

Ti-6Al-4V합금의 미세조직에 따른 초고속 변형특성

Effect of Microstructures on the Deformation Behavior of
Ti-6Al-4V Alloy at Ultra High Strain rate

이 유 환 이 동 근 이 성 학 최 준 흥* 허 선 무** 이 종 수
Lee, You Hwan Lee, Dong-Geon Lee, Sung-Hak Choi, Jun-Hong* Hur, Sun-Moo** Lee, Chong-Soo

ABSTRACT

In this study, the effect of α -phase morphology on the dynamic deformation behavior at ultra high strain rate was investigated by EBW(Explosive Bridge Wire) test. All of tests and analyses were conducted on three typical microstructures of Ti-6Al-4V alloy, i.e. equiaxed, widmanstätten and bimodal microstructures. The spall strength and HEL(Hugoniot Elastic Limit) of the specimens that have the thickness of 2mm and 4mm were highest with the bimodal microstructure. These results were similar with previous study which was performed by dynamic torsion test(Kolsky torsion test).

주요기술용어 : Ti-6Al-4V alloy(타이타늄 64 합금), Euiaxed(등축정 조직), Widmanstätten(층상조직) Bimodal(이중조직), Explosive Bridge Wire Test, Hugoniot Elastic Limit(유고니어 탄성한계), Spall strength(동적 파괴강도)

1. 서 론

타이타늄 합금은 내부식성이 우수하고 비강도가 높기 때문에 항공기 및 군수용 재료로서 큰 매력력을 갖는 합금이며, 현재까지도 다양한 응용분야에 적용하기 위하여 수많은 연구가 진행되고 있다^[1-3]. 타이타늄 합금은 합금원소 및 불순물의 종류에 따라 다양한 합금

이 존재하며, 대표적으로 순 타이타늄, α 형 합금, $\alpha + \beta$ 형 합금과 β 형 합금으로 나뉘어지며 그 기계적 성질에 대해서도 이미 많은 연구결과가 보고되었다. 이중 공업적으로 가장 널리 사용되는 Ti-6Al-4V 합금은 $\alpha + \beta$ 형 합금의 대표적인 합금으로서 열처리 방법에 따라 다양한 미세조직을 가지며, 이를 기반으로 요구되는 특성을 만족시킬 수 있기 때문에 생산 및 산업적으로 응용되는 타이타늄 합금 중 50%이상을 차지한다. 특히 항공우주 및 군사용 목적으로 적용되는 Ti-6Al-4V 합금은 그 우수성에 기인하여, 기존 철강재료 및 기타 합금을 대체하거나 특수목적의 기

포항공과대학교 신소재공학과 항공재료연구센터

* 국방과학연구소 1체계 개발본부

** 국방과학연구소 기술연구본부

능 향상을 목표로 연구되었으며, 실제 장갑재료 및 엔진 부품에도 일부 적용되었다. 특히, 장갑재료의 경우 탄도의 위협으로부터 차량 및 탑승인원의 생존능력을 확보하기 하여 우수한 방호 성능이 요구되는데, 이는 장갑의 내충격 특성 및 고속변형 시 재료의 반응 및 미세조직적 저항성과 직접적인 관련이 있다^[4].

일반적으로 재료에 정적하중이 부가되어 파괴가 발생하는 경우와 달리 고속에서 발생하는 변형에서는 단열성 전단밴드(Adiabatic Shear Band; ASB) 형성의 경향으로 방탄 특성 및 내충격 특성을 예측하려는 연구가 시도되고 있는데, 이는 주로 충격지점에서의 소성 불안정(plastic instability)에 의한 국부적 변형 집중과 온도상승 효과에 의해 생성되며, 이러한 단열성 전단밴드는 충격저항성을 급격히 저하시키는 요인을 제공한다. 그러므로 우수한 장갑판재용 Ti-6Al-4V 합금 개발을 위해서는 단열성 전단밴드의 형성을 억제시킬 수 있는 방안에 대한 연구가 필수적이다. Ti-6Al-4V 합금에서 단열성 전단밴드와 관련된 결과는 이미 다수 보고되었으며, Ti-6Al-4V 합금의 대표적인 미세조직(등축정, 층상 및 이중조직)에 대하여 고속 비틀림 시험을 적용하고 이중조직을 갖는 미세조직이 단열성 전단밴드의 형성에 있어서 매우 억제됨이 보고되었다^[5]. 그러나 이것이 실제 장갑재료 및 동적 하중조건에 적용되려면 반드시 그 결과에 대한 검증에 의한 높은 신뢰도가 요구되는데, 이것은 실제 소화기 및 대전차용 탄을 이용한 방탄시험에는 시간과 노력이 대단히 많이 요구되기 때문에 기초자료로서의 가치가 매우 높다.

