

## Ti-6Al-4V 합금의 ECAP 가공에 따른 미세조직의 변화

고영건\*·정원식\*\*·신동혁\*\*·이종수\*

(2002년 7월 26일 접수)

### Microstructural Evolution during the Equal Channel Angular Pressing of Ti-6Al-4V Alloy

Y. G. Ko, W. S. Jeong, D. H. Shin and C. S. Lee

#### Abstract

The microstructural evolution during the equal channel angular pressing of Ti-6Al-4V alloy was investigated using the transmission electron microscopy (TEM). ECA pressing was carried out isothermally with route C at 600°C for two types of initial microstructure, i.e., equiaxed and Widmanstätten microstructures. At an initial stage of ECA pressing, the equiaxed microstructure showed more uniform flow than the Widmanstätten microstructure. However, both microstructures were significantly refined revealing nearly equiaxed grains of 0.3 $\mu$ m in diameter with high angle grain boundaries after 4 passes of ECA pressing. These ultrafine grains were found to be stable with little grain growth, when annealed up to 600°C for 1hr.

**Key Words** : Equal Channel Angular Pressing, Ti-6Al-4V Alloy, Ultrafine Grain, High Angle Grain Boundary

#### 1. 서 론

최근 강소성 가공 방법(severe plastic deformation)을 이용한 초미세 결정립 구조재료에 대한 연구가 활발하게 이루어지고 있다. 이는 결정립의 크기가 작아지면 강도 증가와 동시에 인성 그리고 초소성 등의 값이 향상된 재료의 기계적 물성을 얻을 수 있기 때문이다.<sup>(1)</sup> 이러한 강소성 가공 방법 중의 하나인 ECAP (equal channel

angular pressing)<sup>(2)</sup> 가공은 전단변형을 통하여 변형을 일으키기 때문에 기존의 소성가공 방법인 압출, 압연, 단조에 비해서 단면적 감소가 없어 시편에 무한한 변형량을 부여 할 수 있다.<sup>(3)</sup> 또한 미세 결정립 제조 방법인 급속 열처리<sup>(4)</sup>, ball milling<sup>(5)</sup> 등에 비해 재료 내부에 기공없이 bulk재의 초미세 결정립을 얻는데 매우 유용하다고 알려져 있다. 그러나 현재까지 ECAP 가공에 대한 연구들은 Al<sup>(6-7)</sup>, Cu<sup>(6)</sup>, Ni<sup>(8)</sup>, Mg<sup>(9)</sup>, Fe<sup>(10-11)</sup> 그리고 Ti<sup>(12-13)</sup>

\* 포항공과대학교 신소재공학과  
\*\* 한양대학교 금속재료공학과

등과 같은 단상합금에 치중되어 있는 반면 Ti 합금처럼 이상으로 이루어진 재료에 있어서는 연구가 제한적으로 수행되었다. 최근 DeLo등<sup>(14-15)</sup>은 비등온(non-isothermal) 조건을 이용하여 이상으로 이루어진 Ti-6Al-4V 합금에 대해서 ECAP 가공을 실행하였다. 그러나 1회의 가공이후 표면에 극심한 균열이 발생하였으며 또한 ECAP 가공에 의한 미세조직의 변화에 대한 설명이 부족하였다.

따라서 본 연구에서는 항공용 소재이며 이상으로 이루어진 Ti-6Al-4V 합금에 대해서 등온(isothermal)조건을 사용하여 ECAP 가공을 실행하였다. 또한 ECAP 가공에 미치는 미세조직에 대한 영향을 살펴보기 위해서 Ti-6Al-4V 합금의 대표적인 조직인 등방성 조직과 층상조직을 제어하여 ECAP 가공을 실행하였으며 투과전자현미경을 이용하여 ECAP 가공에 의한 미세조직 변화 (microstructural evolution)와 열적 안정성(thermal stability)에 대해서 연구하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 Ti-6Al-4V 합금으로 시편의 화학적 조성은 Table 1과 같다. 초기 조직은 Fig. 1-a에 보여지며 이를  $\alpha + \beta$  영역인 950°C에서 2시간 유지 후 노냉을 통하여  $\alpha$  결정립의 크기가 11 $\mu$ m인 등방성 조직(Fig. 1-b)으로 제어하였고, 초기조직을  $\beta$  변태점 이

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy(wt. %)

Al	V	Fe	O	C	N	Y	others	Ti
6.03	3.83	0.2	0.19	0.01	0.007	0.0005	<0.02	Bal.

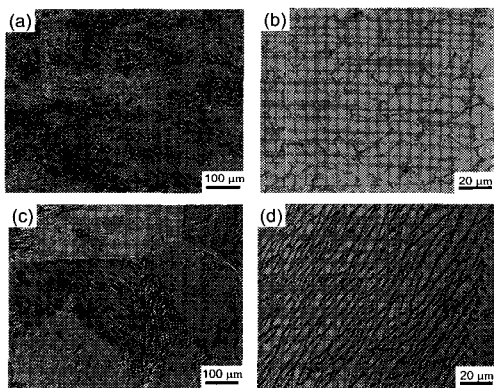


Fig. 1 Optical micrographs of Ti-6Al-4V alloy: (a) as-received, (b) equiaxed, (c) and (d) Widmanstätten microstructures

