미세조직적 인자가 밀소둔된 Ti-6Al-4V 합금의 피로 및 피로균열전파 거동에 미치는 영향

박상후 · 김수민 · 이다은 · 안수진 · 김상식 *

경상대학교 나노신소재융합공학과

Effect of Microstructural Factors on Fatigue and Fatigue Crack Propagation Behaviors of Mill-Annealed Ti-6Al-4V Alloy

Sanghoo Park, Sumin Kim, Daeun Lee, Soojin Ahn, and Sangshik Kim *

Dept. of Materials Engineering and Convergence Technology, ReCAPT,
Gyeongsang National University, Jinju 52828, Republic of Korea

Abstract: To understand the effect of microstructural factors (i.e., the size of α phase, equiaxed vs bimodal structure) on high cycle fatigue (HCF) and fatigue crack propagation (FCP) behaviors of mill-annealed Ti-6Al-4V (Ti64) alloy, three specimens of EQ (equiaxed)-8 (8 indicates the size of α grain), BM (bimodal)-8, and BM-16 were studied. The uniaxial HCF and FCP tests were conducted at an R ratio of 0.1 under sinusoidal fatigue loading. The microstructural influence (i.e., EQ vs BM) was not significant on the tensile properties of mill-annealed Ti64 alloy, and showed an increase in tensile strength and elongation with decreasing gauge thickness from 50 mm to 1.3 mm. The microstructure, on the other hand, affected the resistance to HCF substantially. It was found that the EQ structure in mill-annealed Ti64 has better resistance to HCF than the BM structure, as a result of different crack initiation mechanism. Unlike HCF behavior, the effect of microstructural features on the FCP behavior of mill-annealed Ti64 was not significant. Among the three specimens, BM-16 specimen showed the highest near-threshold ΔK value, probably because it had the greatest slip reversibility with large α grains. The effect of microstructural factors on the HCF and FCP behaviors of mill-annealed Ti64 alloy are discussed based on fractographic and micrographic observations.

(Received August 24, 2018; Accepted October 8, 2018)

Keywords: Ti-6Al-4V, microstructure, fatigue, fatigue crack propagation, mill-annealing

1. 서 론

타이타늄(titanium, Ti) 합금은 고가임에도 불구하고 우수한 부식 저항성과 기계적 특성으로 항공우주 분야에 널리 사용되고 있다 [1]. 최근 들어 항공기에 복합재료의 사용이 증가함에 따라 복합재료와의 갈바닉 부식 및 열팽창계수 차이가 작은 타이타늄 합금의 사용이 증가하는 추세에 있다 [2]. 타이타늄 합금 중에서도 가장 널리 사용되고 있는 Ti-6Al-4V(Ti64) 합금은 일반적으로 공장(mill)에서 베타 변태(beta transformation) 온도 이하에서 소둔(annealing)

을 하여 등축정(equiaxed) 알파(alpha)조직을 가지는 밀소둔(mill-annealed) 상태로 가장 널리 사용된다 [3]. 베타 변태 온도 이상에서 소둔을 실시할 경우 침상(acicular)의 알파조직을 가지며 이러한 조직은 등축정 알파조직에 비해 인장 강도나 고주기피로 저항성은 감소하나 피로균열전파 저항성과 파괴인성과 같은 손상허용 특성은 증가하는 것으로 알려져 있다 [4,5]. 피로균열전파 저항성 증가의 원인은 침상의 알파상들이 균열진전 시에 주 균열에서 여러 갈래의 균열로 분기(bifurcation)되면서 유효응력확대계수영역(effective stress intensity factor range)을 감소시키기 때문인 것으로 보고되어 있다 [4,6-8]. 이처럼 침상조직과 등축정조직의 인장 및 피로 거동의 차이를 보고한 연구 결과들은 일반적으로 잘 일치하는 경향이 있다. 한편 베타 변태 온도 미만의 상대적으로 높은 온도에서 밀소둔할 경우

- 김상식: 교수, 김수민·이다은·안수진: 석사과정, 박상후: 학사과정

*Corresponding Author: Sangshik Kim

[Tel: +82-55-772-1667, E-mail: sang@gnu.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Fig. 1. SEM micrographs of the mill-annealed Ti64 specimen with the thickness of (a) 1.3, (b) 3 and (c) 50 mm, respectively.