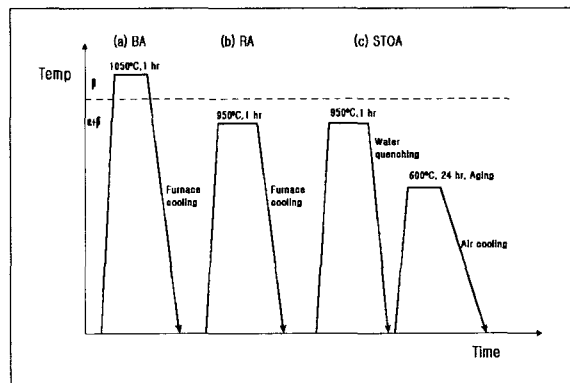
따라서 본 연구에서는 기존 연구의 변형속도를 상위하며 $10^4 \sim 10^5$ /sec 조건이 가능한 간단한 EBW (Explosive Bridge Wire) 시험을 통하여 기존의 결과와 비교함과 동시에 Ti-6Al-4V 합금의 대표적인

미세조직에 따른 동적 특성을 고찰하고 최적의 미세조직을 제시하고자 한다.

2. 실험 방법

2.1. 미세조직 제어

Ti-6Al-4V 합금에서 서로 다른 열처리를 통하여 세 가지 서로 다른 조직을 얻을 수 있었다. widmanstätten 조직을 얻기 위해서 BA(beta annealing)를 통해 β 변태점 이상의 온도인 1050 °C에서 1시간 유지한 후 노냉을 하였고, equiaxed 조직은 RA(Recrystallization Annealing)를 통해 $\alpha + \beta$ 영역인 950°C에서 1시간 유지한 후 노냉하여 얻을 수 있었다. bimodal 조직은 widmanstätten조직과 equiaxed조직을 모두 포함하는 혼합조직으로서 STOA(Solution Treatment and Over-aging)를 통해 마르텐사이트 변태 개시온도(MS)이상의 온도인 950°C에서 1시간 유지한 후 수냉하여 equiaxed α 상과 마르텐사이트 조직을 얻고, 그 후 600°C에서 24시



[그림 1] 미세조직을 얻기 위한 열처리 과정 :
(a) widmanstätten, (b) equiaxed 및
(c) bimodal

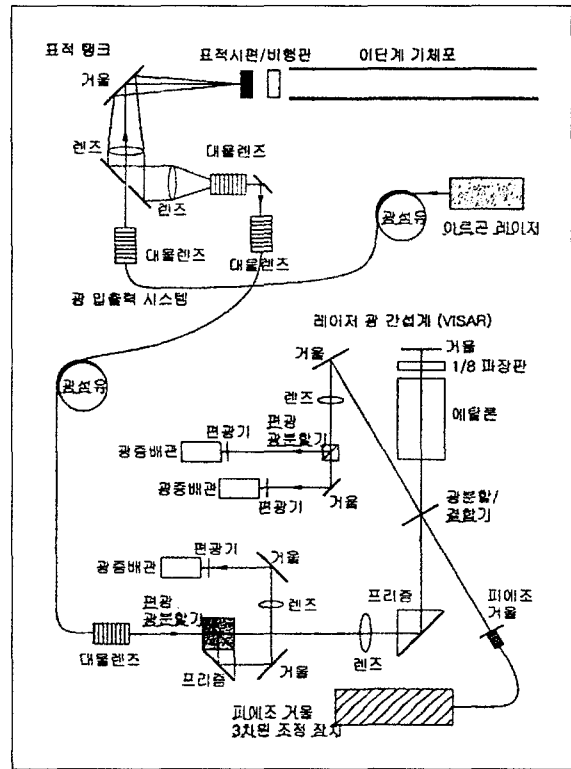
간동안 aging 함으로써 마르텐사이트 내의 잔류 응력을 제거하였고, 공냉을 통하여 이 조직을 얻었다. 이러한 열처리 과정을 그림 1에 도식적으로 나타내었다.

