

## 2중 용체화처리에 따른 Ti-6Al-4V 합금의 미세조직과 인장특성

趙炯俊·李俊羸

·동아대학교 공과대학 금속공학과

### Microstructures and Tensile Characteristics of Ti-6Al-4V Alloy by Double Solution Treatment

Hyung-June Cho, Jun-Hee Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A Univ., Pusan 604-714

**초 록** Ti-6Al-4V 합금의 미세조직을 용체화처리온도 및 냉각속도만의 변화로서 Widmanstätten 조직과 이중조직을 얻은 후 이들 미세조직과 인장성질과의 비교·검토를 통해서 최적 열처리 방안을 설정하고자 하였다. 그 결과 Widmanstätten 조직에 있어서는 열처리온도나 냉각속도에 따라 복잡하고 무질서한 edge형상의  $\alpha$ 상 및 등축화된  $\alpha$ 상으로 변화시킬 수 있었으며,  $\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리의 경우 1차 및 2차 용체화처리 온도가 낮을수록 aspect비는 작아짐을 알 수 있었다. 인장성질에 있어서 Widmanstätten 조직은 이중조직에 비해 강도는 감소하고 연성성질 또한 크게 감소하였으며, 파단양상 Widmanstätten 조직의 경우 준벽개와 dimple형 파단양상이 함께 나타나는 반면 이중조직은 연성파괴를 나타내었다. 또한 이중조직의 파단면을 인장축에 수직인 내부균열영역과 45° 정도의 전단각을 갖는 shear lip영역으로 나누어 관찰할 수 있었다.

**Abstract** The relationship between microstructures and tensile properties depending on various solution treatment temperature and cooling rate of Ti-6Al-4V alloy have been investigated. The complex and random edge shaped  $\alpha$  phases were formed after the 1st solution treatment at  $\beta$  region and the 2nd solution treatment at 900°C, which was followed by furnace cooled. When the specimen was subjected to the 2nd solution treated at 950°C, and furnace cooled,  $\alpha$  phase changed its morphology to equiaxed structure. The aspect ratio showing the appreciation basis of microstructural refinement decreases with the temperature of 1st and 2nd solution treatment. The slightly decrease in strength were observed in the Widmanstätten structures than in the bimodal structures. Also, ductility of the Widmanstätten structures was considerable lower than that of bimodal structures. The tensile-fractured surface of the Widmanstätten structures appears to be quasi-cleavage and dimple fracture, while that of the bimodal structures was the type of ductile fracture. The tensile fracture surface of the bimodal structures can easily be separated into central crack areas lying generally perpendicular to the tensile axis and shear lip areas lying at angles of high shear(around 45 deg.) to the tensile axis.

### 1. 서 론

$\alpha+\beta$ 형 Ti합금 중에서 Ti-6Al-4V 합금은 가장 대표적이고 널리 사용되는 합금으로서, 그 조직은 열간단조, 압연등의 가공방법 및 가공온도 또는 그 후의 열처리에 따라서 크게 변화한다<sup>1,2)</sup>. 일반적으로 이 합금은  $\alpha+\beta$ 온도 구간에서 기계적 가공한 다음 변태온도 직하에서 용체화처리하여 침상으로 변태된  $\beta$ (transformed  $\beta$ ) 기지와 초정  $\alpha$ 상을 가지게 한 후 시효처리에 의해

조정  $\alpha$ 상과 변태된  $\alpha+\beta$ 기지의 혼합조직을 갖게 하는 것이 최적의 기계적성질을 가질 수 있다고 알려져 있지만, 일부에서는  $\beta$ 영역내에서 가공한 후 공냉시킴으로서 완전한 층상  $\alpha+\beta$ 구조를 가지는 것을 추천하고 있다<sup>3,4)</sup>.

가공 및 열처리에 따른 대표적인 미세조직은  $\alpha$ 상의 형태에 따라 등방성조직(equiaxed  $\alpha$ )과 Widmanstätten 조직으로 구분되는데,  $\alpha+\beta$  영역에서 가공함으로써 얻어지는 등축조직은 인장강도나 피로성질 등이 우수하고,  $\beta$ 영역에서 용

체화처리된 Widmanstätten 조직은 등축조직에 비해서 크립성질이나 균열성장에 대한 저항성이 우수하다고 알려져 있다<sup>5,6)</sup>. 이러한 등방성 조직과 Widmanstätten조직에서 기계적성질의 차이가 나타나는 원인에 대하여 많은 연구가 진행되어 왔으나<sup>7-10)</sup> 대부분의 연구가 현상학적 분석에 국한되어 있을 뿐 명확한 규명은 되어 있지 않으므로 조직제어와 기계적성질과의 상호관계에 대한 체계적인 연구가 필요하고, 또한 Widmanstätten 조직과 비교해서 이중조직(bimodal structure)의 기계적성질이 어떻게 변화되는지 연구되어야 한다.

따라서 본 연구에서는 Ti-6Al-4V 합금의 미세조직을 열처리온도 및 냉각속도만의 변화

로서 다양하게 얻은 후 이들의 미세조직과 인장성질과의 비교·검토를 통해서 최적의 2중 용체화처리 방안을 설정하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 시 료

본 연구에 사용된 Ti-6Al-4V합금은 영국의 IMI 318 봉재이다. 이 시편의 화학조성은 Table 1과 같고, 초기 조직은 Fig. 1에서 보는 바와같이 등축  $\alpha$ 상과  $\alpha$ 상 주위에 변태된  $\beta$ 상이 분포되어 있다. 이 합금은 용해 후  $\alpha+\beta$ 영역인 950°C에서 단조후 700°C에서 어닐링한 것이다.

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

Alloy	Al	V	Fe	C	N	O	H	Ti	$\beta_T$ (°C)
IMI 318	6.31	4.06	0.205	0.005	0.013	0.19	0.007	Bal.	995±4

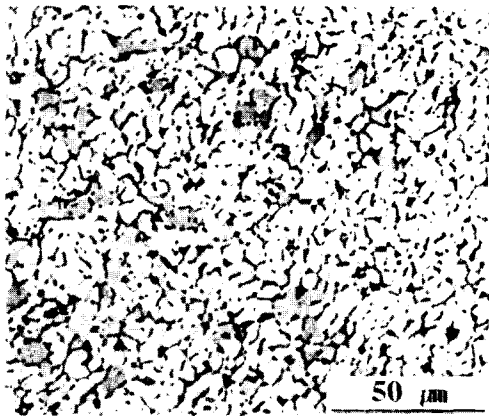


Fig. 1. Optical micrograph showing initial structure of as received Ti-6Al-4V alloy.

### 2.2 열처리

$\beta$ 영역에서 냉각속도에 따라 형성되는 마르텐사이트, 판상 또는 침상으로된 Widmanstätten조직과 여러 형태의  $\alpha$ 상들을 단독 또는 복합적으로 얻기 위하여 단순 및 2중 용체화처리를 하였다. 단순 용체화처리는  $\alpha+\beta/\beta(\beta_T)$ 변태온도 보다 높은 1050°C에서 1시간 유지한 후 수냉 및 공냉하였으며, 2중 용체화처리는 단순 용체화처리한 시편을 다시  $\beta_T$ 변태온도 보다 낮은 950°C, 925°C 및 900°C의 각 온도에서 1시간 용체화처리후 냉각속도에 따른 조직관찰 및 기계적성질을 평가하기 위해 수냉, 공냉 및 노냉하였다.

