引用格式：张嘉铭，焦泽辉，张丽，等．激光粉末床熔融制造GH3536合金高周疲劳行为研究与评估[J]．材料工程，2026，54(4)：191-204.
ZHANG Jiaming，JIAO Zehui，ZHANG Li，et al. High cycle fatigue behavior study and evaluation for GH3536 alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(4)：191-204.

激光粉末床熔融制造GH3536合金高周疲劳行为研究与评估

张嘉铭[1,2,3,4]，焦泽辉[2,3,4*]，张　丽[2,3,4]，黄　帅[2,5]，武亮亮[2,3,4]，何玉怀[2,3,4*]，李龙健[1]，康慧君[1,6*]

（1 大连理工大学 材料科学与工程学院 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室，辽宁 大连 116024；2 中国航发北京航空材料研究院，北京 100095；3 中国航空发动机集团材料检测与评价重点实验室，北京 100095；4 航空材料检测与评价北京市重点实验室，北京 100095；5 中国航发北京航空材料研究院 3D打印研究与工程技术中心，北京 100095；6 大连理工大学 宁波研究院，浙江 宁波 315000）

摘要：增材制造镍基高温合金在航空发动机和燃气轮机中具有广阔的应用潜力，评估力学性能对于促进其在承载部件中的工程应用至关重要。以固溶态激光粉末床熔融制造的GH3536合金为对象，对合金的室温高周疲劳性能进行了实验研究，并基于X-CT技术和断口分析，系统表征了材料缺陷特征，探讨了缺陷尺寸与疲劳极限的定量关系。结果显示：合金内部含有气孔和未熔融缺陷，其中表面或亚表面缺陷是造成合金疲劳断裂的主因；垂直方向试样的缺陷率较低，导致其疲劳极限略高于水平试样。基于疲劳试样断口源区的缺陷有效尺寸$\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$，采用El-Haddad模型改进Kitagawa-Takahashi（*K-T*）图，可获得更合理保守的疲劳极限预测结果；结合Murakami提出的采用最大加载应力（$\sigma_{\max}$）与疲劳极限（σ_{w}）的比值表征疲劳寿命的方法和El-Haddad模型可预测该合金的疲劳寿命，对缺陷率较小的垂直试样预测精度更高。

关键词：激光粉末床熔融；增材制造；高周疲劳；GH3536合金；缺陷；寿命预测
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000053　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000053
中图分类号：TB31；TG132.3　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)04-0191-14

High cycle fatigue behavior study and evaluation for GH3536 alloy fabricated by laser powder bed fusion

ZHANG Jiaming[1,2,3,4]，JIAO Zehui[2,3,4*]，ZHANG Li[2,3,4]，HUANG Shuai[2,5]，WU Liangliang[2,3,4]，HE Yuhuai[2,3,4*]，LI Longjian[1]，KANG Huijun[1,6*]

（1 Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology，School of Materials Science and Engineering，Dalian University of Technology，Dalian 116024，Liaoning，China；2 AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；3 Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation，Aero Engine Corporation of China，Beijing 100095，China；4 Beijing Key Laboratory of Aeronautical Materials Testing and Evaluation，Beijing 100095，China；5 3D Printing Research and Engineering Technology Center，AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials，Beijing 100095，China；6 Ningbo Institute of Dalian University of Technology，Ningbo 315000，Zhejiang，China）

Abstract：Additive manufacturing of nickel-based superalloys holds significant promise for applications in aero-engines and gas turbines. Evaluating the mechanical properties of these materials is crucial for facilitating their use in load-bearing components. This study investigates the high-cycle fatigue performance of the GH3536 alloy，which is fabricated *via* laser powder bed fusion and then undergoes solution heat treatment，with the assessment carried out at room temperature. By utilizing X-CT technology and

performing fracture analysis, the defect characteristics of the material are comprehensively characterized. Furthermore, a quantitative analysis is conducted to explore the relationship between defect size and fatigue limit. The results reveal that the alloy contains porosity and lack-of-fusion defects, with surface and subsurface defects being the main contributors to fatigue fracture. The defect density in vertical samples is lower, leading to a slightly higher fatigue limit compared to that of horizontal samples.By using the effective defect size in the fracture source region of the fatigue sample, a more accurate and conservative prediction of the fatigue limit can be made. This is achieved by enhancing the Kitagawa-Takahashi (*K*-*T*) diagram with the El-Haddad model. The fatigue life of the alloy can be predicted by integrating this approach with the fatigue life characterization method based on the ratio proposed by Murakami, in combination with the El-Haddad model. This combined method provides higher prediction accuracy, especially for vertical samples with low defect density.

Key words: laser powder bed fusion; additive manufacturing; high cycle fatigue; GH3536 alloy; defects; life prediction

GH3536 合金由铬(Cr)、钼(Mo)等元素固溶强化,具有良好的力学性能、热稳定性、抗氧化性、耐腐蚀性、热加工成形性和可焊性,在航空发动机和燃气轮机的高温部件应用广泛,比如燃烧室的核心部件等[1-2]。GH3536 合金具有强的加工硬化能力,因此使用该合金加工复杂零件有一定困难[3-4]。增材制造(additive manufacturing,AM)技术在制造复杂零件上优势显著,利用 AM 技术的一体化设计和近净成型,AM-GH3536 合金有望应用于燃油喷嘴等零件,实现零件制造成本的大幅下降和制造效率的显著提升。

AM 合金在制造过程中不可避免地产生未熔合(lack of fusion,LOF)、气孔等缺陷,这些缺陷已被广泛证实是 AM 合金疲劳裂纹的主要萌生源,缺陷的尺寸、形貌和位置等因素均会对疲劳性能造成不同程度影响[5-10]。缺陷的存在会减小材料的有效承载面积,并成为应力集中源,诱发疲劳裂纹萌生,进而降低材料的疲劳性能。目前,缺陷特征与疲劳寿命之间的相关性研究表明,缺陷的位置和尺寸对疲劳性能的影响较高,而对缺陷形貌的影响程度较低[11]。

在实际部件中,缺陷具有复杂的几何形状,这使得测量和描述它们变得困难。Murakami 等[12]提出的采用几何面积参数 $\sqrt{area}$ 表征缺陷的大小,成为定量描述缺陷尺寸,并进一步评价材料疲劳性能的重要理论。$\sqrt{area}$ 定义为垂直于加载应力投影到加载平面上的缺陷面积根。基于缺陷尺寸进行缺陷容限设计能有效评估受缺陷尺寸随机分布影响的常规材料的疲劳极限[13]。Chen 等[14]研究了激光粉末床熔融(laser powder bed fusion,LPBF)Ti-6Al-4V 合金缺陷容限设计,揭示了缺陷尺寸 $\sqrt{area}$ 和疲劳极限之间的关系。Wu 等[6]构建了 LPBF AlSi10Mg 合金 Kitagawa-Takahashi(*K*-*T*)图来考虑该材料的缺陷容限。对尺寸小于 1000 μm 的缺陷,可通过 Murakami 和 Danninger-Weiss 模型分别确定其疲劳极限和应力强度因子,结合硬度参数,便可构建疲劳极限随缺陷尺寸变化的关系图,具有较高的应用价值[13]。针对 AM-GH3536 合金,国内外学者已经针对疲劳性能和缺陷表征开展了部分工作,但是未能深入建立合金内部缺陷与疲劳性能的定量关系[2,15-16]。AM-GH3536 合金的缺陷控制工艺优化、零部件结构设计、寿命评估等缺乏有效的数据与技术支撑。

本研究采用 LPBF 技术制备 GH3536 合金,在 LPBF 成型过程中,由于较高的温度梯度,导致晶粒沿最大温度梯度方向择优生长,形成与制造方向平行的柱状晶结构,这种显著的柱状晶结构使得 LPBF-GH3536 合金表现出较强的各向异性[17]。值得注意的是,这种柱状晶结构在受力过程中容易产生晶间应变不协调,致使裂纹萌生[18]。此外,LPBF 工艺固有的快速凝固特性和重复热循环作用,促进合金在晶界和枝晶间析出大量碳化物,这些碳化物作为应力集中源,为裂纹扩展提供了优先路径,加速裂纹扩展速率[19-20]。研究表明,通过固溶热处理可有效实现组织均匀化、消除熔池边界,促进柱状晶向等轴晶转变,同时调控碳化物的形态和分布,从而改善合金的综合力学性能[17]。因此,本工作对固溶处理态 LPBF-GH3536 合金室温下的高周疲劳(high cycle fatigue,HCF)性能进行了实验研究,采用 X-CT 技术分析了其在不同方向下的缺陷形貌、尺寸和分布,计算了材料缺陷尺寸 $\sqrt{area}$ 的极值,结合缺陷分析方法探究了缺陷尺寸与疲劳极限的关系,建立了表征疲劳缺陷容限的 *K*-*T* 图,最后基于有效缺陷尺寸 $\sqrt{area_{eff}}$ 对合金的疲劳寿命进行了预测。