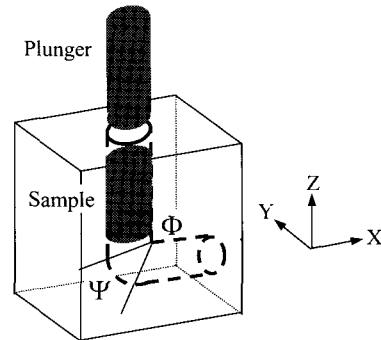


Fig. 2 Schematic illustration of the ECA pressing method

상의 온도인 1050°C에서 1시간 유지 후 노냉을 통하여 콜로니 크기가 310 $\mu$ m이며 층간격이 4 $\mu$ m인 층상 조직(Fig. 1-c and d)으로 제어하였다. 이들 두 가지 미세조직에 대한  $\alpha : \beta$  상분율은 9:1로 동일하였다. 이를 지름 9.5mm, 길이 80mm의 봉상으로 가공하여 500°C, 600°C 그리고 700°C에서 각각 10분간 예열 후 등온조건에서 ECAP 가공을 실행하였다. 금형은 한 번의 가공을 통하여 약 1의 변형량을 갖도록 두 채널의 교차각인 내각( $\Phi$ )과 외각( $\Psi$ )을 각각 90°와 40°로 설계하였다.<sup>(16)</sup>(Fig. 2)

시편은 두 번의 가공만으로 등축의 초미세 결정립을 만드는 데 가장 효과적으로 알려진 route C 방법<sup>(11,17)</sup>으로 4회까지 실행하였다. 변형속도(strain rate)는 0.3/s로 제어하였으며 가공 중 시편과 금형의 마찰력을 최소화하기 위해서 윤활제로서 흑연을 사용하였다.

4회의 가공 후 초미세 결정립으로 제어된 Ti-6Al-4V 합금에 대한 열적 안정성을 평가하기 위해 550°C, 600°C, 650°C 그리고 700°C 온도에서 각각 1시간동안 어닐링(annealing)하였다.

ECAP 가공에 의한 미세조직의 변화를 관찰하기 위해서 광학 현미경, 투과전자 현미경을 사용하였으며 전단에 의한 변형특성이 가장 뚜렷하게 나타나는 길이방향의 옆면(Fig. 2의 Y면)을 관찰하였다. 광학 빛 주사전자 현미경 관찰을 위해서 시편을 연마한 후 Kroll 용액으로 에칭하였다. 투과전자현미경 관찰을 위해서는 시편을 기계적 연마 후 10% sulphuric acid + 90% methanol 용액을 이용하여 -40°C, 15V조건 하에서 twin-jet 전해 연마하였고 이를 투과전자 현미경(JEOL 2010)을 사용하여 200kV의 가속전압으로 관찰하였다.

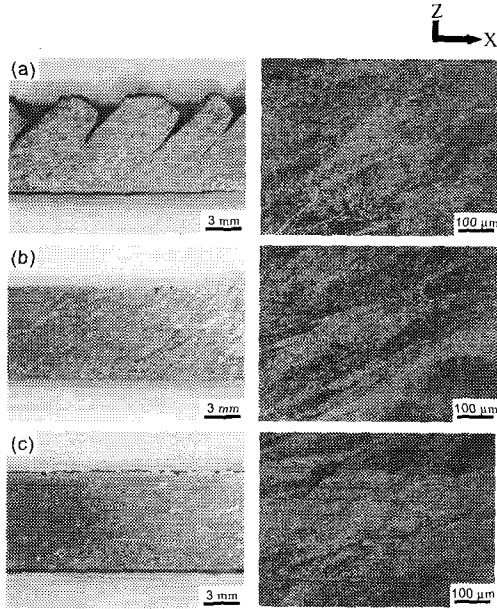


Fig. 3 Macrographs and optical micrographs of Widmanstätten microstructure after a single pass of ECA pressing at isothermal temperature of (a) 500 °C, (b) 600 °C and (c) 700 °C The arrow indicates pressing direction.

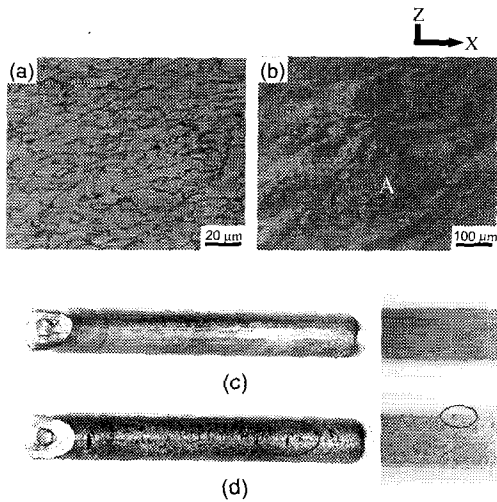


Fig. 4 The microstructures and their surface quality after a single pass of ECA pressing at isothermal condition: (a), (c) equiaxed and (b), (d) Widmanstätten microstructures The pressing direction is from left to right. Mark 'A' shows the lamellae kinking and bending in Widmanstätten microstructure.

### 3. 실험 결과 및 고찰

#### 3.1 가공 온도와 초기 조직의 영향

본 연구에서는 온도에 따른 최적의 가공 조건을 살펴 보코자 500°C, 600°C 그리고 700°C 조건에서 ECAP가공을 실행하였다. Fig. 3은 층상조직의 시편이 다른 세 온도에서 1회 ECAP 가공되었을 때 변형된 조직의 단면이다. 500°C에서(Fig. 3-a) 시편 표면에 깊은 segment들을 관찰할 수 있었으며 이러한 segment가 발생한 것으로 보아 Y면에서의 전단변형은 균일하지 않았음을 알 수 있다. Fig. 3-b and c는 600°C이상에서 ECAP 가공한 결과로 segment 발생이 상대적으로 적은 균일한 표면이 관찰되었으며 이로 인해 시편 전 영역에 걸쳐 전단변형이 균일하였다. 이러한 균일한 전단변형은 600°C 이상의 조건에서 시편 전 영역에 걸쳐 층들(lamellae)이 길이 방향에 대해서 25°정도로 배열된 결과를 통해 확인할 수 있었다.

