 되면 가볍고 우수한 내열성을 가지는 고온용 부품으로도 사용할 수 있다는 장점이 있다 [3-5]. 그러나 타이타늄 합금은 복잡한 제조 공정, 고가의 합금원소 첨가로 인해 높은 단가 형성의 문제점을 가진다. 특히 좋은 성형성을 위해 첨가하는 합금원소 중, 고

은 상인 BCC 구조의 β 상 안정화 원소 V, Zr, Nb, Mn 등이 가격 상승의 원인이 된다. 이는 타이타늄 합금의 제한적인 사용의 문제를 야기하므로, 합리적인 가격의 새로운 합금 설계가 요구된다 [6-9]. 이에 본 연구에서는 고가의 β 안정화 원소를 대체하기 위하여 비교적 저렴한 Mo 과 Fe를 첨가한 Ti-Mo-Fe 준안정 β 계 타이타늄 합금을 설계하였다.

합금원소 Mo의 경우 강력한 β 상 안정화 효과가 있는 원소로서, 첨가 시 강도와 경화능의 향상이 가능한 것으로 알려져 있다 [10]. 마찬가지로, Fe 또한 값싸고 강력한 β 안정화 효과를 가지며 첨가 시 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있는 합금원소이다. 이러한 원소들이 첨가된 β 타이타늄 합금은 우수한 가공성, 피로 저항성을 가져 엔진부품이나 스프링 등 복잡한 형상 가공을 요구하는 자동차용 부품으로도 많이 사용된다 [4,8,11]. 실제 이러한 원소를 첨가하여 Ti-9Mo-6W, Ti-15Mo-5Zr, Ti-13Nb-13Zr 및 Ti-

- 진인경: 석사과정, 이동근: 교수

*Corresponding Author: Dong-Geun Lee

[Tel: +82-61-750-3555, E-mail: leechodg@snu.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (beta-C)과 같은 다양한 β 타이타늄 합금들이 개발되었다 [12-15]. 그러나 앞선 합금들의 경우 합금원소를 다수 첨가함에 따라 비교적 높은 생산 단가를 초래하므로 적은 합금원소로 우수한 물성을 가지며 저렴한 합금의 설계가 필요하다. 이에 Fe를 첨가하여 기존 상용 합금 Ti-12Mo 및 Ti-15Mo와 같은 binary 합금 대비 높은 인장강도와 항복강도, 우수한 연신율 특성을 가지는 합금 설계가 가능하다 [6,7,11]. 이에 경량화가 가능하며 가격 경쟁력을 가지는 Ti-Mo-Fe 합금에 대한 다양한 연구가 진행되고 있다 [16-19].

그러나 Ti-Mo-Fe계 합금을 진동과 충격을 흡수하는 차량용 서스펜션 스프링 등에 적용 시 고려해야 할 동적 성능 평가 연구는 부족한 실정이며, 부품 설계 시 탑승자의 안전과 부품의 수명 측면에서 재료의 변형 거동 및 미세조직 제어가 중요하므로 동적 특성이 반영된 재료 분석 또한 필요하다 [20-22]. 이러한 소성변형은 전위 이동, 슬립, 쌍정 등과 직접적으로 연관되며 가공성을 결정하는 요인이므로 매우 중요하다 [23]. 이에 재료의 변형 기구를 파악하고 변형 정도에 따른 미세조직의 발달 상태를 분석하여 미세조직·기계적 특성의 변화를 이해하고자 하였다.

본 연구에서는 Mo 당량, Bo-Md map과 같은 경험적 설계법을 기반으로 Mo, Fe와 같은 값싼 합금원소를 사용한 저비용 고강도 Ti-12.1Mo-1Fe 준안정 β 합금을 설계하였다. 이에 동적만능시험기와 SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) 장비를 사용하여 압축 시험에 대한 미세조직, 기계적 특성 변화를 관찰하고 이를 기반으로 변형률 속도 별 재료의 변형 거동을 조사하고자 하였다. 또한, 압축 변형 과정에서 소재의 변형 거동을 분석하기 위해 변형 전후의 쌍정, 전단밴드와 같은 미세조직을 비교분석 하였고 이와 연계하여 비커스 경도, 압축 강도와 같은 기계적 특성을 평가하였다.

2. EXPERIMENTAL

본 연구에서 사용한 소재는 β 안정화 원소 Mo과 Fe를 첨가한 β 타이타늄 합금 Ti-12.1Mo-1Fe이다. 이때 안정화 원소가 β 상을 안정화하는 능력은 Mo를 기준으로 한 Mo 당량 (equivalent [Mo])으로 정의하며 다음 식 1과 같이 표현된다. 이 때 $0 \leq [\text{Mo}]_{\text{eq}} < 5$ 인 경우 β -rich, $5 \leq [\text{Mo}]_{\text{eq}} < 10$ 인 경우 Near- β , $10 \leq [\text{Mo}]_{\text{eq}} < 30$ 인 경우 metastable, $[\text{Mo}]_{\text{eq}} > 30$ 인 경우 stable한 β 합금으로 구성된다고 알려져 있다 [24]. 즉, Ti-12.1Mo-1Fe 합금은 15의 $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$ 값을 가져 준안정 (metastable) β 합금으로 구분된다 [8]. 또한

Fe의 β 안정화 능력이 식 1의 타 합금원소 대비 뛰어난 것을 알 수 있다.