1　实验材料与方法

1.1　实验材料和试样

GH3536合金粉末由中航迈特增材科技(北京)有限公司提供。粉末形貌如图1所示[21],呈球形或近球形,表面相对光滑,有卫星颗粒附着。粉末尺寸范围为15～53 μm,化学成分见表1。采用EOS290型LPBF成形设备,主要工艺参数:激光功率为260 W扫描间距为110 μm,扫描层厚为40 μm,层间旋转角度为67°,扫描速度为1100 mm/s。为防止GH3536合金在制造过程中氧化,在制造腔体内保持氧气浓度低于0.1%的可控氩气环境。分别制备水平方向(*H*)和垂直方向(*V*)的圆柱形棒坯(Φ15 mm×75 mm),用于加工疲劳试样和X-CT扫描试样,棒坯在基板的布局示意图如图2所示。在LPBF工艺完成后,将棒坯在1177 ℃、氩气气氛下固溶热处理1 h,随后在氩气气氛中约40 ℃/min的速度进行冷却。

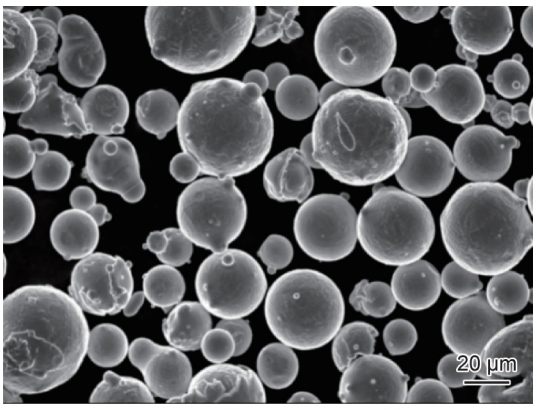


图1　GH3536合金粉末形貌图[21]

Fig.1　Morphology of GH3536 alloy powder[21]

表1　GH3536合金粉末的化学成分(质量分数/%)

Table 1　Chemical compositions of GH3536 alloy powder (mass fraction/%)

Cr	Fe	Mo	W	Mn	Cu	C	Si	S	Ni
21.600	18.700	8.920	2.010	0.005	0.020	0.080	0.100	0.001	Bal.

X-CT扫描试样取自*H*方向和*V*方向棒坯的中心位置(图3),尺寸为Φ3 mm×10 mm,表面粗糙度R_a为0.4 μm。分别加工*H*方向和*V*方向的疲劳试样,几何形状和尺寸见图4。试样呈沙漏状,最小截面直径为5 mm,总长度为70 mm。为最大限度消除表面加工缺陷对疲劳测试结果的影响,对疲劳试样的工作段表面进行纵向抛光,使表面粗糙度R_a达到0.4 μm。

1.2　实验方法

采用X-CT(Phoenix V|tome|x M型)检测LPBF-GH3536合金*H*方向和*V*方向试样的孔隙率,以及缺陷大小、形貌和分布。扫描的几何放大比为30,体素大小为7 μm,加速电压为150 kV,管电流为200 μA,曝光时间为800 ms。采用VG studio软件对X-CT扫描的二维数据进行三维重构,并对缺陷的分布、形貌、尺寸、位置等特征进行统计分析。

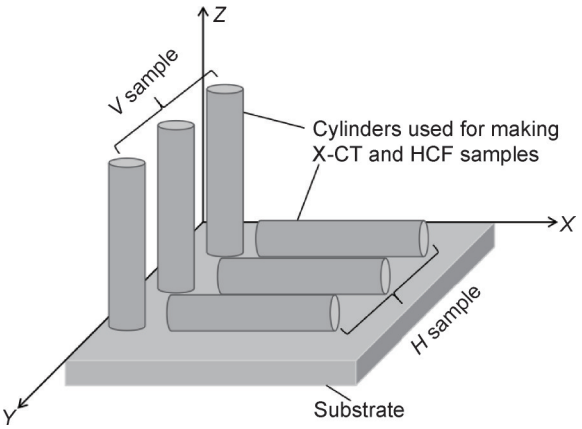


图2　LPBF-GH3536合金棒坯在基板上的布局示意图

Fig.2　Schematic of LPBF-GH3536 alloy cylinders prepared on substrate

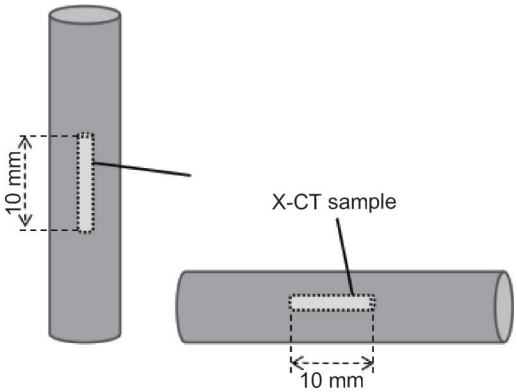


图3　X-CT扫描试样取样位置及尺寸

Fig.3　Location and dimension of X-CT samples

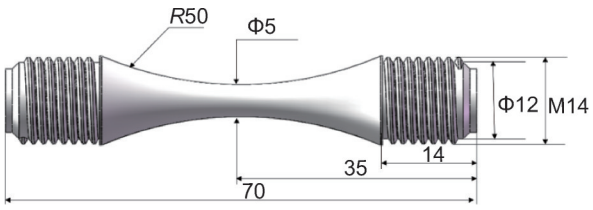


图4　疲劳试样几何形状和尺寸

Fig.4　Shape and dimension of fatigue sample

按照ASTM E466—21标准,使用QBG-50高频疲劳试验机对LPBF-GH3536合金试样进行室温高周疲劳测试。实验应力比为$R=-1$,采用正弦波加载,频率约为100 Hz。每个方向测试至少20个试样,每个试样实验至断裂或循环周次达到1×10^7 cycles时停止。高周疲劳*S-N*曲线的获取分为两步:首先,采用

升降法确定疲劳极限，其次，在中、短寿命区内选择4～6个最大应力水平进行成组实验，每个应力水平至少测试2个试样。在疲劳测试后，采用TESCAN-S8000型场发射扫描电子显微镜（SEM）观察试样断口疲劳源区形貌，对源区缺陷进行尺寸等效和统计分析，研究缺陷尺寸与疲劳性能的关系。

2 结果与分析

2.1 微观组织分析

团队先前的研究已对LPBF-GH3536合金的微观组织形貌（图5）进行了报道[21]。由图可以看出合金的*XY*面（*Z*向试样横截面）和*YZ*面（*H*向试样横截面）均呈现等轴形貌，晶粒尺寸不均匀，*YZ*面晶粒尺寸较*XY*面粗大。采用ASTM E112—13（2021）标准中的比较法对2个平面的晶粒度进行评级，其中*XY*面为5级，*YZ*面为4.5级。在晶界和LOF边界处存在大量连续的条状或块状碳化物析出，同时在晶粒内存在分散的粒状碳化物析出（图5（c），（d））。能谱分析显示，这些碳化物主要为富Mo的M_6C和富Cr的$M_{23}C_6$。在晶界处析出的碳化物可使γ基体内的Mo和Cr等固溶强化元素减少，导致合金强度降低[22-23]。

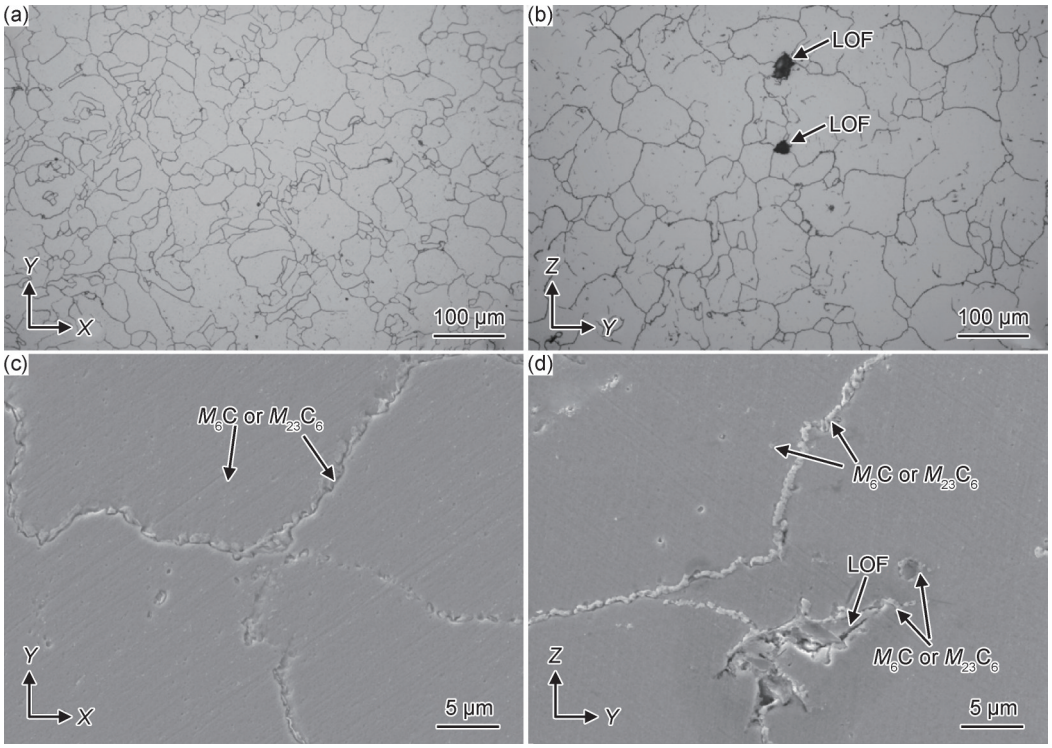


图5 LPBF-GH3536合金微观组织形貌[21]