에는 등축정 알파와 침상의 알파조직이 혼합된 혼합조직 (bi-modal)을 가지며, 일반적으로 기계적 특성은 등축정 알파조직과 침상 알파조직의 중간인 것으로 알려져 있다 [3]. 고주기피로 저항성의 경우 여러 연구자들이 혼합조직에 비해 등축정조직을 가지는 Ti64 합금이 우수한 것으로 보고하고 있다 [9,10]. 그러나 등축정조직에 비해 혼합조직의 고주기피로 저항성이 우수한 경우도 Ivanova[11]나 Peters [12] 등 여러 연구자에 의해 보고되고 있다.

지금까지 살펴본 바와 같이 등축정이나 혼합조직의 경우 상의 형태뿐만 아니라 알파상의 크기, 냉각 속도에 따른 각 상의 미세화 정도, 냉간 가공의 정도 등에 따라 밀소둔된 Ti64 합금의 인장뿐만 아니라 피로특성이 변화할 수 있다 [9]. 이처럼 등축정이나 혼합조직을 가지는 밀소둔된 Ti64 합금의 경우, 미세조직의 형태 만으로는 다양한 기계적 거동이 설명되지 않고 있으며, 이에 대한 원인도 명확히 알려져 있지 않다. 그럼에도 불구하고 Ti64 합금의 경우 오랜 기간 사용된 재료(legacy alloy)라는 이유로 이에 대한 연구가 거의 이루어지지 않고 있다. 따라서 본 연구에서는 각각 알파상의 크기가 동일하거나 다른 등축정 알파조직과 혼합조직을 가지는 3종의 밀소둔된 Ti64 합금 시편의 인장, 고주기피로(high cycle fatigue) 및 피로균열전파(fatigue crack propagation) 거동을 연구하였다. 인장, 고주기피로 및 피로균열전파 시험 이후 파면 및 균열경로 등을 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)을 이용하여 관찰하였다. 이러한 관찰을 토대로 밀소둔된 Ti64 합금에서 미세조직적 인자가 고주기피로 및 피로균열전파 거동에 미치는 영향을 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 등축정조직이나 혼합조직 그리고 등축정 알파상의 크기와 같은 미세조직적 인자가 Ti64 합금의 피

Table 1. Microstructure properties of the mill-annealed Ti64 alloys used in this study.

Specimen designation	Microstructure	Gauge thickness (mm)	Average size of α grains (μm)
BM-8	Bi-modal	1.3	8
EQ-8	Equiaxed	3	8
BM-16	Bi-modal	50	16

로 및 피로균열전파 거동에 미치는 영향을 분석하고자, 각각 두께가 1.3, 3, 50 mm인 3종의 밀소둔된 상용 Ti64 합금을 이용하였다. 미세조직 관찰을 위해 각 시편을 연마 후, Kroll's 용액(85 ml H_2O + 5 ml HF + 3 ml HNO_3)을 이용하여 에칭하였으며, 주사전자현미경(SEM)으로 조직을 관찰하였다. 그림 1은 SEM을 이용해 관찰한 두께가 각각 (a) 1.3, (b) 3 그리고 (c) 50 mm인 시편의 미세조직을 보여주고 있다. 1.3 mm 시편의 경우 알파상의 크기가 8 μm 인 혼합조직이, 3 mm 시편은 알파상의 크기가 8 μm 인 등축정조직이 그리고 50 mm 시편은 알파상의 크기가 16 μm 인 혼합조직이 관찰되었으며, 각각 BM-8, EQ-8 및 BM-16 시편으로 명명하였다. 각 시편의 조직적 특성을 표 1에 나타내었다. 일반적으로 등축정 알파상의 크기나 혼합조직의 생성 유무는 소둔 전 가공 정도, 알파와 베타상이 공존하는 온도 범위에서의 소둔 온도 및 냉각속도 등과 같은 열기계 가공(thermomechanical treatment) 공정 인자에 의해 결정된다 [13]. 본 연구의 경우 1.3 mm나 3 mm 두께 시편의 경우는 50 mm 두께 시편에 비해 가공 정도가 커서 등축정의 크기가 미세한 것으로 판단되며, 혼합조직의 경우 등축정 조직에 비해 상대적으로 높은 온도 영역에서 열처리 되었을 것으로 예상된다.

