引用格式：武亮亮，许瑞达，焦泽辉，等．循环载荷下激光选区熔化 TC4 合金小裂纹萌生与扩展行为[J]．材料工程，2026，54(4)：258-268.
WU Liangliang，XU Ruida，JIAO Zehui，et al.Small crack initiation and propagation behavior of selective laser melting TC4 alloy under cyclic loading[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(4)：258-268.

循环载荷下激光选区熔化 TC4 合金小裂纹萌生与扩展行为

武亮亮[1,2,3]，许瑞达[1,2,3]，焦泽辉[1,2,3*]，于慧臣[1,2,3*]
（1 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；2 中国航空发动机集团材料检测与评价重点实验室，北京 100095；3 航空材料检测与评价北京市重点实验室，北京 100095）

摘要：基于扫描电镜原位疲劳测试技术，开展激光选区熔化（selective laser melting，SLM）TC4 合金的小裂纹行为研究，通过聚焦离子束技术模拟增材制造过程中的初始缺陷，观察循环载荷下由缺陷诱发的合金小裂纹萌生与扩展行为。结果表明：循环载荷下，小裂纹极易在表面缺陷处萌生，裂纹萌生寿命较短，SLM TC4 合金的疲劳寿命主要消耗在小裂纹扩展阶段。受微观结构影响，裂纹更容易沿着 α/β 界面扩展，由于 α 板条取样随机，小裂纹在扩展初期路径发生多次偏折，在晶粒内存在沿 α 片层与穿过 α 片层扩展的混合模式，裂纹扩展速率分散性大；当裂纹进入稳定扩展阶段后，裂纹尖端塑性滑移显著，微观结构的影响减弱，扩展路径趋于平直。与长裂纹扩展数据的对比分析表明，SLM TC4 合金具有显著的“小裂纹效应”。

关键词：激光选区熔化；TC4 合金；小裂纹效应；裂纹萌生与扩展
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000256　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000256
中图分类号：TG146.2+3；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)04-0258-11

Small crack initiation and propagation behavior of selective laser melting TC4 alloy under cyclic loading

WU Liangliang[1,2,3]，XU Ruida[1,2,3]，JIAO Zehui[1,2,3*]，YU Huichen[1,2,3*]
（1 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；2 Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation，Aero Engine Corporation of China，Beijing 100095，China；3 Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation，Beijing 100095，China）

Abstract：Based on the *in-situ* fatigue test technique of scanning electron microscope (SEM), the small crack behavior of selective laser melting (SLM) TC4 alloy is studied. The focused ion beam (FIB) technique is used to manufacture the simulative initial defects in the process of additive manufacturing, and the initiation and propagation behavior of small cracks induced by defects are observed under cyclic loading. The results show that under cyclic loading, small cracks are easy to initiate at the surface defect, and the crack fatigue initiation life is short. The fatigue life of SLM TC4 alloys is mainly consumed in the small crack propagation stage. Affected by the microstructure, the small cracks are more likely to propagate along the α/β interface. Due to the random orientation of α laths, the path of small cracks is deflected several times in the initial propagation stage, exhibiting a mixed mode of propagation along α lamellae and through α lamellae within grains, resulting in significant scatter in crack growth rates. At the stable crack propagation stage, the plastic slips of the crack tip are obvious, the influence of microstructure is reduced, and the propagation path tends to straighten. Comparative analysis with long crack growth data indicates that SLM TC4 alloy exhibits a significant “small crack effect”.

Key words：selective laser melting；TC4 alloy；small crack effect；crack initiation and propagation

激光选区熔化(selective laser melting,SLM)是一种典型粉末床熔化增材制造技术,该技术可以成形出结构复杂、精度高、性能优异的金属零件,可直接用于原型件和终端零件的制造[1-2]。TC4 合金具有优异的比强度、耐腐蚀性、耐高温性等综合性能,在航空航天领域应用广泛[3-7],利用增材制造技术制备钛合金零部件,具有显著的发展潜力。国内外学者对增材制造 TC4 合金的疲劳行为研究表明,由于缺陷的存在,增材制造 TC4 合金的疲劳性能通常低于传统工艺制备的材料[8],其疲劳寿命受缺陷数量[9]、类型[9-11]、尺寸[12]及分布[11,13-14]的影响,表现出较大的分散性。同时,疲劳裂纹易于在缺陷处萌生[15]并扩展;在扩展过程中,裂纹会受到微观组织结构的影响[14,16-20],进而影响扩展速率并表现出各向异性[18,21]。

由于缺陷处易萌生裂纹,因此合金的疲劳寿命主要消耗在裂纹扩展阶段[22],已有研究表明,材料的疲劳寿命大部分消耗在小裂纹扩展阶段[23-25]。而由于"小裂纹效应[23]"的存在,若将长裂纹扩展分析方法直接外推或应用于小裂纹阶段,将会导致非保守的寿命估计。Shamir 等[26]通过实验研究了电弧增材制造(wire+arc additive manufactured, WAAM) Ti6Al4V 合金的小裂纹行为,结果表明在同一应力强度因子范围 ΔK 值下,小裂纹具有更高的裂纹扩展速率。而 Waddell 等[27]研究结果显示 SLM Ti6Al4V 合金小裂纹的扩展速率低于长裂纹,这与小裂纹扩展的一般规律相反,其原因在于微观组织与缺陷之间的交互作用。本课题组前期研究了 SLM TC4 合金自然萌生的小裂纹扩展行为[28],初步验证了合金的"小裂纹效应"。对于增材制造 TC4 合金的小裂纹扩展行为而言,当前可供借鉴的研究结果较少,对其小裂纹行为的认识还不够深入,小裂纹扩展过程中的微观结构影响机理研究还不够透彻,因此,有必要对增材制造 TC4 合金中缺陷诱发的小裂纹扩展行为开展研究。

在增材制造过程中,由于缺陷形成随机,为了能够有效地将裂纹萌生与扩展定位在有限的视场中,通常采用人工制造方法来进行缺陷加工[29],包括飞秒激光[30]、准分子激光[31]、聚焦离子束(focused ion beam, FIB)技术[32-34]等。Marx 等[33]对比了 CMSX-4 镍基高温合金 FIB 缺陷处萌生与自然萌生的裂纹扩展速率,结果显示二者扩展速率相当。

本工作对 SLM TC4 合金开展小裂纹扩展原位实验研究,利用表面带有 FIB 人工缺陷试样,观察由缺陷处诱发的合金小裂纹萌生与扩展行为,并探究小裂纹扩展过程中的微观组织影响机理,获得小裂纹扩展数据,揭示合金的"小裂纹效应"。

1　实验材料与方法

实验材料为采用 SLM 工艺制备的 TC4 合金,合金粉末化学成分见表 1。粉末形貌为球形,如图 1(a)所示,主要粒径范围 20~60 μm。增材制造所用 SLM 设备型号为 BLT-S300。增材制造工艺参数为:激光功率 P=380 W,打印层厚度 t=60 μm,扫描速度 v=1250 mm/s,扫描间距 h=120 μm。图 1(b)所示为增

表 1　TC4 合金粉末标准与实测化学成分(质量分数/%)

Table 1　Normal and actual chemical compositions of TC4 powder (mass fraction/%)

Chemical composition	Al	V	Fe	O	C	N	H	Y	Si	Ti
Normal	5.6-6.5	3.4-4.5	≤0.25	0.08-0.13	≤0.05	≤0.03	≤0.0125	≤0.005	≤0.1	Bal.
Actual	6.29	3.99	0.2	0.12	0.009	0.02	0.002	<0.005	0.031	Bal.