（a）*XY*面光学显微组织；（b）*YZ*面光学显微组织；（c）*XY*面SEM显微组织；（d）*YZ*面SEM显微组织

Fig.5 Microstructure of LPBF-GH3536 alloy[21]

(a)optical microstructure of *XY* plane; (b)optical microstructure of *YZ* plane; (c)SEM microstructure of *XY* plane; (d)SEM microstructure of *YZ* plane

2.2 X-CT扫描结果分析

采用X-CT扫描观测的LPBF-GH3536合金*H*向和*V*向试样的内部缺陷空间分布如图6所示。由图可见，缺陷在合金内部呈弥散分布，*H*向试样孔隙率（0.17%）显著高于*V*向试样（0.04%）。LPBF-GH3536合金X-CT断层扫描二维切片图如图7所示，图中黑点为缺陷，可见*V*向试样切面中缺陷数量少于*H*向试样切面中缺陷数量，与缺陷空间分布重构图（图6）结果一致。Afkhami等[24]在研究激光选区熔化（selective laser melting，SLM）钢的疲劳特性的同时发现，合金内部缺陷的大小、分布和方向与制造方向有关，其研究认为，孔隙率差异是由不同制造方向的SLM钢的热历程差异造成的，*H*向试样具有较长的层间间隔时长，同时具有较高的冷却速率和凝固速率，导致其具有更高的孔隙分布。这可能也是本研究中*H*向和*V*向试样孔隙率差异的原因。

对缺陷的尺寸、形貌和位置等几何特征进行了统计分析。为便于统计，常用缺陷等体积球形所对应的等效直径（Φ）表征缺陷尺寸[13,25-26]，利用缺陷的球度（φ）表征缺陷形貌（φ越接近于1，表示缺陷形貌越趋于球形）。φ可由式（1）求得[13]。

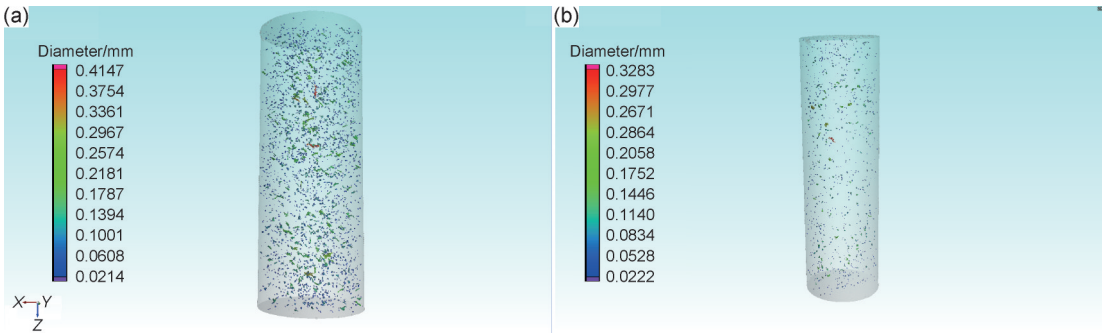


图6　LPBF-GH3536合金试样缺陷分布三维重构图

(a)*H*向试样;(b)*V*向试样

Fig.6　3D reconfiguration of defect distribution of LPBF-GH3536 alloy samples

(a)*H*-direction sample;(b)*V*-direction sample

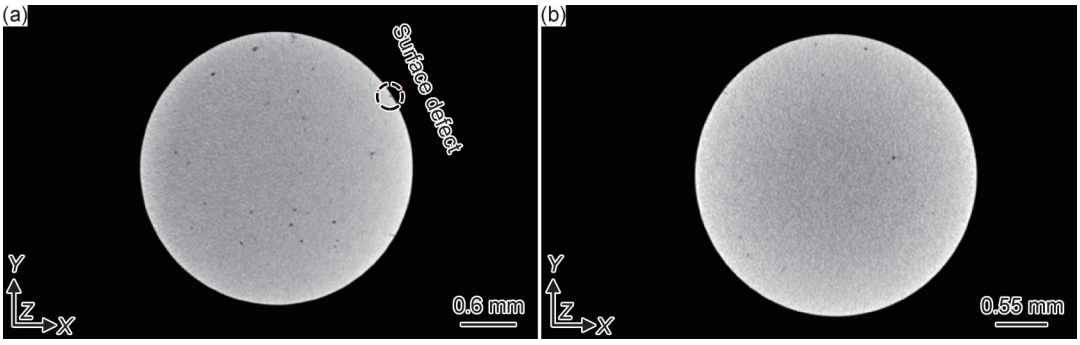


图7　LPBF-GH3536合金X-CT扫描断层扫描二维切片

(a)*H*向试样;(b)*V*向试样

Fig.7　2D X-ray CT slices of LPBF-GH3536 alloy

(a)*H*-direction sample;(b)*V*-direction sample

$$\psi=\sqrt[3]{\frac{36\pi V^2}{s^3}} \tag{1}$$

式中:V为缺陷体积;s为缺陷表面积;V和s由X-CT扫描直接获取。

LPBF-GH3536合金两个方向试样的缺陷Φ-频率分布关系如图8所示。可以看出,H向试样缺陷的Φ分布在15~110 μm之间,其中99%缺陷的Φ小于80 μm,最大缺陷的Φ为108.9 μm;V向试样缺陷的Φ分布在15~100 μm之间,其中99%缺陷的Φ小于70 μm,最大缺陷的Φ为96.5 μm。由此可见,合金2个方向的缺陷在尺寸上的差异不明显,V向试样的缺陷尺寸略小。

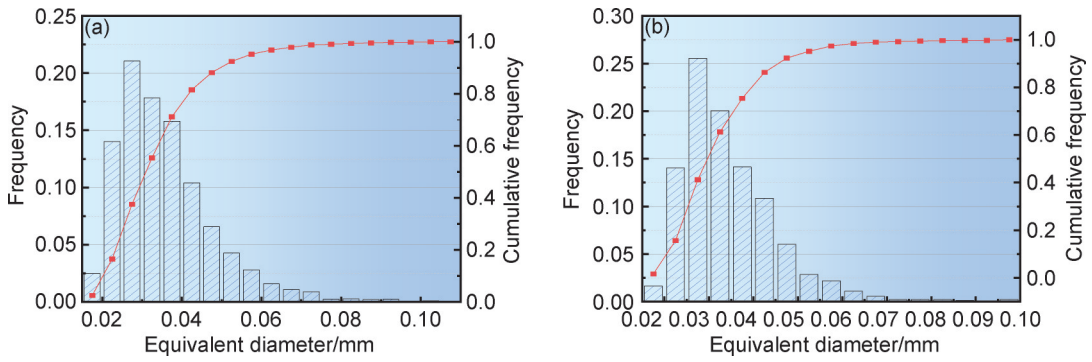


图8　LPBF-GH3536合金缺陷的Φ-频率分布直方图

(a)*H*向试样;(b)*V*向试样

Fig.8　LPBF-GH3536 alloy defect Φ-frequency distribution histogram

(a)*H*-direction sample;(b)*V*-direction sample

LPBF-GH3536合金2个方向试样的ψ-频率分布关系如图9所示。可以看出，2个方向试样的缺陷ψ分布可用正态模型很好地表示(相关系数R^2均在95%以上)，其中H向试样的ψ均值为0.574，方差为0.0768；V向试样的ψ均值为0.575，方差为0.0816。由此可见，合金两个方向的缺陷在形貌上的差异不明显。

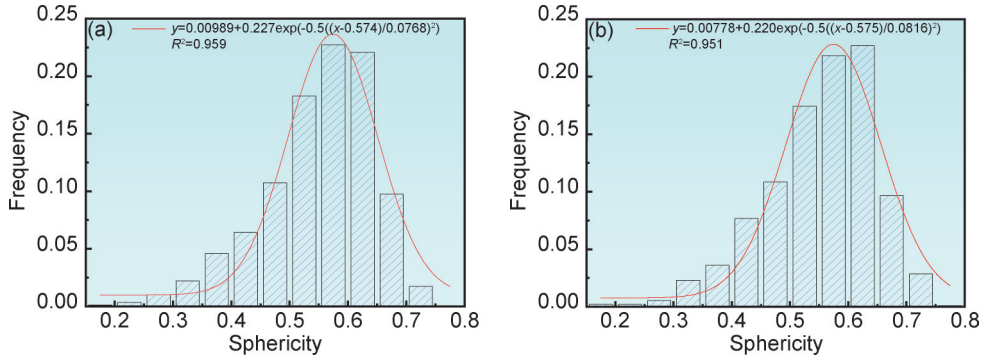


图9 LPBF-GH3536合金ψ-频率分布直方图

(a)H向试样；(b)V向试样

Fig.9 LPBF-GH3536 alloy ψ-frequency distribution histogram

(a)H-direction sample；(b)V-direction sample

LPBF-GH3536合金两个方向试样缺陷的体积-ψ分布散点图如图10所示。可以看出，缺陷体积越小，ψ越高，原因是体积较小的缺陷多为气孔缺陷，体积较大的缺陷多为LOF缺陷，气孔缺陷形貌更均匀规则，LOF缺陷形貌多为不规则形。LPBF-GH3536合金典型缺陷的形貌重构图如图11所示。图11中a_1，a_2，a_3为气孔缺陷，b_1，b_2，b_3为LOF缺陷，这与图10结果相一致。尽管LOF缺陷数量较少，但其不规则形貌特征易造成高应力集中，因此优先成为裂纹的主要萌生部位，尤其是位于表面或亚表面的LOF缺陷[27-28]。