2.2 EBW(Explosive Bridge Wire) 시험

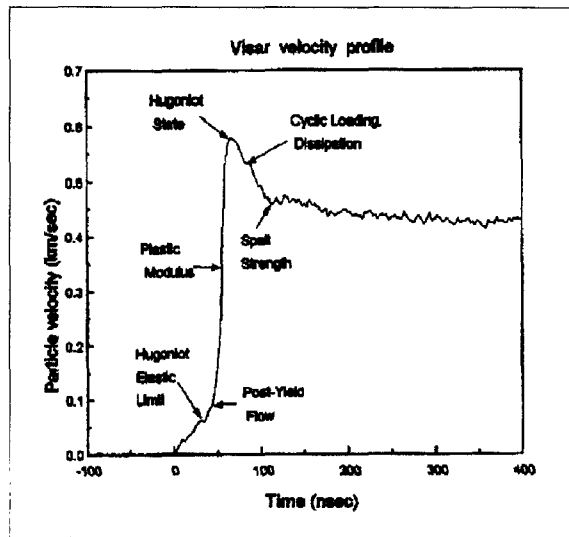
EBW 시험법은 시편 뒷면에 작은 기폭 장치(detonator)를 장착하여, 이것이 폭발할 때 발생하는 시편 반대쪽 자유표면의 움직임을 VISAR(Velocity Interferometer System for Any Reflector)로 측정하여 그것을 시간대 자유표면 이동속도의 프로파일로 환산한다. 이 EBW 시험법의 과정을 그림 2에 간략하게 나타내었다^[6,7]. EBW 시험법을 이용하여 얻어낸 입자의 속도 대 시간의 프로파일을 그림 3에 간략하게 나타내었다. 이 프로파일은 매우 특징적인 것으로서 시간에 따른 입자의 속도 천이 구간이 나타나게 되는데, 이 시점에서 재료의 여러 가지 특징들이 표현된다. 고속 충격파는 HEL(Hugoniot Elastic Limit)과 동일한 압력 진폭을 갖는 탄성파가 우선 진행하고 뒤이어 충격 소성파가 형성된다. 이후 최대 입자 속도를 보이는 지점(Peak velocity)에 도달하게 되는데 이를 유고니어 상태(Hugoniot state)라고 부르며, 이후 회복이 시작되어 동적 파괴(spalling) 값까지 감소하다가 일정한 수준의 속도에 도달하게 된다.

이 일정해지는 구간의 시작점에서 파괴가 발생한다. 고속충격 유고니어 관계에 의하여 이러한 입자속도 대 시간의 데이터는 강도, 변형률 속도 및 변형률로 환산이 가능하며, 이를 이용하여 방탄 효율 및 고속압축 저항성을 예측할 수 있게 된다.

본 연구에서는 시편에 고속의 압력을 가하는 방법으로 RP-87 EBW 기폭관을 사용하였다. 이 기폭관은 기폭제로 초기화약 PETN(Pentaerythritol Tetranitrate : $C_5H_8(NO_3)_4$) 21mg과 본 화약 RDX



[그림 2] EBW(Explosive Bridge Wire)시험법의 개략도



[그림 3] VISAR로 측정된 자유표면의 속도와 시간의 도표

(Cyclotrimethylene-Trinitramine : $C_3H_6N_3(NO_2)_3$) 47mg이 충전되어 있으며, 스테인리스강 컵(지름 : 4.85mm, 두께 : 0.152mm)에 담겨있다. 이러한 기폭제를 이용하여 각 미세조직에 대하여 지름 7mm, 두께 2 및 4mm를 갖는 두 가지 디스크 형태의 시편에 대하여 실시하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