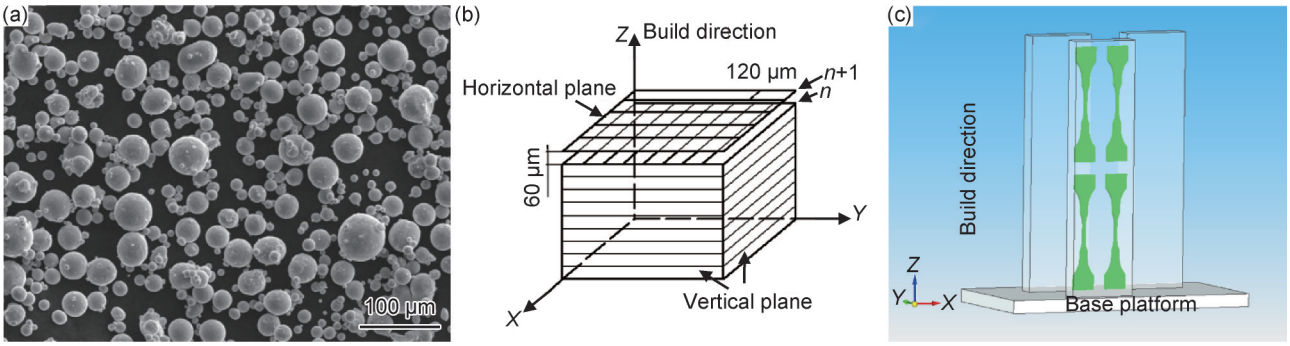


图 1　TC4 合金粉末形貌(a)、双向扫描策略(b)及毛坯打印示意图(c)

Fig.1　Morphology of TC4 alloy powder(a), bidirectional scanning strategy(b) and schematic diagram of blanks(c)

材制造过程中的双向扫描策略，扫描平面为XY平面，相邻两打印层之间扫描方向夹角为90°，打印方向平行于Z轴。所需试样的毛坯打印示意图如图1(c)所示。将平行于Z轴的平面(XZ、YZ)定义为垂直平面，将垂直于Z轴的平面(XY)定义为水平平面。整体增材制造过程在氩气保护下完成，舱室温度为35 ℃。毛坯打印完成后，进行退火热处理，工艺为：800 ℃，真空保温2 h，氩气环境下冷却。

利用光学显微镜观察合金组织形貌，如图2所示。垂直平面宏观形貌显示为沿制造方向伸长的β柱状晶形貌，如图2(a)所示。β柱状晶由α晶界(αGB)包围的α集束与α+β网篮组织组成，α集束沿晶界生长，由相互平行的α板条组成，与α集束相邻为α+β网篮组织，如图2(b)所示，其中衬度较低的为α相，衬度较高的为β相。通过电子背向散射衍射(electron back-scattered diffraction，EBSD)技术对合金垂直平面进行取向分析，结果如图2(c)所示，集束内α板条取向一致，而网篮组织中α板条没有明显的方向性，其取向随机。

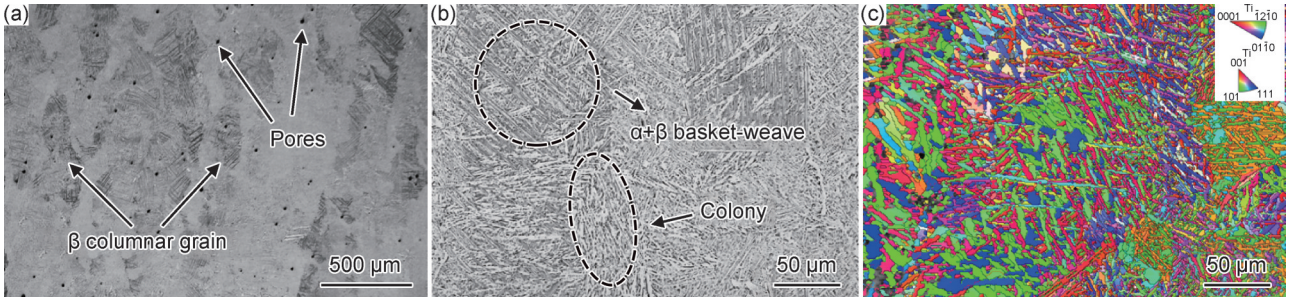


图2 SLM TC4合金垂直方向组织形貌

(a)宏观形貌；(b)微观形貌；(c)反极图

Fig.2 Microstructure morphologies of SLM TC4 alloy in vertical direction

(a)macroscopic morphology；(b)microscopic morphology；(c)inverse pole figure(IPF) maps

利用电火花加工试样外形，尺寸如图3(a)所示。外形加工完成后，利用FIB在试样表面中心位置加工一个半椭球形缺陷，本课题组前期研究结果[15]表明，对于SLM TC4合金，表面和亚表面的气孔缺陷是造成其疲劳破坏的主要起源，对于试棒表面或亚表面的不规则缺陷，利用等效面积法将缺陷等效为能够完全包围缺陷形状的半椭圆裂纹，并对半椭圆的长半轴和短半轴进行统计分析，分别将二者分布的中位数作为合金典型等效初始裂纹的长度和深度，因此本实验中缺陷长轴长度为70 μm，短轴长度为50 μm。通过引入此缺陷，能够模拟SLM TC4合金在疲劳载荷下缺陷诱发的小裂纹萌生与扩展行为。实际加工完成后的缺陷形貌如图3(b)所示。

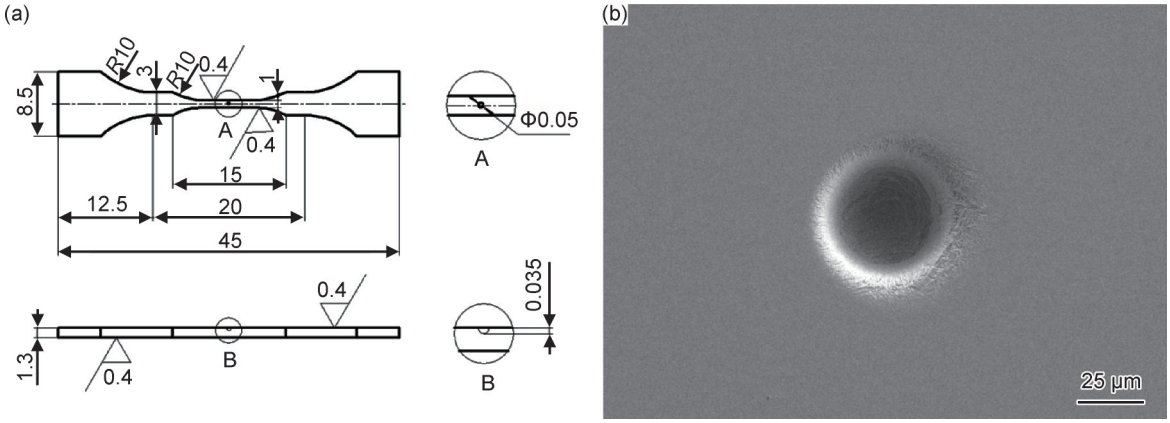


图3 试样形状与尺寸(a)及FIB人工缺陷形貌(b)

Fig.3 Shape and dimensions of sample(a) and FIB artificial defect morphology(b)