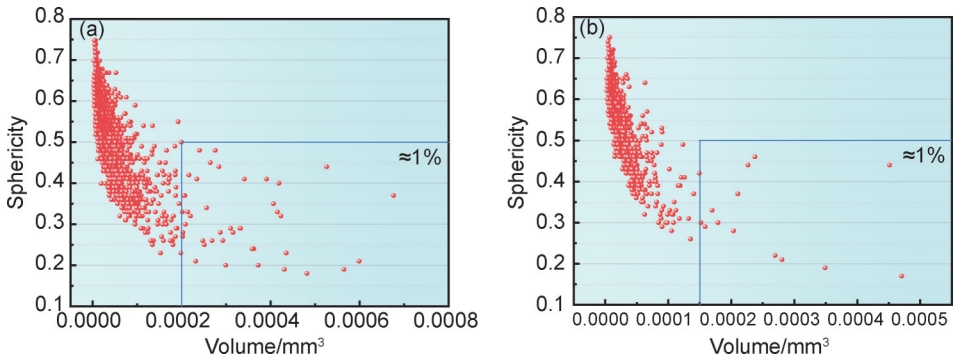


图10 LPBF-GH3536合金缺陷体积-ψ分布散点图 (a)H向试样；(b)V向试样

Fig.10 Scatter diagram of defect volume-ψ distribution of LPBF-GH3536 alloy

(a)H-direction sample；(b)V-direction sample

2.3 缺陷尺寸极值分析

如果能预测试样中缺陷尺寸的临界值，便可以估计给定疲劳加载条件下失效发生的可能性。为了从X-CT扫描缺陷群中预测缺陷尺寸极值，本研究使用区间取值法(block method，BM)[29]，其步骤为：(1)对试样进行X-CT扫描分析，获得N张平行切片组成的图像数据；(2)从N张切片中等距离提取一组切片(n张)；(3)识别每张切片上的最大缺陷；(4)提取每个最大缺陷的尺寸参数$\sqrt{\text{area}}$(图12)。一般地，极大值分布满足特定的Gumbel分布函数，见式(2)：

$$G(z)=\exp[-\exp(-(z-\lambda)/\alpha)] \tag{2}$$

式中：$G(z)$为缺陷尺寸不大于最大值z的概率；λ和a分别为位置和尺度参数。将统计出的一组$\sqrt{\text{area}}$按升序排列。第$i(i=1,2,3,\cdots,n)$张切片上最大缺陷的$\sqrt{\text{area}}$可表示为$\sqrt{\text{area}_i}$，则$\sqrt{\text{area}_1}\leqslant\sqrt{\text{area}_2}\leqslant\cdots\leqslant\sqrt{\text{area}_i}\leqslant\cdots\leqslant\sqrt{\text{area}_n}$。第$i$个切片上最大缺陷$\sqrt{\text{area}_i}$的累积概率可使用式(3)估计：

$$G(\sqrt{\text{area}_i})=i/(n+1)=\exp[-\exp(-(\sqrt{\text{area}_i}-\lambda)/\alpha)] \tag{3}$$

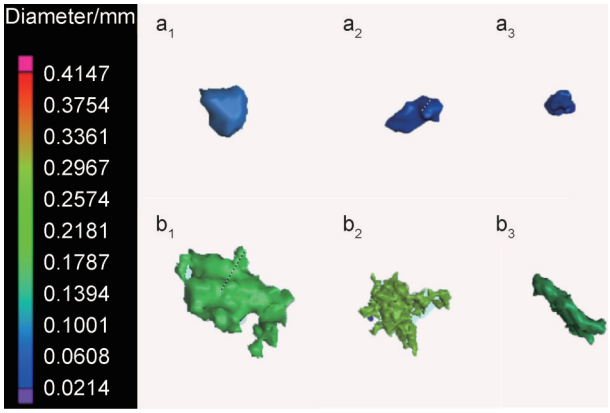


图11　LPBF-GH3536合金缺陷三维重构图

Fig.11　3D reconfiguration of LPBF-GH3536 alloy defects

$$\sqrt{\text{area}_i}=\alpha\left[-\ln\left(-\ln\left(G\left(\sqrt{\text{area}_i}\right)\right)\right)\right]+\lambda \quad (4)$$

分别从H向和V向试样的X-CT扫描切片数据中提取了19个$\sqrt{\text{area}}$。根据$\left[-\ln\left(-\ln\left(G\left(\sqrt{\text{area}_i}\right)\right)\right)\right]$和$\sqrt{\text{area}_i}$之间的线性关系，采用线性回归拟合确定式(4)中的位置和尺度参数λ和α(图13)。结果表明，无论是H向试样还是V向试样，$\sqrt{\text{area}_i}$都可以用Gumbel分布很好地描述。当$G(\sqrt{\text{area}_i})=99.99\%$(认为被检试样内部缺陷$\sqrt{\text{area}}$不大于估计值的概率为99.99%)时，则可确定$H$向试样的$\sqrt{\text{area}}$极值为163.387 μm，$V$向试样为157.386 μm。

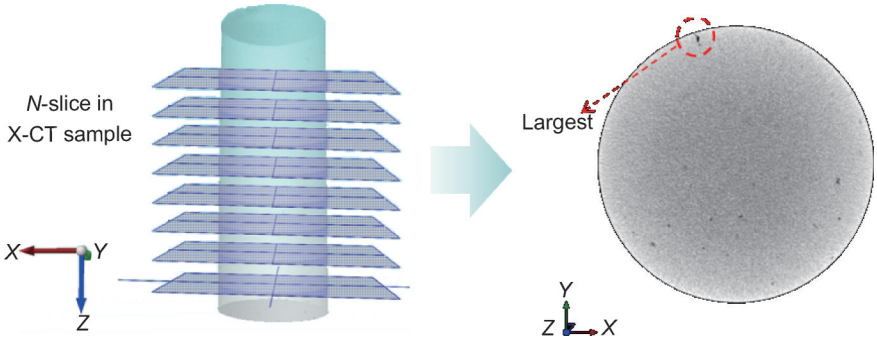


图12　BM取样方法

Fig.12　BM sampling method

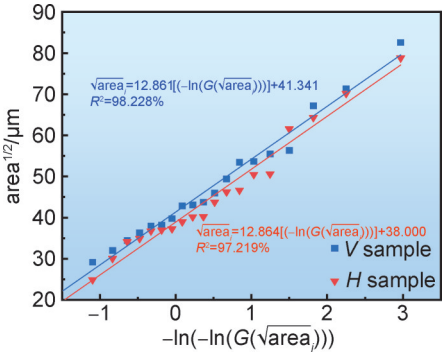


图13　LPBF-GH3536合金缺陷尺寸极值估计拟合曲线

Fig.13　Fitted curve for estimating extremum of defect sizes of LPBF-GH3536 alloy

2.4　疲劳S-N曲线及断口分析

LPBF-GH3536合金H向和V向试样的高周疲劳测试结果及疲劳S-N曲线如图14所示，从图中可见，达到1×10^7 cycles("run-out"条件)的试样用箭头表示。其中S-N曲线使用三参数幂函数拟合获得该函数表达式，见式(5)：

$$N_f(\sigma_{max}-\sigma_0)^m=C \quad (5)$$

可进一步改写为：

$$\lg N_f=B_1+B_2\lg(\sigma_{max}-B_3) \quad (6)$$

式中：σ_{max}为最大加载应力；σ_0为拟合疲劳极限；N_f为疲劳寿命；B_1、B_2和B_3是材料常数，$B_1=\lg C$，$B_2=$

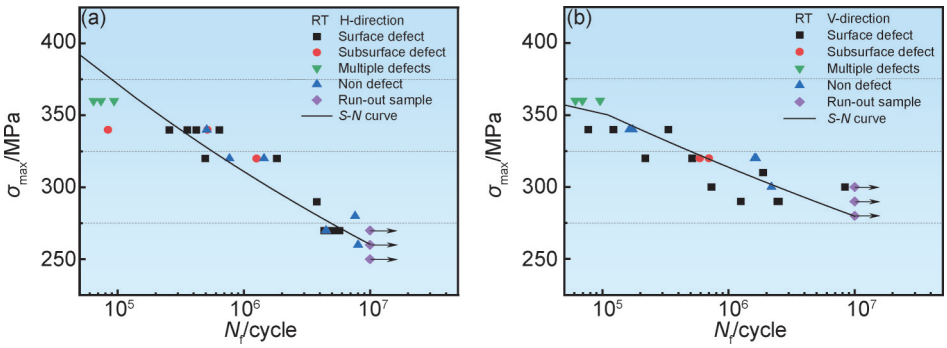


图14　LPBF-GH3536合金的S-N曲线　(a)H向试样；(b)V向试样

Fig.15　S-N curves of LPBF-GH3536 alloy　(a)H-direction samples; (b)V-direction samples