$\alpha+\beta$ 영역에서 등축  $\alpha$ 상 및 침상  $\alpha$ 상의 미세적거동을 조사하기 위해 단순 용체화처리는 등축  $\alpha$ 상과 침상  $\alpha$ 상의 상대적량의 변화와 기계적성질과의 관계를 조사하고자 975°C, 950°C 및 925°C의 각 온도에서 1시간 용체화처리후 수냉하였으며, 등축  $\alpha$ 상의 양을 일정하게 하고 침상  $\alpha$ 상의 양을 변화시키기 위해 2중 용체화처리는 900°C 및 800°C에서 1시간 유지후 수냉하였다. 최종적으로 조직의 안정화와 강도와의 조화를 이루기 위하여 시료는 540°C에서 4hr동안 유지한 후 공냉하였다.

### 2.3 인장시험

인장시험에 사용된 시편은 ASTM-E8에 기준하여 subsize로 제작하였다. 상온에서 인장시험은 Instron을 사용하여 cross-head speed를 0.5mm/min로 하여 시험하였다.

### 2.4 미세조직 분석

미세조직 분석은  $\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리후 고배율의 SEM으로 관찰하여 실시하였다. 이때 침상  $\alpha$ 상의 길이, 폭 및 aspect비는 각 조건에서 500개 이상 측정하여 통계적 분포로서 나타내었다. 각 침상  $\alpha$ 상의 모양은 길이( $l$ ), 두께( $t$ ) 및 aspect 비  $\theta=l/t$ 로 정의하였다.

### 2.5 미세조직 및 파면관찰

열처리한 시편의 미세조직은 전해연마 없이 기계연마만 하여도 광학현미경으로 용이하게

관찰 가능하였다. 이 때 사용한 부식액은 R-액(18mg benzalkonium chloride, 38ml ethanol, 40ml glycerin, 25ml HF) 및 Kroll's-액(2ml HF, 4ml HNO<sub>3</sub>, 100ml H<sub>2</sub>O)을 사용하였다. 인장시편의 파면관찰은 SEM으로 관찰하였다.

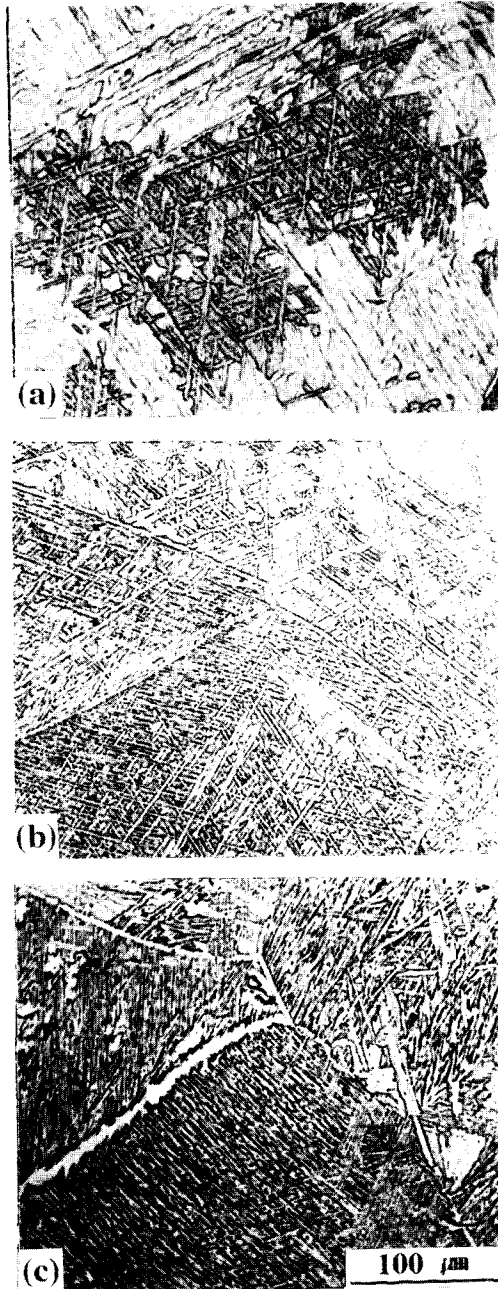


Fig. 2. Optical micrographs of double solution treated Ti-6Al-4V alloy.

- (a) 1050°C/1hr/AC→900°C/1hr/WQ
- (b) 1050°C/1hr/AC→900°C/1hr/AC
- (c) 1050°C/1hr/AC→900°C/1hr/FC

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 미세조직 관찰

Fig. 2는 1050°C에서 공냉한 후 900°C에서 냉각속도에 따른 조직변화를 비교한 것이다.

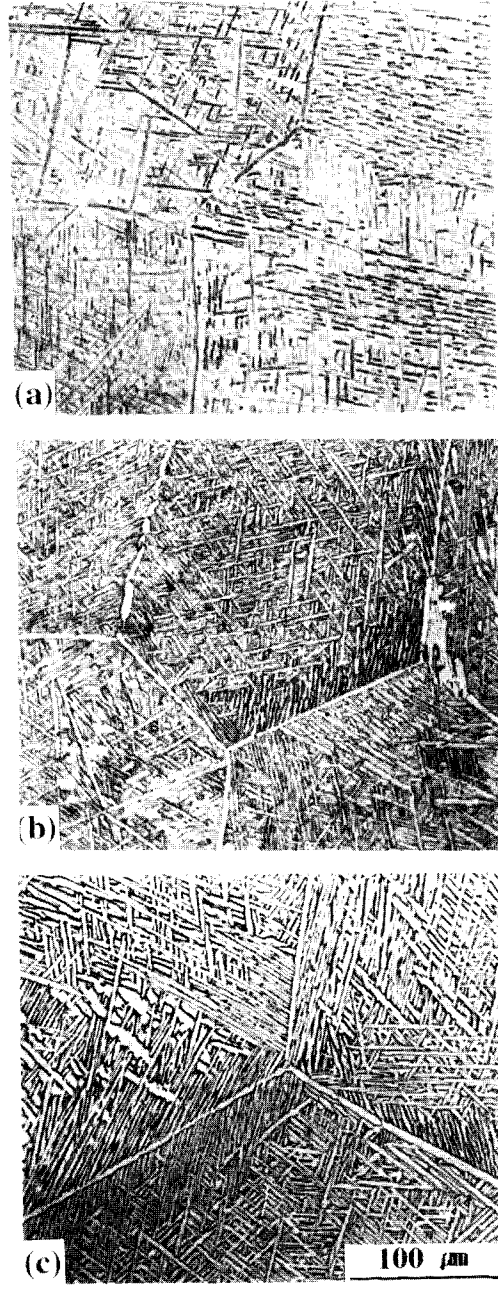


Fig. 3. Optical micrographs of double solution treated Ti-6Al-4V alloy.