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = [\text{Mo}] + 0.22[\text{Ta}] + 0.28[\text{Nb}] + 0.44[\text{W}] + 0.67[\text{V}] + 1.6[\text{Cr}] + 1.25[\text{Ni}] + 1.7[\text{Mn}] + 1.7[\text{Co}] + 2.9[\text{Fe}] - 1.0[\text{Al}] \quad (1)$$

설계한 합금에 대해 VAR 방식을 사용하여 10회 재용해하고 잉곳으로 제작하였다. 이를 공형 압연 (cold swaging) 하여 as-received $\Phi 12$ 봉상 형태로 가공한 뒤, 860°C에서 20분 동안 열처리하여 응력 풀림 처리 후 water quenching를 수행하였다. 이후 봉재에서 와이어 가공으로 ASTM 규격 $\Phi 6 \times 9$ mm, $\Phi 5 \times 5$ mm의 압축 시편을 제작하였다.

압축된 시편의 미세조직 분석을 위해 길이 방향에 수직으로 절단 후 hot mounting 하여 #220~#2000 SiC sand paper와 6 μm , 3 μm , 1 μm suspension 및 colloidal silica를 이용한 기계적 연마를 수행하였다. 그 후 100 ml H₂O, 5 ml HNO₃, 2 ml HF의 Kroll 혼합 용액을 사용하여 에칭하였다. 이를 광학현미경 (Optical Microscope, OM, BX53M, Olympus)과 후방 산란 전자 회절 패턴 분석기 (Electron Back Scattered Diffraction, EBSD, JSM-7100F, JEOL) 장비를 사용해 변형률 속도 (strain rate)에 따른 미세조직의 변화를 분석하였다.

기계적 특성을 평가하기 위해 비커스 경도 시험과 상온 압축 시험을 수행하였다. 경도 시험은 압축 시 재료 내부에 생기는 shear band의 영향을 관찰하기 위하여 단열성 전단밴드를 지나는 방향으로 0.05 kgf 하중, 10 point씩 15초간 압입하였고, 평균과 표준편차를 계산하였다. 압축 시험은 동적만능시험기 (UTM, UTM-10MD, Ssaui Bestech)와 SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) 장비를 사용하여 서로 다른 변형률 속도 조건으로 수행되었다. 변형률 속도는 일반적으로 등온 (isothermal) 과정이 일어나는 $1 \times 10^{-4}/\text{s} \sim 1 \times 10^0/\text{s}$ 를 준정적 (quasi-static)으로, 단열 (adiabatic) 과정이 일어나는 $1 \times 10^0/\text{s}$ 이상의 속도를 동적 (dynamic)으로 구분한다 [23]. 본 연구에선 이 두 가지 변형 과정의 차이를 살피고자 7가지 변형률 속도로 시험을 실시하여 미세조직학적, 기계적 특성 변화를 비교분석하였다. 이에 준정적 압축은 변형률 속도 $1 \times 10^{-4}/\text{s}$ 에서 $1 \times 10^{-1}/\text{s}$ 범위로, 동적 압축은 변형률 속도 $3 \times 10^3/\text{s}$ (1bar), $5 \times 10^3/\text{s}$ (2bar), $6 \times 10^3/\text{s}$ (3bar)로 수행하였다. 압축 시험 시 다이와 양 끝단의 마찰을 줄여 배럴링 현상 (barreling effect)을 방지하고자 각 접촉면에 윤활제 (grease)를 도포 하였다.