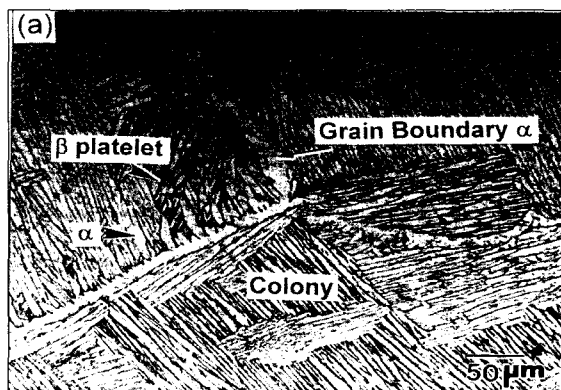
3.1. 미세조직

그림 1에 나타낸바와 같이 각각 열처리를 시행하여 얻은 세 가지 미세조직을 광학 현미경으로 관찰하여 그림 4에 나타내었다. β 변태점 이상의 온도 영역에서 열처리하여 얻은 widmanstätten 조직의 경우 그림 4-(a)에서 볼 수 있듯이 prior β grain boundary를 따라 α 상이 두껍게 형성되어 있으며, prior β grain 내에는 여러 개의 colony들이 생성되어 있고, 각각의 colony들은 얇은 lath 형태의 β 상과 α 상이 lamellar 형태를 이루는 조직을 갖는다. 이 조직의 기계적 특성을 좌우하는 주요 인자들에 대해서 표 1에 정리하여 나타내었다.

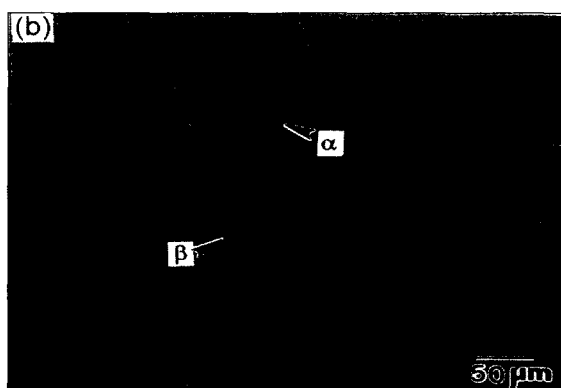
[표 1] 층상조직의 주요 미세조직 인자

Prior β Grain Size	300~800 μm
Colony Size	100~350 μm
GB α Thickness	8~10 μm
α Platelet Thickness	5~6 μm

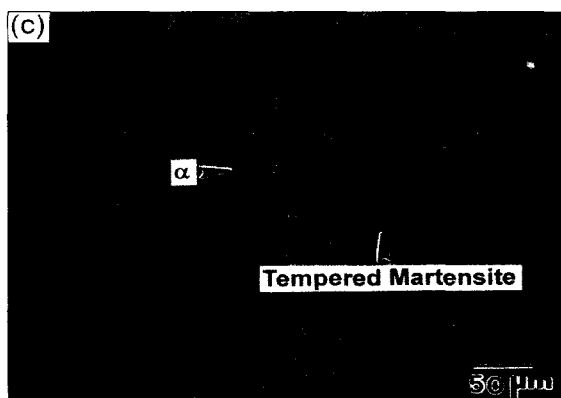
한편, 그림 4-(b)에는 equiaxed 조직을 나타내었는데 소량의 β 상이 α 결정립들의 삼중점에 존재하며 영상분석기를 이용하여 측정된 결과 상온에서 α 상이



(a) widmanstätten(층상조직)



(b) equiaxed(등축정조직)



(c) bimodal(이중조직)

[그림 4] 열처리 후 얻어낸 세 가지 미세조직. (a)와 (b)에서 밝게 나타난 부분은 α 상이며, 어둡게 보이는 부분은 β 상이다. (c)에서는 어둡게 보이는 부분은 tempered martensite이다.

약 90% 정도였다. 그림 4-(c)에서는 위의 두 조직이 혼합된 bimodal 조직을 나타내었는데 이 조직에는 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s)이상의 온도에서 유지시킨 후 수냉하여 생긴 마르텐사이트를 다시 aging을 함으로써 마르텐사이트 내부의 잔류응력을 제거하여 다량의 tempered martensite와 잔류 β 상이 존재하며 equiaxed 조직과 bimodal 조직의 주요한 미세조직 인자들에 대해서는 표 2에 나타내었다.