각 합금 시편에서 그림 2에서 보는 바와 같이 (a) 인장, (b) 고주기피로 및 (c) 피로균열전파 특성 평가를 위한 CT(compact tension) 시편을 제작하였다. 인장 및 고주기

Fig. 2. The schematic illustration of (a) tensile, (b) S-N fatigue and (c) CT specimen, respectively, used in this study. The "t" represents the thickness of each specimen, which is described in the "Experimental Procedure".

피로 시편은 BM-8과 EQ-8 시편의 경우에는 판재의 두께와 동일하게 가공하였으며, BM-16 시편의 경우에는 판재 중앙부에서 두께 3 mm로 가공하였다. CT 시편의 두께는 BM-8과 EQ-8 시편의 경우에는 판재의 두께와 동일하였으며, BM-16 시편의 경우에는 판재의 중앙부에서 12.7 mm의 두께를 가지도록 가공되었다. 인장 시험은 ASTM E8에 의거하여 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 의 변형률 속도로 만능재료시험기(모델명: MTDI UT-100)를 이용하여 수행하였다. 고주기피로 시험은 ASTM E466에 의거하여 하중비 0.1, 진동수 30 Hz에서 일축하중 방식으로 동적재료시험기(모델명: Instron 8516)를 이용하여 실시하였다. 본 연구에서는 5×10^6 사이클을 시험종료(run-out) 조건으로 설정하였다. 피로 균열전파 시험은 CT 시편을 이용하여 하중비 0.1 및 진동수 10 Hz의 조건으로 동적재료시험기(모델명: Instron 8516)를 이용하여 ASTM E647 규격에 따라 실시하였다.

균열 길이는 직류전압강하법(direct current potential drop, DCPD)을 이용하여 측정하였다. 시험 후 시편의 표면, 파면 및 균열전파경로를 SEM을 이용하여 관찰하였다.

3. 시험결과 및 고찰

3.1 인장 거동

그림 3은 세 시편의 대표적인 응력-변형률 곡선을 보여주고 있으며, 표 2에 3종의 밀소둔된 Ti64 합금 시편의 평균 인장특성을 나타내었다. 표에서 알 수 있는 바와 같이 인장거동은 미세조직적 인자가 아니라 압연재의 두께 증가에 따라 감소하는 전형적인 크기 효과(size effect)를 보여주고 있다. 즉, 등축정조직과 혼합조직의 경우 미세조직적 인자에 의한 영향보다는 가공경화의 정도와 두께 증가에 따른 크기 효과가 더 큰 것을 알 수 있다. 크기 효과 외에 인장특성에 미치는 미세조직적 인자의 영향을 알아보기 위하여 각각 (a) BM-8, (b) EQ-8 및 (c) BM-16 시편의 인장 후 파면을 SEM을 이용하여 관찰한 사진을 그림 4에 나타내었다. 각 시편의 파면은 조직이나 크기에 무관하게 모두 덩풀이 관찰되는 연성파단 양상을 보이고 있다. 덩풀의 크기는 등축정이나 혼합조직과는 무관하게 알파상의 경계에 위치하고 있는 베타상의 분포와 관련이 있

Fig. 3. Typical stress-strain curves of BM-8, EQ-8 and BM-16 specimens.

Table 2. Tensile properties of the mill-annealed Ti64 alloys in this study.

Specimen	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Tensile elongation (%)
BM-8	1,002	1,043	17.8
EQ-8	953	979	18.0
BM-16	867	920	13.1

Fig. 4. SEM fractographs of (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimens, respectively.

Fig. 5. SEM micrographic observation of the surface area of the tensile tested (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively. The arrows indicate the micro-pores formed during tensile tests.

는 것으로 판단된다. 즉, 알파상의 크기가 $8\mu\text{m}$ 인 BM-8과 EQ-8 시편은 덩플 간의 거리가 유사하였으나, 알파상의 크기가 $16\mu\text{m}$ 인 BM-16 시편의 덩플 분포는 다른 두 시편과 비교하여 확연히 큰 것을 알 수 있다. 이처럼 베타상과 표면 덩플 간의 상관관계를 확인하기 위하여 표면을 연마/에칭한 시편을 인장 변형시킨 후 표면부를 SEM을 이용하여 관찰하였다. 그림 5에서 보는 바와 같이 등축정이나 혼합조직과는 무관하게 덩플의 초기 단계인 미세공공들이 베타상과 알파상 경계면에서 생성되는 것을 확인할 수 있다. 이후 계속된 인장에 의해 연신된 미세공공들이 서로 병합되는 미세공공의 연합(microvoid coalescence) 기구에 의해서 인장파단이 발생한 것을 알 수 있다. 따라서 파면에서 관찰된 덩플 분포는 미세조직적 인자가 아니라 베타상의 분포에 의해 지배적으로 결정되는 것으로 판단된다.