- (a) 1050°C/1hr/AC→950°C/1hr/WQ
- (b) 1050°C/1hr/AC→950°C/1hr/AC
- (c) 1050°C/1hr/AC→950°C/1hr/FC

(a)는 수냉의 경우로서 결정내에 3방향의 미세한 침상  $\alpha$ 상이 서로 얽혀져 있는 아주 복잡한 형상으로 나타났으며, (b)는 공냉한 것으로 미세한 침상  $\alpha$ 상과 결정립계  $\alpha$ 상이 연속으로 형성되어 있고, 일부 침상  $\alpha$ 상이 성장하여 서로 합체가 이루어지는 초기 단계를 관찰할 수 있었다. (c)는 노냉의 경우로서 공냉한 조직과 유사하게 나타났으나, 일부 침상  $\alpha$ 상이 냉각속도가 느려짐에 따라서 초기단계를 거쳐 복잡한 형태의 합체된  $\alpha$ 상으로 나타난다. Fig. 3은 950°C에서 2차 용체화처리한 것으로서 수냉한 (a)는  $\alpha$ 기지에 1차 용체화처리에 의

해 이미 존재하고 있는 미세한 침상  $\alpha$ 상이 급냉으로 인해서 아주 짧게 끊어진  $\alpha$ 상이 서로 방향성을 가지면서 형성되어 있으며, (b)는 공냉의 경우로서 900°C에서 공냉한 조직과 유사하지만 이것에 비해서 침상  $\alpha$ 상의 길이가 짧아진 것을 알 수 있다. 노냉한 (c)는 전형적인 Widmanstätten 조직을 나타내면서 결정립내에 동일한 결정방위를 갖는  $\alpha$ 상들이 서로 합체되어 등축화된  $\alpha$ 상 내지는 elongate된  $\alpha$ 상을 관찰할 수 있었다.

Fig. 4는 Fig. 2와 Fig. 3의 미세조직을 좀더 세밀하게 관찰하여 나타낸 것이다. (a)와

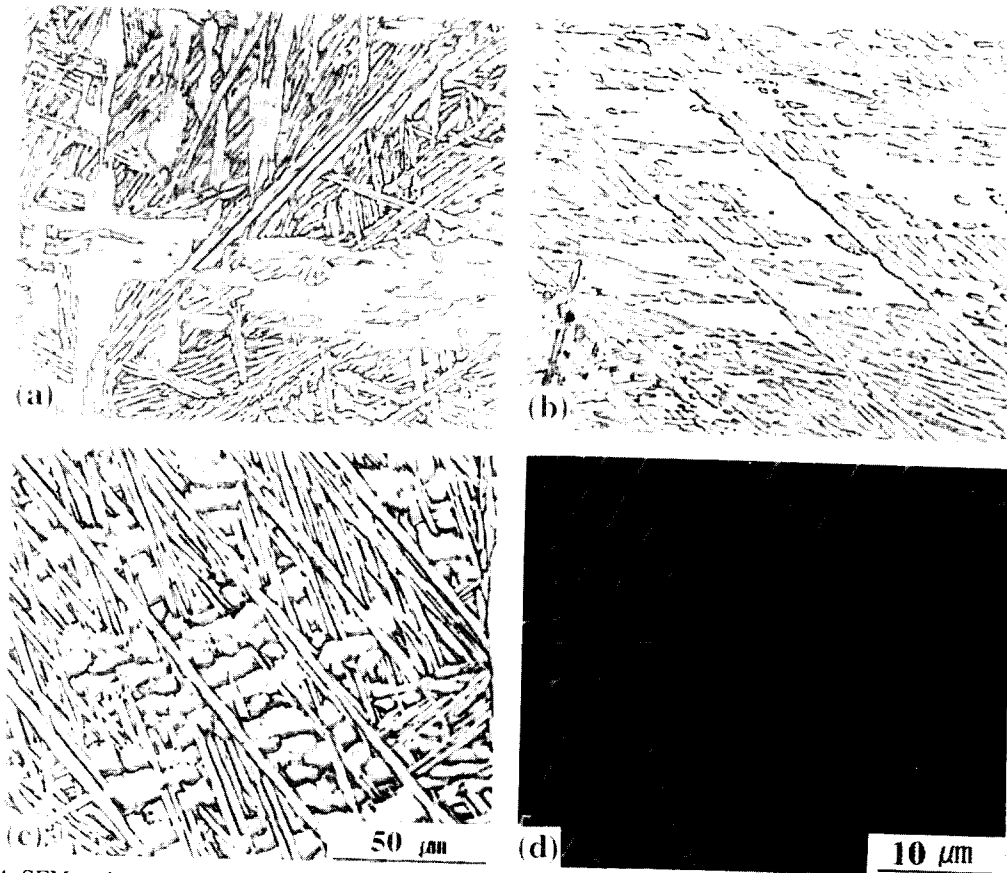


Fig. 4. SEM and optical microstructures of double solution treated Ti-6Al-4V alloy.

(a) 1050°C/1hr/AC→900°C/1hr/WQ

(b) 1050°C/1hr/AC→900°C/1hr/FC

(c), (d) 1050°C/1hr/AC→950°C/1hr/FC

(b)는 1차 용체화처리 후 900°C에서 각각 공냉 및 노냉한 것으로서, 동일방향의 Widmanstätten colony가 교차되어 부분적으로 결정방위가 다른 하나의 lamellar군을 형성하는 합체 초기 단계를 거쳐 냉각속도가 더욱 느려짐에 따라 (b)

와 같이 결정방위가 동일한 침상  $\alpha$ 상이 서로 합체되어 복잡하고 무질서한 edge형상의  $\alpha$ 상으로 나타났으나, 950°C에서 노냉한 (c)는 900°C에서 노냉했을 때의 합체 과정과는 달리 동일 결정방위의 침상  $\alpha$ 상이 서로 합체되

어 등축화된  $\alpha$ 상으로 나타났다. (d)는 3개의 결정방위 관계를 갖는 전형적인 Widmanstätten 조직을 나타낸 것으로 950°C에서 노냉된 시편 뿐만아니라 950°C 공냉, 900°C 공냉 및 노냉된 시편에서도 동일한 조직을 관찰할 수 있었다. 또한 (b)의 합체과정은 단지 1시간 유지에 따른 결과이지만 이를 더욱 장시간 유지할 경우 이러한 형태의  $\alpha$ 상은 계속적인 합체가 이루어져 등축화될 것으로 예측된다. 이 합금은  $\beta$ 영역에서 단조후  $\alpha+\beta$ 영역에서 압연하여 용체화처리와 냉각속도에 따른  $\alpha$ 상의 거동에 관한 연구<sup>10)</sup>에 의하면 edge형상은 1차 용체화처리한 경우에 형성된 basket-weave 구조에서 방위관계가 다른 두개의 교차된 판상의 packet이 2차 용체화처리 동안 판상조직 사이에 존재하는  $\beta$ 상이  $\alpha$ 상으로 변태함에 따라 합체되어 형성되고, 화상무늬 형상은 여러 개의 edge 형상의  $\alpha$ 상이 공냉하는 동안 조대

하게 성장하여 한 방향으로 배열된 판상 조직과 상호 합체되어 형성하지만, 3개의 방위 관계를 갖는 Widmanstätten 조직으로는 성장하지 못한다고 보고하고 있다. 그러나  $\alpha+\beta$ 영역에서 단조후 최종 후처리를 끝 낸 경우에는 이미 언급한 바와 같이 온도와 냉각속도에 따라서 3개의 방위관계를 갖는 Widmanstätten 조직 내에서 무질서하고 복잡한 edge형상의  $\alpha$ 상 및 등축  $\alpha$ 상으로의 또다른 형성과정을 나타내었다. 그러므로 동일한 조건에서 처리하더라도 이러한 합체과정은 다양하게 변화될 수 있으므로 정확한 규명과 아울러 가장 적절한 조직제어 열처리를 실시해야 한다고 생각한다.