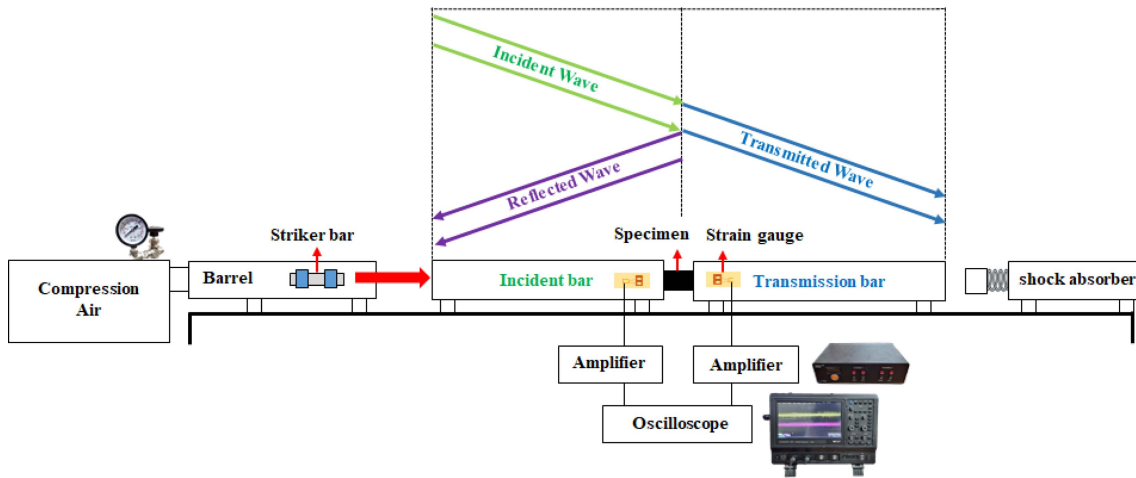


Fig. 1. Schematic diagram of SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) equipment.

SHPB 실험 장비는 Fig. 1과 같이 일렬로 구성되어 있다. 고압 chamber로 충전된 압축 가스 발사 장치에 의해 격발된 충격봉 (strike bar)이 입력봉 (incident bar)에 맞고, 입력봉과 출력봉 (transmitter bar) 사이에 위치한 시편 (specimen)을 압축 변형시킨다. 이때 충격봉과 입력봉이 충돌하며 발생된 탄성 압축 응력과 (incident wave)는 각 봉에 부착된 스트레인 게이지 (strain gauge)에 의해 반사파 (reflected wave)와 투과파 (transmitted wave)로 측정된다. 이 두 가지 파장 신호는 신호증폭기 (amplifier) 내의 휘스톤 브릿지에서 저항으로 작용해 증폭되어 시간-전압 데이터로 산출되고, 오실로스코프 (oscilloscope)에서 시간-변형을 데이터로 변환된다 [26-28]. 이를 분석 프로그램을 사용하여 도시한 strain-stress curve로 기계적 특성을 평가할 수 있다.

3. RESULTS AND DISCUSSION

As-received 시편의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과, Fig. 2와 같이 응력 풀림 처리를 통해 평균 결정립 크기 약 $18.9 \mu\text{m}$ 의 등축정이 형성되었다. 이후 압축 시험 시 재료에 생기는 변형 거동을 예측하고자 Morinaga [29]가 고안한 Bo-Md map을 사용하여 map을 구성하는 두 가지 매개변수인 Bo (bond order)와 Md (Metal d-orbital energy level)값을 계산하였다. Bo-Md map은 transition line을 따라 크게 α 상 영역, $\alpha + \beta$ 상 영역과 β 상 영역으로 나누어지며, 주된 변형 거동은 합금 조성에 따라 twin, SIM, TWIP/TRIP 등으로 발생한다. 본 연구에서 사용된 소재의 경우 Md는 2.40218, Bo는 2.80631로 변형 시



Fig. 2. Optical micrograph of the as-received Ti-12.1Mo-1.0Fe alloy.

twin 거동이 발생됨을 예측 가능하다 [30-31].

이러한 이론적 계산과 실제 미세조직이 같은지 확인하기 위해 조사한 결과, Fig. 3과 같이 모든 압축 시편의 결정립 내에 기계적 쌍정이 형성된 것을 확인하였다. 이는 β 상의 BCC 구조가 빠른 변형률 속도에서 기계적 쌍정을 쉽게 형성하기 때문으로, 격자가 뒤틀리거나 변형되지 않고 소성변형을 흡수하기 위해 변형에너지를 쌍정으로 해소하려는 현상으로 볼 수 있다.

Fig. 3(a)의 $1 \times 10^{-4}/\text{s}$ 에서 Fig. 3(d)의 $1 \times 10^{-1}/\text{s}$ 로 변형률 속도가 증가함에 따라 쌍정의 생성 분율이 증가했음을 거시적으로 관찰 가능하였다. 이는 변형 시 슬립이 일어나기 위한 원자 이동이 변형률 속도 증가에 따라 제한적이게 되어 더 많은 변형을 수용하고자 변형 쌍정 (deformation twin)의 발생량이 증가한 것에서 기인했다고 판단된다 [32]. 이때 결정은 전단 응력 (shear stress)을 받아 빠르게 변형