SLM TC4合金小裂纹扩展原位实验在原位疲劳试验机上进行，实验温度为室温，实验时舱内真空压力为10^{-3} Pa。原位疲劳测试采用应力加载控制，采用0.1和0.5两种应力比，加载波形均为正弦波，加载频率为10 Hz。实验参照Q/AVIC 06085—2015与HB 7705—2001进行。实验过程中，在首次观察到萌生裂纹后，每隔2000周次循环进行裂纹长度测量，此时，将加载频率降为0.01 Hz，控制外加载荷为最大载

荷的 80% 并保持，确保裂纹完全张开，记录此时裂纹长度与对应的循环周次，之后，继续进行循环加载，并将加载频率提升至 10 Hz，从而获得不同循环周次及其对应的裂纹长度数据。

2　结果与分析

2.1　实验结果

表 2 中给出不同应力比下的原位疲劳测试结果。试样 S1（σ_{max}=800 MPa，R=0.1）疲劳总寿命为 124288 周次，由于应力比的增加，使得应力幅值降低，试样 S2（σ_{max}=800 MPa，R=0.5）疲劳总寿命增加，其总寿命为 729731 周次。本实验中合金的疲劳寿命包括裂纹萌生寿命与裂纹扩展寿命两部分。N_i 为首次发现小裂纹时的疲劳循环周次，定义为裂纹萌生寿命。在本实验中观察到当小裂纹扩展到穿透试样厚度形成长裂纹时，试样即发生断裂，因此，裂纹扩展寿命主要为小裂纹扩展寿命，即观察到裂纹萌生后直至试样断裂时的疲劳循环周次。应力比 R=0.1 时，试样 S1 裂纹萌生寿命 N_i 为 6013 周次，裂纹萌生寿命占总疲劳寿命比例 N_i/N_f 为 4.8%。应力比 R=0.5 时，试样 S2 裂纹萌生寿命 N_i 为 73053 周次，裂纹萌生寿命占比 N_i/N_f 为 10.0%。两种应力比下裂纹萌生寿命占比均很小，可见合金疲劳寿命主要消耗在裂纹扩展阶段。

表 2　实验条件与疲劳寿命

Table 2　Test conditions and fatigue life

Specimen number	Maximum stress, σ_{max}/MPa	Stress ratio, R	Fatigue life, N_f/cycle	Crack initiation life, N_i/cycle	(N_i/N_f)/%
S1	800	0.1	124288	6013	4.8
S2	800	0.5	729731	73053	10.0

实验中观察到 2 根试样的小裂纹均从模拟缺陷处萌生并扩展，裂纹长度 2a 为缺陷两侧裂纹尖端在垂直于载荷方向的投影尺寸，如图 4 所示。

图 5(a) 所示为实验过程中所测小裂纹长度 2a 及其相应循环周次 N 数据，图中显示裂纹萌生后，很长的一段循环周次内，裂纹增长十分缓慢，而在裂纹达到一定长度后，随着循环周次增加，裂纹长度迅速增加直至断裂。图 5(b) 为小裂纹长度 2a 及其相应的循环寿命比 N/N_f 数据。图中显示，应力比 R=0.1，小裂纹长度 2a 达到约 150 μm 时，疲劳寿命消耗 N/N_f 约为 90%；应力比 R=0.5，小裂纹长度 2a 增长到约 200 μm 时，疲劳寿命消耗 N/N_f 占比已超过 80%，随后裂纹进入快速扩展阶段直至试样断裂。在本实验中，可观察到当小裂纹即将穿透试样宽度形成长裂纹时，试样即发生断裂，结合上述实验结果，SLM TC4 合金的疲劳寿命主要消耗在小裂纹扩展阶段，尤其是小裂纹扩展的初期阶段。

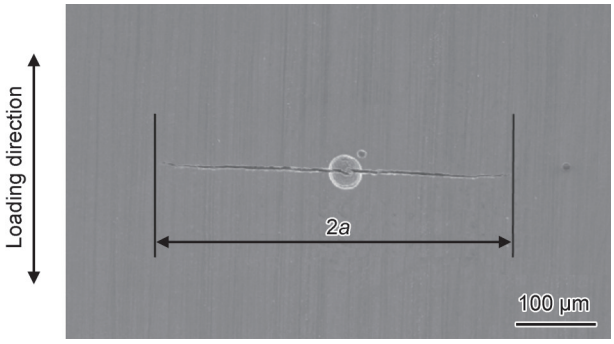


图 4　裂纹长度 2a 的测量

Fig.4　Measurement of crack length 2a

2.2　小裂纹扩展速率与微观结构影响

将小裂纹长度 2a 与裂纹扩展速率 da/dN 关联，如图 6 所示。图 6(a) 所示为 σ_{max}=800 MPa，应力比 R=0.1 时小裂纹扩展 da/dN-2a 数据，在小裂纹扩展的初

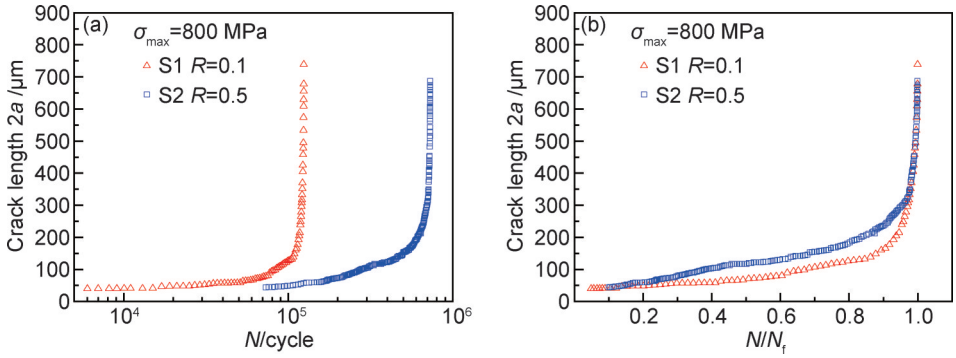


图 5　SLM TC4 合金小裂纹扩展 2a-N 数据(a)及小裂纹扩展 2a-N/N_f 数据(b)

Fig.5　2a-N data(a) and 2a-N/N_f data(b) of small crack growth for SLM TC4 alloy

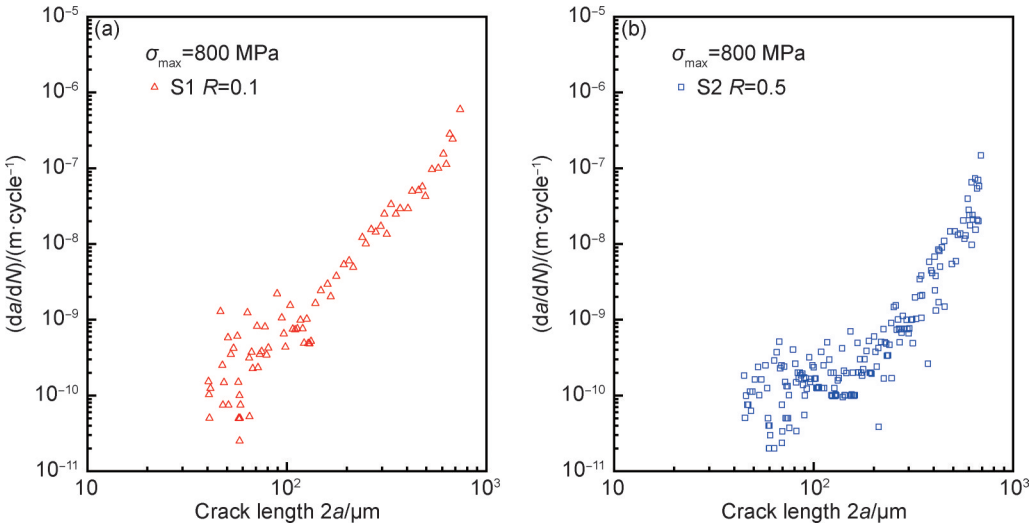


图6 SLM TC4合金小裂纹扩展da/dN-2a数据 (a)R=0.1;(b)R=0.5

Fig.6 da/dN-2a data of small crack growth for SLM TC4 alloy (a)R=0.1;(b)R=0.5

期阶段,当其长度小于100 μm时,随着裂纹长度的增加,裂纹扩展速率波动大,有较大的分散性,且扩展速率随机,无明显规律。当小裂纹长度大于100 μm后,裂纹扩展速率分散性降低,随着裂纹长度的增加,扩展速率稳步提高,二者在坐标轴中大致呈线性关系。