ECAP 가공에 있어서 hard-to-fabricate<sup>(18)</sup> 소재로 알려진 Ti-6Al-4V 합금에서 표면형태는 매우 중요한 문제인데 이는 균일한 표면을 갖는 시편일수록 여러 차례의 가공이 용이하기 때문이다. 한편 기존의 Ti-6Al-4V 합금의 ECAP 가공에 대한 연구에서는 845°C~950°C에서도 깊은 segment들이 발생한다고 보고한 바 있다. 이는 845°C이상으로 가열된 시편(billet)을 300°C로 제어된 금형 속에서 실험하였는데 이와 같은 비등온 조건에서는 ECAP 가공도중 시편보다 낮은 온도인 300°C 금형 속에서 ECAP 가공시 시편의 온도가 크게 낮아지기 때문으로 판단된다. 따라서 본 연구에서는 금형과 시편온도가 같은 등온조건으로 실험을 설계하였고, Fig. 3의 결과로부터 600°C이상의 온도에서 ECAP 가공을 하였을 때 표면에 segment 발생이 미비하다는 사실을 알게 되었다.

따라서 등온 조건 하에서 segment 발생 없이 ECAP 가공할 수 있는 가장 낮은 온도를 600°C로 설정하였다.

또한, 초기 미세조직의 영향을 살펴보기 위해서 Ti-6Al-4V 합금의 대표적인 조직인 등방성 조직과 층상조직을 제어하여 등온조건 600°C에서 각각 ECAP 가공을 실행하였다. Fig. 4는 서로 다른 두 조직시편에 대하여 600°C에서 1회의 ECAP 가공을 하였을 때 나타나는 표면형태와 미세조직의 변화를 보여준다. Fig. 4-a, b는 Y면을 관찰한 결과로써 전단 방향에 대해서 각각의 미세조직들이 동일하게 shearing된 모습을 보여주고 있다. 그러나 Fig. 4-c, d에서 각 시편의 표면형태를 비교하였을 때 등방성 조직이 층상조직에 비해 균일한 표면을 나타내고

있다. 균일한 변형을 보이는 등방성 조직에 대한 결과는 DeLo등<sup>(15)</sup>의 실험결과와 잘 일치하였다. 이처럼 미세조직에 따라 균일한 정도가 다른 이유는 많은 연구자들이 가공연화현상과 관계가 있다고 설명하고 있다. 대개 가공연화(flow softening) 정도는 층상조직이 등방성 조직에 비해 우월하며 이는 층상조직이 조대한 콜로니 구조로 이루어져 있어서 ECAP 가공 중 변형집중(flow localization)이 유발되기 때문이다. 또한 층상조직은  $\alpha/\beta$ 상이 연속적인 층 구조로 이루어져 있어, 변형 중 층상조직의 kinking이나 bending이 일어나 변형 집중이 일어난다고 설명하고 있다.<sup>(19-20)</sup> 한편 DeLo등<sup>(15,21)</sup>은 이러한 가공연화에 의한 변형집중 정도를 전단영역에서의 힘균형(force equilibrium)에 기초하여  $\alpha_s$ 값 (flow-localization parameter)<sup>(21-22)</sup>을 아래의 식 (1)과 같이 유도하였다.

$$\alpha_s \equiv - \left\{ \left( \frac{\partial \ln \bar{\sigma}}{\partial \bar{\epsilon}} \right)_{\bar{\epsilon}, T} + \left( \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial T} \right)_{\bar{\epsilon}, \bar{\sigma}} \left( \frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{dT}{d\bar{\epsilon}} \right) \right\} / m \quad (1)$$

식 (1)의 오른쪽 왼쪽 항은 미세조직과 관련된 부분이고, 오른쪽 항은 시편 온도의 변화량에 관계된 부분이다. 가공도중 온도 변화량이 적어 오른쪽 항을 무시할 수 있다면  $\alpha_s$ 값은 식 (2)와 같이 간단하게 표현된다.

$$\alpha_s = - \left\{ \left( \frac{d \ln \bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} \right)_{\bar{\epsilon}} \right\} / m \quad (2)$$

DeLo등<sup>(14-15)</sup>이 제시한 비등온 조건에서는 ECAP 가공 시 chilling에 의해서 시편의 온도가 변하기 때문에 온도 변화량이 무시된 식 (2)를 사용할 수 없다. 그러므로 식 (2)를 이용한 기존의 연구에서  $\alpha_s$ 값은 정확하다고 볼 수 없다. 따라서 본 연구에서는 등온 조건(600°C)에서 ECAP 가공을 실행하여 가공 중 chilling에 의한 온도 변화를 적게 하였다. 또한 순-Al 이용한 ECAP 가공 결과에 의하면<sup>(23)</sup>, 18mm/s 속도로 가공한 경우 40°C, 0.18 mm/s 속도에서는 0.3°C 정도의 가공에 의한 발열효과가 나타났는데 본 실험에서는 속도를 2mm/s 정도로 유지하여 가공발열에 의한 시편의 온도변화 역시 관찰되지 않았다. 따라서 본 실험에서는 식 (2)를 이용하여 ECAP 가공과 동일한 조건 하에서 압축시험을 통해  $\alpha_s$ 값을 구하고자 하였다. 이를 계산하기 위해서 600°C, 0.3/s 조건에서 압축 실험을 실행하였고 이를 Fig. 5에 나타내었다.