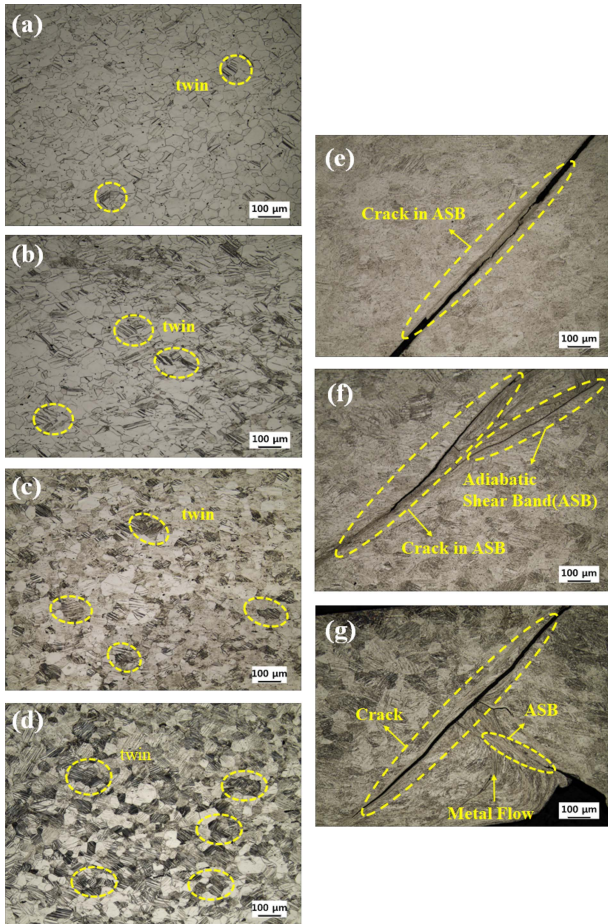


Fig. 3. Optical micrographs of Ti-12.1Mo-1.0Fe alloy under quasi-static and dynamic compression loading ; (a) 1×10^{-4} /sec, (b) 1×10^{-3} /sec, (c) 1×10^{-2} /sec, (d) 1×10^{-1} /sec (e) 3×10^2 /sec, (f) 5×10^3 /sec, and (g) 6×10^3 /sec.

되므로 Fig. 4와 같이 쌍정뿐만 아니라 45° 각도를 이루는 단열성 전단밴드 (adiabatic shear band, ASB)가 형성될 수 있다. 또한 국부적으로 소성 유동이 제한되어 금속 흐름 (metal flow)의 형태로 나타난 영역 또한 Fig. 3(g)와 같이 발생하였다. 그러나 쌍정의 경우와 다르게 단열성 전단밴드와 금속 흐름 현상은 isothermal 과정이 일어나는 준정적 변형보다 adiabatic 과정이 일어나는 동적 변형에서 뚜렷하게 나타나는 것을 확인했다. 이는 타이타늄의 낮은 열전도율과 빠른 변형속도에 의한 것으로, adiabatic 과정에서 변형 에너지가 열에너지로 변환되는 현상이 isothermal 과정보다 제한적인 영역에서 훨씬 빠르게 일어난 것에 기인한다 [33]. 이때, 단열성 전단밴드에서 변형 에너지의 90%가 열로 소산되며 수백 $^\circ\text{C}$ 정도로 큰 국부적인 온도 상승을 유발할 수 있다고 알려져 있으며 [34], 이로 인해 발생한 불안정한 소성 유동 흐름이 파단 (rupture)을 일으

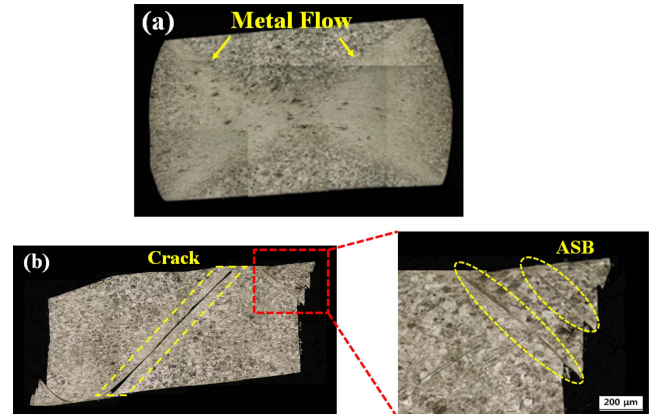


Fig. 4. (a) Metal flow under quasi-static compression loading and (b) shear band and crack formation under dynamic compression loading.

키는 원인으로 작용할 수 있어, dynamic strain rate 조건에서 일부 시편의 파단이 발생되었다. 따라서 변형률 속도가 증가할수록 (Fig. 4(a) \rightarrow Fig. 4(b)) 단열성 전단밴드에서 microcrack이 생성되고 더 큰 crack으로 확대되는 것이 관찰되었으므로 단열성 전단밴드의 형성이 microcrack 및 rupture의 전조 증상 및 파괴 메커니즘을 제공한다고 할 수 있다.