Fig. 5는  $\alpha+\beta$ 영역에서 1차 용체화처리에 의해 등축  $\alpha$ 상을, 2차 용체화처리를 통해서 침상  $\alpha$ 상을 생성시키고, 최종 시효처리에 의해 조직의 안정화와 강도와의 조화를 도모했

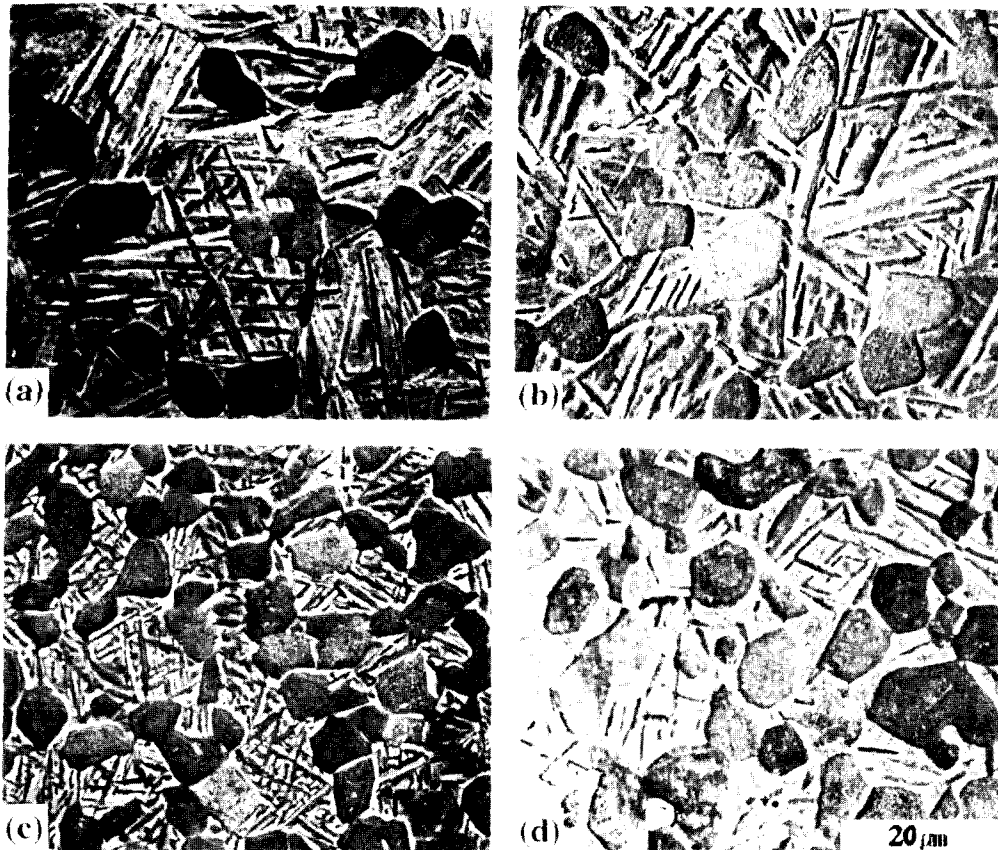


Fig. 5. SEM microstructures of double solution treated Ti-6Al-4V alloy in  $\alpha+\beta$  region.

- (a) 975°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ    (b) 950°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ  
 (c) 925°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ    (d) 950°C/1hr/WQ→800°C/1hr/WQ

을 때의 미세조직을 나타낸 것으로 열처리 조건에 관계없이 등축  $\alpha$ 상과 침상  $\alpha$ 상으로 이루어져 있지만 처리온도에 따라서 등축  $\alpha$ 상 및 침상  $\alpha$ 상의 상대적인 량은 처리 온도에 따라 약간 변화된다는 것을 관찰할 수 있었다. Fig. 5에 의해 구한 등축  $\alpha$ 상의 직경 및 체적분율은 Table 2에 나타내었듯이 1차 용체화처리 온도가 낮을수록(D<sub>1</sub>→D<sub>2</sub>→D<sub>3</sub>) 등축  $\alpha$ 상의 직경 및 체적분율  $V_f$ 는 증가함을 알 수 있다.

Table 2. Same parameters of structures with double solution treatment conditions.

Designation	Solution treatment		$V_f$ (%) (equiaxed $\alpha$ )	$D$ ( $\mu\text{m}$ ) (equiaxed $\alpha$ )
	1st	2nd		
D <sub>1</sub>	975°C/1hr	900°C/1hr	9.5	6.8
D <sub>2</sub>	950°C/1hr	900°C/1hr	14	75
D <sub>3</sub>	925°C/1hr	900°C/1hr	42	8.2
D <sub>4</sub>	950°C/1hr	800°C/1hr	12	7.8

\*Solution treatment in all instances : W.Q. All aging treated at 540°C for 4hrs.