$-m$，$B_3=\sigma_0$。不同方向下B_1、B_2、B_3和R^2的值见表2。

LPBF-GH3536合金的S-N曲线如图14所示，图中每个实验点的裂纹起裂位置。其中H向和V向试样在表面或亚表面缺陷处起裂的试样分别占各自断口试样的70%和72.2%（除了多源缺陷起裂情况），表明表面或亚表面缺陷对试样疲劳性能有着重要的影响，这与已有的报道结果一致[13]。多源缺陷起裂现象发生在较大应力下，其特征为表面或亚表面多处缺陷被同时激发形成裂纹源。非缺陷处主要与材料自身组织结构相关，可能是碳化物引发或位错滑移所致[30]。

表2 LPBF-GH3536合金的S-N曲线拟合公式常数值

Table 2 Constant value of S-N curves fitting formula for LPBF-GH3536 alloy

Direction	B_1	B_2	B_3	R^2
H	38.313	−12.963	0	0.951
V	56.097	−20.066	0	0.914

利用SEM对合金所有疲劳试样的断口进行观察，发现断口主要由裂纹源区、裂纹扩展区和瞬断区三部分构成（图15(a)），且H向和V向试样断口特征无明显差异。合金的裂纹源区包含4种情形，分别为表面缺

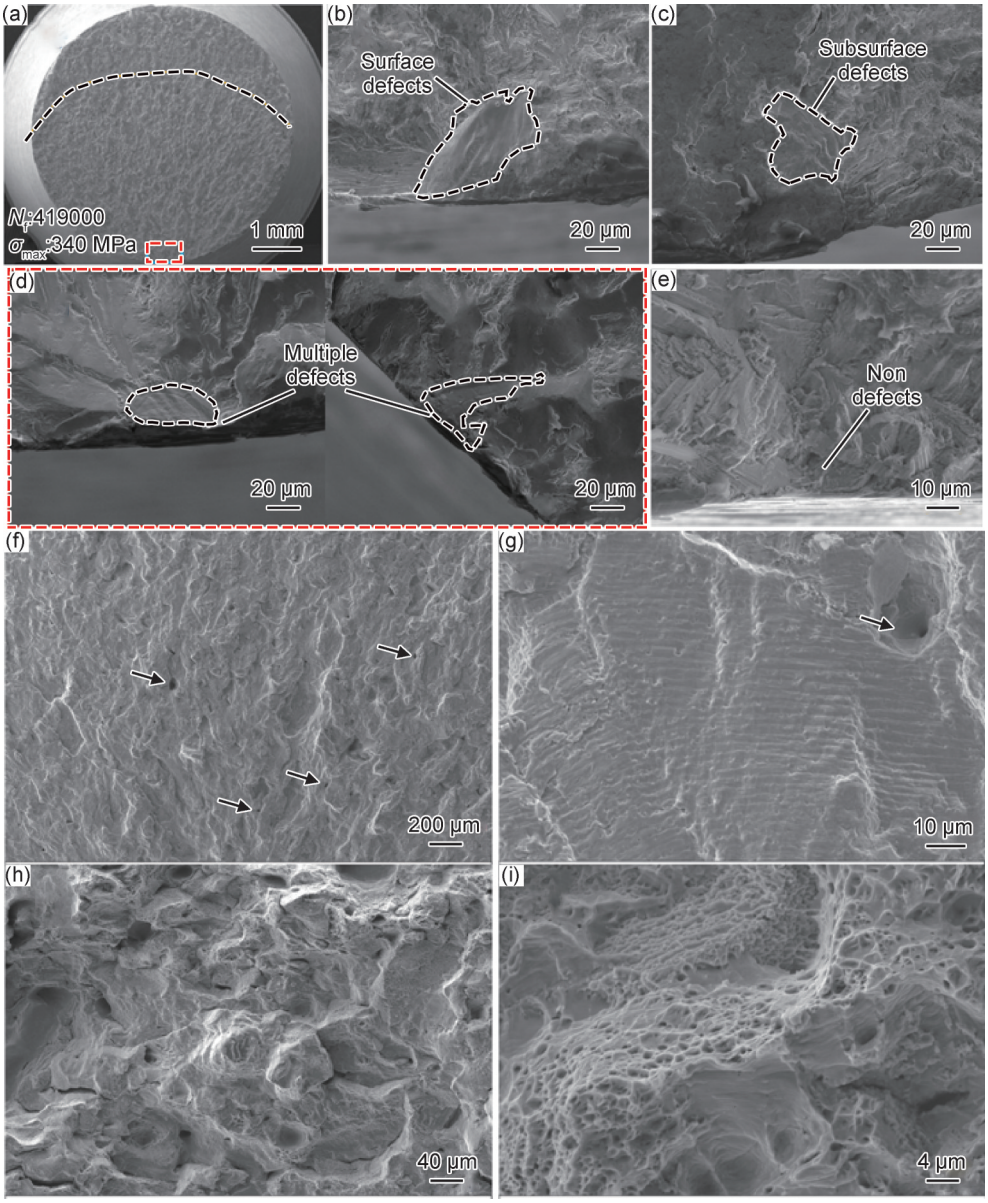


图15 试样断口形貌SEM图

(a)宏观断口；(b)表面缺陷；(c)亚表面缺陷；(d)多源缺陷；(e)非缺陷；(f)裂纹扩展区；(g)裂纹扩展区中的疲劳条带；(h)终断区；(i)终断区中的韧窝形貌

Fig.15 SEM images of specimen fracture morphology

(a)macroscopic fracture；(b)surface defect；(c)subsurface defect；(d)multiple defects；(e)non defect；(f)crack-propagation region；(g)fatigue striations in crack-propagation region；(h)final fracture region；(i)dimple in final fracture region

陷、亚表面缺陷、多源缺陷以及非缺陷处(图 15(b)～(e)),其中缺陷萌生以不规则LOF为主;裂纹扩展区可见随机分布的缺陷(如箭头所示)和明显的疲劳条带(图 15(f),(g)),瞬断区有大量韧窝和二次裂纹,韧窝大小、深浅不一(图 15(h),(i)),由此可知LPBF-GH3536合金具有较好的韧性。

2.5　试样有效缺陷尺寸的确定

对LPBF-GH3536合金表面和亚表面单源萌生缺陷(气孔或LOF缺陷)的$\sqrt{area}$值进行统计,结果见表 3。其中,亚表面缺陷是指缺陷长度d大于缺陷到表面的距离e(图 17(b))。可见疲劳试样裂纹源处的缺陷$\sqrt{area}$均小于$\sqrt{area}$极值预测结果,说明基于X-CT扫描结果对LPBF-GH3536合金试样中缺陷尺寸极值的预测是可信的。

Murakami[12]指出不规则形状缺陷周围存在薄弱区域,在计算缺陷大小时应将薄弱区域考虑在内。基于该理论,进一步采用有效缺陷尺寸($\sqrt{area_{eff}}$)表征断口裂纹源区缺陷尺寸,确定$\sqrt{area_{eff}}$的方法可以从Liu等[31]和Yamashita等[32]的工作中找到。通过SEM观察,LPBF-GH3536合金疲劳试样的典型源区缺陷形貌如图 16 所示,可以统一使4种$\sqrt{area_{eff}}$的确定方法如图 17 所示(红色虚线代表有效尺寸,黑色虚线代表试样表面)。

表 3　疲劳试样裂纹源处缺陷尺寸统计

Table 3　Statistical analysis of defect size at the crack source of fatigue specimens

Sample	$\sqrt{area}$	Location	Sample	$\sqrt{area}$	Location
H-1	39.371	Surface	V-1	24.410	Surface
H-2	45.221	Surface	V-2	25.786	Surface
H-3	48.888	Surface	V-3	35.939	Subsurface
H-4	51.545	Subsurface	V-4	38.820	Surface
H-5	53.783	Subsurface	V-5	41.922	Surface
H-6	56.237	Surface	V-6	51.137	Surface
H-7	59.215	Surface	V-7	57.540	Surface
H-8	59.767	Surface	V-8	63.444	Surface
H-9	64.563	Surface	V-9	86.036	Surface
H-10	67.554	Surface	V-10	93.796	Surface
H-11	69.124	Surface	V-11	94.552	Subsurface
H-12	78.610	Subsurface	V-12	139.154	Surface
H-13	103.680	Surface	V-13	149.109	Surface
H-14	151.927	Surface			

图 18 为缺陷$\sqrt{area}$和$\sqrt{area_{eff}}$的关系图,其中$\sqrt{area_{eff}}$大致为$\sqrt{area}$的 1 倍到 2.16 倍,由此推算$\sqrt{area_{eff}}$的极大值:H向试样为 352.916 μm,V向试样为 339.954 μm。