3.2 고주기피로 거동

밀소둔된 Ti64 합금의 미세조직적 인자가 고주기피로 거동에 미치는 영향을 알아보기 위해 3종의 시편에 대해 응력제어 피로 시험을 실시하였으며, 그 결과를 그림 6에 양진응력(alternating stress) - 파단사이클(cycles to failure) 그래프로 나타내었다. 본 그래프를 통해 EQ-8 시편이 가장 우수한 고주기피로 저항성을 가지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 6. The S-N fatigue curves of BM-8, EQ-8 and BM-16 specimens, uni-axially fatigued at an R ratio of 0.1.

다음으로 BM-8 시편과 BM-16 시편 순으로 측정되었으며, 이 두 시편은 고응력과 중간 응력대에서는 유사한 저항성을 나타내었다. 일반적으로 금속의 고주기피로 저항성은 인장강도에 비례하는 경향을 나타내는 경우가 많다 [14]. 따라서 본 연구에서도 고주기피로와 인장강도 간의 관계를 확인하기 위해서 양진응력을 인장강도로 정규화한 값을 파단사이클의 함수로 그림 7에 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 인장강도로 정규화한 후에도 세 시편 간에 고주

Fig. 7. The normalized S-N fatigue curves of BM-8, EQ-8 and BM-16 specimens by tensile strengths, uni-axially fatigued at an R ratio of 0.1.

기피로 저항성 차이가 존재하며, 등축정조직의 EQ-8 시편이 여전히 가장 높은 저항성을 보였으며, 혼합조직을 가지는 두 시편은 이보다 낮은 저항성을 나타내었다.

고주기피로 거동의 경우 균열의 생성 기구와 전전 기구가 재료마다 다를 수 있으며, 특히 전체 파단사이클에서 균열의 생성에 소요되는 사이클의 비중이 큰 것으로 알려져 있다 [15]. 본 연구에서는 세 시편간의 고주기피로 거동

차이의 원인을 알아보기 위해서 각 시편의 표면을 에칭한 후 피로파단 전에 시험을 중단한 후 표면을 SEM을 이용하여 관찰하였다. 그림 8은 각각 (a) BM-8, (b) EQ-8 및 (c) BM-16 시편의 표면 피로균열을 SEM을 이용하여 관찰한 사진을 보여주고 있다. 등축정조직의 경우 알려져 있는 바와 같이 알파상의 내부에서 균열이 생성된 것을 알 수 있다. 슬립밴드(slip band) 생성 및 이곳에서의 응력집중에 의한 피로균열생성 기구는 이미 여러 연구에서 보고되어 있다 [14,16,17]. 등축정조직과는 달리 혼합조직의 경우 균열은 주로 알파상과 베타상의 경계에서 생성되는 것을 알 수 있다 [18]. 이전 연구에 의하면 결정립계나 상의 경계에서 균열이 발생하는 경우는 결정립 내에서 슬립밴드에 의한 균열 생성에 소요되는 에너지가 월등히 크며, 이러한 차이로 인해 균열생성 사이클 수는 2배 가량 차이가 날 수 있음을 보고하고 있다 [16]. 표면의 균열 관찰에서도 알 수 있는 바와 같이 등축정조직을 가지는 EQ-8 시편이 인장강도나 결정립 크기 등과 관련 없이 혼합조직인 BM-8이나 BM-16 시편에 비해 우수한 고주기피로 저항성을 가지는 것을 알 수 있다. 결론적으로 밀소둔된 Ti64 합금의 고주기피로 저항성은 인장강도의 영향 보다는 미세조직적 인자의 영향이 큰 것을 알 수 있다. 즉, 균열생성 기구의 차이에 의해 혼합조직 보다는 등축정조직이 우수한

Fig. 8. SEM micrographic observation of the surface area of the fatigue tested (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively. The arrows indicate the micro-pores formed during tensile test.

Fig. 9. SEM fractographs of (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively, uni-axially fatigue tested at an R ratio of 0.1, and documented in the area of crack initiation.

Fig. 10. SEM fractographs of (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively, uni-axially fatigue tested at an R ratio of 0.1, and documented in the area of crack propagation.