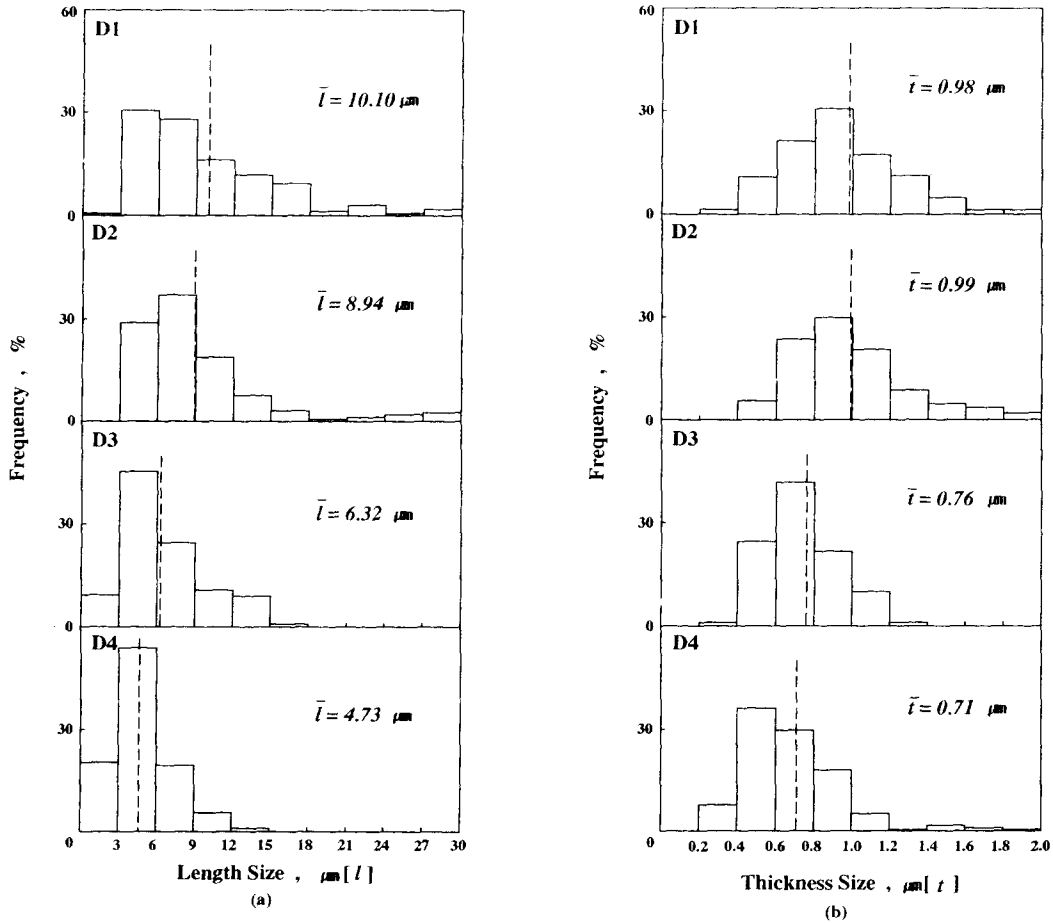


Fig. 6. The effect of double solution treatment on the length and thickness distribution of the alpha phase.

lamellar 크기 분포도는 Fullman 등<sup>12)</sup>이 제시한 다음과 같은 식에 의해서 실제 평균 lamellar 길이와 두께를 평가할 수 있다.

$$\bar{l}_{true(avg)} \approx \left(\frac{\pi}{4}\right) \bar{l}_{meas.(avg)} \quad [1]$$

$$\bar{t}_{true(avg)} \approx \left(\frac{\pi}{4}\right) \bar{t}_{meas.(avg)} \quad [2]$$

이 식을 바탕으로 하여  $\alpha+\beta$  영역에서 2중 용체

화처리에 따른 침상  $\alpha$ 상의 형태는 길이 (L), 두께 (t) 및 aspect비  $\theta=L/t$ 로서 정의할 수 있고, 온도에 따른  $\alpha$ 상의 두께와 길이의 변화는 aspect비의 변화로서 설명할 수 있으므로 평균 aspect비  $\bar{\phi}$ 는 다음과 같은 식으로 정의할 수 있다.

$$\bar{\phi} = \frac{L}{t} \sum \left[ \frac{l_i}{t_i} \right] \quad [3]$$

여기서  $l$ 와  $t$ 는 각 침상  $\alpha$ 상의 길이 및 두께를 나타낸다. Fig. 6의 (a), (b)는 침상  $\alpha$  상의 길이 및 폭의 분포를 나타낸 것으로 1차 용체화처리의 온도가 낮을수록 침상  $\alpha$ 상의 길이는 점차 짧아지고 두께는 얇아지는 것에 대해서 2차 용체화처리 온도가 낮은 경우( $D_2 \rightarrow D_4$ )일수록 침상  $\alpha$ 상의 두께는 현저하게 얇아지고 길이 또한 짧아져 조직이 미세화됨을 알 수 있다. Fig. 7은 서로 다른 처리조건에서 얻어진 aspect비의 분포를 나타낸 것으로 1차 용체화처리온도가 낮을수록 aspect비는 작아지고, 2차 용체화처리 온도가 낮을수록 aspect비 또한 작아지는 것을 알 수 있는데, 이는 처리온도가 낮아짐에 따라 조직의 미세화가 더욱 촉진된다는 것을 의미한다.

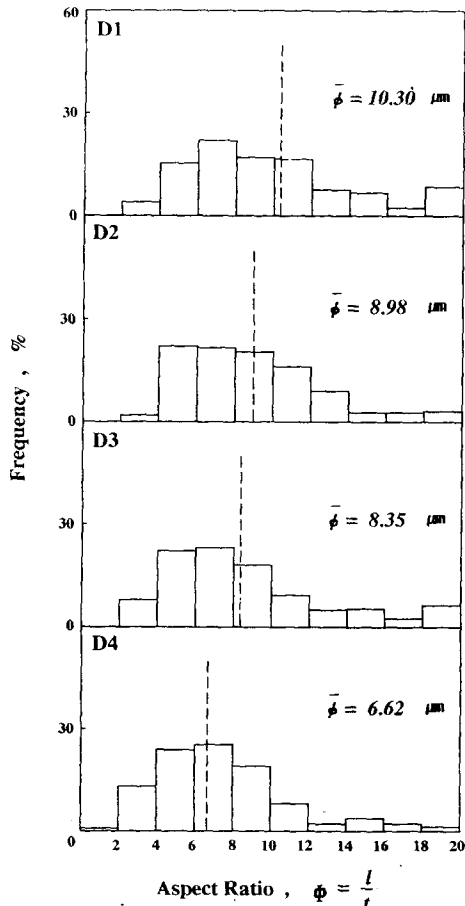


Fig. 7. The effect of double solution treatment on the aspect ratio distribution of the alpha phase.

3.2 인장특성

Fig. 8과 9는 용체화처리 온도와 냉각속도

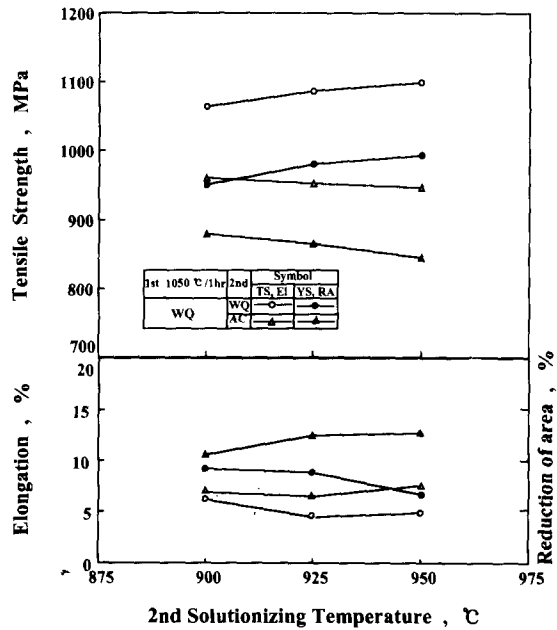


Fig. 8. The effect of 1st and 2nd solutionizing temperature and cooling rate on the tensile properties of Ti-6Al-4V alloy.

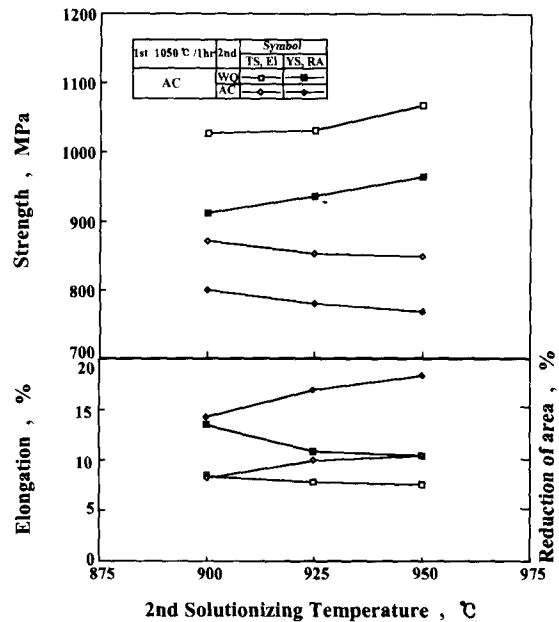


Fig. 9. The effect of 1st and 2nd solutionizing temperature and cooling rate on the tensile properties of Ti-6Al-4V alloy.