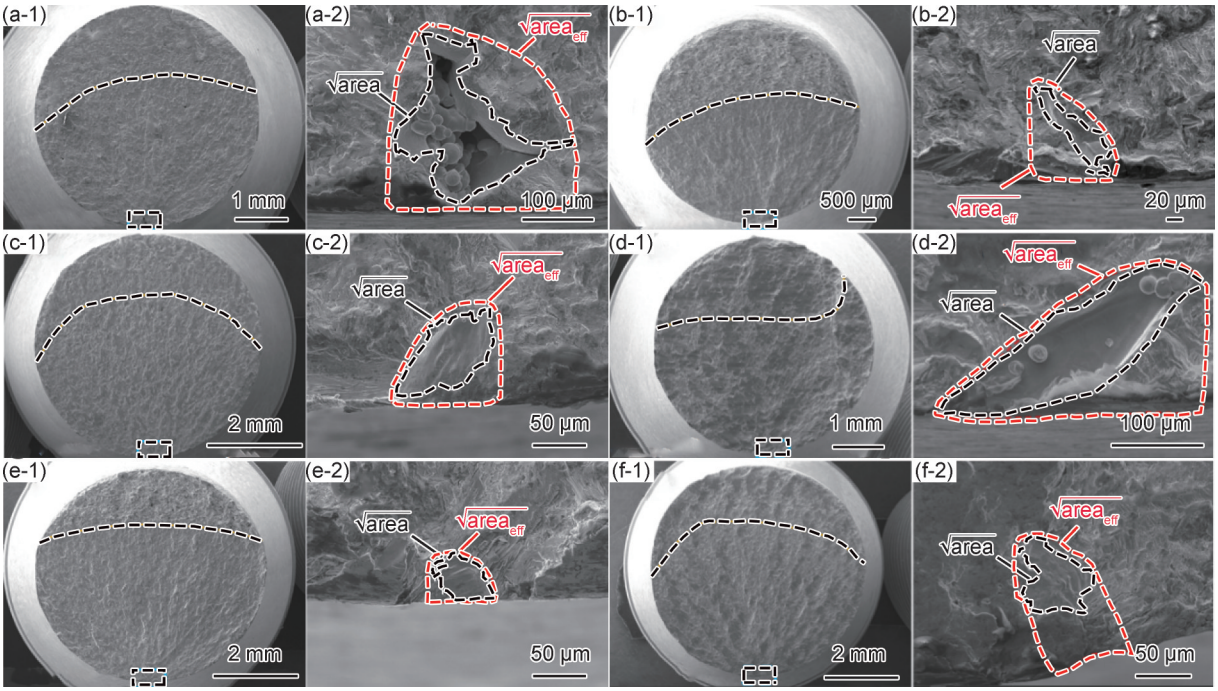


图 16　典型试样断口宏观形貌(1)及裂纹源区缺陷形貌(2)

(a)σ_{max}=340 MPa,N_f=355900;(b)σ_{max}=300 MPa, N_f=8357700;(c)σ_{max}=340 MPa, N_f=419000;(d)σ_{max}=320 MPa,N_f=218700;(e)σ_{max}=320 MPa,N_f=1824400;(f)σ_{max}=320 MPa,N_f= 1259100

Fig.16　Typical samples fracture macroscopic morphology(1) and crack source defects morphology(2)

(a)σ_{max}=340 MPa,N_f=355900;(b)σ_{max}=300 MPa, N_f=8357700;(c)σ_{max}=340 MPa, N_f=419000;(d)σ_{max}=320 MPa,N_f=218700;(e)σ_{max}=320 MPa,N_f=1824400;(f)σ_{max}=320 MPa,N_f= 1259100

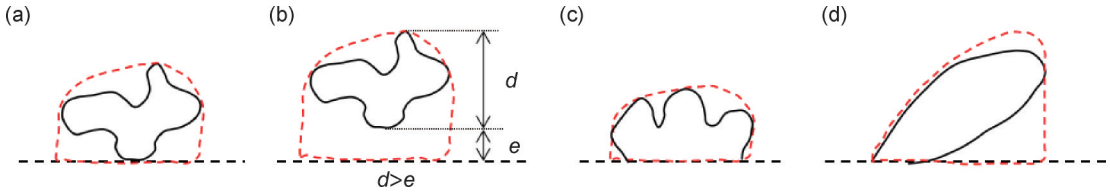


图 17 表面和亚表面缺陷有效尺寸 $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ 的确定方法

(a)表面完整缺陷;(b)亚表面不规则缺陷;(c)表面不完整缺陷;(d)与表面呈一定倾角缺陷

Fig.17 Method for determining effective size $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ of surface and subsurface defects

(a)complete surface defect;(b)irregular subsurface defect;(c)incomplete surface defect;(d)defect that is inclined towards the surface

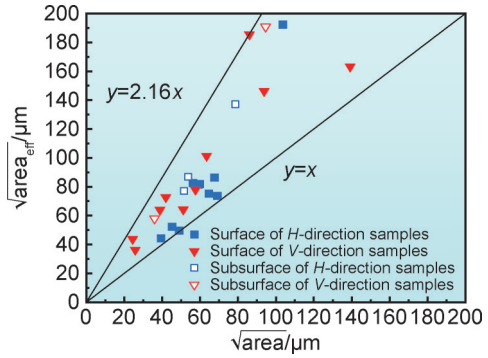


图 18 缺陷尺寸 $\sqrt{\text{area}}$ 和有效缺陷尺寸 $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ 关系图

Fig.18 Comparison of defect size $\sqrt{\text{area}}$ and effective defect size $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$

2.6 有效缺陷尺寸与疲劳极限的关系

含缺陷材料的疲劳极限(σ_{w})估计对 AM 零件的可靠应用和批量生产具有重要意义。为了描述缺陷对疲劳性能的影响,Murakami[33]对应力强度因子(stress intensity factor,SIF)ΔK 的方程进行了修正。裂纹源处的缺陷 ΔK,见式(7)[34]:

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}} \tag{7}$$

式中:Y 为几何修正因子,表面缺陷和亚表面缺陷 Y=0.65。

Danninger-Weiss 模型通过测量显微硬度来估计 SIF 阈值(ΔK_{th})可能的范围。当应力比为−1时,ΔK_{th} 可通过式(8)估算[35]:

$$\Delta K_{\text{th}} = g(\text{HV}+120)(\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}})^{1/3} \tag{8}$$

缺陷位置由一个修正因子 g 来考虑,对于表面缺陷和亚表面缺陷 $g=3.3\times10^{-3}$,对于内部缺陷 $g=2.77\times10^{-3}$。根据 5 次测量的平均值,确定 LPBF-GH3536 合金 H 向试样硬度为 189.8HV,V 向试样的硬度为 194.4HV,这与微观组织研究结果一致。结合式(7)和(8),即 $\Delta K_{\text{th}}=\Delta K$,可得出 σ_{w}。需要注意的是,该变换方程仅在应力比 R=−1时有效,其他应力比情况要对方程进行修正。

合金升降法疲劳测试结果以及据此获得的疲劳极限($\sigma_{\text{w,e}}$)如图 19 所示。LPBF-GH3536 合金 H 向和 V 向试样 $\sigma_{\text{w,e}}$ 分别为 265 MPa 和 291.7 MPa,可见 H 向试样的 $\sigma_{\text{w,e}}$ 小于 V 向试样的。σ_{w} 与合金表面、亚表面缺陷 $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ 的关系如图 20 所示,结果显示,当 H 向试样表面缺陷和亚表面缺陷分别不大于 22.03 μm 和 37.19 μm 时可达到其 $\sigma_{\text{w,e}}$,当 V 向试样表面缺陷和亚表面缺陷分别不大于 13.53 μm 和 22.84 μm 时达到其 $\sigma_{\text{w,e}}$;随着 $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ 的增大,H 向和 V 向试样的 σ_{w} 均减小;当 $\sqrt{\text{area}_{\text{eff}}}$ 达到预测的缺陷极值(H 向试样为 352.916 μm,V 向试样为 339.954 μm)时 σ_{w} 达到最小。

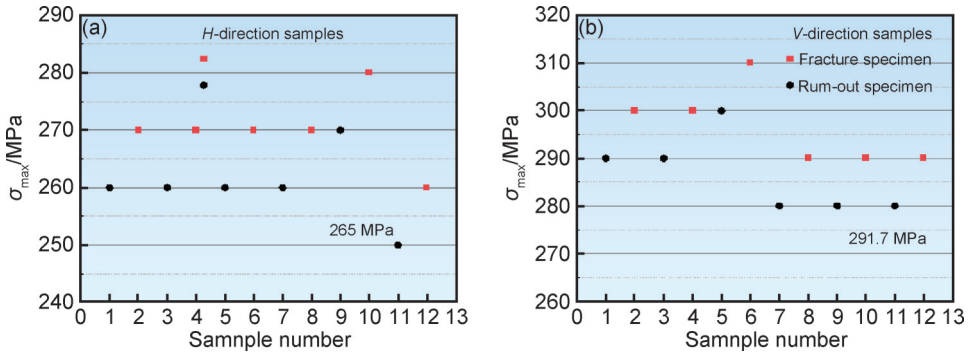


图 19 LPBF-GH3536 合金的升降法实验结果以及计算的疲劳极限 $\sigma_{\text{w,e}}$

(a)H向试样;(b)V向试样

Fig.19 Results of up and down testing and determination of fatigue limit $\sigma_{\text{w,e}}$ of LPBF-GH3536 alloy