것을 알 수 있었다.

그림 9는 각각 (a) BM-8(360 MPa), (b) EQ-8(374 MPa) 및 (c) BM-16(350 MPa) 시편의 피로파단 후 균열이 생성된 부위의 파면을 SEM을 이용하여 관찰한 사진을 보여주고 있으며, 괄호 안의 응력은 피로 시험 중에 각 시편에 가해졌던 양진응력을 나타내고 있다. 알파상과 베타상의 경계에서 균열이 주로 발생하는 혼합조직 시편에서는 균열생성부에서 알파상과 베타상의 분리 흔적이 관찰되고 있다. 이에 반해 알파상 내의 슬립밴드에서 균열이 발생하는 경우에는 이러한 분리 흔적을 관찰할 수 없으며, 균열 생성부가 상대적으로 작고 특별한 형태적 특징을 보여주지 않는 것을 알 수 있다. 그림 10은 각각 (a) BM-8(360 MPa), (b) EQ-8(374 MPa) 및 (c) BM-16(350 MPa) 시편의 피로파단 후 균열이 성장된 부위의 파면을 SEM을 이용하여 관찰한 사진을 보여주고 있다. 세 시편 모두 알파상을 가로지르면서 입내(transgranular)로 균열이 성장된 벽계면(cleavage facet)들이 파면에서 관찰되었다. 이러한 벽계면의 크기는 각 시편의 알파상의 크기에 따라 큰 차이가 나는 것을 알 수 있다. 각 시편의 피로균열성장 거동은 CT 시편을 이용한 시험에서 좀 더 면밀히 관찰하였다.

3.3 피로균열전파 거동

전술한 바와 같이 피로 거동은 피로 균열이 생성되는 현상과 생성된 균열이 성장하면서 전파하는 현상으로 이루어져 있다 [19,20]. 피로균열전파에도 다양한 미세조직적 인자들이 영향을 미칠 수 있으나, 일반적인 변형 거동이나 고주기피로 거동에 비해서는 주된 인자를 식별하기가 매우 어렵다. 특히 인장특성이 피로균열전파에 미치는 영향에 대한 연구는 여러 연구자에 의해 수행되었으나, 독립적으로 특정 인장특성의 영향을 확인한 경우는 거의 알려져 있지 않다. 고전적인 피로균열전파 연구에서는 탄성계수가 피로균열전파 곡선의 기울기에 영향을 미친다는 이론과 실험적

검증이 있었으나, 최근 연구 결과에서 이러한 영향이 확인되지 않는 경우가 많다. 피로균열전파 저항성은 균열선단에서의 피로 손상의 축적 정도에 의해 결정되는 경우가 많다. 즉, 피로 손상의 전단계는 균열선단에서 국부적 변형 형태인 슬립밴드가 형성되고, 이러한 슬립밴드에서의 피로 손상 축적은 슬립가역성(slip reversibility)에 의해 결정된다 [21,22]. 즉, 슬립가역성이 100%일 경우 축적되는 손상은 0이 된다. 슬립가역성에 가장 큰 영향을 미치는 금속학적 인자로는 결정립의 크기와 적층결함에너지(stacking fault energy)가 있다 [21]. 일반적으로 금속의 피로균열전파는 특정한 결정면을 따라서 일어나는 벽개파괴의 형태를 보이며, 벽개파괴의 장애물 역할을 하는 결정립의 크기가 작을수록 슬립가역성은 낮아져 피로균열전파 속도는 높아질 수 있다 [21]. 마찬가지로 곡선적인 슬립(wavy slip)이 직선적인 슬립(planar slip)보다는 슬립가역성을 낮추게 되고, 피로균열전파 속도를 높이게 된다. 따라서 적층결함에너지가 낮은 금속이 상대적으로 높은 슬립가역성을 가지며 피로균열전파 저항성 또한 우수할 수 있다 [21]. 살펴본 바와 같이 피로균열전파 저항성과 관련한 금속학적 인자들은 일반적으로 변형이나 고주기피로 거동에 미치는 영향과는 다른 경우가 많다.