이러한 쌍정과 단열성 전단밴드에 대해 자세히 조사하기 위해 EBSD를 이용한 IPF (inverse pole figure) map을 분석하였다. 쌍정의 경우 결정학적 방위 변형을 수반하며 소성변형을 일으키는 결함이기 때문에 슬립과 다르게 IPF map 상에서 구분되어 관찰된다. 또한, 이러한 방위 변화를 분석함으로써 변형률 속도와 쌍정 발생의 관계를 분석할 수 있다. 이는 Fig. 5와 같이 β 상 기지 (matrix)에 다른 결정학적 면을 가지는 쌍정이 관찰되었으며 이로 인한 결정립 내 방위 차이가 확인되었다. 변형률 속도 1×10^{-4} /s의 Fig. 5(a)에서는 비교적 다양한 결정방향이 존재하는 반면, 변형률 속도가 증가한 1×10^{-1} /s의 Fig. 5(b)에서는 $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ 쌍정이 지배적인 것으로 관찰되었으며 이는 준안정 β 타이타늄 변형 시 주로 나타나는 대표적 쌍정과 동일하였다 [35-37].

또한, 앞서 설명한 바와 같이 변형률 속도에 따른 쌍정 생성 분율이 증가하고, 이는 곧 결정립계 역할을 하는 쌍정경계의 증가를 나타내므로 평균 유효 결정립 크기를 감소시킬 수 있다 [1, 35]. 평균 유효 결정립 크기 d 는 Hall-Petch 강화기구에 따라 응력과 $\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ 의 반비례 관계를 이뤄, 쌍정경계의 수가 많아짐에 따라 응력이 증가하는 결정립 미세화 강화 메커니즘을 따를 수 있다 [3]. 따라서 변형률 속도가 1×10^{-4} /s에서 1×10^{-1} /s로 증가

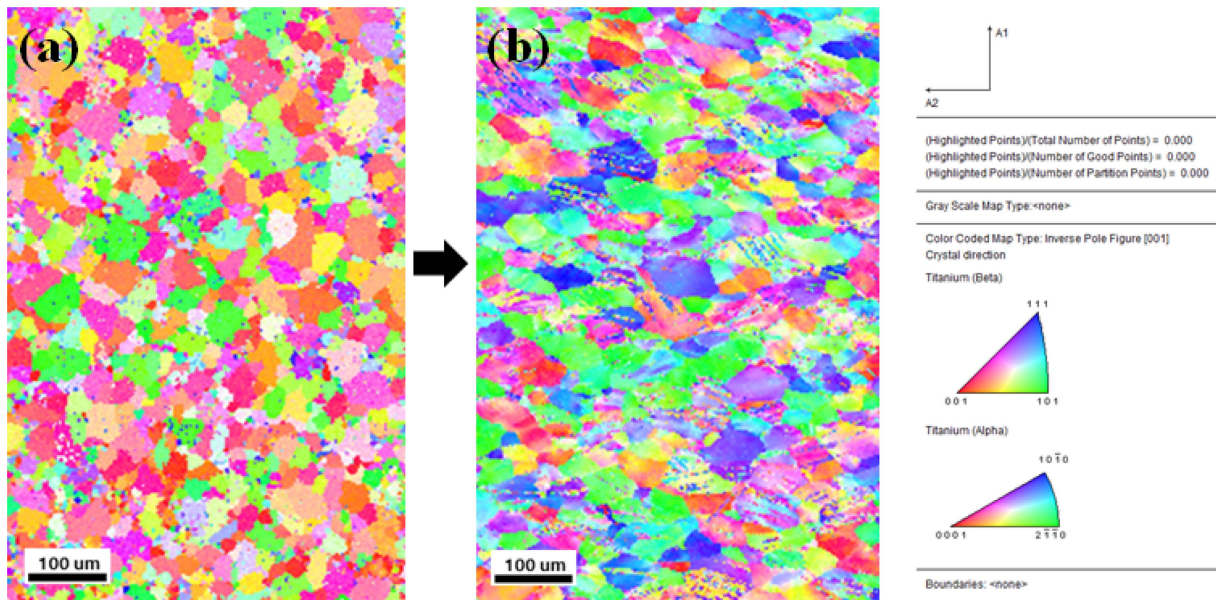


Fig. 5. IPF maps showing orientation changes at strain rate (a) $1 \times 10^{-4}/s$ and (b) $1 \times 10^{-1}/s$.

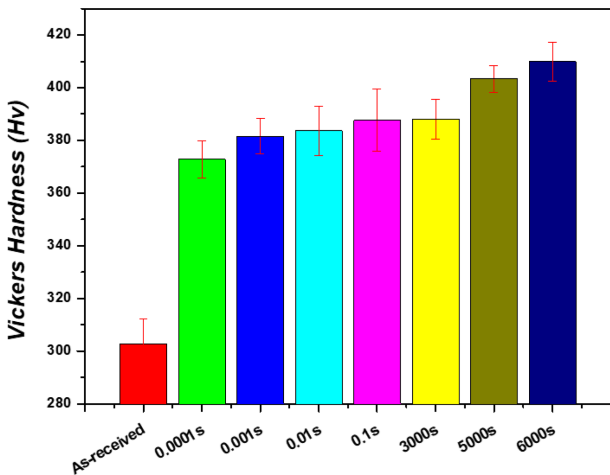


Fig. 6. Vickers hardness values measured under quasi-static and dynamic compression loading ($1 \times 10^{-4}/s \sim 1 \times 10^{-1}/s$, $3 \times 10^3/s$, $5 \times 10^3/s$, $6 \times 10^3/s$).