[표 2] 등축정 조직과 이중조직의 주요 미세조직 인자

Parameters	Equiaxed	Bimodal
Primary α grain size	~21 μm	~19 μm
Primary α volume fraction	90 %	38 %
Volume fraction of α'	-	52 %
β volume fraction	10 %	10 %
Distribution of β	Triple point of α	Matrix

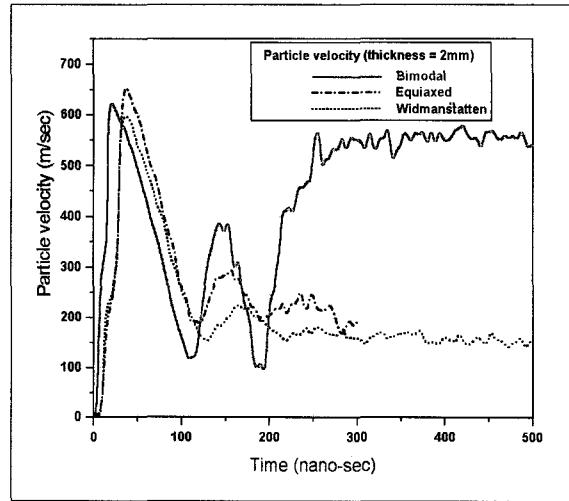
3.2. EBW 시험 결과

그림 2와 같은 시험 방법을 이용하여 측정해낸 자유표면의 속도 대 시간의 그래프를 각 두께 별로 그림 5에 나타내었다.

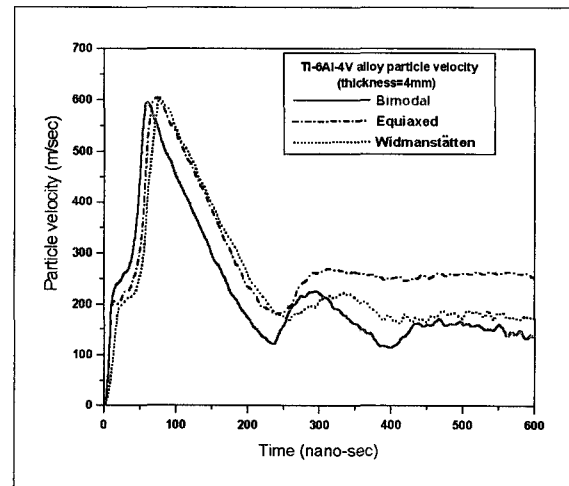
동일한 두께에 대하여 비교한 도표는 고속변형시 세 가지 미세조직의 변형특성이 표현되며, 동일한 미세조직에 대한 두께별 프로파일은 두께가 증가할수록 특정 위치에서의 입자의 속도가 느려지는 것으로 나타났다.

이것은 충격파가 매질(서로 다른 미세조직을 갖는

재료) 내에서 전파하면서 진행되는 거리가 증가함에 따라 감소하기 때문이며, 실제 시편의 두께가 임계 이상으로 증가하면 재료내부에 파괴가 발생하지 않는다. 얻어진 결과를 바탕으로 각 미세조직에 대한 특성을 고찰하기 위하여, 유고니어 관계를 이용하여 해석을



(a) 두께 2mm 시편



(b) 두께 4mm 시편

[그림 5] 서로 다른 미세조직을 갖는 두께 2mm 및 4mm에 대한 EBW 시험 결과

수행하였다^[8,9].