본 연구에서는 미세조직적 인자가 밀소둔된 Ti64 합금의 피로균열전파 거동에 미치는 영향을 알아보기 위해서 BM-8, EQ-8 그리고 BM-16 시편에 대해 하중비 0.1에서 피로균열전파속도(da/dN) - 응력확대계수범위(ΔK) 관계를 측정하였다. 그림 11에서 보는 바와 같이 세 시편의 da/dN - ΔK 거동은 유사한 것으로 나타났다. 동일한 $8 \mu m$ 크기의 알파상을 가지는 등축정조직과 혼합조직의 밀소둔된 Ti64 합금의 피로균열전파 저항성의 차이는 거의 관찰되지 않았다. 마찬가지로 알파상의 크기가 각각 $8 \mu m$ 과 $16 \mu m$ 인 혼합조직을 가지는 시편에서도 피로균열전파 저항성의 차이는 크지 않았다. 최근에는 파괴역학을 이용한 구조물 수명

Fig. 11. The da/dN - ΔK curves of BM-8, EQ-8 and BM-16 specimens, FCP tested at an R ratio of 0.1.

해석 기술의 발달과 피로균열 측정 기술의 향상으로 과거 파리스 영역(Paris' regime) 위주의 연구에서 임계응력확대 계수범위(near-threshold ΔK , ΔK_{th})를 포함하여 상대적으로 낮은 ΔK 영역에서의 피로균열전파 거동에 대한 관심이 높아지고 있다 [21,23]. 본 연구에서 알파상의 크기가 16 μm 인 혼합조직을 가지는 BM-16 시편의 ΔK_{th} 값은 4.3 $MPa\sqrt{m}$ 로 다른 두 시편에 비해 다소 높은 것으로 측정되었다.

본 연구에서 사용된 3종의 밀소둔된 Ti64 합금의 미세조직의 차이에 의한 피로균열전파 저항성의 차이는 미미한 것을 알 수 있다. 이러한 원인을 알아보기 위해서 시험이 완료된 시편의 파면 및 균열경로를 SEM을 이용하여 관찰하였다. 그림 12와 그림 13은 ΔK_{th} 영역에서의 (a) BM-8, (b) EQ-8 그리고 (c) BM-16 시편의 피로균열전파 시험 후 파면(그림 12)과 균열경로(그림 13)를 SEM을 이용하여 관찰한 사진을 보여주고 있다. 세 시편 모두 입내로 진행된 벽개파괴(cleavage)에 의한 면(facet)들이 관찰되었으나, 미세조직적 차이 때문에 벽개면의 크기와 형태는 상당한 차이가 있음을 알 수 있었다. 혼합조직의 BM-8과

Fig. 12. SEM fractographs of (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively, FCP tested at an R ratio of 0.1 and documented at ΔK_{th} regime.

Fig. 13. The crack paths of (a) BM-8, (b) EQ-8 and (c) BM-16 specimen, respectively, FCP tested at an R ratio of 0.1 and documented at ΔK_{th} regime.

BM-16 시편 모두 등축정조직에 비해 벽개면이 잘 발달되어 있으며, 각 면의 크기는 등축정 알파상의 크기와 유사한 것을 알 수 있다. 두 시편의 파면 모두 알파상과 베타상의 분리(decohesion)를 포함한 취성적인 베타상이 균열 성장에 영향을 미친 흔적은 관찰되지 않았다. 이에 반해 등축정조직을 가지는 EQ-8 시편의 경우에는 평균 벽개면의 크기는 $5\ \mu\text{m}$ 내외로 등축정 알파상의 크기보다 작은 것을 알 수 있다. 이처럼 밀소둔된 Ti64 합금의 등축정조직과 혼합조직의 파면에서 관찰되는 경향은 그림 13의 균열경로 관찰에서도 잘 나타나고 있다. 혼합조직의 경우 균열이 연신된 형태의 베타상을 자르고 지남으로써 결정립계에 존재하는 베타상이나 혼합조직으로 존재하는 베타상이 균열 성장에 영향을 미치지 않는 것을 알 수 있다. 즉, 알파상의 경계만이 벽개파괴가 일어나는 결정면을 변경시키는 역할을 하기 때문에 벽개면의 크기가 등축정 알파상과 유사한 것을 확인할 수 있다. 이에 반해 EQ-8 시편의 경우 입자 형태로 존재하는 베타상들이 균열의 성장을 방해함으로써 미세한 벽개면을 형성시키는 것을 알 수 있다. 즉, 등축정조직에서의 베타상은 입계뿐만 아니라 입내에도 일부 존재하며 이러한 베타상이 벽개면 형성에 영향을 줌으로써 수 마이크로 크기의 미세한 벽개면이 관찰되었다. 이러한 균열성장 경로를 도식적으로 그림 14에 나타내었다.