했을 때 강도와 경도의 상승을 예측 가능하게 한다.

이와 같은 상관관계를 조사하기 위해 비커스 경도를 측정하였고, 그 결과를 Fig. 6에 나타내었다. As-received의 비커스 경도는 평균 302 Hv, 표준편차 9.46 Hv의 값을 나타내었다. 준정적 압축 시험의 경우, $1 \times 10^{-4}/s$ 에서 $1 \times 10^{-1}/s$ 으로 변형률 속도가 증가함에 따라 속도 간 비커스 경도 값은 372 Hv에서 387 Hv로, 약 4 % (15 Hv)의 경도 상승 경향이 나타났다. 동적 압축 시험의 경우, 1bar ($3 \times 10^3/s$)의 변형률 속도 조건에서는 평균 388 Hv, 2bar ($5 \times 10^3/s$)의 조건에서는 평균 403 Hv, 3bar ($6 \times 10^3/s$)의

조건에서는 평균 409 Hv로 측정되었다. 이는 as-received의 초기 경도 값 대비 준정적 변형률 속도 $1 \times 10^{-4}/sec$ 에서는 23 %, 동적 변형률 속도 $6 \times 10^3/sec$ 에서는 35 %의 경도 값이 증가한 값으로, 변형에 의한 전위, 쌍정 등의 결함이 축적되며 전반적인 소성변형에 기여하며 생긴 변형률 속도 강화 (strain rate hardening) 효과에 기인한 것이다 [38].

변형 강화 효과가 압축 강도에 미치는 영향을 알아보기 위해 압축 응력- 압축변형률 곡선을 도출하여 분석하였고, 이를 Fig. 7에 나타내었다. 동적 압축의 경우 미세 진동을 통한 불안정한 초기 응력파가 발생하므로 [36] 곡선의 fitting을 진행하였다. 또한, 유효한 파괴가 일어나는 구간인 변형률 0.1에서의 압축 강도 값을 구하여 Table 1에 나타내었다. 준정적 변형률 속도 조건의 경우, $1 \times 10^{-4}/s$ 조건에서는 955 MPa, $1 \times 10^{-1}/s$ 에서는 994 MPa로 압축 강도가 4.08 % (39 MPa) 증가하였다. 반면, 동적 변형률 속도 조건 $3 \times 10^3/s$ 에서는 1,049 MPa, $6 \times 10^3/s$ 조건에서는 1,356 MPa로 29 % (307 MPa) 더 높은 압축 강도 상승이 일어나 더욱 큰 변형률 강화 효과가 발생했다. 이는 높은 변형률 속도를 갖는 동적 하중 하에서는 strain rate hardening 효과가 훨씬 크게 작용하며, 변형률 속도는 응력 변화에 민감함을 알 수 있다 [39]. 따라서 강화 효과 경향은 비커스 경도 및 미세조직 관찰 결과와 비교적 잘 일치하고 있으며, 쌍정이 결정을 분할하고 전위 활주를 방해하는 역할로 작용하여 생긴 공통적인 특징으로 볼 수 있다.

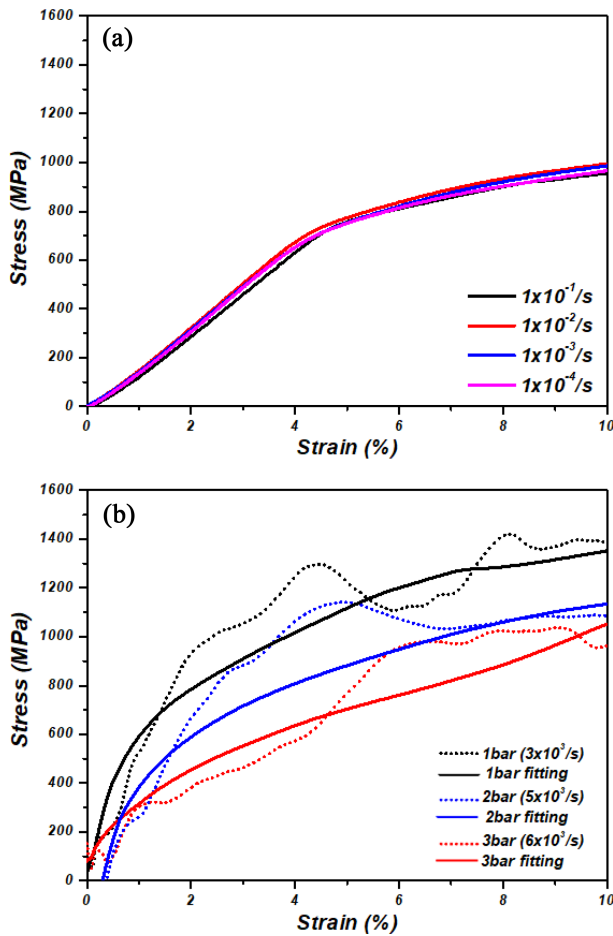


Fig. 7. Compression stress-strain curves by strain rate change up to strain 10% under (a) quasi-static loading ($1 \times 10^{-1}/s \sim 1 \times 10^{-4}/s$) and (b) dynamic loading ($3 \times 10^3/s$, $5 \times 10^3/s$, $6 \times 10^3/s$).