图6(b)所示为σ_{max}=800 MPa,应力比R=0.5时da/dN-2a数据,整体而言,其裂纹扩展速率的波动性要高于应力比为0.1时,当裂纹长度小于300 μm时,裂纹扩展速率波动较大,有较大的分散性。当裂纹长度大于300 μm后,裂纹扩展速率分散性降低,此规律与应力比R=0.1时相似。

图7所示为σ_{max}=800 MPa,应力比R=0.1时,模拟缺陷右侧小裂纹扩展形貌。可见小裂纹初始扩展时,受微观结构影响,裂纹扩展路径曲折,随着裂纹长度的增加,裂纹前缘产生明显的塑性变形,微观结构影响减弱,裂纹路径平直。

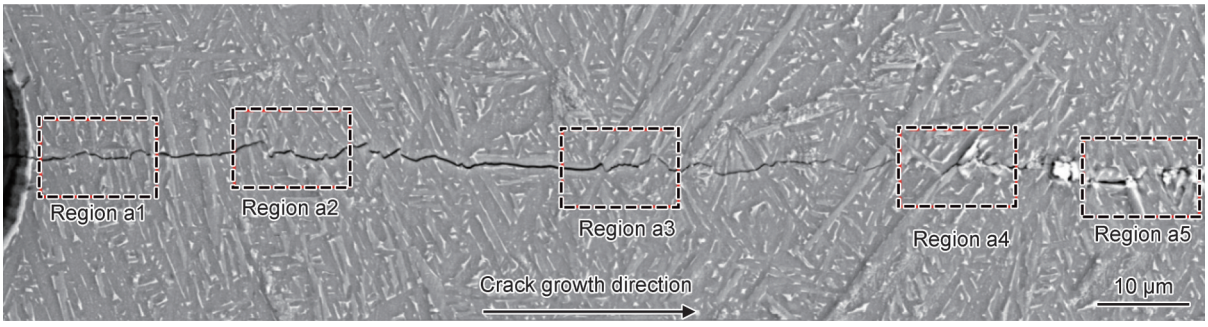


图7 模拟缺陷右侧小裂纹扩展路径(σ_{max}=800 MPa,R=0.1)

Fig.7 Small crack growth paths on the right side of mimetic defect (σ_{max}=800 MPa,R=0.1)

对小裂纹扩展过程进一步观察,如图8所示。图8(a)~(f)分别对应图7中a1~a5区。受模拟缺陷根部微区结构及应力集中影响,裂纹自缺陷处萌生后直接穿过α板条扩展,板条方向与裂纹扩展方向基本垂直,如图8(a)所示,裂纹扩展过程中,遇到粗大板条会产生弯折。在a2区,裂纹遇到尺寸较大的α板条后受阻变向,绕过板条沿与之方向接近的边界扩展,如图8(b)所示。当裂纹扩展方向与α板条取向一致时,如图8(c)所示,裂纹沿α板条边界扩展,遇到前方取向偏差较大的α板条,裂纹沿边界绕过板条扩展,由于网篮组织中板条取向随机,裂纹在扩展过程中出现多处偏折。按照择优取向的原则,裂纹以沿α片层与穿过α片层的混合方式扩展。当裂纹前缘遇到取向不一致板条时,如图8(d)所示,裂纹易在该位置发生分叉,但并不影响主裂纹的扩展方向。图8(e)所示为分叉的裂纹易沿板条边界扩展,当遇到阻挡后扩展停止。随着裂纹长度的进一步增加,裂纹稳态扩展,其尖端产生明显的塑性变形,并伴随较多的二次裂纹产生,如图8(f)所示。