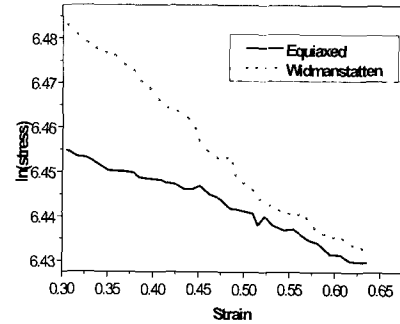
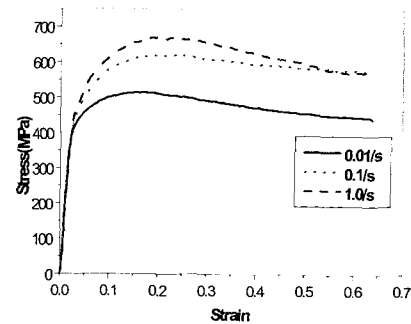
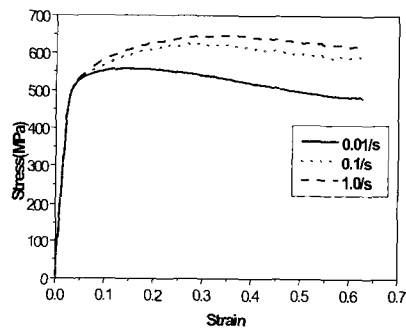


Fig. 5 Stress-strain curves for equiaxed and Widmanstätten microstructures taken from  $\epsilon=0.3$  (0.3/sec, 600°C)



(a)



(b)

Fig. 6 Stress-strain curves for (a) equiaxed (b) Widmanstätten microstructures (0.3/sec, 600°C)

Fig. 5는 변형률 범위 0.3~0.6 까지의 범위에서 응력의 감소부분을 확대하여 나타내었다. Fig. 5에서 두 조직은 모두 변형률이 증가함에 따라서 유동응력이 낮아지는 가공연화 현상을 보여주고 있다.

**Table 2** ECA pressing conditions and deformation characteristics of equiaxed and Widmanstätten microstructures in relation with the flow-localization parameter ( $\alpha_s$ )

	Equiaxed	Widmanstätten
Conditions	600°C, 0.3sec <sup>-1</sup>	
$\frac{d \ln \bar{\sigma}}{d \bar{\epsilon}}$	-0.091*	-0.152*
m	0.059	0.039
$\alpha_s$	1.54	3.90
Results	uniform flow	segments

\*  $\frac{d \ln \bar{\sigma}}{d \bar{\epsilon}}$  was determined at  $\bar{\epsilon} \approx 0.3$

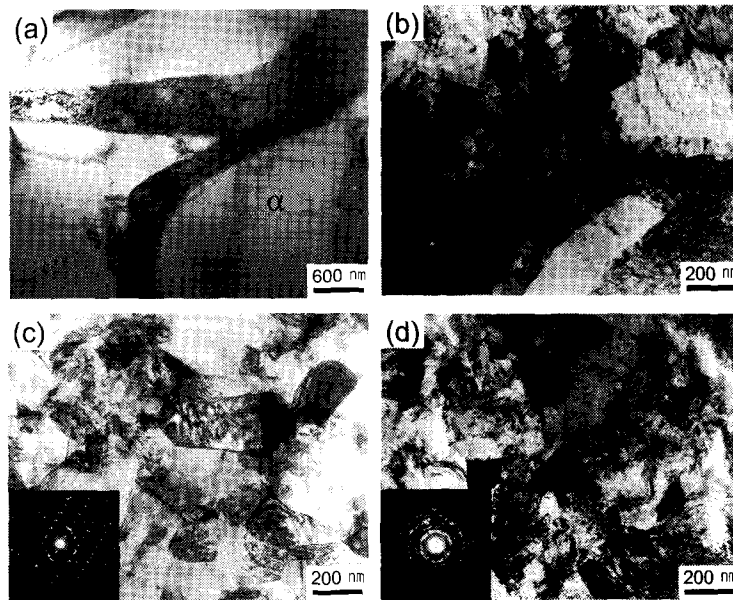
동일한 변형률 범위에서 유동응력의 감소가 클수록 가공연화 정도는 커지는데, Fig. 5를 통해서 층상조직의 경우 등방성 조직에 비해 상대적으로 많은 양의 가공연화가 일어났음을 판단할 수 있다. Fig 5에서 Y축은  $\ln \bar{\sigma}$  이며 X축은  $\bar{\epsilon}$  값으로 그래프의 기울기를 통해 미세조직에 의존하는 가공연화정도를 구할 수 있다. 또한 m

값은 변형속도 민감도(strain rate sensitivity)로 일정한 온도조건에서 변형속도 따른 유동응력과의 관계인데 일반적으로 m값이 적을수록 변형속도 증가에 따른 유동응력의 증가효과가 거의 나타나지 않는다. 이러한 m값은 Fig. 6을 통해서 수식적으로 구할 수 있다. 이처럼 재료의 미세조직에 의존하는 위의 두 변수를 이용하여 서로 다른 두 개의 미세조직에 대한  $\alpha_s$  값을 구하였으며 Table 2에 나타내었다. 층상조직의  $\alpha_s$  값이 등방성 조직에 비해 2배 이상 큰 값을 나타내었는데, 이는 층상조직에서 더 많은 양의 가공연화가 일어났고 이에 따라 변형집중이 크게 되었기 때문이다. 이러한 정량적 해석은 Fig. 4-c, d의 실험결과와 잘 일치하였다.

### 3.2 미세조직의 변화 (Microstructural evolution)

#### 3.2.1 $\alpha$ 상 (hcp)

Fig. 7과 Fig. 8은 Ti-6Al-4V 합금의 등방성 조직과 층상조직 시편들을 ECAP 가공하였을 때 나타나는 미세조직의 변화를 투과전자현미경의 명시야상(bright field image)으로 보여주고 있다. Fig. 7-a와 Fig. 8-a는 각각 등방성 조직과 층상조직에 대한 초기 조직 상태로서  $\alpha$  상과  $\beta$  상 모두 입내에 전위들이 거의 없는 결정립을 보여준다.