Table 1. Compression stress changes according to strain rate variation at strain 0.1.

Compression Loading Condition	Strain Rate (/sec)	Compression Stress at $\epsilon = 0.1$ (MPa)
Quasi-static	$1 \times 10^{-4}/s$	955
	$1 \times 10^{-3}/s$	996
	$1 \times 10^{-2}/s$	986
	$1 \times 10^{-1}/s$	994
Dynamic	$3 \times 10^3/s$	1,049
	$5 \times 10^3/s$	1,136
	$6 \times 10^3/s$	1,356

5. CONCLUSIONS

본 연구에서는 타이타늄 내에서 β 상을 안정화시키며 강도 강화 효과를 가지는 합금 원소인 Mo과 Fe를 첨가한 Ti-12.1Mo-1Fe β 계 준안정 타이타늄 합금의 압축 변형 거

동을 평가하였다. 압축 전·후와 변형률 속도에 따른 미세 조직학적·기계적 특성을 분석하였으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

변형 전의 등축정 조직과 다르게 압축 시편에서 변형 쌍정이 생성되었고, 이는 Ti-12.1Mo-1Fe 합금의 Bo-Md map 상에서 변형 메커니즘을 예측한 바와 일치하였다. 또한, 동적 변형률 속도 조건에서는 타이타늄의 낮은 열전도율로 인해 소성 변형에 따른 변환된 열에너지가 국부적인 영역에 집중되어 생성된 단열성 전단밴드가 확인되었다. 이러한 미세조직 변화는 쌍정 생성 분율 및 단열성 전단밴드의 crack 성장 거동에 따라 변형률 속도 증가에 비례하며, 균열 발생 및 파괴의 원인을 제공하였다. EBSD 분석 결과 압축 변형 시 주로 $\{112\}\langle 111 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ 쌍정으로서의 결정방위 변화가 일어났으며 쌍정 형성을 통하여 경도와 압축 강도가 상승하였다. 이는 쌍정경계가 결정립계로 작용해 Hall-Petch 강화기구에 따라 압축 변형 증가에 따라 증가하는 쌍정이 평균 결정립 크기를 감소시켜 결정립 미세화 시킨 것에 기인한다. 따라서 BCC 결정구조를 갖는 β 상을 기반으로 한 Ti-12.1Mo-1Fe 합금은 우수한 압축 강도 특성을 가지며, 큰 변형률 속도에서 매우 높은 변형률 속도 강화 효과를 나타내었다.

ACKNOWLEDGEMENT

이 논문은 2023년도 정부(교육부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 지자체-대학 협력기반 지역혁신 사업(No. 2021RIS-002)과 기초연구사업(No. RS-2023-00244296)의 결과이며, 이에 감사드립니다.

REFERENCES

1. W.K. Chae, B.-K. Kim, J.B. Lee, and J.H. Han, *Korean J. Met. Mater.* **58**, 703 (2020).
2. T.-U. Song, J.-U. Koo, S.-B. Jeon, and C.-Y. Jeong, *Korean J. Met. Mater.* **61**, 311 (2023).
3. K.H. Ahn, H. H, and J.H. Yoon, *Korean Soc. Automotive Eng.* 1300 (2021).
4. I. Gutierrez-Urrutia, C.-L. Li, S. Emura, X.H. Min, and K. Tsuchiya, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **17**, 221 (2016).
5. Y.-J. Lee, W.-K. Jung, S.-E. Shin, and D.-G. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **59**, 886 (2021).
6. C.-L. Li, W.-J. Ye, X.-J. Mi, S.-X. Hui, D.G. Lee, and Y. T. Lee, *Adv. Mater. Res.* **551**, 114 (2013).
7. J.J. An, D.G. Lee, K.R. Lim T.Y. Kim, and Y.T. Lee, *Korean*