그림 3과 같이 보여진 동적 탄성 한계점(HEL), 최대 입자속도 및 동적 파괴가 시작되는 시점 이 세 가지 주요한 값의 상대적인 차이로부터 동적 물성을 분석하고자 하였는데, 먼저 동적 탄성 한계점을 이용하여 입자의 속도 및 임피던스(impedance)의 개념으로부터 방탄효율을 예측할 수 있는데, 주어진 고속의 충격에 대하여 재료에 발생하는 압력을 나타내는 개념을 임피던스라 정의하며 다음과 같이 표현된다.

$$I = \rho_0 C_0 = \sqrt{\rho E}$$

E 는 재료의 탄성계수이며, C_0 는 탄성파의 진행속도이다. 이러한 고속압력에 대한 저항성과 더불어 동적 압축강도(Y_D) 역시 재료의 고속변형에 대한 저항성을 나타내게 되는데, 이와 유사한 개념인 동적 탄성 한계(HEL)를 사용할 수 있다. 이는 물리적으로 일축변형을 조건에서 재료가 소성변형을 일으키는데 필요한 동적 압축응력을 의미한다. 따라서, 고속변형에 대한 저항성을 설명하기 위하여 임피던스(I)와 동적 압축강도(Y_D)를 종합적으로 고려한 단위 밀도당의 동적 압축강도/임피던스 비율, $Y_D/\rho I$ 를 고려해야 한다. 이는 주어진 고속변형에 대하여 발생하는 단위 압력(임피던스) 당의 재료가 견딜 수 있는 압축강도를 의미하는 것으로 이 비율이 높은 재료일수록 고속충격에 대한 저항성이 높을 것으로 예상된다. 즉, 아래와 같은 관계가 성립하고 실제 많은 부분 이러한 예측이 효과적인 것으로 나타났다^[10].

$$\frac{Y_D}{\rho I} \cong \frac{HEL}{\rho I} = \text{Ballistics mass efficiency}$$

또한 동적 탄성 한계점의 속도는 동적 탄성 한계 강도와 직선적인 관계에 있기 때문에 단위는 다르다 하

더라도 상대적인 차이에 따라 직접적인 비교가 가능할 것으로 예상된다. 그림 5에서 보여지는 데이터들은 다음과 같은 관계에 의하여 응력으로 환산되며, 동적 탄성 한계점의 경우 두께에 따라 거의 일정한 값을 갖게된다^[7].

$$\sigma = \frac{1}{2} \rho_0 U_s U_p$$

이때 ρ_0 는 재료의 밀도이며 U_s 는 음파의 종방향 전파속도이며 U_p 는 자유표면의 이동속도이다. 이를 이용하여 각 조직과 두께에 따른 동적 탄성 한계점에서의 속도 및 동적 탄성한계(HEL)를 계산하여 표 3에 나타내었다.

그림 5와 표 3의 결과에 나타난 동적 탄성 한계점의 결과를 비교하여 보면, bimodal 조직이 서로 다른 두께 두 경우에서 다른 두 가지 미세조직보다 높은 것으로 얻어졌다. 이는 매우 고무적인 결과로서 기존에 보고되었던 Kolsky bar를 이용한 시험의 결과^[5]와도 일치하는 결과이다. 이와 같이 높은 동적 압축강도에 비추어 고찰하여 본 결과 bimodal 조직의 고속 충격에 대한 저항성이 세 가지 미세조직 중 우수할 것

[표 3] 각 미세조직 및 두께에 따른 자유표면의 이동속도와 동적 탄성 한계

	2mm	4mm
Bimodal	298.5 m/s	250.1 m/s
	4.32 GPa	
Widmanstätten	245.14 m/s	207 m/s
	3.22 GPa	
Equixed	235.7 m/s	224 m/s
	3.27 GPa	

임을 예상할 수 있었다.

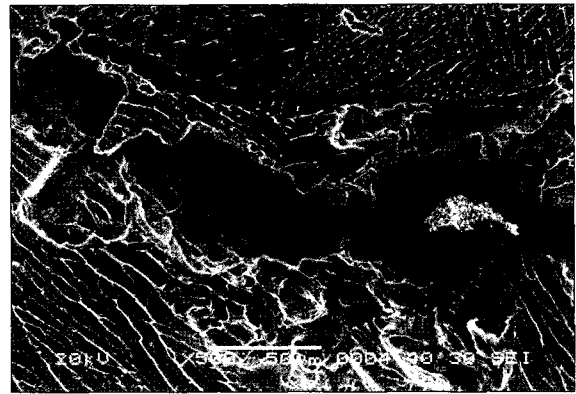
또한 고속변형시 내충격 저항성을 예측하는데 동적 파괴 강도(Spall strength)의 개념을 사용한다. 이는 입자의 속도 대 시간의 프로파일에서 다음과 같이 Romanschenco와 Stepanov^[11]가 제안한 다음 관계 식으로서 환산되며, 재료 내부에 동적 인장파괴강도를 의미한다.