일반적으로 피로하중 하에서 벽개파괴에 의해 특정 결정면에서 균열이 다른 미세조직적 형태(예: 결정립, 석출물, 슬립밴드 등)에 영향을 받지 않고 자유롭게 성장할 수 있는 거리가 큰 금속의 피로균열전파 저항성이 그렇지 않은 금속에 비해 우수한 것으로 알려져 있으며 [24], 이는 전술한 바와 같이 슬립가역성에 의해 설명할 수 있다. 특히 이러한 거동은 균열선단에서의 소성변형역(plastic zone)보다 벽개파괴의 자유성장 거리가 작을 때, 즉 ΔK_{th} 영역을 포함한 낮은 ΔK 영역에서 더욱 그러한 것으로 보고되어 있다 [24]. 이러한 논리적 근거에 의하면 유효 결정립의 크기가 가장 큰 BM-16 시편이 가장 우수한 저항성을 보여야 하고 다음으로 BM-8 시편과 EQ-8 시편의 순으로 예상이 된다. 실제로 BM-16 시편이 다른 두 시편에 비해 상대적으로 높은 ΔK_{th} 값을 보이는 것도 상대적으로 높은 슬립가역성 때문인 것으로 판단된다. 슬립가역성에 큰 영향을 미치는 적층결합에너지의 경우에는 세 시편이 동일한 화학성분을 가지므로 그 차이는 거의 없는 것으로 생각된다. 그러나 그림 12에서 확인되는 바와 같이 약 2배의 유효결정립 크기의 차이에도 불구하고 피로균열전파 저항성의 향상은 미미한 것을 알 수 있다. 이전의 여러 연구에서도 $10\ \mu\text{m}$ 내외의 결정립 크기의 변화는 피로균열전파 거

Fig. 14. Schematic illustration of the fatigue crack growth paths of the mill-annealed Ti64 specimen with (a) equiaxed and (b) bi-modal structure, respectively.

동에 의미 있는 영향을 나타내지 않고 있다. 결론적으로 밀소둔된 Ti64 합금의 등축정조직과 혼합조직에서 관찰될 수 있는 피로균열전파 저항성의 차이는 슬립가역성을 결정하는 균열의 자유성장 거리와 관련이 있는 것을 알 수 있다. 이러한 자유성장 거리는 알파상의 크기와 가장 큰 연관성을 나타내었으며, 등축정조직의 경우 입자 형태로 분산되어 있는 베타상이 알파상의 유효결정립 크기를 작게 하는 것을 알 수 있었다. 혼합조직에서 관찰되는 결정립계를 따라 존재하는 베타상이나 침상 형태의 베타상은 균열 성장에 끼치는 영향이 크지 않은 것을 알 수 있었다.

4. 결 론

알파상의 크기가 $8\ \mu\text{m}$ 인 등축정조직과 각각 8과 $16\ \mu\text{m}$ 인 혼합조직을 가지는 밀소둔된 Ti64 합금의 고주기피로와 피로균열전파 거동을 연구하여, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 밀소둔된 Ti64 합금의 인장특성은 미세조직적 인자의 영향보다는 압연재의 두께 증가에 따라 감소하는 크기 효과(size effect)가 더 큰 영향을 미치는 것을 알 수 있었다.
2. 고주기피로 저항성의 경우는 인장강도에 비례하는 일반적인 경향과는 달리 미세조직적 인자의 영향이 컸으며, 피로균열생성 기구의 차이에 의해 혼합조직 보다는 등축정조직이 우수한 것을 알 수 있었다. 즉, 등축정조직의 경우 알파상의 내부에서 슬립밴드(slip band)의 생성 및 이 곳에서의 응력집중에 의해 피로균열이 생성되었으며, 혼합조직의 경우 균열은 주로 알파상과 베타상의 경계에서 생성되는 것을 관찰하였다.
3. 피로균열전파 거동의 경우 BM-8과 BM-16 시편과 같이 2배의 유효결정립 크기의 차이 그리고 등축정조직과 혼합조직의 차이에도 불구하고 세 시편의 피로균열전파 저

항성의 차이는 거의 관찰되지 않았다. 피로균열전파 거동에 가장 큰 영향을 미치는 슬립가역성은 알파상의 크기와 가장 큰 연관성을 나타내었으며, 베타상의 존재는 거의 영향을 미치지 못하였다. 그러나 본 연구에서 사용된 시편에서 관찰된 8에서 16 μm 사이의 유효결정립 크기의 변화는 피로균열전파 저항성에 미치는 영향이 거의 없음을 알 수 있었다.