图9所示为σ_{max}=800 MPa,应力比R=0.1时,模拟缺陷左侧小裂纹扩展形貌。与缺陷右侧裂纹扩展

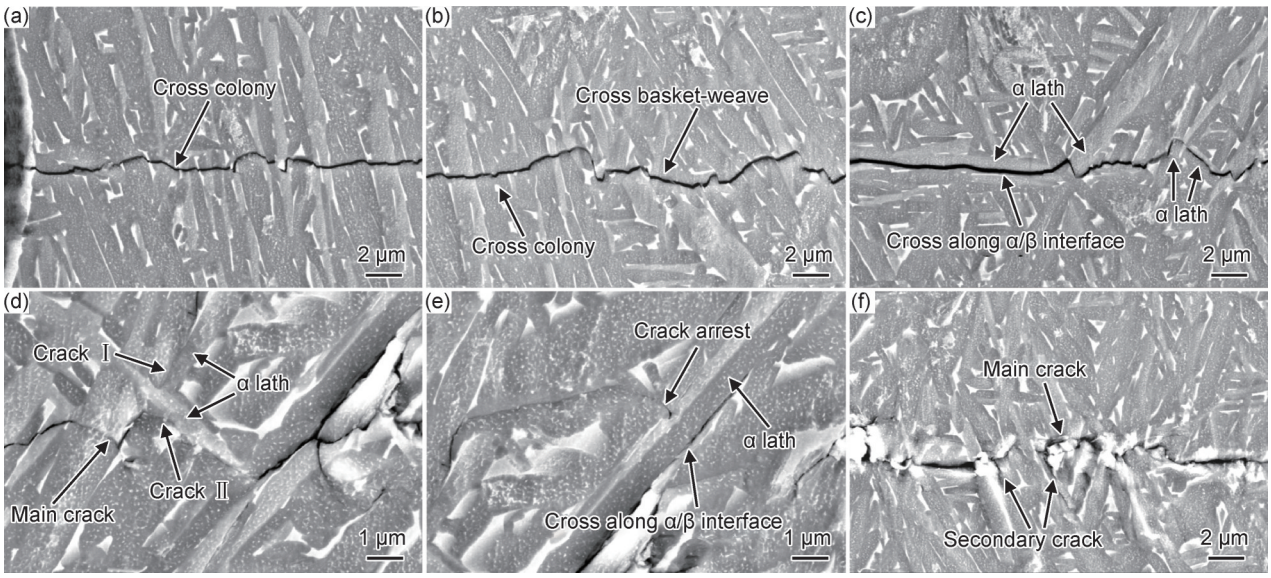


图 8　小裂纹扩展路径

(a)a1 区;(b)a2 区;(c)a3 区;(d),(e)a4 区;(f)a5 区

Fig.8　Small crack growth paths

(a)region a1;(b)region a2;(c)region a3;(d),(e)region a4;(f)region a5

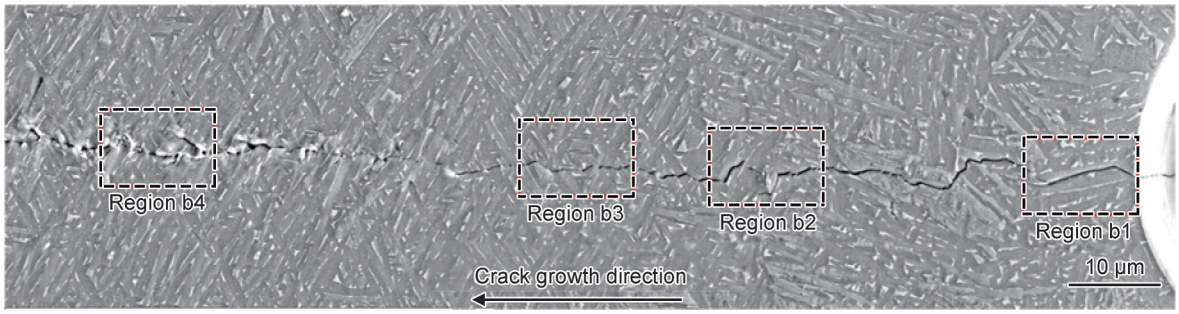


图 9　模拟缺陷左侧小裂纹扩展路径(σ_{max}=800 MPa,R=0.1)

Fig.9　Small crack growth paths on the left side of mimetic defect(σ_{max}=800 MPa,R=0.1)

形貌呈现出类似的特征:在小裂纹初始扩展时,裂纹扩展路径曲折,随着裂纹长度的增加,裂纹前缘产生明显的塑性变形,裂纹路径趋于平直。

图 10(a)～(d)分别对应图 9 中 b1～b4 区。裂纹开始扩展后,如图 10(a)所示,由于集束中 α 板条方向与裂纹扩展方向一致,裂纹直接沿板条边界扩展,此时阻力较小,当裂纹穿过集束进入网篮组织时,裂纹出现分叉,扩展路径发生大的偏折。在 b2 区,如图 10(b)所示,裂纹在遇到尺寸较大 α 板条时,扩展受阻,裂纹扩展方向转变,沿板条边界绕过板条扩展,同时偏折处出现裂纹分叉。裂纹在网篮组织中扩展时,由于横竖交叉的 α 板条的影响,裂纹以沿 α 片层与穿过 α 片层的混合模式扩展,如图 10(c)所示。随着裂纹长度的增加,裂纹进入稳定扩展阶段,如图 10(d)所示,尖端可见明显的塑性变形,伴随二次裂纹的产生以及新的裂纹萌生。

上述研究结果表明,在小裂纹初期扩展阶段,扩展速率具有较高的分散性,其原因是受到合金微观结构的影响。由于裂纹长度与裂纹扩展驱动力小,裂纹前缘受局部 β 晶界及 α 板条等微观组织结构取向的影响大,当裂纹前缘扩展方向与晶界或板条取向基本一致时,裂纹能够快速突破,沿晶界或板条边界扩展,形成瞬间较高的裂纹扩展速率;当裂纹前缘与晶界或板条取向垂直或接近垂直时,裂纹受阻最大,使得裂纹扩展发生偏折,扩展速率降低。集束边界和 α/β 界面均对裂纹扩展产生一定的抑制作用,微观组织结构与小裂纹的这一相互关系导致裂纹扩展初期速率的高分散性。实际上,裂纹扩展过程中的偏折与裂纹尖端的晶粒取向密切相关,晶粒取向可以用施密德因子(Schmid factor)值表征。Xie 等[35]在 WAAM Ti6Al4V 短裂纹研究中发现,短裂纹扩展行为由最高的 Schmid factor 值和 Burgers 取向关系(Burgers orientation rela-

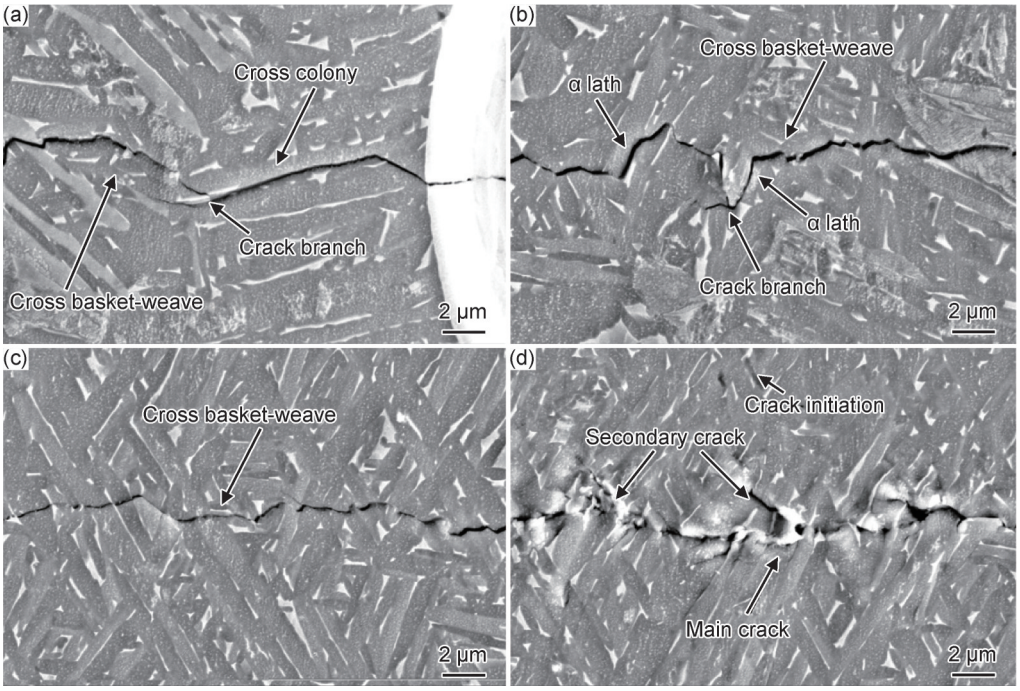


图10 小裂纹扩展路径 (a)b1区;(b)b2区;(c)b3区;(d)b4区

Fig.10 Small crack growth paths (a)region b1;(b)region b2;(c)region b3;(d)region b4

tionship,BOR)来决定,短裂纹更倾向于通过α/β界面沿基底滑移系扩展,此时扩展距离最短。以上研究结果与本实验研究结果一致。当裂纹进入稳定扩展阶段后,随着裂纹扩展至一定长度,其前缘的应力强度因子随之升高,裂纹扩展驱动力增强,而微观组织结构取向对扩展行为的影响则逐渐减弱。

2.3 SLM TC4合金的“小裂纹效应”

对小裂纹前缘应力强度因子ΔK值进行计算,本实验中小裂纹为垂直于试样表面的半椭圆表面裂纹,ΔK值计算公式[36]如下:

$$\Delta K=\Delta\sigma\cdot\frac{\sqrt{\pi b}}{E(k)}\cdot F_{\mathrm{I}}\left(\frac{b}{a},\frac{b}{t},\frac{a}{w},\theta\right) \tag{1}$$

$$F_{\mathrm{I}}=\left[M_1+M_2\left(\frac{b}{t}\right)^2+M_3\left(\frac{b}{t}\right)^4\right]gf_\theta f_w \tag{2}$$

式中:$\Delta\sigma$为最大应力与最小应力之差;a为裂纹半长;b为裂纹深度;w为试样半宽;t为试样厚度;θ为参量角,其定义见图11;$E(k)$为第二类完全椭圆积分;F_{I}为Ⅰ型裂纹的修正系数;M_1、M_2、M_3、g、f_θ、f_w是与a、b、w、t、θ等有关的参数。