에 따라 얻어진 Widmanstätten 조직의 인장 성질을 나타낸 것으로, 1차 및 2차 용체화처리의 냉각속도에 따라서 약간의 변화가 나타

나는데 냉각속도가 빠를수록 강도는 증가하나, 연성은 감소하는 경향을 보이지만, 큰 변화는 나타나지 않고 있다. 2차 용체화처리 온도에 따른 인장성질은 수냉의 경우 온도의 증가에 따라 강도는 증가하나 공냉의 경우는 온도의 증가와 함께 감소하는 경향을 나타내고 있으며, 연성은 이에 준한 성질을 나타내지만 큰 변화는 기대할 수 없었다.

Fig. 10은  $\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리에 따른 인장성질을 나타낸다. 1차 및 2차 용체화처리 온도에 따라 강도, 연신 및 연신율은 미세하게 변화하지만 거의 동등한 인장성질을 나타내고 있다.

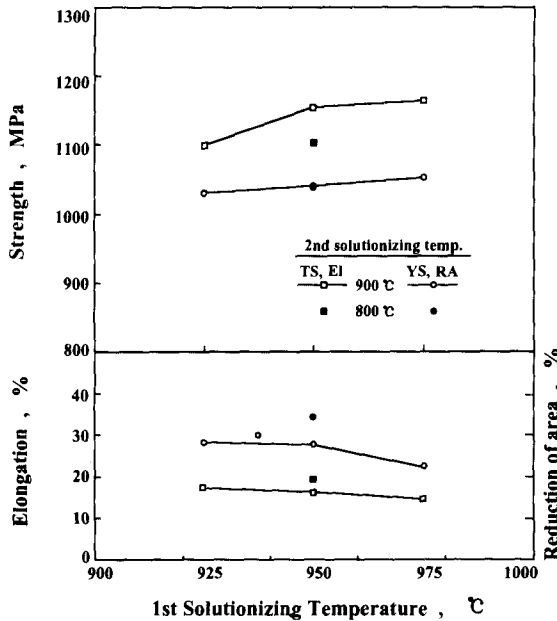


Fig. 10. The effect of 1st and 2nd solutionizing temperature on the tensile properties of Ti-6Al-4V alloy.

Fig. 11은  $\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리에 따른 인장성질과 aspect비와의 관계를 나타낸 것으로, aspect비가 6.62~10.30 범위내에서는 강도나 연성에 큰 영향을 미치지 않는다는 것을 알 수 있다. 인장성질에 미치는 aspect비의 영향에 관한 연구<sup>13)</sup>에 의하면 5미만의 aspect비의 경우 항복강도 및 연신율은 증가하지만, 그 이상의 경우는 강도에 영향을 주지 않는다는 보고와 비교할 때  $\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리에 따른 인장성질은 이와 유사

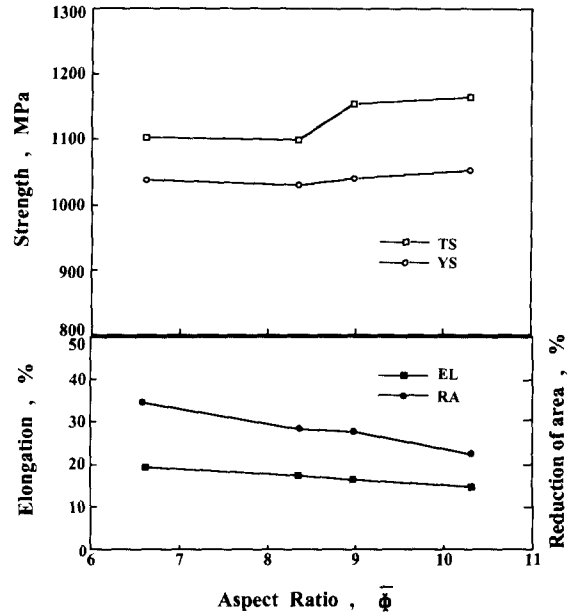


Fig. 11. Tensile properties as a function of  $\alpha$  phase aspect ratio of double solution treated Ti-6Al-4V alloy in  $\alpha+\beta$  region.

한 결과라 사료된다.

본 실험의 인장결과에서 두드러진 특징중의 하나는 Widmanstätten조직의 시편이 이중조직(bimodal structure)의 시편에 비해 강도와 연성값이 훨씬 저하 되었음을 알 수 있는데, 그 원인에 대해서는 연구자들에 따라서 여러 가지 주장이 있다. 먼저 Banerjee<sup>14)</sup> 및 Williams등<sup>3,15)</sup>의 연구에 의하면 Widmanstätten 조직에서는 인장시 생기는 void의 발생과 성장이 등방성보다 훨씬 빠르므로 감소한다고 하였고, 등방성조직에서는 슬립이  $\alpha$ 결정립에서 방해받지 않지만, Widmanstätten 조직에서는 판상  $\alpha$ 사이의  $\beta$  lamellar에 의해 슬립이 방해받으므로 유효슬립거리가 작아 연성값이 작아진다는 주장도 있다. 또한 Widmanstätten 조직에서  $\beta$ 상은  $\alpha$ 와  $\beta$ 상 사이의 Burgers 방위관계로 인하여 슬립이 용이하게 일어나므로 변형의 주된 장벽이 아니라 Widmanstätten colony들 사이의 경계가 슬립의 주된 장벽으로 작용하므로 연성의 큰 감소는 prior  $\beta$  결정립을 따라 형성된 국부변형(strain localization)에 의해서 야기된다고 보고하였다<sup>9,10)</sup>. 이러한 여러가지 설명중 다른 연구자들의 보고<sup>16,17)</sup>와 비교 검토할 때 Lin<sup>9,10)</sup>에 의한



해석이 더욱 타당한 것으로 생각된다.

따라서 Widmanstätten 조직은 prior  $\beta$  결정립의 크기가 조대하여 colony packet의 크기가 커지기 때문에 이중조직 보다 낮은 강도를 갖게 되고 이중조직의 고강도는  $\alpha$ 상과 마르텐사이트와의 사이에 결정학적 방위관계가 없다는 것과 템퍼드 마르텐사이트의 강도에 의한 것이고, 연성의 저하없이 높은 항복강도를 갖는 것은  $\alpha$ 상을 둘러싸고 있는 마르텐사이트가 변형장벽으로 작용하기 때문이다. 또한 고연신율은 국부변형의 존재 및  $\alpha$ 상/마르텐사이트 계면에서 핵생성하는 microvoid의 합체 기구와 밀접한 관계가 있으나, 파괴

는 microvoid의 합체에 의해서 일어난다고 사료된다<sup>(8)</sup>.

### 3.3 파면관찰

Fig. 12는 2중 용체화처리에서 얻어진 Widmanstätten 조직의 대표적인 인장파단면을 나타낸다. 각 조건에 관계없이 박리되기 쉬운 합체된 침상  $\alpha$  colony 크기의 facet가 관찰되고 있고, 일부 영역에서는 준벽개(quasi-cleavage)와 dimple형 파괴양상이 함께 나타나는 영역도 있으나 그 dimple은 아주 작게 나타나며, 또한 prior  $\beta$  결정입계를 따라서 미세 2차 균열(secondary cracking) 현상도 관찰되지만 제한되어져 있다.