$$\sigma_{sp} = \rho_0 \frac{C_l C_0}{C_l + C_0} \Delta U_{sp} + \frac{\sigma}{\tau} x \left(\frac{1}{C_0} - \frac{1}{C_l} \right)$$

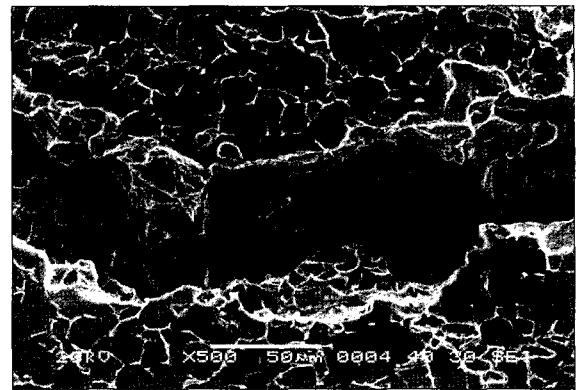
여기서 C_l 및 C_0 는 탄성종파 및 탄성 체적파의 속도이며, ΔU_{sp} 는 $U_p^{peak} - U_p^{sp}$ 이고, τ 는 최대 입자속도와 동적 파괴점 사이의 시간($\tau = t_{sp} - t_{peak}$)을 의미하고 σ 는 우변의 첫째 항 값을 나타낸다. 우변의 첫째 항은 시편 후면 자유 표면에 나타나는 인장파의 강도이며 두 번째 항은 이 인장파가 파괴 면과 자유표면 사이에서 나타내는 강도약화에 기인한 항이다. 본 연구에서 시편 후면의 자유 표면에서 파괴 면까지의 거리는 약 0.2mm 정도이었으며, 이식을 보면 동적 파괴강도(σ_{sp})는 ΔU_{sp} 값에 비례하는 것을 알 수 있

[표 4] 각 미세조직 및 두께에 따른 최대 입자속도와 동적 파괴점의 시간차(ΔU_{sp})와 동적 파괴강도

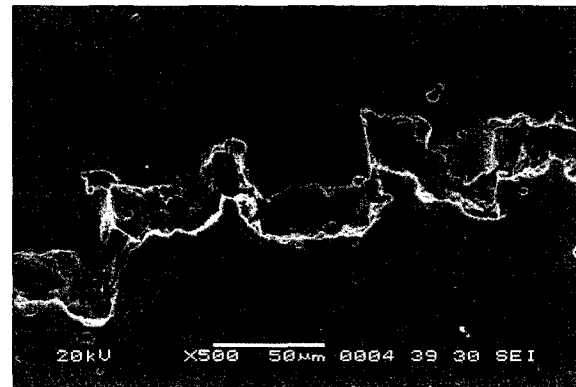
	2mm	4mm
Bimodal	502.9 m/s	471.1 m/s
	7.5 GPa	6.38 GPa
Widmanstätten	442.2 m/s	434 m/s
	6.6 GPa	5.87 GPa
Equixed	460.47 m/s	422.4 m/s
	7.1 GPa	5.76 GPa



(a) widmanstätten(층상조직)



(b) equiaxed(등축정조직)



(c) bimodal(이중조직)

[그림 6] EBW 시험 후 균열이 발생한 4mm 두께 시편의 단면 사진. (c)bimodal 조직의 경우 다른 조직과 비교하여 상대적인 균열의 크기가 작음을 보여준다.

는데, 이는 그림 8에서 (2)와 (3)의 입자 속도 차이 즉, $U_p^{peak} - U_p^{sp}$ 을 계산하여 계산할 수 있으며 표 4에 각 두께에 따른 최대입자 속도와 파괴시점의 속도 차 및 동적 파괴강도를 구하여 나타내었다.

표 4에 의하면 2mm 및 4mm 두께의 경우에 bimodal 조직이 ΔU_{sp} 값이 가장 크며 이에 따라 계산된 동적 파괴강도가 가장 높은 것으로 나타났으며, 표 3의 결과와 같이 bimodal 조직의 고속충격시 파괴에 대한 저항성이 매우 우수할 것으로 예상되었다.