(a)H-direction samples;(b)V-direction samples

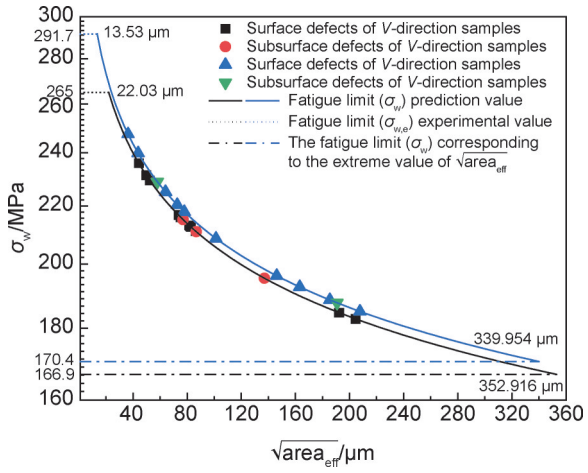


图 20　疲劳极限 σ_w 与有效缺陷尺寸 $\sqrt{area_{eff}}$ 的关系

Fig.20　Relationship between fatigue limit σ_w and effective defect size $\sqrt{area_{eff}}$

V 向试样的疲劳极限高于 H 向试样的，主要原因可能与 V 向试样的缺陷率较小有关。

2.7　疲劳缺陷容限设计

K-T 图以半经验的方式将 σ_w 与断裂力学结合起来，常用于确定安全（无限）寿命状态[36]。K-T 图由两条实线表示，水平线表示近乎无缺陷材料的疲劳极限（$\sigma_{w,ideal}$）。众所周知，材料在硬度≤400HV 范围内，其 $\sigma_{w,ideal}$ 与维氏硬度（HV）之间有很好的相关性，当硬度＞400HV 时，$\sigma_{w,ideal}$ 会随小缺陷的出现而急剧下降[37]。硬度≤400HV 时，可以用一种粗略的经验公式计算 $\sigma_{w,ideal}$，见式（9）：

$$\sigma_{w,ideal}=1.6HV\pm0.1HV \tag{9}$$

式中：$\sigma_{w,ideal}$ 为近乎无缺陷材料的疲劳极限，MPa；HV 为硬度，N/mm^2。

因此，H 向试样的 $\sigma_{w,ideal}$ 为 303.68 MPa；V 向试样的 $\sigma_{w,ideal}$ 为 311.04 MPa。与图 19 相比，无缺陷试样的疲劳极限更高，符合规律。

K-T 图的另一条实线为斜线，σ_w 与 $\sqrt{area_{eff}}$ 的函数，见式（10）：

$$\Delta\sigma_w=\frac{\Delta K_{th,L}}{Y\sqrt{\pi\sqrt{area_{eff}}}} \tag{10}$$

式中：$\Delta K_{th,L}$ 为长裂纹扩展阈值，通过室温下 $R=-1$ 的裂纹扩展实验可得 LPBF-GH3536 合金的 $\Delta K_{th,L}=5.2\ MPa\cdot\sqrt{m}$，$Y=0.65$，考虑到表面缺陷对疲劳极限的不利影响大于亚表面缺陷，因此，K-T 图基于表面缺陷构建，以获得保守的结果。

图 21 显示绘制的合金两个方向的 K-T 图，可以看出，部分实验点位于传统 K-T 图（黑色实线）斜线的左侧，显示出非保守的疲劳极限预测结果。采用 El-Haddad 模型对 K-T 图进行修正，表达式为[5,38]：

$$\Delta\sigma_w=\Delta\sigma_{w,iedal}\sqrt{\frac{\sqrt{area_{eff0}}}{\sqrt{area_{eff0}}+\sqrt{area_{eff}}}} \tag{11}$$

$$\sqrt{area_{eff0}}=\frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th,L}}{Y\Delta\sigma_{w,ideal}}\right)^2 \tag{12}$$

图 21 中蓝色实线基于 El-Haddad 模型的改进 K-T 图，可见，所有实验点均位于其上侧，显示出较好的预测结果。可以认为在蓝线以下为 LPBF-GH3536 合金的安全寿命区。

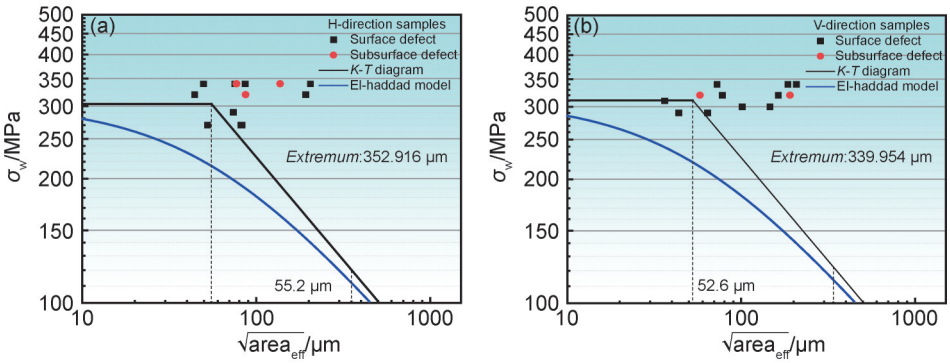


图 21　LPBF-GH3536 合金的 K-T 图　（a）H 向试样；（b）V 向试样

Fig.21　K-T diagram of LPBF-GH3536 alloy　（a）H-direction samples；（b）V-direction samples

2.8　疲劳寿命预测

Le[30]在研究中提出了 2 种考虑缺陷尺寸的疲劳寿命建模方法，一种是基于断裂力学方法模拟裂纹扩展速率和预测疲劳寿命的 Paris 定律，另一种是基于 Caton 提出的小疲劳裂纹扩展模型。也有学者指出，如果 σ_{max} 高于 σ_w，则疲劳破坏将在有限寿命内发生，因此可考虑 Murakami 建议，采用 σ_{max} 与 σ_w 的比值表征疲劳寿命[40]，将 S-N 曲线表示为[14]：

$$(\sigma_{max}/\sigma_w)^m N_f=C \tag{13}$$

式中：C、m 为拟合参数，拟合结果见表 4。结合式（11）

可得到疲劳寿命预测式：

$$N_p = C\left(\sigma_{w,iedal}\sqrt{\frac{\sqrt{area_{eff0}}}{\sqrt{area_{eff0}}+\sqrt{area_{eff}}}}/\sigma_{max}\right)^m \quad (14)$$

式中：N_p为预测得到的疲劳寿命。LPBF-GH3536合金两个方向的疲劳寿命预测结果如图22所示，由图可见，大部分预测结果在2倍分散带内，且V向试样预测精度(R^2更高)要优于H向试样，这可能与H向试样的缺陷率较大导致数据分散性较大有关。

表4 疲劳寿命预测曲线拟合参数

Table 4 Fitting parameters of fatigue life prediction curve

Direction	C	m	R^2
H	1.543×10^7	4.504	0.636
V	7.297×10^6	4.743	0.813

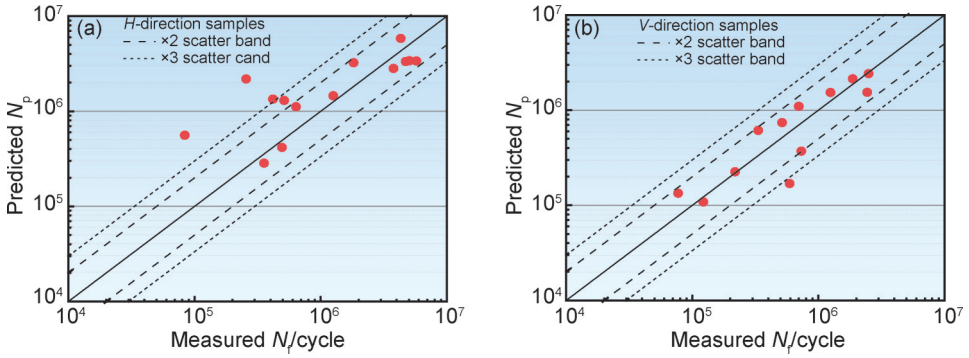


图22 LPBF-GH3536合金的疲劳寿命预测结果

(a)H向试样；(b)V向试样

Fig.22 Fatigue life prediction results of LPBF-GH3536 alloy

(a)H-direction samples; (b)V-direction samples

3 结论

(1)相同工艺参数制造的固溶热处理态LPBF-GH3536合金，材料缺陷主要为气孔和LOF，由于不同制造方向试样的热历程差异，致使水平方向试样的缺陷率高于垂直方向试样，但二者在缺陷形貌、尺寸上无明显差异。缺陷率的不同导致水平方向试样相比垂直方向试样具有更低的疲劳极限。

(2)LPBF-GH3536合金的水平和垂直方向疲劳性能有一定差异，但疲劳断口特征基本一致。合金的裂纹起源包含表面缺陷、亚表面缺陷、多源缺陷和非缺陷处四种情形，其中缺陷萌生以不规则LOF为主，水平和垂直方向试样的表面和亚表面缺陷萌生分别占比70%和72.2%。

(3)对于本研究的LPBF-GH3536合金，基于疲劳试样断口源区的缺陷有效尺寸$\sqrt{area_{eff}}$构建的传统K-T图显示出非保守的疲劳极限预测结果，使用El-Haddad模型改进的K-T图预测结果更合理保守。

(4)结合Murakami提出的采用σ_{max}与σ_w的比值表征疲劳寿命的方法和El-Haddad模型可实现对LPBF-GH3536合金的疲劳寿命预测。V向试样预测结果基本位于2倍分散带内，H向试样基本位于3倍分散带内，这与H向试样的缺陷率较大导致数据分散性较大有关。

参考文献

[1] TOMUS D, TIAN Y, ROMETSCH P A, et al. Influence of post heat treatments on anisotropy of mechanical behaviour and microstructure of Hastelloy-X parts produced by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 667: 42-53.