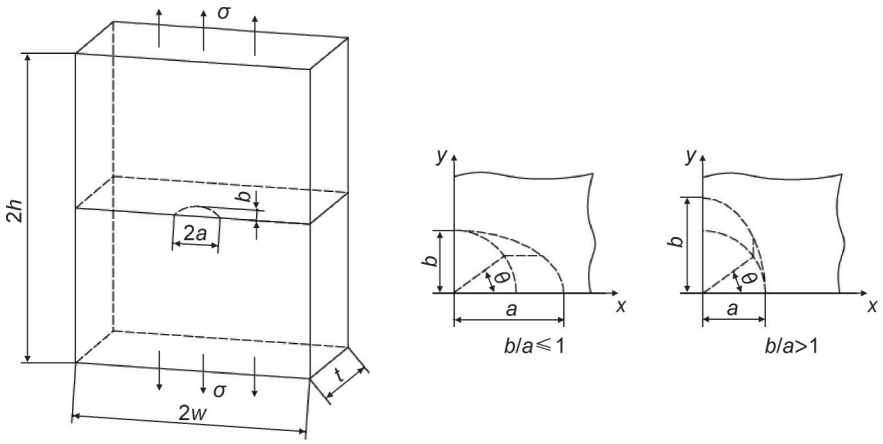


图11 半椭圆表面裂纹及各参数含义

Fig.11 Semi-elliptic crack on sample surface and definition of parameters

为进一步确定裂纹扩展过程中的形状,利用同步辐射X射线显微断层成像(synchrotron radiation micro computed tomography,SR-μCT)技术对裂纹在不同长度时的试样进行三维扫描,获得16位灰度切片图片,

之后将切片导入商业三维重构软件 Avizo，通过三维重构获得疲劳裂纹的三维形貌，如图 12 所示，进而明确小裂纹在扩展过程中为半圆形状，即 b/a=1，对应参量角 θ=0°。

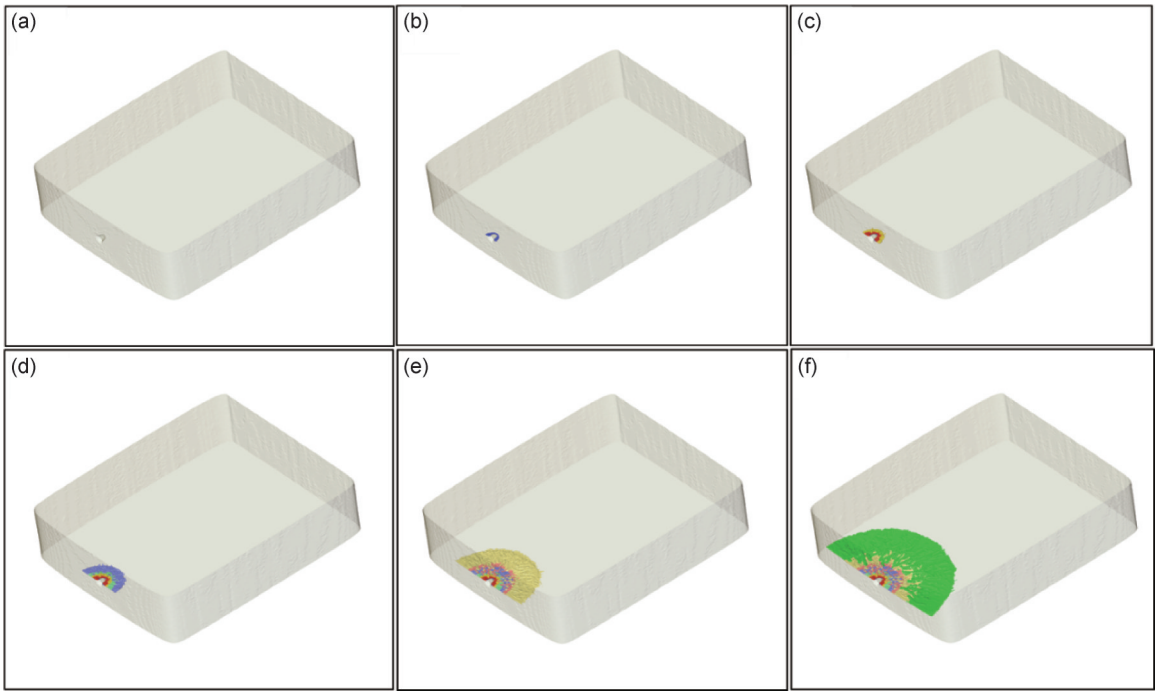


图 12　小裂纹不同长度 2a 的三维形貌

(a)初始状态；(b)80 μm；(c)130 μm；(d)250 μm；(e)500 μm；(f)800 μm

Fig.12　Three-dimensional morphologies of small cracks with different lengths 2a

(a)initial state；(b)80 μm；(c)130 μm；(d)250 μm；(e)500 μm；(f)800 μm

将应力强度因子范围 ΔK 与裂纹扩展速率 da/dN 关联，获得小裂纹扩展的 da/dN-ΔK 数据，如图 13 所示。当应力比 R=0.1 时，如图 13(a)所示，在低 ΔK 区，裂纹扩展速率呈现较大的波动性和分散性；而在高 ΔK 区，扩展速率的分散性减小，并随 ΔK 的增加而稳定上升。当应力比 R=0.5 时，如图 13(b)所示，裂纹扩展速率特征与 R=0.1 时一致。图 13(c)所示为应力比 0.1 和 0.5 时小裂纹扩展 da/dN-ΔK 数据对比，可见在应力比为 0.5 时，小裂纹扩展速率略有提高。

为验证 SLM TC4 合金的“小裂纹效应”，将小裂纹扩展数据与本课题组前期获得的长裂纹扩展数据进行对比[37]，如图 14 所示。在应力比分别为 0.1(图 14