**Fig. 7** TEM micrographs of  $\alpha$  phase in the ECA pressed equiaxed microstructure taken from the Y plane: (a) as-received, (b) 1 pass, (c) 2 passes and (d) 4 passes The microstructure comprised reasonably equiaxed  $\alpha$  grains after 2 passes of ECA pressing.

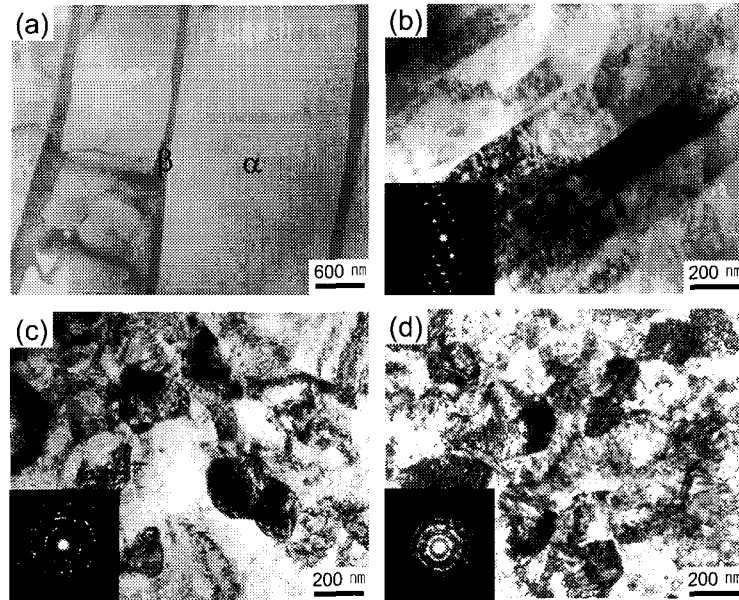


Fig. 8 TEM micrographs of  $\alpha$  phase in the ECA pressed Widmanstätten microstructure taken from the Y plane: (a) as-received, (b) 1 pass, (c) 2 passes and (d) 4 passes

Fig. 7-b, Fig. 8-b에서 보이는 것처럼 1회의 ECAP 가공이후,  $\alpha$  상 내에는 길이방향에 대해서  $25^\circ$  정도로 전단된 subgrain bands가 형성되었는데 이들의 평균 크기는 폭  $0.2\sim 0.3\mu\text{m}$ 로 미세하게 형성되어 있었다. 또한 Fig. 7-b, Fig. 8-b의 회절패턴(diffraction pattern)에서 회절점들이 비교적 뚜렷하며 또한 규칙적으로 정렬되어 있는 것으로 보아 subgrain bands의 입계는 저각각 상태(low angle boundary)로 이루어졌음을 확인할 수 있었다. Fig. 7-c, Fig. 8-c는 2회의 ECAP 가공을 부여한 결과인데, 1회의 ECAP 가공에서 생성된 subgrain bands가 소멸되었고  $0.4\mu\text{m}$  정도의 등축의 결정립을 보여주고 있다. 이는 두 번째 ECAP 가공 시 시편을  $180^\circ$  회전할 때 기존의 결정립이 짝수 번째 가공 시 동일한 면의 반대방향으로 작용하는 전단 변형에 의해서 등축의 결정립이 형성하기 때문이다.<sup>(8)</sup> 이때의 회절패턴은 회절점들이 분산된 회절환(ring pattern)을 형성하고 있으며 2회의 가공이후 고각각을 갖는 등축의 결정립이 형성되었음을 알 수 있다.<sup>(7)</sup>

Fig. 7-d, Fig. 8-d는 4회 ECAP 가공후의 결과로  $\alpha$  결정립은 등축의 형태로 2회 가공 받은 경우보다 좀더 작아진  $0.3\mu\text{m}$  이었으며, 뚜렷한 회절환과 분산된 회절점들이 형태로 보아 각 결정립계는 2회 가공의 경우보다

더 큰 고각각으로 판단된다. 이는  $\sim 3$ 이상의 대변형을 재료에 부과하게 되면 미세구조의 변화는 결정립 미세화보다는 고각각 결정립계의 증가로 나타나기 때문이다.<sup>(24)</sup> 또한 4회의 ECAP 가공을 거친 미세구조는 다음과 같은 4가지 특징 나타났다. (a) 입내 안에 높은 밀도의 전위 밀도를 보였다. (b) 명시야상 이미지로 볼 때 결정립계는 잘 구분되지 않은 상태였다. (c) 광범위한 extinction contour가 결정립계를 따라 나타났다. 이러한 점으로 보아 4번의 ECAP 가공을 받은 조직은 높은 응력 상태를 지닌 비평형 상태(non-equilibrium state)임을 알 수 있다.<sup>(7,11,13)</sup> 이러한 비평형 상태는 일반적인 재결정 거동후의 결정립 형성과는 달리 강소성 가공을 받은 재료에서 일반적으로 보여지는데, 높은 전위밀도에 의한 매우 높은 내부 응력(internal stress) 상태로 판단된다.