[2] 黄帅, 曲致奇, 张国会, 等. 热处理对激光选区熔化GH3536合金高温拉伸性能的影响[J]. 航空材料学报, 2024, 44(1): 112-120.
HUANG S, QU Z Q, ZHANG G H, et al. Effect of heat treatment on high temperature tensile properties of selective laser melting GH3536 alloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(1): 112-120.

[3] ABUZAID W Z, SANGID M D, CARROLL J D, et al. Slip transfer and plastic strain accumulation across grain boundaries in Hastelloy X[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2012, 60(6): 1201-1220.

[4] SWAMINATHAN B, ABUZAID W, SEHITOGLU H, et al. Investigation using digital image correlation of Portevin-Le chatelier effect in Hastelloy X under thermo-mechanical loading[J]. International Journal of Plasticity, 2015, 64: 177-192.

[5] BERETTA S, ROMANO S. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 94: 178-191.

[6] WU Z, WU S, BAO J, et al. The effect of defect population on the anisotropic fatigue resistance of $AlSi_{10}Mg$ alloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. International Journal of Fatigue, 2021,

151：106317.

[7] HU Y N, WU S C, WITHERS P J, et al. The effect of manufacturing defects on the fatigue life of selective laser melted Ti-6Al-4V structures[J]. Materials & Design, 2020, 192：108708.

[8] SERRANO-MUNOZ I, BUFFIERE J Y, MOKSO R, et al. Location, location & size：defects close to surfaces dominate fatigue crack initiation[J]. Scientific Reports, 2017, 7：45239.

[9] MOSTAFAEI A, GHIAASIAAN R, HO I T, et al. Additive manufacturing of nickel-based superalloys：a state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship[J]. Progress in Materials Science, 2023, 136：101108.

[10] 吴圣川，胡雅楠，杨冰，等. 增材制造材料缺陷表征及结构完整性评定方法研究综述[J]. 机械工程学报，2021，57(22)：3-34.
WU S C, HU Y N, YANG B, et al. Review on defect characterization and structural integrity assessment method of additively manufactured materials[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(22)：3-34.

[11] 谢沛东，谢德巧，周凯，等. 基于疲劳源孔隙的增材制造Ti_6Al_4V疲劳寿命预测[J]. 激光与光电子学进展，2024，61(21)：179-187.
XIE P D, XIE D Q, ZHOU K, et al. Fatigue life prediction of additive manufacturing Ti_6Al_4V based on fatigue source porosity[J]. Laser and Optoelectronics Progress, 2024, 61(21)：179-187.

[12] MURAKAMI Y, ENDO M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength[J]. International Journal of Fatigue, 1994, 16(3)：163-182.

[13] HU Y N, WU S C, WU Z K, et al. A new approach to correlate the defect population with the fatigue life of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 136：105584.

[14] CHEN B, WU Z, YAN T, et al. Experimental study on mechanical properties of laser powder bed fused Ti-6Al-4V alloy under post-heat treatment[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2022, 261：108264.

[15] 倪浩涵，曾琦，张恺，等. 激光粉末床熔融GH3536合金高温低周疲劳行为研究[J]. 稀有金属材料与工程，2023，52(6)：2302-2308.
NI H H, ZENG Q, ZHANG K, et al. High temperature low-cycle fatigue behavior of laser powder-bed-fused GH3536 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(6)：2302-2308.

[16] 高祥熙，杨平华，乔海燕，等. 基于μCT表征的SLM成形GH3536高温合金缺陷特征[J]. 材料工程，2022，50(10)：63-72.
GAO X X, YANG P H, QIAO H Y, et al. Defect characteristics of GH3536 superalloy formed by SLM based on μCT characterization[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(10)：63-72.

[17] LIU M, ZENG Q, HUA Y, et al. High-temperature tensile properties of hastelloy X produced by laser powder bed fusion with different heat treatments[J]. Metals, 2022, 12(9)：1435.

[18] MONTERO-SISTIAGA M L, LIU Z, BAUTMANS L, et al. Effect of temperature on the microstructure and tensile properties of micro-crack free hastelloy X produced by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2020, 31：100995.

[19] MARCHESE G, BASILE G, BASSINI E, et al. Study of the microstructure and cracking mechanisms of hastelloy X produced by laser powder bed fusion[J]. Materials, 2018, 11(1)：106.

[20] TOMUS D, ROMETSCH P A, HEILMAIER M, et al. Effect of minor alloying elements on crack-formation characteristics of Hastelloy-X manufactured by selective laser melting[J]. Additive Manufacturing, 2017, 16：65-72.

[21] JIAO Z, ZHANG L, HUANG S, et al. Tensile and high cycle fatigue performance at room and elevated temperatures of laser powder bed fusion manufactured Hastelloy X[J]. Materials, 2024, 17(10)：2248.

[22] LEI L, LI B, WANG H, et al. High-temperature high-cycle fatigue performance and machine learning-based fatigue life prediction of additively manufactured Hastelloy X[J]. International Journal of Fatigue, 2024, 178：108012.

[23] SHAJI KARAPUZHA A, FRASER D, ZHU Y, et al. Effect of solution heat treatment and hot isostatic pressing on the microstructure and mechanical properties of Hastelloy X manufactured by electron beam powder bed fusion[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 98：99-117.

[24] AFKHAMI S, DABIRI M, ALAVI S H, et al. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 122：72-83.

[25] DUNSTAN M K, PARAMORE J D, FANG Z Z. The effects of microstructure and porosity on the competing fatigue failure mechanisms in powder metallurgy Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 116：584-591.

[26] TAMMAS-WILLIAMS S, WITHERS P J, TODD I, et al. The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components[J]. Scientific Reports, 2017, 7：7308.

[27] CHAN K S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation[J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32(9)：1428-1447.

[28] BISWAL R, ZHANG X, SYED A K, et al. Criticality of porosity defects on the fatigue performance of wire+arc additive manufactured titanium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2019, 122：208-217.

[29] WANG M L, YANG X G, LI B, et al. The dominant role of defects on fatigue behaviour of a SLM Ni-based superalloy at elevated temperature[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 176：107894.

[30] BEHVAR A, BERTO F, HAGHSHENAS M. A review on isothermal rotating bending fatigue failure：microstructural and lifetime modeling of wrought and additive manufactured alloys[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2023, 46(10)：3545-3595.

[31] LIU F, HE C, CHEN Y, et al. Effects of defects on tensile and fatigue behaviors of selective laser melted titanium alloy in very high cycle regime[J]. International Journal of Fatigue, 2020, 140：105795.

[32] YAMASHITA Y, MURAKAMI T, MIHARA R, et al. Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting[J]. International Journal

of Fatigue, 2018, 117: 485-495.
[33] MURAKAMI Y. Effects of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals[J]. JSME International Journal, Series 1: Solid Mechanics, Strength of Materials, 1989, 32(2): 167-180.
[34] MASUO H, TANAKA Y, MOROKOSHI S, et al. Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 117: 163-179.
[35] DANNINGER H, WEISS B. The influence of defects on high cycle fatigue of metallic materials[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 143: 179-184.
[36] ZERBST U, MADIA M, VORMWALD M, et al. Fatigue strength and fracture mechanics-a general perspective[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 198: 2-23.
[37] MURAKAMI Y. Effects of small defects and nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals[J]. Key Engineering Materials, 1991, 51/52: 37-42.
[38] EL HADDAD M H, TOPPER T H, SMITH K N. Prediction of non propagating cracks[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1979, 11(3): 573-584.
[39] LE V D, PESSARD E, MOREL F, et al. Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys *via* a fracture mechanics approach[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 214: 410-426.
[40] MURAKAMI Y, TAKAGI T, WADA K, et al. Essential structure of S-N curve: prediction of fatigue life and fatigue limit of defective materials and nature of scatter[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 146: 106138.

基金项目:国家科技重大项目(J2022-VII-0002-0044-0507, J2019-VII-0016,J2019-VII-0003-0143);AECC科技创新平台项目(CXPT-2023-035)
收稿日期:2025-01-21;**录用日期**:2025-03-10
通讯作者:焦泽辉(1986—),男,研究员,研究方向为材料力学性能测试与表征,联系地址:北京市海淀区温泉镇环山村8号(100095),E-mail: jiaozehui@163.com;何玉怀(1973—),男,研究员,研究方向为材料力学性能测试与表征,联系地址:北京市海淀区温泉镇环山村8号(100095),E-mail: heyuhuai@163.com;康慧君(1982年—),男,教授,研究方向为结构功能一体化材料制备与加工,联系地址:辽宁省大连市甘井子区凌工路2号(116024),E-mail: kanghuijun@dlut.edu.cn

(本文责编:张宝玲)