감사의 글

이 연구는 산업 통상 자원부(10067503, 항공용 Ti-6Al-4V 판재 및 대형 열간 성형 부품 제조 기술 개발), 교육 과학 기술부가 후원하는 공학 연구 센터 프로그램(2018R1A5A6075959, ERC)의 지원을 받아 수행된 연구 결과입니다.

REFERENCES

1. H. J. Kwon, K. R. Lim, Y. T. Lee, D. G. Lee, J. H. Lee, and S. E. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **54**, 925 (2016).
2. C. Soutis, *Mater. Sci. Eng. A* **412**, 171 (2005).
3. G. Lütjering and J. C. Williams, *Titanium*, 2nd ed., pp.203-258, Springer, Berlin (2007).
4. G. R. Yoder, L. A. Cooley, and T. W. Crooker, *Metall. Mater. Trans. A* **8**, 1737 (1977).
5. W. G. Seo, D. H. Jeong, D. J. Lee, H. K. Sung, Y. N. Kwon, and S. S. Kim, *Met. Mater. Int.* **23**, 648 (2017).
6. R. K. Nalla, R. O. Ritchie, B. L. Boyce, J. P. Campbell, and J. O. Peters, *Metall. Mater. Trans. A-Phys. Metall. Mater. Sci.* **33**, 899 (2002).
7. K. S. Ravichandran and E. S. Dwarakadasa, *Scripta Metall. Mater.* **23**, 1685 (1989).
8. M. A. Langoy and S. R. Stock, *Metall. Mater. Trans. A* **32**, 2315 (2001).
9. G. Q. Wu, C. L. Shi, W. Sha, A. X. Sha, and H. R. Jiang, *Mater. Design.* **46**, 668 (2012).
10. G. Lütjering and J. C. Williams, *Titanium*, 2nd ed., pp.431-433, Springer Berlin Heidelberg, New York (2007).
11. S. G. Ivanova, R. R. Biederman, and R. D. Sisson Jr, *J. Mater. Eng. Perform.* **11**, 226 (2002).
12. J. O. Peters and G. Lütjering, *Metall. Mater. Trans. A* **32**, 2805 (2001).
13. P. Barriobero-Vila, G. Requena, T. Buslaps, M. Alfeld, and U. Boesenberg, *J. Alloy. Compd.* **626**, 330 (2014).
14. H. K. Sung, D. H. Jeong, T. D. Park, J. S. Lee, and S. S. Kim, *Met. Mater. Int.* **22**, 755 (2016).
15. D. H. Jeong, S. M. Hyun, H. K. Sung, Y. N. Kwon, and S. S. Kim, *Met. Mater. Int.* **22**, 594 (2016).
16. N. L. Phung, N. Marti, A. Blanche, N. Ranc, V. Favier, A. Chrysochoos, N. Saintier, F. Grégori, B. Bacroix, and G. Thoquenne, *Procedia Eng.* **66**, 615 (2013).
17. S. H. Kim, K. S. Kim, K. S. Cho, K. J. Euh, Y. M. Rhyim, and K.-A. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 96 (2015).
18. J. H. Zuo, Z. G. Wang, and E. H. Han, *Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.* **473**, 147 (2008).
19. K. Sadananda and A. K. Vasudevan, *Int. J. Fatigue* **27**, 1255 (2005).
20. M. Goto, S. Z. Han, S. H. Lim, J. Kitamura, T. Fujimura, J. H. Ahn, T. Yamamoto, J. Lee, and S. S. Kim, *Int. J. Fatigue* **87**, 15 (2016).
21. D. H. Jeong, W. G. Seo, H. K. Sung, and S. S. Kim, *Mater. Charact.* **121**, 103 (2016).
22. E. Hornbogen, and K. Z. Gahr, *Acta. Metall. Mater.* **24**, 581 (1976).
23. J. C. Newman Jr and Y. Yamada, *Int. J. Fatigue* **32**, 879 (2010).
24. D. H. Jeong, H. K. Sung, T. D. Park, J. S. Lee, and S. S. Kim, *Met. Mater. Int.* **22**, 601 (2016).