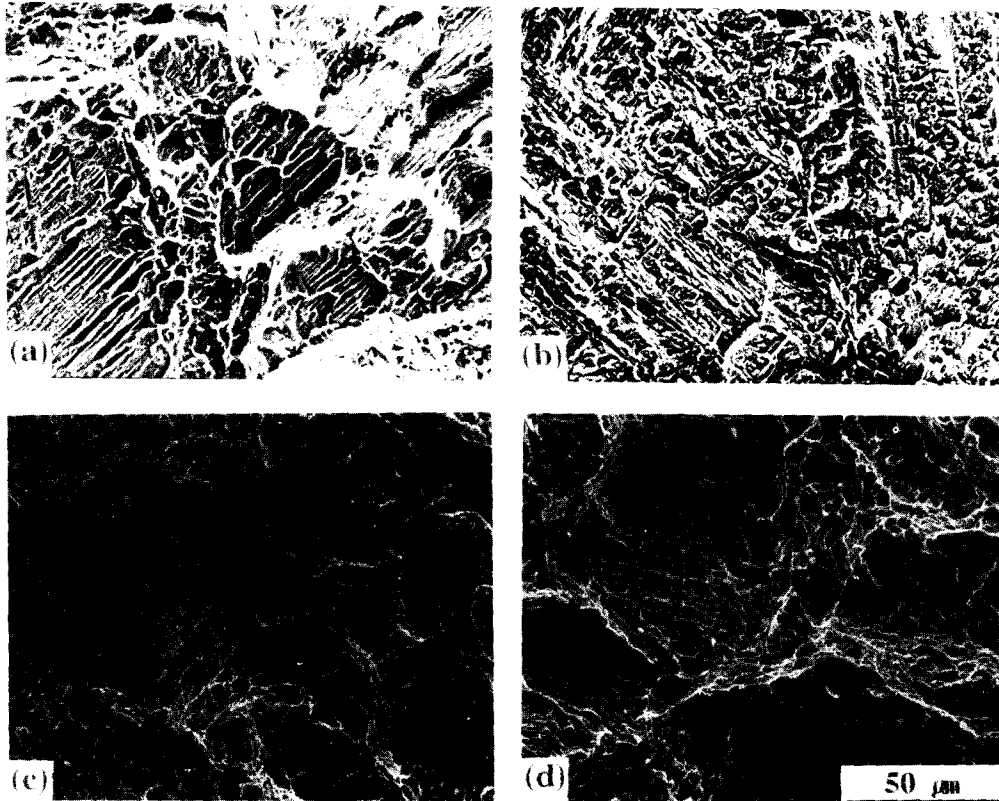


Fig. 12. SEM micrographs of tensile fracture surfaces having typical widmanstätten structures.

- (a) 1050°C/1hr/WQ → 950°C/1hr/WQ    (b) 1050°C/1hr/AC → 950°C/1hr/WQ  
 (c) 1050°C/1hr/WQ → 950°C/1hr/AC    (d) 1050°C/1hr/AC → 950°C/1hr/AC

일반적으로 facet는 prior  $\beta$  결정입계,  $\alpha/\beta$  계면, Widmanstätten  $\alpha+\beta$  colony 경계등과 같은 계면균열에 의해서 나타나지만, 벽개나 준벽개에 의한 파괴가 아니라 prior  $\beta$  결정립계 국부변형이나 void의 생성으로 인하여 이

미 균열발생의 원인을 제공함으로써 파괴가 쉽게 일어나므로 연성이 저하한다고 보고하고 있다<sup>(9)</sup>.

$\alpha+\beta$ 영역에서 2중 용체화처리에 따른 인장파단면 양상은 인장축에 수직으로 놓인 내부

균열영역과 45° 정도의 높은 전단각을 갖는 shear lip영역으로 나눌 수 있다. Fig. 13은 내부균열영역의 파단면을 나타낸 것으로 침상  $\alpha$ 상이 가장 많은 (a)[D<sub>1</sub>]에서는 (b)[D<sub>2</sub>]에 비해 크고 깊은 dimple이 관찰되고 있고, 일부 영역에서는 (a), (b) 모두 미세균열이 관찰되고 있다. (c)[D<sub>3</sub>]는 파단면 전체가 (b)에 비해 훨씬 미세하고 얇은 dimple로 이루어진 연성파단면을 나타내고 있고, 또한 침상  $\alpha$ 상의

형상이 미세하고 짧은 (d)[D<sub>4</sub>]에서는 D<sub>2</sub>에 비해 아주 작고 얇은 dimple을 나타내고 있다. 그러므로 1차 용체화처리 온도가 높을수록 dimple은 크고 깊게 나타나고, 2차 용체화처리 온도가 낮을수록 미세하고 얇은 dimple이 형성된다는 것을 알 수 있었다. Fig. 14는 45° 정도의 전단각을 갖는 shear lip영역의 파단면을 나타낸 것이다.

이중조직에서의 파괴는 이미 언급하였듯이

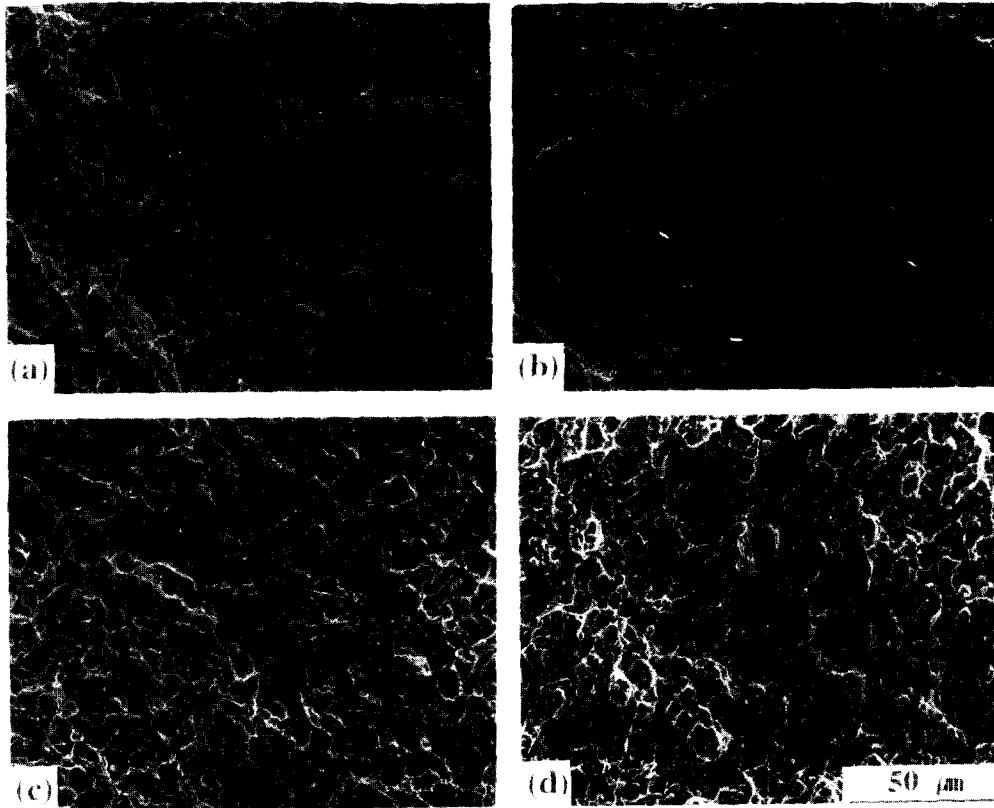


Fig. 13. SEM micrographs of tensile fracture surfaces having bimodal structures(inner regions of fracture surface).