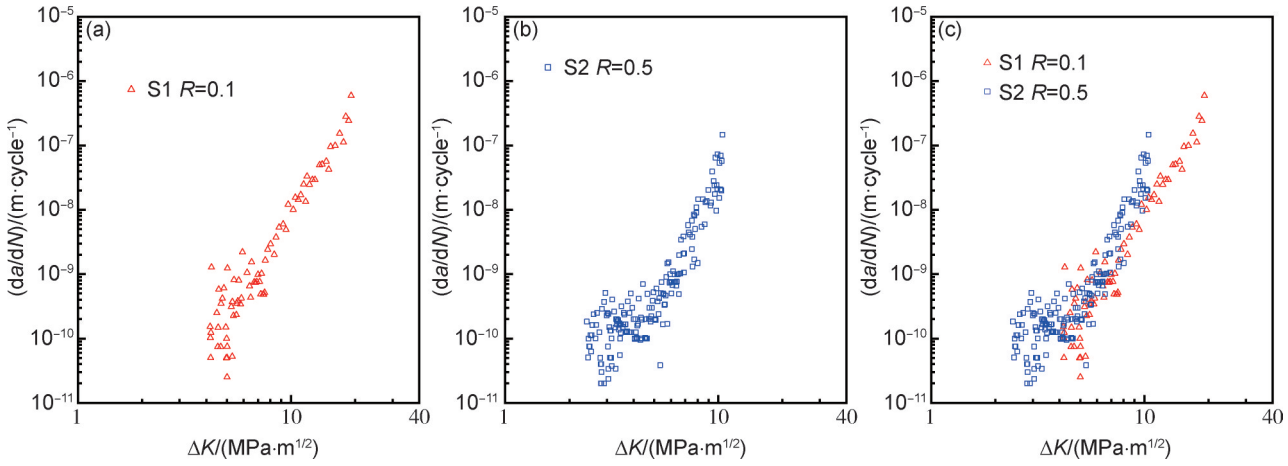


图 13　SLM TC4 合金小裂纹扩展 da/dN-ΔK 数据

(a)R=0.1；(b)R=0.5；(c)R=0.1 与 R=0.5

Fig.13　da/dN-ΔK data of small crack growth for SLM TC4 alloy

(a)R=0.1；(b)R=0.5；(c)R=0.1 and R=0.5

(a))和0.5(图14(b))时,在相应的长裂纹扩展门槛值以下,小裂纹仍然可以继续扩展,且在相同ΔK下,小裂纹扩展速率要高于长裂纹,进一步确定SLM TC4合金存在典型的“小裂纹效应”。根据Elber塑性诱发的裂纹闭合机制[38-39],在应力强度因子范围低于门槛值时,小裂纹由于尖端塑性区尺寸较小,其闭合效应也较小,因此在长裂纹门槛值以下仍能扩展,同时在相同的应力强度因子范围ΔK下,其裂纹扩展速率更高。上述实验结果与Shamir等[26]研究结果一致,而Waddell等[27]的研究结果显示在相同ΔK下,SLM Ti6Al4V小裂纹的扩展速率低于长裂纹,这与小裂纹扩展的一般规律相反,分析其原因包括以下三方面:(1)裂纹在扩展过程中存在多裂纹萌生和裂纹桥接行为,从而产生裂纹的屏蔽效应,使得裂纹扩展速率整体降低;(2)由β晶粒等微观结构阻滞造成裂纹扩展路径的偏折,降低了裂纹扩展速率;(3)由于裂纹与缺陷(气孔和未熔合)之间的交互作用,使得裂纹尖端钝化,阻碍裂纹扩展,裂纹扩展速率下降。本课题组前期对该合金自然萌生的小裂纹扩展行为进行了研究[28],结果显示小裂纹形式为角裂纹,并根据所测数据验证该合金的“小裂纹效应”,但由于实验时视场所限,未能观测到试样侧面小裂纹的萌生,在上述基础上,本研究根据SLM TC4合金疲劳源与裂纹萌生特性,引入人工缺陷,将小裂纹的萌生与扩展行为控制在可视范围内,更加清晰准确地观察了合金由缺陷诱发的小裂纹萌生与扩展行为全过程。与前期研究相比,一方面,本实验得到了更多的裂纹扩展数据,尤其在低应力强度因子范围ΔK区(最低约为4 MPa·$m^{1/2}$),以上数据可与前期实验的裂纹扩展数据结合,从而获得更加准确的裂纹扩展基线数据,进而对后续合金的疲劳寿命进行更加准确的预测;另一方面,本实验中更加准确地获得了小裂纹萌生与扩展寿命,根据实验结果进一步证实合金的疲劳寿命主要消耗在小裂纹扩展阶段。由于“小裂纹效应”的存在[23,40],在材料的疲劳寿命预测时,仅依靠长裂纹数据可能导致预测寿命过长,从而带来安全隐患,因此需要充分考虑材料的小裂纹扩展行为。

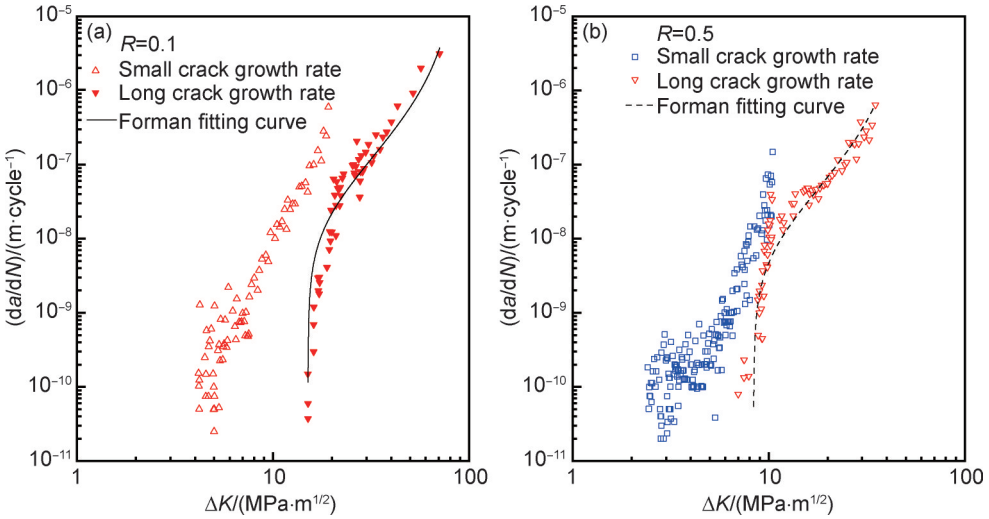


图14 长裂纹与小裂纹扩展da/dN-ΔK数据 (a)R=0.1;(b)R=0.5

Fig.14 da/dN-ΔK data of long and small crack growth (a)R=0.1;(b)R=0.5

3 结论

(1)SLM TC4合金小裂纹极易在表面缺陷处萌生,萌生寿命较短,疲劳寿命主要消耗在小裂纹扩展阶段,约90%以上。小裂纹在扩展初期速率分散,随后趋于稳定,微观结构的影响是小裂纹扩展初期速率分散的主要原因。

(2)小裂纹扩展初期阶段,受尺寸较大的α板条阻碍,裂纹更倾向于沿α/β边界进行扩展,由于板条取向随机,裂纹在扩展过程中多次变向,在晶粒内存在沿α片层与穿过α片层的混合扩展模式。当裂纹进入稳定扩展阶段后,裂纹尖端塑性滑移显著,微观结构的影响减弱,扩展路径趋于平直。

(3)SLM TC4合金存在典型的“小裂纹效应”。因此,在合金疲劳寿命预测中必须考虑小裂纹的扩展行为。

参考文献

[1] 祝国梁,罗桦,贺戬,等.镍基高温合金增材制造研究进展[J].材料工程,2024,52(2):1-15.
ZHU G L,LUO H,HE J,et al.Advances in additive manufacturing of nickel-based high-temperature alloys[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(2):1-15.

[2] 张学军,唐思熠,肇恒跃,等.3D 打印技术研究现状和关键技术[J].材料工程,2016,44(2):122-128.
ZHANG X J, TANG S Y, ZHAO H Y, et al. Research status and key technologies of 3D printing[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(2): 122-128.

[3] 毛小南,赵永庆,杨冠军.国外航空发动机用钛合金的发展现状[J].稀有金属快报,2007,26(5):1-7.
MAO X N, ZHAO Y Q, YANG G J. Development situation of the overseas titanium alloys used for aircraft engine[J]. Rare Metals Letters, 2007, 26(5): 1-7.

[4] 朱知寿.我国航空用钛合金技术研究现状及发展[J].航空材料学报,2014,34(4):44-50.
ZHU Z S. Recent research and development of titanium alloys for aviation application in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 44-50.

[5] 蔡建明,弭光宝,高帆,等.航空发动机用先进高温钛合金材料技术研究与发展[J].材料工程,2016,44(8):1-10.
CAI J M, MI G B, GAO F, et al. Research and development of some advanced high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(8): 1-10.