### 3.2.2 $\beta$ 상 (bcc)

Fig. 9와 Fig. 10은 ECAP 가공에 따른 등방성 조직, 층상조직에서  $\beta$ 상의 변화를 보여주고 있다. Fig. 7-a와 Fig. 8-a에 보여지는 바와 같이 연속적으로 형성되어 있는  $\beta$ 상은  $\alpha$ 상과는 달리 ECAP 가공에 따라 분절된 형태를 보여주고 있으며 특히 4회의 가공이후 희미한 회절환으로부터  $\beta$ 상들의 경계는 고각각임을 확인할 수 있

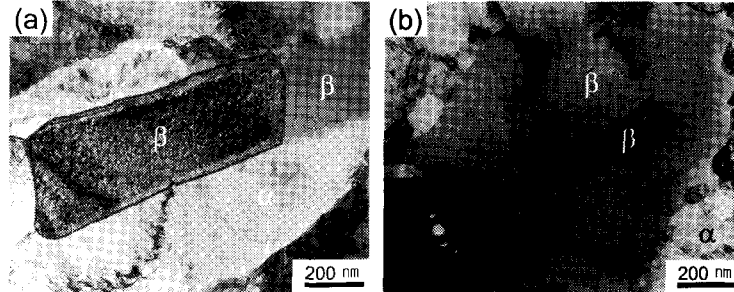


Fig. 9 TEM micrographs of  $\beta$  phase in the ECA pressed equiaxed microstructure taken from the Y plane: (a) as-received, (b) 1 pass, (c) 2 passes and (d) 4 passes

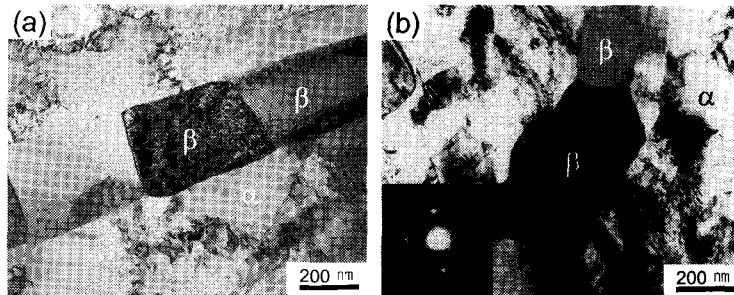


Fig. 10 TEM micrographs of  $\beta$  phase in the ECA pressed Widmanstätten microstructure taken from the Y plane: (a) as-received, (b) 1 pass, (c) 2 passes and (d) 4 passes

다. 이러한  $\beta$ 상 분절은 다음과 같은 세가지 이유로 설명될 수 있다. 첫째,  $\beta$ 상의 낮은 부피 분율(10%), 둘째, 얇은 띠형태를 이루고 있는  $\beta$ 상 형상, 셋째, 600°C에서  $\alpha$ 상에 비해  $\beta$ 상의 낮은 변형 수용능력<sup>(25)</sup>이다.

즉 Ti-6Al-4V 합금에서  $\beta$ 상은 bcc구조로서 지배적인 슬립계가 존재하지 않는 경질 상으로 대부분의 변형을 수용하는  $\alpha$ 상과는 달리 ECAP 가공과 같은 대변형을 부여하였을 경우 변형에 대한 수용능력이 떨어지기 때문이다. 따라서 ECAP 가공 시  $\beta$ 상은 분절된 형태로 관찰되었으며, 또한  $\beta$ 상 입내에는 전위밀도가 높게 나타났다. 이와 같은  $\beta$ 상 분절(fragmentation)에 대한 현상은 ECAP 가공한 0.15% C steel의 cementite의 변형과 비슷하였다.<sup>(11)</sup>

현재 Ti-6Al-4V 합금의 ECAP 가공 시  $\alpha$ 상과  $\beta$ 상의 결정립 미세화 과정과 그 기구에 대해서 자세히 알려진 바가 없다. 따라서 앞으로  $\alpha$ 상과  $\beta$ 상의 결정립 미세화에 대한 기구규명이 필요하다.

### 3.3 열적 안정성 (Thermal stability)

ECAP 가공에 의해 초미세립으로 제어된 재료는 온도

에 민감하게 반응하여 쉽게 재결정이 일어나며 이러한 결정립의 성장에 의해 재료의 기계적 성질은 떨어지게 된다. 따라서 본 실험에서는 4번 가공한 Ti-6Al-4V 합금을 550°C, 600°C, 650°C 그리고 700°C에서 각각 1시간 동안 어닐링 처리 후 열적 안정성을 평가하였다. 열적으로 안정한 온도를 찾기 위해  $\alpha$ 상을 기준으로 살펴보면 이 는 Fig. 11-f, Fig. 12-f에서 보이는 것과 같이  $\beta$ 상을 700°C에서 한 시간동안의 어닐링한 이후에도 결정립 크기가 변하지 않았기 때문이다.

Fig. 11-a와 Fig. 12-a는 각각 등방성 조직과 층상 조직을 4회 ECAP 가공한 조직이다. Fig. 11-b, Fig. 12-b는 550°C에서 1시간 어닐링한 결과로 입내에 높은 전위밀도와 비평형 상태를 나타내는 불분명한 결정립계를 나타냈다. Fig. 11-c, Fig. 12-c는 600°C에서 1시간 열처리한 결과로 대부분의 조직이 비평형 상태였지만 일부 입내에서 전위밀도가 감소되고 평형입계를 가지는 결정립이 나타났다. 한편 Fig. 11-d, Fig. 12-d의 결과로 부터 650°C에서는 0.7 $\mu$ m 이상의 결정립들이 형성되었음을 확인할 수 있다. 그러나 여전히 재결정되지 않은 결정립들이 존재하였으며 그들 입내에는 여전히 높은 전위밀도