- (a) 975°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ      (b) 950°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ  
(c) 925°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ      (d) 950°C/1hr/WQ→800°C/1hr/WQ

microvoid의 핵생성과 성장에 의해서 일어나고, void의 핵생성은  $\alpha$ 입자의 크기에 의존하므로 아주 큰  $\alpha$ 입자에서 핵생성된다.

#### 4. 결 론

Ti-6Al-4V 합금의 용체화처리온도 및 냉각 속도에 따른 미세조직의 변화와 인장성질에 관한 결과는 다음과 같다.

1) 복잡하고 무질서한 edge형상의  $\alpha$ 상은  $\beta$ 영역에서 1차 용체화처리하고 900°C에서 2차 용체화처리한 후 노냉하였을 때 형성되었으며, 950°C에서 노냉하였을 경우  $\alpha$ 상은 등축화된 조직으로 형상이 변화되었다.

2) 1차 및 2차 용체화처리 온도가 낮을수록 조직미세화의 평가기준인 aspect비는 작아진다.

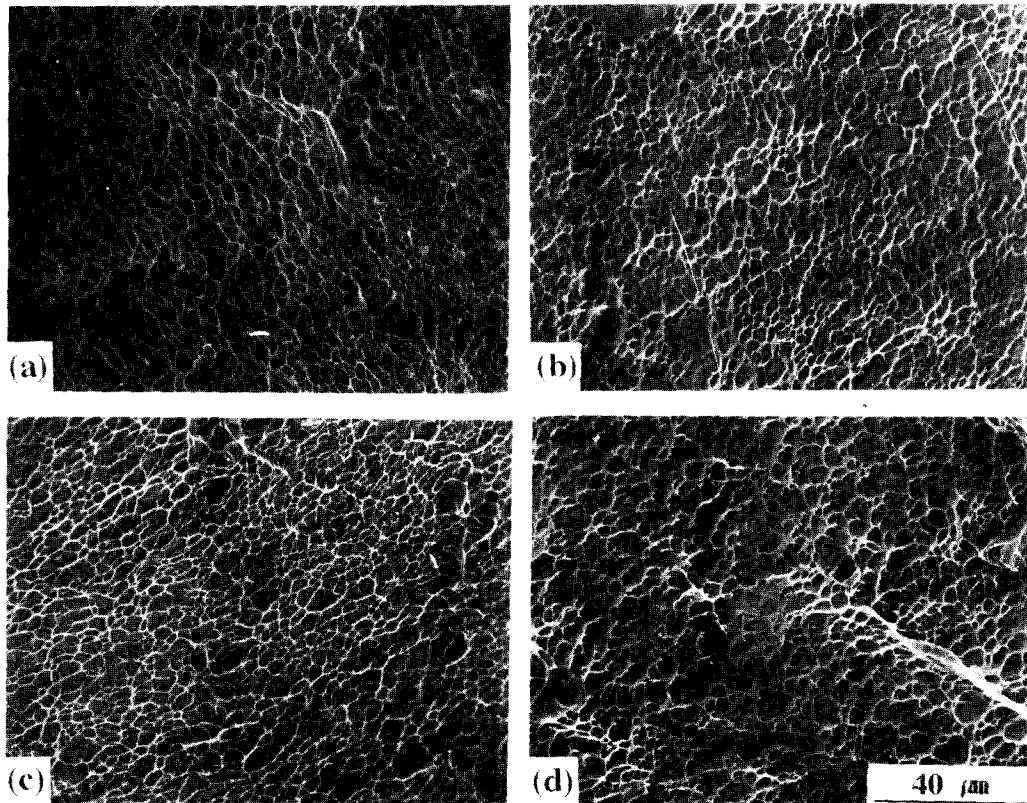


Fig. 14. SEM micrographs of tensile fracture surfaces having bimodal structures(outer regions of fracture surface).

(a) 975°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ    (b) 950°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ  
 (c) 925°C/1hr/WQ→900°C/1hr/WQ    (d) 950°C/1hr/WQ→800°C/1hr/WQ

3) Widmanstätten 조직은 이중조직에 비해 강도는 감소하고, 연신율 및 단면수축율 또한 크게 감소하였다.

4) Widmanstätten 조직에서는 준벽개와 dimple형 파괴양상이 함께 나타나는데 반해 이중조직에서는 dimple이 많은 연성파괴면과 45° 정도의 높은 전단각을 갖는 shear lip영역으로 나타났다.

#### 참 고 문 헌

1. 草道英武, 村上陽一郎, 木村啓造, 和泉修: 金屬チタンとその應用, 日刊工業新聞社, (1983)
2. 鐵と鋼, チタンおよびチタン合金特集號, 72(1986)
3. M. Margolin, J.C. Williams, J.C. Chestnutt and G. Lütjering: Titanium '80 Science and Technology, Warrendale, TMS-AIME, 1(1980)169.
4. P.J. Bania: 6th World Conference on Titanium, Part II, Les Ulis Cedex, Les Editions de Physique (1989)825
5. D. Eylon, S. Fujishiro, P.J. Postans and F. H. Fors: Titanium technology, (1985)87
6. P.A. Blenkinsop: Titanium Science and Technology, G. Lütjering et al. (Eds.), DGM (1985)2323.
7. K.S. Chan, C.C. Wojick and D.A. Koss: Metall. Trans. A, 12(1981)1899.
8. A. Gysler and G. Lütjering: Metall. Trans. A, 13(1982)1435
9. F.S. Lin, E.A. Starke, Jr., S.B. Chakraborty and A. Gysler: Metall. Trans. A. 15(1984) 1229.

10. F.S. Lin, E.A. Starke, Jr. and A. Gysler : Metall. Trans. A, 15(1984)1873
11. H.G. Kang and H.K. Cho : J. of Korean Inst. of met. & Mater., 11(1992)1326
12. R.L. Fullman : Trans. AIME, 3(1953)447
13. I. Weiss, F.H. Froes, D. Eylon : Titanium Science and Technology, ed. by G. Lütjering, U. Zwicker and W. Bunk (1984) 1503
14. D. Banerjee, D. Mukherjee, R.L. Saha and K. Bose : Metal. Trans. A, 14(1983)413
15. J.C. Williams and G. Lütjering : Titanium '80 Science and Technology, Warrandaie, TMS-AIME, 1(1980)671
16. 裴起晚, 金成柱, 金鍾洙 : 研究技報(LIST), 4(1989)53.
17. D.D. Makel and D. Eylon : Metal. Trans. A, 21(1990)3127
18. H. Margolin and Y. Mahajan : ibid, 9A (1978)781.