- J. Met. Mater.* **53**, 6, 380 (2014).
8. D.-G. Lee, J. Seo, C.H. Li. and Y. Lee, *Archives of Metall. and Mater.* **60**, 2, 1393 (2015).
 9. J.W. Won, Y.M. Lee, J.T. Yeom, G.Y. Lee, and C.S. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **54**, 5, 338 (2016).
 10. H.W. Hwang, Y.J. Lee, J.H. Park, and D.-G. Lee, *J. Powder Mater.* **29**, 4, 325 (2022).
 11. D.G. Lee, Y.T. Lee, "Beta Titanium alloy with low elasticity and high strength" PCT/KR2012/006941 (2013).
 12. Y.Y. Lee, S.E. Kim, Y.T. Hyun, and H.W. Jeong, "Titanium, the New Material of Dreams", Steel and metal newspaper Korea Co., Korea (2003).
 13. C.-L. Li, X.-J. Mi, W.-J. Ye, S.-X. Hui, D.-G. Lee, and Y.-T. Lee, *Mater. Sci. & Eng. A*, **645**, 225 (2015).
 14. J. Gao, Y. Huang, D. Guan, A. J. Knowles, L. Ma, D. Dye, and W. M. Rainforth, *Acta Mater.* **152**, 301 (2018).
 15. Y.T. Lee, J.H. Lee, "Titanium processing technology", Steel and metal newspaper Korea Co., Korea (2006).
 16. S. Ehtemam-Haghighi, H. Attar, I.V. Okulov, M.S. Dargusch and D. Kent., *J. of Alloys and Compd.* **853**, 156768 (2021).
 17. H.-W. Hwang, J.-H. Park, and D.-G. Lee, *Appl. Sci.* **12**, 7257 (2022)
 18. C.C. Bortolan, L.C. Campanelli, P. Mengucci, G. Barucca, N. Giguère, N. Brodusch, C. Paternoster, C. Bolfarini, R. Gauvin, and D. Mantovani., *J. of Alloys and Compd.* **925**, 166757 (2022).
 19. B. Gao, Q. Wang, W. Wang, S. Xin, Y. Sun, and K. Wang, *J. of Mater. Research and Tech.*, **23**, 5221 (2023).
 20. S.H. Jeong, J.Y. Park, I.D. Choi, and S.H. Park, *Korean J. Met. Mater.* **51**, 701 (2012).
 21. Y.S. Seo, Y.S. Lee, and O.S. Song, *Jour. KIMST.* **20**, 206 (2017).
 22. M.-S. Kim, J. G. Kim, T. H. Yoo, Y. Y. Jo, S. Lee, H.-T. Jeong, and S.-H. Choi, *Korean J. Met. Mater.* **59**, 624 (2021).
 23. P.-S. Jo, J.-G. Lee, H.-W. Hwang, Y.-J. Lee, and D.-G. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **60**, 892 (2022)
 24. R.R. Kolli, A. Devaraj, *Metals.* **8**, 506 (2018).
 25. A.A. El-Aty, Y. Xu, S.-H. Zhang, S. Ha, Y. Ma, and D. Y. Chen, *J. Adv. Res.* **18**, 19 (2019).
 26. S.-H. Cha, H.H. Shin, and J.-B. Kim, *Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A.* **34**, 5118 (2010).
 27. Y.H. Kim, M.A. Woo, B.S. Kang, and J. Kim, *Korean Soc. Technol. Plast.* **26**, 314 (2017).
 28. J.D. Taek, *Trans. Korean Soc. Mech. Eng.* **1**, 33 (1994).
 29. M. Morinaga, N. Yukawa, T. Maya, K. Sone, and H. Adachi, "Theoretical design of titanium alloys", Six World Conf, on Titan. III, 1601, France (1988).
 30. S. Sadeghpour, S.M. Abbasi, and M. Morakabati, *Jour. Alloys and Compd.* **650**, 22 (2015).
 31. S.H. Woo, C.S. Lee, and L. J. Park, *Jour. KIMST.* **20**, 520 (2017).
 32. D.-G. Lee, J.-B. Kwon, H.-J. Lee, S.-Mi. Jo, Y.-M. Rhyim, W.-J. Yang, and Y.-D. Kim, *Korean. J. Met. Mater.* **57**, 279 (2019).
 33. C. Zener, J.H. Hollomon, *Appl. Phys.* **17**, 69 (1946).
 34. H.-J. Jeong, V.T. Luu, Y.-H. Jeing, S.-T. Hong, and H.N. Han, *Korean J. Met. Mater.* **58**, 162 (2020).
 35. C. Brozek, F. Sun, P. Vermaut, Y. Millet, A. Lenai, D. Embury, P.J. Jacques and F. Prima, *Scripta Mater.* **114**, 60 (2016).
 36. H. Tobe, H.Y. Kim, T. Inamura, H. Hosoda, and S. Miyazaki, *Acta Materialia* **64**, 345 (2014).
 37. S.H. Park, S.G. Hong, J.H. Lee, and C.S. Lee, *Trans. Mater. Process* **19**, 7 (2010).
 38. H.W. Kang, S.B. Kim, B.L. Jang, and H.K. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **61**, 5 (2023).
 39. J.-T. Kim, S.-C. Woo, J.-Y. Kim, and T.-W. Kim, *Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A.* **36**, 6617, (2012).