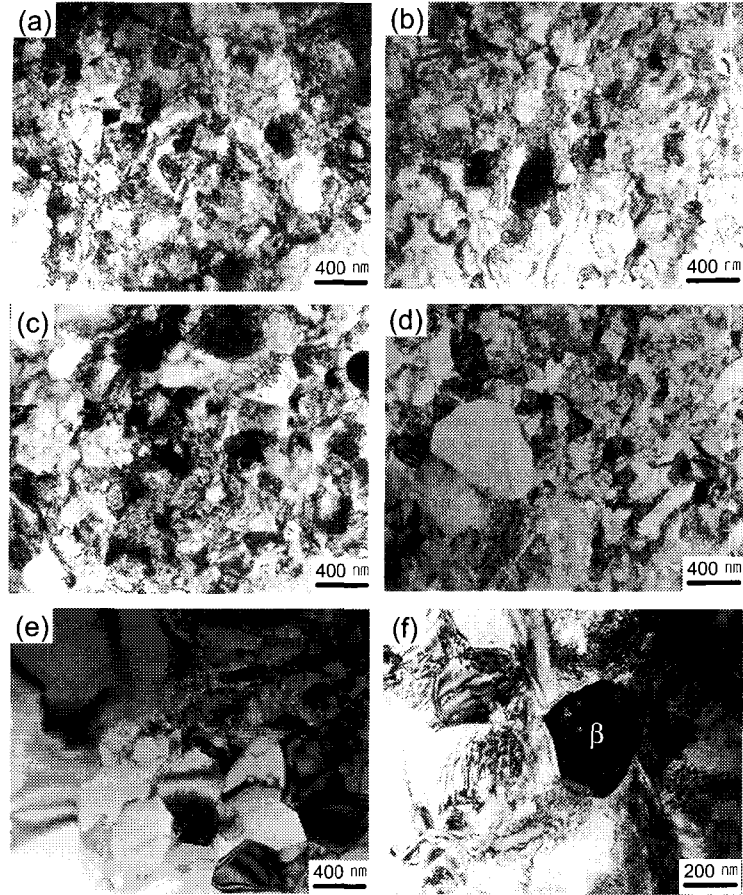


Fig. 11 TEM micrographs showing the microstructural change of ECA pressed equiaxed microstructure after annealing for 1hr at various temperatures: (a) as-received, (b) 550°C, (c) 600°C, (d) 650°C and (e) 700°C for  $\alpha$  phase, and (f) 700°C for  $\beta$  phase

가 존재하였다. Fig. 11-e, Fig. 12-e처럼 700°C에서는 대부분의 결정립들이 재결정되었고 1 $\mu$ m 이상 성장하였다. Fig. 13은 각 어닐링 온도에서  $\alpha$  결정립의 크기를 나타낸 것이다.

Mishra등<sup>36)</sup>은 TS-SePD (torsional strain - severe plastic deformation)를 이용해서 수십 nm로 제어한 Ti-6Al-4V합금을 625°C, 675°C에서 각각 2분 정도 열처리한 후 수백 nm의 결정립 성장을 보고하였는데 본 실험결과와 비슷하였다. 결국 초미세립으로 제어된 두 개의 조직은 어닐링 온도에 따라 유사한 거동이 나타났으며, 두 조직 모두 600°C에서 한시간 열처리한 경우 열적으로 안정하였다.

#### 4. 결론

(1) Ti-6Al-4V 합금의 층상조직에 대해 등온조건에서 ECAP 가공을 실행한 결과 600°C에서 비교적 균일한 표면을 갖는 시편을 제조하였다.

(2) 1회 ECAP 가공 후 등방성 조직이 층상조직에 비해 더욱 균일한 표면을 얻었다. 이는 두 조직에 대한 가공연화의 차이 때문이며 이를 정량화하기 위해서  $\alpha_s$  값을 도입하였다. 등방성 조직은 1.54, 층상 조직은 3.90 정도의 값을 얻었다.

(3) 4회의 ECAP 가공 이후  $\alpha$ 상과  $\beta$ 상은 등축정 형



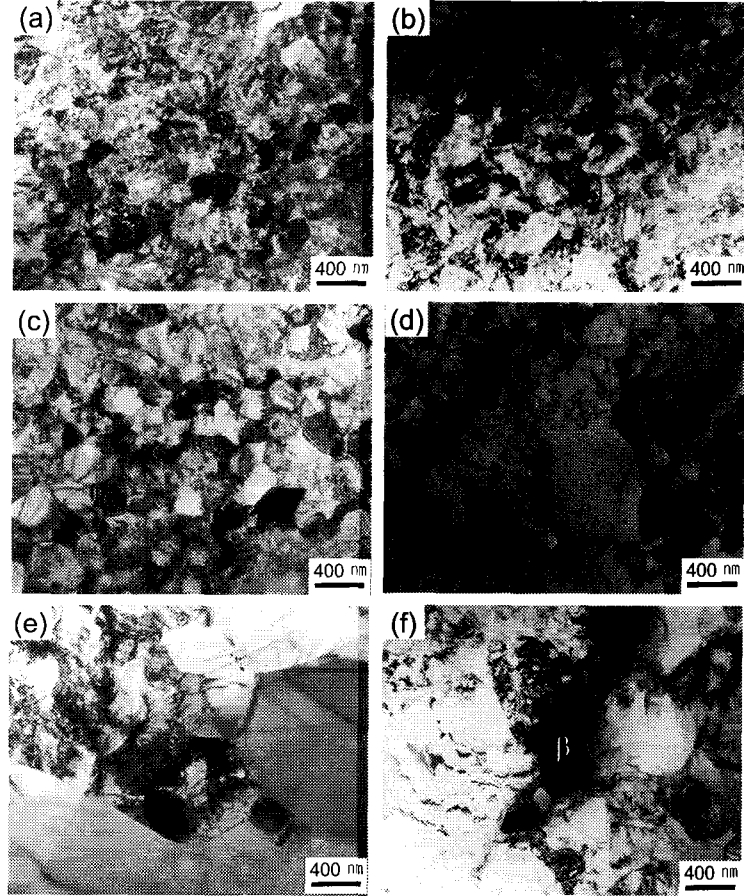


Fig. 12 TEM micrographs showing the microstructural change of ECA pressed Widmanstätten microstructure after annealing for 1hr at various temperatures: (a) as-received, (b) 550°C, (c) 600°C, (d) 650°C and (e) 700°C for  $\alpha$  phase, and (f) 700°C for  $\beta$  phase