이러한 경향성은 EBW 시험 후 파괴된 시편의 단면에서도 관찰되었는데 두께 2mm시편의 경우에는 완전히 파괴되어 분리되었으며, 큰 차이를 관찰할 수 없었다. 그러나 4mm시편의 경우에는 bimodal 조직이 비교적 크지 않은 균열들이 관찰되었으며(그림 6), 다른 조직들과 비교하여 작은 균열들이 다수 관찰되었다(그림 7). 이러한 작은 균열들은 실제 주 파괴균열의 생성 및 성장에 대한 구동력을 소모시켜 균열전파 저항성에도 큰 기여를 하는 것으로 알려져 있으며^[12-14], 파괴가 집중되는 것을 방지하여 외부 충격을

효과적으로 분산하는 역할을 하는 것으로 보고되고 있다^[7,15]. 이와 같은 미세 균열들의 효과가 bimodal 조직에서 우세하게 나타났고, 이 때문에 고속충격시 다른 조직보다 높은 저항성을 나타내는 것이라 예상할 수 있었다.

4. 결 론

Ti-6Al-4V 합금의 세 가지 미세조직에 대하여 간단한 EBW 시험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. $10^5/s$ 정도의 변형률 속도에서 수행된 EBW 시험결과 동적 탄성 한계점(HEL) 및 동적 파괴강도(spall strength)는 bimodal 조직이 가장 높은 것으로 얻어졌다.
2. 파단면을 관찰한 결과 bimodal 조직에서 미세균열들이 다수 관찰되었고, 이로 인하여 충격이 고르게 분산되고 고속변형시 높은 저항성을 나타낸 것이라 할 수 있었다.
3. 이전 연구결과와 유사한 결과를 얻을 수 있었으며 Ti-6Al-4V 합금의 다양한 미세조직 중 bimodal 조직의 내충격 특성이 가장 우수할 것으로 예상되었다.

참 고 문 헌

- [1] Lütjering G., Mater. Sci. Eng., A243 (1998) pp.32~45.
- [2] Boyer R.R., Welsch G.E., Collings E.W. (Eds.), Materials Properties Handbook,



[그림 7] 4mm 두께 시편 중 bimodal 조직의 주 균열 주위의 단면 사진. 매우 작은 균열들이 다수 관찰되었다.

- Titanium alloys, ASM International, Metal Park, OH (1994) pp.488.
- [3] Chen C.C. and Coyne J.E., Metall. Trans., 7A, (1976) pp.1931~1941.
- [4] Dadras P. and Thomas J. F. Jr. Metall. Trans., A12 (1981) pp.1867~1876.
- [5] Lee D.G., Kim S.H., Lee S.H. and Lee C.S., Metall. Trans. A, 32A, (2001) pp.315~324.
- [6] Grady D.E., Sandia report, Sand91-02474C-704 (1991).
- [7] Meyer M.A., Danamic Behavior of Materials, John Wiley & Sons Inc., New York (1994) Chp. 4 and 7.
- [8] Mcqeen R.G., Marsh S.P., Taylor J.W., Fritz J.N. and Carter W.J., High Velocity Impact Phenomena, ed. R. Kinslow, Academic press (1970) pp.293.
- [9] Chang S.N., Bull. Kor. Inst. Met. and Mater., 7 (1994) pp.156.
- [10] 국방과학연구소 연구기술교육, “재료의 고속충돌 및 관통거동” 강좌, 강의 #5,14, (1998).
- [11] Romanchenko V.I. and Stepanov G.V., J. Appl. Mech. Tech. Phys., 21, (1981) pp.555~561.
- [12] Ritchie R.O., Francis B. and Server W.L., Metall. Trans. A, 7A (1976) pp.831.
- [13] Broek D., Sijthoff & Noordhoff, Alphen aan den Rijn, The Netherlands (1978).
- [14] Hull. D, Acta. Met., Vol.8, (1960) pp.11.
- [15] Broek D., Int. J. Farcture Mechnics, Vol.8, (1972) pp.75.