[6] 顾冬冬,张红梅,陈洪宇,等.航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J].中国激光,2020,47(5):0500002.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.

[7] 赵永庆,葛鹏,辛社伟.近五年钛合金材料研发进展[J].中国材料进展,2020,39(增刊1):527-534.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Progresses of R & D on Ti-alloy materials in recent 5 years[J]. Materials China, 2020, 39(Suppl 1): 527-534.

[8] LI P, WARNER D H, FATEMI A, et al. Critical assessment of the fatigue performance of additively manufactured Ti-6Al-4V and perspective for future research[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 85: 130-143.

[9] GONG H J, RAFI K, GU H F, et al. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting[J]. Materials & Design, 2015, 86: 545-554.

[10] CHASTAND V, QUAEGEBEUR P, MAIA W, et al. Comparative study of fatigue properties of Ti-6Al-4V specimens built by electron beam melting (EBM) and selective laser melting (SLM)[J]. Materials Characterization, 2018, 143: 76-81.

[11] 武亮亮,许瑞达,焦泽辉,等.激光选区熔化 TC4 合金的高周疲劳行为[J].材料工程,2024,52(3):61-70.
WU L L, XU R D, JIAO Z H, et al. High cycle fatigue behavior of selective laser melting TC4 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(3): 61-70.

[12] STERLING A J, TORRIES B, SHAMSAEI N, et al. Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 655: 100-112.

[13] WYCISK E, SOLBACH A, SIDDIQUE S, et al. Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties[J]. Physics Procedia, 2014, 56: 371-378.

[14] LEUDERS S, THÖNE M, RIEMER A, et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance[J]. International Journal of Fatigue, 2013, 48: 300-307.

[15] JIAO Z H, WU X R, YU H C, et al. High cycle fatigue behavior of a selective laser melted Ti6Al4V alloy: anisotropy, defects effect and life prediction[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 167: 107252.

[16] JIAO Z H, XU R D, YU H C, et al. Evaluation on tensile and fatigue crack growth performances of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting[J]. Procedia Structural Integrity, 2017, 7: 124-132.

[17] ZHAI Y W, GALARRAGA H, LADOS D A. Microstructure evolution, tensile properties, and fatigue damage mechanisms in Ti-6Al-4V alloys fabricated by two additive manufacturing techniques[J]. Procedia Engineering, 2015, 114: 658-666.

[18] GALARRAGA H, WARREN R J, LADOS D A, et al. Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in as-fabricated and heat treated Ti-6Al-4V ELI manufactured by electron beam melting (EBM)[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2017, 176: 263-280.

[19] KUNZ L, POKORNÝ P, KONEČNÁ R, et al. Propagation of long fatigue cracks in Ti6Al4V alloy produced by direct metal laser sintering[J]. Procedia Structural Integrity, 2019, 17: 222-229.

[20] XU Z W, LIU A, WANG X S. The influence of building direction on the fatigue crack propagation behavior of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 767: 138409.

[21] SYED A K, AHMAD B, GUO H, et al. An experimental study of residual stress and direction-dependence of fatigue crack growth behaviour in as-built and stress-relieved selective-laser-melted Ti6Al4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 755: 246-257.

[22] WALKER K F, LIU Q, BRANDT M. Evaluation of fatigue crack propagation behaviour in Ti-6Al-4V manufactured by selective laser melting[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 104: 302-308.

[23] 吴学仁,刘建中.基于小裂纹理论的航空材料疲劳全寿命预测[J].航空学报,2006,27(2):219-226.
WU X R, LIU J Z. Total fatigue life prediction for aeronautical materials by using small-crack theory[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2006, 27(2): 219-226.

[24] WU, NEWMAN, ZHAO, et al. Small crack growth and fatigue life predictions for high-strength aluminium alloys: part Ⅰ: experimental and fracture mechanics analysis[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1998, 21(11): 1289-1306.

[25] NEWMAN, WU, SWAIN, et al. Small-crack growth and fatigue life predictions for high-strength aluminium alloys. Part Ⅱ: crack closure and fatigue analyses[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2000, 23(1): 59-72.

[26] SHAMIR M, ZHANG X, SYED A K. Characterising and representing small crack growth in an additive manufactured titanium alloy[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2021, 253: 107876.

[27] WADDELL M, WALKER K, BANDYOPADHYAY R, et al. Small fatigue crack growth behavior of Ti-6Al-4V produced *via* selective laser melting: *in situ* characterization of a 3D crack tip interactions with defects[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 137: 105638.

[28] 武亮亮,焦泽辉,于慧臣.激光选区熔化TC4合金小裂纹扩展行为[J].材料工程,2023,51(6):83-92.
WU L L, JIAO Z H, YU H C. Small crack growth behavior in selective laser melted TC4 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(6): 83-92.

[29] BUFFIERE J Y. Fatigue crack initiation and propagation from defects in metals is 3D characterization important[J]. Procedia Structural Integrity, 2017, 7: 27-32.

[30] LACHAMBRE J, RÉTHORÉ J, WECK A, et al. Extraction of stress intensity factors for 3D small fatigue cracks using digital volume correlation and X-ray tomography[J]. International Journal of Fatigue, 2015, 71: 3-10.

[31] YOSHINAKA F, NAKAMURA T, TAKAKU K. Effects of vacuum environment on small fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 91: 29-38.

[32] FERRIÉ E, BUFFIÈRE J Y, LUDWIG W, et al. Fatigue crack propagation: *in situ* visualization using X-ray microtomography and 3D simulation using the extended finite element method[J]. Acta Materialia, 2006, 54(4): 1111-1122.

[33] MARX M, SCHAEF W, VEHOFF H. Interaction of short cracks with the local microstructure[J]. Procedia Engineering, 2010, 2(1): 163-171.

[34] SANDGREN H R, ZHAI Y W, LADOS D A, et al. Characterization of fatigue crack growth behavior in LENS fabricated Ti-6Al-4V using high-energy synchrotron X-ray microtomography[J]. Additive Manufacturing, 2016, 12: 132-141.

[35] XIE Y, GONG M C, LUO Z W, et al. Effect of microstructure on short fatigue crack growth of wire arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Materials Characterization, 2021, 177: 111183.

[36] 中国航空研究院.应力强度因子手册[M].北京:科学出版社,1993.
Chinese Aeronautical Establishment. Handbook of stress intensity factors[M]. Beijing: Science Press, 1993.

[37] WU L L, JIAO Z H, YU H C. Study on fatigue crack growth behavior of selective laser-melted Ti6Al4V under different build directions, stress ratios, and temperatures[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022, 45(5): 1421-1434.

[38] ELBER W. The significance of fatigue crack closure[M]//Damage tolerance in aircraft structures. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1971: 230-242.

[39] WOLF E. Fatigue crack closure under cyclic tension[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1970, 2(1): 37-45.

[40] NEWMAN J C JR, PHILLIPS E P, SWAIN M H. Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21(2): 109-119.

基金项目:中国航发科技创新平台项目(CXPT-2023-035);财政部稳定支持基础研究计划基金项目(KZ0C190727)

收稿日期:2024-04-09;**录用日期**:2024-05-22

通讯作者:于慧臣(1964—),男,研究员,博士,研究方向为材料的疲劳与断裂,联系地址:北京市81信箱23分箱(100095),E-mail:yhcyu@126.com;焦泽辉(1986—),男,研究员,博士,研究方向为材料的疲劳与断裂,联系地址:北京市81信箱23分箱(100095),E-mail:jiaozehui@163.com

(本文责编:寇凤梅)