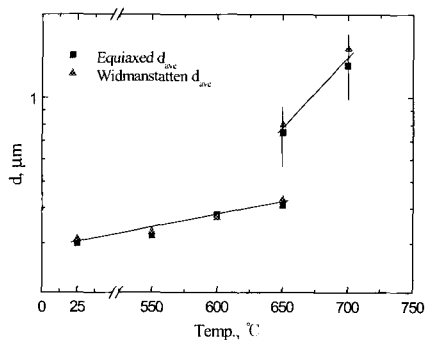


Fig. 13 The variation of  $\alpha$  grain size in the ECA pressed specimen when annealing for 1hr at various temperatures

태를 지닌 0.3 $\mu\text{m}$  정도의 초미세립으로 제어되었으며 그들의 입계는 고경각 결정립계를 형성하였다.

(4) ECAP 가공에 따른  $\alpha$  상에 대한 미세조직의 변화는 저경각을 갖는 subgrain band를 형성한 이후 등축 결정립으로 제어되었으며 4회의 ECAP 가공 이후 0.3 $\mu\text{m}$  정도의 등축정 결정립과 고경각 결정립계를 형성하였다. 이러한 미세조직의 변화는 초기 조직과 관계없이 동일하였다.

(5) 4회 ECAP 가공한 시편은 600°C에서 1시간동안 어닐링한 경우 열적으로 안정하였다.

## 후 기

본 연구는 포항공과대학교 항공재료연구센터를 통한 한국과학재단의 지원(과제번호: ICM0102001)하에 수행되었기에 이에 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

- (1) Valiev, R. Z., Islamgaliev, R. K. and Alexandrov, I. V., 2000, *Prog. Mater. Sci.*, vol.45, p. 103~189.
- (2) Segal, V. M., Reznikov, V. I., Drobysheskiy, A. E. and Kopylov, V. I., 1981, *Russian Metall.*, vol.1, p. 99.
- (3) Sevillano, G., Houtte, V., and Aernoudt, E. 1980, *Prog. Mater. Sci.*, vol.25, pp. 69~412.
- (4) Jones, H., 1994, *Key Eng. Mater.*, vol.97, p.1.
- (5) Koch, C. C. and Cho, Y. S., 1992, *Nanostruct. Mater.*, vol.1, pp. 207~212.
- (6) Ferrasse, S., Segal, V. M., Hartwig, K. T. and Goforth, R. E., 1997, *Metall. Mater. Trans.*, vol. A 28, pp. 1047~1057.
- (7) Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. and Langdon, T. G., 1998, *Acta Mater.*, vol.46, pp.3317~3331.
- (8) Segal, V. M., 1995, *Mater. Sci. Eng.*, vol.A197, pp.157~164.
- (9) Mabuchi, M., Iwasaki, H., Yanase, K. and Higashi, K., 1997, *Scripta Mater.*, vol.36, pp. 681~686.
- (10) Valiev, R. Z., Ivanisenko, Y. V., Rauch, E. F. and Baudelet, B., 1996, *Acta Mater.*, vol.44, pp. 4705~4712.
- (11) Shin, D. H., Kim, B. C., Kim, Y. S. and Park, K. T., 2000, *Acta Mater.*, vol.48, pp. 2247~2255.
- (12) Kim, I., Jeong, W. S., Kim, J., Park, K. T. and Shin, D. H., 2001, *Scripta Mater.*, vol.45, pp. 575~580.
- (13) Stolyarov, V. V., Zhu, Y. T., Alexandrov, I. V., Lowe, T. C. and Valiev, R. Z., 2001, *Mater. Sci. Eng.*, vol.A299, pp. 59~67.
- (14) DeLo D. P. and Semiatin, S. L., 1999, *Metall. Mater. Trans.*, vol.30A, pp. 1391~1402.
- (15) DeLo D. P. and Semiatin, S. L., 1999, *Metall. Mater. Trans.*, vol.30A, pp. 2473~2481.
- (16) 고영건, 정원식, 신동혁, 이종수, 2002, 한국소성가공학회 2002년도 춘계학술대회 논문집, pp. 177~180.
- (17) Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M. and Langdon, T. G., 1997, *Acta Mater.*, vol.45, pp. 4733~4741.
- (18) Semiatin, S. L. and DeLo, D. P., 2000, *Mater. and Design*, vol.21, pp. 311~322.
- (19) Nadai, A., 1950, *Theory of Flow and Fracture of Solids*, 1, McGraw-Hill, NewYork, Ch.23.
- (20) Semiatin, S. L. and Bieler, T. R., 2001, *Acta Mater.*, vol.49, pp. 3565~3573.
- (21) DeLo D. P. and Semiatin, S. L., 1999, *Metall. Mater. Trans.*, vol.30A, pp. 1425~1435.
- (22) Semiatin, S. L. and Jonas, J. J., 1984, *Formability and Workability of Metals*, ASM, Metals Park, OH.
- (23) Yamaguchi, D., Horita, Z., Nemoto, M. and Langdon, T. G., 1999, *Scripta Mater.*, vol.41, pp. 791~796.
- (24) Shin, D. H., Kim, I., Kim, J. and Park, K. T., 2001, *Acta Mater.*, vol.48, pp. 1285~1292.
- (25) Partridge P. G. , 1968, *The Crystallography and Deformation Mode of HCP Metals*, *Met. Rev.*, vol.118, p. 169.
- (26) Mishra, R. S., Stolyarov, V. V., Echer, C., Valiev, R. Z. and Mukherjee, A. K., 2001, *Mater. Sci. Eng.*, vol.A298, pp. 44~50.